

国产压水堆核电站机组主管道疲劳裂纹 扩展特性实验研究

薛飞¹, 余伟炜², 蒙新明², 王兆希², 刘伟¹, 束国刚³

(1. 清华大学材料科学与工程系, 北京市 海淀区 100084; 2. 苏州热工研究院有限公司, 江苏省 苏州市 215004; 3. 中广核工程有限公司, 广东省 深圳市 518124)

Experiment Study on Fatigue Crack Propagation Behavior of Primary Pipe in China Pressurized-water Reactor

XUE Fei¹, YU Weiwei², MENG Xinming², WANG Zhaoxi², LIU Wei¹, SHU Guogang³

(1. Department of Materials Science and Engineering, Tsinghua University, Haidian District, Beijing 100084 China;

2. Suzhou Nuclear Power Research Institute, Suzhou 215004, Jiangsu Province, China

3. China Nuclear Power Engineering Co., Ltd, Shenzhen 518124, Guangdong Province, China)

ABSTRACT: A series of fatigue crack growth rate tests were carried out on the primary pipe of the pressurized water reactor nuclear power plant at room temperature, the research objects include base material and its TIG welded joint specimens. The fatigue crack growth rate was measured, and the crack propagation path was observed using an optical microscope. Furthermore, the sample fracture morphology was analyzed with a scanning electron microscope. The crack-growth curve identify that the crack growth rate of TIG welded joint specimen is higher than the base material. It is found that the Forman model can be used to describe the crack growth behavior for two materials. The crack predominantly shows a transgranular mode, but branch crack along the α/α or α/γ phase boundary was observed in the crack growth area.

KEY WORDS: China pressurized-water reactor; nuclear power plant; primary pipe; automatic welding; crack growth

摘要: 在室温条件下, 对国产压水堆核电站主管道母材及其 TIG 接头试样进行疲劳裂纹扩展试验, 并采用光学显微镜观测裂纹扩展路径, 结合扫描电镜观察试样断口微观形貌。试验结果显示 TIG 接头的裂纹扩展速率高于母材, 基于简化的四参数全范围 Forman 模型可以表征主管道母材与焊材全范围的疲劳裂纹扩展规律。疲劳裂纹在奥氏体与铁素体内主要呈穿晶扩展, 但在部分区域裂纹沿 α/α 或 α/γ 相界产生分支。

关键词: 国产压水堆核电站; 主管道; 自动焊; 裂纹扩展

基金项目: 国家重点基础研究发展计划项目(973 计划)(2011CB610506); 国家科技重大专项项目(2011ZX06004002)。

The Major State Basic Research Projects (973 Program) (2011CB610506); National Science and Technology Major Project(2011ZX06004002)。

0 引言

1 000 MW 压水堆核电站主管道属于核一级管道, 连接着反应堆压力容器、蒸汽发生器和主泵, 是一回路反应堆冷却剂系统压力边界的重要组成部分, 运行中长期承受反应堆冷却剂的高温、高压工况。在国产压水堆核电站(China pressurized-water reactor, CPR)机组中, 主管道对接焊缝为 RCC-M1 级, 质保等级为 QA1 级, 抗震等级为 I 类, 主管道清洁度、存放区和工作区都为 II 级^[1]。鉴于主管道的制造、安装及焊接质量直接关系到核电站的安全运行, 因此, 对其生产、安装焊接质量要求高, 技术难度大。

目前, 核电行业面临着大量的电站建设和安装任务。在过往的核电机组建设中, 主管道等厚壁管主要采用传统的大坡口手工焊和半自动焊, 不仅焊接效率低、焊工强度大, 同时焊缝质量也受到诸多不确定因素的影响。主管道自动焊技术是提高主管道焊接质量与性能的有效技术手段之一^[2]。钨极惰性气体保护(Tungsten Inert Gas arc welding, TIG)窄间隙自动焊作为一种先进的焊接技术, 具有焊缝成形好、焊接质量稳定、生产效率高等优越性, 还可以提高焊缝质量。在国外核电站蒸汽发生器更换过程中已被广泛应用, 同时也是三代核电 EPR 和 AP1000 主管道焊接的首选技术。目前, 主管道自动焊技术已在宁德核电站 1/2 号机组、红沿河核电

