齿轮轴螺纹断裂分析及改善措施

高永强，宋文静
郑州华威齿轮有限公司　河南郑州　452370

摘要：后桥弧齿锥齿轮主动齿轮轴在装配过程中发生螺纹断裂，断裂位于靠近*R*处表面，断面平齐且存在金属光泽，断口裂纹起始于一侧表面并呈放射扩展，裂纹源处表层存在黑色区域，断面明显分为两次扩展过程，根据断口形貌、金相、硬度、能谱等综合分析，结果表明：螺纹的断裂主要是由热处理过程中螺纹表面金相组织不合格，为针状马氏体，螺纹表面硬度不均匀，达不到技术要求，加工过程中存在表面粗糙度差的缺陷，极易在*R*角处表面因应力过大且不均匀产生裂纹而断裂。通过改变螺纹的热处理工艺，由原来的整体渗碳淬火＋高频感应退火改为在热处理时先涂防渗剂，再对螺纹进行高频感应退火的工艺，保证热处理后螺纹处不出现应力集中现象，避免螺纹断裂故障。

关键词：失效分析；螺纹断裂；锥齿轮轴；螺纹；裂纹；应力集中；高频感应退火

Analysis and improvement of gear shaft thread fracture

GAO Yongqiang, SONG Wenjing
Zhengzhou Huawei Gear Co., Ltd., Zhengzhou 452370, Henan, China

Abstract: During the assembly of the drive gear shaft for the rear axle spiral bevel gear, thread fracture occurred at the surface near the *R* area. The fracture surface is flat with metallic luster. The crack initiates from one side of the surface and expands radially. A black area exists on the surface layer at the crack source. The fracture surface clearly shows two stages of expansion. Comprehensive analysis based on fracture morphology, metallography, hardness, and energy spectrum indicates that the thread fracture is mainly caused by unqualified metallographic structure on the thread surface during heat treatment, which is acicular martensite. The surface hardness of the thread is uneven and fails to meet the technical requirements. There are defects of poor surface roughness in the machining process, which easily leads to crack initiation and fracture at the *R* corner due to excessive and uneven stress. By changing the thread heat treatment process from the original overall carburizing quenching + high-frequency induction annealing to applying anti-carburizing agent first and then performing high-frequency induction annealing on the thread during heat treatment, it ensures that no stress concentration occurs at the thread after heat treatment, avoiding thread fracture failures.

Keywords: failure analysis; thread fracture; bevel gear shaft; thread; crackle; stress concentration; high frequency annealing

1　序言

在汽车传动中，前后桥主减速器总成起着重要的作用，弧齿锥齿轮副是车桥的核心传动部件，主动齿轮轴上的螺纹主要起固定连接传动轴、传递扭矩的作用，其疲劳寿命直接影响整车驱动桥的寿命。目前，国内对于主动弧齿锥齿轮轴螺纹的加工

大多采用滚轧的方式。影响螺纹强度的主要因素有：材料性能；螺纹牙的表面粗糙度；螺纹的预紧力矩；热处理质量；载荷及过渡*R*角等。

螺纹断裂是螺纹最严重的失效形式，在某轻型载货汽车车桥装配线上，装配过程中发现有2件弧齿锥齿轮轴出现螺纹断裂的质量问题，在整车出厂后又发现有1件主齿螺纹断裂，螺纹材料为20CrMnTiH钢，通过对失效件的断口形貌、金相组织、能谱、低倍组织及化学成分分析，确定导致该失效件螺纹断裂的原因非材料因素，而是在位于螺纹与杆部过渡处的*R*角表面，螺纹加工过程中由于刀具不锋利，螺纹牙表面粗糙度值高，加工过程中存在原始加工微裂纹，断口裂纹起始于*R*角表面并呈放射状扩展，由于此处截面的突然变化，在装配过程中因预紧力的作用而使齿轮处于加载状态，该裂纹在载荷力的作用下扩展开裂，最后发生断裂。同时还发现如果螺纹有效长度过长，螺纹牙极易滚轧到*R*角上，使得近*R*角处因直径变大而被挤出微裂纹，在后期渗碳淬火过程中由于应力较大，在螺纹表面的尖角处出现淬火裂纹，安装过程中易发生一次性过载脆断。通过减少螺纹加工工序的刀具加工数量，保证螺牙表面粗糙度，同时改进螺纹的热处理和机械加工工艺，热处理工艺由原来的齿轮整体渗碳淬火＋高频感应退火改为渗碳前对螺纹及*R*角处涂防渗剂，渗碳淬火后再进行高频感应退火，这样既能保证螺纹有足够的韧性，又能保证有较高的强度，在使用和装配中不易断裂。增大螺纹*R*角，保证热处理后螺纹*R*角处不出现应力集中现象，从而提高螺纹使用寿命。

