

# 放电等离子烧结制备生物 Mg-Zn 合金的组织及性能

程林信<sup>1,2,3</sup>, 崔泽琴<sup>1,2,3</sup>, 郭浦山<sup>1</sup>, 王文先<sup>1,2,3</sup>, 许并社<sup>3</sup>

(1. 太原理工大学, 山西 太原 030024)

(2. 先进镁基材料山西省重点实验室, 山西 太原 030024)

(3. 新材料界面科学与工程教育部重点实验室, 山西 太原 030024)

**摘要:** 以 Mg 粉和 Zn 粉为原料, 采用高能球磨混粉和放电等离子烧结 (SPS) 的方法制备了 Zn 含量为 0%, 2%, 4%, 6%, 8% (质量分数) 的生物 Mg-Zn 合金, 对其显微组织、力学性能和腐蚀性能进行了研究。结果表明: 制备的 Mg-Zn 合金内部结构致密, 组织分布均匀; 显微硬度 (HV) 和抗压强度随 Zn 含量的增加而增加, 当 Zn 含量为 6% 时达到最大值 (690 和 379.5 MPa); 模拟体液中的电学腐蚀电位随 Zn 含量的增加而升高, 腐蚀电流密度则降低, 在 6% 时分别达到最大值和最小值。浸泡试验中, Zn 含量为 6% 合金表现出最好的耐腐蚀性能, 随 Zn 含量的增加, 腐蚀形式由严重的点蚀和颗粒剥落转变为轻微的点蚀和颗粒内均匀的晶内腐蚀。

**关键词:** 生物 Mg-Zn 合金; 放电等离子烧结; 高能球磨; 力学性能; 腐蚀性能

中图分类号: TG146.2\*2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3518-07

镁合金因具有密度低, 与人骨相近的力学性能、良好的生物相容性和可降解性等特点, 作为医用植入材料, 在外科修复领域具有极高的医疗价值<sup>[1,2]</sup>。目前已研究的生物镁合金主要集中在商业 AZ、WE 系列合金, 这些合金虽然有较好的力学性能和耐蚀性能, 但由于含有有毒性元素, 如 Al 元素对人的神经系统有害<sup>[3]</sup>, 稀土元素 (Pr, Ce, Y, Nd 等) 富集人体内, 对肝脏损害严重<sup>[4]</sup>, 因而并不符合医用植入材料的生物安全性要求。

Zn 元素是一种人体必需的营养元素, 材料中含适量的 Zn 元素可以诱导新骨的生成和抑制噬骨细胞的噬骨效应<sup>[5]</sup>, 故 Mg-Zn 系合金符合医用材料的生物安全性要求<sup>[6]</sup>, 通过控制合金元素 Zn 的含量还可以调整合金的性能<sup>[7]</sup>, 综上所述该合金系是一种极具有潜力的生物镁合金。

基于 Mg-Zn 合金良好的生物相容性, 广大学者对该合金系进行了大量的研究。Xu<sup>[8]</sup>, Cai<sup>[9]</sup>, Yin<sup>[10]</sup>等深入研究了 Mg-Zn 系合金, 表明了 Zn 元素是一种较理想的合金化元素和生物相容性元素, 可以改善镁合金的性能, 促进其在骨植入材料领域的应用。Zhang 等人<sup>[11,12]</sup>通过熔炼和挤压的方式制备了 Zn 含量为 6% (质量分数, 下同) 的 Mg-Zn 合金, 指出添加 Zn 元素可大幅度的提高镁合金的力学性能, 体外浸泡实验

表明 Mg-6%Zn 具有适宜的降解速率, 体内外生物相容性实验均表明 Mg-6%Zn 的生物相容性极好。

目前制备生物镁合金的方法主要集中在熔炼和热挤压上, 该方法存在如成分受限、偏析、晶粒粗大和易生成有害的金属间化合物等问题, 而粉末冶金技术可以在较低的温度下制备出组织细小、性能优良的材料, 可有效的避免熔炼和铸造等技术出现的问题<sup>[13,14]</sup>。Zheng<sup>[15]</sup>等为了避免 Mg 与 Ca 在液态时生成有害的 Mg<sub>2</sub>Ca 脆性相, 通过烧结制备了高 Ca 含量的生物 Mg-Ca 合金, 发现该方法制备的 Mg-Ca 合金中无 Mg<sub>2</sub>Ca 脆性相生成, 力学性能 (含 <5%Ca, 质量分数) 优于同等成分的熔炼合金, 且 Ca 含量高达 5% 时合金仍表现较好的生物相容性。Z. S. Seyedraoufi<sup>[16]</sup>等人以 Mg 粉、Zn 粉为原料, 烧结制备了生物多孔 Mg-Zn 合金, 发现该多孔合金的弹性模量为 3.6~18.1 GPa, 与自然骨 (0.1~20 GPa) 匹配良好, 但其强度远低于皮质骨, 不适宜于用作承力骨组织的修复。

