



力学进展
Advances in Mechanics

镁合金腐蚀疲劳行为与寿命预测研究进展

康国政, 奥妮, 付正鸿, 李航, 阚前华

Research Progress on Corrosion Fatigue Behavior and Life Prediction of Magnesium Alloys

KANG Guozheng, AO Ni, FU Zhenghong, LI Hang, and KAN Qianhua

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.6052/1000-0992-26-008>

您可能感兴趣的其他文章

Articles you may be interested in

热端部件低温热腐蚀疲劳损伤机理、寿命模型和抗腐蚀设计方法

Low-temperature hot corrosion fatigue damage mechanism, life model, and corrosion resistance design method of hot section components

力学进展. 2022, 52(4): 809–851

燃气涡轮发动机关键部件疲劳小裂纹研究进展

Review of fatigue small cracks in key components of gas turbine engines

力学进展. 2023, 53(4): 819–865

数据驱动的金属疲劳寿命模型研究进展

Advances in data-driven models for fatigue life prediction of metallic materials

力学进展. 2025, 55(1): 30–79

基于有限元技术的疲劳裂纹扩展方法研究进展

Research progress of fatigue crack propagation method based on finite element technology

力学进展. 2024, 54(2): 308–343

数据驱动动力学与控制研究若干进展

Recent advances on data-driven dynamics and control

力学进展. 2025, 55(4): 747–818

透明陶瓷材料冲击响应特性及损伤演化规律研究

Research on impact response characteristics and damage evolution law of transparent ceramics

力学进展. 2023, 53(3): 497–560



关注微信公众号, 获得更多资讯信息

镁合金腐蚀疲劳行为与寿命预测研究进展

康国政^{1,*} 奥妮² 付正鸿¹ 李航¹ 阚前华¹

¹ 西南交通大学力学与航空航天学院, 成都 611756

² 西南交通大学轨道交通运载系统全国重点实验室, 成都 610031

摘 要 镁合金因其优异的比强度和比刚度, 在实现结构轻量化方面具有广阔的应用前景. 然而, 镁合金的腐蚀疲劳问题制约了其在关键承力构件中的可靠应用. 深入理解镁合金的腐蚀疲劳行为, 建立精准的寿命预测模型, 进而提出合理的防护措施, 是推动其工程应用的关键和前提. 为此, 本文系统综述了镁合金腐蚀疲劳行为的宏观演化规律、微观机制以及寿命预测等方面的研究进展: 首先概括了镁合金内在因素、腐蚀介质以及加载条件对其腐蚀疲劳宏观演化规律; 其次, 总结了镁合金的腐蚀疲劳损伤机理, 强调了原位和非原位表征方法以及主流的数值模拟方法的重要作用; 然后, 对镁合金腐蚀疲劳寿命预测模型的研究现状进行了系统梳理; 最后, 简要总结当前研究进展, 并展望了该领域未来的发展方向.

关键词 镁合金, 腐蚀疲劳, 损伤机理, 表征方法, 数值模拟, 寿命预测

中图分类号: O346.2+1 文献标识码: A

DOI: [10.6052/1000-0992-26-008](#) CSTR: [32046.14.1000-0992-26-008](#)

收稿日期: 2026-02-07; 录用日期: 2026-04-13; 在线出版日期:

* E-mail: guozhengkang@home.swjtu.edu.cn

引用方式: 康国政, 奥妮, 付正鸿, 李航, 阚前华. 镁合金腐蚀疲劳行为与寿命预测研究进展. 力学进展, 待出版

Kang G Z, Ao N, Fu Z H, Li H, KAN Q H. Research Progress on Corrosion Fatigue Behavior and Life Prediction of Magnesium Alloys. *Advances in Mechanics*, in press

© 2026 《力学进展》版权所有

1 引言

镁的密度仅为 1.74 g/cm^3 , 相当于铝的三分之二和钢的四分之一 (T.M. Pollock 2010), 是目前最轻的金属结构材料. 镁及其合金具有高比刚度和比强度、良好的导热和导电性、优良的阻尼减振和电磁屏蔽性能、良好的生物相容性、易于加工成型以及资源丰富和废料易于回收等诸多优点, 也被誉为 21 世纪最好的绿色工程材料 (Xu et al. 2019), 在航空航天、轨道交通、汽车工业等交通领域的运输装备中逐步得到了重要应用 (Xu et al. 2019, Sun et al. 2014, Ren et al. 2018, Behvar & Haghshenas 2023, Jafari et al. 2015, de Oliveira et al. 2024, Delavar et al. 2023, Yang et al. 2023), 是实现“双碳”战略目标的有效手段之一. 然而, 镁是一种非常活泼的金属元素, 其标准还原电位相对于标准氢电极为 -2.3 V , 电负性较高, 易发生腐蚀. 另外, 由于镁合金生成的氧化层 ($\text{MgO}/\text{Mg}(\text{OH})_2$) 并不能形成有效的钝化层 (Hara et al. 2007), 其腐蚀动力学过程演化非常迅速, 进一步加剧了腐蚀环境下镁合金力学性能的退化, 最终导致镁合金部件的过早失效; 同时, 服役环境中存在的氯离子、磷酸根和硝酸根等活性离子会加速 $\text{MgO}/\text{Mg}(\text{OH})_2$ 膜层的溶解和局部破坏, 从而促进腐蚀损伤的发生 (Jafari et al. 2015, Gupta 2020). 在实际服役过程中, 作为轻量化关键部件的镁合金构件 (如车体结构、飞机舱门框架等) 不仅受到腐蚀介质的影响, 还会受到疲劳载荷的作用, 腐蚀与疲劳的耦合作用使得镁合金的腐蚀疲劳失效机理尤为复杂, 同时加速镁合金的疲劳裂纹萌生和扩展, 使其疲劳寿命显著降低, 严重威胁镁合金构件的服役安全和使用寿命. 因此, 采用先进的实验表征和多尺度数值模拟手段深入研究镁合金的腐蚀疲劳损伤机理, 探明镁合金腐蚀疲劳的关键影响因素, 是提高镁合金腐蚀疲劳抗力, 建立镁合金腐蚀疲劳寿命预测模型的关键基础, 对于提高镁合金结构件的服役可靠性和使用寿命以及抗腐蚀疲劳设计具有重要意义.

近年来, 镁合金的腐蚀疲劳问题得到了人们的广泛关注, 也已经取得了较为丰硕的研究成果. 为了对已有成果进行总结, 进而明确需要进一步深入研究的方向, 本文综述了镁合金腐蚀疲劳的研究进展: 首先, 简要介绍了镁合金内在因素、腐蚀介质以及加载条件对腐蚀疲劳宏观演化规律的影响; 随后, 系统总结了镁合金的腐蚀疲劳损伤机理, 重点评述了原位和非原位表征方法以及主流的数值模拟方法的重要作用; 然后, 对镁合金的腐蚀疲劳寿命预测模型研究现状进行了系统评述; 最后, 进行了简要的镁合金腐蚀疲劳研究进展总结, 并针对已有研究的不足展望了镁合金腐蚀疲劳研究的未来发展方向. 本综述旨在为相关研究与工程人员提供参考, 以期推动镁合金更为广泛的工程应用.

2 镁合金腐蚀疲劳行为的宏观演化规律

镁合金在腐蚀环境中的疲劳行为复杂性高, 其宏观演化规律涉及腐蚀损伤与疲劳损伤的相互作用, 不仅受到自身的合金成分和制造工艺的显著影响, 还与腐蚀介质和外部加载条件密切相关. 近年来, 随着对腐蚀疲劳行为的深入研究, 人们通过多种实验手段, 逐步加深了对镁合金腐蚀疲劳演化规律的认识. 为此, 本节将从内在因素、腐蚀介质和加载条件对镁合金腐蚀疲劳的影响这三方面对已有研究成果进行评述.

2.1 镁合金内在因素的影响

镁合金的腐蚀疲劳行为在很大程度上取决于材料本征特性。其中, 合金元素、制造工艺及热处理制度通过调控晶粒结构、织构特征及第二相的类型与分布, 显著影响材料的力学响应与电化学不均匀性, 从而影响腐蚀疲劳损伤的演化过程。

2.1.1 合金元素对镁合金腐蚀疲劳行为的影响

镁合金根据其合金成分的不同, 主要可分为 Mg-Mn 系、Mg-Al-Zn 系 (AZ 系列)、Mg-Al-Mn 系 (AM 系列)、Mg-Zn-Zr 系 (ZK 系列) 以及含稀土元素的镁合金 (RE 系列)。其中, RE 镁合金, 尤其是 WE 系列镁合金, 因其显著的时效硬化能力及优异的高温力学性能, 被认为是最具应用前景的镁合金体系之一。在 WE 系列镁合金中, WE43 合金凭借良好的铸造性能、高强度、优异的抗蠕变性能及耐火性, 受到了人们的广泛关注 (Zhang et al. 2023, Knapek et al. 2018)。

不同牌号镁合金的本质差异在于合金元素的种类及其含量。Al, Zn, Mn, Zr, Ca 以及稀土元素是常见的合金化元素, 它们对镁合金的腐蚀及腐蚀疲劳行为具有显著影响。Olugbade 等 (2022) 系统总结了合金元素与镁合金电化学性质的关系, 如图 1 所示。

Al 元素是最常用的合金元素之一, 可显著提高镁合金的屈服强度, 但同时会降低铸造合金的塑性。Cao 等 (2016) 研究发现, 随着 Al 含量增加, β -Mg₁₇Al₁₂ 相逐渐形成并趋于连续分布, 这虽然可以在一定程度上提高耐蚀性, 但也会增强应力腐蚀敏感性。Chen 等 (2008) 发现, 当 Al 含量处于 4%~9% 范围内时, Mg-Al 合金表现出较高的应力腐蚀开裂 (SCC) 敏感性。此外, 不均匀分布的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相具有较高的氢过电位, 通常作为阴极促进基体阳极溶解, 从而加速裂纹的萌生与扩展 (Winzer et al. 2008)。

Ca 元素能够显著细化晶粒, 提高镁合金的强度与延展性。适量添加 (< 0.7wt.%) 有助于形成 CaCO₃ 和 (MgCa)CO₃ 等保护性腐蚀产物膜, 从而提升耐蚀性并增强抗应力腐蚀能力; 然而, 当 Ca 含量超过 1wt.% 时, 会促进 Mg₂Ca 相的析出, 导致显著的微电偶腐蚀, 加速局部腐蚀过程 (Aljabr et al. 2025)。Bian 等 (2016) 与 Ci 等 (2023) 均证实了这一“双刃剑效应”。例如, Bian 等 (2016) 研究表明: Mg-1Ca 合金在模拟体液中的疲劳强度高于高纯镁 (HP-Mg), 但随着 Ca 含量进一步增加, 腐蚀速率显著提高, 腐蚀坑成为疲劳裂纹的主要萌生源 (如图 2 所示)。

Zn 元素同样溶液具有晶粒细化作用, 可提高抗拉强度和塑性, 并促进表面钝化膜的形成, 从而改善耐蚀性。Du 等 (2011) 研究表明, 适量添加 Zn 有助于提高镁合金的抗应力腐蚀能力, 但过高含量会促进 MgZn₂ 等 η 相析出, 增强微电偶效应。Bian 等 (2016) 对 HP-Mg、Mg-1Ca 及 Mg-2Zn-0.2Ca 合金在空气和模拟体液 (SBF) 中的疲劳行为进行了研究, 结果表明, Mg-2Zn-0.2Ca 合金在 SBF 中的疲劳强度 (68 MPa) 高于 HP-Mg (52 MPa), 说明 Zn 有助于提高腐蚀疲劳抗力; 然而, SBF 环境显著降低了三种材料的疲劳强度, 且纯镁和 Mg-2Zn-0.2Ca 合金均未表现出明显的疲劳极限 (10⁷ 周次)。

对于 Mn 元素, Khan 等 (2006) 研究表明, 其可通过与 Fe 等有害杂质形成稳定化合物 (如 Al₃(Mn,Fe)₅ 相), 降低其对腐蚀的促进作用, 从而提高镁合金的耐蚀性及抗应力腐蚀能力; 此外,

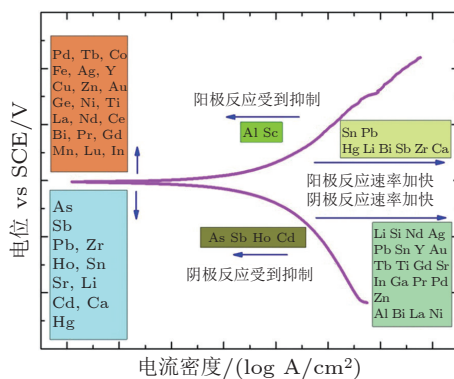


图 1

合金元素对镁合金阴极和阳极反应的影响及其对耐腐蚀行为的影响 (Olugbade et al. 2022)

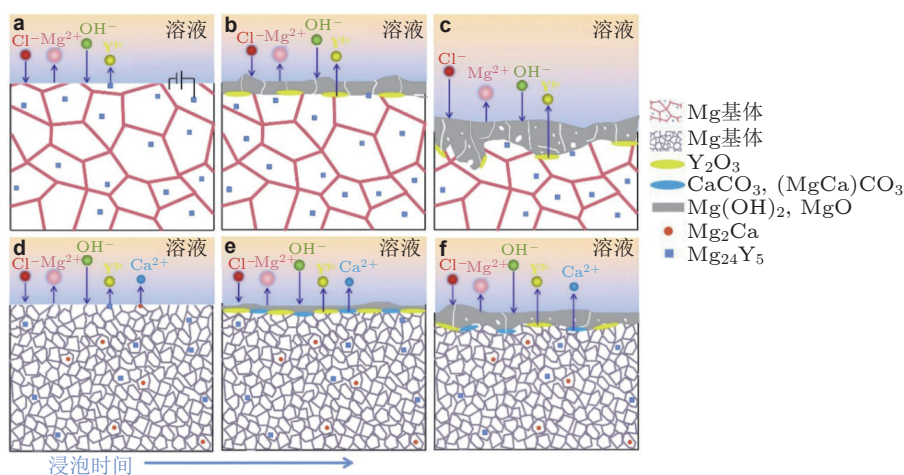


图 2

Mg-1Y-xCa 合金的腐蚀机理示意图: (a-c) Mg-1Y; (d-f) Mg-1Y-0.05Ca (Bian et al. 2016)

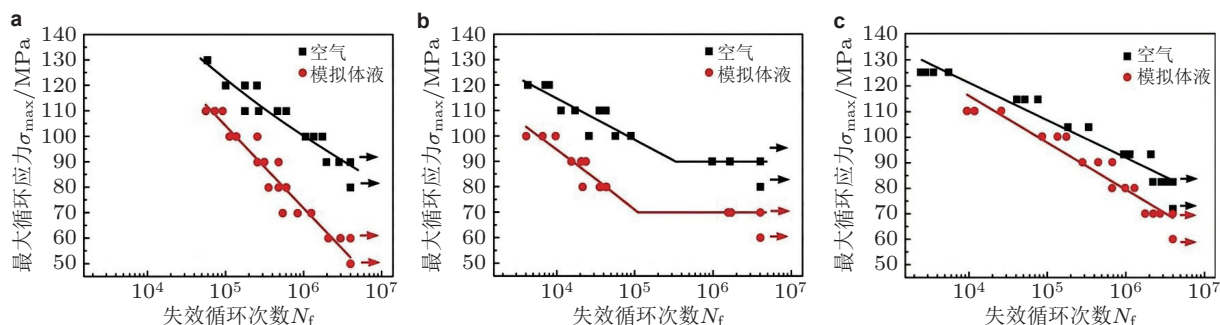


图 3

(a) HP-Mg 镁、(b) Mg-1Ca 镁合金和 (c) Mg-2Zn-0.2Ca 镁合金分别在空气中和模拟体液中的疲劳 $S-N$ 曲线 (Bian et al. 2016)

Mn (0.4 ~ 0.6wt.%) 还能通过细化晶粒及优化第二相分布, 延缓腐蚀坑形成并抑制裂纹萌生, 从而提高腐蚀疲劳寿命; 然而, 当 Mn 含量超过 1wt.% 时, 可能因粗大第二相的形成导致材料脆化, 使疲劳强度下降。

Zr 元素也是无 Al 镁合金中重要的晶粒细化元素, 可显著提高镁合金的强度与韧性, 并在一定程度上可以中和 Fe 杂质的不利影响。Sun 等 (2009) 研究表明, Zr 对耐蚀性的影响呈非单调变化: 当含量为 0.42wt.% 时耐蚀性下降, 而增加至 0.93wt.% 时则有所改善, 其存在最佳含量区间; 此外, 0.42wt.% Zr 的添加可协同提升 Mg-10Gd-3Y 合金的力学性能与耐蚀性能。

针对 Sr 元素, 已有研究 (Liu et al. 2016, Liu et al. 2010) 表明, 其可提高镁合金的抗拉强度, 但需控制在合理范围内以避免延伸率显著降低。另外, Song 等 (2022) 研究表明, Sr 的添加会促进 $Mg_{17}Sr_2$ 等第二相析出, 增加微电偶腐蚀, 从而降低 Mg-Zn-Ca 合金的耐蚀性。

稀土元素对镁合金性能的调控作用尤为显著, 其在镁基体中具有较高固溶度, 可同时改善力学性能与耐蚀性。例如, de Oliveira 等 (2024) 的研究表明, Nd 元素的引入 (如在 AZ91 合金中形成 Nd_2O_3) 有助于提高耐蚀性并增强疲劳性能。然而, 稀土元素对镁合金腐蚀性能的作用亦具有两面性。例如, Xu 等 (2022) 发现, 在 Mg-2Zn-0.4Mn-0.1Sr 合金中添加稀土元素 Gd 会导致腐蚀电流密度增加, 不利于镁合金耐腐蚀性能的提升。另外, Pereira 等 (2021) 的研究表明, 添加稀土元素的 WE43 合金由等轴 α -Mg 晶粒组成, 基体及晶界处分布有 $Mg_{41}Nd_5$ 和 $Mg_{24}Y_5$ 沉淀相; 与商业纯镁相比, WE43 合金在 0.6 M NaCl 溶液中的腐蚀速率降低约 1 ~ 2 个数量级。这主要归因于稀土元素促进镁合金形成致密且稳定的含 Y 和 Nd 元素的保护性氧化膜, 从而有效抑制腐蚀过程。

综上所述, 镁合金中合金元素的种类及含量对其腐蚀疲劳行为具有重要影响, Al, Zn, Ca, Mn, Zr 及稀土等元素可通过调控微观组织和电化学特性改善力学性能与耐蚀性, 但普遍存在最佳含量范围, 过量添加反而会产生不利影响。此外, Fe、Ni 和 Cu 等杂质元素应严格控制, 否则会显著加剧腐蚀并降低腐蚀疲劳抗力。因此, 在工程应用中需结合服役环境与性能需求, 合理设计合金成分体系, 以充分发挥镁合金的综合性能优势。

2.1.2 制造工艺对镁合金腐蚀疲劳行为的影响

根据制造工艺的不同, 镁合金通常可分为铸造镁合金、变形镁合金和增材制造镁合金等。其中, 铸造镁合金则多用于复杂结构件的制造, 其疲劳性能与铸造缺陷 (如气孔、缩松等) 密切相关 (曾荣昌 等 2004); 变形镁合金主要用于对力学性能要求较高的场合, 其疲劳行为通常受夹杂物及第二相颗粒控制。近年来, 随着增材制造技术的发展, 增材制造镁合金逐渐成为研究热点 (Yin et al. 2019, Zhao et al. 2022)。

对于铸造镁合金, 其内部普遍存在孔洞、缩松、夹杂以及连续或半连续的第二相网络结构 (Li et al. 2022, Li et al. 2017), 这些缺陷在常规疲劳条件下往往成为裂纹的优先形核位置。然而, 在腐蚀环境中, 腐蚀坑通常先于原有铸造缺陷演化为主导裂纹萌生源 (Khan et al. 2011), 这表明腐蚀作用在一定程度上改变了铸造镁合金疲劳损伤的主控机制。

对于变形镁合金, 挤压、轧制等塑性加工过程可显著细化晶粒、减少铸造缺陷并形成强织构, 同时在 AZ、ZK 等体系中促进弥散第二相 (如 β - $Mg_{17}Al_{12}$, $MgZn_2$) 的析出 (Lugo et al. 2013)。

这些组织特征通常有利于提高材料在空气中的疲劳强度. 然而, 在含 Cl⁻ 介质中, 由于第二相与基体之间存在电位差, 易诱发微电偶腐蚀, 形成腐蚀坑并在循环载荷作用下演化为短裂纹 (Sharma et al. 2015); 此外, Nan 等 (2008) 和 Bhuiyan 等 (2010) 的研究表明, 强织构还可能导致裂纹沿特定滑移系优先生长. 孪晶作为变形镁合金中的典型结构特征, 是实现晶粒细化的重要机制之一. 相较于剧烈塑性变形引入的非平衡晶界, 孪晶界具有更低的界面能, 有助于在提高强度的同时维持较好的耐蚀性能. Yan 等 (2021) 通过多向压缩获得了由致密超细孪晶构成的超细晶 AZ80 镁合金 (晶粒尺寸约 300 nm), 该合金在实现高达 469 MPa 的拉伸强度的同时, 也使腐蚀速率降低了一个数量级, 显著提高了镁合金的抗应力腐蚀能力. 一般认为, 晶粒细化有助于降低镁合金的腐蚀速率, 其机制主要包括: 加速表面氧化膜的形成、缓解腐蚀产物层与基体之间的应力以及促进杂质在晶界处偏聚, 从而改善耐蚀性 (Ahmadkhaniha et al. 2017). 然而, 这一规律并非普适. 例如, Chen 等 (2019) 发现, 经表面机械研磨 (SMAT) 处理的 AZ31 镁合金虽形成了纳米晶层, 但其腐蚀速率反而提高了约 2 倍. 这是由于剧烈塑性变形引入了大量位错及高能非平衡晶界, 使材料处于更高能量状态, 从而加剧腐蚀过程 (Miyamoto 2016). 因此, 晶粒细化对腐蚀疲劳性能的影响也具有两面性, 要根据实际情况而定. 例如, Jafari 等 (2023) 研究了不同挤压温度 (325 °C 与 400 °C) 对 ZX10 (Mg-Zn-Ca) 镁合金腐蚀疲劳行为的影响, 结果表明: 在空气环境中, 细晶材料 (E325) 由于晶界强化作用表现出更优的力学性能; 然而, 在模拟体液中, 细晶材料的失效延伸率及腐蚀疲劳寿命却与粗晶材料 (E400) 相近, 说明晶粒细化对腐蚀疲劳抗力的提升有限. 相反, Huang 等 (2022) 在 3.5wt.% NaCl 溶液中研究 AZ80 镁合金的应力腐蚀行为时发现, 晶粒细化可同时提高耐蚀性及抗应力腐蚀性能. 这进一步表明晶粒细化对镁合金腐蚀行为的作用机制较为复杂.

对于增材制造镁合金, Deng 等 (2025) 研究表明, 激光选区熔化 (LPBF) 制备的 WE43 镁合金, 其腐蚀速率及腐蚀疲劳性能对能量密度、扫描策略及后续热处理高度敏感. 与铸态镁合金相比, 未经优化的 LPBF 制备的镁合金通常表现出更高的腐蚀速率及更差的腐蚀疲劳性能, 其主要原因在于内部孔隙及表面粗糙度放大了局部电化学反应与应力集中效应 (Zeng et al. 2022).

综上所述, 制造工艺通过引入差异化的微观组织结构, 对镁合金的腐蚀疲劳行为产生重要影响: 铸造工艺易引入缺陷及偏析, 促进腐蚀与裂纹萌生; 变形工艺通过晶粒细化、织构形成以及孪晶引入, 在提高强度的同时对腐蚀行为产生较为复杂的影响; 而增材制造则由于其快速凝固与层状构建特征, 形成非平衡组织与各向异性结构, 其腐蚀疲劳机制与传统工艺制备的镁合金显著不同.

2.1.3 热处理制度对镁合金腐蚀疲劳行为的影响

热处理制度通过调控镁合金的微观组织状态, 在其腐蚀疲劳行为中发挥了关键作用 (Du et al. 2025, Sudharsan & Annamalai 2024). 固溶处理、时效处理及其组合工艺可显著改变第二相的尺寸、形态及分布特征, 并调节溶质元素的固溶程度, 从而影响材料的电化学不均匀性及局部腐蚀敏感性; 同时, 热处理还会引起晶粒尺寸演化以及残余应力的释放与再分布, 进而影响循环载荷作用下的变形协调能力与裂纹萌生行为. 因此, 通过合理设计热处理制度, 实现组织结构

与性能的协同优化, 是提升镁合金腐蚀疲劳抗力的重要途径.

在腐蚀环境中, 晶界处第二相颗粒通常作为阴极, 与 α -Mg 基体形成微电偶, 加速基体的阳极溶解, 从而降低镁合金的耐蚀性 (Srinivasan et al. 2014). 为改善这一问题, 常通过固溶处理将第二相溶解并重新分配至基体中, 以减弱微电偶效应 (Qi et al. 2022). Wang 等 (2016) 研究表明, T4 处理可有效溶解 MgZn_2 沉淀相, 使合金元素分布更加均匀, 从而降低局部电位差并抑制腐蚀坑处的应力集中, 延缓裂纹萌生; 此外, 热处理前后材料的开裂机制均与氢致脆化密切相关. 然而, 热处理对镁合金腐蚀行为的影响也具备两面性. 例如, Liang 等 (2011) 研究表明, 经 T6 时效处理后, 弥散析出的第二相可作为阴极相均匀分布, 从而在一定程度上减缓腐蚀过程. 然而, Wang 等 (2024) 对 Mg-6Gd-3Y-0.5Zr 合金的研究表明: 铸态组织中粗大的 $\text{Mg}_{24}(\text{Gd}, \text{Y})_5$ 相作为阳极优先溶解, 导致严重局部腐蚀; T4 处理后该相溶解进入基体, 虽形成 $(\text{Y}, \text{Gd})\text{H}_2$ 阴极相, 但由于其尺寸较小, 腐蚀程度有所降低; 但是, T6 处理后该镁合金中形成了纳米级弥散析出的沉淀相, 有效削弱了微电偶效应, 使合金表现出最佳耐蚀性能. Qi 等 (2022) 的研究进一步表明, 在 3.5wt.% NaCl 盐雾环境中, Mg-3Nd-3Gd-0.2Zn-0.5Zr 合金的耐蚀性大小规律为: 铸态 < T6 < T4. 固溶处理通过溶解共晶相显著减缓局部腐蚀, 而 T6 态中析出相及晶界相的增加则提高了局部腐蚀敏感性. 同时, 其应力腐蚀敏感性大小规律为: 铸态 > T6 > T4, 且主要开裂机制为氢致开裂, 表明热处理可通过调控氢扩散与微观结构特征显著影响应力腐蚀行为.

在腐蚀疲劳方面, Wang 等 (2019) 研究发现, T4 固溶处理可显著提高 Mg-Zn-Y-Zr 合金在 3.5wt.% NaCl 溶液中的疲劳强度 (5×10^6 周次下由 30 MPa 提高至 50 MPa). 其机制在于 MgZn_2 相的溶解提高了耐蚀性, 从而抑制氢致脆化对腐蚀疲劳性能的不利影响. 然而, 在高应力幅值下, 孪晶的广泛激活及其开裂行为成为新的主导失效机制, 导致疲劳寿命下降 (见图 4).

综上所述, 热处理制度主要通过调控镁合金的微观组织特征, 尤其是第二相及析出相的形态、尺寸与分布, 进而影响其电化学行为与力学响应, 最终决定镁合金的腐蚀、应力腐蚀及腐蚀疲劳性能. 固溶处理 (T4) 可消除粗大共晶相, 减弱微电偶效应并抑制应力集中, 从而大幅提升疲劳强度; 而时效处理 (T6) 的效应具有显著的体系特异性, 纳米级弥散析出虽能强化基体, 但也可能增加局部腐蚀与氢脆敏感性. 热处理对性能的优化具有显著的载荷依赖性. 在低应力幅值下, 优化重点在于通过固溶处理抑制阳极溶解; 而在高应力幅值下, 则需通过组织调控 (如细化晶粒或析出相强化) 来权衡孪晶变形机制对疲劳寿命的损伤. 因此, 针对特定服役环境协同设计组织与性能, 是提升镁合金抗腐蚀疲劳能力的关键.

2.2 腐蚀介质的影响

腐蚀溶液的类型和特性是影响镁合金腐蚀行为的关键变量, 不同类型的腐蚀溶液通过改变溶液的化学成分、pH 值、离子浓度等因素 (Martin et al. 2010, Kovacevic et al. 2025), 在显著调控腐蚀速率的同时, 也会对裂纹萌生、扩展及疲劳寿命产生重要影响. 基于镁合金的典型服役场景, 本小节选择模拟生理体液 (如 Hanks 溶液)、盐溶液 (NaCl 溶液) 及潮湿空气作为代表性腐蚀环境 (Jafari & Harandi 2015, Jafari & Raman 2015) 进行相关研究现状的评述. 其中, 生理体液对应生物医用镁合金的应用场景; 盐溶液模拟工业和海洋环境中的 Cl⁻ 腐蚀条件; 潮湿空气则

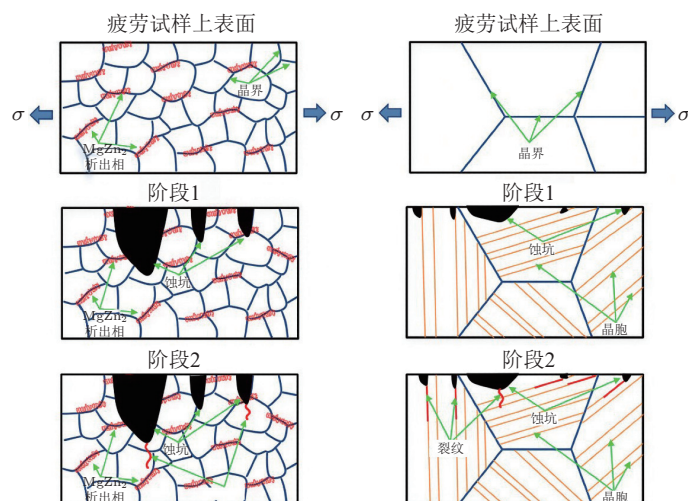


图 4

腐蚀疲劳裂纹萌生过程示意图: (a) 锻造态镁合金; (b) 固溶处理态镁合金 (Wang et al. 2019)

反映一般大气腐蚀环境. 已有研究 (Delavar et al. 2023) 表明, 含有氯化物的腐蚀环境对镁合金的耐腐蚀性影响最大, 这类侵蚀性离子加速了 $\text{Mg}(\text{OH})_2$ 保护层的溶解, 进而促进腐蚀损伤的演化. 了解不同腐蚀介质对镁合金腐蚀疲劳行为的影响, 不仅有助于揭示镁合金在实际应用中的疲劳损伤机理, 也可对镁合金的防护和应用优化提供重要参考.

