

泵头体裂纹失效分析

刘永辉¹, 朱锐¹, 贺定州², 梁荆璞¹, 张宗旗³, 周浩³

1. 长江大学文理学院信息与机电工程学院 湖北荆州 434020

2. 荆州市鑫隆机械厂 湖北荆州 434020

3. 长江大学 湖北荆州 434020

摘要: 采用化学成分分析、力学性能测试、宏观观察及金相检测等手段, 对不锈钢泵头体裂纹产生的原因进行了分析。结果表明: 由于泵头体抗拉强度低、晶粒稍粗, 因此导致其自身的抗疲劳强度不足, 在交变载荷压应力的作用下, 材料因疲劳而产生裂纹。

关键词: 泵头体; 裂纹; 失效分析

Failure analysis of pump head crack

LIU Yonghui¹, ZHU Rui¹, HE Dingzhou², LIANG Jingpu¹, ZHANG Zongqi³, ZHOU Hao³

1. School of Information and Mechatronics Engineering, College of Arts and Sciences, Yangtze University, Jingzhou 434020, Hubei, China

2. Jingzhou Xinlong machinery factory, Jingzhou 434020, Hubei, China

3. Yangtze University, Jingzhou 434020, Hubei, China

Abstract: The causes of cracks in stainless steel pump head were analyzed by chemical composition analysis, mechanical property test, macroscopic test and metallographic test. The results show that the fatigue strength of the pump head is insufficient due to its low tensile strength and coarse grain size. Under the action of cross-loading stress, the material is easy to crack due to fatigue.

Keywords: pump head body; crack; failure analysis

1 序言

在非常规油气生产中, 压裂技术对于增加油气的产出至关重要。压裂泵头体作为压裂泵的核心部件, 承受着极大的压力和负载。泵头体的寿命长短直接关系到油气田的开发效率和经济效益。泵头体由于其复杂的内腔结构, 通常包含多组相贯内孔, 这使得它在承受脉动循环高压载荷时容易产生疲劳裂纹。泵头体的内腔环境类似于压力容器, 同时面临更为严苛的环境条件, 如高压、低温、腐蚀介质

以及疲劳循环载荷的复合影响^[1]。

本文研究泵头体裂纹的形成, 有助于深入了解裂纹产生原因和扩展机制, 从而采取有效的预防和修复措施, 提高泵头体的使用寿命, 并确保油气田开发的安全及高效。

2 试验方法

泵头体工作一段时间后不断连续出现裂纹, 该泵头体材料为15-PH钢锭, 经过精炼、电渣重熔、

第一作者: 刘永辉, 硕士, 助教, 主要研究方为机械制造、金属切削, E-mail: 3068142914@qq.com。

通信作者: 朱锐, 硕士, 副教授, 主要研究方向为机械设计、智能制造, E-mail: 694997567@qq.com。

锻造、超声波检测及热处理等加工工序。泵头体外貌及裂纹位置如图1所示。对泵体进行解剖,再进行化学成分分析、力学性能测试、宏观观察及金相检测^[2, 3]。



a) 泵头体裂纹位置



b) 裂纹1放大



c) 裂纹2放大

图1 泵头体裂纹示意

3 试验结果

3.1 化学成分分析

在泵头体上截取试样进行化学成分分析,样品采用OES(光学发射光谱分析)进行化学成分分析,测试标准为ASTM A751—2021《钢制品化学成分标准试验方法和规程》,结果见表1。从表1可看

出,失效泵头体化学成分符合15-PH牌号要求。

表1 15-PH钢化学成分(质量分数) (%)

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
实测值	0.042	0.388	0.590	0.01	0.004	14.69	4.84	0.19
标准值	≤0.070	≤1.00	≤1.00	≤0.03	≤0.005	14.0~15.0	3.50~5.50	≤0.50

3.2 力学性能测试

在力学性能测试环节,对泵头体样品进行了包括抗拉强度、屈服强度、断后伸长率及断面收缩率等关键力学指标的全面检测,结果见表2。从表2可看出,样品抗拉强度低于标准要求,这表明样品在承受拉伸力时,可能会在预期的使用寿命内出现断裂。屈服强度、断后伸长率、断面收缩率这3个性能指标均符合标准要求,这意味着样品在达到屈服点后能够承受一定程度的塑性变形,并且在断裂时能够展现出一定的韧性和变形能力^[4, 5]。此外,还对样品的冲击性能进行了评估,以确定材料在受到冲击或突然载荷时的韧性和脆性倾向。

