

海底采矿的轻量化挑战：高静水压下高强铝合金的腐蚀磨损行为

Corrosion–wear Behavior of High-strength Aluminum Alloys under High Hydrostatic Pressure: A Lightweighting Challenge for Deep-sea Mining

供稿|李正一, 刘小明 / LI Zhengyi, LIU Xiaoming

内容导读

深海采矿系统正不断向更深水域迈进, 管柱轻量化成为提升系统安全性与经济性的关键突破口。7075 铝合金因比强度高、减重潜力显著, 被视为替代传统钢材的重要候选材料。然而, 深海环境绝中高静水压力与海水腐蚀协同作用, 加之管柱服役中不可避免的摩擦磨损, 可能使之面临严峻的失效风险。本文利用深海高静水压原位摩擦腐蚀实验装置, 在模拟海水(质量分数为 3.5% NaCl 溶液)中系统研究了 7075 铝合金在 0.1~30 MPa 静水压力下的摩擦响应、电化学行为及磨损损伤机制。结果表明: 静水压力升高显著提高摩擦系数(从约 0.35~0.40 升至约 0.60), 磨损率随之增加, 摩擦界面失稳加剧; 电化学测试显示自腐蚀电位明显负移、腐蚀电流升高, 表明高静水压使合金表面处于更强的腐蚀活化状态。损伤形貌随压力升高发生质变: 低静水压下以轻微犁沟磨损和氧化膜破坏为主, 而高静水压下则演变为腐蚀产物富集、裂纹扩展及分层剥落等严重损伤模式。综合研究表明, 7075 铝合金虽具轻量化优势, 但不宜以裸露表面直接应用于深海高摩擦工况, 需通过热处理制度优化与表面防护技术(如硬质阳极氧化、微弧氧化或复合涂层)协同提升其服役可靠性。本研究为深海采矿轻量化管柱的材料选型与防护设计提供了重要实验依据。

深海矿产资源开发是未来海洋工程装备与战略金属资源保障的重要方向。典型深海采矿系统通常由海底采集车、矿浆输送软管、提升泵、硬质提升管、缓冲仓和水面采矿船等组成, 服役过程中同时受到高静水压力、海流扰动、矿石颗粒输运、泥沙磨损、管系振动以及船/管/车耦合动力学作用^[1-2]。由于深海环境复杂、系统尺度大、可靠性要求高,

采矿装备结构设计必须综合考虑强度、疲劳、腐蚀、磨损、冲蚀、能耗和运维安全等因素^[3-4]。海底采矿立管和提升系统设计需考虑压力、温度、冲蚀、腐蚀、磨损、疲劳、几何约束及机械应变等失效模式^[4]。因此, 深海采矿关键承载部件的服役可靠性不能仅依赖静态强度评价。

钻管或提升硬管是海底采矿系统中的关键管柱

构件,兼具矿浆输运、连接传力和抵抗环境载荷等功能。随着作业水深增加,管柱长度、悬挂重量、水动力载荷、船体升沉诱导响应、涡激振动和局部弯曲应力均显著增加^[5-6]。深海采矿管柱轻量化并不是简单降低单件质量,而是为了减小布放和回收过程中的悬挂载荷,降低水面平台、张紧器和运动补偿系统负担,减少能耗和安全裕度需求,并改善船/管/车耦合系统的动力稳定性。轻质、高强、耐腐蚀材料有助于降低深水立管系统重量,并改善其疲劳和腐蚀适应性^[7]。采用轻质高强材料替代部分钢质构件,是深海采矿装备向大水深、长航时和高可靠性发展的重要材料路径。

7075 铝合金属于 Al-Zn-Mg-Cu 系高强铝合金,在摩擦磨损条件下,其表面天然氧化膜会被反复破坏,新鲜基体持续暴露于 NaCl 溶液中,使腐蚀与磨损由两个相对独立的过程转变为相互促进的耦合损伤过程^[8-10]。摩擦腐蚀是机械磨损与电化学腐蚀共同作用导致材料退化过程,其损伤量通常不是纯磨损与纯腐蚀的简单叠加,而包含磨损诱导腐蚀、腐蚀诱导磨损及协同损伤^[9-12]。对于铝合金而言,滑动接触会不断去除氧化膜,使新鲜金属发生阳极溶解;腐蚀产物和局部点蚀又会改变接触界面状态,诱发犁沟、撕裂、剥层、裂纹扩展和磨屑氧化等磨损行为^[12-13]。已有 7075 铝合金研究表明,在质量分数为 3.5% NaCl 溶液中,腐蚀与磨损共同作用会导致材料提前失效;深海高静水压力还会进一步影响氧化膜形成、腐蚀产物稳定性、Cl⁻迁移和摩擦界面破坏过程,使其损伤机制不同于常压海水环境^[14-15]。

