

42CrMo曲轴裂纹原因分析及改进措施

■ 印小松, 董旭刚, 周兵, 赵金华

摘要: 对42CrMo曲轴裂纹形貌、硬度、化学成分、金相组织、晶粒度和夹杂物分析。结果表明, 该裂纹为淬火裂纹中的纵裂, 钢中较高的碳含量和较高合金元素含量及曲轴表面的锻造伤是产生淬火裂纹的主要原因。同时提出了改进措施。

曲轴主要承受交变的弯曲-扭转载荷和一定的冲击载荷, 轴颈的表面还受到磨损^[1]。若曲轴出现裂纹, 在弯曲、扭转、冲击载荷的作用下, 曲轴就会迅速断裂; 因此曲轴各部位严禁有裂纹存在。某类型的42CrMo钢曲轴毛坯经调质处理, 在后续曲轴磁粉检测时, 发现部分曲轴小头出现纵向裂纹, 见图1。为了改进工艺, 减少经济损失, 对该曲轴的裂纹产生的原因分析, 以采取相应的措施防止此类裂纹的产生。

1. 曲轴技术要求

曲轴毛坯调质后的力学性能应满足: 屈服强度 $\geq 650\text{MPa}$, 抗拉强度: $880 \sim 1000\text{MPa}$, $A \geq 14\%$, $Z \geq 40\%$, 硬度 $28 \sim 34\text{HRC}$, 夏比V型冲击吸收能量 $\geq 35\text{J}$, 显微组织按GB/T13299 1~4级均匀回火索氏体, 晶粒度按GB/T6394奥氏体晶粒度5~8级。

2. 生产工艺及设备

曲轴生产工艺: 下料→加热→锻造→切边→校正→调质→抛丸→磁粉检测→打磨→防锈→入库。

调质工艺路线: 设备为连续式网带炉; 870°C 加热, 10%PAG介质淬150s; 600°C 回火后喷雾冷却。

3. 试验材料与方法

选取图1中有裂纹的曲轴, 在其主轴中心应用直读光谱仪Q6 (COLUMBUS) 分析材料化学成分, 分析结果见附表。

在曲轴小头裂纹处取金相样, 金相显微镜XJL-09BD观察裂纹形态、金相; 用洛氏硬度计测定洛氏硬度; 将曲轴裂纹打开后用EVO18扫描电镜观察断口形貌。

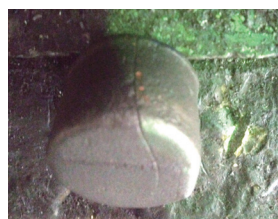
4. 试验结果与分析

(1) 曲轴宏观分析 宏观图1a、图1b、图1c失效曲轴裂纹为纵向裂纹, 裂纹呈直线方式以张开型由表面向中心扩展, 裂纹终止于小头中心附近; 图1a中曲轴小头有伤, 表面不光滑, 有个别锻后曲轴毛坯在小头处有锻造伤, 见图1d; 这些地方内应力增大, 产生应力集中, 淬火时可能会造成曲轴的开裂。

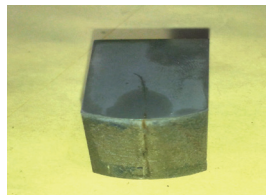
(2) 曲轴裂纹的附近硬度 在金相试样上远离裂纹处检测洛氏硬度, 检测结果为



(a) 裂纹件



(b) 裂纹件



(c) 裂纹件



(d) 另外一件淬火前的曲轴

图1 曲轴宏观照片

30HRC、31 HRC、31.5HRC、30.5HRC，硬度合格。

(3) 曲轴化学成分分析 该批曲轴的化学成分与上批曲轴除C、Cr ($w_C=0.41\%$, $w_{Cr}=1.01\%$) 含量差距较大外，其他元素含量相近。一般说来，随着马氏体中含碳量的增加，增大了马氏体的脆性，降低了钢的脆断强度，增大了淬火裂纹倾向。在含碳量增加时，热应力影响减弱，组织应力影响增强^[2]；增加了淬火开裂倾向。合金元素增多时，钢的导热性降低，增大了相变的不同步性；同时合金含量增大，又强化了奥氏体，难以通过塑性变形来松弛应力，因而增大热处理内应力，有增加淬裂的倾向^[2]。

