

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2024.04.10

350MW亚临界锅炉低温再热器失效分析

张乾乾, 张建伟

中国大唐集团科学技术研究总院有限公司 西北电力试验研究院, 陕西 西安 710021

摘要: 某电厂350MW亚临界锅炉在进行水压试验时发现低温再热器管与管卡TP310H/T12异种钢焊缝发生了泄漏。通过化学成分分析确认两侧母材化学成分符合标准要求, T12钢侧母材发生2级老化。金相观察发现T12钢侧熔合线存在氧化缺口和孔洞, 为焊接接头薄弱区域。异种钢接头化学成分差异导致其抗氧化性降低出现氧化缺口, 管卡自身结构为了约束低温再热器管道的移动与膨胀产生的结构应力进一步促进氧化缺口沿管壁扩展; 结构性未焊透处熔合线两侧硬度值相差过大促进了裂纹的萌生, 扫描电镜分析确认氧化缺口的存在是失效的主要原因。设计时要尽量将异种钢接头用于低应力、低拘束的工况下, 及时进行相关检查。

关键词: 异种钢焊缝; 氧化缺口; 失效分析; TP310H; T12

中图分类号: TG441.7 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-2303(2024)04-0071-06

Failure Analysis of 350MW Sub-critical Boiler Low Temperature Reheater

ZHANG Qianqian, ZHANG Jianwei

China Datang Corporation Science and Technology General Research Institute Co., Ltd., Northwest Branch, Shanxi 710021, China

Abstract: During the pressure test of a sub-critical boiler in a power plant, it was found that the weld between the low temperature reheater pipe and the pipe clamp TP310H/T12 dissimilar steel leaked. Based on the analysis of macroscopic morphology, chemical composition, microhardness and microstructure of the failed dissimilar steel pipe samples, it was concluded that the chemical composition of the base metal on both sides meets the requirements, and the base metal on the side of T12 steel undergoes two-level aging. The fused line of T12 steel side is the weak area of welded joints. The chemical composition difference of dissimilar steel joints leads to oxidation resistance. In order to restrain the structural stress of low temperature reheater pipe and further promote the expansion of oxidation notch along the pipe wall. The large difference of hardness values on both sides of fusion line at the incomplete penetration of structure promotes the initiation of cracks. Dissimilar steel joints should be used as far as possible under the working conditions of low stress and low restraint and relevant inspections should be carried out in time.

Keywords: dissimilar steel weld; oxidation notch; failure analysis; TP310H; T12

引用格式: 张乾乾, 张建伟. 350MW亚临界锅炉低温再热器失效分析[J]. 电焊机, 2024, 54(4): 71-76.

Citation: ZHANG Qianqian, ZHANG Jianwei. Failure Analysis of 350MW Sub-critical Boiler Low Temperature Reheater[J]. Electric Welding Machine, 2024, 54(4): 71-76.

0 前言

异种金属接头广泛地应用于火电厂、核电厂的设备制造中。基于经济性的考量, 在火电厂设备中

不同的温度区段选用不同性能的金属材料, 一般在高温区采用耐蚀性好、蠕变强度高的奥氏体耐热钢或镍基合金, 在低温区采用价格低廉、耐热性一般的低合金耐热钢^[1-4]。国内外实践研究表明, 异种钢

收稿日期: 2023-06-09 修回日期: 2023-11-01

作者简介: 张乾乾(1996—), 男, 硕士, 主要从事金属失效分析与激光焊接及修复。E-mail: 18856326698@163.com。

焊接接头两侧材料的化学成分、热膨胀系数、机械性能存在着较大差异,在高温高压的服役环境下异种钢焊接接头在设计寿命期限之内易发生失效,非均质结构、力学性能不匹配以及界面附近特殊的冶金行为被认为是异种钢焊接接头发生失效的关键因素^[5-7]。

某电厂一期工程装机容量2100 MW,安装6台350 MW燃煤发电机组,锅炉类型为亚临界、一次中间再热、双拱形单炉膛W型火焰、平衡通风、固态排渣、露天布置、自然循环汽包型燃煤锅炉。3号锅炉低温再热器在进行锅炉水压试验时,弯管与管卡焊缝处发生了泄漏,如图1所示,该锅炉累计已运行超过12万小时。失效管子材质为SA213-T12,规格为 $\varnothing 57.15 \text{ mm} \times 4.191 \text{ mm}$,管卡材质为TP310H,所用焊材为镍基焊丝。



