

固溶处理态 Mg-Nd-Gd-Sr-Zn-Zr 镁合金的显微组织及其在模拟体液中的腐蚀行为

章晓波^{1,2}, 马青龙^{1,2}, 巴志新^{1,2}, 王章忠^{1,2}, 王强³

(1. 南京工程学院, 江苏 南京 211167)

(2. 江苏省先进结构材料与应用技术重点实验室, 江苏 南京 211167)

(3. 江苏康尚医疗器械有限公司, 江苏 丹阳 212300)

摘要: 对 Mg-(4-x)Nd-xGd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr (x=0, 1, 3, 质量分数, %, 下同) 镁合金进行了固溶处理。采用扫描电镜、能谱分析仪和 X 射线衍射仪研究了合金的显微组织与物相。利用失重和析氢法测试了合金在模拟体液中的腐蚀速率, 并观察了合金的腐蚀形貌。结果表明, 含 1%Gd 的合金晶粒最细小, 且第二相较为连续地分布在基体周围, 腐蚀速率也最低; 而含 3%Gd 的合金晶粒最粗大, 腐蚀速率最快。3 种合金的腐蚀形貌较为均匀。

关键词: 生物材料; 镁合金; 显微组织; 均匀腐蚀; 固溶处理

中图分类号: TG146.2⁺2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)04-1156-06

与不锈钢、钛合金等传统生物惰性金属植入材料相比, 生物医用镁合金作为骨科固定物具有诸多优点^[1-3]: (1) 良好的物理和生物力学性能。镁合金的密度和弹性模量与人骨接近, 可有效避免应力遮挡效应; (2) 良好的生物相容性。镁是人体必需营养元素, 人体约一半的镁在骨组织中, 镁无毒性, 可刺激骨细胞生长; (3) 可降解性。镁在氯离子环境中易腐蚀降解, 可被人体吸收, 能避免骨愈合后二次手术带来的经济、生理和心理负担。动物实验表明^[4,5]镁合金植入动物体内后改善了骨细胞的生长和增殖, 周围软骨组织无破坏, 无血栓形成, 是理想的骨科植入材料。

然而, 大多镁合金是多相合金, 由于基体与第二相的腐蚀电位差较大, 容易引起电偶腐蚀, 导致耐腐蚀性差。此外, 有报道研究了 31 种不同状态镁合金的腐蚀行为, 其中 29 种为不均匀腐蚀^[6], 不均匀腐蚀可导致合金力学完整性过早丧失, 从而失去支撑功能, 且无法通过体外腐蚀速率预测体内降解速率^[7]。因此, 镁合金目前尚未满足临床应用的要求。研究人员采用微弧氧化^[8,9]、离子注入^[10]、激光处理^[11]、电化学沉积^[12]等表面处理技术来提高镁合金的耐蚀性能。尽管表面处理不但能短时缓解镁合金的腐蚀速率过快问题, 而且能提高生物活性, 但表面处理无法改变镁合金的不均匀腐蚀问题^[13]。因此, 开发具有均匀腐蚀行

为的生物可降解镁合金作为基体材料, 辅之以相应的表面处理, 是推动可降解镁合金临床应用的关键。

已有研究结果^[14,15]表明 Mg-Nd-Zn-Zr 尽管不是单相固溶体组织, 但仍表现出均匀腐蚀特征。其主要原因是稀土 Nd 的标准电位与 Mg 接近, 形成的第二相化合物与基体的腐蚀电位相近, 在腐蚀介质中已腐蚀区域的腐蚀电位高于未腐蚀区域, 导致未腐蚀区域优先遭受腐蚀, 从而表现为均匀腐蚀行为。而 Mg-Gd-Zn-Zr^[16,17]镁合金由于具有长周期堆垛有序结构 (LPSO 结构), 也呈现均匀腐蚀, 而不含 LPSO 结构时, 则为严重的局部腐蚀^[17]。因此, 可以通过合金化设计和组织调控来制备具有均匀腐蚀行为的可降解镁合金。

