

40Cr 钢螺栓断裂失效原因分析

董雪娇 杨大巍 刘锦燕 刘兆华 黄 洁

(攀钢集团研究院有限公司, 钒钛资源综合利用国家重点实验室, 四川 攀枝花 617000)

摘 要: 针对某厂水处理站服役 4 年便发生早期断裂失效的 40Cr 螺栓, 采用化学成分分析、力学性能检测、扫描电镜以及光学显微镜等方法对其断裂原因进行了分析。结果表明, 断裂起源于第二道螺纹根部, 该处存在多道次焊接是引起疲劳断裂的诱因; 轴的心部组织是珠光体+网状铁素体, 属未经调质处理的原材料组织, 其力学性能和疲劳强度不能满足使用要求; 疲劳源处发现硬脆相马氏体组织, 与轴在运转过程中不同心(偏心)产生交变应力的共同作用下使裂纹快速扩展直至断裂。

关键词: 40Cr 钢; 早期断裂; 疲劳断裂; 疲劳源

中图分类号: TH131 TG115

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2020)03-0172-05

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2020.03.030

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者互动
聊科研

Study on Fracture Failure of 40Cr Screw Shaft

Dong Xuejiao ,Yang Dawei ,Liu Jinyan ,Liu Zhaohua ,Huang Jie

(Pangang Group Research Institute Co.Ltd ,State Key Laboratory of Vanadium and Titanium Resources Comprehensive Utilization ,Panzhihua 617000 ,Sichuan ,China)

Abstract: The early fracture failure of 40Cr screw shaft occurred in a water treatment station of a factory after service for 4 years. The fracture causes were analyzed by chemical composition analysis ,mechanical properties detection ,scanning electron microscope and optical microscope. The results show that the fracture originates from the root of second threads ,and the multi pass welding is causing fatigue fracture. The microstructure of core part of the shaft is composed of pearlite+net-like ferrite ,which come from original structure without quenching and tempering treatment. Its mechanical properties and fatigue strength cannot meet the requirements. The fatigue source exists hard brittle martensite structure ,which is in combination with alternating stress due to eccentric movement of shaft causing the crack to rapidly expand to fracture.

Key words: 40Cr steel ,early fracture ,fatigue fracture ,fatigue source ,alternating stress

0 引言

金属材料在一定重复或交变应力循环后发生的破坏现象,称为疲劳。研究^[1]指出,疲劳破坏过程就是疲劳裂纹发生和传播的过程,而疲劳裂纹的发生和发展首先是在材料局部应力集中之处进行。轴类零件作为组成各类机器设备的基础件,绝大多数情况承受的都是交变载荷,因此它在机械设备失效中占了很大比例。据统计,发达国家每年因工程系统

失效造成的损失约占国民生产总值的 5%~10%,其中以断裂失效最主要、危害最大。张学彬等人^[2]对某汽车 40Cr 机油泵轴的断裂原因进行了分析,发现该泵轴的断裂为早期疲劳断裂,造成疲劳断裂的主要原因是未按要求对泵轴进行调质处理,致使材料的力学性能未达到设计要求,疲劳强度降低。黄丽荣等^[3]人对 40Cr 钢汽车半轴的断裂原因进行了分析,发现其断裂的主要原因是半轴凸缘与杆连接的轴台阶处表面存在脱碳层,在高的扭转疲劳剪

切应力作用下形成裂纹源,以及热处理工艺不当和钢表面存在较多的大尺寸非金属夹杂物,致使表面萌生的裂纹在应力作用下迅速扩展而发生疲劳断裂。金林奎等人^[4]对某 40Cr 钢齿轴在使用过程中发生早期断裂原因进行了分析,发现齿轴在加工过程中由于切削刀具吃刀量过大或刀具过钝,使齿轴表面产生铁屑翻皮卷曲,导致表层晶粒脱落及切削挤压微裂纹,同时原材料中非金属夹杂物过多,材料的强度大幅度降低,脆性显著增大,淬火应力集中形成开裂。笔者针对典型的螺栓断裂失效事故展开实例研究,对螺栓断口进行宏观形貌分析、断裂面的金相检验、断裂面的电镜分析,综合分析螺栓的失效断裂原因并提出相应预防措施。

