

含 Dy 铸造镁合金显微组织和力学性能的研究现状

安如爽^{1,2} 曹建华³ 苏鑫^{1,2} 冯志军^{1,2} 李宇飞^{1,2} 李泽华^{1,2} 熊俊杰^{1,2}

(1.高端装备轻合金铸造技术国家重点实验室; 2.沈阳铸造研究所有限公司; 3.四川航天长征装备制造有限公司)

摘 要 归纳了典型含 Dy 铸造镁合金的研究现状,主要分为两个方面,一方面是 Dy 对现有铸造镁合金晶粒尺寸、显微组织和力学性能的影响,另一方面是关于 Mg-Dy-RE 基和 Mg-RE-Dy 基铸造镁合金力学性能和微观组织的最新研究进展,并对含 Dy 铸造镁合金的发展进行了展望。

关键词 铸造镁合金;稀土元素;力学性能;微观组织

中图分类号 TG146.22 文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.2021.11.011

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



Research Status of Microstructure and Mechanical Properties of Cast Magnesium Alloys Containing Dy

An Rushuang^{1,2}, Cao Jianhua³, Su Xin^{1,2}, Feng Zhijun^{1,2}, Li Yufei^{1,2}, Li Zehua^{1,2}, Xiong Junjie^{1,2}

(1.State Key Laboratory of Light Alloy Casting Technology for High-end Equipment; 2.Shenyang Foundry Research Institute Co., Ltd.; 3.Sichuan Acrospace Changzheng Equipment Manufacturing Co., Ltd.)

Abstract: The research status of typical Dy-containing cast magnesium alloys was reviewed. The influence of Dy on the grain size, microstructure and mechanical properties of existing cast magnesium alloys was expounded. Meanwhile, the latest research progress in the mechanical properties and microstructure of Mg-Dy-RE and Mg-RE-Dy based cast magnesium alloys was presented, and the prospect of the research on the cast magnesium alloys containing Dy was also discussed.

Key Words: Casting Magnesium Alloy, Rare Earth Element, Mechanical Properties, Microstructure

收稿日期:2021-03-14;修改稿收到日期:2021-04-16

基金项目:辽宁省兴辽英才计划资助项目(190220ZK01)

第一作者简介:安如爽,男,1994 年出生,硕士研究生,沈阳(110022),E-mail:549582292@qq.com

引用格式:安如爽,曹建华,苏鑫,等.含 Dy 铸造镁合金显微组织和力学性能的研究现状[J].特种铸造及有色合金,2021,41(11):1 374-1 380.

AN R S, CAO J H, SU X, et al. Research status of microstructure and mechanical properties of cast magnesium alloys containing Dy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(11):1 374-1 380.

5 结 语

(1)通过 ProCAST 软件对封闭式叶轮的铸造过程进行模拟仿真,对铸造过程中可能产生的缺陷进行预测。通过分析,铸造缺陷主要集中在冒口、浇道等,通过加工手段去除后,不影响铸件性能,据此检验了浇注方案的合理性。

(2)通过 DLP 3D 打印技术制作了铸型及浇注系统蜡模原型,省去了传统熔模铸造工艺中蜡模模具设计制作及铸型粘接等环节,可降低生产成本,提高生产效率。生产过程中,铸件外形越复杂越能体现该技术优势。

(3)通过试验验证,使用 DLP 3D 打印技术制造的封闭式叶轮,铸件充型完整,未见明显缺陷,产品品质符合技术要求。

化研究[J].华中科技大学学报(自然科学版),2021(3): 63-67.

[2] 李朝东,李栋,孟庆文.叶轮铸件铸造工艺的优化[J].现代铸铁,2019,39(2): 47-50.

[3] 赵光华,刘志涛,李耀棠.光固化 3D 打印:原理、技术、应用及新进展[J].机电工程技术,2020,49(8): 1-6, 65.

[4] 宗学文,刘洁,徐文博.基于 SLA 的复杂零件低压熔模快速铸造工艺[J].特种铸造及有色合金,2019,39(3): 300-303.

[5] 谭培松.复杂薄壁叶轮熔模铸造工艺的探讨[J].特种铸造及有色合金,2020,40(8): 864-866.

[6] 孙丹,徐新成,汪东红,等.基于 3D 打印的叶轮快速熔模铸造工艺研究[J].特种铸造及有色合金,2016,36(11): 1 172-1 174.

[7] 杨俊生.有限元分析网格单元的选用原则[J].河南科技,2020(17): 35-37.

[8] 曾礼,赵建华,宋刚.利用 Niyama 判据预测重力铸造铝合金摩托车车轮缺陷[J].特种铸造及有色合金,2011,31(9): 807-811.

[9] 车江宁,杨旭,郭小锋,等.基于 DLP 成型的碳纤维增强光敏树脂 3D 打印工艺及性能[J].塑料工业,2020,48(11): 71-74, 83.

[10] 杨旭,郭小锋,谷明辉,等.基于试件强度及成型精度的 DLP 光敏树脂 3D 打印工艺参数研究[J].中国胶粘剂,2020,29(3): 32-36.

参 考 文 献

[1] 丁炎炎,王军,王威,等.基于 Bezier 曲线的贯流风机叶型多工况优

(编辑:刘卫)

镁合金拥有诸多优良特性,因此在日常生活和航空航天方面的应用呈现快速增长趋势。镁合金中添加稀土元素后,其性能会获得明显改善,主要强化机制为固溶强化和时效析出强化。近年来,新型高强耐热稀土铸造镁合金的研究开发引起了研究者的极大兴趣^[1~5]。目前,已有很多关于稀土镁合金的研究,并取得了一系列重要的研究成果,其中以 Mg-Y 基和 Mg-Gd 基镁合金发展比较成熟,如高强铸造 Mg-Y 系 WE54 和 WE43 合金已经成功商用化^[6,7]。研究发现,Dy 与 Gd、Y 原子半径、晶体结构和物理、化学性质相似,而且高温下 Dy 在镁合金中具有比 Gd 更高的固溶度,并随温度降低,固溶度迅速下降,具有显著的固溶强化和析出强化效应,并且 Mg-Dy 合金具有良好的生物相容性和可降解性,在生物医用方面具有很大的优势和应用前景^[8,9]。但是 Dy 价格明显高于 Gd、Y 和 Nd 等元素,所以添加重稀土 Dy 不仅会增大铸件密度,而且会导致生产成本增加。近年来,围绕现有铸造镁合金中添加 Dy 元素后显微组织和力学性能的变化以及 Mg-Dy-RE 基和 Mg-RE-Dy 基新型稀土铸造镁合金的开发等开展了一些研究,并获得了很多有意义的结果。

