

DOI:10.3969/j.issn.1001-4551.2016.08.009

双螺杆挤出机分配齿轮箱 20CrMnTi 渗碳齿轮断裂分析研究^{*}

潘 渊

(舟山市质量技术监督检测研究院, 浙江 舟山 316021)

摘要:解决双螺杆挤出机分配齿轮箱 20CrMnTi 渗碳齿轮的断裂问题,将断口宏观形貌分析、显微组织观察和硬度梯度检测技术应用到断裂齿轮的研究中。开展了结构设计和热处理工艺的分析,建立了渗碳齿轮失效机理与强度的内在联系。提出了齿轮在设计、工艺等方面的改进措施。结果表明,键槽底部与齿根圆距离小于 $2.5 m_f$ 是齿轮强度过低而断裂的主因,渗层大量残留奥氏体和心部网状铁素体降低了齿轮的疲劳强度,疲劳裂纹沿应力集中的线、面扩展迅速;降低奥氏体冷却过程的稳定性,渗碳正火 $\leq 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ 且保温 $< 6\text{ h}$,可改善齿轮的疲劳强度。

关键词:双螺杆挤出机;分配齿轮箱;20CrMnTi;渗碳齿轮;疲劳断裂

中图分类号:TH132.41;TG156

文献标志码:A

文章编号:1001-4551(2016)08-0960-05

Fracture analysis of 20CrMnTi carburizing gear used in torque distribution gear box of double screw extruder

PAN Yuan

(Zhoushan Institute of Calibration and Tsetting for Quality and Technology Supervision, Zhoushan 316021, China)

Abstract: In order to solve the fracture problem of 20CrMnTi carburized gear used in the torque distribution gearbox of the twin screw extruder, the fracture morphology analysis, microstructure observation and hardness gradient test were investigated to the study of fracture gear. After the analysis of the structure design and heat treatment process, the internal relations between failure mechanisms and gear strength was established. A method was presented to the improvement measures in design and technology and other aspects of the gear. The experimental results show that the distance between the keyway bottom and the root circle less than $2.5 m_f$ is the main reason for the low strength and fracture of the gear; the large amount of residual austenite in the carburizing layer and the center network iron ferrite reduced the fatigue strength of the gear, fatigue crack is rapidly expanding along the line and plane of stress concentration; to reduce the stability of austenite cooling process, carburizing or quenching temperature not more than $950\text{ }^{\circ}\text{C}$ and holding time less than 6 hours, can improve the fatigue strength of the gear.

Key words: twin screw extruder; torque distribution gearbox; 20CrMnTi; carburized gear; fatigue fracture

0 引 言

齿轮传动的传动效率高、工作可靠、寿命长、传动比准确、结构紧凑,是机械传动中最重要的传动形式之一。齿轮通过轮齿啮合传递扭矩和动力,因而承受较

大的冲击载荷、交变弯曲应力和接触应力,因此易产生齿面点蚀、胶合等失效,甚至是断齿或齿圈断裂^[1-3]。

锥型同向双螺杆挤出机的功率和运动的传递主要由减速齿轮箱和分配齿轮箱承担,分配齿轮箱直接与低速旋转的螺杆连接,实际工作中需要承受很大的扭

收稿日期:2016-03-24

基金项目:国家火炬计划项目(2011GH040982)

作者简介:潘 渊(1962-),男,浙江杭州人,高级工程师,主要从事计量检定、检验测试等方面的研究. E-mail:panyaun@126.com

矩、推力和冲击载荷。在分配齿轮箱设计中,一方面为了尽可能地降低齿轮负载,一般主传动轴是与其中的一根螺杆相连直接传递扭矩,另一根螺杆的扭矩通过轮齿啮合传递,因而为了保证主传动轴具有足够的强度,其与齿轮配合段的轴径较大,齿轮孔径增大,轮毂厚度也相应减薄;另一方面,锥型同向双螺杆挤出机中同向旋转的两根螺杆轴线有 $1^{\circ} \sim 2^{\circ}$ 左右的夹角,为使分配齿轮箱结构紧凑,其中的主传动齿轮、过桥齿轮和从动齿轮均是采用大、小端模数渐变的圆锥齿轮进行啮合传动,齿轮小端的结构强度较弱。因此,传动齿轮是锥型同向双螺杆挤出机分配齿轮箱中较易损坏失效的重要零件之一。

