

# 疲劳损伤对核电汽轮机焊接转子接头应力腐蚀开裂敏感性的影响

黄毓晖<sup>1</sup>, 司晓法<sup>1</sup>, 翁硕<sup>2</sup>, 轩福贞<sup>1</sup>

(1. 华东理工大学, 承压系统与安全教育部重点试验室, 上海, 200237; 2. 上海理工大学, 上海, 200093)

**摘要:** 采用慢应变速率拉伸试验 (SSRT) 研究了不同程度疲劳损伤对核电汽轮机焊接转子接头应力腐蚀开裂敏感性的影响, 利用扫描电子显微镜等观察手段讨论了疲劳损伤对汽轮机焊接接头应力腐蚀开裂敏感性和二次裂纹的作用机理。结果表明, 疲劳损伤增强了核电汽轮机焊接转子接头应力腐蚀开裂敏感性。此外, 疲劳损伤的作用使空气中试样的塑性提高而在腐蚀溶液中塑性降低, 也影响了试样内部二次裂纹的产生和扩展。

**关键词:** 核电汽轮机转子; 焊接接头; 应力腐蚀; 慢应变速率拉伸试验

中图分类号: TG 407 文献标识码: A doi: 10.12073/j.hjxb.20191113001

## 0 序言

随着核电汽轮机功率的不断增加, 汽轮机转子的尺寸也随之加大, 早期的整体锻造技术和套装转子已不能满足所要求的相应性能, 而在结构和性能上更有优势的焊接转子技术, 逐渐用于大尺寸汽轮机转子的制造<sup>[1-3]</sup>。由于焊接温度的梯度变化, 使汽轮机焊接转子接头区域由焊缝区、热影响区和母材区组成, 不同区域的化学成分、组织和晶体结构等存在差异, 导致汽轮机焊接转子接头在一定的腐蚀环境中存在电偶腐蚀效应<sup>[4-5]</sup> 和力学性能差异。对于异种金属焊接结构, Wang 等人<sup>[6]</sup> 发现 A508 钢与 52M 合金异种焊接接头中, 两种材料存在的电势差使 A508 钢优先发生均匀腐蚀, 而 52M 合金则被保护。对于 NiCrMoV 钢同种金属焊接结构, 在 180 °C, 3.5% NaCl 溶液中浸泡的 U 形试样表面发现靠近熔合线的焊缝区优先产生了大量点蚀坑<sup>[7]</sup>。此外, 核电汽轮机焊接转子在实际运转中受应力与环境的交互作用, 存在发生应力腐蚀开裂 (SCC) 的可能<sup>[8-9]</sup>, 而热影响区和焊缝区成为发生 SCC 的敏感区域<sup>[10-12]</sup>。

汽轮机在启停或变负荷等非稳定工况时, 由于热应力和离心应力的作用使核电汽轮机焊接转子

产生一定的疲劳损伤<sup>[13-14]</sup>。一方面, 在核电汽轮机的启动和停机过程中, 由于核电汽轮机转子沿半径方向的温度分布不均匀产生较大的热应力, 根据弹性应力的计算方法得出的热应力可能超过材料的屈服极限<sup>[15]</sup>, 同时考虑热应力与离心应力的共同作用, 有可能使核电汽轮机焊接转子产生一定的低周疲劳损伤。另一方面, 在核电汽轮机稳态运行的过程中, 由于叶片与核电汽轮机焊接转子的重力载荷、离心力等载荷作用使核电汽轮机焊接转子产生一定的高周疲劳损伤。研究表明, 疲劳后金属材料的微观组织与力学性能发生了显著变化, 位错密度发生了降低<sup>[16-18]</sup>。对于核电汽轮机焊接转子, 疲劳后发生了不同程度的软化现象<sup>[19-22]</sup>。循环软化不仅使材料的力学性能发生变化, 还导致了微观结构的改变<sup>[18]</sup>, 同时疲劳也使转子接头各区域的电化学性能随之改变, 母材和焊缝区之间的腐蚀电位差变大, 增大了电偶腐蚀敏感性<sup>[23]</sup>。核电汽轮机焊接转子的破坏主要受载荷 (疲劳和蠕变) 和环境因素 (腐蚀、应力腐蚀、腐蚀疲劳) 的影响。根据上述介绍可以发现, 对于核电汽轮机焊接转子的疲劳、腐蚀及应力腐蚀性能已做了广泛的研究。但是, 对于核电汽轮机焊接转子承受一定疲劳损伤后的应力腐蚀问题鲜有研究。

研究预先对核电汽轮机转子钢焊接接头进行不同循环周次的疲劳试验, 随后通过慢应变速率拉伸试验 (SSRT) 研究其应力腐蚀开裂敏感性, 进一

步采用光学显微镜(OM)、显微硬度仪和扫描电子显微镜(SEM), 研究了疲劳损伤对核电汽轮机焊接转子接头应力腐蚀开裂敏感性的影响及断裂机理。

## 1 试验方法

试验所用的母材为 25Cr2NiMoV 核电汽轮机

低压转子用钢(简称为 25Cr2Ni2MoV 钢), 母材(BM)和焊缝(WM)的化学成分如表 1 所示, 室温下, 25Cr2Ni2MoV 钢的屈服强度为 700 MPa, 抗拉强度为 800 MPa。接头通过窄间隙焊进行焊接, 其中分别采用自动氩弧焊(automatic argon-welding, AAW) 和埋弧焊(submerged arc welding, SAW) 进行打底和填充焊接。

