

两种矿用低合金钢在模拟矿井溶液中的 腐蚀行为研究

孙海静¹, 张锴琦¹, 孙天理¹, 崔琳琳¹, 周欣¹, 孙杰¹, 徐健², 曹发和²

(1. 沈阳理工大学 环境与化学工程学院, 沈阳 110159; 2. 中山大学 材料学院, 广东 深圳 518107)

摘要: 采用模拟矿井溶液中的全浸浸泡实验探究矿用 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢两种低合金钢的腐蚀行为。通过失重法、扫描电子显微镜等表征方法对两种低合金钢的腐蚀动力学、锈层形貌、成分及表面腐蚀形态进行分析。结果表明: 在模拟矿井溶液中, 27SiMn 钢相较 30CrMnSi 钢自腐蚀电位更负; 自腐蚀电流密度大约是 30CrMnSi 钢的三倍; 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢的金相组织均为铁素体-珠光体(F-P)型, 其中珠光体会与铁素体产生微电偶腐蚀效应, 因此铁素体和珠光体的面积比对钢材的腐蚀行为会产生影响。浸泡初期, 两种钢材的腐蚀速率主要受钢材本身显微组织结构的影响, 基于金相图的定量分析表明, 27SiMn 钢的铁素体-珠光体的面积比为 10:19, 30CrMnSi 钢的铁素体-珠光体面积比为 10:13, 27SiMn 钢的阴极面积比更大, 表明其具有更高的溶解活性。腐蚀后期, 两种钢材的腐蚀速率主要受腐蚀产物膜影响, 30CrMnSi 钢中保护性较好的 α -FeOOH 和 Fe_3O_4 相对含量高于 27SiMn 钢, 30CrMnSi 钢的电荷转移电阻高于 27SiMn 钢。因此, 井下液压支架材料更推荐使用 30CrMnSi 钢。

关键词: 矿用低合金钢; 全浸浸泡实验; 腐蚀产物

中图分类号: TG178

文献标志码: A DOI:10.3969/j.issn.1003-1251.2025.06.009

Research on Corrosion Behavior of Two Mining Low Alloy Steel under Simulated Mine Solution

SUN Haijing¹, ZHANG Kaiqi¹, SUN Tianli¹, CUI Linlin¹, ZHOU Xin¹, SUN Jie¹,
XU Jian², CAO Fahe²

(1. Shenyang Ligong University, Shenyang 110159, China; 2. Sun Yat-sen University, Shenzhen 518107, China)

Abstract: The corrosion behavior of mining-grade low-alloy steels 27SiMn and 30CrMnSi was investigated via full-immersion tests in simulated mine water solutions, analyzed using weight loss measurements and scanning electron microscopy. Results show that 27SiMn steel exhibited a more negative self-corrosion potential and approximately three times higher self-corrosion current density than 30CrMnSi steel. Both steels feature a ferrite-pearlite (F-P) microstructure, where micro-galvanic corrosion occurs between ferrite and cementite lamellae within pearlite colonies, indicating that the ferrite-to-pearlite area ratio critically influences corrosion behavior. Quantitative metallography revealed ratios of 10:19 for 27SiMn and 10:13 for 30CrMnSi. The larger cathodic (pearlite) area in 27SiMn promoted higher initial dissolution rates. During later stages, corrosion was governed by protective rust layers; 30CrMnSi exhibited higher relative contents of protective phases (α -FeOOH,

Fe_3O_4) and greater charge transfer resistance. Consequently, 30CrMnSi demonstrates superior corrosion resistance and is recommended for applications like underground hydraulic supports.

Key words: mining low alloy steel; full immersion experiment; corrosion products

煤矿井下温度、湿度多变,井下空气、矿井水等介质成分复杂,因此导致井下设备用金属材料易发生腐蚀,例如含水环境中液压支架、锚杆锚索及构件、钢棚、机械设备等均出现不同程度腐蚀^[1-2]。其中液压支架是工作面围岩结构稳定性控制的核心设备,其安全性、稳定性和服役寿命,对综采的安全性及自动化综采的稳定性起到决定性作用^[3-5]。在服役过程中液压支架的腐蚀主要发生在缸体,其所处环境中通常会存在微细煤粉尘或者少量的矿井水,矿井环境中的氯离子、氟离子和硫酸根离子等侵蚀性离子会对其造成腐蚀^[6-7]。

目前,井下液压支架主流使用的材料为27SiMn钢和30CrMnSi钢两种。两种矿用低合金钢均含有多种微量合金元素,如P、C、Cr、Cu、Mo等,通过改变基体的电化学特性(腐蚀电位、极化特性等)来提高金属的耐腐蚀性,促进了低成本钢的发展^[8-9]。这两种钢中的S元素易形成MnS夹杂,可以提升零件的切削加工性能,但同时也为腐蚀提供了萌生点^[10-12]。

在以往的矿用低合金钢的研究中^[13-15],主要针对矿用低合金钢的组织结构、耐磨性、硬度方面研究较多,耐蚀性研究较少。故本文采用在模拟工况溶液(3.5% NaCl)中进行全浸浸泡实验,探究纯水液压支架缸体主要材料27SiMn钢和30CrMnSi钢两种矿用低合金钢的腐蚀行为及腐蚀历程,并为液压支架实际应用中的合理选材提供依据。

1 实验方法

1.1 实验材料

实验材料为27SiMn钢和30CrMnSi钢,其化学成分如表1、表2所示。采用线切割将实验样品进行加工:尺寸为15 mm×15 mm×3 mm的试样用于浸泡实验;尺寸为15 mm×15 mm×5 mm的试样用于电化学测试。依次使用180#、240#、600#、800#、1 000#砂纸打磨至粗糙度一致,且试样表面平整光洁,先用蒸馏水冲洗干净,再用无水乙醇润洗后,冷风吹干,放在干燥器中备用。

表1 27SiMn钢化学成分

Table 1 The chemical composition of 27SiMn steel %

元素	C	Si	Mn	Cr	P	S	Cu	Ni	Mo	Fe
质量分数	0.27	1.00	1.00	≤	≤	≤	≤	≤	≤	余量
				0.30	0.035	0.035	0.30	0.30	0.15	

