

Y对可降解Mg-Sm-Zn-Ni-Zr合金铸态组织与性能的影响

徐超渊¹ 韩宝军¹ 张明明² 彭光怀¹ 杨初斌¹ 林贵强¹ 李亿保³

(1. 赣南师范大学江西省镁合金材料工程技术研究中心, 赣州 341000; 2. 江西达镁合金技术有限公司, 赣州 341003; 3. 赣南师范大学化学化工学院, 赣州 341000)

摘要 采用金相显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)、X射线衍射(XRD)、压缩和质量损失试验等手段,研究了Y添加量对Mg-3Sm-2.5Zn-2Ni-0.5Zr合金铸态微观组织与性能的影响。结果表明,随着Y添加量的增加,合金晶粒细化,细网状Mg₂Ni和Mg₃Sm₂Zn₃第二相逐渐转变为更粗厚致密的网状LPSO相。合金的强度与伸长率随Y含量的增加而升高,添加6.5%的(质量分数,下同)Y的合金抗压强度和伸长率为370.75 MPa和25.19%,具有理想的综合力学性能。随Y含量增大,合金自腐蚀电流密度和腐蚀质量损失率先均增加后降低,5.5%的Y添加合金的自腐蚀电流密度最大,为 1.71×10^{-3} A/cm²,腐蚀速率为118.74 mg/(cm²·h)。

关键词 可降解镁合金; 稀土Y; 微观组织; 力学性能; 失重腐蚀

中图分类号 TG146.22

文献标志码 A

DOI:10.15980/j.tzzz.T20240407

Effects of Y on As-cast Microstructure and Properties of Degradable Mg-Sm-Zn-Ni-Zr Alloy

XU Chaoyuan¹, HAN Baojun¹, ZHANG Mingming², PENG Guanghuai¹, YANG Chubin¹, LIN Guiqiang¹, LI Yibao³

(1. Jiangxi Magnesium Alloy Materials Engineering Technology Research Center, Gannan Normal University, Ganzhou 341000; 2. Jiangxi Shida Magnesium Alloy Technology Co., Ltd., Ganzhou 341003; 3. School of Chemistry and Chemical Engineering, Gannan Normal University, Ganzhou 341000)

Abstract: The influence of Y addition on the as-cast microstructure and properties of Mg-3Sm-2.5Zn-2Ni-0.5Zr alloy was investigated using OM, SEM, XRD, compression test, and weight loss experiments. The results indicate that with the increase of Y addition, the grains are refined, and the thin reticular Mg₂Ni and Mg₃Sm₂Zn₃ secondary phases are gradually transformed into a thicker and denser reticular LPSO phase. The strength and elongation of the alloy are increased with the increase of Y content. The alloy with 6.5% Y addition exhibits an optimal comprehensive mechanical performance with a compressive strength of 370.75 MPa and an elongation of 25.19%. After Y addition, both the self-corrosion current density and the corrosion weight loss rate of the alloy are firstly increased and then decreased. The alloy with 5.5% Y possesses the highest self-corrosion current density of 1.71×10^{-3} A/cm² and the corrosion rate of 118.74 mg/(cm²·h).

Key Words: Degradable Magnesium Alloy, Rare Earth Y, Microstructure, Mechanical Properties, Weightless Corrosion

近年来,多级分段压裂技术在非常规低渗环境油气的开采中应用越来越广泛,并逐渐展现优势,其中压裂材料是推进多级分段压裂技术进步的基础^[1-2]。与钢铁、高聚物等压裂作业后需钻除返排的传统材料相比,镁合金具有密度低、比强度高、可降解和环境友好等特点,在可降解压裂材料的研发与应用中具有广阔前景^[3-6]。

镁合金第二相与镁基体之间发生的微电偶腐蚀是镁合金腐蚀的主要途径^[7-8],通过Cu、Ni元素合金化加剧第二相和镁合金之间的电位差能促进镁合金溶解,常被用于可降解镁合金^[9-10]。周苗等^[11]向AZ31合金中添加不同含量的Cu后得到由AlCuMg相与镁基体构成的AZ31-xCu铸态合金,发现离散分布的AlCuMg相周围

收稿日期:2024-10-09;修订日期:2024-11-08

基金项目:江西省教育厅科学技术研究资助项目(GJJ211440)

第一作者简介:徐超渊,男,2000年出生,硕士研究生, E-mail:2686378286@qq.com

通信作者:韩宝军,男,1980年出生,副教授, E-mail:29156046@qq.com

引用格式:徐超渊,韩宝军,张明明,等. Y对可降解Mg-Sm-Zn-Ni-Zr合金铸态组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(9): 1430-1435.

XU C Y, HAN B J, ZHANG M M, et al. Effects of Y on as-cast microstructure and properties of degradable Mg-Sm-Zn-Ni-Zr alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(9): 1430-1435.

