

Mg-3Y-3Gd(-0.5Zn)铸造镁合金的显微组织和力学性能

董喜旺^{1,2} 卓启明³ 龚政轩^{1,2} 肖 旅^{1,2} 侯正全^{1,2} 杨力祥^{1,4} 江善尧^{1,2} 汪彦博^{1,2} 陈 舸^{1,2,4}

(1.上海航天精密机械研究所; 2.上海金属材料近净成形工程技术研究中心;
3.中国人民解放军 93145 部队; 4.上海交通大学)

摘 要 基于合金低成本化及“固溶强化增塑”的合金设计理念,以及航空航天大型复杂构件的砂型铸造条件,设计并对比研究了 Mg-3Y-3Gd 和 Mg-3Y-3Gd-0.5Zn 合金的微观组织及力学性能的演变。结果表明,两种合金铸态组织晶粒细小,无大块离异共晶相存在;Zn 的加入引入了 LPSO 相,从而提升了强韧性。两种合金时效强化能力较弱,但 Mg-3Y-3Gd-0.5Zn 合金经 500 ℃×24 h+200 ℃×50 h 的 T6 处理后,其抗拉强度、屈服强度达到 224 MPa、126 MPa,伸长率为 21.2%,在要求高塑性的镁合金构件中有良好的应用潜力。

关键词 铸造镁合金;Mg-Y-Gd-Zn;砂型铸造

中图分类号 TG146.22;TG113.25

文献标志码 A

DOI10.15980/j.tzzz.2022.08.016

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Microstructure and Mechanical Properties of Mg-3Y-3Gd(-0.5Zn) Cast Magnesium Alloy

Dong Xiwang^{1,2}, Zhuo Qiming³, Gong Zhengxuan^{1,2}, Xiao Lü^{1,2}, Hou Zhengquan^{1,2}, Yang Lixiang^{1,4},
Jiang Shanyao^{1,2}, Wang Yanbo^{1,2}, Chen Ge^{1,2,4}

(1.Shanghai Aerospace Precision Machinery Institute; 2.Shanghai Metal Materials Near-Net-Shape Engineering Research Center; 3.The Unit 93145 of PLA; 4.Shanghai Jiaotong University)

Abstract: Based on the concept of “cost reduction” and “solid solution strengthening and ductilizing”, considering the slow cooling of sand mold casting conditions for large complex aerospace components, two kinds of Mg-3Y-3Gd-0.5Zn alloys were designed to investigate the microstructure and mechanical properties. The results reveal that the as-cast microstructure of alloys has fine grain size, and absence of bulk divorced eutectic phase can be observed. The addition of Zn can introduce LPSO phase which improves the mechanical properties of alloy. The alloys have weak aging strengthening abilities. After heat treated by 500 ℃×24 h+200 ℃×50 h, the elongation, tensile strength and yield strength of Mg-3Y-3Gd-0.5Zn alloy reach up to 21.2%, 224 MPa and 126 MPa, respectively, presenting high application potential in magnesium production requiring high plasticity.

Key Words: Cast Magnesium Alloy, Mg-Y-Gd-Zn, Sand Casting

镁合金由于轻质、比强度高、比刚度、减震效果好、资源丰富、易回收等特点,受到广泛关注^[1~3]。由于稀土元素在 Mg 中独特的理化性质,可有效提高合金强度,改善合金的铸造性能和耐蚀性能,尤其是高温强度^[4,5]。因此,铸造稀土镁合金在航空、航天领域得到了广泛重视。

目前生产应用的铸造稀土镁合金强度较高,其中 T6 态 VW103(Mg-10Gd-3Y-0.4Ca-0.4Zr)镁合金室温的抗拉强度≥320 MPa、屈服强度≥240 MPa、伸长

率≥1.0%,T6 态 VW83(Mg-8Gd-3Y-0.4Zr)镁合金室温抗拉强度≥350 MPa、屈服强度≥235 MPa、伸长率≥2.0%^[6];T6 态 VW63 镁合金室温抗拉强度≥320 MPa、屈服强度≥200 MPa、伸长率≥3.0%^[7];T6 态 WE43B 镁合金室温抗拉强度≥260 MPa、屈服强度≥180 MPa、伸长率≥3.0%^[8]。高稀土含量铸造镁合金由于稀土含量较高,伸长率较差,在产品服役过程中容易发生脆性断裂,存在服役失效风险。航空航天大型复杂铸件在砂型铸造条件下具有总热量高、冷却速度慢的

