

# 大型铸锻件文集

德阳大型铸锻件研究所编

**2**

1988

机械电子部重型机械情报网  
大型铸锻件分网

# 目 录

3.5Ni钢制成实际的和模拟的大型转子锻件的断裂韧性·····	J. Albrecht等 ( 1 )
核电站低压汽轮机整体锻件的坚实性·····	S. Kawaguchi等 ( 14 )
大型发电机转子的服役检验和评定技术·····	R. H. Bellows等 ( 23 )
无磁护环新材料的进展以及在工业发电中的应用·····	G. Stein ( 32 )
厚壁反应堆容器壳体环段整体锻件——一个锻冶师的评述·····	P. Bernabei等 ( 45 )
改进的9Cr-1Mo钢锻件的评定·····	A. K. Khare等 ( 62 )
法国实验室对改良的9Cr-1Mo钢锻件的评价·····	A. Gelpi ( 75 )
通过热形变处理获得特殊钢、不锈钢和耐热合金钢锻件的 最佳机械性能·····	G. W. Kuhlman等 ( 82 )
应用新型钢锭制造的大型压力容器·····	P. G. Bocquet等 ( 92 )
核电站用大截面管板的技术进展·····	T. A. Skamletz等 ( 102 )
用于制造厚壁锻造筒体的SA336 F22钢的最合理的热处理方法·····	J. P. Badeau等 ( 109 )
用TR法生产长冲程的曲轴锻件·····	T. Rut ( 118 )
一般工业用锻件的制造和应用·····	T. Abe等 ( 127 )
“张力腿”式钻井平台锚定系统锻件——制造和试验方法的 设计与实践·····	P. J. Whitehouse ( 135 )
钢锻件的高灵敏度水浸超声波探伤·····	J. G. Gensure等 ( 139 )

责任编辑 赵晓东 组版编辑 胡福元

# 3.5Ni钢制成实际的和模拟的 大型转子锻件的断裂韧性

J. Albrecht J. E. Bertilsson B. Scarlin

**【提要】** 本文目的在于确定3.5Ni钢在模拟条件下制造大型汽轮机转子的性能。用和实际生产相近的冷却速度对试样进行了热处理。随着转子尺寸的增加，从奥氏体化温度冷却下来的速度减小，引起伴有粗大碳化物分布的贝氏体形成。由于必须防止大锻件中心的脆性断裂，所以研究重点放在断裂韧性和断口模式上面。这两种情况都由显微组织，特别是由碳化物形状和分布所确定。

本文报导了在汽轮机、燃气轮机和发电机转子大型锻件的性能方面不断进行的基本研究的情况。以所使用钢的屈服强度、蠕变强度和韧性等主要性能不出现大的降低来作为锻件尺寸的限制。为了确定使用的整体转子可以达到某种尺寸，就必须弄清这种尺寸限制。此外，在采用其他（如焊接）制造技术的场合，也必须考虑这个问题。本文的研究重点是在断裂韧性上。

随着大功率汽轮机的发展，出现了增大半速低压转子直径的必要性，已向3m直径发展。当评价各种汽轮机转子用钢时，必须对所有相关的性能进行考察。就转子运转安全性而论，一种钢的容许缺陷存在的能力是至关重要的。因此，这些转子中心部位的韧性必须保持很高的水平。对于核电站来说，由于脆性破裂引起辐射系统损坏的危险性，政府主管部门（核管理委员会）提出了必须遵守的严格的技术要求。转子在使用过程中，热套装叶轮的尖顶部位和键槽等处遇到严重的应力腐蚀裂纹问题，这种难于预料的危及安全运转的问题，迫使电力公司和汽轮

机制造厂寻找其他解决办法。

一种选择是用一个整体大型锻件制造整体转子，这就需要具有良好淬透性能的3.5Ni钢来制造。

现在已经充分认识到，淬火和回火钢的韧性对于含有粗碳化物质点的上贝氏体组织是很敏感的。对于某一种钢，产生这种显微组织决定于淬火时的冷却速度，而冷却速度又由锻件尺寸所决定。在一个直径为1200mm的试验锻件的不同部位测量其断裂韧性，并且为了获得大型锻件（直径等于整体转子）心部的韧性资料，作了模拟试验。同时进行了显微组织研究，以便对试验中得到的性能作出解释。

## 一、试验程序

### 1. 试验材料

本研究中采用以下化学成分（%）的3.5Ni钢：C0.29、Si0.10、Mn0.30、P0.008、S0.008、Ni3.62、Cr1.70、Mo0.40和V0.09。主要合金元素和微量元素的含量是当前大型锻件所采用的典型含量。

用一个94t重的碱性电炉钢锭制造锻件，锻粗比为2.8，锻后作了预备热处理及调质处理（830℃保温31h后水冷，在600℃回火50h后控制冷却）。

除化学成分外，锻透程度也是很重要的。因为它影响显微偏析的级别。低合金钢对合金元素特别是Mo和Ni的枝晶偏析很敏感。因此，采用电子探针和光学显微镜检验确定的析析程度和偏析带形貌，与在特大型锻件中发生的那些情况很类似。

### 2. 大直径的模拟

试验材料取自直径为1200mm的锻件心部<sup>(1)</sup>。因为没有适用于直径超过2000mm的锻件心部的资料，所以需要作模拟试验。从公布的冷却曲线<sup>(2)</sup>外推出大直径的冷却速度。用直径为600、1200、1800mm锻件的冷却曲线用实线表示，直径为3000mm的锻件外推得到的冷却曲线用虚线表示。把这些冷却曲线重叠在3.5Ni钢的时间-温度-转变（TTT）图上。根据锻件制造厂的资料，用这种方法确定的直径为3000mm的锻件冷却速度为27℃/h稍微偏高，因此对这种直径的锻件给定为21℃/h的冷却速度。

采用一种作数字模拟的计算机程序<sup>(3)</sup>可以计算冷却速度。初次计算值相当符合已经公布曲线<sup>(2)</sup>的外推值。基于这种情况，选择了1800、2100、2400、2700mm的模拟直径，相应的冷却速度分别为35、31、27、24℃/h。

模拟试验在一个根据实际测量的温度进行程序控制的管式炉中进行。这就有可能在温度曲线上得到严格的容许偏差（试样温度与给定值约有2℃的偏差）。试样在惰性气氛（氩）中进行加热，炉膛尺寸略大于紧凑拉伸试样。每炉装一个试样，用一个控制热电偶测试。试样被快速加热到850℃奥氏体化温度，然后按模拟直径大小确定在这个温

