

引用格式: 李嘉玉, 张永强, 李普博, 等. 富氢交变载荷下 Q345R 钢焊接接头氢致失效研究[J]. 中国材料进展, 2026, 45(5): 448-456.

LI J Y, ZHANG Y Q, LI P B, *et al.* Study on Hydrogen-Induced Failure of Q345R Steel Welded Joints Under Hydrogen-Rich Alternating Loads[J]. Materials China, 2026, 45(5): 448-456.

## 富氢交变载荷下 Q345R 钢焊接接头氢致失效研究

李嘉玉<sup>1</sup>, 张永强<sup>2</sup>, 李普博<sup>1</sup>, 周海<sup>3</sup>, 宁昊<sup>1</sup>, 沈红江<sup>3</sup>, 黄浩<sup>3</sup>

(1. 宁夏大学材料与新能源学院, 宁夏 银川 750021)

(2. 西安交通大学材料科学与工程学院, 陕西 西安 710049)

(3. 宁夏特种设备检验检测研究院, 宁夏 银川 750000)

**摘要:** 以服役 15 年后失效的 Q345R 变压吸附器焊接接头为研究对象, 探讨了母材、热影响区及焊缝区的微观组织和力学性能差异。结果显示, 母材为铁素体-珠光体组织, 热影响区呈针状铁素体向细等轴晶的梯度演变, 焊缝区以针状铁素体为主并含少量贝氏体。焊缝与热影响区硬度高于母材, 焊缝区硬度自上而下递减, 反映了冷却速率对组织细化的作用。顶部堆焊层屈服强度达 440.6 MPa, 但延伸率低; 底部打底焊区屈服强度为 381.5 MPa, 却具有最佳延伸率(18.3%)和断面收缩率(66.6%), 这归因于细贝氏体组织及低碳化物偏析。另外, 服役失效试样在最大应力为 400 MPa(应力比为-1)时的疲劳寿命为 236 481 次, 而富氢试样在相同最大应力下疲劳寿命为 19 488 次。这说明氢原子的聚集促进了裂纹的萌生与扩展, 尤其在焊缝的缺陷处形成氢陷阱, 导致材料由韧性断裂向脆性解理断裂转变。通过对变压吸附器氢致失效后的组织演化规律与性能退化原因进行分析, 为吸附器的安全高效稳定运行提供研究基础。

**关键词:** 变压吸附器失效; 服役 Q345R 碳钢; 氢致损伤; 疲劳实验; 应力腐蚀

**中国分类号:** TG438; TG421 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2026)05-0448-09

## Study on Hydrogen-Induced Failure of Q345R Steel Welded Joints Under Hydrogen-Rich Alternating Loads

LI Jiayu<sup>1</sup>, ZHANG Yongqiang<sup>2</sup>, LI Pubo<sup>1</sup>, ZHOU Hai<sup>3</sup>, NING Hao<sup>1</sup>,  
SHEN Hongjiang<sup>3</sup>, HUANG Hao<sup>3</sup>

(1. College of Materials and New Energy, Ningxia University, Yinchuan 750021, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

(3. Ningxia Special Equipment Inspection and Testing Institute, Yinchuan 750000, China)

**Abstract:** This study investigates the microstructural evolution and mechanical property degradation in a Q345R pressure swing adsorber weld joint after 15 years of service failure. The base metal exhibits a ferrite-pearlite microstructure, while the heat affected zone shows a gradient transition from acicular ferrite in the overheated region to fine equiaxed grains in the recrystallized zone. The weld metal primarily contains acicular ferrite with minor bainite. Both the weld and heat affected zones demonstrate higher hardness than the base metal, with a decreasing trend observed in the weld zone from top to bottom, reflecting the cooling rate's influence on grain refinement. The top weld layer achieves a yield strength of 440.6 MPa but with low elongation, whereas the root weld zone, despite its lower yield strength (381.5 MPa), exhibits optimal ductility

(18.3% elongation) and reduction of area (66.6%), attributed to the fine bainite microstructure and reduced carbide segregation. Under high-cycle fatigue testing at 400 MPa ( $R = -1$ ), the service-failed specimen shows 236 481 cycles, while the hydrogen-charged sample failed after only 19 488 cycles. This significant reduction in fatigue life is linked to hydrogen-induced crack initiation and propagation acceleration, particularly at weld defects where hydrogen traps form, triggering a transition from ductile fracture to brittle cleavage fracture and ultimately causing

收稿日期: 2025-04-11 修回日期: 2025-10-29

基金项目: 宁夏回族自治区重点研发计划项目(2024BEE03009, 2024BEE03004); 宁夏自然科学基金重点项目(2024 AAC02007)

第一作者: 李嘉玉, 女, 2001 年生, 硕士研究生

通讯作者: 李普博, 男, 1987 年生, 教授, 博士生导师,

Email: lipubo@nxu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202504013

premature failure. The analysis of hydrogen-induced microstructural evolution and property degradation mechanisms provides critical insights for ensuring the safe and efficient operation of pressure vessels in hydrogen service environments.

**Key words:** pressure swing adsorber failure; in-service Q345R carbon steel; hydrogen-induced damage; fatigue experiments; stress corrosion

## 1 前 言

富氢变压吸附器是煤化工行业进行氢气提纯的重要分离设备, 该装置的安全、稳定运行至关重要<sup>[1]</sup>。变压吸附器在运行过程中需承受交变载荷与富氢介质氛围, 其焊缝和热影响区(heat affected zone, HAZ)易产生疲劳开裂、氢脆(hydrogen embrittlement, HE)开裂等失效, 造成重大安全生产事故<sup>[2-4]</sup>。因此, 研究富氢变压吸附器的失效规律, 对于该设备的高效维护及使用寿命延长具有重要的意义。