(4) 曲轴显微组织及裂纹微观形貌 图2a为曲轴裂纹前端的微观形貌。可以看到裂纹表面较宽，内部较窄，这说明裂纹从表面向内部扩展，扩展过程中裂纹无分枝，裂纹两侧不存在脱碳，组织为回火索氏体。图2b为曲轴裂纹附近金相，为4.0级均匀回火索氏体；奥氏体晶粒度为6.5级；满足曲轴技术条件。

将裂纹打开，对断口进行了去氧化处理的断口表面进行扫描电镜分析，如图3所示，可观察到沿晶特征，但晶粒表面圆钝，断口表面呈很明显的沿晶形貌特征。根据淬火裂纹特征^[3]，可以判断该曲轴裂纹为淬火裂纹。取曲轴小头（常规检验部位）纵截面进行非金属夹杂物按GB/T10561评定，结果为A1.5B1.0C0D1；满足材料标准要求。

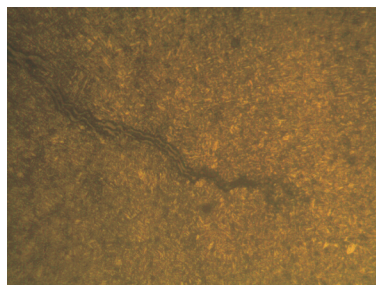
(5) 裂纹产生模型分析 该曲轴裂纹为典型的淬火裂纹中的纵裂，纵裂通常是在工件完全淬透，由组织应力造成。纵裂形成的应力-力学条件是在零件表面上的最大拉应力超过材料的抗拉强度，纵裂产生的力学模型与组织应力的原因一致，即：在淬火冷却初期，零件表层比心部先转变成马氏体，随后零件心部马氏体相变是在外层马氏体限制下进行的，而马氏体相变会发生体积膨胀，于是心部金属给外层金属扩张作用，在外表面引起最大拉应力，如前所述，组织应力的切向应力显著大于轴向应力，当这一应力超过材料的抗拉强度便会发生纵裂^[2]。力学模型

见图4^[2]。由于部分曲轴小头表面存在锻造伤，使小头部位产生应力集中，增大了组织应力，促进了纵裂的产生；而较高的碳含量和较高的合金元素含量也增加淬裂的倾向。

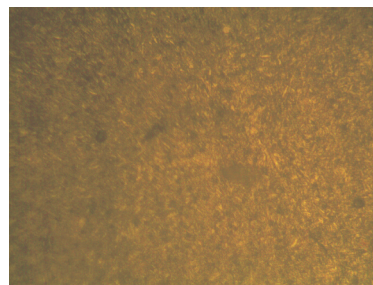
5. 改进措施

(1) 调质前将曲轴锻造伤打磨掉，提高表面质量，消除应力集中源。

(2) 调整工艺，减小淬火时组织应力。降低淬火温度，缩短淬火时间，减小淬火前后的曲轴的温差，降低淬火时的组织应力和热应力，减少开裂倾向；增大PAG介质浓度，降低介质的冷却速度，减小组织应力，也能减



(a) 裂纹微观形貌



(b) 裂纹附近金相组织

图2 42CrMo钢曲轴前端裂纹显微组织

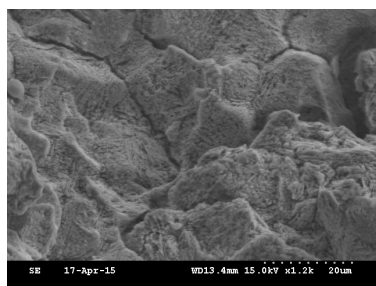


图3 42CrMo曲轴裂纹断口形貌

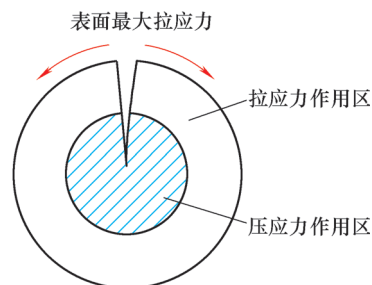


图4 淬火裂纹力学模型

42CrMo曲轴化学成分（质量分数） (%)

