



DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.06.01

# 690合金UFP-TIG堆焊层 在模拟压水堆一回路水中的应力腐蚀性能

陈忠兵<sup>1</sup>, 鲁立<sup>1</sup>, 齐铂金<sup>2</sup>, 从保强<sup>2</sup>, 祁泽武<sup>2</sup>, 尚建路<sup>1</sup>, 梁振新<sup>1</sup>

1. 苏州热工研究院有限公司, 江苏 苏州 215004

2. 北京航空航天大学 机械工程及自动化学院, 北京 100191

**摘要:** 采用慢应变速率拉伸、U型弯曲和紧凑拉伸试验, 模拟压水堆核电站一回路高温高压水环境, 测试Inconel 690合金超音频脉冲方波电弧(Ultrasonic Frequency Pulsed Square Wave Arc, UFP)钨极氩弧焊堆焊层应力腐蚀性能, 并与恒流(Constant Direct Current, DC)钨极氩弧焊堆焊层进行比较。结果发现, 慢应变速率拉伸试验中, UFP试样和DC试样均未产生局部不连续的脆性开裂迹象。U型弯曲试验中, 2个DC试样弯曲后浸泡前存在裂纹, 浸泡后, 该2个试样上产生多处裂纹, 最长分别为304 μm和550 μm, 另一个DC试样和全部3个UFP试样浸泡前无缺陷, 浸泡后表面平整、完好, 未发现腐蚀损伤和其他缺陷。紧凑拉伸试验中, 不同取样方向试样、不同溶解氢含量时裂纹扩展速率不同, DC试样和UFP试样平均裂纹扩展速率分别为 $(1.766\sim 2.088)\times 10^{-3}$  mm/y和 $(2.372\sim 2.889)\times 10^{-3}$  mm/y。若以核电机组设计寿命60年计, 则服役期内裂纹扩展长度分别为0.11~0.13 mm和0.14~0.17 mm。综合裂纹萌生与扩展试验结果, 认为Inconel 690合金UFP-TIG工艺堆焊层在模拟压水堆一回路水中应力腐蚀敏感性极低。

**关键词:** 超音频脉冲方波电弧; Inconel 690合金; 应力腐蚀; 压水堆一回路水环境; 慢应变速率拉伸试验; U型弯曲试验; 紧凑拉伸试验

中图分类号: TG172.82 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)06-0001-09

## SCC Performance of Inconel 690 Alloy UFP-TIG Cladding Layer in Simulated PWR Primary Water Environment

CHEN Zhongbing<sup>1</sup>, LU Li<sup>1</sup>, QI Bojin<sup>2</sup>, CONG Baoqiang<sup>2</sup>, QI Zewu<sup>2</sup>, SHANG Jianlu<sup>1</sup>, LIANG Zhenxin<sup>1</sup>

1. Suzhou Nuclear Power Institute Co., Ltd., Suzhou 215004, China

2. School of Mechanical Engineering and Automation, Beihang University, Beijing 100191, China

**Abstract:** Slow Strain Rate Tensile (SSRT), U-bend and Compact Tension (CT) tests were conducted to simulate the high-temperature and high-pressure water environment of a pressurized water reactor (PWR) nuclear power plant. The stress corrosion properties of the Inconel 690 alloy overlay welds fabricated using ultrasonic frequency pulsed square wave arc (UFP) tungsten inert gas (TIG) welding were evaluated and compared with those of constant direct current (DC) TIG welding overlays. The results showed that neither the UFP nor the DC specimens exhibited signs of localized discontinuous brittle cracking in the SSRT tests. In the U-bend tests, two DC specimens exhibited cracks prior to immersion, and after immersion, these two specimens developed multiple cracks with lengths of 304 μm and 550 μm, respectively. The other DC specimen

收稿日期: 2025-03-02 修回日期: 2025-04-07

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(U20B2031)

作者简介: 陈忠兵(1966—), 博士, 研究员级高级工程师, 主要从事电站构件及其焊接接头冶金、力学完整性研究。E-mail: czbing2000@163.com。

and all three UFP specimens showed no defects before immersion and remained smooth and intact without any signs of corrosion damage and defects after immersion. In the CT tests, the crack propagation rates varied with different sampling directions and hydrogen contents. The average crack propagation rates for the DC and UFP specimens were  $(1.766-2.088) \times 10^{-3}$  mm/y and  $(2.372-2.889) \times 10^{-3}$  mm/y, respectively, corresponding to crack propagation lengths of 0.11-0.13 mm and 0.14-0.17 mm after 60 years of design life. Based on the comprehensive results of SCC initiation and propagation tests, it was concluded that the Inconel 690 alloy UFP-TIG overlay welds exhibits negligible SCC susceptibility in the simulated PWR primary water environment.

**Keywords:** ultra-high frequency pulsed square wave arc; Inconel 690 alloy; stress corrosion crack; PWR primary water environment; slow strain rate tensile test; U-bend test; compact tensile test

引用格式:陈忠兵,鲁立,齐铂金,等. 690合金UFP-TIG堆焊层在模拟压水堆一回路水中的应力腐蚀性能[J]. 电焊机, 2025, 55(6): 1-9.

Citation: CHEN Zhongbing, LU Li, QI Bojin, et al. SCC Performance of Inconel 690 Alloy UFP-TIG Cladding Layer in Simulated PWR Primary Water Environment[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(6): 1-9.

