

DOI: 10.19666/j.rlfid.202405105

# 氯离子质量浓度对 Inconel 740H 合金 应力腐蚀开裂性能的影响

李江, 崔雄华, 杨哲一, 唐丽英, 周荣灿, 李季, 王军民  
(西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710054)

**[摘要]** 采用慢应变速率拉伸试验和应力腐蚀裂纹扩展试验方法, 研究了 630~700 °C 高参数先进超超临界机组候选镍基合金 Inconel 740H 在 0、1、20 mg/L 氯离子水环境中的应力腐蚀开裂性能及规律, 并探讨了高质量浓度氯离子促进应力腐蚀裂纹的萌生和扩展的相关机理。结果表明: 高质量浓度氯离子促进 740H 合金的应力腐蚀开裂, 合金应力腐蚀敏感性指数断后伸长损失  $I_{sc(\delta)}$  随氯离子质量浓度升高而增大; 当氯离子质量浓度升高至 20 mg/L 时, 断口中部和断口边缘均呈沿晶脆性断裂特征, 断口附近有大量沿晶二次裂纹, 此时合金发生了应力腐蚀开裂。在 20 mg/L 氯离子水环境中裂纹平均扩展速率达  $1.15 \times 10^{-6}$  mm/s, 是高纯水中裂纹平均扩展速率的 111.7 倍。

**[关键词]** Inconel 740H; 应力腐蚀开裂; 氯离子; 慢应变速率拉伸; 裂纹扩展

**[引用本文格式]** 李江, 崔雄华, 杨哲一, 等. 氯离子质量浓度对 Inconel 740H 合金应力腐蚀开裂性能的影响[J]. 热力发电, 2024, 53(11): 162-168. LI Jiang, CUI Xionghua, YANG Zheyi, et al. Effect of chloride ion mass concentration on stress corrosion cracking performance of Inconel 740H alloy[J]. Thermal Power Generation, 2024, 53(11): 162-168.

## Effect of chloride ion mass concentration on stress corrosion cracking performance of Inconel 740H alloy

LI Jiang, CUI Xionghua, YANG Zheyi, TANG Liying, ZHOU Rongcan, LI Ji, WANG Junmin  
(Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd., Xi'an 710054, China)

**Abstract:** The effect of chloride ion mass concentration (0, 1, 20 mg/L) on stress corrosion cracking of Inconel 740H, a candidate nickel based alloy for high parameter ultra-supercritical units at 630~700 °C, were investigated by slow strain rate tensile testing and stress corrosion crack propagation testing. Moreover, the relevant mechanism of high mass concentration chloride ions promoting the initiation and propagation of stress corrosion cracks was explored. The results showed that, high mass concentration of chloride ions promoted the stress corrosion cracking of 740H alloy, and the stress corrosion sensitivity index  $I_{sc(\delta)}$  of the alloy increased with the chloride ion mass concentration. When the mass concentration of chloride ions increased to 20 mg/L, both the middle and edge of the fracture exhibited intergranular brittle fracture characteristics, with a large number of secondary intergranular cracks near the fracture. At this point, the alloy experienced stress corrosion cracking. The average crack propagation rate in a 20 mg/L chloride ion water environment reached  $1.15 \times 10^{-6}$  mm/s, which is 111.7 times the average crack propagation rate in high-purity water.

**Key words:** Inconel 740H; stress corrosion cracking; chloride ion; slow strain rate tensile; crack propagation

为进一步降低火电机组煤耗, 减少温室气体和其他污染物的排放, 国内外先后开展了 630~700 °C 等级高参数先进超超临界发电技术的研究<sup>[1-2]</sup>。由于

机组参数提高, 对其关键部件材料性能提出了更高的要求, 导致高温部件选材成为了制约高参数超超临界发电技术发展的主要瓶颈<sup>[3]</sup>, 目前典型的候选

收稿日期: 2024-05-25 网络首发日期: 2024-09-25

基金项目: 陕西省自然科学基金基础研究计划项目 (2023-JC-QN-0582)

Supported by: Natural Science Basic Research Program of Shaanxi Province (2023-JC-QN-0582)

第一作者简介: 李江 (1987), 男, 硕士, 高级工程师, 主要研究方向为电站材料寿命评估与失效分析, lijia@tpri.com.cn。

材料包括 Inconel 740H (简称 740H)、617B、Haynes 282 等多种进口材料和 HT700、GH984G 和 GH750 等多种国产材料。其中, 740H 合金是一种以  $\gamma'$  相为主要强化相的时效强化型镍基高温合金, 因其具有优良的抗蠕变断裂、氧化腐蚀和烟气腐蚀性能, 已成为高参数超超临界机组选材研究的热点<sup>[4]</sup>。