为设计和开发具有高强韧性和均匀腐蚀行为生物医用镁合金, 作者前期在合金中引入了对骨细胞生长具有诱导作用的微量 Sr^[4], 利用 Gd 部分取代 Nd 元素, 研究了铸态和 T6 处理态 Mg-Nd-Gd-Sr-Zn-Zr 镁合金的组织、力学与生物腐蚀行为。尽管 T6 处理后合金的力学性能显著提高, 但由于针状富 Zr 析出物的存在, 其局部腐蚀倾向性增大^[18]。本工作对 Mg-Nd-Gd-Sr-Zn-Zr 合金进行固溶处理, 避免富 Zr 化合物的析出, 研究 Gd 部分取代 Nd 对固溶处理态合金组织演变与腐蚀行为的影响。

1 实验

收稿日期: 2016-04-18

基金项目: 国家自然科学基金 (51301089); 江苏省自然科学基金 (BK20130745); 江苏省“青蓝工程”资助项目; 南京工程学院大学生科技创新项目 (N20150241)

作者简介: 章晓波, 男, 1981 年生, 博士, 副教授, 南京工程学院材料工程学院/江苏省先进结构材料与应用技术重点实验室, 江苏 南京 211167, E-mail: xbxzhang2003@163.com

对 Mg-(4-x)Nd-xGd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr (x=0, 1, 3, 质量分数, %) 铸锭在 SO₂ 保护气氛下进行固溶处理, 固溶温度为 540 °C, 保温 12 h。将试样抛光后用醋酸硝酸乙二醇水溶液 (20 mL 醋酸+1 mL 硝酸+60 mL 乙二醇+19 mL 水) 作为腐蚀剂进行侵蚀, 利用 JSM-6360LV 扫描电子显微镜 (SEM) 观察合金的显微组织, 采用直线截点法评价晶粒尺寸, 利用 Genesis2000XMS60 能谱仪 (EDS) 分析合金微区的化学成分。

采用析氢和失重法测试合金的腐蚀速率, 每组合金测试 4 个试样, 结果取平均值。将腐蚀试样切割成直径 15 mm, 厚度 4 mm 的圆片, 并在试样边缘钻一个小孔。将抛光后的试样置于无水乙醇中超声清洗, 吹干后称量质量、直径和厚度。然后用细棉线穿在试样小孔上, 固定在漏斗上, 再置于模拟体液 (SBF) [15] 中, SBF 体积与试样表面积之比为 60 mL/cm²。将带有刻度的滴管装满 SBF 后套在漏斗上, 利用排液法收集氢气。每 24 h 记录一次收集到的氢气体积, 然后更换 SBF。根据 ASTM G31-72, 结合氢气析出量确定浸泡时间, 浸泡 120 h 后将试样取出, 用去离子水冲洗、吹干。采用 SEM 观察腐蚀形貌, 利用 EDS 分析腐蚀产物。为去除试样表面腐蚀产物, 将浸泡试样置于沸腾的铬酸硝酸银水溶液 (200 g/L CrO₃+10 g/L AgNO₃)

中清洗 5 min, 然后用去离子水冲洗、吹干, 利用分析天平称量去除腐蚀产物后试样的质量, 以计算合金的腐蚀速率。采用数码相机和 SEM 拍摄腐蚀样品表面宏观和微观腐蚀形貌。

2 结果与分析

2.1 组织与物相

图 1 为合金固溶处理后的显微组织照片。3 种合金均由 α-Mg 固溶体和第二相组成, 其中 α-Mg 晶粒大小分别约为 (45±6)、(36±4) 和 (55±3) μm。随着 Gd 部分取代 Nd, 第二相的体积分数先增多后减少, 当 Gd 质量分数为 1% 时, 第二相相对连续地分布在 α-Mg 基体周围, 而另外两种合金中第二相则不连续分布。为更清楚地分析第二相形貌及其成分, 对图 1 中标记区域进行高倍 SEM 观察, 并对第二相微区进行了 EDS 分析。

图 2 为未添加 Gd 的合金 SEM 照片及第二相 EDS 分析结果。晶界处未固溶到基体中的残余第二相形状不规则, 并在第二相中观察到圆形颗粒。EDS 结果表明该圆形颗粒含有 Nd、Sr、Zn 和少量的 Zr, 而不规则的第二相中含有更多的 Nd。3 种合金 XRD 图谱如图 3 所示, 不含 Gd 合金的第二相主要为 Mg₄₁Nd₅ 和 Mg₂₃Sr₆。