## 0 引言

Inconel 690合金在压水堆核电站应用广泛,除了用于蒸汽发生器传热管外,还用于制造蒸汽发生器水室隔板、控制棒驱动机构和压力容器贯穿件等关键部件。国内外学者利用慢应变速率拉伸、U型弯、反U型弯、C型环加载浓碱浸泡等多种定量或定性的加速实验,研究了其在模拟反应堆一、二回路腐蚀环境中的应力腐蚀开裂(Stress Corrosion Cracking, SCC)行为<sup>[1-6]</sup>,结果表明,稳定化处理和特殊热处理后的无冷变形690合金SCC萌生时间长、扩展速率慢,且在长达30年的电站服役期内鲜有发生SCC失效的报道<sup>[7-9]</sup>,因此,较长时间内人们普遍认为其在压水堆核电站60年寿期内不会发生SCC失效,即存在“工程免疫”。但也有研究<sup>[10-11]</sup>指出,未冷变形的原始态690合金在压水堆环境中仍然具有SCC敏感性,其裂纹扩展速率可达 $5 \times 10^{-9}$  mm/s,该速率下,690合金仍然无法满足核电站60~80年设计寿命要求。此外,在生产、加工和安装过程中,难免会在690合金结构件上引入一定程度的冷变形(0~15%)。对于焊接接头,有研究指出其由于焊后热处理不当,热影响区附近局部残余应变相当于30%冷变形量<sup>[11-14]</sup>,而文献<sup>[15-16]</sup>测得冷变形后的690合金在特定取向的SCC扩展速率达 $1.0 \times 10^{-6}$  mm/s,相当于裂纹一年扩展量可达30 mm以上。这说明,690合金在一定条件下,特别是焊接接头仍可能存在SCC失效风险。

另一方面,虽然690合金具有良好的耐蚀性能,但这类材料焊接接头易产生高温低塑性裂纹(Ductility Dip Cracking, DDC),通常DDC的初始尺寸较小,很难被常规无损检测方法发现,常常成为SCC的起裂源,在设备服役过程中容易扩展成宏观裂纹,给设备安全稳定运行带来隐患<sup>[17-18]</sup>。为了解决DDC问题,超音频脉冲方波电流钨极氩弧焊(Ultra-high Frequency Pulsed Gas Tungsten Arc Welding, UFP-TIG)新方法被引入镍基合金焊接中<sup>[19-21]</sup>。该技术采用耐高压的绝缘栅双极型晶体管(IGBT),通过桥式变换和脉冲切换电路可以实现10~100 kHz高频脉冲电流直接输出。UFP-TIG首先在铝合金、钛合金的焊接中得到工程验证和应用<sup>[22-23]</sup>。对镍基合金焊接的研究表明,UFP对镍基合金焊缝组织和性能具有明显的调控作用,它的脉动效应可以破碎焊缝中粗大奥氏体晶,形成等轴晶粒,减小晶粒尺寸,提高大角度晶界比例,减小枝晶臂间距,减少焊缝析出相的数量和尺寸<sup>[21]</sup>。UFP的这些作用,能有效提高镍基合金焊缝金属抗DDC能力,这已在前期研究中得到证实。

为了使UFP-TIG技术在工程中得到应用,需要对其焊接接头在压水堆核电站高温高压水环境中的抗SCC性能进行研究。为此,采用前期研究中获得的优化的UFP-TIG焊接工艺参数,制备镍基合金堆焊试件,进行慢应变速率试验(Slow Strain Rate Tensile Test, SSRT)、U型弯曲试验和紧凑拉伸试验(Compact Tensile, CT),并且与恒流(Constant Direct



Current, DC) TIG 焊缝金属试验进行对比, 以评价和验证 Inconel 690 合金 UFP-TIG 堆焊层在模拟压水堆一回路水中的 SCC 性能, 为 UFP-TIG 电弧焊接技术在镍基合金焊接的工程化应用提供依据。

## 1 试验材料和设备

### 1.1 试验材料

试验基板为 20 mm 厚的 Q345B 低合金钢板。焊材为  $\varnothing 1.2$  mm 的 Inconel-52M 镍基合金焊丝, 即与 Inconel 690 合金匹配的焊材, 其化学成分如表 1 所示。

表 1 Inconel-52M 焊丝化学成分(质量分数, %)

| C           | Si          | Mn         | P            | S            | Cr           | Ni          | Fe         | Mo         |
|-------------|-------------|------------|--------------|--------------|--------------|-------------|------------|------------|
| $\leq 0.04$ | $\leq 0.50$ | $\leq 1.0$ | $\leq 0.020$ | $\leq 0.015$ | 28.0~31.5    | 余量          | 7.0~11.0   | $\leq 0.5$ |
| Nb          | Cu          | Al         | Ti           | Co           | B            | Zr          | 其他         |            |
| 0.5~1.0     | $\leq 0.3$  | $\leq 1.1$ | $\leq 1.0$   | $\leq 0.12$  | $\leq 0.005$ | $\leq 0.02$ | $\leq 0.5$ |            |

### 1.2 焊件制备平台与工艺参数

UFP-TIG 焊接试验制备平台如图 1 所示, 包括三坐标运动机构, 一自由度平动导轨工作台, 焊接电源, 送丝机和氩气供给系统。焊接电源脉冲电流沿变化速率  $\geq 50$  A/ $\mu$ s, 脉冲电流频率 0~100 kHz 可独立调节, 脉冲电流幅值 0~100 A 可独立调节。焊枪固定在三坐标运动机构上,  $x, y, z$  方向的行程分别为 1 000 mm、200 mm、200 mm。工件放于一维平动导轨工作台上, 行程为 1 000 mm, 运动方向与  $x$  方向平行, 运动速度 50~1 000 mm/min。

