

大型铸锻件文集

HEAVY CASTING AND FORGING COLLECTED WORKS

1 9 9 2

3

机械电子工业部重型机械科技情报网
大 型 铸 锻 件 分 网
上 海 重 型 机 器 厂 情 报 室

大型铸锻件文集

一九九 年

第三期

责任编辑：盛纪彬

责任印刷：胡元勋

出版：上海重型机器厂情报室

地址：上海闵行江川路1800号

邮政编码：200240

印刷：上海电脑打印公司

出版日期：1992年×月

1992年大锻件译文集《第三期》

	译 者
1. 12Cr铸钢超超临界压力的火力汽轮机汽缸的研制	吕敏龙
2. 超超临界汽轮机用高Cr耐热铸钢的研制	邹振国
3. 改良12Cr钢转子钢的研制	吴多云
4. 超超临界汽轮机用的改良12Cr转子钢	蒋毅
5. 超超临界汽轮机用12Cr转子钢的蠕变断裂性能	赵新民
6. 高低压整体汽轮机转子用2½Cr—Mo—V钢的研制	赵新民
7. Cr—Mo—V钢锻件的蠕变变形和蠕变断裂性能	俞新法
8. 超纯3.5Ni—Cr—Mo—V低压汽轮机转子锻钢的研制	盛纪彬
9. 热处理参数和原组织对12Cr转子钢的最终组织特性的影响	吴多云
10. 汽轮机锻轴用材的改进	陈晓青
11. 耐热奥氏体铸钢制造的汽轮机汽缸	沈文庭
12. 化学成份的制造条件对低压汽轮机转子过热脆化影响	俞新法
13. 冷轧机用高Cr锻造轧辊	沈文庭
14. 避免锻钢辊的过热和过烧	俞新法
15. 通过晶间铁素体的形成改善热锻件的韧性	沈文庭
16. 高屈服强度18Mn—18Cr无磁护环的研制和生产	陆恂

12Cr铸钢超超临界压力的火力汽轮机汽缸的研制

日 岩测义孝等

〔提要〕 用于先进的蒸汽汽轮机的12%Cr合金钢汽缸铸件，由于蒸汽条件改善，提高了以化石为燃料的火电设备的效率。为了决定这种12%Cr合金钢汽缸铸件的合适的制造条件，对其化学成分，热处理工艺和焊接方法进行了研究，并对一个由该钢制成的局部样品铸件作了评估。

实验室试验结果表明，高温抗拉强度和室温韧性 with 室温抗拉强度直接有关。我们还发现，应力断裂强度与抗拉强度以及沉积物数量不断增加的趋势成比例。12%Cr铸钢的焊接性能可能与普通的1%CrMoV铸钢的焊接性能是相同的。

根据对局部样品汽缸的实验室研究和评估，我们成功地制造了12%Cr合金钢汽缸铸件，该铸件具有完整性和优良的蠕变断裂强度。

1. 绪 言

经历了二次化石燃料的涨价以后，作为大容量火力发电设备的长期高效率技术之一的超超临界压力(以下称USC)火力发电设备，最近再次引人注意，并对它进行开发研究。USC设备，由于蒸汽条件(现在为246atg, 538/566°C)高温高压化，其热效率得以改善，完成了作为开发第一步的2级再热式的USC汽轮机(316atg, 566/566/566°C)。这里使用的超高压汽缸和蒸汽阀等的主要铸钢件，由于过去使用的是1%CrMoV铸钢，壁厚设计大大增加，产生结构上的问题以及热应力增大等处理上的问题，考虑到制造性能，热处理性能和焊接性能，采用了高温特性较优越的12CrMoVNbN钢。这种钢在实际机器上的使用情况，作为铸件有中压喷嘴环，另外作为类似钢种的锻件有转子、叶轮等。但是，尚没有制造过作为汽轮机汽缸等这样大型的壁厚变化很大的铸件。为了制造完好的具有理想的机械强度和高温特性的产品，有必要决定顾及偏析、质量效果的合金设计、铸造方案和最佳热处理条件。

本研究就实验室范围内的化学成分，热处理条件和焊接条件进行基础方面的研究，然后在试制实际尺寸的样品汽缸后，根据从试制结果所得到的最佳制造条件，制造了实际的USC汽缸，并对铸件的完好性，质量和材料特性加以评价。

2. 实验室的基础试验

2.1 试验材料和试验方法

USC汽缸特别需要高的蠕变断裂强度，另外，从结构焊接部分的弯曲延展性和断裂强度观点看，USC汽缸还必须有充分的延伸率和适当的韧性。因此，必须找到能良好满足所要求的材料特性的最佳化学成分和热处理条件。

试验材料的化学成分是以转子、叶轮等实际使用的12%CrMoV钢为基础；适当改变了C、Mn、Ni和V的含量。用50公斤高频感应炉熔炼，砂型浇铸，这些50公斤的试验材料和基础试验中所用的焊接金属的化学成分示于表1。

表 1. 这次试验中使用的钢种和焊接金属的化学成分

钢	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Nb	N	备 注
A系列	0.07 ~0.24	0.01 ~0.38	0.32 ~0.48	0.008 ~0.015	0.005 ~0.015	0.41 ~1.01	10.49 ~12.01	0.04 ~0.07	0.88 ~1.55	0.20 ~0.35	0.000 ~0.080	0.0028 ~0.1130	形成δ铁素体趋势
B	0.15	0.55	0.60	0.026	0.009	0.61	10.70	0.04	0.99	0.34	0.125	0.0504	含δ铁素体
C	0.12	0.45	0.80	0.012	0.006	0.70	10.60	0.08	0.72	0.29	0.090	0.0462	高Ni
D	0.15	0.32	0.75	0.015	0.014	0.51	10.45	0.08	0.96	0.21	0.090	0.0352	无δ铁素体
W	0.13	0.21	0.56	0.015	0.007	0.42	9.69	0.05	0.56	0.18	0.060	0.0304	熔敷金属

