# 核电主管道不锈钢在高温高压水环境下的疲劳裂纹萌生行为

武焕春1,薛飞1,李成涛1,方可伟1,杨 滨2,宋西平3

(1 苏州热工研究院有限公司寿命管理技术中心,苏州 215004;2 北京科技大学钢铁共性技术协同创新中心,北京 100083;3 北京科技大学新金属材料国家重点实验室,北京 100083)

摘要 利用腐蚀疲劳测试系统研究了高温高压水环境下两种压水堆核电站一回路主管道用不锈钢的腐蚀疲劳裂纹萌生行为。结果表明,316LN 奥氏体不锈钢的裂纹主要在材料表面的驻留滑移带处萌生,少量裂纹在两簇驻留滑移带交界的亚晶界面处。 含有少量铁素体的 Z3CN20.09M 奥氏体不锈钢的疲劳裂纹依次在试样表面的驻留滑移带处、相界处和点蚀坑处萌生,但主要是在 驻留滑移带处。通过研究高温高压水环境下氧化膜的组成和腐蚀疲劳试样横截面的形貌,分析了疲劳裂纹在滑移带处萌生的机 理。最后对比分析两种不锈钢裂纹萌生机制的异同,并讨论了铁素体对材料腐蚀疲劳性能的影响。

关键词 不锈钢 腐蚀疲劳 裂纹萌生 高温高压水

中图分类号:TG142.71 文献标识码:A DOI:10.11896/j.issn.1005-023X.2018.03.005

# Fatigue Crack Initiation Behaviors of Nuclear Power Plant Main Pipe Stainless Steel in Water with High Temperature and High Pressure

WU Huanchun<sup>1</sup>, XUE Fei<sup>1</sup>, LI Chengtao<sup>1</sup>, FANG Kewei<sup>1</sup>, YANG Bin<sup>2</sup>, SONG Xiping<sup>3</sup>

(1 Life Assessment Center, Suzhou Nuclear Power Research Institute, Suzhou 215004; 2 Collaborative Innovation Center of Steel Technology, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083; 3 State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083)

**Abstract** The behaviors of fatigue crack initiation of 316LN and Z3CN20.09M austenite stainless steels (ASSs) were studied by corrosion fatigue test system in high temperature water. The results indicated that the fatigue cracks were mainly initiated at the persistent slip bands (PSBs) on the surface of 316LN ASS. Only a few cracks were initiated at the sub-grain boundaries. While the fatigue cracks were sequentially initiated at PSBs, phase boundaries and corrosion pits of the Z3CN20.09M ASS containing a little part of ferrite, and they were also mainly initiated at PSBs. The crack initiation mechanism at PSBs was analyzed based on composition of oxide film and morphology of cross section of the specimens tested in high temperature water. Moreover, the difference of the crack initiation mechanisms for two kinds of stainless steel was analyzed. Finally, the effect of the ferrite phase on corrosion fatigue property was summarized.

Key words stainless steel, corrosion fatigue, crack initiation, high temperature and high pressure water

## 0 引言

不锈钢因具有优良的力学和耐腐蚀性能,广泛应用于能 源、电力、化工等领域<sup>[1-2]</sup>。CPR1000和 AP1000型压水堆核 电站一回路主管道的制备分别采用 Z3CN20.09M和 316LN 奥氏体不锈钢。在核电站运行过程中,冷却剂温度、压力变 化或启停堆过程均会对一回路主管道造成应力加载作用,同 时主管道内的高温高压水会对内壁造成氧化或腐蚀作用,因 此腐蚀疲劳是主管道材料的主要失效方式之一<sup>[3-5]</sup>。但目前 对主管道的失效研究主要集中在热老化和应力腐蚀方面,关 于腐蚀疲劳方面的研究相对较少。

