

合金元素及孔结构对 Gasar 镁合金力学性能及耐腐蚀性能的影响

周灿旭¹, 刘源^{1,2}

(1. 清华大学 材料学院, 北京 100084)

(2. 清华大学 先进成形制造教育部重点实验室, 北京 100084)

摘要: 采用金属-气体共晶定向凝固法(“Gasar”工艺)制备藕状多孔 Mg-Mn、Mg-Mn-Zn 系合金, 并研究合金元素和孔结构对藕状多孔镁合金力学性能及耐腐蚀性能的影响。结果表明: 1%Mn(质量分数)的添加, 可以使藕状多孔纯镁的抗压强度从 64 MPa(孔隙率约 36%)提升至 74 MPa(孔隙率约 41.2%), 而进一步添加 1%的 Zn 元素, 材料的抗压强度增至 115 MPa(孔隙率约 37%)。Zn 元素的加入可以提高藕状多孔 Mg-Mn 合金的耐腐蚀性能。同时, 藕状多孔 Mg-1%Mn-1%Zn 合金定向孔下方的圆锥状溶质富集区表现出良好的耐腐蚀性。孔径对藕状多孔材料耐腐蚀性能有一定的影响, 当孔径尺寸为 1026 μm 时, Gasar Mg-1%Mn 合金孔壁腐蚀较为严重, 而当孔径降至 306 μm 时, 孔会被腐蚀产物封闭, 孔壁的腐蚀程度较小。

关键词: Gasar 工艺; 镁合金; 可降解生物材料; 力学性能; 耐腐蚀性能

中图分类号: TG146.22; TB383

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)02-0637-08

近年来, 医用可降解金属材料在国内外相关领域得到了越来越多的关注, 学者们对可降解植入材料进行了大量的研究并验证其可行性^[1-3]。其中, 镁及镁合金在人体中具有优异的生物相容性及可生物降解的特性, 在人体硬组织的修复或重建领域比传统医用金属材料更具优势, 成为当前生物可降解金属材料开发的焦点^[4-6]。

采用镁合金多孔材料制作组织工程支架具有特殊的优势。其多孔结构有利于养料和代谢物的交换运输, 诱导细胞分化生长和血管长入, 达到修复创伤和重建功能的目的。同时, 多孔结构可以诱导组织细胞长入从而促进植入体与人体硬组织之间的机械自锁, 起到植入初期的生物固定作用。另外, 多孔结构可对植入材料的强度和弹性模量进行调节(降低)以匹配人体致密骨力学性能, 从而改善医用金属材料的力学和生物相容性, 消除“应力屏蔽效应”^[7,8]。然而, 纯镁在体内降解速度过快, 植入物在几天内即被降解至断裂, 因此需对其进行合金化来改善其抗腐蚀能力。

目前生物领域所研究的镁合金材料的合金体系包括 Mg-Al、Mg-Mn、Mg-Zn、Mg-Ca 以及 Mg-Re 等二元或多元体系^[9]。这些合金体系中, 由于 Al 元素

在人体内具有一定的生物毒性且稀土元素容易在脑中富集, 故一般选用 Mn、Zn、Ca 作为镁基生物材料合金化的首选, Zn 元素的加入可以提高合金的力学性能及在 SBF 模拟体液和 Hank's 液抗腐蚀能力, 而 Mn 元素同样可以降低合金在上述 2 种溶液的腐蚀速率。用于医用生物多孔镁合金的制备工艺方法主要有粉末烧结、铸渗法、熔模铸造法等^[10]。这些工艺方法所得多孔镁合金具有如下特点: (1) 基体材料污染严重, 尤其是熔模铸造法和铸渗法所得多孔结构中残留的填料颗粒或盐粒会严重削弱材料的生物相容性^[11]。(2) 随机型的多孔结构会导致力学性能降低, 从而引起安全性下降^[12]。显然, 传统方法制备镁合金多孔材料的力学性能和生物相容性难以兼顾。而采用固/气共晶定向凝固(Gasar 工艺)制备的规则多孔结构可能是解决这一问题的途径。该工艺所获得的纯金属藕状多孔结构的气孔率在 10%~60%之间, 气孔尺寸为数百微米, 较利于骨组织的长入, 更主要的是具有比传统粉末烧结型多孔结构更优的力学性能尤其是疲劳强度, 利于保证植入体的安全。另外, 在气孔排列方向, 其强度和弹性模量随孔隙率的升高线性下降, 近似满足理想复合材料的混合定律。而且该工艺易于对气孔率

收稿日期: 2021-05-10

基金项目: 国家自然科学基金(51771101)

作者简介: 周灿旭, 男, 1984 年生, 博士, 清华大学材料学院, 北京 100084, E-mail: canxuzhou@tsinghua.edu.cn

