

# 高应变速率轧制对 Mg-4Zn 合金组织及性能的影响

陈吉华<sup>1,2</sup>, 邹正阳<sup>1,2</sup>, 严红革<sup>1,2</sup>, 谢蕊鸿<sup>1</sup>, 施扬健<sup>1</sup>, 巩晓乐<sup>1</sup>, 黄姜凌<sup>1</sup>

(1. 湖南大学, 湖南 长沙 410082)

(2. 湖南省喷射沉积技术及应用重点实验室, 湖南 长沙 410082)

**摘要:** 采用光学显微镜、扫描电镜、浸泡质量损失和拉伸测试等手段研究了高应变速率轧制对 Mg-4Zn 合金微观组织、力学性能及耐腐蚀性能的影响。结果表明: 固溶处理后进行高应变速率轧制, Mg-4Zn 合金发生了均匀的动态再结晶, 平均晶粒尺寸为 4  $\mu\text{m}$ , 力学性能明显改善, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 286 MPa、180 MPa 和 27.4%。固溶态、轧制态合金由于第二相含量及尺寸明显小于铸态, 腐蚀方式为较均匀的丝状腐蚀, 耐蚀性大大提高。Hank's 溶液中浸泡 15 d 实验表明, 轧制态耐蚀性最佳, 平均腐蚀速率为 0.25  $\text{mg}/(\text{cm}^2\cdot\text{d})$ , 约为铸态的 1/5; 其剩余抗拉强度最高为 215 MPa, 远高于铸态和固溶态。

**关键词:** Mg-4Zn 合金; 耐腐蚀性能; 质量损失; 剩余抗拉强度

中图分类号: TG146.2<sup>2</sup>; R318.08

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)08-2220-07

镁合金由于具有力学相容、生物相容和可降解等优点, 有望发展成为新型的生物医用植入材料<sup>[1-3]</sup>。然而, 常规镁合金植入人体后存在腐蚀过快的问题而导致材料提前失去支撑作用, 因此镁合金作为植入材料须提高其耐蚀性及力学性能<sup>[4]</sup>。目前, 提高镁合金耐蚀性的方法有高纯镁的开发、调整合金成分、改变合金加工状态和表面处理等<sup>[5-9]</sup>。Mg-Zn 系合金因生物相容性好、后续时效和机加工方便而备受关注。目前, 国内外研究集中在热处理、合金成分和表面处理对其生物相容性的影响方面。研究结果表明<sup>[10-14]</sup>: Mg-Zn 二元合金的耐蚀性随着 Zn 含量增加而下降; 热处理态 Mg-6Zn 合金的抗拉强度可达 279.5 MPa, 伸长率达到 18.8%, 以 2.3 mm/a 的腐蚀速率被体内吸收并且在植入部位周围诱导新骨的生成; 合金表面涂覆羟基磷灰石可以显著提高耐蚀性和生物相容性; 添加 Y 可改善合金组织均匀性、减轻杂质的危害, 进而显著提高其耐蚀性。然而, 目前关于高应变速率轧制制备耐蚀 Mg-Zn 细晶板材的研究鲜见报道。本研究通过光学显微镜、扫描电镜、拉伸测试和浸泡质量损失等手段研究高应变速率轧制对 Mg-4Zn 合金组织及性能的影响。

## 1 实验

选用工业纯镁(纯度 99.9% 以上)、纯锌为原料制

备 Mg-4Zn (质量分数, %, 下同) 合金。另外, 添加 0.2% Mn 以去除杂质 Fe, 提高合金的耐蚀性。采用井式电阻炉熔炼, 45 钢坩埚, 以 RJ-2 熔剂保护, 铸型为钢模 (100 mm×150 mm×20 mm)。固溶工艺为 300  $^{\circ}\text{C}/2 \text{ h}+330 \text{ }^{\circ}\text{C}/30 \text{ h}$ 。轧前将固溶态试样预热至 400  $^{\circ}\text{C}$  保温 10 min, 然后在  $\Phi 350 \text{ mm}\times 450 \text{ mm}$  二辊轧机上一道次将 10 mm 厚板材轧制成 2 mm, 轧辊速率为 436  $\text{mm}\cdot\text{s}^{-1}$ , 由公式计算出平均应变速率为 9.3  $\text{s}^{-1}$ , 为高应变速率轧制<sup>[15]</sup>。

金相观察和显微硬度测试分别在 Leitz MM-6 卧式金相显微镜和 MHV-2000 型显微维氏硬度计上进行。拉伸测试在 WDW-E200 型万能试验机上进行, 拉伸速率为  $1.1\times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , 性能数据取 3 个试样的平均值。微观分析和 XRD 分析分别在 Quanta200 环境扫描电镜和 D5000 型 X 射线衍射仪上进行。

