

# 固溶处理对 Mg-3Gd-1Zn 合金在模拟 体液中腐蚀性能的影响

聂豫晋<sup>1,2</sup>, 戴建伟<sup>1,2</sup>, 章晓波<sup>1,2</sup>, 倪胜男<sup>1</sup>

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

**摘要:** **目的** 探究固溶处理对 Mg-3Gd-1Zn 生物镁合金腐蚀性能的影响规律。**方法** 对 Mg-3Gd-1Zn 镁合金进行不同温度的固溶处理, 随后进行时效处理。采用扫描电镜 (SEM) 对合金的显微组织进行观察, 利用失重法和析氢法测试合金在模拟体液 (SBF) 中的腐蚀性能, 利用极化曲线和交流阻抗谱对合金的电化学行为进行评估。**结果** 由失重法计算结果可知, T6-460、T6-510、T6-520 和 T6-530 合金在 SBF 中浸泡 120 h 后的腐蚀速率分别为 2.48、1.19、0.86、1.17 mm/a, 即随着固溶温度的增加, 合金的腐蚀速率顺序为: T6-460>T6-510>T6-530>T6-520。析氢测试结果表明, 随着浸泡时间的增加, T6-460 与 T6-510 合金的腐蚀速率升高, 而 T6-520 与 T6-530 合金的腐蚀速率变化较小, 浸泡 120 h 后的析氢分析结果与失重法计算结果趋势一致。电化学测试表明, T6-460、T6-510、T6-520 和 T6-530 合金的电流密度分别为  $8.01 \times 10^{-5}$ 、 $3.85 \times 10^{-5}$ 、 $3.30 \times 10^{-5}$ 、 $3.90 \times 10^{-5}$  A/cm<sup>2</sup>。随着固溶温度的增加, 合金的容抗弧半径先增加后减小。合金在腐蚀过程中发生了点蚀。**结论** 四种测试方法均表明 T6-520 镁合金表现出最佳的耐蚀性。

**关键词:** 生物镁合金; 固溶处理; 模拟体液; 腐蚀; 极化曲线; 交流阻抗谱

**中图分类号:** TG172.5; TG146.2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)03-0076-07

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.03.011

## Effects of Solution Treatment on Corrosion Properties of Mg-3Gd-1Zn Alloy in Simulated Body Fluid

NIE Yu-jin<sup>1,2</sup>, DAI Jian-wei<sup>1,2</sup>, ZHANG Xiao-bo<sup>1,2</sup>, NI Sheng-nan<sup>1</sup>

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

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

**ABSTRACT:** The work aims to investigate the effect of solution treatment on the corrosion properties of Mg-3Gd-1Zn bio-magnesium alloy. The Mg-3Gd-1Zn alloy was performed by solution treatment at different temperature and then aged. The microstructure of alloys was observed by scanning electron microscopy (SEM). The corrosion properties of Mg-3Gd-1Zn alloys in the simulated body fluid (SBF) were tested by mass loss and hydrogen evolution and the electrochemical behavior was evaluated by polarization curves and electrochemical impedance spectroscopy. The mass loss tests results showed that the corrosion

收稿日期: 2018-12-10; 修订日期: 2019-02-11

Received: 2018-12-10; Revised: 2019-02-11

基金项目: 江苏省优秀青年基金 (BK20160081); 江苏省高等学校自然科学研究重大项目 (18KJA430008)

Fund: Supported by Natural Science Foundation of Jiangsu Province for Outstanding Youth (BK20160081), Natural Science Foundation of Higher Education Institutions of Jiangsu Province-Key Project (18KJA430008)

作者简介: 聂豫晋 (1993—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为生物医用镁合金。

Biography: NIE Yu-jin (1993—), Female, Master, Research focus: biomedical magnesium alloys.

通讯作者: 章晓波 (1981—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为镁合金。邮箱: xxbzhang2003@163.com

Corresponding author: ZHANG Xiao-bo (1981—), Male, Ph. D., Professor, Research focus: magnesium alloys. E-mail: xxbzhang2003@163.com

rates of T6-460, T6-510, T6-520, and T6-530 alloys after immersed in SBF for 120 h were 2.48, 1.19, 0.86, and 1.17 mm/a, respectively. As the solution temperature increased, the corrosion rates of the alloys followed the order: T6-460 > T6-510 > T6-530 > T6-520. The hydrogen evolution results showed that the corrosion rates of T6-460 and T6-510 alloys increased with the increase of immersion time, while the corrosion rates of T6-520 and T6-530 alloys changed slightly. The corrosion rate trend obtained by hydrogen evolution after immersion for 120 h and mass loss were consistent. The electrochemical tests indicated that the current densities of the T6-460, T6-510, T6-520, and T6-530 alloys were  $8.01 \times 10^{-5}$ ,  $3.85 \times 10^{-5}$ ,  $3.30 \times 10^{-5}$  and  $3.90 \times 10^{-5}$  A/cm<sup>2</sup>, respectively. As the solution temperature increased, the radius of the capacitive arc of the alloy increased first and then decreased and the pitting corrosion occurred during the corrosion process. T6-520 exhibited the best corrosion resistance based on all the four methods.

