

S30432 和 HR3C 涂覆某电厂煤灰和合成煤灰 高温腐蚀行为研究

汪元奎¹, 刘光明², 赵超², 张民强¹, 刘洪杰¹, 黄丽琴², 毛晓飞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. 国电科学技术研究院, 武汉 430066)

摘要: 目的 研究 S30432 和 HR3C 涂覆某电厂煤灰和合成煤灰后在 700 °C 模拟锅炉气氛中的腐蚀行为, 分析两种材料的腐蚀机理。方法 将表面涂覆煤灰的 S30432、HR3C 试样置于 700 °C 含 0.3%SO₂ 模拟锅炉烟气环境中腐蚀 2000 h, 间隔一定时间取出样品称量, 获得腐蚀动力学曲线。腐蚀 2000 h 后, 清洗去除样品表面的腐蚀产物, 获得样品腐蚀后的损失量, 计算两种材料在合成煤灰和某电厂煤灰中的腐蚀加速比。采用 XRD、SEM 和 EDS 对腐蚀产物成分、微观形貌和结构进行分析。结果 在某电厂煤灰环境中, S30432 和 HR3C 的腐蚀产物均为 Fe₂O₃、Cr₂O₃ 和 FeCr₂O₄; 在合成煤灰中, S30432 残留腐蚀产物主要为 FeCr₂O₄ 和 FeS, 而 HR3C 则主要为 Fe₂O₃、Cr₂O₃。在某电厂煤灰中, S30432 和 HR3C 表面生成了较厚的腐蚀产物层, 且腐蚀产物层中有大量孔洞; 在合成煤灰中, S30432、HR3C 腐蚀产物几乎剥落殆尽。结论 由于 HR3C 中的 Cr 和 Ni 含量较高, 其耐腐蚀性能明显优于 S30432。由于合成煤灰中硫酸盐含量较高, 因此合成煤灰中 S30432 和 HR3C 的腐蚀明显加快, S30432 和 HR3C 在合成煤灰和某电厂煤灰中腐蚀的加速比分别为 3.03 和 3.28。

关键词: S30432; HR3C; 高温腐蚀; 煤灰; 加速比

中图分类号: TG172 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2019)11-0365-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.11.042

High Temperature Corrosion Behavior of S30432 and HR3C Coated with Power Plant Coal Ash and Synthetic Coal Ash

WANG Yuan-kui¹, LIU Guang-ming², ZHAO Chao², ZHANG Min-qiang¹,
LIU Hong-jie¹, HUANG Li-qin², MAO Xiao-fei³

(1. Material Research Institute, Dongfang Boiler Group Co., Ltd, Zigong 643001, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China;

3. Guodian Science and Technology Research Institute, Wuhan 430066, China)

ABSTRACT: The work aims to study the corrosion behavior of S30432 and HR3C coated with power plant coal ash and synthetic coal ash in the simulated boiler atmosphere at 700 °C, to obtain the corrosion acceleration ratio of synthetic coal ash to

收稿日期: 2019-03-12; 修订日期: 2019-05-06

Received: 2019-03-12; Revised: 2019-05-06

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。邮箱: 13207006808@126.com

Corresponding author: LIU Guang-ming (1971—), Male, Doctor, Professor, Research focus: corrosion and protection of materials. E-mail: 13207006808@126.com

the power plant coal ash and analyze the corrosion mechanism of two kinds of materials. The S30432 and HR3C steel samples coated with coal ash were placed in simulated boiler environments with 0.3% SO₂ for 2000 h and then taken for weighing after certain interval, to obtain the corrosion kinetics curves. After 2000 h of corrosion, the corrosion products on the surface of the sample were cleaned to obtain the weight loss of the sample, and samples surface were cleaned and the weight loss of the samples after corrosion was obtained. The obtained by weighting samples at intervals. After 2000 hours of corrosion, the corrosion the corrosion acceleration ratio of the materials in synthetic coal ash and the power plant coal ash was calculated. The composition, morphology and structure of the corrosion products were analyzed by XRD, SEM and EDS. The corrosion products were identified as Fe₂O₃, Cr₂O₃ and FeCr₂O₄ when S30432 and HR3C were coated with the power plant coal ash. The main residual corrosion products were FeCr₂O₄ and FeS when S30432 was coated with synthetic coal ash. However, the corrosion products formed on the HR3C were Fe₂O₃ and Cr₂O₃ under the same condition. A thicker corrosion layer with many pores and cracks formed on the sample surface were observed when S30432 and HR3C were corroded in the the power plant coal ash. The corrosion layer formed on the S30432 and HR3C were almost spalled completely when the sample was coated with sythetic ash. HR3C shows much better corrosion resistance than that of S30432 because of the higher content of Cr and Ni. Due to the high content of sulfate in synthetic coal ash, synthetic coal ash obviously accelerates the corrosion rate of S30432 and HR3C. When S30432 and HR3C are corroded in the synthetic coal ash and the power plant coal ash, the acceleration ratio is 3.03 and 3.28, respectively.

