

大型锻造用钢锭的几个质量问题

宗德法

随着工业的发展，大型锻件的单重愈来愈大，技术要求愈来愈高。具有良好的冶金质量的钢锭是生产优质大锻件的根本保证。国内外各大锻件生产厂在改造自己工厂的时候，都把冶炼和铸锭的改造放在第一位。从五十年代始，真空浇注、真空处理、二次精炼、电渣重熔装置的大型化、BEST法，以及喷吹冶金等等，一次又一次地把大型钢锭的冶金质量推向更高的水平。

影响大型锻造钢锭的因素很多。本文只就我们北京重型机器厂生产中遇到的一些问题来进行讨论。

一、有害杂质问题

很早就有人研究了五种有害元素，即 Sn、Sb、As、Bi、Pb 对钢质量的不利影响。俄歇谱仪出现后，在回火脆性断口上直接分析出了这些元素和磷在晶界的富集，从而确定了控制回火脆性元素含量的方法。目前经常采用的是J系数，即

$$J = (Mn + Si)(P + Sn) \times 10^4$$

和 Bruscato \bar{X} 系数，即

$$\bar{X} = \frac{(10P + 5Sb + 4Sn + As)}{100}$$

如果这两个数值小于某一数值，即可避免回

火脆性。在人们没有认识到回火脆性之前，它在电站转子上曾给人们带来过很大的灾难，所以对这些元素的控制愈来愈严格。磷也是造成脆性的重要元素，硅和锰及其它元素与脆性元素有交互作用。但磷、硅和锰等在冶炼过程中都是可控制的，而五种有害元素只有靠仔细选择原材料，才可控制。一旦这些元素进入废钢中，就无法去除，只能在废钢→钢锭→锻件→废钢的过程中循环，不断积累，其害愈烈。我国钢铁中五种有害元素含量水平比国外低。我厂1975年生产的34CrNi3Mo钢100000kW发电机转子，就未发现回火脆性。当时五种有害元素的一般含量与国外相比低很多(表1)。但自1979年以来，我厂开始生产建筑钢材用小钢锭，大量使用轻薄料及废钢屑，致使五种有害元素污染了大钢锭用废钢，导致发生了批量锻造废品²。五种有害元素含量水平上升了一个数量级，其分析值(%)如下：

Sn	Sb	As	Bi	Pb
0.008	0.001	0.0003	<0.0002	<0.001

国外解决废钢污染的方法之一是：本地废钢不在本地不断循环，而卖给其他地区，再从外地购进“清洁”的废钢。我国工业不

表1 五种有害元素含量的(%)的对比

	Sn	Pb	As	Sb	Bi
北京重型机器厂	<<0.0004	<<0.0002	<0.0004	无	无
国外(1)	0.006	—	0.008	0.0012	—

断发展, 废钢污染问题已经日趋严重, 各大锻件生产厂对此应有足够的重视。大锻件生产厂不应生产低要求的小钢锭, 以免废钢污染。如确实需要, 也应采取两个供料系统, 严加管理。国家有关部门应对含有有色金属的废钢加强控制, 特别不应使镀锡钢板混入轻废钢中。

二、硫和硅的问题

在大锻件厚截面上做横向硫印和低倍, 很容易发现点状偏析, 特别是 Cr-Ni-Mo-(V) 钢, 带有大小点状偏析的面积有时可达 70~90%。锻造拔长比愈大, 点状偏析面积占有百分比愈高, 愈加降低横向性能。在这些偏析区上做微区分析, 可证明是碳、硫、磷、以及碳化物形成元素(Cr、Mo、V等)的富集。表 2 是我厂对直径 950mm 的 34CrNi3Mo 钢锻件的元素偏析分析结果。

表 2 直径 950mm 34CrNi3Mo 钢锻件的正常区和偏析区元素分析 (%)

	C	P	S	Cr	Mo
正常区	0.41	0.018	0.005	0.93	0.30
偏析区	0.45	0.0305	0.0085	1.135	0.435

一般认为硫高易生偏析。我们研究了不同冶炼方法和不同硫含量对大截面(锻后直径为 1m) Cr-Ni-Mo 钢锻件上点状偏析的影响, 统计结果见表 3。

由表 3 可知: ASEA-SKF 钢包炉冶炼的钢, 其硫含量比酸性平炉钢低。冒口端低 37.5%, 水口端低 26.4%, 而且两端偏析也

表 3 不同冶炼方法和不同硫含量对大截面 Ni-Cr-Mo 钢锻件上点状偏析的影响

冶炼方法	试验炉数	试片数	冒口端平均 S 含量 (%)	水口端平均 S 含量 (%)	冒口端平均点状偏析级数	水口端平均点状偏析级数
酸性平炉	7	14	0.0144	0.0121	2.93	2.71
ASEA-SKF 钢包炉	8	16	0.009	0.0089	2.88	2.75