**KEY WORDS:** biomagnesium alloy; solution treatment; simulated body fluid; corrosion; polarization curves; electrochemical impedance spectroscopy

生物可降解镁合金因具有良好的生物相容性以及优异的力学和物理性能,被认为是骨科植入器械的理想材料。与传统的医用金属材料不锈钢、钛合金和钴合金相比,镁合金具有以下优点:具有与人体骨骼相近的弹性模量,能够有效避免“应力遮挡”效应<sup>[1,2]</sup>;植入人体后可降解,降解产物能被人体吸收或排出,不需要二次手术取出<sup>[3]</sup>;镁是人体必须的元素,具有促进成骨效应以及多种特殊的生理功能<sup>[4]</sup>。研究发现,在使用的过程中,镁合金的腐蚀速率过快,导致其在服役过程中过早丧失力学完整性<sup>[5]</sup>。因此,提高耐蚀性对镁合金在临床方面的应用具有重要作用。

热处理是提高合金耐蚀性的有效途径<sup>[6-14]</sup>。Sun 等人<sup>[9]</sup>研究了固溶处理对 Mg-Zn-Y-Zr-Ca 生物镁合金组织及腐蚀性能的影响,研究发现,随着固溶温度的增加,合金的腐蚀速率先降低后增加,420 °C × 24 h 固溶处理后的耐蚀性能最佳。Yin 等人<sup>[10]</sup>通过研究固溶处理对 Mg-2Nd-2Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr 合金腐蚀性能的影响发现,合金在模拟体液中的腐蚀速率顺序为 540 °C < 495 °C < 525 °C < 510 °C,并呈均匀腐蚀模式。Zhang 等<sup>[11]</sup>对铸态、T4 和 T6 状态下 Mg-3.08Nd-0.27Zn-0.43Zr 合金的腐蚀行为进行了研究,发现不同状态下合金的腐蚀速率由大到小的顺序为: F > T4 > T6。Zhao 等人<sup>[12]</sup>对 Mg-6Gd-2Zn-0.4Zr 合金进行了固溶处理,研究发现,该合金经过固溶处理后,耐蚀性得到提高,且在 490 °C 下表现出最佳的耐蚀性。Ji 等人<sup>[13]</sup>研究发现,经过热处理后, Mg-35Zn-3Ca 合金的生物腐蚀性能得到提高。Ibrahim 等人<sup>[14]</sup>对 Mg-1.2Zn-0.5Ca 合金进行了时效处理,研究发现,经过 2、3、5 h 的时效处理后,合金的腐蚀速率几乎是铸态合金的 1/2。这是因为在时效处理过程中,合金发生了静态回复,位错密度与空位数量都有所降低,残余应力释放,有利于合金耐蚀性能的提高<sup>[6]</sup>。本文以 Mg-3Gd-1Zn 镁合金为研究对象,在不同温度下对其进行固溶处理,然后进行相同工艺的时效处理,研究固溶温度对其在模拟体液中腐蚀性能的影响。

## 1 实验材料与方法

对 Mg-3Gd-1Zn 合金铸锭进行固溶处理,固溶温度分别为 460、510、520、530 °C,保温时间为 6 h,然后将试样在 200 °C 下保温 16 h,得到 T6 态合金(分别标记为 T6-460、T6-510、T6-520、T6-530)。试样经打磨、抛光、腐蚀后,采用扫描电镜观察显微组织。

利用析氢法和失重法测试合金的腐蚀速率,浸泡前先对打磨抛光后的每个试样进行称量,测量试样的直径与厚度。然后以每 1 cm<sup>2</sup> 使用 60 mL SBF<sup>[15]</sup> 的比例将试样浸泡在 37 °C 的恒温水浴锅中,浸泡 120 h,每隔 24 h 更换一次 SBF。当浸泡 1、2、3、4、6、8、24、48、72、96、120 h 后,记录析出氢气的体积。浸泡结束后,用铬酸硝酸银水溶液(200 g/L CrO<sub>3</sub> + 10 g/L AgNO<sub>3</sub>)清洗 5 min,然后称量。根据失重法计算腐蚀速率的公式为<sup>[15]</sup>:

$$v = 87.6 \frac{\Delta m}{\rho S t} \quad (1)$$

式中:  $v$  为腐蚀速率, mm/a;  $\Delta m$  为合金的质量损失, mg;  $\rho$  为合金的密度,  $\rho = 1.796$  g/cm<sup>3</sup>;  $S$  为浸泡试样的表面积, cm<sup>2</sup>;  $t$  为浸泡时间, h。

采用电化学工作站测试合金的腐蚀电化学行为。实验选用三电极系统,合金为工作电极,铂电极为辅助电极,饱和甘汞电极为参比电极,腐蚀溶液为 SBF。试验交流阻抗测试所用正弦波激励信号的幅值为 10 mV,频率范围为 100 kHz~100 mHz。极化曲线测试的扫描速度为 1 mV/s,采用 ZSimDemo 软件对测试得到的数据进行分析。

