

文章编号: 1000-5862(2018)04-0393-06

# 10CrMoAl 钢热轧薄板的周浸实验对比分析

张道达, 朱华明, 尧堯灿, 肖艳琴

(江西省机械科学研究所 江西 南昌 330002)

**摘要:** 为了系统地研究 10CrMoAl 钢的耐腐蚀性能, 对其周浸试验各周期试样进行了腐蚀速率分析、SEM 分析、XRD 分析及电化学分析。结果表明: 腐蚀速率最快的阶段是 72 ~ 168 h 腐蚀阶段, 其次是 0 ~ 72 h 腐蚀阶段, 最慢的是 168 ~ 240 h 腐蚀阶段。经过 168 h 腐蚀后, 锈层厚度平均为 80  $\mu\text{m}$ , 是经过 72 h 腐蚀后的试样锈层厚度的近 2 倍。经过 240 h 的腐蚀后, 锈层仍然维持在 80  $\mu\text{m}$  左右, 却出现了 50  $\mu\text{m}$  的过渡层。经过 168 h 和 240 h 腐蚀所形成的锈层几乎完全阻止了  $\gamma\text{-FeOOH}$  和  $\alpha\text{-FeOOH}$  等稳定产物的形成, 从而有效地阻碍了基体的继续腐蚀。此外, 锈层中 Cr、Mo 和 Al 的富集, 也对阻碍腐蚀的进行起到一定的作用。

**关键词:** 周浸试验; 腐蚀速率; 交流阻抗试验; 等效电路; 钝化膜

**中图分类号:** TG 172.5 **文献标志码:** A **DOI:** 10.16357/j.cnki.issn1000-5862.2018.04.13

## 0 引言

据有关数据统计每年因腐蚀而报废的金属产品达年产量的 20% 左右, 特别是对于海上作业的机械设备更是腐蚀严重。仅“中海石油”海洋石油平台建设一项, 每年就需投入 80 亿元以上<sup>[1-2]</sup>, 其中用于钢结构制造占较大比重。据不完全统计, 最近几年, 用于海洋石油平台建设的钢材约为 100 万  $\text{t}$ <sup>[3-4]</sup>。众所周知, 海洋的腐蚀环境极其苛刻, 因此, 在这种环境下使用的各种海洋用钢对耐腐蚀性能也要求极为苛刻。特别是海洋用钢构件的水下部分, 由于其长期受到海水微生物、海泥及海水等的侵蚀, 大大缩短了钢构件的使用寿命。因此, 必须采用长效防腐涂层和采取防腐措施, 并且需要经常进行安全检测, 适时维修保养等。但是由于海洋钢结构使用期很长, 又长期处于有盐雾、潮气和海水等的环境中, 防腐涂层易皂化、老化, 因此结构材料的腐蚀是非常严重的<sup>[5-8]</sup>。此外, 很多设备长期远离海岸作业, 不能像船舶那样定期进坞维修、保养, 所以钢铁行业和钢材使用单位对耐海水腐蚀用钢的开发和研究十分关注<sup>[9-10]</sup>。我国系统研究耐海水腐蚀钢有 50 多年的历史, 有研究表明, 10CrMoAl 钢作为耐海水腐蚀钢性能优异, 应用范围越来越广<sup>[11]</sup>。本文利用新型耐海水腐蚀钢

10CrMoAl 进行周浸实验研究和分析, 对其耐腐蚀性能和机理进行研究。

## 1 实验材料与方法

实验采用的 10CrMoAl 钢的成分如表 1 所示。周浸腐蚀试验试样从热轧板上直接取样, 试样尺寸为 35 mm  $\times$  20 mm  $\times$  10 mm。首先用砂纸对试样表面进行打磨, 光洁度  $Ra$  约为 0.8。腐蚀前, 试样进行去油处理并用酒精擦洗、吹干后置入干燥皿内, 24 h 后称其原始质量。

周期浸润腐蚀试验是模拟海洋环境的一种腐蚀试验方法, 是快速检验材料耐海水腐蚀性能的重要手段。试验根据 TBT 2772—1997 进行。试验参数: 试验溶液为  $\text{NaHSO}_3$ ; 试验温度  $(45 \pm 2)^\circ\text{C}$ ; 试验湿度  $(70 \pm 5)\% \text{RH}$ ; 循环时间  $(60 \pm 3) \text{min}$ ; 浸润时间  $(12 \pm 1.5) \text{min}$ ; 烘烤方式, IR 灯; 烘烤后试样表面最高温度  $(70 \pm 10)^\circ\text{C}$ ; 试验周期 72, 168, 240 h。