KEY WORDS: S30432 steel; HR3C steel; high temperature corrosion; coal ash; acceleration ratio

提高燃煤发电机组的蒸汽参数是提高机组效率的重要手段之一,蒸汽参数越高,热力循环效率越高。随着全球变暖的加剧、化石能源的减少以及人们日益增长的电力需求,建设超(超)临界火电机组已经成为火力发电的趋势^[1]。目前,超临界锅炉过热器和再热器受热面部分管道通常采用 S30432、TP304H、HR3C、NF709 等奥氏体耐热钢^[2]。

S30432 是一种用于超(超)临界锅炉过热器管用钢,高温下具有良好的机械性能、抗蒸汽氧化和耐热腐蚀的性能^[3-4]。HR3C 是在 TP310 的基础上研制出的一种奥氏体不锈钢,其铬含量高,与其他耐热奥氏体钢相比,该材料具有优良的蠕变断裂强度和更好的抗蒸汽氧化和抗烟气腐蚀性能^[5]。国内外研究表明,锅炉燃烧产生的烟气中的 SO₂ 和附着在合金表面的含硫煤灰,都会影响合金的耐蚀性^[6]。随着超(超)临界电力机组应用越来越广,腐蚀问题也更加突出,目前对材料在锅炉不同环境下的耐蚀性评价通常采用现场挂片实验、实验室模拟实验和实验室加速试验。现场挂片实验和实验室模拟实验可以较好地反映材料在真实状态下的腐蚀行为,但无法实现快速评估;实验室加速试验与真实状态偏离大,但实验周期短。获得实验室加速与模拟真实环境下的腐蚀加速

比,建立加速腐蚀试验数据与现场挂片实验或实验室模拟数据的关联,对快速评价锅炉材料的耐蚀性和寿命评估具有重要意义。本文研究了在 700 ℃ 的 0.3%SO₂ 环境中, S30432 和 HR3C 钢样品表面涂覆现场采集煤灰和人工合成煤灰后的腐蚀行为,获得了样品在模拟环境和加速环境下的腐蚀动力学数据,计算了加速腐蚀与模拟环境下腐蚀试验的加速比,简要探讨了 S30432 和 HR3C 钢在高温、高硫环境下的腐蚀机理。

1 实验材料及方法

实验材料 S30432 和 HR3C 钢的化学成分如表 1 所示,经线切割成 15 mm×10 mm×3 mm 块体样品,用 180#—1000#砂纸逐级打磨,在超声波清洗机中用酒精清洗,吹干后待用。测试温度为 700 ℃,总腐蚀时间为 2000 h,在设定的时间取出试样,用沸水清洗干净,干燥后用精度为 0.001 mg 的天平称量,获得腐蚀动力学曲线。腐蚀实验结束后,采用 XRD、SEM/EDS 对腐蚀产物的结构、形貌、组成进行分析。

为了研究 S30432 和 HR3C 两种典型材料在加速环境和模拟工况下的腐蚀行为,模拟实验采用我国某电厂的过热器积灰,研磨后用 100 目和 200 目过筛,

表 1 S30432 和 HR3C 钢的化学成分
Tab.1 Chemical composition of S30432 and HR3C

Grade	wt%										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Nb	N	Fe
S30432	0.07~0.13	≤0.3	≤1	≤0.04	≤0.01	17~19	7.5~10.5	2.5~3.5	0.2~0.6	0.05~0.12	Bal.
HR3C	0.04~0.10	≤0.75	≤2	≤0.03	≤0.03	24~26	17~23		0.2~0.6	0.15~0.35	Bal.

煤灰平均粒径约 150 目。加速实验采用合成煤灰，成分见表 2，其中 Fe₂O₃ 粉粒径为 150 目。实验前，将两种煤灰充分研磨，并用无水酒精调制可涂覆浆液，均匀涂覆于试样表面，自然干燥后涂覆量约为 40 mg/cm²。将试样放置于 700 ℃ 模拟烟气(CO₂ 15%，O₂ 3.5%，SO₂ 0.3%，N₂ 余量，以体积分数计)环境中，气体流量控制为 20~40 mL/min，尾气经过 NaOH 吸收后排放。

表 2 煤灰的化学成分
Tab.2 Chemical composition of coal ash

Coal ash	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	K ₂ SO ₄	Na ₂ SO ₄	Bal.
The power plant coal ash	48.42	13.36	16.11	4.55	6.15	9.59
Synthetic coal ash			25	37.5	37.5	

2 实验结果及分析

2.1 腐蚀动力学

从图 1 可见，S30432 钢在某电厂煤灰中的动力

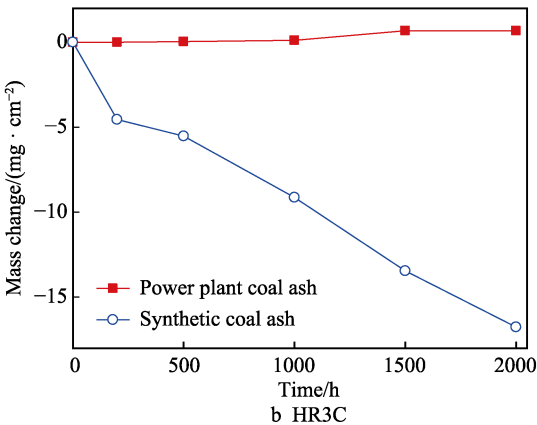
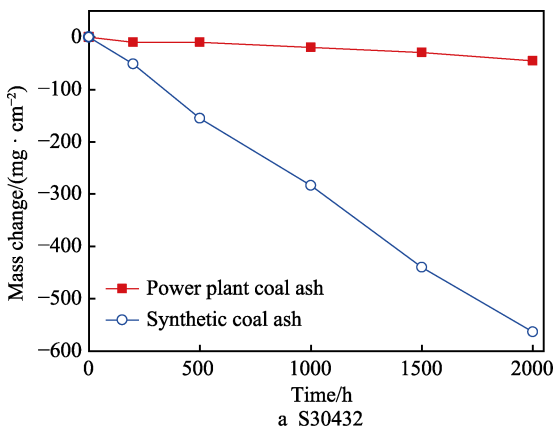


图 1 涂覆不同煤灰的 S30432 和 HR3C 在 700 ℃ 模拟气氛中的腐蚀动力学曲线

Fig.1 Corrosion kinetic curves of the S30432 and HR3C coated with different coal ashes in simulated atmosphere of 700 ℃