本研究从断口宏观形貌、金相显微组织、结构设计和热处理工艺等方面,对锥型同向双螺杆挤出机分配齿轮箱用 20CrMnTi 渗碳淬火圆锥斜齿轮断裂失效的原因进行分析研究,提出齿轮在设计和工艺方面的改进措施。

1 研究背景

某锥型同向双螺杆挤出机分配齿轮箱用的 20CrMnTi 渗碳淬火圆锥斜齿轮使用 3 周后发生断裂,该齿轮非断裂处的轮齿及与其啮合的齿轮均基本完好,断裂齿轮的轴向和断口宏观形貌如图 1 所示。

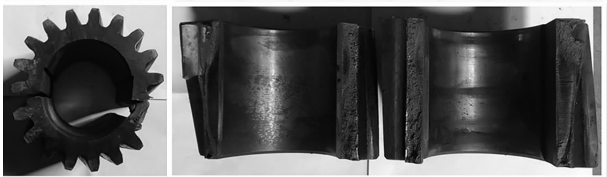


图 1 断裂齿轮轴向和断口宏观形貌

断裂齿轮的结构参数和技术要求如图 2 所示。

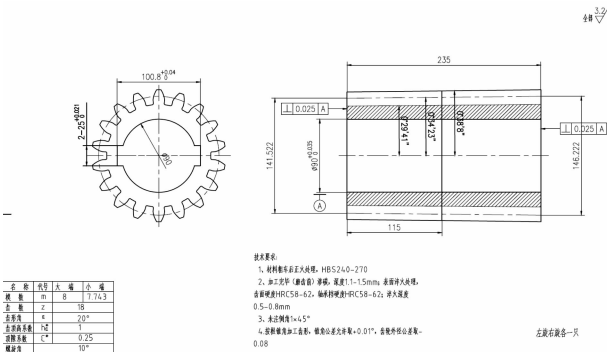


图 2 断裂齿轮的基本结构参数和技术要求

2 断口宏观形貌分析

齿轮是基本沿着齿轮毂两键槽根部的棱角线整齐地断裂成两半,并在两断裂横截面上形成了位置对应且大小不等的两对光滑区域(如图 1 所示)。

齿轮两断口处的宏观形貌图分别如图 3、图 4 所示。

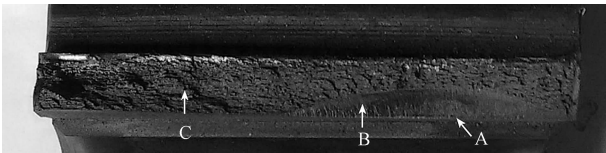


图 3 小光滑区齿轮断口

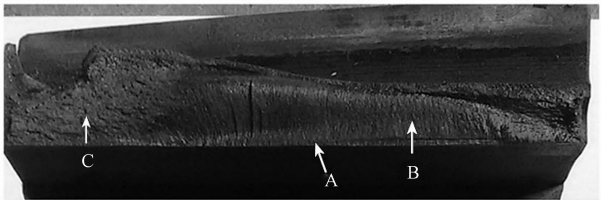


图 4 大光滑区齿轮断口

从图 3、图 4 中可以看出两断口均由光滑区和粗糙区组成,光滑区均存在较为典型的贝壳状花纹,粗糙区沿晶断裂的现象均明显,具有典型的疲劳断裂特征。在光滑区较小的齿轮断口图图 3 中,断口表面可分为具有不同特征的 A、B、C 3 个区域。A 区位于光滑区中心部位的轮毂键槽根部极易引起应力集中的棱角附近,该处裂纹细腻,表面因断裂面之间相互多次摩擦而较光滑,是疲劳裂纹源区;B 区沿着轮毂键槽根部应力集中的棱角线向两侧扩展,面积较大,表面有着典型的因齿轮受周期性疲劳载荷作用而逐渐扩展留下的贝壳状花纹,且贝壳状花纹随着裂纹的不断扩展,整个截面有效承载面积的减小而逐渐变粗,是裂纹的扩展区;C 区表面较为粗糙,它是裂纹扩展到一定程度后,齿轮毂该侧截面的有效承载面积减小到一定值时,该侧轮毂突然断裂形成的瞬间断裂区。同样,光滑区较大齿轮断口表面也可分为疲劳裂纹源的 A 区、沿轮毂键槽根部棱角线扩展的 B 区和瞬间断裂 C 区(如图 4 所示)。