度下保持2~3.5h。保温后把试样用不同冷却速度冷到室温。接着把这些试样分别在590、617℃或630℃温度下回火。材料的屈服强度取决于回火温度，在这方面的依赖关系是很强的，也就是说，在温度上产生很小的偏差都会显著影响屈服强度。

### 3. 性能测定

测定了全部研究条件下的拉伸性能（3个不同的回火温度，每个回火温度下又有4个不同的冷却速度）。除了在最低的冷却速度（27℃/h）和最低的回火温度（590℃）时只试验1个紧凑拉伸试样之外，其他每种条件下都试验了3个试样。由于断裂韧性有很重要的意义，因此对于每种条件都作了断裂韧性测量。在测量中按照部分卸载法采用厚度为25mm的紧凑拉伸试样测定临界J积分值（ASTM E813-81测定 $J_{1c}$ 断裂韧性的方法）。对于脆性材料，按照ASTM确定金属材料平面应变断裂韧性的方法（E399-83）来确定临界应力强度因子。拉伸及断裂韧性试验均在常温进行。

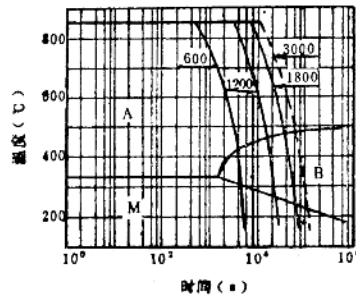


图1 3.5Ni钢的时间-温度-转变具有600、1200、1800、3000mm直径锻件的冷却速度（取自参考文献〔6〕）

- A—奥氏体
- B—贝氏体
- C—马氏体

## 二、试验结果

### 1. 拉伸试验

拉伸试验结果见表1。对于直径为1200mm的锻件，给出了上述热处理状态下表面和心部位置的拉伸试验数据。心部的强度和塑性都略微低一些。

在表1中还示出了在模拟条件下的拉伸试验结果。对于指定的回火温度、强度和塑性，随冷却速度不同略有变化。但是对于590℃回火温度，在最低的冷却速度（模拟直径为2700mm）条件下观察到较高的强度和较低的塑性。

强度对冷却速度的依赖是敏感的，这在很大程度上取决于回火温度。在这个温度范围，每改变1℃回火温度，屈服强度大约变

化5MPa。

590℃的回火温度产生大约810MPa的屈服强度，这对于通常要求746MPa屈服强度的整体转子是很高的。因此，在617℃和630℃作回火处理，此外，对于直径2700mm的锻件在610℃处理。

### 2. 断裂韧性和断裂机理

断裂韧性测量是本方案的主要内容。部分卸载法的应用使得在各种评定条件下得到的结果可能出现分散，因为每一个试样提供一个特有的韧性值。

图2中示出了直径为1200mm锻件的断裂韧性试验结果，图中把 $K_{Ic}$ 作为离表面距离的函数画成曲线，可以看出在横截面上韧性是高的，只是在非常靠近锻件心部才出现少量下降。

表1 各种试验条件下的拉伸试验平均值(对于1200mm直径锻件是在不同的部位)

模拟直径 (mm)	冷却速度 (℃/h)	回火温度 (℃)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)
1800	35	590	871	1019	13.1
		617	718	853	16.8
		630	660	794	18.1
2100	31	590	886	1026	14.0
		617	722	862	17.9
		630	662	792	17.9
2400	27	590	810	947	16.3
		617	778	907	16.2
		630	659	801	19.3
2700	24	590	932	947	11.9
		610	784	921	16.0
		617	717	852	16.5
		630	614	770	18.8
直径为1200mm锻件					
表	面	600	780	886	15.8
心	部	600	745	860	14.8

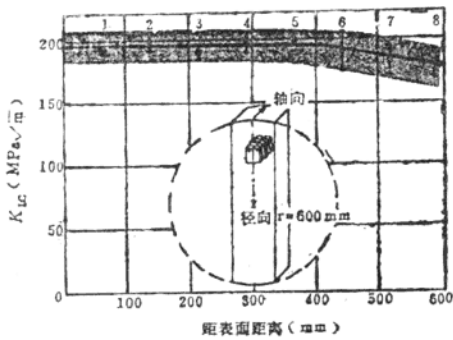


图2 直径1200mm 锻件的断裂韧性  
与到表面距离的函数关系

断口表面的研究证实了断裂韧性的确降低不大。在位置7上（离心部80mm）的三个破断试样之一，显示出少量非稳态断裂，图3a中示出了这种特征。从疲劳预裂纹开始，裂纹开始以稳定方式（塑性的韧窝断口模式）扩展，直到局部发生非稳态扩展，在非稳态区观察到准解理过渡区如图3b所示。然后裂纹受阻并且按稳定的和塑性的方式扩展直到试验终止。

这种现象提出了大型锻件心部的断裂韧性问题以及由此开始的模拟试验方案问题。

模拟试验结果表示在图4（回火温度为590℃）。图5（回火温度为610℃和617℃）和图6（回火温度为630℃）中。在所有的回火温度下，断裂韧性都随着锻件截面尺寸加大而明显降低。

当屈服强度为614MPa时，直径为1800mm的锻件的断裂韧性值是200MPa√m，当锻件直径增大到2700mm时，其断裂韧性则降低到161MPa√m。当屈服强度为718MPa时，直径为1800mm的锻件的断裂韧性值为180MPa√m，当锻件直径增至2700mm时，则降低到150MPa√m。当屈服强度为816MPa时观察到断裂韧性大大降低，1800mm直径锻件的断裂韧性值为

120MPa√m，随着直径的增大，断裂韧性值很快下降，直径2700mm的锻件的断裂韧性为55MPa√m（只有一个点数据）。

这些断裂韧性测量的结果汇集在图7中。有关安全分析和设计考虑的最低断裂韧性测量值，用具有三个不同的屈服强度值的断裂韧性与锻件直径的函数关系来描述。此外，测量的最低韧性值用虚线表示。这些值在断裂力学分析中用来评定缺陷。