与传统的粉末冶金方法相比, 放电等离子烧结 (Spark plasma sintering, SPS) 是一种先进的固态成型技术, 具有烧结温度低、烧结时间短、烧结块体性能优良等优点<sup>[17,18]</sup>。目前报道的采用 SPS 技术制备镁合金主要集中在作为结构材料的 Mg-Al 系<sup>[19]</sup>和 Mg-Ti<sup>[20]</sup>等合金, 通过 SPS 制备生物 Mg-Zn 合金的研究在国内

收稿日期: 2016-11-05

基金项目: 国家自然科学基金 (51305292)

作者简介: 程林信, 男, 1989 年生, 硕士生, 太原理工大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, E-mail: clx\_ty@163.com

外鲜有报道。鉴于多孔 Mg-Zn 合金的强度较低<sup>[16]</sup>，本研究采用 SPS 的方法，制备不同含 Zn 量的致密 Mg-Zn 合金，主要研究所制备 Mg-Zn 合金的组织，力学性能以及在模拟体液（Simulated body fluid, SBF）的腐蚀性能。

## 1 实验

试验采用 GN2 型高能球磨机将 Mg 粉（纯度为 99.8%，粒径为 75~150  $\mu\text{m}$ ）和 Zn 粉（纯度为 99.9%，粒径 < 20  $\mu\text{m}$ ）按 Zn 的质量分数 0%，2%，4%，6% 和 8% 分别在氩气气氛下球磨混合均匀。球磨转速为 400 r/min，时间为 6 h。粉体混合好后采用 SPS-331Lx 型放电等离子烧结炉真空烧结，烧结工艺参数为：烧结温度 480  $^{\circ}\text{C}$ ，压力为 40 MPa，升温速率为 25~80  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ，保温 5 min 后随炉冷却，烧结完成后得到  $\Phi 20 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$  的试样。

对试样打磨后，采用阿基米德法测试致密度，经抛光腐蚀后观察显微组织。采用 Rigaku D/Max 2550 V 型 X 射线衍射仪测定烧结前的粉体和烧结后块体的物相，采用 Mari3 TES 型扫描电子显微镜及其自带的能谱分析仪观察烧结前的粉体形貌和烧结后块体的形貌及元素分布。采用 HVS1000 维氏硬度仪测定烧结块体的显微硬度，加载力为 0.98 N，保载时间 15 s，采用 DNS100 型电子万能试验机进行压缩试验，试样尺寸为  $\Phi 6 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$ ，加载速率为 0.5 mm/min。

采用电化学试验和浸泡试验对烧结块体在 SBF 中的腐蚀行为进行研究。其中 SBF 溶液成分包括：0.6800 g/L NaCl，0.200 g/L CaCl<sub>2</sub>，0.400 g/L KCl，0.100 g/L MgSO<sub>4</sub>，2.200 g/L NaHCO<sub>3</sub>，0.126 g/L Na<sub>2</sub>HPO<sub>4</sub> 和 0.026 g/L NaH<sub>2</sub>PO<sub>4</sub>。试验前将 SBF 溶液的 pH 调至 7.4，试验温度为 (37 $\pm$ 1)  $^{\circ}\text{C}$ 。采用 CS 型电化学工作站测试烧结块体在 SBF 中的动电位极化曲线，其中扫描速率为 1 mV/s。结合电化学测试结果，对 Zn 含量为 0%、2% 和 6% 的 Mg-Zn 合金块体进行浸泡试验，记录 SBF 溶液中 pH 值的变化，并每隔 12 h 取出试样，去除腐蚀产物后通过 SEM 观察其腐蚀形貌和腐蚀产物。

## 2 结果与讨论

### 2.1 烧结块体的密度和显微结构

表 1 为测量烧结块体的密度结果。可以看出制备的合金的致密度都超过了 98%，且随着 Zn 含量增加而增大。图 1 为 SPS 烧结的 Mg-Zn 合金的金相照片。由图 1 可见，块体内部颗粒间界面清晰可见，颗粒内部可以看见细小晶粒。图 2 为混合粉体和烧结块体的 SEM 照片及 EDS 元素线分布。图 2a 为球磨 Mg-2%Zn

表 1 不同 Zn 含量烧结块体的密度测量值

Table 1 Theoretical and experimental density values for Mg and Mg-Zn alloy

Sample	$\rho_{\text{theo}}/\text{g cm}^{-3}$	$\rho_{\text{exp}}/\text{g cm}^{-3}$	Relative density/%
Mg-0%Zn	1.738	1.712	98.48
Mg-2%Zn	1.765	1.749	99.10
Mg-4%Zn	1.792	1.778	99.21
Mg-6%Zn	1.821	1.818	99.84
Mg-8%Zn	1.849	1.839	99.46