表 1 25Cr2Ni2MoV 钢焊接接头母材和焊缝的化学成分(质量分数, %)  
Table 1 Chemical compositions of 25Cr2Ni2MoV welded joint base metal and weld

材料	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V
BM	0.23	0.10	0.18	0.005	0.005	2.33	2.21	0.75	0.1
WM	0.12	0.20	1.48	0.005	0.005	0.57	2.18	0.51	—

为了研究疲劳损伤对核电汽轮机焊接转子接头应力腐蚀敏感性的影响, 首先对材料进行一系列疲劳中断试验。疲劳试验的试样为跨焊接接头试样, 如图 1 所示。焊缝位于试样中间, 具体尺寸如图 1a 所示, 试样中间部分为焊缝。试验采用应力控制, 应力范围为 7.6~760 MPa, 载荷谱为正弦波, 应变比为 0.1, 频率为 0.5 Hz, 中断试验的循环周次分别为 2 500, 5 000, 9 000 和 15 000 周次。

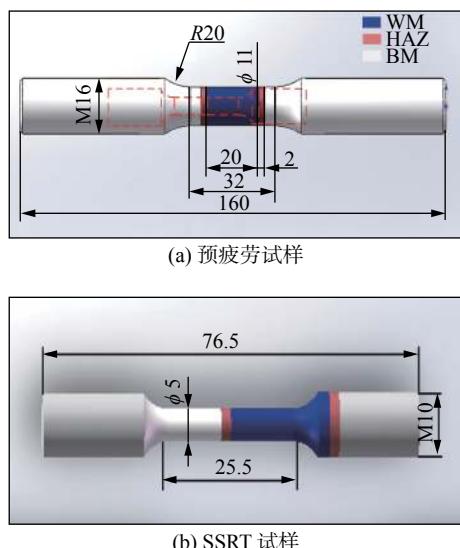


图 1 试样示意图(mm)

Fig. 1 Schematic diagram of specimens. (a) pre-fatigue specimen; (b) SSRT specimen

以热影响区(heat affected zone, HAZ)为中心, 在不同循环周次的疲劳试样上的焊接接头取样, 试样尺寸为 10 mm × 10 mm × 2 mm。利用蔡司光镜, 在 50 倍和 500 倍下观察焊接接头母材区、焊缝区和热影响区的微观组织。观察前, 试样表面依次用 180, 400, 800, 1200 和 2000 目的金刚石砂纸打磨、抛

光, 最后使用 4% 硝酸酒精溶液对表面进行化学腐蚀。

显微硬度的测量采用和微观观察相同的试样, 在未经疲劳的原始试样上进行, 测量的区域以熔合线为中心线及其两侧各 5 mm 的区域; 试验采用维氏硬度仪, 加载压力为 1.96 N, 保载时间为 15 s。

SSRT 试验试样均由经过不同循环周次的疲劳试样加工而成, 取样如图 1a 中虚线所示, 其尺寸如图 1b 所示, 熔合线在试样标距段的中央, 标距段上包含 WM, HAZ 和 BM 3 个区域。为了对比疲劳损伤对汽轮机焊接转子应力腐蚀敏感性的影响, 同时进行了未疲劳接头的拉伸试验。

为了评定材料的应力腐蚀开裂敏感性, 分别在 180 °C、空气和 180 °C、3.5% NaCl(质量分数)溶液中进行 SSRT, 应变速率为  $1 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$ 。试验采用 CORTEST 高温高压慢应变速率应力腐蚀试验机。试验前将试样依次使用去离子水和无水乙醇超声清洗 5 min 后吹干, 装入反应釜内的夹具上, 釜内温度达到 180 °C 后开始试验, 由试验机的位移传感器和力传感器记录力与位移曲线, 直到试样断裂后停止试验。待反应釜冷却后取出断裂试样, 将试样依次使用去离子水和无水乙醇超声清洗 5 min 后吹干, 测量断面收缩率, 并使用扫描电镜观察断口形貌。