δ铁素体和碳氮化合物的固溶行为, 在900—1200℃×5 小时→水冷热处理后, δ铁素体用品格结点法测定, 另外, 不溶性Nb用硫氰酚S法测定6N—HCl的残余量的方法来测定。

关于焊接特性和热处理条件的关系, 实施以下的热处理后再进行研究。

1070℃×10小时→炉冷+1050℃×10小时→空冷+570℃×10小时→炉冷+650℃→750℃×24小时→炉冷

显微组织, 通过光学显微镜对用5%盐酸+苦味酸饱和和水溶液腐蚀后的试验材料进行观察。与此同时, 用透射型电子显微镜观察碳化物萃取复膜试样。拉伸试验采用JIS 4型试片, 在常温和650℃的试验温度下进行。夏彼冲击试验采用JIS 4号试片, 在20~120℃温度下进行。蠕变断裂试验用杠杆式多试样试验机在550、600和650℃下进行。

焊接特性试验时采用表1中所示成分的同质金属涂药电焊条。冷裂纹敏感性以JIS3158为依据, 用斜Y型约束试验片测定断面裂纹率。另外, 制造了U型坡口焊接试验材料, 在675℃×8小时→炉冷的焊后热处理(PWHT)后进行焊接接头拉伸试验和蠕变断裂试验。

2.2 实验结果与考查

与12CrMoVNbN钢的各种特性有密切关系, 且能使材料性能劣化的δ铁素体的生成程度, 一般用(1)式计算的Newhouse的铬当量(Creq)来加以评估, 但是, 计算评估的结果与用本钢种的铸钢的试验结果未能良好的一致。

$$Creq = Cr + 6Si + 4Mo + 1.5W + 11V + 2.5Ta + 5Nb - (40C + 2Mn + 4Ni + 2Co + 30N) \quad \dots\dots\dots(1)$$

关于Cr—Ni钢, Rickett, Schaeffler, Irvine, Schneider, Delong等曾建议过各种

Creq计算式。用Rickett图整理本钢的成分和δ铁素体量(为图1所示), Creq向低于Rickett临界线的方向移动, 然而要得到比较良好的相关关系, 临界线可用(2)式表示。

$$Creq = Cr + 2Si + 1.5Mo - 2Ni - Mn - 15N \\ = 7.5C + 8.2 \quad \dots\dots\dots(2)$$

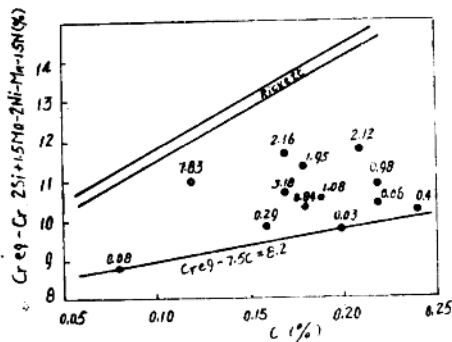


图 1 用Rickett图预测δ铁素体量

我们考虑在本钢种中添加Nb, 由于抑制了M₂₃C₆碳化物的凝聚粗大化和Nb(CN)的微细均匀弥散析出, 因此可提高高温时的蠕变断裂强度, 这是本钢种的显著特点。图2表示了热处理(1070℃×5小时→炉冷+1050℃×5小时→空冷+570℃×8小时→空冷+720℃×7小时→空冷)后的诸特性与Nb量的关系, 随着Nb量的增加, 拉伸强度, 屈服强度, 蠕变断裂强度提高, 但是冲击特性和延性反而降低。因此, 我们认为, 在考虑强度和韧延性的平衡时, Nb添加约0.1%是最适宜的。

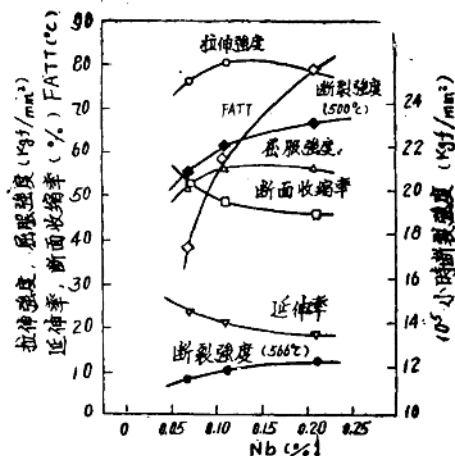


图2 Nb的含量对12CrMoVNbN铸钢的机械性能的影响

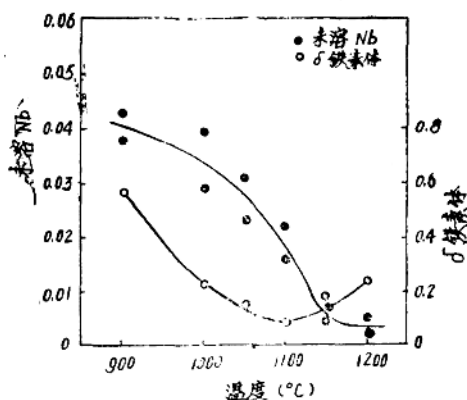


图3 12CrMoVNbN铸钢的δ铁素体和未溶Nb随均热温度而变化

图3示出了δ铁素体量的变化和作为不溶性Nb加以分析的Nb碳氮化合物的变化与加热温度的关系。如(2)式所示, 由于Creq的大小, δ铁素体的生成量有差异, 随着加热温度的增加, 生成量减少, 在1100℃附近达到最低值。以后, 有再度增加的趋势。由这种加热温度引起的δ铁素体量的变化主要起因于相变, 由于在1100℃附近, 向奥氏体(r)转变的δ铁素体(δ)固溶量最大, 所以δ铁素体量表现为最低值。但是, 在该温度以上, 由于变成α(δ)+r相领域, 因而δ铁素体量会再度增大。

