

传动凸轮的磨削裂纹分析

Analysis of the Grinding Crack of the Cam

供稿|姜如松, 李淑英 / JIANG Rusong, LI Shuying

内容导读

凸轮传动轴经磨削加工后发现磨削裂纹。通过宏观检验、化学成分分析、硬度测量、金相组织分析、夹杂物分析、裂纹表面扫描电镜分析、裂纹受力分析等方法,从裂纹源头和扩展方向探究裂纹的成因。结果表明:凸轮表面和心部化学成分及硬化层基体组织均符合要求。裂纹源表层局部夹杂物超标,渗碳硬化层内应力大,磨削加工氢致裂纹延迟出现等因素导致磨削裂纹产生。

凸轮轴类传动零件,工作时需传递大扭矩、承受周期性大应力,导致其表面易磨损。此类零件一般采用合金渗碳钢,合金渗碳钢经化学热处理后,表面硬度高、心部综合性能好,能满足传递大扭矩和具有高耐磨性的使用要求。相应地,其加工制造要求精度高、表面粗糙度低。磨削加工是其具有高精度、低粗糙度的保证,一般经过粗磨、精磨、光磨才能达到技术要求。磨削加工是零部件加工工序的最终步骤,直接影响着零部件的使用性能和服役寿命。高硬度材料的磨削加工是一项传统工艺,然而在磨削加工过程中极易出现磨削裂纹,一旦出现裂纹,将影响生产的顺利进行。磨削过程中出现磨削裂纹的成因异常复杂,其形成机理在理论上没有系统的定论,仍是困扰生产实践的一个难题,因此有必要多方位深入研究磨削裂纹的成因,丰富磨削裂纹形成的基础理论,以制定行之有效的预防措施。本文对某公司凸轮磨削加工过程中出现的直线面开裂现象,结合其组织、断口形貌、磨削加工方式以及受力情况等进行分析,揭示该磨削裂纹形成

的原因,避免经济损失,供生产企业参考。

磨削裂纹宏观形貌

某批凸轮轴在磨削加工时,经过粗磨、精磨及光磨等工序后发现凸轮直线有开裂现象,呈撕裂状,如图 1 所示。凸轮由多个圆弧面和一个直线面组成,如图 1(a) 所示。直线面在工作时推动滚轮、柱塞压缩燃油,承受较大作用力。

正面观察开裂处,凸轮直线面有 2 个撕裂层片,呈脱离趋势,2 个层片大小基本一致,贯穿整个直线面。层片的表面粗糙度与未开裂的凸轮表面粗糙度一致,层片上有磨削烧伤形成的暗红色区域,如图 1(b)、1(c) 所示。侧面观察发现 2 个层片呈背向凸轮尖顶的翘形凸起张开形状,如图 1(f) 所示。呈翘形凸起张开形状的层片尖端(裂纹源)呈暗灰色、细瓷状,颜色与开裂面其它部位相同,无磨削形成的异常反光面,如图 1(d)。开裂面其它部位呈灰色的细瓷状,有碎块、垂直于磨削方向的台阶及黄色锈迹,如图 1(e) 所示。凸轮轴上 6 个凸轮中

