

真空吸铸法制备(HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 相互渗透复合材料的组织和性能

王 香¹, 聂其东¹, 李竞涛¹, 马旭梁², 李新林¹

(1. 哈尔滨工程大学 教育部超轻材料与表面技术重点实验室, 黑龙江 哈尔滨 150001)

(2. 哈尔滨理工大学, 黑龙江 哈尔滨 150080)

摘 要:采用真空吸铸法将 Mg-3Zn 合金渗透到 HA 含量不同的多孔 HA+ β -TCP 中制备了生物医用相互渗透(HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料, 研究了复合材料的显微组织、力学性能和腐蚀行为。结果表明, 熔融的 Mg-3Zn 合金不仅渗入到多孔 HA+ β -TCP 骨架的孔隙里, 也渗入到筋里, 形成了致密的复合材料。Mg-3Zn 合金与 HA+ β -TCP 骨架界面结合良好, 未出现反应层。HA 含量不同的(HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料的抗压缩强度为 115~196 MPa, 是多孔 HA+ β -TCP 骨架的 350 倍以上, 相当于 Mg-3Zn 块体合金抗压强度的 44%~75%; 复合材料的耐腐蚀性能优于 Mg-3Zn 块体合金, 且力学性能和腐蚀行为均可以通过调节 HA/ β -TCP 的比例进行控制。

关键词: (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料; 真空吸铸; 显微组织; 腐蚀行为

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)10-3080-08

镁合金以其与骨骼相近的弹性模量, 优异的生物相容性和机械加工性能及其能在人体内自动降解避免患者的二次损伤等优良特性, 有望成为一种理想的新型骨组织工程材料^[1,2]。目前已经开发了一系列有良好生物相容性的镁合金, 如 Mg-Ca^[3], Mg-Zn^[4], Mg-Mn^[5] 和 Mg-Y^[6]等。对 Mg-Zn 合金的研究表明, 该合金在模拟体液中的腐蚀速率远低于纯镁, 并且在浸蚀过程中合金表面会逐渐形成一层有良好生物相容性的 HA 和其它 Ca/Mg 化合物相。动物实验也说明, 该合金的植入并没有带来明显的副作用, 并且还诱导了新骨的生成, 即表明 Mg-Zn 合金有作为生物降解材料应用的潜力^[7,8]。然而由于镁合金普遍在人体环境中降解速度过快, 与新骨生长速度不匹配^[9], 所以改善和调控其降解速度, 使其在新骨生长完好之前仍能够保持机械性能的完整性, 是镁及镁合金作为骨修复材料, 特别是承重骨替代材料能否应用于临床的关键。

双相磷酸钙陶瓷 (HA+ β -TCP) 不仅具有优良的生物相容性和骨传导性, 而且可通过调整 β -TCP 与 HA 的比例来控制降解性能, 在骨组织工程研究中受到越来越多的重视^[10]。本研究结合 Mg-3Zn 合金和 HA+ β -TCP 的优势制备相互渗透的复合材料。设计制备的复合材料最初是无孔的且具有很好的机械稳定性

和机械强度, 这样有利于骨修复, 一定时间后, 镁合金优先降解, 而降解缓慢的 HA+ β -TCP 保留的相互贯通的多孔结构仍可以支持新骨长入, 同时还可以通过调整 HA+ β -TCP 的成分比例来控制复合材料的性能, 缓解镁合金过快的降解速率和改善生物相容性。实验中首先制备 HA 含量不同的 HA+ β -TCP 多孔陶瓷预制体, 然后利用真空吸铸法制备(HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 相互渗透复合材料, 研究复合材料的组织、力学性能和腐蚀行为, 并初步评价该复合材料作为骨组织工程材料的可能性。

1 实 验

(HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料的制备分两步进行: 多孔 HA+ β -TCP 的制备和 Mg-3Zn (质量分数, 后面记作 Mg-3Zn) 合金向多孔骨架中的吸铸。(1) 采用聚氨酯海绵作为模板制备相互贯通的多孔 HA+ β -TCP。首先在 363 K 的水浴坩埚中将 50 g 的 HA+ β -TCP 粉末与 10 g 丙酮、12.5 g 无水乙醇和 200 mL 去离子水混合制备 HA+ β -TCP 浆料, HA+ β -TCP 粉末中 HA/ β -TCP 的配比分别为 10/90, 20/80, 30/70, 40/60 和 50/50 (分别记为 10HA+ β -TCP, 20HA+ β -TCP, 30HA+ β -TCP, 40HA+ β -TCP 和 50HA+ β -TCP)。然后

收稿日期: 2017-10-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51101039)

作者简介: 王 香, 女, 1972 年生, 博士, 教授, 哈尔滨工程大学材料科学与化学工程学院, 黑龙江 哈尔滨 150001, 电话: 0451-82569890, E-mail: wangxiang@hrbeu.edu.cn