小。但对点状偏析来讲, 不同硫含量的钢没有明显的差别。日本铸锻钢公司(JCFC)认为: 要使大截面汽轮机转子横截面硫印有明显改进, 硫含量必须等于或小于 0.002%。所以提出了生产“超低硫钢”³⁾(硫 ≤ 0.002%) 的建议。对于生产这种钢是否合算, 国际上意见并不完全一致⁽⁴⁾。相当一部分人士认为, 应从质量与经济两方面综合考虑。但在总的趋向上看, 对重要件, 如转子, 要求硫含量愈来愈低。美国电力研究所材料部主任 R.I. Jaffee 提供下列数据(在中国一次学术报告会上发表的数据):

	S (%)	P (%)
五十年代	0.020	0.025
七十年代	0.010	0.010
八十年代	0.005	0.009
八十年代	0.002(ESR)	
八十年代	0.001(低硫)	0.007

现在国际上一般认为常规硫为 0.004~0.006%, 低于此值则须采用特殊的脱硫手段。但这样的硫含量并不能明显消除偏析, 特别是在大截面锻件中心部位。图 1 是含硫量为 0.006% 的 34CrNi3Mo 钢制成的、直径为 950mm 的锻件中心部位的低倍及硫印照片, 可明显看出偏析的严重性。如果锻件强度要求高, 则偏析对性能的影响, 就更加突出。我厂生产的 32CrNi3MoV 钢 1500kgf 压力容器, 钢中含硫量为 0.008%, 主要尺寸为外径 545(内径 265) × 7180mm, 内孔系深孔钻掏出, 要求 σ 达到 110kgf/mm²。用常规的硅脱氧冶炼, 锻件两端切向取样时, 试样恰在 A 偏析范围内, 致使塑性值不合格。

