

Journal of Electrochemistry

Volume 19
Issue 5 *Special Issue of Environmental
Electrochemistry (II)* (Editor: Professor LIN Hai-
bo)

2013-10-28

Corrosion Behavior of a High Strength Low Alloy Steel Under Hydrostatic Pressure in Deep Ocean

Hai-jing SUN

Li LIU

Ying LI

*State Key Laboratory for Corrosion and Protection, Institute of Metal Research, Chinese Academy of
Sciences, Shenyang 110016, China; liying@imr.ac.cn*

Recommended Citation

Hai-jing SUN, Li LIU, Ying LI. Corrosion Behavior of a High Strength Low Alloy Steel Under Hydrostatic Pressure in Deep Ocean[J]. *Journal of Electrochemistry*, 2013 , 19(5): 418-424.

DOI: 10.61558/2993-074X.2131

Available at: <https://jelectrochem.xmu.edu.cn/journal/vol19/iss5/4>

This Article is brought to you for free and open access by Journal of Electrochemistry. It has been accepted for inclusion in Journal of Electrochemistry by an authorized editor of Journal of Electrochemistry.

深海静水压力环境下低合金高强度钢腐蚀行为研究

孙海静, 刘 莉, 李 璞*

(中国科学院金属研究所 金属腐蚀与防护国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 通过自行设计的深海环境模拟装置, 采用静态挂片失重、动电位极化曲线及电化学阻抗谱(EIS)等方法系统研究了深海静水压力环境下低合金高强度钢(HSLA 钢)在 3.5% NaCl 溶液中的腐蚀行为, 并与常压下的结果对比, 探讨了静水压力下 HSLA 钢在深海环境中的腐蚀行为. 结果显示, 静水压力并没有改变 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中的腐蚀历程, 不甚影响其阴极过程, 而主要提高了其阳极腐蚀速率, 这可能与高静水压下 Cl⁻ 活性的增加有关.

关键词: 深海; 静水压力; HSLA 钢; 腐蚀行为

中图分类号: O646

文献标识码: A

海洋是一种苛刻的腐蚀环境, 海洋船舶、石油平台、深潜器、深海运输管线等金属构件和设备在海洋环境中不可避免的遇到严重腐蚀. 这不仅缩短了金属构件和设备的使用寿命, 大大增加维护费用, 且还直接影响这些设施或设备的使用安全^[1-2]. 因此, 系统研究深海环境中金属的腐蚀行为特征, 发展有效的腐蚀检测与控制技术, 对深海工程中设施的长期运行稳定性与安全可靠性具有十分重要的意义.

20 世纪 60 年代起, 一些国家就开展了材料的深海环境腐蚀试验研究^[1, 3-5], 结果表明, 随着水深的增加, 材料的腐蚀类型和腐蚀速率均发生了较大的变化. 然而, 深海自然环境腐蚀试验存在系统复杂、费用高昂、周期冗长、样品和装置很难可靠回收等诸多困难. 同时, 深海环境中影响腐蚀的因素非常复杂且各自的作用难以区分^[6]. 因此, 为更好的理解材料在深海环境下的腐蚀行为, 很多研究者开始通过在实验室模拟环境来研究单因素对材料腐蚀的影响.

与浅海相比, 深海环境中静水压力、温度、盐度、溶解氧、pH 值、钙镁离子沉积和表面流速等因素都明显不同, 有着其独特的环境特性. 其中静水压力随海水深度的变化尤为显著, 是深海中最重要

的特征环境因素之一^[6, 7]. 可以断言, 金属在深海静水压力环境下的腐蚀行为应与浅海处存在显著差异.

Beccaria 等^[8-12]研究了静水压力环境下纯铝、纯镍等材料在 NaCl 溶液中腐蚀行为, 发现随着静水压力的增大, 纯铝和纯镍的腐蚀速率增加, 同时静水压力使材料的点蚀更敏感, 这种影响与该环境下生成腐蚀产物膜的性质有关. 近来, 张涛等^[13]研究了 Ni-Cr-Mo-V 钢的腐蚀行为, 发现在高静水压下该钢腐蚀表面形态趋于均匀, 静水压力加速了其点蚀萌生速度而降低了其点蚀生长速度, 其耐蚀性降低. 总之, 深海环境中最重要的特征因素—静水压力显著地影响了材料的腐蚀.