2　检验过程与分析

2.1　失效件宏观形貌

失效件经超声波清洗后观察发现，该螺纹断裂位置位于靠近螺纹与花键交界的*R*角处表面，断面平齐且存在金属光泽，断口裂纹起始于一侧表面并呈放射状扩展，裂纹源处表层存在黑色区域，断面明显分为两次扩展过程，上侧为裂纹一次扩展区域，断面存在轻微氧化现象，下侧为二次扩展断裂区域，氧化不明显，样品宏观形貌如图1所示。

2.2　断口形貌分析

失效件经超声波清洗后，利用Quanta200型扫描

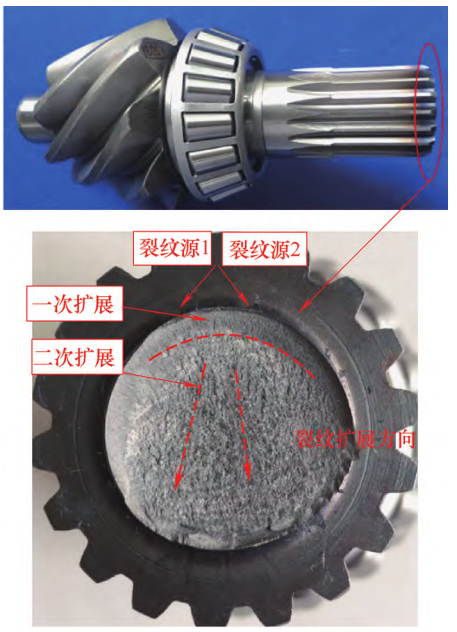

图1　失效件宏观形貌

电镜分别对断口裂纹源区两个位置形貌进行观察，发现两个位置裂纹源处均受到一定程度氧化，微观形貌主要为撕裂和韧窝的混合断裂，局部区域表面氧化无明显形貌特征，说明裂纹源局部存在原始微裂纹，次表层断面主要为沿晶脆性断裂[1]，表面存在轻微氧化现象，如图2、图3所示。

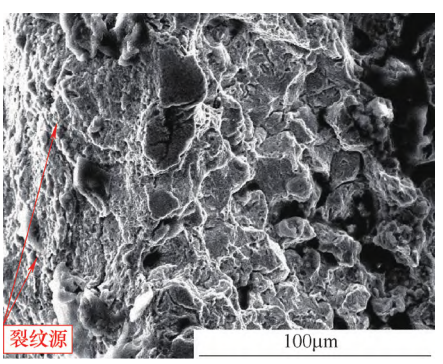

图2　裂纹源一裂纹源形貌（800×）

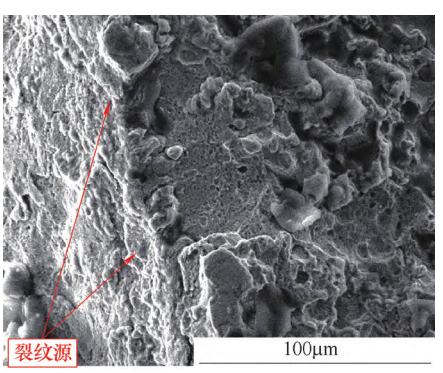

图3　裂纹源二裂纹源形貌（800×）

断口裂纹一次扩展区主要位于渗碳层区，微观形貌为冰糖状沿晶脆性断裂，断面存在轻微氧化，如图4所示；裂纹二次扩展区位于心部非渗碳层区，微观形貌主要为解理＋韧窝的混合撕裂，以解理断裂为主，如图5所示。

