

DOI: 10.7512/j.issn.1001-2303.2025.07.12

某核电厂 12Cr2Mo1R 钢高温蒸汽管道 龟裂原因分析

曾 勇, 梁元梦, 银帮耀, 邓江勇, 王 琪

广西防城港核电有限公司, 广西 防城港 538000

摘 要: 针对某核电机组 12Cr2Mo1R 钢高温蒸汽管道外表面出现的龟裂状裂纹问题, 通过无损检测、化学成分分析、金相组织观察、能谱分析、断口表征及显微硬度测试等方法, 对龟裂产生的原因和失效环节进行系统分析。结果表明: 裂纹区域碳含量显著低于标准要求 (0.08~0.15 wt.%) 及相邻未裂区 (0.11 wt.%), 实测值为 0.057 wt.%. 金相组织为铁素体+极少量粒状贝氏体, 与正常区域的组织差异显著, 证实该区域发生了局部氧化脱碳。脱碳层深度与裂纹扩展深度基本一致 (1 625 μm), 且脱碳区晶粒粗化, 硬度大幅下降, 导致材料强度降低。进一步分析表明, 脱碳源于预热阶段陶瓷加热片局部短路引发的异常过热, 而运行过程中组织应力、热应力及振动应力的综合作用导致脱碳区应力集中, 最终在材料强度薄弱处引发多源裂纹萌生与扩展, 形成龟裂状裂纹。断口分析显示裂纹扩展区呈现沿晶/穿晶混合断裂特征, 裂纹内含氧化物颗粒。该研究成果可以为核电机组 12Cr2Mo1R 钢高温蒸汽管道的裂纹原因分析提供参考。

关键词: 12Cr2Mo1R 钢; 氧化脱碳; 龟裂; 预热; 失效分析

中图分类号: TG142.15; TM623 文献标识码: A 文章编号: 1001-2303(2025)07-0112-06

Chaping Analysis of High Temperature Steam Pipe of 12Cr2Mo1R Steel for A Million-kilowatt Nuclear Power Plant

ZENG Yong, LIANG Yuanmeng, YIN Bangyao, DENG Jiangyong, WANG Qi

Technology Department of Guangxi Fangchenggang Nuclear Power Co., Ltd., Fangchenggang 538000, China

Abstract: To investigate the chapped-like crack formation on the outer surface of a 12Cr2Mo1R steel high-temperature steam pipe in a nuclear power unit, systematic analysis was conducted using non-destructive testing, chemical composition analysis, metallographic observation, energy spectrum analysis, fracture characterization, and microhardness testing. Results indicated that the carbon content in the cracked region (0.057 wt.%) was significantly lower than the standard requirement (0.08-0.15 wt.%) and adjacent non-cracked areas (0.11 wt.%). The microstructure of the cracked zone exhibited ferrite + trace granular bainite, markedly differing from the normal region's structure, confirming localized oxidative decarburization. The depth of the decarburized layer (~1 625 μm) aligned with the crack propagation depth, and the decarburized area showed grain coarsening and a substantial hardness reduction, leading to material strength degradation. Further analysis revealed that the decarburization originated from abnormal overheating caused by local short-circuit damage of ceramic heating sheets during the preheating stage. During operation, the synergistic effects of organizational stress, thermal stress, and vibration stress induced stress concentration in the decarburized zone, ultimately triggering multi-source crack initiation and propagation at weak strength regions, forming the chapped-like crack morphology. Fracture analysis demonstrated intergranular/transgranular mixed fracture characteristics in the crack propagation zone, with oxide particles detected within the cracks. This study provides reference insights for failure analysis of cracks in 12Cr2Mo1R steel high-temperature steam pipes of nuclear power units.

