

高固相率 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 镁合金浆料及流变压铸研究

常治宇¹ 吴玉娟¹ 邓庆琛¹ 冯 剑² 李大全² 王迎新¹ 彭立明¹ 丁文江¹
(1.上海交通大学轻合金精密成型国家工程研究中心; 2.有研工程技术研究院有限公司)

摘 要 基于 SEED 法,采用流变压铸工艺成功制备了高固相率的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金浆料,并进行了流变压铸试验。结果表明,根据初生 α -Mg 颗粒的尺寸和形状因子,GWZ831K 和 GWZ1031K 合金浆料更适合半固态金属加工成形。随着 Gd 含量增加,合金的平均晶粒尺寸、共晶相含量和室温抗拉强度逐渐增大,而伸长率逐渐降低。GWZ831K 和 GWZ1431K 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为(223±13) MPa、(139±3.9) MPa、6.4%±1.3%和(270±9) MPa、(201±5.7) MPa 和 1.8%±0.3%。流变压铸合金的 α -Mg 基体不仅能够提供强度,还可以协调变形和贡献塑性,而硬脆的共晶相则可以有效地钉扎和强化晶界,但降低了塑性。流变压铸 GWZ831K 和 GWZ1431K 合金在拉伸断裂时分别表现为解理断裂和脆性断裂。

关键词 镁合金;浆料;流变压铸;半固态

中图分类号 TG146.22;TG249.2⁺6

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2023.06.010

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Rheo-diecasting of Mg-Gd-Y-Zn-Zr Alloy and Their Slurries with High Solid Fraction

Chang Zhiyu¹, Wu Yujuan¹, Deng Qingchen¹, Feng Jian², Li Daquan², Wang Yingxin¹,
Peng Liming¹, Ding Wenjiang¹

(1.National Engineering Research Center of Light Alloy Net Forming, Shanghai Jiaotong University;
2.GRIMAT Engineering Institute Co., Ltd.)

Abstract: Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy slurries with high solid fractions were successfully prepared by rheo-diecasting process based on SEED method, and rheo-diecasting experiments were carried out. The results indicate that in terms of size and shape factor of primary α -Mg particle, GWZ831K and GWZ1031K alloys are more suitable for semi-solid metal processing. The average grain size, eutectic phase content and room-temperature tensile strength of the alloys are gradually increased with the increase of Gd content, while the elongation is decreased. The tensile strength, yield strength and elongation of GWZ831K and GWZ1431K alloys are (223±13) MPa, (139±3.9) MPa, 6.4%±1.3% and (270±9) MPa, (201±5.7) MPa, 1.8%±0.3%, respectively. The α -Mg matrix of rheo-diecasting alloys not only provides strength, but also coordinates deformation and contributes plasticity, while the hard and brittle eutectic phases can effectively pin and strengthen grain boundaries, which comes at a heavy sacrifice of ductility. As a result, the rheo-diecasting GWZ831K and GWZ1431K alloys exhibit quasi-cleavage fracture and brittle fracture, respectively.

Key Words: Magnesium Alloy, Slurry, Rheo-diecasting, Semi-solid

镁合金是最轻的结构金属材料,在汽车、航空航天和 3C 电子领域有着广泛的应用前景。在我国提出“双碳”目标和全面贯彻新发展理念的时代背景下,开发高性能镁合金材料,扩大镁合金的应用范围,对推动汽车轻量化和节能减排具有重要的现实意义。高压压铸作为镁合金产品中应用最广泛的工艺,具有高效率、低成本的优势。然而,压铸镁合金的力学性能相对较

低,限制了其在汽车和航空航天等关键结构领域的应用。目前,压铸镁合金以 Mg-Al 系合金为主,力学性能不足,无法满足某些关键结构领域的使用要求^[1-2]。而金属液在高速充型过程中易发生卷气,造成铸件气孔率高,无法通过高温热处理来改善力学性能。

以 Mg-Gd 系合金为代表的 Mg-RE 合金固溶强化和时效硬化能力突出,在开发高强度压铸镁合金方面极

收稿日期:2023-01-13
基金项目:广东省重点领域研发计划资助项目(2020B010186001);国家重点研发计划资助项目(2021YFB3701000);国家自然科学基金资助项目(51971130,52201129,U21A2047,51821001,U2037601)
第一作者简介:常治宇,男,1992 年出生,博士研究生,上海(200240),E-mail:zychang@sjtu.edu.cn
通信作者:王迎新,男,1977 年出生,副研究员,上海(200240),E-mail:wyx119@sjtu.edu.cn
引用格式:常治宇,吴玉娟,邓庆琛,等. 高固相率 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 镁合金浆料及流变压铸研究[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(6):778-785.
CHANG Z Y, WU Y J, DENG Q C, et al. Rheo-diecasting of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy and their slurries with high solid fraction[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(6):778-785.

具潜力。此外,由于元素间的相互作用,多元稀土元素合金化可显著提高合金的力学性能^[2-3]。如在 Mg-Gd 合金中引入 Y 可降低 Gd 的固溶度,产生复合强化效果^[4-5],添加 Zn 则可能产生基面相或 LPSO 结构相^[6-8],添加 Zr 则可细化晶粒。因此,Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金在开发高强韧压铸镁稀土合金方面潜力巨大。在工艺方面,半固态成形技术能以近似层流的方式充型,不但能消除传统高压压铸的卷气问题,铸件还可进行高温热处理来进一步改善其力学性能。目前,半固态成形技术分为触变成形和流变成形^[9-10]。在触变成形过程中,将预先制备的半固态坯料重新加热至固液两相区,然后放置在改进的压射料筒中,最后注入模具中成形^[10-11]。然而,预制触变坯料的成本较高,阻碍了该工艺的推广应用。相比之下,流变成形具有工艺简单、成本效益较高、能耗低和材料回收及时等显著的技术经济优势。流变成形工艺主要为利用流变金属浆料进行挤压铸造和高压压铸^[12],所涉及的流变浆料制备方法包括机械搅拌^[13-17]、电磁搅拌^[18-21]、超声振动^[22-26]、自孕育法^[27-31]、低过热度斜板浇注法^[32-34]、气相诱导半固态法^[35-38]、流变金属工艺^[39-41]和旋转热焓平衡装置法^[42-44]等。在众多流变成形方法中,旋转热焓平衡装置(Swirled Enthalpy Equilibration Device,简称 SEED)法适合于制备高性能金属部件,而且已经成功应用于铝合金铸件的生产^[44]。然而,目前基于 SEED 法的浆料制备和流变压铸几乎都围绕铝合金进行(如 A206、A319、A356、A357、AA6061 和 AA6082 等铝合金^[44]),与镁合金(尤其 Mg-RE 合金)相关的研究还未见报道。采用 SEED 法结合高压压铸工艺,开展 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的浆料制备和压铸成形方面的研究和探索将具有重要的学术意义和工程价值。因此,本研究以 Mg-xGd-3Y-1Zn-0.4Zr(质量分数,%)合金为研究对象,利用 SEED 法和流变压铸工艺,研究 Gd 含量对 Mg-RE 合金的浆料组织的影响以及对流变压铸合金的组织与力学性能的影响,旨在为其应用提供参考。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

