

超临界二氧化碳环境中低合金钢 T24 耐腐蚀性能研究

王硕¹, 车鹏程², 程义¹, 谢敏², 梁奎³, 刘光奎³

(1. 高效清洁燃煤电站锅炉国家重点实验室 (哈尔滨锅炉厂有限责任公司), 哈尔滨 150046;
2. 哈电发电设备国家工程研究中心有限公司, 哈尔滨 150028;
3. 中国特种设备检测研究院, 北京 100029)

摘要: **目的** 获得低合金钢 T24 在 550、600 °C, 25 MPa 超临界二氧化碳环境中的抗腐蚀性能, 为超临界二氧化碳环境中的锅炉选材提供基础数据。**方法** 使用静态反应釜开展 T24 在超临界二氧化碳环境中的腐蚀实验。利用精度为 0.01 mg 电子天平对实验前后的试样进行称量, 利用扫描电镜 (SEM)、X 射线衍射仪 (XRD)、辉光放电发射光谱仪 (GD-OES), 对 T24 的氧化膜表面形貌、横截面形貌、物相以及氧化膜中元素成分分布进行表征。**结果** 根据腐蚀增重曲线可知, 550 °C 和 600 °C 所对应的时间指数分别为 0.45 和 0.43, 表明腐蚀过程受到离子扩散控制。氧化膜表面主要由颗粒状氧化物组成, 随着温度和时间的增大, 这些颗粒状氧化物的尺寸逐渐增大, 并且 600 °C 环境下氧化膜表面形成裂纹。氧化膜为典型的双层结构, 外层主要为 Fe₃O₄, 内层主要由 Fe-Cr 尖晶石组成。氧化膜外表面、Fe-Cr 氧化膜内以及内层/基体之间存在元素 C 的富集。随着环境温度以及时间的增加, 内层与基体之间的碳化层厚度逐渐增大。**结论** 温度的增加会加快 T24 的腐蚀速率以及碳化物层的厚度, 大大降低其抗腐蚀性能, 并使氧化膜易产生开裂或脱落。

关键词: T24; 超临界二氧化碳; 碳化腐蚀; 腐蚀机理

中图分类号: TG172 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2022)01-0079-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2022.01.008

Study on Corrosion Behavior of Low Alloy Heat Resistant Steel T24 in Supercritical Carbon Dioxide

WANG Shuo¹, CHE Peng-cheng², CHENG Yi¹, XIE Min², LIANG Kui³, LIU Guang-kui³

(1. State Key Laboratory of Efficient and Clean Coal-fired Utility Boilers (Harbin Boiler Company Limited), Harbin 150046, China; 2. Hadian Power Equipment National Engineering Research Center Company Ltd., Harbin 150028, China;
3. China Special Equipment Inspection & Research Institute, Beijing 100029, China)

收稿日期: 2021-06-19; 修订日期: 2021-09-21

Received: 2021-06-19; Revised: 2021-09-21

基金项目: 国家重点研发计划 (2020YFF0218102); 黑龙江省自然科学基金项目 (YQ2020E032)

Fund: The National Key Research and Development Program of China (2020YFF0218102), Natural Science Foundation of Heilongjiang Province of China (YQ2020E032)

作者简介: 王硕 (1986—), 男, 硕士, 高级工程师, 主要研究方向为能源装备材料性能研究及环境行为。

Biography: WANG Shuo (1986—), Male, Master, Senior engineer, Research focus: performance research and environmental behavior of energy equipment material.

通讯作者: 刘光奎 (1986—), 男, 博士, 高级工程师, 主要研究方向为电站锅炉检验与评价。

Corresponding author: LIU Guang-kui (1986—), Male, Ph. D., Senior engineer, Research focus: inspection and evaluation of power plant boiler.

引文格式: 王硕, 车鹏程, 程义, 等. 超临界二氧化碳环境中低合金钢 T24 耐腐蚀性能研究[J]. 表面技术, 2022, 51(1): 79-85.

WANG Shuo, CHE Peng-cheng, CHENG Yi, et al. Study on Corrosion Behavior of Low Alloy Heat Resistant Steel T24 in Supercritical Carbon Dioxide[J]. Surface Technology, 2022, 51(1): 79-85.

ABSTRACT: Corrosion tests of low alloy steel T24 in supercritical carbon dioxide environment at 550, 600 °C and 25 MPa were carried out to obtain the corrosion resistance of T24 steel in supercritical carbon dioxide. It can provide basic data for material selection of supercritical carbon dioxide boiler. The experiments were performed in a static autoclave. The samples were weighed before and after the exposure by using an electronic balance with a sensitivity of 0.01 mg. By means of scanning electron microscope (SEM), X-ray diffractometer (XRD) and Glow discharge emission spectrometer (GD-OES), the oxidation film surface morphology, cross-sectional morphology, physical phase and Element composition distribution in oxide film were characterized. According to the corrosion weight gain curve, the time indices corresponding to 550 °C and 600 °C are 0.45 and 0.43, respectively, indicating that the corrosion process is controlled by ion diffusion. The surface of oxide scale is mainly composed of granular particle. With the increase of temperature and time, the size of these granular particle gradually increases, and cracks occurred at the surface of the oxide scale at 600 °C. The oxide film is a typical double-layer structure, the outer layer is mainly Fe_3O_4 , inner layer is mainly composed of Fe-Cr spinel. The enrichment of element C exists on the outer surface of the oxide film, the Fe-Cr oxide film and between the region of inner layer and matrix. With the increase of temperature and time, the thickness of the carbonized layer between the inner layer and the matrix increases. The increase of temperature will accelerate the corrosion rate of T24 steel and the thickness of carbide layer, which will greatly reduce the corrosion resistance and make the oxide film easy to crack or spalling.

