

DOI: 10.19666/j.rlfed.202205092

Incoloy 800H 合金在碱性高温高压水中的表面特性研究

李季¹, 詹英杰², 唐丽英¹, 徐安², 李江¹, 周荣灿¹,
王庆武², 龚兵²

(1.西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710054;
2.华能山东石岛湾核电有限公司, 山东 荣成 264399)

[摘要] 对 675 °C 时效 0~10 000 h 的 Incoloy 800H 合金 (800H 合金) 在 300 °C/10 MPa 的碱性高温高压水化学环境中的腐蚀电化学行为和氧化膜显微特征进行了系统研究。通过腐蚀电化学测试、长期浸泡、扫描电镜/透射电镜观察、拉曼光谱/快速傅里叶变化分析等方法, 掌握了 800H 合金腐蚀电化学行为、表面膜形态成分特征随时效时间的变化规律。研究结果表明: 时效处理可使 800H 合金传热管在高温高压水中的开路电位和自腐蚀电位 E_{corr} 小幅升高, 但时效时间延长对电化学行为影响不显著; 800H 合金在高温高压水中呈现钝化过钝化转变, 生成的氧化膜呈多层结构, 最外层为弥散分布的大颗粒氧化物, 组成为 Fe_2O_3 或 NiFe_2O_4 ; 中间层为较为致密的小尺寸氧化物, 多为 NiFe_2O_4 或 FeCr_2O_4 ; 内层则是致密且连续的氧化物, 为含 Cr 和少量 Fe 的非晶或纳米晶氧化物。800H 合金在 300 °C/10 MPa 的碱性高温高压水中具有较好的抗腐蚀性和表面稳定性。

[关键词] Incoloy 800H 合金; 高温气冷堆; 表面特性; 碱性高温高压水

[引用本文格式] 李季, 詹英杰, 唐丽英, 等. Incoloy 800H 合金在碱性高温高压水中的表面特性研究[J]. 热力发电, 2023, 52(1): 98-104. LI Ji, ZHAN Yingjie, TANG Liying, et al. Surface property of Incoloy 800H alloy in alkaline high-temperature and high-pressure water[J]. Thermal Power Generation, 2023, 52(1): 98-104.

Surface property of Incoloy 800H alloy in alkaline high-temperature and high-pressure water

LI Ji¹, ZHAN Yingjie², TANG Liying¹, XU An², LI Jiang¹, ZHOU Rongcan¹,
WANG Qingwu², GONG Bing²

(1. Xi'an Thermal Power Research Institute Co. Ltd., Xi'an 710054, China;
2. Huaneng Shandong Shidao Bay Nuclear Power Co., Ltd., Rongcheng 264399, China)

Abstract: The high-temperature and high-pressure (300 °C/10 MPa) corrosion electrochemical behavior and oxide film microscopic features of Incoloy 800H alloy aged at 675 °C for 0~10 000 h in alkaline environment were investigated systematically. By means of electrochemical test, long-term immersion test, scanning electron microscope/transmission electron microscope observation, Raman spectroscopy/fast Fourier transform analysis and other methods, the electrochemical activity, evolution of oxide film morphology and composition characteristics of the 800H alloy with extension of aging time were systematically studied. The results show that, the value of open circuit potential and self-corrosion potential E_{corr} of the 800H alloy in high-temperature and high-pressure water can be slightly increased by aging treatment, but the effect of aging time extension on the electrochemical behavior was not significant. A passive to trans-passive process was depicted. The oxide film of the 800H alloy formed in high-

收稿日期: 2022-05-24 网络首发日期: 2022-09-27

基金项目: 国家科技重大专项 (2017ZX06906009); 中国华能集团有限公司总部科技项目 (HNKJ18-H41)

Supported by: National Science and Technology Major Project (2017ZX06906009); Science and Technology Project of China Huaneng Group Co., Ltd. (HNKJ18-H41)

第一作者简介: 李季 (1985), 女, 博士, 高级工程师, 主要研究方向为火电、核电用金属材料性能, lij@tpri.com.cn.

temperature and high-pressure water had a multilayer structure: the most outer layer was the dispersed large particle oxides composed of Fe_2O_3 or NiFe_2O_4 ; the middle layer was relatively compact small size oxides, mostly NiFe_2O_4 or FeCr_2O_4 ; while the inner layer was dense and continuous oxides, amorphous or nanocrystalline oxide containing Cr and a small amount of Fe. The 800H alloy has good corrosion resistance and surface stability in alkaline high temperature and high pressure water of 300 °C/10 MPa.