收稿日期:2021-11-21;修改稿收到日期:2022-02-05

基金项目:国家自然科学基金资助项目(U2037601)

第一作者简介:董喜旺,男,1994 年出生,工程师,上海(201600),E-mail:dxw13944993636@163.com

通信作者:陈舸,男,1988 年出生,工程师,上海(201600),E-mail:18916090036@163.com

引用格式:董喜旺,卓启明,龚政轩,等. Mg-3Y-3Gd(-0.5Zn)铸造镁合金的显微组织和力学性能[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(8):1 000-1 004.

DONG X W, ZHUO Q M, GONG Z X, et al. Microstructure and mechanical properties of Mg-3Y-3Gd(-0.5Zn) cast magnesium alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2022, 42(8):1 000-1 004.

特点,高稀土含量会导致镁合金易产生离异共晶相,进一步降低铸件的塑性,同时增加其热裂倾向,影响合格率。另外,高稀土含量还将导致镁合金成本提高,不利于镁合金在民用领域的推广应用。

在镁合金成分设计方面,合理选择多元混杂元素可调控析出相的晶体结构,从而提升复合元素间耦合强化效果,有望在控制稀土原子总量处于较低水平的同时,提高镁合金的综合强韧性。Magnesium Elektron公司研发的EV31(Mg-3Nd-2Gd-0.6Zn-0.5Zr)合金,其T6态抗拉强度为292 MPa、屈服强度为178 MPa、伸长率为7.0%^[9]。YANG Q等^[10]在AM40合金基础上加入稀土La和Sm,制备了AM40-3La-2Sm合金,经T6处理后,合金的抗拉强度为266 MPa、屈服强度为170 MPa、伸长率为11.2%。李克杰等^[11]制备了Mg-6Al-1.2Y-0.9Nd-0.5Sm合金,发现经T6处理后,合金抗拉强度为250 MPa,伸长率为26%。此外,有研究者提出了镁合金“固溶强化增塑”的成分设计理念,固溶原子一方面能固溶进Mg晶格,引发晶格畸变从而提高合金强度。另一方面,还能减小非基面滑移阻力与基面滑移阻力的差异,启动非基面滑移,增加位错可移动通道,提高合金塑性,从而实现强度、塑性的同步提高^[12]。

本课题通过优选框架合金元素及微合金化元素,利用复合稀土间耦合强化作用和“固溶强化增塑”作用,以期实现较低稀土总量条件下铸造镁合金综合力学性能,尤其是伸长率的提升,旨在为镁合金的开发提供参考。

1 试验材料及方法

采用砂型铸造镁合金,用GR-150-9 坩埚式电阻炉熔炼,浇注试样尺寸为200 mm×100 mm×15 mm。选用的原材料(质量分数)为纯Mg(>99.95%)、纯Zn(>99.95%)、Mg-20Y、Mg-20Gd中间合金,并选用Mg-30Zr中间合金作为晶粒细化剂,Zr添加量为2.0%。

合金原材料预热温度为300℃;将预热后的原材料按纯镁,Mg-20Y,Mg-20Gd中间合金,纯Zn,Mg-30Zr中间合金的先后顺序分别放置于坩埚炉中熔炼;在熔液上铺撒JDMF覆盖剂进行阻燃;使用JDMJ精炼剂进行精炼除渣、除杂;熔液静置25~40 min后捞除坩埚底部废渣,在700℃时浇注至砂型中。

选用等离子体发射光谱仪(ICP, PerkinElmer-Plasma400)对合金成分进行测定。选用GX60-DS金相分析系统对合金显微组织进行观察,腐蚀剂为5%的硝酸酒精溶液。选用CMT5305电子万能材料试验机进行拉伸试验,拉伸速率为2 mm/min,单次拉伸试样