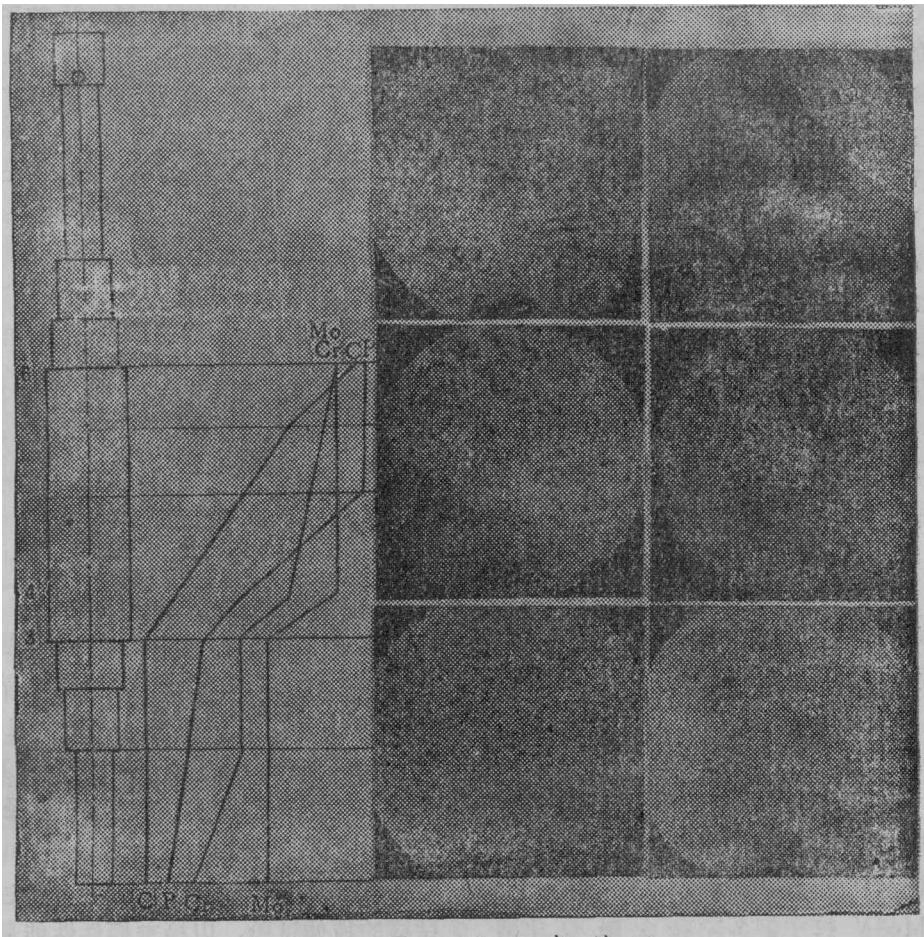


图1 F027炉偏析情况

A偏析是怎样形成的，冶金学界有过很多论述。近几年来发表了许多研究Si对A偏析形成的影响的文章。特别值得提出的是《凝固前沿》理论，国外称为“SF”（Solidification Front），其主要内容为^[5]：

（1）在凝固前的一段时间内，冷速变小，含有枝晶的液体浓缩，固态百分比变大，由于母液与含枝晶液之间比重不同，因而形成A偏析。

（2）随着固态百分比增加，液体金属在固液共存态中减少。当钢中含硅量低时，两相共存液中固态百分比还很低时，对金属液的流动阻力就很大，Cr-Ni-Mo-V钢尤其

如此。

（3）当硅低，固态百分比也低时，流动阻力大是由于枝晶臂迅速增大，很快形成网状。这样，凝固前固态百分比增长就被抑制，而造成A偏析的临界固态百分比比较小。

（4）在一定的冷速条件下，在含硅高的钢中可形成A偏析，而在含硅低的钢中不形成A偏析。这是因为低硅可使凝固前固态百分比很低时，含枝晶液体即不浮动，所以与母液比重相差很少，因而A偏析减小。

我们在实际工作中得到了相同的结果。上述32CrNi3MoV钢，控制 $Si \leq 0.10\%$ ，在同样含硫量的情况下，其低倍及硫印检验结果表明消除了点状偏析，A偏析变得十分

轻微。真空碳脱氧(VCD)工艺之所以是一个先进的工艺,就这一点来讲,也可证明。国内外对VCD工艺进行了大量研究,首先将这一工艺用于Cr-Ni-Mo-V钢。结果其偏析情况远远优于Si-Al脱氧钢⁽⁵⁾。对VCD工艺用于汽轮机转子,ASTM A470标准中曾对第8级转子有保留。在A 470-80中规定2~7级转子可用VCD工艺,而8级要用硅脱氧真空处理(VSD)工艺。其原因是在六十年代及七十年代对Cr-Mo-V钢试验时,VCD钢平均高温持久强度虽然比VSD工艺的好,但平均FATT值及室温夏氏V型冲击值却比VSD差,偏析也无明显的改进。为何没有规定将VCD工艺用于第8级钢,须进一步研究^{6]}。但1982年ASTM标准年鉴A470-81中规定,第8级钢可采用VCD方法,允许Si小于、等于0.10%,其确切解释尚未发表。总之,将大型锻件中低碳Cr-Ni-Mo、Cr-Ni-Mo-V、Ni-Mo-V、Cr-Mo-V等钢中的Si量下降是一种趋势,如表4所示。

表4是英国BSC River Don工厂3.5Ni-Cr-Mo-V转子钢各元素含量变化情况。从表4中可以看出,Si和Mn都呈下降趋势,有一定的代表性。

表4 3.5Ni-Cr-Mo-V 转子钢
各元素含量的变化⁽¹⁾

元 素	典 型 规 范		典型实际
	1970年	1980年	1980年
C	0.25~0.35	0.24~0.30	0.28
Si	0.30	0.20	0.05
Mn	0.50~0.80	0.40	0.19
S	0.025	0.025	0.006
P	0.025	0.025	0.007
Cr	1.00~1.80	1.40~1.80	1.45
Mo	0.40~0.60	0.30~0.60	0.36
V	0.10~0.15	0.07~0.15	0.11
Ni	3.25~3.75	3.40~3.75	3.47