7075 铝合金是否适用于海底采矿轻量化钻管,关键不仅在于其静态强度和减重优势,更在于深海高静水压海水摩擦环境中能否保持稳定的摩擦响应、电化学稳定性和抗磨损能力。本文以 7075 铝合金为研究对象,采用深海高静水压原位摩擦腐蚀实验装置,在质量分数为 3.5% NaCl 溶液中研究不同静水压力下材料的摩擦响应、电化学行为和磨损损伤机制,揭示高静水压力对 7075 铝合金摩擦腐蚀行为的影响规律,为其在轻量化钻管中的材料选用、表面防护提供依据。

实验材料与方法

实验材料

实验材料选用 7075 棒状铝合金,具有较高的比强度和良好的综合力学性能,抗拉强度 530 MPa,主要化学成分(除微量元素外)质量分数为 Al 89.91%、Zn 5.30%、Mg 2.55%、Cu 1.68%、Cr 0.25%、Fe 0.18%、Si 0.11%,试样尺寸为 $\phi 69.780$ mm、厚度 6.35 mm。实验前,对试样表面进行机械打磨和清洗处理。具体步骤为:先将试样置于丙酮中超声清洗 10 min,依次采用 600#、1000#和 1500#砂纸打磨,最后用去离子水和乙醇清洗表面,然后在 105 °C 下干燥备用。

高静水压原位磨蚀实验

利用销-盘深海高静水压原位磨蚀装置进行腐蚀磨损实验^[14]。电化学测试采用三电极体系,7075 铝合金试样为工作电极,Nb-Pt 电极为辅助电极,Ag/AgCl 电极为高静水压参比电极,采用质量分数为 3.5% NaCl 溶液模拟海水环境。对磨副为 $\phi 4.80$ mm 氧化铝销,表面为粗糙度约 0.2 μm ,顶端半径 2 mm 的球面。

本文选取 0.1、10、20 和 30 MPa 4 种静水压力。摩擦载荷为 100 N,转速为 200 r/min,用于强化模拟深海采矿管柱在颗粒夹杂、局部接触和摩擦磨损条件下的高接触应力状态。磨损时间为 15 min,摩擦磨损实验的同时记录摩擦系数和电化学信号。

摩擦电化学与损伤表征

(1) 摩擦极化曲线测试

摩擦极化曲线测试前,试样在设定静水压力下的质量分数为 3.5% NaCl 溶液中静置 30 min,保持开路电位(OCP)达到相对稳定状态。摩擦状态下进行动电位极化测试,电位扫描速率为 1 mV/s,扫描范围为-250~650 mV vs OCP。

(2) 磨痕体积计算

磨蚀与磨损体积使用三维激光显微镜进行测量,磨蚀率 P 按式(1)计算[14]:

$$P = \frac{V}{F \cdot n \cdot T \cdot 2\pi r} \quad (1)$$

式中, P 为磨蚀率, $\text{mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$; V 为磨损痕迹体积, mm^3 ; F 为载荷, N ; n 为转速, r/min ; T 为磨损时间, min ; r 为磨损轨迹半径, m 。

(3) 磨损形貌与元素分布分析

采用扫描电子显微镜观察磨痕表面的犁沟、撕裂、裂纹和剥落特征; 采用能谱仪 (EDS) 面扫描分析 O、Al、Zn、Cu 等元素在磨损层、裂纹和基体中的分布。采用光学显微镜观察经 Keller 试剂侵蚀后的磨损截面试样。

