

析出相对稀土镁合金腐蚀行为的影响

柯 静, 郭林通

(西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

摘要: 镁合金由于密度低、比强度高、电磁屏蔽性能良好而广泛应用于航空航天、汽车、数码等重要领域, 但其较差的腐蚀性能使进一步应用受到限制。稀土元素原子的晶体结构与 Mg 原子相同, 在 α -Mg 中具有较大的固溶度, 形成的金属间化合物第二相可细化合金晶粒, 同时加入稀土元素可改变腐蚀层结构, 进而可以有效地改善镁合金的耐腐蚀性能。通过 X 射线荧光光谱仪、光学显微镜、扫描电子显微镜、电化学站测试、原子力显微镜等测试设备, 表征了 Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金在 3.5% NaCl 溶液(质量分数)中的腐蚀速率和腐蚀形貌, 研究了析出相对稀土镁合金腐蚀行为的影响。结果表明, 稀土元素 Y 和 Sm 在镁合金中形成了 $(Mg, Zn)_3(Y, Sm)$ 和 $Mg_{12}(Y, Sm)Zn$ 2 种析出相, 在合金腐蚀过程中 $(Mg, Zn)_3(Y, Sm)$ 相最先被腐蚀, 随后是 α -Mg 基体和 $Mg_{12}(Y, Sm)Zn$ 相。析出相在合金腐蚀过程中形成了均匀的腐蚀产物膜层, 增大了合金的电化学阻抗值, 腐蚀产物膜层对合金起到了保护作用, 有效地降低了合金的腐蚀速率。

关键词: Mg-Y-Sm-Zn-Zr 镁合金; 析出相; 微观组织; 腐蚀行为; 腐蚀膜层

中图分类号: TF822 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2024)04-0336-08

引用格式: 柯静, 郭林通. 析出相对稀土镁合金腐蚀行为的影响[J]. 中国材料进展, 2024, 43(4): 336-343.

KE J, GUO L T. Effect of Precipitates on Corrosion Behavior of Rare Earth Magnesium Alloys[J]. Materials China, 2024, 43(4): 336-343.

Effect of Precipitates on Corrosion Behavior of Rare Earth Magnesium Alloys

KE Jing, GUO Lintong

(School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

Abstract: Magnesium alloys are widely used in aerospace, automotive, digital and other important fields due to their low density, high specific strength, and good electromagnetic shielding properties, but their poor corrosion properties limit their applications. The crystal structure of rare earth elements is the same as that of magnesium atom, and have a large solid solubility in α -Mg, the formed intermetallics second phase can refine grain size, and rare earth element can change the microstructure of corrosion layer, thus effectively improving the corrosion performance of magnesium alloys. In this paper, the corrosion rate and microstructure after corrosion of the Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr alloy were characterized by X-ray fluorescence spectrometer, optical microscope, scanning electron microscope, electrochemical station, AFM test and other test equipments, and the influence of precipitation on the corrosion behavior of rare earth magnesium alloy was studied. The results show that rare earth elements Y and Sm form two precipitates $(Mg, Zn)_3(Y, Sm)$ and $Mg_{12}(Y, Sm)Zn$ in magnesium alloys. During the corrosion process, the $(Mg, Zn)_3(Y, Sm)$ phase is etched first, followed by the α -Mg matrix and the $Mg_{12}(Y, Sm)Zn$ phase. The precipitates form a corrosion product film during the alloy corrosion process, which increases the electrochemical impedance spectrum resistance value of the alloy. The corrosion product film protects the alloy and effectively reduces the corrosion rate.

Key words: Mg-Y-Sm-Zn-Zr magnesium alloy; precipitates; microstructure; corrosion behavior; corrosion film

1 前言

镁合金由于具有良好的比强度、阻尼减震性能、导热导电性能和电磁屏蔽性能, 被认为是目前工业上可应

用的最轻金属材料, 从而有望广泛应用于汽车工业、航空航天、电子通讯及军工武器等战略性行业^[1]。但由于镁元素较为活泼, 易与其他元素反应, 导致镁合金腐蚀性能差^[2]。另外, 在室温塑性变形过程中, 镁合金可开启的滑移系少, 塑性较差。近年来, 研究者采用轧制^[3]、挤压^[4]、搅拌摩擦加工^[5]、添加表面涂层^[6, 7]等方法解决镁合金塑韧性和耐腐蚀性差的问题。但以上方法工艺