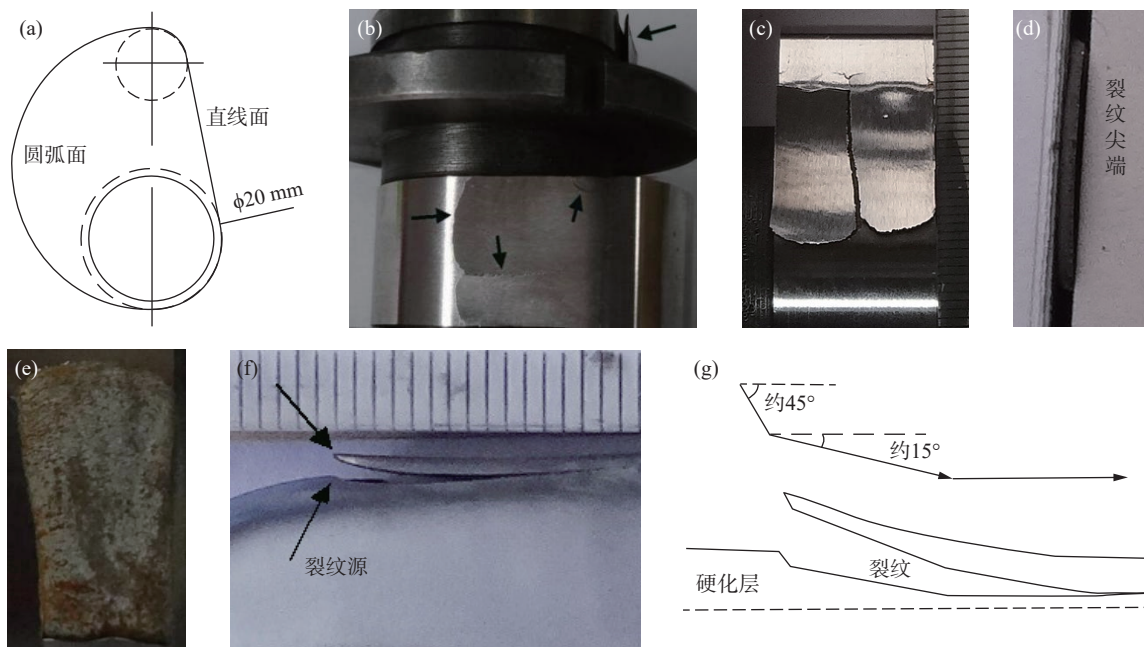


图1 凸轮结构和断裂宏观形貌示意图: (a) 凸轮结构; (b) 开裂凸轮轴向形貌; (c) 开裂凸轮径向形貌; (d) 开裂层片尖端; (e) 开裂层片; (f) 开裂层片侧面; (g) 裂纹路径

5个有类似现象。

由层片的张开形状可以初步判断,层片在接近直线面与圆弧面的过渡部位发生开裂。在直线面上的裂纹呈圆弧状,如图1(b)、1(c),裂纹前沿部位与磨削方向大致垂直。在凸轮基体内,裂纹起始方向与直线面大致呈 45° ,长度为 $0.8\sim 1.0\text{ mm}$,然后裂纹折弯沿与直线面呈 $10^\circ\sim 20^\circ$ 夹角的方向扩展,以凸向凸轮心部弧线形式向直线面方向延伸,延伸长度几乎贯穿整个直线面,如图1(f)、1(g)所示。

平面磨削加工出现的裂纹一般是与磨削方向垂直的单条或数条平行线状或网格(龟裂)状裂纹,裂纹起始方向一般与加工平面垂直^[1]。此批凸轮磨削时出现的裂纹是垂直于磨削方向、与直线面呈约 45° 夹角、扩展呈张开形状的线状裂纹,属于异常现象。

理化检验及结果

化学成分分析

截取凸轮心部试样,用ARL4460OES型直读光谱仪对试样的化学成分进行分析,见表1。结果表明凸轮的化学成分符合GB/T 3077—2015《合金结构钢》的20Cr标准要求。

表1 原材料化学成分(质量分数)

项目	C	Si	Mn	P	S	Cr
试样	0.19	0.22	0.62	0.021	0.013	0.97
标准	0.18~0.24	0.17~0.37	0.50~0.80	≤ 0.030	≤ 0.030	0.70~1.00

取凸轮硬化层表层深度为 0.10 mm 试样,用JS-HW2000A型硫碳分析仪分析计算硬化层表层碳质量分数为 0.89% ,符合渗碳表层碳质量分数为 $0.77\%\sim 1.05\%$ 的要求。

表面硬度和有效硬化层深

截取未出现裂纹的凸轮制样,根据GB/T 9450—2005《钢件渗碳淬火硬化层深度的测定和校核》标准,采用INNOVATEST330维氏硬度计(载荷砝码 0.5 kg)对凸轮有效渗碳淬火硬化层(以下简称硬化层)深进行测量,从距离表面 0.05 mm 处开始,每隔 0.1 mm 为1个测试位置点,每1位置测试3个点位的硬度取平均值,参照GB/T 9451—2005《钢件薄表面总硬化层深度或有效硬化层深度的测定》,得出凸轮有效硬化层深为 2.15 mm ,符合技术要求($2.0\sim 2.5\text{ mm}$)。硬化层硬度梯度曲线如图2(a)所示,硬化层过渡区内曲线硬度下降平均速率为每 0.1 mm 下降HV 55.6,高于企业技术要求的每 0.1 mm 下降HV 30~50。直线面和圆弧面硬度,有明

