

生物医用 Mg-6Zn-xGd 合金的挤压组织与腐蚀性能

戚文军¹, 龚晓毅^{1,2}, 黄正华¹

(1. 广州有色金属研究院, 广东 广州 510650)

(2. 晟通科技集团有限公司, 湖南 长沙 410200)

摘要: 通过光学显微镜和扫描电子显微镜研究了 Mg-6Zn-xGd ($x=0\sim 4$) 合金的挤压态组织, 测试了其拉伸力学性能和耐蚀性能。结果表明: 随着 Gd 含量的增加, 挤压态组织明显细化, 平均晶粒尺寸从 Mg-6Zn 合金的 12 μm 逐渐减至 Mg-6Zn-3.41Gd 合金的 2 μm ; 挤压态拉伸力学性能明显提高, 抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 分别逐渐提高至 Mg-6Zn-3.41Gd 合金的 350 MPa 和 325 MPa, 延伸率 δ 先降低后提高, 且均不低于 10%。挤压态 Mg-6Zn 合金的腐蚀速率较慢, 为典型的局部腐蚀; 添加少量 Gd (质量分数 0.66%) 后, 合金的腐蚀速率稍增大, 但腐蚀变得更均匀, 朝着均匀腐蚀的方式发展; 添加较多量 Gd (1.66% 和 3.41%) 后, 合金的耐蚀性能急剧恶化。

关键词: 生物医用镁合金; Mg-Zn-Gd 合金; 组织; 力学性能; 耐蚀性能

中图分类号: TG146.2²

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)10-2609-06

镁合金具有低密度、高比强度和高比刚度以及良好的阻尼性能、切削加工性、导热性等优点, 在汽车、通讯电子和航空航天等领域正得到日益广泛的应用, 成为 21 世纪重要的轻质高强环保材料之一。近年来, 镁合金作为生物医用材料已引起研究人员的广泛关注^[1-5]。与不锈钢、钛及钛合金、Co-Cr 合金等目前临床上常用的医用金属材料相比, 镁及镁合金作为生物医用材料具有以下优异性能^[6,7]: (1) Mg 及其合金的密度与人骨密度极其相近, 而医用 Ti 合金的密度远大于人骨密度; (2) Mg 及其合金的比强度与比刚度高, 弹性模量约为 45 GPa, 不及医用钛合金弹性模量 (109~112 GPa) 的 1/2, 与人骨弹性模量 (3~20 GPa) 最为接近, 能有效缓解骨科植入物的“应力遮挡”效应; (3) Mg 是对人体有益的必需微量元素, 同时镁离子对很多酶系统的生物活性极为重要, 是维持心肌正常功能和结构所必需的阳离子; (4) 镁的标准电极电位低, 在含氯离子的人体生理环境中可腐蚀降解, 在植入人体后随着人体的自愈合而被吸收降解, 无需二次手术, 减轻患者的痛苦和经济负担; (5) 成本低廉。生物医用镁合金主要用于骨内固定器件和血管支架两方面。镁合金用于血管支架应具备中等强度和可塑性的特征。目前用于血管支架的镁合金主要有 AZ31、WE43 及其它含稀土的镁合金。研究表明, 这些镁合金血管支架在抗凝血性、炎症反应、内皮化过

程等方面均取得良好的效果^[8-10], 但仍存在一定的局限性, 主要表现在降解速率过快、非均匀降解、合金的力学性能特别是塑性有待提高。Gd 是改善镁合金性能的重要稀土元素之一, 其在 Mg 中的固溶度高 (4.53at%), 且固溶度随温度的下降迅速降低, 在开发新型高性能镁合金领域中已显示出巨大的潜力, 且 Gd 作为生物医用镁合金添加元素的可行性亦得到证实^[11,12]。为此, 本实验将在 Mg-6Zn 合金中添加 0~4%Gd (质量分数), 通过系统研究挤压态组织及在模拟体液中的腐蚀降解性能, 探索 Mg-Zn-Gd 系合金作为血管支架材料应用的可行性。

