

高温水蒸气环境中 TP439 不锈钢的 应力腐蚀开裂敏感性

李富天, 刘光明*, 刘欢欢, 何一鹏, 李玉, 柳志浩

(南昌航空大学 材料科学与工程学院, 南昌 330063)

摘要: **目的** 研究 TP439 不锈钢在高温水蒸气环境中的应力腐蚀开裂行为, 并探讨水蒸气和温度对其应力腐蚀开裂敏感性的影响规律。**方法** 采用慢应变速率拉伸试验方法研究了 TP439 不锈钢在 400~600 °C 水蒸气环境中的应力腐蚀开裂行为, 利用 SEM 和 EDS 分析试样断口区域的形貌及元素分布。**结果** 同一应变速率 ($2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) 下, 随着温度在 400~600 °C 范围内升高, TP439 不锈钢在空气和水蒸气环境中的屈服强度、抗拉强度和断裂能均逐渐降低, 延伸率逐渐增大。400 °C 和 500 °C 时, 试样在水蒸气环境中的抗拉强度较空气环境中有所降低, 而延伸率较空气环境中增大。600 °C 时试样在水蒸气环境中的力学性能较空气环境中无明显差别。试样在 400、500、600 °C 水蒸气环境中的应力腐蚀开裂敏感性指数分别为 0.7%、1.2% 和 -2.8%, 应力腐蚀开裂敏感性较低。试样在 400~600 °C 水蒸气环境中的断口均呈现韧性断裂特征, 断口形貌整体由韧窝和微孔组成, 颈缩现象显著, 断口附近未发现二次裂纹。温度在 400~600 °C 范围内升高时, 断口的韧窝特征更加明显, 颈缩程度逐渐增大, 600 °C 时断口侧面的氧化膜表面 Cr 含量明显降低, 主要由 Fe 的氧化物形成。**结论** 水蒸气对 TP439 不锈钢的应力腐蚀开裂行为起促进作用。基于应力腐蚀开裂敏感性指数和断口的分析, 在应变速率为 $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ 的 400~600 °C 水蒸气环境中, TP439 不锈钢的应力腐蚀开裂敏感性较低。

关键词: 铁素体不锈钢; 高温水蒸气; 慢应变速率拉伸试验; 应力腐蚀开裂; 断口形貌

中图分类号: TG172 **文献标志码:** A **文章编号:** 1001-3660(2024)02-0071-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.02.006

Stress Corrosion Cracking Susceptibility of TP439 Stainless Steel in High Temperature Water Vapor

LI Futian, LIU Guangming*, LIU Huanhuan, HE Yipeng, LI Yu, LIU Zhihao

(School of Material Science and Engineering, Nanchang Hangkong University, Nanchang 330063, China)

ABSTRACT: The stress corrosion cracking behavior of TP439 ferritic stainless steel in high temperature water vapor environment was studied, and the influence of water vapor and temperature on its stress corrosion cracking susceptibility was discussed.

The stress corrosion cracking susceptibility of TP439 stainless steel in the water vapor environment at 400-600 °C was

收稿日期: 2022-12-02; 修订日期: 2023-03-02

Received: 2022-12-02; Revised: 2023-03-02

基金项目: 国家自然科学基金 (51961028)

Fund: The National Natural Science Foundation of China (51961028)

引文格式: 李富天, 刘光明, 刘欢欢, 等. 高温水蒸气环境中 TP439 不锈钢的应力腐蚀开裂敏感性[J]. 表面技术, 2024, 53(2): 71-77.

LI Futian, LIU Guangming, LIU Huanhuan, et al. Stress Corrosion Cracking Susceptibility of TP439 Stainless Steel in High Temperature Water Vapor[J]. Surface Technology, 2024, 53(2): 71-77.

*通信作者 (Corresponding author)

investigated by a slow strain rate tensile test. The material used in the test was TP439 ferritic stainless steel, the main components were as follows: 17.95wt.% Cr, 0.47wt.% Ti, 0.41wt.% Mn, 0.22wt.% Ni, 0.061wt.% Cu, 0.026wt.% Mo, 0.007wt.% Al, 0.44wt.% Si, 0.029wt.% P, 0.017wt.% C, 0.01wt.% N, 0.005wt.% S, and the balance was Fe. The test strain rate was $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$, the test environment was high-temperature air and high-temperature water vapor (10%Ar+90%H₂O), and the oxidation temperatures were 400 °C, 500 °C, and 600 °C, respectively. A scanning electron microscope (SEM, Quanta 2000) was used to observe the fracture morphology of the sample, and an energy dispersive spectrometer (EDS, INCA) was used to analyze the oxidation product composition near the fracture.

Under the same strain rate ($2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$), with the rises of temperature in the range of 400-600 °C, the yield strength, tensile strength and fracture energy of TP439 stainless steel in air and water vapor environment gradually decreased, the elongation increased gradually. At 400 °C and 500 °C, the tensile strength of the samples in the water vapor environment were lower than those in the air environment, the elongation was increased compared with those in the air environment. At 600 °C, the mechanical properties of the samples in the water vapor environment were not significantly different from those in the air environment. The stress corrosion cracking susceptibility of the samples in 400 °C, 500 °C, and 600 °C water vapor environments were 0.7%, 1.2% and -2.8%, respectively, and the stress corrosion cracking susceptibility was low. The samples exhibited ductile fracture in the water vapor environment at 400-600 °C. The fracture morphology was composed of dimples and micropores, and the necking phenomenon was significant. No secondary cracks were found near the fracture. The stress corrosion cracking susceptibility of the sample was low. When the temperature was increased in the range of 400-600 °C, the dimple features of the fracture were more obvious, the fracture area gradually narrowed, and the degree of necking gradually increased. In the water vapor environment at 400-600 °C, the main elements of the oxide film near the fracture of the sample were Fe, Cr, O. At 400 °C and 500 °C, the oxide film on the surface of the sample was smooth and level, and the atomic percentages of Cr were 17.21% and 11.20%, respectively. When the temperature rose to 600 °C, many fine whisker-like oxides were observed on the surface of the oxide film near the fracture of the sample. The Cr content on the surface of the oxide film decreased to 1.36%, mainly composed of oxides containing Fe.

