

# 注蒸汽管道在 $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$ 环境中的腐蚀行为

邹庆<sup>1</sup>, 廖柯熹<sup>1</sup>, 刘昕瑜<sup>2</sup>, 何国玺<sup>1</sup>, 冷吉辉<sup>1</sup>, 赵帅<sup>1</sup>, 彭沐霖<sup>1</sup>

(1. 西南石油大学 石油与天然气工程学院, 成都 610000;

2. 四川菲思福石油天然气工程有限公司, 成都 610000)

**摘要:** **目的** 揭示 45#钢、3Cr 钢在高温高压  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中的腐蚀行为及力学性能规律, 为新疆油田注蒸汽管道的安全运行提供理论支撑。**方法** 基于注蒸汽管道现场运行工况, 结合高温高压釜、结合扫描电子显微镜、3D 显微镜、X 射线衍射仪 (XRD) 等手段, 进行失重测试、产物表征及拉伸测试试验。**结果** 随着温度 (100~250 °C) 升高, 45#钢、3Cr 钢的腐蚀速率呈减小的趋势; 随着  $\text{O}_2$  含量 (物质的量分数, 0~3%) 升高, 45#钢、3Cr 钢的腐蚀速率呈先增大后减小的趋势, 在  $\text{O}_2$  含量 2%~3% 时腐蚀受到抑制。XRD 测试结果表明 45#钢在  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中腐蚀产物主要包括  $\text{FeSO}_4\cdot\text{H}_2\text{O}$ 、 $\text{FeCO}_3$ 、 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , 3Cr 钢的腐蚀产物主要有  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 、 $\text{FeSO}_4\cdot\text{H}_2\text{O}$ 、 $\text{FeCO}_3$ 、 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 。3D 显微镜结果显示 45#钢基体表面存在较为明显的局部腐蚀缺陷, 3Cr 钢未出现局部腐蚀现象; 力学性能结果显示 45#钢腐蚀后抗拉强度减小 1.36%, 延伸率减小 6.85%, 3Cr 钢腐蚀后抗拉强度减小 0.39%, 延伸率减小 21.34%。**结论** 在高温高压  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  环境中,  $\text{SO}_2$  在腐蚀过程中占据主导地位; 高温 (100~250 °C) 下腐蚀产物膜致密, 抑制腐蚀;  $\text{O}_2$  参与阴极反应, 在低浓度氧 (0~2%) 时腐蚀产物膜被破坏从而促进腐蚀, 高浓度氧 (2%~3%) 时钢材基体钝化抑制腐蚀; 腐蚀后钢材力学性能退化, 腐蚀对钢材延伸率影响较大, 对抗拉强度影响较小。

**关键词:**  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系; 高温高压; 腐蚀行为; 温度;  $\text{O}_2$  含量; 力学性能

**中图分类号:** TG172 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2022)07-0225-11

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2022.07.022

## Corrosion Behavior of Steam Injection Pipeline in $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$ Environment

ZOU Qing<sup>1</sup>, LIAO Ke-xi<sup>1</sup>, LIU Xin-yu<sup>2</sup>, HE Guo-xi<sup>1</sup>, LENG Ji-hui<sup>1</sup>, ZHAO Shuai<sup>1</sup>, PENG Mu-lin<sup>1</sup>

(1. School of Oil and Gas Engineering, Southwest Petroleum University, Chengdu 610000, China;

2. Sichuan Faithful Petroleum and Natural Gas Engineering Co., Ltd., Chengdu 610000, China)

**ABSTRACT:** In order to reveal the corrosion behavior and mechanical properties of 45# steel and 3Cr steel in the high temperature and pressure  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  system, and provide theoretical support for the safe operation of steam injection pipelines in Xinjiang Oilfield. Based on the on-site operating conditions of the steam injection pipeline, combined with high temperature autoclave, combined with scanning electron microscope, 3D microscope, X-ray diffractometer (XRD) and other means, weight

收稿日期: 2021-08-24; 修订日期: 2021-11-29

Received: 2021-08-24; Revised: 2021-11-29

作者简介: 邹庆 (1996—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为油气管道完整性管理。

**Biography:** ZOU Qing (1996-), Male, Master, Research focus: oil and gas pipeline integrity management.

通讯作者: 廖柯熹 (1970—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为油气管道完整性管理。

**Corresponding author:** LIAO Ke-xi (1970-), Male, Ph. D., Professor, Research focus: oil and gas pipeline integrity management.

引文格式: 邹庆, 廖柯熹, 刘昕瑜, 等. 注蒸汽管道在  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  环境中的腐蚀行为[J]. 表面技术, 2022, 51(7): 225-235.

ZOU Qing, LIAO Ke-xi, LIU Xin-yu, et al. Corrosion Behavior of Steam Injection Pipeline in  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  Environment[J]. Surface Technology, 2022, 51(7): 225-235.

loss test, product characterization and tensile test are carried out. With the increase of temperature (100-250 °C), the corrosion rate of 45# steel and 3Cr steel shows a decreasing trend; with the increase of O<sub>2</sub> content (0-3mol%), the corrosion of 45# steel and 3Cr steel rate first increases and then decreases, and the corrosion is inhibited when the O<sub>2</sub> content is 2mol%-3mol%. The XRD test results show that the corrosion products of 45# steel in the CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/SO<sub>2</sub> system mainly include FeSO<sub>4</sub>·H<sub>2</sub>O, FeCO<sub>3</sub>, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, and the corrosion products of 3Cr steel mainly include Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, FeSO<sub>4</sub>·H<sub>2</sub>O, FeCO<sub>3</sub>, and Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. The 3D microscope results show that 45# there are obvious local corrosion defects on the surface of the steel substrate, and 3Cr steel does not appear local corrosion; the mechanical properties show that the tensile strength of 45# steel after corrosion is reduced by 1.36%, the elongation is reduced by 6.85%, and the tensile strength of 3Cr steel after corrosion Reduced by 0.39%, elongation reduced by 21.34%. In the high temperature and pressure CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/SO<sub>2</sub> environment, SO<sub>2</sub> dominates the corrosion process; the corrosion product film is dense at high temperature (100-250 °C), which inhibits corrosion; O<sub>2</sub> participates in the cathodic reaction, and in the low concentration of oxygen (0-2mol%), the corrosion product film is destroyed to promote corrosion. When high concentration oxygen (2mol%-3mol%), the steel matrix is passivated to inhibit corrosion; after corrosion, the mechanical properties of the steel are degraded, and corrosion has a greater impact on the elongation of the steel. The tensile strength is less affected.

**KEY WORDS:** steam injection pipeline; CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/SO<sub>2</sub> system; high temperature and pressure; corrosion behavior; temperature, O<sub>2</sub> content

注蒸汽管道是油气田开采系统的重要组成部分<sup>[1]</sup>。在新疆油田注蒸汽管道中, 输送介质常含有 CO<sub>2</sub>、SO<sub>2</sub> 酸性气体和 O<sub>2</sub> 强氧化性气体, 致使管道发生严重腐蚀<sup>[2-3]</sup>。

在 CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub> 体系中, 温度一直是许多学者研究的重点。朱春明等<sup>[4]</sup>研究发现 3Cr 钢的腐蚀速率随温度 (60~100 °C) 的升高而增加。Luo 等<sup>[5]</sup>研究表明在较低温度 (<140 °C) 时, X52、3Cr、13Cr 腐蚀速率随着温度升高而增大。王秀民<sup>[6]</sup>发现当温度升至 150~250 °C 时, N80 和 P110 钢的腐蚀速率降低。孙永涛等<sup>[7-9]</sup>研究 P110 钢和 N80 钢在 40~280 °C 时, 腐蚀速率在 60 °C 和 180 °C 附近存在极大值现象。分压比对腐蚀影响较为明显。黄天杰等<sup>[10]</sup>发现 CO<sub>2</sub> 和 O<sub>2</sub> 分压比增大 (6~3 000), N80 钢材主要为 CO<sub>2</sub> 腐蚀, 腐蚀膜主要为 FeCO<sub>3</sub> 晶体结构, 含有少量的 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。腐蚀产物膜在腐蚀过程中尤为重要。Zhao 等<sup>[11]</sup>研究发现腐蚀过程中产生的气体会从内部冲破腐蚀产物膜, 促进腐蚀。Lin 等<sup>[12]</sup>发现溶解氧会在局部区域生成 Fe(OH)<sub>3</sub>, 破坏 3Cr 钢腐蚀产物膜完整性, 导致 Cr 元素分布不均匀, 促进点蚀的发生。Hua 等<sup>[13]</sup>研究 O<sub>2</sub> 含量对 X65 钢在超临界 CO<sub>2</sub> 环境中的腐蚀行为时发现, O<sub>2</sub> 含量由 0 增加到 10<sup>-3</sup> 时, X65 钢均匀腐蚀速率降低, 局部腐蚀程度增大, 原因在于 O<sub>2</sub> 抑制了 FeCO<sub>3</sub> 膜的形成, 并生成了 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。