Key words: Incoloy 800H alloy; high temperature gas cooled reactor; surface property; alkaline high-temperature high-pressure alkaline water

Incoloy 800H 合金 (800H 合金) 是一种奥氏体固溶合金, 其化学成分中 $w(\text{Ni}) \geq 30\% \sim 35\%$, $w(\text{Ni}+\text{Fe}) \geq 60\%$, 但 Fe、Ni 质量分数均不足 50%, 严格来讲是介于不锈钢和镍基合金之间的一种铁基高镍合金^[1-2]。800H 合金在高温下具有较高的机械强度、耐腐蚀性能和优异的抗氧化性能, 成为全球第 4 代核电技术超临界水冷堆 (SCWR)、高温气冷堆 (HTR-PM) 等堆型的重要候选材料, 并已在全球首台高温气冷堆核电机组的蒸汽发生器换热器管中应用^[3-5]。

800H 合金在特定水化学环境中的抗腐蚀性和抗氧化性与该条件下其表面氧化膜的形态、结构、成分、厚度等因素密切相关^[6-7]。杨珍等^[8]研究了 800H 合金在 750~850 °C 纯水蒸气中的氧化行为, 研究表明: 800H 合金在 750 °C 和 850 °C 纯水蒸气中的氧化动力学遵循抛物线规律, 温度对氧化速率影响显著; 750 °C 时的氧化产物主要为 $(\text{Cr}, \text{Mn})_2\text{O}_3$, 其上分布着不连续呈凸起状的 Fe_3O_4 , 基体中有少量内氧化的 Cr_2O_3 ; 850 °C 时表面形成双层膜, 外层的氧化产物主要为薄的 $(\text{Cr}, \text{Mn})_2\text{O}_3$, 内层为厚的 $(\text{Cr}, \text{Mn})_2\text{O}_3$, 氧化膜下方为内氧化形成的 Al_2O_3 。沈朝等^[9]研究了 800H 合金在超临界 650 °C/25 MPa 和次临界 290 °C/15.2 MPa 的除氧超纯水中的腐蚀增重情况, 结果表明: 在超临界水中的腐蚀增重近似符合抛物线增长规律, 在次临界水中腐蚀质量变化呈现出减重规律; 这与 Fe、Cr 在不同温度条件下的扩散速度差异有关, 由于氧化膜中 Cr 含量不同, 最终影响氧化膜的稳定性和合金的耐腐蚀性。Roy 等人^[10]通过测试 800H 合金在 30~90 °C 的酸性溶液中的循环极化曲线发现, 800H 合金的电化学活性随温度的增加逐渐增强, 合金表面由钝态向活化态转变, 至 90 °C 时不再形成保护性 Cr_2O_3 氧化膜, 这将对合金的开裂敏感性带来不利的影 响。可见水化学环境中的温度、pH 等对 800H 合金表面膜的成分有较大影响, 并最终影响合金的耐蚀性及表面稳定性^[11]。

当 800H 合金作为高温气冷堆蒸汽发生器换热

器管使用时, 其管内为二回路汽水工质, 压力为 14 MPa 左右, 工质温度为 205~566 °C; 管外为一回路氦气, 压力 7 MPa 左右, 温度为 250~750 °C。在机组启动初期或设备停用期间, 其水化学环境均为碱性, pH 值保持在 9.3~9.8 或 9.5~10.5^[12-13]。但现有关于 800H 合金在高温高压水化学中的腐蚀行为研究大多基于超纯水环境或酸性环境, 针对碱性环境的研究还是空白。另外, 根据唐丽英、李江等的研究成果^[14-15], 800H 合金在模拟高温气冷堆蒸汽发生器服役温度下不同时效时间后, 其显微组织和力学性能均会发生变化, 如合金韧性降低而强度增加, 晶内 M_{23}C_6 和二次 $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$ 相数量随时效时间延长显著增多, 尺寸也逐渐增大等。不同时效时间后 800H 合金在碱性高温高压水中的腐蚀性能和表面特性如何变化同样是值得关注的问题。

本文将对置于模拟典型运行温度下的 800H 合金传热管时效试样, 进行高温高压电化学测试和长时浸泡试验, 研究模拟二回路水化学环境中, 800H 合金电化学特性和表面氧化膜的形态, 掌握高温高压水作用导致的电化学性能变化规律, 为蒸汽发生器的金属监督提供技术支撑。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验用 800H 合金规格为 $\Phi 19 \text{ mm} \times 3 \text{ mm}$, 供货状态为固溶热处理状态, 实测化学成分见表 1, 各种元素质量分数均满足 ASMEN08810-800H 的规定。

表 1 试验用 800H 合金实测化学成分 单位: w/%
Tab.1 The actually measured chemical composition of 800H alloy used in the test