表2 拉伸测试结果

测试项目	试样类型	抗拉强度 R_m /MPa	屈服强度 $R_{p0.2}$ /MPa	断后伸长率 A (%)	断面收缩率 Z (%)
拉伸试样	圆形	1047	1004	16.5	58
标准要求	横向	≥1050	≥1000	≥16	≥45

冲击试验是用来评估材料在意外载荷或动态载荷作用下的断裂韧度和耐冲击性。冲击试验通常分为纵向冲击和横向冲击,标准冲击试样尺寸为55mm×10mm×10mm,冲击测试结果见表3。常温横向冲击和-40℃低温横向冲击性能符合标准,-40℃纵向冲击性能不符合标准,这表明材料在低温环境下承受纵向冲击时的韧性不足,无法满足在低温环境中的使用要求。

表3 冲击性能测试结果

测试项目	测试温度 /℃	冲击吸收能量 (实测值)/J				冲击吸收能量 (标准值)/J	
		1	2	3	平均值	单个	平均值
泵头体横向	常温	125	121	108	118	—	≥50
泵头体横向	-40	37	41	36	38	≥30	≥36
泵头体纵向	-40	33	30	30	31	≥30	≥36

3.3 组织分析

(1) 非金属夹杂物显微评定 从泵头体截取纵向截面金相试样，并进行一系列预处理，包括打磨和抛光，在金相显微镜下对试样进行观察，进行非金属夹杂物显微评定。评级方法遵循GB/T 10561—2005《钢中非金属夹杂物含量的测定 标准评级图显微检验法》中的A法，即最劣视场法，此方法涉及检查整个抛光表面，确定最差的视场，并对每一类夹杂物按细系和粗系的标准图片级别进行评定，结果见表4。从表4可知，泵头体中的非金属夹杂物级别均未超过1.0级，满足标准要求。

表4 泵头体非金属夹杂物的显微评定结果

夹杂物类别	类型A		类型B		类型C		类型D		DS类
系列	细系	粗系	细系	粗系	细系	粗系	细系	粗系	—
评定结果	0.5	0	0	0	0	0	0.5	0	0
标准要求	≤1.0	≤1.0	≤2.0	≤1.5	≤1.0	≤1.0	≤2.0	≤1.5	≤1.5

(2) 金属平均晶粒度测试 金属平均晶粒度是衡量金属材料晶粒大小的一个重要参数。在泵头体裂纹处取样，样品经过切割、镶嵌、打磨和抛光，使用腐蚀剂等预处理步骤后，使用金相显微镜观察晶粒大小和形状，并根据特定标准对晶粒度进行评级，结果见表5。从表5可看出，晶粒度为4.5级（见图2），低于标准要求，这会影响材料的性能，如强度、韧性、疲劳寿命和腐蚀抵抗能力等。

表5 金属平均晶粒度评定结果 (级)

样品	平均晶粒度			
	1	2	3	平均值
泵头体	4.5	4.5	4.5	4.5
标准要求	≥5			



图2 晶粒度 (4.5级, 200×)

(3) 金相检测 在失效泵头体裂纹2处取样，经过切割、镶嵌、打磨、抛光和腐蚀等步骤，使用金相显微镜对金相组织进行观察，测试遵循ASTME3—2011 (R2017)《金相试样制备标准指南》要求，结果显示金相组织为马氏体，未发现带状或过热等异常金相组织，铁素体<2%，裂纹扩展表面相对平整，属于穿晶裂纹，如图3~图6所示。

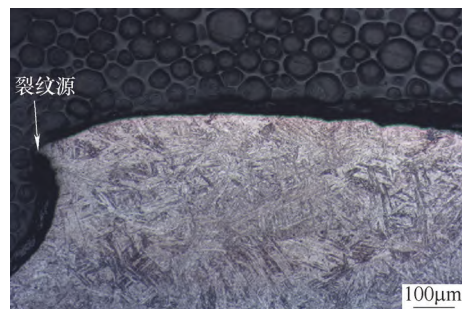


图3 裂纹源处金相组织 (马氏体, 100×)



图4 裂纹源处金相组织 (马氏体, 500×)