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 微观组织与显微硬度

图 2 为未疲劳焊接接头的微观显微组织。BM 由板条状回火马氏体组成; WM 由马氏体基体、条状贝氏体和少量铁素体组成; HAZ 晶粒大小由于焊

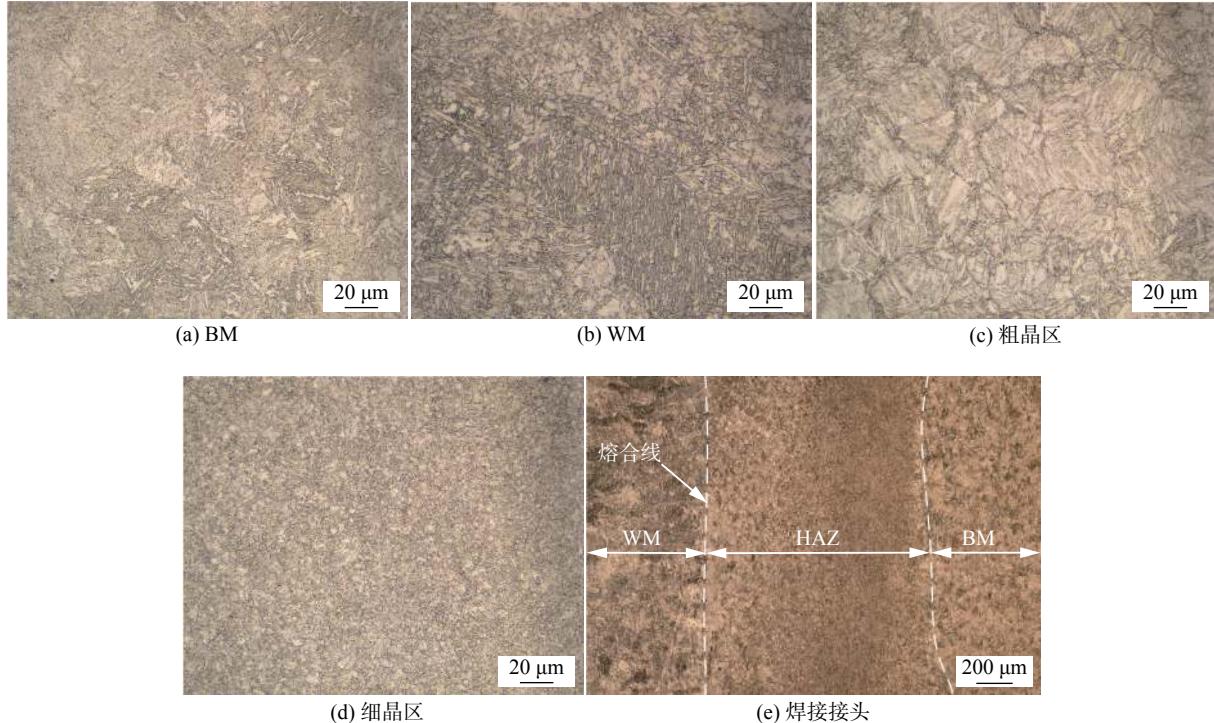


图 2 焊接接头的微观组织

Fig. 2 Microstructure of welded joint. (a) base metal; (b) weld metal; (c) coarse-grain zone; (d) fine-grain zone; (e) welded joint

接时温度的梯度变化,从熔合线向母材不断减少,分为粗晶区和细晶区,粗晶区微观组织由回火马氏体和板条状贝氏体组成,细晶区微观组织由颗粒状的回火马氏体组成。图 2e 为未疲劳焊接接头整体显微组织形貌,显微组织从左到右分别为 WM, HAZ 和 BM。对比了疲劳前后的微观组织,由于组织未发生变化,故文中未提供疲劳焊接接头的微观组织。图 3 为未疲劳焊接接头的显微硬度的变化和分布。从图 3 可以看出,焊接接头中熔合线处的硬度最高,3 个区域中 HAZ 的硬度最高,WM 和 BM 处的硬度相差不大。

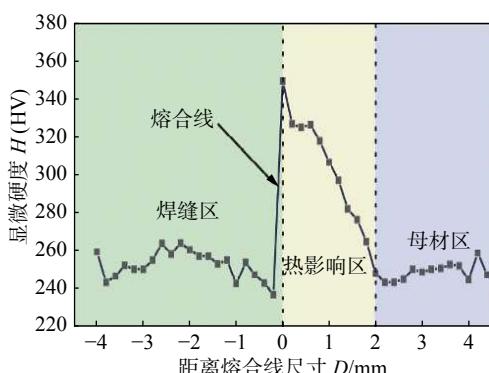


图 3 焊接接头的显微硬度

Fig. 3 Microhardness of welded joint

## 2.2 SSRT 试验结果

经不同疲劳损伤的试样分别在 180 °C、空气和 180 °C、3.5% NaCl 溶液中进行 SSRT 得到的载荷与位移曲线如图 4 所示。从图 4 可以看出,无论是空气还是 3.5% NaCl 溶液中,疲劳后试样的屈服强度与抗拉强度均比未疲劳试样高,这表明经疲劳后试样的强度得到了提高,这是应变强化的结果。对比空气中和腐蚀环境下拉伸试样的断面收缩率和断后伸长率可以发现,疲劳损伤对接头的断面收缩率和断后伸长率影响较小,而在 3.5% NaCl 溶液中,经不同循环周次后的疲劳接头断面收缩率和断后伸长率与未疲劳接头相比都发生了一定程度的下降。但是,从表 2 可以看出,拉伸试验所获的屈服强度与抗拉强度并没有随着循环周次的增加而增大,断面收缩率和断后伸长率也未能发现明确的变化规律。利用断面收缩率和断后伸长率计算得到不同循环周次下的应力腐蚀开裂敏感性系数  $I_1$  和  $I_2$  列于表 2 中,所用公式如下。

$$I = (\delta_s / \delta_0) \times 100\% \quad (1)$$

式中:  $\delta_s$  和  $\delta_0$  分别代表 180 °C 下 3.5% NaCl 溶液和空气环境中的 SSRT 试验参数。 $I$  的值越小,说明材料的应力腐蚀开裂敏感性越大。计算所得的应力腐蚀开裂敏感性系数如表 2 所示,从表 2 可以看出经

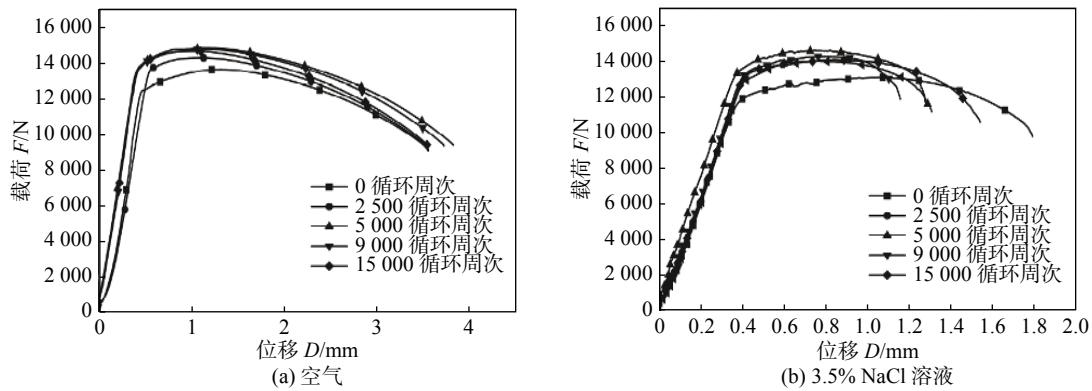


图4 不同疲劳周次下加载荷与位移曲线

Fig. 4 Load-displacement curves under different fatigue. (a) air; (b) 3.5% NaCl solution