## 2 结果与讨论

Mg-3Gd-1Zn 镁合金在不同状态下的 SEM 组织照片如图 1 所示。合金主要由灰色  $\alpha$ -Mg 基体和亮白色共晶相组成,其中共晶相为 (Mg,Zn)<sub>3</sub>Gd 相<sup>[15]</sup>。随着固溶温度的升高,Gd 原子和 Zn 原子不断固溶到基

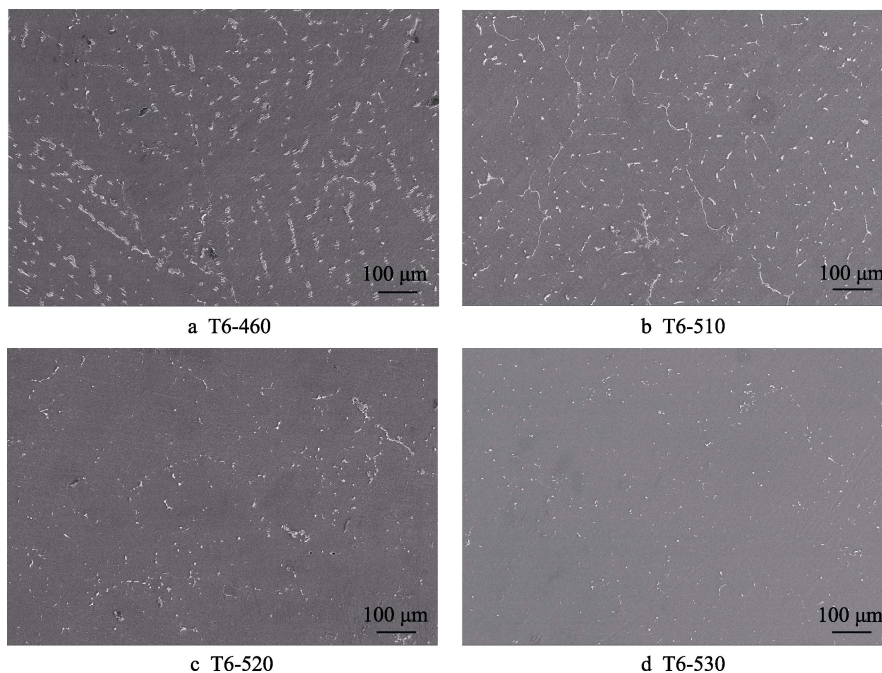


图1 Mg-3Gd-1Zn的SEM照片  
Fig.1 SEM images of Mg-3Gd-1Zn

体中,共晶相逐渐减少。随着固溶温度的升高,晶界不断向外迁移,晶粒尺寸逐渐增大。

Mg-3Gd-1Zn在SBF中浸泡120 h后的腐蚀速率如图2所示。可以看出,T6-460的腐蚀速率最大,T6-520的腐蚀速率最小,不同状态下合金的腐蚀速率由大到小的顺序为:T6-460>T6-510>T6-530>T6-520。

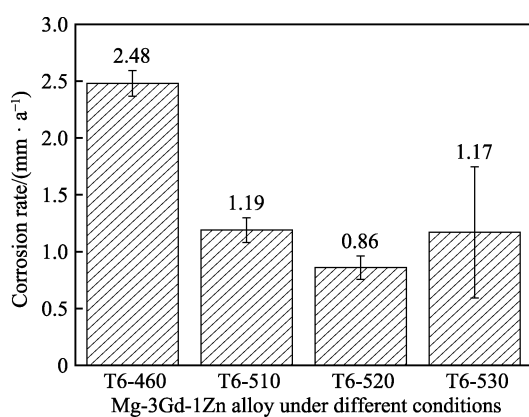


图2 Mg-3Gd-1Zn在SBF中浸泡120 h后的腐蚀速率  
Fig.2 Corrosion rates of Mg-3Gd-1Zn alloy immersed in SBF for 120 h

Mg-3Gd-1Zn在SBF中浸泡120 h的析氢曲线如图3所示。由图3可知,在浸泡初期(前8 h),合金的析氢量较低,均低于0.20 mL/cm<sup>2</sup>。随着浸泡时间的增加,合金的析氢量增加。当浸泡120 h后,不同状态合金的腐蚀速率分别达到了5.3、2.6、1.0、1.7 mL/cm<sup>2</sup>,即不同固溶温度条件的合金的腐蚀速率由大到小依次为T6-460>T6-510>T6-530>T6-520,与

失重法结果相一致。合金的耐蚀性主要与合金的成分、共晶相的含量和晶粒大小等因素有关<sup>[16]</sup>,文中合金成分不变,因此合金的腐蚀性能主要与合金的共晶相含量和晶粒尺寸有关。已有研究表明,合金的耐蚀性与晶粒尺寸呈负相关,即晶粒尺寸越大,耐蚀性越差<sup>[17-18]</sup>。此外,不连续分布且腐蚀电位比基体高的共晶相对镁合金的腐蚀具有加剧作用<sup>[19]</sup>,这是因为共晶相与α-Mg基体腐蚀电位差越大,电偶腐蚀驱动力越强,合金的腐蚀加剧。由图1可知,随着固溶温度的增加,晶粒尺寸逐渐增大,共晶相的含量逐渐减少,这两者决定了合金腐蚀速率的快慢。当固溶温度较低时,共晶相的含量对腐蚀速率的影响作用占主导地位,合金的腐蚀速率随着固溶温度的增加而降低;而随着固溶温度的进一步增加,晶粒尺寸对腐蚀速率的影响占主导地位,合金的腐蚀速