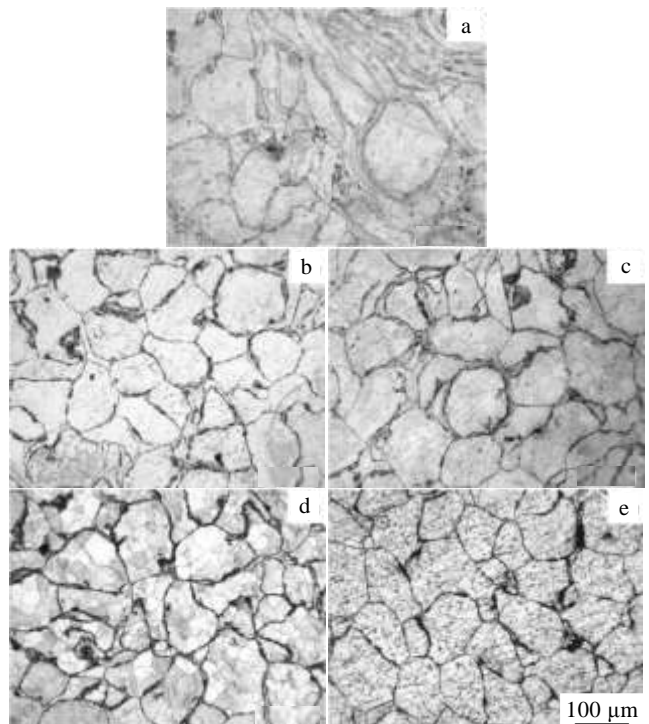


图 1 不同 Zn 含量的 SPS 烧结块体的 OM 照片

Fig.1 Optical micrographs of the Mg-Zn specimens with different Zn contents: (a) 0%, (b) 2%, (c) 4%, (d) 6%, and (e) 8%

粉体的 SEM 照片及其表面小区域 EDS 能谱。可知，在混粉时原始 Mg 颗粒发生变形，Zn 均匀的粘附在其表面。由于 SPS 烧结温度在 480  $^{\circ}\text{C}$ ，高于 Zn 的熔点，在烧结过程 Mg 颗粒表面有液态 Zn 产生，液态 Zn 的产生能够及时的填充到颗粒间隙从而增加材料的致密度，并有助于 Zn 原子向 Mg 中扩散迁移和 Mg、Zn 间发生反应，使得 Mg 颗粒界面结合更紧密。此外，SPS 烧结时施加的脉冲电流及其活化作用，亦有助于获得致密度较高的烧结块体<sup>[21]</sup>。

此外随着 Zn 含量的增加，由金相图可见颗粒间界面处黑色物质在增多。由图 2b, 2c 对界面处进行 EDS 分析可知，界面处元素主要为 Mg、O、Zn。较多的氧元素存在于边界处可能是由于球磨混合后的粉体活性

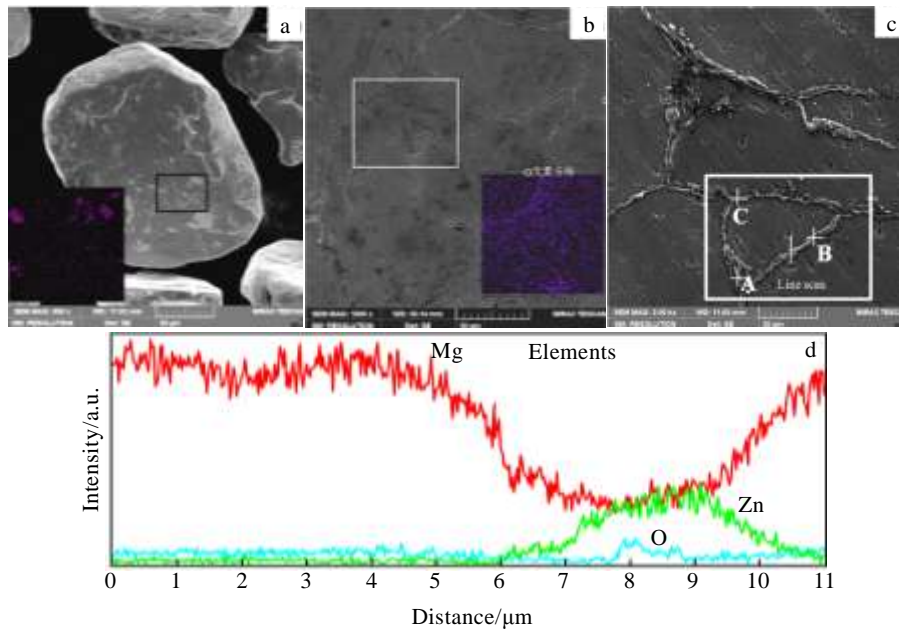


图 2 烧结前粉体和烧结后块体的 SEM 照片和 EDS 元素线分布

Fig.2 SEM images and EDS element line distributions of the Mg-Zn specimens with different Zn contents: (a) the mixed Mg-2%Zn powder; (b, c) the sintered Mg-0% Zn and Mg-6% Zn samples; (d) EDS elements line scanning of the interface indicated in Fig.2c

表 2 图 2c 中标定位置的化学成分

Table 2 Chemical composition at different regions in Fig.2c (ω/%)