收稿日期: 2022-03-25 修回日期: 2022-04-29

第一作者: 柯 静, 女, 1998 年生, 硕士研究生

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202203021

参数复杂,成本高。合金化是目前认为最有效的改善镁合金腐蚀性能的方式,如果合金元素能够在镁基体上产生钝化膜,则可以开发出比现有任何镁合金都耐腐蚀的不锈钢合金^[8]。稀土元素位于元素周期表的第ⅢB族,各元素原子的最外层电子结构相同,次外层电子结构相似,化学性能相近^[9]。稀土元素作为一种有效的合金化元素,不仅可以提高合金的力学性能,还可以通过改变腐蚀层结构及强化阴极相控制来影响腐蚀的电化学过程^[10,11]。我国有丰富的稀土资源,占世界已探明稀土储量的80%以上,稀土的研究开发对合理利用稀土资源十分重要^[12,13]。近年来,作者课题组开发了一种新型钇钆镁合金^[14],研究了该合金的细晶强化机理^[15]、热处理工艺^[16]以及选区激光熔化成形^[17]。在此基础上,为了明确该合金的腐蚀性能,尤其是稀土元素(Y和Sm)对腐蚀性能的影响,本文采用熔炼法制备了Mg-Y-Sm-Zn-Zr合金,通过浸泡腐蚀和电化学站测试,分析合金的第二相分布变化和腐蚀形貌,研究了Mg-Y-Sm-Zn-Zr合金的电化学腐蚀行为和浸泡腐蚀行为,以期揭示析出相对镁合金腐蚀行为的影响。

2 实验

2.1 合金的熔炼及制备

根据Mg-Y合金二元相图可知,该二元合金在565℃时发生共晶反应: $L \rightarrow \alpha(\text{Mg}) + \gamma(\text{Mg}_{24}\text{Y}_5)$ 。稀土元素在镁合金中极限固溶度较大,在共晶点温度时的固溶度为12.47%,且随着温度的降低显著减小,具有明显的时效强化特性,可以有效提高合金的高温性能,增加合金熔体的流动性,降低合金的微孔率,改善热裂和疏松现象,提高耐腐蚀性能等。

按照合金的名义成分(Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr,质量分数,%)计算、称取实验原料:纯镁、纯锌、Mg-30%Y(质量分数,下同)中间合金、Mg-30%Sm中间合金、Mg-30%Zr中间合金。采用配有自动温度控制仪的井式电阻加热炉进行实验合金的熔炼,在1% SF₆+99% CO₂(体积分数)的混合气体保护氛围下进行熔炼和浇铸。熔炼开始前先对熔炼原料进行打磨,去除表面氧化层和杂质,在浇铸前对模具进行预热,冷却方式采用水冷。对熔炼合金取样并进行X射线荧光光谱仪(XRF, Bruker S8 Tiger)测试,检测熔炼合金的实际成分。使用扫描电子显微镜(SEM, Oxford)、X射线衍射仪表征合金的微观组织和合金物相组成。

2.2 浸泡实验

根据《金属浸入腐蚀试验标准》(ASTM-G31),制备尺寸为20 mm×20 mm×3 mm的浸泡试样,用SiC砂纸打

磨(至2000#砂纸)。在3.5% NaCl溶液、恒定温度(25±1)℃下进行浸泡实验。浸泡实验装置示意图如图1所示。将样品用直径0.33 mm的鱼线悬挂,以防止与装置壁接触。腐蚀溶液体积(mL)与样品表面积(cm²)之比为30 mL·cm⁻²。通过安装在样品上的漏斗将氢气收集到滴定管中。为了确保数据的准确,在每个测试条件下进行了3个平行实验。将样品在200 g·L⁻¹ Cr₂O₃、10 g·L⁻¹ AgNO₃和10 g·L⁻¹ Ba(NO₃)₂组成的混合溶液中超声清洗5 min去除腐蚀产物,然后在乙醇中清洗5 min去除腐蚀剂,干燥后在电子天平中称重确认合金的质量损失。使用ASTM-G31中描述的公式(1)计算平均腐蚀速率(P_w):

$$P_w = (K \times W) \div (A \times T \times D) \quad (1)$$

式中: K 为常数,取 $K = 8.76 \times 10^4$; T 为暴露时间,以h为单位; A 为面积,以cm²为单位; W 为质量损失,以g为单位; D 为密度,单位为g·cm⁻³。

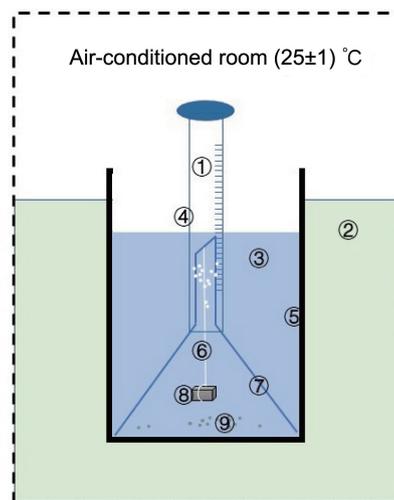
由浸泡时长 t (d)、暴露面积 s (cm²)和浸泡过程中析出氢气的体积 V_H 按式(2)计算实验合金的析氢速率 \dot{V} (mL·cm⁻²·d⁻¹):

$$\dot{V} = \frac{V_H}{t \cdot s} \quad (2)$$

使用式(3)计算由析氢体积表征的平均腐蚀速率(P_H)^[18]:

$$P_H = 2.88 \dot{V} \quad (3)$$

使用总浸没时间中放出氢气的总体积计算 P_H ,单位为mm·y⁻¹。



① H₂; ② Thermostatic bath (25±1)°C
③ 3.5% NaCl Solution; ④ Measuring cylinder;
⑤ Glass beaker; ⑥ Fishing line; ⑦ Funnel;
⑧ Sample; ⑨ Corrosion products.

