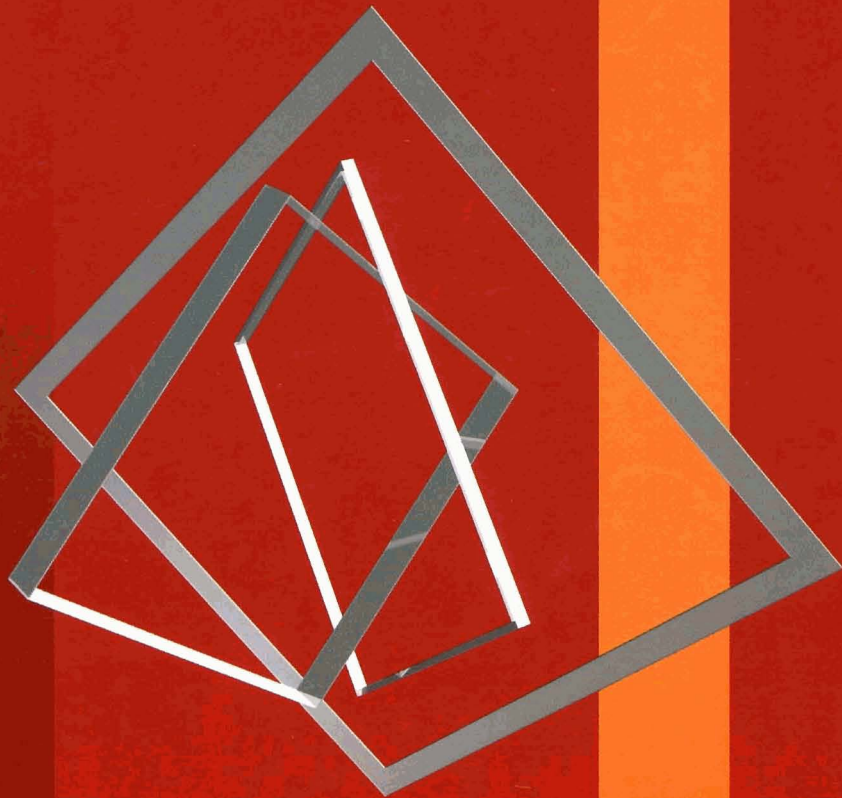


新型耐热钢焊接

杨 富 章应霖 任永宁 李为民 编著



中国电力出版社
www.cepp.com.cn

目 录

前言

第一章 我国电力工业的发展沿革	1
第一节 中国电力工业的发展历程和现状	1
第二节 提高火力发电厂效率的方法	2
第三节 超（超）临界机组是我国火电发展的最佳选择	6
第二章 锅炉用新型耐热钢发展现状	13
第一节 超（超）临界锅炉用新型耐热钢发展历史	13
第二节 超（超）临界锅炉承压部件对钢材的要求和选择	21
第三节 新型耐热钢的应用概况	28
第三章 细晶强韧型铁素体耐热钢的冶金特点及其焊接性	32
第一节 细晶强韧型铁素体耐热钢的由来	32
第二节 强韧型铁素体耐热钢的化学成分和力学性能特点	35
第三节 钢的强韧化	38
第四节 强韧型铁素体耐热钢的焊接性	44
第五节 工程中值得商榷和调整的几个习惯认识	64
第四章 SA213-T23、SA213-T24 钢的性能及焊接	68
第一节 T23、T24 钢的化学成分及其主要物理性能	69
第二节 T23、T24 钢的力学性能和抗氧化性能	72
第三节 T23/P23、T24/P24 钢的焊接	79
第五章 SA213-T91/SA335-P91 钢的性能及焊接	87
第一节 T91/P91 钢的化学成分和主要物理性能	88
第二节 T91/P91 钢的力学和抗氧化腐蚀性能	90
第三节 T91/P91 钢的焊接	93
第六章 SA213-T92/SA335-P92 和 E911 钢的性能及焊接	102
第一节 T92/P92 钢的化学成分及热处理工艺的确定	103

第二节	T92/P92 钢的性能	105
第三节	T92/P92 钢的焊接	113
第七章	SA213-T122/SA335-P122 钢的性能及焊接	124
第一节	T122/P122 钢的开发过程	124
第二节	T122/P122 钢的性能	127
第三节	T122/P122 钢的焊接	133
第四节	T122/P122 钢服役后的性能	139
第八章	锅炉用新型奥氏体耐热钢及其焊接	143
第一节	TP347HFG 钢的细晶化及其性能	144
第二节	Super304H 钢的强化及其性能	151
第三节	HR3C (25Cr-20Ni-Nb-N) 钢的强化及其力学性能	158
第四节	20Cr-25Ni1.5MoNbTiN (NF709) 钢的强化途径及其力学和工艺性能	163
第五节	新型奥氏体耐热钢的焊接	167
第六节	TP347HFG、Super304H、HR3C、NF709 钢的弯曲加工性能	174
第九章	电站管道异种钢焊接	176
第一节	电站管道异种钢接头的早期失效	176
第二节	异种钢焊接接头的热应力	181
第三节	奥氏体钢和铁素体钢异种钢接头	184
第四节	铁素体钢和铁素体钢的异种钢接头	187
附录一	Böhler Thysson 焊接技术集团公司用于电力设备的焊接材料	196
附录二	瑞士 OERLIKON 公司用于电力设备的焊接材料	202
附录三	英国 METRODE 公司用于电力设备的焊接材料	206
参考文献		210

第一章

我国电力工业的发展沿革

第一节 中国电力工业的发展历程和现状

一、中国电力工业发展的历程

自 1882 年我国建设第一座发电厂到现在,中国的电力工业经过了 120 多年的发展历程。解放前,由于殖民和封建统治,国内连年战乱,电力工业发展速度缓慢。到 1911 年辛亥革命时,全国装机容量约为 25MW,1936 年抗日战争爆发前为 1040MW,1945 年抗日战争胜利前为 2480MW,抗日战争胜利后,前苏军拆走发电设备 970MW,到 1949 年末全国解放时,仅为 1848.6MW。

新中国成立后,国家大力发展电力工业。从第一个五年计划开始,在原苏联援助的 156 项重点工程中,有 24 项是发电厂,并从原捷克和原苏联引进了发电设备制造技术。第一台国产 6、12、25、50MW 火电机组,相继于 1956~1959 年在淮南田家庵、重庆、闸北和辽宁发电厂投运发电。国产第一台 100、125、200、300MW 火电机组,又于 1967~1974 年间在高井、吴泾、朝阳和望亭发电厂投产发电。截至 1980 年,全国装机容量为 65000MW,是 1949 年的 35 倍。

党的十一届三中全会后,在以经济建设为中心和改革开放方针政策的指导下,我国的电力工业发生了迅猛的发展。1981 年,电力工业率先从美国 CE 公司引进亚临界 300、600MW 火电机组制造技术和电厂设计技术,使火电设备走上了更新换代的发展之路。1987 年,第一台引进型国产 300MW 机组在山东石横电厂投入运行;1989 年,第一台引进型国产 600MW 机组在安徽平圩电厂投入运行。1987 年、1995 年和 2000 年全国装机容量分别突破 1 亿千瓦、2 亿千瓦和 3 亿千瓦;至 2004 年底,全国总装机容量达到了 4.407 亿千瓦,全年总发电量达 21870 亿千瓦时,全国总装机容量和全年总发电量均居世界第二位。

二、中国火力发电的现状

从 1949 年至今,在各个发展时期的电源结构中,火力发电都占到 70%以上的比例。到 2004 年底,全国火电总装机容量为 3.249 亿千瓦,占全国总装机容量的 73.72%;火电全年发电量为 18073 亿千瓦时,占全国全年总发电量的 82.64%。

随着电力工业的迅速发展,目前 300、600MW 的亚临界火电机组已成为中国各大电网中的主力机组。到 2004 年底,全国装机容量达到 1000MW 及以上的发电厂有 116 座,其中火力发电厂有 91 座。单机容量为 300~399MW 的火电机组 328 台;500~900MW 的火电机组 62 台。

自 20 世纪 80 年代末,我国开始重视发展超临界机组,并先后从国外引进 20 台超临界机组,分布在上海石洞口二厂等 8 个电厂。单机容量最大的机组是上海外高桥电厂的 900MW 超临界机组。各种类型和规模的火力发电厂遍布全国,如点点繁星,镶嵌在祖国的大地上,成为中国经济建设和人民生活的动力之源、光明之源。

三、中国火力发电机组蒸汽参数发展历程

图 1-1 所示为中国火力发电机组汽轮机入口蒸汽参数的发展历程。

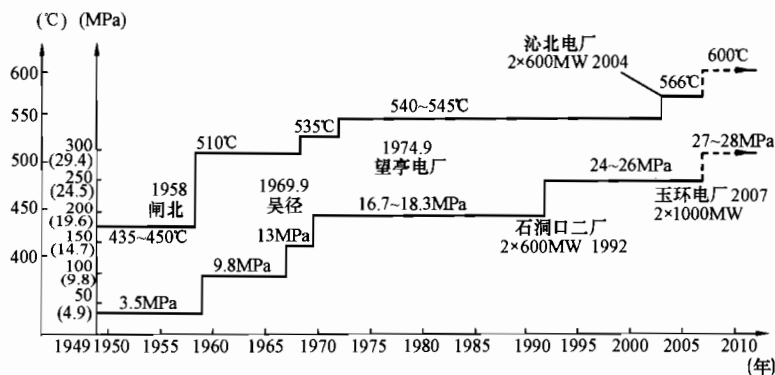


图 1-1 中国火力发电机组蒸汽参数的发展历程

1956 年以前，中国的火力发电机组均为低温低压和中温中压机组，蒸汽参数均低于 3.8 MPa 和 450℃，容量仅为 6~12MW。

1956 年至 20 世纪 60 年代末，是中国高温高压火电机组起步发展的阶段。其中的代表机组为：1958 年在上海闸北电厂投产的 25MW 机组以及 1959 年在辽宁发电厂投产的 50MW 机组，它们的蒸汽参数均为 9.8 MPa 和 510~535℃；1967 年在北京高井电厂投产的 100MW 机组，蒸汽参数为 9.8 MPa 和 540℃，以上机组均为无中间再热机组。

20 世纪 60 年代末至 70 年代初，国产超高压中间再热机组投入运行。其中代表机组为：1969 年 9 月在上海吴泾热电厂投产的 125MW 机组以及 1972 年 5 月在辽宁朝阳发电厂投产的 200MW 机组，它们的蒸汽参数均为 13.7 MPa 和 540/540℃（125MW 机组原为 555℃，后降为 540℃）；1974 年 9 月在望亭发电厂投产的 300MW 机组，锅炉为直流 UP 炉，蒸汽参数为 16.7 MPa 和 540/540℃（原为 555℃，后降为 540℃）。

20 世纪 80 年代末，国产亚临界 300、600MW 机组投入运行。其中代表机组为：1987 年 6 月在山东石横发电厂投产的 300MW 机组和 1989 年 11 月在安徽淮南平圩发电厂投产的 600MW 机组，蒸汽参数均为 18.29 MPa 和 540/540℃。

20 世纪 90 年代初，开始从国外引进超临界机组，至 2004 年共引进 20 台超临界机组。其中代表机组为：1992 年 6 月、12 月在华能上海石洞口二厂投产的 1 号、2 号 600MW 机组，蒸汽参数为 25.4 MPa 和 538/566℃。

从国外引进设计、制造技术而生产的 1000MW 级超超临界机组，将分别安装在华能国际玉环电厂和华电国际邹县发电厂，计划 2007 年投入运行，届时中国火力发电机组的蒸汽参数将达到 26.25 MPa 和 600/600℃的世界先进水平。

第二节 提高火力发电厂效率的方法

根据党的十六大所确定的全面建设小康社会的经济发展目标，2020 年全社会用电将达到 39400~43200 亿千瓦时左右，需要装机 8.2~9.5 亿千瓦。因此，今后 20 年，我国在

“大力发展水电，优先发展煤电，积极发展核电”方针的指导下，为保证电力的高速发展，必须全方位搞好资源优化配置，优先发展建设周期短、投资回报率高的高效率火力发电，满足我国经济发展和人民生活水平提高的需要，具有重大而深远的意义。

一、火电锅炉蒸汽压力、温度参数与机组效率的关系

日本 IHI 公司和三菱公司提供的蒸汽参数与机组效率的关系分别见表 1-1 和图 1-2。

表 1-1 蒸汽参数与机组效率的关系（IHI 提供）

型 式		亚临界变压	超 临 界		
			定 压	变 压	
满负荷蒸汽参数		16.6MPa 538/538℃	24.1MPa 538/538℃	24.1MPa 538/538℃	
效 率	100%负荷	基 准	+1.7%	+1.7%	+2.4%
	50%负荷	基 准	+0.4%	+2.3%	+3.0%

由表 1-1 和图 1-2 可知，在同样的温度条件下（538/538℃），超临界压力锅炉比亚临界压力锅炉机组的效率 1.7%；在同样的压力条件下（24.1MPa），蒸汽温度由 538/566℃ 提高到 600/610℃，机组效率可提高 3.5% 左右。由此可见，提高火电机组锅炉蒸汽温度、压力等参数是提高火电厂效率的最有效方法之一，特别是温度对效率的影响更为显著。

国外火电机组蒸汽参数的发展过程见表 1-2；IHI 公司和三菱公司对蒸汽参数选用的发展历史分别见图 1-3 和图 1-4。

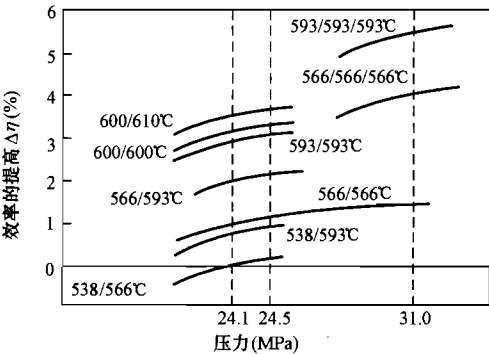


图 1-2 蒸汽参数与机组效率的关系（三菱提供）

表 1-2 国外火电机组蒸汽参数的发展过程

年代 (20 世纪)	初 期	30 年代	40 年代	50 年代		60 年代	80 年代末~ 90 年代初	90 年代末
蒸汽温度 (℃)	250~370	400~430	480~500	500~538	538~566	538~566	566~593	600~610
蒸汽压力 (MPa)	0.8~1.0	1.5~3.0	3.0~8.0	8~14	亚、超临界	亚、超临界	超超临界	超超临界
再热次数					一次， 甚至两次	一次， 多为两次	两次	两次

由图 1-3、图 1-4 和表 1-2 可知，早在 20 世纪 50 年代末至 80 年代，大型火电锅炉的蒸汽压力就已分别达到超临界压力（24.1 MPa）和超超临界压力（31.0 MPa），但蒸汽温度却受锅炉用耐热钢发展的制约，一直在 566℃ 以下徘徊。直到 20 世纪 80 年代中期，由于具有划时代意义的 T91/P91 钢的研制成功，到 20 世纪 90 年代初和 90 年代末，电站锅炉的蒸汽温度分别达到 593 和 610℃，使机组的效率得到更进一步的提高。显而易见，火电锅炉用耐热钢发生的这一场质的变革，必将促进电站焊接技术的发展。

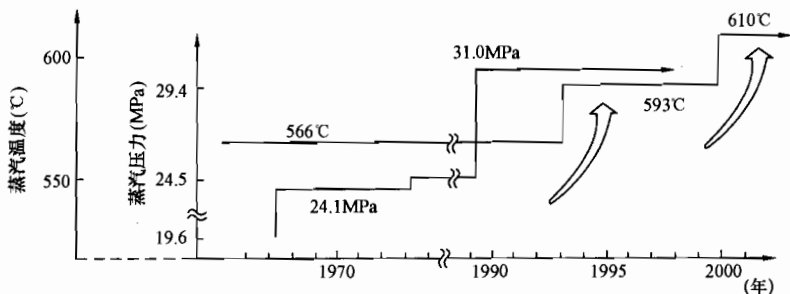


图 1-3 IHI 公司锅炉蒸汽参数发展历史

二、提高火力发电机组效率方法的分析

我国电力以煤为主要燃料，且这种发电格局在今后相当长的时期内不会改变。而以煤电

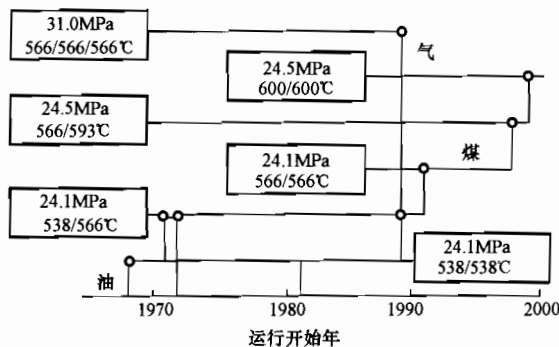


图 1-4 三菱重工公司锅炉蒸汽参数发展历史

为主，必然要带来巨大的环境压力。排放的烟气中含有 SO_x 、 NO_x 、 CO_2 ，并有大量的灰渣和污水。我国当前电力供应十分紧张，据不完全统计，2005 年夏天已有 23 个省、市拉闸限电。电力的发展显现出明显滞后于国民经济发展和人民生活水平提高的要求，要加快电力发展的步伐，就面临着要加快电力结构调整的速度。而最现实、最可行的途径就是加快建设超（超）临界机组，并配备以常规的烟气脱硫系统。

从目前世界火力发电技术水平来看，提高火电机组效率、减少污染的洁净煤发电技术有：循环流化床（CFBC）、增压流化床（PFBC）、整体煤气化联合循环（IGCC）及超临界（SC）与超超临界技术（USC）。但是，CFBC、PFBC、IGCC 等技术仍处于试验或示范阶段，在大型化方面还有很长的路要走，这在我国近期广泛发展是不现实的，只能作为新的发电技术进行研究和示范工程实践。从技术难度和现实性看，超（超）临界技术并配备以常规的烟气脱硫技术较易实现，且超（超）临界机组在国际上已经是商业化的成熟发电技术，其可利用率、可靠性、运行灵活性和机组寿命等方面已经可以和亚临界机组相媲美。

超超临界压力参数火力发电是有效利用能源的一项新技术，其蒸汽的压力、温度均超过以往任何参数的机组，从而可大幅度提高机组热效率。主蒸汽温度每提高 1°C ，热效率值上升 0.029%；再热蒸汽温度每提高 1°C ，热效率值上升 0.021%。超临界机组效率可比亚临界机组提高 2% 左右，而超超临界机组的效率比超临界机组又提高 4% 左右。如丹麦诺加兰德电厂 3 号超超临界机组，效率高达 47%。因此，目前提高火力发电厂效率的主要途径是提高蒸汽的压力和蒸汽的温度，即发展超临界机组和超超临界机组。发展超临界机组和超超临界机组，不但可大幅度提高火电厂效率，还具有更大的经济和环保意义。蒸汽参数与火电厂效率、供电煤耗的关系见表 1-3。

从表 1-3 中的数据可以看出，随着蒸汽温度和压力的提高，电厂的效率在大幅度地提高，供电煤耗在大幅度地下降，而提高蒸汽参数遇到的主要技术难题是金属材料耐高温、高

压及焊接问题。

表 1-3 蒸汽参数与火电厂效率、供电煤耗的关系

机组类型	蒸汽压力 (MPa)	蒸汽温度 (℃)	电厂效率 (%)	供电煤耗[g/(kW·h)]
中压机组	3.5	435	27	460
高压机组	9.0	510	33	390
超高压机组	13.0	535/535	35	360
亚临界机组	17.0	540/540	38	324
超临界机组	25.5	567/567	41	300
高温超临界机组	25.0	600/600	44	278
超超临界机组	30.0	600/600/600	48	256
高温超超临界机组	30.0	700	57	215
超 700℃ 机组		超 700	60	205

注 发电煤耗用标准煤量统计，标煤量是一个统计折算标准，1kg 标准煤的发热量为 29308kJ。

三、提高火力发电机组效率的关键技术

开发耐高温性能更好的耐热钢是发展高效率的超临界、超超临界火力发电机组的关键技术之一，目前世界先进国家普遍采用的是新型细晶强韧化铁素体耐热钢和新型奥氏体耐热钢，我国正在建设的 300MW 及以上的亚临界、超临界火电机组，已经采用了这种新型细晶强韧化铁素体耐热钢系列中的 SA213-T23、SA213-T91、SA335-P91；将要建设的 USC 火电机组还要大量采用这种新型细晶强韧化铁素体耐热钢系列中的 SA213-T23、T24、T91、T92、T122，SA335-P91、P92、P122 及 E911；新型细晶奥氏体耐热钢 Super304H、TP347HFG 和高铬镍奥氏体钢 HR3C、NF709、SAVE25 等。

为了更好地发展我国的 SC、USC 机组，在大量引进国外先进的新型耐热钢的过程中，要加强技术协作，协同攻克“关键技术”，并大力开展以下几方面的试验研究工作，确保 SC、USC 机组的安全运行。

- (1) 新型耐热钢的合金化原理、冶金特点。
- (2) 新型耐热钢的常温及高温性能。
- (3) 新型耐热钢的焊接性及焊接工艺、焊后热处理、异种钢焊接工艺。
- (4) 新型耐热钢的热加工性能及工艺。
- (5) 新型耐热钢服役后组织及性能的变化规律及寿命评估。

焊接是保证火电建设质量和发电设备安全运行的重要基础专业。我国已开始大力发展的 SC、USC 火力发电锅炉所采用的新型耐热钢与传统的低合金耐热钢有质的区别，广大电站焊接工作者有必要在掌握这些新材料特点的基础上调整几十年来在焊接传统的低合金耐热钢时所形成的观念。需要对这种新型耐热钢的强化机理、焊接性、焊接工艺、热处理工艺、检验方法、焊工培训及焊接管理等方面进行深入的研究和实践，加大电站焊接科研力度，加大对焊接及相关专业人员的技术培训，进一步提高专业技术素质，以保证我国电力发展目标的实现。

第三节 超（超）临界机组是我国火电发展的最佳选择

一、超（超）临界机组概述

常规亚临界火电机组的蒸汽参数：压力 p 为 16~19 MPa，温度 t 为 540/540℃，发电机组效率约为 38%~39%。当汽轮机进口蒸汽参数超过水临界状态点的参数（压力为 22.129 MPa、温度为 374.12℃）时，统称为超临界机组，以 SC（Supercritical）表示。一般超临界机组的蒸汽参数：压力 p 为 24~26 MPa，温度 t 为 540/540℃、540/566℃、566/566℃，相应的机组效率约为 41%~42%。超超临界参数实际上是在超临界参数的基础上进一步提高蒸汽压力和温度，国际上通常把主蒸汽压力在 24.1~31 MPa，主蒸汽温度/再热蒸汽温度在 580~600℃/580~610℃ 的机组定义为高效超临界（high efficiency supercritical）机组，即通常所说的超超临界机组，以 USC（ultra supercritical）表示。但各国（甚至各公司）对超超临界参数起始点的定义有所不同，如日本定义的为压力大于等于 24 MPa 或温度大于 566℃；丹麦定义的为压力大于 27.5 MPa；西门子公司认为，应从材料的等级来区分超临界和超超临界；我国电力百科全书则将超超临界定义为蒸汽压力高于 27 MPa 的机组。国内正在建设的 USC 机组的蒸汽参数：压力 p 为 25~26.5 MPa、温度 t 为 600/600℃。

二、国外超（超）临界机组的发展历程

自 20 世纪 50 年代开始，世界上以美国和德国等为主的工业化国家就已经开始了对超临界和超超临界发电技术的研究。经过近半个世纪的不断进步、完善和发展，目前超临界和超超临界发电技术已经进入了成熟和商业化运行的阶段。

世界上超临界和超超临界发电技术的发展过程大致可以分成三个阶段：

第一个阶段，是从 20 世纪 50 年代开始，以美国和德国为代表。当时的起步参数就是超临界参数，但随后由于电厂可靠性的问题，在经历了初期超超临界参数后，从 20 世纪 60 年代后期开始，美国超临界机组大规模发展时期所采用的参数均降低到常规超临界参数。直至 20 世纪 80 年代，美国超临界机组的参数基本稳定在这个水平。

第二个阶段，大约是从 20 世纪 80 年代初期开始。由于材料技术的发展，尤其是锅炉和汽轮机材料性能的大幅度改进及对电厂化学方面认识的深入，克服了早期超临界机组所遇到的可靠性问题。同时，美国对已投运的 170 多台机组进行了大规模的优化及改造，到 1985 年，可靠性和可用率指标已经达到甚至超过了相应的亚临界机组。通过改造实践，形成了新的结构和新的设计方法，大大提高了机组的经济性、可靠性和运行灵活性。期间，美国又将超临界技术转让给日本（GE 向东芝、日立，西屋向三菱），联合进行了一系列新超临界电厂的开发、设计。这样，超临界机组的市场逐步转移到了欧洲及日本，涌现出了一批新的超临界机组。

第三个阶段，大约是从 20 世纪 90 年代开始，进入了新一轮的发展阶段。这也是世界上超超临界机组快速发展的阶段，即在保证机组高可靠性、高可用率的前提下，采用更高的蒸汽温度和压力。其中主要因为国际上环保要求日益严格，同时新材料的开发成功和常规超临界技术的成熟等，也都为超超临界机组的发展提供了条件。

目前，全世界已投入运行的超临界及以上参数的发电机组大约有 600 多台，其中美国有

170 多台，日本和欧洲各约 60 台，俄罗斯及原东欧国家 280 余台。目前，发展超超临界技术较领先的国家主要是日本、德国和丹麦等，世界范围内属于超超临界参数的机组大约有 60 余台。

1. 美国

美国是世界上发展超临界火电机组最早的国家，早在 20 世纪 50 年初就开始了超超临界发电技术的探索和研究。目前，美国拥有 9 台世界上最大的超临界机组，单机容量为 1300MW，见表 1-4。

表 1-4 美国现役单机容量最大的 1300MW 火电机组

电 站	锅炉制造商	锅炉蒸发量 (t/h)	运行方式	主蒸汽压力 (MPa)	主/再热蒸汽 汽温 (℃)	投 运 时 间
Cumberland 1、2 号	B&W	4535	定压	24.2	539/539	1972/1973
Amos 3 号	B&W	4433	定压	26.5	543/538	1974
Gavin 1、2 号	B&W	4433	定压	26.5	543/538	1974/1975
Mountaineer 1 号	B&W	4433	定压	26.5	543/538	1980.9
Rockport 1 号、2 号	B&W	4433	定压	26.5	543/538	1984/1989
Zimmer	B&W	4433	定压	26.5	543/538	1990

美国也是世界上发展超超临界火电机组最早的国家之一。美国俄亥俄州 Philo 电厂 6 号机于 1957 年投产，这是世界上第一台超超临界机组。容量为 125MW，蒸汽压力为 31 MPa，蒸汽温度为 621/566/538℃，二次中间再热。汽轮机由 GE 公司生产，锅炉由 B&W 公司制造。1959 年，Eddystone 电厂 1 号机投产，这是一台容量为 325MW，蒸汽压力为 34.5 MPa，蒸汽温度为 649/566/566℃的二次中间再热机组，热耗为 8630kJ/（kW·h）。当时，该机组同时打破了火力发电机组最高出力、最高压力、最高温度和最高效率 4 项纪录，该机组由 CE 和 WH 公司设计制造。在设计参数下运行了 8 年后，因锅炉过热器高温腐蚀和汽轮机高压缸蠕变变形等材料问题，自 1968 年起将参数降为 32.2MPa/610/560/560℃，至今还在运行，仍然是蒸汽压力和蒸汽温度最高的机组。

EPRI（美国电科院）还对超超临界机组蒸汽参数和容量等进行了优化研究，认为超超临界机组采用的蒸汽压力为 31MPa，温度在 566～593℃，二次中间再热，容量在 700～800MW 时为最佳，并重新开发了蒸汽参数为 31MPa/593/593/593℃的二次再热超超临界机组。但是由于美国更倾向于大力发展高效的燃气-蒸汽联合循环，超超临界技术发展计划没有得到实施。

近期，GE 公司为日本制造一台蒸汽温度超过 593℃的 1000MW 等级机组和一台蒸汽参数为 26.6 MPa/577/600℃的 750MW 的机组，还设计了蒸汽参数为 25 MPa/600/610℃的机组。美国目前正在进行新一代（760℃）的用于超超临界参数机组的锅炉材料研究计划，以开发蒸汽温度和压力更高的机组。

2. 日本

日本资源缺乏，非常重视发电机组效率的提高，从 20 世纪 60 年代中期开始发展超临界机组。虽然其起步较晚，但吸收了美国和欧洲的最新技术，发展快、收效大。到目前为止，已有 60 多台超临界以上参数的机组运行。日本在成功发展超临界机组的基础上，采取引进、

仿制、创新的技术路线，进一步开发了超超临界机组。在 20 世纪 80 年代末，投运了川越电厂两台 31MPa/566/566/566℃超超临界机组，由于受当时耐热钢材的限制，只是提高了主蒸汽压力，而未提高主蒸汽温度。为了避免汽轮机末级蒸汽温度过高，故采用了两次再热。两次再热技术虽然是成熟的，但系统复杂，设计难度大，使成本显著提高。为了降低制造成本，日本各公司近年来并不是一味地提高蒸汽的初压力，而是从超超临界机组的高效性入手，尽量提高蒸汽温度，以期“用足”现有材料的耐高温特性，以最低的制造成本获得最大的热效益。故近年来日本各生产厂商将蒸汽参数的压力降为 24~25 MPa，温度由 566/593℃稳步上升为 600/600℃及 600/610℃的超超临界机组发展方向，取得了显著的成功。

近年来日本投运的主要超超临界机组见表 1-5。

表 1-5 日本 1990 年以来投运的主要超超临界机组

电 厂	电力公司	容量 (MW)	蒸汽参数 (MPa/℃/℃/℃)	投 运 时 间
川越 KAWAGOE 1 号	中部电力	700	31/566/566/566	1989-6
川越 KAWAGOE 2 号	中部电力	700	31/566/566/566	1990-6
碧南 Hekinann 3 号	中部电力	700	24.6/538/593	1993-4
能代 Noshiro 2 号	东北电力	600	24.6/566/593	1994-12
七尾太田 Nanao-Ohta 1 号	北陆电力	500	24.6/566/593	1995-3
苓北 Reihoku 1 号	九州电力	700	24.1/566/566	1995-7
原町 Haramachi 1 号	东北电力	1000	25/566/593	1997-7
松浦 Matsuura 2 号	电源开发	1000	24.6/593/593	1997-7
三隅 Misuumi 2 号	中部电力	1000	25/600/600	1998-6
原町 Haramachi 2 号	东北电力	1000	25/600/600	1998-7
七尾太田 Nanao-Ohta 2 号	北陆电力	700	24.6/593/593	1998-7
碧南 Hekinann 4 号	中部电力	1000	24.6/566/593	2002-11
碧南 Hekinann 5 号	中部电力	1000	24.6/566/593	2001-11
敦贺 Tsuruga 2 号	北陆电力	700	24.6/593/593	2000-10
橘湾 Tachibana-wan	四国电力	700	24.6/566/566	2000-7
Karita 1 号 (PFBC)	九州电力	350	24.6/566/593	2000-7
苓北 Reihoku 2 号	九州电力	700	24.6/593/593	2003-7
橘湾 Tachibana-wan 1 号	电源开发	1050	25/600/610	2000-7
橘湾 Tachibana-wan 2 号	电源开发	1050	25/600/610	2001-7
矶子 Isogo 新 1 号	电源开发	600	25/600/610	2002-4
苫东厚真 4 号	北海道电力	700	25/600/600	2002-6
常陆那珂 Hitachinaka 1 号	东京电力	1000	24.5/600/600	2003
舞鹤 Maizuni 1 号	关西电力	900	24.5/593/593	2004
舞鹤 Maizuni 2 号	关西电力	1000	24.1/593/593	2010

日本的冶金技术处于世界领先地位，下一步的开发目标是采用奥氏体钢和镍基合金，将蒸汽初压提高到 35.5MPa，初温提高到 625~640℃。

3. 欧洲

在欧洲大约有 60 台超临界机组，大部分在德国、意大利、荷兰和丹麦。近期在欧洲投运的超超临界机组列于表 1-6。

德国也是发展超临界技术最早的国家之一，早在 20 世纪 50 年代和 60 年代就已经和美国同步地开展了超临界机组的研究工作。1956 年投运了一台蒸汽参数为 34MPa/610/570/570℃，容量为 88MW 的超超临界机组。1972 年投运了一台 430MW，参数为 24.5MPa/535/535℃的超临界机组。1979 年投运了一台两次再热的 475MW，参数为 25.5MPa/530/540/530℃的超临界机组。

德国开发了螺旋管式水冷壁的锅炉，实现了锅炉的滑压运行，这类锅炉目前在日本和欧洲的全滑压运行超临界机组中广泛采用。德国近年来很重视发展超临界机组，德国已投运和在建的超临界机组近 20 台，其中具有代表性的超临界机组为：1992 年 8 月在 Staudinger 电厂投运的 500MW、参数为 25 MPa/540/560℃的超临界机组；1999 年在 Lippendorf 电厂投运的 933MW，蒸汽参数为 26.7 MPa/554/593℃的超超临界机组；2000 年在 Niederaubem 电厂投运的 965MW，蒸汽参数为 26.9 MPa/580/600℃的超超临界机组；在 Hessler 电厂投运的 700MW，蒸汽参数为 30 MPa/580/600℃的超超临界机组。

Siemens 公司在 1997~2001 年期间制造了 8 套功率在 750~1000MW、蒸汽参数为 25 MPa/580/600℃的蒸汽轮机。在 20 世纪末设计的超超临界机组，容量在 400~1000MW 范围内，蒸汽参数为 27.5 MPa/589/600℃，机组净效率在 45%以上。

丹麦史密斯公司和 GEC-Alstom 公司研究开发的前 2 台超超临界机组，容量为 411MW，过热蒸汽出口压力为 29 MPa，二次中间再热，过热蒸汽和再热蒸汽温度为 582/580/580℃，机组效率为 47%。然后开发了参数为 30.5 MPa/582/600℃、容量为 430MW 的超超临界机组，该机组采用一次中间再热，机组设计效率为 49%，从而成为迄今为止世界上报导过的热效率最高的火电机组。

表 1-6

近期在欧洲投运的超超临界机组

电 厂	国 家	燃 料	容 量 (MW)	蒸汽参数 (MPa/℃/℃/℃)	投 运 日 期
Skaerbaek 3 号	丹麦	气	411	29/582/580/580	1997
Nordjyllands 3 号	丹麦	煤	411	29/582/580/580	1998
Avedore	丹麦	气/煤	430	30/580/600	2000
Schwarze Pumpe A, B	德国	褐煤	874	28.3/544/560	1997-8
Boxberg Q, R	德国	褐煤	910	25.8/541/580	1999-2000
Lippendorf R, S	德国	褐煤	930	26.0/550/580	1999-2000
Bexbach 2 号	德国	煤	750	25/575/595	1999
Niederausexm K	德国	褐煤	1025	26.5/576/599	2002

欧洲 COST522 计划，有 16 个国家参加了这个研究项目，计划开发应用铁素体钢的蒸汽参数为 29.4 MPa/620/650℃的超超临界机组。欧共体的 Thermie “700℃计划”是开发蒸汽参数达 37.5 MPa/700/700℃的超超临界机组，其效率可达 52%~55%。该项目计划成功完成后，将大大增加欧洲电力设备供货商的市场竞争能力。

三、我国超（超）临界机组的现状与发展

1. 我国超临界机组的现状与发展

从 20 世纪 80 年代末至今，我国从国外进口超临界机组共 20 台，总容量 11400MW（见表 1-7）。其中，最大单机容量为 900MW，最长的运行时间已近 13 年，积累了丰富的运行经验，形成了一批掌握超临界机组安装、调试和运行的技术队伍。

表 1-7 我国超临界机组容量蒸汽参数

序 号	电厂名称	机组号	容 量 (MW)	主/再热蒸汽温度 (℃)	主蒸汽压力 (MPa)	引进国家	投产日期 年月日
1	外高桥	5、6	900	538/566	25.7	德国阿尔 斯通	5 号 2004.04.20 6 号 2004.09.22
2	石洞口二 厂	1、2	600	538/566	25.4	美 国 CE 公司	1 号 1992.06.12 2 号 1992.12.26
3	南京电厂	1、2	300	545/545	25.0	俄罗斯	1 号 1994.03.17 2 号 1994.10.20
4	营口电厂	1、2	300	545/545	25.0	俄罗斯	1 号 1996.01.23 2 号 1996.12.21
5	盘山电厂	1、2	500	545/545	25.5	俄罗斯	1 号 1995.12.31 2 号 1996.12.15
6	伊敏电厂	1、2	500	545/545	25.5	俄罗斯	1 号 1998.11.09 2 号 1999.09.15
7	绥中电厂	1、2	800	545/545	25.0	俄罗斯	1 号 2000.07.06 2 号 2000.09.23
8	漳州厚石 电厂	1~6	600	538/566	24.6	1~4 号日 本三菱 5~6 号阿 尔斯通 CE	1 号 2000.03.15 2 号 2000.09.16 3 号 2002.03.15 4 号 2003.03.01 5 号 2003.10 6 号 2004.06

我国通过华能石洞口二厂引进的 600MW 超临界机组，采用技贸结合带引进技术的方式，引进了大部分超临界技术。不仅取得了主要设计计算软件，而且通过联合设计培训了一批设计技术人员。一些制造厂已拥有国外的整套技术，锅炉本体和辅机国产化率达 85%，为我国超临界机组国产化打下了一定基础。

华能沁北电厂 2×600MW 超临界机组，为国产化依托项目，其蒸汽参数为 25.4 MPa/566/566℃，锅炉蒸发量为 1950 t/h，机组技术指标先进、高效、节能、环保，设计供电煤耗为 297.3 g/（kW·h），1 号机组已于 2004 年 11 月 23 日投入商业运行。目前，国内各发电公司已向国内发电设备厂商订购了容量为 600MW、蒸汽参数为 25.4 MPa/566/566℃或 25.4 MPa/538/566℃的超临界机组 100 多套，预计这些机组将在 2015 年前陆续投入运行。

2. 我国发展超超临界机组及国产化的意义

(1) 拉动我国国民经济发展的需要。随着我国亚临界 300、600MW 机组以及常规超临

界 600MW 机组相继实现国产化后, 继续发展国产化超超临界机组, 有利于进一步提高我国电站设备的设计和制造水平, 有利于我国电站设备制造企业持续深入的发展。由于超超临界机组所采用的新材料和新工艺, 还能推动我国钢铁业、电子业、电力建设业等相关工业的发展。另外, 还能全面拉动电厂所在地区的国民经济高速增长。

(2) 电源结构调整的需要。到 2004 年底, 全国发电设备总装机容量达到 4.407 亿千瓦, 但火电机组平均容量不到 10 万千瓦, 有相当一部分的火电机组为高压、超高压蒸汽参数机组, 亚临界 300MW 及其以上机组占火电总装机容量也不到 50%, 平均供电煤耗为 381g/(kW·h)。火电机组本身结构的不合理, 严重影响了电力工业的整体技术、经济效益。并且, 由于我国能源分布不均匀, 南水电、北火电, 能源储藏集中于西部, 故调峰任务重。而超超临界火电机组的技术、经济性能十分适合于调峰, 发展超超临界机组将有利于改善我国电源结构和稳定经济调度。

(3) 提高火电机组水平、实现我国电力工业技术跨越式发展的需要。发展超超临界机组, 是提高我国火电机组技术水平最有效又现实的措施。随着科学技术的进步, 新一代大容量超超临界机组已具备了优良的经济性能、启动调峰运行性能和良好的环保性能, 是当代燃煤火力发电厂实用技术的代表。从我国国情出发, 发展超超临界燃煤机组有利于机组热效率的提高, 降低发电煤耗。一台超超临界燃煤机组的供电煤耗仅为 275g/(kW·h), 比我国亚临界机组平均供电煤耗 345g/(kW·h) 还要低 70g/(kW·h), 且大幅度减少了 CO₂ 和 NO₂ 的排放量。有利于电网调峰的稳定性和经济性; 有利于保护生态环境, 提高环保水平; 有利于实现我国电力工业技术跨越式发展。

(4) 保护环境、节约一次能源的需要。目前国际上超超临界机组的发电效率可达 45%~47%, 比亚临界机组提高 6%, 比常规超临界机组提高 4%。目前的增压循环流化床 (PFBC) 机组的效率一般在 38%~41%, 整体煤气化联合循环 (IGCC) 机组效率一般在 42%~45%。如超超临界配以脱硫装置, 其本身就是一个洁净煤的发电工程。同时, 其在节约一次能源结构, 减少温室气体排放方面的作用, 甚至超过 PFBC 和 IGCC。

(5) 缓解电力供应紧张局面、满足工业和居民生活用电的需要。随着我国经济的高速发展, 人民生活水平的不断提高, 工业基础和居民生活用电急剧增长, 全国电力供需矛盾日趋紧张, 发展大容量超超临界机组, 可以加快我国电力装机容量的增长速度, 缓解电力供应紧张局面, 满足工业和居民生活用电的需要。

3. 我国首台 1000MW 级超超临界机组概况

由原国家电力公司和中国华能集团公司负责的国家高技术研究发展计划, 即 863 计划中的“超超临界燃煤发电技术”(2002AA526010) 课题, 在第一阶段的研究结论是: 现阶段我国发展超超临界机组的容量为 600 和 1000MW 等级, 汽轮机进口蒸汽参数为 25~28 MPa/600/600℃, 一次再热。华能玉环电厂 4×1000MW 超超临界机组, 作为国家“863 计划”的依托工程, 确定机组容量为 1000MW, 汽轮机入口蒸汽参数为 26.25 MPa/600/600℃, 所选参数与“863 计划”中的“超超临界燃煤发电技术”课题组推荐值一致。华能玉环电厂确定使用的机组参数, 在压力上高于日本, 在温度上高于欧洲的同类机组, 尤其又是单轴, 目前世界上并无一台完全相同的机型可供借鉴。

锅炉为变压垂直管圈直流炉、一次再热、平衡通风、露天布置、固态排渣、全钢构架、全悬吊结构 II 型炉。炉膛断面尺寸为: 66.40m(高)×32.08m(长)×15.67m(宽), 炉膛容积

为 28000m^3 。锅炉的最大连续蒸发量 (BMCR) 为 2950t/h 。锅炉出口蒸汽参数为 $27.56\text{MPa}/605/603^\circ\text{C}$ 。

炉膛上、下部水冷壁均采用内螺纹垂直管，上、下部水冷壁之间设有混合集箱。过热管采用四级布置，沿蒸汽流程依次为水平和立式低温过热器、分隔屏过热器、屏式过热器和末级过热器。再热器分为低温再热器和高温再热器。

锅炉受热面主要材料的选择是关键，末级过热器和末级再热器的主要材料为 Super304H 和 HR3C。将 Super304H 进行喷丸处理后用在金属壁温较低区域，易腐蚀氧化的高温区则采用抗烟气腐蚀性能好的 HR3C。Super304H、HR3C 在受热面成型后进行整屏固溶热处理。末级过热器出口联箱采用抗蒸汽氧化性能好的 P122 钢管，与日本同类机组选材相同。

四大管道的选材：主蒸汽管道为 P92 钢，与欧洲同类机组选材相同；再热热段为 P91 钢，再热冷段为 A691Cr1-1/4CL22 钢；给水管道为 WB36 钢。

为了做好末级过热器出口联箱 P122 钢与主蒸汽管道 P92 钢之间的异种钢焊接，由锅炉制造厂在末级过热器出口联箱的出口处焊上一个异径的 P92 钢短管，避免了在安装现场出现异种钢焊接。

机组由国内制造，由国外相关制造企业进行技术支持。机组的安装由国内企业进行。整个工程中新材料的选用及它们的焊接技术也是我国发展超超临界机组的关键技术。

第二章

锅炉用新型耐热钢发展现状

随着火电锅炉用耐热钢的发展,从 20 世纪 60~90 年代,经过近 40 年的努力,火电锅炉经历了从超高压 ($13\sim 15\text{ MPa}$, $t\leq 540^{\circ}\text{C}$)、亚临界 ($16\sim 19\text{ MPa}$, $t\leq 540^{\circ}\text{C}$)、超临界 ($24\sim 26\text{ MPa}$, $t\leq 566^{\circ}\text{C}$) 到超超临界 ($24\sim 31\text{ MPa}$, $t\geq 580^{\circ}\text{C}$) 的发展历程,而超临界、超超临界压力机组则是今后相当长时期内火力发电的主要发展方向之一。

为了发展高效率的超超临界机组,从 20 世纪 80 年代初开始,美国、日本和欧洲就已投入了大量的财力和研究人员来开展各自的新材料研发。这些材料分别针对不同参数级别的机组: 593°C 级别 (包括欧洲的 580°C 机组和日本的 600°C 机组)、 620°C 级别、 650°C 级别和正在研发之中的更高温度级别的机组。新开发的耐热材料在投入正式使用之前,进行了大量的实验室和实机验证试验。到目前为止,欧洲已经成功地投运了主蒸汽温度为 580°C 的超超临界机组,日本投运了主蒸汽温度为 600°C 的机组。从材料的实机验证结果来看,目前国际上成熟的材料已经可以用于建造蒸汽温度为 620°C 的机组。

第一节 超 (超) 临界锅炉用新型耐热钢发展历史

一、锅炉用钢的发展历程

第一章第二节说明了提高锅炉蒸汽温度比提高锅炉蒸汽压力对机组效率的影响更为显著,可由于长期以来受到耐热钢耐温性能的限制,只能用提高蒸汽压力来提高机组效率。若锅炉蒸汽温度不提高,仅依靠提高锅炉蒸汽压力来提高机组效率,就意味着必然要选用蠕变断裂强度低、使用温度低的耐热钢,如 $12\text{Cr}1\text{MoV}$ 、 $10\text{CrMo}910$ 、 $15\text{Cr}1\text{Mo}1\text{V}$ 等。当锅炉蒸汽压力从 13.7 MPa 提高到 16.7 MPa 乃至 25.5 MPa 时,就必须使管道的壁厚大大增厚。平圩电厂亚临界 600 MW 机组,主蒸汽管选用 P22 钢,管子规格为 $\phi 673\times 103\text{ mm}$; 石洞口二厂超临界 600 MW 机组主蒸汽管选用 P22 钢,管子规格为 $\phi 654\times 136.5\text{ mm}$ 。

管道壁厚的增加,给焊接、热处理、弯管、探伤等工艺带来了很多的困难,管壁厚度的增加更会引起热应力的剧增,加剧管道的热疲劳损伤。此外,当选用大壁厚管道时,管道和保温材料的重量还会大幅增加管系的重量,从而自管系、支吊架到厂房架构的强度与刚度都成了设计部门要特别考虑的问题。

由此可见,要提高大型火电机组效率,首先要提高锅炉蒸汽温度,因此世界各国的冶金工作者一直在致力于开发与研制锅炉用耐热钢,使它们能使用于更高的温度区间。

就目前世界各国发展情况看,锅炉和管道用钢的发展可以分为两个方向,一是铁素体耐热钢的发展;另一是奥氏体耐热钢的发展。所谓珠光体、贝氏体、马氏体耐热钢,按国际惯例,统称为铁素体耐热钢。

1. 铁素体耐热钢

铁素体耐热钢的发展可以分为两条主线，一是逐渐提高主要耐热合金元素 Cr 的成分，从 2.25Cr 提高到 12Cr；二是通过添加 V、Nb、Mo、W、Co 等合金元素，使钢的 600℃ 10⁵h 蠕变断裂强度由 35MPa 逐步提高到 60、100、140、180MPa。图 2-1 给出了铁素体耐热钢的现状与发展趋势。

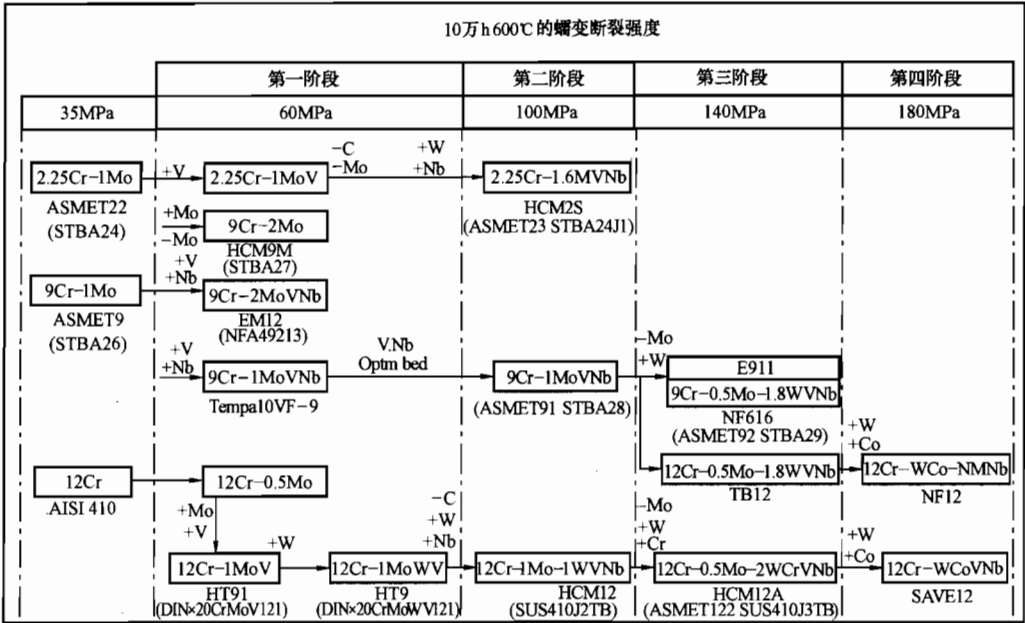


图 2-1 铁素体耐热钢发展趋势

(1) 低合金耐热钢。20 世纪 50 年代，电站锅炉钢管大多采用含 Cr≤3%，含 Mo≤1% 的铁素体耐热钢，其典型钢种及最高使用壁温为：

- 15Mo≤530℃
- 12CrMo≤540℃
- 15CrMo≤540℃
- 12Cr1MoV≤580℃
- 15Cr1Mo1V≤580℃
- 10CrMo910≤580℃

当时，在壁温超过 580℃ 时，一般都需要使用奥氏体耐热钢 TP304H、TP347H (≤700℃)，然而由于其价格昂贵、导热系数低、热膨胀系数大及存在应力腐蚀裂纹倾向等缺点，不可能被大量采用，故世界各国从 20 世纪 60 年代初开始，进行了长达 30 多年的试验研究，来开发适用于温度为 580~650℃ 范围内的锅炉用耐热钢。

(2) EM12 钢的开发。20 世纪 50 年代末，比利时 Liege 冶金研究中心研究了“超级 9Cr”钢，其化学成分为 9Cr-2Mo，并添加了 Nb、V 等合金元素，材料牌号为 EM12。法国瓦鲁瑞克公司生产出 EM12 的过热器管（化学成分见表 2-1）。1964 年，法国电力公司批准 EM12 钢管可用于 620℃ 的过热器和再热器，代替过去使用的不锈钢管。但是，由于该钢种是二元结构，冲击韧性差，后来未得到广泛应用。

(3) 钢 102 的开发。20 世纪 60 年代初，中国按原苏联的耐热钢系列研究出了钢 102 (12Cr2MoWVTiB)，推荐使用温度为 620℃。经长期使用经验证明，其使用温度以低于 600℃ 为宜。钢 102 主要用于壁温小于等于 600℃ 的过热器、再热器管。

表 2-1 部分铁素体耐热钢的化学成分

钢 号		标 准		化学成分(%)												
		ASME	JIS	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	Co	V	Nb	B	N	其他	
2Cr	T22(2. 25Cr-1Mo)	T22	STBA24	0. 12	0. 3	0. 45	2. 25	1. 0	—	—	—	—	—	—	—	
	HCM2S(2. 25Cr-1. 6WVNb)	T23	STBA24J1	0. 06	0. 2	0. 45	2. 25	0. 1	1. 6	—	0. 25	0. 05	0. 003	—	—	
9Cr	T9(9Cr-1Mo)	T9	STBA26	0. 12	0. 6	0. 45	9. 0	1. 0	—	—	—	—	—	—	—	
	HCM9M(9Cr-2Mo)	—	STBA27	0. 07	0. 3	0. 45	9. 0	2. 0	—	—	—	—	—	—	—	
	T91(9Cr-1MoVNb)	T91	STBA28	0. 10	0. 4	0. 45	9. 0	1. 0	—	—	0. 20	0. 08	—	0. 05	—	
	NF616(9Cr-0. 5Mo-2WVNb)	T92	STBA29	0. 07	0. 06	0. 45	9. 0	0. 5	1. 8	—	0. 20	0. 05	0. 004	0. 06	—	
	Te MPa1oy F-9(9Cr-1MoVNb)	—	—	0. 06	0. 5	0. 60	9. 0	1. 0	—	—	0. 25	0. 40	0. 005	—	—	
	EMI2(9Cr-2MoVNb)	(NFA49213)	—	0. 10	0. 4	0. 10	9. 0	2. 0	—	—	0. 30	0. 40	—	—	—	
12Cr	HT91(12Cr-1MoV)	(DIN X20CrMoV121)	—	0. 20	0. 4	0. 60	12. 0	1. 0	—	—	0. 25	—	—	—	0. 5Ni	
	HT9(12Cr-1MoWV)	(DIN X20CrMoWV121)	—	0. 20	0. 4	0. 60	12. 0	1. 0	0. 5	—	0. 25	—	—	—	0. 5Ni	
	HCM12(12Cr-1Mo-1WVNb)	—	SUS410J2TB	0. 10	0. 3	0. 55	12. 0	1. 0	1. 0	—	0. 25	0. 05	—	0. 03	—	
	HCM12A(12Cr-0. 4Mo-2WCuVNb)	T122	SUS410J3TB	0. 11	0. 1	0. 60	12. 0	0. 4	2. 0	—	0. 20	0. 05	0. 003	0. 06	1. 0Cu	
	NF12(11Cr-2. 6W-2. 5CoVNbB)	—	—	0. 08	0. 2	0. 50	11. 0	0. 2	2. 6	2. 5	0. 20	0. 07	0. 004	0. 05	0. 07Ta	
	SAVE12(11Cr-3W-3CoVNbTaNdN)	—	—	0. 10	0. 3	0. 20	11. 0	—	3. 0	3. 0	0. 20	0. 07	—	0. 04	0. 04Nd	

(4) T23 (HCM2S)、T24 钢的开发。HCM2S (化学成分见表 2-1) 是在 T22 (2. 25Cr-1Mo) 钢的基础上, 吸收了钢 102 的优点而改进的。它在 600℃时的强度比 T22 高 93%, 与钢 102 相当。但由于 C 含量降低, 加工性能和焊接性能优于钢 102, 在一些情况下可以焊前不预热; 当壁厚小于等于 8mm 时, 焊后可不热处理。该钢已获得 ASME 锅炉压力容器规范 CASE2199 认可, 被命名为 SA213-T23。

T24 (7CrMoVTiB10-10) 钢是在 T22 钢的基础上进行改进的, 与 T22 钢的化学成分比较, 增加了 V、Ti、B 含量, 减少了 C 含量, 于是降低了焊接热影响区的硬度, 提高了蠕变断裂强度。在一些情况下, T24 也可以焊前不预热, 当壁厚小于等于 8mm 时, 焊后可不热处理。

T23、T24 钢是超临界、超超临界锅炉水冷壁的最佳选择材料, 并可应用于壁温小于等于 600℃的过热器、再热器管。

(5) F11、F12 钢的开发。20 世纪 60 年代末, 德国研究开发了 12Cr 钢, F12 (X20CrMoV121) 钢和 F11 (X20CrMoWV121) 钢 (化学成分见表 2-1)。该钢至 1979 年正式纳入 DIN17175 标准, 主要用于壁温达 610℃的过热器、壁温达 650℃的再热器以及壁温为 540~560℃的联箱和蒸汽管道, 但其含碳量高, 焊接性差。

(6) 典型的新型铁素体耐热钢 T91/P91 钢的开发。美国能源部委托橡树岭国家试验室 (ORNL) 与燃烧工程公司 (CE) 联合研究用于快速中子增殖反应堆计划的钢材, 开始改进原有的 9Cr1Mo 钢 (T9, 见表 2-1), 以研究开发一种新的 9Cr-1Mo 钢, 要求这种新钢种综合早期 9Cr 和 12Cr 钢的性能, 并具有良好的焊接性。到 1980 年, 测试了超过一百种成分的试验样品, 最后确定为改良型 9Cr-1Mo 钢, 即 T91/P91 钢 (化学成分见表 2-1)。经试验, 该钢在 593℃、10 万 h 条件下的持久强度达到 100 MPa, 韧性也较好。从技术和经济角度分析, 这种钢与 EMI2 相比, Mo 含量减少一半, Nb、V 也低。1982 年, 橡树岭国家试验室进行了对比试验, 发现这种改进的 9Cr-1Mo 钢优于 EM12 和 F12。1983 年, 美国 ASME 认可了这种钢, 称为 T91/P91, 即 SA213-T91/SA335-P91。1987 年, 法国瓦鲁瑞克公司针对

T91 与 F12 和 EM12 的评估技术报告，认为 T91/P91 有明显优点，强调要从 EM12 转为使用 T91/P91。20 世纪 80 年代末，德国也从 F12 转向 T91、P91。T91 钢可用于壁温小于等于 600℃ 的过热器、再热器管；P91 钢可用于壁温小于等于 600℃ 的联箱和蒸汽管道。

(7) T92/P92、T122/P122 钢的开发。20 世纪 90 年代初，日本在大量推广 T91/P91 的基础上，发现当使用温度超过 600℃ 时，T91/P91 已不能满足长期安全运行的要求。在调峰任务重的机组，管材的疲劳失效也是个大问题。于是，日本继续在开发新的大机组锅炉用钢方面做了大量的试验研究工作，目前已生产出得到 ASME 标准认可的钢管有 SA213-T92 (NF616) /SA335-P92 (NF616)、SA213-T122 (HCM12A) /SA335-P122 (HCM12A)。这些钢种已经在大型锅炉的高温部件上采用，它们的化学成分见表 2-1。图 2-2 给出了 HCM12A、NF616、T91 钢许用应力与温度的关系曲线。

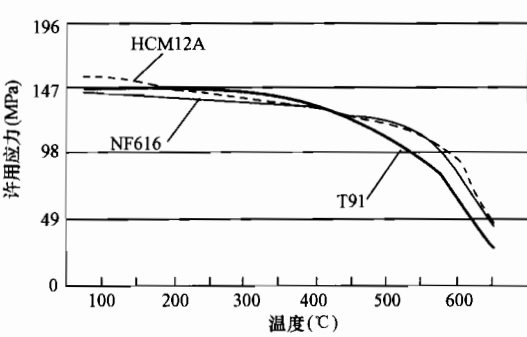


图 2-2 许用应力与温度的关系曲线

NF616 (T92/P92) 钢，是在 T91/P91 钢的基础上再加 1.5%~2.0% 的 W，降低了 Mo 含量，增强了固溶强化效果。在 600℃ 下的许用应力比 T91 高 34%，达到 TP347 的水平，是可以替代奥氏体钢的候选材料之一。它与奥氏体钢有关性能对比见表 2-2。NF616 在 600℃，10 万 h 下的持久强度可达 130 MPa。

以上数据表明，NF616 作为超临界锅炉过热器和再热器管材，不仅在 600~650℃ 内与奥氏体钢相当或优于奥氏体钢，且在 600℃ 时的 $[\sigma]$ 是 SUS321H 的 1.26 倍，是 SUS347H 的 1.12 倍。仅就蠕变断裂强度出发，用 NF616 钢管可取代超临界和超超临界锅炉中的奥氏体过热器、再热器管，并可用于壁温小于等于 620℃ 时的主蒸汽管道。

表 2-2 T92 与奥氏体钢在高温下许用应力的对比

许用应力 (MPa)	600℃	625℃	650℃
NF616	87	68	48
SUS321H	69	52	39
SUS347H	78	57	42
许用应力比 NF616/SUS321H	1.26	1.31	1.23
许用应力比 NF616/SUS347H	1.12	1.19	1.14

T122/P122 (HCM12A) 是改进的 12Cr 钢，添加 2%W、0.07%Nb 和 1%Cu，固溶强化和析出强化的效果都有很大增加，600 和 650℃ 的许用应力分别比 X20CrMoV121 提高 113% 和 168%，具有更高的热强性和耐蚀性，比已广泛使用的 F12 钢的焊接性和高温强度有进一步改善，尤其是由于含 C 量的减少，使焊接冷裂敏感性有了改善。其主要性能有以下几点：

1) 蠕变强度。经 2 万 h 以上蠕变破坏试验, 证实该种钢具有稳定的高温强度, 在 550~650℃ 内, 均高于同一温度下的 T91 钢; 在 650℃ 以下时, 也高于 SUS347H, 其 600℃ 时许用应力约为 T91/P91 的 1.3 倍, 也高于奥氏体钢 SUS347H。

2) 抗蒸汽氧化性能和抗高温腐蚀性能优于 9Cr 钢。

3) 物理性能。作为高铬马氏体钢, 其热传导性比奥氏体钢好, 热膨胀系数小, 氧化垢不易剥离, 适用于 620℃ 以下的主蒸汽管道。

新材料的应用, 有效地降低了管壁厚度, 减少了材料的用量, 并使管系布置条件得到了改善, 图 2-3 是对采用 P122、P91 和 P22 三种材料的主蒸汽管所进行的比较。

(8) NF12、SAVE12 新型铁素体耐热钢的开发。NF12、SAVE12 钢是为了提高超超临界锅炉效率而急需开发的能够用于 650℃ 的铁素体耐热钢。

通过对 12Cr-W-Co 钢的研究, 表明高的钨和低的碳含量能够提高蠕变断裂强度, 而且 Co 的存在可以避免 δ 铁素体的形成。这两种钢的化学成分见表 2-1。

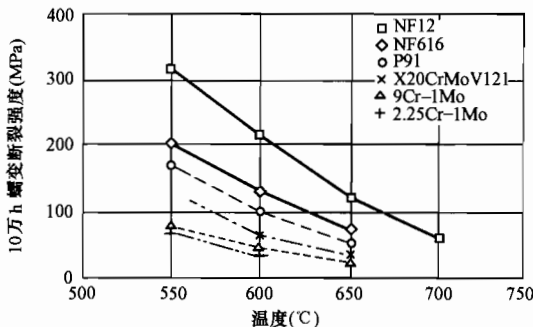


图 2-4 典型的铁素体耐热钢蠕变断裂强度

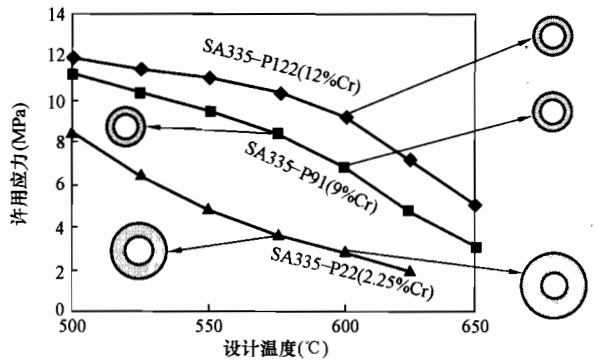


图 2-3 主蒸汽管选用材料的比较

图 2-4 给出了几种典型的铁素体耐热钢的蠕变断裂强度。可以看出, NF12 钢的蠕变断裂强度高于 P92、P91 和 F12 钢。相信不久的将来, 这种蠕变强度优良的 NF12 钢一定能用于 34.3 MPa、650℃ 的超超临界锅炉中。

2. 奥氏体钢

奥氏体钢的发展见图 2-5。

表 2-3 给出了用于过热器和再热器的奥氏体钢的化学成分。表中按含 Cr 量分为四类: 即 15Cr、18Cr、20~25Cr 和高 Cr-Ni 合金。这些钢种正在发展过程中, 最初添加 Ti、Nb, 是从抗腐蚀的角度来提高钢的稳定性; 其次在保持稳定的前提下, 适当降低 Ti 和 Nb 的含量, 以提高蠕变强度, 而不是提高抗腐蚀性; 然后添加 Cu, 以铜富相的沉积和热处理的改进来提高沉积强化; 进一步的趋势是添加 0.2%N 和一定量的 W, 以增强固溶体的强度。

(1) 新型细晶奥氏体耐热钢 Super304H 的开发。Super304H 是 TP304H 的改进型, 添加了 3%Cu 和 0.4%Nb, 从而获得了极高的蠕变断裂强度, 在 600~650℃ 下的许用应力比 TP304H 高 30%, 这一高强度是奥氏体基体中同时产生 NbCrN、Nb(N、C)、M₂₃C₆ 和细的富铜相沉淀强化的结果。运行 2.5 年后的性能试验表明, 该钢的组织 and 力学性能稳定, 而且价格便宜, 是超超临界锅炉过热器、再热器的首选材料, 化学成分见表 2-3。

