

第二相粒子在 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 合金 局部腐蚀中的作用机制

刘俊, 陈明安, 马聪聪, 黄宇迪, 张新明, 邓运来

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘要: 基于原位腐蚀观察方法, 采用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和能谱分析(EDS)、盐水浸泡实验等研究 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 合金在 3.5%NaCl(质量分数)溶液中的腐蚀机理, 探讨不同第二相在合金局部腐蚀中的作用机制。结果表明, 合金腐蚀初期表现出典型的点蚀特征, 富 Gd 和富 Y 粒子作为阴极相导致边缘基体相 α -Mg 的优先溶解, 富 Zr 粒子中的 Mg 和边缘 α -Mg 都优先发生腐蚀, 且腐蚀源的具体位置与第二相粒子和基体表面间的方位有关。在局部腐蚀过程中, 具有更高稀土或锆含量的第二相微区表现出更好的耐蚀性能。此外, 在第二相密集分布的区域, 第二相粒子充当腐蚀屏障, 使微区的耐蚀性能提高。

关键词: 稀土镁合金; 第二相; 盐水浸泡; 腐蚀

中图分类号: TG172

文献标志码: A

Effect of second phase particles on localized corrosion of Mg-Gd-Y-Nd-Zr alloy

LIU Jun, CHEN Ming-an, MA Cong-cong, HUANG Yu-di, ZHANG Xin-ming, DENG Yun-lai

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Based on in-situ corrosion observation, the corrosion mechanism of Mg-Gd-Y-Nd-Zr alloy in 3.5% NaCl (mass fraction) solution was investigated by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive X-ray spectrometry (EDS) and saline immersion test. The action mechanism of various second phase particles on localized corrosion of the alloy was also studied. The results show that pitting is the typical and obvious feature in the initial stage of corrosion. Gd-rich and Y-rich particles promote corrosion of α -Mg as cathode of corrosion galvanic cell, while both Mg in Zr-rich particle and α -Mg close to Zr-rich phase corrode preferentially. Moreover, the exact location of corrosion is concerned with the orientation between the second phase particle and the matrix. In the process of localized corrosion, the second phase with higher content of RE elements or Zr shows better corrosion resistance. Furthermore, the area distributed with intensive second phase particles exhibits better corrosion resistance, which is ascribed to the barrier effect derived from the interaction between particles.

Key words: rare earth magnesium alloy; second phase; saline immersion; corrosion

稀土镁合金是一类新型的高强耐热镁合金, 在航空航天、国防和汽车工业中具有极其重要的应用价值和广阔的应用前景, 成为近年来镁合金领域的研究热点^[1-4]。但与其他镁合金一样, 其具有较高的化学和电化学活性, 耐蚀性能差严重制约了其应用^[5-7]。为推动

镁合金在工程领域中的应用, 人们对镁合金的腐蚀行为和腐蚀机理进行了广泛而深入的研究^[8-11]。LI 等^[12]认为晶粒尺寸的大小对 AZ91D 镁合金的腐蚀性能有重要影响。BALLERINI 等^[13]发现 AZ91D 镁合金富 Al 的 β 相附近的区域表现出很好的耐蚀性能。SONG

等^[14-15]指出在 NaCl 水溶液中 AZ91D 镁合金 β 相的自腐蚀电位(约为 -1.3 V)高于 α 相的自腐蚀电位(约为 -1.6 V), β 相和 α 相组成腐蚀微电偶, 导致 α 相优先发生腐蚀, β 相腐蚀程度相对较轻, 且在一定程度上阻碍了腐蚀的进一步扩展。CHANG 等^[16]认为 Mg-Gd-Y-Zr 合金的耐蚀性能与析出相 β' 的含量密切相关。BEN-HAMU 等^[17]指出 Mg-Y-RE-Zr 合金中富铈部分表现出更好的耐蚀性能。丁文江等^[18]比较了 Mg-Al 系和 Mg-RE 系合金在 5% NaCl(质量分数)溶液中腐蚀电化学行为的差异, 结果表明 Mg-RE 系合金的腐蚀速率仅为 Mg-Al 系的 1/2。但是, 关于稀土镁合金腐蚀行为的研究还不够深入, 尤其是第二相在稀土镁合金腐蚀过程中的作用机理研究甚少, 因此, 研究稀土镁合金的腐蚀行为具有重要意义。为此, 本文作者研究 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 合金在盐水浸泡过程中腐蚀产物的形成, 并对其腐蚀机理进行探讨。在短时间浸泡条件下(8 min), 利用原位观察方法研究不同第二相粒子微区腐蚀前后的形貌特征, 分析第二相在合金局部腐蚀过程中的作用机制。

