


压力容器设计资料

——第六届国际压力容器技术会议论文选

中国压力容器学会
化工部设备设计技术中心站



78.8
9010006

压力容器设计资料

——第六届国际压力容器技术会议论文选

B9236102

中国压力容器学会
化工部设备设计技术中心站
一九八九年十二月

前 言

第六届国际压力容器技术会议 (ICPVT-6) 于 1988 年 9 月 11 日至 9 月 16 日在北京召开。这次会议由中国机械工程学会压力容器学会负责组织召开的。来自美国、英国、法国、联邦德国、加拿大、瑞士、意大利、瑞典、捷克斯洛伐克、苏联、波兰、澳大利亚、日本、南朝鲜等 21 个国家的 141 名专家和我国压力容器界的 170 余名代表出席了会议。

会议出版了论文集二卷, 编入了录取论文 140 篇。会议除宣读有关论文外, 还组织专题讨论。中国机械工程学会压力容器学会秘书处及化工部设备设计技术中心站, 在这些论文及专题讨论的文集中选择了对目前设计较有参考性的文章翻译出版, 供有关方面参考。

本论文选由中国机械工程学会压力容器学会和化工部设备设计技术中心站负责出版。在翻译出版过程中得到了我国压力容器界的大力支持, 特在此表示感谢。对本选集中可能出现的错误, 请予指正。

中国机械工程学会压力容器学会

理事长 柳晋典

一九八九年十月

目 录

压力容器技术的某些最新进展	1
法国压力容器规范的设计准则	33
联邦德国锅炉压力容器设计规范	41
英国压力容器设计规范	51
美国锅炉压力容器的设计准则	61
国际化工设备部件应力分析概念的比较	81
管板式换热器,对 TEMA、CODAP和 ASME 方法的分析和比较	90
应力集中系数规则的修正(ASME 锅炉和压力容器规范第 VIII 卷第1册 1986 增补)	102
受大气热作用的容器	107
U 型管换热器中的热应力	113
法兰光洁度对新垫片设计常数的影响	119
输送液化气用压力容器和贮槽的质量保证	124
美国和日本的地震设计准则及压力容器管道规范的技术要求	129
核电厂设备地震设计的随机方法	135
核装置管道系统阻尼计算的近期进展(摘要)	140
极限强度计算	141
防止地震屈曲的结构设计	145
地震设计中圆筒体剪切屈曲的最新研究	149
对两相流动诱导的振动的研究	154
热交换器管子在流体中的振动阻尼、支承参数的影响	165
在横流中流动诱导排列的圆柱体不稳定的处理	178

压力容器技术的某些最新进展

金 泽 武

作者按 本文为第六届国际压力容器技术会议开幕式上报告。

本文是献给罗伯特·D·威利先生的第三篇专题纪念报告。它概述了自1984年旧金山第五届国际压力容器技术会议以来在压力容器技术方面的最新成就和发展趋势。在过去四年里，我们在压力容器技术的许多领域里都取得了巨大进展。而要在这篇短短的文章里描述全部进展是困难的。因此，本文仅涉及一些主要方面如钢铁材料、制造技术以及评价结构完整性和寿命的方法等等的最新进展。

引 言

我非常荣幸地在第六届国际压力容器技术会议的全体大会上作第三次罗伯特·D·威利先生的纪念报告。威利先生是日本核压力容器技术领域里一位很有名望的顾问，他有许多日本朋友且多次来日本访问。在这篇文章里我想首先简要地表达许多日本同事们对他的怀念，然后介绍一些有关钢铁材料和制造技术在压力容器领域中的新进展，最后再扼要地介绍一种很有前途的计算压力容器预期寿命的方法。

由国际原子能机构组织的“关于核反应堆钢制压力容器重复检验的研讨会”于1966年10月在捷克斯洛伐克的比尔森城举行。这次会议是由罗伯特·D·威利先生和D.G.拉兹科教授提议举行的首届核反应堆压力容器的国际会议。时间正好在ASME规范第十一卷公布前三年。日本方面参加会议的有安腾良笑教授，S. Onodera博士以及其它一些学者。

1967年3月，威利先生访问日本，并作了令人难忘的“生产制造对核压力容器安全的影响”的报告。他的报告阐述了十八年来美国在生产核压力容器方面有关设计、制造、检验技术。在这当中，他给我们留下最深的印象即是“容器的质量并非源于检测，而是在于它的自身一句名言。今天我们仍然记住他的教导，反复重申他的这种哲理，并将它应用在核容器部件的制造中。

无论是在日本、美国还是在欧洲，威利先生在有关压力容器技术的会议上富有说服力的演说也给我们留下了深刻的印象。当开会讨论提出棘手问题时，会议主席就会向威利先生请教。每当这时，威利先生的回答都是干脆明瞭带有决定性的，而且总伴随着“这里因为……”。这个“因为……”是对他的回答作进一步技术背景上的解释，甚至连一开始不同意威利先生观点的与会代表最后总是被他的“这是因为……”所说服。

1972年第一次报道了在堆焊复层下热影响区的开裂问题，在整个世界的核工业界引起了很大的震动。威利先生立即对此作出反应，他组织了对此问题有兴趣的欧、美、日等国工程师进行研究，使这个实际问题能够在广泛的国际基础上进行讨论交流。为了研究堆焊复层下的开裂问题，在焊接研究理事会下的压力容器研究委员会专门建立了以此作为研究方向的特别工作组。并组织了三个分委员会。

在压力容器研究委员会的指导下，经过一年包括实验在内的范围广泛的研究，清楚地揭示了开裂机理并提出了对这个问题有效补救方法，对开裂的重要性也作了评价。进而，对在由于焊接而引起的“大热量输入”和“极低应变速率”状态下钢材的脆性的影响也作了研究。在堆

焊复层的影响下实际残余应力值及其分布在日本也进行了实验性的测量，发现残余应力是引起开裂的主要因素之一。

威利先生在这些研究中以及在委员会报告成功地准备过程中表现了卓越的领导才能。据我所知，这种国际性的合作实验工作是前所未有的。我坚信这个成功主要是由于威利先生的满腔热情，他在世界各地的朋友的支持以及大家对他的尊敬。

