

# 大型铸钢轧辊的内裂及其电镜分析

牛俊民

## 一、前言

用于周期轧机的皮尔格轧辊(材质 ZG80 CrMo)和用于 650 轧机的 650 轧辊(材质 ZG70Mn<sub>2</sub>Mo)都属于大型合金铸钢轧辊,近年来经常出现横向断辊现象,1978 年皮尔格轧辊机加工粗车后发生断辊 6 支,1983 年 650 轧辊在使用中发生连续断辊三支,1984 年又在出厂前发生断辊一支,断裂多发生在冒口端(图 1)。

断辊全部为横向断裂,断口整齐心部粗糙,呈现粗晶形貌。裂痕从心部向外呈放射

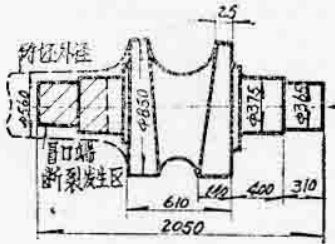
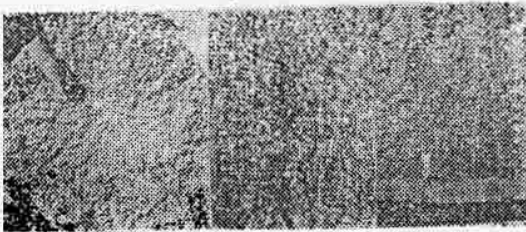


图 1 皮尔格轧辊的尺寸及断裂发生区域

状,颜色一般银灰色,在使用中断裂的往往有氧化颜色。断口边缘多数有环形或月牙形的细断口,其颜色是白亮的(图 2)。



a  
a—断口心部放射状裂痕  
b—断口心部的粗晶  
c—边缘的细断口

图 2 轧辊横向断口各部分形貌

为了寻求断辊的原因,我们对断辊进行了金相及电子显微镜综合分析,提出了预防断辊

的措施,取得了较好的实际效果。

## 二、断口的金相及扫描电子显微镜分析

### 1. 金相分析

大部分轧辊心部放射状裂痕区是粗大晶粒,它与正常轧辊的纤维状细断口明显不同,因此我们对轧辊的分析先着眼于对粗晶粒的分析。分析结果,ZG80CrMo 轧辊,奥氏体晶粒粗大,粗晶粒区沿奥氏体晶界析出脆性相——网状碳化物和莱氏体(图 3)。化学分析结果,该处的碳偏析严重,含碳量为 0.96~1.02% (轧辊平均含碳量为 0.80%),同时合金元素也有严重偏析。由于以上原因,材料的强度和塑性大幅度降低,抗拉强度  $\sigma_b = 56 \text{ kg/mm}^2$  (最低者  $\sigma_b = 37.5 \text{ kg/mm}^2$ ),延伸率  $\delta_s = 2.7\%$ ,而材质要求  $\sigma_b \geq 100 \text{ kg/mm}^2$ ,  $\delta_s \geq 6.0\%$  [1];对 650 轧辊断口取样的金相分析也说明了这个问题,在轧辊边缘处取样,基体组织为索氏体+少量块状碳化物,心部试样则是索氏体+粗大网状碳化物。

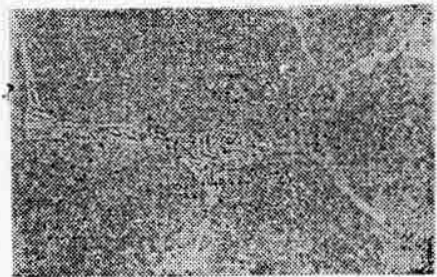


图 3 轧辊沿晶界的莱氏体 100×

### 2. 扫描电子显微镜断口分析

为了分析断辊原因及断裂过程,我们对这类断辊多次取样观察,结果发现无论是 ZG80 CrMo 轧辊还是 ZG70Mn<sub>2</sub>Mo 轧辊都有着基本相同的断口形貌。粗晶断口区基本上是波纹状、浮云状和碎块状(图 4)。对这种断口形貌,钢铁研究总院 [3] 曾作过分析研究认为,这