在 CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/SO<sub>2</sub> 体系中, 刘慧枫<sup>[14]</sup>发现 SO<sub>2</sub> 主导腐蚀进程, 同时 O<sub>2</sub> 与 SO<sub>2</sub> 的交互作用促进了 H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 的形成, 腐蚀速率增大。Wang 等<sup>[15]</sup>在水饱和和超临界 CO<sub>2</sub> 中, 发现 O<sub>2</sub> 和 SO<sub>2</sub> 协同作用对腐蚀速率影响取决于杂质的浓度变化。Xiang 等<sup>[16]</sup>基于 CO<sub>2</sub> 腐蚀模型和大气腐蚀模型, 建立了适用于超临界 CO<sub>2</sub>-SO<sub>2</sub>-O<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>O 管道腐蚀的力学模型, 该模型揭示了影响因素对超临界 CO<sub>2</sub>-SO<sub>2</sub>-O<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>O 中管道钢腐蚀速率的影响

机理。Xu 等<sup>[17]</sup>发现在含 SO<sub>2</sub>、O<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>O 杂质的超临界 CO<sub>2</sub> 环境中, 相对湿度的影响大于初始表面粗糙度的影响, 当相对湿度处于 50%~100% 时, 钢材表面出现局部腐蚀, 当相对湿度为 45% 时, 腐蚀形式为均匀腐蚀。此外, 腐蚀环境中钢材的力学性能会发生变化, 目前部分学者<sup>[18-20]</sup>针对钢材在腐蚀前后的力学性能变化进行了测试, 影响规律存在一定的争议。

综上所述, 目前学者针对 CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub> 环境中的腐蚀规律及腐蚀机理进行了大量研究, 但是高温蒸汽 CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/SO<sub>2</sub> 环境中温度、O<sub>2</sub> 含量变化对腐蚀的影响却很少报导, 而新疆油田注蒸汽管道运行温度及 O<sub>2</sub> 含量范围较大, 造成严重的腐蚀。因此, 本文采用高温高压反应釜、产物表征技术和拉伸测试手段, 揭示了温度和 O<sub>2</sub> 对 45# 钢和 3Cr 钢在高温 CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/SO<sub>2</sub> 体系中的影响规律, 为新疆油田安全开采提供一定的理论支撑。

## 1 试验

### 1.1 材料

试样采用 45# 钢和 3Cr 钢, 其化学组成如表 1 所示。45# 钢、3Cr 钢的金相显微组织如图 1 所示, 45# 钢主要含有铁素体和马氏体, 3Cr 钢主要含铁素体、马氏体和奥氏体。

表 1 45# 钢及 3Cr 钢的化学组成  
Tab.1 The chemical composition of 45# and 3Cr steel  
wt. %

Materials	C	Si	Mn	P	Ni	Mo	Al	Cr	Fe
45#	0.21	0.32	0.46	0.014	0.19				98.806
3Cr	0.16	0.22	0.51	0.009	0.05	0.35	0.02	3.02	95.641

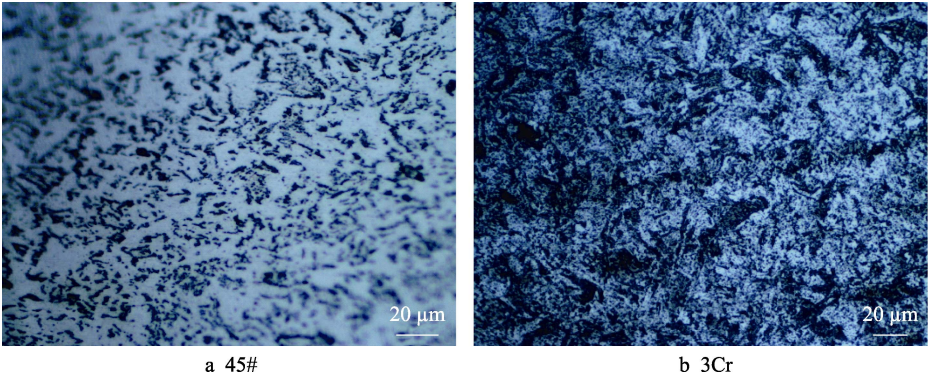


图 1 钢材金相组织  
Fig.1 Metallographic structure of steel

失重试样规格为 50 mm×10 mm×3 mm, 试验前采用 400#、600#、800#、1000#、1500#、2000#、3000# 砂纸对试样进行逐级打磨, 使表面趋于均匀光滑。后用石油醚浸泡 30 min, 无水乙醇中浸泡清洗 5 min, 去除试样表面油脂, 置于氮气流中干燥。干燥后采用电子分析天平(精度 0.1 mg)称量。每组试验 6 个试样, 3 个用于均匀腐蚀速率测试, 另 3 个分别用于腐蚀产物微观形貌表征、3D 显微镜测试、X 射线衍射仪测试。拉伸试样规格要求见 ISO 6892-1—2019《金属材料 拉伸试验 第 1 部分: 室温下的试验方法》, 如图 2 所示, 每组试验设置 3 个平行试样。腐蚀试验溶液介质采用模拟地层水, 其配制如表 2 所示, 模拟采出地层水的 pH 为 7。

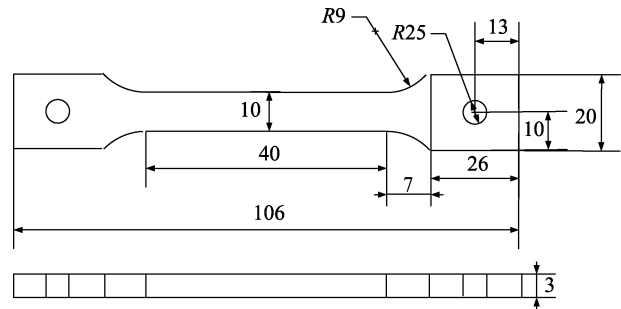


图 2 拉伸测试试样尺寸图  
Fig.2 Tensile test specimen size drawing

表 2 配制模拟地层水药剂用量  
Tab.2 Configure the dosage of the simulated formation water agent

mg/L			
NaCl	NaHCO <sub>3</sub>	CaCl <sub>2</sub>	MgCl <sub>2</sub> ·6H <sub>2</sub> O
16 478.9	3 831.0	136.0	321.4

1.2 方案

方案如表 3 所示, 失重试验在高温高压反应釜(5 L)中进行。配制 1 L 模拟地层水倒入釜(5 L)中, 将试样安装到支架上, 放入反应釜, 整个试验过程在气相环境中进行; 通氮气 2 h 除去釜内空气, 根

据试验方案, 设置试验温度; 待釜内温度稳定后, 按照各气质分压依次通入 SO<sub>2</sub>、O<sub>2</sub>、CO<sub>2</sub>, 最后通入氮气升压至 7.8 MPa, 试验周期为 5 d。试验结束时, 用 NaOH 溶液处理废气, 避免环境污染。

表 3 高温高压反应釜试验方案  
Tab.3 High temperature and pressure autoclave schem

Number	Pressure/ MPa	CO <sub>2</sub> / mol%	SO <sub>2</sub> / mol%	Temperature/ ℃	O <sub>2</sub> / mol%
1	7.8	7	0.005	100	3
2	7.8	7	0.005	150	3
3	7.8	7	0.005	200	3
4	7.8	7	0.005	250	3
5	7.8	7	0.005	100	0
6	7.8	7	0.005	100	1
7	7.8	7	0.005	100	2

1.3 腐蚀速率计算

试验 5 d 后, 将试样取出放置去膜液中, 置于超声波机中超声清洗 10 min。去膜液采用 500 mL 浓盐酸+3.5 g 六次甲基四胺加入蒸馏水配制成 1 L<sup>[21]</sup>。将去膜后的试样用蒸馏水清洗, 后置于无水乙醇中超声清洗 10 min。将清洗后试样置于氮气流中干燥。干燥后称量。