降低A偏析是改进大型锻件质量的重要一环,国外从四十年代开始,在电站转子中即有采用长横向拉伸试样作检验的⁽⁷⁾。图2是长横向拉伸试样取样示意图,直径小于700mm的锻件,试样横穿直径,大于700mm,试样长度为锻件直径的60%,这两种取样法都要穿过A偏析区。通过长拉伸试样的拉伸试验,以检查锻件性能最薄弱环节,直到今天,世界上很多工厂都采用这种试验方法。消除或减小A偏析是生产大型锻件的重要任务之一,而低Si、低S、VCD工艺是当前最重要的途径之一。S低到什么程度,还要根据用途不同,进一步探讨,在此,我建议,在起草新标准时要充分注意这一点。为了提高大型钢锭的质量,对不同材料的VCD工艺也应进行系统的研究。

消除或减小A偏析是生产大型锻件的重要任务之一,而低Si、低S、VCD工艺是当前最重要的途径之一。S低到什么程度,还要根据用途不同,进一步探讨,在此,我建议,在起草新标准时要充分注意这一点。为了提高大型钢锭的质量,对不同材料的VCD工艺也应进行系统的研究。

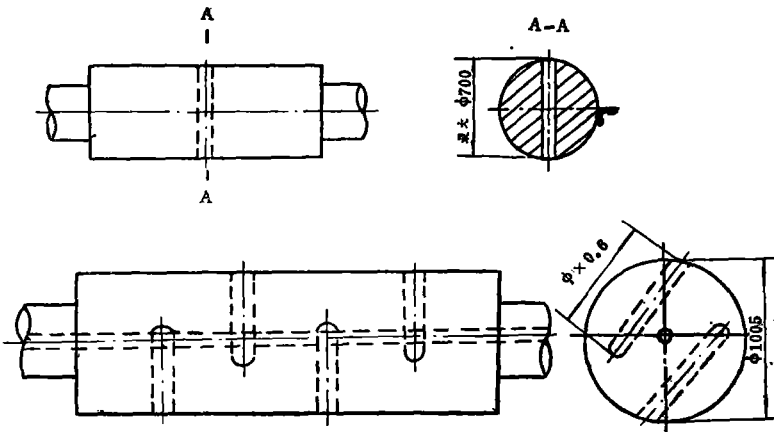


图2 长横向拉伸试样取样示意图

三、中心质量问题

钢锭中心质量对于实心大型锻件是一个十分重要的问题。钢锭的中心一般就是锻件的中心。不管用什么样的冶炼方法，都无法避免钢锭的顺序凝固过程，即使是大型电渣炉也是如此，只是程度上不同而已。随着钢锭尺寸的增大，凝固过程与冶炼过程相比，对钢锭质量的影响所占的比重愈来愈大。国内外的大锻件厂，在锻造时都对中心质量给

予很大的注意，如美国伯利恒钢铁公司针对将来高质量的电站转子，拟采用新的锻造方法，要利用砧子的配置来改进中心质量⁽⁸⁾。日本JCF C对改进转子质量提出了三条措施，其中第三条就是增加转子塑性和韧性，特别是在锻件的中心部位⁽⁹⁾。

JSW室兰厂也认为：用Cr-Mo-V钢生产更大尺寸的钢锭，就会在钢锭轴心带来偏析及纯洁度问题⁽¹⁰⁾。也正是因为钢锭及锻件中心质量问题十分重要，改进中心质量的措施，近年来发展得非常快。冶炼方面，有CZR、VCD、BEST等方法；锻压方面，有JTS、FM等方法。所有这些方法都是为着一个重要的目的，这就是从各个方面来改进钢锭(锻件)的中心质量，冶炼、锻造，相辅相成，互相补充。我

们厂锻造的水冷100000kW发电机的转子，所使用的钢号为34CrNi3Mo，钢锭的重量为68t，用6000tf级水压机进行锻造。锻件各方面的尺寸，如图3所示。所用的冶炼方法，为酸性平炉冶炼法(C法)及ASEA-SKF法(F法)，在有缺陷的十件转子锻件中，几乎在相同的部位，都有程度不同的缺陷，主要集中在中心孔及其附近，如图3所示，其横向缺陷部位主要在 $\frac{3\sim 7}{10}D$ 部位，以中心孔附近最多。两种不