站 1/2 号机组、阳江核电站 1 号等 CPR1000 机组、台山 EPR 上成功应用,焊接质量和效率明显提高^[3]。

CPR 机组主管道通常采用铸造的 Z3CN20.09M 奥氏体不锈钢管,以固溶处理状态供货。该类材料具有很高的热强性和优良的抗氧化、抗腐蚀能力,且焊接性良好,但其材料具有奥氏体与铁素体两相组织特征,而在焊接区域,其组织特征与此类似。主管道奥氏体与铁素体两相特征会对疲劳裂纹萌生与扩展产生影响,在 Balbi M 和 Avalos M 等人^[4]的试验中,观察到该类材料的微裂纹主要在垂直拉应力的 α/α 相界或 α/γ 相界处成核,持续滑移带(PSM)和其他 α/α 相界或 α/γ 相界为微裂纹扩展提供路径,最终这些微裂纹并合形成短裂纹。而与原始材料不同的是,材料经过老化后,微裂纹主要在铁素体相中的滑移带成核。Kang T H 和 Li D M 等^[5]对不同含钼量的双相不锈钢,分别进行了 900 °C、30 min 的时效处理,其疲劳裂纹扩展速率的结果显示对于相同含钼量的材料,时效后材料的裂纹扩展阻力比均匀态材料高很多,这在裂纹扩展初期尤为明显。Kwon J^[6]的研究则显示裂纹扩展速率随热老化时间的增加而增大,同时随热老化温度的升高而增大。在国内,史巨元^[7]等对国产主管道母材进行了不同温度下裂纹扩展速率测试,结果显示其均满足设计规范的要求。但针对主管道焊接构件的裂纹扩展特性研究报道甚少。

由于主管道输送放射性介质,正常运行时不允许有任何泄漏,而且主管道在高温高压条件下服役,承受较复杂的交变应力作用,所以在保证各种优良力学性能和使用性能的前提下,还应严格控制焊接变形。主管道及其焊缝一旦出现疲劳裂纹后,结构的承载能力如何变化,这对结构的安全性更具有实际的工程意义。因此,研究主管道奥氏体不锈钢焊接结构疲劳裂纹扩展规律,对于预测焊接结构的疲劳寿命,防止失效事故的突然发生,有着重要的技术意义和工程应用价值。

本文对主管道奥氏体不锈钢的母材、窄间隙自动焊焊缝的疲劳裂纹扩展速率进行了实验研究,获得不同位置的 $da/dN-\Delta K$ 关系曲线,并利用金相显微镜和扫描电子显微镜(scanning electron microscope, SEM)对裂纹扩展路径及特性进行了分析。

1 试验材料与方法

试验材料为离心铸造的 Z3CN20.09M 钢管,主管道焊接工艺采用窄间隙 TIG 自动焊。焊材采用

表 1 材料化学成分

Tab. 1 Chemical composition of the material

材料	C	S	P	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
母材	0.028	0.005	0.021	1.10	1.10	8.92	20.10	0.087
焊材	0.014	0.006	0.018	0.84	1.59	11.39	18.58	2.05

ER316L 焊丝,表 1 为母材、焊缝的化学成分,均符合 RCC-M(2000 版)相关条款的规定^[8]。

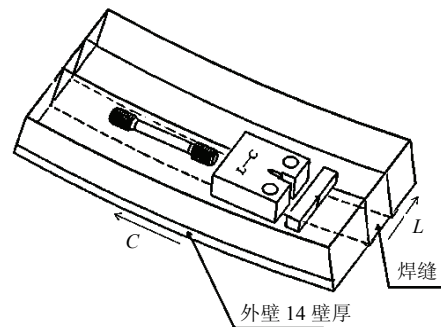
从防止晶间腐蚀、焊接热裂纹等缺陷角度出发,应尽量降低碳含量,严格限制 S、P 等杂质元素含量,并采用金相组织为奥氏体+铁素体双相组织焊接材料^[9]。但为防止接头脆化又必须严格控制其中的铁素体含量,根据 RCC-M 规定,焊缝中铁素体含量应控制在 5%~12%为宜。材料常规力学性能检验结果如表 2 所示。

表 2 材料力学性能

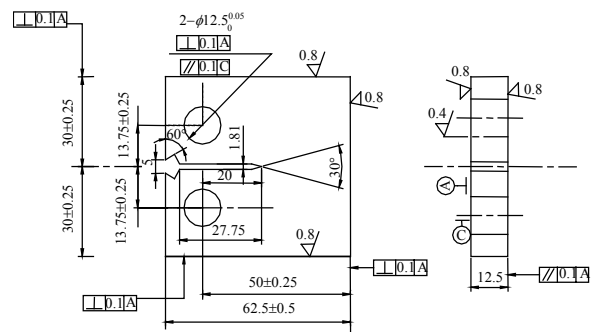
Tab. 2 Mechanical properties of the materials

材料	R_m ,MPa	$R_{p0.2}$,MPa	A_1 ,%
母材	576	246	58.0
焊材	598	459	38.0

实验依据 GB/T6398—2000《金属材料疲劳裂纹扩展速率试验方法》进行^[10],采用 CT 试样,取样部位、位向如图 1(a)所示,试样几何结构及尺寸见图 1(b),厚度 $B=12.5$ mm, $W/B=4$ (W 为试样宽度),预制裂纹长度 2 mm。试验在 MTS 810 电液伺服试验机上完成,采用恒幅载荷控制,对应加载波形为正弦波,试验频率控制为 15 Hz。



(a) 取样方法



(b) 尺寸图

图 1 CT 试样

Fig. 1 CT Specimens

2 裂纹扩展速率

试验中依据柔度法测定裂纹长度，根据 GB/T 6398—2000^[5]推荐，采用递增多项式法求解疲劳裂纹扩展速率，对任一试验数据点*i*前后各3点，共7个连续数据点，依据如式(1)所示二次多项式进行拟合求导，该方法是通过局部拟合来得到裂纹长度的拟合值，通过对局部拟合公式的求导来确定疲劳裂纹的扩展速率：

$$a_j = b_0 + b_1 \left(\frac{N_j - c_1}{c_2} \right) + b_2 \left(\frac{N_j - c_1}{c_2} \right)^2 \quad (1)$$