低合金高强度钢(HSLA 钢)是制造结构件的主要金属材料, 在深海工程中有广泛的应用^[14]. 然而静水压力对其腐蚀行为的影响尚不明确. 本文通过自行设计的深海环境模拟装置模拟了水下 350 m (相当于 3.5×10^6 Pa 的静水压力) 处的海洋环境, 采用静态挂片失重、动电位极化曲线及电化学阻抗谱(EIS)等方法系统研究了静水压力下 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中的腐蚀行为, 并与浅海(即 1×10^5 Pa)下的结果进行对比, 着重探讨了静水压力对钢材料腐蚀行为的影响.

1 实验

1.1 样品准备

实验所用材料为 HSLA 热轧态钢板, 其化学成分质量百分比分别为 C 0.076, Si 0.29, Mn 0.54, Cr 0.6, Ni 4.67, Mo 0.46, V 0.065, Fe 余量, 金相组织为板条状马氏体。静态挂片试样的尺寸为 $35\text{ mm} \times 15\text{ mm} \times 3\text{ mm}$, 经水磨砂纸磨至 1000#, 蒸馏水清洗, 酒精除油, 冷风吹干后置于干燥器待用。电化学试样的尺寸为 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$, 试样表面打磨光亮, 背面点焊引出铜导线, 再用环氧树脂将试样封装在聚四氟乙烯管中, 露出试样表面积为 1 cm^2 , 经水磨砂纸打磨至 2000#, 2.5 号抛光膏抛光, 蒸馏水清洗, 酒精除油, 冷风吹干后置于干燥器待用。

1.2 装置和条件

实验所用的深海环境模拟装置结构如图 1 所示, 该装置通过高纯氮气(99.999%)加压, 提供所需的静水压力。为了研究静水压力的影响, 本实验选择常压($1 \times 10^5\text{ Pa}$)和高静水压($3.5 \times 10^6\text{ Pa}$)两个压力条件, 其它参数则保持恒定。实验溶液均采用 3.5% NaCl 溶液, 由分析纯试剂和蒸馏水配制而成。实验温度通过恒温控温槽调控于 $(25 \pm 1)^\circ\text{C}$ 。溶解氧含量保持于空气饱和值(约 $7 \times 10^{-6}\text{ g} \cdot \text{mL}^{-1}$), 与浅

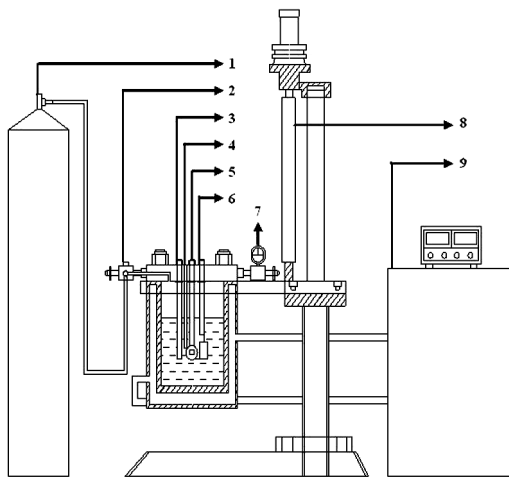


图 1 深海环境模拟装置示意图(1. 氮气瓶; 2. 进气阀; 3. 高压固态参比电极; 4. 热电偶; 5. 工作电极; 6. 辅助电极; 7. 压力表; 8. 自动升降装置; 9. 控温系统)

Fig. 1 A set-up for simulation device of deep sea environment (1. nitrogen tank; 2. valve; 3. solid reference electrode; 4. Thermocouple; 5. working electrode; 6. counter electrode; 7. pressure meter, 8. automatic elevator, 9. temperature controller)

海中溶解氧含量一致。随着腐蚀的进行, 溶液中溶解氧会不断地消耗, 因此溶解氧含量的控制是本实验的难点。首先, 通入氮气后装置内的氧气分压没有改变, 氮气的通入仅仅改变了总压力, 对溶液中的溶解氧含量并无影响。其次采用大容积的高压釜和气体加压的方式来保证充足的氧供应。经计算腐蚀造成氧的最大消耗量约为高压釜中总氧含量的 2%, 即高压釜内空气中的氧足以及时溶解并补充至溶液中, 使溶液中氧含量保持于饱和值。

1.3 失重

静态挂片失重实验按 ASTM G31《实验室金属材料浸渍腐蚀试验标准》^[15], 每种实验设置 3 个平行试样。试验完毕后将样品置于除锈液 (500 mL 36% 盐酸 + 500 mL 蒸馏水 + 3.5 g 六次甲基四胺), 室温浸泡约 10 min, 除去锈膜后, 蒸馏水清洗、吹干, 用精度为 0.0001 g 的 BS124S 型电子天平(德国 Sartorius)称重确定其失重量并计算相应的腐蚀速率。