威利先生不幸在十年前瑞典罗利伯的一次空难中逝世。值此第六届国际压力容器技术会议开幕的时候，我们要缅怀他和他在这一领域里的贡献，并表示加深国际间友谊和合作的愿望。

在本文以下部份，我想着重介绍压力容器技术的某些进展，特别是压力容器用的钢铁材料、制造技术以及有助于结构完整性分析的压力容器预期寿命的方法。

钢铁材料

1. 厚规格板 (*Heavy Gauge Plates*)

近年来，在石油精炼以及其它使用场合为了提高压力容器的使用效率，容器的尺寸、操作温度和压力都已提高，因此对压力容器用钢也提出越来越严格的要求。

对压力容器钢板，两个最基本的要求就是高程度的洁净性和内部的致密性。在材料的一些基本性质中，必须满足强度、低温韧性以及适用于特别使用场合的可焊性。在役时材料质量的蜕变也必须是很低的。例如 Mn-Ni-Mo 钢应是对中子辐射脆化不敏感，而 Cr-Mo 钢应具有对回火脆化和氢的侵蚀低的敏感性。

以下将介绍改进厚规格板母材性能的现行技术以及用这种技术所生产钢板的质量。生产高洁净性钢的技术和改进厚规格板内部致密性的轧制技术也分别作为厚规格板的生产技术的典型例子加以讨论。

高洁净性技术能将对钢材使用性有不良响影的杂质如磷、硫、氧、氢等减少到最低的可能程度。一个典型的高洁净性钢生产工艺见图1，表1 [Ohnishi等, 1985]，利用热金属的预处理工艺可去除磷和硫。钢包的冶炼可去除硫、氧、氢，也能加入合金元素。将按图1所示的生产步骤联接起来，就是一个可以灵活控制的生产工艺过程，它可以把杂质元素降低到满足用户特殊需要的程度。

对用一般冶炼方法很难降低其含量的元素如铜、锡、铋应要注意细心选择回炉钢料或采用这些元素含量很低的炽热金属来将这些元素的含量减少到满意的程度。使用碳化钙(CaC_2)的还原冶炼工艺也可用来除去这些杂质元素 [Kitamura等, 1985]。

一般说来，当厚规格板轧制时，板厚度方向的应力在板厚中心处并没有足够大到完全排除由钢锭固化过程中在板内形成的空隙。这个问题可以用高的形状参数的滚轧 [Nakao等, 1979] 和低速减厚滚轧 [Tagawa等, 1976] 加以解决。在板厚中心处消除空隙的研究结果见图2、图3 [Nakao等, 1979]。通过增大轧辊直径，降低每次的轧滚量可将滚轧形状参数提高到大于或等于 0.8，从而去除厚度中心处的空隙。到目前为止，类似于这种性质的滚轧技术有低速减厚滚轧 [Tagawa等, 1984]，中心减厚轧制或采用中间部份凸出的扁钢锭轧制 [Tsuyama 1985]。

核压力容器用的 Mn-Ni-Mo 钢在室温下拉伸强度应达到 60kgf/mm^2 级，同时还应有优良的抗低温脆性和低的中子辐射脆化的敏感性。细心地选择钢材的化学成份可以获得满足一定低温韧性下的可淬硬性。调节碳元素的含量以及 N_2/Al 比将有助于制造出在性能上优越

于一般钢板的板材,见图4[Saito等,1975,Nakeo和Kikutake,1976,Kikutake等1980]。钢中的含铜量和含磷量分别降低到0.02%和0.006%,则具有很低的中子辐射脆化的敏感性。

Cr-Mo钢在使用时要经受回火脆性、氢脆、氢侵蚀和蠕变脆化。通过仔细地选择原料化学成份,使用高洁净性的冶炼技术,就能使杂质元素如磷、砷、锡、锑降低到很少的水平,再适当控制硅含量,就能生产出对回火脆化不敏感的钢材,见图5[Nakao等,1973,Kikutake等,1982]。美国材料性能理事会也正在进行这项工作,开发高的蠕变强度、高温强度和高的抗氢侵蚀的Cr-Mo钢,用来制造中厚规格板,使用在高温高压的操作环境。

2. 单向固化扁钢锭(Low Head Ingot Steel)

在钢锭中,随着其尺寸的增大,钢锭厚度中心处空隙的密度和大小也在增加,其偏析程度也相应增加。如果没有锻造工艺而仅使用轧制,要生产出优良致密性的优质厚规格钢板是不可能的。然而为了生产厚规格板,已经开发了一些专门的铸造工艺[例如Nakagawa,1978]。但这些工艺生产能力低且成本高,将其应用到工业制造工艺还存在不少问题。面对这些情况,迫切希望开发一种生产内在质量高的厚规格板且经济上适宜的技术。已提出了采用单向固化的大型锭钢浇铸技术,使单向固化扁钢锭高达80吨而不需要锻造工艺的工业用钢的轧制成为可能[Nomine等,1979;Nakada等,1983;Takashi等,1985]。

在这一节里,将给出单向固化扁钢锭的大致特性,解释使用这种新工艺去制造具有内在质量高的厚规格板。

单向固化扁钢锭和常规大钢锭的固化成型见图6。在常规的钢锭中固化是从模具的两壁向中间进行。在单向固化扁钢锭中,钢锭的高宽比将是尽可能地低($H/D < 1.0$, H :钢锭高度; D :钢锭宽度)。在模具的内壁以及钢锭顶部装有带着放热或绝热层(或粉末)的板。因此,固—液交界面是水平的,固化过程是从钢锭的底部到顶部进行,偏析和空隙仅局限于钢锭的顶层,见图7[Yano等,1983;Yamada等,1984],而这顶层金属在轧制前可采用表面烧剥或机械切削容易地去除。

厚规格板可以具有均质致密的优质单向固化扁钢锭制成。如上所述,这种钢锭显示了比普遍钢锭更优越的内部质量,且钢坯中的空隙也能在轧制中容易地去除,见图8[Tagawa等,1980;1984]。

已有报导,从单向固化扁钢锭轧制出C-Mn钢、高强度、Mn-Ni-Mo钢和Cr-Mo钢的厚规格板,厚度高达333毫米,采用的是低速减厚工艺轧制[Uemura等,1983;Tagawa等1984]。图9、图10例子所示是在板的上、下轧制方向上所获得的洁净性、化学分析和机械性能。材料是用40吨的单向固化扁钢锭轧制而成的250毫米厚的 $2\frac{1}{4}$ Cr-Mo钢[Saeki等,1985]。