由于高参数下锅炉服役环境更加苛刻, 特别是在杂质离子 (如氯离子、硫酸根离子等) 与应力的协同作用下, 材料在应力值远低于强度极限时发生应力腐蚀开裂 (SCC), 已成为电站安全运行的重要隐患, 据报道核电约 40% 的失效案例均涉及 SCC<sup>[5-6]</sup>。目前关于杂质离子对镍基合金 SCC 性能的影响, 国内外已有大量研究<sup>[7-10]</sup>。吴义兵等<sup>[7]</sup>发现硫酸根离子促进 Inconel 600 合金 SCC, 随硫酸根质量浓度升高, Inconel 600 的 SCC 敏感性增大。夏大海等<sup>[8]</sup>综述了 690 合金和 800 合金在高温高压水中硫致腐蚀失效的研究进展, 发现 S 与氯离子协同作用可显著提高 690 合金和 800H 合金开裂的敏感性。林根仙等<sup>[9]</sup>研究了 690TT 合金在不同浓度硫酸根离子中的 SCC 敏感性, 发现在 1 500  $\mu\text{g}/\text{kg}$  硫酸根离子中 690TT 合金断口边缘出现穿晶裂纹, SCC 开裂敏感性显著提高。Andresen 等人<sup>[10]</sup>详细分析了腐蚀环境

对 Inconel 600、Inconel690 合金 SCC 的影响, 指出裂纹尖端氯离子对 SCC 开裂的作用。

虽然国内外针对镍基合金 SCC 问题已有一些研究<sup>[7-10]</sup>, 但目前研究的镍基合金主要为服役于核电环境的 Inconel 600、Inconel 690 和 800H 合金, 而针对高参数先进超超临界火电机组候选镍基合金 SCC 性能研究鲜有报道, 其腐蚀开裂规律和机理还有待澄清。为此, 本课题组采用慢应变速率拉伸 (SSRT) 试验研究了 740H 合金在不同质量浓度氯离子水中的 SCC 敏感性变化, 采用 SCC 裂纹扩展试验研究了氯离子质量浓度变化对 740H 合金裂纹扩展速率的影响规律, 综合分析氯离子质量浓度变化对 740H 合金 SCC 性能的影响。

## 1 试验材料与方法

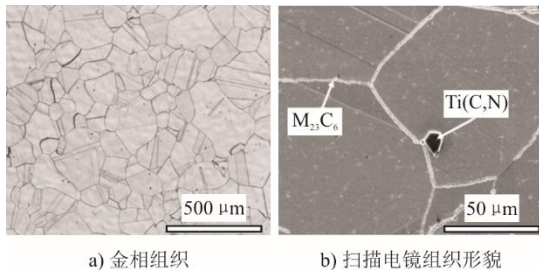
本试验用 740H 合金由美国 Special Metals Corporation 公司提供, 规格为  $\Phi 372 \text{ mm} \times 81 \text{ mm}$ , 实测化学成分见表 1, 供货态为固溶处理态, 试验前进行了 800  $^{\circ}\text{C}$ 、16 h 时效处理。图 1 为 740H 合金的显微组织。由图 1 可知, 合金为典型的等轴奥氏体组织, 包含一定数量的孪晶, 晶内以  $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$  析出相为主, 晶界有少量  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 。

表 1 740H 合金的化学成分

单位: w/%

Tab.1 Chemical compositions of the 740H alloy

元素	C	Si	Mn	Cr	Mo	Co	Ti	Al	S	P	Nb	Ni
数值	0.050	0.160	0.250	25.590	0.020	17.010	1.350	1.260	0.001	0.030	1.770	余量



a) 金相组织 b) 扫描电镜组织形貌

图 1 740H 镍基合金显微组织

Fig.1 Microstructure of 740H nickel-based alloy

图 2 为 SCC 试验平台结构示意图和实物, 在该试验台上开展 SSRT 和裂纹扩展试验。SSRT 试验方法参照 ASTM G129—2021, 试样为棒状试样, 试样形状和尺寸如图 3a) 所示。按照标准, 将腐蚀环境中的各种参数与惰性环境 (本文为高纯氩气) 对应的参数进行对比, 计算出 SCC 敏感性指数  $I_{\text{SCC}}$ , 计算方法见式(1)。  $I_{\text{SCC}}$  越大表明 SCC 敏感性越高,  $I_{\text{SCC}}$  越小表明 SCC 敏感性越低。

$$I_{\text{SCC}} = \frac{I_0 - I_s}{I_0} \quad (1)$$

式中:  $I_{\text{SCC}}$  为 SCC 敏感性指数;  $I_0$  为惰性环境中的试验参数;  $I_s$  为腐蚀环境中的试验参数。

本文采用断后伸长率损失  $I_{\text{SCC}}(\delta)$  来表征 SCC 敏感性。SSRT 试验具体方案见表 2, 每种腐蚀环境各设置 2 个平行试样。