1.4 电化学测试

采用 PAR2273 电化学测试系统 (EG&G), 在三电极体系中进行电化学测试。其中辅助电极为铂电极, 高压下参比电极为 GD-IV 型高压固态 Ag/AgCl 参比电极, 经测试高静水压 ($3.5 \times 10^6\text{ Pa}$) 下该参比电极的电位与常压 ($1 \times 10^5\text{ Pa}$) 下差别在 $\pm 5\text{ mV}$ 以内; 常压下参比电极采用 232 型饱和甘汞电极 (SCE)。本文电位均换算为相对于饱和甘汞电极的电位。

系统开路电位稳定后测试动电位极化曲线和电化学阻抗谱。动电位极化曲线的测试起始于开路电位, 分别测得单根阳极和阴极极化曲线, 扫描速率为 $0.33\text{ mV} \cdot \text{s}^{-1}$, 自动补偿体系欧姆降。电化学阻抗谱的测量在开路电位下进行, 频率范围 $100\text{ kHz} \sim 10\text{ mHz}$, 激励信号 5 mV , 数据用 ZSimpWin 软件分析。电容-电位曲线测量选用的固定频率 18 Hz , 正弦波信号振幅 10 mV , 电位步长 5 mV ^[16]。

所有电化学实验均重复 3 次以上以保证结果的重现性。

1.5 产物膜表征分析

通过 Magna-IR560 红外吸收光谱仪 (IR, 美国 Nicole) 和 X-射线衍射仪 (XRD, 荷兰 Pananalytical) 分析 HSLA 钢表面腐蚀产物膜的成分。IR 采用 KBr 压片测定红外吸收光谱, 光谱区域波数 $400 \sim$

4000 cm^{-1} , 设定扫描次数 64 次, 分辨率 2 cm^{-1} . XRD 测试电压 40 kV, 扫描速率 2.0°· min^{-1} , 扫描范围(2 θ)10°~90°, 靶材 Cu 靶. 由 Nikon D3100 数码相机和 FEI 的 INSPECT F50 场发射扫描电子显微镜/X-射线能谱仪(SEM/EDS)观察分析 HSLA 钢的宏观和微观腐蚀形貌.

2 结果与讨论

2.1 腐蚀失重

HSLA 钢在常压和高静水压下的腐蚀失重($\text{g}\cdot\text{m}^{-2}$)测试结果如图 2A 所示, 腐蚀速率是腐蚀失重与浸泡时间之比(见图 2B). 结果显示, 在两种压力下 HSLA 钢的腐蚀失重都随浸泡时间延长而逐渐增大, 在 1~5 d 的浸泡时间内, 高静水压下其腐蚀速率均明显高于常压, 表明静水压力增大了 HSLA 钢的腐蚀速率.

2.2 产物膜成分与形貌

随着腐蚀的进行, 两种静水压力下 HSLA 钢表面均生成黄褐色和黑褐色的腐蚀产物膜. 腐蚀产物的 IR 和 XRD 谱图如图 3 所示. 结果表明, 高静

水压和常压下产物膜成分一致, 均由 Fe_3O_4 、 $\gamma\text{-FeOOH}$ 、 $\alpha\text{-FeOOH}$ 、 $\beta\text{-FeOOH}$ 以及非晶态羟基氧化铁组成. 这说明静水压力并没有改变 HSLA 钢的腐蚀历程.

图 4 给出 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中浸泡 5 d 的宏观腐蚀形貌. 由图 4 可见两种静水压力下材料都发生不均匀的全面腐蚀^[7], 表面未被锈层完全覆盖, 但高静水压下腐蚀产物膜的生长速率比常压下快, 覆盖面积明显增大, 表明高静水压下腐蚀历程加速.

腐蚀区域的微观形貌及相应的能谱分析如图 5 所示. 常压下 HSLA 钢表面腐蚀产物膜表层聚集着长尺寸的麦穗状腐蚀产物, 其放大形貌显示麦穗状腐蚀产物呈自由堆积状, 疏松易脱落, 底层平整有大量微裂纹. 高静水压下腐蚀产物膜表层同样聚集着疏松的小尺寸麦穗状腐蚀产物, 底层凹凸不平, 除大量微裂纹外, 还出现各种腐蚀鼓包区. EDS