将新的钢锭制造技术和控制很低的杂质含量结合起来,就可以获得高的洁净性和板内机械性能的均匀性。板的最后固化的一面和其它面的热加工性能、抗剥离性能以及其它性能都满足要求。

3. 新Cr-Mo钢

在重油精炼和煤液化工艺中,寻求高的操作温度和压力以提高加氢反应器的操作效率。对这些严峻的在役生产条件的要求已被列入研究和开发的规划之中,探索具有高的许用应力和抗氢蚀能力的厚规格压力容器用钢。

在美国,根据表2(1987)时间按排,从1981年起,研究和开发规划就由材料性能理事会组织实施,称作“高温高压氢环境下压力容器用材的API/MPC规划”。在规划的第II部份,采

用降低焊后热处理(PWHT)温度开发一种提高性能的高强 $2\frac{1}{4}\text{Cr-Mo}$ 钢, 编号为 ASME 规范案例 1960。规划的第 IV 部份是正在开发一种用 V 改性的 $2\frac{1}{4}\text{Cr-Mo}$ 钢以满足高温操作条件达 900°F 。

同时, 新能源开发组织(NEDO)也开始研制煤的液化反应器材料作为日本 MITI/阳光项目的一部份。经过从 1981 年起的 5 年的研究, 找到了满足煤液化反应器材料的最佳合金元素即低 Si-3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B。为了证明所选择的制造厚规格压力容器钢板化学组成的正确性, 用商业市售尺寸的钢锭生产了两个热锻壳体, 壁厚分别达到 400 毫米和 450 毫米, 重量分别达到 80 吨和 250 吨。焊接工艺采用埋弧焊(SAW)的厚板环缝焊接和不锈钢堆焊 [Ishiguro, Watanabe, 1984]。

在研究和开发规划中所有的研究结果都已送到 ASTM 和 ASME 锅炉压力容器规范委员会。ASTM 已正式批准 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B 钢为压力容器用钢, 编号是 A542C 型和 A832。ASME 在锅炉压力容器规范案例 1961 中专门提出了开发新钢种的设计准则。

表 3 表 4 列出了新开发的 Cr-Mo 压力容器用钢的化学成份和拉伸性能值。在 Cr-Mo 钢中加入 1/4V-Ti-B, 选择低的 Si 含量可防止在高温下发生回火脆化。由于细微的碳化钒的弥散作用, 加入 1/4% 的钒能提高材料的蠕变破坏强度, 从而可导致设计许用应力的增加, 见图 11。加入少量的钛和硼可提高材料的可硬化性能, 使拉伸强度、冲击韧性在整个反应器的壁厚方向均匀分布。

在规范案例 1961 中, 对加氢反应器用钢提高抗氢侵蚀是材料的一个重要性质, 它可以由钢组织中微细的稳态化钒沉淀而获得。这个研究由 Ishiguro 等人进行 [1984, 1987], 见图 12 [略]。反应器停工时的另一个材料问题是对氢脆的敏感性, 它可以用基于载荷升高试验所获得的应力强度因子门槛值 K_{IH} 来评价。在图 13 中说明了 3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B 钢比通常的 $2\frac{1}{4}\text{Cr-Mo}$ 钢具有更低的氢蚀开裂的敏感性。Ishiguro [1987] 的研究表明, 规范案例中钢氢蚀开裂阻力的改善是由于氢在钢组织中室温下弥散度的降低。

4. 环形锻钢

用于石油炼厂和核反应堆的大型压力容器, 有时使用大的锻件以减少焊缝。例如, 最近用大型锻造环形壳来制造核反应堆压力容器。为了制造高质量、大规格的厚锻件环筒, 必须制造出低杂质、高洁净性、均质的钢锭。以上叙述了使用超洁净性钢生产技术来轧制厚规格板, 作为钢锭的制造技术, 在日本和欧洲已开发了空心钢锭浇铸技术 [Takeda 等 1983, Aso 等 1986; Palengat 等, 1985]。

为了制造大型锻造壳环, 除了通常的实心钢锭外, 还可用在一开始就浇铸成环状的空心钢锭。例如, 在日本根据 Aso 等人的报道 [1986] 正在为制造 1100MW 沸水堆反应容器压力容器, 使用 320 吨空心钢锭。许多研究工作者发现 [Palengat 等 1985, Aso 等 1986], 在空心钢锭浇铸时, 冷却从内、外表而同时进行, 控制冷却速度可将最后的固化线发生在壁厚中间地带, 防止在最后产品的内表面出现反 V 偏析线。因此, 采用空心钢锭能有效地防止在压力容器内表面堆焊时界面开裂。空心钢锭由于较短的固化时间, 化学元素的偏析也是轻微的, 图 14 表明在 250 吨的空心钢锭中含碳量沿壁厚的分布, [Aso 等, 1986], 含碳量的变化在 $\pm 0.02\%$ 的范围内, 说明钢锭几乎是均质的。

另一方面, 为了减少化学元素的偏析, 还采用了多口浇铸方法来制造高达 600 吨的大型实心的钢锭。Takenouchi 和 Suzuki [1987] 研究了用多口浇铸法制作的钢锭中含碳量的分布, 见图 15。含碳量在各向的分布也比用常规方法浇铸要均匀得多。

Koshizuka 等 [1985]、Aso 等 [1986] 报导了用 220 吨空心钢锭制造 1300MW 压水反应堆压力容器的壳环锻件, 材料是 Mn-Ni-Mo 钢锻件, 拉伸、冲击性能和断裂韧性见图 16~图 18, 在钢锭中不同的位置(顶部、中间和底部)和方向上其机械性能的差别很小; 说明材料是各向同性的。整体看来, 尽管由于材料的批量效应而引起中间壁厚处的强度稍低于其它部位, 但机械性能是非常好的, 断裂韧性也具有满意的安全裕度。