均匀腐蚀速率计算采用式(1)所示<sup>[22]</sup>。根据试样腐蚀速率大小判断腐蚀程度, 如表 4 所示<sup>[23]</sup>。

$$v_{\text{corr}} = \frac{87\,600(m_1 - m_2)}{\rho S t}$$
 (1)

式中:  $v_{\text{corr}}$  为试样腐蚀速率值 (mm/a);  $m_1$  为试样腐蚀前质量 (g);  $m_2$  为试样腐蚀后质量 (g);  $t$  为试样腐蚀反应时间 (h);  $\rho$  为试样钢材的密度 (g/cm<sup>3</sup>);  $S$  为试样的表面积 (cm<sup>2</sup>)。

将去膜后的试样进行 3D 显微镜测试, 观察基体形貌及最大腐蚀缺陷深度, 计算局部腐蚀速率, 如式(2)所示<sup>[24]</sup>。

$$R_L = \frac{0.365h}{t}$$
 (2)

式中:  $R_L$  为局部腐蚀速率值 (mm/a);  $h$  为最大点蚀深度 ( $\mu\text{m}$ );  $t$  为腐蚀时间 (d)。

表 4 NACE RP-0775 标准对均匀腐蚀速率程度的评判  
Tab.4 Evaluation of NACE RP-0775 standard on the degree of uniform corrosion rate

<0.025 mm/a	0.025-0.127 mm/a	0.127-0.254 mm/a	>0.254 mm/a
Mild corrosion	Moderate corrosion	Severe corrosion	Very severe corrosion

## 1.4 腐蚀产物表征

采用扫描电子显微镜 (FEI Quanta 650 FEG) 观察腐蚀产物微观结构。采用 X 射线衍射仪 (X Pert PRO MPD) 研究腐蚀产物成分。采用 3D 显微镜 (Bruker GT 光学轮廓镜) 观察腐蚀后试样基体形貌及最大腐蚀缺陷深度。

## 1.5 材料力学性能测试

选取腐蚀最严重工况, 进行拉伸试样的高温高压反应釜试验, 5 d 后取出, 对腐蚀前后试样分别进行力学性能测试。拉伸试验采用 MTS-810 拉伸试验机, 抗拉强度、延伸率测试按照 ISO 6892-1—2019《金属材料拉伸试验第 1 部分: 室温下的试验方法》进行<sup>[25]</sup>。

# 2 结果

## 2.1 均匀腐蚀速率

### 2.1.1 不同温度条件下的均匀腐蚀速率

45#钢、3Cr 钢在  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中不同温度条件下, 总压 7.8 MPa, 气质组分 (物质的量分数, 全文同) 3%  $\text{O}_2$ +7%  $\text{CO}_2$ +0.005%  $\text{SO}_2$ , 均匀腐蚀速率值如图 3 所示。45#钢在 250  $^{\circ}\text{C}$  时腐蚀程度属于中度腐蚀, 200  $^{\circ}\text{C}$  时属于严重腐蚀, 100~150  $^{\circ}\text{C}$  时属于极严重腐蚀; 3Cr 钢在 200~250  $^{\circ}\text{C}$  时腐蚀程度属于中度腐蚀, 100~150  $^{\circ}\text{C}$  时属于极严重腐蚀。随着温度升高,

45#钢、3Cr 钢腐蚀速率均呈减小趋势。从 100  $^{\circ}\text{C}$  升高至 200  $^{\circ}\text{C}$  时, 两种钢材腐蚀速率显著减小, 而从 200  $^{\circ}\text{C}$  升高至 250  $^{\circ}\text{C}$  时, 腐蚀速率减小趋势均变缓。王秀民<sup>[26]</sup>研究 N80 和 P110 钢在高温高压蒸汽中的腐蚀行为时, 发现腐蚀速率随着温度升高 (150~250  $^{\circ}\text{C}$ ) 而降低; 当温度在 150  $^{\circ}\text{C}$  左右时, 腐蚀产物膜厚而疏松, 晶粒粗大, 产物膜对基体的保护性较差, 腐蚀严重; 当温度在 150  $^{\circ}\text{C}$  以上时,  $\text{FeCO}_3$  腐蚀产物膜致密不易脱落, 产物膜对基体有良好的保护性。

### 2.1.2 不同 $\text{O}_2$ 含量条件下的均匀腐蚀速率

45#钢、3Cr 钢在高温高压  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中不同  $\text{O}_2$  含量条件下 (总压 7.8 MPa, 温度 100  $^{\circ}\text{C}$ , 气质组分 7%  $\text{CO}_2$ +0.005%  $\text{SO}_2$ ) 的腐蚀速率如图 4 所示。45#钢、3Cr 钢在  $\text{O}_2$  含量为 0、1%、3% 时的腐蚀程度均属于极严重腐蚀。45#钢、3Cr 钢的腐蚀速率均随着  $\text{O}_2$  含量升高呈先增大后减小的趋势。当  $\text{O}_2$  含量从 2% 升至 3% 时, 腐蚀受到抑制, 腐蚀速率减小, 这与 Wang 等<sup>[15]</sup>的研究结果相同。Wang 发现 X65 钢在超临界  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  环境中,  $\text{O}_2$  含量从 0 升至 0.02% 时, 腐蚀速率增大, 而 0.02% 增至 0.1% 时, 腐蚀受到抑制。原因是低浓度  $\text{O}_2$  时腐蚀产物膜被破坏, 促进腐蚀, 而高浓度  $\text{O}_2$  时, 钢材基体发生钝化, 形成钝化膜, 抑制腐蚀。

## 2.2 腐蚀产物微观形貌

### 2.2.1 45#钢的腐蚀产物微观形貌

图 5 显示了 45#钢在高温高压  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中腐蚀最严重工况 (7.8 MPa, 100  $^{\circ}\text{C}$ , 3%  $\text{O}_2$ +7%  $\text{CO}_2$ +0.005%  $\text{SO}_2$ ) 下的腐蚀产物微观结构。由图 5a 可知, 钢材基体上有较多腐蚀产物堆积, 局部区域出现破损。破损区域产物结构松散, 保护较差。从破损区域 500 $\times$ 、2 000 $\times$  图像发现, 表层产物呈片状堆积, 底部为结构致密的块状物质。选取图 5c 中 2 种典型产物形貌进行 EDS 分析, 结果如图 5d、表 5 所示。A 区域块状物质主要有 C、O、Fe 元素, C、O 原子比约