Water vapor promotes the stress corrosion behavior of TP439 stainless steel. Based on the analysis of stress corrosion cracking susceptibility index and fracture morphology, the stress corrosion cracking susceptibility of TP439 stainless steel is low in water vapor environment at 400-600 °C with strain rate of $2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$.

KEY WORDS: ferritic stainless steel; high temperature vapor; slow strain rate tensile test; stress corrosion cracking; fracture morphology

TP439 铁素体不锈钢因其在高温下具有良好的力学性能和耐腐蚀性能,已逐渐替代奥氏体不锈钢成为核电站高压加热器主要用材^[1-2]。相对于奥氏体不锈钢,铁素体不锈钢还具有成本低、导热系数高、热膨胀系数小等优点。然而,高压加热器作为核电站常规岛可提高循环热效率的重要设备,服役过程中不但在高温高压水蒸气中发生氧化,同时还承受包括水蒸气压力、结构的几何约束力、温度变化和温度梯度引起的热应力的作用,对材料的氧化行为造成影响。

研究表明,水蒸气会加速金属和合金的氧化^[3-6],目前已经提出了几种典型的机制来解释水蒸气对氧化行为的各种影响,如氢缺陷机制^[5,7-11];水蒸气分子通过微裂缝或微通道扩散至氧化层空隙与氧化物反应并释放氢气,释放的氢气导致初始形成的氧化物被还原而显著加速氧化的机制^[12-14];水蒸气细化氧化物晶粒并增加氧化层中晶界扩散量的机制^[15-16]。然而,高压加热器传热管在服役过程中受到水蒸气作用的同时,水蒸气压力和温度变化可能使其表面产生应

力,其中的拉应力与高温水蒸气协同下可能会诱发合金发生应力腐蚀开裂(SCC)。Kupka 等^[17]研究发现铁铝合金在水蒸气环境中具有 SCC 敏感性,认为高温水蒸气氧化产生的氢被铁铝合金吸收而使其脆化,同时微裂纹的产生和腐蚀裂缝的快速传播可能促进应力腐蚀的发生。Buscail 等^[18]通过研究高温水蒸气环境中锆合金氧化层及合金内部的生长应力,认为水蒸气对锆合金氧化物化学和力学性能的影响导致了纵向裂纹的产生,从而引起氧化膜开裂。Geathers 等^[19]认为在钛合金小疲劳裂纹扩展行为中,水蒸气引起的气体传输和吸附对加速裂纹扩展起重要作用。目前关于高温水蒸气耦合应力下合金氧化行为的研究报道较少,TP439 铁素体不锈钢作为高压加热器用材,在服役环境中的 SCC 行为及氧化机制尚不明确。

本文通过慢应变速率拉伸(SSRT)试验研究了 TP439 不锈钢在 400~600 °C 空气和水蒸气环境中的 SCC 行为,采用 SEM、EDS 分析试样在 400~600 °C 水蒸气环境中的断口形貌和断口附近的氧化产物,探

讨了水蒸气和温度对其 SCC 敏感性的影响规律。

1 试验

试验所用材料为 TP439 铁素体不锈钢,成分如表 1 所示。根据 GB/T 4338—2006《金属材料 高温拉伸试验方法》标准,将钢材加工为片状拉伸试样(见图 1)。样品表面用 SiC 水砂纸逐级打磨至 1500#,经丙酮除油后用蒸馏水清洗吹干。

试验设备为 YYF-50 慢应变速率应力腐蚀试验机(见图 2),试验应变速率为 $2\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$ 。试验环境为

高温空气和高温水蒸气 (10%Ar+90%H₂O),氧化温度分别为 400、500、600 ℃,压力为 0.1 MPa。测试前将试样安装在反应釜中的夹具上,向反应釜内充入 Ar 气以排出釜内空气,待釜内温度达到设定温度后,从反应釜下方持续通入 10%Ar+90%H₂O 的混合气体进行测试。为避免较大误差,慢应变速率拉伸试验中均进行 3 组重复试验。试验结束后取出试样,并整理相关数据得到各试样对应的应力-应变曲线。采用电子扫描显微镜 (SEM, Quanta 2000) 观察试样断口形貌,利用能谱仪 (EDS, INCA) 对断口附近的氧化产物成分进行分析。

表 1 TP439 铁素体不锈钢的化学成分
Tab.1 Chemical composition of TP439 ferritic stainless steel

											wt. %
Cr	Ti	Mn	Ni	Cu	Mo	Al	Si	P	C	N	S
17.95	0.47	0.41	0.22	0.061	0.026	0.007	0.44	0.029	0.017	0.01	0.005