学曲线表现为失重，而在合成煤灰中表现为严重失重。HR3C 钢在某电厂煤灰中的动力学曲线表现为轻微增重，而在合成煤灰中表现为失重。动力学曲线失重表明，腐蚀过程中有腐蚀产物脱落。在合成煤灰中，两种材料失重均表现为近线性规律，说明合成煤灰具有更强的腐蚀性，生成的腐蚀产物膜保护性差。经 2000 h 腐蚀后，HR3C 在合成煤灰中的腐蚀失重为 16.8 mg/cm²，而 S30432 失重达 562.8 mg/cm²，表明在实验条件下，HR3C 的耐蚀性比 S30432 好。

S30432 和 HR3C 在涂覆不同煤灰环境下腐蚀 2000 h 后，清洗去除样品表面腐蚀产物，失重图见图 2。从图 2 可见，在合成煤灰中，两种材料均加速腐蚀，以样品在合成煤灰中腐蚀 2000 h 的单位面积失重 Δw₂ 除以某电厂煤灰中的单位面积失重 Δw₁，可得到样品腐蚀的加速比：

$$\gamma = \Delta w_2 / \Delta w_1 \tag{1}$$

经计算可以得到 S30432 的加速比为 3.03，HR3C 的加速比为 3.28。两种材料的加速比大致相当，选用的合成煤灰对这两种材料的加速具有较好的相关性。

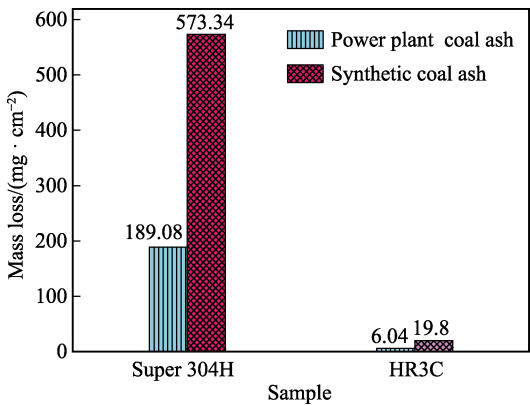


图 2 S30432 和 HR3C 腐蚀 2000 h 并清除表面腐蚀产物后的失重图

Fig.2 Mass loss of S30432 and HR3C after cleaning of corrosion products after corrosion for 2000 h

2.2 XRD 分析

图 3 是 S30432 和 HR3C 在不同成分气氛/煤灰环境中腐蚀 2000 h 后的 XRD 谱图。经分析可知，S30432 在某电厂煤灰中的腐蚀产物主要为 Fe₂O₃、Cr₂O₃ 与少量 FeCr₂O₄。在合成煤灰环境中，腐蚀后的基体衍射峰很强，而腐蚀产物 FeCr₂O₄ 和 FeS 的衍射峰较弱，结合腐蚀动力学曲线，说明腐蚀产物剥落十分严重，导致基体外露，生成 FeS 说明硫参与了腐蚀过程。HR3C 腐蚀后基体的衍射峰较强，说明表面形成的腐蚀产物层较薄。HR3C 在合成煤灰中的腐蚀产物相主要为 Fe₂O₃ 和 Cr₂O₃，而某电厂煤灰中还有少量的 FeCr₂O₄。

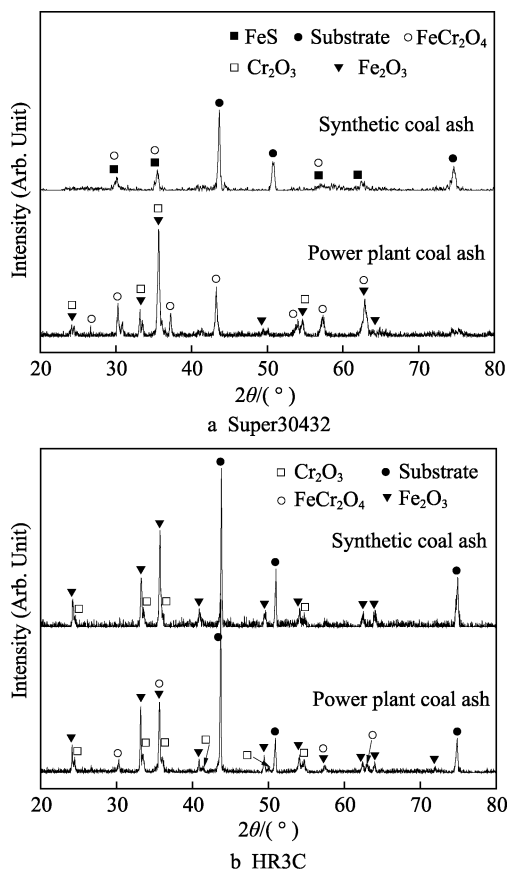


图3 涂覆不同煤灰的 S30432 和 HR3C 在 700 °C 腐蚀 2000 h 后的 XRD 图

Fig.3 XRD pattern of the S30432 and HR3C coated with different coal ashes after corrosion at 700 °C for 2000 h