项目	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
标准	0.38~0.45	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.025	≤0.025	0.90~1.20	0.15~0.25
实测	0.44	0.27	0.70	0.010	0.010	1.15	0.20

再论高速钢盐浴的分级冷却工序

■ 姚红飞, 沈哲明, 吴元昌

摘要: 对现使用的高速钢550℃分级盐浴实际冷却能力的测定, 并将其与欧美相应数据比较, 确认能达到要求水平。

高速钢盐浴热处理中, 淬火加热后的500~550℃分级冷却工序为欧美高速钢盐浴热处理工艺的重要环节, 也正在我国逐步替代传统的580~650℃分级工艺。这不仅是换一种熔点更低的分级盐, 也是对高速钢淬火冷却时组织变迁理论和实践的新认识^[1]。

文献[1]因限于篇幅, 删去了论述“传统580~650℃分级工艺理论上的错误”这一节, 对分级冷却炉的冷却能力问题也没有说

透, 应文献[1]作者之请, 我厂对其进行了补充试验, 测试了现在使用的盐浴分级炉对高速钢工件的实际冷却能力, 证明其能达到文献[1]中要求的国际水平。

1. 正确高速钢淬火分级工艺的简要提示

(1) 必须树立“热处理质量第一”的信条, 力求最佳的高速钢工件淬回火硬度与韧性。

(2) 自高速钢淬火盐浴加

热转移并浸入分级盐浴, 高速钢工件的传送应在几秒钟内完成, 期间不能有时间的延误。

(3) 分级温度为500~550℃时的冷却, 盐浴与工件间应有对流, 以加速高速钢工件在分级炉的冷却。

(4) 在800~1000℃的温度区间, 高速钢工件的平均冷却速度应 $\geq 7^{\circ}\text{C/s}$, 为力求最高淬回火硬度, 此平均冷却速度应 $\geq 10^{\circ}\text{C/s}$ 。淬火工件在冷到分级温度后

小开裂倾向。

(3) 关注原材料化学成分。最好控制原材料化学成分在标准要求的中限, 根据原材料的化学成分, 制订相应的调质工艺, 若原材料中碳和合金元素含量较高, 可适当降低淬火温度, 缩短淬火时间, 增大介质浓度等措施减小开裂。

采取以上措施后, 没有再产生类似淬火裂纹, 提高的产品质量, 减少了公司的经济损失。

6. 结语

(1) 通过分析, 部分曲轴

小头表面存在锻造伤, 使小头部位产生应力集中, 增大了组织应力, 促进了纵裂的产生; 该批42CrMo曲轴原材料含有较高的碳含量和较高的合金元素, 在调质过程中, 组织应力较大, 增大了淬火裂纹的产生倾向。

(2) 通过改善曲轴表面质量, 采取更温和的淬火, 控制原材料化学成分, 对特定的化学成分制订特定的调质工艺, 可以杜绝此类淬火裂纹的产生。

参考文献

[1] 中国机械工程学会热处理

专业分会, 《热处理手册》编委会. 热处理手册[M]. 3版. 北京: 机械工业出版社, 2001: 419.

[2] 刘进益. 热处理裂纹分析-典型淬火裂纹[J]. 东方电机, 2009 (1): 44-47.

[3] 王忠诚. 热处理常见缺陷分析与对策[M]. 北京: 化学工业出版社, 2007: 89-97.

作者简介: 印小松、董旭刚、周兵、赵金华, 重庆大江杰信锻造有限公司。

MW 20160312