1 研究方法

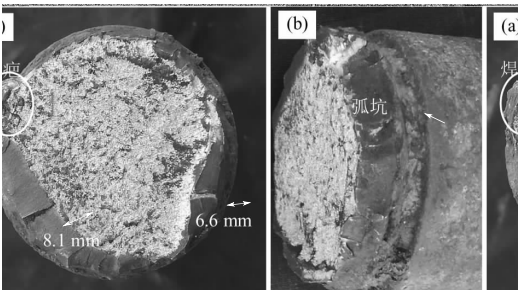
研究材料取自某厂水处理站用 40Cr 钢螺栓,据了解该螺栓正常使用寿命应为 10 年,但在使用过程中发生早期断裂现象,服役寿命仅为 4 年,远远没有达到应有的使用年限。为研究该断裂失效的原因,对断裂螺栓进行了取样分析,通过宏观检验分析初步了解螺栓的断裂特征,通过化学成分及力学性能分析螺栓材料是否符合标准要求,利用金相分析技术研究了螺栓内部微观组织结构以及产生缺陷的原因,采用扫描电镜观察断口形貌特征等,旨在通过系列检验分析,探明 40Cr 钢螺栓在其服役过程中产生断裂失效的原因,并为此类螺栓的安全使用提出合理性建议。

2 研究结果及分析

2.1 宏观形貌

该螺栓直径约为 60 mm,在距光滑段的第二个螺纹齿根处断裂,图 1 为螺栓的断口及断口的侧面弧坑和焊疤缺陷形貌,图 1(a) 可见存在两个疲劳区,其中一个较大的疲劳区占总轴周长的 1/3,疲劳扩展深度达 8.1 mm,另一疲劳区大约占总轴周长的 1/6,疲劳扩展深度达 6.6 mm。疲劳扩展区呈黑色,是由于疲劳断口的裂纹与外界相通,裂

纹中有空气、水和水汽等介质进入,发生氧化的结果。在断口侧面上发现焊接形成的月牙状弧坑带、焊疤和弧坑等焊接缺陷,焊疤和弧坑处均发现微裂纹(见图 1(b))。



(a)断口和焊疤形貌;(b)断口侧面弧坑形貌

图 1 螺栓的断口及断口的侧面弧坑和焊疤缺陷形貌
Fig.1 Appearance of screw shaft or crater and weld scar on the side of fracture

同时还发现断轴光滑段上有两个与轴套匹配形成的周向光亮带,而在两光亮带之间存在多条深浅不一的沿周向磨损的凹槽,经测定凹槽磨损最严重的部位深度为 1.14 mm,沿轴向侧一侧凹槽被部分磨光而另一侧凹槽未被磨损(见图 2),说明有磨粒与轴摩擦形成凹槽,同时轴存在偏心现象。

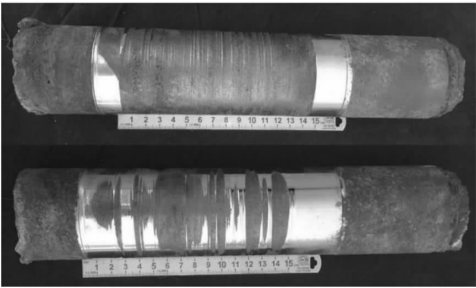


图 2 轴两侧表面光亮带磨损宏观形貌对比
Fig.2 Comparison of wear morphology of bright band on both sides of shaft

2.2 化学成分

对断裂螺栓取样作化学成分分析,结果见表 1。分析结果表明断轴的化学成分符合 GB/T 3077—2015《合金结构钢》标准中对 40Cr 钢的成分要求。

表 1 化学成分分析结果
Table 1 Main of chemical compositions of 40Cr

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
实测值	0.386	0.244	0.736	0.026	<0.005	0.982	0.018	0.094
标准值	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.035	≤0.035	0.80~1.10	≤0.30	≤0.30

2.3 硬度及力学性能

在距螺栓未断裂端面 40 mm 处,切取圆柱形试样,在 1/2 半径和轴心间均匀取 4 点,分别进行布氏硬度试验,其结果在 226 ~ 228。对照标准 GB/T 3077—2015《合金结构钢》中对 40Cr 钢的力学性能要求,发现送检螺栓的布氏硬度高于标准规定值,这种情况发生原因是由于局部加工硬化造成硬度普遍增高。

在室温条件下对试样的拉伸和冲击性能进行检验,结果见表 2。对照标准 GB/T 3077—2015《合金结构钢》中对 40Cr 钢的力学性能要求,发现断轴的抗拉强度和屈服强度均明显低于标准要求,与 GB/T3077—2015 标准中调质状态 40Cr 的冲击吸收能量要求相比较,断轴的冲击吸收能量同样明显低于标准要求,不满足 GB/T3077—2015 标准的要求。