表2 30CrMnSi钢化学成分

Table 2 The chemical composition of 30CrMnSi steel %

元素	C	Cr	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Fe
质量分数	0.3	1.00	1.00	1.00	≤	≤	≤	≤	余量
					0.025	0.025	0.025	0.025	

1.2 全浸实验方法

全浸实验根据国家标准GB 10124—1988《金属材料实验室均匀腐蚀全浸试验方法》开展,腐蚀介质采用模拟工况矿井溶液(3.5% NaCl),所用药品均为分析纯,浸泡溶液温度为 $25\text{ }^\circ\text{C} \pm 2\text{ }^\circ\text{C}$,采样周期选择1、2、3、5、7、10、30 d。为确保结果的可重复性,每组实验设置三个平行样品。根据GB/T 16545—2015《金属和合金的腐蚀 腐蚀试样上腐蚀产物的清除》对腐蚀后试样进行除锈,为了直观地了解构件的损伤程度,将数据换算成腐蚀深度。

1.3 电化学测试

通过CS350电化学工作站,采用三电极体系(以低合金钢作为工作电极,铂片作为对电极,饱和甘汞电极作为参比电极)在模拟工况溶液中进行电化学阻抗测试(EIS),测试温度为 $25\text{ }^\circ\text{C} \pm 2\text{ }^\circ\text{C}$ 。动电位极化曲线的扫描速率为 $0.000\text{ }5\text{ V/s}$ 。EIS测量是在开路电位下进行,频率范围为 $0.1\sim 10\text{ MHz}$,激励信号为5 mV,实验所得数据用ZSimpWin软件进行分析。正弦波信号的振幅为10 mV,电位步长为5 mV。

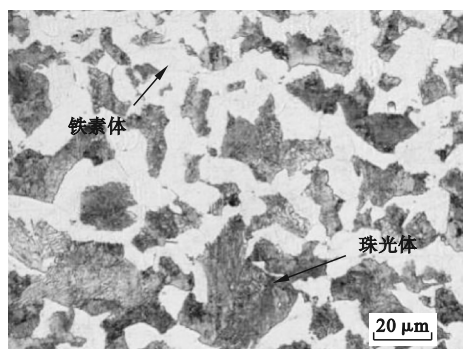
1.4 表征分析方法

利用金相显微镜(TESCAN-MIAR4,泰思肯(中国)有限公司)观察钢材的显微组织结构。采用扫描电子显微镜(S-3400N,日本日立)观察全浸实验后试样表面的微观腐蚀形貌。使用X射线衍射仪(XRD-6100X,日本岛津公司)检测试样表面的物相组成。使用MADI Jade 6对XRD结果进行分析。

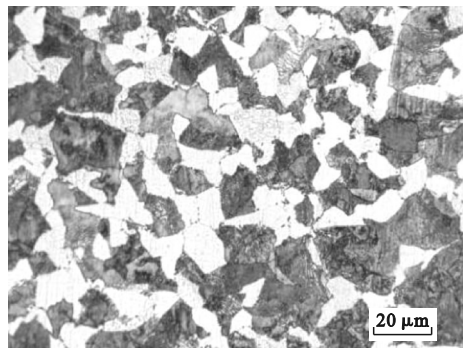
2 结果与讨论

2.1 两种钢材金相显微结构

27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢均为铁素体 - 珠光体 (F-P) 型结构。图 1 为 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢经过硝酸腐蚀后的金相显微结构组织, 其中深色为珠光体, 白色为铁素体。铁素体 - 珠光体钢是指显微组织由共析铁素体和珠光体组成的亚共析钢, 其中珠光体由交替的铁素体和片状或粒状渗碳体组成, 是典型的双相结构, 有助于提高钢的强度和硬度^[16]。铁素体 - 珠光体钢在电解质溶液中的腐蚀通常是相互耦合的两个半电池反应构成的腐蚀原电池的结果, 即电化学腐蚀。主要表现为: 铁素体作为阳极, 发生活性溶解反应; 珠光体作为阴极, 表面发生析氢或吸氧还原反应。由于铁素体和珠光体之间的微电偶腐蚀效应, 铁素体和珠光体的面积比对钢材的耐蚀性会产生影响^[17-18]。由图 1 可以看出, 27SiMn 钢的铁素体 - 珠光体面积比为 10:19, 30CrMnSi 钢的两者面积比为 10:13。27SiMn 钢的阴极的面积比更大, 发生铁素体 - 珠光体微电偶腐蚀时腐蚀电流密度会更大, 表明其具有更大的溶解活性, 所以 27SiMn 钢相较于 30CrMnSi 钢在腐蚀初期更容易发生腐蚀。



(a) 27SiMn 钢



(b) 30CrMnSi 钢

图 1 金相显微结构组织

Fig. 1 Metallographic microstructures

2.2 全浸浸泡实验

2.2.1 腐蚀动力学

27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中全浸实验的样品失重和平均腐蚀速度如图 2 所示。结果显示, 两种矿用低合金钢的样品失重均随浸泡时间的增加而增加, 平均腐蚀速率均表现为初期快速下降, 而后逐渐趋于平稳的趋势^[19-20]。整个浸泡实验中, 27SiMn 钢的样品失重和平均腐蚀速率始终大于 30CrMnSi 钢, 尤其在浸泡初期, 反应物在两种钢的表面累积很少, 因此两种钢腐蚀速率的快慢主要取决于裸钢的行为^[21]。27SiMn 钢中阴阳极面积比更大, 进而微电偶效应更强。因此, 27SiMn 钢在浸泡前期的腐蚀速度较 30CrMnSi 钢更快。随着浸泡时间的延长, 腐蚀产物逐渐在钢材表面累积, 这也是导致钢材连续浸泡后的腐蚀速率下降趋于平稳的原因^[22]。

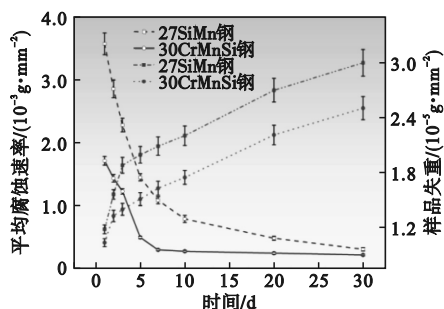


图 2 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中的平均腐蚀速率和样品失重

Fig. 2 The average corrosion rate and sample weight loss of 27SiMn steel and 30CrMnSi steel in a simulated mine solution