1 实验

实验材料为 Mg-9Gd-4Y-Nd-Zr(质量分数, %)合金挤压 T5 态板材。所有实验样品先后经过 400[#]、800[#] SiC 水磨砂纸和 1000[#]、1600[#] 金相砂纸打磨, 分别用无水丙酮和乙醇进行超声波清洗 5~10 min, 干燥后待用。盐水浸泡实验时用松香石蜡封样, 保留 1 个工作面, 腐蚀介质为 3.5%NaCl(质量分数)水溶液, 实验温度为 25 °C, 浸泡时间分别为 8 min、1 h、8 h、24 h 和 48 h。

在 XJP-6A 型立式光学显微镜和 Sirion 200 场发射扫描电镜下观察镁合金的微观组织和腐蚀表面形貌, 利用扫描电镜附带的 Genesis 60s 能谱分析仪进行微区成分分析。

2 结果与分析

2.1 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 合金挤压 T5 态板材的微观组织

图 1 所示为合金挤压 T5 态板材微观组织的 SEM 像。由图 1 可见, 合金由基体 α 相和第二相粒子构成。图 1 中第二相粒子呈亮白色, 聚集成团且分布不均匀。根据粒子形状和成分合金挤压 T5 态板材中主要含有 3 类第二相粒子, 如表 1 所列: 不规则形状的富

Gd 粒子、方形富 Y 粒子和圆形富 Zr 粒子。第二相粒子的成分波动较大, 富 Gd 粒子中 Gd、Nd 和 Y 3 种元素的原子个数比约为 3:2:1; 富 Y 粒子按稀土元素含量递减顺序依次含有 Y、Gd 和 Nd, 且 Nd 的含量相对很低。富 Gd 和富 Y 相颗粒尺寸差异都比较大, 富 Zr 颗粒大小均约为 5 μm 。

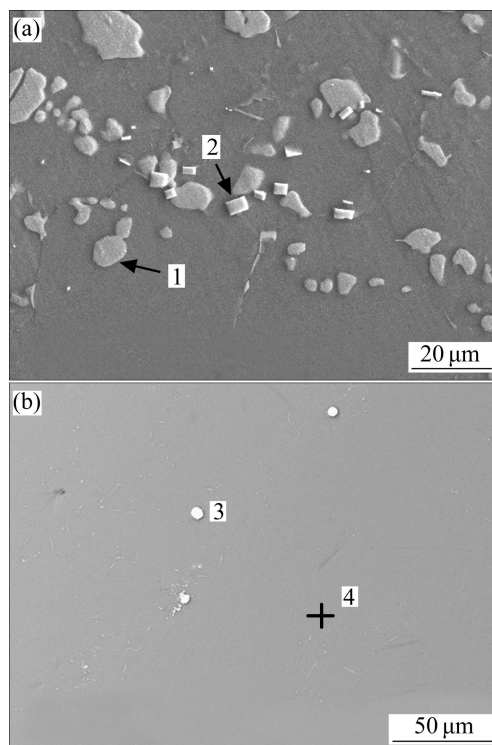


图 1 合金挤压 T5 态合金板微观组织的 SEM 像

Fig. 1 SEM images of extruded-T5 Mg-Gd-Y-Nd-Zr alloy: (a) Area with Gd-rich particles and Y-rich particles; (b) Area with Zr-rich particles

表 1 图 1 中合金 EDS 能谱分析结果

Table 1 EDS analysis results corresponding to Fig. 1

Point No.	Mole fraction/%					Phase
	Mg	Gd	Y	Nd	Zr	
1	85.03	7.25	2.72	5.00	—	Gd-rich
2	40.69	18.47	38.83	2.01	—	Y-rich
3	7.21	—	—	—	92.79	Zr-rich
4	96.97	1.56	0.93	0.35	0.19	α -Mg

2.2 合金腐蚀形貌观察

将试样浸泡于 3.5%NaCl 溶液中, 表面很快有气泡附着, 随着腐蚀时间的延长, 样品表面变暗, 腐蚀程度加重。图 2 所示为合金在 3.5%NaCl 溶液中浸蚀 8 min 后的腐蚀形貌(OM)。由图 2 可见, 腐蚀初期合金表现出典型的点蚀特征, 点蚀主要发生在第二相粒

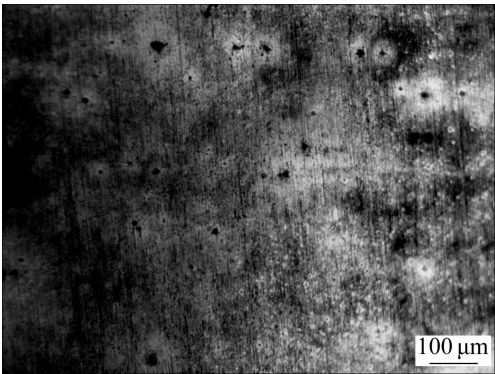


图 2 合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 8 min 后的腐蚀形貌 (OM)

Fig. 2 Corrosion morphology (OM) of alloy after immersion in 3.5% NaCl solution for 8 min

子的周围, 其中心黑点为第二相粒子, 腐蚀产物分布在图 2 中白色区域, 并且第二相粒子越大, 蚀点面积越大。继续延长浸泡时间, 在点蚀处可看到明显的腐蚀裂纹, 腐蚀从点蚀处扩展到整个试样表面形成大面积的均匀腐蚀。

