

Super304H 钢在含 1.5%SO₂ 模拟烟气中的 腐蚀行为研究

汪元奎¹, 黄丽琴², 刘光明², 张民强¹, 倪进飞³, 李茂东³

(1.东方锅炉股份有限公司材料研究所, 四川 自贡 643001 2.南昌航空大学 材料科学与工程学院, 南昌 330063; 3.广州特种承压设备检测研究院, 广州 510663;)

摘要: **目的** 研究 Super304H 钢在 650 °C 和 700 °C 模拟烟气中的腐蚀行为和机理。**方法** 将 Super304H 钢试样置于含 SO₂ (体积分数 1.5%) 的模拟烟气中, 间隔一定时间取出样品称量, 获得腐蚀动力学曲线。采用 XRD、SEM 和 EDS 分析不同腐蚀阶段的腐蚀产物形貌、成分和物相组成。**结果** 腐蚀初期, Super304H 钢在 700 °C 下的腐蚀速率明显比 650 °C 下的快, 腐蚀过程中, 腐蚀产物不断生成和剥落。650 °C 时, 样品初期的主要成分为 Cr₂O₃ 和 Fe₂O₃, 随腐蚀时间的延长, 生成了 Fe₃O₄; 700 °C 时的腐蚀产物剥落更明显。腐蚀产物具有双层结构, 主要由 Fe₂O₃、Cr₂O₃、Fe₃O₄ 和少量 (Ni,Cr)Fe₂O₄、CuFe₂O₄ 尖晶石类化合物组成, 在腐蚀产物内层生成了硫化物。**结论** Super304H 钢在 650 °C 和 700 °C 含 SO₂ (1.5%) 的模拟烟气中, 腐蚀产物不断生成和剥落, 导致腐蚀加速。

关键词: Super304H 钢; 二氧化硫; 模拟烟气; 高温腐蚀

中图分类号: TG172.3+2 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2017)12-0199-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2017.12.032

Corrosion Behavior of Super304H Steel in 1.5% SO₂ Simulated Fuel Gas

WANG Yuan-kui¹, HUANG Li-qin², LIU Guang-ming², ZHANG Min-qiang¹, NI Jin-fei³, LI Mao-dong³

(1.Dong fang Boiler Group Co., Ltd, Material Research Institute, Zigong 643001, China; 2.School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China; 3.Guangzhou Special Pressure Equipment Inspection and Research Institute, Guangzhou 510663, China.)

ABSTRACT: The work aims to study corrosion behavior and mechanism of Super304H steel in simulated fuel gas at 650 °C and 700 °C, respectively. The Super304H steel was placed in simulated fuel gas containing SO₂ (volume fraction 1.5%), corrosion kinetics curves were obtained by weighting the sample at intervals. Morphology, composition and phase composition of the corrosion product at different corrosion stages were analyzed with XRD, SEM and EDS. At the initial corrosion stage, corrosion rate of Super304H steel at 700 °C was faster than that at 650 °C. Continuous formation and peeling of corrosion product were observed during the corrosion process. Main constituents of the sample at the initial stage were identified as Cr₂O₃ and Fe₂O₃ at 650 °C, then Fe₃O₄ was generated as the corrosion time prolonged. When the sample was corroded at 700 °C, corrosion product peeled off more evidently. The corrosion product had a bilayer structure and it was mainly composed of Fe₂O₃, Cr₂O₃, Fe₃O₄ and

收稿日期: 2017-05-07; 修订日期: 2017-09-29

Received: 2017-05-07; Revised: 2017-09-29

基金项目: 国家自然科学基金 (51161022); 江西省教育厅科技计划项目 (DB201301133, 201301050)

Fund: Supported by the National Science Foundation of China (51161022) and Science and Technology Foundation of Department of Education of Jiangxi Province (DB201301133, 201301050)

作者简介: 汪元奎 (1963—), 男, 高级工程师, 主要研究方向为锅炉的腐蚀与防护。

Biography: WANG Yuan-kui (1963—), Male, Senior engineer, Research focus: corrosion and protection of boiler.

通讯作者: 刘光明 (1971—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为材料腐蚀与防护。

Corresponding author: LIU Guang-ming (1971—), Male, Doctor, Professor, Research focus: corrosion and protection of materials.

a small amount of spinel compounds including $(\text{Ni,Cr})\text{Fe}_2\text{O}_4$ and CuFe_2O_4 . Sulfide formed in internal layer of the corrosion product. When Super304H steel is placed in the simulated fuel gas containing SO_2 (1.5 vol%) at 650 °C and 700 °C, corrosion rate accelerates as the corrosion products form and peel off continuously.