2.2.1 模拟体液

由于镁合金具有很好的生物相容性和合适的力学性能, 已被广泛用于人体或动物体内的临时植入装置 (如销、板、螺钉、支架等). 在生物体内的服役环境下, 镁合金不可避免地受到腐蚀性体液与循环载荷的相互作用, 最终导致腐蚀疲劳失效. 模拟体液是一种化学成分接近人体血浆的溶液, 常用于评估生物医用镁合金在体内环境下的腐蚀行为. 为了研究腐蚀性体液对镁合金植入装置服役行为的影响, 人们研究了各种模拟体液对镁合金腐蚀疲劳行为的影响. 例如, Liu 等 (2020) 对挤压态 Mg-Zn-Y-Nd 镁合金在模拟体液中的腐蚀疲劳行为研究发现, 该合金在空气中的疲劳极限为 65 MPa, 而在模拟体液中无明显疲劳极限. 然而, Harandi 等 (2017) 对 AZ91D 镁合金在模拟体液中的腐蚀疲劳行为, 特别是牛血清白蛋白 (BSA) 对腐蚀疲劳影响的研究发现: 在 Hanks 溶液中添加 BSA 后, 镁合金的疲劳寿命显著增加; BSA 通过吸附和螯合作用影响镁合金的腐蚀行为, 从而改善其在生理环境中的腐蚀疲劳性能.

Meng 等 (2019) 通过调控磷酸盐缓冲溶液的 pH 值 (5.2, 7.4, 9.0), 系统研究了热滚压 AM60 镁合金的腐蚀疲劳行为: 如图 5 所示, 随着 pH 值降低, 腐蚀速率增加, 腐蚀疲劳寿命缩短, 且疲劳裂纹萌生与氢脆有关. Sun 等 (2021) 研究了磷酸盐缓冲溶液的 pH 值 (5.2, 7.4, 9.0) 对 ZK60 镁合金腐蚀和疲劳裂纹扩展行为的影响, 结果表明: 随着 pH 值的增加, 镁合金表面保护层的完整性和致密性提高, 减少了侵蚀性离子、氢与镁基体的接触通道, 从而抑制了点蚀和裂纹扩展速率; 点蚀和氢脆是 L_I 阶段 (L_I 阶段指裂纹尖端距 CT 试样表面 1.6 mm 以内的阶段) 裂纹扩展速率曲

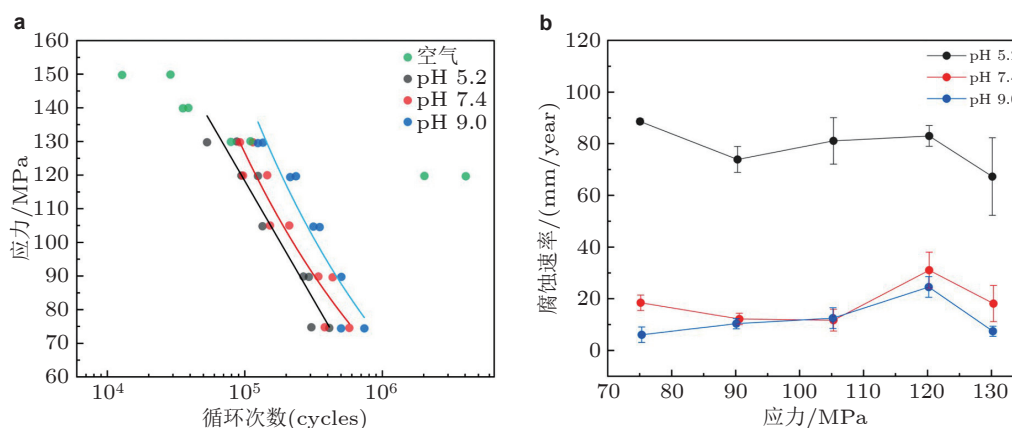


图 5

磷酸盐缓冲溶液对 AM60 镁合金腐蚀疲劳行为的影响 (Meng et al. 2019): (a) 模拟体液 pH 值对镁合金的疲劳 $S-N$ 曲线的影响; (b) 模拟体液的 pH 值对镁合金腐蚀速率的影响

线斜率较大的主要原因; 在 L_{II} 阶段 (L_{II} 阶段指裂纹尖端距 CT 试样表面 8 mm 以内的阶段), pH 值的影响减弱, 裂纹扩展曲线的斜率降低; 随着裂纹尖端的快速移动, 点蚀和氢脆逐渐减少, 力学因素成为裂纹扩展的主导因素, 腐蚀环境对裂纹扩展起辅助作用; 腐蚀环境的 pH 值对裂纹扩展行为影响显著, 且在低应力条件下, 腐蚀对裂纹扩展的影响更为复杂。

综上所述, 大部分模拟体液都显著降低了镁合金的腐蚀疲劳性能; 但是, 在某些模拟体液中, 由于蛋白质的吸附和螯合作用对镁合金腐蚀行为存在影响, 改善了其在生理环境中的抗腐蚀疲劳性能. 可见, 该体液环境下的镁合金腐蚀疲劳行为还需要进一步深入研究。

2.2.2 盐溶液

随着高端装备关键部件的轻量化需求日渐提升, 镁合金部件逐渐应用于轨道交通、航空航天等领域. 这些部件常暴露于盐雾、盐溶液、雨水以及潮湿大气等复杂环境中, 实际服役性能与寿命面临严峻挑战. 由于当前研究主要关注盐溶液或潮湿空气对镁合金力学行为的影响, 本小节重点要阐述盐溶液对镁合金疲劳行为的影响, 下一小节将讨论潮湿大气的影响。

大量研究表明, 盐溶液显著降低镁合金的疲劳性能. 例如, Wang 等 (2015) 对铸造 Mg-Gd-Y 合金在实验室空气和 3.5wt.% NaCl 溶液中的旋转弯曲疲劳行为对比研究表明: 在实验室空气中, 镁合金在 20 Hz 和 5 Hz 的疲劳强度均为 120 MPa (对应于 10^6 周次的疲劳寿命); 在 NaCl 溶液中, 随着频率由 20 Hz 下降到 5 Hz, 疲劳强度相应地从 80 MPa 降低到 60 MPa. Jiang 等 (2020) 对挤压 Mg4Zn0.2Sn 镁合金在去离子水基氯化钠溶液 (NaCl-DIW) 和人工自来水基氯化钠溶液 (NaCl-ATW) 两种不同腐蚀介质中的腐蚀疲劳行为研究表明: Mg4Zn0.2Sn 镁合金在 NaCl-DIW 溶液中表现出严重的局部腐蚀和快速的疲劳性能下降; 然而, 在 NaCl-ATW 溶液中, 由于形成了高保护性的碳酸钙层, 该镁合金的腐蚀疲劳寿命显著延长. Pereira 等 (2022) 对 WE43 镁合金在实验室空气和 0.6 M NaCl 溶液中的疲劳裂纹扩展行为的研究发现: 在 Paris II 区结束时, 盐碱环境中的

疲劳裂纹扩展速率提高了近两个数量级;此外,在盐水环境中,断口显示晶间和穿晶混合开裂。

镁合金表面可以在自然状态下形成一种厚度约为 $1 \sim 2 \mu\text{m}$ 的 $\text{Mg}(\text{OH})_2$ 薄膜,在较宽 pH 范围内具有一定保护作用 (She et al. 2024). 当镁合金浸没在溶液中时,这层薄膜的部分区域会发生溶解,并在静应力或者循环载荷作用下进一步破裂,失去对镁合金的保护作用. 对于含铝的 AZ 系列镁合金, Fairman 和 Bray(1971) 提出将两个 Al^{3+} 掺入四面体 $\text{Mg}(\text{OH})_2$ 中替换三个 Mg^{2+} 并空格位点的方案,进而在含铝镁合金的表面形成了相较于纯镁表面更厚的薄膜. 尽管在镁合金中添加铝元素一般可以显著增强其耐腐蚀性,但仍未能完全抑制镁合金对点蚀的敏感性 (Wang et al. 2010).

由于镁的高负电位,其在水溶液中 (特别是在含氯环境中) 一般会发生阳极溶解 (Pardo et al. 2008). 因此,镁合金在含氯环境中更容易表现为局部腐蚀现象,如点蚀 (Kannan et al. 2008) 等. 除阳极溶解外,镁合金的腐蚀行为还伴有以析氢反应 (Pardo et al. 2008) 为代表的阴极反应. 人们普遍认为氢气在镁合金的环境辅助开裂中起着重要作用 (Atrens et al. 2006). Kannan 和 Dietzel(2012) 对连续浸泡在蒸馏水中和预暴露于蒸馏水后进行慢应变速率拉伸试验的 AZ80 镁合金试样力学性能对比研究发现,氢气可以通过腐蚀坑扩散到镁基体中,进而引起氢脆 (HE),显著降低镁合金的拉伸强度. Atrens 等 (2006) 研究发现镁在环境温度下的氢扩散系数足以允许在应力腐蚀裂纹萌生之前进行氢传输. Winzer 等 (2008) 通过对比 AZ91、AZ31 和 AM30 镁合金在蒸馏水中的应力腐蚀开裂行为,讨论了第二相粒子对氢在镁合金内部扩散的影响,结果表明:由大量 β 颗粒和 α 基体组成的 AZ91 镁合金中的 $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ - β 相增强了镁基体内的氢传输,并且随着 β 相的增加,镁合金对氢脆的敏感性增加. 此外, Xie 等 (2025) 对镁合金在氯化物和硫酸盐介质中的腐蚀行为研究发现:由于镁合金仅在 NaCl 溶液中存在明显的微电偶腐蚀现象,导致该合金在硫酸盐溶液中表现出比氯化物溶液更低的腐蚀速率.

综上所述,盐溶液作用下镁合金发生的阳极溶解和析氢反应是导致镁合金疲劳性能严重衰减的原因. 目前,面向工程应用的镁合金腐蚀疲劳研究主要集中于盐溶液. 尽管镁合金部件会服役于沿海等盐雾环境地区,但目前鲜有研究者关注盐雾环境对镁合金疲劳行为的影响,这需要在今后的研究中加以考虑.

2.2.3 潮湿空气

一般来说,具有一定湿度的大气环境对大多数金属构件的疲劳行为几乎没有影响. 但是,已有研究 (Sajuri et al. 2005, Bhuiyan et al. 2008, Tokaji et al. 2009) 表明,潮湿空气对镁合金的疲劳行为却有显著的影响. Sajuri 等 (2005) 研究了模拟汽车服役环境的不同相对湿度 (55% 和 80%) 和不同温度 (20 $^{\circ}\text{C}$ 和 50 $^{\circ}\text{C}$) 的空气环境对挤压 AZ61 镁合金疲劳行为的影响,结果如图 6 所示,可见:相对湿度为 55%、温度为 20 $^{\circ}\text{C}$ 和 50 $^{\circ}\text{C}$ 时,该材料的疲劳极限处于 140 $\sim$ 150 MPa 范围内;当温度保持不变而相对湿度增加到 80% 时,疲劳极限显著降低到 110 MPa. Sajuri 等 (2005) 的进一步分析表明,疲劳强度的降低主要与 80% 高湿度下镁合金表面形成的腐蚀坑相关,而在 55% 的低湿度下则并未观察到类似的腐蚀坑.

Bhuiyan 等 (Bhuiyan et al. 2010) 对比研究了挤压 AZ80-T5 镁合金在低湿度环境 (35 $\sim$ 40%

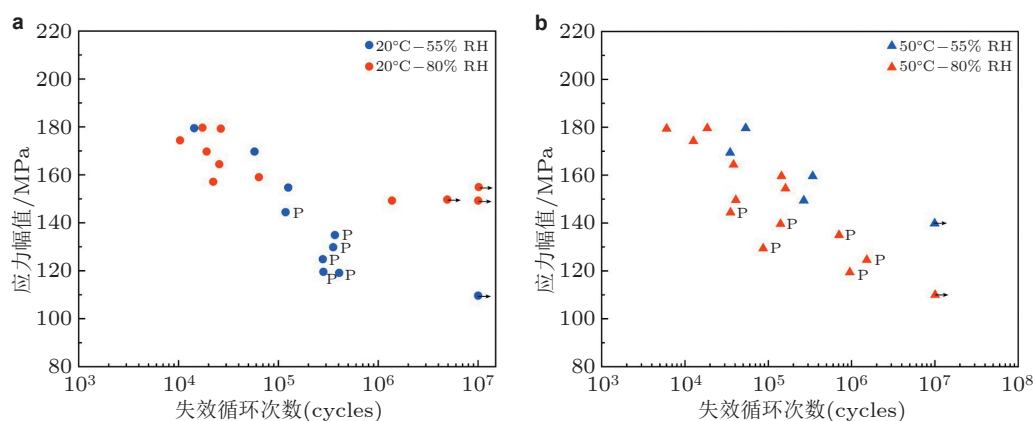


图 6

AZ61 镁合金在不同温度和不同湿度下的疲劳 $S-N$ 曲线 (Sajuri et al. 2005): (a) 在 20 °C 下相对湿度分别为 55% 和 80% 的疲劳 $S-N$ 曲线, (b) 在 50 °C 下相对湿度分别为 55% 和 80% 的疲劳 $S-N$ 曲线, 其中, 填充符号旁边的 P 表示由腐蚀坑引起的疲劳失效

相对湿度)、高湿度环境 (80% 相对湿度) 和 5wt.% NaCl 环境中的疲劳行为, 结果表明: 与低湿度环境下的疲劳强度相比, 挤压镁合金 AZ80-T5 在高湿度环境和 5wt.% NaCl 溶液中疲劳强度均有所降低, 降低率分别为 18% 和 78%. Tokaji 等 (2009) 研究了锻造镁合金 AZ31 和 AZ61 在实验室空气 (湿度和温度分别为 50 ~ 70% 和 20 ~ 25 °C)、干燥空气和蒸馏水中的疲劳裂纹扩展行为, 结果表明: 在蒸馏水中的疲劳裂纹扩展速率与实验室空气环境中的几乎相同, 而在干燥空气中的疲劳裂纹扩展速率比实验室空气环境和蒸馏水中的值低一个数量级 (见图 7). 可见, 实验室空气环境中的水分或湿度会显著影响镁合金的疲劳裂纹扩展行为, 也说明了具有一定湿度的实验室空气环境不适合作为镁合金的非腐蚀性参考环境. 另一方面, Tokaji 等 (2009) 认为, 在实验室空气环境中, 裂纹尖端附近的局部环境会因水分的毛细现象而变得潮湿, 裸露表面与实验室空气环境中所含的水分之间发生腐蚀反应进而析出氢, 氢原子扩散至裂纹尖端导致尖端区域脆化进而提高疲劳裂纹扩展速率. 虽然这种条件下引起的腐蚀并不严重, 产生的氢气量也相对较少, 然而, 已有研究表明少量的氢气足以引起脆化 (Stampella et al. 1984). 因此, 实验室空气环境中的疲劳裂纹面形貌基本呈阶梯状、解理状刻面和河流状, 表现为脆性断裂, 而在干燥空气中无论 ΔK 水平如何, 均呈延性断裂特征 (Tokaji et al. 2009).

上述研究表明, 潮湿空气中镁合金疲劳裂纹扩展速率加快的主要原因是氢脆, 然而, 受氢气难以直接表征的局限, 空气湿度对镁合金疲劳裂纹扩展行为的影响尚不清楚. 为了探明这种影响, Uematsu 等 (2014) 基于氢显微打印方法, 将氢气在镁合金中的分布进行了可视化, 研究了不同空气湿度下 AZ61 镁合金的疲劳裂纹扩展及氢气沿裂纹尾流的扩散行为, 结果表明: 与干燥空气相比, 即使在 30% 的低湿度下, 疲劳裂纹扩展速率也会加快, 并且在所有潮湿条件下疲劳裂纹扩展速率几乎相同 (见图 8), 这说明 AZ61 的疲劳裂纹扩展速率对潮湿环境敏感, 但对相对湿度水平不敏感; 氢脆很容易通过少量氢原子扩散导致加速现象, 但加速效应在低湿度下可能会饱和;

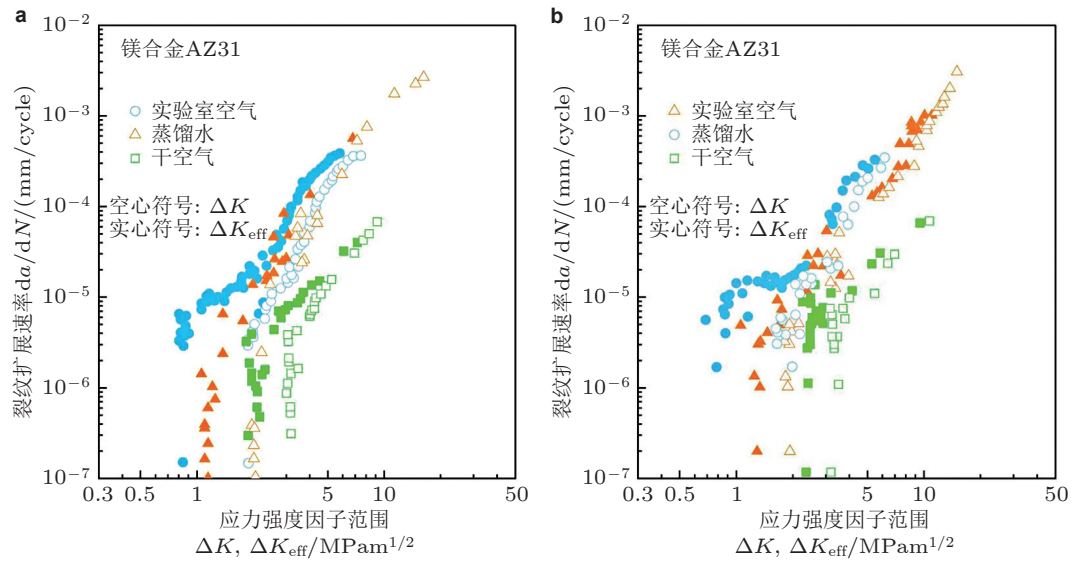


图 7

干燥空气和蒸馏水中疲劳裂纹扩展速率与应力强度因子范围的关系 (Tokaji et al. 2009): (a) AZ31 镁合金; (b) AZ61 镁合金

此外, 在中间 ΔK 区域, T5 热处理的样品在潮湿和干燥空气中的疲劳裂纹扩展速率差异略大于未热处理样品的差异 (见图 8), T5 热处理镁合金中 β 相的析出提高了疲劳裂纹扩展速率对湿度的敏感性。

此外, 部分研究关注了润滑油等工程介质的影响。例如, Eliezer 等 (2025) 研究了 25 °C 时压铸 AZ91D 和 AM50 镁合金在空气、传动油和天然矿物油下的疲劳行为, 结果表明: 天然矿物油在疲劳测试中表现出非常高的防护性能; 与空气相比, 天然矿物油使 AZ91D 合金的疲劳寿命延长 4 倍, 而传动油仅增加 2 倍; 与空气环境相比, AM50 合金在油中表现出更高的疲劳寿命; 与 AM50 合金相比, AZ91 合金对环境的敏感性更高。然而, He 等 (2014) 对挤压 AZ31 镁合金在空气和齿轮油中的高频 (90 ~ 102 Hz) 疲劳行为研究发现: 与空气中相比, 镁合金在齿轮油中的腐蚀疲劳极限却降低了 3.52%。这说明, 在不同的疲劳形式下, 环境介质对镁合金疲劳寿命的影响呈现出不尽相同的现象, 需要进行更为全面的研究。

综上所述, 现有镁合金腐蚀疲劳研究主要采用模拟体液、盐溶液及潮湿空气等介质, 大多显著降低其疲劳性能。然而, 镁合金构件可能工作在更加复杂的介质环境中, 如润滑油、油气混合甚至伴随高温介质的工况下, 相关认知尚不深入。同时, 在模拟体液中, 由于蛋白质的吸附和螯合作用会影响镁合金的腐蚀行为, 可能会改善其在生理环境中的抗腐蚀疲劳性能。值得注意的是, 具有一定湿度的大气环境也会劣化镁合金的疲劳性能, 然而, 由于潮湿空气或蒸馏水等介质腐蚀性较弱, 因此对镁合金疲劳行为的影响弱于盐溶液。另外, 镁合金腐蚀过程中会产生大量氢气, 直接影响镁合金的疲劳行为, 尤其是疲劳裂纹扩展行为。总而言之, 当前镁合金的腐蚀疲劳行为主要以医学领域为主, 然而随着“双碳”政策的实施, 结构轻量化逐渐成为工程领域的关注重

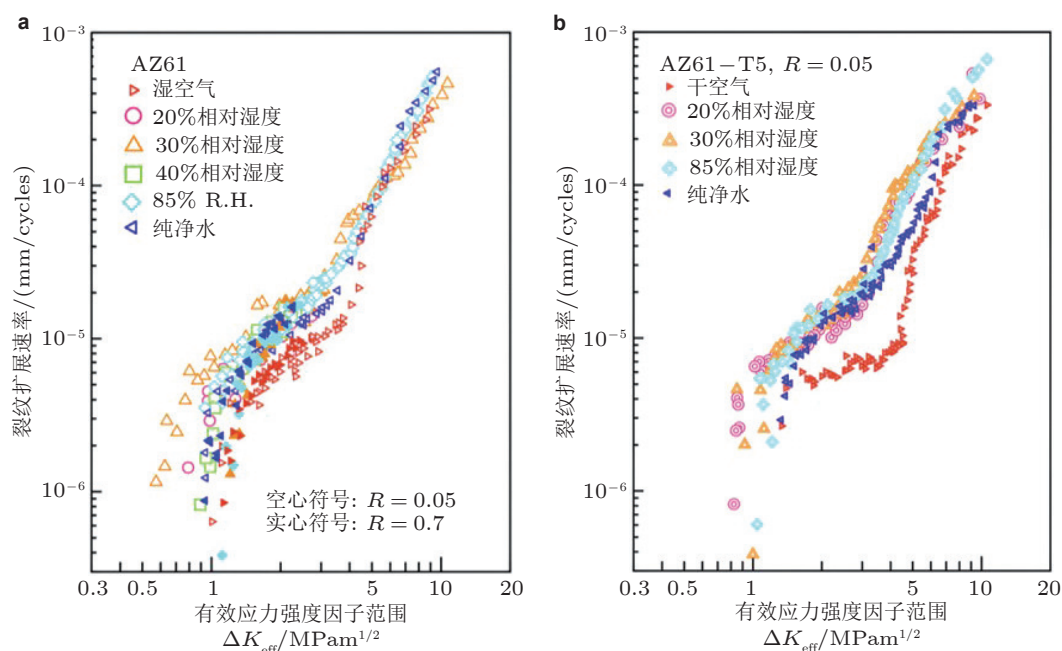


图 8

疲劳裂纹扩展速率与有效应力强度因子范围的关系 (Uematsu et al. 2014): (a) 未热处理态 AZ61 镁合金和 (b) AZ61-T5 镁合金

点, 镁合金将有望广泛应用于轨道交通、航空航天等多个领域. 未来需要更加关注镁合金在雨水和盐雾等模拟实际服役环境下的腐蚀疲劳行为.

2.3 加载条件对镁合金腐蚀疲劳行为的影响

镁合金的腐蚀疲劳性能不仅受腐蚀介质的影响, 还与加载条件密切相关. 不同的加载模式, 如交变载荷波形、水平、应力比和频率等, 都会对镁合金腐蚀疲劳行为产生显著的影响. 已有研究表明, 交变载荷波形和水平直接影响裂纹尖端塑性区与腐蚀介质的交互作用进而影响裂纹的萌生和扩展, 而应力比的变化则可能显著改变裂纹的扩展路径和速率, 从而影响疲劳寿命的长短. 此外, 加载频率通过影响腐蚀介质与镁合金的作用时间进而直接影响腐蚀疲劳行为. 可见, 厘清加载条件对镁合金腐蚀疲劳行为的影响, 可以为镁合金及其构件的腐蚀疲劳寿命预测提供更强有力的支持.

2.3.1 腐蚀和疲劳加载次序对镁合金腐蚀疲劳行为的影响

为了模拟承载部件的实际服役工况, 目前主要采用两种腐蚀和疲劳的不同加载次序开展研究, 即: 一种是先进行腐蚀, 腐蚀结束后进行空气中的疲劳试验, 本文称为预腐蚀疲劳; 另一种是腐蚀与疲劳过程同步进行, 即腐蚀疲劳. 本小节将针对这两种腐蚀疲劳形式的研究现状进行总结和评述. 此外, 由于镁合金在非对称循环载荷作用下将产生明显的棘轮行为, 因此, 本小节也将总结预腐蚀对镁合金棘轮行为影响方面的研究成果.

(1) 预腐蚀疲劳

预腐蚀疲劳是指材料先在腐蚀环境中暴露一段时间后, 再在空气或者惰性环境中承受循环载荷而发生的破坏行为. 它的核心特点在于腐蚀阶段和疲劳阶段是分开的, 即在施加疲劳载荷时, 腐蚀环境不再作用于材料, 疲劳裂纹萌生和扩展主要发生在非腐蚀环境中. 目前, 人们对变形镁合金的预腐蚀疲劳行为开展了较多的实验研究. 例如, Chamos 等 (2010) 对 5wt.% 中性盐雾中预腐蚀前后的热轧 AZ31 镁合金开展了应力比为 0.1 的高周疲劳行为研究, 发现预腐蚀 70 小时形成的损伤促进了疲劳裂纹萌生, 疲劳极限由 155 MPa 降低至 80 MPa. Bahmanabadi 和 Shamsarjmand (2024) 对 3.5wt.% NaCl 溶液浸泡预腐蚀处理后变形 AZ31 镁合金高周疲劳行为的研究发现, 该材料的断裂延展率在经过 24 小时的浸泡腐蚀后下降了 81%, 预腐蚀试样的疲劳寿命较未腐蚀试样降低了一个数量级.

由于镁合金常用于医疗植入体中, 因此, 其在生理环境中的腐蚀疲劳性能受到了广泛关注. Zhao 等 (2015) 研究了 ZEK100 镁合金在模拟生理环境中预腐蚀后的疲劳行为, 结果表明: ZEK100 镁合金在模拟生理环境中主要表现为点蚀, 腐蚀速率在初始 7 天内显著下降, 随后趋于稳定; 随着浸泡时间的增加, 合金的屈服强度和抗拉强度有所降低, 而弹性模量保持稳定; 疲劳寿命随着浸泡时间的增加而显著下降, 尤其是在 28 天后, 疲劳寿命大幅缩短 (见图 9). Nachtsheim 等 (2024) 研究了医用级 WE43MEO 镁合金在有机生理流体中的体外预腐蚀疲劳行为, 结果表明 (见图 10(a), (b)): 合金在 1 天预腐蚀后的疲劳强度几乎不受影响, 而 7 天预腐蚀则显著降低其疲劳性能. 另外, Nachtsheim 等 (2024) 还对比了不同预腐蚀时间对不同镁合金体系疲劳寿命的影响, 以及相同腐蚀疲劳时间下不同模拟体液对不同镁合金体系疲劳强度降低比例的影响, 结果表明 (见图 10(c), (d)): 预腐蚀时间的增加均使不同镁合金的疲劳寿命下降; 相对各种模拟体液, NaCl 溶液对镁合金疲劳强度的降低最为显著.

此外, 针对镁合金的非对称应力循环加载工况, 一些学者研究了预腐蚀对镁合金棘轮行为的影响, 而镁合金的棘轮行为是指在非对称循环加载作用下产生的塑性变形循环累积现象 (Lei et al. 2025, Wang et al. 2021, Wang et al. 2024). 例如, Fu 等 (2014) 研究了 AZ31 镁合金在模拟生理环境中预腐蚀对其棘轮行为和相关疲劳失效行为的影响, 结果表明: AZ31 镁合金在 37℃ 的模拟生理溶液中腐蚀速率随浸泡时间呈指数下降, 28 天后趋于稳定; 预腐蚀显著增加了循环加载下的棘轮应变和棘轮应变率, 导致疲劳寿命降低了 2.5 ~ 5 倍. 在实验研究的基础上, Fu 等 (2014) 还提出了基于 Miner 线性损伤准则、Smith-Watson-Topper (SWT) 参数和 Basquin 方程的疲劳寿命预测模型, 能够较好地预测预腐蚀下 AZ31 合金在应力控制循环加载条件下的疲劳寿命. 另外, Yuan 等 (2016) 研究了滚压双相 Mg-Li-Al 合金在磷酸盐缓冲溶液中预腐蚀后的单轴棘轮行为和疲劳失效行为, 结果表明: 随着平均应力和预腐蚀时间的增加, 棘轮应变显著增加 (见图 11); 腐蚀导致合金表面出现点蚀和丝状腐蚀缺陷, 这些缺陷降低了合金的承载能力并加速了棘轮应变的积累, 从而缩短了疲劳寿命.