在聚氨酯海绵上涂覆 HA+ β -TCP 浆料。聚氨酯海绵的预处理和 HA+ β -TCP 浆料的涂覆方法参考文献[11]。涂覆过浆料的聚氨酯海绵在 333 K 的干燥箱中干燥 24 h, 然后以 0.6 K/min 的速度从室温升到 873 K, 再以 5 K/min 的速度从 873 K 升温到 1373 K, 并在 1373 K 下保温 4 h 后以 5 K/min 的速度冷却至室温, 制备出多孔 HA+ β -TCP。(2) 利用自制的真空吸铸仪^[11]将 Mg-3Zn 合金液吸铸到多孔 HA+ β -TCP 中, 制备相互渗透的 (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料。制备过程中, 首先将纯镁和纯锌在电阻坩埚炉中熔化制备 Mg-3Zn 合金, 使用 RJ-2 型熔剂保护, 在 963~983 K 下保温待用。然后将多孔材料安装到真空吸铸仪内, 预抽真空到 0.08~0.07 MPa。再将多孔材料浸入到 Mg-3Zn 合金液中, 开启真空系统, 合金液在真空的作用下, 充填进多孔材料预制体中, 保温 2 min 后, 关闭真空系统, 取出试样, 获得(HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料。

组织观察及能谱(EDS)分析在 Quanta 200 型扫描电镜(SEM)上进行。采用 X'Pert PRO 型 X 射线衍射(XRD)仪进行物相分析, 试验条件是 Cu 靶, 扫描范围 20°~100°, 速度 0.02°/s。在 Instron-3365 型万能材料试验机上进行压缩性能测试, 试样尺寸为 3 mm×3 mm×6 mm, 应变速率为 $6 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 。采用 SI1287 电化学工作站在 310.5±0.5 K 的模拟体液(SBF)中进行电化学测试。参比电极为饱和甘汞电极, 辅助电极为铂电极, 工作电极为试样, 扫描速度为 1 mV/s。SBF 溶液的成分参照文献[12]。将尺寸为 5 mm×5 mm×8 mm 的试样浸泡在 310.5±0.5 K 的 SBF 溶液中进行浸

泡实验。浸泡不同时间后, 取出试样, 分析物相组成。用络酸移除表面腐蚀产物后分析表面形貌。在浸泡过程中用 pH 计测试 SBF 溶液的 pH 值。每组实验取 3 个平行试样。

2 结果与讨论

2.1 多孔 HA+ β -TCP 的形貌和相组成

图 1 为制备的 HA 含量不同的多孔 HA+ β -TCP 骨架的形貌。可以看出, 多孔 HA+ β -TCP 具有三维贯通的通路结构, 平均孔径约为 500 μm , 按照文献[11]的测试方法测得孔隙率约为 90%。在多孔材料表面结点处存在一些孔洞, 这是由于烧结过程中聚氨酯海绵挥发造成的。除此之外, 并未有其它宏观或微观孔存在。根据对骨组织工程材料的要求, 当多孔材料的孔径为 100~600 μm 时有利于骨组织的长入^[13], 可见本材料满足此项要求。

图 2 为多孔 HA+ β -TCP 的 XRD 分析结果。可以看出, 各多孔材料都只有 HA 和 β -TCP 两相, 说明在高温烧结过程中既没有相的分解, 也没有发生相的转变。随着多孔材料中 HA 含量的增加 HA 相的衍射峰强度增强。

2.2 (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料的形貌和相组成

图 3 为多孔 50HA+ β -TCP 与 Mg-3Zn 合金相互渗透形成的复合材料横截面和纵截面的微观形貌。可以看出, 复合材料内部的多孔骨架仍呈现连续的网络结构, 表明吸铸方法制备的复合材料中骨架仍保持着完整的三维贯通结构。但骨架表面有轻微的脱落, 这是由于在试样制备过程中造成了脆性陶瓷材料的剥离而引起的。

