

搅拌摩擦加工 Mg-Zn 合金空蚀—腐蚀交互作用研究

李 阳^{1,2}, 刘 瞿¹, 龙 飞¹, 廉 影², 陈高强¹

(1. 清华大学 机械工程系, 北京 100084)

(2. 河北工程大学 机械与装备工程学院, 河北 邯郸 056038)

摘 要: 采用搅拌摩擦加工 (FSP) 技术对铸态 Mg-Zn 合金进行表面处理, 以提高其耐空蚀—腐蚀性能。使用 SEM、EDS、XRD、显微硬度计观察和测定表面改性层的显微组织、元素分布、相组成和显微硬度, 使用超声振动空蚀设备和电化学工作站研究其耐空蚀—腐蚀性能。结果表明: FSP 技术能够细化和均匀铸态组织, 消除成分偏析, 提高材料表面硬度。FSP 合金在人工海水中更易形成腐蚀产物膜, 其保护性能更优, 是 FSP 样品耐腐蚀性能提升的主要原因。铸态样品经 FSP 改性后硬度依然较低, 故蒸馏水条件下的耐空蚀性能未获提升, 但改性后合金良好的耐腐蚀性能提升了其在人工海水条件下的耐空蚀性能。

关键词: 搅拌摩擦加工; 铸态 Mg-Zn 合金; 耐空蚀-腐蚀性能

中图分类号: TG174.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)02-0692-07

镁合金作为一种轻质材料具有密度低, 比强度、比刚度和比弹性模量高的优点, 还具有良好的铸造性能和切削加工性, 在航空航天、汽车、交通运输和通讯等领域获得广泛应用^[1-2]。目前, 各个行业为了实现节能减排的目标, 对于轻量化材料的需求很大, 镁合金具有广阔的发展前景。然而, 目前对于镁合金在海水介质中空蚀行为的研究较少, 无法为工程应用提供有效指导。究其原因, 一方面镁合金性质活泼, 耐腐蚀性能较差^[3-4], 另一方面镁合金的显微组织和综合力学性能还有待改善, 耐空蚀性能不足。因此, 为进一步扩大镁合金应用范围, 有必要对新型耐空蚀—腐蚀镁合金进行研发。

合金化是改善镁合金组织结构, 提高其性能常用的方法。Zn 元素的加入可以在镁合金表面形成 ZnO 层以提高镁合金的耐腐蚀性能^[5], 但 Mg-Zn 合金中的第二相会造成耐腐蚀性能的下降, 此外, Mg-Zn 合金的晶粒粗大, 也会恶化材料的耐空蚀—腐蚀性能。Zr 元素能够显著细化晶粒, 提升材料的力学性能, 但 Zr 元素会破坏镁基体表面氧化膜且形成集聚型颗粒, 这会显著降低镁合金的耐腐蚀性能^[6]。稀土元素也常用来细化晶粒, 提升镁合金的力学性能^[7-10], 获得了较好的效果, 但稀土元素与其他元素形成的第二相有时也会造成材料性能的降低^[11]。

可见, 单纯的合金化不一定能够提升材料的性能, 故科研工作者还通过热处理或变形处理等手段调控组织以提升镁合金性能。杨振华等人^[12]对 Mg-5Zn-0.5Ca-0.36Sr 合金进行了固溶处理, 通过调控晶粒尺寸和第二相的分布, 提高了合金的耐腐蚀性能和力学性能。Takahiro Mineta 等人^[13]采用严重塑性变形技术对 Mg-Li-Al 合金进行了处理, 同时提高了材料的耐腐蚀性能和力学性能。Liu 等人^[14]通过改变挤出工艺, 同样使得 Mg-Zn-Gd-Y-Zr 合金具有优良的力学和耐腐蚀综合性能。腐蚀和力学性能的提高应该会提高材料的耐空蚀—腐蚀性能, 但空蚀和腐蚀往往发生在材料表面, 对于材料整体性能进行提升势必会浪费资源, 采用合适的表面处理技术应该是更为合理的选择。

在众多表面处理技术中, 搅拌摩擦加工 (FSP) 技术由于能够消除缺陷, 均匀组织, 细化晶粒, 提升材料性能而获得广泛关注。Liu 等人^[11]采用 FSP 技术对 Mg-9Al-xRE 合金进行了处理, 指出单纯加入稀土元素会形成大量条带状的粗大 Al-RE 析出相, 降低了合金在 3.5% NaCl 溶液中的耐腐蚀性能, FSP 后第二相变得细小且均匀, 耐腐蚀性能获得提升。Xu 等人^[15]对 AZ91D 镁合金进行了 FSP 处理, 处理后合金发生动态再结晶使得晶粒细化, 获得了很好的强韧化匹配。可以看出, FSP 技术能够提高材料的力学性能和耐腐