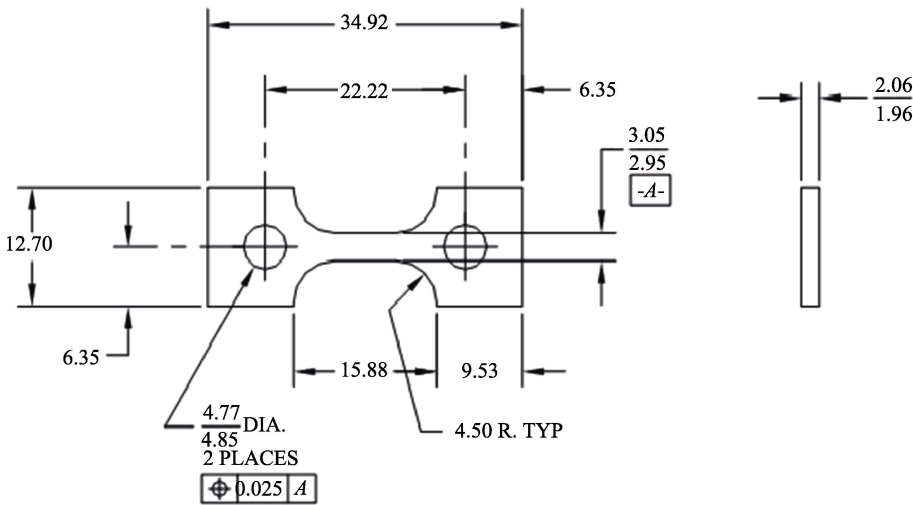


图 1 片状拉伸试样示意图
Fig.1 Diagram of sheet tensile specimen

2 结果与讨论

2.1 慢应变速率拉伸性能

图 3 为 TP439 不锈钢在高温空气和水蒸气环境中的应力-应变曲线。表 2 为 TP439 不锈钢经 SSRT 试验得到的力学性能参数。从图 3 可见,同一应变速率 ($2\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$) 下,试样在高温空气和高温水蒸气中的抗拉强度随温度的升高均呈现出逐渐降低的趋势。结合表 2 可知,试样在常温环境中的抗拉强度为 401.5 MPa,明显高于试样在高温环境中的抗拉强度。在常温环境下,合金内部晶界和夹杂物对位错运动的阻碍作用更为强烈^[20],因此材料的强度性能较高温环境中更为优良。

由表 2 可知,试样在常温空气中的延伸率为 40.8%,在高温空气中的延伸率随温度的升高表现为

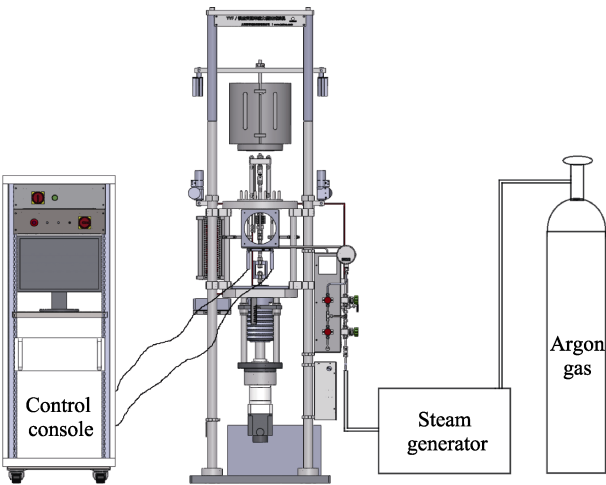


图 2 慢应变速率应力腐蚀试验机示意图
Fig.2 Diagram of slow strain rate stress corrosion testing machine

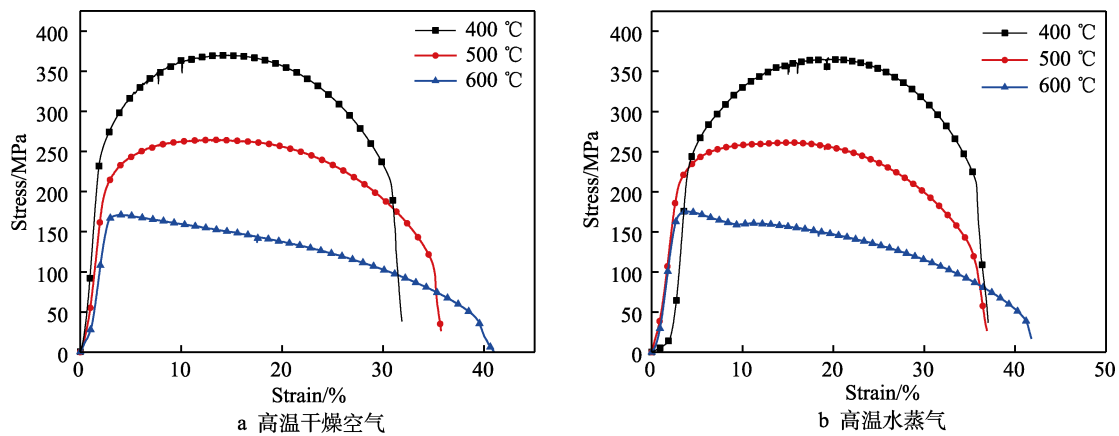


图 3 TP439 不锈钢在不同温度下的应力-应变曲线
Fig.3 Stress-strain curves of TP439 stainless steel at different temperature: a) high temperature dry air; b) high temperature vapor

表 2 TP439 不锈钢在不同温度下的 SSRT 试验参数
Tab.2 Parameters of SSRT test at different temperature in air environment

Environment	Temperature/°C	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Fracture energy/(J·mm ⁻²)	I _{SCC} /%
Air	Room temperature	305.9	401.5	40.8	1.2	—
Air	400	249.4	369.9	31.5	0.8	—
Water vapor	400	236.5	367.1	34.8	0.9	0.7
Air	500	204.1	264.6	35.2	0.7	—
Water vapor	500	214.4	261.3	36.4	0.7	1.2
Air	600	167.2	170.9	40.1	0.4	—
Water vapor	600	168.2	175.6	41.2	0.4	-2.8

