

DOI: 10.11973/jxgccl202308016

柴油加氢循环 20 碳钢管道脆性爆裂原因

王 明,王琼琦,钟继如,关凯书

(华东理工大学机械与动力工程学院,上海 200237)

摘 要:某化工厂柴油加氢循环 20 碳钢管道发生脆性爆裂。对该管道残片分别进行去应力退火处理和去氢处理,通过与未处理原始状态残片的显微组织和力学性能进行对比,并结合化学成分检测和断口形貌观察等方法对管道爆裂原因进行了分析。结果表明:管道材料在长时间服役后发生应变时效脆化,导致管道脆性爆裂;管道材料的氮元素含量相对偏高,且晶粒出现较大的变形,是发生应变时效脆化的主要原因。

关键词:应变时效脆化;失效分析;小试样测试;柴油加氢循环管道

中图分类号: TG142.1⁺5

文献标志码: B

文章编号: 1000-3738(2023)08-0100-06

Brittle Bursting Cause of 20 Carbon Steel Pipe of Diesel Hydrogenation Recycling

WANG Ming, WANG Qiongqi, ZHONG Jiru, GUAN Kaishu

(School of Mechanical and Power Engineering, East China University of Science and Technology, Shanghai 200237, China)

Abstract: Brittle bursting occurred in 20 carbon steel pipe of diesel hydrogenation recycling in a chemical plant. The pipe debris was treated by stress relief annealing and dehydrogenation treatment, respectively. By comparing the microstructure and mechanical properties of the treated debris with those of the untreated original debris, as well as combination with chemical composition detection and fracture morphology observation, the cause of the pipe bursting was analyzed. The results show that strain-age embrittlement occurred in the pipe material after a long period of service, leading to brittle bursting of the pipe. The relatively high nitrogen content in the pipe material and the large deformation of the grains were the main reasons for strain-age embrittlement.

Key words: strain-age embrittlement; failure analysis; small sample testing; diesel hydrogenation recycling pipe

0 引 言

20 碳钢是一种优质碳素结构钢,有着良好的韧塑性和焊接性能,是石油化工炼制厂中压力管道的常用材料。某化工厂柴油加氢循环管道在服役 9 a 后发生爆裂失效,管道材料为 20 碳钢,外径为 40 mm,壁厚为 5 mm,工作温度在 30~40 ℃,外壁无保温层,工作压力为 6~7 MPa,管内介质为氢气。管道爆裂造成了氢气泄漏,产生许多管道碎片。由于氢气极易燃烧爆炸,大量氢气的泄漏十分危险。为了防止管道爆裂事故的再次发生,作者结合实际工况

及各项理化检验结果,对管道爆裂原因进行了分析。

1 理化检验及结果

1.1 宏观形貌

该柴油加氢循环管道为竖直安装,管道整段发生爆裂,形成的残片形貌如图 1 所示。可见:爆裂管



图 1 管道爆裂后的残片形貌

Fig. 1 Morphology of debris from pipe bursting

收稿日期:2022-04-05;修订日期:2023-05-16

基金项目:国家磁约束核聚变能发展研究专项项目(2022YFE03120000)

作者简介:王明(1998—),男,湖北邯郸人,硕士研究生

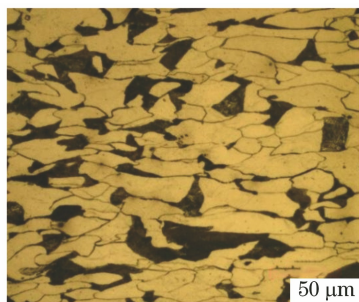
通信作者(导师):关凯书教授

道无明显变形,纵向断口居多,断口整齐;碎片大多沿管道轴向断裂形成,未发生明显变形,呈脆断特征;管道内壁未见明显蚀坑,未出现明显减薄现象。

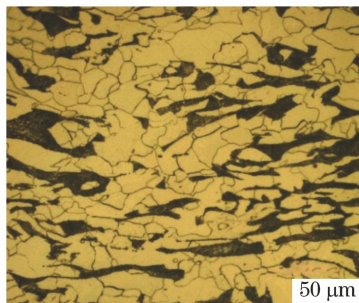
20 碳钢应具有良好的韧性,但从宏观断裂形貌来看管道发生了脆性断裂,这表明其材料 20 碳钢在使用过程中发生了脆化劣化。取 2 块残片在 TNX1100-30 型马弗炉中进行不同热处理,通过与未热处理残片(原始状态残片)的组织 and 力学性能进行对比来分析材料脆化劣化原因。其中:一块残片进行去应力退火处理,在 600 °C 保温 2 h,随炉冷却,记为去应力退火残片;另一块残片进行去氢处理,在 250 °C 保温 2 h,随炉冷却,记为去氢处理残片。