在汽轮机汽缸那样的大型铸件中, 由于铸型中冷却速度极慢, 铸件在铸态时作为主要成分的Nb全部作为碳氮化合物析出。如图3所示, Nb(CN)随着加热温度而溶解, 在1200℃时几乎完全固溶。作为表示Nb碳氮化合物的奥氏体中的平衡固溶限度的溶度积, 有Duckworth等的公式, 本实验结果也是根据溶度积和1/T良好的直线关系而求得(3)式

$$\text{Log}(\text{Nb})(\text{C}+12/14\text{N}) = -9260/T + 2.92 \quad \dots\dots\dots (3)$$

图4中示出了定速连续冷却相变的测定结果以及通过等温均热得到的碳化物析出的突出部。在热膨胀相变测定中, 只有Ms和Mf才能检测出, 但是通过等温均热, 在含δ铁素体的试验材料中, 以Cr为主体的碳化物在δ/r境界上比r/r境界更早析出。因此, 把Creq控制很低是重要的。另外, 我们认为, 向r/r边界析出的碳化物突出部低于2℃/min的冷却速度, 就能在吹风冷却下, 充分避免碳化物析出。

拉伸试验和冲击试验的结果与回火温度的关系示于图5。随着回火温度的上升, 常温和

566℃的拉伸强度单调下降。另外,拉伸和冲击性能与强度相反,随着回火温度的增加,这性能可得到提高。特别是冲击性能,在高于675℃以上的回火温度时,它大大地得到提高。另外,由于在δ铁素体的周围凝聚着的粗大碳化物容易引起裂缝,因此与相同强度级进行比较,含有δ铁素体的材料,其冲击性能就差。

作为支配具有本钢种那样的回火马氏体组织的材料强度的因素,认为有: 1. 碳化物的析出弥散强化, 2. 位错密度, 照片 1 示出的是在各种温度下回火的试样上的碳萃取复膜用

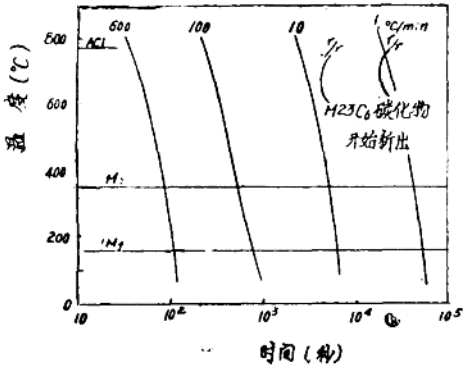


图 4 有、无δ铁素体的12CrMoVNbN铸钢的连续冷却相变图和M23C6碳化物析出的突出部

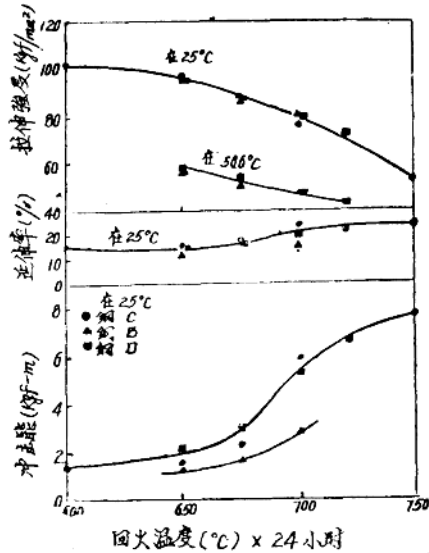
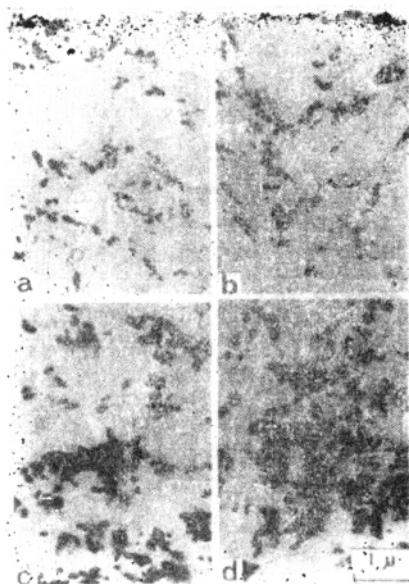


图 5 三种12CrMoVNbN铸钢的机械性能与回火温度之间的关系

穿透型电子显微镜观察到的组织。随着回火温度的上升,碳化物凝聚並粗大化。另外,本钢种的位错密度,根据Hede等人的测定,位错密度随回火温度而下降,在670℃以上便急剧下降。因此,可以认为因回火温度上升而引起拉伸强度的下降是因为伴随碳化物粗大化而使位错密度下降造成的。另一方面,据推测,用670℃以上的温度回火,冲击性能提高是由于位错密度的减少的缘故。

把由蠕变断裂试验获得的结果用 Larson-miller参数 $T(25 + \text{Log} t) \times 10^{-3}$ (T:K, t:h), 加以整理, 求出超超临界压力汽缸的运转温度566℃下 10^5 小时的蠕变断裂强度, 该强度与常温拉伸强度的线性关系示于图 6。另外, Ni和δ铁素体的增加会使蠕变断裂强度下降, 含有δ铁素体尤其会使蠕变断裂强度严重劣化。



a: 650°C, b: 675°C, c: 700°C, d: 720°C
照片 1 从 650 和 720°C 之间的温度下回火的试样上取得的碳萃取复膜穿透型电镜照片。