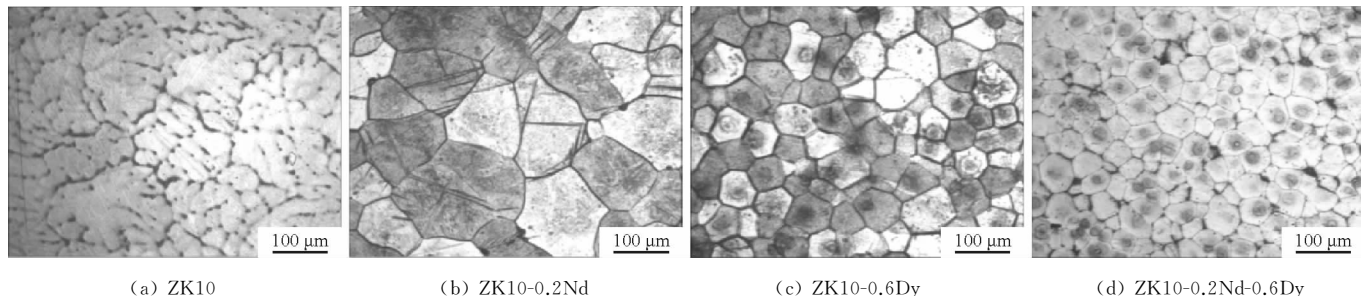
图1 不同稀土含量时 ZK10 合金的铸态显微组织^[19]

Fig.1 The as-cast microstructure of ZK10 alloy with different RE addition

金的晶粒尺寸不均匀,主要是因为添加 Dy 后,一部分会固溶进合金导致晶粒细化,另一部分会形成第二相,并沿晶界偏析,导致晶粒尺寸不均匀。刘楚明等^[18]发现,铸态 ZK60、ZK60-1Dy 和 ZK60-1Dy-1Y 合金晶粒尺寸分别为 105、85 和 35 μm ,添加 Dy 后晶粒尺寸明显减小。

周宏等^[21]发现,AZ31-0.6Ce、AZ31-0.6Ce-1.5Dy 和 AZ31-0.6Ce-2.5Dy 合金的铸态晶粒尺寸分别为 49、46 和 47 μm ,而未添加任何稀土元素时,合金晶粒尺寸为 75 μm ,发现添加 0.6% 的 Ce 后,AZ31 合金的晶粒尺寸减小了 35%,细化效果非常明显,继续添加 1.5%、2.5% 的 Dy 后,晶粒大小变化不大。

研究发现,铸态 WE43(Mg-4Y-3Nd-0.5Zr)镁合金晶粒尺寸约为 50 μm ,分别添加 1%、2% 和 3% 的 Dy 后,晶粒大小基本不发生变化,所以 Dy 对铸态 WE43 镁合金的晶粒细化作用很微弱,这主要是由于 Zr 元素

1 Dy 对镁合金组织和力学性能的影响

研究表明,镁合金中添加 Gd、Y、Nd 等稀土元素后,一方面,合金晶粒明显细化,另一方面,合金的显微组织和力学性能可获得一定程度的改善^[10~21]。

1.1 Dy 对镁合金晶粒尺寸的影响

添加适量 Dy 可明显细化 ZK10、ZK60、Mg-2Zn-0.5Zr 和 AZ31 等镁合金的铸态晶粒,并且 Dy 与 Y、Ce 等其他稀土元素复合添加时细化作用更明显,但当添加过量时,晶粒尺寸会趋于稳定,并且会导致第二相沿晶界偏析,恶化合金的显微组织。由于 Y、Nd 以及 Zr 有强烈的晶粒细化作用,WE43 镁合金铸态晶粒尺寸为 50 μm ,继续添加 Dy 后,晶粒尺寸无明显变化。

有研究发现,ZK10、ZK10-0.2Nd、ZK10-0.6Dy 和 ZK10-0.2Nd-0.6Dy 合金的铸态晶粒尺寸分别为 150、120、70 和 69 μm ^[19](见图 1),晶粒明显细化。师慧娜等^[13]发现,Mg-2Zn-0.5Zr、Mg-2Zn-0.5Zr-1.5Dy 和 Mg-2Zn-0.5Zr-3Dy 合金的铸态晶粒尺寸分别为 173.62、68.71 和 67.21 μm ,但是添加 3% (质量分数) 的 Dy 后合

不参与成相,弥散分布于 α -Mg 基体中的 Zr 颗粒和富 Zr 环可促进形核,对镁合金具有显著的晶粒细化效果^[14~16]。

1.2 Dy 对镁合金显微组织的影响

添加 Dy 会促使铸态 ZK10、ZK60 和 Mg-2Zn-0.5Zr 合金中析出第二相,并且析出量随着 Dy 添加量的增加而增加。铸态 AZ31-0.6Ce 合金中添加 Dy 后,第二相种类和数量会发生变化,是因为 Dy 原子与 β 相中 Al 原子发生反应,生成 Al_2Dy 相,使 β 相减少,而且随着 Dy 添加量增加,还会生成 MgDy_3 相。而添加 Dy 并不会改变铸态 WE43 镁合金中第二相的结构和类型,只是随着 Dy 添加量的增加,析出第二相的数量更多、尺寸更大和形状更加复杂。

研究发现,ZK10 合金铸态中无第二相析出,添加 0.6% 的 Dy 后析出了 $\text{Mg}_{10.2}\text{Zn}_{1.6}\text{Dy}_{1.0}$ 相、两种块状