针对富氢变压吸附器的失效问题, 国内外研究人员开展了广泛研究。在实验室模拟方面, 研究人员主要通过高压氢气环境、循环载荷、电化学充氢腐蚀等手段模拟富氢变压吸附器的实际工况, 探究钢材焊接接头的氢致开裂(hydrogen induced cracking, HIC)<sup>[5, 6]</sup>、应力腐蚀开裂(stress corrosion cracking, SCC)<sup>[7]</sup>及氢脆<sup>[8, 9]</sup>行为。例如, Wang 等<sup>[10]</sup>通过在高压釜内对试样施加循环载荷, 改变氢气压力以研究其对疲劳裂纹扩展的影响。结果表明, 随着氢气压力的升高, 裂纹扩展速率显著增加。Yang 等<sup>[11]</sup>研究了电化学充氢对模拟深海水环境中 X70 钢电化学和应力腐蚀开裂行为的影响。结果表明, 随着充氢电流密度的增加, X70 钢的应力腐蚀开裂敏感性先降低后升高。Han 等<sup>[12]</sup>研究了预应变对 X65 管线钢大变形粗晶 HAZ 硫化物应力腐蚀开裂敏感性的影响。结果表明, 预应变后微观组织变化不显著, 但塑性下降; 马氏体/奥氏体(M/A)界面在预应变下易引发微裂纹, 是氢脆敏感性增高的关键机制。Chaves 等<sup>[13]</sup>通过电化学充氢, 对低碳钢试样在不同充氢时间以及充氢与拉伸测试之间不同延迟时间下的力学性能退化进行了实证量化研究。结果表明, 充氢时间延长导致延伸率降低, 但充氢后初期(1~3 d)延伸率恢复显著; 未充氢试样延伸率变异性大, 充氢后延续此趋势。Tang 等<sup>[14]</sup>通过原位电化学充氢, 研究了 Q345R 钢在氢氟酸蒸汽环境中的应力腐蚀开裂行为。结果表明, Q345R 在氢氟酸蒸汽环境中对应力腐蚀开裂具有很高的敏感性, 这与应变率呈负相关。富氢介质与交变载荷的动

态耦合作用对焊接接头的影响尤为关键, 因为焊接接头区域存在组织不均匀性、残余应力和微观缺陷, 这些因素会显著影响氢的扩散和聚集行为。Mohtadi-Bonab<sup>[15]</sup>研究发现, 钢的微观结构、载荷频率、试验环境温度、氢气压力以及应力强度因子范围等参数均可能影响管道钢在含氢环境中的疲劳行为。在含氢环境中进行疲劳试验的试样断口表面观察到微裂纹和部分大尺寸裂纹, 表明循环载荷与氢的共同作用使管道钢更易发生开裂。但缺乏关于氢环境中疲劳裂纹萌生位置及扩展路径的准确信息。在富氢环境中, 交变载荷会加速氢在焊接接头区域的扩散<sup>[16]</sup>, 导致氢致裂纹的萌生和扩展路径发生显著改变。

现有研究仍存在显著不足, 其一, 多数实验通过预充氢或静态加载模拟氢环境, 鲜有结合富氢介质与交变载荷的动态耦合作用, 对焊接接头宏微观组织演化及性能退化机制进行系统分析; 其二, 焊接接头因焊接热循环作用形成显著的组织梯度, 其力学性能的空间差异可能加剧局部塑性不匹配, 进而影响氢致裂纹的萌生与扩展路径, 但现有文献[17, 18]对这一协同效应的研究仍显不足; 其三, 氢原子在焊接缺陷(如碳化物 Fe<sub>3</sub>C 颗粒)及晶界处的聚集行为如何具体影响裂纹扩展速率和断裂模式仍缺乏系统性表征与理论阐释。

本文以服役 15 a 的变压吸附器为研究对象, 通过多尺度表征分析了在富氢交变载荷工况下的焊接接头宏微观组织特征, 评价了相应焊接接头的硬度、拉伸性能及疲劳性能, 特别关注氢原子在焊接缺陷处的聚集行为及其对裂纹萌生与扩展的加速效应, 并通过电子背散射衍射(EBSD)与透射电镜(TEM)解析氢陷阱的形成过程及其对位错运动与局部应力场的调控作用。研究结果不仅为富氢变压吸附器的失效机理提供理论依据, 也对煤化工行业中氢气提纯设备的安全高效运行具有重要意义。

## 2 实 验

本研究所用实验材料取自服役 15 a 的变压吸附器用 Q345R 钢, 化学成分如表 1 所示。焊接接头采用双面 V 形坡口多层多道焊条电弧焊工艺制备。

表 1 实验用 Q345R 钢化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental Q345R steel( w/%)

Element	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe
Content	0.18	0.32	1.44	0.02	0.01	0.2	0.6	0.1	0.15	Bal.

利用电火花线切割机 (BMW-3000) 制备金相试样 (20 mm×5 mm×5 mm), 取样位置如图 1a 和 1b 所示。然后经过机械研磨和抛光, 使用 4% (体积分数) 的硝酸乙醇进行蚀刻。接着, 采用光学显微镜 (OLS5100) 和扫描电子显微镜 (Gemini300) 观察焊接接头的微观组织。

硬度测试在 Matsuzawa 全自动维氏硬度仪上进行, 载荷为 30 N, 保载时间为 15 s, 测试方向垂直于焊缝, 每条测试线横跨整个焊接接头, 从母材经焊缝至另一侧母材。硬度测量以 1 mm 为间隔, 从母材到焊缝逐步进行, 形成从左到右的硬度分布图。使用电子万能试验机进行室温拉伸试验, 拉伸速率为 2 mm/min。实验材料源自服役 15 a 后的富氢变压吸附器设备, 其服役环境为高压氢气氛围, 并经历周期性压力波动, 导致材料长期处于富氢介质与交变载荷动态耦合的服役环境中。取样位置 (由上至下对应 1#~4#) 及几何尺寸如图 1a 和 1c 所示。

高周疲劳试验在电子疲劳试验机 (GPS200) 上进行,

试验环境为常压富氢环境, 氢气由水电解设备生成并通过管道将多余气体回收, 以确保实验压力的平衡。试样为标准圆棒型, 标距段直径为 5 mm, 长度为 32 mm。为避免加工缺陷影响材料的疲劳寿命, 试样的标距段经过粗磨、精磨和精抛, 最终粗糙度达到 0.2  $\mu\text{m}$ 。取样位置为打底层焊缝 (变压吸附器内壁), 几何尺寸如图 1a 和 1d 所示。为了进一步研究氢对材料的损伤, 对疲劳试样进行了电化学充氢实验。首先将疲劳试样在 0.5 mol/L NaOH+5 g/L  $\text{NH}_4\text{SCN}$  溶液中电化学充氢, 电流为 0.24 A, 充氢时间为 8 min; 之后在氢气氛围下进行疲劳试验。采用扫描电子显微镜 (Oxford C-nano+) 在 EBSD 步长为 0.25  $\mu\text{m}$ 、电压为 20 kV、工作距离为 10 mm 的条件下对两个疲劳试样的断口附近进行 EBSD 分析, 取样位置垂直于断口, 距离断口约 2~3 mm。之后, 采用透射电子显微镜 (FEI Talos F200X) 对疲劳样品断口处进行分析。