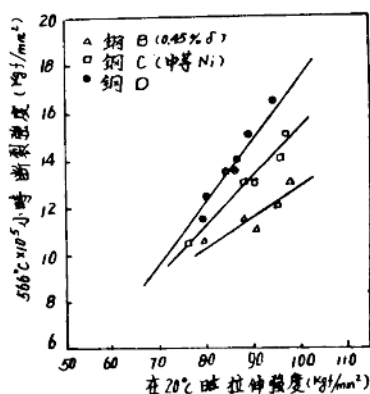


图 6 经正火和回火的三种 12CrMoVNbN 铸钢的拉伸强度和 10^5 小时蠕变断裂强度之间的关系

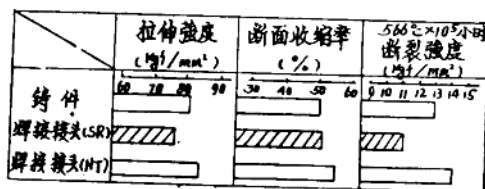
本钢种那样的回火马氏体钢的蠕变断裂强度，据推测取决于以下三个因素。

- ① 由位错周围的C和N造成的Cottrell气氛。
- ② 影响层错能的固溶强化
- ③ 阻止位错运动的碳化物弥散强化

但是，关于①，在高温下效果很小。关于②，由于温度高，体心立方晶金属中的效果小，故认为③的析出碳化物的分散强化支配本钢的蠕变强度。在各种温度下回火的试样，其碳化物形态见照片 1，随着回火温度的上升，碳化物凝聚就粗大化，在 700°C 以上粗大化特别显著。由于碳化物析出弥散强化量的差异，常温强度和相同的蠕变断裂强度也比高温回火的试样降低，两者之间能获得良好的线性关系。铸件不可避免地会产生铸造缺陷，需要进行焊补，弯头等也需要进行结构焊接，因此，必须确定合适的预热温度和焊后热处理条件 (PWHT)。另外，焊接接头的性能也必须满足预期的要求。

通过斜Y型约束裂纹试验，根据裂纹与予热温度的关系测定断面裂缝率结果。由于在 12CrMoVNbN 铸钢母材上进行的回火温度高，强度级降低，因此裂缝敏感性有若干降低的趋势，但在 200°C 以上的予热温度中均未发生裂缝。另外，对于过去作为高温高压汽缸材料使用的 CrMoV 铸钢，由于予热温度也在 200°C 以上，因此可以判断，12CrMoVNbN 铸钢的冷裂缝敏感性与 CrMoV 铸钢相同。

用表 1 中所示的相同组织的金属焊条进行接头焊接，在进行 675°C × 8 小时的焊后热处理（应力消除）和正火、回火的焊后热处理 (NT) 后进行各种试验，得到的结果与母材的比

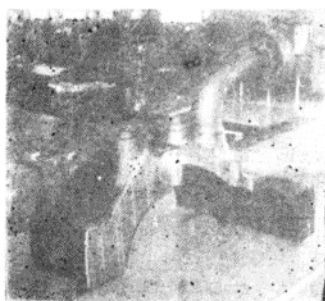


注: SR: 应力消除
NT: 正火和回火

图7 12CrMoVNbN铸钢经应力消除的焊接接头和经正火和回火的焊接接头的抗拉性能和蠕变断裂强度的比较

最佳的化学成分, 热处理条件和焊接条件。但是, 12Cr系的超超临界的汽缸在世界上 毕竟还是初次制造, 为了验证在基础试验中尚不清楚的(1)铸造特性, 焊接作业特性, 热处理特性等制造性质, (2)内部质量, (3)材料特性的均一性, 试制了实际尺寸的模拟汽缸。模拟汽缸的制造工艺以及焊接, 热处理条件与后面所述的实际的汽缸的情况相同。试制部位是在主蒸汽管, 再热蒸汽管和抽气管集中的汽缸中央部。这个部位在实际运行过程中处于最严峻的条件。模拟汽缸热处理后, 通过无损检查对内部质量进行评价。同时, 切割中央部二个断面, 就材料特性进行了试验。

3.2 试制结果和评价



照片2 部分模拟汽缸铸件, 其表面和内部性状健全

图8是用从各个部位上切取的试样进行拉伸试验的结果。据此可以确认各个部位上的拉伸特性差异甚小, 材料特性均匀。

较示于图7。焊接金属和母材的化学成分几乎没有变化。但是, 在应力消除情况下, 热影响区(HAZ)为最弱部分, 其强度比母材的强度更低。因此, 常温下的焊接接头强度就低, 并且蠕变断裂强度也低。另一方面, 在正火和回火情况下可获得硬度均匀的焊接接头, 任何性能都达到与母材相等或更好的值。

3 模拟汽缸的试制与验证

3.1 试制要领

通过12CrMoVNbN铸钢的材料特性和制造特性的基础试验, 已经确定了

试制的模拟汽缸的外观和断面示于照片2。在这个断面中未检查出成为问题的铸造缺陷, 显示出良好的内部质量。另外, 对断面进行了宏观腐蚀和硫印试验, 未观察到明显的宏观偏析, 组织是均质的, 特别是根据表面和内部的无损检查, 确认, 它与现用的1%CrMoV铸钢件具有相同的表面性状和内部健全性。

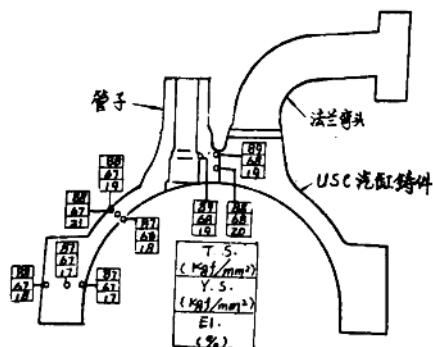


图8 从部分模拟汽缸铸件的各个部位上切取的试样的抗拉性能

4 实际汽缸的制造

4.1 制造方法

超超临界机组用的汽轮机汽缸的成品重量，上下两半共40吨左右。采用附着的试片（现用汽缸材料试验用的试片）和法兰部分的多余材料，进行评估质量的各种试验。

超超临界汽缸制造的简要工艺如下：

铸造方案→制造木模→造型→熔化精炼→浇铸→落砂→高温退火→切除冒口→机械加工→修补，结构焊接→调质。

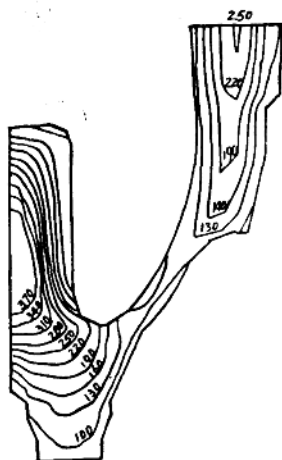


图9 超超临界汽缸铸件的凝固分析例子。图中数字为30%凝固率的等温时间(分)