元素	C	Mn	P	S	Si
实测	0.084	0.85	0.004 4	0.000 9	0.049
元素	Ni	Fe	Cr	Al	Ti
实测	32.59	43.49	22.04	0.36	0.46
元素	Cu	Co	N		
实测	0.009 1	<0.005	0.004 4		

根据高温气冷堆中传热管 800H 合金的最高服

役温度条件,在 675 °C 进行氦气保护的长时高温时效试验,并分别在 0 (供货态)、300、1 000、3 000、10 000 h 停炉取样,开展高温高压电化学测量和高温高压浸泡试验,并对测试和浸泡后的试样进行形貌观察和表面膜分析。

1.2 试验方法

1.2.1 试验装置

电化学试验以高压釜为电解池,釜盖处有电极接口,采用三电极体系,工作电极为 800H 合金试样,对电极为 20 mm×20 mm×0.5 mm 的 Pt 片,参比电极采用外置压力平衡式 Ag/AgCl 电极,活性元素 Ag/AgCl 密封于电极上部腔室中,腔室内填充 0.1 mol/L KCl 溶液作为参比溶液,采用高密度 ZrO₂ 陶瓷塞作为液接塞与外界保持导通。电极下端通过导液管与高压釜中的高温测试溶液连通,利用冷却装置、压力平衡设计,使 Ag/AgCl 处于常温高压状态,并消除压力梯度产生的不可逆电势,测得电位可通过式(1)转换为氢标电位^[16-17]:

$$E_{\text{EPBRE}} = 0.2866 - 0.001(T - 298.15) + 1.745 \times 10^{-7}(T - 298.15)^2 - 3.03 \times 10^{-9}(T - 298.15)^3 \quad (1)$$

式中: E_{EPBRE} 为电位, V; T 为温度, K。

1.2.2 水化学条件

为最大限度地模拟高温气冷堆二回路运行期间的水化学条件,电化学和浸泡试验溶液均采用电阻率为 18.24 MΩ·cm 的超纯水作为介质,通过添加联氨和高纯氮气将试验溶液常温的 pH 值维持在 9.5 左右且溶解氧质量浓度低于 7×10^{-9} g/m³。试验过程中温度维持在 300 ± 0.3 °C,压力为 10 MPa。

1.2.3 电化学测量

待测的 800H 合金作为工作电极,试验前需将试样各平直表面用水砂纸逐级磨至细度为 6.5 μm,用乙醇超声清洗后吹干待用。为避免电偶腐蚀,将 800H 合金电极通过点焊连接 316 SS 丝和 Ni 丝作为导线,并在金属丝外面套有可热收缩聚四氟乙烯 (PTFE) 绝缘密封。

电化学测量采用 Gamry1010E 电化学工作站。待溶液达到预定温度后保温 48 h。经过 48 h 预氧化后,工作电极表面形成相对稳态的氧化膜,开路电位趋于稳定。开始采集开路电位 (OCP),然后进行动电位极化曲线的测量。选定的电位扫描范围为 $-0.2 V_{\text{OCP}}$ 至 $1.5 V_{\text{SHE}}$,扫描速率为 1 mV/s。

1.2.4 浸泡试验

将 800H 合金加工成 10 mm×10 mm×3 mm 的瓦片状试样并抛光、打孔,用包裹 PTFE 的金属丝悬挂于高压釜内。待溶液达到预定温度后保温 500 h 后取出,对试样表面形成的氧化膜进行表征。

1.2.5 形貌表征

利用 Renishaw inVia Qontor 型号的共焦显微拉曼光谱仪采集浸泡后试样表面氧化膜的拉曼光谱,激光波长为 532 nm,波数检测范围为 200~1 000 cm⁻¹。氧化膜表面沉积 C 保护后采用 FEI-SCIOS 型号的聚焦离子束 (FIB) 制备透射样品。利用配有能量色散 X 射线光谱仪 (EDS)、高分辨率透射电子显微镜 (HRTEM) CCD 摄像机和高角度环形暗场 (HAADF) 检测器的 JEOL JEM-3200FS 型号的透射电子显微镜观察试样横截面。为识别微小区域内氧化物的晶体结构,使用 Gatan 数字显微图像软件进行快速傅里叶变换 (FFT)。

2 试验结果

2.1 电化学测试

图 1 为不同时效时间的 800H 合金在高温高压水中的 OCP 值。由 1 图可见,役前 800H 合金的 OCP 值略低,约为 $-0.236 V_{\text{SHE}}$;时效处理使 OCP 值迅速增加,达到约 $-0.188 V_{\text{SHE}}$,随时效时间进一步增长,OCP 值逐渐趋于稳定,在 $-0.207 \sim -0.219 V_{\text{SHE}}$ 间小幅波动,但仍然高于役前状态。