收稿日期: 2022-03-22

基金项目: 国家自然科学基金 (52035005, 51705125); 河北省自然科学基金 (E2020402005); 辽宁省航发材料摩擦学重点实验室开放基金 (LKLAMTF202104)

作者简介: 李 阳, 男, 1984 年生, 博士, 副教授, 清华大学机械工程系, 北京 100084, 电话: 010-62789338, E-mail: cheng1@tsinghua.edu.cn

蚀性能,并且 FSP 技术细化晶粒的机制为动态再结晶,会使材料具有较好的加工硬化能力,这有利于提高材料的耐蚀性能^[16]。因此, FSP 有望应用于镁合金以提高其耐蚀—腐蚀性能,有必要进行深入的研究。

本实验采用 FSP 技术对 Mg-Zn 合金进行表面改性,观察和测定改性前后合金显微组织和力学性能的变化,研究合金在蒸馏水和人工海水中的空蚀行为,重点分析合金组织与空蚀性能的关系,并结合电化学试验探索合金空蚀—腐蚀交互作用机制,以期对新型耐蚀—腐蚀镁合金的研制提供指导。

1 实 验

试验所用基材为铸态 Mg-Zn 合金板材(质量分数: Mg 94.25%, Zn 4.75%)。为细化合金组织,提高材料性能,在合金表面进行搅拌摩擦加工。搅拌头轴肩直径为 14 mm,搅拌针为圆锥形,针长 4.7 mm,圆锥根部和端部直径分别为 6 和 4 mm。搅拌加工工艺为转速 800 r/min,加工速度 50 mm/min,行进轨迹为直线,加工道次为 1 道次。

铸态和 FSP 样品的组织和元素分布采用 Zeiss GeminiSEM 300 扫描电子显微镜进行表征和测定, FSP 前后样品的相组成采用 PANalytical Empyrean X 射线衍射仪进行测定,显微硬度采用 FUTURE-TECH FM-800 显微硬度计进行测量(试验条件:载荷 0.49 N,保压时间 15 s),测定 6 次取平均值。

空蚀试验在振动空蚀试验机上进行,振动频率为 20 kHz,振动杆振幅为 60 μm 。试验介质为蒸馏水和

人工海水(成分为 NaCl: 24.53 g/L, MgCl_2 : 5.20 g/L, Na_2SO_4 : 4.09 g/L, CaCl_2 : 1.16 g/L, KCl: 0.695 g/L, NaHCO_3 : 0.201 g/L, KBr: 0.101 g/L, H_3BO_3 : 0.027 g/L, SrCl_2 : 0.025 g/L, NaF: 0.003 g/L, pH 值为 8.2)。空蚀试验样品尺寸为 8 mm \times 8 mm \times 7 mm, FSP 样品在搅拌区居中取样。试验前对待空蚀样品进行打磨和抛光,用乙醇清洗干净后采用感量为 0.1 mg 的电子天平进行称重,试验时样品没入试验介质 15 mm,与振动杆顶端的距离为 0.8 mm,采用循环冷却装置保持试验介质温度为 $(25\pm 1)^\circ\text{C}$,试验后采用同样的方法对样品进行清洗和称重,将空蚀前后的质量差值作为空蚀失重,以此表征材料的耐蚀性能。为了表征铸态和 FSP 样品的空蚀机制,采用 Zeiss ULTRA 55 扫描电子显微镜对空蚀后的表面形貌进行观察。

铸态和 FSP Mg-Zn 合金在人工海水中的腐蚀行为采用 CHI 660E 电化学工作站进行测定,为了定量表征空蚀和腐蚀的交互作用,对静态和空蚀状态下的动电位极化曲线进行了测量。电化学试验采用三电极测量体系,饱和甘汞电极(SCE)为参比电极,铂片为辅助电极,铸态和 FSP 样品为工作电极,工作面积为 0.64 cm^2 ,扫描速率为 1 mV/s。

2 结果与讨论

2.1 合金显微组织

图 1 所示为铸态和 FSP Mg-Zn 合金表面扫描电镜照片和元素分布。图 1a 和 1d 中灰色区域为基体,白色区域为第二相。从图 1a 可以观察到铸态样品的晶粒