表2 SSRT试验参数与应力腐蚀开裂敏感性指标

Table 2 SSRT experimental parameters and stress corrosion cracking sensitivity indexes

疲劳寿命C(周次)	环境	屈服强度 $R_{el}/MPa$	强度极限 $R_{TS}/MPa$	断后伸长率 $A/(\%)$	断面收缩率 $Z/(\%)$	敏感性参数(%)	
						$I_1$	$I_2$
0	空气	647	708	13.5	59.5	—	—
	腐蚀	602	666	7.0	29.5	51.85	49.58
2 500	空气	710	738	15.0	66.0	—	—
	腐蚀	665	724	5.5	12.0	36.67	18.18
5 000	空气	688	763	15.0	62.0	—	—
	腐蚀	681	742	5.0	17.5	33.33	28.23
9 000	空气	705	759	14.5	64.5	—	—
	腐蚀	679	726	4.5	12.5	31.03	19.38
15 000	空气	707	751	14.0	63.0	—	—
	腐蚀	675	717	6.0	16.0	42.86	25.40

过疲劳后,开裂不论采用断后伸长率还是断面收缩率计算获得的应力腐蚀开裂敏感性参数均发生了下降,这说明了疲劳损伤增强了焊接接头的应力腐蚀开裂敏感性。

焊接接头SSRT试样的断裂位置如图5所示。值得注意的是,空气中拉伸试样的断裂位置均在WZ。但是,在腐蚀环境下,焊接接头的断裂位置出现了明显的变化,对于0周次和15 000周次的试

样,其断裂位置仍在WZ,然而对于2 500, 5 000及9 000周次的试样,其断裂位置却变为靠近熔合线的HAZ。这是由于疲劳损伤加大了焊接接头不同区域的力学性能差异,从而使SSRT试样的断裂位置发生了显著改变,这导致了SSRT结果中获得的不同疲劳周次下焊接接头力学性能参数及应力腐蚀开裂敏感性未出现明显规律。

### 2.3 断口形貌

为了进一步明确焊接接头试样的力学性能差异及应力腐蚀开裂机理,采用扫描电镜对空气和3.5% NaCl溶液中的SSRT试样断口进行观察,所得的典型断口形貌如图6~图10所示。

空气中断裂的试样断口为明显的杯口状断口形貌,断口中央为韧窝且面积比较大,断口四周凹陷,这属于典型的延性断裂。图7b和图7c为在3.5% NaCl溶液中经不同疲劳损伤的SSRT试样的



图5 SSRT试样的断裂位置

Fig. 5 Fracture location of SSRT specimens

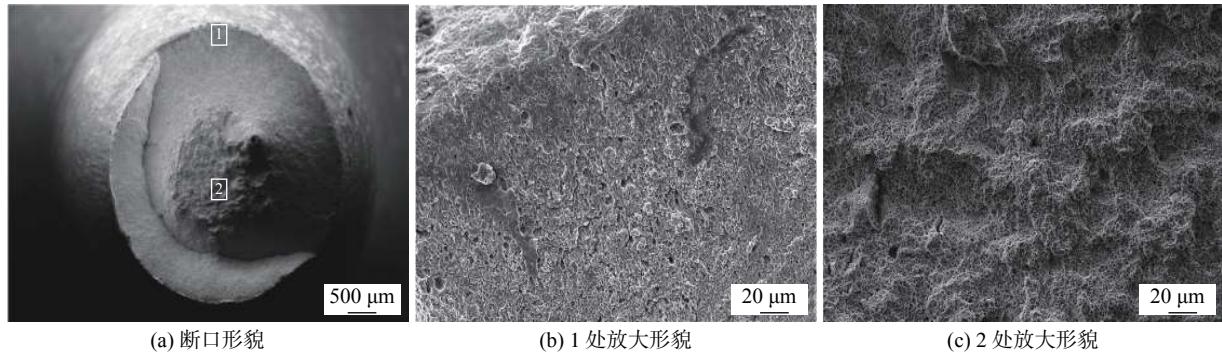


图 6 空气中 0 周次下 SSRT 的断口形貌

Fig. 6 Fracture morphology of SSRT under 0 cycle in air.(a) fracture morphology; (b) enlarged morphology at 1; (c) enlarged morphology at 2