通过裂纹形貌分析可知，失效件断裂位于靠近*R*处表面，裂纹源处存在原始微裂纹，断口裂纹起始于一侧表面并呈放射状扩展[2]，断面明显分为两次扩展过程，前期渗碳层区为一次扩展区域，微观形貌为沿晶脆性断裂，断面存在一定程度氧化现象，后期二次裂纹扩展区为解理脆性断裂，断面较干净。

2.3 金相组织、硬度分析

1）齿轮的渗碳、淬火工艺见表1。

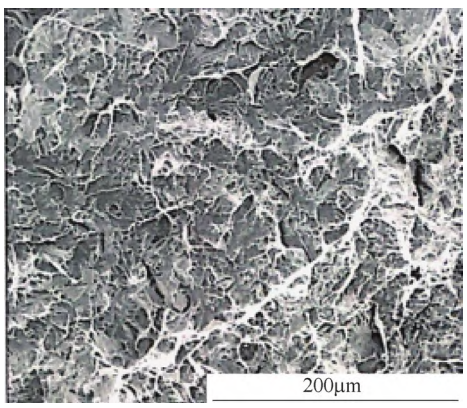

图4 断口裂纹一次扩展区形貌（1500×）

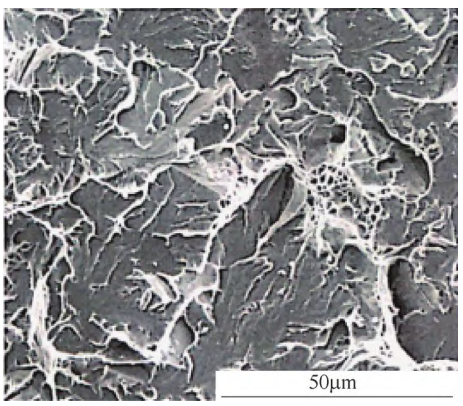

图5 断口裂纹二次扩展区形貌（1500×）

表1 双排热处理连续炉渗碳工艺

区段	加热区	强渗一区	强渗二区	高温扩散区		降温区	压淬保温区	渗碳层/mm		1.2～1.6
温度/℃	910	920	920	910		850	860	表面硬度HRC（回火）		58～64
碳势（%）	—	1.2	1.1	0.85		0.78	0.9	心部硬度HRC		30～45
甲醇/（L/h）	1.5	1.8	1.8	2.5		1.8	1	金相组织	碳化物	1～4级
氮气/（m^3/h）	1.7	2	2	2.7		2.0	1.1		残留奥氏体	1～5级
空气/（m^3/h）	—	0～0.8	0～0.8	0～1.0		0～1.0	0～1.0		F（心部）	1～4级
天燃气/（L/h）	—	0～0.8		0～1.2	0～1.2	0～0.8	0.0	表面非马氏体/mm		≤0.02
周期/min	75			预处理温度/℃		一区：430 二区：430		平面度/mm		≤0.15
回火温度/℃	175	清洗温度/℃		碱水：75 清水：70		淬火油温/℃	80	淬火冷却介质		快速淬火油

注：1.丙烷流量根据碳势的高低进行调整修正。

2.温度误差为±5℃。

3.碳势误差：±0.05%。

4.氮气流量误差为±0.5/（L/h）。

5.炉压要求150～300MPa。检验标准执行QCT 267—1999《汽车切削加工零件未注公差尺寸的极限偏差》。

渗碳热处理设备：ACHELIN双排推盘式渗碳直淬、压淬热处理生产线； 设备型号：STKEs-56/56/75-2x15-950CN。

热处理工艺过程[3]：预氧化→加热→强渗1→强渗2→扩散→降温→淬火→清洗→烘干→回火→空冷→螺纹高频感应退火。

2）螺纹的高频感应退火工艺见表2。

渗碳热处理设备：数控全自动退火机床；设备型号：HKTP100KW20-50KHZ；热处理工艺过程：螺纹表面加热→空冷→螺纹高频退火。

3）沿齿纵向取样，对试样非金属夹杂物（见图6）评定，结果见表3。

4）裂纹源处表面存在折叠缺陷，裂纹源处断面及表面折叠缺陷处均存在灰色氧化产物，说明裂纹源处存在原始折叠微裂纹，折叠微裂纹形态不一，裂纹源处折叠微裂纹为“布袋形”，深度约20μm；