高温高压水环境对疲劳性能的影响主要表现在环境与 材料接触区域的氧化(腐蚀)行为上,如试样表面氧化膜的形成、点蚀坑的萌生等,且以表面缺陷处最为明显<sup>[6-7]</sup>。因此, 高温高压水环境往往会促进不锈钢在驻留滑移带、点蚀坑、 夹杂物、相界等区域萌生腐蚀疲劳裂纹,降低疲劳寿命<sup>[8-9]</sup>。 另外,同一种材料的腐蚀疲劳裂纹萌生方式往往不是单一 的,但一般仅有一种或两种占主导地位,随着疲劳周次的增 加,裂纹的萌生方式也会出现变化<sup>[10-11]</sup>。虽然关于 316LN 和 Z3CN20.09M 不锈钢或类似钢种的腐蚀疲劳裂纹萌生行为 已有研究,但对于疲劳过程出现的萌生方式和主要的萌生机 理尚不清楚,需进一步研究与探讨。

本研究在前期对 316LN 和 Z3CN20.09M 两种奥氏体不 锈钢在高温高压水环境下腐蚀疲劳裂纹萌生行为的研究基 础上<sup>[12-13]</sup>,对比分析了两种材料的裂纹萌生机制,并根据试 验结果总结出主要的裂纹萌生方式。根据不锈钢在高温高 压环境下形成的氧化膜的组成,深入分析裂纹在滑移带处萌 生的机理。最后,结合实验结果和文献报道,总结分析了铁 素体相在腐蚀疲劳裂纹萌生和扩展过程中的作用。

基金项目:中国博士后基金(2016M601887);国家自然科学基金(51375182)

武焕春:男,1986年生,博士,主要研究方向为核电用不锈钢的环境失效行为 E-mail:wuhuanchun1@163.com

#### 1 实验

#### 1.1 实验材料

本研究中使用的两种材料是核级 316LN 和 Z3CN20.09M 奥氏体不锈钢,化学成分见表 1。

316LN 不锈钢由电渣重熔制备的钢锭在 1 100 ℃下锻 造、1 150 ℃固溶处理 2 h 后得到,平均晶粒尺寸约 80 μm。 Z3CN20.09M 不锈钢由离心铸造、1 180 ℃固溶处理 8 h 后得 到,金相组织为岛状铁素体分布在奥氏体基体中,铁素体所 占体积分数约为 16%。

表 1	316LN 和 Z	Z3CN20.09M	奥氏体不锈钢的	化学成分(质量分数/%)
-----	-----------	------------	---------	--------------

Table 1 Chemical compositions (mass fraction/%) of 316LN and Z3CN20.09M ASSs

Element	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Ni	Mo	Ν	Fe
316LN	0.02	0.75	2.00	0.045	0.030	17.01	12.53	2.48	0.14	Balance
Z3CN20.09M	0.024	1.09	1.11	0.023	0.039	20.16	9.06	0.26	0.033	Balance

### 1.2 腐蚀疲劳测试

腐蚀疲劳实验所用设备为韩国 KNR 公司生产的 PO103 型腐蚀疲劳实验测试系统,试验机配备有控制系统、加热系 统、高压釜系统和加载系统,高压釜体积为1 L,最高使用温 度为 350 ℃,压力为 15 MPa。测试系统参数为:最大加载力 20 kN,轴向行程速率 0.000 1~10 mm/min,测试频率 0.001~1 Hz,最大轴向行程 50 mm。本研究中的疲劳实验 均为应变控制的低周疲劳实验,实验参数和水化学参数如表 2 所示,根据两种主管道的服役温度,实验温度分别设为 320 ℃和 290 ℃。需要说明的是,一回路环境的实际运行压力为 15~17 MPa,受实验设备的限制,本研究未能达到。但在高 压釜内压力仅取决于水的加入量,对实验结果无明显影响。

表 2 腐蚀疲劳试验参数与水化学参数

Та	ble	2 1	Γest	conditions	and	high	temperature	water	chemistry
----	-----	-----	------	------------	-----	------	-------------	-------	-----------

Wave shape	Strain amplitude	Strain rate	Temperature	Pressure	Dissolved oxygen	pН	Conductivity
Triangular wave	$\pm0.5\%$ , $\pm1.0\%$	$0.1\% \cdot s^{-1}$	320/290 °C	11/8 MPa	10 mg/L	6.6	0.15 $\mu \mathrm{S/cm}$