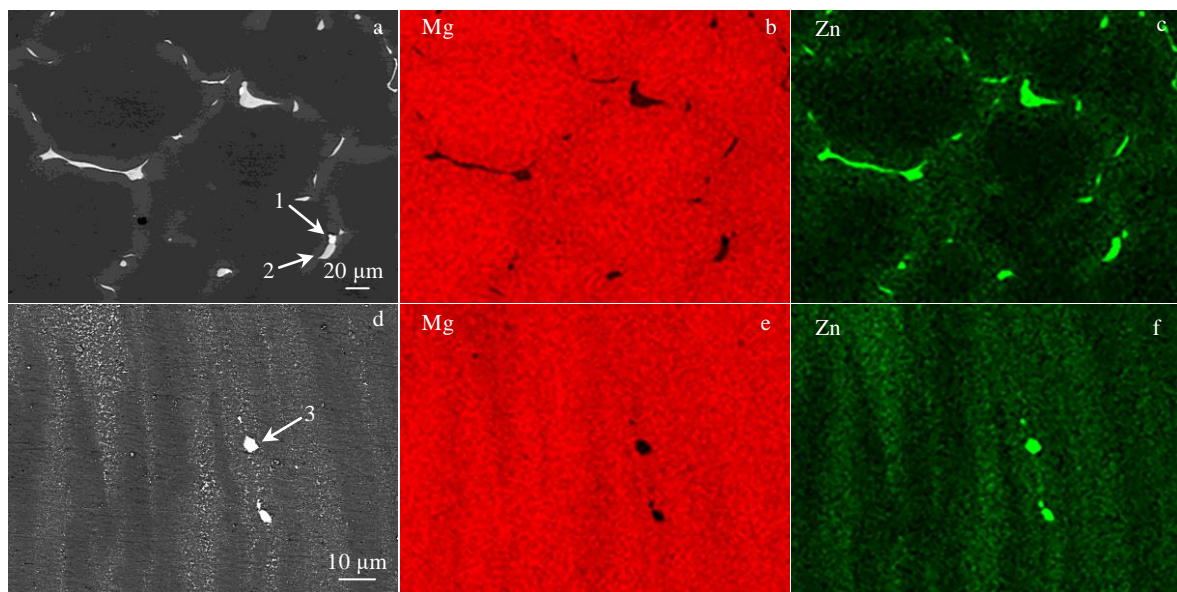


图 1 铸态和 FSP Mg-Zn 合金的显微组织及元素分布

Fig.1 Microstructure and element distribution of as-cast (a-c) and FSP (d-f) Mg-Zn alloys

尺寸较大，第二相主要分布在晶界处，尺寸粗大，某些第二相尺寸甚至可以达到 100 μm。相比之下，FSP 后的样品第二相显著细化，最大尺寸不足 5 μm，分布也更加均匀。通过面扫描测得的元素分布（图 1b, 1c, 1e, 1f）可知，样品中的 Mg 和 Zn 元素在 FSP 后分布更加均匀。可见，FSP 技术可以细化和均匀 Mg-Zn 合金的组织，降低其成分偏析，在其他类型的镁合金中 FSP 技术也有类似效果^[17]。

仔细观察图 1a，还可以发现铸态样品中的第二相颜色不同，采用能谱仪对不同颜色的第二相进行成分测定，为了对比，对 FSP 样品的第二相成分也进行了测定，结果均列于表 1。根据测定的结果可知，图 1a 中较亮的第二相应为 Mg₂Zn₃，较暗的第二相应为 Mg₇Zn₃，很明显 Mg₇Zn₃ 相的含量较多，图 1b 中较大的第二相应为 Mg₂Zn₃，可以推断出 Mg₂Zn₃ 相在 FSP 后得到了保留。

图 2 所示为铸态和 FSP 样品的 X 射线衍射(XRD) 图谱。可以观察到铸态样品中含有 Mg₇Zn₃ 相，这与扫描电镜观察的结果一致。在 2 种样品中均未检测出 Mg₂Zn₃ 相，这可能与含量较少有关。通过 Mg 的衍射峰还可以看出，铸态和 FSP 样品中 Mg 不同晶面的衍射峰相对强度值发生了改变，这表明样品经 FSP 后晶粒取向发生了改变。

表 1 图 1 中不同区域第二相的化学成分

Table 1 Chemical composition of second phase located on different areas in Fig.1 (at%)

Area	Mg	Zn
1	40.63	59.37
2	70.06	29.94
3	39.53	60.47

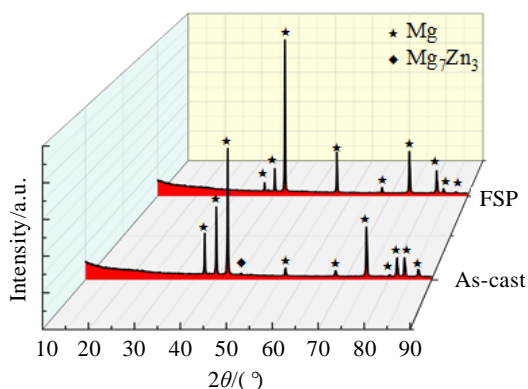


图 2 铸态和 FSP Mg-Zn 合金的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the as-cast and FSP Mg-Zn alloys

2.2 合金显微硬度

图 3 所示为铸态和 FSP 样品表面的显微硬度值。可以观察到铸态样品的硬度值 (HV) 为 553.21 MPa，而 FSP 样品的硬度值为 671 MPa，经 FSP 后 Mg-Zn 合金样品的硬度提高了 21.3%。FSP 样品硬度提高的原因应该与组织细化和细小弥散的第二相有关，可见 FSP 技术可以提高 Mg-Zn 合金的显微硬度。