收稿日期: 2024-07-21 修回日期: 2024-09-03

作者简介: 曾 勇 (1990—), 男, 硕士, 工程师, 主要从事核电厂焊接和失效分析方向的研究。E-mail: 291450331@qq.com。

Keywords: 12Cr2Mo1R steel; oxidative decarburization; chapped-like crack; preheating process; failure analysis

引用格式:曾勇,梁元梦,银帮耀,等. 某电厂12Cr2Mo1R钢高温蒸汽管道龟裂原因分析[J]. 电焊机,2025,55(7):112-117.

Citation: ZENG Yong, LIANG Yuanmeng, YIN Bangyao, et al. Chaping Analysis of High Temperature Steam Pipe of 12Cr2Mo1R Steel for A Million-kilowatt Nuclear Power Plant[J]. Electric Welding Machine, 2025, 55(7): 112-117.

0 引言

在全球气候变暖的背景下,发展能源必须与环境保护协同并进。核电作为一种经济环保的清洁能源,在实现我国2030年前后碳达峰的目标中扮演着重要的、不可替代的作用^[1-2]。蒸汽管道将蒸汽发生器产生的热能源源不断的输送到汽轮发电机中转换为电能,属于核电站的重要构件,其安全可靠决定着整个核电站能否正常运行^[3]。蒸汽管道在运行过程中承受高温高压的蒸汽冲击,容易发生疲劳、应力过载等失效。国内外关于蒸汽管道的失效进行了大量研究,主要的失效案如:管道制造过程焊接工艺控制不当导致的焊接缺陷(如未焊透、再热裂纹)在运行中承压扩展而开裂^[4-5];管道运行过程中冷热交替形成的热应力导致管道疲劳失效^[6-7];以及管道受到拉应力与IV型裂纹共同作用导致的开裂失效^[8]等。

本研究基于国内首例12Cr2Mo1R钢高压缸排气管道龟裂事件,结合制造工艺与运行工况,系统分析脱碳缺陷的形成机制及其对材料失效的影响。通过多尺度表征与力学性能测试,研究脱碳层在复合应力场下的裂纹萌生与扩展规律,为核级耐热钢构件的工艺优化与失效预防提供理论依据。

1 案例背景

压水堆核电厂设计容量为1086 MW,汽轮机蒸汽管道由主蒸汽进汽管道、高压排汽管道、低压进汽管道及其支吊架等组成。高压缸排气管线设计材料为12Cr2Mo1R,外径为1 400 mm,壁厚15 mm,设计温度201 °C,设计压力1.59 MPa。每台机组布置有4根高压缸排气管线。在机组第二轮大修期间,对该管线人孔门角焊缝进行无损检测时发现人孔门角焊缝附近的母管存在龟裂状裂纹。现场管道布置如图1所示。

12Cr2Mo1R钢高压缸排气管道的生产工艺主要如下:钢板下料→钢管冷卷→管道开孔→预热和焊接→整体热处理→无损检测→清理涂装。钢板交货状态为正火(920~960 °C)+回火(740~760 °C),焊接预热温度200 °C,整体消应力热处理温度680~720 °C,正常金相组织为分布均匀的粒状贝氏体。