Koshizuka [1985] 报道了从空心钢锭制得壳环钢件, 材料含有低的铜和磷, 辐射脆性很小, 如图 19 所示。Takenouchi 和 Suzuki [1987] 研究了用多口浇铸法制得的实心钢锭的壳环机械性能, 见图 20。他们还报道了快中子增殖反应堆压力容器 SUS304 钢壳环的锻造。容器的名称为“Monju”, 外径 7 米, 壁厚 50 毫米, 高达 4 米。在日本, 还制造了壁厚高达 400 毫米的 $2\frac{1}{4}$ Cr-Mo 壳环的锻造, 它使用在石油炼厂的脱硫装置中 [Aso 等, 1983, Kahno 等, 1983, Takenouchi, 等 1987]。

5. 用温度——形变控制工艺制造的钢(TMCP 钢)

最近, 用温度——形变控制工艺制造出的钢板, 具有优良的可焊接性, 高的断裂韧性, 可以广泛应用在船舶、海洋平台、桥梁、压力容器等许多种结构中。这类钢材的制造工艺和各种特性已在日本压力容器研究委员会(JPVRC)下的压力容器用钢分委员会的报告中作了介绍 [1986]。TMCP 钢可基本分为二种类型: 非加速冷却工艺型(non-AcC)和加速冷却工艺型(AcC)。图 21 为 TMCP 钢和常规滚轧钢比较的示意图。

非加速冷却工艺包含有低的板坯再加热温度和在与奥氏体不再结晶区的缩减滚轧的增强。轧制控制在奥氏体区或奥氏体——铁素体($\gamma+\alpha$)之间临界区域内结束。在加速冷却工艺中, 控制滚轧后再进行加速冷却。TMCP 工艺的冷却速度和终止冷却的温度是灵活的, 它取决于所需轧制钢材的特性。

在板坯的再加热(奥氏体区)到终止冷却(转变区)的过程中, TMCP 钢的相变化如图 22 所示。材料强度和韧性的改善在 Non-AcC 工艺中主要是通过铁素体晶粒细化来实现, 而在 AcC 工艺中则是由铁素体晶粒的细化和转变区的增强实现。由 Watanabe [1983] 介绍的一种直接淬火(DQ)工艺也可认为是 AcC 工艺的一种。和一般淬火工艺相比, 通过提高材料的可淬硬性来改进强度和韧性, 见图 23。因此, TMCP 工艺对制造给定强度级的钢材可以减少合金元素量和碳当量, 见图 24。

TMCP 钢具有低碳、低的碳当量, 可淬硬性、低的冷开裂敏感性以及良好的热影响区韧性等特点。和一般钢材相比, 有了很多改进, 图 25~图 27 给出了热影响区性质改进的例子。

TMCP 钢的另一个特点就是对脆性断裂有高的止裂能力, 图 28 所示。但由于 TMCP 方法固有的特点, 板材若在高温下轧制成型, 就会有较大的强度损失见图 29。因而它的工作温度也不能超过 600℃。

在日本, 早在八十年代就在轧机的轧线线上安装了线上加速冷却装置 [Takahada 等, 1982, Akiyama 等, 1983, Onoe 等, 1983, Shiga 等, 1983, Ohotani 等, 1984]。TMCP 钢已广泛应用于造船业、海洋平台结构、管路、压力容器等等。日本 TMCP 钢的产量到 1986 年底已超过 200 万吨。

最近, 为了从 TMCP 钢的特点中获益, 欧洲一些钢厂也安装了线上加速冷却装置, [Bufalini 等, 1984, Graf 等, 1985, Wilmott 等, 1985]。

目前 TMCP 钢的生产方法已主要被船舶分类协会、JIS、ASTM、API 批准为结构钢的生产方法。JIS G3115 “压力容器中温用钢(SPV)”, JIS G3126 “压力容器低温碳钢板材

(SLA)", ASTM A841-86“压力容器钢板”,用温度——形变控制工艺(TMCP)制造; ASTM A844-86“9%的镍合金压力容器钢板”,它是采用直接淬火工艺制得的压力容器用钢的标准。API 2W“海洋平台结构钢板的技术条件”,这是用 TMCP 工艺生产海洋平台结构钢板的标准。进而,日本高压气体安全研究所对 TMCP 钢用到压力容器上参加了研究,且证实这种钢板具有良好的性能[1987]。

制 造

1. 窄间隙焊接

最近,随着用厚规格板制造大型焊接结构需要的增加,确保焊接接头的高质量已成为不可回避的课题。窄间隙焊接已在世界范围内广泛使用,如压力容器、锅炉、建筑业、桥梁和海洋平台等大型焊接结构。

日本压力容器研究委员会下的焊缝金属和焊接工艺分委员会讨论了窄间隙焊的定义,即:“是一种由机械或自动弧焊工艺焊接厚度超过了 30 毫米的厚规格钢板的焊接技术,其预制坡口相对板厚来说是窄间隙坡口,(如当板厚小于 200 毫米,所留焊接间隙小于 20 毫米;当板厚大于 200 毫米时所留焊接间隙不大于 30 毫米)”。窄间隙焊接能大大减少坡口截面积,无需过多的热量输入,焊接效率高。这种焊接技术的使用,可以节省费用同时又得到高质量的焊接接头,[Stalker 等,1979; Sejima 等,1981, Malin, 1983]。

日本焊接学会下的焊接工艺技术委员会 1986 年展示的主要用在气体保护电弧焊的窄间隙焊接工艺在实际应用中已被迅速推广,如图 30 所示。

窄间隙焊接用在金属极气体保护焊(MAG),钨极惰性气体保护焊(TIG)和埋弧焊(SAW)等焊接工艺中,其中以金属极气体保护焊工艺最适合于窄间隙焊接。为了在焊接坡口两侧得到足够的熔深,已经开发了如表所示的各种焊接方法和设备。对窄间隙焊接最重要的一点即是在焊接过程中防止坡口两侧产生未溶合和其它缺陷。

与埋弧焊相比,金属极气体保护焊的优点在于能保持较低的预热和层间温度。因为该工艺无需焊剂且焊缝金属中的氢含量低。其不足之处是为了维持气体保护屏蔽条件需排除任何情况下风的干扰并要求特殊的焊接设备。