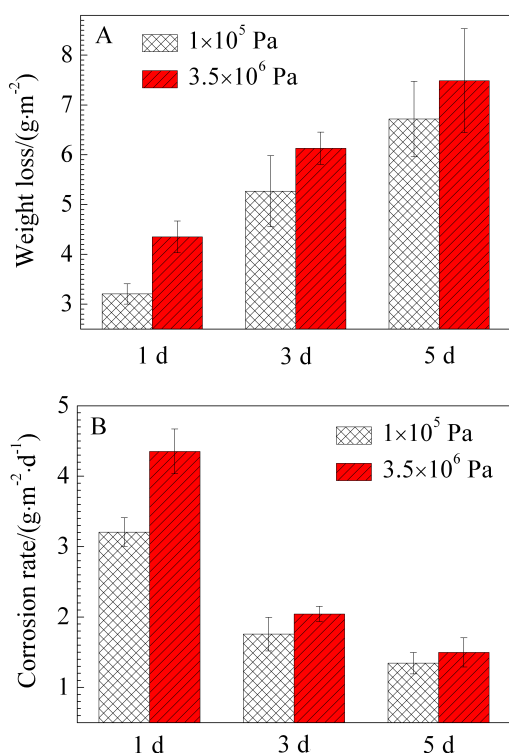


图 2 常压和高静水压下不同浸泡时间下 HSLA 钢的腐蚀失重(A)和腐蚀速度(B)(误差棒代表标准差)

Fig. 2 Weight loss (A) and corrosion rate (B) of HSLA steel during different immersion time at different pressures (bars denote S.D.)

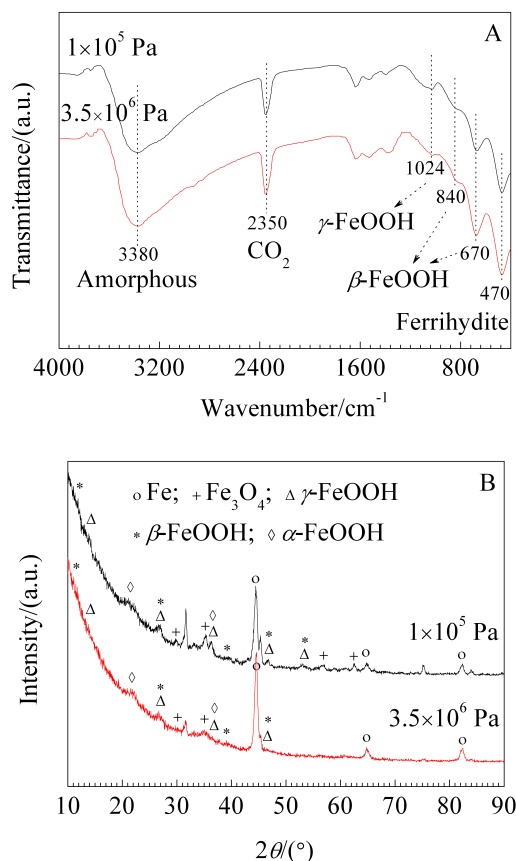


图 3 常压和高静水压下 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中浸泡 1 d 腐蚀产物膜的 IR (A)和 XRD (B)谱图

Fig. 3 IR (A) and XRD (B) spectra of corrosion products of HSLA steel after 1 d immersion in 3.5% NaCl solution at different pressures

能谱分析表明,与常压下底层产物膜成分相比,高静水压下腐蚀鼓包区呈现 Cl 元素富集. 据 Beccaria 等^{19, 11, 18-19}的研究,深海环境下静水压力对金属材料腐蚀行为的影响可能是通过增大溶液中离子的活性所致. Cl⁻ 是海洋环境中最重要的侵蚀性离

子,Cl⁻ 的存在能够破坏产物膜的保护作用,显著增大基体的活性. 高静水压下出现大量富含 Cl 元素的腐蚀鼓包区,表明静水压力可能增大 Cl⁻ 的活性,从而加速了 HSLA 钢的腐蚀历程.

2.3 电化学测试

1) 动电位极化曲线

不同静水压力下 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中的动电位极化曲线如图 6 所示. 结果表明,两种压力下 HSLA 钢阳极均呈现活性溶解特征,而阴极均为氧扩散控制的特征,且材料的阴、阳极塔菲尔斜率都非常相近,说明高静水压力没有改变材料的电化学腐蚀历程. 从两种压力下 HSLA 钢的阴阳极极化曲线可以看出,相同的阴极电位下,高静水压下的阴极电流密度与常压下差别不大;而相同的阳极电位下,高静水压下的阳极电流密度大于常压,因此静水压力主要提高了 HSLA 钢的阳极腐蚀速率.