在 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系合金中,Gd 为第二组元合金元素,预计 Gd 含量的变化将对合金的凝固行为和力学性能产生重要影响。为此,通过改变合金中的 Gd 含量,设计了 4 种成分的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金,其化学成分见表 1。合金的实际成分由电感耦合等离子体原子发射光谱仪(ICP-OES,Avio500)测得。

表 1 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys %

合金	w _B (名义)					w _B (实际)				
	Gd	Y	Zn	Zr	Mg	Gd	Y	Zn	Zr	Mg
GWZ831K	8	3	1	0.4	余量	8.21	3.63	0.99	0.38	余量
GWZ1031K	10	3	1	0.4	余量	10.42	3.50	1.00	0.36	余量
GWZ1231K	12	3	1	0.4	余量	12.87	3.49	1.08	0.33	余量
GWZ1431K	14	3	1	0.4	余量	14.35	3.33	1.01	0.35	余量

1.2 设备与方法

根据设计的合金成分制备合金熔体,采用 SEED 法制备高固相率的半固态流变浆料。在制浆结束后,立即把浆料转移至冷室压铸机(Buhler 340)的压射料筒中进行压铸成形。其中,部分浆料在制浆结束时直接投入冷水中淬火冷却,以研究制浆结束时的浆料组织形貌。制浆的工艺参数:浇注温度为 670 ℃,转速为 180 r/min,偏心旋转时间为 40 s;压铸成形的工艺参数:增压压力为 100 MPa,模具预热温度为 250 ℃,压射速度为 0.2 m/s,留模时间为 30 s。制浆结束所得的空冷浆料和水淬浆料的宏观形貌见图 1。利用 Image Pro Plus 软件统计水淬浆料组织中初生 α-Mg 的尺寸和形状因子(F),形状因子的表达式为^[45-46]:

$$F = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \sqrt{\frac{4\pi A_n}{P_n^2}}$$

(1)

式中,A_n和 P_n分别为初生 α-Mg 颗粒的面积和周长。以形状因子表征颗粒的球形度,形状因子的值越接近于 1,则颗粒的球形度越好,即颗粒越圆整。同时,采用光学显微镜(OM,Zeiss Axio Observer A1)和扫描电镜(SEM,FEI Nova Nano SEM 230)对水淬浆料和铸件的显微组织进行表征,并采用 Zwick/Roell Z100 型材料试验机测试流变压铸合金的室温力学性能。



图 1 不同冷却方式下合金浆料的实物图
Fig.1 Products of alloy slurries with different cooling conditions

2 试验结果和讨论

2.1 流变浆料的显微组织

图 2 为不同 Gd 含量的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金浆料

的 SEM-BSE 显微组织,图中灰色衬度的近球形或蔷薇状颗粒为 α -Mg 基体,灰白色和亮白色衬度的网络状物相为液相水淬后凝固形成的共晶相。可以看到,随着 Gd 含量增加,初生 α -Mg 颗粒的球形度逐渐降低,颗粒尺寸也有所减小。SEED 法制浆时熔体沿着坩埚内壁倒入钢制坩埚时,熔体冷却形成大量的晶核,但随后的偏心旋转过程中熔体冷却速度相对较慢^[47]。因此,合金熔体在高速偏心旋转的坩埚中被不断冷却,熔体中析出的 α -Mg 颗粒逐渐长大并演化成近球形。QU W Y 等^[48]进一步指出,在 SEED 制浆过程中半固态料浆的形态演变取决于凝固过程中热/溶质扩散和固-液界面迁移之间的相互作用。此外,浆料组织中灰白色和亮白色物相体积分数逐渐增大,在 α -Mg 颗粒间的聚集分布倾向增大。值得注意的是,这些水淬后凝固的液相组织衬度并不均匀,而是介于灰白色和亮白色之间,这意味着其组成成分存在差异,尤其是 RE 和 Zn 等原子序数大的金属元素。由高倍组织照片(图 2 右上角)可以看出,灰白色物相之间分布着呈近球状或等轴状的次生 α -Mg 颗粒,尺寸约为 5 μm 。此外,有些次生 α -Mg 在网络状或骨架状的灰白色物相之间,形态相对复杂。次生 α -Mg 主要源于浆料中的液相急速冷却时发生的非平衡共晶反应。同时,初生 α -Mg 颗粒在坩埚中高速旋转剪切时可能相互碰撞或摩擦,随之产生的部分碎片也可能逐渐演变为近球形或蔷薇状的 α -Mg 颗粒,这些小尺寸 α -Mg 颗粒很容易被误认为是次生 α -Mg。然而,

SEED 工艺在制备浆料时,其坩埚高速偏心旋转对熔体产生的剪切作用远不如双螺杆搅拌法^[49-50],在相对低的剪切速率和剪切强度作用下,初生 α -Mg 颗粒剥离的碎片很少。因此,浆料组织中的小尺寸 α -Mg 颗粒主要为液相非平衡凝固时发生共晶反应形成的次生 α -Mg。