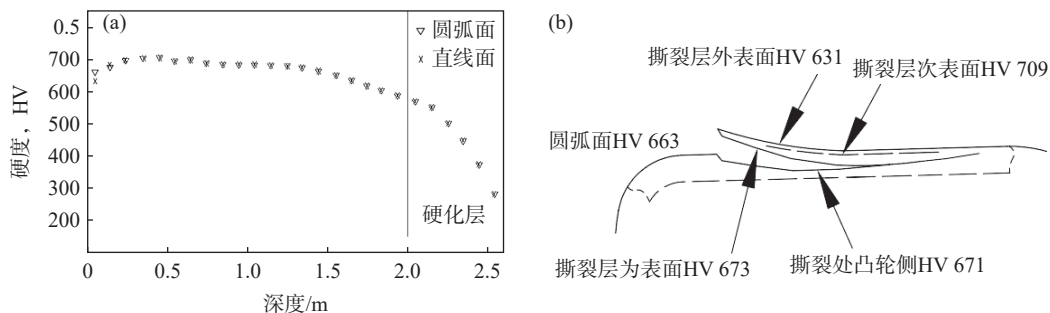


图2 硬化层曲线与断口局部硬度: (a) 硬化层深度曲线; (b) 裂纹区域硬度分布

显“低头”现象。

截取凸轮裂纹两侧试样制样测试硬度, 撕裂层片直线面(外表面)硬度为 HV 631, 低于 HV 650, 不符合表面硬度为 HV 650~750 的技术要求, 撕裂层直线面次表面硬度 HV 709, 开裂面两侧硬度变化连续无异常, 如图 2(b) 所示。

显微组织分析

根据 GB/T 10561—2005《钢中非金属夹杂物含量的测定—标准评级图显微检测法》标准, 将所取开裂试样打磨抛光后对其夹杂物进行评级, 结果为细系 A 类夹杂物 1.0 级, B 类 0.5 级, C 类 0.5 级, D 类 0.5 级, 非金属夹杂物不超标。

观察裂纹源主裂纹扩展情况, 主裂纹从磨削加工的直线面延伸约 0.2 mm, 然后折向沿与磨削加工的直线面平行方向扩展约 0.1 mm, 再折向沿与裂纹源平行方向继续延伸至 0.8~1.0 mm 后继续折向与直线面大致平行方向扩展。主裂纹旁边有相同走向的裂纹, 因此磨削裂纹呈多源性质。裂纹起源部位有尺寸稍大的黑色点状物, 如图 3(a) 所示。观察扩展裂纹, 可以看到主裂纹上有二次裂纹, 如图 3(b) 所示。

采用徕卡倒置金相显微镜 Leica DMILMMLED, 用体积分数为 4% 硝酸酒精溶液侵蚀试样后观察其显微组织, 如图 3(c) 所示。可以看出: 凸轮直线面的表层组织为变质层, 包含白蚀区、黑蚀区, 变质层总深度约 0.016 mm, 次表面为细针状回火马氏体+粒状碳化物+少量残留奥氏体, 符合磨削加工规律。凸轮直线面次表层与圆弧面表层金相组织均匀一致, 均为回火马氏体 2 级+颗粒状碳化物。

根据标准 GB/T 6394—2002《金属平均晶粒度测定法》对晶粒度进行评级, 用饱和苦味酸溶液在

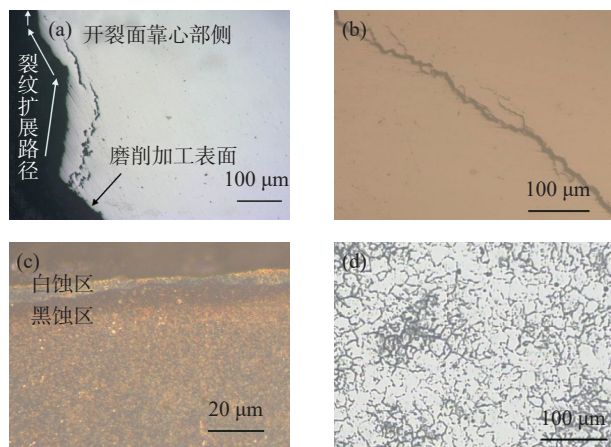


图3 凸轮显微组织: (a) 裂纹源区裂纹形貌、夹杂物; (b) 扩展区裂纹形貌; (c) 硬化层金相; (d) 晶粒度

70 °C 热浸蚀试样约 10 min, 然后用软毛刷刷去腐蚀物, 吹干后观察其金相组织为等轴晶, 晶粒度为 10 级, 如图 3(d) 所示。

断口微观形貌与能谱分析

将断口超声清洗去除锈迹, 置于 JSM-6490LA 型扫描电镜 (SEM) 下观察, 结果如图 4 所示。由图 4(a) 可以看出, 裂纹源区有明显的成簇状夹杂物存在。存在夹杂物的区域距磨削表面 0.30~0.40 mm, 而裂纹扩展区域未见异常夹杂物。对裂纹周边及裂纹源处分布的大量点状类物质和小孔洞进行扫描电镜及能谱分析, 结果如图 5 所示。夹杂物主要成分为 O、S、C、Fe、P 等元素, 其他元素如 Na、Al 和 Ca 含量较少, 见表 2。因此可以判定夹杂物主要为氧化物、少量硫化物、磷化物 (表中未列出) 和氯化物等的混合物, 其中的 Cl、Na、Al 和 Ca 元素, 推测来源于极性磨削冷却液。