这里，与现行的汽缸制造工艺比较，增加了高温退火，另外，在焊补和结构焊接以后还进行正火、回火调质，这些方面有些不同。

为了将不可避免的铸造缺陷限制在最小的限度内，对于汽缸制造上重要的铸造方案，通过用计算机进行的凝固分析加以确认和决定，它的凝固图形一例示于图9。另外，在通过基础试验决定的最佳化学成分中，为了把Creq, C, P, S控制在严格的目标范围内，钢水在碱性电炉中熔炼后再进行炉外精炼。从而降低P和S，以达到提高延性和蠕变断裂性能的目的。

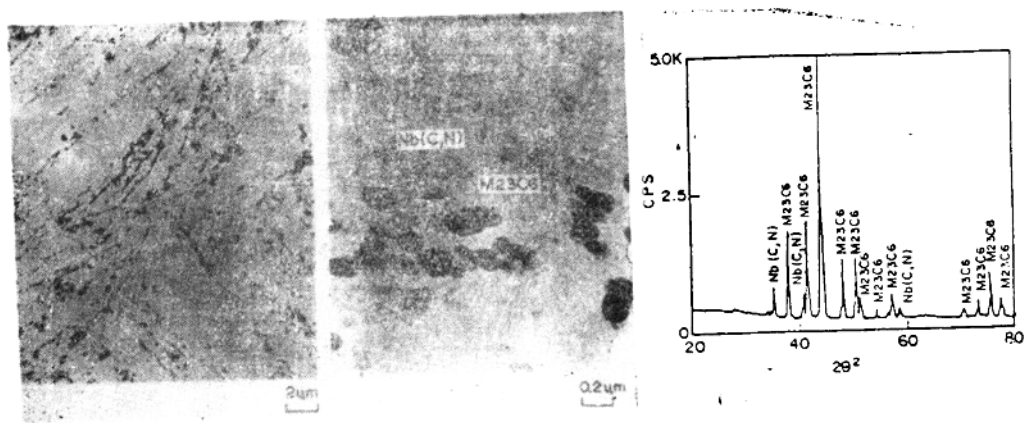
4.2 汽缸的质量和材料特性

附着的试验片和法兰多余部分不同壁厚处的化学成分分析结果示于表2。各种成分都在严格的目标成分范围之内，壁厚方向的变化也很小，未发现成分浓化现象。另外，对本体各部位都进行了磁粉探伤检查，着色探伤检查和超声波探伤检查，表面和内部性状都具有与现用的1%CrMoV铸钢件相等以上的优异质量。

照片3是用穿透型电子显微镜观察到的法兰多余部分试样的碳化物萃取复膜照片。另外对试样中存在的析出物用X射线衍射进行鉴定的结果也一并附上，对M₂₃C₆和Nb(CN)两种析出物进行了鉴定，确认微细的Nb(CN)和粒状的M₂₃C₆都均匀地弥散析出。

表2 超超临界的汽轮机汽缸铸件的化学成分(重量%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
钢包	0.14	0.28	0.57	0.007	0.006	0.52	10.10	0.88	0.22	0.10	0.0382
试片	0.13	0.29	0.56	0.007	0.006	0.51	10.08	0.88	0.23	0.10	0.0396
法兰	表面	0.14	0.32	0.59	0.007	0.006	0.51	10.20	0.88	0.23	0.0399
	厚	0.14	0.31	0.59	0.008	0.008	0.51	10.16	0.88	0.23	0.0407
	中心	0.13	0.31	0.57	0.006	0.008	0.51	10.10	0.86	0.23	0.0389



照片3 取自超超临界汽缸铸件的试样的碳萃取复制品的穿透型电子显微镜照片和析出物X射线衍射分析

把从法兰多余部分不同壁厚位置上切取的试样和附着试片的各种试验结果与现用的1%CrMoV铸钢件的比较示于图10。另外将法兰多余部分的纵断面的肖氏硬度分布情况示于图11。该法兰部断面的硬度为HS39—40，而拉伸强度在整个壁厚上大致是均匀的。尤其是断面收缩率FATT，和蠕变断裂强度在壁厚上的差异极小。图12所示为用Larson-Miller的参数整理的蠕变断裂试验的结果，表示了 10^5 小时断裂应力和试验温度的关系。从该图可以知道，实际的汽缸具有超过现用的1%CrMoV铸钢件的蠕变断裂强度