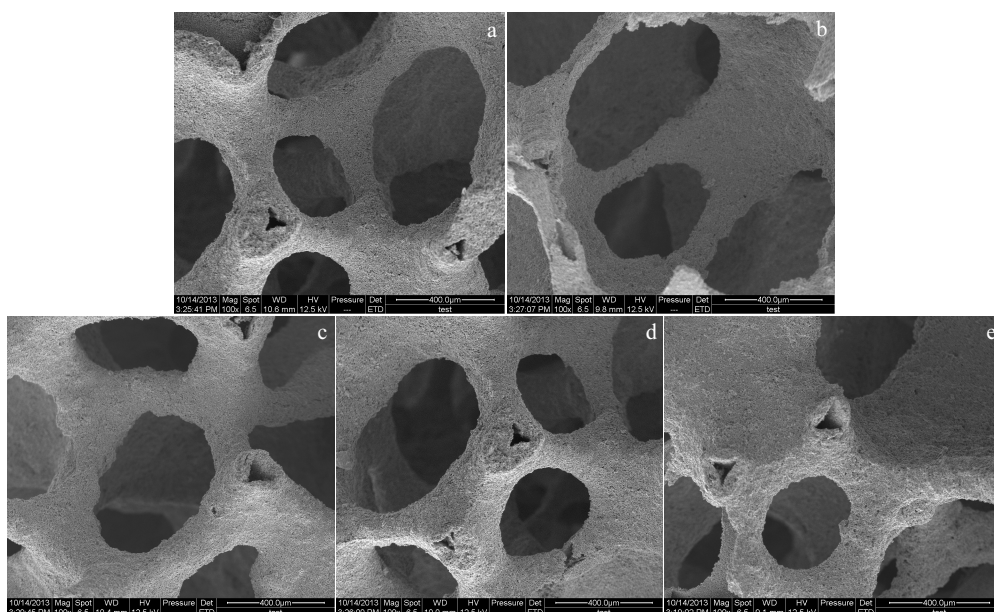


图 1 不同 HA 含量的多孔 HA+ β -TCP 骨架的形貌

Fig.1 SEM images of porous 10HA+ β -TCP (a), 20HA+ β -TCP (b), 30HA+ β -TCP (c), 40HA+ β -TCP (d), and 50HA+ β -TCP (e)

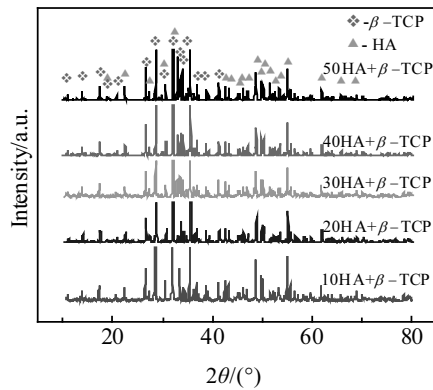


图 2 多孔 HA+β-TCP 的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the porous HA+β-TCP

图 4 为 HA 含量不同的(HA+β-TCP)/Mg-3Zn 复合材料中合金-陶瓷界面的微观形貌。可以看出, HA 含量越高, HA+β-TCP 骨架的致密程度越高。其中 10HA+β-TCP、20HA+β-TCP、30HA+β-TCP 和 40HA+β-TCP 骨架与 Mg-3Zn 合金之间实现了相互渗透, 结合界面过渡平滑, 结构致密; 但 50HA+β-TCP 骨架与 Mg-3Zn 合金之间界面过渡不平滑, 有缝隙存在, 同时骨架中的微孔也未完全被合金渗透填充, 仍旧存在一定的微孔与间隙。吸铸过程中, 影响复合材料组织的因素主要有 3 个: (1) β-TCP 与镁合金之间良好的润湿性有利于二者结合; (2) HA 与镁合金之间较差的润湿性对接触界面结合不利; (3) 吸铸过程

中施加的压力会增强合金液的渗透力, 有利于获得致密的复合材料。这三方面的因素导致除了 HA/β-TCP 为 50/50 时的复合材料以外, 其它几种复合材料的致密性均很好。

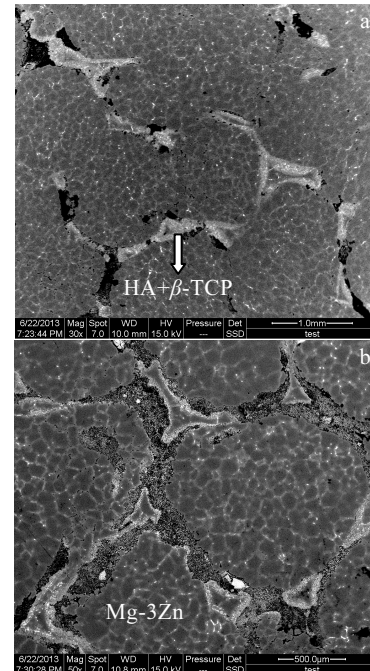


图 3 (50HA+β-TCP)/Mg-3Zn 复合材料横截面和纵截面的微观形貌

Fig.3 Microstructures of cross section (a) and vertical section (b) of the (50HA+β-TCP)/Mg-3Zn composite

