

大型铸锻件文集

HEAVY CASTINGS AND FORGINGS COLLECTED WORKS

(核电铸锻件专辑)

一九九一年 第二期

机械电子工业部重型机械科技情报网
大型铸锻件制造分网
德阳大型铸锻件研究所

内部刊物 注意保存

大型铸锻件文集

DAXING ZHU-DUANJIAN WENJI

一九九一年

第 二 期

编 辑：德阳大型铸锻件研究所情报室

出 版：德阳大型铸锻件研究所

地 址：四川德阳市

邮政编码：618013

印 刷：四川省德阳报社印刷厂

出版日期：1991年12月

目 录

努力为核电国产化作贡献..... 贾乃昌 (1)

综 述

轻水堆压力容器用钢的发展..... 古平恒夫 (2)

联邦德国核反应堆部件用大型锻件的制造技术现状..... M. Erve等 (10)

核电站部件材料技术的发展..... H. Cerjak (17)

核电设备用铸锻钢件..... 梶原英史 (22)

先进的沸水堆材料技术..... D. W. Sandusky等 (28)

低合金钢锻件

核电设备用的大件的锻造..... Ladislav Jilek等 (29)

反应堆壳体的热处理特点..... A. A. Асграфьев等 (37)

核电厚壁部件的机械性能的各向异性和不均匀性..... A. A. Попов等 (40)

预备热处理对15X2HMΦAA钢晶粒大小、相成分和性能的影响
..... Е. Л. Корлыханова (44)

核电设备用锻件..... J. G. Collier等 (47)

轻水堆压力容器用钢抗中子辐照脆性的研究..... 中野善文等 (50)

ASME SA508 C1.3钢中子辐照脆性..... Koreaki Suzuki (60)

不锈钢铸锻件

“文珠”快中子增殖反应堆压力容器用大型不锈钢锻件..... 塚田英史等 (66)

高铬铁素体系耐热钢在快中子增殖堆构件上的应用..... 寺西洋志等 (70)

核电站用SUS304不锈钢压力容器焊缝的超声波探伤..... 大冈纪一等 (78)

核电设备用铸件的冶金问题..... C. Pichard等 (83)

不锈钢铸件的超声波检验..... Claude Bovenron等 (85)

书 介

《核电设备结构材料》..... 何志勇 (87)

文 摘..... (83, 84)

主 编 周云松 责任编辑 刘春燕 何志勇

努力为核电国产化做贡献

第二重型机器厂副总工程师 贾乃昌

使重原子核结构产生裂变并释放出巨大的能量，再利用这些能量发电就是现代原子能发电站（简称核电站）的工作原理。

自从第一座链式反应装置于1942年在美国芝加哥大学问世以来，人们在将受控链式反应用于实用型发电方面做了大量的工作。最早利用反应堆产生的能量做为动力的第一艘核潜艇是在1954年下水的。紧接着民用核电站如雨后春笋般兴起。时至今日，根据《核工业》杂志统计表明：1990年世界上运行机组已有415台，反应堆兆瓦数为326212，正在建设中的机组有57台，其反应堆兆瓦数为47187（见“重大技术装备研制动态”第13期，1991，5，15）。目前，美国有111台机组在运行，发电量为99588MW；德国有56台机组在运行，发电量为55778MW，占全国总发电量的75%。看来，核能作为替代石油、天然气、煤等能源的趋势已成定局。

当然，由于链式反应堆的威力巨大，如不能加以控制就会造成无法估量的损失。因此，其反应堆装置的重要性也就可想而知了。根据这一特点，要求反应堆压力容器（RPV）的材料必须是纯净的；沿厚度截面和不同部位的元素及性能必须是均匀的；与容器其它材料，特别是与焊接材料的匹配性要好；其可焊性、加工性、锻造及热处理性能均应良好；另外还要具有适当的强度与足够的韧性，最重要的是要具有低的辐照脆化敏感性。为了使核电设备的用材达到最佳化，世界各国科学工作者进行了孜孜不倦的探索，花了几十年的时间以及大量的资金，经过多次的失败，现已基本形成了一套比较完整的材料体系，并已用标准规范法规、导则等形式固定下来。以美国为例，他们对反

应堆压力容器用材料的研究经历过四个阶段：第一阶段从1951年建立的100kW小型反应堆EBR-1开始，到随后的Saxton, Indian, Point-1, Bonus, Pathfinder等小型反应堆采用的都是锅炉材料，但由于其强度低、高温性能较差而很快被淘汰；1956年起进入第二阶段，这一阶段主要是为了提高强度、降低壁厚，如Big Rock Point, San Onofre, Come Yankee, R. E. Ginna等反应堆，但当壁厚大于127mm时韧性不足；1964起转入第三阶段，目的是为了提提高材料韧性，但由于堆焊层下热影响区、粗晶区的再热裂纹等问题尚未解决，因此其韧性也感不足；于是从1970年开始转入第四阶段，这一阶段延续至今主要目标是提高钢的均匀性、改进炼钢工艺，开展全面性能研究。整个研究工作持续了近四十年，其艰巨性可见一斑。

我国对核电的研究始于1958年，但真正对各国通用钢种A508-3钢的研究却是1981年的事。在核工程设计研究院、钢铁研究总院、哈尔滨焊接研究所以及第二重型机器厂等单位的领导及工程技术人员的共同努力下，按照既定大纲，经过十年如一日的不懈努力，终于使国产A508-3钢通过了三部联合鉴定，并按RCC-M的规定对其进行了辐照通量为 $5 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ 的辐照试验，获得了满意的结果。其它许多重机厂及有关科研单位对此也做了大量工作。所有这一切为国产A508-3钢的实际应用奠定了坚实的基础。第二重型机器厂采用国产A508-3钢生产的133t钢锭，经过按RCC-M标准进行的全面测试，其结果达到了世界八十年代水平。

（下转第39页）

轻水堆压力容器用钢的发展

日本原子力研究所 古平恒夫

一、前言

轻水堆核电站始于五十年代后期。1957年90MW Shippingport压水堆以及1959年210MW Dresden 1号沸水堆的相继运转,标志着商业核电的兴起。从此,轻水堆核电站不断向大型化发展。随着轻水堆的大型化,压力容器的厚度不断增加,1100MW压水堆压力容器壁厚已达250mm。从核安全角度上讲,要求反应堆压力容器用钢比一般的结构钢具有更高的性能⁽¹⁾,因而要求采用最先进的制造技术,同时不断进行新技术的开发^(2、3)。

为确保轻水堆压力容器用钢的性能,在制造中应特别注意以下几点:

(1) 尽量降低容易引起中子辐照脆化的P、Cu、Sn等杂质含量,降低影响材料韧性、特别是影响V型冲击上平台能的硫的含量;

(2) 为了同时满足强度和韧性要求,应尽量在小范围内调整合金含量;