裂纹扩展试验方法参照 ASTM E399—2023, 采用紧凑拉伸试样, 试样形状和尺寸如图 3b) 所示, 裂纹检测方法采用直流电位降 (DCPD) 技术, 具体检测方法参见文献[11]和文献[12]。试验前将紧凑拉伸试样安装在 YYF-40 型万能试验机上, 室温暴露于空气中进行低周疲劳试验, 预制裂纹, 频率 2 Hz, 应力比  $R=0.3$ , 最终得到裂纹长度约为 12 mm; 之后在高纯水中进行腐蚀疲劳试验, 加载波形为三角波, 恒温控制, 频率为 0.01 Hz, 应力比  $R=0.3\sim 0.7$ ;

最后正式开始 SCC 裂纹扩展试验, 裂纹扩展试验共分 3 个步骤, 详细试验方案见表 3。

试验后借助 FEI Quanta-400 HV 型扫描电镜 (SEM) 观察试验后断口形貌, 利用牛津 INCA 型

X 射线能谱仪 (EDS) 分析腐蚀产物成分, 将 SSRT 试验后的试样从标距段根部切割, 纵向剖开后, 热镶后制成金相样, 观察其断口及侧面是否存在 SCC 二次裂纹。

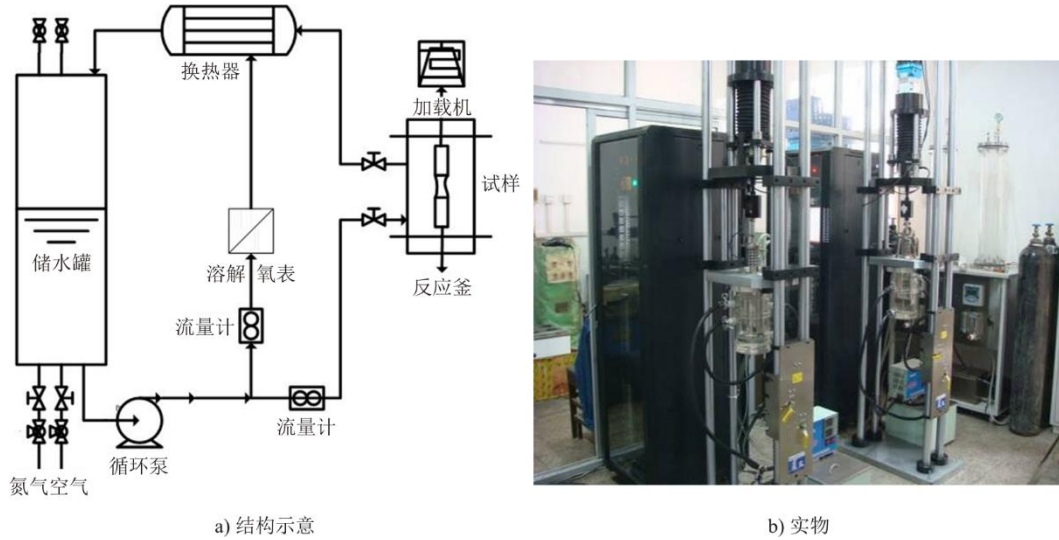


图 2 SCC 试验平台结构示意图和实物

Fig.2 Schematic diagram and physical diagram of the stress corrosion cracking test platform

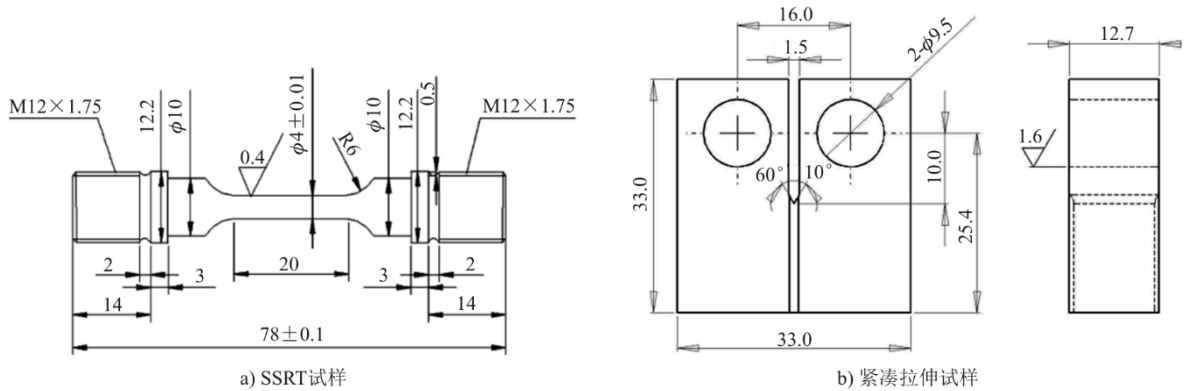


图 3 试样形状和尺寸 (mm)

Fig.3 Sample shape and size (mm)

