

大型铸锻件信息

机械电子工业部郑州机械研究所
大型铸锻件行业技术中心编

1992 年

增刊第一期

目 录

- “超纯净”3.5NiCrMoV 汽轮机转子钢
- 用计算机辅助超声法监测铸钢和其它金属中的非连续性缺陷
- 大型锻件预备热处理的节能工艺

“超纯净”3.5NiCrMoV 汽轮机转子钢

第一部分: 炼钢、热处理和冶金性能

W.P.McNaughton, R.H.Richman 和 R.I.Jaffee

【摘要】目前, 国际合作已经使得超纯净低压汽轮机转子钢 3.5NiCrMoV 的研究取得进展。这种钢具有高的抗回火脆性性能。通过提高工作温度及改进设计, 可以很容易地提高发电效率。那些杂质含量在超纯净规范内的钢也能用来制造转子, 并且其各项性能指标均不低于那些普通 3.5NiCrMoV 钢转子。特别令人感兴趣的是, 超纯净钢无回火脆性现象, 而且可以工作在蠕变极限温度 500℃ (932°F)。本文一并给出生产各种型号转子的炼钢工艺、热处理工艺及其冶金性能。

一. 引言

对汽轮机转子提出抗回火脆性要求至少已有 70 多年的历史。回火脆性与低压汽轮机转子采用 NiCrMoV 钢有密切关系, 为避免回火脆性其工作温度被限定于 343℃ (650°F)。回火脆性可在长期工作在 350~575℃ 的 NiCrMoV 钢中发现, 同时, 在制造过程中由于缓慢冷却通过回火脆性温度范围时, 也可在粗大截面的心部产生。金属温度 343℃ 最多相当于蒸汽温度 388℃。在电厂运行过程中, 通过萃取高压及中压汽轮机的 538℃ 再加热蒸汽的焓, 控制中压与低压汽轮机通过的蒸汽在安全的温度范围内。

要使高压和中压汽轮机安全运行在较高的人口蒸汽温度 593℃, 并以此作为现代化工厂提高热效率的最佳手段, 就必须设法减缓甚至消除回火脆性的影响。在这种情况下, 通过的蒸汽温度就可能升高到低压转子回火脆性所要求的最大限度以上。为此, 有二种解决办法: 一是在中压汽轮机萃取更多的焓, 这种方法要求更长的汽轮机转子和叶片, 使得制造更加困难; 再者就是使低压汽轮机转子工作温度提高到 400~450℃。近年来对不存在回火脆性现象的超纯净转子钢进行的研究取得了突破性进展, 为采用后一种解决办法提供了保证。

二. 发展历史

1. 成份控制的重要性

我们很早就知道, 在实验室制取的高纯度 NiCrMoV 钢无回火脆性现象。该现象由 Balajiva 等于 1956 年首次发现, 并于 1967 年被 Gould[3]验证。McMahon[4]的研究表明, Mn、Si、P 的联合作用对 1/2Cr-1Mo 钢的损害程度比 P 单独作用更大, Watanabe 等人的研究也表明, 共存 Mn、Si 与晶界析出的 P、Sn 一起会加速 NiCrMoV 钢及 CrMo 钢回火脆性的发生。可用 J 因子来综合表示这些成份的影响, 其定义为:

$$J = (Mn+Si)(P+Sn)$$

Watanabe 发现, 当 $J > 100 \times 10^{-4}$ 时, $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 钢有较强的回火脆性敏感性, 而 NiCrMoV 钢比 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 钢的敏感性更强($J > 10 \times 10^{-4}$ 时即可发生)。如把 Sb、As 等脆性影响也包括起来, 则得:

$$J^* = (Mn+Si)(P+Sn+Sb)$$

$$J^{**} = (Mn+Si)(P+Sn+Sb+As)$$

Sato 等人得到的图 1 显示出了脆性增加(脆性转变温度 ΔFATT 的较大提高可显示出来)与高含量 Si、Mn 及其它元素的关系。可以得出结论, 如果能在实际生产中把这些元素含量严格减少下来, 就可以消除回火脆性现象。

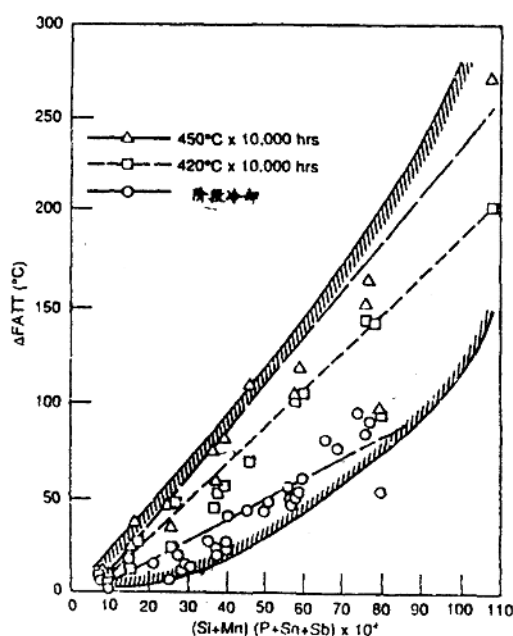


图 1. J^* 与脆性转变温度之间的关系

2. 炼钢工艺

用于生产超纯净 3.5NiCrMoV 钢转子的炼钢工艺开发过程如表 1 所示。自 1975 年以来, 随着二次精炼技术的实际应用, 炼钢技术发生了巨大变化, 已能炼出高纯钢锭及锻件钢。导致产生非金属夹杂的铝硅脱氧技术已被真空碳脱氧工艺(VCD)所取代, 在 VCD 工艺中, 氧是以 CO 的形式脱去的。在发展 VCD 的过程中, Mn 也被降到 0.35%(ASTMA470-C5,6,7 规定最低 Mn 含量为 0.2%)。Mn 含量不能太低, 因钢中 Mn 和 S 的比必须保持在 20:1, 即 0.2%Mn 对应的硫含量为 0.01%。当时, 工业上生产低压转子所采用的经 VCD 工艺生产的钢, 就是有这种代表性的硫含量。

表 1. 导致生产超纯净 3.5NiCrMoV 钢的炼钢工艺发展过程

年代	要求	工艺过程
1960	较高的抗拉强度 有效的消除铸造缺陷 测量 FATT	真空铸造 双辊粗锻造 成份与工艺同 FATT 的关系
1970	较大的整体转子 较低的 FATT 值 NDT 降低非金属夹杂 降低 FATT	较低的残留量; 水淬 成份调整和严格成份控制; 改进热处理; VCD 钢包精炼脱 S
1980	提高工作温度(避免回火脆性)	人工造渣 超纯净钢: 废钢选择; EAT 氧化 Mn 和 P; 多真空处理; 双除气

二次精炼技术的进步, 特别是 1975 年钢包精炼技术的出现, 使得 NiCrMoV 钢的硫含量得到进一步降低, 通过有效处理, S% 可从现行的 0.005% 降到 0.001%, 按 Mn:S=20:1 计算, 此时 Mn 含量应为 0.02%。

