

大型鑄鍛件文集

第 三 期

上海重型機器廠情報室編

一 九 九 〇 年

目 录

1、发电机护环用的非磁性钢及其抗冲击断裂性和抗脆化性	1
2、Krupp公司对发电机护环产品的研制	8
3、热处理对反压浇注法的非磁性高氮钢金属组织与机械性能的影响	13
4、发电机护环用非磁性钢——制造，机械性能试验和要求	19
5、电渣重熔过程中含氮物的加入	43
6、具有优良冷作硬化性的高强度奥氏体钢	47
7、高Mn—Cr非磁性钢标准	58
8、抗腐蚀无磁钢及其制得的发电机护环	73
9、耐裂隙腐蚀无磁钢的制造工艺	82
10、钢水的加氮方法	91
11、含氮钢的熔炼方法	93
12、发电机护环的改进材料	96
13、高合金钢渗氮方法	109
14、铁基合金冶炼法及其制造的产品	112
15、核电站发电机用18—18耐腐蚀护环	121
16、含氮钢的生产方法	129
17、发电机护环用18Mn—18Cr钢的评估	131
18、用液压涨型法制造的发电机护环	141
19、对轻水型反应堆压力容器的断裂韧性要求及其数据的述评	147

发电机护环用的非磁性钢

及其抗冲击断裂性和抗脆化性

M. O. Speidel

导 言

发电机护环用的非磁性钢已在前面的两篇文献中作了介绍, 对其抗应力裂缝腐蚀和抗腐蚀疲劳的特性也作了比较。本文探讨了护环钢的机械断裂韧性及脆化现象, 这种现象是通过加热使其温度高于热装拆允许温度而产生的。此外, 还要介绍“脆化”与时间和延伸速度的关系。即使有韧性的护环钢, 这一脆化现象也能使其断裂延伸率至少减少到原来的四分之一。

两种型号的非磁性护环钢

下文比较两种钢材A和B。它们的化学成份列于表1, 机械性能见表2。这些试样均取自护环。A型钢是一种新的护环钢, 由它加工制作了几百只护环。这种钢(A型)通常除含有19%的锰, 还含有19%的铬及0.74%的氮, 尤其特殊的是含碳量低。B型钢是迄今运用极广的护环钢X55MnCr18K, 材料编号: 1.3817。这两种钢都是奥氏体非铁磁性钢, 均作过强冷作加工处理。

A型钢经冷作处理后, 在400℃的高温下回火20个小时, 以便模拟多次的热压配合。B型钢源出于一种多次被热装在发电机上的护环。

断裂韧性和缺陷分析

迄今为止, 护环爆裂极少发生。爆裂是由于韧性不合要求而引起的冲击断裂。在所有这些熟悉的情形下, 可以确定护环受损的特殊生产条件, 特殊的冶金特征即特殊的分析特征。如下所示, 目前使用的护环钢A和B通常不仅有足够的, 而且有相当令人满意的断裂韧性。然而, 对断裂韧性的了解可作为有裂纹部件和材料抗性的衡量尺度, 对由应力裂缝腐蚀或疲劳引起的缺陷情况进行分析也很有意义。因为只有了解了断裂韧性, 才可以对缺陷作数量上的分析, 从而可以算出临界断裂长度。此外, 断裂韧性对确定检查周期和对计算低临界点的裂缝开始增生的护环的使用寿命也都具有意义。

护环钢的断裂韧性

如果在断裂机械上已定的应力强度 K 达到了临界参量 K_{IC} , 就会发生冲击断裂即纯机械

断裂。 K_{Ic} 是一种材料的特征参数，被称之为断裂韧性。

表 1：护环钢A和B的化学成份

钢 材	重 量 (百 分 比)							符 号 附 注
	C	Si	Mn	P	S	Cr	N	
A	0.031	0.31	19.1	0.023	0.006	19.0	0.74	抗应力裂纹腐蚀的新护环钢 X5CrMnN18 18K, 产品标 记 P900
B	0.53	0.5	18.8	0.02	0.008	4.49	—	当今广泛运用, 目前继续投入使 用的护环钢 符号X55MnCr18K 材料编号: 1.3817 产品标记 UKRP750

表 2：护环钢A和B的机械性能

钢 材	屈 服 点 $N/mm^2 = MN/m^2$ (纵 向 的)	抗 拉 强 度 $N/mm^2 = MN/m^2$ (纵 向 的)	断 裂 延 伸 率 (%)	断 面 收 缩 率 (%)	断 裂 韧 性 $MN \cdot m^{-3/2}$ ($N \cdot mm^{-3/2}$)
A	1136	1197	24	63	268 (8475)
B	1030—1330	1230—1383	17—26	29—33	138 (4364)

图 1 示出了温度对标准护环钢B的断裂韧性的影响。由于面心立方体（奥氏体）晶格的金属材料的韧性与温度间的关系很少，这种影响在发电机起动和运转的温度范围内（从 $-20^{\circ}C$ 到 $+90^{\circ}C$ ）是微小的。