1 实验

合金样品是使用 MRL-8 型镁合金电阻炉, 在混合保护气体 $\text{CO}_2+0.2\text{vol}\%\text{SF}_6$ 的保护下, 按照设计的成分配比熔炼制成, 4 种合金分别为 Mg-6Zn、Mg-6Zn-0.66Gd、Mg-6Zn-1.66Gd 和 Mg-6Zn-3.41Gd。挤压试验用的大规格铸坯是在 MRL-8 型电阻炉中经熔炼后, 浇入圆型金属模具中得到 $\phi 110\text{ mm}$ 的铸坯。铸坯置于热处理炉中经 400 $^\circ\text{C}$ 均匀化处理 8 h 后, 机加工至 $\phi 100\text{ mm}$; 接着在 638 T 挤压机上进行挤压实验, 挤压参数如下: 挤压比 λ 为 40, 挤压温度 T 为 320 $^\circ\text{C}$, 挤压速度 V 为 4~6 mm/s。

经打磨和抛光后的挤压态金相试样用苦味酸腐蚀

收稿日期: 2015-10-27

基金项目: 广东省中国科学院全面战略合作项目 (2011A090100004); 广东省产学研重大项目 (2010A090200078)

作者简介: 戚文军, 男, 1956 年生, 教授级高级工程师, 广州有色金属研究院, 广东 广州 510650, 电话: 020-61086180, E-mail: qiwenjun987@sohu.com

剂 (1.5 g 苦味酸+25 mL 乙醇+5 mL 乙酸+10 mL 蒸馏水) 腐蚀后再在 Leica DM IRM 型光学显微镜 (OM) 上进行组织观察。在配有 OXFORD7412 型能谱仪 (EDS) 的 JEOL JXA-8100 型扫描电子显微镜 (SEM) 上深入观察组织。在 DNS200 型万能材料试验机上进行室温拉伸试验, 拉伸速度为 2 mm/min。

试样的耐蚀性能分别用失重法和动电位极化曲线法来测量。将挤压棒机加工成 $\phi 12 \text{ mm} \times 15 \text{ mm}$, 经细砂纸打磨试样表面并超声波清洗干燥后称重。接着取 3 个样品用极细的尼龙绳绑好悬挂于盛有 150 mL Hanks 模拟体液的烧杯中, 置于可编程恒温恒湿试验机内, 设定温度为 $37 \text{ }^\circ\text{C}$, 浸泡时间分别为 24, 72, 120, 192 和 288 h。将取出的样品放入沸腾的铬酸硝酸银溶液 ($200 \text{ g/L CrO}_3 + 10 \text{ g/L AgNO}_3$) 中清洗 2 min, 以去除沉积在表面的腐蚀产物, 然后又置于丙酮中超声波清洗 10 min, 干燥后在高精度的电子称上称其腐蚀后的质量。平均腐蚀速率由公式 $v = \Delta m / (A \cdot t)$ 进行计算, 式中: Δm 为试样腐蚀前后的质量差, A 为试样与溶液接触部分的表面积, t 为浸泡时间。电化学测试实验在电化学工作站上进行。将各挤压态合金用树脂将其余表面密封起来并引出一根导线, 暴露一面作为工作面并打磨抛光, 经丙酮超声清洗后置于三电极体系电解池中, 待试样浸入电解液中稳定 15 min 后开始实验, 极化测试电位的扫描范围为 $-0.5 \sim 0.5 \text{ V}$, 以 0.5 mV/s 进行线性扫描获得极化曲线。

