

DOI:10.11784/tdxbz202309031

## 蒸汽发生器异种钢焊接接头疲劳裂纹扩展研究

徐连勇<sup>1,2</sup>, 聂妙慧<sup>1,2</sup>, 赵雷<sup>1,2</sup>, 李丛<sup>1,2</sup>

(1. 天津大学材料科学与工程学院, 天津 300350;

2. 天津市现代连接技术重点实验室, 天津 300350)

**摘要:** 钠冷快堆是我国发展第 4 代先进核能系统的主力堆型, 蒸汽发生器是钠冷快堆重要部件. 为了保证蒸汽发生器的安全性和可靠性, 对异种钢焊接接头进行疲劳裂纹扩展行为研究. 异种钢焊接接头共有 6 个不同微区, 分别为 F22 母材、F22 侧热影响区、隔离层、堆焊层、对接焊缝及 316H 母材. 对异种钢焊接接头进行硬度测试、显微组织观察、疲劳裂纹扩展试验, 利用光学显微镜和扫描电子显微镜(SEM)进行微观组织观察. F22 母材组织主要为铁素体、珠光体和贝氏体, F22 侧热影响区组织主要为铁素体和珠光体, 隔离层、堆焊层、对接焊缝主要组织为奥氏体和  $\delta$  铁素体, 316H 母材组织主要为奥氏体. F22 母材的显微硬度最小, 隔离层显微硬度最大, 堆焊层、对接焊缝、316H 母材的显微硬度逐渐下降, F22 侧热影响区显微硬度变化较大. 在低  $\Delta K$  时, F22 母材的疲劳裂纹扩展速率最快, 隔离层、堆焊层、对接焊缝、316H 母材的疲劳裂纹扩展速率逐渐变缓, 随着  $\Delta K$  的增加, 隔离层的疲劳裂纹扩展速率变化最快, 这是因为隔离层裂纹逐渐向 F22 母材侧偏转, 使得其抵抗疲劳裂纹扩展能力逐渐降低.  $\delta$  铁素体会影响隔离层、堆焊层、对接焊缝的抗疲劳裂纹扩展能力. F22 母材和 F22 侧热影响区的疲劳裂纹断口撕裂最严重, 隔离层、堆焊层、对接焊缝的断口平坦度逐渐增加, 316H 母材的疲劳裂纹断口形貌最平坦, 与抗疲劳性能相对应.

**关键词:** 异种钢; 焊接接头; 疲劳裂纹扩展; 奥氏体; 铁素体

中图分类号: TG457.11

文献标志码: A

文章编号: 0493-2137(2024)10-1044-09

## Research on Fatigue Crack Propagation of Welded Joints of Dissimilar Steel for Steam Generator

Xu Lianyong<sup>1,2</sup>, Nie Miaohui<sup>1,2</sup>, Zhao Lei<sup>1,2</sup>, Li Cong<sup>1,2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Tianjin University, Tianjin 300350, China;

2. Tianjin Key Laboratory of Advanced Joining Technology, Tianjin 300350, China)

**Abstract:** Sodium-cooled fast reactor is the main reactor type for developing the fourth-generation advanced nuclear energy system in China. A steam generator is an essential component of sodium-cooled fast reactor. To ensure the safety and reliability of steam generator, the fatigue crack propagation behavior of dissimilar steel welded joints was investigated. Dissimilar steel welded joints have six microzones: F22 base metal, F22 side heat-affected zone, isolation layer, surfacing layer, butt weld, and 316H base metal. In this study, we performed hardness tests, microstructure observations, and fatigue crack propagation tests on the six microzones of a dissimilar steel welded joint. The microstructures were observed using an optical microscope and a scanning electron microscope (SEM). The structure of the F22 base metal was ferrite, pearlite, and bainite; the F22 side heat-affected zone was ferrite and pearlite; the isolation layer, surfacing layer, and butt weld were primarily austenite and  $\delta$  ferrite; and 316H base metal was austenite. The microhardness of the F22 base metal was the smallest, and that of the isolation layer was the largest. The microhardness of the surfacing layer, butt weld, and 316H base metal gradually decreased, and that of

收稿日期: 2023-09-25; 修回日期: 2023-10-04.

作者简介: 徐连勇 (1975—), 男, 博士, 教授, xulianyong@tju.edu.cn.

通信作者: 赵雷, zhaolei85@tju.edu.cn.

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (52025052, 52075374).

Supported by the National Natural Science Foundation of China (No. 52025052, No. 52075374).

the F22 side heat-affected zone rapidly changed. At low  $\Delta K$ , the fatigue crack propagation rate of the F22 base metal was the fastest, and those of the isolation layer, surfacing layer, butt weld, and 316H base metal gradually slowed down. With an increase in  $\Delta K$ , the change in the fatigue crack propagation rate of the isolation layer was the most pronounced because its cracks gradually deflected to the side of the F22 base metal, gradually decreasing its resistance to fatigue crack propagation.  $\delta$  ferrite could affect the antifatigue crack propagation ability of the isolation layer, surfacing layer, and butt weld. The fatigue crack fractures of the F22 base metal and F22 side heat-affected zone exhibited the most severe tear, and the fracture flatness of the isolation layer, surfacing layer, and butt weld gradually increased. In addition, the fatigue crack fracture morphology of the 316H base metal was the flattest, corresponding to the antifatigue ability.

**Keywords:** dissimilar steel; welded joint; fatigue crack propagation; austenite; ferrite

钠冷快堆(SFR)能极大提升铀资源利用率,实现核废物最小化,有利于核裂变能的可持续发展,是我国发展第4代先进核能系统的主力堆型,其核心温度远高于第3代压水堆,从350℃提升到550℃,高温环境影响更为显著.蒸汽发生器作为二回路钠与三回路水/蒸汽之间的换热设备,具有极高的安全性和可靠性等级.蒸汽发生器的壳体多采用耐腐蚀、高强度的低合金钢,如SA-336M Gr.F22 Cl.1(F22),而与之相连的主管道体系由高温性能优异的奥氏体不锈钢制成,如SA-182M F316H(316H)<sup>[1]</sup>.