Mg_{38.0}Zn_{1.0}Dy_{8.6} 和 Mg_{5.9}Zn_{1.0}Dy_{3.2} 第二相,ZK10-0.2Nd-0.6Dy合金中析出了 Mg_{30.5}Zn_{2.9}Nd_{1.0}Dy_{1.2} 相以及两种块状 Mg_{32.0}Zn_{1.8}Nd_{1.0}Dy_{8.7} 和 Mg_{53.3}Zn_{1.8}Nd_{1.0}Dy_{9.7} 第二相^[19]。师慧娜等^[13]发现,添加 Dy 可促使铸态 Mg-2Zn-0.5Zr 合金中开始析出 Mg-Zn-Dy 第二相,而且析出量随 Dy 含量的增加而增加,加入 2% 和 3% 的 Dy 后,Mg-Zn-Dy 相会沿晶界呈明显连续网状分布,而且当添加的 Dy 含量由 2% 增加到 3% 时,析出相中 Zn 和 Dy 含量由 3.84% 和 3.76% 急剧增加到 10.50% 和 19.05%。刘楚明等^[18]发现,ZK60 合金铸态中无析出第二相,加入 1% 的 Dy 后,会析出层片状 MgZn_{14.23}Dy_{6.34} 和块状 MgZn_{14.14}Dy_{7.23} 第二相,ZK60-1Y-1Dy 合金中会析出第二相,主要为 MgZn_{13.25}Y_{2.02}Dy_{3.6}、两种块状 Mg_{29.09}ZnY_{6.08}Dy_{8.84} 和 MgZn_{34.37}-Y_{6.62}Dy_{7.99} 第二相。

周宏等^[21]研究发现,铸态 AZ31 合金由树枝状 α -Mg 基体、沿晶界不规则析出的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相和晶内析出的黑色点状 Al-Mn 相组成;而加入 0.6% 的 Ce 后,合金中 β 相减少且呈弥散粒状分布,黑色点状 Al-Mn 相消失,有短杆状 Al₄Ce 相生成;AZ31-0.6Ce-1.5Dy 合

金中 β 相继续减少,短杆状 Al₄Ce 相仍然稳定存在,有多边形 Al₂Dy 新相生成;AZ31-0.6Ce-2.5Dy 合金中第二相除了 β 相、短杆状 Al₄Ce 相和多边形 Al₂Dy 相外,还析出了一种簇状 MgDy₃ 相。分析发现,添加的 RE 元素与 β 相中 Al 原子发生反应生成短杆状 Al₄Ce 相和多边形状 Al₂Dy 相,所以导致 β 相减少并且弥散分布。

添加 Dy 并不会改变铸态 WE43 镁合金相的结构和类型,合金均由 α -Mg 基体、骨骼状 Mg₅RE 和块状相 RE₁₇Mg₃ 组成,只是随着 Dy 含量的增加,合金凝固过程中会析出数量更多、尺寸更大(块状相尺寸不变)和形状更加复杂的共晶相^[14~16](见图 2)。伊军英^[15]发现,铸态 WE43 镁合金骨骼相和块状相分别为 Mg₅Y_{0.28}Nd_{0.72} 和 Y_{14.4}Nd_{2.6}Mg₃;铸态 WE43-2Dy 镁合金骨骼相的成分为 Mg₅Y_{0.30}Nd_{0.65}Dy_{0.05},块状相的成分为 Y_{12.2}Nd₂Dy_{2.8}Mg₃;铸态 WE43-5Dy 镁合金骨骼相的成分为 Mg₅Y_{0.30}Nd_{0.49}Dy_{0.21},块状相的成分为 Y_{9.8}Nd₂Dy_{5.2}Mg₃。所以,添加 Dy 后,第二相仍为 Mg₅RE 和 RE₁₇Mg₃,结构保持不变,但第二相中稀土含量会发生变化。

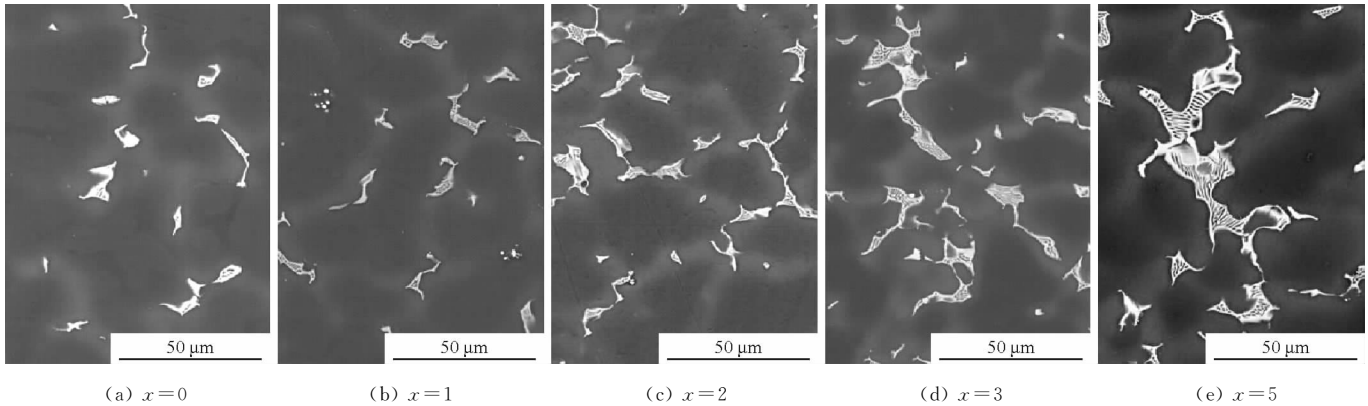


图 2 Mg-4Y-3Nd-*x*Dy-0.5Zr 合金铸态 SEM 图片^[15]
Fig.2 SEM images of as-cast Mg-4Y-3Nd-*x*Dy-0.5Zr alloy

1.3 Dy 对镁合金力学性能的影响

添加适量的 Dy 可提高铸态 ZK10、ZK60、Mg-2Zn-0.5Zr、AZ31 和 WE43 合金以及热处理态 WE43 合金的综合力学性能,而且与 Y 和 Nd 等其他 RE 元素复合添加时,对合金力学性能的提高效果更显著。