腐蚀试样尺寸为 20 mm×15 mm×2 mm, 置于装有 150 mL Hank's 溶液中, 温度为  $37\pm 0.5 \text{ }^{\circ}\text{C}$ , 腐蚀产物用 200 g/L 铬酸和 10 g/L 硝酸银溶液清洗, 乙醇漂洗后冷风烘干, 在电子天平(精度 0.1 mg)上称取浸泡前后的质量, 取 3 个试样的平均值。拉伸试样在  $37\pm 0.5 \text{ }^{\circ}\text{C}$  的 Hank's 溶液中浸泡 15 d 后去除腐蚀产物进行拉伸测试, 拉伸试样参数采用浸泡之前的测量值, 拉伸试样表面积约为 4.34  $\text{cm}^2$ , 溶液体积与试样表面

收稿日期: 2016-08-20

基金项目: 国家自然科学基金(51571089); 教育部博士点基金(20120161110040); 国家级 SIT 创新实验项目

作者简介: 陈吉华, 女, 1976 年生, 博士, 副教授, 湖南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410082, 电话: 0731-88664005, E-mail: jihuaichen2005@163.com

积之比与浸泡腐蚀试样保持一致，剩余拉伸强度取 3 个试样的平均值。

## 2 结果与分析

### 2.1 微观组织

图 1 是铸态、固溶态和轧制态 Mg-4Zn 合金的金相组织和第二相扫描照片。从图 1a、1d 可知，铸态合金中第二相主要在晶界上呈点状分布，少量呈块状，推测以  $Mg_7Zn_3$  为主；晶内也有少量点状第二相，其平均晶粒尺寸约为  $62\ \mu\text{m}$ 。从图 1b、1e 可知，铸态合金经过固溶处理后晶界上的第二相基本固溶进  $\alpha\text{-Mg}$  基体中，只残留有少量细小的点状第二相，其平均晶粒尺寸约为  $74\ \mu\text{m}$ ，与铸态相比有所长大。从图 1c、1f 可知，高应变速率轧制后合金发生了完全的动态再结晶，组织非常均匀，其平均晶粒尺寸仅约为  $4\ \mu\text{m}$ ，晶粒显著细化。高应变速率轧制后合金中第二相的含量相对固溶态没有明显增加，但第二相颗粒尺寸减小且分布较为均匀。

固溶处理使铸态合金晶界上的第二相固溶入  $\alpha\text{-Mg}$  中，从而提高其高应变速率轧制过程中的成形性及力学性能。镁合金具有密排六方结构，室温变形能力较差，但在高温下进行大应变量轧制成形可以启动非基面滑移并通过孪生协调变形，提高其轧制成形能力。大应变量轧制后期，孪晶晶界处及大颗粒 ( $>1\ \mu\text{m}$ ) 第二相的周围由于位错塞积而发生动态再结晶细化晶粒<sup>[16]</sup>。在

高应变速率轧制过程中，未固溶的点状第二相被轧碎以及固溶进  $\alpha\text{-Mg}$  的第二相由于晶粒细化和应力作用存在少量细小第二相的析出<sup>[17,18]</sup>，使得轧态合金中第二相含量较固溶态有所增加，尺寸较细小且分布均匀。

### 2.2 力学性能

图 2 是不同状态 Mg-4Zn 合金的应力-应变曲线及拉伸断口形貌。表 1 列出了力学性能数据。由图 2a 及表 1 可知，铸态合金的抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为  $215\ \text{MPa}$ 、 $61\ \text{MPa}$  和  $19.0\%$ ；固溶处理后抗拉强度和伸长率有所下降，与晶粒粗化有关。固溶态合金经过高应变速率轧制后表现出最佳的力学性能，抗拉强度、屈服强度及伸长率分别为  $286\ \text{MPa}$ 、 $180\ \text{MPa}$  和  $27.4\%$ ，相对固溶态分别提高了  $61.6\%$ 、 $136.8\%$  和  $160.9\%$ ，相对铸态相分别提高了  $33.0\%$ 、 $195.1\%$  和  $44.0\%$ 。镁合金具有 hcp 结构，当晶粒逐渐细化时，细晶强化作用较 fcc 和 bcc 结构金属显著，且晶粒细化能够协调变形，提高其塑性<sup>[19,20]</sup>，因此轧制态合金的力学性能大幅度提高。

铸态合金的拉伸断口（图 2b）有大量的解理台阶及河流状花纹并存在一些韧窝，为韧性断裂和解理断裂混合的准解理断裂。固溶态合金的拉伸断口（图 2c）不存在解理台阶和河流状花纹，出现大量“舌状”形貌。轧制态合金的拉伸断口（图 2d）存在大量韧窝，呈现明显的韧性断裂，与晶粒细化和小尺寸第二相协调塑性变形有关。