综上所述, 当前预腐蚀对镁合金疲劳行为的影响已有较多研究, 尤其是在生物医用应用领域取得了显著进展. 这些研究主要集中于镁合金在体液等生物介质中的预腐蚀疲劳行为. 然而, 关

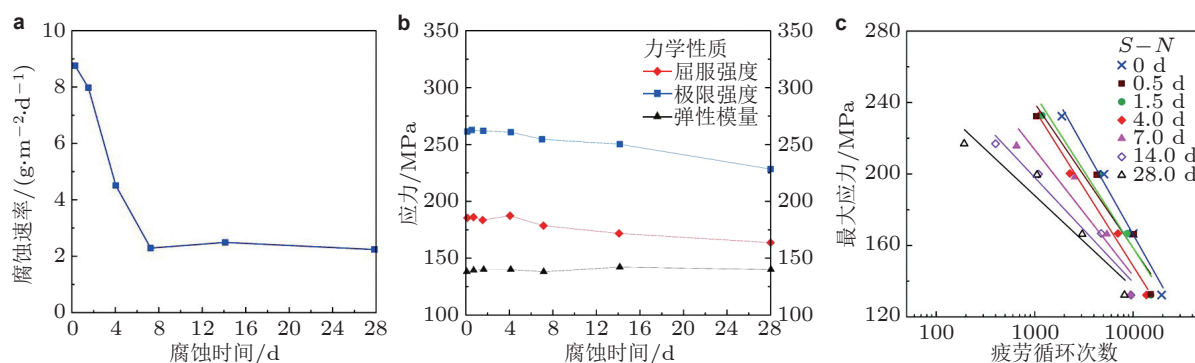


图 9

ZEK100 镁合金在模拟生理环境中预腐蚀后的疲劳行为 (Zhao et al. 2015): (a) 浸泡在模拟生理环境中的镁合金腐蚀速率; (b) 镁合金屈服强度、抗拉强度和弹性模量随预腐蚀时间的演化; (c) 镁合金预腐蚀不同时间后的疲劳 $S-N$ 曲线

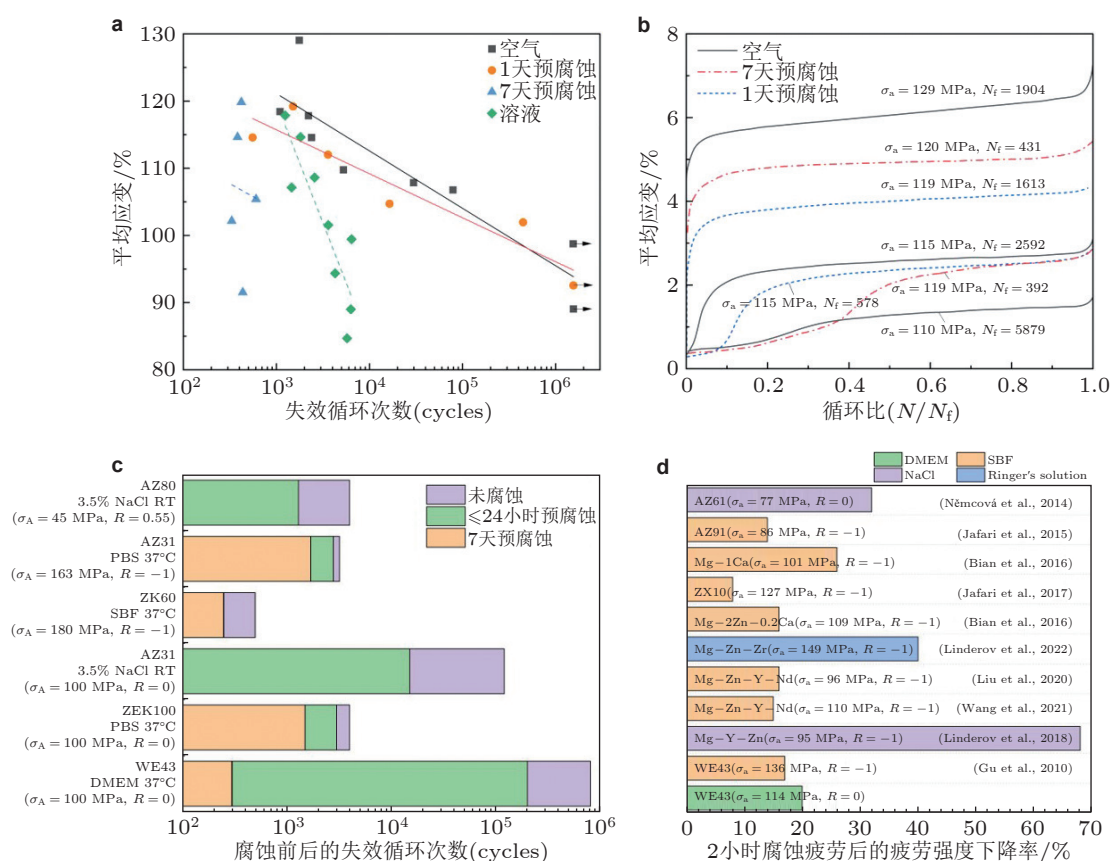


图 10

镁合金在模拟体液中的腐蚀疲劳行为 (Nachtsheim et al. 2024): (a) WE43 镁合金的预腐蚀疲劳和腐蚀疲劳 $S-N$ 曲线; (b) 预腐蚀后 WE43 镁合金在空气中疲劳测试时平均应变 $vs.$ 归一化的循环周次; (c) 未腐蚀和预腐蚀的不同镁合金体系在空气中的疲劳寿命比较; (d) 不同镁合金体系在不同腐蚀环境中经 2 h 的循环加载后疲劳强度降低比例

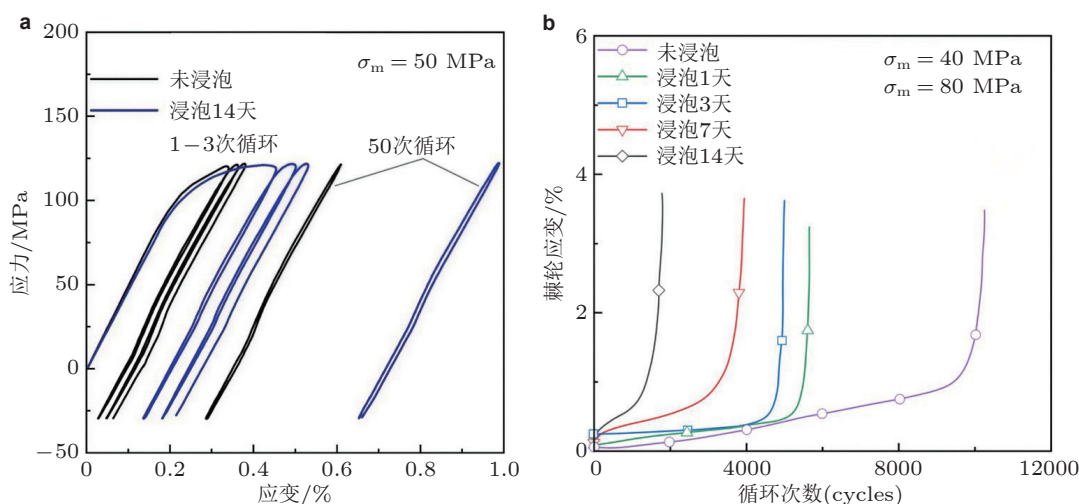


图 11

预腐蚀 AZ31 镁合金棘轮行为 (Yuan et al. 2016): (a) 预腐蚀镁合金单轴棘轮试验的应力-应变曲线 ($\sigma_m = 50$ MPa, $\sigma_a = 80$ MPa); (b) 镁合金预腐蚀不同时间后的棘轮应变演化曲线 ($\sigma_m = 40$ MPa, $\sigma_a = 80$ MPa)

于镁合金在含 Cl^- 水溶液介质中的预腐蚀低周疲劳行为的研究仍鲜有文献报道. 此外, 尽管预腐蚀后镁合金的棘轮行为也受到了部分学者的关注, 但是相关研究仍较少, 还需要进一步结合不同腐蚀介质、不同载荷形式以及不同温度, 开展系统而深入的研究.

(2) 腐蚀疲劳

不同于预腐蚀疲劳, 腐蚀疲劳是镁合金在腐蚀介质与循环载荷的共同作用下发生的不可逆损伤行为. 在材料发生腐蚀疲劳破坏的过程中, 腐蚀环境和循环载荷之间存在复杂的、实时的、相互促进的交互作用. 目前, 已有较多变形镁合金高周腐蚀疲劳行为的实验研究. 例如, Nan 等 (2008) 对挤压 AZ31 镁合金在 3wt.% NaCl 溶液中的高周疲劳行为的研究发现, 该合金的腐蚀疲劳寿命显著低于空气中的疲劳寿命, 且没有明显的疲劳极限. Bhuiyan 等 (2008) 根据挤压 AZ61 镁合金在高湿环境 (80% 相对湿度)、5wt.% NaCl 溶液和 5wt.% CaCl_2 溶液中对称应力控制下的高周疲劳行为实验结果, 通过定义疲劳极限降低率 (RRFL) 量化分析了不同腐蚀环境对该材料疲劳寿命的影响, 结果表明: 三种腐蚀环境均对挤压 AZ61 镁合金的疲劳寿命存在不利影响, 在上述环境中 RRFL 分别为 0.22、0.85 和 0.78. 此外, Bhuiyan 等 (2010) 还研究了对称应力控制下挤压 AZ80-T5 镁合金在低湿度环境、高湿度环境 (80% 相对湿度)、5wt.% NaCl 溶液中的高周疲劳行为, 结果表明: 该材料在高湿度环境和 5wt.% NaCl 溶液中的 RRFL 分别为 0.18 和 0.78, 腐蚀环境会显著降低 AZ80-T5 镁合金的疲劳极限. 另外, 研究结果 (Bhuiyan et al. 2010) 还表明, 应力水平的高低也对腐蚀疲劳有显著影响: 在高湿度环境中, 当应力幅值高于低湿度环境中的疲劳极限时, 疲劳失效试样表面没有观察到腐蚀坑, 疲劳裂纹没有在腐蚀坑处形核; 当应力幅值低于低湿度环境中的疲劳极限时, 疲劳裂纹从腐蚀坑处萌生; 然而, 在 5wt.% NaCl 溶液中, 疲劳裂纹在各个应力水平下均从腐蚀坑处萌生; 应力幅值较高时, 试样表面形成孤立腐蚀坑, 最终生长

达到裂纹形核的临界尺寸, 但是, 当应力幅值较低时, 多个腐蚀坑在试样表面形核, 最终合并成为一个大的腐蚀坑. 这说明, 镁合金的腐蚀疲劳行为是由腐蚀介质和载荷条件共同决定的. 腐蚀环境下镁合金的疲劳裂纹如何从萌生阶段转变到扩展阶段同样值得关注. 为此, Unaigovski 等 (2003) 研究了对称应力控制下挤压 AZ31, AM50, ZK60 镁合金在空气、NaCl 溶液和硼酸盐溶液中的高周疲劳行为, 结果表明: 腐蚀环境中的疲劳裂纹萌生于试样表面的腐蚀坑处; 当腐蚀坑生长到临界尺寸时, 应力强度因子幅值达到疲劳裂纹扩展的门槛值, 疲劳裂纹开始扩展; Cl^- 和循环载荷对镁合金表面氧化层的破坏会促进点蚀和疲劳裂纹的萌生, 从而大大降低镁合金的疲劳寿命.

针对腐蚀疲劳对镁合金棘轮行为的影响, Chen 等 (2015) 设计了耦合磷酸盐缓冲溶液 (PBS) 环境的应变或应力控制腐蚀疲劳测试装置 (见图 12(a)), 并基于该装置研究了 AZ31B 镁合金在空气和 PBS 溶液中的对称和非对称应力控制下的腐蚀疲劳行为, 结果表明: 无论是否施加平均应力, PBS 腐蚀环境均会显著降低挤压 AZ31 镁合金的疲劳寿命, 同时 AZ31B 合金的腐蚀速率随平均应力和应力幅值的增大而增大 (见图 12(b)). 产生上述现象的原因主要包括两方面: 首先, 在循环加载下, 滑移带随着塑性应变的积累持续地挤压和侵入, 致使腐蚀产物膜被破坏, 腐蚀溶液直接作用于下层新鲜的镁合金基体, 最终导致腐蚀速率增加; 另一方面, 当腐蚀坑底部周围的应力强度因子达到疲劳裂纹扩展阈值时, 腐蚀坑的生长显著加快, 从而加速疲劳损伤. 另外, Chen 等 (2015) 的研究还表明: AZ31B 镁合金在腐蚀环境中表现出显著的棘轮行为 (见图 12(c), (d)), 这也会造成疲劳寿命的进一步降低.

综上所述, 预腐蚀疲劳与腐蚀疲劳中镁合金的疲劳损伤机理与寿命演化具有显著差异: 前者通过在疲劳加载前引入初始腐蚀缺陷, 能够反映腐蚀坑形貌对后续裂纹萌生与扩展行为的影响, 但难以揭示腐蚀与疲劳载荷的实时耦合作用; 后者则更能真实再现服役条件下应力、腐蚀及时间效应的协同演化过程, 对理解腐蚀介质参与下的裂纹萌生、裂纹扩展路径偏转及多场耦合机制尤为关键. 综合来看, 变形镁合金在不同腐蚀环境下的高周腐蚀疲劳问题已有较为系统的研究, 但是, 对镁合金复杂环境和加载条件下的低周腐蚀疲劳行为的实验研究还远远不够, 仍需大力加强.

2.3.2 载荷加载条件对镁合金腐蚀疲劳行为的影响

众所周知, 腐蚀疲劳过程是一个与时间相关的损伤过程. 因此, 直接调控与腐蚀疲劳加载时间相关的参数, 如加载频率等会直接影响腐蚀与疲劳相互作用的时间, 进而影响腐蚀疲劳行为. 然而, 平均应力、应力比则通过主要影响裂纹的萌生与扩展行为而影响整个腐蚀疲劳行为. 对于镁合金的预腐蚀疲劳, 由于腐蚀和疲劳过程没有同时相互作用, 因此, 加载频率对其影响并不显著.

加载频率在腐蚀疲劳中起着重要的作用, 较低的频率可以为腐蚀提供足够的时间, 并促进腐蚀与循环载荷之间的协同作用, 从而可以加速疲劳裂纹扩展. 针对镁合金在不同介质中腐蚀疲劳行为的频率敏感性, Wang 等 (2015) 对 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 系合金的腐蚀旋转弯曲疲劳行为的研究结果表明: 该合金在空气中的疲劳强度对加载频率不敏感; 然而, 在 NaCl 溶液中, 疲劳强度随加载频率降低而显著下降. 另外, Hu 等 (2023) 研究了空气和 0.9wt.% NaCl 溶液中 5 Hz 和 10 Hz 的

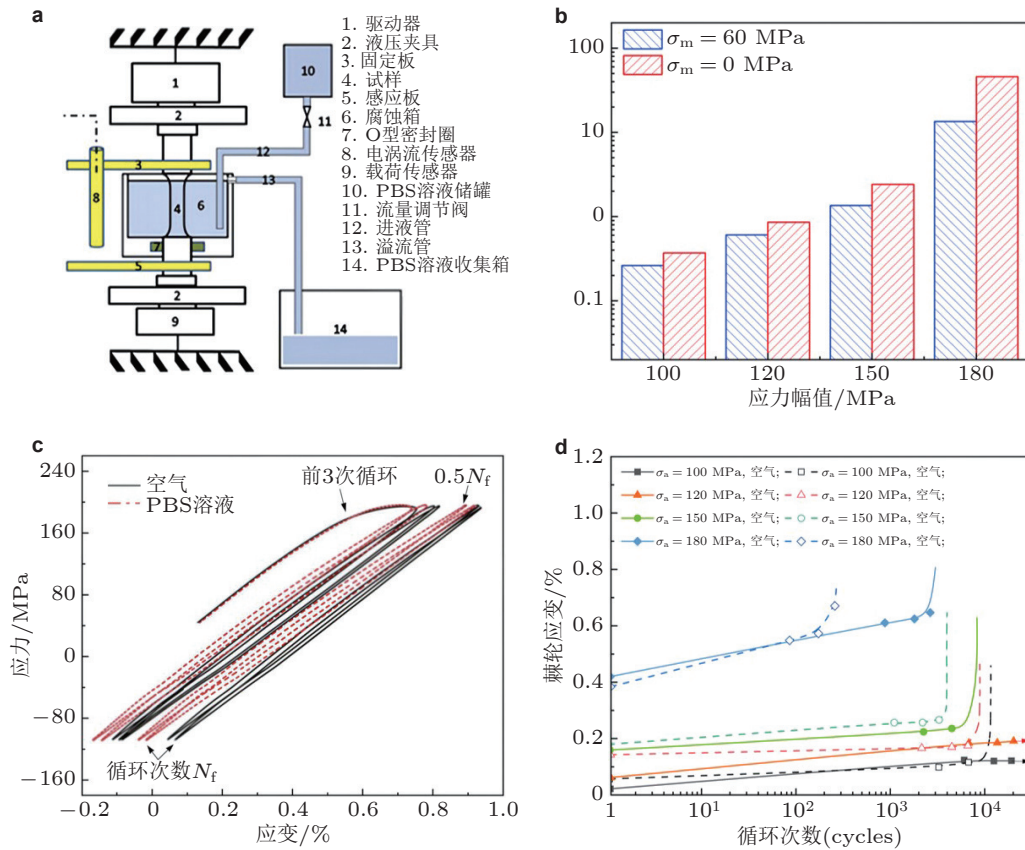


图 12

AZ31 镁合金 PBS 溶液中的棘轮-疲劳交互作用 (Chen et al. 2015): (a) 应变/应力控制的腐蚀疲劳测试装置示意图; (b) 镁合金在不同应力幅值下的腐蚀速率; (c) 镁合金在 60 ± 180 MPa 时的典型应力-应变滞回曲线; (d) 镁合金在 $\sigma_m = 60$ MPa 时不同应力幅值时的棘轮应变曲线

疲劳加载频率对挤压态 Mg-Zn-Zr-Nd 合金腐蚀疲劳性能的影响, 结果表明: 在空气中, 不同频率下的疲劳寿命变化趋势相似, 但在高周疲劳下, 较低的加载频率延长了交变应力的作用时间, 进而降低了试样的疲劳寿命; 在 0.9wt% NaCl 溶液中, 不同频率下的疲劳 $S-N$ 曲线表现出不同的变化趋势, 且腐蚀环境显著降低了合金的疲劳性能. Linderov 等 (2022) 对林格溶液中 ZK60 镁合金在不同加载频率 (10, 20, 40, 80 Hz) 下的腐蚀疲劳研究发现, 循环荷载作用下的腐蚀损伤、应力腐蚀开裂和循环荷载的复杂相互作用导致了材料的性能退化, 且腐蚀疲劳对频率非常敏感, 因此, 疲劳寿命随着加载频率的降低而显著降低. Han 等 (2022) 研究了不同频率 (0.1 ~ 2.5 Hz) 的循环荷载对挤压态 AZ31B 镁合金在 Hank 平衡盐溶液中腐蚀行为的影响, 结果表明: 如图 13 所示, 循环荷载显著加速了镁合金的腐蚀速率, 且腐蚀速率随载荷频率的增加而增加. 在此基础上, Han 等 (2022) 建立了腐蚀电流密度 i_{corr} 与载荷频率 f 之间的线性关系 ($\ln i_{\text{corr}} \propto f$).

然而, 并非所有研究都与上述结论一致. 例如, Rozali 等 (2011) 研究了加载频率 (15 Hz, 5 Hz, 0.5 Hz) 对挤压 AZ61 镁合金在 3.5% NaCl 溶液中疲劳裂纹扩展行为的影响 (见图 14(a)), 结果表明: 在低应力强度因子范围 (ΔK), 疲劳裂纹扩展速率随频率降低而减小 (15 ~ 0.5 Hz), 但是, 当

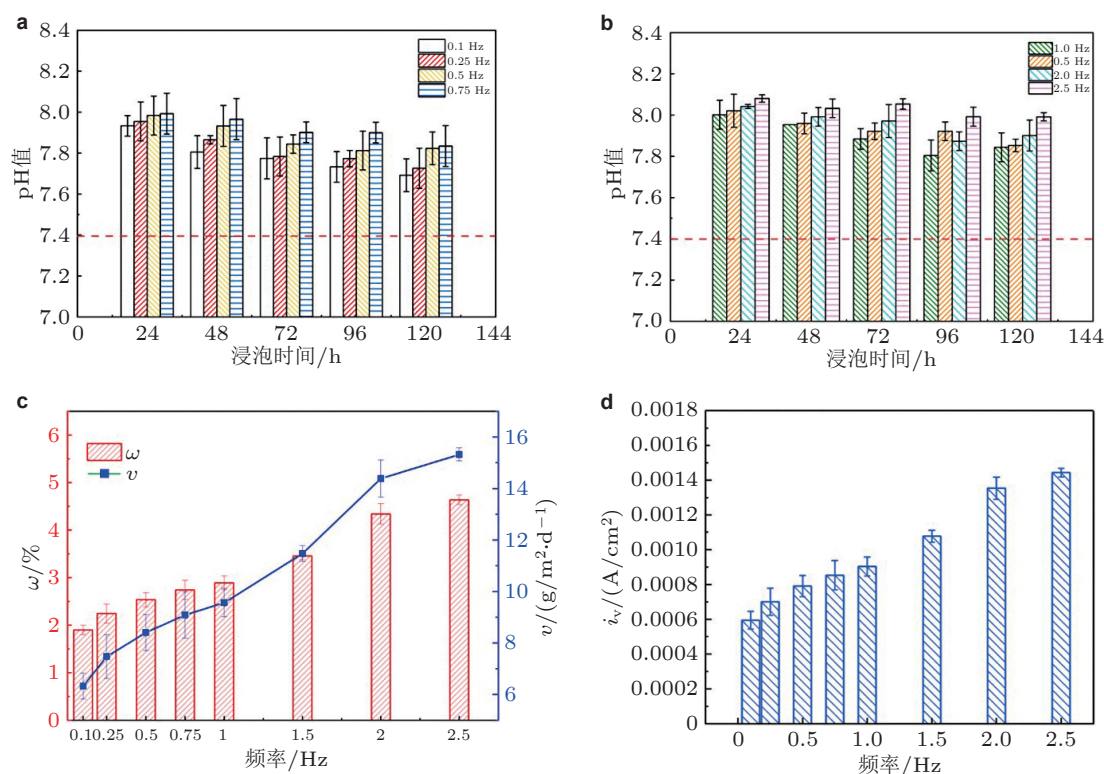


图 13

AZ31B 镁合金在 Hank 平衡盐溶液中腐蚀行为 (Han et al. 2022): (a, b) 在 20 MPa 的循环载荷作用下, HBSS 溶液 pH 值随时间的变化; (c, d) 在不同加载频率下的腐蚀行为

频率低于 0.05 Hz 时, 裂纹扩展速率显著增加; 在高 ΔK 下, 频率对疲劳裂纹扩展速率影响较小; 在有效应力强度因子与疲劳裂纹扩展速率关系图中 (见图 14(b)), 所有的疲劳裂纹扩展曲线几乎重合, 因此, 不同环境中疲劳裂纹扩展速率的差异可以主要归因于裂纹闭合效应。

综上所述, 由于镁合金腐蚀过程与力学响应均具有显著的时间依赖性, 加载频率是影响腐蚀介质参与度、表面膜破坏-修复动力学以及腐蚀坑-裂纹转化行为的关键因素, 因此, 现有研究主要集中于频率变化下腐蚀疲劳寿命和损伤机理的差异性方面。然而, 关于载荷波形、应力比以及阶梯加载等对腐蚀-力学协同演化的影响仍缺乏系统研究。这说明, 未来需要结合原位成像、电化学测量和数值模拟, 实现对不同加载条件下镁合金腐蚀疲劳过程中腐蚀参与程度、局部应力场重构及损伤演化模式的定量刻画, 进而促进构建更具普适性的镁合金腐蚀疲劳寿命预测模型。

3 镁合金的腐蚀疲劳损伤机理

镁合金在腐蚀介质与交变载荷的耦合作用下表现出复杂的损伤演化行为, 其腐蚀疲劳损伤机理长期以来是该领域研究的重要课题。近年来, 随着原位/非原位显微实验手段 (如原位电化学显微镜、X 射线同步辐射断层扫描、三维电子背散射衍射 (EBSD) 等) 以及多尺度数值模拟方

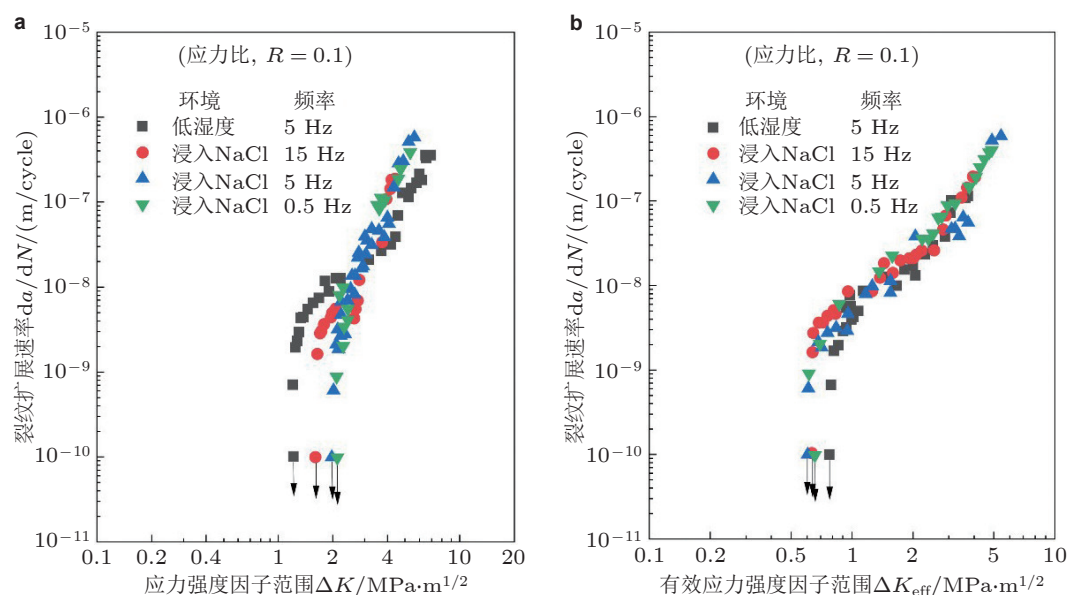


图 14

加载频率对 AZ61 镁合金 3.5% NaCl 溶液中疲劳裂纹扩展行为的影响 (Rozali et al. 2011): (a) 低湿度环境和 NaCl 溶液中 da/dN 与 ΔK 的关联关系; (b) 低湿度环境和 NaCl 溶液中 da/dN 与 ΔK_{eff} 的关联关系

法的发展, 可以从微观尺度直接观察蚀坑萌生、裂纹形核与扩展过程, 并进一步揭示力学驱动与电化学作用之间的相互促进或竞争关系. 本节梳理了近年来基于微观实验与数值模拟的腐蚀疲劳损伤机理的研究进展, 旨在为进一步的镁合金腐蚀疲劳损伤机理研究厘清发展方向, 进而为腐蚀疲劳寿命预测模型的建立提供强有力的机理支撑.

3.1 基于微观实验的腐蚀疲劳损伤机理研究

3.1.1 腐蚀疲劳损伤的原位表征方法

当前关于镁合金腐蚀疲劳机理的研究大多采用传统二维离位表征技术进行, 即主要通过试样断裂后的状态进行微观分析. 例如, 采用扫描电镜 (SEM) 或 EBSD 表征腐蚀疲劳后试样断口特征或者裂纹扩展路径上微观组织结构分布特征 (Peng et al. 2020, Shi et al. 2022); 采用透射电镜 (TEM)、能谱仪 (EDS) 等表征腐蚀疲劳裂纹尖端形态、物相及元素分布等; 或采用实验室 CT 表征蚀坑或裂纹的三维形貌 (Tang et al. 2024, Ao et al. 2023) 等. 然而, 这些方法无法对腐蚀过程的早期阶段进行原位检测, 只能在测试结束后通过失效分析来推断. 为了获得必要的腐蚀疲劳损伤形成和演化的原位信息, 促进对镁合金腐蚀疲劳机理的深入揭示, 目前已经发展和采用了一些原位观测技术对镁合金的腐蚀疲劳失效过程进行了一定的原位观测, 包括原位电化学技术、声发射技术和同步辐射光源成像技术等.

(1) 原位电化学技术

局部腐蚀是镁合金腐蚀疲劳过程中疲劳裂纹萌生的主要原因, 其与点蚀萌生的起始过程和

微电偶腐蚀条件有关. 扫描探针等原位电化学技术能够帮助揭示微观尺度上的腐蚀过程, 进而加深对循环载荷与腐蚀环境耦合作用下材料失效机制的理解. 这些原位电化学技术具有足够的空间分辨率, 可以详细监测局部腐蚀过程, 从而提供微观尺度上腐蚀现象的独特信息. 事实上, 由于扫描电化学显微镜 (SECM)、扫描振动电极 (SVET)、扫描离子选择电极 (SIET)、局部阻抗谱 (LEIS) 等原位电化学技术的发展, 对各种金属腐蚀过程的理解已经取得了重大进展 (de Oliveira et al. 2024).

SVET 是基于监测电解质溶液中的电位分布, 进而检测探针和样品之间电解质体积中产生的电位差, 该电位差可以转换成离子电流密度, 生成样品的电化学活性分布图 (Worsley et al. 2001). Jayaraj 等 (2024) 采用 SVET 表征了 AZ31 镁合金在 0.05 M NaCl 溶液中、不同浸泡时间下获得的 SVET 电流密度分布, 结果如图 15 所示, 其中红色区域显示由于金属氧化而产生的阳极电流, 蓝色的点代表金属表面氧还原的位置, 而绿色区域与可忽略的电流密度有关. 由图 15 可见, 阳极电流密度集中在与点蚀相关的特定位置, 并且阳极区域的位置随着浸泡时间的推移而变化. 尽管 SVET 方法可以方便地与原位腐蚀和力学加载装置耦合使用来对腐蚀疲劳过程中的点蚀萌生及演化进行表征, 但是, 受限于其空间分辨率, 在点蚀的早期形成阶段的使用仍具有一定的局限性.

另外, 由于镁合金在循环载荷作用下的腐蚀行为不同于无应力环境或静载荷条件下的腐蚀行为, 因此, 已有研究者将电化学测试技术引入到镁合金腐蚀疲劳加载过程中, 原位观测镁合金在动载荷作用下的腐蚀行为. 例如, Wittke (2016) 和 Klein (2017) 等在疲劳试验机的基础上, 搭建了电化学测试系统 (见图 16(a), (b)), 原位表征了新型抗蠕变镁合金 Mg-4Al-2Ba-2Ca 在不同浓度 NaCl 溶液中的腐蚀疲劳损伤行为, 结果如图 16(c) 和 (d) 所示, 结果表明: 镁合金的开路电位随循环加载周次的变化可以用不同的腐蚀和塑性应变过程来解释; 随着应力幅值的增大, 试件的塑性应变增大, 导致保护膜开裂, 露出材料新鲜表面, 因此, 当应变过程主导材料的钝化倾向时, 开路电位在某一点上降低; 另外, 随着腐蚀环境的加剧, 合金的疲劳极限和失效力幅显著降低. 根据这些实验观测结果, Wittke (2016) 和 Klein (2017) 等通过模型相关性分析, 建立了腐蚀疲劳极限与腐蚀率之间的定量关系, 表明塑性应变和电化学测量结果可用于精确评估腐蚀疲劳性能.