类形貌是由于内裂断口形成以后又经过了热处理（高温相变），使已经形成的断口表面的微观形貌重新分布引起的变态。粗晶区的另一形貌特征是解理断口的解理扇粗大，在一些平坦区和解理河流花样间存在着黑色网（图5）。这些黑色网经4%硝酸酒精浸蚀断口后观察，证明它是热处理共析转变时的晶界，在这些晶界内的珠光体结晶方位不同（图6）。

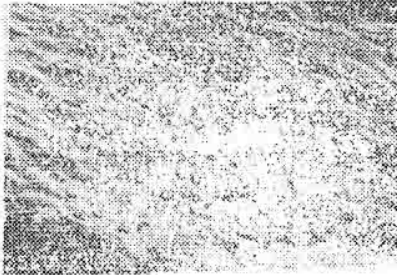


图4 轧辊断口心部形貌波纹状二次电子象 500×

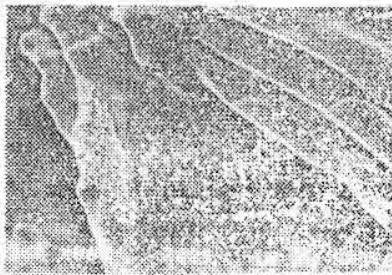


图5 解理断口的黑色网 800×1/2×

图2(c)中边缘的细断口是白亮颜色，它是室温下断裂的正常断口。ZG80CrMo断口属解理，ZG70Mn<sub>2</sub>Mo轧辊为混合断口，大部分解理+少部分韧窝，它们的解理扇都非常细小，而且解理河流花样间没有黑色网状晶界（图7）。



图6 浸蚀后的白色网状晶界 2000×1/2×

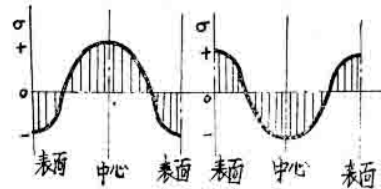


图7 细断口区无黑色网 500×1/2×

### 三、大型铸造轧辊冷却与加热时的应力分析

轧辊的横截面铸坯一般是圆形的，因而在冷却时的应力分析比较简单。钢水流入型腔之后，液态收缩和凝固收缩的结果会导致液面的下降和形成冒口端的缩孔，而固态时的不均匀冷却将导致工件中产生内应力。

现以圆钢为例分析热应力与组织应力的产生。固态圆钢从高温快冷时，表面冷却快，心部冷却慢，内外温差逐渐增大。由于表面先冷却要收缩，仍处于热状态的心部阻止它的收缩，所以心部使表面受拉；相反，表面使心部受压。这种应力随着内外温差的加大而增加。但是钢在高温下屈服强度较低，且具有很好的塑性，所以这时的热应力不可能很大，它随着工件的塑性变形而松弛。当外部先进入弹性状态形成冷硬外壳以后，将不允许按照心部降温需要收缩的要求改变容积和形状，对心部的收缩产生阻碍作用。这时工件中热应力的分布将发生改变，表面由原来的受拉转变为受压，心部受压转变为受拉，并且随着冷却的继续进行而不断地增大，一直残留到常温，这种应力叫作残余热应力，如图8(a)所示。



a) 热应力 b) 组织应力  
图8 从高温急冷时的热应力和组织应力

组织应力是钢在淬火急冷时，由于表面冷

却得快先发生组织转变（由奥氏体转变成马氏体或珠光体都要膨胀），中心或冷却慢的部分后发生转变（亦膨胀），从而形成体积转变的不等时性所产生的内应力。仍以圆钢为例，当淬火时，它从高温急冷，表面先发生组织转变（膨胀），未发生组织转变的心部将阻碍其膨胀，因而表面受压，心部受拉。由于这时的心部温度较高而处于奥氏体状态，塑性较好，将发生不均匀的塑性变形使应力松弛。继续冷却，当心部也开始转变并体积膨胀时，由于表面已形成弹性外壳，将阻碍它的膨胀，应力反转为心部受压，表面受拉，形成残余组织应力，如图8(b)所示。