选取规格为M8×φ5 mm的铸件本体试样3根,测试结果取平均值。使用FEI QUANTA 450 扫描电镜及其配备的能谱仪对合金显微组织进行观察。利用晶界截点法测定各状态下合金的平均晶粒尺寸。

2 试验结果与分析

2.1 合金成分设计

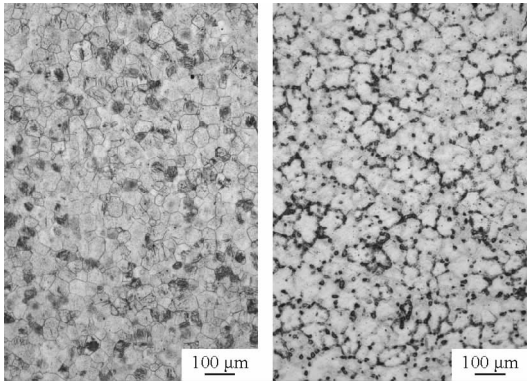
基于稀土元素摩尔分数小于2%的要求,考虑到Gd、Y在Mg基体中固溶度随温度变化明显、具有较强的热处理强化能力,同时根据分子动力学模拟结果,Gd、Y、Zn均可增加镁基面滑移阻力^[12],具备潜在固溶强化增塑能力,设计了两种合金,其成分见表1,并采用Zr进行晶粒细化,Zr添加量为2.0%,实际收得率约为0.4%。采用光谱分析法对合金的实际成分进行测定。

表1 两种合金的化学成分
Tab.1 Chemical composition of two kinds of alloys %

编号	名义成分	w_B			
		Y	Gd	Zn	Mg
1	Mg-3Y-3Gd	2.9	3.2	—	余量
2	Mg-3Y-3Gd-0.5Zn	3.0	3.1	0.52	余量

2.2 合金铸态显微组织及力学性能测试

两种合金的铸态显微组织见图1。可以看出,1号合金铸态晶粒尺寸约为45.5 μm,晶界处几乎不存在块状离异共晶相和大尺寸第二相,仅在晶粒内存在较多未溶入镁基体的点状相和因砂型慢冷偏析导致的溶质原子团簇,见图1a。2号合金铸态晶粒略大于1号合金,为56.2 μm,晶界分布有较多的第二相,见图1b。图2为2号合金的SEM形貌。从图2b可见,晶界处为彼此平行的层片状和块状第二相,层片状结构有从晶界向晶内生长的倾向。对晶界处的第二相进行成分测定,结果见表2,相组成元素主要为Mg、Gd、Y、Zn。结果表明,第二相中(Gd+Y)与Zn的摩尔比为1.8~2.2,成分区间符合Mg-Gd-Y-Zn-Zr合金中长周期有序堆垛(LPSO

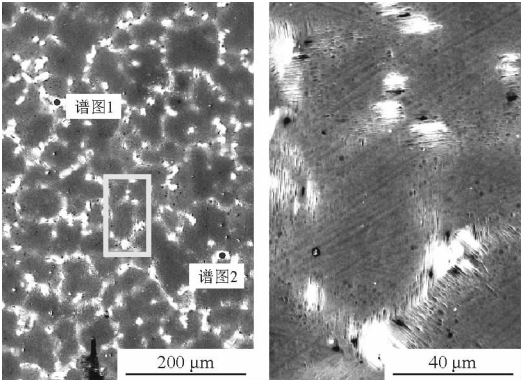


(a) 1号合金 (b) 2号合金

图1 两种合金的铸态金相组织

Fig.1 Microstructure of two kinds of as-cast alloys

相)结构的元素组成^[13,14]。因此,可确定图 2 晶界处第二相为 $Mg_{12}(Gd,Y,Zn)$ 相,呈块状及层片状,为典型的 14H 型 LPSO 相。2 号合金中生成 LPSO 相的主要原因是由于 Zn 的加入,部分 Gd、Y 等原子没有直接溶解进 Mg 基体,而是与 Zn 反应生成 LPSO 相。由于在晶界处溶质原子容易偏聚,所以 LPSO 相在晶界处形核