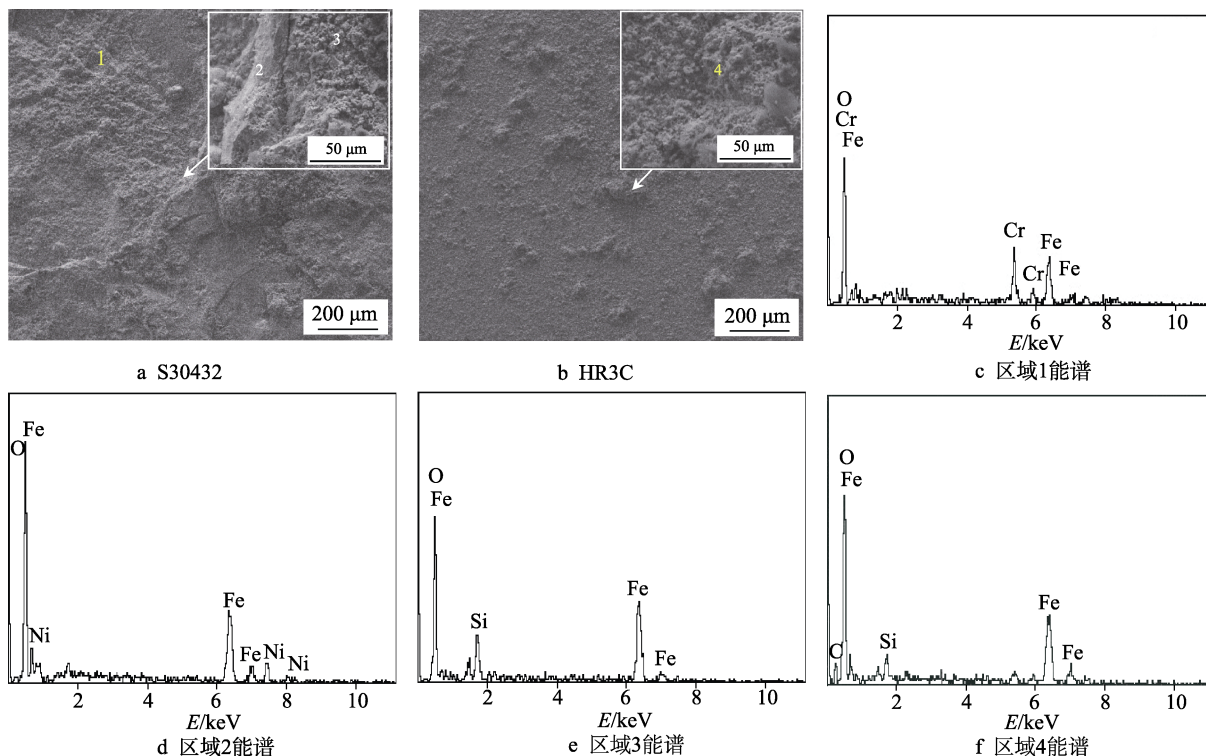


图4 涂覆某电厂煤灰的 S30432 和 HR3C 在 700 °C 腐蚀 2000 h 后的表面微观形貌及对应能谱图

Fig.4 Surface microstructure and corresponding EDS spectra of S30432 and HR3C corroded in power plant coal ash at 700 °C for 2000 h: (a) S30432; (b) HR3C; (c) EDS spectra of area 1; (d) EDS spectra of area 2; (e) EDS spectra of area 3; (f) EDS spectra of area 4

2.3 微观形貌及成分分析

2.3.1 表面形貌及成分分析

图4为涂覆某电厂煤灰的 S30432 和 HR3C 钢在 700 °C 腐蚀 2000 h 后的表面微观形貌及对应能谱图。由图 4a 可见, S30432 表面腐蚀产物明显剥落, 能谱分析表明剥落严重的低洼区域 1 主要由 Fe、Cr、O 元素组成; 而突出的区域 3 主要含 Fe、O、Si, 其中 Si 来自残留煤灰中的 SiO_2 ; 在剥落台阶区域(区域 2)还检测出 Ni。图 4b 为 HR3C 腐蚀后的表面形貌, 可见腐蚀产物完整, 腐蚀较轻微, 表面瘤状突出物主要由 Fe、Si 和 O 元素组成。

图5为涂覆合成煤灰的 S30432 和 HR3C 在 700 °C 腐蚀 2000 h 后的表面微观形貌及对应能谱图。由图 5a 可见, S30432 腐蚀产物剥落后表面较平整, 能谱检测发现, 剥落低洼区域(区域 1)含有 Fe、Cr、O 和 S 元素。金属硫化物的 PBR 值比金属氧化物高, 导致腐蚀产物容易脱落。表面残留的突出腐蚀产物(区域 2)主要由 Fe、Cr、Cu 和 O 元素组成。比较图 4a 和图 5a, 由于合成煤灰中的硫酸盐含量高, S30432 钢表面腐蚀加重, 腐蚀产物也由部分剥落变为分层整块脱落。HR3C 腐蚀产物脱落表面平整, 样品表面可见大颗粒状(区域 3)和较小的针片状(区域 4)产物, 其化学组成相似, 均由 Fe、Cr、O 元素组成。