一般工件在急冷淬火时的应力是以上两种应力的叠加，而大型铸件在铸造后是缓慢冷却的，组织转变是在进入弹性阶段之前完成的，这时工件仍处于塑性状态，因而组织应力一般较小，它的残余应力是热应力型的，即心部呈现拉应力，外圆呈现压应力。大型合金钢铸件因截面较大，冷却时的内外温差也大，热应力就较大；又因合金元素的加入将大大减小钢的导热系数，加大了内外温差，同样使热应力增大。由于这个原因，大型合金钢铸件提前打箱和打箱后长期放置是很危险的。

资料[3]提供了大截面试样淬火冷却时的残余应力曲线，轴向应力与切向应力表面都是压应力，径向应力表面为零。无论是轴向应力、切向应力还是径向应力，最大拉应力峰值都在中心，并且对于轴类工件来说，轴向应力远远大于切向应力和径向应力。

退火对消除铸件中的残余应力是有利的，但是退火或其它热处理时的升温速度也必须十分注意，因为在铸件进入塑性阶段以前如果升温过快，必然加大内外温差。由于加热时的内外温差产生的应力，其分布与冷却时的应力符号相同，叠加结果使铸件心部的残余拉应力变得更大。

#### 四、断辊分析与防止断辊的措施

##### 1. 断辊分析

从材料学的观点来看，工件之所以产生断

裂，是由于材料所承受的应力超过了材料本身的破断抗力。ZG80CrMo轧辊和ZG70Mn<sub>2</sub>Mo轧辊都发生过出厂前的断裂，这时并没有承受外加负荷，即使在使用中发生的断辊现象，也都不存在过载问题。断口分析可以看出，裂源在断口心部，说明断裂是从心部开始向外扩展的，它的形成与心部拉应力有关。从材料本身的破断抗力来看，由于冒口端晶粒粗大，并在晶界有脆性相析出，大大降低了材料的性能，当应力超过材料的抗力时便发生开裂。工件表面处于压应力状态，因而裂纹一般不会延伸至表面，即以内裂形式出现<sup>[4]</sup>。又因为心部的拉应力轴向应力大于切向应力和径向应力，所以大型工件中发生横向内裂较多。

从试验中看出，中心部位的断口解理扇粗大，而同一断面上的边缘则是细小的解理扇，这说明心部是在粗晶粒时（铸造冷却后晶粒较粗）断裂的，而边缘是在正火晶粒细化后断裂的。金属或合金的点阵只有在在一个晶粒内才是连续的，所以解理扇的大小反映着断裂时晶粒尺寸的大小。另外断口表面粗大解理扇上的晶界也证明了内裂发生在铸造后热处理（正火）之前。

以上分析说明，断辊的原因是铸件冒口端晶粒粗，塑性差（呈解理脆断），强度低，铸件铸造后打箱过早或加热时升温速度快，残余应力过大，在心部轴向拉应力作用下便产生了横向内裂。带有内裂的轧辊毛坯粗加工时因内裂暴露表面而发生出厂前的断裂，即使未被发现，在使用中也会提前破断。

##### 2. 预防断辊的措施

鉴于以上分析，我们提出了以下措施，在生产中起到了明显效果。

(1) 防止出现粗晶粒，提高材料的抗力。主要措施有控制含碳量在下限，减少冒口处的偏析，禁止在冒口处补浇钢水前撒盖炭粉。

(2) 严格控制铸造后的打箱时间，减少铸造残余应力。

(3) 严格限制铸件热处理时的装炉温度  
(下转第42页)

(上接第38页)

( $\leq 400^{\circ}\text{C}$ ) 和  $650^{\circ}\text{C}$  等温前的升温速度 ( $\leq 50^{\circ}\text{C}/\text{小时}$ )。

试验中得到陕西钢铁研究所李玉茹同志的支持, 参加试验的有苏登盛、古宝运等同志。

#### 参 考 文 献

- [1] 西安冶金机械厂质量管理科: ZG80CrMo-铸钢轧辊断辊分析, 1981.
- [2] 李敏之等: 《理化检验》物理分册, 1979, No.1
- [3] 浙江大学新技术译丛编译组: 《热处理变形与开裂》, 1973.
- [4] 牛俊民: 《金属热处理》, 1982, No.8.



↑  
访问我们的官方网站了解更多内容

← 扫描二维码关注