裂纹源区开裂面局部有沿晶断口, 扩展区域大部分形貌特征呈碎块状和层片状, 组织较为疏松,

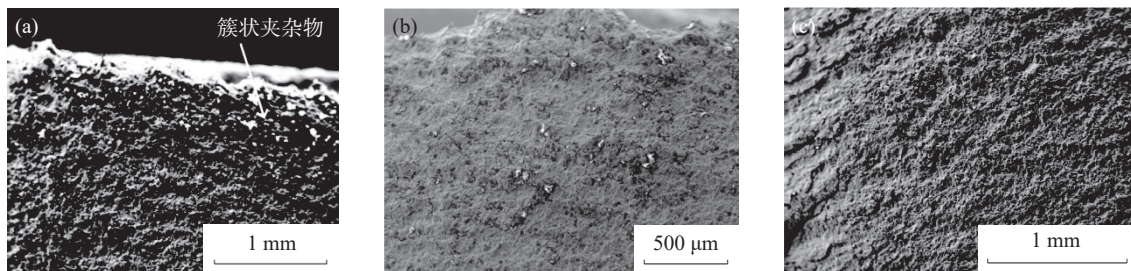


图4 裂纹源区、裂纹扩展区扫描电镜形貌: (a) 裂纹源区; (b) 裂纹源区; (c) 裂纹扩展区

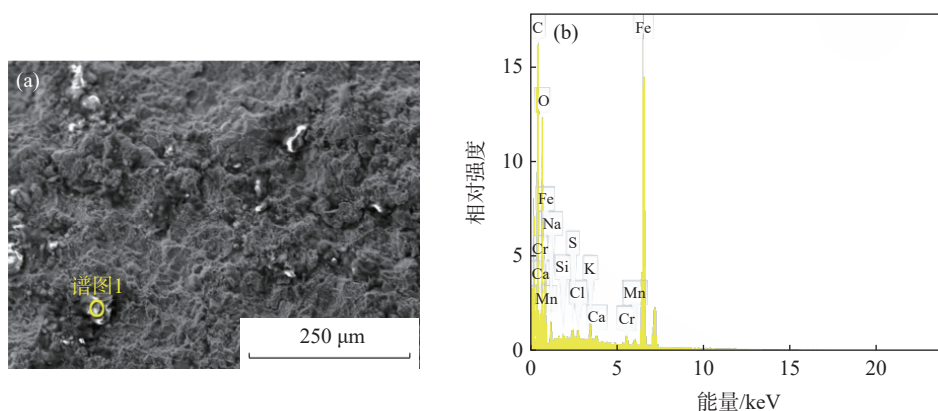


图5 选区夹杂物成分分析: (a) 夹杂物选区形貌; (b) 夹杂物能谱图

表2 裂纹源区夹杂物质量分数 %

C	O	Fe	Na	K	Cr	Ca	Cl	S	Mn	Si
40.78	30.40	20.07	0.96	0.43	0.33	0.15	0.17	0.17	0.26	0.10

未发现塑性变形痕迹, 如图6所示。

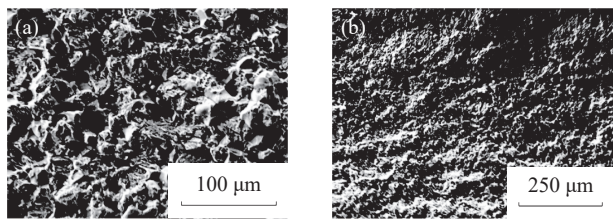


图6 断口显微组织形貌: (a) 裂纹源区; (b) 裂纹扩展区

分析与讨论

通过检测可知开裂凸轮的化学成分、有效硬化层深度符合技术要求, 基体组织晶粒细小、均匀, 符合技术要求。凸轮圆弧面表面硬度符合要求。撕裂的直线面表面硬度低于技术要求, 直线面磨削区域呈暗红色, 烧伤痕迹明显, 直线面次表层为正常淬火-回火组织。硬化层过渡区内硬度梯度稍偏大, 超出企业标准范围。