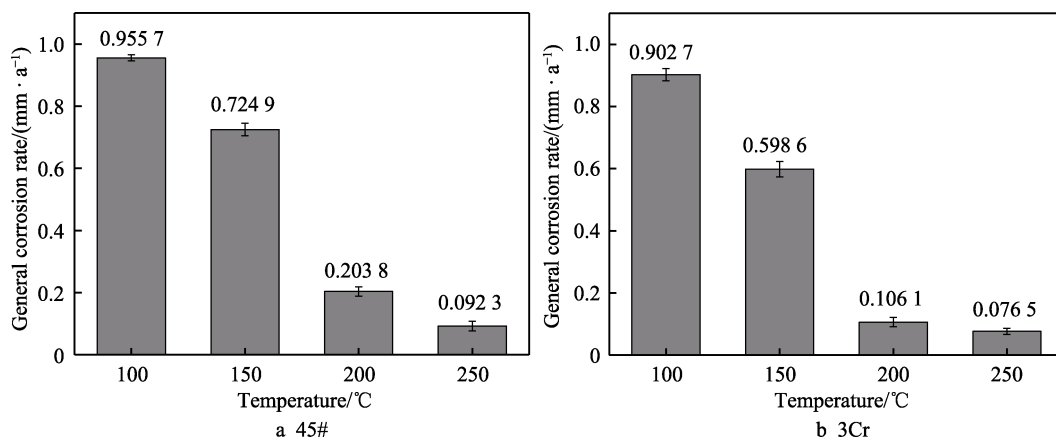


图 3 不同温度条件下的均匀腐蚀速率  
Fig.3 General corrosion rate under different temperature



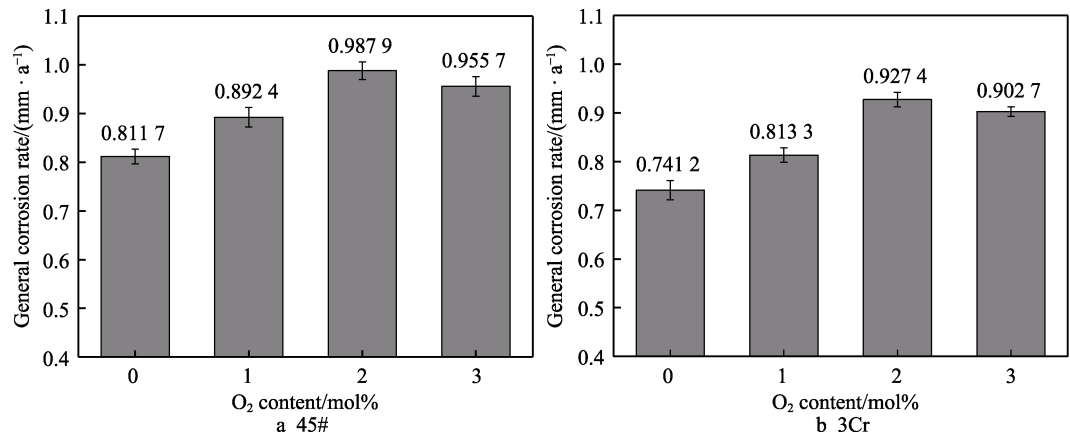


图 4 不同 O<sub>2</sub> 含量条件下的腐蚀速率  
Fig.4 General corrosion rate under different O<sub>2</sub> content

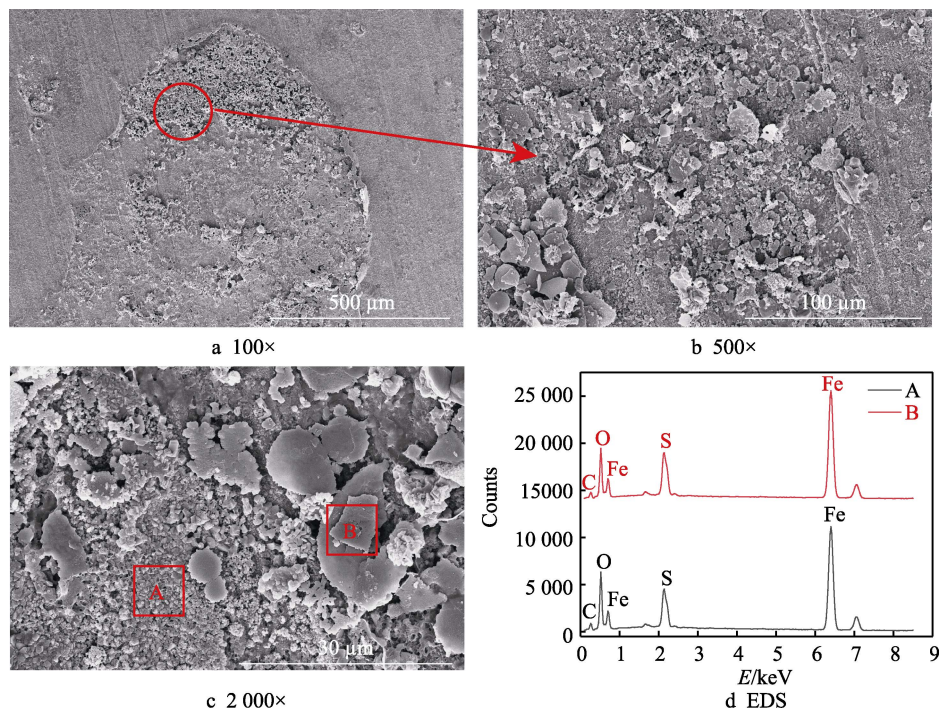


图 5 45#钢的腐蚀产物微观结构及 EDS 测试结果  
Fig.5 Microstructure of corrosion products of 45# steel and EDS test results

表 5 45#钢腐蚀产物元素组成比例  
Tab.5 Elemental composition ratio of 45# steel corrosion products

Element		C	O	Fe	S
A	wt. %	5.03	15.33	76.41	3.23
	at. %	12.90	34.19	50.88	2.03
B	wt. %	4.35	12.14	82.45	1.06
	at. %	13.60	30.16	55.42	0.82

为 1 : 3, 这与 Zhao 等<sup>[11]</sup>的结果一致, 推测为 FeCO<sub>3</sub>; B 区域片状物质主要含 C、O、Fe 元素, 原子比无明显规律, 可能为 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、FeCO<sub>3</sub> 的混合物。此外, A、B 区域都含有少量 S 元素, 推测可能来自 SO<sub>2</sub> 腐蚀产物。

2.2.2 3Cr 钢的腐蚀产物微观形貌

图 6 显示了 3Cr 钢在高温高压 CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/SO<sub>2</sub> 体系中腐蚀最严重工况 (7.8 MPa, 100 °C, 3% O<sub>2</sub>+7% CO<sub>2</sub>+0.005% SO<sub>2</sub>) 下的腐蚀产物微观结构。由图 6a 可知, 3Cr 钢腐蚀产物紧密堆积在钢材基体上, 较 45# 钢产物明显减少。500×、2 000×下观察结果如图 6b—c 所示, 产物整体结构致密, 无明显的局部腐蚀现象; 产物底部主要呈现块状, 表面为颗粒状产物堆积。选取图 6c 中 2 种典型产物形貌进行 EDS 分析, 结果如图 6d、表 6 所示。C、D 区域腐蚀产物均含 C、O、Fe 元素, 对应原子比例相似。此外, D 区域中腐蚀产物含有少量的 Cr, 可能是由于基体中的 Cr 参与腐蚀反应, 而在 C 区域中并未检测到 Cr 元素, 说明该区域物质可能不含 Cr 的腐蚀产物。

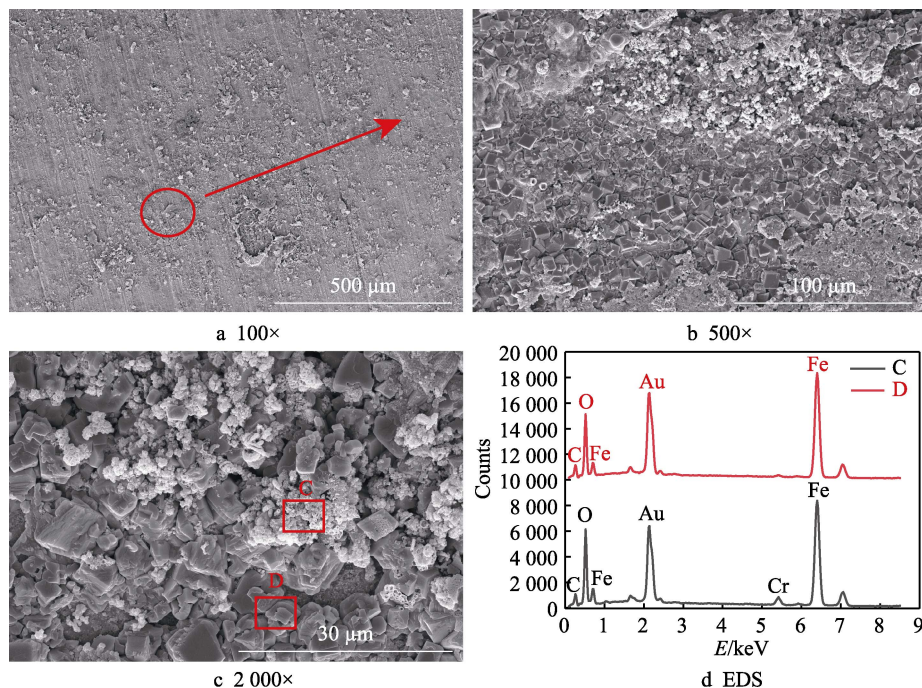


图 6 3Cr 钢的腐蚀产物微观结构及 EDS 测试结果

Fig.6 Microstructure of corrosion products of 3Cr steel and EDS test results

表 6 3Cr 钢腐蚀产物元素组成比例  
Tab.6 Elemental composition ratio of 3Cr steel corrosion products

Element		C	O	Fe	Cr
C	wt. %	7.43	18.20	74.37	/
	at. %	20.01	36.80	43.19	/
D	wt. %	8.94	16.52	73.89	0.65
	at. %	23.90	33.18	42.51	0.41