KEY WORDS: Super304H steel; sulphur dioxide; simulated flue gas; high temperature corrosion

火力发电行业面临降低成本、提高发电效率及缓解环境问题等压力。提高锅炉内工质的温度和压力,是提高燃煤机组发电效率的有效途径之一^[1]。然而,大容量、高参数火力发电机组在带来较高系统效率的同时,也使得高温部件的腐蚀失效问题变得更加突出,其管外气氛/煤灰腐蚀和管内水蒸汽氧化问题日趋严重^[2]。随着电厂煤炭市场的开放,实际燃用煤种中的硫元素含量有时高于锅炉设计煤种,高硫煤进入炉内燃烧,造成炉内高温燃烧区域的腐蚀、积灰、堵塞,严重影响火电机组的安全运行^[3]。原煤中的含硫量越高,发生高温腐蚀的几率越高且速率越快^[4]。锅炉燃烧过程中产生的 SO_2 对锅炉受热面管子的腐蚀是影响锅炉“四管”使用寿命的重要因素^[5-6]。烟气腐蚀是锅炉管选材考虑的重要因素之一,随着国内超临界机组的建设^[7],研究 Super304H 锅炉用不锈钢在高硫煤环境中的腐蚀行为具有重要的工程应用价值。本文研究了 Super304H 钢在高温 (650 °C、700 °C) 含 1.5% SO_2 模拟烟气中的腐蚀行为,并简要探讨了其腐蚀机理。

1 实验方法

将 Super304H 钢管材料切割成 10 mm×10 mm×3 mm 的片状样品,其主要化学成分(以质量分数计)为: Cr 17%~19%, Ni 7.5%~10.5%, Cu 2.5%~3.5%, Mn ≤ 1%, Nb 0.2%~0.6%, C 0.07%~0.13%, Si ≤ 0.30%, P ≤ 0.04%, S ≤ 0.01%, N 0.05%~0.12%, Fe 余量。样品表面用砂纸逐级打磨至 1200#,经蒸馏水和乙醇超声清洗,干燥后备用。将样品放置于模拟烟气(各气体成分(以体积分数计)为: CO_2 15%, O_2 3.5%, SO_2 1.5%, N_2 余量)环境中,保持气体流量为 20 mL/min,测试温度为 650、700 °C,腐蚀时间为 50、100、150、200、250、300、350、400、600、800 h,在设定的时间内冷却至室温,后取出试样,用精度为 0.001 mg 的天平称量,获得材料腐蚀动力学曲线。腐蚀实验结束后,采用 X 射线衍射(XRD)、扫描电子显微镜(带能谱分析仪)SEM/EDS 分析产物成分、结构和形貌。

2 实验结果及分析

2.1 腐蚀动力学曲线

图 1 为 Super304H 钢在 650、700 °C 于 1.5% SO_2 模拟烟气中的腐蚀动力学曲线。由图 1 可见,样品初期的腐蚀速度在 700 °C 下明显高于 650 °C。样品在 650 °C 时的腐蚀表现为先增重后失重的过程:在腐蚀前 400 h 表现为增重;400 h 后出现较明显的失重,说明腐蚀产物脱落;600 h 后有轻微增重。试样在 700 °C 时的腐蚀初期增重明显比 650 °C 时的快,在 250 h 后开始出现腐蚀失重,腐蚀产物脱落,600 h 后出现明显增重。Super304H 钢在模拟烟气中的腐蚀速率随温度的升高而加快^[8],样品腐蚀动力学曲线表现为增重和失重交替进行,表面腐蚀产物不断生成和剥落。

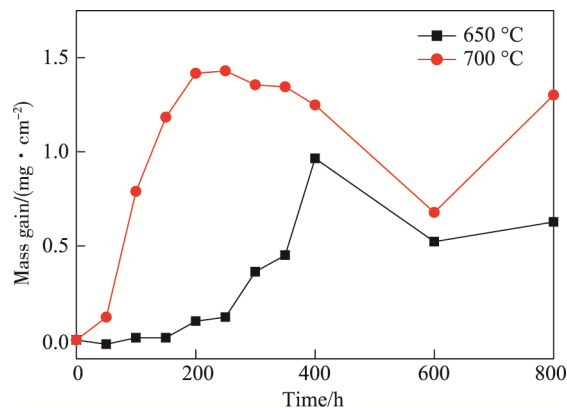


图 1 Super304H 钢在 650、700 °C 下的腐蚀动力学曲线
Fig.1 Corrosion kinetics curves of Super304H steel in simulated flue gas with 1.5 vol% SO_2 at 650 °C and 700 °C

2.2 腐蚀产物分析

图 2 为 Super304H 钢在 650 °C 含 1.5% SO_2 模拟烟气中腐蚀不同时间后表面的 XRD 图谱。在腐蚀初期 (200 h),可以观察到较强的基体衍射峰,说明此阶段腐蚀不严重,产物层较薄,腐蚀产物主要为 Fe_2O_3 、 Cr_2O_3 ; 腐蚀 400 h 后,氧化物衍射峰增强,有 Fe_3O_4 、 Fe_2O_3 和少量 Cr_2O_3 等物质; 腐蚀 600 h 时,样品的基体衍射峰很强,结合动力学曲线可知,由于腐蚀产物层剥落,腐蚀层变薄,出现较强的基体衍射峰; 800 h 后,腐蚀产物主要为 Fe_2O_3 、 Cr_2O_3 。