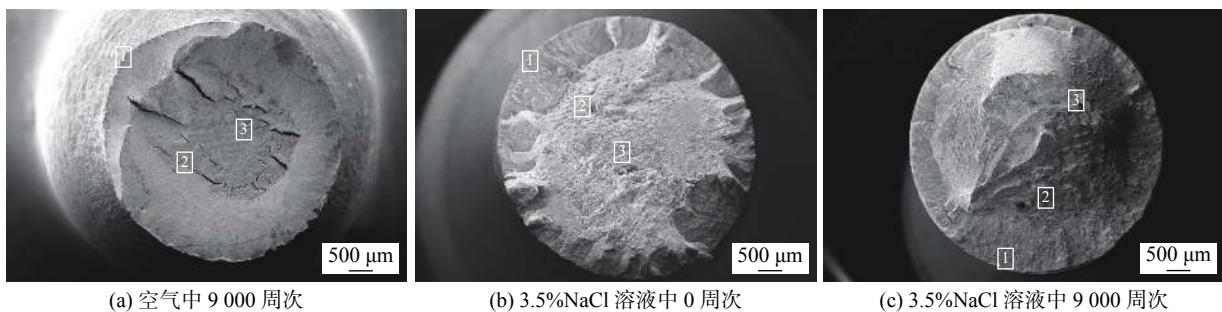


图 7 典型疲劳周次下 SSRT 的断口形貌

Fig. 7 Fracture morphology of SSRT under typical fatigue cycles. (a) 9 000 cycles in air; (b) 0 cycle in 3.5% NaCl solution; (c) 9 000 cycles in 3.5% NaCl solution

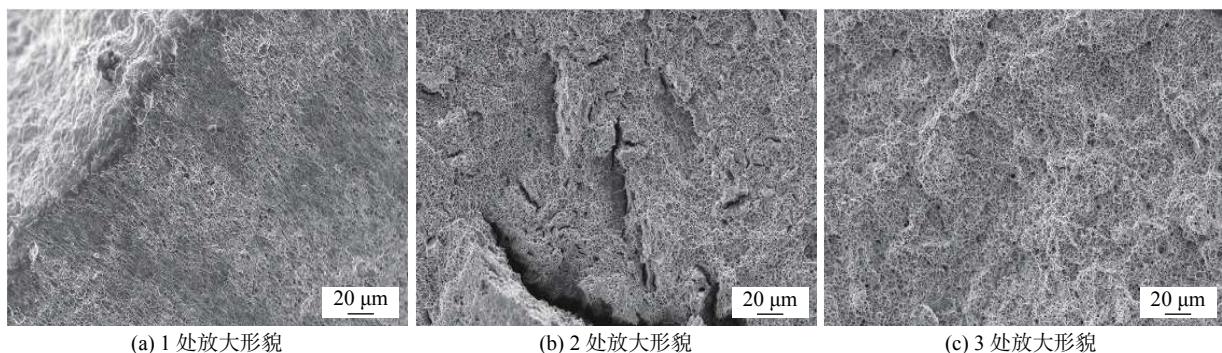


图 8 空气中 9 000 周次下 SSRT 的断口形貌

Fig. 8 Fracture morphology of SSRT under 9 000 cycles in air.(a) enlarged morphology at 1; (b) enlarged morphology at 2; (c) enlarged morphology at 3

断口形貌,不同于空气中的试样断口,断口四周都较为平整,有少量河流状花纹,表现出脆性断裂的特征,而中间的断口呈韧窝状。此外,由于疲劳后试样的应变强化使接头的屈服增加,而屈服强度的增加会显著的增加应力腐蚀裂纹的扩展速率,使存在疲劳损伤的 SSRT 试样的收缩率下降(表 2)。对比图 7b 和图 7c,存在疲劳损伤的试样断口没有发现明显的脆性断裂和延性断裂的分界线,但相较于没有疲劳的图 7b,其颈缩程度降低,即发生脆性断裂的面积增大。

值得注意的是,不同于空气中未疲劳试样的断口,不论在空气中还是腐蚀环境下,存在疲劳损伤的试样断口表面均出现较多二次裂纹。对于空气中的裂纹,一旦形核扩展,位错就会不断向裂纹尖端运动,当裂纹尖端遇到晶界,且位错堆积不能使裂纹继续扩展,裂纹的扩展就会停止,而裂纹的扩展受阻,便会在裂纹两边扩展出二次裂纹<sup>[24]</sup>。由表 2 中的力学性能数据可以看出,疲劳损伤增大了材料的强度,裂纹尖端便更容易受到阻碍,从而扩展出二次裂纹,呈现出图 7a 中的二次裂纹形貌。此外,

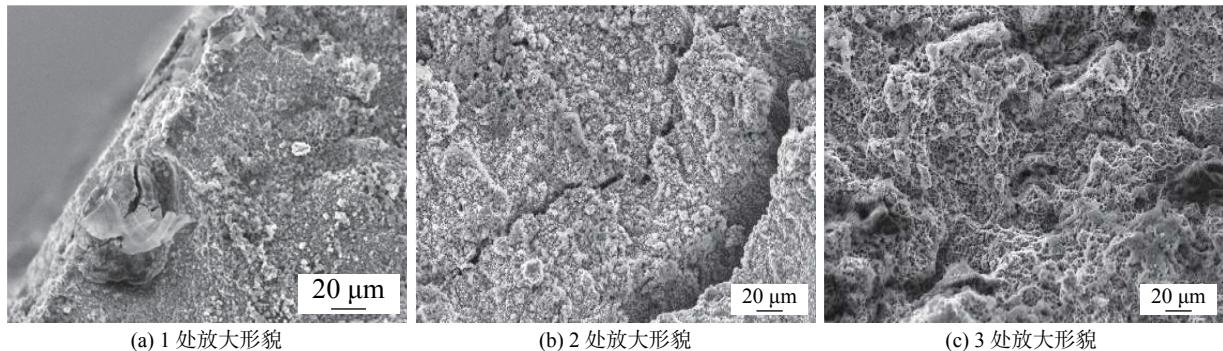


图 9 3.5% NaCl 溶液中 0 周次下 SSRT 的断口形貌

Fig. 9 Fracture morphology of SSRT under 0 cycle in 3.5% NaCl solution.(a) enlarged morphology at 1; (b) enlarged morphology at 2; (c) enlarged morphology at 3