式中：*j* 为计算序号；*a_j* 和 *N_j* 分别为某计算序号下的即时裂纹长度和循环次数。令 $\Delta K_j = \Delta K_j \Big|_{a=\bar{a}_j}$ ，则在载荷控制下循环次数为 *N_j* 的 CT 试样对应 ΔK_j 的求解式为：

$$\begin{cases} P_{\min j} = R \cdot P_{\max j} \\ \Delta K_j = (1 - R) \cdot K_{\max j} \\ \Delta K_j = \frac{\Delta P_j}{B \cdot W^{1/2}} \cdot f\left(\frac{\bar{a}_j}{W}\right) \end{cases} \quad (2)$$

式中：*f* 为由式(3)给出的几何因子；*R* 为加载比， $\Delta P_j = P_{\max j} - P_{\min j}$ 。

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{(2+a)}{(1-\alpha)^{3/2}} \cdot (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (3)$$

由式(1)–(3)计算得到材料的 *da/dN*– ΔK 试验数据。图 2—3 分别给出了主管道母材及焊缝 CT 试样的测试结果，各试样的 *da/dN*– ΔK 试验数据均集中在一个狭小的分散带中，故在此试验基础上可以获得相对稳定的、代表材料室温裂纹扩展特性的 *da/dN*– ΔK 关系曲线和裂纹扩展门槛值。

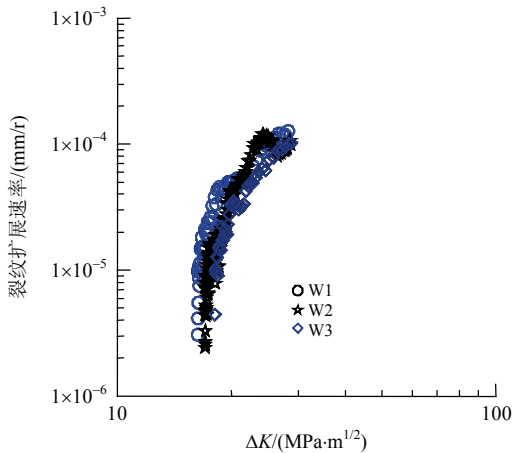


图 2 母材裂纹扩展速率

Fig. 2 Crack growth rate of the base metal

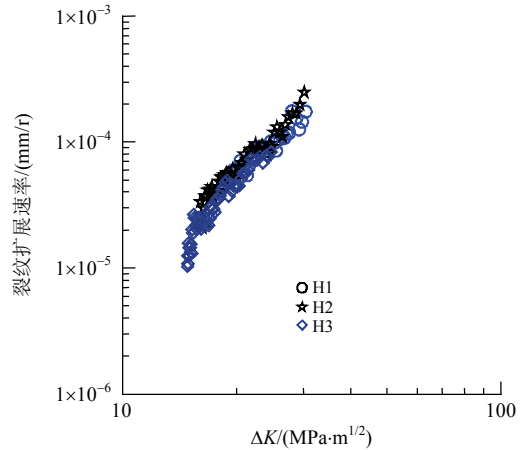


图 3 焊缝裂纹扩展速率

Fig. 3 crack growth rate of the weld

疲劳裂纹扩展速率 *da/dN* 可采用 Paris 公式^[11] 描述：

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \quad (4)$$

式中 ΔK 为应力强度因子范围；*C*、*n* 为与材料和加载条件有关的系数、指数。用最小二乘法由式(4)拟合获得主管道母材和焊材疲劳裂纹稳定扩展速率：

$$\text{母材： } da/dN = 7.599 \times 10^{-9} \Delta K^{2.819}$$

$$\text{焊材： } da/dN = 1.451 \times 10^{-8} \Delta K^{2.701}$$

Paris 公式仅能描述疲劳裂纹的稳定扩展阶段和应力比 *R* 较小的情况，在 Paris 公式的基础上此后又提出了多种外推公式，如 Forman 公式^[12]、Walker^[13]公式等，其中四参数全范围 Forman 公式可以较好地表征全范围的疲劳裂纹扩展规律，但是该公式比较复杂，且需要预先测定的疲劳门槛值 ΔK_{th} 和断裂韧性 *K_c* 等参数。文献[14]提出了一个适用性广泛且相对简洁的表达式：

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n \frac{[1 - (\Delta K_{th} / \Delta K)^p]^s}{[(K_c / K_{\max})^q - 1]^t} \quad (5)$$

式中 $[(K_c / K_{\max})^q - 1]^t$ 项主要反映疲劳裂纹在接近断裂韧度 *K_c* 的第 3 阶段中的扩展特性。因此，对于试验数据点分布在第 1、2 阶段范围的情况，可令 *t*=0。则式(5)简化为

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^n [1 - (\Delta K_{th} / \Delta K)^p]^s \quad (6)$$