表 2 SSRT 试验方案

Tab.2 Slow strain rate tensile test plan

试样编号	试验环境	溶解氧质量浓度/( $\mu\text{g}\cdot\text{L}^{-1}$ )	应变速率/ $\text{s}^{-1}$
740H-1	室温、高纯氩气		$1\times 10^{-6}$
740H-2A	室温、1 mg/L 氯离子水	<15	$1\times 10^{-6}$
740H-2B			
740H-3A	室温、20 mg/L 氯离子水	<15	$1\times 10^{-6}$
740H-3B			

表 3 SCC 裂纹扩展试验方案

Tab.3 Stress corrosion crack propagation test plan

试验步骤	加载模式	试验环境
1	梯形波, 时间为 100、3 600、100 s $K_{\text{max}}=25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}, R=0.7$	室温、高纯水、溶解氧 <15 $\mu\text{g}/\text{L}$
2	梯形波, 时间为 100、3 600、100 s $K_{\text{max}}=25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}, R=0.7$	室温、1 mg/L 氯离子水、溶解氧 <15 $\mu\text{g}/\text{L}$
3	梯形波, 时间为 100、3 600、100 s $K_{\text{max}}=25 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}, R=0.7$	室温、20 mg/L 氯离子水、溶解氧 <15 $\mu\text{g}/\text{L}$

## 2 试验结果

### 2.1 SSRT 试验结果

表 4 为 740H 合金在不同质量浓度氯离子水环境中的 SSRT 试验结果, 采用断后伸长率损失  $I_{sc(\delta)}$  来表征材料 SCC 敏感性。由表 4 可见: 在 1 mg/L 氯离子水环境中, 2 个平行试样 (740H-2A、740H-2B) 的  $I_{sc(\delta)}$  都极小, 分别为 0.32% 和 0, 表明该条件下合金无 SCC 敏感性, 其抗 SCC 性能很好; 升高氯离子质量浓度至 20 mg/L, 此腐蚀环境中的  $I_{sc(\delta)}$  增大, 2 个平行试样 (740H-3A、740H-3B) 的  $I_{sc(\delta)}$  分别为 12.10% 和 12.74%, 表明合金在 20 mg/L 氯离子水环境中 SCC 敏感性增大。

表 4 不同质量浓度氯离子水中 SSRT 试验结果  
Tab.4 SSRT test results in water with different mass concentrations of chloride ions

试样编号	抗拉强度/MPa	断后伸长率 $\delta$ /%	断后伸长率损失 $I_{sc(\delta)}$ /%
740H-1	1 118.6	31.4	
740H-2A	1 098.8	31.3	0.32
740H-2B	1 088.9	31.4	0
740H-3A	1 072.4	27.6	12.10
740H-3B	1 074.5	27.4	12.74

图 4 为 740H 合金在惰性环境中拉伸后断口 SEM 形貌。由图 4 可见, 宏观断口断面垂直于拉伸方向 (图 4a), 在断口边缘有剪切唇区, 宽度约为 300~400  $\mu\text{m}$  (图 4b), 微观断口显示, 断口中部区域为沿晶断裂特征 (图 4c), 剪切唇区为不规则的韧窝 (图 4d), 可见断口为脆性断裂和韧性断裂混合型断口。

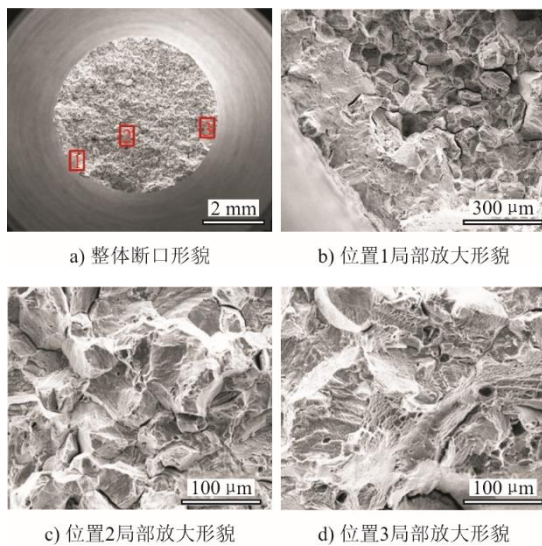


图 4 740H-1 断口 SEM 形貌  
Fig.4 SEM appearances of 740H-1 fracture

图 5 为 740H-2A 试样 SSRT 断口 SEM 形貌。由图 5 可见, 其断口形貌与 740H-1 类似, 即宏观断口较平整 (图 5a), 在断口边缘有剪切唇区, 微观断口显示剪切唇区为不规则的韧窝 (图 5b)、图 5c) 和图 5d), 断口中部区域呈脆性断裂特征 (图 5e)。断口仍为脆性断裂和韧性断裂混合型断口。