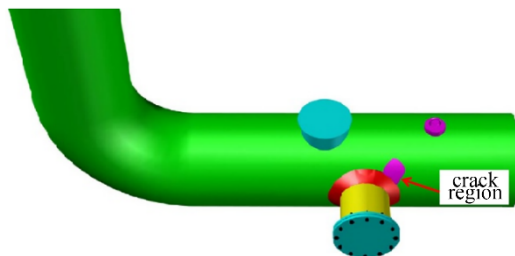


图1 高压缸排气管布置

Fig. 1 Layout of exhaust pipe of high pressure cylinder

2 试验与分析

2.1 宏观检验

按照NB/T47013.4—2015《承压设备无损检测第四部分:磁粉检测》对高压缸排气管道进行磁粉检查,如图2a所示。发现裂纹主要集中在管道外表面距离人孔门焊缝1点钟方位,裂纹尖端距离人孔角焊缝边缘约30 mm。裂纹弯曲分叉较多,无规则分布,走向分散,整体呈龟裂态,龟裂区域面积约为200×200 mm²,裂纹区域无明显的塑性变形和机械损伤痕迹,对龟裂区域内壁以及该管线其他焊缝附近母材进行磁粉检测,未见裂纹。对龟裂的管道进行整体切割,在龟裂区域取50 mm×50 mm×15 mm的试样经研磨、抛光后使用光学显微镜进行宏观分析(见图2b),裂纹弯曲分叉较多,无明显的起裂点。在样品截面沿厚度方向对裂纹进行深度测量(见图2c),裂纹由外壁表面沿厚度方向延伸至1 608 μm。

2.2 化学成分分析

通过全定量合金光谱仪对母管龟裂区域和正常区域外表面进行化学成分分析,结果如表1所示。

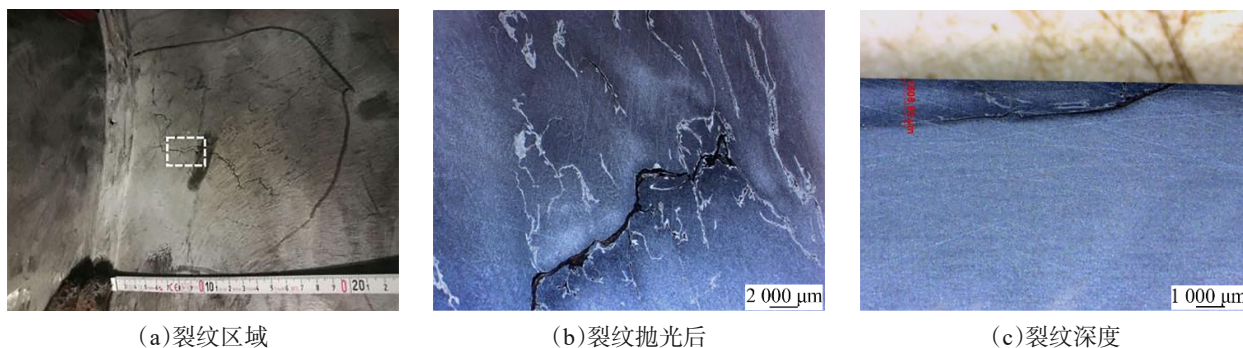


图2 龟裂区域宏观形貌

Fig. 2 Macromorphology of the cracked area

表1 化学成分测量结果(质量分数, %)

Table 1 Chemical composition measurement results (wt. %)

项目	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo
龟裂区域	0.057	0.56	0.21	0.0142	0.0031	2.2	0.97
正常区域	0.11	0.59	0.24	0.012	0.003	2.25	0.98
ASME SA/GB 713	0.08~0.15	0.3~0.6	≤0.50	≤0.02	≤0.01	2.0~2.5	0.9~1.1

光谱结果表明表面非裂纹区域的化学成分均满足 ASME SA/GB 713 标准要求, 表面裂纹区域其余合金元素成分无明显异常, 但 C 元素含量明显低于非裂纹区域和标准要求值。

2.3 金相组织和能谱分析

对管道的龟裂区域和正常域分别截取试样进行金相组织分析, 经过研磨、抛光后, 使用 4% (质量分数) 的硝酸酒精溶液腐蚀^[9]后得到的外表面区域金相组织如图 3、图 4 所示。

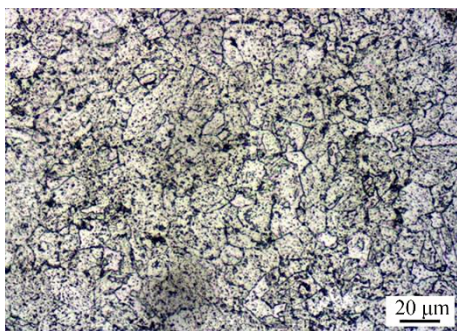


图3 正常区域外表面金相组织

Fig. 3 Microstructure of the outer surface of the normal area

12Cr2Mo1R 经正火+回火处理后正常供货状态组织为 100% 贝氏体组织。由图 3 可知, 高压缸排气管道正常区域母材为粒状贝氏体组织, 组织分布较均匀, 组织无异常。但龟裂区域组织与正常区域对比存在明显异常, 由图 4a 可知, 裂纹部分扩展路径不规则, 沿着晶界扩展, 部分穿晶发展, 为沿晶和穿