图 3 为浆料组织的典型照片。可以看出,作为统计对象的 α -Mg 颗粒已被渲染成灰色,液相凝固所形成的共晶组织则为黑色。初生 α -Mg 颗粒的平均直径和平均形状因子随 Gd 含量的变化见图 4。可以看到,无论统计范围限定在 5 μm 以上的 α -Mg 颗粒还是 20 μm 以上的 α -Mg 颗粒,初生 α -Mg 颗粒的平均直径都随 Gd 含量的增加呈现先降低后增大再降低的趋势,而平均形状因子则逐渐减小。当把直径 $\geq 5 \mu\text{m}$ 的 α -Mg 颗粒认定为初生固相时,随着 Gd 含量的增加,初生 α -Mg 的平均直径在 30~41 μm 范围内变化,平均形状因子则从 0.4 逐渐减小至 0.3;当把直径 $\geq 20 \mu\text{m}$ 的 α -Mg 颗粒认定为初生固相时,随着 Gd 含量的增加,初生 α -Mg 的平均直径在 49~53 μm 范围内变化,平均形状因子则从 0.35 逐渐减小至 0.27。然而,由于统计误差和范围的差异,高固相率 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金浆料的实际形状因子很可能大于理论值。ATKINSON H V 等^[51]认为适合半固态金属加工的半固态金属浆料的平均尺寸通常要求小于 100 μm 。因此,所制备的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金浆料理论上可满足半固态金属加工要求。综合考虑初生固相颗粒的平均直径和形状因子,GWZ831K和

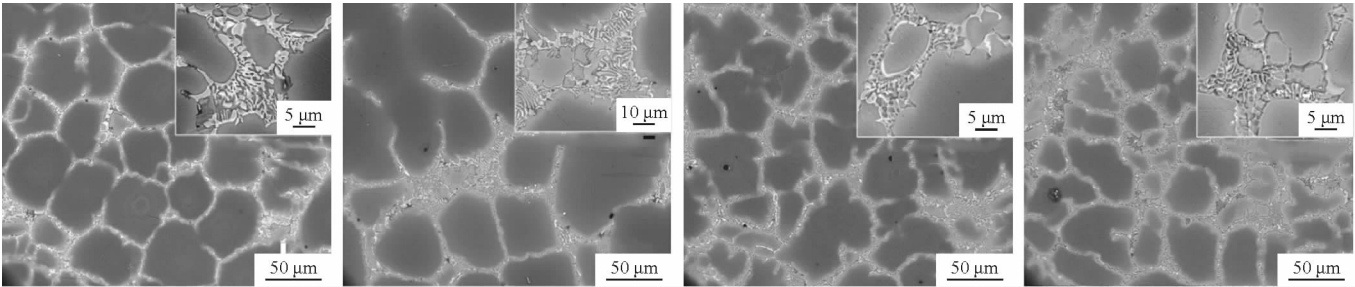


图 2 不同 Gd 含量的 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金浆料的 SEM-BSE 显微组织

Fig.2 SEM-BSE microstructures of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy slurry with different Gd contents

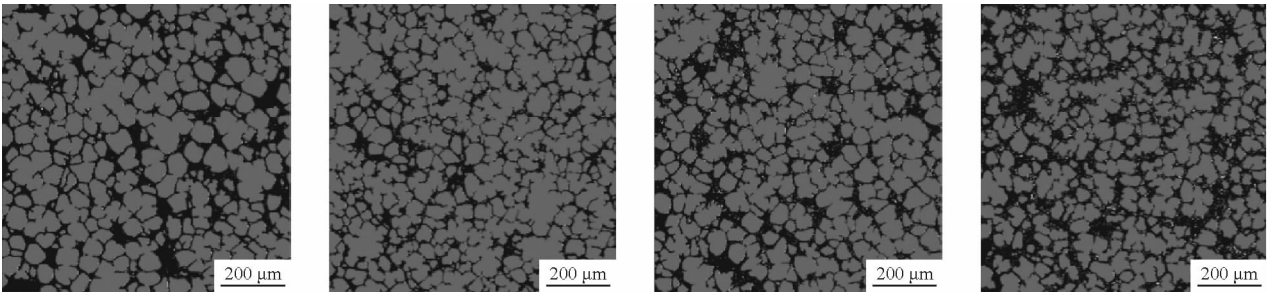


图 3 合金浆料组织典型照片

Fig.3 Typical images of alloy slurries

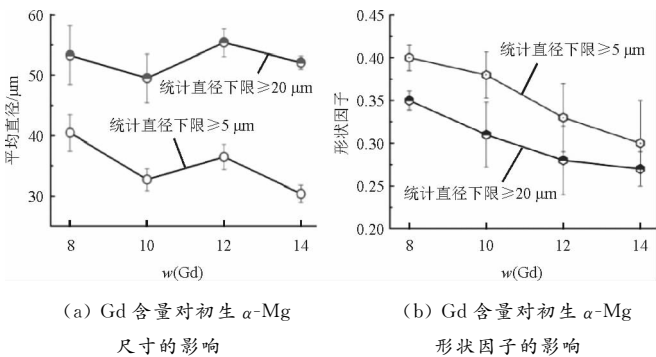


图 4 Gd 含量对 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金浆料组织的影响
Fig.4 Effect of Gd contents on microstructures of Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloy slurries

GWZ1031K 合金的浆料组织较好,预计将更加适合于半固态金属加工成形。

2.2 流变压铸合金的显微组织

图 5 为铸态流变压铸合金的 XRD 衍射图谱。可以看出,4 种流变压铸合金的物相组成基本相同,都主要由 α -Mg 基体和 $\text{Mg}_3(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$ 共晶相组成。

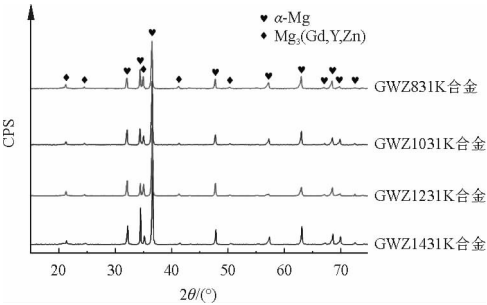


图 5 铸态流变压铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的 XRD 图谱
Fig.5 XRD patterns of as-cast Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys prepared by rheo-diecasting