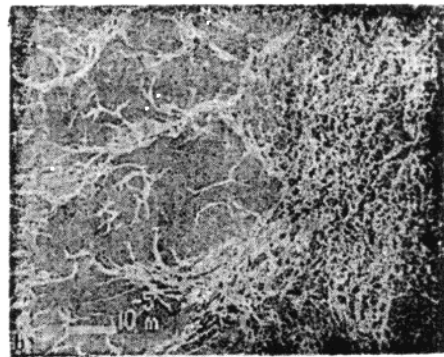
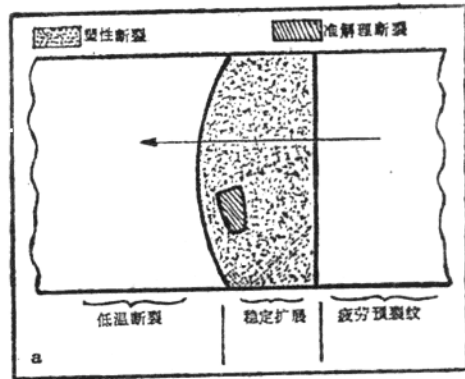


图3 断口表面（直径1200mm锻件）  
和距表面520mm的非稳定扩展区

a—断裂模式（示意图）

b—从稳定裂纹生长方式向准解理断裂

过渡区的扫描电镜断口

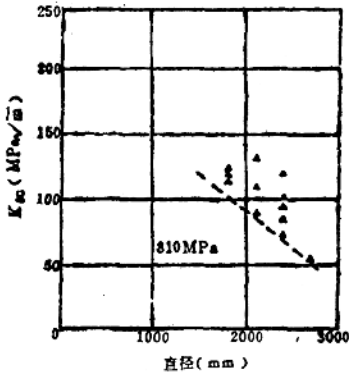


图4 断裂韧性与直径的函数关系  
屈服强度为810MPa

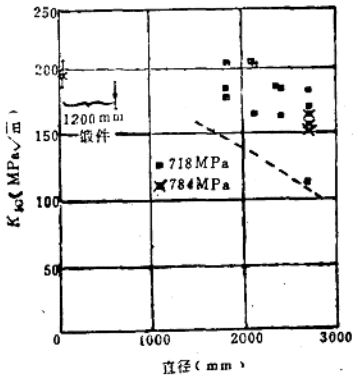


图5 断裂韧性与直径的函数关系  
屈服强度为718、784MPa

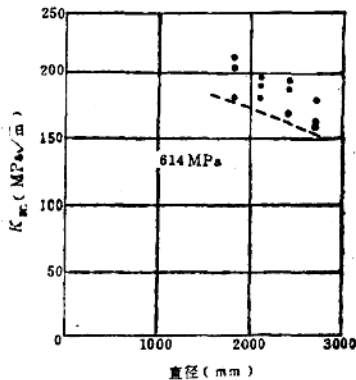


图6 断裂韧性与直径的函数关系  
屈服强度为614MPa

从安全观点来看，断裂机理具有类似于断裂韧性实际值一样的重要性。在塑性破断情况下，在应力强度因子达到临界值后，首先发生稳定的裂纹生长。只有在达到很高的 $K$ 值时才呈现非稳定的和迅速的裂纹发展。但是，非稳定脆性破断裂纹生长，即是说，零件破断在刚达到临界应力强度 $K_{Ic}$ 时就立刻发生。这意味着稳定裂纹生长提供一种附加的安全界线。为此，把破断试样作了断口试验，图8概括了试验结果，并且所有测量结果都按照断裂机理被再次表示于图8中。

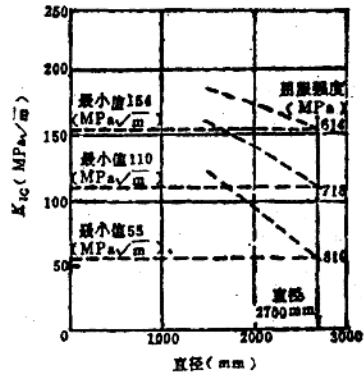


图7 断裂韧性值的汇集

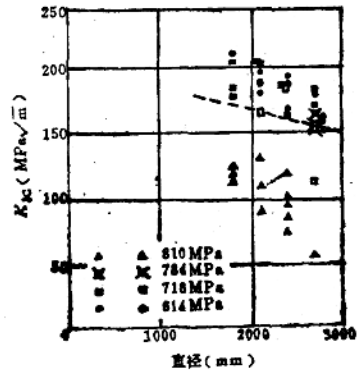


图8 断裂机理

实心符号表示韧性断口  
空心符号表示脆性断口

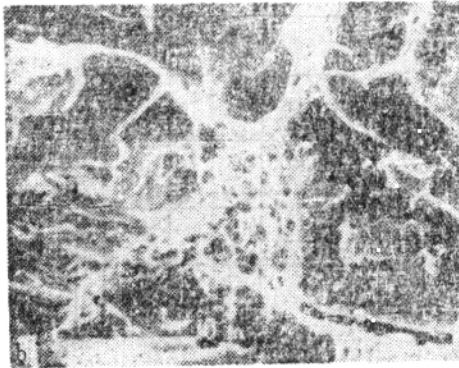
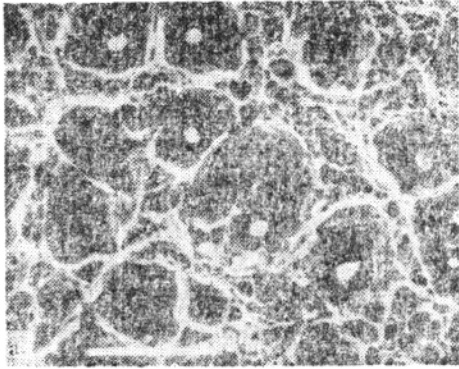


图9 断裂机理

- a—韧窝断口
- b—混合断口（包括韧窝和准解理断口）
- c—准解理断口

脆性断裂方式（解理和准解理）破断的试样用空心符号表示，以塑性断裂方式（韧窝，稳定的裂纹生长）破断的试样用相应的实心符号表示。

在图9中示出观察到的断裂机理。图9a中为一个典型韧窝口，而图9b为一个通常在上下平台间的过渡区中发生的混合断口，图9c为一个准解理断口（具有塑性脊背的解理剖面）。

显而易见，对于被研究的各种直径的锻件，在断裂韧性值为 $150\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下时，或者说屈服强度为 $810\text{MPa}$ 时，都发生了脆性解理断裂。