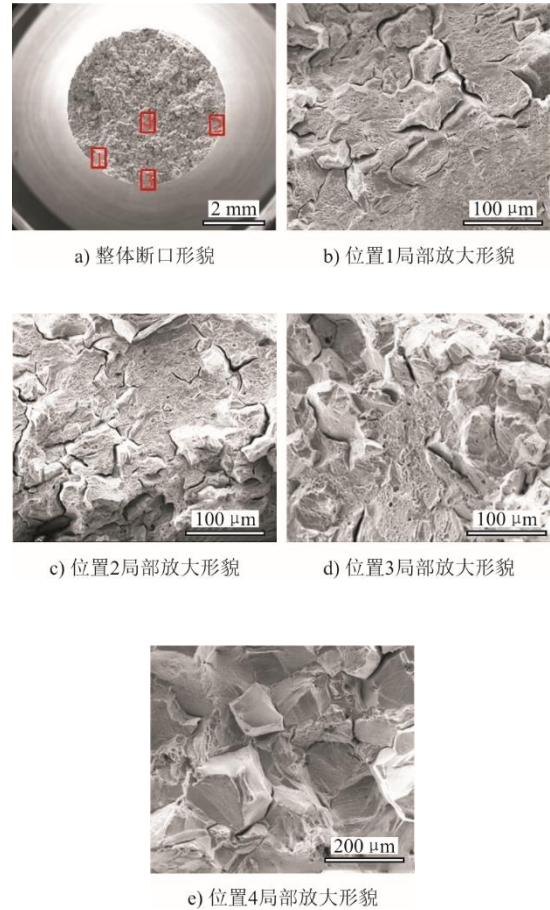
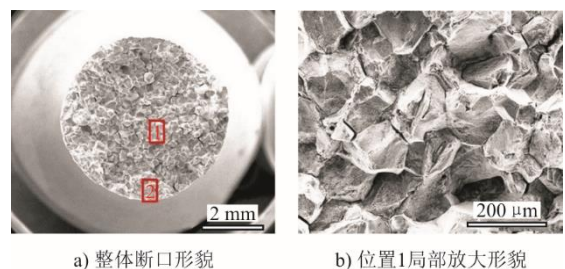
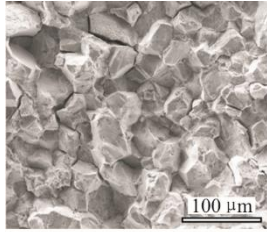


图 5 740H-2A 试样 SSRT 断口 SEM 形貌  
Fig.5 SEM appearance of 740H-2A SSRT fracture

图 6 为 740H-3A 试样 SSRT 断口 SEM 形貌。与 740H-1 和 740H-2A 不同的是, 在断口中部 (图 6b) 和断口边缘均呈现沿晶断裂特征 (图 6c), 断口边缘未见剪切唇区域, 表明在 20 mg/L 氯离子水环境中 740H 合金断裂形式为脆性断裂, SCC 敏感性较大, 这与 SSRT 试验结果中  $I_{sc(\delta)}$  增大相吻合。





c) 位置2局部放大形貌

图 6 740H-3A 试样 SSRT 断口 SEM 形貌  
Fig.6 SEM appearance of 740H-3A SSRT fracture

图 7 为 740H-3A 断口背散射电子像 (BSE) 形貌及腐蚀物 EDS 分析。由图 7 可见, 断口表面有大量沿晶二次裂纹, 长约为 150~300 μm, 表面存在颗粒状腐蚀产物, EDS 分析其富氯和氧。

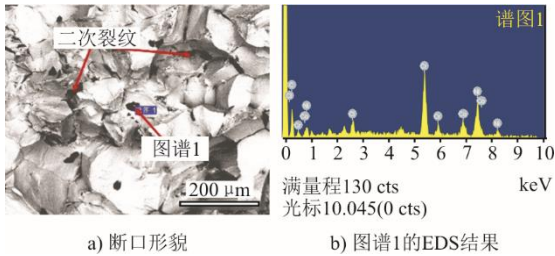


图 7 740H-3A 断口 BSE 形貌及腐蚀产物 EDS 分析  
Fig.7 BSE morphology and EDS analysis of corrosion products on 740H-3A fracture surface

表 5 图 7 中 EDS 分析结果  
Tab.5 EDS analysis results in Fig.7

元素	O	Na	Cl	Cr	Co	Ni
质量分数/%	21.18	14.21	38.26	8.64	7.32	10.39

将 SSRT 试验后的试样从标距段根部切割, 纵向剖开后, 热镶后制成金相样, 腐蚀后观察其断口及断口附近二次裂纹形貌。图 8 为 740H-1 断口及断口附近侧面形貌。