钨极惰性气体保护焊工艺能在所有焊接处产生高质量的焊接接头和美观的焊缝外形。然而,由于焊接效率低于其它工艺,其应用过去曾受到一定的限制。现在,在所有焊缝处对高质量焊接接头的要求日益增大,使人们重新评价了钨极惰性气体保护焊,在焊接过程和焊接设备方面已作了多种改进以提高它的焊接效率,见图 31[Saenger 和 Manz, 1968, Takeuchi 和 Nagashima, 1986]。

在窄间隙焊缝中使用钨极惰性气体保护焊的例子如下,一种由 Tanaka 和 Hashimoto [1981], Takeuchi 和 Nagashima [1986] 等人开发的工艺,它有效地利用将直流电放电到填充焊丝上所产生的磁场使电弧在焊接方向上产生偏转(图 32, Mc-TIL 工艺),由 Hori 等人在 1986 年又提出一种热焊丝钨极惰性气体保护焊,它采用低额脉冲电弧(图 33, HST 工艺)。这种工艺一般用在较高等级的钢焊接或任意方位焊接。

采用埋弧焊工艺的窄间隙焊接最重要的因素是每层焊接以后的脱渣性。最近在关于熔触状态下和固化以后产生的焊渣物理性能与焊渣脱渣性之间关系的研究已取得很大进展,许多研究人员还专门开发了一种用于窄间隙焊接的具有良好脱渣的焊剂[Tanaka 和 Hashimoto,

1981, Hiari 等, 1981, Kumagai 和 Okuda, 1984]。

在这种情况下, 埋弧焊工艺的实际应用已成为可能。这种工艺的实际优点是不需考虑弧光、焊接烟尘及风的影响, 可以利用通用标准设备。它的熔敷速率也比较大。

象其它窄间隙焊接工艺一样, 焊接条件的选择不适当能引起梨状熔深和热裂纹。在埋弧焊中, 焊缝熔深是如此之深以致重要的是选择适当的焊接条件以防止产生热裂纹。正确的焊接状态不仅应考虑开裂阻力, 还要考虑未熔合、焊缝形状、脱渣性等其它因素。图 34 展示了典型的焊接接头的宏观断面[略]。

另外, 采用埋弧焊工艺的半窄间隙焊接最近也被广泛应用。这种焊接每层由两道焊成。Ducort 等[1979]、Tanaka 和 Hashimoto[1981]等说明了这种工艺的效率会稍有降低, 但更大的优点是熔渣的脱渣性和焊缝金属的致密性都很好, 同时对焊接环境也有较大的灵活适应性。Sugitaka 和 Sueda[1986]说明了窄间隙埋弧焊工艺的三种变化以及它的特点, 见表 6。

尽管应用窄间隙焊接有许多优点, 但它的焊接工艺不仅需要在一些场合下的特殊设备和消耗品, 而且还要有坡口准备, 边缘校准, 防止焊接变形和焊接条件等多方面因素的综合保证。窄间隙焊接应用的一般优、缺点列于表 7。为了可靠实施窄间隙焊接, 必须理解焊接工艺特性, 采取必要的防范措施。最近窄间隙焊接指南一书在日本已由日本焊接学会下的焊接工艺技术委员会编辑出版[1986]。

2. 弧焊机器人

根据日本焊接工程学会的机器人弧焊委员会的调查, 在锅炉和压力容器制造中已使用焊接机器人, 包括专门为此而设计的机器人, 大约有 70 台在从事各种产品的生产工作。这些机器人有的是商业机器人, 有的是经过特别修正的商业机器人, 还有的是使用者研制的机器人。在所有的机器人应用中, 这三种各占其三分之一。

从焊接工艺的角度, 这些机器人大部份都用在二氧化碳等气体保护或金属极气体保护焊, 而很少用在钨极气体保护焊和埋弧焊。从控制方法上有 60% 采用示教再现型而另约 30% 是数字控制型; 从机理上看, 60% 是直角坐标型而其余的是旋转型。直角坐标型的机器人所占的数量是焊接机器人的一个特点。这是由于这种机器人在应用时已为之选择了适宜的工作形状和尺寸以及焊接接头的形状。

Nakayama[1987]研究了如图 35 所示的正在工作的机器人的定位。从图中可知, 大多数接头是周向和经向鼓形接头, 接下来依次是法兰对鼓形接头, 接管对鼓形接头和周向管接头。然而, 对用作常规自动焊接机器的直角坐标型控制的机器人, 主要是采用较长的接头, 如图周向或经向接头。因此, 前面所讲的用在窄间隙焊的机器人几乎全部是直角坐标型的。

下面主要叙述旋转型机器人在机器人焊接中应用的现状。当考虑将弧焊机器人用于上述各种产品的焊接时, 为了提高它们的使用效率, 应最大限度地利用旋转型机器人(考虑它作为弧焊机器人的一个典型)的多用性。当选择机器人焊接的结构部件时, 可提高焊接效率的是将它们应用在相同焊接条件下允许重复动作且数量足够大的焊件, 或是厚规格板的焊接, 这样它们可以在相似的焊接条件下重复多道焊接。

应用机器人焊接的一些典型的结构例子如下:

(1) 圆筒形结构

这个操作系统是由三菱重工业有限公司开发的, 它是由一个安装在大尺寸操作装置上的六轴旋转型机器人和一个转台组成, 它用于周向对接焊缝和垂直向上焊缝的焊接。对这特殊应用的焊接最大厚度为 50 毫米(见图 36, 图 37)[略]

(2) 支管结构

这种系统也是于三菱重工业有限公司研制的。它是将机器人用在主结构上有一个较大直径支管根部的焊接。由于在相同位置有较大焊接量，所以专门使用一个焊接机器人(图38)[略]。这种焊接机器人的显著特点是一层焊缝单道一次焊成。在许多场合下，除单独采用示教再现型控制外，还有数字控制和示教控制相结合型的机器人。

(3) 接管

在川崎重工业有限公司和三菱重工业有限公司还采用机器人去焊接主结构上小直径的接管。由于接管数量大且焊接工作点沿轴线分布广，应用时有两种型号的机器人如图39和图40[略]。图39所示为川崎重工业有限公司使用的一种，工件固定，机器人随着焊接移动。图40为三菱重工业有限公司使用的一种，机器人固定，工件随着焊接的进行而移动。