### 1.3 试样制备

分别采用 DC 氩弧焊和 UFP-TIG 两种工艺方法

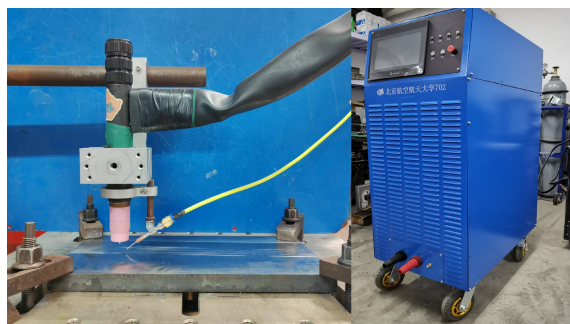
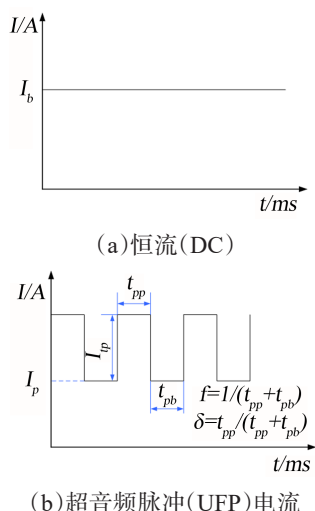


图 1 UFP-TIG 焊接平台及运动机构配置  
Fig. 1 UFP-TIG welding platform and motion mechanism configuration diagram

制备试件。除电弧是否施加超音频脉冲外, 两种工艺的其他试验条件均相同。DC 与 UFP 电流波形如图 2 所示。



$I_b$ —恒流电流;  $I_p$ —脉冲基值电流;  $I_{pp}$ —超音频脉冲电流幅值;  $t_{pp}$ —超音频脉冲电流峰值作用时间;  $t_{pb}$ —超音频脉冲电流基值作用时间;  $\delta$ —超音频脉冲电流峰值占空比;  $f$ —超音频脉冲电流频率。

图 2 DC 与 UFP 模式下电流波形示意

Fig. 2 Schematic diagram of current waveform in DC and UFP modes

焊接前对基板进行机械打磨和酒精清洗。电极采用  $\varnothing 3.2$  mm 的钨钨极(W-2%Ce)。根据前期研究获得的优化工艺参数(见表 2)进行焊接试件制备: 在 285 mm(长)  $\times$  135 mm(宽)  $\times$  20 mm(厚)的 Q345B 试板上进行堆焊, 堆焊路径为单向熔敷, 每层 12~14 道。根据后续力学性能和腐蚀试验对取样位置的要求, 堆焊不同厚度, 保证取样时均避开堆焊层的第一、二层(紧凑拉伸垂直试样除外)。

表 2 焊接工艺参数

| 恒流(DC)  |         | 超音频脉冲方波(UFP) |         |             |
|---------|---------|--------------|---------|-------------|
| 电流      | 基值电流    | 幅值电流         | 频率      | 占空比         |
| $I_b/A$ | $I_p/A$ | $I_{pp}/A$   | $f/kHz$ | $\delta/\%$ |
| 250     | 230     | 60           | 50      | 50          |

### 1.4 试验与观测设备

SSRT 试验、C 型弯曲试验和 CT 试验均在 SRT-30/LP-9 型应力腐蚀测试系统中进行, 系统高压釜容积为 5 L, 水循环回路系统配备高精度氧探头和氢探头, 实时监控循环回路中的溶解氧(Dissolved Oxygen, DO)和溶解氢(Dissolved Hydrogen, DH)含

第十六届电站焊接学术会议暨 2025 年电力焊接苏州论坛专刊

量。试验环境模拟压水堆一回路高温高压水,温度 $325\text{ }^{\circ}\text{C}$ ,试验压力 $15.5\text{ MPa}$ ,水溶液为 $1\ 200\text{ mg/L B}$  ( $\text{H}_3\text{BO}_3$ )+ $2.2\text{ mg/L Li}$ ( $\text{LiOH}$ )。在扫描电镜上观察试样的断口形貌和表面形貌。

## 2 慢应变速率拉伸试验

### 2.1 试验试样和程序

SSRT试验根据GB/T 15970.7—2017《金属和合金的腐蚀 应力腐蚀试验 第7部分:慢应变速率试验》的规定和要求进行。在DC和UFP堆焊试件上,平行于焊道方向截取全焊缝SSRT试样,试样宽度方向与试件宽度方向相同。试样结构与尺寸见图3。