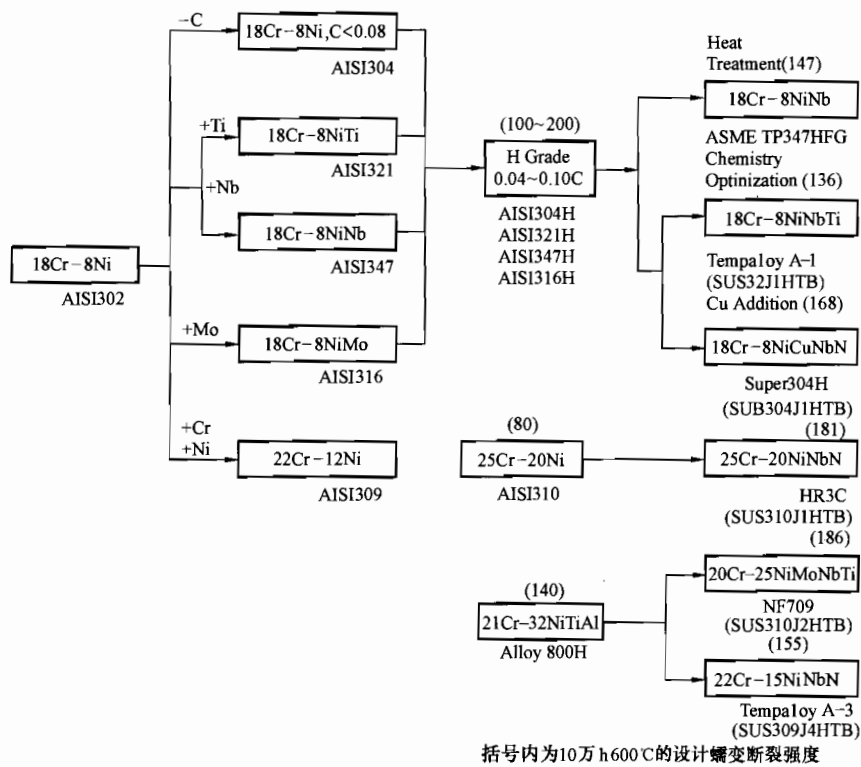


图 2-5 用于锅炉的奥氏体钢的发展进程

表 2-3 部分奥氏体钢的化学成分

钢 种	标 准		化学成分 (%)											
	ASME	JIS	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti	B	其他
18Cr-8Ni	TP304H	SUS304HTB	0.08	0.6	1.6	8.0	18.0	—	—	—	—	—	—	—
	Super 304H	SUS304J1HTB	0.10	0.2	0.8	9.0	18.0	—	—	—	0.40	—	—	3.0Cu, 0.10N
	TP321H	SUS321HTB	0.08	0.6	1.6	10.0	18.0	—	—	—	—	0.5	—	—
	Tempaloy A-1	SUS321J1HTB	0.12	0.6	1.6	10.0	18.0	—	—	—	0.10	0.08	—	—
	TB316H	SUS316HTB	0.08	0.6	1.6	12.0	16.0	2.5	—	—	—	—	—	—
	TP347H	SUSTP347HTB	0.08	0.6	1.6	10.0	18.0	—	—	—	0.8	—	—	—
	TP347 HPG		0.08	0.6	1.6	10.0	18.0	—	—	—	0.8	—	—	—
15Cr-15Ni	17-14CuMo		0.12	0.5	0.7	14.0	16.0	2.0	—	—	0.4	0.3	0.006	3.0Cu
	Esshete 1250		0.12	0.5	6.0	10.0	15.0	1.0	0.2	1.0	—	0.06	—	—
	Tempaloy A-2		0.12	0.6	1.6	14.0	18.0	1.6	—	—	0.24	0.10	—	—
20-25Cr	TP310	SUS310TB	0.08	0.6	1.6	20.0	25.0	—	—	—	—	—	—	—
	TP310NbN	SUS310J1TB	0.06	0.4	1.2	20.0	25.0	—	—	—	0.45	—	—	0.2N
	NF707		0.08	0.5	1.0	35.0	21.0	1.5	—	—	0.2	0.1	—	—
	Alloy 800H	NCF800HTB	0.08	0.5	1.2	32.0	21.0	—	—	—	—	0.5	—	0.4Al
	Tempaloy A-3	SUS309J4HTB	0.05	0.4	1.5	15.0	22.0	—	—	—	0.7	—	0.002	0.15N
	NF709	SUS310J2TB	0.15	0.5	1.0	25.0	20.0	1.5	—	—	0.2	0.1	—	—
	SAVE25		0.10	0.1	1.0	18.0	23.0	—	1.5	—	0.45	—	—	3.0Cu, 0.2N

续表

钢 种	标 准		化学成分 (%)											
	ASME	JIS	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Ti	B	其他
HighCr- HighNi	CR30A		0.06	0.3	0.2	50.0	30.0	2.0	—	—	—	0.2	—	0.03Zr
	HR6W		0.08	0.4	1.2	43.0	23.0	—	6.0	—	0.18	0.08	0.003	
	Inconel 617			0.40	0.4	54.0	22.0	8.5	—	—	—	—	—	12.5Co, 1.2Al
	Inconel 671		0.05	—	—	51.5	48.0	—	—	—	—	—	—	—

(2) TP347HFG 的开发。TP347HFG 钢（化学成分见表 2-3）是通过特定的热加工和热处理工艺得到的细晶奥氏体耐热钢。虽然 TP347H 钢经高温下正常化固溶处理，其许用应力在 18Cr-8Ni 钢中最高，然而高的固溶温度使这种钢产生粗晶粒结构，导致蒸汽侧抗蒸汽氧化能力降低。现已开发出一种既可以采用较低的固溶处理温度，使钢具有较细的晶粒，又具有较高蠕变强度的 TP347HFG 钢管。它不但有极好的抗蒸汽氧化性能，而且比 TP347H 粗晶钢的许用应力高 20% 以上。TP347HFG 钢的应用对降低蒸汽侧氧化是一个有前途的对策，已被广泛应用于超超临界机组锅炉过热器、再热器管。

(3) HR3C (TP310NbN) 钢的开发。HR3C 是日本住友金属命名的钢牌号，在日本 JIS 标准中的材料牌号为 SUS310JITB，在 ASME 标准中的材料牌号为 TP310NbN。HR3C 钢是 TP310 耐热钢的改良钢种（化学成分见表 2-3），通过添加元素铌 (Nb) 和氮 (N)，使得它的蠕变断裂强度提高到了 181MPa。正是由于该钢种的综合性能较 TP300 系列奥氏体钢中的 TP304H、TP321H、TP347H 和 TP316H 的任何一种都更为优良，所以在 TP347H 耐热钢乃至新型奥氏体耐热钢 Super304H 和 TP347HFG 钢不能满足向火侧抗烟气腐蚀和内壁抗蒸汽氧化的工况下，应选用 HR3C 耐热钢。

二、国外超超临界锅炉用钢的发展计划

为了进一步降低能耗和减少污染排放，改善环境，提高发电厂效率，目前国外超超临界机组发展的近期目标是 1000MW 级，参数为 31MPa/600/600/600℃，并向着更高的水平发展。一些国家和制造厂商已经公布的发展新一代超超临界机组计划表明，蒸汽温度将提高到 700℃，再热器温度达到 720℃，相应的蒸汽压力将提高到 35~40MPa。根据英国贸工部预测，今后 5 年内，超超临界机组蒸汽温度将达到 620℃。到 2020 年，蒸汽温度将达到 650~700℃，机组效率可达到 50%~55%。

众所周知，火电机组的效率得益于采用更高的蒸汽参数，而火电机组运行的蒸汽参数又取决于所选用的合金材料的耐高温、高压水平。因此，为了进一步提高超超临界锅炉的蒸汽参数，美国、日本、欧洲等国家都在投巨资对用于超超临界锅炉的高温、高强度合金材料进行开发。

1. 美国有关超超临界锅炉用钢的开发项目

从 2002 年 10 月开始，美国能源部 (USDOE) 和俄亥俄州煤炭开发局 (OCDO) 启动了一个用于超超临界机组的高温高强度合金材料的研究项目。项目的研究时间为 5 年，美国能源部通过它的国家能源技术试验室 (NETL) 投资 1520 万美元，俄亥俄州能源工业公司 (EIO) 的俄亥俄州煤炭开发局 (OCDO) 投资 200 万美元，其他项目参加者分摊了 270 万美元。

项目的开发目标是：开发在价格上有竞争力的、先进的高温高压合金材料；开发满足环

境要求的火力发电设备，包括可使用高硫煤发电，使美国锅炉制造商在全球的超超临界火电机组的建设和安装上具有竞争力。

超超临界锅炉用钢项目开发的具体目标为：

- (1) 研究和确定影响火力发电厂运行温度和热效率的材料性能。
- (2) 开发出允许锅炉蒸汽参数为 38.5MPa、760℃的合金材料以及该合金材料的生产工艺、锅炉承压部件的制造工艺和涂层工艺方法。
- (3) 为 ASME 规程批准这些高温合金材料做好数据积累等基础工作。
- (4) 确定超超临界机组蒸汽温度大于或等于 760℃时，对设计和运行的影响问题。
- (5) 合金开发者、合金材料生产商、设备制造商和发电厂共同合作，降低成本，加快合金材料和生产工艺的推广应用。
- (6) 研究和评价高温合金材料的常温、高温力学性能，抗蒸汽侧氧化和抗火侧腐蚀性能以及加工工艺性、焊接性和金属包覆技术等。

该项目的合作成员包括美国四家主要锅炉制造厂和美国电力研究院（EPRI），俄亥俄州能源工业公司（EIO）负责该项目的组织协调管理工作，EPRI 负责管理和监督技术方向。橡树岭国家试验室（ORNL）是合作组织的非正式成员，它是通过一个合同对该项目提供补充的研究成果。预计采用新的合金材料的超超临界示范电厂将在 2011 年建成，到 2017 年，这些新的合金材料和设计技术将能得到广泛的应用。

2. 日本对用于 650℃蒸汽条件下的铁素体耐热钢的研发计划

到 1995 年为止，日本所进行的研究开发结果表明：对于蒸汽温度为 600~620℃的超超临界机组用钢，已达到了目标。为了进一步提高蒸汽温度，以期提高火电机组效率，必须继续开发新型材料。

因此，日本从 1997 年开始，以金属材料技术研究所（NRTM）为主，开始实施一项为实现蒸汽温度为 650℃、压力为 35 MPa 超超临界火电机组锅炉的重要部件集箱、蒸汽管道用铁素体耐热钢的开发计划。这一计划的开发目标汇总在表 2-4 中。

表 2-4 日本超超临界锅炉用钢研发计划

主 要 数 据	现 有 系 统	开发目标（以 1000MW 机组为例）		
		第一阶段		第二阶段
		第一步	第二步	
主要采用的材料	铁素体钢	铁素体钢	奥氏体钢	铁素体钢
蒸汽压力 (MPa)	24.1	31.4	34.3	30.0
蒸汽温度 (℃)	538/566	593/593/593	650/593/593	630/630
设计毛效率 (%)	42.1	44.0	44.9	44.16
效率相对提高 (%)	基 准	5.0	6.5	5.8
标准状态下，每年 CO ₂ 排放 减少量 (10 ⁶ m ³)	基 准	124	158	112

该计划中，在重视材料蠕变断裂强度的同时，还重视了抗氧化性能及焊接接头的性能。前期主要进行合金设计等基础研究，后期重点进行材料的生产、推广应用研究。

该计划是日本首次以国家规模集中进行超超临界锅炉用耐热钢的计划，并且政府提供了

50%的补助科研费。可以预计,不久的将来,日本在超超临界锅炉用耐热钢方面会有新的突破。

3. 欧共体 Thermie “700℃计划”

欧共体“700℃计划”的目标是开发蒸汽参数为 37.5 MPa/700/700℃,效率为 52%~55%的新一代超超临界机组,其中关键部件采用镍基高温合金。

Thermie “700℃计划”的重点内容为:

- (1) 镍基合金的研发,目标是 700℃、 10^5 h 的蠕变强度大于 100 MPa。
- (2) 700~750℃条件下进行的新材料试验,包括强度、蠕变特性、脆性、抗氧化性能等。
- (3) 对蒸汽参数为 37.5 MPa/700/720/720℃、容量为 400MW 和 1000MW 两种机组进行设计。

Thermie “700℃计划”预期在 2014 年完成。该计划的核心是发展新材料,材料发展计划是 Thermie “700℃计划”能否成功的关键。材料问题解决之后,厚壁蒸汽管道及联箱将不再使用 P91 钢,而使用持久强度及抗蠕变性能更好的新型耐高温超级合金,使用新型超级合金的厚壁管道及联箱的金属壁温将从 600~620℃提高到 700~720℃,超级合金可以解决厚壁部件的高温强度、高温腐蚀、蒸汽氧化等问题。虽然超级合金在燃气轮机和核电方面已有应用,但对火力发电厂来说,超级合金的应用还是首次。

为了减少超级合金的使用,Thermie “700℃计划”还同时制定了奥氏体钢和铁素钢的发展计划。Thermie “700℃计划”将分阶段进行。第一阶段为材料的开发、设备和部件的设计研究工作。其核心工作是镍基超级合金在锅炉部件上的应用,用镍基超级合金代替现有的铁素体和奥氏体合金材料的试验、认证和应用。第一阶段的费用为 2140 万欧元,该费用已确定由欧盟及瑞士政府提供,其余部分由 40 家参与公司投资。第二阶段在 2001 年启动,内容包括关键部件的详细设计、示范试验和实体试验。第三阶段在 2006 年左右启动,将包括示范电厂的建设,并且在 2010 年之后的 2 年启动、运行及示范电厂总结。示范电厂定名为 AD700E_{max}。

Thermie “700℃计划”的战略意义是使欧共体的超超临界技术走向世界领先水平。该计划的成功将显著增加欧共体电力设备供货商的市场竞争力。

第二节 超(超)临界锅炉承压部件对钢材的要求和选择

超临界和超超临界机组是当代世界火力发电的共同发展趋势,锅炉是火电机组的关键设备。超临界和超超临界锅炉用钢的选择,应考虑其能满足工况条件要求的必备性能,如高温许用应力、高温蠕变断裂强度、抗高温疲劳、抗高温腐蚀和抗蒸汽氧化的能力等。同时,还应考虑这些新型钢材的相关性能,如冷、热加工性能等,特别是焊接性能。选择性价比最佳的钢材,降低造价,对加快超临界、超超临界机组的发展,确保发电设备的安全运行至关重要。

火电锅炉关键承压部件主要是指水冷壁、过热器、再热器、联箱及管道等,这些承压部件运行在较为恶劣的工况条件下,是设计选用钢材需关注的重要部位。这些部件的服役条件

既有相同之处，也有不同的地方。这些部件都需要考虑高温蠕变性能，但对于厚壁部件，还要考虑到热疲劳性能，换热器管则还要考虑腐蚀和氧化性能等，下面对这些部件分别加以论述。

一、蒸汽管道与联箱

蒸汽管道包括主蒸汽管道、导汽管和再热蒸汽管道，其作用是输送高温、高压过热蒸汽。运行中，蒸汽管道主要承受管内过热蒸汽的温度和压力作用以及由钢管重量、介质重量、保温材料重量、支撑和悬吊等引起的附加载荷的作用，管壁温度与过热蒸汽温度相近，即蒸汽管道是在产生蠕变的条件下工作的。此外，在锅炉启停和变负荷工况下，还要承受周期性变化的载荷和热应力的作用，即还承受低循环疲劳载荷的作用。

由于联箱（末级过热器、末级再热器出口联箱）与管道（主蒸汽管道、导汽管和再热蒸汽管道）布置在炉外，没有烟气加热及腐蚀问题，管壁温度与蒸汽温度相近。两者对材料的要求基本一致，主要是对高温蠕变强度和热疲劳性能、抗蒸汽氧化能力等的要求。不同之处是联箱材料的选择需要考虑到与过热器、再热器和出口连接管之间的焊接问题。由于选材的不同，通常要进行异种钢焊接，这就要求钢材应具有足够高的持久强度、蠕变强度、抗疲劳和抗蒸汽氧化性能，还要具有良好的加工工艺和焊接性能。

由于铁素体耐热钢的热膨胀系数小、热导率高，在较高的启停速率下，不会造成联箱、管道厚壁部件严重的热疲劳损坏，所以铁素体耐热钢是联箱、管道的首选钢材。

随着 SC、USC 锅炉蒸汽温度和压力的提高，要求使用热强性高的钢材。这样既可以提高联箱和管道运行的安全性，又可以减少因管壁过厚引起热应力的增加以及给加工工艺带来的困难。所以，SC、USC 锅炉的联箱和管道，当壁温小于等于 600°C 时，选用 P91 钢；当壁温小于等于 620°C 时，选用 P92、P122 和 E911 钢；当壁温小于等于 650°C 时，选用 NF12 和 SAVE12 钢。

图 2-6 显示了不同温度下部分铁素体钢的许用应力曲线。从这一曲线可明显地看出，最近 20 年来，火电锅炉用钢的工艺技术取得了重大的进步。尤其在耐高温钢材方面，这些新型铁素体耐热钢的许用应力是传统的火电锅炉用钢 P22 钢的 2.5~3 倍。P22 钢可用于 565°C 以下的主蒸汽管和联箱；P91、HCM12、EM12、HCM9M 和 HT91 钢可用于 593°C 的中间温度，P122（HCM12A）、P92（NF616）和 E911 钢适用于 620°C 的超超临界机组锅炉，而适用 650°C 的超超临界锅炉用钢 NF12、SAVE12 钢仍在研制中。

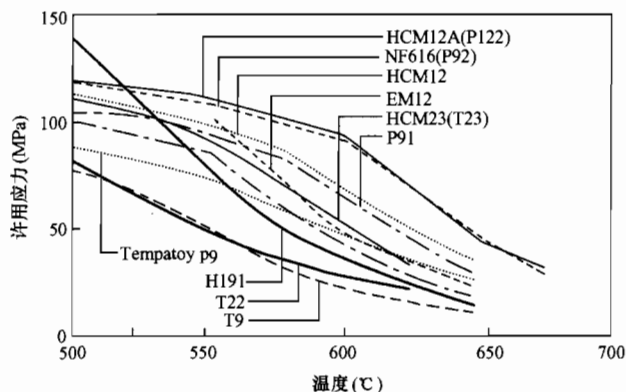


图 2-6 铁素体耐热钢的许用应力

新型铁素体耐热钢的应用还会使成本降低。图 2-7 显示了不同温度下的许用应力与各种温度下壁厚的比较。在给定的温度下，选用许用应力高的钢材，就可以制造壁比较薄的联箱和管道。这样不仅能降低热应力，还能降低造价。由图 2-7 可以用公式计算出元件断面壁厚和价格与使用温度和压力的关系。图 2-8 表示了压力为 31 MPa 时的计算结果。在大约 520°C 时，采用 P91 钢的价格比使用 P22 钢的

低。在大约 550℃ 以上时, 采用 P122 钢的价格比使用 P91 钢的低。当压力降到 20MPa 以下时, 此关系没有大的变化。薄壁管所需的焊接熔敷金属量少, 节省了焊接材料, 且易于安装, 制造和安装的价格也相应降低。薄壁管所需要的支吊架用量减少, 从而又进一步降低了造价。

在选用这些新型铁素体耐热钢时, 要注意以下问题:

(1) 新型铁素体耐热钢 P92、P122、E911 的高温强度大致与普通奥氏体钢相当, 但是抗氧化能力低于奥氏体钢。选择 9Cr、12Cr 铁素体钢用于高温部件之前, 必须充分地进行评估。

(2) 先进的 9Cr、12Cr 的铁素体耐热钢焊缝, 必须要进行焊后热处理, 以保证焊接接头应力的降低和最佳的韧性。设计时, 要尽量减少现场热处理费用, 使成本降到最低。

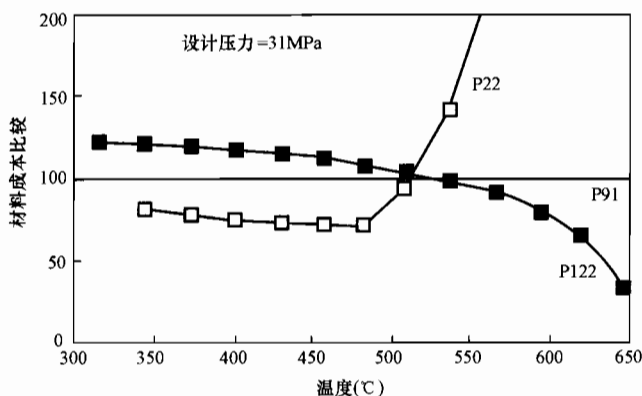


图 2-8 31 MPa 时 P22、P91、P122 钢联箱材料的价格比较

制焊接线能量, 减少焊接热影响区宽度, 产生拘束强化作用; 或通过设计时采用 10%~20% 的安全裕度来防止 IV 型裂纹的产生。

二、过热器、再热器

过热器管和再热器管均布置在锅炉烟温较高的区域。过热器用于将饱和蒸汽加热成具有额定温度的过热蒸汽; 而再热器则是用于将汽轮机高压缸 (或中压缸) 排出的蒸汽重新加热到某一温度的再热蒸汽。

过热器、再热器在高参数锅炉中所处的环境条件最恶劣, 所用钢材在满足持久强度、蠕变强度要求的同时, 还要满足管子外壁抗烟气腐蚀及抗飞灰冲蚀性能、管子内壁抗蒸汽氧化性能, 并具有良好的冷加工工艺性能和焊接性能。过热器、再热器管的金属壁温比蒸汽温度高出 25~39℃ (我国规定为 50℃)。

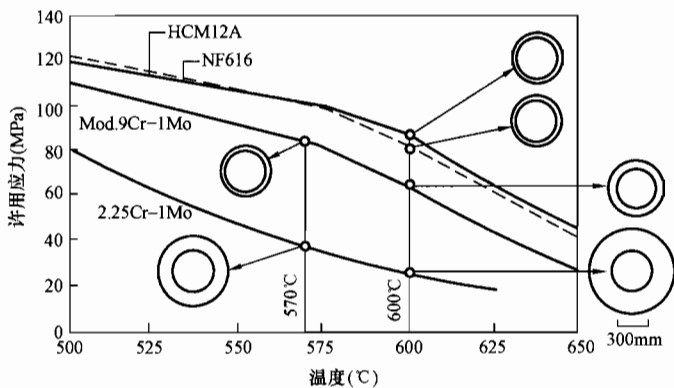


图 2-7 设计温度为 570℃ 和 600℃ 的主蒸汽管道许用应力比较

(3) 在异种钢焊接中, 材料的选择必须以焊后热处理温度为基础。如 9Cr-1Mo 和 1Cr-0.5Mo 异种钢接头是不宜选用的。异种钢焊接必须采取措施保证焊缝的蠕变断裂强度。

(4) 新型铁素体耐热钢焊接对 IV 型裂纹有敏感性。这种裂纹一般发生在焊接热影响区的“细晶区”, 致使在长期高温服役时焊接接头热影响区的蠕变断裂强度低于母材。可通过焊接时严格控制

1. 蠕变断裂强度

从蠕变断裂强度考虑，铁素体钢用于管子的选用原则与上述蒸汽管道和联箱的道理相同。于是，T22 钢管局限于 540℃ 的蒸汽温度；T91、T23、T24、HCM12、EM12、HCM9M 和 HT91 钢管受限于 565℃ 的蒸汽温度；T92、P122、E911 钢管受限于 593℃ 蒸汽温度。然而，在有腐蚀的条件下，即使最好的铁素体钢管也要受限于 565℃ 的蒸汽温度，此时要选用奥氏体钢管。尽管 9Cr 钢的抗蠕变能力足以用于 593℃，然而其抗蒸汽氧化能力差，故选择 T122 钢为佳。

通常把奥氏体钢分为铬含量低于 20% 的和高于 20% 的两类。以 18Cr-8Ni 钢为基础，经过改进形成的 TP304H、316H、347H 和 Tempaloy A-1 及低铬和高镍的合金，如 17-14CuMo、Esshete1250 和 TempaloyA2，都是含铬低于 20% 的钢，其许用应力的比较如图 2-9 所示。Tempaloy A1 与 Essshete1250 和 17-14CuMo 钢经过改进，已超过 300 系列不锈钢。据 AISI（美国钢铁学会）报导，347H 型不锈钢经改善成为细晶粒钢（TP347HFG），在某些情况下，其抗断裂性能还高于 Tempaloy A-1。

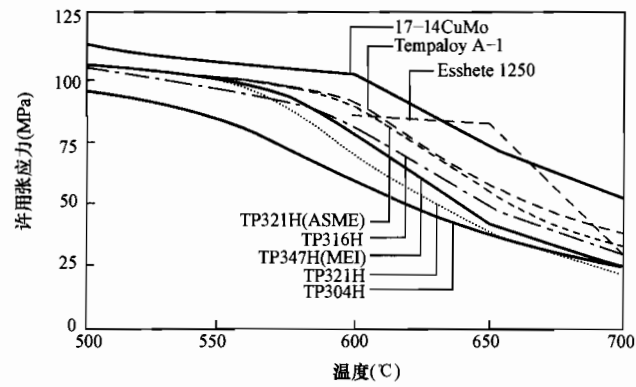


图 2-9 18Cr-8Ni 和 15Cr 钢许用应力的比较

含铬高于 20% 的高蠕变强度的合金钢，如 NF707、NF709 和 HR3C 等已经研制出来，其价格不高，在温度范围为 650~700℃ 之间可取代 Incoloy800。ASME 法规对高铬合金钢的许用应力的比较如图 2-10 所示。显然，NF709 和 HR3C 钢是首选用于最高温度的材料，后者已被 ASME 认可用于锅炉，命名为 TP310NbN。最高蠕变断裂强度已达到 Inconel617 水平。Inconel617 含 22%Cr、54%Ni，故它是最昂贵的合金。

的合金。

图 2-11 所示为当许用应力为 49 MPa 时，各种合金许用温度与铬含量的关系比较。随着含 Cr 量的增加，奥氏体钢比铁素体钢的许用金属温度高 50℃，且二者的上升温度线不连续。从提升温度的能力看，稳定的奥氏体合金许用温度最高，亚稳定奥氏体合金次之，铁素体合金最低。显然，经全面强化、稳定的奥氏体合金，完全可以在蒸汽温度为 650℃ 的条件下使用。

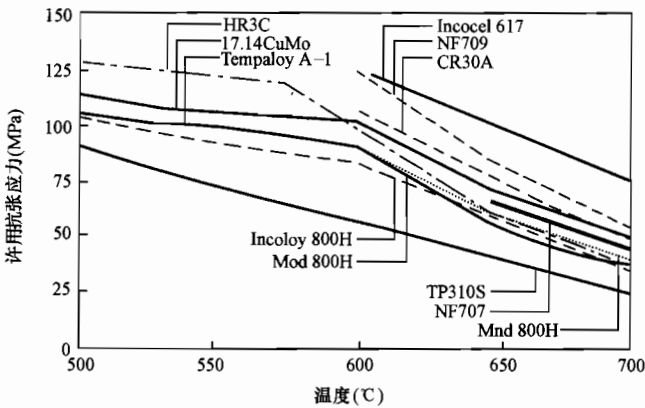


图 2-10 含铬量 20% 以上的高铬奥氏体合金许用应力的比较

2. 抗火侧腐蚀

向火侧腐蚀是由熔化的钠钾硫酸盐的存在造成的, 因为对火侧腐蚀的抵抗力随着铬含量的增加而提高, 所以 12Cr 钢比 2.25Cr 钢和 9Cr 钢有更好的抗腐蚀性, 如图 2-12 所示。奥氏体不锈钢和含有 30%Cr 的超级合金奥氏体钢的抗火侧腐蚀能力进一步提高, 但增加含 Cr 量超过 30% 时, 抗火侧腐蚀能力趋于饱和, 如图 2-13 所示。结合实际情况, 在有腐蚀的条件下, 通常需要使用超过 20%Cr 的奥氏体钢。

在存在三硫化物条件的各种奥氏体合金的抗火侧腐蚀性能如图 2-14 所示。重量损失与温度的关系图中显示出一个钟形曲线。在低于 600℃ 时, 因为三硫化物以固体形式存在, 故腐蚀性低; 当处于 750℃ 以上时, 由于三硫化物汽化, 腐蚀速率再次降低。最严重的腐蚀出现在 600~750℃ 的范围内。数据显示, 高 Cr 合金 (如 310 型不锈钢和 Incoly800H) 的抗腐蚀性优于其他被试验的合金, 而 Inconel671 以及与之相匹配的焊接材料 IN72 对三硫化物不会受到腐蚀。低 Cr 不锈钢, 如 316H 型、321H 型, 对三硫化物的腐蚀相当敏感。对向火侧腐蚀最敏感是 Eddystone 1 号机组中用的 17-14CuMo 合金。探针分析结果表明, 按抗腐蚀性能由弱到强的排序为: T91、HCM12、347 型不锈钢、Incoloy800 和 Inconel671。

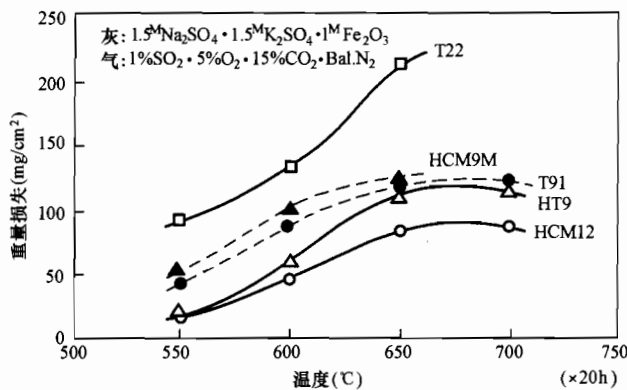


图 2-12 铁素体钢热腐蚀重量损失和温度的关系

大量采用。

通过对 TP304H 钢的进一步合金化而得到细晶 Super304H 钢和通过特定的热加工和热处理工艺得到的细晶 TP347HFG 钢, 二者蠕变强度高, 抗蒸汽氧化性能好, 在 SC、USC 锅炉过热器、再热器中得到了广泛的应用。

综上所述, 对过热器、再热器材料, 除抗蠕变之外, 要大力开发抗火侧腐蚀和抗蒸汽氧化的合金材料。任何铁素体钢都不大可能用于蒸汽温度超过 565℃ 的过热器、再热器的高

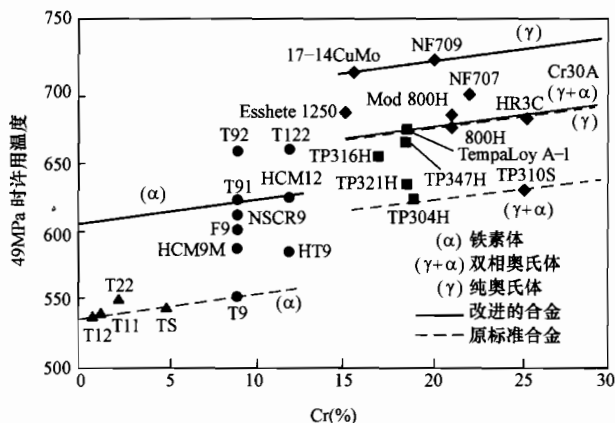


图 2-11 许用应力为 49MPa 时许用温度与铬含量的关系比较

3. 抗蒸汽侧氧化

采用含硫量高、腐蚀性大的燃煤时, 蒸汽温度 $\geq 565^\circ\text{C}$ (金属壁温 $\geq 593^\circ\text{C}$) 时, 过热器、再热器需要选择 TP304H、TP321H、TP316H、TP347H 奥氏体耐热钢。然而, 这些奥氏体耐热钢的抗蒸汽氧化的能力差, 特别是氧化层容易剥落, 而造成汽轮机系统的冲蚀。对这种奥氏体耐热钢的管子内壁镀 Cr 或喷丸技术处理, 会大大提高其抗蒸汽氧化的能力, 在 SC、USC 机组锅炉过热器、再热器中被

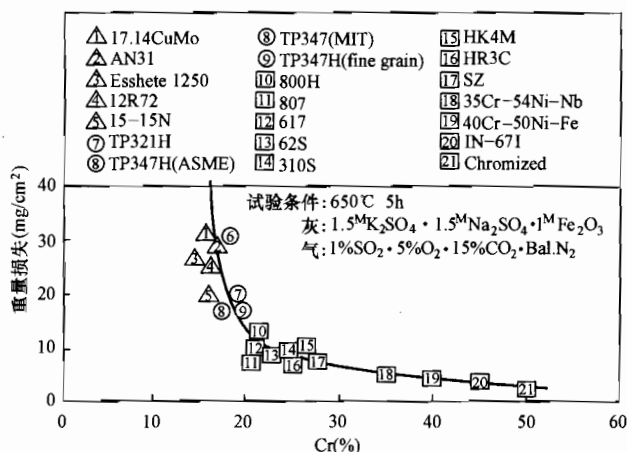


图 2-13 各种合金热腐蚀重量损失和 Cr 含量的关系

温段, 对这些高温部件需要使用奥氏体钢。根据燃用煤炭的腐蚀性, 可能需要含铬更高的钢或包覆钢。对于 620℃ 的情况, 在不腐蚀的条件下, Super304H、Tempalloy AI、Esshete1250 和 17 铜-钼是合格的; 在具有腐蚀的条件下, 推荐采用 20% ~ 50% Cr 合金, 如 HR3C、NF709、SAVE25 和以 IN72 覆盖。某些候选合金, 如 Inconel617、NF709、Cr30A 以及以 Inconel671 (50% 铬) 覆盖的合金可用于 650℃。

三、水冷壁

水冷壁管用于吸收炉膛中高温火焰和烟气的辐射热量, 使管内工质受热蒸发, 并起保护炉墙的作用。运行中, 由于管内水流的冷却作用, 管子本身的工作温度并不高, 但锅炉给水水质不好时, 管子内壁容易产生垢下腐蚀; 燃料中含硫量高时, 管子外壁还会出现硫腐蚀。

水冷壁用钢一般应具有一定的室温和高温强度, 良好的抗疲劳、抗烟气腐蚀、耐磨损性能, 并要有好的工艺性能, 尤其是焊接性能。

通常 SC、USC 锅炉都采用膜式水冷壁。由于膜式水冷壁组件尺寸及结构的特点, 使其焊后不可能在炉内进行热处理, 故所选用钢材的焊接性至关重要。要在焊前不预热、焊后不热处理的条件下, 满足焊后热影响区硬度不大于 360HV10、焊缝硬度不

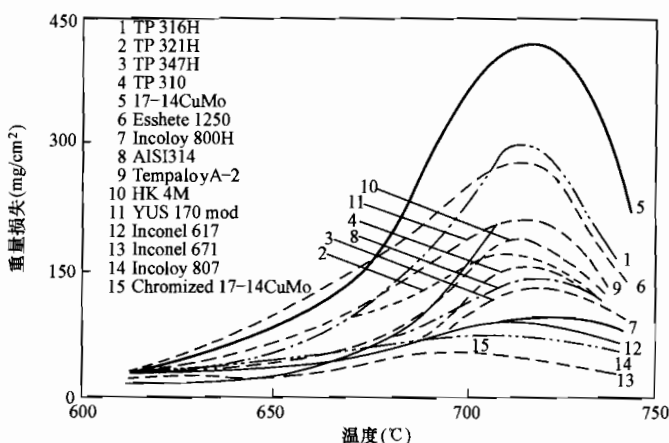


图 2-14 各种合金火侧抗腐蚀性能比较

大于 400HV10 的有关规定 (TRD201), 以保证使用的安全性。另外, 水冷壁管内介质是液汽两相, 管外壁又是在炉膛燃烧时煤粉颗粒运动速度最快的区域, 积垢导致的管壁温升高和燃烧颗粒冲刷都是选用钢材要考虑的问题。由此可见, 水冷壁用钢的开发也是发展 SC、USC 锅炉的关键技术之一。

在普通的超临界机组 (25.0 MPa/540/540℃ 或 25.0 MPa/540/566℃) 中, 水冷壁出口的汽水温度约为 420℃; 中墙由于炉膛中的热负荷高, 其金属温度可达到 450℃。随着服役时间的延长, 管子内壁垢层增厚而影响传热效率, 导致管子温度上升。通常选用 T1、T11、T12 和 13CrMo44 等均可以满足使用条件的要求。

随着 USC 锅炉蒸汽压力、温度的升高, 水冷壁温度也会提高, 例如在 31 MPa/620℃ 的

蒸汽参数下,出口端的汽水温度达 475℃,投运初期中墙温度为 497℃,垢层增后可升至 513℃,热负荷最高区域的管子壁温可达 520℃,瞬间最高温可达 540℃。这就需要合金含量更高,热强性更好的钢材。

为了满足这种高参数锅炉水冷壁用钢的要求,在 SA213T22 钢的基础上,开发了两种新钢材 T23 (HCM2S) 和 T24 (7CrMoVTiB10-10)。二者都具有良好的焊接性,在管壁 $\leq 8\text{mm}$ 、全氩弧焊的条件下,可以焊前不预热,焊后不热处理,焊后焊缝和热影响区的硬度均低于 360HV10。许用金属壁温可达 600℃,是蒸汽温度为 620℃以下的锅炉水冷壁的最佳用钢。

为了满足更高蒸汽参数锅炉水冷壁用钢要求,日本三菱公司开发了一种 HCM12 钢。该钢种也不需要焊后热处理,但焊前需预热。HCM12 钢虽然蠕变强度高,但其高的 δ 铁素体含量 (30%) 使得加工困难,长期使用性能还需进一步考证。图 2-15 是常用的水冷壁材料的蠕变断裂强度与温度的关系。

综上所述,由于 9Cr、12Cr 铁素体耐热钢的广泛发展,使得火力发电锅炉蒸汽参数从传统的亚临界 (压力 p 为 17~19 MPa、温度 t 为 540/540℃) 发展到超临界及超超临界 (压力 p 为 24~31 MPa、温度 t 为 566~610℃)。锅炉主要承压部件用钢发展如下。

对于蒸汽管道和联箱等厚壁承压部件,为了减少热疲劳损伤和提高蠕变强度,其用钢主要集中在对热膨胀系数小的 9Cr、12Cr 铁素体耐热钢的发展。通过加入 Nb、V、N 元素来优化 9Cr、12Cr 钢的性能,并且通过用 W 代替 Mo

元素,开发出了 P92 (NF616)、P122 (HCM12A) 和 E911 三种新型铁素体耐热钢。这三种钢可以在蒸汽参数高达 34 MPa、620℃的条件下运行。超过 620℃时,由于对钢材抗蒸汽氧化能力要求的提高,又开发出了含 Co 和 W 的 12Cr 的钢种 NF12 和 SAVE12 钢,使用温度可达 650℃。截止到目前,蒸汽温度超过 650℃时,需要选用奥氏体钢或者含 Ni 钢。

对过热器、再热器用钢管而言,要在满足蠕变强度的同时,还要满足向火侧的抗腐蚀和冲刷性能以及向蒸汽侧的抗氧化性能。当蒸汽温度为 565℃ (管壁温度为 593℃) 时,铁素体钢就不能胜任,此时需要选用奥氏体钢或包层钢。在 620℃的条件下,如所选用的煤种的腐蚀性小时,可选用 Super304H、Tempaloy A-1 以及 17-14CuMo; 若选用的煤腐蚀性大,就需要选用 20%~25%Cr 钢,如 HR3C、NF709 以及 IN72 包层钢。在 650℃时,可以选用 Inconel617、NF709、Cr30A 或 Inconel671 包层钢。

对于水冷壁上管子,在蒸汽温度为 593~650℃的条件下,仅从蠕变强度的观点考虑,可以选用 T23 (HCM2S) 和 HCM12 这两种钢。特别是在焊接性方面,T23 钢在管壁 $\leq 8\text{mm}$ 、全氩弧焊的条件下,可以焊前不预热,焊后不热处理。HCM12 可以免做焊后热处理,但需焊前预热。在低 NO_x 锅炉中,当烟气侧腐蚀问题大时,这些钢将必须包覆或覆焊

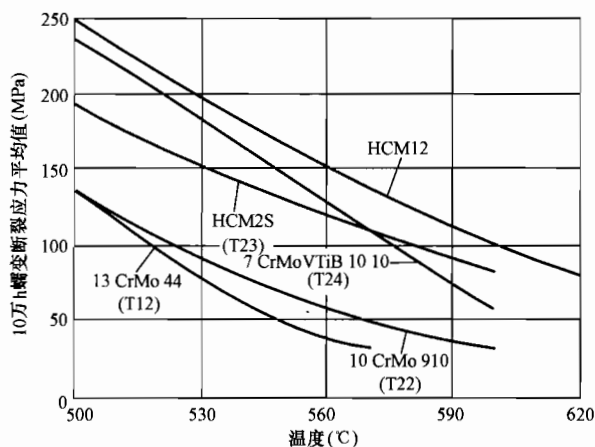


图 2-15 水冷壁材料蠕变断裂强度

含 18%~20%Cr 以上的合金层。

第三节 新型耐热钢的应用概况

1. 新型铁素体耐热钢 T91/P91 钢在我国亚临界 300、600MW 级发电机组中的应用

自 20 世纪 80 年代末至 90 年代初, 华能福州电厂 350MW 机组锅炉和渭河电厂 300MW 机组锅炉, 先后将 T91 钢管用于高温过热器、再热器管, 来代替部分奥氏体 TP304H、TP347H 钢管, 至今国产 300、600MW 级机组锅炉高温过热器、再热器管已普遍应用了 T91 钢管。

自 1996 年, 原电力部电力规划设计总院管道小组提出“关于我国火电厂主蒸汽管道采用 P91 钢的建议”后, 国产 300、600MW 级亚临界机组均采用 P91 钢作为主蒸汽管道和再热热段管道。P91 钢管在我国部分电厂的应用情况见表 2-5。

表 2-5 P91 钢管在我国部分电厂中的应用情况

电 厂	钢管规格 OD(ID)×δ(mm)	钢管长度 (m)	电 厂	钢管规格 OD(ID)×δ(mm)	钢管长度 (m)
鸭 河 口 2×350MW	OD 727.96×18.44/21.03	256.02	聊 城 2×600MW	ID 375×44	160
	OD 632.97×30.63	8.53		ID 540×63.3	188
	OD 632.97×15.77/17.98	84.73	邹 县 2×600MW	OD 508×36.02	178
	OD 632.97×15.77	153.61		OD 711.2×20.78	228.6
	OD 609.60×30.94	7.92		OD 711.2×22.43	228.6
	OD 609.60×24.59	74.98			
	OD 481.08×44.27	170.07	梅 洲 湾 2×300MW	OD 660.4×14.0	9.14
	OD 385.06×38.28/40.39	101.80		OD 660.4×20.32	47.55
	OD 385.06×35.43	193.23		OD 762×23.22/25.7	169.46
	OD 297.21×31.19	28.95			
丹 东 2×350MW	ID 373.41×38.25/41.30	103.02	珠 海 2×700MW	ID 699×24.26/26.21	
	ID 263.83×27.64/29.85	209.08		ID 699×24.26/26.21	
洛 磯 2×350MW	ID 390×54	43.4		ID 699×24.26/28.40	
	ID 390×67	3.1			
	ID 390×53	171			
	ID 300×42	253.1			

注 OD 表示外径, ID 表示内径。

亚临界参数 (压力 p 为 16~19MPa、温度 t 为 540/540℃) 300、600MW 级火电机组, 选用 P91 钢管作为蒸汽管道, 实际上没有充分发挥 P91 钢的耐高温性能。600℃时 P91 钢的许用应力为 62MPa, 故 P91 钢完全可以用于 600℃的蒸汽管道。540℃时 P91 钢的许用应力 (107 MPa) 大约是 P22 钢许用应力 (54MPa) 的 2 倍, 所以在亚临界 300、600MW 级机组中选用 P91 钢代替 P22 钢作为主蒸汽管道, 管道壁厚可减少一半。目前我国火电机组主蒸汽管道选材及规格的比较见表 2-6。

2. 新型耐热钢在我国超临界机组中的应用

目前, 我国已运行的超临界机组, 福建漳州后石电厂 (6×600MW)、外高桥电厂二期 (2×900MW) 和华能沁北电厂 (2×600MW) 应用新型耐热钢的概况见表 2-7。

表 2-6 目前我国火电机组主蒸汽管道选材及规格（外径×壁厚，mm）的比较

序号	容量	钢 材 规格 (mm)	P22(10CrMo910)	15Cr1Mo1V	F12(X20CrMoV121)	SA335-P91
1	142MW			φ377×50 (洛阳)		φ323.9×28.6(西固) φ323.9×30(成都)
2	300MW		φ534.7×83.2		φ418×44(姚孟)	φ448.3×40(徐塘)
3	300MW 超临界			φ377×70(南京)		
4	350MW 亚临界		φ565.8×93(南通)		φ468×44(日照) φ481×44(鸭河口)	
5	500MW 亚临界			φ520×45 φ324×32		
6	500MW 超临界			φ426×80(盘山)		
7	600MW 亚临界		φ673×103(平圩)		φ640×70(元宝山)	φ666.6×63.3(聊城)
8	600MW 超临界		φ654×136.5 (石洞口二厂)			ID419.1×78 ID304.8×58 沁北电厂
9	660MW 亚临界					φ450×40(双母管·邯峰) φ616×55.5(德州)
10	800MW 超临界			φ465×75 (双母管·绥中)		
11	900MW 超临界					φ425×60, φ320×45

表 2-7 我国超临界机组应用新型耐热钢概况

部件名称	后石电厂（600MW）	外高桥电厂二期（900MW）	华能沁北电厂（2×600MW）
高温过热器	三级过热器 T12、T22、T91、TP347H	T91	T23、T91
一级屏过	二级过热器 T12、T22、T91、TP347H	T91	低温过热器 T2、T12
二级屏过	一级过热器 T2	T91	T23、T91、TP347H
高温再热器	T12、T22、T91	T91	SA-213T22
低温再热器	SA210-A1、T12、T22	T91、T11、T1	SA-210C 12Cr1MoV
水冷壁	T12	T11、T1	SA213 T2 SA213 T12
省煤器	SA210C	SA106C	SA-210C
主蒸汽管道	P91	P91	P91
再热蒸汽管道冷段	A234GB65/CL22	P11	A672B70CL32
再热蒸汽管道热段	SA182GF22	P91	P91
给水管道	SA106C	SA106C	WB36

3. 新型耐热钢在我国 1000MW 级超超临界机组中的应用

目前，我国正在建造的 1000MW 级超超临界（压力 p 为 25~28MPa、温度 t 为 600/600℃）机组数台，根据有关资料介绍，拟采用的新型耐热钢方案有多种，现归纳整理出三

种方案，仅供读者参考。

表 2-8 新型耐热钢在我国 1000MW 级超超临界机组中的应用方案

部 件		方案一		方案二	方案三	
水冷壁	管圈类型	螺 旋	垂 直	垂 直	垂 直	
	管 型	内螺纹	光 管	内螺/光管	内螺/光管	
	材 料	T2	T12、T2	T12	T12、T23	
过热器	低 温	T12、T22		T12、T22、TP347H	包 覆	T12、T1a
	屏 式	HR3C、Super304H		T22、T91、Super304H、HR3C	后 屏	T91、HR3C
	末 级	HR3C、Super304H		T91、Super304H、HR3C	分隔屏	T12、T91
					末 级	T91、TP347H、Super304H
再热器	低 温	T2、T1a				
	高 温	HR3C、Super304H				
	低再水平段			T22、T12、T1、SA210A1		SA210C、T12、T91
	低再垂直段			TP347H		T91
	末 级			T91、Super304H		HR3C、TP347H
主蒸汽管道	P92			P92		P92
再热热段	P91			P91		P91
再热冷段	A672B70CL32			A691Cr1-1/4CL22		A672B70CL32
高压给水管道	WB36			WB36		WB36

4. 新型耐热钢在日本、欧洲超超临界机组中的应用

在新型耐热钢开发、研制和应用方面，日本、欧洲一直处于世界领先水平。表 2-9 和表 2-10 分别为新型耐热钢在日本、欧洲超超临界机组中的应用。

表 2-9 新型耐热钢在日本超超临界机组中的应用

电 厂	锅炉制造厂	容量 (MW)	汽轮机参数	主蒸汽管	过热器管 (不锈钢)	投入运 行时间
			压力/温度 (MPa/℃/℃)			
原 町 Haramachi 1	三 菱	1000	24. 5/566/593	P91	HR3C TP347HFG	1997. 7
松 浦 Matsuura 2	日立 BHK	1000	24. 1/593/593	P91	Super304H	1997. 7
三 隅 Misumi 1	三 菱	1000	24. 5/600/600	P91	HR3C Super304H	1998. 6
原 町 Haramachi 2	日立 BHK	1000	24. 5/600/600	P91	Super304H	1998. 7
橘 湾 Tachibanawan 1	IHI	1050	25/600/610	P91	Super304H	2000. 7
橘 湾 Tachibanawan 2	日立 BHK	1050	25/600/610	HCM12A	Super304H	2000. 12
碧 南 Hekinann 4	IHI	1000	24. 1/566/593	P91	Super304H	2001. 11

续表

电 厂	锅炉制造厂	容量 (MW)	汽轮机参数	主蒸汽管	过热器管 (不锈钢)	投入运 行时间
			压力/温度 (MPa/℃/℃)			
碧 南 Hekinann 5	IHI	1000	24. 1/566/593	P91	Super304H	2002. 11
常陆那珂 Hitachinaka 1	日 立	1000	24. 5/600/600	HCM12A	Super04H	2003
川越 1 Kawagoe 1	三 菱	700	31/566/566/566	P91	TP347HFG	1989
川越 2 Kawagoe 2	三 菱	700	31/566/566/566	P91	TP347HFG	1990
矶子 Isogo (新 1 号)		600	25. 5/600/610	HCM12A	Super304H	2002. 4
敦贺 2 号 TSURUGA 2 号		700	24. 1/593/593	HCM12A	HR3C、 Super304H	2000. 10
琴北 2 号 REIHOKU 2 号		700	24. 1/593/593	HCM12A	HR3C、 Super304H	2003. 07
広野 5 号 HIRONO 5 号		700	24. 5/600/600	HCM12A	HR3C、 Super304H	2004. 08
七尾大田 2 号		700	24. 1/593/593	P91	TP347HFG	1998. 07

表 2-10 新型耐热钢在欧洲超超临界机组中的应用

电站名称	钢材等级	尺寸 (mm)	部 件	蒸汽参数 (℃/ MPa)	安装时间
Vestkraft Unit3	P92(NF616)	ID240×39	主蒸汽直管	560/25	1992
Ncrdjyllands-vaerket	P92(NF616) P122(HCM12A)	ID160×45	联 箱	582/29	1996
Schkopau UnitB	E911	ID550×24	再热弯管	560/7	1996
Staudinger Unit1	E911	ID201×22	主蒸汽弯管	540/21. 3	1996
Skaerbaek Unit3	E911	ID230×60	主蒸汽弯管	582/29	1996
GK Kiel	P92	ID480×28	联 箱	545/5. 3	1997
VEW	E911	OD31. 8×4	过热器	650	1998
Wesstfalen	E911	ID159×27	蒸汽回路	650/18	1998
Wesstfalen	P92	ID159×27	蒸汽回路	650/18	1998
AVEDOre 2 号	P92 TP347HFG		主蒸汽管道过热器管	580/600/30. 5	2000
Lippendorf Bl 1 号	P91 18Cr12NiMo		主蒸汽管道过热器管	554/583/26. 4	1999
Lippendorf Bl 2 号	P91 18Cr12NiMo		主蒸汽管过热器管	554/583/26. 4	2000
Niederaussem	E911 TP347HFG		主蒸汽管过热器管	580/600/26. 5	2002

第三章

细晶强韧型铁素体耐热钢的冶金特点及其焊接性

第二章简要回顾了电站锅炉用钢的发展历程,如果再深入一步分析总结的话,就会发现:铁素体耐热钢的发展,也是从单一地通过调整钢的成分进行强化开始,走到既调整钢的成分,又改造其成材加工工艺,达到既有高的蠕变断裂强度又有高韧度的。为了便于区分,把后者称为细晶强韧型铁素体耐热钢。本章将简要说明细晶强韧型铁素体耐热钢的由来、它们的化学成分和力学性能特点、这类钢材强韧化的途径以及这类强韧型铁素体耐热钢的焊接性能。

第一节 细晶强韧型铁素体耐热钢的由来

20 世纪 40 年代以后,人们从经验教训中认识到,韧度是反映材料抵抗脆性的灾难性破坏的能力。对结构用钢材来说,除了要有足够的强度外,还应该具有充分的塑性和韧度。尽管设计时采用的仍然是强度准则,但对于重要结构,还必须考核使用于该结构的材料的韧度。对于在那个年代广泛使用的材料($\sigma_s \leq 350\text{MPa}$)来说,要求它在使用温度下的 V 形缺口夏比冲击功不得低于 20.3J。但是稍后又发现 20.3J 这个界限不能适用于所有强度等级的钢和不同的结构。随着材料强度的提高,由于冲击功中弹性功的比例增大,对遏止脆性破坏起重要作用的塑性变形功和撕裂功必然减小,因此必须要求材料在强度提高的同时,其韧度也有相应的提高。我国和许多国家都为此制定有相应的标准,如 ASME 规定了对不同强度等级的碳钢和低合金结构钢的韧度要求,见表 3-1。此外,除了强度等级外,在设计时还需要根据结构重要性的增加和结构尺寸的增大与增厚,对材料的韧度要求作相应地提高。可是传统工艺生产的钢,往往随着材料强度的提高,材料的塑性和韧度总是有所降低的。于是在 1960 年前后提出了发展高强度高韧度的强韧化结构钢的要求。经过十多年的努力,冶金工作者成功地开发出了一系列适用于 450℃ 以下常温工作的结构用高强度钢材和 0℃ 以下低温工作构件用的高强度钢材。这些材料不仅强度高,而且在强度高的同时,韧度也被大幅度地提高了。它们已经很成功地在相应的领域中使用,取得了很好的效益。管线钢 X60、X70 就是一个突出的例子,通常把这一类钢称为强韧化钢。火力发电厂锅炉用的铁素体耐热钢的发展大致也有这样的认识过程。

图 3-1 是美国电力研究所(EPRI)在 1984 年总结的世界各国火电机组参数的演变历史。图中蒸汽温度为 650℃、压力为 34MPa 的 300MW 机组早在 1960 年 2 月就已在美国 Philadelphia 电力公司开始商业运行了。高的蒸汽参数获得了诱人的热效率,但这是以大量

表 3-1 ASME 对不同强度等级碳钢和低合金结构钢的韧度要求

材料最高强度 σ_b (MPa)	3 个试样冲击功的平均值 (J)	冲击功的最小值 (J)
≤ 448.3	≥ 17.7	≥ 13.7
$\leq 448.3 \sim 517$	≥ 20.6	≥ 16.3
$\leq 517 \sim 655.3$	≥ 27.5	≥ 10.6

使用高 Ni、Cr 合金的奥氏体材料为代价的。该机组的主蒸汽管道和联箱都采用了 AISI316 钢，其尺寸分别为 $\phi 508 \times 184.15\text{mm}$ 和 $\phi 228.6 \times 63.5\text{mm}$ 。虽然 Ni-Cr 奥氏体材料的高温强度稳定，可是由于具有导热差、线胀系数大、热应力大以及对热疲劳和应力腐蚀敏感等缺点，机组运行不到 20 年，该机组的主蒸汽管道和联箱就出现许多裂纹而泄漏，其中直径较小、壁厚较薄的集箱管也仅在运行 2.5 万 h、启停 77 次后，内表面就开始开裂，不得不在 20 世纪 80 年代初就大量更换管道。图 3-2 为泄漏的主蒸汽管裂纹的宏观和微观照片。可见，采用这种强度不高的奥氏体钢做厚壁大直径构件的设计是不成功的，这种厚壁大直径构件应该用能够耐得住相应温度的铁素体耐热钢来制造。这就是为什么在没有出现相应的铁素体耐热钢以前，再也没有更多家电力公司来效仿制造这样参数的机组的缘故。

1960 年以后，许多国家都投入了很大的人力和物力来研究和开发能够在蒸汽温度小于等于 600°C 的条件下工作的铁素体耐热钢。一直以来，对火力发电机组用的高温材料的要求集中在其高温蠕变断裂强度指标方面。长期以来，对于高温承压部件钢管的要求是：

- (1) 足够的高温蠕变断裂强度和持久塑性。
- (2) 良好的高温组织稳定性。
- (3) 良好的高温抗氧化性。
- (4) 良好的加工工艺性。

对常温韧性没有明确要求。在这种观念下研究和开发电站用铁素体耐热钢的工作大多都是沿着固溶强化、析出强化、位错强化的思路进行的，研制出的铁素体耐热钢都随着高温强度的提高，而其常温塑性和韧度却明显降低。这样的材料在相当程度上制约了 20 世纪 60 年代以后电站锅炉蒸汽参数的发展和提高，图 3-1 和图 1-3 描述了这个过程。

在这个时期开发出了一系列高温强度较高的铁素体耐热钢，如钢 102 ($12\text{Cr}2\text{MoVWTiB}$)、 $\Pi 11$ ($12\text{Cr}3\text{MoVSiTiB}$)、EM12 ($9\text{Cr}2\text{MoV}$)、X20 ($\text{X}20\text{CrMoV}121$)

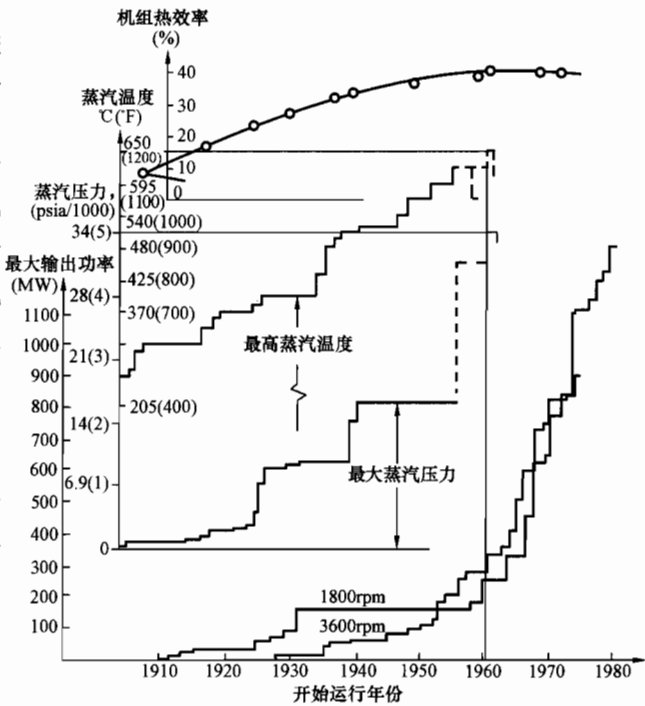


图 3-1 燃煤蒸汽发电机组发展历史

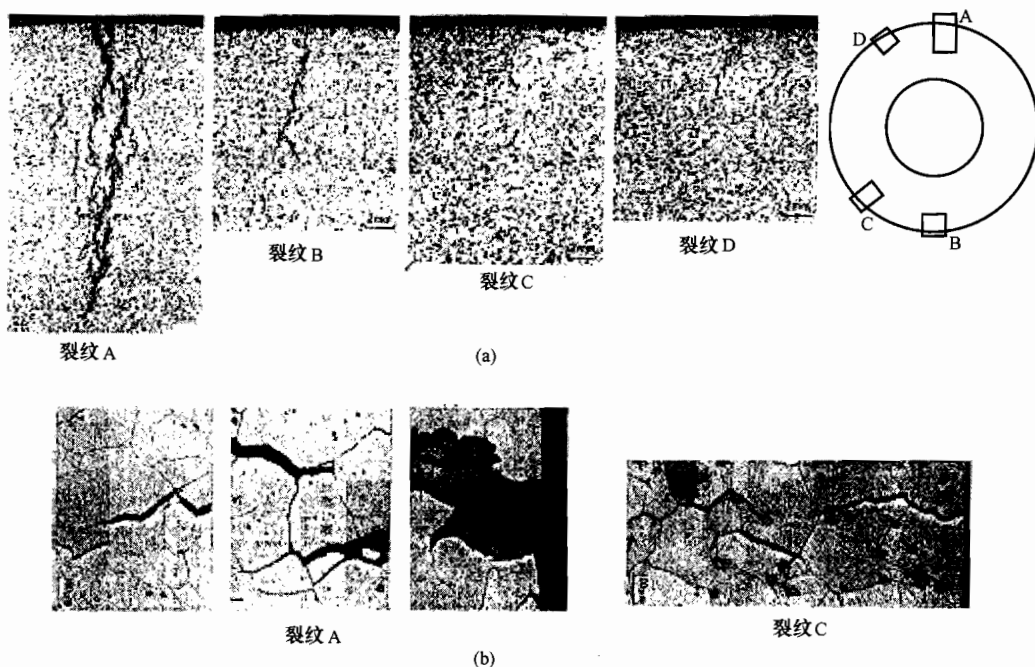


图 3-2 泄漏的主蒸汽管裂纹的宏观和微观照片

(a) 泄漏的主蒸汽管的宏观裂纹；(b) 泄漏的主蒸汽管裂纹的微观照片

等，尽管它们的蠕变断裂强度比传统常用的 12Cr1Mo1V、2.25Cr-Mo 提高不少，可是实际工程中锅炉的蒸汽温度仍然只能限制在 540℃ 上下。例如，X20 钢 550℃ 10^5 h 的蠕变断裂强度比 2.25Cr-Mo 高 50MPa，X20 和 EM12 (9Cr2MoV) 钢在 550℃ 的许用应力比 2.25Cr-Mo 分别高 50 和 60MPa，600℃ 的许用应力比 2.25Cr-Mo 分别高 15 和 25MPa。即使这样，人们还是没有把蒸汽温度提高起来。而且 EM12 (9Cr2MoV)、钢 102 (12Cr2MoVWTiB) 和 Π11 (12Cr3MoVSiTiB) 等钢，由于其韧性不足，还被限制只能使用于炉内小直径管，不敢用它们制造厚壁大直径管。图 1-3 是日本 IHI 公司的统计，图中表示了直到 20 世纪 90 年代后才开始能够稳定地采用更高的锅炉蒸汽温度。实践经验说明，上述这些钢虽然具有优良的高温性能，可是由于它们的塑性、韧度和加工性都随着其强度的提高而变差，不仅加工制作的难度较大，而且制成的构件在运行过程中的安全稳定性也较差。就是由于这个原因，人们还只能把蒸汽温度限制在 566℃ 以下。一直到 1983 年，在高强度高韧度的 P91 (9Cr1MoNbV) 钢出现以后，蒸汽参数才于 20 世纪 80 年代后期由 24.1MPa/538/566℃ 开始提高到 30.0MPa/566/566℃；并从 1990 年以后，又从 30.0MPa/566/566℃ 提高到 30.0MPa/593/593℃ 和 30.0MPa/600/610℃。

锅炉耐热钢管道在加工制作、安装运输、启停检修过程中，和 $\sigma_s \geq 400$ MPa 锅筒材料一样，要求具有良好的冲击韧度和较低的时效倾向。电力行业标准 DL/T 715—2000 《火力发电厂金属材料选用导则》规定：钢材在经过 250℃1h 时效以后，其冲击韧度下降率应不大于 50%，室温最低冲击韧度不得低于 30~35J/cm²。英国 BS-5500-1976 是非直接受火焊接压力容器规范，该规范所列的宽板试验和 V 形缺口冲击试验的结果给出；对于 $\sigma_b \leq 450$ MPa 和

$\sigma_b \geq 450\text{MPa}$ 的钢而言, V 形缺口冲击功应分别达到 27J 和 40J, 才是防止脆性破坏的最低要求。美国 EPRI 的报告建议, 对于燃煤电站来说, V 形缺口冲击功以 41J 作为目标才是可以接受的。

为了保证高温下构件运行的安全稳定, 除了要求材料具有足够的高温强度, 还应该具备足够的常温韧性。常温下的塑性和韧性不仅可以提供较优良的加工性、焊接性, 还容易保证构件在加工制作、安装运输、启停检修过程中的完整性。也就是说, 能够较可靠地保证构件在开始高温运行时是完整的, 从而提高构件在高温下运行的安全性, 提高机组出力的稳定性。

第二节 强韧型铁素体耐热钢的化学成分和力学性能特点

第二章介绍了继 1974~1983 年美国研究开发 T91/P91 以后, 沿着开发 T91/P91 钢的这条思路, 日本和欧洲又相继开发出的铁素体耐热钢有 T23、T24、P92、E911 和 P122 等。这些钢的成分分别列于表 3-2、表 3-4 和表 3-6。为了便于与传统的钢种做比较, 把它们各自相应 Cr、Mo 含量的传统钢种也列于表中。同样为了比较方便, 也将它们的常温力学性能分别列于表 3-3、表 3-5 和表 3-7。但在分析比较它们的成分和常温力学性能以前, 首先用图来形象地比较这一系列新钢种的高温性能和常温韧性, 如图 3-3~图 3-6 所示。

一、高温性能

图 3-3 绘制出了 T23、T24、P91、E911 和 NF616 等新开发钢种在 500~650℃ 温度范围的高温蠕变断裂强度。为了比较, 也绘制出了 2.25Cr-Mo 和 X20 钢在 500~600℃ 温度范围的相应性能。其中 T23、T24 的允许使用温度范围为 $\leq 570^\circ\text{C}$; P91 的允许使用温度为 $\leq 593^\circ\text{C}$; E911、NF616 和 P112 钢的允许使用温度为 $\leq 620^\circ\text{C}$ 。从图中可以清楚地看到, 不仅在它们相应的使用温度范围内的高温蠕变断裂强度都高于传统的钢种, 而且其允许的使用温度也高于 2.25Cr-Mo 和 X20 钢。由此, 这些新钢种的高温许用应力也必然明显高于 2.25Cr-Mo 和 X20 等传统的铁素体耐热钢。一些钢的高温许用应力表示在图 3-4 中。可以看到 T23、T24、P91 三种钢的高温许用应力比 T22 钢分别高出 40~50MPa。