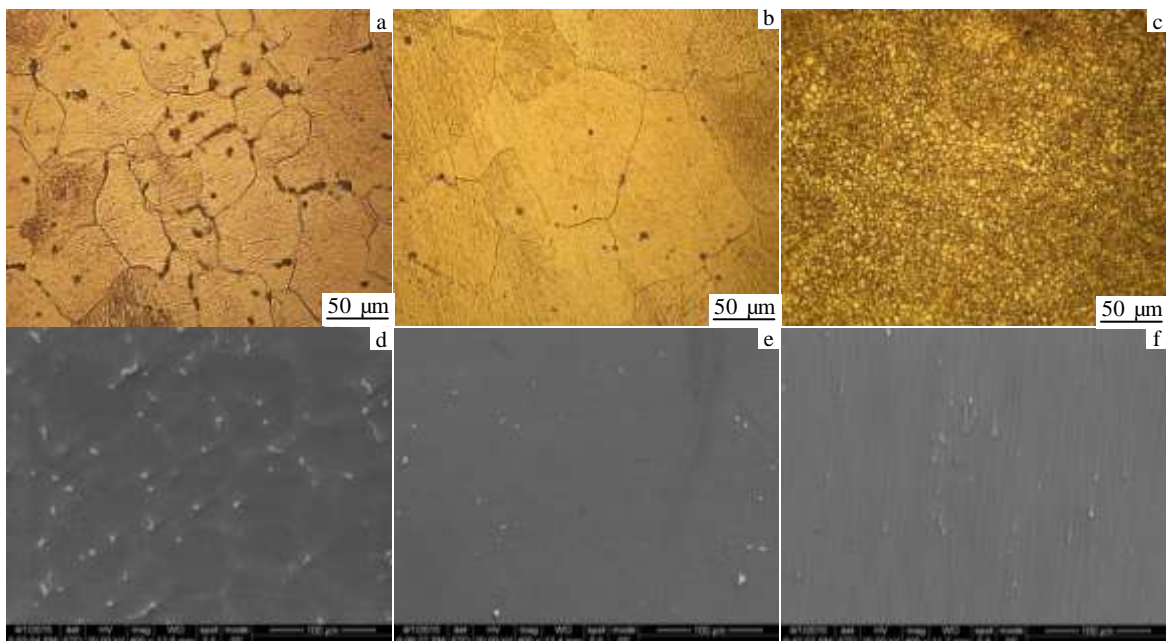


图 1 不同状态 Mg-4Zn 合金的金相组织和第二相扫描照片

Fig.1 OM (a~c) and SEM (d~f) images of Mg-4Zn alloys in different states: (a, d) as-cast, (b, e) solutionized, and (c, f) as-rolled

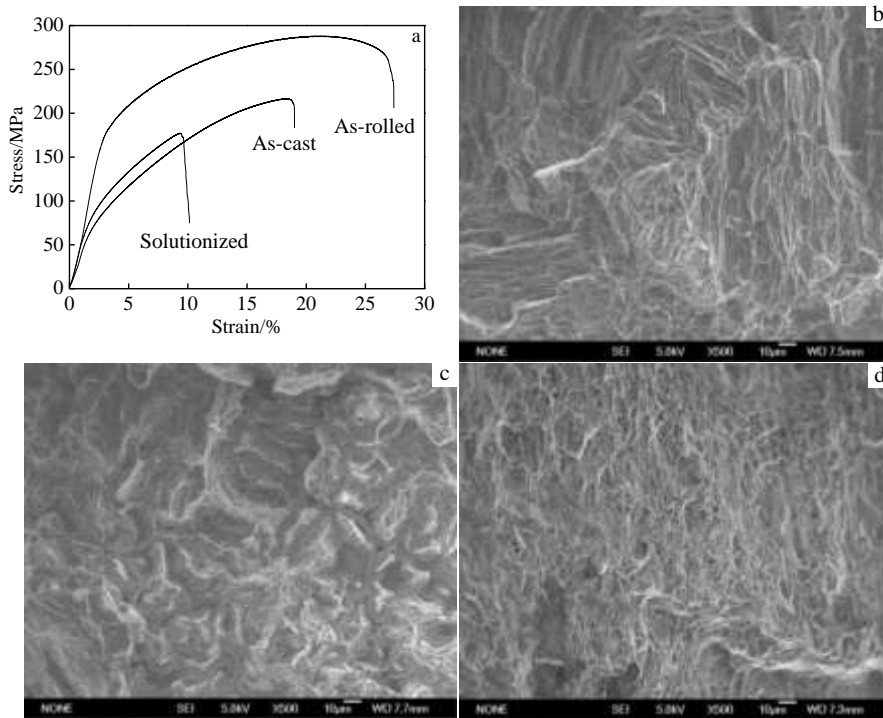


图 2 不同状态 Mg-4Zn 合金的应力-应变曲线和断口形貌

Fig.2 Stress-strain curves (a) and fracture morphologies (b-d) of Mg-4Zn alloys in different states: (b) as-cast, (c) solutionized, and (d) as-rolled

表 1 不同状态 Mg-4Zn 合金的力学性能

Table 1 Mechanical properties of Mg-4Zn alloys in different states

State	Microhardness, HV/MPa	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/ %
As-cast	485	215	61	19.0
Solutionized	521	177	76	10.5
As-rolled	704	286	180	27.4