2 结果与分析

2.1 挤压态合金的组织与力学性能

图 1 为 Mg-6Zn-xGd 合金在挤压方向上的 OM 照片。可见, 挤压态组织得到明显细化, 这是由于在剧烈热变形过程中合金发生动态再结晶, 形成细小的再结晶晶粒。随着 Gd 含量的增加, 平均晶粒尺寸从 Mg-6Zn 合金的 $12 \text{ }\mu\text{m}$ 逐渐减至 Mg-6Zn-3.41Gd 合金的 $2 \text{ }\mu\text{m}$ 。同时, 挤压态 Mg-6Zn 合金组织中只存在少量已破碎的细小热稳定性相 MgZn_2 , 绝大部分已于均匀化过程中固溶于 $\alpha\text{-Mg}$ 基体中。添加 Gd 后形成的高热稳定性新相 Mg-Zn-Gd 在均匀化处理中未固溶于 $\alpha\text{-Mg}$ 基体中, 经挤压后发生破碎, 且在挤压方向上趋于带状分布。

图 2 为挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金的室温拉伸力学性能。可见, 挤压态合金均呈现优异的室温拉伸力学性能。Mg-6Zn 二元合金的抗拉强度 σ_b 、屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 和延伸率 δ 分别为 295 MPa、193 MPa 和 16%。随着 Gd 含量的增加, σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 分别逐渐提高至 Mg-6Zn-3.41Gd 合金的 350 MPa 和 325 MPa, 提高幅

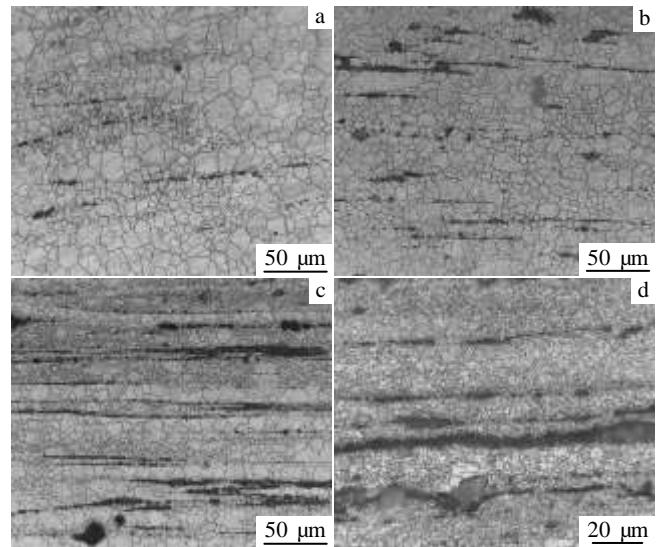


图 1 挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金的 OM 照片

Fig.1 OM microstructures of extruded Mg-6Zn-xGd alloys: (a) Mg-6Zn, (b) Mg-6Zn-0.66Gd, (c) Mg-6Zn-1.66Gd, and (d) Mg-6Zn-3.41Gd

度分别为 19% 和 68%; δ 整体先逐渐降至 Mg-6Zn-1.66Gd 合金的 10%, 接着提高至 Mg-6Zn-3.41Gd 合金的 14.5%。这为选择中等强度和良好塑性的血管支架用镁合金材料提供了依据。

镁合金组织在热挤压变形过程中发生动态再结晶。动态再结晶包括新晶粒形核和再结晶晶粒长大 2 个过程, 形核率和晶粒的长大速度是影响再结晶晶粒最终尺寸的 2 个重要因素, 而形核率和核心的长大速度主要与变形温度、变形速度和变形程度有关。本实验采取相同的挤压工艺, 因而再结晶晶粒的最终尺寸主要由新晶粒的长大过程决定。再结晶晶粒的长大是个晶界迁移的过程, 而大量第二相粒子的存在会阻碍晶界运动。第二相粒子对晶界的阻碍作用可表现为齐纳 (Zener) 阻力 P_z [13]:
$$P_z = \frac{3\phi\gamma}{2r}$$
 式中, ϕ 为

第二相体积分数, γ 为单位面积晶界能, r 为圆球状第二相粒子半径。可见, 齐纳阻力 P_z 的大小与第二相粒子的体积分数成正比。随着 Gd 含量的增加, 挤压态组织中的高热稳定性相 Mg-Zn-Gd 逐渐增多, 经挤压后发生破碎和细化, 且沿挤压方向呈带状分布。该相的存在对晶界起钉扎作用和阻碍晶界面迁移, 阻碍再结晶晶粒的长大, 因此挤压后组织逐渐细化, 平均晶粒尺寸从 Mg-6Zn 合金的 $12 \text{ }\mu\text{m}$ 逐渐减至 Mg-6Zn-3.41Gd 合金的 $2 \text{ }\mu\text{m}$ 。因此明显提高 Mg-6Zn-