发生更多的点蚀,随 Cu 含量上升合金的腐蚀速率显著加快。NIU H Y 等^[12]研究添加 0.5%~4% Ni 的 Mg-4Zn 合金,发现含 Ni 第二相均匀分散于镁基体中,随 Ni 含量升高,合金的抗压强度和腐蚀速率提高,其中含 4% Ni 的合金抗压强度和伸长率分别为 264.8 MPa 和 20.1%,同时在 93 ℃的 3% KCl 溶液中具有 60.2 mg/(cm²·h)的质量损失腐蚀速率。WANG D W 等^[13]研究表明,添加 0~5% Ni 后 Mg-Zn-Ca 合金的最大质量损失腐蚀速率为 942 mg/(cm²·h),最大抗压强度和伸长率分别为 242.6 MPa 和 16.0%。压裂材料在具备较高腐蚀速率的同时仍需具备较高的抗压能力(>300 MPa)^[5]。Cu、Ni 元素的添加提高了合金腐蚀速率,然而其对合金力学性能的改善有限,因此寻找有效途径提高可降解镁合金的强度等力学性能十分必要,其中稀土合金化是一条有效途径。LIU Y H 等^[14]设计研究了 Mg-9.5Gd-2.7Y-0.9Zn-0.8Cu 合金,该合金在具备快速溶解特性的同时,抗压强度可达 619.3 MPa。DAI C N 等^[7]通过控制 Er、Ni 的添加量,研究了 Mg-Er-Ni 合金中 LPSO 相的体积分数与合金抗拉强度和质量损失速率的关系,发现随着 Er、Ni 的添加,合金中的 LPSO 相体积分数增加,其抗拉强度和质量损失速率逐步提升至 514 MPa 和 142.5 mg/(cm²·h)。WU S Z 等^[15]通过改变 Y 添加量控制合金的 $x(Y)/x(Ni)$ 摩尔比制备的 Mg₉₆Y₂Ni₂ 合金抗拉强度为 510 MPa,伸长率为 7.2%。WANG J H 等^[16]通过以 3% 的 Y 取代 Mg-8Gd-5Ni 合金中相应含量的 Gd,合金抗拉强度由 331.71 MPa 提升至 364.80 MPa,质量损失腐蚀速率仍能保持在 234.6 mg/(cm²·h)。

本研究在前期开发的 Mg-Sm-Zn-Ni-Zr 合金基础上^[17],进一步通过真空熔铸法制备了系列 Mg- x Y-3Sm-2.5Zn-2Ni-0.5Zr,研究添加 Y 后 Mg-Sm-Zn-Ni-Zr 合金微观组织与性能的变化,以期为高强可降解镁合金的开发提供参考。

1 试验材料与方法

试验材料的设计成分为 Mg- x Y-3Sm-2.5Zn-2Ni-0.5Zr($x=0, 2, 3, 4.5, 5.5, 6.5$, 质量分数, %, 下同),所用原料为纯 Mg(>99.95%)、纯 Zn(>99.99%)及 Mg-30Sm、Mg-30Y、Mg-30Ni、Mg-30Zr 中间合金。

熔铸前首先将原料用钢丝刷抛光去除表面氧化层,放入真空感应熔炼炉(ZG-30L)坩埚中,抽真空后以 15 kW 预热原料 10 min 后,充入氩气保护并将功率提升至 25 kW,加热至原料熔化,随后将功率升高至 35 kW 并保温使熔液充分均匀。随后浇注于直径为 100 mm 铸铁模具中,冷却 1 h 后脱模得到铸棒,使用 Ultima Expert 电感耦合

等离子体原子吸收光谱(ICP-OES, Jobin yvon Horiba Ultima Experta)分析合金的化学成分,结果见表 1。

表 1 不同 Y 含量合金铸棒的化学成分

Tab.1 Chemical composition of ingots with different Y contents

$w(Y)/\%$	w_B					
	Y	Sm	Zn	Ni	Zr	Mg
0	—	2.97	2.59	1.95	0.43	余量
2	1.99	3.15	2.61	1.89	0.16	余量
3	2.86	3.20	2.70	1.91	0.19	余量
4.5	4.74	3.11	2.62	2.11	0.42	余量
5.5	5.28	2.89	2.51	1.93	0.55	余量
6.5	6.21	3.17	2.70	2.02	0.45	余量

采用线切割从铸棒取样加工为 $\phi 12 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ 的圆柱形试样,使用混有体积分数为 4% 的硝酸与 2% 的乙酸的乙醇溶液腐蚀试样。采用力拓金相显微镜(OM, Soptop IE500M)观察合金 OM 组织,使用带有能谱仪的环境扫描电镜(SEM, FEI Quanter 450; EDS, Bruker Nano XFlash detector 5030)分析合金 SEM 形貌与元素组成。使用 X 射线多晶衍射仪(XRD, Bruker D8 Advance)测试合金物相组成,Cu 靶 K α 射线,扫描角度为 20°~85°,步长为 0.1°。