### 2.3 耐腐蚀性能

图 3 是不同状态 Mg-4Zn 合金在 Hank's 溶液中浸泡不同时间的质量损失与平均腐蚀速率曲线。浸泡质量损失越小,合金的耐蚀性越好。铸态合金在浸泡不同时间时的质量损失均高于固溶态和轧制态,在浸泡后期(3 d 后)质量损失差别更大;铸态合金的平均腐蚀速率随着浸泡时间延长呈现先下降后上升的规律,浸泡 3 d 的质量损失为 19.7 mg,平均腐蚀速率最小为 0.88 mg/(cm<sup>2</sup>·d)。固溶态合金在浸泡 7 d 以内质量损失小于轧制态,而浸泡 15 d 时高于轧制态。固溶态和轧制态合金的平均腐蚀速率随着浸泡时间延长呈现逐渐下降的规律。浸泡 15 d 时,固溶态合

金的质量损失为 34.7 mg,平均腐蚀速率为 0.31 mg/(cm<sup>2</sup>·d),约为铸态的 1/4,轧制态合金的质量损失为 27.4 mg,平均腐蚀速率为 0.25 mg/(cm<sup>2</sup>·d),约为铸态的 1/5。可见,轧制态和固溶态合金的耐蚀性远高于铸态。浸泡时间小于 7 d 时,轧制态合金的耐蚀性低于固溶态;随着浸泡时间的继续延长,轧制态合金的耐蚀性高于固溶态。

图 4 是不同状态 Mg-4Zn 合金在 Hank's 溶液中浸泡 1 h 和 15 d 的表面 SEM 形貌。从图 4a 可知,铸态合金的腐蚀方式为不均匀的晶间腐蚀,晶界第二相与 α-Mg 基体构成的共晶组织在腐蚀过程中充当阴极,如箭头所示,晶粒内部的 α-Mg 基体作为阳极优先发生腐蚀,晶界上的共晶组织对腐蚀有一定的阻挡作用<sup>[21]</sup>。从图 4d 可知,铸态合金在 Hank's 溶液中浸泡 15 d 后表面聚集了大量疏松的腐蚀产物并存在很多大的腐蚀孔洞,部分腐蚀孔洞被腐蚀产物覆盖而分辨不清,呈现明显的点状不均匀腐蚀特征。铸态合金表面腐蚀孔洞的形成与腐蚀过程中产生的腐蚀产物比较疏松,腐蚀后期中晶界上的第二相失去支撑作用脱落有关,腐蚀孔洞的形成使腐蚀往合金的内部深度扩展,加速合金的腐蚀<sup>[22]</sup>。

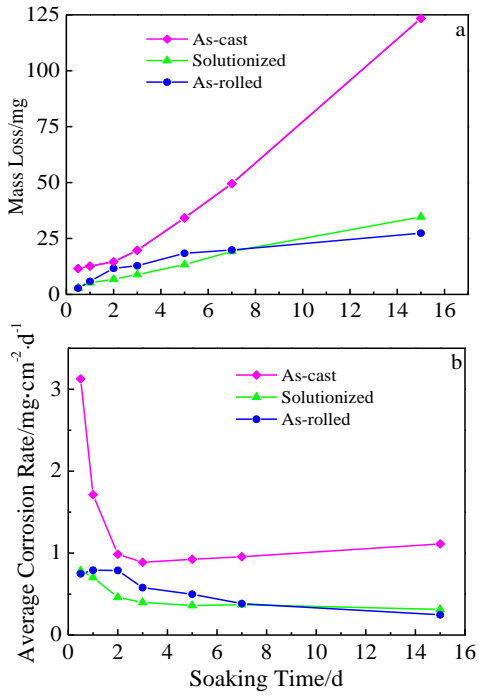


图 3 不同状态 Mg-4Zn 合金的质量损失和平均腐蚀速率与浸泡时间的关系曲线

Fig.3 Mass loss (a) and average corrosion rate (b) versus soaking time curves of the Mg-4Zn alloys in different states

从图 4b、4c 可知，固溶态和轧制态合金的腐蚀方式为较均匀的丝状腐蚀。合金组织中小颗粒第二相作为阴极，第二相周围优先发生腐蚀（图中圆圈部分）并呈丝状延伸到  $\alpha$ -Mg 基体中（图中箭头所指部分），许多小颗粒周围形成的丝互相缠绕交错形成丝状腐蚀<sup>[23]</sup>。从图 4e、4f 可知，固溶态和轧制态合金在 Hank's 溶液中浸泡 15 d 后表面并没有出现疏松的腐蚀产物和大的腐蚀孔洞，腐蚀产物比较致密，能阻挡合金腐蚀；此外，固溶态表面存在较小的腐蚀孔洞，而轧制态没有。清洗后发现固溶态和轧制态表面均存在许多小的腐蚀孔洞，因腐蚀产物覆盖而分辨不清，但腐蚀孔洞数量和尺寸远小于铸态。