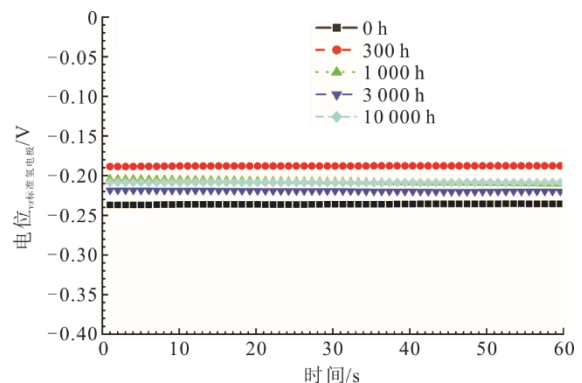


图 1 不同时效时间的 800H 合金在高温高压水中的开路电位值

Fig.1 The open circuit potential value of 800H alloy aged for different durations in high temperature high pressure water

图 2 为不同时效时间的 800H 合金的极化曲线测试结果。由图 2 可见,800H 合金在高温高压水中呈现钝化-过钝化特性,没有显著的活化-钝化转变。经历不同时效时间的 800H 合金极化行为没有明显

变化, 维钝电流密度在 $1.3 \times 10^{-5} \sim 1.8 \times 10^{-5} \text{ A/cm}^2$ 内, 过钝化电位在 $0.6 \sim 0.65 \text{ V}_{\text{SHE}}$ 内。

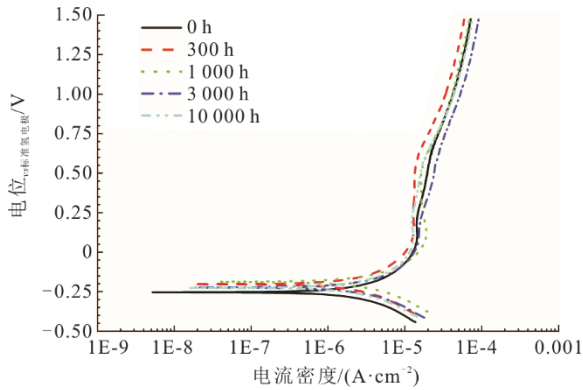


图 2 不同时效时间的 800H 合金在高温高压水中的极化曲线
Fig.2 The polarization curve of 800H alloy aged for different durations in high temperature high pressure water

根据上述电化学曲线, 对钝化区的电流密度求平均值, 得到不同时效时间 800H 合金的维钝电流密度 i_p , 对极化曲线进行 Tafel 拟合, 得到不同合金的自腐蚀电位 E_{corr} 和自腐蚀电流密度 i_{corr} , 见表 2。由表 2 可知: 役前 800H 合金自腐蚀电位 E_{corr} 最低, 随后随时效时间的延长有变大的趋势, 但变化幅度较小, 基本维持在 $-0.243 \sim -0.218 \text{ V}_{\text{SHE}}$ 范围内波动, 与 OCP 结果一致; 同时, 自腐蚀电流密度 i_{corr} 和维钝电流密度 i_p 的变化规律不显著, 均在一定范围内小幅波动。

表 2 不同时效时间 800H 合金的电化学参数

Tab.2 The electrochemical parameters of 800H alloy after being aged for different durations

时效时间	$E_{\text{corr}}/\text{V}_{\text{SHE}}$	$i_{\text{corr}}/(\times 10^{-6} \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2})$	$i_p/(\times 10^{-5} \text{ A}\cdot\text{cm}^{-2})$
0 h	-0.259	2.14	1.64
300 h	-0.222	2.21	1.31
1 000 h	-0.218	1.52	1.69
3 000 h	-0.243	2.43	1.93
10 000 h	-0.234	2.09	1.39

2.2 拉曼光谱分析

图 3 为不同时效时间的 800H 合金在高温水中浸泡 500 h 后表面氧化膜典型拉曼光谱结果。由图 3 可见, 800H 合金表面的氧化物主要有 NiFe_2O_4 和 Fe_2O_3 。但由于 FeCr_2O_4 的主峰位置 (685 cm^{-1}) 与 NiFe_2O_4 的主峰位置 (696 cm^{-1}) 非常接近, 因此暂无法排除存在 FeCr_2O_4 的可能性。不同时效时间的 800H 合金, 其拉曼光谱中的特征峰无明显差异, 可见 800H 合金在该水化学环境中的氧化膜具有较好的稳定性。