将不同 Y 含量的铸态合金按金属材料-室温压缩试验方法(GB/T 7314-2017)加工成标距为 25~30 mm,直径为 10 mm 的圆柱状压缩试样,并将试样表面打磨至 2 000 号。使用微控电子万能试验机(WDW-200KN)以 1 mm/min 进行单向压缩试验。

将质量损失腐蚀试样加工成边长为 10 mm 方块,打磨至 2 000 号后浸泡于体积分数为 3% 的 KCl 溶液中,试样初始表面积与溶液体积比为 1 cm²:20 mL。

$$v_{wl} = \frac{(m_0 - m_t)}{St}$$

式中, v_{wl} 为质量损失速率,mg/(cm²·h); m_0 、 m_t 分别为初始质量和浸泡 t 时间后的质量,mg; S 为试样初始表面积, cm²。

使用电化学工作站(CHI 660E)在 25 ℃的质量分数为 3% KCl 溶液中进行电化学测试,采用三电极体系,其中参比电极(SCE)、对电极(CE)和工作电极(WE)分别为饱和甘汞电极、铂片电极和试样。在开路电位保持至试样稳定后(电位波动小于 5 mV/min),进行动电位极化测试,以 2 mV/s 扫描速率测试范围为开路电位(OCP ± 0.4) V 范围的动电位极化曲线,测试结果用 Tafel 外推法分析。

2 试验结果与讨论

2.1 Y 添加量对合金组织的影响

图 1 为不同 Y 含量时镁合金的铸态金相组织。可

可以看出,未添加Y的合金主要由镁基体和呈网状分布的枝晶第二相组成,添加2%的Y后,镁基体内部出现薄层状相,网状第二相加粗且出现较多延伸向镁基体内的树突状枝晶。随着Y添加量增加,合金铸态组织逐渐细化,第二相更为粗厚且更密集。这主要是由于稀土Y在镁合金中具有较高的固溶度,且固溶度随温度降低而急剧降低^[18]。在凝固过程中,Y的固溶度骤降引起的溶质再分配会使得合金的结构过冷度增大,随着Y含量增加,结构过冷度增大使得合金微观结构逐渐细化^[19-20]。

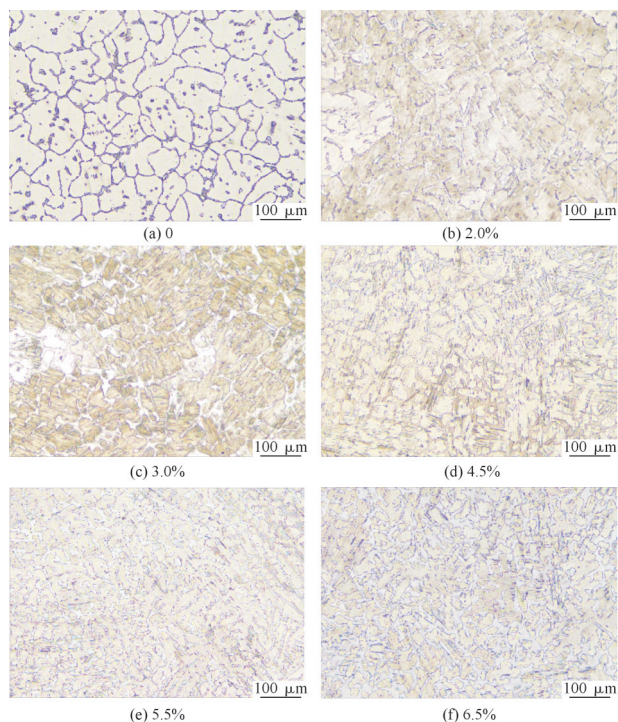


图1 不同Y含量合金的铸态金相组织

Fig.1 OM images of as-cast alloys with different Y contents

图2为不同Y含量下铸态合金的XRD图谱。可以发现,未添加Y的合金主要由 α -Mg基体、 Mg_2Ni 和 $Mg_3Sm_2Zn_3(W)$ 相组成。添加2%Y后的合金中,W相衍射峰强度减弱、 Mg_2Ni 相衍射峰消失的同时,出现 $Mg_{12}(YSm)(Zn,Ni)$ 相(LPSO)的衍射峰。当Y添加量增加到3%时,W相衍射峰再次增强,随Y添加量进一步上升,LPSO相的衍射峰强度逐渐增加,W相衍射峰逐渐减弱至消失。由于铸态合金的 $Mg_{12}(YSm)(Zn,Ni)$ 与 $Mg_3(Y,Sm)_2(Zn,Ni)_3$ 相组成和XRD图谱中的衍射峰位置与已报道的Mg-Zn-Y合金体系中三元相W相($Mg_3Y_2Zn_3$)和LPSO相($Mg_{12}YZn$)的化学成分和衍射峰位置吻合^[21-23],且镁稀土过渡金属化合物中部分稀土元素和过渡金属元素可以相互替换而不引起其结构发生改变^[24],故鉴定添加Y后的铸态合金微观组织中的亮白色相为W相、灰色相为LPSO相。