## 2.3 基体形貌

### 2.3.1 45#钢的基体形貌

45#钢在高温  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中腐蚀最严重工况 (7.8 MPa, 100 °C, 3%  $\text{O}_2$ +7%  $\text{CO}_2$ +0.005%  $\text{SO}_2$ ) 下的基体形貌测试结果如图 7 所示,发现基体表面存在

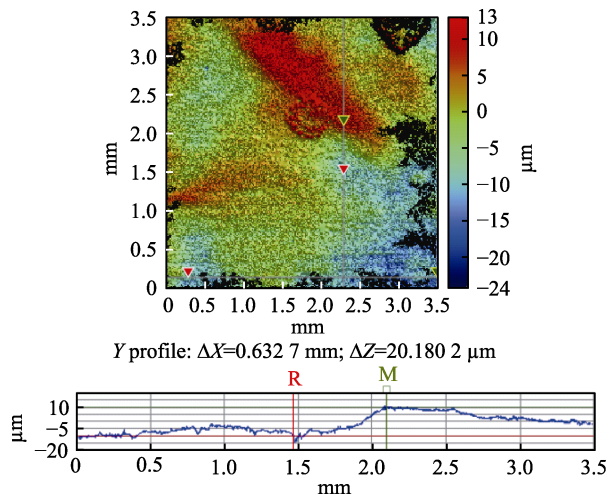


图 7 45#钢去除腐蚀产物后基体形貌

Fig.7 Morphology of 45# steel matrix after removing corrosion products

较为明显的局部腐蚀缺陷,对应最大腐蚀缺陷深度为 20.180 2 μm,结合公式(2)局部腐蚀速率值为 1.46 mm/a。

### 2.3.2 3Cr 钢的基体形貌

3Cr 钢在高温高压  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中腐蚀最严重工况 (7.8 MPa, 100 °C, 3%  $\text{O}_2$ +7%  $\text{CO}_2$ +0.005%  $\text{SO}_2$ ) 下基体形貌测试结果如图 8 所示,基体形貌整体接近均匀腐蚀,无明显局部腐蚀缺陷,最大腐蚀坑深度及局部腐蚀速率明显小于 45#钢,最大腐蚀缺陷深度为 5.376 6 μm,局部腐蚀速率值为 0.392 5 mm/a。

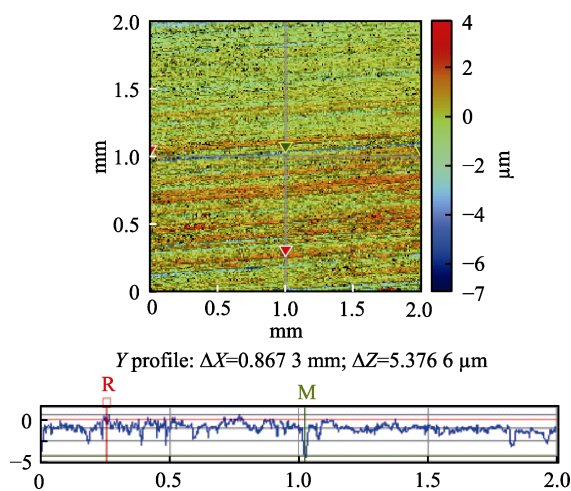


图 8 3Cr 钢去除腐蚀产物后基体形貌

Fig.8 Morphology of 3Cr steel matrix after removing corrosion products

## 2.4 腐蚀产物成分

45#钢、3Cr 钢在高温高压  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中腐



蚀最严重工况 (7.8 MPa, 100 ℃, 3% O<sub>2</sub>+7% CO<sub>2</sub>+0.005% SO<sub>2</sub>) 下的腐蚀产物成分如图 9 所示。45#钢腐蚀产物主要有 FeCO<sub>3</sub>、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、FeSO<sub>4</sub>·H<sub>2</sub>O; 3Cr 钢腐蚀产物主要有 FeCO<sub>3</sub>、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、FeSO<sub>4</sub>·H<sub>2</sub>O、Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。

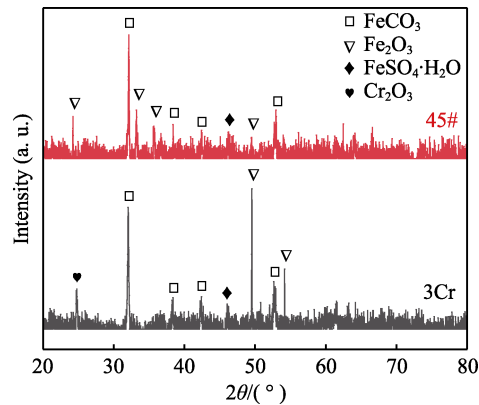


图 9 腐蚀产物成分  
Fig.9 Corrosion product composition

2.5 力学性能测试

2.5.1 45#钢力学性能测试结果

45#钢在腐蚀最严重工况 (7.8 MPa, 100 ℃, 3% O<sub>2</sub>+7% CO<sub>2</sub>+0.005% SO<sub>2</sub>) 下拉伸测试宏观形貌如图 10 所示。钢材腐蚀后表面有黑色腐蚀产物堆积, 部分区域有红褐色物质堆积。拉伸测试结果如表 7 所示, 45#钢腐蚀后的抗拉强度退化 1.36%, 延伸率退化 6.85%, 表明腐蚀对钢材延伸率的影响较大, 对抗拉强度的影响较小。

2.5.2 3Cr 钢力学性能测试结果

3Cr 钢在腐蚀最严重工况 (7.8 MPa, 100 ℃, 3% O<sub>2</sub>+7% CO<sub>2</sub>+0.005% SO<sub>2</sub>) 下拉伸测试宏观形貌如图 11 所示, 腐蚀后钢材表面有黑色腐蚀产物堆积, 试样断口均偏向一侧。拉伸测试结果如表 8 所示, 3Cr 钢腐蚀后抗拉强度退化 0.39%, 延伸率退化 21.34%, 表明腐蚀对钢材延伸率的影响较大, 对抗拉强度的影响较小。

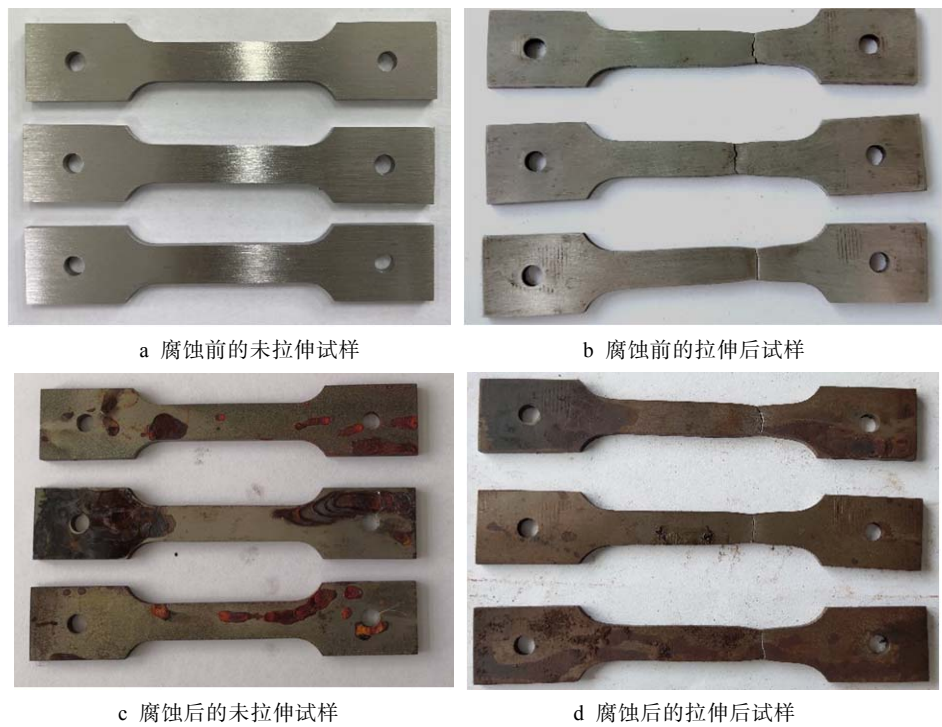


图 10 45#钢腐蚀前后拉伸测试宏观形貌  
Fig.10 Tensile test macro morphology of 45# steel before and after corrosion