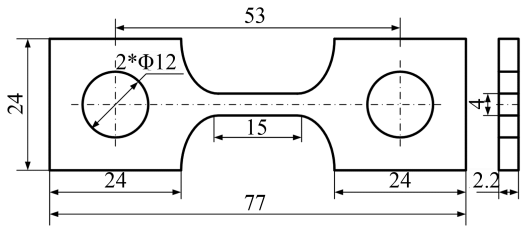


图3 SSRT试样结构示意图

Fig. 3 SSRT specimen structure diagram

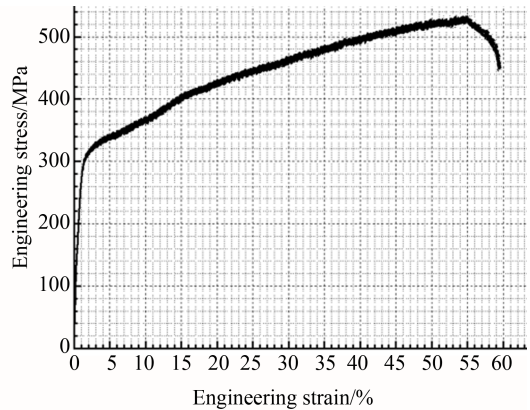
### 2.2 试验结果

UFP试样和DC试样SSRT试验的应力-应变曲线如图4所示,强度与塑性如表3所示。

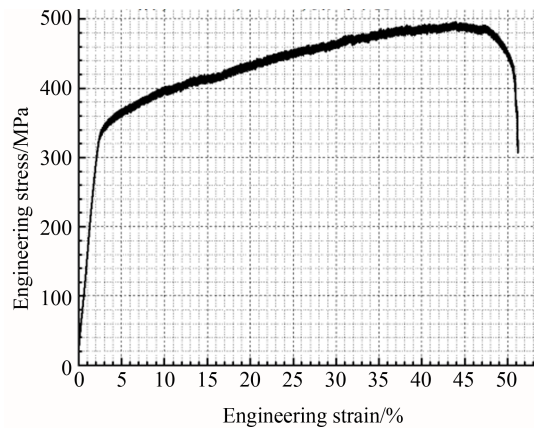
两种试样断口形貌相似。宏观上,断口呈不规则形状,具有明显的宏观变形和扭曲形貌。微观上,断口上分布着韧窝和条状两种形态差异明显的区域。韧窝呈较为规则的圆形或椭圆形,大小不一,形态各异,相互交织、重叠,表明在这些部位材料经历了较为充分的塑性变形过程。条状形貌区域中,表面相对平滑,呈长条状分布,宽度较窄,与周围的韧窝区域形成明显对比。

UFP和DC试样标距段侧面形貌分别如图5所示,两类试样形貌相似。表面存在多处穿晶裂纹,但未观察到沿晶裂纹。有的裂纹短小,仅在晶粒尺度范围内延伸;有的裂纹相对较长,贯穿多个晶粒区域。

综合拉伸试验结果和拉伸断口形貌认为,UFP试样和DC试样模拟一回路高温高压水环境中未产生局部不连续的脆性开裂迹象,其SCC抗性较高。



(a)UFP试样



(b)DC试样

图4 SSRT试验的应力应变曲线

Fig. 4 Stress-strain curves from SSRT tests

表3 UFP和DC试样SSRT试验结果

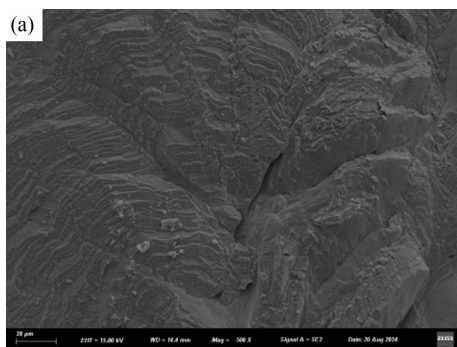
Table 3 Results of SSRT tests for UFP and DC specimens

| 试样编号 | 应变速率 /s            | 破裂时间 /h | 抗拉强度 /MPa | 断面收缩率/% | 断裂延伸率/% |
|------|--------------------|---------|-----------|---------|---------|
| UFP  | $5 \times 10^{-7}$ | 286     | 529       | 65.2    | 59.5    |
| DC   | $5 \times 10^{-7}$ | 284     | 495       | 61.9    | 51.3    |

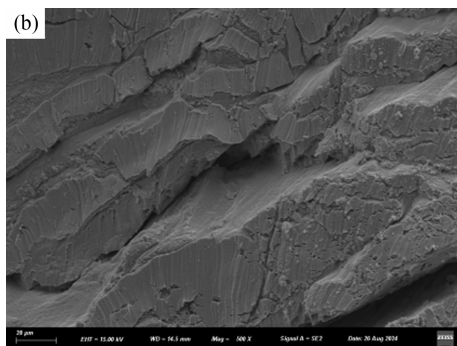
## 3 U型弯曲试验

### 3.1 试验试样和程序

U型弯曲试验根据GB/T 15970.3—1995《金属和合金的腐蚀 应力腐蚀试验 第3部分:U型弯曲试样的制备和应用》的规定和要求进行。在DC和UFP堆焊试件上,平行于焊道方向截取全焊缝金属U型弯曲试样,试样宽度方向与试件宽度方向相同,试样尺寸如图6所示。DC与UFP试样各3个。试样浸泡时间 $2\ 778\text{ h}$ ,试验结束后用无水乙醇超声清



(a)UFP 试样



(b)DC 试样

图 5 标距段侧面裂纹形貌

Fig. 5 Crack morphology on the side of the gauge length

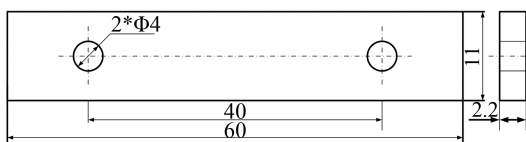


图 6 U 型弯曲试样结构示意图

Fig. 6 U-Bend specimen structure diagram

洗试样表面,用 SEM 观察分析。

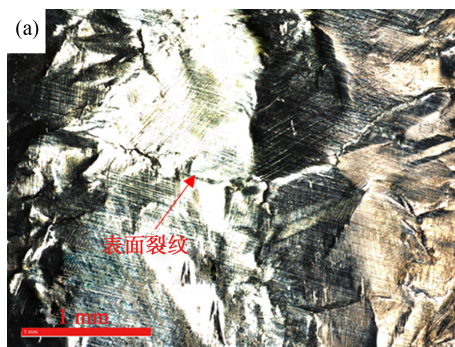
### 3.2 试验结果

#### 3.2.1 浸泡前表面观察结果

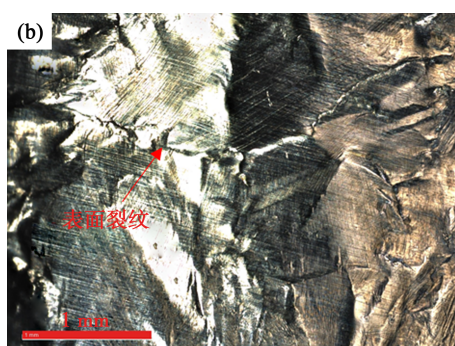
对弯曲后、浸泡前的试样表面进行观察发现:

(1)DC1、DC3 试样表面存在裂纹,如图 7 所示。这些裂纹的走向基本与试样的长度方向平行,长度和宽度较小,显示出局部开裂迹象。关于该裂纹性质,初步分析为 DDC 裂纹,弯曲后裂纹扩展至目视可见。UFP 试样中未观察到裂纹。这也与前期研究获得的 UFP 改善镍基合金 DDC 抗力结论相一致。

(2)DC1 和 DC3 试样表面存在因弯曲而产生的褶皱。这是由于弯曲过程中材料受到不均匀的应力,导致材料在某些部位发生了塑性变形,从而形成了褶皱。褶皱呈现出不规则的形状。它们在表面上表现为高低不平的纹路,有的地方褶皱较深,



(a)DC-1 试样



(b)DC-3 试样

图 7 DC 试样浸泡前裂纹形貌

Fig. 7 Crack morphology of DC specimens before water immersion

形成了明显的凸起和凹陷,反映了材料在弯曲过程中的流动和变形情况。

(3)DC2、UFP1、UFP2 以及 UFP3 试样的表面未呈现出明显的裂纹,未发现表面存在缺陷和损伤。

#### 3.2.2 浸泡后表面观察结果

对 6 个试样检测发现,DC-1 试样在统计区域内发现有 6 条裂纹,最长裂纹长度为 304  $\mu\text{m}$ ,其中 2 处裂纹的形貌如图 8 所示。DC-3 试样发现有 22 条裂纹,最长裂纹长度 550  $\mu\text{m}$ ,其中 3 处裂纹形貌如图 9 所示。关于这些裂纹的产生与浸泡前裂纹的关系,仍需进一步分析。DC-2 试样和全部 UFP 试样未检测到裂纹、腐蚀损伤或其他缺陷。

## 4 紧凑拉伸试验

### 4.1 试验试样和环境

试验根据 GB/T 15970.6—2007《金属和合金的腐蚀 应力腐蚀试验 第 6 部分:恒载荷或恒位移下预裂纹试样的制备和应用》规定和要求进行。试样采用紧凑拉伸(Compact Tensile, CT)试样,分别取平



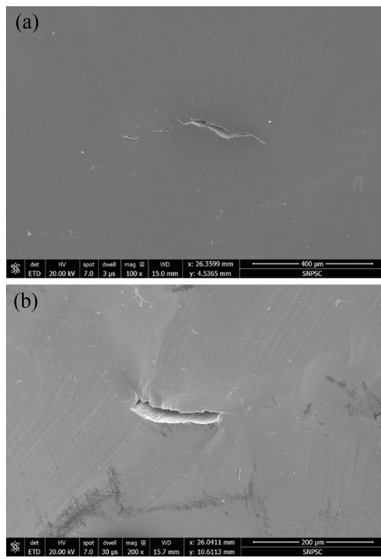


图8 DC-1试样浸泡后DC裂纹形貌

Fig. 8 Crack morphology of DC-1 specimens after water immersion

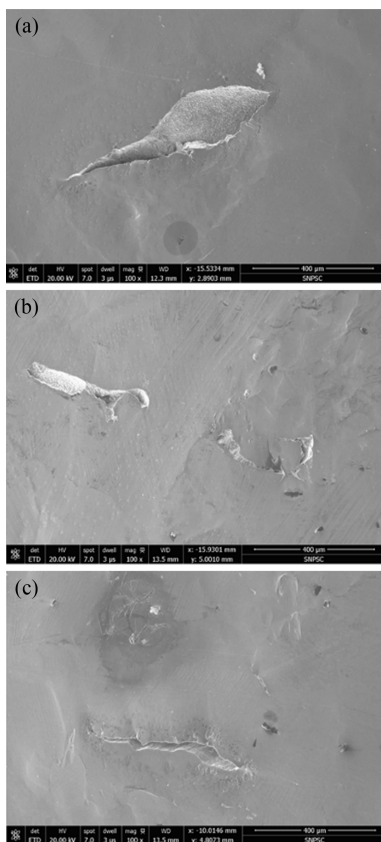
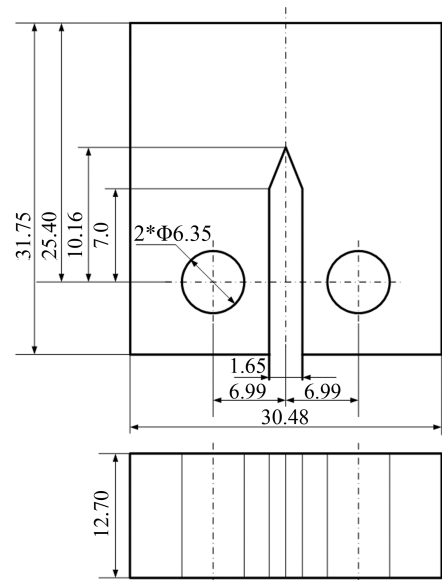