此时，待定参数仅为 *C*、*n*、*p*、*s* 和 ΔK_{th} 。该式不仅可以较好地描述疲劳裂纹扩展第一、二阶段的规律，而且还可以较为准确地确定疲劳裂纹扩展门槛值。

根据式(6)采用非线性阻尼最小二乘法对 *da/dN*– ΔK 试验数据进行拟合，结果如表 3 所示。

表 3 $da/dN-\Delta K$ 曲线拟合参数

Tab. 3 Fitting parameters on the curve of $da/dN-\Delta K$

材料	试样	C	N	P	S	$\Delta K_{th}/(MPa\cdot m^{1/2})$
母材	W1	6.95×10^{-9}	2.957	18.475	1.228	16.022
	W2	9.82×10^{-7}	1.422	10.651	4.909	16.628
	W3	1.0×10^{-8}	4.160	47.155	0.738	18.004
焊材	H1	3.78×10^{-8}	2.453	0.834	3.14×10^{-3}	17.608
	H2	7.26×10^{-9}	3.009	0.584	1.05×10^{-2}	16.036
	H3	5.90×10^{-8}	2.342	0.644	0.176	15.790

表 3 中各试样的拟合相关系数都在 0.95 以上，表明采用式(6)拟合 $da/dN-\Delta K$ 试验数据取得了较好的效果，从上述表达式中可以直接获取主管道母材与焊材的疲劳裂纹扩展门槛值。而通过图 4 中母材与焊材的裂纹扩展试验曲线比较可以看出焊材的平均裂纹扩展速率高于母材，且焊材的裂纹扩展门槛值低于母材，表明在相同加载应力条件下，主管道焊接区域处的裂纹更容易扩展。

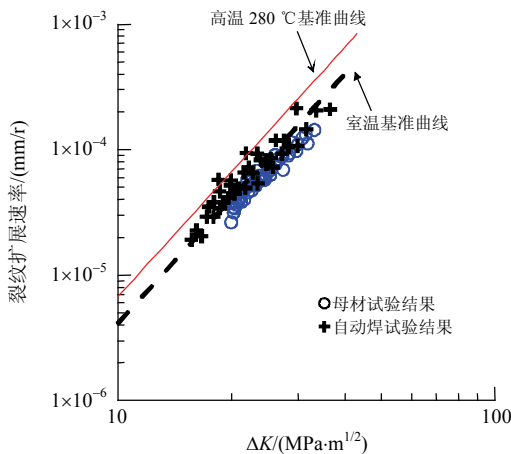


图 4 焊缝与母材裂纹扩展速率比较

Fig. 4 Comparison of crack growth rate between the base metal and its weld

ASME SEC XI D1 NMA APP C8410 规定不锈钢裂纹扩展速率的上限必须满足式(7)要求：

$$\begin{cases} da/dN = C_0(\Delta K)^{3.3} \\ C_0 = CS \end{cases} \quad (7)$$

式中 C 、 S 分别与环境温度($T \leq 430^\circ C$)以及加载应力比相关，对应表达式如(8)–(9)所示：

$$C = 10^{(-8.714 + 1.34 \times 10^{-3} T - 3.34 \times 10^{-6} T^2 + 5.95 \times 10^{-9} T^3)} \quad (8)$$

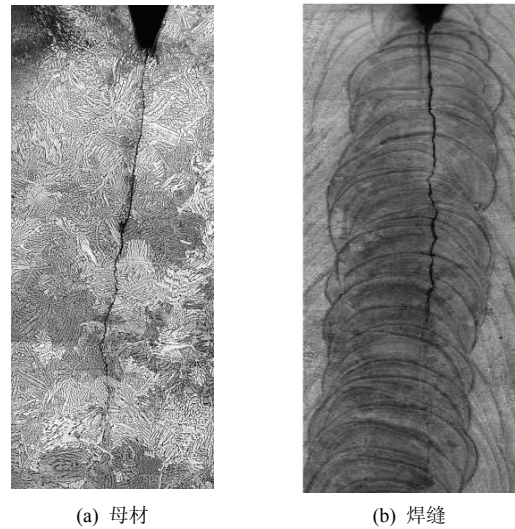
$$\begin{cases} S = 1.0 + 1.8R, & 0 < R \leq 0.79 \\ S = -43.35 + 57.97R, & 0.79 < R < 1.0 \end{cases} \quad (9)$$

图 4 中将测试结果与 ASME 基准曲线进行了比较，从中可以看出高温 280 °C 环境下裂纹扩展基准曲线要高于室温，这是因为温度升高会降低材料的弹性模量和屈服点，导致裂纹尖端张开位移增加，