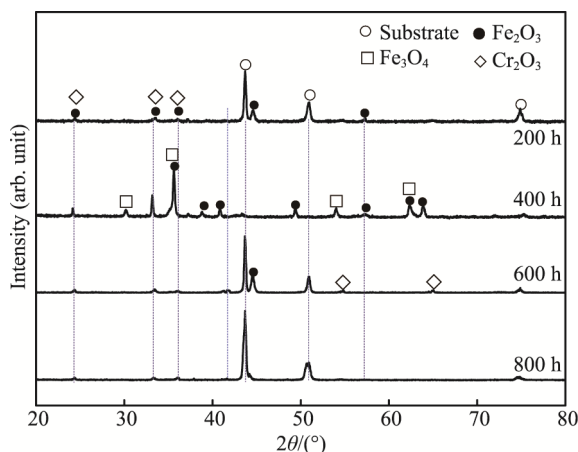


图 2 Super304H 钢在 650 °C 模拟烟气中腐蚀不同时间后的 XRD 图

Fig.2 XRD pattern of Super304H steel in simulated flue gas after corrosion for various time at 650 °C

图 3 为在 700 °C 1.5%SO₂ 模拟烟气中腐蚀不同时间后的 XRD 图谱。从图 3 可知, 腐蚀初期 (200 h), 表面生成了少量 Fe₂O₃ 和 Cr₂O₃ 腐蚀产物, 基体峰强; 腐蚀 400 h 后, 基体衍射峰消失, 腐蚀产物为 Fe₂O₃、Cr₂O₃、Fe₃O₄、CuFe₂O₄、(Ni,Cr)Fe₂O₄; 600 h 时, 由于腐蚀产物明显脱落, 有较强的基体衍射峰, 腐蚀产物主要由 Fe₂O₃、Cr₂O₃、Fe₃O₄ 组成; 腐蚀 800 h 后的产物与 400 h 的相似。

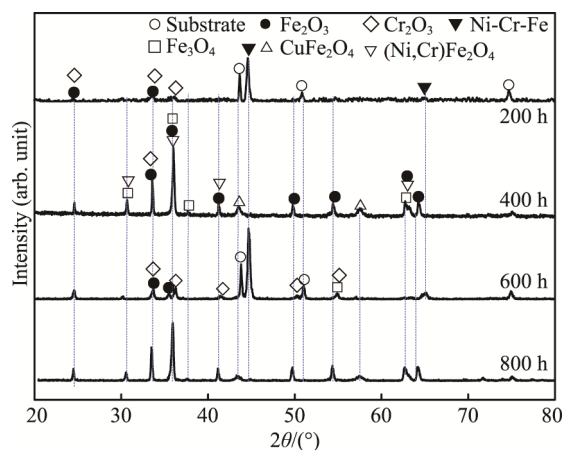


图 3 Super304H 钢在 700 °C 模拟烟气中腐蚀不同时间后的 XRD 图

Fig.3 XRD pattern of Super304H steel in simulated flue gas after corrosion for various time at 700 °C

2.3 微观形貌和成分分析

2.3.1 表面形貌及能谱分析

图 4a—d 为 Super304H 钢在 650 °C 含 1.5%SO₂ 的模拟烟气中腐蚀 200、400、600、800 h 后的表面形貌, 图 4e—h 为对应区域的能谱图。如图 4a 所示, 表面有粒状腐蚀产物生成, 对区域 1 进行能谱分析发现这些粒状产物主要含有 Fe、Cr 和 O 元素, 结合 XRD 分析, 产物应为 Fe₂O₃、Cr₂O₃。试样在高浓度 SO₂

气氛中腐蚀 400 h, 试样表面生成针状产物且局部有脱落, 区域 2 能谱显示主要元素含有 Fe 和 O 元素, 以及少量的 Cr, 腐蚀产物以 Fe₂O₃、Cr₂O₃、Fe₃O₄ 为主。在腐蚀 600 h 的图 4c 中可见颗粒状物质布满试样表面, 腐蚀产物脱落增多, 对区域 3 进行能谱检测表明, 腐蚀产物主要由 Fe、Cr 和 O 元素组成。在图 4d 中观察到样品表面腐蚀产物脱落严重, 区域 4 能谱显示样品腐蚀产物脱落后, 基材处主要由 Fe、Cr、Ni 和 O 元素构成, 还含有部分的 S 元素, 可判断生成了硫化物, 金属硫化物的 PBR 值比金属氧化物高, 腐蚀产物容易从试样表面剥落。

图 5a—d 分别为 Super304H 钢在 700 °C 含 1.5%SO₂ 的模拟烟气中腐蚀 200、400、600、800 h 后的表面形貌, 图 5e—j 分别为对应区域的能谱图。样品腐蚀 200 h 后, 表面可见腐蚀产物脱落, 区域 1 主要含 Fe、Cr 和 O 等元素。腐蚀 400 h 后, 试样可见明显瘤状突起物, 能谱分析其主要含 Fe、Cr、Ni、Cu 和 S 元素, Super304H 中的 Cu 和 Fe 在氧化过程中会以 CuFe₂O₄ 形式存在^[11]。腐蚀 600 h 的样品 (图 5c) 的表层腐蚀产物脱落处呈多孔结构, 能谱分析发现区域 3 主要含 Fe 和 Cr 元素, O 含量很低, 而区域 4 的能谱检测到元素 Fe、Cr 和 O 含量高, 产物主要为 Cr₂O₃ 和 Fe₂O₃。腐蚀 800 h 后可见腐蚀产物脱落处孔洞逐渐变小变密 (图 5d), 区域 5、6 能谱显示基本元素和区域 3、4 相似, 还检测到部分 Cu 元素, 结合 XRD 可知腐蚀过程中生成了 CuFe₂O₄。