KEY WORDS: T24 steel; supercritical carbon dioxide; high-temperature corrosion; corrosion mechanism

对于高参数锅炉的水冷壁,传统的铁素体-贝氏体钢,如 T12 (13CrMo4-5) 和 T22 (10CrMo9-10),没有足够的蠕变断裂强度来满足设计要求。而 T24 (7CrMoVTiB10-10) 是德国 V&M 公司在 T22 的基础上改进的,与 T22 钢的化学成分相比,增加了 V、Ti、B 等元素的含量,减小了 C 的含量,进而提高了蠕变断裂强度^[1]。其许用应力明显优于 T12 和 T22,且线膨胀系数明显低于 T12 和 T22,同时还具有较高的热传导率,这些关键物理参数对于水冷壁受热面的制造是非常有利的。因此,T24 是超超临界锅炉水冷壁的最佳候选材料之一,被广泛应用于高参数超(超)临界锅炉水冷壁部件^[2]。近年来,一些学者对 T24 进行了在常规超临界水环境中的氧化试验研究^[3-4],已经基本掌握 T24 材料在超临界水中的腐蚀机理和腐蚀层演化规律。

结合能源发展战略,未来电力系统将从化石能源主导进入可再生能源与化石能源共存的模式。新型高效灵活火力发电技术是今后重要的技术研究/产业引导方向。基于这一目标,开发新型高灵活性发电技术势在必行。而二氧化碳具有密度高、无毒、化学性质稳定等特点,超临界二氧化碳的超临界点对应的温度和压力分别为 31.04 °C、7.382 MPa,十分适合作为超临界动力循环的工质。超临界二氧化碳(S-CO₂)循环系统发电效率比同参数蒸汽循环高 3%~5%,可实现热电完全解耦,是未来与可再生能源共存的化石燃料发电领域重要的发展方向,被视为未来发电极具前景的方向之一^[5]。提高蒸汽参数是提高燃煤电站效率的有效途径,但蒸汽参数的提高受到现有材料高温持久强度和腐蚀性能的限制。由于超临界二氧化碳布雷顿循环运行环境为高温高压,其对材料的腐蚀问题

仍然难以避免^[6]。

目前,一些学者对高温、高压超临界二氧化碳环境下候选结构材料的腐蚀行为进行了研究。刘晓强等^[7]研究了 Cr-Mo-V 合金钢、9%~12%Cr 铁素体钢、奥氏体不锈钢和镍基高温合金等材料,在 600 °C 和 700 °C 高温高压 S-CO₂ 中的腐蚀特性。梁志远等^[8]系统开展了温度、压力、杂质气体等对耐热材料腐蚀行为及抗腐蚀性能的影响规律研究。Rouillard 等^[9-10]研究了 9Cr-1Mo 钢在 550 °C 二氧化碳中的腐蚀行为,提出了孔洞诱导双层氧化物形成、生长和渗碳的机理。Zhang 等^[11]对比了高压以及低压力二氧化碳对 X65 管腐蚀的影响。Rouillard 等^[12]调查了 0.1~25 MPa 二氧化碳环境中 9Cr 钢和 12Cr 马氏钢耐热钢氧化 8000 h 的腐蚀行为。结果表明,环境压力的增加没有引起氧化速率增大,但碳化速率有所增加。Propp 等^[13]研究了铁素体和奥氏体不锈钢在 150~240 °C、8.7~15.7 MPa 超临界二氧化碳环境中的腐蚀特性。研究发现,铁素体钢的腐蚀速率比奥氏体不锈钢高 10 倍。Cao 等^[14]开展了 3 种奥氏体合金 316SS、310SS 和 800H 在 650 °C、20 MPa 超临界二氧化碳环境中的实验。研究发现,316SS 的氧化速率最大,800H 合金的抗氧化性最好。与超临界水腐蚀行为相比,超临界二氧化碳环境下耐热材料的腐蚀机理由氧化机制转变为氧化-碳化耦合机制。由于氧离子半径大于碳离子半径,离子的扩散途径及速率发生改变,而渗入基体的碳与抗腐蚀性能元素铬结合形成碳化物,从而形成渗碳区^[10]。然而,对于 T24 材料在超临界二氧化碳环境中的腐蚀研究相对较少,相比 T24 在超临界水中的腐蚀研究情况,T24 在超临界二氧化碳中的腐蚀研究相对不完善。本文开展电站高温受热面材料 T24 在超临界二氧化碳

环境中的氧化实验, 获得不同温度和氧化时间条件下金属氧化动力学、氧化膜的形态特征、演化规律等, 探讨 T24 在超临界二氧化碳环境中的腐蚀性能。

1 实验方法

实验用 T24 的化学成分见表 1, 原始材料金相组织见图 1。实验样品制取过程首先要对实验样品进行

尺寸加工。本实验中, 低合金钢 T24 的尺寸为 25 mm×10 mm×2 mm。之后对试样进行磨光, 依次利用粗糙度分别为 200 #、400 #、600 #、800 #、1000 # 的砂纸对样品进行打磨。样品抛光后放入烧杯中 (盛有丙酮), 并利用超声波清洗仪对试样进行清洗, 后烘干。最后利用梅特勒-托利多电子天平对干燥后的试样进行称量, 天平精度为 0.01 mg。此外, 实验中用到的二氧化碳纯度为 99.999%。

表 1 T24 化学成分表
Tab.1 The chemical composition of T24

wt. %															
C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	W	V	Nb	Ni	Ti	N	Al	B	Fe
0.072	0.26	0.44	0.002	0.009	2.51	0.98	0.005	0.24	0.002	0.024	0.065	0.0057	0.01	0.0034	Bal.