在屈服强度为 $718\text{MPa}$ 时，随着直径加大，出现由塑性断裂（直径为 $1800\text{mm}$ 和 $2000\text{mm}$ ）向解理断裂（直径为 $2400\text{mm}$ 和 $2700\text{mm}$ ）的过渡。实际上在直径为 $2400\text{mm}$ 时，两个试验的试样分别以塑性方式和解理方式断裂。如果试验温度接近于转变温度，常常观察到从上平台韧性向下平台韧性过渡的特性。

### 3. 显微组织研究

研究了直径为 $1200\text{mm}$ 的锻件在表面及心部的显微组织，用光学和电子显微镜分析了直径为 $2100\text{mm}$ 和 $2700\text{mm}$ 的模拟锻件经过模拟热处理后的显微组织。除用光学显微镜直接在直径为 $1200\text{mm}$ 锻件的表面观察到的均匀的显微组织之外，还显示出一些亮区和暗区的偏析带。这些偏析带常常在低合金钢锻件中发现，它们在枝晶偏析区附近产生，在锻造时被延伸成带状。比较之下发现，亮带和暗带的差别是显微组织中不同的组织组成物引起的。亮带主要由贝氏体组成，暗带由回火马氏体组成。在上述淬火和回火的条件下，两种显微组织组成物以它们的碳化物分布来区别，而且还需要在上、下贝氏体之间作区分。

两个直径为 $2100\text{mm}$ 和 $2700\text{mm}$ 模拟锻



件的比较表明，在同样的屈服强度下，贝氏体（特别是上贝氏体）的比例随着直径加大

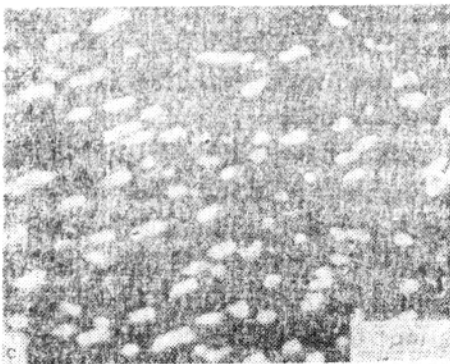
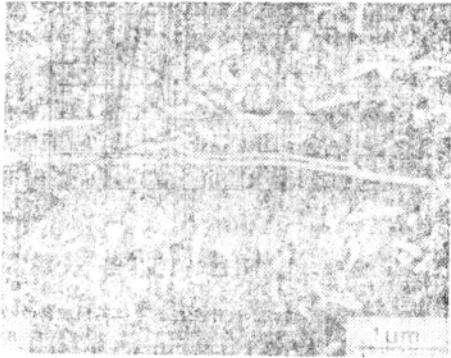


图10 显微组织研究

a—上贝氏体 b—下贝氏体 c—回火马氏体

而增加。在图10中示出典型的显微组织形貌（图10a和图10c是抛光和浸蚀试片的扫描电镜显微照片；图10b是透射电镜照片）。

同下贝氏体和回火马氏体相比较，上贝氏体更粗一些，这种关系也适用于晶粒和板条尺寸以及碳化物质点。在上贝氏体中，碳化物是粗大的，并且经常被延长和主要在晶粒和板条间界上沉淀（图10a）。

相比之下，在下贝氏体和回火马氏体中碳化物分布更加均匀，更为细小。这两种显微组织组成物之间的差异是碳化物的形状。在下贝氏体中，碳化物略微延长并且其长轴同板条轴大约成 $60^\circ$ 角取向（图10b），反之回火马氏体中的碳化物接近圆形（10c）。

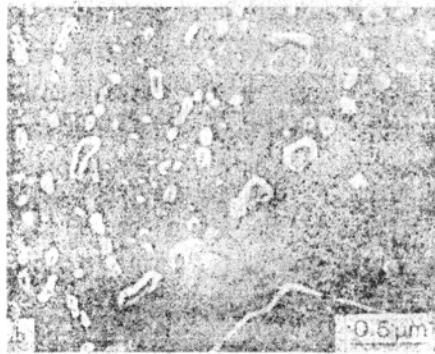


图11 回火温度对碳化物形貌的影响

a—回火温度590℃ b—回火温度630℃

碳化物形状对屈服强度的影响是很显著的。在图11中示出这种关系。屈服强度较高时（低回火温度），上贝氏体中的碳化物形状不变化（图11a）。但当屈服强度值较低时，发现圆形沉淀物不再是延长的、片状的碳化物了，即是说，较高的回火温度引起碳化物颈缩和球化（图11b）。

在后面的章节中不仅要讨论碳化物的分布和形状之间的关系，还要进一步研究屈服强度和断裂韧性之间的关系。

### 三、讨论

最初的试验<sup>(4)</sup>已经表明，淬火及回火钢的断裂韧性在很大程度上受碳化物分布的影响。

在本文中也有所反映的两个主要影响因素是淬透性及强度水平。这些因素可以追溯到很多物理参数，如淬火冷却速度和回火温度。

对这两个因素需分别考虑：

#### 1. 淬透性

在理想条件下，淬火及回火钢是由回火马氏体组成。如果一个零件在它整个厚度上完全由回火马氏体组成，则认为这个零件是被“淬透”的。这时假定材料从奥氏体化温度以足够快的速度冷却到发生马氏体转变的温度。因为马氏体转变以无扩散方式进行，它只决定于过冷度而与冷却时间无关，就是说零件的金属材料不可能等温转变为马氏体。

相比之下，所有其他奥氏体转变都通过扩散过程或者形核长大来进行的。整个转变特性用时间·温度·转变（TTT）图来表示。图12示出本文所研究的钢的TTT图。

对于任何一种钢，都有一个临界冷却速度，低于这个速度决不可能完成向马氏体转变。在TTT图上，这个临界冷却速度用马氏体转变线（M<sub>c</sub>线）和贝氏体区域相交点

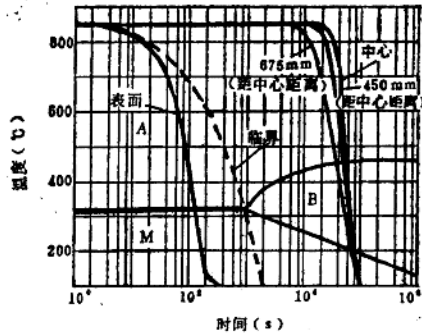


图12 3.5Ni钢的TTT图

实线—直径为2700mm 锻件在距离中心不同距离的  
计算冷却曲线  
虚线—临界冷却曲线  
A—奥氏体 B—贝氏体 M—马氏体

来确定。在图12中用虚线表示临界冷却曲线。

所有较慢的冷却速度自然会引起显微组织中出現贝氏体。在转变动力学中，也就是说采用TTT图的专门术语时，图上的贝氏体转变曲线和更后面的珠光体曲线的位置，主要由合金元素的存在来决定。Ni是一个很有影响的因素，少量的Ni（百分之几）也能推迟向贝氏体转变，因而把转变曲线向右推移（加长时间）。换言之，Ni提高了淬透性。