扫描 Kelvin 探针力显微镜 (SKPFM) 是在原子力显微镜的基础上应用扫描 Kelvin 探针技术开发的表征手段, 可以同时获取材料表面纳米级分辨率形貌信息和高分辨率的接触电势差分布信息, 在蚀坑的初期形成过程监测及机理分析方面具有很好的优势 (宋博和陈旭 2018). 例如, Xie 等 (2025) 采用 SKPFM 技术研究了铸造和热挤压镁合金的表面形貌和电位分布, 结果如图 17 所示. 由图 17 可以看到, 镁合金基体和第二相存在明显电势差, 这有助于说明镁合金的腐蚀机理, 即: 高电位的第二相在腐蚀环境中作为阴极, 低电位的镁合金基体作为阳极发生溶解腐蚀, 最终在第二相和基体的截面区域形成点蚀坑. 然而, 尽管 SKPFM 技术具有极高的形貌和电势分辨率, 在腐蚀早期阶段可以很好的预测蚀坑的形成位置, 但随着腐蚀的进行, 材料表面被腐蚀产物覆盖后, 探针将无法检测到基体上的点蚀分布. 此外, SKPFM 技术与原位腐蚀和力学加载装

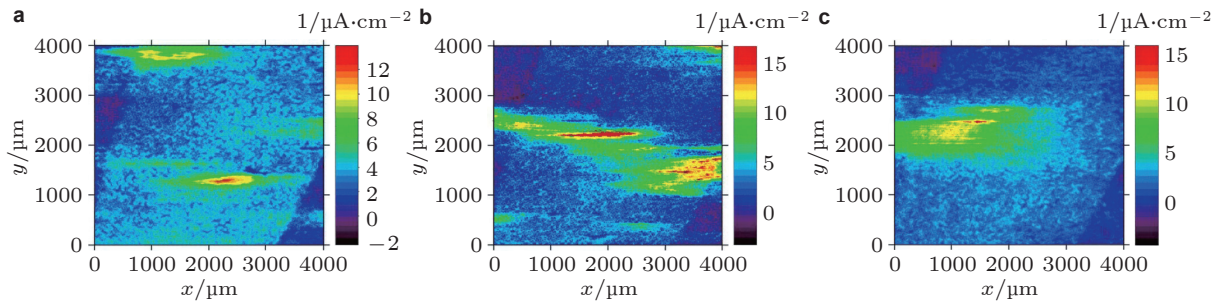


图 15

AZ31 镁合金在 0.05 M NaCl 溶液浸泡不同时间后的 SVET 二维电流分布图 (Jayaraj et al. 2024): (a) 1 h; (b) 6 h; (c) 12 h

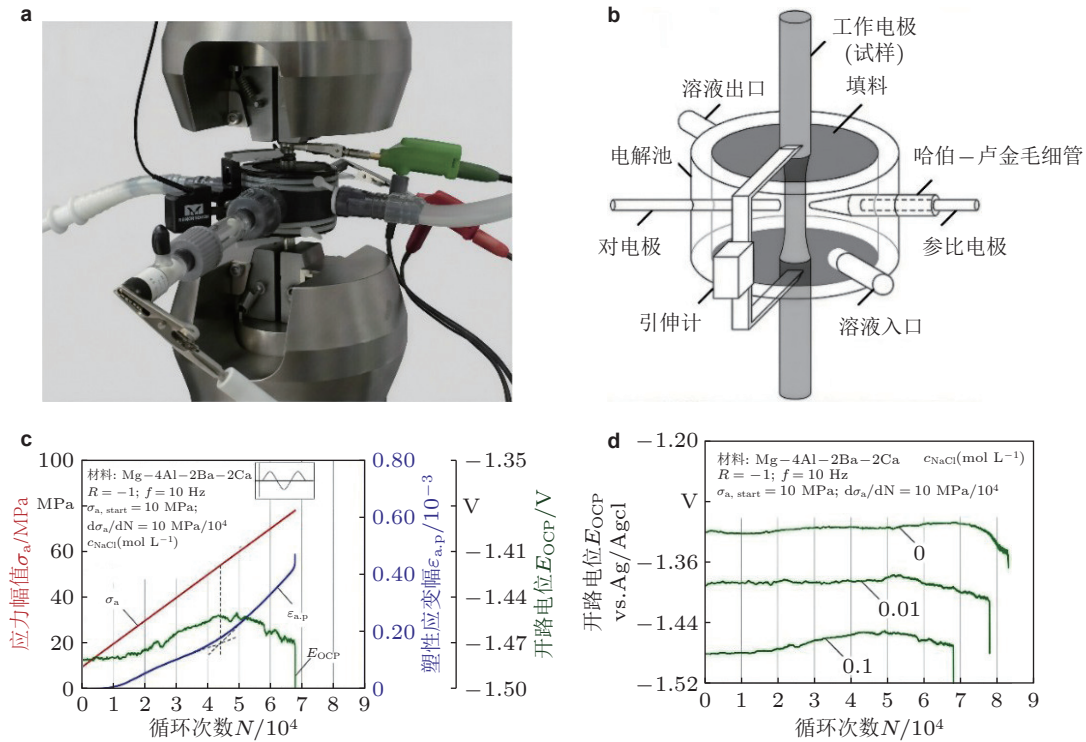


图 16

基于电化学测试的镁合金腐蚀疲劳原位表征系统及结果 (Klein et al. 2017): (a) 腐蚀疲劳原位测试装置照片; (b) 试样在电化学装置中的示意图; (c) 镁合金在 0.1 mol·L⁻¹ 的 NaCl 溶液中疲劳加载试验时应力幅值 σ_a 作为控制变量、塑性应变幅值 $\varepsilon_{a,p}$ 和开路电位随循环加载周期 N 的变化规律; (d) 镁合金在 0, 0.01, 0.001 mol·L⁻¹ 的 NaCl 溶液中开路电位随循环周次的变化规律

置的耦合使用仍是未来腐蚀疲劳机理原位表征中需要攻克的难题。

需要指出的是, 由于技术难度和现有设备的限制, 目前这些微区电化学表征手段仍无法完全原位检测腐蚀或腐蚀疲劳过程中的微区电化学演化行为. 尽管近年来在电化学测试技术和表征方法方面取得了一些进展, 但在高分辨率和实时监测方面, 仍然存在诸多挑战. 例如, 微区电化

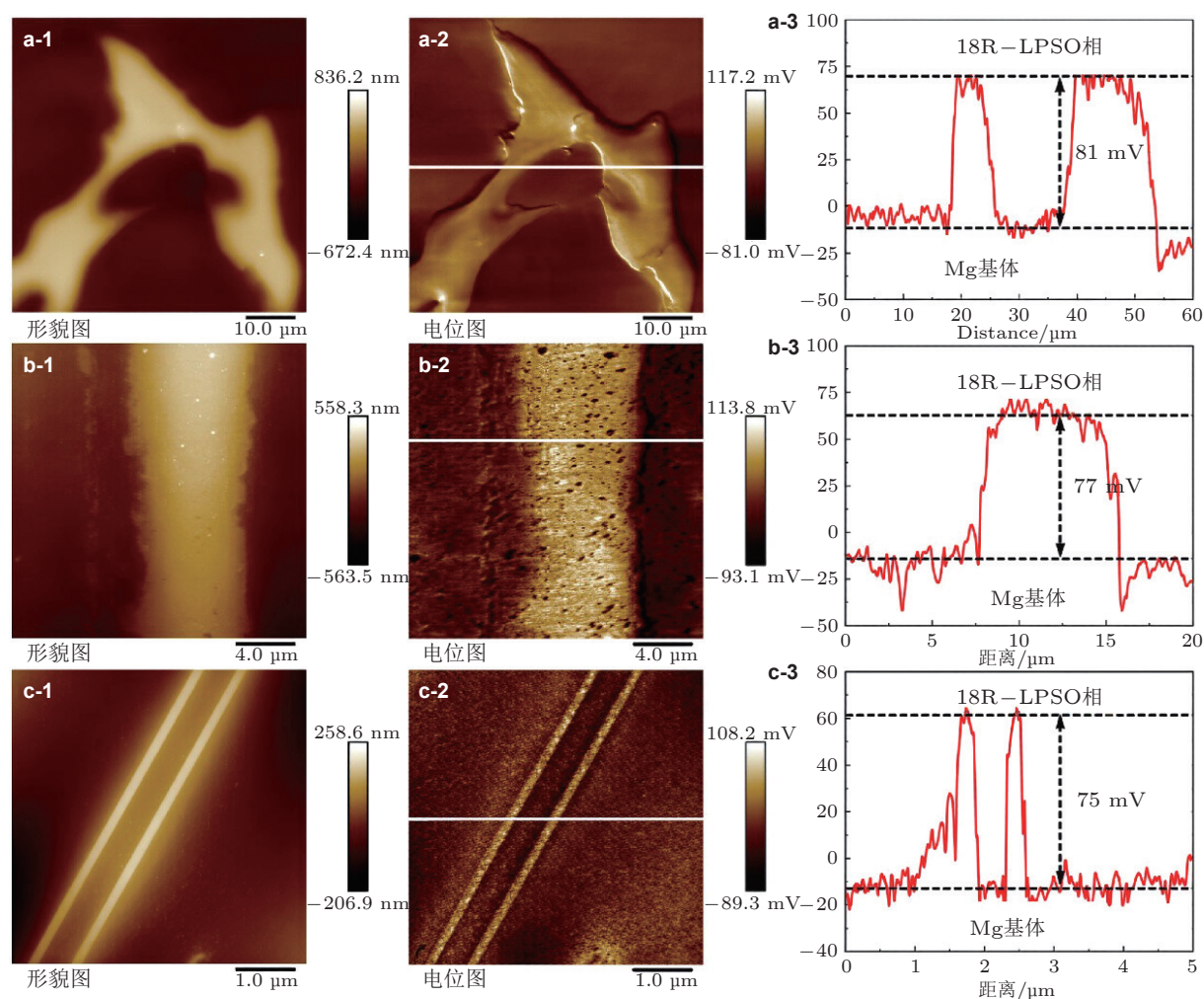


图 17

铸造 (a) 和热挤压 (b, c) 镁合金的 SKPFM 分析结果 (Xie et al. 2025): (a-1)-(c-1) 形貌照片; (a-2)-(c-2) 表面电势二维分布图; (a-3)-(c-3) 电势线分布图

学测量往往受到环境干扰、局部电流密度的变化以及不同材料表面反应速度差异的影响, 导致实验数据的准确性和一致性较难保证. 此外, 传统的电化学表征技术尚未能全面捕捉到腐蚀和腐蚀疲劳过程中的动态变化, 特别是在复杂载荷和多场耦合作用下的微区电化学演化. 因此, 未来需要进一步开发更加精细化和高精度的检测技术, 才能原位条件下更好地揭示腐蚀或腐蚀疲劳过程中镁合金的微观电化学行为.

(2) 声发射技术

声发射技术是利用金属材料变形或裂纹扩展过程中的声能信息特征, 对材料变形、裂纹萌生及扩展 (表面、内部) 进行分析, 具有无损、可透过腐蚀环境对材料进行在役无损监测等优点. 腐蚀环境下镁合金会产生明显声发射波形特征, 且相对平整. 阳极产物、阴极析出氢气泡破裂等都是主要的声发射源. He 等 (2023) 在疲劳试验机上搭建了声发射系统 (装置如图 18(a), (b) 所

示), 实时监测了 AZ31 镁合金搅拌摩擦焊接头在 3.5wt.% NaCl 溶液中的腐蚀疲劳行为, 结果表明: 声发射信号的波形具有周期性, 反映了正弦波疲劳加载规律; 与 AZ31 焊接接头在 3.5wt.% NaCl 溶液中腐蚀疲劳试验时的棘轮应变演化过程一样, 声发射累积能量演化具有 3 个阶段特征 (见图 18(c)), 声发射的稳态累积能量是估计材料疲劳极限的边界; 通过分析声发射信号的能量演变, 确定了焊接接头的腐蚀疲劳极限为 45.05 MPa, 与疲劳 $S-N$ 曲线结果一致. 该研究表明, 声发射技术能够有效穿透腐蚀介质, 适用于评估腐蚀环境下的腐蚀疲劳极限. 但是, 该技术难以实时检测镁合金腐蚀疲劳加载过程中表面及次表面的损伤演化.

(3) 同步辐射光源成像技术

同步辐射光源是一种利用高能电子在磁场中高速运动时产生的电磁辐射装置. 近十年来, 高时空分辨、强穿透、非破坏的第三代同步辐射光源为全面表征材料损伤提供了前所未有的研究手段, 实现了透过材料“自由表面”看清“内部世界”的飞跃, 并使得对各种工程结构材料进行宏观—微观—微观等跨时空尺度定量表征成为可能 (Withers & Preuss 2012, Bale et al. 2013). 基于同步辐射光源成像线站, 人们已经搭建了镁合金等金属材料模拟服役环境的原位装置, 开展了镁合金等材料三维损伤演化研究 (Qian et al. 2024). 尽管目前这一先进的原位观测技术还未能直接用于镁合金腐蚀疲劳失效过程的原位观测, 但它对铝合金材料等的腐蚀疲劳过程的观测结果对后续镁合金的相关研究具有重要的指导意义. 因此, 本文也对其在铝合金腐蚀疲劳失效过程原位观测的结果进行简要评述.

国际上, Chalwa 团队 (Stannard et al. 2018, Niverty & Chawla 2021) 率先搭建了兼容于美国先进光源的原位腐蚀疲劳试验机, 并开展了铝合金等金属材料的腐蚀疲劳损伤三维时空演化行为表征, 部分结果如图 19 所示, 结果发现: 铝合金腐蚀疲劳过程中裂纹面间存在大量的氢气泡, 含 Mg 的第二相粒子优先腐蚀, 成为腐蚀疲劳裂纹萌生位点.

在国内, 本文作者团队也自主搭建了兼容于上海同步辐射光源成像线站的原位腐蚀疲劳试验机, 成功地表征了 7 系铝合金在 3.5wt.% NaCl 溶液中的蚀坑及裂纹的时空演化行为 (Ao et al.), 部分结果如图 20 所示, 结果表明: 随着循环周次的增加, 腐蚀坑逐渐长大, 并与邻近的蚀坑发生合并导致蚀坑快速长大, 优先萌生裂纹, 最终导致试样断裂; 此外, 研究还发现蚀坑生长通过与材料内部孔洞合并和阴极第二相粒子脱落的方式完成快速生长.

在镁合金的腐蚀疲劳过程中, 腐蚀损伤与机械损伤相互耦合, 如何进行不同损伤类型的准确识别是镁合金腐蚀疲劳研究的难点问题, 也是深入研究其腐蚀疲劳损伤演化规律的瓶颈问题. 综上所述, 尽管基于原位电化学测试技术通过分析腐蚀电流变化等信息分析了腐蚀疲劳过程中氧化膜破裂、蚀坑生长等腐蚀过程的形成机理, 但是, 这些检测手段难以穿过腐蚀介质而直接表征腐蚀疲劳损伤演化过程. 尽管基于同步辐射等先进光源的三维成像技术可以穿透腐蚀介质和金属材料, 实时、可视化、无损表征腐蚀疲劳损伤行为, 但是, 由于该技术所需的光源机时、原位试验机等难以获取, 目前尚未系统开展镁合金腐蚀疲劳原位三维成像表征研究. 因此, 未来有待进一步发展基于同步辐射三维成像原位腐蚀疲劳试验技术, 并融合其他原位表征手段, 同步捕捉多源腐蚀疲劳损伤演化信息, 进而全面深入分析镁合金的腐蚀疲劳损伤演化行为与机理, 为后续

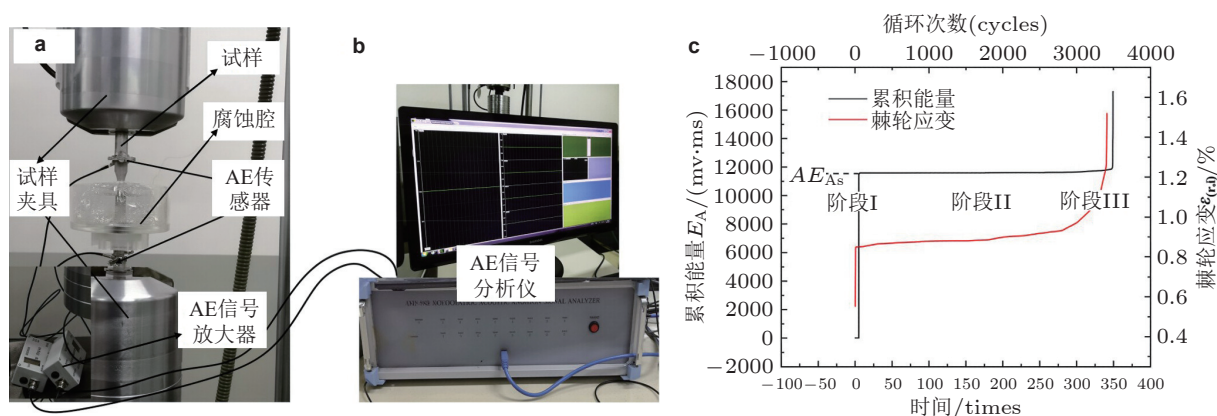


图 18

基于声发射技术的镁合金腐蚀疲劳原位表征系统及结果 (He et al. 2023): (a, b) 基于声发射技术的腐蚀疲劳损伤原位监测系统; (c) AZ31 镁合金焊接接头在 3.5wt.% NaCl 溶液中的疲劳加载时的声发射累积能量演化

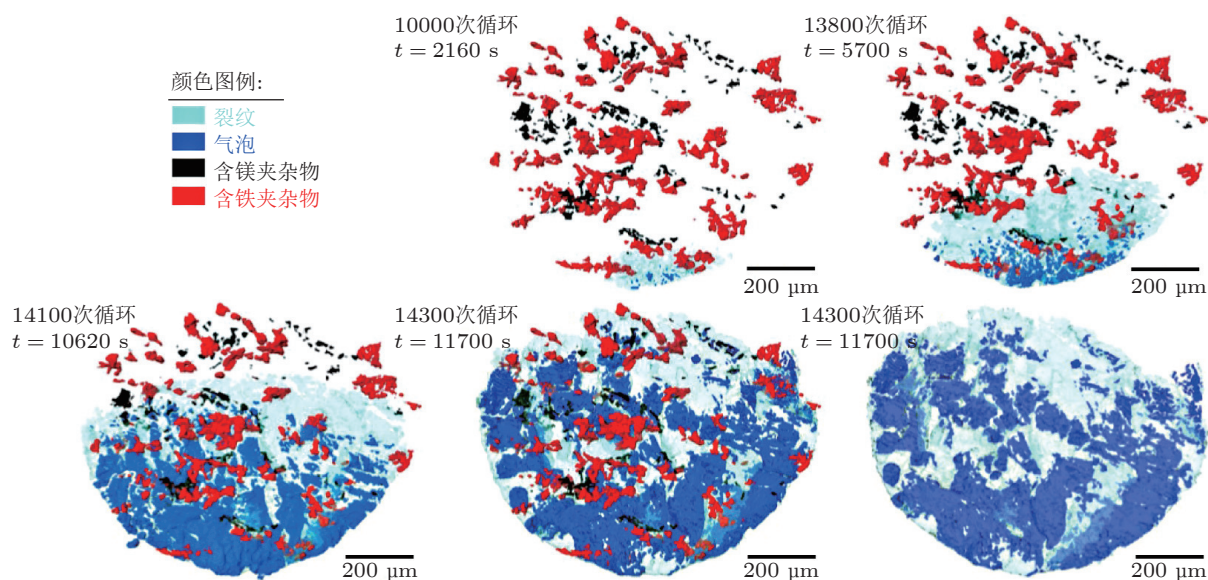


图 19

腐蚀疲劳裂纹随循环周次的三维俯视图 (Stannard et al. 2018), 其中浅蓝色为裂纹, 深蓝色为气泡, 红色为含铁夹杂物, 黑色为含镁夹杂物

镁合金腐蚀疲劳寿命预测提供可靠的机理支撑。

3.1.2 镁合金腐蚀疲劳裂纹萌生及扩展机制

腐蚀和循环载荷的耦合作用显著加速了疲劳裂纹的萌生和扩展, 通常比它们各自单独作用时更具破坏性。镁合金的腐蚀疲劳裂纹萌生和扩展这两个阶段可进一步细分为表面膜击穿、腐蚀坑生长、腐蚀坑向微裂纹的转变、小裂纹扩展和长裂纹扩展等多个阶段, 不同阶段的腐蚀疲

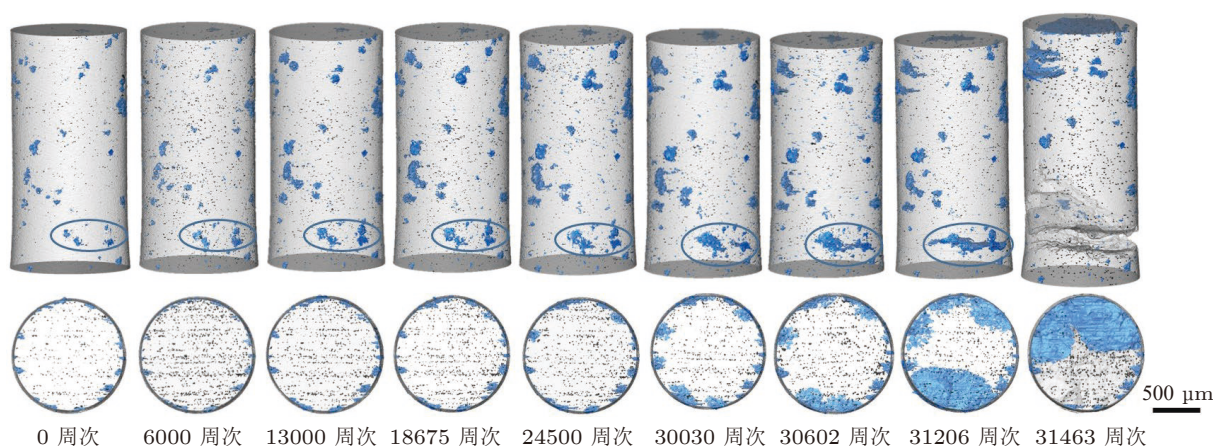


图 20

7 系铝合金腐蚀疲劳加载过程中蚀坑及裂纹三维形貌演化规律 (Ao et al.)

劳损伤机理有所不同. 镁合金的表面氧化层通常十分不稳定, 极易因基体变形或活性卤素离子的作用而发生机械击穿或电化学击穿, 引发基体的进一步腐蚀. 另外, 腐蚀坑的形成及长大主要由局部腐蚀引起, 例如: 镁合金中存在大量的第二相粒子及形变活化区域, 这些区域通常与基体之间存在较大的电位差, 通过形成微型电偶池而加速点蚀的萌生和点蚀坑的长大, 并在外载荷的作用下快速向微裂纹转变. 在裂纹扩展过程中, 裂纹尖端剧烈的循环变形导致氧化层的形成与破坏持续进行, 进而加速裂尖腐蚀和裂纹扩展. 同时, 在镁合金的腐蚀过程中始终伴随着析氢反应, 这些氢可以扩散进入镁合金中, 通过与位错滑移和孪生等变形机制交互作用, 降低材料的塑性变形抗力, 从而加速疲劳裂纹的萌生和扩展, 即发生氢脆效应. 为此, 本小节从第二相粒子局部腐蚀、形变组织活化局部腐蚀和氢脆效应这三个方面, 综述微观实验表征揭示的镁合金腐蚀疲劳裂纹萌生和扩展机理的研究现状.

(1) 第二相粒子局部腐蚀机制

在腐蚀环境中, 镁合金基体与第二相粒子之间的电位差在腐蚀疲劳早期阶段会形成微电偶电池, 通过局部腐蚀在合金表面产生腐蚀坑, 这些蚀坑最终成为疲劳裂纹的萌生位置. 在这一过程中, 由于存在第二相、杂质或局部塑性变形等原因, 形成的电化学不均匀区域, 常常成为点蚀的优先形成部位. 这些腐蚀坑和局部缺陷作为应力集中点, 诱发裂纹的萌生及后续扩展. 此外, 镁合金在含 Cl^- 介质中具有极高的点蚀倾向, 这是导致其腐蚀疲劳过程中裂纹快速萌生的主要因素之一 (Harandi & Raman 2017). 由镁合金基体与第二相粒子之间的局部腐蚀造成的蚀坑快速萌生是目前报道最多的镁合金腐蚀疲劳性能劣化机理.

镁合金中大多数第二相通常表现出比镁基体更高的腐蚀电位, 如 Al_3Mn_5 (250 ~ 550 mV), $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ (80 ~ 225 mV), Mg_2Sc (550 mV), MgZn_2 (475 mV) 等, 这些第二相在与镁基体形成的电偶电池中成为阴极, 电极电位更低的镁基体成为阳极 (Xie et al. 2025). 强阴极相可诱发局部电化学反应, 成为腐蚀的起始点, 加速镁基体的溶解. 对于铸造镁合金, 其内部普遍存在孔洞、缩松、

夹杂及连续或半连续第二相网络 (Li et al. 2022, Li et al. 2017), 这些缺陷在常规疲劳中易成为首要萌生源; 在腐蚀环境下, 形成的腐蚀坑先于铸造缺陷而成为疲劳裂纹的主要萌生位置 (Khan et al. 2011). Wang 等 (2015) 比较了 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 系铸造镁合金在室温空气和 3.5wt.% NaCl 溶液中的疲劳断口微观形貌, 发现: 空气环境中的疲劳裂纹主要萌生于试样表面的氧化物夹杂; 而在 NaCl 溶液中, 疲劳裂纹的萌生则与点蚀坑有关; 此外, 降低载荷频率还可导致腐蚀疲劳裂纹同时从多个点蚀坑处萌生. Wang 等 (2018) 进一步的研究发现, 通过 T4 处理可消除 Mg-Gd-Y-Nd-Zr 铸造镁合金中的共晶相, 提高镁合金的抗局部腐蚀性能, 减少点蚀萌生和基体腐蚀析氢, 从而提高镁合金的抗应力腐蚀开裂性能. Mg-Gd-Y-Nd-Zr 系铸造镁合金 T4 处理前后的应力腐蚀裂纹萌生过程如图 21 所示 (Wang et al. 2018). 在 Mg-Al 系镁合金中可以观察到不均匀和不连续的 β -Mg₁₇Al₁₂ 相, 其氢过电位高于镁基体而成为阴极, 促进了镁基体的阳极溶解速率, 导致应力腐蚀裂纹的萌生和扩展 (Winzer et al. 2008). 在 Mg-Zn-Ca 系镁合金中, 同样由于第二相与基体的局部腐蚀而加速疲劳裂纹的萌生 (Jafari et al. 2017). 与其他系列镁合金的不同之处在于, 该系列镁合金中的阳极型第二相颗粒 (如 (Mg,Zn)₂Ca) 的腐蚀电位低于镁合金基体, 在腐蚀环境中通过自身发生阳极溶解加速疲劳短裂纹的萌生, 降低材料的腐蚀疲劳抗力 (Jafari et al. 2017).

(2) 形变组织局部腐蚀机制

镁合金在应力作用下会产生局部变形区, 这些区域与未变形区形成微型电池, 从而加速腐蚀疲劳裂纹的萌生. 具体而言, 在循环载荷作用下, 镁合金内部发生滑移或孪生变形, 变形区域的激活能通常高于未变形区域, 因此, 在腐蚀介质中可以形成微电池. 其中, 变形区作为阳极, 不断发生腐蚀溶解, 最终导致裂纹的萌生. 与第二相粒子局部腐蚀机制类似, 形变活化的结果仍然是通过局部腐蚀形成点蚀坑, 通过点蚀坑底部的应力集中效应加速疲劳裂纹的萌生过程. 例如, Hamu 等 (2009) 的研究发现, 等通道挤压后 AZ31B 镁合金的晶粒显著细化, 但其耐腐蚀性能也随之下降, 其主要原因在于等通道挤压过程中形成了大量的孪晶和位错, 这些高能组织的出现劣化了材料的耐腐蚀性能. Wang 等 (2020) 的研究也发现, 由变形引起的局部取向差异倾向于集中在晶界周围, 导致晶界优先腐蚀, 进而引发晶间腐蚀, 最终降低高纯镁的耐腐蚀性能. Peng 等 (2020) 对 AZ31 挤压棒进行预压缩以引入不同体积分数的 {1012} 孪晶, 随着压缩应变的增加, 孪晶体积分数增加, 晶体取向发生变化, 导致耐蚀性能出现不同趋势: 在 3.5wt.% NaCl 溶液浸泡实验中, 原始样品和小应变样品因 (0002) 晶面与其他晶面的耐蚀性差异而导致微电偶腐蚀表现出较差的耐腐蚀性, 而高应变样品由于柱面间的耐蚀性差异较小而抑制了微电偶腐蚀, 进而表现出更好的耐腐蚀性. 另外, Ding 等 (2024) 研究了晶体学织构 (由轧制引入) 对 ZK60 合金在 PBS 溶液中腐蚀 48 小时 (37 °C) 后疲劳性能的影响, 结果表明: 材料表面形成了以扩散为基础的腐蚀层, 该层包含腐蚀产物、PBS 溶液中存在的腐蚀性物质以及未腐蚀的金属, 在疲劳试验过程中容易成为裂纹萌生的位置; 此外, 轧制方向会形成较厚的腐蚀层, 应力集中现象加剧, 从而降低了材料的疲劳寿命, 如图 22 所示. 还有, Hu 等 (2021) 研究了孪晶织构对挤压 AM60 镁合金腐蚀疲劳行为的影响, 结果表明: 孪晶织构通过提高表面能的均匀性提升了镁合金纵向截面的耐腐蚀性, 在高应力幅值下, 孪晶织构导致的力学损伤差异主导了腐蚀疲劳行为; 而低应力幅值下, 表

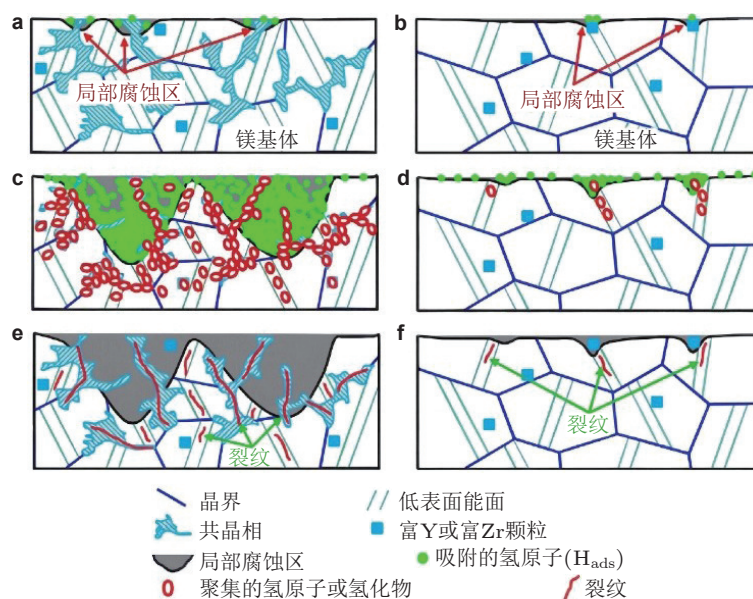


图 21

Mg-Gd-Y-Nd-Zr 系铸造镁合金 T4 处理前后的应力腐蚀裂纹萌生过程 (Wang et al. 2018): (a, b) 第一阶段镁合金优先在第二相附近腐蚀; (c, d) 第二阶段氢吸附在局部腐蚀区域, 然后扩散到镁基体中, 并在第二相或则和低表面能晶面处累积; (e, f) 第三阶段镁合金在应力作用下的脆性开裂