2.3.2 截面形貌及成分分析

图6为涂覆某电厂煤灰的 S30432 和 HR3C 在

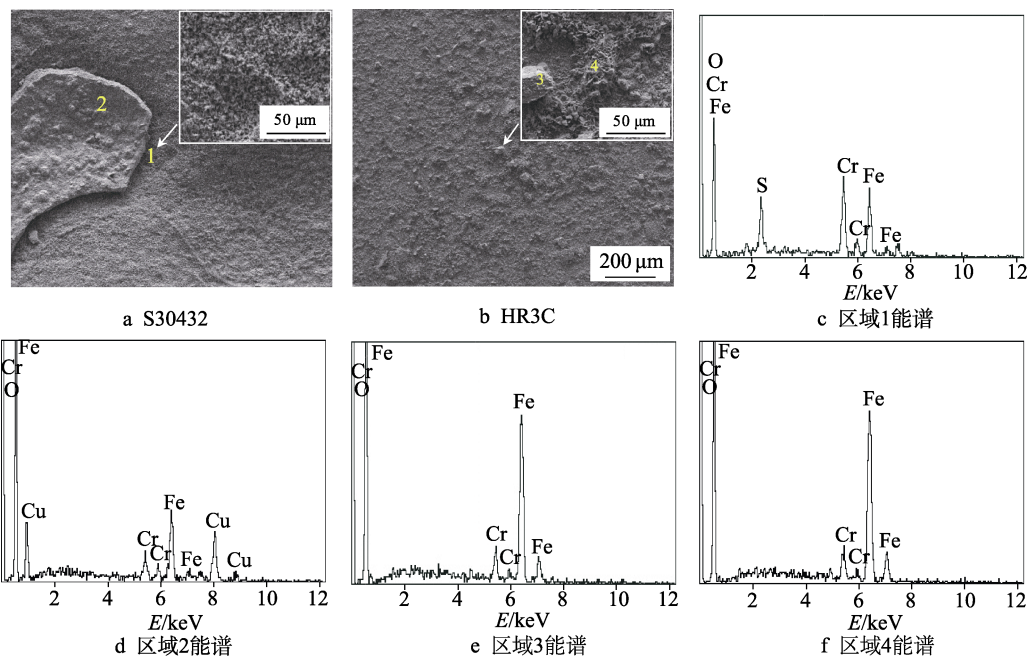


图 5 涂覆合成煤灰的 S30432 和 HR3C 在 700 °C 腐蚀 2000 h 后的表面微观形貌及对应能谱图

Fig.5 Surface microstructure and corresponding EDS spectra of S30432 and HR3C corroded in synthetic coal ash at 700 °C for 2000 h: a) S30432; b) HR3C; c) EDS spectra of area 1; d) EDS spectra of area 2; e) EDS spectra of area 3; f) EDS spectra of area 4

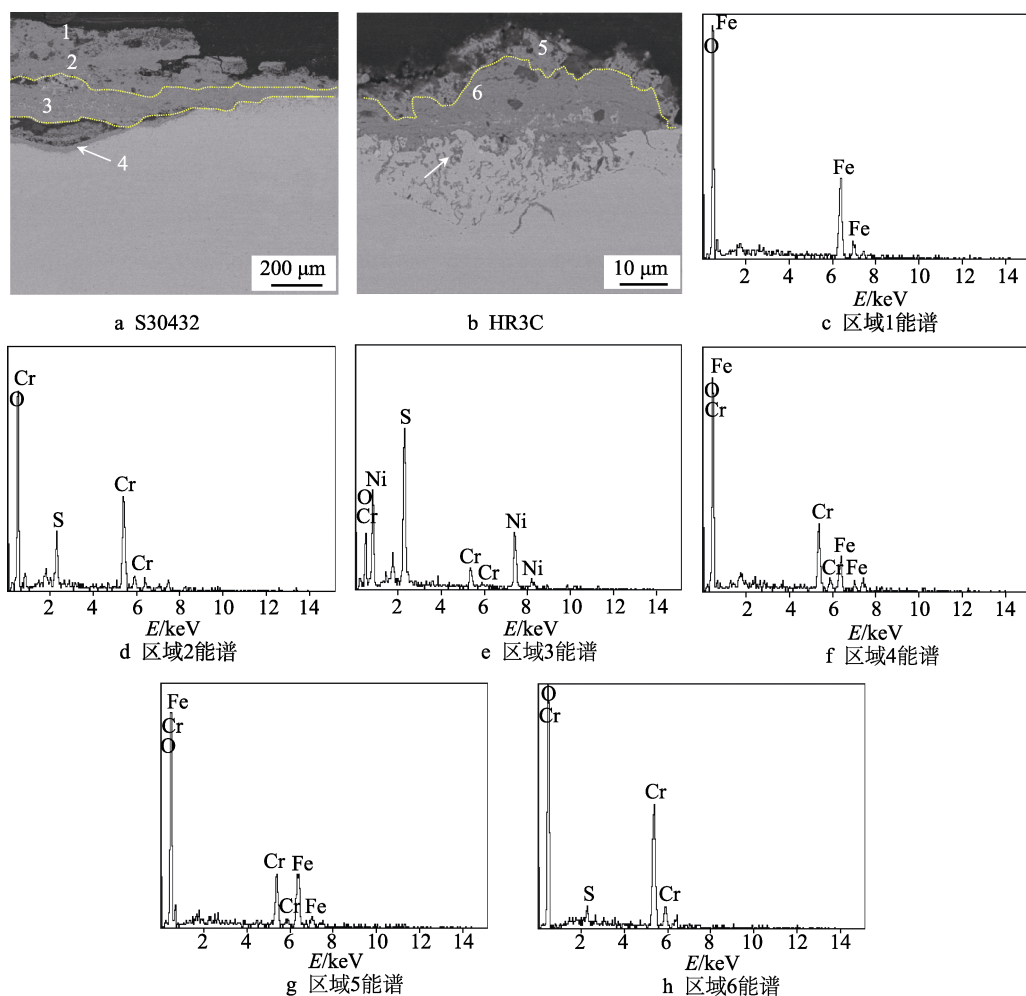


图 6 涂覆某电厂煤灰的 S30432 和 HR3C 在 700 °C 腐蚀 2000 h 后的截面形貌及对应能谱图

Fig.6 Cross section morphology and corresponding EDS spectra of S30432 and HR3C corroded in power plant coal ash at 700 °C for 2000 h: a) S30432; b) HR3C; c) EDS spectra of area 1; d) EDS spectra of area 2; e) EDS spectra of area 3; f) EDS spectra of area 4

700 °C 腐蚀 2000 h 后的截面形貌。从图 6 可见, S30432 钢的腐蚀层最厚处约 400 μm。腐蚀层内可见裂纹和孔洞, 剥落严重。能谱分析结果表明, 腐蚀最外层主要由 Fe 和 O 元素组成; 内层浅灰色区域由 Ni、Cr、O 和 S 元素组成, 其中区域 2 所示的浅灰色区域主要由 Cr 和 S 组成; 腐蚀层/基体界面处有深灰色产物带, 其主要元素为 Cr、Fe 和 O。HR3C 腐蚀层较薄且分层, 外层较疏松、多孔, 由 Fe、Cr 和 O 元素组成; 内层较致密, 主要由 Cr、O 和 S 元素组成。基体内有深灰色腐蚀产物, 说明发生了内硫化物和内氧化。