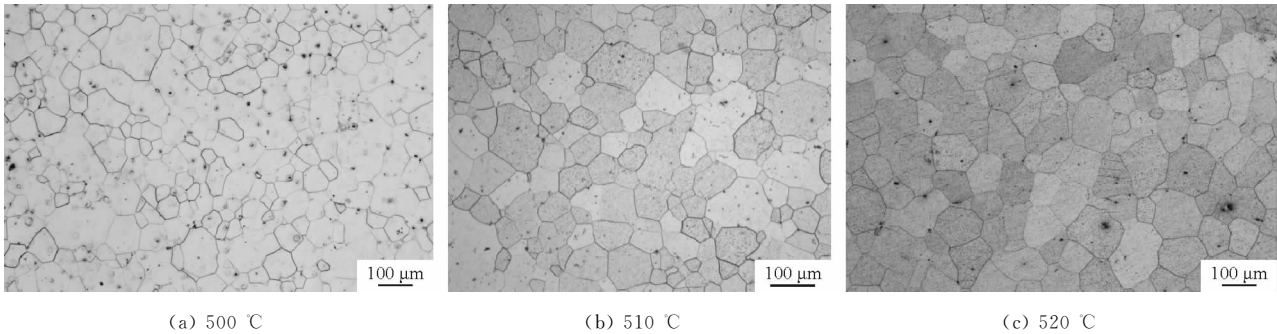
(a) 2 号合金 SEM 图 (b) 方框处放大
图 2 2 号合金的铸态 SEM 形貌

Fig.2 As-cast SEM structure of alloy 2

表 2 图 2 中各点的 EDS 分析

Tab.2 EDS analysis of poins in the Fig.2 %

谱图	w_B				x_B			
	Mg	Gd	Y	Zn	Mg	Gd	Y	Zn
1	65.11	13.15	10.38	7.38	90.13	2.65	3.70	3.52
2	75.12	11.09	8.77	5.02	92.62	2.95	2.12	2.30



(a) 500 °C (b) 510 °C (c) 520 °C
图 3 不同温度保温 24 h 后 1 号合金的显微组织

Fig.3 Microstructure of alloy 1 with solid solution treatment at different temperature for 24 h

过不同固溶处理后的晶粒尺寸见图 4。可见随固溶处理温度提高,晶粒尺寸持续增加,但到 520 °C×24 h 固溶处理后,增长幅度明显变缓。

对 T4 态 1 号合金的力学性能进行测试,结果见表 4。可见经 500 °C×24 h 固溶处理后,合金的抗拉强度、屈服强度、伸长率较铸态略有提升。这是因为稀土加入总量较低,铸态下未在 Mg 基体中完全固溶的稀土原子总量较少,所以固溶强化及固溶增塑效应不明显。随着固溶温度提高,合金强度和伸长率均呈现一定程度的下降趋势,这是因为合金晶粒尺寸随温度提高逐渐变大,粗大的晶粒恶化了合金韧性。因此,1 号合金较为

并向基体中生长^[15]。

两种合金的铸态力学性能见表 3。可以看出,1 号合金铸态抗拉强度为 177 MPa,伸长率为 10%。尽管 2 号合金晶粒较 1 号合金粗大,但 2 号合金铸态力学性能更优异,抗拉强度为 193 MPa,伸长率达到 12.8%。这是因为 Zn 能和 Gd、Y 反应,在镁合金基面形成层错有序堆垛、允许基面位错滑移通过的 LPSO 相^[16],同时可以提升合金的强度与塑性。此外,Zn 溶解进 Mg 晶格后可增加镁基面滑移阻力,有利于非基面滑移系的开启,起到固溶强化增塑作用,提高合金的塑性^[12],从而使含 Zn 镁合金表现出更为优异的铸态综合力学性能。

表 3 两种合金的铸态力学性能

Tab.3 As-cast mechanical properties of two kinds of alloys

合金	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
1	177	109	10.0
2	193	111	12.8

2.3 合金固溶态显微组织及力学性能

2.3.1 1 号合金固溶态组织及力学性能

对 1 号合金进行 500、510、520 °C 下保温 24 h 固溶处理(T4 态),其微观组织见图 3。可以看出,晶界处均无大块离异共晶相,原本晶内的溶质原子团簇也得到消除,但晶内仍有部分密集细小未融入基体的点状第二相。随着固溶温度逐渐升高,晶粒直径也逐渐增大。经