为了进一步研究这种新型的 10CrMoAl 材料的耐腐蚀性能, 还对部分试样做了电化学阻抗试验。试验仅对裸样和周浸腐蚀试验 240 h 后的试样进行了交流阻抗谱的测定。试验仪器为电化学综合测试仪 VMP3, 电解质溶液为  $0.01 \text{mol} \cdot \text{L}^{-1} \text{NaHSO}_3$  溶液。参比电极、辅助电极和工作电极分别为饱和甘汞电

收稿日期: 2017-09-05

基金项目: 江西省重点研发计划(2016BBE50064)和江西省教育厅科研课题(GJJ161465)资助项目。

作者简介: 张道达(1982-), 男, 山东聊城人, 工程师, 主要从事材料表面处理及材料加工工艺研究。E-mail: 380831920@qq.com

极、铂电极和试样. 其面积为  $1 \text{ cm}^2$ , 电压幅值  $5 \text{ mV}$ , 谱进行分析.

扫描范围  $100 \text{ kHz} \sim 5 \text{ MHz}$ , 用 Zsimpwin3.0 对阻抗

表 1 试验用 10CrMoAl 钢的化学成分

牌号	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	Alt	Ti
10CrMoAl	$\leq 0.11$	$\leq 0.64$	$\leq 0.020$	$\leq 0.0015$	$\leq 0.51$	$0.81 \sim 1.20$	$0.22 \sim 0.30$	$0.42 \sim 0.80$	$\leq 0.020$

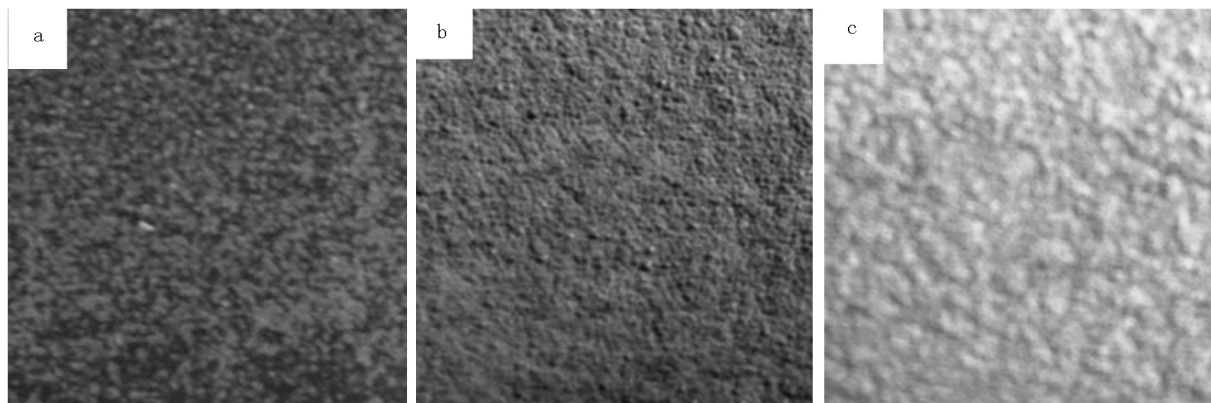
残余元素 Ni、Cu 均不大于  $0.30\%$ , 其余元素为 Fe.

采用 JEOL JSM-7600F 场发射扫描电子显微镜 (FESEM) 和能谱仪对经过周浸试验后的试样表层进行进一步组织形貌观察和成分分析. 采用 Shimadzu XRD-6000 X-射线衍射仪对周浸试验不同周期的样品进行物相分析,  $\text{Cu}$  靶 ( $\lambda = 0.154\ 056\ 2 \text{ nm}$ )  $K_\alpha$  射线, 扫描范围为  $30^\circ \sim 100^\circ$ , 扫描速度为  $1^\circ \cdot \text{min}^{-1}$ , 扫描电流电压为  $40 \text{ V}/40 \text{ mA}$ .

## 2 结果与分析

### 2.1 表面形貌观察及分析

图 1 给出了周浸试验各周期试样的表面形貌.



(a) 周浸 72 h; (b) 周浸 168 h; (c) 周浸 240 h.