结果分析

静水压力对摩擦响应的影响

图 1 为 7075 铝合金与氧化铝对磨副在不同静水压力下的摩擦系数随时间变化曲线。0.1 MPa 条件下摩擦系数整体较低, 稳定阶段约为 0.35~0.40; 当静水压力升高至 10 MPa 时, 摩擦系数升至约 0.5~0.6; 在 20 和 30 MPa 条件下, 摩擦系数进一步提高, 并基本维持在 0.6 左右。表明静水压力升高后, 摩擦界面稳定性明显下降, 材料表面的摩擦损伤加剧。原因与高静水压 NaCl 环境下 7075 铝合金的摩擦腐蚀耦合作用密切相关。7075 铝合金在含 Cl^- 介质中对局部腐蚀较为敏感^[16]。滑动过程中, 表面天然氧化膜受到反复破坏, 新鲜铝基体持续暴露并发生阳极溶解, 使磨痕区粗糙度增加, 同时促进磨屑和腐蚀产物生成。

图 2 为 7075 铝合金在开路电位条件下不同静水

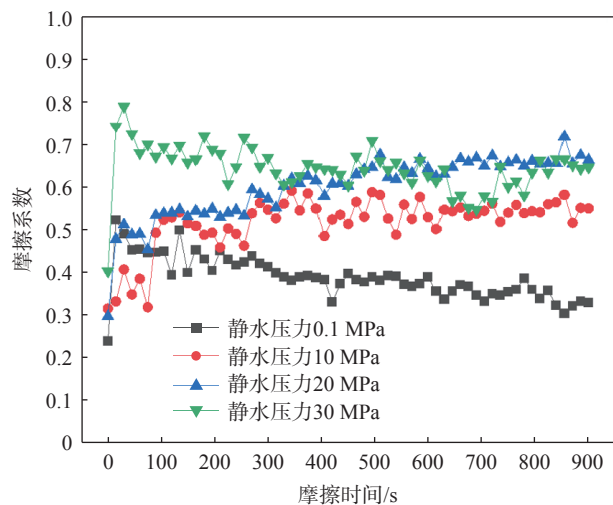


图 1 高强 7075 铝合金与氧化铝对磨在不同静水压力下的摩擦系数

压力对应的磨损率变化。随着静水压力由 0.1 升高至 30 MPa, 磨损率由约 $2.1 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ 增加至约 $2.4 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$, 整体呈上升趋势, 表明高静水压力促进了 7075 铝合金的材料磨损。该变化与摩擦系数升高的结果一致, 表明压力升高增强了摩擦界面的剪切阻力, 并加剧了表面膜破坏和腐蚀促进磨损作用。20 和 30 MPa 下磨损率增幅较小, 表明磨损过程并非随静水压力简单线性增加。

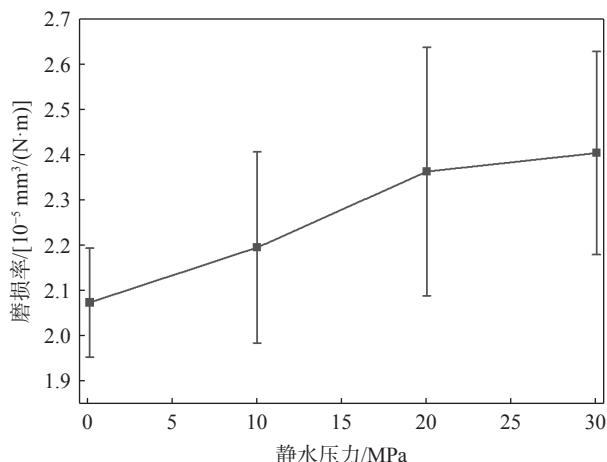


图 2 高强 7075 铝合金与氧化铝对磨在不同静水压力下的磨损率

图 3 为 7075 铝合金在不同静水压力下的动电位极化曲线。随着静水压力由 0.1 升高至 30 MPa, 自腐蚀电位 (E) 由约 -825 mV 负移至约 -1000 mV, 腐蚀电流 (I) 持续升高。结果表明高静水压力提高了 7075 铝合金在 NaCl 溶液中的腐蚀活性, 加快了

