

超超临界锅炉再热器 12Cr1MoVG 管焊缝失效研究

范志东¹, 都劲松¹, 张志博¹, 田 进², 马翼超¹, 牛 坤¹,
郭卫铨¹, 刘承鑫¹

(1. 西安热工研究院有限公司, 陕西 西安 710054)

(2. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

摘 要: 通过显微组织分析、化学成分分析、裂纹形貌观察和焊接工艺分析, 对某超超临界锅炉再热器小径厚壁管 12Cr1MoVG 钢焊缝接头裂纹进行了失效分析。结果表明: 裂纹沿周向分布, 起始于焊缝的热影响区粗晶区, 向细晶区扩展, 并呈沿晶扩展特征; 在裂纹区域可见宏观裂纹、微裂纹和孔洞。根据裂纹产生的位置和形貌、焊缝显微组织等特征, 确定该裂纹为焊接再热裂纹。失效原因为焊缝焊接质量差: 焊缝各区域硬度值均超过标准规范范围上限值, 表明焊缝内有较大的残余应力; 焊缝晶粒粗大, 导致晶粒间变形协调性大幅降低。

关键词: 12Cr1MoVG; 再热裂纹; 失效分析; 焊缝

中图分类号: TG441.7 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2019)06-0614-06

Failure Mechanism of 12Cr1MoVG Tubes from Reheater in an Ultra-Supercritical Boiler

FAN Zhidong¹, DU Jingsong¹, ZHANG Zhibo¹, TIAN Jin², MA Yichao¹,
NIU Kun¹, GUO Weiquan¹, LIU Chengxin¹

(1. Xi'an Thermal Power Research Institute Co., Ltd., Xi'an 710054, China)

(2. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

Abstract: For any plant, it is very important to generate electricity without forced outages. Failure of boiler tubes is the major concern of forced outages at the coal-fired thermal power plant, especially at ultra-supercritical units. 12Cr1MoV steel has been widely used as tubes in the ultra-supercritical boiler. Cause of the failed reheater tube joint of 12Cr1MoVG steel was studied by chemical composition test, microstructure analysis, crack morphology observation, joint structure, hardness, and welding qualities analysis. The results show that the crack initiated from coarse grain heat affect zone (HAZ) along with the circumferential distribution, and propagated along grain boundaries. There are macrocracks, microcracks and voids in the cracking region. According to the microstructure, position, process and fractography analyses of the cracks, it is concluded to be the weld reheat cracking. The failure of the tube is mainly due to bad welding quality, characterized by high residual stress, coarsened grain size, and so on. Formation of intergranular cavity and microcrack is shortened by high residual stress and is easier due to plastic-deformation disharmony between coarse grains.

Key words: 12Cr1MoVG; reheating crack; failure analysis; welding

1 前 言

为提高机组效率、减少煤耗, 火力发电机组蒸汽参数不断提高, 锅炉过热面的服役环境也越发苛刻, 导致锅炉水冷壁、过热器、再热器、省煤器等受热面管(以下

简称“四管”)成为失效最多的部件^[1, 2]。锅炉“四管”失效的常见失效形式包括: 过热、磨损减薄、外壁烟气腐蚀、内壁腐蚀、焊缝失效等, 此方面的失效分析工作也相对较多^[2-5]。由于“四管”泄露后无法做到立刻停炉, 初始泄露的高压蒸汽或水会造成设备损坏的扩大, 苛刻的服役环境还会对初始漏点造成破坏, 影响失效分析工作^[6]。但是为了防止同类型事件的反复发生, 失效分析工作又是十分必要的。

近期, 某国产电厂超超临界参数锅炉发生低温再热器泄露事故, 但基于电网稳定考虑, 机组并未立刻停机,

收稿日期: 2017-12-25 修回日期: 2018-01-19

基金项目: 国家自然科学基金项目(51601145)

第一作者: 范志东, 男, 1984 年生, 高级工程师, E-mail:

fanzhidong@tpri.com.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.201712020

而是继续运行了 10 d 后才调停消缺,造成了泄露危害的扩大,也为确认第一漏点位置工作带来困难。本文对爆管原因进行了失效分析,并提出了相应处理措施,以保障机组的安全可靠运行。