图 1 周浸试验各周期试样的表面宏观形貌照片

$$V = (M_1 - M_2) / A, \quad (1)$$

其中  $V$  为腐蚀率 ( $\text{g} \cdot \text{cm}^{-2}$ ),  $M_1$  为腐蚀前的质量 ( $\text{g}$ ),  $M_2$  为腐蚀后的质量 ( $\text{g}$ ),  $A$  为表面积 ( $\text{cm}^2$ ).

根据 (1) 式<sup>[12]</sup> 计算出了不同周期的腐蚀率并绘制了曲线图 (见图 2). 从图 2 可以看出, 经过 72、168 和 240 h 腐蚀后腐蚀率分别为  $11.45$ 、 $27.46$  和  $31.23 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-2}$ . 从腐蚀率上看, 经过 72 h 腐蚀后腐蚀率最低. 经过计算后, 试样经过 72、168 和 240 h 腐蚀后腐蚀速率分别为  $0.159$ 、 $0.163$  和  $0.131 \text{ g} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{h}^{-1}$ . 腐蚀速率最大的是经过 168 h 腐蚀的试样, 其次是经过 72 h 腐蚀的试样, 最低的是经过 240 h 腐蚀的试样. 也就是说, 腐蚀速率最快的阶段是 72 ~ 168 h 腐蚀的阶段, 其次是 0 ~ 72 h 腐蚀阶段, 最慢的是 168 ~ 240 h 腐蚀阶段. 这可能因为 72 ~ 168 h 腐蚀阶段正处于不稳定的锈层向稳定的

从图 1 可看出, 经过 72 h 的周浸试验后, 试样表面为蠕虫状、片状或点状的淡黄色锈蚀斑和暗绿色的锈蚀斑凹凸相间分布. 其中, 凸起的锈蚀斑均为淡黄色, 凹下的锈蚀斑大部分为暗绿色. 根据有关资料和经验推测, 淡黄色的锈斑应为  $\text{Fe}^{2+}$  在试样表面氧化沉积形成的腐蚀产物, 无论是淡黄色还是暗绿色的锈层都不是单一的物质. 通过后面的 XRD 分析, 会详细地研究其组成. 经过 168 h 周浸试验后, 试样表层呈现疏松的红褐色锈蚀和少量的暗绿色锈斑, 而且比较疏松. 经过 240 h 后, 试样表面为亮黄色锈层, 而且呈现凹凸不平的立体状.

锈层过渡阶段, 所以腐蚀速率最快, 而 168 ~ 240 h 腐蚀阶段大部分处在稳定的锈层形成阶段, 所以腐蚀速率明显降低.