结合图 2 可知，铸态合金中有大量点状第二相，第二相与  $\alpha$ -Mg 基体之间形成微电池而加速合金的腐蚀，微电池数目越多，合金的耐蚀性下降越快<sup>[24,25]</sup>。腐蚀前期铸态合金晶界上的共晶组织对腐蚀有阻挡作用，合金腐蚀减缓，从而合金在 Hank's 溶液中浸泡 3 d 以内的平均腐蚀速率逐渐下降；腐蚀后期由于晶界上第二相逐渐脱落，阻挡作用消失，使腐蚀往合金内部深度扩展，不均匀腐蚀非常明显；同时疏松的腐蚀产物对腐蚀往合金内部扩展没有阻挡作用，导致浸泡 3 d 以后的平均腐蚀速率逐渐增大。固溶态和轧制态合金中第二相含量及尺寸相比铸态大幅度减少，导致第二相与  $\alpha$ -Mg 基体之间形成的微电池数目大大减少；

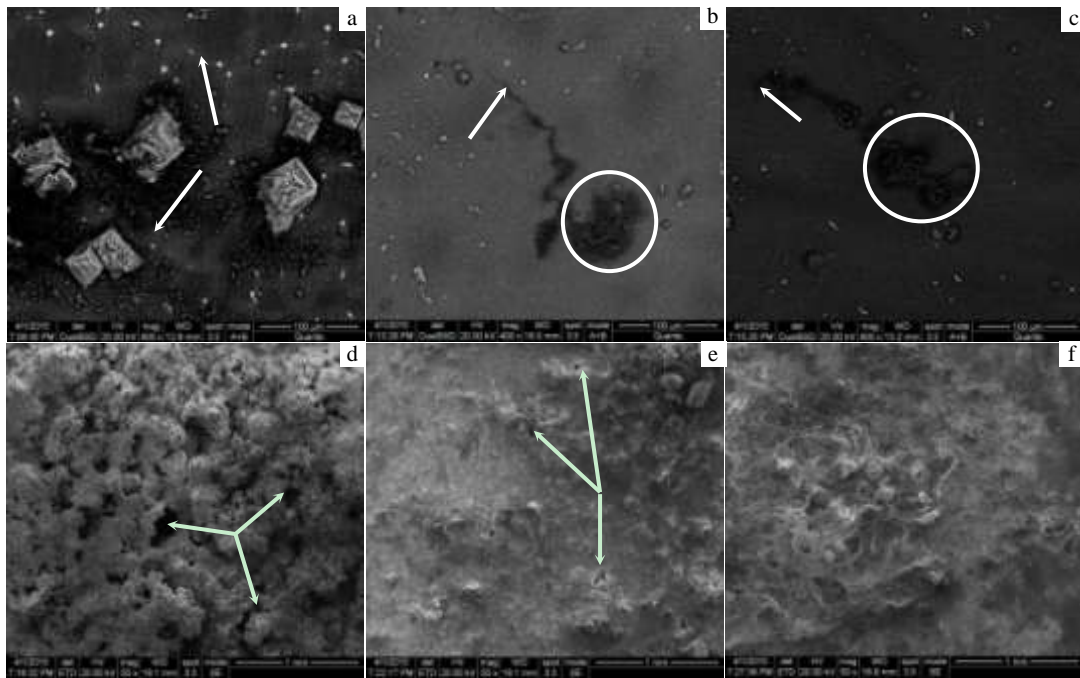


图 4 不同状态 Mg-4Zn 合金浸泡不同时间后的 SEM 形貌

Fig.4 SEM images of Mg-4Zn alloys in different states after immersion for different time: (a, d) as-cast, (b, e) solutionized, (c, f) as-rolled; (a~c) 1 h, (d~f) 15 d

同时由于第二相分布比较均匀，许多细小的第二相周围发生丝状腐蚀迅速覆盖整个合金表面，使合金腐蚀比较均匀，同时腐蚀产物比较致密，能阻挡合金的进一步腐蚀<sup>[26]</sup>。因此，固溶态和轧制态合金的平均腐蚀速率随着浸泡时间的延长逐渐下降，耐蚀性明显优于铸态。固溶态中第二相含量比轧制态低，从而构成的微电池数目较少，腐蚀前期(7 d)耐蚀性优于轧制态。但是固溶态中第二相颗粒比轧制态的粗大，腐蚀后期第二相脱落形成小的腐蚀孔洞(图 4e)使腐蚀往合金内部扩展，导致浸泡 15 d 时的耐蚀性较轧制态差。

图 5 是不同状态 Mg-4Zn 合金在 Hank's 溶液中浸泡 15 d 腐蚀产物的 XRD 图谱和截面扫描电镜照片。由图 5a 可知，不同状态 Mg-4Zn 合金的 XRD 图谱显示只存在  $\alpha$ -Mg 和  $Mg(OH)_2$  2 种相，腐蚀产物均为  $Mg(OH)_2$ 。轧制态合金 XRD 图谱中  $\alpha$ -Mg 衍射峰值远高于铸态和固溶态，而铸态合金的  $Mg(OH)_2$  的峰值远高于固溶态和轧制态。这与铸态合金表面腐蚀产物比较疏松，腐蚀层比固溶态和轧制态厚有关。可见，铸态合金的耐蚀性低于固溶态和轧制态。固溶处理和高应变速率轧制并没有改变 Mg-4Zn 合金在 Hank's 溶液中腐蚀产物的成分，但改变了腐蚀产物的含量。从图