图 3 所示为合金在 3.5%NaCl 溶液分别浸泡 8 min 和 1 h 后的腐蚀形貌(SEM 像)。从图 3 可清晰看到第二相粒子的存在对蚀点分布具有重要影响。由图 3(a₁) 低倍照片可知, 浸泡初期腐蚀优先发生在第二相粒子与 α 相相邻的区域。图 3(a₂)所示为图 3(a₁)中光亮圆形腐蚀区域 A 的放大图, 可发现大块的腐蚀产物形如疏松的蜂窝, 第二相粒子被堆积起来的腐蚀产物包裹住, 并未发生腐蚀。从区域 B 的高倍照片(见图 3(a₃))发现, 合金腐蚀产物呈叶片状, 腐蚀产物中间有大量空隙,

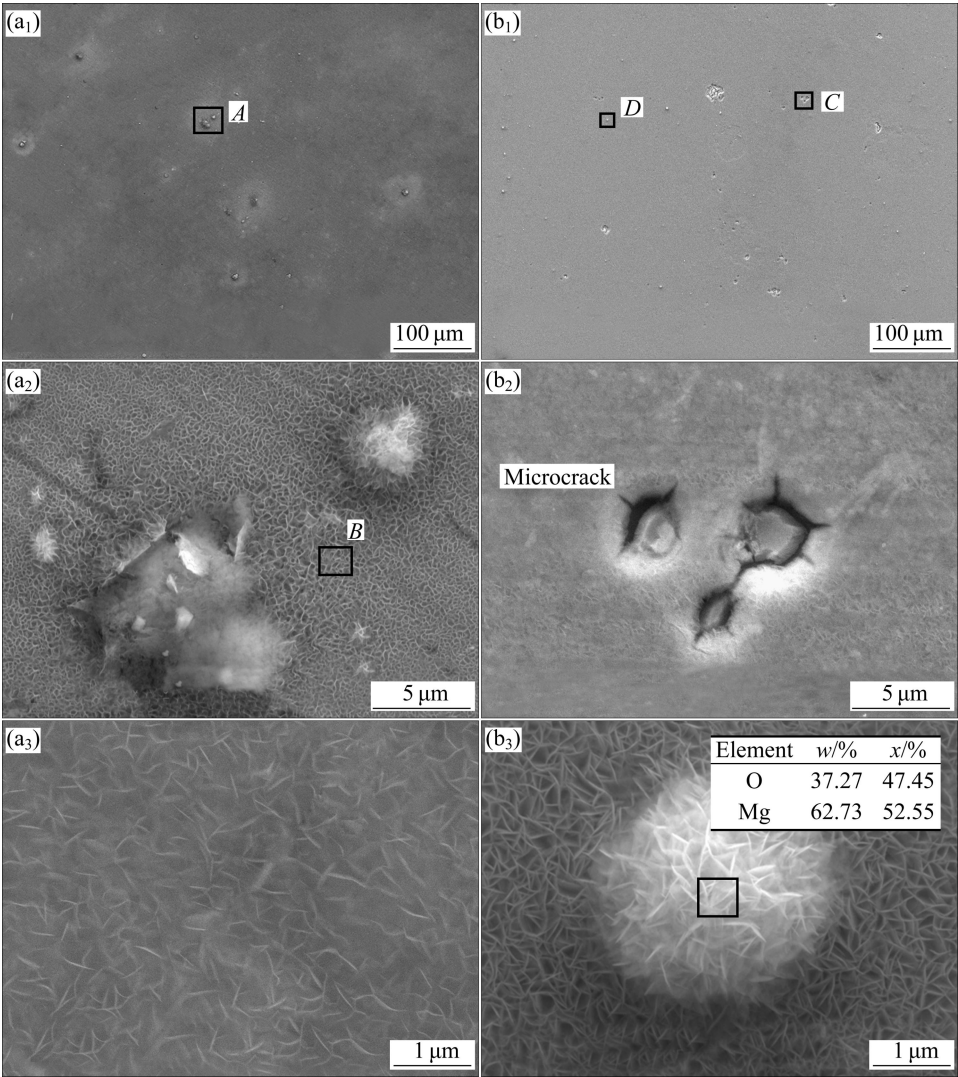


图 3 合金在 3.5%NaCl 中分别浸泡 8 min 和 1 h 后腐蚀表面的 SEM 像

Fig. 3 SEM images of alloy corrosion surface after immersion in 3.5%NaCl solution for 8 min and 1 h, respectively: (a₁) Immersion for 8 min; (a₂) Magnified image for region A; (a₃) Magnified image for region B; (b₁) Immersion for 1 h; (b₂) Magnified image for region C; (b₃) Magnified image for region D