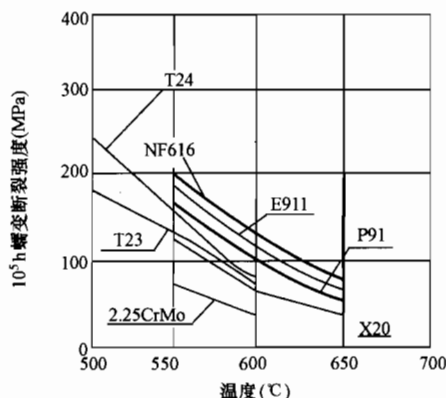


图 3-3 几种钢的高温蠕变断裂强度

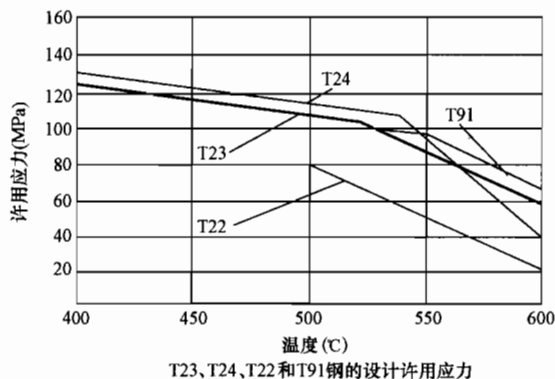


图 3-4 T22、T23、T24 和 T91 的设计许用应力

二、常温冲击韧度

图 3-5 比较了 Cr 含量同样为 9% 的 T91 钢和 EM12 钢在不同的温度下冲击韧度的变化，也比较了 Cr 含量都为 12% 的 HCM12（近似于 P122）和 X20 的韧度变化。可以看到，同样含 9%Cr 的 T91 钢，其冲击功的上平台值比 EM12 的高出 150J 以上；不仅如此，T91 钢的脆性转变温度比 EM12 低 50~60℃，EM12 钢在 10℃左右就会变脆，可 P91 钢的脆性转变温度在零下 50℃左右。比较 12%Cr 系列的 HCM12 和 X20 时也有相似的结果。含 Cr 同样为 9% 的 NF616（P92）钢的冲击韧度—温度曲线如图 3-6 所示，它和 T91 钢的情况大致相同，远比 EM12 的韧度好。这些结果表明，这一系列新开发出的钢种不仅都具有比传统钢明显优越的高温性能，而且还具有优异的常温韧度。

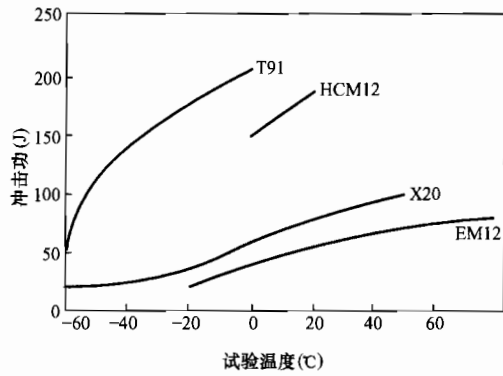


图 3-5 T91、HCM12、X20 等钢的常温韧度比较

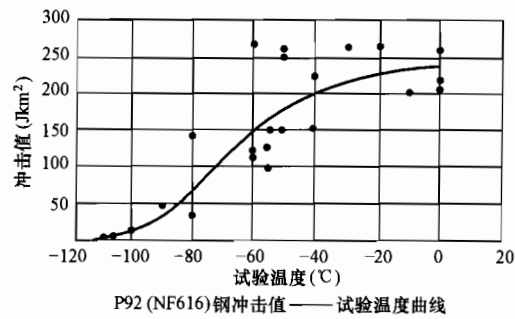


图 3-6 P92 钢冲击—试验温度曲线

在粗略地比较了高温蠕变断裂强度和常温韧度的基础上，比较与 Cr 含量相当的新开发钢和传统钢的化学成分和常温力学性能，可以进一步了解这一系列新钢种在成分和性能方面的特点。

三、T23/P23、T24/P24、T91/P91 以及 HCM12A 钢的成分和力学性能及与相应 Cr 含量传统钢的比较

表 3-2~表 3-7 分别用相应的 Cr、Mo 含量——对应地比较了新开发的铁素体耐热钢和传统铁素体耐热钢的成分和力学性能，它会有助于理解两类钢的差别以及性能改善的原因。

表 3-2 EM12、T91/P91 钢成分的比较

钢 种	成 分 (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	Al	N
T91/P91	0.08	0.20	0.30	≤0.020	≤0.010	≤0.4	8.0	0.85		0.18	0.06	≤0.04	0.06
	~0.12	~0.50	~0.60				~9.5	~1.05		~0.25	~0.10		~0.07
E911	0.09	≤0.5	0.3	≤0.020	≤0.010	0.10	8.5	0.9	0.9	0.18	0.060		0.050
	~0.13		~0.6			~0.40	~9.5	~1.10	~1.10	~0.25	~0.10		~0.090
T92/P92 (NF616)	0.07	≤0.5	0.3	≤0.020	≤0.010	≤0.40	8.5	0.3	1.50	0.15	0.04	≤0.04	0.03
	~0.13		~0.6				~9.5	~0.6	~2.50	~0.25	~0.09		~0.07
EM12	≤0.15	0.2	0.8	≤0.03	≤0.03		8.5	0.7		0.2			
		~0.65	~1.3				~10.5	~2.30		~0.4			

首先通过表 3-2 和表 3-3 来比较 T91/P91 和 EM12 两钢的成分和性能，可以发现两种钢在成分方面的差别是：

- (1) T91/P91 的 C、P、S 的含量明显比 EM12 钢的低。
- (2) T91/P91 钢中出现了 Nb、N、Al 等原来 EM12 钢中没有的元素；此外 Mo 和 V 的含量明显降低了；其他元素如 Cr、Si 和 Mn+Ni 则是基本相同的。

从表 3-2 看到，两种钢成分的这些差别不算很大，而且 T91/P91 钢的合金总量还较低些，可是 T91/P91 钢的 $\sigma_{0.2}$ 和韧度都明显比 EM12 的高，尤其韧度，几乎是 EM12 的 7~8 倍。 $\sigma_{0.2}$ 比 EM12 提高了 25 MPa。仅仅从成分上的这些差别不好解释为什么性能会有如此显著的提升。

如果继续考察和比较表 3-4~表 3-7 所列数据，也可以得到相似的结论。

表 3-3 EM12、T91/P91 钢常温力学性能的比较

钢 种	常温力学性能			
	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	A_{KV} (J)
T91/P91	>585	>415	≥20	220
EM12	590~740	>390	20	28

表 3-4 X20、HCM12A 钢成分的比较

钢 种	成 分 (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	B	N	Al
HCM12A	0.07	≤0.50	≤0.70	≤0.020	≤0.010	10.0	0.25	1.5	0.15	0.04	≤0.0050	0.040	≤0.04
	~0.14					~12.0	~0.60	~2.0	~0.30	~0.10		~0.10	
X20	0.17	<0.50	<1.0	≤0.030	≤0.030	10.0	0.8		0.25				
	~0.23					~12.50	~1.20		~0.35				

表 3-5 X20、HCM12A 钢常温力学性能的比较

钢 种	常温力学性能			
	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	A_{KV} (J)
HCM12A	>620	>400	>20	≥80
X20	690~840	>490	17	30

表 3-6 钢 102、2.25CrMo、T23/P23 钢成分的比较

钢 种	成 分 (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	Al	B	N
T23/P23	0.04	≤0.50	0.10	≤0.030	≤0.010	1.90	0.05	1.45	0.20	0.02	≤0.03	0.005	≤0.03
	~0.10		~0.60			~2.60	~0.30	~1.75	~0.30	~0.08		~0.006	
钢 102	0.13	0.64	0.54	≤0.030	≤0.030	1.83	0.60	0.45	0.38			0.0054	
T24/P24	0.05	0.15	0.30	≤0.020	≤0.010	2.2	0.90		0.20	Ti	≤0.020	0.0015	≤0.012
	~0.10	~0.45	~0.70			~2.6	~1.10		~0.30	(0.05~0.10)		~0.0070	

续表

钢 种	成 分 (%)												
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	W	V	Nb	Al	B	N
2. 25CrMo	≤0. 15	0. 25	0. 30	≤0. 030	≤0. 030	1. 9	0. 87						
		~ 1. 00	~ 0. 60			~ 2. 6	~ 1. 13						

表 3-7 2. 25CrMo、T23/P23 钢常温力学性能

钢 种	常温力学性能			
	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	δ (%)	A_{KV} (J) (20℃)
T23/P23	>510	>400	>20	280
T24/P24 (HCM2S)	>585	>450	>20	370
2. 25CrMo	450~600	>280	20	48
钢 102	540~736	>343	18	

从上述诸表的比较结果可归纳如下：

(1) 新型 9Cr、12Cr 铁素体耐热钢成分的共同特点。

1) 低的含碳量。以前所有的耐热钢都主要是通过弥散分布的合金碳化物获得高温强度的，因此总是要把碳保持在 0.1% 以上的较高水平。新型的铁素体耐热钢冲破了这一界限，把碳降到了 0.1% 以下。说明这一类钢的常温强度和高温强度都不是完全依赖于弥散分布的合金碳化物而获得的。

2) 低的 P、S 含量。如果仔细阅读这一类钢的标准，可以发现对这些钢中的杂质元素含量的限定比以前所有的铁素体耐热钢都严格得多。例如美国国家橡树岭实验室推荐的成分中，P、S 的控制目标值分别都为小于 0.010%；其商用材料控制的允许范围分别为不大于 0.020% 和不大于 0.010%；除 P、S 以外，还对 Cu、Sb、Sn、As 等元素的允许范围也分别作出了规定。

3) 具有微量的 Nb、Al、N、B 和较低的 V 含量。这些元素是作为对钢进行微合金化处理的目的而加入的。

这些成分上的共同特点成为它们和传统铁素体耐热钢之间在冶金上的一个原则性区别。

(2) 在常温力学性能方面的共同特点是具有较高的 $\sigma_{0.2}$ 和明显优越的冲击韧度。

(3) 在具有较高的常温 $\sigma_{0.2}$ 的同时，具有明显高于传统铁素体耐热钢的高温蠕变断裂强度。

可见这类钢的成分特点是含 C 低、纯净度高及经过了微合金化处理。在力学性能方面，具有明显高的常温和高温强度，并同时具有高的韧度和塑性。这是只有强韧化才能达到的效果，因此可以认为这一系列新开发的铁素体耐热钢是属于强韧型的钢。

第三节 钢 的 强 韧 化

20 世纪 60 年代以后，欧洲一些国家以及我国都致力于通过合金化来谋求能够工作在 550~600℃ 的材料。其基本思路有两种：一种是通过提高合金元素，尤其是 Cr，开发了

9Cr-2Mo 的 EM-12 和 12Cr 的 X20 等；另一种是采用多元强化，开发了钢 102 和 Π-11。而此时，从事低合金高强度钢的冶金工作者正在致力于钢的强韧化和强韧化钢的工业生产。

一、钢的强化

金属材料的屈服强度 σ_s 可以表示为 $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-1/2}$ 。提高 σ_0 和减小 d 就可以提高 σ_s ，达到强化钢材的目的。式中 d 为晶粒直径， σ_0 为驱使晶粒中位错运动所需的应力。工程中常可以通过固溶、析出、增大位错密度等方法来提高 σ_0 。图 3-7 表示常见元素对铁素体的强化作用，其中 C、N、P 的作用最为强烈。但是通过固溶、析出、增大位错密度等强化方法，在提高对材料强化程度的同时，钢材的韧度往往被降低，图 3-8 表示了钢中各元素对韧度的影响。图中除了 Ni 以外，所有元素都不同程度地恶化了钢的韧度，尤其以 C、P 最为剧烈。

减小晶粒直径 d 是使钢材强化的非常有效的途径。晶粒越细，晶界就越多，其强化的效果也愈显著，此外，还同时显著地提高钢材的韧度。图 3-9 表示四种强化方法对钢材强度和韧度的不同贡献，其中减小晶粒直径 d ，不仅对提高结构钢强度的作用极为强烈，而且还有力地提高了钢材的韧度。可见，充分地减小晶粒直径 d ，就有可能使钢材同时具有高的强度和高的韧度。

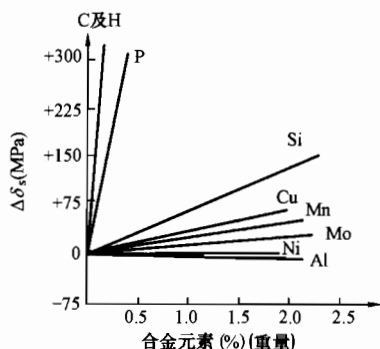


图 3-7 合金元素在低碳铁素体钢中的强化效果

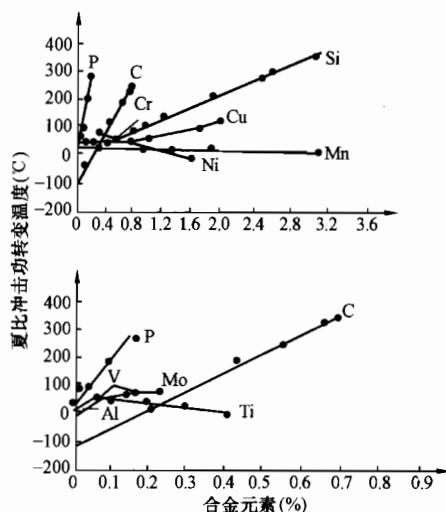


图 3-8 常用元素对钢的脆性转变温度的影响

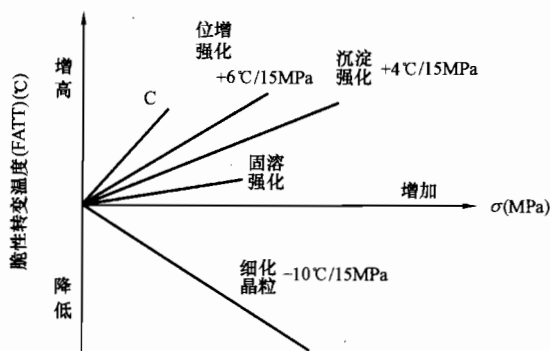


图 3-9 几种方法对钢强化和韧化的影响

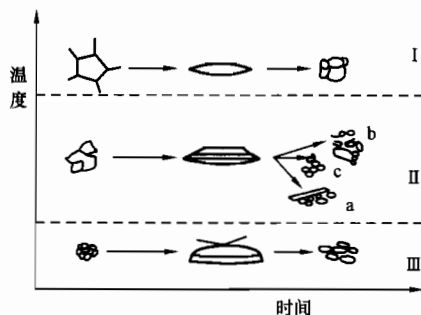


图 3-10 热轧过程中奥氏体再结晶示意图

二、钢的强韧化

20 世纪发生的几次能源危机促使人们在高纬度的严寒地带铺设输油、输气管线，为此需要大量高强度、高韧度（脆性转变温度极低）的钢材。为了获得同时具有高强度、高韧度的结构用钢材，关键要做到钢质的纯净化和钢材的细晶化。

1. 钢质的纯净化

钢质的纯净化指的是严格控制钢质中不纯物质的含量，这些有害的不纯物主要是 H、S、P、O、N、C、B、As、Se、Sb、Te 等。它们通过固溶、晶界偏析、夹杂等多种形式，恶化金属的韧度和强度。对于结构用钢而言，需要把一部分 C 也作为不纯元素看待，力图降低它的含量。现代的冶炼技术，通过对精炼前和精炼后钢水的处理，完全可以把钢质的纯净度控制在很高的水平。

2. 钢材的细晶化

为了进一步细化晶粒，从 20 世纪 60 年代开始，研究开发了控制轧制技术。所谓控轧技术，是在比常规轧制温度低的条件下，采用强化压下变形和控制冷却等工艺措施来提高热轧钢材的强度和韧度等综合性能的轧制方法。实际工程中，通常采用铁水的预处理、精炼和炉后对钢水的纯净处理，使钢的纯净度大幅度提高。然后通过控制轧钢时钢坯的加热温度；控制轧制变形的温度区间、变形速度、加大成形后的冷却速度等措施，迫使形变后的奥氏体在再结晶后晶粒没有长大的机会，或者不让它再结晶，甚至使形成的铁素体发生形变和再结晶来获得晶粒度极细小的铁素体组织。用这种方法获得强度高、韧性好的钢材。

热轧过程中形变奥氏体的再结晶和铁素体的形成可有下列三种情况：

(1) 整个轧制过程在较高的温度下进行，而且终止轧制的温度（终轧温度）在 1000℃ 以上。这种情况下，形变奥氏体不仅能发生充分的再结晶，而且再结晶后的晶粒还能长得比较大。如图 3-10 中的 I，这就是通常的热轧情况。

(2) 轧制过程温度较低，而且其终轧温度在 1000℃ 左右，这时可能出现三种情况。

如果终轧温度低到奥氏体形变后只可能在晶界上发生再结晶，那么其结果就会像图 3-10 中的 II a 那样，在形变奥氏体晶界附近有许多细小的再结晶晶粒，形变的扁平奥氏体仍大致保持着原状，最后得到的是一种不均匀组织。

如果温度稍高，奥氏体形变后的再结晶不但进行得完全，而且再结晶后的晶粒还发生一定程度的长大，结果就会得到图 3-10 中 II b 所示的不均匀的组织。

假如各种条件适当，形变后的奥氏体只发生完全的再结晶，但发生了再结晶的晶粒没有长大的机会。这时就会得到如图 3-10 中 II c 所示的晶粒细小均匀的组织。

显然，II c 状态是最有利的。这种状态的获得取决于轧制变形的温度区间和终轧温度，还决定于每道次轧制的轧制变形量和冷却速度的控制。得到的这种细小均匀的奥氏体晶粒在冷却后就会转变成更加细小均匀的铁素体组织。

(3) 把终轧温度控制在 $950^{\circ}\text{C} \sim A_3$ 之间，并加大冷却速度，如图 3-10 中的 III 所示。此时，形变了的奥氏体没有条件进行再结晶，铁素体将直接从形变奥氏体转变而成。这时奥氏体晶粒不仅具有许多形变带，而且由于钢中的 Nb、V 等微合金化元素还会以碳氮化合物的形式析出。它们一方面给铁素体成核提供条件，另一方面又起到了阻止铁素体晶粒长大的作用。

为了限制形变奥氏体再结晶后的晶粒长大，需要降低轧制温度和增加形变速度。要做到

这点，就需要大幅度地增加轧机的压力，这在实践中是难以实现的。但人们发现：添加 Nb、Ti、V 等元素可以有效地提高形变奥氏体的再结晶起始温度（如图 3-11 所示），为实现控制轧制提供了有利条件。图中看到：添加 Nb 的效果最强烈，对于 0.07% C、1.4%Mn 的 C-Mn 钢，添加 0.05% Nb 可以使再结晶起始温度提高大约 250℃，达到了 1000℃ 以上。由此可见，Nb、Ti、V 等元素的添加使上述三种情况中的第二、第三两种情况成为可能。

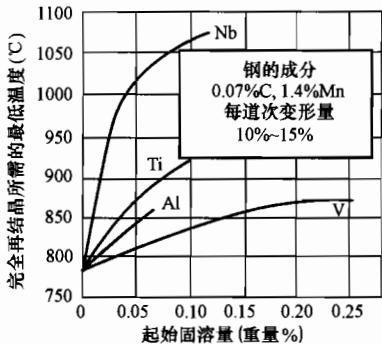


图 3-11 微合金化元素对奥氏体再结晶的推迟作用

表 3-8 比较了船用碳锰钢 E36 和相应强度级别的控制轧制的管线钢 X52 的成分和性能。尽管 X52 钢的碳含量和锰含量低于船用钢 E36，但 X52 钢的 σ_s 还是高于 E36 船用钢。不仅如此，X52 钢的韧度还高出 E36 的很多倍。两种钢在性能上的明显差别说明，管线钢 X52 的强韧性能来自于钢质的净化以及 Nb、Ti 等元素的微合金化和正确的控轧。

表 3-8 16Mn 和相应成分控轧钢的成分和力学性能

钢 种	化 学 成 分 (%)					力 学 性 能	
	C	Mn	Si	S	其 他	σ_s (MPa)	-40℃冲击功 (J)
E36	0.14	1.31	0.28	0.023		≥ 380	71
X60 (控轧)	0.10	1.06	0.25	0.005	Nb0.024	≥ 394	200

在微合金控轧技术的研究开发中还明确，Nb 等微合金化元素不仅能有效地提高再结晶起始温度，更由于它们都是强碳化物、氮化物形成元素，在奥氏体形变过程中，在适当温度下会以极微细的质点析出，一方面起着阻止奥氏体晶粒长大的作用；一方面成为众多的铁素体转变核心，利于获得更细的铁素体晶粒。一系列低碳低合金的高强度、高韧度的结构钢已从 20 世纪 70 年代开始成功地在工程中应用，国外把这种冶炼和热轧加工制作钢材的技术命名为 TMCP (Thermal-Mechanical Control Process) 过程。

三、以 P91 为代表的耐热钢的强韧化

确保必需的碳含量，调整和添加 Cr、Mo、Nb、V、W、Ti 等元素是提高钢材高温强度和蠕变抗力的常规有效途径。其中固溶在基体中的 Cr、Mo 通过形成 Cr-C 或 Cr-C-Cr 类型的间隙原子群，阻止位错移动而提高强度。Nb、V、W、Ti 等强碳化物形成元素，一方面形成稳定弥散的碳化物，起着沉淀强化的作用；另一方面则尽力保护 Cr、Mo，让它们继续留在固溶体内来强化基体。用这些手段优化合金元素的组合而研制成的钢材（如钢 102、EM12 等），其强度和蠕变抗力是提高了，可其韧度仍是不足的。

1975 年前后，虽然结构钢的细晶强韧化技术已日趋完善，但是人们传统地认为：对于耐热钢而言，晶粒愈细，蠕变抗力愈低。图 3-12 (a) 所示为 0.5%Mo 钢不同晶粒度等级下相应的蠕变抗力，图中晶粒度等级为 8 级，即晶粒最细的钢。在试验温度低于 400℃ 时，其蠕变抗力最高。可随着温度的升高，蠕变抗力急剧降低，当试验温度升到 500℃ 左右时，这个晶粒最细的钢成为图中蠕变抗力最小的钢，而晶粒度为 2 级的晶粒最粗的试样，其蠕变抗

力最高。图 3-12 (b) 比较了用三个不同奥氏体化温度调质获得不同晶粒度的 1%Cr-1Mo-V 钢, 在 550℃ 下的蠕变断裂应力和断裂时间, 比较结果表示出晶粒度为 2.5 级的粗晶粒钢比晶粒较细的 6 级和 8 级钢具有更高的断裂应力和更长的断裂时间。这些结果给出晶界对蠕变抗力有双重的作用: 一方面, 晶界有阻碍位错滑移的作用而起到强化材料的效果; 另一方面, 晶界上由于扩散进行得较迅速, 给位错攀移提供通道, 促进位错在其邻近区域攀移而起软化的作用。当温度升高时, 扩散的加速起了更明显的作用, 使细晶粒钢的蠕变抗力迅速地降下来。

基于以上事实, 在耐热钢领域中, 习惯上不采用细晶强化, 甚至会回避采用细化晶粒。但是雷廷权等对钢材形变热处理的研究发现, 高温的形变热处理能提高铁素体钢的蠕变断裂强度。美国 ORNL 运用了这种细晶强韧化技术来探索提高耐热钢的性能。可喜的是, 这种为常温和低温下使用的低合金高强度结构钢强韧化所开发的方法对耐热钢的强韧化也是有效的。照片 3-13 (a) 比较了用 TMCP 和常规工艺获得的 T91/P91 钢的晶粒大小, 照片中 TMCP 工艺得到的晶粒明显比常规工艺的细小, 其中钢坯加热温度为 1150℃, 并经过多次热轧的晶粒更细小得多。照片 3-13 (b) 展示了两种工艺下钢中析出物的颗粒度, 相比之下, 也是 TMCP 工艺的细小。显然, 更细的晶粒和更微细的析出物有望获得更高的强度和更高的韧性。而更微细的 Nb、V 析出物有望获得更强的抗蠕变能力。图 3-13 (c) ~ (d) 证明了用 TMCP 工艺生产的 T91/P91 钢随着常温力学性能的强韧化, 钢的高温蠕变断裂强度也有明显提高。

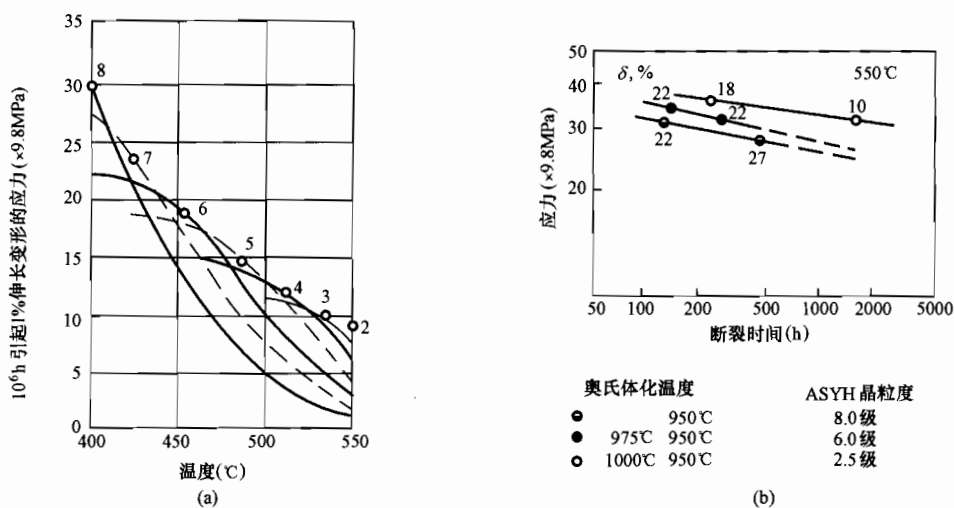


图 3-12 晶粒度对蠕变抗力的影响

(a) 0.5%Mo 钢不同晶粒度等级下相应的蠕变抗力 (图中数字 2~8 为晶粒度等级);

(b) 1%Cr-1Mo-V 钢不同奥氏体化温度下相应的断裂时间

综上所述, 可以把 T91/P91 钢强韧化的措施理解为:

(1) 通过纯净化钢质, 严格限制了危害钢材塑性和韧度的有害杂质元素, 不仅有助于提高钢材的韧性, 也极有利于提高高温蠕变强度。多晶体晶界的结构基本上是无序的, 在那里原子排列得比较稀疏, 杂质元素和合金元素会优先地集中分布到晶界层内。一旦条件成熟,

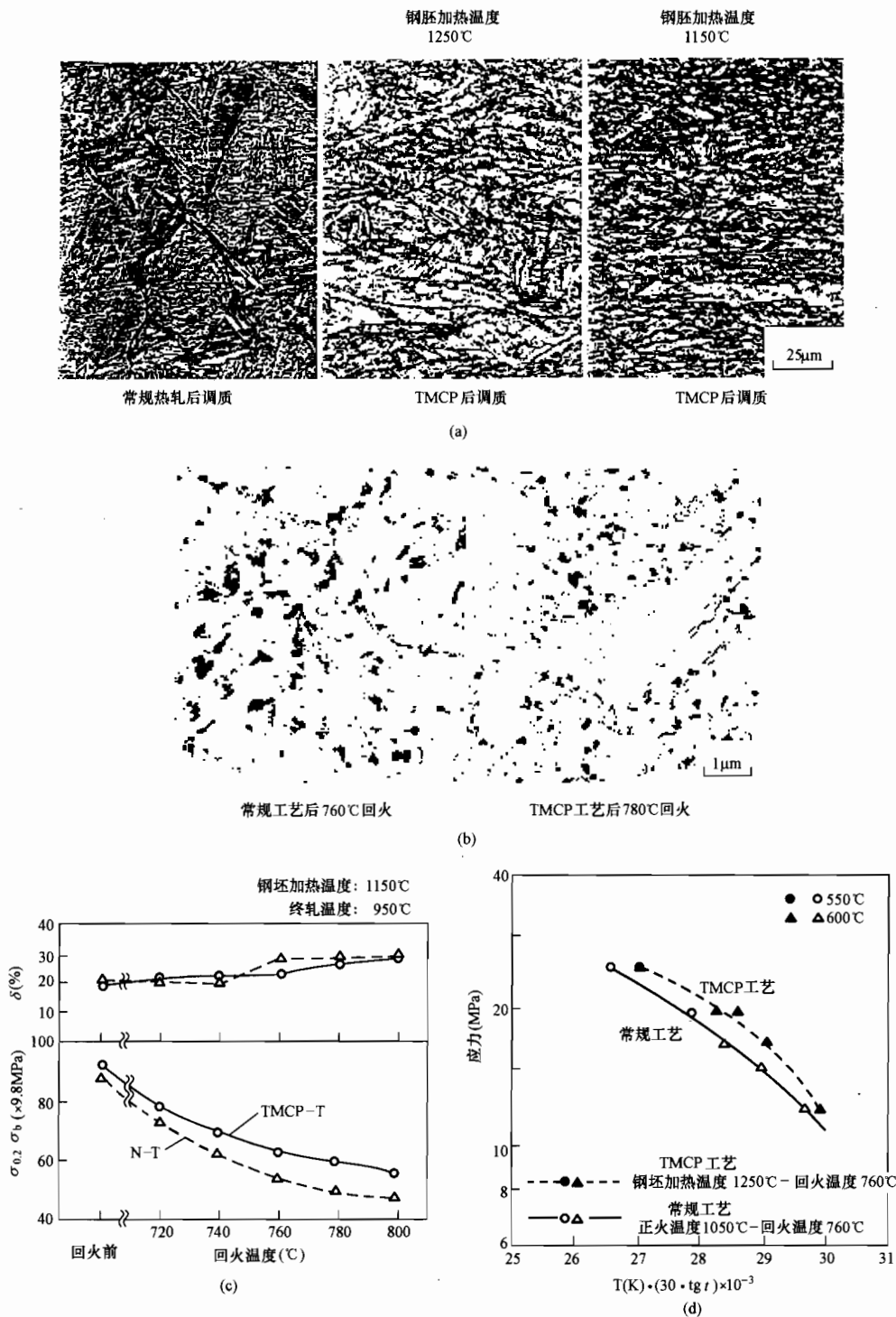


图 3-13 两种不同工艺的 P91 钢性能

(a) 常规工艺和 TMCP 工艺生产的钢的 γ 晶粒度; (b) 不同轧制技术下 P91 析出物的电子显微图像 (钢胚加热温度 1150℃, 终轧温度 950℃); (c) 常规热轧工艺 (N-T) 和 TMCP 工艺的 P91 钢常温力学性能的比较; (d) 常规热轧工艺和 TMCP 工艺的 P91 钢蠕变断裂强度的比较

晶界上就会以较快的扩散速度集聚更多的晶格空位和形成许多大颗粒的第二相，它们都会加速蠕变孔洞的形成。因此，净化钢质也净化了晶界，使晶界得到强化，尤其使晶界在高温下得到了强化，从而有效地提高钢材的高温蠕变断裂强度。从这里也可以预测，由于钢质的纯净化使晶粒度对蠕变抗力的影响会明显减小。

(2) 通过微合金化和合理的控轧，使形变的奥氏体基体上析出弥散分布的极其微细的 Nb 和 V 的碳、氮化物 (MX)，它们成为形变奥氏体再结晶的晶核。在合理的温度范围和冷却条件下，使形变奥氏体再结晶成为晶粒均匀细小的再结晶组织。它为钢材的强化和韧化打下了又一个重要的基础。

(3) 晶粒均匀细小的再结晶奥氏体，经过加速冷却淬火和回火，形成细密的回火马氏体。每一个细小的奥氏体晶粒转变成多个位相不同、相互间以大角度相交的低碳马氏体板条束集 (Packet)。每个马氏体板条束集是由许多细密的位相相差不大的以小角度相交的马氏体板条束 (Block) 组成；每一束马氏体板条束又是由众多细密的位相相近的马氏体板条组成，如图 3-14 所示；在每一片马氏体板条上，存在着微细的 MX、高密度的位错和亚晶界。

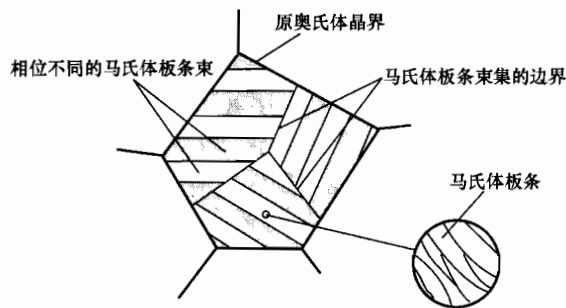


图 3-14 马氏体组织示意图

原始奥氏体晶粒的大小、马氏体板条束集的直径、马氏体板条束的尺寸、马氏体板条上析出物的形态、位错密度和亚晶界的数量和合金马氏体的成分，它们一起对钢材的强韧化起着决定性的作用。

总之，在严格限制了损害塑性和韧性的杂质元素的同时，还通过 Nb、V 等元素的微合金化和 TMCP 工艺，获得极为细密的回火马氏体。在这种回火马氏体的基体上，还有在高温下已经析出了的微细的

Nb、V 的碳、氮化物以及高密度位错和众多的亚晶界，使钢材成为强韧型的铁素体耐热钢。日本川崎制铁所通过研究，建议采用将钢坯加热到大于等于 1200°C ，令 Nb、V 等元素充分固溶，随后在 $1000\sim 900^{\circ}\text{C}$ 温度范围进行多道次热轧的 TMCP 工艺来制作这种钢材。

需要强调的是，这里添加 Nb、V、Ti 等合金元素的理念和 EM12、钢 102 等不同。后者是因其能形成稳定的碳化物，为求得多元强化效果而加入的；而前者不仅因为它们能形成稳定的碳、氮化合物，而且还因为它们能提高再结晶起始温度，使 TMCP 工艺成为可能，有助于获得细晶粒而作为微合金化元素加入的。

第四节 强韧型铁素体耐热钢的焊接性

TMCP 工艺生产的低合金高强度结构钢，由于其钢质的纯净度高，塑性和韧度高，故可以预期这类钢的焊接裂纹倾向会比相同合金系统的非 TMCP 钢小，事实也证明了这一点。可是焊接的热影响区，由于遭受焊接的加热，不仅破坏了原先 TMCP 得到的性能，而且事后又不可能有条件给以恢复。此外，焊缝金属是一种和母材成分相近的一次结晶粗大的铸造

组织,它也不可能有经受 TMCP 过程的条件。用传统的工艺焊接,这两个区域的力学性能可能会远不如母材,使焊接接头的性能严重的不均一。其矛盾主要表现为:HAZ 粗晶区的韧度恶化和焊缝金属的韧度远低于母材。

为了避免 HAZ 性能的过分恶化,冶金工作者已经采取了相应措施。通过弥散、微细的难溶质点的钉轧作用,降低了材料对焊接高温加热而晶粒长大的敏感程度,在一定的焊接条件范围内,成功地防止了 HAZ 常温力学性能的恶化。

对于低碳低合金高强度结构钢的焊缝金属,焊接工作者已经成功地通过控制焊接材料的设计和采用冷却速度较快的焊接工艺,使焊缝金属含有比例较高的针状铁素体组织而获得和母材相接近的韧度。

总之,用 TMCP 工艺生产的低碳低合金高强度钢在焊接裂纹敏感性降低的同时,却出现了焊缝和热影响区的韧度对焊接工艺和工艺参数敏感的问题。强韧型的铁素体耐热钢也有类似的情况,这类钢的焊接裂纹敏感性比传统的铁素体耐热钢低,但也存在着焊缝韧度偏低并且对焊接工艺和工艺参数很敏感的现象。此外,这类钢还存在接头时效、 δ 相致脆和接头蠕变断裂强度降低等问题。

一、焊接裂纹敏感性

1. 焊接冷裂纹

片山典彦和 Kume 等采用加焊刚性固定板的斜 Y 型拘束试验比较了 P91 铸件、P91 钢管和 P22 钢的焊接冷裂纹敏感性,比较结果如图 3-15 (a) 所示。图中表示出:对于 P91 铸件,预热到 200℃ 就可以防止裂纹;对于 P91 钢管,需要预热到 250℃;对于 P22 钢,则需要预热到 300℃ 及以上才能防止裂纹,说明 P91 钢的裂纹倾向小于 P22。F. Masuyama 和 Ludin 等用斜 Y 型拘束试验测试了 HCM2S (T23)、T91、T22 的裂纹倾向,如图 3-15 (b) 所示。图中含 Cr 和 T22 钢相近的 HCM2S 钢不需要预热也不出现裂纹, T91 要预热到 180℃ 才可以防止裂纹,而 T22 则需要预热到 300℃ 才能不出现裂纹。Yoshiatsu Sawaragi 等用斜 Y 型拘束试验比较了含 Cr 为 12% 的 HCM12A 和 P91 的裂纹倾向,如图 3-15 (c) 所示。图中含合金元素较 P91 高的 HCM12A 的裂纹敏感性低于 P91。H. masumoto 介绍了含有较多 W 元素的 NF616 钢斜 Y 型拘束试验结果,如图 3-15 (d) 所示。这些结果展示了强韧型铁素体耐热钢的裂纹敏感性都明显低于 T22。其裂纹敏感性大致是按 HCM2S→NF616→HCM12A→P91→T22 的顺序增高,而合金总量是按 T22→HCM2S→P91→NF616→HCM12A 的顺序增加的。裂纹敏感性增加的顺序与合金总量增加的顺序很不一致。显然这一系列斜 Y 型拘束裂纹试验结果也与传统碳当量评估的结果很不一致。

下面列举了若干常用的传统碳当量和裂纹敏感指数的计算公式,为

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/15$$

$$P_{CM} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

后来又引进了用碳含量水平进行修正的碳当量计算式

$$CEN = C + A(C) \left[\frac{Si}{24} + \frac{Mn}{5} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + V + Nb}{5} + 5B \right]$$

其中 A (C) 随含碳量不同而不同,具体值如表 3-9 所示。

表 3-9 A (C) 随含碳量而变化

C (%)	0	0.08	0.12	0.16	0.20	0.26
A (C)	0.50	0.584	0.75	0.916	0.98	0.998

无论用上述哪一种碳当量计算式对试验结果进行验算,都会和试验结果矛盾。如果认为上述列举的计算式都是适用于含 $\text{Cr} \leq 2.5\%$ 、含 $\text{Mo} \leq 0.75\%$ 的低合金钢,与所验算结果有矛盾的话,那么采用适合于 Cr-Mo 钢的碳当量计算式 $P_{re}C_{eq} = C + 0.06\text{Mn} + 0.03\text{Ni} + 0.06\text{Cr} + 0.1\text{Mo}$ 验算时也有极大差距,如图 3-16 所示。图中,按 $P_{re}C_{eq}$ 计算式计算出 P91 钢的碳当量为 0.78,沿着图中曲线可以求得防止焊接裂纹的预热温度是接近 400°C 。但实际如图 3-15 所示,只需要预热到 200°C 。因此,为了正确估计这一系列钢防止冷裂纹的预热温度,目前只有采用试验方法来进行。绝不能简单地套用传统的碳当量计算公式来评估这类强韧型铁素体耐热钢的焊接冷裂纹敏感性,否则将会导出错误的判断。

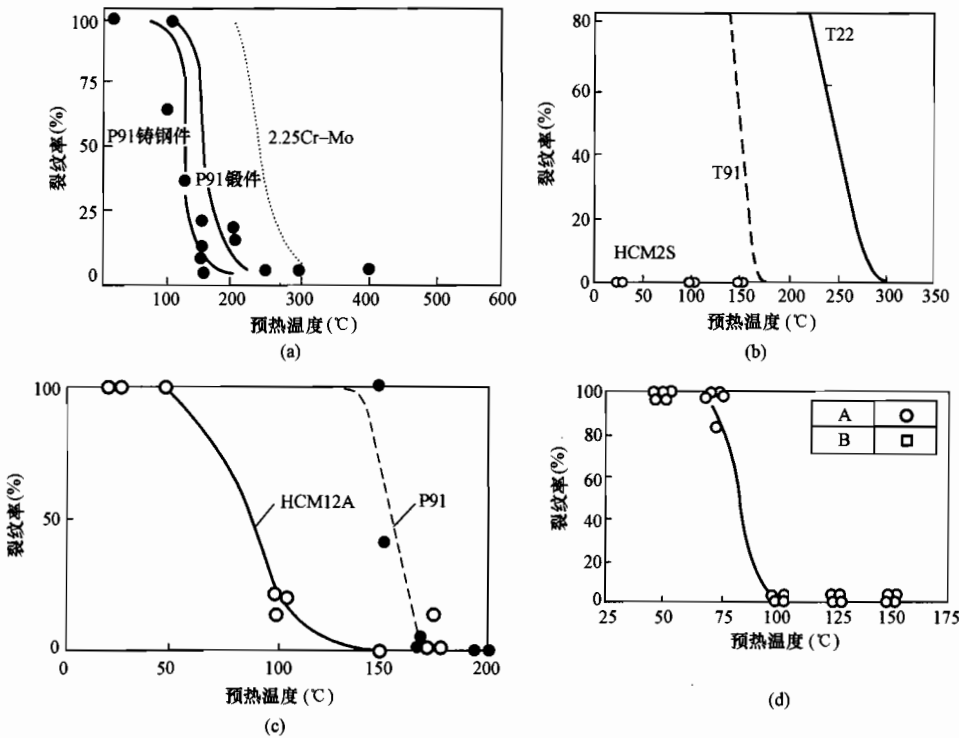


图 3-15 几种钢的斜 Y 型拘束裂纹试验结果比较

(a) P91 铸钢件、P91 钢管和 P22 钢的结果比较; (b) HCM2S (T23)、T91、T22 的结果比较;
(c) 含 Cr 为 12% 的 HCM12A 和 P91 的结果比较; (d) 含较多 W 元素的 NF616 钢试验结果

从斜 Y 型拘束裂纹试验结果可知, HCM2S 钢在常温下焊接可以不预热, P92 钢只需要预热到 100°C , HCM12A 钢只需要预热到 150°C , P91 钢需要预热到 $180\sim 250^{\circ}\text{C}$ 。实际施工时, 预热温度可以在此基础上适当提高 50°C 左右作为余量, 但没有必要把预热温度提得过高。过高的预热温度是有害的。

虽然这类钢的焊接冷裂纹敏感性较低, 低于 T22/P22 钢, 但比较图 3-15 中 (a) 和 (c)

可知, P91 钢管在较高拘束的条件下比一般斜 Y 型拘束试验的预热温度需要高出 70℃, 所以施焊时仍应小心地按规定的加热制度进行, 尤其在焊接厚壁构件时更应如此。

2. 再热裂纹

图 3-17 表示了 P91 和 HCM2S 钢的再热裂纹敏感性。采用 Gleeble 模拟试验机比较了 HCM2S 钢和 2.25Cr-Mo 钢粗晶区的再热裂纹倾向, 分别测试了模拟粗晶区焊后热处理前后的硬度、断裂时间和断裂塑性。

2.25Cr-Mo 钢焊后热处理前模拟粗晶区的原始硬度为 450HKN, HCM2S 钢的为 400 HKN。焊后热处理后 2.25Cr-Mo 钢粗晶区的硬度降到了 350 HKN, 而 HCM2S 钢的仍保持在 400 HKN, 没有减低。通过断口观测可以看到, 用拉尔森—密勒参数 (LMP) 来整理它们的断裂时间和断裂塑性, 发现两者的断裂时间没有明显差别, 但是断裂塑性有明显差别。随着 LMP 的增加, 2.25Cr-Mo 钢的断裂塑性增加, 但 HCM2S 钢的断面收缩率几乎没有增长。图 3-17 (a) 是两种钢在 600~750℃ 范围内的断面收缩率, HCM2S 钢远低于 2.25Cr-Mo 钢, 其断面收缩率都小于 10%。焊后热处理前后硬度没有变化, 反映了 HCM2S 钢中的 Nb、V、W 等元素在回火过程中于晶粒内析出碳化物并保持稳定; HCM2S 钢的断口观测说明, HCM2S 钢的断裂是沿着原始奥氏体晶界的脆性断裂。这些结果说明, HCM2S 钢的再热裂纹敏感性远高于 2.25Cr-Mo 钢的再热裂级敏感性。

图 3-17 (b) 所列的三种 P91 钢, 其断面收缩率都大于 20%, 其中 Sumitomo 试样的断面收缩率较低, 这与它的含磷量较高有关。Sumitomo 试样的磷含量超过了 0.01%, 达到了

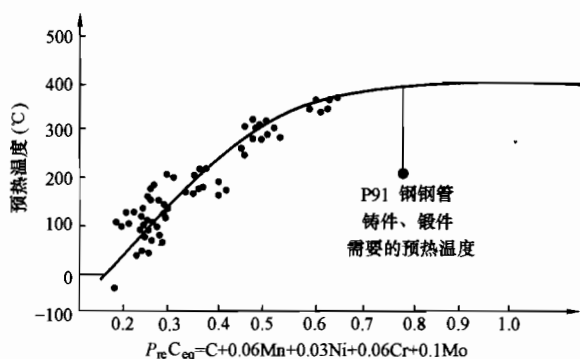


图 3-16 防止焊接冷裂纹的预热温度与 $P_{re}C_{eq}$ 碳当量的关系

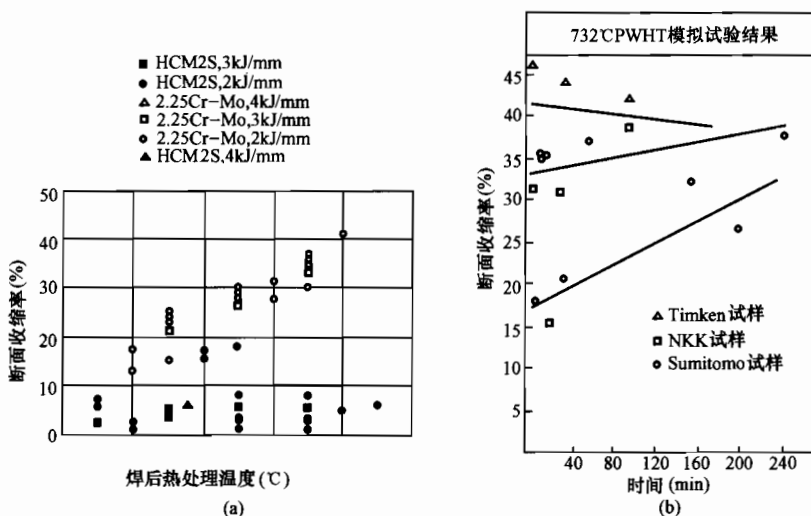


图 3-17 P91 和 HCM2S 钢的再热裂纹敏感性

(a) 不同焊接热输入和不同焊后热处理温度下 HCM2S 钢和 T22 钢的断裂塑性; (b) P91 钢的再热裂纹敏感性试验

0.014%，其断面收缩率较低，为 15%~30%。而 NKK 和 Timken 试样的磷含量分别为 0.004% 和 0.010%，它们的断面收缩率都在 30% 以上。在 Cr-Mo 钢中，Nb、V 的加入会增加钢对再热裂纹的敏感性。但如果用断面收缩率 $\leq 20\%$ 作为对再热裂纹敏感的界限，那么图 3-17 (b) 所列的三种 P91 钢对再热裂纹都是不敏感的，但可说明控制含磷量对限制钢的再热裂纹敏感性是有重要作用的。

3. 焊接热裂纹

这类钢由于含碳和含杂质很低，虽然含有一定量导致热裂敏感性提高的 Nb，经过多位研究工作者测试证明，这类钢的热裂倾向还是很低的。

总之，除了 HCM2S 钢具有一定程度的再热裂纹敏感性外，这一类钢对各类焊接裂纹的敏感程度都较传统铁素体耐热钢低。虽然这样，毕竟它们都是用作重要构件的合金材料，尤其在构件的厚度大时，更需要注意把握好防止焊接裂纹产生的各项条件，确保接头的完整性。此外，由于这类钢的焊接接头性能对焊接工艺和焊接工艺参数很敏感，所以为了获得性能合格的焊接接头，也必须对施工工艺进行严格的控制和管理。

二、焊缝韧度

强韧化的低合金高强钢在开始使用时，普遍遇到的问题是接头的韧度严重恶化，P91 钢在开始工程使用时也遇到同样的问题。图 3-18 所示为日本三菱公司在 20 世纪 80 年代初的数据，图中数据说明问题主要出现在采用焊条电弧焊的焊缝内，尤其是厚壁构件。这个现象是容易理解的，因为焊缝金属是从温度非常高的熔融状态冷却下来的铸造结构，它没有机会经过 TMCP 过程，晶粒得不到细化、Nb 等微合金化元素还固溶在基体内，没有机会充分析出，其韧度就会比母材差很多。通过许多人的努力，现在已经有了改善，也总结到一些因素对焊缝金属韧度影响的规律。下面将讨论焊缝金属在 800~500℃ 的冷却时间 ($t_{8/5}$)、焊后热处理工艺、焊接方法、焊缝化学成分等方面对焊缝韧性的影响。

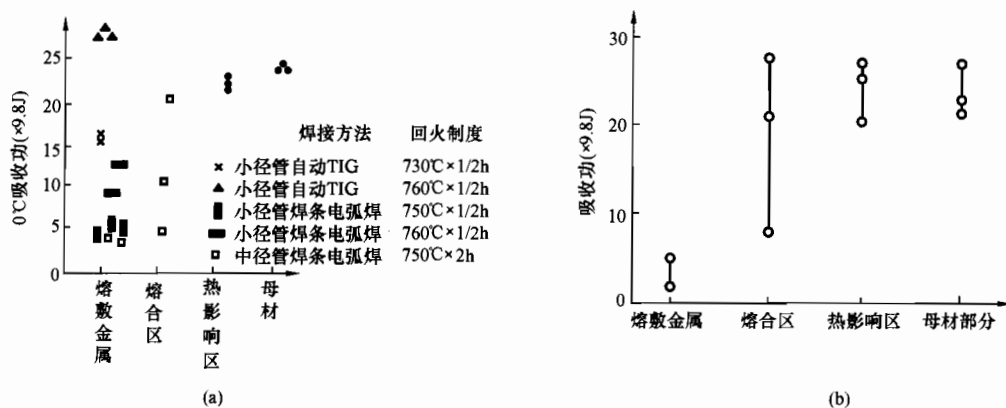
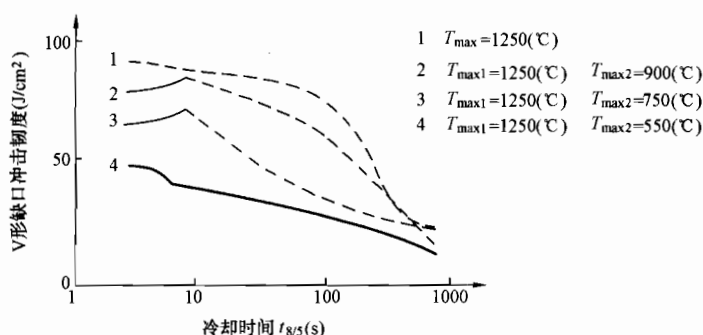


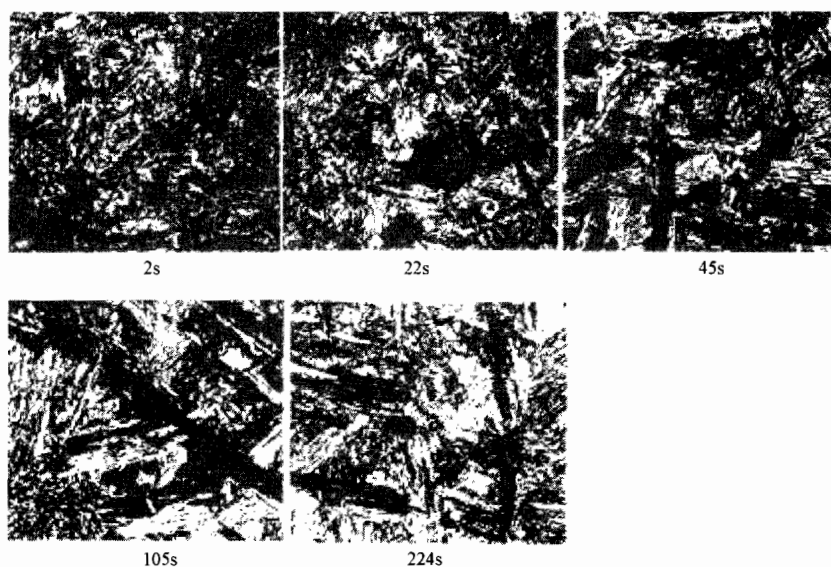
图 3-18 P91 钢焊接接头韧度

(a) 中、小径管; (b) 厚壁大径管

图 3-19 是波兰焊接研究所用模拟热循环进行的试验结果，它说明试样的韧度对线能量、对 800~500℃ 区间的冷却速度极其敏感。图中焊缝韧度随着 $t_{8/5}$ 的增加而降低，当 $t_{8/5}$ 超过 100s 后，焊缝韧度降得更加厉害，如图中曲线 1 所示。众所周知，工件形状和尺寸确定以后， $t_{8/5}$ 就由焊接线能量、预热温度和层间温度确定。过大的焊接线能量、过高的预热温度

图 3-19 P91 模拟热循环试样韧度与 $t_{8/5}$ 的关系

和过高的层间温度都会增大 $t_{8/5}$ ，导致低劣的焊缝韧度。因此，合理选择这些工艺参数，对确保焊缝韧度至关重要。图 3-20 为不同 $t_{8/5}$ 时所得的焊缝组织。可以看到，随着 $t_{8/5}$ 的增大，焊缝组织变得粗大起来。马氏体钢的韧度与低碳马氏体束集的直径、低碳马氏体板条的宽度有密切关系。直径细小的马氏体束集对应的是优良的韧度，反之韧度恶劣。

图 3-20 不同 $t_{8/5}$ 时所得的焊缝组织 $\times 250$

此外，图 3-19 还说明了焊缝金属的韧度对后焊焊道的加热温度敏感，后焊焊道的加热会不同程度地降低先焊焊道的韧度，如图中曲线 2~4 所示。后焊焊道的加热温度达到 900°C 时，看起来像是对先焊焊道进行了一次快速的正火处理。可是由于焊接的快速加热造成 A_{C3} 升高， 900°C 时不一定能达到先焊焊道完全奥氏体化的温度，使先焊焊道充分地重结晶。因此，其韧度不仅不是像想象的那样应该有明显的提高，反而有少许降低。后焊焊道的加热温度低于 750°C 时，将使先焊焊道的韧度急剧减低，这可能和这类钢在回火初期的硬度有一定程度上升有关。在多层多道焊时，先焊的焊道不可避免地要落入后焊焊道的热影响区而被加热到不同的温度。焊道越厚，其热影响区越宽，先焊的焊道落入后焊焊道的 $750\sim 550^{\circ}\text{C}$ 热影响区域的比例就越大，多层焊缝整体的韧度就会越差。实践经验证明了焊接

P91 厚壁构件时, 若把焊道厚度控制在 3mm 内, 预热和层间温度保持在 200~300℃ 的条件下, 较容易获得合格的焊缝韧度。反之, 过高的预热和层间温度以及焊道厚度超过 4mm, 焊缝韧度往往极其低劣。

这些结果说明: 焊缝韧度对焊道厚度 (焊接线能量以及后焊焊道的加热温度)、预热温度和层间温度都很敏感。

1. 焊后热处理工艺对焊缝韧度的影响

在临界温度 A_{Cl} 以下, 提高焊后回火温度或延长回火时间都有利于使马氏体得到尽可能充分的回火和提高焊缝韧度。图 3-21 所示为焊后高温回火处理时的回火温度和回火保温时间对焊条电弧焊缝金属韧度和硬度的影响。图中数据代表的是焊缝金属分别为 Thyssen 9V 和 Thermanit MTS 焊条焊接的熔敷金属。较高的回火温度、较长的回火时间可以得到较高的韧度。从焊接施工的角度出发, 希望采用较高的回火温度, 这样可以缩短回火时间, 但回火温度受焊缝金属 A_{Cl} 的限制。为了保证焊缝金属的韧度, 往往希望焊缝金属含有较低的 Nb 和较高的 Ni 与 Mn, 而 Ni 和 Mn 是使 A_{Cl} 降低的元素, 因此焊缝金属的 A_{Cl} 可能会比母材的低。为此, 在选择回火温度时, 一方面希望选择较高的温度; 另一方面应注意确保回火温度不得达到和超过焊缝金属的 A_{Cl} 温度。为了防止焊缝金属的 A_{Cl} 降得过分低, 欧洲国家规定焊缝金属中的 Ni+Mn 总量不得大于 1.5%。

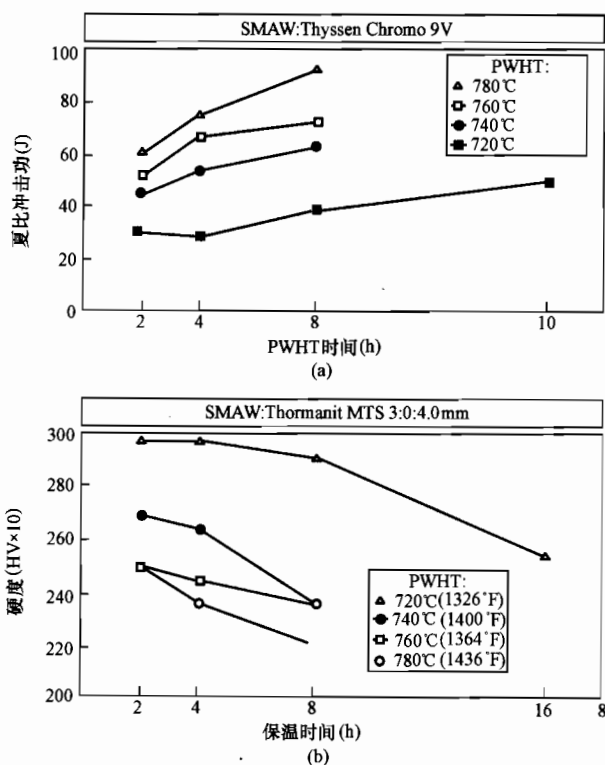


图 3-21 PWHT 时间对焊缝韧性的影响

(a) PWHT 条件对 P91 钢熔敷金属韧度的影响

(b) PWHT 条件对 P91 钢熔敷金属硬度的影响

2. 焊接方法对焊缝韧度的影响

图 3-18 中三菱重工的数据还说明焊接方法对焊缝韧度有明显的影响，图中采用 TIG 方法焊接得到的焊缝，其韧度都很高，达到与母材韧度相当的水平，而用焊条电弧焊的都很低，河南火电公司的实践也证明这一点。该公司用窄间隙脉冲热丝 TIG 焊接了 $\phi 323.9 \times 32\text{mm}$ 的 P91 钢管，采用的坡口和焊道分布示于图 3-22，获得的性能示于表 3-10。脉冲热丝 TIG 焊接线能量小，焊接液态熔池存在的时间短、体积小、焊道薄，这些都不仅有利于获得较细的一次结晶，而且都符合图 3-19 所示的要求。此外，TIG 焊接方法获得的焊缝金属含氧量低，也是促使韧度好的重要因素。在焊条电弧焊情况下，焊缝金属中的含氧量较高；氧化物和硅酸盐夹杂较多，这些氧化物和硅酸盐夹杂物会把 Nb、V 等元素吸附在它们的周围，使这些元素和其周围的氧结合，形成比原来大的夹杂物。这在客观上抑制了 Nb、V 等元素以细小的碳、氮化合物析出，导致材料的韧度降低。

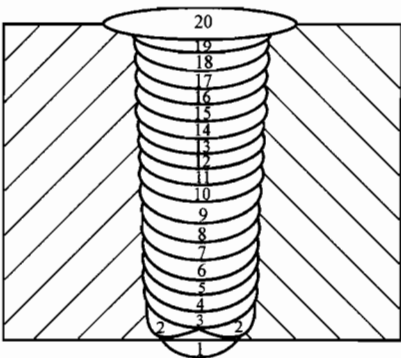


图 3-22 窄间隙脉冲 TIG 焊道排列示意

表 3-10 冲击试验结果

缺口位置	冲击功 (J)				
	试样 1	试样 2	试样 3	平均值 (按缺口位置深度)	平均值 (按缺口位置)
焊缝 (上)	96	>140	>140	125	97
焊缝 (中)	78	53	92	74	
焊缝 (下)	34	132	107	91	
熔合线 (上)	>140	226	205	190	204
熔合线 (中)	209	219	211	213	
熔合线 (下)	210	210	211	210	
热影响区 (上)	224	221	236	227	210
热影响区 (中)	179	204	195	192	
热影响区 (下)	209	199	226	211	

3. 焊缝化学成分对焊缝韧度的影响

开始使用 TMCP 的 C-Mn 钢时就发现 Nb、V、N 对焊缝金属韧度有很大的影响。图 3-23 表示 Nb 对 TMCP 的 C-Mn 钢焊缝韧度的有害作用。随着焊缝中 Nb 含量从 0.01% 增加到 0.05%，焊缝金属的脆性转变温度急剧升高，这种不利影响只有通过焊后正火处理才能消除，其他微合金化元素 V、Ti 等也都有类似的影响。和 TMCP 的 C-Mn 钢一样，强韧型的铁素体耐热钢除了上述诸多影响焊缝金属韧度的工艺方面因素外，焊缝化学成分中 Nb、

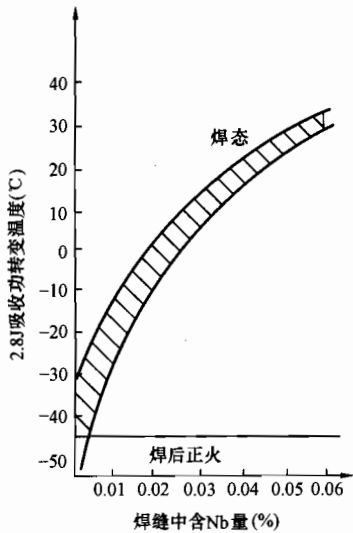


图 3-23 Nb 对 TMCP 的 C-Mn 钢焊缝韧度的有害作用

V、N 的影响也是不容忽视的，Nb 对 P91 钢焊缝韧度也有有害作用。图 3-24 表示三种不同 Nb 含量的 P91 钢焊缝的韧度，通常焊缝中的 Nb 含量以控制在 0.05% 以下为宜。此外，不适当的 V、N 含量也会对 P91 钢焊缝韧度产生有害作用，如图 3-25 所示。建议应把 V 含量控制在 0.20%~0.25%；N 含量控制在 0.03%~0.04%。焊态下焊缝中 Nb、V、N 等合金元素大部分处于固溶状态，只有在它们以细小的碳、氮化合物的形式充分析出后，韧性才会得到改善。而它们的析出时机只有两个：一个是在后焊焊道对先焊焊道加热时；另一个是事后的焊后热处理过程。后焊焊道的加热循环时间很短，析出过程很难充分。充分的析出只能希望在焊后热处理过程中进行。此外，Nb、V、N 等微合金化元素是以 Nb、V、N 的碳、氮化合物形式析出的。因此，为了利于焊缝金属中的 Nb、V、N 等微合金化元素充分析出，还应注意寻求这些元素相互间合理的优化配比。其中 N 的含量必须控制在除了析出 Nb、V 的氮化

物外，不能有多余存在。

微合金元素对 P91 钢焊缝韧度的这种影响也同样会反映在其他强韧型的铁素体耐热钢焊缝韧度方面。这些共同的规律可以作为焊接 TMCP 工艺生产的钢材时选择焊接材料和研制焊接材料应重视的原则。

在这类含有众多铁素体形成元素的焊缝中，添加适当的 Ni 对提高韧度是有利的，因此这类钢焊缝金属的化学成分常与母材的不同，焊缝金属常含有 0.5% 左右或再稍高一些的 Ni，含有比母材低的 Nb、V、Ti、N 等微合金化元素。

熔敷金属	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Nb	N
1 (wt%)	0.10	0.26	0.68	9.39	1.05	0.39	0.21	0.055	0.032
2 (wt%)	0.10	0.22	0.63	9.15	1.07	0.40	0.20	0.029	0.032
3 (wt%)	0.09	0.24	0.62	9.30	1.09	0.39	0.21	.080	0.031

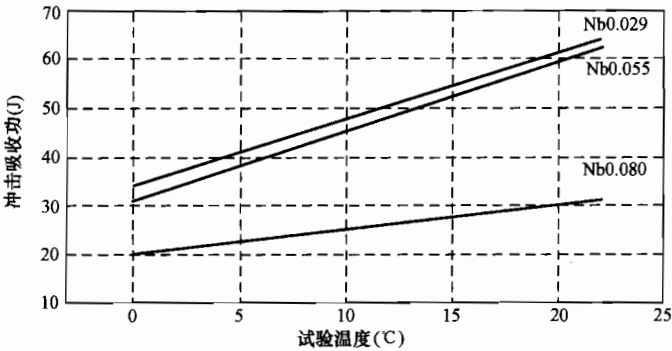


图 3-24 Nb 对 P91 钢焊缝韧度的影响

熔敷金属成分	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Nb	N
1 (wt%)	0.10	0.26	0.68	9.39	1.05	0.39	0.21	0.055	0.032
2 (wt%)	0.09	0.24	0.67	9.01	1.07	0.40	0.20	0.049	0.052

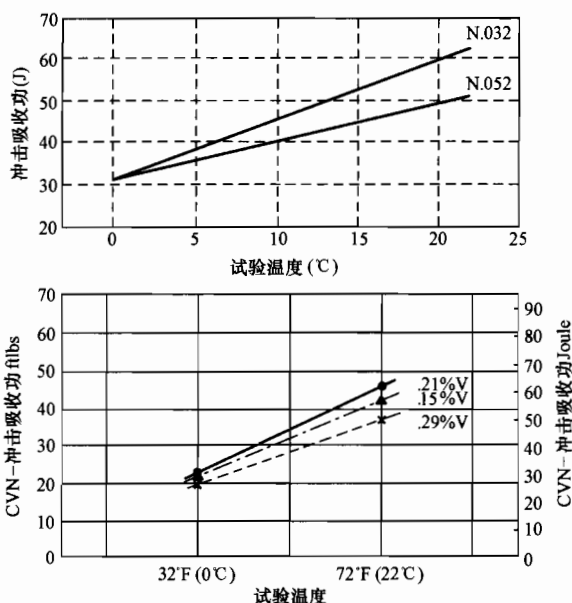


图 3-25 V、N 对 P91 钢焊缝韧度的影响

上述列举的各个影响 P91 钢焊缝韧度的因素, 对其他强韧型铁素体耐热钢焊缝的影响雷同, 有关问题将在以后各章中分别讨论。

三、时效倾向

这类钢在开发和试用过程中发现, 除了 T24 以外, HCM2S、P91、P92 等钢都具有时效倾向, 其中尤以 P92 和 P122 最为明显, 图 3-26 表示了 P92 钢的时效倾向。时效倾向发生在 550~650℃ 的范围内, 这个温度范围正是这些钢材的工作温度范围。可以看到: 3000h 时效后, 其韧度下降了许多, P92 钢的冲击功从时效前的 220J 左右降到了 70J 左右; P122 钢从时效前的 80J 降到了 40J。由此可见, 因时效引起的脆化幅度非常大, 好在 3000h 时效以后, 冲击功继续下降的倾向不明显, 冲击功将稳定在时效 3000h 时的水平。母材具有明显的时效倾向, 与母材成分相近的焊缝也会有同样的倾向。研究发现, 这些钢在时效过程中会析出两种新相, 一种是由 Cr、W、Mo 等合金元素与 Fe、Si 形成的金属间化合物, 称为 Laves 相; 另一种是数量很少, 其结构和性质尚不清楚的 Z 相。Laves 相是颗粒大的脆性析出物, 它导致了材料的韧度恶化。在 9Cr-2Mo 钢中析出的 Laves 相为 $\text{Mo}(\text{Fe}_{1.4}, \text{Cr}_{0.5}, \text{Si}_{0.1})$; 在 9Cr-0.5Mo-1.8W 钢中析出的 Laves 相为 $\text{Fe}_2(\text{Mo}, \text{W})$ 。因此, 对于 9Cr-0.5Mo-1.8W 钢来说, 可以用 W 等合金元素在析出物中含量的变化来表示时效的倾向。图 3-27 就是表示 P92 钢焊缝时效过程中析出物 W 含量的变化。比较图中 600℃ 和 650℃ 时的两条曲线可以发现, 650℃ 下时效的进程较 600℃ 时的快, 前者经 1000h 就已稳定, 后者需要 3000h 后才趋于稳定。和母材一样, 在稳定以后继续时效的倾向就不明显了。尽管这样, 由于这类钢焊缝