(3) 将氢、氧控制在最低水平,以防止氢致缺陷、减少非金属夹杂;

(4) 减少大型钢锭中的夹杂物及偏析,确保材料内部质量;

(5) 对钢锭进行充分的锻造,压实疏松,避免在以后的焊接中形成焊接缺陷。

从上述考虑出发,各国都对制造技术、设备进行了革新,确立了轻水堆压力容器超厚锻件的制造技术。本文就反应堆压力容器用钢的发展、制造技术的改进以及超厚部件的性能进行了概述。

二、轻水堆压力容器制造技术的影响因素

1. 大型化发展趋势

为提高核电站的单机输出功率,增大机

组容量,从而降低发电成本,核电站规模逐年增大。图1反映了日本核电站的发展趋势⁽⁴⁾,到目前为止,沸水堆、压力堆的容量已经达到了1100MW级。

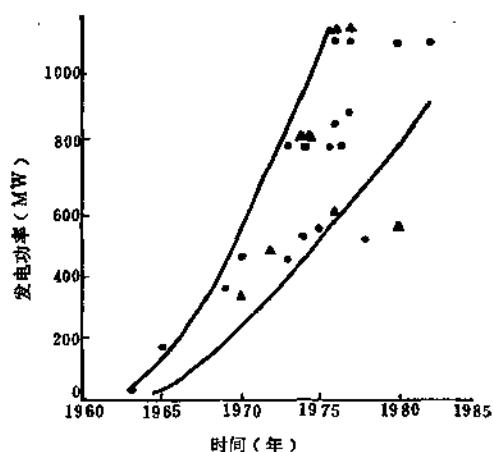


图1 日本核电站发电功率年递增曲线
●—BWR(沸水堆) ▲—PWR(压水堆)

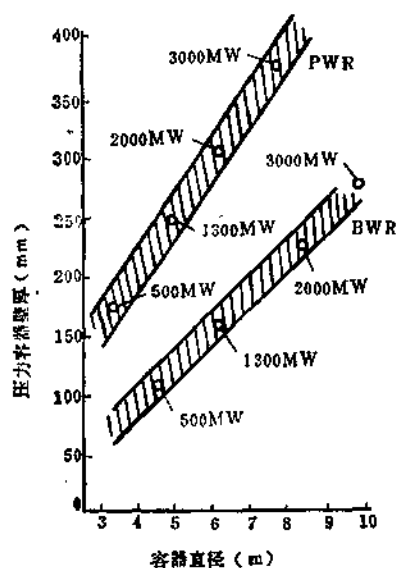


图2 发电功率与压力容器内径壁厚之间的关系

表 1 完善轻水堆压力容器制造技术年序表

五 十 年 代	六 十 年 代	七 十 年 代	八 十 年 代
完善设计研究	铜对中子辐照脆化影响的研究 TMI堆芯熔毁事故 UCC及再热裂纹的研究 Rancho Seco堆过冷现象 PTS现象		
ASME第 I 卷	ASME第 II 卷	ASME第 III 卷	
	转变温度研究	断裂力学研究	

*: UCC—堆焊层层下裂纹; PTS—加压热冲击。

核电站的大型化决定了反应堆堆芯及压力容器直径增大, 容器壁厚增加。图 2 示出轻水堆发电功率与反应堆压力容器内径、壁厚之间的关系。

在这种大型化发展浪潮的冲击下, 各国的制造厂不断谋求钢锭、成形加工设备、热处理设备的大型化, 从而确立了轻水堆压力容器用超厚部件的制造技术。因此, 可以说型化是影响压力容器制造技术的一个较大因素。

2. 制造技术要点

如上所述, 核能发电的历史可以追溯到五十年代后期。三十多年来, 许多技术革新以及不断出现的问题, 大大促进了压力容器厚壁部件的制造技术的发展。表 1 列出了发展过程⁽⁸⁾。

(1) 中子辐照脆化问题

五十年代初曾有一些文献叙述了中子辐照对材料机械性能的影响。1968年Potapovs和Hawthorne⁽⁷⁾发现铜对材料的抗中子辐照脆性影响极大。铜含量过高, 在中子辐照下材料的延性—脆性转变温度高。当时, 美国没有对轻水堆压力容器用钢的铜含量加以限制, 在某些情况下铜含量甚至超过了 0.3%; 但1974年, 美国ASTM标准的附加条款对轻水堆压力容器用 Mn-Mo-Ni 系低合金钢 (A533B) 的成分进行了限制, 规定 Cu、P 含量应分别控制在0.12%和0.017%

以下。此后, 随着对材料抗中子辐照脆化性能的进一步了解和冶炼技术的发展, ASTM标准于1983年对压力容器用钢的Cu、P、S含量的上限进行了新的规定。见表 2。

表 2 压力容器用钢的Cu、P、S的含量 (%) *

成 分	A533B Cl.1		A508 Cl.3	
	炉 样 分析值	成 品 分析值	炉 样 分析值	成 品 分析值
Cu (max)	0.10	0.12	0.10	0.10
P (max)	0.012	0.015	0.012	0.015
S (max)	0.015	0.018	0.015	0.018

* ASTM标准, 1983年。

在这种情况下, 提高轻水堆压力容器材料抗中子辐照脆性的措施不断得到完善。在六十年代已发现材料的延性—脆性转变温度与中子辐照通量有关; 七十年代又发现Cu、P含量对材料抗中子辐照脆性的影响。进入八十年代后, 进一步考虑到了镍与铜共存时镍会使转变温度上升的问题。

近年来研究了其它元素对抗中子辐照脆性的影响。研究结果发现: Mo、Mn能有效地减轻辐照脆化; As、Cr几乎对脆化没有影响; Sn与Cu、P一样, 会降低材料抗中子辐照脆性。

因此, 为改善材料的抗中子辐照脆性,

应尽量降低铜含量,并相应降低含杂质元素的合金成分。

(2) 不锈钢堆焊层层下裂纹(UCC)和再热裂纹

1970年在欧州发现了在压力容器不锈钢堆焊层热影响区出现的一种再热裂纹,称为UCC⁽¹⁰⁾。该裂纹形成于重叠焊道的底层,即在堆焊第一层时温度加热到1200℃以上的粗晶区、以及在堆焊第二层时再热温度为600~700℃的区域出现。再热裂纹垂直于焊接方向,一般为0.2mm左右,最大的长12mm,深3mm。

同时,在A508 Cl.2钢压力容器焊缝的热影响区也发现了同类的再热裂纹^(10,11)。

防止产生这种再热裂纹的一种十分有效的方法是降低P、S、As、Sn、Sb等杂质元素的含量。材料的纯净度对确保容器安全性能是极为重要的。

(3) 防止无延性断裂

由于压力容器的无延性断裂会给反应堆造成不可估量的损失,因此必须采取有效的对策。目前主要通过严格的设计标准或规范对材料的韧性值进行限定来达到这个目的。

1971年以前,只是要求进行落锤及夏比试验。要求由落锤试验测出的 T_{NDT} 温度为-12℃。1972年,ASME规范第Ⅲ卷规定的无延性转变温度参考值 RT_{NDT} 为-35℃⁽⁵⁾变得更加严格。