2 实验方法

漏点位于低温再热器水平段对接焊缝附近,泄露管样材质为 12Cr1MoVG, 尺寸为 $\Phi 63.5 \text{ mm} \times 5.5 \text{ mm}$ 。现场情况如图 1a 所示,可见泄露管子均有吹损减薄现象,漏点便位于减薄区域内,为开口型破口,边缘向外翻折,塑性变形明显。然而,其中管子 A15-3 漏点为裂纹型和破口型两类,破口型漏点表面有吹损减薄现象,但破口边缘无向外翻折的现象,裂纹型漏点处无吹损减薄现象(图 1b),说明破口型漏点形成后管内已失压,故破口边缘未向外翻,据此推断:第一漏点在该管样上,漏点为裂纹。下面的失效分析主要针对第一漏点管样进行。

针对管样的失效分析工作包括:资料收集、宏观观察、化学成分分析、显微组织检测、断口形貌检测、显微硬度分析、室温拉伸性能测试等。



图1 低温再热器水平段泄露位置现场照片:(a)失效管子,(b)第一漏点管子

Fig. 1 Digital photos of damaged low temperature reheater tubes: (a) all failed tubes, (b) firstly failed tube

3 结果与讨论

3.1 宏观检查

管样 A15-3 的泄漏点外观形貌如图 2 所示。可见,裂纹位于焊缝熔合线,附近有吹损减薄特征,无胀粗、塑性变形、机械损伤等特征。剖开管子后观察,管内、外表面均无“树皮状”氧化皮、异物、腐蚀等现象,但焊缝根部成型较差。裂纹沿周向分布,外壁侧环向跨度约 160° ,内壁侧环向跨度为约 90° ,即外壁侧裂纹长度大于内壁裂纹长度,据此推算裂纹是由外壁向内壁扩展。



图2 管样漏点宏观形貌:(a)漏点外壁宏观形貌,(b)漏点内壁宏观形貌

Fig. 2 Digital photos of the failed tube: (a) external morphology, (b) internal morphology

3.2 化学成分分析

对管样的母材和焊缝进行化学成分分析,结果见表 1。由表 1 可见,管样中母材段的化学成分符合标准要求。焊缝段的各元素含量均符合标准中关于 12Cr1MoVG 焊材 R317 成分的要求,但额外含有质量分数 0.15% 的 Cu 元素。说明该焊缝所用焊材受到了污染,侧面反映了焊接过程质量控制不力。

表1 管样化学成分分析结果

Table 1 Chemical composition of failed tube($\omega / \%$)

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo	V	Cu
Tube (12Cr1MoVG)	0.12	0.56	0.008	0.005	0.21	0.95	0.26	0.15	—
GB 5310-2008	0.08~0.15	0.40~0.70	≤ 0.025	≤ 0.010	0.17~0.37	0.90~1.20	0.25~0.35	0.15~0.30	—
Weld Joint (R317)	0.082	0.80	0.012	0.008	0.41	1.15	0.46	0.18	0.15
DL/T 869-2012	0.05~0.12	≤ 0.90	≤ 0.035	≤ 0.035	≤ 0.60	0.8~1.50	0.40~0.65	0.10~0.35	—

3.3 显微组织分析

分别对管样母材段和焊缝段进行显微组织分析。12Cr1MoVG 的供货状态一般为正火加回火,其正常金相组织为铁素体+贝氏体。母材管段向火侧显微组织如图 3 所示,可见其显微组织为铁素体+贝氏体,贝氏体以颗粒状呈聚集形态分布,无组织老化特征。