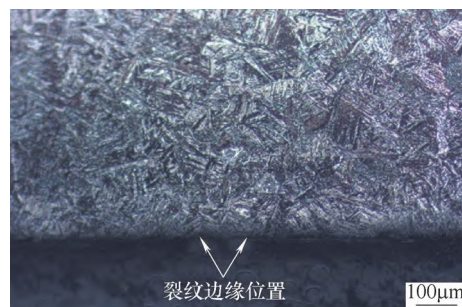


图5 裂纹边缘金相组织 (穿晶裂纹, 100×)



图6 心部金相组织 (马氏体, 100×)

3.4 宏观检测与SEM形貌观察

(1) 宏观形貌 将样品裂纹打开，为去除裂纹内的污染物，如污渍、水分等，将样品经丙酮超声波清洗并烘干后进行宏观观察，如图7、图8所示。

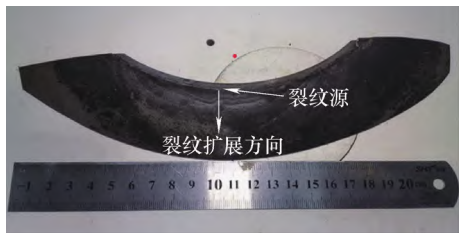


图7 裂纹1 疲劳贝壳线



图8 裂纹2 疲劳贝壳线

从图7可看出，裂纹1宏观形貌处均为比较明显的疲劳贝壳线，这是疲劳裂纹扩展时留下的典型痕迹，呈曲线状，指示裂纹是沿着高应力集中的区域扩展的，未发现较明显的缺陷，裂纹起源于泵头体内腔的丝孔螺纹牙底处，裂纹源处有轻微锈蚀，这可能是由于裂纹形成后，水分和氧气进入裂纹内部导致的腐蚀。从图8可看出，裂纹2宏观形貌处均为比较明显的疲劳贝壳线，未发现较明显的缺陷，裂纹起源于泵头体内腔的丝孔螺纹牙底处，裂纹源处有轻微锈蚀。

裂纹1、裂纹2断口宏观形貌表明，两个裂纹特征一致。裂纹起源于内腔丝孔处，断口宏观形貌有疲劳贝壳线，断口为疲劳断裂。

(2) SEM形貌观察 图9所示为断口全貌。将

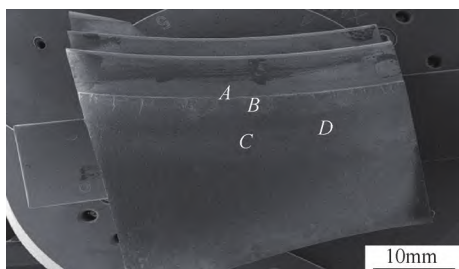
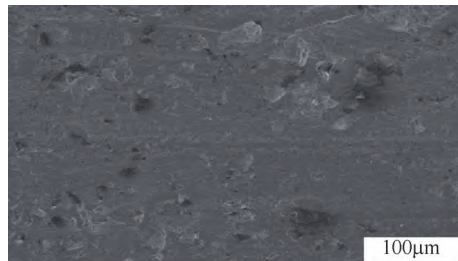
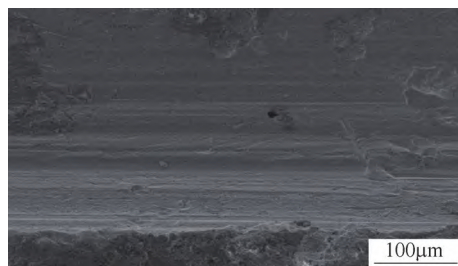


图9 断口全貌 (5×)

裂纹2裂纹源处切割成小块试样，分为A、B、C、D共4个区域进行SEM微观形貌观察（见图10），断口为疲劳断裂。



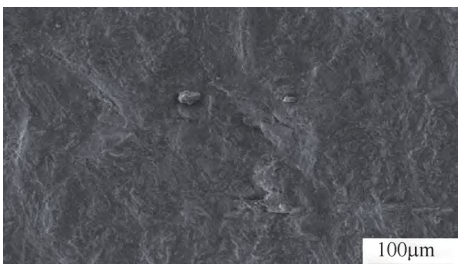
a) A区



b) B区



c) C区



d) D区

图10 SEM微观形貌 (500×)

4 结束语

1) 失效泵头体拉伸试验结果表明，抗拉强度未达到标准要求。材料的抗拉强度不足，使材料在受到拉伸或交变载荷压应力时，比标准要求的材料更容易发生断裂。冲击试验结果表明，低温-40℃纵向冲击性能不符合客户技术要求。晶粒度测试结果表明，失效泵头体的金属平均晶粒度为4.5级，低于
(下转第111页)