铸态 ZK10-0.6Dy 和 ZK10-0.6Dy-0.2Nd 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率较 ZK10 合金分别提高了 64%、17%、164% 和 89%、43%、232%^[19]。由此可见,添加稀土 Dy 可大幅提高 ZK10 合金的力学性能,并且同时加入 0.6% 的 Dy 和 0.6% 的 Nd 对铸态 ZK10 合金力学性能提高效果更明显,见表 1。师慧娜等^[13]发现,铸态 Mg-2Zn-0.5Zr 镁合金中分别添加 0.5%~3% 的 Dy 后,合金的屈服强度、抗拉强度和伸长率均先增加后降低,其中 Dy 含量为 1% 的镁合金的抗拉强度和伸长

率最高,含 2.0% 的 Dy 镁合金的屈服强度最高。Mg-2Zn-0.5Zr-1.5Dy 铸态合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 154 MPa、84 MPa 和 8.6%,较 Mg-2Zn-0.5Zr 合金分别提高了 7.41%、27.27% 和 8.86%,见表 2。刘楚明等^[18]发现,与 ZK60 铸态合金相比,ZK60-1Dy 铸态合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别降低、不变和升高,而 ZK60-1Y 铸态镁合金的均提高,ZK60-

表 1 不同含量 Nd 和 Dy 的铸态 ZK10 镁合金力学性能^[19]

ZK10 magnesium alloy			
合金	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
ZK10	101.3	48.4	5.0
ZK10-0.2Nd	166.6	56.8	13.2
ZK10-0.6Dy	180.3	63.4	15.2
ZK10-0.2Nd-0.6Dy	191.0	69.0	16.6

表 2 不同含量 Dy 的铸态 Mg-2Zn-0.5Zr 镁合金力学性能^[13]

Tab.2 Effect of Dy contents on properties of as-cast

Mg-2Zn-0.5Zr magnesium alloy

$w(\text{Dy})/\%$	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$
0	135±12	66±7	7.9±0.1
0.5	136±10	67±13	8.0±0.3
1.0	155±16	78±10	8.9±0.5
1.5	154±3	84±14	8.6±0.2
2.0	132±7	96±15	7.2±0.7
3.2	123±15	59±10	7±0.8

1Dy-1Y 合金的力学性能明显升高,分别较 ZK60 合金提高了 5%、17%和 177%,见表 3。

表 3 含 Dy 和 Y 的铸态 ZK60 镁合金的力学性能^[18]

Tab.3 Mechanical properties of as-cast ZK60 magnesium alloy containing Dy and Y

合金	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$
ZK60	199.7	98.7	3.1
ZK60-1Dy	175.6	99.3	4.2
ZK60-1Y	205.7	108.2	5.8
ZK60-1Dy-1Y	210.2	115.6	8.6

表 4 为 Mg-4Y-3Nd-0.4Zr- x Dy 镁合金 T6 态力学性能^[14~21]。研究发现,将未添加和添加 Dy 元素的铸态 WE43 镁合金分别在 525 ℃固溶 8 h,随后分别在 250 ℃时效 16 h 和在 225 ℃时效 12 h 后,对获得的 T6 状态的合金进行常温和高温拉伸,结果表明,铸态 WE43 镁合金中添加 Dy 后,T6 态合金常温和高温下的抗拉强度和屈服强度均会升高,而伸长率会明显降低,并且随着 Dy 含量由 1%增加到 3%,合金抗拉强度和屈服强度增加,但趋势变缓,而伸长率呈现降低趋势,且趋势变缓。

表 4 Mg-4Y-3Nd-0.4Zr- x Dy 镁合金 T6 状态力学性能

Tab.4 Mechanical properties of Mg-4Y-3Nd-0.4Zr- x Dy magnesium alloy at T6 state

x	常温			250 ℃			300 ℃		
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$
0	272	175	6.5	216	146	12.8	173	135	24
1	302	204	5.8	273	178	10.4	224	159	19.8
2	307	210	5.0	292	193	9.8	238	176	12.6
3	315	215	4.5	305	202	8.8	252	185	10.8
0	275	—	6.5	219	150	12.1	176	136	23.6
1	305	—	4.3	271	176	9.9	223	160	14.5
2	309	—	3.0	294	194	8.2	238	174	10.8
3	315	—	2.4	302	200	6.9	251	187	10.6
—	275	—	5	218	149	12.2	175	136	23.3
—	297	—	—	271	185	9.8	223	159	14.5
—	—	—	—	294	194	8.1	238	174	10.7
—	310	—	3	301	200	6.9	251	187	10.6

2 Mg-Dy-RE 基铸造镁合金

Mg-Dy-RE 基镁合金主要包括 Mg-Dy-Nd、Mg-

Dy-Zn、Mg-Dy-Cu、Mg-Dy-Ni、Mg-Dy-Sm 和 Mg-Dy-Al 基,而现有关于 Mg-Dy-RE 基铸造镁合金铸态和热处理态的显微组织和力学性能的研究主要集中于 Mg-Dy-Nd 和 Mg-Dy-Zn 基。

2.1 Mg-Dy-Nd 基镁合金

Mg-Dd-Nd 镁合金铸态显微组织主要由 α -Mg 基体和第二相组成,而且随 Dy 含量增加,第二相含量增加,合金铸态和热处理态抗拉强度和屈服强度明显提高,但伸长率迅速下降。崔媛等^[22]发现,铸态 Mg-Dy-Nd-Zr 合金由 α -Mg 基体和 Mg_5RE 第二相组成,而且 Mg_5RE 第二相含量随 Dy 含量增加而增加,导致合金抗拉强度快速增加,而伸长率急剧降低。李德辉^[23]发现,铸态 Mg- x Dy-3Nd-0.3Zr($x=7,10,12$)合金主要由 α -Mg 基体、沿晶界偏聚的骨骼相 Mg_5RE 和块状 $\text{RE}_{17}\text{Mg}_3$ 相组成,随 Dy 含量增加,第二相数量增多,晶粒尺寸基本保持不变,固溶处理后,共晶 Mg_5RE 相消失,而块状相仍然存在,晶粒尺寸增大。合金经 T6 处理后力学性能见表 5,可以发现,随 Dy 含量增加,热处理态合金常温和高温抗拉强度和屈服强度明显提高,伸长率迅速下降,而且 200 ℃时合金强度下降不明显,而伸长率明显增加,所以采用该材料可于 200 ℃左右高温环境下长期稳定服役。