2.2.2 腐蚀产物形貌及成分表征

对 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中浸泡不同时间的宏观腐蚀形貌进行观察, 结果如图 3 和图 4 所示。在浸泡初期 (1 ~ 5 d), 两

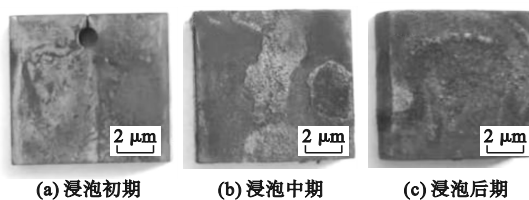


图 3 27SiMn 钢在模拟矿井溶液中浸泡不同时间后的宏观腐蚀形貌

Fig. 3 The macroscopic corrosion morphologies of 27SiMn steel after immersion in simulated mine solution for different durations

种钢材的腐蚀形态均为不均匀的全面腐蚀, 30CrMnSi 钢的腐蚀区面积较小。在浸泡中期(5~10 d), 两种钢的腐蚀产物膜均全部覆盖钢材表面, 且锈层呈红褐色。在浸泡后期(10~30 d), 两种钢锈层继续生长, 均呈黑色内锈层和红褐色外锈层的两层结构^[23]。

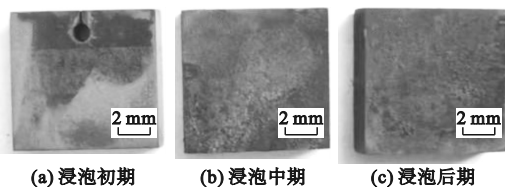
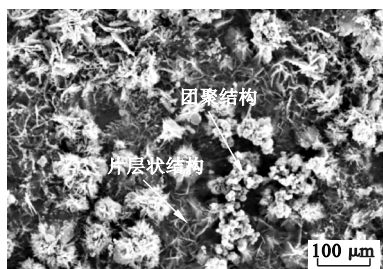


图4 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中浸泡不同时间后的宏观腐蚀形貌

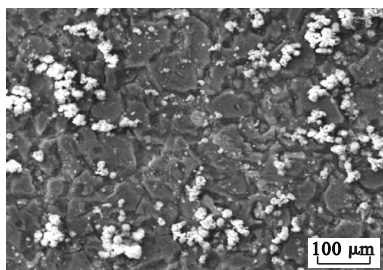
Fig. 4 The macroscopic corrosion morphologies of 30CrMnSi steel after immersion in simulated mine solution for different durations

为进一步探究两种钢的腐蚀演化历程, 对两种钢材不同浸泡时期的微观腐蚀形貌进行观察, 如图5和图6所示。结果显示, 浸泡初期(1~5 d), 两种钢在模拟工况溶液中的锈层中呈现团聚状和片层状结构。随着浸泡时间的延长(5~10 d), 团聚状腐蚀产物增多, 团聚状逐渐连成片。浸泡后期(10~30 d), 疏松的外锈层发生脱落, 微观形貌主要显示内锈层特征, 可以看出两种钢表面锈层均较为平整, 存在一定裂纹, 其中 27SiMn 钢的锈层表面缝隙长且深, 而 30CrMnSi 钢的锈层缝隙短且浅。

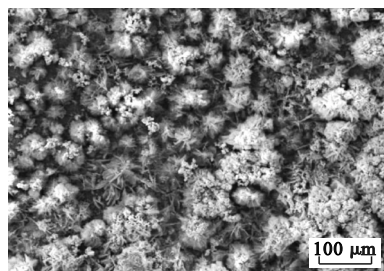
为了进一步探究产物膜对两种钢的保护作用, 对 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中浸泡 30 d 后的样品进行 XRD 测试, 结果如图7所示。



(a) 浸泡初期



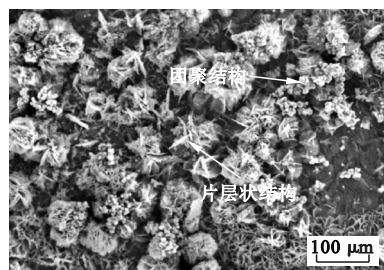
(b) 浸泡中期



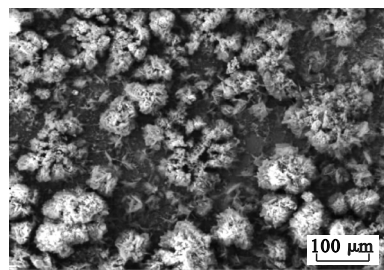
(c) 浸泡后期

图5 27SiMn 钢在模拟矿井溶液中浸泡不同时间后的微观腐蚀形貌

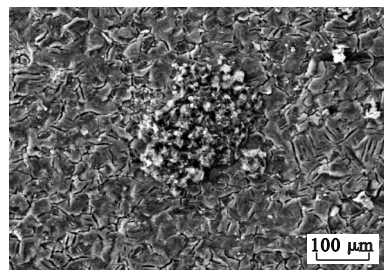
Fig. 5 Macroscopic corrosion morphologies of 27SiMn steel after immersion in simulated mine solution



(a) 浸泡初期



(b) 浸泡中期



(c) 浸泡后期

图6 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中浸泡不同时间的微观腐蚀形貌

Fig. 6 Macroscopic corrosion morphologies of 30CrMnSi steel after being immersed in simulated mine solution

由图7可见, 两种钢材的锈层相组成相似, 主要由 Fe-Cr、 Fe_2O_3 、 Fe_3O_4 、 α -FeOOH 和 γ -FeOOH 组成。 γ -FeOOH 是由腐蚀初期的无定形氧化物结晶形成, 一般为片状多孔结构, 后期会部分转化为致密的 α -FeOOH。此外, γ -FeOOH 相变引起的体积变化导致锈层中出现气孔、裂纹等缺陷。而 α -FeOOH 是一种稳定的氢氧化物, 在锈层中没有相变, 因此形成了致密稳定的锈层, 有利于保护基