金属的韧度本来就不高，要确保时效后焊缝韧度仍保持在要求的水平以上，就更增加了焊接这类钢的难度。

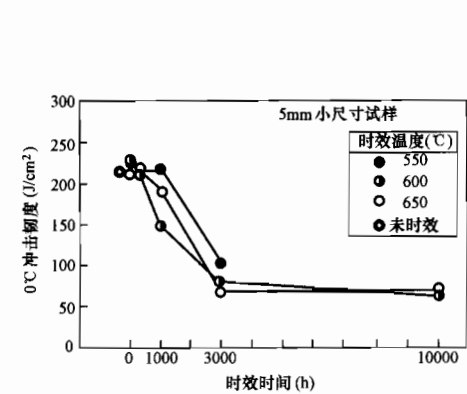


图 3-26 P92 钢时效倾向

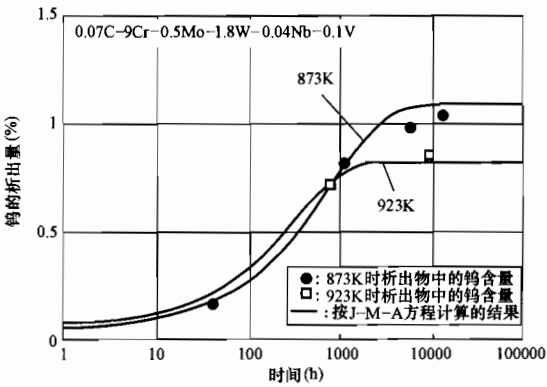


图 3-27 NF616 钢焊缝时效过程中 W 的析出

如上所述，由母材的成分和特性决定的焊缝金属，其时效倾向是不可避免的。为了解决焊缝金属时效后的韧度不足问题，可以从两方面着手：一是提高焊缝金属时效前的原始韧度，为时效留出足够的余量；另一方面是尽量设法降低时效前后韧度的降低幅度。提高焊缝金属时效前的原始韧度的措施已在前面讨论过。尽量设法降低时效前后韧度的降低幅度，要从焊缝金属成分的选择着手。日本钢管中央研究所试验了表 3-11 中四种含 Si、P 量不同的 P91 钢的时效倾向，四种钢的时效倾向见图 3-28。试验表明：降低 Si、P 的含量可减小 P91 钢时效后韧度降低的幅度，但在焊条电弧焊的情况下，要使 P 含量降到 0.001% 是很困难的，在设计焊缝成分时，限制 Si 含量还是较可能做到的。伊势田等通过对 9Cr-2Mo 钢的 Laves 相脆化研究，也得出了降低 Si 含量能有效地减少 Laves 相的析出数量，从而降低时效倾向的结论。由此，控制焊缝金属的 Si 含量可能是有助于确保焊缝金属时效后韧度的有利措施。

表 3-11		试验钢的化学成分								(wt%)
代号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb	N
A	0.11	0.01	0.38	0.001	0.001	8.87	0.98	0.18	0.06	0.08
B	0.09	0.28	0.38	0.002	0.001	8.95	0.99	0.18	0.07	0.09
C	0.11	0.51	0.38	0.002	0.001	8.85	1.00	0.18	0.09	0.08
D	0.10	0.29	0.38	0.022	0.001	8.99	1.01	0.18	0.07	0.08

四、焊缝中的 δ 相

9Cr、12Cr 钢中由于含有众多的铁素体形成元素，大大扩大了高温一次结晶的铁素体—— δ 铁素体的区域，很容易出现 δ 相。它会明显降低材料的蠕变断裂强度和冲击韧度，是一种不希望出现的组织，如图 3-29 和图 3-30 所示。因此，材料的设计人员总是努力控制成

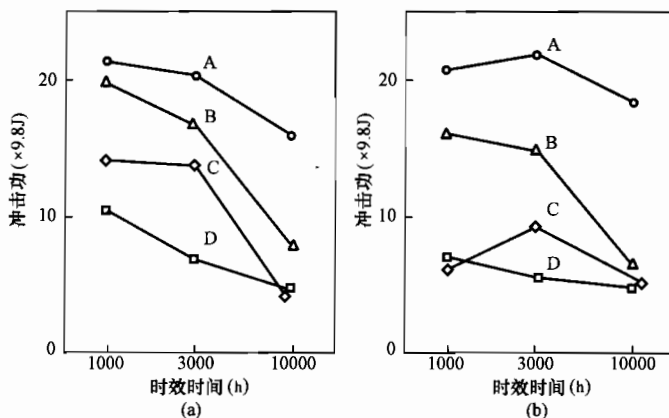


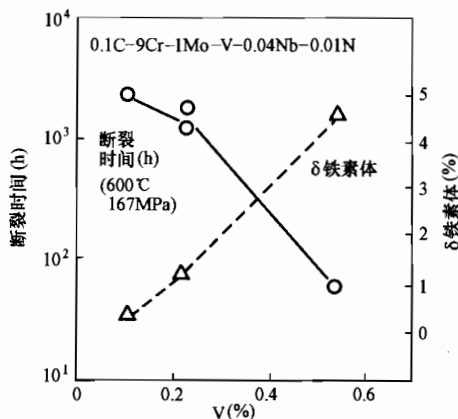
图 3-28 四种不同 Si、P 含量的 P91 钢的时效试验结果

分,使钢获得单一的马氏体组织或者把 δ 铁素体的数量限制在较低的范围。ORNL 在设计 P91 钢时采用的 Cr_{eq} 计算式为

$$Cr_{eq} = Cr + 6Si + 4Mo + 1.5W + 11V + 5Nb + 9Ti + 12Al - 40C - 30N - 4Ni - 2Mn - 1Cu$$

式中各元素以其重量百分比表示。当 $Cr_{eq} \leq 10$ 时,在 P91 钢中不出现 δ 铁素体。

图 3-31 表示 EM12、T91、P91、X20 钢在 Schaeffler 图中的位置。图中只有 EM12 钢落在马氏体加 δ 铁素体的两相区中, T91、P91、X20 钢都处在纯马氏体区。但同时也要注意, T91、P91、X20 三种钢都处在纯马氏体区和马氏体加 δ 铁素体的两相区以及马氏体加奥氏体的两相区相接的边缘处。只要成分有所变化,在这些钢中很容易出现一定数量的 δ 铁素体或奥氏体。对于焊接来说,为了避免出现 δ 铁素体或限制 δ 铁素体的数量,控制好焊缝成分显然是首要的;但仅仅控制焊缝成分还不够,焊接工艺参数也会影响 δ 铁素体的形成。采用大的热输入时, T91、P91、X20 钢的焊缝和热影响区都可能形成 δ 铁素体,这一现象可以通过分析图 3-32 来理解。图 3-32 是前苏联院士 H. T. 古特佐夫提供的 Fe-Cr-C 三元平衡相图中 12Cr 的切面。可以看到:当碳含量在 0.1% 左右时,平衡状态下 δ 铁素体的区域一直延伸到 1000℃ 以下,比不含 Cr 的普通铁碳平衡图中 δ 铁素体的区域大得多。图 3-32 是平衡状态下的情形,在焊接的快速冷却条件下,图中所有的临界点都会向温度更低的方向移动,使 δ 铁素体的区域向温度更低的区域推移。这种推移的幅度和冷却速度有关,冷却速度愈大,推移的幅度愈大。焊接的冷却特点是:高温部分的冷却速度远高于中温和低温区段的冷却速度。提高预热温度和层间温度以及增大焊接热输入会显著地减慢中温和低温区段的冷却速度,对高温区段的冷却速度的影响相对小得多。于是,高温部分的临界点向温度低的方向推移得多,中温部分的临界点向温度低的方向推移得少些,低温部的临界点向温度低的方向推移得更


 图 3-29 P91 钢中由于 V 含量增加而使 δ 铁素体增多后导致的蠕变断裂强度降低

少，其结果就导致 γ 区的进一步缩小， δ 铁素体的区域更加扩大，甚至导致有部分高温 δ 铁素体没有经过 $\delta \rightarrow \gamma$ 转变而保留在焊缝组织中。这就是过高的预热温度、层间温度以及过大的焊接热输入会造成热影响区和焊缝中形成 δ 铁素体的原因。

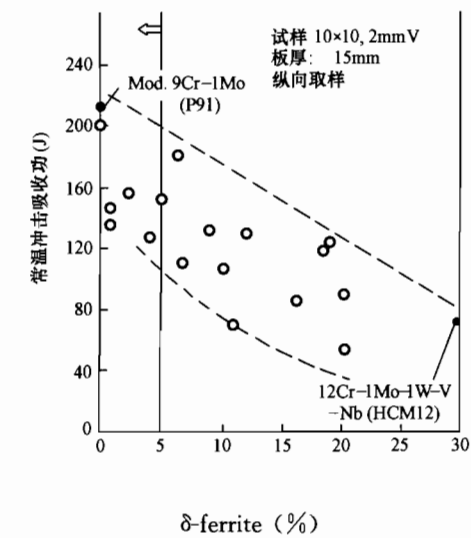


图 3-30 δ 铁素体含量与材料
常温冲击功的关系

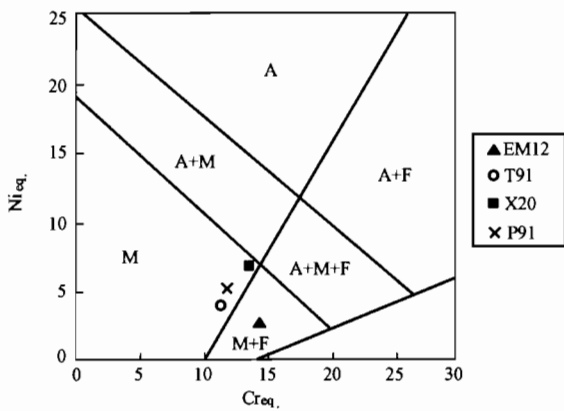


图 3-31 EM12、T91、P91、X20
钢在 Schaeffler 图中的位置

由于 P92、P122 等钢含有比 P91 钢更多的铁素体形成元素，形成 δ 铁素体的倾向更大，若焊缝与母材的成分相同，那么在焊接凝固和冷却条件下，当焊接工艺条件不恰当时，焊缝中就很容易出现 δ -Fe，因此要避免焊缝中出现 δ -Fe，可适当增加焊接材料中的奥氏体形成元素 Ni、Mn 等的含量。日本 Nippon Steel 提供的 T92/P92 钢焊接材料，其熔敷金属的化学成分见表 3-12。但 Ni+Mn 的总量不应超过 1.5%，以避免使钢的 A_{C1} 降低得太多。

表 3-12 T92/P92 钢焊接材料熔敷金属化学成分 (%)

合金元素	母材	焊接材料的熔敷金属	
		焊条	焊丝 (TIG)
C	0.09	0.11	0.07
Si	0.06	0.27	0.20
Mn	0.45	0.65	1.01
Cr	9.01	8.95	8.94
Ni	0.01	0.70	0.36
Mo	0.50	0.53	0.48
W	1.77	1.72	1.62
V	0.20	0.19	0.11
Nb	0.05	0.044	0.032
N	0.048	0.045	0.04
Cr _{eq}	10.49	7.73	8.40

此时焊缝金属的常温性能见表 3-13。

表 3-13 P92 钢焊缝金属的性能 (SMAW)

$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	延伸率 δ_5 (%)	CVN (J)	PWHT ($^{\circ}\text{C}\times\text{h}$)	HV10
675	800	17.6	60	760 $\times$ 2	236~282
			65	760 $\times$ 4	228~248

总之, 为了避免焊缝和热影响区出现 δ 铁素体导致的韧度和蠕变断裂强度的恶化, 除了应选择合理铬当量的焊接材料外, 还要注意避免过高的预热温度和层间温度以及过大的焊接热输入。

五、接头蠕变断裂强度

与传统的耐热钢一样, 接头热影响区存在一个蠕变断裂强度 (CRS) 降低的区域, 导致焊接接头的寿命低于母材的寿命和焊缝的寿命。长期以来一直认为这是调质钢在焊接加热时发生了过回火所造成的, 因此这个蠕变断裂强度 (CRS) 降低的区域应该发生在所谓的软化区, 或者位于过回火的软化区和部分重结晶区 (又称 ICHAZ)。随着机组参数和容量的提高和机组寿命的延长, 同时也由于结构重要性的提升, 这一现象越来越被重视。根据近年许多研究工作者的研究结果, 对这一现象有了更进一步的认识。

(1) 用热模拟试验得到 P91 钢热影响区蠕变断裂强度 (CRS) 降低的确切区域是从热影响区加热到 850°C 开始到 1100°C 左右的区域, 如图 3-33 所示。由于不同炉号化学成分的波动差异, T91/P91 钢的 A_{c1} 为 $800\sim 830^{\circ}\text{C}$; A_{c3} 在 $890\sim 940^{\circ}\text{C}$ 之间。不过这个温度区域是平衡状态下的临界温度, 在焊接和热模拟试验的加热速度下, 这个临界温度视加热速度的不同会升高。那么蠕变断裂强度降低的区域应该从接近实际的 A_{c3} 温度开始至 1100°C 左右, 但最低的蠕变断裂强度出现在热影响区的细晶区, 由此也明确了接头的蠕变断裂强度降低现象和过回火造成的软化没有直接关系。蠕变断裂强度降低的区域既可以发生在母材 HAZ 的细晶区, 也可以发生在多层多道焊焊缝中 HAZ 的相应区域。

(2) 这种焊接接头 CRS 降低现象出现在低应力、高温长时间工作条件下, 表现为断裂时间减短、断裂应力减小、断裂塑性降低。图 3-34 为 T92/P92 钢的 TIG 焊接接头在 550 、 600 、 650°C 三种试验温度下的蠕变特性曲线。图中实线表示母材的 CRS, 数据点表示接头

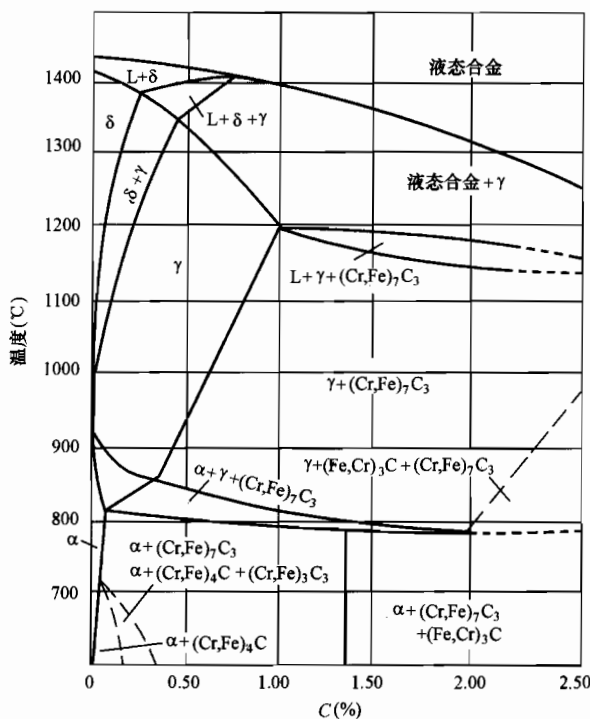


图 3-32 含铬 12% 的 Fe-C 平衡图

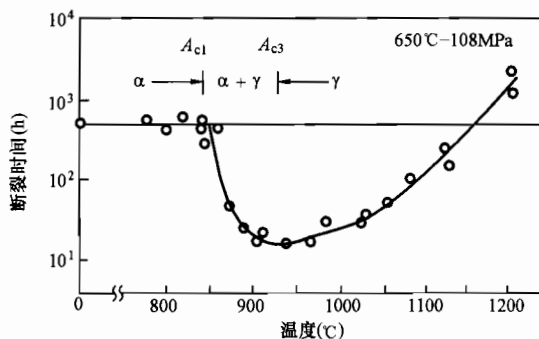


图 3-33 P91 钢热影响区的蠕变断裂强度降低倾向

CRS 降低现象与试验应力和温度有关，试验应力越低，温度越高，接头的 CRS 低于母材的现象发生得越早，降低的幅度越大，越容易提前失效。

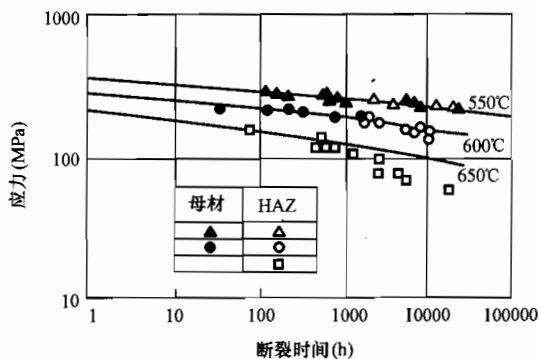


图 3-34 T92/P92 钢 TIG 焊接接头的蠕变断裂强度 (550、600、650°C)

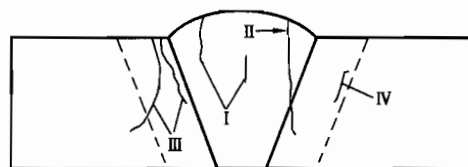
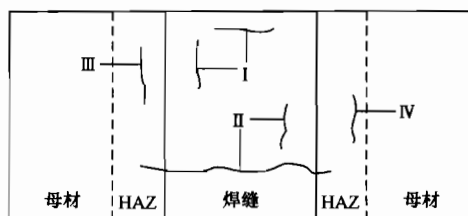


图 3-35 焊接接头Ⅳ型蠕变损伤断裂位置

断裂于母材的试样，断裂部位都发生了很大的塑性变形，形成明显的颈缩；而断裂在 HAZ 的试样，断裂部位的塑性变形很小，断面收缩率仅是小于等于 10%，是一种由蠕变损伤造成的脆性破坏。

焊接接头的这种断裂现象被称为Ⅳ型蠕变损伤断裂，断裂前出现的裂缝称为Ⅳ型裂缝。图 3-35 为英国学者对焊接接头损伤断裂类型的分类。图中发生在焊缝和发生在焊缝并扩展到 HAZ 的裂纹分别被称为Ⅰ型和Ⅱ型裂纹，如结晶裂纹。发生在 HAZ 粗晶区的裂纹被称为Ⅲ型裂纹，如氢致裂纹和再热裂纹。发生在细晶区和部分重结晶区的裂纹被称为Ⅳ型裂纹，它通常是由于蠕变损伤所造成的裂纹。由于焊接接头的蠕变损伤所造成的裂纹和断裂绝大多数发生在这个区域，一些国家的作者常采用Ⅳ型裂纹来代表焊接接头的蠕变损伤裂纹。而其他裂纹较少用Ⅰ型、Ⅱ型和Ⅲ型裂纹来表示。图 3-36 为取自某主蒸汽管弯头内侧纵焊缝 HAZ 的Ⅳ型蠕变损伤裂缝照片。该主蒸汽管为 $\phi 508 \times 98\text{mm}$ 的 2.25Cr-1Mo 钢，其蒸汽压力小于等于 17.4MPa，温度小于等于 575°C。图中表示的为运行 188000h 后形成的Ⅳ型蠕变损伤裂纹，是一个典型的发生在 HAZ 细晶区的Ⅳ型蠕变损伤裂纹。在照片中，可见到有许多多角型的孔洞分布于裂纹的周围；这些多角型孔洞和断断续续的曲折裂纹勾画出的恰

好是母材奥氏体晶粒的晶界。由于裂纹经常没有暴露到表面，因此很难依据表面复膜金相等无损检测的方法来作出剩余寿命的评估。IV型蠕变损伤裂纹先在壁厚的中心部位开始，最后发展到表面，这也是它的一个特点。

形成铁素体耐热钢焊接接头热影响区细晶区 CRS 降低的原因，可从冶金学和力学两个方面来理解。

在 HAZ 区的细晶区，由于晶粒特别细小，从晶粒度对蠕变断裂强度影响来看，在其他条件相同的情况下，细晶区的 CRS 会低于其相邻的其他区域。

进一步的金相观测发现：FG/ICHAZ 区内原有的众多亚

结构从原来的高密度板条状变粗而变成了等轴的亚晶粒，原有高密度位错的位错密度被明显地降低。图 3-37 给出了用热模拟法对 P91 钢母材分别加热到最高温度为 800、900、1000 和 1100℃ 试样的亚结构状态的扫描电镜照片。被加热到 800 和 1100℃ 的区域，其蠕变断裂强度和母材相当，没有发生蠕变断裂强度降低的现象。它们亚结构中的马氏体为 0.5μm 宽的

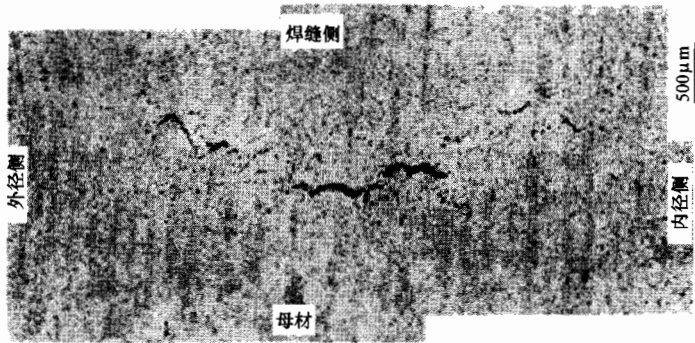


图 3-36 2.25Cr-1Mo 钢主蒸汽管运行 188000h 后形成的 IV 型蠕变损伤裂纹

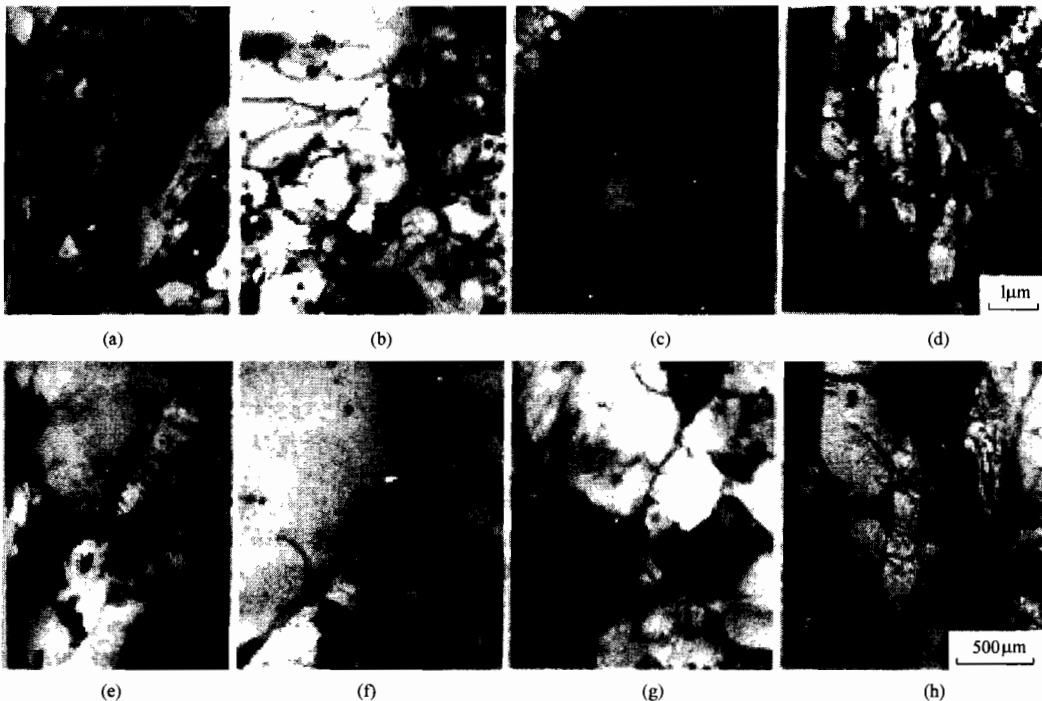


图 3-37 P91 钢母材分别加热到最高温度为 800、900、1000 和 1100℃ 试样亚结构扫描电镜照片

板条, 马氏体板条上位错密度相当高, 如图 3-37 (a)、(d)、(e)、(h) 所示。而被加热到 900 和 1000℃, 发生蠕变断裂, 强度降低的区域形成了直径为 $1\mu\text{m}$ 的粗大的等轴的亚晶。晶内位错密度低, 如图 3-37 (b)、(c)、(f)、(g) 所示。图 3-38 所示为对这些区域进行的复膜电镜观察的结果。被加热到 800 和 1000℃ 的组织中有众多伸长的薄片状细小析出物, 其长度大约为 $120\mu\text{m}$ 。能谱分析证实: 此析出物为在 NbN 核附近析出的 VN。被加热到 900 和 1000℃ 的组织中析出物 VN 突然变成尺寸为 $25\mu\text{m}$ 左右的颗粒, 晶格常数变小, 与基体的结合减弱。

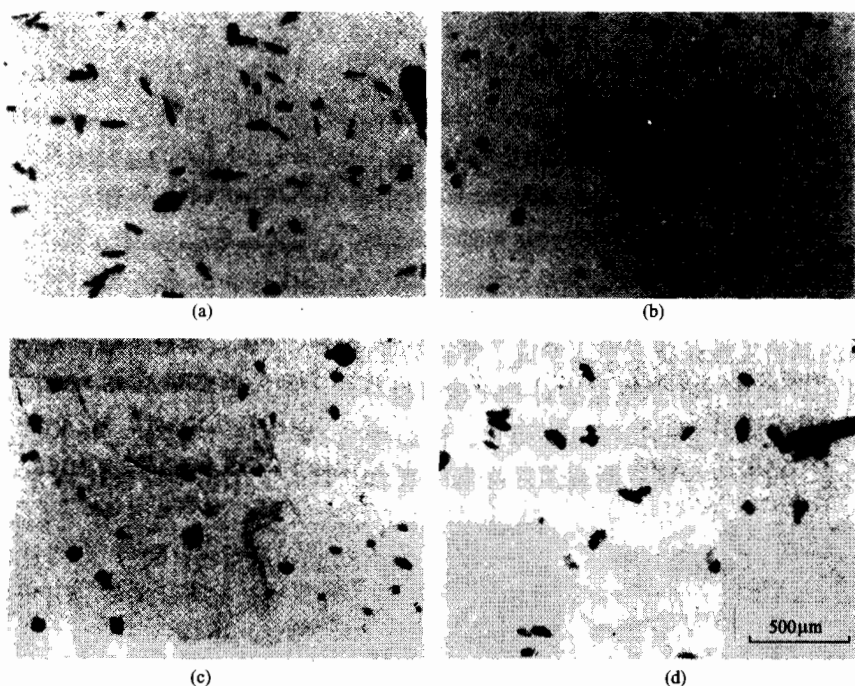


图 3-38 P91 钢母材分别加热到最高温度为 800、900、1000 和 1100℃ 试样析出物的复膜透射电镜观察

Hideshi Tezuka 等对 2.25Cr-Mo 钢的Ⅳ型蠕变损伤研究发现: 沿着图 3-36 中的裂纹和多角形孔洞存在着大量粗大的析出物, 即在细晶区的原奥晶界上有大量的粗大析出物析出, 对这些晶界进行 EDS 分析, 得到这些析出物是富 Mo 和富 Cr 的碳化物, 类似的析出物在晶内却很少。细晶区晶界上的这些粗大析出物为蠕变孔洞的形成提供了有利条件, 这是导致铁素体耐热钢 CRS 降低的微观特征。根据以上观测结果, 从冶金学角度出发, 除了晶粒度的影响外, 对铁素体耐热钢焊接接头热影响区细晶区蠕变断裂强度降低的原因可以理解为:

(1) 细晶区中细小的原始奥氏体晶内, 马氏体的亚结构变粗, 而且等轴化; 马氏体内的位错密度减低; 基体上析出物的 VN 从伸长的薄片状变成颗粒状; 大大降低了高温低应力下位错的扩散攀移阻力。

(2) 在细晶区细小的原始奥氏体晶界上发生着如图 3-39 所示的过程。焊接前, 在母材原始奥氏体晶界上分布着若干碳化物, 如图 3-39 (a) 的上半部。焊接过程中, 在这些碳化物附近形成的细晶粒奥氏体将会在高温下吸收大量的碳; 而另外一些新形成的细晶粒奥氏

体, 由于在它们附近没有碳化物存在, 就不会吸收大量的碳, 于是就会形成如图 3-39 (a) 下半部的情形。由富碳奥氏体转变成的贝氏体或马氏体, 在高温长时间时效中逐渐在晶界和晶内析出并聚集碳化物, 如图 3-39 (b) 所示。在这些聚集成团的碳化物的界面上, 会比其他地方更早形成蠕变孔洞, 如图 3-39 (c) 所示。当这些孔洞连接起来, 就形成了图 3-39 (d) 所示的裂纹。

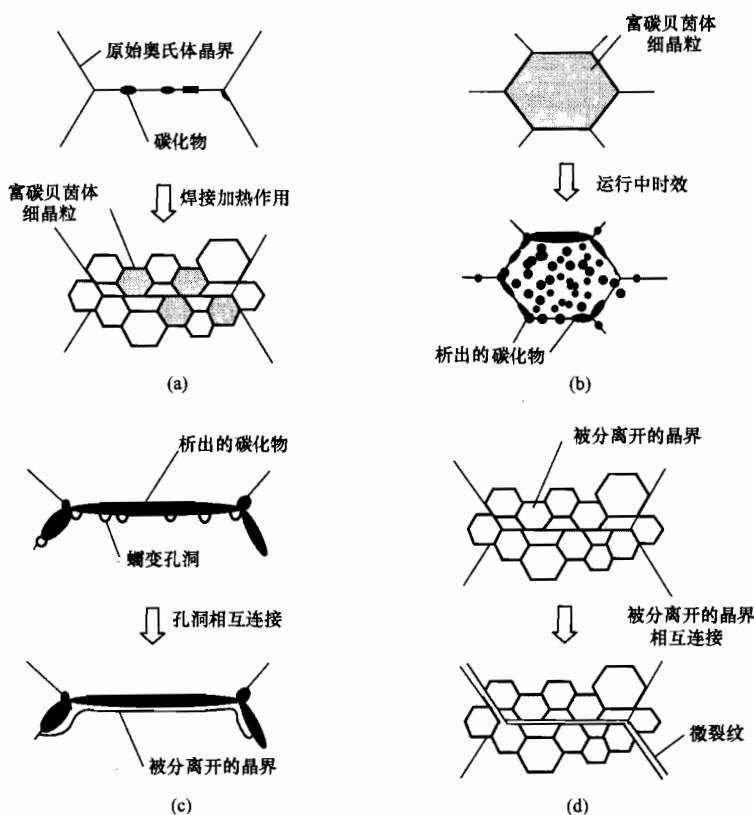


图 3-39 IV型裂纹形成过程的示意图

在力学方面, 人们看到焊接接头是一个蠕变速率 (或蠕变断裂强度) 的不均匀体, 细晶区附近的这一 CRS 降低的区域处于 CRS 相对较高的母材和热影响区的粗晶区及焊缝之间。接头在蠕变过程中, 蠕变强度较低的区域必将受两侧蠕变抗力较高的母材、粗晶粒区及焊缝的拘束。蠕变孔洞成长和扩展有三种机制 (扩散、连续、拘束), 其中以受拘束下的成长和扩展速度最快。于是在原始的蠕变孔洞直径和使用应力水平相同的情况下, 细晶区这一蠕变断裂强度较低的区域, 由于受到拘束蠕变被加速, 导致接头提前在这个部位蠕变断裂。而拘束的程度是与接头的几何形状 (如焊道的宽度、坡口形状和角度以及焊道位置等) 有关, 还和蠕变强度较低区域的宽度有关。在常温下, 对焊接接头做延性破坏的拉伸试验时, 当焊缝金属强度低于母材强度时, 接头的强度与焊缝宽度 H 、钢板厚度 h 、试样宽度 W 、母材强度和焊缝强度诸因素有关。 H/h 变小, 接头强度增加; W/h 变大, 接头强度也增加。当 $W/h \geq 7$ 时, 接头强度就只和 H/h 有关。当 H/h 增加到一定程度时, 接头强度就会和母材强度相同。可是这种情况下接头破坏时的塑性变形大大减小, 甚至会呈脆性断裂, 断裂发生在焊

体, 由于在它们附近没有碳化物存在, 就不会吸收大量的碳, 于是就会形成如图 3-39 (a) 下半部的情形。由富碳奥氏体转变成的贝氏体或马氏体, 在高温长时间时效中逐渐在晶界和晶内析出并聚集碳化物, 如图 3-39 (b) 所示。在这些聚集成团的碳化物的界面上, 会比其他地方更早形成蠕变孔洞, 如图 3-39 (c) 所示。当这些孔洞连接起来, 就形成了图 3-39 (d) 所示的裂纹。

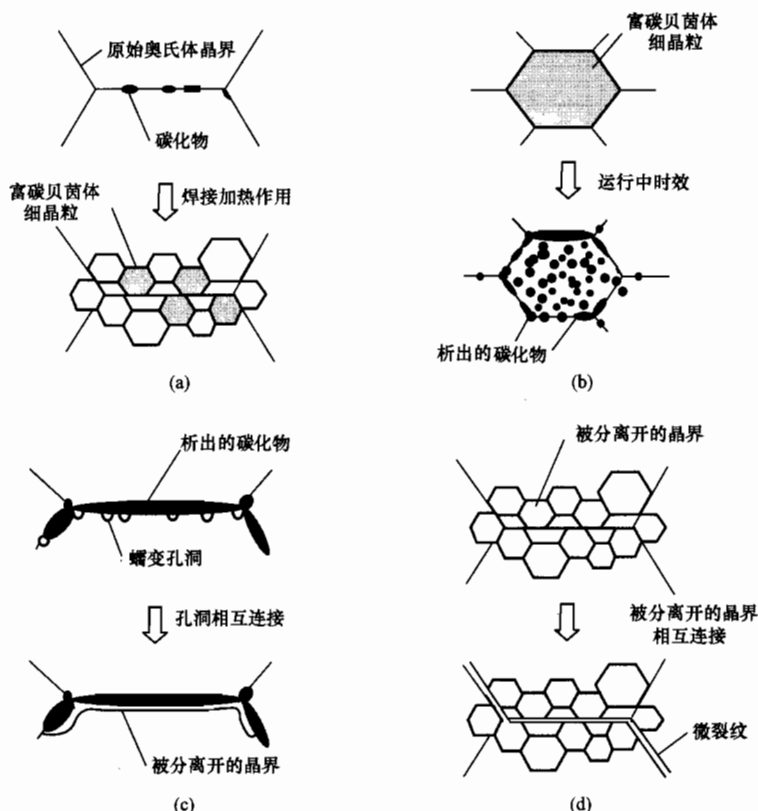


图 3-39 IV型裂纹形成过程的示意图

在力学方面, 人们看到焊接接头是一个蠕变速率 (或蠕变断裂强度) 的不均匀体, 细晶区附近的这一 CRS 降低的区域处于 CRS 相对较高的母材和热影响区的粗晶区及焊缝之间。接头在蠕变过程中, 蠕变强度较低的区域必将受两侧蠕变抗力较高的母材、粗晶粒区及焊缝的拘束。蠕变孔洞成长和扩展有三种机制 (扩散、连续、拘束), 其中以受拘束下的成长和扩展速度最快。于是在原始的蠕变孔洞直径和使用应力水平相同的情况下, 细晶区这一蠕变断裂强度较低的区域, 由于受到拘束蠕变被加速, 导致接头提前在这个部位蠕变断裂。而拘束的程度是与接头的几何形状 (如焊道的宽度、坡口形状和角度以及焊道位置等) 有关, 还和蠕变强度较低区域的宽度有关。在常温下, 对焊接接头做延性破坏的拉伸试验时, 当焊缝金属强度低于母材强度时, 接头的强度与焊缝宽度 H 、钢板厚度 h 、试样宽度 W 、母材强度和焊缝强度诸因素有关。 H/h 变小, 接头强度增加; W/h 变大, 接头强度也增加。当 $W/h \geq 7$ 时, 接头强度就只和 H/h 有关。当 H/h 增加到一定程度时, 接头强度就会和母材强度相同。可是这种情况下接头破坏时的塑性变形大大减小, 甚至会呈脆性断裂, 断裂发生在焊

缝区域。虽然Ⅳ型蠕变损伤断裂的机制与常温下拉伸试验的完全不同,但在这一断裂行为上表现出有相似之处。

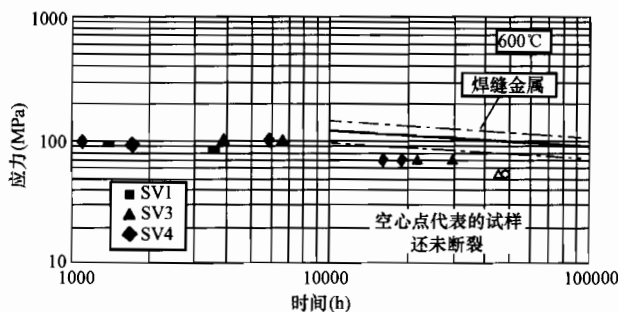


图 3-40 不同热影响区宽度试样的蠕变寿命

Peter Seliger 等比较了热影响区宽度分别为 4~5、4 和 2~3mm 的 P91 钢接头的蠕变断裂强度,发现在相同的应力水平下,热影响区窄的试样,其寿命比宽的长 2~3 倍,如图 3-40 所示。图中 SV1 的热影响区宽度为 4~5mm, SV4 的宽度为 4mm, SV3 的宽度为 2~3mm。这个试验结果证明了热影响区的宽度对接头蠕变断裂强度的重要影响作用。

图 3-41 列出了 83 个 P91 钢焊接接头的蠕变断裂试验的结果。这些数据中,虽然接头的蠕变断裂强度大多都低于母材和熔敷金属,即接头的蠕变断裂强度/母材的蠕变断裂强度 < 1 ;但同时还可以发现,大概有 20% 的接头强度大致达到了母材的水平,即接头蠕变断裂强度和母材蠕变断裂强度的比值处于“1”或接近于“1”,这 20% 的部分应该是改善接头蠕变断裂强度的希望。遗憾的是,现在无法查证这 20% 部分的具体施焊条件,但如果和图 3-40 的结果联想起来的话,可以设想,这很可能就是力学因素起的作用,如果能把细晶区的宽度尽可能地减小,那么它对接头蠕变断裂强度降低的影响也可能会有所减弱。

从上述对焊接接头Ⅳ型蠕变断裂原因的讨论出发,一些研究工作者提出了防止或降低这种断裂倾向的原则措施有:

(1) 用焊接热影响区小的工艺和工艺方法,也就是尽可能减小细晶区的宽度。

(2) 焊前对母材进行正火,消除母材原始奥氏体晶界层上的碳化物,使图 3-39 所示的过程不可能发生。

(3) 利用 B 对晶界析出物的稳定作用和 B 对蠕变孔洞的形成及长大的抑制作用,开发新的高 B 低 N 的 9% Cr 铁素体耐热钢。

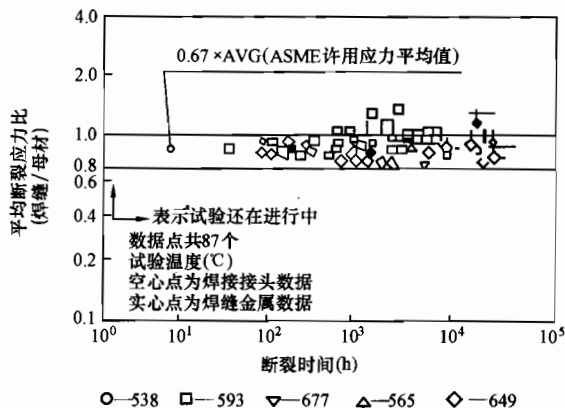


图 3-41 P91 钢焊接接头 CRS 试验结果

在 P91 系列钢成功开发和工程应用的基础上,强韧型的铁素体耐热钢还在发展。国际间正联合开发蠕变断裂强度更高、抗高温腐蚀和氧化能力更强的钢。为了适应更高温度下的氧化和腐蚀条件,把 Cr 含量提高到 12%。为了获得在更高的温度下具有足够高的蠕变断裂强度,正沿着下述两个思路开展研究工作,使其最高使用温度提高到 650°C。

1) 抑制 δ 铁素体的形成,为此把 Cr 当量。 $Cr_{eq} = Cr + 6Si + 4Mo + 1.5W + 11V + 5Nb + 12Al + 2.5Ta + 8Ti - 40C - 2Mn - 4Ni - 2Co - 30N - Cu$ 控制在小于等于 6.5。这里的 Cr_{eq} 和前面 ORNL 在设计 P91 钢时采用的 Cr_{eq} 计算式不同, Cr_{eq} 是在 ORNL 的 Cr_{eq} 基础上又进行了调整。确保钢材在正火加回火后获得的是具有高密度位错和许多亚晶的回火马氏体以及稳

定的弥散析出相 ($M_{23}C_6$ 和 MX)。

2) 利用在运行过程中析出的金属间化合物 (如 Laves 相和 Cu 的析出相等)。当原来存在的弥散析出相 $M_{23}C_6$ 由于长期高温运行开始变得不稳定发生长大时, 由这些更加稳定的析出相继续阻止亚晶界移动而对基体起到强化作用。

3) 增加稳定的难以固溶的 MX 析出相的数量。具体措施是适当增加能形成碳化物、氮化物和金属间化合物的元素 Cr、W、Nb、V、Ta、Ti、Cu、C、N、B 等, 同时要控制好 C、N、B 的含量, 以确保焊接性。另一条思路是采用低碳或无碳的 Fe-Co-Ni 马氏体时效钢; 这些钢凭借在长期时效过程中析出 Fe_2W 或 μ 相等来强化晶粒和晶界, 从而提高蠕变断裂强度和稳定组织。表 3-14 列举的就是德国和日本正在为蒸汽温度为 $650^{\circ}C$ 而研制的钢。表中第一行的 Laves+Ta+Ti 代表的是钢中的析出相为含钨 Laves 相和含 Ta 和 Ti 的 MX; 第一至三行都是德国和欧洲的研究工作者正进行试验的钢的举例; NF12 是日本正在试验的钢的举例。现已经公布了部分这些钢的性能。图 3-42 (a) 表示同时添加 MX 形成元素和 W、B 可以明显降低蠕变速率延长寿命。其中含 W 量提高到 4%, 是为了获得足够的 Laves 相。B 一方面可抑制 δ 铁素体; 另一方面可以强化晶界。图 3-42 (b) 表示了 NF12 钢的蠕变断裂强度, 从图中可看到它比 NF616 和 X20 的优越程度。图 3-43 (a) 和图 3-43 (b) 分别表示了这些试验钢的韧性—温度曲线。所有这些试验钢的脆性转变温度都在摄氏零度或摄氏零度以下。

表 3-14 部分用于蒸汽温度在 $650^{\circ}C$ 下的试验钢的举例

试验钢的析出相	Cr	Si	C	N	W	V	Ta	Ti	Co	B	Nb	Ni	Mn
Laves+Ta+Ti	12.0	0.20	0.15	0.05	4.00		0.1~0.50	0.01~0.20	3.52~4.00	0~0.003			
DT4-2 (0.2V)	12.0	0.20	0.10		4.00	0.2			5.45				
DT4-31 (0.2Ta)	12.0	0.2	0.15	0.05	4.00		0.2		2.85	0.003			
NF12	11.0	0.05	0.08	0.05	2.60	0.2			2.50	0.004	0.07	0.5	0.5

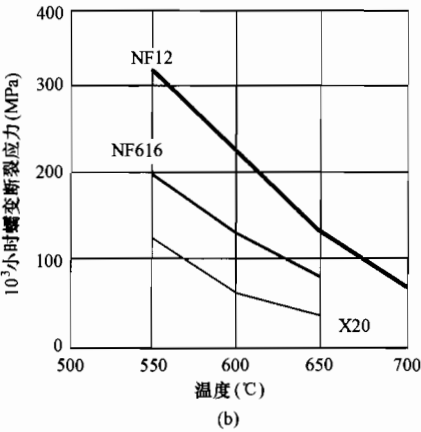
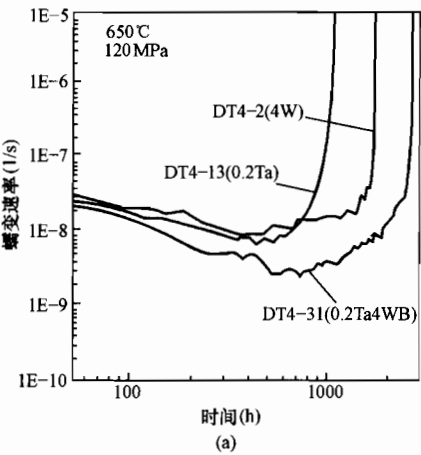


图 3-42 几种试验钢的高温蠕变性能举例

(a) MX 形成元素和 W、B 对蠕变速率的影响; (b) NF12 钢的蠕变断裂强度

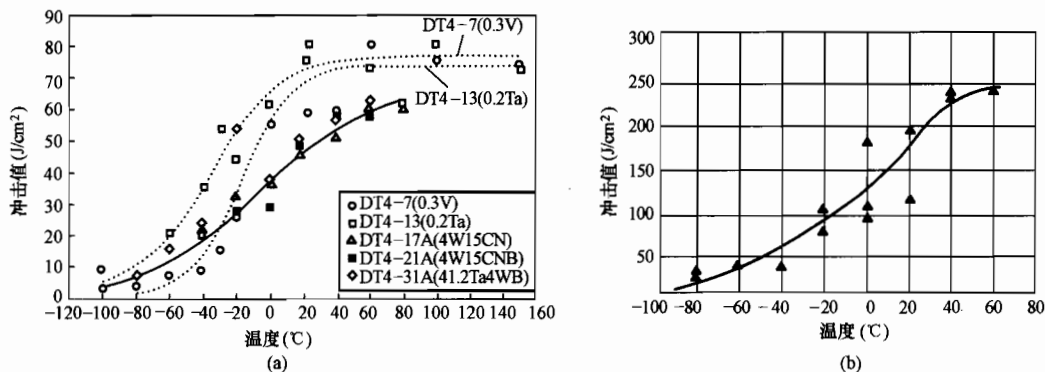


图 3-43 几种试验钢的温度—韧度曲线

(a) 几种德国试验钢的温度—韧度曲线；(b) NF12 钢的温度—韧度曲线

从这些试验钢的成分和性能特点出发，可以估计，本章上述讨论的所有问题在焊接这些钢时都将同样存在，某些问题可能会更突出些，谨慎控制焊接层间温度和线能量可能也是必要的措施。

六、现代耐热钢的加工工艺性

1. 冷态压扁和扩管性能

压扁试验扁平部分高度为

$$H = (1 + e)t/e + (t/D)$$

式中 D ——钢管外径，mm；

t ——钢管壁厚，mm；

e ——常数，为 0.07~0.08。

扩管性能要求大于等于 $1.14D$ ，报道了 NF616、HCM12 钢 $\phi 54.0 \times 10.0$ mm 的钢管都能很好地满足要求。

2. 冷弯热弯性能

报道了 NF616、HCM12 钢 $\phi 54.0 \times 10.0$ mm 的钢管都能很好地作 180° 弯曲。

第五节 工程中值得商榷和调整的几个习惯认识

本章仅初步归纳了国外 20 多年来在使用这类钢方面的实践经验和研究成果以及我国 10 多年的施工和使用实践，讨论了这一类钢的共性，并获得了焊接这类钢的初步认识。但这类钢在加工和运行过程中的许多问题还需要进一步积累经验和进行深入研究。对于焊接施工来说，至少还有下列问题有待解决：

(1) 焊接裂纹敏感性的评估方法。

(2) 焊缝韧度对焊接条件如此敏感的机制是什么？如何解决焊接施工效率和保证必要的焊缝韧度间的矛盾？

(3) 时效现象的控制和利用，即既有效地控制其对韧度的损害作用，又利用其对高温下焊缝金属组织起到稳定作用。

(4) 进一步明确热影响区的细晶区蠕变断裂强度降低现象发生的机制,明确这种现象对不同应力状态构件(构件的尺寸、形状、作用载荷)的不同影响程度,明确改善这一现象的工艺措施。

尽管还有这么多的问题尚待深入研究,但从本章讨论的内容可以联想到工程中的某些做法和习惯认识有值得商榷和调整的必要:

(1) 合格率。工程中焊接接头的合格率应该包括接头的完整性是否合格和接头的使用性能是否合格两个内容。现在不少工程中习惯的做法是以无损探伤判定的结果作为确定合格率的依据。也就是说,在工程的实施过程中,以接头的完整性是否合格作为确定接头是否合格的依据。这样做在以往焊接传统钢时是合理的,因为接头的使用性能是否合格已经在工艺评定时确认过,而在多数情况下它们的性能对施工工艺不是特别敏感,因此只要施工按工艺评定的规定执行,接头的使用性能是可以再现工艺评定时结果的。但是对于现在这里讨论的钢来说,由于它们的焊缝和热影响区性能对工艺的敏感性较大,欲保证工程中实际施焊接头的性能再现工艺评定的结果,就必须确保施工时的条件和工艺与工艺评定时条件和工艺一致,可这往往是不容易做到的。例如,即使采用了和实际构件相同规格的管子短节进行了工艺评定,由于管子短节不可能很长,在对管子的预热、层间加热保温、焊后热处理时,可以认为热量是只沿着管子壁厚一个方向传递的。但实际施焊时管子很长,热量除了沿管壁厚度方向传递以外,还必然有相当多的热量沿着轴向传递。两者的传热模式不同,必然造成两者加热效果的不同,尤其是对焊后热处理效果的影响更大,从而也就难以坚信实际接头的性能是否确实能够再现工艺评定的性能。为了解决好这样的问题,就要对工艺评定和施工管理提出更高的要求。

1) 对于工艺评定来说,在设计和制定工艺评定方案时,除了尽可能确保工艺评定的条件和工程施工的条件一致以外,还要找出类似于上例所述的差别(这类差别大多反映在传热和拘束条件方面),并进而通过分析和试验测试,定量地描述这个差别,根据它来制定或修正施工时的工艺,使工件的性能确实能再现工艺评定的结果。如在上例情况下,采用同样的加热制度,长管子的内壁温升会低于短管节内壁的温升。同时,内、外壁的温差也可能不同。为了使长管内壁温度达到工艺要求,又保证外壁温度保持在允许范围,可能就必须修正工艺评定时加热制度。这就需要通过长管加热的实测来确定焊接加热长管时需要采用的具体修正措施。

2) 对于施工管理来说,需要有部分是按工艺评定的参数来控制管理,而有些则按照修正的参数控制。只有切实做到了这些以后,才能使工件的性能再现工艺评定的结果。也只有在这样的前提下,用无损探伤判定的合格率才是全面意义的合格率,否则只是说明接头无超标缺陷。

(2) 传统的碳当量计算式不能用来评估这类钢的裂纹倾向,目前较可靠的方法还是只能用试验实测。对于冷裂纹,可以采用斜Y型拘束试验,也可以用插销试验。

(3) 以往在焊接强度钢和耐热钢时,通常力求避免在焊缝及在热影响区出现马氏体。由于马氏体出现后会使材料变脆变硬,既容易形成裂纹,又使接头的韧度变差,所以希望焊缝和热影响区的组织是铁素体+珠光体(包括索氏体)或贝氏体。这是正确的,但是对于上述列举的系列钢来说就不同了。这些低碳(含碳在0.1%以下或0.1%左右)合金钢形成的低碳合金马氏体,其板条细密成束、板条内位错密度高、成捆的马氏体板条束集间又相互以大

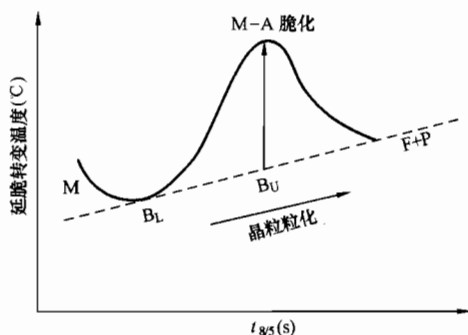


图 3-44 低碳合金钢 HAZ 过热区的韧度与组织的对应关系示意图

角度相交，形成了对脆性解理破坏的巨大抗力，因此具有良好的韧度。此外，它们的形成温度 (M_s) 都在 300°C 以上，形成的马氏体在焊接的冷却过程中有时间作低温的自回火。此外还在马氏体转变时，对焊接应力作了一定程度的调整，所以其焊缝或热影响区即使形成了马氏体，也并不增加焊接裂纹的危险性。图 3-44 是这类钢各种组织的韧度比较，图中这一类钢只有马氏体和下贝氏体的韧度是最好的，当然应该选择这种状态作为供货状态和工作状态。在这种状态下，既有最高的强度，又有最好的韧度，也不会增加焊

接裂纹的危险性。因此，焊接这类钢时，和以往想法相反，应该力求在热影响区和焊缝获得马氏体（对于水电结构用的低碳低合金高强度调质钢的焊缝希望获得比例较高的针状铁素体，热影响区希望获得马氏体或马氏体和下贝氏体的混合组织）。必须避免铁素体+珠光体组织和上贝组织。

(4) 以往焊接低合金强度钢和耐热钢时，为了防止产生焊接冷裂纹，大多会充分注意使预热温度和层间温度不得低于工艺试验规定的温度。为此，常把工艺试验确定的预热温度加上一定的余量作为施工焊接时实际使用的预热温度和层间温度。这个余量大多是 $50\sim 100^{\circ}\text{C}$ ，对它们的上限一般未予充分的注意和限制，认为预热温度和层间温度高一些对防止裂纹会更安全些。这样做对于这里讨论的强韧型铁素体耐热钢来说就会有很大的害处。图 3-19 是 P91 钢模拟热循环试样韧度与 $t_{8/5}$ 的关系，它表示当 $t_{8/5}$ 超过 30s 以后，韧性会明显降低。开始时，随着 $t_{8/5}$ 的增大，马氏体逐渐变得粗大起来，韧度也相应地逐渐降低；当 $t_{8/5}$ 增大到一定程度甚至会出现非马氏体组织而使性能更加恶化。某地焊接 $\phi 323.9 \times 28\text{mm}$ 的 P91 钢管，采用 350°C 预热，焊接线能量为 60kJ/cm ，结果焊缝的冲击值仅为 $3.9\sim 19.5\text{J/cm}^2$ 。改变工艺条件，把层间温度控制在 $220\sim 250^{\circ}\text{C}$ ，把焊接线能量控制在 25kJ/cm ，得到的焊缝的冲击值为 $72.3\sim 113.6\text{J/cm}^2$ 。类似的事例较多，实践证明了焊接需要采用较小的 $t_{8/5}$ 。

此外，控制 $t_{8/5}$ 对于这一类耐热钢（尤其是含高 Cr 的）来说，还有利于避免在焊缝和近缝区出现 δ 相。

直接测量和控制 $t_{8/5}$ 是很困难的，但由于它是由预热温度、层间温度和焊接线能量决定的，如下式

$$\text{厚板 } t_{8/5} = \frac{E}{2\pi\lambda} \left[\frac{1}{500 - T_0} - \frac{1}{800 - T_0} \right]$$

$$\text{薄板 } t_{8/5} = \frac{(E/h)^2}{4\pi\lambda c_p} \left[\frac{1}{(500 - T_0)^2} - \frac{1}{(800 - T_0)^2} \right]$$

式中 T_0 ——预热或层间温度， $^{\circ}\text{C}$ ；

E ——焊接线能量；

h ——板厚，mm。

因此，可以通过控制焊接线能量和预热温度、层间温度来控制 $t_{8/5}$ 。可见，焊接这类强

韧型铁素体耐热钢时，需要严格限制其预热温度和层间温度不能过分地高于工艺评定规定的温度，过高的预热温度和层间温度不仅对防止裂纹来说没有必要，反而有可能使焊缝、热影响区的韧度和接头的高温强度达不到要求。

(5) 控制 $t_{8/5}$ ，除了控制预热和层间温度外，还要控制焊接线能量。为了限制线能量，除了限制焊接电流外，还提倡控制焊道的厚度。姜评章等介绍的经验说明，可以用控制焊道厚度（即焊接速度）来有效地控制线能量。

第四章

SA213-T23、SA213-T24 钢的性能及焊接

在普通的超临界机组（参数为 25.0MPa、540/540℃或 25.0MPa、540/566℃）中，水冷壁出口的汽水温度约为 420℃，正常情况下它的金属温度可能达到 450℃，通常选用 T1、T11 和 T12 等均可以满足使用要求。可是超超临界（USC）锅炉水冷壁的运行压力和温度都有明显的提高，例如在 31MPa/620℃蒸汽参数的 USC 锅炉水冷壁出口端的汽水温度达 475℃。在投入运行的初期，中墙部位的管壁温度达到 497℃。长期运行后，由于管壁形成垢层，管壁温度可升至 513℃。而热负荷最高区域的管子壁温和接近出口部分的管壁温度可达 520℃，瞬间最高温度甚至可达 540℃。因此，以往在亚临界和普通的超临界机组中采用的钢材已不能满足要求，需要采用合金含量更高，热强性更好的钢材。

除此以外，这些锅炉的水冷壁大多是膜式壁，由于锅炉容量增大，为了提高效率，希望增大受热面积，为此需要减小管径，这样就使水冷壁变成为更大更薄的结构。如果仍采用传统的铁素体—贝氏体耐热钢，如 ASTM A213-T12（13CrMo44）和 ASTM A213-T22（10CrMo910）来制作，焊后就需要进行焊后热处理。对这样大而薄的平面形构件实施热处理不仅难度很大，而且构件在受热后极易产生扭曲变形，且这种扭曲变形是极难矫正的。因此，从工艺要求出发，需要采用焊接以后可以不进行热处理的钢材来制作。可见，用于制作 USC 锅炉水冷壁的材料不仅应该在 550~570℃下具有足够的蠕变断裂强度，而且要求焊前不用预热、焊后不必热处理的焊接性良好的钢材。T23/P23 和 T24 钢和 T24/P24 钢就是适应这种要求的材料。

图 4-1 给出了 T23 和 T24 钢的设计思路。从图中可以看到，它们大都以良好的焊接性、优良的韧性、充分高的蠕变强度和不需要焊后热处理作为四个目标，是在 2.25Cr-Mo 钢的

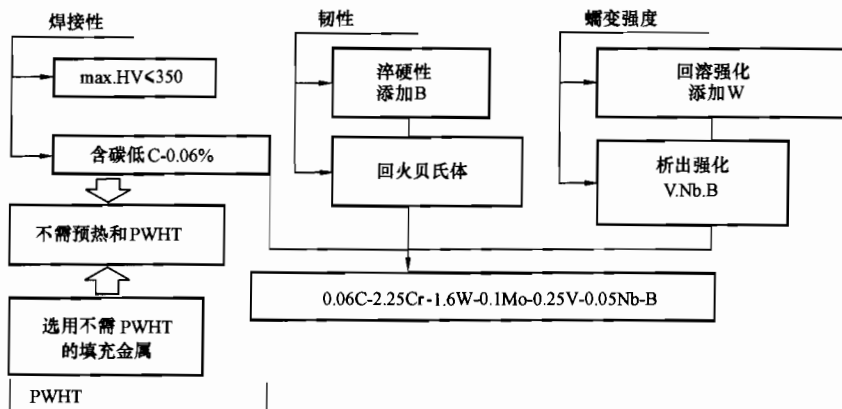


图 4-1 T23 和 T24 钢的设计思路

基础上,通过降低碳含量和添加 W (以便加强固溶强化的作用)、添加 V、Nb、B (起着微合金化和弥散析出强化作用) 而获得的材料。

第一节 T23、T24 钢的化学成分及其主要物理性能

1. T23、T24 钢的化学成分

目前,可见到的 T23 和 T24 钢的标准、钢号和它们相应的化学成分,见表 4-1。

表 4-1 T23、T24 钢的化学成分 (%)

标准	钢号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ti	V	W	Nb	B	N	Ni	Al
ASTM A213 (2199 条款)	T23	0.04~ 0.10	≤0.50	0.10~ 0.60	≤0.03	≤0.01	1.90~ 2.60	0.05~ 0.30	n.s.	0.20~ 0.30	1.45~ 1.75	0.02 ~0.08	0.0005~ 0.0060	≤0.03	n.s.	≤0.03
三菱 住友	HCM2S (T23)	0.04~ 0.10	≤0.50	0.10~ 0.60	≤0.03	≤0.01	1.90~ 2.60	0.05~ 0.30	n.s.	0.20~ 0.30	1.45~ 1.75	0.02~ 0.08	0.0005~ 0.0060	≤0.03	n.s.	≤0.03
ASTM A213 (草案)	T24	0.05~ 0.10	0.15~ 0.45	0.30~ 0.70	≤0.02	≤0.01	2.20~ 2.60	0.90~ 1.10	0.05~ 0.10	0.20~ 0.30	n.s.	n.s.	0.0015~ 0.0070	≤0.012	n.s.	≤0.02

注 表中 n.s. 表明无规定。

由表 4-1 从成分上可以看到, T23 钢与我国在 20 世纪 60 年代开发的钢 102 (12Cr2MoWVTiB) 有近似的合金系统和含量,它是在 T22 钢的基础上加入了钨,减少了钼,把碳含量降低到了 0.04%~0.10%。此外,再添加少量的钒、铌、氮和硼等微合金化元素。而 T24 钢与 T22 钢相比,也是适当减少了含碳量,加入了微合金化元素钒、钛、硼等。除了这些变动以外,两种钢的硫、磷等杂质含量都被明显地限制和降低了。这样成分的钢再经过相应的成材加工和热处理后,就可获得综合性能良好、能够满足制作 USC 锅炉水冷壁要求的钢材。它们在 600℃时的蠕变断裂强度达到 T22 钢的 1.8 倍。因为降低了含碳量和杂质含量,使其焊接性大大提高,允许焊前不预热,焊态下热影响区的最高硬度也在 350HV 以下。由于这些优点,使这类钢除了能很好地满足 USC 锅炉膜式水冷壁的要求以外, T24/P24 还可以在 500~550℃范围内作为 9%Cr 钢厚壁蒸汽管道的代用材料,同时可以作为现有老机组部件的更换材料。

T23 和 T24 钢都是在正火+回火的调质状态下供货。T23 钢的正火温度为 1060±10℃, T24 钢的正火温度是 1000±10℃。实践证明,当钢材的厚度超过 10mm 时,需要加大正火冷却速度(水冷却),以保证最佳的力学性能。T23 和 T24 钢正火后的回火温度分别为 760±15℃和 750±15℃。

2. T23、T24 钢的主要物理性能

表 4-2 表示了 T23、T24 钢的主要物理性能。

表 4-2 T23、T24 钢的主要物理性能

温度 (℃)			50	100	200	300	400	500	600	650
参数										
弹性模量	GPa	T23	206	203	196	189	181	171	160	154
		T24	209	206	200	194	186	175	163	157
热传导率	W/(m·K)	T23	34.8	35.8	36.8	36.6	35.8	34.6	33.1	32.2
		T24	35.5	37.0	39.0	39.6	39.3	38.2	36.9	36.1
线膨胀系数	1/(10 ⁶ ℃)	T23	11.3	11.6	12.2	12.6	13.1	13.5	13.9	14.0
		T24	11.2	11.5	12.0	12.5	13.0	13.4	13.7	13.8
密 度	g/cm ³	T23	7.89	—	—	—	—	—	—	—
		T24	7.84	—	—	—	—	—	—	—

从表 4-2 的数据可以看出,T23、T24 钢具有相似的热传导性和线膨胀系数。如果把 T22、T91 和 TP304 的导热率、线膨胀系数与 T23、T24 钢比较,得到图 4-2。从图 4-2 和表 4-2 的数据可以看到很有意思的现象:虽然 T24 钢的合金元素总量比 T22 钢只少了 0.1%,而 T23 钢的合金总量比 T22 钢还高出 1%以上,可是它们的线膨胀系数都比 T22 钢小。不仅如此,T24 钢的热传导性还明显好于 T22 钢。较小的线膨胀系数和较高的导热系数,对于制作锅炉受热面构件都是有利的。