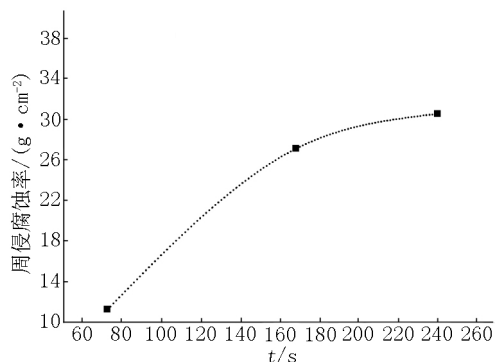


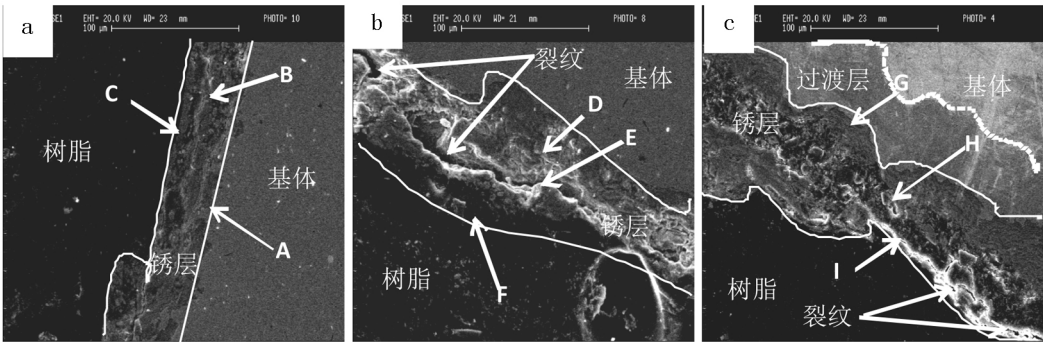
图 2 周浸腐蚀试验不同周期的腐蚀率

### 2.2 扫描电镜及能谱分析

从图 3 的 SEM 照片中可以看出, 经过 72 h 腐蚀

的试样其锈层密实,边界较平直,特别是靠近基体的一侧,也就是说,没有对基体深入腐蚀.锈层的平均厚度约为  $41.5\text{ }\mu\text{m}$ .此外,锈层内没有微裂纹出现(如图 3(a)所示).但是经过 168 h 的周浸试验后,锈层宽度明显增加,边界也凹凸不平,特别是基体一侧,有明显的向基体内部深入腐蚀的倾向.锈层的平均厚度约为  $80\text{ }\mu\text{m}$ ,其锈层厚度是经过 72 h 腐蚀后的试样锈层厚度的近 2 倍.而且其锈层比较疏松,有明显的裂纹(如图 3(b)所示).随着周浸周期的延长,当周期达到 240 h 时(如图 3(c)所示),锈层的宽度也明显增加,边界呈现锯齿状.出现了腐蚀的过渡层,过渡层也是锈层,只不过没有锈层腐蚀的那么严重.锈层的平均厚度约为  $80\text{ }\mu\text{m}$ ,过渡层的平均厚度约为  $50\text{ }\mu\text{m}$ .从图 3 可以明显地看出,过度层已经深入基体内部,增加了锈层的宽度,由此可见,过度层对基体的性能有严重的破坏作用.此外锈层非常疏松,也有明显的微裂纹,会比较容易剥落.为了进

一步研究锈层的组成,对每张 SEM 照片选取 3 处微区,并对 3 处微区进行能谱线扫描定量分析.对各个微区编号为 A、B、C、D、E、F、G、H 和 I.其中 A、D 和 G 微区均靠近基体位置;B、E 和 H 微区为锈层的中间位置;C、F 和 I 为锈层的表层位置.具体微区位置如图 3 所示.具体的分析结果如表 2 所示. Al、Cr 和 Mo 在锈层内均有富集,与基体的化学成分对比,其中 Mo 富集最为严重.特别是在 E 和 F 微区内,Mo 的含量均达到了 1% 以上.之所以 Mo 和 Al 的在锈层中富集,是因为 Mo 和 Al 能形成一层钝化膜,使基体的腐蚀速率降低.此外,Mo 还有抑制点蚀效应<sup>[13-14]</sup>.同样,Cr 的富集也是因为 Cr 能够促进钢的钝化,并且随着 Cr 含量的增加,趋于稳定的钝化膜会显著降低钢的腐蚀速率<sup>[15]</sup>,提高钢的耐蚀性.从表 2 各个微区中 Cr 的含量可以看出,Cr 的含量从基体到锈层表面呈现递减的状态,也就是说 Cr 可以有效阻止锈层向基体内部扩展.



(a) 周浸 72 h; (b) 周浸 168 h; (c) 周浸 240 h.

图 3 周浸试验不同周期腐蚀试样的 SEM 照片

表 2 周浸试验锈层各微区成分组成 %

位置	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Mo
A	2.600	10.500	8.600	0.000	97.200	7.000
B	1.900	1.900	2.600	3.200	98.300	7.400
C	1.200	3.400	0.000	0.000	98.800	7.000
D	0.000	15.900	7.300	0.000	98.400	6.700
E	18.000	42.400	7.400	11.000	98.100	11.600
F	0.139	0.189	0.032	0.108	0.984	10.700
G	1.300	2.600	8.400	0.000	98.800	0.102
H	1.800	4.200	10.800	1.000	98.300	10.500
I	0.700	1.500	2.400	1.100	99.000	10.600

2.3 XRD 分析

图 4 给出了 10CrMoAl 钢周浸试验不同周期的 XRD 对比图.从图 4 可以明显看出,经过 72 h 的腐蚀后(图 4(a)所示),锈层的物质主要是 FeO、 $\gamma$ -FeOOH 和  $\text{Fe}(\text{OH})_3$ ,而且 FeO 和  $\gamma$ -FeOOH 占绝大部分. FeO 吉布斯自由能最高,属于热力学较不稳定状态<sup>[15]</sup>,一般认为在腐蚀过程中最先生成,然后转

化为  $\text{Fe}(\text{OH})_2$ 、 $\text{Fe}(\text{OH})_3$ 、 $\gamma\text{-Fe}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Fe}_3\text{O}_4$ 、 $\gamma\text{-FeOOH}$  和  $\alpha\text{-FeOOH}$ <sup>[16]</sup>.从图 4(a)物质组成上看,既有刚生成的 FeO 又有比较稳定的  $\gamma\text{-FeOOH}$ ,还有中间产物  $\text{Fe}(\text{OH})_3$ .这说明经过 72 h 的腐蚀时,试样表层正在处于快速的腐蚀过程.特别是新生成的 FeO 的量比较多更能说明这一点.然而经过 168 h 腐蚀后(图 4(b)所示),锈层中的物质组成主要是稳定的  $\alpha$ -