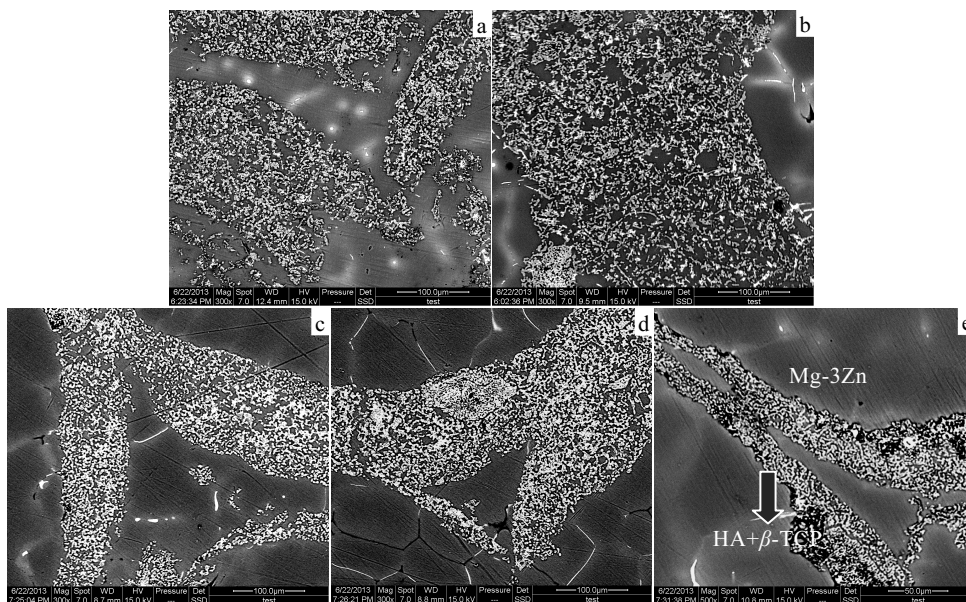


图 4 (HA+β-TCP)/Mg-3Zn 复合材料的界面形貌

Fig.4 Interface microstructures of (HA+β-TCP)/Mg-3Zn composites: (a) (10HA+β-TCP)/Mg-3Zn, (b) (20HA+β-TCP)/Mg-3Zn, (c) (30HA+β-TCP)/Mg-3Zn, (d) (40HA+β-TCP)/Mg-3Zn, and (e) (50HA+β-TCP)/Mg-3Zn

对(10HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料中合金-陶瓷界面进行 EDS 元素面扫描, 其结果如图 5 所示。可以看出, Ca 和 P 元素只存在于陶瓷骨架内, Mg-3Zn 合金基体处这些元素含量极低。说明在吸铸过程中, 陶瓷骨架和陶瓷微粒没有被金属液冲击而进入合金中; Mg 元素和 Zn 元素在合金和陶瓷骨架内都有分布。这表明吸铸过程中熔融的 Mg-3Zn 合金不仅渗入到多孔 HA+ β -TCP 骨架的孔隙里, 也渗入到筋里, 形成了致密的复合材料。

图 6 为 Mg-3Zn 合金和各(HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料的 XRD 分析结果。与 Mg-3Zn 块体合金相比, (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料中除了 α -Mg 和 MgZn₂ 相外, 还存在 HA 和 β -TCP 相, 并且随着 HA 含量的

增加, HA 相的衍射峰增强, β -TCP 相的衍射峰减弱。XRD 分析结果表明, 在复合材料制备过程中, HA+ β -TCP 与 Mg-3Zn 合金之间没有发生反应而形成其它相。

2.3 (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料的压缩性能

图 7 为 Mg-3Zn 合金和(40HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料的压缩应力-应变曲线。该复合材料的抗压缩强度为 186 MPa, 高于原始 HA+ β -TCP 骨架强度的 350 倍以上, 相当于 Mg-3Zn 块体合金强度的 72%。其它各复合材料的抗压强度如表 1 所示。可以看出, 各复合材料的抗压强度处于 115~196 MPa 之间, 远远高于多孔陶瓷骨架的抗压强度, 为 Mg-3Zn 块体合金的 44%~75%。另外, (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材