2.3.2 截面形貌及成分分析

图 6 为 Super304H 钢在 650、700 °C 含 1.5%SO₂ 的模拟烟气中腐蚀 800 h 后的截面微观形貌及对应的能谱图。从图 6a 可见, 在 650 °C 高浓度硫气氛中, 样品的腐蚀产物层较薄, 不连续, 腐蚀不严重。从图 6b 可见, 腐蚀产物分层, 外层 (区域 1) 可见腐蚀产物疏松多孔, 部分脱落, 由 Fe、Cr、O 元素组成; 内层 (区域 2) 相对致密, 主要由 Fe、Cr、O 及少量 Ni、S 元素组成, 有少量硫化物生成。

3 讨论

锅炉管道的高温硫化腐蚀是复杂的物理化学过程, 在腐蚀初期, 腐蚀的控制因素是界面反应速度。由反应式 (1)—(3) 的热力学数据显示^[12], Cr 与氧的亲合力最强, 其次是 Fe。因此腐蚀初期, 样品表面首先形成的 Cr₂O₃, 但 Fe₂O₃ 生长速度快, Cr₂O₃ 与 Fe₂O₃ 可相互固溶, Ni 的氧化驱动力最小, 氧化生成 NiO, 并可能与 Fe、Cr 氧化物发生固态反应, 生成尖晶石结构的复杂氧化物 (Ni,Fe)Cr₂O₄。由于 Super304H 钢添加了 2.5%~3.5%Cu, 氧化物表层处于高氧压条件, Cu 元素可沿铁氧化物晶界扩散, 并在其表面形成 CuFe₂O₄ 相, 以降低吉布斯自由能^[11]。奥氏体钢的 Cr 含量达到 25%