静态反应釜如图 2 所示, 将试样固定在反应釜的螺旋盘管上。之后利用高纯氮对整个实验系统进行吹扫, 将系统内的空气全部排除, 并利用真空泵对反应釜抽真空。通过调压阀将具有一定压力的二氧化碳气体通入到反应釜内。然后进行升温, 釜内温度压力达到要求的实验条件时, 开始氧化实验。超临界流体泵以 1.0 mL/min 的速度将液态 CO₂ 加入高温实验系统中, 同时将实验压力稳定在(25±0.2) MPa。采用中断实验方法, 每隔 200 h 中断一次实验, 实验时间最大为 1000 h。实验前后, 充分干燥试样后, 使用电子天平称量。使用电子 CamScan Apollo300 扫描电镜对氧化后的试样表面和横截面进行表面形貌和显微组织观察。使用 X 射线能谱仪 (Energy dispersive X-ray spectroscopy, EDS) 分析横截面氧化物元素成分, X 射线能谱分析过程的加速电压为 20 kV。使用 X 射线衍射 (X-ray diffraction, XRD) 对试样表面氧化层的物相进行检测, XRD 测试采用铜靶, 扫描角度范围为 10°~90°, 扫描速率为 10 (°)/min。用辉光放电发射光谱仪 (Glow Discharge Optical Emission Spectrometer) 测量碳化层中的碳分布, 型号为 GDA750HP, 光源功

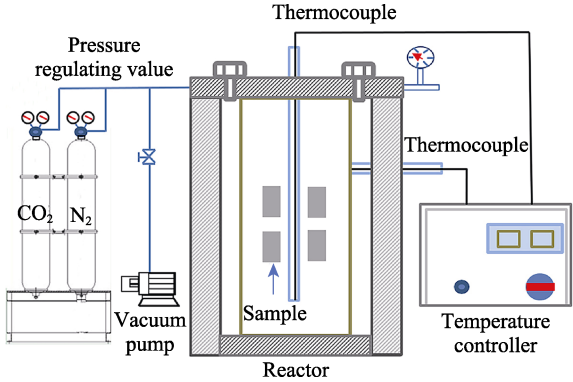


图 2 静态超临界流体反应釜示意图
Fig.2 Schematic diagram of static supercritical fluid autoclave
率为 200 W, 溅射速率为 3 μm/min。

2 结果与分析

2.1 腐蚀增重

图 3 展示了 T24 分别在 550、600 °C 下氧化 1000 h 后的腐蚀增重与时间的关系曲线。根据图 3 可知, 对

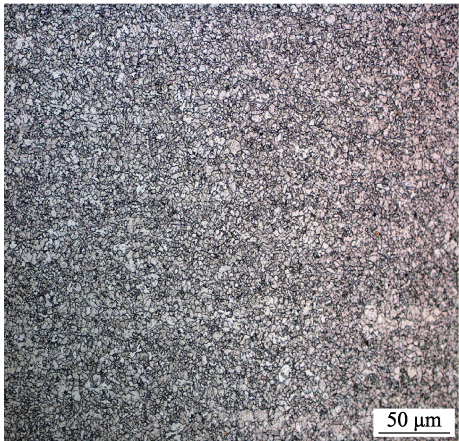


图 1 T24 的金相组织形貌
Fig.1 Metallographic microstructure diagram of T24 steel tube

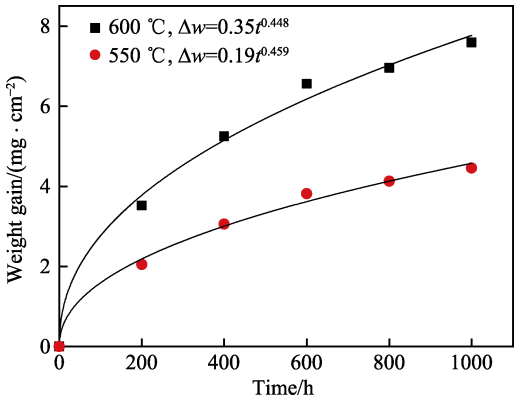


图 3 T24 在 550 °C-25 MPa 和 600 °C-25 MPa 超临界二
氧化碳环境中腐蚀增重与时间的关系曲线
Fig.3 Weight gain changes as a function of exposure time for
T24 steel in S-CO₂ at 550 °C-25 MPa and 600 °C-25 MPa

于 T24 在 550、600 °C 腐蚀 1000 h 后的时间指数分别为 0.459 和 0.448。氧化动力学都近似符合立方规律 ($n=0.5$)。这表明 T24 在超临界二氧化碳环境中的腐蚀受到离子在氧化膜中的扩散控制。