占比相对较大，增加了止推垫片的脆性，但相比2#止推垫片渗碳层（占比约14.5%）差异不大，因此导致1#止推垫片脆性断裂的主要原因不是渗碳层深度问题。

2) 1#止推垫片的淬火温度低（780℃），为典型的亚温双相区淬火，在加热保温过程中，止推垫片心部奥氏体C含量增加，且奥氏体的C浓度不均匀性较大，C含量相似的微观区域尺寸小，淬火时马氏体形成温度差异大，导致马氏体晶体很难长大，在冷却过程中，心部奥氏体转变为隐晶马氏体，大量块状、网状未溶铁素体保留下来，最终形成隐晶马氏体+铁素体组织。金相组织显示，在该淬火温度下，心部马氏体和铁素体占比分别约为60%、40%，且铁素体形态呈粗块状分布，该复相组织的冲击韧度低于全板条马氏体组织，在冲击力作用下，沿着马氏体发生脆性解理断裂；2#止推垫片的淬火温度高，基体完全奥氏体化，且C扩散充分均匀，奥氏体在该C浓度下冷却转变为板条马氏体，其高密度的位错导致冲击韧度高于1#复相组织。

4 结束语

1) 断裂失效止推垫片的脆性断裂主要原因为心

部韧性不足；因淬火温度低，止推垫片心部形成隐晶马氏体+块状铁素体组织，急剧降低了心部的冲击韧度，导致止推垫片在敲击作用下即发生脆断，心部沿着隐晶马氏体与铁素体晶界快速扩展。

2) 将止推垫片的淬火温度由780℃提高到840℃左右，获得全低碳板条马氏体组织及少量未溶铁素体（约5%），提高心部冲击韧度；此外适当减小止推垫片有效渗碳层深，以降低止推垫片表层脆性。

参考文献：

- [1] 崔忠析. 金属学与热处理[M]. 2版. 北京：机械工业出版社，2007.
- [2] 王传雅. 钢的亚温淬火[J]. 金属热处理，1980（2）：1-15.
- [3] 刘和平. 高强塑积热变形淬火碳分配钢的研究[D]. 上海：上海交通大学，2011.
- [4] 计云萍，刘宗昌，任慧平，等. 高碳钢中马氏体的组织结构及形成机制[J]. 机械工程材料，2013，37（3）：1-4.
- [5] 沈莲. 机械工程材料[M]. 2版. 北京：机械工业出版社，2003.

MW 20240805

（上接第106页）

标准要求，晶粒较粗时会导致材料在晶界处的强度降低，这会减少材料的疲劳寿命，在交变载荷压应力的反复作用下更容易出现疲劳开裂。宏观检测与SEM形貌观察分析，裂纹源位于内腔丝孔处，有较明显的疲劳特征。

2) 泵头体开裂的主要原因是其使用时受到交变载荷压应力的作用，泵头体材料本身抗拉强度低，以及晶粒度超出标准，导致零件的疲劳寿命缩短。内腔丝孔区域的薄弱性引起了应力集中，从而在内腔丝孔处形成了疲劳源。这些疲劳源在交变载荷压应力的作用下，促使裂纹沿着晶界不断扩展，最终导致了疲劳开裂。

3) 为了增强泵头体的性能和耐久性，建议对材料的化学成分进行优化，改进热处理工艺，或调整制造工艺，以实现更细小的晶粒结构，提高抗拉强

度，这样的改进将有助于减少应力集中，提高材料的疲劳抗力，从而延长泵头体的使用寿命。

参考文献：

- [1] 韩栋，修吉平，李佳玲，等. 压裂泵泵头体失效分析[J]. 失效分析与预防，2012，7（2）：126-131.
- [2] 王长健. 压裂泵泵头体裂纹原因分析及应对措施[J]. 金属热处理，2014，39（9）：151-154.
- [3] 徐良乐，吴高明，斯庭智. 石油压裂泵阀箱十字孔开裂原因分析及改进措施[J]. 金属热处理，2018，43（3）：233-236.
- [4] 侯勇俊，唐煌. 钻井泵泵头体疲劳裂纹扩展分析[J]. 塑性工程学报，2023，30（10）：188-195.
- [5] 曾云，周思柱，李宁，等. 压裂泵泵头体材料的疲劳实验与疲劳寿命预估[J]. 热加工工艺，2020，49（6）：47-49.

MW 20240507