体。对比发现,30CrMnSi 钢中保护性好的 α -FeOOH、 Fe_3O_4 ^[24] 相对含量均明显高于 27SiMn 钢,而 27SiMn 钢中保护性差的 γ -FeOOH 相对含量要高于 30CrMnSi 钢,因此 30CrMnSi 钢产物膜的保护作用更强,表现出较优的耐蚀性。

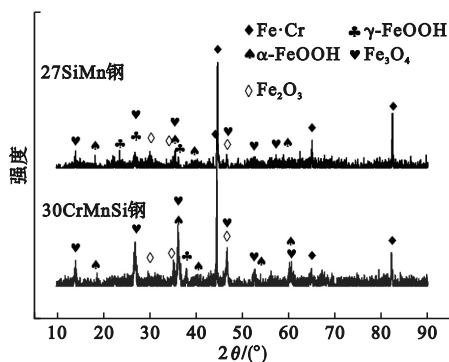
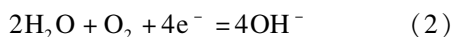


图 7 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中浸泡 30 d 的 XRD 图谱

Fig. 7 The XRD patterns of 27SiMn steel and 30CrMnSi steel after being immersed in simulated mine solution for 30 days

两种矿用低合金钢在腐蚀实验中主要发生吸氧腐蚀,即空气里的氧气在钢材表面水膜中溶解而发生的电化学腐蚀,其阳极和阴极反应^[25]如下。

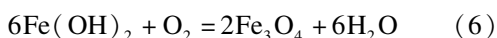
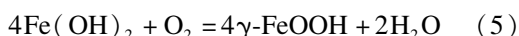
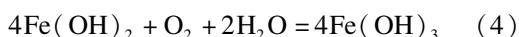


与其他元素相比, Fe^{2+}/Fe 的还原电位最低,故铁氧化物最初出现在表面。由图 7 可知,27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢的腐蚀产物主要为 FeO 、 Fe_2O_3 、 Fe_3O_4 和一些 FeOOH 。

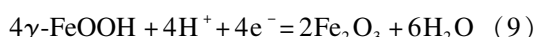
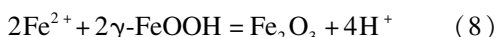
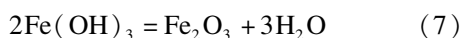
阴阳极发生氧化还原反应后,阳极生成的 Fe^{2+} 与阴极生成的 OH^- 反应生成 $\text{Fe}(\text{OH})_2$ 沉淀,其反应式为



$\text{Fe}(\text{OH})_2$ 极不稳定,可与模拟工况溶液中的氧气和水反应生成不溶于水的 $\text{Fe}(\text{OH})_3$,亦可与氧气直接反应生成 Fe_3O_4 或 γ 相的 FeOOH ,反应式如下。



$\text{Fe}(\text{OH})_3$ 可分解成 Fe_2O_3 ,由于氧化还原反应的不断进行, Fe^{2+} 可与生成的 γ 相 FeOOH 反应生成 Fe_3O_4 ,而 γ 相的 FeOOH 可与偏酸性的模拟工况溶液中的 H^+ 反应生成 Fe_3O_4 ,其反应式为



随着浸泡时间的延长, γ 相的 FeOOH 在积累后可以产生 α 相的 FeOOH ,其反应式为



2.3 电化学行为分析

2.3.1 动电位极化曲线结果

27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟工况溶液中的动电位极化曲线图如图 8 所示,图中 i 为电流密度。

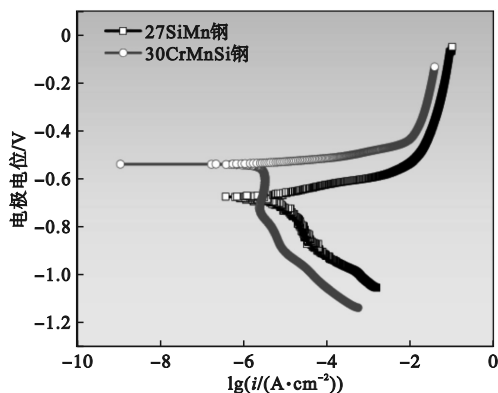


图 8 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中的动电位极化曲线图

Fig. 8 The potentiodynamic polarization curves fitting data of 27SiMn steel and 30CrMnSi steel in simulated mine solution

由图 8 可知,两种钢材的阴阳极呈现相似形状,阳极表现为钢的活性溶解行为,阴极发生氧还原过程,表现为扩散控制。对比显示,在相同电位下,27SiMn 钢的阳极电流密度和阴极电流密度均始终大于 30CrMnSi 钢,因此可以判断 27SiMn 钢相比于 30CrMnSi 钢的阳极腐蚀速度和阴极腐蚀速度均快。

用塔菲尔直线外推法对两种钢的动电位极化曲线进行拟合,结果如表 3 所示。表中: E_{corr} 为腐蚀电位; i_{corr} 为腐蚀电流; b_a 为阳极塔菲尔斜率; b_c 为阴极塔菲尔斜率。

表 3 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中的动电位极化曲线拟合数据

Table 3 The fitting data of potentiodynamic polarization curves for 27SiMn steel and 30CrMnSi steel in simulated mine solution

	E_{corr}/V	$i_{\text{corr}}/(\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$	$b_a/(\text{mV}\cdot\text{dec}^{-1})$	$b_c/(\text{mV}\cdot\text{dec}^{-1})$
27SiMn 钢	-0.676	1.413×10^{-6}	143.15	216.72
30CrMnSi 钢	-0.539	5.619×10^{-7}	104.325	200.43

由表 3 可知,27SiMn 钢相较 30CrMnSi 钢自腐蚀电位更低,表明 27SiMn 钢的腐蚀倾向更大。

b_a 反映了阳极反应的难易程度, b_a 值较小, 意味着阳极反应更容易进行。 b_c 反映了阴极反应的难易程度, b_c 值较小, 意味着阴极反应更容易发生。 27SiMn 钢的 b_a 和 b_c 均低于 30CrMnSi 钢, 因此 27SiMn 钢较 30CrMnSi 钢更容易发生腐蚀, 与腐蚀动力学腐蚀初期的结果一致。