和孔径进行定量调控, 从而实现对多孔结构力学性能的控制以匹配人体骨的性能要求。

Gu^[13]对 Gasar 纯镁的生物可降解性能进行研究, 认为具有 Gasar 结构的纯镁作为可降解组织工程支架材料具有较广阔的应用前景。为了进一步提高纯镁的耐腐蚀性能, 一般采用合金化的方式。但遗憾的是, 尽管有关 Gasar 工艺的相关研究工作已经在国内开展多年, 但在材料体系上主要集中在 Cu、Mg、Fe、Si 等纯金属体系以及近似纯金属体系(无凝固温度区间)如 Cu^[14], Mg^[15], Al^[16], Fe^[17], Ni^[18], Si^[19], Al-Cu^[20], Al-Ti^[21]以及 Cu 合金^[22]。而对于合金来说, 由于具有明显凝固温度区间或凝固界面呈现糊状区, 采用相同的工艺参数却难以得到藕状多孔结构。虽然 Hoshiyama 和 Park 制备了 Gasar 镁合金, 但其孔结构分布非常不均匀, 且很难控制, 因此很难达到应用的要求^[23,24]。

本实验通过改进 Gasar 设备, 制备藕状多孔 Mg-Mn 以及 Mg-Mn-Zn 体系合金, 并与 Gasar 纯 Mg 材料^[13]对比, 研究不同组分及孔结构对镁合金力学性能以及在人体模拟体液 SBF 溶液中耐腐蚀性能的影响, 以为 Gasar 镁合金在医用可植入材料领域的应用提供理论依据。

1 实验

本实验采用单室 Gasar 装置进行定向多孔镁合金的制备。在该单室 Gasar 装置内, 金属熔化和定向凝固过程均在同一石墨坩埚内完成, 无浇铸过程。合金随着凝固炉加热而熔化, 能有效避免由浇铸带来的不利影响^[25]。该装置中炉体被绝热型腔和翻板分为冷区和热区 2 个区域。当熔体在热区达到了相应的保温温度和保温时间后翻板被打开, 水冷 Cu 结晶器上升托住坩埚, 然后以一定的抽拉速率将坩埚由热区下拉到冷区。坩埚的抽拉下移可以实现通过改变凝固速率(抽拉速率)、温度梯度、气体压力、熔体温度来影响材料的多孔结构。材料体气孔率采用排水法测量, 孔径通过 Image-pro 分析软件进行测量。腐蚀测试试样采用电火花线切割, 尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm, 试样磨光在磨抛机上利用砂纸(400#~2000#)对试样进行湿磨处理; 人体模拟体液 SBF 溶液离子浓度如表 1, 水浴温度控制在 37 °C 左右。腐蚀失重实验将样品采用鱼线悬挂在溶液中, 定时记录腐蚀失重数据。将腐蚀后样品在沸腾 CrO₃ 溶液处理后进行称重。采用 SEM (GEMINISEM 500)对腐蚀前后试样进行观察, 并利用附带 EDS 能谱对腐蚀产物进行成分分析。力学性能测试采用万能力学试验机 WDW3020, 试样尺寸为 $\phi 10$ mm×15 mm, 应变速率为 1 cm/min。

表 1 人体模拟体液 SBF 离子浓度

Table 1 Ion concentrations of SBF solution at pH value of 7.4~7.5 and temperature of 37 °C (mmol/L)

Na ⁺	K ⁺	Mg ²⁺	Ca ²⁺	Cl ⁻	HCO ₃ ³⁻	HPO ₄ ²⁻	SO ₄ ²⁻	Buffer
142	5.0	1.5	2.5	147.8	4.2	1.0	0.5	Tris

2 结果与讨论

2.1 孔结构及微观组织

图 1 为藕状多孔 Mg-1%Mn, Mg-1%Mn-1%Zn 以及 Mg-1%Mn-2%Zn 合金(质量分数, 以下简称 Mg-1Mn, Mg-1Mn-1Zn, Mn-1Mn-2Zn 合金)纵截面(50 mm 高度以下)以及横截面(20 mm 处)宏观形貌。制备工艺为 700 °C 保温, 氢气压强为 0.4 MPa。Mg-1Mn 合金体孔隙率为 41.2%, 平均孔径为 580 μ m, 1% Zn 的加入使合金孔隙率降至 36.9%, 20 mm 高度处平均孔径增加为 620 μ m 左右, 而进一步将 Zn 含量增加至 2%, 孔隙率降为 35.8%, 20 mm 高度处平均孔径增加至 650 μ m。对于 Gasar 工艺来说, 由于纯镁定向凝固过程中凝固界面为平界面, 气泡形貌不会受到固相的干扰, 因此可以形成较为均匀的定向孔。Mg-Mn (Mn 小于 2%)体系在的固液相区较窄, 因此定向孔的形成方式与纯镁相似, 但是由于 Mn 元素的加入会影响合