图1 浸泡实验装置的结构示意图

Fig. 1 Structure schematic diagram of experimental immersion device

2.3 电化学测试

电化学测试采用 VersaSTAT 3F 电化学工作站和标准三电极电池进行, 合金样品为工作电极, 铂电极为对电极, 甘汞电极(SCE)为参比电极。将样品嵌入环氧树脂中, 并外接导线, 试样暴露面积为 1 cm^2 。测量开路电位时不少于 30 min。扫描频率范围为 $0.01 \sim 100\,000 \text{ Hz}$, 扫描速率为 $10 \text{ mV} \cdot \text{s}^{-1}$ 。腐蚀介质为 3.5% NaCl 溶液, 温度为 $(25 \pm 1) \text{ }^\circ\text{C}$, 介质温度由恒温箱控制。对所得电化学阻抗谱使用 Zsimpwin 软件进行拟合, 测试过程重复 3 次以确保实验数据的准确性。

2.4 开尔文探针力(SKPFM)测试

使用原子力显微镜(AFM, Bruker, Dimension Icon)的扫描 Kelvin 探针力显微镜(SKPFM)对实验样品表面上

相的相对电位差进行表征。以 10 nm 的分辨率在 $20 \text{ }\mu\text{m} \times 20 \text{ }\mu\text{m}$ 的扫描范围内运行 AFM, 使用 SCM-PIT-V2 型导电探针($k = 3 \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$)。对数据通过 NanoScopeAnalysis 1.90 软件进行分析。

3 结果与讨论

3.1 实验合金的成分和微观组织

图 2 为实验合金的 XRF 图谱, 可确认本研究制备的镁合金为最初设计的合金成分, 熔炼合金棒的各元素含量在相对合理的误差范围之内。

图 3 为实验合金的 SEM 照片, 合金主要由 α -Mg 固溶体(灰色基体)和不同形貌的第二相(亮区和浅灰色区)组成, 相分布均匀, 尺寸约为 $30 \sim 45 \text{ }\mu\text{m}$ 。浅灰色相为条