图1 泄漏试管

Fig. 1 Leaking test tube

本文采用金相显微镜、扫描电镜、显微硬度计等仪器,对定位管卡与低温再热器管异种钢焊缝泄漏原因进行了分析,提出了改进意见,为今后同类型结构引起的泄漏和预防措施提供参考。

1 试验方法

低温再热器失效的原因是固定管卡与低温再热器管异种钢焊缝处发生泄漏,经渗透检测发现异种钢焊缝沿低温再热器管母材侧熔合线处存在裂纹缺陷,因此对裂纹处进行解剖取样,在光学显微镜下观察发现在结构性未焊透处沿着熔合线处也发生了开裂,试样两处裂纹位置如图2所示,A位置处裂纹为裂纹1,B位置处裂纹为裂纹2。

采用NITONXL-2光谱仪对低温再热器管及管

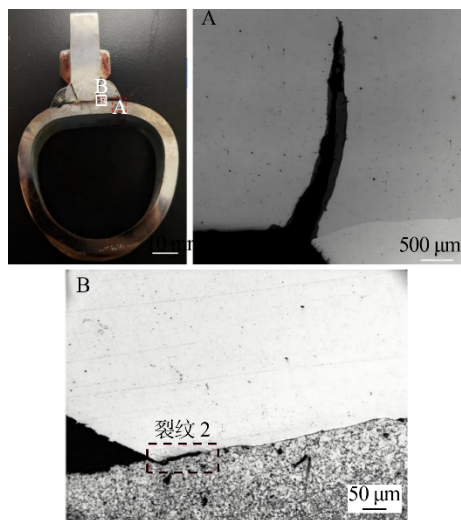


图2 检测试样裂纹位置

Fig. 2 Detect the crack position of the sample

卡进行化学成分分析;采用徕卡金相显微镜分析定位管卡异种钢焊缝处、低温再热器管母材、焊接热影响区及裂纹附近的金相组织;采用HMV-G31DT显微硬度计对相应区域进行硬度测试;采用扫描电镜分析观察裂纹处组织形貌,并对裂纹处、管卡、低温再热器管进行了能谱分析。

2 试验结果与分析

2.1 化学成分分析

低温再热器管材质为SA213-T12,管卡材质为TP310H。在焊接接头母材处取样,将其打磨得平整光滑,按照GB/T 991—2006《电力设备金属光谱分析技术导则》采用便携式直读光谱仪分析法对管子及管卡进行化学成分分析,如表1、表2所示。由表可知试样的化学成分符合ASMESA-213—2019《锅炉、过热器和换热器用无缝铁素体和奥氏体合金钢管子》对T12和TP310H的标准要求。

表1 T12钢侧母材化学成分(质量分数,%)

Table 1 Chemical compositions of T12 steel (wt. %)

项目	C	Si	Mn	Cr	Mo	S	P
标准值	0.05~0.15	≤0.50	0.30~0.61	0.80~1.25	0.44~0.65	≤0.025	≤0.025
实测值	0.13	0.37	0.53	1.11	0.61	0.02	0.01

2.2 显微组织分析

图3为T12钢侧母材的显微组织,为珠光体+铁素体,采用DL/T787—2001《火电厂用15CrMo钢珠

表2 TP310H 钢侧母材化学成分分析(质量分数, %)

Table 2 Chemical compositions of TP310H steel (wt. %)

项目	C	Si	Mn	Cr	Ni	S	P
标准值	0.04~0.10	≤0.75	≤2.00	24.0~26.0	19.0~22.0	≤0.03	≤0.04
实测值	0.08	0.06	1.59	24.27	20.2	0.01	0.02