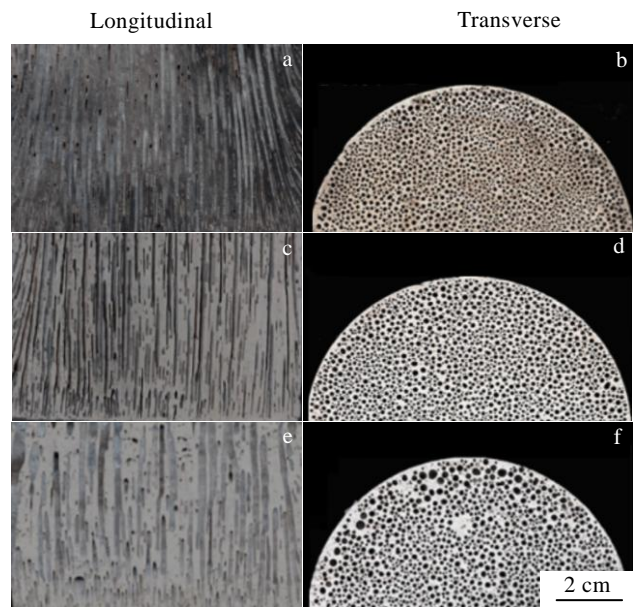


图 1 藕状多孔 Mg-1Mn, Mg-1Mn-1Zn, Mg-1Mn-2Zn 合金纵截面及横截面形貌

Fig.1 Pore morphologies of longitudinal section and transverse sections in Mg-1Mn (a, b), Mg-1Mn-1Zn (c, d), and Mg-1Mn-2Zn (e, f) alloys ($T = 1023$ K, $P_{H_2} = 0.4$ MPa)

金的凝固速率, 进而影响孔径的尺寸。而 Zn 元素加入使合金凝固时糊状区宽度增大, 糊状区凝固界面的形貌会对气泡的形核、生长、中断以及气泡形貌产生影响, 特别是阻碍孔的定向生长, 因此孔结构的均匀性逐渐降低, 且孔径也会相对较大。

图 2 为 Mg-1Mn 和 Mg-1Mn-1Zn 合金在凝固方向(20 mm 处)的微观组织, 图 2a 中可以看出 Mg-1Mn 合金以柱状晶为主, 晶界处和晶内有 α -Mn 析出物^[25]。而图 2b 中可以看出, Zn 元素的加入对材料的组织有较大的影响, Mg-1Mn-1Zn 合金以柱状枝晶为主。值得关注的是, 与纯金属相比, 藕状多孔 Mg-1Mn-1Zn 由于凝固方式的改变, 在孔的下部会有溶质的富集区。图 3 为藕状多孔 Mg-1Mn-1Zn 合金孔底部 SEM 形貌及元素面分布, 在富集区会有析出物出现, 通过对成分测试发现(表 2), 除了有富 Mn 相以外, 还有 Mg-Zn 相。富集区的锌含量约为 5%, 而基体的锌含量为 1% 左右。

2.2 性能测试

2.2.1 合金元素对力学性能的影响

图 4 为藕状多孔纯 Mg、Mg-1Mn 以及 Mg-1Mn-1Zn 合金压缩性能曲线, 选用作为压缩测试材料的孔隙率在 36%~38%。图中可以看出, 1%Mn 的添加, 可以将纯镁的抗压缩强度从 64 MPa 提升至 74 MPa, 而进一步添加 1% 的 Zn 元素, 材料的抗压缩强度增至 115 MPa。因此可以看出, Mn 元素对镁合金强度的提高有一定

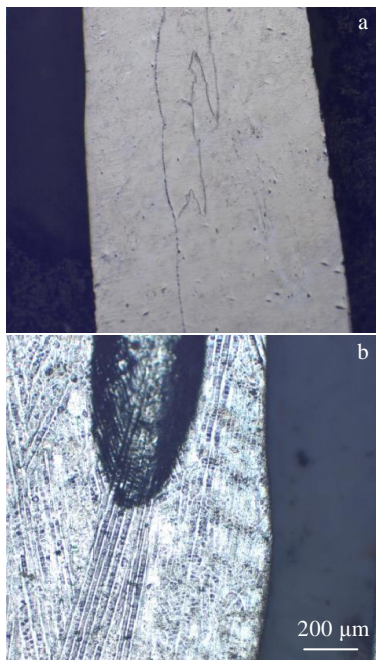


图 2 Mg-1Mn 和 Mg-1Mn-1Zn 合金凝固方向的微观组织
Fig.2 Optical microscope images parallel to solidification direction in Mg-1Mn (a) and Mg-1Mn-1Zn (b)

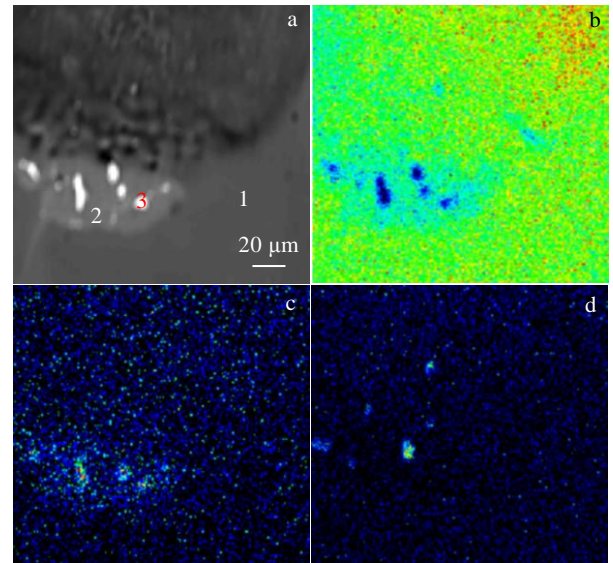


图 3 藕状多孔 Mg-1Mn-1Zn 合金孔底部 SEM-BSE 形貌及元素面分布
Fig.3 SEM-BSE image of pore bottom area in Mg-1Mn-1Zn alloy (a) and element distribution by EPMA: (b) Mg, (c) Zn, and (d) Mn