优化的固溶工艺为 500 °C×24 h。

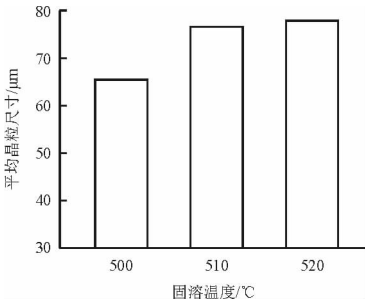


图 4 1 号合金经不同温度固溶处理 24 h 后的平均晶粒尺寸
Fig.4 Average grain size of alloy 1 with solid solution treatment at different temperature for 24 h

表 4 T4 态 1 号合金的力学性能

Tab.4 Mechanical properties of T4 treated alloy 1			
状态	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
500 ℃×24 h	182	118	12.8
510 ℃×24 h	177	109	11.2
520 ℃×24 h	176	100	10.8

2.3.2 2 号合金固溶态组织及力学性能

对 2 号合金进行 T4 固溶处理后的微观组织见图 5,平均晶粒尺寸见图 6。可见,经 500 ℃×24 h、510 ℃×24 h 固溶处理后晶粒均无明显的长大现象,晶粒尺寸从铸态的 56.2 μm 长大至 500 ℃×24 h 固溶处

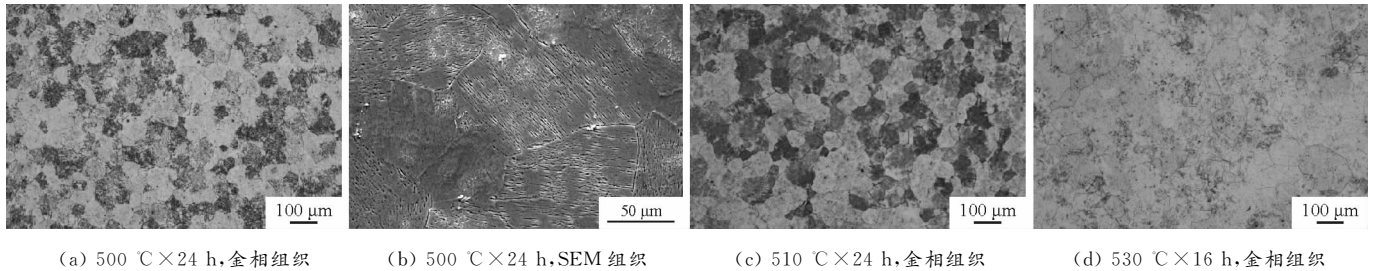


图 5 2 号合金不同 T4 态的显微组织
Fig.5 Microstructure of T4 treated alloy 2

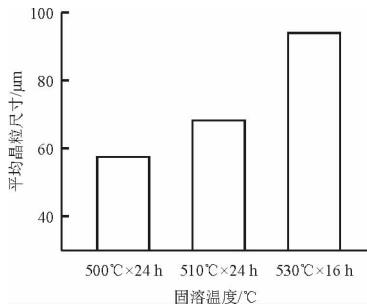


图 6 2 号合金 T4 态平均晶粒尺寸
Fig.6 Average grain size of T4 treated alloy 2

晶粒尺寸明显增大。

对 T4 态 2 号合金的力学性能进行测试,结果见表 5。发现 2 号合金经 500 ℃×24 h 固溶处理后,其抗拉强度、屈服强度、伸长率均较铸态有一定的提升,尤其是伸长率提高更多,最高为 20.8%。随着固溶温度提高至 510 ℃,合金晶粒尺寸逐渐变大,强度呈下降趋势,但伸长率变化不明显。经 530 ℃×16 h 固溶处理后,合金的伸长率和屈服强度出现了明显的下降,这与其 LPSO 相的分解和晶粒尺寸剧烈长大有关。因此,2 号合金较为优化的固溶工艺为 500 ℃×24 h。

表 5 T4 态 2 号合金的力学性能

Tab.5 Mechanical properties of T4 treated alloy 2			
固溶工艺	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
500 ℃×24 h	218	124	20.8
510 ℃×24 h	210	117	20.0
530 ℃×16 h	211	103	16.8