表 2 力学性能和冲击试验结果
Table 2 Results of mechanical properties and impact test

试样编号	拉伸性能				冲击功(室温, U 型缺口) / J
	$R_{p0.2}$ / MPa	R_m / MPa	A / %	Z / %	
S-5-043/2018	469	784	19.0	44	46
	453	777	20.5	48	13
	448	789	18.5	46	13
GB/T3077—2015	≥ 785	≥ 980	≥ 9	≥ 45	≥ 47

2.4 金相组织

在断口疲劳源部位取金相试样,发现试样焊疤周围存在聚集分布的深灰色夹渣,最大尺寸达 55 μm ,

该夹渣破坏了金属的连续性,减少了焊缝截面积,降低了承载能力,当螺栓受载荷特别是交变载荷时,造成应力集中,易引起裂纹,典型夹渣物形貌见图 3。

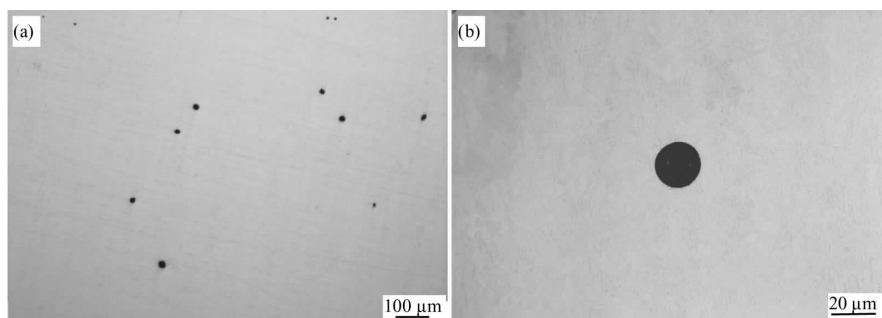


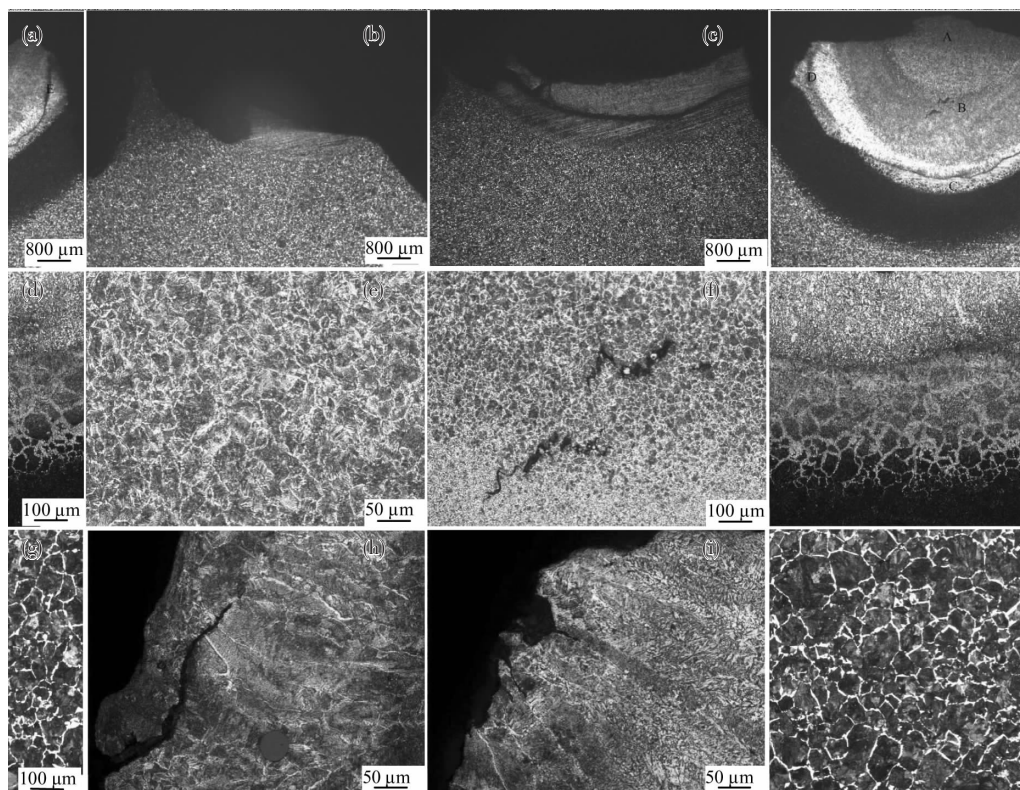
图 3 典型夹渣形貌
Fig.3 Morphology of typical slag inclusion