表 2 图 3a 中位置 1~3 元素含量

Area	Mn	Zn	Mg
1	1.27	0.83	97.9
2	0.83	5.09	94.08
3	0.14	34.92	64.94

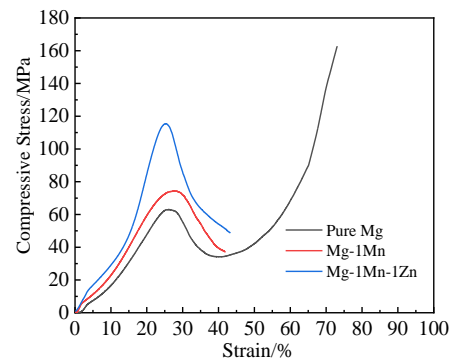


图 4 不同成分镁合金力学性能曲线
Fig.4 Compressive curves of porous pure Mg, Mg-1Mn and Mg-1Zn-1Mn alloy

作用, 而 Zn 元素可以大幅度提高 Gasar Mg 合金的抗压缩强度。这与非多孔合金相似, 一般来说, Zn 的强化作用主要归结于晶粒细化与固溶^[26]。

2.2.2 合金元素对耐腐蚀性能的影响

图 5a 为藕状多孔纯镁、Mg-1Mn 和 Mg-1Mn-1Zn (选取孔直径为 520~580 μm 的试样) 合金在 SBF 溶

液中的质量损失随浸泡时间的变化曲线。在 SBF 溶液中浸泡 7 d 后, 多孔纯 Mg 样品的质量损失约为 62%, 而 Mg-1Mn 和 Mg-1Mn-1Zn 合金样品的质量损失分别为 9.3% 和 7.1%。因此可以看出, Mn 和 Zn 的加入可以较大幅度的改善耐腐蚀性能。图 5b 为藕状多孔纯 Mg、Mg-1Mn 和 Mg-1Mn-1Zn 合金浸泡 7 d 后的宏观形貌。与 Mg-1Mn 和 Mg-1Mn-1Zn 合金相比, 纯 Mg 在 SBF 溶液中浸泡 7 d 后腐蚀最为严重, 样品的边缘明显被腐蚀。而藕状多孔 Mg-1Mn 合金在浸泡 7 d 后, 样品边缘有少量的损失, 表面有明显的黄色膜形成。藕状多孔 Mg-1Mn-1Zn 合金的孔结构更加完整, 同时会有黑色的腐蚀产物出现。

图 6 为藕状多孔纯 Mg、Mg-1Mn 和 Mg-1Mn-1Zn 合金在 SBF 溶液中浸泡 4 d 后的表面 SEM 形貌。从图中可以看出, 纯镁试样中存在着较多的裂纹, 并发生了扩展。其中 Mg-1Mn 合金腐蚀后, 表面出现了较多的腐蚀坑, 但裂纹数量有所降低。Mg-Mn-Zn 合金中, 裂纹与腐蚀坑较少。

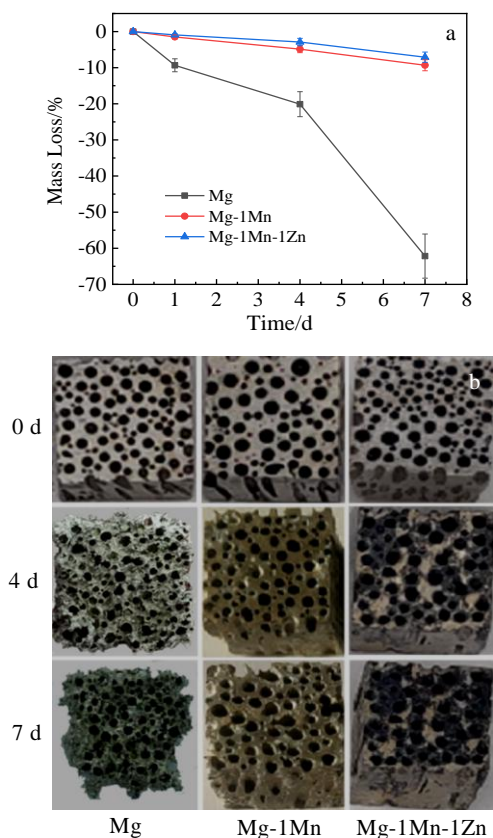
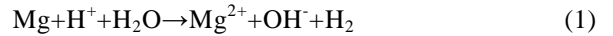


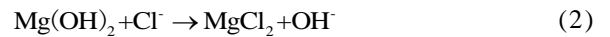
图 5 不同成分镁合金 SBF 溶液中浸泡 7 d 后腐蚀失重曲线及宏观腐蚀形貌