2.3 合金耐空蚀性能

图 4 所示为铸态和 FSP 样品在蒸馏水和人工海水介质中的空蚀失重和空蚀失重率。通过图 4a 可以观察到铸态和 FSP 样品在蒸馏水条件下空蚀失重相差不多，空蚀 60 min 后两者的失重均为 4.9 mg。与蒸馏水试验相比，人工海水条件下 2 种样品经过相同时间空蚀后空蚀失重均增大，铸态样品增加更多。空蚀 60 min 后铸态和 FSP 样品的空蚀失重分别为 20.6 和 13.4 mg，较蒸馏水失重数据增加了 320% 和 173%。可见，腐蚀介质对铸态样品的影响更大。

通过空蚀失重率数据(图 4b)可知在最初的 10 min 里，2 种样品在蒸馏水和人工介质中的空蚀率均增加较快，随后的试验中 2 种样品在蒸馏水条件下空蚀率趋于稳定，而在人工海水条件下的空蚀率则缓慢增加。

总的来说，FSP 技术能够提高 Mg-Zn 合金的耐空蚀性能。

2.4 合金电化学行为

图 5 所示为铸态和 FSP 样品在人工海水中开路电位 (OCP) 随时间的变化曲线。可以观察到 2 种样品在静态时 OCP 均保持稳定，空蚀开始后 OCP 迅速下降，空蚀结束后 OCP 又迅速提升。这一现象应该与合金表面腐蚀产物膜的形成与破坏有关，空蚀开始后 Mg-Zn 合金表面腐蚀产物膜发生破坏，使新鲜的金属暴露在人工海水中，造成腐蚀倾向变大，使得 OCP 降低，空蚀结束后，合金表面快速钝化，再次形成腐蚀产物膜阻止腐蚀发生，造成 OCP 升高。此外，还可观

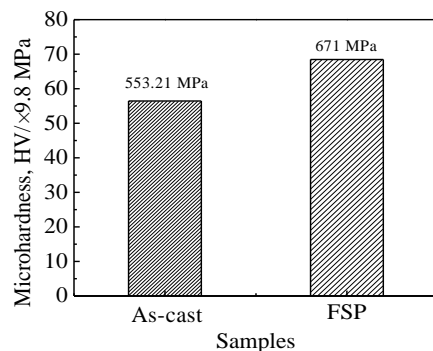


图 3 铸态和 FSP Mg-Zn 合金的显微硬度

Fig.3 Microhardness of as-cast and FSP Mg-Zn alloys

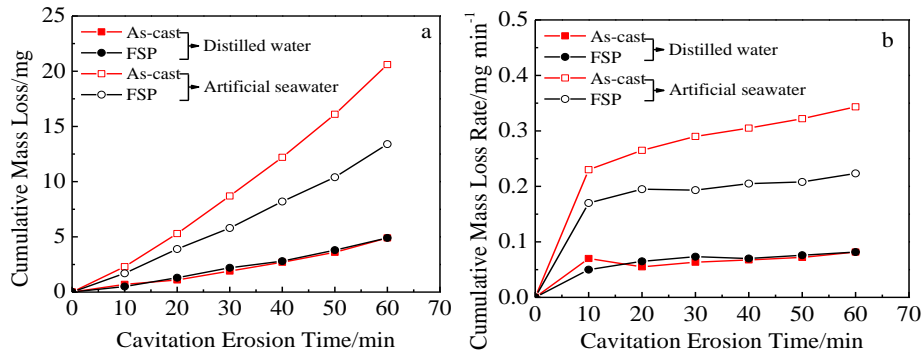


图 4 铸态和 FSP Mg-Zn 合金在蒸馏水和人工海水中的空蚀失重和空蚀失重率

Fig.4 Cumulative mass loss (a) and mass loss rate (b) of as-cast and FSP Mg-Zn alloys in distilled water and artificial seawater

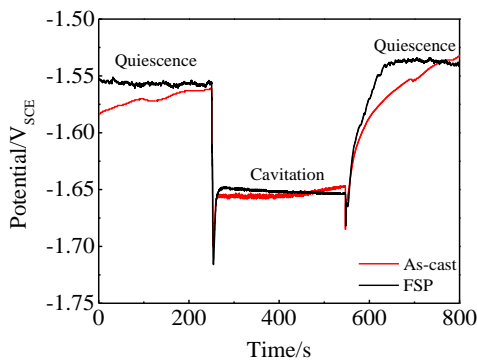


图 5 人工海水溶液中静态和空蚀条件交替作用下铸态和 FSP Mg-Zn 合金开路电位-时间曲线

Fig.5 Variation of the open-circuit potential (OCP) with time in alternative quiescence and cavitation conditions for as-cast and FSP Mg-Zn alloys in artificial seawater