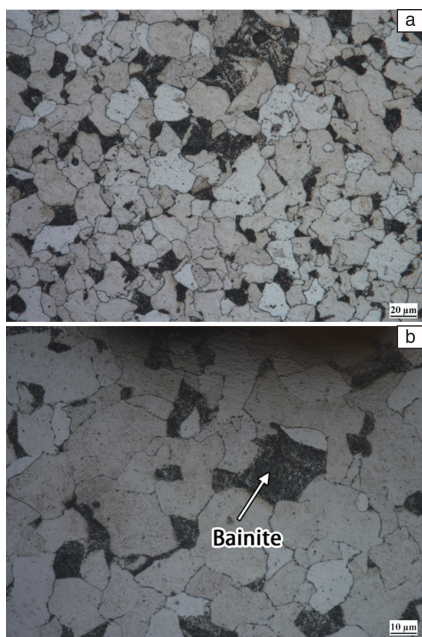


图 3 管样母材段向火侧显微组织照片

Fig. 3 Microstructure of the base metal 12Cr1MoV from fire-facing side

管样焊缝段轴向截面低倍照片如图 4 所示。裂纹萌生于焊缝外壁热影响区 (heat effect zone, HAZ) 的粗晶区,由外向内扩展至细晶区。正火细晶区组织为均匀细小的贝氏体+铁素体,晶粒尺寸约为 $10\sim 15\ \mu\text{m}$;过热粗晶区组织为铁素体+贝氏体,晶粒尺寸约为 $50\sim 70\ \mu\text{m}$;焊缝组织为贝氏体组织,铁素体沿原奥氏体晶界分布。焊缝区可见上下两个区域,晶粒度差异明显。研究表明^[7,8]:随着焊接热输入量的增加,焊缝的晶粒尺寸呈粗化趋势,据此推断:管样焊接过程工艺参数不稳定,后续焊接热输入量过大。

对裂纹环向截面显微组织进行高倍观察可知:主裂纹的中间(图 5a)和边缘部分(图 5b)具有明显的沿晶扩展特征,并附有很多沿晶微裂纹。此外,主裂纹附近区域观察到独立的晶间裂纹、晶界孔洞等蠕变损伤组织,但是贝氏体区域仍然存在,其形态较为清晰,晶界处也未观察到粗块状或链状碳化物,贝氏体无明显老化趋势,说明蠕变损伤并非由长期超温运行所致^[9]。

3.4 显微硬度分析

分别对管样的焊缝内外壁附近区域(图 6 中位置 L.1 和 L.2)、热影响粗晶区(位置 L.3)、热影响细晶区(位

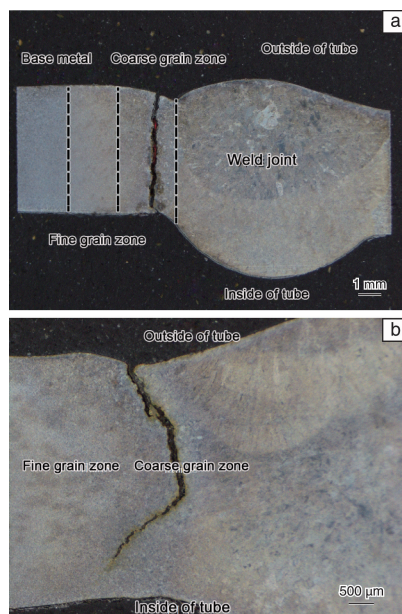


图 4 焊缝段轴向截面低倍照片:(a)裂纹贯穿段,(b)裂纹未贯穿段

Fig. 4 Optical images of the macrostructure of weld joint on the axial section: (a) penetrated part, (b) not-penetrated part

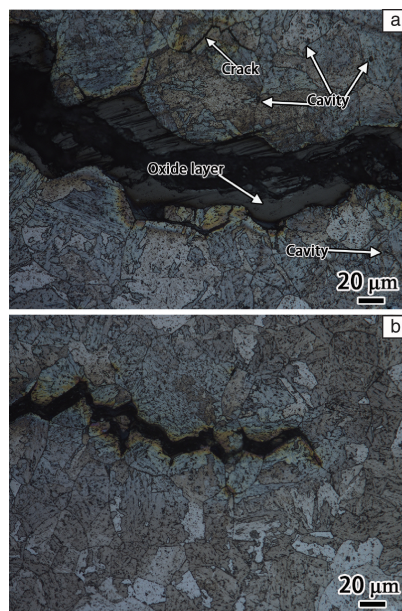


图 5 裂纹环向截面显微组织照片:(a)裂纹中间段,(b)裂纹边缘

Fig. 5 Microstructure of weld joint on the circular section: (a) middle part, (b) edge part

