

# 低 $H_2S$ 、高 $CO_2$ 超深井环境中 P110SS 抗硫钢的 腐蚀行为

李冬梅, 龙武, 邹宁

(中石化西北油田分公司 石油工程技术研究院, 乌鲁木齐 830011)

**摘 要:** **目的** 研究高温条件下抗硫低合金钢 P110SS 在低  $H_2S$ 、高  $CO_2$  环境中的腐蚀行为。**方法** 模拟我国西部酸性油田工况环境, 利用高温高压设备, 通过失重法测试腐蚀速率, 并用 SEM、EDS 和 XRD 分析腐蚀产物。**结果** 在 8 MPa 的纯  $CO_2$  环境中, 腐蚀速率随温度升高而降低, 210 °C 时为 0.35 mm/a, 腐蚀产物为碳酸盐。当加入 6 kPa 硫化氢时, 腐蚀速率依然随温度升高而降低, 150 °C 时为 0.74 mm/a, 腐蚀产物呈现双层结构, 内层为结晶良好的  $FeCO_3$ , 外层为 FeS。当硫化氢分压升至 165 kPa 时, 腐蚀加剧, 且腐蚀速率随温度升高而增大, 210 °C 时达 2.78 mm/a, 腐蚀产物主要为铁的硫化物, 同时随腐蚀时间延长至 2160 h, 腐蚀速率有所降低。**结论** 在纯  $CO_2$  环境中, 高温时生成的内层碳酸盐腐蚀产物膜相对完整, 对基体的保护能力较强。当加入 6 kPa 硫化氢时, 腐蚀由  $CO_2$  主导, 呈现与纯  $CO_2$  环境中相同的腐蚀速率规律, 内层的  $FeCO_3$  细密均匀。当硫化氢分压升至 165 kPa 时, 腐蚀由  $H_2S$  和  $CO_2$  混合控制, 疏松破损的铁的硫化物无法对基体形成良好的保护, 因此腐蚀速率显著升高。

**关键词:** 抗硫钢 P110SS;  $H_2S/CO_2$  腐蚀; 低  $H_2S$  分压; 温度; 腐蚀产物膜成分; 腐蚀速率

**中图分类号:** TG172 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2016)07-0102-07

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2016.07.018

## Corrosion Behavior of P110SS Anti-sulfur Pipeline Steel in Low $H_2S$ and High $CO_2$ Partial Pressure Environment of Ultradeep Well

LI Dong-mei, LONG Wu, ZOU Ning

(Sinopec Northwest Oilfield Company, Research Institute of Petroleum Engineering, Urumqi 830011, China)

**ABSTRACT:** **Objective** To study the corrosion behavior of anti-sulfur lean alloy steel P110SS in high temperature environment containing low  $H_2S$  and high  $CO_2$ . **Methods** The corrosion rates acquired by weight loss test of P110SS were studied using high temperature and pressure autoclave in the simulated corrosion environment based on acid oilfield in West China. Combined with SEM, EDS and XRD, the features of corrosion products were analyzed. **Results** The corrosion rate of P110SS diminished with the raise of temperature in single  $CO_2$  environment. The corrosion rate was 0.35 mm/a at 210 °C. The same regular pattern appeared when 6 kPa  $H_2S$  was joined. The corrosion rate was 0.74 mm/a at 150 °C. And the scales on the steel had a two-layer structure. The inner layer consisted of fine-grained  $FeCO_3$  and the outer layer was mainly composed of FeS. When  $H_2S$  partial pressure increased to 165 kPa, the corrosion aggravated and it presented the opposite law of corrosion rate. The corrosion rate

收稿日期: 2016-03-10; 修订日期: 2016-06-20

Received: 2016-03-10; Revised: 2016-06-20

作者简介: 李冬梅 (1973—), 女, 博士, 高级工程师, 从事完井测试工作。

**Biography:** LI Dong-mei (1973—), Female, Ph. D., Senior engineer, Research focus: measurement of well completion.

was 2.78 mm/a at 210 °C. The main product was iron sulfide. Meanwhile, the corrosion rate decreased when the corrosion time was prolonged to 2160 h. **Conclusion** The mechanism of the above-mentioned variations was discussed according to the analysis on characteristics of corrosion products in different conditions. In single  $\text{CO}_2$  environment, the inner corrosion scale generated at high temperature, which was flawless carbonate, could protect the substrate preferably. It showed the same regular pattern owing to the domination of  $\text{CO}_2$  when 6 kPa  $\text{H}_2\text{S}$  was injected. The inner  $\text{FeCO}_3$  scale was fine. With the  $\text{H}_2\text{S}$  partial pressure increased to 165 kPa, the corrosion process was controlled by  $\text{H}_2\text{S}$  and  $\text{CO}_2$ . The corrosion rate rose notably due to the poor protection effect of loose and worn iron sulfide.