表2　高频感应退火工艺

段序号	NO010	NO020	NO030	NO040	NO050	NO060	NO130	NO150	NO150	NO180	NO190	NO190	NO200	NO200	NO210	备注
指令	G1	M03	M24	G4	M32	G4	G1	M23	G4	M33	M08	G1	G4	M05	M09	
坐标	*X*-35.1						*X*-19.4					*X*-63.5				
时间/min				*X*0.5		*X*17			*X*20							
速度/（mm/min）	F1200						F80					F1200				
功率电压/V			200					210								
电流/A			45					48								
频率/Hz			38500					38348								
指令说明	G1——工件按设定的F速度沿当前点到*X*指定的位置座标 G4——暂停延时指令 M03——工件正转 M4——工件反转 M05——工件旋转停止 M08——水冷却开 M09——冷却水关 M23——加热功率二起动 M24——加热功率一起动 M32——加热开起动 M33——加热停止起动															

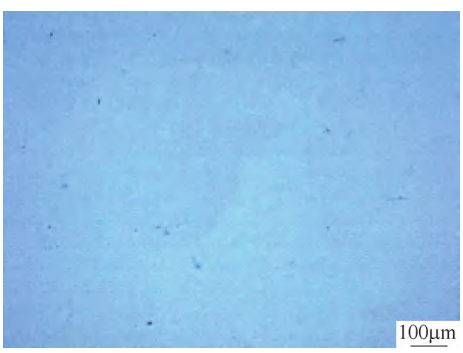

图6　非金属夹杂物（100×）

表3　非金属夹杂物评定结果　（级）

类别	等级
硫化物	0.5（细系）
氧化铝	0.5（细系）
硅酸盐	0.5（细系）
球状氧化物	1（细系）

裂纹源附近表面折叠几乎平行表面分布，存在分叉现象[4]；表面存在氧化层，氧化层深度4级（12～20μm），如图7、图8所示。

螺纹牙裂纹源处和心部的金相组织分别如图9、图10所示。

由图9可看到，基体非金属夹杂物无明显异常，表层渗碳层组织针状马氏体＋碳化物＋残留奥氏体，说明螺纹表面硬度也高，对螺纹表面进行洛氏硬度检测，结果见表4。

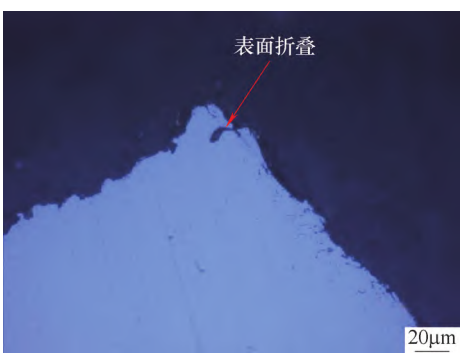

图7　裂纹源处形态（500×）

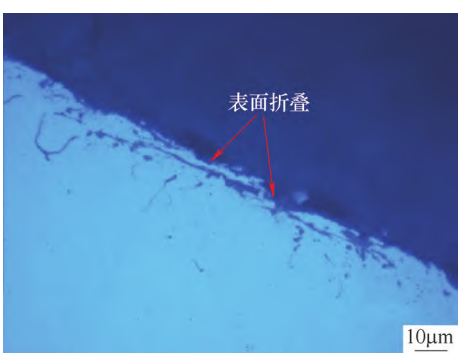

图8　裂纹源附近表面折叠缺陷（500×）

表4　螺纹表面硬度检测　（HRC）

项目	硬度
螺纹牙顶	52.0、45.0、48.9
螺纹牙根	50.5、31.4、50.7

由表4可知，螺纹表面硬度不均匀，最高为螺纹牙顶52.0HRC，最低为螺纹牙根39.4HRC，由于技

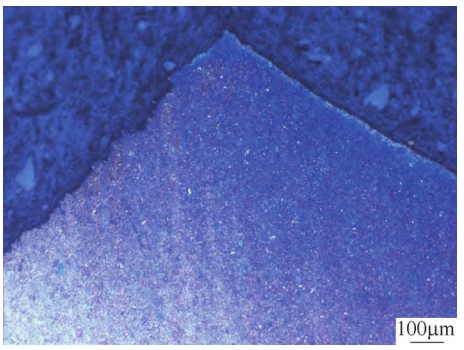

图9　裂纹源处金相组织（100×）