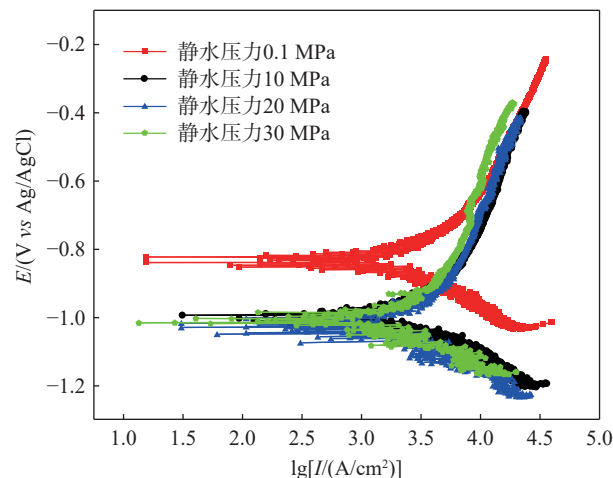


图 3 高强 7075 铝合金与氧化铝对磨在不同静水压力下的摩擦极化曲线

电化学腐蚀反应。在含 Cl^- 环境中，7075 铝合金表面膜的稳定性本身较弱。静水压力升高后，腐蚀介质更容易进入磨痕区、膜层缺陷以及局部活性位置，氧化膜/钝化膜的保护作用进一步降低，阳极溶解过程随之增强，表现为自腐蚀电位负移和腐蚀电流升高^[14]。结合摩擦系数结果可以看出，高静水压力下 7075 铝合金的损伤是由膜层破坏、 Cl^- 侵蚀、阳极溶解以及磨屑/腐蚀产物演化共同控制的摩擦腐蚀过程^[17]。

静水压力对磨损形貌的影响

图 4 为 7075 铝合金在不同静水压力下的磨损表

面形貌。0.1 MPa 条件下，磨痕表面以浅犁沟和氧化膜覆盖为主，表明此时磨损程度较轻，主要表现为轻微磨粒磨损和氧化磨损。随着静水压力升高，磨痕形貌发生明显变化。高静水压条件下，表面撕裂、腐蚀/氧化产物堆积和裂纹逐渐增多，表明滑动过程中氧化膜被反复破坏，新鲜基体不断暴露，并在 NaCl 介质作用下发生快速氧化和局部腐蚀。生成的腐蚀产物在摩擦剪切作用下被破碎或剥离，进一步参与第三体磨损。此时， Cl^- 对膜层缺陷和局部活性区域的侵蚀与机械磨损相互促进，使膜层破坏、阳极溶解和磨粒作用同步增强^[12]。

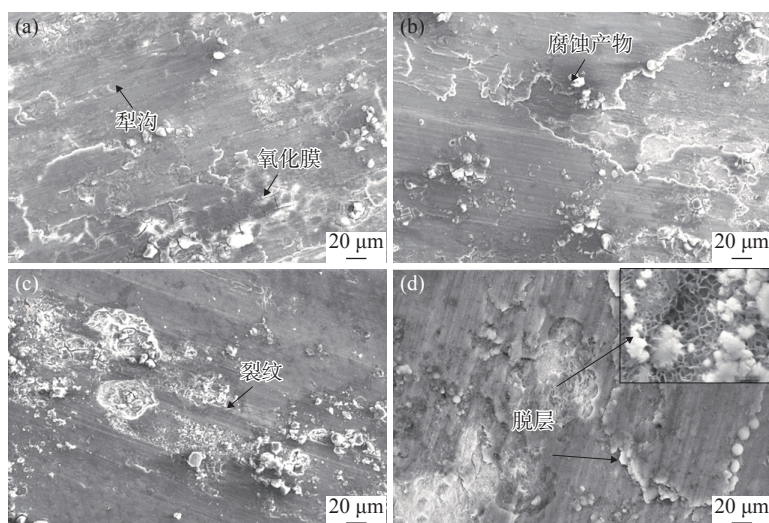


图 4 高强 7075 铝合金与氧化铝对磨在不同静水压力下的磨痕形貌: (a) 0.1 MPa; (b) 10 MPa; (c) 20 MPa; (d) 30 MPa