(4) 管道

这种应用最普通的是将管道固定，机器人沿着安装在管道周向的圆环轨道转动。图41[略]为东芝公司使用的一个实例，通常要求从一面或另一面焊透，因此主要使用的是钨极惰性气体保护焊。

尽管机器人实际应用到压力容器和锅炉不象在汽车和机械结构制造领域里那样先进，人们正在尽最大努力将这一技术应用到象接管和支管结构这些要求重复焊接的地方。然而应该承认，将机器人应用到变化多，批量小的结构还存在着不少困难。同时，从工时和节省成本的角度出发，应考虑的一个最重要的问题是使用弧焊机器人还是专用自动化焊接机。

人们应该记住：在将焊接机器人使用在结构焊接的实际应用前还须解决下列问题：

- (1) 接头设计的标准化和简单化；
- (2) 弧焊机器人和有关定位器设备的统一化，系列化，使之易于操作；
- (3) 开发适应性强以及用于多样化小批量焊接的弧焊机器人；
- (4) 研制具有自适应控制函数、易于操作、紧凑的弧焊机器人；
- (5) 增加机构尺寸的精度。

3. 堆焊

为了提高抗腐蚀能力，人们将不锈钢复层应用在核电站和化工厂的压力容器内表面。

早期的堆焊技术，制造压力容器主要用金属弧焊、钨极惰性气体保护焊，单极埋弧焊、两极或多极埋弧焊。早在六十年代初，日本就研究了具有75毫米宽的带型电极埋弧焊，从1974年起将这一技术应用到发电量为784MW的沸水反应堆容器的制造。七十年代初又开发了一种优于埋弧焊的方法，在1982年将它用到实际工厂部件的堆焊焊接，如110MW沸水反应堆容器的发电厂。图42[略]给出了上述反应堆压力容器的堆焊层。该堆焊层是采用150毫米宽的带状电极电渣焊。

对埋弧焊，堆焊层随电弧热量一起产生。电渣焊正好相反，电弧被具有特殊组份的焊剂所抑制。这种技术的特点在于被焊钢板的熔融不仅有象其它工艺那样由电弧产生的热量，而且还有由比金属熔点高得多的熔融焊剂的热量。由此产生的堆焊层其母材对堆焊材料的稀释小，化学性均匀，夹渣也少。

高达2500安的大焊接电流将增加磁场，导致严重的电磁收缩效应，引起不规则的堆焊层和咬边。消除磁场影响的有效补救是附加一个反磁场，图43是这种原理的示意。由两个电磁线圈引进洛伦兹(Lorentz)力，从堆焊焊珠的两侧搅动熔池。该力消除了堆焊珠边缘的咬边，并使堆焊层表面趋于平坦(图44，图45)[略]。

欧洲的制造商们首先发现在去掉堆焊层后, ASME SA508 2类钢的热影响区存在着裂纹, 从此在国际范围内对这类裂纹的起因做了大量的研究 [Vinker 和 Pense, 1974; Kume 等, 1976]。堆焊覆层下的起裂正好位于各堆焊层的交界处(图 46), 并在焊后热处理过程中沿着垂直焊接方向沿晶扩展。在低热输入的焊接工艺中则没有发现裂纹, 因此热量输入的多少是产生堆焊覆层下开裂的主要因素。

对堆焊覆层下开裂的敏感性明显地取决于母材金属的化学成份。下式可以预计堆焊覆层下开裂的趋势:

$$\Delta G = [\text{Cr}] + 3.3[\text{Mo}] + 8.1[\text{V}] - 2$$

式中[Cr]、[Mo]、[V]分别为母材中合金元素的重量百分比。

当 ΔG 是正值时, 这种钢是敏感性材料。由上式计算, SA508 2类钢(0.4%Cr-0.6%Mo)对开裂是敏感的, 而 SA508 3类钢(0.2%Cr-0.5%Mo)是低敏感材料。因此在日本目前采用 SA508 3类钢为沸水反应堆容器用钢。

当奥氏体不锈钢堆焊在 SA508 3类钢上, 在带状堆焊焊珠交界面之下存在着很高的峰值应力(大约 $400\text{MN}/\text{m}^2$)见图 47。在焊后热处理中, 由于堆焊的不锈钢和低合金钢母材的热膨胀系数的差别, 弹性和塑性应变也要增加, 用有限元分析方法可计算出最高应变达 0.23%。堆焊层下开裂敏感大的 SA508 2类钢在焊后热处理温度下热影响区材料具有低的延伸性, 例如在 615°C 时为 0.22%。在应力消除的热处理中, 当应变松弛超过了粗大晶粒的蠕变延性时, 裂纹就产生了。

在石油加工容器, 象加氢裂化的加氢脱硫反应器, 用奥氏体不锈钢带状电极堆焊在 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 厚规格钢板上, 长期暴露在高温高压的氢气下, 会发生氢的富集, 由此引起堆焊层的剥离。这是工业界所涉及到的一个特殊问题 [Nattoh 等, 1980; Morishige 等 1985]。补救这种氢致开裂的办法是表面感应加热(图 48)[略]。另外, 在焊后热处理前使用这种感应加热会细化堆焊层下晶粒结构, 提高堆焊层下的抗开裂阻力 [Kume 等 1976]。

综上所述, 堆焊技术已发展到用增加焊接电流来增大熔化速度。现阶段的堆焊技术在应用软等离子体、低真空等离子体、激光束或扩散粘结等方已取得了很大进展。这些进展具有避免堆焊覆层下开裂和母材性能恶化等优点。

4. 残余应力

焊缝残余应力有时起着很重要的作用, 它能显著影响工厂设备结构的完整性。例如在过去十年里, 晶间应力腐蚀开裂(IGSCC)是沸水反应堆至关重要的问题之一。它发生在奥氏体不锈钢管环焊缝的热影响区, 该处焊缝残余应力非常高, 已当作是最重要的因素之一。人们已经研究了许多降低残余应力的方法, 有的已成为实际工厂行之有效的技术。下面回顾一下降低残余应力的有关课题。这些技术包括散热焊接(heat sink welding, HSW) [Kirihara 等, 1979], 感应加热应力改善(induction heating stress improvement, IHSI) [Umemoto 和 Tanaka, 1978], 焊缝旁堆焊(backlay welding, BLW) [Brust 和 Rybicki, 1981], 末道散热焊(last pass heat sink welding, LPHSW) [Kraus, 1986]。