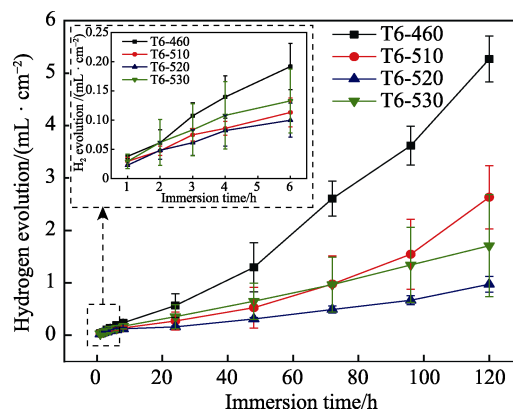


图3 Mg-3Gd-1Zn在SBF中浸泡120 h的析氢曲线  
Fig.3 Hydrogen evolution curves of Mg-3Gd-1Zn immersed in SBF for 120 h

率有所增加。

由每 24 h 析氢量计算出的腐蚀速率如图 4 所示。可以看出, 随着浸泡时间的增加, T6-460 和 T6-510 的腐蚀速率不断增加, 而 T6-520 与 T6-530 的腐蚀速率在各个时间段没有明显的差别, 说明其腐蚀速率与时间关系不大。这是因为在浸泡初期, 合金表面生成了  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  膜, 对基体有保护作用, 但随着浸泡时间的增加, SBF 中的  $\text{Cl}^-$  会与  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  反应生成  $\text{MgCl}_2$ , 保护膜被破坏, 合金中存在的共晶相会使得电偶腐蚀加剧<sup>[20-21]</sup>。对于 T6-520 和 T6-530 来说, 合金中的共晶相较少, 电偶腐蚀不明显, 且腐蚀产物会在合金表面不断堆积, 在一定程度上抑制了基体的腐蚀<sup>[10]</sup>, 因此合金的腐蚀速率相对稳定。

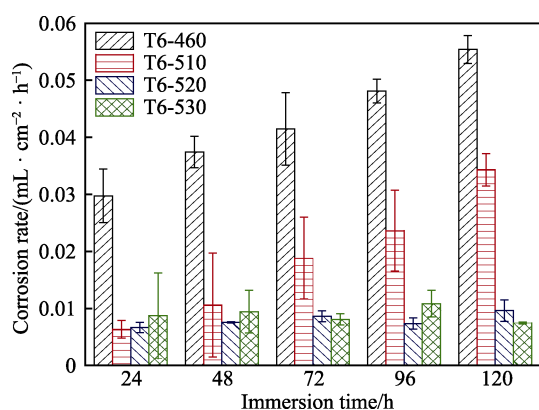


图 4 Mg-3Gd-1Zn 在 SBF 中浸泡每 24 h 的腐蚀速率  
Fig.4 Corrosion rates of Mg-3Gd-1Zn immersed in SBF for every 24 h

Mg-3Gd-1Zn 镁合金在 SBF 中的极化曲线如图 5 所示。可以看出, 不同状态的合金阴极极化和阳极极化曲线的变化趋势相同。不同状态的合金腐蚀电位从高到低的顺序为: T6-460>T6-530>T6-510>T6-520。通过 Tafel 法拟合的 T6-460、T6-510、T6-520 和 T6-530 的电流密度分别为:  $8.01 \times 10^{-5}$ 、 $3.85 \times 10^{-5}$ 、 $3.30 \times 10^{-5}$ 、 $3.90 \times 10^{-5} \text{ A/cm}^2$ 。腐蚀电位从腐蚀热力学的角度展现了合金的腐蚀倾向, 腐蚀电位越负, 合金的腐蚀倾向越大。腐蚀电位的高低与腐蚀速率并没有直接的关

系, 腐蚀电流密度的大小才是决定合金腐蚀速率的关键因素<sup>[22]</sup>。随着固溶温度的增加, 合金的腐蚀电流密度先减小后增加, 即合金的腐蚀速率由高到低顺序为: T6-460>T6-530>T6-510>T6-520。T6-510 和 T6-530 的顺序与失重法和析氢分析结果相反, 这是由于电化学法测试的是合金瞬时腐蚀速率, 而浸泡法获得的则是平均腐蚀速率。