图 5 为 7075 铝合金未磨损及不同静水压力下磨损后的光学形貌。未磨损样品中晶粒形貌较为完整，未观察到取向性变形。经摩擦磨损后，0.1 MPa 条件下磨损区域内晶粒开始沿摩擦方向发生拉长和偏转，表明滑动接触过程中表层材料受到切向剪切应力作用，产生了一定程度的塑性流动和近表层变形。当静水压力升高至 30 MPa 时，磨损区域晶粒沿摩擦方向的变形更加明显。该现象与前述摩擦系数和极化曲线结果一致：高静水压力促进 NaCl 介质对表面膜缺陷和新鲜基体的侵蚀，使氧化膜/腐蚀产物层更易破坏；同时腐蚀产物和磨屑参与第三体磨损，增大界面剪切阻力，从而发生更显著的塑性变形。

图 6 为 7075 铝合金在 30 MPa 静水压力下磨损

后截面的面扫描结果。可以看出，磨损表层形成了不连续的氧化/腐蚀产物层，局部伴随裂纹和剥离现象，表明该产物层与基体结合稳定性较差，在摩擦剪切作用下容易发生破裂和脱落。能谱仪结果显示，O 元素在磨损层和裂纹附近富集，而 Al 元素主要分布于基体内部，表明磨损过程中 7075 铝合金表面发生了显著氧化/腐蚀反应，向亚表层缺陷区域扩展，形成以铝氧化物或氢氧化物为主的反应产物层。铝合金在含 Cl^- 介质中的摩擦腐蚀过程中，表面膜会被反复去除，新鲜基体暴露后发生快速阳极溶解，并促进氧化/腐蚀产物生成^[14]。