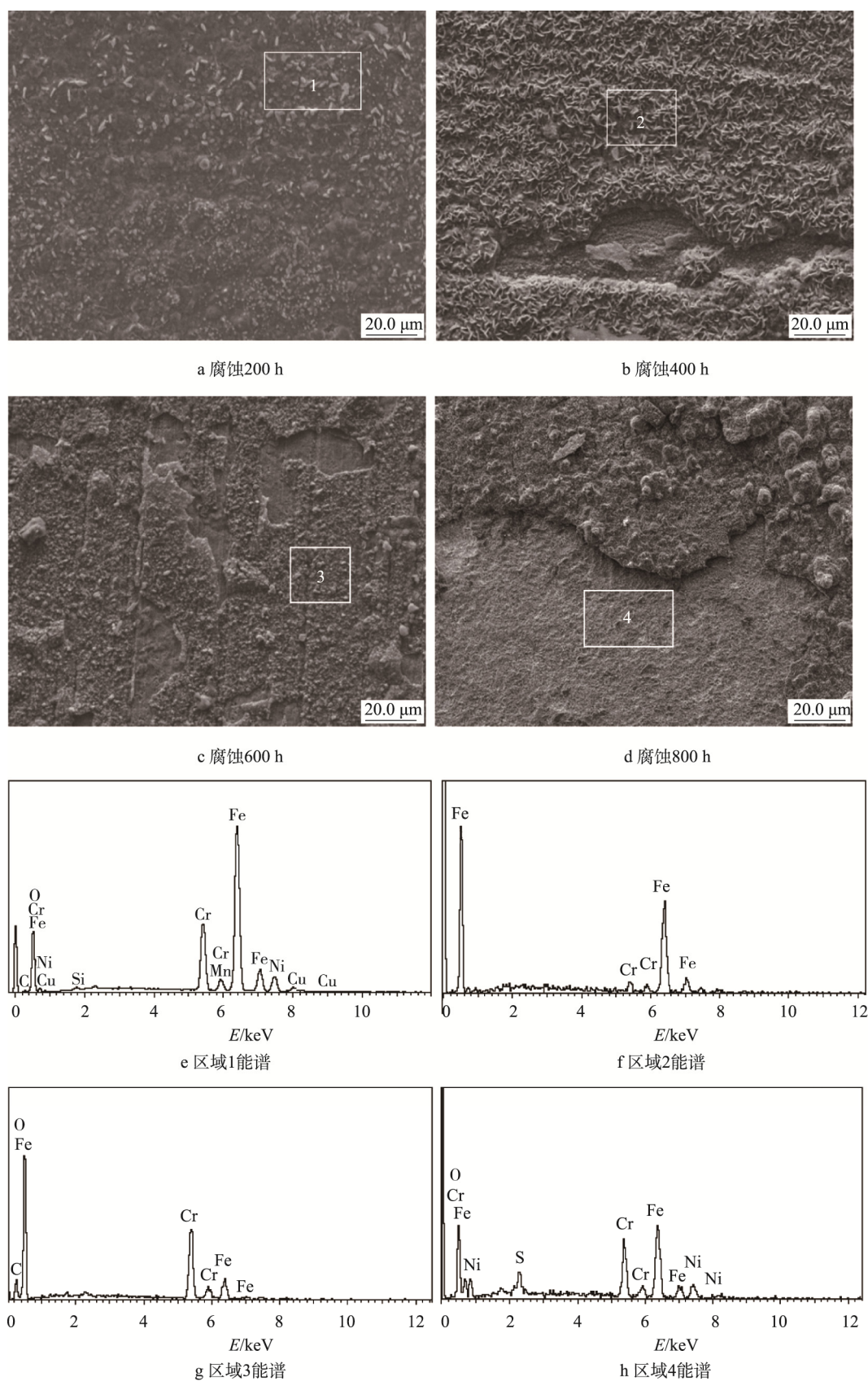


图4 Super304H 钢在 650 °C 的模拟烟气中腐蚀不同时间后的表面形貌及对应能谱图

Fig.4 Surface morphology and corresponding EDS pattern of Super304H steel after corrosion in simulated flue gas for different corrosion time at 650 °C: (a) being corroded for 200 h; (b) being corroded for 400 h; (c) being corroded for 600 h; (d) being corroded for 800 h; (e) energy spectrum in area 1; (f) energy spectrum in area 2; (g) energy spectrum in area 3; (h) energy spectrum in area 4