**KEY WORDS:** anti-sulfer steel P110SS;  $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$  corrosion; low  $\text{H}_2\text{S}$  partial pressure; temperature; corrosion scale component; corrosion rate

随着化石能源需求的扩大, 油气资源开发的难度逐渐增大, 高温、高压、高矿化度以及含有  $\text{H}_2\text{S}$  和  $\text{CO}_2$  的开发工况越来越多, 全球大约有三分之一的油气田属于这种酸性油气田, 井下油套管的腐蚀问题给安全经济选材带来了极大困难<sup>[1-2]</sup>。鉴于  $\text{H}_2\text{S}$  气体强烈的腐蚀性和腐蚀特征, 通常使用镍基合金和不锈钢来应对<sup>[3-4]</sup>, 但对于  $\text{H}_2\text{S}$  含量较低的酸性油田, 使用镍基合金会造成品质过剩, 而不锈钢依然有应力腐蚀开裂的风险, 且随着温度的变化还将面临不同类型的开裂<sup>[5-8]</sup>, 同时高矿化度也容易破坏不锈钢的钝化膜<sup>[9]</sup>, 加速失效。所以, 抗硫低合金钢在低含硫化氢环境中的适用性备受关注。

目前对于低合金钢的应力腐蚀研究比较成熟, 抗硫性能满足 NACE0177<sup>[10]</sup>即可避免开裂, 但高含  $\text{CO}_2$  会造成较高的腐蚀失重<sup>[11-12]</sup>, 腐蚀行为与其表面的腐蚀产物密切相关<sup>[13]</sup>。虽然在纯  $\text{CO}_2$  环境中, 高温时形成的腐蚀产物对基体有保护能力, 但即使微量硫化氢的加入, 也使腐蚀过程变得复杂<sup>[14]</sup>。目前对低分压下的硫化氢腐蚀认识还不够充分。Choi 等人<sup>[15]</sup>认为在  $\text{CO}_2$  环境中, 硫化氢含量为 0.01% 时会形成薄的  $\text{FeS}$  腐蚀产物层, 抑制腐蚀速率。Wu 等人<sup>[16]</sup>认为  $\text{CO}_2$  与  $\text{H}_2\text{S}$  的分压比为 15 时, P110 的腐蚀产物呈现  $\text{FeCO}_3$  和  $\text{FeS}$  的双层结构, 腐蚀速率依然达 2 mm/a。另外, 对高温、低含硫化氢环境中的低合金钢腐蚀行为的认识更加不足。

我国西部油田普遍存在高含  $\text{CO}_2$ 、低含  $\text{H}_2\text{S}$  的超深井,  $\text{CO}_2$  分压能达到 8 MPa, 而  $\text{H}_2\text{S}$  分压却只有 4~8 kPa, 同时井底温度高达 210 °C。低合金钢的腐蚀速率能否满足井下使用要求, 还需要进行试验研究, 为低合金钢在此类条件下使用的可行性提供参考。文中针对低含硫化氢的超深酸性油田进行了低合金钢 P110SS 在不同温度、 $\text{H}_2\text{S}$  分压和腐

蚀时间下的失重实验, 并结合对腐蚀产物的分析, 探讨了低合金钢 P110SS 在高含  $\text{CO}_2$ 、低含  $\text{H}_2\text{S}$  的条件下的腐蚀机理及应用可行性。

## 1 实验

材料为抗硫低合金钢 P110SS, 其化学成分(以质量分数计)为: C 0.27%, Cr 0.5%, Ni 0.25%, Mo 0.6%, Nb 0.005%, Ti 0.02%, Mn 0.6%, P 0.01%, S 0.003%, Si 0.26%, V 0.005%, Fe 余量。实验中使用的腐蚀失重试样为尺寸 50 mm×10 mm×3 mm 的挂片。实验前, 将失重试样分别用 400<sup>#</sup>、600<sup>#</sup>、800<sup>#</sup>砂纸逐级打磨以消除机加工的刀痕, 再将试样清洗、除油、冷风吹干, 待用。

实验溶液为化学试剂溶于去离子水的模拟地层水溶液, 其溶质的配比根据地层水化验报告计算得出:  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  0.074 g/L,  $\text{NaHCO}_3$  0.418 g/L,  $\text{CaCl}_2$  54.250 g/L,  $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  9.364 g/L,  $\text{NaCl}$  102.708 g/L。

采用 CORRTTEST 磁力驱动反应釜开展抗硫低合金钢 P110SS 高温高压  $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$  腐蚀失重试验。将溶液、试样装入高压釜内后密封, 用高纯氮气除氧 2 h, 然后升温到设定温度, 再分别通入  $\text{H}_2\text{S}$  和  $\text{CO}_2$  气体到设定压力, 腐蚀持续时间见表 1。

采用 FEI Quanta 200F 场发射环境扫描电子显微镜观察腐蚀形貌, 同时使用能谱仪进行元素分析, 表面腐蚀产物膜成分利用 D8 Focus X 射线衍射仪分析。

根据不同井深确定试验温度: 井底 210 °C, 井中部 150 °C, 井上部 100 °C, 井口 80 °C。实验的  $\text{H}_2\text{S}$  和  $\text{CO}_2$  分压见表 1。对井底、井中部、井上部改变  $\text{H}_2\text{S}$  分压, 用以研究  $\text{H}_2\text{S}$  浓度的影响。