2) 电化学阻抗谱图

不同静水压力下 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中的电化学阻抗谱图如图 7 所示. 两种静水压力下 Bode 图均呈现两个时间常数的特征,表明此时 HSLA 钢表面已覆盖了一些腐蚀产物. 在金属基体/产物膜体系中,高频区对应的时间常数通常反映腐蚀产物膜的信息,而低频区时间常数则来

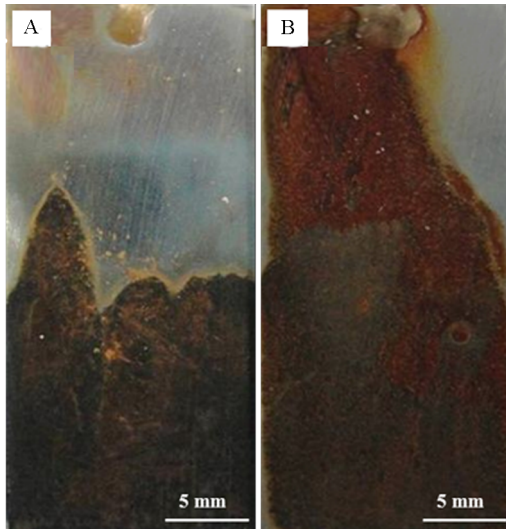


图 4 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中浸泡 5 d 的宏观腐蚀形貌: A. 1×10^5 Pa; B. 3.5×10^6 Pa
Fig. 4 Macroscopical corrosion morphologies of HSLA steel after 5 d immersion in 3.5% NaCl solution at 1×10^5 Pa (A) and 3.5×10^6 Pa (B)

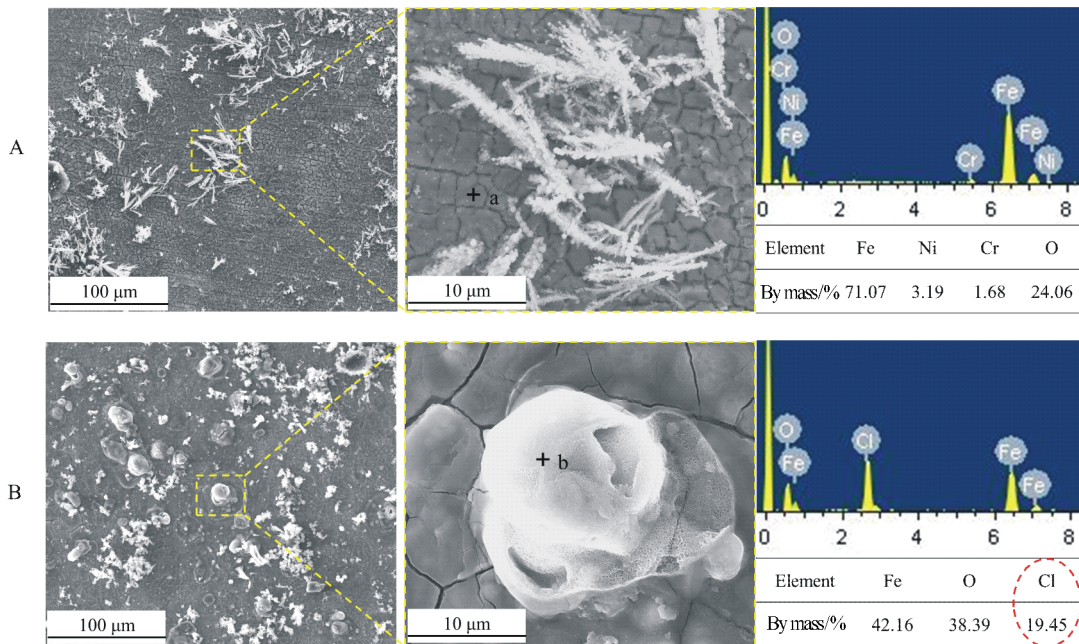


图 5 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中浸泡 5 d 的微观腐蚀形貌及相应的能谱分析: A. 1×10^5 Pa; B. 3.5×10^6 Pa
Fig. 5 The SEM/EDS results of HSLA steel after 5 d immersion in 3.5% NaCl solution at 1×10^5 Pa (A) and 3.5×10^6 Pa (B)

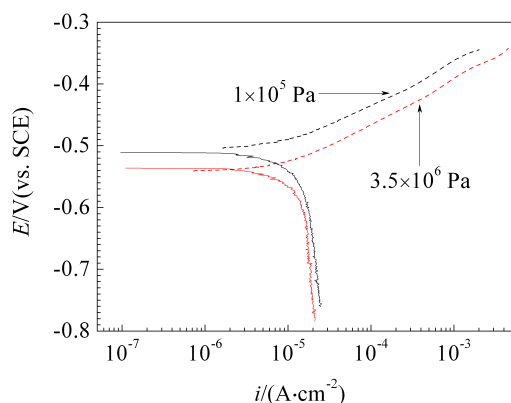


图 6 常压和高静水压下 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中的动电位极化曲线

Fig. 6 The potentiodynamic polarization curves of HSLA steel in 3.5% NaCl solution at different pressures