FeOOH 和  $\gamma$ -FeOOH 还有少量的相对稳定的  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , 不存在不稳定的 FeO, 也不存在亚稳状态的  $\text{Fe}(\text{OH})_3$ . 也就是说, 整个锈层处于一个稳定的状态, 基体的进一步腐蚀被有效地减缓甚至阻断了, 锈层成为了稳定的防护层. 随着腐蚀时间的延长, 当腐蚀时间达到 240 h 时(图 4(c)所示) 组成物质更复杂了, 不但存在亚稳状态的  $\text{Fe}(\text{OH})_3$  和  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , 还存在非常稳定的  $\alpha$ -FeOOH. 此外, 还可能存在着有防腐作用  $\text{AlMo}_3$  和  $\text{Al}_{17}\text{Mo}_{14}$ <sup>[17]</sup>. 但是却没有不稳定的 FeO. 这就有个问题, 既然没有 FeO, 那亚稳状态

的  $\text{Fe}(\text{OH})_3$  和  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  怎么来的呢? 这个可以根据前面的图 4(c) 推测, 图 4(c) 中的过渡层内应该存在一定量的 FeO. 由于锈层相稳定且有一定的防腐功能, 所以导致 FeO 的形成速度大于 FeO 向亚稳状态的  $\text{Fe}(\text{OH})_3$  和  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  转化的速度, 从而使得过度层会不断扩大, 这与图 4(c) 的分析结果相吻合. 此外, 有防腐作用  $\text{AlMo}_3$  和  $\text{Al}_{17}\text{Mo}_{14}$  的出现是 Mo 和 Al 原子富集到一定程度的结果, 这与表 2 的结果相吻合.

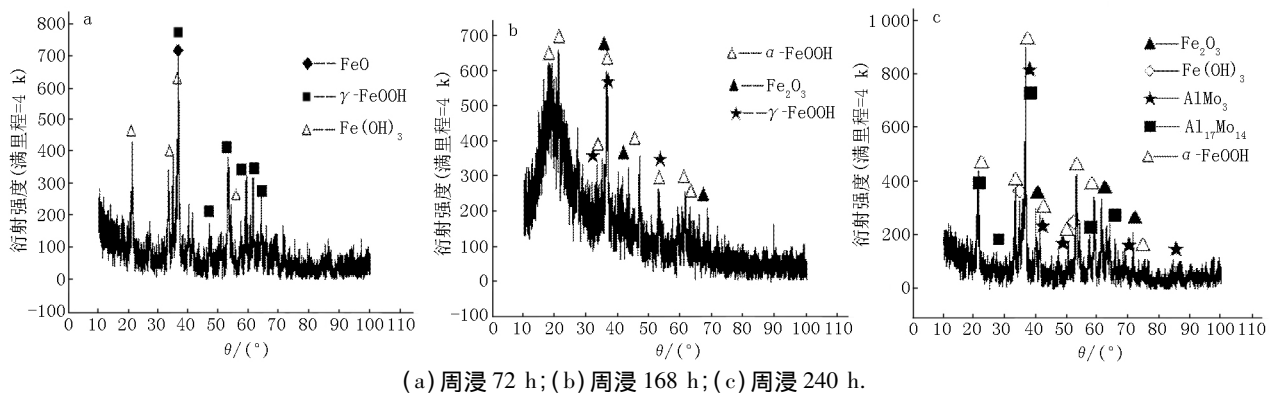


图 4 10CrMoAl 钢周浸试验不同周期的 XRD 对比图

## 2.4 电化学阻抗试验

图 5 为没有经过腐蚀的试样和周浸 240 h 试样的交流阻抗 Nyquist 图, 其等效电路图如图 6 所示. 其中  $R_s$  表示介质电阻,  $R_t$  表示试样表面反应的电荷转移电阻,  $C_{dl}$  表示试样表面-电解质界面的双电层电容,  $W$  为固相扩散的沃伯格阻抗, 根据等效电路图采用 Zsimpwin3.0 软件进行拟合, 结果如表 3 所示. 对没有经过腐蚀的试样进行交流阻抗试验, 发现其交流阻抗图谱为完美的半圆弧状, 也就是说完全由电荷传递控制形成的. 图谱的圆弧半径较大, 说明其抗腐蚀能力较好<sup>[18-20]</sup>. 当周浸 240 h 时, 测试其交流阻抗谱, 如图 5(b) 所示. 相应的等效电路图如图