## 1.3 XPS 测试

为表征不锈钢在高温高压环境下形成的氧化膜的组成, 需对疲劳实验后的试样表面开展光电子能谱衍射(X-ray photoelectron spectroscopy,XPS)实验。本研究用于 XPS 测 试的实验设备是日本岛津国际公司生产的 AXIS ULTRA 型 X 射线电子能谱仪。测试结束后,用 XPS PEAK4.1 软件进 行分峰处理。

### 2 结果与讨论

#### 2.1 316LN 不锈钢的裂纹萌生行为

#### 2.1.1 裂纹在驻留滑移带处萌生

图 1 是 316LN 不锈钢在 320 ℃高温水环境下应变幅为 ±0.5%和±1.0%时腐蚀疲劳裂纹在滑移带处萌生的形貌, 可以看出,裂纹沿着滑移带萌生,有时会在扩展过程中受到 疲劳应力的影响,扩展方向发生变化。



图 1 316LN 不锈钢在 320 ℃水环境中不同应变幅下 试样表面的腐蚀疲劳裂纹在滑移带处萌生的形貌 Fig.1 Cracks morphologies at PSBs on the surface of the

316LN ASS at different strain amplitudes in 320  $^\circ\!\!\mathbb{C}$  water

图 2 是 316LN 不锈钢在 320 ℃高温高压水环境下形成 的氧化膜的 XPS 测试结果。分析 XPS 实验结果时,各分峰 对应的物质种类根据它们的结合能(Binding energies, BEs) 来判断,而物质对应的结合能可以从美国国家标准与技术研 究院的 XPS 手册中查到<sup>[14]</sup>,详细结果分析如下。

图 2(a)—(d)分别是 Fe 2p3/2、Cr 2p3/2、Ni 2p3/2 和 Mo 3d3/2 的 XPS 衍射峰,其主峰结合能位置分别是 710.13 eV、577.61 eV、856.05 eV 和 232.79 eV,各主峰经分峰后可 得到物质对应的结合能。根据分峰的结果可知,铁元素形成 的化合物是 FeO、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>和 FeOOH;铬元素形成的化合物是 Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Cr(OH)<sub>3</sub>和 CrO<sub>3</sub>;镍元素形成的化合物可能是 Ni-(OH)<sub>2</sub>;钼元素形成的化合物是 Mo(OH)<sub>2</sub>,同时也检测到了 金属钼的存在。

氧化膜中的化合物是金属元素与高温高压水及游离态 氧发生化学反应生成的,可能的反应方程式为<sup>[10,15]</sup>:

$M + n H_2 O = M(OH)$	$n_n + n H^+ + n e^-$	(1)
-----------------------	-----------------------	-----

 $M + n H_2 O = MO_n + 2n H^+ + 2n e^-$  (2)

$$H^{+} + e^{-} = H_{abs}$$
 (3)

$$\mathbf{M} + n\mathbf{O}_2 = 2\mathbf{M}\mathbf{O}_n \tag{4}$$

式中:M 代表合金中的金属元素,如铁、铬、镍等。可以看出, 高温水环境下的氧化膜中可形成氧化物和氢氧化物,这与 XPS实验结果一致。

在疲劳实验过程中,材料表面形成的氧化膜和滑移带之间的相互作用是不可避免的,氧化膜中的化合物会随着滑移带的挤入-挤出过程进入到基体材料中,进而破坏基体材料的连续性,促进疲劳裂纹的萌生。这一过程可以用图 3 中的模型进行描述<sup>[9]</sup>。

在腐蚀疲劳实验初期,试样表面会在拉压应力的作用下 形成滑移带,该过程中会露出新鲜的基体金属,如图 3(a)所 示。新鲜金属比较活泼,容易与高温高压水反应生成金属化 合物,如图 3(b)所示。当压应力加载时,挤出的金属随着滑



图 2 316LN 不锈钢试样在 320 ℃高温高压水环境下形成的氧化膜的 XPS 测试结果: (a)Fe 2p3/2,(b)Cr 2p3/2,(c)Ni 2p3/2,(d)Mo 3d3/2