先减小后增大，400 °C 的延伸率（31.5%）损失了 9.3%，而 600 °C 的延伸率（40.1%）与常温条件下的延伸率相差不大。高温水蒸气环境中，试样的延伸率随温度升高而逐渐增大。相同温度条件下，试样在高温水蒸气环境中的延伸率较高温空气中有所增大。这可能是由于水蒸气加速了 Fe-Cr 合金的氧化，导致拉伸过程中裂纹愈合的速度加快，裂纹扩展速度受到抑制^[12,21]，延伸率增大。

温度对 TP439 不锈钢抗拉强度及断裂能的影响如图 4 所示。试样在高温空气和高温水蒸气中的断裂能均随温度的升高而逐渐降低，与抗拉强度成正比关系。这是因为在外加拉应力作用下，拉伸环境温度的升高提供了更多的热激活能^[20,22]，原子的热振幅增大，降低了原子间的结合力，导致试样内部的位错运动受到的阻碍作用（例如位错塞积以及位错间的交互作用）减小，进而促使材料的抗拉强度降低。

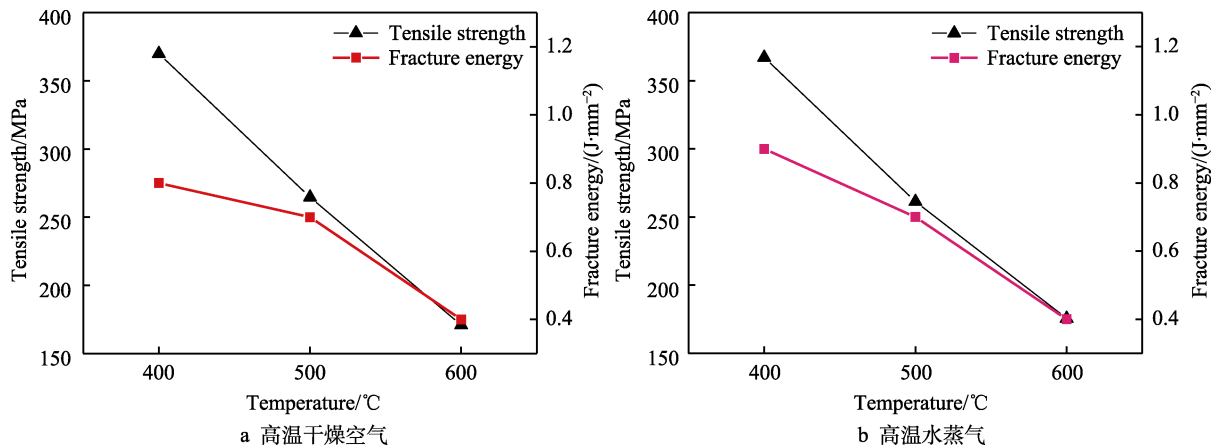


图 4 温度对 TP439 不锈钢抗拉强度和断裂能的影响
Fig.4 Effect of temperature on tensile strength and fracture energy of TP439 stainless steel: a) high temperature dry air; b) high temperature vapor

同高温空气环境相比, 试样在 400 ℃ 和 500 ℃ 水蒸气环境中的屈服强度和抗拉强度均有不同程度的损失, 说明水蒸气对 TP439 不锈钢的 SCC 起促进作用。SCC 敏感性可以评估材料在腐蚀介质中抗应力腐蚀的能力。通过试样在腐蚀介质与空气或惰性介质中 SSRT 试验的力学性能数据 (如屈服强度、抗拉强度、延伸率和断裂时间等) 对比, 即可得到试样的 SCC 敏感性指数^[23-24]。考虑到应力-应变曲线中抗拉强度的物理意义, 即反映了材料在拉应力条件下抵抗破坏的最大能力, 因此本试验采用抗拉强度作为评估参数, 由公式 (1) 计算 SCC 敏感性指数。

$$I_{\text{SCC}} = \left(1 - \frac{R_{\text{m H}_2\text{O(g)}}}{R_{\text{m air}}} \right) \times 100\% \quad (1)$$

式中: I_{SCC} 为试样的 SCC 敏感性指数; $R_{\text{m H}_2\text{O(g)}}$ 、 $R_{\text{m air}}$ 分别为试样在高温水蒸气和高温空气中的抗拉强度。

根据公式 (1) 定义, I_{SCC} 越趋于 0, 表明材料的 SCC 敏感性越低。由表 2 中 I_{SCC} 的计算结果可知, 同一应变速率 ($2 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$) 下, 试样在 400、500、600 ℃ 水蒸气环境中的 SCC 敏感性指数分别为 0.7%、1.2% 和 -2.8%, SCC 敏感性较低。

2.2 断口形貌

图 5 为 TP439 不锈钢在高温水蒸气环境中的断口形貌。从图中宏观断口可见, 试样在不同温度条件下的宏观断口近似, 断口颈缩现象显著, 塑性变形明显, 且断口区域随温度的升高而逐渐变窄。结合图中微观形貌可知, 试样在 400 ℃ 水蒸气环境中的断口表面整体以韧窝和微孔为主, 表现为韧性断裂的特征, 而少数区域则由小而浅的韧窝、微孔、“类解理”小平面和撕裂棱组成, 表现出准解理断裂的特征^[25]。