磨削组织变化

磨削加工是通过高速旋转砂轮表面上的磨粒与被磨工件的相对运动对工件表面进行切削、刻划、挤压和抛光。磨削加工在工件的表面会形成包含白蚀区和黑蚀区的变质层。

磨削过程中会产生大量热量和形变, 磨削加工表面温度极高, 因此, 磨削加工过程中材料表面经历了快速升温 and 磨削切削液对其快速冷却的过程。同时砂轮磨粒的切削使材料表层发生了严重的塑性变形, 使表层晶粒细化, 位错密度增加, 硬度会有所提高。工件表面的磨削变质层是在表层热处理与塑性变形两种因素共同作用下产生的。

如果磨削区域温度高于奥氏体相变温度 A_{c1} 或更高的过热过烧温度, 在冷却液的作用下磨削过程相当于对表面材料进行了二次淬火, 形成细小的二次淬火马氏体组织。由于转变极快, 磨削区域没有足够的时间进行奥氏体重结晶, 马氏体在严重变形的奥氏体中形成。因此白蚀区中的马氏体组织不同于常规马氏体, 是由奥氏体、马氏体和碳化物组成的细小晶粒组织。白蚀区还是高度变形的区域, 其中

有多种位错组织,包括由磨削加工的外表面向里依次出现细条状、不规则缠结胞状、多边网状等位错组态。

总的来说,白蚀区具有晶粒细小、耐侵蚀、高硬度、高残余应力等特点。其厚度一般在 $10\sim 20\ \mu\text{m}$,脆性很大,易产生裂纹^[2-3]。

此时对于次表层来说,磨削引起的温升要弱于磨削加工表面,并不足以使材料发生二次淬火,而是起到不同程度的回火作用,回火引起材料组织发生变化,在腐蚀状态下观察组织呈黑色,也就是黑蚀区。一般认为黑蚀区是在白色淬火层下热影响区形成的回火索氏体和屈氏体组织。

如果磨削工艺适当,磨削区域温度低于奥氏体相变温度 A_{c1} ,高于凸轮的回火温度,此时相当于对凸轮进行软化回火,表层组织中只有黑色的黑蚀区,没有白色的白蚀区。

磨削加工表面由于温度高,易与大气中的氧气发生反应,生成 FeO 、 Fe_2O_3 、 Fe_3O_4 或其混合物,因而磨削表面呈现出棕黄色、黑色或蓝色。

磨削残余应力的产生

磨削应力主要是由磨削过程中的机械作用力、热应力和相变应力综合作用产生,相变应力可以看作是热应力的一种。磨削残余应力的产生主要体现在以下 3 个方面。

(1) 磨削加工是砂轮对工件表面进行切削、刻划、挤压和抛光的过程。从切屑形成的机械力角度判断,磨削加工以切削力为主。磨削加工时的切削力,为磨粒去除工件表面材料时,使磨削部位的工件材料经历弹性和塑性变形直至剪切断裂、或拉伸断裂、或二者共同作用导致其脱离工件形成切屑的过程。这种断裂是拉应力作用的结果,因此切削力在工件表层形成的残余应力是拉应力。

刻划、挤压过程使部分表面受到压应力压缩,相邻部分受到拉应力隆起。抛光过程虽然切削层深度极小,但仍有表层金属脱离从而形成了拉应力,这些应力相对切削过程产生的应力较小。

(2) 磨削加工过程中产生的大量热量会使表层材料受热膨胀,在后续冷却收缩过程中受到内部组织的阻碍,从而在热胀冷缩的表面产生残余拉应力。

相变应力是组织变化时产生的残余应力,从本质上来讲是由于磨削生热引起的。磨削过程中,凸轮表面产生高温,如温度低于 A_{c1} ,使得回火马氏体分解,产生比容较小的回火马氏体和其他回火组织混合的组织,体积减小,受其它组织的约束作用产生残余拉应力。此时磨削温度越高,回火马氏体分解越多,生成的混合回火组织越细,比容与原回火马氏体比容相差越大,产生的残余拉应力越大。

如温度高于 A_{c1} ,在磨削冷却液作用下,凸轮表面发生二次淬火,形成淬火马氏体+残余奥氏体组织。表层金属发生更为明显的热胀冷缩,形成了更加强大的拉应力。凸轮表层组织由外至内,从原来的一次回火马氏体转变成二次淬火马氏体、高温回火索氏体、屈氏体。淬火马氏体、回火马氏体、回火索氏体、屈氏体的比容依次减小。因此在磨削烧伤影响区的次表面体积减小最多,相变拉应力最大。