5b 可知，铸态合金的腐蚀试样截面明显凹凸不平，出现了大量的腐蚀孔洞，有的腐蚀孔洞已经深入合金内部，这应该是晶界上第二相脱落后使腐蚀往合金内部深度扩展所造成的。腐蚀产物与基体合金之间有 1 条很明显的缝隙，这是腐蚀产物比较疏松与基体结合不强所导致，腐蚀后期容易脱落。从图 5c、5d 可知，固溶态和轧制态合金腐蚀试样的截面非常平整，没有出现大的腐蚀坑，腐蚀产物与基体合金之间没有出现明显的缝隙，腐蚀产物比较致密，与基体结合比较牢固，在腐蚀后期不易脱落。但固溶态合金腐蚀试样的截面出现了较小的腐蚀孔洞，应该与固溶残留的大尺寸第二相颗粒在腐蚀后期脱落使腐蚀往合金内部扩展有关。由腐蚀试样的截面扫描电镜照片可以判断，耐蚀性的强弱次序依次为轧制态、固溶态和铸态，与浸泡实验质量损失规律一致。

### 2.4 剩余抗拉强度

图 6 是不同状态 Mg-4Zn 合金在 Hank's 溶液中浸泡 15 d 后的应力-应变曲线和拉伸断口形貌。在 3 种状态中，轧制态合金的剩余抗拉强度最高，高达 215 MPa，相比初始抗拉强度下降约 24.8%。铸态合金的初始抗拉强度高于固溶态，但由于固溶态合金的耐蚀

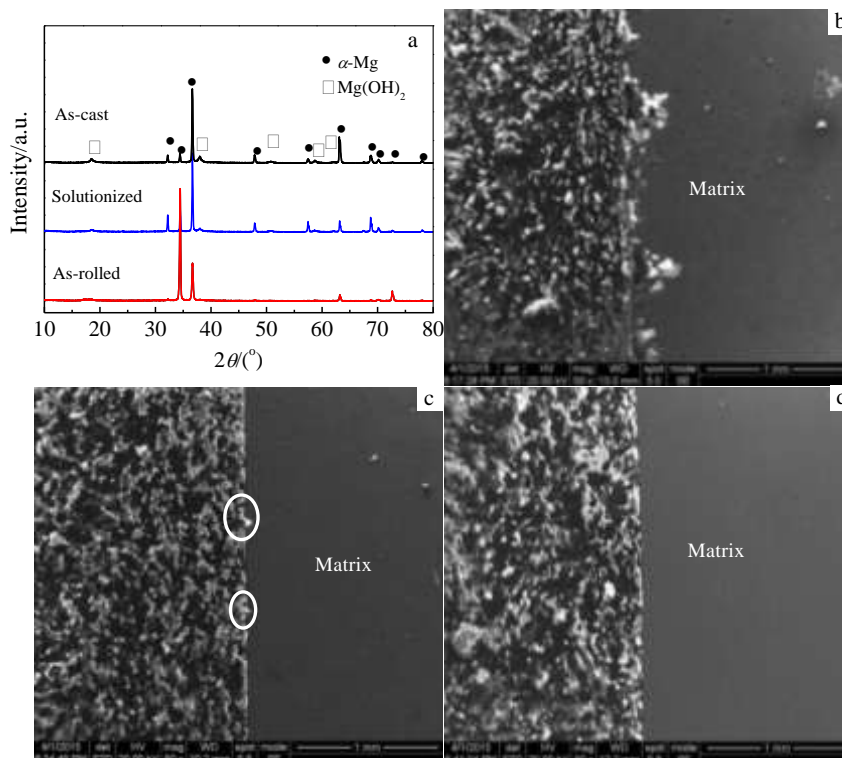


图 5 不同状态 Mg-4Zn 合金浸泡 15 d 后腐蚀产物的 XRD 图谱和截面扫描电镜照片

Fig.5 XRD patterns (a) of corrosion products and cross-section SEM images of Mg-4Zn alloys after 15 d immersion: (b) as-cast, (c) solutionized, and (d) as-rolled