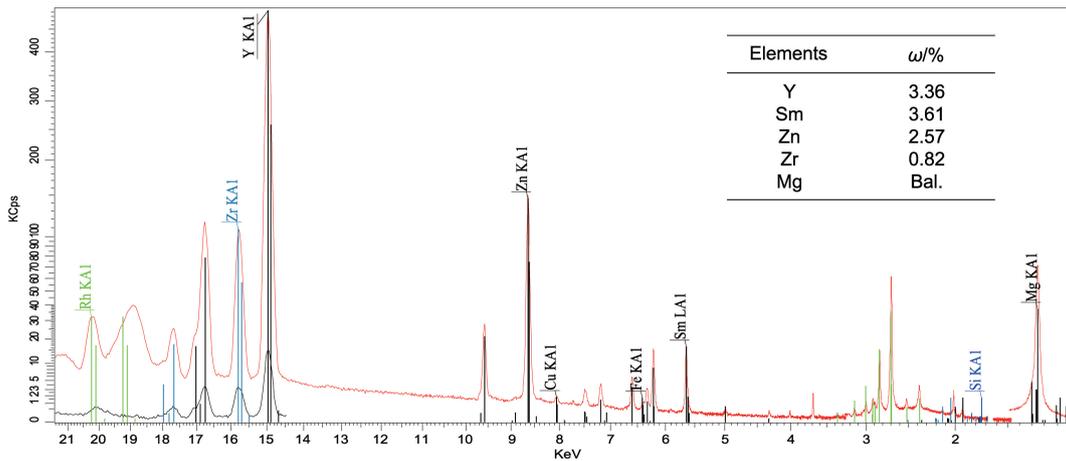


图 2 实验合金的 XRF 图谱

Fig. 2 XRF pattern of experimental Mg alloy

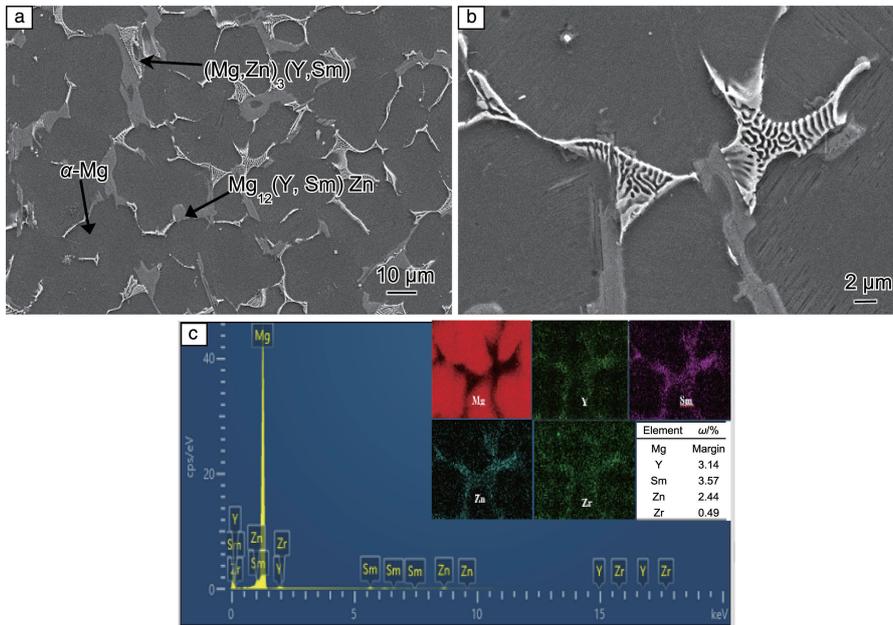


图 3 实验合金的 SEM 照片(a, b)和 EDS 元素分析结果(c)

Fig. 3 SEM images (a, b) and EDS elements analysis result (c) of the Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr alloy

状分布，尺寸约为 15~20 μm，亮白色的网状相尺寸约为 20~25 μm，2 种第二相都均匀分布在晶界处。通过 ImagePro 计算得出亮白色网状相与浅灰色条状相的比例为 28.25% 和 26.43%。图 3c 为合金的 EDS 元素分析结果，Y 和 Sm 均在第二相中富集。图 4 为实验合金的 XRD 图谱，表明合金第二相包括亮白色网状的 (Mg,Zn)₃-(Y,Sm) 相和浅灰色条状的 Mg₁₂(Y,Sm)Zn 相。

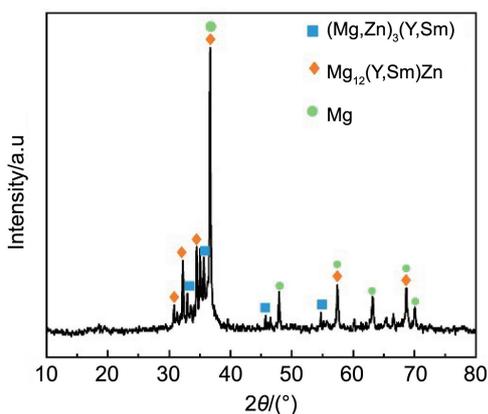


图 4 实验合金的 XRD 图谱

Fig. 4 XRD pattern of the experimental Mg alloy

3.2 实验合金的浸泡腐蚀性能

图 5 为实验合金在 3.5% NaCl 溶液中的腐蚀速率随时间变化曲线。在失重表征的腐蚀速率 (P_w) 曲线中，实验合金在浸泡 12 h 内腐蚀速率呈下降趋势，在浸泡 6~8 h 时有小范围的上升，在浸泡 12 h 时的腐蚀速率最低。在析氢表征的腐蚀速率 (P_H) 曲线中，腐蚀过程中合金的氢气析出速率稳定，仅在浸泡 12 h 时出现了上升。

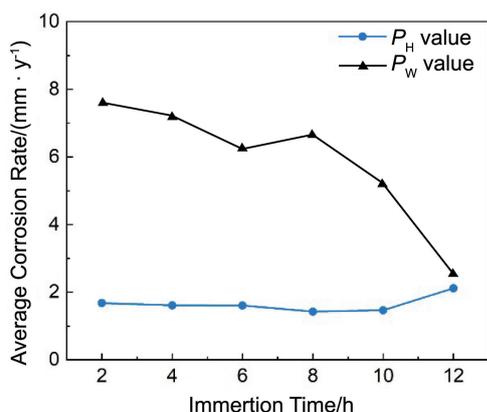


图 5 实验合金的腐蚀速率随时间变化曲线

Fig. 5 Corrosion rate plots of experimental alloy

由图 5 可发现，由失重表征的合金腐蚀速率大于析氢表征的腐蚀速率，这是由于在清洗合金的腐蚀产物的过程中，超声振动会导致部分第二相颗粒脱落，导致实验过程中测量的 W 值偏大，从而 P_w 值相应偏大。

图 6 为浸泡腐蚀后实验合金的表面 SEM 形貌。浸泡 2 h 后 (图 6a)，(Mg,Zn)₃(Y,Sm) 相的网状结构开始发生了腐蚀，中部的网状结构出现溶解，在 α-Mg 晶粒表面未发生明显的腐蚀；合金浸泡 6 h 后 (图 6b)，表面出现了明显的腐蚀坑洞，分布在晶界处，并由晶界向晶内延伸，且腐蚀坑洞周围的 (Mg,Zn)₃(Y,Sm) 相发生断裂，此时 α-Mg 晶粒表面出现细小的腐蚀坑。