2.3.2 电化学腐蚀历程监测

为了进一步研究 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中不同浸泡时间的腐蚀历程, 进行 EIS 测试, 结果如图 9 和图 10 所示。图中: Z'' 为阻抗虚部; Z' 为阻抗实部; $|Z|$ 为阻抗模值; F 为频率。

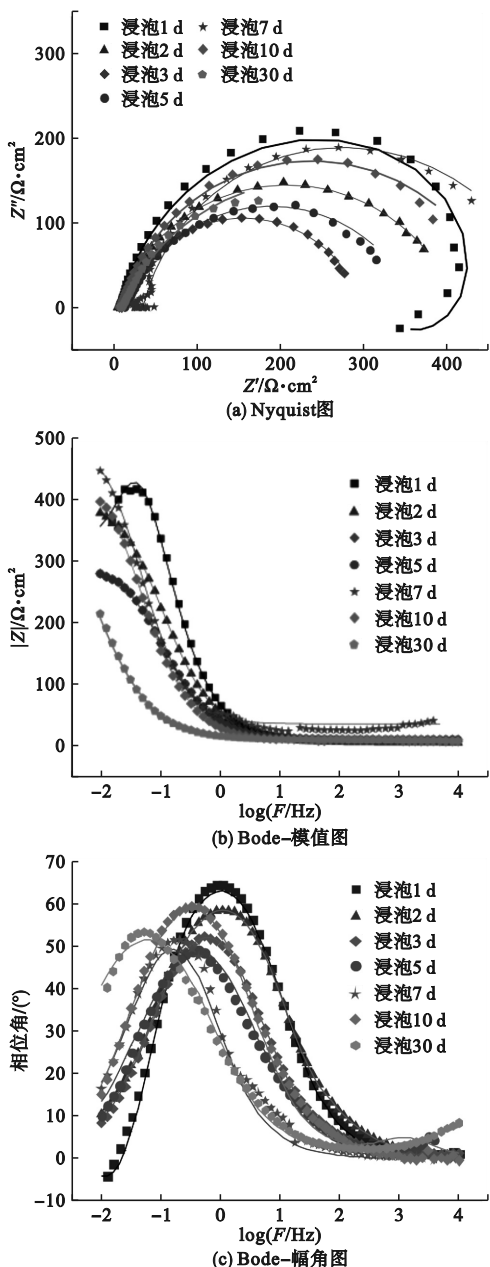


图9 27SiMn 钢在模拟矿井溶液中不同浸泡时间的 EIS 图谱

Fig. 9 The EIS spectra of 27SiMn steel soaked in simulated mine solution for different durations

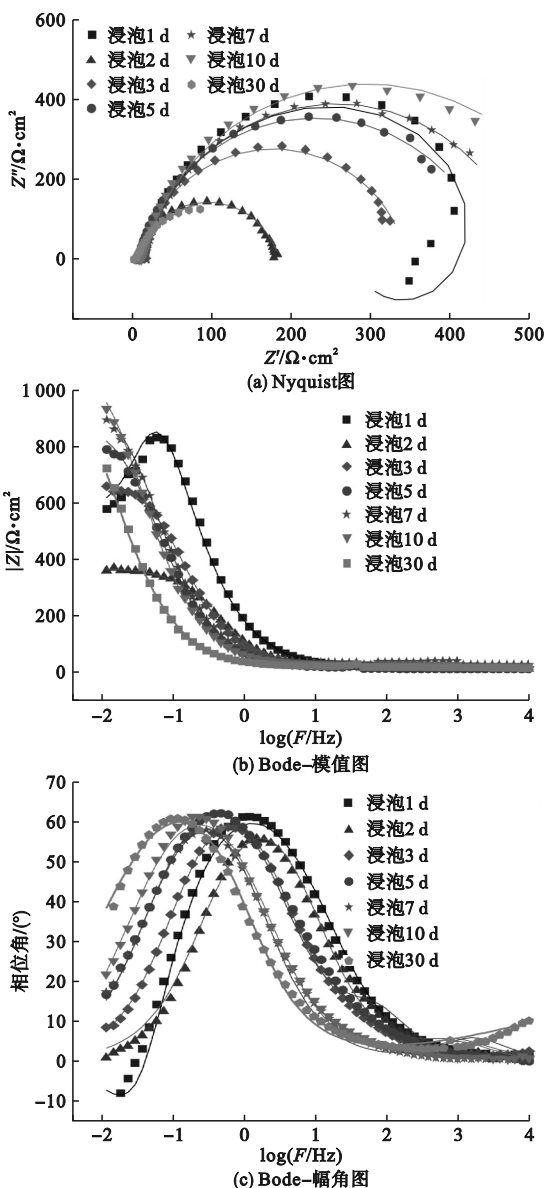


图10 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中浸泡不同时间后的 EIS 图谱

Fig. 10 The EIS spectra of 30CrMnSi steel after being immersed in a simulated mine for various durations

由图 9 和图 10 可知, 两种钢的阻抗图谱特征及变化趋势相似, Bode - 幅角图均呈现两个时间常数特征, 只是两个峰存在一定程度的重叠, 表明 Nyquist 图由两个容抗弧组成, 并在腐蚀初期出现感抗, 两天之后消失, 这可能是因为电极表面形成保护性好的 $\alpha\text{-FeOOH}$ 膜所导致^[26]。两种钢的 Bode 图均呈现两个时间常数的特征, 表明由于腐蚀的发生, 低合金钢表面已生成一定的腐蚀产物膜, 这与腐蚀形貌观察结果相吻合(图 3 和图 4)。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自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^[27-28],因此用图 11 所示的等效电路进行拟合,拟合结果如表 4 和表 5 所示。表中: R_s 为溶液电阻; Q_1 为常相位角元件(CPE)的通用符号; Y_0 为 CPE 的幅度参数; n 为 CPE 的相位角参数; R_f 为膜电阻或薄膜电阻; Q_{1-n} 、 Q_{2-n} 分别为 Q_1 、 Q_2 相对应的相位角参数; L 代表电感元件的电感; R_{ct} 为电荷转移电阻^[29-31]。