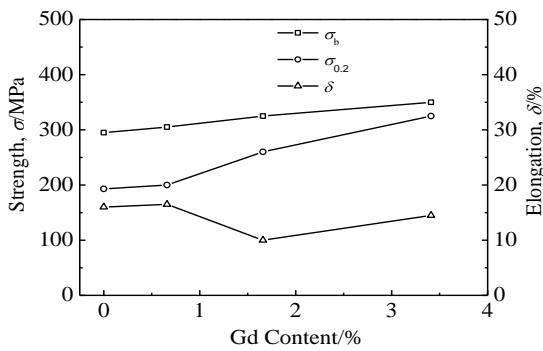


图 2 挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金的拉伸力学性能

Fig.2 Tensile mechanical properties of extruded Mg-6Zn-xGd alloys

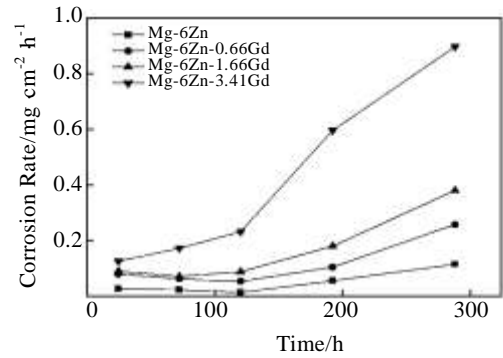


图 3 挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金在 Hanks 溶液中的平均腐蚀速率

Fig.3 Average corrosion rate of extruded Mg-6Zn-xGd alloys in the Hanks solution

xGd 合金的强度, 其中 Mg-6Zn-0.66Gd 合金的综合拉伸力学性能最佳。

2.2 挤压态合金在模拟体液中的腐蚀性能

图 3 为挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金在 Hanks 溶液中的平均腐蚀速率。可见, 在相同腐蚀时间条件下, Mg-6Zn 合金的耐腐蚀性能最好。随着 Gd 含量的增加, 挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金的平均腐蚀速率增加。Mg-6Zn-0.66Gd 和 Mg-6Zn-1.66Gd 合金的腐蚀速率变化规律与 Mg-6Zn 合金相似, 即在腐蚀初期 (24 h), 各合金的腐蚀速率均较低; 随着浸泡时间的延长, 上述 3 种挤压态合金的腐蚀速率先稍微减小然后逐渐增大; 而挤压态 Mg-6Zn-3.41Gd 合金的腐蚀速率先在 24~120 h 内缓慢增加, 接着在 120~288 h 内急剧增大。这可能是由于在腐蚀初期, Mg-6Zn、Mg-6Zn-0.66Gd 和 Mg-6Zn-1.66Gd 合金的腐蚀速率较低 (分别为 0.0283、0.0804 和 0.0907 $\text{mg}/\text{cm}^2\cdot\text{h}$)。随着腐蚀的进行, 腐蚀产物不断在合金表面积累, 阻碍腐蚀反应的进行, 所以腐蚀速率有所减小, 但腐蚀产物积累到一定程度时, 腐蚀产物剥落, 导致更大面积的镁基体与溶液接触, 所以腐蚀速率在浸泡后期不断增大。而挤压态 Mg-6Zn-3.41Gd 合金在腐蚀初期的腐蚀速率就比较大 (0.1264 $\text{mg}/\text{cm}^2\cdot\text{h}$), 腐蚀产物在合金表面迅速积累, 然后迅速剥落, 因而随着浸泡时间的延长腐蚀速率不断增大。