散热焊主要由日本开发。它要求在焊完前两三层后的焊接过程中用水冷却管子的内表面。由于采用了内冷却, 在管子的内、外壁间产生了很大的温差, 在管内壁形成了残余压应力, 已经进行了许多试验 [Kirihara 等, 1979; Sasaki 等, 1980] 和分析 [Shimizu 等, 1984; Ueda 等, 1984] 来验证散热焊接的有效性。图 49 给出了一个有代表性的试验结果。管径大于 4 英寸采用散热焊接的残余应力为压应力, 同时也表明为了得到压应力, 采用充分冷却是必须的。Brust

和 *Stonesifer* [1981] 和 *Umemoto* 等 [1983] 进行了另一些分析和实验研究, 表明厚壁管需要较大的热量输入, 应避免局部修补的焊缝, 因为在修补时如采用水冷却会引起高的拉伸应力。

感应加热应力改善技术也是在日本发展起来的。它是在管子的外表面用感应线圈加热, 同时在内表用水冷却。该工艺在管子的内外表面形成足够的温度差以产生塑性流动使焊缝残余应力重新分布。感应加热改善是在焊接完成后实施的, 它适用于几乎所有形状的管子如直管、变径管、弯管、支管、管帽、管塞等的焊缝 [*Ishika wajima*——*Hartma* 重工业有限公司, 1981; *Rybicki* 和 *McGuire*, 1984]。图 50 是许多验证试验结果的一个例子, 说明经过该技术处理后由拉伸残余应力转变为压缩应力。*Umemoto* 等 [1981]、*Herrera* 等 [1982] 以及 *Shadley* 和他的同事 [1982] 的研究表明感应加热应力改善技术不仅能抑制晶间应力腐蚀开裂, 还能阻止已有裂纹的扩展。图 51 [略] 给出了 *Hughes* 等 [1982]、*Shimizu* 等 [1984]、*Nakamura* 等 [1986] 的研究结果。它表明感应加热应力改善技术能改善构件的疲劳寿命, 也能抑制疲劳裂纹的扩展。

为了得到成功的结果, 一些称为基本变量的参数应维持在特定的范围内。这些范围已由 *Tanaka* 和 *Umemoto* [1980]、*Umemoto* 等 [1983]、*Rybicki* 和 *McGuire* [1981, 1984] 明确地确定。检查这些基本变量, 就可以容易地作出判断感应加热应力改善法实施得是否得当。这种方法进一步的优点是不需剔除或补焊已焊好的焊缝, 且处理时间相对较短。由于极大直径的管子替换很困难, 感应加热应力改善方法主要用在这种场合 (图 52) [略]。自 1977 年 8 月第一次应用以来, 该方法在日本和其它国家已成功地用来处理了 2 千多根接头, 管径高达 28 英寸。

焊缝旁堆焊是堆焊一些焊缝金属在靠近接头管子的外表面, 同时管内冷却。根据 *Umemoto* 和他的同事 [1983] 的研究, 该层堆焊金属的长度对取得成功的结果非常重要。这两个参数的控制范围取决于焊缝处的状态和管径 (见图 53)。堆焊层金属则可作为管壁的附加裕量, 补偿由开裂而引起管子纵截面的损失。因此, 该方法多用于存在晶间腐蚀开裂的场合, 但焊缝旁堆焊的超声波试验是不容易的 [*Park*, 1987], 需要用如倾斜横波方法这样的专门技术。

由于焊缝残余应力通常是由最后一道焊控制的, 可以预期采用内表面冷却只能改善最后一道焊的残余应力 (LPHSW 技术)。*Brust* 和 *Stonesifer* [1981] 用有限元分析说明这种方法能产生焊缝残余应力的压缩, 见图 54。这种方法也可用在已经焊好的接头, 即用不带填充金属的钨极气体保护焊枪来进行。末道散热焊不需在管道外表面附加焊接金属, 而且也毫无困难地应用一般的无损检测方法。然而, 为了获得压缩应力, 随着管壁厚度的增加, 焊缝的热量输入也应相应增加 [*Herrera*, 1984; *Umemoto* 和 *Tanaka*, 1986]。从这一点上看, 末道散热焊由于需要过量的高热输入而不适合于厚壁管子。

预 期 寿 命

面临着超期运行的发电厂和化工厂的增加, 操作条件的日趋苛刻, 对这些工厂进行寿命的重新估算并使之延长的技术日趋需要。例如图 35 表明美国从 1970 年起每隔十年对发电厂 (不包括核发电厂) 所估算的寿命分布。

决定损伤程度的方法可粗略地分为: (a) 理论分析方法; (b) 剖析检查方法; (c) 无损检测方法。理论分析的方法尽管目前精度还不高, 还需要详细的操作记录, 但它仍是预计损伤的一个有效方法。而另一方面剖析检查和无损检测能直接给出在役期间的累积损伤。

Haneda 和他的同事给出了无损探伤和疲劳蠕变损伤定量评估的现状,见表 8。缺陷的定量确定是必不可少的,这个课题已在世界范围内得到广泛深入的研究 [Kimura, 1977, Ishii, 1978; Dover 和 Collins, 1980]。

对长期使用在高温、高应力水平的装置(如热发电厂设备)急需关于设备剩余寿命的信息。在控制这种设备剩余寿命的损伤因素中,当部件的损伤是由机械和金相损伤组成时,蠕变损伤是最重要的因素。对于机械损伤如蠕变空洞、微裂纹和宏观裂纹正在用断裂力学和损伤力学进行研究。

另外,在这个领域里目前正在进行的金相研究指的是金相损伤,其中包括奥氏体钢中的 σ 相析出,以及低合金钢中二次碳化物类型和形状的改变。当前已提出了检验蠕变损伤的许多无损检测技术如图 56 所示。然而,在这些技术中,在西德 [Auerkorn 等 1983] 和日本 [Haneda 等, 1985] 已经将复型法 (*Replication method*) 应用到实际设备。对于,作为检验早期蠕变损伤最有希望的萃取复型法,也已进行了深入的研究,并在日本已被应用到实际中 [Haneda 等, 1985]。