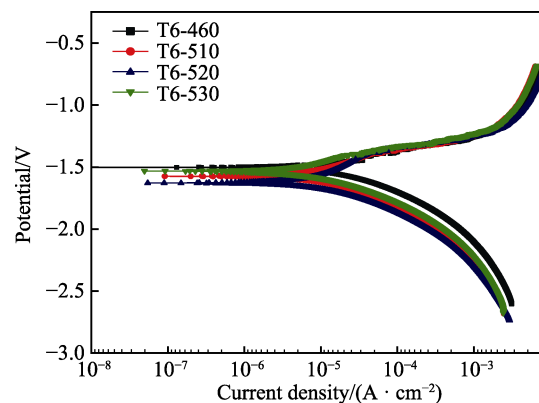


图 5 Mg-3Gd-1Zn 镁合金在 SBF 中的极化曲线  
Fig.5 Polarization curves of Mg-3Gd-1Zn alloy immersed in SBF

Mg-3Gd-1Zn 镁合金在 SBF 中的 Nyquist 曲线和 Bode 图如图 6 所示。由图 6 可知, 不同固溶温度下, 合金的 Nyquist 曲线相似, 均有高频容抗弧和低频容抗弧, 且 T6-460 的容抗弧半径最小, T6-520 的容抗弧半径最大。高频容抗弧与金属表面和电解液界面的电荷传递反应有关, 低频容抗弧反映了镁合金氧化膜与金属界面腐蚀微电池性质的双电层电容和电荷转移电阻。容抗弧半径的大小反映了不同状态下合金耐蚀性的强弱程度, 容抗弧的半径越大, 合金的腐蚀速率越慢<sup>[23-25]</sup>。因此, 随着固溶温度的升高, 合金耐蚀性由强到弱的顺序为: T6-520>T6-510>T6-530>T6-460。由不同状态合金的 Bode 图可知, 通常低频区的模数值体现了合金的耐蚀性能, 模值越大, 表明合金的腐蚀速率越低, 抗腐蚀效果越好<sup>[26-27]</sup>, 与 Nyquist 曲线得到的结果相一致。

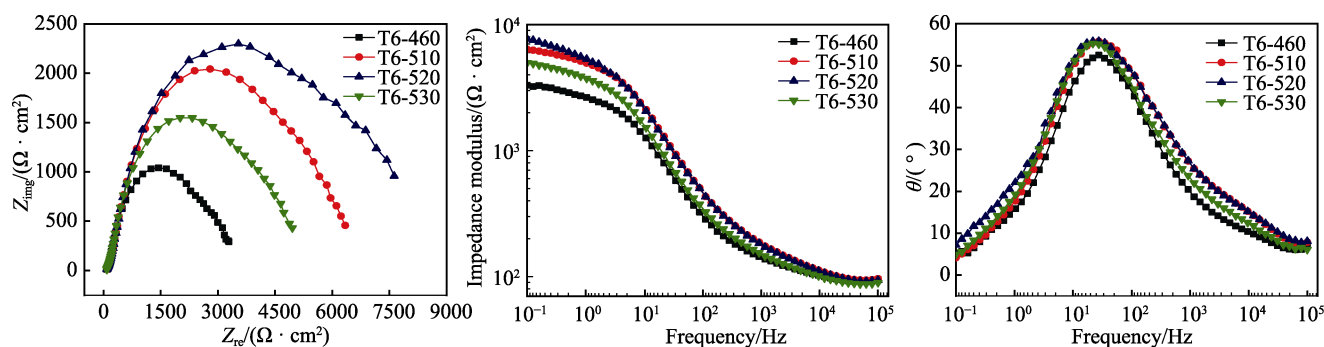


图 6 Mg-3Gd-1Zn 在 SBF 中的电化学阻抗  
Fig.6 Electrochemical impedances of the Mg-3Gd-1Zn: a) Nyquist curve; b) Bode plots (impedance-frequency); c) Bode plots (phase angle-frequency)



综上所述,4种方法测试结果均表明,T6-520合金的耐蚀性最好,其腐蚀速率为0.86 mm/a,而T6-460的腐蚀速率为2.48 mm/a,是T6-520的2.9倍,说明热处理对合金腐蚀性能有显著影响,类似结果在其他镁合金中也有报道<sup>[9-13]</sup>。根据之前的研究结果<sup>[15]</sup>,铸态合金的腐蚀速率为0.60 mm/a,即热处理后合金的腐蚀速率反而增加了。一方面,尽管铸态合金中共晶相含量比热处理态多,但在铸态合金中基体晶粒含有长周期堆垛有序(LPSO)结构,LPSO结构分布在晶粒边缘,它作为共晶相和基体之间的桥梁,减弱了微电偶反应,对基体起到了保护作用,从而提高了合金的耐蚀性<sup>[28]</sup>。不是所有的LPSO结构都对合金的耐蚀性起到积极作用,研究表明,当LPSO结构贯穿在整