根据图 1 和 $K_{Ic} \approx 250 MN \cdot m^{-3/2}$ 证实较新型的护环钢A的断裂韧性远远高于通常的B型钢。目前通用的护环钢B，其断裂韧性为 $140 MN \cdot m^{-3/2}$ 能满足对主要部件如护环提出的一切要求。护环钢A具有更高的断裂韧度，从而对可能已有的缺陷，裂纹，缩孔，夹杂物等一点也不敏感。必须强调的是，这种新的护环钢A的断裂韧性值极高，它无法满足在膨胀状态多半稳定时测量断裂韧性ASTM标准的要求。对此需要比护环壁还要厚得多的试样。故对护环钢A进行这种标准试验也毫无意义。断裂韧性试样的最小尺寸起初是25mm厚。虽然这未达到护环的厚度，但它被看作第一个合格的近似值，以便推算出护环的韧性。因此断裂韧性值用 K_{Ic} 而不是用 K_{Ic} 表示。在现有的强度下，对护环钢A的断裂韧性的测量，只有使韧性值上升到 $114 MN \cdot m^{-3/2}$ 时，才能实现ASTM的所有标准要求。但是只有当韧性值达到 $268 MN \cdot m^{-3/2}$ 时，裂纹才开始增生。当 $K_{Ic} = 279 MN \cdot m^{-3/2}$ 时，尺寸为 $100 \times 60 \times 25 mm$ 的试样便丧失其可塑性。用较厚的样品和用丁积分的方法进行的其它测量，同样得出护环钢A的断裂韧度为 $260 MN \cdot m^{-3/2}$ 。Ewald和助手们也报道了类似的较高的断裂韧性值。

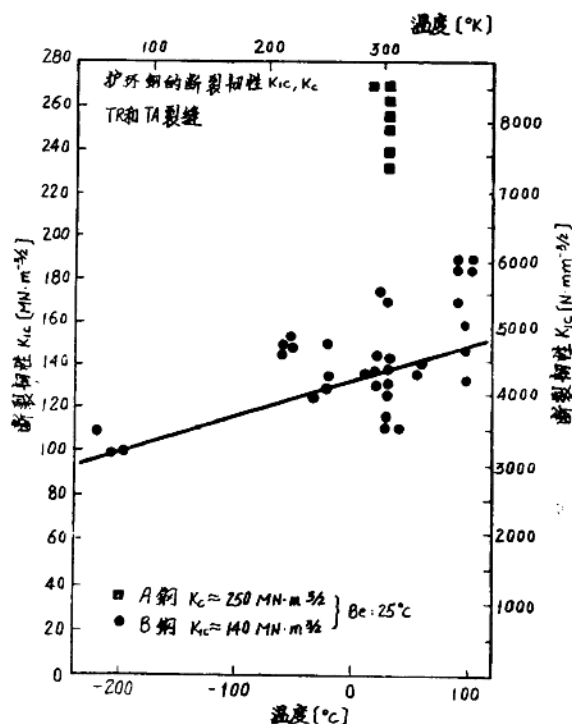


图 1：护环钢的断裂韧性决定抗冲击断裂性。请注意B钢与温度的微小关系和A钢大占优势的断裂韧性。

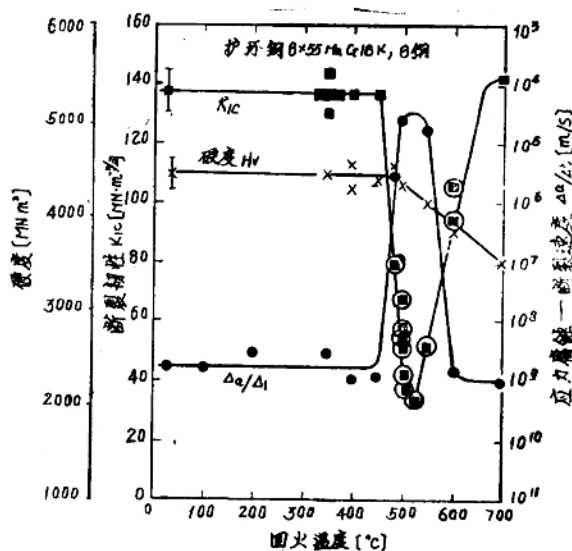


图 2：加热温度过高，超过 400°C 时，会使护环钢 B 脆化，由 $K_{IC} \approx 140$ 降至 $K_{IC} \approx 35 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ ，然后在晶间上断裂。此时，应力腐蚀裂缝增生速度提高到一万倍。护环不允许加热到这一危险的温度范围。

超过400°C时的加热脆化

这种延用的护环钢 B，依照发电机制造厂规范不宜在温度高达350°C的情况下进行回火。图2示出了这方面的理由：回火温度升至450°C时，护环钢极易脆化。也就是说，断裂韧性从 $\approx 140 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ 降低到 $\approx 35 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ ，并且冲击断裂证实了晶粒间的变化，正如图2和图3所示的那样。

这大概是晶界碳化物析出之故。有关脆化现象的机械理论正在作较为详尽的探讨和研究。在450°C至550°C的温度区域内脆化的同时，应力腐蚀裂纹在水中的增生速度提高到一万倍，如图2所示。因而至少有上述两种原因使护环钢B的加热温度不能高于350°C。

图4示出了护环钢A和B在400°C之上的禁区温度范围内加热而引起脆化的比较情况。可看出，护环钢A的断裂韧性已经大大地高于护环钢B，即使回火温度提高到500°C，也不会如此容易发生脆化；在500°C时回火后的断裂韧性仍保持未经回火的护环钢的测量散射范围内。

对于事故分析来说，重要的是通过以下途径了解：常用的护环钢B发生晶粒间的裂缝增生的可能性：

——应力裂缝腐蚀

——腐蚀疲劳

——脆化后的强断裂(图3)