光体球化评级标准》对母材组织进行评定,珠光体区域完整,层片状碳化物开始分散,趋于球化状,晶界上有少量碳化物,因此评定母材组织球化等级为2级。

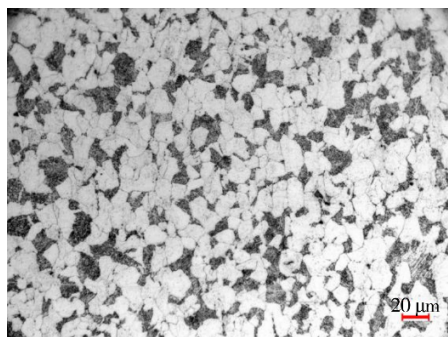
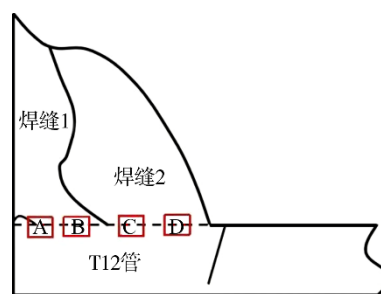


图3 T12 侧母材显微组织

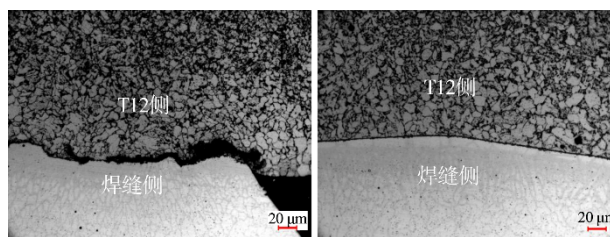
Fig. 3 Microstructure of T12 steel side base metal

图4为T12钢侧熔合线两侧显微组织。可以看出,T12低合金钢侧热影响区中的组织并不相同。图4b、4c是焊缝1区域中熔合线侧显微组织,热影响区组织为铁素体+碳化物,碳化物以块状的形式析出存在于晶界上,晶粒内部弥散的碳化物很少,这有可能导致该区域硬度值较低。图4d、4e是焊缝2区域中熔合线侧显微组织,热影响区组织为贝氏体+碳化物,贝氏体形态较为完整,有少部分碳化物聚集,晶粒内部弥散的碳化物多于焊缝1区域,从显微组织推测该区域的硬度值应该较高。从图2中可以看出,管子与管卡异种钢焊缝是由两层焊接而成,在整个焊接过程中,第二道焊缝对第一道焊缝有加热保温作用,会延缓其冷却速度,使第一道焊缝与管子母材热影响区出现铁素体组织。第二道焊缝冷却速度要快于第一道焊缝,热影响区出现贝氏体组织。

除此之外在图4中能够看到在焊缝组织中存在II型界面。II型界面的本质是一种晶粒边界,它位于熔合线焊缝侧,平行于熔合线方向,I型界面则垂直于熔合线方向。一般来说,凝固过程分为联生形核与非联生形核。联生形核不需要过冷度,与母材晶

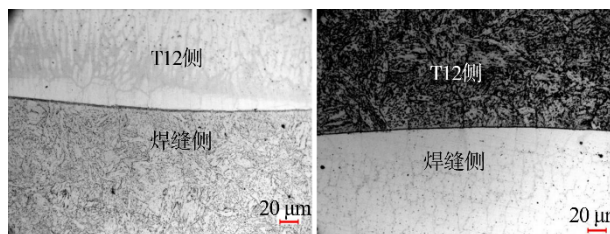


(a) T12 钢侧熔合线两侧示意



(b) A 局部放大

(c) B 局部放大



(d) C 局部放大

(e) D 局部放大

图4 T12 钢侧熔合线两侧显微组织

Fig. 4 Microstructure on both sides of side fusion line of T12 steel

粒保持一致的取向,穿过熔化边界且晶界连续;非联生形核需要一定的过冷度,晶界不连续并且与母材的取向不一致。而II型界面平行于熔合线方向,跨越了几个晶界,与母材没有一致的取向关系,属于非联生形核。在异种钢焊接过程中,对于母材来说,扩散以高浓度向低浓度的自发扩散为主,是一个体系自由能降低的过程;自由能降低的减少,将影响熔合线至II型边界的晶界数量。