个晶粒中时,合金的腐蚀速率增加<sup>[29]</sup>。另一方面,热处理后合金的晶粒尺寸增大,在一定程度上也加速了合金的腐蚀。

Mg-3Gd-1Zn 镁合金洗去腐蚀产物后的表面形貌如图7所示,右上角为局部放大后的腐蚀形貌。可以看出,T6-460的腐蚀最为严重,几乎覆盖整个表面,T6-520与T6-530的腐蚀程度相近,耐蚀性较好。镁合金在SBF中发生了局部腐蚀,腐蚀不均匀,将腐蚀部位局部放大后,可以发现有很多小孔,说明合金发生了点蚀。这是因为 $\alpha$ -Mg基体与共晶相存在电位差,在腐蚀过程中, $\alpha$ -Mg基体优先被腐蚀。共晶相与 $\alpha$ -Mg基体形成微电池,共晶相作为阴极,加速了 $\alpha$ -Mg基体的腐蚀。Mg-Zn-Y合金中 $\alpha$ -Mg基体也先发生腐蚀<sup>[30]</sup>。

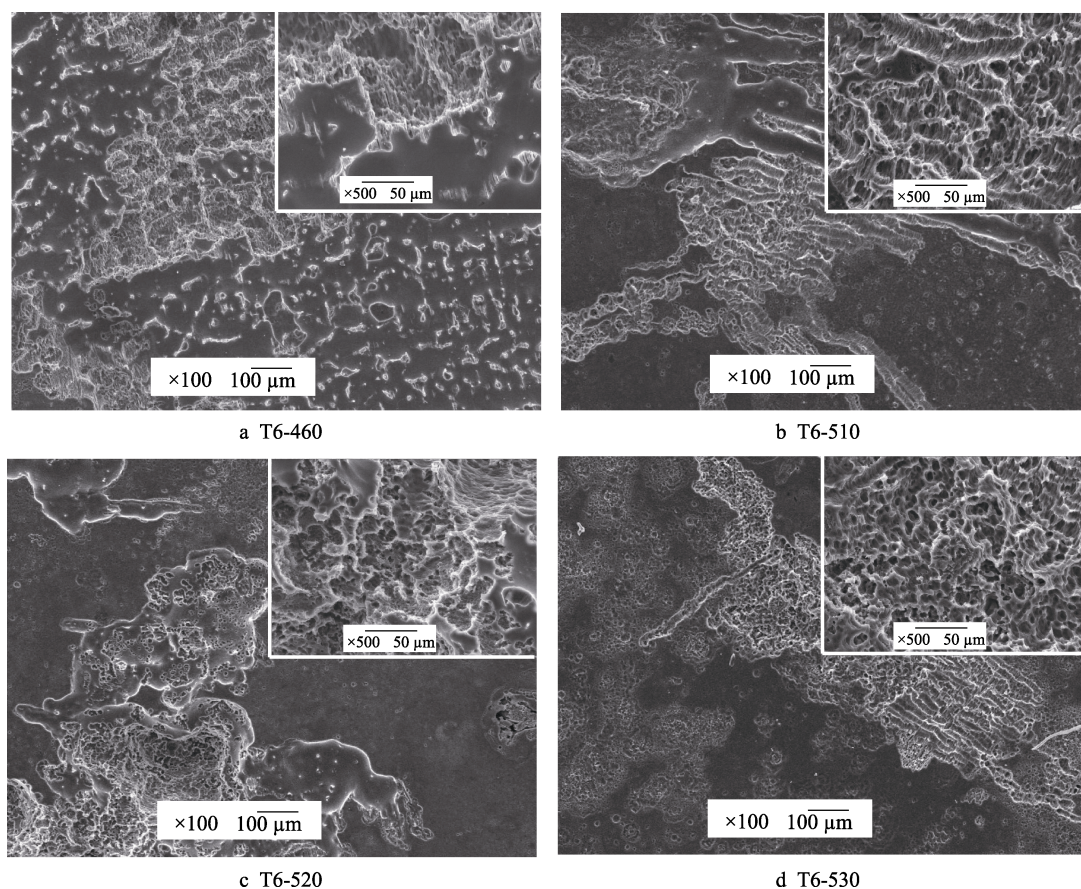


图7 Mg-3Gd-1Zn 镁合金洗去腐蚀产物后的表面形貌

Fig.7 Surface morphologies of Mg-3Gd-1Zn alloys after removal of corrosion products

### 3 结论

1) 随着固溶温度的上升,Mg-3Gd-1Zn 镁合金在SBF中浸泡120 h的质量损失和析氢结果均表明,合金的腐蚀速率先降低后稍微升高,T6-520合金表现出最佳的耐蚀性能。不同状态下合金的耐蚀性由高到低的顺序为:T6-520>T6-530>T6-510>T6-460。

2) 随着浸泡时间的延长,T6-460与T6-510镁合

金的腐蚀速率显著增加,而T6-520与T6-530腐蚀速率的变化较小。

3) 电化学测试结果表明,随着固溶温度的升高,合金的电流密度先减小后增加,容抗弧半径先增加后减小,耐蚀性由强到弱的顺序为:T6-520>T6-510>T6-530>T6-460。与质量损失和析氢趋势稍有不同,这是因为电化学测试结果为合金的瞬时腐蚀速率,失重法与析氢分析结果是合金浸泡120 h的平均腐蚀速率。