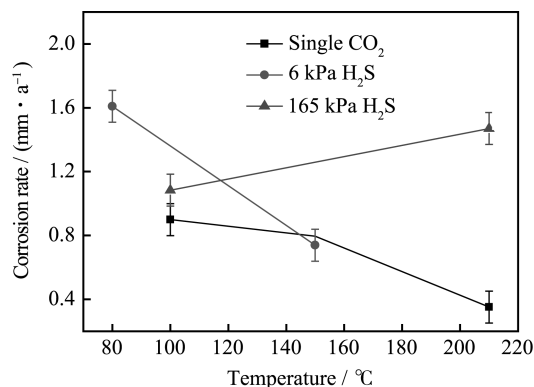
表 1 实验条件  
Tab.1 Experimental conditions

实验名称	温度 /℃	H <sub>2</sub> S 分压/kPa	CO <sub>2</sub> 分压/MPa	流速 /(m·s <sup>-1</sup> )	实验时间/h
模拟井底部实验	210	0/165	8	2	168/720/2160
模拟井中部实验	150	0/5.4/165	7.2	2	720
模拟井上部实验	100	0/165	6.4	2	720
模拟井口实验	80	4.8	6.4	2	720

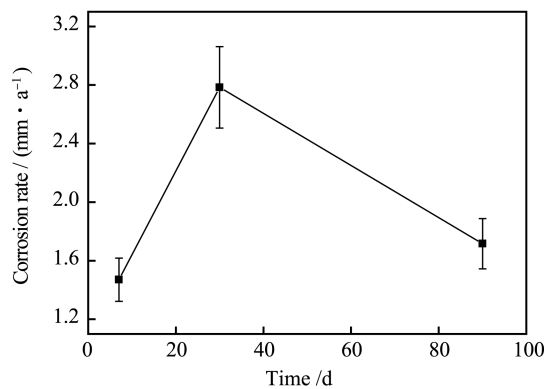
## 2 结果与讨论

图 1 为不同条件下抗硫低合金钢 P110SS 的腐蚀速率。如图 1a 所示,在纯 CO<sub>2</sub> 环境下,随着温度的升高, P110SS 的腐蚀速率降低,原因是致密、稳定、粘附力良好的腐蚀产物膜对基体金属会产生有效的保护作用,并决定腐蚀速率<sup>[17-18]</sup>。在中温区,金属表面形成多孔疏松的腐蚀产物膜,腐蚀速率较高;在高温区,会形成致密、粘附力强的腐蚀产物膜,腐蚀速率显著降低。在低硫化氢分压(5.4 kPa)下, P110SS 的腐蚀速率依然随温度的升高而降低,这可能是由于此条件下硫化氢分压较低,腐蚀依然由 CO<sub>2</sub> 主导,因此呈现出与纯 CO<sub>2</sub> 腐蚀相同的规律, 150 °C 时二者腐蚀速率相近也能证明此观点。当硫化氢分压升至 165 kPa 时, P110SS 的腐蚀速率较高,尤其是在高温条件下。P110SS 作为一种低合金钢,在高温 H<sub>2</sub>S/CO<sub>2</sub> 混合环境下腐蚀的动力学过程十分剧烈,导致其有较高的腐蚀速率。同时,当腐蚀时间由 168 h 增加到 720 h 时,腐蚀速率显著升高,但继续延长腐蚀时间(2160 h)时的腐蚀速率降低(图 1b),说明随着腐蚀时间的延长,试样表面的腐蚀产物越来越多,阻碍了试样表面的物质与电荷传递,使腐蚀速率降低。

图 2 为纯 CO<sub>2</sub> 环境中不同温度时 P110SS 失重试样表面产物膜的形貌。210 °C 条件下试样腐蚀后腐蚀产物膜呈现双层结构(图 2a)。内层腐蚀产物细密均匀,没有出现开裂露出基体的情况(图 2b),经过 EDS 分析发现内层腐蚀产物所含元素为 Ca、Fe、C 和 O(表 2),因此推断腐蚀产物为 Ca 和 Fe 的碳酸复盐。外层的腐蚀产物未完全覆盖试样表面(图 2c),EDS 分析结果主要是 Ca、C 和 O(表 2),根据形貌及元素推断为 CaCO<sub>3</sub>。外层腐蚀产物相较内层腐蚀产物厚且疏松破碎,此结构无法对腐蚀介



a 不同硫化氢分压下温度对腐蚀速率影响



b 腐蚀时间对腐蚀速率影响

图 1 抗硫钢 P110SS 的腐蚀速率

Fig.1 Corrosion rate of P110SS anti-sulfur pipeline steel: a) effect of temperature in environment with different H<sub>2</sub>S partial pressures, b) effect of corrosion time