锻件的冷却速度是导热率、比热和传热系数（从零件表面向淬火介质的热传导）这些物理量的函数。

注意以下情况是有启发的：对于大截面锻件，心部的冷却速度主要是心部的热传导的函数，就是说对于一种给定的钢，不为外部淬火条件等影响的物理量的函数。计算机计算结果表明，直径为2700mm的圆柱体，其心部的冷却速度几乎不受传热系数的影响，甚至高10倍的传热系数也不影响心部的冷却速度。

在图12中示出某些适合于直径为

2700mm 和轴身长5000mm 锻件的 冷却 速度。这些不同的冷却曲线适用于到中心的不同距离（在一个固定的直径的情况下）。

表面的冷却速度高于临界冷却速度，即就是说表面区域完全转变为马氏体，随着深度增加，冷却速度迅速降低。大约在离开表面675mm处（半径之半），组织实际上完全为贝氏体，愈向心部，上贝氏体愈多。

贝氏体开始转变的温度决定了碳化物形态和分布。在上贝氏体和下贝氏体之间碳化物形态和分布的差异是很明显的。在高的转变温度下，扩散速度快，出现分布不均匀的粗碳化物，特别在具有低形核能的晶粒间界更是如此。在低的转变温度下，形核速度高，因此形成细小和均匀分布的碳化物。

很清楚，贝氏体转变曲线同冷却曲线的相交点，在确定所产生的碳化物分布上是特别重要的；温度愈高，碳化物愈粗。换言之，冷却速度愈低（直径愈大），显微组织愈粗。

同样，碳化物的分布和形状对淬火和回火钢的韧性有决定性影响<sup>(6)</sup>。不均匀分布的碳化物引起不均匀的位错分布，因而产生应力集中，而这种应力集中便导致裂纹形核。碳化物形态对于裂纹形核也有很大影响，在那些延长的或者片状碳化物中，裂纹通常在比球状碳化物更低的应力水平下发生。

到此为止，以上谈到的各种关系说明了观察到的韧性对锻件直径的依赖性。当上贝体的比例增加时，韧性降低。在最高的屈服强度水平或者说最低的回火温度时是特别明显的。

## 2. 回火温度的影响

回火温度和韧性之间的关系远远没有冷却速度的影响复杂。从奥

氏体化温度冷却后，贝氏体内达到了一定的碳化物分布，继后的回火处理对它影响不大。但是，回火处理起到确定碳化物形状和尺寸的作用。一些研究得出这样的结论：较高的回火温度会使条状或者片状的碳化物球化。

图11b说明这样一个现象：在晶界上明显看见一连串的球状碳化物。可以设想在回火前这个碳化物链是一个连续的碳化物片，正如图11a所示。当回火时，这个碳化物片在若干处产生缩颈，最后引起断开的球形碳化物出现。有了刚才谈过的在碳化物形状和裂纹形核之间的那些关系，韧性和回火温度之间的关系也变得似乎合理了。低回火温度很难影响碳化物的形状。

回火温度也反映了屈服强度和韧性之间的关系，因为屈服强度也依赖于碳化物分布，碳化物长大会引起屈服强度降低。此外，在马氏体和贝氏体的混合显微组织中，当试样从奥氏体化温度冷却后马氏体相中的

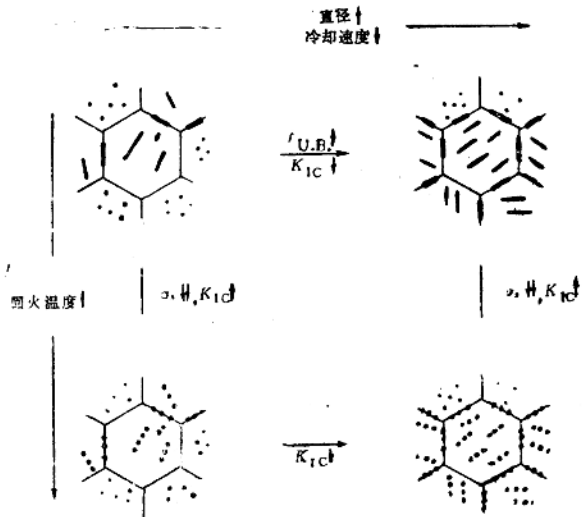


图13 屈服强度和韧性同以碳化物分布为基础的的回火温度的关系（示意说明）

{U, B}—上贝氏体含量

碳便保留在固溶体中。回火处理时这些碳又以碳化物形式沉淀出来,引起屈服强度降低。

显然,所观察到的断裂韧性和屈服强度和锻件直径之间的那些关系,可以用碳化物的分布来解释,如图13所示。

### 3. 模拟技术的有效性

最后,简略地讨论模拟技术本身。同从文献[2]得到的冷却速度相比较,证明这里使用的冷却速度是与实际相近的。但是,转变显微组织不仅依赖于冷却速度,而且也与锻件中存在的内应力状态有关。内部压应力对伴随着体积增大的转变有抑制作用,例如面心立方(FCC)向体心立方(BCC)的转变。反之,拉应力促进这样的转变。在这种情况下,意味着压应力的存在使TTT图中贝氏体转变曲线向右移动,而拉应力则引起向相反方向的移动。

当从奥氏体化温度进行冷却时,首先在锻件心部发生压应力;但是,最近的有限元法计算<sup>(6)</sup>表明,如果注意考虑1000mm以上直径的大锻件在冷却时转变引起的应力(FCC→BCC转变增大体积),于是可以发现心部区域出现相反的应力,并且在发生转变之前就产生拉应力。

只有使用计算机的有限元数学模型并结合使用精确的材料性能资料,才可能作大型圆柱锻件淬火时内应力符号和数量大小的计算。由于在实际进行模拟热处理时不会引起内应力,因而模拟试验测得的性能同实际锻件的性能有少量差异。