通过到钢包精炼炉之前进行氧化处理, 目前已可生产 Si、Mn 含量低到 0.02% 的 NiCrMoV 钢大锻件。在氧化阶段, 磷含量可降到 0.004% 以下, 如能将磷和锡含量降到 0.005% 以下, 就可以很容易地使 J 因子小于 10×10^{-4} 。

由于所采用的工艺取决于成份的要求, 因此, 各厂商在生产超纯净 3.5NiCrMoV 钢时所采用的工艺大体都一样。

联合特钢厂(VEW)为电力研究所(EPRI)生产二根超纯净试验转子锻件所使用的工艺是有代表性的工艺。这些试验转子锻件被称为 EPRI/VEW-1 和 EPRI/VEW-2[10,11,12]。经过精心选料(使硅、锌、锡含量最低), 然后在电弧炉(EAF)中熔炼。对 VEW-1 锻件, 熔炼在氧化渣下进行 5 小时, 在此期间, 磷含量降到 0.0001%。钢液倒入精炼包后, 加入石灰和造渣剂, 造出高碱性低氧活性渣。钢包精炼工艺(LRF)包括电弧加热和真空处理。在加热期间, 采用电磁装置搅拌钢液, 同时通入少量氮在渣上形成一气体保护层[10]。

对 VEW-1 锭, 由六个工序组成的精炼全过程需花费 10.5 小时来完成。对 VEW-2 锭, 其炼钢过程是由 3.5 小时 EAF 熔炼及 9 小时的钢包精炼组成。VEW-2 钢包精炼过程由三次加热和三次真空处理所组成。估计今后 LRF 加热处理时间可降到 6~7 小时(是在排除化学分析或者操作设备所需的等待时间的情况下)[13]。

浇注方法采用气体保护下注法, 以防回氢回氮。

日本钢铁厂(JSW)采用的工艺过程示意图如图2所示[14]。在EAF炉中氧化去除Mn、Si、P。对105吨试验钢锭产品,其EAF熔炼大约用了2小时[15]。经钢包炉的还原处理硫含量可降到0.0002%。氩搅拌下的加热,调渣及真空处理大约需6小时[16]。在VCD处理阶段以及后来的真空除气阶段进行脱氧。通过真空及氩通过钢液时产生的气泡把氢和氮除去。真空除气(VSD)铸造包括在双除气处理的第二步中[16]。

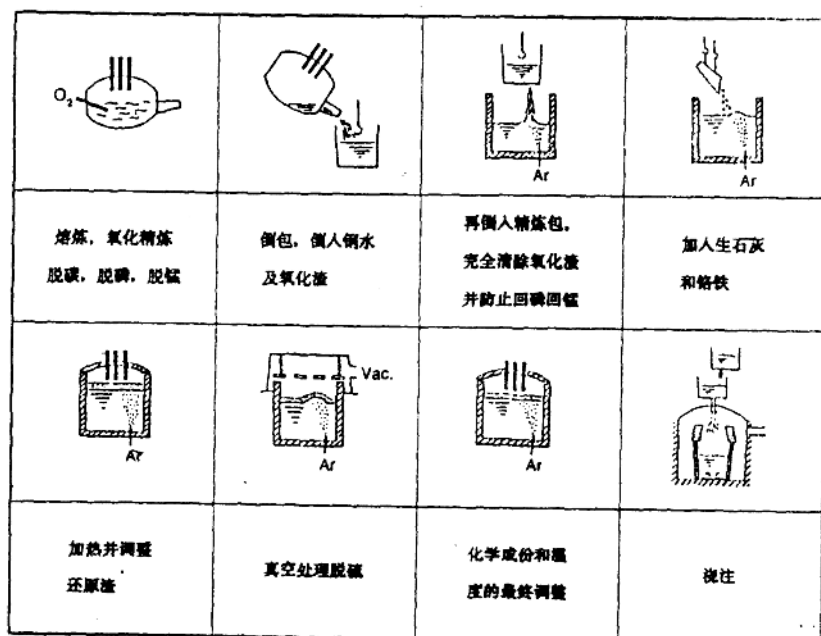


图2. 具有代表性的超纯净钢冶炼工艺(JSW 许可)

3. 超纯净优质钢用于生产各种转子锻件

在对NiCrMoV钢抗回火脆性特征多年实践研究的基础上, EPRI生产了一根成份为3.5NiCrMoV的超纯净钢锻件。该钢容许的标称及最大成分含量如表2所示, 同时表2也给出了普通材料及各类超纯净试验转子及成品转子的实际成份[资料取自通用电器公司转子的80个炉次的平均值][17]。

如前所述, 在1984年, EPRI曾委托VEW生产了一高纯净试验转子锻件。由于其非常纯净且不含Mn、Si, 因此可认为其质量达到最大限度地降低了Mn、Si、P、Sn、As、Sb、O、N含量的“超纯净”程度。自从该锻件生产出来后, 又生产出了一定数量的超纯净试验和成品转子锻件。以便对超纯净钢的生产特点、冶金和力学性能进行各种各样的实验和研究。

1985年11月, 生产制造了第二根P、Sn、As、Sb含量未严格控制的34t试验转子锻件VEW-2, 以确定超纯净是否必要。同时, 第三根由105t铸锭制造的超纯净3.5NiCrMoV试验转子锻件也被生产出来, 该锻件是由JSW为TSB生产的。VEW-1, VEW-2, JSW-TSB转子锻件的测试部分制成可以单独评估的形式。VEW-2评估结果表明, 该转子具有微弱的回火脆性敏感性, 它表明, 为消除材料回火脆性必须具有极高的

纯度。

表 2. 超纯净 3.5NiCrMoV 钢低压转子锻件的化学成份分析和 J 因子($J = (Mn+Si)(P+Sn)$)

材料来源	重量	C	Mn	Si	S	Ni	Cr	Mo	V	P	Al	Sn	As	Sb	$J \times 10^4$
EPRI 超纯净技术条件															
目标值		0.25	0.02	0.02	0.001	3.50	1.65	0.45	0.10	0.002		0.002	0.002	0.001	1.6
最大值		0.30	0.05	0.05	0.002	3.75	2.00	0.50	0.15	0.005	0.005	0.005	0.005	0.002	10
常规转子化学成分															
GE(80 炉平均值)		0.26	0.30	0.042	0.012	3.47	1.77	0.39	0.12	0.008		0.006	0.006	0.001	47.9
试验转子															
EPRI / VEW-1	34 t	0.30	0.02	0.03	0.001	3.44	1.68	0.41	0.09	0.0024	0.005	0.0032	0.0024	0.0005	2.8
EPRI / VEW-2	34 t	0.27	0.02	0.01	0.001	3.73	1.71	0.43	0.10	0.004	0.006	0.005	0.006	0.0015	2.7
TSB-JSW	105 t	0.25	0.03	0.01	0.001	3.66	1.77	0.41	0.12	0.003	<0.005	0.003	0.006	0.0017	4.2
Hitachi-Kobe	50 t	0.25	0.04	0.03	0.0012	3.68	1.75	0.36	0.10	0.002		0.002			
成品转子															
Kawagoe1(A)	120 t	0.25	0.02	0.03	0.001	3.64	1.75	0.43	0.13	0.002	<0.005	0.003	0.003	0.0012	2.5
Kawagoe1(B)	120 t	0.25	0.02	0.03	0.001	3.65	1.75	0.42	0.13	0.002	<0.005	0.003	0.003	0.0012	2.5
Kawagoe2(A)	120 t	0.25	0.02	0.02	0.001	3.61	1.75	0.42	0.13	0.002	<0.005	0.003	0.003	0.0009	2.5
Kawagoe2(B)	120 t	0.25	0.02	0.03	0.001	3.64	1.76	0.42	0.13	0.002	<0.005	0.003	0.003	0.0008	2.5
MHI-JCFC	76 t	0.25	0.03	0.01	0.0012	3.43	1.78	0.38	0.11	0.003	0.001	<0.001	0.003	0.0008	2.4