循环变形加重裂纹尖端的损伤，从而使疲劳裂纹扩展速率增大。同时可以看出，对于测试的主管道，其不锈钢母材裂纹扩展速率低于基准曲线，但焊缝材料略高于基准曲线。

3 裂纹扩展路径分析

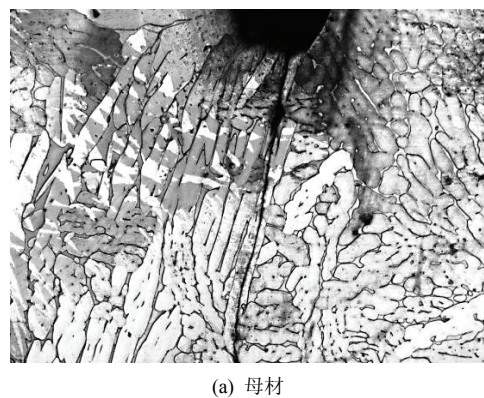
图 5—7 为金相显微镜下裂纹扩展路径形貌。由金相显微照片可以看出，母材由基体奥氏体和少量的铁素体组成，铁素体呈岛状分布在奥氏体晶界内。焊缝组织中铁素体晶粒较细，且均匀分布在奥氏体基体上。



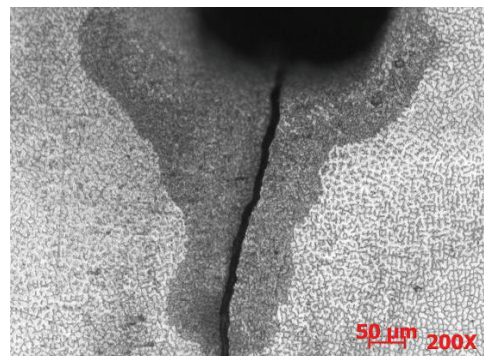
(a) 母材 (b) 焊缝

图 5 裂纹扩展路径整体形貌

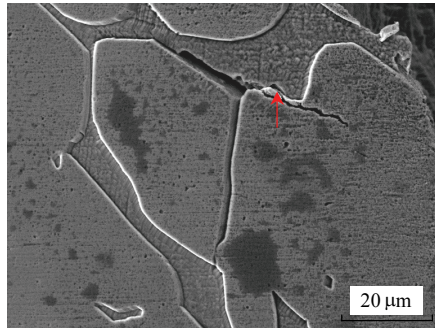
Fig. 5 Verall path of the crack propagation



(a) 母材



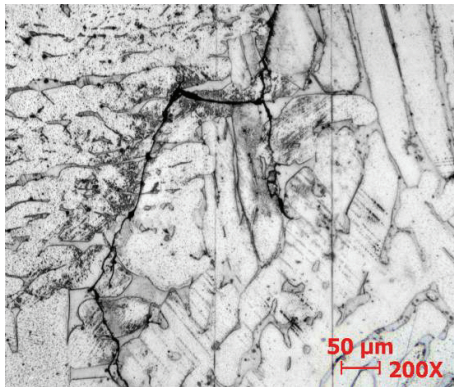
(b) 焊缝



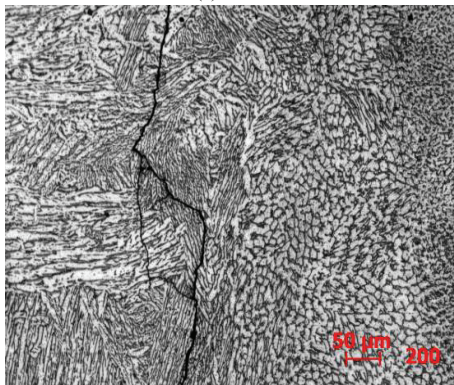
(c) 典型的微裂纹成核

图6 疲劳裂纹萌生

Fig. 6 initiation of the fatigue crack



(a) 母材



(b) 焊缝

图7 裂纹扩展分叉路径

Fig. 7 Branching paths of the crack propagation

图5为裂纹扩展的整体形貌图,疲劳裂纹扩展路径整体上较为曲折,且伴有少量的裂纹分支,甚至出现了环形裂纹(见图7)。这是因为,表面裂纹在扩展过程中能够有效的释放裂纹尖端的应力,在扩展过程中消耗更多的能量,从而降低了裂纹扩展速率^[4],以致裂纹扩展路径由消耗能量较大的穿晶裂纹改变为消耗能量较小的沿晶裂纹,从而出现了裂纹分支和环形裂纹。

图6为疲劳裂纹萌生区形貌。由于缺口根部尖锐处存有应力集中,萌生了裂纹。在裂纹尖端, α/α 相交界处或 α/γ 相交界处产生了许多微裂纹,微裂纹长大后穿过基体奥氏体相向前扩展,而当裂纹碰到铁素

体相时,则直接贯穿铁素体扩展。疲劳裂纹易在奥氏体相滑移变形萌生裂纹,特别是粗大的奥氏体容易导致裂纹尖端前缘塑性变形,造成裂纹尖端平均应力松弛^[15]。Balbi M等^[4]也发现在奥氏体-铁素体双相不锈钢中,疲劳微裂纹优先从垂直于拉伸轴的相交界处萌生,并沿着铁素体或奥氏体晶粒的滑移带或相界扩展。