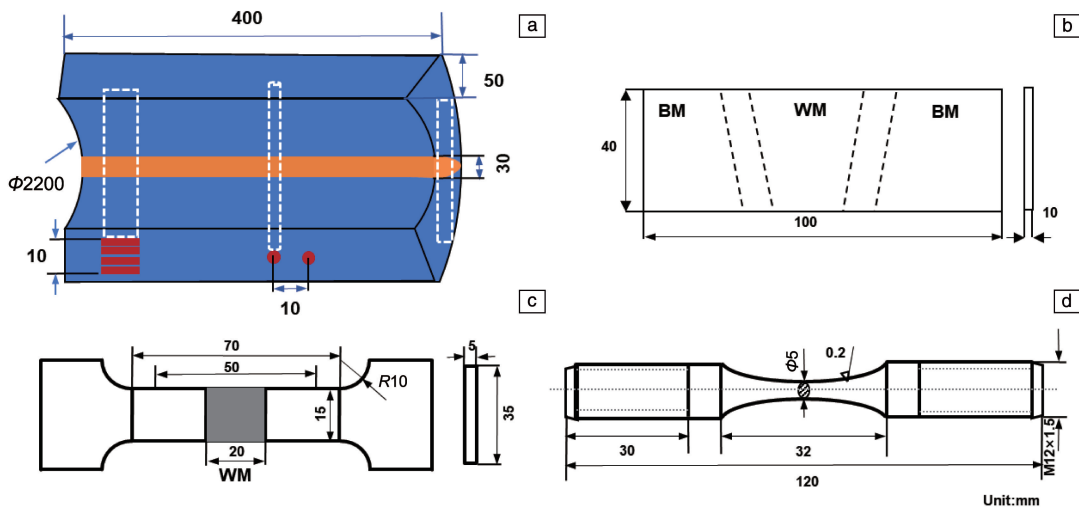


图 1 变压吸附器取样示意图 (a), 金相试样尺寸 (b), 拉伸试样尺寸 (c), 疲劳试样尺寸 (d)

Fig. 1 Schematic of variable pressure adsorber sampling position (a), metallographic specimen dimensions (b), tensile specimen dimensions (c), fatigue specimen dimensions (d)

### 3 实验结果

#### 3.1 富氢交变载荷下服役变压吸附器焊接接头微观组织

##### 3.1.1 母材组织

图 2 显示了服役后吸附器母材的组织特征, 可以看出 Q345R 钢母材主要由块状的铁素体 F 和层片状分布的珠光体 P 组成。吸附器由轧制态的板材拼焊而成, 铁素体与珠光体基本沿平行于轧制方向形成带状组织。

##### 3.1.2 热影响区组织

图 3 为服役后吸附器焊接接头 HAZ 的组织特征。距熔合线由近至远, HAZ 区可依次分为过热区、重结晶区

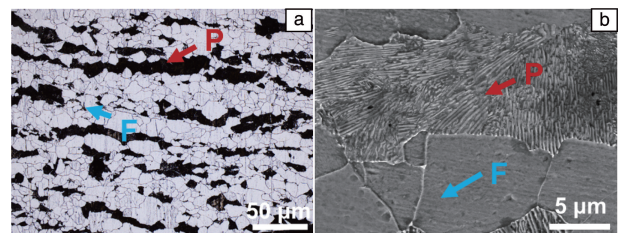


图 2 服役后吸附器母材显微组织: (a) OM 照片, (b) SEM 照片  
Fig. 2 Microstructure of the adsorber base metal after service: (a) OM image, (b) SEM image

和不完全重结晶区<sup>[19]</sup>, 其分布特征的焊缝至母材方向如图 3a 所示。过热区的显微组织主要由针状铁素体和规

则片状珠光体组成(图 3b<sub>1</sub> 和 3b<sub>2</sub>)，受高温影响珠光体沿晶界呈网状分布，同时也有部分沿晶界向晶内呈针状析出。重结晶区则由细小的铁素体(平均尺寸为 3.06 μm)与珠光体等轴晶组成，该区域的组织显著细化且分布均匀(图 3c<sub>1</sub> 和 3c<sub>2</sub>)。铁素体和珠光体在多次堆焊循环加热过程中转变为奥氏体，冷却时又完全转变为铁素体和珠光体。不完全重结晶区仅有部分区域形成较细小的铁素体和珠光体，而大部分区域的组织晶粒较粗大，基本类似于原始母材的组织(图 3d<sub>1</sub> 和 3d<sub>2</sub>)。该区只有部分金属经历了重结晶相变，形成了粗晶与细晶混合区，保留了母材的主要组织特征。

### 3.1.3 焊缝组织

图 4 展示了服役后焊接接头焊缝区组织特征。图 4a 呈现了焊接接头自上而下分别标识为堆焊层区域 b~d (图 4b<sub>1</sub>~4d<sub>2</sub>)及打底焊区域 e(图 4e<sub>1</sub> 和 4e<sub>2</sub>)。根据图 4b<sub>1</sub> 和 4b<sub>2</sub> 可知，顶部堆焊焊缝区的组织呈现针状铁素体交错分布，其中由于顶部熔池凝固速率较高，使部分 C 元素固溶于 α-铁素体，少量的渗碳体与 α-铁素体形成珠光体 P 沿晶界析出。焊缝中部区域的组织如图 4c<sub>1</sub> 和 4c<sub>2</sub> 所示，主要由片状铁素体、少量针状铁素体与珠光体构成。针状铁素体与片状铁素体均匀分布，同时受顶部盖面焊的热影响，析出的部分 C 元素形成 Fe<sub>3</sub>C 碳化物颗粒，这

些颗粒在 α-铁素体内发生团聚。但由于 d 区域内为第一层堆焊，热历史次数多，相较于区域 c，α-铁素体受热生长，C 元素逐渐析出并形成大小均匀的珠光体。图 4e<sub>1</sub> 和 4e<sub>2</sub> 显示底部打底焊焊缝区的组织，由于熔池冷却速率高，形成针状铁素体和少量的板条贝氏体 B。而后续堆焊导致打底焊组织在后续焊道中加热时发生回火，部分铁素体沿热方向长大，同时更多的珠光体形成。