表明形成的腐蚀产物膜对镁基体不具备很好的保护性。在更长的浸泡时间下(1 h), 在低倍照片图 3(b₁)中已观察不到大面积的光亮圆形腐蚀区域, 这是由于第二相粒子四周的腐蚀产物不断增多, 但镁的腐蚀产物膜层结构疏松, 有的第二相粒子和腐蚀产物一起脱落, 从而形成了很多腐蚀微裂纹和腐蚀微孔, 如区域 C 的放大图 3(b₂)所示。由区域 D 的高倍照片(图 3(b₃))可见, 未脱落的粒子已被堆积成球状的腐蚀产物完全覆盖, 但腐蚀产物叶片状的形貌特征并没有随时间发生变化。对腐蚀产物进行能谱分析可知, Mg 和 O 的原子个数比约为 1:1, 因此, 可判定腐蚀产物主要为 MgO。

2.3 第二相在镁合金局部腐蚀时的作用机制

根据腐蚀形貌的观察可知, Mg-Gd-Y-Nd-Zr 合金在 3.5%NaCl 溶液中的腐蚀行为与第二相密切相关, 本文作者利用基于扫描电镜下的原位观察法跟踪材料不同区域和 3 种主要第二相粒子的腐蚀特征, 进一步探明该合金中第二相在其发生局部腐蚀时的作用机制。

2.3.1 富 Gd 粒子

图 4 所示为合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 8 min 前后原位观察富 Gd 粒子微区的形貌和能谱分析结果。由图 4 可知, 浸泡 8 min 后邻近此第二相粒子的基体 α 相已明显发生腐蚀, 如图 4(b)中深灰色区域所示, 并在最靠近第二相粒子的基体处产生了细小的微裂纹, 形成裂纹源。由其线扫描能谱图 4(c)可见, 在最靠近富 Gd 颗粒的 α -Mg 基体处出现了一个氧含量的峰值点 P_1 , 离第二相粒子较远处的基体氧含量的相对浓度最低, 说明在最靠近第二相粒子的基体相区域优先发生了腐蚀, 此处腐蚀程度最大, 氧含量相对最高。这更加直观地反映了该第二相粒子在合金局部腐蚀时的作用机制, 该微区表面活化反应开始于 α -Mg 基体/富 Gd 粒子的界面处, 腐蚀驱动力源于 α 相与第二相粒子之间形成的电极电位差。由图 4 可以看出, α -Mg 基体发生溶解, 产生裂纹, 说明富 Gd 粒子与基体相比较稳定, 在腐蚀过程中作为腐蚀微电池的阴极而加速边缘基相的腐蚀, 合金呈现明显的局部腐蚀特征。

2.3.2 方形富 Y 粒子

图 5 所示为合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 8 min 前后原位观察方形富 Y 粒子微区的形貌和能谱分析结果。对比图 5(a)和(b)腐蚀前后形貌可知, 富 Y 相的边缘基体发生了腐蚀。由浸泡后粒子 1 的线扫描能谱分析结果(图 5(c))发现, 在最靠近该粒子的 α -Mg 基体处出现氧含量峰值点 P_2 , 此处腐蚀程度最大, 说明邻近富 Y 粒子的 α -Mg 基体优先发生腐蚀。与富 Gd 粒子

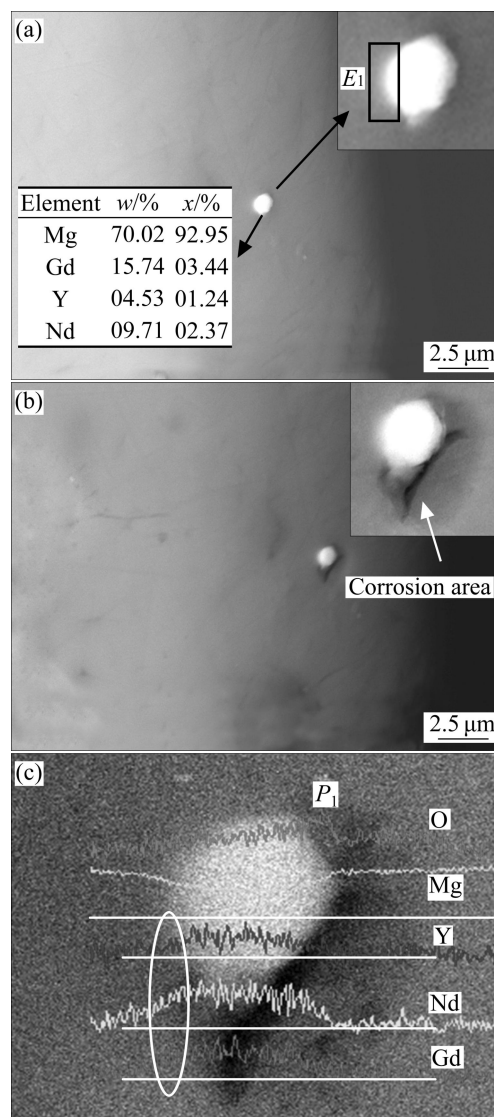


图 4 合金浸泡前后原位观察富 Gd 粒子微区的形貌和能谱分析

Fig. 4 Morphologies and EDS analysis results of Gd-rich particle based on in-situ observation method: (a) Before immersion; (b) After immersion for 8 min; (c) EDS linear scan results of elements after immersion for 8 min