图 6 为铸态流变压铸合金的光学显微(OM)组织,可见主要由 α -Mg 晶粒和共晶相两部分构成。可以看出,GWZ831K 合金的晶粒最为细小圆整,GWZ1031K 合金次之,而 GWZ1231 和 GWZ1431 合金中已经出现了许多蔷薇状晶粒,晶粒的整体圆整度较差、尺寸较大。根据截距法^[52]对至少 3 张 200 倍的 OM 照片进行晶粒尺寸统计。图 7 为流变压铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的平均晶粒尺寸和共晶相面积分数。可以发现,随着 Gd 含量的增加,合金的平均晶粒尺寸逐渐增大。GWZ831K、GWZ1031K、GWZ1231K 和 GWZ1431K 合金的平均晶粒尺寸分别为 (47.1 ± 3.2) 、 (52.1 ± 1.8) 、 (56.2 ± 3.0) 和 $(60.5 \pm 3.7) \mu\text{m}$ 。对比双螺杆机械搅拌工艺制备的流变压铸 AM 系和 AZ91D 合金的平均晶粒尺寸(约为 $40 \mu\text{m}$)^[53-54],基于 SEED 工艺的流变压铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的晶粒尺寸明显更大。此外,随着 Gd 含量的增加,共晶相面积分数逐渐增大,见图 6b。同时,次生 α -Mg 晶粒也逐渐增多,其是在浆料转移至压射料筒和进入型腔后快速凝固形成的。而且,次生 α -Mg 晶粒的形态呈细小等轴状和蔷薇状甚至枝晶状碎片。

流变压铸合金的凝固过程分为浆料制备阶段和流变压铸成形阶段。由于合金浆料是初生 α -Mg 固相颗粒和剩余液相的混合物,在流变压铸成形阶段其凝固过程又可进一步分为两个阶段:浆料在压射料筒中而未注入型腔时的凝固阶段和注入型腔后的凝固阶段。在压射料筒中,剩余液相会部分凝固形成次生 α -Mg 晶粒,其形态多为枝晶或蔷薇状,类似于传统压铸合金中的预结晶组织。JIS 等^[53]在研究流变压铸的 AM 系列合金

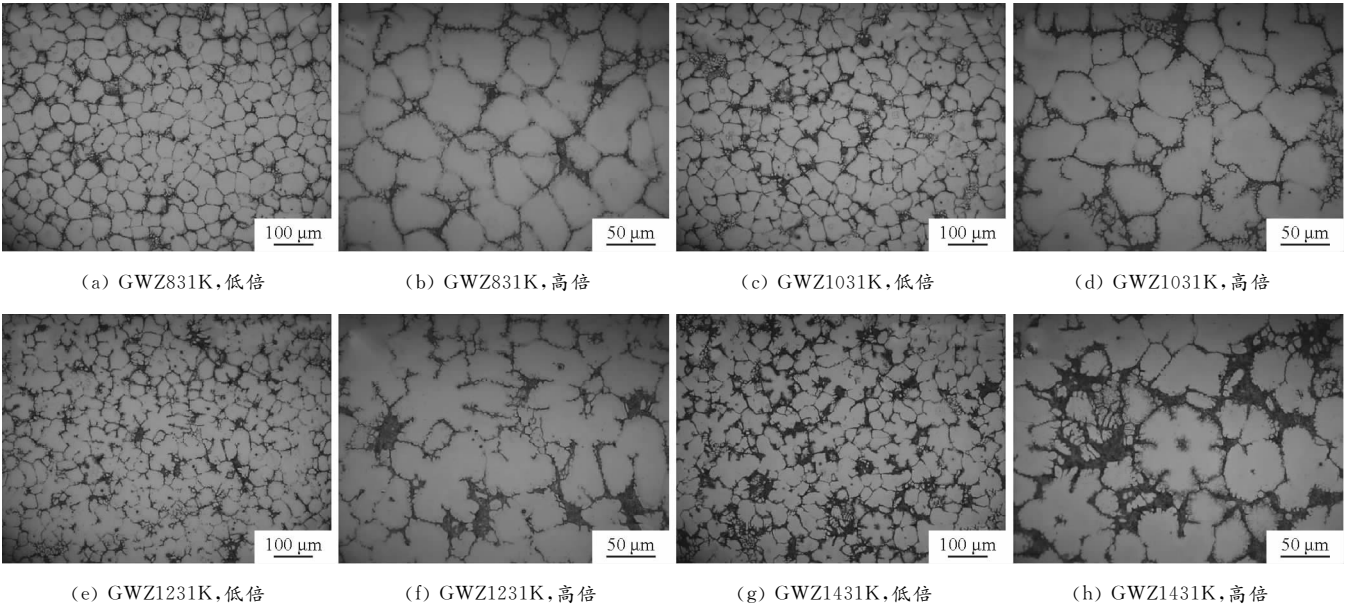


图 6 铸态流变压铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的 OM 照片

Fig.6 OM images of as-cast Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys prepared by rheo-diecasting

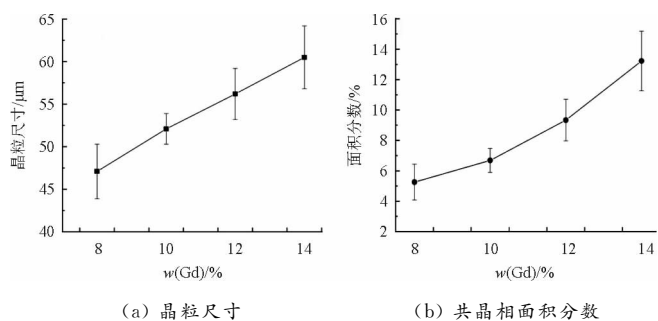


图 7 铸态流变压铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的平均晶粒尺寸和共晶相面积分数

Fig.7 Average grain size and area fraction of eutectic phase in as-cast rheo-diecasting Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys

时,也发现在浆料进入压射料筒后,随着固液界面前沿成分过冷的发展,会促进枝晶生长。当浆料被注入型腔后,由于冷速很高(高达 1 000 K/s^[53]),剩余液相会快速凝固形成共晶相和细小等轴状 α -Mg。需要注意的是,由于在压射料筒中的冷速相对较低且停留时间很短,成形阶段的凝固过程主要是在型腔中完成的。另外,铸件中初生 α -Mg 晶粒的尺寸和形态主要遗传自浆料的初生固相颗粒,尽管其在压射料筒和型腔中也有所长大。除了浆料中初生固相颗粒的尺寸和形态,固相率也是影响压铸合金组织的一个重要因素。浆料中的液相率增加,体现在流变压铸合金组织上就是二次凝固组织增多。

从图 6 可以看出,随着 Gd 含量增加,初生 α -Mg 的枝晶倾向变大,二次凝固产生的次生 α -Mg 数量和尺寸增大,这与流变压铸 AM 系列合金中所观察到的结果类似^[53]。同时,在 Al-Cu 合金的凝固过程中也发现,溶质含量增加会加剧柱状晶的枝晶化生长^[54]。另一方面,足够的液相可为初生 α -Mg 和次生 α -Mg 的进一步生长提供必要的物质条件和空间条件。因此,GWZ1431K 合金较之其他合金,其初生 α -Mg 和次生 α -Mg 的尺寸更大,枝晶生长更明显。同时,初生 α -Mg 在高压高速充型并通过内浇口注入型腔时,在液相剧烈流动剪切作用下产生的次生 α -Mg 碎片也更多^[50,53,55]。综上,仅从铸态合金的显微组织来看,GWZ831K 和 GWZ1031K 合金更适合流变压铸成形。

2.3 流变压铸合金的室温力学性能

图 8 为流变压铸合金的工程应力-应变曲线和室温力学性能。可以看出,随着 Gd 含量增加,合金的抗拉强度和屈服强度逐渐增大,伸长率逐渐降低,即随着 Gd 含量增加,合金强度提高的同时也逐渐变脆。流变压铸 GWZ831K 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 (223 ± 13) MPa、 (139 ± 3.9) MPa 和 $6.4\% \pm 1.3\%$;流变压铸 GWZ1431K 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长

率分别为 (270 ± 9) MPa、 (201 ± 5.7) MPa 和 $1.8\% \pm 0.3\%$ 。流变压铸 GWZ1031K 和 GWZ1231K 合金的强度和伸长率介于 GWZ831K 和 GWZ1431K 合金之间。从合金名义成分来看,Gd 的质量分数由 8% 增加至 14%,合金抗拉强度提高了 47 MPa,屈服强度增加了 62 MPa,伸长率则从 6.4% 降低至 1.8%。因此,在这 4 种合金中,GWZ831K 是伸长率最好但强度最低的合金,GWZ1431K 是强度最高但伸长率最差的合金。已有报道中,AZ91D 合金的抗拉强度为 248 MPa,屈服强度为 145 MPa,伸长率为 7.4%^[55];AM70 合金的抗拉强度为 251 MPa,屈服强度为 133 MPa,伸长率为 13.3%^[49];AZ91-2Ca-1.5Ce 合金的抗拉强度为 202 MPa,屈服强度为 154 MPa,伸长率为 2.3%^[56]。相比较而言,流变压铸 GWZ1431K 合金的抗拉强度和屈服强度均高于目前报道的流变压铸镁合金。而且,由于 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 系列合金是典型的热处理强化合金,可以预见,经固溶和时效处理后,流变压铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 的力学性能可进一步提升。

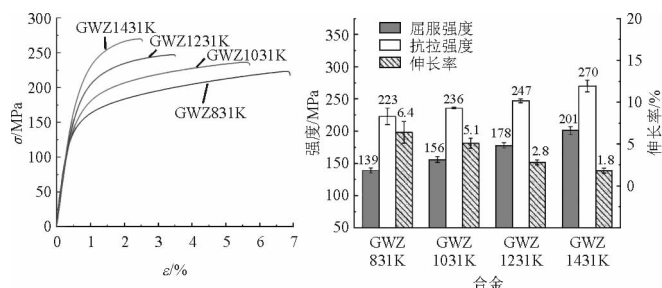
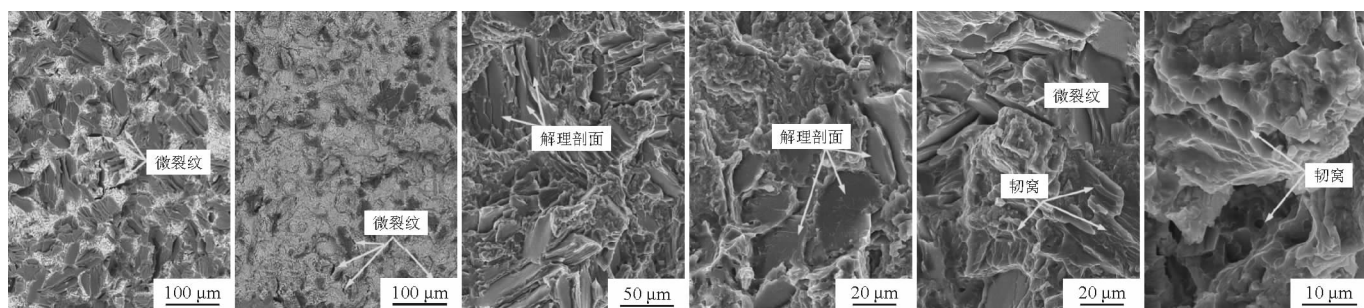


图 8 铸态流变压铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的室温力学性能

Fig.8 Room-temperature mechanical properties of as-cast rheo-diecasting Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys

2.4 流变压铸合金的室温断裂行为

图 9 为流变压铸 GWZ831K 和 GWZ1431K 合金室温拉伸断口的 SEM 组织。从图 8a 和图 8b 可以看出,由于 GWZ831K 合金的共晶相数量少,穿晶断裂占比较大,而 GWZ1431K 合金中因有高含量、大尺寸的共晶相存在,共晶相开裂引起的沿晶断裂占比较大,尤其是 GWZ1431K 合金,除了少量穿晶断裂形成的解理面外,断口组织中几乎全部分布着亮白色的共晶相,GWZ1431K 合金的塑性较差主要是大量的硬脆共晶相开裂造成的。相反,GWZ831K 合金的断口组织中,尽管也存在着晶界共晶相,但解理刻面数量较多,且占据主导地位。在 GWZ831K 合金的断口组织中可以观察到许多清晰的解理台阶和解理刻面,以及反映塑性特征的撕裂棱和小尺寸韧窝,见图 8c 和图 8e。此外,尽管 GWZ1431K 合金的脆性断裂特征非常明显,但局部也同样存在着小而浅的韧窝。根据拉伸断口的组织形貌,