图 7 是涂覆合成煤灰的 S30432 和 HR3C 钢在 700 °C 腐蚀 2000 h 后的截面形貌。从图 7 可见, 两种材料表面腐蚀层都很薄, 结合 S30432 腐蚀动力学曲线的显著失重, 可知在合成煤灰中, 样品腐蚀产物极易分层剥落, 腐蚀产物难于附着在样品表面, 导致截面形貌仅可见很薄的残留腐蚀产物层。能谱分析残留腐蚀产物主要由 Fe、Cr、O 组成。HR3C 截面也仅可见很薄的残留腐蚀产物层, 说明腐蚀产物几乎剥落殆尽, 能谱分析残留腐蚀层主要元素组成为 Cr、Fe、O 和 S。

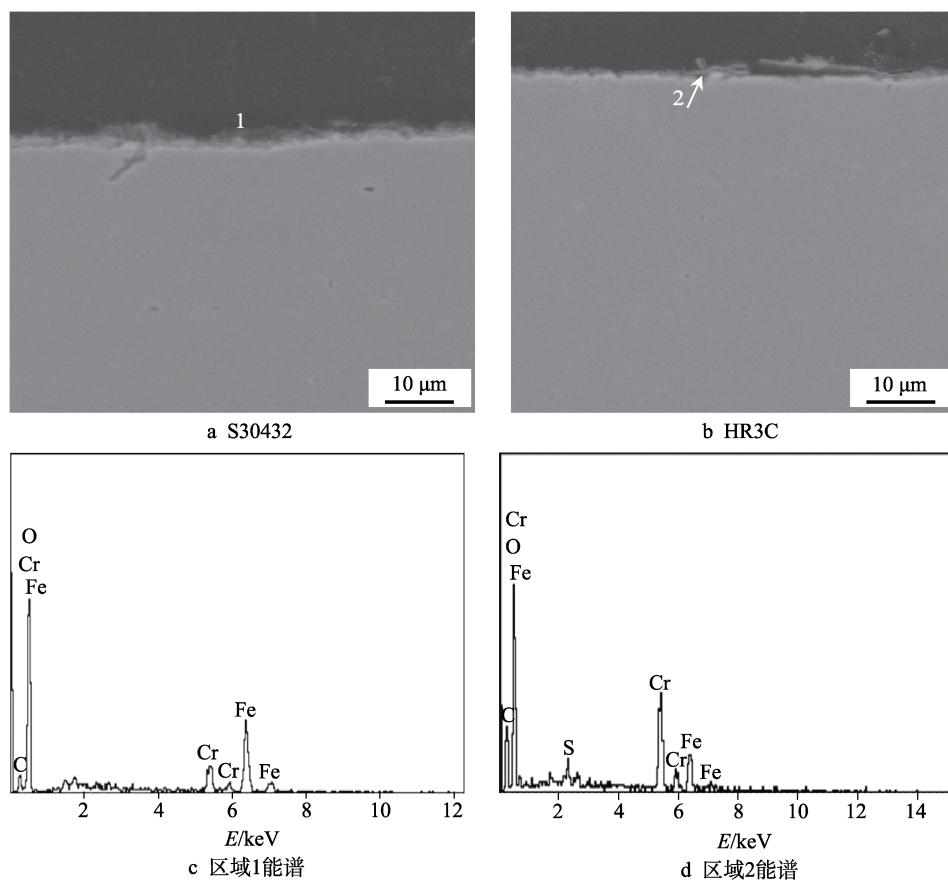


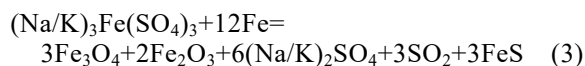
图 7 涂覆合成煤灰的 S30432 和 HR3C 在 700 °C 腐蚀 2000 h 后的截面形貌及对应能谱图

Fig.7 Cross-section morphology and corresponding EDS spectra of S30432 and HR3C corroded in synthetic coal ash at 700 °C for 2000 h: a) S30432; b) HR3C; c) EDS spectra of area 1; d) EDS spectra of area 2

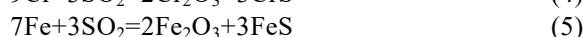
3 讨论

从腐蚀动力学曲线可知, 两种材料在涂覆合成煤灰时的腐蚀明显加速, 其加速比约为 3, 这与合金表面低熔点共晶硫酸盐的形成有关。煤灰中的硫酸盐可按照方程式(2)和(3)反应生成 $(\text{Na/K})_3\text{Fe}(\text{SO}_4)_3$ 三元共晶硫酸盐^[7], 同时腐蚀初期形成的金属氧化物会同 SO_3 反应生成金属硫酸盐, 如 $\text{Fe}_2(\text{SO}_4)_3$, 虽然实验气氛中 SO_3 浓度低, 但在煤灰与氧化层中的 Fe_2O_3 催化作用下, SO_2 氧化成 SO_3 的转化率提高, 生成三元共晶硫酸盐^[8]。当煤灰中钠、钾比为 1~4 时, $(\text{Na/K})_3\text{Fe}(\text{SO}_4)_3$ 的熔点为 593~760 °C, 在实验温度下呈熔融态, 可

与基体中的 Fe 按方程式(3)发生反应, 在熔盐/基体界面沉积出疏松、保护性差的 Fe_2O_3 颗粒和硫化物 FeS , 从而加速金属腐蚀^[9], 因此 Fe 含量较高的 S30432 受到严重腐蚀。另一方面, 腐蚀动力学曲线表明, 无论涂覆哪种煤灰, HR3C 钢的失重速率都要远远小于 S30432 钢。这是由于 HR3C 钢的 Cr 含量高 (质量分数 24%~26%), 在腐蚀过程中, 金属表面易形成致密、连续的 Cr_2O_3 膜, 可抑制三元共晶硫酸盐对基体的热腐蚀^[10]。