图 4 为挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金在 Hanks 溶液中浸泡 3 d 后去除腐蚀产物后的 SEM 照片。可见, 各合金均发生了不同程度的局部腐蚀, Mg-6Zn 合金的腐蚀程度较低, 但腐蚀很不均匀, 部分区域发生明显腐蚀, 出现一些腐蚀坑, 但另外一些区域却基本没有发生腐蚀。Mg-6Zn-0.66Gd 合金的腐蚀程度有所加深,

但腐蚀较 Mg-6Zn 合金均匀很多, 腐蚀有横向发展的趋势, 呈现全面腐蚀的特征。而 Mg-6Zn-1.66Gd 和 Mg-6Zn-3.41Gd 合金腐蚀较严重, 且后者合金还形成一些大小不一的明显孔洞, 这说明高稀土含量的 Mg-6Zn-xGd 合金耐蚀性能较差。Mg-6Zn-0.66Gd 合金均匀腐蚀的出现可能是因为一方面稀土元素对合金的净化作用, 另一方面少量稀土的加入使合金中的第二相得到细化, 且分布更均匀, 弱化电偶腐蚀。而高稀土含量的 Mg-6Zn-xGd 合金中的腐蚀不均匀应归于高的稀土含量使得合金中的第二相增多, 且分布不均匀, 强化了电偶腐蚀。

对比前期工作所做的 Mg-6Zn-xGd 合金铸态组织的 OM 和 SEM 照片可知 (见图 5), 加入少量 Gd (0.66%) 后, 组织得到明显细化, 颗粒状第二相明显增多, 大块状第二相已经消失, 同样呈弥散状分布。当加入较多量 Gd (3.41%) 后, 合金铸态组织主要由细小晶粒组成, 第二相增多更加明显, 主要以连续网状分布于晶界处, 并出现块状团聚。铸态第二相 (Mg-Zn-Gd 三元相) 的形态和分布直接影响到挤压态的第二相分布, 由此造成合金组织腐蚀性能出现很大差异。

图 6 为挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金在 Hanks 溶液中的极化曲线, 其通过拟合得到的自腐蚀电位、自腐蚀电流密度列于表 1 中。通常, 自腐蚀电位越高, 腐蚀电流密度越低, 则材料的腐蚀速率越小, 说明合金的耐性能越好。可见, 上述 4 种合金的自腐蚀电位在 -1.295~-1.355 V, 相对于镁的标准电极电位 (-2.34 V), 腐蚀电位均有大幅度的正移, 说明合金化能显著改善和增强镁合金的耐腐蚀性能。随着 Gd 含量的增加,

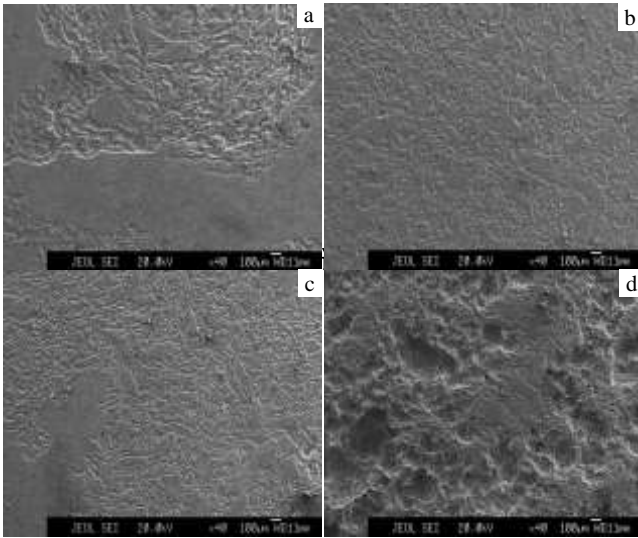


图 4 挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金在 Hanks 溶液中浸泡 3 d 后的腐蚀形貌

Fig.4 Corrosion morphologies of extruded Mg-6Zn-xGd alloys immersed in Hanks solution for 3 d: (a) Mg-6Zn, (b) Mg-6Zn-0.66Gd, (c) Mg-6Zn-1.66Gd, and (d) Mg-6Zn-3.41Gd

挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金的自腐蚀电位 (E_{corr}) 逐渐降低, 自腐蚀电流密度 (I_{corr}) 不断增大, 即耐蚀性能逐渐变差。挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金的电化学腐蚀速率从高到低的顺序为 Mg-6Zn、Mg-6Zn-0.66Gd、Mg-6Zn-1.66Gd、Mg-6Zn-3.41Gd, 这与失重法结果相一致。

一般说来, 镁合金中的第二相相对于 α -Mg 基体来说比较稳定, 在腐蚀过程中主要作为腐蚀微电池的阴极。由电化学腐蚀动力学可知, 电偶腐蚀的速率随着阴阳极之间的电位差和阴阳极面积比的增加而增大^[14]。随着 Gd 含量的增加, 挤压态合金中 Mg-Zn-Gd 相的体积分数明显增大, 这就造成高 Gd 含量合金中的阴阳极面积比变大。对于 Mg-6Zn-xGd 合金, 第二相主要为 Mg-Zn-Gd 三元相, 所以不同 Gd 含量的合金之间电位差相差不大, 因而其对电偶腐蚀速率的影响可忽略不计。因此, 基于上述原因, Gd 含量高的 Mg-6Zn-xGd 合金比较低 Gd 含量合金的电偶腐蚀更加严重, 这是 Gd 含量越高腐蚀速率越大的主要原因。

图 7 为挤压态 Mg-6Zn-0.66Gd 合金在 Hanks 溶液中浸泡 3 d 后腐蚀产物的 EDS 结果。可见, 在合金的表面覆盖大量白色结晶状腐蚀产物, 能谱分析的结果该腐蚀产物主要由 C、O 和 Mg 元素组成, 同时还含

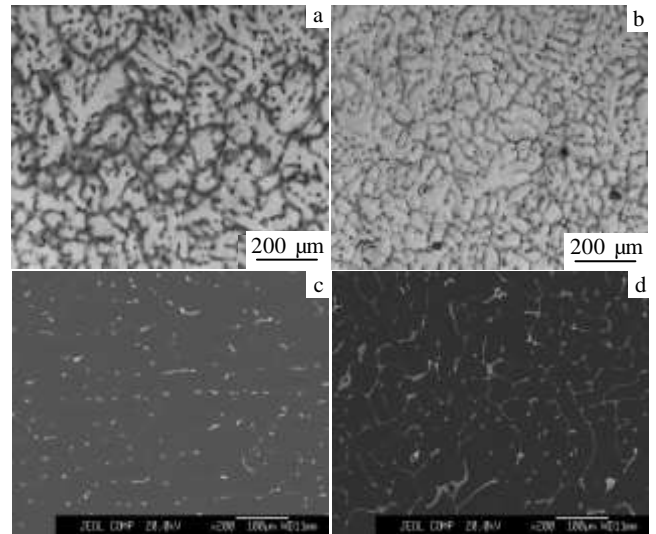


图 5 铸态 Mg-6Zn-xGd 合金的 OM 和 SEM 照片

Fig.5 OM and SEM microstructures of as-cast Mg-6Zn-xGd alloys: (a, c) Mg-6Zn-0.66Gd and (b, d) Mg-6Zn-3.41Gd

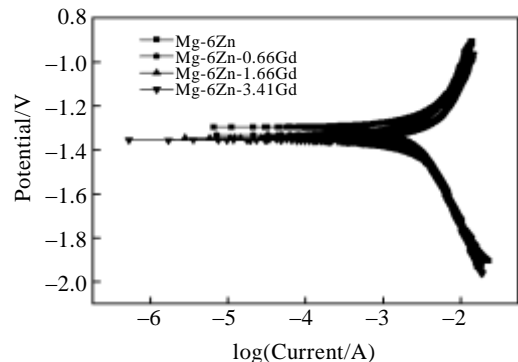


图 6 挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金在 Hanks 溶液中的极化曲线
Fig.6 Polarization curves of extruded Mg-6Zn-xGd alloys in Hanks solution