1.2 显微组织

在未热处理的原始状态残片以及去应力退火残片上,沿管道轴向取样制成金相试样,经抛光后采用体积分数 3% 的硝酸乙醇溶液进行腐蚀,在 Axio Observer 型光学显微镜下观察显微组织。由图 2 可见,原始状态残片和去应力退火残片的显微组织均为铁素体和珠光体,不同之处在于原始状态残片中的晶粒取向由于经历了冷拔或轧制而存在一定的方向性,组织为片层状铁素体和珠光体,晶粒呈扁平状,晶粒内部存在较多的位错;经去应力退火后,铁素体发生再结晶,晶粒取向变得更加均匀,晶粒趋于等轴状。



(a) 退火前



(b) 退火后

图 2 去应力退火前后爆裂管道残片的显微组织

Fig.2 Microstructures of debris of bursting pipe before (a) and after (b) stress relief annealing

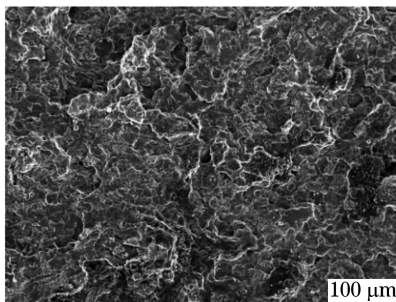
1.3 断口形貌

由图 3 可知,爆裂管道的端部并未完全断裂。人为将未断裂部位断开,在爆裂形成的断口(原始断口)和人为形成的断口(人工断口)上取样,采用 S-3400N 型扫描电镜(SEM)观察断口微观形貌。由图 4 可见:原始断口形成后在空气中暴露了一段时间,发生了一定程度的氧化,但仍能观察到一定的解理开裂特征,存在一定的台阶状形貌,与人工断口相似;人工断口未发生氧化,存在清晰的解理面台阶。2 个断口的微观形貌都说明爆裂管道材料发生了脆化。

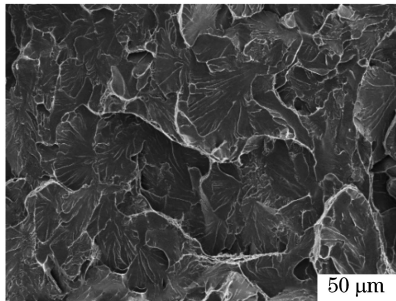


图 3 爆裂管道端部断裂宏观形貌

Fig.3 Fracture macromorphology at end of bursting pipe



(a) 原始断口



(b) 人工断口

图 4 爆裂管道原始断口和人工断口的 SEM 形貌

Fig.4 SEM morphology of original fracture (a) and artificial fracture (b) of bursting pipe

1.4 化学成分

在原始状态残片上取样,采用 OBLF QS N 150-II 型光谱仪,按照 GB/T 4336—2016 进行化学成分分析,按照 GB/T 20124—2006 测定氮元素的含量。由表 1 可知:爆裂管道的化学成分符合

表 1 爆裂管道的化学成分

Table 1 Chemical composition of bursting pipe

项目	质量分数/%								
	C	S	Si	Mn	P	Cr	Ni	Cu	N
测试值	0.24	0.007	0.23	0.40	0.014	0.018	0.010	0.009	0.006
标准值	0.17~0.24	≤0.030	0.17~0.37	0.35~0.65	≤0.030	≤0.25	≤0.25	≤0.20	≤0.008