Point	Mg	Zn	O
A	36.1	28.1	35.8
B	46.4	15.4	38.2
C	51.1	13.1	35.5

高，在烧结和测试过程中发生了氧化，但 MgO 在材料内部的存在对其生物相容性不会产生不利的影响<sup>[22]</sup>。图 2c 为边界处的线扫描结果。可见，Zn 元素主要存在于 Mg 颗粒界面处，在烧结过程中界面两边的 Mg 基体与界面处的 Zn 原子相互扩散形成了 Mg-Zn 薄的扩散层，该扩散层的形成强化了 Mg 颗粒间的结合强度。

### 2.2 XRD 物相分析

图 3 为烧结前混合粉体和烧结后块体的 XRD 图谱。由图 3a 可知，当加入的 Zn 含量较少 (<4%)时，球磨混合后的粉体没有出现 Zn 元素的衍射峰。这是由于 Zn 的密度较大，虽然混合粉体中其质量分数达到 4%，但其体积分数较小(≈1.0%)，而且球磨过程中的机械合金化作用亦会使 Zn 固溶到 Mg 中，导致混合粉体中单质 Zn 的实际体积分数要小于理论计算值(1.0%)，而体积分数过小，致使 XRD 无法检测到 Zn 的衍射峰。当加入的 Zn 的质量分数超过 4%时，其体积分数增加，粉体的衍射图出现了少量的 Zn 元素衍射峰。由图 3b 可知 SPS 烧结之后的块体主要由基体

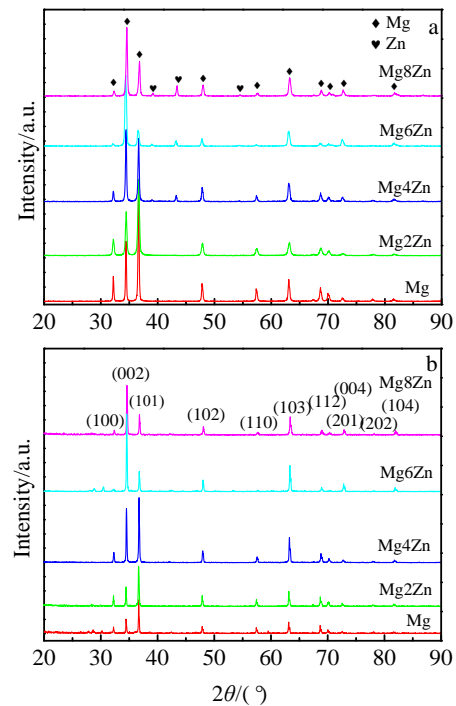


图 3 烧结前的粉末及烧结后块体合金 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of Mg-x%Zn powders (a) and Mg-x%Zn sintered samples (b)

Mg 构成，Zn 元素含量增加至 8%，在 XRD 图谱中仍没有观察到除 Mg 相外的第二相存在。由图 2 的 EDS 分析可知，烧结之后 Zn 元素主要分散在 Mg 颗粒间的

界面处，在 XRD 测试过程中所扫描的面积小，扫描到的 Zn 元素较少，导致 XRD 图谱中没有出现与 Zn 元素有关的相。结合图 2 和文献[16]，推测边界处的黑色物质是 MgO 和 Mg<sub>7</sub>Zn<sub>3</sub>、MgZn 的混合物。

### 2.3 Mg-Zn 合金的力学性能

图 4 为合金的抗压曲线和显微硬度分布。表 3 为合金的极限抗压强度、压缩率和平均显微硬度值。由图 4 和表 3 可以得出，随着 Zn 含量的增加，合金的抗压强度和显微硬度在增大，这是由于：随着 Zn 含量的增加，在球磨混粉和 SPS 烧结过程中有更多的 Zn 原子扩散到 Mg 基体中导致更强的固溶强化；更多的 Mg、Zn、O 原子在颗粒边界处形成扩散层强化了颗粒结合强

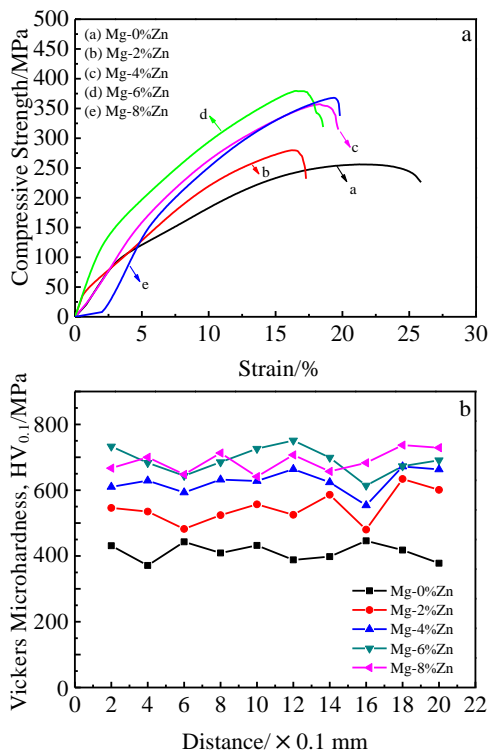


图 4 不同 Zn 含量的 Mg-Zn 合金的力学性能  
Fig.4 Mechanical properties of the Mg-Zn alloy with different Zn contents: (a) compressive strength and (b) Vickers microhardness