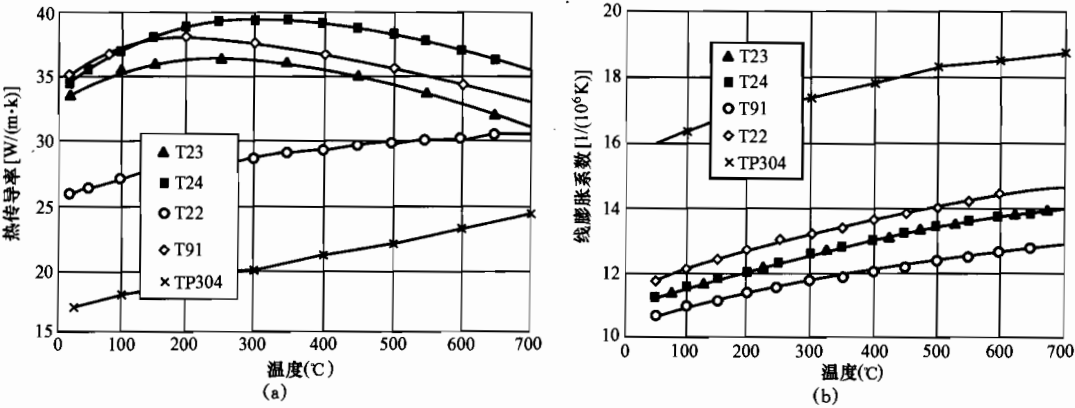


图 4-2 T22、T23、T24、T91 及 TP304 钢的性能比较
(a)热传导性的比较;(b)线膨胀系数的比较

T23 钢的 A_{C1} 为 810°C, A_{C3} 为 980°C,图 4-3 为 T23 钢的 CCT 图。通常焊接条件下,空冷至 500°C 以下将发生贝氏体转变。如果冷却得较快,得到的组织可以为贝氏体+马氏体,硬度为 300~350HV10。

T24 钢的 A_{C1} 为 815°C, A_{C3} 为 960°C,图 4-4 是 T24 钢的 CCT 图。可以看到,它的 M_s 温度在 460°C 左右, M_f 温度在 250~300°C,通常焊接条件下冷却得到的组织也是贝氏体+马氏体,硬度为 300~350HV10。两种钢在极端的缓慢冷却条件下,都会出现高温转变组织(铁素体+珠光体),这是所不希望的,它将破坏钢的各项力学性能。

化学成分 (质量%)	C	Si	Mn	P	S	AL	Cu	Cr	Ni	Mo	V	W	B	Nb	N
	0.07	0.28	0.54	0.008	0.004	0.018	0.041	2.08	0.047	0.08	0.22	1.65	0.002	0.026	0.011

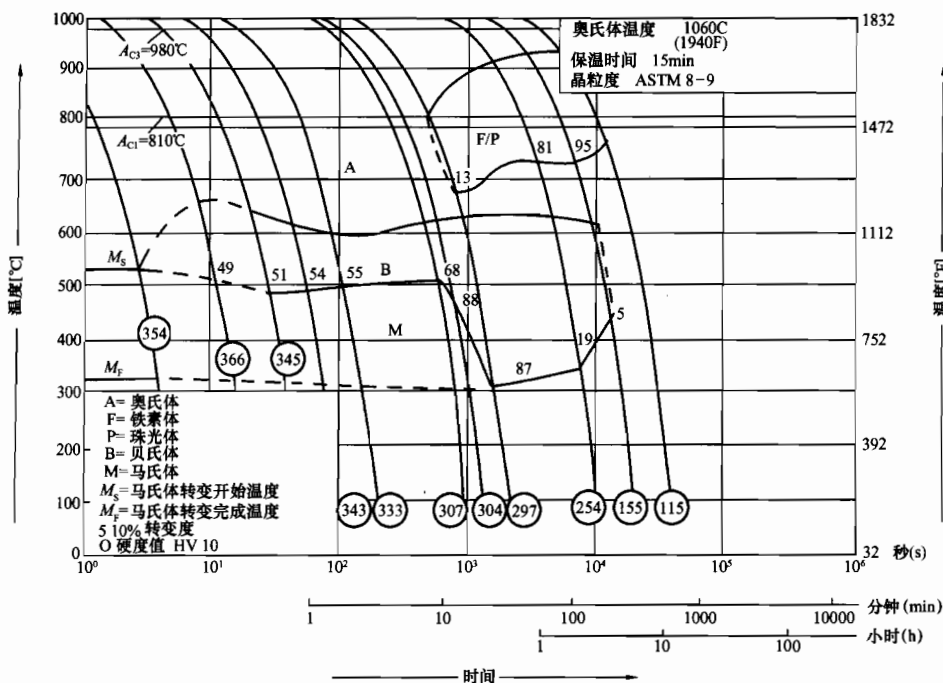


图 4-3 T23 钢的 CCT 图

化学成分 (质量%)	C	Si	Mn	P	S	AL	Cu	Cr	Ni	Mo	V	B	Nb	Ti	N
	0.08	0.21	0.53	0.004	0.004	0.004	0.09	2.44	0.18	0.95	0.26	0.004	0.002	0.053	0.0073

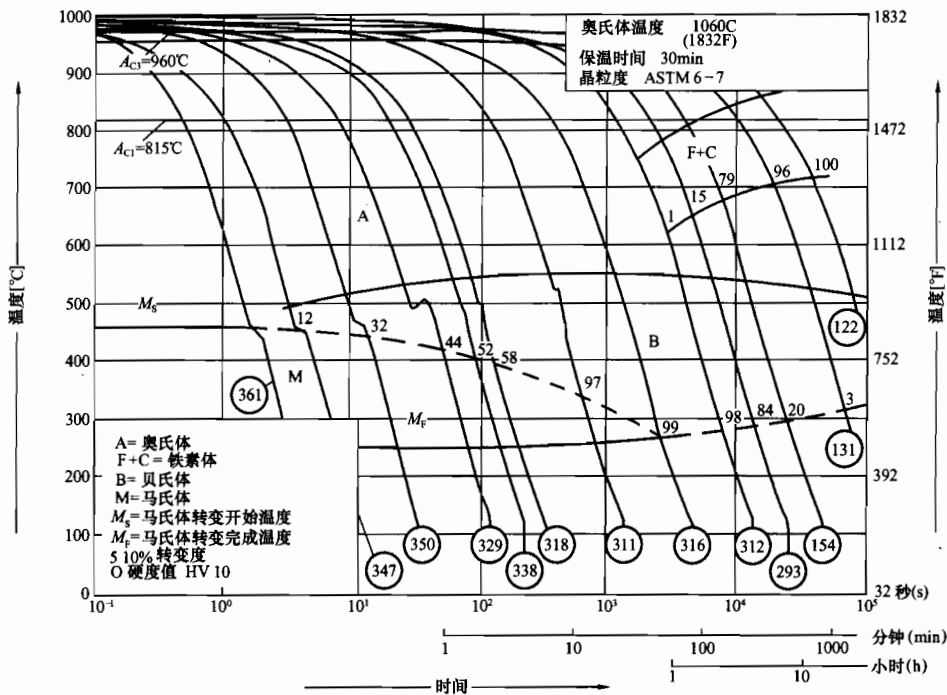


图 4-4 T24 钢的 CCT 图

为了比较,把 T22 钢的 CCT 图列于图 4-5。比较这三个 CCT 图,可以发现,虽然它们发生贝氏体转变的温度区域差不多都是在 500℃ 以上,如果用相同的冷却速度从 A_{C3} 冷却下来,T22 钢的硬度远比 T23 和 T24 的高。这立即可以联想到是由于含碳量不同所产生的效果,从一个侧面反映了 T23、T24 钢比 T22 钢具有更低的延迟裂纹敏感性。此外,T22 钢高温转变的孕育期明显比 T23 和 T24 的短,意味着 T22 钢较容易出现奥氏体的高温转变产物。而 T23 和 T24 钢由于添加了 B、N 等元素,明显地延长了孕育期,使它们较不容易出现奥氏体的高温转变产物,这反映了 T23 和 T24 钢会具有比 T22 钢更好的力学性能。

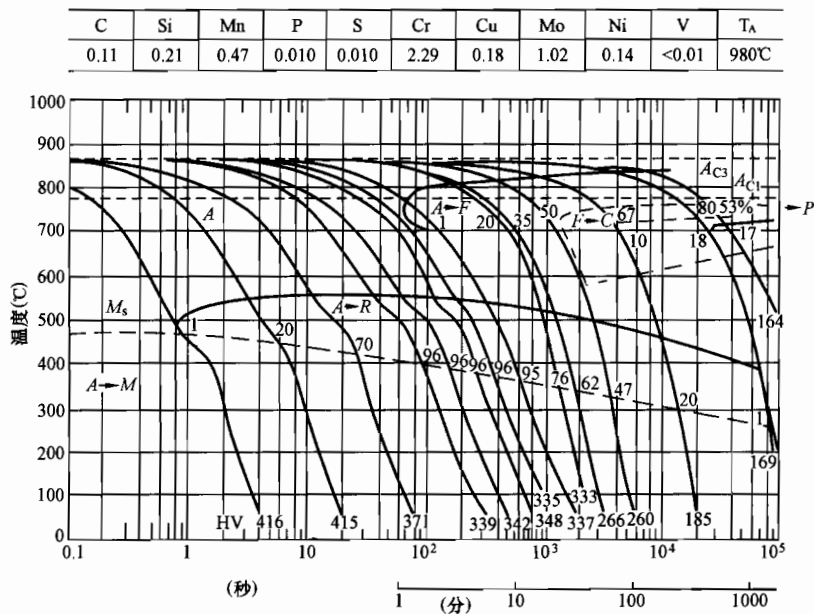


图 4-5 T22 钢的 CCT 图

第二节 T23、T24 钢的力学性能和抗氧化性能

1. T23、T24 钢的主要常温力学性能

ASME 标准提供的 T23 和 T24 钢的主要常温力学性能见表 4-3。T24 钢的常温强度和硬度比 T23 钢的略高一些。

日本三菱重工和住友公司对 T23(HCM2S) 钢不同产品的常温力学性能进行了测试,测试产品的规格见表 4-4,测试结果见表 4-5。测试结果不但说明了这些产品的常温力学性能全面达到了标准规定值,并且还有较多的裕量。数据还说明,成材加工时变形量大的小径管和板材,其强度和韧性相对更高些。

表 4-3 T23、T24 钢的主要常温力学性能标准规定值

标 准	钢号	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	延伸率 (%)	硬 度 (HB)
ASTM A213(规范 2199 条款)	T23	≥ 400	≥ 510	≥ 20	≤ 220
ASTM A213(草案)	T24	≥ 450	≥ 585	≥ 20	≤ 250

表 4-4 HCM2S(T23)钢测试材料规格

产 品	规 格(mm)
小径管	($\phi 42.8 \sim \phi 62.0$) $\times$ (6.0~13.0)
大 管	$\phi 350 \times 50.0$
锻 件	(250~500) $\times$ (250~500)
板	(6.0~25.0) $\times$ 2000

T23、T24 钢也是强韧型的铁素体耐热钢,在常温下具有高的韧度值。它们的脆—脆性转变温度通常都在零摄氏度以下,如图 4-6 所示。但是这个转变温度对它们正火时的冷却速度很敏感。

表 4-5 HCM2S(T23)钢结果测试

产 品	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	延伸率 (%)	0℃冲击韧性 (J/cm ²)
小径管	420~504	557~596	24~26	371~436
大 管	454~470	560~572	23~24	207~318
锻 件	456~474	563~579	27~30	238~319
板	507~580	599~636	21~26	248~368
标准值	≥ 400	≥ 510	≥ 20	—

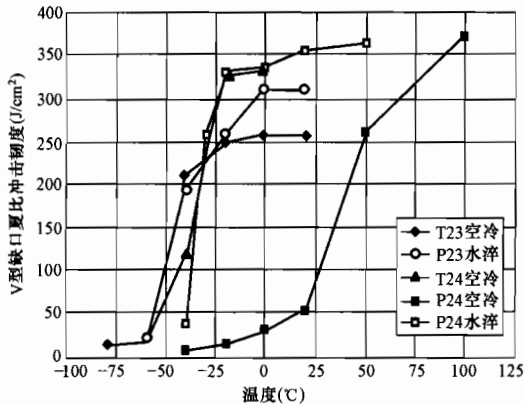


图 4-6 不同冷却速度下 T23、T24 钢的冲击韧性

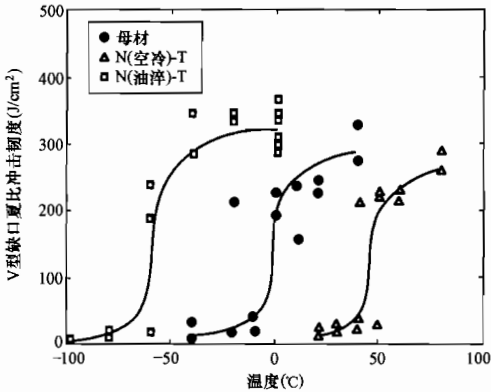


图 4-7 T23 钢不同调质工艺的韧度—温度曲线

图 4-6 表示壁厚小于 10mm 的小径管和壁厚大于 10mm 的大径管以不同的冷却速度正火后得到的冲击韧度。图中除了空气中冷却的 P24 钢(壁厚>10mm)以外,所有试样的脆性转变温度都在-40℃左右,它们的上平台值都在 250J/cm² 以上。空气中冷却的 P24 钢,虽然其上平台值也在 250J/cm² 以上,但其转变温度却升到了零上 40℃左右,这些试验说明了正火时的冷却速度非常重要。正火时,较快的冷却速度能获得马氏体和下贝氏体组织,回火后获得高的韧性,脆性转变温度低;反之,若正火时的冷却速度不足,其脆性转变温度就会明显上升。这一现象可以推理为:由于正火时的冷却速度不足,导致出现了上贝氏体类组织,从而大幅度提高脆性转变温度。图 4-7 表示的是 T23 钢管弯后的正火条件对脆性转变温度和材料韧度的影响,也反映出了和图 4-6 相同的特性,这一点是使用这类钢时必须注意的。在使用这类钢制造构件时,需要对钢管进行弯曲加工。弯曲加工后,如果需要进行正火+回火处理,就应注意正火时的冷却速度。尤其是当对壁厚大于 10mm 的大径管进行弯管加工后,更需特别注意确保

其正火时的冷却速度。建议在正火时采用油冷或鼓风加速冷却。

图 4-6 的数据还提示出,在焊接这些钢的时候,应保证足够的冷却速度,特别要设法保证厚壁构件焊接时的冷却速度。为此,需要注意限制层间温度不得过高。从这些特性出发,很有必要通过实践逐步建立焊接接头的韧度和焊后冷却速度之间的定量关系;也就是建立接头韧度和层间温度、焊接热输入、工件壁厚之间的定量关系。

2. T23、T24 钢的高温力学性能

图 4-8 给出了从室温到 650℃ 的不同温度下 T23、T24 钢的短时拉伸性能。T24 钢具有最高的 $\sigma_{0.2}$, 在 500℃ 以上才和 T23 钢的 $\sigma_{0.2}$ 渐趋于一致,但两者都远高于 T22 钢的水平,在 550℃ 时,它们的 $\sigma_{0.2}$ 还要高于 T22 钢 150MPa 左右。

图 4-9 和图 4-10 分别为 T23、T24 钢从常温到 700℃ 间的不同温度下短时拉伸试验时的伸长率和端面收缩率。随着温度的升高,在常温到 550℃ 的范围内,T23、T24 钢的延伸率没有明显的变化或升高。

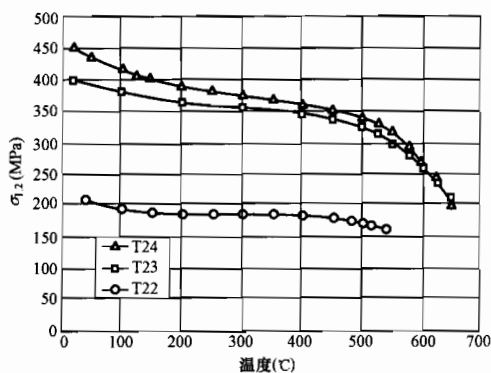


图 4-8 T23/P23、T24/P24 和 T22/P22 钢的 $\sigma_{0.2}$ 随温度的变化

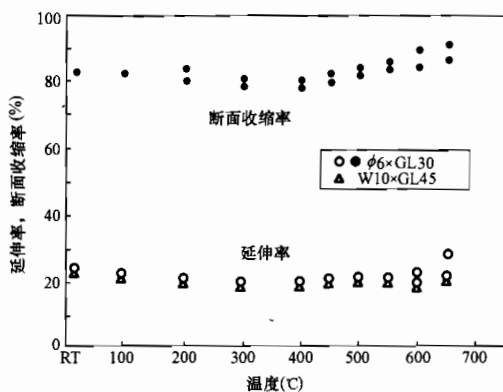


图 4-9 HCM2S(T23) 钢的延伸率和断面收缩率随温度的变化

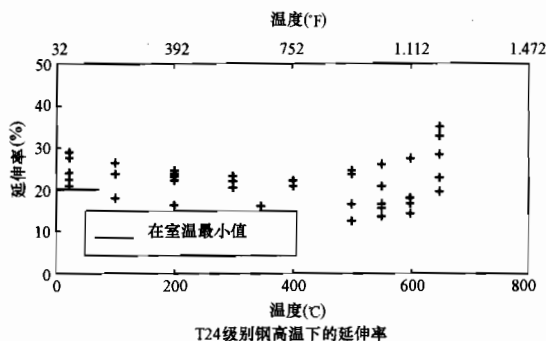


图 4-10 T24 钢在不同温度下的伸长率

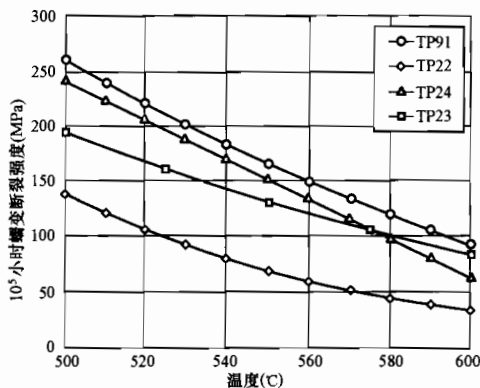


图 4-11 500~600℃、10 万 h T23/P23、T24/P24、T22/P22 和 T91/P91 钢的蠕变断裂强度

图 4-11 所示为 T23/P23、T24/P24、T22/P22 和 T91/P91 钢在 500~600℃ 温度区间 10 万 h 的蠕变断裂强度,很直观地给出了这四种钢在这个温度范围内的蠕变断裂强度,T91/P91

钢在这个温度区间内始终是最优的,而 T22/P22 钢则比其他三种钢低很多。有意义的是 T23/P23 和 T24/P24 钢之间的差别,可以看到:在 580℃以下时,T24/P24 钢的蠕变断裂强度比 T23/P23 钢高;与此相应,两种钢的许用应力也有相应的差别(表 4-6 和表 4-7 分别列出两种钢的许用应力,图 4-12 则是 ASNE 标准的许用应力曲线)。尤其是在 500~550℃温度区间内,T24/P24 钢的蠕变断裂强度高出 T23/P23 钢 20~30MPa。但是在温度超过 570℃以后,T23 钢的许用应力反而高于 T24/P24 钢。由于两种钢开发设计的目标使用温度就是 500~550℃,因此这个差别对使用者选择材料和计算时都很有意义。

表 4-6 是已经纳入 ASME 标准 A213 的 T23 钢许用应力值;表 4-7 列出的是 DIN TRD 的 T24 钢许用应力值和已经提交给 ASME 的 T24 钢许用应力值(待批准)。

表 4-6

ASME 标准 T23 钢许用应力值

(MPa)

温度(℃)	20	100	200	300	400	450	500	525	550	575	600	625	650
ASME	128	128	126	125	124	117	111	105	87	71	56	(38)	(25)

表 4-7

T24 钢的许用应力值

(MPa)

温度(℃)	20	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	525	550	575	600
DIN TRD	300	291	278	269	262	257	253	248	243	237	151	129	98	67	39
ASME	146	146	146	142	139	137	135	133	131	126	117	112	95	67	39

日本三菱重工和住友公司采用已经运行 1 年和 3 年的 HCM2S (T23) 钢进行蠕变断裂试验,并与没有经过运行的 HCM2S 钢做对比,如图 4-13 所示。运行 3 年,相当于在 550~600℃温度下,时效约 2 万 h。从给出的结果看,试样的测试结果仍然落在原始材料相应断裂应力和时间的分散带内,说明在上述条件下运行过的材料还不至于构成运行以后材料蠕变断裂强度曲线的明显改变。

试验了冷作变形对蠕变断裂强度的影

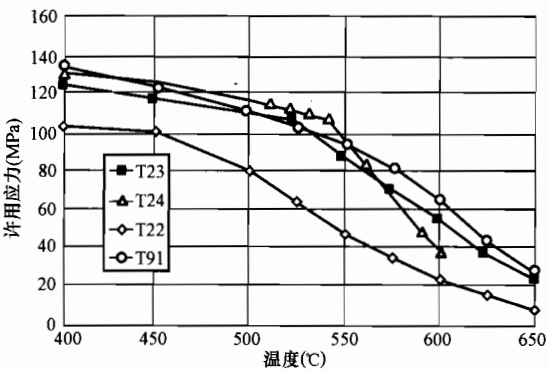


图 4-12 四种钢许用应力随温度变化曲线

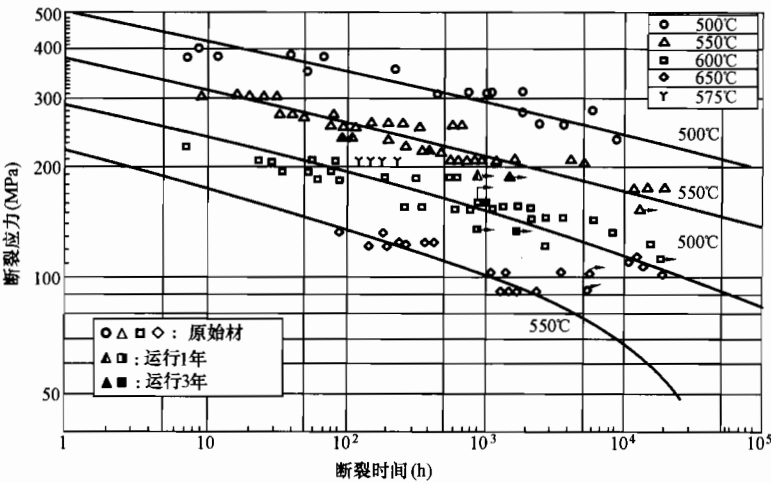


图 4-13 HCM2S (T23) 钢不同温度下 10 万 h 蠕变断裂强度

又降低到 2 万 h 后的 $100\text{J}/\text{cm}^2$ 左右。在 1 万 h 以后降低的速率变小, 而且在 2 万 h 后的韧度还能保持在 $100\text{J}/\text{cm}^2$ 左右。

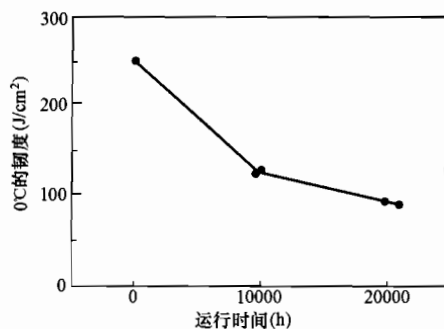


图 4-17 T23/P23 钢在 550~600℃ 下时效的冲击韧性

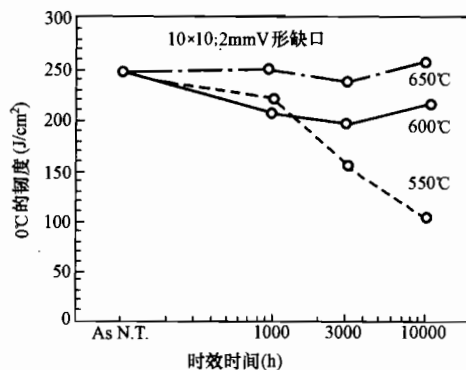


图 4-18 T23/P23 钢在 550~650℃ 下时效的冲击韧性

图 4-18 表示对 T23/P23 钢时效倾向的进一步试验结果。图中结果说明, T23/P23 钢的时效倾向在 550℃ 时最为明显, 温度升高到 600、650℃ 时, 时效倾向就消失了。在 550℃ 时的时效过程特点是: 在开始运行的 3000h 内, 时效发生得最剧烈, 在随后的时间里, 时效引起的韧度降低速率就开始按指数递减, 1 万 h 以后几乎已经稳定, 看不到韧度再有明显的降低。如果按照第三章所描述这类钢的时效规律的话, 则长期使用后钢的韧度应该不至于降低到危险的程度。目前的 T23 钢, 还只用于制造小径管构件, 且时效后的韧性还不是很低, 因此还无需过分担忧。但是 T23/P23 钢的目标使用温度毕竟恰好是 500~550℃ 或 570℃。因此, 对于制造大直径厚壁构件的 P23 钢来说, 应对它的时效倾向引起注意。

与 T23/P23 钢相比, T24/P24 钢的时效倾向小得多。图 4-19 表示了 550℃ 下长期时效过程中 T24/P24 钢的力学性能变化情况。时效 1 万 h 的 T24/P24 钢的强度没有什么变化, 只有在 1 万 h 以后强度才有降低的趋势, 不过降低的速度很慢, 它的 σ_b 和 $\sigma_{0.2}$ 在经过 5 万~6 万 h 后共降低了 30MPa 左右。与此同时, 伸长率没有明显变化。经过 5 万~6 万 h 时效以后, T24/P24 钢的冲击韧度虽然也有所降低, 但降低的幅度不大, 远比 T23/P23 钢的小, 仅从原始的 280J 降到 230J 左右。时效过程中冲击韧度降低的特性和 T23/P23 钢的相同, 也是在时效过程开始的 3000h 左右降低得快些, 以后逐步趋于稳定。

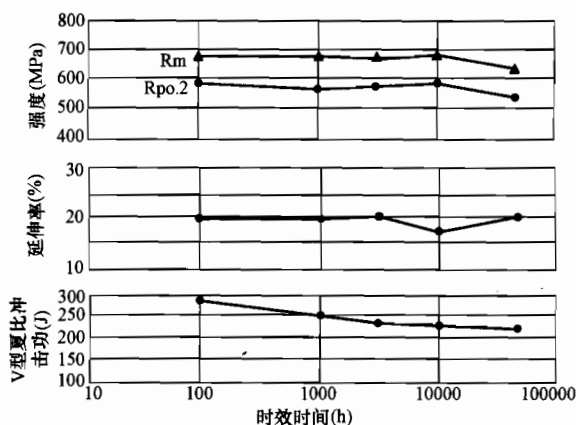


图 4-19 T24/P24 钢在 550℃ 下的时效试验

由此, 从时效的角度出发, T24/P24 钢优于 T23/P23 钢。因此, T24/P24 钢除了可以满足制造 USC 锅炉的水冷壁外, 也是制造用于 500~550℃ 范围内工作的厚壁蒸汽管道的材

低的现象是与其焊后焊接区域的硬度较低（都在 350HV 以下）有关。

(2) 图 4-20 表示了在 $0.25\% \text{SO}_2 - 3\% \text{O}_2 - 15\% \text{CO}_2 - \text{bal. N}_2$ 和 $80\% \text{V}_2\text{O}_5 - 20\% \text{Na}_2\text{SO}_4$ 的烟气中，T23/P23 钢与几种钢抗高温烟气腐蚀能力的比较；图 4-21 和图 4-22 比较了几种钢的抗蒸汽氧化性能。可以看到，T23/P23 钢的高温烟气腐蚀失重与 T22 钢相当；蒸汽氧化层的厚度也与 T22 钢的相近。当然，含 Cr 量更高的 T91 钢和 TP347H 钢的抗蚀能力比 T23/P23 钢和 T22 钢要好得多。

上述测试数据说明：由于 T23/P23、T24/P24 钢的 Cr 含量与 T22/P22 钢相当，它们的抗蒸汽氧化、抗高温烟气腐蚀性能也就和 T22/P22 钢很接近。差别较明显的是应力腐蚀敏感性，T23/P23、T24/P24 钢在焊态下硬度较低，使它们在抗应力腐蚀方面优于 T22/P22 钢。

第三节 T23/P23、T24/P24 钢的焊接

T23/P23、T24/P24 钢焊接的基本特点，已在第三章第四节中概述，本节将根据收集到的试验数据来更具体地归纳这两种钢的焊接特点，介绍和讨论典型的施工实践和结果。

1. 对 T23/P23、T24/P24 钢焊接工艺的估计

(1) T23/P23、T24/P24 钢的焊接性，远比其前身 T22/P22 钢、钢 102 优越。T23/P23、T24/P24 钢对冷裂纹的敏感性很低，图 3-15 表示 T23/P23 钢无裂纹倾向预热温度为室温 20°C ，而其前身 T22/P22 钢的无裂纹倾向预热温度为 300°C ，可见 T23/P23 和 T24/P24 这两种钢是本书讨论的铁素体耐热钢中冷裂纹倾向最低的。根据这个结果，焊接薄壁、小直径锅炉受热面管时，若环境和工件温度在 20°C 以上，就可以不做焊前预热。瓦鲁瑞克-曼内斯曼公司提供的试验结果也能够证实这一估计。该试验观察了 T24 钢小径管的预热效果，发现预热 170°C 和不预热，焊接接头最高硬度都在 350HV 左右，没有发现两者有实质性差别。但是对于厚壁构件的焊接，还是需要作适当的预热。此时建议采用图 4-23 所示的加热曲线进行。图中焊接阶段的预热和层间温度不一定必须达到 $250 \sim 300^\circ\text{C}$ 那样高，可以根据实际情况选择尽可能低一些的层间温度。焊接完成以后，需要将接头冷却到 100°C 以下，以便使焊接区的组织全部转变为贝氏体+马氏体。如果焊接完成后直接升温进行回火加热，可能使焊接区域内部分没有完成贝氏体转变的奥氏体发生高温转变。

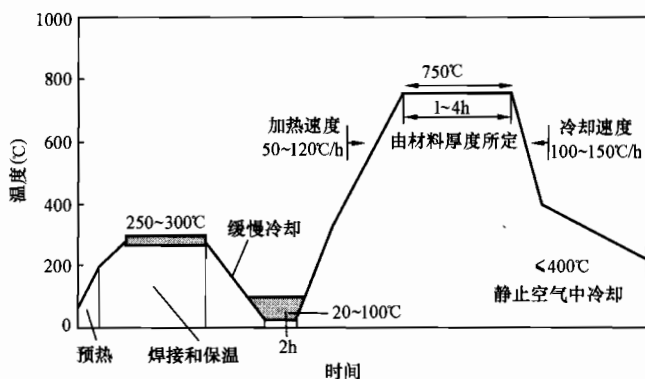


图 4-23 焊接厚壁构件时建议用的加热曲线

壁构件的焊接，还是需要作适当的预热。此时建议采用图 4-23 所示的加热曲线进行。图中焊接阶段的预热和层间温度不一定必须达到 $250 \sim 300^\circ\text{C}$ 那样高，可以根据实际情况选择尽可能低一些的层间温度。焊接完成以后，需要将接头冷却到 100°C 以下，以便使焊接区的组织全部转变为贝氏体+马氏体。如果焊接完成后直接升温进行回火加热，可能使焊接区域内部分没有完成贝氏体转变的奥氏体发生高温转变。

(2) 图 3-17 (a) 表示 T23 钢具有再热裂纹倾向，图中 T23 钢在 $600 \sim 770^\circ\text{C}$ 温度范围，断面收缩率都远远低于 T22 钢，并且小于 15%，表明 T23 钢的再热裂纹敏感性远高于 T22 钢的再热裂纹敏感性。好在如果用 T23 钢制造膜式水冷壁等薄壁小直径构件时，本来就不

希望进行PWHT。但在必须对 T23 钢进行焊后热处理时,应谨慎,尤其是对 T23 钢焊接管座接头进行焊后热处理时更要小心。此时,应尽量防止在进行焊后热处理时存在有附加应力,应该尽可能改善焊趾部位的形状。

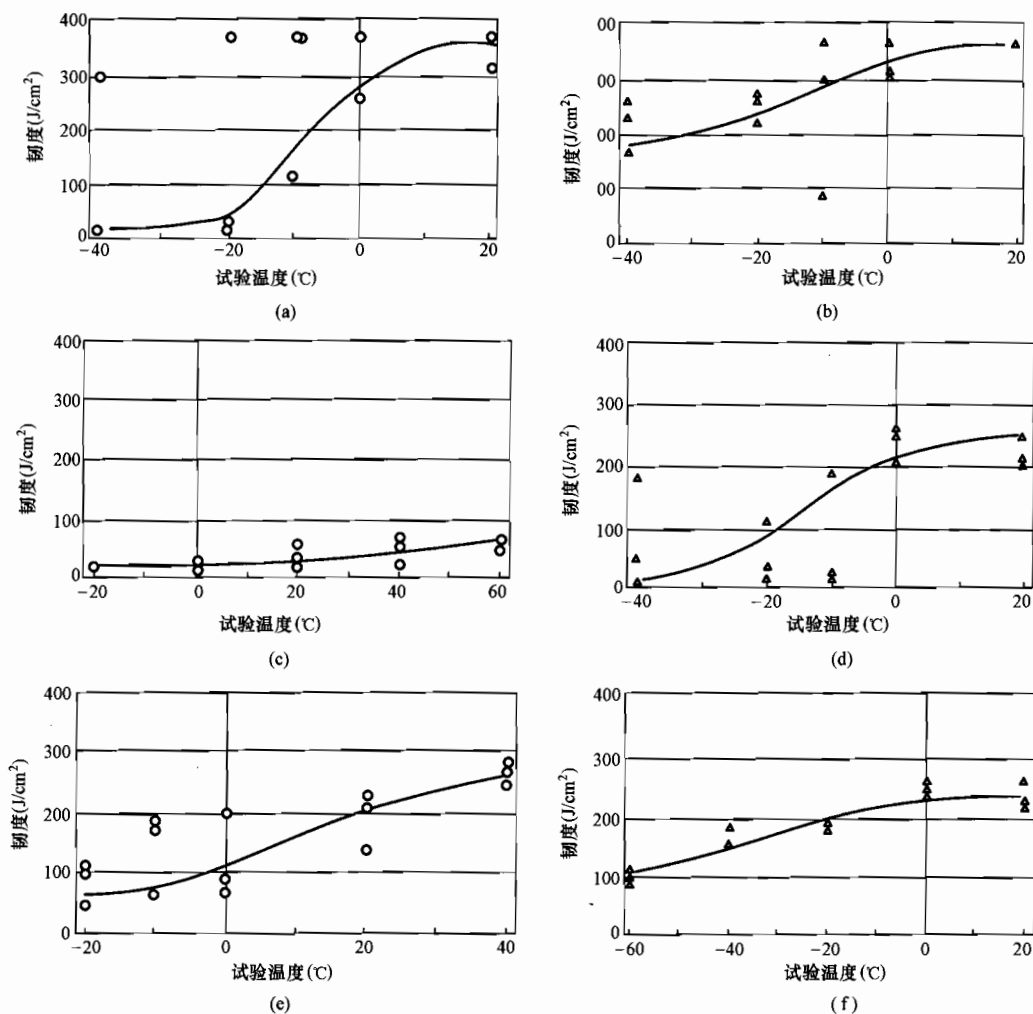


图 4-24 焊接接头在不同温度下的冲击试验

- (a) GTAW 焊缝金属 (不热处理); (b) GTAW 熔合线 (不热处理); (c) SMAW 焊缝金属 (不热处理);
(d) SMAW 熔合线 (不热处理); (e) SMAW 焊缝金属 (热处理); (f) SMAW 熔合线 (热处理)

(3) T23/P23、T24/P24 钢也是细晶强韧型铁素体耐热钢,它们也具有第三章中所述的焊缝韧性低以及焊缝韧性对焊接工艺参数敏感的特点。资料介绍了用 GTAW 和 SMAW 两种方法焊接壁厚为 15mm 的 T23 钢得到接头的冲击韧性结果如图 4-24 所示。图 4-24 (a) 中用 GTAW 方法焊接的焊缝,即使在焊态下它的韧性也是优良的,其 0°C 的韧性还在 200J/cm² 以上,它的脆性转变温度在 -10°C 左右。如果与 T23/P23 钢母材 (见图 4-6) 相比,虽然略低于水淬冷却的母材,但仍相当优良。焊态下熔合线的韧性也是很优良的,如图 4-24 (b) 所示。可是采用焊条电弧焊焊接的焊缝,在焊后热处理前,室温下的韧性仅为 30J/cm²

左右,如图 4-24 (c) 所示。只有在经过热处理后,才达到 100J/cm² 以上,如图 4-24 (e) 所示。这些数据说明,用 SMAW 方法焊接的焊缝必须经过热处理以后才能使其韧度达到较高的水平。与焊缝金属不同,熔合线部位的韧度高得多,其韧度在焊后热处理前后上平台值几乎是相同的。热处理减低了脆性转变温度,如图 4-24 (d) 和图 4-24 (f) 所示。这一结果说明,这类钢焊接接头韧性的矛盾也只是显露在焊缝部位,而且是在采用 SMAW 方法焊接的焊缝部位。同时也说明了焊接方法对这类钢的焊缝韧性有极为明显的影响。从图 4-24 的结果可以看到,如果全部采用 GTAW 方法焊接,接头各部位的韧度都足够高;接头焊态的最高硬度可以为小于等于 300HV,如图 4-26 所示。可以允许不做焊后热处理,因此建议尽可能完全采用 GTAW 方法来焊接,这样就可以免去对构件进行焊后热处理。

湖南火电公司介绍了对 $\phi 45 \times 7.8\text{mm}$ 的 T23 钢管采用 GTAW 进行水平固定焊接的结果,见表 4-8。从表 4-8 中可以看到,虽然整条焊缝采用了同一的焊接工艺参数,但在同一条焊缝上各个部位的韧度是不同的,上爬坡 45°部位和平焊部位,即管子的上半部,其韧度比下半部的差,而且差距还很明显。这个事实说明,焊接后的冷却速度对这类钢焊缝韧度的影响是很大的。在采用同一工艺参数焊接小直径钢管时,沿钢管各部位焊接后的冷却速度是不同的。上爬坡 45°部位和平焊部位的冷却速度比仰焊位置和立焊位置的慢。冷却速度对焊缝韧度的这种影响与图 4-6 的结果很吻合,这个冷却速度实际上就是指 $t_{8/5}$ 。

表 4-8 T23 钢焊接试验的结果

试 验 方 案							冲 击 试 验 (J)			
焊接方法	焊接材料	焊接位置	焊接 电流 (A)	预热 (°C)	层间 (°C)	热处理 (°C/h)	平焊	上 45°	立焊	仰焊
GTAW	UNION I Cr2WV	5G	100~120	无	200~230	730~750	98	78.5	224~265	210

表 4-8 中,虽然所有的冲击韧性值都高于 41J 的要求,但要注意,这个结果是经过焊后热处理得到的,焊接工作者要注意这种对冷却速度敏感的特性。

综合以上对接头韧度的讨论,为了保证厚壁构件 SMAW 焊缝的冲击韧度,所须采取的措施与第三章第四节讨论的相同:应该注意保持较小的 $t_{8/5}$ 、应该进行焊后热处理以及选择合理的焊接材料。

(4) 图 4-25 表示 T23 钢焊接接头的蠕变断裂强度。这组结果告知,T23 钢在焊后即使不进行焊后热处理,GTAW 和 SMAW 两种方法焊接的接头的蠕变断裂强度也都能落在母材数据带的范围内,因此仅仅从确保蠕变断裂强度出发是没有必要进行焊后热处理的。

从图中也看到,随着试验温度的提高、试验时间的增长(试验应力的降低),接头蠕变

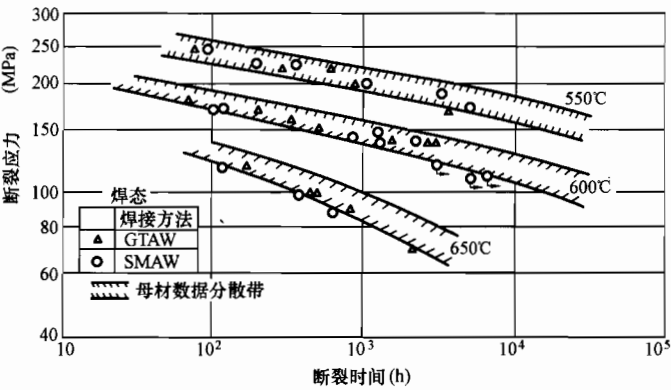


图 4-25 T23 钢焊接接头焊态的蠕变断裂强度

断裂强度有低于母材蠕变断裂强度分散带下限值的趋势，也就是前一章中讨论的接头热影响区细晶区的Ⅳ型蠕变损伤断裂现象。这种钢由于和 2.25Cr-Mo 的成分接近，因此其Ⅳ型损伤的特点会和第三章图 3-39 的情况更接近。

2. 焊接工艺举例

用 GTAW 和 SMAW 两种焊接方法焊接 HCM2S 钢（T23/P23 钢）的工艺和部分结果如下。

试验采用焊接材料牌号以及它们的熔敷金属成分见表 4-9。

表 4-9 焊缝熔敷金属化学成分 (%)													
方法	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	B	Al
GTAW	0.041	0.38	0.50	0.004	0.004	0.43	2.25	0.10	1.57	0.25	0.037	0.001	0.013
SMAW	0.058	0.32	0.79	0.004	0.001	1.00	2.24	0.10	1.56	0.30	0.040	0.001	—

(1) 预热。

1) HCM2S 钢（T23）小径管。一般情况下，T23 钢不需要进行焊前预热，但当环境和工件的温度低于常温的情况下，应该考虑进行适当的预热。ASME 标准在 2199 规范中规定，管径超过 101.6mm 时，建议进行 150℃ 焊前预热。

2) HCM2S 钢（P23）大径厚壁管。由于大直径厚壁管道拘束度要大得多，推荐采用 200~300℃ 焊前预热。

(2) 焊后热处理。

1) HCM2S 钢小径管。ASME 标准允许 T23 小径管不进行焊后热处理，理由是：① T23 小径管焊后最大硬度小于等于 360HV，明显比 T22 的低，不进行焊后热处理发生裂纹的可能性很小。②即使不进行焊后热处理，焊接接头也有足够的塑性和韧度，尤其是完全采用 GTAW 方法焊接的接头。③不进行焊后热处理，焊接接头的蠕变断裂强度值还是分布在母材蠕变断裂强度值范围内。

除了上述考虑以外，我国在焊接钢 102 方面积累了很好的经验：对于具有再热裂纹倾向的钢 102，在管壁厚度小于等于 6mm 时，可以不进行焊后热处理。这样既节省了一道工序，又避免了发生再热裂纹的危险。这个经验也可以很适宜地应用于同样具有再热裂纹倾向的

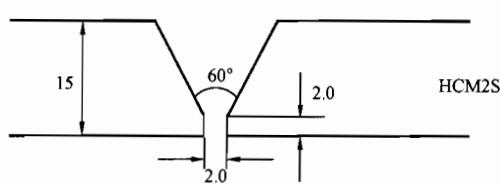


图 4-26 建议采用的坡口

T23 钢小直径管焊接。如 T23 钢小径管必须进行焊后热处理时，可按照 700~730℃，保温时间以每英寸（25.4 mm）至少 1h 计算，最少不小于 30min。

2) HCM2S 钢（P23）大径厚壁管。对于 P23 大径厚壁管，为了消除焊接应力和足够的焊缝韧度（见图 4-24），必须进行焊后热处理。焊后热处理的参数和上述的相同，此外，热处理时应注意到 HCM2S 钢具有再热裂纹倾向的因素。

(3) 焊接方法。

1) 氩弧焊（GTAW）。可以推荐如图 4-26 所示的坡口；焊接填充材料和焊接工艺参数列于表 4-10。所得接头的力学性能见表 4-11。接头焊态下的最高硬度分布见图 4-27。

表 4-10 试验用焊接参数

焊接方法	焊材规格	焊接层道	焊接电流 (A)	焊接电压 (V)	焊接速度 (cm/min)	热输入量 (kJ/cm)	氩气 (%)
GTAW	φ2.4	打底 1	120	15	8	13.5	100
GTAW		填充 2~16	180	17	10	18.4	100

表 4-11 焊接接头力学性能试验

焊后热处理	σ _b (MPa)		焊缝冲击试验 (J)	
	室温	600℃	0℃	20℃
不做	577	350	67, 120, 71 平均 86	125, 224, 299 平均 216
不做	570	376		
标准要求	≥510	—	—	—

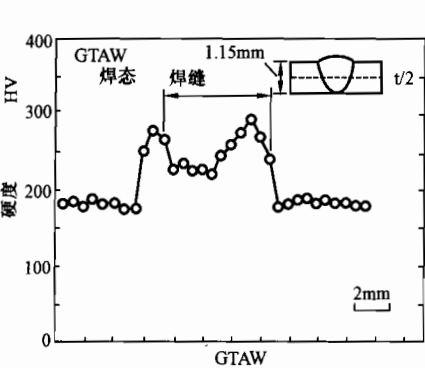


图 4-27 GTAW 焊接接头最高硬度

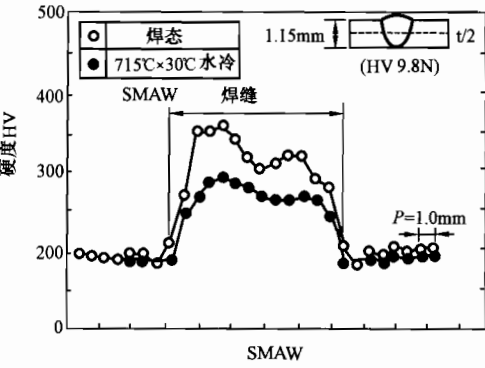


图 4-28 SMAW 焊接接头最高硬度

2) 焊条电弧焊 (SMAW)。

表 4-12 试验用焊接参数

焊接方法	焊材规格	焊接层道	焊接电流 (A)	焊接电压 (V)	焊接速度 (cm/min)	热输入量 (kJ/cm)
SMAW	φ2.4	打底 1	70	23	5~8	14.9
SMAW		填充 2~12	90	24	7~11	14.4

表 4-13 焊接接头力学性能试验

牌 号	焊后热处理	抗拉强度试验 (N/mm ²)		焊缝冲击试验 (J)	
		室温	600℃	0℃	20℃
HCM2S	不做	575	353	34, 32, 40 平均 35	53, 32, 34 平均 40
		571	351		
	715℃, 30min	563	347	62, 107, 110 平均 93	142, 213, 227 平均 194
		557	345		
标准要求		≥510	—	—	—

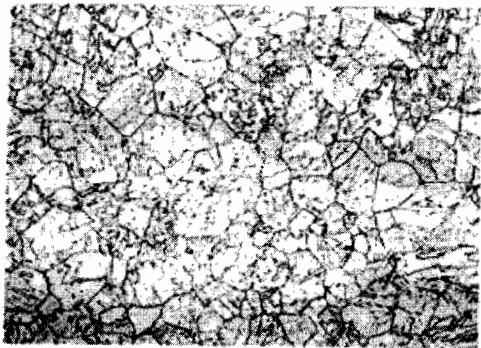
比较 GTAW 和 SMAW 两种方法焊接的结果，同样在不预热条件下焊接，但其层间温度应在 200℃左右。由于 GTAW 焊时的热输入较大，在焊态下焊接接头硬度分布中的最高硬度仅为≤300HV；焊缝和热影响区的硬度 HV 大部分都在 200~250；而 SMAW 焊时，

其热输入较小，同时从表 4-9 可知，SMAW 焊的焊缝金属中有较高的镍含量，焊态下接头的最高硬度较高，HV 达到 360~370；整个焊缝区域的硬度 HV 在 250~350（见图 4-27）。相比之下，GTAW 焊的接头在焊态下硬度不高、强度足够、0℃时的焊缝韧度良好。SMAW 焊的接头在焊态下硬度偏高，0~20℃焊缝韧度不足，需要焊后热处理来降低硬度和提高韧度。

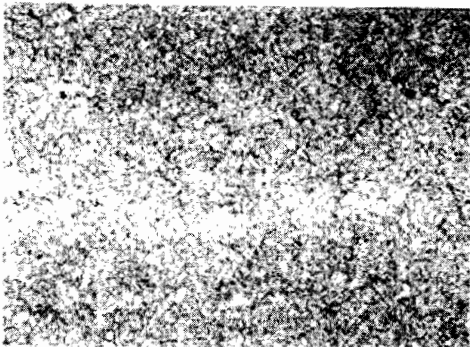
我国大连焊工培训中心用 GTAW 焊接 $\phi 50.8 \times 8.4\text{mm}$ 的 HCM2S 钢管；采用 $\phi 2.4$ 的 T-HCW2S 焊丝，其焊接条件见表 4-14。接头各部位的硬度和金相组织见图 4-29。相应接头的抗拉强度为 586~590MPa；冷弯角为 180°时无裂纹。

表 4-14 $\phi 50.8 \times 8.4\text{mm}$ HCM2S 钢管 GTAW 焊接条件

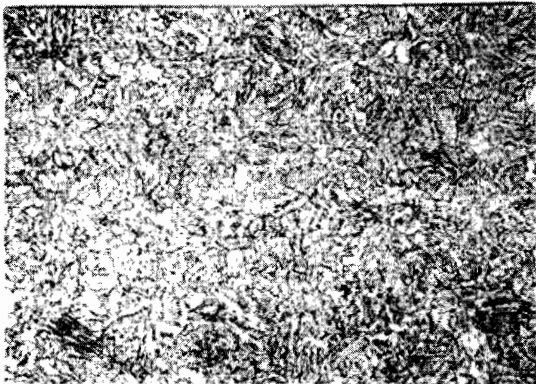
预 热	焊后热处理	焊接电压 (V)	焊接电流 (A)	热输入 (kJ/cm)
无	无	11~12	100~106	20~25



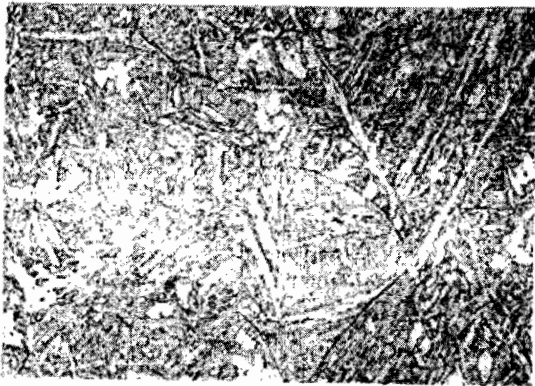
母材：(铁素体+碳化物)硬度: HB174; 174×200



热影响区：硬度: HB266; 266×200



熔合线：贝氏体 硬度 HB272; 272×200



焊缝：贝氏体 硬度 HB272; 272×200

图 4-29 接头各部位的硬度和金相组织

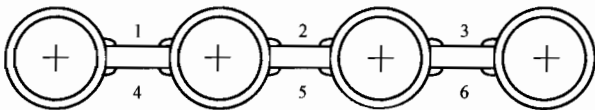


图 4-30 水冷壁管图

从这些结果看，大致和表 4-11 和图 4-27 的相同，只是由于表 4-14 用的焊接热输入大些，所以焊接区域内的最高硬度比图 4-27 中的略低一些。

图 4-30 为水冷壁鳍片管的示意图。

用埋弧自动焊焊接 T24 钢管、T24 钢鳍片和 T22 钢鳍片制造水冷壁鳍片管的实例如下。

表 4-15 焊接水冷壁的几种焊接材料组合

序 号	焊 丝	焊 剂	备 注
1	Union S P24, $\phi 2.0$	UV 305	均采用伯乐森焊接材料
2	Union S P24, $\phi 2.0$	UV 430TTR W	
3~6	Union S 1 CrMo2, $\phi 2.0$	UV 306	

T24 钢管为 $\phi 38 \times 6.3 \text{ mm}$, T24 钢鳍片为 $62.6 \text{ mm} \times 7 \text{ mm}$, T22 钢鳍片为 $20 \text{ mm} \times 6 \text{ mm}$, 采用的焊接材料组合见表 4-15。

采用表 4-15 材料组合的焊接接头进行的拉伸试验和弯曲半径 R 为 200 mm 的 90° 弯曲试验, 都没有发现裂纹。

从水冷壁的试样中, 分别选取了焊缝金属成分类似于 T24 (管) 和类似于 T22 (条钢) 的试样, 进行了 550°C 、 $100 \sim 3 \times 10^4 \text{ h}$ 的时效, 时效后冲击试验的结果如图 4-31~图 4-34 所示。从这些结果可以归纳出:

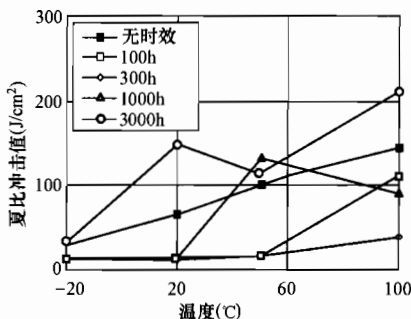


图 4-31 时效后焊缝冲击韧性
(类似 T24)

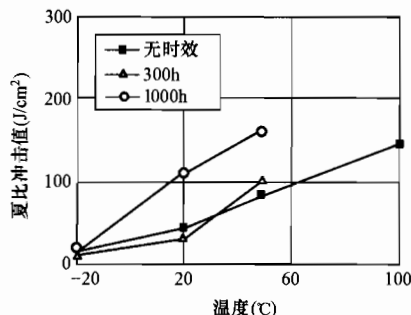


图 4-32 时效后焊缝冲击韧性
(类似 T22)

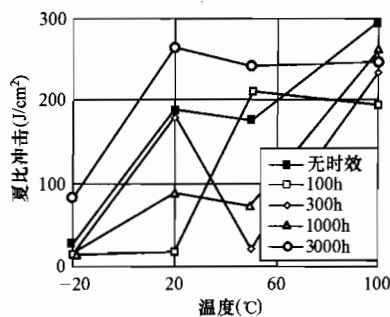


图 4-33 时效后热影响区冲击韧性

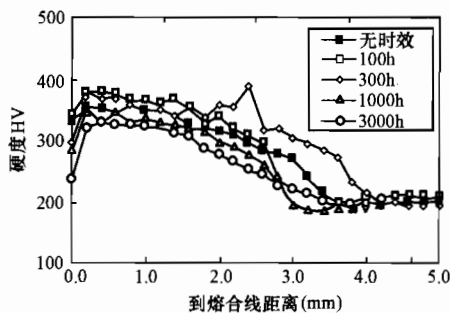


图 4-34 时效后热影响区硬度

(1) 如果用和用 GTAW 焊接的 HCM2S 钢接头相比 [见图 4-24 (a)、4-24 (b)], 用埋弧自动焊焊接 T24 钢, 焊态下接头热影响区和焊缝常温的初度都比用 GTAW 焊接的 HCM2S 钢低, 但是都在 40 J 以上; 此外, 还至少不低于采用焊条电弧焊焊接的 HCM2S 钢焊缝初度。这个结果说明了采用埋弧自动焊焊接 T24 钢膜式水冷壁的可行性。

(2) 埋弧自动焊焊接 T24 钢时, 同样也是焊缝的韧度最低。尽管埋弧自动焊的热输入会较大, 热影响区的韧度还处在 $200\text{J}/\text{cm}^2$ 的水平。此外, 比较图 4-31 和图 4-32 两图, 就会发现选用类似 T24 钢的焊缝金属的韧度高于类似 T22 钢的焊缝韧度。

(3) T24 钢焊缝和热影响区在时效过程中都有韧度降低的现象, 但是都发生在开始时效的 $100\sim 1000\text{h}$ 的时段内, 1000h 以后, 韧度不仅得到恢复, 而且其常温和低温韧度还高于时效前的数值, 如图 4-33 所示。这一现象在图 4-34 中得到相应的反映: 时效前, 焊态的 T24 钢焊缝和热影响区的元素大多处于固溶状态, 在开始时效的 $100\sim 300\text{h}$, 焊缝和热影响区开始发生弥散析出, 使钢的硬度增加。这个过程在 1000h 前后结束, 随后硬度就开始降低, 韧度也就开始恢复。因此, 这一发生在 550°C 时效过程中的韧度变化现象, 与 T23 钢有明显区别。

总之, T23、T24 钢是在 T22 钢的基础上, 降低碳含量、降低杂质含量、添加微合金化元素、添加固溶强化元素钨或钼, 通过强韧化的成材加工, 得到常温性能优良、焊接性能和加工性能良好的钢, 600°C 蠕变断裂强度为 T22 钢的 1.8 倍, 适宜于作为管壁温度为 575°C 以下的 USC 锅炉水冷壁用钢。已经明确推荐 T24/P24 钢也可以使用于制造厚壁蒸汽管道, T23/P23 钢也在进行使用于厚壁构件的实践工作。

这类钢在冷变形加工量小于 20%, 或者这类钢经过焊接加工后, 都不会影响其蠕变断裂强度, 可以不进行弯管后或焊后的热处理。

这类钢属于强韧型铁素体钢, 焊接裂纹倾向小, 但其焊缝韧性对焊接方法及焊接后的冷却速度敏感。焊接小直径管的构件时, 如果环境温度和工件温度不低于常温, 则可以不预热。焊接厚壁构件时, 应适当预热。焊接以后, 应该冷却到室温或 100°C 以下, 令焊接区域的金属充分转变为贝氏和马氏体, 避免出现奥氏体的高温分解产物(铁素体+碳化物)。

不同的焊接方法获得的焊接接头常温性能不同。GTAW 焊接的接头, 焊接区域的硬度较低, 接头各区域的冲击韧度都很优良, 脆性转变温度低。焊条电弧焊和埋弧自动焊在焊态下焊缝韧度低, 需要用焊后热处理来改善。因此, 对于采用 GTAW 焊接的小直径管构件, 通常可以不进行焊后热处理。对于使用焊条电弧焊或埋弧自动焊的大直径厚壁构件, 就需要用焊后热处理来改善焊缝韧度和消除焊接应力。焊缝的韧度还与焊后冷却速度有密切关系。当采用同一焊接工艺参数焊接水平固定的小直径管时, 向上 45° 爬坡部位和水平部位的焊缝韧度会比仰焊和立焊部位的焊缝韧度低很多, 这是不同部位冷却速度有明显差别造成的。

目前见到的数据表示, T23/P23 钢具有一定的再热裂纹倾向和在 550°C 时效变脆的倾向。在焊接这种钢的厚壁大直径构件时可能会遇到这些困难, 不过, 目前还没有见到这方面的问题给工程带来较大麻烦的报道。T24/P24 钢没有这些倾向, 但是这种钢的焊接接头在 550°C 工作的最初 $100\sim 1000\text{h}$ 时段内, 焊缝金属和近缝区的硬度会升高一些, 韧度会有一些降低, 1000h 以后硬度和韧度恢复, 其中韧度会比原始值高些。T24/P24 钢接头的这个现象不属于时效, 不会有大的危害。

两种钢的焊接接头也都存在 IV 型蠕变损伤断裂的倾向, 其特点与前一章所述的相同。

第五章

SA213-T91/SA335-P91 钢的性能及焊接

1974 年, 美国能源部委托橡树岭国家试验室 (ORNL) 与燃烧工程公司 (CE) 联合研究用于液体金属快中子增殖堆计划的钢材, 开始在 9Cr 的基础上进行改进工作, 改进了的 9Cr-1Mo 钢 (Modified 9Cr-1Mo) 各个方面的性能都优于 EM12 和 F12 (X20CrMoV121), 它在 593℃ 下 10 万小时的蠕变断裂强度可以达到 100MPa。1983 年和 1984 年, 美国 ASME 将 T91/P91 纳入了标准, 表示为 SA213-T91/SA335-P91。这种钢在法国标准中表示为 TUZ10CrVNb9-10, 德国 DIN 标准中表示为 X10CrMoV91。1987 年, 法国瓦鲁瑞克公司针对 T91 与 F12 和 EM12 三种钢的比较和评估, 发表了技术报告, 认为 T91 钢有明显的优点, 强调要从 EM12 转为使用 T91/P91。20 世纪 80 年代末, 德国也从 F12 转向 T91/P91, 并进一步发展了焊接材料。

20 世纪 90 年代以来, T91/P91 钢在世界范围内获得广泛应用。瓦鲁瑞克—曼内斯曼钢管公司统计了 1990~2000 年间该公司生产的 T91/P91 钢管的应用情况, 见表 5-1。

表 5-1 V&M (瓦鲁瑞克-曼内斯曼) 钢管公司 T91/P91 钢管 20 世纪 90 年代在世界范围的应用

国 家	项 目	用 户	发电运行年份
美国	J. M. Stuart (Dayton P&L)	ABB	1989~1990
美国	Indianapolis P&L	ABB	1993
英国	Ferry Bridge	Nel	1993~1995
英国	Keadby	Mitsui Babcock	1994
韩国	Poryong, etc	Hanjung	1994~1995
印度尼西亚	Pagbilao	Mitsubishi	1995
马来西亚	Port Keiang 1&2	BF Shaw (U. S. A)	1995
美国	Chich River	B&W	1995
英国	Didcot	Steel Engineering	1995
芬兰	Veitsiluoto	alstom	1995
中国 (香港)	Black Point	Mitsui Badcock	1995
中国	扬州	Babcock & Wilcox	1995
中国	大连、丹东	Mitsui Badcock	1996
美国	Big River	Foster Wheeler	1997
中国 (台湾)	Formosa Plastic	Technip	1998~1999
美国	Fort Meyers	IPS	1999
英国	Lakeroad	Alstom	1999
墨西哥	Bajio, Saltill	Cerrey	1999
韩国	Tea 5-6	Doosan	1999
中国 (台湾)	Mansung	Alstom	1999~2000
美国	Sanford	IPS	2000
印度	Talcher 1-2	BHEL	2000
中国	菏泽	Mitsui Badcock	2000
中国	聊城	Mitsui Badcock	2000
中国 (台湾)	Taichung	Mitsui Badcock	2000
墨西哥	Alermira	Cerrey	2000
韩国	Yong Houndo	Hanjung	2000~2001

表中只是瓦鲁瑞克—曼内斯曼 (V&M) 钢管公司产品在 20 世纪 90 年代的应用情况。其实, 在 20 世纪 90 年代中期, 我国陕西的蒲城、天津杨柳青、四川的珞璜等电厂也已经使用了 P91 钢的主蒸汽管道。至于 T91 钢, 则应用得更早和更广, 华北电力集团公司所属的一些老机组在 20 世纪 90 年代后期, 都陆续在原国产过热器上将钢 102 钢管更换为 T91 钢, 如山西大同二电厂、石景山热电厂、唐山陡河发电厂等, 都获得了较好的效果, 这种情况在全国就更多了。

第一节 T91/P91 钢的化学成分和主要物理性能

1. T91/P91 钢的化学成分和强化原理

T91/P91 钢的化学成分详见第三章中的表 3-2。为了比较, 在同一个表中也列出了 EM-12 钢的成分。关于它们的化学成分特点和它们的强化原理详见第三章的第二和第三节, 本章不再赘述。这里把 T91/P91 钢和 EM12、SA-335P9 钢在炼制和成材加工中的差别归纳如下:

- (1) 大幅度提高了 T91/P91 钢钢质的纯净度, 把杂质含量控制在 $\leq 10 \sim 15 \times 10^{-6} \text{ g/g}$ 水平; 同时也明显降低了碳的含量。而 EM12、SA-335P9 等钢的杂质在 $25 \sim 30 \times 10^{-6} \text{ g/g}$ 的水平, 同时碳含量也较高。
- (2) T91/P91 钢采用了 Nb、V、N 进行微合金化。
- (3) T91/P91 钢采用了控轧控冷的 (TMCP) 成材加工工艺。

在强化原理方面的差别是: EM12、P9 等钢主要是依靠了固溶、合金碳化物析出和位错获得常温和高温强度的。而 T91/P91 钢则除了固溶、合金碳化物析出外, 更大程度上由于细化晶粒、析出弥散细小的 Nb、V 的碳、氮化合物 (MX 相) 和高密度位错取得室温和更高的高温强度的。此外, T91/P91 钢除了具有更高的强度以外, 还具有优异的韧性。

2. T91/P91 钢的主要物理性能

表 5-2 T91/P91 钢的主要物理性能

温度/℃	20	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650
弹性模量 GPa	218	216	213	210	207	203	199	195	190	186	181	175	168	162
热传导 W/(m·K)	26	26	27	27	28	28	28	29	29	29	30	30	30	30
线膨胀系数 1/(10 ⁶ ℃)	0.0	10.6	10.9	11.1	11.3	11.5	11.7	11.8	12	12.1	12.3	12.4	12.6	12.7
比热容 J/(kg·K)	440	460	480	490	510	530	550	570	600	630	660	710	770	860
密度 10 ³ kg/m ³	7.77													

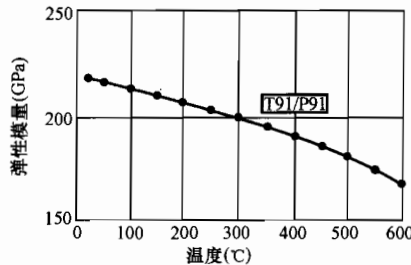


图 5-1 不同温度下 T91/P91 钢的弹性模量

T91/P91 钢有小于不锈钢且更加接近 P22 钢的线膨胀系数和良好的导热性, 见图 4-2 和图 4-3, 图 5-1 则给出了 T91/P91 钢在不同温度下的弹性模量。

3. T91/P91 钢的临界温度和 CCT 图

根据化学成分在上下限间的波动, T91/P91 钢的 A_{c1} 和 A_{c3} 为: A_{c1} 在 $800 \sim 830^\circ\text{C}$ 之间; A_{c3} 在 $890 \sim 940^\circ\text{C}$ 之间。T91/P91 钢的连续冷却转变曲线 (CCT 图) 如图 5-2 所示。

T91/P91 钢是在正火加回火状态下供货。图 5-2 表示了这种钢从奥氏体状态冷却到室温时，在一个较宽的冷却速度范围内都会得到完全的马氏体组织，马氏体组织的硬度小于 450HV。

T91/P91 钢的 M_s 点大约在 380~400℃ 的范围内； M_f 点大约在 100~120℃ 范围内。

ASTM A213 和 ASTM A335 标准给出 T91/P91 钢的正火温度为 1040℃。瓦鲁瑞克—曼内斯曼钢管公司给出的正火、回火温度分别为 1040~1080℃ 和 750~780℃，对于管壁厚度超过 3 英寸（76mm）的钢管，要适当加大正火时的冷却速度，必要时需要把空冷改为水冷，以保证取得马氏体组织，这一点与第四章图 4-6 中 T23/P23、T24/P24 钢的性能与正火冷却速度密切相关的情况相似。图 5-3 是 T91/P91 钢调质后的显微组织。