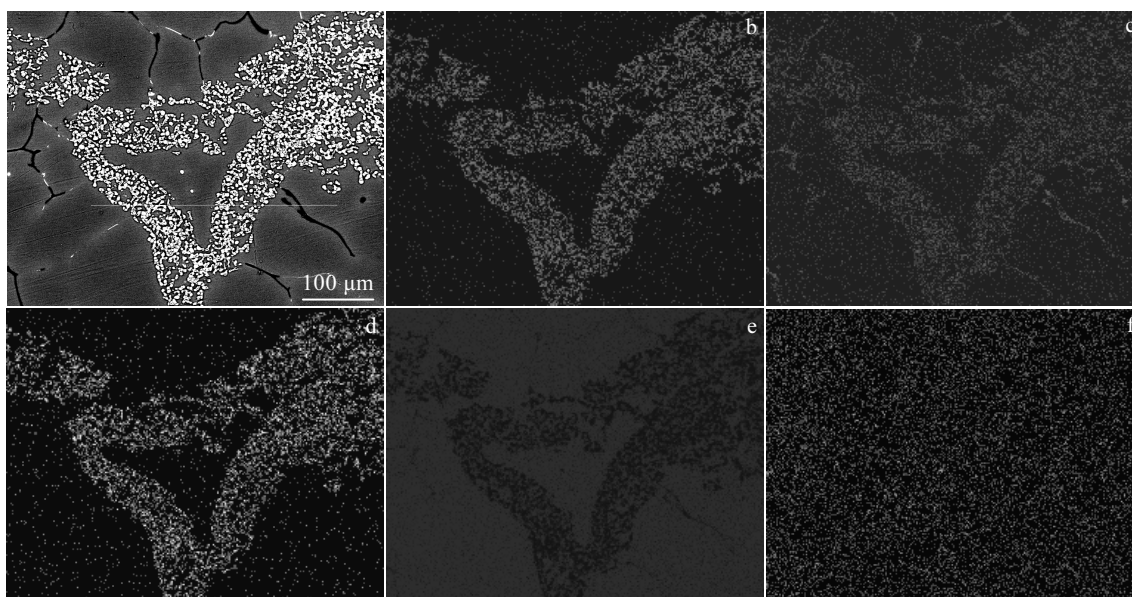


图 5 10HA+ β -TCP 骨架与 Mg-3Zn 合金之间的界面形貌和 EDS 面扫描结果

Fig.5 Interface image (a) and EDS maps of Ca (b), O (c), P (d), Mg (e), and Zn (f) between HA+ β -TCP scaffold and Mg-3Zn alloy

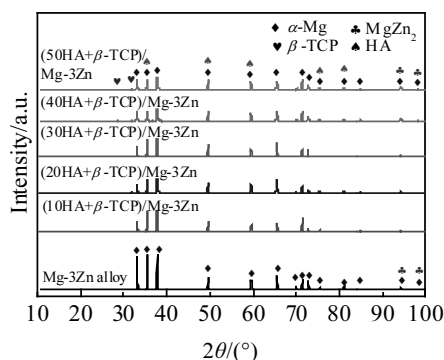


图 6 Mg-3Zn 合金和复合材料的 XRD 分析结果

Fig.6 XRD patterns of Mg-3Zn alloy and composites

料的抗压强度随着 HA 含量的增多而基本呈现先增后减的趋势, 但均与天然骨 2~180 MPa 的抗压强度相近, 在 HA/ β -TCP 之比为 30/70 时达到最高 196 MPa。

影响复合材料抗压强度的因素有致密度、基体合金与增强相的界面结合、增强相的体积分数和分布均匀性等。从图 4 中可以看出, 除了(50HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 以外, 其它几种复合材料的界面结合和致密性均很好, 但是由于复合材料内部相互连续的脆性 HA+ β -TCP 相的作用, 导致复合材料的抗压强度低于 Mg-3Zn 块体合金。

2.4 (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料的耐腐蚀性能

图 8 为 Mg-3Zn 合金及其复合材料在 SBF 溶液中的动态极化曲线。由该图所得的腐蚀电流密度和腐蚀

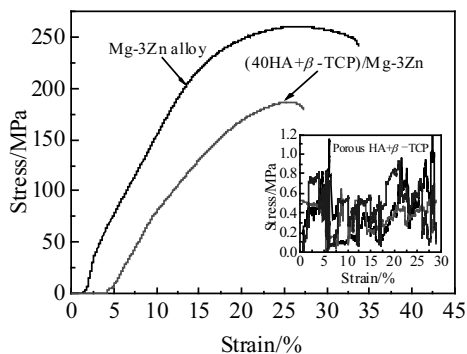


图 7 Mg-3Zn 合金和(40HA+β-TCP)/Mg-3Zn 复合材料的压缩应力-应变曲线

Fig.7 Compressive stress-strain curves of the Mg-3Zn alloy and the (40HA+β-TCP)/Mg-3Zn composites

表 1 Mg-3Zn 合金和(HA+β-TCP)/Mg-3Zn 复合材料的压缩强度

Table 1 Compressive strength of the Mg-3Zn alloy and the (HA+β-TCP)/Mg-3Zn composites

Material	Compressive strength/MPa
Mg-3Zn	260
(10HA+β-TCP)/Mg-3Zn	115
(20HA+β-TCP)/Mg-3Zn	165
(30HA+β-TCP)/Mg-3Zn	196
(40HA+β-TCP)/Mg-3Zn	186
(50HA+β-TCP)/Mg-3Zn	184

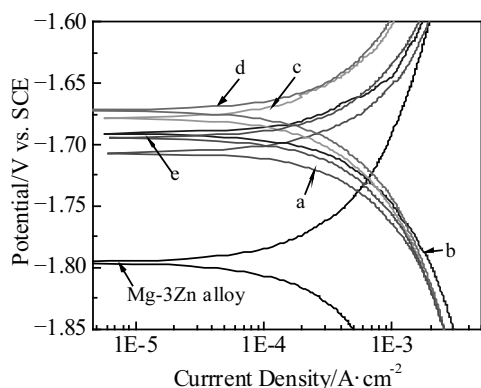


图 8 Mg-3Zn 合金和复合材料的动态极化曲线

Fig.8 Potentiodynamic polarization curves of Mg-3Zn alloy and composites (a: (10HA+β-TCP)/Mg-3Zn, b: (20HA+β-TCP)/Mg-3Zn, c: (30HA+β-TCP)/Mg-3Zn, d: (40HA+β-TCP)/Mg-3Zn, and e: (50HA+β-TCP)/Mg-3Zn)