面次生裂纹显著降低了材料的腐蚀疲劳抗力。

循环加载会在镁合金表面形成滑移台阶, 导致表面的氧化层破裂. 在破裂区域, 基体金属与周围未破裂区域形成微电池, 即: 破裂区域为小阳极, 未破裂区域为大阴极, 从而促进破裂部位的溶解. 然而, 在氧化性环境中, 氧化层可以得到很快修复. 这说明, 腐蚀疲劳失效过程中的裂纹萌生是由滑移—保护膜破裂—膜层修复这三个过程的循环发展而引发. 与第二相和形变组织引起的局部腐蚀相比, 该过程由于始终存在局部暴露的镁合金基体, 其局部腐蚀速率更快, 尤其在裂纹尖端区域由于较大的循环塑性变形而无法形成完整的氧化层, 导致腐蚀疲劳裂纹快速扩展, 其形成过程如图 23 所示 (Behvar & Haghshenas 2023). Diab 等 (2017) 对挤压态 AZ31B 合金在 3.5wt.% NaCl 溶液中的腐蚀疲劳断口微观形貌进行了分析, 结果表明: 与空气环境下相比, 在 NaCl 溶液中材料的疲劳寿命降低了 88%. 进一步分析 (Diab et al. 2017) 表明, 含 Cl^- 介质引起的点蚀和裂纹, 以及由于裂纹尖端周围的塑性变形而导致氧化层在裂纹尖端处的开裂是其疲劳寿命劣化的主要机制. 然而, 与铝合金、不锈钢等材料相比, 镁合金氧化膜太薄、修复太快, 导致膜破裂瞬间的溶解贡献相对较小, 阳极滑移—溶解机制在镁合金的腐蚀疲劳裂纹萌生过程中一般不占主导地位。

(3) 氢脆机制

材料表面暴露于腐蚀环境下时, 会发生腐蚀介质的吸附, 从而降低表面能并改变其力学性能. 在镁合金的腐蚀过程中, 由于镁的标准电位比氢的更负, 在阴极位置会发生析氢反应, 总反

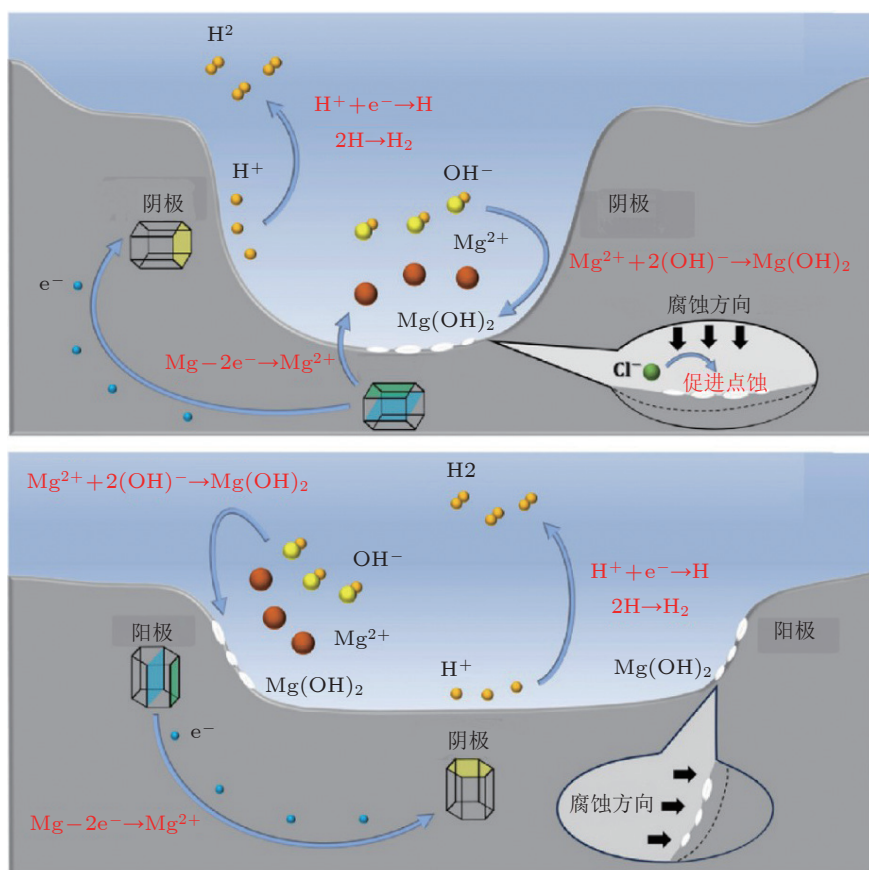


图 22

单个蚀坑的腐蚀示意图 (Ding et al. 2024): (a) 表面晶粒的非基面平行于腐蚀表面; (b) 表面晶粒的基面平行于腐蚀表面

应式为 (Raman et al. 2015)



这说明, 镁合金在腐蚀过程中将产生大量的氢原子. 例如, 挤压 AZ31 镁合金在 3.5wt.% NaCl 溶液中的析氢速率可达 $0.10 \text{ mL}/(\text{cm}^2 \cdot \text{h})$ (Lin et al. 2021). 这些氢原子吸附在镁合金表面并在疲劳载荷作用下加速向材料内部扩散, 通过局部富集降低材料表/界面的结合力, 降低镁合金的塑性变形抗力, 促进微裂纹形成, 进一步降低镁合金的腐蚀疲劳性能 (Liu et al. 2024, Kakiuchi et al. 2015). 因此, 镁合金腐蚀过程中严重的析氢是造成其腐蚀疲劳寿命显著劣化的一个重要原因 (Wang et al. 2019). Jafari 等 (2015) 对 AZ91D 镁合金在模拟体液中的腐蚀疲劳行为发现, 阴极极化条件下该合金的疲劳寿命显著增加, 而阳极极化则缩短了疲劳寿命. 在镁合金中, 由于电极电位负差效应, 即使在阳极过电位下也会发生析氢反应, 这种析氢和同步点蚀现象是阳极极化条件下镁合金腐蚀疲劳性能劣化的根本机理 (见图 24). 因此, AZ91D 镁合金在生理环境中的腐蚀疲劳行为还受电化学条件和应力水平的显著影响, 且氢脆是主要的裂纹萌生和扩展机制之一. Hu 等 (2024) 还观察到 ZK60 合金在 PBS 溶液中的疲劳裂纹扩展速率比在空气中高一个数量

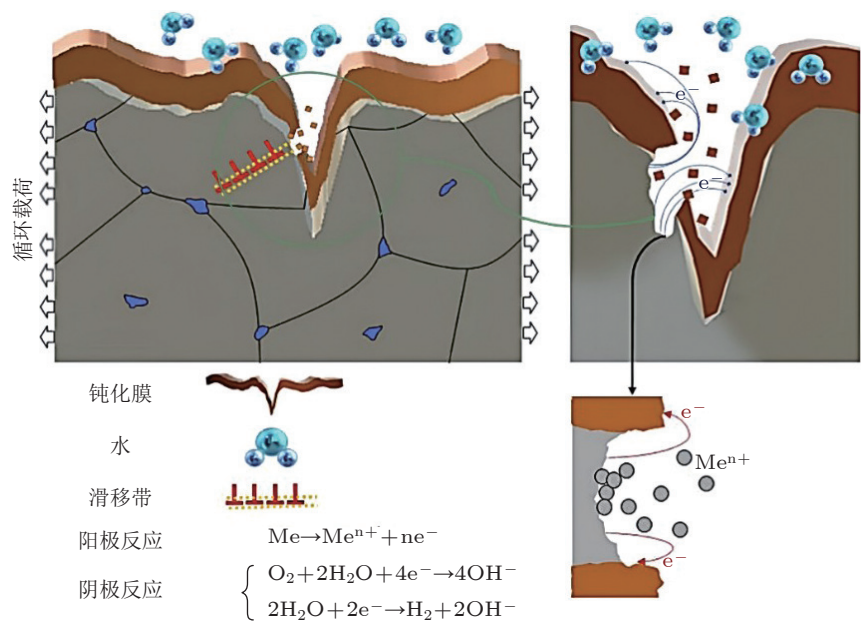


图 23 镁合金腐蚀疲劳裂纹尖端滑移溶解机理示意图 (Behvar & Haghshenas 2023)

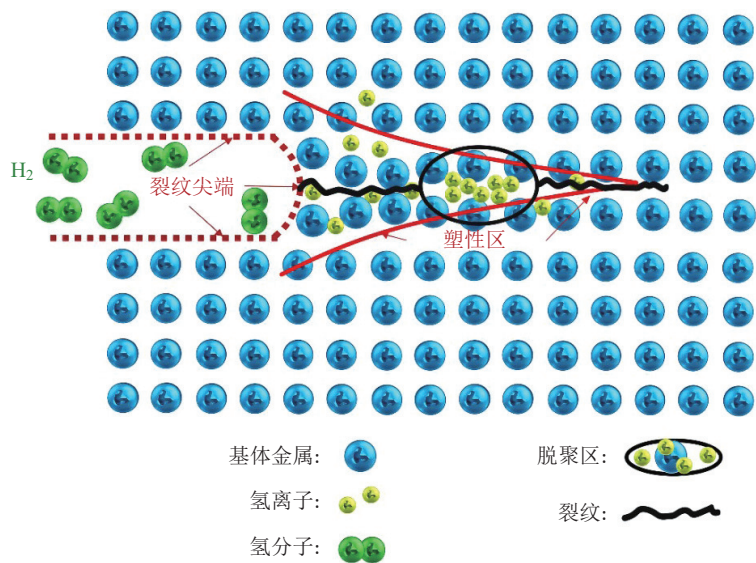


图 24 镁合金腐蚀疲劳氢脆机理示意图 (Behvar & Haghshenas 2023)

级的现象, 这主要归因于 PBS 溶液腐蚀过程中阳极溶解和氢致开裂的协同作用. Wang 等 (2019) 的研究表明, T4 热处理可以消除锻造态 Mg-Zn-Y-Zr 镁合金中的 MgZn_2 相, 显著提高镁合金的耐腐蚀性, 并且阴极析氢现象显著减弱, 从而抑制了氢脆对腐蚀疲劳性能的劣化.

镁合金的氢脆机理研究方面目前已有少量文献报道. M. Kamilyan 等 (2017) 研究了 AZ31 和

AZ91 镁合金中局部氢浓度及其分布对氢脆敏感性的影响, 结果表明: 镁合金的氢脆敏感性与第二相的氢陷阱机制密切相关, 脆性的 MgH_2 氢化物主要沿 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相边界生成, 因此, 高 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相含量的 AZ91 镁合金表现出比 AZ31 更高的氢脆敏感性. Chen 等 (2016) 着重研究了氢对 AZ91 镁合金的腐蚀和应力腐蚀开裂行为的影响, 结果表明: 腐蚀过程中产生的氢在水中扩散进入并与镁基体反应生成 MgH_2 氢化物, 部分氢由于氢化物形成缓慢以及氢化物与镁基体 (或第二相) 之间的不相容性, 在氢化物/镁基体 (或第二相) 界面处积聚并结合形成氢分子而产生局部高压应力, 与氢化物生成引起的膨胀应力共同作用导致氢化物发生脆性断裂. 这两个作用协同促进了 AZ91 合金的腐蚀速率, 并推动了裂纹的萌生与扩展, 表明氢脆是水环境中镁合金穿晶型应力腐蚀开裂的主要原因. 宋雨来等 (2024) 进一步在 AZ91 镁合金中添加稀土元素 Gd, 结果表明: 随 Gd 含量的增加, AZ91 镁合金中的 $\beta\text{-Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相尺寸减小, 材料中的氢浓度及局部偏聚减弱, 抗氢脆性能有效提升. 邓斌斌等 (2024) 在 Mg-11Li 镁合金中同样观察到了与析出相相关的氢脆机制变化: 随 Mg-11Li 镁合金中 Zn 含量增加, 合金的氢脆敏感性呈先下降后升高的趋势, 氢脆机制由氢化物形成及开裂主导, 逐步转变为氢促进局部塑性变形机制主导, 抗氢脆性能提高; 进一步增加 Zn 含量后, 由于析出相的尺寸和数量大幅度增加, 氢脆机制转变为氢致键合力降低主导, 氢脆抗力下降.

氢脆已被确认为镁合金腐蚀疲劳的关键机制之一, 然而目前对其深层机理的认识仍不清晰. 在固溶氢与氢化物的作用方面, 尽管早期研究认为氢化物析出可能导致脆化, 但在室温及动态加载条件下, 氢化物的形成热力学与动力学仍缺乏直接实验证据, 其在腐蚀疲劳过程中的实际贡献尚不明确. 相比之下, 固溶氢的扩散、偏聚及其与变形组织的交互作用被认为是更普适的主导机制, 但目前对氢在晶界、位错、滑移带等微观非均匀性处的原子尺度偏聚行为, 以及其在循环塑性变形驱动下的动态演化规律, 仍缺乏系统认识. 未来需结合原位电化学—力学测试平台, 集成高分辨电子背散射衍射、纳米压痕、扫描探针显微术、原位二次离子质谱及原子探针层析技术, 实现从宏观裂纹扩展、局部塑性变形到纳米尺度氢分布的同步观测, 直接获取氢致开裂或氢致局部塑性变形的时空关联证据.

3.2 基于数值模拟的腐蚀疲劳损伤机理分析

镁合金腐蚀疲劳行为的本质是力学载荷与电化学反应在多尺度、多场耦合条件下的协同演化过程. 传统实验手段虽能揭示宏观性能变化及部分微观损伤特征, 但难以解析复杂环境下裂纹萌生、扩展及材料腐蚀降解的本质. 近年来, 随着计算材料科学的发展, 多种数值模拟方法在镁合金腐蚀疲劳研究中得到了广泛应用, 从原子尺度的第一性原理和分子动力学, 到介观尺度的相场模拟, 再到宏观尺度的、基于连续损伤力学的有限元模拟等. 这些数值模拟手段不仅有助于揭示不同合金元素、制备工艺及组织结构对腐蚀疲劳机理的影响, 也为设计高耐蚀、高寿命的镁合金提供了理论依据与预测工具.

3.2.1 原子尺度的腐蚀机理分析

材料表面的腐蚀行为与其电子功函数有关, 其大小反映表层原子得失电子的难易程度, 电子

功函数和表面能的变化会影响合金表面的耐腐蚀性能. 在镁合金中, 功函数较低的相通常更容易失电子并表现为阳极, 倾向于发生优先溶解; 而功函数较高的相则更易作为阴极, 促进析氢等还原反应进行. 这种由功函数差异引起的电子转移和局部电位分布不均, 会加剧第二相/基体界面附近的局部腐蚀, 并可能进一步提高氢原子在局部区域的富集概率, 从而影响氢脆或应力腐蚀开裂行为. 因此, 第一性原理计算在理解镁合金腐蚀的微观机制方面发挥了重要的作用, 它能够从原子和电子层面揭示腐蚀行为的本质 (Jiang et al. 2024, Huang et al. 2024), 目前已取得较多研究成果, 简述如下:

Liu 等 (2023) 结合实验与第一性原理计算研究了重稀土元素钆 (Gd) 和钇 (Y) 对镁合金腐蚀行为的影响, 发现第一性原理计算可用于确定第二稀土相和基体相的功函数和表面能的变化, 以及电子性质, 这对于理解镁合金中微电流腐蚀机制至关重要. Hu 等 (2025) 利用第一性原理计算探讨了 Y 含量对 AZ91 镁合金耐腐蚀和应力腐蚀开裂性能的影响, 结果表明: 合金内不同相与镁基体之间的功函数差异和氢原子的吸附能对腐蚀行为存在明显影响; Y 的加入能降低 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相的体积分数, 削弱氢脆以及镁基体与 β - $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 相之间微电流腐蚀的影响, 从而提高合金的耐腐蚀性和抗应力腐蚀开裂性能. Zhou 等 (2013) 通过第一性原理计算, 从功函数与氯原子吸附能的角度讨论了医用镁合金的耐腐蚀性, 结果表明: Cl^- 吸附降低了镁合金的功函数, 导致耐蚀性能下降. 张勇 (2019) 对含钙 (Ca) 镁合金中主要第二相 (Al_2Ca , Mg_2Ca , $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$) 不同晶面电子功函数进行计算, 得到了本征电势差, 分析了添加 Ca 元素的镁合金耐蚀性质的电子机制, 结果表明: $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ 的电子功函数平均值大于镁基体, 在腐蚀过程中易充当阴极相; Al_2Ca 的电子功函数平均值与 Mg 接近, 在腐蚀中 Al_2Ca 与基体的腐蚀行为类似; Mg_2Ca 的电子功函数平均值小于基体, 易失去电子, 在腐蚀中充当阳极相. 以上研究在原子尺度下通过分析材料的表面性质 (表面能、电子功函数等) 对腐蚀行为的影响, 事实上合金中第二相自身的物理性质也决定着其在溶液中的耐蚀性. 为此, 黄昱昊 (2023) 基于多因素构建了镁合金耐腐蚀性第一性原理计算预测模型, 应用于纯镁、铝锌系列镁合金和稀土镁合金, 获得了腐蚀电位 U_a 和腐蚀电流密度 $\lg J_{\text{tot}}$ 、 $\lg J_{\text{tot}}$, 结果如图 25 所示. 由图 25 可见, 第一性原理计算值与电化学测试中的极化电位和电流密度值趋势基本一致, 腐蚀预测模型具有良好的量化预测效果.

总体来看, 原子尺度下通过第一性原理计算可以揭示合金元素设计与微观电化学反应之间的内在联系, 已成为理解和预测镁合金腐蚀疲劳行为的重要理论基础. 该方法能够在原子尺度上量化合金化元素对电子结构、界面反应能及氧化膜稳定性的影响, 为耐蚀合金设计提供了可验证的物理依据. 然而, 这一方法在实际应用中仍面临若干挑战: 首先, 腐蚀过程本身极为复杂, 涉及多相共存、动态界面演化以及与环境介质的化学反应耦合, 超出了传统静态第一性原理计算的适用范围; 其次, 第一性原理方法受限于计算规模, 难以直接模拟宏观环境下的长时间腐蚀疲劳演化过程 (Wu et al. 2025). 未来的研究需要通过多尺度耦合策略, 将第一性原理计算与相场模型及机器学习方法相结合, 从而在保持原子尺度精度的同时, 实现对介观乃至宏观腐蚀行为的预测.

分子动力学为揭示镁及镁合金腐蚀过程中的原子尺度机制提供了重要补充. 现有研究表明,

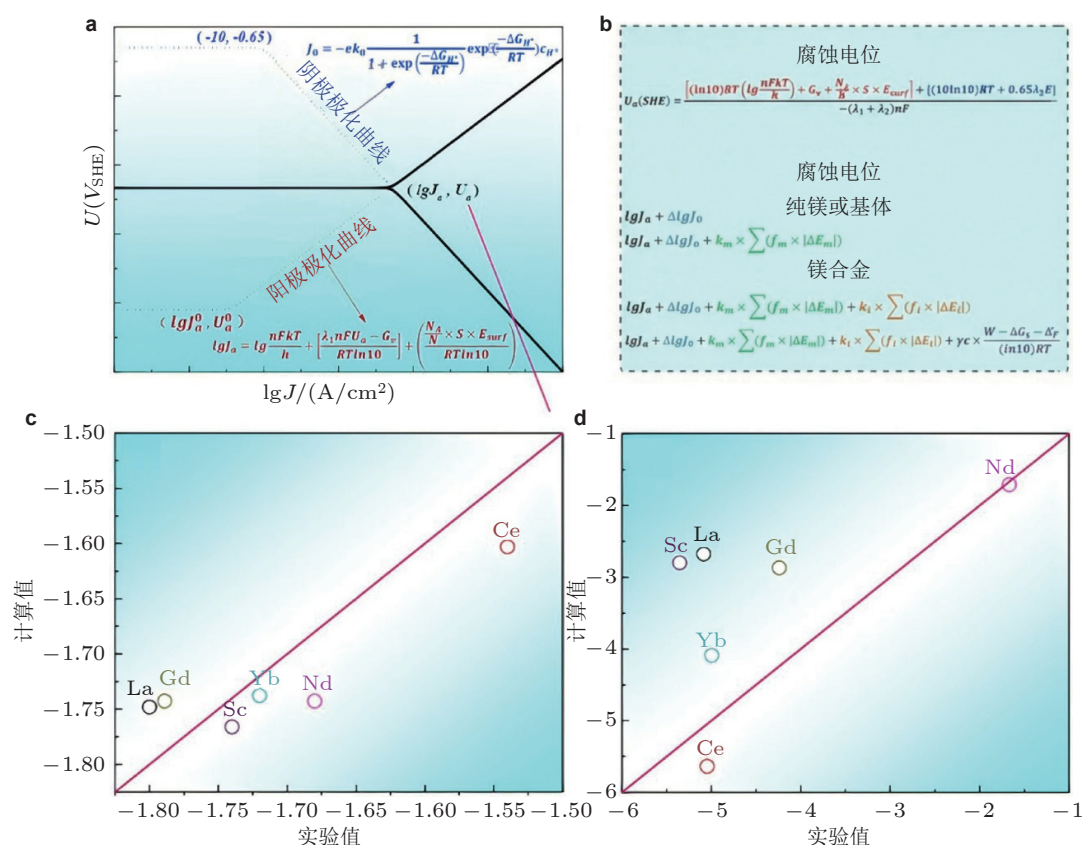


图 25

镁合金腐蚀第一性原理预测模型及模拟结果(黄昱昊 2023): (a) 阴极和阳极溶解时腐蚀电流密度和腐蚀点位演化曲线; (b) 腐蚀电位和腐蚀电流公式; (c) 腐蚀电位模拟结果与实验结果对比; (d) 腐蚀电流密度模拟结果与实验结果对比

分子动力学模拟可用于追踪 Mg/H₂O 界面阳极溶解过程中的反应路径与能量演化, 并分析不同合金元素对界面稳定性和耐蚀性的影响, 从而为理解镁合金初始腐蚀行为提供原子尺度依据(Yan et al. 2024). 进一步地, 近年来出现的机器学习分子动力学可用于研究镁在水环境中的溶解过程以及 MgOH/MgO 中间相、Mg⁺物种和表面膜生长等动态演化机制, 体现出从短时、局部反应向更长时间尺度腐蚀过程拓展的潜力(Liu et al. 2025). 此外, 分子动力学还用于解释缓蚀剂或有机分子在镁合金表面的吸附与沉积保护行为, 例如, 结合电化学实验和表面分析结果, 对硅酸钠在 AZ31 镁合金表面的吸附机制进行表征, 为镁合金腐蚀防护提供了界面层面的理论支撑(Li et al. 2024).

总体而言, 分子动力学在镁合金腐蚀研究中的作用主要体现在界面反应、溶解行为、中间产物形成及缓蚀剂吸附机制等原子尺度问题上, 能够弥补实验表征难以直接捕捉瞬态反应路径和局部电子结构演化的不足. 然而, 现有工作仍主要集中于理想表面或局部界面过程, 对于实际工程镁合金中复杂多相组织、第二相微电偶作用、含氯服役环境以及腐蚀疲劳耦合过程的覆盖

仍较有限. 因此, 分子动力学目前更适合作为揭示镁合金腐蚀基础机理的重要工具, 而尚难单独承担工程服役行为预测任务. 未来应进一步推动分子动力学与相场法和连续体模型的多尺度耦合, 以实现从原子尺度界面反应到宏观腐蚀损伤演化的跨尺度关联.

3.2.2 腐蚀界面演化及裂纹扩展分析

尽管第一性原理计算和分子动力学模拟在原子尺度上为理解腐蚀反应的微观机理提供了坚实基础, 但其计算范围受限于纳米尺度与短时间尺度. 在介观及宏观尺度的建模中, 腐蚀行为更强调界面处的电化学反应、离子传输及其与力学场的耦合作用, 因此, 在原子尺度的腐蚀机理明确之后, 有必要进一步从介观尺度出发, 通过相场、近场动力学等方法描述腐蚀界面的连续演化过程, 揭示腐蚀坑的形成、扩展及其与应力场的耦合作用, 最终建立从原子反应到裂纹萌生、扩展和界面演化的多尺度关联.

为了捕捉和描述腐蚀过程中界面形貌的时空演化, 研究者发展了多种适用于不同尺度和物理特征的数值方法, 包括任意拉格朗日—欧拉 (Arbitrary Lagrangian-Eulerian, ALE) 法、水平集 (Level-Set) 法、近场动力学方法以及相场方法等. 这些方法各自采用不同的界面追踪或界面弥散处理策略, 能够在连续或离散框架下再现腐蚀坑的萌生、界面迁移、保护膜破裂乃至局部损伤向裂纹的演化过程, 为理解腐蚀疲劳过程中界面形貌对材料力学响应的影响提供了关键的介观尺度信息.

(1) ALE 方法

ALE 方法是一种将拉格朗日描述与欧拉描述相结合的数值计算框架, 其核心思想是允许计算网格在物质运动与固定空间之间自由调整, 从而在捕捉界面形貌变化的同时保持较高的网格质量与数值稳定性. 与完全随物质移动的拉格朗日方法相比, ALE 方法有效避免了大变形下网格畸变的问题; 而相对于固定网格的欧拉方法, ALE 方法又能动态追踪腐蚀界面的移动, 因而在需要模拟连续界面演化的腐蚀过程中表现出显著优势 (Kjellgren & Hyvärinen 1998).

在腐蚀建模中, ALE 方法通常结合有限元法实现, 用于求解金属—电解质界面随时间的动态演化. 界面移动速度一般由法拉第 (Faraday) 定律确定, 即根据局部电流密度计算材料溶解速率. 通过将该界面速度场与电化学方程 (如 Laplace 或 Nernst-Planck 方程) 耦合, ALE 方法能够连续更新网格节点位置, 从而在数值上再现金属溶解和界面退化过程. 该框架特别适用于阳极溶解、均匀腐蚀或形貌变化较平滑的情形, 如镁牺牲阳极的消耗行为或生物可降解镁支架的缓慢降解过程. Grogan 等 (2014) 使用 ALE 自适应网格划分方法结合有限元构建了三维可降解镁合金支架几何腐蚀物理模型, 模型可以捕捉到扩散控制腐蚀情况下支架表面的腐蚀变化, 并有效预测支架的质量损失速率. Vignesh 等 (2019) 利用 ALE 方法研究了 Mg-Al 合金中的电化学腐蚀, 讨论了微结构及 β -相分布对于腐蚀行为的影响, 模型可以有效反映镁合金腐蚀初期阶段的界面演化.

ALE 方法的优势主要体现在三个方面: 首先, 它能够精确追踪腐蚀界面, 显式地描述界面形貌的连续演化, 在预测金属材料的局部腐蚀速率和溶解轮廓方面具有较高的空间分辨率; 其次, ALE 方法与现有的有限元框架高度兼容, 可方便地实现多物理场耦合, 例如与电化学反应动力学、离子迁移、流体动力学或力学场的联合模拟; 最后, ALE 通过“网格光顺”策略在计算过程

中保持网格质量, 从而提高时间积分稳定性, 减少数值振荡和局部失真. 这些特征使 ALE 方法成为研究金属溶解速率、牺牲阳极消耗及可降解镁合金界面演化的有效工具 (Sun et al. 2014). 然而, ALE 方法也存在明显的局限性. 由于其属于显式界面追踪方法, 难以处理腐蚀过程中界面的拓扑变化, 例如腐蚀坑的合并、孔洞贯通或裂纹生成. 当界面发生复杂形变时, 必须执行频繁的网格重构, 这不仅显著增加计算成本, 也可能导致插值误差积累. 此外, 在多孔或复杂三维结构中, 网格变形控制与边界映射实现较为困难, 数值稳定性下降. 同时, ALE 方法还假设界面连续且光滑, 因此, 不适合模拟高度局部化或随机性的腐蚀形貌, 如点蚀萌生和粗糙表面溶解. 尽管存在上述限制, ALE 方法作为一种成熟且高效的数值策略, 仍在腐蚀模拟领域占据重要地位, 可为连续界面腐蚀过程的时空模拟提供了可靠工具, 在一定程度上弥补了传统固定网格方法在动态界面建模中的不足.

(2) 水平集法

水平集法是一种基于隐式函数表示的界面追踪方法, 由 Osher 和 Sethian(1988) 提出, 最初用于描述多相流动和自由界面的动态演化. 该方法通过定义一个随时间变化的连续标量场 $\phi(x, t)$, 其零等值面 ($\phi = 0$) 表示金属与电解质之间的腐蚀界面. 界面位置的演化由如下输运方程控制

$$\partial\phi/\partial t + \mathbf{v} \cdot \nabla\phi = 0 \quad (2)$$

其中, $\mathbf{v}$ 为局部界面速度场, 通常由电化学反应速率或腐蚀电流密度决定. 通过这种隐式表示方式, 水平集法能够在不显式移动网格的情况下, 灵活地捕捉界面的连续移动及其复杂形貌变化.

在金属腐蚀建模中, 水平集法常与有限元法或有限体积法相结合, 用于求解电化学控制方程并耦合界面速度关系, 从而实现腐蚀前沿的动态演化模拟. 例如, Gartzke 等 (2020) 通过水平集法结合有限元构建了镁基骨植入物降解的模型, 该模型可以预测降解层的形成以及通过结构的有效杨氏模量反映结构的力学性能衰退, 可以有效描述未降解和降解材料之间界面的演化规律. Deshpande (2011) 提出一种基于水平集函数的方法来探究沿镁合金深度方向两种不同代表性微观结构对腐蚀行为的影响. Wilder 等 (2015) 提出了一种自适应有限差方法, 用于模拟电偶腐蚀过程中由金属优先溶解引起的移动边界问题, 采用水平集方法追踪更新界面形貌, 模拟腐蚀界面随时间演化的损伤过程.

水平集法为金属腐蚀界面演化提供了一种隐式、稳定且几何自适应的数值建模手段, 能够有效捕捉腐蚀形貌的动态变化, 在镁合金腐蚀模拟中的应用展现出良好的潜力, 尤其适用于点蚀、孔蚀及局部腐蚀前沿的时空演化研究. 但是, 水平集方法的核心方程需周期性重新初始化以维持数值稳定性, 容易引入数值耗散, 导致界面模糊或腐蚀速率偏低. 因此, 有必要通过网格加密对比、参数敏感性分析及实验结果对照等方式, 对数值结果进行系统验证, 以确保界面演化预测的准确性与物理可靠性.

(3) 近场动力学方法

近场动力学是一种新的非局部模型, 最初是由 Silling (2000) 针对断裂问题提出. 在基于近场动力学的数值模拟方法中, 控制方程采用积分微分方程的形式, 而不是从经典局部模型中产生的偏微分方程. 经典模型中每个材料点的空间梯度在近场动力学模拟方法中被该点与其点族的相

互作用积分所取代. 用积分代替空间导数的优点是消除了对未知场的平滑度要求 (Chen et al. 2021), 因此, 近场动力学方法在处理不断变化的不连续性方面具有独特优势, 例如固体中裂纹的扩展 (Zhang et al. 2016). 腐蚀分析的经典模型 (仅将腐蚀建模为电解质域中的扩散问题, 具有移动边界) 和腐蚀近场动力学模型之间的基本区别在于: 在近场动力学模型中, 基于非局域理论, 通过“键”与“键破坏”来描述材料腐蚀; 腐蚀过程不再需要通过显式追踪界面, 而是通过局域腐蚀键的逐步断裂来自然形成界面 (Li et al. 2018). 图 26 所示为近场动力学腐蚀模型中定义的区域和键的示意图.