Masuyama 等 (1987) 对用于热电厂受压部件的 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 焊件微观结构的变化进行了定量分析,并与蠕变强度数据和蠕变——疲劳损伤分析结果作比较。从整个系统角度出发,在更广泛的范围内,他们提出了图 57、图 58 所示的寿命外推和金相评估的分析系统。

为了建立更可靠的预期寿命的评估方法,还有许多课题需要今后进一步研究:

- (a) 在高温和循环载荷状态下,提高寿命消耗估算的精度;改进裂纹扩展寿命的估算方法;
- (b) 改进无损检测定量确定缺陷的精度;
- (c) 切实开发更可靠的无损检测技术。

[日]金泽武教授在 ICPVT-6, 1988, 国际会议上报告

华东化工学院 葛晓陵译、琚定一校

表 1 NSR 系统操作条件

步骤	处理工艺过程简述
预处理	150 吨/每次熔炼 KR 搅动(熔剂, CaO, CaF ₂ , 氧化物)
BOF	150 吨/每次熔炼
VSC	熔渣厚 20 毫米 附加熔渣软化剂
IP	熔剂添加速度 100~200 kg/分 控制进气速度 60~120Nm ³ /小时
LF	熔剂: CaO, Al ₂ O ₃ , CaF ₂ , SiO ₂ 变压器容量: 15,500kVA
RH	RH 脱气器的一般方法

表 2 关于加氢反应器材料 API/MPC 的五年研究规划

第 I 部份	归纳和评价由 API 的顾问们在 1981~1982 年间收集的有反应器材的资料, 数据。时间一年, 1983 年 6 月开始
第 II 部份	对极限拉伸强度在 85~110 ksi 的 2 ¹ / ₄ Cr-1Mo 钢性能进行研究并收集支持 ASME 规范案例 1960 的数据资料。 时间三年, 1982 年 6 月开始。
第 III 部份	对使用在温度达 900°F 氧环境下的改性 Cr-Mo 钢的高性能进行研究。 一个两年暂行规划, 开始日期不早于 1984 年。

表 3 ASTM 标准专门规定新开发的压力容器用钢的化学成份

元 素	常规 2 ¹ / ₄ Cr-1Mo 钢(1)	改性的 2 ¹ / ₄ Cr-Mo 钢(2)	3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B(3)
C	0.15max	0.11/0.150	0.1001.15
M	0.30/0.60	0.30/0.60	0.30/0.60
P	0.035max	0.015max	0.025max
S	0.035max	0.015max	0.025max
Si	0.50max	0.50max	0.10max
Cr	2.00/2.50	2.00/2.50	2.75/3.25
Mo	0.90/1.10	0.9/1.10	0.90/1.10
Cu	—	0.25max	0.25max
Ni	—	0.25max	0.25max
V	—	0.02max	0.20/0.30
Ti	—	—	0.015/0.035
B	—	—	0.001/0.003

(1) A387 G1.22 (2) A542/A542M B 型
(3) A547/A542M C 型, A832/A82M-84

表 4 ASTM 标准专门规定新开发的压力容器用钢拉伸性能

	常规的 2 ¹ / ₄ Cr-1Mo 钢	改性 2 ¹ / ₄ Cr-1Mo 钢	3Cr-1Mo-1/4V-Ti-B
拉伸强度 ksi (kgf/mm ²)	75/100 (52.8/70.4)	85/110 (59.8/77.4)	85/110 (59.8/77.4)
0.2% 屈服强度 ksi (kgf/mm ²)	45min (31.7min)	55min (38.7min)	60min (42.2min)
伸长率 %	18min	20min	18min

表 5 平焊位置的窄间隙金属极气体保护焊接工艺

焊接方法	1	2	3	4	5	6	7	8	9
原理	将焊丝摆成锥形在坡口边缘产生电弧	用两个焊丝摆成锥形在坡口边缘产生电弧	将焊丝摆成锥形在坡口边缘产生电弧	将一定速率转动焊丝产生电弧	使用螺旋型焊丝产生旋转运动的电弧	旋转接触喷嘴带一罩罩产生高速旋转弧	大直径焊丝交流电的焊接方法	交流电, 外包焊丝的焊丝且在 Ar-CO ₂ 气体保护下焊接	焊丝振荡, 接触喷嘴的机械波形运动, 且双气体保护系统
焊丝直径	实心 (1.2)	实心 (2.0, 2.0)	实心 (1.2)	实心 (1.2)	实心 (1.2)	实心 (1.2)	实心 (4.0, 4.8)	外包焊丝的焊丝 (2.9, 3.2)	实心 (1.6)
保护气体	Ar-CO ₂ (20%)	Ar-CO ₂ (10-20%)	Ar-CO ₂ (20%)	Ar-CO ₂ (20%)	Ar-CO ₂ (20%)	Ar-CO ₂ (20%)	Ar-CO ₂ (5-10%)	Ar-CO ₂ (20%)	CO ₂
电源	DC 脉冲	DC(压降)	DC 脉冲	DC 脉冲	DC 耦合或脉冲	DC 脉冲	AC	AC	DC(CP)
坡口(间隙, 坡口角度)	I 型坡口 (9mm)	I 型坡口 (14mm)	V 型坡口 (14°)	I 型坡口 (11mm)	I 型坡口	I 型坡口 (16-18mm)	I 型坡口 (13mm)	I 型坡口 (13mm)	I 型坡口 (13mm)
极性	DC(EP)	DC(EP)	DC(EP)	DC(EP)	DC(EP)	DC(EP)	—	—	DC(EP)
电流	280-300	480-650	260-280	290-310	300-360	300	600	400	320-380
电压	29-31	30-32	29-30	28-30	31-35	33	28	28	12-38
焊接速度	20-28	20-37	18-22	20-27	20-30	25	30	30	25-35
振荡频率	60-80/min	—	250-900/min	20-60/min	120-150/min (螺旋焊丝 2.5, 3.0 直径毫米)	max 150 Hz	—	—	45/min
注释	BHK 法	旋转弧法	波状焊丝法	环形移动法	旋转运动电弧	高速旋转弧	AC-MIG	SMAC 法	NOW-B 法