置 L.4)和母材段(位置 L.5)进行显微硬度分析,将测试结果与 DL/T 438-2016《火力发电厂金属技术监督规程》所描述的 12Cr1MoVG 管材及其焊缝的硬度值进行对比,位置和测试结果见图 6。由图 6 可见,管样中母材段的硬度值符合标准规定,热影响区的粗、细晶区的硬度值都

超过标准规定的上限值,焊缝内、外区域的硬度值也超过标准规定的上限值。

研究表明^[7,8]:随着焊接热输入量的增加,焊缝各区域的硬度均呈增高趋势;这与本文 3.3 节的焊缝显微组织特点相吻合,表明管样焊接过程中工艺参数控制不佳,热输入量过大。硬度超标也表明该区域的残余应力较高。

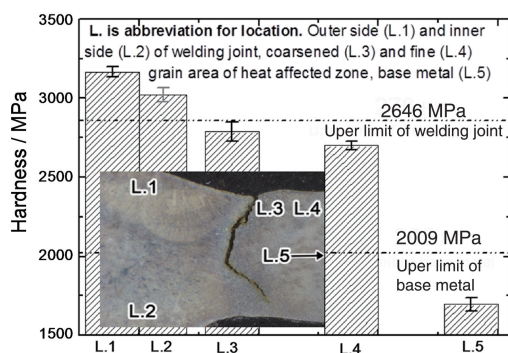


图6 管样不同位置的显微硬度值

Fig. 6 Vickers hardness of different locations in failed tube

3.5 主裂纹断口形貌分析

主裂纹断口形貌的 SEM 照片见图 7。由图 7 可知,断口整体起伏不平,断口微观呈冰糖状,晶界形貌清晰可见,裂纹沿晶扩展特征明显;此外,断口主裂纹附近观察到大量二次微裂纹(图 7a)。高倍下,沿晶断面上可观察到很多小韧窝(图 7b),表明沿晶裂纹是由晶界上的空洞形核、长大及相互连接而成,这种脆性沿晶断裂行为被定义为“微孔聚集型沿晶断裂(intergranular microvoid coalescence mode, IGMVC)”^[10]。研究发现^[7]:当焊接热输入量较高时,焊缝的断口形貌表现出均一的 IGMVC 特征。结合本文 3.3 节的焊缝外壁区粗大晶粒现象,推算管样焊接

过程中存在焊接热输入量过高现象。断口的沿晶断裂特征与管样主裂纹截面金相检测结果吻合。

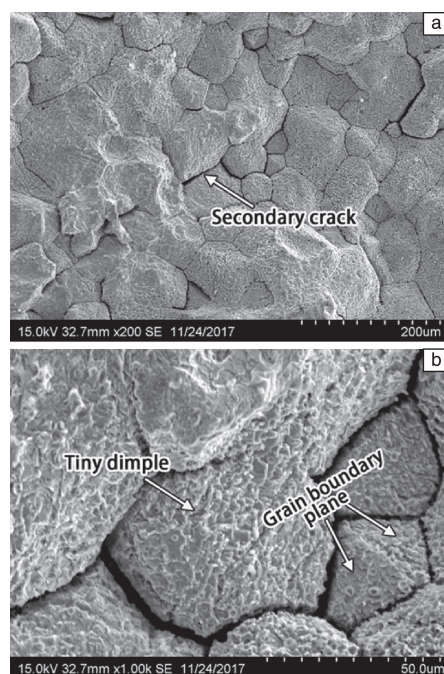


图7 管样裂纹断口形貌照片

Fig. 7 SEM images of fracture morphologies of failed tube

3.6 裂纹类型讨论

本文中管样的第一漏点为焊缝热影响区的贯穿性裂纹,晶间腐蚀、应力腐蚀、脆性超载、蠕变失效均会造成裂纹类缺陷^[11-13];但通过对比(表 2),排除上述失效机制的可能性。本文中的裂纹可能为多种损伤机制协同作用的结果,从裂纹的产生部位、扩展类型、金相和扫描电镜组织照片等宏观和微观特征判断,该裂纹具备再热裂纹的典型特征。