Chen 等 (2021) 引入了耦合的机械-化学近场动力学模型来描述腐蚀-恒应力耦合开裂. 该模型采用扩散近场动态键 (充当固/液界面处的溶解键) 和机械近场动态键表示材料点之间的相互作用. 由于机械结合可能会因机械拉伸或阳极溶解而发生破坏, 因此, 扩散近场动力键的溶解通量大小取决于机械变形和施加的电势. 阳极溶解和机械损伤之间的耦合导致裂纹在腐蚀损伤层中萌生并扩展到块体中. Chen 等 (2021) 进一步使用文献 (Horner et al. 2011) 中的实验测试验证了金属试样应力腐蚀开裂过程的三维模型. 这说明, 该模型的结果捕获了坑到裂纹的过渡时间、断裂时的坑大小和形状, 以及从坑中产生并连接坑的裂缝的形态. Hermann (2024) 基于非局部 Nernst-Planck-Poisson 方程构建了腐蚀近场动力学模型, 考虑了金属材料在液体电解质中的电化学腐蚀溶解, 并利用该模型模拟了生物可降解镁骨螺钉在模拟体液中的体外腐蚀过程. 模型成功再现了实验中观测到的宏观降解行为, 尤其是螺钉整体的体积损失随时间变化趋势, 与实验结果基本一致, 验证了模型在实际几何尺度和长时间腐蚀条件下的准确性.

(4) 相场方法

在相场模拟方法中, 界面处的边界条件由控制相场标量演化的微分方程所取代, 该标量在每个阶段假定两个不同的值 (0 和 1), 界面附近的漫反射区域中在这些值之间平滑过渡, 如图 27 所示; 然后, 通过求解一组偏微分方程对整个系统进行建模, 从而避免了对显式界面条件的处理 (Cui et al. 2021, Wang et al. 2025, Cui et al. 2022). 相场方法在本质上可以适应复杂和不断变化的几何形状, 且无需明确跟踪界面, 为研究腐蚀疲劳行为提供了显著的优势和应用潜力.

例如, Cui 等 (2021) 提出了一种用于弹塑性固体中应力腐蚀分析的相场方法与数值实现框架, 该方法能够同时捕捉局部腐蚀 (点蚀) 和应力腐蚀开裂现象, 并实现描述点蚀向裂纹转变的过程. 基于薄膜破裂-溶解-再钝化机制, Cui 等 (2021) 提出的模型有效地引入了钝化膜对腐蚀的影响. 该模型首次将力学变形作为电化学驱动力纳入其中, 从而加速腐蚀动力学过程. 针对金属-电解质界面不断演化所带来的计算复杂性, 采取相场方法进行处理, 实现了复杂应力腐蚀开裂 (SCC) 形貌的精确预测. Cui 等 (2021) 通过五个具有代表性的案例, 验证了该相场方法的预测能力, 并与解析解和实验测量结果展现出优异的一致性. Cui 等 (2023) 随后进一步提出了一种新的相场方法, 用于预测金属中的电-化学-力学腐蚀行为, 该方法将电解质和界面电化学反应与机械加速腐蚀行为的相场描述相结合, 能够同时考虑薄膜破裂、溶解和再钝化效应. 该理论框架 (Cui et al. 2023) 已通过有限元软件 COMSOL MULTIPHYSICS 进行数值实现, 主要控制方程如表 1 所示. 通过多个数值实验, 结果表明 (Cui et al. 2023): 该模型的腐蚀预测能够自然地反映出

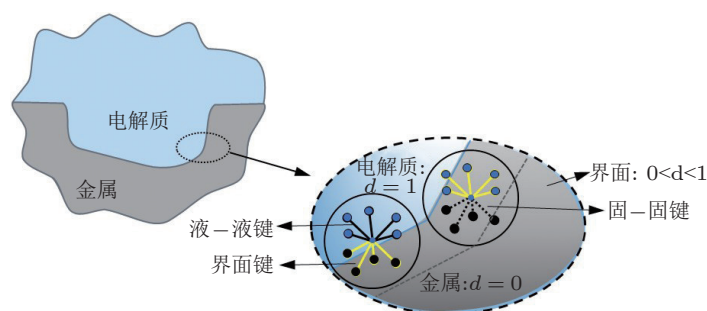


图 26

近场动力学腐蚀模型中定义的区域和键示意图 (Chen et al. 2021)

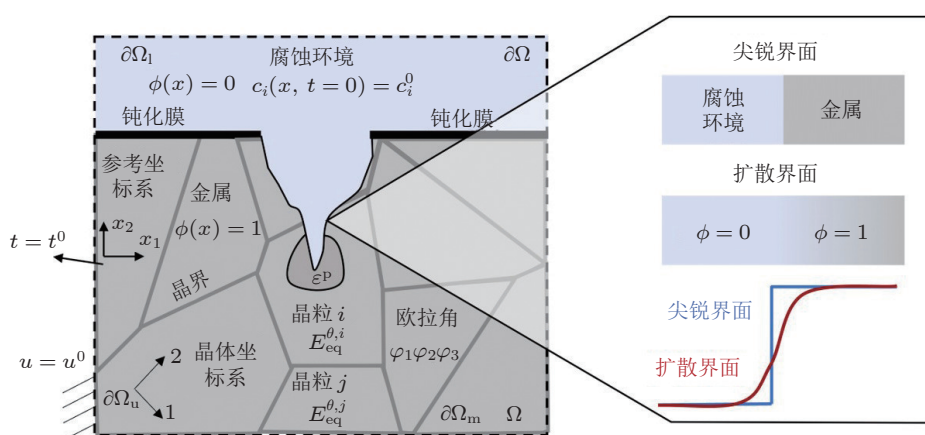


图 27

相场模拟中多晶材料在腐蚀环境中固体 (电极 $\phi = 1$)—液体 (电解液 $\phi = 0$) 扩散界面的描述 (Makuch et al. 2024)

电势和电解质浓度变化的影响, 同时能够有效预测点蚀几何形貌和钝化膜强度敏感性.

另外, Xie 等 (2024) 也通过相场模型模拟了镁合金的应力腐蚀损伤行为, 引入微电池腐蚀区域来描述局部损伤, 结果表明: 在扩散与迁移控制的腐蚀中, 腐蚀局部化引发的坑洞生长、坑洞合并及穿透显著加快了腐蚀速率; 高电位析出物沿水平方向和垂直方向的细化对腐蚀速率具有复杂影响, 合理的细化对于调控腐蚀路径及速率至关重要; 低电位析出物可作为牺牲阳极保护镁基体. Kovacevic 等 (2023) 开发了一种用于模拟镁合金在体液中腐蚀行为的相场模型, 同时考虑了镁的溶解及镁离子在溶液中的传输, 反映了镁合金腐蚀从活化控制向扩散控制的转变. 除了均匀腐蚀外, 该模型框架还能够捕捉点蚀, 考虑腐蚀环境的侵蚀性与机械载荷在加速腐蚀动力学中的协同效应. 研究发现 (Kovacevic et al. 2023): 机械载荷显著改变镁合金的腐蚀动力学, 削弱镁合金的耐腐蚀性; 施加拉伸变形会改变腐蚀坑洞形态, 诱发点蚀向裂纹的转变; 进一步增加机械载荷可能导致裂纹快速扩展, 并在短时间内引发断裂, 这与体外实验观察结果一致; 此外, 由于初始机械应变, 材料在浸入生理盐水后会发生点蚀, 而均匀腐蚀进展较慢, 以恒定溶解速率覆盖

表 1 力—电—化耦合相场腐蚀模型控制方程 (Cui et al. 2023)

相场模型

$$\frac{\partial \phi}{\partial t} = L(\varepsilon^p, \sigma_h, \eta) \left(\alpha \nabla^2 \phi - \frac{\partial \psi^E}{\partial \phi} \right)$$

固相离子输运方程

$$\frac{\partial c_M}{\partial t} - \nabla \cdot D_M \nabla [c_M - h(\phi)(c_{Se} - c_{Le}) - c_{Le}] - \nabla \cdot \left\{ \frac{[1 - h(\phi)] D_M c_M}{R_g T} F n_M \nabla \varphi_1 \right\} = \frac{R_M}{c_{solid}}$$

离子输运方程

$$\frac{\partial c_i}{\partial t} - \nabla \cdot \{ [1 - h(\phi)] D_i \nabla c_i \} - \nabla \cdot \left\{ \frac{[1 - h(\phi)] D_i c_i}{R_g T} F n_i \nabla \varphi_1 \right\} = R_i$$

静电式分布方程

$$\nabla \cdot (\kappa \nabla \varphi_1) = n_M F c_{solid} \frac{\partial \phi}{\partial t}$$

力平衡方程

$$\nabla \cdot [h(\phi) \sigma_0] = 0$$

其中

$$\frac{\partial \psi^E}{\partial \phi} = -2A [c_M - h(\phi)(c_{Se} - c_{Le}) - c_{Le}] (c_{Se} - c_{Le}) h'(\phi) + w g'(\phi)$$

$$L(\varepsilon^p, \sigma_h, \eta) = \begin{cases} k_m(\varepsilon^p, \sigma_h) L_0 \exp\left(\frac{a_a n_M F \eta}{R_g T}\right), & \text{if } 0 < t_i \leq t_0 \\ k_m(\varepsilon^p, \sigma_h) L_0 \exp\left(\frac{a_a n_M F \eta}{R_g T}\right) \exp[-k(t_i - t_0)], & \text{if } t_0 < t_i \leq t_0 + t_f \end{cases}$$

$$\kappa = h(\phi) \kappa_s + [1 - h(\phi)] \frac{F^2}{R_g T} \left(c_M c_{solid} D_M n_M^2 + \sum_i c_i D_i n_i^2 \right)$$

$$\sigma_0 = \mathbf{C}^{ep} : (\varepsilon^e + \varepsilon^p)$$

整个样品;点蚀对支架降解的破坏性明显高于均匀腐蚀,严重削弱了支架的结构完整性. Zhang 等 (2024) 基于变分原理也提出了一种多相相场模型,用于捕捉可降解镁合金中腐蚀与延性断裂之间的相互作用. 该模型通过多个序参量来追踪与裂纹扩展及镁溶解相关的界面,考虑腐蚀产物和钝化膜的影响,在能量变分框架中同时考虑了弹塑性变形—断裂—腐蚀之间的耦合作用;该模型通过用户自定义子程序和单元相结合的有限元实现策略,使高度耦合的方程能够在工程可用的求解器中稳定计算. 通过与 WE43 镁合金浸泡实验、慢应变速率拉伸试验的定量对比,模型成功模拟了镁合金在腐蚀环境力学性能衰减、坑蚀形貌演化及应力腐蚀行为.

总体来看,通过任意拉格朗日—欧拉 (ALE) 法、水平集、近场动力学和相场模拟等方法,能够在介观尺度上系统捕捉镁合金腐蚀过程中界面形貌的演化特征,包括腐蚀坑的萌生与扩展、保护膜破裂与再生、以及局部腐蚀与应力场的耦合效应. 这些方法不仅揭示了微观组织结构对局部腐蚀敏感性的影响规律,也为腐蚀疲劳裂纹的萌生和早期扩展提供了可量化的形貌基础. 然而,当前研究仍存在一定局限,包括:多数模拟假设化学成分和环境条件相对简化,难以完全再现多相共存、动态演化及复杂溶液成分的真实工况;同时,多尺度耦合与长时间尺度模拟仍面临计算效率和参数准确性挑战;另外,已有研究主要针对镁合金的腐蚀和应力腐蚀开裂问题,针

对腐蚀疲劳失效过程的模拟还非常少. 因此, 未来应该结合实验观测数据与多尺度数值方法, 实现从原子反应到界面形貌演化, 再到裂纹萌生与腐蚀疲劳寿命预测的系统化描述, 可为高性能耐蚀镁合金的设计提供更可靠的理论指导.

4 镁合金腐蚀疲劳寿命预测模型

腐蚀对镁合金疲劳寿命影响的相关研究主要包括预腐蚀疲劳和腐蚀疲劳两大类. 预腐蚀疲劳将腐蚀行为和疲劳损伤解耦, 研究腐蚀后的镁合金在交变载荷作用下的失效行为. 由于是单一的疲劳失效过程, 通常可采用传统的疲劳寿命预测方法进行寿命评估, 这已有较为系统的总结(徐会会等 2023); 但是, 为了保持内容的完整性, 本文也将对这一类的寿命预测模型进行简要评述. 镁合金的腐蚀疲劳是一个腐蚀损伤与疲劳损伤始终同时存在且相互影响, 最终导致材料断裂失效的电化学-力学耦合行为. 腐蚀疲劳寿命包括蚀坑萌生与生长、蚀坑向微裂纹的转变、微裂纹生长、长裂纹生长和最终断裂阶段. 因此, 与预腐蚀疲劳寿命预测方法相比, 腐蚀疲劳寿命预测需考虑自蚀坑形核至裂纹扩展断裂整个失效过程中腐蚀与交变载荷的耦合作用. 由于腐蚀疲劳的物理过程极为复杂, 当前仅仅建立了具有各种简化物理参数的寿命预测模型. 为了促进更为合理和准确的腐蚀疲劳寿命预测模型的建立, 本节对目前已有的镁合金预腐蚀疲劳和腐蚀疲劳寿命预测的研究进展进行总结和评述.

4.1 半经验型寿命预测模型

半经验型寿命预测模型是基于实验揭示的疲劳寿命与加载参数和腐蚀参数之间的规律, 通过选取合适的疲劳指示因子 (FIP), 直接构建腐蚀疲劳寿命与各参量之间的函数关系. 根据 FIP 的形式, 可将半经验模型分为应力型、应变型和能量型. 目前, 针对镁合金腐蚀疲劳问题建立的半经验模型大多为应力型和能量型, 应变型腐蚀疲劳寿命预测模型还未见报道.

Fu 等 (2014) 对 AZ31 镁合金在生理环境中浸泡不同天数后力学性能退化和疲劳失效行为进行了研究, 结果表明: 随着预腐蚀时间的增加, 镁合金的弹性模量和抗拉强度降低, 但整体降低程度较小 (见图 28(a)); 然而, 疲劳寿命随着预腐蚀时间的增加呈明显降低趋势 (见图 28(b)). 为了描述预腐蚀损伤对疲劳寿命的影响, Fu 等 (2014) 将腐蚀损伤定义为在相同加载条件下与光滑试件相比的寿命减少, 将腐蚀损伤等效为疲劳损伤, 进而建立了半经验型疲劳寿命预测模型. 在该模型中, 生理环境造成的预腐蚀损伤表现为

$$D_0 = 1 - N_f^c / N_f^0 \quad (3)$$

其中, D_0 是疲劳试验前的初始损伤状态, 反映了预腐蚀损伤所等效的疲劳损伤; N_f^c 和 N_f^0 是预腐蚀试样和光滑试样在恒定载荷条件下的失效寿命. 因此, 光滑试样没有腐蚀, D_0 视为 0, 发生失效时 D 视为 1, 结果如图 28(c) 所示, 可见, 损伤随预腐蚀时间呈幂函数演化规律. 随后, 基于 Miner 线性损伤累积理论, 将损伤定义为浸泡时间的函数, 并结合 Basquin 公式和 SWT 模型对预腐蚀热轧 AZ31 镁合金的疲劳寿命进行了预测. 如图 28(d) 所示, 预测结果在 2 倍分散带内. 需要注意的是, 在其他评价预腐蚀疲劳的方法 (Chuan et al. 2014, Liu et al. 2019, Xu et al. 2017)

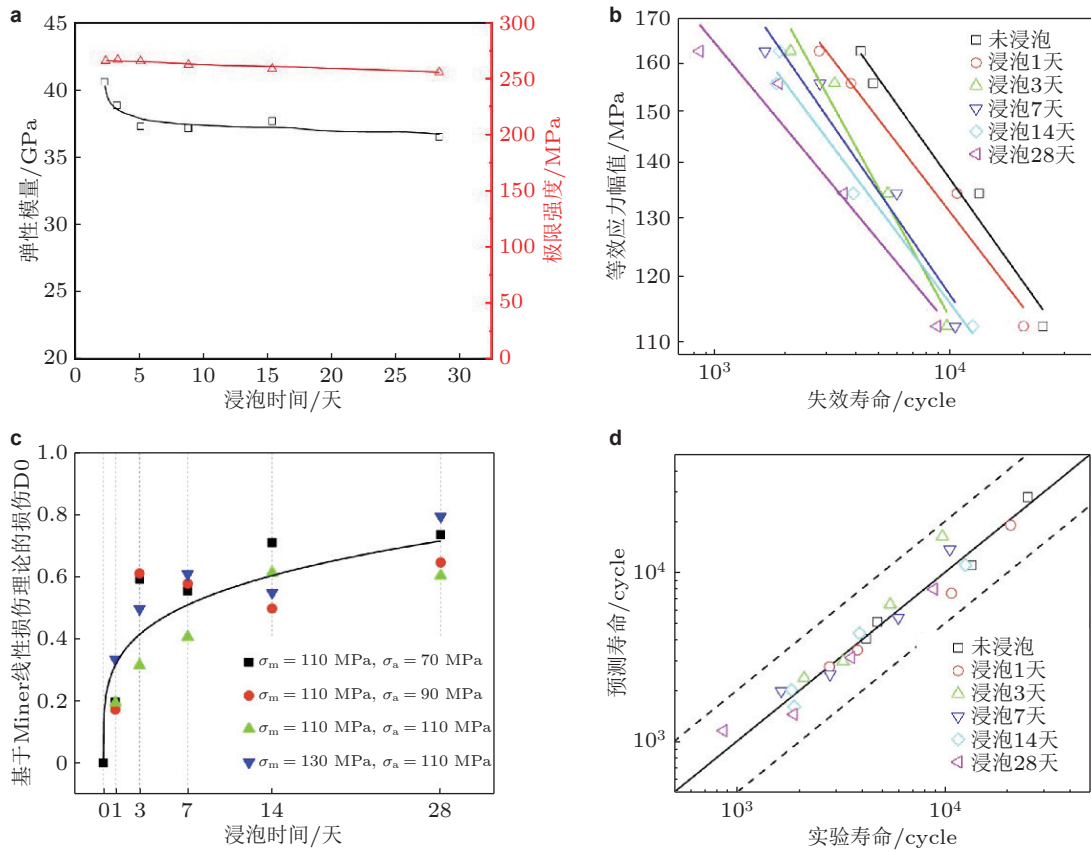


图 28

AZ31 镁合金在生理环境中浸泡不同天数后力学性能退化和疲劳失效行为 (Fu et al. 2014): (a) 弹性模量和抗拉强度随浸泡天数的变化规律; (b) 光滑试样和不同浸泡时间的预腐蚀试样棘轮试验的 $S-N$ 曲线; (c) 基于 Miner 线性损伤理论的损伤 D_0 随浸泡时间的演化规律和幂律拟合曲线; (d) 预测寿命和实验寿命的比较

中, 一般将腐蚀坑尺寸作为一个关键参量, 然而, Fu 等 (2014) 提出的腐蚀疲劳寿命预测方法避免了识别腐蚀坑尺寸的复杂测量过程.

Liu 等 (2010) 为了考虑材料的棘轮变形引起的附加损伤对疲劳寿命的影响, 提出了一个疲劳参数 (FP) 模型

$$FP = \frac{(\sigma_a - \sigma_{-1}^f) + k(\sigma_{\max} - \sigma_{-1}^f)}{E} \quad (4)$$

其中 E 是弹性模量, $\sigma_{\max}$ 是峰值应力, σ_a 是应力幅值, σ_{-1}^f 是疲劳极限. Zhao 等 (2015) 在该模型 (Liu et al. 2010) 的基础上, 为了考虑腐蚀的影响, 将 FP 参数修改为如下所示的 FP'

$$FP' = \left(1 + c \frac{\Delta m}{m}\right) FP \quad (5)$$

其中, FP' 为修正的疲劳参数; c 为腐蚀对总损伤的影响因子, 可采用试错法确定, 用于优化修正 FP' 与实测疲劳寿命的关联系数; Δm 是浸入 PBS 后的重量损失; m 是浸泡前的样品重量. 实测寿

命与预测寿命的比较表明, 改进的 FP*模型可以预测不同预腐蚀时长的 ZEK100 镁合金的疲劳寿命, 预测结果在 2 倍误差带内. 另外, 陈刚等 (2016) 也在 FP 模型的基础上, 通过引入腐蚀修正系数 β 来反映腐蚀环境对材料棘轮变形的影响, 同时通过系数 C 来描述腐蚀环境单独对疲劳寿命的削弱作用, 从而得到修正的 FP*模型, 其 FP*参数值的计算式为

$$FP^* = C + \beta \cdot FP \quad (6)$$

如图 29 所示, 修正的 FP*模型能够较为准确地预测镁合金 AZ31B 在非对称循环载荷下的腐蚀疲劳寿命.

在腐蚀疲劳寿命预测方面, Chen 等 (2015) 在 Ellyin 模型的基础上, 提出了一种考虑平均应力、腐蚀环境和最大压应力的改进 Ellyin 模型用于预测挤压 AZ31B 镁合金在腐蚀环境下的疲劳寿命. 修正后的 Ellyin 模型表示为

$$\Delta W^t = \Delta W^p + \Delta W^{em} = k N_f^\alpha \quad (7)$$

$$\Delta W^{em} = \mu \Delta W^{e+} + (1 - \mu) \Delta W^{e-} \quad (8)$$

其中, ΔW^{em} 是修正的弹性应变能, 包括拉伸弹性应变能 ΔW^{e+} 和压缩弹性应变能 ΔW^{e-} ; μ 是弹性应变能系数. 如图 30 所示, 修正后的预测模型能够较为准确地对 AZ31B 在空气和腐蚀溶液中疲劳寿命进行预测, 预测结果均处于 2 倍误差范围内. 这说明, 考虑最大压应力影响的修正 Ellyin 模型能较好地预测镁合金的腐蚀疲劳寿命.

另外, 龙飞等 (2017) 通过引入针对多轴加载路径的非比例度的概念, 对 Basquin 公式进行修正, 合理地预测相同加载幅值作用时圆形路径和菱形路径下镁合金 AZ21 在 PBS 腐蚀环境中的多轴腐蚀疲劳寿命, 结果均落在 2 倍分散带内, 体现了良好的预测精度.

尽管上述工作对镁合金的腐蚀疲劳寿命进行了较为合理的预测, 但这些半经验型寿命预测模型均假设每一周次下材料的损伤都与循环稳定状态下的损伤相同. 也就是说, 半经验型模型假设损伤演化是线性的, 忽略了损伤的非线性演化. 如前所述, 镁合金的腐蚀疲劳过程包括腐蚀坑生长、腐蚀坑向裂纹转变、裂纹扩展以及最终断裂阶段 (见图 31), 不同阶段的损伤机理不同, 因此, 要准确预测镁合金的腐蚀疲劳寿命, 应考虑基于不同阶段的损伤机理, 分阶段进行腐蚀疲劳寿命预测.

4.2 基于断裂力学的寿命预测模型

基于断裂力学的寿命预测模型核心在于利用应力强度因子或其变化幅值作为主导参量来描述和预测裂纹尖端的力学状态, 并建立裂纹扩展速率与环境-力学耦合驱动因子之间的关系, 进而根据裂纹扩展速率来预测疲劳裂纹扩展寿命. 对于镁合金构件, 经过一段的服役时间, 很多局部区域已经产生了腐蚀坑, 通常可将临界腐蚀坑等效为表面裂纹或缺口, 进而利用疲劳裂纹扩展模型进行后续的腐蚀疲劳寿命预测. 因此, 蚀坑等效是构建基于断裂力学的寿命预测方法的前提.

为此, Hoepfner 等 (1995) 最先提出了用于预测腐蚀疲劳寿命的临界点蚀尺寸模型, 该模型将腐蚀疲劳损伤过程视为三个阶段: 腐蚀坑生长 (裂纹萌生)、裂纹扩展和失效破坏; 并且认为临界点蚀尺寸对于精确预测腐蚀疲劳寿命至关重要, 因为该参数决定了 I 型裂纹扩展的起始时间.

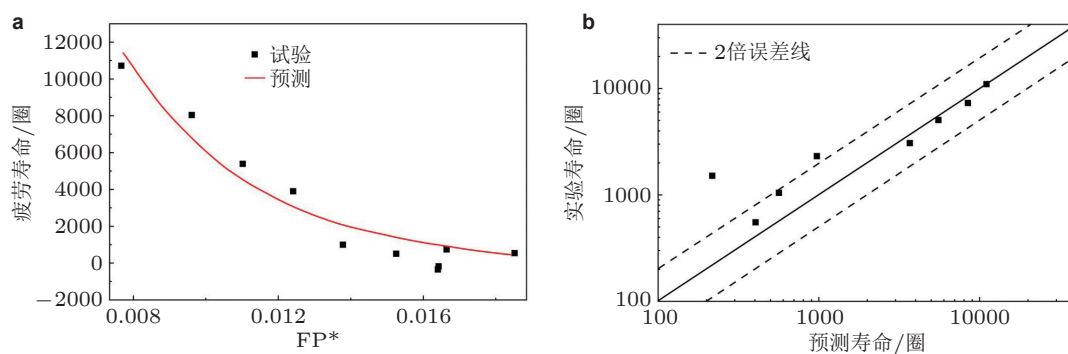


图 29

镁合金 AZ31B 的低周腐蚀疲劳寿命预测 (陈刚 等 2016): (a) 腐蚀溶液中的寿命与 FP^* 模拟曲线; (b) 腐蚀溶液中 FP^* 模型的预测和实验结果对比

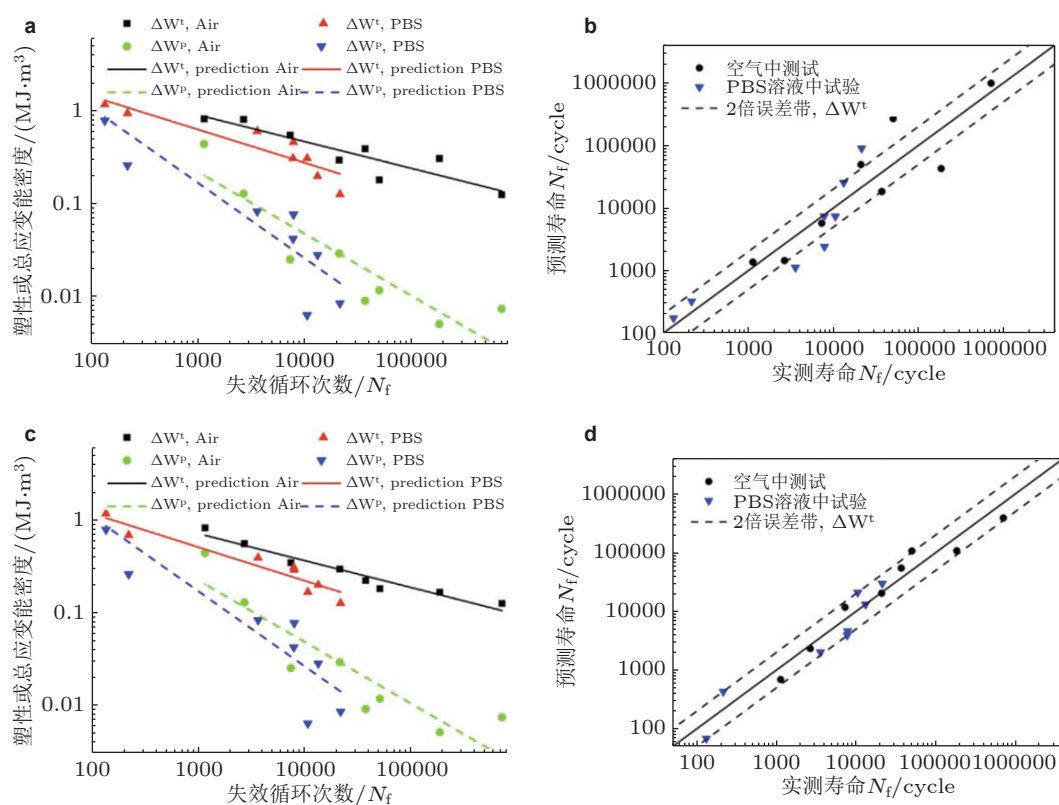


图 30

基于总应变能模型的 AZ31B 镁合金腐蚀疲劳寿命预测 (Chen et al. 2015): (a) Ellyin 模型的应变能密度; (b) 基于 Ellyin 模型的预测寿命与试验寿命的关系; (c) 修正的 Ellyin 模型的应变能密度; (d) 基于修正的 Ellyin 模型的预测寿命与试验寿命的关系

与 Hoeppner 等 (1995) 不同, Li 等 (2013) 认为腐蚀疲劳寿命由腐蚀坑生长寿命、小裂纹扩展寿命和长裂纹扩展寿命三部分构成. Li 等 (2013) 在计算腐蚀坑生长寿命分量时, 为简单起见, 假设

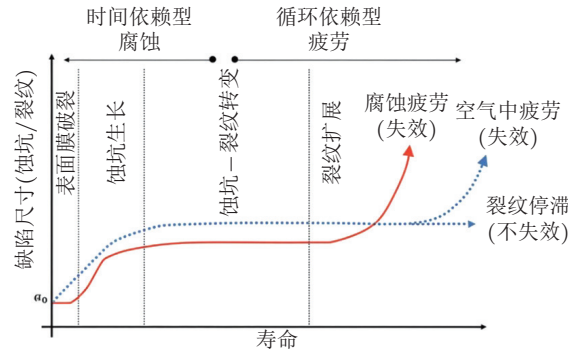


图 31

金属材料腐蚀疲劳蚀坑及裂纹生长过程示意图 (徐会会 等 2023)

腐蚀坑为一个恒定的半圆形凹坑形状, 分别采用幂函数和 Faraday 定律计算腐蚀坑生长寿命. 其中, 幂函数模型为

$$a_p = A \cdot \left(\frac{N_{\text{pit}}}{N_f} \right)^B \quad (9)$$

Faraday 定律模型为

$$a_p = A \cdot \left(\frac{3MI_p}{2\pi nF\rho} \right)^{1/3} t^{1/3} \quad (10)$$

Li 等 (2013) 基于以上两种模型分别计算了腐蚀坑的生长寿命, 结果发现, 在低应力水平下, 幂函数模型比 Faraday 定律模型更保守一些. 在计算短裂纹的生长寿命分量时, 由于尚缺乏腐蚀环境下短裂纹扩展的明确公式, Li 等 (2013) 采用类 Paris 的经验公式进行寿命预测, 即

$$\frac{da}{dN_s} = C_s (\Delta K)^{m_s} \quad (11)$$

其中, N_s 为短裂纹寿命, C_s 和 m_s 分别通过试验数据拟合获得. 在计算腐蚀疲劳长裂纹扩展寿命分量时, Li 等 (2013) 采用 Paris 公式进行. 整体来说, 该模型在腐蚀疲劳裂纹寿命预测时, 其思路仍与空气中的疲劳裂纹扩展寿命类似.