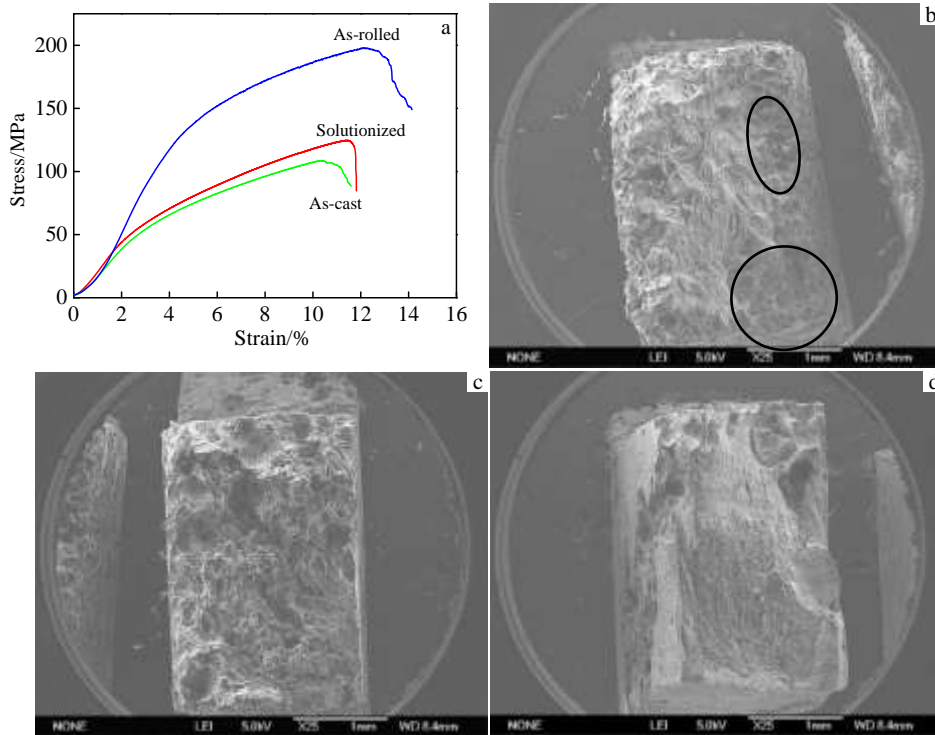


图 6 不同状态 Mg-4Zn 合金浸泡 15 d 的应力-应变曲线及断口形貌

Fig.6 Stress-strain curves (a) and fracture morphologies of Mg-4Zn alloys in different states after 15 d immersion: (b) as-cast, (c) solutionized, and (d) as-rolled

性优于铸态, 导致固溶态合金的剩余抗拉强度高于铸态, 为 134 MPa, 相比初始抗拉强度下降约 24.3%。铸态合金的剩余抗拉强度是最低的, 为 127 MPa, 相比初始抗拉强度下降约 40.9%, 下降幅度最大。拉伸试样在浸泡过程中产生的腐蚀孔洞数量越多, 深度越深, 其剩余抗拉强度下降越快。在拉伸时腐蚀孔洞作为缺陷存在, 在腐蚀孔洞周围优先产生裂纹向合金内部扩展导致合金断裂<sup>[27]</sup>。从图 6b 可知, 铸态合金拉伸试样的边缘由于第二相脱落而形成大量的腐蚀孔洞, 许多腐蚀孔洞连在一起形成较深的大腐蚀坑, 使腐蚀孔洞的深度最大程度地扩展到合金基体内部, 导致合金剩余抗拉强度下降幅度最大。从图 6b、6c 可知, 固溶态和轧制态合金拉伸试样的边缘由于细小第二相的脱落形成了一定数量的腐蚀孔洞, 但没有形成腐蚀坑使腐蚀孔洞往合金内部深度扩展, 剩余抗拉强度下降幅度都不大, 但由于轧制态合金的初始抗拉强度远高于固溶态合金, 因此轧制态合金的剩余抗拉强度远高于固溶态合金, 更适合作为生物医用植入材料。

### 3 结 论

1) 高应变速率轧制后 Mg-4Zn 合金发生了均匀的

动态再结晶, 平均晶粒尺寸为 4  $\mu\text{m}$ , 力学性能明显提高, 抗拉强度、屈服强度和伸长率分别为 286 MPa、180 MPa 和 27.4%, 比铸态分别提高了 33.0%、195.1% 和 44.0%。

2) 固溶态和轧制态合金由于第二相含量及尺寸远小于铸态, 腐蚀方式为较均匀的丝状腐蚀, 而铸态合金为不均匀的晶间腐蚀。固溶态和轧制态合金的腐蚀性优于铸态。轧制态合金在 Hank's 溶液中浸泡 15 d 时耐蚀性最佳, 质量损失为 27.4 mg, 平均腐蚀速率为 0.25  $\text{mg}/(\text{cm}^2 \cdot \text{d})$ , 约为铸态合金的 1/5。

3) 拉伸试样在 Hank's 溶液中浸泡 15 d 时, 轧制态合金的剩余抗拉强度最高为 215 MPa, 相比初始抗拉强度下降约 24.8%, 远高于铸态、固溶态合金的剩余抗拉强度。铸态合金由于耐腐蚀性能最差, 剩余抗拉强度最低为 127 MPa, 相比初始抗拉强度下降幅度最大约为 40.9%。

### 参考文献 References

- [1] Harpreet S Brar, Manu O Platt, Malisa Sarntinoranont *et al.* JOM[J], 2009, 61(9): 31
- [2] Staiger M P, Pietak A M, Huadmai J *et al.* Biomaterials[J],