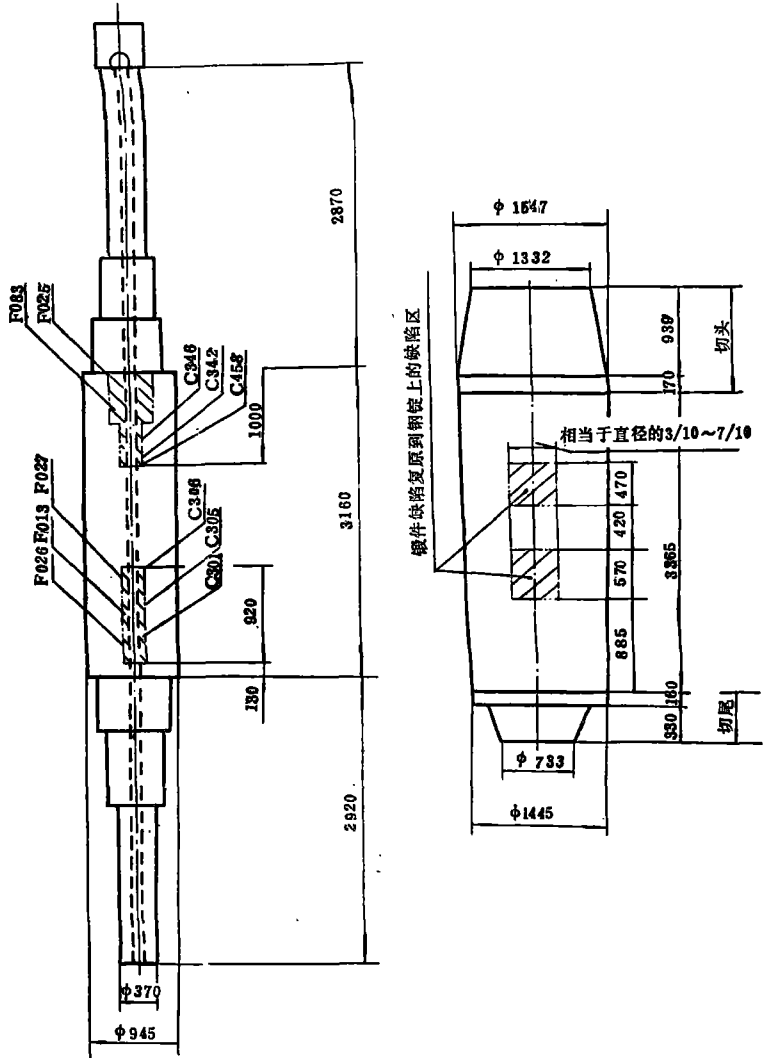


图3 100000kW水冷发电机转子尺寸和缺陷位置及68t钢锭尺寸和缺陷复原到钢锭的对应图

同冶炼方法的转子锻件，其主要性能如表5、表6、图4及图5所示。由图4、图5及表5、表6中可见F法比C法各项性能

优越，在强度相近的情况下，塑、韧性好，成分偏析小，硫低。但中心孔缺陷却很相似。

表5 成分偏析数据

炉种	C			Mn			P			S		
	最大值	最小值	范围	最大值	最小值	范围	最大值	最小值	范围	最大值	最小值	范围
C	0.369	0.341	0.028	0.657	0.615	0.042	0.020	0.016	0.004	0.016	0.011	0.005
F	0.369	0.348	0.021	0.677	0.653	0.024	0.014	0.012	0.002	0.0094	0.0080	0.0006

注：C为六炉平均值，F为九炉平均值。

表6 各向性能比

炉种	C			F		
	纵	切	径	纵	切	径
σ_b	1	1	0.99	1	1	0.97
ψ	1	0.82	0.69	1	0.88	0.78
δ	1	1	0.85	1	1	0.95
a_{15}	1	0.72		1	1	

为了进一步研究转子中心质量情况，对F 027炉转子中心进行掏料试验，该炉化学成分(%)为：

C	Mn	Si	P
0.35	0.67	0.26	0.013
S	Cr	Mo	Ni
0.006	0.88	0.30	3.0

几个元素沿轴向偏析情况如图1所示。图1中的照片系3、4、6三个部位中心棒横向低倍及硫印，未表示出硫的偏析。结合图1与图2观察，可明显看出，4号部位枝晶明显，相当于最大化学成分偏析处，与缺陷部位相吻合。复原到钢锭上可以看出，钢锭最后凝固部位即偏析严重部位也是缺陷部位。之所以出现这种状况，我们认为与锭型关系很大，也正因为锭型未变，所以尽管改进了冶金质量，但由于凝固而产生的缺陷，仍不改变，在锻造过程中，又没能锻合