另外, Sajuri 等 (2003) 也基于断裂力学的方法预测了挤压镁合金 AZ61 和压铸镁合金 AZ91D 的腐蚀疲劳寿命. 他们考虑了蚀坑生长寿命, 将总寿命分解为蚀坑生长寿命和疲劳裂纹扩展寿命的总和, 其中: 蚀坑生长寿命采用幂函数模型进行评估; 在预测腐蚀疲劳裂纹扩展寿命时, 将蚀坑临界尺寸作为初始裂纹尺寸, 采用修正的 Paris 方程预测疲劳裂纹扩展寿命; 最后, 将蚀坑生长寿命和疲劳裂纹扩展的预测寿命相加, 得到材料的总腐蚀疲劳寿命. Bhuiyan 等 (2008) 通过比较挤压 AZ61 镁合金在不同腐蚀环境中临界腐蚀坑尺寸与应力幅值的关系发现, 腐蚀疲劳裂纹扩展的应力强度因子幅值的门槛值为 $0.8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$; 同时, 利用改进的 Paris 公式可以得到应力幅值为 80 MPa 时, 材料在 5wt.% NaCl 溶液中的腐蚀疲劳裂纹形核寿命占总寿命的 30%. Nan 等 (2008) 通过中断试验发现: 不同应力幅值下腐蚀坑深度随腐蚀疲劳时间的演化规律在双对数图上呈线性关系 (见图 32(a)), 并且蚀坑生长存在明显的应力幅值依赖性 (见图 32(b)), 进

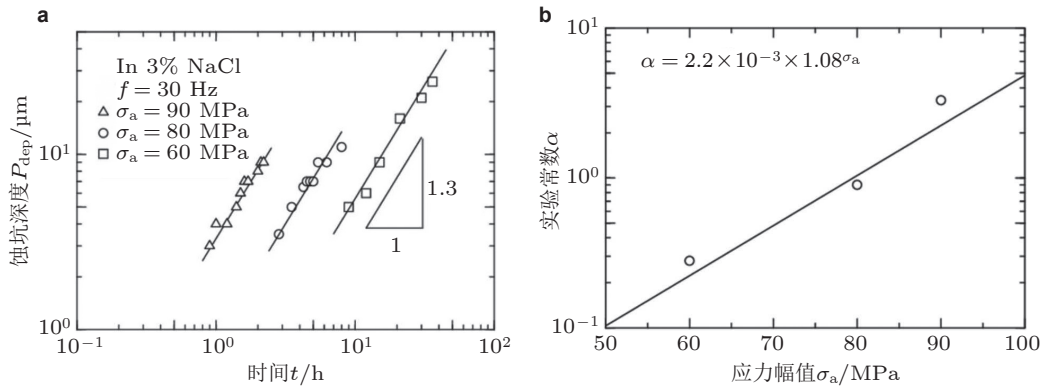


图 32

AZ31 合金在腐蚀疲劳过程蚀坑深度演化规律 (Nan et al. 2008): (a) 腐蚀坑深度随腐蚀疲劳时间演化 (通过测量同一腐蚀坑的深度获得坑数据); (b) 腐蚀坑深度与应力幅值的关联关系

而建立了腐蚀坑与应力幅值和腐蚀疲劳时间的定量关系; 随后, 分别利用应力强度因子幅值和浸泡时间的关系以及 Paris 公式对腐蚀疲劳裂纹萌生寿命和裂纹扩展寿命进行了预测, 并将两者之和作为总寿命的预测值, 预测结果与试验结果一致.

综上所述, 现有的、基于断裂力学的腐蚀疲劳寿命预测模型大部分依赖于断裂力学参数 ΔK , 但是, 该参数对腐蚀疲劳试验中的试验频率不敏感, 不能反映试验频率对腐蚀疲劳寿命的影响. 针对这一问题, Ryan 等 (2023) 考虑了 Paris 公式中的关键断裂力学参数 (即应力强度因子幅值) 对腐蚀疲劳实验中加载频率的敏感性, 提出了时间相关的断裂力学参数 $\Delta \dot{K}$, 建立了一种随时间变化的腐蚀疲劳裂纹扩展模型

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{CF} \left[\text{at } \Delta \dot{K}_{CF} \right] = \varphi \left(\frac{da}{dN} \right)_{air} \left[\text{at } 10^{-\lambda} \Delta \dot{K}_{air} \right] \quad (12)$$

$$\lambda = \gamma P_{average} \left(1 - \frac{f_{CF}}{f_{air}} \right) \quad (13)$$

$$\varphi = 10^{\mu(1-f_{CF})} \quad (14)$$

其中, γ 和 μ 是与测试环境相关的参数; $P_{average}$ 是平均施加载荷, 单位为 kN; f_{CF} 是腐蚀疲劳实验中的频率, 单位为 Hz; f_{air} 是空气实验中的频率, 单位为 Hz. 结果表明, 在没有明显的塑性变形情况下, 可以使用短期空气数据和随时间变化的断裂力学参数 $\Delta \dot{K}$ 来预测不同频率下的腐蚀疲劳裂纹扩展寿命.

综上可见, 基于线性断裂力学理论的腐蚀疲劳寿命预测模型具有明确的物理意义, 为镁合金腐蚀疲劳寿命预测提供了重要手段. 然而, 此类方法通常将腐蚀疲劳损伤过程宽泛地划分为若干阶段, 并且需要通过大量的额外实验才能确定模型参数, 这导致此类模型在实际应用中面临很大困难. 此外, 该类模型和前文所述的半经验模型都无法反映材料的加载历史对腐蚀疲劳行为的影响, 也无法体现腐蚀环境对材料力学响应及其演化过程的影响, 难以对腐蚀与疲劳的相互作用进行清晰地描述.

4.3 基于连续损伤力学的寿命预测模型

为了解决基于断裂力学理论的镁合金腐蚀疲劳寿命预测模型难以对腐蚀与疲劳的相互作用进行清晰描述的难题, 已有研究在连续损伤力学框架下, 将腐蚀疲劳失效过程中涉及到的蚀坑的生长和裂纹的扩展看作是损伤变量 D 逐渐累积至失效的过程, 进而建立腐蚀疲劳寿命预测模型. 例如, Yuan 等 (2016) 为了在镁合金预腐蚀疲劳寿命模型中考虑腐蚀损伤的影响, 采用 Broberg 损伤律 (Broberg 1974) 来确定有效等效应力, 即

$$\sigma_{eq}^* = e^D \sigma_{eq} \quad (15)$$

其中, σ^* 是有效应力, σ 是名义应力, D 是 Broberg 损伤参数

$$D = \ln(A_0/A_{ef}) \quad (16)$$

其中, A_0 是初始横截面积, A_{ef} 是损伤后的有效横截面积. 由于无法直接获得准确的 A_{ef} , Yuan 等 (2016) 采用了一个等效的定义方法

$$D = \ln(\sigma_p^*/\sigma_p) \quad (17)$$

其中, σ_p^* 和 σ_p 是第一个循环中最大应力点的有效应力和名义应力. 尽管结合 Smith 模型、SWT 模型以及 Paul-Sivaprasad-Dhar (PSD) 模型这三个经典应力型疲劳寿命预测模型, 均可以准确预测预腐蚀镁合金的疲劳寿命. 但是, 由于模型中的损伤参数的获得需要借助每个加载条件下的应力-应变曲线, 因此, 限制了该类模型的实际应用. 为此, Yuan 等 (2016) 随后采用幂律形式建立了损伤参数和时间 t 的关系, 即

$$D = \left(\frac{\sigma_p}{\sigma_y}\right)^m \left(\frac{t}{a}\right)^c \quad (18)$$

其中, t 是浸泡时间, 单位为天; a 、 c 和 m 是取决于浸泡条件和具体材料的常数. 该模型得到的最终预测结果与实验结果具有较好的关联性, 均在 2 倍误差带以内.

对于镁合金的腐蚀疲劳寿命预测, 由于腐蚀与疲劳载荷的耦合作用, 如何建立合理的损伤参数是一个极为重要的问题, 因而显得更为困难. 作为尝试, Gastaldi 等 (2011) 基于连续损伤力学, 通过引入标量损伤场 D 来表示镁合金的腐蚀损伤, 并认为损伤场 D 由应力腐蚀和均匀微电偶腐蚀这两种腐蚀损伤叠加而成, 以期捕捉腐蚀机制及其对镁合金力学性能的影响. 该模型考虑了机械应力和腐蚀的综合影响, 能够预测镁合金支架的使用寿命和机械性能. 进一步地, Shen 等 (2019) 建立了腐蚀疲劳损伤模型, 包含了腐蚀、应力腐蚀和疲劳三者的耦合影响, 如下式所示

$$\frac{dD}{dt} = f\left(\frac{dD_C}{dt}, \frac{dD_{SC}}{dt}, \frac{dD_F}{dt}\right) \quad (19)$$

其中, D_C 是腐蚀造成的损伤, D_{SC} 是应力腐蚀造成的损伤, D_F 是疲劳造成的损伤, t 是时间.

总损伤累积可以考虑成线性或非线性. 例如, Hou 和 Xu (2017) 提出了腐蚀疲劳损伤的线性模型, 即

$$\frac{dD}{dt} = \frac{dD_C}{dt} + \frac{dD_{SC}}{dt} + \frac{dD_F}{dt} \quad (20)$$

$$\frac{dD}{dN} = \frac{C_0 T_0}{(1-D)^m} + C_{CF}(\sigma_m) \left(\frac{\sigma_a}{1-D} \right)^{\beta+1} t(\sigma_a) + C_{SC} T_0 \left(\frac{\sigma_m}{1-D} \right)^{\varphi} H_m \quad (21)$$

其中, N 是循环周次, C_0 为自然腐蚀比例系数, m 为腐蚀积累指数, T_0 是循环加载周期, σ_m 是平均应力, σ_a 是应力幅值, $C_{CF}(\sigma_m)$ 是损伤累积的比例系数, β 是寿命指数, $t(\sigma_a)$ 和 H_m 是两个函数, C_{SC} 是应力腐蚀的比例系数, φ 是应力腐蚀寿命指数. 尽管该方程中的参数仅通过对腐蚀疲劳 $S-N$ 曲线进行曲线拟合得到, 但该方程能够较为合理地预测镁合金的腐蚀疲劳寿命.

另外, 基于非线性累积损伤演化规律, Yu 等 (2022) 提出了一种高周腐蚀疲劳的非线性模型, 即

$$\frac{dD}{dN} = (1-D)^{\omega} \frac{dD_{C,SC}}{dN} + \frac{dD_F}{dN} \quad (22)$$

$$\frac{dD}{dN} = \frac{S_1 R_V}{E(1+n)K^{\frac{1}{n}}(1-D)^{\frac{1}{n}+2}} \left(\sigma_{\max}^{\frac{1}{n}+2} - \sigma_{\min}^{\frac{1}{n}+2} \right) + \frac{c_1 + c_2 \sigma_m^{\theta}}{f(1-D)^{\psi}} \quad (23)$$

该模型能够同时考虑腐蚀、应力腐蚀和疲劳损伤的耦合作用. 对比实验和模拟结果, 发现大多数考虑蚀坑演化的腐蚀疲劳裂纹萌生寿命位于 1.5 和 2 倍误差带内, 这比忽略腐蚀坑效应的更接近于实验结果.

综上所述, 基于连续损伤力学的镁合金腐蚀疲劳寿命预测模型能够较为准确地预测镁合金的腐蚀疲劳寿命, 同时损伤变量的分解可以反映腐蚀疲劳过程中不同阶段的物理现象. 尽管如此, 由于镁合金在腐蚀疲劳过程中体现出的复杂交互作用行为, 现有的、基于连续损伤力学的寿命预测模型多侧重于分析单一腐蚀机制, 缺乏对多种腐蚀损伤机制 (如应力腐蚀、微电池腐蚀等) 的综合建模. 同时, 当前的腐蚀疲劳寿命预测模型缺乏对于镁合金腐蚀损伤演化行为全过程的考虑. 此外, 参数识别和模型校准仍是此类模型实际应用的挑战之一. 因此, 未来的研究可以通过结合实验数据, 进一步完善镁合金在复杂环境下的连续损伤力学模型, 以提高腐蚀疲劳寿命预测的准确性, 为镁合金的应用设计提供理论支持. 同时, 未来也可以基于先进的多尺度实验技术, 真正的从不同尺度和维度上精细刻画镁合金损伤演化行为的全过程, 进而建立更加真实的寿命预测模型. 最后, 由于镁合金腐蚀疲劳过程高度复杂, 传统数学模型难以依靠有限参数全面刻画其背后的物理机制, 因此, 融合多参数与多模态信息的机器学习模型可视为一种理想的预测工具. 然而, 尽管目前已经初步开展了机器学习在镁合金腐蚀性能预测方面的研究 (Guo et al. 2023), 但是, 在镁合金腐蚀疲劳寿命预测方面仍缺乏系统研究, 尚待深入的探索.

5 结论与展望

5.1 结 论

(1) 镁合金腐蚀疲劳行为受材料本征因素、腐蚀介质和加载条件的多重影响. 材料本征因素调控方面, 合金元素通过改变基体成分及第二相特征, 影响电化不均匀性与力学性能; 制造工艺通过调控孪晶、织构及缺陷等特征, 影响裂纹萌生位置与扩展路径; 热处理制度则主要通过调节析出相分布及大小, 实现组织与性能的协同优化. 腐蚀介质方面, 当前研究主要集中在模拟体

液等生物环境对镁合金腐蚀疲劳的影响,而在工程领域,如雨水、盐雾等典型腐蚀环境下的研究相对较为匮乏.加载条件方面,现有研究主要关注应力控制下的腐蚀疲劳行为,较少涉及应变控制条件下以及非对称应力控制下涉及棘轮行为影响的腐蚀疲劳.另外,加载频率是影响腐蚀介质参与度、表面膜破坏与修复及腐蚀坑转化为裂纹的关键因素,频率变化对腐蚀疲劳寿命和损伤机理具有显著影响.尽管如此,载荷波形、应力比和阶梯加载等更复杂的加载条件对镁合金腐蚀疲劳行为的影响仍然缺乏系统的探讨.

(2) 微观实验研究表明,镁合金中大量存在的第二相粒子及形变活化区域与镁基体之间的腐蚀电位差异引起的局部腐蚀和循环载荷耦合作用诱发的点蚀快速萌生、生长及向裂纹转化是其腐蚀疲劳性能劣化的主要因素.此外,整个腐蚀历程中由阴极析氢形成的氢脆效应在镁合金的腐蚀疲劳损伤过程中也扮演着重要角色.尽管目前基于断裂失效分析的表征在镁合金腐蚀疲劳损伤微观机理研究方面已有了较多的成果,但在揭示损伤的早期形成及发展方面的研究仍然相对较为薄弱.同时,尽管不少研究均指出氢脆效应在镁合金腐蚀疲劳损伤中的重要性,但氢与镁合金中的位错滑移和孪生解孪等变形机制之间的交互作用还鲜有文献报道.

(3) 近年来,有学者通过自主搭建实验设备,开发了基于电化学测试、声发射和同步辐射成像等的腐蚀疲劳原位表征技术,对镁合金腐蚀疲劳过程中氧化膜破裂、蚀坑生长等过程进行了原位观测,间接阐明了腐蚀疲劳损伤行为和机理.然而,基于同步辐射光源的三维成像技术还未能用于镁合金腐蚀疲劳过程的原位三维成像研究.

(4) 传统的数值模拟方法,如有限元法、边界元法、有限差分法和有限体积法等,在求解电位、电流密度及离子浓度分布等方面表现出良好的准确性与稳定性,为理解腐蚀反应的宏观传输过程奠定了坚实基础.然而,这些方法受限于固定网格与连续介质假设,难以有效描述腐蚀界面的动态移动和局部形貌演化.为克服这些不足,学者们发展了任意拉格朗日-欧拉法和水平集法,通过数值模拟刻画了界面形貌变化和局部腐蚀过程;另外,新兴的非局域与能量驱动建模方法,如近场动力学和相场法,进一步拓展了腐蚀模拟的理论边界,能够自洽地描述裂纹、孔洞及相间反应的多场耦合演化,为镁合金腐蚀机理的多尺度建模提供了新的途径,值得进一步深入研究.

(5) 针对镁合金的腐蚀疲劳寿命预测模型,目前已经分别从半经验模型、基于断裂力学和基于连续损伤力学的模型三个角度出发,进行了相应的研究.然而,半经验型模型缺乏坚实的物理基础,应用面受限;基于断裂力学的模型主要关注疲劳裂纹扩展,通常采用经验公式计算腐蚀疲劳裂纹扩展寿命,无法处理实际腐蚀疲劳过程中的力-化耦合现象;基于损伤力学的寿命预测模型通过建立合适的损伤变量表征腐蚀疲劳过程中的腐蚀损伤和疲劳损伤,分别表征了蚀坑生长和疲劳裂纹扩展的全过程,能够相对合理地反映镁合金腐蚀疲劳行为,但仍需进一步提升该类模型的预测精度和普适性.

5.2 展 望

(1) 目前,关于镁合金不同取向晶粒及孪晶组织对应力/应变控制腐蚀疲劳的影响规律尚缺乏系统认知,微观结构与力-化耦合损伤的映射关系有待建立.当前对于镁合金腐蚀疲劳的研究

主要考虑模拟体液、盐溶液和潮湿空气环境及简单的单轴恒定振幅载荷,然而镁合金构件在实际服役环境中可能经历复杂的多轴载荷,包括拉伸、压缩、弯曲和扭转,同时真实服役环境包括雨水、沿海盐雾环境以及温度变化等.未来应考虑在更真实的载荷波形下,探索实际服役环境下镁合金的腐蚀疲劳行为.

(2) 同步辐射光源可穿透金属和溶液,为全面表征材料损伤提供了前所未有的研究手段.未来有必要发展基于同步辐射成像和衍射的原位腐蚀疲劳实验技术,并耦合多源多模态原位表征技术,准确提取腐蚀疲劳损伤演化信息,进而全面深入分析镁合金的腐蚀疲劳损伤演化行为与机理,为后续镁合金腐蚀疲劳数值模拟与寿命预测提供可靠的数据和机理支撑.

(3) 腐蚀与循环载荷耦合作用下的低周腐蚀疲劳行为研究还较为缺乏,特别是缺乏多轴载荷与腐蚀环境耦合作用下镁合金腐蚀疲劳行为研究.相关数据的缺乏难以系统揭示镁合金的腐蚀疲劳演化规律,不足以支撑镁合金力-化耦合本构模型发展和疲劳可靠性评估,还需进一步发展.

(4) 已有的镁合金腐蚀和应力腐蚀开裂过程的模拟方法在准确性、物理机理与可扩展性方面仍存在诸多挑战.未来的数值模拟研究需要实现多尺度腐蚀疲劳机理的有效传递.特别是重点发展晶体塑性与相场模型的深度耦合方法,以在同一框架下捕捉滑移、孪晶、位错演化等微观力学过程与局部电化学反应之间的协同作用,进而准确刻画力-化耦合作用对腐蚀疲劳裂纹萌生和扩展的影响.总体而言,未来的镁合金腐蚀疲劳数值模拟研究应向多尺度耦合和多物理场协同的方向发展,以全面深入揭示镁合金的腐蚀疲劳失效机理.

(5) 由于腐蚀疲劳的过程极为复杂,传统的数学模型很难通过有限的参数全面反映腐蚀疲劳背后的物理机制,未来应深入探索先进的数据驱动模型在镁合金腐蚀疲劳寿命预测的应用,尤其重点发展物理约束的数据驱动模型,将热力学原理与电化学动力学判据嵌入神经网络的损失函数中,建立具备强的非线性映射能力、自适应学习能力和强泛化能力的机器学习模型,实现对镁合金腐蚀疲劳寿命更加精确和高效地预测.

(6) 依托多尺度模拟与数据驱动模型的深度协同,未来可开展镁合金微观组织结构的定制化设计.通过对元素分布、晶体组织与晶界属性的协同优化,将研究重心转向对腐蚀疲劳损伤演化路径的主动调控,从而在材料设计源头提升镁合金在极端服役环境下的结构完整性.

致 谢 国家自然科学基金重大项目课题 (12192212) 和国家自然科学基金青年项目 (52305161、12402074 和 12302076) 对本研究的支持与资助.此外,感谢路宇、张旭、刘宇恒、李熙四位研究生在修改论文图片格式及插入参考文献等工作中的辛勤付出.

参 考 文 献

- 陈刚, 鲁灵涛, 崔云, 等. 2016. AZ31B 在腐蚀环境下的棘轮与低周疲劳性能研究. *天津大学学报 (自然科学与工程技术版)*, **49**: 790-796 (Chen G, Lu L, Cui Y, et al. 2016. Ratcheting and low-cycle fatigue behavior of AZ31B in corrosive environment. *Journal of Tianjin University (Science and Technology)*, **49**: 790-796).
- 邓斌斌, Mg-11Li-xZn 合金应力腐蚀开裂及氢脆研究, 硕士论文, 广东工业大学, 2024 (Deng B, Study on stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement of Mg-11Li-xZn alloys M. S. Thesis, Guangdong

- University of Technology, 2024).
- 黄昱昊, 镁合金腐蚀电位/电流第一性原理计算预测及应用, 硕士论文, 南昌大学, 2023 (Huang Y, First-principles calculation prediction and application of corrosion potential/current for magnesium alloys M. S. Thesis, Nanchang University, 2023).
- 龙飞, 程维姝, 陈刚, 等. 2017. 不同循环加载条件下镁合金 AZ21 腐蚀疲劳行为. 哈尔滨工程大学学报, **38**: 1635-1641 (Long F, Cheng W, Chen G, et al. 2017. Corrosion fatigue behavior of magnesium alloy AZ21 under different cyclic loading conditions. *Journal of Harbin Engineering University*, **38**: 1635-1641).
- 宋雨来, 李伟光, 张林阳, 等. 2024. Gd 对挤压镁合金 AZ91 组织和氢脆的影响. 吉林大学学报 (工学版), **54**: 2792-2798 (Song Y, Li W, Zhang L, et al. 2024. Effect of Gd on microstructure and hydrogen embrittlement of extruded AZ91 magnesium alloy. *Journal of Jilin University (Engineering and Technology Edition)*, **54**: 2792-2798).
- 宋博, 陈旭. 2018. 扫描 Kelvin 探针力显微镜: 工作原理及在材料腐蚀研究中的应用. 材料导报, **32**: 1151-1157 (Song B, Chen X. 2018. Scanning Kelvin probe force microscopy: working principle and application in material corrosion research. *Materials Reports*, **32**: 1151-1157).
- 徐会会, 奥妮, 吴圣川, 等. 2023. 金属结构材料腐蚀疲劳寿命预测模型的研究进展. 固体力学学报, **44**: 1-33 (Xu H, Ao N, Wu S, et al. 2023. Research progress on corrosion fatigue life prediction models for metallic structural materials. *Chinese Journal of Solid Mechanics*, **44**: 1-33).
- 曾荣昌, 韩恩厚, 柯伟, 等. 2004. 变形镁合金 AZ80 的腐蚀疲劳机理. 材料研究学报, **18**(6): 561-567 (Zeng R C, Han E H, Ke W, et al. 2004. Corrosion fatigue mechanism of deformed AZ80 magnesium alloy. *Chinese Journal of Materials Research*, **18**(6): 561-567).
- 张勇, 白朴存, 崔晓明, 等. 2019. 含 Ca 镁合金表面微观腐蚀第一性原理研究. 中国有色金属学报, **29**: 361-369 (Zhang Y, Bai P, Cui X, et al. 2019. First-principles study on surface micro-corrosion of Ca-containing magnesium alloys. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, **29**: 361-369).
- Ao N, Zhang H, Xu H, et al. 2023. Corrosion fatigue crack growth behavior of a structurally gradient steel for high-speed railway axles. *Engineering Fracture Mechanics*, **281**: 109166.
- Ao N, Tang S, Zhang Z, et al. 2026. Corrosion fatigue crack initiation behavior in aluminum alloy: In situ synchrotron tomography and peridynamic modeling. *International Journal of Mechanical Sciences*, **318**: 111579.
- Aljabr R Y, Bose P. S. C. 2025. Mechanical Properties and Biocorrosion Behavior of Mg-Ca Alloys Fabricated by Powder Metallurgy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, **34**: 28023-28035.
- Atrens A, Winzer N, Song G, et al. 2006. Stress Corrosion Cracking and Hydrogen Diffusion in Magnesium. *Advanced Engineering Materials*, **8**: 749-751.
- Ahmadkhaniha D, Fedel M, Heydarzadeh Sohi M, et al. 2017. Corrosion behavior of severely plastic deformed magnesium based alloys: A review. *Surface Engineering and Applied Electrochemistry*, **53**: 439-448.
- Bahmanabadi H, Shamsarjmand M. 2024. Modeling of fatigue behavior in pre-corroded AZ31 magnesium alloy. *Forces in Mechanics*, **14**: 100254.
- Bale H A, Haboub A, MacDowell A A, et al. 2013. Real-time quantitative imaging of failure events in materials under load at temperatures above 1,600 °C. *Nature Materials*, **12**: 40-46.
- Behvar A, Haghshenas M. 2023. A critical review on very high cycle corrosion fatigue: Mechanisms, methods, materials, and models. *Journal of Space Safety Engineering*, **10**: 284-323.
- Bhuiyan M S, Mutoh Y, Murai T, et al. 2008. Corrosion fatigue behavior of extruded magnesium alloy AZ61 under three different corrosive environments. *International Journal of Fatigue*, **30**: 1756-1765.
- Bhuiyan M S, Mutoh Y, Murai T, et al. 2010. Corrosion fatigue behavior of extruded magnesium alloy

- AZ80-T5 in a 5% NaCl environment. *Engineering Fracture Mechanics*, **77**: 1567-1576.
- Broberg H. 1974. A New Criterion for Brittle Creep Rupture. *Journal of Applied Mechanics*, **41**: 809-811.
- Bian D, Zhou W R, Liu Y, et al. 2016. Fatigue behaviors of HP-Mg, Mg-Ca and Mg-Zn-Ca biodegradable metals in air and simulated body fluid, *Acta biomaterialia*, **41**: 351-360.
- Chamos A N, Pantelakis S G, Spiliadis V. 2010. Fatigue behaviour of bare and pre-corroded magnesium alloy AZ31. *Materials & Design*, **31**: 4130-4137.
- Chen G, Lu L, Cui Y, et al. 2015. Ratcheting and low-cycle fatigue characterizations of extruded AZ31B Mg alloy with and without corrosive environment. *International Journal of Fatigue*, **80**: 364-371.
- Chen G, Fu Y, Cui Y, et al. 2019. Effect of surface mechanical attrition treatment on corrosion fatigue behavior of AZ31B magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*, **127**: 461-469.
- Chen J, Wang J, Han E, et al. 2008. States and transport of hydrogen in the corrosion process of an AZ91 magnesium alloy in aqueous solution. *Corrosion Science*, **50**: 1292-1305.
- Chen J, Wang J Q, Han E H, et al. 2016. Effect of Hydrogen on Corrosion and Stress Corrosion Cracking of AZ91 Alloy in Aqueous Solutions. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, **29**: 1-7.
- Chen Z, Jafarzadeh S, Zhao J, et al. 2021. A coupled mechano-chemical peridynamic model for pit-to-crack transition in stress-corrosion cracking. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **146**: 104203.
- Chuan Z, Yanhui C, Weixing Y. 2014. The use of fractal dimensions in the prediction of residual fatigue life of pre-corroded aluminum alloy specimens. *International Journal of Fatigue*, **59**: 282-291.
- Cui C, Ma R, Martínez-Pañeda E. 2021. A phase field formulation for dissolution-driven stress corrosion cracking. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **147**: 104254.
- Cui C, Ma R, Martínez-Pañeda E. 2022. A generalised, multi-phase-field theory for dissolution-driven stress corrosion cracking and hydrogen embrittlement, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **166**: 104951.
- Cui C, Ma R, Martínez-Pañeda E. 2023. Electro-chemo-mechanical phase field modeling of localized corrosion: theory and COMSOL implementation. *Engineering with Computers*, **39**: 3877-3894.
- Cao F, Song G. -L. , Atrens A. 2016. Corrosion and passivation of magnesium alloys. *Corrosion Science*, **111**: 835-845.
- Ci W, Deng L, Chen X, et al. 2023. Effect of minor Ca addition on microstructure and corrosion behavior of Mg-Y-Ca alloys. *Journal of Materials Research and Technology*, **26**: 7502-7515.
- de Oliveira M C L, da Silva R M P, Souto R M, et al. 2024. A review on the synergism between corrosion and fatigue of magnesium alloys: Mechanisms and processes on the micro-scale. *Journal of Magnesium and Alloys*, **12**: 3062-3093.
- Delavar H, Mostahsan A J, Ibrahim H. 2023. Corrosion and corrosion-fatigue behavior of magnesium metal matrix composites for bio-implant applications: A review. *Journal of Magnesium and Alloys*, **11**: 1125-1161.
- Du H, Wei Z, Liu X, et al. 2011. Effects of Zn on the microstructure, mechanical property and bio-corrosion property of Mg-3Ca alloys for biomedical application, *Materials Chemistry and Physics*, **125**: 568-575.
- Deshpande K. B. 2011. Numerical modeling of micro-galvanic corrosion. *Electrochimica Acta*, **56**: 1737-1745.
- Diab M, Pang X, Jahed H. 2017. The effect of pure aluminum cold spray coating on corrosion and corrosion fatigue of magnesium (3% Al-1% Zn) extrusion. *Surface and Coatings Technology*, **309**: 423-435.
- Deng Q, Liu Z, Wu Q, et al. 2025. Corrosion behavior of Mg-11Gd-2Zn-0.4 Zr alloy before and after heat treatment: Additive manufacturing versus casting. *Corrosion Science*, **252**: 112947.
- Ding R, Sun K, Hu J, et al. 2024. Effects of orientation on fatigue behaviors of ZK60 magnesium alloy pre-corroded in PBS. *Journal of Materials Research and Technology*, **28**: 4815-4829.