图 4 为添加 1%Gd 的合金 SEM 照片及第二相能谱测试结果。第二相近乎连续地分布在 α-Mg 基体周

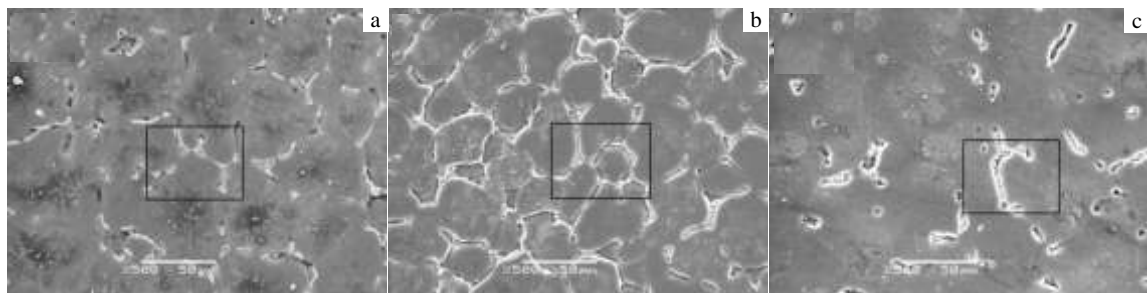


图 1 合金显微组织 SEM 照片

Fig.1 SEM images of the Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr alloys: (a) x=0, (b) x=1, and (c) x=3

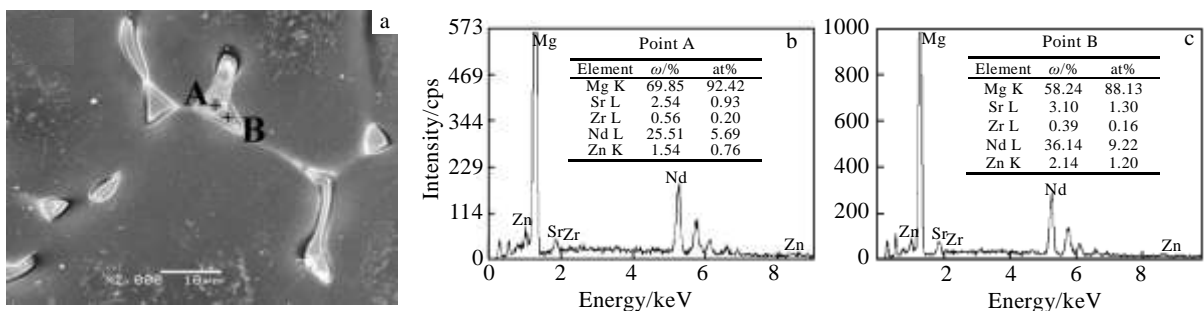


图 2 Mg-4Nd-0Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr 共晶相 SEM 照片及微区 EDS 分析结果

Fig.2 Eutectic phase image corresponding to the selected area in Fig.1a (a) and EDS spectra of Mg-4Nd-0Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr: (b) poing A in Fig.2a and (c) point B in Fig.2a

围。从颜色衬度和形状上可以发现在晶界处不规则的第二相里面形成了亮白色的颗粒。能谱结果表明亮白色颗粒中 Sr 和 Zr 的含量高于围绕其周围的第二相，而 Nd 含量则减少，Gd 和 Zn 的含量相近。XRD 结果表明第二相主要为 $Mg_{41}Nd_5$ 和 $Mg_{23}Sr_6$ 。

图 5 为 Gd 含量 3% 的合金第二相 SEM 照片及 EDS 结果。第二相中亮白色小颗粒中 Sr 和 Zr 的含量显著多于周围第二相，而 Gd、Nd 含量则少于周围第二相。与图 4 对比可发现 Nd 含量下降，Gd 和 Sr 含量升高，表明随着 Gd 含量的增加和 Nd 含量的相应减少，未固溶的 Gd 和 Sr 相应增多。除 $Mg_{41}Nd_5$ 和 $Mg_{23}Sr_6$ 外，还出现了较弱的新衍射峰，分析表明新相为 Mg_3Gd 。