表 3 合金的力学性能  
Table 3 Ultimate compression strength, failure strain, microhardness calculated from Fig.4

Sample	Ultimate compression strength/MPa	Failure strain/%	Average hardness, HV <sub>0.1</sub> /MPa
Mg-0%Zn	255.1	22.8	411
Mg-2%Zn	279.4	16.5	547
Mg-4%Zn	357.0	18.2	627
Mg-6%Zn	379.5	16.6	690
Mg-8%Zn	367.9	19.36	688
Cortical bone <sup>[23]</sup>	164~240	-	-

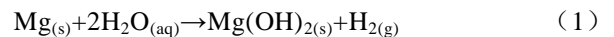
度，边界处形成的化合物亦可阻碍烧结时晶粒的长大。但同时界面处形成的金属间化合物和氧化物等脆性物又会降低塑性，致使压缩率随 Zn 含量的增加而降低。抗压强度是骨植入材料的一个重要的力学性能指标，从表 3 可以看出，所制备的合金的抗压强度均超过了皮质骨的抗压强度，因此可以满足骨植入材料的抗压性能要求。

### 2.4 Mg-Zn 合金的腐蚀性能

图 5 为试样在 SBF 中的极化曲线，对其进行 Tafel 拟合所得的电化学参数如表 4 所示。从图 5 和表 4 可知，在 Zn 含量低于 6%时，随着 Zn 含量的增加合金的自腐蚀电位增加，腐蚀电流降低，Mg-6%Zn 合金表现最好的腐蚀性能，这是由于 Zn 元素能够提高镁的腐蚀电位，并有助于在其表面形成保护膜<sup>[24-26]</sup>，从而导致其腐蚀电位升高、腐蚀电流密度降低。此外，Zn 含量增加，块体致密度增加，颗粒界面结合更紧密，也致使其电化学腐蚀性能变好。Zn 含量超过 6%时，腐蚀性能下降，由图 1e 和图 2c 可知，Zn 含量过多，导致 Mg-8%Zn 合金内颗粒界面处形成了较多的 MgZn 等第二相物质并出现了团聚，而 MgZn 金属间化合物的存在导致形成了更多的电偶腐蚀<sup>[27]</sup>，因而 Zn 含量超过 6%后，合金的腐蚀电流又呈现下降的趋势。

图 6 为 Mg-0%Zn，Mg-6%Zn 合金在 SBF 浸泡过程中溶液 pH 值的变化。由图 6 可知，在整个浸泡过程中，SBF 的 pH 值呈上升的趋势，并观测到了大量的气泡在溶液中产生。研究表明，镁合金在生理环境中主要发生电化学腐蚀，可用以下反应式来表征<sup>[28-30]</sup>：

总反应：



阳极反应：



阴极反应：

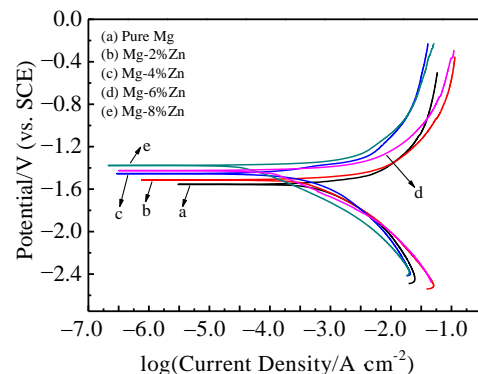
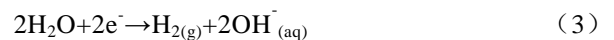


图 5 不同 Zn 含量的合金在模拟体液中的极化曲线  
Fig.5 Potentiodynamic polarization curves of the Mg-Zn alloy with different Zn contents in SBF

表 4 电化学腐蚀参数

**Table 4 Electrochemical parameters of samples obtained from potentiodynamic polarization tests**

Parameter	Mg-0%Zn	Mg-2%Zn	Mg-4%Zn	Mg-6%Zn	Mg-8%Zn
$I_{corr}/\text{mA cm}^{-2}$	600.8	523.1	259.8	106.4	327.3
$E_{corr}/\text{V}$	-1.565	-1.502	-1.467	-1.389	-1.438

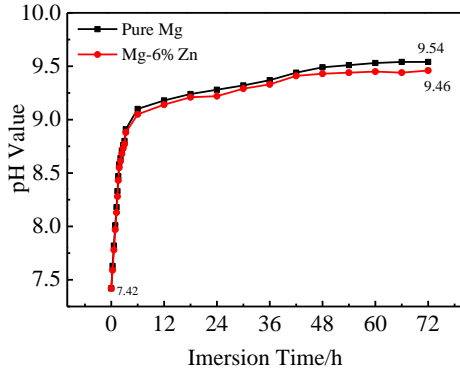
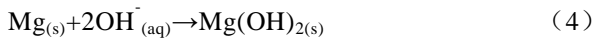