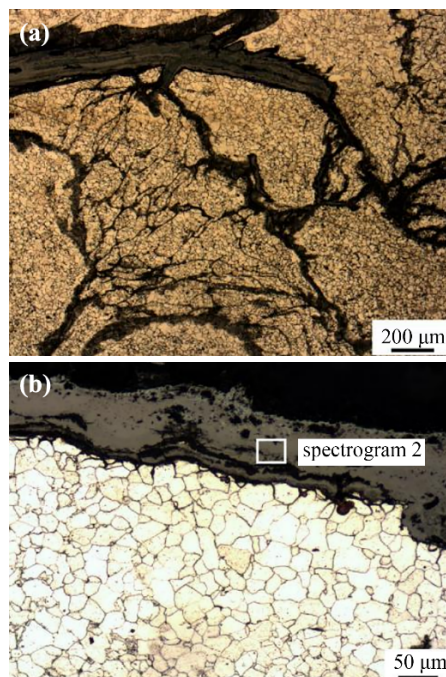


图4 龟裂区域外表面金相组织

Fig. 4 Microstructure of the outer surface of the crack area

晶共存的混合型裂纹, 且裂纹分叉存在大量二次裂纹。由图 4b 裂纹附近母材组织为铁素体+极少量粒状贝氏体, 相比正常区域组织, 裂纹区域组织存在明显粗大现象。对裂纹内部的浅灰色区域进行扫描电镜能谱分析, 如图 5 所示, 浅灰色氧化产物主要为铁的氧化。

对裂纹试样横截面进行金相观察, 结果如图 6

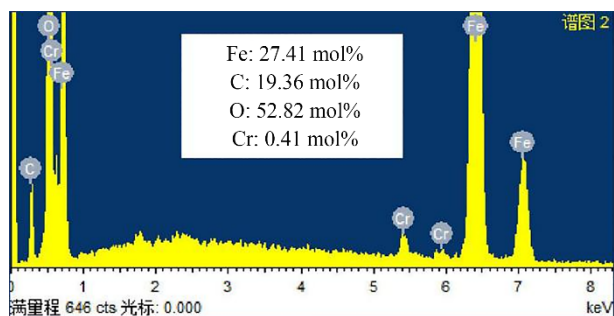
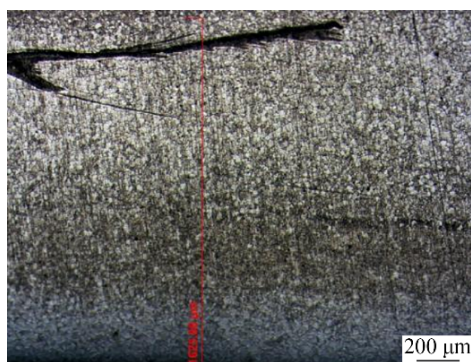


图5 裂纹区域EDS能谱结果

Fig. 5 EDS spectrum results of the crack region

所示。可以发现裂纹整体在全脱碳区域扩展,脱碳区域与内部正常区域母材组织存在明显差异,裂纹区域组织较内部正常区域组织明显粗大。裂纹尖端位于脱碳层最深处,对全脱碳层深度进行测量发现脱碳层厚度约为1 625 μm ,裂纹深度与脱碳层深度基本一致。