表 1 挤压态 Mg-6Zn-xGd 合金极化曲线拟合结果

Table 1 Fitting results of polarization curves of extruded Mg-6Zn-xGd alloys

Alloy	E_{corr}/V	$I_{corr}/mA\ cm^{-2}$
Mg-6Zn	-1.295	0.712
Mg-6Zn-0.66Gd	-1.331	0.716
Mg-6Zn-1.66Gd	-1.345	0.724
Mg-6Zn-3.41Gd	-1.355	0.731

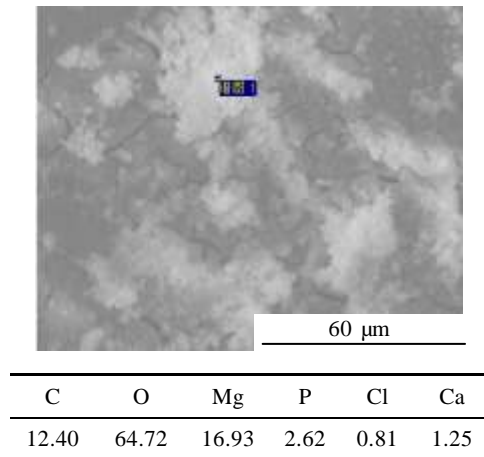
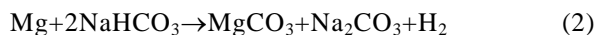
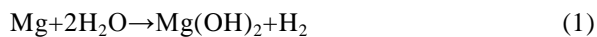


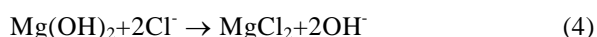
图 7 挤压态 Mg-6Zn-0.66Gd 合金在 Hanks 溶液中浸泡 3 d 后腐蚀产物的 EDS 结果

Fig.7 EDS result of extruded Mg-6Zn-0.66Gd alloy immersed in Hanks solution for 3 d

有少量 P、Cl 和 Ca 元素。结合 Hanks 溶液的成分, 可推测该腐蚀产物是含 Ca、Mg 的碳酸盐、磷酸盐、氯盐和 Mg(OH)₂, 其可能的化学反应式如下:



研究表明, 氯离子引发镁合金点蚀的临界浓度为 $2 \times 10^{-3} \sim 2 \times 10^{-2} \text{ mol/L}$ ^[15]。而 Hanks 溶液中的氯离子浓度约为 0.14 mol/L, 远高于临界浓度值, 所以在富含氯离子的模拟体液中镁合金会发生严重的点蚀, 材料表面的 Mg(OH)₂ 会被氯离子侵蚀而发生如下反应:



但由于 MgCl₂ 极易溶于水, 所以在腐蚀产物中检测到的氯离子含量很低。

3 结 论

1) Mg-6Zn 合金中加入 0%~4%Gd 经挤压后, 第二相粒子破碎且趋于带状分布, 抑制再结晶晶粒的长大, 挤压态组织得到明显细化, 且平均晶粒尺寸从 Mg-6Zn 合金的 12 μm 逐渐减至 Mg-6Zn-3.41Gd 合金的 2 μm。

2) 随着 Gd 含量的增加, 挤压态综合拉伸力学性能明显提高, σ_b 和 σ_{0.2} 分别从 Mg-6Zn 合金的 295 MPa 和 193 MPa 逐渐增至 Mg-6Zn-3.41Gd 合金的 350 MPa 和 325 MPa, 而 δ 先降低后提高, 且均不低于 10%, 而

Mg-6Zn-0.66Gd 合金具有强度和塑性较优的综合性能。

3) 挤压态 Mg-6Zn 合金的腐蚀速率较低, 但其腐蚀方式为典型的局部腐蚀; 添加少量 Gd (0.66%) 后, 合金的腐蚀速率稍微增加, 但腐蚀变得更均匀, 腐蚀朝着均匀腐蚀的方式发展; 当添加较多量 Gd 时 (1.66% 和 3.41%), 合金的耐蚀性能急剧恶化。