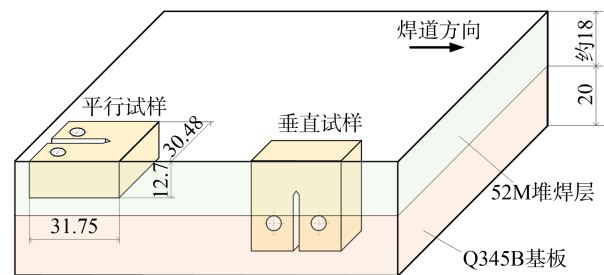
图9 DC-3试样浸泡后裂纹形貌

Fig. 9 Crack morphology of DC-3 specimen after water immersion  
行于焊道方向的平行试样和垂直于焊道方向的垂直试样,如图10所示。

试验载荷(应力强度因子 $K_{SCC}$ ) $30 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0.5}$ ,试验时间至2 730 h。试验水溶液中控制溶解氧 $\text{DO} <$



(a)结构与尺寸



(b)平行试样和垂直试样取样方向

图10 CT试样结构与取样方向示意

Fig. 10 Schematic diagram of CT specimen structure and sampling directions

5 ppb,溶解氢测试两种含量,分别为 $30 \text{ cm}^3 \text{ H}_2/\text{kg H}_2\text{O (STP)}$ 和 $50 \text{ cm}^3 \text{ H}_2/\text{kg H}_2\text{O (STP)}$ ,标记为测试环境A、测试环境B。

## 4.2 试验流程

(1)裂纹预制。采用100 kN Instron 8801型电液伺服疲劳试验机在空气环境中预制裂纹,载荷为正弦波,频率20 Hz,应力比 $R=0.2$ ,控制最大应力强度因子 $K_{\max} < 0.8K_{SCC}$ 。预制裂纹长约1.5 mm。

(2)应力腐蚀裂纹扩展。将经无水乙醇超声清洗的试样置于高压釜,并用50 N的力固定试样。分别在环境A和环境B中试验。首先 $325 \text{ }^\circ\text{C}$ 预氧化48 h后,采用频率为0.01 Hz的三角波进行原位预疲劳,应力比 $R=0.7$ ,共进行864个循环,循环结束后,以恒载荷Hold模式加载,即SCC扩展实验开始,加载应力强度因子值根据ASTM标准E399计算确定。

(3)断面观察与裂纹测量。裂纹扩展试验结束后,试样在空气中疲劳打开,观察断口形貌,测量 SCC 长度,计算平均裂纹扩展速率(CGR)。

SEM下,每个试样断口均可观察到4个区(如图11所示),分别为:I区—达到目标K值进行的空气中疲劳预制裂纹区;II区—高温水中864周次腐蚀疲劳扩展区;III区—高温水中长时间恒加载扩展区;IV区—试验后空气中疲劳打开区。由于IV区未与高温水接触,所以该区域无氧化物。

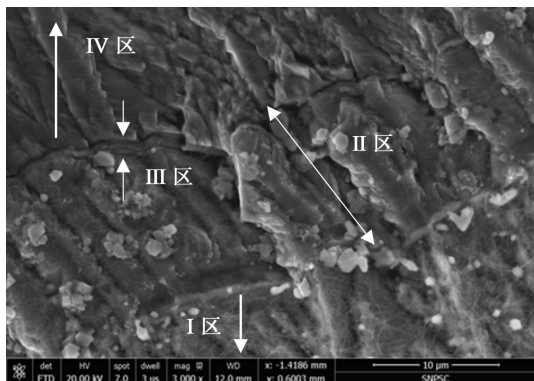


图11 CT试验断口分区

Fig. 11 Diagram of fracture surface zones in CT Test

通过裂纹扩展平均长度除以试验时间,计算得到平均裂纹扩展速率(CGR)。裂纹长度的测量参考国标GB/T 42903—2023《金属材料 蠕变裂纹及蠕变-疲劳裂纹扩展速率测定方法》,步骤如下:

(1)在空气中采用循环加载破断试样,进行断口检查测定。

(2)从试样表面向内延伸0.005W,在试样有效厚度中心线上等间距测量9个点的裂纹长度,依次记为 $a_1 \sim a_9$ 。得到平均SCC裂纹长度 $a_f$ 的计算公式为:

$$a_f = \frac{1}{8} \left( \frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{j=2}^8 a_j \right) \quad (1)$$

(3)SCC平均裂纹扩展长度 $a_f$ 除以SCC试验时间 $t_{sc}$ 得到SCC裂纹扩展速率CGR,即:

$$CGR = a_f / t_{sc} \quad (2)$$

### 4.3 试验结果

采用Image J软件测量III区的长度,每个试样测量9个区域,计算其平均值。根据式(2)得到2 730 h时间内各个试样的裂纹扩展速率CGR。8个试样应力腐蚀裂纹扩展速率试验结果如表4、图12所示。

表4 试样平均扩展带长度和裂纹扩展速率

Table 4 Average crack extension band length and crack propagation rate of specimens

| 试样编号   | 试样制备工艺与取样方向 | 测试环境 | III区扩展长度 $a_f/10^{-3}$ mm | 平均裂纹扩展速率 $CGR/(10^{-3}$ mm/y) |
|--------|-------------|------|---------------------------|-------------------------------|
| DC-PA  | DC焊缝, 平行试样  | 环境A  | 0.61                      | 2.088                         |
| DC-VA  | DC焊缝, 垂直试样  | 环境A  | 0.64                      | 2.053                         |
| UFP-PA | UFP焊缝, 平行试样 | 环境A  | 0.75                      | 2.406                         |
| UFP-VA | UFP焊缝, 垂直试样 | 环境A  | 0.74                      | 2.372                         |
| DC-PB  | DC焊缝, 平行试样  | 环境B  | 0.65                      | 2.085                         |
| DC-VB  | DC焊缝, 垂直试样  | 环境B  | 0.55                      | 1.766                         |
| UFP-PB | UFP焊缝, 平行试样 | 环境B  | 0.86                      | 2.759                         |
| UFP-VB | UFP焊缝, 垂直试样 | 环境B  | 0.90                      | 2.889                         |