表 5 Mg- x Dy-3Nd-0.3Zr 镁合金 T6 态的力学性能^[22]

Tab.5 Mechanical properties of Mg-Dy-3Nd-0.3Zr magnesium alloy at T6 state

x	常温			250 ℃			300 ℃		
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$
7	274	147	4.7	252	132	11	227	116	17.8
10	317	208	1.8	305	195	11	280	160	12.2
12	340	220	1.0	327	198	4.5	290	170	9.6

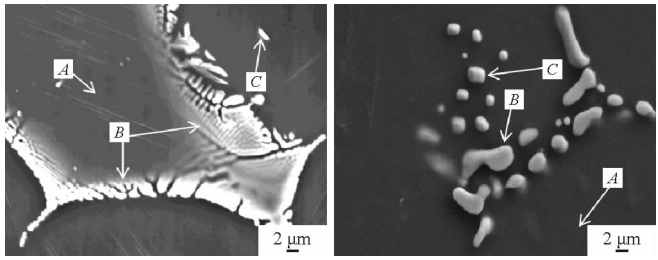
2.2 Mg-Dy-Cu/Ni/Zn 基镁合金

加入 Zn、Cu 或 Ni 后,Mg-Dy-Cu/Ni/Zn 基合金中会形成长周期堆积有序相(LPSO),使合金的铸态力学性能提高,并且后续的热处理会改变 LPSO 相的形貌。研究表明,Mg-2Dy(摩尔分数,%)铸态合金析出相为 $\text{Mg}_{24}\text{Dy}_5$ 相,而 Mg-2Dy-0.5Zn、Mg-2Dy-0.5Cu 和 Mg-2Dy-0.5Ni 铸态合金析出相为长周期堆积有序相(LP-SO)^[8,24]。铸态 Mg-2Dy-0.5Zn、Mg-2Dy-0.5Cu 和 Mg-2Dy-0.5Ni 合金的二次枝晶臂间距分别为 45、52 和 26 μm ,所以,相较于 Zn 和 Cu,Ni 的加入有效地细化了二次枝晶臂间距。铸态 Mg-2Dy-0.5Ni 合金的抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 176 MPa、120 MPa 和 15.5%,力学性能最佳。与二元合金相比,Zn、Cu 和 Ni 的加入提高了合金的铸态力学性能,主要原因是 Zn、Cu 和 Ni 加入后合金中形成了 LPSO 相。袁利桃等^[24,25]

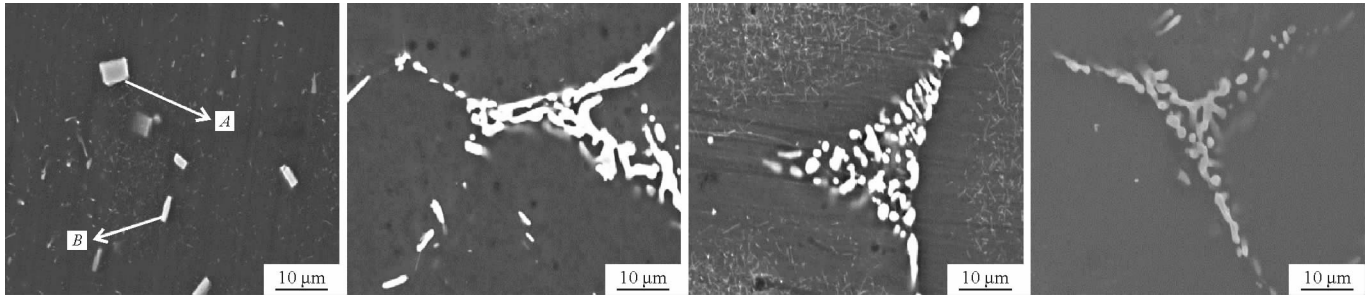
发现, Mg-2Dy-0.5Ni(摩尔分数, %)合金铸态组织为 α -Mg+晶间 LPSO 相+立方 Dy 相。铸态合金经 565 $^{\circ}\text{C}\times 12\text{ h}$ 固溶处理后, LPSO 相形貌会发生变化, 由原来的竹节状转变为块状和点状。

刘婧^[26]发现, Mg-3Dy-2Zn-0.5Gd-0.5Zr 合金铸态显微组织由 α -Mg 基体、片层状 LPSO ($\text{Mg}_{12}\text{ZnRE}$) 和颗粒状 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{RE}_2$ 相组成。铸态合金经过 520 $^{\circ}\text{C}$ 固溶 12 h 后, 合金由 α -Mg 基体和颗粒状 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{RE}_2$ 相组成, 片层状 LPSO ($\text{Mg}_{12}\text{ZnRE}$) 完全溶解, 颗粒状 $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{RE}_2$ 相部分溶解(见图 3)。固溶态合金经不同温度和时间时效处理后, 会析出种类不同的第二相(见图 4)。固溶处理可提高合金的力学性能, 尤其是抗拉强度和伸长率大幅提高, 随后的时效热处理可以大幅提高合金的抗拉强度和屈服强度, 而伸长率基本保持不变。铸态 Mg-3Dy-2Zn-0.5Zr 合金中添加 0.5% 和 1% 的 Gd 可分别提高和降低其力学性能^[27], 见表 6。BI G L 等^[28]

发现铸态 Mg-2Dy-6Zn(摩尔分数, %)合金除了 α -Mg 之外, 第二相主要包括 Mg_3DyZn_6 (I)、 $\text{Mg}_3\text{Dy}_2\text{Zn}_3$ (W)、 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Dy})$ 和 $\text{Mg}_{0.97}\text{Zn}_{0.03}$ 相, 经过固溶处理(480 $^{\circ}\text{C}$, 12 h)后, I 相和大部分 W 相溶解, 剩余 W 相转化为 $\text{Mg}(\text{Dy}, \text{Zn})$ 相和 MgDy_3 相, 固溶处理后的合金经人工时效处理(200 $^{\circ}\text{C}\times 8\text{ h}$), I 相和细小的 W 相会从 α -Mg