基体奥氏体为面心立方晶格结构,面心立方晶格结构中存在大量的滑移系,很容易通过滑移面变形。一般来说,滑移面总是原子排列最密的晶面,而滑移方向也总是原子排列最密的晶向。这是因为在晶体的原子密度最大的晶面上,原子间的结合力最强,而面与面之间的距离却最大,即密排晶面之间的原子间结合力最弱,滑移的阻力最小,因而最易于滑移。沿原子密度最大的晶向滑动时,阻力也最小。面心立方金属滑移面共有4,每个滑移面上有3滑移方向,因此共有12个滑移系,但晶体在实际滑移时不能沿着12个滑移系同时滑移,只能沿着位向最有利的滑移系产生滑移^[16]。

图7显示了在裂纹尖端附近出现的裂纹分支,裂纹扩展方向发生改变,部分区域出现穿晶-沿晶的断裂模式转变(如图7(a)沿着奥氏体相晶界扩展),这是由于晶界原子受相邻晶粒位向的影响排列混乱,使其处于较高的能量状态,为了降低系统的能量和减少晶界能,晶界处或邻近区域成为各种杂质或合金元素偏析的择优地点,晶界强度因此受到了削弱^[17]。而对于7(b)焊缝结构而言,则主要呈现穿晶模式。一般来说,由于两个晶粒内部有利的滑移面之间通常存在取向差,所以裂纹穿过晶界进入相邻晶粒时,会沿着该晶粒的有利滑移面进行扩展,从而导致裂纹的扩展方向发生偏移,产生一定的曲折性^[18]。

4 断口SEM分析

断口宏观全貌如图8所示。疲劳裂纹萌生区断口平面较平坦,稳定扩展区表现为凹凸状,快速断裂区呈纤维状,并且有明显的塑性变形痕迹。

图9为疲劳裂纹萌生区SEM断口形貌。可以看出,起裂源附近区域的断口出现河流状和撕裂棱等解理断裂特征。此时,由于裂纹扩展的第一阶段 ΔK 值较低,裂纹主要沿主滑移系方向以纯剪切的方式扩展,断口的晶体学特征明显。断口上有许多二次裂纹(如图9所示),说明裂纹尖端的应力集中过大,使主裂纹向较脆弱的界面处产生了分支,以

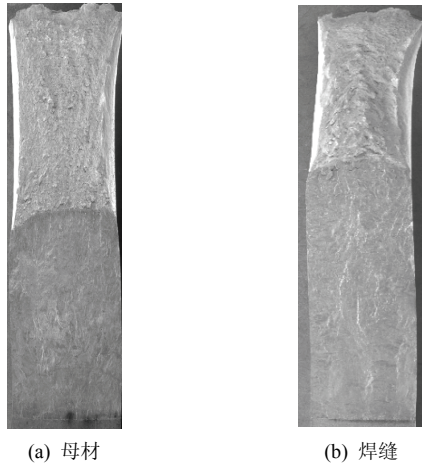


图 8 宏观全貌

Fig. 8 Macroscopic picture

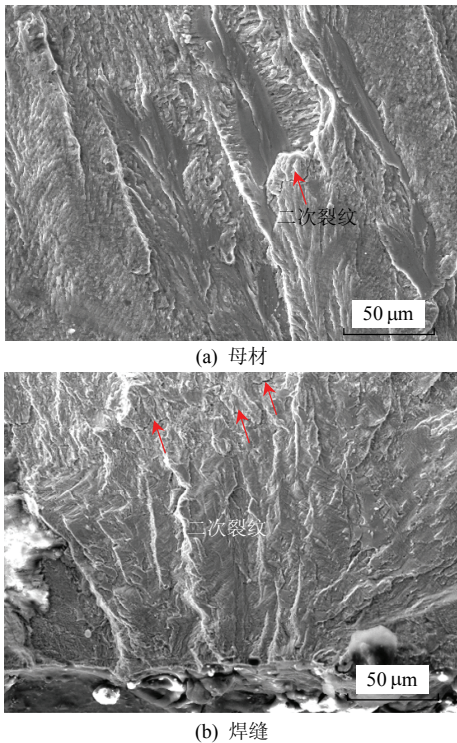


图 9 疲劳裂纹萌生区形貌

Fig. 9 Initiation zone of the fatigue crack

缓解裂纹尖端的应力集中。

图 10 为裂纹稳定扩展区断口形貌。在焊缝试样(图 10(b)中, 可看到撕裂棱、二次裂纹和明显的疲劳辉纹等特征。测量疲劳辉纹间距约为 $1.5\mu\text{m}$, 且疲劳辉纹分布在撕裂棱附近^[19]。与疲劳辉纹一起还存在部分二次裂纹(如箭头所示), 二次裂纹基本上平行于疲劳条带, 与疲劳裂纹扩展方向垂直。母材试样(图 10(a))裂纹稳定扩展区无明显疲劳辉纹, 但有明显的二次裂纹和准解理平面断裂特征出现。由于辉纹的形成是一个非常局部化的过程, 同时这种局部化的辉纹特征也会因为晶体取向不同以及夹杂等微观冶金因素影响而有所区别, 故而裂纹扩