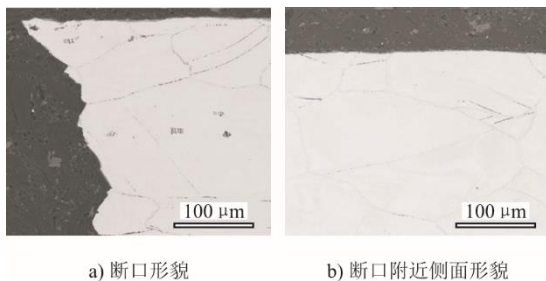


图 8 740H-1 试样横截面 SEM 形貌  
Fig.8 SEM morphology of the cross-section of 740H-1

由图 8 可见, 断口为沿晶断口, 断口及断口附近侧面未见二次裂纹。图 9 为 740H-3A 断口及断口附近

侧面形貌。由图 9 可见, 断口上存在二次裂纹, 深度约为 70 μm, 断口附近侧面也发现多处二次裂纹, 最大深度约为 30 μm, 所有二次裂纹均呈沿晶界扩展趋势, 表明在 20 mg/L 氯离子水环境中, 740H 合金发生了一定程度的 SCC, 这与之前的试验结果一致。

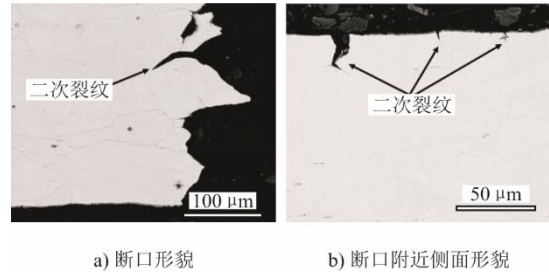


图 9 740H-3A 试样横截面 SEM 形貌  
Fig.9 SEM morphology of the cross-section of 740H-3A

### 2.2 裂纹扩展试验结果

图 10 为裂纹扩展试验结果。由图 10 可见: 第 1 阶段 (高纯水) 100~250 h 过程中, 裂纹基本没有扩展, 裂纹长度基本保持 12.3 mm, 裂纹平均扩展速率非常小, 仅为  $1.03 \times 10^{-8}$  mm/s; 第 2 阶段 (250~400 h) 增加氯离子质量浓度至 1 mg/L, 裂纹扩展速率仍较低, 仅为  $3.52 \times 10^{-8}$  mm/s, 表明 740H 合金在氯离子质量浓度 1 mg/L 环境中仍具有良好的抗 SCC 裂纹扩展能力; 第 3 阶段 (400~500 h) 当氯离子质量浓度上升至 20 mg/L, SCC 裂纹扩展速率明显升高, 第 3 阶段裂纹平均扩展速率达  $1.15 \times 10^{-6}$  mm/s, 是高纯水中裂纹扩展速率的 111.7 倍, 再次证明 740H 合金在该环境中发生了 SCC。图 11 为裂纹扩展试验后裂纹宏观形貌, DCPD 检测裂纹长度为 12.72 mm, 实测裂纹长度约为 12.98 mm, 二者相差约 2%, 表明 DCPD 系统测量精度较高。

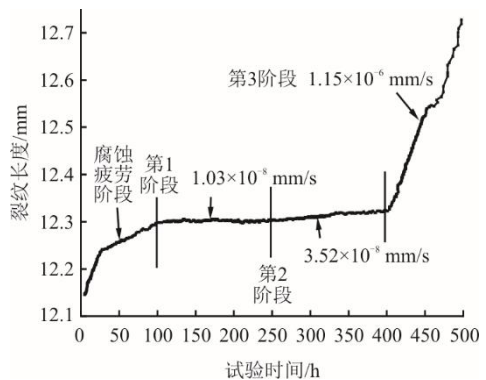


图 10 裂纹扩展试验结果  
Fig.10 Crack propagation test results

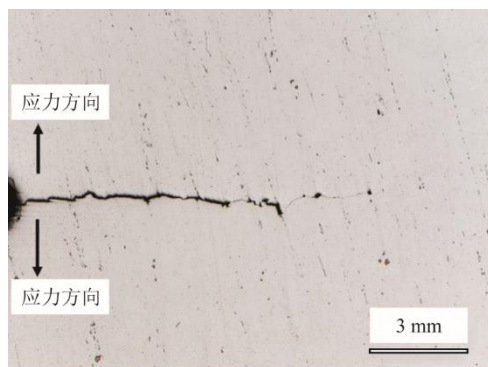


图 11 裂纹扩展试验后试样侧面裂纹宏观形貌

Fig.11 Macro morphology of lateral cracks in the specimen after crack propagation test

### 3 讨 论

本文 SSRT 试验结果表明, 高质量浓度氯离子促进 740H 合金 SCC, 随着氯离子质量浓度增大, 740H 合金 SCC 敏感性指数  $I_{\text{SCC}(\delta)}$  增大 (表 4); 断口分析表明在惰性环境和 1 mg/L 氯离子水环境中, 断口中部区域呈脆性断裂特征, 边缘有剪切唇区, 微观显示剪切唇区为不规则的韧窝 (图 4 和图 5); 当氯离子质量浓度增大至 20 mg/L 时, 断口中部和断口边缘均呈脆性断裂特征, 断口边缘未见剪切唇区域 (图 6), 且在断口上发现大量富氯和氧的腐蚀产物 (图 7), 断口存在大量沿晶二次裂纹长约 150~300  $\mu\text{m}$  (图 7), 深度约 70  $\mu\text{m}$  (图 9), 740H 合金在此环境中发生了 SCC。