而出现穿晶断裂则是由下列因素引起的：

——疲劳(非腐蚀环境)

——强断裂(事先没有脆化现象)。

临界裂纹深度，无损探伤

图5系应力裂纹深度图。图中斜线为相同的应力强度 K_{I1} 的位置。

假设，一种护环材料在拉应力为 700 MN/m^2 的情况下使用时间较长。由于了解了外加的应力和特定裂纹的应力强度极限值，便可计算出机械断裂可承受的最大(“临界”)的裂纹深度。在图5中对半椭圆的表面裂纹(大约在一个护环的内侧面上)进行了计算。首先让我们来观察强断裂的情况。

断裂韧性 K_{Ic} 是140还是 $260 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ ，都能从图5中得知，若应力为 $700 \text{ MN} \cdot \text{m}^2$ 时，则裂纹允许深度 a 大约为30—90毫米。这种深度的裂纹肯定能在验收检验和复验时被发现。这就是说，不必担心标准韧性的B钢或A钢的护环会因强断裂而失灵。然而，举例说如果B型钢发生脆化现象，譬如由于回火温度在450°C和600°C之间，那么，它的断裂韧性会降到 $35 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ (图2和图4)。

然而，依照图5，在工作压力为 700 MN/m^2 时，还能允许的裂纹深度仅约2 mm。虽然通过无损探伤可以发现这个深度的裂纹，但是保险系数是很低的。如果忽略了2 mm深的缺陷，那么一个脆化了的护环就有因强断裂而失灵的危險。因此必须根据规范，即把加热的温度限制到350°C，完全排除脆化的可能。



在温度600℃时，回火24小时晶粒间（发生）的强断裂



在温度500℃时，回火24小时。电子显微镜下的断裂面晶粒间的强断裂

图三：B钢经450℃至600℃回火后，发生脆化，导致断裂韧性 K_{IC} 下降（图2和4图）以及引起冲击断裂的晶间变化。

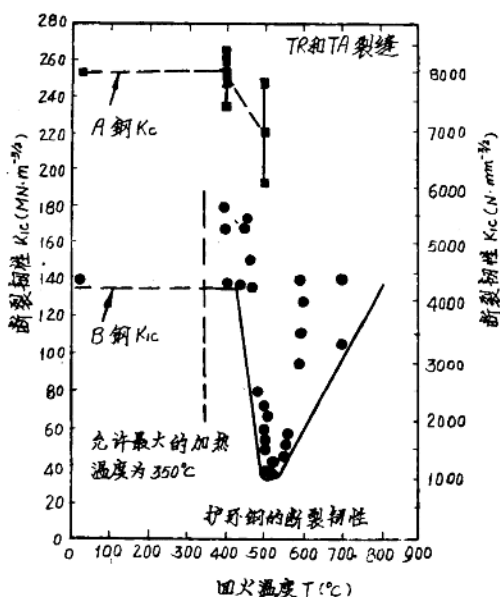


图4：A钢的断裂韧性不仅比B钢高得多，而且经在500℃时回火后也不易脆化。

图5所示是在何种应力和裂纹深度时可超过 $\Delta K = 2$ 。这样更直观地表明，在护环的设计，计算，制造，检验及使用的过程中注意下列事项是何等重要啊，即把出现的交变负荷和允许误差保持在尽可能小的范围里，还有腐蚀性的环境，如水应尽量小心地加以避免。即使由较新型的A型钢（X5CrMnN1818K）做成的护环也是如此。

如果水弄到了护环上，就有可能发生应力裂纹腐蚀，而且应力强度高于 $6\text{MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ 。从图5中可看出，在工作压力为 $700\text{MN}/\text{m}^2$ 和弄上水时，百分之几毫米深的裂纹就足以使应力腐蚀的裂纹扩大。正因为微小的表面缺陷难以排除，在临界点的工作压力也不会完全明显地降下来，所以对B型钢来说只能有一种肯定能消除应力裂纹腐蚀的方法。决不允许水较长时间地与护环接触。与此相反，即使A型钢存在在无损伤中被忽略的裂纹，A型钢仍不会受到应力裂纹腐蚀的影响。因为A型钢 $K_{ISCC} \approx K_{IC}$ ，所以即使裂纹达几厘米深，也不会造成应力裂纹腐蚀。

腐蚀疲劳在应力强度摆动宽度 $\Delta K < 2\text{MN} \cdot \text{m}^{3/2}$ 时会导致裂纹扩大，对较为新型的护环钢A也同样如此。

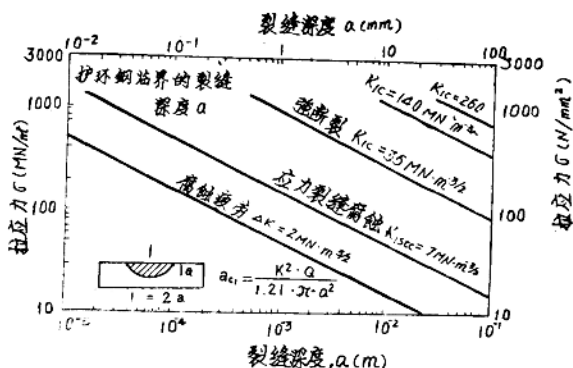


图5：当拉应力（水平线）已知时可根据其与恒定的应力强度K斜线的交点读出允许的裂纹深度。

延长速度对断裂延伸率的影响

图6描绘了标准护环钢B（X55MnCr18K）的断裂延伸率随着延长速度的降低而出人意料地减少。在拉伸试验时，把延长速度由 $10^{-3}/s$ 减小到 $10^{-9}/s$ ，这样看到的断裂延伸率降到了