Fig.5 Mass loss (a) and surface morphologies (b) of porous Mg, Mg-1Mn and Mg-1Mn-1Zn alloy after immersion in SBF solution for 7 d

分别对 3 种合金的腐蚀产物(图 6 中“1”、“2”、“3”)进行能谱分析, 如表 3 所示, 3 种材料的腐蚀产物中均包含大量的 O 以及少量 Cl, P, Ca 等元素, 一般来说, Mg 及镁合金在水溶液内, 主要发生如下反应^[27]:

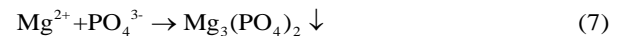
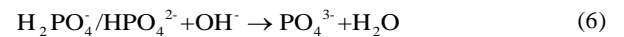
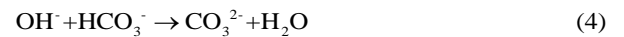


当溶液中有 Cl⁻ 存在的情况下会发生以下反应:



一般来说, MgCl₂ 在水溶液中溶解度较高, 所以当含量较少时, 腐蚀产物中较难检测出来, 但是在三种材料, 尤其是纯镁表面的腐蚀产物中检测出较高含量的 Cl 离子, 说明纯镁更容易受到 Cl 离子的侵蚀, 表面受到了较严重的腐蚀, 而 Mn 以及 Zn 元素的加入, 可以较大程度地降低氯离子的侵蚀。结合图 5 中可以看出, 藕状多孔 Mg-1Mn 合金的表面形成黄色的膜, 可以有效地提高材料的耐腐蚀性能, 但是依然有腐蚀坑的存在, 而 Zn 的加入可以进一步影响 Gasar Mg 合金膜的稳定性。

在 SBF 溶液中, 成分如表 1 所示, 会发生以下反应^[28]:



同时, 在模拟体液中, 也会生成羟基磷灰石, 通过对腐蚀产物的成分分析可以看出, 纯 Mg、Mg-1Mn 以及 Mg-1Mn-1Zn 3 种材料的 Ca/P 分别为 0.64, 0.36 和 0.46, 远低于羟基磷灰石的 1.67, 说明在腐蚀初期, 腐蚀产物中未能形成大量的羟基磷灰石, 而是以磷酸盐与碳酸盐为主。通过对腐蚀产物的分析发现, 除了氯离子含量以外, 3 种材料的腐蚀产物种类差别不大。

与无孔 Mg-1Mn-1Zn 合金不同, 藕状多孔 Mg-1Mn-1Zn 合金在孔的下部会有圆锥状偏析, 这种偏析对材料的腐蚀性能会有一些影响。图 7 为 Gasar 孔底部区域耐腐蚀后组织形貌以及 Cl, Mg 和 O 元素的面分布。可以看出, 孔底部的圆锥偏析区域具有较好的耐蚀性能, 而圆锥区域附近域出现了条状的贫镁富氧区域, 说明该区域出现了严重的腐蚀。进一步对该区域进行分析, 如图 8 所示, 该区域产生了一定的裂纹, 通过面分布可以看出, 该腐蚀产物氧含量较多, 同时也有一定的 Cl 元素侵蚀。一般来说, 藕状多孔 Mg-1Mn-1Zn 合金在定向凝固时, 形成了一定的成分

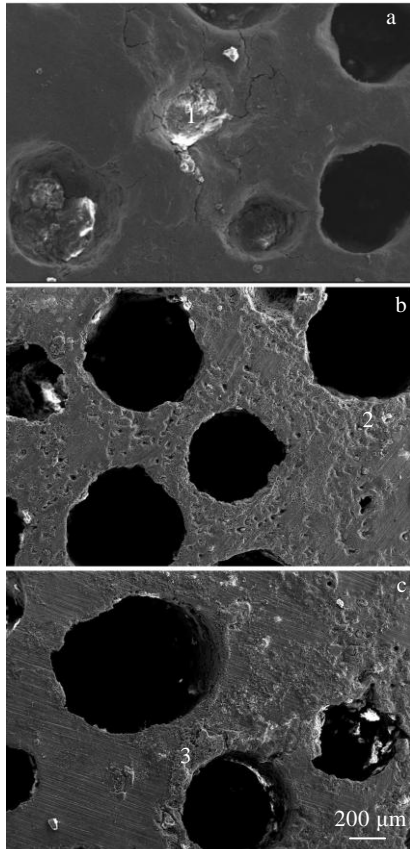


图 6 纯 Mg, Mg-1Mn 和 Mg-1Mn-1Zn 合金在 SBF 模拟体液浸泡 4 d 后腐蚀形貌

Fig.6 Corrosion morphologies of porous pure Mg (a), Mg-1Mn (b) and Mg-1Mn-1Zn (c) alloys after immersion in SBF solution for 4 d

表 3 图 6 中 1, 2, 3 点 EDS 成分

Table 3 EDS results of the point 1, 2, 3 in Fig.6 (at%)