当镍基合金熔覆到低合金钢时,在低合金钢侧靠近熔合线附近会形成II型边界。镍基合金熔化时,T12钢以半熔化状态的体心立方(BCC)δ铁素体存在,熔合线附近的液态金属会向熔池内部进行面心立方(FCC)非联生形核,不能以半熔化的δ铁素体为基体向熔池内部进行奥氏体晶粒的联生形核^[8]。然而在熔池金属冷却凝固后随着温度的快速下降,T12低合金侧母材会发生δ铁素体向奥氏体的转变,新的FCC-FCC界面就此产生,此时界面两侧

由于取向匹配、化学成分、温度的差异,会产生很强的应变能,这将驱动界面向焊缝方向发生移动^[9-10]。当温度降低到一定程度,产生的应变能不足以推动界面移动,界面将会被固定到离熔合线短距离处,形成Ⅱ型界面^[11]。Ⅱ型界面是焊接接头中的一个薄弱区域,容易导致界面剥离与开裂。

此外,在裂纹2位置附近,镍基焊缝与T12低合金钢母材界面处发现了孔洞,如图5所示。界面处形成孔洞,裂纹会优先在界面处产生。孔洞的出现说明这个区域在长期高温服役过程中界面产生了损伤,没有保持完整性。

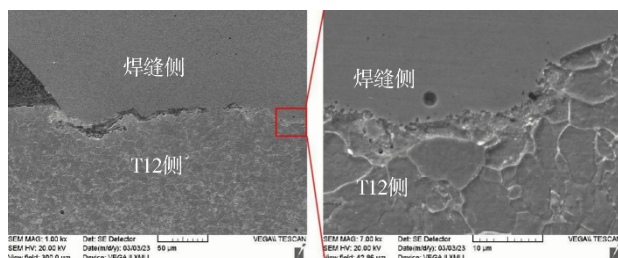


图5 T12钢侧熔合线内部孔洞

Fig. 5 Inner hole of T12 steel side fusion line

2.3 硬度分析

对试样进行显微维氏硬度测试,试验载荷为9.807 N,加载时间为10 s。裂纹1两侧显微硬度分布如图6所示。可以看出,T12低合金钢母材的硬度范围为173~178 HV,依据德国标准DIN50150中的硬度转换对照表,将维氏硬度转换为布氏硬度值,可知其范围在125~170 HB之间,满足DL/T 438—2016《火力发电厂金属技术监督规程》对T12硬度的要求。裂纹1远离熔合线侧显微硬度值范围为171~224 HV,靠近熔合线侧硬度为170~207 HV,同一水平线上远离熔合线侧硬度值要高于靠近熔合线侧硬度值,两侧显微硬度差值为1~19 HV,显微硬度差别较小。沿着裂纹扩展方向T12低合金钢热影响区硬度值整体上呈现逐渐降低的趋势,靠近外壁热影响区硬度高,超出了标准规定的上限值,外壁热影响区硬而脆的显微组织会放大综合应力的作用,导致氧化开裂后容易在硬脆处扩展。

焊缝金属/T12界面处的硬度分布如图7所示。可以看出,在靠近熔合线100 μm的范围内,焊缝侧硬度值范围为318~343 HV,T12钢侧热影响区硬度值范围为153~181 HV,焊缝侧硬度值远高于T12低

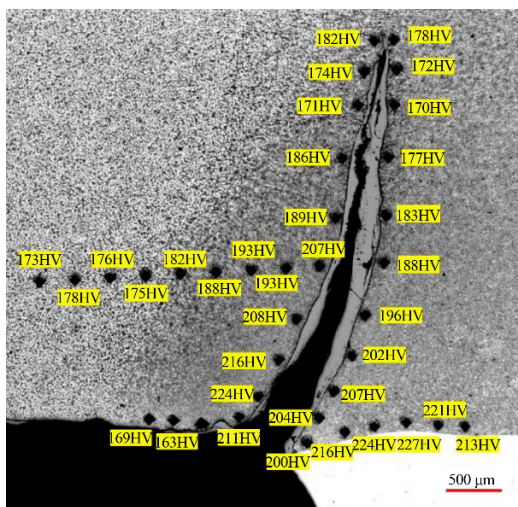


图6 裂纹1两侧显微硬度分布

Fig. 6 Microhardness distribution on both sides of crack 1

合金钢侧。在距离熔合线超过100 μm的范围内,焊缝侧硬度值回落到216 HV左右,这说明在焊缝侧距离熔合线100 μm的范围内存在着一个硬化区域,这个硬化区域导致了熔合线两侧硬度值相差很大。