图 4-6 从磨痕形貌、截面组织和元素分布层面揭示了高静水压力下 7075 铝合金磨损损伤的演化过程。结果表明，7075 铝合金磨损后的表层损

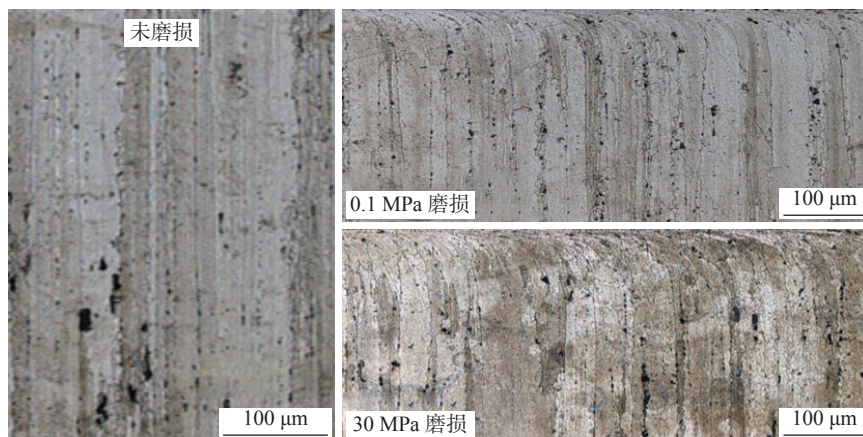


图5 不同静水压力下的截面光学形貌

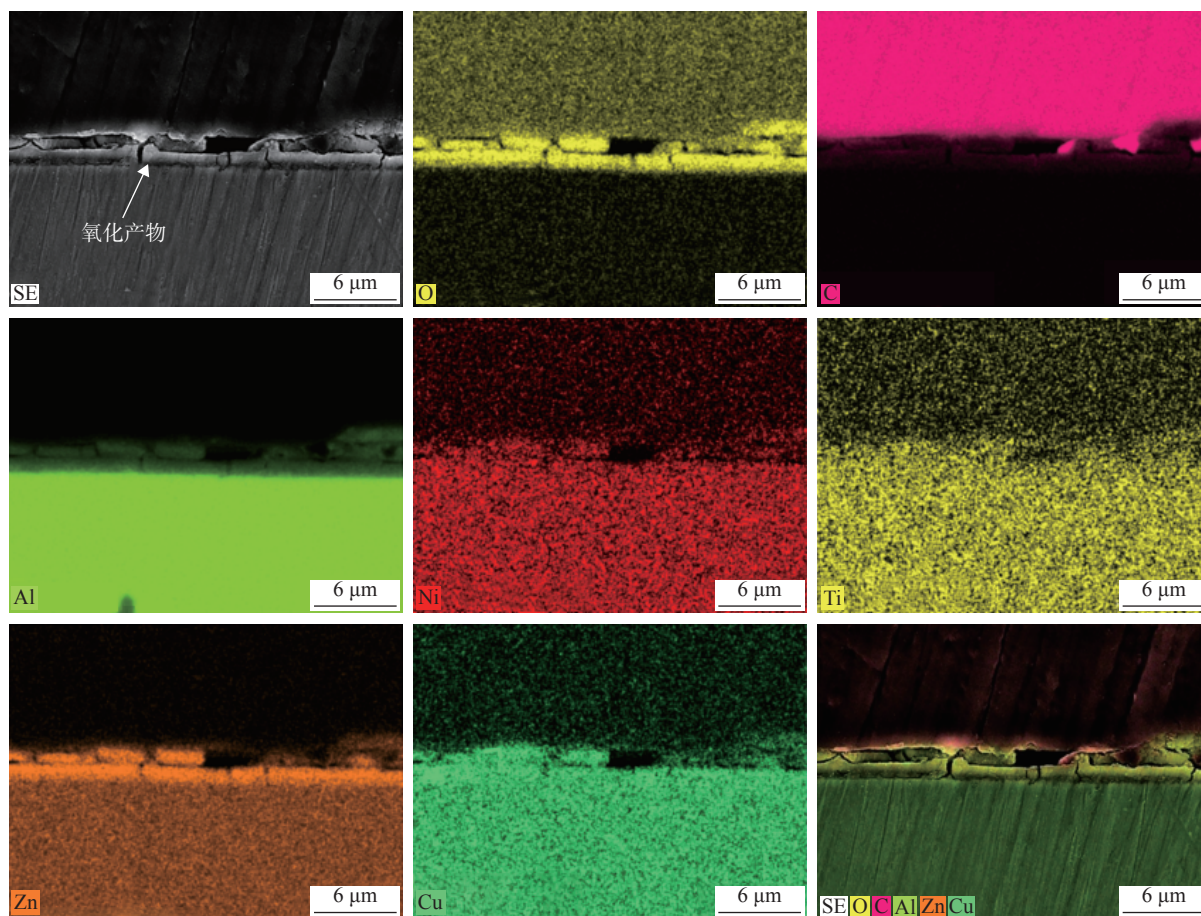


图6 30 MPa 静水压力下的摩擦截面能谱仪谱图 (SE 为二次电子)

伤并非单一机械磨损，而是伴随氧化腐蚀产物生成、产物层开裂和局部剥离的摩擦腐蚀耦合过程。随着静水压力升高，材料由低静水压下的犁沟磨损、氧化膜破坏和浅层塑性变形，逐渐演化为高静水压下的氧化/腐蚀产物富集、裂纹扩展和分层剥落损伤。

结束语

(1) 随着压力由 0.1 升高至 30 MPa，7075 铝合金摩擦系数由约 0.35~0.40 升高至约 0.60，磨损率由约 $2.1 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 增加至约 $2.4 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ ，高静水压力加剧了摩擦界面失稳和材料去除。

(2) 自腐蚀电位随静水压力升高明显负移, 腐蚀电流增加, 高静水压力削弱了表面膜稳定性, 使 7075 铝合金处于更强的腐蚀活化状态。

(3) 低静水压下损伤主要表现为轻微犁沟磨损、氧化膜破坏和浅层塑性变形; 高静水压下损伤转变为氧化/腐蚀产物富集, 伴随裂纹扩展和分层剥落。

7075 铝合金具有较高比强度和明显减重优势, 不宜直接作为裸露耐磨耐蚀表面长期服役。后续工程应用中, 应重点从热处理状态、表面防护、界面稳定性等方面开展优化。根据海底采矿钻管的承载与服役环境要求, 优化 7075 铝合金的热处理制度, 综合比较 T6、T73、T76 等状态下的强度、耐蚀性和腐蚀磨损性能, 在强度保持和耐蚀性提升之间取得平衡。发展硬质阳极氧化、微弧氧化、陶瓷涂层或耐蚀耐磨复合涂层, 提高材料表面的抗破膜能力和抗 Cl^- 侵蚀能力。