(a)脱碳区深度测量



(b)裂纹尖端

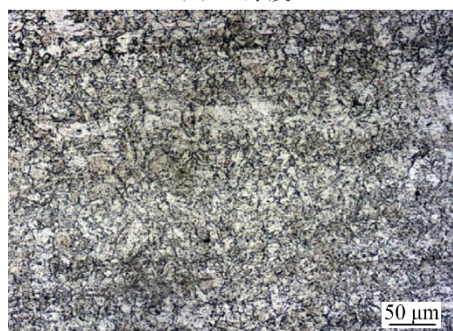
图6 裂纹区域横截面金相组织

Fig. 6 Microstructure of the cross section of the crack area

对裂纹试样1/2厚度及内表面分别进行金相组织观察,结果如图7所示,可见裂纹试样1/2厚度及内表面的金相组织均为粒状贝氏体,与正常区域外表面的组织完全相同,与裂纹的扩展区域一致,证



(a)1/2厚度



(b)内表面

图7 裂纹区域1/2厚度和内表面金相组织

Fig. 7 Microstructure of the 1/2 thickness and inner surface of the crack area

明异常组织仅存在于外表面局部区域。

2.4 断口分析

将试样垂直裂纹深度方向切割后打开断口进行扫描电镜断口分析,如图8所示。通过低倍断口图可见断面整体较平齐,未见明显塑性变形痕迹。通过高倍断口图可见断面为沿晶和穿晶的混合型断裂,整体呈现准解理断裂形貌,断面上分布有大量二次裂纹,同时还分布有大量氧化物颗粒。

2.5 硬度分析

采用显微维氏硬度计对正常试样外表面、裂纹试样外表面、1/2厚度以及内表面分别进行硬度检测,加载力矩为1 kgf,保持时间10 s,试验结果如表2所示,ASME SA/GB 713对12Cr2Mo1R材料的抗拉强度最小值要求为520 MPa。可见正常试样外表面的维氏硬度平均值为178 HV,裂纹试样1/2厚度及内表面的维氏硬度在174~177 HV之间,经过转换后的强度为589~603 MPa^[10]之间,均符合标准要求。而裂纹试样外表面的维氏硬度仅有111 HV,经转换后的强度仅为393 MPa,明显低于其他区域及标准要求值。

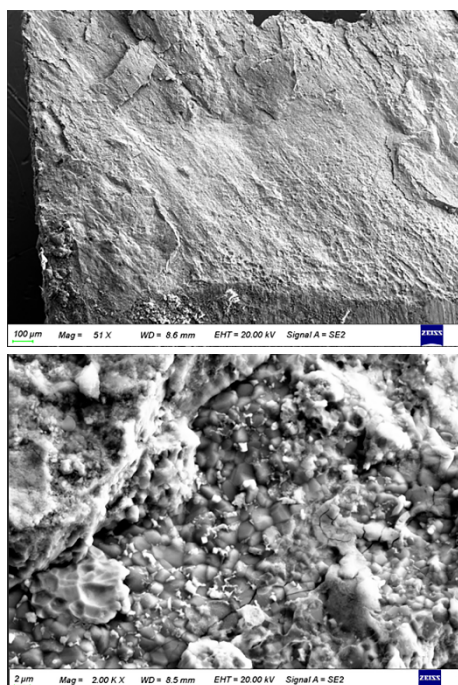


图8 断口微观形貌

Fig. 8 Micro morphology of fracture

表2 裂纹试样和正常试样不同区域硬度(HV)

Table 2 Hardness in different regions of cracked and normal samples (HV)

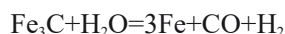
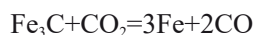
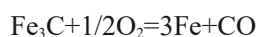
外表面	龟裂试样		正常试样
	1/2 厚度	内表面	外表面
111	177	174	178

3 失效原因综合分析

根据上述试验结果,高压缸排气管外表面整体无明显的塑性变形和机械损伤痕迹,龟裂问题仅存在于外表面局部区域,非裂纹区域母材化学成分、组织和硬度正常,裂纹区域1/2厚度和内表面的金相组织和硬度亦均正常,证明此高压缸排气管道运行过程无明显过热、过烧现象,母材外表面龟裂与运行工况导致的异常受力和材质劣化无关。