Nd、Gd、Sr、Zn 和 Zr 在 Mg 中的最大固溶度分别为 3.6%、23.49%、0.11%、6.2% 和 3.8%^[19]。当合金中未添加 Gd 元素时，由于 Nd 和 Sr 元素含量均多于其在 Mg 中的最大固溶度，因此，Mg-4Nd-0Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr 组织中仍有一些第二相不连续分布于晶界上。有研究表明 Gd 的加入可提高 MgNd 化合物的热稳定性^[20]。因此，尽管 Mg-3Nd-1Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr 合金中 Nd、Gd 含量均低于共晶温度下的溶解度，但第二相体积分数较多且分布相对连续，并且，第二相

在晶界处的连续分布对晶粒长大具有抑制作用^[18]，因而该成分合金晶粒尺寸最小。Mg-1Nd-3Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr 合金中除 Sr 元素外，其余合金化元素的含量远远小于其最大固溶度，但组织中仍存在少量未溶解的 $Mg_{41}Nd_5$ 和 Mg_3Gd 相，表明 Sr 的加入对 Gd 和 Nd 在 Mg 中的固溶度有一定的影响。

2.2 腐蚀性能

图 6 为 3 种合金在 SBF 中浸泡 120 h 的析氢结果，

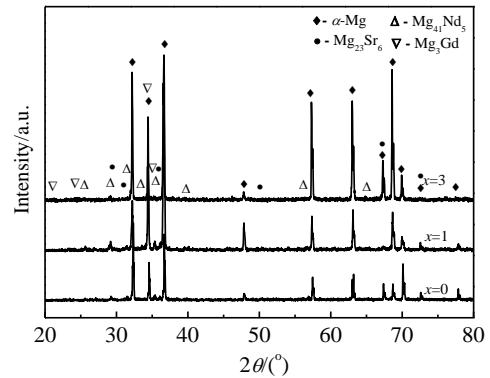


图 3 固溶处理态 Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr 合金 XRD 图谱
Fig.3 XRD patterns of the solution treated Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr alloys

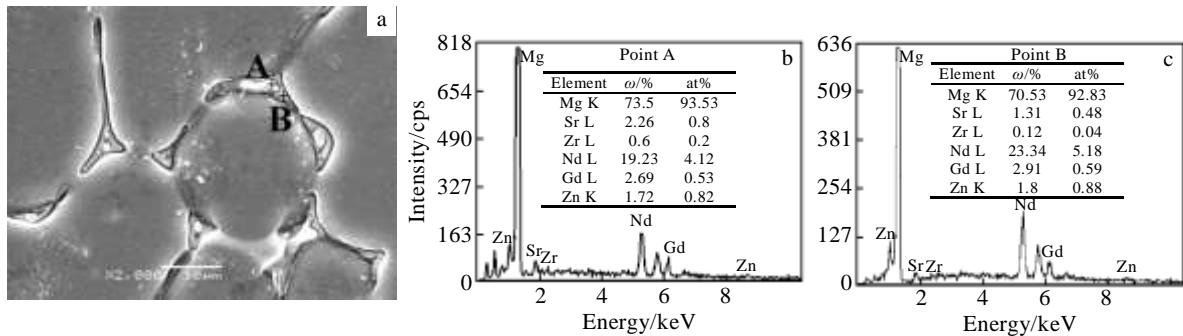


图 4 Mg-3Nd-1Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr 共晶相 SEM 照片及微区 EDS 分析结果

Fig.4 Eutectic phase image corresponding to the selected area in Fig.1b (a) and EDS spectra of Mg-3Nd-1Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr : (b) poing A in Fig.4a and (c) point B in Fig.4a

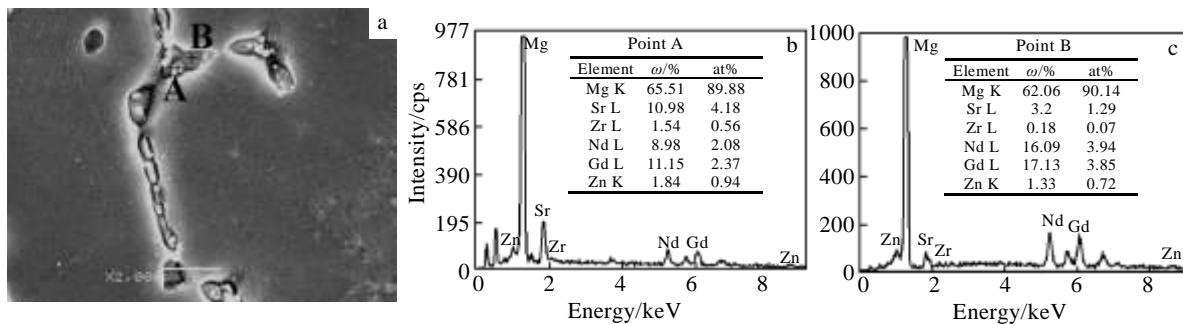


图 5 Mg-1Nd-3Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr 共晶相 SEM 照片及微区 EDS 分析结果