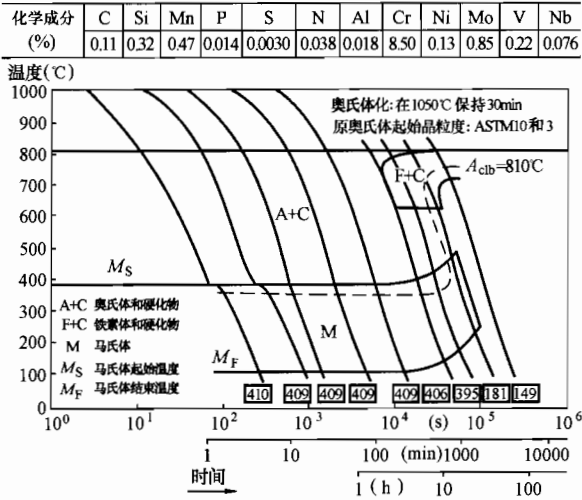


图 5-2 T91/P91 钢的连续冷却转变曲线（CCT 图）

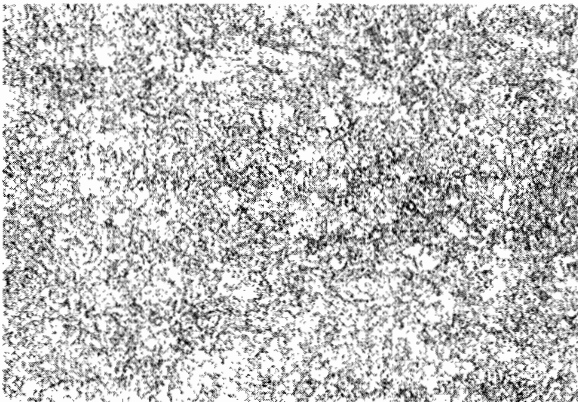


图 5-3 P91 钢供货状态的金相照片 ×200

第二节 T91/P91 钢的力学和抗氧化腐蚀性能

1. T91/P91 钢的主要常温力学性能

T91/P91 钢的主要常温力学性能见表 5-3。

表 5-3 T91/P91 钢的主要常温力学性能

标 准	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	延伸率 (%)	
			纵向	横向
A213/A335 T91/P91	≥ 415	≥ 585	≥ 20	13

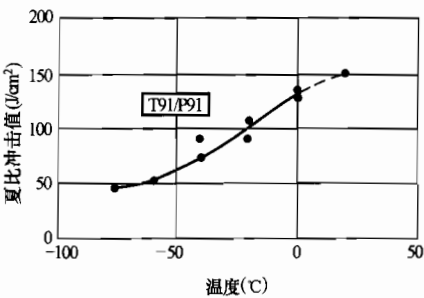


图 5-4 T91/P91 钢韧度随温度的变化

瓦鲁瑞克—曼内斯曼钢管公司提供的 T91/P91 钢的韧度随温度的变化如图 5-4 所示。图中脆性转变温度大概在零下 25℃。图中没有列出零度以上的试验值，但若外推到 20℃时可达到 $\geq 150\text{J}/\text{cm}^2$ 。图 5-5 和图 5-6 分别表示这种钢 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 随温度升高时的变化情况。

2. 时效过程中的性能变化

测定了 T91/P91 钢在分别经受 550℃、600℃ 和 650℃，100~30,000h 时效过程中的抗拉强度、 $\sigma_{0.2}$ 、韧度和延伸率的变化情况，见图 5-7。从这些数据可以把 T91/P91 钢时效过程中常温力学性能的变化归纳为如下各点：

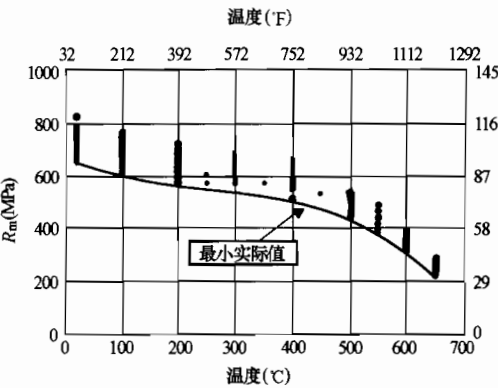


图 5-5 T91/P91 钢 σ_b 随温度的变化

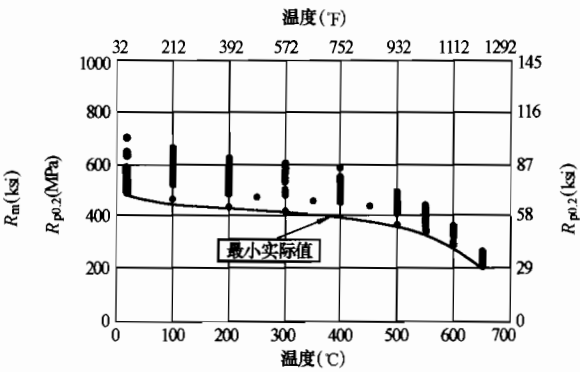


图 5-6 T91/P91 钢 $\sigma_{0.2}$ 随温度的变化

(1) 在 550℃、600℃ 下时效，抗拉强度和 $\sigma_{0.2}$ 都没有明显变化。但是在 650℃ 下时效 2000h 以后抗拉强度、 $\sigma_{0.2}$ 就都会有下降趋势。这种变化说明，虽然它在时效前已经经过了 750℃ 以上的高温回火，回火时析出的第二相和基体在 600℃ 以上还不是很稳定的。它也提示了 T91/P91 钢的长期使用温度不能超过 600℃。

(2) 与抗拉强度、 $\sigma_{0.2}$ 相对应，延伸率的变化也有类似特征。在 550℃、600℃ 时效延伸率几乎没有变化，650℃ 时效 1000h 以后，延伸率有明显增加，但时效到 1 万 h 后延伸率又

开始降低。

(3) 在 550℃、600℃ 下时效, T91/P91 钢的韧度有明显的降低。但在时效 2 万 h 后韧度还能保持在 $100\text{J}/\text{cm}^2$ 以上。在 650℃ 时效时, 韧度一直保持稳定没有变化, 可是在经过 1 万 h 以后韧度开始发生明显下降, 但仍能保持在 $100\text{J}/\text{cm}^2$ 以上。这种现象是与抗拉强度、 $\sigma_{0.2}$ 及延伸率的明显降低有关。

综上所述, T91/P91 钢在 550 和 600℃ 下时效, 力学性能变化不大。超过 600℃ 后, 时效过程中性能变化较明显。但除了韧度以外, 强度和塑性都还能满足标准要求。时效后的冲击韧度还能保持在 $100\text{J}/\text{cm}^2$ 以上。虽然可以说 T91/P91 钢在上述试验温度下时效过程中性能变化不大, 但还是应该注意到, T91/P91 钢的时效倾向是与钢中 Si、P 含量有关的, 详见第三章第四节。

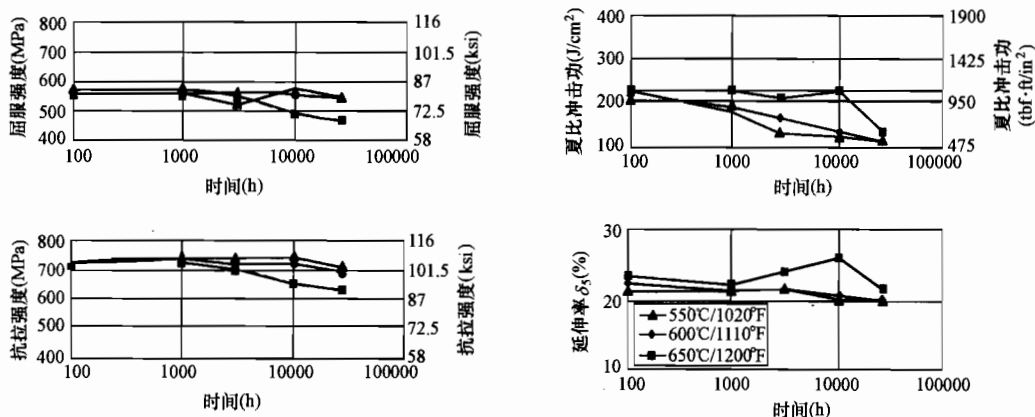


图 5-7 T91/P91 钢时效过程中强度、伸长率和韧度的变化

3. 高温性能

图 5-8 显示了不同炉批号的 T91/P91 钢, 在 550、600 及 650℃ 三个温度下的蠕变断裂强度。

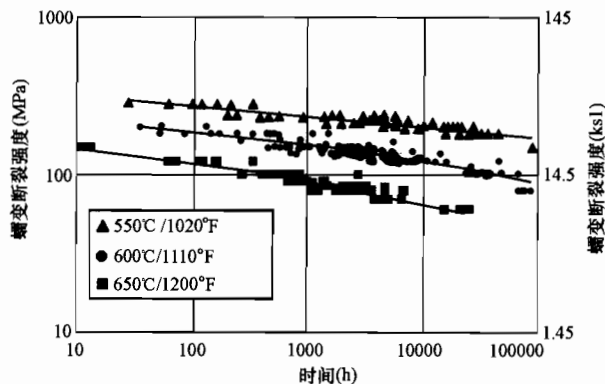


图 5-8 三种不同温度下 T91/P91 钢的蠕变断裂强度

图 5-9 则表示按照 EN 10216—2 标准, 经过 10^5h 得出的 T91/P91、X20 和 T22/P22 钢的蠕变断裂应力与温度变化的关系曲线。图中可以明显看出三种钢蠕变断裂强度的差别。

世界上很多试验室对 T91/P91 钢进行了多年研究, 积累有约 1800 次单项试验结果。表 5-4 分别列出了按照 ASME 的 A213/A335、VdTÜV 和 EN 标准估算出的蠕变断裂强度值。

表 5-4 估算的蠕变断裂强度值

温度 (°C)		500	525	550	575	600	625
蠕变断裂 强度值 (MPa)	ASME ^①	164	153	141	124	98	68
	VdTüV	253	206	162	122	90	63
	EN	258	210	166	127	94	69

① 其蠕变断裂强度值是 ASME 最大许用应力乘以 1.5。

自美国 20 世纪 80 年代开发应用 T91/P91 钢以来, T91/P91 钢在全世界得到了广泛应用, 但是 1996 年日本金材所报道了该钢长时间蠕变后 (600、650°C, 36MPa, 10 万 h), 蠕变强度偏离预测值急剧下降的现象 (见图 5-10)。这个结果使人们联想到 600°C 以上长时间时效过程中发生的强度降低现象, 这个结果也使人们意识到 600°C 这个温度已经达到或超过了 T91/P91 钢的极限。现在各国都把 T91/P91 钢长时间的使用温度极限定在 593°C。

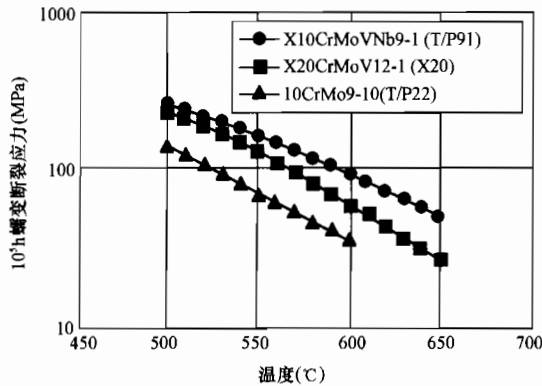


图 5-9 三种钢 10 万 h 以内的蠕变断裂应力与温度变化的关系曲线

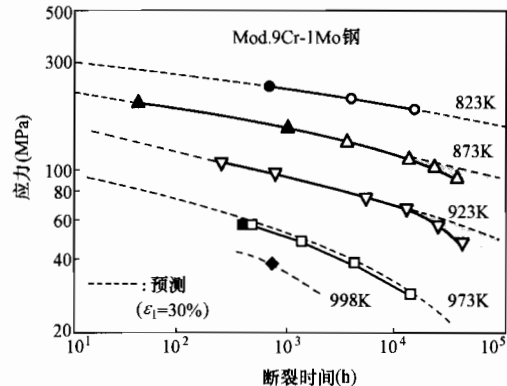


图 5-10 T91 钢的应力、时间、蠕变断裂强度曲线
虚线—预测值; 实线—实测值

表 5-5 和表 5-6 列出了 ASME 标准的最大许用应力值。德国 DIN/TRD、法国 CODAP 规范也有相应的规定。图 5-11 是根据 ASME 标准, 比较了 T91/P91 钢、T22/P22 钢和 X20 三种钢的最大许用应力值。

表 5-5 壁厚小于等于 3" 的 T91/P91 钢的最大许用应力值 (MPa)

温度 (°C)	371	399	427	454	482	510	538	566	593	621	649
最大许用应力 (MPa)	158	153	147	140	132	123	112	96	71	48	30

表 5-6 壁厚大于 3" 的 T91/P91 钢的最大许用应力值 (MPa)

温度 (°C)	371	399	427	454	482	510	538	566	593	621	649
最大许用应力 (MPa)	158	153	147	140	132	123	112	89	66	48	30

T91/P91 钢在 600°C 时的许用应力比 X20 钢和 T22/P22 钢分别高出 25 和 35MPa, 如果

再考虑到使用温度极限，T91/P91 钢的优越性更为突出。

4. 高温抗氧化性能

T91/P91 钢由于高的含 Cr 量，其抗高温氧化性能明显优于 T22/P22 钢，特别是在耐热不起皮性能方面。T91/P91 及含 Nb 的 9Cr、12Cr 铁素体耐热钢，在高温蒸汽作用下所形成的氧化膜不容易剥落，其抗剥离性优于奥氏体钢。钢中 Nb 的存在，有助于富 Cr 钝化膜层的形成，并有助于提高钝化膜的稳定性。T91/P91 钢的抗高温氧化性能和抗高温蒸汽腐蚀性能也优于 T22/P23 和 T24/P24 钢，见第四章图 4-20 和图 4-21。

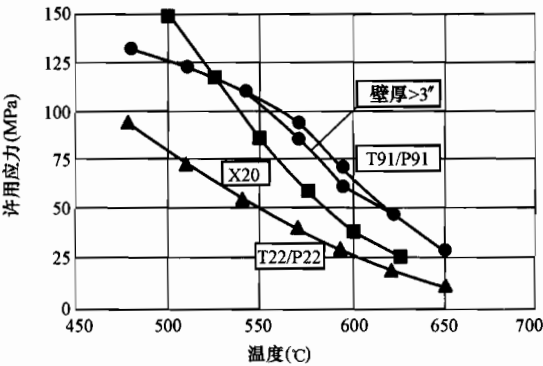


图 5-11 T91/P91 钢和 T22/P22 钢、X20 钢的最大许用应力值比较

第三节 T91/P91 钢的焊接

一、T91/P91 钢焊接的主要问题

焊接 T91/P91 钢的主要问题已在第三章第四节详细讨论过。除了要防止焊接裂纹外，相对于 T23/P23、T24/P24 钢来说，还要注意控制好焊接区域的保护，防止熔池和近缝区金属的氧化（包括坡口背面）。并注意控制好焊接工艺条件，以便确保必要的焊缝韧度和防止过低的焊接接头热强系数。

焊接接头的热强系数= $\frac{\text{某一温度下焊接接头的蠕变断裂强度}}{\text{同一温度下母材的蠕变断裂强度}}$

表 5-7 表示 T91/P91 钢焊接接头热强系数的一例，数据表示，工作温度越高，工作时间越长，热强系数越低。

表 5-7 T91/P91 钢焊接接头热强系数

温度 (℃)	时间 (h)							
	100	300	1000	3000	10000	30000	100000	300000
427	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0	1.0
454	0.96	0.95	0.95	0.95	0.95	0.95	0.94	0.94
482	0.95	0.95	0.94	0.94	0.94	0.94	0.93	0.93
510	0.94	0.94	0.94	0.93	0.92	0.92	0.92	0.92
538	0.93	0.93	0.93	0.92	0.91	0.91	0.90	0.89
567	0.92	0.92	0.91	0.91	0.90	0.89	0.88	0.86
593	0.91	0.90	0.89	0.89	0.88	0.86	0.85	0.84
621	0.89	0.88	0.88	0.87	0.85	0.82	0.81	0.79
649	0.89	0.86	0.85	0.83	0.81	0.79	0.76	0.74

二、T91/P91 钢焊接工艺要点及实践经验举例

1. 焊前准备

(1) 坡口制备。

1) 大直径管焊接的坡口形状和尺寸可选择如图 5-12 所示的方案。T91 小管焊接用坡口可参照第四章图 4-26 的坡口。

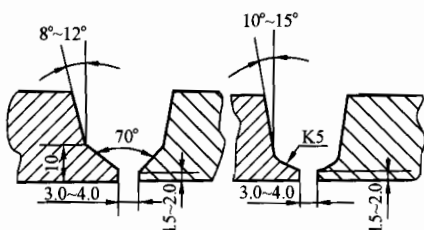


图 5-12 P91 钢坡口形状
尺寸及装配点固焊

2) 焊前清理。用角向磨光机等打磨坡口表面及距坡口 15~20mm 范围的钢管内外两侧表面，清除水、油、锈等脏物，达到可见到金属光泽。

(2) 对口点固焊。

1) 装配时，将管道垫置牢固，不得在管道上焊接临时支撑物。

2) 管道对口错口不得超过 1.0mm，间隙为 3.0~4.0mm，钝边小于 2.0mm。

3) P91 钢大径厚壁管点固焊时，宜采用将“定位块”点固在坡口内，其材质应选用 Q235 或 16Mn 钢，如图 5-13 所示。

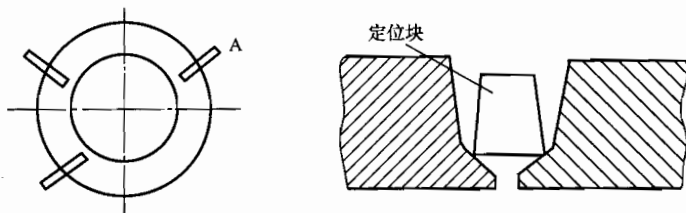


图 5-13 点固焊（定位块）示意图

4) 用火焰或电阻加热点固焊区达到 250~300℃，选用正常焊接时用的焊材及工艺施焊，焊接电流应比正式焊接的电流大 10~15A。

5) 点固焊及正常施焊过程中，不得在管子表面引弧或试验电流。

2. 充氩保护

为防止 P91 钢焊缝根部氧化，GTAW 打底及 SMAW 焊接填充第一层焊缝时，应在管内侧充氩气，保护背面金属，防止其过度氧化。

充氩保护范围以坡口轴中心为基础，每侧各 250~300mm 处贴两层可溶纸，以耐高温胶带粘牢固，做成密封气室，以防充氩时氩气从管道中流失造成充氩不足而产生根部氧化（可用打火机在气室打火进行检验，若“点不着火”，则证明气室密封符合要求）。有些国内电建单位发明和使用能够重复使用的、可在管道内移动的堵板，效果也很好。

采用“充气弯管”从探伤工艺孔或坡口间隙充氩。依管径大小可将氩气流量控制在 20~30L/min，管径小取下限，管径大取上限，以保证充氩量的充足和纯度。

实践中发现，在水平固定和倾斜角固定焊接时，单纯用纯度为 99.99% 的氩气，管内平焊位置仍会出现氧化过烧现象；如果单纯使用 88%N₂+12%H₂ 混合气体时，则管内仰焊位置会出现氧化过烧现象。分析这种情况得到的经验是：当采用纯氩气保护时，由于氩气密度大，氩气充到气室后，氩气沉在底部，平焊部位得不到可靠的保护；而使用混合气体保护

时,混合气体的 H_2 易集中在平焊部位,出现仰焊部位氧气得不到有效排出,形成缺陷。国内有些单位,如上海电建公司等,采用氩气和混合气体联合保护,解决了上述问题,不仅使打底焊缝的背面氧化问题得到彻底解决,还使焊缝背面带有金属光泽且呈现微凸的形状。具体措施为:①采用的混合气体为 $88\%N_2+12\%H_2$,混合气体和氩气的流量均为 $24L/min$ 。②充气保护的装置如图 5-14 和 5-15 所示。

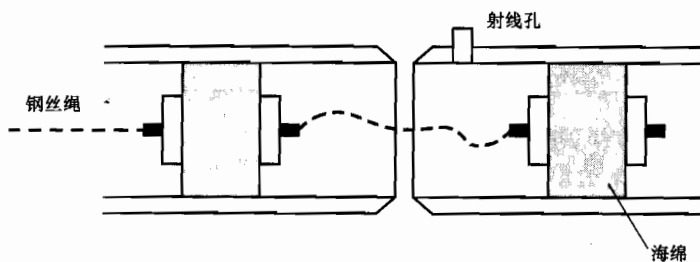


图 5-14 充气密封装置示意

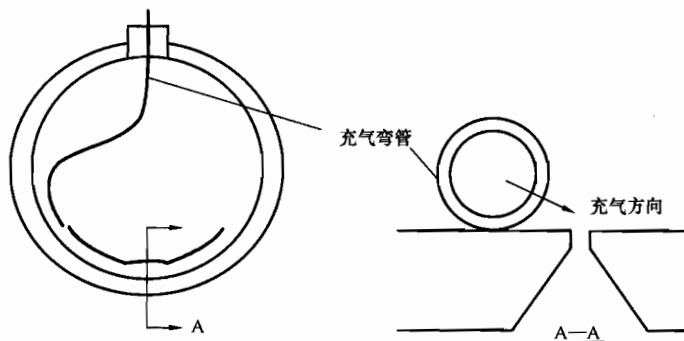


图 5-15 充气装置示意

3. 焊接材料选择

与焊接常规合金材料一样,除了应选用碱性低氢型、焊接工艺性能良好的焊接材料外,还要按照第三章讨论的原则选择熔敷金属成分,以保证焊条电弧焊和埋弧焊焊缝金属的韧度。此外,由于有些焊接材料厂商为了保证焊缝的韧度,过分地提高了 Ni 和 Mn 的含量,造成焊缝金属 A_{Cl} 的过分降低。此时,如果盲目地仍按照标准给出母材的回火温度进行 PWHT,则有可能使焊缝金属进入到 A_{Cl} 以上的区域而发生部分奥氏体化,冷却后形成新的马氏体,造成常温韧性劣化和高温蠕变断裂强度的劣化。此时,必须在焊缝金属的 A_{Cl} 减去 $50^{\circ}C \pm 10^{\circ}C$ 的温度下进行 PWHT。但是在此温度下 PWHT,为了使焊接接头的 HAZ 获得充分的回火,就需要大幅度延长回火时间,这样做显然是不合理的。因此,选择焊接材料(焊条、埋弧焊丝和焊剂)时,应注意使熔敷金属的 $Ni+Mn \leq 1.5\%$,并尽可能获取其 A_{Cl} 的数值。

除此之外,推荐选用 $\phi 2.5$ 的焊丝打底,用 $\phi 2.5$ 、 $\phi 3.2$ 的小直径焊条进行填充和盖面焊。

图 5-16 为推荐用于焊接 P91 钢厚壁大直径管的焊接和焊后热处理工艺曲线。对于 T91 小管,焊接的预热和层间温度可以更低些,甚至在环境温度和工件温度不低于 $20^{\circ}C$ 时可以

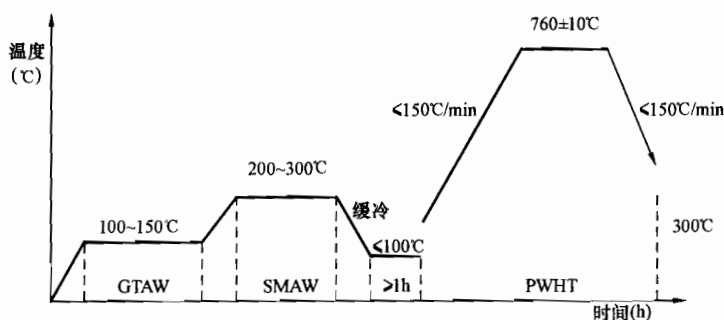


图 5-16 P91 钢大管焊接及焊后热处理工艺曲线

不预热。

预热和层间温度不能过高，过高的预热和层间温度不仅对防止裂纹没有必要，相反会危害焊缝金属的韧性。因此，在控制预热和层间温度时，应该注意温度测量的准确性，曾发生过温度测量值低于实际值造成实际温度过高而损害了焊缝韧性的事例。如在某公司焊接 $\phi 540 \times 40\text{mm}$ 钢管时，采用履带式加热器预热和保持层间温度。第一组焊口（水平、垂直）的焊接和热处理完成后，室温冲击韧性的结果见表 5-8。由表中的数据可以看出两个主要问题，一是数据离散度大，二是一部分数据不合格。分析原因时发现：实际工作中，采用了宽 150mm 的履带式加热器绑在焊缝两侧，履带式加热器边缘距坡口边沿 50mm，测温点设置在加热器中央，这样一来，测温点距坡口边沿有 125~150mm。用远红外线测温仪验证坡口中施焊位置温度的结果表明，在填充完第一道焊缝的 6 点至 12 点的位置后，测温点显示的层间温度是 280°C ，满足了层间温度规定的要求。可是用远红外测温仪检测坡口中后一道焊缝施焊起始位置的实际温度是 380°C ，远远超过层间温度的上限值，比测温点显示的层间温度高出了 100°C 。因此，在随后的焊接过程中，都用远红外测温仪辅助验证。发现整道焊口焊接时，施焊位置的温度与测温点的温度都有 $80\sim 110^\circ\text{C}$ 的差别，这就是焊缝金属韧性不合格的主要原因。为此，规定要求：焊工在焊接所有后一道焊缝前都应确认层间温度。待层间温度降到 $250\sim 280^\circ\text{C}$ 或再低一些的温度后才可以开始焊接。按照这样的规定，调整焊接工艺后，焊缝的室温冲击韧性就能稳定地提高，其结果见表 5-9。

表 5-8 第一组焊口的室温冲击试验结果

取 样 位 置	冲击功 (J)		
	1	2	3
焊缝 (水平)	35.5/56	82/27	285/34
热影响区 (水平)	20/258	30/302	22/47
焊缝 (垂直)	46/40	64/37	25/25
热影响区 (垂直)	309/317	284/326	296/303

表 5-9 经调整焊接工艺后的室温冲击试验结果

取 样 位 置	冲击功 (J)		
	1	2	3
焊缝 (水平)	125	124	118
热影响区 (水平)	115	156	159
焊缝 (垂直)	92	100	131
热影响区 (垂直)	159	211	270

焊接和焊后热处理工艺曲线还应考虑工件的尺寸和形状。若焊件是像对接焊缝一样的应力较小的构件，而且壁厚不大时，预热温度可以低于 200℃；如果壁厚小于 80mm，焊后接头可以冷到室温使其全部转变为马氏体；但对于厚壁的锻件和铸件，焊接时预热和层间温度必须大于等于 200℃，而且焊后为了使其全部转变为马氏体，只能控制在不小于 80℃，避免冷却到室温而产生裂纹。

4. 焊接

(1) GTAW 打底焊接。

1) GTAW 的焊接工艺参数可参照表 5-10 所列的数据。

2) GTAW 打底焊。对 P91 钢大管可采用打底两层，一则可防止打底焊缝被第一层焊条电弧焊填充焊时烧穿，二则会降低根部焊缝氧化程度。若 GTAW 打底焊层只是一层，则打底焊层的厚度应大于等于 3.0mm。

表 5-10 GTAW 打底焊接工艺参数

钨极	焊丝牌号及规格	焊接电流 (A)	电弧电压 (V)	焊接速度 (mm/min)	正面保护 Ar (L/min)
Wce-20 φ2.5	BW41B C9MV-1G φ2.4	95~115	9~11	60~80	10~15

(2) 注意事项。

1) P91 钢由于合金含量高，铁水流动性差，根部焊缝容易烧焦，所以要求充氩保护。打底焊的好坏关键在充氩的质量，充氩时可利用细针头或细铜管把头敲扁插入焊缝内。向内充氩后，要感觉氩气从焊缝间隙中轻微返出，整个焊口可利用矿渣棉进行堵实，焊接一段拔开一段，逐段地进行焊接。

2) 打底焊接时，要注意不能像焊接一般钢材那样，送丝一定要均匀，不能靠送焊丝的力量来突出根部，否则容易造成根部焊缝出现未熔化的焊丝头。铁水过渡最好采用自由过渡，收头时特别要注意把焊接电流衰减下来，填满弧坑后移向坡口边沿收弧，防止产生弧坑裂纹。

(3) SMAW 填充和盖面焊接。

1) 焊条电弧焊填充时，第一道焊道应尽可能减小焊接电流，防止打底层由于电流过大被击穿。每一根焊条收弧都应衰减电流，待熔池填满后再收弧，防止产生弧坑裂纹。

2) 层道间需进行仔细清理，可利用锋钢锯条或角向砂轮机进行清理，不可用榔头錾子过重地敲击焊缝，防止产生裂纹。

3) 焊条电弧焊时，需要很好地控制焊接工艺参数。应如第三章所述选用较低的焊接热输入量，由于 T91/P91 钢的合金含量较高，熔池中液体金属流动性较差，过小的焊接电流不易获得优良的焊缝形状，容易形成层间熔合不良。因此，可以采用增大焊接速度代替降低焊接电流的办法来保证较低的焊接热输入量，也就是采用较小的焊道厚度。表 5-11 为可供参考的焊接工艺参数。

表 5-11 T91/P91 钢 SMAW 工艺参数

焊条直径 (mm)	φ2.5	φ3.2	φ4.0
焊接电流 (A)	80~100	110~150	140~180
电弧电压 (V)	20~22	20~24	20~25

4) 焊层、焊道尺寸。多层多道焊时, 焊层的厚度以等于焊条直径为宜, 焊道宽度以焊条直径的 3 倍为宜, 但最大不宜超过 4 倍。焊层和焊道的排列可参考图 5-17。

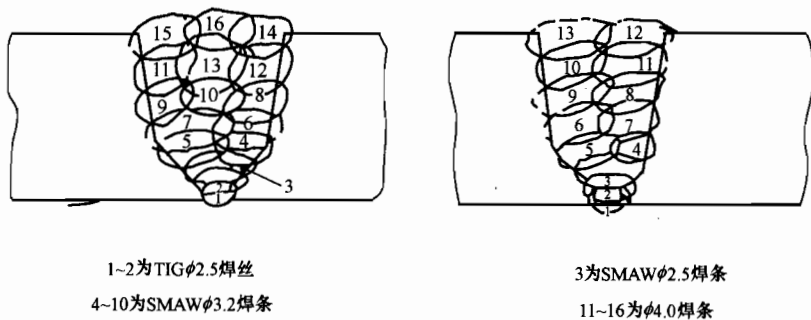


图 5-17 P91 钢大厚壁管道焊接层道排列示意图

5) 清理。每焊一层(道),用角向砂轮机或钢丝刷彻底清除焊渣及飞溅,特别要注意中

间接头及坡口边缘。

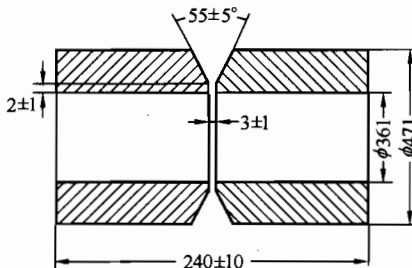


图 5-18 焊接结构示意图

(4) P91 钢管焊接举例。

1) P91 钢焊接时, 焊接热输入量对焊缝韧度的影响。试验用钢管为 $\phi 17 \times 28 \text{mm}$ 的 P91 钢管, 试件尺寸如图 5-18 所示。焊接方法为 GTAW+SMAW, 焊接工艺条件如表 5-12 所示。焊接材料的焊丝牌号为 9CrMoV-N GTAW, 规格为 $\phi 2.5$; 焊条牌号为 CHROMET 9MV, 规格为 $\phi 2.5$ 、 $\phi 3.2$ 、 $\phi 4.0$ (FOX

CMV)。焊接位置为垂直固定(横焊)。

表 5-12

焊接工艺条件

层号	焊接方法	焊条 (焊丝)		焊接电流		焊接速度 (mm/min)
		牌号	规格	极性	A	
1	GTAW	9CrMoV-N GTAW	φ2.5	正接	100~110	100~140
2	SMAW	CHROMET 9MV	φ2.5	反接	100~110	100~140
3	SMAW	CHROMET 9MV	φ3.2	反接	120~130	120~160
4~6	SMAW	FOX C MV	φ4.0	反接	140~150	120~170

焊前预热的预热温度为 200~250℃, 层间温度为 200~300℃。后热消氢热处理温度范围为 300~350℃, 保温时间为 2h; 焊后热处理的温度范围为 750±20℃, 热处理保温时间范围为 2~2.5h, 焊接及焊后热处理工艺曲线如图 5-19 所示。保护气体的种类为氩气, 正

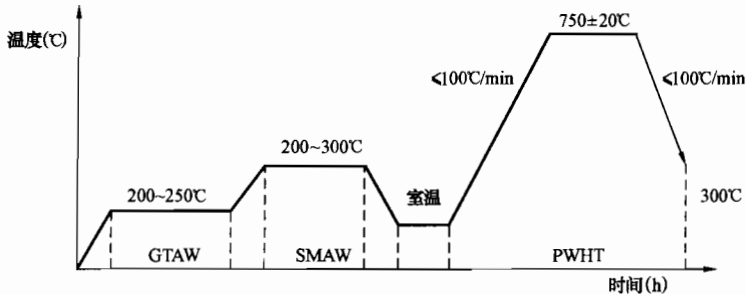


图 5-19 焊接及焊后热处理工艺曲线示意图

面保护气体的流量为 13L/min，背面保护气体的流量为 30L/min。

采用摆动焊，最大摆幅小于 20mm。打底焊道和中间焊道的清理采用手动砂轮和钢丝刷。焊接接头的冲击韧度见表 5-13。由表 5-13 可以看出，焊缝冲击功有一部分低于 41J，按照标准（DIN17175 标准）是不合格的。

表 5-13 冲击韧度

试样编号	缺口形状	缺口位置	试验温度 (℃)	冲击功 (J)
1	V 型	熔合区	室温	86
2	V 型	熔合区	室温	60
3	V 型	熔合区	室温	98
4	V 型	焊缝	室温	35
5	V 型	焊缝	室温	23
6	V 型	焊缝	室温	45

为了提高接头的韧度，对焊接工艺条件进行了调整，不再采用 $\phi 4$ 的焊条，其他条件不变，焊接工艺条件见表 5-14。

按表 5-14 的焊接工艺条件，焊接的焊缝金属冲击功见表 5-17。

由表 5-15 可以看出，焊缝的冲击功已达到标准要求，由此可以看出焊接线能量对 P91 钢接头的韧性有很大的影响，必须严格控制焊接线能量，切忌使用大焊接工艺条件焊接。

表 5-14 焊接工艺条件

层 号	焊接方法	焊条 (焊丝)		焊接电流		焊接速度 (mm/min)
		牌号	规格	极性	A	
1	GTAW	9CrMoV-N STAW	$\phi 2.5$	正接	100~110	100~140
2	SMAW	CHROMET 9MV	$\phi 2.5$	反接	100~110	100~140
3~8	SMAW	CHROMET 9MV	$\phi 3.2$	反接	120~130	120~160

表 5-15 接头冲击功

试样编号	缺口形状	缺口位置	试验温度 (℃)	冲击功 (J)
7	V 型	熔合区	常温	76
8	V 型	熔合区	常温	93
11	V 型	熔合区	常温	110
9	V 型	焊缝	常温	50
10	V 型	焊缝	常温	63
12	V 型	焊缝	常温	47

2) SMAW 焊层布置对焊缝韧性的影响。

图 5-20 表示 SMAW 焊层布置对焊缝韧性的影响。结果表明，在同样焊接热输入条件下，焊层薄的单道多层焊的焊缝韧性优于焊层较厚的多道多层焊的焊缝。

3) SMAW 焊焊接位置对焊缝金属韧度的影响。采用 Thyssen Chromo9V 焊条和前述焊接工艺要点，以各种位置焊接三种不同规格的 P91 钢管，其性能表示在表 5-16 中。由表中数据可见，所有熔敷金属的冲击功都在 60~75J，各种规格钢管焊缝金属的冲击功都在 60~130J。有趣的是，虽然除了 2G 位置

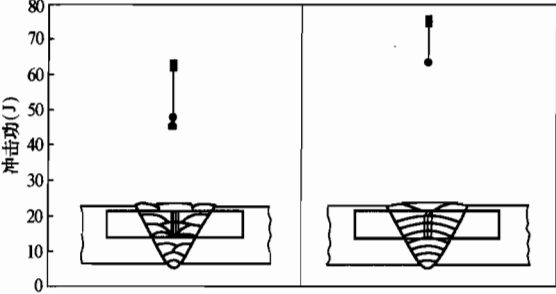


图 5-20 焊层布置对焊缝韧度的影响

以外，所有其他位置的焊接都采用摆动的焊层较薄的单道多层焊方法，但 2G 位置焊接的焊

缝金属韧度最高，这可能是在 2G 位置焊接时焊接速度快的缘故。从表中还可以注意到，对于壁厚为 60mm 的 P91 钢管，层间温度为 170~190℃，此时的焊缝韧度不仅达到了大于等于 41J 的标准要求，而且还是表中的最高一组韧性值。这说明保证高的焊缝韧度不需要过高的层间温度。

表 5-16 SMAW 焊接的三种位置及不同规格 P91 钢管的焊接材料及焊缝性能

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	N	Nb
0.09	0.23	0.65	0.005	0.005	9.11	1.08	0.76	0.20	0.03	0.06
焊接工艺条件						常温力学性能				
钢管尺寸	焊条直径	焊接电流	焊接电压	层间温度	PWHT	焊接位置	$\sigma_{0.2}$	σ_b	延伸率	夏比冲击功
ϕ_{xt}	ϕ									
mm	mm	A	V	℃	℃/h		MPa	MPa	%	J
熔敷金属	3.2	130	25	250/280	760/2	1G	621	729	19.4	62 67 74
260×60	3.2	140	27	170/190	760/4	2G (89)		666 *	104	108 102
焊缝金属					760/10	2G		664 *	102	130 100
熔敷金属	3.2	130	25	250/280	760/2	1G	643	754	19.0	65 70 62
						1G		690 *	79	99 80
280×22	3.2/4.0	130/180		200/250	750/2	5G		686 *	75	70 64
焊缝金属						4G		679 *	86	83 85
						2G		687 *	76	118 84
熔敷金属	3.2	130	25	250/280	760/2	1G	611	729	19.2	68 73 66
						1G (25)		684 *	98	70 82
316×32	2.3/4.0	125/170		250/290	760/2	5G (23)		693 *	70	81 74
焊缝金属						4G (18)		695 *	65	86 65
						2G (41)		692 *	82	70 72

* 断于母材 () 填充焊道数量

4) 埋弧自动焊焊接 P91 钢管的焊接材料及焊缝性能。如前所述，P91 钢焊缝金属韧度对焊接热输入敏感。在常用的焊接方法中，SAW 焊接热输入是较大的，因此 SAW 的焊缝韧度是最差的，故至今极少见到采用 SAW 焊接 P91 钢的实例。但也有介绍采用能够减少焊接过程中碳及合金元素烧损的焊剂，保证了焊缝金属的成分，获得良好焊缝韧度的经验，焊接结果见表 5-17。焊接时也采用了扁平焊道的操作要点，推荐采用 $\phi 3.0$ 的焊丝，焊接参数为： $I=380\sim 400A$ ， $U=30V$ ， $v=45cm/min$ 。列举的工艺也获得了良好的焊缝韧度。

表 5-17 SAW 焊接不同规格 P91 钢管的焊接材料及焊缝性能

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	N	Nb
0.09	0.22	0.32	0.005	0.006	8.72	0.91	0.71	0.22	0.036	0.05
焊接工艺条件						常温力学性能				
钢管尺寸	焊条直径	焊接电流	焊接电压	焊缝速度	层间温度	PWHT	$\sigma_{0.2}$	σ_b	延伸率	夏比冲击功
ϕ_{xt}	ϕ									
(mm)	(mm)	(A)	(V)	(cm/min)	(℃)	(℃/h)	(MPa)	(MPa)	(%)	(J)
a. w. m.	3.0	380	30	45	200/250	760/2	581	738	20.0	65 74 77
260×40	3.0	380	30	45	200/250	750/2		682 *	110	126 123
焊缝金属										
熔敷金属	2.5	330	32	50	200/250	750/4	649	772	19.0	35 45 52
300×56	3.0	400	29	50	250/300	760/4		676 *	62	64 64
焊缝金属										

* 断于母材

5) 焊接热影响区宽度对接头蠕变断裂强度的影响。表 5-18 表示在不同焊接工艺条件下焊得的接头性能。其中接头编号“1”使用了 GTAW 方法焊接, 接头编号“3、4”都采用焊条电弧焊。比较表中三个接头的条件, 明显看到接头编号“3”的管壁最厚、预热和层间温度最低、焊层最薄。综合这些因素, 接头编号“3”的热输入最小, 焊接冷却速度最快, 热影响区宽度最小, 蠕变断裂寿命最长, 也可以说它的热强系数最大。接头编号“1”管壁最薄、预热和层间温度最高。虽然焊层不厚, 但它的冷却速度慢, 热影响区的宽度大, 导致它的蠕变断裂寿命减短, 接头的热强系数最小。接头编号“1”尽管由于采用的是 GTAW, 焊缝的韧度较高, 但是热强系数低。因此, 在全氩弧焊时, 应注意限制它的热影响区宽度。由于 GTAW 焊的速度难以提高, 为了做到这点, 就需要降低预热温度和层间温度, 这样才有可能取得较高的接头热强系数。

表 5-18 焊接工艺条件对热影响区宽度和蠕变断裂寿命的影响

接头编号	1	3	4
接头尺寸 mm	φ241×9	φ260×60	φ260×32
坡口	60°角 V 形坡口对接	7°角 U 形坡口对接	7°角 U 形坡口对接
焊接位置	横焊	横焊	立向上
预热温度 °C	≥180	≥100 ✓	≥100
层间温度 °C	≤270 ✓	≤190 ✓	≤200
焊条直径 mm	2.4	3.2	4.0
焊接电流 A	90~120	120~140	170~200
填充焊层数目	4 层	25 层不摆动薄焊道	7 层摆动厚焊道
焊层厚度 mm		约 2.5	约 4.0
焊后热处理	760°C/2h	760°C/4h	760°C/4h
热影响区宽度 mm	4~5	2	4
接头抗拉强度 MPa	675	670	652
焊缝冲击功 J	135	105	92
600°C/70 MPa			
断裂时间 h	1.0 万	2.1~2.9 万	1.6~1.9 万

以上列举了国内、国外焊接 T91/P91 钢管道的部分实践, 焊接和加工这种钢的技术还有很多未解决的问题, 如熔化极气体保护焊的应用、如何提高生产效率、哪些焊接工艺因素会严重影响构件的蠕变断裂寿命等, 都有待在实践中积累和总结。

第六章

SA213-T92/SA335-P92和
E911钢的性能及焊接

继 T91/P91 钢以后，欧洲和日本开始对 T91/P91 钢进行改进，以期进一步提高蠕变断裂强度和使用温度。1996～1998 年，开发出了 9Cr-0.5Mo-2W 为主要成分的 NF616 和 X10CrMoWVNb9-2 钢，并已分别纳入 ASTM 和 ASME 标准。在 ASTM 中，NF616 钢的编号为 ASTMA213T92/ASTMA335P92，在欧洲的编号为 X10CrMoWVNb9-2，在日本的编号为 STBA29/STPA29。

在欧洲，除了降低 Mo 含量并添加 2% 的 W 而开发的 T92/P92 钢外，还在 T91/P91 钢的基础上添加 1% 的 W 获得了常温及高温性能和 T92/P92 相当的钢 E911 (X11 CrMoWVNb9-1-1)，这种钢的标准成分也一起列在表 6-1 中。这两种钢的推荐使用温度都为 ≤625℃。本章将以 T92/P92 钢为例进行讨论，同时也介绍 E911 (X11 CrMoWVNb9-1-1) 钢的相关特点。

表 6-1 SA213T92/SA335P92 和 E911 的化学成分 (%)

		C	Mn	P	S	Si	Cr	W	Mo	V	Nb	N	B	Al	Ni
E911	最小	0.09					8.50	0.90	0.90	0.18	0.06	0.05			0.10
	最大	~ 0.13					~ 9.50	~ 1.10	~ 1.10	~ 0.25	~ 0.10	~ 0.09			~ 0.40
T92/P92	最小	0.07	0.30				8.50	1.50	0.30	0.15	0.04	0.03	0.001		
	最大	~ 0.13	~ 0.60	0.020	0.010	0.50	~ 9.50	~ 2.00	~ 0.60	~ 0.25	~ 0.09	~ 0.07	~ 0.006	0.040	0.40

这两种钢与 T91/P91 钢相比，它们的抗腐蚀性和抗氧化性与 T91/P91 钢相同，但是具有更高的高温强度和蠕变性能。与 TP347H 相比，价格低廉，而且热膨胀系数小、导热率高和抗疲劳性能强，焊接性和可加工性好。

欧洲实践经验表明，T92 钢适用于制作蒸汽温度在 580～600℃ 之间、金属最高温度在 600～620℃ 的锅炉本体过热器、再热器。P92 材料则适用于锅炉外部的零部件，如管道和集箱，蒸汽温度可高达 625℃。使用这种钢材，可以明显减轻锅炉和管道部件的重量。

应该指出，自 1996 年以来，P92 钢制的结构虽然已开始试验性地用于一些电站项目中（见表 6-2），但迄今还未在电站建设项目中大规模采用，其主要原因在于材料及焊接专家们还需要通过谨慎的实践来建立对这种材料的充分信心。需要认识在电站实际服役条件下，经过长期高温高压运行后，钢材显微组织变化的规律以及认识由此带来的对蠕变断裂强度和塑性韧性的影响。

表 6-2 20 世纪 90 年代建成的使用了 T92/P92 钢的部分电站

国 家	项目/机构	尺寸 (mm) 内径×壁厚	部件名称	蒸汽温度 (°C)	蒸汽压力 (MPa)	建成 日期
丹麦	VESTRAFT	240×39	主蒸汽直管	560	25.0	1996
	NORDJYLLANDSET	160×45	集箱	582	29.0	1996
德国	KIEL/GK	480×28	集箱	545	5.3	1997
	WESTFAILEN	159×27	蒸汽管路	650	18.0	1998
丹麦	AVEDORE2 /ELKRAFT	400×25 490×30	主蒸汽管	602	32.9	1999

第一节 T92/P92 钢的化学成分及热处理工艺的确定

1. 化学成分的确定

由于 T92/P92 钢是在 T91/P91 钢的基础上开发出来的, 因此其成分是以 9Cr-1Mo 为基础进行调整的。考虑到在单独添加 Mo 的情况下, 随着 Mo 含量的提高, 强度能够增加, 但是当 Mo 含量达到和高于 1.6% 时, Mo 的固溶强化效果由于出现了 δ 相而被抵消。此外, 考虑到 W 也同样具有固溶强化和形成稳定碳化物的特性, 也是能有效地提高钢材蠕变断裂强度的元素, 因此可以用 W 来代替 Mo 或采用 Mo 和 W 的联合强化作用来进一步提高钢材的性能。在这种指导思想下, 选择了在 0.05C-9Cr-0.2V-0.05Nb-0.005B 的基础上试验不同 Mo、W 配比的强化效果。图 6-1 表示了不同 Mo、W 含量配比下的 600°C 10 万 h 的蠕变断裂强度, 从图 6-1 可以看出, Mo 的含量为 0.5%、W 的含量为 1.8% 时为最佳组合。

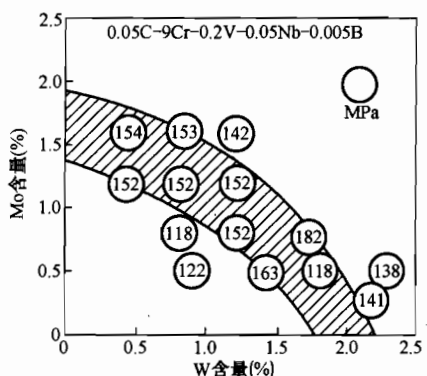


图 6-1 改变 Mo 和 W 含量的 9Cr-V-Nb 钢 600°C 10 万 h 的蠕变强度

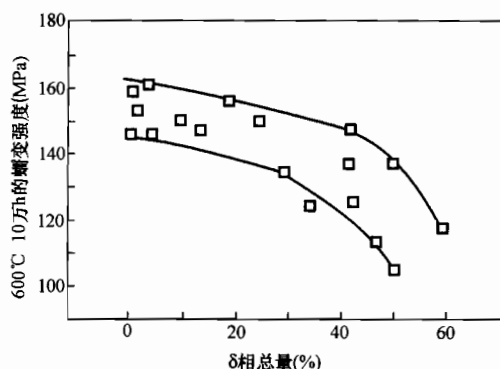


图 6-2 δ 铁素体含量和 Larson-Miller 参数求得的 600°C 10 万 h 蠕变断裂强度之间的关系

图 6-2 表示 9-15Cr-0.5Mo 系列钢中的 δ 铁素体含量和用 Larson-Miller 参数求得的 600°C 10 万 h 蠕变断裂强度间的关系。图 6-3 表示 9Cr-V-Nb 钢经过 600°C 3000 小时时效后的冲击韧性与 δ 铁素体量的关系。这些结果进一步定量地说明了 δ 铁素体对这类钢的有害作用。为此, 需要防止在添加 W 以后在钢中出现 δ 铁素体。根据这个需要, 在确定了 Mo、W 含量配比后, 还要保证钢中的 N、B 含量, 还要添加适当的 Ni, 于是形成了表 6-1 所列的成分。

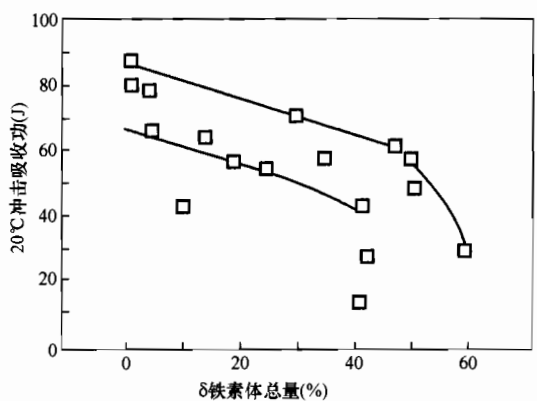


图 6-3 9Cr-V-Nb 钢 600℃3000h 时效后的韧性与 δ 铁素体量的关系

2. 热处理工艺的确定

T92/P92 钢的 A_{C1} 温度为 800~845℃, A_{C3} 为 900~920℃, M_s 温度为 370~400℃, M_F 温度大约为 100℃, 它们将随奥氏体原始晶粒度的大小而变化。T92/P92 钢和 T911/P911 钢的 CCT 图分别如图 6-4 和图 6-5 所示。

从图中可以看出, 在较宽的冷却速度范围内, 从奥氏体冷却到室温, 两种钢都会从奥氏体组织转变为马氏体组织。

在已知上述各临界温度的情况下, 为了确定它们的热处理工艺制度, 首先观测淬火温度对 T92/P92 钢 700℃10³h 后的蠕

变断裂强度和常温韧性的影响。观测时, 先将其回火制度固定为 780℃/h。观测发现, 随着淬火温度从 950℃升高到 1150℃, 钢的蠕变断裂强度有升高的倾向, 而韧性有降低的趋势。这是由于淬火温度的升高促使原来已经析出了的 Nb 的碳氮化合物又固溶于母液, 减弱了析出物形成的钉扎作用, 因而阻止不了奥氏体长大而使韧性降低。但另一方面, 正是由于 Nb、N 的固溶, 增加了在回火时析出细微的碳氮化合物的数量, 使蠕变断裂强度升高。在搞清淬火温度的影响后, 把淬火温度固定在 1050℃, 然后观测回火温度对强度和韧性的影响。此时, 可看到随着回火温度由 720℃增加到 820℃, 不仅钢的韧性提高, 钢的蠕变断裂强度也略有提高。这一现象可以认为是由于回火温度愈高, 回火后的组织愈稳定的缘故。但若回火温度超过 A_{C1} 时, 由于形成了新的没有经过回火的马氏体, 其蠕变断裂强度会变得很差。根据这些试验结果, 确定 T92/P92 钢的淬火 (正火) 温度为 1040~1080℃。在此温度下, 大部分 Nb 的碳氮化

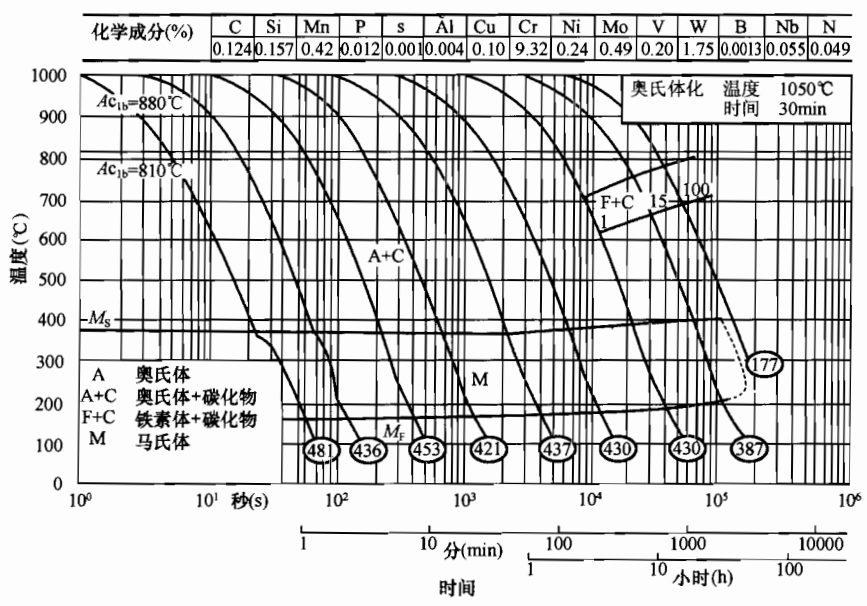


图 6-4 T92/P92 钢的 CCT 图

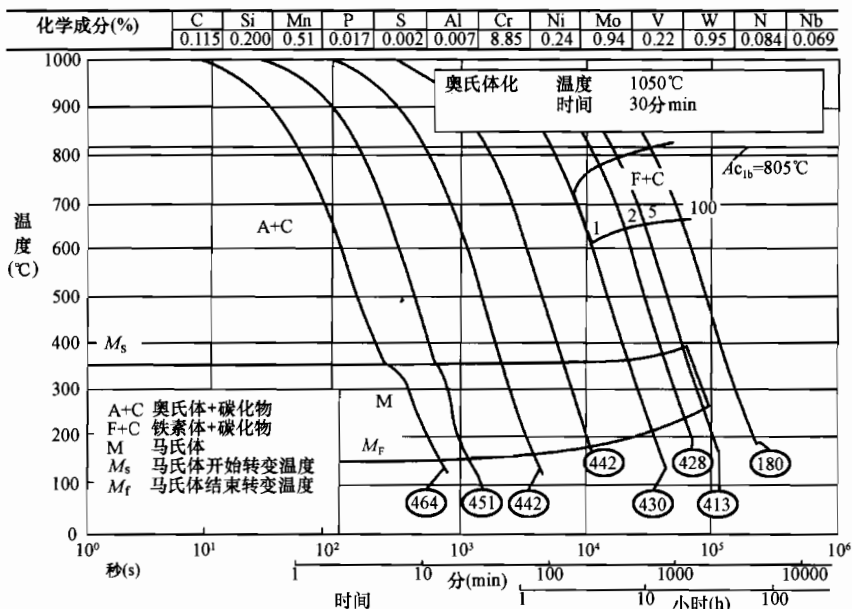


图 6-5 X11CrMoWVNb9-1-1 (E911) -T/P911 钢的 CCT 图

合物固溶，但奥氏体晶粒无明显长大，回火温度确定为 750~780℃。E911 的热处理温度与此相同。T92/P92 和 E911 钢在正火和回火状态下使用，其组织为单一的回火马氏体。图 6-6 给出了 T92/P92 钢正火及回火后的典型显微结构。从图中可以看出，该钢材的组织为带有碳化物 $M_{23}C_6$ 和 MX 型钒/铌碳氮化物等析出物的回火马氏体。这些析出物通过沉淀强化改善了材料的蠕变断裂强度。另外，Mo 和 W 的固溶强化也起到了强化的作用。

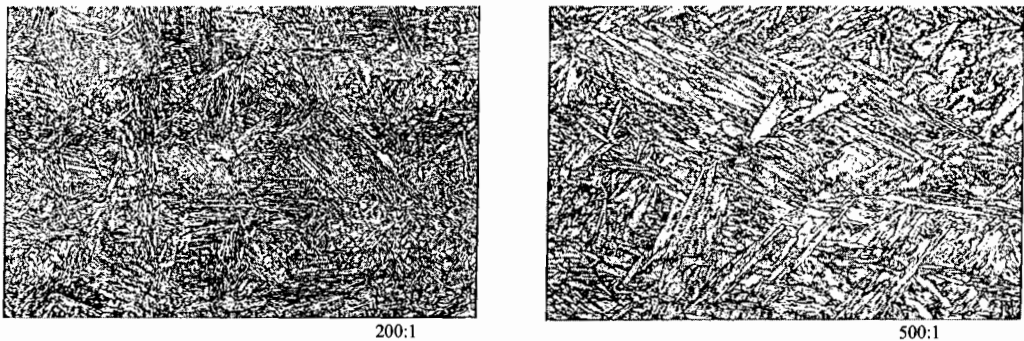


图 6-6 T92/P92 正火及回火后的显微结构

第二节 T92/P92 钢 的 性 能

1. 物理性能

T92/P92 钢的密度为 7850kg/m³，主要物理性能见表 6-3 和图 6-7。

表 6-3 T92/P92 钢的物理性能

温 度 /℃	20	50	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650
弹性模量 GPa	191		184		184		173				152		98	
平均线膨胀系数 10 ⁻⁶ /℃		11.2	11.4	11.6	11.8	12.0	12.1	12.3	12.6	12.8	12.9	13.0	13.1	13.1
比热容 J/(kg·K)	420	420	430	450	460	470	480	500	510	530	580	600	630	640

图 6-7 给出了 T91/P91、T92/P92、T22/P22 和 TP316 钢的线膨胀系数和导热率随温度变化的比较曲线。从图 6-7 中可以看出，T92/P92 钢的线膨胀系数与 T91/P91 钢相同，比奥氏体钢低，甚至还低于 T22/P22 钢的线膨胀系数，故 T92/P92 钢在机组启动和停止时，抗疲劳损伤的能力不仅会优于奥氏体钢，也会比 T22/P22 钢强，导热率与 P91 钢相同，比奥氏体钢高。

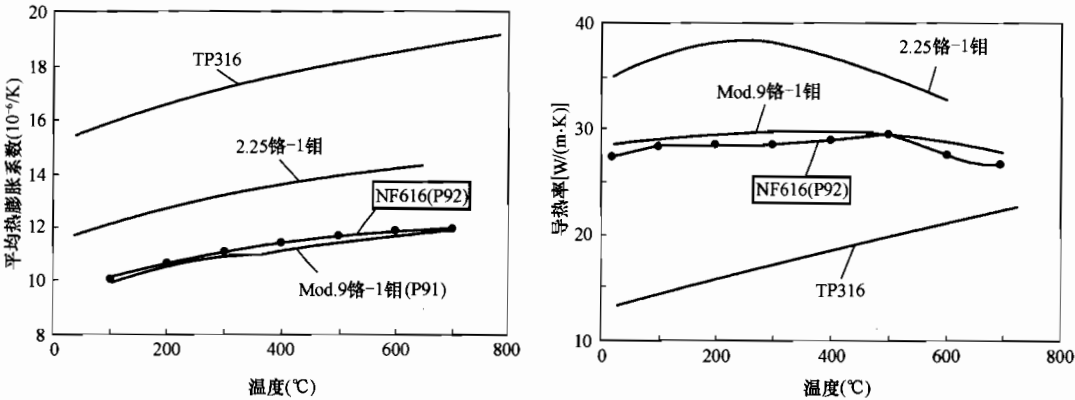


图 6-7 T91/P91、T92/P92、T22/P22 和 TP316 钢的线膨胀系数、热导率的比较

2. 力学性能

T92/P92 钢的常温力学性能与 T91/P91 钢类似，见表 6-4。与 T91/P91 钢相比，可发现这两种钢的常温力学性能很接近，只是 T92/P92 钢的强度比 T91/P91 钢略高些。

表 6-4 T92/P92 钢的常温力学性能

标 准	材 质	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	最小纵向延伸率 (%)	最大硬度 (HB)
A213-A335	T92/P92	最小 440	最小 620	25	250

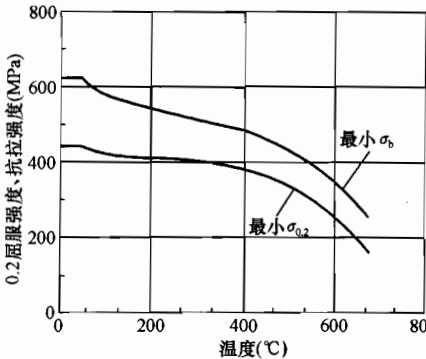


图 6-8 T92/P92 材料 $\sigma_{0.2}$ 与温度的关系曲线

T92/P92 钢在不同温度下的 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b ，如图 6-8 所示。

与 T91/P91 钢一样，T92/P92 钢具有很高的常温冲击韧性和很低的脆性转变温度，它的冲击吸收功随着温度变化的曲线见第三章中的图 3-6。从图中可以看到，T92/P92 钢在 0℃ 的冲击韧度为 200~250J/cm²，它的脆性转变温度在 -60℃ 左右。从这些数据看，不仅 T92/P92 钢的常温强度和高温强度高于 T91/P91 钢，同时它的韧性还优于 T91/P91 钢。可见，T92/P92 也是一种优良的

强韧型的钢材。

3. 高温蠕变断裂强度

许多国家对 T92/P92 钢的蠕变断裂强度进行了多年的测试工作，这里列举了日本新日铁提供的数据，如图 6-9 所示。瓦鲁瑞克—曼内斯曼公司提供的 E911 钢在不同温度下的蠕变断裂强度测试结果见图 6-10。根据各国测试的结果，按照 ASME 标准估算出来的 550℃、600℃、625℃等不同温度下 10 万 h T92/P92 钢的蠕变断裂强度分别为 199MPa、131MPa 和 101MPa；E911 钢相应的蠕变断裂强度为 176MPa、109MPa 和 75~78MPa；而 T91/P91 钢在相应温度下的蠕变断裂强度分别为 141MPa、98MPa 和 68MPa。可以明显地看到，T92/P92 和 E911 钢的高温蠕变强度比 T91/P91 钢提高的幅度。根据这些测试值确定 NF616 钢的许用应力，见图 6-11。

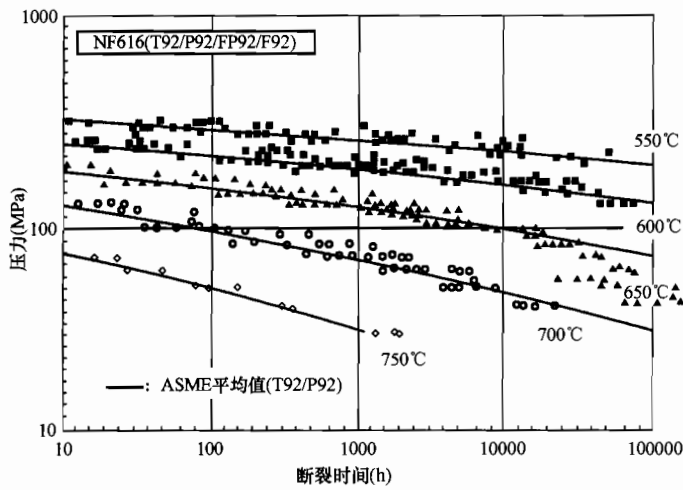


图 6-9 T92/P92 钢在不同温度下的蠕变断裂强度测试结果

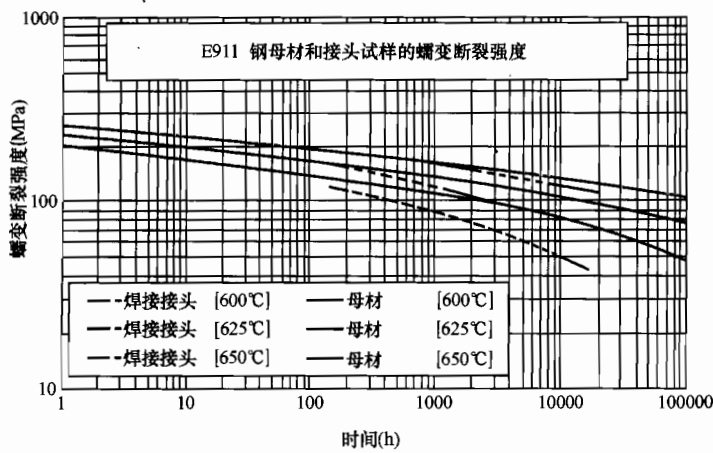


图 6-10 E911 钢在不同温度下的蠕变断裂强度测试结果

4. 时效性能

调质状态的 T92/P92 钢在 550℃、600℃、650℃下有明显的时效倾向，见第三章的图 3-

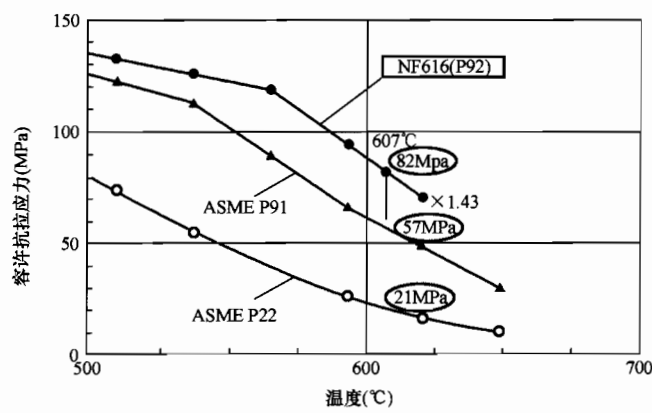


图 6-11 NF616、P91、P22 钢许用应力比较

26. 伊势田敦朗等的工作有助于了解这种时效倾向发生的温度范围，了解导致这种时效脆化的原因及其影响因素。采用表 6-5 所示三种成分的试验钢进行温度范围为 450~700℃、最长时间为 6×10^3 h 的时效试验，其结果如图 6-12 所示。