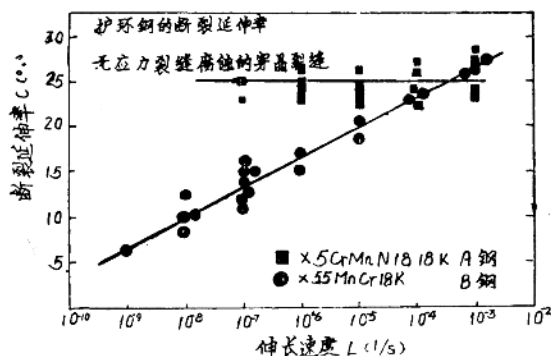


图6：在延伸速度缓慢的拉伸试验中，B钢的断裂延伸率明显下降。

原来数据的四分之一还不到。对于经受蠕变负荷的构件来说，这被看作是材料内部的脆化；而对于护环来说，在长时间的拉伸试验中看到的断裂延伸率减少并不是最重要的。重要的是在实验室里，即在检验护环钢易受氢脆侵蚀性时其断裂延伸率的减少。这里，脆化拉伸试验是对在氢气里进行的低速拉伸试验中的“脆化”，还不能推断出“氢脆性”。但不管怎样，在空气（或真空）中又一次观察到可测量的附加脆化。

依照图6，新生产的护环钢A（X5CrMnN1818K）的断裂延伸率在缓慢的拉伸试验中没有明显地减弱。

结 论

当今使用很广的护环钢B（X55MnCr18K）一般都有很好的断裂韧性，约为 $140 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ ，它与温度的关系不密切，虽会导致临界裂缝，但这类裂缝在适当的无损探伤中肯定能够加以避免。如果这种材料的加热温度超过了 400°C ，那么，其断裂韧性就很快降到约 $35 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ ，而且断裂状态由穿晶断裂变成了晶粒间断裂。为避免这一脆化的发生，发

电机护环在热装时，温度不允许超过规定温度350℃。

新生产的护环钢 A (X 5 CrMnN1818K) 有极好的断裂韧性，约为 $250 \text{ MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ 。即使在500℃的高温下回火，其断裂韧性也不至于象使用很广的B型钢的断裂韧性那样强烈地减少。

目前的工作都是在BBC Brown Boveri & Cie 公司 (瑞士巴登) 的金属实验室和研究中心内进行研究的基础上进行的。

译自 “VG B KRAFTWERKSTECHNIK 62”

第五期P424—428

1982. 5

姜骏译 赵光耀 校

叶允蒨

Krupp 公司对发电机护环产品的研制

〔西德〕 G. Stein

今天最大部分的电能仍然是用发电机发出的。直接发电，如太阳能或其它直接转换的方法，目前正在进行研究，但还没有获得很大的技术意义。

1. 功能和 要求

用发电机发电最大部分是涡轮发电机。双极涡轮发电机与由水轮机带动的多极发电机不同，如果是发50Hz的交流电，速度是3000r/min；而在发60Hz交流电时，则速度必须为3600r/min。四极发电机组的转速只有双极发电机组的一半，即1500或1800r/min。

励磁线圈绕在转子轴身的纵向槽上，构成的绕组端部必须不受离心力的作用。护环就有这种功能，它是涡轮发电机中要求最高的部件(图1)。

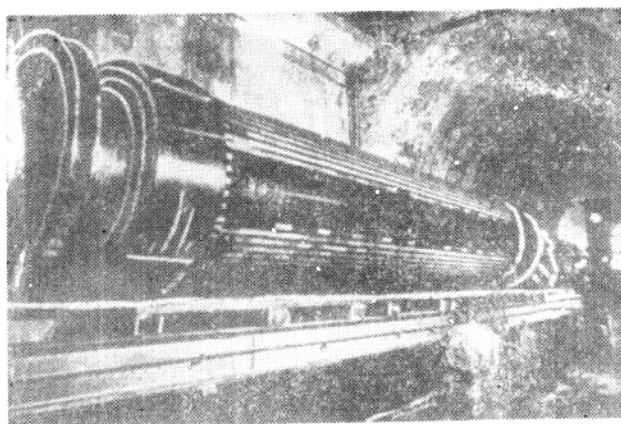


图1 装有热压配合护环和热套装护板的转子体

超速试验时则大约要到80%的0.2极限。在向较大的功率单位发展时，各种因素都是使护环的负荷增加。因此对护环并从而在制造技术方面就提出了最高的要求。因此，用以制造护环的材料必须满足四个条件：

在变形特性足够，热膨胀系数并不太小的情况下，0.2极限值要求较高，此外在大多数的情况下，要求材料非磁性化。

最先提到的那三个特性，是根据由于离心力很大而产生的负荷，以及根据安装的可能性而提出的。要求“非磁化性”，其原因在于，铁磁材料一旦通过电场，便会出现涡流，导致

设计护环时，必须力求在具强度和壁厚之间有一个最佳的比例。因为在运转过程中除了必须克服绕组端部的离心力外，还必须克服护环自身的离心力，后者会达到总作用力的50%。例如在一台1320MW的四极机组中，在超速转速的情况下，这种作用力总数为135MN。