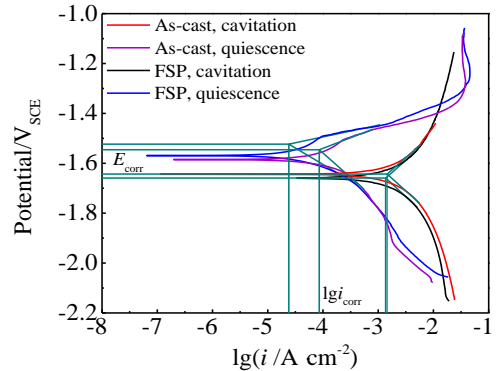


图 6 人工海水溶液中铸态和 FSP Mg-Zn 合金静态和空蚀条件下动电位极化曲线

Fig.6 Potentiodynamic polarization curves of as-cast and FSP Mg-Zn alloys in artificial seawater under quiescence and cavitation erosion conditions

察到空蚀结束后 FSP 样品的 OCP 增速更快, 表明细化均匀的组织更易形成腐蚀产物膜, 有利于材料耐腐蚀性能的提升。

图 6 所示为人工海水介质中铸态和 FSP 样品在静态和空蚀条件下的动电位极化曲线。可以观察到空蚀对于 2 种样品的阴极和阳极过程均具有明显的促进作用。镁合金在碱性溶液中的阴极反应依然是析氢反应^[6,18], 空蚀加速了物质的传递, 故促进了阴极过程。阳极反应主要为金属的溶解以及腐蚀产物膜的生成, 空蚀能够破坏腐蚀产物膜使新鲜的金属暴露在腐蚀溶液中, 故加速了金属的溶解, 从而促进了阳极过程, 这也反映出铸态和 FSP 样品表面均能生成具有保护作用的腐蚀产物膜。

根据 Tafel 外推法从图 6 中获得腐蚀电位和腐蚀电流密度, 列于表 2。可以观察到静态条件下 FSP 样品的腐蚀电位更高, 腐蚀电流密度仅为铸态样品的 28%,

表 2 人工海水溶液中铸态和 FSP Mg-Zn 合金静态和空蚀条件下的腐蚀电位和腐蚀电流密度

Table 2 E_{corr} and i_{corr} values of as-cast and FSP Mg-Zn alloys in artificial seawater under quiescent and cavitation erosion conditions

Specimen	Quiescence		Cavitation	
	E_{corr}/V	$i_{corr}/\times 10^{-5} A cm^{-2}$	E_{corr}/V	$i_{corr}/\times 10^{-3} A cm^{-2}$
As-cast	-1.546	8.567	-1.643	1.45
FSP	-1.523	2.41	-1.659	1.366

表现出更加优异的耐腐蚀性能, 说明 FSP 样品的表面腐蚀产物膜保护性能更优。空蚀条件下, 2 种样品的腐蚀电流密度均升高了 2 个数量级, 并且数值相差不大, FSP 样品耐腐蚀性能略微优于铸态样品。可见, Mg-Zn 合金组织细化对耐腐蚀性能提升有限, 形成表

面保护性能更优的腐蚀产物膜是 FSP 样品耐腐蚀性能提升的主要原因。

2.5 合金空蚀机制

图 7 所示为铸态和 FSP 样品在蒸馏水介质中空蚀不同时间后的表面形貌。在空蚀开始时 2 种样品破坏均不严重，表面仅有少量小而浅的空蚀坑，基材由于较软优先被去除，使得第二相凸显出来（图 7a 和图 7b）。晶界处原子排列混乱能量较高更易发生破坏，造成铸态样品的晶界清晰可见。此外，由于基材与第二相对空蚀载荷响应不同，导致铸态样品在第二相附近发生开裂。相比之下，FSP 样品的第二相更加细小，减轻了应力集中，故第二相周围未发生开裂。此外，第二相处空蚀坑也较少，这表明细小弥散的第二相能够抑制空蚀坑的形成。

随着空蚀试验的进行，样品表面空蚀坑逐渐变大变深，数量也急剧增加，由于基材去除更多导致铸态样品中的第二相更加突出（图 7c 和 7d）。当空蚀进行到 60 min 时（图 7e 和 7f），空蚀坑变得更大更深，2 种样品表面高低起伏，很不平整，均能观察到开裂现象。此外，还可观察到样品表面的第二相较少，这可能是由于基材去除较严重，第二相失去支持而发生剥落造成的。总的来说，铸态和 FSP 样品的表面损伤程度相当，预示着 2 种材料空蚀失重也非常接近，这与图 4 的结果一致。蒸馏水条件下力学作用是材料空蚀破坏的主要原因，FSP 后样品的硬度虽有提升，但依然较低，不足以抵抗空蚀破坏，故 FSP 样品的耐空