质起到阻隔作用,因此起保护作用的为内层腐蚀产物膜。150 °C 条件下 P110SS 的腐蚀产物膜出现鼓起并脱落的现象,并呈现双层结构,如图 2d 所示。高倍 SEM 下观察到两层产物的形貌相似(图 2e),经过 EDS 分析推断外层腐蚀产物为 CaCO<sub>3</sub>,内层为 Ca 和 Fe 的碳酸复盐(表 2)。100 °C 条件下 P110SS 试样表面发生了局部腐蚀,有微米级别的麻点存在,如图 2f 所示。高倍 SEM 下观察到腐蚀产物膜有龟裂(图 2g),经过 EDS 分析发现腐蚀产物中含有大量的 Ca 元素(表 2),龟裂处与非龟裂处腐蚀产物所含元素及含量基本相同。由于腐蚀产物存在大量龟裂纹,对基体起不到保护作用,腐蚀介质会渗入并进一步腐蚀基体。

表 2 纯 CO<sub>2</sub> 环境中腐蚀产物所含元素

Tab.2 Element compositions of scale after corrosion in single CO<sub>2</sub> environment

温度/℃	内层元素	外层元素
210	Ca、Fe、C、O	Ca、C、O
150	Ca、Fe、C、O	Ca、C、O
100	Ca、Fe、C、O	-

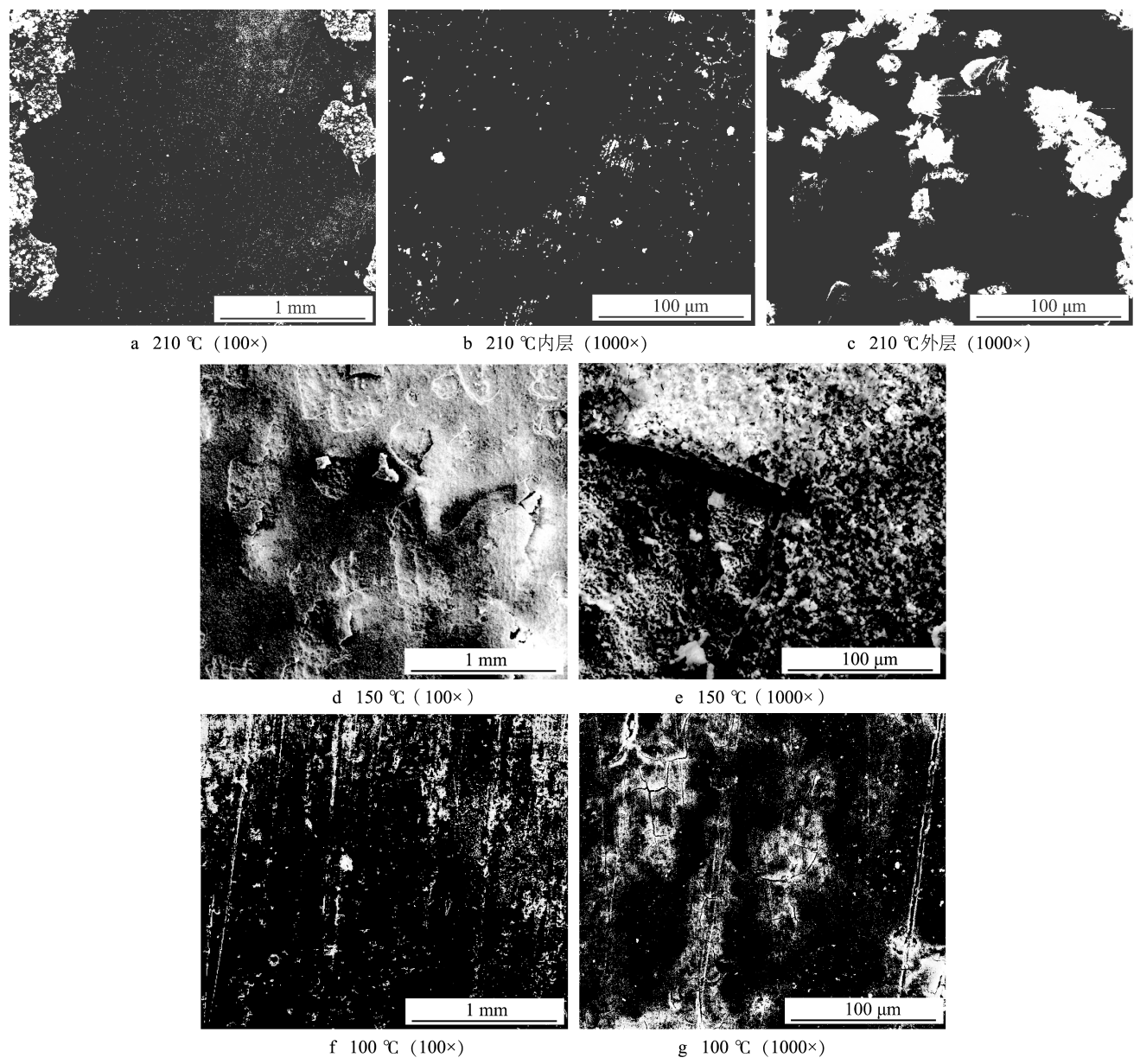


图 2 纯 CO<sub>2</sub> 环境中 P110SS 腐蚀后微观 SEM 形貌

Fig.2 Micro morphologies of P110SS after corrosion in single CO<sub>2</sub> environment: a) SEM (100×) at 210 °C, b) SEM (1000×) of inner scale at 210 °C, c) SEM (1000×) of outer scale at 210 °C, d) SEM (100×) at 150 °C, e) SEM (1000×) at 150 °C, f) SEM (100×) at 100 °C, g) SEM (1000×) at 210 °C