图 4 为疲劳源区及焊疤处组织形貌,在金相显微镜下观察发现,试样裂纹源区发现宽度约为 1.2 mm 和 0.9 mm 的马氏体带(分别见图 4 (a)、图 4 (b)),这种组织将使钢的脆性增大,内应力也较大,在使用时易发生开裂。出现这种组织的原因是由于螺栓在使用运转过程中产生剧烈摩擦磨损,随着运转过程的继续进行,螺栓表面产生塑性变形导致该类组织被充分碾碎而萌生大量次生裂纹,并随着运转进行而逐步扩展。马氏体组织与基体组织界面处有部分脱碳,说明零件表面发生了氧化脱碳,硬度和耐磨性下降,进而降低了疲劳强度,脱碳层厚度大约为 0.2 mm。从图 1 宏观形貌上可见焊疤上存在气孔和熔渣,点焊填

料金属堆积较多,说明该部位存在多次点焊,是典型的多道次焊缝金相组织(见图 4 (c))。图 4 (c) 中的 A 为焊接区,放大后可见其组织为贝氏体(见图 4 (d))。B 焊缝区发现有明显二次裂纹(见图 4 (e)),靠近 B 区形成一个厚度约为 0.55 mm 的马氏体带(见图 4 (f))。此时形成的马氏体是由于焊接接头属局部加热,加之钢的导热快,相当于快速冷却,钢在局部形成了淬火,因此产生了马氏体组织。D 和 E 为焊缝表面形成的柱状晶区,其上存在较宽裂纹(见图 4 (g)) 和沿柱状晶形成的微裂纹(见图 4 (h))。随着焊接的进行,在焊缝金属凝固期间,柱状晶因偏析而存在低熔点液相薄膜,并且由于母材中靠近熔合线的热影响

区中晶粒受到剧烈加热而长得很粗大,晶粒界间也因存在低熔点相而局部熔化,热源移开后邻区发生收缩,使那里的晶界受到拉应力的作用,粗大的晶粒间被撕成一个缺口,于是在凝固的焊缝金属处引起了大的应力集中,致使焊缝中诱发了如图4(g)的宽裂缝。焊接结束的瞬间,被焊金属材料形成弧坑,此时弧坑内的金属是在突然失去加热源的情况下凝固的,弧坑中心温度较低,因而在弧坑内金属凝固时温度梯度很小,形成很大的成分过冷区域,给柱状晶的形成与长

大创造了有利的条件,由于弧坑中的金属属于最末凝固的部分,柱状晶间溶质及杂质的偏析尤为明显,使柱状晶间成为强度最薄弱区域,在应力作用下,裂缝首先沿柱状晶间扩展,最终形成弧坑裂缝。母材基体组织为珠光体+网状铁素体(见图4(i)),说明该螺栓未经过淬火+回火处理。母材非调质组织中存在着较多的铁素体相,它们降低了材料的硬度,从而严重削弱了材料的强度,这也就是硬度及力学性能不满足标准要求的原因。



(a)疲劳区组织形貌;(b)断裂区裂纹形貌;(c)焊疤区域缺陷形貌;(d)A区放大形貌;(e)B区裂纹形貌;(f)C区马氏体带形貌;(g)D区裂缝缺陷形貌;(h)D区沿柱状晶形成的微裂纹;(i)母材组织形貌

图4 疲劳源区及焊疤处组织形貌

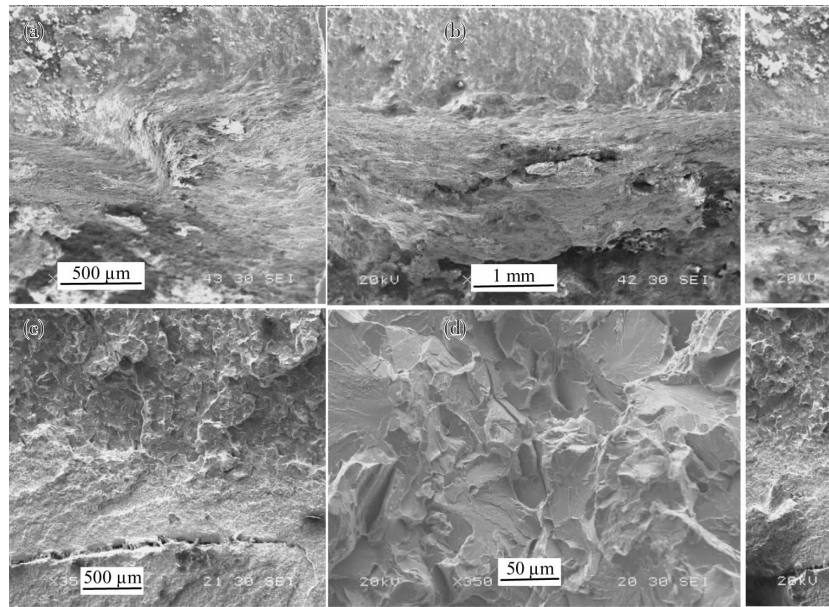
Fig.4 Microstructure of samples in fatigue source area and weld scar