根据 Wagner 的经典抛物线理论^[15], 低合金钢 T24 在超临界二氧化碳环境中的氧化动力学可以用式 (1) 表示。

$$\Delta w = k_p t^n \quad (1)$$

式中: Δw 为单位面积上的腐蚀增重 (mg/cm^2); k_p 为氧化速率常数 (mg/cm^2); t 为氧化时间 (h); n 为氧化时间指数。

2.2 表面形貌

图4展示了 T24 在 550 °C-25 MPa 和 600 °C-25 MPa 超临界二氧化碳环境中腐蚀不同时间 (200、1000 h) 的表面形貌。图 4a—d 显示, 不同温度和腐蚀时间后, T24 氧化膜表面形貌存在明显区别。550 °C 氧化 200 h 和 600 °C 氧化 200 h 后, 氧化膜表面观察到孔洞的存在 (图 4a 和图 4c)。随着腐蚀时间的增加, 氧化物颗粒尺寸逐渐增大, 孔洞逐渐消失。此外, 600 °C 超临界二氧化碳环境中, T24 氧化 200、1000 h 后, 发现氧化膜表面出现裂纹。更大的氧化膜厚度以及更高的温差可能是导致氧化膜发生开裂的主要原因^[16-17]。

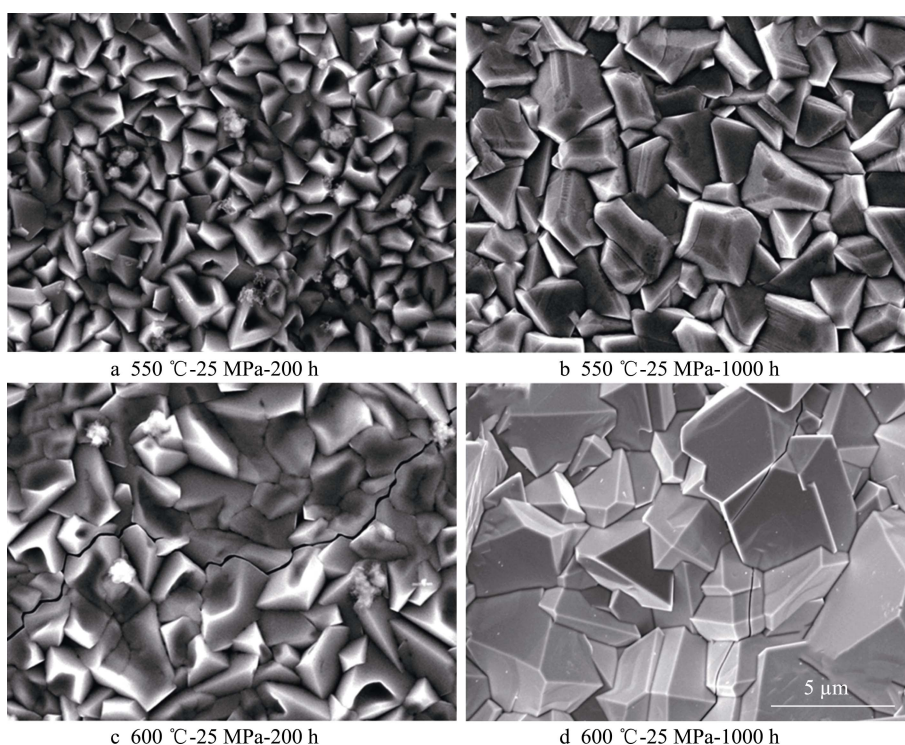


图4 T24 在 550 °C-25 MPa 和 600 °C-25 MPa 超临界二氧化碳环境中氧化 200、1000 h 后的表面形貌

Fig.4 Surface morphology of T24 steel after exposure to S-CO₂ for 200 h and 1000 h at 550 °C-25 MPa and 600 °C-25 MPa

2.3 氧化膜物相与横截面分析

图 5 展示了 T24 在 550 °C 下氧化 200、1000 h 后及在 600 °C 下氧化 1000 h 后的氧化膜横截面以及元素组成 (EDS) 分布图。结果表明, T24 表面的氧化膜元素成分基本相同。氧化膜为双层结构, 外层由 Fe 与 O 组成, 内层由 Fe、O 和 Cr 组成。外层氧化膜可以观察到孔洞的存在。内层氧化膜相对较为致密。此外, 600 °C 氧化 1000 h 后氧化膜与基体界面观察到不连续的裂纹。

图 6 给出了 T24 分别在 550、600 °C 超临界二氧化碳环境中腐蚀 1000 h 后的断裂横截面。根据图 5 可知, 外层氧化膜主要由柱状晶颗粒组成, 内层由细

小致密的颗粒物组成。与超临界水环境中的金属腐蚀过程类似, 超临界二氧化碳环境中, 低合金钢腐蚀过程由铁离子向外扩散和二氧化碳向内扩散组成^[10,18]。外层氧化膜与内层氧化膜的交界面为初始基体表面。氧化初期, 高浓度的铁离子和二氧化碳发生反应, 具有较高的氧化膜形核速率。随着腐蚀时间的增加, 由于氧化膜的形成使得扩散到氧化膜/环境中的铁离子含量逐渐减小, 进而导致氧化膜/环境界面处铁的氧化物的形核速率逐渐降低。此外, 由于外层铁的氧化物生长在氧化膜/环境界面, 生长过程不受空间约束, 优先沿着低表面能的自由空间生长, 最终导致外层柱状晶的形成, 且外层氧化物的晶粒尺寸随着温度和时间增加而逐渐增大。