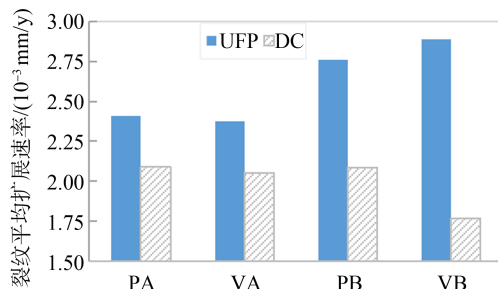


图12 UFP与DC试样平均裂纹扩展速率比较

Fig. 12 Comparison of crack propagation rates between UFP and DC specimens

由表4、图12可以看出,同等条件下,UFP焊缝裂纹平均扩展速率略高于DC焊缝,相差范围为 $(0.3 \sim 1.1) \times 10^{-3}$  mm/y。溶解氢浓度对裂纹扩展行为有影响:对于DC试样,在较低氢浓度( $30 \text{ cm}^3 \text{ H}_2/\text{kg H}_2\text{O}$ )环境下的裂纹平均扩展速率高于较高氢浓度( $50 \text{ cm}^3 \text{ H}_2/\text{kg H}_2\text{O}$ )环境;而UFP试样则相反。此现象与文献[24]报道的溶解氢对裂纹扩展速率的影响一致。DC与UFP影响规律差异的原因还需要进一步分析。此外,对于DC试样,平行焊缝试样裂纹扩展速率高于垂直试样。DC组试样和UFP组试样平均裂纹扩展速率分别为 $(1.766 \sim 2.088) \times 10^{-3}$  mm/y和 $(2.372 \sim 2.889) \times 10^{-3}$  mm/y。若以核电机组设计寿命60年计,则服役期内裂纹扩展长度分别为0.11~

0.13 mm 和 0.14~0.17 mm, 由此可以认为该两种工艺接头对 SCC 裂纹扩展免疫。

需要说明的是, 本试验所用的 CT 垂直试样包含 Q345B 基板母材和热影响区。文献[11-14]指出, 镍基合金接头热影响区附近残余应变的影响相当于 30% 的冷变形量, 从而使镍基合金接头热影响区可能成为接头的薄弱环节。但对于本试验, CT 试样裂纹尖端位于镍基合金堆焊层内, 并未扩展至热影响区, 因此未对热影响区进行试验。

## 5 结论

(1) 慢应变速率拉伸试验中, UFP 试样和 DC 试样均未产生局部不连续的脆性开裂迹象。

(2) U 型弯曲试验中, 2 个 DC 试样弯曲后浸泡前存在裂纹, 浸泡后, 该 2 个试样上产生多处裂纹, 最长分别为 304  $\mu\text{m}$  和 550  $\mu\text{m}$ 。另一个 DC 试样和全部 3 个 UFP 试样浸泡前无缺陷, 浸泡后表面维持着完好和平整的状态, 未发现腐蚀损伤和其他缺陷。

(3) 紧凑拉伸试验中, 不同取样方向试样、不同溶解氢含量时裂纹扩展速率不同, 其范围为  $(1.766\sim 2.889)\times 10^{-3}$  mm/y, DC 试样和 UFP 试样平均裂纹扩展速率分别为  $(1.766\sim 2.088)\times 10^{-3}$  mm/y 和  $(2.372\sim 2.889)\times 10^{-3}$  mm/y。若以核电机组设计寿命 60 年计, 则服役期内裂纹扩展长度分别为 0.11~0.13 mm 和 0.14~0.17 mm。由此可以认为该两种工艺接头对 SCC 裂纹扩展免疫。