500 ℃ 时, 试样的断口表面布满韧窝, 局部韧窝内壁上有明显的蛇形滑移花样和涟波花样, 此外在断口中心区域还形成了少量较深的等轴韧窝, 表现为典型的韧性断裂特征。温度升至 600 ℃, 试样断口表面的韧窝尺寸更大、数量更多, 且局部大韧窝中夹杂分布着小韧窝, 同样为韧性断裂特征。有研究认为^[26-27], 当试样的断口形貌表现为中心区域布满韧窝而边缘部分却呈现出沿晶断裂或穿晶断裂的情况, 说明该材料具有 SCC 敏感性。基于本试验断口形貌的特征可以认为, 试样在 400、500、600 ℃ 水蒸气环境中的 SCC 敏感性较低。

2.3 断口侧面形貌和元素分布

图 6 为 TP439 不锈钢在高温水蒸气环境下断口的侧面形貌。不同温度水蒸气环境下, 试样的断口侧面均表现出典型的塑性变形特征, 断口附近未发现二次裂纹, 颈缩现象显著, 颈缩程度随温度升高而逐渐增大。400 ℃ 和 500 ℃ 水蒸气环境中, 试样断口附近未观察到明显的氧化现象, 但结合图 7 中断口附近对应的 EDS 分析可知, 在试样表面发生了氧化, 氧化膜的主要元素为 Fe、Cr、O, 500 ℃ 时在试样断口附近的氧化膜表面观察到了孔洞。温度升至 600 ℃, 在试样断口附近氧化膜表面观察到许多细小的晶须状氧化物, 结合图 7 中 EDS 分析可知氧化膜表面中的 Cr 含量很低, 主要由 Fe 的氧化物组成。有研究认为^[12,28], 当气氛由氧气变为水蒸气时, Fe-Cr 合金氧化机制主要的变化为 Cr 内氧化的趋势增强, 从而导致氧化膜表面形成了富 Fe 氧化物。此外, 晶须状氧化物主要聚集在氧化膜表面的凸起部分, 这是因为断口附近变形带加快了铁离子和氧离子的扩散速度, 导致在拉伸表面的变形带处氧化更为严重^[29]。

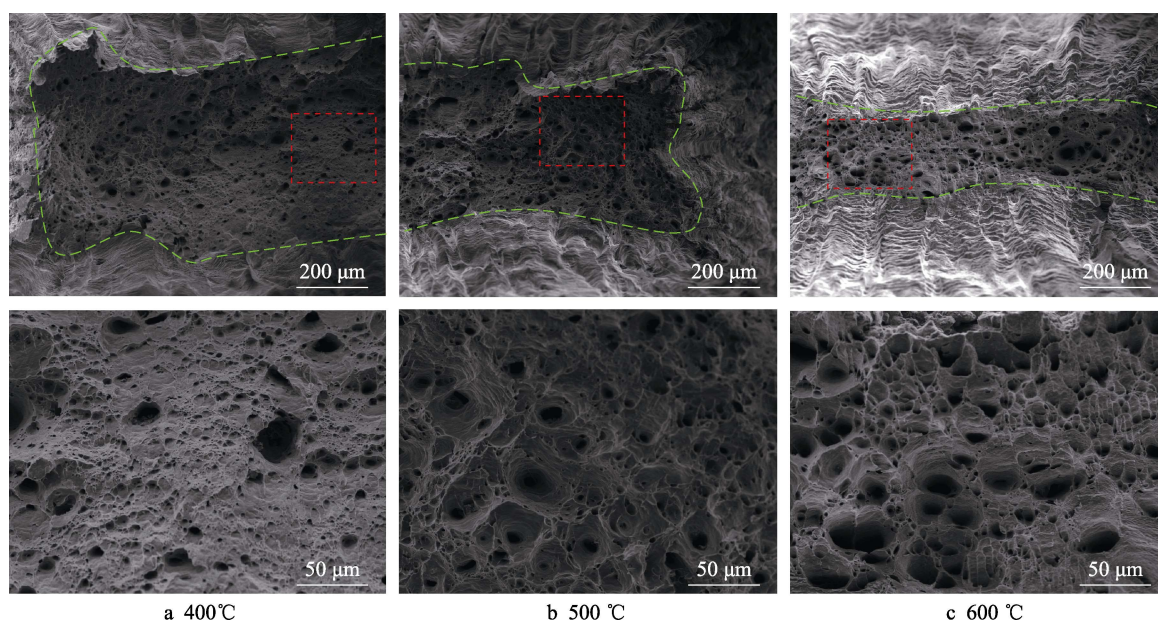


图 5 TP439 不锈钢在高温水蒸气环境中的断口形貌

Fig.5 Fracture morphologies of TP439 stainless steel in high temperature water vapor environment

通常,铁素体不锈钢在高温水蒸气环境中会生成致密的氧化层,其主要成分是 $(\text{Cr, Fe})_2\text{O}_3$ 、 FeCr_2O_4 、 Fe_3O_4 ^[4,8,12]。试样在外加载荷的作用下逐渐产生塑性变形,材料内部分离形成微孔,滑移作用下微孔逐渐长大连接合并,同时试样内部的位错以滑移的方式运动到试样表面并形成相应的滑移台阶,而金属表面的氧化膜在滑移台阶的影响下破裂,出现裂纹并露出新鲜的金属基体。拉伸过程中微孔之间的横截面积在持续的外力作用下逐渐减小,塑性变形达到一定程度时,微孔连接形成大量韧窝,韧窝不断聚集扩展直至材料断裂。根据 SCC 机理中的膜破裂理论^[30-31],金属表面