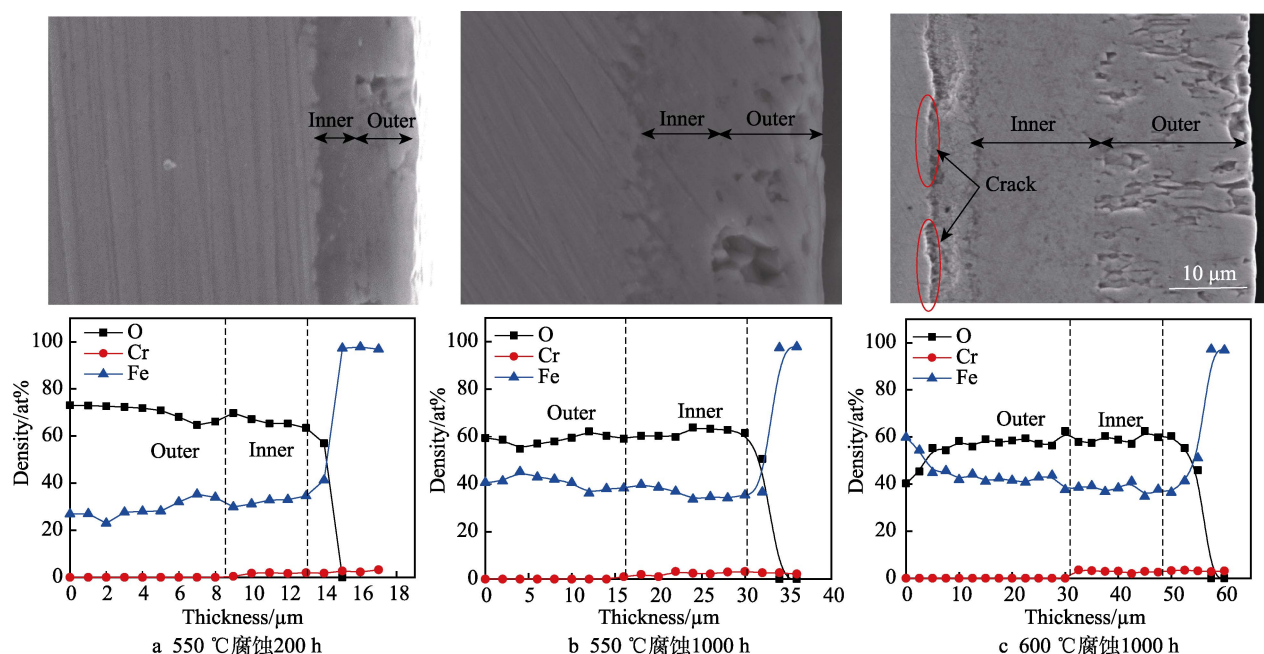
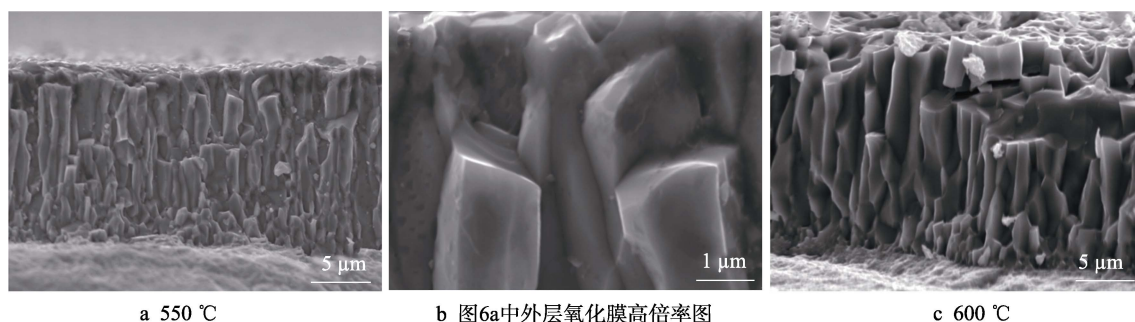


图 5 T24 在 550 °C 下氧化 200、1000 h 后及在 600 °C 下氧化 1000 h 后的横截面形貌以及对应的元素成分分布
Fig.5 SEM morphologies of the oxide layer formed on T24 steel surface exposed to SCW at 550 °C and 600 °C for 1000 h



a 550 °C

b 图6a中外层氧化膜高倍率图

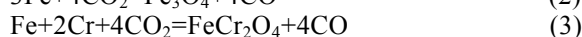
c 600 °C

图 6 T24 在 550、600 °C 超临界二氧化碳环境中腐蚀 1000 h 后的断裂横截面形貌

Fig.6 SEM images of the fractured cross-section of T24 sample exposed to S-CO₂ for 1000 h (a) 550 °C; (b) higher magnification view of the outer layer in Fig.6a; (c) 600 °C

2.4 碳化机理

图 7 展示了 T24 分别在 550、600 °C 下氧化 1000 h 后的氧化物 XRD 图谱。结合 XRD 与 EDS 结果，外层氧化物主要为 Fe₃O₄，内层氧化物主要为 Fe-Cr 尖晶石。Rouillard 等^[9,19]研究发现，内层富铬尖晶石的形成与铁离子向外扩散有关。铁离子向外扩散时，会在氧化膜/基体界面留下空位并凝聚形成孔洞。这些孔洞为 CO₂ 在内层的氧化反应提供了场所。氧化膜/环境界面以及内层/碳化层界面发生的化学反应分别见反应方程式 (2) 和式 (3)。