图 3 为低硫化氢分压 (5.4 kPa) 时不同温度下 P110SS 失重试样表面产物膜的形貌。150 °C 条件下, 样品的腐蚀产物分布非常不均匀 (图 3a), 高倍下呈现明显的双层结构, 内层腐蚀产物结晶颗粒细密均匀, 没有出现开裂露出基体的情况, 如图 3b 所示。EDS 分析发现内层腐蚀产物所含元素为 Fe、C 和 O, 外层所含元素为 Fe 和 S (表 3)。结合 XRD 分析, 确定内层腐蚀产物为 FeCO<sub>3</sub>, 由此物质构成的腐蚀产物对基体有保护作用。样品外层的腐蚀产物为 FeS, 虽然外层腐蚀产物相较内层腐蚀产物厚, 但是龟裂破碎的形貌极易将内层暴露在

腐蚀环境中。80 °C 条件下样品腐蚀产物膜也呈现双层结构 (图 3c), 内层腐蚀产物出现了破损且疏松, 如图 3d 所示。经过 EDS 分析发现内层腐蚀产物所含元素为 Fe、C、O 和 S, 外层为 Ca、C 和 O

表 3 6 kPa 硫化氢分压时腐蚀产物所含元素  
Tab.3 Element compositions of scale in 6 kPa H<sub>2</sub>S partial pressure environment