的氧化膜破裂后,随后的再钝化速率适中就能够实现一定量的裂纹扩展,氧化膜形成与破裂过程如此反复进行,加速开裂过程。而本试验中未发现明显的 SCC 特征,这可能由于水蒸气加速合金氧化,在裂纹尖端前方形成了致密的富 Cr 氧化膜^[21],富 Cr 氧化膜具有较高的吉布斯自由能和较低的氧分压,在裂纹处易形成 FeCr_2O_4 尖晶石氧化物^[32],抑制了裂纹的发展。此外,本研究 SSRT 试验的应变速率为 $2\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$,较低的 SCC 敏感性可能是由于在该应变速率下,应力腐蚀裂纹来不及形核就发生机械过载断裂^[33],因此高温水蒸气环境下应变速率对 SCC 的影响规律有待进一步研究。

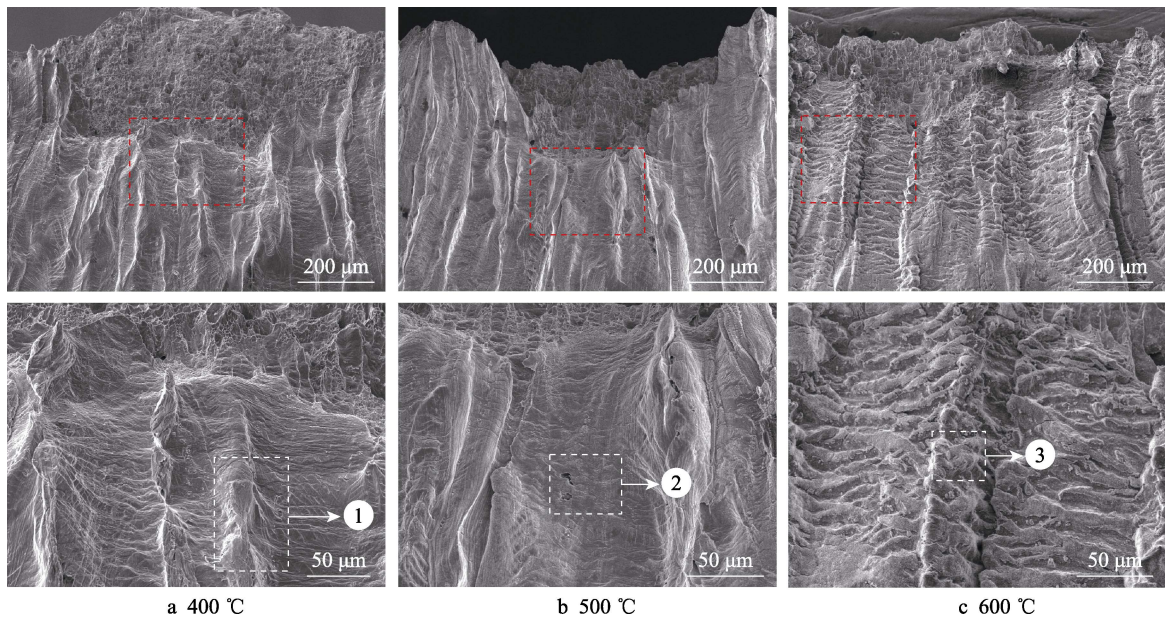


图 6 TP439 不锈钢在高温水蒸气环境中的断口的侧面形貌
Fig.6 Fracture side morphologies of TP439 stainless steel in high temperature water vapor environment

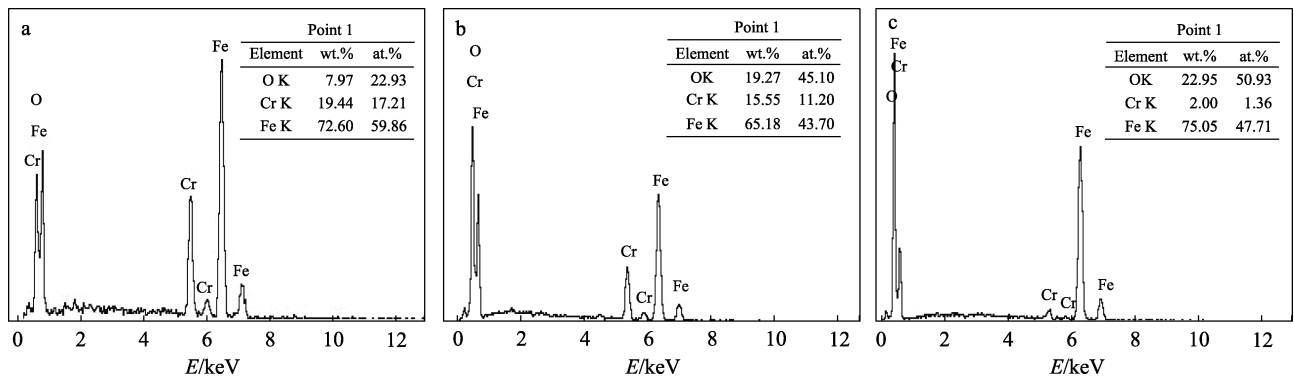


图 7 断口侧面附近对应的 EDS 元素分析 (a、b、c 分别对应图 6 中的 1、2、3 区域)
Fig.7 EDS element analysis near fracture side (a, b, c for region 1, 2 and 3 in Fig.6, respectively)

3 结论

1) 同一应变速率 ($2\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$) 下,随着温度在 400~600 °C 范围内升高,TP439 不锈钢在空气和水蒸气环境中的屈服强度、抗拉强度和断裂能逐渐降低,延伸率逐渐增大。400 °C 和 500 °C 时,试样在水蒸气环境中的屈服强度和抗拉强度较空气环境中有所

降低,延伸率较空气环境中有所增大,水蒸气对 TP439 不锈钢的 SCC 行为起促进作用。

2) TP439 不锈钢在 400~600 °C 水蒸气环境中的断口均表现为韧性断裂特征,断口侧面氧化膜未发生明显开裂,断口附近未发现二次裂纹。基于 SCC 敏感性指数和断口的分析,试样在 400~600 °C 水蒸气环境中的 SCC 敏感性较低。