- 2006, 27(9): 1728
- [3] Ren Yibin(任伊宾), Huang Jingjing(黄晶晶), Yang Ke(杨柯) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2009, 45(11): 1228
- [4] Li Haiwei(李海伟), Xu Ke(徐克), Yang Ke(杨柯) *et al.* *Journal of Interventional Radiology*(介入放射学杂志)[J], 2010, 19(4): 315
- [5] Wang Yizhi(王益志). *Foundry*(铸造)[J], 2001, 50(2): 61
- [6] Gu Xuenan, Zheng Yufeng, Cheng Yan *et al.* *Biomaterials*[J], 2009, 30(4): 484
- [7] Wang H, Estrin Y, Zúberová Z. *Materials Letters*[J], 2008, 62(16): 2476
- [8] Yan Tingting(颜廷亭), Tan Lili(谭丽丽), Xiong Dangsheng(熊党生) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(5): 918
- [9] Wang Yaming(王亚明), Wang Fuhui(王福会), Ouyang Jiahu(欧阳家虎) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 38(S2): 739
- [10] Zhang Yan, Tao Hairong, He Yaohua *et al.* *Journal of Clinical Rehabilitative Tissue Engineering Research*[J], 2008, 12(41): 8162
- [11] Li J, Song Y, Zhang S X *et al.* *Biomaterials*[J], 2010, 31(22): 5782
- [12] Song Yingwei, Han Enhou, Shan Dayong *et al.* *Corrosion Science*[J], 2012, 65: 322
- [13] Zhang Shaoxiang, Zhang Xiaonong, Zhao Changli *et al.* *Acta Biomater*[J], 2010, 6(2): 626
- [14] Yu Kun(余琨), Lei Lu(雷路), Chen Liangjian(陈良建) *et al.* *Metallic Functional Materials*(金属功能材料)[J], 2011, 18(2): 32
- [15] Zhu Suqin(朱素琴). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Changsha: Hunan University, 2012
- [16] Zhu S Q, Yan H G, Chen J H *et al.* *Scripta Materialia*[J], 2010, 63(10): 985
- [17] Lang Yujing(郎玉婧), Cui Hua(崔华), Cai Yuanhua(蔡元华) *et al.* *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(10): 2726
- [18] Mussi A, Blandin J J, Salvo L *et al.* *Acta Materialia*[J], 2006, 54(14): 3801
- [19] Kubota K, Mabuchi M, Higashi K. *Journal of Materials Science*[J], 1999, 34(10): 2255
- [20] Pérez-Prado M T, Valle J A D, Ruano O A. *Materials Letters*[J], 2005, 59(26): 3299
- [21] Mandal M, Moon A P, Deo G *et al.* *Corrosion Science*[J], 2014, 78: 172
- [22] Zhou W, Shen T, Aung N N. *Corrosion Science*[J], 2010, 52(3): 1035
- [23] Liu C L, Xin Y C, Tang G Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 456(1-2): 350
- [24] Yin P, Li N F, Lei T *et al.* *Journal of Materials Science: Materials in Medicine*[J], 2013, 24(6): 1365
- [25] Wang Y Q, Li M Z, Li C *et al.* *Materials and Corrosion*[J], 2012, 63(6): 497
- [26] Gao J H, Guan S K, Ren Z W *et al.* *Materials Letters*[J], 2011, 65(4): 691
- [27] Wang Q, Liu Y H, Zhu X Y *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 517(1-2): 239

## Effects of High Strain-rate Rolling on Microstructure and Properties of the Mg-4Zn Alloy

Chen Jihua<sup>1,2</sup>, Zou Zhengyang<sup>1,2</sup>, Yan Hongge<sup>1,2</sup>, Xie Ruihong<sup>1</sup>, Shi Yangjian<sup>1</sup>, Gong Xiaole<sup>1</sup>, Huang Jiangling<sup>1</sup>

(1. Hunan University, Changsha 410082, China)

(2. Hunan Provincial Key Laboratory of Spray Deposition Technology & Application, Changsha 410082, China)

**Abstract:** Effects of high strain-rate rolling on microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of Mg-4Zn alloy were investigated by optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), mass loss of immersion test and tensile testing. Results show that high strain-rate rolling after solution treatment produces homogenous dynamic recrystallization (DRX) with final grain size of 4  $\mu\text{m}$ , leading to a significant mechanical property improvement. The tensile strength, yield strength and elongation are 286 MPa, 180 MPa and 27.4%, respectively. The solutionized and the as-rolled alloys have better corrosion resistance than the as-cast alloy, exhibiting a uniform filiform corrosion due to the lower fraction and the finer size of the second phase. The as-rolled alloy presents the best corrosion resistance with the average corrosion rate of 0.25 mg/(cm<sup>2</sup>·d), about 1/5 of the as-cast alloy after soaking in Hank's solution for 15 d. It also shows the highest residual tensile strength (215 MPa), far above the as-cast and the solutionized alloys.

**Key words:** Mg-4Zn alloy; corrosion resistance; mass loss; residual tensile strength