通过对比图 3 与图 4 所示的断口的宏观形貌可以发现,图 3 所示的断口疲劳扩展区细腻光滑,覆盖的范围较小,留下的贝纹线间距较窄;图 4 所示的断口疲劳扩展区较粗糙,覆盖的范围较大,留下的贝纹线间距较宽。因此,可以初步推断,齿轮在图 4 断口位置的键槽承受了较大的工作负荷,且断裂首先发生在该断口处。在齿轮断裂前,由于加工或安装质量控制不当使得两键槽受力不均,当图 3 断口处疲劳裂纹产生时,该断口处的键槽承受的工作负荷较小,截面刚度相对较高,裂纹的扩展速率较慢,裂纹波及的范围也小;当图 4 断口处产生疲劳裂纹时,该断口位置的键槽承受的工作负荷较大,截面刚度相对较低,裂纹的扩展速率较快,裂纹波及的范围也大,其有效承载面积也下降较快,从而首先发生断裂。当图 4 截面发生断裂后,齿轮毂上原来由两键槽共同承受的负荷全部施加于图 3 的键槽处,使该处承受的负荷增大;这时齿圈类似弯曲的悬臂梁^[4],使齿轮旋转到极端位置时图 3 键槽附近的弯矩

也急剧增长,以至于负荷迅速超过了其有效截面的承受能力,导致整个齿轮毂完全断开。

3 金相组织分析

3.1 渗碳层

断裂齿轮的齿形表面和内孔表面均是采取渗碳 + 感应淬火的热处理工艺(如图 2 所示)。本研究在齿轮毂图 4 断口的疲劳裂纹源附近切取试样,截取与裂纹垂直面磨制金相试样,抛光并用 4 % 硝酸乙醇溶液腐蚀后,在断裂齿轮内孔侧的渗碳层表面,用 500 倍金相显微镜观察得到的该 20CrMnTi 齿轮渗碳层的金相组织如图 5 所示。

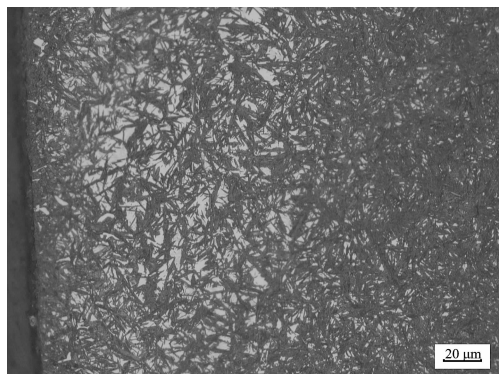


图 5 断裂齿轮内孔侧渗碳层表面金相组织
(500 ×) 4 % 硝酸乙醇溶液腐蚀

笔者对照 JB/T 6141.3 - 1992《重载齿轮 渗碳金相检验》标准,发现表层的残留奥氏体等级为 5 级 ~ 6 级,即有 40% 以上的残留奥氏体^[5]。渗碳层中大量残留奥氏体的存在,不但降低了齿轮的结构强度,削弱了渗碳淬火对齿轮的强化作用,而且严重影响齿轮的疲劳强度。在疲劳断裂过程中,裂纹面附近的残余奥氏体大部分转变成马氏体,这种转变是在断裂瞬间发生的,与疲劳力学条件无关。转变所引起的体积膨胀增强了裂纹闭合效应,相变诱发闭合是渗碳表层高碳区疲劳裂纹扩张行为的主要因素之一^[6]。因此,渗碳层中大量残留奥氏体是断裂齿轮疲劳裂纹源产生和疲劳裂纹较快扩展的一个主要原因。