Fig. 2 The XPS spectra peaks collected from the oxide films of the 316LN ASS tested in 320 °C water: (a) Fe 2p3/2,(b) Cr 2p3/2,(c) Ni 2p3/2,(d) Mo 3d3/2

移带的运动被挤入到基体金属中,金属化合物也被带入,如 图 3(c)所示。随着疲劳应力的继续加载,更多的腐蚀产物会 随着滑移带的运动而被带入到基体材料中,如图 3(d)所示。 由滑移带运动带入到基体的腐蚀产物导致材料表面的完整 结构被破坏,进而促进试样表面的裂纹萌生。图 4 是不同应 变幅下腐蚀疲劳实验后试样横截面的形貌,可以看出试样亚 表面有大量腐蚀产物,且有裂纹萌生,这是腐蚀产物随滑移 带进入基体并导致裂纹萌生的结果。因此,与常规疲劳相 比,在高温高压水环境下裂纹更容易在滑移带处萌生<sup>[8+0]</sup>。



图 3 腐蚀疲劳过程中试样表面滑移带的运动模型 Fig.3 Model of the corrosion fatigue crack initiation process at PSBs

#### 2.1.2 裂纹在亚晶界处萌生

由于 316LN 不锈钢的层错能较低,单个晶粒内部往往 会形成多个晶粒取向的亚晶,在疲劳实验过程中,一个晶粒 内部往往会形成多簇平行的滑移带。当疲劳应力加载时,不 同取向的亚晶有不同的优先滑移方向,各自形成平行的滑移



图 4 316LN 不锈钢在 320 ℃高温高压水中不同应变幅下 腐蚀疲劳实验后试样横截面的形貌

Fig.4 Cross section of the specimens tested at different strain amplitudes of the 316LN ASS tested in 320°C water

带,不同滑移带之间呈一定的角度。亚晶界两侧滑移带的形成会恶化此处的应力状态,最终导致部分界面开裂并萌生裂纹(图 5)。与在驻留滑移带处的裂纹萌生相比,仅有少量亚晶界会在两侧形成滑移带后发生开裂。因此,疲劳裂纹在驻 留滑移带处的萌生是 316LN 不锈钢的主要裂纹萌生方式。



图 5 316LN 不锈钢在 320 ℃水环境中不同应变幅下的 腐蚀疲劳裂纹在亚晶界处萌生的形貌

Fig.5 Cracks morphologies at sub-grain boundaries on the surface of the 316LN ASS at different strain amplitudes in 320  $^{\circ}$ C water

#### 2.2 Z3CN20.09M 不锈钢的裂纹萌生行为

由于 Z3CN20.09M 不锈钢含有约 16%的岛状铁素体,其 裂纹萌生方式比单相 316LN 奥氏体不锈钢更为复杂。研究 发现,Z3CN20.09M 不锈钢在 290 ℃高温水环境下腐蚀疲劳 裂纹不仅在驻留滑移带处萌生,还会在相界和点蚀坑处萌 生。实验结果表明,Z3CN20.09M 不锈钢的疲劳裂纹在驻留 滑移带的萌生与 316LN 不锈钢基本一致,本节不再详述。

#### 2.2.1 裂纹在相界处萌生

图 6 是 Z3CN20.09M 不锈钢在 290 ℃水环境下疲劳裂 纹在相界处萌生的形貌。众所周知,铁素体相与奥氏体相的 晶体结构和强度不同,在疲劳应力循环过程中,两相的变形 会出现不协调现象<sup>[16]</sup>。实验结果表明,滑移带均在奥氏体中 形成,这会恶化相界处的应力状态,进而加剧裂纹在此萌 生<sup>[17-18]</sup>。常规环境下的疲劳过程中也会发生上述现象,但由 于相界是材料晶体缺陷的富集区,耐蚀性能较差,高温高压 水环境下的腐蚀作用会进一步加速裂纹的萌生。含有铁素 体相的不锈钢在疲劳实验过程中,奥氏体相内形成的驻留滑 移带在相界处会停止延伸,同样,裂纹在扩展过程中遇到铁素 体相时也因其较高的强度而受到阻碍,从而延缓扩展<sup>[17,19]</sup>。