表1中示出的1978年Rancho Seco堆过冷现象和1979年美国三里岛(TMI)堆芯熔毁事故说明了确保轻水堆压力容器的安全性是很重要的。因此,从安全性方面考虑中子辐照脆性问题也说明了压力容器采用高韧性材料是很重要的。

三、压力容器厚壁部件制造技术的发展

1. 轻水堆压力容器用钢的种类及标准
表3列出了轻水堆压力容器用钢⁽²⁾。

早期的轻水堆采用焊接性能良好的Mn-Mo系A302B钢和Si-Mn系A212B锅炉用钢。由于在厚度超过100mm的钢板上,A302B钢已不能充分满足强度和韧性的要求。因此,为提高淬透性,1964年版ASTM标准规定A302B钢中要加入一定量的镍。这种钢被称为A302B改良钢。随着压力容器壁厚的增加,淬火冷却速度降低,A302B改良钢也就难以确保强度和韧性要求。从连续冷却转变(CCT)曲线得知,这种钢从奥氏体化温度开始逐渐冷却,将会出现铁素体、珠光体组织。如果不达到一定的冷速(20℃/min),那么其后的回火、焊后热处理等也难以保证强度和韧性。薄壁部件可进行空冷,而对于厚壁部件来说,为获得所需的冷却速度必须进行水淬。因此,1965年ASME(ASTM)规范将A302B改良钢的正火处理改为淬火处理,并将A302B钢进一步改进为A533B钢。

锻钢也经过了同样的发展过程,由A105、A336发展到A508钢。A508有Cl.1 Cl.2和Cl.3三类,但由于A508 Cl.2钢中存在前文所述的堆焊层层下裂纹和再热裂纹现象,因此目前主要采用A508 Cl.3钢。

2. 冶炼

在日本,曾用碱性平炉和电炉熔炼、真空浇注大型钢锭,1973年以后用电炉和保温炉制造。随着转炉炼钢的发展,也可以用转炉冶炼A508 Cl.3钢,1977年ASME标准和1982年日本JIS G3204《压力容器用调质合金钢锻件》标准都明确了这一点。

对轻水堆压力容器用超厚钢板和500mm级厚壁锻钢都应在材料标准规定的范围内选择最佳化学成分,以得到具有良好强度和韧性的调质组织。为此,在冶炼时必须考虑以下几点:

(1) 降低影响材料抗中子辐照脆性的Cu、P、Sn含量;

表3 轻水堆压力容器用钢

ASME (JIS) 钢号	化 学 成 分 (%)						机 械 性 能			
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	δ (%)	ψ (%)
旧 钢 板	A212B	≤ 0.33	$0.15 \sim 0.30$	≤ 0.9	—	—	≥ 267	$482 \sim 598$	≥ 21	—
	A302B	< 0.25	$0.15 \sim 0.30$	$1.15 \sim 1.50$	—	$0.45 \sim 0.60$	≥ 352	$562 \sim 703$	≥ 18	—
新 钢 板	A105	≤ 0.35	≤ 0.35	$0.60 \sim 1.05$	—	—	≥ 253	≥ 492	≥ 22	≥ 30
	A336	≤ 0.27	$0.15 \sim 0.30$	$0.50 \sim 0.80$	$0.5 \sim 0.9$	$0.25 \sim 0.45$	$0.55 \sim 0.70$	≥ 352	$562 \sim 703$	≥ 18
新 钢 号 件	A533B Cl.1 (JIS SQV2A)	≤ 0.25	$0.15 \sim 0.30$	$1.15 \sim 1.50$	$0.4 \sim 0.7$	—	$0.45 \sim 0.60$	≥ 352	$562 \sim 703$	≥ 18
	A508 Cl.2 (JIS SFVQ2A)	≤ 0.27	$0.15 \sim 0.40$	$0.50 \sim 1.00$	$0.5 \sim 1.0$	$0.25 \sim 0.45$	$0.55 \sim 0.70$	≥ 352	$562 \sim 738$	≥ 18
	A508 Cl.3 (JIS SFVQ1A)	≤ 0.25	$0.15 \sim 0.40$	$1.20 \sim 1.50$	$0.4 \sim 1.0$	≤ 0.25	$0.45 \sim 0.60$	≥ 352	$562 \sim 738$	≥ 18

(2) 降低As、Sb、Sn含量, 以减小对堆焊层下裂纹和再热裂纹的敏感性;

(3) 降低S含量、控制C含量以提高韧性; 控制Al、N以细化晶粒;

(4) 严格控制各种合金元素的添加量以确保强度, 减小对再热裂纹的敏感性;

(5) 通过去氧以减少非金属夹杂物、去氢以减少氢致缺陷、降低有害元素的含量提高内部质量。

由于在精炼过程中几乎不可能除去铜, 因此防止在原料中混入铜就成为降低铜含量的唯一方法。在电炉冶炼时应尽量使用杂质元素含量较小的废钢; 在转炉冶炼时应考虑使用高纯度的铁水。

由于仅凭电炉或转炉冶炼尚不能达到高纯钢的要求, 于是开发出了用钢包精炼炉进行二次精炼的方法^(5、15、16)。这种方法能有效地控制合金成分, 减少杂质元素。

目前, 铜可降低到0.01~0.04%, P、S可降低到0.003~0.005%。图3⁽²⁾说明日本轻水堆压力容器用钢中Cu、P、S含量的变化。

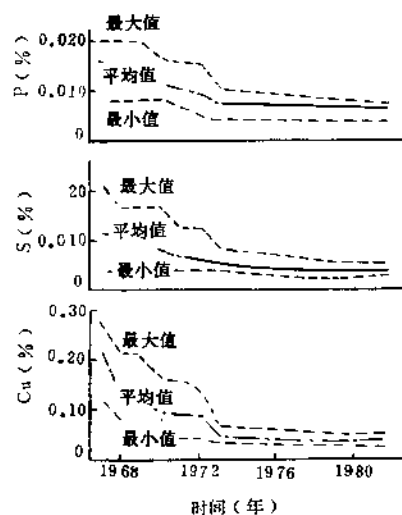


图3 压力容器用钢中Cu、P、S含量的变化

3. 脱气

在浇注和凝固过程中, 钢水中的氢和氧是形成氢致缺陷和氧化物夹杂的主要原因, 因此脱气是很重要的工序。转炉冶炼时采用RH脱气装置, 增大回流管径并且大量吹入氩气提高去氢脱氧能力; 电炉冶炼时通过脱