2.5 SEM 形貌

从断口宏观的疲劳弧线上可判断该螺栓是在反复循环加载下的疲劳断裂,在疲劳断口上,可见疲劳扩展区面积比例小而最终瞬断区面积比例大,且存在多个疲劳源,说明循环载荷为较高载荷,即低周疲劳。一般来讲,疲劳源数目越多,说明交变载荷越大,应力集中位置越多或应力集中系数越大,从断裂力学的观点看,机械零件的断裂都要经过裂纹萌生、裂纹扩展和失稳断裂三个阶段^[5]。断口经超声波清洗后用扫描电镜观察,发现疲劳区为韧窝断口(见图5(a)、图5

(b)),扩展区多为准解理断口,疲劳裂纹扩展区存在明显的沿晶断裂特征和二次裂纹(见图5(c)),图5(d)下部为裂纹源,上部为裂纹扩展区。

该螺栓疲劳区断裂处金相组织为韧性较差的马氏体组织,开裂处的微观形貌有明显的晶间开裂情况,是产生裂纹的客观敏感微结构,由于敏感微结构的存在,螺栓受载工作时,在其芯部应力集中处和轴外部应力集中处(即轴的端部啮合齿的根部)会产生微裂纹。工作时,裂纹会因为材料的韧性不良而加剧扩展,扩展到临界尺寸时,螺栓就发生了快速的失稳破断。



(a) 疲劳源处裂纹形貌; (b) 疲劳源形貌; (c) 二次沿晶裂纹; (d) 裂纹源形貌

图5 疲劳源处断口形貌

Fig.5 Fracture surface of fatigue source

3 结论

1) 宏观检验发现螺栓存在偏心现象,而螺栓的疲劳源对应于轴向光亮带的交接部位,说明螺栓在使用过程中不同心存在交变应力。

2) 断裂螺栓的心部组织是珠光体+铁素体,铁素体呈现为网状铁素体,沿原奥氏体晶界断续分布,网格勾画了原奥氏体晶粒尺寸的轮廓,原奥氏体晶

粒未充分细化,属未经调质处理的原材料组织,这种组织加工的螺栓其力学性能和疲劳强度不能满足螺栓的使用要求,是轴件产生疲劳断裂的重要因素。

3) 断裂起源于第二道螺纹根部,该处存在多道次焊接,是引起疲劳断裂的诱因。疲劳源处发现硬脆相马氏体组织,螺栓在运转过程中受到较大幅度的轴向振动加剧了马氏体区域的应力集中,裂纹沿该区域快速扩展,进而扩展至断裂。

参考文献

- [1] Suresh S. Fatigue of materials: Second edition [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1993.
(S. Suresh. 材料的疲劳: 第2版 [M]. 北京: 国防工业出版社, 1993.)
- [2] Zhang Xuebin, Liao Zhenhua, Jiang Yuejuan et al. Fracture analysis of 40Cr steel oil pump shaft [J]. Physical Testing and Chemical Analysis (Physical Testing), 2010, 46(4): 257-258.
(张学彬, 廖振华, 蒋月娟, 等. 40Cr 钢机油泵轴断裂分析 [J]. 理化检验(物理分册), 2010, 46(4): 257-258.)
- [3] Huang Lirong, Tang Hongzhi. Fracture analysis of 40Cr steel semi axle [J]. Materials for Mechanical Engineering, 2009, 33(5): 73-75.
(黄丽荣, 汤宏智. 40Cr 钢汽车半轴断裂失效分析 [J]. 机械工程材料, 2009, 33(5): 73-75.)
- [4] Jin Linkui, Chen Xiaodong, Zhao Jianguo et al. Fracture analysis of 40Cr steel gear shaft [J]. Physical Testing and Chemical Analysis-Physical Testing, 2015, 51(11): 827-829.
(金林奎, 陈晓东, 赵建国, 等. 40Cr 钢齿轮轴的断裂原因分析 [J]. 理化检验—物理分册, 2015, 51(11): 827-829.)
- [5] Kang Ying'an. Development and research status of fracture mechanics [J]. Journal of Hunan Institute of Engineering (Natural Science Edition), 2006, 16(1): 39-42.
(康颖安. 断裂力学的发展与研究现状 [J]. 湖南工程学院学报(自然科学版), 2006, 16(1): 39-42.)

编辑 邓淑惠