## 四、结 论

淬火和回火钢的断裂韧性受合金成分、晶粒尺寸、杂质元素偏析的影响,并且还受热加工和热处理参数的影响。

本文着重研究两个参数的影响:

1) 奥氏体化后的冷却速度,

2) 为了得到所要求屈服强度的回火温度。

在这些考虑的条件中,锻件心部的冷却速度主要是导热率的函数,因此不能改变。

通过对转变动力学研究,确定贝氏体相中碳化物的空间分布和贝氏体的体积份量,从而对材料韧性施加重要的影响。

回火温度决定材料的屈服强度,这是通过所观察到的碳化物形状和尺寸大小来确定的。它们本身又通过那些碳化物附近裂纹形核来影响断裂韧性。

在图13中示意说明了锻件的直径和回火温度对材料强度和韧性的影响:

1) 随着直径增加,锻件心部冷却速度降低。这就引起贝氏体份量或者说条状碳化物量增加,相应地降低了韧性。

2) 随着回火温度提高,碳化物球化引起屈服强度降低和韧性提高。屈服强度对于回火温度的很强的依赖性,因而要求准确的温度控制。

模拟实验表明,在上述那些尺寸的整体低压转子锻件心部的断裂韧性值,可能比较小尺寸锻件低得多。

## 参考文献

- (1) Albrecht, J. and Wutrich, C., Zeitschrift Werkstofftechn., Vol. 13, 1982, pp. 96-103 (in German)
- (2) Forch, K., Fischer, K., and Piehl, K.-H., Stahl und Eisen, Vol. 101, No. 15, 1981, p. 1033
- (3) Rebelo, N., "Temperature Distribution and Residual Stress Calculations of Quenched Impellers," BBC Report KLR 82-188 B, BBC Brown, Boveri & Co., Baden, Switzerland
- (4) Albrecht, J., Bertilsson, J.E., and Scardin, R. B., "Defect Tolerance of Different LP Rotor Materials and Designs," Presented at EPRI seminar on Low Pressure

Turbine Disc Integrity, 1-2 Dec, 1983,  
San Antonio, TX, Electric Power Research  
Institute, Palo Alto, CA

(5) Albrecht, J., Material und Technik, Vol.  
10 No. 2, 1982, pp. 99-109 (in German)

(6) Hougardy, H. and Wildau, M., Härterei-  
Technische Mitteilungen, Vol. 38 No. 3,  
1983, p. 121

### 【讨论】

R. L. Novak 书面意见：(1) 你们把模拟的显微组织与材料性能联系起来，得到什么证据可以表明模拟显微组织能够反映实际大锻件的显微组织和性能？(2) 你们谈到冷却速度和回火温度是决定大锻件断裂韧性的两个主要因素，但如何忽略那些已知的影响断裂韧性的化学成分（低残余杂质量）以及钢的纯洁度、锻造方法、晶粒大小和细化等重要因素？从这点来看，为什么要使用心部材料作“大锻件”的慢冷模拟和表面材料作快速淬火模拟呢？

作者 J. Albrecht, J. Bertilsson 和 B. Scarlin 答：(1) 直到现在，还没有适用于作实际的和模拟的心部显微组织比较的材料。从一个大型整体锻件心部取下的这种材料已经用在三个不同的试验室作实验，下一步将要吧显微组织和断裂韧性作比较。希望会把这个矛盾的原因弄清。(2) 用作模拟材料的化学成分是目前大锻件所用的典型成分，包括各种杂质元素的偏析。如果锻造方法和晶粒细化这些参数产生影响，那就会在所谈到的试验结果上显示出来。把心部材料用来作模拟试验，因为它是锻件经受慢冷的那部分。

G. S. Hartman 书面意见：作者们报导了使用有限元的计算机程序计算大型锻件冷却速度的模拟技术。把从直径为 1194mm 的试验锻件上取下的试样放在程序控制炉中模拟各种冷却速度。按照作者意见，从这些断

裂韧性值低于  $55\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  的试样上得到的结果，安全性不够，会引起脆性解理模式断裂。

近15年来的经验一再证明，大型转子（直径大于 1524mm）心部达到的实际断裂韧性值具有极高的水平（ $165\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ），这表明应当发生塑性模式的断裂。因此要问：在这个讨论会上作者要向技术界提供什么信息？

在锻造工业中近20年来已经认识到，还不能在实验室中模拟很大的 Ni-Cr-Mo-V 汽轮发电机转子心部发生的情况，因为对“质量效应”还茫然无知。

此外，作者应当研究为什么发生“质量效应”，而不是报导作为模拟技术方面新发现的模拟韧性值的信息。

作者 J. Albrecht, J. Bertilsson 和 B. Scarlin 答：如果把模拟处理的结果同具有相同直径和相同的 700MPa 和 740MPa 强度水平的实际锻件上所得到的结果作比较，差异不会比讨论中提到的大。而且模拟这种条件的试样是按塑性模式破断的。

就模拟技术本身的真实性而言，对于偏差有几种可能的解释：材料、在最终热处理前的热机械处理，以及在模拟处理中少量的残余应力。

应当注意，我们不是在努力研究模拟技术，而是要使用这种工具获得碳化物分布对断裂韧性影响的资料。

J. Ewald 书面意见：(1) 你们对制造大型整体转子的 3.5Ni-Cr-MoV 钢进行了论证，但是可以预料你们是用分段焊接转子和整体转子作比较的。因此必需了解：

(a) 你们使用的焊接转子材料的化学成分是什么？它是由 Creusot-Loire 提出的 2Cr-Ni-Mo 钢吗？(b) 用作焊接转子材料的韧性和断裂韧性值是多少？(2) 当你们作热处理模拟时，在奥氏体化之后和在再加热回火之前，最低保温温度是多少？

我的问题的基础是 TTT 图，在提及大直径时，冷却速度表明大约在 200℃ 得到贝氏体组织和大量的残余奥氏体。因此，这些残余奥氏体在回火过程中转变为未回火的马氏体，并且遗留在回火的贝氏体组织中，这些未回火的马氏体可能成为部分解理断口形成的原因。

作者 J. Albrecht, J. Bertilsson 和 B. Scarlin 答：(1) 在 Creusot-Loire 以前的文献中讨论过 2Cr-1Ni-Mo 转子钢的性能，而这个问题不是我们提出的题目。(2) 达到奥氏体化温度后，把试样冷却到 80℃ 以下以防止残余奥氏体。