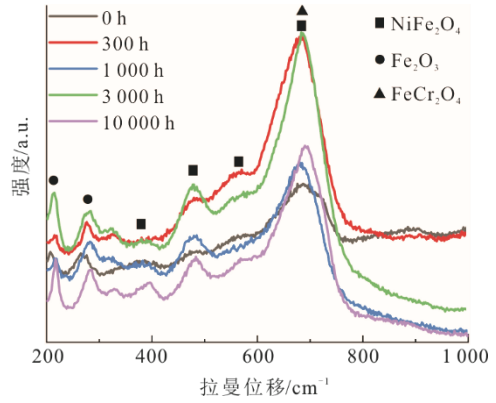


图 3 不同时效时间的 800H 合金浸泡 500 h 后表面氧化膜的典型拉曼光谱结果

Fig.3 The typical Raman spectra of 800H alloy after being immersed in high temperature high pressure water for 500 h

2.3 显微组织分析

图 4 为不同时效时间的 800H 合金在高温高压水中浸泡 500 h 后的氧化膜表面形貌扫描电镜照片。由图 4 可见: 各 800H 合金试样表面均覆盖尺寸不等的氧化物颗粒, 其中大颗粒氧化物尺寸约几百纳米至数微米, 形状成多面体, 分布较弥散; 其下方为一层较为致密的小尺寸氧化物, 形状仍为多面体, 尺寸在数十至数百纳米。由于合金在高温高压介质中的浸泡时间均为 500 h, 因此其表面氧化物的形态和大小未见明显差异, 均较为接近和类似。

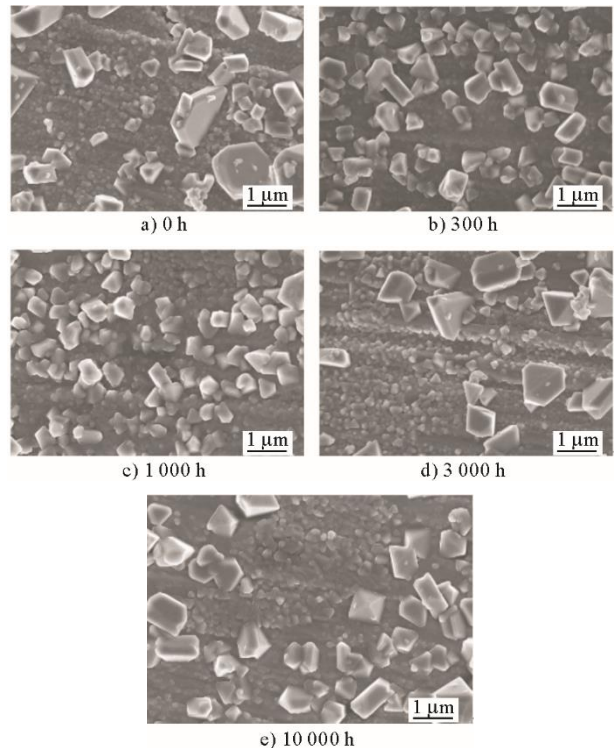


图 4 800H 合金在高温高压水中浸泡 500 h 后氧化膜表面形貌
Fig.4 The surface morphology of oxide film of 800H alloy after being immersed in high temperature high pressure water for 500 h

图5—图7分别为役前、时效1000 h、时效10000 h的800合金在高温高压水中浸泡500 h后表面氧化膜截面的透射电镜形貌和选区电子衍射花样(selected area electron diffraction, SAED)。

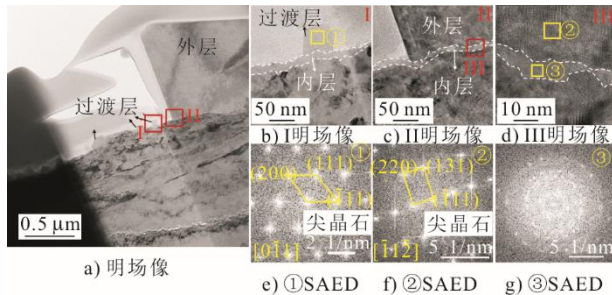


图5 服役前800H合金在高温高压水中浸泡500 h后形成的氧化膜截面形貌和衍射花样

Fig.5 The TEM images and diffraction patterns of cross section morphology of the oxide film formed after the as-received 800H alloy immersed for 500 h

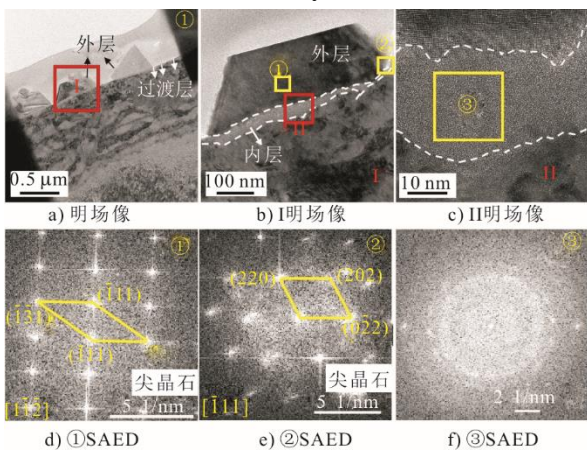


图6 时效1000 h的800H合金在高温高压水中浸泡500 h后形成的氧化膜截面形貌和衍射花样

Fig.6 The TEM images and diffraction patterns of cross section morphology of the oxide film formed after the 1000 h aged 800H alloy immersed for 500 h