在发电机试运转过程中，在额定转数情况下，护环承受的0.2极限大约达到2/3，而在

发电机冷却系统的功率损耗，并最终导致本来就已经非常昂贵的冷却系统的负担增加。运转过程中在磁性护环中出现的升温不得危及护环的热压配合，也不得有损坏绝缘子的现象。

非磁性护环没有这类问题，因此今天的大多数大功率发电机采用非磁性的护环。

2. Krupp公司对护环的开发

自从由发电机获得电能，及作为磁场发生器的永磁不再够用以来，就碰到励磁线圈离心力负荷这个问题。经过一段很长时间之后，这个问题用轮箍导线有效地解决了。然而很早就有要求采用非磁性护环的呼声了。Krupp公司有关非磁性护环材料的早期记录可以追溯到1901年。

表1 Krupp公司非磁性护环钢的研制(1901—1980年)

年 代	Krupp钢号	化 学 成 份 (%)							
		C	Si	Mn	Ni	Cr	V	W	N
1901	BRUV	0.79	0.24	4.48	16.0	—	—	—	—
1910	MBR22C	0.27	0.20	0.44	21.8	3.0	—	—	—
1925	P289	—	—	6.00	6.5	10.25	—	0.80	—
1926	P323	0.56	0.18	8.22	10.1	4.15	—	—	—
1928	EFC212G	0.55	0.40	5.0	12.5	3.6	—	—	—
1938	EFC212W	0.58	0.40	7.5	8.5	4.0	—	0.60	—
1939	CF6724	0.32	0.38	18.0	—	1.0	—	—	—
1954	P750(UKR)	0.53	0.80	18.0	—	4.5	0.10	—	—
1979	P900	<0.10	<0.80	17.5— 20	—	17.5— 20	—	—	70.00
1980	UKR-N	0.50	0.60	19.0	<1.0	4.5	0.10	—	0.30

根据1910年的材料记录，毫无疑问主要涉及的是早期的非磁性护环试验材料。第一个试验护环尺寸为 $\phi 720/520 \times 390\text{mm}$ ，当时经锻造并作过试验。然而在扩散退火状态下很小的0.2极限，对当时采用的磁化性很小的材料（大多数是高镍钢）制的轮箍导线是没有选择余地的。在1924和1925年中，那时Krupp公司的首批护环用的是EFC212G新材料，在大约550℃时进行精锻，即所谓单锤头热—冷锻。护环试验得出，护环圆周的材料机械特性值的波动非常大，其原因已经查明，即在温度下降时变形程度不一。然而人们也断定，为通过冷变形而提高强度所采取的方法是正确的，而所用的材料也是合适的。并为此迈出了第一步，且确定了护环制造技术的发展方向，这种技术今天已完全成熟到能够制造出用在目前最大的涡轮发电机的护环。

1928年我们向Siemens Schuckert公司提供第一个冷护的0.2屈服限为700N/mm²的

护环。后来到30年代，用户对0.2屈服限的要求迅速提高，到1939年大约为 $900\text{N}/\text{mm}^2$ 。外汇不足，并因此而使镍削减，1933年后便导致EFC212G材料中的镍含量不断降低，直至最后必须用锰代镍。但是制造过程中必不可少的某种程度的改变，并不能阻止非磁性护环的进一步发展。然而，材料由CF6724 不断发展到P750，直至目前的UKR。直到1978年，涡轮发电机组发展迅速，容量越来越大，时间间隔越短，对0.2屈服限的要求越来越高了。目前对0.2屈服限的要求最高在 $1320\text{N}/\text{mm}^2$ 。但是，就是这个极限值，即对于非磁性冷作硬化材料的极高值，客户的要求无疑也不是到此为止的。虽然近几年来由于多种多样的原因，世界范围内对较大型的电厂的建造出现不景气，但对更大的功率单位的要求还是保持不变。

3. 非磁性护环的生产过程

制造护环的原材料，我们用的是电炉钢浇铸成电极，在电渣重熔装置中进行重熔，以改善钢的纯度。我们的电渣重熔装置的容量，目前可以熔炼所有护环制造所需的重熔钢（图2）。

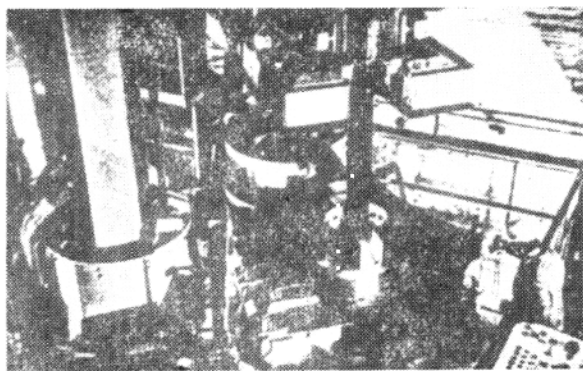


图2 电渣重熔装置

要达到肯定是高水平的生产，遵守必不可少的验收标准，是在运用能向用户提供有关护环制成状态的完整文件的最新的技术辅助手段的情况下，对生产进行持久的监督，广泛进行中间检验和最终检验。这不仅被看作是材料的机械特性值，而且也被看作是材料无损探伤的结果。不仅是在护环的发展和进一步开发方面，而且特别是在护环的超声检查方法方面，我们都应该认为这是完成了一项开拓性的工作和创新的研究。护环研制的最后一环是计算机控制的超声水下检验装置（图6），它应用了最新的超声技术，对奥氏体钢进行检验，从经济观点看是合理的。