蚀性能较铸态样品并未提升。

图 8 所示为铸态和 FSP 样品在人工海水介质中空蚀不同时间后的表面形貌。与蒸馏水试验结果不同，在空蚀开始时 2 种样品均发生了较严重的破坏，铸态样品破坏程度更高，表面形成了很多大而深的空蚀坑，空蚀坑尺寸甚至达到 100 μm，在铸态样品空蚀坑的底部还可以观察到很多的裂纹（图 8a）。相比之下，FSP 样品表面破坏较均匀，未形成较深的空蚀坑，表面裂纹也较少（图 8b）。空蚀试验进行到 30 min 时，铸态样品表面的空蚀坑变得更大更深，造成某些空蚀坑连接在一起，空蚀坑底部的裂纹数量增多。FSP 样品表面破坏依然较均匀，裂纹数量同样增多（图 8c 和 8d）。空蚀 60 min 后，铸态样品表面的空蚀坑几乎都连接在一起，形成了巨大的空蚀坑，而 FSP 表面除了裂纹更加粗大之外，并没有形成较深的空蚀坑（图 8e 和 8f）。可见，FSP 样品中细小的组织能够抑制材料表面在人工海水介质中形成较深的空蚀坑，提升其耐空蚀性能。此外，FSP 样品更优的耐腐蚀性能和自修复能力也应该是其在人工海水介质中的耐空蚀能力更优的原因。

2.6 空蚀—腐蚀交互作用

铸态和 FSP Mg-Zn 合金在人工海水中的空蚀总失重由公式（1）中的各部分分量组成。

$$M_T = M_E + M_C + M_{EC} + M_{CE} \quad (1)$$

式中： M_T 为空蚀—腐蚀总失重， M_E 为纯空蚀失重， M_C 为纯腐蚀失重， M_{EC} 为空蚀促进腐蚀失重， M_{CE} 为腐蚀促进空蚀失重。

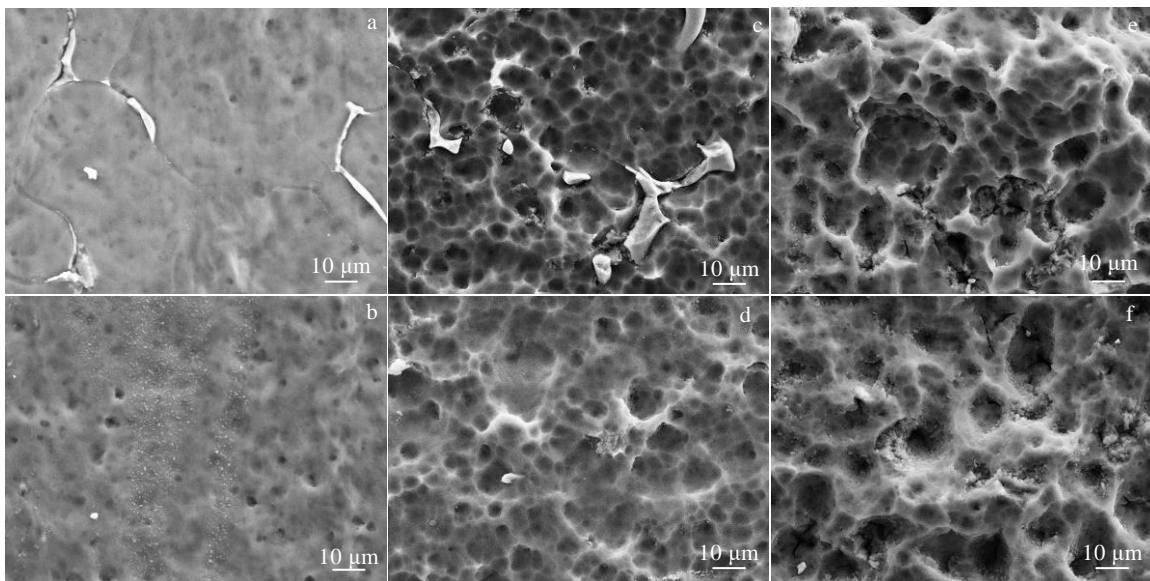


图 7 蒸馏水条件下铸态和 FSP Mg-Zn 合金空蚀不同时间后的表面形貌

Fig.7 Damage morphologies of the as-cast (a, c, e) and FSP (b, d, f) Mg-Zn alloys after different cavitation erosion time in distilled water: (a, b) 10 min, (c, d) 30 min, and (e, f) 60 min