电位见表 2。可以看出, 相对于 Mg-3Zn 块体合金, 复合材料的腐蚀电位均有所正移, 而腐蚀电流密度除了 (20HA+β-TCP)/Mg-3Zn 的以外, 其它的均低于 Mg-3Zn

表 2 由图 8 极化曲线得到的电化学参数

Table 2 Electrochemical parameters obtained from potentiodynamic polarization curves in Fig.8

Material	$I_{\text{corr}}/\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2}$	$E_{\text{corr}}/\text{V vs. SCE}$
Mg-3Zn	208.32	-1.79
(10HA+β-TCP)/Mg-3Zn	202.61	-1.70
(20HA+β-TCP)/Mg-3Zn	209.61	-1.69
(30HA+β-TCP)/Mg-3Zn	172.52	-1.65
(40HA+β-TCP)/Mg-3Zn	107.16	-1.67
(50HA+β-TCP)/Mg-3Zn	200.74	-1.69

合金, 表明复合材料的腐蚀倾向减弱。此外, 还可以看出, 复合材料的腐蚀电流密度随着 HA 含量的增多而基本呈现先降低后升高的趋势, (40HA+β-TCP)/Mg-3Zn 最低为 107 $\mu\text{A}/\text{cm}^2$, 即复合材料的腐蚀速率随 HA 含量增加先逐渐变缓至 HA/TCP 配比为 40/60 时达到最低, 之后又腐蚀加剧。

图 9 为浸泡 Mg-3Zn 合金和其复合材料的 SBF 溶液在不同时间的 pH 值变化曲线。从图中可以看出, 浸泡 Mg-3Zn 合金及其复合材料的 SBF 溶液的 pH 值随时间变化趋势基本一致, 在最初的浸泡时间里, 随着时间的增加, pH 值急速上升, 24 h 后, 上升速率稍稍有所减缓, 120 h 后 pH 值变化波动很小, 并逐渐趋于稳定值 9.8 左右。

图 10 为 Mg-3Zn 合金和各复合材料在 SBF 溶液中浸泡不同时间后的表面形貌。从图中可以看出, Mg-3Zn 合金浸泡 1 d 后, 出现一些浅的腐蚀坑, 合金表面整体平整, 浸泡 7 d 后, 腐蚀坑明显加深。几种 (HA+β-TCP)/Mg-3Zn 复合材料浸泡 1 d 后, HA+β-TCP 完整清晰, 与 Mg-3Zn 合金的界面结合也完好无损, 但 Mg-3Zn 合金内部发生了不同程度的晶间腐蚀, 表明 Mg-3Zn 合金的腐蚀速度大于 HA+β-TCP。浸泡 7 d

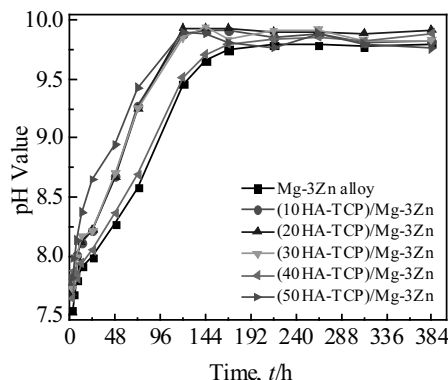


图 9 浸泡 Mg-3Zn 合金及其复合材料的 SBF 溶液的 pH 值随时间变化曲线

Fig.9 pH values of the SBF solution immersing Mg-3Zn alloy and its composites at different time