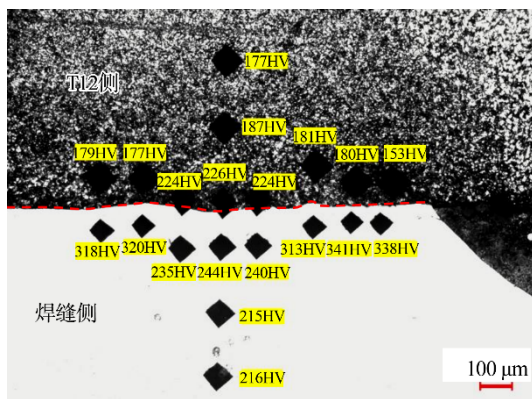


图7 T12钢熔合线两侧显微硬度分布

Fig. 7 Microhardness distribution of two sides of T12 steel fusion line

如图8所示,对焊缝进行能谱分析,发现其铬含量在19%左右,T12低合金钢中的铬含量在1%左右。焊缝中铬含量远高于T12低合金钢中的铬含量,含铬量不等的异种焊接接头在高温长期服役时,碳原子的扩散能力要远高于其他元素。在碳原子扩散中,遇上铬等强碳化物形成元素时,会形成铬的碳化物,在接头的富铬区会形成一个碳化物层,在T12低合金钢侧贫铬区形成脱碳层。熔合线两侧贫碳区与富碳区的存在会导致界面处的硬度梯度过大,在接头承受载荷时存在很强的应力集中,对接头的服役性能不利,是裂纹产生与扩展的

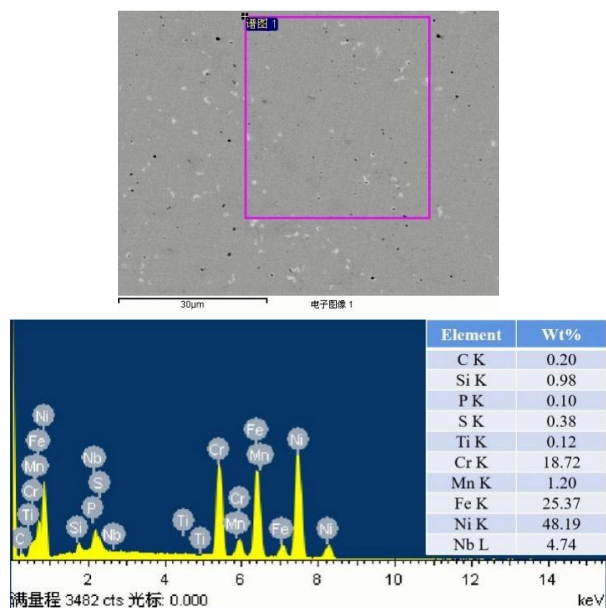


图8 焊缝成分分析

Fig. 8 Weld composition analysis

一个重要因素。

2.4 扫描电镜及能谱分析

管卡异种钢焊接接头长期在高温蒸汽、烟气环境中服役,不可避免地会发生氧化,进而产生氧化缺口。图9为裂纹1金相、SEM及EDS分析结果。可以看出,在管卡异种钢焊缝再热器管侧熔合线附近出现了明显的氧化缺口,缺口的根部及表面附着氧化物。氧化缺口宏观整体形貌为楔形,外壁侧较宽,根部较窄。氧化缺口从焊缝顶部沿着熔合线T12钢侧萌生,并向管壁径向扩展,形成了约4.1 mm深的裂纹。对氧化缺口进行EDS分析,发现氧化缺口主要成分为Fe和O,主要是铁的氧化物。除此之外还有少量的S,S元素的出现可能与外管壁和高温烟气的接触有关。

氧化缺口的产生与T12低合金钢和焊缝金属的抗氧化性能及该部位承受的应力状态有关。在长期高温运行过程中,T12低合金钢侧由于其镍、铬等合金元素较少,其抗氧化性较差,而焊缝金属富含镍、铬等合金元素,抗氧化性能要优于T12低合金钢。因此在长期高温运行过程中T12低合金钢侧靠近熔合线的部位会优先氧化,在界面应力的综合作用下,靠近界面处的氧化层会发生脱落,内部未被氧化的基体会被重新暴露于氧化介质中,基体被介质进一步氧化,这个过程交替循环进行,会形成氧