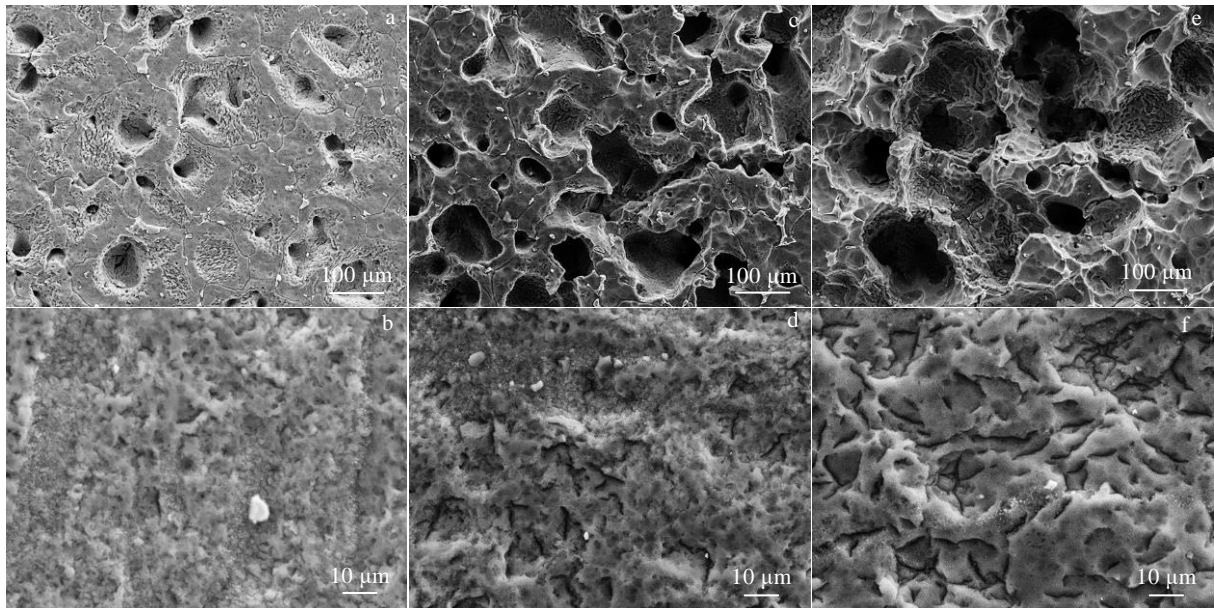


图 8 人工海水条件下铸态和 FSP Mg-Zn 合金空蚀不同时间后的表面形貌

Fig.8 Damage morphologies of the as-cast (a, c, e) and FSP (b, d, f) Mg-Zn alloys after different cavitation erosion time in artificial seawater: (a, b) 10 min, (c, d) 30 min, and (e, f) 60 min

M_T 和 M_E 的值分别由人工海水和蒸馏水条件下空蚀 60 min 试验获得, M_C (mg) 的值由表 2 中静态条件下的腐蚀电流密度根据 Faraday 定律^[19]获得:

$$M_C = 10^3 M \frac{i_{\text{corr}}}{nF} Sh \quad (2)$$

式中: F 为 Faraday 常数 (96 500 C/mol), M 为镁元素的摩尔质量 (24 g/mol), n 为镁元素化合价 (+2), S 为电化学测试时样品裸露的面积 (0.64 cm²), h 为腐蚀进行的时间 (3600 s)。

空蚀条件下腐蚀失重 (M'_C) 同样根据公式 (2) 进行计算, 进而可以计算出 M_{EC} 和 M_{CE} , 如下式:

$$M_{EC} = M'_C - M_C \quad (3)$$

$$M_{CE} = M_T - M_E - M_C - M_{EC} \quad (4)$$

根据上述方法, 得到 2 种样品各部分失重的数值, 列于表 3。可以观察到 2 种样品的 M_{EC} 值均不大, 说明空蚀对于腐蚀的促进作用有限。虽然空蚀能够破坏合金表面腐蚀产物膜, 但 2 种样品的自修复能力均较强, 表面很快形成新的腐蚀产物膜阻止腐蚀进一步进行。还可观察到 2 种样品的腐蚀促进空蚀分量均较大, 占比最高, 是人工海水条件下材料破坏的主要形式。这是因为腐蚀优先发生在材料表面薄弱处, 优先破坏的区域成为气泡源进而加剧空蚀造成的破坏。铸态样品粗大且不均匀的组织更易发生局部腐蚀, 加剧了这一过程, 形成了图 8 中巨大的空蚀坑。FSP 样品 M_{CE} 值虽然也较大, 但其更加优异的耐腐蚀性能使得此项

表 3 空蚀—腐蚀交互作用下样品失重各分量值及占比

Table 3 Mass loss and contribution of pure corrosion (M_C), pure cavitation erosion (M_E), cavitation erosion-induced corrosion (M_{EC}), corrosion induced cavitation erosion (M_{CE}), and total cavitation erosion (M_T) for as-cast and FSP Mg-Zn alloys in artificial seawater

Specimen	Mass loss/mg (contribution/%)				
	M_T	M_E	M_C	M_{EC}	M_{CE}
As-cast	20.6	4.9	0.0245	0.391	15.285
	(100)	(23.79)	(0.12)	(1.90)	(74.20)
FSP	13.4	4.9	0.0069	0.384	8.109
	(100)	(36.57)	(0.05)	(2.87)	(60.51)