Element	Point 1	Point 2	Point 3
C	13.78	15.14	21.02
O	54.62	62.13	56.56
Mg	23.82	17.41	14.11
Cl	5.92	0.98	0.94
P	1.13	2.19	2.91
Ca	0.73	0.79	1.35
Zn	-	-	0.24
Mn	-	0.71	0.54
Other (K, Na)	-	0.65	2.33

偏析, 导致存在富锌区和贫锌区, 通过图 7 可以看出, 富锌区的耐蚀性要好于贫锌区, 因此贫锌区优先腐蚀, 在贫锌区会有更多 Mg^{2+} 溶入腐蚀液中, 会形成 MgO 或者 $Mg(OH)_2$ 。在腐蚀产物形成的过程中, 腐蚀层被破坏, 从而产生一定的裂纹, 如图 8 所示。

2.2.3 孔结构对耐腐蚀性能的影响

为进一步研究孔结构对耐腐蚀性能的影响, 对不同孔径的藕状多孔镁合金进行耐腐蚀性能测试。由于制备小孔径多孔 Mg-1Mn-1Zn 合金有一定困难, 因此本实验选用多孔纯 Mg 以及 Mg-1Mn 合金(样品尺寸为 10 mm×10 mm×10 mm)进行实验。图 9 和图 10 为不同孔径及孔隙率 Mg 和 Mg-1Mn 合金宏观腐蚀情况。图 9a 为不同直径藕状多孔纯 Mg 以及 Mg-1Mn 合金在 SBF 溶液中的质量损失随浸泡时间的变化曲线。可以看出, 在孔径相近的条件下, Mg-1Mn 合金的耐腐蚀性能要优于纯镁, 而对于不同孔径的 Mg-Mn 合金来说, 在 SBF 溶液中浸泡 7 d 后,

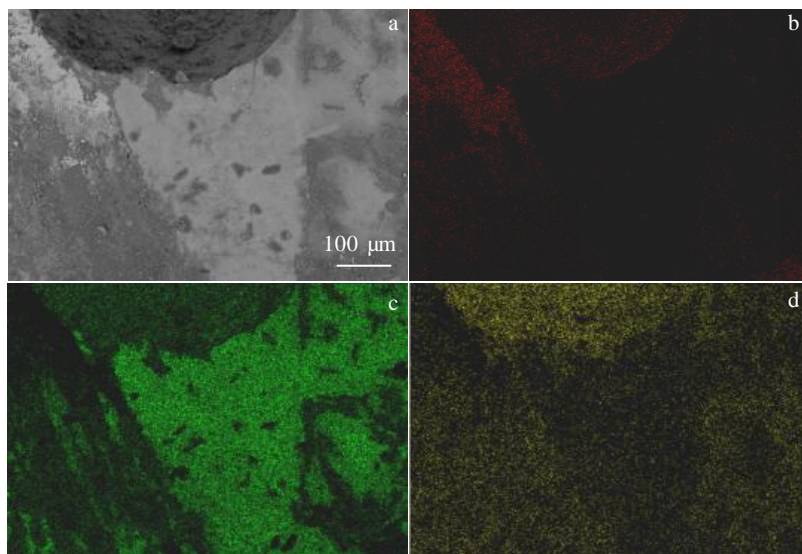


图 7 Gasar Mg-1Mn-1Zn 合金孔附近腐蚀金相形貌及元素面分布

Fig.7 Corrosion morphology of porous Mg-1Mn-1Zn alloy near the pore area (a) and element distribution of Cl (b), Mg (c), O (d)

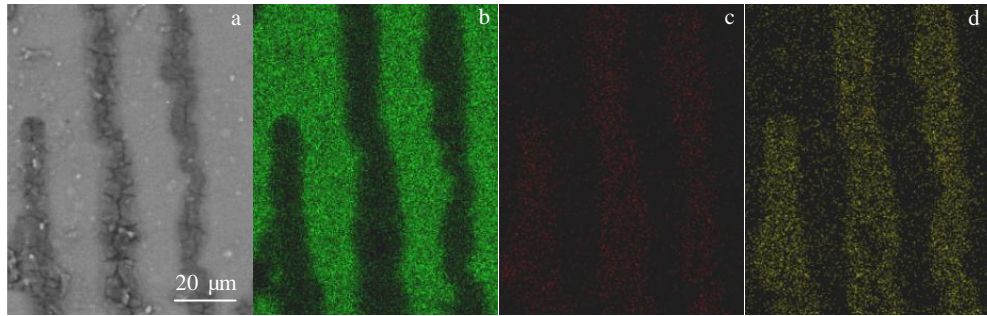


图 8 Gasar Mg-1Mn-1Zn 合金腐蚀产物 SEM 形貌及元素面分布

Fig.8 Corrosion morphology of corrosion products of porous Mg-1Mn-1Zn alloy (a) and element distribution of Mg (b), Cl (c), O (d)