理后的 57.6 μm 和 510 ℃×24 h 固溶处理后的 68.2 μm。但是在经 530 ℃×16 h 固溶处理后,晶粒尺寸长大至 93.9 μm。对比 1 号合金,可发现 2 号合金固溶晶粒长大倾向相对更小。合金经 500 ℃×24 h 固溶处理后,发现晶界处的 LPSO 相明显减少,而晶粒内部 LPSO 相占比明显增多,见图 5a,说明固溶过程中,合金铸态组织中的共晶化合物分解,同时 LPSO 相逐渐由晶界处向基体中生长,推断 LPSO 相可能对热处理晶粒长大倾向存在抑制作用。经 530 ℃×16 h 固溶处理后,LPSO 相开始分解,抑制晶粒长大的作用消除,导致

2.4 合金时效态力学性能

对 1 号合金经 500 ℃×24 h 处理后,再进行 190 ℃保温 30、50 h 的 T6 处理,其性能见表 6,可见其强度与 T4 态相比,没有明显的提升。

表 6 T6 态 1 号合金的力学性能

Tab.6 Mechanical properties of T6 treated alloy 1			
时效工艺	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%
190 ℃×30 h	180	105	12.8
190 ℃×50 h	178	108	10.8

对经 500 ℃×24 h 和 510 ℃×24 h 状态的 2 号合金进行了 190 ℃和 200 ℃×(30~120) h 的时效处理,结果见图 7。可见在 190 ℃的时效处理中,随着时效时间从 30 h 延长至 100 h,始终未出现过时效现象,虽然合金强度没有明显变化,但伸长率略有上升,在 100 h 时达到最大值 22.8%。合金在 200 ℃×50 h 时力学性能达到最大值,在 200 ℃×120 h 时已经呈现明显过时效状态。2 号合金在 190 ℃的 T6 处理条件下,随着时间延长,其强度相比 T4 态整体呈现先增后降的趋势,但强度提升并不明显,在时效时间达到 100 h 时,抗拉强度和伸长率出现了较大幅度下降,呈现明显的过时效现象。

1 号合金 T6 态综合力学性能相比 T4 态没有明显提升,这是由于在低稀土总量下,3% 的 Gd 和 3% 的 Y 未达到在镁基体中的最大平衡固溶度,所以固溶进 Mg 晶格的稀土原子没有在时效过程中析出,不具备明显时效强化的能力。相比 1 号合金,2 号合金具有更佳的 T6

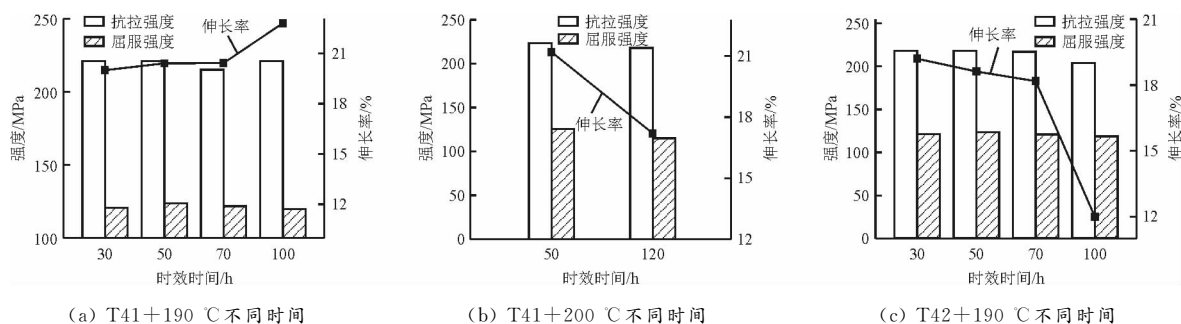


图 7 2 号合金不同处理状态下的力学性能

Fig.7 Mechanical properties of alloy 2 under different treatments

态综合力学性能,经 500 °C×24 h+200 °C×50 h 的处理后,抗拉强度、屈服强度、伸长率可达 224 MPa、126 MPa、21.2%,相比 T4 态有一定的提升,这是因为其稀土总量较低,时效强化能力较弱。此外,Zn 的加入还会导致 LPSO 相的生成,进一步降低了可固溶进镁基体内的稀土含量,影响了镁合金的时效析出强化过程,进而影响 T6 态合金的性能。