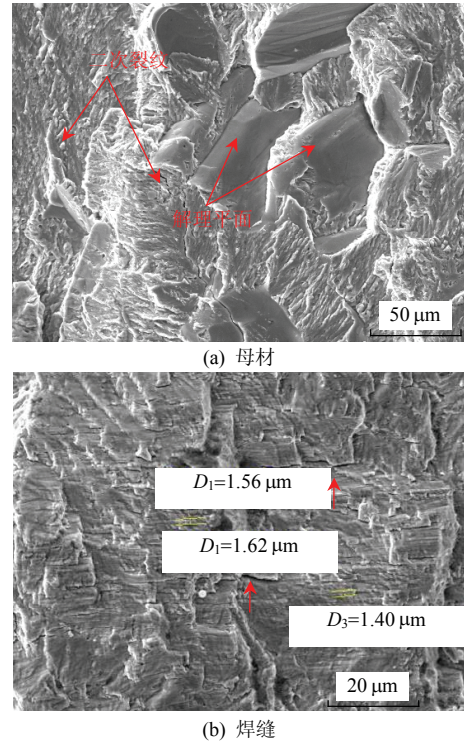


图 10 稳定扩展区形貌

Fig. 10 Crack propagation zone

展并不一定都形成疲劳辉纹特征^[20]; 而准解理平面形成则是由于材料内铁素体相存在的缘故。

图 11 为瞬断区, 断口主要由大量不同尺寸、形状的空洞和韧窝组成, 呈典型的韧性断裂特征。

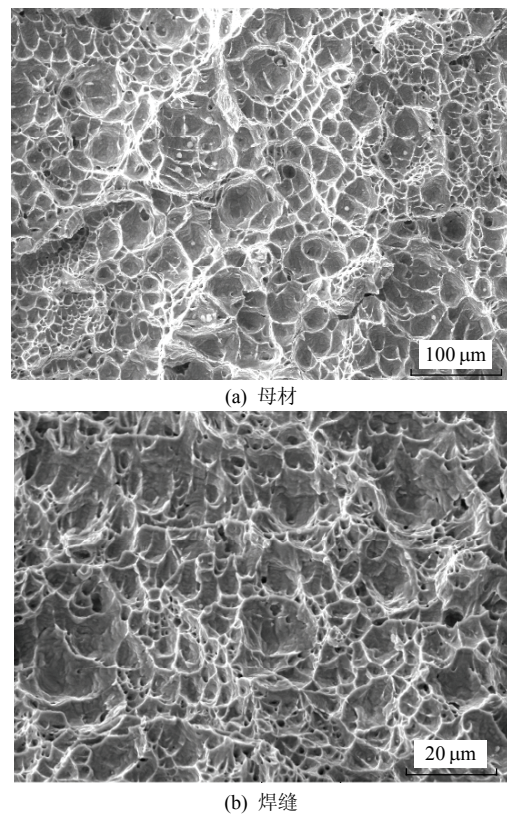


图 11 快速断裂区形貌

Fig. 11 Fast fracture zone

5 结论

本研究通过对 CPR 压水堆核电站主管道母材及其 TIG 接头试样在室温环境下进行疲劳裂纹扩展试验, 得到主要结论如下:

1) 焊缝的平均裂纹扩展速率高于母材, 且焊缝的裂纹扩展门槛值低于母材, 表明在相同加载应力条件下, 主管道焊接区域处的裂纹更容易扩展。

2) 采用简化的四参数全范围 Forman 公式可以较好地表征 Z3CN20.09M 材料全范围的疲劳裂纹扩展规律。

3) 光学显微镜下观察 Z3CN20.09M 材料主要由奥氏体与铁素体相构成, 疲劳裂纹在奥氏体与铁素体相内主要呈穿晶模式扩展, 但在部分区域裂纹沿 α/α 或 α/γ 相界会产生分支。