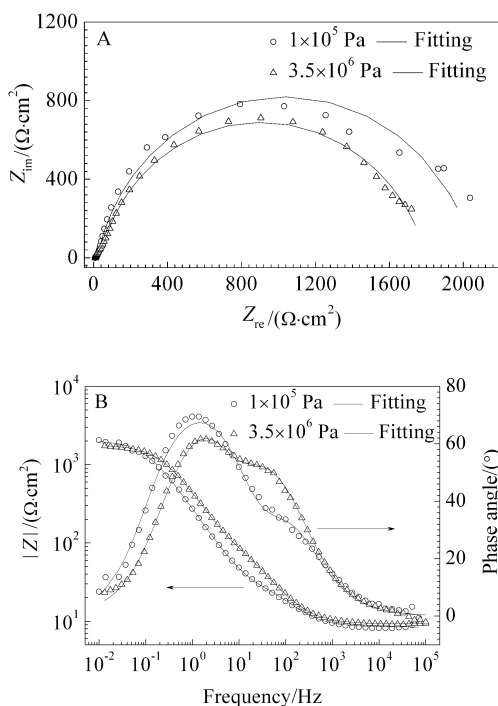


图 7 常压和高静水压下 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中的电化学阻抗谱图: A. Nyquist 图; B. Bode 图

Fig. 7 The EIS results of HSLA steel in 3.5% NaCl solution at different pressures: A. Nyquist plot; B. Bode plot

表 1 常压和高静水压下 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中阻抗谱等效电路的拟合参数

Tab. 1 Parameters extracted from the EIS data of HSLA steel in 3.5% NaCl solution at different pressures

Hydrostatic pressure/Pa	$R_s/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$Q_f/(\text{mF} \cdot \text{cm}^2)$	n_1	$R_f/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$Q_d/(\text{mF} \cdot \text{cm}^2)$	n_2	$R_{ct}/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$
1.0×10^5	8.406	0.3641	0.81	34.81	0.3791	0.92	2020
3.5×10^6	9.216	0.3497	0.79	227.7	0.1304	0.98	1569

自于基体金属在电解质中的电荷转移电阻和界面双电层电容的贡献^[20]. 通过图 8 所示等效电路拟合 (见图 7 实线), 结果与实验数据十分吻合, 其相应的拟合参数列于表 1. 其中, 电荷转移电阻 R_{ct} 反映金属材料电化学反应速率, 产物膜电阻 R_f 则一定程度上反映腐蚀程度^[21]. 从表 1 可知, 高静水压下电荷转移电阻 R_{ct} 的值为 $1569 \Omega \cdot \text{cm}^2$, 小于常压下的 $2020 \Omega \cdot \text{cm}^2$, 表明静水压力增大了 HSLA 钢的电化学腐蚀速率; 高静水压下产物膜电阻 R_f 的值为 $228 \Omega \cdot \text{cm}^2$, 高于常压下的 $35 \Omega \cdot \text{cm}^2$, 表明静水压力加速了 HSLA 钢的腐蚀历程. 以上结果与腐蚀失重(图 2)和腐蚀形貌(图 4)相一致.

2.4 静水压力的作用机制

腐蚀是材料和环境相互作用的结果. 两种静水压力下材料相同, 阳极均发生活性溶解反应, 即 $\text{Fe} + 2\text{e} = \text{Fe}^{2+}$; 所处环境的侵蚀性粒子主要有 O_2 和 Cl^- , 其中氧浓度一致, 阴极均发生氧的去极化反应, 即 $\text{O}_2 + 2\text{H}_2\text{O} = 4\text{OH}^- + 4\text{e}^-$. 因此, 静水压力可能通过影响侵蚀性 Cl^- 的吸附行为从而加速材料的腐蚀速率. Cl^- 属特性吸附离子, 即能够与金属形成配位化学键而吸附在材料表面^[22], 这种效应通常会

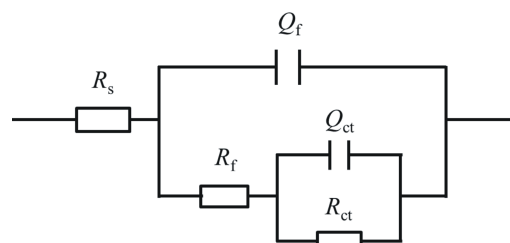


图 8 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中电化学阻抗谱对应的等效电路: R_s —溶液电阻; R_f —产物膜电阻; Q_f —产物膜电容; R_{ct} —电荷转移电阻; Q_d —双电层电容

