

ZG00Cr25Ni7Mo2N 海水管路裂纹失效分析

禹文娟^{1, 2}, 李毛毛³, 盛楠², 王潇岚³, 牛建民², 姜风春¹

(1. 哈尔滨工程大学, 黑龙江哈尔滨 150006; 2. 上海船舶工艺研究所, 上海 200032;

3. 哈尔滨工程大学烟台研究生院, 山东烟台 264000)

摘要: 双相不锈钢 (ZG00Cr25Ni7Mo2N) 海水管路使用半年后, 在管路出水口靠近法兰的位置处出现裂纹。通过宏观形貌检查、微观组织分析、力学性能测试、电偶腐蚀有限元数值模拟等方法, 对海水管路开裂原因进行了分析。结果表明: 失效管路内部存在明显铸造缺陷, 缩松、缩孔等缺陷, 可以作为裂纹源引起管道开裂。管路裂纹附近组织成分与基体基本一致, 均由三种相 (铁素体 δ 、奥氏体 γ 、 σ 相) 组成。裂纹对基体的相组成没有明显影响, 但裂纹部位铁素体 δ 体积分数下降, 脆性 σ 相增加, 从而导致了材料的性能恶化, 使得管路夏比冲击吸收功仅为设计标准下限的4.6%, 平均断后伸长率和断面收缩率分别仅为设计标准的44%和13.2%。根据电偶腐蚀有限元数值模拟结果, 失效管路的电偶腐蚀问题可能会对其裂纹扩展产生一定影响, 但不是裂纹形成的主要原因。

关键词: 双相不锈钢; 海水管路; 裂纹; 电偶腐蚀; 失效分析

作者简介:

禹文娟 (1990-), 女, 高级工程师, 硕士, 主要从事激光熔覆涂层、电化学腐蚀防护研究工作。电话: 18818219576, E-mail: yuwjy@126.com

通信作者:

牛建民, 男, 博士, 研究员。电话: 18007196156, E-mail: jmnju@alum.imr.ac.cn

中图分类号: TG247

文献标识码: A

文章编号: 1001-4977 (2025) 01-0108-07

基金项目:

中国博士后科学基金资助项目 (2023M732172、2024T171176)。

收稿日期:

2023-11-02 收到初稿,
2024-01-15 收到修订稿。

海水管路是海洋设备中不可或缺的基础配件。它由各种冷却管路、疏排水管路、消防管路、冲洗管路等组成, 通常采用金属材料制成^[1]。由于海水中含有较高的Cl⁻和其他腐蚀成分, 海水管路及设备容易发生腐蚀。在严重情况下, 管路及设备可能会发生腐蚀泄漏、穿孔、应力开裂等事故, 从而威胁着海洋设备的安全运行^[2-3]。例如, 2021年, 墨西哥国家石油公司位于尤卡坦半岛坎佩切州的西部海域, 一段连接钻井平台的海水管路发生腐蚀开裂, 导致天然气泄漏, 随即发生着火和爆炸, 造成直接经济损失数千万美元。2022年, 一艘装载铁渣的杂货船, 在马绍尔群岛附近因船舶海水管道腐蚀破坏, 导致船舶机舱进水并最终沉没。所幸事故没有造成油污、船员受伤或死亡。因此, 海水管路及设备所使用的材料必须具备良好的耐海水腐蚀性能, 除了满足必需的力学性能要求之外, 还应具备耐含Cl⁻介质腐蚀的性能^[4-5]。

双相不锈钢通常由40%~60%的铁素体组织加体积分数为60%~40%的奥氏体组织组成, 在性能上综合了奥氏体不锈钢的优良韧性与铁素体不锈钢的高强度和耐Cl⁻腐蚀性, 广泛应用于海洋工程、船舶制造和石油化工等领域^[6-7]。ZG00Cr25Ni7Mo2N是双相不锈钢中比较优良的一种, 其耐蚀当量PREN>30, 经过适当的热处理后, 可以获得铁素体相和奥氏体相比比例接近1:1的组织, 从而发挥出更好的耐腐蚀能力, 还具有比铁素体不锈钢或奥氏体不锈钢更好的力学性能^[8-9]。