GB/T 6479—2000 对 20 钢的要求。

1.5 拉伸性能和硬度

在原始状态残片上取拉伸试样,尺寸如图 5 所示,厚度为 3 mm,按照 GB/T 228.1—2010,采用 MTS Landmark 370.10 型拉伸试验机进行拉伸试验,屈服阶段应变速率为 0.000 25 s⁻¹。由表 2 可知,爆裂管道的强度明显高于 GB/T 6479—2000 中 20 钢的标准指标,但断后伸长率却大幅下降。利用 ZHU2.5 型万能硬度计在爆裂管道残片轴向和径向进行硬度测试,载荷为 10 N,保载时间为 10 s,各测 3 点取平均值。测得爆裂管道径向和轴向的硬度平均值分别为 240.0,236.3 HV,高于 20 钢正常硬度(低碳钢的硬度应在 138~164 HV)。

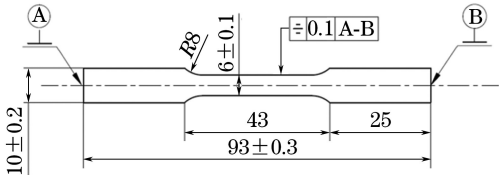


图 5 拉伸试样尺寸
Fig. 5 Size of tensile specimen

表 2 爆裂管道的拉伸性能

Table 2 Tensile properties of bursting pipe

项目	抗拉强度/ MPa	0.2%规定塑性 延伸强度/MPa	断后伸长率/ %	断面收缩率/ %
测试值	773	675	10.5	36
标准值	410~550	245	≥24	

1.6 夏比冲击吸收功

爆裂管道壁厚较小,无法满足 GB/T 229—2020

规定的标准冲击试样尺寸要求,只能进行小试样夏比冲击试验。有学者对小试样夏比冲击试验进行了研究,认为不同尺寸下的小冲击试样间的冲击能量定量换算还有待进一步研究,但相同尺寸下的小冲击试样的结果可以用于对比^[1]。ASTM E23-18 中推荐的最小尺寸冲击试样的长度为 55 mm,横截面尺寸为 5 mm×5 mm,加工出 1 mm 深的 45°切口,切口根部半径为 0.25 mm。但受限于爆裂管道壁厚,试验制备的小夏比冲击试样的横截面尺寸仅为 4 mm×5 mm,其他尺寸与 ASTM E23-18 中的相同。

使用 RKP450 型示波冲击试验机进行小试样夏比冲击试验,试验温度为室温。试验结果表明:在原始状态残片和去氢处理残片上切取的小冲击试样(分别记为 1[#] 试样和 3[#] 试样)在冲击断裂后未出现明显的塑性变形,而在去应力退火残片上切取的小冲击试样(记为 2[#] 试样)则存在相对较为明显的塑性变形。采用 S-3400N 型扫描电镜(SEM)观察冲击断口微观形貌。由图 6 可见,1[#] 试样和 3[#] 试样的冲击断口呈解理断裂特征,2[#] 试样冲击断口上布满韧窝,呈明显的韧性断裂特征。

1[#] 试样的冲击吸收功测试值为 7.09,4.04,6.87 J,3[#] 试样的为 8.67,2.80,4.29 J,可知去氢处理后管道的断裂韧性与原始状态相近。2[#] 试样的冲击吸收功测试值为 11.83,12.58,7.49 J,其中冲击吸收功为 7.49 J 的试样未发生断裂。对比可知,去应力退火处理后管道的断裂韧性提高。管道断口的

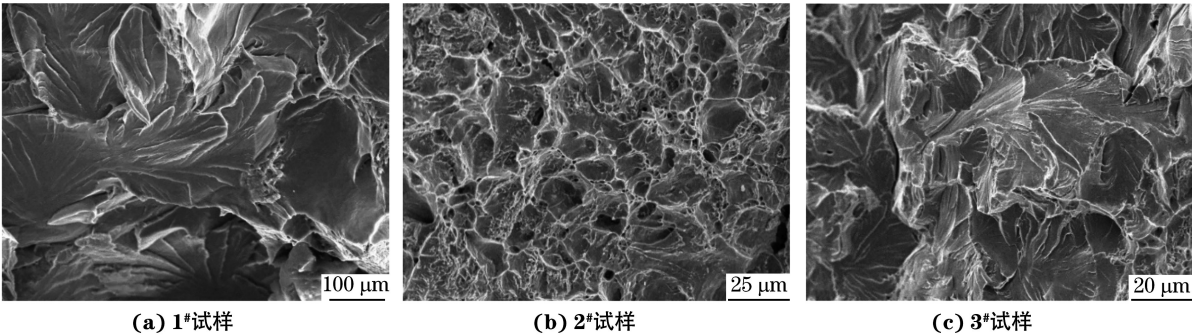


图 6 不同试样的冲击断口 SEM 形貌

Fig. 6 SEM morphology of impact fracture for different specimens: (a) 1[#] specimen; (b) 2[#] specimen and (c) 3[#] specimen