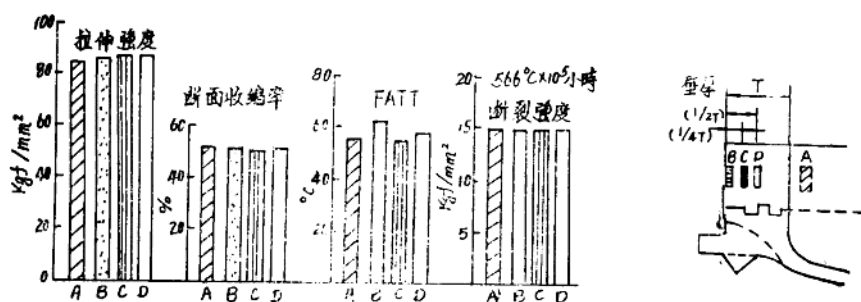


图10 法兰材料各位置上的试样和附着试片的拉伸性能，FATT和蠕变断裂强度。

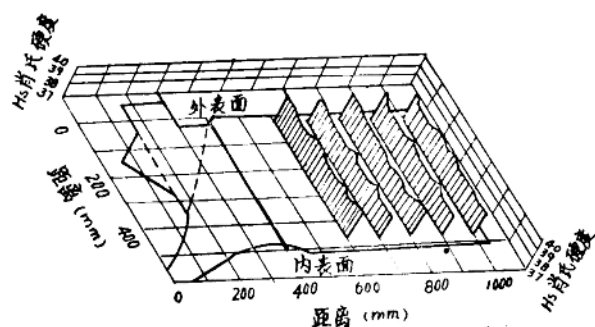


图11 法兰材料的纵截面上的肖氏硬度分布

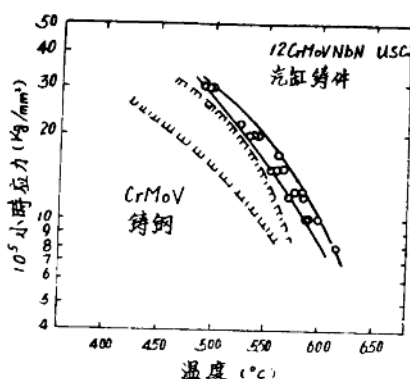


图12 12CrMoVNbN超超临界汽缸铸件试样的 10^5 小时蠕变断裂强度与惯用的CrMoV铸钢的散射频带比较

根据基础试验的结果确定焊接条件, 进行了对不可避免的铸造缺陷的焊补和弯头、法兰、短管的结构焊接, 制成后的超超临界汽缸的外观见照片4。焊接施工后进行无损检查和尺寸检查, 检查结果都完全符合要求的规格。



照片4 用12CrMoVNbN成功地制造的超超临界汽缸铸件

5 结 论

为了用12CrMoVNbN铸钢制造超超临界汽轮机上使用的汽缸, 进行了有关化学成分, 热处理条件和焊接条件的基础试验。经过部分模拟试制, 制造了实际的汽缸, 并对其各种特性进行评价, 所得结果简述于下。

1. 根据Rickett的 C_{req} 整理, 使韧性和蠕变断裂强度恶化的 δ 铁素体, 在 $C_{req} - 7.5C < 8.2$ 的情况下, 未出现该铁素体。另外, 随着加热温度的上升, δ 铁素体减少, 在 1100°C 时为最低。但在这个温度以上时, 由于形成 $\alpha(\delta) + T$ 相区域, δ 铁素体会再度增加。

2. 添加Nb, 使微细的碳氮化合物形成, 蠕变断裂强度得到提高, 但会引起韧性降低, 所以添加0.1%左右的Nb为最适宜。另外, Nb的碳氮化合物因加热温度上升而溶解, 其溶度积以下式表达。

$$\text{Log}(\text{Nb})(\text{C} + 12/14\text{N}) = -9260/T + 2.92$$

3. 常温和高温强度随回火温度上升而单调下降, 与此相反, 延伸率, 断面收缩率和冲击值则上升。另外, 蠕变断裂强度也随常温强度而提高。

4. 焊接性能与现用的1%CrMoV钢相同, 另外焊接接头的性能, 通过正火, 回火的焊后热处理, 达到与母材相同或以上的性能。

5. 经过化学成分, 热处理条件和焊接条件的基础研讨和部分模拟试制, 制造了实际汽缸, 其表面质量和内部健全性都是良好的, 整个壁厚部上的各种特性都是均匀的, 得到超过现用的1%CrMoV铸钢件的高的断裂强度。

(参考文献24篇, 略)

译自《铁と钢》. 1990. No. 7. 20~27

吕敏龙译 赵新民审

超超临界汽轮机用高Cr耐热铸钢的研制

竹林一成, 田代康则等

摘 要:

利用超高温与超高压蒸汽来提高燃煤发电设备的效率, 已经积极地做了研究, 而且验证试验也已完成。对作为上述蒸汽条件使用的材质的12%Cr耐热铸钢已进行了新的研制, 使用该钢种可使燃煤发电设备的蒸汽温度提高至593℃。

这种材料比传统的Cr—Mo钢具有较好的蠕变强度及蠕变断裂强度, 另外它有高的延性和韧性, 可焊性能也给予了考虑。这种新研制的材料已在生产中, 拟使用于超超临界燃煤设备。

关键词: 汽轮机缸体; 高Cr钢; 超超临界设备; 蠕变断裂强度; 可焊性; 拉伸韧性; 凝固分析; 冲击值; δ 铁素体。

1. 绪 言

以火力发电设备高效率作为目的, 对蒸汽条件的超高温, 高压化(以下称USC化)的研究开发与验证实验正在活跃地进行。

可是, 在火力发电设备的部件材料中, 汽缸叶轮等多采用铸钢件, 但是对于USC设备的蒸汽条件, 过去一直使用的Cr—Mo系低合金铸钢件, 高温强度特别是蠕变强度以及蠕变断裂强度就显不足, 而且组织稳定性、耐氧化性等方面也不具备足够的特性。

因此, 我们研制了12Cr系材料作为主蒸汽温度达593℃的火电设备可以应用的耐热铸钢, 并且进行了实际汽轮机构件的制造。

本文就基础试验的材料选定以及大型试验件的确切试验结果和实际机件的特性进行论述。

2. 研制的目的与技术课题

对于USC汽轮机设备用的汽缸等铸钢零件, 由于主蒸汽温度提高, 就要求蠕变强度及蠕变断裂强度提高。这当中具有表1列示的技术课题。其中特别是焊接性能, 就有铸钢件中不可避免的重要课题。为此, 在本开发研究中不仅要确保充分的材料的高温特性, 而且还要努力为获得足够的焊接性能确保常温下的延性和韧性。