表 7 45#钢拉伸测试结果  
Tab.7 45# steel tensile test result

Project	Experimental value of tensile strength/MPa	Tensile strength error/%	Average tensile strength/MPa	Experimental value of elongation/%	Average elongation/%
Before corrosion	718.78	0.70	713.81	22.80	23.65
	707.40	0.89		24.10	
	715.26	0.21		24.05	
After corrosion	702.57	0.22	704.12	22.20	22.03
	701.21	0.41		22.70	
	708.57	0.63		21.20	



图 11 3Cr 钢腐蚀前后拉伸测试宏观形貌

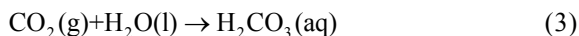
Fig.11 Tensile test macro morphology of 3Cr steel before and after corrosion

表 8 3Cr 钢拉伸测试结果  
Tab.8 3Cr steel tensile test result

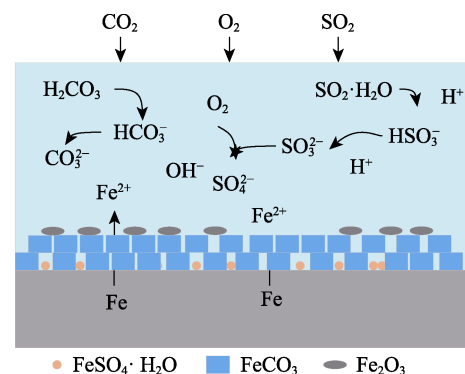
Project	Experimental value of tensile strength/MPa	Tensile strength error/%	Average tensile strength/MPa	Experimental value of elongation/%	Average elongation/%
Before corrosion	810.69	1.35	821.78	12.86	13.92
	833.03	1.37		14.80	
	821.63	0.02		14.10	
After corrosion	822.20	0.44	818.58	10.80	10.95
	814.72	0.47		11.80	
	818.81	0.03		10.26	

### 3 讨论

45#钢、3Cr 钢在  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中的腐蚀机理如图 12、13 所示。在  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中溶液离子组成复杂,例如  $\text{Fe}^{2+}$ 、 $\text{H}_2\text{CO}_3$ 、 $\text{SO}_2\cdot\text{H}_2\text{O}$ 、 $\text{HCO}_3^-$ 、 $\text{CO}_3^{2-}$ 、 $\text{HSO}_3^-$ 、 $\text{SO}_3^{2-}$ , 反应如式(3)—(9)所示<sup>[27-29]</sup>。



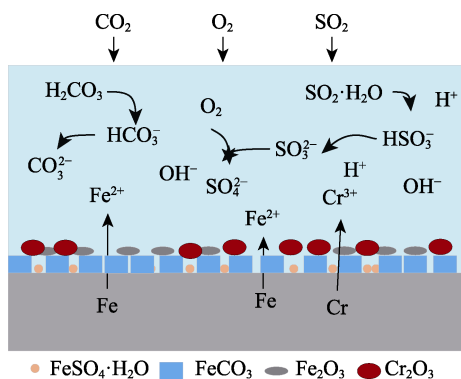
研究表明<sup>[15]</sup>, 少量的  $\text{SO}_2$  可替代  $\text{CO}_2$  作为腐蚀过程中的主要反应物,控制腐蚀进程。因此在  $\text{CO}_2/\text{O}_2/$

图 12 45#钢在  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  体系中的腐蚀机理  
Fig.12 Corrosion mechanism of 45# steel in  $\text{CO}_2/\text{O}_2/\text{SO}_2$  system

$\text{SO}_2$  体系中  $\text{SO}_2$  腐蚀优先反应生成  $\text{FeSO}_3$ , 如式(10)—(11)所示<sup>[14]</sup>。



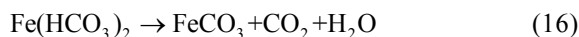
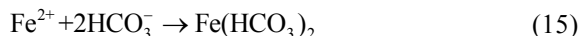


图 13 3Cr 钢在 CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/SO<sub>2</sub> 体系中的腐蚀机理Fig.13 Corrosion mechanism of 3Cr steel in CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/SO<sub>2</sub> system

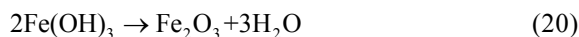
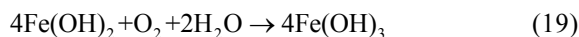
XRD 结果显示腐蚀产物有 FeSO<sub>4</sub>·H<sub>2</sub>O, 这是由于 O<sub>2</sub> 具有强氧化性, SO<sub>2</sub> 腐蚀产生的 FeSO<sub>3</sub> 被氧化为 FeSO<sub>4</sub>, 反应如式(12)—(13)所示<sup>[30]</sup>。



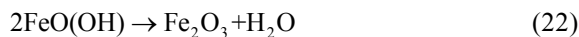
CO<sub>2</sub> 腐蚀生成 FeCO<sub>3</sub> 是目前大多数学者的共识<sup>[31-33]</sup>。当溶液中的 Fe<sup>2+</sup> 与 CO<sub>3</sub><sup>2-</sup> 的浓度乘积超过 FeCO<sub>3</sub> 的溶度积时, 会在钢材基体表面沉淀, 生成 FeCO<sub>3</sub> 膜<sup>[7]</sup>, 化学反应如式(14)所示。当然也有学者认为 HCO<sub>3</sub><sup>-</sup> 也可与 Fe<sup>2+</sup> 发生反应生成 FeCO<sub>3</sub>, 如式(15)—(16)所示<sup>[14]</sup>。



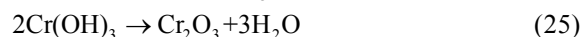
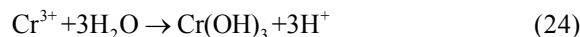
XRD 图显示产物中存在 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 这是由于 O<sub>2</sub> 的存在。首先, O<sub>2</sub> 作为阴极去极化及参与阴极反应<sup>[34]</sup>, 如式(17)所示; 其次 O<sub>2</sub> 具有强氧化性, 氧化 Fe(OH)<sub>2</sub> 生成 Fe(OH)<sub>3</sub>, Fe(OH)<sub>3</sub> 进一步脱水形成 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 反应如式(18)—(20)所示<sup>[11]</sup>。



当然, 目前还有学者认为 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的形成与 FeSO<sub>4</sub> 有关, 由于试验体系中含有较多 O<sub>2</sub>, FeSO<sub>4</sub> 会被进一步氧化以成为公式(21)所示的 FeO(OH)。FeO(OH) 在自然环境中不稳定, 形成之后会迅速脱水成 Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 如式(22)所示<sup>[15]</sup>。



此外, 3Cr 钢的腐蚀产物中存在 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 这是由于基体中的 Cr 参与腐蚀反应, 如式(23)—(25)所示。Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 覆盖在基体表面, 对基体保护性较好, 阻碍基体与腐蚀性介质间的传导, 从而抑制腐蚀<sup>[5]</sup>, 因此 3Cr 钢的腐蚀速率小于 45#钢。



## 4 结论

1) 高温 CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub>/SO<sub>2</sub> 体系下, 45#钢的腐蚀速率大于 3Cr 腐蚀速率, 这是由于 3Cr 钢基体中的 Cr 参与腐蚀反应, 生成 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 覆盖在基体表面, 保护基体, 阻碍基体与腐蚀性介质间的传导, 从而导致 3Cr 钢腐蚀速率较小。

2) 随着温度升高(100~250 °C), 钢材腐蚀速率降低, 原因是 CO<sub>2</sub> 腐蚀生成保护性较好的 FeCO<sub>3</sub> 膜, 高温下腐蚀产物膜致密, 保护性能好, 阻断腐蚀性介质传质, 抑制腐蚀; 低浓度 O<sub>2</sub> (0~2%), 破坏腐蚀产物膜, 增大腐蚀速率; 高浓度 O<sub>2</sub> (2%~3%) 时, 促进钢材基体钝化, 腐蚀被抑制, 腐蚀速率减小。