宏观形貌和微观形貌也证明了这一点。

1.7 小冲杆试验结果

小冲杆试验是一种微试样测试技术,采用的试样为厚度 0.5 mm、直径 10 mm 的小圆片,使用夹具将其固定后利用压杆进行缓慢加载,通过分析载荷-位移曲线来获取材料的力学性能^[2-3]。按照 GB/T 29459.1—2012,在原始状态残片、去应力退火残片和去氢处理残片上各取 3 个小圆片试样(与冲击试验一样分别记为 1[#] 试样、2[#] 试样和 3[#] 试样),在万能拉伸试验机改造的设备上进行小冲杆试验,试验精度满足 GB/T 29459 相关要求,压杆加载速度为 $0.5 \text{ mm} \cdot \text{min}^{-1}$ 。

由图 7 可知:2[#] 试样的载荷-位移曲线与其他 2 种试样明显不同,这说明 600 °C 去应力退火处理明显改变了材料的力学性能;1[#] 试样与 3[#] 试样的载荷-位移曲线重合度较高,说明去氢处理未能明显改变材料的力学性能。由图 8 可见,1[#] 试样断口呈脆性特征,经 600 °C 去应力退火处理的 2[#] 试样发生较大塑性变形,宏观断口不明显。

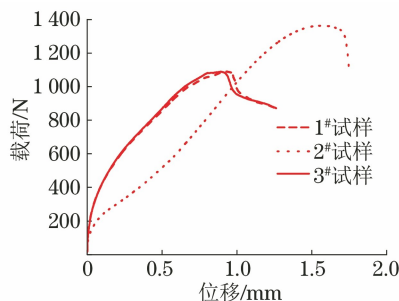


图 7 小冲杆试验时不同试样的载荷-位移曲线

Fig. 7 Load-displacement curves of different specimens in small punch test

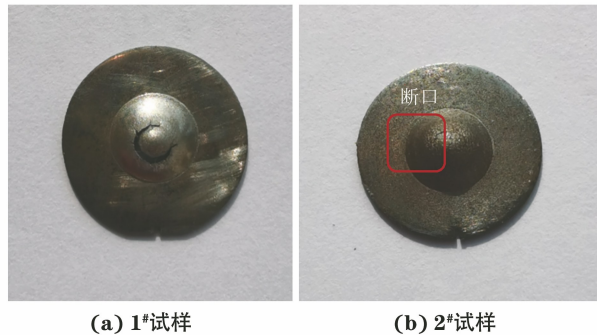


图 8 小冲杆试验后不同试样的宏观形貌

Fig. 8 Macromorphology of different specimens after small punch test: (a) 1[#] specimen and (b) 2[#] specimen

最大载荷之前的载荷-位移曲线与 x 轴所围的面积被定义为小冲杆能量值 E_{sp} 。研究^[4]表明, E_{sp} 与断裂韧度 J_{IC} 呈正相关,即 E_{sp} 越大, J_{IC} 越高。

计算得到 1[#] 试样、2[#] 试样、3[#] 试样的 E_{sp} 分别为 0.712 3, 1.227 0, 0.656 6 J。可知, 600 °C 去应力退火试样的 E_{sp} 明显大于原始状态及去氢处理试样,再次证明去应力退火提高了管道的韧性。