的作用机制相同, 方形富 Y 第二相在合金局部腐蚀中作为阴极相, 导致颗粒边缘 Mg 基体的阳极溶解。

由图 5(b)可见, 方形富 Y 粒子 1 和 2 浸泡前后的腐蚀程度不同。粒子 1 周围出现深灰色的腐蚀区域, 并且颗粒表面覆盖了蜂窝状的腐蚀产物, 图 3(b₃)中能谱分析已证实其主要为氧化镁; 而粒子 2 周围的腐蚀程度较小, 腐蚀区域也较窄。根据图 5(a)中能谱分析结果, 这两个方形第二相的稀土含量有差异, 粒子 2 的稀土含量明显高于粒子 1 的稀土含量, 说明稀土含量较高的第二相微区表现出更好的抗腐蚀性能。这是

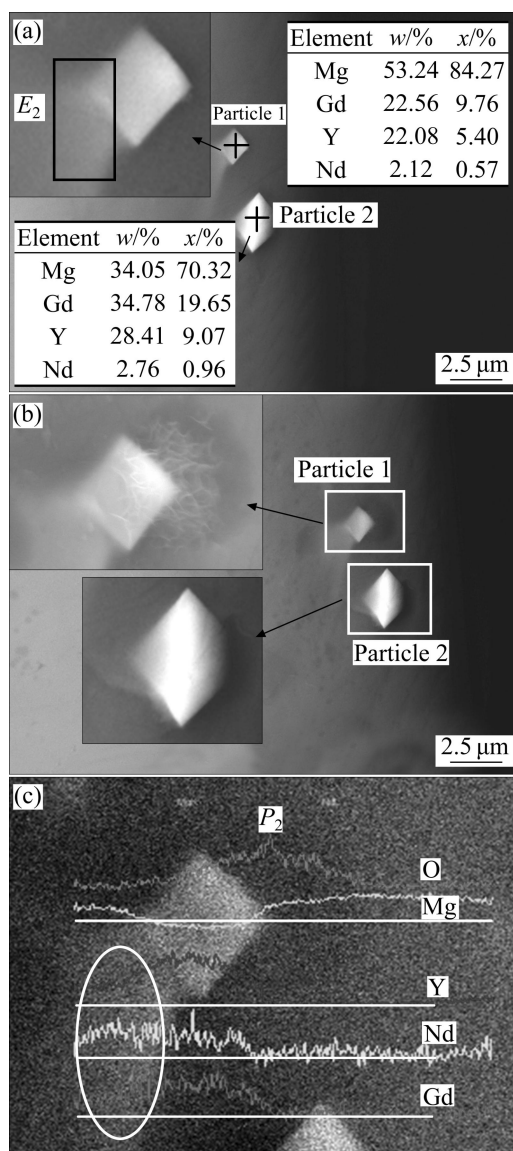


图 5 合金浸泡前后原位观察方形富 Y 相微区的形貌和能谱分析

Fig. 5 Morphologies and EDS analysis results of Y-rich particles based on in-situ observation method: (a) Before immersion; (b) After immersion for 8 min; (c) EDS linear scan results of elements for Y-rich particle 1 after immersion

由于稀土元素在腐蚀过程中会形成非常稳定的稀土氧化膜^[17], 粒子 2 在腐蚀初期生成较多稀土氧化物覆盖在其表面及四周区域, 更好地起到了保护膜层的作用。

但由浸泡 8 min 后的腐蚀形貌和氧元素能谱分析发现, 基体的腐蚀都只是发生在图中粒子的一侧。观察富 Gd 和富 Y 颗粒腐蚀前的背散射照片(见图 4(a)和 5(a))可知, 颗粒未腐蚀的一侧第二相与基体之间的界面模糊(分别如图 4(a)和 5(a)中 E_1 和 E_2 所示)。结合图 4(c)和 5(c)中稀土元素含量分布情况可知, 区域 E_1 和

E_2 中稀土含量仍高于基体中的稀土含量, 因此可判断图中粒子是倾斜于基体材料表面的, 粒子的部分体积位于区域 E_1 和 E_2 基体下方。由此可以推断, 可能正是第二相粒子与基体的这种方位关系造成图中粒子两侧抗腐蚀性能有所差异, 从而导致粒子的一侧先发生腐蚀。