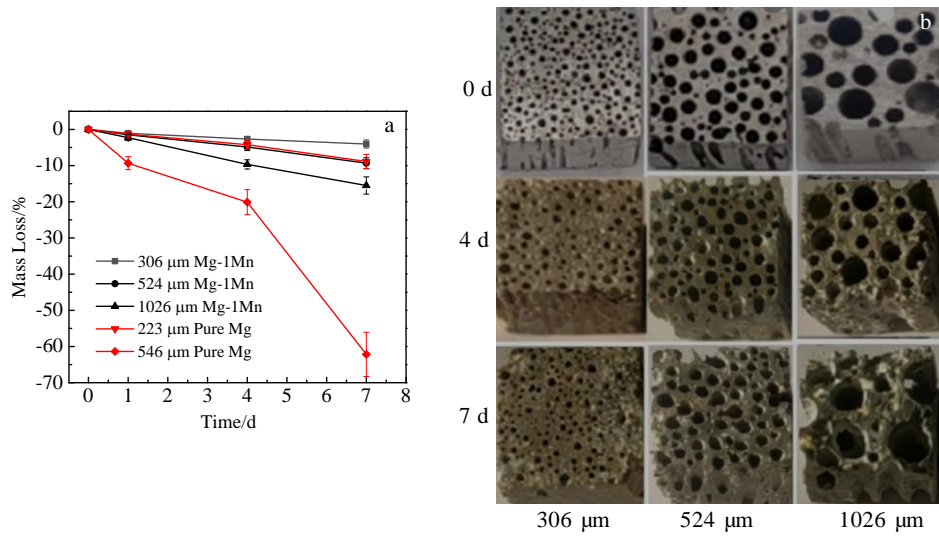


图 9 不同孔径纯 Mg 以及 Mg-1Mn 合金在 SBF 溶液中浸泡不同时间的腐蚀失重曲线及 Mg-1Mn 合金宏观腐蚀形貌

Fig.9 Mass loss of porous pure Mg and Mg-1Mn alloy (a) and morphologies of transverse surface of Mg-1Mn (b) with different pore diameters in SBF solution for different time

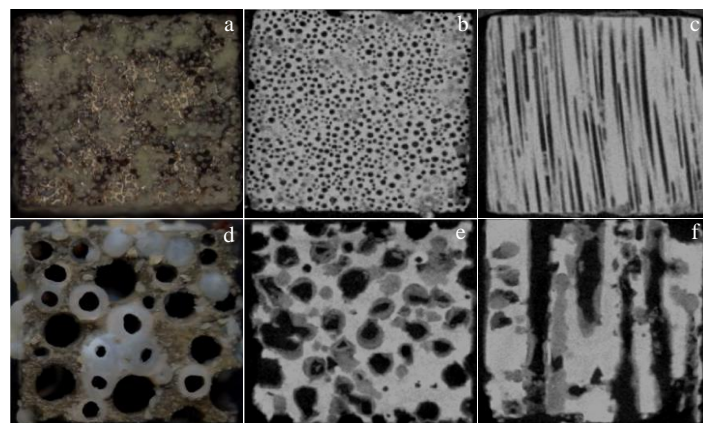


图 10 不同孔隙率 Mg-1Mn 合金宏观腐蚀形貌

Fig.10 Corrosion morphologies of Mg-1Mn alloy with different porosities (a, d) and 2D image slice of tomography (b, c, e, f): (a, b) smaller pore size, perpendicular to solidification direction; (c) smaller pore size, parallel to solidification direction; (d, e) larger pore size, perpendicular to solidification direction; (f) larger pore size (1026 μm), parallel to solidification direction

平均孔径为1026 μm 的多孔Mg-1Mn合金的质量损失约为15.5%，而平均孔径为524和306 μm 的样品的质量损失分别为9.3%和4%。图9b为不同孔径藕状Mg-1Mn合金腐蚀后宏观形貌，粗孔径合金的腐蚀最严重，并发生了合并，孔径明显变粗。图10为不同孔隙率的Mg-1Mn合金的腐蚀形貌和CT层析成像的二维图像截面。对于Gasar合金来说，孔径和孔隙率一般成正比，因此孔径越大，暴露在介质中的表面积也增多，因此更容易被腐蚀。但是，如果孔径低至一定程度，腐蚀产物很容易将孔堵塞，从而抑制了孔壁的进一步腐蚀。而对于孔径较粗的多孔Mg-1Mn合金，腐蚀产物在孔边缘和孔壁处的累积腐蚀程度比孔径较细的Mg-1Mn合金严重。

3 结 论

1) 在孔隙率为36%~38%时，1% Mn的添加，可以将纯镁的抗压缩强度从64 MPa提升至74 MPa，进一步添加1%的Zn元素，材料的抗压缩强度增至115 MPa。

2) Mn、Zn元素的加入增加了藕状多孔镁合金在SBF模拟体液中的耐蚀能力。在SBF溶液中浸泡7 d后，多孔纯Mg样品的质量损失约为62%，样品的边缘明显被腐蚀掉。而Mg-1Mn和Mg-1Mn-1Zn合金样品的质量损失分别为9.3%和7.1%，其孔结构更加完整。

3) 孔径对Gasar镁合金耐腐蚀性能有一定的影响，当孔径尺寸为306 μm ，孔会被腐蚀产物封闭，孔壁的腐蚀程度较小，而孔径增加至1026 μm ，孔壁腐蚀较为严重。