6(b) 所示. 从阻抗图谱上可以看出, 高频区没有明显的圆弧存在, 低频区的曲线呈 45° 上扬, 这说明电极反应几乎完全为扩散控制. 这是因为此时电极表面覆盖了较厚而疏松的腐蚀产物, 表面很粗糙, 以至于扩散过程部分相当于球面扩散. 从拟合结果可以看出(见表 3), 对于 a 试样,  $R_s$  明显小于  $R_t$ , 而对于 b 试样,  $R_s$  明显大于  $R_t$ . 而且 b 试样相对于 a 试样来说, 相应的  $R_s$ 、 $R_t$  和  $C_{dl}$  均有较大幅度的提高. 这个也说明经过 240 h 的腐蚀, 表面厚厚的腐蚀产物严重改变了介质电阻和电荷转移电阻, 也明显地影响了电容. 也就是说, 锈层能够有效阻碍氧的扩散过程, 降低过渡层和基体的腐蚀速度.

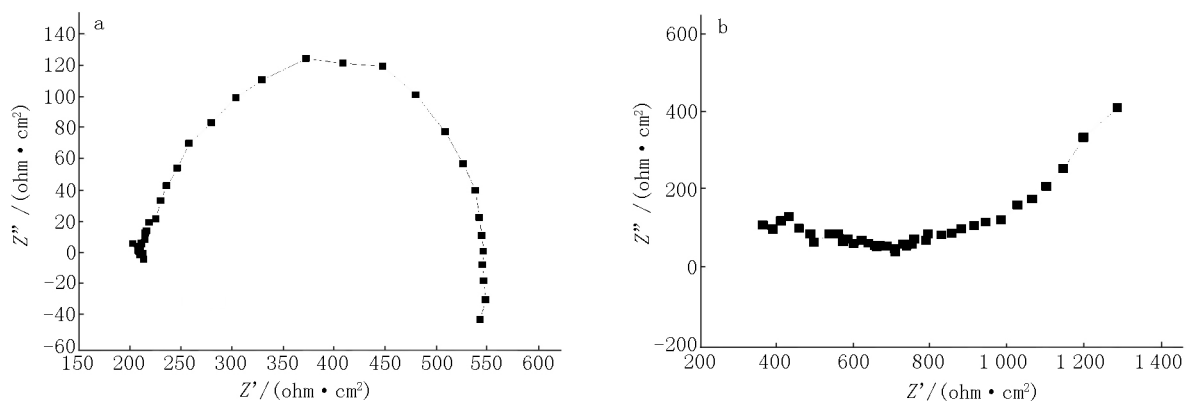


图 5 交流阻抗试验图谱

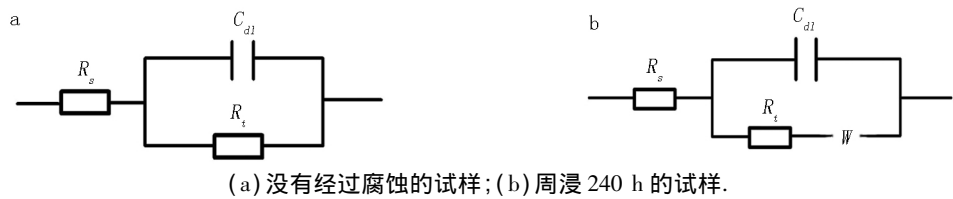


图 6 阻抗试验的等效电路图

表 3 交流阻抗拟合结果

试样	$R_s / (\Omega \cdot \text{cm}^{-2})$	$C_{dl} / (\mu\text{F} \cdot \text{cm}^{-2})$	$R_t / (\Omega \cdot \text{cm}^{-2})$	$W / \Omega$
a(没有经过腐蚀的试样)	218.0	5.403E-5	312.4	—
b(经过 240 h 腐蚀后的试样)	401.1	5.951E-8	307.2	0.002 581