渗碳层产生大量残留奥氏体的成因是多方面的。渗碳气氛碳势过高且扩散不充分造成的奥氏体中的碳浓度升高;渗碳温度或淬火温度过高而使奥氏体晶粒粗大、晶界减少、自由能下降、形核的可能性减少;淬火的冷却速度不够;正火达到的晶粒细度不够而使原始晶粒较大等,均会引起奥氏体在冷却过程中的稳定性增加,从而导致残留奥氏体增多。另外,在淬火过程中,渗碳工件在 M_s 点冷却时间不充分引起的过冷奥氏体没有完全转变成马氏体组织,也会导致残留奥氏体增加。因此,通过热处理工艺、参数的控制与调整,

降低奥氏体在冷却过程中的稳定性,是消除和减少 20CrMnTi 渗碳层残留奥氏体的最为有效的途径。

3.2 心部组织

断裂齿轮内孔侧的心部金相组织如图 6 所示。

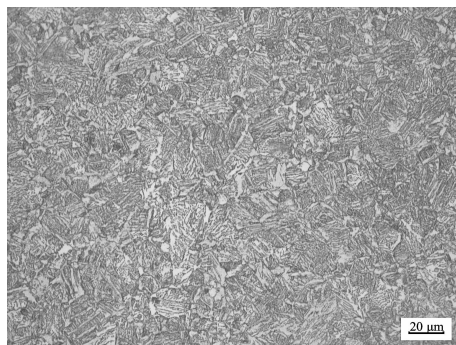


图 6 齿轮毂断口附近距离内孔表面 5 mm 处金相组织
(500 ×) 4 % 硝酸乙醇溶液腐蚀

图 6 中可以看出,齿轮毂心部的金相组织是“低碳(板条状)马氏体 + 网状铁素体”。铁素体优先在晶界上析出、长大并形成网状,这样的组织在外力的作用下首先在晶界形成微裂纹,随着外力的增强裂纹迅速扩展、断裂。网状铁素体严重割裂了基体组织之间的联系,使钢的强度尤其是屈服强度急剧降低,硬度下降,韧性急剧降低,极易变形断裂。因此,断裂齿轮心部网状铁素体的存在也是图 4 断口疲劳扩展区较粗糙、覆盖的范围较大、贝纹线间距较宽和图 3 截面突然断裂的主要因素之一。

齿轮毂心部的网状铁素体组织主要是由于 20CrMnTi 钢在渗碳(或正火)过程中在 950 °C 以上的温度下长时间保温,造成的基体组织晶粒粗化而产生的结果。研究表明,20CrMnTi 钢在 970 °C 以上温度长时间渗碳时,将会使渗碳件心部组织恶化,即使重新加热至 840 °C 淬火,渗碳正火组织中的网状铁素体绝大部分也不能消除^[7]。由此可见,为了消除和减少心部的网状铁素体组织,20CrMnTi 钢渗碳正火的温度应控制在 950 °C 及以下,保温时间不应过长,一般不宜超过 6 h。