绘制 R_{ct} 随浸泡时间的变化曲线,结果如图 12 所示。

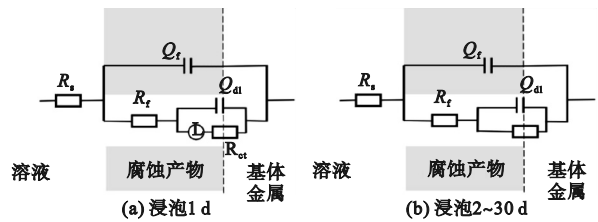


图 11 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟矿井溶液中浸泡不同时间后的 EIS 等效电路

Fig. 11 The EIS equivalent circuit of 27SiMn steel and 30CrMnSi steel after immersion in simulated mine solution for different durations

表 4 27SiMn 钢在模矿井溶液中浸泡不同时间后的 EIS 拟合数据

Table 4 EIS fitting data of 27SiMn steel immersed in simulated mine solution for different immersion times

时间/d	$R_s/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$Q_1 - Y_0/(\text{F} \cdot \text{cm}^{-2})$	Q_{1-n}	$R_f/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$Q_2 - Y_0/(\text{F} \cdot \text{cm}^{-2})$	Q_{2-n}	$L/(\text{H} \cdot \text{cm}^{-2})$	$R_{ct}/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$
1	9.1	2.94×10^{-3}	0.85	325.9	2.79×10^{-4}	1.00		185.2
2	6.8	3.8×10^{-3}	0.76	10.36	1.86×10^{-4}	0.98		298.1
3	11.3	2.7×10^{-3}	0.81	2.40	3.27×10^{-3}	0.99		287.2
5	14.8	6.9×10^{-3}	0.76	348	6.97×10^{-3}	0.93	1.06×10^3	413.0
7	36.7	7.8×10^{-3}	0.85	476	7.8×10^{-3}	0.86		587.0
10	8.9	8.1×10^{-5}	1.00	1.60	7.8×10^{-3}	0.82		455.8
30	11.1	2.9×10^{-4}	0.39	11.91	2.87×10^{-3}	0.87		496.5

表 5 30CrSiMn 钢在模拟矿井水溶液中不同浸泡时间的 EIS 等效电路的拟合数据

Table 5 30CrSiMn steel for fitting data of EIS equivalent circuits at different immersion times in a simulated mine solution

时间/d	$R_s/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$Q_1 - Y_0/(\text{F} \cdot \text{cm}^{-2})$	Q_{1-n}	$R_f/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	$Q_2 - Y_0/(\text{F} \cdot \text{cm}^{-2})$	Q_{2-n}	$L/(\text{H} \cdot \text{cm}^{-2})$	$R_{ct}/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$
1	19.69	1.2×10^{-3}	8.19	557.4	1.1×10^{-4}	1.00		504.6
2	13.20	1.3×10^{-4}	9.03	3.25	1.2×10^{-3}	0.96		455.5
3	20.28	1.1×10^{-3}	8.72	14.91	4.4×10^{-4}	0.90		421.1
5	12.69	3.8×10^{-4}	1.00	8.28	3.3×10^{-3}	0.84	2.13×10^3	888.7
7	29.9	1.5×10^{-5}	1.00	6.84	3.5×10^{-3}	0.86		957.4
10	23.2	3.9×10^{-5}	1.00	4.334	4.42×10^{-3}	0.83		1 131.0
30	10.0	7.1×10^{-4}	0.312	24.1	8.38×10^{-3}	0.85		1 308.0

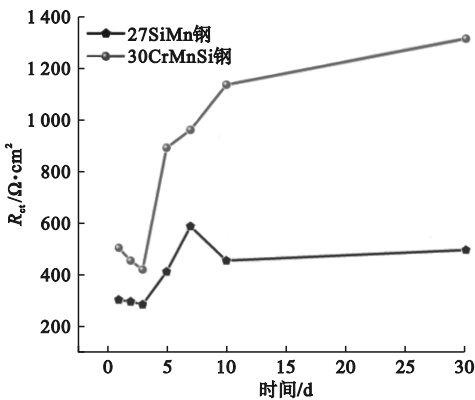


图 12 不同浸泡时间下 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢的 R_{ct} 演化规律

Fig. 12 The evolution trends of R_{ct} of 27SiMn steel and 30CrMnSi steel under different immersion times

由图 12 可知,30CrMnSi 钢的 R_{ct} 值始终大于 27SiMn 钢,两种钢材的 R_{ct} 均随着浸泡时间的延

长呈增大趋势。在浸泡初期(0 ~ 1 d),此时腐蚀点萌生,腐蚀主要为钢材本身的组织结构导致,故 30CrMnSi 钢的电荷转移电阻较大。随着浸泡时间的延长(1 ~ 5 d),钢材表面逐渐形成腐蚀区和未腐蚀区,此时存在局部的腐蚀产物膜,起到保护作用,故电荷转移电阻增大。随着浸泡时间的延长(10 d 后),腐蚀产物膜全部覆盖钢材表面,此时的腐蚀产物起到了一定的保护作用,能够较好地阻挡大部分侵蚀性离子入侵,30CrMnSi 钢的腐蚀产物膜保护作用更佳,故 30CrMnSi 钢相较 27SiMn 钢腐蚀速度更慢。

2.4 腐蚀机理分析

根据以上对 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢在模拟工况溶液中不同浸泡时间下腐蚀行为的研究,发现 27SiMn 钢和 30CrMnSi 钢呈现相同的不均匀全面腐蚀形态,腐蚀初期两种钢腐蚀产物堆积