第 4 根试验转子锻件是由神户钢厂为日立公司制造的, 中部电气公司为证明超纯净技术已成熟, 将它用于 Hekina 二号机组。该试验转子锻件由 50t 铸锭制成。

表 3 列出了各主要杂质元素的普通含量, 超纯净含量及为此所采取的工艺。

表 3. 超纯净钢的成分和工艺

元素	成份		工艺措施
	一般要求	EPRI 目标值 / 最大值	
Mn	0.30	0.02 / 0.05	EAF 氧化去除
Si	0.042	0.02 / 0.05	EAF 氧化去除
S	0.012	0.001 / 0.002	钢包炉还原去除
P	0.008	0.002 / 0.005	EAF 氧化去除
Sn	0.006	0.002 / 0.005	控制度钢质量
As	0.006	0.002 / 0.005	
Sb	0.001	0.001 / 0.002	
O			在 LRF 及 VSD 中真空脱氧
H			LRF 中真空及通氮去除
N			同上

注: EAF=电弧炉 LRF=钢包精炼炉 VSD=真空脱氧

到 1989 年, 由超纯净 3.5NiCrMoV 钢制造的大型试验转子产品已超过 20 个。除此之外, 还有多实验室研究用超纯净钢锭, 这些钢锭重 75~150kg, 由真空感应方法冶炼[18]。这研究一般都着眼于可作二次精炼生产时, 优化钢的成分以消除回火脆性。

1989 前, 有关这项研究的所有报告可在文献[19, 20]中找到, 其中包括钢厂、汽轮机厂、大学及研究中心等单位所做过的或正在做的工作。

综上所述, 可得出以下几点结论: 1. 超纯净钢的冶金性能(微观组织、纯净度、晶粒大小、夹杂成分和分布、碳化物形态)等于或优于普通 3.5NiCrMoV 钢。2. 严格控制炼钢过程和适当热处理可以获得性能均匀的超纯净钢产品。3. 超纯净钢的力学性能等于或优于其它普通钢。特别是, 严格组织成分的超纯净 3.5NiCrMoV 钢无回火脆性现象, 同时具有良好的强度、冲击性能、韧性、疲劳性能及抗蠕变断裂性能。

三. 超纯净钢的热处理和冶金性能

大截面性能的均匀性, 部分是靠热加工和热处理获得的。上述的 EPRI/VEW-1 和 EPRI/VEW-2 试验锻件尽管成分是均匀的, 但从表面到心部的性能并不一样。VEW-1 的晶粒度表面为 ASTM8.7 级, 心部为 ASTM8.4 级[21, 22]。由于从大截面的表层到心部要获得均匀的锻造应变是很困难的, 因此, 热加工过程变形量的不同将引起奥氏体再结晶晶粒尺寸的差异。可用热处理纠正这种不均匀性。典型的工艺是多次对钢进行奥氏体—贝氏体转变处理。这种处理还有一个附加收获, 可以通过提高某阶段热处理温度进行扩散使小范围成分差别均匀化。相变次数和奥氏体化温度与时间的不同组合这两个因素对均匀性都很重要。

对所有超纯净试验转子锻件的热处理工艺进行比较可以清楚地看出, 相变次数和保温时间对材料性能的有益作用。VEW 转子锻件被奥氏体化二次(870℃, 840~850℃), 而后的锻件全都在 900℃ 开始进行三次奥氏体化处理。而且, 对 VEW-2 锻件的未切片检查部分重新加热处理二次, 以便探索提高屈服和极限强度[23]。第一次再加热处理后(包括 850℃ 奥氏体化处理), 其性能一直不均匀。但是, 第二次再加热处理后(包括 920℃ 奥氏体化处理), 从表面到心部的性能变得均匀一致了。

奥氏体化程度可用 Larson-Miller 型时间—温度参数联合进行计算。

奥氏体化参数

$$= T(^{\circ}\text{K})[20 + \log(t)] \times 10^{-3}$$

然后将奥氏体化参数与奥氏体化循环次数联合起来, 对所有试验转子锻件进行比较, 如图 3 所示, 奥氏体化温度 > 900℃ 时, 影响强烈: 甚至在 VEW-2 第一次再加热处理后, 其时间温度参数仍大大低于那些经三次处理且其中一次处理温度 > 900℃ 时的转子锻件参数。

总之显而易见, 至少三次奥氏体化周期对确保均匀性能(可以屈服强度和晶粒大小作为主要判据)是必须的。不管是两次正火和一次调质(如 JSW 和 Kobe)还是一次正火和二次调质热处理[如日本铸锻公司(JCFC)], 它们都是为确保获得均匀性能必须进行的最低限度处理。

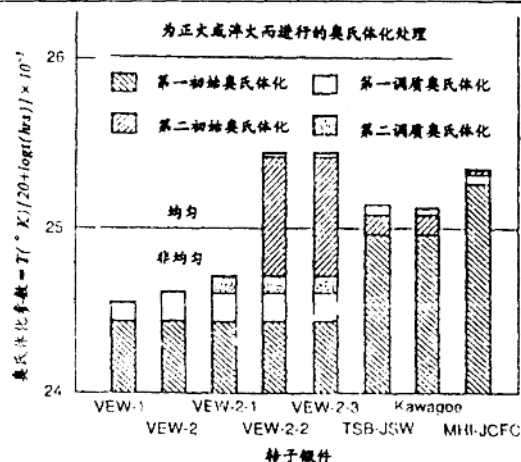


图3. 各种超纯净3.5NiCrMoV 锻件性能

与奥氏体化参数之间的关系

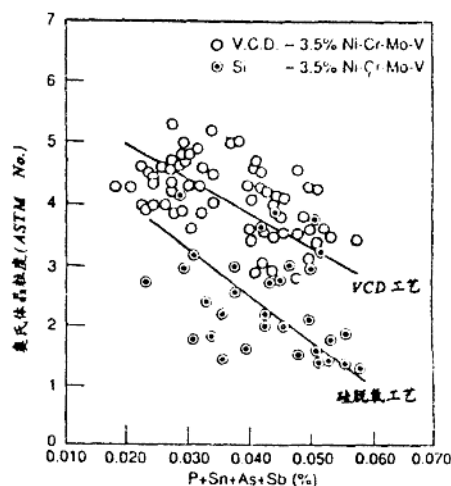


图4. 奥氏体晶粒尺寸与杂质含量的关系

1. 超纯净钢的宏观和微观均匀性

在大钢锭中大范围偏析的存在会导致锻件产品性能的下降，如使力学性能低于规定标准，增加回火脆性敏感性等。钢锭尺寸越大，有害杂质也越多。多年来，开发了许多用于降低钢锭内部不均匀性的方法，如高径比的降低，合适的冒口形状，保温冒口等。一个重要的进步是VCD工艺的出现。