(a) 铸态 (b) 固溶态
图 3 Mg-3Dy-2Zn-0.5Gd-0.5Zr 合金铸态和固溶态 SEM^[26]
Fig.3 SEM images of as-cast and solid soluted Mg-3Dy-2Zn-0.5Gd-0.5Zr alloy



(a) 175 $^{\circ}\text{C}$ (b) 200 $^{\circ}\text{C}$ (c) 225 $^{\circ}\text{C}$ (d) 250 $^{\circ}\text{C}$
图 4 Mg-3Dy-2Zn-0.5Gd-0.5Zr 合金经 520 $^{\circ}\text{C}\times 12\text{ h}$ 固溶后在不同温度下时效 24 h 的 SEM 照片^[26]
Fig.4 SEM images of Mg-3Dy-2Zn-0.5Gd-0.5Zr alloy after solid solution at 520 $^{\circ}\text{C}$ for 12 h and aging at different temperatures for 24 h

表 6 Mg-Dy-Zn 基稀土镁合金的室温力学性能 ^[27]				
Tab.6 Mechanical properties of Mg-Dy-Zn-based rare earth magnesium alloy at room temperature				
合金	状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$
Mg-3Dy-2Zn-0.5Gd-0.5Zr	铸态	162	98	4.6
	520 $^{\circ}\text{C}\times 12\text{ h}$	233	108	19.0
	520 $^{\circ}\text{C}\times 12\text{ h}+200\text{ }^{\circ}\text{C}\times 32\text{ h}$	266	140	18.6
Mg-3Dy-2Zn-0.5Zr	铸态	186	67	8.3
Mg-3Dy-2Zn-1Gd-0.5Zr	铸态	170	90	3.6

基体中时效析出。

3 Mg-RE-Dy 基稀土铸造镁合金

Mg-RE-Dy 基合金包括 Mg-Y-Dy 基和 Mg-Gd-Dy 基, 而关于 Mg-RE-Dy 基铸造镁合金铸态和热处理态的显微组织和力学性能的研究主要集中于 Mg-Gd-Dy 基。

3.1 Mg-Y-Dy 基镁合金

目前关于 Mg-Y-Dy 基铸造镁合金的研究较少, 尤

其是关于 Mg-Y-Dy 基热处理态合金的组织 and 性能方面的研究。钟罗喜等^[29]发现铸态 Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-1Gd、Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-0.2Zn 和 Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-1Gd-0.2Zn 合金的晶粒尺寸分别约为 18、33 和 50 μm , 可见单独添加 1% 的 Gd 后, 合金晶粒尺寸最小, 晶粒尺寸差异可能与过冷度不同有关。Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-1Gd 合金由 α -Mg 和两种颗粒相组成, 颗粒相分别为 Mg_{24}Y_5 相和 $\text{Mg}_3\text{Dy}_{17}$ 相, 而 Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-0.2Zn 和 Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-1Gd-0.2Zn 合金由 α -Mg 和较多的颗粒状 Mg_{24}Y_5 、 $\text{Mg}_3\text{Dy}_{17}$ 相以及少量的层片状 Mg_{12}YZn 组成。添加 1% 的 Gd、0.2% 的 Zn 和 1% 的 Gd+0.2% 的 Zn 后 3 种合金铸态晶粒尺寸依次增大、第二相的含量依次增多, 铸态力学性能依次递减, 见表 7。毕媛^[30]研究了 Mg-4Y-3Dy-0.4Zr 合金中添加 1% 的 Gd、0.2% 的 Zn 和 1% 的 Gd+0.2% 的 Zn 后铸态合金的显微组织和力学性能变化, 获得了与上述大致相同的结论, 但颗粒状第二相为 Mg_5RE 而不是 Mg_{24}Y_5 , 其二是单独添加 0.2%

的 Zn 后合金的伸长率为 6.5%，为 3 种合金中的最高值。铸态合金经过固溶处理后，合金中第二相 Mg_5RE 和 Mg_3RE_{17} 发生溶解，时效处理后，合金中析出细小颗粒状相，由于尺寸太小，在 XRD 图谱中无法检测到。合金经 T6 热处理后，室温力学性能不但没有提高，反而出现明显下降，但伸长率增加，见表 7。

表 7 Mg-Y-Dy 基稀土镁合金的室温力学性能^[29]

Tab.7 Tensile properties of Mg-Y-Dy-based rare earth magnesium alloy at room temperature				
试验合金	状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-1Gd	铸态	214	110	5.8
Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-0.2Zn	铸态	190	92	6.5
Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-1Gd-0.2Zn	铸态	169	88	4.7
Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-1Gd	460℃×12 h+ 200℃×24 h	120	83	7.8

3.2 Mg-Gd-Dy 基镁合金

Mg-Gd-Dy 基合金中加入 Zr 元素可明显细化晶粒尺寸、提高合金铸态和热处理态的综合力学性能，并且随重稀土元素 Gd 和 Dy 含量的升高，热处理态合金抗拉强度和屈服强度明显提高，而伸长率迅速下降；加入 Zn 后，合金中形成 LPSO 相，热处理态合金伸长率极大提高，但是抗拉强度和屈服强度均明显下降。王振林等^[31]发现，铸态 Mg-2.58Gd-1.32Dy-0.12Zr 合金除了 α -Mg 基体并无其他相析出，而铸态 Mg-10.94Gd-4.98Dy-0.13Zr 合金中有 Mg_5RE 相析出。铸态 Mg-2.58Gd-1.32Dy-0.12Zr 合金和 Mg-10.94Gd-4.98Dy-0.13Zr 合金抗拉强度和伸长率分别为 160 MPa 和 11.17%、176 MPa 和 0.67%。任峻等^[32]研究了 DG82K 合金和 DG28K 合金铸态和热处理态的显微组织和力学性能，发现二者铸态组织均由 α -Mg 基体和第二相组成，但是前者第二相含量低于后者，同时前者晶粒尺寸（58 μm ）也小于后者（68 μm ），合金经过 520℃固溶 8 h 后，DG82K 合金中第二相全部溶解，DG28K 合金中第二相部分溶解。无论是铸态还是 T4 态，DG82K 合金常温力学性能均低于 DG28K 合金，两种合金经过固溶处理后，抗拉强度和屈服强度均略微降低，伸长率略微升高，见表 8。LI P H 等^[33]发现，铸态 Mg-4.0Gd-3.5Dy-3.1Nd-0.4Zr 合金晶粒尺寸约为 25 μm ，经过时效热处理后，常温下抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 298 MPa、178 MPa 和 3.31%，而且合金在 200℃下高温拉伸时，力学性能较铸态无明显下降。吴若愚^[34]发现，铸态 Mg-6Gd- x Dy-0.4Zn（ $x=1,2,3$ ，质量分数，%）合金中随 Dy 含量增加，合金晶粒尺寸逐渐增大，第二相种类不发生变化，均为 $Mg_{24}(Gd,Dy,Zn)_5$ 相，而形态发生变化：少量颗粒状+大量断续的孤岛状→大量颗粒状+少量短絮状→颗粒状+短絮状+长条状和“字母