由于低合金钢和奥氏体不锈钢中影响碳活度的化学元素成分差异较大,导致熔合界面两侧形成碳活度梯度,在焊后热处理或在高温服役过程中会导致碳从母材低合金钢一侧向奥氏体不锈钢焊缝一侧扩散,在奥氏体不锈钢一侧形成增碳层,在低合金钢母材一侧形成脱碳层.增碳层合金成分不均匀,组织复杂,强度较高,韧性较差.脱碳层硬度降低.此外,低合金钢和奥氏体不锈钢之间热膨胀系数差异较大,变形不匹配会引起混合应力,混合应力导致焊接接头产生早期裂纹,有害元素在热影响区偏析,产生碳化物,促使裂纹形核<sup>[2]</sup>.为减弱成分及性能差异,先在低合金钢一侧形成堆焊层,再与奥氏体钢进行对接.

异种钢制备过程中不可避免产生微裂纹,在服役的温度和运行压力变化导致的疲劳载荷作用下,这些微裂纹会发生扩展,当裂纹达到临界尺寸时,部件将发生失效,导致钠冷快堆的冷却液-液态钠的泄漏<sup>[3]</sup>.疲劳裂纹扩展造成的蒸汽发生器部件失效频发,为保证钠冷快堆异种钢进出口接管的安全可靠服役,研究异种钢进出口接管焊接接头(简称异种钢焊接接头)的高温疲劳裂纹扩展性能尤为重要.

Michal等<sup>[4]</sup>研究了低合金钢与奥氏体不锈钢异种钢焊接接头的显微组织和抗疲劳裂纹扩展性能,发现疲劳裂纹主要在低合金钢的热影响区形核和初级扩展,即低合金钢的热影响区在异种钢焊接接头中抗

疲劳性能最弱. Xu等<sup>[5]</sup>对316H焊接接头高温疲劳裂纹扩展性能进行了研究,发现由于焊缝金属中存在 $\delta$ 铁素体网格,使得在525℃和550℃同一 $\Delta K$ 水平下,初始阶段焊缝金属裂纹扩展速率高于母材而后又低于母材,而在575℃下,由于氧化作用的增强,且焊缝金属对氧化作用的减速更加敏感,使得母材的裂纹扩展速率初始阶段就比焊缝金属高.由于铁素体的偏转作用,焊缝金属的疲劳裂纹扩展路径比母材更曲折.荆洪阳等<sup>[6]</sup>研究了P92钢高温疲劳裂纹扩展行为,发现其初始扩展与稳定扩展阶段划分不明显,且断口表面都相对平整,在裂纹扩展过程中,合金化合物在疲劳载荷的反复作用下,容易从基体中脱落下来,形成大小不均球状颗粒,裂纹快速扩展阶段,断口凹凸不平,出现韧窝形貌,韧窝内部存在合金化合物.王智慧等<sup>[7]</sup>研究了Cr25Ni13/13CrMo44异种钢焊接接头的疲劳裂纹扩展行为与显微组织的关系,发现在异种钢焊接接头中,疲劳裂纹主要沿着焊接接头中韧性最低的热影响区的过热区扩展,认为材料的抗疲劳裂纹扩展能力取决于材料的韧性,材料韧性越强,抗疲劳性能越好. Deng等<sup>[8]</sup>研究了异种钢9Cr/CrMoV焊接接头的疲劳裂纹扩展行为,焊缝的抗疲劳扩展能力最强,焊缝中粗柱状晶粒和延性等轴晶粒的阻碍增加了裂纹扩展的难度,从而提高了焊缝的抗疲劳裂纹扩展能力;同时研究认为基体中均匀分散的碳化物可以抑制应力的释放,成为阻止位错移动的屏障. Gao等<sup>[9]</sup>研究了RPV接管安全端用奥氏体合金及其焊缝金属的EAF(环境促进疲劳)行为,发现焊缝金属中疲劳裂纹萌生和扩展受焊接柱状晶取向控制,当枝晶界取向偏离循环加载垂直方向时,长裂纹易于发生穿晶萌生和扩展,同时 $\delta$ 铁素体在EAF开裂过程中会抑制裂纹扩展.

目前国内外关于奥氏体-铁素体焊接接头不同微区的疲劳裂纹扩展行为及其差异研究很少,而异种钢焊接接头在核电领域至关重要,对异种钢焊接接头不

同微区的高温疲劳裂纹扩展机理的研究尤为重要. 综上, 本文对核电用蒸汽发生器异种钢焊接接头不同微区的高温疲劳裂纹扩展行为展开研究.

### 1 试验方法

试验所研究材料为核电蒸汽发生器异种钢进出口接管, 其内径为 301 mm, 壁厚为 12 mm. 试验所用铁素体钢为 F22, 奥氏体不锈钢为 316H, 供货状态均为锻造后正火加回火, 异种钢焊接接头采用氩弧焊 (GTAW) 制备, 焊接接头如图 1 所示. 焊接时先在 F22 侧用 CHG-1625HRK 焊丝制备一层隔离层, 完成后打磨焊缝表面与原端面平行, 而后在隔离层一侧用 ER316H 焊丝制备堆焊层, 最后用 ER316H 焊丝与

316H 母材制备对接焊缝. 为研究热影响区高温疲劳裂纹扩展性能, 对接焊缝采用半“V”型坡口, 角度为 20°, 保证热影响区与堆焊层或隔离层平行. 异种钢焊接接头中母材及焊丝的化学成分含量如表 1 所示. 表 2 为具体焊接工艺参数.

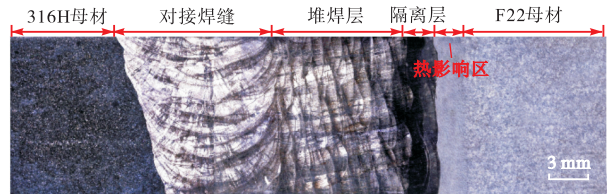


图 1 异种钢焊接接头超景深显微镜照片  
Fig.1 Ultra depth microscope photograph of dissimilar steel welded joint

表 1 异种钢焊接接头母材及焊丝化学成分含量

Tab.1 Chemical composition content of the base metal and welding wire for dissimilar steel welded joint

材质	W <sub>C</sub>	W <sub>Mn</sub>	W <sub>Si</sub>	W <sub>P</sub>	W <sub>Cr</sub>	W <sub>Ni</sub>	W <sub>Mo</sub>	W <sub>N</sub>	W <sub>Co</sub>
316H	0.038	1.78	0.30	0.018	17.40	12.30	2.60	0.060	0.020
F22	0.130	0.44	0.30	0.004	2.37	0.12	1.07	0.008	—
CHG-1625HRK	0.090	1.75	0.54	0.006	16.31	26.86	6.71	0.110	0.006
ER316H	0.048	1.46	0.42	0.004	18.60	13.00	2.31	0.060	0.010