# 图 6 Z3CN20.09M 不锈钢在 290 ℃水环境下腐蚀疲劳 裂纹在相界处萌生的形貌

Fig.6 Cracks morphologies at phase boundary on the surface of the Z3CN20.09M ASS at different strain amplitudes in 290℃ water

#### 2.2.2 裂纹在点蚀坑处萌生

据文献[10,20]报道,不锈钢长期暴露在高温高压水环 境下会发生点蚀,特别是在有晶体缺陷的表面,滑移带和相 界区域均容易萌生点蚀坑。当点蚀坑长大到一定程度后,会 造成应力集中,进而萌生裂纹,图 7 是 Z3CN20.09M 不锈钢 表面腐蚀疲劳裂纹在点蚀坑处萌生的形貌。点蚀坑及其裂 纹萌生的过程如下:在疲劳实验开始时,随着疲劳应力的不 断循环,奥氏体中的滑移带不断形成、加深,相界处也因两相 的不均匀变形使得晶体缺陷不断增加;随着时间的延长这些 区域开始被高温高压水环境腐蚀,可能发生的化学反应 为<sup>[10]</sup>:

$$\mathbf{M} = \mathbf{M}^{n+} + n \,\mathbf{e}^{-} \tag{5}$$

其中,M是Z3CN20.09M不锈钢中的金属元素,如Fe、Cr和Ni。随后可能发生的水解反应为:

$$M^{n+} + H_2 O = M(OH)^{(n-1)} + H^+$$
(6)

$$O_2 + H_2O + 4e^- = 4OH^-$$
 (7)

在以上化学反应过程中,未变形区域可被作为阴极,变 形的奥氏体相或相界作为阳极而被腐蚀,随着腐蚀过程的不 断进行会形成点蚀坑。当点蚀坑长大至能够引起一定程度 的应力集中后,就会在疲劳应力的作用下萌生裂纹。由于钼 元素能够提高不锈钢的抗点蚀性能,含钼的 316LN 不锈钢 中很少出现点蚀坑,而在不含钼元素的 Z3CN20.09M 不锈钢 中则容易出现<sup>[21-22]</sup>。



图 7 Z3CN20.09M 不锈钢在 290 ℃水环境下腐蚀疲劳裂纹 在点蚀坑处萌生的形貌

Fig.7 Cracks morphologies at pitting corrosion on the surface of the Z3CN20.09M ASS at different strain amplitudes

# in 290 $^{\circ}\!\!\mathrm{C}\,$ water

以上讨论的 Z3CN20.09M 不锈钢在 290 ℃高温高压水 环境下的三种腐蚀疲劳裂纹萌生方式在腐蚀疲劳过程中的 出现有先后顺序,裂纹首先在驻留滑移带处萌生,其次在相 界处萌生,在点蚀坑处的裂纹则在最后出现。这归因于环境 与材料疲劳行为的相互作用:在疲劳实验的前期,由于驻留 滑移带的形成和高温高压水环境的促进作用,小裂纹开始沿 着驻留滑移带萌生;随着疲劳循环的进行,由于铁素体相和 奥氏体相的不均匀变形及水环境的腐蚀作用,裂纹开始在相 界处萌生;虽然驻留滑移带和相界在实验的早期就存在,但 这些区域需要被高温高压水腐蚀相当长的一段时间才形成 点蚀坑,且点蚀坑仅有少量能长大至引起足够的应力集中并 萌生裂纹,因此点蚀坑处的裂纹萌生在疲劳实验的最后阶段 才开始出现。不仅如此,三种方式萌生的裂纹数量也有很大 差距。统计结果显示,在不同应变幅下,均以裂纹在驻留滑 移带处的萌生最多,而在点蚀坑处最少。这归因于驻留滑移 带在疲劳寿命的早期就开始出现,且一直持续到最后,是裂 纹最容易萌生的区域。

