

高温再热器 Super304H 与 T91 异种钢 接头开裂失效分析

蔡志强 林雪松 邓永龙 落志祯

(四川省电力工业调整试验所, 四川 成都 610072)

摘要: 对国内首台 600 MW 循环流化床锅炉外置床内的高温再热器 Super304H 与 T91 异种钢接头开裂进行了失效分析。分析结果表明开裂原因为结构设计不当, 该管段不能自由膨胀; 加上该焊接接头熔合区存在界面突变, 容易引起应力集中, 在高温环境下长期运行后, 抗高温蠕变性能较差, T91 侧出现蠕变孔洞, 在熔合区形成蠕变裂纹; 因此最终发展为宏观裂纹而失效。根据分析结果, 提出将该异种钢接头布置在密封盒上方, 且增加接头至联箱之间管程弯头数量的整改方案。

关键词: 循环流化床; 异种钢接头; 失效分析; 设计不当; 蠕变孔洞; 应力集中

Abstract: Failure analysis for the cracking of Super304H and T91 dissimilar steels welded joint of high-temperature reheater in external heat exchanger is carried out in the first 600 MW circulating fluidized bed (CFB) boilers in China. The analysis results show that the cracking reason is the improper structure design, and the section cannot expand because of that wound. Coupled with the existing mutation interface in weld bead boundaries where exist stress concentration, the T91 with poorer high-temperature creep resistant properties would firstly generate creep cavity under high temperature after running for a long time, and then the creep crack is occurred, which finally leads to creep failure. According to the analysis result, the improved scheme is proposed, that is, the arrangement of dissimilar steels welded joint will be decorated above the seal box and the number of elbow between the joint and the header should be increased.

Key words: circulating fluidized bed (CFB); dissimilar steels welded joint; failures analysis; improper structure design; creep cavity; stress concentration

中图分类号: TK223.3 文献标志码: B 文章编号: 1003-6954(2016)02-0088-03

DOI:10.16527/j.cnki.cn51-1315/tm.2016.02.021

引言

随着火力发电站向超超临界机组发展, 由于温度和压力等高参数的影响, 锅炉受热面管对材质的要求越来越高, 具有高热强性和高抗氧化性的铬镍奥氏体不锈钢(Super304H)及马氏体耐热钢(T91)便大量出现在锅炉受热面的高温高压段, 因此就难免出现该两类钢种的异种焊接问题^[1-2]。但由于这两类钢的化学成份、金相组织、机械性能及热膨胀系数存在较大差异, 焊材的选择又通常是采用低匹配原则, 容易导致在焊接接头两侧的熔合区产生较为复杂的金相组织及化学成分的不均匀性, 使焊接接头在使用过程产生过早失效^[3]。

国内首台 600 MW 超超临界循环流化床机组自 2013 年 4 月 168 h 试运行通过后至今, 两侧外置床内靠近高温再热器出口联箱的高温再热器出口管段管屏发生 3 次多处异种钢接头开裂, 开裂的接头位

于密封盒内, 接头距离上部高温再热器出口联箱管程大约为 1.5 m, 且仅设计了一处 145°弯头作为膨胀伸缩量。该异种钢接头材质为 SA-213T91/Super304H, 规格为 $\Phi 44.5 \times 5.0 / \Phi 44.5 \times 7.0$, 开裂位置均位于 T91 管一侧。针对该开裂的异种钢接头进行了宏观检查、化学成分分析、力学性能试验、金相组织检测、扫描电镜分析及显微硬度测试等研究, 以确定该异种钢焊接接头裂纹产生的根本原因。

1 试验方法与结果

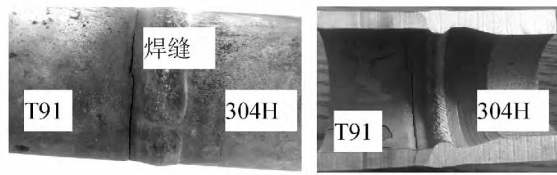
1.1 宏观检查

图 1 为异种钢接头管段裂纹内外壁开裂宏观形貌图, 发生开裂的位置均位于 T91 管侧与接头的熔合区。从外壁整体形貌看, 裂纹沿管子周向扩展, 约占整个圆周的一半, 与焊道几乎平行, 距离焊趾约 5 mm, 基本上位于焊缝热影响区。经剖开内壁观察, 裂纹已贯穿整个壁厚, 内壁裂纹距离焊缝根部约 8 mm, 整体上