表2 可能性失效类型及特点

Table 2 Probable failure mechanism of cracks in present work

Crack features in the present work	Possible failure mechanism	Corresponding crack features	Possibility
a. Intergranular propagation and oxidation layer on the surface.	Stress corrosion	Occurs mostly in a corrosive environment with corrosion products in cracks. Transgranular cracking.	Denied
b. No plastic deformation around the leakage position.	Intergranular corrosion	Corrosion products in cracks. Intergranular cracking. Mostly initiate from the inside of the tube.	Denied
c. Apparent creep damage, such as a cavity, intergranular microcrack while no degeneration of the Bainite phase.	Hydrogen damage	Intergranular cracking, no plastic deformation around the leakage. Decarbonization in the vicinity of crack and inside the surface tube. occur mostly in water. Cracking from inside to the outside of the tube.	Denied
d. Located in coarse grain HAZ, severe residual stress all around.	Over-heating for long time	Apparent creep damage, such as a cavity, intergranular microcrack. apparent degeneration of the Bainite or Pearlite phase. Intergranular cracking.	Denied

关于 CrMoV 类耐热钢再热裂纹的研究^[14-16]中对再热裂纹的典型特征描述较为一致:多发生在焊接粗晶热影响区、裂纹多沿晶扩展、焊缝处存在额外应力作用、多产生于高温环境、是一种在弱晶界区域的蠕变应力释

放过程。在应力作用下,焊缝粗晶热影响区原奥氏体晶粒晶界上形成孔洞;孔洞互相连接,形成微裂纹;微裂纹逐渐长大并互相连接,最终形成宏观裂纹,如图 8 所示。

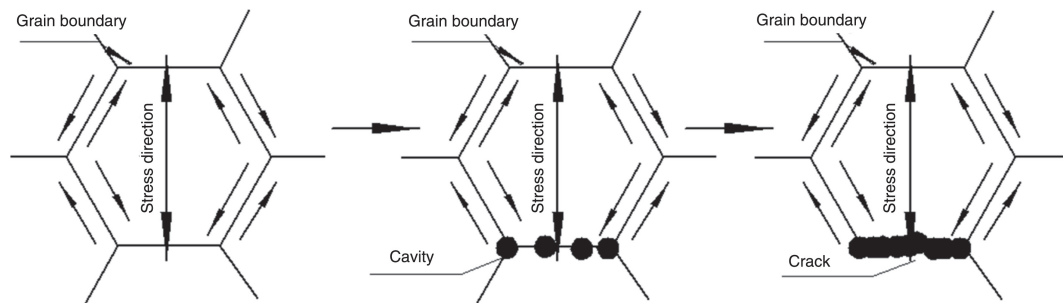


图 8 焊缝粗晶热影响区再热裂纹形成示意图

Fig. 8 Illustration of reheat intergranular crack in the coarsened grain in HAZ

3.7 焊缝再热裂纹形成原因

合金的再热裂纹倾向与 Cr, Mo, V, Nb, Ti 等元素密切相关,通常用再热裂纹敏感因子 ΔG_1 (式 1) 来评价材料的再热裂纹敏感性^[12]:

$$\Delta G_1 = 100 \times (\text{Cr} + 3.3\text{Mo} + 8.1\text{V} + 10\text{C}) - 2 \quad (1)$$

式中, Cr, Mo, V, C 等表示相应元素的质量分数,其单位均为%。 $\Delta G_1 > 2$ 时,对再热裂纹敏感; $1.5 < \Delta G_1 < 2$ 时,对再热裂纹敏感性一般; $\Delta G_1 < 1.5$ 时,对再热裂纹不敏感。12Cr1MoV 的 ΔG_1 为 2.223,对再热裂纹敏感。对于再热裂纹敏感材料,良好的焊接质量是防止再热裂纹的关键,但本文失效管样的焊接质量却控制不佳,为再热裂纹的形成提供了条件。

额外应力作用。失效管样焊缝为直管对接焊缝,此类焊缝的结构应力较低,焊缝外壁表面硬度高、残余应力高。由焊缝各区域金相和硬度分析可知,管样焊缝后序热输入量过大,易在熔合线附近造成咬边缺陷,引起更大应力集中效应^[17],为再热裂纹形成提供了应力条件。