3) 2 种钢材腐蚀后力学性能均出现退化现象, 腐蚀对钢材延伸率影响较大, 对抗拉强度影响较小。

## 参考文献:

- [1] 余铁静. 稠油注蒸汽开采提干提效配套技术的开发[J]. 化学工程与装备, 2020(3): 73-75.  
YU Tie-jing. Development of Matching Technology for Improving Dry and Efficiency of Heavy Oil Recovery by Steam Injection[J]. Chemical Engineering & Equipment, 2020(3): 73-75.
- [2] 高峰, 刘晖, 樊玉光, 等. 蒸汽管道剩余寿命评估方法评述[J]. 腐蚀与防护, 2008, 29(5): 295-298.  
GAO Feng, LIU Hui, FAN Yu-guang, et al. Discussion on Residual Life Assessment Methods of Steam Pipelines[J]. Corrosion & Protection, 2008, 29(5): 295-298.
- [3] 艾万发, 韩景瑞, 马睿. 15CrMo 钢在稠油热采注蒸汽管道上的应用[J]. 腐蚀与防护, 2003, 24(2): 83-84, 63.  
AI Wan-fa, HAN Jing-rui, MA Rui. Application of 15CrMo Steel to Thermal Injection Pipeline[J]. Corrosion & Protection, 2003, 24(2): 83-84, 63.
- [4] 朱春明, 刘刚芝, 董社霞, 等. 温度对 3Cr 钢在 CO<sub>2</sub>-O<sub>2</sub> 环境中腐蚀的影响[J]. 钢铁研究学报, 2019, 31(6): 573-581.  
ZHU Chun-ming, LIU Gang-zhi, DONG She-xia, et al. Effect of Temperature on Corrosion of 3Cr Steel in CO<sub>2</sub>-O<sub>2</sub> Environment[J]. Journal of Iron and Steel Research, 2019, 31(6): 573-581.
- [5] LUO Bing-wei, ZHOU Jie, BAI Peng-peng, et al. Comparative Study on the Corrosion Behavior of X52, 3Cr, and 13Cr Steel in an O<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>O-CO<sub>2</sub> System: Products, Reaction Kinetics, and Pitting Sensitivity[J]. International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials, 2017, 24(6): 646-656.
- [6] 王秀民, 杜建平, 仲为为, 等. N80 和 P110 钢在高温高

- 压蒸汽中的耐蚀性[J]. 腐蚀与防护, 2014, 35(3): 253-256, 260.
- WANG Xiu-min, DU Jian-ping, ZHONG Wei-wei, et al. Corrosion Resistance of N80 and P110 Steels in High Pressure and High Temperature Steam[J]. Corrosion & Protection, 2014, 35(3): 253-256, 260.
- [7] 马增华, 孙永涛, 林涛, 等. 多元热流体中不同钢材的腐蚀行为研究[J]. 石油化工应用, 2012, 31(9): 60-63.
- MA Zeng-hua, SUN Yong-tao, LIN Tao, et al. Study on Corrosion Behavior of Different Steels in Multi-Component Hot Fluid[J]. Petrochemical Industry Application, 2012, 31(9): 60-63.
- [8] 马增华, 孙永涛, 刘海涛, 等. 多元热流体中 P110 钢的腐蚀与防护[J]. 石油与天然气化工, 2012, 41(6): 583-585, 611, 625.
- MA Zeng-hua, SUN Yong-tao, LIU Hai-tao, et al. Corrosion and Protection of Oil Pipe Steel P110 in Multicomponent Thermal Fluid[J]. Chemical Engineering of Oil & Gas, 2012, 41(6): 583-585, 611, 625.
- [9] 孙永涛, 程鹏, 马增华, 等. 高温多元热流体注采液中 N80 钢的腐蚀行为[J]. 腐蚀与防护, 2012, 33(3): 218-221.
- SUN Yong-tao, CHENG Peng, MA Zeng-hua, et al. Corrosion Behavior of N80 Steel in High Temperature Multi-Component Thermal Fluid for Thick Oil Exploitation[J]. Corrosion & Protection, 2012, 33(3): 218-221.
- [10] 黄天杰, 马锋, 范冬艳, 等. CO<sub>2</sub> 和 O<sub>2</sub> 的分压比对 N80 套管钢氧腐蚀行为研究[J]. 石油知识, 2020(2): 58-59.
- HUANG Tian-jie, MA Feng, FAN Dong-yan, et al. Study on Oxygen Corrosion Behavior of N80 Casing Steel with CO<sub>2</sub> and O<sub>2</sub> Partial Pressure Ratio[J]. Petroleum Knowledge, 2020(2): 58-59.
- [11] ZHAO Shuai, LIAO Ke-xi, WANG Xi-yue, et al. Corrosion Behavior of 35CrMo Steel in a CO<sub>2</sub>/O<sub>2</sub> Coexistent Simulating Environment of Fire-Drive Tail Gas[J]. Materials Chemistry and Physics, 2021, 272: 125016.
- [12] LIN Xue-qiang, LIU Wei, WU Fei, et al. Effect of O<sub>2</sub> on Corrosion of 3Cr Steel in High Temperature and High Pressure CO<sub>2</sub>-O<sub>2</sub> Environment[J]. Applied Surface Science, 2015, 329: 104-115.
- [13] HUA Yong, BARKER R, NEVILLE A. The Effect of O<sub>2</sub> Content on the Corrosion Behaviour of X65 and 5Cr in Water-Containing Supercritical CO<sub>2</sub> Environments[J]. Applied Surface Science, 2015, 356: 499-511.
- [14] 刘慧枫. SO<sub>2</sub> 和 O<sub>2</sub> 对含水超临界 CO<sub>2</sub> 输送管线 X65 钢腐蚀的影响[D]. 东营: 中国石油大学(华东), 2017.
- LIU Hui-feng. Effects of SO<sub>2</sub> and O<sub>2</sub> on Corrosion of X65 Steel in Supercritical CO<sub>2</sub> Transport Pipeline[D]. Dongying: China University of Petroleum (Huadong), 2017.
- [15] WANG Wen-he, SHEN Kui-ling, TANG Shang, et al. Synergistic Effect of O<sub>2</sub> and SO<sub>2</sub> Gas Impurities on X70 Steel Corrosion in Water-Saturated Supercritical CO<sub>2</sub>[J]. Process Safety and Environmental Protection, 2019, 130: 57-66.
- [16] XIANG Yong, WANG Zhe, XU Ming-he, et al. A Mechanistic Model for Pipeline Steel Corrosion in Supercritical CO<sub>2</sub>-SO<sub>2</sub>-O<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>O Environments[J]. The Journal of Supercritical Fluids, 2013, 82: 1-12.
- [17] XU Ming-he, ZHANG Qian, YANG Xiao-xian, et al. Impact of Surface Roughness and Humidity on X70 Steel Corrosion in Supercritical CO<sub>2</sub> Mixture with SO<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O, and O<sub>2</sub>[J]. The Journal of Supercritical Fluids, 2016, 107: 286-297.
- [18] 张驰, 张春涛, 王汝恒. 腐蚀损伤对 Q345 钢材力学性能的影响[J]. 西南科技大学学报, 2017, 32(2): 50-55.
- ZHANG Chi, ZHANG Chun-tao, WANG Ru-heng. Effects of Corrosion Damage on the Mechanical Properties of Q345 Steel[J]. Journal of Southwest University of Science and Technology, 2017, 32(2): 50-55.
- [19] 王永, 赵全成, 王玲, 等. 海洋大气环境对低温渗铝 1Cr<sub>11</sub>Ni<sub>2</sub>W<sub>2</sub>MoV 钢腐蚀影响[J]. 环境技术, 2019, 37(S2): 10-14, 26.
- WANG Yong, ZHAO Quan-cheng, WANG Ling, et al. Effect of Marine Atmospheric Environment on Corrosion of Low Temperature Aluminizing 1Cr<sub>11</sub>Ni<sub>2</sub>W<sub>2</sub>MoV Stainless Steel[J]. Environmental Technology, 2019, 37(S2): 10-14, 26.
- [20] 贾紫月, 杨飏, 马厚标. 均匀腐蚀海工结构钢拉伸试验研究[J]. 中国海洋大学学报(自然科学版), 2019, 49(S1): 135-142.
- JIA Zi-yue, YANG Yang, MA Hou-biao. Experimental Study on the Tensile Properties of Uniform Corroded Marine Structure Steel[J]. Periodical of Ocean University of China, 2019, 49(S1): 135-142.
- [21] STANDARD A. Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens[J]. American Society for Testing and Materials, 2011, 103: 368.
- [22] ROSLI N, NESIC S, CHOI Y, et al. Corrosion of UNS G10180 Steel in Supercritical and Subcritical CO<sub>2</sub> with O<sub>2</sub> as a Contaminant[J]. Corrosion, 2016, 216: 568.
- [23] 周卫军, 郭瑞, 张勇. CO<sub>2</sub> 分压对 SM80SS 套管钢在 CO<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>S 共存环境中的高温高压腐蚀行为影响[J]. 全面腐蚀控制, 2009, 23(8): 20-23.
- ZHOU Wei-jun, GUO Rui, ZHANG Yong. CO<sub>2</sub> Partial Pressure Influence on Corrosion Behavior of SM80SS Super Anti-Sulfide Tubing Steel in Carbon Dioxide and Hydrogen Sulfide Concomitant Environment[J]. Total Corrosion Control, 2009, 23(8): 20-23.
- [24] 李久青, 杜翠薇. 腐蚀试验方法及监测技术[M]. 北京: 中国石化出版社, 2007: 93.
- LI Jiu-qing, DU Cui-wei. Corrosion Test Method and Monitoring Technology[M]. Beijing: China Petrochemical Press, 2007: 93.
- [25] ISO 6892-1-2019: BS EN ISO 6892-1—2019[S].
- [26] 王秀民, 杜建平, 仲为为, 等. N80 和 P110 钢在高温高压蒸汽中的耐蚀性[J]. 腐蚀与防护, 2014, 35(3): 253-256, 260.