(3) 应力的叠加作用。磨削机械应力的性质,与形成它的外力有关:磨削应力是拉应力,残余应力也是拉应力;热应力的大小和方向,与温度的高低和其引起体积变化的方向相关,与磨削的机械应力方向关系不大。

磨削加工时,磨削加工表面温度的升高可以在一定程度上消除机械残余应力,因为表面温度升高可以引起表层金属组织的回复与再结晶、甚至奥氏体化,从而在一定程度上消除机械应力。在一些实验中出现次表面拉应力高于表层的情况,原因是磨削加工产生热量部分消除表层残余应力。

夹杂物因素

根据断口宏观形貌和扫描电镜观察可知,凸轮开裂可能由典型的非金属夹杂物引起。裂纹起源于凸轮表层,经能谱分析裂纹源处夹杂物为成簇状的氧化物,非金属夹杂物的存在破坏了基体的连续性,降低了塑性、韧性和强度。夹杂物周围易形成应力集中,靠近夹杂物周围的区域往往受三维拉应力作用,当外载荷与夹杂物周围残余应力叠加使夹杂物处应力达到材料的抗拉强度,在连续的应力作用下,夹杂物周围的组织产生微裂纹和微孔,形成裂纹源。

根据 GB/T 10561—2005 标准,本凸轮常规的夹

杂物评级结果符合技术要求，但通过扫描电子显微镜观察裂纹源区凸轮表面极薄层（0.30~0.40 mm）存在超标的非金属夹杂物。

钢中非金属夹杂物的种类、形貌、分布等存在不确定性因素，因此检测得到的结果隐含着测不准关系。这种标准推荐的评价方法能够反映钢材的冶金质量，但针对具体的产品时，还需在工件的危险部位加强检查，增加大夹杂物的抽检频次和抽查部位，避免出现此类早期失效。

磨削裂纹的形成

直线面开裂凸轮表面的粗糙度与未开裂的凸轮表面粗糙度相近，直线面开裂的凸轮表面有磨削烧伤形成的暗红色区域，裂纹翘形凸起尖端无磨削痕迹，见图 1(d) 所示。若是在磨削加工中途发生的开裂凸起，受到后续磨削加工的影响，翘形凸起尖端会与高速旋转的砂轮接触，在凸起的尖端形成磨削痕迹，开裂的直线面上会有磨削加工所形成的异常磨削条纹。因此，从开裂凸起尖端无磨削痕迹、开裂的直线面上磨削条纹正常判断该凸轮磨削开裂是裂纹的延迟开裂，即开裂发生在磨削加工结束之后一段时间。

延迟开裂与氢脆

延迟开裂与金属材料中的氢含量紧密相关。一般钢中氢质量分数在 $5 \times 10^{-6} \sim 10 \times 10^{-6}$ 以上时可产生氢致裂纹，但对于高强度钢，即使钢中氢质量分数小于 1×10^{-6} ，也可能产生氢致裂纹^[4]。

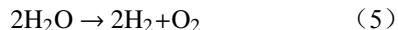
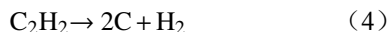
关于氢脆的形成机理，Zaffe 的氢压理论认为，进入 α -Fe 内部的氢原子在残余应力的作用下，向应力高的部位扩散聚集，由原子 H 变为分子 H_2 ，半径扩大 39 倍。H 原子处于 α -Fe 中的四面体间隙，由于巨大的体积膨胀效应，铁原子之间的间隙被膨胀开，形成微裂纹。由于残余应力的作用，处在晶体点阵中的氢原子会继续通过扩散集中于裂纹尖端等应力集中处，并极易向材料内部的气孔、夹杂、空穴、位错等缺陷处偏聚，以固溶形式存在于晶格中的氢原子结合成氢分子析出，逐渐形成宏观裂纹，从而导致氢脆发生^[5]。

硫化物、氧化物、磷化物等夹杂物促进了氢原子的偏聚，对金属基体产生强大拉应力，而碳质量

分数 1% 左右的渗碳硬化层对氢脆又具有较大敏感性。

同时氢原子位错的交互作用，使位错线被钉扎住，不能自由活动，从而使基体变脆。在外加或残余拉应力作用下，氢原子通过降低材料的结合力、表面能或改变其塑性变形行为等各种可能的方式，导致材料脆化，表现为塑性降低甚至发生穿晶或沿晶断裂的脆性失效^[6-11]。