表1 T91侧化学成分

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Nb	Al	N
试样	0.091	0.38	0.40	0.008	0.005	8.74	0.95	0.07	0.21	0.10	0.008	0.050
ASME	0.08 ~ 0.12	0.20 ~ 0.50	0.30 ~ 0.60	≤0.020	≤0.010	8.00 ~ 9.50	0.85 ~ 1.05	≤0.40	0.18 ~ 0.25	0.06 ~ 0.10	≤0.040	0.030 ~ 0.070
允许偏差 /wt%	±0.01	±0.05	±0.03	+0.005	+0.005	±0.10	±0.05	±0.03	±0.03	±0.05	+0.01 -0.005	±0.01

观察,裂纹应为从内向外扩展。通过对内壁接头观察,发现在T91侧与接头过渡区并非平整过渡,而是存在明显的界面差。



(a) 外壁 (b) 内壁
图1 管子内外管壁裂纹宏观形貌

1.2 成分分析

由于多次发生开裂的位置均发生在T91管一侧,Super304H管侧与焊缝接头接触处并未发生开裂情况,因此只需对管段上的T91母材进行取样分析,元素化学分析结果见表1。

检测结果表明,T91管侧截取的试样各元素成分含量满足ASME中对T91材料的成分要求,因此可以排除是由材质误用导致的开裂。

1.3 力学性能试验

在开裂的管段T91管材一侧截取纵向试样进行拉伸试验分析。为了能更好地进行对比分析,将未开裂的邻近管段试样以及备品试样分别进行拉伸试验,检测结果见表2。

表2 拉伸试验结果

	R _m /MPa	R _{p0.2} /MPa	A /%
开裂试样	535	330	21.0
未开裂试样	545	345	21.5
备品试样	610	445	22.5
ASME标准	585	≥415	≥20

检测结果显示,备品试样的拉伸试验的3项力学性能指标均满足ASME标准的相关要求,但开裂试样与邻近管段试样的T91侧母材除延伸率满足要求外,抗拉强度与屈服强度均明显低于标准要求。

1.4 金相组织检测与显微硬度测试

对图1(b)中的试样的裂纹区域、远离裂纹40mm区域以及备品试样(T91母材)分别进行金相组

织检测。

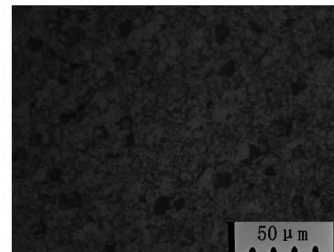


图2 裂纹附近金相组织



图3 远离裂纹处T91组织

通过金相组织观察,发现在裂纹两侧附近(即焊缝热影响)均存在大量的蠕变孔洞,且大部分沿管子纵向方向呈链状分布;裂纹附近马氏体位相已不明显,碳化物弥散析出,并聚集长大,金相组织基本上接近于铁素体+碳化物。远离裂纹处T91母材侧金相组织为回火索氏体,亦发现大量析出碳化物颗粒,但几乎未发现蠕变孔洞。对T91管材备品试样金相检测,材料的组织为典型的回火马氏体组织,未发现明显的碳化物析出和蠕变孔洞等异常情况。

对裂纹附近区域按图4测点分布进行维氏硬度检测,即从裂纹边缘起向T91母侧等距离均匀取5个点,每个点沿厚度方向打3个硬度取其平均值,检测结果见表3。

表3 显微硬度值

测点	1	2	3	4	5
平均硬度值 /HV	149	150	162	165	173

显微硬度检测结果表明,裂纹附近区域硬度相比备品试样硬度整体偏低,且越靠近裂纹处(熔合线),硬度值总体呈下降趋势。

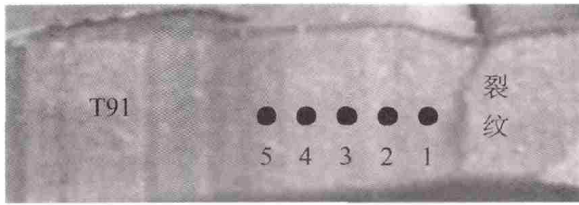
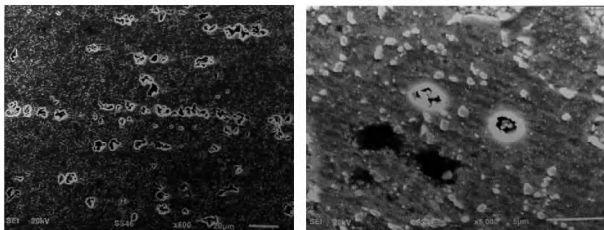