H. C. Argo 书面意见：作者的论文意图证明直径为 2500mm 的低压转子部件可能有很低的、不安全的断裂韧性。当测量实际转子部件材料性能时，证明二分之一半径处和轴线区性能大大高于作者提出的数据，实际上对于汽轮机转子是安全的。为了支持这种论点，提出以下数据：

5 个整体低压转子部件的平均化学成分 (%) 是：C0.23、Mn0.29、P0.005、S0.004、Si0.06、Ni3.60、Cr1.73、Mo0.38 和 V0.11。在转子部件外形图 (图 14) 所示位置上取样作机械性能试验。这些试验的结果如图 15 所示。

中心孔套料的性能是中心线的值。二分之一半径处的性能是 625mm 径向位置的值。通过夏氏 V 型缺口冲击值，使用 1976 年出版的 ASTM STP463 《平面应变断裂韧性试验方法》述评中的 Rolfe-Novak 关系式计算断裂韧性值。当今的整体低压汽轮机转子部件的技术水平是：轴线材料具有超过 200MPa√m 断裂韧性值，直径达到



图 14 直径 2500mm 的整体低压转子

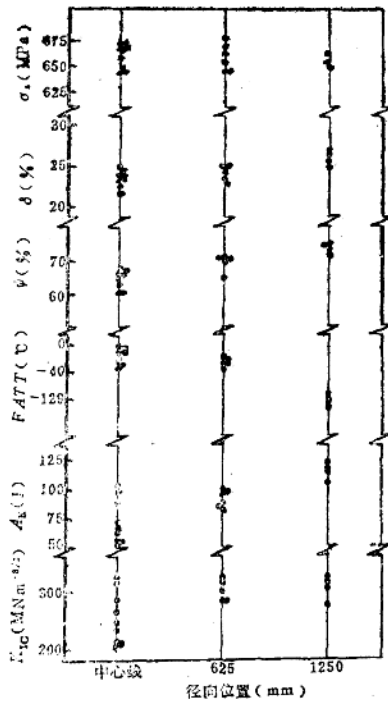


图 15 整体低压转子的机械性能 2500mm。

作者 J. Albrecht, J. Bertilsson 和 B. Scarlin 答：本次讨论中提出的资料证明，由大型部件心部材料作断裂韧性试验得到的结果，最近公布了这些资料，并且在结束会议的评论中得到公开承认。

在可比较的强度水平上按照 2400mm 直径部件模拟试验结果的平均值 (比较图 5) 是 174MPa√m，这不可能说是很低的或者不安全的。

尽管如此，它的确比在实际部件上测得的值更低，遗留下的问题是未找到这个差异的原因。试验结果表明，在部件中心同边缘比较韧性值大约降低了 20%。(断裂韧性的 SI 单位标度是不正确的。)

R. I. Jaffee 书面意见：大约在

提出这篇论文的前一年，由Scarlin、Bertilsson和Albrecht提出过一篇论文，其中包括San Antonio的一个电力研究所（EPRI）专门小组提出的相同的模拟资料。Scarlin等提出，大型整体锻件心部的断裂韧性可能不足以满足核电低压转子的技术要求。因此，根据从3.5Ni-Cr-Mo-V钢直径为2500mm的实际整体锻件得到的资料，作者们现在极满意地证实了大型整体锻件的心部韧性是高的，是能满足使用要求的。显然，模拟试验不是一种对完整零件作实际试验的满意的替身。

作者J. Albrecht、J. Bertilsson和B. Scarlin答：在我们研究中，公开发表的文献中关于3.5Ni钢锻件断裂韧性的资料很少，因此，我们决定作模拟试验。这种方法是大家熟知的，并且多年来已在很多试验中得到应用。

我们同意模拟试验不是一种对完整零件实际试验的替身。但是，它是鉴别潜力的一种又快又省的办法。在某些情况下，如象在合金开发问题上，它们几乎是唯一的办法。当然，应该进一步注意改进模拟实验的缺点，例如，通过与从实际锻件获得的资料进行比较等。

N. S. Cheruvu书面意见：在结束会议的评论中，对于模拟转子锻件的韧性比实际大锻件差的问题，发言人做了解释。众所周知，韧性在很大程度上受到钢的冶炼方法、夹杂含量、热处理及化学成分的影响。制造试验锻件的冶炼方法是什么？这个锻件是什么时间制造的？锻件含有什么夹杂物？如有夹杂物又是什么性质？

在讨论回火对显微组织影响时，发言人谈到晶界上的长形片晶碳化物在高温回火时破碎为小晶块。这就形成新的晶体表面。破碎碳化物和形成新表面所需的能量从何处

来？现在有解释这种情况的参考资料和证据吗？

发言人谈到在显微组织中的上贝氏体、下贝氏体和马氏体的量随冷却速度而变化。下贝氏体和马氏体由碳化物形状（条状的或者球状的碳化物）区分。碳化物的形状取决于回火温度。人们不可能根据碳化物的形状在这两种显微组织组成物之间作区分，下贝氏体显示出切变或马氏体转变的基体特征。

为了鉴别这两种显微组织组成物，不得不作习惯面分析。现在没有提出这方面的资料，希望在论文中作进一步分析。

在同样的钢中，下贝氏体和马氏体在习惯面、形状变化和在它们的格子中的不变形变方面（invariant deformation）有差别。

作者J. Albrecht、J. Bertilsson和B. Scarlin答：（1）这个锻件是在1979年用电弧炉冶炼的钢水。用一炉钢水浇注一个94t重的钢锭，再锻成两个锻件。锻粗比为2.8。锻件经预备热处理后，再作如下调质处理：830℃×31h，水冷至70~80℃，然后600℃×50h，炉冷\*到400℃保持30h，再以10℃/h的速度冷却到200℃，然后空冷。锻件含有在规定数量范围以内的细小硫化锰夹杂物。（2）在回火时条状碳化物的球化是大家熟知的。推动力是表面面积的减小，采用高的退火温度可以得到球化要求的短程扩散条件。甚至珠光体也可以球化，生成一种所谓球状渗碳体。

由椭圆形的碳化物和在碳化物的长轴同贝氏体板条之间的典型的角度的，可以从回火马氏体中区别出下贝氏体。就断裂韧性来说，在显微组织中出现的下贝氏体只有很小的影响。碳化物在上贝氏体中的不均匀分布和粗糙度对韧性具有不良影响。