参考文献

- [1] 刘新利. 核电站反应堆冷却剂系统主管道安装焊接[J]. 设备制造, 2011, 4(1): 60-67.
Liu Xinli. The installation and welding techniques for reactor coolant system piping of nuclear power station[J]. Equipment Manufacture, 2011, 4(1): 60-67(in Chinese).
- [2] 王海东, 任伟, 裴月梅, 等. 压水堆核电站主回路管道窄间隙自动焊工艺研究[J]. 电焊机, 2010, 40(8): 21-27.
Wang Haidong, Ren Wei, Pei Yuemei, et al. Research on narrow-gap GTA welding of PWR nuclear power plant primary piping[J]. Electric Welding Machine, 2010, 40(8): 21-27(in Chinese).
- [3] 谭文良, 李付良, 聂岩, 等. CPR1000 核电站主管道自动焊技术的工程实施[J]. 科技创新导报, 2012(33): 18-19.
Tan Wenliang, Li Fuliang, Nie Yan, et al. The engineering implementation of primary coolant pipes automatic welding technology in CPR1000 nuclear power plant[J]. Science and Technology Innovation Herald, 2012(33): 18-19(in Chinese).
- [4] Balbi M, Avalos M, El Bartali A, et al. Microcrack growth and fatigue behavior of a duplex stainless steel[J]. International Journal of Fatigue, 2009, 31(12): 2006-2013.
- [5] Kang T H, Li D M, Lee Y D, et al. Alloying and aging effects on the fatigue crack growth of duplex stainless steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 251(1): 192-199.
- [6] Kwon J, Park J, Lee Y, et al. An investigation of the degradation characteristics for casting stainless steel, CF8M, under high temperatures[J]. Nuclear Engineering and Design, 2000, 198(3): 227-240.
- [7] 李颖, 刘涛, 栾培锋, 等. 核电厂压水堆主管道材料性能的研究[J]. 物理测试, 2006, 24(5): 12-13.
Li Ying, Liu Tao, Luan Peifeng, et al. Research on properties of PWR main pipe line of nuclear electric power plant[J]. Physics Examination and Testing, 2006, 24(5): 12-13(in Chinese).
- [8] AFCEN. Design and construction rules for power generating station. [S]. RCC-M. Paris: AFCEN, 2002.
- [9] 包镇回, 张学锋, 杨丹霞, 等. 1000MW 核电站主管道不锈钢大口径厚壁管焊接工艺评定及焊材选择[J]. 电力建设, 2008, 29(6): 64-66.
Bao Zhenhui, Zhang Xuefeng, Yang Danxia, et al. Assessment of welding technics of large stainless-steel thick-wall main pipe of 1 000MW nuclear power station and selection of welding materials[J]. Electric Power Construction, 2008, 29(6): 64-66(in Chinese).
- [10] 国家质量监督局. GB/T 6398—2000 金属材料疲劳裂纹扩展速率试验方法[S]. 北京: 中国标准出版社, 2000.
General administration of quality supervision of the people's republic of China. GB/T 6398—2000 Standard test method for fatigue crack growth rates of metallic materials[S]. Beijing: Standard Press of China, 2008(in Chinese).
- [11] Paris P C, Erdogan F. A critical analysis of crack propagation laws[J]. Journal of Basic Engineering ASME(Series D), 1963(85): 528-534.
- [12] Forman R G, Kearney V E, Engle R M. Numerical analysis of crack propagation in cyclic loaded structures[J]. Journal of Basic Engineering, Trans ASME(Series D), 1967(89): 459-464.
- [13] Walker E K. The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 Aluminum[C]//Effects of Environment and Complex Load History on Fatigue Life, ASTM STP 462, ASTM, Philadelphia, PA: 1-14.
- [14] 王永廉, 吴永瑞. 一个适用性广泛的疲劳裂纹扩展速率表达式[J]. 航空学报, 1987, 8(4): 191-196.
Wang Yonglian, Wu Yongduan. A universally applicable fatigue - crack - growth - rate description[J]. ACTA Aeronautica ET Astronautica Sinica, 1987, 8(4): 191-196(in Chinese).
- [15] 熊纓, 陈冰冰, 郑三龙, 等. 16MnR 钢在不同条件下的疲劳裂纹扩展规律[J]. 金属学报, 2009, 45(7): 849-855.
Xiong Ying, Chen Bingbing, Zheng Sanlong, et al. Study on fatigue crack growth behavior of 16MnR steel under different conditions[J]. ACTA Metallurgical Sinica, 2009, 45(7): 849-855(in Chinese).
- [16] 崔忠圻. 金属学与热处理[M]. 北京: 机械工业出版社, 1999: 170.

- Chui Zhongqi. Metallography and thermal treatment [M]. Beijing: Machinery Industry Press, 1999: 170(in Chinese).
- [17] 崔约贤, 王长利. 金属断口分析[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998: 205.
Cui yuexian, Wang Changli. Analysis of metal fracture surface[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology press, 1998: 205(in Chinese).
- [18] 郑子樵, 陈圆圆, 钟丽萍, 等. 2524-T34 合金疲劳裂纹的萌生与扩展行为[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): 37-42.
Zheng Ziqiao, Chen Yuanyuan, Zhong Liping, et al. Initiation and propagation behavior of fatigue crack in 2524-T34 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 37-42(in Chinese).
- [19] 王建国, 王红缨, 康永林, 等. GH4169 合金高温多轴疲劳断口形貌分析[J]. 实验研究与探索, 2007, 26(10): 183-188.
Wang Jianguo, Wang Hongying, Kang Yonglin, et al. Multiaxial fatigue fracture analysis of GH4169 suppalloy at high temperature[J]. Research and Exploration in Laboratory, 2007, 26(10): 183-188(in Chinese).
- [20] 李辉, 赵永庆, 曲恒磊, 等. 损伤容限型 TC4-DT 合金疲劳裂纹扩展行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(6): 963-967.
Li Hui, Zhao Yongqing, Qu Henglei, et al. Fatigue crack growth behavior of TC4-DT alloy in damage tolerance type[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(6): 963-967(in Chinese).



薛飞

收稿日期: 2013-08-30。

作者简介:

薛飞(1975), 男, 博士研究生, 高级工程师, 主要从事核电站金属材料老化研究工作, xuefei@cgnpc.com.cn;

余伟伟(1981), 男, 硕士, 工程师, 主要从事核电站金属材料老化研究及材料力学性能研究工作, yuweiwei@cgnpc.com.cn。

(责任编辑 王庆霞)