图 4 硬度测点分布

1.5 扫描电镜分析

利用扫描电镜对裂纹附近区域进行微观形貌观察,裂纹两侧存在大量的孔洞,且基本沿管子纵向串联成链状分布,见图 5(a)。该检测结果与金相组织检测结果一致。通过更高倍数电镜观察,可知孔洞基本都发生在碳化物或夹杂物附近形核长大,见图 5(b)。在靠近熔合区的 T91 母材及对比分析用邻近管段试样同样发现类似的蠕变孔洞,只是蠕变孔洞数量多少及分布情况存在一定程度上的差异。



(a) × 500 (b) × 1000
图 5 裂纹附近蠕变孔洞微观形貌

2 开裂原因分析

根据上述检测结果可知,该异种钢接头用 T91 母材的化学成分合格,排除错用材料的可能。

T91 母材力学性能结果表明其延伸率满足标准要求,但抗拉强度和屈服强度低于标准要求值,与同批备品相比,分别降低了 13% 和 26%,因此材质存在劣化的可能。金相组织分析显示,T91 母材在长期高温环境运行后,开始析出大量碳化物颗粒,并聚集长大,电镜扫描高倍下可观察到母材存在蠕变孔洞,并沿着夹杂物或碳化物在晶界或晶内形核长大,表明材质存在一定程度的蠕变损伤,与力学性能试验结果一致。

与母材微观组织相对比,裂纹附近区域晶界和晶内弥散析出的碳化物大量增加,且明显聚集长大,蠕变孔洞和蠕变裂纹大量增加。

材料在长期应力和高温作用下发生的缓慢塑性变形的现象称为蠕变,由此造成部件变形或开裂称为蠕变损伤或蠕变断裂。蠕变的出现通常需要 3 个因素的共同作用:应力、高温和时间。蠕变的应力水平虽然低于材料的屈服强度,部件不会在瞬时破坏,但却会在瞬时产生一定的变形量,而这变形并没有

结束,而是随着时间的推移不断地增加,最终导致材料开裂。温度越高、应力越大,蠕变速度就越快,蠕变变形就越为明显^[4]。

通过查阅该电站高温再热器管屏设计图纸和现场勘查得知,相比煤粉炉,该循环流化床锅炉将高温再热器出口联箱下部管屏异种钢接头管段区域用浇筑材料进行了密封,接头距离上部高温再热器出口联箱管程大约为 1.5 m,且仅设计了一处 145° 弯头作为膨胀伸缩量,致使该接头膨胀受限。由于焊接接头本身存在焊接残余应力,熔合区存在明显的界面突变,在膨胀受限的情况下,应力更加集中,属相对薄弱区域;另外,该部件属于吊挂管,需要承受管屏的自身重力作用,在管接头部位形成的拉应力加重了蠕变损伤的程度,从而导致该接头在熔合线开裂。因为 Super304H 蠕变强度优于 T91,故在同等外界条件下,本异种钢焊接接头在抗高温蠕变性能较差 T91 侧出现焊蠕变损伤,并逐步扩展为宏观裂纹,而不出现在 Super304H 侧。

3 结论及建议

1) 由于结构设计不当,外置床内的高温再热器管 Super304H 与 T91 异种钢接头膨胀受阻;加上该焊缝熔合区存在界面突变,容易引起应力集中,在多种应力共同作用下,高温环境下长期运行后,抗高温蠕变性能较差的 T91 侧出现蠕变孔洞,在熔合区形成蠕变裂纹,最终发展为宏观裂纹而失效。

2) 针对本次开裂失效,建议对该焊接接头至联箱之间的管段全部更换,重新设计该段管路的走向,增加弯头的数量,并将焊缝接头布置在密封盒上方。经整改,运行近一年时间,未出现上述开裂失效现象,充分验证了该方案的可行性。

参考文献

- [1] 李勇. TP347H 与 T91 异种钢焊接性能分析[J]. 广东电力, 2007, 20(7): 19-22.
- [2] 章应霖. 奥氏体耐热钢和火电站异种钢管道的焊接[C]. 超(超)临界锅炉用钢及焊接技术论文集[D]. 2005: 57-76.
- [3] 王志红, 赵进史, 李太彬. T91 与 12Cr1MoV 异种钢的焊接工艺[J]. 焊接, 2006(10): 54-56.
- [4] 廖景娱. 金属构件失效分析[M]. 北京: 化学工业出版社, 2003.

作者简介:

蔡志强(1983), 硕士、工程师, 从事电力行业金属失效分析的研究。

(收稿日期: 2015-11-13)