- Du Y, Wang S, Zhang Y, et al. 2025. A review of corrosion and environmentally assisted cracking of Mg-Li alloys. *Journal of Magnesium and Alloys*, **13**: 4130-4166.
- Fairman L, Bray H J. 1971. Intergranular Stress-Corrosion Crack Propagation in Magnesium Aluminium Alloys. *British Corrosion Journal*, **6**: 170-174.
- Fu S, Gao H, Chen G, et al. 2014. Deterioration of mechanical properties for pre-corroded AZ31 sheet in simulated physiological environment. *Materials Science and Engineering: A*, **593**: 153-162.
- Gartzke A K, Julmi S, Klose C, et al. 2020. A simulation model for the degradation of magnesium-based bone implants. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, **101**: 103411.
- Gastaldi D, Sassi V, Petrini L, et al. 2011. Continuum damage model for bioresorbable magnesium alloy devices — Application to coronary stents. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, **4**: 352-365.
- Goswami T K, Hoepfner D W, Pitting Corrosion Fatigue of Structural Materials, 1995.
- Grogan J A, Leen S B, McHugh P E. 2014. A physical corrosion model for bioabsorbable metal stents. *Acta Biomaterialia*, **10**: 2313-2322.
- Guo Y, Sun M, Zhang W, et al. 2023. Machine Learning in Enhancing Corrosion Resistance of Magnesium Alloys: A Comprehensive Review. *Metals*, **13**(10): 1790.
- Gupta M, Magnesium, IntechOpen, London, 2020.
- Hamu G B, Eliezer D, Wagner L. 2009. The relation between severe plastic deformation microstructure and corrosion behavior of AZ31 magnesium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, **468**: 222-229.
- Han L, Zhang Z, Dai J, et al. 2022. The influence of alternating cyclic dynamic loads with different low frequencies on the bio-corrosion behaviors of AZ31B magnesium alloy in vitro. *Bioactive Materials*, **7**: 263-274.
- Hara N, Kobayashi Y, Kagaya D, et al. 2007. Formation and breakdown of surface films on magnesium and its alloys in aqueous solutions. *Corrosion Science*, **49**: 166-175.
- Harandi S E, Raman R K S. 2017. Corrosion fatigue of a magnesium alloy under appropriate human physiological conditions for bio-implant applications. *Engineering Fracture Mechanics*, **186**: 134-142.
- He X, Wei Y, Hou L, et al. 2014. High-frequency corrosion fatigue behavior of AZ31 magnesium alloy in different environments. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C. *Journal of Mechanical Engineering Science*, **228**: 1645-1657.
- He X, Yan Z, Liang H, et al. 2023. Corrosion fatigue acoustic emission characteristics and evaluation of friction stir welding joints of AZ31 magnesium alloy in 3.5wt.% NaCl solution. *Journal of Materials Research and Technology*, **25**: 4582-4594.
- Hermann A, Shojaei A, Höche D, et al. 2024. Nonlocal Nernst-Planck-Poisson System for Modeling Electrochemical Corrosion in Biodegradable Magnesium Implants. *Journal of Peridynamics and Nonlocal Modeling*, **7**: 1.
- Horner D A, Connolly B J, Zhou S, et al. 2011. Novel images of the evolution of stress corrosion cracks from corrosion pits. *Corrosion Science*, **53**: 3466-3485.
- Hou S, Xu J. 2017. A phenomenological life evaluation method for corrosion fatigue. *Corrosion Reviews*, **35**: 75-83.
- Hu J, Li Q, Gao H. 2021. Influence of Twinning Texture on the Corrosion Fatigue Behavior of Extruded Magnesium Alloys. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, **34**: 65-76.
- Hu J, Liu Z, Ning Z, et al. 2024. Effects of orientation on the fatigue crack growth behaviors of the ZK60 magnesium alloy in air and PBS. *Journal of Magnesium and Alloys*, **12**: 281-294.
- Hu S, Bo G, Li W, et al. 2025. First-principles insights into the influence of Y content on the corrosion

- and stress corrosion cracking resistance of AZ91 magnesium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, **1032**: 181115.
- Hu W, Huang W, Sun Y, et al. 2023. Influence of load frequency and corrosive environments on fatigue behavior of as-extruded Mg–Zn–Zr–Nd alloy. *Journal of Materials Research and Technology*, **22**: 2627-2640.
- Huang L Y, Wang K S, Wang W, et al. 2018. Effects of grain size and texture on stress corrosion cracking of friction stir processed AZ80 magnesium alloy. *Engineering Failure Analysis*, **92**: 392-404.
- Huang Y, Zhang X, Wang J, et al. 2024. First-principles modeling of corrosion potential/current and its application in AZ and AZ-RE magnesium alloys. *Materials Today Communications*, **39**: 108771.
- Jafari S, Harandi S E, Raman R K S. 2015. A Review of Stress-Corrosion Cracking and Corrosion Fatigue of Magnesium Alloys for Biodegradable Implant Applications. *JOM*, **67**: 1143-1153.
- Jafari S, Raman R K S, Davies C H J. 2015. Corrosion fatigue of a magnesium alloy in modified simulated body fluid. *Engineering Fracture Mechanics*, **137**: 2-11.
- Jafari S, Raman R K S, Davies C H J, et al. 2017. Stress corrosion cracking and corrosion fatigue characterisation of MgZn1Ca0.3 (ZX10) in a simulated physiological environment. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, **65**: 634-643.
- Jayaraj J, Kumar S A, Srinivasan A, et al. 2024. Corrosion and in vitro characteristics of cerium phosphate based chemical conversion coating on AZ31 magnesium alloy. *Applied Surface Science*, **644**: 158797.
- Jiang P, Blawert C, Bohlen J, et al. 2020. Corrosion performance, corrosion fatigue behavior and mechanical integrity of an extruded Mg4Zn0.2Sn alloy. *Journal of Materials Science & Technology*, **59**: 107-116.
- Jiang X, Chen X, Li Q, et al. 2024. Application and research progress of first principles calculation in magnesium alloys. *Materials Today Communications*, **41**: 110317.
- Kakiuchi T, Uematsu Y, Hatano Y, et al. 2015. Effect of hydrogen on fatigue crack propagation behavior of wrought magnesium alloy AZ61 in NaCl solution under controlled cathodic potentials. *Engineering Fracture Mechanics*, **137**: 88-96.
- Kamilyan M, Silverstein R, Eliezer D. 2017. Hydrogen trapping and hydrogen embrittlement of Mg alloys. *Journal of Materials Science*, **52**: 11091-11100.
- Kannan M B, Dietzel W, Blawert C, et al. 2008. Stress corrosion cracking of rare-earth containing magnesium alloys ZE41, QE22 and Elektron 21 (EV31A) compared with AZ80. *Materials Science and Engineering: A*, **480**: 529-539.
- Kannan M B, Dietzel W. 2012. Pitting-induced hydrogen embrittlement of magnesium–aluminium alloy. *Materials & Design*, **42**: 321-326.
- Knappek M, Minarik P, Capek J, et al. 2018. Corrosion of pure magnesium and a WE43 magnesium alloy studied by advanced acoustic emission analysis. *Corrosion Science*, **145**: 10-15.
- Khan S A, Miyashita Y, Mutoh Y, et al. 2006. Influence of Mn content on mechanical properties and fatigue behavior of extruded Mg alloys. *Materials Science and Engineering: A*, **420**: 315-321.
- Khan S A, Bhuiyan M S, Miyashita Y, et al. 2011. Corrosion fatigue behavior of die-cast and shot-blasted AM60 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, **528**: 1961-1966.
- Khan S A, Bhuiyan M S, Miyashita Y, et al. 2011. Corrosion fatigue behavior of die-cast and shot-blasted AM60 magnesium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, **528**: 1961-1966.
- Kjellgren P, Hyvärinen J. 1998. An Arbitrary Lagrangian-Eulerian finite element method. *Computational Mechanics*, **21**: 81-90.
- Klein M, Frieling G, Walther F. 2017. Corrosion fatigue assessment of creep-resistant magnesium alloys

- DieMag422 and AE42. *Engineering Fracture Mechanics*, **185**: 33-45.
- Kovacevic S, Ali W, Mandal T K, et al. 2025. Impact of pH and chloride content on the biodegradation of magnesium alloys for medical implants: An in vitro and phase-field study. *Acta Biomaterialia*, **198**: 546-565.
- Kovacevic S, Ali W, Martínez-Pañeda E, et al. 2023. Phase-field modeling of pitting and mechanically-assisted corrosion of Mg alloys for biomedical applications. *Acta Biomaterialia*, **164**: 641-658.
- Lei Y, Wang Z, Yu C, et al. 2025. Multi-mechanism damage-coupled constitutive model for ratchetting-fatigue interaction of extruded AZ31 magnesium alloy. *Mechanics of Materials*, **203**: 105277.
- Li J, Lai T, Chen Y, et al. 2024. Effect of the sodium silicate inhibitor on the corrosion protection of AZ31 magnesium alloy. *Materials*, **17**: 5533.
- Lugo M, Jordon J B, Solanki K N, et al. 2013. Role of different material processing methods on the fatigue behavior of an AZ31 magnesium alloy. *International Journal of Fatigue*, **52**: 131-143.
- Li S, Chen Z, Tan L, et al. 2018. Corrosion-induced embrittlement in ZK60A Mg alloy. *Materials Science and Engineering: A*, **713**: 7-17.
- Li S X, Akid R. 2013. Corrosion fatigue life prediction of a steel shaft material in seawater. *Engineering Failure Analysis*, **34**: 324-334.
- Liang S, Guan D, Tan X, et al. 2011. Effect of isothermal aging on the microstructure and properties of as-cast Mg-Gd-Y-Zr alloy. *Materials Science and Engineering: A*, **528**: 1589-1595.
- Li Z, Li D, Zhou W, et al. 2022. Characterization on the formation of porosity and tensile properties prediction in die casting Mg alloys. *Journal of Magnesium and Alloys*, **10**: 1857-1867.
- Li Z, Luo A A, Wang Q, et al. 2017. Fatigue characteristics of sand-cast AZ91D magnesium alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, **5**: 1-12.
- Li Z, Li D, Zhou W, et al. 2022. Characterization on the formation of porosity and tensile properties prediction in die casting Mg alloys. *Journal of Magnesium and Alloys*, **10**: 1857-1867.
- Li Z, Luo A A, Wang Q, et al. 2017. Fatigue characteristics of sand-cast AZ91D magnesium alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, **5**: 32-38.
- Liu Z, Sha J, Song G. -L. , et al. 2025. Understanding magnesium dissolution through machine learning molecular dynamics. *Chemical Engineering Journal*, **516**: 163578.
- Lin B, Zhang J, Sun Q, et al. 2021. Microstructure, corrosion behavior and hydrogen evolution of USSP processed AZ31 magnesium alloy with a surface layer containing amorphous Fe-rich composite. *International Journal of Hydrogen Energy*, **46**: 10172-10182.
- Linderov M, Brilevsky A, Merson D, et al. 2022. On the Corrosion Fatigue of Magnesium Alloys Aimed at Biomedical Applications: New Insights from the Influence of Testing Frequency and Surface Modification of the Alloy ZK60. *Materials*, **15**(2): 567.
- Liu D, Li Y, Xie X, et al. 2019. Effect of Pre-Corrosion Pits on Residual Fatigue Life for 42CrMo Steel. *Materials*, **12**(13): 2130.
- Liu J, Peng X, Li M, et al. 2016. Effect of Sr addition on microstructure and elevated temperature mechanical properties of Mg-3Zn-1Y alloy. *Materials Science and Engineering: A*, **655**: 331-338.
- Liu H, Chen Y, Zhao H, et al. 2010. Effects of strontium on microstructure and mechanical properties of as-cast Mg-5wt. %Sn alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, **504**: 345-350.
- Liu L, Li L N, Liu X, et al. 2024. Atomistic modeling of hydrogen embrittlement at grain boundaries of Mg. *Journal of Materials Research and Technology*, **33**: 9762-9773.
- Liu M, Wang J, Zhu S, et al. 2020. Corrosion fatigue of the extruded Mg-Zn-Y-Nd alloy in simulated body fluid. *Journal of Magnesium and Alloys*, **8**: 231-240.

- Liu X, Jia R, Fu X, et al. 2023. Microgalvanic corrosion mechanism of the rare-earth phase in Mg binary alloys through first-principles calculation. *Surface Science*, **729**: 122211.
- Liu Y, Kang G, Gao Q. 2010. A multiaxial stress-based fatigue failure model considering ratchetting-fatigue interaction. *International Journal of Fatigue*, **32**: 678-684.
- Makuch M, Kovacevic S, Wenman M R, et al. 2024. A microstructure-sensitive electro-chemo-mechanical phase-field model of pitting and stress corrosion cracking. *Corrosion Science*, **232**: 112031.
- Martin H J, Horstemeyer M F, Wang P T. 2010. Comparison of corrosion pitting under immersion and salt-spray environments on an as-cast AE44 magnesium alloy. *Corrosion Science*, **52**: 3624-3638.
- Miyamoto H. 2016. Corrosion of ultrafine grained materials by severe plastic deformation: an overview. *Materials Transactions*, **57**: 559-572.
- Meng Y, Gao H, Hu J, et al. 2019. Effect of pH value on the corrosion and corrosion fatigue behavior of AM60 magnesium alloy. *Journal of Materials Research*, **34**: 1054-1063.
- Nachtsheim J, Ma S, Burja J, et al. 2024. In vitro corrosion-fatigue behaviour of rare-earth containing magnesium WE43 in sterile complex cell culture medium. *International Journal of Fatigue*, **188**: 108531.
- Nan Z Y, Ishihara S, Goshima T. 2008. Corrosion fatigue behavior of extruded magnesium alloy AZ31 in sodium chloride solution. *International Journal of Fatigue*, **30**: 1181-1188.
- Niverty S, Chawla N. 2021. 4D microstructural characterization of corrosion and corrosion-fatigue in a Ti-6Al-4V/AA 7075-T651 joint in saltwater environment. *Materials Science and Engineering: A*, **825**: 141886.
- Olugbade T O, Omiyale B O, Ojo O T. 2022. Corrosion, corrosion fatigue, and protection of magnesium alloys: mechanisms, measurements, and mitigation. *Journal of Materials Engineering and Performance*, **31**(3): 1707-1727.
- Osher S, Sethian J A. 1988. Fronts propagating with curvature-dependent speed: Algorithms based on Hamilton-Jacobi formulations. *Journal of Computational Physics*, **79**: 12-49.
- Pardo A, Merino M C, Coy A E, et al. 2008. Corrosion behaviour of magnesium/aluminium alloys in 3.5wt.% NaCl. *Corrosion Science*, **50**: 823-834.
- Peng J, Zhang Z, Long C, et al. 2020. Effect of crystal orientation and 10112 twins on the corrosion behaviour of AZ31 magnesium alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, **827**: 154096.
- Pereira G S, Cavalcante T R F, Cid M C, et al. 2022. Effect of saline environment on the fatigue crack growth resistance of WE43 Mg alloy. *Materials Today Communications*, **31**: 103788.
- Pereira G S, Koga G Y, Avila J A, et al. 2021. Corrosion resistance of WE43 Mg alloy in sodium chloride solution. *Materials Chemistry and Physics*, **272**: 124930.
- Pollock T. M. 2010. Weight Loss with Magnesium Alloys. *Science*, **328**: 986-987.
- Qi F, Zhang X, Wu G, et al. 2022. Effect of heat treatment on the stress corrosion cracking behavior of cast Mg-3Nd-3Gd-0.2Zn-0.5Zr alloy in a 3.5wt% NaCl salt spray environment. *Materials Characterization*, **183**: 111630.
- Qian W, Wu S, Lei L, et al. 2024. Time lapse in situ X-ray imaging of failure in structural materials under cyclic loads and extreme environments. *Journal of Materials Science & Technology*, **175**: 80-103.
- Raman R K S, Jafari S, Harandi S E. 2015. Corrosion fatigue fracture of magnesium alloys in bioimplant applications: A review. *Engineering Fracture Mechanics*, **137**: 97-108.
- Ren L, Fan L, Zhou M, et al. 2018. Magnesium application in railway rolling stocks: A new challenge and opportunity for lightweighting. *International Journal of Lightweight Materials and Manufacture*, **1**: 81-88.
- Rozali S, Mutoh Y, Nagata K. 2011. Effect of frequency on fatigue crack growth behavior of magnesium alloy AZ61 under immersed 3.5mass% NaCl environment. *Materials Science and Engineering: A*, **528**: 2509-

2516.

- Ryan H, Mehmanparast A. 2023. Development of a new approach for corrosion-fatigue analysis of offshore steel structures. *Mechanics of Materials*, **176**: 104526.
- Srinivasan A, Huang Y, Mendis C L, et al. 2014. Investigations on microstructures, mechanical and corrosion properties of Mg-Gd-Zn alloys, *Materials Science and Engineering: A*, 595: 224-234.
- Sajuri Z B, Miyashita Y, Mutoh Y. 2005. Effects of humidity and temperature on the fatigue behaviour of an extruded AZ61 magnesium alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **28**: 373-379.
- Sajuri Z B, Umehara T, Miyashita Y, et al. 2003. Fatigue-Life Prediction of Magnesium Alloys for Structural Applications. *Advanced Engineering Materials*, **5**: 910-916.
- She J, Chen J, Xiong X M, et al. 2024. Research advances of magnesium and magnesium alloys globally in 2023. *Journal of Magnesium and Alloys*, **12**(9): 3441-3475.
- Shen Z, Zhao M, Zhou X, et al. 2019. A numerical corrosion-fatigue model for biodegradable Mg alloy stents. *Acta Biomaterialia*, **97**: 671-680.
- Shi R, Zheng J, Li T, et al. 2022. Quantitative analysis of the deformation modes and cracking modes during low-cycle fatigue of a rolled AZ31B magnesium alloy: The influence of texture. *Materials Science and Engineering: A*, **844**: 143103.
- Silling S A. 2000. Reformulation of elasticity theory for discontinuities and long-range forces. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **48**: 175-209.
- Sudharsan S, Raja Annamalai A. 2024. Microstructural, mechanical, and corrosion characteristics of Mg-Gd-x systems: A review of recent advancements. *Nanotechnology Reviews*, **13**: 20240073.
- Stampella R S, Procter R P M, Ashworth V. 1984. Environmentally-induced cracking of magnesium. *Corrosion Science*, **24**: 325-341.
- Stannard T J, Williams J J, Singh S S, et al. 2018. 3D time-resolved observations of corrosion and corrosion-fatigue crack initiation and growth in peak-aged Al 7075 using synchrotron X-ray tomography. *Corrosion Science*, **138**: 340-352.
- Sun K, Gao H, Hu J, et al. 2021. Effect of pH on the corrosion and crack growth behavior of the ZK60 magnesium alloy. *Corrosion Science*, **179**: 109135.
- Sun M, Wu G, Wang W, et al. 2009. Effect of Zr on the microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of Mg-10Gd-3Y magnesium alloy, *Materials Science and Engineering: A*, 523: 145-151.
- Song J, Gao Y, Liu C, et al. 2022. The effect of Sr addition on the microstructure and corrosion behaviour of a Mg-Zn-Ca alloy. *Surface and Coatings Technology*, **437**: 128328.
- Sun W, Wang L, Wu T, et al. 2014. An arbitrary Lagrangian-Eulerian model for modelling the time-dependent evolution of crevice corrosion. *Corrosion Science*, **78**: 233-243.
- Tang S, Xu H, Ao N, et al. 2024. Experimental investigation on corrosion fatigue crack initiation and growth of heat-treated U75V rail steel. *International Journal of Fatigue*, **178**: 107973.
- Tokaji K, Nakajima M, Uematsu Y. 2009. Fatigue crack propagation and fracture mechanisms of wrought magnesium alloys in different environments. *International Journal of Fatigue*, **31**: 1137-1143.
- Uematsu Y, Kakiuchi T, Nakajima M, et al. 2014. Fatigue crack propagation of AZ61 magnesium alloy under controlled humidity and visualization of hydrogen diffusion along the crack wake. *International Journal of Fatigue*, **59**: 234-243.
- Unigovski Y, Eliezer A, Abramov E, et al. 2003. Corrosion fatigue of extruded magnesium alloys. *Materials Science and Engineering: A*, **360**: 132-139.
- Vaira Vignesh R, Padmanaban R, Modelling Corrosion Phenomenon of Magnesium Alloy AZ91 in

- Simulated Body Fluids, in: V. K. Singh D. Gao A. Fischer (Eds.), *Advances in Mathematical Methods and High Performance Computing*, Springer International Publishing, Cham, (2019) 471–486.
- Wang B J, Xu D K, Wang S D, et al. 2019. Fatigue crack initiation of magnesium alloys under elastic stress amplitudes: A review. *Frontiers of Mechanical Engineering*, **14**: 113-127.
- Wang B J, Xu D K, Wang S D, et al. 2019. Influence of solution treatment on the corrosion fatigue behavior of an as-forged Mg-Zn-Y-Zr alloy. *International Journal of Fatigue*, **120**: 46-55.
- Wang F, Fu B G, Wang Y F, et al. 2024. Effect of heat treatment on corrosion behaviors of Mg-6Gd-3Y-0.5 Zr alloy. *China Foundry*, **21**(5): 599-612.
- Wang L, Shinohara T, Zhang B. -P. 2010. Corrosion behavior of Mg. AZ31, and AZ91 alloys in dilute NaCl solutions. *Journal of Solid State Electrochemistry*, **14**: 1897-1907.
- Wang S D, Xu D K, Wang B J, et al. 2015. Effect of corrosion attack on the fatigue behavior of an as-cast Mg-7%Gd-5%Y-1%Nd-0.5%Zr alloy. *Materials & Design*, **84**: 185-193.
- Wang S D, Xu D K, Wang B J, et al. 2016. Effect of solution treatment on stress corrosion cracking behavior of an as-forged Mg-Zn-Y-Zr alloy. *Scientific Reports*, **6**: 29471.
- Wang S D, Xu D K, Wang B J, et al. 2018. Influence of phase dissolution and hydrogen absorption on the stress corrosion cracking behavior of Mg-7%Gd-5%Y-1%Nd-0.5%Zr alloy in 3.5wt.% NaCl solution. *Corrosion Science*, **142**: 185-200.
- Wang W, Wu H, Sun Y, et al. 2020. Local intragranular misorientation accelerates corrosion in biodegradable Mg. *Acta Biomaterialia*, **101**: 575-585.
- Wang Y Z, Zhang J Z, Yang L, et al. 2025. A phase field framework for corrosion fatigue of carbon steel. *International Journal of Fatigue*, **190**: 108603.
- Wang Z, Wu S, Kang G, et al. 2021. In-situ synchrotron X-ray tomography investigation of damage mechanism of an extruded magnesium alloy in uniaxial low-cycle fatigue with ratchetting. *Acta Materialia*, **211**: 116881.
- Wang Z, Lei Y, Hu B, et al. 2024. Temperature-dependent damage of magnesium alloy with ratchetting-fatigue interaction effects: Experiments and mesomechanical theory. *International Journal of Plasticity*, **177**: 103972.
- Wilder J W, Clemons C, Golovaty D, et al. 2015. An adaptive level set approach for modeling damage due to galvanic corrosion. *Journal of Engineering Mathematics*, **91**: 121-142.
- Winzer N, Atrons A, Dietzel W, et al. 2008. Characterisation of stress corrosion cracking (SCC) of Mg-Al alloys. *Materials Science and Engineering: A*, **488**: 339-351.
- Winzer N, Atrons A, Dietzel W, et al. 2008. Stress Corrosion Cracking (SCC) in Mg-Al Alloys Studied using Compact Specimens. *Advanced Engineering Materials*, **10**: 453-458.
- Withers P J, Preuss M. 2012. Fatigue and Damage in Structural Materials Studied by X-Ray Tomography. *Annual Review of Materials Research*, **42**: 81-103.
- Winzer N, Atrons A, Dietzel W, et al. 2008. Stress corrosion cracking (SCC) in Mg-Al alloys studied using compact specimens. *Advanced Engineering Materials*, **10**: 453-458.
- Wittke P, Klein M, Dieringa H, et al. 2016. Corrosion fatigue assessment of creep-resistant magnesium alloy Mg-4Al-2Ba-2Ca in aqueous sodium chloride solution. *International Journal of Fatigue*, **83**: 59-65.
- Worsley D A, Williams D, Ling J S G. 2001. Mechanistic changes in cut-edge corrosion induced by variation of organic coating porosity. *Corrosion Science*, **43**: 2335-2348.
- Wu S, Tian H, Ning Y, et al. 2025. Investigation on the selective corrosion behavior of alloys: First-principles calculations and experimental study. *Materials Today Communications*, **42**: 111258.
- Xie C, Bai S, Liu X, et al. 2024. Stress-corrosion coupled damage localization induced by secondary phases

- in bio-degradable Mg alloys: phase-field modeling. *Journal of Magnesium and Alloys*, **12**: 361-383.
- Xie J, Zhang Z, Dong H, et al. 2025. Insights into corrosion behavior of Mg alloys containing long-period stacking ordered structure in chloride and sulfate media. *Corrosion Science*, **243**: 112592.
- Xu L, Yu X, Hui L, et al. 2017. Fatigue life prediction of aviation aluminium alloy based on quantitative pre-corrosion damage analysis. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, **27**: 1353-1362.
- Xu T, Yang Y, Peng X, et al. 2019. Overview of advancement and development trend on magnesium alloy. *Journal of Magnesium and Alloys*, **7**: 536-544.
- Yan C, Xin Y, Chen X. -B. , et al. 2021. Evading strength-corrosion tradeoff in Mg alloys via dense ultrafine twins. *Nature Communications*, **12**: 4616.
- Yan J, Xu X, Shi G, et al. 2024. The anodic dissolution kinetics of Mg alloys in water based on ab initio molecular dynamics simulations. *Materials Genome Engineering Advances*, **2**: e47.
- Yang Y, Xiong X, Chen J, et al. 2023. Research advances of magnesium and magnesium alloys worldwide in 2022. *Journal of Magnesium and Alloys*, **11**: 2611-2654.
- Yu Y, Huang X, Wang Y, et al. 2022. Experiment and simulation of high-cycle corrosion fatigue damage evolution and corrosion pit tolerance analysis of crack nucleation. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **45**: 1435-1447.
- Xu Y, Li J, Qi M, et al. 2022. The influence of Gd content on the microstructure, mechanical properties, corrosion behavior and corrosion film deposition mechanisms of as-extruded Mg-Zn-Mn-Sr-Gd alloys for biomedical applications, *Journal of Materials Science*, **57**: 2053-2072.
- Yuan X, Yu D, Gao L. -L. , et al. 2016. Effect of Phosphate-Buffered Solution Corrosion on the Ratcheting Fatigue Behavior of a Duplex Mg-Li-Al Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, **25**: 1802-1810.
- Yin Y, Huang Q L, Liang L X, et al. 2019. In vitro degradation behavior and cytocompatibility of ZK30/bioactive glass composites fabricated by selective laser melting for biomedical applications. *Journal of Alloys and Compounds*, **785**: 38-45.
- Zhang D, Ma S, Nachtsheim J, et al. 2024. A variational phase-field framework for multiphysics modelling of degradation and stress corrosion cracking in biodegradable magnesium alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, **190**: 105694.
- Zhao D L, Han C J, Peng B, et al. 2022. Corrosion fatigue behavior and anti-fatigue mechanisms of an additively manufactured biodegradable zinc-magnesium gyroid scaffold. *Acta biomaterialia*, **153**: 614-629.
- Zhang G, Le Q, Loghin A, et al. 2016. Validation of a peridynamic model for fatigue cracking. *Engineering Fracture Mechanics*, **162**: 76-94.
- Zhao J, Gao L. -L. , Gao H, et al. 2015. Biodegradable behaviour and fatigue life of ZEK100 magnesium alloy in simulated physiological environment. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, **38**: 904-913.
- Zhang J, Han S, Sun Y, et al. 2023. Enhanced strength of WE43 magnesium-rare-earth alloy via combining extrusion and aging. *Materials Science and Engineering: A*, **880**: 145329.
- Zhou P, Zhou C, Gong H R. 2013. Chlorine adsorption on Mg, Ca, and MgCa surfaces. *Materials Science and Engineering: C*, **33**: 3826-3831.
- Zeng Z, Salehi M, Kopp A, et al. 2022. Recent progress and perspectives in additive manufacturing of magnesium alloys. *Journal of Magnesium and Alloys*, **10**: 1511-1541.

Research Progress on Corrosion Fatigue Behavior and Life Prediction of Magnesium Alloys

KANG Guozheng^{1,*} AO Ni² FU Zhenghong¹ LI Hang¹ KAN Qianhua¹

¹ School of Mechanics and Aerospace Engineering, Southwest Jiaotong University,
Chengdu 611756, China

² National Key Laboratory of Rail Transit Vehicle Systems, Southwest
Jiaotong University, Chengdu 610031, China

Abstract Magnesium alloys, owing to their high specific strength and stiffness, offer significant potential for lightweight structural applications. However, corrosion fatigue remains a critical challenge that limits their reliable use in safety-critical load-bearing components. A comprehensive understanding of corrosion fatigue behavior, together with the development of robust life prediction models and effective protection strategies, is therefore essential to promote their broader engineering application. In this context, the present paper reviews the research progress on the macroscopic behavior, microscopic mechanisms, and life prediction of corrosion fatigue in magnesium alloys. First, it summarizes the effects of intrinsic factors of magnesium alloys, corrosive media, and loading conditions on their macroscopic evolution characteristics of corrosion fatigue. Second, the underlying damage mechanisms are discussed, with particular emphasis on insights gained from in situ and ex situ characterization techniques, as well as commonly employed numerical simulation approaches. Third, the current state of corrosion-fatigue life prediction models is systematically evaluated. Finally, the main findings are summarized, and key challenges and future research directions are highlighted.

Keywords magnesium alloys, corrosion fatigue, damage mechanism, characterization methods, numerical simulation, life prediction

Received: 7 February 2026; accepted: 13 April 2026; online:

* E-mail: guozhengkang@home.swjtu.edu.cn

© 2026 *Advances in Mechanics*.



康国政, 固体力学博士, 西南交通大学讲席教授, 博士生导师. 国家级领军人才, 享受国务院特殊政府津贴专家, 全国优秀教育工作者, 德国“洪堡学者”, 霍英东教育基金会优秀青年教师基金获得者, 中国力学学会“全国优秀力学教师”, 教育部力学类专业指导委员会委员. 主要从事材料本构关系和疲劳与断裂方面的研究, 在先进材料的棘轮行为、棘轮疲劳交互作用、形状记忆合金热力耦合循环变形行为和疲劳失效行为等方面取得了较多创新性成果. 相关研究成果获教育部自然科学奖二等奖 2 项、四川省科技进步二等奖 1 项; 相关教学成果获国家级教学成果二等奖 2 项. 2014 年以来每年入选 Elsevier 中国高被引学者榜单. 现任中国力学学会常务理事, 四川省力学学会理事长, 教育部力学专业教指委委员, 国际期刊 *Int. J. Fatigue* 共同主编, *Int. J. Fracture* 领域编辑, *Int. J. Plasticity*、*ZAMM* 和 *Acta Mechanica Solida Sinica* 等 8 份杂志编委.