较少,腐蚀速度较快。随着浸泡时间的延长,反应物逐渐在钢材表面累积,降低了微电偶效应,导致

腐蚀速度逐渐变慢,其腐蚀演化历程概括如图13所示。

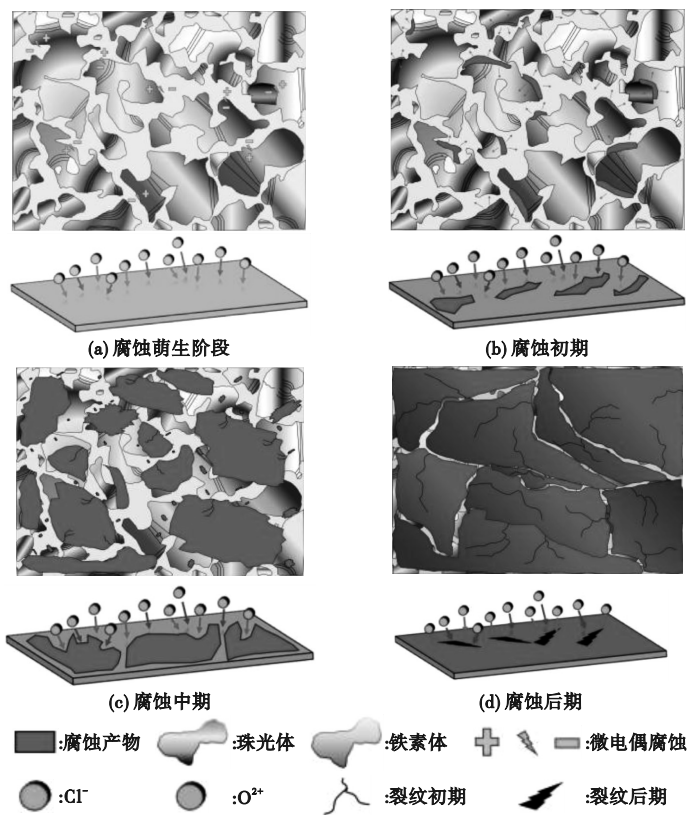


图13 27SiMn钢和30CrMnSi钢的腐蚀历程演化示意图

Fig. 13 Schematic diagram of the corrosion evolution process for 27SiMn steel and 30CrMnSi steel

由图13(a)可知,浸入含氯离子溶液后,由于钢材本身的组织结构使其初始表面电位分布不均匀,较高的电位区成为微阴极区,而其周围基体则作为微阳极区优先溶解,形成腐蚀微电池。微小的腐蚀点优先在两相接触处萌生,钢材表面铁素体区域作为微阳极优先发生溶解,萌生腐蚀点,为腐蚀初期,如图13(b)所示。由于27SiMn钢的阴极的面积比更大,所以27SiMn钢在腐蚀初期腐蚀速度更快。随着腐蚀的进行,腐蚀产物会沉积在腐蚀坑处,局部腐蚀区域合并,表面出现聚集的腐蚀区域和未腐蚀区,为腐蚀中期,如图13(c)所示。随着浸泡时间进一步延长,钢表面被锈层完全覆盖,腐蚀产物有一定的保护作用,腐蚀速度逐渐降低并趋于平缓,为腐蚀后期,如图13(d)所示。由于30CrMnSi钢相较27SiMn钢,其腐蚀产物膜的成分保护性更强,腐蚀速率更慢。

3 结论

本文采用模拟矿井溶液中的全浸浸泡实验探究矿用27SiMn钢和30CrMnSi钢两种低合金钢的腐蚀行为,主要结论如下。

1) 腐蚀动力学结果表明,腐蚀初期,27SiMn

钢的平均腐蚀速率均大于30CrMnSi钢,随着浸泡时间的延长和腐蚀产物的增加,腐蚀速率差距逐渐降低。

2) 浸泡初期,两种钢材的腐蚀速率主要受钢材本身的显微组织结构影响,27SiMn钢相较于30CrMnSi钢,其阴极的面积比更大,自腐蚀电位更低,自腐蚀电流密度更大,腐蚀速率更快。

3) 腐蚀后期,此时两种钢材的腐蚀速率主要受腐蚀产物膜影响,30CrMnSi钢中保护性较好的 α -FeOOH和 Fe_3O_4 相对含量高于27SiMn钢,30CrMnSi钢的阻抗值均高于27SiMn钢,所以30CrMnSi钢的腐蚀产物保护性更强。

参考文献 (References):

- [1] KUANG J G, LONG Z L. Prediction model for corrosion rate of low-alloy steels under atmospheric conditions using machine learning algorithms[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials, 2024, 31(2): 337-350.
 - [2] 杨鹏, 马峰, 王法涛, 等. 含Ti耐磨钢ANM450在模拟煤矿矿井水环境中的腐蚀行为[J]. 腐蚀与防护, 2023, 44(3): 9-15, 81.
- YANG P, MA F, WANG F T, et al. Corrosion behavior of Ti-containing wear-resisting steel ANM450 in simulated coal