参考文献 References

- [1] Sun Y, Kong M X, Jiao X H. *Trans Nonferrous Met Soc China*[J], 2011, 21(S2): 252
- [2] Zhang E L, Yang L. *Mater Sci Eng A*[J], 2008, 497(1-2): 111
- [3] Peng Q M, Ning M, Fang D Q *et al. J Mech Behav Biomed Mater*[J], 2013, 17: 176
- [4] Li Xuesong (李雪松), Wang Lidong (王立东), Zhao Jianwu (赵建武) *et al. Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42 (9): 1905
- [5] 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
- [6] Zheng Yufeng (郑玉峰), Gu Xuenan (顾雪楠), Li Nan (李楠) *et al. Materials China* (中国材料进展)[J], 2000, 30(4): 30
- [7] Yuan Qingling (袁青领), Yan Jun (阎钧), Zheng Qi (郑起). *Materials Review* (材料导报)[J], 2010, 24(3): 132
- [8] Xin R L, Luo Y M, Zuo A L *et al. Mater Lett*[J], 2012, 72: 1
- [9] Kalb H, Rzany A, Hensel B. *Corros Sci*[J], 2012, 57: 122
- [10] Liao Y, Ouyang Y M, Niu J L *et al. Mater Lett*[J], 2012, 83: 206
- [11] Hort N, Huang Y, Fechner D *et al. Acta Biomater*[J], 2009, 8(2): 916
- [12] Zhang X B, Wu Y J, Xue Y J *et al. Mater Lett*[J], 2012, 86: 42
- [13] Mao Weiming (毛卫民), Zhao Xinbing (赵新兵). *Recrystallization and Grain Growth of Metals* (金属的再结晶与晶粒长大)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1994: 150
- [14] Liu Yonghui (刘永辉), Zhang Peifen (张佩芬). *Principle of Metal Corrosion*(金属腐蚀学原理)[M]. Beijing: Aviation Industry Press, 1993: 100
- [15] Fang Shijie (方世杰), Liu Yaohui (刘耀辉), Tong Guodong (佟国栋) *et al. Corrosion Science and Protection Technology* (腐蚀科学与防护技术)[J], 2008, 20(2): 100

Extruded Microstructures and Corrosion Properties of Biomedical Mg-6Zn-xGd Alloys

Qi Wenjun¹, Gong Xiaoyi^{1, 2}, Huang Zhenghua¹

(1. Guangzhou Research Institute of Nonferrous Metals, Guangzhou 510650, China)

(2. Shengtong Technology Group Co., Ltd, Changsha 410200, China)

Abstract: Extruded microstructures of Mg-6Zn-xGd ($x=0\sim 4$) alloys were investigated by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM). The tensile mechanical property and corrosion property were also tested. The results show that the extruded microstructure is refined obviously with increasing the Gd content, and the average grain size decreases from 12 μm for Mg-6Zn alloy to 2 μm for Mg-6Zn-3.41Gd alloy. Extruded tensile mechanical property is enhanced significantly. Tensile strength σ_b and yield strength $\sigma_{0.2}$ increase gradually from 295 MPa and 193 MPa for Mg-6Zn alloy to 350 MPa and 325 MPa for Mg-6Zn-3.41Gd alloy, respectively. Elongation δ first decreases, and then increases, which is not lower than 10%. Extruded Mg-6Zn alloy exhibits a slow corrosion rate with typical local corrosion. When a little Gd (0.66 wt%) is added, the corrosion rate increases slightly; but its corrosion becomes more uniform, changing to the uniform corrosion. When more Gd (1.66 wt% and 3.41 wt%) is added, the corrosion resistance deteriorates sharply.

Key words: biomedical magnesium alloy; Mg-Zn-Gd alloy; microstructure; mechanical property; corrosion resistance

Corresponding author: Qi Wenjun, Professor, Guangzhou Research Institute of Nonferrous Metals, Guangzhou 510650, P. R. China, Tel: 0086-20-61086180, E-mail: qiwenjun987@sohu.com