腐蚀初始阶段,表面生成的氧化物使得氧化层内氧分压很低,由于气氛中存在 SO_2 和 SO_3 以及硫酸盐的分解,氧化层表面硫活度升高,硫向内扩散,导致氧化层内硫含量升高。 Cr 与 S 的亲合力大,优先发生反应形成 CrS (反应式(4))^[11]。氧化与硫化过程中消耗了大量的 Cr ,致使基体侧的 Fe 、 Ni 相对含量提高,但腐蚀层中金属硫化物的缺陷多,为 Fe 、 Ni 的外扩散提供了快速通道,因此在氧化表面易生成 Fe_2O_3 和 NiO 。高温下, Fe_2O_3 和 NiO 与 NiO 、 Fe_2O_3 和 Cr_2O_3 可进一步发生固相反应,生成尖晶石化合物 $(\text{Ni,Fe})\text{Cr}_2\text{O}_3$ ^[12],因此两种材料腐蚀后表面 Cr 含量相对较低,而 Fe 含量相对较高。S30432 中还含有 Cu 元素,在腐蚀过程中会沿着氧化物晶界向外扩散,可在表面生成铜的腐蚀产物,以降低吉布斯自由能^[13]。氧化和硫化(方程式(4)~(6))产生的氧化物、硫化物,会优先在表面氧化膜的缺陷或不完整的区域形核生长^[12],形成如图 4a、b 中腐蚀层表面的瘤状凸起,由于 HR3C 钢的 Cr 含量较高, Cr 具有良好的抗硫酸盐腐蚀性能,因此其表面 Cr_2O_3 膜层较 S30432 钢更致密、连续,所以瘤状凸起较小且分布稀疏。



随着腐蚀时间延长,生成的 CrS 重新被氧化,释放出的活性硫得以向内扩散,因此腐蚀内层的 S 含量高^[9]。由于金属硫化物的 PBR 值大,使腐蚀产物内张应力增大,导致氧化层产生裂纹,并在腐蚀过程中不断剥落,失去保护作用,进一步加速基体腐蚀。因为合成煤灰的硫酸盐含量大,腐蚀产物层中易形成更多的硫化物,导致更严重的腐蚀和剥落^[14-15],所以 S30432 和 HR3C 涂覆合成煤灰的试样腐蚀动力学曲线表现为近似直线规律。同时,由于某电厂煤灰和合成煤灰腐蚀过程中的腐蚀机理相同,因此两种材料的加速比相近。

4 结论

1) 在 700 °C 含 0.3% SO_2 模拟烟气中, S30432 和 HR3C 表面涂覆合成煤灰时,动力学上均表现为近线性失重;而涂覆某电厂煤灰时, S30432 表现为失重, HR3C 则轻微增重, HR3C 的耐蚀性明显优于 S30432。两种材料在合成煤灰和某电厂煤灰中的加速比约为 3。

2) 在某电厂煤灰中, S30432 和 HR3C 的腐蚀产物均为 Fe_2O_3 、 Cr_2O_3 和 FeCr_2O_4 ; 在合成煤灰中, S30432 表面残余腐蚀产物相主要为 FeCr_2O_4 和 FeS , 而 HR3C 主要为 Fe_2O_3 、 Cr_2O_3 。

3) 样品表面涂覆合成煤灰,高温下生成低熔点腐蚀产物和硫化物,两种材料表面腐蚀产物均剥落严重;在某电厂煤灰中,由于 S30432 的 Cr 含量比 HR3C

低,因此腐蚀较严重,腐蚀产物易剥落。

参考文献:

- [1] 唐飞,董斌,赵敏.超超临界机组在我国的发展及应用[J].电力建设,2010,31(1):80-82.
TANG Fei, DONG Bin, ZHAO Min. USC unit development and application in China[J]. Electric power construction, 2010, 31(1): 80-82.
- [2] ZHU C Z, YUAN Y, BAI J M, et al. Impact toughness of a modified HR3C austenitic steel after long-term thermal exposure at 650 °C[J]. Materials science and engineering: A, 2019, 740/741: 71-81.
- [3] 孙叶柱.用于超超临界锅炉的 S30432 材料的性能[J].电力建设,2003,24(9):11-14.
SUN Ye-zhu. Properties of material S30432 used for ESC boilers[J]. Electric power construction, 2003, 24(9): 11-14.
- [4] 潘家栋,王家庆,陈国宏,等. S30432 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 S30432 heat-resistant steel[J]. China science paper, 2012, 7(2): 95-100.
- [5] 于鸿垚,董建新,谢锡善.新型奥氏体耐热钢 HR3C 的研究进展[J].世界钢铁,2010,41(2):42-49.
YU Hong-yao, DONG Jian-xin, XIE Xi-shan. Research development of new austenitic heat-resistant steel HR3C[J]. World iron & steel, 2010, 41(2): 42-49.
- [6] 李琰,鲁金涛,杨珍,等.铝化物涂层改性 S30432 钢在模拟锅炉气氛/煤灰环境中的腐蚀行为[J].机械工程材料,2017,41(5):89-94.
LI Yan, LU Jin-tao, YANG Zhen, et al. Corrosion behavior of aluminide coating modified S30432 steel in simulated boiler coal-gas/ash environments[J]. Materials for mechanical engineering, 2017, 41(5): 89-94.
- [7] ZENG Z, NATESAN K, CAI Z, et al. Effect of coal ash on the performance of alloys in simulated oxy-fuel environments[J]. Fuel, 2014, 117: 133-145.
- [8] LIU Guang-ming, YANG Hua-chun, LIANG Qin, et al. Corrosion behavior of the Ni-Cr-Fe base superalloy GH984G in a synthetic coal ash and flue gas environment[J]. Acta metall sin (Engl lett.), 2017, 30(9): 863-868.
- [9] 李萍,秦鹏,赵杰,等.预涂覆碱金属硫酸盐的 HR3C 在含 SO_2 气氛中的热腐蚀行为[J].材料工程,2017,45(1):43-51.
LI Ping, QIN Peng, ZHAO Jie, et al. Hot-corrosion behavior of HR3C pre-coated alkali metal sulphate in SO_2 atmosphere[J]. Journal of materials engineering, 2017, 45(1): 43-51.