3.3 硬度及渗碳层深度

齿轮内孔渗碳层表面硬度为 59.6 HRC。渗碳层的心部基体硬度为 248 HV1,硬度较低。渗碳层的硬度梯度如图 7 所示。

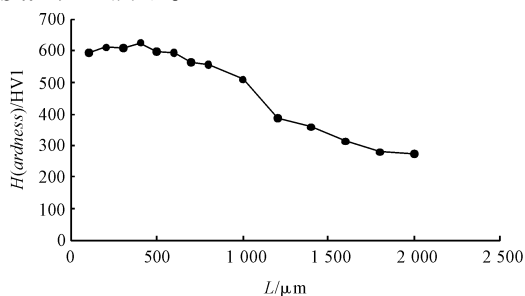


图 7 渗碳层的硬度梯度

渗碳层硬度梯度为 550 HV1 时距离表面的深度约为 800 μm , 断裂齿轮内孔侧的渗碳层深度约为 0.8 mm^[8]。

4 结构设计及热处理工艺分析与改进

4.1 结构设计分析与改进

本研究通过对图 2 结构参数的分析计算,发现断裂齿轮的设计中存在着多处不合理甚至是致命的缺陷。首先,轮毂键槽底部与齿根圆之间的最小距离大端为 12.7 mm,小端仅有 10.7 mm,与正常设计要求的大于 2.5 倍的轴向模数 m_t 相差很大^[9],轮毂的结构强度很低,受到载苛冲击时极易产生变形、开裂,是该齿轮疲劳源产生、疲劳裂纹快速扩展直至断裂的主要原因。其次,轮毂键槽根部的棱角处均未规定相应的过渡圆角要求,虽然断裂齿轮的键槽已严重变形无法测量,但是从裂纹源位置和裂纹扩展的方向推断,该轮毂键槽底部棱角处应该存在严重的集中应力,因此,设计中规定适宜的过渡圆角十分必要的。其三,齿轮断裂过程分析表明,该轮毂两键槽的受力不均现象较严重,键槽位置不准确及键与槽配合不当是主要原因,应在设计、工艺中进行明确地规定。

齿轮结构设计的改进主要包括以下几个方面:

(1)通过增加齿数、增大模数或齿数与模数同时增大的方式,加大轮毂键槽底部与齿根圆之间的最小距离,是提高轮毂的结构强度的几种常用方法。由于齿轮模数的改变将涉及与之啮合及关联的各齿轮副,齿轮箱整体结构变动较大,一般可采取增加齿数的方

法来提高轮毂的结构强度。图 2 中齿轮的其他参数不变时,将齿数增加至 21 齿及以上时,轮毂键槽底部与齿根圆之间的最小距离在 20.8 mm 以上,可以满足正常设计要求的 $>2.5 m_t$ 。必要时,应根据齿轮所承受的载荷情况,按轮毂键槽底部与齿根圆之间构成的危险截面,通过对其结构进行强度校核,来进一步确定齿数。另外,如果受到分配齿轮箱结构、位置的限制而不能增大齿轮直径时,该齿轮可按同模数的齿轮轴进行设计。

(2)轮毂键槽底部棱角处应采取合理的截面过渡方式来削减应力集中。《机械设计手册》中规定的图 2 齿轮键槽的过渡圆角为 0.4 mm ~ 0.6 mm,为了进一步减少槽底部棱角处的应力集中,过渡圆角可以取得大一些。同时,由于受力表面微观的高低不平,会引起应力集中现象,在微观低凹点的应力易于超过疲劳极限而出现疲劳裂纹,因而轮毂键槽的表面粗糙度控制在 $Ra \leq 1.6 \mu\text{m}$ 也可明显地改善键槽表面的应力集中^[10]。

(3)改善轮毂两键槽的受力状况。一方面,应提高两键槽与齿轮中心剖面的位置度要求,其位置度公差一般不应大于 0.02 mm;另一方面,键与槽的配合宜采用不低于 7 级精度的基孔制的过渡配合,并加强对实际装配质量的过程检验。

(4)由于传动、过桥和从动齿轮均是模数渐变的圆锥齿轮,在分配齿轮箱结构设计中,应保证每一对相互啮合的齿轮副中至少有一个齿轮可进行轴向调整与定位,以提高齿轮的啮合性能。

齿轮结构设计主要改进的一览表如表 1 所示。

表 1 齿轮结构设计改进一览表

结构参数	大端法 向模数 m_n	齿数 Z	法向压 力角 $\alpha/(^{\circ})$	螺旋角 $\beta/(^{\circ})$	齿高系数 h_a	齿隙系数 c	键槽与齿 根圆的最 小距离/mm	键槽根部 的过渡圆 角 R/mm	键槽与齿轮 中心剖面位 置度/mm	键槽的表面 粗糙度 $Ra/\mu\text{m}$
原设计值	8	18	20	10	1	0.25	10.682	/	/	≤ 3.2
改进设计	8	≥ 21	20	10	1	0.25	≥ 20.862	≥ 0.6	≤ 0.02	≤ 1.6