笔者研究的ZG00Cr25Ni7Mo2N海水管路失效件, 其外形如图1所示, 管路直径约为300 mm, 平均壁厚约为20 mm。经过半年的使用, 该失效件在管路出水口靠近法兰位置处出现了裂纹缺陷。与海水管路常见的腐蚀失效形式不同, 该失效形式引起了技术人员的关注。本研究通过宏观形貌观察、微观组织分析、力学性能测试与有限元数值模拟等方法, 对海水管路的失效原因进行了分析, 以便为解决类似失效问题提供一定的工程借鉴参考^[10-12]。

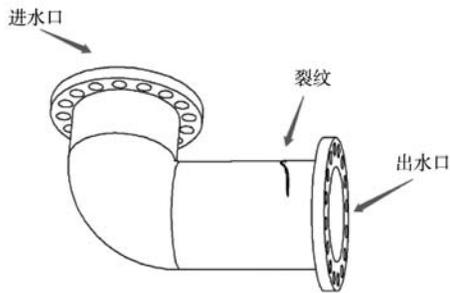


图1 管路裂纹缺陷示意

Fig. 1 Schematic diagram of pipeline crack defects

1 试验材料、设备和方法

失效后的ZG00Cr25Ni7Mo2N海水管路在上海船舶工艺研究所无损检测中心进行取样测试，宏观形貌检查依据GB/T 18851.1—2012《无损检测 渗透检测 第1部分：总则》和GB/T 3323.1—2019《焊缝无损检测 射线检测 第1部分：X和伽玛射线的胶片技术》进行渗透和X射线检测，硬度测试依据GB/T 231.1—2018《金属材料 布氏硬度试验 第1部分：试验方法》进行测试，

拉伸与冲击性能测试分别依据GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第1部分：室温试验方法》与GB/T 229—2020《金属材料 夏比摆锤冲击试验方法》进行测试。另外，考虑到失效件在服役过程中海水管路及设备之间的电偶腐蚀行为，因此增加了失效件的电偶腐蚀有限元数值模拟分析。试验采用设备为ZEISS Sigma 500场发射电子显微镜、320HBS-3000（JL-017）数显布氏硬度计、WDW-100（TJ-0405-002）电子拉伸试验机、JB-300（JL-019）金属冲击试验机。

2 检测和计算结果及分析

2.1 宏观形貌检查

对失效海水管路外壁进行渗透检测。根据图2（a），可观察到管路外壁出现明显裂纹，长度约为18 cm，裂纹朝着出水口法兰方向扩展；与此相反，管路内壁没有其他显著缺陷。裂纹沿着管道内壁圆周方向贯穿约1/4圆弧长度，具体情况见图2（b）；在裂纹部位使用线切割截取试样，裂纹呈蜿蜒状，中部开口较大，详见图2（c）。

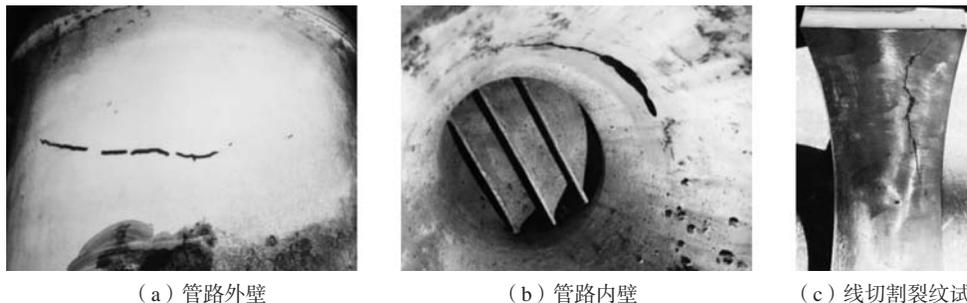


图2 开裂海水管路的宏观形貌

Fig. 2 Macroscopic morphology of cracked seawater inlet bend

对失效管路进行X射线无损探伤后，检测结果显示管路内部存在严重缺陷，评定为IV级，不合格。通过胶片显示结果可见：管路开裂部位明显有裂纹，裂纹分布如图3所示；而管路完好部位则显示出缩孔和缩松现象，具体情况见图4。胶片上细小点状显示为缩松，较大尺寸类圆状显示为缩孔。这些缩孔和缩松可能