Fig.5 Eutectic phase image corresponding to the selected area in Fig.1c (a) and EDS spectra of Mg-1Nd-3Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr : (b) poing A in Fig.5a and (c) point B in Fig.5a

可以看出 Gd 含量为 1% 时, 合金的析氢总量最少, 腐蚀速率最慢; Gd 含量增加到 3% 时, 析氢总量最多, 腐蚀速率最快。析氢曲线显示浸泡初期 24 h 析氢量很少, 随后腐蚀加剧, 当浸泡 72 h 后, 3 种合金的析氢量呈现减少或缓慢增加的趋势。这是因为浸泡初期试样表层与溶液反应生成不可溶性的 $Mg(OH)_2$ 膜, 起到保护基体的作用; 随着浸泡时间的延长, SBF 中 Cl^- 在试样表层浓度增加, 与 $Mg(OH)_2$ 反应生成可溶性 $MgCl_2$ ^[21], 腐蚀加剧; 当表面腐蚀产物聚集一定厚度时, 对基体起到一定的保护作用。

图 7 为 3 种合金的腐蚀速率。从趋势上看, 失重法和析氢法获得的腐蚀速率的趋势相同, 当 Gd 含量为 1% 时, 合金的腐蚀速率最低, Gd 含量为 3% 时, 腐蚀速率最高。但失重和析氢法得出的腐蚀速率有所偏差。一般来说, 晶界的能量较高, 有利的形核位置多, 能迅速形成保护膜, 因此晶粒越细, 则晶界密度越高, 耐腐蚀性能越好^[22]。此外, 含 1%Gd 元素的合金中第二相相对连续地分布于基体周围, 起到一定的保护作用。本实验中 Gd 含量为 1% 时, 晶粒最细小且第二相分布相对均匀, 所以腐蚀速率最低; 而含 3%Gd 的合金晶粒尺寸最大, 第二相不连续分布, 腐蚀速率最快。

2.3 腐蚀形貌

图 8 是含 1%Gd 合金试样在 SBF 中浸泡 120 h 后的腐蚀 SEM 照片及相应微区 EDS 成分分析结果。可以清晰看到第二相的轮廓, EDS 结果显示该区域主要含有 Mg、Nd、Gd、Sr 等合金元素。而 α -Mg 晶粒表面腐蚀产物堆积较多, 除 Mg 和少量 Nd、Gd、Zn 外, 含有较多的 O、P、Ca、Cl。表明第二相比基体耐腐蚀。

试样在 SBF 中浸泡 120 h 后的宏观与微观腐蚀形貌照片分别如图 9 和 10 所示。宏观图片显示腐蚀试样表面较为平滑, 微观照片中 α -Mg 颗粒以及相邻颗粒腐蚀面平滑, 合金呈现均匀腐蚀方式, 且 3 种合金固溶处理态的微观腐蚀形貌较 T6 态更均匀^[18], 不均匀

腐蚀倾向性减弱。

镁合金组织中一般含有具有增强作用的第二相, 甚至纯 Mg 中也会出现一些低固溶度的杂质颗粒, 这些颗粒比 Mg 的腐蚀电位高, 作为阴极, α -Mg 作为阳极, 形成微电偶腐蚀, 导致合金发生不均匀腐蚀^[7]。然而, 最近研究结果表明呈现均匀腐蚀行为的镁合金也是多相组织, 而非单相固溶体组织。Gao 等人^[23]采