参考文献:

- [1] 徐为民, 詹静, 张微啸, 等. TP439 不锈钢在高温高压水中的应力腐蚀开裂行为[J]. 腐蚀与防护, 2016, 37(9): 723-726.
XU W M, ZHAN J, ZHANG W X, et al. SCC Behavior of TP439 Stainless Steel in High Temperature and High Pressure Water[J]. Corrosion & Protection, 2016, 37(9): 723-726.
- [2] ANANDA RAO M, SEKHAR BABU R, PAVAN KUMAR M V. Stress Corrosion Cracking Failure of a SS 316L High Pressure Heater Tube[J]. Engineering Failure Analysis, 2018, 90: 14-22.
- [3] NORBY T. Protonic Defects in Oxides and Their Possible Role in High Temperature Oxidation[J]. Le Journal De Physique IV, 1993, 3(C9): C9-99-C9-106.
- [4] LIU G M, WANG C F, YU F, et al. Evolution of Oxide Film of T91 Steel in Water Vapor Atmosphere at 750 °C [J]. Oxidation of Metals, 2014, 81(3): 383-392.
- [5] ZHU D D, WANG X L, ZHAO J, et al. Effect of Water Vapor on High-Temperature Oxidation of NiAl Alloy[J]. Corrosion Science, 2020, 177: 108963.
- [6] 李铁藩. 金属高温氧化和热腐蚀[M]. 北京: 化学工业出版社, 2003: 87-92.
LI T F. High Temperature Oxidation and Thermal Corrosion of Metals[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2003: 87-92.
- [7] CAI Z K, GUO Q Q, JIANG M J, et al. Influence of Water Vapour on the Oxidation Behaviour of TiAl Based Multielement Alloys[J]. Intermetallics, 2021, 135: 107229.
- [8] CHANDRA-AMBHORN S, SARANYACHOT P, THUBLAOR T. High Temperature Oxidation Behaviour of Fe-15.7wt.%Cr-8.5wt.% Mn in Oxygen without and with Water Vapour at 700 °C[J]. Corrosion Science, 2019, 148: 39-47.
- [9] LUO L L, SU M, YAN P F, et al. Atomic Origins of Water-Vapour-Promoted Alloy Oxidation[J]. Nature Materials, 2018, 17: 514-518.
- [10] MOM R V, KNOP-GERICKE A. Hydroxylation of Platinum Surface Oxides Induced by Water Vapor[J]. The Journal of Physical Chemistry Letters, 2022, 13(3): 879-883.
- [11] SCHWEKE D, RAFAILOV G, ZALKIND S, et al. Elucidating the Role of Hydrogen Species Originating from Water Vapor in the Oxidation Mechanism of Cerium[J]. Corrosion Science, 2022, 196: 110030.
- [12] 李茂东, 倪进飞, 王彩福, 等. T92 钢在高温水蒸气中的氧化行为[J]. 表面技术, 2014, 43(3): 10-14.
LI M D, NI J F, WANG C F, et al. Oxidation Behavior of T92 Steel in High-Temperature Water-Vapor Atmosphere[J]. Surface Technology, 2014, 43(3): 10-14.
- [13] SAUNDERS S R J, MONTEIRO M, RIZZO F. The Oxidation Behaviour of Metals and Alloys at High Temperatures in Atmospheres Containing Water Vapour: A Review[J]. Progress in Materials Science, 2008, 53(5): 775-837.
- [14] 沈嘉年, 周龙江, 李铁藩. 水蒸气加速 Fe-Cr 合金高温氧化的作用[J]. 材料研究学报, 1998, 12(2): 128-132.
SHEN J N, ZHOU L J, LI T F. Effect of Water Vapor on High Temperature Oxidation of Fe-Cr Alloys[J]. Chinese Journal of Material Research, 1998, 12(2): 128-132.
- [15] 王长凯, 张腾, 何宇廷, 等. 金属材料实验室加速腐蚀环境谱等效加速关系的确定方法[J]. 装备环境工程, 2023, 20(12): 63-69.
WANG C K, ZHANG T, HE Y T, et al. Method for Determining the Equivalent Acceleration Relationship of Accelerated Corrosion Environmental Spectra of Metal Materials[J]. Equipment Environmental Engineering, 2023, 20(12): 63-69.
- [16] YEOM H, MAIER B, JOHNSON G, et al. High Temperature Oxidation and Microstructural Evolution of Cold Spray Chromium Coatings on Zircaloy-4 in Steam Environments[J]. Journal of Nuclear Materials, 2019, 526: 151737.
- [17] KUPKA M, LOSIEWICZ B, URBANIAK R. Influence of Thermal Treatment on Stress Corrosion of Fe-40at.% Al Alloy in Water Vapour Environment[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 478(1/2): 462-466.
- [18] BUSCAIL H, ROLLAND R, ISSARTEL C, et al. Stress Determination by *In-Situ* X-Ray Diffraction-Influence of Water Vapour on the Zircaloy-4 Oxidation at High Temperature[J]. Corrosion Science, 2018, 134: 38-48.
- [19] GEATHERS J, TORBET C J, JONES J W, et al. Examining the Role of Water Vapor on Small Fatigue Crack Growth Behavior in Ti-6242S Using Ultrasonic Fatigue and Scanning Electron Microscopy[J]. International Journal of Fatigue, 2022, 156: 106672.
- [20] 刘欢欢, 周慧云, 杨小川, 等. 304L 不锈钢在高温高压水蒸气中的应力腐蚀开裂行为[J]. 表面技术, 2020, 49(12): 252-258.
LIU H H, ZHOU H Y, YANG X C, et al. SCC Behavior of 304L Stainless Steel in High Temperature and High Pressure Water Vapor[J]. Surface Technology, 2020, 49(12): 252-258.
- [21] 刘宇桐, 陈震宇, 朱忠亮, 等. 2.25Cr1Mo 钢及其焊接接头在高温水蒸气中的应力腐蚀开裂敏感性研究[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2022, 42(4): 647-654.
LIU Y T, CHEN Z Y, ZHU Z L, et al. SCC Susceptibility of 2.25Cr1Mo Steel and Its Weld Joints in High Temperature Steam[J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2022, 42(4): 647-654.
- [22] 徐连勇, 王浩, 赵雷, 等. 国产锻造态 316L 不锈钢在高温高压水环境中的应力腐蚀行为研究[J]. 机械工程学报, 2018, 54(10): 53-58.
XU L Y, WANG H, ZHAO L, et al. Study on Stress Corrosion Behavior of Domestic Forged 316L Stainless Steel in High Temperature and High Pressure Water Environment[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(10): 53-58.