2.3.3 圆形富 Zr 粒子

图 6 所示为合金在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 8 min 前后原位观察圆形富 Zr 粒子微区的形貌和能谱分析结果。由图 6 可知, Zr 元素在合金中主要以圆形富 Zr 粒子存在, 但富 Zr 第二相的 Zr 含量有所不同, 图 6(a)中富 Zr 粒子 1 的 Zr 含量明显高于粒子 2 的 Zr 含量。由图 6(b)可见, 两个富 Zr 颗粒在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 8 min 后的腐蚀形貌区别很大。粒子 2 的表面已完全被形同蜂窝状的氧化镁覆盖, 而粒子 1 的表面几乎观察不到腐蚀产物, 说明 Zr 含量较高的第二相微区表现出较好的抗腐蚀性能。这是因为 Zr 在腐蚀过程中生成氧化锆膜层^[17], 氧化锆膜层比 Mg 在水溶液中形成的氧化膜层稳定得多, 阻碍了腐蚀介质与基体的接触。

不同于富 Gd 粒子和富 Y 粒子的腐蚀形貌, 图 6(b)中整个富 Zr 粒子 2 表面及边缘基体都发生腐蚀, 根据其线扫描能谱分析(见图 6(c))可知, 氧含量的峰值未出现在 α -Mg 和第二相的界面处, 而是对应于 Zr 含量的峰值点, 说明富 Zr 相在腐蚀初期, 第二相粒子中 Mg 的溶解是重要的腐蚀作用机制。因为 Zr 的标准电极电位较正(-1.53 V (vs SHE))^[19], Mg 的电极电位较负(-2.68 V (vs SHE)), 在活性 Cl^- 的水溶液介质中, Mg 含量较高的圆形富 Zr 粒子中 Zr 与 Mg 之间易形成腐蚀微电偶, 导致富 Zr 相中 Mg 发生溶解。而 Y、Gd 和 Nd 的电极电位分别为 -2.37、-2.40、-2.44 V (vs SHE), 都与 Mg 的接近, 所以, 富 Gd 和富 Y 粒子在发生腐蚀时, 粒子内部形成腐蚀微电池的倾向较小, 第二相边缘基体优先发生腐蚀。富 Zr 相在合金局部腐蚀过程中, 其边缘基体和富 Zr 相中的 Mg 同时优先腐蚀, 当富 Zr 相中 Zr 含量很高时, 腐蚀初期形成氧化锆膜层, 该微区耐蚀性能提高。

SONG 等^[14, 20]研究认为, 镁合金中第二相可以充当阴极或腐蚀屏障, 其作用是由第二相的数量和分布决定的, 当第二相近似连续分布于 α 基体上时可以起到腐蚀屏障层的作用, 腐蚀速率很低, 在本研究中也发现了这一现象。图 7 所示为合金浸泡前与浸泡 8 min 后第二相聚集区的 SEM 像。从图 7 可看出, 浸泡后合金表面腐蚀程度不明显。从图 6 中椭圆形区域腐蚀前后的放大照片也可以发现, 第二相连续分布的区