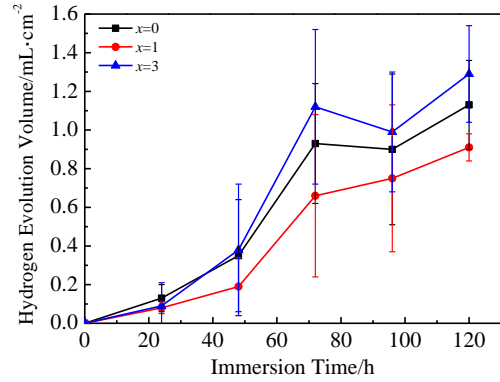


图 6 Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr 合金在 SBF 中的析氢曲线
Fig.6 Hydrogen evolution curves of the Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr alloys immersed in SBF

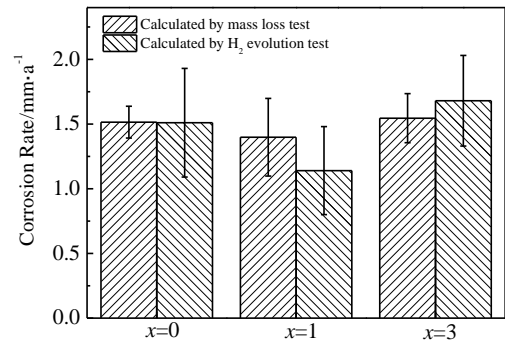


图 7 Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr 合金在 SBF 中的腐蚀速率
Fig.7 Corrosion rates of the Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr alloys immersed in SBF

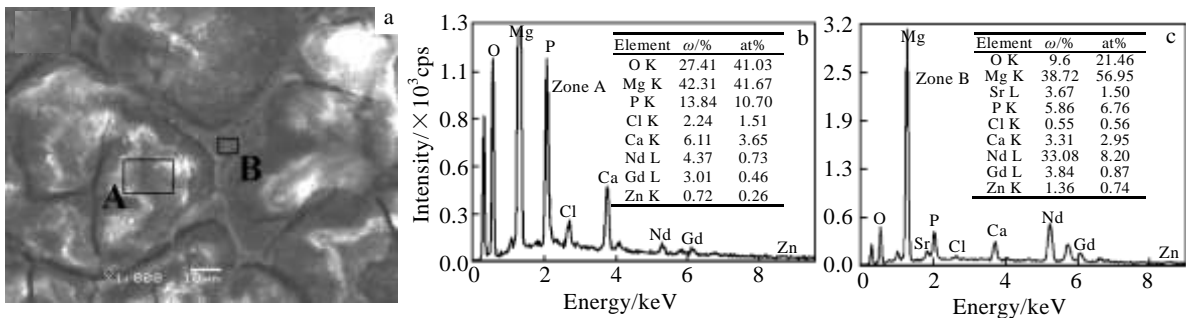


图 8 Mg-3Nd-1Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr 试样在 SBF 中浸泡 120 h 后腐蚀形貌及 EDS 结果

Fig.8 Corrosion morphology (a) and EDS results of the Mg-3Nd-1Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr specimen after immersion in SBF for 120 h: (b) zone A in Fig.8a and (c) zone B in Fig.8a

用高压扭转法制备的 Mg-Zn-Ca 合金中第二相以纳米颗粒形式均匀分布在基体内部，合金腐蚀形貌均匀。Mg-Nd 系列合金由于第二相与基体腐蚀电位差接近，呈现均匀腐蚀形貌^[14,15]。尽管 Mg-Gd-Zn-Zr 系列合金^[16,17,24]中具有较强的第二相体积分数，但由于基体周围形成了长周期堆垛有序结构，合金也表现为均匀腐蚀。均匀腐蚀可确保合金力学性能的完整性，有效预测合金在体内的服役寿命。Coy 等^[25]利用扫描开尔文探针力显微镜测试了 WE43 镁合金中各相与 α -Mg 基体的腐蚀电位差，结果表明共晶相 $Mg_{12}(RE, Y)$ 与基体的腐蚀电位差为 $(+25 \pm 5)$ mV，其中 RE 主要是 Nd 元素，还含有少量的 Gd、La 和 Ce。而富 Y 和富 Zr 相与基体的腐蚀电位差分别为 $(+90 \pm 10)$ 和 $(+180 \pm 10)$ mV，因此，由于腐蚀电位差的存在，低腐