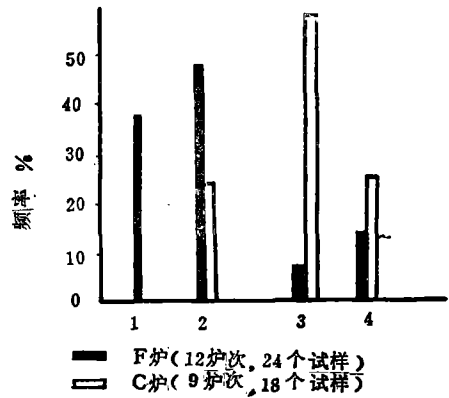


图4 F炉与C炉硫出现的频率

- 1—0.004~0.006% S
- 2—0.007~0.010% S
- 3—0.011~0.015% S
- 4—>0.015% S

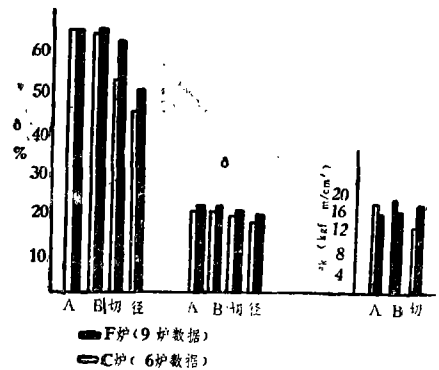


图5 F炉与C炉机械性能

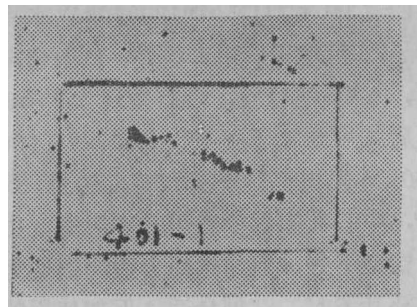
A、B—冒口端及水口端纵向

缺陷。我厂68t锭模 $\frac{H}{D} = 2.24$, 过于细长,

其最后凝固区钢水的纵向凝固被水平凝固所阻碍, 因而发生搭桥现象, 在钢锭最后凝固部分伴随偏析而形成收缩孔洞。此锭中硫的偏析最严重, 从图1照片中可看出, 在宏观 $S = 0.006\%$ 情况下, 偏析部位硫印很明显, 这对真空处理的钢, 尤为重要。因为真空处理钢的夹杂物少而小, 悬浮于液态中的硫化物与固态氧化物相遇几率下降, 没有固态核心, 就更往中心集聚, 而形成大尺寸硫化物偏析。从图1的6号部位硫印照片上箭头所指处, 即可观察到大尺寸硫化物偏析伴随孔洞而压合不很好的情况。如此缺陷在中心孔内壁呈纵向, 就产生“起毛”现象。图6为中心棒纵向表面的低倍及硫印照片, 硫印长达15mm。这样的缺陷, 在周期性外力作用下, 可能使裂纹连在一起而达到开裂的程度^[11]。日本Sakuda等人对锭型与凝固的问题进行过研究^[12], 用LD—ASEA—SKF方法冶炼了100t及40t Ni—Cr—Mo钢锭。他们认为Ni—Cr—Mo钢不易形成沉淀结晶, 因而垂直凝固率低, 所以残余熔池狭而深, 中心易生收缩孔洞。要避免这一缺陷, 应选择H/D小的锭型, 当H/D达到1.8时即产生这一问题。含镍的钢比碳钢易形成树枝晶, 在碳含量相同时, 含镍钢发生包晶反应的倾向小, 而树枝晶臂不易重熔, 所以沉淀晶在含镍钢中较少, 这样垂直凝固速度也随之下落, 其最后凝固区深而狭。我厂在保证各种性能情况下将100000kW发电机转子用钢由34CrNi3Mo改为34CrNi1Mo, 部分原因也是如此。正确选择H/D是十分重要的。由于冶炼、浇注、水压机能力、锻造方法、锻件外形以及质量要求不同, 选择也不一样。但对真空浇注的重要锻件用锭, 总的趋势是H/D值减小, 而对非真空浇注, 水压机能力足够, 也可采用H/D较大的锭型, 这就要



a



b

图6 F 027 中心棒
4号部位纵向低倍及硫印
a—低倍; b—硫印

选择适当的锻造方法。我厂曾用 $\frac{H}{D} = 1.3$ 的钢锭模浇了三支34CrNi3Mo钢85t锭, 在6000tf水压机上使用砧宽900mm的上平下V砧锻造, 压下率较小, 结果二支中心孔不合, 其中一支中心孔有 $10 \times 20\text{mm}$ 大的开裂, 窥孔仪无法分辨是孔洞还是撕裂, 但缺陷是横向的, 似乎更接近于撕裂, 作者认为是由曼内斯曼效应引起的。由此可见, 锭型选择要与锻造方法相配合。