气处理来降低氢、氧含量。

4. 铸锭

轻水堆压力容器厚达160~250mm，需要100t以上的大型钢锭。一般说来，钢锭愈大，其凝固速度愈小，偏析愈严重，为此应采用扁平钢锭。此外，为利于钢水中的杂质分离上浮，保证钢锭内部纯洁度，应采用上大下小锭模。

浇注500t级特大钢锭时，应采用多炉合浇方法。浇注时应严格控制各炉钢水的温度和化学成分以确保大型钢锭的均质性。如用多炉合浇的400t钢锭制造的大型法兰，其内外表面碳的分布见图4所示，碳的偏析较小⁽¹⁰⁾。

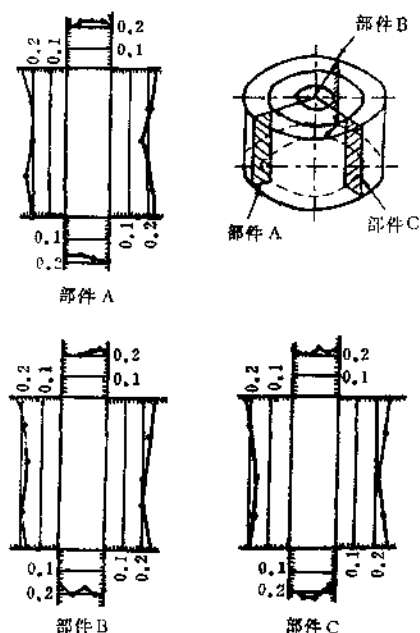


图4 大型锻件中碳的分布示例

5. 加工成形

(1) 钢板卷制压力容器

对特厚钢板，首先锻造压实板坯内部的疏松，在破坏一次凝固组织后进行轧制。为使纵向与横向的轧制比大致相当，轧制应交叉进行以减小机械性能的各向异性。

为了去除残存的未压合的疏松，进一步提高内部质量，最近开发出了使用上下不对称砧的特殊锻造法和累积大压下量轧制法^(2, 17, 18)。

(2) 锻造压力容器

从提高使用可靠性、便于再役检查、提高发电效率的目的出发，压力容器逐渐从传统的卷板焊接结构发展成为整体锻造结构，从而减少了容器的焊缝数量。法兰和接管段筒节采用整体锻件可使接管准确定位，满足设计要求。

这些锻件可以用空心钢锭或实心钢锭冲孔制成。炼钢、铸锭以及热处理技术的发展，使轻水堆压力容器已具备了向大型化、整体化发展的条件。

6. 热处理

为达到规定的强度和韧性要求，钢板、锻件经正火处理后，应进行淬火处理。为提高冷却速度、增大淬火效果可在淬火水槽中进行强制循环。

四、轻水堆压力容器用钢的性能

下面主要介绍轻水堆压力容器用钢的强度、韧性及抗中子辐照脆性等主要性能。

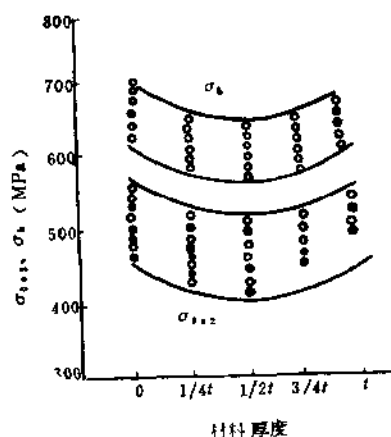


图5 室温下机械性能在厚度方向的分布

○—A533B ●—A508

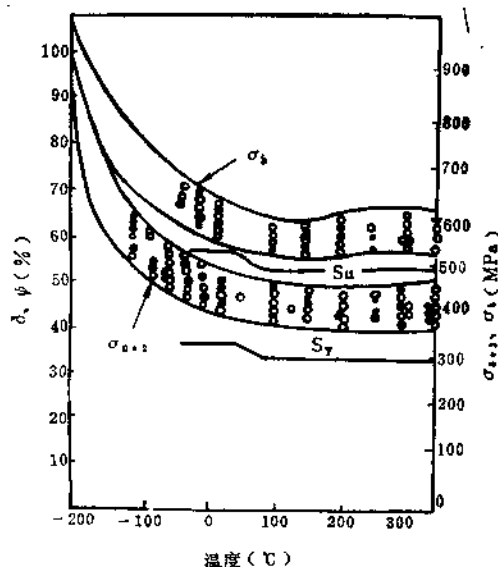


图6 Mn-Mo-Ni钢0.2%屈服和抗拉强度与温度的关系度

○—A533B ●—A508 Cl.3

S_y 、 S_u —设计允许应力

1. 强度和韧性

图5^(21, 22)为日本最近制造的超厚A533B Cl.1以及A508 Cl.3Mn-Mo-Ni钢厚壁压力容器(195~300mm)在室温下的0.2%屈服强度和抗拉强度在厚度方向的分布图。近表面的淬火冷却速度大,故可以得到贝氏体、马氏体组织,强度也就高;而心

部淬火冷却速度小、强度稍低。但强度均能满足0.2%屈服强度(>345MPa),抗拉强度(>551MPa)的要求值。即1/4t处的0.2%屈服强度的平均值为467MPa、抗拉强度为610MPa。

图6^(21~23)示出了这两种材料的0.2%屈服强度和抗拉强度与温度的关系,在1/4t处横向取样。强度、延伸率及断面收缩率均达到了设计要求。这两种材料在静态、动态以及裂纹扩展终止三种状态下的断裂韧性值均分布在ASME第Ⅲ卷附录G的断裂韧性参考曲线以上。

2. 中子辐照脆化情况

表4^(25, 26)列出了用于中子辐照试验材料(250~300mm厚)的化学成分及热处理条件。

图7示出了中子辐照下由落锤试验测出的转变温度。转变温度的上升量可由下式表示:

$$\Delta T(^{\circ}\text{C}) = \frac{5}{9} \left[(15.25 + 432.0\text{Cu}) \left(\frac{\phi}{10^{19}} \right)^{0.5332} \right]$$

式中: Cu为铜含量(%);

ϕ 为中子辐照通量($E>1\text{MeV}$)

表4 辐照试验用钢的化学成分及热处理条件

钢 号	化 学 成 分 (%)									热 处 理 条 件
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	
A533B Cl.1 (JIS SQV2A) 基体金属	0.18	0.22	1.48	0.007	0.007	0.66	0.20	0.57	0.01	淬火: 880℃×8.0h, 水冷 回火: 660℃×6.0h, 空冷 焊后热处理: 620℃×26.0h, 炉冷
A508 Cl.3 (JIS SFVQ1A) 基体金属	0.18	0.27	1.35	0.007	0.005	0.76	0.11	0.50	0.04	淬火: 880℃×6.5h, 水冷 回火: 640℃×7.8h, 空冷 焊后热处理: 545℃×57h, 600℃×22.5h 660℃×10.6h, 炉冷
A533 Cl.1*	0.20	0.25	1.26	0.011	0.018	0.56	0.10	0.45	0.12	淬火: 860℃×12h, 水冷 回火: 635℃×12h, 炉冷 焊后热处理: 610℃×40h, 炉冷