表 2 异种钢焊接接头焊接工艺参数

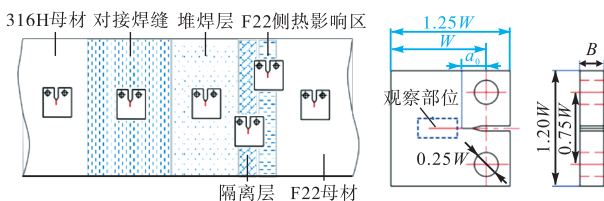
Tab.2 Welding parameters of dissimilar steel welded joint

微区	焊丝直径/ mm	焊接 电流/A	焊接 电压/V	气体流量/ (L/min)
隔离层	2.0	165 ~ 180	15 ~ 18	15
堆焊层, 对接焊缝	1.6			

异种钢焊接接头不同微区的疲劳裂纹试验根据《金属材料疲劳试验疲劳裂纹扩展方法》(GB/T 6398—2017)要求, 采用宽度  $W$  为 30 mm、厚度  $B$  为 10 mm 的标准紧凑拉伸 (CT) 试样进行高温疲劳裂纹扩展试验. 图 2(a)、(b) 分别为异种钢焊接接头不同微区 CT 试样取样示意及 CT 试样示意. 取样时为保证裂纹位于对接焊缝、堆焊层、隔离层和 F22 侧热影响区中心, 试样制备前利用王水和 4% 硝酸酒精对异

种钢焊接接头进行腐蚀, 并采用光学显微镜对异种钢焊接接头进行显微组织观察, 用以确定不同微区的位置以及裂纹位置. 焊接接头的 316H 母材、对接焊缝、堆焊层及隔离层利用王水进行腐蚀, F22 侧热影响区及 F22 母材利用 4% 硝酸酒精进行腐蚀.

利用维氏硬度计 (HV-10Z) 测试异种钢焊接接头的硬度分布, 硬度测试所用加载力为 98 N, 加载时间为 15 s. 异种钢焊接接头硬度分布如图 3 所示. 从图中可以发现, 隔离层的硬度最高, 堆焊层的硬度次之, 对接焊缝的硬度位于堆焊层和 316H 母材之间, F22 侧热影响区硬度较母材有所提升, F22 母材的显微硬度最低. 在 F22 侧热影响区, 由于各点经历的焊接热循环不同, 析出相和组织形态均发生改变, 因此热影响区的显微组织硬度变化较大. 隔离层和堆焊



(a) CT 试样取样示意 (b) CT 试样示意

图 2 异种钢焊接接头不同微区 CT 试样取样和 CT 试样示意

Fig.2 Schematic of sampling of CT samples in different microzones of dissimilar steel welded joint and CT sample

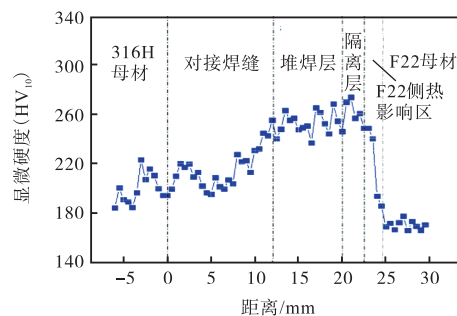


图 3 异种钢焊接接头的硬度分布  
Fig.3 Hardness distribution of dissimilar steel welded joint

层起到了很好的过渡作用,使材料硬度过渡平缓。

疲劳裂纹扩展试验采用如图 4 所示的三角波,载荷比为 0.1,  $t_c$  为一次循环所需要的时间,加载和卸载时间保持不变,所有 CT 试样的初始应力强度因子幅值  $\Delta K_{in}$  均设定为  $30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ , 最大载荷  $P_{max}$  为 6.49 kN。

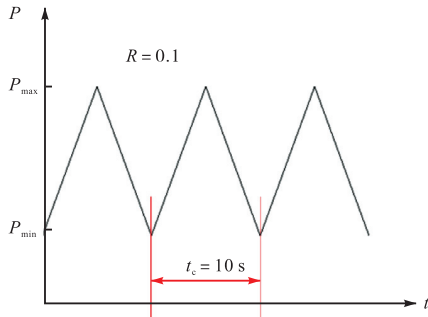
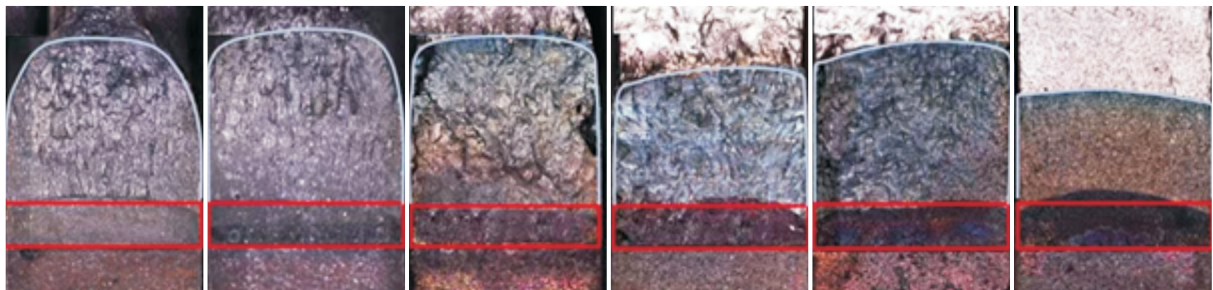


图 4 疲劳裂纹扩展试验载荷波形

Fig.4 Load waveform of fatigue crack propagation test

疲劳裂纹扩展试验前使用高频疲劳试验机进行预制疲劳裂纹,预制疲劳完成后利用高温电子疲劳试验机进行试验。测试温度控制在  $(530 \pm 2)^\circ\text{C}$ , 测试时通过炉外的两个位移光栅传感器采集载荷线位移,采用直流电位法测量裂纹长度。试验结束后,用电火花切割将 CT 试样沿厚度方向分为两半。其中一半利用



(a) F22 母材 (b) F22 侧热影响区 (c) 隔离层 (d) 堆焊层 (e) 对接焊缝 (f) 316H 母材

图 5 异种钢焊接接头不同微区疲劳裂纹扩展 CT 宏观断口

Fig.5 CT macroscopic fracture of fatigue crack propagation in different microzones of dissimilar steel welded joint