宏观偏析可用硫印及宏观侵蚀方法来显示，并可用VCD工艺来大大降低。部分原因是由于经过VCD处理的钢锭中硅含量很低所致，其激冷区减小。此外，由于VCD工艺依靠钢熔化时游离碳和氧之间反应生成气体来完成，因此，氧夹杂物含量也大大减少，又由于S和Mn在二次精炼过程中，其含量也大大地降低，因此，用通常的硫印及宏观侵蚀法就检查不到宏观偏析了。

合金枝晶生长在结晶前沿形成的过冷液体中而凝固。当这些枝晶生长时，合金元素和杂质成分就间隔在液相与固相之间，因此，当钢锭完全凝固以后，就形成了对性能有害的偏析。Sawada等人对此有很好的解释[24]。

众所周知，如此复杂的微观组织和混晶对成品转子的韧性和抗回火脆性有不良影响，而且，象宏观偏析一样，微观不均匀性趋势也随钢锭尺寸增大而增大。

研究表明，VCD不仅能消除宏观偏析，同时能保证微观均匀性。同铝—硅脱氧相比，VCD钢的枝晶组织更细小[25]。对3.5NiCrMoV钢水取样凝固后进行实验证明，微观结构的改善是枝晶在生长过程中产生形状变化的结果，也就是说，VCD钢比铝—硅脱氧钢相比枝晶核更尖锐，枝晶间隔更小[25]。

VCD和二次精炼改善了微观均匀性，获得均匀的良好显微组织特性就是证明，图4示出了一3.5NiCrMoV钢奥氏体晶粒大小与杂质成分之间的关系。

2. 超纯净钢的纯度

除了用普通的硫印和宏观侵蚀不能查出偏析以外，超纯净钢的杂质含量也非常低。其纯度改善杂质含量达0.003~0.004%体积，比普通钢低一个数量级，横向韧性(FATT，上平台能量，断裂韧性 K_{Ic})也有所提高。对超纯净3.5NiCrMoV钢中的夹杂物如氧化物等

细小的(1~25 μ m)杂质,可用标准金相方法检出,而且,断口表明韧窝核心处在极小的(M, Ca)S颗粒上。

3. 低 Mn、S 对淬透性, 氢脆敏感性及机加工性能的影响

淬透性主要取决于钢的成份。在通常锻件中为约束钢中的 S 而多加入的锰对淬透性有一定的影响。这里就自然产生了一个问题, 很低的锰含量(~0.02%)对超纯净 3.5NiCrMoV 钢相变动力学会产生什么样的影响, 换言之, 超纯净锻件能否通过热处理在粗大截面心部获得均匀的贝氏体而不形成有害的铁素体?

超纯净试验转子锻件在最低冷速 17.5 $^{\circ}$ C/h 下没有发现先共析铁素体, 这一冷速是由 2750mm 转子锻件心部算得的冷速[26~28]。在这样低的冷速下, 贝氏体开始及最终转变温度仍略高于 Mn 含量为 0.15~0.31% 的普通 3.5NiCrMoV 钢, 如 Miyakawa 等人的连续冷却转变图(图 5)(CCT)所示, 这些结果同 Ohhashi 等人所做的工作相吻合[29], 在冷速为 66.6 $^{\circ}$ C/h 的条件下, 超纯净 3.5NiCrMoV 钢的贝氏体开始温度(B_s)及最终转变温度(B_f)分别比含 0.15% 锰的同类钢高 22 $^{\circ}$ C 和 5 $^{\circ}$ C。Tanimoto 等人[30]发现当锰含量为 0.05% 时, 在短时间会使贝氏体开始转变温度略有变化, 除此之外, 当锰含量为 0.05%, 0.13%, 0.22% 时, 对贝氏体转变温度无影响。

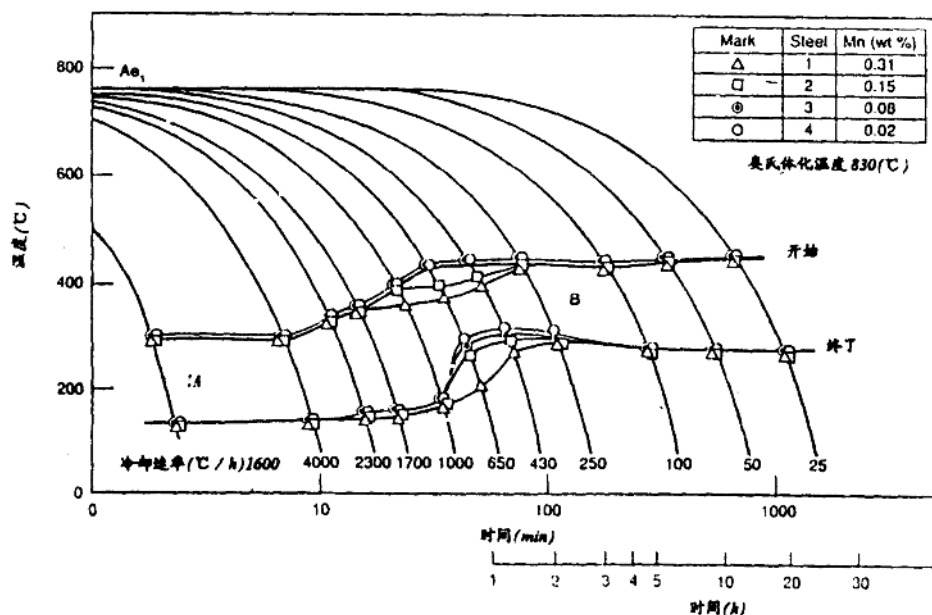


图 5 超纯净 3.5NiCrMoV 钢在不同锰含量下的 CCT 曲线

显而易见, 对所有直径至少等于 2650mm 的超纯净 3.5NiCrMoV 钢锻件都可以获得无先共析铁素体组织的全贝氏体组织。

有这样一种看法, MnS 夹杂能降低氢在钢中的溶解度, 并且认为, MnS 含量过低会使低硫钢的氢脆敏感性增加, 不过, 试验已经证明, 超纯净 3.5NiCrMoV 钢即使在极易发生应力腐蚀的试验条件下, 也没有发生氢脆。

一般认为, 超低硫钢的机加工性能较差, 但超纯净 3.5NiCrMoV 钢试验转子及成品

转子锻件都证明, 该钢具有良好的机加工性能。

4. 晶粒的大小和成长

对所谓超纯净 3.5NiCrMoV 钢, 其非金属夹杂密度很低, 故导致奥氏体晶核数量极小, 因此, 晶粒粗大, 或在奥氏体化温度下加速晶粒生长。然而, 对超纯净 3.5NiCrMoV 钢的实际观察表明不存在上述现象, 事实上, 低的含 Mn 量还有另一个结果: 如图 6 所示, 奥氏体晶粒度随锰含量降低而降低, 在奥氏体化温度时, 晶粒生长速度只有稍许下降。