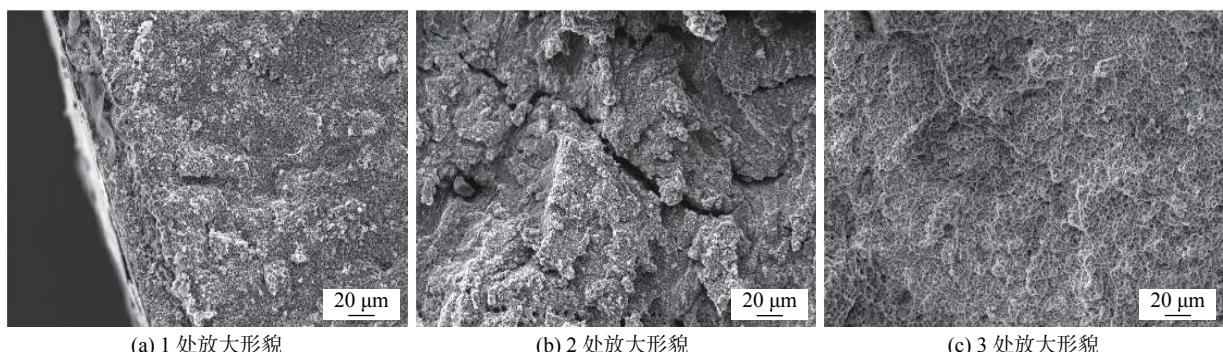


图 10 3.5% NaCl 溶液中 9 000 周次下 SSRT 的断口形貌

Fig. 10 Fracture morphology of SSRT under 9 000 cycles in 3.5% NaCl solution. (a) enlarged morphology at 1; (b) enlarged morphology at 2; (c) enlarged morphology at 3

试样在拉伸过程中由于二次裂纹吸收了大量的能量,从而呈现出表 2 所示的存在疲劳损伤的试样在空气中的断后伸长率增加、塑性得到提高的现象。

在腐蚀环境中,不论是否受到疲劳损伤,均表现出明显的二次裂纹(图 7b 和图 7c),这说明断口表面二次裂纹的形成机理不同于空气中的二次裂纹,是具有较强应力腐蚀开裂敏感性的典型特征。除了疲劳损伤增大了材料的强度外,随着裂纹的扩展,裂纹尖端的应力集中增大了局部附加电位,促进了裂纹尖端的阳极溶解和阴极反应<sup>[25]</sup>。此外,裂纹尖端的高塑性变形区域也使阴极析出的氢加速在裂纹尖端的聚集,促进了二次裂纹的形成和扩展。因此,SSRT 试样中的二次裂纹是腐蚀环境和载荷协同作用的结果。

#### 2.4 应力腐蚀裂纹扩展机理

空气中拉断的试样如图 11 所示,断口附近光滑无裂纹;而 3.5% NaCl 溶液中腐蚀环境下断裂位置附近的表面形貌如图 12 所示,可以观察到断裂位置附近的试样上有很多微小的裂纹,且都与拉伸的方向垂直。图 12a 和图 12c 是典型的 0 周次和 9 000 周次的 SSRT 试样裂纹扩展的情况,其它周

次的 SSRT 试样上的裂纹与 9 000 周次的类似,从图 12 可以看出裂纹都是穿过马氏体簇的,即裂纹扩展方式都为穿晶。

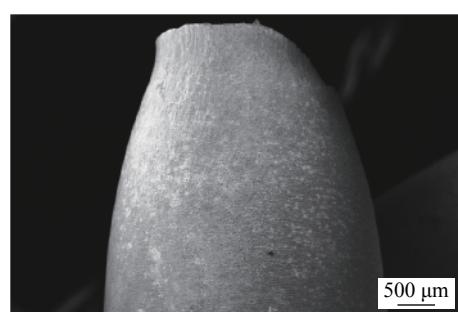


图 11 空气中 0 周次断裂位置附近的表面形貌  
Fig. 11 Surface topography near the typical fatigue fracture location of 0 cycle in air

裂纹通常沿组织中最容易扩展的方向进行,焊接接头中焊缝以马氏体组织为主,板条马氏体一般由几个板条束组成,而板条束由几个晶粒取向相似的板条块组成,由于马氏体簇的晶粒取向相似,其阻碍裂纹扩展的阻力小于取向不相同的晶粒,裂纹便会优先在板条马氏体中扩展,因此裂纹呈现出穿晶开裂的现象<sup>[26-27]</sup>,表现出较强的应力腐蚀开裂敏感性。