表 6-5 三种试验钢的成分									(%)
试验钢 编号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	N	δ 铁素体 (体积%)
A	0.06	0.17	0.52	0.012	0.006	8.99	2.05	0.004	28
B	0.06	0.03	0.53	0.013	0.007	9.00	2.06	0.004	21
C	0.06	0.20	0.51	0.011	0.003	8.95	0.71	0.003	0

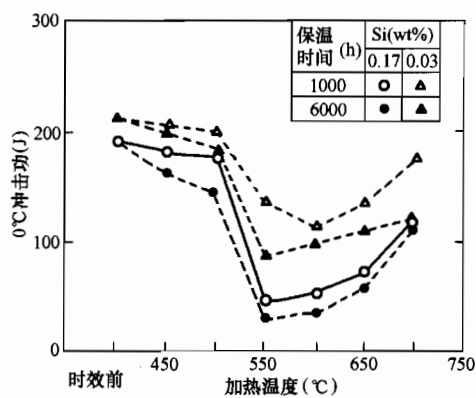


图 6-12 9Cr 钢 1000h 和 6000h 时效后冲击功的变化

在原始奥氏体晶界和马氏体、δ 铁素体界面上都出现了粗大的析出物。此外，在 δ 铁素体晶内的析出物为一颗颗独立的粗大析出物，对这些析出物进行的 EDX 分析结果表明，在晶界上的析出物既有 $M_{23}C_6$ ，又有 Laves 相，而在 δ 铁素体晶粒内的析出物只是 Laves 相，其中 Laves 相的元素组成为：Fe 为 47%、Cr 为 16%、Si 为 4%、Mo 为 33%，换算成它们

图 6-12 表明，出现时效现象的温度范围为 500~650℃，这个温度恰恰是钢材的使用温度。图 6-12 还表明，在开始发生时效的最初 1000h 时间段内，时效脆化得最激烈，在随后的 5000h 内时效脆化的幅度就小得多。比较图 6-13 中 (a) ~ (c) 三个图中 A、B、C 三个成分不同的钢，含 Si 低的 B 钢比 A 钢的时效倾向小，含 Mo 低到 0.7% 的 C 钢就没有出现时效。联系表 6-6 还可以发现一个区别：那就是 B 钢中的 δ 相比 A 钢中的少，而 C 钢中就根本不含 δ 相。对经过 550℃ 10^4 h 加热的 A 钢采取的复膜金相组织观测（如图 6-14 所示）可见，在马氏体板条

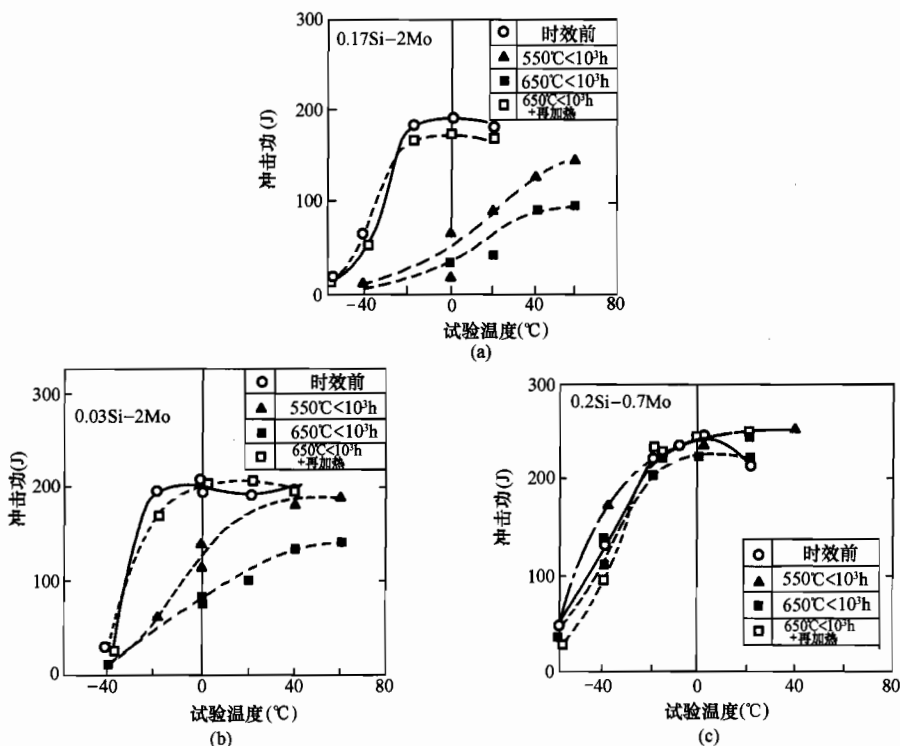
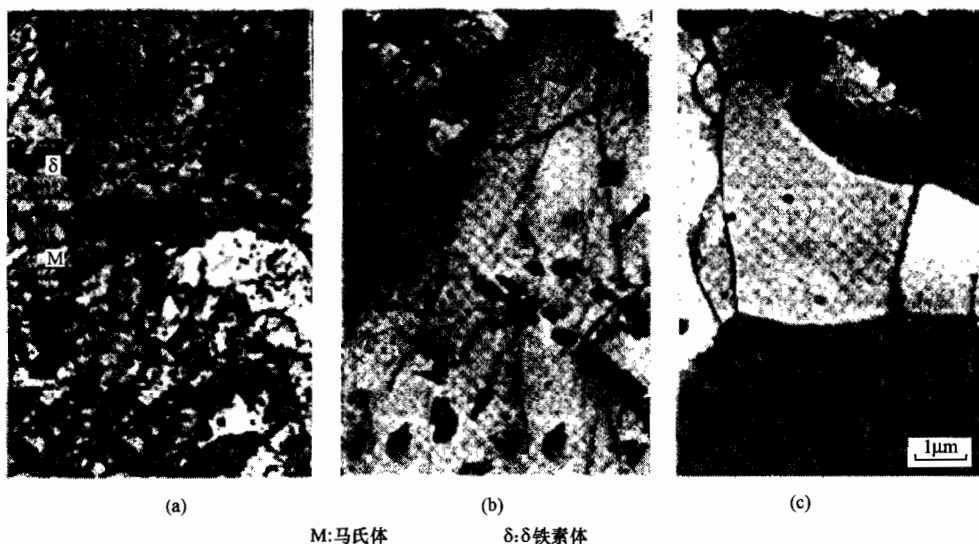


图 6-13 试验钢 A、B 和 C 时效后冲击功的变化

(a) 试验钢 A 时效后冲击功的变化; (b) 试验钢 B 时效后冲击功的变化;

(c) 试验钢 C 时效后冲击功的变化



M: 马氏体

 δ : δ 铁素体

图 6-14 A 钢在 550°C、600°C 和 700°C 时效后的透射电镜照片

(a) 500°C 6000h; (b) 600°C 6000h; (c) 700°C 6000h

相互间的比例为: $\text{Fe} : \text{Cr} : \text{Si} : \text{Mo} = 1.4 : 0.5 : 0.1 : 1.0$ 。从试样的断口分析可以看到断裂的解理特性, 断口上有许多二次裂纹, 断裂的起点发生在马氏体/铁素体的晶界上, 在这

些晶界上存在着厚度达 $0.1\sim0.2\mu\text{m}$ 的连续析出物薄膜层。起裂点随后向晶内发展，这些裂纹或者进而贯穿晶粒，或者在马氏体的板条边缘改变方向和被制止，如图 6-15 所示。

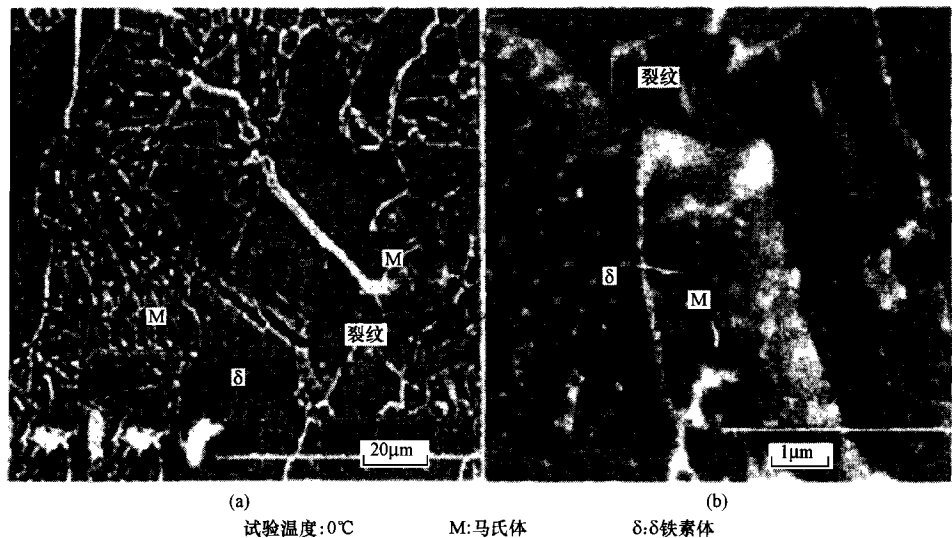
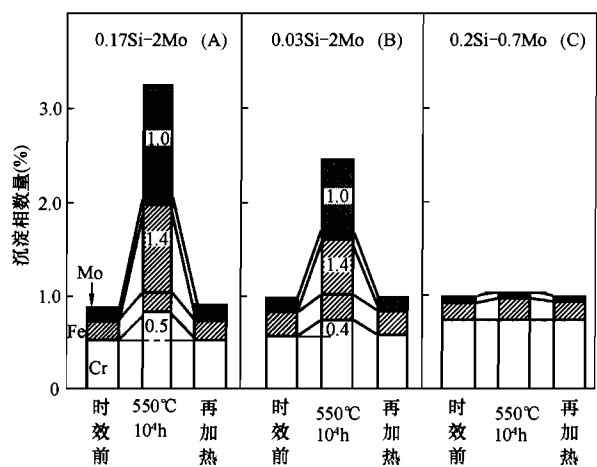


图 6-15 A 钢在 550℃1 万 h 时效后夏比冲击试样断口上二次裂纹照片

对经过 500℃10⁴h 时效处理的 A 钢再加热到 750℃后，发现原来形成的 Laves 相消失，而在晶界上原有的连续的析出物也明显减少 [见图 6-14 (c)]。以上种种观测结果说明：时效现象是由于钢中出现了 Laves 相所导致的。这种相的出现温度是 550~650℃，700℃以上再加热，Laves 相会消失，从而韧性得以恢复。

时效现象与钢中的 Si 含量和 Mo 含量有关。图 6-16 表示出了试验钢 C 没有时效倾向。如果把图 6-13 和图 6-16 联系在一起考虑的话，不难得出这样的结论：降低 Si 的含量和 Mo 的含量，可以减小或消除这种时效倾向。同时也可以联想到，Si 是促进 Mo 形成 Laves 相的



再加热: 550℃10⁴h+750℃1h; 图中数字: 沉淀相中增加的原子比例 (M/Mo, M=Fe, Cr, Mo)

图 6-16 550℃和 750℃加热以后钢中沉淀相数量的变化

元素。因此，运用析出物成分分析的结果求出 Mo 在基体中的固溶度和 Si 的添加量之间的关系，如图 6-17 所示。由图可知，在 9Cr、12Cr 钢中，当 Mo 高于图中直线所界定的数值后，钢中就会出现两种析出物，即除了碳化物外，还会有 Laves 相析出。当 Si 的添加量为 0.2% 时，Mo 的固溶量为 0.66%；当 Si 的添加量为 0.03% 时，Mo 的固溶量为 0.81%。试验钢 A 和 B 的含 Mo 量都远远超过了上述界定值。而试验钢 C 的 Mo 含量与图 6-17 中所界定的值很接近，因此只有试验钢 C 没有时效倾向。

在含有 2%W 的 T92/P92 钢中，

W 也是能形成 Laves 相的元素。

H. Morimoto 等对 T92/P92 钢熔敷金属成分中的 W，在析出物中的含量随着时效过程进行的变化进行了分析和计算。分析的结果如图 6-18 所示，它证明熔敷金属在焊后热处理状态下，只有 MX 、 $M_{23}C_6$ 和 $Cr_{23}C_6$ 析出。若将此熔敷金属置于 600°C 下进行拉伸试验时就会发现，在 600°C 下的最初 38.7h，析出物中还没有 Laves 相出现 [见图 6-19 (a)]，其衍射图和图 6-18 完全一样；经过 1126.7h 后，析出物衍射图 [见图 6-19 (b)] 中已经出现了 Laves 相峰值；到 13672h 后，析出物的衍射图中的 Laves 相峰值就很明显了 [见图 6-19 (c)]。这说明 T92/P92 钢熔敷金属的 Laves 相是在 100~1000h 之间出现的。用动力学对时效过程析出物成分进行计算所得到的结果示于图 6-20。图 6-20 表明，在时效过程中，析出物中 W 的含量有明显的增加，在时效开始时（即 PHWT 状态下），析出物中的 W 含量为 0.14% (mass%)，它们存在于 $M_{23}C_6$ 中。时效 13670h 后，析出物中 W 的含量增加到了

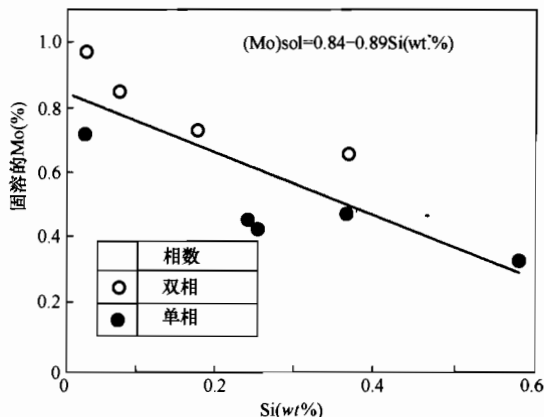


图 6-17 9Cr、12Cr 钢在 $550^{\circ}\text{C}/10^4\text{h}$ 加热后固溶态 Mo 和 Si 含量间的关系

0.14% (mass%)，它们存在于 $M_{23}C_6$ 中。时效 13670h 后，析出物中 W 的含量增加到了

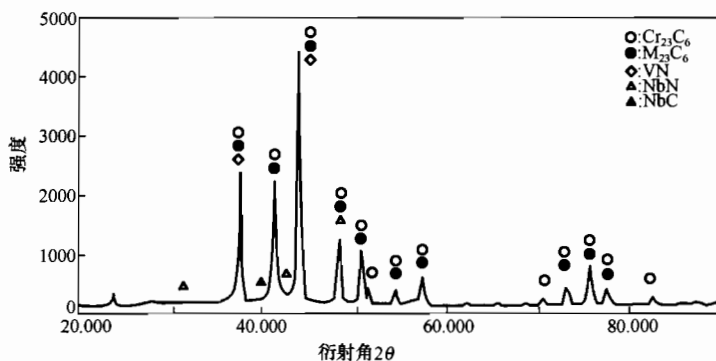


图 6-18 GTAW 焊缝金属中析出物的 X 射线衍射结果 (PWHT 后)

1.04%； 10^4h 以后，继续时效，W 在析出物中的含量就再也没有明显的增加，而且趋向饱和（见第三章图 3-27）。此时 Cr、Mo 等其他元素，在析出物中的含量也有所增加，变化的趋势与 W 相同，但增加的幅度要小得多。在这些元素中，只有 W 增加得最激烈，元素 Nb、V 在析出物中的含量几乎没有变化。由于 PHWT 后， MX 和 $M_{23}C_6$ 都已经充分析出，在 600°C 下时效，不会再有新的 MX 和 $M_{23}C_6$ 出现，那么析出物中增加的 W、Cr、Mo 只能是用于形成新相——Laves 相。对于 T92/P92 钢而言，W 是在时效时形成 Laves 相的主要元素。

Laves 相虽然损害钢的韧性，但它在 $550\sim 600^{\circ}\text{C}$ 温度范围内很稳定，不易长大，也是提高钢材高温性能的有效因素。因此，T92/P92、E911 等含 W 强化钢的析出强化作用是由 MX 、 $M_{23}C_6$ 、Laves 相三者的联合构成的，使其高温蠕变性能高于 T91/P91 钢。

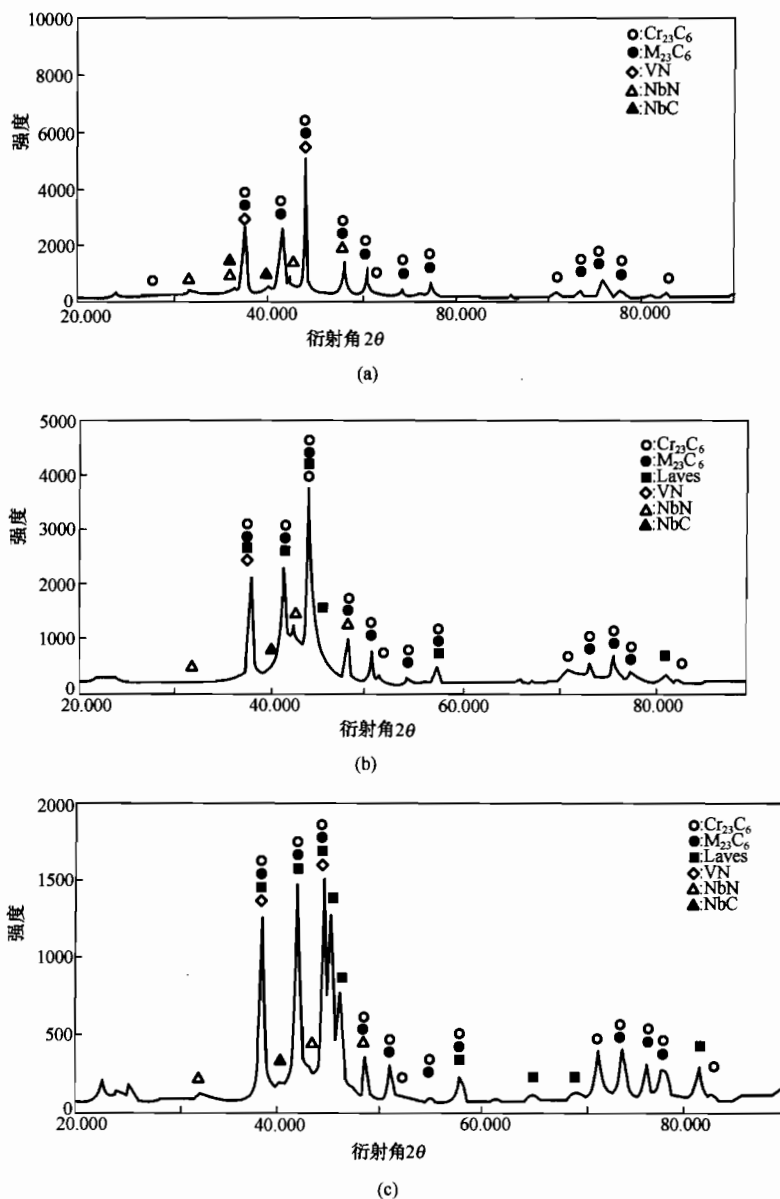


图 6-19 蠕变断裂试验后 GTAW 焊缝金属中析出物的 X 射线衍射结果

(a) 试验温度为 600℃, 断裂时间为 38.7h; (b) 试验温度为 600℃, 断裂时间 1126.7h;

(c) 试验温度为 600℃, 断裂时间为 13672h

5. 抗氧化性能

Cr 对钢的抗氧化性能起着决定性的作用。可以预期, T92/P92 钢的抗烟灰氧化和抗水蒸气氧化的性能与 T91/P91 钢大致相同。从图 6-21 可见, T92/P92 (NF616) 与 T91/P91 两种钢在 600℃、700℃下 3000h 的水蒸气氧化皮厚度大致相同。图中显示的结果表明, T91/P91 钢在同样条件下, 氧化皮的厚度比 T92/P92 钢略小一些, 这是由于试验采用的两种钢中 Si 含量不同所造成的。这里用的 T91/P91 钢的 Si 含量为 0.32%~0.37%, 而 T92/P92 钢的 Si 含量为 0.22%, 因此可以认为 T92/P92 钢具有与 T91/P91 钢相同的抗氧化性能。

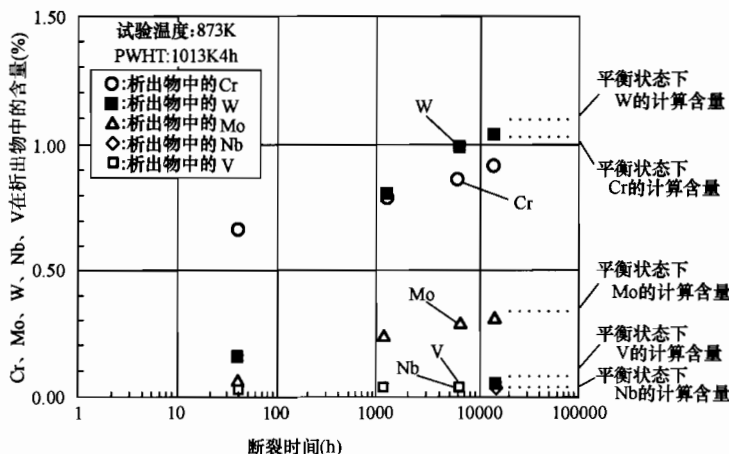


图 6-20 蠕变断裂试验时 GTAW 焊缝金属析出物中 Cr、Mo、W、Nb、V 的变化

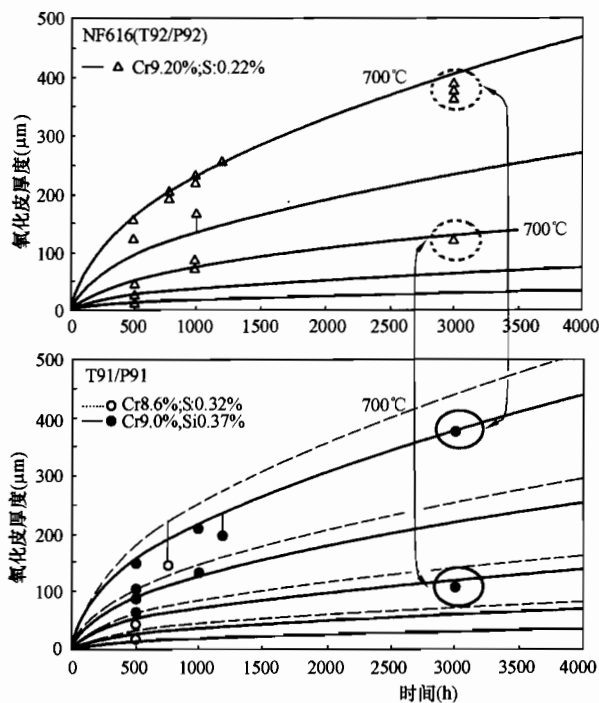


图 6-21 T92/P92 钢与 T91/P91 钢抗水蒸气氧化性能比较

第三节 T92/P92 钢 的 焊 接

如第三章所述, 强韧型铁素体耐热钢具有共同的冶金特性, 其焊接性也有很多共同点。T92/P92 钢和 E911 钢的焊接性在很多方面和 T91/P91 钢相似, 第三章、第五章所述的焊接

工艺原则和特点都适合于这两种钢。第三章的图 3-15 (d) 表示 T92/P92 钢的冷裂纹敏感性略比 T91/P91 钢低, 但也有的材料供应商给出的 T91/P91 和 T92/P92 等钢的斜 Y 型坡口拘束试验的结果如图 6-22 所示。可以看到: T91/P91 钢和 T92/P92 钢的冷裂纹敏感性几乎是相同的。因此, 无论是按照图 3-15 (d), 还是按照图 6-22, 预热和层间温度的选择和控制都可以参照 T91/P91 钢的进行。其他的工艺原则和措施也都可参照 T91/P91 钢的那样去遵循。对于 T92/P92 钢来说, 突出的问题是熔敷金属的时效和焊接接头的蠕变强度降低。虽然 T92/P92 钢母材也有时效现象, 但由于母材原始状态的冲击韧度很高, 尽管时效导致韧性降低的幅度很大, 达到 $140\text{J}/\text{cm}^2$ 左右 (见第三章的图 3-26), 但时效后母材在 0°C 的韧度仍能稳定在 $70\sim 80\text{J}/\text{cm}^2$ 左右。对于焊条电弧焊和埋弧焊熔敷金属来说, 时效带来的后

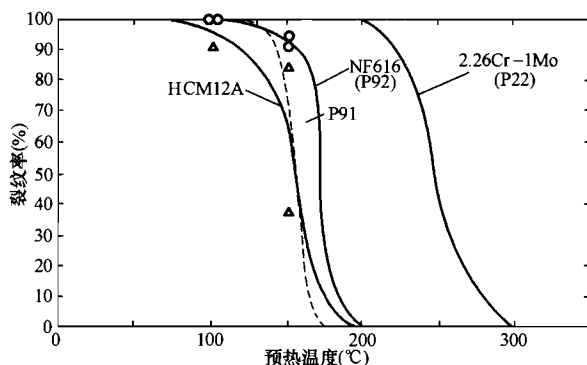


图 6-22 NF616 钢焊缝 Y 坡口拘束试验裂纹率与预热温度之间的关系

果就要严峻得多。因此, 保证熔敷金属时效前的韧性就更显重要。为此, 除了需要控制施工工艺条件外, 焊缝金属成分的设计对保证这类钢焊缝金属时效前的韧性具有很重要的作用。除了时效外, 由于 T92/P92 钢的合金含量比 T91/P91 钢高, 确保熔敷金属和近焊缝区不出现 δ 铁素体也显得比 T91/P91 钢更突出些, 更需要遵循第三章中所述的防止 δ 铁素体的原则, 这些原则也有助于减小接头蠕变强度降低的倾向。

一、熔敷金属成分的选择

熔敷金属成分设计的难点主要在于保证熔敷金属和焊缝金属时效前后的韧度。除了第三章所述的确保熔敷金属时效前韧性的成分设计原则外, 对于 T92/P92 钢来说, 还要考虑时效倾向和 δ 铁素体相问题。按照本章前面所述的原则, 限制熔敷金属成分中的 Si、Mo、W 的含量会有利于限制时效倾向, 同时也有利于防止熔敷金属出现 δ 铁素体。不过, 为保证焊缝金属的高温性能, W 的含量是必须保持在 1.8% 左右, Mo 的含量已经被限制在了 0.5% 左右。在焊条电弧焊和埋弧焊条件下, Si 的含量必须不低于 0.2% 左右。因此, 进一步限制元素 Si、Mo、W 的含量已经不太可能。为了限制时效倾向和防止出现 δ 铁素体, 只能寻求别的办法。表 6-6 列出了几种商用焊条的熔敷金属成分。

焊条电弧焊的熔敷金属 A 在经过 $760^\circ\text{C}/2\text{h}$ 回火后的常温性能见表 6-8。

图 6-23 是上述熔敷金属经过 $750^\circ\text{C}/4\text{h}$ 回火后在 600°C 下时效得到的结果。这些结果说明, 熔敷金属 A 为了获得较好的韧性, 将 Ni 含量从母材的小于等于 0.4% 提高到了 0.7% , 把 Nb 的含量限制在小于等于 0.045% , 除此以外, 其他成分和 T92/P92 母材几乎没有差别。在提高 Ni 含量时, 仍遵循着 $\text{Ni}+\text{Mn}\leq 1.5\%$ 的原则, 不会明显降低熔敷金属的 A_{Cl} 。这样的熔敷金属经过 $750\sim 760^\circ\text{C}/2\text{h}$ 回火后, 其韧性都能稳定地达到大于等于 50J 。但 750°C 下回火的熔敷金属经过 600°C 时效 10^4h 后, 其冲击功却从大于等于 50J 跌落到 $20\sim 30\text{J}$ 。当然, 如果把回火温度提高到 760°C 或再延长回火时间, 600°C 时效后的冲击功可能会比图 6-23 高一些, 但总的说来还是偏低的。

表 6-6 T92/P92 钢焊条电弧焊熔敷金属成分

熔敷金属	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	N	Nb	B
A	0.11	0.27	0.65	0.018	0.008	8.95	0.53	0.7	0.19	1.72	0.045	0.044	
B	0.08	0.36	1.66			8.73	0.56	0.64	0.23	1.68	0.034	0.059	
C	0.11	0.25	0.60	0.008	0.008	9.0	0.50	0.60	0.20	1.7	0.05	0.05	0.003
D	0.11	0.17	1.06	0.013	0.005	9.6	0.56	0.52	0.20	1.94	0.053	0.055	≤0.005

表 6-7 熔敷金属 A 及 P92 钢管焊缝的常温力学性能

熔敷金属	PWHT (℃/h)	试验温度 (℃)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	延伸率 (%)	IOS-V 形缺口夏比冲击功 (J)	
	760/2 760/2	+20 600	675 435	800 585	17.6 12	50/55/58	
P92 钢管接头	PWHT (℃/h)	试验温度 (℃)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	断裂位置	焊缝 IOS-V 形缺口夏比冲击功 (J)	硬度 HV10
	760/2 760/2	+20 600	489 300	665 349	母材 母材	60/58/62	236~262

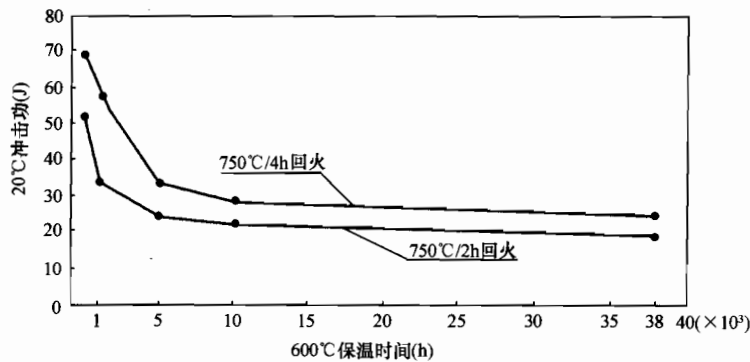


图 6-23 P92 钢和 E911 钢焊条电弧焊熔敷金属在 600℃ 时效过程中的韧性

表 6-6 中焊条电弧焊的熔敷金属 B，是把 W 含量控制在下限，由于 W 在 T92/P92 钢中 是形成 Laves 相最激烈的元素，降低 W 的含量会减少 Laves 相的形成数量，也可能多少会 影响一些时效后韧性降低的激烈程度，有利于确保时效后熔敷金属韧性。可是从工艺角度出 发，由于一方面降低了 W 的含量，一方面又明显地提高了 Mn 和 Ni 的含量，使 Ni+Mn 的 总含量达到 2.3%，远远超过了 1.5% 的限度。虽然可以估计这样的熔敷金属在时效前其原 始的韧性值可能会较高（至今还未见到该种熔敷金属时效前和时效后的韧性值），但必将导 致明显降低熔敷金属的 A_{Cl} ，必然要求降低构件的焊后回火温度。降低回火温度，就意味着 需要大幅度地延长回火时间，这是很不希望的。

观察表 6-6 中熔敷金属 C，可以发现，除了元素 B 和 P 以外，其他元素和熔敷金属 A 的 基本一致。值得注意的是，这个成分中的 P 含量很低，小于等于 0.01%。低的 P 含量有利

于减轻时效脆化的倾向。此外, B有强化晶界的作用, 也许会对改善韧性起到一些有利的作用。这种熔敷金属在 760℃/2h 回火后, 20℃ 的冲击功为 48J, 760℃/4h 回火的冲击功为 62J, 冲击功的水平大致和熔敷金属 A 的相同, 说明成分的这些变化对熔敷金属时效前的室温韧性无明显影响。目前还不清楚这些成分的变化会对时效后的韧性有多大作用。

表 6-6 中熔敷金属 D 的成分, 原则上和熔敷金属 C 的相似, 只是它含有较高的 W 和相应稍高的 Ni+Mn 和 B。熔敷金属的 A_{C1} 保持在 795℃, 回火温度仍可以是 760℃。经过 760℃/4h 回火后, 20℃ 的冲击韧性为 63J/cm²、70J/cm²、79J/cm² (相当于 50.4、56、63.2J)。其时效前韧性水平与熔敷金属 A 和 B 的相当。

以上数据代表了目前国外焊接 T92/P92 钢的现状。虽然它们的蠕变断裂强度都可以和母材相当, 但熔敷金属和焊缝金属时效前后的韧性比 T91/P91 钢的低。要保证时效以后的冲击功都达到 40J 以上还需要努力。

对于防止 δ 铁素体的问题, 从前述熔敷金属成分的选择中可以看到, 所有的设计都是适当地增加了奥氏体化元素。如果 T92/P92 钢母材就是单一的马氏体组织, 则熔敷金属在正常的工艺条件下就不会出现 δ 相, 除非采用了导致过分长的高温停留时间和过分慢的冷却速度的不正常的焊接工艺, 这种情况在采用埋弧焊工艺时特别要注意。

二、工艺举例

由于 T92/P92 钢和 E911 钢至今使用的时间还不长, 目前能收集到的工程实用经验和数据只限于来自国外焊接材料供应商, 本章所列的部分工艺数据仅供使用时参考。但是由于这些数据提供的来源不同, 获得数据的条件不免存在差别, 不能相互比较, 否则会导致不恰当的结论。

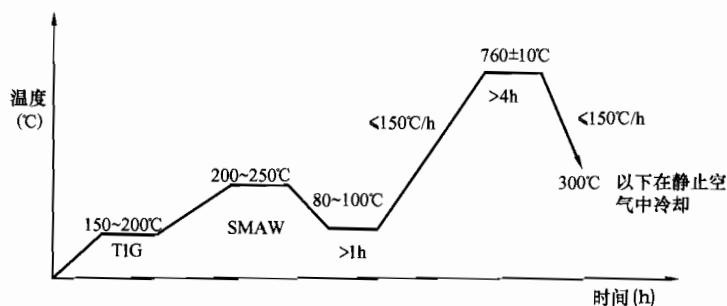


图 6-24 P92 钢焊接的典型加热冷却循环曲线

T92/P92 和 E911 钢的焊接工艺可以与 9%~12%Cr 的铁素体钢焊接工艺相同。T91/P91 钢的焊接技术可以直接适用于 T92/P92 钢和 E911 钢。图 6-24 是典型的焊接和焊后热处理的加热曲线。预热在 200℃ 左右进行, 焊接后, 将温度冷却到低于 100℃ 是非常必要的, 以实现向马

氏体完全转变。焊后热处理必须随后尽快进行, 因为这样高硬度的马氏体在潮湿的环境下, 形成应力腐蚀裂纹的敏感性极高。

实际工程中, 预热和层间温度可根据不同类型的焊接部件而做一些变化。像薄壁小径管对接焊等内应力较低的接头, 预热和层间温度可以在 200℃ 以下。如果管子壁厚小于等于 50mm, 焊后可以冷却到室温。可是, 厚壁的锻制件或铸造管的预热和层间温度就应在 200℃ 以上, 并且焊后冷却温度应限制在不低于 80℃, 以避免产生裂纹。

为了焊缝金属能获得较高的韧性, 应采用多层多道焊技术。

1. T92/P92 钢焊条电弧焊举例

采用 $\phi 4$ 焊条, 用表 6-8 所示的焊接工艺焊接 $\phi 300 \times 40$ mm 的管子, 获得的熔敷金属的成分见表 6-6 中的熔敷金属 A。熔敷金属和焊接接头的常温力学性能见表 6-7。

表 6-8 用 $\phi 4$ 焊条焊接 $\phi 300 \times 40\text{mm}$ P92 钢管的工艺参数

预热温度	层间温度	焊接电流	PWHT
250℃	270℃	120~140A	760℃/2h

所列性能数据中的 $\sigma_{0.2}$ 和 σ_b 达到和超过了母材的标准, 冲击功超过了 41J, 仅熔敷金属的伸长率低于母材的纵向伸长率, 这些数据是在选用直径为 $\phi 4$ 的焊条时所得到的, 若选用 $\phi 3.2$ 的焊条焊接, 其韧性有可能会再高些。此外, 如果适当延长回火时间, 熔敷金属的伸长率和韧性也会再高些, 如图 6-25 所示。熔敷金属 600℃、650℃ 的蠕变断裂强度如图 6-26 所示。从图中可以看到, 焊条电弧焊熔敷金属的蠕变断裂强度都落在母材强度的分散带的下限侧, 但如果把图 6-26 和第三章图 3-34 相比较, 可以发现焊条电弧焊熔敷金属的蠕变断裂强度 (纵向) 不低于接头的蠕变强度。

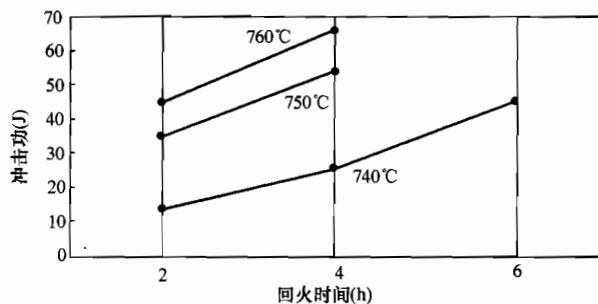


图 6-25 回火制度对 P92 钢熔敷金属韧性的影响

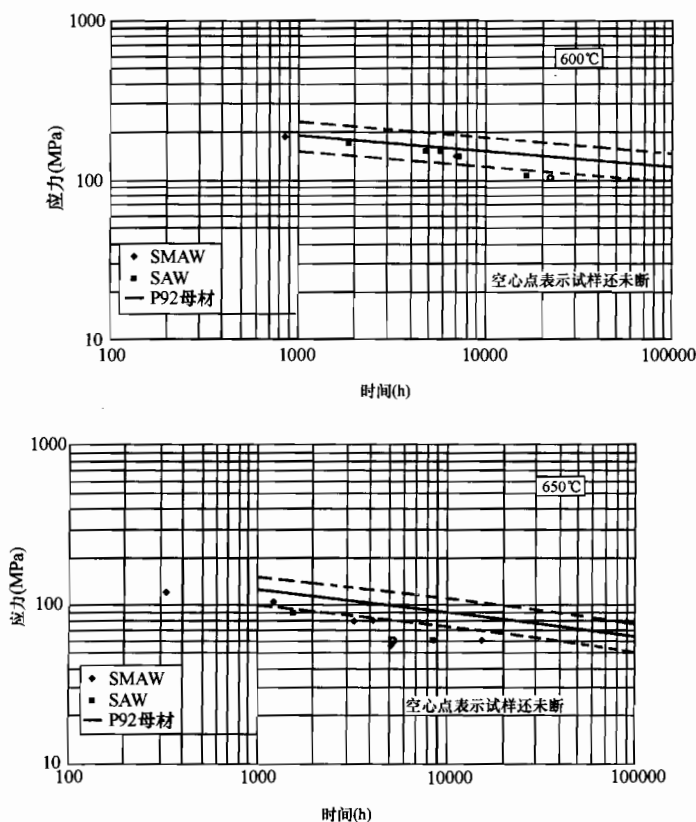


图 6-26 P92 钢熔敷金属蠕变断裂强度

采用熔敷金属 C 焊接得到的熔敷金属的金属性能见表 6-9。

表 6-9 熔敷金属 C 的性能

热处理 规范	试验温度 (℃)	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	延伸率 ($t=4d_0$) (%)	断面 收缩率 (%)	焊缝 硬度 HV	平均冲击功 (J)
760℃/2h	20	752	627	21	49	246	48
760℃/4h	20	764	635	22	50	245	62
	550	511	419	15	64	—	
	600	422	320	20	73	—	
	650	340	229	20	80	—	

2. E911 钢焊条电弧焊举例

采用 $\phi 4$ 的 E911 钢用焊条焊接 $\phi 336 \times 62\text{mm}$ 的管子时，熔敷金属的成分见表 6-10。焊接工艺参数和熔敷金属及接头的性能分别见表 6-11 和表 6-12。

表 6-10 E911 钢的熔敷金属成分 (%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	N	Nb
0.11	0.25	0.61	0.016	0.008	8.94	0.93	0.72	0.24	0.97	0.060	0.054

表 6-11 E911 的熔敷金属性能

预热温度	层间温度	焊接电流	PWHT	试验温度	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	δ (%)	冲击功 (ISO-V) (J)
250℃	270℃	120~140A	750℃/2h	20℃	739	869	15	35/38/41
			760℃/2h	20℃				55/48/50
			750℃/2h	600℃	404	499	10	

表 6-12 E911 钢的接头性能

PWHT	试验温度	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	断裂位置	冲击功 (ISO-V) J	硬度 HV10
760℃/2h	20℃	457	649	母材	56/66/48	244~258
	600℃	283	341	母材		

熔敷金属 600℃、650℃的蠕变断裂强度测试值全部都落在母材蠕变断裂强度平均值和下限值的分布带内。如果和图 6-10 (b) 相比较的话，熔敷金属 600℃、650℃的蠕变断裂强度也都高于接头的蠕变断裂强度。

3. T92/P92 钢埋弧焊举例

在有条件采用埋弧焊的情况下，当工件壁厚超过 30mm 时，可以采用埋弧焊工艺。此时通常是先用钨极氩弧焊打底，随后用焊条电弧焊焊接，在填充层达到 30mm 厚以后，才进行埋弧焊焊接，如图 6-27 所示。

采用直径为 $\phi 3.2$ 的 P92 钢焊丝和相应的埋弧焊剂，在预热温度为 250℃、层间温度为 300~330℃下，以焊接电流 380~420A、电压为 28~30V、焊接速度为 500~600mm/min 的规范焊接，获得熔敷金属的成分和管子焊缝的成分见表 6-13。

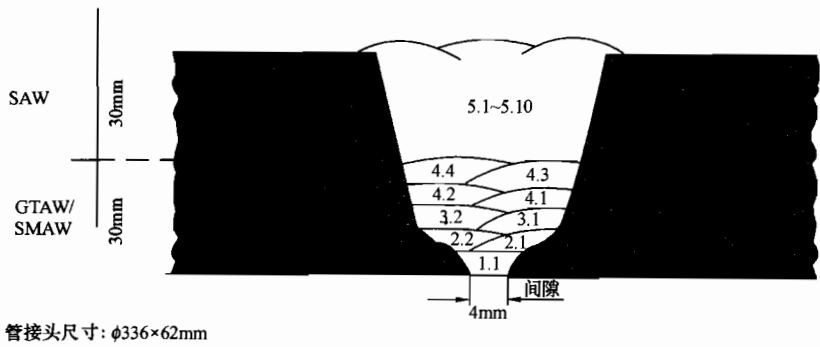


图 6-27 埋弧焊示意图

表 6-13 埋弧焊 P92 钢熔敷金属和焊缝的成分 (%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	N	Nb
熔敷金属	0.09	0.36	0.60	0.015	0.005	8.45	0.41	0.73	0.17	1.59	0.059	0.034
焊缝金属	0.097	0.34	0.60	0.016	0.004	9.14	0.43	0.66	0.17	1.63	0.047	0.034

表 6-14 埋弧焊 P92 钢熔敷金属的力学性能

温度 (℃)	PWHT (℃/h)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	延伸率 (%)	冲击功 (ISO-V) (J)
+20	760/2	678	789	19.8	27 37 41
+20	760/4	621	742	20.8	57 61 41

表 6-15 埋弧焊焊接 φ300×40mm 的 P92 钢管的焊缝金属力学性能

温度 (℃)	PWHT (℃/h)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	延伸率 (%)	断裂位置	冲击功 (ISO-V) (J)	硬度 HV10
+20	760/2	496	674	16.5	母材	88 112 76	238~250
+20	760/4	502	678	15.0	母材	96 88 84	234~249
600	760/2	297	360	16.0	母材	—	—
600	760/4	293	355	18.0	母材	—	—

表 6-14 和表 6-15 中也列出了熔敷金属和 P92 钢管焊缝金属的力学性能，如果和焊条电弧焊相比较（见表 6-6~表 6-8），埋弧焊熔敷金属的碳、硫、磷含量更低些，硅含量比焊条电弧焊的高。从这些对比中可以体会到埋弧焊焊丝和焊剂的特点。在两种焊接方法对比中，还可以看到埋弧焊的熔敷金属和焊缝金属的韧度比焊条电弧焊的更低些。焊条电弧焊时采用 760℃/2h 的焊后热处理，熔敷金属和焊缝金属的韧度都可以达到可接受的水平。而埋弧焊时就需要 760℃/4h 才能使熔敷金属的韧性稳定在 41J 以上。

埋弧焊熔敷金属的蠕变断裂强度见图 6-26，从图 6-26 中可看到埋弧焊熔敷金属的蠕变断裂强度略低于焊条电弧焊的熔敷金属的强度。

也有采用直径更细的焊丝进行焊接，如采用直径为 φ2.4 的焊丝，使用焊丝伸出长度为 20~25mm，焊接电流为 350~500A，焊接电压为 28~32V，焊接速度为 400~500mm/min

的规范得到熔敷金属成分和它的力学性能见表 6-16。

表 6-16 采用 $\phi 2.4$ 焊丝得到的熔敷金属成分和它的力学性能 (%)

(a) 熔敷金属成分

P92 焊丝和 焊缝金属	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	W	Nb	V	N	Al	B
焊 丝	0.12	0.71	0.29	0.008	0.009	9	0.5	0.5	1.7	0.06	0.20	0.05	<0.01	0.003
埋弧焊缝	0.09	0.76	0.29	0.005	0.010	8.5	0.5	0.4	1.7	0.04	0.16	0.04	0.015	0.001

(b) 熔敷金属的力学性能

热处理 规范	试验温度 ($^{\circ}\text{C}$)	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	延伸率 δ_4 ($t=4d_0$) (%)	断面收缩率 (%)	焊缝硬度 HV	平均冲击功 (J)
760 $^{\circ}\text{C}$ /4h	20	740	630	20	60	250	37

4. E911 钢埋弧焊举例

采用直径为 $\phi 3.2$ 的 E911 钢焊丝和相应的焊剂，在预热温度为 250°C 、层间温度为 $300\sim 330^{\circ}\text{C}$ 下，以焊接电流 $380\sim 420\text{A}$ 、电压为 $28\sim 30\text{V}$ 、焊接速度为 $500\sim 600\text{mm/min}$ 的规范焊接，获得焊接 E911 钢的熔敷金属成分和 $\phi 336\times 62\text{mm}$ 的 E911 钢管焊缝的成分和它们的力学性能见表 6-17~表 6-19。

表 6-17 E911 钢埋弧焊熔敷金属和 E911 钢管焊缝的成分 (%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	V	W	N	Nb
熔敷金属	0.10	0.38	0.59	0.016	0.004	8.99	0.89	0.74	0.18	0.90	0.063	0.045
焊缝金属	0.106	0.36	0.57	0.017	0.004	9.04	0.89	0.68	0.20	0.95	0.065	0.039

表 6-18 埋弧焊 E911 钢熔敷金属的力学性能

温度 ($^{\circ}\text{C}$)	PWHT ($^{\circ}\text{C}/\text{h}$)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	延伸率 (%)	ISO-V 形缺口夏 比冲击功 (J)
+20	760/2	705	825	19.8	31 27 42
+20	760/4	685	798	20.6	63 41 56

表 6-19 埋弧焊焊接 $\phi 336\times 62\text{mm}$ E911 钢管的焊缝金属力学性能

试验温度 ($^{\circ}\text{C}$)	PWHT ($^{\circ}\text{C}/\text{h}$)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	延伸率 (%)	断裂位置	ISO-V 形缺口 夏比冲击功 (J)	硬度 (HV10)
+20	760/2	467	657	15.0	母材	48 48 46	251~261
+20	760/4	466	653	16.0	母材	50 60 56	247~253
600	760/2	289	340	18.0	母材	—	—
600	760/4	284	344	17.5	母材	—	—

从上述各表中可以看到，焊缝金属的冲击功都比熔敷金属的大而且稳定些，这个现象值得仔细观察和分析。

5. P92 钢的药芯焊丝焊接

在气体保护下的药芯焊丝自动或半自动焊是一种可以对工件进行全位置焊接的高效率的焊接方法，也可以用在对铸件的补焊上。

此时，可使用的焊接工艺条件见表 6-20。

表 6-20 采用药芯焊丝 Supercore F92 焊接时可使用的焊接工艺条件

	保护气体	焊丝伸出长度 (mm)	电 流 (A)	电 压 (V)
范 围	Ar-20%CO ₂	10~25	140~280	24~30
平焊位置典型规范		15~20	200	28
5G/6G 固定管道焊焊接典型规范		15	150	25
范围	100% CO ₂	10~25	140~280	26~32
平焊位置典型规范		15~20	200	30
5G/6G 固定管道焊焊接典型规范		15	150	27

获得的熔敷金属成分和性能分别见表 6-21 和表 6-22。

表 6-21 药芯焊丝焊接 P92 钢的熔敷金属成分 (%)

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	W	Nb	V	N	Al	B
0.11	0.8	0.29	0.006	0.017	9	0.5	0.5	1.7	0.04	0.20	0.04	<0.01	0.003

表 6-22 药芯焊丝焊接 P92 钢的熔敷金属力学性能

热处理 规范	试验温度 (℃)	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	延伸率 4d (%)	断面收缩率 (%)	焊缝硬度 HV	平均冲击功 (J)
760℃/4h	20	774	649	21	50	252	26
	550	471	385	19	68	—	
	600	400	294	25	77	—	
	650	308	194	27	81	—	
	700	215	125	26	86	—	

6. T92/P92 钢和 E911 钢的 TIG 焊

TIG 焊是最基本的方法，上述所有的焊接接头中都需要先以 TIG 焊打底。这里列举一些 TIG 焊焊丝成分及其相应的性能数据，见表 6-23。

从以上列举的各种焊接方法和焊接材料获得的结果说明：

(1) 和 T91/P91 钢一样，TIG 焊可以获得强度、塑性都达到母材的水平，并获得所有焊接方法中最高的焊缝韧性，室温下的韧性值也可以达到和母材相近的水平。

表 6-23 T92/P92 钢 TIG 焊焊丝、熔敷金属成分和它的力学性能

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	W	Nb	V	N	Al	B	
焊丝	0.12	0.71	0.29	0.008	0.009	9	0.5	0.5	1.7	0.06	0.20	0.05	<0.01	0.003
TIG 焊缝	0.10	0.74	0.23	0.006	0.007	8.5	0.5	0.4	1.7	0.05	0.17	0.03	<0.01	0.002

熔敷金属常温力学性能

热处理规范	试验温度 (℃)	σ_b (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	延伸率 δ_4 ($t=4d_0$) (%)	断面收缩率 ψ (%)	焊缝硬度 HV
760℃/2h	20	766	650	25	70	256
760℃/4h	20	751	645	29	70	259
	550	455	374	25	82	—
	600	387	282	21	85	—
	650	312	200	28	89	—

熔敷金属的冲击功

保护气体/焊剂	焊后热处理规范	试验温度 (℃)	平均冲击韧性 (J)
纯氩气	760℃/2h	0	90
		20	168
	760℃/4h	0	182
		20	212

(2) 所有其他的焊接方法所得的焊缝，其伸长率都低于母材水平，焊缝金属室温韧性值都处在 30~60J 之间。相比之下，焊条电弧焊的最好，埋弧焊的差些，药芯焊丝气体保护焊的最差。为了使焊缝金属的韧性保持在大于等于 41J，进而使焊缝金属经过 600℃3000h 时效后其韧性也能保持在大于等于 41J 的水平，仍需国内外焊接工作者的共同努力。

(3) 在列举的实例中，熔敷金属的蠕变断裂强度都达到了母材蠕变断裂强度的下限，但它们接头的蠕变断裂强度都低于母材和焊缝金属。这种Ⅳ型损伤断裂现象是铁素体热强钢所共有的，难以通过析出强化和固溶强化等手段来解决。近来，研究工作者发现，除了可以采用通过焊前对母材进行正火处理外，还可以通过添加 B 来防止Ⅳ型损伤断裂现象。这种想法的出发点是利用 B 对晶界析出物的稳定作用和 B 对蠕变孔洞的形成及长大的抑制作用。在这种思想指导下，开发了高 B 低 N 的 9Cr-3W-3CoVNb 钢。这种钢把 N 的含量限制在 $20 \times 10^{-6} \text{g/g}$ 以下，可以很容易地采用 GTAW 和镍基焊材焊接。图 6-28 表示的是两种不同 B 含量的 9Cr-3W-3CoVNb 钢母材和焊接接头在 923K 的温度下的蠕变断裂寿命，图中也表示出了 P92 钢母材和接头在相应温度下的蠕变断裂寿命。从图 6-28 可以明显看到，无论是新开发钢母材的蠕变断裂寿命，还是其焊接接头的蠕变断裂寿命，都分别高于 P92 钢的。不仅如此，新开发钢的Ⅳ型损伤断裂倾向也远小于 P92 钢的，当 9Cr-3W-3CoVNb 钢中 B 含量达到 0.009% 时，10000h 后还没有出现Ⅳ型损伤断裂倾向。而 P92 钢在此温度下早在 1000h 就出现了Ⅳ型损伤断裂倾向。

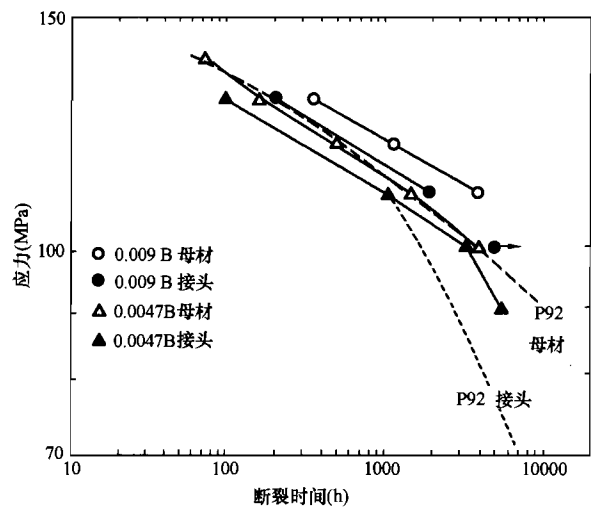


图 6-28 高 B 低 N 9Cr-3W-3CoVNb 钢母材和焊接接头在 923K 时的蠕变断裂寿命

这种高 B 低的 N 的 9Cr-3W-3CoVNb 钢克服了 IV 型损伤断裂倾向，但还是正在研制开发的材料。

第七章

SA213-T122/SA335-P122
钢的性能及焊接

如同第六章中所提到的，在 T91/P91 钢问世以后，一些国家纷纷在这一成果的基础上进一步工作，希望开发出比 T91/P91 钢高温性能更优良的钢材。日本住友金属株式会社（Sumitomo Metal Ind. Ltd.）和三菱重工株式会社（Mitsubishi Heavy Ind. Ltd.）在传统的 12Cr 钢（X20CrMoV121）的基础上，通过减少 C、Mo、S、P 的含量，添加 W、Cu、Nb、B、N 等合金元素，合作开发了含铬（Cr）量为 12% 的具有高的热强性和耐蚀性的铁素体耐热钢，即 HCM12A。这种钢的耐蚀性优于 9Cr 钢，许用应力是 T91/P91 钢的 1.3 倍，焊接性良好，拟作为超临界和超超临界机组主蒸汽管道或受热面管的材料。本章将扼要介绍这种钢在开发过程中成分调整的几个阶段，并介绍这种钢的力学性能和焊接工艺要点。

第一节 T122/P122 钢的开发过程

表 7-1 列出了收入 ASME 规范的 T122/P122（HCM12A）钢的化学成分，同时也列出了该钢开发过程中在 20 世纪 80 年代初期的设计成分和 20 世纪 80 年代末期的试验成分，表中还列出了传统 12Cr 钢 F12（X20CrMoV121）的成分。

表 7-1 T122/P122 钢和 X20CrMoV121（F12）钢的化学成分 (%)

钢种	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	Cu	V	Nb	Al	B	N
T/P122 HCM12A	0.07 ~ 0.14	0.50 ~ max	0.70 ~ max	0.02 ~ max	0.01 ~ max	10.00 ~ 12.50	0.50 ~ max	0.25 ~ 0.60	1.50 ~ 2.50	0.30 ~ 1.70	0.15 ~ 0.30	0.04 ~ 0.10	0.04 ~ max	0.005 ~ max	0.04 ~ 0.1
F12	0.17 ~ 0.23	0.50	1.00	0.03	0.03	10.00 ~ 12.50	0.30 ~ 0.80	0.8 ~ 1.20	— —	— —	0.25 ~ 0.35	— —	— —	— —	— —
开发第一 阶段的 HCM12 成分	≤0.14	≤ 0.50	0.30 ~ 0.70	≤ 0.030	≤ 0.030	11.00 ~ 13.00		0.80 ~ 1.20	0.80 ~ 1.20		0.20 ~ 0.30	≤0.20			
开发第二 阶段的 HCM12 成分	≤0.11	0.19 ~ 0.32	0.30 ~ 0.70	≤ 0.02	≤ 0.01	11.00 ~ 13.00		~1.0 ~1.0			0.20 ~ 0.30	0.05 ~ 0.10			0.01 ~ 0.05

根据表 7-1 所列数据和发表的论著，可以把这种钢的开发过程分为三个阶段：20 世纪 80 年代初期，在传统 12Cr 钢 F12 的基础上通过添加 W、Nb 来改进 F12 的性能，其成分如

表 7-1 中的“第一阶段 HCM12”。通过这样的改进以后，其蠕变断裂强度和常温韧性比 F12 钢提高很多。第一阶段改进后的钢在 550~600℃ 范围内的许用应力不仅远高于 F12 钢，也高于 T91/P91 钢，达到了 T91/P91 钢在 550~600℃ 范围许用应力的 1.2 倍以上。试验钢在 0℃ 的冲击韧性达到了 80~120J/cm²。试验钢由于相对于 F12 钢明显地降低了碳含量，因此焊接裂纹的敏感性也明显降低，斜 Y 型拘束试验得出，预热 150℃ 时，裂纹率就从预热 100℃ 时的 100% 降至 2.2%，预热 200℃ 时的裂纹率就可降为零。这些结果说明，仅仅借鉴了 T91/P91 钢的经验，通过降低碳和添加元素 W、Nb 已经可以有效地提高钢的高温性能和工艺性能。但稍后进一步的工作说明，第一阶段改进后的钢的蠕变断裂强度不稳定，其原因可能是在这一阶段中对 Nb 的含量没有明确地加以控制，使它允许在 0%~0.2% 之间波动，可是蠕变断裂强度和 Nb、V 的含量是有着密切关系的。伊势田敦朗等进行了这些元素的含量对蠕变断裂强度的影响试验。图 7-1 表示了 12Cr 试验钢中 Nb、N、V 对蠕变断裂强度的影响。图中数据表示：钢中添加 N 会提高蠕变断裂强度；单独添加 V 的效果比单独添加 Nb 明显；同时添加 0.05Nb 和 0.25V 提高蠕变断裂强度的作用更加明显。但由于 Nb 的碳、氮化合物是结合力很强的化合物，即使在高温下也很难完全固溶。图 7-2 表示不同 Nb 含量的钢在经过不同温度正火后残留在未被固溶的碳氮化合物中的含 Nb 量。可以注意到，即使是含 Nb 为 0.05% 的钢，采用通常的 1050℃ 正火，钢中 Nb 的碳、氮化合物也没有完全固溶。对于它来说，需要在 1150℃ 才能完全固溶。含 Nb 为 0.1% 的钢就需要 1200℃ 正火才能完全固溶。随着钢中含 Nb 量的进一步提高，即使采用 1250℃ 正火也不能把它完全固溶。这种未被固溶的 Nb (C、N) 在高温运行时将凝聚成为大颗粒析出物而影响蠕变断裂强度，因此必须把 Nb 含量限制在适当的水平。

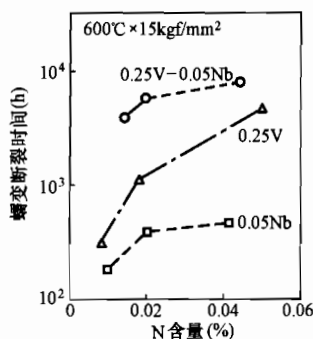


图 7-1 0.1C-12Cr-1Mo-1WNbV 钢中 V、Nb 和 N 对蠕变断裂强度的影响

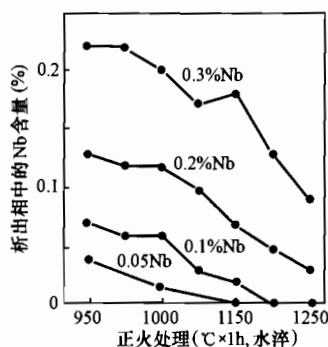


图 7-2 不同正火温度处理后析出物中 Nb 的含量

图 7-3 表示含 0.24%Nb、0.25%V 的钢经过 650℃ 10000h 后的析出物情况。在透射电镜中可以看到直径为 0.2μm 左右的粗大板状析出物，它们还同时凝聚了许多箔状的析出物，并排列成行。从这些析出物的衍射花样上可以判断，这里析出着位相相同的 Nb (C、N)、V (C、N)。由此可以理解，像含 0.2%Nb 这样高的含 Nb 钢，即使经过 1150℃ 以上的高温正火以后，仍有较多未固溶的 Nb (C、N) 存在。这些在正火过程中未固溶的 Nb (C、N)，由于正火的高温而长大，以较大颗粒的析出物存在于基体中，失去了对钢材的强化作用。相反在高温运行后，这些较大颗粒的 Nb (C、N) 将时效过程中本应弥散析出的微细 V (C、N) 颗粒吸引到自己周围，凝聚变粗。这客观上减少了对提高蠕变断裂强度有积极作

用的V (C、N)的弥散析出效果, 因此反而降低蠕变断裂强度。反之, 含 Nb 0.05% 以下的含 Nb 低的钢, 在 1050℃ 正火后未固溶的 Nb (C、N) 少, 高温运行中, 析出较多的弥散的 Nb (C、N) 和 V (C、N), 对长时间地稳定蠕变强度起到有利的作用。由此, 从图 7-2 看来, 钢的 Nb 含量不宜超过 0.05%。

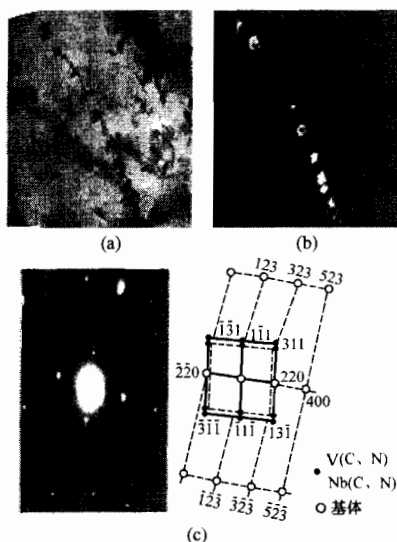


图 7-3 0.1C-12Cr-1Mo-1W-0.25V-0.2Nb-0.02N 钢 650℃ 10⁴h 时效后 δ 铁素体的透射电镜照片
(a)透射电镜照片; (b)暗场; (c)衍射花样

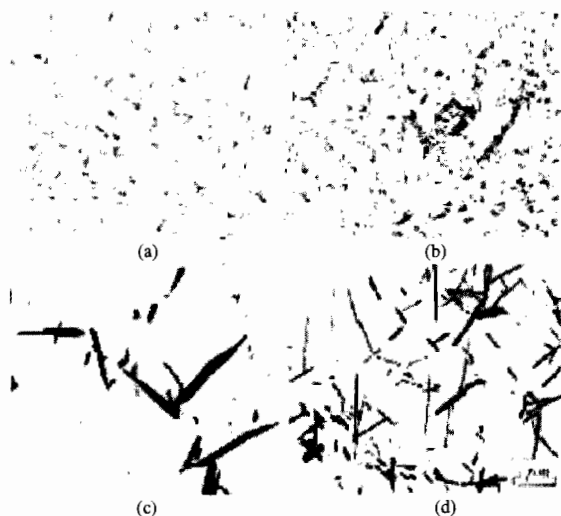


图 7-4 四种成分 12Cr 钢的复膜电镜照片
(a) 0.25V-0.05Nb-0.01N; (b) 0.25V-0.05Nb-0.05N; (c) 0.15V-0.05Nb-0.01N; (d) 0.15V-0.05Nb-0.05N

进一步的研究还发现, V 的添加量应和 N 的含量匹配, 力求使钢中的 N 充分地被 Nb (C、N) 和 V (C、N) 消耗尽, 如图 7-4 所示。在试验条件下, 只有 V 含量达到 0.25% 时, 所有的 N 才恰好被 V 消耗尽; 而含 V 仅为 0.15% 时, 留有多余的 N 未和 V 作用生成 VN。多余的 N 将会与 Cr 元素组成 Cr_2N , 这种 Cr_2N 是一种粗大的棒状析出物 (见图 7-4), 对提高和稳定蠕变断裂强度不利。这些试验的结果说明, 应把钢的成分控制在表 7-1 中“第二阶段 HCM12”的范围内。

第一阶段和第二阶段形成的 HCM12 试验钢是一种由 $\delta + \text{M}$ 相组成的双相钢。在这两个阶段试验中, 认为为了改善 F12 钢的焊接性, 除了要降低碳含量外, 还希望降低钢的淬透性来减少马氏体数量, 即希望在焊接冷却以后, 令钢中有相当数量的 δ 铁素体。在这种思想指导下, 即使通过第二阶段试验的成分调整, 控制了 Nb 含量的加入和添加了 N 元素, 其 δ 铁素体的数量仍为小于等于 35% 左右。后来知道, 这样多的 δ 相必然会影钢材的蠕变断裂强度和常温冲击韧性, 这是需要进一步改进的。此外, 两个阶段试验的钢中都含有大量的铁素体形成元素, 它们把钢的 A_{C1} 提得很高, 如 HCM12 钢的 A_{C1} 被提高到了 900℃ 左右。于是伊势田敦朗等的试验还特别证明了: HCM12 钢的回火温度必须高于 800℃, 否则马氏体没有得到充分的回火, 组织不稳定, 蠕变断裂强度不高。可是要把回火温度提得这么高, 对施工来说显然是极其不利的。