Fig. 8 The equivalent circuit used for analysis of EIS data obtained with HSLA steel in 3.5% NaCl solution: R_s is the solution resistance, Q_d is the double layer capacitance, R_{ct} is the charge transfer resistance, Q_f and R_f are the capacitance and resistance of corrosion products film, respectively

表 2 常压和高静水压下 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中表面电荷参数

Tab. 2 Surface charge parameters of HSLA steel in 3.5% NaCl solution at different pressures

Hydrostatic pressure/Pa	E_{corr} /mV(vs. SCE)	pzc/mV(vs. SCE)	Ψ_c /mV(vs. SCE)
1.0×10^5	-523	-950	427
3.5×10^6	-538	-1030	492

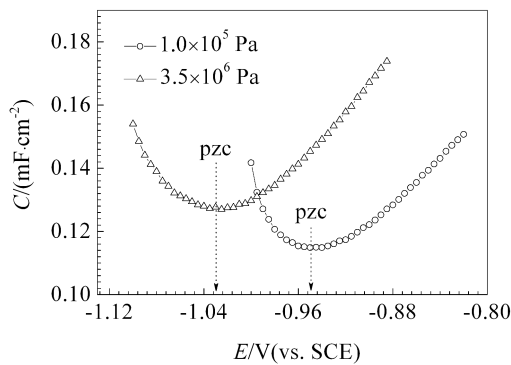


图 9 常压和高静水压下 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中的电容-电位曲线

Fig. 9 Capacity vs. potential curves of HSLA steel in 3.5% NaCl solution at different pressures

引起金属表面电荷的变化. 于是进行了金属表面电荷的测试来研究不同静水压力下 Cl^- 的吸附行为.

金属表面电荷 Ψ_c 为自腐蚀电位 E_{corr} 与零电荷电位 pzc 之差(即 $\Psi_c = E_{\text{corr}} - \text{pzc}$). 当 Ψ_c 为正值时, 金属表面带正电荷, 可优先吸附阴离子; 反之 Ψ_c 为负值时, 金属表面带负电荷, 优先吸附阳离子. 且 $|\Psi_c|$ 值越大, 则离子吸附量也越大^[23-24]. 图 9 所示为 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中电容 - 电位曲线, 曲线最低点对应的电位即为零电荷电位 pzc^[16]. 常压和高静水压力下金属表面电荷 Ψ_c 的计算值列于表 2. 两种静水压力下金属表面电荷 Ψ_c 均为正值, 表面均可吸附阴离子, 本实验体系中即 Cl^- ; 高静水压下 $|\Psi_c|$ 值明显大于常压, 表明高静水压下有更多的 Cl^- 吸附在金属表面上, 加速了金属的活性溶解, 这也很好的验证了 HSLA 钢腐蚀表面的能谱分析结果. 因此, 静水压力增大钢表面 Cl^- 吸附量, 提高了 Cl^- 活性, 从而加速 HSLA 钢在 NaCl 溶液中的腐蚀速率.

3 结 论

本文利用深海环境模拟装置重点研究了静水压力下海洋用结构材料 HSLA 钢在 3.5% NaCl 溶液中的腐蚀行为. 静水压力没有改变 HSLA 钢在

3.5% NaCl 溶液中的腐蚀历程, 其钢表面发生特性吸附 Cl^- 的富集, 提高了 Cl^- 的活性, 显著加速了 HSLA 钢的阳极腐蚀速率.

参考文献(References):

- [1] Schumacher M. Sea water corrosion handbook[M]. New Jersey: Noye Data, 1979.
- [2] Xu L K(许立坤), Li W J(李文军), Chen G Z(陈光章). Deep sea corrosion test technique[J]. Marine Sciences(海洋科学), 2005, 29(7): 1-3.
- [3] Reinhart F, Jenkins J. Corrosion of materials in surface seawater after 12 and 18 months[R]. Port Hueneme C.A.: Naval Civil Engineering Laboratory, 1972.
- [4] Ulanovskii I B, Egorova V A. Metal corrosion at different depths in the sea[J]. Protection of Metals, 1978, 14(2): 137-139.
- [5] Venkatesan R, Venkatasamy M A, Bhaskaran T A, et al. Corrosion of ferrous alloys in deep sea environments[J]. British Corrosion Journal, 2002, 37(4): 257-266.
- [6] Venkatesan R. Studies on corrosion of some structural materials in deep environment[D]. Bangalore: Department of Metallurgy, Indian Institute of Science, 2000.
- [7] Dexter S C. Materials for containment of low-level nuclear waste in the deep ocean[R]. Washington D.C.: College of Marine Studies, University of Delaware, 1980.
- [8] Beccaria A M, Fiordiponti P, Mattogno G. The effect of hydrostatic pressure on the corrosion of nickel in slightly alkaline solutions containing Cl^- ions[J]. Corrosion Science, 1989, 29(4): 403-416.
- [9] Beccaria A M, Poggi G. Influence of hydrostatic pressure on pitting of aluminum in sea water[J]. British Corrosion Journal, 1985, 20(4): 183-186.
- [10] Beccaria A M, Poggi G, Arfelli M, et al. The effect of salt concentration on nickel corrosion behaviour in slightly alkaline solutions at different hydrostatic pressures[J]. Corrosion Science, 1993, 34(6): 989-1005.
- [11] Beccaria A M, Poggi G, Gingaud D, et al. Influence of hydrostatic pressure on passivating power of corrosion layers formed on 6061 T6 aluminum alloy in sea water