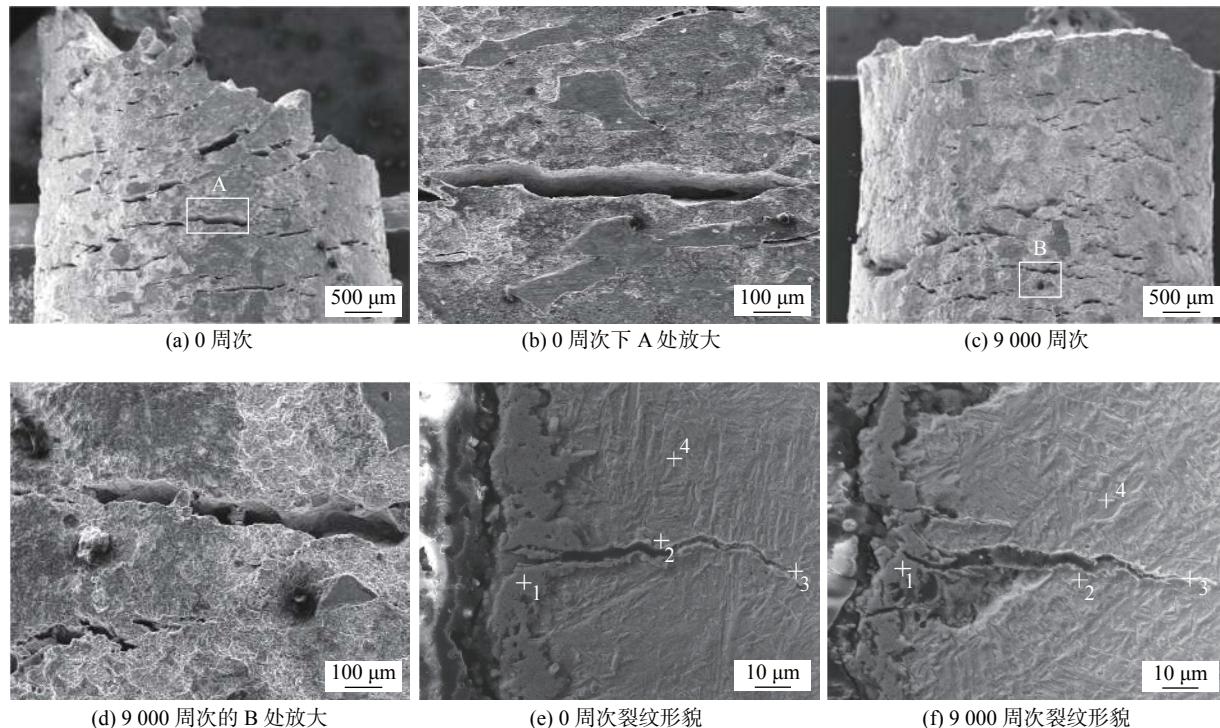


图 12 3.5%NaCl 溶液中典型疲劳周次 SSRT 断裂位置附近表面形貌与裂纹形貌

Fig. 12 Surface topography near the typical fatigue fracture location and crack morphology in 3.5% NaCl solution. (a) 0 cycle ; (b) amplifying at A of 0 cycle; (c) 9 000 cycles; (d) amplifying at B of 9 000 cycles; (e) crack morphology of 0 cycle; (f) crack morphology of 9 000 cycles

为了进一步分析腐蚀介质对应力腐蚀开裂敏感性的影响, 对裂纹尖端附近进行了能谱分析, 如图 12e 和图 12f 所示。从图 12e 和图 12f 可以看出, 在腐蚀介质的作用下, 整个裂纹都被氧化膜覆盖。表 3 所列的是图 12e 和图 12f 裂纹不同位置氧化物和基体的元素分布, 当裂纹扩展到一定程度后, 由于 SCC 裂纹宽度只有微米级, 在慢应变速率的作用下, 裂纹由于力的作用快速向前扩展, O 元素来不及进入裂纹尖端, 呈现出表中从裂纹嘴到裂纹尖

端覆盖的氧化物中 O 元素的比重不断下降的趋势; 另一方面, 正是由于 SCC 裂纹尖端的氧分压较低, 铬的氧化物吉布斯自由能比周围氧化物高, 导致了四周基体金属中的 Cr 元素扩展至裂纹表面使 Cr 元素比重增加<sup>[27]</sup>。裂纹嘴形成的铬、镍氧化层在基体上形成了一层保护层使得基体金属不会被继续腐蚀。在拉伸的作用下, 裂纹尖端氧化膜发生破裂, 露出金属继续被腐蚀形成新的氧化膜, 如此循环往复, 加速了裂纹的形成与扩展。

表 3 典型周次裂纹形貌 EDS 元素分布 (质量分数, %)  
Table 3 Distribution of crack morphology EDS element under typical cycles

位置	O		Cl		Cr		Fe		Ni	
	0周次	9 000周次	0周次	9 000周次	0周次	9 000周次	0周次	9 000周次	0周次	9 000周次
1	25.73	25.35	0.09	0.07	0.61	1.06	63.53	71.14	1.93	2.38
2	16.27	21.57	0.01	0.11	0.3	0.65	29.36	75.56	0.7	2.11
3	18.67	18.05	0.11	0.11	1.3	0.98	59.49	77.69	1.35	2.36
4	0	0.43	0	0.07	0.71	0.85	80.67	95.63	1.73	3.01

### 3 结论

(1) 疲劳损伤影响了核电汽轮机焊接转子的应力腐蚀开裂敏感性, 随循环周次增加的疲劳损伤增

大了焊接接头的应力腐蚀开裂敏感性。

(2) 不同循环周次下的疲劳损伤未表现出特定的应力腐蚀开裂敏感性规律, 这与不同区域的微观组织和力学性能差异有关, 在腐蚀环境的作用下,

SSRT试样的断裂位置出现了显著变化。

(3)空气中和腐蚀环境下,疲劳后的SSRT试样断口均有大量二次裂纹。前者环境下疲劳损伤产生的位错堆积促进了二次裂纹的形成,提高了焊接接头的塑性;而后者环境下应力和腐蚀环境的交互作用促进了二次裂纹的形核与扩展,降低了焊接接头的塑性。