高压缸排气管裂纹区域外表面碳含量明显低于标准及非裂纹区域,且裂纹区域外表面组织为铁素体+极少量粒状贝氏体,而12Cr2Mo1R经正火+回火处理后正常供货状态组织为100%贝氏体组织,证明了此高压缸排气管外表面局部区域发生了氧化脱碳,导致局部区域发生了碳元素损伤,组织发生了改变。钢材加热时,钢材表面脱碳反应的主要

方程式如下^[11]:



由于该管道最高运行温度仅为201℃,远低于12Cr2Mo1R钢发生氧化脱碳的相变温度范围^[12],脱碳只能发生在该管道的生产制造阶段。对该管道的制造阶段过程中可能引起相变温度的加热过程进行逐一排查,由于热处理在加热炉中进行,炉温均匀性报告显示炉内温度均匀,且按工件装炉位置和工件的结构形式判断裂缝区域远离喷嘴,由于热处理炉故障或靠近喷嘴导致局部过热的可能性较小;裂纹形态分叉较多,不符合焊接延迟裂纹的形貌特征,且裂纹最近处距离焊缝边缘约30mm,超出了焊接热影响区的范围,由于焊接过程导致氧化脱碳可能性可排除;现场发现的龟裂区域位于人孔门焊缝周围200mm×200mm区域,此区域与焊接预热过程中的陶瓷加热片覆盖区域大小相近,虽然焊接预热过程温度只有200℃,但如果加热片局部偶发短路损伤,可能导致此区域温度达到相变温度而发生氧化脱碳。该管道在焊接、热处理后进行了最终无损检验,检验结果合格,证明制造阶段虽然发生了氧化脱碳但并未形成裂纹,外表面龟裂问题属于运行阶段产生。

由于脱碳导致龟裂区域外表面组织为铁素体+极少量粒状贝氏体,而周围区域组织均为粒状贝氏体,龟裂区域与周围区域的组织存在明显差异,在母材局部区域产生了较大的组织应力;由于组织差异导致龟裂区域的热膨胀系数及导热系数与周围区域明显不同,在机组启停过程中在母材局部区域还会产生较大的热应力。在机组运行过程中,由于内部蒸汽介质的作用下,该管道还会承受持续的振动载荷。从而使得在机组启停机和升降功率等过程中产生的振动应力、热应力以及材料本身的内应力共同作用下极易超过脱碳区域材料的强度极限而发生开裂。另外,由于脱碳区域组织存在明显的晶粒粗大情况,抵抗裂纹扩展的能力进一步下降,使得裂纹易于在脱碳区域的外表面多处萌生,产生二次裂纹,二次裂纹可以在一定程度上松弛外表面的局部应力,从而使得脱碳区域外表面出现龟裂状

裂纹。

4 结论

(1)12Cr2Mo1R钢蒸汽管道母管龟裂仅存在于外表面,裂纹深度约为1 608 μm ,裂纹的形成与运行工况导致的异常受力和材质劣化无关。

(2)高压缸排气管裂纹区域外表面碳含量明显低于标准及非裂纹区域,且裂纹区域外表面组织为铁素体+极少量粒状贝氏体,而其他区域组织均为100%贝氏体组织,证明了此高压缸排气管外表面局部区域发生了氧化脱碳,裂纹扩展深度与脱碳层深度基本一致。

(3)脱碳发生在管道制造预热阶段,原因为陶瓷加热片局部短路,在机组运行过程的组织应力、热应力以及振动应力的综合作用下,导致脱碳区域形成了龟裂状裂纹。

参考文献:

- [1] 赵成昆. 中国核电发展现状与展望[J]. 核动力工程, 2018,39(5):1-3.
ZHAO C K. Development Status and Outlook for Nuclear Power in China[J]. Nuclear Power Engineering, 2018,39(5):1-3.
- [2] 曹通,李鸿远,吴振,等. 核电站消防水稳压罐腐蚀分析及处理[J]. 失效分析与预防, 2018,13(3):182-188.
CAO T, LI H Y, WU Z, et al. Corrosion Analysis and Treatment of Fire Control Water-regulating Tank in Nuclear Power Station[J]. Failure Analysis and Prevention, 2018,13(3):182-188.
- [3] 刘肖,赵建仓,王淦刚,等. 核电厂管道及焊接接头失效案例综述[J]. 失效分析与预防, 2013,8(05):300-305.
LIU X, ZHAO J C, WANG G G, et al. Failure Analysis of Pipelines and Welding Joints in Nuclear Power Plant[J]. Failure Analysis and Prevention, 2013,8(05):300-305.
- [4] 郑坊平,包文东,宋少平,等. 电站锅炉厚壁蒸汽管道焊接接头开裂原因分析[J]. 铸造技术, 2018,39(05):1128-1131.
ZHENG F P, BAO W D, SONG S P, et al. Welded Joint Cracking Cause Analysis of Steam Pipe with Thick Wall in Power Plant Boiler[J]. Foundry Technology, 2018,39(05):1128-1131.
- [5] 南海,黄晓妮,潘思仲,等. 低压蒸汽管道开裂失效原因分析[J]. 全面腐蚀控制, 2016,30(07):38-39.
NAN H, HUANG X N, PAN S Z, et al. The Analysis of Low Pressure Steam Pipeline Failure Cause[J]. Total Corrosion Control, 2016,30(07):38-39.
- [6] 孙旭. 某电厂高温再热蒸汽管道内壁开裂原因分析与处理[J]. 吉林化工学院学报, 2019,36(07):76-79.
SUN X. Failure Analysis and Settlement of High Temperature Reheat Steam Pipe of One Power Plant[J]. Journal of Jilin Institute of Chemical Technology, 2019,36(07):76-79.
- [7] 黄桥生,万克洋,胡彬. 主蒸汽管道裂纹原因分析及预防措施[J]. 湖南电力, 2010,30(01):33-35.
HUANG Q S, WAN K Y, HU B. Cause analysis and preventive measures for cracks in the main steam pipeline[J]. Hunan Electric Power, 2010,30(01):33-35.
- [8] 汤淳坡,尹少华,许尧,等. 超超临界机组主蒸汽管道IV型开裂原因分析[J]. 焊接技术, 2019,48(12):93-97.
TANG C P, YIN S H, XU R, et al. Analysis of type IV crack reason of main steam pipe in ultra supercritical unit[J]. Welding Technology, 2019,48(12):93-97.
- [9] 谷树超,徐开,李俊,等. 超超临界锅炉T23钢水冷壁管开裂分析[J]. 失效分析与预防, 2020,15(1):46-51.
GU S C, XU K, LI J, et al. Cracking Analysis of Water-cooled Wall Pipe of T23 Steel for Ultra-supercritical Boiler[J]. Failure Analysis and Prevention, 2020,15(1):46-51.
- [10] 中国计量科学研究院. GB/T1172—1999黑色金属硬度及强度换算值[S]. 北京:中国标准出版社, 2005.
- [11] 陈银莉,左茂方,罗兆良,等. 60Si2Mn弹簧钢表面脱碳理论及试验研究[J]. 材料热处理学报, 2015,1(1):192-198.
CHEN Y L, ZUO M F, LUO Z L, et al. Theoretical and experimental study on surface decarburization of 60Si2Mn spring steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015,1(1):192-198.
- [12] 蒋善玉. 12Cr2Mo1R钢相变规律研究[J]. 山东冶金, 2013,35(3):11-14.
JIANG S Y. Study on Phase Transformation Rule of 12Cr2Mo1R Steel[J]. Shandong Metallurgy, 2013,35(3):11-14.