(下转第 380 页)

- [7] HUGHES J I, SHARMAN A R C, RIDGWAY K. The effect of cutting tool material and edge geometry on tool life and workpiece surface integrity[J]. Proceedings of the institution of mechanical engineers, part B: Journal of engineering manufacture, 2006, 220(2): 93-107.
- [8] YANG D, LIU Z Q, REN X, et al. Hybrid modeling with finite element and statistical methods for residual stress prediction in peripheral milling of titanium alloy Ti-6Al-4V[J]. International journal of mechanical sciences, 2016, 108: 29-38.
- [9] GINTING A, NOUARI M. Surface integrity of dry machined titanium alloys[J]. International journal of machine tools and manufacture, 2009, 49(3-4): 325-332.
- [10] 穆志韬, 曾本银. 直升机结构疲劳[M]. 北京: 国防工业出版社, 2009: 14-15.
MU Zhi-tao, ZENG Ben-yin. Fatigue of helicopter structures[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2009: 14-15.
- [11] 陶春虎, 钟培道, 王仁智, 等. 航空发动机转动部件的失效与预防[M]. 北京: 国防工业出版社, 2008: 6-7.
TAO Chun-hu, ZHONG Pei-dao, WANG Ren-zhi, et al. Failure analysis and prevention for rotor in aero-engine[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2008: 6-7.
- [12] JAVIDI A, RIEGER U, EICHLAEDER W. The effect of machining on the surface integrity and fatigue life[J]. International journal of fatigue, 2008, 30(10-11): 2050-2055.
- [13] STANDARD A. Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials[J]. West conshohocken, PA: ASTM international, 2015.
- [14] LI X, ZHAO P, NIU Y S, et al. Influence of finish milling parameters on machined surface integrity and fatigue behavior of Ti1023 workpiece[J]. The international journal of advanced manufacturing technology, 2017, 91(1-4): 1297-1307.
- [15] LI X, GUAN C M, ZHAO P. Influences of milling and grinding on machined surface roughness and fatigue behavior of GH4169 superalloy workpieces[J]. Chinese journal of aeronautics, 2018, 31(6): 1399-1405.
- [16] ROSS A S, MORROW J D. Cycle-dependent stress relaxation of A-286 alloy[J]. Journal of basic engineering, 1960, 82(3): 654-658.
- [17] HOLZAPFEL H, SCHULZE V, VÖHRINGER O, et al. Residual stress relaxation in an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperatures[J]. Materials science and engineering: A, 1998, 248(1-2): 9-18.
- [18] KIM J C, CHEONG S K, NOGUCHI H. Residual stress relaxation and low-and high-cycle fatigue behavior of shot-peened medium-carbon steel[J]. International journal of fatigue, 2013, 56: 114-122.

(上接第 371 页)

- [10] 刘光明, 刘康生, 毛晓飞, 等. T91 钢在 $\text{KCl}+\text{Na}_2\text{SO}_4+\text{K}_2\text{SO}_4$ 熔融盐中的热腐蚀行为研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2017, 37(1): 23-28.
LIU Guang-ming, LIU Kang-sheng, MAO Xiao-fei, et al. Hot corrosion of T91 steel in molten mixture of $\text{KCl}+\text{Na}_2\text{SO}_4+\text{K}_2\text{SO}_4$ [J]. Journal of Chinese society for corrosion and protection, 2017, 37(1): 23-28.
- [11] STEIN Brzowska G, NORLING R, VIKLUND P, et al. Fireside corrosion during oxyfuel combustion considering various SO_2 contents[J]. Energy procedia, 2014, 51: 135-147.
- [12] 汪元奎, 黄丽琴, 刘光明, 等. S30432 钢在含 1.5% SO_2 模拟烟气中的腐蚀行为研究[J]. 表面技术, 2017, 46(12): 199-205.
WANG Yuan-kui, HUANG Li-qin, LIU Guang-ming, et al. Corrosion behavior of S30432 steel in 1.5% SO_2 simulated fuel gas[J]. Surface technology, 2017, 46(12): 199-205.
- [13] 李萍, 秦鹏, 赵杰, 等. 涂覆 Na_2SO_4 -25% NaCl 盐膜的 S30432 的热腐蚀行为[J]. 材料工程, 2016, 44(2): 69-74.
LI Ping, QIN Peng, ZHAO Jie, et al. Hot Corrosion behavior of S30432 coated Na_2SO_4 -25% NaCl film[J]. Journal of materials engineering, 2016, 44(2): 69-74.
- [14] SUN J, LIU S B, LI W, et al. Hot corrosion behaviour of Pt modified aluminized NiCrAlYSi coating on a Ni-based single crystal superalloy[J]. Corrosion science, 2019, 149(1): 207-217.
- [15] 李萍, 李安娜, 庞胜娇, 等. HR3C 抗高温硫酸盐腐蚀行为研究[J]. 大连理工大学学报, 2013, 53(5): 685-688.
LI Ping, LI An-na, PANG Sheng-jiao, et al. Research on behavior of HR3C to resist high temperature sulfate corrosion[J]. Journal of Dalian University of Technology, 2013, 53(5): 685-688.