- mine water environment[J]. Corrosion & Protection, 2023, 44(3): 9-15, 81. (in Chinese)
- [3] HAO Z X, XIE J C, WANG X W, et al. A method for reconstructing the pose of hydraulic support group based on point cloud and digital twin[J]. Measurement, 2024, 225: 113977.
- [4] 张国慧, 张海瑜, 李岗, 等. 鄂尔多斯煤田典型煤矿环境的腐蚀性研究[J]. 表面工程与再制造, 2022, 22(5): 35-40.
- [5] NIE W, LI J J, PENG H T, et al. Study of spray atomization law and dust suppression effect of a wet dust catcher on a hydraulic support[J]. Energy, 2024, 305: 132296.
- [6] QIU Y L, LIU Y, WU M, et al. Study on the impact of emulsion on mine water quality and health risk assessment[J]. Water, 2023, 15(23): 4086.
- [7] 崔丽, 高艳, 顾长石, 等. 微量元素 Cr 对船用耐蚀钢焊接接头组织和性能的影响[J]. 北京工业大学学报, 2018, 44(6): 953-960.
CUI L, GAO Y, GU C S, et al. Effect of trace element Cr on microstructures and properties of welded joints of marine corrosion resisting steels[J]. Journal of Beijing University of Technology, 2018, 44(6): 953-960. (in Chinese)
- [8] YUAN J, LI P, ZHANG H H, et al. Electrochemical characteristics and corrosion mechanisms of high-strength corrosion-resistant steel reinforcement under simulated service conditions[J]. Metals, 2024, 14(8): 876.
- [9] SUN M H, XIAO X Y, XU X X, et al. Effect of Mo and Sn co-regulation on low alloy steel corrosion in tropical marine atmosphere[J]. NPJ Materials Degradation, 2024, 8: 92.
- [10] 蒋波, 冯奕洁, 王芝林, 等. 汽车用铁素体-珠光体型非调质钢研究现状[J]. 钢铁, 2023, 58(3): 11-24.
JIANG B, FENG Y J, WANG Z L, et al. Research status of ferrite-pearlite non-quenched and tempered steel for automotive[J]. Iron and Steel, 2023, 58(3): 11-24. (in Chinese)
- [11] 王晓霖, 程光, 李世瀚, 等. 铁素体/珠光体组织对管线钢中氢扩散行为的影响[J]. 力学与实践, 2023, 45(2): 305-313.
WANG X L, CHENG G, LI S H, et al. Effects of ferrite/pearlite structure on hydrogen diffusion in pipeline steels[J]. Mechanics in Engineering, 2023, 45(2): 305-313. (in Chinese)
- [12] 丁紫阳, 邢勇, 王晓燕, 等. 30CrMnSi 钢表面激光增材涂层的组织与性能[J]. 金属热处理, 2019, 44(11): 105-108.
DING Z Y, XING Y, WANG X Y, et al. Microstructure and properties of laser additive coating on 30CrMnSi steel surface[J]. Heat Treatment of Metals, 2019, 44(11): 105-108. (in Chinese)
- [13] WANG T, SHENG J J, DENG Y H, et al. Regulation of nano-sized retained-austenite morphology making low alloy ultra-high strength steel tough[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 3563-3572.
- [14] XIA T, MA Y X, ZHANG Y S, et al. Effect of Mo and Cr on the microstructure and properties of low-alloy wear-resistant steels[J]. Materials, 2024, 17(10): 2408.
- [15] 曹青, 蔡志海, 杜学芸, 等. 27SiMn 液压支架立柱的激光熔覆多道搭接工艺研究[J]. 电焊机, 2020, 50(7): 80-84, 150-151.
CAO Q, CAI Z H, DU X Y, et al. Study on laser cladding multi-lapping technology of 27SiMn hydraulic support column[J]. Electric Welding Machine, 2020, 50(7): 80-84, 150-151. (in Chinese)
- [16] SONG J L, ZHANG H, YIN C H, et al. Study on initial corrosion behavior of bogie steels with ferrite + pearlite and granular bainite structures immersed in sulfur-containing environment[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 29: 2188-2203.
- [17] HARIHARAN K, VIRTANEN S. Microstructure engineering for corrosion resistance in structural alloy design[J]. NPJ Materials Degradation, 2024, 8: 115.
- [18] MOUSAVI JARRAHI M, KHAJAVIAN E, NOORBAKHSH NEZHAD A H, et al. Elucidating the electrochemical corrosion of a water pump impeller in an industrial cooling system with zero liquid discharge[J]. Water, 2025, 17(2): 173.
- [19] WEI D, LI Q, ZHU R Z, et al. Effect of rare earth elements La and Ce on corrosion resistance of low alloy steel[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2025, 35: 3410-3431.
- [20] GAO J Z, WANG N X, CHEN H, et al. The influence of 1 wt. % Cr on the corrosion resistance of low-alloy steel in marine environments[J]. Metals, 2023, 13(6): 1050.
- [21] ZHANG H, CHANG L, ZHANG H, et al. The mechanical properties and corrosion resistance of selective laser melting 30CrMnSi steel[J]. Anti-Corrosion Methods and Materials, 2020, 67(6): 575-581.
- [22] WANG H W, ZHANG L W, MEI K Y, et al. Recent progress on the research of steel corrosion behavior and corrosion control in the context of CO₂ geological utilization and storage: a review[J]. Corrosion Reviews, 2024, 42(4): 435-454.
- [23] QIN L, ZHAO H T, GAO J H, et al. Revisiting Raman spectroscopy findings: The contested presence of γ -FeOOH in inner rust layers of weathering steel[J]. Materials Characterization, 2025, 220: 114707.
- [24] TANAKA H, MISHIMA R, HATANAKA N, et al. Formation of magnetite rust particles by reacting iron powder with artificial α -, β - and γ -FeOOH in aqueous media[J]. Corrosion Science, 2014, 78: 384-387.
- [25] 褚晓威. 锚杆锚索在模拟矿井水中腐蚀速率试验研究[J]. 煤炭工程, 2022, 54(12): 128-134.
CHU X W. Experiment on corrosion rate of rockbolts and cables in simulated mine water[J]. Coal Engineering, 2022, 54(12): 128-134. (in Chinese)
- [26] WU X Y, ZHANG Z Y, QI W C, et al. Corrosion behavior of SMA490BW steel and welded joints for high-speed trains in atmospheric environments[J]. Materials, 2019, 12(18): 3043.
- [27] QUAN B L, LI J Q, CHEN C Y. Effect of corrosion time on the synergistic corrosion of Q235 steel in sodium aluminate solutions[J]. Metals, 2021, 11(5): 753.
- [28] MAGAR H S, HASSAN R Y A, MULCHANDANI A. Electrochemical impedance spectroscopy (EIS): principles, construction, and biosensing applications[J]. Sensors, 2021, 21(19): 6578.
- [29] GUPTA K K, PEDRONI S, MERCIER A, et al. Effect of surface finish on CO₂ corrosion of low-alloy steel in simulated sea water and well environments[J]. Metals, 2025, 15(3): 302.
- [30] 周欣, 李梦冉, 付义东, 等. 月桂酸咪唑啉对铜在盐酸溶液中缓蚀行为研究[J]. 沈阳理工大学学报, 2024, 43(3): 76-83.
ZHOU X, LI M R, FU Y D, et al. Study on corrosion inhibition behavior of imidazoline laurate on copper in hydrochloric acid solution[J]. Journal of Shenyang Ligong University, 2024, 43(3): 76-83. (in Chinese)
- [31] ZHANG G A, LU M X, QIU Y B, et al. The relationship between the formation process of corrosion scales and the electrochemical mechanism of carbon steel in high pressure CO₂-containing formation water[J]. Journal of the Electrochemical Society, 2012, 159(9): C393-C402.