从生产实际中提出的中心质量问题, 主要是中心偏析、孔洞不能良好地闭合及撕裂等。这些都与凝固过程所带来的原始缺陷密切相关。如果已有缺陷(实际上不能完全没有), 则在锻造过程中消除缺陷就显得极为重要了。这也正是新的锻造方法研究的内容。FM锻造法详尽地论述了这一过程, 此处不再重复。

我厂在详细地研究了上述各种情况后,在没有新锭型的情况下(因生产安排所致),仍用 $\frac{H}{D} = 2.24$ 的锭型,采用 ASEA—SKF 法冶炼,惰性气体保护,模底吹氩浇注,双平砧锻造, $\frac{W}{H} = 0.55$, 压下率 $> 20\%$ ——我们称之为“双平砧大压下量锻造法”——取得了良好的效果。连续生产了与前述尺寸一样的四支 34CrNi1Mo 钢 100000kW 水冷发电机转子,粗加工后用 USIP—11 型超声波探伤仪,AVG 法检验,没有发现大于 $\phi 3$ 的缺陷。后又用此工艺生产了 50000、60000 及 25000kW 发电机转子及汽轮机转子,效果均较好,中心孔窥孔检查可一次通过。由此可见,锭型不好,但如选择合适的锻造方法,可弥补其不足,锭型合适,但如使用的锻造方法不佳,结果不一定好,两者是相辅相成的关系。当然最好是两者俱佳,但什么叫俱佳,就要针对具体产品、具体技术要求,从质量及经济上全面分析而定。

结 语

大型钢锭的质量对大型锻件的质量起决定性的作用,影响的因素很多。本文只就我厂生产中遇到的几个重要问题,加以论述。

1. 应立即重视大型锻造钢锭的原材料的管理。近几年来,由于生产低要求的普通钢锭,已使原材料污染,特别是 As、Sn 及 Sb 的污染。故应采取措施,保护原料的纯洁。同时,还应研究我国废钢中特有的微量元素的影响。

2. 低 S、低 Si、VCD 工艺是解决钢锭质量,特别是 A 偏析问题的先进工艺方法。S 应控制到什么水平,是今后一个重要研究课题,但下降趋势是肯定的。Si 在钢中的含量也应下降,低 Si 的优点,也很明显。

3. 锭型对凝固过程有很大影响,特别影响锻件中心的质量。锻造方法的选择对改进和弥补钢锭带来的缺陷能起很大的作用,特别是改善了中心的质量。所以锭型的选择与锻造方法的选择是相辅相成的,只有两者配合,才能最经济有效地改进锻件的中心质量。我厂在这方面已经取得一定的效果。

参 考 文 献

- (1) The production of rotor forgings—past, present and future. W. H. Bailey. B.S.C. River Don Work
- (2) 微量有害元素对钢锭在锻造过程中产生表面热脆的影响 北京重型机器厂 陈学武
- (3) On the properties of Cr-Mc-V rotor forging produced by low sulfur process JCFC
- (4) Discussion on desulfurization practice EPRI
- (5) The beneficial effect of vacuum carbon deoxidation on rotor forging properties. S.Sawada et al. JSW Muroran Plant
- (6) Discussion on deoxidation practice. EPRI
- (7) The development of homogeneity testing of generator and turbine rotor forgings. R. Schinn
- (8) Present and future capabilities for the production of rotor forgings at Bethlehem Steel Corporation. R. F. Cappellini and R. J. Fulton
- (9) Present and future capabilities for the production of rotor forgings. K.Sato. JCFC
- (10) Production of rotor forgings JSW Muroran Plant
- (11) The development and evaluation of improved rotor forgings for modern large steam turbine. D. P. Timo et al. GEC
- (12) Solidification characteristic of large ingots for low alloy steel forgings. H. Sakuda et al. Kawasaki Steel Corp. Japan