4) 由合金的腐蚀形貌可知, 合金发生点蚀。失重法、析氢分析、极化和阻抗法测试的结果均表明 T6-520 的腐蚀速率最低。

#### 参考文献:

- [1] 孙毅, 张文鑫, 许春香, 等. 铸造镁合金 Mg-Zn-Y-Zr-Ca 在模拟体液中的腐蚀行为[J]. 材料导报, 2017, 31(12): 105-108.  
SUN Yi, ZHANG Wen-xin, XU Chun-xiang, et al. Corrosion behavior of as-cast Mg-Zn-Y-Zr-Ca alloy in simulated body fluid[J]. Materials review, 2017, 31(12): 105-108.
- [2] 殷正正, 曾荣昌, 崔蓝月, 等. 医用可降解镁合金表面磷酸盐涂层研究进展[J]. 山东科技大学学报(自然科学版), 2017, 36(2): 58-70.  
YIN Zheng-zheng, ZENG Rong-chang, CUI Lan-yue, et al. Progress on phosphate coatings on biodegradable magnesium alloys[J]. Journal of Shandong University of Science and Technology (natural science), 2017, 36(2): 58-70.
- [3] BOSE D, EGGBRECHT H, HAUDE M, et al. First absorbable metal stent implantation in human coronary arteries[J]. The american heart hospital journal, 2006, 4(2): 128-130.
- [4] 章晓波, 毛琳, 袁广银, 等. 心血管支架用 Mg-Nd-Zn-Zr 生物可降解镁合金的性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(6): 1300-1305.  
ZHANG Xiao-bo, MAO lin, YUAN Guang-yin, et al. Performances of biodegradable Mg-Nd-Zn-Zr magnesium alloy for cardiovascular stent[J]. Rare metal materials and engineering, 2013, 42(6): 1300-1305.
- [5] VIRTANEN S. Biodegradable Mg and Mg alloys: Corrosion and biocompatibility[J]. Materials science and engineering B, 2011, 176: 1600-1608.
- [6] 吴志林, 吴多祥, 袁人枢, 等. 热处理对静液挤压 AZ80 镁合金管材腐蚀行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(2): 301-307.  
WU Zhi-lin, WU Duo-xiang, YUAN Ren-shu, et al. Effect of heat treatment on corrosion behavior of hydrostatic extruded AZ80 magnesium alloy tube[J]. The Chinese journal of nonferrous metals, 2015, 25(2): 301-307.
- [7] 陈先华, 刘娟, 张志华, 等. 镁合金热处理的研究现状及发展趋势[J]. 材料导报, 2011, 25(23): 142-145.  
CHEN Xian-hua, LIU Juan, ZHANG Zhi-hua, et al. Research status and development trend of heating treatment for magnesium alloy[J]. Materials review, 2011, 25(23): 142-145.
- [8] ZENG R C, SUN X X, SONG Y W, et al. Influence of solution temperature on corrosion resistance of Zn-Ca phosphate conversion coating on biomedical Mg-Li-Ca alloys[J]. Transactions of nonferrous metals society of China, 2013, 23(11): 3293-3299.
- [9] 孙毅, 张文鑫, 许春香, 等. 固溶处理对 Mg-Zn-Y-Zr-Ca 生物镁合金组织及腐蚀性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2017, 38(9): 24-29.  
SUN Yi, ZHANG Wen-xin, XU Chun-xiang, et al. Effects of solution treatment on microstructure and corrosion properties of Mg-3.0Zn-0.6Y-0.5Zr-0.3Ca biological magnesium alloy[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2017, 38(9): 24-29.
- [10] 殷俏, 章晓波, 王章忠, 等. 固溶温度对 Mg-2Nd-2Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr 镁合金腐蚀性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(1): 133-137.  
YIN Qiao, ZHANG Xiao-bo, WANG Zhang-zhong, et al. Effects of solution temperature on corrosion properties of Mg-2Nd-2Gd-0.3Sr-0.2Zn-0.4Zr magnesium alloy[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2016, 37(1): 133-137.
- [11] 章晓波, 袁广银, 王章忠. 铸造镁合金 Mg-Nd-Zn-Zr 的生物腐蚀性能[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(4): 905-911.  
ZHANG Xiao-bo, YUAN Guang-yin, WANG Zhang-zhong. Biocorrosion properties of as-cast Mg-Nd-Zn-Zr magnesium alloy[J]. The Chinese journal of nonferrous metals, 2013, 23(4): 905-911.
- [12] ZHAO L, CHEN W, DAI J, et al. Effects of heat treatment on corrosion and wear behaviors of Mg-6Gd-2Zn-0.4Zr alloy in simulated body fluid[J]. Journal of materials engineering and performance, 2017, 26(11): 5501-5510.
- [13] JI J H, PARK I S, KIM Y K, et al. Influence of heat treatment on biocorrosion and hemocompatibility of biodegradable Mg-35Zn-3Ca alloy[J]. Advances in materials science and engineering, 2015(10): 10.
- [14] IBRAHIM H, KLARNER A D, POORGANJI B, et al. Microstructural, mechanical and corrosion characteristics of heat-treated Mg-1.2Zn-0.5Ca (wt%) alloy for use as resorbable bone fixation material[J]. Journal of the mechanical behavior of biomedical materials, 2017, 69: 203-212.
- [15] ZHANG X B, DAI J W, YANG H Y, et al. Influence of Gd and Ca on microstructure, mechanical and corrosion properties of Mg-Gd-Zn(-Ca) alloys[J]. Materials technology, 2017, 32(7): 399-408.
- [16] BEN-HAROUS M, BEN-HAM G, ELIEZER D, et al. The relation between microstructure and corrosion behaviour of AZ80 Mg alloy following different extrusion temperatures[J]. Corrosion science, 2008, 50(6): 1766-1778.
- [17] ZENG R C, KAINER K U, BLAWERT C, et al. Corrosion of an extruded magnesium alloy ZK60 component—The role of microstructural features[J]. Journal of alloys and compounds, 2011, 509(13): 4462-4469.
- [18] 曾荣昌, 崔蓝月, 柯伟. 医用镁合金: 成分, 组织及腐蚀[J]. 金属学报, 2018, 54(9): 1215-1235.  
ZENG Rong-chang, CUI lan-yue, KE Wei. Biomedical magnesium alloys: Composition, microstructure and