- WANG Xiu-min, DU Jian-ping, ZHONG Wei-wei, et al. Corrosion Resistance of N80 and P110 Steels in High Pressure and High Temperature Steam[J]. *Corrosion & Protection*, 2014, 35(3): 253-256, 260.
- [27] 宋晓琴, 王彦然, 梁建军, 等. 35CrMo 钢在  $\text{O}_2$ 、 $\text{H}_2\text{S}$  和  $\text{CO}_2$  共存体系中的腐蚀行为研究[J]. *天然气与石油*, 2018, 36(6): 92-98.
- SONG Xiao-qin, WANG Yan-ran, LIANG Jian-jun, et al. Corrosion Behavior of 35CrMo Steel under  $\text{O}_2$ ,  $\text{H}_2\text{S}$  and  $\text{CO}_2$  Mixed System[J]. *Natural Gas and Oil*, 2018, 36(6): 92-98.
- [28] HUA Yong, BARKER R, NEVILLE A. The Influence of  $\text{SO}_2$  on the Tolerable Water Content to Avoid Pipeline Corrosion during the Transportation of Supercritical  $\text{CO}_2$ [J]. *International Journal of Greenhouse Gas Control*, 2015, 37: 412-423.
- [29] XIANG Yong, WANG Zhe, XU Chao, et al. Impact of  $\text{SO}_2$  Concentration on the Corrosion Rate of X70 Steel and Iron in Water-Saturated Supercritical  $\text{CO}_2$  Mixed with  $\text{SO}_2$ [J]. *The Journal of Supercritical Fluids*, 2011, 58(2): 286-294.
- [30] SUN Chong, SUN Jian-bo, WANG Yong, et al. Synergistic Effect of  $\text{O}_2$ ,  $\text{H}_2\text{S}$  and  $\text{SO}_2$  Impurities on the Corrosion Behavior of X65 Steel in Water-Saturated Supercritical  $\text{CO}_2$  System[J]. *Corrosion Science*, 2016, 107: 193-203.
- [31] 何松, 王贝, 谢仁军, 等. 低含  $\text{H}_2\text{S}$  工况下 110SS 的超临界  $\text{CO}_2$  腐蚀行为[J]. *装备环境工程*, 2021, 18(1): 64-69.
- HE Song, WANG Bei, XIE Ren-jun, et al. Corrosion Behavior of 110SS Steel in Supercritical  $\text{CO}_2$  Phase under Environment with Low  $\text{H}_2\text{S}$ [J]. *Equipment Environmental Engineering*, 2021, 18(1): 64-69.
- [32] 王帆, 李娟, 李金灵, 等. 金属管道在  $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$  环境中的腐蚀行为[J]. *热加工工艺*, 2021, 50(4): 1-7.
- WANG Fan, LI Juan, LI Jin-ling, et al. Corrosion Behavior of Metallic Pipes in  $\text{CO}_2/\text{H}_2\text{S}$  Environment[J]. *Hot Working Technology*, 2021, 50(4): 1-7.
- [33] 张正海, 杨贵荣, 宋文明, 等.  $\text{CO}_2$  压力对 20 钢在  $\text{CO}_2$ /水两相分层流液相介质中腐蚀行为的影响[J]. *机械工程材料*, 2020, 44(10): 33-37, 42.
- ZHANG Zheng-hai, YANG Gui-rong, SONG Wen-ming, et al. Effect of  $\text{CO}_2$  Pressure on Corrosion Behavior of 20 Steel in  $\text{CO}_2$ /Aqueous Two-Phase Stratified Flow Liquid Phase Medium[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2020, 44(10): 33-37, 42.
- [34] 林海.  $\text{CO}_2/\text{CO}_2\text{-O}_2$  环境中管道腐蚀研究进展[J]. *能源化工*, 2019, 40(5): 11-17.
- LIN Hai. Research Progress of Pipeline Corrosion in  $\text{CO}_2/\text{CO}_2\text{-O}_2$  Environment[J]. *Energy Chemical Industry*, 2019, 40(5): 11-17.

责任编辑: 万长清

(上接第 217 页)

- [27] PONS L, DÉLIA M L, BERGEL A. Effect of Surface Roughness, Biofilm Coverage and Biofilm Structure on the Electrochemical Efficiency of Microbial Cathodes[J]. *Bioresource Technology*, 2011, 102(3): 2678-2683.
- [28] 管方. 阴极保护下硫酸盐还原菌腐蚀机理研究[D]. 青岛: 中国科学院大学(中国科学院海洋研究所), 2017.
- GUAN Fang. Research on the Corrosion Mechanism of Sulfate-Reducing Bacteria under Cathodic Protection[D]. Qingdao: Institute of Oceanology, Chinese Academy of Sciences, 2017.
- [29] LIU Tao, CHENG Y F. The Influence of Cathodic Protection Potential on the Biofilm Formation and Corrosion Behaviour of an X70 Steel Pipeline in Sulfate Reducing Bacteria Media[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 729: 180-188.
- [30] 任建敏. 植物类黄酮的生理功能与抗菌机制[J]. *重庆工商大学学报(自然科学版)*, 2021, 38(6): 8-20.
- REN Jian-min. Physiological Activities and Antimicrobial Mechanism of Plant Flavonoids[J]. *Journal of Chongqing Technology and Business University(Natural Science Edition)*, 2021, 38(6): 8-20.
- [31] 于林. 硫酸盐还原菌生物膜电活性及腐蚀机理研究[D]. 青岛: 中国科学院研究生院(海洋研究所), 2011.
- YU Lin. The Electro-Active Characteristics of Sulfate-Reducing Bacteria and Its Influence on the Anaerobic Corrosion of Carbon Steels[D]. Qingdao: Institute of Oceanology, Chinese Academy of Sciences, 2011.
- [32] LOVLEY D R. The Microbe Electric: Conversion of Organic Matter to Electricity[J]. *Current Opinion in Biotechnology*, 2008, 19(6): 564-571.
- [33] HERNANDEZ G, HARTL W H, VIDE LA H A. Marine Biofilms and Their Influence on Cathodic Protection: A Literature Survey[J]. *Corrosion Reviews*, 1994, 12(1-2): 29-40.
- [34] JEAN G. Influence of Cathodic Protection of Mild Steel on the Growth of Sulphate-Reducing Bacteria at 35 °C in Marine Sediments[J]. *Biofouling*, 1991, 3(4): 339-348.
- [35] VILLANO M, DE BONIS L, ROSSETTI S, et al. Bioelectrochemical Hydrogen Production with Hydrogenophilic Dechlorinating Bacteria as Electrocatalytic Agents[J]. *Bioresource Technology*, 2011, 102(3): 3193-3199.
- [36] DE SARAVIA S G G, DE MELE M F L, VIDE LA H A. Scanning Electron Microscopy Study of SRB Adherence on Cathodically Protected Stainless Steel[J]. *International Biodeterioration & Biodegradation*, 1996, 37(1-2): 129.

责任编辑: 万长清