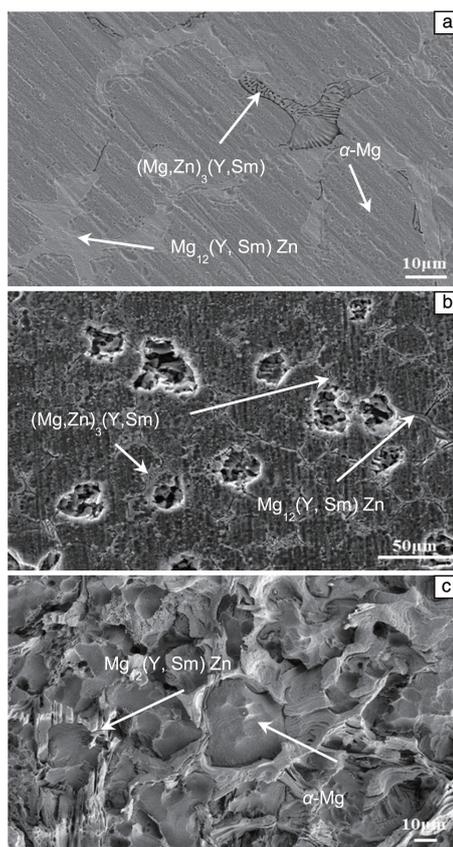


图 6 实验合金腐蚀不同时间后的表面 SEM 形貌：(a) 2 h，(b) 6 h，(c) 12 h

Fig. 6 Surface SEM morphologies of experimental alloy soaked in 3.5wt% NaCl solution for different time: (a) 2 h, (b) 6 h, (c) 12 h

合金浸泡 12 h 后 (图 6c)，整个合金表面不再平整，析出的 Mg₁₂(Y,Sm)Zn 相高度高于 α-Mg 基体，此时未观察到 (Mg,Zn)₃(Y,Sm) 相，可以判断浸泡 12 h 后合金暴露的 (Mg,Zn)₃(Y,Sm) 相已全部被腐蚀消耗，镁基体开始发生腐蚀。实验合金中组成相的腐蚀顺序为 (Mg,Zn)₃(Y,Sm) 相、α-Mg 基体、Mg₁₂(Y,Sm)Zn 相。

为了进一步验证实验合金组成相的腐蚀顺序，进行了 SKPFM 测试，Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr 合金的显微形貌及相电势分布如图 7 所示。图 7a 为相高度形貌，其中鱼尾状区域中部可见明暗相间的皱褶分布，可确定鱼尾区域为网状的 (Mg,Zn)₃(Y,Sm) 相，对图 7a 中划线位置进行线数据分析得到图 7b，从中可以看出

(Mg,Zn)₃(Y,Sm)相高于 α -Mg基体。图7c为合金的相电势分布图,图7d为沿图7a划线的相电势分布,可以明显看出第二相(Mg,Zn)₃(Y,Sm)的电势低于 α -Mg基体。(Mg,Zn)₃(Y,Sm)相形貌高度高于镁基体,但其电势却比镁基体低,这使得在合金的两相之间形成了局部

的微电池,(Mg,Zn)₃(Y,Sm)作阳极,对 α -Mg阴极起到保护作用。合金中(Mg,Zn)₃(Y,Sm)相在腐蚀过程中由于相高度高,更容易与腐蚀环境接触,暴露面积更大,因此更加容易被腐蚀。

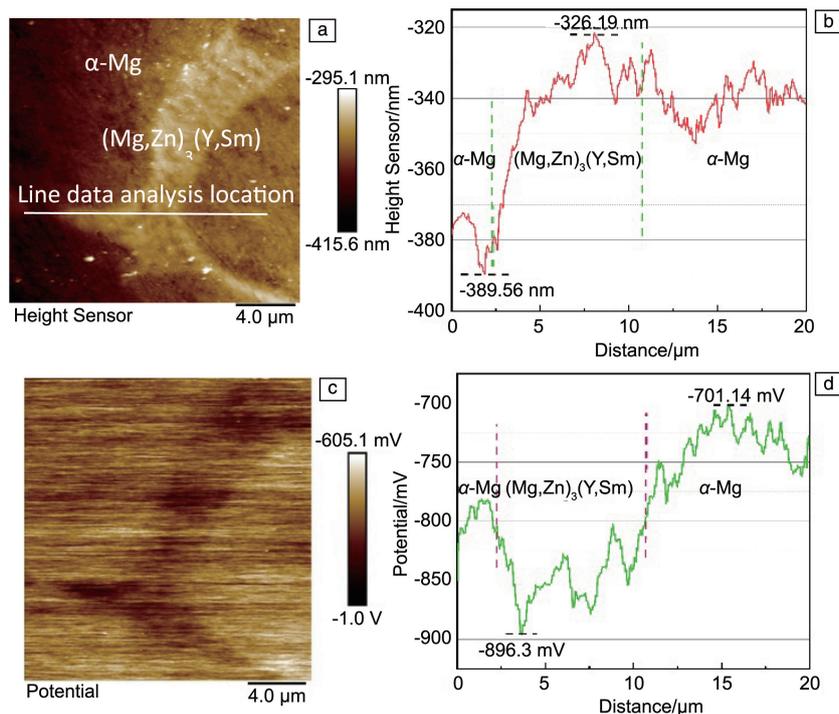


图7 合金 SKPFM 分析:相高度分布(a)及对图7a的线分析(b);两相电势分布(c)及沿图7a划线的线分析(d)