(a) GWZ831K, 500 倍 (b) GWZ1431K, 500 倍 (c) GWZ831K, 1 000 倍 (d) GWZ1431K, 2 000 倍 (e) GWZ831K, 2 000 倍 (f) GWZ1431K, 5 000 倍

图9 流变压铸 GWZ831K 和 GWZ1431K 合金拉伸断口的 SEM 照片

Fig.9 SEM images of tensile fracture morphologies of rheo-diecasting GWZ831K and GWZ1431K alloys

流变压铸 GWZ831K 合金的断裂模式属于准解理断裂,而流变压铸 GWZ1431K 合金为脆性断裂。

3 流变压铸合金强化机制分析

铸态流变压铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金主要由 α -Mg 和共晶相组成,而且共晶相的体积分数随着 Gd 含量的增加而逐渐增多。通常来讲, α -Mg 基体的硬度远低于共晶相,这种硬脆共晶相被证实可以在合金中起到强化作用^[5]。根据断口观察可知,共晶相与基体之间未发生脱粘现象,说明界面结合状态良好。因为硬脆的共晶相难以协调变形,当载荷传递至共晶相时必然引起应力集中,从而导致裂纹萌生和扩展,最终造成合金断裂失效。考虑到 α -Mg 和共晶相的硬度与模量差异,可以把合金看作是由软相和硬相构成的复合材料。那么,在这种情况下,软相除了提供强度外还起到协调变形和贡献塑性的作用,硬相则能起到类似增强相的作用,可以有效钉扎和强化晶界。因此,可以根据评估复合材料性能的混合规律^[57],估算流变压铸 GWZ831K 和 GWZ1431K 合金的屈服强度。

$$\sigma_{\text{yield}} = \sigma_{\text{ysoft}} \cdot V_{\text{soft}} + \sigma_{\text{yhard}} \cdot V_{\text{hard}} \quad (2)$$

式中, σ_{yield} 为合金的屈服强度; σ_{ysoft} 、 σ_{yhard} 、 V_{soft} 和 V_{hard} 分别为软相(α -Mg 基体)和硬相 [$\text{Mg}_3(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$] 的屈服强度和体积分数。由于合金中次生 α -Mg 的比例很少,在估算时仅考虑初生 α -Mg 基体。此外,对于软相和硬相的拉伸屈服强度估算可采用以下经验公式^[58]:

$$\Delta\sigma_y = k \cdot \Delta H \quad (3)$$

式中, $\Delta\sigma_y$ 和 ΔH 分别为屈服强度的变化量和硬度的变化量; k 为比例系数,对于镁合金可取 0.21^[57]。由于本试验流变压铸合金的平均晶粒尺寸范围为 47~60 μm ,可以将晶粒尺寸相近的纯镁作为参照基准,并将 GWZ831K 和 GWZ1431K 合金中的 $\text{Mg}_3(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$ 相面积分数近似作为体积分数,由此可粗略估算出“软相”和“硬相”的屈服强度。根据文献^[59]报道,平均晶粒尺寸为 59.7 μm 的纯镁的屈服强度为 50 MPa,平均晶粒

尺寸为 50 μm 的纯镁的纳米硬度可取 0.7 GPa^[60]。根据式(2)和式(3)计算得到 GWZ831K 和 GWZ1431K 合金的屈服强度分别为 141.5 MPa 和 205.7 MPa,非常接近于拉伸试验获得的屈服强度(139 MPa 和 201 MPa)。除了硬相的强化作用外,考虑到合金基体中还固溶了少量的溶质元素,固溶强化和晶界强化也为贡献合金强度发挥了一定作用。需要指出的是,尽管这些硬脆的共晶相提高了合金强度,但也是裂纹萌生处,从而导致合金伸长率较低和过早失效。通过后续的高温热处理,能把这些粗大的共晶相固溶进入基体,这将有助于促进合金强度和塑性的协同提升。

4 结 论

(1)随着 Gd 含量增加,Mg-Gd-Y-Zn-Zr 浆料组织中初生 α -Mg 固相颗粒的平均尺寸呈先减小后增大再减小的趋势,平均形状因子则逐渐减小。将直径 $\geq 5 \mu\text{m}$ 的 α -Mg 认定为初生固相颗粒,则 4 种合金浆料组织中初生 α -Mg 固相颗粒的平均直径为 30~41 μm ,平均形状因子为 0.3~0.4。从初生 α -Mg 的尺寸和形状因子来看,GWZ831K 和 GWZ1031K 合金更适合于半固态成形。

(2)流变压铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的显微组织主要由 α -Mg 和 $\text{Mg}_3(\text{Gd}, \text{Y}, \text{Zn})$ 共晶相组成。随着 Gd 含量增加,合金的平均晶粒尺寸和共晶相含量逐渐增大,同时,抗拉强度和屈服强度逐渐升高而伸长率逐渐降低。其中,GWZ831K 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 (223 ± 13) MPa、 (139 ± 3.9) MPa 和 $6.4\% \pm 1.3\%$,GWZ1431K 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 (270 ± 9) MPa、 (201 ± 5.7) MPa 和 $1.8\% \pm 0.3\%$ 。

(3)流变压铸 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金的 α -Mg 基体延性较好,除提供强度外,还能有效协调变形和贡献塑性,硬脆共晶相则主要钉扎和强化晶界,有助于提高合金强度。但是,硬脆共晶相容易引起应力集中,成为裂

纹源,因此共晶相的强化作用是以严重牺牲合金延性为代价的。断口分析表明,GWZ831K 合金的断裂模式为准解理断裂,而 GWZ1431K 合金为脆性断裂。

(4)高固相率 Mg-Gd-Y-Zn-Zr 合金浆料制备和流变压铸试验及合金的组织性能分析表明,Mg-Gd 系合金适用于半固态流变成形,其在开发高性能压铸镁合金和推动压铸镁合金在结构件领域的应用方面潜力巨大。