裂纹扩展试验结果表明, 在 20 mg/L 氯离子水环境中, 裂纹平均扩展速率达  $1.15 \times 10^{-6}$  mm/s, 是高纯水中裂纹扩展速率的 111.7 倍。其原因为高质量浓度氯离子促进 SCC 裂纹的萌生和扩展<sup>[8,13-17]</sup>。氯离子对合金表面保护性钝化膜具有破坏作用, 导致钝化膜局部破裂, 促进裂纹的萌生, 这一结果与 EHRNSTÉN 等人的研究结果一致<sup>[13]</sup>。

在裂纹扩展阶段, 研究人员提出了许多理论模型, 如氢致开裂模型、环境耦合断裂模型<sup>[14]</sup>和膜破裂/滑移溶解模型<sup>[15]</sup>, 而本文 740H 合金在氯离子水环境中的 SCC 行为可以用膜破裂/滑移溶解模型解释<sup>[15]</sup>: 在拉应力的作用下, 初始萌生的裂纹尖端承受高应力, 在裂纹尖端产生一定量的塑性变形, 740H 合金在 20 mg/L 氯离子水环境中发生 SCC, 推测原因为塑形变形产生的滑移台阶使得裂纹尖端的保护性钝化发生破裂, 暴露出新鲜的金属, 而高质量浓度氯离子向裂纹尖端富集, 导致裂纹尖端酸化, 阳极溶解电流密度增加<sup>[16]</sup>, 裂纹尖端无钝化

膜时的金属活性溶解的时间增加, 促进暴露的新鲜金属的活性溶解<sup>[17]</sup>, 初始萌生的裂纹向前扩展, 导致材料发生 SCC。而在惰性环境和 1 mg/L 氯离子水环境中断口 SEM 形貌中有较浅的沿晶二次裂纹的痕迹 (图 4 和图 5), 但其深度远不及 20 mg/L 氯离子水环境中断口的二次裂纹, 其主要为氯离子质量浓度导致, 1 mg/L 氯离子水环境中 SCC 敏感性较低, 推测其原因为较低质量浓度氯离子难以在裂纹尖端富集, 原暴露出的新鲜金属很快又发生了钝化, 此时裂纹尖端为钝化膜保护状态。

### 4 结论与建议

1) 高质量浓度氯离子促进 740H 合金的应力腐蚀开裂, 合金应力腐蚀敏感性指数  $I_{\text{SCC}(\delta)}$  随氯离子质量浓度升高而增大; 当氯离子质量浓度升高至 20 mg/L 时, 断口中部和断口边缘均呈沿晶脆性断裂特征, 断口附近有大量沿晶二次裂纹, 此时合金发生了应力腐蚀开裂。

2) 740H 合金在 20 mg/L 氯离子水环境中裂纹平均扩展速率达  $1.15 \times 10^{-6}$  mm/s, 是高纯水中裂纹扩展速率的 111.7 倍。

3) 高质量浓度氯离子在裂纹尖端富集, 导致裂纹尖端酸化, 促进金属溶解, 导致合金发生 SCC。

基于本文的研究结果, 需尽量避免 740H 合金在制造、安装、运行和检修等阶段与氯离子接触, 尤其水压试验阶段, 应控制水中氯离子质量浓度, 避免因 SCC 而导致的失效事故。

#### [参 考 文 献]

- [1] 唐丽英, 李季, 李江, 等. Sanicro25 钢锅炉管实炉验证过程中的组织和性能演变[J]. 热力发电, 2022, 51(5): 157-159.  
TANG Liying, LI Ji, LI Jiang, et al. Microstructure and performance evolution of Sanicro 25 boiler tube during demonstration in actual boiler[J]. Thermal Power Generation, 2022, 51(5): 157-159.
- [2] 钟犁, 刘学莹, 马辰昊, 等. 超临界水环境中应变速率对国产镍基合金应力腐蚀开裂敏感性的影响[J]. 腐蚀与防护, 2024, 3(3): 7-16.  
ZHONG Li, LIU Xueying, MA Chenhao, et al. Effect of strain rate on stress corrosion cracking sensitivity of domestic nickel-based alloys in supercritical water environment[J]. Corrosion and Protection, 2024, 3(3): 7-16.
- [3] 袁勇, 党莹樱, 杨珍, 等. 700  $^{\circ}\text{C}$  先进超超临界机组末级过热器用新型镍铁基高温合金的组织与性能[J]. 机械工程材料, 2020, 44(1): 44-50.  
YUAN Yong, DANG Yingying, YANG Zhen, et al. Microstructure and properties of Ni-Fe-base superalloy for 700  $^{\circ}\text{C}$  advanced ultra supercritical unit final