## 参考文献

- [1] 何阿平,沈国平,黄庆华,等.中国核电机汽轮机发展与展望[J].热力透平,2015,44(4): 225–232.  
He Aping, Shen Guoping, Huang Qinghua, et al. Development and prospect of nuclear power turbine in China[J]. Thermal Turbine, 2015, 44(4): 225 – 232.
- [2] 刘大松.浅析核电百万千瓦汽轮机低压转子焊接质量控制[J].中国设备工程,2019(10): 34 – 36.  
Liu Dasong. Analysis of the welding quality control of low-pressure rotor of nuclear power million-kilowatt steam turbine[J]. China Plant Engineering, 2019(10): 34 – 36.
- [3] 孙康娜,贺小忠.“华龙一号”核电机汽轮机创新设计特点[J].热力透平,2017,46(2): 93 – 97.  
Sun Kangna, He Xiaozhong. Innovative design features of Hualong No.1 nuclear power steam turbine[J]. Thermal Turbine, 2017, 46(2): 93 – 97.
- [4] 欧阳玉清,黄毓晖,翁硕,等.核电机汽轮机焊接转子接头在氯离子环境中的电偶腐蚀行为[J].焊接学报,2019,40(6): 153 – 160.  
Ouyang Yuqing, Huang Yuhui, Wong Shuo, et al. Galvanic corrosion behavior of nuclear steam turbine welded joint in chloride environment[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2019, 40(6): 153 – 160.
- [5] Darya Snihirova, Daniel Höche, Sviatlana Lamaka, et al. Galvanic corrosion of Ti6Al4V-AA2024 joints in aircraft environment: modelling and experimental validation[J]. Corrosion Science, 2019, 157: 70 – 78.
- [6] Wang S Y, Ding J, Ming H L, et al. Characterization of low alloy ferritic steel-Ni base alloy dissimilar metal weld interface by SPM techniques, SEM/EDS, TEM/EDS and SVET[J]. Materials Characterization, 2015, 100: 50–60.
- [7] Luo L H, Huang Y H, Weng S, et al. Mechanism-related modeling of pit evaluation in the CrNiMoV steel in simulated environment of low pressure nuclear steam turbine[J]. Materials and Design, 2016, 105: 240–250.
- [8] Mariusz Banaszkiewicz, Anna Rehmus-Forc. Stress corrosion cracking of a 60 MW steam turbine rotor[J]. Engineering Failure Analysis, 2015, 51: 55 – 68.
- [9] Lin Shuxian, Huang Yuhui, Xuan Fuzhen, et al. Study on stress corrosion cracking sensitivity of CrNiMoV steam turbine rotor steels[J]. Key Engineering Materials, 2019, 4784: 102 – 108.
- [10] Marko Katinić, Dražan Kozak, Ivan Gelo, et al. Corrosion fatigue failure of steam turbine moving blades: a case study[J]. Engineering Failure Analysis, 2019, 106: 104136.
- [11] Chu Tongjiao, Cui Haichao, Tang Xinhua, et al. Stress corrosion crack growth rate of welded joint used for low-pressure rotor of nuclear turbine in oxygenated pure water at 180 °C[J]. Journal of Nuclear Materials, 2019, 523: 276 – 290.
- [12] Huang Yuhui, Ouyang Yuqing, Weng Shuo, et al. Effect of loading mode on fracture behavior of CrNiMoV steel welded joint in simulated environment of low pressure nuclear steam turbine[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2018, 205: 81 – 93.
- [13] Lu Z, Shoji T, Xue H, et al. Synergistic effects of local strain-hardening and dissolved oxygen on stress corrosion cracking of 316NG weld heat-affected zones in simulated BWR environments[J]. Journal of Nuclear Materials, 2012, 423(1): 28 – 39.
- [14] Barella S, Bellogini M, Boniardi M, et al. Failure analysis of a steam turbine rotor[J]. Engineering Failure Analysis, 2011, 18(6): 1511 – 1519.
- [15] 王坤,黄树红,叶渝怀,等.125 MW汽轮机转子的启停调峰试验研究[J].华中科技大学学报(自然科学版),2000,28(4): 105 – 107.  
Wang Kun, Huang Shuhong, Ye Yuhuai, et al. Experimental study on starting and stopping peak shaving of 125 MW steam turbine rotors[J]. Journal of Huazhong University of Science and Technology (Natural Science Edition), 2000, 28(4): 105 – 107.
- [16] Shankar V, Valsan M, Bhanu Sankara Rao M, et al. Low cycle fatigue behavior and microstructural evolution of modified 9Cr-1Mo ferritic steel[J]. Materials Science and Engineering:A, 2006, 437(2): 413 – 422.
- [17] Roldán M, Leon-Gutierrez E, Fernández P, et al. Deformation behaviour and microstructural evolution of EUROFER97-2 under low cycle fatigue conditions[J]. Materials Characterization, 2019, 158: 109943.
- [18] Hu X, Huang L, Yan W, et al. Microstructure evolution in CLAM steel under low cycle fatigue[J]. Materials Science and Engineering A, 2014, 607: 356 – 359.
- [19] Wang D Q, Zhu M L, Xuan F Z. Correlation of local strain with microstructures around fusion zone of a Cr-Ni-Mo-V steel welded joint[J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 685: 205 – 212.
- [20] Jürgens, Maria, Olbricht, et al. Low cycle fatigue and relaxation performance of ferritic-martensitic grade P92 steel[J]. Metals, 2019, 9(1): 99.
- [21] Song Wei, Liu Xuesong, Berto Filippo, et al. Low-cycle fatigue behavior of 10CrNi3MoV high strength steel and its undermatched welds[J]. Materials, 2018, 11(5): 661.
- [22] Cui Kaixuan, Zhao Yanyun, Zhai Yutao, et al. Low cycle fatigue behavior of electron beam welded joint of CLAM steel at room temperature[J]. Fusion Engineering and Design, 2019, 149: 111297.