### 3.2 富氢交变载荷下服役变压吸附器力学性能

图 5 显示了服役变压器的焊接接头的硬度分布情况。焊缝区的硬度变化较为明显，自下而上的硬度逐渐由 212HV<sub>3</sub> 降低为 155HV<sub>3</sub>。整体焊缝区和 HAZ 区的平均硬度值分别为 179HV<sub>3</sub> 和 201HV<sub>3</sub>，均高于母材的平均硬度 165HV<sub>3</sub>。服役变压吸附器焊接接头 1#~4#试样分别取自图 4a 中的焊缝区顶部至底部，拉伸应力-应变曲线如图 6 所示。表 2 列出了相应试样的屈服强度、抗拉强度、延伸率以及断面收缩率。1#试样(堆焊层顶部)的屈服强度为 440.6 MPa，抗拉强度为 512.9 MPa，延伸率为 13.8%，断面收缩率为 60.9%；2#试样(中部区域)屈服强度降至 402.0 MPa，抗拉强度为 491.1 MPa，延伸率略微增至 14.0%，但断面收缩率下降至 48.0%；3#试样(堆焊层下部)屈服强度进一步降低至 393.2 MPa，抗拉强度回升至 505.3 MPa，延伸率提升至 16.2%，断面收缩率回升至

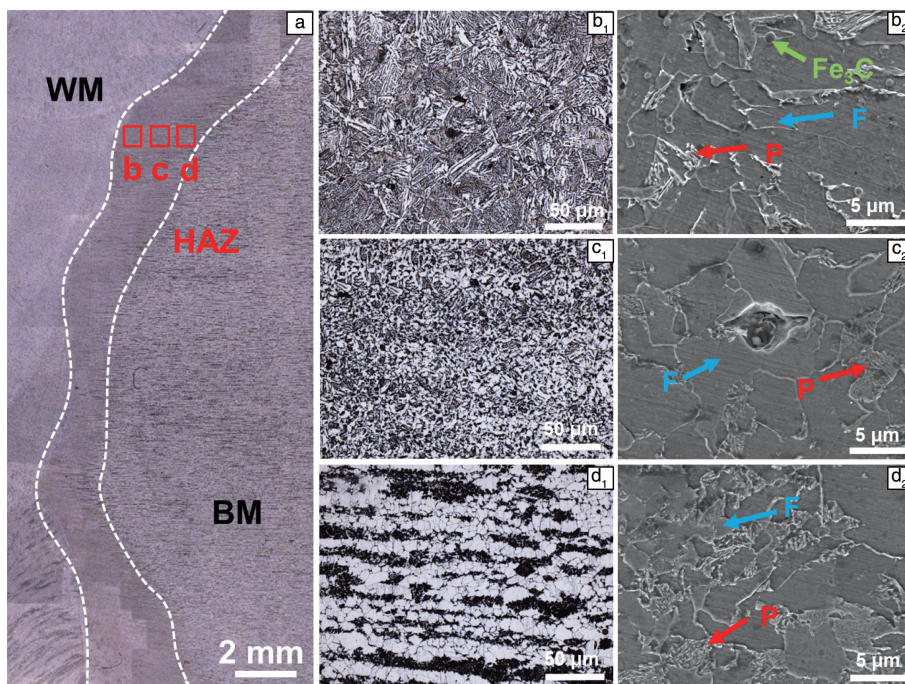


图 3 焊接接头热影响区(HAZ)区的组织形貌(a)；HAZ 区依次由焊缝至母材方向组织：(b<sub>1</sub>, b<sub>2</sub>) 过热区，(c<sub>1</sub>, c<sub>2</sub>)重结晶区，(d<sub>1</sub>, d<sub>2</sub>)不完全重结晶区

Fig. 3 Microstructure and morphology of the heat affected zone(HAZ) of welded joints (a)；microstructure of the HAZ in order from the weld to the base material: (b<sub>1</sub>, b<sub>2</sub>) superheated zone, (c<sub>1</sub>, c<sub>2</sub>) recrystallized zone, (d<sub>1</sub>, d<sub>2</sub>) incompletely recrystallized zone

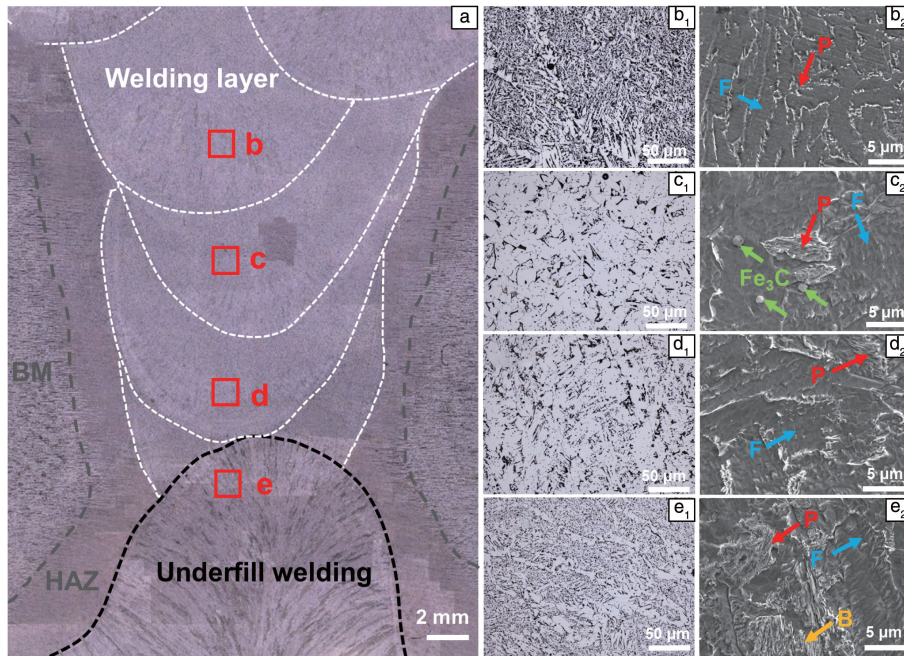


图 4 全厚度堆焊焊接接头焊缝微观组织(a), 焊缝顶部至底部的微观组织(b<sub>1</sub>~e<sub>2</sub>)

Fig. 4 Weld microstructure in a full-thickness overlay welded joint (a), microstructure from the top to the bottom of the weld(b<sub>1</sub>~e<sub>2</sub>)