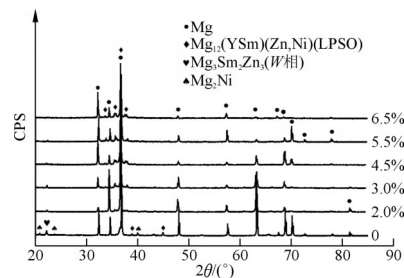


图2 不同Y含量下铸态合金的XRD图谱

Fig.2 XRD patterns of as-cast alloys with different Y contents

图3和图4为不同Y含量下铸态合金不同倍率的SEM图。可以发现,合金铸态组织主要由暗色镁基体、

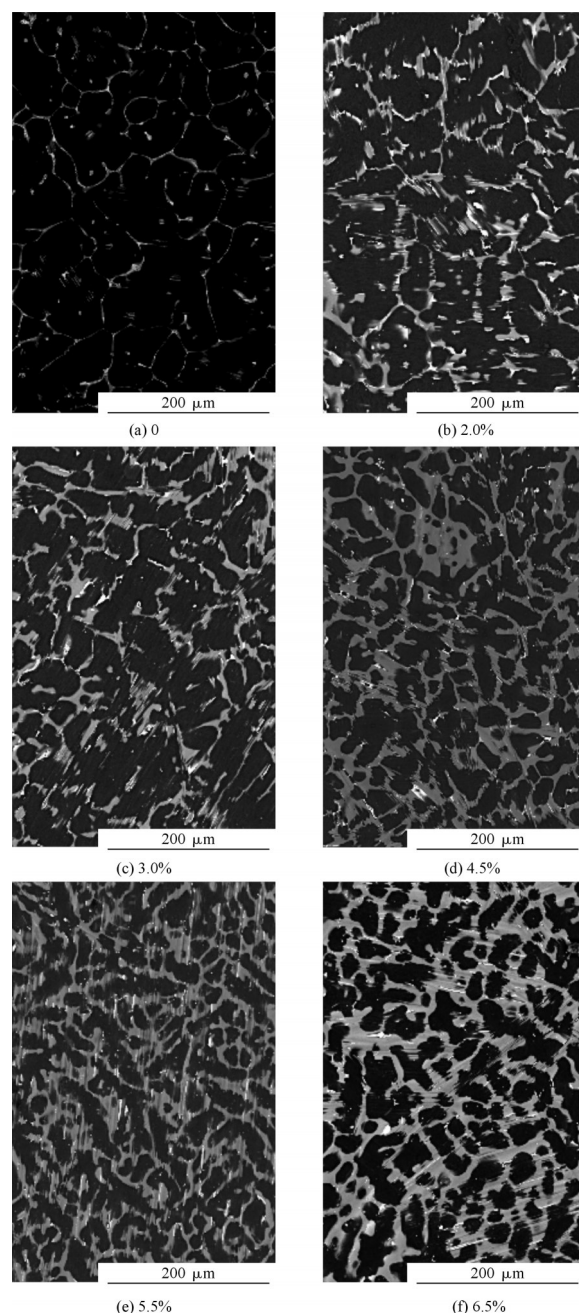


图3 不同Y含量下铸态合金的低倍SEM图

Fig.3 Low magnification SEM images of as-cast alloys with different Y contents

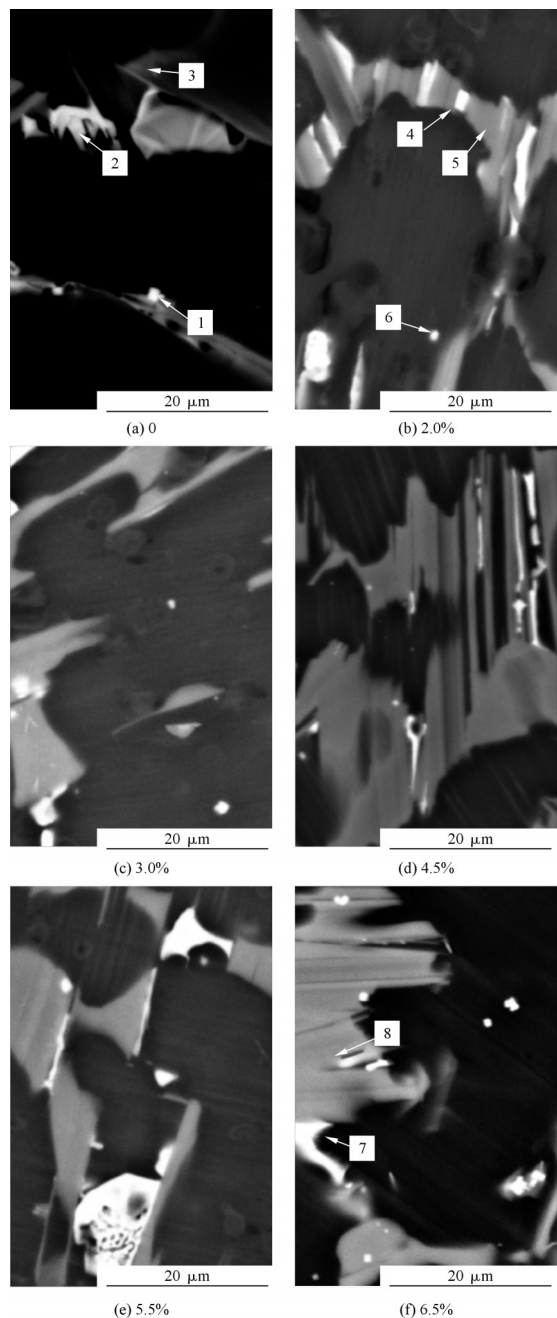


图4 不同Y含量下铸态合金的高倍SEM图

Fig.4 High magnification SEM images of as-cast alloys with different Y contents

白色和灰色化合物形成的半连续网状共晶第二相及亮白色方颗粒组成。随着Y含量升高,网状第二相上白色化合物逐渐减少,灰色化合物逐渐加粗。表2为图4标注各点EDS结果。分析可知,未添加Y的合金中网状相主要由白色W相和灰色Mg₂Ni相组成,方块相为Mg₄₁Sm₅相。添加2%的Y后,合金的网状相主要由白色W相和灰色LPSO相组成,方块相为富Y颗粒。结果表明,添加Y后,网状相中灰色化合物成分由Mg₂Ni相转变为LPSO相,第二相更粗厚。添加的Y主要与Mg、Zn和Ni元素共同形成网状LPSO相。随着Y含量

表2 图4中各点的EDS分析结果

Tab.2 EDS results for each point in Fig.4

位置	x_B						主要物相
	Mg	Y	Sm	Zn	Ni	Zr	
1	90.89	—	8.28	0.60	0.13	0.10	Mg ₄₁ Sm ₅
2	79.62	—	8.12	11.74	0.47	0.05	W
3	87.75	—	0.42	2.31	9.49	0.03	Mg ₂ Ni