图4 管路完好部位X射线检测结果

Fig. 4 X-ray inspection results of the intact part of the pipeline



图3 管路开裂部位X射线检测结果

Fig. 3 X-ray inspection results of cracks in the pipeline

成为新的裂纹源，随着裂纹的扩展，将形成一系列逐渐延伸的细小裂纹。

2.2 微观组织分析

通过对失效管路上截取的基材进行微观组织分析，根据图5的观察结果，发现失效管路基体内部存在

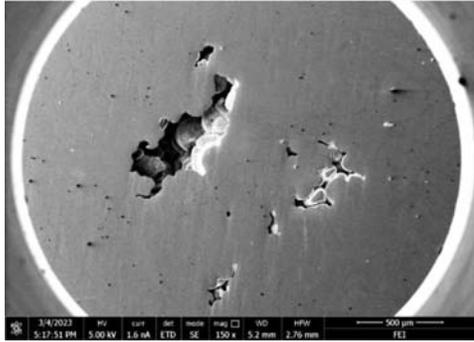


图5 失效管路内部铸造缺陷

Fig. 5 Casting defects inside the failed pipeline

着明显的铸造缺陷，具体表现为明显的孔洞和夹杂。这些铸造缺陷可能是裂纹的来源，从而导致基体出现开裂现象。

图6显示了基材的微观组织形貌，呈现出较为典型的共晶/共析组织。通过进一步对组织中不同的相进行能谱分析，如图7与表1所示，可以观察到基体合金中可能存在三种不同的合金相：白亮相（点1）为Cr、Mo富集相，灰相（点2）为富Ni相，黑相（点3）为贫Ni相。

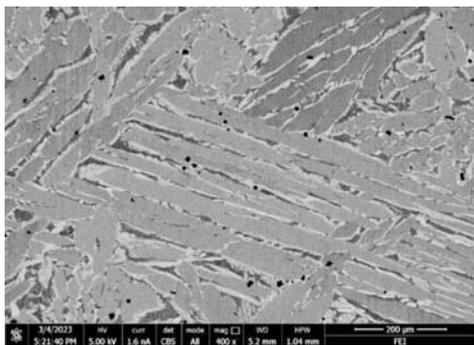


图6 基材的微观组织形貌

Fig. 6 Microstructural morphology of the substrate

表1 基材中合金相的成分

Tab. 1 Compositions of alloy phase in the substrate $w_B / \%$				
No.	Cr	Fe	Ni	Mo
1	32	55	4	9
2	26	64	7	3
3	27	66	4	3

考虑双相不锈钢在高温下铁素体相 σ 易发生共析反应形成二次奥氏体 γ 和 σ 相^[13]： $\delta \rightarrow \gamma + \sigma$ 。因此，可以初步判断白亮相为铁素体 σ 相，灰相为奥氏体 γ 相，黑相为铁素体 δ 相与二次奥氏体 γ 和 σ 相的混合相。这种微观组织形貌不同于典型的铸造双相不锈钢。图8为典型铸造双相不锈钢的微观组织形貌，图中

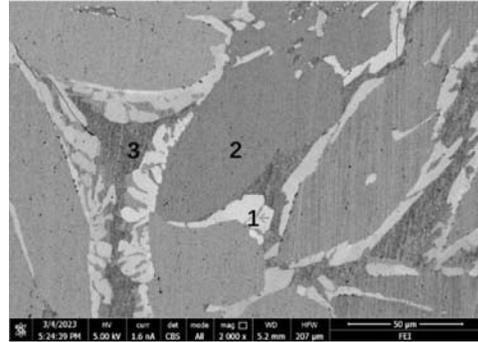


图7 基材微观组织的成分分析

Fig. 7 Composition analysis of substrate microstructure

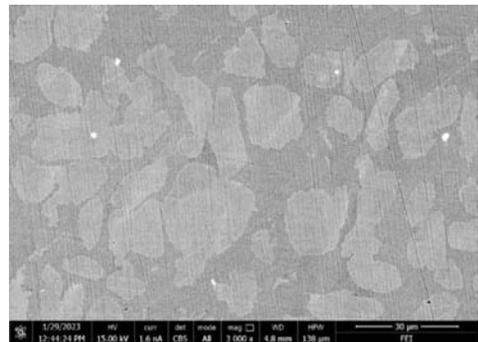


图8 典型铸造双相不锈钢微观组织形貌

Fig. 8 Microstructure of typical casting duplex stainless steel

灰白相为奥氏体 γ 相（富Ni），暗黑相为铁素体相 δ （贫Ni）。

从失效管路裂纹部位取样进行微观组织分析，图9显示了失效管路开裂处的断口形貌，呈现出条块状断口，显露出明显的脆性开裂特征，与合金基材的共析组织相吻合。由此推断失效管路最初是从内部发生开裂，然后向管道表面扩展，最终导致管道表面撕裂形成贯穿性裂纹。