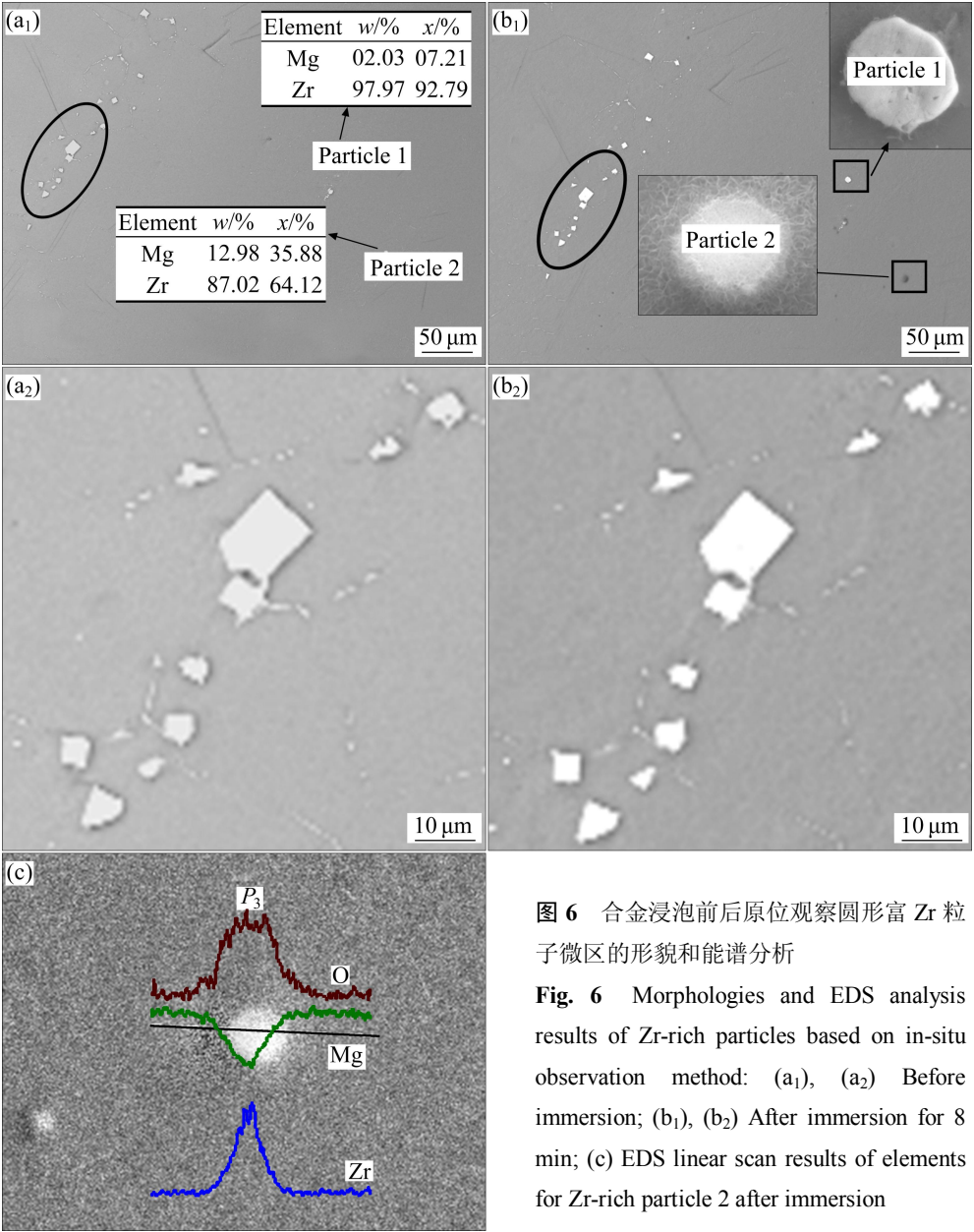


图 6 合金浸泡前后原位观察圆形富 Zr 粒子微区的形貌和能谱分析

Fig. 6 Morphologies and EDS analysis results of Zr-rich particles based on in-situ observation method: (a₁), (a₂) Before immersion; (b₁), (b₂) After immersion for 8 min; (c) EDS linear scan results of elements for Zr-rich particle 2 after immersion

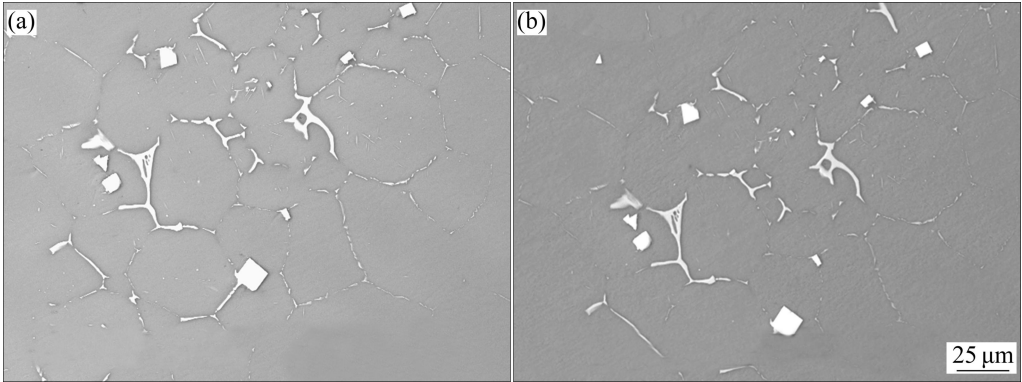


图 7 合金浸泡前后第二相聚集区的 SEM 像

Fig. 7 SEM images of region with intensive distributed second particles: (a) Before immersion; (b) After immersion for 8 min

域几乎没有发生腐蚀,第二相密集程度高的微区的耐腐蚀性能优于第二相稀疏分布的区域的耐腐蚀性能(见图3(a₁))。

3 结论

1) Mg-Gd-Y-Nd-Zr合金在NaCl溶液中的腐蚀前期具有典型的点蚀特征,富Gd和富Y相在镁合金中主要作为阴极相,导致其边缘基体 α -Mg优先发生腐蚀,且腐蚀源的具体位置与第二相粒子和基体表面间的方位有关。

2) Mg含量较高的富Zr相在合金局部腐蚀过程中由于Zr的电极电位较正,使富Zr相中的Mg和边缘基体同时优先腐蚀;而Mg含量较低的富Zr相中高含量的Zr在腐蚀初期可能形成稳定的氧化锆膜层,使微区耐蚀性能提高。