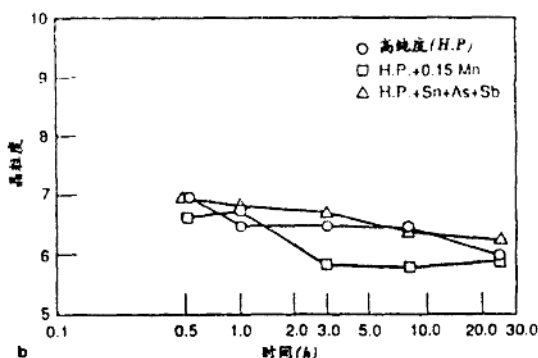
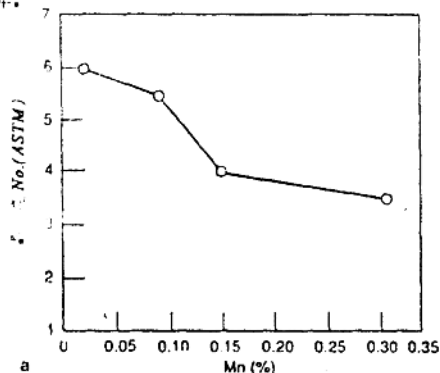


图6 (a) 锰含量对奥氏体晶粒尺寸的影响 [28]

(b) 3.5NiCrMoV 钢奥氏体晶粒尺寸同在 840°C 下保温时间的关系 [29]

5. 过热及应力松弛开裂敏感性

过热是在奥氏体化时由 MnS 的溶解引起的, 并在回火时 MnS 相继沿原奥氏体晶粒边界沉淀。Turkdogan 等 [31] 研究表明, Mn 的存在将大大地减小硫在钢中的溶解度, 因此, 超纯净钢中锰含量的降低, 将增大硫在钢中的溶解度, 并沿奥氏体晶粒边界再沉淀。这将导致沿奥氏体晶界产生粗大韧窝断裂, 即众所周知的冰糖状断口, 材料的韧性消失。

实验结果证明了这一结论 [32]。如果锰含量非常低, 而硫含量正常, 那么发生过热的最低温度会有明显的下降。对一般钢而言, 最低过热温度是 1250°C。因此, 超纯净钢会给过热温度低于普通钢的超纯净钢的锻造及热处理带来一些问题。

目前, 主要有三篇有关超纯净钢过热的研究报告: 它们是由神户钢厂 [32], Leeds 大学 [33-35] 及 JSW-Bethlehem [29] 在实验室所作。从这些研究得出结论, 只要 3.5NiCrMoV 钢转子锻件中的 Mn 和 S 含量都很低, 过热现象就不会发生。

再加热裂纹 SRC, 它是一种与回火, 应力松弛, 服役情况有关的在高温下 (~600°C) 发生在铁素体及奥氏体钢中的一种晶间裂纹。

能增加 SRC 敏感性的因素有下列几种 [36]: (a) 钢中存在硫化物, 氧化物, 硫氧化物; (b) 弱化晶界的碳化物及非金属夹杂偏析; (c) 奥氏体晶粒粗大。超纯净 3.5NiCrMoV 钢由于其纯度高, 杂质含量低, 奥氏体晶粒细小, 因此不存在 SRC 敏感现象。超纯净 3.5NiCrMoV 钢小试验锻件、大试验锻件及成品锻件都证实了这一点。

可以断言, 只要将 S、Mn 含量分别控制在 0.001 及 0.02 的水平, 同时保持高的纯净度及低杂质含量, 超纯净 3.5NiCrMoV 钢转子锻件就不会发生 SRC 及过热现象。

四. 重要结论:

1. 可用于实际生产超纯净 3.5NiCrMoV 钢的炼钢工艺已经确立, 随着先进炼钢工艺的应用, 超纯净 3.5NiCrMoV 钢转子锻件目前已可投入工业化生产, 已铸出重达 160t 的超纯净钢锭。

2. 热处理对获得均匀性能至关重要。对试验转子及成品转子采用不同的热处理工艺, 可以改变径向性能。可以看出, 对大型超纯净钢锻件, 要获得均匀的晶粒度必须必须进行多次奥氏体化处理。

3. 超纯净钢的冶金性能(均匀性、纯净度、晶粒度、杂质含量及分布状态)等于或优于普通 3.5NiCrMoV 钢。例如, 约比普通钢低一个数量级的纯净度为 0.003~0.004% 体积杂质含量的钢, 其横向韧性[FATT, USE, K_{IC}]也有改善。在硫印时, 没有发现硫化物夹杂, 只有氧化物夹杂, 且尺寸很小(1~5 μ m)。

4. 在 3.5NiCrMoV 钢中含有较低的锰对超纯净锻件的淬透性不但不构成有害影响, 并且在粗大截面的心部不形成影响贝氏体组织均匀性的有害铁素体。这种钢不产生氢脆敏感性, 也不存在一般低硫钢的机加工性能不良的问题。

5. 在低 Mn 超纯净钢中也没有晶粒度问题, 超纯净钢中较低的非金属夹杂含量, 在奥氏体化温度下, 既不使奥氏体晶粒粗化, 也不会加速奥氏体晶粒的生长。事实上, 锰含量的降低使奥氏体晶粒减小, 而奥氏体晶粒的生长速度只有稍许降低。

致谢(略)

参考文献

1. K.Balajiva, R.M.Cook, and D.K. Worn, *Nature*, 1965, Vol.178, p.433.
2. W.Stevens and K.Balajiva, *J.Iron and Steel Institute*, 1959, Vol.193, p.14.
3. G.C.Gould, *Symposium on Temper Embrittlement in steel*, ASTM STP 407, pp. 59-73, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1968.
4. C.J.McMahon; Jr., S.Takayama, T. Ogura, S.C.Fu, J.C.Murza, W.R.Graham, A.C.Yen, and R.DiDio, *Elimination of Impurity-Induced Embrittlement in Steel*, NP-1501, Part 1, Electric Power Research Institute, Palo Alto, California, 1980.
5. J.Watanabe and Y.Murakami, *Prevention of Temper Embrittlement of CrMo Steel Vessels by the Use of Low-Silicon Forged shells*, pp.216-223, American Petroleum Institute, Washington, D.C.1981.
6. H.Kohno, M.Miyakawa, S.Kinoshita, and A.Suzuki, "Effect of Chemical Composition on Properties of High Purity 3.5NiCrMoV Steel," ASM-EPRI, Intl.Conf.Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Chicago, September 1-3, 1987.
7. R.M.Bruscato, *Welding Journal Research Supplement*, 1970, Vol.35, p.148s.
8. K.Sato, M.Kosugi, and S.Tanimoto, "Production of High Purity Steel for Low Pressure Rotor Forging," EPRI Superclean Steel Review Meeting, Dusseldorf, May 31-June 1, 1988.
9. R.I.Jaffee, *Met.Trans A*, 1986, Vol.17A, P.755.