3 结 论

(1)铸态 Mg-3Y-3Gd 合金的晶粒尺寸细小,仅为 45.5 μm,晶界处第二相占比较少,不存在大块离异共晶相;铸态 Mg-3Y-3Gd-0.5Zn 合金的晶界处存在较多的 LPSO 相,并有向基体中生长的趋势;铸态 Mg-3Y-3Gd-0.5Zn 合金的综合强韧性更好。

(2)对比不同工艺的固溶态 Mg-3Y-3Gd、Mg-3Y-3Gd-0.5Zn 合金显微组织及力学性能,确定两种合金优化的固溶工艺均为 500 °C×24 h,其中,固溶态 Mg-3Y-3Gd-0.5Zn 合金呈现优良的力学性能,抗拉强度达到 218 MPa 的同时,伸长率可达 20.8%,伸长率的提升与晶内生成大量 LPSO 相有关。

(3)分析两种合金经不同时效处理后的力学性能,确定两种合金的时效强化潜力较低,这可能与稀土溶质总量较低有关。T6 态 Mg-3Y-3Gd-0.5Zn 合金最佳的抗拉强度为 224 MPa,屈服强度为 126 MPa,伸长率为 21.2%。

参 考 文 献

- [1] FENG J K, ZHANG D F, HU H J, et al. Improved microstructures of AZ31 magnesium alloy by semi-solid extrusion[J]. Materials Science & Engineering, 2021, A800: 140-204.
- [2] 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): 277-291.
- [3] RONG W, WU Y J, ZHANG Y, et al. Characterization and strengthening effects of γ' precipitates in a high-strength casting Mg-15Gd-1Zn-0.4Zr (%) alloy [J]. Materials Characterization, 2017, 126: 1-9.

- [4] 陈巧旺, 汤爱涛, 许婷熠, 等. 高性能铸造稀土镁合金的发展[J]. 材料导报, 2016, A30(9): 1-9.
- [5] 丁文江, 吴国华, 李中权, 等. 轻质高性能镁合金开发及其在航空航天领域的应用[J]. 上海航天, 2019, 36(2): 1-8.
- [6] 张新明, 周楠, 李理, 等. Mg-8Gd-3Y-0.6Zr 合金热压缩过程的动态再结晶[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(12): 2 067-2 073.
- [7] 陈舸, 肖旅, 董喜旺. 低溶质总量高强镁合金复杂铸件本体性能优化[J]. 特种铸造及有色合金, 2020, 40(8): 813-818.
- [8] 余琨, 黎文斌, 王日初, 等. 轧制及热处理对 WE43 镁合金组织和性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2008, 29(2): 95-98.
- [9] 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.
- [10] YANG Q, BU F Q, MENG F Z, et al. The improved effects by the combinative addition of lanthanum and samarium on the microstructures and the tensile properties of high-pressure die-cast Mg-4Al-based alloy[J]. Materials Science & Engineering, 2015, A628(25): 319-326.
- [11] 李克杰, 李全安, 井晓天, 等. Sm 对 Mg-6Al-1.2Y-0.9Nd 合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(1): 96-100.
- [12] 刘婷婷, 潘复生. 镁合金“固溶强化增塑”理论的发展和运用[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2 050-2 062.
- [13] 丁志兵. 微合金化 Mg-Gd-(Y)-Zn 合金的复合强韧化研究[D]. 太原: 中北大学, 2019.
- [14] 王亚飞. LPSO 相对高稀土镁合金显微组织及力学性能的影响[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2018.
- [15] LIAO H X, KIM J H, LEE T K, et al. Effect of heat treatment on LPSO morphology and mechanical properties of Mg-Zn-Y-Gd alloys[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020(8): 1 120-1 127.
- [16] HONMA T, OHKUBO T, KAMADO S, et al. Effect of Zn additions on the age-hardening of Mg-20Gd-12Y-0.2Zr alloys[J]. Acta Materialia, 2007, 55: 137-140.

(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