参 考 文 献

- [1] 樊晓泽,王瑞,马骏,等.高性能压铸稀土镁合金材料研究现状[J].铸造技术,2022,43(3):208-211.
- [2] 苏再军,杨树忠,普建,等.压铸稀土镁合金的研究现状及发展趋势[J].热加工工艺,2016,45(9):15-19.
- [3] 方晓刚.稀土镁合金超声振动制浆及其流变挤压成形组织与性能研究[D].武汉:华中科技大学,2017.
- [4] YIN D D, WANG Q D, GAO Y, et al. Effects of heat treatments on microstructure and mechanical properties of Mg-11Y-5Gd-2Zn-0.5Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509: 1 696-1 704.
- [5] 何上明. Mg-Gd-Y-Zr(-Ca)合金的微观组织演变、性能和断裂行为研究[D].上海:上海交通大学,2007.
- [6] SUZUKI M, KIMURA T, KOIKE J, et al. Strengthening effect of Zn in heat resistant Mg-Y-Zn solid solution alloys[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(8): 997-1 002.
- [7] YAMADA K, OKUBO Y, SHIONO M, et al. Alloy development of high toughness Mg-Gd-Y-Zn-Zr alloys[J]. Materials Transactions, 2006, 47(4): 1 066-1 070.
- [8] HONMA T, OHKUBO T, KAMADO S, et al. Effect of Zn additions on the age-hardening of Mg-2.0Gd-1.2Y-0.2Zr alloys[J]. Acta Materialia, 2007, 55(12): 4 137-4 150.
- [9] KIRKWOOD D H. Semisolid metal processing[J]. International Materials Reviews, 1994, 39(5): 173-189.
- [10] FAN Z. Semisolid metal processing[J]. International Materials Reviews, 2002, 47: 49-85.
- [11] ATKINSON H V. Modelling the semisolid processing of metallic alloys[J]. Progress in Materials Science, 2005, 50(3): 341-412.
- [12] CHANG Z Y, SU N, WU Y J, et al. Semisolid rheoforming of magnesium alloys: A review[J]. Materials & Design, 2020, 195: 108 990.
- [13] WANG N, PENG H, WANG K K. Assessment of Porosity Level in Rheomolded Parts: Proceedings of the 4rd International Conference on Semisolid Processing of Alloys and Composites[C]. UK, Sheffield University of Sheffield, 1996.
- [14] WANG N, WANG K K. A study of rheomolded parts of No2 die casting alloy at semi-solid state[A]. 5th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites[C]. Colorado, 1998.
- [15] ZHOU B, KANG Y L, ZHANG J, et al. Forced convection rheo-moulding process for semisolid slurry preparation and microstructure evolution of 7075 aluminum alloy[J]. Solid State Phenom., 2013, 192-193: 422-427.
- [16] QI M F, KANG Y L, ZHOU B, et al. A forced convection stirring process for Rheo-HPDC aluminum and magnesium alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2016, 234: 353-367.
- [17] ZHOU B, KANG Y L, QI M F, et al. Microstructure and property of rheo-diecasting magnesium-alloy with forced convection mixing process[J]. Solid State Phenom., 2014, 217-218: 455-460.
- [18] YURKO J A, MARTINEZ R A, FLEMINGS M C. Development of the semi-solid rheocasting (SSR) process[A]. Proceedings of the 7th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites[C]. Tsukuba, 2002.
- [19] VIVES C. Elaboration of semisolid alloys by means of new electromagnetic rheocasting processes [J]. Metallurgical Transactions 1992, B23(2): 189-206.
- [20] 刘生发,康柳根,韩辉,等. Influence of electromagnetic stirring on microstructure of AZ91-0.8%Ce magnesium alloy[J]. Journal of Central South University of Technology(English Edition), 2006, 13(6): 613-617.
- [21] WANG C L, CHEN A T, ZHANG L, et al. Preparation of an Mg-Gd-Zn alloy semisolid slurry by low frequency electro-magnetic stirring[J]. Materials & Design, 2015, 84: 53-63.
- [22] WU S S, ZHAO J W, ZHANG L P, et al. Development of non-dendritic microstructure of aluminum alloy in semi-solid state under ultrasonic vibration[J]. Solid State Phenom., 2008, 141-143: 451-456.
- [23] WU S S, LÜ S L, AN P, et al. Microstructure and property of rheocasting aluminum-alloy made with indirect ultrasonic vibration process[J]. Materials Letters, 2012, 73: 150-153.
- [24] LÜ S L, WU S S, LIN C, et al. Preparation and rheocasting of semisolid slurry of 5083 Al alloy with indirect ultrasonic vibration process[J]. Materials Science and Engineering, 2011, A528(29): 8 635-8 640.
- [25] LÜ S L, WU S S, DAI W, et al. The indirect ultrasonic vibration process for rheo-squeeze casting of A356 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(6): 1 281-1 287.
- [26] 吕书林,吴树森,戴维,等.超声振动制备 5052 合金半固态浆料的研究[J].特种铸造及有色合金,2010,30(4):287,326-329.
- [27] XING B, LI Y D, MA Y, et al. Effects of novel self-inoculation method on the microstructure of AM60 alloy[J]. China Foundry, 2011, 8(1): 121-126.
- [28] XING B, LI Y D, MA Y, et al. Preparation of non-dendritic microstructure of AM60 alloy for rheoforming using self-inoculation method[J]. International Journal of Cast Metals Research, 2012, 25(4): 232-238.
- [29] XING B, HAO Y D, LI Y, et al. Microstructure control of AZ31 alloy by self-inoculation method for semisolid rheocasting [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(3): 567-575.
- [30] XING B, LI Y D, MA Y, et al. Evolution of rheocast microstructure of AZ31 alloy in semisolid state[J]. China Foundry, 2013, 10(4): 221-226.
- [31] 邱谨,李元东,李明,等.自孕育法制备 ZA27 合金半固态浆料水淬组织[J].特种铸造及有色合金,2016,36(3):252-255.
- [32] KAUFMANN H, WABUSSEG H, UGGOWITZER P. Metallur-