钢锭经多次锻造和中间加热，加工成护环毛坯（图3）。

护环粗车外圆后，进行扩散退火（图8），接着又进行冷作硬化，以获得新要求的0.2屈服限。护环的这一加工工序是在专门为之建造的6000吨的压力机上进行的（图4）。

退火消除应力和最后加工结束制造过程（图5）。

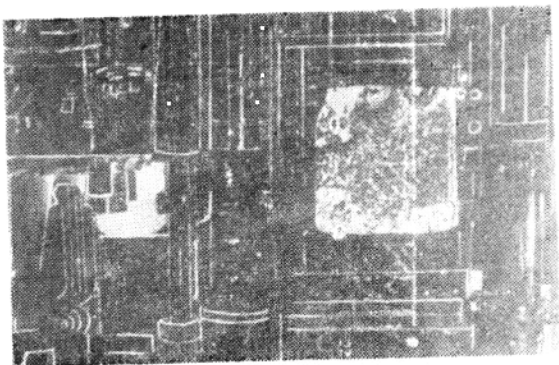


图3 电渣重熔锭截面拔长后的锻粗



图4 护环在6000吨压力机上的冷扩径

按照用户和验收协会所要求的验收条件，材料的机械特性参数和物理特性参数的检验设备，数量是足够的，且符合最新技术等级。

UKR 非磁性护环钢，是我们目前制造非磁性护环的标准材料。Krupp 公司用这种材料制造的护环，到目前为止已超过 12000 只。这种材料的机械特性参数与延伸度的关系示于图 7。