*为美国早期核电站用钢

图8示出了中子辐照对A533B钢和A508 Cl.3钢断裂韧性的影响。同夏比冲击性能一样,中子辐照通量增加,则转变温度向高温侧移动,V型冲击上平台能降低。这两种材料在受到中子通量为 $6 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$)的辐照时(约为轻水堆使用末期中子通量的2倍),转变曲线向高温侧的移动约在 50°C 左右停止,上平台断裂韧性约保持在 $200 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$,并不会影响反应堆的安全性。

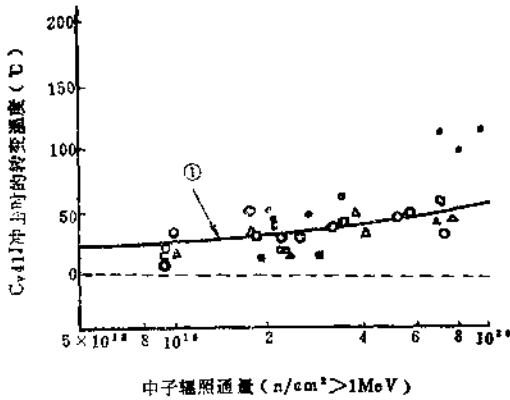
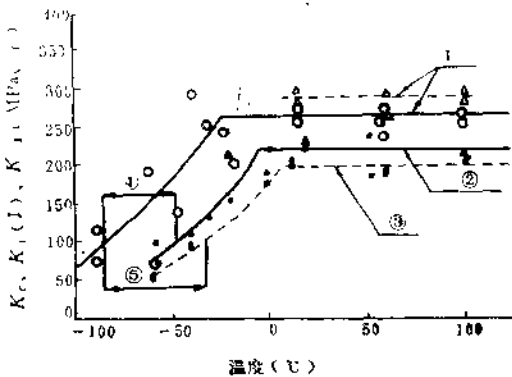
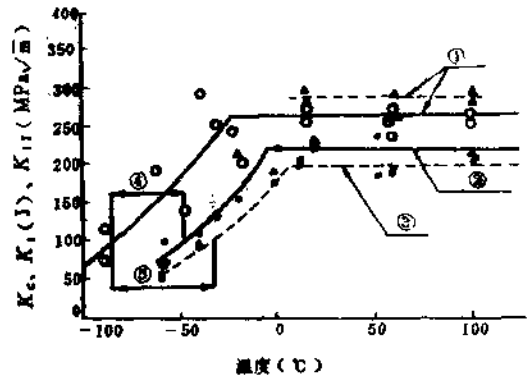


图7 中子辐照通量与MnMoNi钢CV41J转变温度的关系

- A508 Cl.3板材 △—A533B Cl.1板材
□—焊接金属 ■—热影响区
●—A533B Cl.1*
①—日本金属性能委员会资料数据
*—美国早期核电站用钢



a



b

图8 中子辐照前后MnMoNi钢的断裂韧性与温度的关系

a: A533B Cl.1

- ▲●— $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}$ 试样
△— $20 \times 20 \times 100 \text{ mm}$ 试样

- ①—辐照前
②—辐照后 (290°C , $3.1 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$)
③—辐照后 (290°C , $7.0 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$)
④— $\Delta T_1 = 37^\circ\text{C}$ ⑤— $\Delta T_2 = 52^\circ\text{C}$

b: A508 Cl.3

- ▲●— $10 \times 10 \times 55 \text{ mm}$ 试样
△— $20 \times 20 \times 100 \text{ mm}$ 试样

- ①—辐照前
②—辐照后 (290°C , $2.4 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$)
③—辐照后 (290°C , $5.4 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$)
④— $\Delta T_1 = 33^\circ\text{C}$ ⑤— $\Delta T_2 = 54^\circ\text{C}$

五、结 语

上述材料均指母材。焊接材料可参看其它资料^[8]。目前的制造技术已能保证材料的高韧性及较高的抗中子辐照脆性,保证轻水堆压力容器服役期间的安全性。现在关心并正在研究中的是解决前文提及的加压热冲击现象及延长轻水堆发电站的寿命等问题,希望在不久的将来这方面的研究能有所进展。

参考文献

- [1] 薄田宽: 压力技术, 1976(4), 188

- (2) 古平恒夫: 原子力工业, 1984, 81(4), 73
- (3) 古平恒夫、芳野文人: 原子力工业, 1984, (6), 74
- (4) 藤村理人: 铁与钢, 1978(64), 1433
- (5) 高岛弘敏、武田铁治郎、中岛浩卫、菊竹哲夫、山中胜义、中尾仁二、伊藤龟太郎: 制铁研究, 1982(309), 14453
- (6) T.A. MEYER, K.R. BALKEY, S.E. YANICHKO: Mechanical Engineering, 1984(6), 34
- (7) U. POTAPOVS, J.R. HAWTHORNE: NRI, 6803, 1968(11)
- (8) J.R. HAWTHORNE: Nuclear Engineering and Design, 1985(89), 223
- (9) C.Z. SERPAN, Jr: IAEA Specialists Meeting, Vienna, 1986(11)
- (10) 铃木公明、大西敬三等: 日本制钢所技报, 1978(38), 51
- (11) S. ONODERA: IAEA-SM-269/116, 1983
- (12) 藤村理人: 原子力工业, 1985(12), 73
- (13) E.E. STEELE: IAEA Technical Report Series, 1975, 163
- (14) M. HASEGAWA, M. KAWASAKI, T. FUJIMURA: JAERI-M5809, 1974, 33
- (15) 永井润、大西正之、山本武美、难波明彦、橘形三、小島信司: 川崎制铁技报, 1983(2), 66
- (16) 小野寺真作、塚田尚史、铃木小明、佐藤育男:

日本制钢所, 1985(11)