## 2 试验结果与分析

### 2.1 异种钢焊接接头的显微组织

图 6 为异种钢焊接接头不同微区的显微组织。从图 6(a)可以看出 316H 母材的组织为较粗大的等轴奥氏体晶粒,且存在大量退火孪晶。316H 母材与对接焊缝的熔合线清晰明了。对接焊缝主要由奥氏体柱状晶及  $\delta$  铁素体组成<sup>[4]</sup>。在焊接熔池的凝固过程中,奥氏体作为初始相首先析出,之后 Cr 和 Mo 偏析促成奥氏体枝晶边界处铁素体的形成,在随后的冷却

扫描电子显微镜 (SEM) 分析裂纹扩展路径,另一半在室温下用高频疲劳试验机震断,用以测量裂纹实际扩展长度  $a_f$  并观察断口形貌,裂纹扩展长度  $\Delta a$  根据标准中的公式计算。表 3 为焊接接头疲劳裂纹扩展试验的测试条件和测试结果。

表 3 异种钢焊接接头  $530^\circ\text{C}$  下不同部位的疲劳裂纹扩展试验条件及结果

Tab.3 Experimental conditions and results of fatigue crack propagation in different parts of dissimilar steel welded joint at  $530^\circ\text{C}$

编号	微区	$\Delta K_{in}/(\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2})$	$a_0/\text{mm}$	$a_f/\text{mm}$	$N_f/\text{次}$
1	F22 母材	30	11.62	17.08	4 063
2	F22 侧热影响区	30	11.37	17.15	5 725
3	隔离层	30	11.36	17.24	4 088
4	堆焊层	30	11.33	15.80	5 059
5	对接焊缝	30	11.46	16.96	7 191
6	316H 母材	30	11.70	15.30	13 759

图 5 为异种钢焊接接头不同微区疲劳裂纹扩展的宏观断口形貌,从下到上依次为电火花机加工区、预制裂纹区(红色)、疲劳裂纹扩展区(蓝色)、室温震断区。可以发现,疲劳裂纹扩展区的裂纹前缘在试样断口表面相对平直。F22 母材及 F22 侧热影响区的断面撕裂较为严重,隔离层、堆焊层及对接焊缝的疲劳辉纹明显,断面逐渐光滑,316H 母材的断面光滑平坦,无明显撕裂现象

过程中,铁素体网络均匀地分布在奥氏体柱状晶的枝晶之间,由于熔覆金属冷却速度很快,仅有极少量的  $\delta$  铁素体发生转变,最终奥氏体枝晶边界仍以奥氏体和  $\delta$  铁素体为主<sup>[4]</sup>。图 6(b)为对接焊缝-堆焊层界面,在对接焊缝区域,远离对接焊缝-堆焊层界面的晶粒为  $53 \mu\text{m}$ ,越靠近对接焊缝-堆焊层界面,晶粒越小,靠近对接焊缝-堆焊层界面的晶粒为  $10 \mu\text{m}$ ,熔合线及热影响区区域较宽,约  $80 \mu\text{m}$ ,熔合线两边晶粒方向发生明显改变。堆焊层组织为奥氏体柱状晶及  $\delta$  铁素体,靠近对接焊缝-堆焊层界面的堆焊层的奥氏体为柱状晶,尺寸较对接焊缝的胞状晶更窄长,宽

度为  $8\ \mu\text{m}$ , 长度为  $87\ \mu\text{m}$ . 图 6(c) 为堆焊层-隔离层界面, 堆焊层和隔离层组织均为奥氏体及  $\delta$  铁素体, 堆焊层和隔离层柱状晶奥氏体晶粒宽度相近, 均为  $11.5\ \mu\text{m}$  左右. 堆焊层-隔离层界面两边晶粒方向没有发生太大的改变. 图 6(d) 为隔离层-F22 侧热影响区界面, 右侧黑色部分为 F22 侧热影响区, 可以发现隔离层组织中含有析出相, 这与 F22 层易发生碳迁移有关. 在对接焊缝、堆焊层、隔离层(简称为缓冲层)制备过程中, 后续焊道对前序焊道的热处理效用导致形成细晶粒区, 该细晶区会作为前一层的热影响区,

如图 6(a)、6(b) 和 6(d) 所示. 图 6(e) 为 F22 侧热影响区, 主要由靠近熔合线的粗晶区和靠近母材的细晶区构成, 组织为铁素体(白色)和珠光体(黑色). 图 6(f) 为 F22 侧热影响区-F22 母材界面, 可以发现热影响区较 F22 母材晶粒更细小, 这是因为热影响区在焊接过程中发生了重结晶, 冷却后形成了更加细小的铁素体和珠光体, F22 母材组织由铁素体、珠光体和贝氏体(黑色, 针状)组成. 图 6(g) 为奥氏体和  $\delta$  铁素体示意.