温度/℃	内层元素	外层元素
150	Fe、C、O	Fe、S
80	Fe、Ca、C、O、S	Ca、C、O



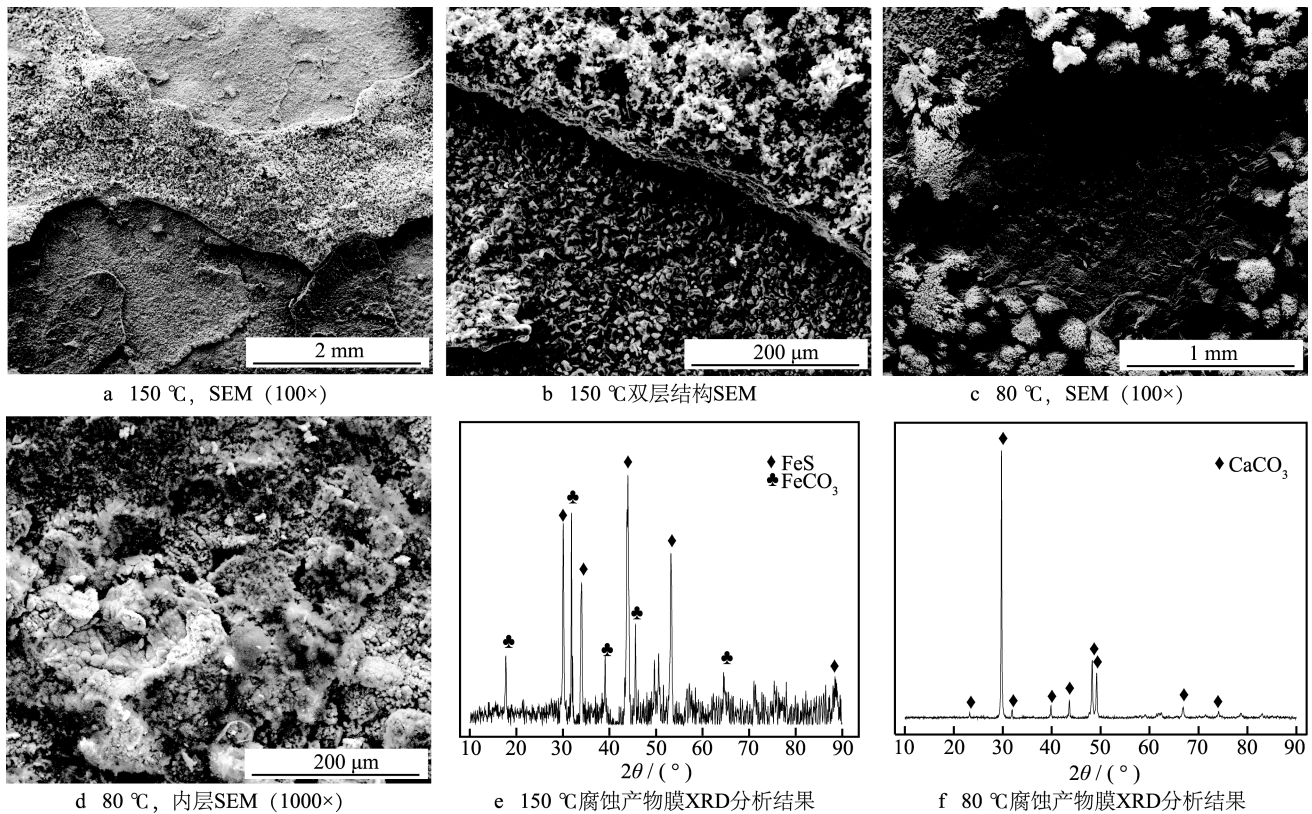


图 3 6 kPa 硫化氢分压时 P110SS 腐蚀产物微观形貌及 XRD 分析结果

Fig.3 Micro morphologies and XRD of P110SS after corrosion in 6 kPa  $H_2S$  partial pressure environment: a) 150 °C, SEM (100 $\times$ ), b) double-layer structure of scale at 150 °C, c) 80 °C, SEM (100 $\times$ ), d) SEM (1000 $\times$ ) of inner scale at 80 °C, e) XRD of scale after corrosion at 150 °C, f) XRD of scale after corrosion at 80 °C

(表 3)。由于外层腐蚀产物较厚, XRD 结果仅表明外层物质为  $CaCO_3$ 。对腐蚀产物的微观分析证实, 在此硫化氢浓度下, 腐蚀为  $CO_2$  所主导。

图 4 为高温、硫化氢分压为 165 kPa 时 P110SS 失重试样腐蚀不同时间后表面产物膜的形貌。腐蚀 168 h 后, P110SS 试样表面腐蚀产物为颗粒状结晶, 疏松且不均匀, 可观察到腐蚀产物膜有鼓起破损的现象, 但未发生脱落, 如图 4a 所示。龟裂的腐蚀产物膜极易将基体暴露在腐蚀环境中, 因此其对基体保护作用较差。腐蚀 720 h 后, 试样表面腐蚀产物膜龟裂程度加重且腐蚀产物有脱落, 如图 4b 所示。由脱落处可见腐蚀产物膜呈现双层结构。内层腐蚀产物结晶颗粒细密均匀 (图 4c), 经过 EDS 分析发现仅含有 Fe 和 S 两种元素 (表 4)。外层腐蚀产物所含元素为 Ca、C 和 O (表 4)。虽然外层腐蚀产物相较内层腐蚀产物厚, 但是龟裂破碎的形貌极易将内层暴露在腐蚀环境中。腐蚀 2160 h 后的试样表面未呈现双层结构, 外层粗大龟裂的颗粒状腐蚀产物消失 (图 4d), 表明在长周期的实验中

外层腐蚀产物完全脱落, 暴露出内层结晶状的 Fe 和 S 化合物 (表 4)。当温度降低至 100 °C 时, P110SS 腐蚀后样品表面产物膜疏松且不均匀, 为不同形态结晶, 同时观察到腐蚀产物膜有鼓起的现象, 但并未脱落, 如图 4f 所示。龟裂破碎的形貌极易将基体暴露在腐蚀环境中, 因此其对基体保护作用较差。对于以上腐蚀产物的分析证明, 在该实验条件下 P110SS 的腐蚀过程受  $H_2S$  和  $CO_2$  混合控制, 因此随温度升高, P110SS 的腐蚀速率增大。

表 4 165 kPa 硫化氢分压时腐蚀产物所含元素  
Tab.4 Element compositions of scale in 165 kPa  $H_2S$  partial pressure environment

条件	内层元素	外层元素
168 h, 210 °C		Fe、S
720 h, 210 °C	Fe、S	Ca、Fe、C、O
720 h, 100 °C		Fe、S
2160 h, 210 °C	Fe、S	