10. W.Meyer, "Presentation of the Status of Production of High Purity Rotor for Advanced Steam Power Plant," meeting in Kapfenberg, September 18, 1984.

11. P.Machner and W.Meyer, "The Production and the Test Results of the Improved Lp Rotor Forging," EPRI Project Rp1403-8, presented at the EPRI Clean Steel Project Review, Palo Alto, California, December 34, 1984.

12. R.I.Jaffee, P.Machner, W.Meyer, and J.Steiner, *Ironmaking and Steelmaking*, 1986, Vol.13, pp.322-326.

13. Vereinigte Edelstahlwerke, A.G., *Production and Properties of a Low Pressure Model Rotor with Relaxed Specification*, Final Report to RP2741-3, Electric Power Research Institute, Palo Alto, California, 1986.

14. Anon., *Trans.Iron and steel Institute of Japan*, 1987, Vol.27,p.312

15. O.Watanabe and Y.Yoshioka, "Production and Evaluation of the Trial Rotor Forging," progress report on RP1403-15, Electric Power Research Institute, Palo Alto, California, 1987.

16. R.I.Jaffee, T.Ohhashi, O.Watanabe, and P.Machner, *Ironmaking and Steelmaking*, 1989, Vol.16,p.45.

17. O.Watanabe, Y.Yoshioka, and R.Schwant, "Superclean 3.5NiCrMoV Steel for Low Pressure Rotors," EPRI Seminar on Fossil Plant Retrofits for Improved Heat Rate and Availability, San Diego, December 1-3, 1987.

18. R.L.Bodner, T.Ohhashi, and R.I.Jaffee, *Met.Trans.A*, 1989, Vol.20A, pp.1445-1460.

19. R.I.Jaffee, R.H.Richman, and W.P.McNaughton, *Superclean Steel Development: An Interim Report*, RP1403-32, Electric Power Research Institute, Palo Alto, California, 1989.

20. R.I.Jaffee, R.H.Richman, and W.P.McNaughton, *Superclean Steel Development: A Users Guide*, RP1403-32, Electric Power Research Institute, Palo Alto, California, 1989.

21. T.Ohhashi, *Investigation Results of Prototype Super Clean 3.5NiCrMoV LP Rotor Forging Manufactured by VEW under EPRI RP1403-8*, JSW Report No.R(RF) 86-48, June 27, 1986.

22. G.Lutjering, TUHH Progress report on EPRI RP1266-33, Structural Evaluation February 1, 1986.

23. R.Bauer, Vereinigte Edelstahlwerke, private communication, November 17, 1987.

24. S.Sawada, K.Suzuki, and J.Watanabe, *Effects of Melting and Processing Variables on the Mechanical Properties of Steel*, G.V.Smith, ed., MPC-6, pp 89-106, American Society of Mechanical Engineers, New York, 1977.

25. S.Sawada and S.Kawaguchi, "The Beneficial Effect of Vacuum Carbon Decoxidation on Rotor Forging Properties," in R.I. Jaffee, ed., *Workshop*

Proceedings: Rotor Forgings for Turbines and Generators, WS79-235, Electric Power Research Institute, Palo Alto, California, 1981, pp.5-1-5-14.

26. R.L.Bodnar, Report No.APB-71-83135 Bethlehem Steel Corp., February 26, 1986.

27. Vereinigte Edelstahlwerke, “Production and Properties of a Low Pressure Model Rotor with Relaxed Specification,” progress report on EPRI RP2741-3, July 1, 1986.

28. M.Miyakawa, M.Kohno, S.Kinoshita, H.Kikuchi, and A. Suzuki, “Effect of Mn Content on Properties of 3.5NiCrMoV Steel,” EPRI Intl.Conf.Improved Coal-Fired Power Plants, Palo Alto, California, November, 1986.

29. T.Ohashi, R.L.Bodnar, H.S.Reem-Snyder, and R.E.Steigerwalt, *High-purity Steels for Utility Components*, Final Report, NP-5399, EPRI RP2061-1,-2, Electric Power Research Institute, Palo Alto, California, 1987.

30. S.Tanimoto, I.Kitagawa, and S.Watanabe, “The Effect of Mn and Impurities on Temper Embrittlement for 3.5NiCrMoV Steel Low Pressure Rotor Forgings,” ASM-EPRI Intl.Conf.Advances in Materials Technology for Fossil Power Plants, Chicago, September 1-3, 1987.

31. E.T.Turkdogan, S.Ignatowicz, and J.Pearson, *J.Iron and Steel Institute*, 1955, Vol.180, pp.349-354.

32. Kobe Steel, “Overheating of High Purity 3.5NiCrMoV Steel for LP Rotor,” EPRI Clean Steel Project Review, Palo Alto, California, December 3-4, 1984.

33. M.Kearney and J.Nutting, “The Overheating Characteristics of Clean 3.5NiCrMoV R & D Materials,” Progress report on EPRI RP2741-1, June, 1986.

34. G.E.Hale, S.Preston, and J.Nutting, *Materials Science and Technology*, 1986, Vol. 2, pp. 571-575.

35. University of Leeds, “The Overheating Characteristics of Clean 3.5NiCrMoV R&D Materials,” progress report on EPRI RP2741-1, March, 1987.

36. D.P.Pope, K.A.Abiko, R.L.Bodnar, D.S.Wilkinson, C.J.McMahon, Jr., R.Dobbs, and D.Gentner, Elimination of Impurity-Induced Embrittlement in Steel. Part 2: High-Temperature Cracking—Stress-Relief and Creep Cracking, NP-1501, Part 2, Electric Power Research Institute, September, 1980.

(王建军译自 Materials Engineering NO.1, 1991

冉启方, 刘文明校)

“超纯净”3.5NiCrMoV 汽轮机转子钢

第二部分: 力学性能

【摘要】近来国际上对于低压汽轮机转子超纯净 3.5NiCrMoV 钢的研究已取得了进展。这种钢具有较高的抗回火脆性能力, 这样, 可通过提高操作温度和改进设计促进发电效率的提高。已能生产出具有代表性的杂质含量在超纯净规范内的超纯净钢。本文很详细地介绍了各项性能等同于或超过那些常规 3.5NiCrMoV 钢的这种钢的成品转子。特别令人感兴趣的是实际上超纯净钢不受回火脆性的影响, 可应用于直到 500℃ (932°F) 的蠕变极限温度。本文评论了超纯净 3.5NiCrMoV 钢的力学性能即回火脆性敏感性、强度均匀性、冲击性能、蠕变断裂性能、抗疲劳性、断裂韧性和应力腐蚀开裂敏感性。

一. 引言

几年来的实验室研究和小规模生产, 已使基本不受回火脆性影响的超纯净 3.5NiCrMoV 钢趋于完善。在报告的第一部分⁽¹⁾对各种型号试验转子和成品转子锻件的炼钢工艺、热处理和冶金特性已作了概括。本文介绍了相对应的力学性能。