蚀电位的 α -Mg 基体首先遭受腐蚀。采用本工作中的镁合金是基于 Mg-Nd 和 Mg-Gd 系列合金研究基础，设计开发的新型生物镁合金，其主要化合物 $Mg_{41}Nd_5$ 和 Mg_3Gd 均比基体腐蚀电位稍高，基体先被腐蚀，但由于共晶化合物与基体腐蚀电位差较小，无论第二相分布是否连续，3 种合金均表现为较为均匀的腐蚀形貌。

从图 10 中观察到晶界处有一些微孔洞和缝隙，其中，含 1%Gd 的试样中小孔洞最多，含 3%Gd 的试样中孔洞数量最少。第二相腐蚀电位稍高，耐腐蚀性较高，但在酸洗浸泡试样表面腐蚀产物时，晶界处第二相被腐蚀脱落，导致孔洞和缝隙的产生。这些第二相在浸泡时未被腐蚀，没有产生氢气，但酸洗时脱落，因而含 1%Gd 合金由于含有较多的第二相，其失重法测试的腐蚀速率高于析氢法。



图 9 Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr 合金在 SBF 中浸泡 120 h 洗去腐蚀产物后的宏观腐蚀照片

Fig.9 Macro images of Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr alloys after immersion in SBF for 120 h and removing corrosion products: (a) $x=0$, (b) $x=1$, and (c) $x=3$

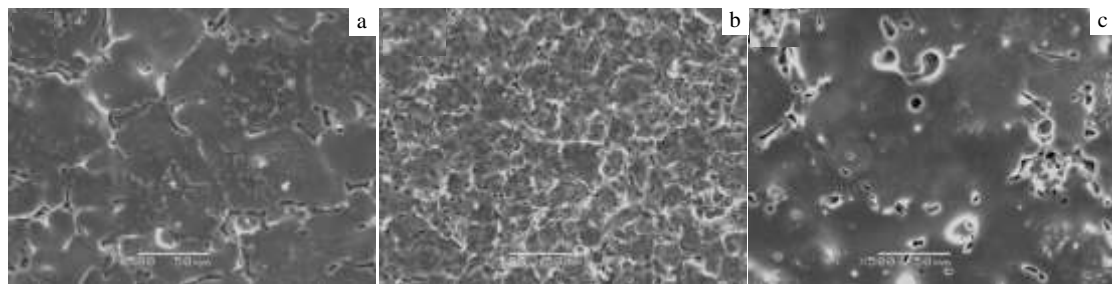


图 10 Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr 合金在 SBF 中浸泡 120 h 洗去腐蚀产物后的微观腐蚀形貌

Fig.10 Micro corrosion morphologies of Mg-(4-x)Nd-xGd-Sr-Zn-Zr alloys after immersion in SBF for 120 h and removing corrosion products: (a) $x=0$, (b) $x=1$, and (c) $x=3$

3 结 论

1) 当 Gd 含量为 0% 和 1% 时，合金主要由 α -Mg、 $Mg_{41}Nd_5$ 和 $Mg_{23}Sr_6$ 组成，当 Gd 含量为 3% 时，还出现 Mg_3Gd 相。

2) 随着 Gd 含量的增加和 Nd 含量的相应降低，晶粒尺寸先减小后增大，第二相体积分数先增多后降

低。其中，含 1%Gd 的合金第二相相对连续地分布于基体周围，有效抑制了晶粒的长大。

3) 3 种成分的合金腐蚀速率随着 Gd 含量的增加先减慢后加快，失重法和析氢法获得的趋势相同，但数值有所差异。由于在酸洗过程中未被腐蚀的第二相脱落，造成合金质量损失，含 1%Gd 的合金因第二相含量较多，失重结果明显大于析氢结果。