Fig. 7 SKPFM analysis for experimental alloy: phase height distribution (a) and line-profile analysis of fig. 7a (b); potential distribution of two phases (c) and line-profile analysis for fig. 7a (d)

3.3 实验合金的电化学性能

图8a为实验合金在3.5%NaCl溶液中的极化曲线,对曲线进行Tafel拟合可知,实验合金的腐蚀电位为-1.537 V,自腐蚀电流仅为7.032 μ A,拟合参数在表1中列出。图8b为实验合金的电化学阻抗谱图,阻抗谱图包含一个高频电容环和一个低频电容环,实部阻抗值达到5000 Ω ,未出现感应回路。

在极化曲线中的阳极分支上出现了一个小范围的钝化区,在输入电压发生变化时,电流密度变化不大,使得极化曲线的斜率迅速变大,这说明在合金表面可能存在膜层;随着输入电压以及频率的持续变化,合金表面的膜层破裂,腐蚀电流密度恢复响应,极化曲线的斜率恢复,此时导致膜层破裂的输入电压为击穿电压(E_{bd})。高频下的容抗弧的收缩与膜层的完整性有关^[19],当实验合金表面发生钝化形成腐蚀产物膜层时,阻抗谱的阻抗值随输入频率持续增大,容抗弧半径增大;当高频下腐蚀膜层发生破

裂时,阻抗减小,高频下的容抗弧半径减小。

阻抗谱图中的2个环路符合并联RQ复合元件频响谱导纳图的特点,故选择R(QR)(QR)型等效电路进行拟合,拟合前对数据进行Kramers-Kronig有效性验证^[20]。图8c为等效电路图,对应合金的腐蚀界面,图中 R_s 为溶液电阻; R_f 为表面膜电阻,主要由膜孔隙率和膜孔内溶液的电导率决定; Q_f 和 Q_{dl} 是与双电层电容器有关的定相元件; R_i 为界面反应的电荷转移电阻。拟合结果列于表1中。

表1的拟合参数中, R_f 和 R_i 值达到了 10^3 数量级,腐蚀产物膜层有效增大了合金腐蚀的阻抗,降低了合金的腐蚀电流密度。Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr合金在腐蚀性能的表征测试中表现出了良好的耐腐蚀性能,并且电化学极化曲线中钝化区的存在以及大的阻抗值都表明,合金表面极有可能形成了腐蚀产物膜,基于此对合金的腐蚀产物膜层进行观察分析。

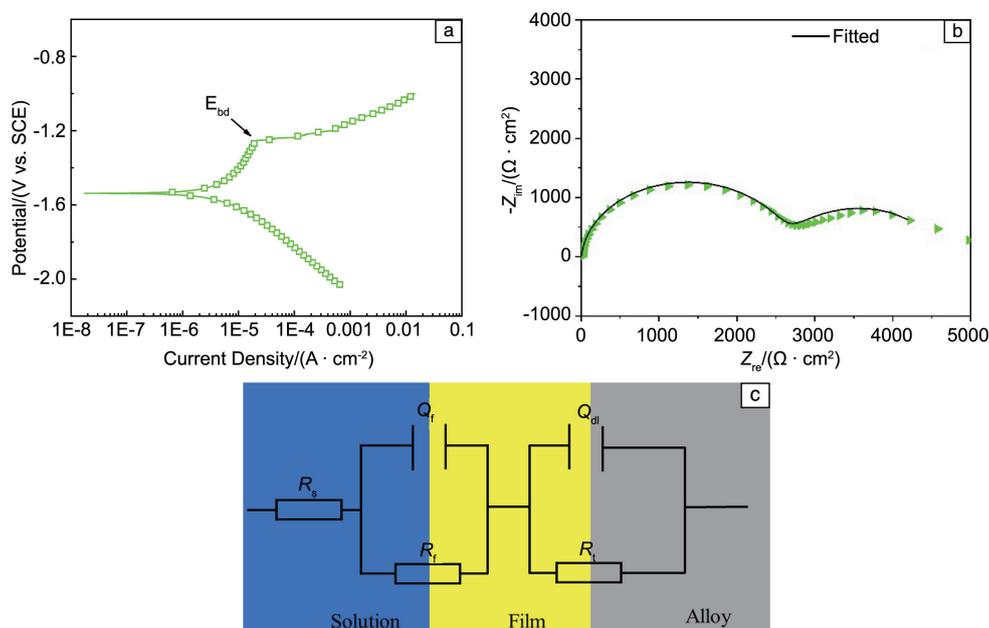


图8 实验合金的极化曲线(a)及电化学阻抗谱(b); 阻抗谱等效电路图(c)

Fig. 8 Polarization curve (a) and electrochemical impedance spectrum (b) of experimental alloy; equivalent circuit diagram of impedance spectrum (c)

表1 极化曲线和电化学阻抗谱拟合参数

Table 1 Fitting parameters of polarization curve and electrochemical impedance spectrum