(下转第 96 页)

- LIU N N, WU M H, LI Z, et al. Research Progress of the Electrodeposition Technology under Magnetic Field[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2013, 42(3): 649-654.
- [23] 任黄威, 周军, 宗志芳, 等. 电流密度对烧结钎铁硼电镀镍性能的影响[J]. 电镀与涂饰, 2022, 41(13): 912-916.
- REN H W, ZHOU J, ZONG Z F, et al. Effect of Current Density during Electroplating on Properties of Nickel Coating on Sintered NdFeB[J]. Electroplating & Finishing, 2022, 41(13): 912-916.
- [24] YANG Z, LIU X P, TIAN Y L. Hybrid Laser Ablation and Chemical Modification for Fast Fabrication of Bio-Inspired Super-Hydrophobic Surface with Excellent Self-Cleaning, Stability and Corrosion Resistance[J]. Journal of Bionic Engineering, 2019, 16(1): 13-26.
- [25] XIANG T F, LIU J, LIU Q W, et al. Self-Healing Solid Slippery Surface with Porous Structure and Enhanced Corrosion Resistance[J]. Chemical Engineering Journal, 2021, 417: 128083.
-
- (上接第 77 页)
- [23] PADEKAR B S, SINGH RAMAN R K, RAJA V S, et al. Stress Corrosion Cracking of a Recent Rare-Earth Containing Magnesium Alloy, EV31A, and a Common Al-Containing Alloy, AZ91E[J]. Corrosion Science, 2013, 71: 1-9.
- [24] 于浩波, 张德龙, 胡慧慧, 等. 不同状态 310S 奥氏体不锈钢在 H_2S/CO_2 环境中的应力腐蚀行为[J]. 表面技术, 2020, 49(3): 14-22.
- YU H B, ZHANG D L, HU H H, et al. Stress Corrosion Behavior of 310S Austenitic Stainless Steel with Different States in H_2S/CO_2 Environment[J]. Surface Technology, 2020, 49(3): 14-22.
- [25] 孙智, 江利, 应鹏展. 失效分析: 基础与应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 2005: 81-88.
- SUN Z, JIANG L, YING P Z. Failure Analysis: Basis and Application[M]. Beijing: China Machine Press, 2005: 81-88.
- [26] SUN H Y, YANG H J, WANG M, et al. The Corrosion and Stress Corrosion Cracking Behavior of a Novel Alumina-Forming Austenitic Stainless Steel in Supercritical Water[J]. Journal of Nuclear Materials, 2017, 484: 339-346.
- [27] 袁玮, 黄峰, 赵小宇, 等. X70 MS 管线钢焊接接头硫化物应力腐蚀敏感性及其氢捕获效率[J]. 表面技术, 2020, 49(8): 34-44.
- YUAN W, HUANG F, ZHAO X Y, et al. Sulfide Stress Corrosion Susceptibility and Hydrogen Trapping Efficiency of the Welded Joint of X70 MS Pipeline Steel[J]. Surface Technology, 2020, 49(8): 34-44.
- [28] ESSUMAN E, MEIER G H, ŻUREK J, et al. Enhanced Internal Oxidation as Trigger for Breakaway Oxidation of Fe-Cr Alloys in Gases Containing Water Vapor[J]. Scripta Materialia, 2007, 57(9): 845-848.
- [29] SMITH C I, NORGATE B, RIDLEY N. Superplastic Deformation and Cavitation in a Microduplex Stainless Steel[J]. Metal Science, 1976, 10(5): 182-188.
- [30] HALL M M. Film Rupture Model for Aqueous Stress Corrosion Cracking under Constant and Variable Stress Intensity Factor[J]. Corrosion Science, 2009, 51(2): 225-233.
- [31] 吕战鹏. 高温水中应力腐蚀开裂机理及扩展模型[J]. 中国材料进展, 2019, 38(7): 651-662, 650.
- LYU Z P. Mechanisms and Growth Rate Models for Stress Corrosion Cracking in High Temperature Water[J]. Materials China, 2019, 38(7): 651-662, 650.
- [32] HALVARSSON M, TANG J E, ASTEMAN H, et al. Microstructural Investigation of the Breakdown of the Protective Oxide Scale on a 304 Steel in the Presence of Oxygen and Water Vapour at 600 °C [J]. Corrosion Science, 2006, 48(8): 2014-2035.
- [33] 刘道新. 材料的腐蚀与防护[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 2006.
- LIU D X. Corrosion and Protection of Materials[M]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University Press, 2006.