4) 由于第二相与基体腐蚀电位差接近, 微电偶腐蚀导致的不均匀腐蚀倾向性较低, 因而 3 种合金均呈现均匀腐蚀形貌。

参考文献 References

- [1] Staiger M P, Pietak A M, Huadmai J *et al. Biomaterials*[J], 2006, 27(9): 1728
- [2] Manivasagam G, Suwas S. *Materials Science and Technology* [J], 2014, 30(5): 515
- [3] Yuan Guangyin (袁广银), Zhang Xiaobo (章晓波), Niu Jialin (牛佳林) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(10): 2476
- [4] Bornapour M, Muja N, Shum-Tim D *et al. Acta Biomaterialia* [J], 2013, 9(2): 5319
- [5] Krause A, Höh N V D, Bormann D *et al. Journal of Materials Science*[J], 2010, 45(3): 624
- [6] Kirkland N T, Lespagnol J, Birbilis N *et al. Corrosion Science* [J], 2010, 52(2): 287
- [7] Virtanen S. *Materials Science and Engineering B*[J], 2011, 176(20): 1600
- [8] Gu Yanhong(顾艳红), Ning Chengyun(宁成云), Yu Zunxiong (余遵雄) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(10): 2463
- [9] Chu Chenglin, Han Xiao, Bai Jing *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(4): 1058
- [10] James M I, Wu G S, Zhao Y *et al. Corrosion Science*[J], 2014, 82: 7
- [11] Liang Chunyong(梁春永), Li Baofa(李宝发), Wang Hongshui(王洪水) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2014, 43(S1): 253
- [12] Bakhsheshi-Rad H R, Hamzah E, Daroonparvar M *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(8): 2516
- [13] Fischerauer S F, Kraus T, Wu X *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2013, 9(2): 5411
- [14] Zhang Xiaobo(章晓波), Mao Lin(毛琳), Yuan Guangyin(袁广银) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(6): 1300
- [15] Zhang X B, Yuan G Y, Wang Z Z. *Materials Science and Technology*[J], 2013, 29(1): 111
- [16] Zhang X B, Wu Y J, Xue Y J *et al. Materials Letters*[J], 2012, 86: 42
- [17] Zhang X B, Ba Z X, Wang Q *et al. Corrosion Science*[J], 2014, 88: 1
- [18] Zhang Xiaobo(章晓波), Xue Yajun(薛亚军), Wang Zhangzhong(王章忠) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(8): 979
- [19] Chen Y J, Xu Z G, Smith C *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2014, 10(11): 4561
- [20] Li Jiehua(李杰华), Jie Wanqi(介万奇), Yang Guangyu(杨光昱). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(10): 1751
- [21] Li Nan, Zheng Yufeng. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2013, 29(6): 489
- [22] Ralston K D, Birbilis N. *Corrosion*[J], 2010, 66(7): 075005
- [23] Gao J H, Guan S K, Ren Z W *et al. Materials Letters*[J], 2011, 65(4): 691
- [24] Zhang X B, Wang Q, Chen F B *et al. Materials Letters*[J], 2015, 138: 212
- [25] Coy A E, Viejo F, Skeldon P *et al. Corrosion Science*[J], 2010, 52(12): 3896

Microstructure and Corrosion Behaviour in Simulated Body Fluid of Solution Treated Mg-Nd-Gd-Sr-Zn-Zr Alloys

Zhang Xiaobo^{1,2}, Ma Qinglong^{1,2}, Ba Zhixin^{1,2}, Wang Zhangzhong^{1,2}, Wang Qiang³

(1. Nanjing Institute of Technology, Nanjing 211167, China)

(2. Jiangsu Key Laboratory of Advanced Structural Materials and Application Technology, Nanjing 211167, China)

(3. Jiangsu Konsung Equipment Co. Ltd, Danyang 212300, China)

Abstract: Mg-(4-x)Nd-xGd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr (x=0, 1, 3, wt%) alloys were solution treated. Then, their microstructures and phases were studied using scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer and X-ray diffraction. The corrosion rates of the alloys in simulated body fluid were evaluated by mass loss and hydrogen evolution tests, and the corrosion morphologies were observed by SEM. Results show that the grain size of the alloy with 1%Gd addition is the finest, as well as the lowest corrosion rate, and the second phase is located relatively continuously around the matrix. In contrast, the grain size of the alloy with 3%Gd addition is the coarsest and the corrosion rate is the highest. Besides, the three alloys exhibit relatively uniform corrosion morphologies.

Key words: biomaterials; magnesium alloys; microstructure; uniform corrosion; solution treatment

Corresponding author: Zhang Xiaobo, Ph. D., Associate Professor, Jiangsu Key Laboratory of Advanced Structural Materials and Application Technology, School of Materials Science and Engineering, Nanjing Institute of Technology, Nanjing 211167, P. R. China, E-mail: xbxzhang2003@163.com