对于未经历酸洗、电镀的凸轮，氢原子的来源可能是钢材冶炼原料自身携带的氢，也有可能是冶炼浇注过程中吸入了氢，更有可能来源于凸轮的渗碳过程中渗碳剂丙烷和稀释剂甲醇在高温下分解和后续热处理过程中产生的保护性气氛。如式 (1) 和式 (2) 所示，高温渗碳过程中丙烷和甲醇分解产物为甲烷、乙炔、氢气、一氧化碳和水蒸汽，分解产物可能进一步分解，为渗碳层提供了更多 H 原子，反应如式 (3)~(5) 所示。



有研究表明，在稀释剂为甲醇的保护气氛中，800 °C 保温 150 min 后，凸轮表层氢含量达到 0.549 mg/m^3 ，是心部的 6 倍^[9]。说明在用渗碳剂丙烷和稀释剂甲醇混合物渗碳时，氢原子进入材料表层，渗碳化学热处理在提高表面硬度的同时也带来了氢脆。

裂纹扩展方向分析

无论是磨削表面的单条线状裂纹还是网状裂纹，其裂纹源产生均为表面应力综合作用的结果，延迟开裂亦是如此。本文直线面上的裂纹源呈圆弧形（图 2(b)、2(c)），但裂纹源是与磨削方向垂直，说明其产生是由平行于磨削表面的切向磨削拉应力的残余应力 σ_t 作用的结果，此时的表面热应力 σ_{hb} ，在进入直线面磨削后，冷却条件变差，热应力增加，热应力 σ_{hb} 与切向磨削拉应力 σ_t 的合力导致的裂纹向圆弧方向发展。在热应力的作用下，直线面沿凸轮的轴向分裂成宽度尺寸大致相同的层片，裂

纹的扩展方向与磨削应力平行，此时磨削应力不起作用。

本文出现的裂纹源与磨削表面成 45° 夹角，如图 1(f)、(g) 所示，这种裂纹的出现与平行于磨削表面的切向磨削拉应力的残余应力 σ_t 和磨削热应力沿硬化层深度方向的应力 σ_{hd} 及法向磨削拉应力的残余应力 σ_n 有关（ σ_n 与 σ_{hd} 方向相反），上述应力的结合导致裂纹沿与磨削表面成 45° 夹角方向扩展。

表面变质层在硬化层深度方向存在应力和温度梯度，表面温度高，温度沿硬化层深度增加下降，因而沿硬化层深度方向的热胀冷缩变形量存在差异，从而使硬化层在不同的深度方向上存在应力。裂纹沿 45° 夹角方向扩展与垂直于磨削表面的法向磨削拉应力的残余应力 σ_n 有关，法向磨削应力是压应力，形成的残余应力 σ_n 也是压应力，与 σ_{hd} 方向相反，抵消部分 σ_{hd} 。 45° 裂纹产生的受力分析如图 7 所示。

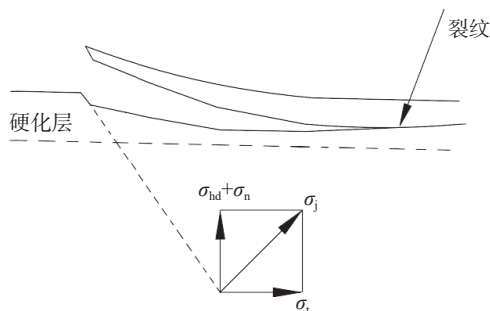


图7 裂纹源形成受力分析

裂纹穿过厚度约 0.020 mm 磨削变质层向基体内曲折扩展，扩展约 $0.8\sim 1.0\text{ mm}$ 折向与直线面大致平行方向张开。可见残余应力不仅存在于磨削变质层内，还穿透了磨削变质层深入基体内部。根据格林菲斯理论，物体内部储存的弹性应变能的释放是裂纹扩展的动力，工件的残余内应力驱动磨削层的磨削裂纹穿透变质层继续向内部扩展。这说明凸轮的残余内应力较大，很有可能是热处理回火不充分，淬火应力释放不完全，使得马氏体脆性大，增大了凸轮产生磨削裂纹扩展的倾向^[12-13]。