表1 主要质量问题和解决措施

主 要 质 量 问 题	解 决 措 施
(1)减小非金属夹杂物预防热裂缝发生	· 应用钢包精炼工艺降低S分和(O)水平
(2)· 打碎粗晶铸造组织使之均匀 · 粗粒碳化物和氮化物溶解	· 在1100℃下进行预热处理
(3)控制 δ 铁素体的生成以改善冲击性能和蠕变断裂强度	· 选择以12%为基体的钢的最佳化学成分 · 使用冷铁控制凝固速度

续表 1

主要质量问题	解决措施
(4) 强度和韧性的平衡及促进NbC的析出	· 确定计算凝固速度与 δ 铁素体形成之间的关系
(5) 保持良好的焊接性能	· 选择12%Cr为基钢的最佳化学成分
	· 实施双回火周期
	· 使化学成分及热处理(更好地保持延性和韧性)优化
(6) 偏析及质量效应	· 研制新电极(鉴于延性和韧性, 使用与基体金属相同的材料)
	· 使用大尺寸试验材料进行试验研究和模拟

3. 小型试验件的成分探讨

3.1 试验件

为了弄清楚最合适的成分, 以转轴件等应用的12%Cr系钢为基本成分, 把表2所列的13种材料用50Kg的高频真空感应炉熔化, 浇注于自硬性砂模中而获得如图1所示形状的试验零件。

试验零件熔铸后进行缓冷, 然后以1030℃进行正火, 再在650℃或700℃两个温度水平上对各种材料进行回火。

3.2 机械性能

图2示出了50Kg试验件的常温抗拉试验结果。根据这个结果, 了解到抗拉强度降得越低, 常温时的延性就越高, 而且碳含量降得越低, 常温时的延性也就越高。

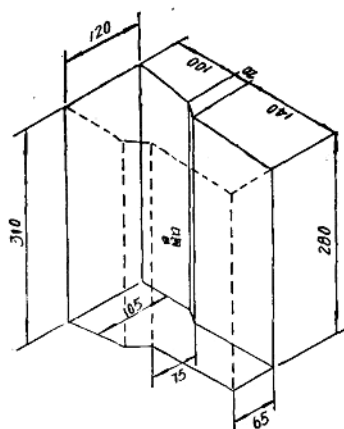
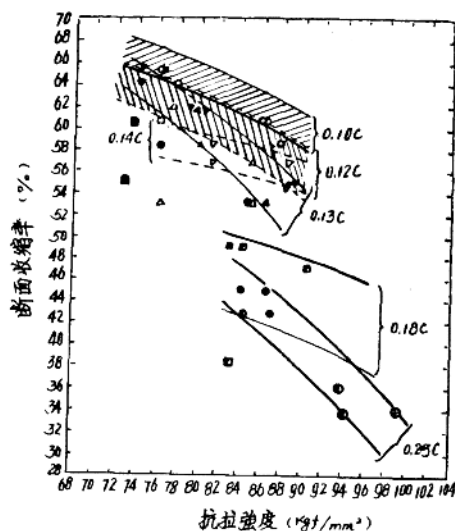


图1 50kg试验块的外形尺寸



1 ○ 0.1C-9.5Cr-0.15V	7 ■ 0.18C-9.5Cr-0.15V
2 △ 0.13C-9.5Cr-0.15V	8 ■ 0.12C-10Cr-0.2V-0.01N
3 ● 0.1C-9.5Cr-0.15V-0.5Co	9 ⊕ 0.23C-12Cr-0.2V-1W
4 ▲ 0.13C-9.5Cr-0.15V-0.5Co	10 ⊙ 0.23C-9.5Cr-0.2V-1W
5 □ 0.12C-10Cr-0.2V-0.05N	11 ▼ 0.14C-10Cr-0.25Mo
6 ▽ 0.14C-10Cr-0.8Mo-0.1V	

图2 50kg试验材料抗拉强度与断面收缩率之间的关系

表2 50kg试验块的化学成分(重量%)

材料 编号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Co	W	N (ppm)
1	0.10	0.49	0.67	0.018	0.006	0.51	9.56	0.84	0.17	0.057	—	—	538
2	0.13	0.50	0.69	0.019	0.006	0.51	9.44	0.85	0.17	0.056	—	—	531
3	0.09	0.50	0.69	0.019	0.006	0.49	9.30	0.78	0.18	0.054	0.495	—	490
4	0.13	0.50	0.68	0.020	0.006	0.52	9.24	0.83	0.17	0.056	0.504	—	491
5	0.11	0.49	0.41	0.020	0.005	0.50	10.05	0.80	0.22	0.056	—	—	539
6	0.13	0.49	0.67	0.019	0.005	0.70	9.92	0.80	0.13	0.054	—	—	520
7	0.17	0.49	0.67	0.020	0.007	0.53	9.41	0.79	0.18	0.058	—	—	550
8	0.11	0.51	0.39	0.020	0.004	0.52	9.80	0.79	0.23	0.059	—	—	121
9	0.22	0.52	0.68	0.020	0.008	0.50	11.95	1.03	0.20	0.014	—	0.84	130
10	0.23	0.50	0.68	0.018	0.005	0.48	9.30	1.00	0.22	0.009	—	0.95	80
11	0.15	0.50	0.70	0.020	0.005	0.60	10.14	0.24	0.03	0.006	—	—	94
12	0.10	0.49	0.67	0.005	0.007	0.51	10.65	0.78	0.15	0.047	—	—	535
13	0.11	0.50	0.67	0.006	0.008	0.50	11.43	0.80	0.15	0.050	—	—	469