表 8 Mg-Gd-Dy 基稀土镁合金的室温力学性能^[32]

Tab.8 Mechanical properties of Mg-Gd-Dy-based rare earth magnesium alloy at room temperature				
试验合金	状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
Mg-8Dy-2Gd-0.2Zr(DG82K)	铸态	200	118	23
Mg-8Dy-2Gd-0.2Zr(DG82K)	520℃×8 h	198	116	24
Mg-2Dy-8Gd-0.2Zr(DG28K)	铸态	220	122	17
Mg-2Dy-8Gd-0.2Zr(DG28K)	520℃×8 h	213	120	18
Mg-4.0Gd-3.5Dy-3.1Nd-0.4Zr	525℃×8 h+ 200℃×64 h	298	178	3.31
Mg-6Gd-1Dy-0.4Zn	铸态	185	88	5.5
Mg-6Gd-2Dy-0.4Zn	铸态	175	87	3.5
Mg-6Gd-3Dy-0.4Zn	铸态	170	88	3.2
Mg-6Gd-1Dy-0.4Zn	430℃×12 h+ 200℃×24 h	257	123	2.5
Mg-6Gd-2Dy-0.4Zn	430℃×12 h+ 200℃×24 h	244	122	2.4
Mg-6Gd-3Dy-0.4Zn	430℃×12 h+ 200℃×24 h	239	123	2.1
Mg-6Gd-2Dy-1Zn	铸态	184	88	4.3
Mg-6Gd-2Dy-2Zn	铸态	195	89	5.5
Mg-6Gd-2Dy-0.4Zr	铸态	183	97	3.0
Mg-6Gd-2Dy-0.4Zn	460℃×12 h+ 200℃×24 h	244	122	2.4
Mg-6Gd-2Dy-1Zn	460℃×12 h+ 200℃×24 h	264	127	3.5
Mg-6Gd-2Dy-2Zn	460℃×12 h+ 200℃×24 h	288	127	3.9
Mg-6Gd-2Dy-0.4Zr	460℃×12 h+ 200℃×24 h	250	126	2.1
Mg-8Gd-1Dy-0.4Zn	铸态	195	103	3.5
Mg-8Gd-1Dy-0.4Zn	430℃×12 h+ 200℃×24 h	303	155	2.0

状”，其中 Dy 含量为 1% 的合金具有较佳的室温力学性能；铸态 Mg-6Gd-2Dy- x Zn（ $x=0.4,1,2$ ，质量分数，%）合金随 Zn 含量不同，第二相种类会发生变化： $Mg_{24}(Gd,Dy,Zn)_5$ 相→ $Mg_3(Gd,Dy,Zn)$ 相→ $Mg_3(Gd,Dy,Zn)$ 相，其中 Zn 含量为 2% 的合金具有较佳的铸态室温力学性能；铸态 Mg- x Gd-1Dy-0.4Zn（ $x=6,8$ ，质量分数，%）合金随 Gd 含量不同，合金第二相种类会发生变化： $Mg_{24}(Gd,Dy,Zn)_5$ 相→ $Mg_{24}Gd$ 相+ $Mg_{12}GdZn$ 相，其中 Gd 含量为 8% 的镁合金具有较佳的室温力学性能。经 T6 热处理后，其抗拉强度和屈服强度提高，而伸长率出现下降。

4 问题与展望

由于 Dy 与 Gd 原子半径、晶体结构和物理、化学性质相似，而且高温下 Dy 在镁合金中具有更高的固溶度，随温度降低，固溶度迅速下降，具有显著的固溶强化和析出强化效应，所以含 Dy 稀土铸造镁合金具有很大的发展潜力和研究价值。目前，国内外关于含 Dy 铸造

镁合金的研究已取得一系列结果,但是相比于含 Gd 和含 Y 镁合金,仍处于初级阶段。对未来含 Dy 铸造镁合金的发展可以从以下 5 个方面考虑。

(1)将 Dy 添加到更多种类的现有铸造镁合金中,系统研究添加前后合金显微组织和力学性能的变化。

(2)通过学习和借鉴 Mg-Gd 基和 Mg-Y 基铸造镁合金成功开发的经验,分析和总结影响稀土镁合金性能的主要因素,研究开发出高强耐热 Mg-Dy 基铸造镁合金。

(3)通过设计大量 Dy 与 Gd、Y 和 Nd 等其他稀土元素复合添加的镁合金熔炼试验,研究 Dy 与其他稀土元素间的相互作用,以及对镁合金显微组织和力学性能的影响。

(4)研究复合添加 Dy 与 Zn、Cu、Ni 等元素的镁合金的显微组织和力学性能,尤其是各种元素含量变化对 LPSO 相组织和结构的影响,以及 LPSO 相对镁合金显微组织和力学性能的影响。