➤ 裂纹形成的磨削工艺因素

不同于传统靠模仿形的加工方式，凸轮磨削目前多采用两轴联动数控系统精密加工方式，通过控

制工件旋转轴与砂轮进给轴的协同运动完成加工。为了使凸轮工件获得较高的精度与表面质量，在磨削过程中应尽量保持当量磨削厚度值恒定^[14-15]。凸轮非圆表面的磨削加工控制参数由恒角速度磨削发展到恒线速度、恒磨削弧长、恒磨除率、恒磨削力，这一发展无疑是既考虑到凸轮轮廓精度，又考虑到磨削加工面的表面质量，尤其是有针对地减轻磨削加工极其普遍的磨削烧伤。因为凸轮外形复杂，在实际的磨削加工生产中，还应考虑磨削加工前的工序尺寸是否符合技术要求，本文的一根凸轮轴上五个凸轮在相同部位开裂，呈现规律性，应怀疑与此磨削工艺有关。

磨削力的大小直接影响磨削表面残余应力大小，采用切入法磨削凸轮时，其磨削力随磨削深度变化急剧变化。该凸轮 0.30 mm 的磨削深度，需优化每道次磨削的工艺参数，尤其是每道次的磨削深度，以期降低凸轮的磨削加工时所受的磨削应力。

结束语

(1) 此传动凸轮直线面开裂与表层内簇状夹杂有关，但该凸轮的常规非金属夹杂物检查评级结果却符合技术要求，所以应加强多方位、尤其是凸轮表面极薄层部位的夹杂物检查，以避免出现此类磨削裂纹。

(2) 凸轮直线面的延迟开裂属于高强度硬化层的氢致延迟开裂，极低含量的氢也可能导致高强度钢的延迟开裂，所以磨削加工过程尽可能采用低应力磨削。直线面磨削工艺还需优化，从直线面表面磨削的淡棕色颜色来看，磨削烧伤明显，凸轮磨削的磨削参数设计还有待于进一步改善。

(3) 本次加工由于偶然因素导致的磨削裂纹，揭示磨削加工过程中巨大的残余应力存在，建议在磨削加工结束后尽快施行去应力回火，以消除磨削加工应力，提高表面质量。

参考文献

- [1] 邓军伟, 戴学忠, 蔡婵婵, 等. 48MnV 钢曲轴裂纹分析. 金属热处理, 2017, 42(5): 205
- [2] 夏启龙. 淬硬轴承钢磨削温度对磨削白层形成机理影响的研究 [学位论文]. 长沙: 湖南大学, 2009
- [3] 黄向明, 周志雄, 杨军, 等. 淬硬轴承钢 GCr15 磨削白层结构

- 特性的实验研究. 中国机械工程, 2009, 20(9): 1119
- [4] 肖娜, 惠卫军, 张永健, 等. 真空渗碳处理齿轮钢的氢脆敏感性. 金属学报, 2021, 57(8): 977
- [5] 郭春秋. GCr15 钢的磨削开裂特征与机理研究 [学位论文]. 北京: 机械科学研究总院, 2011
- [6] 唐天博. 热轧轧辊辊面磨削缺陷. 金属世界, 2017(4): 22
- [7] 张文勇, 陈亚维. 磨削残余应力与磨削裂纹. 郑州纺织工学院学报, 1995, 6(1): 26
- [8] 郑晓猛, 杜三明, 张永振, 等. 磨削加工对 GCr15SiMn 轴承钢表面组织性能的影响. 材料热处理学报, 2020, 41(1): 86
- [9] 贾冬生, 洪振军, 王小海, 等. 氮-甲醇保护气氛对 45CrNiMoVA 高强钢氢致断裂的影响. 金属热处理, 2021, 46(7): 233
- [10] 刘建平. 35CrMo 高强螺栓脆性断裂原因分析. 金属世界, 2022(6): 49
- [11] 胡长春, 朱晓红. 内环凸轮磨削开裂原因分析. 理化检验: 物理分册, 2018, 54(6): 466
- [12] 王洪, 戴瑜兴, 许君, 等. 数控凸轮轴磨床工件旋转轴转速优化方法. 机械工程学报, 2014, 50(15): 205
- [13] 李颂华, 王科冲, 孙健. 磨削加工中顺逆磨研究现状与发展. 兵器材料科学与工程, 2021, 44(1): 111
- [14] 顾坤坤. 渗碳淬硬 20CrMnTi 低应力磨削研究 [学位论文]. 南京: 南京航空航天大学, 2014
- [15] 孙复年, 任能, 任本福, 等. GCr15 轴承钢连铸坯冷却速度与入炉温度对其组织和性能的影响. 金属世界, 2024(3): 53

作者简介: 姜如松 (1969—), 男, 工程师, 副教授, 主要研究方向为机械零件的热处理、失效分析, 已发表论文 15 篇。通信地址: 湖南衡阳湖南财经工业职业技术学院机电工程系。E-mail: 26867735791@qq.com。