进一步对开裂处的合金微观组织进行观察，如图10所示，可以看到其组织呈现两个特征：一是白亮相

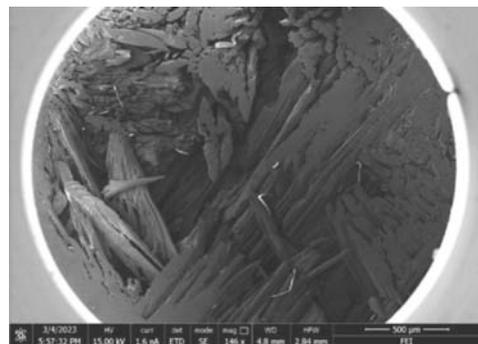


图9 失效管路开裂处的断口形貌

Fig. 9 The fracture appearance at the crack position of the failed pipeline

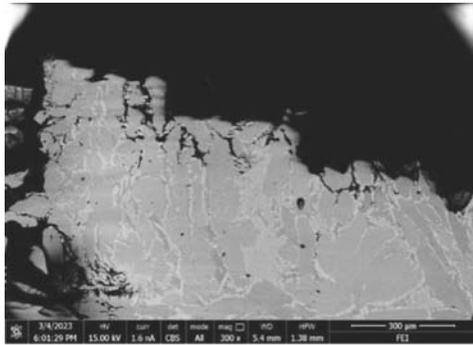


图10 失效管路开裂处的微观组织形貌

Fig. 10 Microstructure morphology at the crack position of the failed pipeline

的分数明显增多，而暗黑相的分数显著减少；二是断口附近的微裂纹基本沿白亮相扩展。

对断口附近的合金组织（图11）进行成分分析发现，三种合金相的成分与基体一致，结果如表2所示。

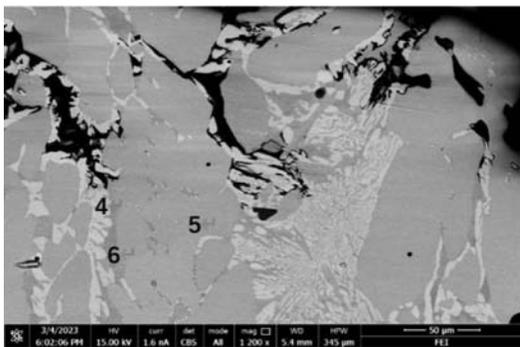


图11 失效管路开裂处微观组织的成分分析

Fig. 11 Composition analysis of the microstructure at the crack position of the failed pipeline

表2 断口附近合金相成分

Tab. 2 Alloy phase composition near fracture					$w_B/\%$
No.	Cr	Fe	Ni	Mo	
4	32	56	4	8	
5	26	63	8	3	
6	27	66	4	3	

可见，断口附近的合金依然由三种相（铁素体 δ 、奥氏体 γ 、 σ 相）组成，其成分与基体基本一致，说明裂纹对合金的相组成没有明显影响，但裂纹部位的铁素体 δ 体积分数下降，析出相增加，从而导致材料的性能恶化。

2.3 硬度测试

根据GB/T 231.1—2018《金属材料 布氏硬度试验 第1部分：试验方法》，从失效管路裂纹附近截取并制备垂直裂纹布氏硬度试样。通过数显布氏硬度计320 HBS-3000（JL-017），采用直径5 mm的硬质合金球作为压头，施加试验载荷7 335 N，保持时间13 s，随机选取3个点进行硬度测试，分别得到309、310和313的HBW5/750硬度值。测试结果显示硬度波动平稳。对比管路管身设计标准QJ/Sf 2.22—1998的硬度设计要求，从表3结果可以看出，ZG00Cr25Ni7Mo2N所制管路管体的平均布氏硬度值高于设计要求。