- (17) 中岛浩卫、渡边和夫、渡边司郎、田村至: 第29次塑性加工联合讲演会论文集, 1978, 172
- (18) 菊竹哲夫、中尾仁二: 铁与钢, 1977(63), S292
- (19) 塚田尚史、铃木公明、橘桥干雄、田中泰彦: 日本制钢所技报, 1981(40), 58
- (20) 川崎制铁私传, 1985
- (21) 酒井让、菊竹哲夫、小崎明郎、高桥功、宫健三、安藤良夫: 压力技术, 1984(4), 210
- (22) Y. SAKAI, K. AIYA, I. TAKAHASHI, A. KOSAKI, Y. ANDO: Int. J. Pres. Ves. & Piping, 1986(22), 57
- (23) 酒井让、高桥功、宫健三、安藤良夫、小倉信和: 压力技术, 1985(6), 332
- (24) Y. SAKAI, K. MITA, L. TAKAHASHI, Y. ANDO: Int. J. Pres. Ves. & Piping, 1986(22), 79
- (25) L.E. STEELE, L.M. DAVIES, T. INGHAM M. BEUMDVSKY: ASTM STP 870, 1985, 863
- (26) T. KODAIRA, S. MIYAZONO, N. NAKAJIMA, K. ISNIMOTO, H. ITAMI: Nuclear Engineering and Design, 1985(85)

赵晓辉 摘译自《铁与钢》1987, No14, P44~55

王 孜 校

(上接第43页)

和活性区筒节锻件截面厚度上机械性能分布规律的研究, 可以得到如下结论:

1. 筒节锻件截面厚度上存在机械性能的不均匀性, 它与试验用的回火参数无关。

2. 15X2HMΦA 钢的机械性能具有各向异性现象, 可以采用各向异性系数 η_x 来评定其各向异性。裂纹形成功 KCV_y 具有最大的各向异性。因此, 为了评定材料的各向异性, 可以采用这个最敏感的特性值。

3. 在制造 BBЭP-1000 压水反应堆壳体时必须考虑机械性能不均匀性和各向异性。

参考文献

- (1) Особенности термической обработки кор-

пуса реактора / А. А. Астафьев, В. В. Бобков, П. С. Рябов, Н. В. Лимин // Энергомашиностроение, 1984, №12, С. 27~28.

- (2) Методические указания по проведению контроля качества материалов оборудования и трубопроводов АЭС по ударной вязкости в кригической температуре хрупкости (для объединений, предприятий и организаций Минэнергомаш). М.: НПО ЦНИИТмаш, 1983, 5. С.
- (3) Методика определения критической температуры хрупкости конструкционных сталей / А. А. Попов, Д. М. Шур, А. В. Просвириин и др. // Заводская лаборатория, 1979, Т. 45, №12, С. 1134~1135.

刘春燕 译自《ЭНЕРГОМАШИНОСТРОЕНИЕ》1989, №12, P17~19

何志勇 校

* 中央机器制造与工艺科学研究所生产联合体的材料和结构强度试验室还获得与 15X2HMΦA-A 钢筒体类似的各向异性资料。

联邦德国核反应堆部件用大型锻件的制造技术现状

M. Erve F. Papouschek K. Fischer CH. Maidorn

【提要】 由于技术和经济的原因，为了最大限度地减少部件和管道上的焊缝数量，设备制造厂和使用单位已经注意采用锻造技术来优化整个轻水反应堆冷却系统的设计。实例表明，通过深入的研究和精心的设计以及充分利用现有的制造能力和设备，技术范围（包括钢锭重量和锻造技术）已经不断得到扩大。本文叙述和评鉴了部件的损坏检验和无损检验的结果，同时还说明了在KTA核安全标准中如何考虑采用这些材料鉴定的经验和结果。

一、前言

采用当代最新的工艺技术，优化轻水反应堆的主冷却系统部件和管道的设计一直是使用单位和作为这种系统制造者的西门子公司追求目标。本文以焊缝的位置和数量为例如加以说明。在技术上可行的情况下，根据如下理由减少焊缝的数量：

- 提高制造速度；
- 获得较有利的制造条件；
- 在制造过程中和交付使用后的无损检验；
- 便于使用前检查和维护保养；
- 减少使用过程中无损检验所需的时间。
- 布置保留的焊缝要尽可能考虑到；
- 便于在车间最大限度地预制管道附件；
- 允许在远离喷嘴周围的增强区连接管道。

这种优化开发工作的成果首先应用于反应堆压力容器⁽¹⁾，随后又用于整个核反应堆冷却系统部件以及外部系统的安全部件^(2,3)。只有通过设计、材料、锻件制造和其它制造环节负责单位之间的不懈合作才能够实现这项开发工作。在西门子公司，部件的设计是根据锻造技术进行的所受到的限制决定于各个钢厂的锻造和热处理设备能力或者机械加工方面的能力。本文给出了所

用锻件的一些例子。它们代表了联邦德国核反应堆大型锻件的最新技术状态。

二、按锻造技术规范设计的零部件实例

1. 管道

由于过去采用两个压制半壳生产的弯管具有纵向焊缝，其焊接处有较高的叠加应力并且在服役期间难于或者不可能进行自动检查，因此，用无缝弯管替代上述弯管。此外，无缝弯管还具有可以采用焊带进行埋弧铺焊包层的操作优点。这种方法还提供了把单个预先包复处理的90°弯管制成几个不同弧长的管段的可能性，但是需要利用具有精确公差的配件及自动化的包复处理设备⁽⁴⁾。

锻件同铸件或焊接件相比，需要有更大的加工量，这影响到加工性。反应堆冷却系统管线采用的带喷嘴的整锻直管锻件就是一个例子。

空心锻造管件和喷嘴运到加工车间首先粗加工到热处理和检验尺寸，然后再加工到最终尺寸。

不同类型的管道锻件，毛坯重量在30~57t之间，加工后重量在7.5~8.2t之间，即每个锻件有75~85%的重量被加工掉。除了普通车床外，还使用了数控镗床和铣床。除了最终形状极复杂的件外（带有角度和凸缘的喷嘴），这种方法还可用于加工余量大的

允许高速切削的其它铣削成形件。仅仅在数控铣床上50个小时的精加工就需要大约3600个程控步序。因此，加工这种类型的锻件可达到最好的精确度要求。

2. 反应堆冷却泵壳

目前，泵壳由20MnMoNi55钢钢坯锻成。为此，把一个135t的钢锭预锻几火后，用一个特殊的锻模锻粗，然后再进行轴向冲孔。

虽然锻后的泵壳非常接近最终形状，但仍需要进行大量加工，特别是在压力出口喷嘴区和泵壳内侧。因此采用一个重约93t的锻坯加工成34t重的泵壳成品^[5]。

当对第一个锻造泵壳作铺焊处理时，只有把预热、焊接和焊后热处理工艺参数控制在非常小的公差范围内，才能达到理想的结果。力求提高锻件材质的均匀性和改善其纯度，不仅能使锻件得到较高的韧性（图1），而且也保证了需用的基材的可加工性。在联邦德国，采用低硅真空碳脱氧（VCD）处理^[6]（低Si含量），主要是为了改善部件中的偏析分布。图2表明了偏析区的冷裂趋势^[7]和在模拟热影响区条件下试样应力诱导脆性对部件结构特性的影响。