图 6 浸泡合金的 SBF 的 pH 值变化

Fig.6 pH values of SBF during 72 h immersion

主要腐蚀产物形成:



形成的  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  还与溶液中的  $\text{Cl}^-$  发生反应<sup>[31]</sup>:



因此, 试样在浸泡过程中产生的气泡为氢气泡, 溶液中 pH 值的变化反应镁合金在溶液中的腐蚀快慢。从图 6 可以看出, 在浸泡初期 Mg 合金的腐蚀速率较快, 溶液中产生了较多的  $\text{OH}^-$  导致 pH 值快速上升, 在浸泡一段时间后由于产生的腐蚀产物较多, 附着在 Mg 的表面起到了物理保护作用以及主要产物  $\text{Mg}(\text{OH})_2$  的产生和溶解达到了动态平衡, 因此溶液的 pH 值达到了稳定值。

图 7 为 Mg-Zn 合金在 SBF 中浸泡后的表面腐蚀形貌。图 7a 和 7b 可看出 Mg-0%Zn 合金在浸泡 12 h 后, 表面出现大量的腐蚀裂纹和腐蚀坑, 腐蚀形式主要为剧烈的点蚀。由图 7c 和 7d 可看出 Mg-2%Zn 合金在浸泡 12 h 后出现大量颗粒脱落后的坑, 颗粒内部腐蚀亦较严重, 这是由于 Mg 颗粒间的结合强度不够, 界面处易腐蚀导致颗粒剥落, 即 Mg-2%Zn 合金在模拟体液中呈现颗粒脱落腐蚀。由图 7e 和 7f 可看出 Mg-6%Zn 合金在浸泡 12 h 后表面腐蚀较均匀, 没有明显的裂纹和腐蚀坑, 界面处存在少量的点蚀坑, 但相对于同时间的 Mg-0%Zn 和 Mg-2%Zn 其腐蚀程度较轻微。由图 7g、7h 可知, 24 h 后出现了颗粒脱落后的腐蚀坑, 局部放大可见颗粒内部发生了腐蚀, 颗粒间结合的界面仍存在。对界面处和剥落的腐蚀产物进行 EDS 分析, 其结果如表 5、图 8。可知界面处 Zn 元素

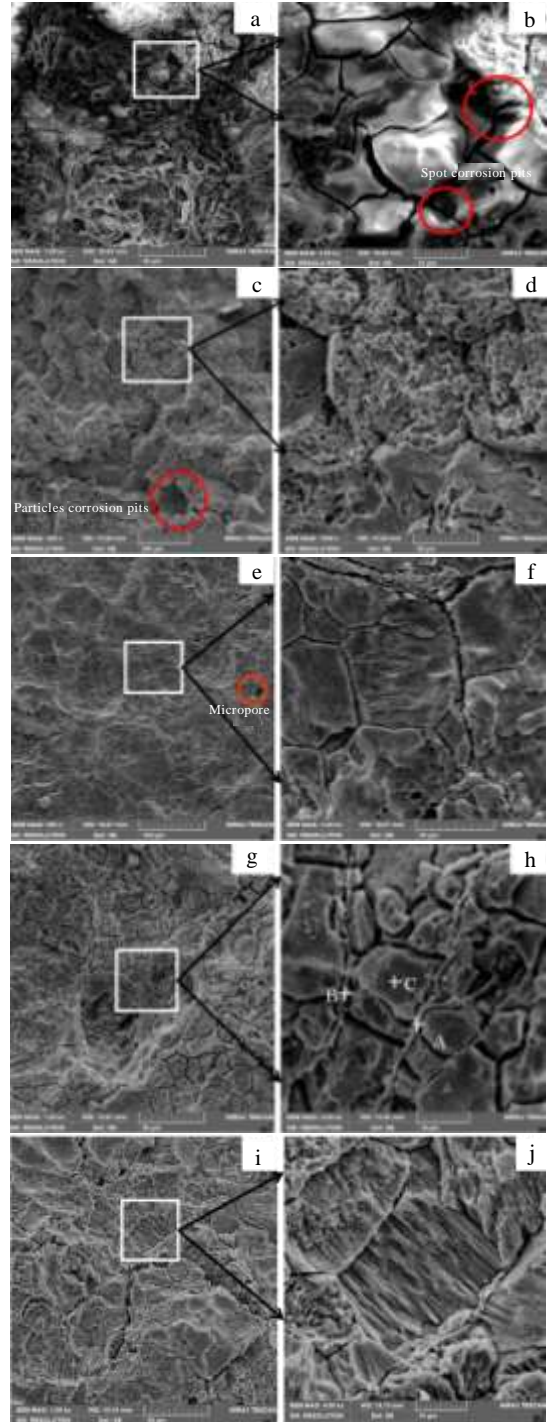
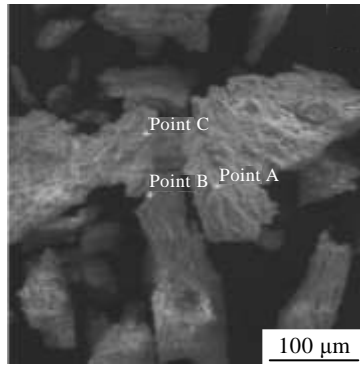