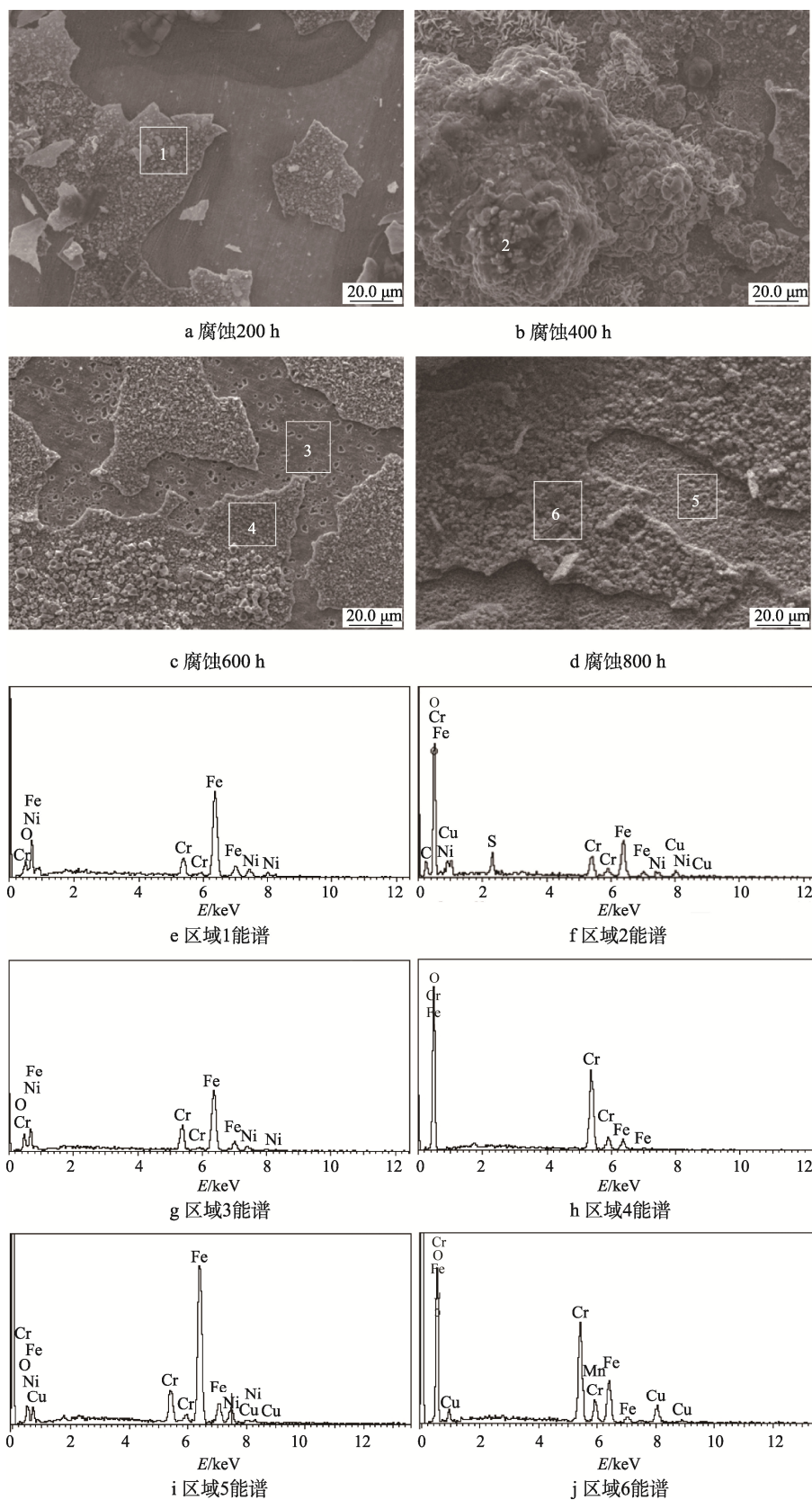


图 5 Super304H 钢在 700 °C 的模拟烟气中腐蚀不同时间后的微观表面形貌及对应能谱图

Fig.5 Surface microstructure and corresponding EDS pattern of Super304H steel after corrosion in simulated flue gas at 700 °C for different corrosion time: (a) being corroded for 200 h; (b) being corroded for 400 h; (c) being corroded for 600 h; (d) being corroded for 800 h; (e) energy spectrum in area 1; (f) energy spectrum in area 2; (g) energy spectrum in area 3; (h) energy spectrum in area 4; (i) energy spectrum in area 5; (j) energy spectrum in area 6

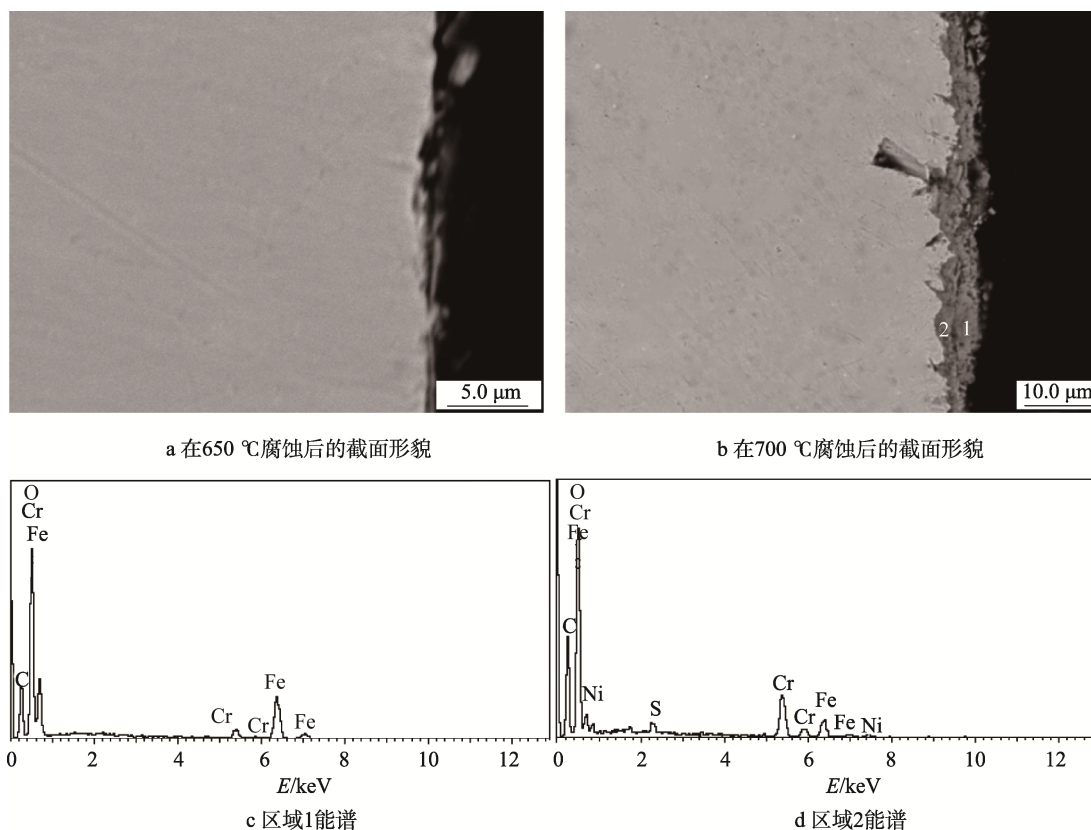
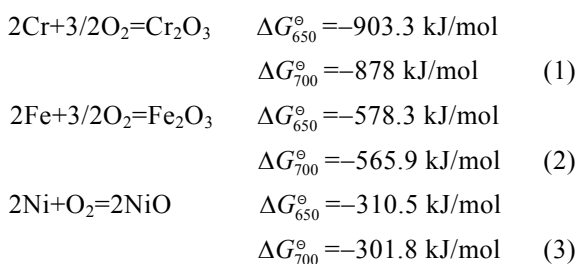


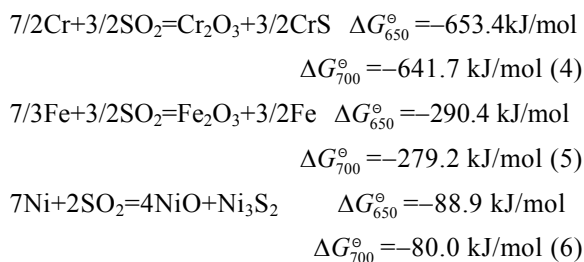
图 6 Super304H 钢在 650、700 °C 的模拟烟气中腐蚀 800 h 后的截面形貌及对应能谱图