利用辉光放电光谱仪检测了腐蚀层中 C 元素的含量与分布，如图 8 所示。由图 8 可见，T24 表面形成的氧化膜内存在 C 的富集现象，高的 C 浓度出现在氧化膜与基体交界面处，其中富 C 的区域称为渗碳区^[10,20]。550 °C 氧化 200、1000 h 以及 600 °C 氧化 1000 h 后的碳化区厚度分别为 4.2、5.8、12.6 μm。可以看出，

随着腐蚀时间的增加，C 的富集区域厚度逐渐增加，表明 C 不断地向基体扩散。根据式 (2) 和式 (3) 可知，铁和铬的氧化物形成的同时，也导致了 CO 的形

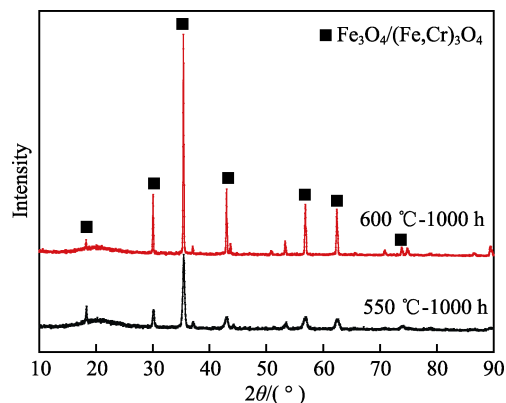


图 7 T24 分别在 550、600 °C 腐蚀 1000 h 后的氧化物相图谱

Fig.7 X-ray diffraction spectra of the oxide film formed on T24 steel at 550~600 °C for 1000 h

成。高温环境下 CO 易发生布杜阿尔反应而形成单质 C, 见等式 (4)。



基于反应方程式 (2) — (4) 可知, 在整个腐蚀过程中有单质 C 的形成。Cao 等^[14]认为反应过程形成的 C 基本以单质碳的形式存在, 只有当 C 扩散进入基体后, 才有可能与金属元素 (例如 Cr) 反应形成 M_{23}C_6 型碳化物。Furukawa 等^[21]也发现碳化物 (主要是 M_{23}C_6) 仅存在于 12Cr 马氏体钢基体内。碳优先

沿着马氏体等组织边界扩散, 与金属元素反应消耗大量固溶元素, 生成碳化物 (M_7C_3 、 M_{23}C_6), 形成碳化区。该渗碳区位于内层与基体之间, 与腐蚀过程中金属阳离子向外扩散和阴离子向内扩散密切相关。渗碳行为的存在降低了表面氧化膜的附着力, 增大了腐蚀层剥落现象^[22-24]。如图 5c 所示, 氧化膜/基体界面出现裂纹, 裂纹的出现可能与更高温度下形成的更厚的碳化层有关。这表明碳化层的存在降低了腐蚀层的抗剥落特性, 对于电站金属管道的安全运行具有不利的影响。

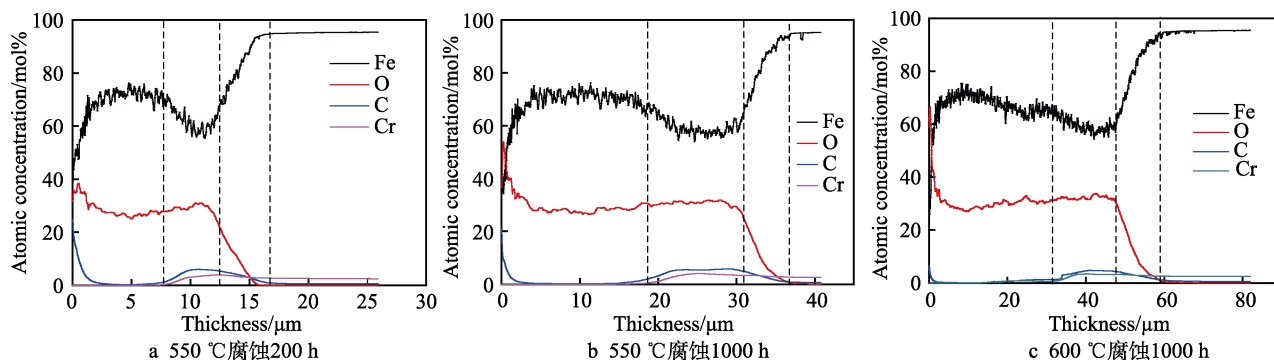


图 8 C、Fe、Cr 和 O 沿氧化膜厚度方向的分布图谱

Fig.8 The distribution patterns of C, Fe, Cr and O along the thickness of oxide films

3 结论

1) 低合金钢 T24 在 550、600 °C, 25 MPa 超临界二氧化碳环境下的氧化动力学符合抛物线规律。

2) 氧化膜外层为 Fe_3O_4 , 由长条状的柱状晶构成, 内层由致密的铁铬尖晶石组成。氧化膜与基体之间存在富 C 的碳化层, 随着时间和暴露温度的增大, 碳化层厚度逐渐增大。