图 7 Mg-Zn 合金在 SBF 中浸泡后的表面形貌及局部放大照片

Fig.7 Surface morphologies of Mg-Zn alloys immersed in SBF: (a, b) Mg-0%Zn immersed for 12 h; (c, d) Mg-2%Zn immersed for 12 h; (e, f) Mg-6%Zn immersed for 12 h; (g, h) Mg-6%Zn immersed for 24 h; (i, j) Mg-6%Zn immersed for 48 h

表 5 图 7h 中标定位置的化学成分  
Table 5 Chemical composition at different regions in Fig.7h ( $\omega/\%$ )

Point	Mg	Zn	O
A	20.5	33.2	36.3
B	15.4	45.7	38.9
C	86.1	0.4	13.5



Point	Content, $\omega/\%$					
	Mg	Zn	O	Ca	P	Cl
A	33.2	0.5	42.3	11.3	10.4	2.3
B	46.0	-	49.7	1.0	0.9	2.4
C	37.1	-	59.2	-	-	3.7

图 8 Mg-6%Zn 合金在 SBF 中浸泡 24 h 后的腐蚀产物形貌及其 EDS 点分析结果

Fig.8 SEM image and EDS point analysis results of corrosion products of Mg-6%Zn alloys immersed in SBF after 24 h

含量比例相比腐蚀之前有大幅度的增加, 至于腐蚀产物中几乎检测不到 Zn 元素, 这是由于 Zn 的腐蚀电位较高, 比较耐腐蚀, Mg 和 Zn 同时存在时, Mg 优先发生腐蚀, 导致界面周围 Zn 元素含量比例增加。由图 7i 和 7j 可以看到颗粒内部的晶粒发生了均匀的腐蚀。综上所述, 随含 Zn 含量的增加, 合金的耐蚀性能提高。由电化学测试可知, Zn 提高了 Mg 的电化学腐蚀性能, 此外随 Zn 含量的增加, 致密度亦增加, 界面结合更紧密, 界面处形成了较多的氧化物、Mg-Zn 化合物等耐腐蚀的物质包覆在镁颗粒表面对其起到物理保护作用, 致使腐蚀愈发倾向于在颗粒内部的缺陷(如晶界)和界面处的微小孔洞发生。由显微组织分析知, Mg-6%Zn 合金内部较致密, 界面处化合物较多且结合紧密, 因而其更倾向于颗粒内部发生晶内腐蚀, 但由于仍存在少量的微孔, 因而亦存在轻微的点蚀。

### 3 结 论

1) 通过球磨混粉, 采用放电等离子烧结在 480 °C

和 40 MPa 的烧结工艺条件下, 制备了 Zn 含量分别为 0%, 2%, 4%, 6%, 8% 的 Mg-Zn 合金。制备出的合金致密度较高, Zn 元素主要分布在 Mg 颗粒结合部位, 并与界面周围的 Mg 发生了互扩散形成了扩散层。

2) 烧结制备的 Mg-Zn 合金的抗压强度、硬度 (HV) 随 Zn 含量的增加而增加, 当 Zn 含量为 6% 时达到最大值(379.5 和 690 MPa), 相比 Mg-0%Zn 其值分别增加了 48.8% 和 67.9%, 压缩率则呈现下降的趋势。

3) 制备出的 Mg-Zn 合金的电化学腐蚀电位随着 Zn 含量的增加而升高, 腐蚀电流密度在降低, 并在 Mg-6%Zn 分别达到最大值-1.389 V 和最小值 106.4 mA/cm<sup>2</sup>。SBF 浸泡实验进一步证实了随 Zn 含量的增加, 合金的耐蚀性能得到改善; 随 Zn 元素的添加, 其腐蚀方式由严重的点蚀逐渐向颗粒脱落腐蚀过渡, 并最终向混合方式腐蚀-轻微的点蚀及颗粒内均匀的晶内腐蚀的转变。