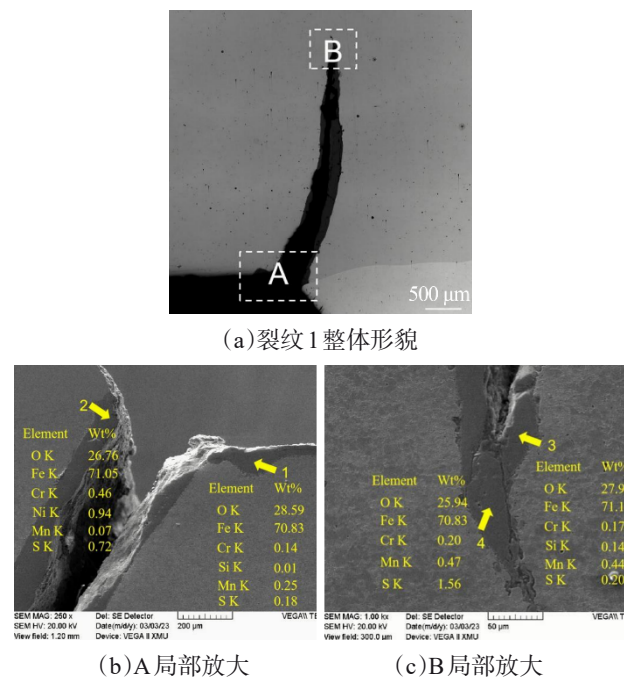


图9 裂纹1局部SEM图及成分分析

Fig. 9 Local SEM diagram and composition of crack 1

化缺口。同时,T12低合金钢侧的细晶区由于晶粒尺寸小,晶界面积大,为外部环境中的氧元素进入接头内部提供了更多的通道,会进一步加剧该区域的氧化^[12],从图6中可以看出氧化缺口沿着细晶区扩展。氧化后形成的氧化产物会在焊缝界面和晶界形成“楔子效应”,界面内部应力变大,蠕变加速。蠕变孔洞的形成又会促进氧元素向内部扩张^[13]。氧化缺口使接头的实际承载面积减少,同时由于根部较窄,会在根部形成应力集中。

T12低合金钢侧沿熔合线界面存在着氧化缺口,说明这个部位在长期运行中承受着较大的应力。异种钢焊接接头在锅炉运行时会受到4种应力的作用:(1)两种金属热膨胀系数及蠕变强度的不匹配造成的自应力作用;(2)管道内部水汽流动、管壁温度与卡块温度不同造成的应力作用;(3)管卡自身结构为了约束低温再热器管道的移动与膨胀产生的结构应力作用;(4)调峰运行时启停次数多、负荷变化较大时,管卡角焊缝处受到较大的交变应力作用。

试验过程中发现,管子与管卡另一侧焊缝沿熔合线也存在开裂情况,如图10所示。可以看到,裂纹在沿着熔合线萌生后并未继续向熔合线扩展,而

是沿着 T12 母材扩展,这与管样所载荷方向有关。根据断裂力学理论,裂纹沿与载荷垂直或大角度方向扩展。在本案例中,管卡的作用是限制低温再热器管在运行过程中向锅炉左右移动,而移动方向与裂纹扩展方向垂直,是促进管样开裂的主要因素。

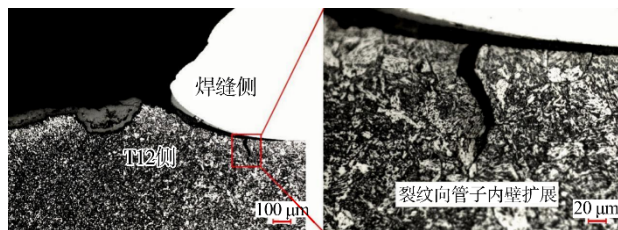


图 10 检测试样另一侧裂纹形貌

Fig. 10 Detect the crack morphology map on the other side of the sample

焊接接头受多种不同的应力作用,应力越大、作用时间越长,则发生失效的可能性越大。熔合线两侧的组织存在差异,使其力学性能存在差异,在综合应力的作用下,由于强度的差异会导致不能产生均匀性形变,变形会首先集中产生在低强度的 T12 钢侧附近熔合线区域。在元素分配、组织老化、氧化、载荷条件等多种因素的共同耦合作用下,导致管样发生失效行为。