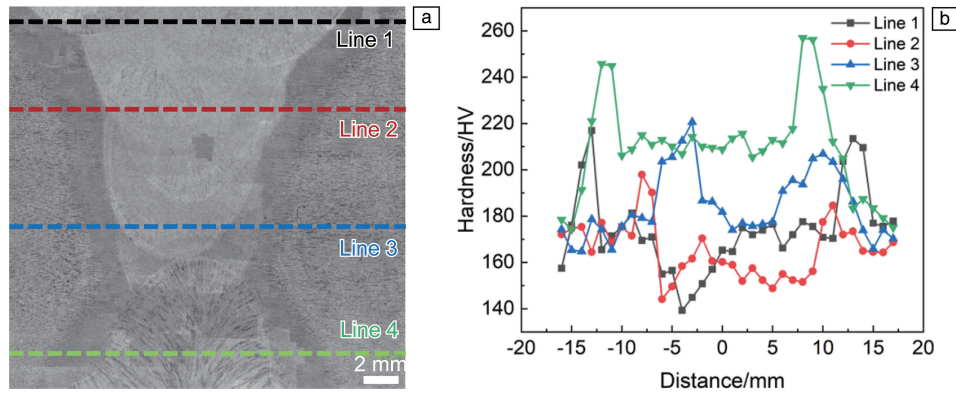


图 5 焊接接头显微硬度测量路径(a), 垂直于焊缝的硬度分布图(b)

Fig. 5 Microhardness measurement path (a), hardness distribution map perpendicular to the weld seam (b)

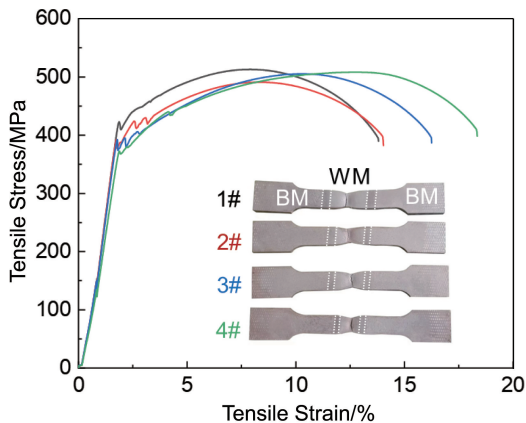


图 6 富氢交变载荷下服役变压吸附器焊接接头拉伸应力-应变曲线  
Fig. 6 Tensile stress-strain curves of welded joints of hydrogen-rich alternating loads in service transformer adsorbers

表 2 富氢交变载荷下服役变压吸附器焊接接头拉伸性能

Table 2 Tensile properties of welded joints of hydrogen-rich alternating loads in service transformer adsorbers

Sample	Yield stress/MPa	Tensile stress/MPa	Elongation/%	Reduction of area/%
1#	440.6	512.9	13.8	60.9
2#	402.0	491.1	14.0	48.0
3#	393.2	505.3	16.2	61.3
4#	381.5	508.3	18.3	66.6

61.3%; 而 4# 试样 (底部打底焊区) 屈服强度最低 (381.5 MPa), 抗拉强度为 508.3 MPa, 延伸率最高达 18.3%, 断面收缩率也最大 (66.6%)。从顶部到底部的变化规律表明, 焊接接头的屈服强度持续下降, 抗拉强

度先下降后上升,这主要是因为底部打底焊区细小板条贝氏体的强化作用;延伸率持续增加,断面收缩率先下降后上升,其中中部区域断面收缩率的下降与碳化物偏聚及微观缺陷有关,这些缺陷导致氢聚集,进而诱发断裂。

### 3.3 未充氢和充氢试样疲劳断口分析

为进一步评价氢对服役变压吸附器焊接接头的损伤程度,对疲劳试样进行电化学充氢实验。图7a为未充氢和充氢焊接接头的疲劳断裂试样照片。图7b<sub>1</sub>和7b<sub>2</sub>为应力比为-1、最大应力为400 MPa时未充氢服役疲劳试样的断口形貌,试样的疲劳寿命为236 481次。图7c<sub>1</sub>和7c<sub>2</sub>是在同样条件下充氢疲劳试样的断口形貌,试样的疲劳寿命为19 488次。在循环加载条件下,短时富氢介质急剧缩短服役后变压吸附器焊接接头的疲劳使用寿命。

未充氢服役试样只有一个疲劳源,疲劳条带光滑,间距较为规则(图7b<sub>1</sub>和7b<sub>2</sub>)。疲劳断口区域观察到典型的“鱼眼”形貌,这是金属高周、疲劳裂纹由内部缺陷处萌生的典型特征<sup>[20]</sup>。在疲劳载荷作用下,碳化物杂质容易引起应力集中,从而促进疲劳裂纹的萌生。裂纹萌生后,沿垂直于最大法向应力的方向向晶粒内扩展,形成

疲劳裂纹扩展区<sup>[21]</sup>。充氢试样裂纹扩展区主要表现为脆性断裂,疲劳裂纹萌生于材料表面,随着载荷的继续循环加载,扩展区呈现出明显的疲劳辉纹特征。充氢试样的断口出现了多个疲劳源,疲劳扩展区有大的解离面和放射状条纹,几乎没有看到撕裂棱韧窝存在,可见该材料是非常脆的(图7c<sub>2</sub>)。

根据图8中未充氢与充氢疲劳试样断口附近EBSD图的对比分析可见,未充氢试样的平均晶粒尺寸为7.10 μm,其微观组织以α-Fe铁素体BCC相为主,高角度晶界占93%,且织构强度明显,平均位错密度为 $2.04 \times 10^{14}/\text{m}^2$ ,表明材料存在一定程度的塑性变形。而充氢试样的平均晶粒尺寸增至8.54 μm,这一晶粒尺寸的增长并非氢的直接作用,更可能是局部区域的测量偏差,结合低角度晶界占比提升的结果来看,氢的引入仍以促进晶粒细化、增加晶界数量的效应为主,体现在低角度晶界含量增多至55.8%以及平均位错密度显著提升至 $6.89 \times 10^{14}/\text{m}^2$ ,说明氢的引入加剧了材料内部的局部塑性变形程度<sup>[22, 23]</sup>。此外,极图显示织构特征也出现明显差异,这与氢与第二相的相互作用以及氢对晶体取向分布的影响有关。