对比 316LN 和 Z3CN20.09M 两种奥氏体不锈钢在高温 高压水环境下的裂纹萌生行为可以发现,铁素体相的存在对 材料的裂纹萌生有明显的影响。首先,在 Z3CN20.09M 不锈 钢中,铁素体相的存在会使滑移带的延伸在相界处停止,进 而起到减缓裂纹萌生的作用。其次,由于铁素体相的存在, 相界会成为裂纹源,虽然在常规环境下相界能起到强化作 用,但相界处也会因位错缺陷的聚集被高温高压水优先腐蚀 而开裂,因此铁素体相的存在会增加裂纹萌生的概率。在裂 纹扩展的过程中,由于铁素体相具有较高的强度,往往能够 起到减缓裂纹扩展的作用。R Strubbia 等<sup>[17]</sup>研究了 AL 2003 双相不锈钢的低周疲劳行为,发现疲劳裂纹在穿过相界 和晶界时有明显的停滞效应,经过一些循环周次后才会继续 扩展,I Alvarez-Armas 等的研究中也发现类似的现象<sup>[23-24]</sup>。

如前所述,两种主管道材料的制备工艺和服役环境也有 区别:316LN 不锈钢管道是锻造而成,很明显锻造能够有效 提高其腐蚀疲劳性能,但其服役温度也更高;Z3CN20.09M 不锈钢是离心铸造而成,其服役温度较低,且铁素体相在长 期服役过程中会出现热老化现象。因此,仅通过以上研究结 果和分析并不能直接比较两种材料的优劣。

#### 3 结论

(1)316LN 不锈钢在高温高压水环境下的裂纹主要在驻 留滑移带处萌生,这归因于在该环境下试样表面形成的腐蚀 产物随滑移带运动进入到基体材料,加速裂纹的萌生;同时, 少量裂纹还会在两簇滑移带的亚晶界面处萌生。

(2)Z3CN20.09M 不锈钢在水环境下的疲劳裂纹在驻留 滑移带、相界和点蚀坑处萌生。裂纹在驻留滑移带处的萌生 机理与 316LN 不锈钢一致;在相界处的萌生则归因于铁素 体与奥氏体力学性能的差异以及相界较差的腐蚀性能;点蚀 性能差是裂纹在点蚀坑处萌生的主要原因。

(3)Z3CN20.09M 不锈钢的三种裂纹萌生方式存在一定的内在联系:一方面,三种方式萌生的腐蚀疲劳裂纹在驻留 滑移带、相界和点蚀坑处依次出现;另一方面,以在滑移带处 的裂纹萌生为主,点蚀坑处的裂纹萌生最少。

(4)对比两种不锈钢的裂纹萌生机理发现,铁素体相是 二者存在差异的主要原因。铁素体相既能阻止滑移带的延 伸,减缓裂纹的萌生与扩展,又会造成相界处裂纹的萌生。

#### 参考文献

- 1 Llanes L, Mateo A, Villechaise P, et al. Effect of testing atmosphere (air/in vacuo) on low cycle fatigue characteristics of a duplex stainless steel[J].International Journal of Fatigue,1999,21:S119.
- 2 Sahu J K, Krupp U, Christ H J. Fatigue crack initiation behavior in embrittled austenitic-ferritic stainless steel[J]. International Journal of Fatigue, 2012, 45:8.
- 3 Mateo A, Gironès A, Keichel J, et al. Cyclic deformation behaviour of superduplex stainless steels [J]. Materials Science and Engineering: A, 2001, 314:176.
- 4 Gironès A, Villechaise P, Mateo A, et al. EBSD studies on the influence of texture on the surface damage mechanisms developed in cyclically loaded aged duplex stainless steels[J]. Materials Science and Engineering: A,2004,387-389:516.
- 5 Wu X Q, Xu S, Han E H, et al. Corrosion fatigue of nuclear-grade low alloys stainless steel in high temperature water and its environmental fatigue design model[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2011, 47 (7):790(in Chinese).

吴欣强,徐松,韩恩厚,等.核级不锈钢高温水腐蚀疲劳机制及环境疲劳设计模型[J].金属学报,2011,47(7):790.