Parameter	Value
$i_{\text{corr}}/(\mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2})$	7.032
$E_{\text{corr}}/(\text{V vs. SCE})$	-1.537
$\beta_a/(\text{mV} \cdot \text{dec}^{-1})$	174.252
$\beta_c/(\text{mV} \cdot \text{dec}^{-1})$	250.836
$R_s/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	9.39
$Q_f/(\text{F} \cdot \text{cm}^{-2})$	0.001 031
$R_f/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	2 052.00
$Q_{\text{dl}}/(\text{F} \cdot \text{cm}^{-2})$	0.000 011 24
$R_t/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	2 635.00

腐蚀后实验合金试样的截面形貌如图9a和9b所示,可以明显看到腐蚀面上均匀附着有腐蚀产物,截面上可以观察到合金的第二相,并且有腐蚀的微裂纹存在,在截面上也可看到缝隙腐蚀;图9b显示有片状的腐蚀产物附着。对腐蚀膜层和试样截面进行EDS元素分析,分析结果如图9c所示,O元素的分布情况和腐蚀产物的分布情况一致,O元素在腐蚀产物的浓度高于在合金试样中;Y和Sm元素的分布规律同第二相分布一致。从图9b中还发现,有第二相横跨腐蚀膜层和基体(图中虚线部分),

这对腐蚀膜层起到了钉扎作用。

确定合金表面形成了腐蚀膜层后,对腐蚀膜层的相组成进行了XRD测试标定。对腐蚀试样的截面和暴露腐蚀面均进行了XRD测试,图谱如图10所示。

腐蚀面的XRD图谱中出现了 $\text{Mg}(\text{OH})_2$ 相,截面则未观察到。腐蚀面的主要成分为 $\text{Mg}(\text{OH})_2$ 。实验合金在腐蚀过程中形成的腐蚀产物膜层为半导体型化合物沉积膜层。该稀土镁合金的耐腐蚀机制有:Y和Sm元素的添加可以增加氧化膜与金属基体表面间的粘着力;有第二相横跨了膜层和基体,在氧化膜层和合金之间起到钉扎作用,且稀土元素原子半径较大,可以占据氧化物中的空穴并抑制金属原子的扩散。

4 结论

(1) 铸态Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr合金的稀土析出相有2种,分别为 $(\text{Mg}, \text{Zn})_3(\text{Y}, \text{Sm})$ 相和 $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ 相。

(2) 合金在腐蚀过程中, $(\text{Mg}, \text{Zn})_3(\text{Y}, \text{Sm})$ 相形貌高度高于镁基体,但其电势却比镁基体低,在腐蚀过程中作阳极,会最先发生腐蚀溶解,随后镁基体开始发生腐蚀, $\text{Mg}_{12}(\text{Y}, \text{Sm})\text{Zn}$ 相最后被腐蚀。

(3) Mg-3.4Y-3.6Sm-2.6Zn-0.8Zr合金在腐蚀过程中合金表面形成了腐蚀膜层,有效增大了膜层电化学反应电阻和界面反应电阻,降低了合金的腐蚀速率。

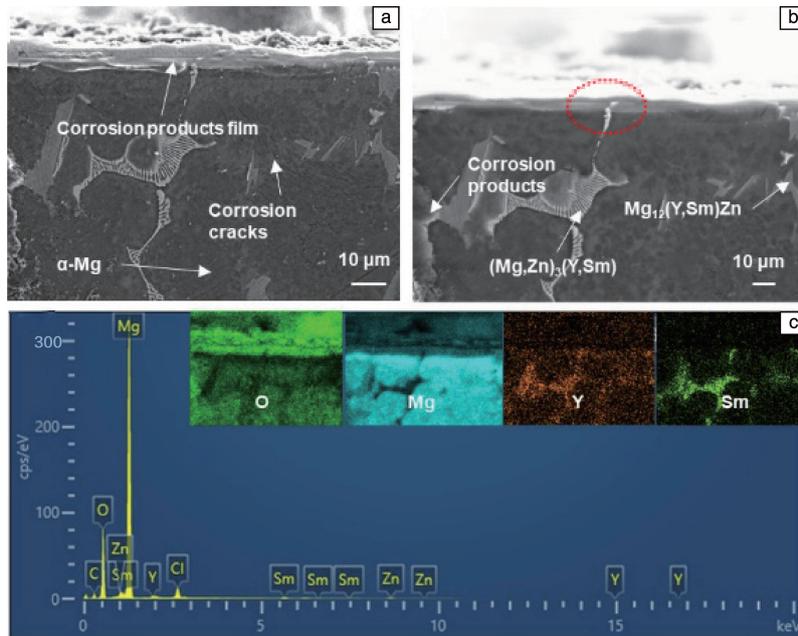


图 9 实验合金腐蚀后截面 SEM 形貌(a, b)和 EDS 元素分析结果(c)

Fig. 9 Cross-sectional SEM morphologies (a, b) and EDS elements analysis result (c) of corroded experimental alloy