表3 失效管路硬度测试结果

Tab. 3 Hardness test result of the failed pipelin

性能参数	布氏硬度HBW
平均检测值	311
QJ/Sf2.22—1998	200~280

2.4 拉伸性能

根据GB/T 228.1—2021《金属材料 拉伸试验 第1部分：室温试验方法》，从失效管路裂纹附近，沿垂直裂纹方向截取3支拉伸试样，采用电子拉伸试验机WDW-100（TJ-0405-002）进行室温拉伸试验，试验结果见表4。可见，这3支试样的拉伸性能均显示较差。从平均检测值上看，仅有屈服强度符合QJ/Sf 2.22—1998设计标准对ZG00Cr25Ni7Mo2N所制管路的拉伸性能要求。然而，失效管路的平均抗拉强度、伸长率和断面收缩率则明显低于管路管身的设计标准要求。

2.5 冲击性能

根据GB/T 229—2020《金属材料 夏比摆锤冲击试

表4 失效管路拉伸试验结果

Tab. 4 Tensile test results of the failed pipeline

项目	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%
试样1	523	502	10.0	5
试样2	489	470	8.0	5
试样3	553	468	8.5	0
平均检测值	521.7	480	8.8	3.3
QJ/Sf 2.22—1998	≥ 630	≥ 400	≥ 20	≥ 25

验方法》，从失效管路裂纹附近，沿垂直裂纹方向截取夏比V型缺口标准冲击试样，尺寸为10 mm × 10 mm × 55 mm。随后使用金属冲击试验机JB-300（JL-019）进行室温冲击试验。图12展示了失效管路试样的冲击断口形貌，可见断面较为粗糙，明显呈现出脆性断裂特征。根据表5所示的冲击性能结果，发现失效管路冲击吸收能量较低，吸收功仅为2.75 J。与QJ/Sf 2.22—1998标准对ZG00Cr25Ni7Mo2N所制海水管路的冲击性能要求相比，失效管路的冲击吸收能量（2.75 J）远低于标准规范要求的下限（≥60 J）。

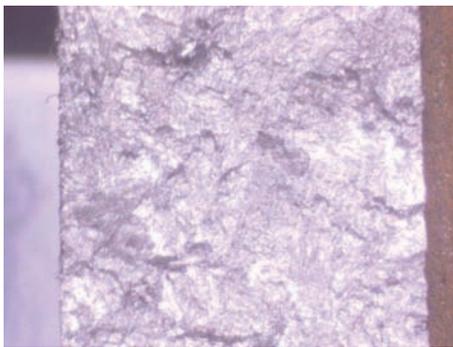


图12 冲击断口形貌

Fig. 12 Impact fracture morphology

表5 失效管路冲击性能

Tab. 5 Impact performance of failed pipeline

项目	冲击吸收功 A_{KV}/J
检测值	2.75
QJ/Sf 2.22—1998	≥60

根据上述试验分析结果，失效管路内部存在明显的铸造缺陷，X射线检测与组织成分分析发现缩松、缩孔等铸造缺陷成为裂纹源，产生微裂纹并扩展。失效管路裂纹附近组织与基体相似，均由三种相（铁素体 δ 、奥氏体 γ 、 σ 相）组成。在铁素体 δ 成分方面，高温铸造过程中铁素体相 δ 发生共析反应形成二次奥氏体 γ 和 σ 相， σ 相的增加导致材料性能恶化，使得管路本身的塑性和韧性下降。这造成了失效管路冲击试样夏比冲击功仅为设计标准下限的4.6%，拉伸试样平均断后伸长率和断面收缩率分别仅为设计标准的44%和13.2%，远低于QJ/Sf 2.22—1998标准对ZG00Cr25Ni7Mo2N所制管路的标准要求。

2.6 电偶腐蚀有限元数值模拟

考虑ZG00Cr25Ni7Mo2N海水管路的实际服役情况，针对由双相不锈钢ZG00Cr25Ni7Mo2N所制的管路和过渡法兰，以及和由硅黄铜ZCuZn16Si4所制的连接弯头进行3.5% NaCl溶液（模拟海水）中两者电偶腐蚀