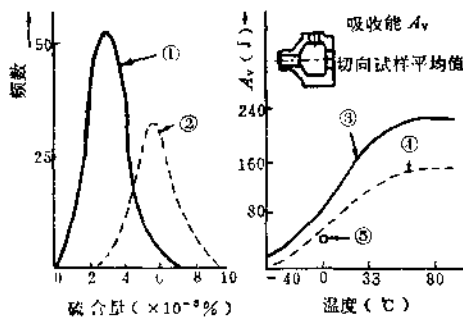


图1 改进炼钢技术提高20MnMoNi55钢的纯度和韧性

- ①—1981—84年140炉次 ②—1974—80年81炉次
③—1982—84年16件泵壳 ④—1975—78年8件泵壳
⑤—KTA3201.1标准规定值

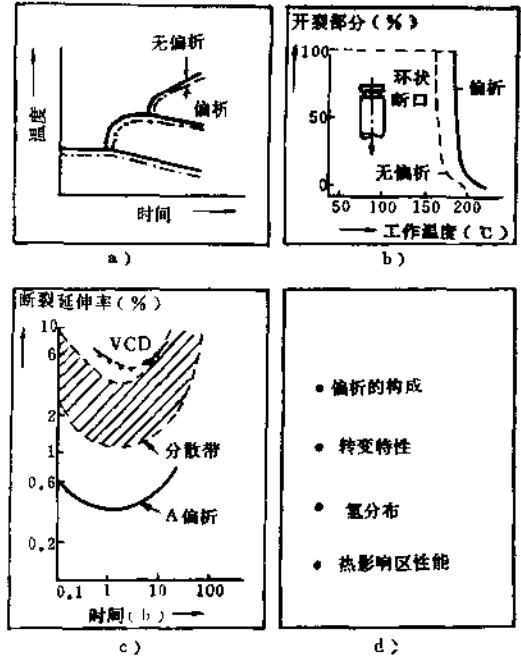


图2 VCD处理对加工性能的影响

- a) TTT转变示意图 b) 热模拟影响区
c) 裂纹敏感性 d) VCD处理的效果

上述方法提高了在不利位置和高预热温度下进行手工堆焊包复层的成功率。

3. 反应堆压力容器法兰环段

在重量和尺寸上，反应堆容器法兰环段是反应堆冷却系统中最大的锻件。在联邦德国，由于各个钢厂和锻造厂中缺乏足够的生产能力，过去是不可能制造法兰环段的。只有在蒂森亨利希钢铁公司和克虏伯-克洛克勒锻造厂共同合作下，才首次制造出这种锻件。这个重435t的钢锭在蒂森铸成并进行预锻，然后在克虏伯-克洛克勒锻造厂终锻和加工交货。

(1) 钢锭制造

必须采取特殊的冶炼方法以获得最好的韧性值并防止A偏析，特别是在以后要堆焊包层的环段的内表面和喷嘴开口部位要求更高。对于重达435t的钢锭，为了达到最少的对偏析影响极大的Si和S含量，规定进行低Si钙处理（CAB）。因此，在这样重的锻

造钢锭上，正如采用VCD法生产那样，第一次采用TN工艺方法结合低Si进行专门的脱硫处理。

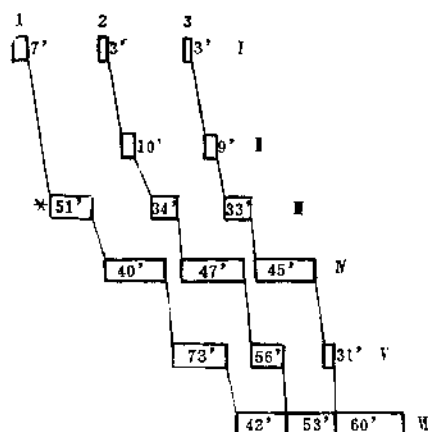


图3 重435t的20MnMoNi55钢钢锭的炼钢和浇注(总时间344min*)

*包括吹氩时间

1—150t电炉 2—1号转炉 3—2号转炉
I—出钢 II—吹氩 III—TN钙处理
IV—真空处理 V—保温 VI—浇注

图3示意描述了这种冶炼方法。首先用氧气顶吹转炉进行铁水脱硫。在3个150t的炼钢炉依次出钢后，在钢包中吹氩，使钢水温度和成分均匀。随后在TN设备中进行钙处理及在RH装置中进行真空脱气，把化学成分调整到要求值。采用底注方法加罩保护浇注435t钢锭。

表1给出了这三炉20MnMoNi55钢钢水每炉的化学成分及计算的合浇化学成分以及KTA 3201.1标准要求的化学成分。合理应用上述方法，可以使钢锭化学成分达到很好的均匀性，这可以对应于原钢锭易出现偏析的锻件各个部位取样的化学成分分析中得到证实。

(2) 锻造和热处理

这个重251t的锻坯在哈廷根的蒂森钢铁公司经过拔长、墩粗、冲孔、扩孔和去应力处理六个火次锻成，然后又在克虏伯-克洛勒锻造厂进行第七火次的扩孔终锻。锻造

表1 435t重钢锭制成的135t法兰环段的钢包和成品分析(%)

		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	Al	Cu	Sn	As	Co	N
KTA 3201.1标准成分		0.15	≤	1.15	≤	≤	≤	0.40	0.45	≤	0.010	≤	≤	≤	≤	≤
		0.25	0.10	1.55	0.012	0.012	0.20	0.55	0.85	0.020	0.050	0.10	0.011	0.025	0.030	0.013
电 炉	150t	0.19	0.06	1.35	0.003	0.001	0.11	0.49	0.78	≤0.01	0.015	0.04	0.004	0.004	0.004	0.0094
1号转炉	145t	0.20	0.05	1.36	0.004	0.0015	0.10	0.50	0.79	≤0.01	0.014	0.02	0.003	0.004	0.004	0.0091
2号转炉	141t	0.19	0.06	1.40	0.004	0.0015	0.10	0.50	0.79	≤0.01	0.015	0.02	0.003	0.004	0.004	0.0088
合浇成分(计算) 436t		0.19	0.06	1.37	0.004	0.0015	0.10	0.50	0.79	≤0.01	0.015	0.03	0.003	0.004	0.004	0.0091
喷 嘴	1/2厚度	0.21	0.07	1.39	0.006	0.002	0.09	0.49	0.78	≤0.01	0.012	0.03	0.004		0.005	0.009
	底部	0.18	0.07	1.35	0.004	0.003		0.50			0.014					
内侧面	中部	0.22	0.08	1.39	0.004	0.004		0.52			0.014					
	顶部	0.22	0.08	1.41	0.004	0.004		0.52			0.013					
端面心部	底部	0.20	0.07	1.40	0.004	0.003		0.50			0.013					
	顶部	0.20	0.06	1.36	0.003	0.004		0.50			0.013					