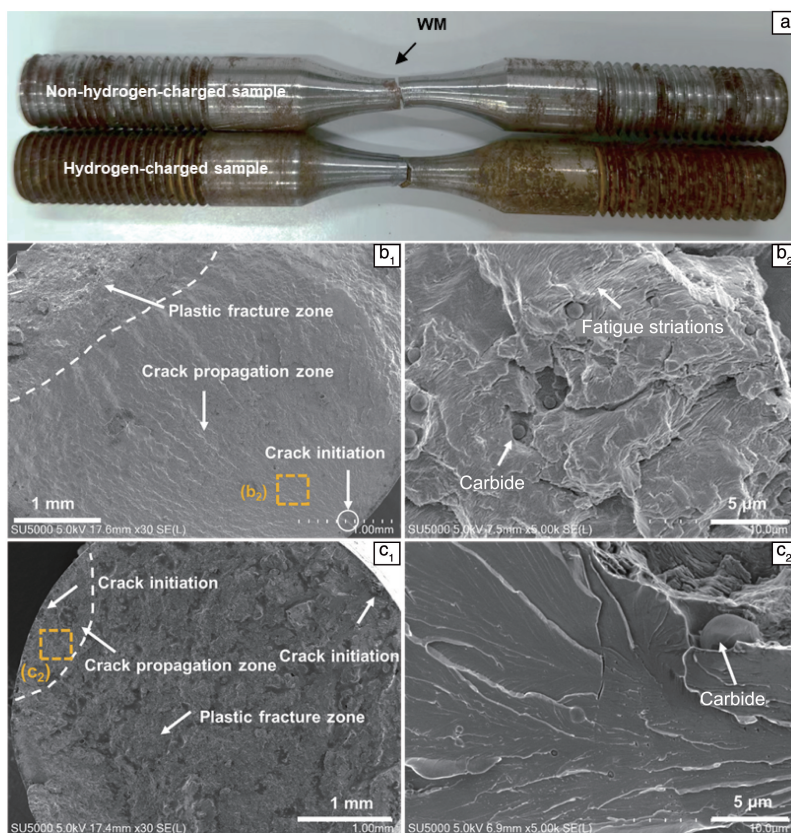


图7 未充氢与充氢焊接接头的疲劳断裂试样(a);未充氢焊接接头疲劳断口宏观形貌(b<sub>1</sub>),未充氢裂纹扩展区(b<sub>2</sub>);充氢断口宏观形貌(c<sub>1</sub>),充氢裂纹扩展区(c<sub>2</sub>)

Fig. 7 Fatigue fractured samples of non-hydrogen-charged and hydrogen-charged welded joints (a); macroscopic morphology of fatigue fracture of non-hydrogen-charged welded joint (b<sub>1</sub>), non-hydrogen-charged crack extension zone (b<sub>2</sub>); macroscopic morphology of hydrogen-charged fracture (c<sub>1</sub>), hydrogen-charged crack extension zone (c<sub>2</sub>)

图 8a<sub>4</sub> 与 8b<sub>4</sub> 为晶粒参考偏差图 (GROD)，代表晶粒内部的应变趋势，可以发现充氢后的晶粒内部变形明显高于未充氢，进一步证明氢通过影响位错行为来改变材料的变形特性。总体而言，氢不仅影响了材料的微观结构组成与缺陷密度，还通过位错密度的变化程度影响宏观变形行为，这些变化可对疲劳裂纹的萌生与扩展行为产生重要影响，从而降低材料的疲劳寿命。

进一步通过 TEM 分析了未充氢与充氢疲劳试样断口附近变形特征。在未充氢试样中，位错分布较为均匀，

且碳化物与铁素体基体界面结合紧密，仅存在少量由疲劳载荷引发的位错缠结。相比之下，充氢疲劳断裂试样引发大量位错，氢原子在晶界和位错处富集形成高密度氢陷阱，导致位错运动受阻并引发局部应力集中。此外，在充氢试样中可以观察到解理台阶和二次裂纹的增多，表明氢通过降低原子键合力促进了脆性解理断裂的发生，这与图 7 中充氢试样断口呈现的放射状条纹和韧窝缺失现象互为印证。图 9a<sub>1</sub>、9a<sub>2</sub> 和 9b<sub>1</sub>、9b<sub>2</sub> 表明，充氢试样中 Fe<sub>3</sub>C/α-Fe 相界面附近的位错密度及缺陷分布明显增

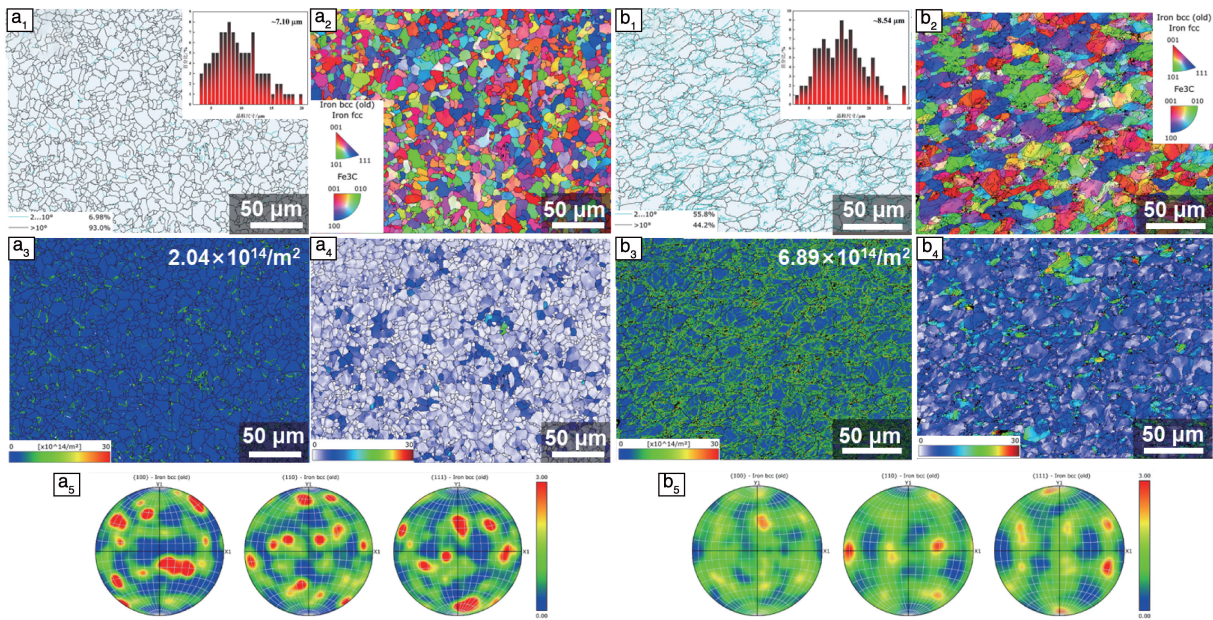


图 8 疲劳试样断口附近的 EBSD 分析图：(a<sub>1</sub> ~ a<sub>5</sub>) 未充氢疲劳试样，(b<sub>1</sub> ~ b<sub>5</sub>) 充氢疲劳试样