- [J]. *British Corrosion Journal*, 1994, 29(1): 65-69.
- [12] Beccaria A M, Poggi G. The effect of hydrostatic pressure on the corrosion behaviour of aluminium and nickel in sea water[J]. *Corrosion Prevention and Control*, 1987, 34(2): 51-57.
- [13] Yang Y G, Zhang T, Shao Y W, et al. Effect of hydrostatic pressure on the corrosion behaviour of Ni-Cr-Mo-V high strength steel[J]. *Corrosion Science*, 2010, 52 (8): 2697-2706.
- [14] Dexter S C. *Handbook of oceanographic materials* [M]. New York: John Wiley and Sons, 1979.
- [15] ASTM Committee. ASTM G31-72, Standard practice for laboratory immersion corrosion testing of metals[S]. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2004.
- [16] El-Aziz A M, Hoyer R, Kibler L A, et al. Potential of zero free charge of Pd overlayers on Pt(111)[J]. *Electrochemical Acta*, 2006, 51(12): 2518-2522.
- [17] Cao C N(曹楚南). *Corrosion natural environment for chinese material*[M]. Beijing: Chemical Industry Press(化学工业出版社), 2004.
- [18] Beccaria A M, Poggi G, Castello G. Influence of passive film composition and sea water pressure on resistance to localised corrosion of some stainless steel in sea water[J]. *British Corrosion Journal*, 1995, 30(4): 283-287.
- [19] Mor E D, Beccaria A M. Effects of hydrostatic pressure on the corrosion of copper in sea water[J]. *British Corrosion Journal*, 1978, 13(3): 142-146.
- [20] Bousselmi L, Fiaud C, Tribollet B, et al. The characterisation of the coated layer at the interface carbon steel-natural salt water by impedance spectroscopy[J]. *Corrosion Science*, 1997, 39(9): 1711-1724.
- [21] Li C L, Ma Y T, Li Y, et al. EIS monitoring study of atmospheric corrosion under variable relative humidity[J]. *Corrosion Science*, 2010, 52(11): 3677-3686.
- [22] Fushimi K, Seo M. Initiation of a local breakdown of passive film on iron due to chloride ions generated by a liquid-phase ion gun[J]. *Journal of Electrochemical Society*, 2001, 148(11): B450-B456.
- [23] Morad M S, Sarhan A A O. Application of some ferrocene derivatives in the field of corrosion inhibition[J]. *Corrosion Science*, 2008, 50(3): 744-753.
- [24] Popova A, Sokolova E, Raicheva S, et al. AC and DC study of the temperature effect on mild steel corrosion in acid media in the presence of benzimidazole derivatives [J]. *Corrosion Science*, 2003, 45(1): 33-58.

Corrosion Behavior of a High Strength Low Alloy Steel Under Hydrostatic Pressure in Deep Ocean

SUN Hai-jing, LIU Li, LI Ying*

(State Key Laboratory for Corrosion and Protection, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: The corrosion behavior of a high strength low alloy steel (HSLA steel) in 3.5% NaCl solution under hydrostatic pressure (HP) in deep ocean has been investigated by performing weight loss measurement, obtaining potentiodynamic polarization curve and employing electrochemical impedance spectroscopy (EIS) using the set up for simulation of deep sea environment in laboratory. The results were compared with that at atmospheric pressure and the influence of HP was emphatically discussed. The results revealed identical corrosion mechanism for HSLA steel at 3.5×10^6 Pa and 1×10^5 Pa. However, the development of such a corrosion process was remarkably accelerated at HP. In addition, the cathodic process of HSLA steel was little influenced at HP, while the anodic dissolution process became faster partly attributed to the enhanced activity of Cl⁻ ions.

Key words: deep sea; hydrostatic pressure; HSLA steel; corrosion behavior