- superheater[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2020, 44(1): 44-50.
- [4] 李季, 唐丽英, 李江, 等. Inconel 740H 在 700 °C 关键部件验证试验平台中的性能演变研究[J]. *稀有金属材料与工程*, 2021, 55(9): 3304-3306.  
LI Ji, TANG Liying, LI Jiang, et al. Study on performance evolution of Inconel 740H operation on the key component test facility at 700 °C[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2021, 55(9): 3304-3306.
- [5] BERG H P. Corrosion mechanisms and their consequences for nuclear power plants with light water reactors[J]. *Reliability: Theory & Applications*, 2009, 2(4): 57-67.
- [6] 刘肖, 赵建仓, 王淦刚, 等. 核电厂管道及焊接接头失效案例综述[J]. *失效分析与预防*, 2013, 8(5): 6-12.  
LIU Xiao, ZHAO Jiancang, WANG Gangang, et al. Failure analysis of pipelines and welding joints in nuclear power plant[J]. *Failure Analysis and Prevention*, 2013, 8(5): 6-12.
- [7] 吴义兵, 张裕, 陈红雨, 等. 高温水中硫酸根阴离子对 Inconel 600 合金应力腐蚀开裂的影响[J]. *腐蚀与防护*, 2023, 44(4): 9-14.  
WU Yibing, ZHANG Yu, CHEN Hongyu, et al. Effect of sulphate anions in high temperature water on stress corrosion cracking of Inconel 600 alloy[J]. *Corrosion and Protection*, 2023, 44(4): 9-14.
- [8] 夏大海, 宋诗哲, 王俭秋, 等. 690 和 800 合金在高温高压水中硫致腐蚀失效研究进展[J]. *金属学报*, 2017, 53(12): 1541-1554.  
XIA Dahai, SONG Shizhe, WANG Jianqiu, et al. Research progress on sulfur-induced corrosion of alloy 690 and 800 in high temperature and high pressure water[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2017, 53(12): 1541-1554.
- [9] 林根仙, 宋利君, 刘灿帅, 等. 高温模拟压水堆一回路水中  $\text{SO}_4^{2-}$  对 690TT 镍基合金 SCC 敏感性的影响[J]. *腐蚀与防护*, 2022, 43(8): 65-69.
- LIN Genxian, SONG Lijun, LIU Canshuai, et al. Effect of  $\text{SO}_4^{2-}$  on SCC susceptibility of Nickel-based alloy 690TT in simulated PWR primary water at high temperature[J]. *Corrosion and Protection*, 2022, 43(8): 65-69.
- [10] ANDRESEN P L, MORRA M M. IGSCC of non-sensitized stainless steels in high temperature water[J]. *Nuclear Materials*, 2008, 383(1): 97-108.
- [11] DONG L J, PENG Q J, HAN E H, et al. Stress corrosion cracking in the heat affected zone of a stainless steel 308L-316L weld joint in primary water[J]. *Corrosion Science*, 2016, 107: 172-181.
- [12] DONG L J, PENG Q J, ZHANG Z M, et al. Effect of dissolved hydrogen on corrosion of 316NG stainless steel in high temperature water[J]. *Nuclear Engineering and Science*, 2015, 295: 403-414.
- [13] EHRNSTÉN U, ANDRESEN P L, QUE Z Q. A review of stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in PWR primary water[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2024, 588: 154815.
- [14] CHO H, KIM B K, KIM I S. Low cycle fatigue behaviors of type 316LN austenitic stainless steel in 310 °C water-fatigue life and dislocation structure development[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2008, 476(1): 248-256.
- [15] FORD F P. Quantitative prediction of environmentally assisted cracking[J]. *Corrosion*, 1996, 52(5): 375-395.
- [16] 肖纪美. 应力作用下的金属腐蚀[M]. 北京: 化学工业出版社, 1990: 120-135.  
XIAO Jimei. Metal corrosion under stress[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 1990: 120-135.
- [17] EHRlich K, KONYS J, HEIKINHEIMO L. Materials for high performance light water reactors[J]. *Journal of Nuclear Materials*, 2004, 327: 140-147.

(责任编辑 邓玲惠)

## 广告目次

《热力发电》 .....	封三
沈阳罗托克调控阀门制造有限公司 .....	后彩插 1
国核自仪系统工程技术有限公司 .....	后彩插 2
上海冠龙阀门节能设备股份有限公司 .....	后彩插 3
西安热工研究院有限公司 .....	后彩插 2—29
浙江顺豪新材料有限公司 .....	后彩插 30
美尔森碳制品(上海)有限公司 .....	后彩插 31
中车戚墅堰机车有限公司 .....	后彩插 32