3) 当第二相密集分布于 α 相基体上时,其充当腐蚀屏障的作用保护基体不受腐蚀液的侵蚀,腐蚀初期该微区观察不到明显的腐蚀现象。

REFERENCES

- [1] WANG Li-dong, XING Cheng-yao, HOU Xiu-li, WU Yao-ming, SUN Jian-fei, WANG Li-min. Microstructures and mechanical properties of as-cast Mg-5Y-3Nd-Zr-xGd ($x=0, 2$ and 4 wt.%) alloys [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 527(7/8): 1891-1895.
- [2] GAO Yan, WANG Qu-dong, GU Jin-hai, ZHAO Yang, TONG Yan. Behavior of Mg-15Gd-5Y-0.5Zr alloy during solution heat treatment from 500 to 540 °C [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 459(1/2): 117-123.
- [3] WANG Jie, YANG Yuan-sheng, TONG Wen-hui. Effect of purification treatment on corrosion resistance of Mg-Gd-Y-Zr alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2011, 21(4): 949-954.
- [4] 肖阳, 张新明, 陈健美, 蒋浩. Mg-9Gd-4Y-0.6Zr合金挤压T5态的高温组织与力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2006, 16(4): 709-714.
XIAO Yang, ZHANG Xin-ming, CHEN Jian-mei, JIANG Hao. Microstructures and mechanical properties of extruded Mg-9Gd-4Y-0.6Zr-T5 at elevated temperatures [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2006, 16(4): 709-714.
- [5] SCHLUTER K, ZAMPONI C, PIORRA A, QUANDT E. Comparison of the corrosion behaviour of bulk and thin film magnesium alloys [J]. *Corrosion Science*, 2010, 52(12): 3973-3977.
- [6] WILLIAMS G, MCMURRAY H N, GRACE R. Inhibition of magnesium localised corrosion in chloride containing electrolyte [J]. *Electrochimica Acta*, 2010, 55(24): 7824-7833.
- [7] WANG WEI, WU Guo-hua, WANG Qu-dong, HUANG Yu-guang, DING Jiang-wen. Gd contents, mechanical and corrosion properties of Mg-10Gd-3Y-0.5Zr alloy purified by fluxes containing GdCl₃ additions [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 507(1/2): 207-214.
- [8] ARRABAL R, MATYKINA E, PARDO A, MERINO M C, PAUCAR K, MOHEDANO M, CASAJS P. Corrosion behaviour of AZ91D and AM50 magnesium alloys with Nd and Gd additions in humid environments [J]. *Corrosion Science*, 2012, 55: 351-362.
- [9] PARDO A, MERINO M C, COY A E, ARRABAL R, VIEJO F, MATYKINA E. Corrosion behaviour of magnesium/aluminium alloys in 3.5 wt.% NaCl [J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(3): 823-834.
- [10] QU Qing, MA Jie, WANG Lin, LI Lei, BAI Wei, DING Zhong-tao. Corrosion behaviour of AZ31B magnesium alloy in NaCl solutions saturated with CO₂ [J]. *Corrosion Science*, 2011, 53(4): 1186-1193.
- [11] LIU Ning, WANG Jian-li, WANG Li-dong, WU Yao-ming, WANG Li-min. Electrochemical corrosion behaviour of Mg-5Al-0.4Mn-xNd in NaCl solution [J]. *Corrosion Science*, 2009, 51(6): 1328-1333.
- [12] LI Ying, ZHANG Tao, WANG Fu-hui. Effect of microcrystallization on corrosion resistance of AZ91D alloy [J]. *Electrochimica Acta*, 2006, 51(14): 2845-2850.
- [13] BALLERINI G, BARDI U, BIGNUCOLO R, CERAULO G. About some corrosion mechanisms of AZ91D magnesium alloy [J]. *Corrosion Science*, 2005, 47(9): 2173-2184.
- [14] SONG Guang-ling, ATRENS A, DARGUSCH M. Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D [J]. *Corrosion Science*, 1999, 41(2): 249-273.
- [15] SONG Guang-ling. Recent progress in corrosion and protection of magnesium alloys [J]. *Advanced Engineering Materials*, 2005, 7(7): 563-586.
- [16] CHANG Jian-wei, GUO Xing-wu, HE Shang-ming, FU Peng-huai, PENG Li-ming, DING Wen-jiang. Investigation of the corrosion for Mg-xGd-3Y-0.4Zr ($x=6, 8, 10, 12$ wt%) alloys in a peak-aged condition [J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(1): 166-177.
- [17] BEN-HAMU G, ELIEZER D, SHIN K S, COHEN S. The relation between microstructure and corrosion behavior of Mg-Y-RE-Zr alloys [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2007, 431(1/2): 269-276.
- [18] 丁文江, 向亚贞, 常建卫, 彭颖红. Mg-Al系和Mg-RE系合金在NaCl溶液中的腐蚀电化学行为[J]. *中国有色金属学报*, 2009, 19(10): 1713-1719.
DING Wen-jiang, XIANG Ya-zhen, CHANG Jian-wei, PENG Ying-hong. Corrosion and electrochemical behaviour of Mg-Al alloys and Mg-RE alloys in NaCl solution [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2009, 19(10): 1713-1719.
- [19] 曹楚南. 腐蚀电化学原理[M]. 北京: 化学工业出版社, 2004: 326-327.
CAO Chu-nan. Principles of electrochemistry of corrosion [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2004: 326-327.
- [20] ZHAO Ming-chun, LIU Ming, SONG Guang-ling, ATRENS A. Influence of the β -phase morphology on the corrosion of the Mg alloy AZ91 [J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(7): 1939-1953.

(编辑 陈卫萍)