4	80.07	1.68	5.86	10.84	1.06	0.45	W
5	94.82	1.28	1.06	1.13	1.45	0.27	LPSO
6	89.96	10.79	0.74	0.38	0.44	0.99	富Y相
7	71.60	3.23	7.50	16.67	0.52	0.48	W
8	91.58	2.56	1.56	2.15	1.64	0.52	LPSO

进一步增加,合金内更多元素与Y形成LPSO相而被消耗,相应元素构成的W相减少。加入Y使得合金中 $x(Re)/x(Zn)$ 比大于1而形成LPSO相,随着Y含量增加, $x(Re)/x(Zn)$ 比增大,W相转变为LPSO相^[25]。这一现象在XU W L等^[26]研究的Mg-Zn-Y-La-Zr合金中也有报道。因此添加的Y会促进Mg₂Ni相转变为W相和LPSO相。同时,随着Y添加量逐渐提高,W相也将转变为LPSO相,使得LPSO相占比增加。

2.2 Y添加量对合金力学性能的影响

图5为不同Y含量下铸态合金室温压缩试验结果。可以发现,未添加Y的铸态合金抗压强度和压缩应变分别为283.27 MPa和22.02%,添加2%的Y后合金的强度提高了17.2%,压缩应变略有下降。这是因为添加Y后,合金网状第二相增厚,硬质W相体积增加,能有效增强合金强度,但由于W相与镁基体之间的界面失配,会导致界面处应力集中而产生裂纹,使得合金压缩应变下降^[23, 27-29]。随着Y含量逐渐上升,合金的抗压强度与伸长率均提高,含6.5%的Y的铸态合金力学性能最优,抗压强度和压缩应变分别为370.75 MPa和25.19%。这主要由于随着Y添加量增加,合金的晶粒逐渐细化,根据镁合金中的Hall-Petch关系可知,晶粒细化能有效提高镁合金强度^[30]。同时,随Y的添加W相向LPSO相转变,作为镁合金中的重要增强相LPSO相体积分数增加,同时LPSO相远高于镁基体的强度与弹性模量,能阻碍位错运动,并在压缩变形过程中会造成镁基体与LPSO相之间的应力集中,从而激活非基面滑移系,协调镁基体的变形过程,使得合金强度得到进一步提升的同时,塑性得到改善^[31-32]。