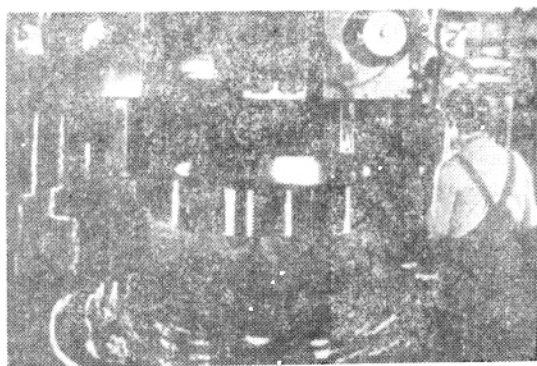


图5 护环的最后加工

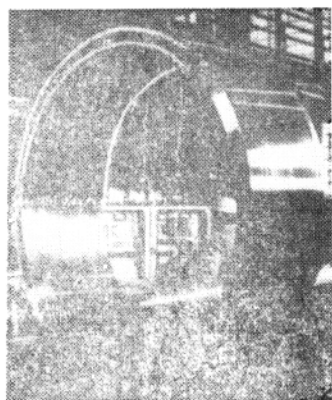


图6 护环在半自动水下超声检验装置中的超声检验

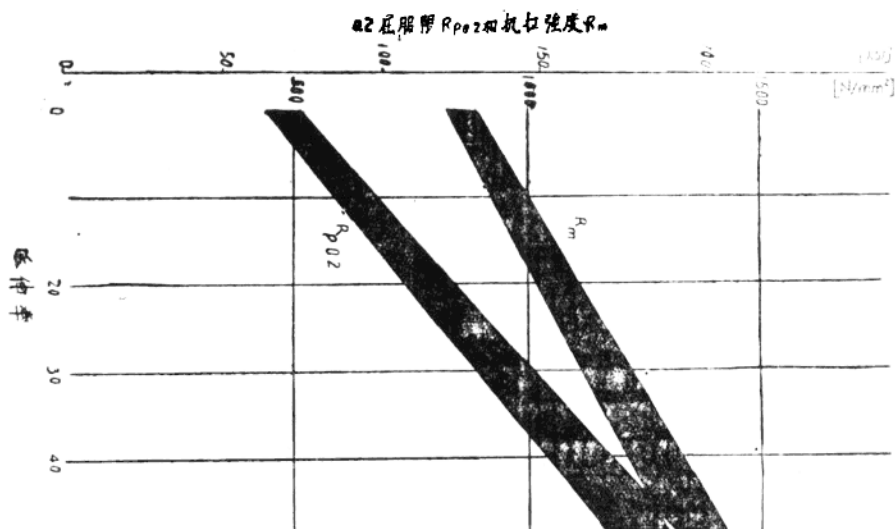


图7 UKR材料的0.2屈服限和抗拉强度与延伸率的关系

4. 护环材料的进一步提高

起初, 改进护环材料起决定性影响的是发电机制造者的要求。目前我们正在两个方面努力,

- 1、提高0.2屈服限
- 2、研制抗腐蚀材料

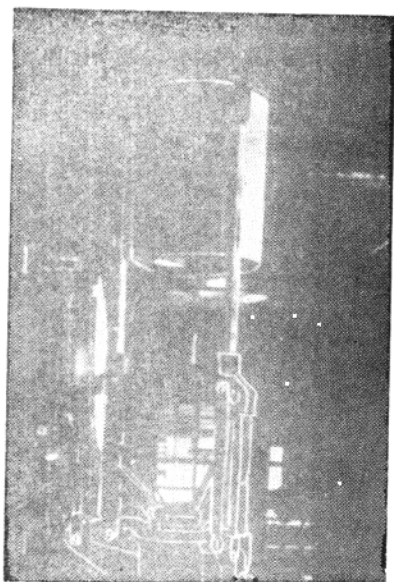


图 8 退火的护经扩散环在淬火

用我们公司最近已经投产的加压重熔装置, 材料的较高的0.2屈服限在6个月后肯定可以满足要求。

我们认为已经有了抗腐蚀的材料, 就是新研制的P900钢, 成分为(%) : Cr18, Mn18, C<0.10, N>0.40。

在上个月举行的一次学术讨论会上, 西方国家有名的发电机制造者全部参加, 讨论了到目前为止所取得的成果。

迄今为止已用这种钢制造供应了大约100只护环。

叶允谟 译自 "Tech Mitt Krupp

赵光耀 校 "Werklerichte" 1980, Vol.38, No.2,

69—72

热处理对反压浇注法生产的非磁性高 氮钢金属组织与机械性能的影响

baHHbIX O. A., bAUHob B.M.等

应用在高压氮气氛下熔炼的高氮铬锰钢,是提高奥氏体钢强度的有效途径之一。奥氏体钢中充注氮气所达到的强度,与其充注的量成正比。在加压熔炼的X12T18H2M类型低合金铬锰镍钢中含N1.05%时,经1100~1200℃的淬火后,其屈服限度等于75kg/mm²。参考文献[3]中指出:利用时效时分散氮化钒颗粒的析出,可使一般大气压下熔炼的含钒时效钢(含N0.63~1.08%)较显著地提高屈服限(达到100—120kg/mm²)。此时(即含N1.08%及相应其有最大强度时),X26T15H9M2类钢(具有很高的铬与锰总含量——这些含金元素能提高氮在奥氏体中的溶解度)中,达到了最高的含氮量。在铬与锰含量较低的钢中其含氮量可利用特殊熔炼方法来提高。例如,利用氮气加压熔炼能够获的含氮量达1%的铬(10~20%)锰(5~20%)镍(10%)钢。以此法熔炼的高氮Cr—Ni钢与Cr—Mn钢,在经不同制度的热处理之后的组织与性能,已经进行过相当充分的研究,而含钒的非磁性高氮钢在这方面的研究尚不多。

本文研究了淬火加热温度、时效处理温度及时间对以氮气反压浇注法生产的高氮钒合金钢(见表1)金属组织和机械性能的影响。

从经1200℃成形的钢坯中制取了拉伸试样和冲击韧性试样。在经900~1250℃温度范围的淬火与200~850℃温度范围的时效处理之后,研究了它们的组织结构和机械性能。除了研究钢的组织结构和机械性能之外,为研究钢的时效处理动力学,还在试样加热、冷却和等温时效过程中测量了比电阻(测量装量γ—309型、试样d=0.5mm钢丝, l=500mm)、热容(使用《Ulvac—Rico》SH—3000型绝热扫描热量计、试样d=20mm, l=30mm)、相对延伸率(使用《Ulvac—Rico》DL—1500—RII型快速热膨胀仪,试样d=5mm, l=15mm)。

研究了淬火加热温度对X18AT20与X18AT20070钢金属组织与机械性能的影响发现,其强度、塑性和冲击韧性水平,在很大程度上取决于淬火加热时X18AT20钢中未溶解的Cr₂N类氮化物颗粒数量以及X18AT20Φ钢中Cr₂N+VN类氮化物颗粒数量。这些钢的特点是:在1050至1250℃的大温度范围淬火之后,其强度和塑性性能指标的变化相对较小(见表2)。

在X18AT20钢中含有0.98%的N,就能保证钢经900~1250℃淬火之后具有很高的塑性,强度比现在获得实际应用的非磁性Cr—Ni钢(含20~25%的低镍)高1~2倍。将淬火加热温度从900℃提高至1250℃,虽会使奥氏体晶粒尺寸显著增大,但亦能使X18AT20钢的冲击韧性指标明显提高,这是因为加热时溶解的Cr₂N类氮化物粒子数量增加之故。含N0.98%的X18AT20钢的最佳淬火加热温度应为1100℃,经此温度的淬火之后,钢在保持相

对细晶粒组织(奥氏体晶粒的平均粒度为30微米)的情况下, 可达到强度($\sigma_B=103\text{kg/mm}^2$ 、 $\sigma_{0.2}=63\text{kg/mm}^2$)、塑性($\delta=60\%$ 、 $\psi=61\%$)和冲击韧性($\alpha_H=28\text{kgm/cm}^2$)的较优组合。

表1 新研究钢种的化学成分

熔炼号 №	钢 种	钢 中 含 量, 重 量 %						
		C	Mn	Cr	Ni	N	V	Si
1	X18AT20	0.04	20.23	18.35	—	0.98	—	0.78
2	X18AT20Φ	0.04	20.85	18.65	—	1.06	1.05	0.69
3	X18AT12Φ	0.03	12.35	17.86	—	0.88	0.85	0.75
4	X18AT12H7Φ	0.04	19.47	17.50	7.18	0.67	0.91	0.65

淬过火的X18AT20Φ钢具有比X18AT20钢(未加钒合金化的, 因而也就不含VN类氮化物)更高的强度值。在经1150℃上、下温度的淬火加热之后, X18AT20Φ钢中发现有VN氮化物强化溶解的现象, 因而强度下降, 塑性与冲击韧性提高(见表2), 此种钢的最佳淬火加热温度接近1200℃。经此温度的淬火之后, 发现钢中有大量的氮化物溶解, 但也保留着一定数量的VN未溶解粒子, 保持了细晶粒奥氏体组织(奥氏体晶粒小于30微米)。