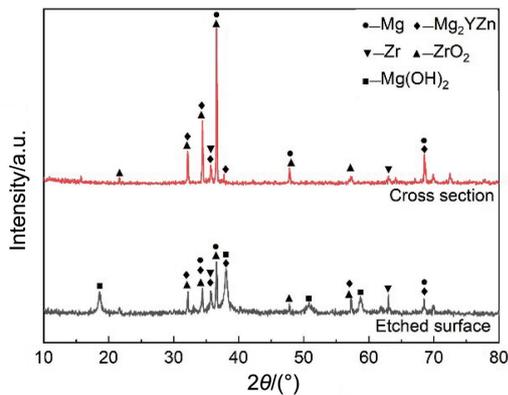


图 10 实验合金腐蚀后截面和表面 XRD 图谱

Fig. 10 XRD patterns of cross section and etched surface of corroded experimental alloy

参考文献 References

- [1] 姚素娟, 张英, 褚丙武, 等. 世界有色金属[J], 2005(1): 26-30.
YAO S J, ZHANG Y, CHU B W, *et al.* World Nonferrous Metals[J], 2005(1): 26-30.
- [2] YANG Y, XIONG X M, CHEN J, *et al.* Journal of Magnesium and Alloys[J], 2021, 9(3): 705-747.
- [3] 于孟华, 郭俊卿, 陈拂晓, 等. 塑性工程学报[J], 2019, 26(6): 90-97.
YU M H, GUO J Q, CHEN F X, *et al.* Chinese Journal of Plastic Engineering[J], 2019, 26(6): 90-97.
- [4] YANG W, QUAN G F, JI B, *et al.* Journal of Magnesium and Alloys[J], 2022, 10(1): 195-208.
- [5] WANG W, CHEN S Y, QIAO K, *et al.* Acta Metallurgica Sinica (English Letters)[J], 2022, 35: 703-713.
- [6] 曾大本, 张鹏. 镁合金的表面处理技术[C]// 2001 年全国镁行业年会论文集. 北京: 中国有色金属工业协会, 2001.
ZENG D B, ZHANG P. Surface Treatment Technology of Magnesium Alloys[C]// Proceedings of the 2001 National Magnesium Industry Annual Conference. Beijing: China Non-ferrous Metals Industry Association, 2001.
- [7] 刘超锋, 王力臻, 谷书华. 塑性工程学报[J], 2007, 14(6): 190-194.
LIU C F, WANG L Z, GU S H. Chinese Journal of Plastic Engineering[J], 2007, 14(6): 190-194.
- [8] SONG J F, SHE J, CHEN D L, *et al.* Journal of Magnesium and Alloys[J], 2020, 8(1): 1-41.
- [9] 赵志远. 材料工程[J], 1993(12): 31-34.
ZHAO Z Y. Journal of Materials Engineering[J], 1993(12): 31-34.
- [10] LIU M Y, WANG J F, ZHU S J, *et al.* Journal of Magnesium and Alloys[J], 2020, 8(1): 231-240.
- [11] 杨光, 王琮玮, 王琮瑜, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2022, 51(6): 2167-2174.
YANG G, WANG Z W, WANG Z Y, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2022, 51(6): 2167-2174.
- [12] 辛明德, 吉泽升. 中国稀土学报[J], 2010, 28(6): 643-653.
XIN M D, JI Z S. Journal of the Chinese Society of Rare Earths[J], 2010, 28(6): 643-653.
- [13] 曾小勤, 陈义文, 王静雅, 等. 中国有色金属学报[J], 2021, 31(11): 2963-2975.
ZENG X Q, CHEN Y W, WANG J Y, *et al.* The Chinese Journal of

- Nonferrous Metals[J], 2021, 31(11): 2963-2975.
- [14] 王文礼, 张薇, 雷宁宁. 一种新型钇钐镁合金及其制备方法: CN104946949B[P]. 2017-02-22.
WANG W L, ZHANG W, LEI N N. A Novel Yttrium-Samarium-Magnesium Alloy and Its Preparation Method: CN104946949B[P]. 2017-02-22.
- [15] 王文礼, 张梦奇, 王伟, 等. 稀有金属材料与工程[J], 2020, 49(4): 1151-1158.
WANG W L, ZHANG M Q, WANG W, *et al.* Rare Metal Materials and Engineering[J], 2020, 49(4): 1151-1158.
- [16] WANG W L, QIU Y L, JIA J D, *et al.* Materiali in Tehnologije[J], 2018, 52(4): 405-410.
- [17] WANG W L, HE L, YANG X, *et al.* Materials Science and Technology[J], 2021, 37(2): 174-181.
- [18] CAO F Y, SHI Z M, SONG G L, *et al.* Corrosion Science[J], 2015, 90: 176-191.
- [19] 张新. Mg-RE 基稀土镁合金组织、性能与腐蚀机理研究[D]. 北京: 北京有色金属研究总院, 2013.
ZHANG X. Study on Microstructure, Properties and Corrosion Behavior of Mg-Y Binary Magnesium Alloys[D]. Beijing: General Research Institute for Non-Ferrous Metals, 2013.
- [20] SHIN H, MANSFELD F. Corrosion Science[J], 1988, 28(9): 933-938.

(编辑 惠 琼)