图6为典型Y含量的铸态合金室温压缩断口形貌,可以看出,未添加Y合金的断口存在较多数量的韧窝、撕裂棱和滑移分离面,以及部分解理台阶,断裂方式为混合断裂。添加3%的Y后合金断口中解理台阶、解理面和裂纹的数量增多,合金的韧窝数量减少,断裂方式为准解理断裂。添加5.5%的Y后合金有较多的滑移

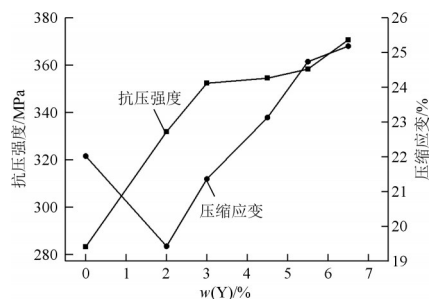


图5 不同Y含量的铸态合金室温压缩力学性能

Fig.5 Mechanical properties of as-cast alloys with different Y contents at room temperature

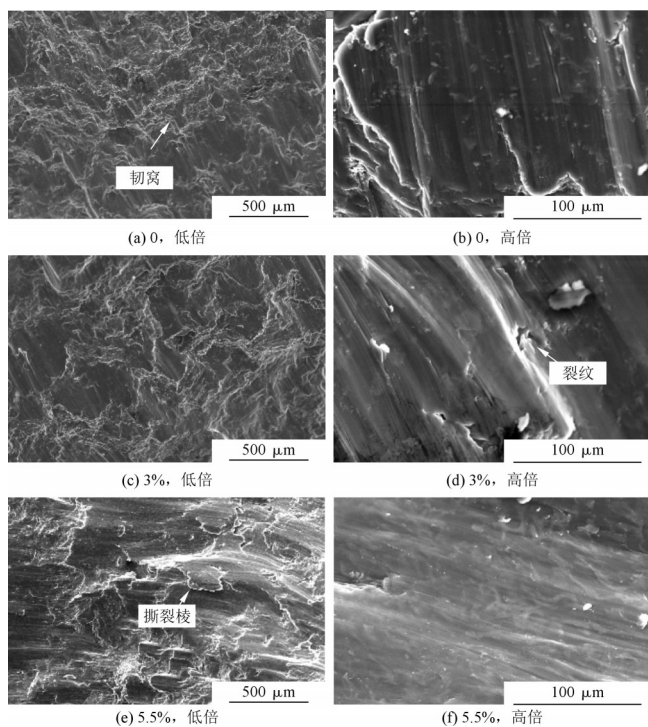


图6 不同Y含量的铸态合金室温压缩断口形貌

Fig.6 Compression fracture morphologies of as-cast alloy with different Y contents at room temperature

分离面、解理台阶和撕裂棱,其断裂方式为混合断裂。

2.3 Y添加量对合金腐蚀性能的影响

图7为不同Y含量铸态合金极化曲线表3为极化曲线,拟合结果。结合表3和图7可以看出,各铸态合金并未出现钝化现象,其主要是镁合金腐蚀产物膜多孔且无法阻碍腐蚀,Pilling-Bedworth比为0.81,小于1^[33]。添加Y后,合金的自腐蚀电流密度(J)随着Y添加量增加,先增大后减小。

由表3可以看出,添加Y后,合金腐蚀速率随着Y添加量增加,先增大后减小,与极化曲线拟合结果一致。这是由于合金中较高电位的 Mg_2Ni 相转变为LPSO相。第二相Ni元素密度降低导致LPSO相电位低于 Mg_2Ni ,与镁基体形成的微电偶间电势差缩小,反应速率减缓^[13]。随着Y含量上升,第二相体积分数增加,发生微电偶腐蚀区域数量增多,合金腐蚀速率加

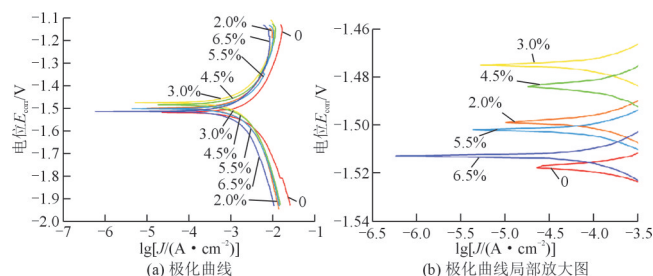


图7 不同Y含量铸态合金在3% KCl溶液中腐蚀测试结果

Fig.7 Corrosion test results of as-cast alloys with different Y contents in 3% KCl solution