参考文献 References

- [1] Witte Frank, Fischer Jens, Nellesen Jens *et al.* *Biomaterials*[J], 2006, 27: 13
- [2] Qiao Xueyan(乔雪岩), Yu Kun(余 琨), Chen Liangjian(陈良建) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(3): 773
- [3] Yu Yiqiang, Lu Hua, Sun Jiao. *Acta Biomaterialia*[J], 2018, 71: 215
- [4] Lin Zhengjie(林正捷), Zhao Ying(赵 颖), Zhang Zhixiong(张志雄) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 403
- [5] Feng Ailing, Han Yong. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2010, 504: 585
- [6] Xin Yunchang, Chu Paul K. *Materials Chemistry and Physics*[J], 2010, 124(1): 33
- [7] Kenzo Asaoka, Norihiko Kuwayama, Osamu Okuno *et al.* *Journal of Biomedical Materials Research*[J], 1985, 19: 699
- [8] Wang Jing(王 静). *Porous Biomaterial*(多孔生物材料)[M]. Beijing: China Machine Press, 2012: 60
- [9] Gu Xuenan, Zheng Yufeng. *Frontiers of Materials Science*[J], 2010, 4: 111
- [10] Ryan Garrett, Pandit Abhay, Apatsidis Dimitrios Panagiotis. *Biomaterials*[J], 2006, 27: 2651
- [11] Wen C E, Mabuchi M, Yamada Y *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2001, 45: 1147
- [12] Kohn D H, Ducheyne P. *Journal of Biomedical Materials Research*[J], 1990, 24: 1483
- [13] Gu X N, Zhou W R, Zheng Y F *et al.* *Materials Letters*[J], 2010, 64(17): 1871
- [14] Chen Liutao(陈刘涛), Zhang Huawei(张华伟), Liu Yuan(刘源) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2012, 48(3): 329
- [15] Liu Yuan(刘 源), Li Yanxiang(李言祥), Zhang Huangwei(张华伟) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2005, 34(7): 1128
- [16] Liu Xiaobang, Li Yanxiang, He Yun. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2017, 48: 1264
- [17] Hyun S K, Uchikoshi M, Mimura K *et al.* *Materials Transactions*[J], 2010, 51: 2076
- [18] Onishi H, Ueno S, Nakajima H. *Materials Transactions*[J], 2008, 49: 2670
- [19] Yang Qianqian, Liu Yuan, Li Yanxiang *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24: 3517
- [20] Suzuki S, Kim T B, Nakajima H. *Journal of Physics: Conference Series*[J], 2009, 165: 012 068
- [21] Kim T B, Tane M, Suzuki S *et al.* *Materials Transactions*[J], 2010, 51: 1871
- [22] Jiang Guangrui, Li Yanxiang, Liu Yuan. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2011, 21: 88
- [23] Hoshiyama H, Ikeda T, Nakajima H. *High Temperature Material and Processes*[J], 2007, 26(4): 303
- [24] Park C, Nutt S R. *Materials Research Society Symposia Proceedings*[J], 1998, 521: 315
- [25] Zhou Canxu, Liu Yuan, Zhang Huawei *et al.* *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2000, 30(6): 1524
- [26] Lan Lin(赖 林), Zhang Kui(张 奎), Li Xinggang(李兴刚) *et al.* *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2016, 40(6): 552
- [27] Wang Yong(王 勇), Gao Jiacheng(高家诚), Zhang Yan(张艳) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(12): 1981
- [28] Wang Jialin, Xu Jiankun, Hopkins Chelsea *et al.* *Advanced Science*[J], 2020, 7: 1 902 443

Effects of Alloying Element and Pore Structure on Mechanical Property and Corrosion Properties of Gasar Mg Alloys

Zhou Canxu¹, Liu Yuan^{1,2}

(1. School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

(2. Key Laboratory for Advanced Materials Processing Technology, Ministry of Education, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

Abstract: Lotus-type porous Mg-Mn and Mg-Mn-Zn alloys were fabricated by metal-gas eutectic unidirectional solidification (the Gasar method). Effects of elements on the mechanical properties and corrosion properties of porous Mg alloy were studied. The results show that the addition of 1wt% Mn could increase the compressive strength of pure Mg from 64 MPa (porosity ~36%) to 74 MPa (porosity ~37%), and the compressive strength of the porous material could be increased to 115 MPa (porosity ~37%) by adding 1wt% Zn to Mg-Mn alloy. Addition of Zn can effectively improve the corrosion resistance of Gasar Mg-Mn alloy. Conical solute enrichment area near the pore bottom of Gasar Mg-1wt%Mn-1wt%Zn alloy shows good corrosion resistance. Pore structure can affect the corrosion resistance of Gasar materials. When the average pore diameter is 1026 μm , the corrosion of the pore wall in Mg-1wt%Mn alloy is more serious. While the average pore diameter is decreased to 306 μm , the pore of the samples would be blocked by corrosion products, and the corrosion degree of pore walls is less.

Key words: Gasar; magnesium alloy; degradable biomaterials; mechanical property; corrosion property

Corresponding author: Liu Yuan, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, P. R. China, E-mail: yuanliu@tsinghua.edu.cn