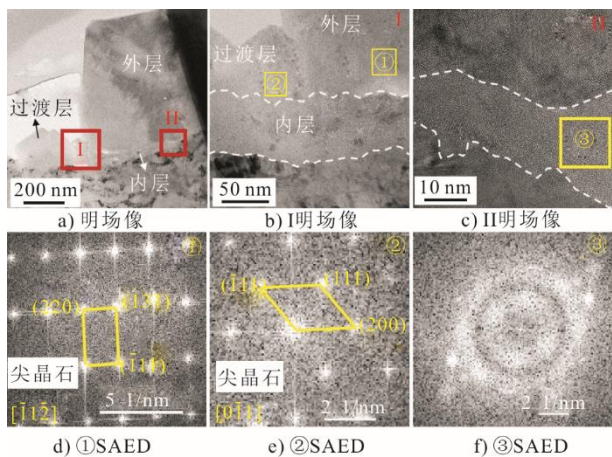


图7 时效10000 h的800H合金在高温高压水中浸泡500 h后形成的氧化膜截面形貌和衍射花样

Fig.7 The TEM images and diffraction patterns of cross section morphology of the oxide film formed after the 10000 h aged 800H alloy immersed for 500 h

由图5—图7可见：不同时效时间的800H合金表面形成的氧化膜均为多层膜结构，最外层为多面体形状的大颗粒氧化物，尺寸在微米级别；中间层为小尺寸颗粒氧化物，尺寸在数十至数百纳米；靠近基体的为连续的内层氧化膜。根据高倍TEM像和HRTEM像，内层氧化膜主要由尺寸小于10 nm的纳米氧化物颗粒以及分布在氧化物颗粒之间的非晶氧化物构成。

通过对图5—图7选定位置相应的HRTEM像进行FFT，得到该区域的衍射花样，通过衍射花样的分析可知，不同时效时间的800H在高温高压水中浸泡后表面形成的最外层大颗粒氧化物和中间层小尺寸颗粒氧化物的结构均为尖晶石结构，内层氧化膜的衍射花样呈现多晶和非晶的特征。结合图8所示的能谱结果，最外层大颗粒氧化物的组成为 Fe_2O_3 和/或 NiFe_2O_4 ，中间层小尺寸颗粒氧化物的组成则多为 NiFe_2O_4 或 FeCr_2O_4 ，内层为含Cr和少量Fe的氧化物。老化时间对800H合金在高温高压水中形成的氧化膜的形貌和结构组成无明显影响。

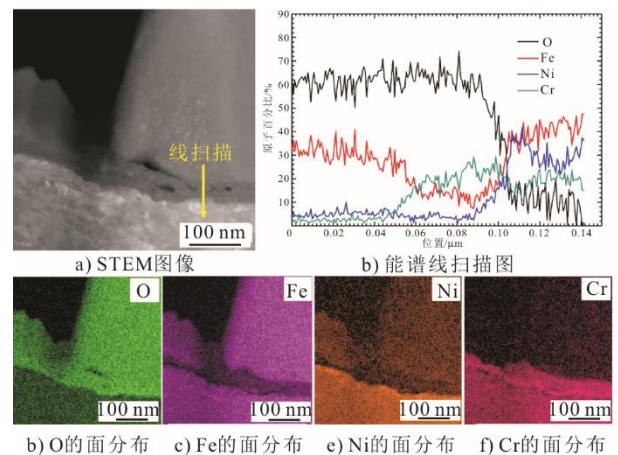


图8 时效10000 h的800H合金在高温高压水中浸泡500 h后形成的氧化膜截面的能谱结果

Fig.8 The EDS patterns of cross section oxide film formed on the 10000 h aged 800H alloy immersed for 500 h

3 分析讨论

根据上述高温高压腐蚀电化学试验和500 h浸泡后的SEM和TEM试验结果可知，800H合金在300 °C/10 MPa的碱性(pH=9.5左右)高温高压水中，其表面会生成多层结构的氧化膜，截面示意如图9所示。