表3 不同Y含量下铸态合金在3% KCl溶液中极化曲线拟合结果与质量损失腐蚀结果

Tab.3 Fitting results of polarization curves and weightloss corrosion of as-cast alloys with different Y contents in 3% KCl

solution				
$w(Y)/\%$	E_{corr}/V	$J/(\times 10^{-3} A \cdot cm^{-2})$	$v_{w1}(25^{\circ}C)/(mg \cdot cm^{-2} \cdot h^{-1})$	$v_{w1}(93^{\circ}C)/(mg \cdot cm^{-2} \cdot h^{-1})$
0	-1.52	2.41	21.23	191.47
2	-1.51	1.62	12.36	60.72
3	-1.48	1.63	14.32	89.62
4.5	-1.49	1.71	19.44	107.85
5.5	-1.50	1.71	20.38	118.74
6.5	-1.51	1.42	19.32	95.03

快。当Y含量超过5.5%时,较多的第二相覆盖于镁基体表面,阻隔基体与溶液接触^[18, 34],发生腐蚀的有效面积下降,腐蚀速率降低。

3 结 论

(1)未添加Y的Mg-Sm-Zn-Ni-Zr合金主要由镁基体和 Mg_2Ni 与 $Mg_3Sm_2Zn_3(W)$ 相构成的网状枝晶组成,添加Y后 Mg_2Ni 相转变为LPSO相。随着Y含量进一步提高,合金晶粒细化,W相也逐渐转变为LPSO相,LPSO相逐渐增厚。

(2)添加2%的Y后Mg-Sm-Zn-Ni-Zr合金的抗压强显著提高,伸长率略有下降。但随着Y含量提高,合金的强度与伸长率提高,Y含量为6.5%时合金抗压强达到370 MPa的同时具有25.2%的压缩应变,主要归因于细晶强化及第二相强化的共同作用。

(3)未添加Y的Mg-Sm-Zn-Ni-Zr合金质量损失腐蚀速率最大,随Y含量提高,合金的腐蚀速率先增大后减小。逐步增多的LPSO相加剧了基体的微电偶腐蚀反应。但当Y含量超过5.5%时,较多的LPSO相覆盖于镁基体表面使得合金质量损失腐蚀速率减小。

参 考 文 献

- [1] ZHENG C, LIU Y H, WANG H X, et al. Numerical simulation of the conveyance characteristics of fracturing ball in the horizontal section[J]. Journal of Natural Gas Science and Engineering, 2016, 34:

- 401-411.
- [2] 平恩顺, 王林, 陶卫东, 等. 分段压裂可降解涂层球座密封设计[J]. 润滑与密封, 2018, 43(12): 88-91, 96.
 - [3] ZOVEIDAVIANPOOR M, GHARIBI A. Application of polymers for coating of proppant in hydraulic fracturing of subterranean formations: A comprehensive review[J]. Journal of Natural Gas Science and Engineering, 2015, 24: 197-209.
 - [4] WANG J F, GAO S Q, LIU X Y, et al. Enhanced mechanical properties and degradation rate of Mg-Ni-Y alloy by introducing LPSO phase for degradable fracturing ball applications[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2020, 8(1): 127-133.
 - [5] SUN J, DU W B, FU J J, et al. A review on magnesium alloys for application of degradable fracturing tools[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2022, 10(10): 2 649-2 672.
 - [6] HUANG Y D, ZHANG Y P, SONG J F, et al. Development and prospects of degradable magnesium alloys for structural and functional applications in the fields of environment and energy[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(11): 3 926-3 947.
 - [7] DAI C N, WANG J F, PAN Y L, et al. Achieving exceptionally high strength and rapid degradation rate of Mg-Er-Ni alloy by strengthening with lamellar γ' and bulk LPSO phases[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 168: 88-102.
 - [8] FENG Y J, LI Q, ZHAO T L, et al. A quasi-passivated film formed on as-solutionized Mg-Sm-Zn-Zr alloy in NaCl solution[J]. Corros. Sci., 2022, 198: 110 136.
 - [9] XIAO D H, GENG Z W, CHEN L, et al. Effects of alloying elements on microstructure and properties of magnesium alloys for Tripling Ball[J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2015, A46(10): 4 793-4 803.
 - [10] WANG J, LI T, LI H X, et al. Effect of trace Ni addition on microstructure, mechanical and corrosion properties of the extruded Mg-Gd-Y-Zr-Ni alloys for dissolvable fracturing tools[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9(5): 1 632-1 643.
 - [11] 周苗, 刘楚明, 高永浩, 等. 含铜AZ31镁合金的腐蚀行为[J]. 中国有色金属学报, 2019, 26(1): 18-26.
 - [12] NIU H Y, DENG K K, NIE K B, et al. Microstructure, mechanical properties and corrosion properties of Mg-4Zn- x Ni alloys for degradable fracturing ball applications[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 787: 1 290-1 300.
 - [13] WANG D W, JIANG X S, CHEN C X, et al. Adjustable corrosion and mechanical properties of Mg-Zn-Ca-Ni alloys for fracturing materials[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2025, 13: 2 618-2 635.
 - [14] LIU Y H, ZHANG Z R, ZHANG J S, et al. A dissolvable Mg-Gd-Y-Zn-Cu alloy possessing the highest yield strength for the fabrication of fracturing plugging tools[J]. Materials Letters, 2023, 338: 134 053.
 - [15] WU S Z, QIAO X G, ZHENG M Y. Ultrahigh strength Mg-Y-Ni alloys obtained by regulating second phases[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 45: 117-124.
 - [16] WANG J H, LIU B Y, SUN Q, et al. Effects of Y substituting Gd on the microstructure evolution, mechanical properties and dissolution behaviors in the Mg-Gd-Ni alloys used as fracturing plugging tools[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 4 262-4 274.
 - [17] 娄崑崑, 杨初斌, 张小联, 等. Ni对铸态Mg-2Sm-2.5Zn-0.5Zr合金组织与性能的影响[J]. 赣南师范大学学报, 2024, 45(3): 72-78.
 - [18] XIE J S, ZHANG J H, YOU Z H, et al. Towards developing Mg alloys with simultaneously improved strength and corrosion resistance via RE alloying[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2021, 9(1): 41-56.
 - [19] 刘武平, 陈乐平, 周全, 等. Zn对WE43镁合金凝固组织和力学性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2023, 43(8): 1 094-1 098.
 - [20] MAHMOUD K P, ASADI A H, MIRZADEH H, et al. Tailoring the microstructure and mechanical properties of LPSO-containing Mg-Ni cast alloy by yttrium addition[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 28: 744-751.
 - [21] LIANG D H, CHEN M C, LI C Q, et al. Mechanical property and anisotropy of as-extruded Mg-Zn-Y-Mn alloys with different volume fraction of long-period stacking ordered (LPSO) phase[J]. Journal of Rare Earths, 2024, 42: 2 259-2 269.
 - [22] ZHU Y M, MORTON A J, NIE J F. Growth and transformation mechanisms of 18R and 14H in Mg-Y-Zn alloys[J]. Acta Materialia, 2012, 60(19): 6 562-6 572.
 - [23] LIAO Q Y, HU W X, CHEN R M, et al. Effect of Zn/Y atomic ratio on precipitation behavior and dynamic recrystallization behavior of Mg-Zn-Y alloy under different extrusion temperature[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 27: 48-62.
 - [24] XU D K, HAN E H, XU Y B. Effect of long-period stacking ordered phase on microstructure, mechanical property and corrosion resistance of Mg alloys: A review[J]. Progress in Natural Science: Materials International, 2016, 26(2): 117-128.
 - [25] ZHU J, CHEN X H, WANG L, et al. High strength Mg-Zn-Y alloys reinforced synergistically by $Mg_{12}ZnY$ phase and $Mg_3Zn_3Y_2$ particle[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 703: 508-516.
 - [26] XU W L, CHEN X H, DENG L, et al. Effect of La content on mechanical properties and electromagnetic interference shielding effectiveness of Mg-Zn-Y-La-Zr alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2024, 1 008: 176 611.
 - [27] 梁晋瑞, 曹富荣. 合金化元素对含LPSO相Mg-Y-Zn合金组织和力学性能影响的研究进展[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(8): 932-937.
 - [28] JUNG Y G, YANG W, HYUN J I, et al. Effects of I - and W -phases under identical conditions on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-Zn-Y alloys at room and elevated temperatures[J]. Metals and Materials International, 2020, 27(12): 5 154-5 164.
 - [29] CHEN J S, JI C J, HUANG Q Y, et al. Formation mechanism of W phase and its effects on the mechanical properties of Mg-Dy-Zn alloys[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2025, 13: 2 174-2 189.
 - [30] REN R, FAN J F, WANG B S, et al. Hall-Petch relationship and deformation mechanism of pure Mg at room temperature[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 920: 165 924.
 - [31] 袁淑, 张奇, 李林峰, 等. Zn对Mg-10Gd-2Y-0.5Zr镁合金组织和性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 2021(2): 163-167.
 - [32] KIM J K, SANDLÖBES S, RAABE D. On the room temperature deformation mechanisms of a Mg-Y-Zn alloy with long-period-stacking-ordered structures[J]. Acta Materialia, 2015, 82: 414-423.
 - [33] ESMAILY M, SVENSSON J E, FAJARDO S, et al. Fundamentals and advances in magnesium alloy corrosion[J]. Progress in Materials Science, 2017, 89: 92-193.
 - [34] FAN M Y, CUI Y, ZHANG Z W, et al. Enhanced oxidation resistance in Mg-Y-Zn-Ho alloys via introducing dense low-oxygen-diffusion Ho_2O_3 oxide film[J]. Corrosion Science, 2023, 213: 110 976.

(编辑:张正贺)