晶粒粗大。焊缝外壁区域、粗晶热影响区的晶粒尺寸过大。研究^[14]发现:晶粒越大,晶界两侧晶粒的取向差越大、晶粒间协调变形的能力越差,易造成局部位错塞积、应力集中,诱发晶间蠕变孔洞来释放应力。这与本文 3.3 节裂纹显微组织观察结果吻合:与主裂纹相比,热影响细晶区裂纹附近的晶界孔洞、裂纹等组织数量大大减少。

综上所述,焊接质量差是管样焊缝再热裂纹失效的主要原因。

4 结 论

通过对失效管样的宏观形貌、化学成分、显微组织、断口微观形貌、力学性能等方面进行分析,结合已有文献工作研究,得出结论:

(1) 管样焊缝裂纹位于焊缝粗晶热影响区,从外壁向内壁沿晶扩展,属于再热裂纹;

(2) 管样再热裂纹失效主要源自焊缝焊接质量差,焊缝各区域硬度超标、晶粒粗大。

根据管样失效类型和原因分析结果,建议电厂加强 12Cr1MoVG 钢的焊接质量管理工作,确保焊接工艺的正确执行。

参考文献 References

- [1] LIU S W, WANG W Z, LIU C J. Case Studies in Engineering Failure Analysis[J], 2017, 9: 35-39.
- [2] DUARTE C A, ESPEJO E, MARTINEZ J C. Engineering Failure Analysis[J], 2017, 79: 704-713.
- [3] 谷伟伟, 张永海, 李园, 等. 热力发电[J], 2017(12): 129-123. GU W W, ZHANG Y H, LI Y, et al. Thermal Power Generation[J], 2017(12): 129-123.
- [4] 李季, 陈志, 唐丽英, 等. 热力发电[J], 2017(8): 72-76. LI J, CHEN Z, TANG L Y, et al. Thermal Power Generation[J], 2017(8): 72-76.
- [5] 张宗来. 热力发电[J], 2017(5): 132-136. Zhang Z L. Thermal Power Generation[J], 2017(5): 132-136.
- [6] Zamanzadeh M, Larkin E S, Bayer G T, et al. Failure Analysis and Investigation Methods for Boiler Tube Failures[C]// CORROSION 2007, Waterside Boiler Tube Failure Symposium, USA: NACE International, 2007: 07450.
- [7] 韩一纯, 陈学东, 范志超, 等. 机械工程学报[J], 2015, 51(6): 2-8. HAN Y C, CHEN X D, FAN Z C, et al. Journal of Mechanical Engineering[J], 2015, 51(6): 2-8.
- [8] 杨景华, 周继烈, 叶尹, 等. 热加工工艺[J], 2011, 40(3): 140-138. YANG J H, ZHOU J L, YE Y, et al. Hot Working Technology[J],

- 2011, 40(3): 140-138.
- [9] 周昊, 池作和, 李凤瑞. 热力发电[J], 1999(5): 43-45.
ZHOU H, CHI Z H, LI F R. Thermal Power Generation[J], 1999 (5): 43-45.
- [10] HIPPSLEY C A. Metal Science[J], 1981, 15(4): 137-147.
- [11] METYA A K, MUNDA P, RAJINIKANTH V, *et al.* Transactions of the Indian Institute of Metals[J], 2016, 69(2): 665-668.
- [12] KHODAMORAD S H, ALINEZHAD N, FATMEHSARI D H, *et al.* Case Studies in Engineering Failure Analysis[J], 2016(5-6): 59-66.
- [13] WOODTLI J, KIESELBACH R. Engineering Failure Analysis[J], 2000, 7(6): 427-450.
- [14] JIN Y J, LU H, YU C, *et al.* Materials Characterization[J], 2013, 84 (10): 216-224.
- [15] DHOOGHE A, VINCKIER A. International Journal of Pressure Vessels & Piping[J], 1987, 27(4): 239-269.
- [16] MCCULLOUGH C, BAKER A J. Acta Metallurgica Et Materialia[J], 1991, 39(12): 3217-3225.
- [17] 陈裕川, 杜兵, 韩怀月, 等. 焊接手册 第2卷[M]. 北京: 机械工业出版社, 2008: 139.
Chen Y C, Du B, Han H Y, *et al.* Chinese Welding Society. Welding handbook II[M]. Beijing: Chinese Machine Press, 2008: 139.
- (编辑 张雨明)