采用国内学者提出的一种数据库的方法来获取材料的强度^[5]。由于已采用标准拉伸试验测试了原始状态试样的拉伸性能,且去氢处理试样与原始状态试样的力学性能相近,故只通过数据库的方法求取去应力退火试样的强度。由 3 个圆片试样的小冲杆载荷-位移曲线,通过上述基于数据库的方法,得到去应力退火试样的平均抗拉强度和屈服强度分别为 437, 303 MPa, 屈强比为 0.69。与表 2 中原始状态试样相比,经 600 °C 去应力退火试样的抗拉强度、屈服强度以及屈强比均有所降低。屈强比在一定程度上可以反映材料的塑性和冷成形性能:屈强比越低,材料塑性和成形性能越好^[6]。

2 爆裂原因分析

未进行热处理的爆裂管道残片的强度和硬度很高,断后伸长率和冲击韧性偏低,即长时间服役后管道材料发生了硬化脆化。经 600 °C 去应力退火处理后,力学性能均有较好的恢复,冲击韧性提高,拉伸强度降低,屈强比降低。但是去氢处理后材料的力学性能与未经热处理爆裂管道材料相似,无明显变化。未经热处理的爆裂管道残片的断口形貌呈解理状,经去应力退火处理后残片的断口上布满韧窝,这也进一步表明了长期服役后管道材料本身存在脆化劣化的问题。

该柴油加氢循环碳钢管道为临氢管道,因此首先探讨该管道出现氢脆的可能性。氢脆分为可逆氢脆与不可逆氢脆。小冲杆试验得到的载荷-位移曲线表明:去氢处理前后材料的各项力学性能相近,说明服役过程中材料未发生可逆氢脆;去应力退火处理后材料的强度降低,韧性和塑性提高,说明服役导致的脆化劣化损失是可逆的。这与氢脆的特征不符。在钢制压力管道内,当氢气分压在 80~100 MPa 时经常会出现氢脆,并且强度高的材料更容易产生氢脆^[7]。理论上来看,产生氢脆的前提条件是氢气分解为氢原子,进而渗入钢材。柴油加氢循环碳钢管道服役时的实际工作温度在 30~40 °C,工作压力只有 6~7 MPa,并不存在氢气分解为氢原子的条件。另一方面,碳钢产生氢脆后其韧性会有所下降,强度不会出现大幅度的提高^[8-9]。因此,综合来看,

20 碳钢管道不存在氢脆的问题。

应变时效脆化是指冷加工变形的金属材料在服役过程中,因碳原子和氮原子在位错处聚集形成柯氏气团而钉扎位错,导致其强度升高、韧性下降的现象^[10-12]。材料发生应变时效脆化后,其力学性能可以通过退火处理而恢复^[10]。爆裂后管道材料 20 碳钢的抗拉强度达到 773 MPa,屈服强度高达 675 MPa,经过去应力退火处理后,强度下降,韧性提高,力学性能有所恢复。从其晶粒的变形情况来看,该管道经冷加工成形;冷变形会产生大量位错,这是形成应变时效脆化的重要条件。综上可知,爆裂管道具备发生应变时效脆化的条件,出现了应变时效脆化。

金属材料中的碳元素含量越低,氮元素含量越高,越容易发生应变时效脆化^[13-14]。对于碳含量特定的 20 碳钢,可通过改进冶炼技术,降低氮元素含量来提高其抗应变时效脆化性能^[14]。目前,已有多起关于碳钢管道应变时效脆化失效的报道和研究^[15-19],氮元素含量是关键影响因素^[20]。有学者通过试验证明了氮质量分数在 0.002 6%~0.008 0% 的钢材的冲击吸收能量处于韧脆转变期^[21],而 GB/T 6479—2000 规定 20 碳钢中的氮元素质量分数不高于 0.008%,这说明国标对氮元素含量的要求较为宽松,仅满足国标要求并不能有效规避应变时效脆化。

3 结 论

(1) 爆裂管道的开裂性质为应变时效脆化导致的脆性开裂。冷加工成形后,管道材料的晶粒发生较大变形,晶粒内部产生的位错为应变时效脆化提供了条件,加上管道材料本身的氮元素作用,在长时间服役过程中材料发生脆化导致管道爆裂。

(2) 管道冷加工成形后进行适当的热处理,消除冷加工造成的残余应力,提高钢材的纯净度,降低氮元素含量,可降低发生应变时效脆化的概率。

参考文献:

- [1] SOKOLOV M A, NANSTAD R K. On impact testing of subsize charpy V-notch type specimens [M]//Effects of Radiation on Materials: 17th International Symposium. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2009: 384.
- [2] ALTSTADT E, HOUSKA M, SIMONOVSKI I, et al. On the estimation of ultimate tensile stress from small punch testing [J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2018, 136: 85-93.
- [3] HURST R, LI Y Z, TURBA K. Determination of fracture

toughness from the small punch test using circular notched specimens[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2019, 103: 102238.