失重仅约为铸态样品的一半, 可见, 耐腐蚀性能的提升是 FSP 样品在人工海水介质中耐空蚀性能更优的主要原因。

3 结 论

1) FSP 技术能够成功应用于铸态 Mg-Zn 合金的表面改性, 可以细化、均匀组织, 消除成分偏析, 提高合金表面显微硬度。

2) 均匀细化的组织使得 FSP Mg-Zn 合金表面更易形成腐蚀产物膜, 该腐蚀产物膜对于基材的保护性更优, 是提高合金耐腐蚀性能的主要原因。

3) FSP 合金依然较低的显微硬度使得其蒸馏水条

件下的耐蚀性能依然较低,但其优异的耐腐蚀性能显著提高了合金在人工海水条件下的耐蚀性能。

4) Mg-Zn 合金较强的自修复能力使得空蚀促进腐蚀失重在空蚀—腐蚀总失重中的占比较少,腐蚀促进空蚀破坏是 Mg-Zn 合金在人工海水中破坏的主要形式。

参考文献 References

- [1] Song Guangling, Xu Zhenqing. *Corrosion Science*[J], 2012, 63: 100
- [2] Zhang Libin, Liu Guangming, Han Tingzhuang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2021, 50(3): 835
- [3] Esmaily M, Svensson J E, Fajardo S *et al. Progress in Materials Science*[J], 2017, 89: 92
- [4] Merino M C, Pardo A, Arrabal R *et al. Corrosion Science*[J], 2010, 52: 1696
- [5] Bakhsheshi-Rad H R, Hamzah E, Fereidouni-Lotfabadi A *et al. Materials and Corrosion*[J], 2014, 65(12): 1178
- [6] Liu Yuxiang(刘玉项). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(1): 361
- [7] Liu Lizi, Chen Xianhua, Pan Fusheng *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 644: 247
- [8] Liu Lizi, Pan Fusheng, Chen Xianhua *et al. Vacuum*[J], 2018, 155: 445
- [9] Jeong Hu Young, Kim Beomcheol, Kim Sung-Geun *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2014, 612: 217
- [10] Lv Binjiang(吕滨江), Wang Sen(王森), Guo Feng(郭峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(12): 4516
- [11] Liu Qu, Chen Gaoqiang, Zeng Shenbo *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 851: 156 835
- [12] Yang Zhenhua(杨振华), Zhang Bohui(张博辉), Yan Li(严李) *et al. Journal of Materials Science & Engineering*(材料科学与工程学报)[J], 2020, 38(4): 658
- [13] Mineta Takahiro, Sato Hiroyuki. *Materials Science & Engineering A*[J], 2018, 735: 418
- [14] Liu Ya, Wen Jiuba, Li Huan *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 891: 161 964
- [15] Xu Nan, Feng Ruonan, Song Qining *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2021, 809: 141 004
- [16] Yu Hong(于宏), Zheng Yugui(郑玉贵), Yao Zhiming(姚治铭) *et al. Corrosion Science and Protection Technology*(腐蚀科学与防护技术)[J], 2007, 19(3): 181
- [17] Badkoobeh Farzad, Mostaan Hossein, Rafiei Mahdi *et al. Materials*[J], 2021, 14: 6726
- [18] Mohamed Gobara, Shamekh Mohamed, Akid Robert. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2015, 3(2): 112
- [19] Guo H X, Lu B T, Luo J L. *Electrochimica Acta*[J], 2006, 51(25): 5341

Synergistic Effect Between Cavitation Erosion and Corrosion for Friction Stir Processed Mg-Zn Alloy

Li Yang^{1,2}, Liu Qu¹, Long Fei¹, Lian Ying², Chen Gaoqiang¹

(1. Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, China)

(2. School of Mechanical and Equipment Engineering, Hebei University of Engineering, Handan 056038, China)

Abstract: The friction stir processing (FSP) method was adopted to improve the cavitation erosion-corrosion resistance of as-cast Mg-Zn alloy. The microstructure, element distribution, phase identification and microhardness were observed and estimated by SEM, EDS, XRD and micro-sclerometer. Moreover, the cavitation erosion-corrosion resistance was investigated by ultrasonic vibratory apparatus and electrochemical system. The results show that the microstructure becomes finer and more homogeneous. The element distribution also becomes more uniform, and the microhardness is improved by FSP method. The corrosion product films with a high protective property are easy to form on the surface of the FSP Mg-Zn alloy, resulting in the improvement of corrosion resistance. In addition, owing to the low hardness of the FSP Mg-Zn alloy, the cavitation erosion resistance of the FSP Mg-Zn alloy is not improved in distilled water test. However, FSP samples possess a better cavitation erosion resistance in artificial seawater tests due to their higher corrosion resistance.

Key word: friction stir processing; as-cast Mg-Zn alloy; cavitation erosion-corrosion resistance

Corresponding author: Chen Gaoqiang, Ph. D., Department of Mechanical Engineering, Tsinghua University, Beijing 100084, P. R. China, Tel: 0086-10-62789338, E-mail: cheng1@tsinghua.edu.cn