3) 更厚的碳化层削弱了氧化膜与基体间的结合力, 导致氧化膜易于发生开裂或剥落。

参考文献:

- [1] 杨富, 李为民, 任永宁. 超临界、超超临界锅炉用钢[J]. 电力设备, 2004(10): 41-46.
YANG Fu, LI Wei-min, REN Yong-ning. Alloy Steel Used for Supercritical and Ultra Supercritical Pressure Boiler[J]. Electrical Equipment, 2004(10): 41-46.
- [2] 王崇斌, 徐雪元, 诸育枫, 等. 主蒸汽温度 700 °C 超超临界锅炉水冷壁选材分析[J]. 热力发电, 2015, 44(7): 66-71, 77.
WANG Chong-bin, XU Xue-yuan, ZHU Yu-feng, et al. Material Selection for Water Wall of Ultra Supercritical Unit Boilers with Steam Temperature of 700 °C [J]. Thermal Power Generation, 2015, 44(7): 66-71, 77.
- [3] 张乃强, 徐鸿, 白杨, 等. 溶解氧浓度对低合金钢 T24 在超临界水中氧化的影响[J]. 中国电机工程学报, 2011, 31(35): 123-128.
ZHANG Nai-qiang, XU Hong, BAI Yang, et al. Influence of Dissolved Oxygen Concentration on Oxidation of Low

Alloy Steel T24 Exposed to Supercritical Water[J]. Proceedings of the CSEE, 2011, 31(35): 123-128.

- [4] 白杨. 电厂金属材料在超临界水环境下氧化试验研究[D]. 北京: 华北电力大学, 2012.
BAI Yang. Experimental Research on Oxidation of Power Plant Material in Supercritical Water[D]. Beijing: North China Electric Power University, 2012.
- [5] ALLEN T R, SRIDHARAN K, TAN L, et al. Materials Challenges for Generation IV Nuclear Energy Systems[J]. Nuclear Technology, 2008, 162(3): 342-357.
- [6] 郑开云. 超临界二氧化碳环境循环发电技术应用[J]. 发电技术, 2020, 41(4): 399-406.
ZHENG Kai-yun. Application of Supercritical Carbon Dioxide Cycle Power Generation Technology[J]. Power Generation Technology, 2020, 41(4): 399-406.
- [7] 刘晓强, 梅林波, 师帅. 超临界二氧化碳环境中材料的腐蚀行为[J]. 热力透平, 2020, 49(2): 143-147.
LIU Xiao-qiang, MEI Lin-bo, SHI Shuai. Corrosion Behavior of Materials in Supercritical CO_2 Cycle[J]. Thermal Turbine, 2020, 49(2): 143-147.
- [8] 梁志远, 桂雍, 赵钦新. 超临界二氧化碳环境动力系统耐热材料高温腐蚀研究进展[J]. 装备环境工程, 2020, 17(7): 88-93.
LIANG Zhi-yuan, GUI Yong, ZHAO Qin-xin. High Temperature Corrosion Research Progress of Heat-Resistant Materials in Supercritical Carbon Dioxide[J]. Equipment Environmental Engineering, 2020, 17(7): 88-93.
- [9] ROUILLARD F, MOINE G, MARTINELLI L, et al. Corrosion of 9Cr Steel in CO_2 at Intermediate Temperature I: Mechanism of Void-Induced Duplex Oxide Formation[J]. Oxidation of Metals, 2012, 77(1-2): 27-55.
- [10] ROUILLARD F, MOINE G, TABARANT M, et al. Corrosion of 9Cr Steel in CO_2 at Intermediate Temperature II: Mechanism of Carburization[J]. Oxidation of