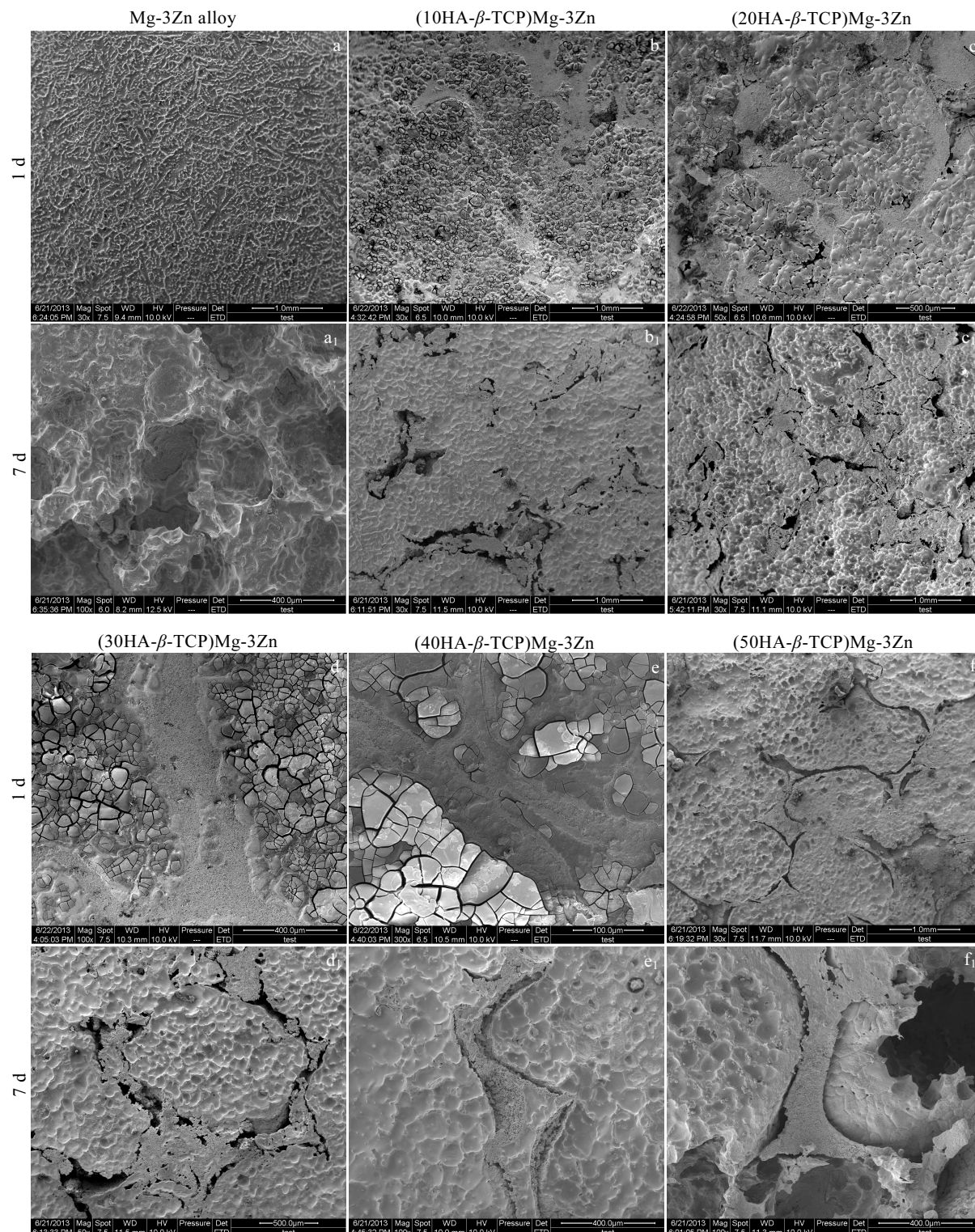


图 10 Mg-3Zn 合金和各复合材料在 SBF 溶液中浸泡 1 和 7 d 后的形貌

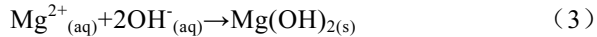
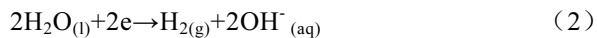
Fig.10 Morphologies of Mg-3Zn alloy and its composites after 1 and 7 d of immersion in SBF solution

后, (10HA+ β -TCP)/Mg-3Zn、(20HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 和(30HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料中 HA+ β -TCP 部分区域坍塌, 与 Mg-3Zn 接触界面处发生了缝隙腐蚀。

而(40HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 和(50HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料中 HA+ β -TCP 依旧连续, 部分两相连接界面处发生了缝隙腐蚀, Mg-3Zn 合金部分由于受到均匀腐蚀

和缝隙腐蚀的共同作用而腐蚀严重。

镁很活泼, 当它暴露于 SBF 溶液中时, 会发生降解及镁离子的溶出, 反应式如下:



随着镁合金的不断降解, SBF 溶液中产生大量的 OH^- 离子, 从而使浸泡初期溶液的 pH 值迅速升高 (见图 9), 大量 OH^- 离子的存在又促进了腐蚀产物 $\text{Mg}(\text{OH})_2$ 的生成。覆盖于合金表面的 $\text{Mg}(\text{OH})_2$ 起到保护性薄膜的作用, 阻挡镁合金的进一步腐蚀, 但溶液中的 Cl^- 离子会和 $\text{Mg}(\text{OH})_2$ 反应形成可溶性的 MgCl_2 , 所以保护性薄膜被破坏, 使得更深层次的 Mg-3Zn 基体合金暴露在溶液中, 这样反应(1)~(3)循环进行, 直到合金完全消耗掉为止。当反应过程中 SBF 溶液的离子浓度达到平衡时, pH 值便达到相对稳定的水平。复合材料和 Mg-3Zn 块体合金之间最大的区别就是 HA+ β -TCP 的存在, 从图 10 可以看出, 浸泡 7 d 后, Mg-3Zn 合金和 HA+ β -TCP 之间的界面上发生了缝隙腐蚀。沿着界面出现的缝隙会促使这种腐蚀反应继续深入进行, 使电解质渗透更深, 直到整个合金坍塌。但是降解速度缓慢的 HA+ β -TCP 骨架保留下来的相互贯通多孔结构仍可以支持骨长入, 随着骨组织的逐渐深入, HA+ β -TCP 骨架也在逐渐降解, 直至最后完全消失。