表 1 超纯净 3.5NiCrMoV 钢低压转子锻件化学分析和相关的 J 因子

材料来源	重量	C	Mn	Si	S	Ni	Cr	Mo	V	P	Al	Sn	As	Sb	J × 10 ⁴
EPRI 超纯净技术条件															
目标值		0.25	0.02	0.02	0.001	3.50	1.65	0.45	0.10	0.002		0.002	0.002	0.001	1.6
最大值		0.30	0.05	0.05	0.002	3.75	2.00	0.50	0.15	0.005	0.005	0.005	0.005	0.002	10
常规转子化学成分															
GE(80 炉次平均值)		0.26	0.30	0.042	0.012	3.47	1.77	0.39	0.12	0.008		0.006	0.006	0.001	47.9
试验转子															
EPRI / VEW-1	34 t	0.30	0.02	0.03	0.001	3.44	1.68	0.41	0.09	0.0024	0.005	0.0032	0.0024	0.0005	2.8
EPRI / VEW-2	34 t	0.27	0.02	0.01	0.001	3.73	1.71	0.43	0.10	0.004	0.006	0.005	0.006	0.0015	2.7
TSB-JSW	105 t	0.25	0.03	0.01	0.001	3.66	1.77	0.41	0.12	0.003	<0.005	0.003	0.006	0.0017	4.2
Mitsubishi-Kobe	50 t	0.25	0.04	0.03	0.0012	3.68	1.75	0.36	0.10	0.002		0.002			
成品转子															
Kawagoe1(A)	120 t	0.25	0.02	0.03	0.001	3.64	1.75	0.43	0.13	0.002	<0.005	0.003	0.003	0.0012	2.5
Kawagoe2(B)	120 t	0.25	0.02	0.03	0.001	3.65	1.75	0.42	0.13	0.002	<0.005	0.003	0.003	0.0012	2.5
Kawagoe2(A)	120 t	0.25	0.02	0.02	0.001	3.61	1.75	0.42	0.13	0.002	<0.005	0.003	0.003	0.0009	2.5
Kawagoe2(B)	120 t	0.25	0.02	0.03	0.001	3.64	1.76	0.42	0.13	0.002	<0.005	0.003	0.003	0.0008	2.5
MHI-JCFC	76 t	0.25	0.03	0.01	0.0012	3.43	1.78	0.38	0.11	0.003	0.001	<0.001	0.003	0.0008	2.4

由电力研究所(EPRI)研制出的超纯净 3.5NiCrMoV 钢化学成分与常规材料化学成分(通用电气公司 80 炉次转子钢平均成分)及各种超纯净试验和成品转子锻件的化学分析结

果, 见表 1。转子设计已在报告的第一部分⁽¹⁾作了介绍。

到 1989 年底, 采用超纯净 3.5NiCrMoV 钢制成了 20 多件成品转子和大型试验转子。另外, 对由高纯原材料经真空感应熔炼制备的重 75~150kg 实验室用钢锭进行了许多研究。⁽³⁾。有关到 1989 年初各种研究结果的报告可在资料[4, 5]中找到。

二. 超纯净钢的力学性能

1. 回火脆性敏感性

回火脆性可用断口形貌转变温度(FATT)的变化来表示。FATT 是在夏氏 V 形缺口试样上呈现 50%脆性/50%塑性断口形貌时的温度。FATT 越低, 材料对脆性起始断裂的抗力就越大, 这种钢的回火脆性敏感性可这样测定, 即用钢在回火脆性区热运行后 FATT 的变化(Δ FATT)(或者是韧性, 或者是夏氏 V—形缺口冲击的变化)来确定。

在本世纪六十年代中期, 通用电气公司开始采用长期时效方法确定普通转子钢回火脆性的敏感性。⁽⁶⁾发现在 CrMoV、12CrMoVNB 和 NiCrMoV 钢中存在回火脆性, 而 NiCrMoV 钢最为敏感。虽然在 343℃、120000 小时内出现的平均脆性(Δ FATT)是 42℃, 没有显示脆性测量达到饱和。在 1980 年, New house⁽⁶⁾观察到 371℃, 120000 小时条件下有明显的脆裂。由于这种原因, 低压转子(NiCrMoV)的温度一直被限制在 343℃以内, 因此尽量减小或消除长期热运行的影响就成为开发超纯净钢的一个主要目的。

图 1 是回火脆性的特征, 即 FATT 随时间变化的示意图。试样一般经分段冷却或者恒温处理。结果表明, 常规 3.5NiCrMoV 钢在热运行 10000 小时以上(实际温度为 100℃或更高)时 FATT 有很大提高。

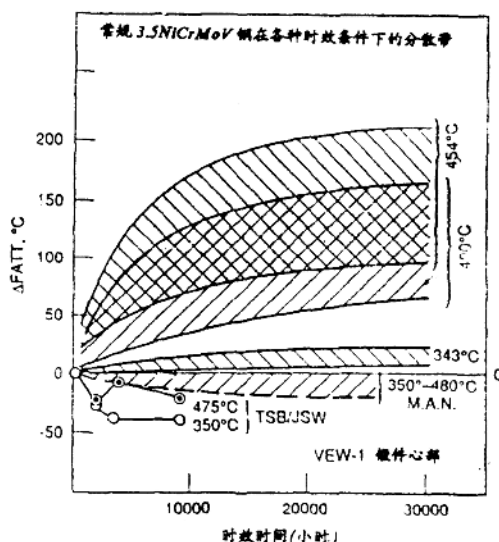
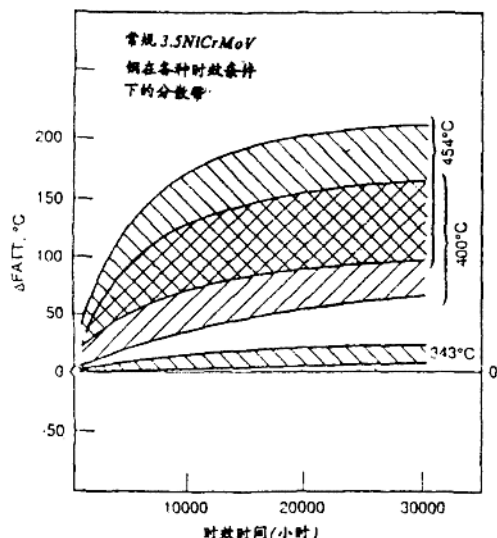


图 1 常规 3.5NiCrMoV 转子材料的脆化情况 图 2 超纯净 3.5NiCrMoV 转子材料脆性不明显

图 2 表示 VEW-1 材料心部位承受 350~480℃ 等温时效处理时的特点。曲线表明, 在最初 3000 小时, FATT 降低, 经 24000 小时时效以后, FATT 值保持稳定。⁽⁷⁾ 实验预定进行 50000 小时。在 350℃、425℃ 和 480℃ 等温条件下的结果都由(MAN)提供并在资料[4]上详细介绍。VEW-1 材料的特点也在东芝报告的结果中给出⁽⁸⁾。在 350、

375、400、425 和 475℃ 进行的等温试验, 其 FATT 结果都清楚地表明, 在头 1000 小时内 FATT 显著降低, 随后, 在超出 10000 小时后运行至今其 FATT 基本呈水平状。