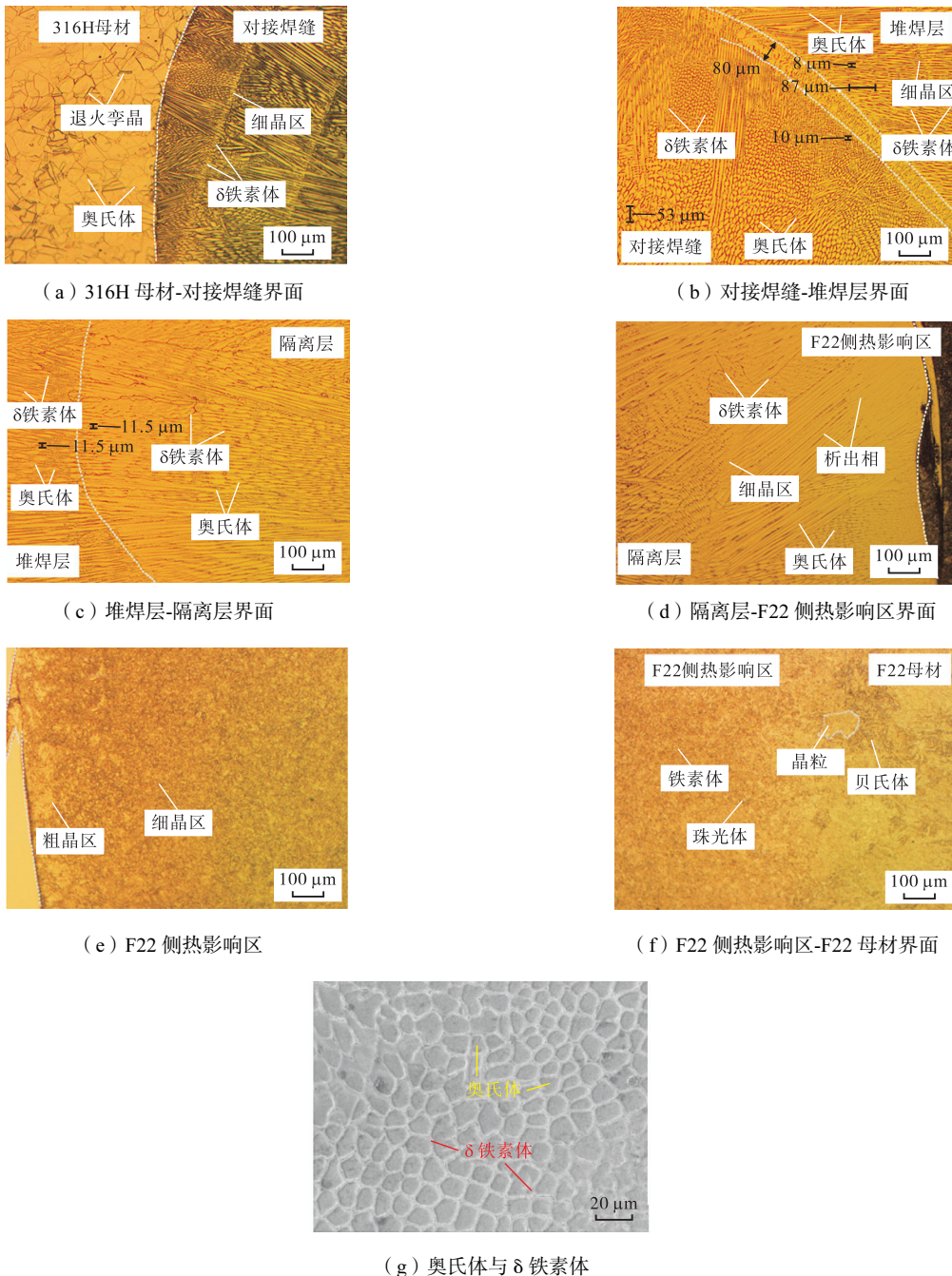
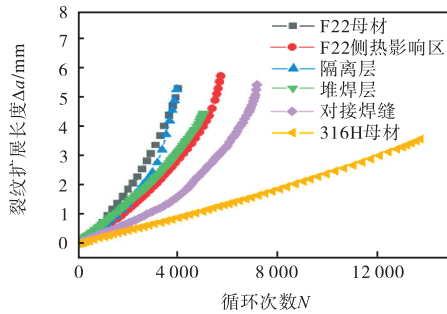


图 6 异种钢焊接接头不同微区的显微组织

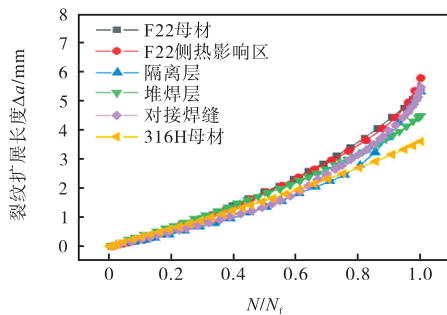
Fig.6 Microstructure of different microzones of dissimilar steel welded joint

## 2.2 异种钢焊接接头疲劳裂纹扩展结果分析

图 7 给出了 530 °C 下异种钢焊接接头不同微区的疲劳裂纹扩展长度  $\Delta a$  与循环次数  $N$  及归一化循环次数  $N/N_f$  的关系. 归一化循环次数  $N/N_f$  是指当前试验循环次数  $N$  与试验停止时循环次数  $N_f$  的比值.



(a)  $\Delta a$  与  $N$  的关系



(b)  $\Delta a$  与  $N/N_f$  的关系

图 7 异种钢焊接接头不同微区裂纹扩展长度与循环次数和归一化循环次数的关系

Fig.7 Relation between crack propagation length in different microzones and cycle number/normalized cycle number of dissimilar steel welded joint

从图 7(a)中可以看出,随着载荷的循环作用,疲劳裂纹扩展长度  $\Delta a$  呈指数增长,且增长速度不断加快.从图中可以看出,当裂纹扩展长度为 3.5 mm 时, F22 母材、F22 侧热影响区的循环次数分别为 3 113 次和 4 587 次,隔离层、堆焊层、对接焊缝及 316H 母材的循环次数分别为 3 422 次、4 006 次、6 096 次和 13 532 次.当扩展相同长度, F22 侧热影响区所需时间较 F22 母材有所增加,这与热影响区发生细晶强化有关.隔离层、堆焊层、对接焊缝、316H 母材所需时间逐渐增加,这是因为奥氏体组织抵抗疲劳能力强, 316H 母材抵抗疲劳裂纹扩展能力最强.从图 5(b)中可以看出, F22 母材侧热影响区抗疲劳性能明显低于堆焊层、对接焊缝及 316H 母材,这是因为 F22 的韧性和延展性低于 316H, 裂纹更容易扩展.

图 7(b)可以看出,除 316H 母材外,异种钢焊接接头其他微区均存在稳定扩展区域和快速扩展区域,当  $N/N_f$  在 0.7 左右时,各微区开始由稳定扩展转为快

速扩展, 316H 母材由于自身的断裂韧性较强,抗疲劳性能良好,在试验时间内只存在稳定扩展区,未出现快速扩展区.隔离层在稳定扩展区和快速扩展区的扩展速率变化最快,这是因为在裂纹扩展过程中,隔离层疲劳裂纹向 F22 侧偏转较多,抗疲劳裂纹扩展能力急剧下降<sup>[10]</sup>.

图 8 描述了 530 °C 下异种钢焊接接头不同微区的疲劳裂纹扩展速率  $da/dN$  与应力强度因子幅值  $\Delta K$  的关系.  $da/dN$ - $\Delta K$  曲线可以反映材料在抵抗高温疲劳裂纹扩展的能力,裂纹扩展速率  $da/dN$  与应力强度因子幅值  $\Delta K$  之间呈双对数线性关系,常用 Paris 公式来描述疲劳裂纹稳态扩展行为,其公式如下:

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

式中  $C$  和  $m$  是与材料相关的常数.

