齿轮轴开裂原因分析

□ 洛阳轴研科技股份有限公司
□ 河南省高性能轴承技术重点实验室/王姗姗 郭浩 马爽

齿轮轴在成品放置期间发生纵向开裂，本文通过对开裂齿轮轴的材料化学成分、力学性能、金相组织、宏观及微观断口形貌的检验，对其开裂原因进行了分析。结果表明：齿轮轴开裂是热处理应力导致的氢致延迟裂纹。

某公司生产的汽车转向器齿轮轴，材料为20CrMnTi。该批产品在成品检验时发现多件存在裂纹，导致产品无法按时交付。为了查找齿轮轴产生裂纹的原因，本文采用金相分析、宏观观察及微观分析等方法，对其中一件产品开裂原因进行了分析。

理化检验

1.化学成分检验

开裂齿轮轴的化学成分在光谱仪上进行检测，结果见表1。由表1可知，其化学元素成分均符合GB/T 3077－1999标准对20CrMnTi钢成分的技术要求。

2.硬度检验及渗碳层深度测试

齿轮轴的轴面和心部硬度分别在HR－150A硬度计上对进行测定，负荷为150kg。齿的表面硬度在维氏硬度计（载荷为10kg）上测量，检验结果见表2。由表2可知，硬度值均符合相关技术条件要求。齿部渗碳层深度在显微维氏硬度计上测量，载荷为1kg，测量渗碳层深度为1.43mm，符合相关技术条件要求（图样要求1.0～1.5mm）。

3.金相检验

将齿轮轴切割试样磨制抛光后，放置在金相显微镜下观察，发现裂纹深度为14.1mm，裂纹周围未发现大颗粒夹杂物及脱碳，表面组织为马氏体+残余奥氏体+碳化物，如图1所示。

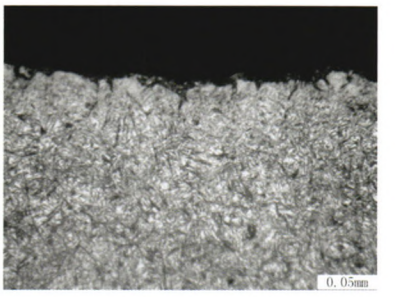

图1 表层组织

4.断口分析

（1）宏观检验。该齿轮轴裂纹沿纵向分布，横向已扩展至轴的中心。裂纹整体平直，呈张开型，整体宏观形貌如图2所示。打开断口观察，发现裂纹起源于距齿表面约2mm处，如图3所示。

表1 齿轮轴的化学成分（质量分数） （%）

元素	C	Si	Mn	Cr	Ti	P	S	Cu	Ni	Mo
实测值	0.211	0.278	1.06	1.21	0.0531	0.0153	0.0088	0.0200	0.0328	0.0021
标准值	0.17～0.23	0.17～0.37	0.80～1.10	1.00～1.30	0.04～0.10	≤0.035	≤0.035	≤0.30	≤0.30	≤0.15

表2 试样硬度值

硬度 零件名称	HV10			换算成HRC		
	测点Ⅰ	测点Ⅱ	测点Ⅲ	测点Ⅰ	测点Ⅱ	测点Ⅲ
轴面	–	–	–	59.9	59.9	60.0
齿面	708	720	726	60.4	60.9	61.2
心部	–	–	–	32.5	31.5	32.0
图样要求	轴面：≥56HRC；齿面：58～63HRC；心部：27～42 HRC					

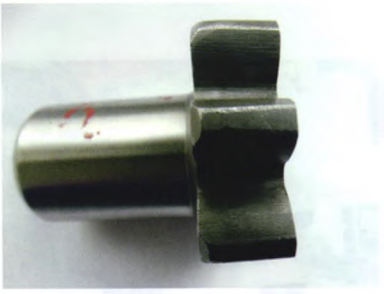

图2 开裂齿轮轴宏观形貌

图3 齿轮轴断口形貌

（2）微观观察。将断口经超声波清洗烘干后，放置在JSM-5610LV扫描电子显微镜下观察其裂纹源区微观形貌，其变倍观察形貌分别如图4和图5所示。裂纹源区呈现典型的冰糖状沿晶断裂特征，并在断裂的晶面上出现氢致延迟裂纹断口的层片状特征（见图5）。

分析讨论

氢致延迟断裂是由于材料本身、环境条件及应力作用下而产生的一种断裂现象，是氢导致材质恶化的一种表现形态。应力集中和氢的聚集是高强度合金结构钢发生氢致延迟断裂的必要条件，在材料－

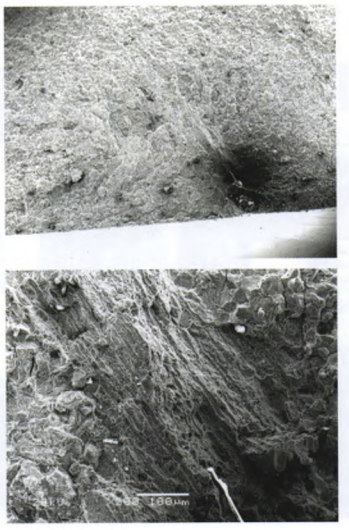

图4 裂纹源区低倍组织

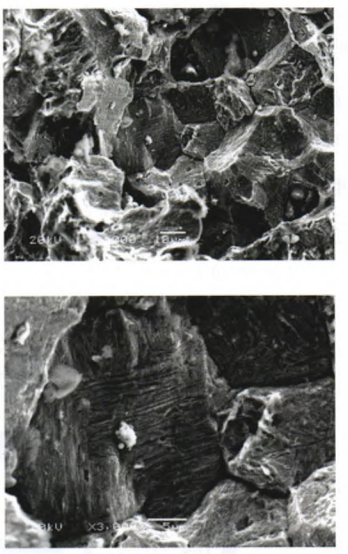

图5 裂纹源区高倍组织

应力作用下形成的氢脆断裂存在临界应力极限，材料强度越高，临界应力极限越低，即随着材料强度的提高，其氢脆敏感性就越大。

材料中不可避免的存在氢，在热处理应力作用下，处于材料点阵间隙中的氢原子向应力集中部位扩散，并聚集在晶界处，氢的聚集使晶界表面能降低，导致晶界脆化，从而微裂纹产生。产生微裂纹后，降低了裂纹尖端氢的浓度，新的高应力集中区又形成，应力作用使氢再度扩散聚集至应力集中区，裂纹扩展发生在氢浓度达到临界值时。这一过程持续进行，在氢和应力的交互作用下，形成氢致延迟裂纹。

齿轮轴经渗碳处理后，随着渗碳层深度的改变，碳含量的分布呈现梯度变化，因此，在热处理淬火转变为马氏体时，将会产生不同的体积变化，从而导致表面残余应力由最大压应力逐渐过渡到最大拉应力。

同时，金属材料中都会有一定含量的氢存在，这将必然有一个导致氢脆发生的临界应力值，当材料所承受的应力值大于临界应力值时，将会发生氢致延迟断裂现象。

结语

送检齿轮轴放置期间并未受到外力作用，齿轮轴齿根部位的裂纹沿纵向分布，横向已穿透轴的中心。裂纹整体平直，呈张开型，裂纹周围未发现明显夹杂物及脱碳；开裂源区以脆性沿晶断裂为主，且在断裂的晶面上出现氢致延迟裂纹断口的层片状特征，因此，送检齿轮轴裂纹是在热处理应力作用下产生的氢致延迟裂纹。

建议通过适当调整回火温度或增加回火保温时间等热处理工艺，从而使热处理残余应力减小，同时降低材料的氢脆敏感性。

AUTO1950