- corrosion[J]. *Acta metallurgica sinica*, 2018, 54(9): 1215-1235.
- [19] SONG G, ATRENS A, DARGUSCH M. Influence of microstructure on the corrosion of diecast AZ91D[J]. *Corrosion science*, 1999, 41(2): 249-273.
- [20] SCHLÜTER K, SHI Z M, ZAMPONI C, et al. Corrosion performance and mechanical properties of sputter-deposited MgY and MgGd alloys[J]. *Corrosion science*, 2014, 78: 43-54.
- [21] 章晓波, 马青龙, 巴志新, 等. 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[J]. *稀有金属材料与工程*, 2017, 46(4): 1156-1161.
- ZHANG Xiao-bo, MA Qing-long, BA Zhi-xin, et al. Microstructure and corrosion behaviour in simulated body fluid of solution treated Mg-Nd-Gd-Sr-Zn-Zr alloys[J]. *Rare metal materials and engineering*, 2017, 46(4): 1156-1161.
- [22] GUSIEVA K, DAVIES C H J, SCULLY J R, et al. Corrosion of magnesium alloys: the role of alloying[J]. *International materials reviews*, 2015, 60(3): 169-194.
- [23] SHI Z M, LIU M, ATRENS A. Measurement of the corrosion rate of magnesium alloys using Tafel extrapolation[J]. *Corrosion science*, 2010, 52: 579-588.
- [24] 郭长刚, 许益蒙, 王凌倩, 等. 激光表面强化对镁合金在模拟体液中腐蚀行为的影响[J]. *表面技术*, 2017, 46(8): 188-194.
- GUO Chang-gang, XU Yi-meng, WANG Ling-qian, et al. Effect of laser surface strengthening on corrosion behavior of magnesium alloy in simulated body fluid[J]. *Surface technology*, 2017, 46(8): 188-194.
- [25] 崔蓝月, 吴思思, 徐丽粉, 等. 镁合金表面层层组装 PSS/PAH 膜诱导钙磷涂层[J]. *表面技术*, 2017, 46(3): 34-39.
- CUI Lan-yue, WU Si-si, XU Li-fen, et al. Induction effect of layer-by-layer assembled PAH/PSS multilayers to construct Ca-P coating on magnesium alloy[J]. *Surface technology*, 2017, 46(3): 34-39.
- [26] BARIL G, PEBERE N. The corrosion of pure magnesium in aerated and deaerated sodium sulphate solutions[J]. *Corrosion science*, 2001, 43(3): 471-484.
- [27] 李洁, 曹献龙, 戴崧乾, 等. 镁合金表面锆钛硅烷复合膜层的制备及耐蚀性研究[J]. *表面技术*, 2018, 47(10): 216-223.
- LI Jie, CAO Xian-long, DAI Song-qian, et al. Preparation and corrosion resistance of zirconium-titanium/silane composite film on magnesium alloy surface[J]. *Surface technology*, 2018, 47(10): 216-223.
- [28] ZHANG X B, BA Z X, WANG Q, et al. Uniform corrosion behavior of GZ51K alloy with long period stacking ordered structure for biomedical application[J]. *Corrosion science*, 2014, 88: 1-5.
- [29] ZHANG X B, BA Z X, WANG Z Z, et al. Microstructures and corrosion behavior of biodegradable Mg-6Gd-xZn-0.4Zr alloys with and without long period stacking ordered structure[J]. *Corrosion science*, 2016, 105: 68-77.
- [30] 刘光文, 张英波, 李彬, 等. 挤压 Mg-Zn-Y 合金的腐蚀行为[J]. *材料导报*, 2015, 29(22): 101-104.
- LIU Guang-wen, ZHANG Ying-bo, LI Bin, et al. Corrosion behavior of extruded Mg-Zn-Y alloy[J]. *Materials review*, 2015, 29(22): 101-104.