参考文献

- [1] Liu Z H, Liu K, Chen X G, et al. Deep-sea rock mechanics and mining technology: State of the art and perspectives. *Int J Min Sci Technol*, 2023, 33(9): 1083
- [2] Zhang Q, Chen X G, Luan L B, et al. Technology and equipment of deep-sea mining: State of the art and perspectives. *Earth Energy Sci*, 2025, 1(1): 65
- [3] Zhang X Z, Zuo Y H, Wer J K, et al. A review on underwater collection and transportation equipment of polymetallic nodules in deep-sea mining. *Int J Min Sci Technol*, 2024, 12(5): 788
- [4] Miller K A, Thompson K F, Johnston P, et al. An overview of seabed mining including the current state of development, environmental impacts, and knowledge gaps. *Front Mar Sci*, 2018, 4: Art No. 418
- [5] Song Q H, Jiang H Y, Song Q J, et al. Analysis of longitudinal coupling dynamic characteristics of deep sea mining vessel and stepped lifting pipe. *Sci Rep*, 2021, 11(1): Art No. 19190
- [6] Chen W, Xu H L, Peng N, et al. Linkage characteristics of deep-sea mining lifting system. *Ocean Eng*, 2021, 233: Art No. 109074
- [7] Amaechi C V, Reda A, Shahin M A, et al. State-of-the-art review of composite marine risers for floating and fixed platforms in deep seas. *Appl Ocean Res*, 2023, 138: Art No. 103624
- [8] Patel V, Badheka V, Kumar A. Friction stir processing as a novel technique to achieve superplasticity in aluminum alloys: Process variables, variants, and applications. *Metall Microstruct Anal*, 2016, 5(4): 278
- [9] Landolt D, Mischler S. Tribocorrosion of passive metals and coatings. Elsevier, 2011
- [10] López-Ortega A, Arana J L, Bayón R. Tribocorrosion of passive materials: a review on test procedures and standards. *Int J Corros*, 2018, 2018: Art No. 7345346
- [11] Cao S F, Mischler S. Modeling tribocorrosion of passive metals—a review. *Curr Opin Solid State Mater Sci*, 2018, 22(4): 127
- [12] Zhang Z Y, Dandu R J B, Klu E E, et al. A Review on tribocorrosion behavior of aluminum alloys: From fundamental mechanisms to alloy design strategies. *Corros Mater Degrad*, 2023, 4(4): 594
- [13] Liu Y, Mol J M C, Janssen G C A M. Combined corrosion and wear of aluminium alloy 7075-T6. *J Bio-Tribo-Corros*, 2016, 2(2): Art No. 9
- [14] Li Z Y, Yu H Y, Sun D B. The tribocorrosion mechanism of aluminum alloy 7075-T6 in the deep ocean. *Corros Sci*, 2021, 183: Art No. 109306.
- [15] Li Z Y, Geng M Y, Wang J X, et al. Synergy analysis of tribocorrosion behaviour of aluminum alloy under different hydrostatic pressures. *J Mater Res Technol*, 2024, 33: 6949
- [16] Li Z L, Yan Q, Man C. Effect of pressure load and friction frequency on wear corrosion behavior of 7075 Al-alloy. *J Chin Soc Corros Prot*, 2025, 45(6): 1669
- [17] Vieira A C, Rocha L A, Papageorgiou N, et al. Mechanical and electrochemical deterioration mechanisms in the tribocorrosion of Al alloys in NaCl and in NaNO_3 solutions. *Corros Sci*, 2012, 54(1): 26

基金项目: 国家自然科学基金青年基金资助项目 (No. 52401075)。

作者简介: 李正一 (1991—), 男, 山东省泰安人, 助理研究员。2022 年毕业于北京科技大学材料科学与工程专业, 主要研究方向: 界面力学。通信地址: 北京市海淀区北四环西路 15 号; E-mail: lizhengyi@imech.ac.cn。

通信作者: 刘小明 (1982—), 男, 江苏省丹阳人, 研究员。2009 年毕业于清华大学力学专业, 主要研究方向: 接触力学。通信地址: 北京市海淀区北四环西路 15 号; E-mail: xiaomingliu@imech.ac.cn。