如图 所示, 与 VEW-1 锻件的结果相比, 由奥格斯堡纽伦堡机器制造公司(MAN)对成分限宽松的材料进行的试验表明, 此时对回火脆性敏感, 尽管 VEW-2 锻件 FATT 的变化相对小一些, 但对于心部和外表都有一致向上的趋势。在 480℃ 运行 8000 小时之后, 心部材料最高的 FATT 值仅为 -30℃, 其仍然优于大多数常规材料转子的 FATT。尽管有这个结果, 在长时间热运行条件下仍不能接受放宽成分的做法。

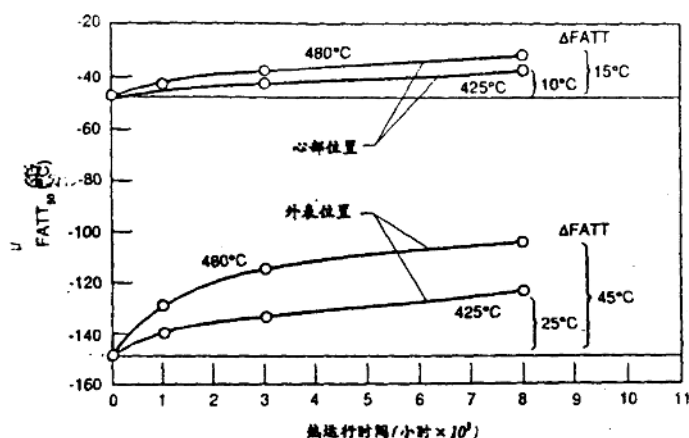


图 3 VEW-2 材料在 425℃ 和 480℃ 长时间热运行的影响

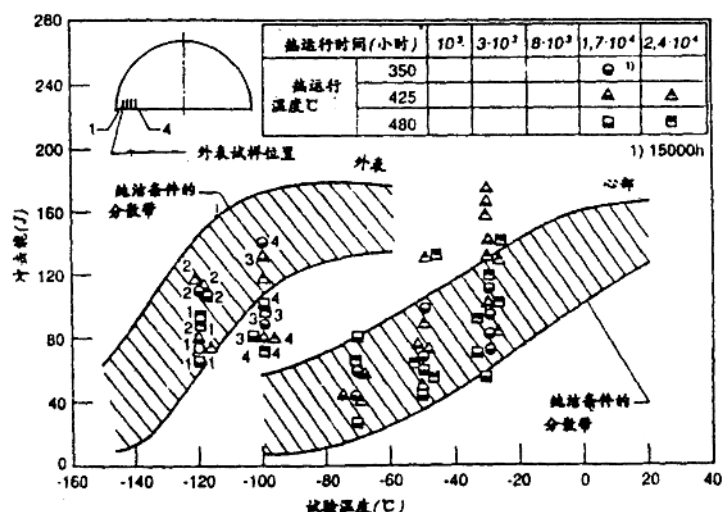


图 4 对于 350℃、425℃ 和 480℃ 时效的 VEW-1 材料冲击能与试验温度关系曲线

J 因子(参见文献[1]中的讨论)一直被推荐用来衡量回火脆性敏感性以筛选材料, 它概括了化学成分中的脆性元素。VEW-1($J=2.8$)和 VEW-2($J=2.7$)与常规的 3.5NiCrMoV 钢($J=47+$)相比较表明: 对消除回火脆性而言, 降低 J 因子是必要条件, 但不是充分条

件。

图 4 是由 MAN 试验 VEW-1 材料而得的详细结果, 可以看到心部材料的 FATT 略微改善(降低)(表现为纯净材料向左向下偏移), 外表材料的 FATT 略有增加(向右偏移)。

图 5 表明各种超纯净钢锻件沿径向 FATT 的变化, 如所希望其总的趋势达到最小值, $x/R \approx 0.4 \sim 0.5$, 心部 FATT 在 $-20^\circ\text{C} \sim -70^\circ\text{C}$ 范围, 外表 FATT 大都在 -110°C 以下, 对比之下, 轴向区(顶端到下部)或周向区(锻件圆周)FATT 没有太大变化, 径向与纵向两者之间也没什么区别, 上述结果已由对各种锻件(特别是 VEW-2)锻件的大量解剖和检测所证实, 结果见资料[4, 5]。

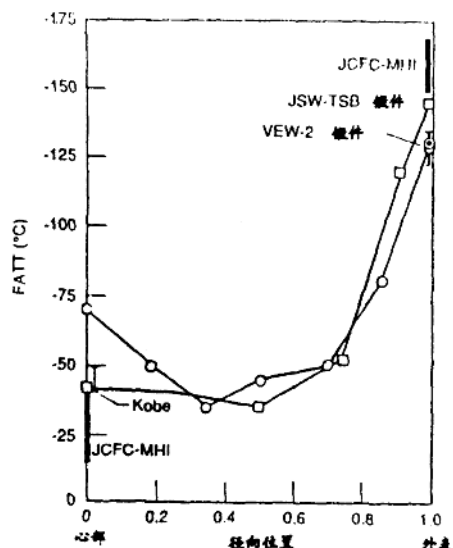


图 5 FATT 沿径向位置变化
(不同转子锻件)

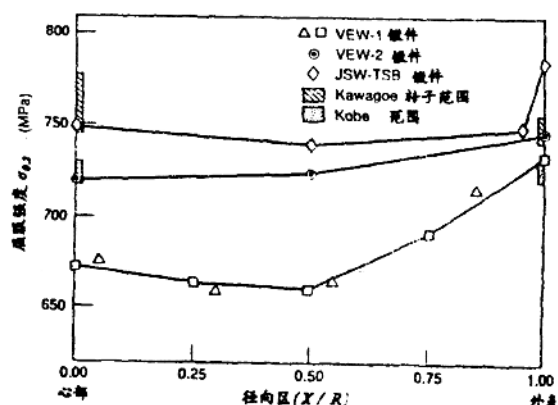


图 6 不同超纯净钢锻件 0.2%
屈服强度的试验数据分布

总而言之, 这些结果仍然表明按严格技术条件生产的超纯净 3.5NiCrMoV 转子钢在温度达 480°C 的恒温条件下基本不受回火脆性影响, 现在通过利用超纯净钢可在较高操作温度条件如在 $400 \sim 450^\circ\text{C}$ 预定范围内运行。

2. 强度的均匀性

性能均匀性大部分是通过成分基本均匀的大锻件的热处理制度的合理选择而获得的。第一次由 VEW 试制的两根锻件 (EPRI/VEW-1) 和 EPRI/VEW-2, 尽管其化学成分均匀, 可从表面到心部的性能并不均匀, VEW-1 转子从心部到外表的强度变化均特别明显, 如图 6 所示, 为 0.2% 屈服强度与锻件的不同位置的关系曲线, VEW-1 和 VEW-2 转子(对于较低等级)从心部到外表呈现出出乎预料的巨大差别。

尽管起初这些超纯净钢锻件在整个转子上强度不均匀, 后来通过热处理消除了这种缺陷。对于这一点, 在第一篇文章[1]中已讨论过, 另外, JSW-TSB、JSW-Kawagoc、神户和 MHI-JCFC 后来生产的锻件所得结果可证明, 所有这些经过了三次奥氏体化循环处理的锻件从表面到心部都显示出相对均匀的晶粒度、屈服强度和抗拉强度。