由图4—图9可见，在300 °C/10 MPa的碱性(pH=9.5左右)高温高压水中，800H合金最外层

氧化物可达到微米级,呈尖晶石结构,组成为 Fe_2O_3 和 NiFe_2O_4 , 具有较好的稳定性,但由于分布较弥散,且尺寸较大,无法形成致密连续结构对基体起到保护作用。对 800H 合金基体起到保护作用的主要为分布在中间层的小尺寸 NiFe_2O_4 、 FeCr_2O_4 颗粒及致密的非晶、纳米晶内层。

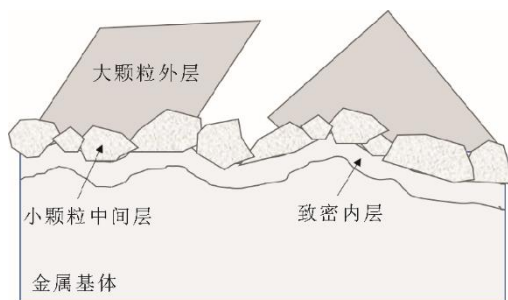


图 9 800H 合金在碱性高温高压水中形成的氧化膜截面示意
Fig.9 Schematic image of the cross-sectional oxide film of 800H alloy formed in alkaline high temperature high pressure water

根据 Pourbaix 图^[18],在 Fe-Cr-H₂O 系统和 Fe-Ni-H₂O 系统中,最稳定的氧化物形式即为 FeCr_2O_4 、 NiFe_2O_4 。可见,小颗粒尖晶石 FeCr_2O_4 、 NiFe_2O_4 具有优良的抗氧化性和稳定性,可有效阻止侵蚀性原子向内扩散和金属元素向外扩散,起到较好的保护作用。

最内层氧化物厚度约为 50~100 nm,主要由含 Cr 和少量 Fe 的尺寸小于 10 nm 的纳米氧化物颗粒以及分布在氧化物颗粒之间的非晶体氧化物构成。根据 Lobnig 等人^[19]的研究成果,富铬氧化膜可以显著减缓铁元素向外扩散,阻止外层富铬氧化膜的生长。另外,由于氧化内层与中间层和金属基体过渡均匀,结合性好,具有优异的致密性和连续性,可确保 800H 在该水化学体系中具有优异的耐腐蚀性。

整体来说,役前和长时效后的 800H 合金在 300 °C/10 MPa 的碱性高温高压水中均具有较好的抗腐蚀性。当 800H 合金作为高温气冷堆蒸汽发生器换热器管使用时,在机组启动初期或设备停用期间仍具有较好的表面稳定性。

4 结 论

1) 800H 合金在模拟高温气冷堆二回路高温高压水中的极化曲线呈现钝化-过钝化转变,不同时效时间的 800H 合金的维钝电流密度在 1.3×10^{-5} ~ 1.8×10^{-5} A/cm² 范围内,过钝化电位在 0.6~0.65 V_{SHE} 范围内。时效时间对于 800H 合金的极化曲线影响不

显著,在该水化学体系中 800H 合金均呈钝态。

2) 800H 合金在碱性高温高压水中生成的氧化膜呈多层结构,最外层为 Fe_2O_3 或 NiFe_2O_4 大颗粒氧化物,尺寸在几百纳米至数微米,形状成多面体,较为弥散的分布在样品表面上;中间层为大颗粒氧化物,下方较为致密的 NiFe_2O_4 或 FeCr_2O_4 小尺寸氧化物,形状仍为多面体,尺寸在数十至数百纳米;内层则较为致密且连续,为含 Cr 和少量 Fe 的非晶或纳米晶氧化物。

3) 时效时间对于 800H 合金氧化膜的形貌、结构和成分影响不大,但是对于内层氧化膜厚度具有一定影响。

4) 800H 合金在 300 °C/10 MPa 的碱性高温高压水中具有较好的抗腐蚀性,当其作为高温气冷堆蒸汽发生器换热器管使用时,在机组启动初期或设备停用期间具有较好的表面稳定性。

致谢

感谢中山大学徐健副教授、郭琦博士在试验测试、数据分析方面对本论文的帮助。

[参 考 文 献]