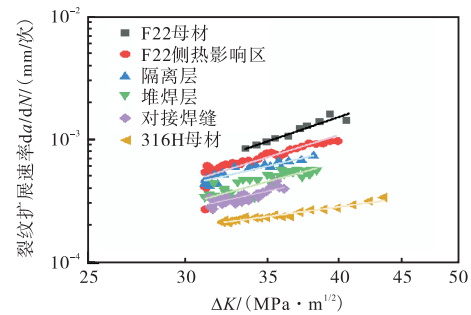


图 8 异种钢焊接接头不同微区疲劳裂纹扩展试验中  $da/dN$  与  $\Delta K$  的关系

Fig.8 Relation between  $da/dN$  and  $\Delta K$  in fatigue crack propagation tests in different microzones of dissimilar steel welded joint

异种钢焊接接头不同微区疲劳稳定扩展阶段的 Paris 公式如下所示.

F22 母材:

$$da/dN = 6.53 \times 10^{-13} (\Delta K)^{5.89} \quad (2)$$

F22 侧热影响区:

$$da/dN = 1.74 \times 10^{-8} (\Delta K)^{2.99} \quad (3)$$

隔离层:

$$da/dN = 1.71 \times 10^{-7} (\Delta K)^{2.30} \quad (4)$$

堆焊层:

$$da/dN = 3.17 \times 10^{-8} (\Delta K)^{2.69} \quad (5)$$

对接焊缝:

$$da/dN = 1.01 \times 10^{-7} (\Delta K)^{2.32} \quad (6)$$

316H 母材:

$$da/dN = 1.75 \times 10^{-6} (\Delta K)^{1.38} \quad (7)$$

F22 母材的指数  $m$  为 5.89,在焊接接头中最大, F22 侧热影响区的  $m$  次之, 316H 母材的  $m$  为 1.38,在焊接接头中最小.  $C$  和  $m$  的趋势相反,  $m$  越小,  $C$

越大, F22 母材的系数  $C$  最小, F22 侧热影响区次之, 316H 母材的系数  $C$  最大.

在  $\Delta K$  为  $31 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  时, 在同样的应力强度因子幅值下, F22 母材、热影响区、隔离层的裂纹扩展速率相近, 堆焊层和对接焊缝的裂纹扩展速率相近, 316H 母材的裂纹扩展速率最小. 随着  $\Delta K$  逐渐增加, F22 母材的疲劳裂纹扩展速率变化最快, 热影响区、隔离层、堆焊层和对接焊缝次之, 316H 的疲劳裂纹扩展速率变化最慢, 与图 7 分析相对应. 在  $\Delta K$  为  $35 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$  时, 在同样的应力强度因子幅值下, F22 母材、F22 侧热影响区、隔离层、堆焊层、对接焊缝、316H 母材的裂纹扩展速率依次减小.

疲劳裂纹扩展主要存在滑移分离和累积损伤两种观点, 前者通过裂纹尖端的钝化-复锐机制逐步扩展, 后者通过微孔连接、聚集实现, 两种机制在裂纹扩展中同时作用<sup>[11]</sup>. 在裂纹扩展过程中, 随着裂纹塑性区的增大, 裂纹尖端发射的位错增多, 导致在晶界和其他障碍处(如缺陷、第 2 相颗粒等)塞积形成微孔. 由于 F22 母材韧性和延展性较低, 正应力影响较大, 微孔相互聚集形成韧窝, 加速疲劳裂纹扩展速率. 而 316H 母材韧性和延展性较好, 主要通过裂纹尖端的钝化-复锐机制扩展, 几乎不存在累积损伤效应, 裂纹扩展速率较慢. 而 F22 侧热影响区、隔离层、

堆焊层和对接焊缝的韧性和延展性逐渐增强, 累积损伤效应逐渐减小, 裂纹尖端的钝化-复锐机制占据地位逐渐增大, 裂纹扩展速率逐渐减慢.

另一方面, 316H 母材组织仅为奥氏体, 对接焊缝、堆焊层及隔离层组织为奥氏体及  $\delta$  铁素体, 且  $\delta$  铁素体含量逐渐增多. 由于奥氏体与  $\delta$  铁素体抵抗疲劳裂纹扩展能力的差异, 当主裂纹在裂纹扩展过程中遇到  $\delta$  铁素体时, 存在偏转裂纹路径. 当  $\delta$  铁素体处于裂纹尖端时,  $\delta$  铁素体和奥氏体间变形不协调而萌生微裂纹, 预先形成的微裂纹有利于裂纹扩展, 导致疲劳裂纹扩展阻力降低<sup>[12]</sup>, 加速疲劳裂纹扩展速率.

### 2.3 异种钢焊接接头疲劳裂纹扩展断口形貌及行为分析

图 9 为异种钢焊接接头不同微区疲劳裂纹扩展的微观断口形貌. 图 9(a) ~ (c) 为 F22 母材、F22 侧热影响区及隔离层的微观断口形貌. F22 母材和 F22 侧热影响区未观察到明显的疲劳辉纹, 更倾向于以微孔连接、聚集为主的疲劳裂纹扩展机制, 这会加速微区的疲劳裂纹扩展速率, 这与第 2.2 节的分析相对应. 相对于 F22 母材和 F22 侧热影响区, 隔离层的微孔和撕裂棱较少.