Fig. 8 EBSD maps near the fracture surface of fatigue specimens: (a<sub>1</sub> ~ a<sub>5</sub>) non-hydrogen-charged fatigue samples, (b<sub>1</sub> ~ b<sub>5</sub>) hydrogen-charged fatigue samples

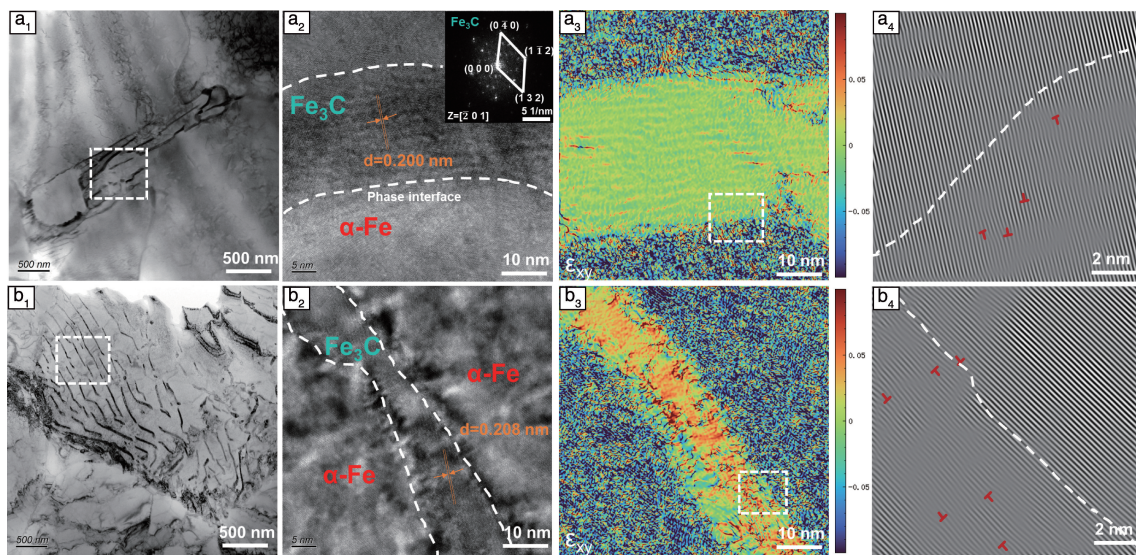


图 9 疲劳试样断口附近的 TEM 显微组织表征：(a<sub>1</sub> ~ a<sub>4</sub>) 未充氢疲劳试样，(b<sub>1</sub> ~ b<sub>4</sub>) 充氢疲劳试样

Fig. 9 TEM microstructural characterization maps near the fracture surface of specimens fracture surfaces: (a<sub>1</sub> ~ a<sub>4</sub>) no-hydrogen-charged specimens, (b<sub>1</sub> ~ b<sub>4</sub>) hydrogen-charged specimens

多,可能与氢引起的应力场畸变或氢致脆性效应相关,导致局部塑性变形增强。图 9a<sub>3</sub> 与 9b<sub>3</sub> 为几何相位分析(GPA),红、蓝色分别为拉应变与压应变。应变分布差异进一步表明,氢的存在改变了材料在疲劳载荷下的应变能积累模式,促使裂纹更易沿相界面或缺陷密集区萌生与扩展。图 9a<sub>4</sub> 中未充氢样品的晶格排列完整、位错密度低;而充氢后的图 9b<sub>4</sub> 可见晶界处晶格发生明显畸变,红色标记的位错大量增殖,说明氢的引入可促进位错萌生与钉扎,是材料氢脆敏感性提升的微观诱因。

## 4 富氢交变载荷服役下变压吸附器失效机制分析讨论

### 4.1 焊接接头组织异质性与性能退化的协同效应

焊接接头的组织异质性(如 HAZ 的晶粒粗化、焊缝区的针状铁素体分布)导致其力学性能呈现空间梯度分布,图 10 展示了焊接接头宏观形貌。HAZ 的高硬度区域(图 5)在交变载荷下易产生应力集中,而焊缝区较低的屈服强度(表 2)使其成为塑性变形的优先区域,二者协同加剧了局部塑性不匹配与残余应力场的失衡。值得注意的是,底部打底焊区(4#试样)虽屈服强度最低,但其较高的断面收缩率(66.6%)表明其韧性最优,这可归因于打底焊过程中形成的细小板条贝氏体(图 4e)和较低的碳化物偏析。然而,在富氢环境中,该区域的晶界氢聚集仍可能引发沿晶断裂,导致整体接头性能退化。此外,多层堆焊工艺导致的热循环历史差异(如过热区的粗大珠光体与重结晶区的细晶组织)进一步放大了 HAZ 的性能不均匀性,使得该区域成为氢致裂纹的高发区。因此,焊接工艺参数(如热输入、层间温度)的优化需兼顾组织均匀性与氢扩散动力学,以抑制氢陷阱的形成与扩展路径的贯通。

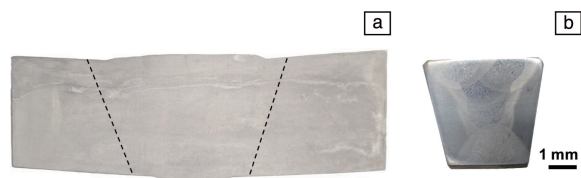


图 10 焊接接头宏观形貌:(a)原试样,(b)腐蚀后试样

Fig. 10 Macroscopic morphology of the welding joint: (a) original sample, (b) sample after etching

### 4.2 氢致损伤机制与疲劳失效行为的关联

氢原子在焊接接头中的富集显著改变了材料的断裂模式和疲劳寿命。实验结果表明,充氢试样的疲劳寿命仅为未充氢试样的 8.2%,这与氢原子在晶界和位错处形成陷阱的机制密切相关。氢的聚集导致解理断裂倾向增强,同时加速了裂纹扩展速率。TEM 分析显示,充氢试