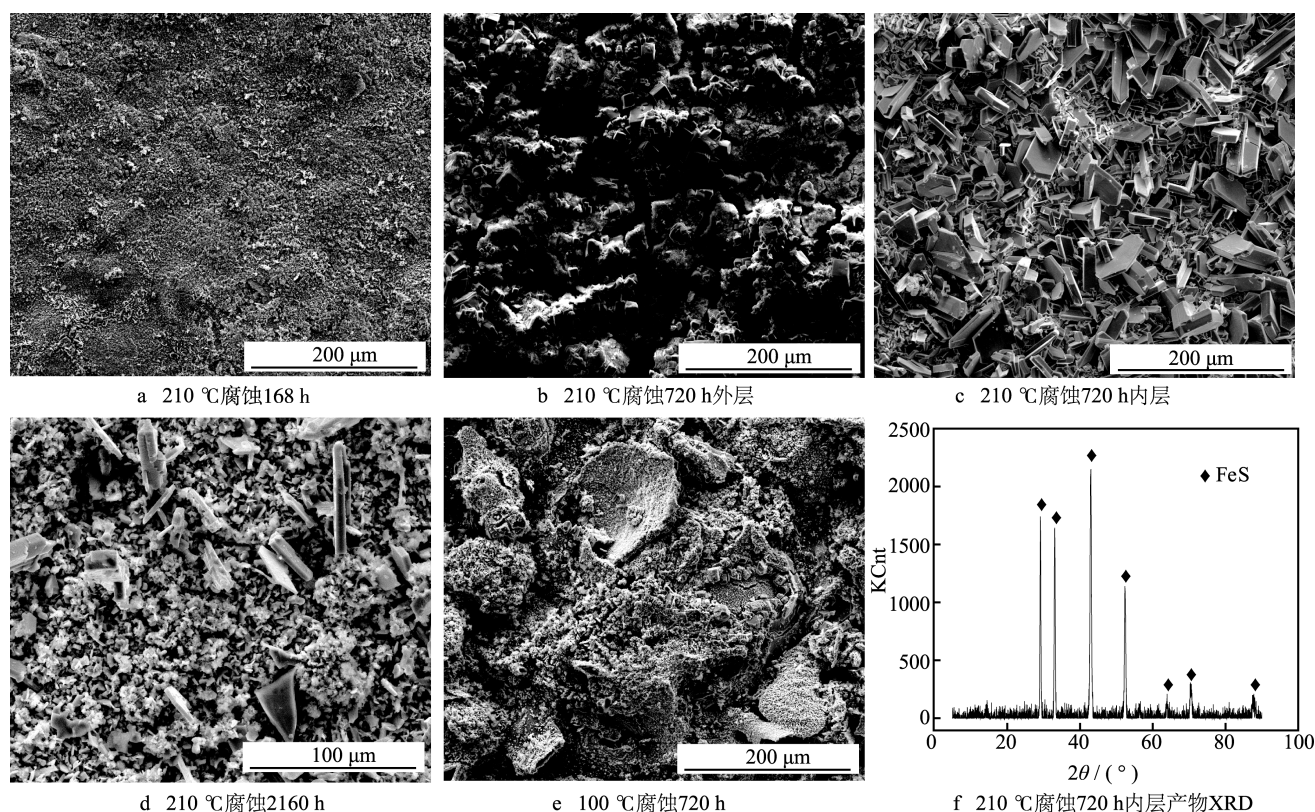


图 4 165 kPa 硫化氢分压时 P110SS 腐蚀后微观形貌及 XRD 分析结果

Fig.4 Micro morphologies and XRD of P110SS after corrosion in 165 kPa  $\text{H}_2\text{S}$  partial pressure environment: a) corrosion 168 h at 210 °C, b) outer scale after corrosion 168 h at 210 °C, c) inner scale after corrosion 168 h at 210 °C, d) corrosion 2160 h at 210 °C, e) corrosion 720 h at 100 °C, f) XRD of inner scale after corrosion 720 h at 210 °C

### 3 结论

1) P110SS 在纯  $\text{CO}_2$  条件下的腐蚀速率低于在含硫化氢环境下的腐蚀速率, 且高温下腐蚀速率较低, 高温时形成的均匀完整的内层碳酸盐腐蚀产物膜对基体有一定的保护能力。

2) 在低含  $\text{H}_2\text{S}$  (6 kPa) 的腐蚀环境中, 腐蚀为  $\text{CO}_2$  主导, 因此当温度升高时, 腐蚀速率减小, 这主要是由于高温时内层形成了结晶良好的  $\text{FeCO}_3$ 。

3) 由于  $\text{H}_2\text{S}/\text{CO}_2$  混合环境下, 高温、硫化氢分压 165 kPa 时腐蚀的动力学过程十分剧烈, 因此该条件下 P110SS 腐蚀速率较高, 腐蚀产物主要为铁的硫化物。长周期实验发现腐蚀速率有所降低, 说明腐蚀产物的堆积在一定程度上能够降低腐蚀速率。当温度降低时, 腐蚀环境缓和, 腐蚀速率降低。

### 参考文献

[1] BOOK G, BATES M. Development of a Risk-based Ap-

proach for High-sour Exploration Wells[C]//SPE Middle East Health, Safety, Security, and Environment Conference and Exhibition. Sanantonio: Society of Petroleum Engineers, 2012.

[2] 艾志久, 范钰伟, 赵乾坤.  $\text{H}_2\text{S}$  对油气管材的腐蚀及防护研究综述[J]. 表面技术, 2015, 44(9): 108—115.

AI Zhi-jiu, FAN Yu-wei, ZHAO Qian-kun. Review on  $\text{H}_2\text{S}$  Corrosion of Oil Gas Tubing and Its Protection[J]. Surface Technology, 2015, 44(9): 108—115.

[3] 李顺林, 姚慧智, 赵果, 等. 普光高酸性气田井筒管材及完井方案优选[J]. 钻井工程, 2011(9): 79—81.

LI Shun-lin, YAO Hui-zhi, ZHAO Guo. Selective Preference of Shaft Tube and Completion Program in Puguang Acid Gas Well[J]. Drilling Project, 2011(9): 79—81.

[4] 薛丽娜, 陈琛, 熊昕东, 等. 元坝超深含硫气井防腐技术研究实践[J]. 天然气技术与经济, 2014, 8(5): 37—39.