Fig.6 Cross-sectional morphology and corresponding energy spectrum of Super304H steel after corrosion in simulated flue gas for 800 h at 650 °C and 700 °C: (a) cross-sectional morphology after corrosion at 650 °C; (b) cross-sectional morphology after corrosion at 700 °C; (c) energy spectrum in area 1; (d) energy spectrum in area 2

才能生成连续的 Cr_2O_3 保护层以改善抗氧化性^[13],而 Super304H 的 Cr 含量为 17%~19%,尚难以形成一层致密、连续的氧化铬膜抑制腐蚀。



通常,金属和合金在含硫混合气体中的腐蚀速度高于在氧化环境中的氧化速度。模拟烟气中存在的 SO_2 和 O_2 ,使腐蚀呈现金属-硫-氧体系的腐蚀,环境中硫与氧同时存在,合金材料生成氧化物时通常伴有硫化物的形成,当 SO_2 含量高于 1% 时, SO_2 将直接与金属反应^[14]。本实验环境的 SO_2 浓度较高,金属可按照反应式(4)~(6)进行反应^[12],生成的硫化物体积增大,在金属/腐蚀产物界面上的内应力进一步增大,导致腐蚀产物开裂和剥落,而最外层保护性氧化皮剥落,反过来会进一步加速基体腐蚀,这与实验过程中观察到动力学曲线增重和失重交替现象相一致。



Super304H 钢中的 Ni 和 Cr 含量较高,在 700 °C 以下具有较好的抗高温氧化性能^[14]。但金属硫化比单纯氧化的腐蚀速率大 1~2 个数量级^[15],其主要原因是金属硫化物中的缺陷比相应的氧化物高几个数量级,离子的扩散速度快,导致硫化物的生长速度快。生成的金属硫化物在混合气氛中的氧分压高时氧化为相应的氧化物并释放出 S, S 可通过表面腐蚀产物的缺陷渗透至腐蚀产物/合金界面处,导致金属硫化^[16],其反应速率随温度的升高而增大^[17],导致腐蚀速度增加。

扩散进入氧化膜的 SO_2 渗透到基体,由反应的吉布斯自由能可知, Cr 发生硫化的热力学驱动力最强,铬硫化物的稳定性强,将优先形成 CrS。氧化和硫化消耗大量的 Cr 元素,导致氧化膜附近的基体中 Cr 贫乏,而 Fe 和 Ni 的相对浓度升高,腐蚀产物中的硫化物为 Fe 和 Ni 元素向外扩散提供了快速通道,因此

腐蚀产物中有铁、铬氧化物和铁、铬硫化物的混合物。这些混合物首先选择某些不完整的 Cr₂O₃ 层或微缺陷区域形核长大^[18], 使局部区域呈凸起物, 相互交叠直至覆盖整个合金表面。此外向外扩散的 Ni 与 Ni₃S₂ 形成 Ni-Ni₃S₂ 共融, 其熔点为 645 °C^[19], 本实验环境为 650、700 °C 使 Ni-Ni₃S₂ 呈熔融状态, 使氧化膜被破坏, 加速合金腐蚀。

4 结论

1) Super304H 钢在 650、700 °C SO₂ (1.5%) 的模拟烟气中的腐蚀动力学表现为增重和失重交替, 腐蚀过程中的腐蚀产物不断生成和剥落。

2) Super304H 钢在 650 °C SO₂ (1.5%) 的模拟烟气中的初期腐蚀产物主要为 Cr₂O₃ 和 Fe₂O₃, 随着腐蚀时间的延长, 进一步生成 (Ni,Cr)Fe₂O₄、CuFe₂O₄、Fe₃O₄。氧化膜分层: 外层较疏松、易脱落; 内层较致密, 且有硫化物生成。

3) 在 650 °C 和 700 °C 含较高 SO₂ (1.5%) 的模拟烟气中, Super304H 钢生成了硫化物导致腐蚀速度快, 且硫化物增加了氧化膜的内应力, 腐蚀产物形成和剥落会导致材料不断腐蚀。

参考文献:

- [1] 赵双群. 新型高强耐蚀 Ni-Cr-Co 基高温合金在燃煤环境下长期使用的稳定性研究[D]. 杭州: 浙江大学, 2002.
ZHAO Shuang-qun. Study on the Stability of New Type High Strength Corrosion Resistant Ni-Cr-Co Based Super Alloy in Coal Fired Environment[D]. Hangzhou: Zhejiang University, 2002.
- [2] 贺永冰, 王卫军, 李长鸣, 等. 超临界直流锅炉水冷壁管高温硫腐蚀的成因及防治[J]. 电力建设, 2010, 31(10): 61-66.
HE Yong-bing, WANG Wei-jun, LI Chang-ming, et al. Causes and Prevention of High Temperatures Sulfur Corrosion of Water Tubes of Supercritical Concurrent Boiler[J]. Electric Power Construction, 2010, 31(10): 61-66.
- [3] 洪景娥. T91 钢在含 SO₂ 混合气体中高温腐蚀行为试验研究[J]. 华东电力, 2005, 33(1): 65-77.
HONG Jing-e. Experimental Study of High Temperature Corrosion Behavior of T91 in SO₂ Gas Mixture[J]. East China Electric Power, 2005, 33(1): 65-77.
- [4] VISWANATHAN R, HENRY J, TANZOSH J, et al. US Program on Materials Technology for Ultra-super Critical Coal Power Plants[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2005, 14(3): 281-292.
- [5] 张燕平, 蔡小燕, 黄树红, 等. 700 °C 超超临界燃煤发电机组材料研发现状[J]. 中国电力, 2012, 45(2): 16-21.
ZHANG Yan-ping, CAI Xiao-yan, HUANG Shu-hong, et al. Present Situation of 700 °C Ultra-supercritical Coal-fired Generating Set[J]. Electric Power Construction, 2012, 45(2): 16-21.
- [6] 潘家栋, 王家庆, 陈国宏, 等. Super304H 耐热钢的热稳定性[J]. 中国科技论文, 2012, 7(2): 95-100.
PAN Jia-dong, WANG Jia-qing, CHEN Guo-hong, et al. Thermal Stability of Super304H Heat Resistant Steel[J]. China Science Paper, 2012, 7(2): 95-100.
- [7] 贾成洁. Super304H 奥氏体高温时效后组织结构的变化[D]. 大连: 大连理工大学, 2010.
JIA Cheng-jie. Changes of Microstructure of Super304H Austenitic Stainless Steel after High Temperature Aging[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2010.
- [8] 齐慧滨, 刘海平. 金属高温硫化研究进展[J]. 腐蚀科学与防护技术, 1996, 8(2): 114-121.
QI Hui-bing, LIU Hai-ping. Research Progress of High Temperature Vulcanization of Metals[J]. Corrosion Science and Protection Technology, 1996, 8(2): 114-121.
- [9] ANDERSEN A, HAFLAN B, KOFSTAD P, et al. High Temperature Torrosion of Nickel and Dilutenickel Based Alloys in (SO₂+O₂)/SO₃ Mixtures[J]. Materials Science and Engineering, 1987, 87: 45-50.
- [10] LILLERUD K, HAFLAN B, KOFSTAD P, et al. On the Reaction Mechanism of Nickel with SO₂+O₂/SO₃[J]. Oxidation of Metals, 1984, 21(3-4): 119-134.
- [11] 庞胜娇. 三种合金耐硫酸盐/氯盐腐蚀行为研究[D]. 大连: 大连理工大学, 2014.
PANG Sheng-jiao. Study on Corrosion Behavior Resistant Ulfates/Chloride Salts of Three Kinds of Alloy[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2014.
- [12] 左禹. 钢铁材料的高温硫化腐蚀[J]. 石油化工腐蚀与防护, 1988, 3(3): 21-31.
ZOU Yu. High Temperature Vulcanization Corrosion of Steel Materials[J]. Corrosion & Protection in Petrochemical Industry, 1988, 3(3): 21-31.
- [13] 李铁藩. 金属高温氧化和热腐蚀[M]. 北京: 工业装备与信息工程出版中心, 2003: 206-207.
LI Tie-fan. High Temperature Corrosion and Hot Chemistry of Metals[M]. Beijing: Industiral Equipment and Information Engineer Center, 2003: 206-207.
- [14] ANDERSEN A G, KOFSTAD P. Reactions of Chromium SO₂ Containing at Mospheres[J]. Oxidation of Metals, 1995, 43(3-4): 301-315.
- [15] GILLOT B, RADID M. Corrosion in SO₂ of Chromium and Manganese at High Temperature[J]. Oxidation of Metals, 1990, 33(3-4): 279-299.
- [16] STEIN-BRZOZOWSKA G, NORLING R, VIKLUND P, et al. Fireside Corrosion during Oxyfuel Combustion Considering Various SO₂ Contents[J]. Energy Procedia, 2014, 51: 135-147.
- [17] 李萍, 秦鹏, 庞胜娇, 等. Super304H 在模拟烟气环境下的腐蚀行为[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(10): 210-217.
LI Ping, QIN Peng, PANG Sheng-jiao, et al. Study on Corrosion Behavior of Super304H Steel in Simulated Furnace Atmosphere[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(10): 210-217.
- [18] 聂志云, 刘继华, 张有为, 等. Super304H 钢的高温腐蚀行为研究[J]. 热加工工艺, 2016, 7(14): 81-84.
NIE Zhi-yun, LIU Ji-hua, ZHANG You-wei, et al. Study on High Temperature Corrosion Behavior of Super304H Steel[J]. Hot Working Technology, 2016, 7(14): 81-84.
- [19] ZHENG X G, YOUNG D J. High Temperature Corrosion of Cr₂O₃ Forming Alloys in CO-CO₂-N₂ Atmospheres[J]. Oxidation of Metals, 1994, 42(3): 163-190.