- Metals, 2012, 77(1-2): 57-70.
- [11] ZHANG Yu-cheng, PANG Xiao-lu, QU Shao-peng, et al. Discussion of the CO₂ Corrosion Mechanism between Low Partial Pressure and Supercritical Condition[J]. Corrosion Science, 2012, 59: 186-197.
- [12] ROUILLARD F, FURUKAWA T. Corrosion of 9-12Cr Ferritic-Martensitic Steels in High-Temperature CO₂[J]. Corrosion Science, 2016, 105: 120-132.
- [13] PROPP W A, CARLESON T E, WAI C M, et al. Corrosion in Supercritical Fluids[M]. New York: OSTI, 1996.
- [14] CAO G, FIROUZDOR V, SRIDHARAN K, et al. Corrosion of Austenitic Alloys in High Temperature Supercritical Carbon Dioxide[J]. Corrosion Science, 2012, 60: 246-255.
- [15] WAGNER C. The Formation of Thin Oxide Films on Metals[J]. International Journal of Research in Physical Chemistry of Chemical Physics, 1933, 21: 25.
- [16] MOON C O, LEE S B. Analysis on Failures of Protective-Oxide Layers and Cyclic Oxidation[J]. Oxidation of Metals, 1993, 39(1-2): 1-13.
- [17] SCHÜTZE M. Mechanical Properties of Oxide Scales[J]. Oxidation of Metals, 1995, 44(1-2): 29-61.
- [18] ROBERTSON J, MANNING M I. Criteria for Formation of Single Layer, Duplex, and Breakaway Scales on Steels[J]. Materials Science and Technology, 1988, 4(12): 1064-1071.
- [19] ROUILLARD F, MARTINELLI L. Corrosion of 9Cr Steel in CO₂ at Intermediate Temperature III: Modelling and Simulation of Void-Induced Duplex Oxide Growth[J]. Oxidation of Metals, 2012, 77(1-2): 71-83.
- [20] NAKANISHI T. Breakaway Oxidation of 9Cr-1Mo Steel in the Pressurized Carbon Dioxide[J]. Journal of the Japan Institute of Metals and Materials, 1975, 39(7): 718-725.
- [21] FURUKAWA T, INAGAKI Y, ARITOMI M. Compatibility of FBR Structural Materials with Supercritical Carbon Dioxide[J]. Progress in Nuclear Energy, 2011, 53(7): 1050-1055.
- [22] SURMAN P, BROWN A M, HOLMES D. Role of Carbon in the Breakaway Oxidation of Mild Steel in High Pressure Carbon Dioxide[J]. British Nuclear Energy Society London, 1974, 51: 354.
- [23] TAN L, ANDERSON M, TAYLOR D, et al. Corrosion of Austenitic and Ferritic-Martensitic Steels Exposed to Supercritical Carbon Dioxide[J]. Corrosion Science, 2011, 53(10): 3273-3280.
- [24] ZHU Zhong-liang, CHENG Yi, XIAO Bo, et al. Corrosion Behavior of Ferritic and Ferritic-Martensitic Steels in Supercritical Carbon Dioxide[J]. Energy, 2019, 175: 1075-1084.
- (上接第 59 页)
- [27] CAO Hui-liang, LUO C P, LIU Jiang-wen, et al. Phase Transformations in Low-Temperature Chromized 0.45wt.% C Plain Carbon Steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2007, 201(18): 7970-7977.
- [28] HU Jian-jun, MA Chao-ping, YANG Xian, et al. Microstructure Evolution during Continuous Cooling in AISI 5140 Steel Processed by Induction Heating Chromizing[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2017, 26(11): 5530-5537.
- [29] ZENG W, HU G, YANG H R, et al. Evolution of the Microstructure and Properties of Pre-Boronized Coatings during Pack-Cementation Chromizing[J]. Coatings, 2020, 10(2): 159.
- [30] WANG Z B, LU J, LU K. Wear and Corrosion Properties of a Low Carbon Steel Processed by Means of SMAT Followed by Lower Temperature Chromizing Treatment[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 201(6): 2796-2801.
- [31] WANG Z B, LU J, LU K. Chromizing Behaviors of a Low Carbon Steel Processed by Means of Surface Mechanical Attrition Treatment[J]. Acta Materialia, 2005, 53(7): 2081-2089.
- [32] 杨浩, 孟堃, 王远, 等. 喷丸处理对 45 钢表面 Al⁺注入层抗高温氧化性的影响[J]. 中国表面工程, 2019, 32(3): 30-35.
- YANG Hao, MENG Kun, WANG Yuan, et al. Effects of Shot Peening on High Temperature Oxidation Resistance of 45 Steel Surface with Al⁺ Implantation[J]. China Surface Engineering, 2019, 32(3): 30-35.
- [33] 王洪孔, 郑可, 高洁, 等. γ -TiAl 合金表面 TiC 渗镀层的摩擦磨损性能[J]. 中国表面工程, 2018, 31(6): 28-34.
- WANG Hong-kong, ZHENG Ke, GAO Jie, et al. Wear Properties of TiC Permeation Layer Prepared on γ -TiAl Alloy[J]. China Surface Engineering, 2018, 31(6): 28-34.
- [34] 刘峰, 黄林科, 陈豫增. 纳米晶金属材料中相变与晶粒长大的共生现象[J]. 金属学报, 2018, 54(11): 1525-1536.
- LIU Feng, HUANG Lin-ke, CHEN Yu-zeng. Concurrence of Phase Transition and Grain Growth in Nanocrystalline Metallic Materials[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(11): 1525-1536.
- [35] 魏祥飞, 张平则, 魏东博, 等. γ -TiAl 合金表面 Cr-W 共渗合金层的摩擦磨损性能研究[J]. 金属学报, 2013, 49(11): 1406-1410.
- WEI Xiang-fei, ZHANG Ping-ze, WEI Dong-bo, et al. Friction and Wear Properties of Surface Plasma Cr-W Alloying Layer of γ -TiAl Alloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(11): 1406-1410.
- [36] WEN Ming, WEN Cui-e, HODGSON P D, et al. Wear Behaviour of Pure Ti with a Nanocrystalline Surface Layer[J]. Applied Mechanics and Materials, 2011, 66-68: 1500-1504.
- [37] BAKSHI S D, SINHA D, CHOWDHURY S G, et al. Surface and Sub-Surface Damage of 0.20wt% C-martensite during Three-body Abrasion[J]. Wear, 2018, 394-395: 217-227.
- [38] LIU Yong, JIN Bin, LI De-jiang, et al. Wear Behavior of Nanocrystalline Structured Magnesium Alloy Induced by Surface Mechanical Attrition Treatment[J]. Surface and Coatings Technology, 2015, 261: 219-226.
- [39] LIN Nai-ming, ZHAO Lu-lu, LIU Qiang, et al. Preparation of Titanizing Coating on AISI 316 Stainless Steel by Pack Cementation to Mitigate Surface Damage: Estimations of Corrosion Resistance and Tribological Behavior[J]. Journal of Physics and Chemistry of Solids, 2019, 129: 387-400.