样中氢陷阱的形成阻碍了位错运动,诱发局部应力集中,从而促进多源裂纹的萌生。此外,焊缝区的碳化物缺陷( $\text{Fe}_3\text{C}$  颗粒)作为氢的优先捕获位点,进一步加剧了氢致脆化效应。即氢通过降低材料的韧性阈值,使断裂模式从韧性主导的疲劳断裂向脆性解理断裂转变。氢对疲劳寿命的负面影响在交变载荷与富氢环境的耦合作用下显著放大,这在实际工程中需综合考虑动态应力与氢渗透的协同损伤效应。

## 5 结论

(1) Q345R 钢焊接接头的显微组织呈现显著异质性,母材以块状铁素体与层片状珠光体为主,热影响区(HAZ)因热循环作用形成过热区针状铁素体、重结晶区细小等轴晶及不完全重结晶区粗细晶混合组织,焊缝区自上而下由针状铁素体、片状铁素体及贝氏体组成。这种组织梯度导致了力学性能的空间分布差异,使得焊缝区和 HAZ 硬度均高于母材,且焊缝区硬度自上而下逐渐降低,反映冷却速率对组织细化程度的影响。拉伸性能显示,顶部堆焊层屈服强度最高,但延伸率和断面收缩率较低,而底部打底焊区虽屈服强度最低,但其韧性显著优于其他区域,这与细小贝氏体组织及碳化物偏析密切相关。

(2) 在富氢环境中,氢原子在焊接缺陷(如碳化物  $\text{Fe}_3\text{C}$  颗粒)及晶界处聚集,形成氢陷阱,显著促进了裂纹的萌生与扩展。服役失效试样在最大应力 400 MPa(应力比为-1)时的疲劳寿命为 236 481 次,而富氢试样在相同条件下仅为 19 488 次(寿命骤降 8.2%)。氢陷阱阻碍位错运动并诱发局部应力集中,导致材料断裂模式由韧性断裂向脆性解理断裂转变。焊缝区碳化物缺陷作为氢优先捕获位点,进一步加剧氢致脆化效应。

(3) 焊接接头的组织异质性(如 HAZ 晶粒粗化、焊缝区针状铁素体分布)与力学性能梯度分布协同作用,在富氢交变载荷下引发局部塑性不匹配和残余应力场失衡,最终导致氢致裂纹优先扩展。

本文通过系统分析服役后焊接接头的组织演化与性能退化机制,为氢气提纯设备的安全高效运行提供了理论依据和技术支持。

## 参考文献 References

- [1] 韩守鹏. 石油化工设备[J], 2024, 53(4): 31-34.  
HAN S P. Petro-Chemical Equipment[J], 2024, 53(4): 31-34.
- [2] MA Y R, HE S Q, SONG D Z, *et al.* International Journal of Pressure Vessels and Piping[J], 2024, 210: 105226.
- [3] PETITPAS G, ACEVES S M. International Journal of Hydrogen Energy[J], 2013, 38(19): 8190.

- [4] 秦之炜, 孙嘉. 中国机械[J], 2024(21): 146.  
QIN Z W, SUN J. Machine China[J], 2024(21): 146.
- [5] GOUTAM G, PAUL R, RAJNISH G, *et al.* Engineering Fracture Mechanics[J], 2018, 199: 609.
- [6] 林霖, 陈英红, 蔡勤, 等. 特种设备安全技术[J], 2023(5): 60-63.  
LIN L, CHEN Y H, CAI Q, *et al.* Safety Technology of Special Equipment[J], 2023(5): 60-63.
- [7] ZHANG Q, SHAO S S, HUANG Y H, *et al.* Journal of Materials Research and Technology[J], 2025, 35: 6184.
- [8] MARTIN M L, CONNOLLY M J, DELRIO F W, *et al.* Applied Physics Reviews[J], 2020, 7(4): 041301.
- [9] 宁元星, 刘翠伟, 李玉星, 等. 油气储运[J], 2024, 43(10): 1118-1128.  
NING Y X, LIU C W, LI Y X, *et al.* Oil & Gas Storage and Transportation[J], 2024, 43(10): 1118-1128.
- [10] WANG A L, WANG B G, JIANG R J, *et al.* Materials[J], 2025, 18(5): 947.
- [11] YANG X J, SUN F L, LI Q, *et al.* Metals[J], 2022, 12(2): 334.
- [12] HAN Y D, ZHONG S F, TIAN L, *et al.* Corrosion Science[J], 2022, 206: 110478.
- [13] CHAVES I A, RICHARDSON P J, LYNCH S, *et al.* Corrosion and Materials Degradation[J], 2024, 5(2): 265-275.
- [14] TANG J H, SHI S W, DAI H L, *et al.* International Journal of Hydrogen Energy[J], 2023, 48(73): 28549.
- [15] MOHTADI-BONAB M A. Engineering Failure Analysis[J], 2022, 137: 106262.
- [16] YAN Y J, ZHANG Y K, ZHAO L X, *et al.* Metals[J], 2022, 12(10): 1614.
- [17] PARK J S, LEE J W, KIM S J. Materials[J], 2021, 14(18): 5282.
- [18] SUN Y H, CHENG Y F. Engineering Failure Analysis[J], 2022, 133: 105985.
- [19] 周栋. Q345/316L 异种钢激光焊接接头组织性能研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2017.  
ZHOU D. Research on Microstructure and Properties of Q345/316L Dissimilar Steel Laser Welded Joint[D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2017.
- [20] 彭艳, 张伟, 李如俊, 等. 塑性工程学报[J], 2024, 31(4): 117-130.  
PENG Y, ZHANG W, LI R J, *et al.* Journal of Plasticity Engineering[J], 2024, 31(4): 117-130.
- [21] 韩剑. 7xxx 系铝合金断裂性能与微合金化的研究[D]. 镇江: 江苏大学, 2009.  
HAN J. Research on the Fracture Properties and Microalloying of 7xxx Series Aluminum Alloys[D]. Zhenjiang: Jiangsu University, 2009.
- [22] WANG S, NAGAO A, SOFRONIS P, *et al.* Acta Materialia[J], 2017, 144: 164-176.
- [23] YAN S H, HE X P, ZHU Z Y. Entropy[J], 2023, 25(4): 673.