与 Mg-3Zn 合金和多孔 HA+ β -TCP 相比, (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料的力学性能和腐蚀行为能够满足植入材料的需要。同时, Mg-3Zn 合金和 HA+ β -TCP 有不同的降解速率, 这样通过调整 HA/ β -TCP 的比例可以控制(HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料的力学性能和腐蚀行为, 所以制备的复合材料是很有希望的骨组织替代材料。

3 结 论

1) 利用真空吸铸法可以制备 (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 相互渗透复合材料。吸铸过程中熔融的 Mg-3Zn 合金不仅可以渗入到多孔 HA+ β -TCP 骨架的孔隙里, 也渗入到筋里, 形成了致密的复合材料。

2) (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 相互渗透复合材料的抗压缩强度处于 115~196 MPa 之间, 远高于多孔 HA+ β -TCP 骨架的抗压缩强度, 为 Mg-3Zn 合金的 44%~75%, 可

以与人体骨相匹配。复合材料的抗压缩强度随骨架中 HA 含量的增加呈现先增后减的变化趋势。

3) (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料的耐腐蚀性能好于 Mg-3Zn 合金, 且复合材料中 HA+ β -TCP 的腐蚀速度慢于 Mg-3Zn 基体合金。

4) (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn 复合材料具有可调整的力学性能和优异的耐腐蚀性能, 表明其具有作为新型生物医用骨组织替代材料的潜力。

参考文献 References

- [1] Liu Debao(刘德宝), Chen Minfang(陈民芳), Wang Xiaowei(王晓伟). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(12): 2202
- [2] Reifenrath J, Krause A, Bormann D *et al.* *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*[J], 2010, 41(12): 1054
- [3] Bita A I, Antoniac A, Cotrut C *et al.* *Journal of Optoelectronics and Advanced Materials*[J], 2016, 18(3-4): 394
- [4] Wang Yong(王 勇), Liao Zhidong(廖治东), Song Changjiang(宋长江) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(4): 661
- [5] Zhou Y L, Li Y C, Luo D M *et al.* *Materials Science and Engineering C*[J], 2015, 49(4): 93
- [6] Peng Q M, Huang Y D, Zhou L *et al.* *Biomaterials*[J], 2010, 31(3): 398
- [7] Zhang S, Zhang X, Zhao C *et al.* *Acta Biomaterialia*[J], 2010, 6(2): 626
- [8] Matias T B, Roche V, Nogueira R P *et al.* *Materials and Design*[J], 2016, 110(11): 188
- [9] Ghayad I M, Maamoun M A, Metwally W A *et al.* *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2016, 25(10): 4171
- [10] Chan Y H, Chang Y S, Shen Y D *et al.* *International Journal of Applied Ceramic Technology*[J], 2015, 12(1): 192
- [11] Wang X, Dong L H, Li J T *et al.* *Materials Science and Engineering C*[J], 2013, 33(7): 4266
- [12] Wang X, Dong L H, Ma X L *et al.* *Materials Science and Engineering C*[J], 2013, 33(2): 618
- [13] Xie Youzhuang(谢幼专), Zhu Zhen'an(朱振安), Zhang Pu(张蒲) *et al.* *Orthopedic Journal of China* (中国矫形外科杂志)[J], 2008, 16(8): 617

Microstructure and Properties of Interpenetrating (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn Composites Fabricated by Suction Casting

Wang Xiang¹, Nie Qidong¹, Li Jingtao¹, Ma Xuliang², Li Xinlin¹

(1. Key Laboratory of Superlight Material and Surface Technology, Ministry of Education,
Harbin Engineering University, Harbin 150001, China)

(2. Harbin University of Science and Technology, Harbin 150080, China)

Abstract: The interpenetrating (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn composites were fabricated by infiltrating Mg-3Zn alloy into porous HA+ β -TCP with different HA contents using suction casting technique, and the microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of the composites were evaluated. Results show that the molten Mg-3Zn alloy not only infiltrates into the pores but also infiltrates into the struts of the porous HA+ β -TCP scaffold to form a compact composite. The Mg-3Zn alloy is in close contact with the HA+ β -TCP scaffold, and no reaction layer can be found. The compressive strength of the (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn composites with different HA content is 115~196 MPa, which is about 350-fold higher than that of the original porous HA+ β -TCP scaffold and accounts for 44%~75% of the strength of the Mg-3Zn bulk alloy. The corrosion resistance of the composites is better than that of the Mg-3Zn bulk alloy, and the mechanical properties and corrosion behavior of the composites can be controlled by the HA/ β -TCP ratio.

Key words: (HA+ β -TCP)/Mg-3Zn composites; suction casting; microstructure; corrosion behavior

Corresponding author: Wang Xiang, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Chemical Engineering, Harbin Engineering University, Harbin 150001, P. R. China, Tel: 0086-451-82569890, E-mail: wangxiang@hrbeu.edu.cn