4.2 热处理工艺分析与改进

断裂齿轮的热处理工艺过程是(如图 2 所示): (粗车后)正火 + (齿轮加工完毕后)齿轮表面和内孔表面渗碳 + 渗碳后的炉冷 + (磨齿后)表面感应淬火。首先,是其热处理工艺流程设计不合理。由于 20CrMnTi 钢的渗碳温度高达 920 $^{\circ}\text{C}$ 及以上,即使渗碳后炉冷齿轮也会产生很大的变形,正常的工艺是齿轮粗加工成形后先进行渗碳,渗碳后进行齿的半精加工,再进行表面感应淬火,还要经过 200 $^{\circ}\text{C}$ 左右的去应力回火以减消 20CrMnTi 齿轮渗碳淬火后残存的余奥氏体和基体应力,最后才进行齿形的精加工。其次,前述的渗碳层中大量残留奥氏体存在和心部网状铁素体组

织的产生,表明其热处理工艺参数的设计与控制是存有缺陷的。

齿轮热处理工艺的改进主要包括以下几个方面:

(1)正火工艺。一般 20CrMnTi 钢正火的加热温度为 920 $^{\circ}\text{C}$ ~ 970 $^{\circ}\text{C}$ ^[11],由于 20CrMnTi 钢在 970 $^{\circ}\text{C}$ 以上保温,组织中会出现严重的网状铁素体,因而为了消除和减少心部可能产生的网状铁素体组织,应将齿轮的正火温度控制在 920 $^{\circ}\text{C}$ ~ 950 $^{\circ}\text{C}$ 范围内。

(2)渗碳工艺。20CrMnTi 钢的气体渗碳主要有渗碳扩散温度均为 930 $^{\circ}\text{C}$ 的一段式和强渗温度 930 $^{\circ}\text{C}$ + 扩散温度 900 $^{\circ}\text{C}$ 的二段式两种工艺。由于 20CrMnTi 渗碳时在高温下的保温时间较长,一般可达 6 h 以上,奥氏体晶粒极易长大而增加稳定性。因此,宜采取强

渗(920 ℃ ~ 940 ℃) + 扩散(890 ℃ ~ 910 ℃)的两段式渗碳工艺,缩短渗碳齿轮高温停留时间,并通过充分扩散来削减碳势,降低奥氏体的稳定性,达到消除和减少 20CrMnTi 渗碳层残留奥氏体的目的。

(3) 淬火工艺。通常心部强度要求较高的 20CrMnTi 渗碳件可采用 820 ℃ ~ 850 ℃ 淬火;而表面硬度要求较高的可采用 780 ℃ ~ 810 ℃ 淬火^[12]。由于 20CrMnTi 钢的加热温度超过 810 ℃ 时,晶粒长大的趋势增大^[13],20CrMnTi 齿轮的渗碳淬火温度不宜过高,控制在 780 ℃ ~ 810 ℃ 范围内较适宜。20CrMnTi 齿轮渗碳后采取感应加热淬火工艺时,由于感应加热时间较短,晶粒不易长大,其淬火加热温度可控制在 840 ℃ ~ 870 ℃^[14],但必须透热齿部、齿根部及其他需要渗碳淬火的 2 倍以上渗碳层深度的表层。

(4) 回火工艺。20CrMnTi 齿轮渗碳淬火后的回火温度应为 180 ℃ ~ 200 ℃,回火保温时间应不小于 2 h。渗碳齿轮应在感应加热淬火后的 4 h 内完成回火。

(5) 齿轮的热处理工艺过程宜调整为:粗车后正火(920 ℃ ~ 950 ℃) + 粗加工成形后渗碳[强渗(920 ℃ ~ 940 ℃) + 扩散(890 ℃ ~ 910 ℃)] + 渗碳后的炉冷 + 半精加工后表面感应加热(840 ℃ ~ 870 ℃)透热齿部与根部后淬火 + 去应力回火(180 ℃ ~ 200 ℃, 2 h) + 齿形精加工。