表2 X18AT20和X18AT20Φ高氮钢经不同温度淬火后的机械性能*

t 淬火 ℃	σ_B , kg/mm ²	$\sigma_{0.2}$, kg/mm ²	δ , %	ψ , %	α_H , kgm/cm ²
900	100/115	63/82	54/20	56/26	6/4
950	101/115	63/83	61/25	66/34	11/5
1000	103/117	64/81	60/27	64/34	21/7
1050	102/115	64/80	60/24	65/33	27/8
1100	103/115	63/81	60/23	61/33	28/8
1150	103/110	64/79	59/27	64/30	29/9
1200	103/110	62/79	64/33	68/40	30/9
1250	98/109	58/75	70/40	69/44	32/9

* 分子为X18AT20钢的性能
分母为X18AT20Φ钢的性能

为了确定高氮钢的最佳热处理制度, 研究了作为这些钢强化基本工序的时效处理的动力学。物理性能的研究结果表明, 高氮Cr—Mn钢(不管其是否加钒合金化)过饱和固溶体的分解过程均能给钢带来相同的特性。比电阻、比热以及相对延伸率对于时效处理温度和时间

的关系，可以划分为在氮过饱和的 α 固溶体中发生的三个相变阶段。

低温（250~550℃均热 1 小时）阶段的特点是 $\Delta P/P$ 增大、 ΔC_p 和 $\Delta L/l$ 出现异常（见图 1），并符合预析析阶段的情况。所得数据按 Mueh—bpukmeh（宋成——布里克明）方法进行的评价表明，预析析分二个阶段进行。在 250~425℃时的第一阶段的活化能（是比照空位结合能的）是高氮 Cr—Mn 钢中的非固有原子，可以认为是在第一阶段根据空缺机理生成了簇状物。在第二阶段，其活化能要大一倍，也会生成簇状物。

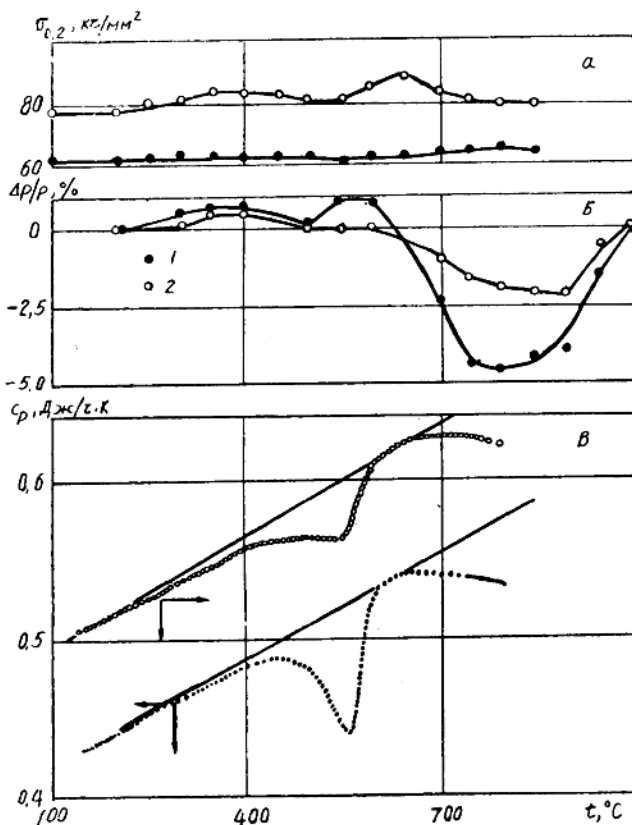


图 1 时效温度对 X18AT20 (1) 和 X18AT20Φ (2) 钢屈服 (a : 保温 10 小时)、比电阻 (δ : 保温 1 小时)、比热 (b : 连续测量) 变化的影响

第二阶段是中温 (550~800℃) 阶段，是相应于氮化物自行析出的形成与增长阶段。这一阶段伴随发生比电阻下降和 ΔC_p 及 $\Delta L/l$ 异变。沉积氮化物的 X 射线组织分析显示，X18AT20 钢为氮化铬 Cr_2N 析出，X18AT20Φ 钢为 $Cr_2N + VN$ 。钒合金化的钢的热效果低，电阻的异变少，这是由于生成的热量较小，以及与析出氮化钒奥氏体基

底晶格的离散度和相关度所决定的。

以凸 ncohcoh — Men（姜桑—梅尔）方程对动力曲线（见图 2）的分析表明，对于 X18AT20Φ 钢，氮化物的生成阶段是以时间指数 $n=4$ 表述的，且相应于氮化物 VN 的矩阵析出，这已得到此种钢箔金属组织电子显微镜研究数据的确证。时间指数减小 ($n=1.5$) 适合于分解，而分解速度的变化又与氮化钒析出物的聚集阶段过渡相符合。在研究加热至 700 和 800℃ 而制成的钢箔时，发现了 VN 粒子的粗化现象。氮化钒粒子的生长，在低于 700℃ 的温度条件下，进行得极为缓慢。例如，在 650℃ 下时效处理 100 小时，VN 的粒子直径仍不大于 100 Å。经 2 小时 650℃ 保温之后，动力曲线的倾斜情况，对于 X18AT20Φ 钢以及 X18AT20 钢来说，实际上是相同的， $n \approx 1.42$ ，这就指明了氮化物粒子生成机理在位错中的作用。