- [1] TAN L, RAKOTOJAONA L, ALLEN T R, et al. Microstructure optimization of austenitic alloy 800H (Fe-21Cr-32Ni)[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528: 2755-2761.
- [2] AKHIANI H, NEZAKAT M, SONBOLI A, et al. The origin of annealing texture in a cold-rolled Incoloy 800H/HT after different strain paths[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 619: 334-344.
- [3] ZHANG Z, DONG Y, LI F, et al. The Shandong Shidao Bay 200 MWe high-temperature gas-cooled reactor pebble-bed module (HTR-PM) demonstration power plant: an engineering and technological innovation[J]. *Engineering*, 2016, 2(1): 112-118.
- [4] SUN X M, DONG Y J, ZHOU Y P, et al. Effects of reaction temperature and inlet oxidizing gas flow rate on IG-110 graphite oxidation used in HTR-PM[J]. *Journal of Nuclear Science and Technology*, 2016, 54(2): 196-204.
- [5] PRASITTHIPAYONG A, VACHHANI S J, TUMEY S J, et al. Indentation size effect in unirradiated and ion-irradiated 800H steel at high temperatures[J]. *Acta Materialia*, 2018, 144: 896-904.
- [6] POLMAN E A, FRANSEN T, GELLINGS P J. High-temperature corrosion and mechanical properties of protective scales on Incoloy 800H: the influence of preoxidation and ion implantation[J]. *Oxidation of Metals*, 1990, 33: 135-155.
- [7] XIAO H, BSAT S. Corrosion behaviour of alloy 800H in low density superheated steam[J]. *ISIJ International*, 2016, 56(6): 1067-1075.
- [8] 杨珍, 鲁金涛, 乐明, 等. Incoloy800H 合金在高温纯水蒸气中的氧化行为[J]. *机械工程材料*, 2018, 42(1): 1-6.

- YANG Zhen, LU Jintao, LE Ming, et al. Oxidation behavior of Incoloy800H alloy in high-temperature pure water[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2018, 42(1): 1-6.
- [9] 沈朝, 吴恋恋, 张乐福, 等. 镍基合金 800H 的腐蚀性能研究[J]. *腐蚀科学与防护技术*, 2014, 26(2): 113-118.
- SHEN Zhao, WU Lianlian, ZHANG Lefu, et al. Corrosion behavior of nickel base alloy 800H in high-temperature and high-pressured water[J]. *Corrosion Science and Protection Technology*, 2014, 26(2): 113-118.
- [10] ROY A K, VIRUPAKSHA V. Performance of alloy 800H for high-temperature heat exchanger applications[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2007, 452/453: 665-672.
- [11] CONG S, LIU Z, DANG Y, et al. Effects of cold work on the corrosion behavior of alloy 800H exposed to aerated supercritical water[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2022, 559: 153408.
- [12] 姚洪猛, 姚建涛, 孙雅萍, 等. 高温气冷堆二回路热力设备停用腐蚀控制技术研究[J]. *热力发电*, 2019, 48(12): 8-12.
- YAO Hongmeng, YAO Jiantao, SUN Yaping, et al. Lay-up corrosion control technology for secondary circuit thermodynamic equipment of high temperature gas-cooled reactor[J]. *Thermal Power Generation*, 2019, 48(12): 8-12.
- [13] 压水堆核电站水化学控制: NB/T 20436—2017[S]. 国家能源局, 2017: 4-6.
- Water chemistry for pressurized water reactor nuclear power plant: NB/T 20436—2017[S]. National Energy Administration, 2017: 4-6.
- [14] 唐丽英, 李江, 詹英杰, 等. 试验温度及热老化对 Incoloy 800H 合金冲击性能的影响[J]. *热力发电*, 2021, 50(3): 49-55.
- TANG Liying, LI Jiang, ZHAN Yingjie, et al. Effects of test temperature and thermal aging on impact performance of Incoloy 800H[J]. *Thermal Power Generation*, 2021, 50(3): 49-55.
- [15] 李江, 詹英杰, 李季, 等. 国产 Incoloy 800H 合金在氦气中时效后力学性能及微观组织演化[J]. *热力发电*, 2020, 49(11): 120-125.
- LI Jiang, ZHAN Yingjie, LI Ji, et al. Mechanical properties and microstructure evolution of domestic Incoloy 800H during aging in helium[J]. *Thermal Power Generation*, 2020, 49(11): 120-125.
- [16] WANG Z, ZHAO H, CHEN L, et al. Evolution and its stability of M23(C, N)6 carbonitride in martensite ferritic steel during long-term thermal aging[J]. *Materials Characterization*, 2019, 152: 36-43.
- [17] WU Y, YUAN S, YAN J, et al. Dissolution behaviour of laves phase in P92 high alloy steel in alkaline solutions[J]. *Journal of the Electrochemical Society*, 2021, 168(3): 031505.
- [18] TERACHI T, YAMADA T, MIYAMOTO T, et al. Corrosion behavior of stainless steels in simulated PWR primary watereffect of chromium content in alloys and dissolved hydrogen[J]. *Journal of Nuclear Science and Technology*, 2008, 45(10): 975-984.
- [19] LOBNIG R E, SCHMIDT H P, HENNESEN K, et al. Diffusion of cations in chromia layers grown on iron-base alloys[J]. *Oxidation of Metals*, 1992, 37(1): 81-93.

(责任编辑 邓玲惠)