### 参考文献 References

- [1] Li Nan, Zheng Yufeng *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2013, 29(6): 489
- [2] Huang Jingjing(黄晶晶), Ren Yibin(任伊宾), Zhang Bingchun(张炳春) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2007, 36(6): 1102
- [3] El-Rahman S S A. *Pharmacological Research*[J], 2003, 47(3): 189
- [4] Nakamura Y, Tsumura Y, Tonogai Y *et al.* *Fund Appl Toxicol*[J], 1997, 37: 106
- [5] Tapiero H, Tew K D, Tapiero H *et al.* *Biomedicine Pharmacotherapy*[J], 2003, 57(9): 3991
- [6] He Yaohua(何耀华), Tao Hairong(陶海荣), Zhang Xiaolong(张小龙) *et al.* *Chinese Science Bulletin*(科学通报)[J], 2008, 53(16): 1981
- [7] Song G. *Corrosion Science*[J], 2007, 49(4): 1696
- [8] Xu L, Zhang E, Yin D *et al.* *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*[J], 2008, 19: 1017
- [9] Cai S, Lei T, Li N *et al.* *Materials Science & Engineering C-Materials for Biological Applications*[J], 2012, 32: 2570
- [10] Yin D S, Zhang E L, Zeng S Y *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2008, 18: 763
- [11] Zhang S, Zhang X, Zhao C *et al.* *Acta Biomaterialia*[J], 2010, 6(2): 626
- [12] Zhang S, Li J, Song Y *et al.* *Materials Science & Engineering C-Materials for Biological Applications*[J], 2009, 29: 1907
- [13] Jiang Q C, Wang H Y, Ma B X *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2005, 386: 177
- [14] Zhang Xiuqing(张修庆), Teng Xinying(滕新营), Wang Hao-

- wei(王浩伟). *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2004, 3: 58
- [15] Zheng Y F, Gu X N, Xi Y L *et al. Acta Biomaterialia*[J], 2010, 6(5): 1783
- [16] Seyedraoufi Z S, Mirdamadi S H. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*[J], 2013, 21: 1
- [17] Wang Lianjun, Zhang Jianfeng, Jiang Wan. *Int Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2013, 39: 103
- [18] Orru R, Licheri R, Locci A M *et al. Materials Science and Engineering R*[J], 2009, 63(4): 127
- [19] Pozuelo M, Chang Y W, Yang J M. *Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 594: 203
- [20] Umeda J, Kawakami M, Kondoh K *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2010, 123(2-3): 649
- [21] Munir Zuhair A, Quach Dat V. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2011, 94(1): 1
- [22] Kannan M, Singh R R K. *Scripta Materialia*[J], 2008, 59: 175
- [23] Zheng Yufeng, Gu Xuenan, Li Nan *et al. Materials China*[J], 2011, 30(4): 30
- [24] Shi Z, Song G, Atrens A. *Surface & Coatings Technology*[J], 2006, 201: 492
- [25] Li G Y, Lian J S, Niu L Y *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2006, 201(3-4): 1814
- [26] Cai Shuhua, Lei Ting, Li Nianfeng *et al. Materials Science & Engineering C*[J], 2012, 32: 2570
- [27] Song G L, Atrens A, Stjohn D H *et al. Corrosion Science*[J], 1997, 39(5): 855
- [28] Witte F, Hort N, Vogt C *et al. Current Opinion in Solid State & Materials Science*[J], 2008, 12(5-6): 63
- [29] Xu Liping, Pan Feng, Yu Guoning *et al. Biomaterials*[J], 2009, 30(8): 1512
- [30] Mueller W D, Lucia Nascimento M, De Mele M F L. *Acta Biomaterialia*[J], 2010, 6(5): 1749
- [31] Li Z J, Gu X N, Lou S Q *et al. Biomaterials*[J], 2008, 29(10): 1329

## Microstructures and Mechanical Properties of Biodegradable Magnesium-Zinc Alloy Fabricated by Spark Plasma Sintering

Cheng Linxin<sup>1,2,3</sup>, Cui Zeqin<sup>1,2,3</sup>, Guo Pushan<sup>1</sup>, Wang Wenxian<sup>1,2,3</sup>, Xu Bingshe<sup>3</sup>

(1. Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Shanxi Key Laboratory of Advanced Magnesium-Based Materials, Taiyuan 030024, China)

(3. Key Laboratory of Interface Science and Engineering in Advanced Materials, Ministry of Education, Taiyuan 030024, China)

**Abstract:** Biological Mg- $x$ %Zn ( $x=2, 4, 6, 8$ , mass fraction) alloys were fabricated from pure magnesium and zinc powders using high-energy ball milling and spark plasma sintering. The microstructure, mechanical properties and corrosion performance of the biological Mg-Zn alloys were investigated. The results show that the sintered samples have a compact and homogenous internal structure. The hardness (HV) and compression strength of the alloys increase with increasing Zn content, which reach their maximum (690 and 379.5 MPa, respectively) when Zn content is 6%. The corrosion potential increases with increasing Zn content, while the current density declines, which achieve their maximum and minimum, respectively when Zn content is 6%. Mg-6%Zn alloy shows the optimal corrosion resistance. Moreover, the corrosion mode in SBF transforms from severe crevice corrosion and pitting corrosion into internal corrosion of particles and slight pitting corrosion with the Zn content increasing.

**Key words:** bio-Mg-Zn alloy; spark plasma sintering; high-energy ball milling; mechanical properties; corrosion properties

---

Corresponding author: Cui Zeqin, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: cuizeqin@tyut.edu.cn