XUE Li-na, CHEN Chen, XIONG Xin-dong, et al. Study and Practice of Anti Corrosion Technology in Containing Sulfur Environment of Yuanba Super Deep Gas Well[J]. Natural Gas Technology and Economy, 2014, 8(5): 37—39.

[5] WILMS M E, SMIT J, HUIZINGA S, et al. Cracking Behavior of 17Cr OCTG in Mildly Sour Production Environments[C]//NACE 2014. Beijing: NACE International, 2014.

- [6] NGOMO V, FONLUPT S, COUDREUSE L, et al. Environmental Cracking Performance of Super Martensitic Stainless Steels 13Cr in High Chloride Reservoir Fluids Containing  $H_2S/CO_2$ [C]//Corrosion 2011. Houston: NACE International, 2011.
- [7] MORANA R, PICCOLO E L, SCOPPIO L, et al. Environmental Cracking Performance of Super Martensitic Stainless Steels “13-5-2”(Grades 110Ksi and 125Ksi) for Tubing Applications in High Chloride Reservoir Fluids Containing  $H_2S/CO_2$ [C]//Corrosion 2010. India: NACE International, 2010.
- [8] 曹公望,王振尧,刘雨薇,等.碳钢在三种大气环境中的应力腐蚀[J].装备环境工程,2015,12(4):6—10.  
CAO Gong-wang, WANG Zhen-yao, LIU Yu-wei, et al. Stress Corrosion of Carbon Steel in Three Different Atmospheric Environments[J].Equipment Environmental Engineering, 2015,12(4):6—10.
- [9] MARCHEBOIS H, ALAMI H E L, LEYER J, et al. Sour Service Limits of 13% Cr and Super 13% Cr Stainless Steels for OCTG: Effect of Environmental Factors[C]//Corrosion 2009. Georgia: NACE International, 2009.
- [10] NACE TM0177. Laboratory Testing of Metals for Resistance to Specific Forms of Environmental Cracking in  $H_2S$  Environments[C]//Corrosion 2005.Houston:NACE International, 2005.
- [11] 陈长风,郑树启,姜瑞景,等.P110SS 钢在  $H_2S/CO_2$  环境中的腐蚀特征[J].材料热处理学报,2009,10(5):162—166.  
CHEN Chang-feng, ZHENG Shu-qi, JIANG Rui-jing, et al. Corrosion Characterization of P110SS Steel in the Environment Containing  $H_2S$  and  $CO_2$ [J].Transaction of Material and Heat Treatment, 2009, 10(5):162—166.
- [12] 任永峰,毕宗岳,李周波. 3Cr 钢和碳钢在含  $CO_2$  环境中的腐蚀速率对比[J]. 表面技术, 2013, 42(5): 29—31.  
REN Yong-feng, BI Zong-yue, LI Zhou-bo. Comparison of the Corrosion Rate of 3Cr Steel and Carbon Steel in  $CO_2$  Environment[J]. Surface Technology, 2013,42(5): 29—31.
- [13] 白真权,李鹤林,刘道新,等. 模拟油田  $H_2S/CO_2$  环境中 N80 钢的腐蚀及影响因素研究[J]. 材料保护, 2003, 36(4): 32—34.  
BAI Zhen-quan, LI He-lin, LIU Dao-xin, et al. Corrosion Factors of N80 Steel in Simulated  $H_2S/CO_2$  Environment[J]. Material Protection, 2003, 36(4):32—34.
- [14] 周卫军,郭瑞,张勇.  $H_2S$  分压对 SM80SS 套管钢在  $CO_2/H_2S$  共存环境中高温高压腐蚀行为的影响[J]. 腐蚀与防护, 2009, 30(11):784—787.  
ZHOU Wei-jun, GUO Rui, ZHANG Yong. Influence of  $H_2S$  Partial Pressure on Corrosion Behavior of Super Anti-sulfide Well Tube Steel SM80SS in  $CO_2/H_2S$  Environment[J]. Corrosion & Protection, 2009,30(11):784—787.
- [15] YOON-SEOK C, SRDJAN N, SHIUN L. Effect of  $H_2S$  on the  $CO_2$  Corrosion of Carbon Steel in Acidic Solutions[J]. Electrochimica Acta, 2011, 56: 1752—1760.
- [16] WU Hui-bin, LIU Li-fu, WANG Li-Dong. Influence of Chromium on Mechanical Properties and  $CO_2/H_2S$  Corrosion Behavior of P110 Grade Tube Steel[J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2014, 21(1): 76—85.
- [17] 苏俊华,张学元,王风平,等.高矿化度介质中二氧化碳腐蚀金属的规律[J]. 材料保护, 1998, 31(11):21—23.  
SU Jun-hua, ZHANG Xue-yuan, WANG Feng-ping, et al.  $CO_2$  Corrosion of Steels in High Salinity Solution[J]. Material Protection, 1998, 31(11):21—23.
- [18] IKEDA A, UEDA M, MUKAI S.  $CO_2$  Behavior of Carbon and Cr Steels[C]//Advances in  $CO_2$  Corrosion. Houston: NACE International, 1984.