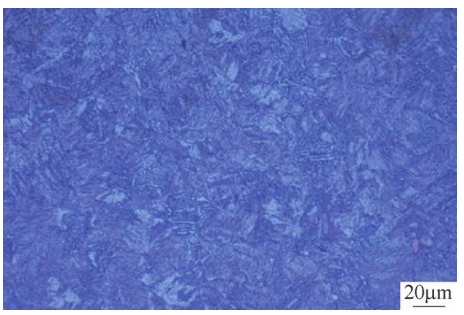

图10　心部金相组织（500×）

术要求为32～45HRC，因此牙顶硬度不满足技术要求。

2.4　裂纹源及附近区域能谱分析

对断面裂纹源及附近区域进行能谱分析，如图11所示。

能谱分析结果见表5。从表5可知，靠近裂纹源处区域主要元素为O、Fe，存在少量Cr、Mn，为原始裂纹表面氧化所致[5]；在次表层及进一步靠内部区域的O元素减少，说明氧化程度逐渐减小，未发现异常元素。

综上可知，裂纹源处存在原始折叠微裂纹[6]，裂纹源处折叠微裂纹为“布袋形”，裂纹源附近表面折叠几乎平行表面分布，存在分叉现象；在裂纹源及附近区域主要为表面氧化物，裂纹源处氧化严

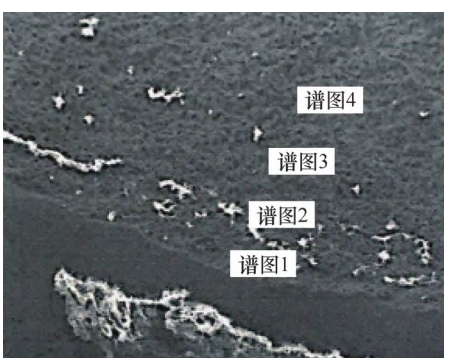

图11　断面裂纹源及附近区域能谱分析

表5　断面裂纹源及附近区域能谱分析（质量分数）（%）

元素	O	Cr	Mn	Fe
谱图1	50.05	1.06	0.64	48.24
谱图2	17.87	1.00	1.19	79.94
谱图3	7.55	1.31	1.40	89.74
谱图4	8.00	1.11	1.39	89.50

重，为原始裂纹存在区域，向心部扩展区域氧化程度逐渐轻微。

2.5　化学成分分析

在失效件的基体心部取样进行化学成分分析，结果见表6。由表6可知，符合20CrMnTiH钢的成分要求。

表6　化学成分（质量分数）　（%）

元素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti
实测值	0.19	0.26	1.01	0.016	0.0035	1.16	0.056
标准值	0.17～0.23	0.17～0.37	0.80～1.10	≤0.035	≤0.035	1.00～1.30	0.04～0.10

2.6　低倍组织分析

在未断裂轴径处横向、纵向取样，磨抛后，将50%的盐酸水溶液加热到约75℃后对横向、纵向试样均腐蚀20min，观察评定其低倍金相组织，均无明显偏析、疏松、缩孔、夹渣、气泡、裂纹及折叠等低倍缺陷，如图12、图13所示。

图12　横向取样低倍金相组织

图13　纵向取样低倍金相组织

3　改进措施

为了增加螺纹的韧性，应改变现有的螺纹热处理工艺，由原来的整体渗碳淬火＋高频感应退火改

为渗碳前对螺纹及*R*角处进行防渗处理，渗碳淬火后再对螺纹及*R*角部位进行高频感应退火，这样既能保证螺纹有足够的韧性，同时也能保证较高的强度，改进后的螺纹金相组织为珠光体＋碳化物＋少量贝氏体，如图14所示，对改进热处理工艺后螺纹表面进行洛氏硬度检测，结果见表7。由表7可知，硬度满足技术要求（32～45HRC）。