图3所示是常温时的抗拉强度和常温时的2mmV形切口夏比冲击值的关系。抗拉强度越低,冲击值就越高,而且碳含量越低,冲击性能也就越良好。

根据以上结果,可以判断在考虑重视焊接性能的材料时,要将碳含量控制得低些,特别是要使回火温度提得比较高,使材料强度适度,所以最好选择常温延性和韧性良好的材料。

3.3 蠕变断裂特性

图4中示出了以常温抗拉强度整理的短时蠕变断裂试验结果。试验是在500℃~650℃的四种温度条件下,所有材料都是以同一的应力条件进行的。根据这个试验结果可知,蠕变断裂强度也是碳含量越低显示出越好的结果,也就是说具有显示高的值的倾向。

3.4 成分选择

根据50Kg试验的结果,虽材料的延性和韧性是好的,而作为蠕变断裂强度高的成分,则选定了0.1C—9.5~10.5Cr—Mo—V—Nb—N系的材料,用作如下试验时的基本成分。

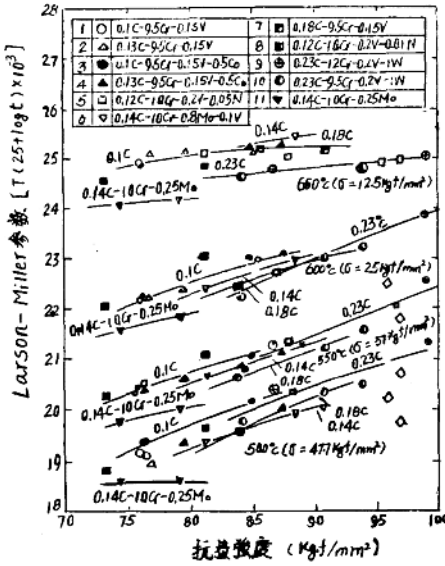


图4 50Kg试验材料的抗拉强度与蠕变断裂强度之间的关系

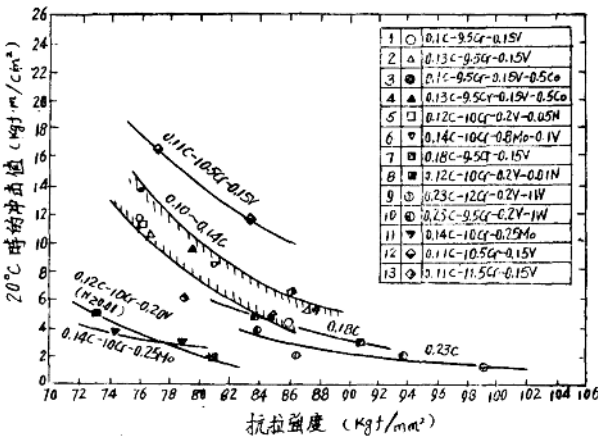


图3 50kg试验材料抗拉强度与2mmV形夏比冲击值之间的关系

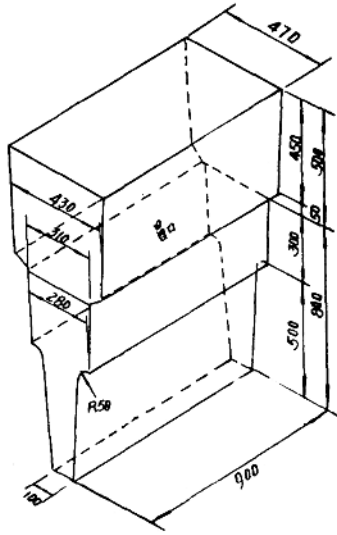


图5 1t试验块的外形尺寸

4. 用大型试验件作的验证试验

在用小型试验件进行探讨结果的基础上, 将示于表 3 的成分的材料是于 2t 艾鲁(Hero-ult)式电炉中熔炼, 模拟图 5 所示的实际大型汽轮机汽缸的形状进行浇铸。铸型采用自硬性砂型, 而且试验件的厚壁部分设定为汽缸的凸缘部, 薄壁部设定为耐压部(壳体部), 以此来确定其形状。浇铸之后进行 1030℃ 的正火处理, 然后再施行回火处理, 供做各种试验。

表 3 1t 试验块的化学成分(重量%)

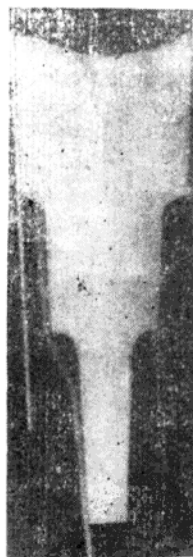
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	N
9.5%Cr钢	0.10	0.68	0.71	0.027	0.009	0.51	9.88	0.86	0.15	0.06	0.044
10.5%Cr钢	0.10	0.49	0.68	0.029	0.004	0.47	10.67	0.77	0.15	0.041	0.047

4.1 组织研究结果

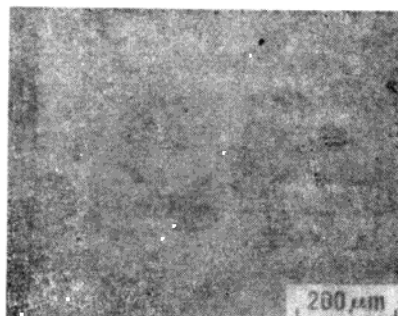
(1) 宏观组织研究

照片 1 所示为 9.5%Cr 材料的断面宏观组织照片。特别是看不到存在问题的组织, 完全没有裂纹, 砂眼等缺陷, 获得了良好的试验材料。

(2) 光学显微镜组织研究照片图 2、3 示出了 9.5%Cr 与 10.5%Cr 试件厚壁部分 1/4 厚度处的光学显微镜组织。在两种材质的小型试验件上, 都没有看到有 δ 铁素体结晶。从此照片所见, 在 9.5Cr 的试件中, δ 铁素体极少看见, 而在 10.5%Cr 的试件中, 大约有 2~5% 的 δ 铁素体。



照片图 1 1t 试块的宏观组织



照片 2 9.5%Cr 钢的显微组织



照片 3 10.5%Cr 钢的显微组织