2.5 讨论

通过前面的腐蚀速率分析、SEM 分析、XRD 分析及电化学分析可知,腐蚀速率最快的阶段是 72 ~ 168 h 腐蚀阶段,其次是 0 ~ 72 h 腐蚀阶段,最慢的是 168 ~ 240 h 腐蚀阶段。这是因为经过 0 ~ 72 h 的腐蚀,锈层中存在大量的 FeO,而 FeO 属于不稳定状态,它可以迅速地转变为其他产物,如 Fe(OH)<sub>2</sub>、Fe(OH)<sub>3</sub>、 $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>、 $\gamma$ -FeOOH 和  $\alpha$ -FeOOH 等。而且经过 72 h 的腐蚀,10CrMoAl 钢的表面并没有形成很厚的锈层,不能有效地阻碍 FeO 的继续生产,导致 168 ~ 240 h 的腐蚀阶段腐蚀速率最快,而且在这个过程中,过度层(也称内锈层)逐渐形成,使得基体进一步腐蚀。然而,经过 168 h 腐蚀后,锈层厚度平均为 80  $\mu\text{m}$ ,是经过 72 h 腐蚀后的试样锈层厚度的近 2 倍。这样就有效地阻碍了过渡层与外界的联系,即阻碍了氧的扩散过程。从而进一步阻碍了新的 FeO 的形成和旧的 FeO 向稳定产物的转变过程,这样就形成了一层只包含不稳定产物的过渡层。经过 240 h 的腐蚀后,这个过渡层达到了 50  $\mu\text{m}$ ,而锈层仍然维持在 80  $\mu\text{m}$  左右。也就是说,厚厚的锈层几乎完全阻止了  $\gamma$ -FeOOH 和  $\alpha$ -FeOOH 等稳定产物的形成。此外,锈层中还存在 Cr、Mo 和 Al 的富集,这是因为 Mo 和 Al 能形成一层钝化膜,使基体的腐蚀速率降低。而且 Mo 的富集还能抑制点蚀效应。同样,Cr 的富集也是因为 Cr 能够促进钢的钝化,并且随着 Cr 含量的增加,趋于稳定的钝化膜会显著降低钢的腐蚀速率,提高钢的耐蚀性。一些研究表明,钢在海水中形成的锈层能够有效地阻碍氧的扩散过程,从而使腐蚀速率明显降低<sup>[20]</sup>;张建春等的研究表明海水中钢的锈层( $\gamma$ -FeOOH)将起到阻碍氧扩散的作用<sup>[21]</sup>。本文中 10CrMoAl 钢在海水中腐蚀趋势及锈层形成过程也支持了以上观点。由此可知,随着腐蚀产物在碳钢表面的生成和积聚,锈层能够明显抑制基体的继续腐蚀。也就是说,这种新型的 10CrMoAl 钢耐海水腐蚀效果显著。

3 结论

- 1) 10CrMoAl 钢的腐蚀速率最快的阶段是 72 ~ 168 h 腐蚀的阶段,其次是 0 ~ 72 h 腐蚀阶段,最慢的是 168 ~ 240 h 腐蚀阶段;
- 2) 10CrMoAl 钢经过 72、168 和 240 h 腐蚀后,锈层平均厚度分别为 41.5、80.0 和 80.0  $\mu\text{m}$ 。经过 240 h 腐蚀后还形成了约 50.0  $\mu\text{m}$  的过度层(也称内锈层);
- 3) 10CrMoAl 钢经过 240 h 腐蚀后所形成的锈层能够有效地阻碍  $\gamma$ -FeOOH 和  $\alpha$ -FeOOH 等稳定产物的形成。Cr、Mo 和 Al 在锈层内的富集也能显著降低 10CrMoAl 钢的腐蚀速率。

4 参考文献

[1] Saraf S, Molotskii M, Rosenwaks Y. Local measurement of surface states energy distribution in semiconductors using Kelvin probe force microscope [J]. Applied Physics Letters, 2005, 86(17):172104-172107.

[2] 傅欣欣,董俊华,韩恩厚,等. 低碳钢 Q235 在模拟酸雨大气腐蚀条件下的电化学阻抗谱监测 [J]. 金属学报, 2014, 50(1):57-63.

[3] 安闻迅,邓春龙,杜敏,等. 低合金钢实海腐蚀电化学阻抗谱研究 [J]. 装备环境工程, 2009, 6(1):17-20.

[4] 陈宇,陈旭,刘彤,等. 成膜电位对 316L 不锈钢在硼酸溶液中电化学行为的影响 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2015, 35(2):137-143.

[5] 张建春,左龙飞,蒋金洋,等. 耐海水腐蚀钢筋 00Cr10MoV 的组织结构及性能研究 [J]. 中国腐蚀与防护学报, 2016, 36(4):363-369.