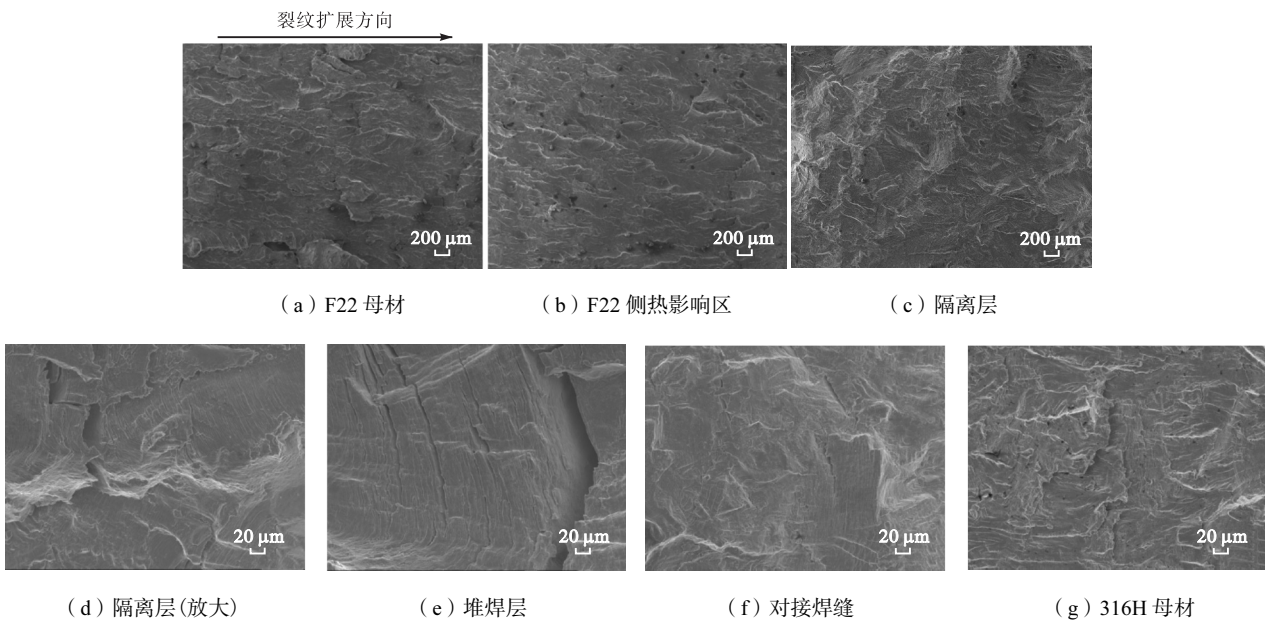


图 9 异种钢焊接接头不同微区疲劳裂纹扩展断口形貌

Fig.9 Fatigue crack propagation fracture morphology in different microzones of dissimilar steel welded joint

图 9(d) ~ (g) 为隔离层、堆焊层、对接焊缝和 316H 母材的断口形貌, 可以发现疲劳辉纹明显, 且隔离层的疲劳辉纹的间隔最大 ( $1.389 \mu\text{m}$ ), 堆焊层 ( $0.617 \mu\text{m}$ )、对接焊缝 ( $0.556 \mu\text{m}$ ) 次之, 316H 母材的

疲劳辉纹间隔最小 ( $0.389 \mu\text{m}$ ), 与疲劳裂纹扩展速率的变化规律相同. 疲劳辉纹宽度方向几乎与裂纹扩展方向平行, 其宽度代表每个疲劳循环的疲劳裂纹扩展长度, 疲劳辉纹间距越大, 则疲劳裂纹扩展越快,

抗疲劳性能越弱,表明隔离层、堆焊层、对接焊缝、316H母材的抗疲劳性能逐渐增强,316H母材的抗疲劳性能最好,与测试的裂纹扩展速率变化关系一致,如图8所示。

图10为异种钢焊接接头不同微区的疲劳裂纹扩展路径,黄色箭头为预制疲劳裂纹末端,即疲劳裂纹扩展起始端,红色箭头为疲劳裂纹扩展前沿。可以发现,F22母材裂纹扩展路径中存在被宏观撕裂的现象,抵抗疲劳裂纹扩展能力最弱。隔离层和堆焊层的裂纹路径偏转明显且较为崎岖,隔离层向F22侧热影响区一侧偏转,堆焊层向隔离层一侧偏转,这是因为F22侧热影响区较隔离层抵抗疲劳性能差,隔离层较堆焊层抵抗疲劳性能差,有利于裂纹扩展。对接焊缝及316H母材的裂纹扩展路径较直,且316H母材的扩展路径偏转角度最小,也表明了316H母材的抗疲劳性能最强。除主裂纹外,在疲劳裂纹扩展中也会出现二次裂纹。

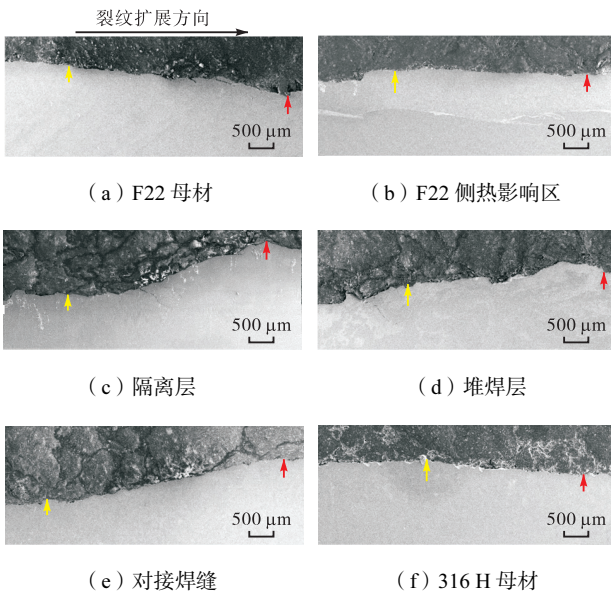


图10 异种钢焊接接头不同微区疲劳裂纹扩展路径

Fig.10 Fatigue crack propagation paths in different microzones of dissimilar steel welded joint

图11为异种钢焊接接头不同微区疲劳裂纹扩展路径中的二次裂纹。从图中可以看出,各微区的疲劳裂纹扩展均为穿晶断裂。二次裂纹方向与主裂纹之间具有一定角度,由于扩展能量不足,二次裂纹在扩展一定长度后会停止,因此可以看出有二次裂纹尖端生成。二次裂纹在扩展过程中遇到晶界时会出现明显的偏折。二次裂纹不仅会改变裂纹局部应力状态,降低主裂纹的驱动力,还会释放主裂纹尖端的应变能<sup>[11]</sup>,从而增强材料抵抗疲劳裂纹扩展能力。F22母材、F22侧热影响区、隔离层、堆焊层、对接焊缝、

316H母材的二次裂纹尺寸逐渐减小,二次裂纹偏折逐渐明显,说明抵抗疲劳裂纹扩展能力逐渐增强。从图11(e)可以看出,二次裂纹总是沿着与 $\delta$ 铁素体平行的方向扩展,由于奥氏体和 $\delta$ 铁素体的疲劳性能不同,裂纹遇到 $\delta$ 铁素体会发生路径偏转,沿着与 $\delta$ 铁素体平行的方向继续扩展,从而加速裂纹扩展速率,与第2.2节中隔离层、堆焊层和对接焊缝疲劳裂纹扩展速率快于316H母材的疲劳裂纹扩展速率相对应。