行为的模拟计算，以判断分析失效管路的裂纹缺陷与连接弯头防腐设计之间的关联。

根据文献^[14-17]报道，两种金属的自腐蚀电位之间存在较小电位差。双相不锈钢ZG00Cr25Ni7Mo2N在模拟海水中的腐蚀电位为-0.30~-0.28 V，硅黄铜ZCuZn16Si4电位为-0.25~-0.24 V。建立如图13所示的几何模型，其中圆柱体直径为400 mm，高度为1 000 mm。黄色圆柱体代表硅黄铜ZCuZn16Si4，银灰色圆柱体代表双相不锈钢ZG00Cr25Ni7Mo2N。

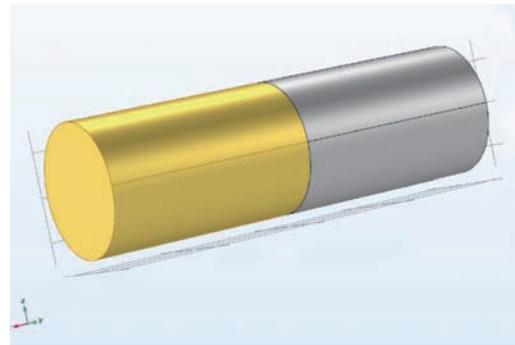


图13 双相不锈钢ZG00Cr25Ni7Mo2N与硅黄铜ZCuZn16Si4几何模型图

Fig. 13 Geometric model diagram of duplex stainless steel ZG00Cr25Ni7Mo2N and silicon brass ZCuZn16Si4

如图14所示，基于流场、浓度场与电动力学过程的耦合，借助COMSOL Multiphysics软件，对ZG00Cr25Ni7Mo2N、ZCuZn16Si4所组成的电偶对的初期的电偶电流、电位分布进行了计算。

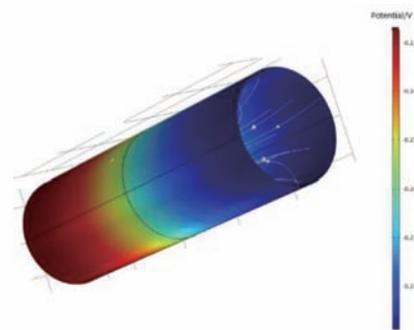


图14 ZG00Cr25Ni7Mo2N和ZCuZn16Si4管道表面电位分布图

Fig. 14 ZG00Cr25Ni7Mo2N and ZCuZn16Si4 pipeline surface potential distribution diagram

双相不锈钢（ZG00Cr25Ni7Mo2N）由于具有较负的自腐蚀电位表现为阳极。硅黄铜（ZCuZn16Si4）具有较正的自腐蚀电位表现为阴极。在管路上，表面电位从阳极到阴极由负逐渐变正，从-0.28 V慢慢变化到-0.23 V。

如图15和图16所示，阳极双相不锈钢（ZG00Cr25Ni7Mo2N）和阴极铸黄铜（ZCuZn16Si4）接触部位电解质电流密度发生了变化，这表明在两者接触部位电偶腐蚀的程度最大。双相不锈钢作为阳极的金属被腐蚀，金属参与氧化反应失去电子。电解质溶液中正向电流的流动方向为由阳极金属向阴极流动。这两个图反映了电偶腐蚀的强弱程度，如果腐蚀电流大，说明电偶腐蚀比较严重，如果腐蚀电流小，说明电偶腐蚀较轻。

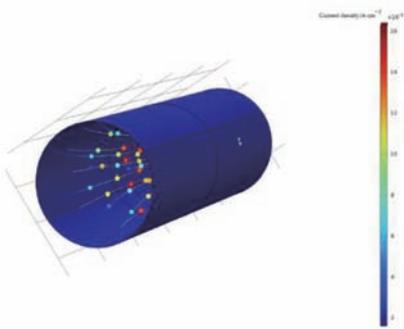


图15 ZG00Cr25Ni7Mo2N和ZCuZn16Si4电解质电流密度分布图
Fig. 15 Current density distribution diagram of ZG00Cr25Ni7Mo2N and ZCuZn16Si4 electrolytes