- [4] 关凯书,李璞,黄奕昶,等.小冲杆试验评价材料的断裂韧性[J].压力容器,2007,24(12):8-11.
- GUAN K S, LI P, HUANG Y C, et al. An assessment to material fracture toughness by small punch test[J]. Pressure Vessel Technology, 2007, 24(12): 8-11.
- [5] 钟继如.基于混合粒子群算法的小冲杆试验预测材料强度的研究[D].上海:华东理工大学,2019:66-73.
- ZHONG J R. Study on prediction of material strength by small punch test based on hybrid particle swarm optimization algorithm[D]. Shanghai: East China University of Science and Technology, 2019: 66-73.
- [6] 于庆波,孙莹,黄传辉,等.屈服比对塑性影响的研究[J].塑性工程学报,2009,16(1):153-155.
- YU Q B, SUN Y, HUANG C H, et al. Research of yield-strength ratio on the plasticity [J]. Journal of Plasticity Engineering, 2009, 16(1): 153-155.
- [7] 庞勃.浅谈影响几种常见钢氢脆的因素[J].科技风,2014(22):48-48.
- PANG B. Discussion on factors affecting hydrogen embrittlement of several common steels[J]. Technology Wind, 2014(22): 48-48.
- [8] 陈波,张光,岑成贤,等.45号钢氢致脆断试验与GTN模型数值模拟研究[J].固体力学学报,2022,43(1):28-39.
- CHEN B, ZHANG G, CEN C X, et al. Experimental and GTN model-based numerical study on hydrogen-induced brittle fracture of 45 steel[J]. Chinese Journal of Solid Mechanics, 2022, 43(1): 28-39.
- [9] 王和慧,冯亚娟,侯峰.20G材料中氢扩散规律研究及氢对材料力学性能的影响[J].压力容器,2015,32(12):1-6.
- WANG H H, FENG Y J, HOU F. Research of hydrogen diffusion regularity and effect of hydrogen on material mechanics behaviors of 20G[J]. Pressure Vessel Technology, 2015, 32(12): 1-6.
- [10] 李梦丽.管用20钢应变时效的演化规律及无损检测方法[D].济南:山东大学,2012:17-18.
- LI M L. Evolution law and nondestructive testing method of strain aging of 20 steel for pipe [D]. Jinan: Shandong University, 2012: 17-18.
- [11] 彭涛,程时遐,吉玲康,等.X100管线钢在应变时效中的脆化[J].热加工工艺,2013,42(20):179-181.
- PENG T, CHENG S X, JI L K, et al. Embrittlement of X100 pipeline steel during strain aging [J]. Hot Working Technology, 2013, 42(20): 179-181.
- [12] ERASMUS L A, PUSEGODA L N. The strain aging characteristics of reinforcing steel with a range of vanadium contents[J]. Metallurgical Transactions A, 1980, 11(2): 231-237.
- [13] 侯建国,安旭文,吴春秋,等.关于钢材的冲击韧性和应变时效敏感性有关问题的讨论[J].建筑钢结构进展,2002,4(1):41-