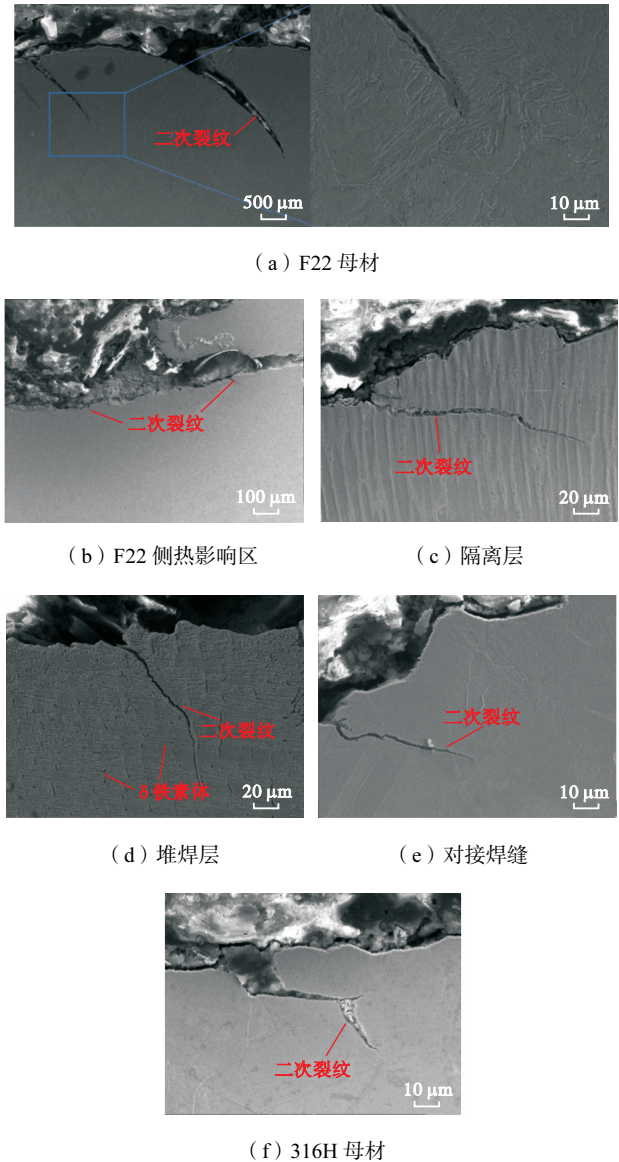


图11 异种钢焊接接头不同微区疲劳裂纹扩展二次裂纹  
Fig.11 Secondary cracks of fatigue crack propagation in different microzones of dissimilar steel welded joint

### 3 结论

(1) 获得了异种钢焊接接头不同微区的疲劳裂纹扩展性能,F22母材的抗疲劳裂纹扩展最弱,F22

侧热影响区、隔离层、堆焊层、对接焊缝、316H 母材的抗疲劳扩展能力逐渐增强。

(2) 异种钢焊接接头不同微区的疲劳裂纹扩展均为穿晶断裂,且有二次裂纹。裂纹遇到  $\delta$  铁素体会发生路径偏转。

(3) 在异种钢焊接接头中,隔离层、堆焊层和对接焊缝起到了很好的过渡作用,使得 F22 母材和 316H 母材之间组织、显微硬度和疲劳裂纹扩展性能平稳过渡。

#### 参考文献:

- [1] Karthick K, Malarvizhi S, Balasubramanian V, et al. Tensile and impact toughness properties of various regions of dissimilar joints of nuclear grade steels[J]. Nuclear Engineering and Technology, 2018, 50(1): 116-125.
- [2] 徐连勇. 长寿命高可靠性焊接结构[J]. 天津大学学报(自然科学与工程技术版), 2022, 55(1): 1-10.  
Xu Lianyong. Welding structure with long life and high reliability[J]. Journal of Tianjin University(Science and Technology), 2022, 55(1): 1-10(in Chinese).
- [3] 向阳, 谭超, 陈云龙, 等. 钠冷快堆蒸汽发生器内钠水反应事故的仿真方法[J]. 中国科学技术大学学报, 2020, 50(4): 428-435.  
Xiang Yang, Tan Chao, Chen Yunlong, et al. Simulation method of sodium-water reaction accident in sodium-cooled fast reactor steam generator[J]. Journal of University of Science and Technology of China, 2020, 50(4): 428-435(in Chinese).
- [4] Michal J, Pavel P, Libor T, et al. Microstructure and the fatigue crack propagation in the dissimilar low alloy/stainless steel GMAW welded joints[J]. Materials Characterization, 2022, 191: 112-119.
- [5] Xu L Y, Li C, Zhao L, et al. Investigation on the creep-fatigue crack growth behavior of 316H welded joints in sodium-cooled fast reactors[J]. Engineering Failure Analysis, 2022, 141: 106684.
- [6] 荆洪阳, 唐梦茹, 赵雷, 等. P92 钢蠕变-疲劳交互作用下的裂纹扩展行为[J]. 材料工程, 2017, 45(5): 112-117.  
Jing Hongyang, Tang Mengru, Zhao Lei, et al. Crack growth behavior of P92 steel under creep-fatigue interaction conditions[J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(5): 112-117(in Chinese).
- [7] 王智慧, 贺定勇. 疲劳裂纹在奥氏体/铁素体异种钢焊接接头中的扩展行为[J]. 材料工程, 2001, 1: 36-39.  
Wang Zhihui, He Dingyong. The behavior of the fatigue crack propagation in austenitic/ferritic dissimilar metal joints[J]. Journal of Materials Engineering, 2001, 1: 36-39(in Chinese).
- [8] Deng X L, Lu F G, Cui H C, et al. Microstructure correlation and fatigue crack growth behavior in dissimilar 9Cr/CrMoV welded joint[J]. Materials Science and Engineering: A, 2016, 651: 1018-1030.
- [9] Gao J, Zhang Z Y, Tan J B, et al. Differences of corrosion fatigue behaviors among 316LN base metal, 316LN heat-affected zone and 308L weld metal in a safe-end weld joint in borated and lithiated high-temperature water[J]. International Journal of Fatigue, 2021, 148: 106223.
- [10] Huang J J, Li S C, Zhong H L, et al. Effects of notch position on the fatigue crack growth behavior of dissimilar laser welded DP980/QP980 joint[J]. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures, 2022, 45(4): 1111-1125.
- [11] 于培师, 赵宇翔, 吴连生, 等. TC4ELI 钛合金疲劳裂纹路径偏折与寿命提升机制[J]. 机械工程学报, 2023, 59(16): 72-81.  
Yu Peishi, Zhao Yuxiang, Wu Liansheng, et al. Fatigue crack propagation of TC4ELI titanium alloy: Path deflection and life enhancement mechanism[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2023, 59(16): 72-81(in Chinese).
- [12] Wang Q Y, Chen S H, Lü X L, et al. Role of  $\delta$ -ferrite in fatigue crack growth of AISI 316 austenitic stainless steel[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2022, 114(19): 7-15.

(责任编辑: 田 军)