过程如图 4 所示, 图中还给出了锻件主要尺寸。值得注意的是第一道锻造工序, 这就是采用 Thyssen-Extreme 锻造方法在一个大平砧上进行锻实^[8], 目的是在锻粗前把心部锻实。对锻造冲出的料头进行超声波探伤检查, 结果表明仅用 1.53 的锻造比就可使大型钢锭锻实。

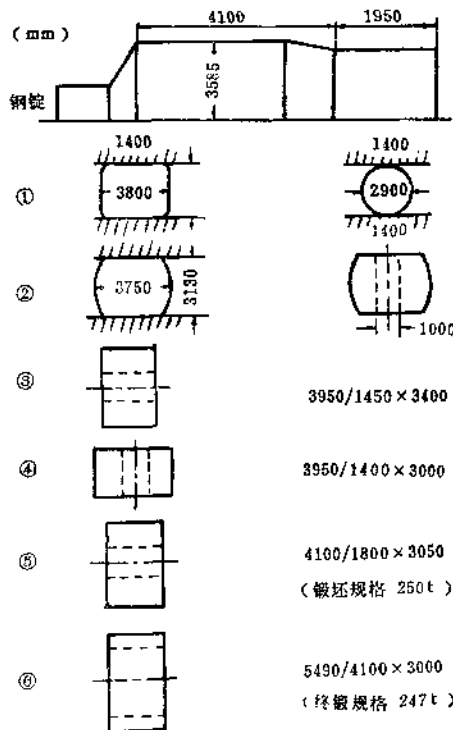


图 4 用 435t 钢锭制造法兰环的锻造工序示意图

- ①—1、2 火次锻实 ②—3 火锻粗, 冲孔
③—4 火扩孔 ④—5 火修整
⑤—6 火扩孔 ⑥—7 火扩孔

锻件的冷却条件也考虑到避免产生白点和在较大表面上进行超声波探伤检查的要求。另外, 还必须考虑到要把预锻锻坯转运到克虏伯-克洛勒锻造厂引起锻造工序中断而产生的一些问题。为此, 在均匀化热处理过程中, 把锻件两次加热奥氏体化, 然后通过炉内慢速冷却进行去应力回火。随后对毛坯锻件进行了超声波探伤, 表明在

2MHz 频率下有 1.8dB/m 的衰减, 证明这种尺寸的锻件有特别好的可探性。没有发现这个锻件有任何类型的缺陷。

用联邦德国铁路专用运输工具, 把哈廷根蒂森钢铁公司生产的重 251t 的锻件运到奥斯纳布吕克的克虏伯-克洛勒锻造厂, 再加热到 1260~1290℃ 进行终锻。在 7500/9000t 的压力机上, 大约经过 160 分钟扩锻到直径 5490/4100mm、长 3000mm 的要求尺寸。在扩锻时, 垂直于锻压机中心线进行适当冷却。为了保证淬火和回火时有细晶粒组织和便于超声波检验, 把扩锻后的锻件进行了包括两次转变的锻后冷却处理, 整个锻后冷却大约持续 25 天, 此后不需要再进行均匀化处理。

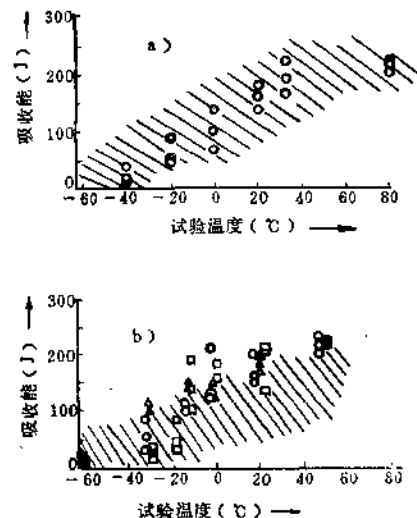


图 5 435t 钢锭制造的法兰环 V 型缺口冲击试验结果

- a) ISO-V 型缺口试样, 1/2 壁厚处取样 (切向)
○—法兰环 (435t 钢锭) 斜线为西门子统计值 (96 个值)
b) ISO-V 型缺口试样, 80×80mm 深处取样
△—轴向 ○—切向 □—径向
斜线为西门子统计值, 切向试样 (597 值)

法兰环段粗加工后重量减到大约 193t, 再进行热处理, 以获得所需的强度指标。淬火是在一个配备有循环水装置和下水喷水装

置的直径为10m的水槽中进行的, 淬火温度为930℃。法兰环段温度由装设在不同高度处的热电偶测控, 发现在冷却到800~500℃之间时, 法兰环段壁厚中心的冷却速率是7.5℃/min。淬火后法兰环段在645℃进行回火。

(3) 内部和外部质量

在法兰环段的所有检验区, 均发现有100%的贝氏体组织。按欧州标准103确定的晶粒度是6~7级。硬度试验结果表明非常均匀。在法兰环段端面、内侧面和喷嘴区以及中心套料上进行硫印试验表明硫化锰呈均匀分布。没有发现A型偏析。这些结果清楚地表明法兰环段锻件内部具有良好的均匀性, 这也是锻件具有良好的超声波可探性

(2MHz时衰减0dB/m, 4MHz时衰减2dB/m)的原因。超声波探伤和磁粉表面裂纹检验均表明无缺陷。

(4) 机械性能

从锻件的化学成分分析、组织研究和硫印评定说明它内部组织均匀, 这在机械性能试验结果上也得到验证(表2)。通过各种V型缺口冲击试验结果(图5)更能清楚地说明这一点。

在三个正交方向即轴向、切向和在80mm深处的径向上, 切取试样所获得的吸收能值差别很小, 并且在温度低于0℃时(这个温度远远低于最低的工作温度), 即已达到规定的上平台能(100J)。

对环段壁厚中心处的切向试样在0℃作

表2 在模拟热处理条件下20MnMoNi55钢RPV法兰环段的试验结果

机 械 性 能	KTA 3201.1值 (80×80mm)	取样位置(深度) T=625mm			
		80×80mm	T/2	80mm×T/2	80×80mm
室温 σ_s (MPa) (轴向、切向、径向)	≥390	448~458	446	458	433
室温 σ_b (MPa) (轴向、切向、径向)	660~700	586~611	598	598~611	573
350℃ σ_s (MPa) (轴向、切向、径向)	≥315	357~375	369	368~388	351~369
350℃ σ_b (MPa) (轴向、切向、径向)	≥505	518~548	528	557	509~515
A _v (J) (0℃)	轴向 切向 径向	114~212	68~150	142~178	160~240
		104~216	122~144		
		158~184			
A _v (J) (-12℃)	轴向 切向 径向	76~198			
		144~154			
		102~190			
FATT (℃)	轴向 切向 径向	-5/±0/-4			
		-20			
		-13			
NDT (℃)	切向	≤-12	-32		