(5)现有关于含 Dy 镁合金的研究主要集中于显微组织和力学性能上,而关于铸造性能和腐蚀性能等研究很少,后续需要加强。

参 考 文 献

- [1] 蒋斌,刘文君,肖旅,等. 航空航天用镁合金的研究进展[J]. 上海航天, 2019, 36(2): 22-30.
- [2] 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.
- [3] 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, 30(17): 1-9.
- [4] 刘宝忠,范燕平,刘娇娇,等. 重稀土耐热镁合金的研究现状及发展[J]. 材料导报, 2012, 26(11): 110-113.
- [5] 肖阳,张新明,王飞超,等. 高强耐热镁合金的合金化设计[J]. 轻合金加工技术, 2012, 40(11): 32-40.
- [6] 杨光山,尹东松. 热处理对 Mg-4Y-3RE 合金微观组织和力学性能影响[J]. 铸造技术, 2017, 38(1): 74-76.
- [7] KUBÁSEK J, DVORSKÝ D, ČAVOJSKÝ M, et al. Superior properties of Mg-4Y-3RE-Zr alloy prepared by powder metallurgy [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2017, 33(7): 652-660.
- [8] BI G L, LUO X, JIANG J, et al. Effect of Zn, Cu and Ni addition on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Dy alloys[J]. China Foundry, 2016, 13(1): 54-58.
- [9] 辛超. 长周期有序堆垛增强 Mg-Zn-Dy 合金组织性能研究[D]. 太原:太原理工大学, 2013.
- [10] ZHAN L, LE Y, FENG Z, et al. Effect of Gd addition on mechanical and microstructural properties of Mg-xGd-2.6Nd-0.5Zn-0.5Zr cast alloys[J]. China Foundry, 2020, 17(3): 212-218.
- [11] 刘苏阳. 稀土元素 Y 对 Mg-Gd-Zn 合金时效行为的影响[D]. 哈尔滨:哈尔滨工程大学, 2015.
- [12] 刘洪汇. Mg-Nd-Zn-Zr 合金晶粒细化及疲劳和高温力学性能[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2017.
- [13] 师慧娜,贺俊光,文九巴,等. 稀土元素 Dy 对 Mg-2Zn-0.5Zr 生物镁合金组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2020, 41(1): 12-18.
- [14] LIU H H, NIE Z L, YI J Y, et al. Effect of Dy addition on microstructure and mechanical properties of Mg-4Y-3Nd-0.4Zr alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(4): 797-803.
- [15] 伊军英. Dy 对 Mg-Y-Nd 系合金组织和性能影响规律研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2015.
- [16] 隋联亨. Dy 对 Mg-Y-Nd 系合金组织和力学性能的影响[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2011.
- [17] 王志峰,赵维民,崔妍,等. 稀土元素 Ce、Dy、Nd 对 Mg-Zn-Y 基准晶合金显微组织的影响[J]. 中国铸造装备与技术, 2011(3): 1-3.
- [18] 刘楚明,彭小仙,李慧中,等. Dy 和 Y 对 ZK60 镁合金铸态组织和力学性能的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2010, 41(4): 1 303-1 309.
- [19] 刘楚明,李冰峰,刘洪挺,等. 稀土元素 Nd 和 Dy 对铸态 ZK10 镁合金组织及性能的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2010, 41(1): 125-131.
- [20] 彭小仙. 稀土元素 Dy、Y 及变形工艺对 ZK60 镁合金组织及力学性能的影响[D]. 长沙:中南大学, 2009.
- [21] 周宏,李文平,马勇,等. 添加 Ce、Dy 对 AZ31 镁合金显微组织和轧制性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2008(S1): 218-222.
- [22] 崔媛,贾庆明. Dy 含量对 Mg-Dy-Nd 合金组织与力学性能的影响[J]. 云南冶金, 2010, 39(6): 45-48.
- [23] 李德辉. Mg-Dy-Nd-(Gd)系合金组织与性能研究[D]. 上海:上海交通大学, 2007.
- [24] 袁利桃. LPSO 相增强的 Mg-Dy-Ni 合金的显微组织和时效硬化行为[D]. 兰州:兰州理工大学, 2017.
- [25] YUAN L T, BI G L, LI Y D, et al. Effects of solid solution treatment and cooling on morphology of LPSO phase and precipitation hardening behavior of Mg-Dy-Ni alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(11): 2 381-2 389.
- [26] 刘婧. 热处理对 Mg-3Dy-2Zn-0.5Gd-0.5Zr 铸造镁合金显微组织、力学性能和腐蚀性能的影响研究[D]. 重庆:重庆理工大学, 2019.
- [27] 杨明波,刘婧,钟罗喜,等. Gd 对 Mg-3Dy-2Zn-0.5Zr 镁合金铸态显微组织和力学性能的影响[J]. 重庆理工大学学报(自然科学), 2019, 33(2): 99-105.
- [28] BI G L, HUANG Y X, JIANG J, et al. Microstructural evolution and age-hardening behavior of quasicrystal-reinforced Mg-Dy-Zn alloy[J]. Rare Metals, 2018, 38:1-7.
- [29] 钟罗喜,杨明波. Mg-4Y-3Dy-0.4Zr-Zn/Gd 镁合金的铸态显微组织和拉伸性能[J]. 重庆理工大学学报(自然科学), 2019, 33(1): 99-104.
- [30] 毕媛. Mg-4Y-3Ho/Dy/Gd 基高强铸造镁合金的显微组织和力学性能研究[D]. 重庆:重庆理工大学, 2018.
- [31] 王振林,刘辰,曹召勋,等. Mg-Gd-Dy-Zr 医用镁合金的组织与性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39(4): 357-361.
- [32] 任峻,马颖,陶钦贵. 高性能镁合金 Mg-Dy-Gd-Zr 微观组织及力学性能研究[J]. 热加工工艺, 2015, 44(20): 195-197.
- [33] LI P H, DENG J, ZENG X Q, et al. Age hardening characteristics and mechanical properties of Mg-3.5Dy-4.0Gd-3.1Nd-0.4Zr alloy[J]. Transaction of Nonferrous Metals Society of China, 2006, 16(3): 1 694-1 697.
- [34] 吴若愚. Mg-Gd-Dy 基高强铸造镁合金的显微组织和力学性能研究[D]. 重庆:重庆理工大学, 2018.

(编辑:张正贺)