- gical and processing aspects of the NRC semi-solid casting technology[J]. Aluminum, 1999, 76: 70-75.
- [33] ADACHI M, SASAKI H, HARADA Y, et al. Method and apparatus for shaping semisolid metals: United States, US 2004/028150 A1 [P/OL]. 2004-12-08.
- [34] KAUFMANN H, UGGOWITZER P J. Fundamentals of the new rheocasting process for magnesium alloys[J]. Adv. Eng. Mater., 2001, 3(12): 963-967.
- [35] WANNASIN J, MARTINEZ R A, FLEMINGS M C. Grain refinement of an aluminum alloy by introducing gas bubbles during solidification[J]. Scripta Materialia, 2006, 55(2): 115-118.
- [36] WANNASIN J, JANUDOM S, RATTANOCHAIKUL T, et al. Research and development of gas induced semi-solid process for industrial applications[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, S20: 1 010-1 015.
- [37] WANNASIN J, MARTINEZ R, FLEMINGS M. A novel technique to produce metal slurries for semisolid metal processing[J]. Solid State Phenom., 2006, 116-117: 366-369.
- [38] THANABUMRUNGKUL S, JANUDOM S, BURAPA R, et al. Industrial development of gas induced semi-solid process [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2010, 20: 1 016-1 021.
- [39] WESSEN M J, CAO H. A method of and a device for producing a liquid-solid metal composition, US:EP1838885.1[P]. 2005-12-09.
- [40] JARFORS A E W. A comparison between semisolid casting methods for aluminium alloys[J]. Metals, 2020, 10(10): 1 368.
- [41] PAYANDEH M, JARFORS A E W, WESSÉN M. Solidification sequence and evolution of microstructure during rheocasting of four Al-Si-Mg-Fe Alloys with low Si content[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2016, A47(3): 1 215-1 228.
- [42] DOUTRE D A, HAY G, WALES P. Semi-solid concentration processing of metallic alloys, US: 20020189724A1[P]. 2005-12-14.
- [43] DOUTRE D, LANGLAIS J, ROY S. The seed process for semi-solid forming[A]. Proceedings of the 8th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites[C]. Cyprus, 2004.
- [44] LANGLAIS J, LEMIEUX A. The SEED technology for semi-solid processing of aluminum alloys: A metallurgical and process overview[J]. Solid State Phenom., 2006, 116-117: 472-477.
- [45] 张杨. 流变挤压铸造 AZ91-Ca 合金微观组织和力学行为研究 [D]. 上海: 上海交通大学, 2015.
- [46] FAN L L, ZHOU M Y, ZHANG Y W X, et al. The semi-solid microstructural evolution and coarsening kinetics of AZ80-0.2Y-0.15Ca magnesium alloy [J]. Materials Characterization, 2019, 154: 116-126.
- [47] GAO J Z, HU X G, ZHU Q, et al. Cooling behavior and microstructure of semisolid A201 aluminum alloy prepared by the SEED process[J]. Metals, 2019, 9(9): 922-930.
- [48] QU W Y, LUO M, GUO Z P, et al. Microstructural evolution mechanism of semi-solid slurry: A study using Phase-Field-Lattice-Boltzmann scheme[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 280: 116 592.
- [49] FAN Z. Development of the rheo-diecasting process for magnesium alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2005, A413: 72-78.
- [50] XU J, LIU G J, ZHANG S M, et al. Rheo-diecasting of AZ91D magnesium alloy[J]. Rare Metals, 2010, 29(5): 542-546.
- [51] ATKINSON H V. Alloys for semi-solid processing[J]. Solid State Phenomena, 2013, 192-193: 16-27.
- [52] ABRAMS H. Grain size measurement by the intercept method[J]. Metallography, 1971(4): 59-78.
- [53] JI S, QIAN M, FAN Z. Semisolid processing characteristics of AM series Mg alloys by rheo-diecasting[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2006, A37(3): 779-787.
- [54] MURAKAMI K, FUJIYAMA T, KOIKE A, et al. Influence of melt flow on the growth directions of columnar grains and columnar dendrites[J]. Acta Metallurgica, 1983, 31(9): 1 425-1 432.
- [55] FAN Z, LIU G, WANG Y. Microstructure and mechanical properties of rheo-diecast AZ91D magnesium alloy[J]. Journal of Materials Science, 2006, 41(12): 3 631-3 644.
- [56] MAO J M, LIU W C, WU G H, et al. Semi-solid slurry preparation, rheo-die casting and rheo-squeeze casting of an AZ91-2Ca-1.5 Ce ignition-proof magnesium alloy by gas-bubbling process [J]. Journal of Materials Research, 2017, 32(3): 677-686.
- [57] LUO X, ZHAO K, HE X, et al. Evading strength and ductility trade-off in an inverse nacre structured magnesium matrix nanocomposite[J]. Acta Materialia, 2022, 228: 117 730.
- [58] WANG Y F, HUANG C X, WANG M S, et al. Quantifying the synergetic strengthening in gradient material[J]. Scripta Materialia, 2018, 150: 22-25.
- [59] ZHENG R, DU J P, GAO S, et al. Transition of dominant deformation mode in bulk polycrystalline pure Mg by ultra-grain refinement down to sub-micrometer[J]. Acta Materialia, 2020, 198: 35-46.
- [60] BOČAN J, MAŇÁK J, JÄGER A. Nanomechanical analysis of AZ31 magnesium alloy and pure magnesium correlated with crystallographic orientation [J]. Materials Science and Engineering, 2015, A644: 121-128.

(编辑:彭瑾)

欢迎关注
“特种铸造”
微信公众号



- | | | |
|--------|---------|--------|
| ● 微官网 | ● 行业动态 | ● 联系我们 |
| ● 微商城 | ● 铸造前沿 | ● 免费推广 |
| ● 本刊会议 | ● 经典案例 | ● 铸造职场 |
| ● 收录动态 | ● 铸造学堂 | ● 产品库 |
| ● 稿件系统 | ● 专利与发明 | ● 企业库 |