3 结论及建议

(1)异种钢焊接接头中 T12 低合金钢、TP310H 不锈钢的化学成分符合相关的标准要求, T12 低合金钢母材组织未见异常,硬度值符合标准要求。

(2)T12 低合金钢侧熔合线附近的区域是异种钢焊接接头的薄弱区域。T12 低合金钢侧熔合线界面存在 II 型界面并且沿管道径向存在着氧化缺口,管卡自身结构为了约束低温再热器管的移动与膨胀产生的结构应力与氧化缺口呈大角度方向会进一步促进裂纹的扩展;结构性未焊透处沿熔合线存在裂纹,熔合线两侧存在较高的硬度梯度,应力集中较大,有利于裂纹的萌生和扩展。

(3)本次低温再热器失效主要是由于氧化缺口引起的,氧化缺口方向沿管壁径向发展,可以在 T12 低合金钢侧外表面增加一层盖面焊,分离氧化与界面损伤,延缓其失效行为的发展,延长使用寿命。

(4)在设计焊接接头时,两侧母材成分及性能

不要相差过大,可以考虑使用过渡金属等方法;将异种钢焊接结构尽量用于低拘束、低应力的工作环境下;加强对异种钢焊接质量的把控,改善焊接工艺,如采用大坡口角度等;优化对异种钢焊接接头的无损检测措施,对于运行超过 10 万小时的异种钢焊接接头,应抽取一定的比例进行渗透检测。

参考文献:

- [1] 杜宝帅,金树生,张忠文,等. T91/TP347H 异种钢焊接接头开裂失效分析[J]. 电焊机, 2021, 51(12): 46-49, 62.
DU B S, JIN S S, ZHANG Z W, et al. Cracking failure of welded joint of T91/TP347H dissimilar steel [J]. Electric Welding Machine, 2021, 51(12): 46-49+62.
- [2] 李克俭,李晓刚,张宇等. 异种金属焊接接头微观组织演化及高温失效机理综述[J]. 电焊机, 2020, 50(9): 17-43.
LI K J, LI X G, ZHANG Y, et al. Microstructure evolution and high temperature failure mechanism of dissimilar metal welded joints [J]. Electric Welding Machine, 2020, 50(9): 17-43.
- [3] 范志东,张志博,徐刚,等. 长期服役后 TP304H/T22 型异种钢焊缝失效原因分析[J]. 热加工工艺, 2019, 48(17): 175-178.
FAN Z D, ZHANG Z B, XU G, et al. Failure Reason Analysis of TP304H/T22 Type Dissimilar Steel Weld after Serving for Long Time [J]. Hot Working Technology, 2019, 48(17): 175-178.
- [4] 陈鑫,蔡文河,张坤,等. 火电厂异种钢焊接接头早期失效研究现状[J]. 焊接, 2018(02): 19-25.
CHEN X, CAI W H, ZHANG K, et al. Overview of early failure of dissimilar steels joint in power plants [J]. Welding & Joining, 2018(02): 19-25.
- [5] 李昱伟,张骁勇,周勇,等. 高温锅炉管 T22/TP347H 异种钢焊接接头早期失效原因[J]. 理化检验-物理分册, 2023, 59(01): 61-64.
LI Y W, ZHANG X Y, ZHOU Y, et al. Causes of early failure of T22/TP347H dissimilar steel welded joints of high temperature boiler tubes [J]. PTCA (PART A: PHYS. TEST), 2023, 59(01): 61-64.
- [6] 林琳,唐勇,殷尊,等. 超超临界锅炉末级过热器异种钢焊接接头断裂原因分析与预防[J]. 热加工工艺, 2023(07): 142-145.
LIN L, TANG Y, YIN Z, et al. Fracture analysis and prevention of dissimilar steel welded joint of last stage