- 6 Xu J, Wu X, Han E. The evolution of electrochemical behaviour and oxide film properties of 304 stainless steel in high temperature aqueous environment[J].Electrochimica Acta,2012,71:219.
- 7 Han E H, Wang J Q, Wu X Q, et al. Corrosion mechanisms of stainless steel and nickel base alloys in high temperature high pressure water[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2010(11):1379(in Chinese).
  韩恩厚, 王俭秋, 吴欣强,等.核电高温高压水中不锈钢和镍基合金的腐蚀机制[J].金属学报,2010(11):1379.
- 8 Xu S, Wu X Q, Han E H, et al. Crack initiation mechanisms for low cycle fatigue of type 316Ti stainless steel in high temperature water [J].Materials Science and Engineering: A,2008,490,16.
- 9 Zhao W, Wang Y, Zhang T, et al. Study on the mechanism of high-

cycle corrosion fatigue crack initiation in X80 steel[J]. Corrosion Science,2012,57:99.

- 10 Roach M D, Wright S I, Lemons J E, et al. An EBSD based comparison of the fatigue crack initiation mechanisms of nickel and nitrogenstabilized cold-worked austenitic stainless steels[J].Materials Science and Engineering, A, 2013, 586; 382.
- 11 Carstensen J V, Magnin T. Characterisation and quantification of multiple crack growth during low cycle fatigue[J].International Journal of Fatigue, 2001, 23:195.
- 12 Wu H C, Yang B, Wang S L, et al. Effect of oxidation behavior on the corrosion fatigue crack initiation and propagation of 316LN austenitic stainless steel in high temperature water [J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 633:176.
- 13 Wu H C, Yang B, Shi Y Z, et al. Crack initiation mechanism of Z3CN20.09M duplex stainless steel during corrosion fatigue in water and air at 290 °C [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2015,31:1144.
- 14 Moulder J F, William F S, Peter E S. Handbook of x-ray and ultraviolet photoelectron spectroscopy[M]. America: Perkin-Elmer Corporation, 1992.
- 15 Xu S, Wu X Q, Han E H, et al. Study on the fracture of corrosion fatigue crack of the 316Ti stainless steel in simulated nuclear high temperature and high pressure water[J].Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection,2010(2):119(in Chinese). 徐松,吴欣强,韩恩厚,等.316Ti不锈钢在模拟核电高温高压水中的 腐蚀疲劳裂纹断口研究[J].中国腐蚀与防护学报,2010(2):119.
- 16 Magnin T, Ramade C, Lepinoux J, et al. Low-cycle fatigue damage mechanisms of F.c.c. and B.c.c. polycrystals: Homologous behaviour? [J].Materials Science and Engineering: A, 1989, 118, 41.
- 17 Strubbia R, Hereñú S, Giertler A, et al. Experimental characterization of short crack nucleation and growth during cycling in lean duplex stainless steels[J].International Journal of Fatigue,2014,65:58.
- 18 Alvarez-Armas I, Knobbe H, Marinelli M C, et al. Experimental characterization of short fatigue crack kinetics in an austeno-ferritic duplex steel[J].Procedia Engineering, 2011, 10:1491.
- 19 Man J, Vystavěl T, Weidner A, et al. Study of cyclic strain localization and fatigue crack initiation using FIB technique [J]. International Journal of Fatigue.2012.39:44.
- 20 Yi Y, Lee B, Kim S, et al. Corrosion and corrosion fatigue behaviors of 9Cr steel in a supercritical water condition [J]. Materials Science and Engineering: A,2006,429:161.
- 21 Pardo A, Merino M C, Coy A E, et al. Pitting corrosion behaviour of austenitic stainless steels combining effects of Mn and Mo additions[J].Corrosion Science,2008,50:1796.
- 22 Olsson C A. The influence of nitrogen and molybdenum on passive films formed on the austenoferritic stainless steel 2205 studied by AES and XPS[J].Corrosion Science, 1995, 37:467.
- 23 Marinelli M C, Krupp U, Kübbeler M, et al. The effect of the embrittlement on the fatigue limit and crack propagation in a duplex stainless steel during high cycle fatigue[J].Engineering Fracture Mechanics,2013,110:421.
- 24 Alvarez-Armas I, Krupp U, Balbi M, et al. Growth of short cracks during low and high cycle fatigue in a duplex stainless steel[J].International Journal of Fatigue, 2012, 41(8), 95.

(责任编辑 杨 霞)