何志勇译

\*原文为“空冷”，可能有误。——译者注

# 核电站低压汽轮机整体锻件的坚实性

S.Kawaguchi N.Kanno T.Iwadate T.Ohhashi

【提要】 本文研究了低压整体转子锻件上叶轮的内部性质。由570t钢锭制造的锻件中,合金元素的偏析与由400t钢锭制造的锻件中的情况相似。这些钢锭用来制造大转子已经有15年以上的历史了。整个锻件的拉伸性能的分布是很均匀的。圆周表面附近区域内的断口形貌转变温度( $FATT$ )也是很低的。随着深度增加到二分之一半径时, $FATT$ 有所增加,但从二分之一半径到锻件的中心, $FATT$ 几乎保持恒定。文中研究了 $FATT$ 沿着锻件的长度方向的分布情况。叙述了在锻件中的几个位置上由 $J_{1c}$ 换算的 $K_{1c}$ 值,并说明了甚至包括转子中心处的断裂韧性值都在上平台区域中,而且还讨论了由实测的 $J_{1c}$ 换算的 $K_{1c}$ 值与实测的 $K_{1c}$ 值两者之间的偏差。

对于现代核电站用低压汽轮机轴,广泛地采用叶轮和主轴的热装结构来制造,因为直到目前还不能生产这么大的低压汽轮机轴的整体锻件。但是,由于热装结构存在着一些问题(例如,叶轮键槽处的应力腐蚀问题),所以,汽轮机的生产厂家已经开始认真探索制造低压蒸汽汽轮机整体锻件的可能性。

低压汽轮机转子整体锻件的制造,需要重达570t的非常大的钢锭。桶形锻件的轴身直径达2850mm。关于生产这样大直径的锻件和这么超重钢锭的经验已经有过一些报道<sup>(1-4)</sup>。但是,象这样大尺寸的低压汽轮机锻件内部性能的研究结果却少有报道。考虑到这种部件的重要性,决定对用于半速汽轮机的大型低压转子锻件的内部性能及坚固性做一个深入的调查。为了达到这一目的,对一个低压整体转子进行了解剖和充分的研究。这篇文章介绍了对解剖锻件研究的结果,并提供了其它低压整体锻件生产上的累

积资料。

## 一、试验方法

### 1. 材料和取样位置

图1中示出了解剖锻件的尺寸和重量。该转子主轴是依据类似于用真空处理的碳钢及合金钢制造汽轮机转子和主轴的ASTM A470-82标准中第6级的技术要求制造的。但是它的镍含量除外,在钢包分析中镍大约为3.1%。本文研究中使用了切割下来的试片X和Y。从试片X中离外表面150mm和600mm深处取样,进行了广泛的研究。这两个位置分别考虑了叶轮的联结部位和机械加工的叶轮根部。

通过对试片X中所取的试样,测量了从锻件边缘到中心径向分布的拉伸性能。大多数情况下,在切向上取样,但也要从几个位置上取径向和纵向试样进行试验,以便判断拉伸性能的各向异性。

在试片X的整个断面上沿径向切取夏氏



冲击试样。还在试片Y上离表面和离心部600mm处取样进行了试验。

## 2. 试验方法

在25℃用试片X和Y的心部试样，测量了断裂韧性 $J_{IC}$ 。这些试样的形状是厚25.4mm并留有25%侧槽的紧凑试样。操作规程符合ASTM标准E813-81断裂韧性的一种量度 $J_{IC}$ 的试验标准中卸载柔度法，试样的方位按照E399-83金属材料的平面应变断裂韧性试验标准取为心部径向(C-R)。测量的 $J_{IC}$ 值通过下述公式换算成 $K_{IC}$ 值：

$$K_{IC} = J_{IC} \times E / (1 - \nu^2)$$

式中， $E$ 是杨氏弹性模量，取值为205800 MPa， $\nu$ 是泊松比。取值为0.3。

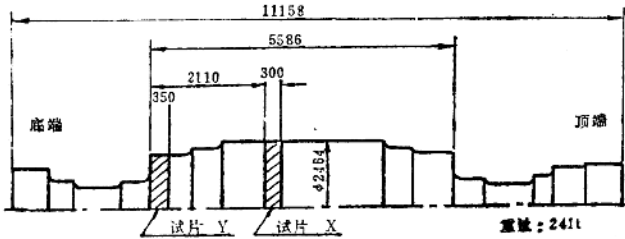


图1 解剖锻件的试片尺寸及位置

按照ASTM E647-83,  $10^{-8}$ m/周以上的恒定载荷振幅疲劳裂纹生长速率试验方法标准，利用在试片X上离外表面150mm和600mm处取下的试样，测量疲劳裂纹生长速率( $da/dN$ )。其中，距表面150mm处的试样取为心部纵向(C-L)方向。试验是在大气环境中和室温条件下进行的。并且R系数为0.05。

为了测量锻件中心部分材料抵抗裂纹产生的能力，进行了日本制钢厂的内压爆破试验(Internal Pressure Bursting)。试验

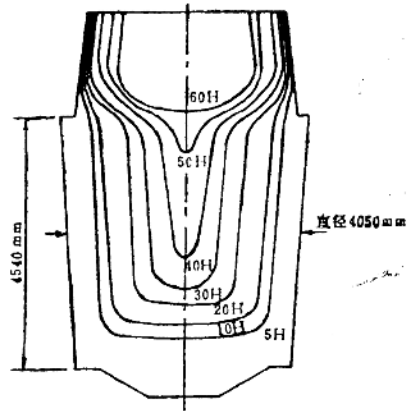


图2 570t钢转子中作为时间函数计算的凝固前沿轮廓线

方法详见文献[5、6]。从试片X和Y的心部纵向切取外径为36mm、厚度为3mm的试样，然后在室温下进行实验。

低周疲劳(LCF)试验的试样，径向上是在150mm深处，纵向上是在600mm深度处截取的。试样形状为砂漏式(Hourglass)，其最小标准直径为7mm。试验是在室温下进行的，使用正弦波载荷。

## 二、试验结果和讨论

### 1. 偏析

钢转子的生产对制造坚实而均质的锻件起着重要的作用。因此，为了选择生产500t钢转子的最佳工艺参数，进行了广泛的研究，包括凝固过程的计算机模拟和对偏析的重要研究。图2示出一个研究例子。

为了检查由570t钢转子生产的转子锻件中心区域的均匀性，对于从试片X表面到心部以120mm的间距径向取样的材料进行了化学分析。分析结果示于表1。