- 49.
- HOU J G, AN X W, WU C Q, et al. Research on the impact toughness and strain aging sensitivity of steel[J]. Progress in Steel Building Structures, 2002, 4(1): 41-49.
- [14] 柳曾典. 钢的净化是压力容器安全的重要保证[J]. 机械工程材料, 1994, 18(1): 21-23.
- LIU Z D. The cleaning of steel for pressure vessel is the important guarantee of its safety[J]. Materials for Mechanical Engineering, 1994, 18(1): 21-23.
- [15] 王威强, 李爱菊, 陈鹭滨, 等. 20 钢高压管脆断分析[J]. 机械强度, 2004, 26(6): 683-690.
- WANG W Q, LI A J, CHEN L B, et al. Brittle fracture analysis of 20 steel high pressure piping [J]. Journal of Mechanical Strength, 2004, 26(6): 683-690.
- [16] 董雷云, 潘缉悌, 蒋晓东, 等. 螺旋焊管脆性开裂失效分析[J]. 化工机械, 2000, 27(2): 90-94.
- DONG L Y, PAN J T, JIANG X D, et al. Failure analysis of embrittlement cracking of spirally welded tubes[J]. Chemical Engineering & Machinery, 2000, 27(2): 90-94.
- [17] CUI H X, WANG W Q, LI A J, et al. Failure analysis of the brittle fracture of a thick-walled 20 steel pipe in an ammonia synthesis unit[J]. Engineering Failure Analysis, 2010, 17(6): 1359-1376.
- [18] LI A J, WANG W Q, WANG X M, et al. Fatigue and brittle fracture of carbon steel process pipeline [J]. Engineering Failure Analysis, 2005, 12(4): 527-536.
- [19] 郑生斌, 熊祥江, 李中平, 等. X90 级管线钢应变时效行为[J]. 金属热处理, 2016, 41(6): 27-30.
- ZHENG S B, XIONG X J, LI Z P, et al. Strain aging behavior of X90 pipeline steel[J]. Heat Treatment of Metals, 2016, 41(6): 27-30.
- [20] 崔好选. 临氢碳钢高压管失效分析与风险评估研究[D]. 济南: 山东大学, 2011: 47-51.
- CUI H X. Study on failure analysis and risk assessment of hydrogen-exposed carbon steel high pressure pipe[D]. Jinan: Shandong University, 2011: 47-51.
- [21] 王威强, 李梦丽, 崔好选. 通过标准规避高压钢管应变时效脆化的发生[J]. 压力容器, 2010, 27(11): 45-52.
- WANG W Q, LI M L, CUI H X. Avoiding the occurrence of high-pressure steel pipe strain aging embrittlement through the standards[J]. Pressure Vessel Technology, 2010, 27(11): 45-52.
- (上接第 51 页)
- [25] 张帆, 胡勇, 梁爱民, 等. 电压及电流对等离子喷涂 Mo 涂层微观组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2020, 49(2): 84-88.
- ZHANG F, HU Y, LIANG A M, et al. Influence of current and voltage on microstructure and performance of plasma sprayed Mo coating [J]. Hot Working Technology, 2020, 49(2): 84-88.
- [26] 唐万源, 姚李帆, 赵晓兵. 喷涂功率和距离对铁基非晶涂层结构和耐磨防腐性能的影响[J]. 材料保护, 2020, 53(10): 51-56.
- TANG W Y, YAO L F, ZHAO X B. Effects of spraying power and distance on the microstructure, wear resistance and corrosion resistance of Fe-based amorphous coatings [J]. Materials Protection, 2020, 53(10): 51-56.
- [27] 刘琛珩. 铁基非晶涂层的制备及性能研究[D]. 兰州: 兰州理工大学, 2019.
- LIU C H. Study on preparation and properties of Fe-based amorphous coatings [D]. Lanzhou: Lanzhou University of Technology, 2019.
- [28] 靳子昂, 刘明, 朱丽娜, 等. 超音速等离子转移弧喷涂铝涂层的响应曲面法工艺优化[J]. 中国表面工程, 2020, 33(3): 111-118.
- JIN Z A, LIU M, ZHU L N, et al. Process optimization of supersonic plasma transfer arc spraying aluminum coating by response surface method [J]. China Surface Engineering, 2020, 33(3): 111-118.
- [29] 刘吉磊. 铁基非晶合金涂层等离子喷涂制备工艺及其性能研究[D]. 南昌: 南昌大学, 2012.
- LIU J L. The study on plasma spraying preparation process of iron-based amorphous alloy coating and its properties [D]. Nanchang: Nanchang University, 2012.
- [30] BOLELLI G, STEDUTO D, KILAKOSKI J, et al. Tribological properties of plasma sprayed Cr_2O_3 , $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-TiO}_2$, $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-Al}_2\text{O}_3$ and $\text{Cr}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$ coatings [J]. Wear, 2021, 480/481: 203931.