5 结束语

本研究从断口的宏观形貌、金相组织、结构设计和热处理工艺等方面对 20CrMnTi 渗碳淬火齿轮断裂失效的原因进行了分析研究,研究结果表明:

(1) 齿轮直径过小产生的轮毂键槽底部与齿根圆间距离明显小于 $2.5 m_r$,造成的轮毂键槽底部与邻近齿根圆构成的危险截面的结构强度显著降低,是 20CrMnTi 渗碳淬火齿轮断裂过程中疲劳源产生、疲劳裂纹较快扩展的主要原因。

(2) 危险截面附近的应力集中部位极易产生疲劳裂纹源,并且裂纹沿着应力集中的线、面扩展的倾向明显。

(3) 渗碳层中大量残留奥氏体、心部网状铁素体将导致 20CrMnTi 渗碳淬火齿轮的疲劳强度明显降低。

(4) 热处理过程中,降低奥氏体在冷却过程的稳定性是消除和减少 20CrMnTi 渗碳层残留奥氏体的一种有效途径;渗碳正火温度控制在 950 ℃ 以下,且保温时间不超过 6 h,可以消除和减少 20CrMnTi 心部的网状铁素体组织。

参考文献(References):

- [1] 董楠,刘威,张静. 齿轮啮合传动接触动力学模型与分析[J]. 机电工程技术,2015,44(2):54-57.
- [2] 王晓青,夏水华. 齿轮断裂影响因素和影响机制的研究[J]. 机械传动,2010,34(10):22-25.
- [3] 雷淑梅,匡同春,陈丽凤,等. 20CrMnTi 钢渗碳齿轮断齿失效分析[J]. 金属热处理,2009,34(10):88-91.
- [4] 张鑫,张兴全,余建平,等. 齿圈断裂失效分析[J]. 金属热处理,2014,39(8):156-159.
- [5] 国家机械电子工业部. JB/T 6141. 3-1992 重载齿轮渗碳金相检验[S]. 北京:机械科学研究院,1992.
- [6] 井晓天,楼秉哲,谷臣清,等. 疲劳断裂过程中渗碳层残余奥氏体的转变[J]. 金属学报,1990,26(1):38-45.
- [7] 赵利平,包河. 20CrMnTi 钢高温组织变化规律与最佳渗碳温度选择[J]. 太原重型机械学院学报,1997,18(1):75-78.
- [8] 国家标准化管理委员会. GB/T 9450-2005 钢件渗碳淬火硬化层深度的测定和校核[S]. 北京:中国标准出版社,2005.
- [9] 徐灏,邱宣怀,蔡春源,等. 机械设计手册(第3卷)[M]. 北京:机械工业出版社,1991.
- [10] 李娜,张凯. 表面质量对零件使用性能的影响[J]. 农机使用与维修,2015(12):40-41.
- [11] 才鸿年,马建平,等. 现代热处理手册[M]. 北京:化学工业出版社,2009.
- [12] 樊东黎,潘健生,徐跃明,等. 热处理技术手册[M]. 北京:化学工业出版社,2009.
- [13] 张星,张治民,李保成. 渗碳 20CrMnTi 钢温变形组织研究[J]. 山西机械,2001(2):12-13.
- [14] 国家机械工业局. JB/T 9171. 3-1999 齿轮火焰及感应淬火工艺及其质量控制[S]. 北京:机械科学研究院,1999.

[编辑:李辉]

本文引用格式:

潘渊. 双螺杆挤出机分配齿轮箱 20CrMnTi 渗碳齿轮断裂分析研究[J]. 机电工程,2016,33(8):960-964.

PAN Yuan. Fracture analysis of 20CrMnTi carburizing gear used in torque distribution gear box of double screw extruder[J]. Journal of Mechanical & Electrical Engineering, 2016,33(8):960-964.

《机电工程》杂志: <http://www.meem.com.cn>