(4) 综合 SCC 试验的裂纹萌生和扩展试验结果, 认为 Inconel 690 合金 UFP-TIG 工艺堆焊层在模拟压水堆一回路水中 SCC 敏感性极低。

### 参考文献:

- [1] Toshio Y, Atsushi H. Evaluating the reliability of PWSCC resistance of TT Alloy 690 and associated welds to the end of anticipated PWR plant life[J]. Journal of Nuclear Materials, 2022, 560: 153461.
- [2] Kuang W J, Gary S W. The effects of grain boundary carbide density and strain rate on the stress corrosion cracking behavior of cold rolled Alloy 690[J]. Corrosion Science, 2015, 97: 107-114.
- [3] Kim J D, Moon J H. C-ring stress corrosion test for Inconel 600 and Inconel 690 sleeve joint welded by Nd: YAG laser[J]. Corrosion Science, 2004, 46(4): 807-818.
- [4] 刘保平, 张志明, 王俭秋, 等. 核用结构材料在高温高压水中应力腐蚀裂纹萌生研究进展[J]. 中国腐蚀与防护学报, 2022, 42(4): 513-522.  
LIU B P, ZHANG Z M, WANG J Q, et al. Review of Stress Corrosion Crack Initiation of Nuclear Structural Materials in High Temperature and High Pressure Water [J]. Journal of Chinese Society for Corrosion and Protection, 2022, 42(4): 513-522.
- [5] 施慧烈, 但体纯, 罗焱, 等. 国产 690TT 与 800 合金传热管高温苛性钠溶液中的应力腐蚀行为[J]. 核科学与工程, 2023, 43(5): 1079-1089.  
SHI H L, DAN T C, LUO Y, et al. The Stress Corrosion Behavior of Domestic 690TT and 800 Alloy Heat-transfer Tubing for the Steam Generator in High Temperature Caustic Sodium Solution [J]. Nuclear Science and Engineering, 2023, 43(5): 1079-1089.
- [6] 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, 46(11): 1379-1390.  
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, 46(11): 1379-1390.
- [7] Zhao L, Chu F M, Luo K J, et al. Failure analysis of branch connection on the reactor primary pipeline [J]. Engineering Failure Analysis, 2018, 85(3): 137-148.
- [8] Zhai Z, Toloczko M, Kruska K, et al. Precursor Evolution and Stress Corrosion Cracking Initiation of Cold-Worked Alloy 690 in Simulated Pressurized Water Reactor Primary Water [J]. Corrosion, 2017, 73: 1224-1236.
- [9] 李光福. 压水堆压力容器接管-主管安全端焊接件在高温水中失效案例和相关研究[J]. 核技术, 2013, 36(4): 232-237.  
LI G F. Failure cases of welds between pressure vessel nozzle and main pipe safe-end in high temperature water environments and relevant research [J]. Nuclear Techniques, 2013, 36(4): 232-237.
- [10] Bruemmer S M, Toloczko M B, Olszta M J. Pacific Northwest National Laboratory Investigation of the Stress Corrosion Cracking in Nickel-Base Alloys, Volume 2 [R]. Pacific Northwest National Lab. (PNNL), Richland, WA (United States), 2012.



- [11] Andresen P L, Morra M M, Ahluwalia K. SCC of Alloy 690 and its weld metals[C]//Proceedings of the 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors. Springer, Cham, 2011:161–178.
- [12] Toloczko M B, Olszta M J, Bruemmer S M. One dimensional cold rolling effects on stress corrosion crack growth in alloy 690 tubing and plate materials[C]//Proceedings of the 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems—Water Reactors. Springer, Cham, 2011:91–107.
- [13] Andresen P L. SCC growth rates of alloy 690 and HAZ [C]//EPRI MRP Alloy 690 Collaboration Meeting, Tampa, FL, 2011.
- [14] Zhang L F, Chen K, Du D H, et al. Characterizing the effect of creep on stress corrosion cracking of cold worked Alloy 690 in supercritical water environment [J]. Journal of Nuclear Materials, 2017, 492 (15) : 32–40.
- [15] Paraventi D J, Moshier W C. Alloy 690 SCC growth rate testing [C]//Proc. EPRI Alloy 690 Workshop, Atlanta, Oct.2007.
- [16] Paraventi D J, Moshier W C. Alloy 690 SCC growth rate testing [C]//Workshop on Cold Work in Iron—and Nickel—Base Alloys. Palo Alto, CA: EPRI, 2007.
- [17] Dupont J N, Lippold J C, Kiser S D. 镍基合金焊接冶金和焊接性[M]. 吴祖乾,张晨,虞茂林,等,译.上海:上海科学技术文献出版社,2014:320–369.
- [18] 曹睿,刘刚,陈剑虹,等.镍基材料焊接中高温失塑裂纹DDC的生成机理及研究进展[J].焊接,2018(7):7–13.  
CAO R, LIU G, CHEN J H, et al. Formation mechanism and research progress of ductility dip cracking in welding of nickel-based materials[J]. Welding & Joining, 2018(7):7–13.
- [19] 齐铂金,从保强.新型超快变换复合脉冲变极性弧焊电源拓扑[J].焊接学报,2008,29(11):57–60.  
QI B J, CONG B Q. A novel ultrafast convert complex pulse variable polarity arc welding power topology[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29 (11):57–60.
- [20] 从保强,齐铂金,周兴国.超快变换高频变极性方波TIG电弧行为[J].焊接学报,2009,30(6):87–90.  
CONG B Q, QI B J, ZHOU X G. TIG arc behavior of ultrafast convert high frequency variable polarity square wave [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2009, 30(6):87–90.
- [21] 旷小聪,齐铂金,杨建平,等. Inconel-52M焊丝高频脉冲TIG电弧及熔池流动行为研究[J].焊接学报, 2024, 45(1):1–9.  
KUANG X C, QI B J, YANG J P, et al. Study on the behavior of high-frequency pulsed TIG arc and molten pool flow of Inconel-52M welding wire [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2024, 45 (1) : 1–9.
- [22] Yang M X, Qi B J, Cong B Q, et al. Effect of pulse frequency on microstructure and properties of Ti-6Al-4V by ultrahigh-frequency pulse gas tungsten arc welding [J]. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2013, 68(1–4):19–31.
- [23] 从保强,齐铂金,李伟,等.2219铝合金复合超音频脉冲VPTIG焊接工艺[J].航空制造技术,2010,20:91–93+97.  
CONG B Q, QI B J, LI W, et al. Hybrid Ultrasonic Pulse VPTIG Welding Process for 2219 Aluminum Alloy [J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2010, 20:91–93+97.
- [24] 汪家梅,朱天语,鲍一晨,等.溶解氧和溶解氢对冷变形690 MA合金应力腐蚀开裂的影响规律[J].原子能科学技术,2021,55(6):1067–1074.  
WANG J M, ZHU T Y, BAO Y C, et al. Effect of Dissolved Oxygen and Hydrogen on Stress Corrosion Cracking of Cold Worked Alloy 690 MA [J]. Atomic Energy Science and Technology, 2021, 55 (6) : 1067–1074.

编辑部网址: <http://www.71dhj.com>