图14　改进后的螺纹表面金相组织（500×）

表7　改进螺纹热处理工艺后螺纹表面硬度（HRC）

项目	硬度
螺纹牙顶	42.3、41.0、38.9
螺纹牙根	40.5、33.4、40.7

为了保证热处理后螺纹*R*角处不出现应力集中现象，设计增大螺纹*R*角的尺寸，由原来的*R*3mm增加至*R*4mm。

在不影响装配情况下（螺纹＋孔高于螺母销子槽下边缘），减小主动齿轮轴螺纹的有效长度，以保证螺纹不会加工到*R*角上，避免热处理后出现应力集中现象[7]。改进后加工产品10000件，在使用和装配过程中没有出现过断裂现象。

4　结论

1）表面折叠裂纹处在后续的热处理渗碳＋淬火时由于退火时没有将针状马氏体完全清除，因此表面硬度过高，存在应力集中现象，同时该折叠裂纹在渗碳淬火冷却过程中容易沿表面微裂纹尖端继续扩展，形成淬火裂纹（一次扩展裂纹）[8]；在后期安装过程中，正常受力状态为扭转外力，扭转外力下的断面一般呈现多点起裂的扭转纹路形貌，但是此件断面为裂纹在一侧起裂，扭转纹路不明显，说明在裂纹源处存在一定深度的一次扩展裂纹[9]，在受到扭力作用下裂纹二次扩展，导致快速断裂。

2）断裂位置位于螺纹退刀位置，在安装螺母后存在边缘效应，且与*R*处距离过近，造成应力叠加，导致应力较大；在表面存在折叠微裂纹，容易形成后期应力淬火延伸裂纹，或在疲劳载荷作用下成为表面疲劳裂纹源，诱发早期疲劳裂纹。

5　结束语

该后桥弧齿锥齿轮轴螺纹断裂，断面平齐存在金属光泽，断口裂纹起始于一侧表面并呈放射扩展，裂纹源处表层存在黑色区域，主要原因是由于热处理过程中螺纹表面金相组织不合格螺纹表面硬度过高，且不均匀，造成的。同时螺纹在加工时粗糙度也较高，极易在*R*角处产生较大的应力。所以在加工过程中首先要注意螺纹加工后的表面质量。当对螺纹进行热处理时要重点关注螺纹的金相组织及螺纹硬度，要通过控制热处理过程来保证螺纹的热处理质量达到技术要求，避免类似的问题再次发生。

参考文献：

[1] 金林奎，邓永玖，赵建国，等. 重型载货汽车齿轮深层渗碳处理的工艺控制[J]. 金属加工（热加工），2015（7）：26-28.

[2] 焦东风，金林奎. 汽车后桥稳定杆螺栓断裂失效分析[J]. 金属加工（热加工），2016（13）：11-13.

[3] 杨平，李波，胡生双，等. 2A12铝合金外套螺母裂纹分析[J]. 失效分析与预防，2019，14（4）：254-257.

[4] 高玉魁. 疲劳断裂失效分析与表面强化预防[J]. 金属加工（热加工），2008（17）：25-29.

[5] 李春胜，黄德彬. 金属材料手册[M]. 北京：化学工业出版社，2005：262-268.

[6] 王忠，谢玲珍，刘爱军. 20CrMnTiH钢渗碳齿轮弯曲疲劳性能研究[J]. 金属加工（热加工），2024（4）：9-13.

[7] 陶春虎. 紧固件的失效分析及其预防[M]. 北京：航空工业出版社，2013：25-26.

[8] 江国清，林信智. 零件结构或表面质量等因素导致的淬火裂纹[J]. 金属加工（热加工），2014（1）：22-24.

[9] 张晓云，成忠，于彦峰. 曲轴齿轮断裂失效原因分析[J].金属加工（热加工），2015（7）：29-30.

（收稿日期：20250105）