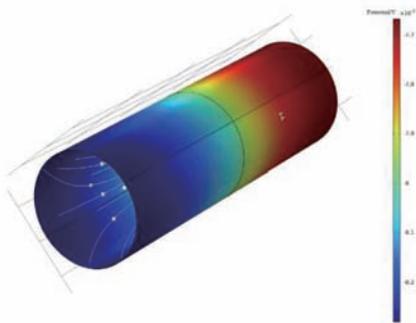


图16 ZG00Cr25Ni7Mo2N和ZCuZn16Si4电极电位vs相邻参比电位分布图
Fig. 16 ZG00Cr25Ni7Mo2N and ZCuZn16Si4 electrode potential vs adjacent reference potential distribution diagram and ZCuZn16Si4 electrolytes

但总体来说ZG00Cr25Ni7Mo2N、ZCuZn16Si4在初期50 mV的电位差还是比较小的，电偶腐蚀的电流密度较小，电偶腐蚀程度较轻。

根据上述电偶腐蚀有限元数值模拟结果，在

初期的一定时期内，法兰连接部位的双相不锈钢ZG00Cr25Ni7Mo2N作为阳极存在，有一定的电偶腐蚀倾向；但是由于电位差较小，法兰连接部位的双相不锈钢发生电偶腐蚀的倾向相对较小。随着使用时间的延长，双相不锈钢会发生极化而进入钝化区间。因此，在距离法兰连接部位一定距离之外的双相不锈钢部位的电位会朝正方向上升，从而导致距离法兰连接部位一定距离之外的硅黄铜ZCuZn16Si4部位变为阳极而发生电偶腐蚀。根据以往使用经验判断，以该失效管路在船上的防腐设计状态使用3~6个月并不会出现严重的腐蚀风险。因此，可以得出结论，该失效弯道的电偶腐蚀问题可能会对其裂纹产生有一定影响，但并非主要原因。

综上所述，失效管路中的铸造缺陷导致内部形成微裂纹是其产生贯穿性裂纹的主要原因，同时高温铸造过程中脆性相的增多恶化了材料性能，对裂纹的形成与扩展起了较大的促进作用。因此，建议管路生产企业优化铸造工艺，减少或消除铸件缺陷，与用户共同确定铸造技术条件中合理的铸件内外部质量验收等级。与此同时，针对以该失效管路为代表的海水管路及设备，在实际应用中，还需要按照船上的防腐设计标准采取电绝缘措施，以避免长期使用之后发生严重的电偶腐蚀。

3 结论

(1) ZG00Cr25Ni7Mo2失效管路内部存在明显铸造缺陷，缩松、缩孔等缺陷能够作为裂纹源导致管路开裂。

(2) 失效管路裂纹附近由三种相（铁素体 δ 、奥氏体 γ 、 σ 相）组成，其成分与基体基本一致，裂纹对基体的相组成没有明显影响，但裂纹部位的铁素体 δ 体积分数下降， σ 相析出增加，从而导致材料的性能恶化，促进了裂纹的萌生与扩展。

(3) 失效管路力学性能试验检测结果显示，只有屈服强度和硬度符合管路设计要求，而夏比冲击吸收功仅为设计标准下限的4.6%，平均断后伸长率和断面收缩率分别仅为设计标准的44%和13.2%。

(4) 电偶腐蚀有限元数值模拟结果显示，该失效弯道的电偶腐蚀问题可能会对其裂纹产生一定影响，但并非主要原因。

参考文献:

- [1] 王广夫, 贾智棋, 董彩常, 等. 舰船海水管路体系典型材料的性能 [J]. 腐蚀与防护, 2022, 43 (4): 24-27.
- [2] 张鲁君, 吴晓阳, 杨成斌, 等. 舰船海水管路腐蚀故障分析 [J]. 全面腐蚀控制, 2023, 37 (7): 107-112.
- [3] LIU G C, XU L, LI J, et al. Simulation of abrasion characteristics of polar ship seawater pipelines under the coupling of ice particles and vibration[J]. Applied Sciences, 2020, 10 (4): 1349.
- [4] 罗旭, 辛颖, 李瑜, 等. 船舶海水管路腐蚀及修复技术研究进展 [J]. 弹性体, 2022, 32 (1): 80-84.
- [5] 武兴伟, 聂垒鑫, 吴恒. 几种典型管路材料在流动海水中的冲刷腐蚀行为 [J]. 材料保护, 2021, 54 (5): 7-12.
- [6] 秦琴, 田金欣, 唐诗佳, 等. 双相不锈钢焊接性能及接头耐腐蚀性能的研究现状 [J]. 机械工程材料, 2021, 45 (9): 13-18.
- [7] 曹征宽, 朱斌, 张全新. 1Cr21Ni5Ti双相不锈钢不同温度时效脆化倾向研究 [J]. 失效分析与预防, 2021, 16 (5): 309-313.
- [8] 苗华军. 时效处理对超级双相不锈钢00Cr29Ni6Mo2N组织和耐点蚀性的影响 [J]. 特殊钢, 2021, 42 (5): 81-84.
- [9] 郑凯, 钟振前, 曹文全, 等. 高强双相不锈钢活塞杆开裂原因分析 [J]. 冶金分析, 2023, 43 (1): 88-93.
- [10] 李召华, 许永春. 某型飞机ZL114A铝合金支架断裂失效分析 [J]. 铸造, 2023, 72 (4): 443-446.
- [11] 穆彦青, 邓晗, 海丰龙, 等. 重卡制动鼓失效分析及铸造工艺研究 [J]. 铸造, 2023, 72 (11): 1422-1425.
- [12] 匡毅, 王新华, 邵抗振, 等. ZG20CrNiMoRE牙轮钻头躯体丝扣断裂失效分析 [J]. 铸造, 2020, 69 (11): 1185-1191.
- [13] 谷国超, 李瑞芬, 辛振民, 等. 2507超级双相不锈钢中第二相的析出行为 [J]. 金属热处理, 2022, 47 (5): 92-98.
- [14] KAN B, WU W, YANG Z, et al. Effects of hydrostatic pressure and pH on the corrosion behavior of 2205 duplex stainless steel [J]. Journal of Electroanalytical Chemistry, 2021, 886 (8): 115134.
- [15] ZHAO K, LI X Q, WANG L W, et al. Passivation behavior of 2507 super duplex stainless steel in hot concentrated seawater: influence of temperature and seawater concentration[J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2022 (2): 326-340.
- [16] 张晓梅, 郭为民, 张慧霞, 等. 模拟深海低温环境中铜合金的电偶腐蚀行为[J]. 腐蚀与防护, 2015, 36 (12): 1161-1165.
- [17] 杨刚毅, 汪冰峰, 刘源, 等. 铸造铜合金冲刷腐蚀及机理研究[J]. 矿冶工程, 2019, 39 (1): 125-127.

Failure Analysis of ZG00Cr25Ni7Mo2N Seawater Pipeline Crack

YU Wen-juan^{1,2}, LI Mao-mao³, SHENG Nan², WANG Xiao-lan³, NIU Jian-min², JIANG Feng-chun¹

(1. Harbin Engineering University, Harbin 150006, Heilongjiang, China; 2. Shanghai Shipbuilding Technology Research Institute, Shanghai 200032, China; 3. Yantai Research Institute and Graduate School of Harbin Engineering University, Yantai 264000, Shandong, China)

Abstract:

Duplex stainless steel (ZG00Cr25Ni7Mo2N) seawater pipeline cracks appeared at the position near the flange after half a year of use. By means of macroscopic morphology inspection, microstructure analysis, mechanical property test and finite element numerical simulation of galvanic corrosion, the cracking causes of seawater pipeline were analyzed. The results show that there are obvious casting defects inside the failed pipeline, and the defects such as shrinkage porosity and cavity can be as crack sources to cause pipe cracking. The structure composition near the pipeline crack is basically the same as that of the matrix, which is composed of three phases (ferrite, austenite, phase). The cracks have no obvious effect on the phase composition of the matrix, but the ferrite δ volume fractions at the crack sites decrease, while the brittle σ phase increases, which leads to the deterioration of the material's performance, and the charpy-impact absorption energy of the pipeline is only 4.6% of the design standard lower limit. The average post-fracture elongation and section shrinkage are only 44% and 13.2% of the design standard, respectively. According to the finite element numerical simulation result of galvanic corrosion, the galvanic corrosion may affect the crack propagation, but it is not main cause of the crack formation.

Key words:

duplex stainless steel; seawater pipeline; crack; galvanic corrosion; failure analysis