[6] 曹国良,李国明,陈珊,等. 典型耐海水腐蚀钢中 Ni 和 Cr 耐点蚀作用的比较 [J]. 金属学报, 2010, 46(6):748-754.

[7] 石好,张璟,朱田兵. 超高强钢 22MnB5 海水腐蚀性能研究 [J]. 中国水运, 2015, 15(8):326-319.

- [8] 曹国良,李国明,陈珊,等. Cu 对低合金钢耐海水腐蚀的影响[J]. 材料工程, 2011(9):62-67.
- [9] 王杨,杨慧. 用交流阻抗法研究铌钢在海水中的腐蚀行为[J]. 腐蚀科学与防护技术, 2009, 21(1):69-71.
- [10] 邹妍,郑莹莹,王燕华,等. 低碳钢在海水中的阴极电化学行为[J]. 金属学报, 2010, 46:123-128.
- [11] Liu Baoyu, Han Guocheng, Li Yanghong. Corrosion inhibition and adsorption behavior of 2-(dehydroabietylamine) methyl-6-methoxyphenol on mild steel surface in seawater[J]. Thin Solid Films, 2011, 519:7836-7844.
- [12] 张道达,孙衍乐,姚雪峰,等. 大变形轧制超细晶 TWIP 钢的组织及性能研究[J]. 江西师范大学学报:自然科学版, 2017, 41(1):62-66.
- [13] 刘然克. 典型  $H_2S/CO_2$  环空环境下高强度套管钢应力腐蚀机理与防护[D]. 北京:北京科技大学, 2015.
- [14] 王莹,俞宏英,程远,等. 钙离子的浓度对 X80 钢腐蚀行为的影响[J]. 北京科技大学学报, 2013, 35(1):66-71.
- [15] 张鹏,于浩. 耐海水腐蚀钢 10CrMoAl 组织结构和性能研究[J]. 武汉科技大学学报, 2010, 33(2):176-179.
- [16] 夏妍. 破钢和耐候钢在若干典型环境下的腐蚀行为研究[D]. 杭州:浙江大学, 2014.
- [17] Ueji R, Tsuchida N, Terada D et al. Tensile properties and twinning behavior of high manganese austenitic steel with fine-grained structure[J]. Scripta Materialia, 2008, 59(9):963-966.
- [18] 胡家元. 碳钢在海水淡化一级反渗透产水中腐蚀机理及防腐方法研究[D]. 武汉:武汉大学, 2013.
- [19] 任呈强. N80 油管钢在含  $CO_2$  的高温高压两相介质中的电化学腐蚀行为及缓蚀机理研究[D]. 西安:西北工业大学, 2003.
- [20] 张全成,王建军,吴建生,等. 锈层离子选择性对耐候钢抗海洋大气腐蚀性能的影响[J]. 金属学报, 2001, 37(2):193-199.
- [21] 张建春,黄文克,麻晗. 耐蚀钢筋 20MnSiCrV 的连续冷却转变组织与性能[J]. 热加工工艺, 2014, 43(6):91-97.

## The Study on Compared Analysis 10CrMoAl Hot Rolled Sheet

ZHANG Daoda, ZHU Huaming, YAO Dengcan, XIAO Yanqin  
(Jiangxi Mechanical Science Institute, Nanchang Jiangxi 330002, China)

**Abstract:** In order to systematically study the 10CrMoAl steel corrosion resistance, the corrosion rate analysis, SEM analysis, XRD analysis and electrochemical analysis of the each cycle samples in the cyclic immersion test are implemented. The results show that the stage of the fastest corrosion rate is 72-168 h corrosion stage, the second stage is 0-72 h corrosion stage, and the slowest stage is 168-240 h corrosion stage. After 168 h corrosion, the average rust layer thickness is 80  $\mu m$ , which is nearly two times as average rust layer as the sample after 72 h corrosion. After 240 h corrosion, rust layer remain at about 80  $\mu m$ , however, the transition layer whose thickness is about 50  $\mu m$  has come up. The rust layer formed by 168 h and 240 h corrosion almost completely prevents the formation of  $\gamma$ -FeOOH and  $\alpha$ -FeOOH, which effectively hinders the corrosion of matrix. In addition, the enrichment of Cr, Mo and Al in rust layer play a part in the inhibition of corrosion.

**Key words:** cycle immersion test; corrosion rate; AC impedance test; equivalent circuit; passive film

(责任编辑:冉小晓)