在这些试验结果的基础上, 在 20 世纪 90 年代, 通过优化 W、Mo 的比例和通过添加

Ni、Cu、B来抑制钢中的 δ 相数量，形成了表7-1所列标准成分的HCM12A (T122/P122) 钢。这段时期，为了优化钢中的W、Mo比例，在第二阶段试验的基础上改变W、Mo的比例，得到了三种比例的蠕变断裂强度，如图7-5所示。图7-5说明，同时复合添加W、Mo比添加单一元素效果好，添加的比例以0.5Mo、2W为好，这个结果恰好和T92/P92钢的一致。

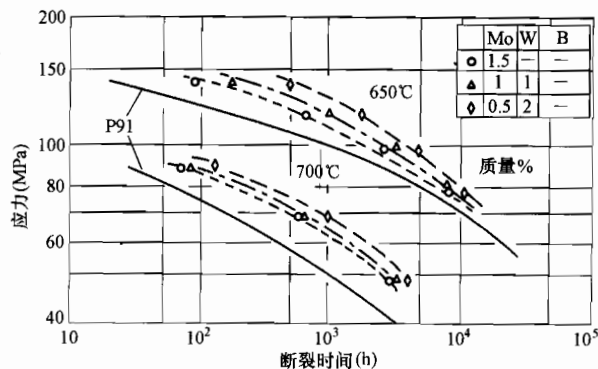


图7-5 Mo和W对0.1C-11Cr-0.25V-0.05Nb钢蠕变断裂强度的影响

Mo、W比被优化为0.5Mo-2W的试验钢，虽然具有最好的蠕变断裂强度，

但其组织中的 δ 相还是很高，应该力争消除 δ 铁素体或将其含量降低到 $\delta \leq 5\%$ 。为此，需要添加Ni、Cu、B、N等奥氏体形成元素。由于HCM12钢的Cr含量高，按T91/P92钢的数量添加，仍不能令 δ 相数量降低至小于等于5%的水平，而在T91/P91钢的水平上继续增加Ni、B、N的含量又将破坏HCM12钢的蠕变断裂性能。Cu是可以选择的另一种元素，图

7-6表示在HCM12钢中联合添加Cu和Ni时，Cu的添加量达到2%时还不会损害钢的蠕变断裂强度。

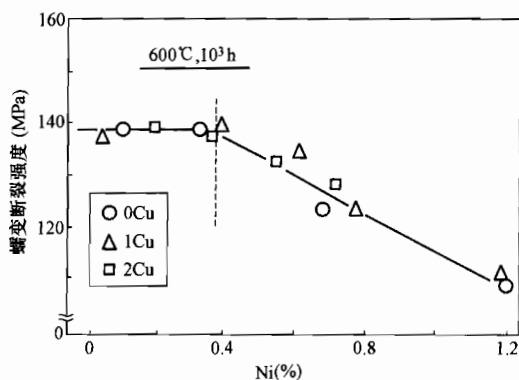


图7-6 0.1C-11Cr-2W-0.4Mo-V-Nb-B钢600°C时Ni和Cu对蠕变强度的影响

通过以上几个阶段的改进，现在的HCM12A钢已经有锅炉管、锻件和钢板等多种产品。其中为了确保大直径厚壁管件的韧性，通过添加较高数量的Cu，以便降低 Cr_{eq} ，进一步抑制住了 δ 相的形成。

现只有在制作锅炉炉内管的钢中，为确保比较高的抗高温腐蚀能力而适当提高了Cr的含量，会在钢内存有少量的 δ 相。但用于制造炉外管道的钢中，在供货状态下不

含有 δ 相。

由于添加了Ni、Cu、B、N等元素，也降低了HCM12钢的 A_{Cl} ，使这种钢的回火温度又能回到750°C左右。将表7-1中T122/P122钢的标准成分和第六章中T92/P92钢的标准成分比较，可以看到这两种钢除了Cr含量和Cu含量不同以外，其余成分几乎是相同的。

第二节 T122/P122 钢 的 性 能

1. 物理性能

T122/P122钢的密度为 $7.8 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ ，主要的物理性能见表7-2。

表 7-2 T122/P122 钢的物理性能

温度,℃	RT	100	200	300	400	500	600	700	800
弹性模量, GPa	216	211	204	196	185	174	158	132	124
线膨胀系数, 10 ⁻⁶ /℃	—	9.4	10.6	10.7	11.0	11.2	11.5	11.6	11.9
比热容量, kJ/(kg·K)	0.438	0.498	0.553	0.636	0.703	0.814	0.953	1.232	
导热率, W/(m·k)	24.5	25.3	27.2	30.0	31.1	32.9	34.2	34.9	

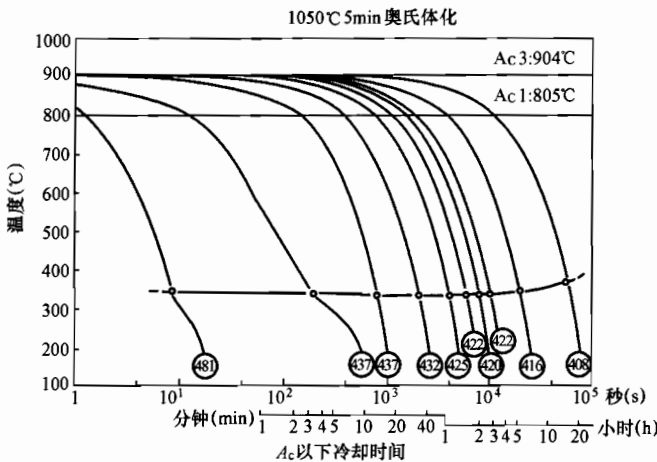


图 7-7 HCM12A 钢 CCT 图

标准值。0℃冲击值在标准中没有规定，但看来 T122/P122 的韧度远比 T91/P91 和 T92/P92 的低，而且波动范围大，这是加工这种钢时要注意的。

表 7-3 T122/P122 钢的常温力学性能

抗拉强度 (MPa)	屈服强度 (MPa)	延伸率 (%)
620	400	20

表 7-4 试验用 T122/P122 钢材的力学性能

产品类别	常 温 力 学 性 能			
	抗拉强度 σ_b (MPa)	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ (MPa)	延伸率 (%)	0℃冲击韧度 (J/cm ²)
小径管 $\phi 54 \times 12\text{mm}$	662~739	479~545	24~31	60~220
大管 $(\phi 350 \sim 457) \times (50 \sim 65)\text{mm}$	734~746	542~593	22~25	68~139
锻件 220~440×220~440	719~767	519~595	23~26	38~81
板材 25~50	721~791	530~625	22~25	39~49
标准规定值	≥620	≥400	≥20	—

通过热膨胀法测得 T122/P122 钢的 A_{c1} 为 805℃， A_{c3} 为 904℃， M_s 温度为 350℃，图 7-7 为其 CCT 图。

2. T122/P122 钢的常温力学性能

表 7-3 为 T122/P122 钢常温拉伸性能的标准值。

日本住友公司分别对所列产品的常温力学性能进行了测试，其结果见表 7-4。

常温力学性能指标和标准值相比，各种产品都达到和超过了

3. 高温力学性能

T122/P122 钢管在不同温度的拉伸性能见图 7-8。在各个温度下, T122/P122 钢的短时强度比 T91/P91 的略高, 延伸性也较好, 锻件和板材的性能与管材基本一样。

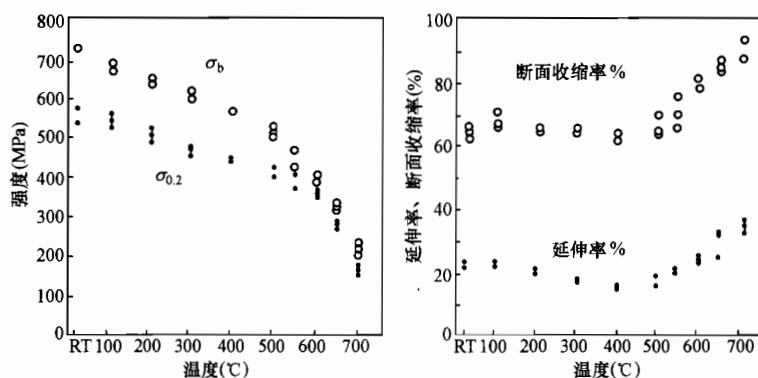


图 7-8 T122/P122 钢管在不同温度的拉伸性能

图 7-9 给出了 T122/P122 各种产品在 600°C 和 650°C 的蠕变断裂强度曲线。可以看出, HCM12A 钢的管子、管道锻件和板件之间的蠕变强度几乎没有差别, 这种高的强度得益于通过 W 代替部分 Mo 以及加入了微量的 B, 抑制了钢的软化及再结晶, 从而获得了极好的蠕变强度。

图 7-10 给出了 T122/P122 钢与 T91 钢在不同温度下蠕变断裂强度的比较, 从图中可以看出, 在 550°C、600°C、650°C 和 700°C 时 T122/P122 钢的蠕变断裂强度均高于 T91 钢。但是如果和 T92/P92 钢相比, T122/P122 钢在 550~650°C 范围内的许用应力都略逊于 T92/P92 钢, 如表 7-5 所示。

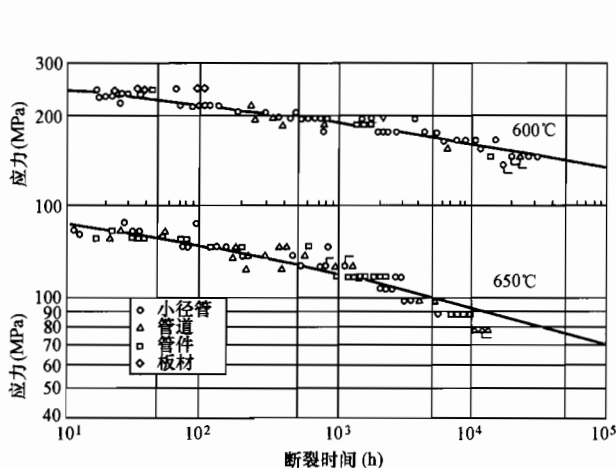


图 7-9 T122/P122 钢的蠕变断裂强度

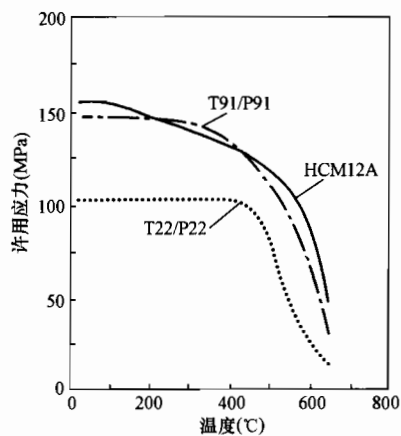


图 7-10 T122/P122、T22/P22、T91/P91 的许用应力比较

从表 7-5 和图 7-10 中可以看出, 在 600~650°C 范围内, P122 钢的许用应力是 P91 钢的 1.3 倍, 但比 P92 钢略低。在这几种 9Cr、12Cr 钢中, 还是 T92/P92 钢的蠕变断裂强度最高。

表 7-5 9Cr、12Cr 钢许用应力的比较

ASME 小管 大管		T91/P91	T92/P92 标准 2179-3	T911/ P911 标准 2327	T122/P122 标准 2180-2
JIS 小管 大管		KA-STBA28 KA-STPA28	KA-STBA29 KA-STPA29	—	KA-SUS410J3TB KA-SUS410J3TP
许用应力 (MPa)	550℃	102	123	114	122
	600℃	62	88	71	83
	650℃	29	46	—	42

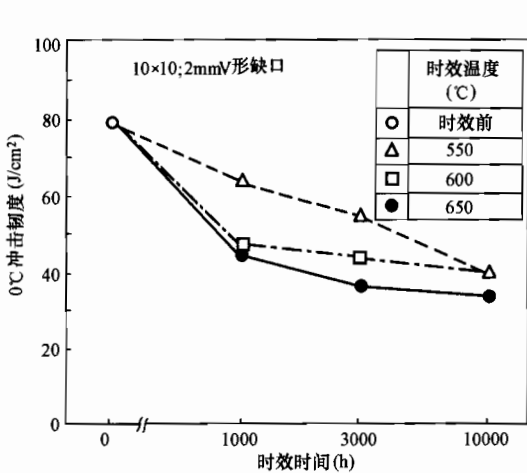


图 7-11 T122/P122 钢管时效后的冲击韧性

4. 时效性能

图 7-11 给出了 T122/P122 钢经过 550~650℃10⁴h 时效后 0℃ 的冲击韧性。可以看到，由于它含有和 T92/P92 钢相同的合金体系和含量，具有和 T92/P92 钢相似的明显的时效倾向，时效后冲击韧性降低的趋势也和 T92/P92 钢相似，在时效过程的最初 1000h 内，韧性降低得激烈；在时效 3000h 以后，Laves 相的析出和长大过程已经不明显，继续脆化的趋势也逐渐消除。尽管这样，和 T92/P92 钢一样，必须充分注意这一现象。

下面介绍住友公司在使用 HCM12A 钢管制作的过热器和再热器经过长时间运行后的性能变化情况。HCM12A 试验钢管位于过热器和再热器的出口部位。过热器出口的蒸汽参数为 571℃、19MPa；再热器出口蒸汽参数为 543℃、4MPa。过热器钢管的规格为 $\phi 38.1 \times 7.4\text{mm}$ ；再热器管的规格为 $\phi 54 \times 6.0\text{mm}$ 。表 7-6 表示了这些钢管经过 6 年以后的常温力学性能变化。

表 7-6 运行 6 年后钢管的常温力学性能变化

	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ (MPa)		硬度 (HV)		0℃ 冲击韧性 (J/cm ²)		
	原始值	6 年后	原始值	6 年后	原始值	3 年后	6 年后
过热器管	800~810	790~800	255~260	245~255	105	40	35
					125	45	45
再热器管	670	720~740	225~230	220~228	118	60	40
					140	65	50

试验的结果表明，钢管的韧性由于时效而有明显脆化的倾向，与此同时，所有的其他性能指标都没有明显的变化。说明这类钢在试验条件下老化过程缓慢，而时效脆化倾向也是在 3 年后渐渐变小。另一方面，时效过程中析出的 Laves 相，如在第三章和第六章指出的那样，是一种很稳定而不易长大的组织，有利于保持钢的蠕变断裂强度。

5. T122/P122 钢的抗高温腐蚀和抗高温蒸汽氧化性能

一般来说, 高温材料依靠一种或多种合金成分的选择性氧化来形成保护性氧化皮, 这就必须满足两个条件: 一是基体中的选择性氧化元素必须有足够高的浓度; 二是这些元素必须有足够高的扩散速率, 以保证它们能对正在生长的氧化皮下的基体进行补充, 从而保证长期的保护功能。铬是提高抗氧化性的重要元素, T122/P122 钢管因其高的铬含量, 它的抗烟气腐蚀和抗蒸汽氧化性均比 T91/P91 钢和 T22/P22 钢好。在 600°C 下 500h 时, 蒸汽氧化厚度小于 $50\mu\text{m}$; 600°C 下 20h 后, 烟气腐蚀造成的重量损失小于 $25\text{mg}/\text{cm}^2$, 见图 7-12。

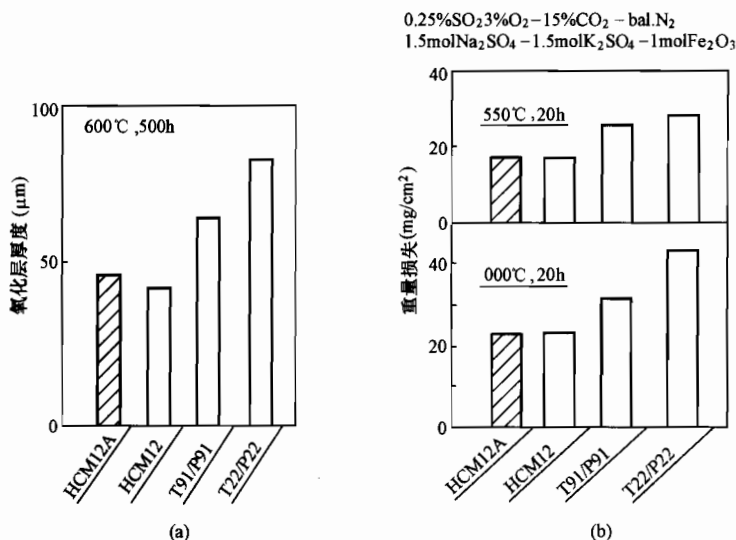


图 7-12 T122/P122 钢和其他传统钢材的抗腐蚀性比较

(a) 抗蒸汽氧化性; (b) 抗烟气腐蚀性

图 7-13 表示几种钢制造的过热器和再热器经过长期服役后, 它们的水蒸气氧化程度的比较。图中数据说明, 三种铁素体钢在服役时间不太长的情况下, 其水蒸气氧化的程度相差不多。但是, 随着服役时间的增长, HCM12A 钢的优势就显示出来了。此外, 虽然

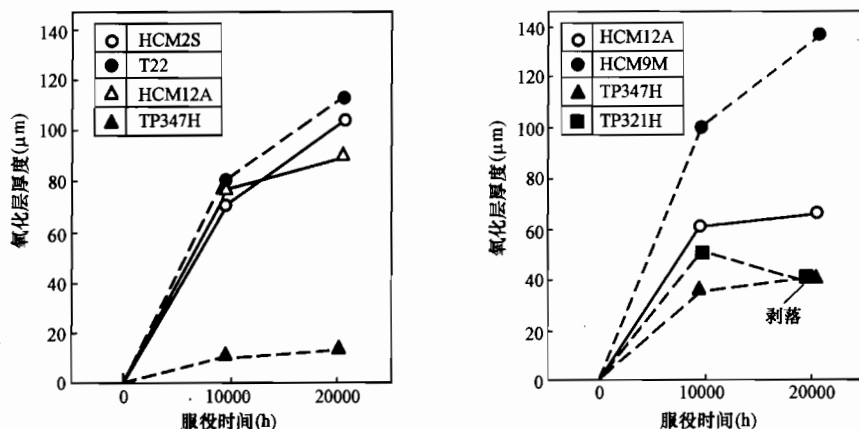


图 7-13 几种钢割管的抗水蒸气氧化性能比较

HCM12A 钢水蒸气氧化的程度比奥氏体不锈钢严重得多。但是，HCM12A 钢的氧化皮不易剥落，而奥氏体不锈钢的氧化皮比较容易剥落，这种剥落容易造成堵塞管道，导致局部超温爆管等事故。

渡边丰等对 HCM12A (T122/P122)、NF616 (T92/P92)、HCM2S (T24/P24) 和 STBA24 (2.25 CrMo) 和工业纯铁等五种材料进行了水蒸气氧化性能的比较试验。图 7-14 表示不同材料在温度为 600 和 700℃、蒸汽压力为 10、2、1MPa 下的增重。这个结果可以

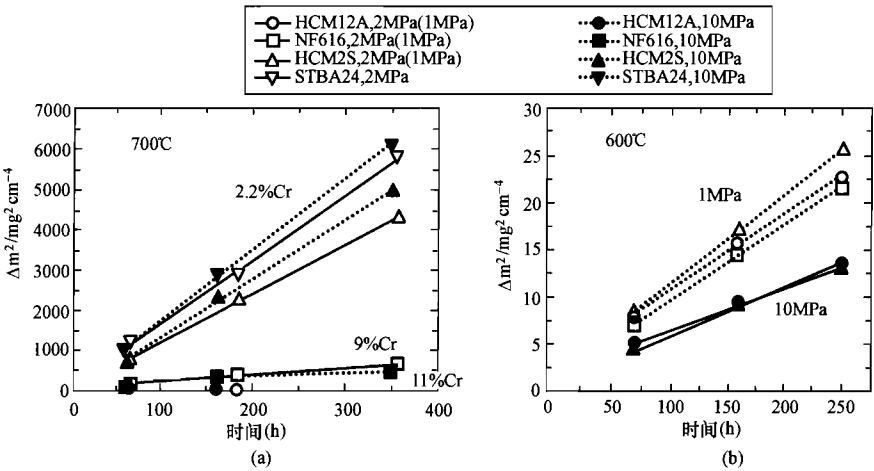


图 7-14 不同钢种试样在温度为 600℃、700℃及蒸汽压力为 10、2、1MPa 下的增重

分别说明，在不同温度下，不同材料的氧化速度以及不同蒸汽压力与氧化速度的关系：在较低的温度（600℃）下，蒸汽压力对氧化速度的影响明显，压力低，氧化速度大，但是钢种对氧化速度的影响不大。可是，在 700℃ 的较高温度下，蒸汽压力对氧化速度的影响不明显，而不同钢种间的氧化速度差别却明显起来。此时，氧化速度才随着含 Cr 量的提高而减小。图 7-15 更明显地表示出在 600℃、700℃ 的不同温度下氧化速度和钢中含 Cr 量的关系。可以看到，在 600℃ 以下，所有材料的氧化速度没有差别，可是在 700℃ 时，氧化速度明显

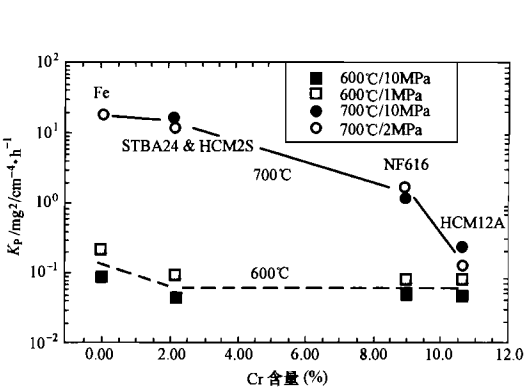


图 7-15 600 和 700℃ 下代表氧化速度的常数 K_p 和 Cr 含量的关系

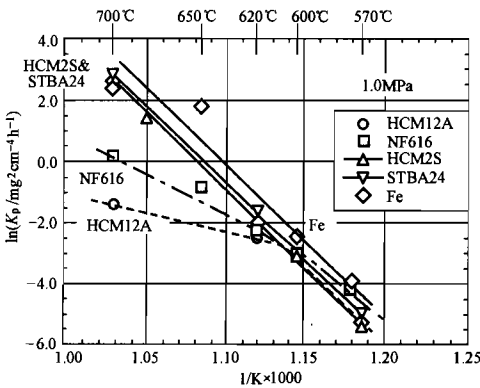


图 7-16 10MPa 时测得的各种钢 K_p 的阿楞纽斯图

地随着含 Cr 量的增高而降低,其中 NF616 和 HCM12A 的含 Cr 量仅相差 2%,可是其氧化速度却相差将近 10 倍。渡边丰等进一步求得了在蒸汽压力为 10MPa 下各种材料的氧化速度和温度的依存关系,如图 7-16 所示。由图中看到,在 600℃以下,所有材料的氧化速度以同一斜率随着温度的增高而增加。在 600℃以上, NF616 和 HCM12A 氧化速度变化的斜率突然发生变化。这说明这两种钢在 600℃前后,其氧化速度变化的机制是不同的。这些结果对于从水蒸气氧化角度出发选择材料具有指导作用。

第三节 T122/P122 钢 的 焊 接

一、T122/P122 钢的焊接特性

虽然和 F12 钢同是含 Cr12%,但是 T122/P122 钢的焊接性和 F12 已有原则的不同,其冷裂纹倾向被明显地降低了。对 T122/P122 钢的焊接来说,除了像前几章所述需要注意的,如背面氧化、焊接裂纹、焊缝冲击韧性低、时效倾向等以外,还要注意防止 δ 相的出现。因此,在焊接工艺设计和实施中,除了仍应遵循第三章中所讨论的各项原则及借鉴第五章、第六章中的各种措施外,还应特别考虑到: T122/P122 钢母材本身常温韧性不如 T91/P91 钢和 T92/P92 钢富裕,而且不很稳定,见表 7-4; T122/P122 钢极易产生 δ 相,这两个特殊性在焊接材料选择和熔敷金属设计时,就需对合金成分进行适当的调整。归纳起来,一要适当降低 Cr、Mo、W、V 的含量,以降低熔敷金属的 Cr_{eq} ;二要适当提高 Ni 的含量,这样虽然会损害熔敷金属的蠕变断裂强度,但不致严重影响焊接接头的性能。这样调整的成分,必将利于防止 δ 相的出现,也有利于保证足够的焊缝韧性。按照这个思路为焊接 T122/P122 钢开发的焊接材料,其熔敷金属成分见表 7-7。

表 7-7

T122/P122 钢焊接熔敷金属成分举例

(mass%)

焊接方法	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	W	V	Nb	N
GTAW	0.09	0.32	0.52	10.26	1.13	1.44	0.29	1.65	0.21	0.05	0.05
SMAW	0.09	0.27	0.93	10.70	0.81	1.33	0.20	1.40	0.19	0.04	0.06
SAW	0.10	0.08	1.14	10.41	0.93	1.50	0.28	1.60	0.22	0.05	0.06

用这种材料在正常的工艺下施焊,得到的焊缝韧性见表 7-8。从表 7-8 的数据可见,经相同的回火过程以后, GTAW 焊缝的韧性优异,焊条电弧焊和埋弧焊都远不如它,其中埋弧焊更差。这个规律和第三章中讨论过的一致,也是应该采用较低的线能量和薄焊道进行焊接。尽管 T122/P122 钢的裂纹敏感性比 F12 钢的低,但是仍应采用预热施焊,实际焊接的预热温度应考虑部件的尺寸和拘束程度。同时,应考虑焊接条件,对于厚壁管道,推荐预热温度为 200~300℃。

T122/P122 钢在焊后进行热处理是必要的, ASME CODE CASE 2180 规定最低的热处理温度为 705℃,热处理参数直接影响焊接接头的性能。一般来说,在 740℃进行热处理,基本上可以保证要求的硬度,保温时间依据焊件的厚度而定。ASME 推荐每英寸 (25.4mm) 至少保温 1h。对于 T122 钢来说,由于合金含量较高,即使其壁厚较薄为小于 10mm,建议最少保温时间不应低于 30min。

表 7-8 T122/P122 钢焊缝韧性举例

管 径	焊接方法	热处理参数	试验温度 (℃)	冲击韧性 (J/cm ²)	
				焊缝金属	熔合线
小径管	GTAW	740℃ 30min	0	165	170
				135	145
				115	100
	SMAW	740℃ 30min	0	50	—
				50	—
				50	—
大径管	GTAW	740℃ 5h	0	178	158
				178	138
				188	130
	SAW	760℃ 5h	0	50	60
				43	58
				30	35

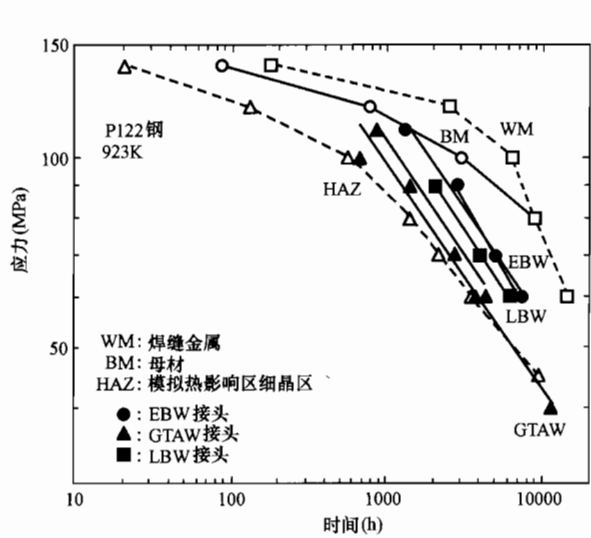


图 7-17 几种 P122 钢焊接接头在 923K 下的蠕变断裂寿命

IV 型蠕变损伤断裂现象也是 T122/P122 钢焊接中的重要问题，详见第三章第四节部分。M. Tabuchi 等采用电子束、激光束和 GTAW 三种方法焊接了 P122 钢，在 923K 的温度下测定了这三种焊接接头的蠕变断裂寿命，并与 P122 钢母材、熔敷金属和 GTAW 热影响区的模拟焊接试样的蠕变断裂寿命相比较，比较的结果见图 7-17。

图中所有这些接头的寿命都低于母材和熔敷金属的寿命。接头的寿命是按照电子束→激光束→GTAW→GTAW 热影响区细晶区模拟试样的次序降低的。而热影响区的宽度是按照电子束→激光束→GTAW→GTAW 热

影响区细晶区模拟试样的次序增加的。这个规律再一次重复了“减小热影响区宽度可以减小接头蠕变断裂强度降低幅度的事实”。不过，热影响区宽度减小以后，虽然接头蠕变断裂强度降低的幅度减小了，但是断裂时的塑性也会明显减小，直至呈现脆性断裂。

M. Tabuchi 和 S. K. Albert 等用模拟焊接热影响区仔细研究了 P122 钢焊接接头的蠕变断裂行为。他们用焊接模拟机把蠕变试样的中间部分分别均匀地加热到 1123、1173、1223、1273、1473K，经过 1013K 的回火后，在 923K 进行蠕变断裂试验。图 7-18 为这些试样断裂后的外貌和断裂寿命。当试样最高加热温度（位于试样的中部 1cm 范围）为 1123K 时，此时试样各部位的加热温度都在 A_{c3} 以下，其断裂寿命为 1262h。图中其余四个试样的最高加热温度都达到和超过了 A_{c3} 温度，它们的断裂寿命都有明显地降低。此外，随着试样中间

部分模拟加热温度的升高，蠕变断裂的部位逐渐偏离试样的中部。硬度和组织分析证明，各个试样的断裂部位都是落在它们的细晶区，就是说断裂总是发生在热影响区的细晶区。这些结果说明，只要试样上存在被加热到超过 A_{c3} 温度的区域，出现了细晶区，试样的断裂寿命就会降低，而且断裂的部位就会发生在细晶区。

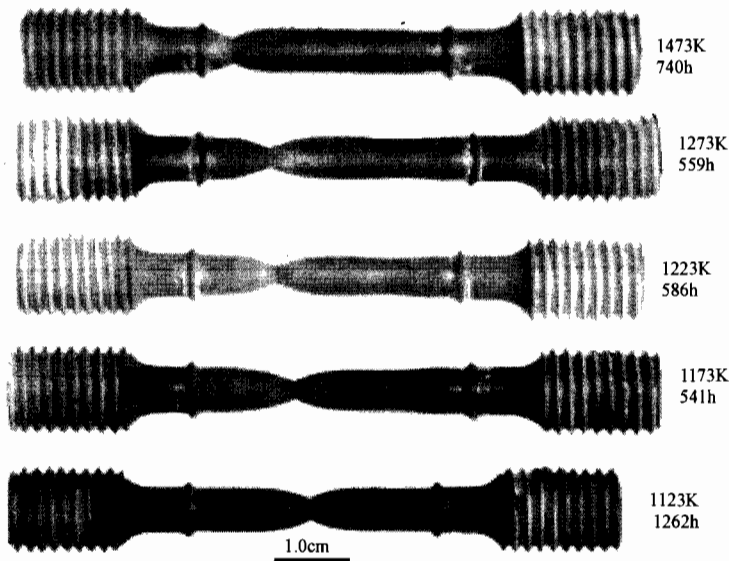


图 7-18 不同模拟加热温度试样断裂后的外貌

M. Tabuchi 和 S. K. Albert 等还引用一些前人的试验结果来说明热影响区的细晶区在焊后回火过程中的 $M_{23}C_6$ 析出相变粗。不仅如此，在随后的蠕变过程中，细晶区晶界上的 $M_{23}C_6$ 和 Laves 相的长大速度比其他区域的大。此外，细晶区位错结构的回复速度也高于其他区域。因此，细晶区的蠕变断裂强度最低。图 7-19 比较了 P122 钢模拟焊接热影响区试验中，蠕变断裂后细晶区和粗晶区的电镜照片。

图 7-19 (a) 为细晶区的组织，可以看到有两种析出物，其中颜色比较灰暗的是 $M_{23}C_6$ ，

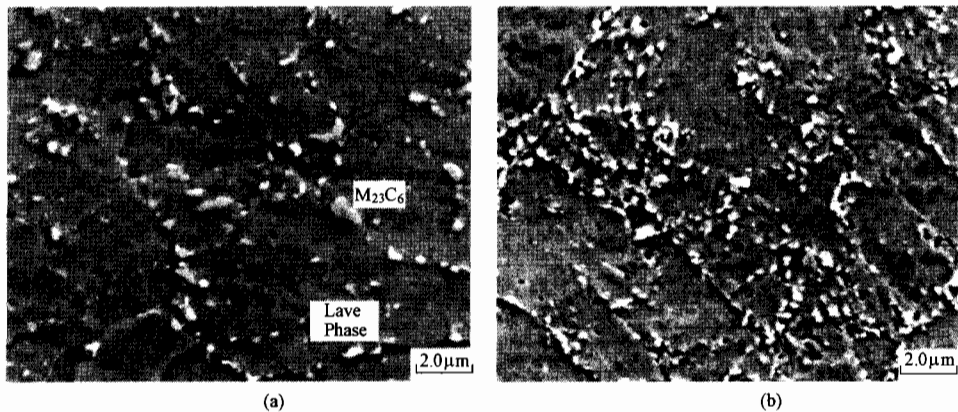


图 7-19 923K、80MPa 蠕变试验后热影响区不同区域的金相组织
(a) 细晶区；(b) 粗晶区

比较亮的颗粒是 Laves 相。图 7-19 (b) 是粗晶区的组织。照片 (a) 中的析出物比照片 (b) 中的明显粗大，反映出了这种钢细晶区蠕变断裂强度低于粗晶区的部分原因。

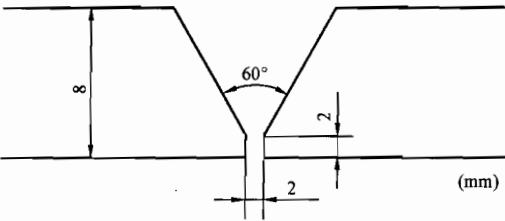


图 7-20 坡口形式

二、焊接工艺举例

下面列举 T122/P122 钢 GTAW 焊和焊条电弧焊的工艺作为参考。

1. T122/P122 钢的钨极氩弧焊

T122/P122 钢 GTAW 的坡口形式如图 7-20 所示。焊接参数见表 7-9，焊接接头的拉伸性能见表 7-10，焊缝金属的冲击韧性见表 7-11，接头的硬度见图 7-21。

表 7-9 GTAW 的焊接参数 (740℃下保温 30min, 空冷)

焊接方法	焊丝直径 (mm)	焊接层道	电流 (A)	电压 (V)	速度 (cm/min)	热输入 (kJ/cm)	预热	层间温度 (℃)	保护气体
GTAW	φ2.4	第 1 层	120	14	8	12.6	—	≤250	100%Ar
	φ1.2	第 2~5 层	150	16	10	14.4	—	≤250	100%Ar

表 7-10 焊接接头的拉伸性能

试验温度 (℃)	抗拉强度 (MPa)	断裂位置
室 温	750	母材
	755	母材
	标准≥620	
550	446	母材
	444	母材
600	371	母材
	371	母材

表 7-11 焊缝金属的冲击韧性

(试样尺寸: 5mm×10mm 2mm 缺口)

冲击韧性 (J/cm²)	
0℃	20℃
48, 40, 55 (平均 48)	65, 63, 55 (平均 61)

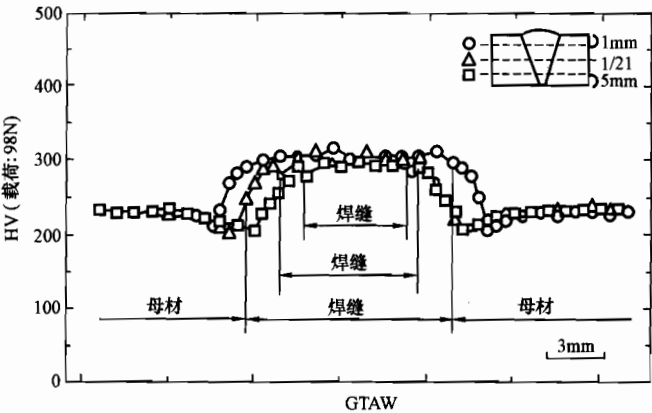


图 7-21 焊接接头的硬度分布

从接头性能看，即使采用的是全氩弧焊，焊缝金属的冲击韧度不像 T91/P91、T92/P92

那样能达到和母材相当的水平，也和表 7-8 中的数据矛盾，需要进一步探究。

2. 焊条电弧焊

T122/P122 钢的坡口形式如图 7-22 所示。焊接参数见表 7-12，焊接接头的拉伸性能见表 7-13，焊缝金属的冲击韧性见表 7-14，接头的硬度见图 7-23，蠕变断裂强度见图 7-24。

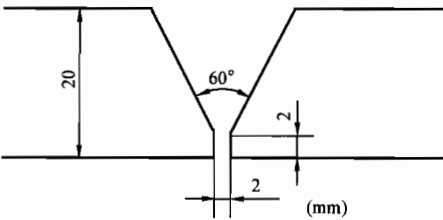


图 7-22 T122/P122 钢的坡口形式

表 7-12 焊条电弧焊的焊接参数（热处理：740℃×5h，空冷）

焊接方法	焊条直径 (mm)	焊接层道	电流 (A)	电压 (V)	速度 (cm/min)	预热和层 间温度	保护气体
GTAW	2.4	第 1 层	125~135	14~16	7	200~250℃	100%Ar
SMAW	4.0	第 2~13 层	150~170	24~26	10~20	200~250℃	100%Ar

表 7-13 焊接接头的拉伸性能

试验温度 (℃)	抗拉强度 σ_b (MPa)	断裂部位	试验温度 (℃)	抗拉强度 σ_b (MPa)	断裂部位
常温	723	母材	550	425	母材
	717	母材		429	母材
	标准值 ≥ 620		600	363	母材
				358	母材

表 7-14 焊缝金属的夏比冲击韧性 (J/cm²)

0℃	20℃
50, 50, 50 (平均值 50)	103, 79, 69 (平均值 84)

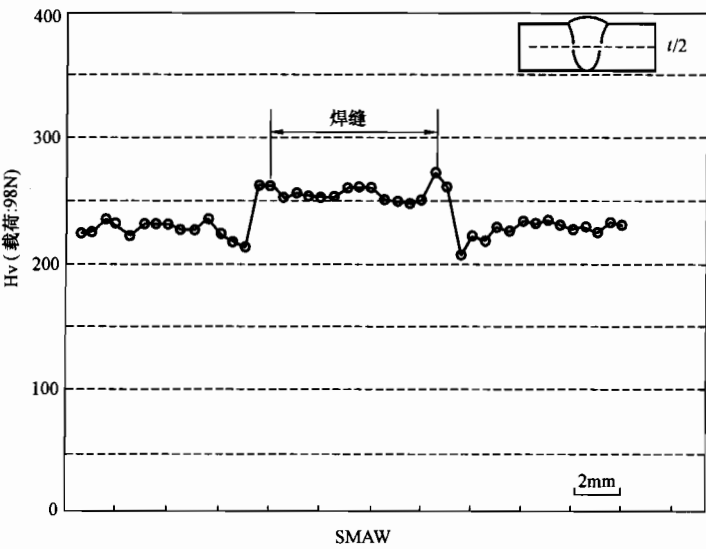


图 7-23 接头的硬度

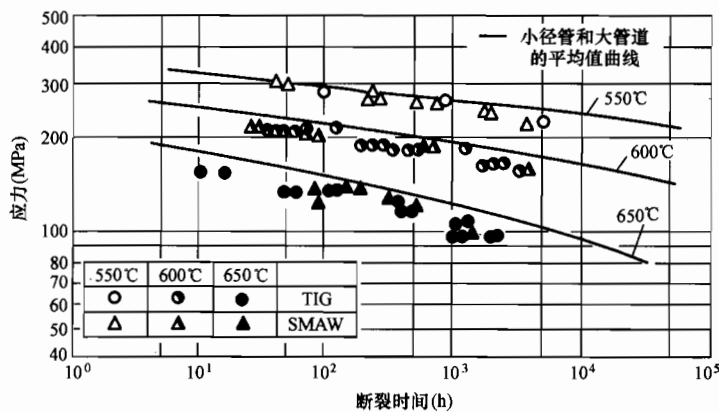


图 7-24 蠕变断裂强度

3. T122/P122 钢与其他钢的异种钢焊接

T122/P122 钢与其他钢的异种钢焊接参数见表 7-15。

表 7-15 T122/P122 钢的异种钢焊接参数

组合钢种	焊接材料	预热温度	焊后热处理温度
T122/T22	与 T22 相当	200~300℃	700~740℃
T122/T91	与 T91 相当	200~300℃	740℃
T122/TP347H	ER NiCr-3	200~300℃	740℃
T122/TP304H	ER NiCr-3	200~300℃	740℃

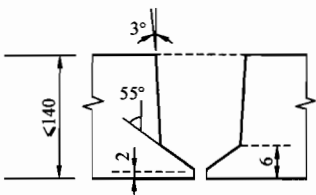


图 7-25 坡口图

4. P122 钢主蒸汽管道、联箱的典型焊接工艺

坡口型式如图 7-25 所示；焊接工艺参数见表 7-16；焊接热处理热循环曲线如图 7-26 所示。

以上介绍的工艺和部分性能数据大多来自材料供应商，数据中存在一些矛盾和差别，如图 7-11 和表 7-6 中时效前的原始韧性值、表 7-8 和表 7-11 中 GTAW 焊缝的韧度等。这些都说明，这种材料作为工程使用还属于初期阶段，现有的资料不仅

数量少，而且还不够完整和严密。

表 7-16 焊接工艺参数

焊接方法	焊材直径 (mm)	焊层	电流 (A)	电压 (V)	焊接速度 (cm/min)	预热及层间温度 (℃)	保护气体	热处理规范
TIG	2.0、2.4	1	80~130	12~16	7	100 以上	100Ar	740±15℃
SMAW	2.5、3.2	其余	80~130	10~20	16~20	200 以上	—	×4~10h

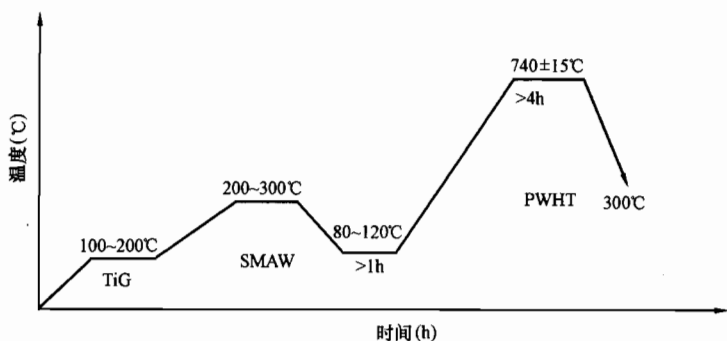


图 7-26 焊接和热处理加热循环曲线图

第四节 T122/P122 钢服役后的性能

T122/P122 钢作为新的高强度铁素体耐热钢，于 1993 年 4 月在日本大型发电机组开始进行现场试验，在服役 1 年和 3 年后，割取其过热器和再热器管进行了各种性能的测试。

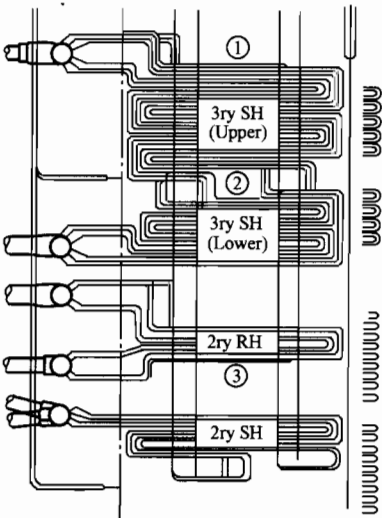
现场服役试验选用的 HCM12A 钢是安装在 156MW 锅炉的过热器和再热器部分。表 7-17 列出了该锅炉的具体参数，试验管子的安装位置见图 7-27。

项 目	内 容
锅炉类型	强制循环
运行最大压力	过热器：19.2MPa 再热器：4.2MPa
水蒸气温度	过热器出口段：574℃ 再热器出口段：543℃
进口段水温	267℃（省煤器进口处）
主蒸汽流量	510000kg/h
再热蒸汽流量	427770kg/h

管子在分别服役 1 年和 3 年后，从锅炉上割取下来，它们的服役时间分别为 9200h 和 20509h。对割取的管子分析了化学成分、测量了尺寸、测试了力学性能及抗腐蚀性性能，并观察了金相显微组织。

一、化学成分

表 7-18 为服役 3 年后 HCM12A 钢的化学成分，每种合金元素的含量仍满足标准要求。



- ① TP347H+HCM12A+TP347H(φ38.1×7.4)
- ③ HCM9M+HCM12A+TP347H+TP321H+HCM9M(φ54×6.0)

图 7-27 试验管子的安装位置

表 7-18 服役 3 年后的 HCM12A 钢管的化学成分 (wt%)

部件	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Mo	W	V	Nb	N
过热器	0.10	0.29	0.53	12.30	0.34	0.85	0.35	1.88	0.20	0.05	0.52
再热器	0.07	0.28	0.54	12.20	0.20	0.48	0.36	1.85	0.21	0.05	0.52
标准	0.07 ~0.14	0.50max	0.70max	10.00 ~12.50	0.50max	0.30~ 1.70	0.25~ 0.60	1.50~ 2.50	0.15~ 0.30	0.04~ 0.10	0.040~ 0.100

二、金相组织

图 7-28 为服役 3 年的 HCM12A 钢管的显微组织。HCM12A 钢管服役 3 年后的显微组织为回火马氏体+少量的 δ 铁素体。从图 7-28 中可以看出，再热器管中的铁素体含量多于过热器管，这可能是和两者的 Cu 含量有差异有关。过热器含 0.85%Cu，而再热器含有 0.48%Cu。原始管和运行过 3 年后的钢管，它们的光学显微组织基本上没有明显的差异，但在电子显微镜分析可以发现，服役后的钢管组织中出现了含 Fe 和 W 的金属间化合物，即 Laves 相。

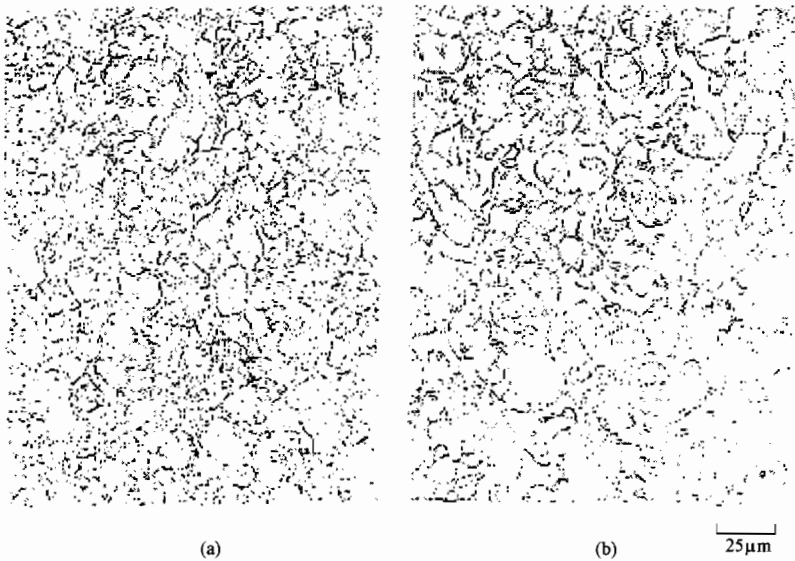


图 7-28 服役 3 年的 HCM12A 钢管的光学显微组织
(a) 过热器；(b) 再热器

三、力学性能

服役后，HCM12A 钢割管的室温拉伸强度只是略有增加，也是较稳定的，如图 7-29 所示。硬度的变化行为与拉伸强度的变化行为基本相同，如图 7-30 所示。而服役 1 年后的过热器和再热器管的夏比冲击韧度有明显降低，在服役的第 2、第 3 年中过热器和再热器的冲击韧度虽然仍有下降，但降低的幅度减小了，并逐渐稳定在 40J/cm² 左右，见图 7-31。

四、蠕变断裂性能

HCM12A 管服役后的蠕变断裂性能如图 7-32 所示，割管在 600℃时的蠕变断裂强度低于原始管；在 650℃时，割管的蠕变强度几乎和原始管的平均强度一致。服役 1 年和 3 年的

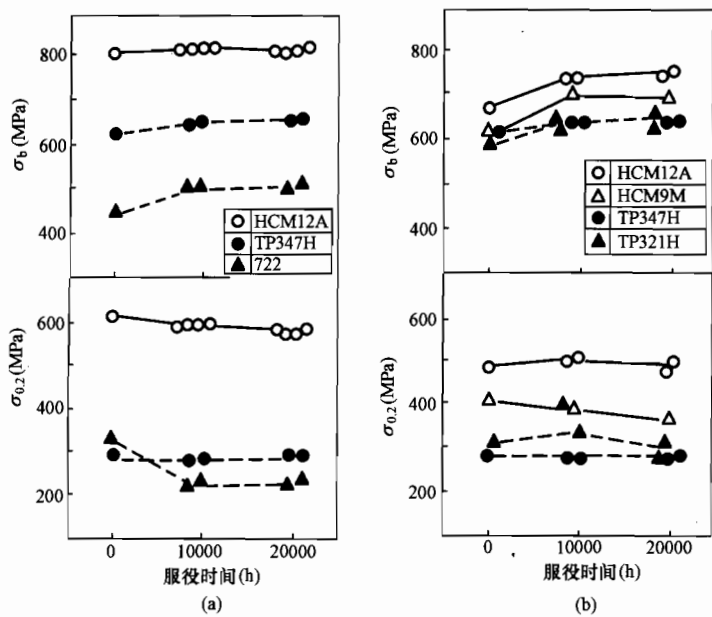


图 7-29 HCM12A 割管的室温拉伸性能
(a) 过热器; (b) 再热器

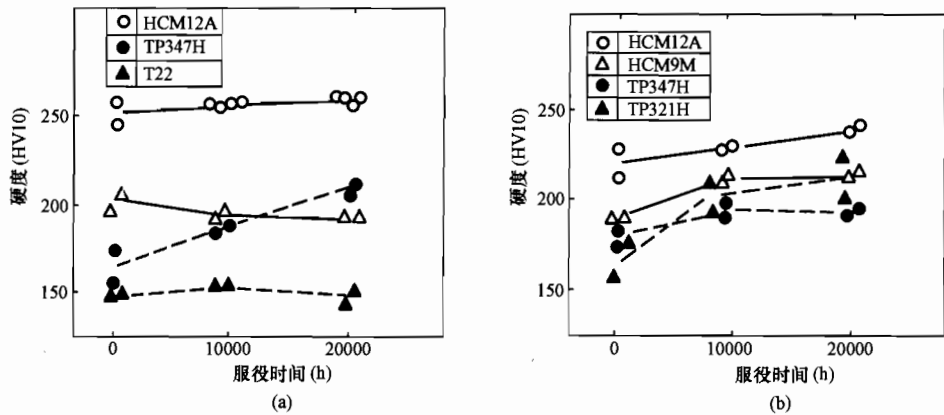


图 7-30 HCM12A 割管的室温硬度
(a) 过热器; (b) 再热器

割管材料在蠕变断裂强度上没有明显的差异。

五、水蒸气氧化

服役后, HCM12A 管子水蒸气氧化皮厚度与服役时间的关系曲线见图 7-13。割管的氧化皮有两层结构, 没有发现氧化皮的剥落现象。

HCM12A 钢经服役后, 上述测定的各项性能良好。这种材料的管道、锻件和板件的金相组织为回火马氏体, 不含 δ 铁素体。炉内小管子用钢的金相组织中包含有少量的 δ 铁素体, 这是为了提高抗热腐蚀性而增加了 Cr 含量而导致的。它的许用应力是 T91/P91 钢的

1.3 倍，与 T92/P92 钢的相同。所以，这种钢具有优良的实用性能，它可以用在锅炉材料中，如管子、管道、锻件和板件等，用以替代如 X20CrMoV121 或改良的 9Cr1Mo 这类传统的耐热钢。但没有看到服役后焊缝金属冲击韧度的测试值，也没有介绍焊缝金属时效以后的冲击韧度。这个性能对于炉内受热面构件来说，由于它们壁厚薄，重要性相对小些，但对炉外大直径厚壁管道和构件来说是不可忽视的，因此在作为炉外大直径厚壁管道和构件用材以前，还需要进一步确认它的工艺和使用性能。

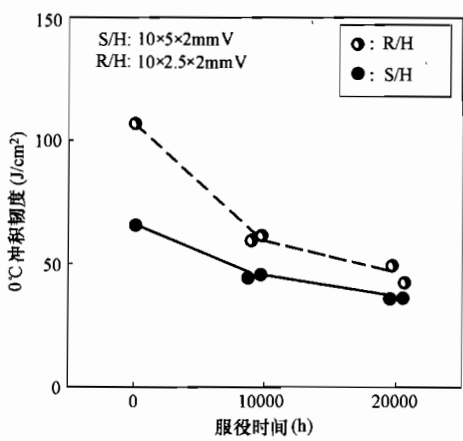


图 7-31 HCM12A 割管在 0°C 的夏比冲击性能

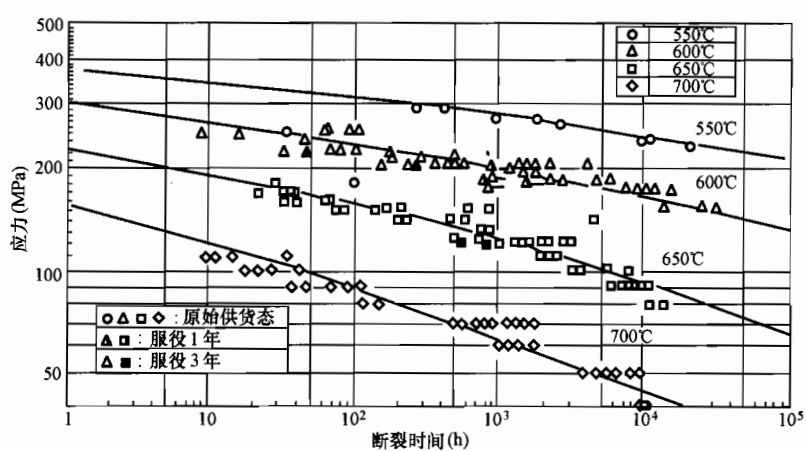


图 7-32 HCM12A 割管的蠕变断裂性能

第八章

锅炉用新型奥氏体耐热钢及其焊接

细晶强韧型的铁素体耐热钢在 550~620℃ 区间具有高达 100MPa 以上的蠕变断裂强度,个别新研制的钢(如 NF12 等)在 600~650℃ 范围内还可以有 100~200MPa 的蠕变断裂强度。这是迄今为止所有奥氏体不锈钢所不可比的,但奥氏体不锈钢蠕变断裂强度随温度升高而降低的速度远低于铁素体钢,如图 8-1 所示。因此,很早就有人把原来用以抗腐蚀的 18-8 不锈钢当做耐热钢来使用,把它用来制作管壁温度高于 580℃ 部分的过热器、再热器。可是虽然 18-8 不锈钢的热强性稳定,抗腐蚀和抗氧化性优良,但其蠕变断裂强度水平还是太低。若用它制作蒸汽管道和集箱,其壁厚就会很厚。此时,18-8 不锈钢的导热性差、线膨胀

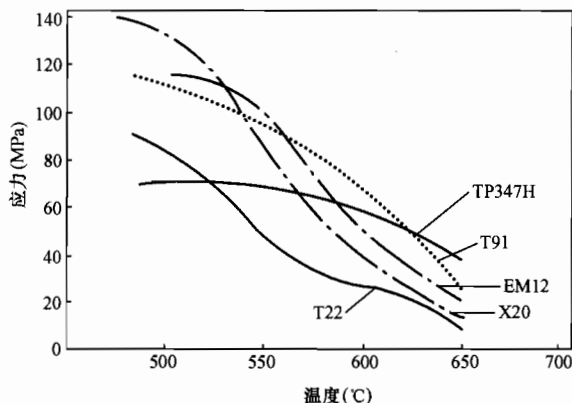


图 8-1 几种钢的许用应力比较

系数大、对应力腐蚀和热疲劳敏感等缺点就会暴露出来,使这种材料被限制,只能使用于薄壁构件,不得用于制作厚壁构件。因此,为了使用这种材料,人们一开始就在努力提高它抗晶间腐蚀能力的同时,也注意研究提高它的强度。研究表明,把 Ti、Nb、Mo 等碳化物形成元素形成的稳定碳化物固溶,然后在时效时使它们在晶内弥散析出,不仅可以改善抗晶间腐蚀能力,也可以提高蠕变断裂强度,见表 8-1。但是,仅仅用这种方法还不能使蠕变断裂强度提高很多。用表 8-1 中的 Cr18Ni12Mo3Ti(相当于 AISI316)钢制作蒸汽温度为 650℃、压力为 34MPa 的 300MW 机组,其主蒸汽管的壁厚需要 185mm,使用的结果证明是不成功的。因此,在奥氏体耐热钢领域中,总是在不断地探索提高其蠕变断裂强度的途径。尽管在 20 世纪 90 年代以前,研究奥氏体耐热钢的投入力度远不如对铁素体耐热钢的研究那样大。但多年的研究表明,除了 Ti、Nb、Mo 等碳化物形成元素形成的稳定碳化物固溶后在晶内时效析出可以提高强度以外,还有多种多样的脱溶沉淀现象也可以用来提高强度。元素 Ti、Nb、Mo、Cr 等,除了形成碳化物以外,它们还会促使析出金属间化合物(χ 、 η 等相)。而 Ni、C 等元素有促使 $M_{23}C_6$ 沉淀的作用;元素 Nb、Mo 则会促使 $M_{23}C_6$ 转变成 M_6C [(Fe, Cr) $_3$ Nb $_3$ C]型金属间化合物。沿着这些研究结果的思路,利用多种多样的脱溶沉淀现象,近年来开发了一些新的高温蠕变强度较高的奥氏体耐热钢。

第二章图 2-5 列出了奥氏体耐热钢的发展概况。图中迄今在火电站用得较多的是 600℃ 10⁵h 蠕变断裂强度为 100~120MPa 的 H Grade,其中尤其是以 AISI304H、AISI347H、AISI316H 用得最广泛。20 世纪 90 年代以后,在原来 H Grade 奥氏体耐热钢的基础上发展

了图中右上角的 Super304H、TP 347HFG、TeMPaloy A-1，在原来 AISI310 的基础上发展了 25Cr-20NiNbN (HR3C)。此外，还在原来 Alloy800 的基础上又发展了 NF709、TeM-PaloyA-3。这些钢的强度又明显提高了一步。

表 8-1 将 Ti、Nb、Mo 等碳化物形成元素形成的稳定碳化物固溶后在晶内时效析出后的强度

钢 种	抗拉强度 (MPa)		0.1%/10 ³ h 蠕变极限 (MPa)		10 ⁵ h 蠕变断裂强度 (MPa)	
	20℃	600℃	600℃	650℃	600℃	650℃
Cr18Ni9	≥550		98	70		
Cr18Ni11Nb	≥610	450	134	73.5	175.5	77
Cr18Ni12Mo3Ti	600	485	146	100		112

本章将分别讨论 Super304H、TP 347HFG、25Cr-20NiNbN(HR3C)和 20Cr25Ni1.5MoNbTiN(NF709) 钢的强化途径、性能特点和它们的工艺性。

第一节 TP347HFG 钢的细晶化及其性能

细晶 TP 347HFG 钢是 20 世纪 80 年代日本住友公司通过改进 TP 347H 钢的成材工艺开发的奥氏体耐热钢。这种钢被推荐使用于蒸汽温度为 566℃、压力为 31.6MPa 的过热器和再热器管道。具有优异的抗整体腐蚀特性，同时具有较高的蠕变断裂强度，其许用应力允许高于 ASME 规范规定的 20%。

一、开发 TP 347HFG 钢的背景

在蒸汽温度为 566℃下工作的过热器和再热器管道，不仅需要具备足够高的高温强度，而且还需要具备优良的抗高温腐蚀和抗高温蒸汽腐蚀的性能。采用高温度的固溶处理（1150~1200℃）使钢中已经析出的第二相尽可能充分地固溶，然后在时效过程中析出弥散而细小的沉淀相是获取高强度手段。TP 347H 在采用 1150~1200℃固溶处理的供货状态下，其 600℃10⁵h 的蠕变断裂强度为 132~157MPa，但是 TP 347H 的蠕变断裂强度对固溶处理温度相当敏感，降低固溶处理温度会使它的蠕变断裂强度明显降低。表 8-2 列出了不同固溶处理温度下的蠕变断裂强度和相应的晶粒度。提高固溶处理温度能明显提高蠕变断裂强度，同时也明显地使晶粒长大。

虽然在抗高温腐蚀方面 TP 347H 被认为是 18-8 奥氏体不锈钢中最好的钢，可是抗高温蒸汽腐蚀的性能还希望进一步提高。因为高温蒸汽腐蚀所形成的腐蚀产物在构件加热-冷却循环中往往会从管壁脱落，容易堵塞在管道的弯曲处，造成管子超温。此外，这种腐蚀产物的碎片若被蒸汽带到汽轮机内，将给透平带来严重的损伤。研究表明，为了提高抗高温蒸汽腐蚀的能力，需要细化钢材的晶粒。晶粒细化以后，有利于元素 Cr 穿过晶界，向表面扩散形成致密的 Cr₂O₃ 保护层而防止被蒸汽氧化，可是高的固溶处理温度会导致形成粗大的晶粒度。较低的固溶处理温度可以获得较细小的晶粒，但会明显损失高温强度。可见，抗高温蒸汽腐蚀的性能和高温强度两者对固溶处理工艺的要求是矛盾的。TP 347HFG 钢就是既保

持着原来粗晶粒状态下较高的蠕变断裂强度，又具有细小的晶粒，从而具备了更优良的抗高温蒸汽腐蚀性能。

表 8-2 TP347H 钢不同固溶处理温度下的蠕变断裂强度和相应的晶粒度

固溶处理温度 (℃)	593℃10 ⁵ h 蠕变断裂强度 (MPa)	晶粒度 (级)
1150~1200	159	3~5
1037	118	4~6
927	110	8

二、TP 347HFG 和 TP347H 钢钢管的不同制作工艺

表 8-3 列出了 TP347H 钢的标准成分和实际成分。钢 TP 347HFG 的成分和钢 TP347H 的相同。通常这种钢在电炉冶炼至成材所经过的工艺为：热轧→软化处理→拉拔→固溶处理。钢坯经过一定变形量的热轧加工以后，形变的奥氏体被形变硬化，为了进一步加工，必须进行软化处理。软化处理，就是把形变硬化了的材料加热到其再结晶温度以上，使形变了奥氏体充分再结晶，同时也使大部分在热轧过程中析出的第二相 ($M_{23}C_6$ 、MX) 溶解，使钢材恢复到柔软易加工的状态。通常采用的软化处理温度为 900~1000℃。软化处理后的钢材经过拉拔而最后成材，但此时钢材一方面又被冷作硬化，一方面在拉拔过程中还会有一定数量的第二相质点析出，这些都是不利于提高抗高温蒸汽腐蚀性能和提高高温蠕变断裂强度的，因此最后还必须进行固溶处理。固溶处理的目的在于使所有析出了的第二相质点尽可能重新固溶到基体中去，让它们在以后的运行过程中缓慢地弥散析出。

欲令已经析出的 $M_{23}C_6$ 全部重新固溶是较容易做到的，因为 $M_{23}C_6$ 型碳化物被加热到 850~900℃ 并保温一定时间，就可以充分溶解，可是 NbC 类的 MC 型碳化物就很不容易溶解。图 8-2 为 NbC 在 16.8Cr-13.25Ni-0.07C-0.9Nb 钢 γ 相中的溶解度曲线。图中曲线说明，欲使 0.9%Nb 中半数以上的 Nb 溶解，需要加热到 1200~1300℃ 这样很高的温度才行。这就是为什么为了提高奥氏体不锈钢的高温强度需要尽量提高固溶处理温度的原因。可是正如前面所述，经过 1200~1300℃ 这样高温度的固溶处理后，晶粒必然会长得很大，使钢的抗高温蒸汽腐蚀性能恶化。此外，考虑到很高的固溶处理温度实施起来有困难，故 ASME 和 ASTM 规范规定了个折衷的固溶处理温度为 1050~1150℃。可是，在这样的温度下，原来已经析出的 NbC 只能有一小部分溶解，另一部分没有溶解的 NbC 将以较粗大的颗粒存在在钢中。它的存在阻碍了蠕变断裂强度的提高。这就是折衷了蠕变断裂强度和抗高温蒸汽腐蚀性能的传统工艺。归纳以上的工艺过程，可以把制作 TP347H 钢的传统工艺表示于图 8-3 (a)。

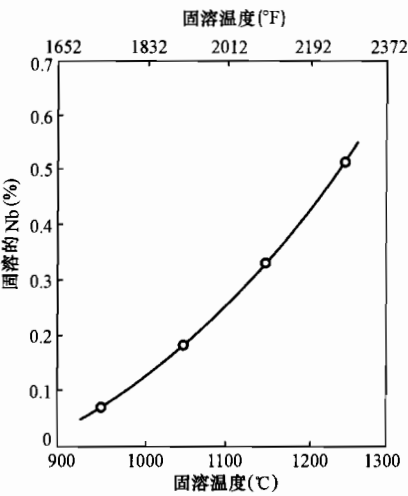


图 8-2 NbC 在 16.8Cr-13.25Ni-0.07 C-0.9Nb 钢 γ 相中的溶解度

表 8-3 TP347H 钢的标准成分和实际成分 (wt%)

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Nb
TP SA-213 TP347H	0.04 ~0.10	≤0.75	≤2.0	≤0.040	≤0.030	9.00~ 13.00	17.00~ 20.00	Nb+Ta ≥8×C%~1.0
实际成分	0.07~ 0.09	0.49~ 0.62	1.46~ 1.73	0.020~ 0.026	0.001~ 0.007	11.3~ 12.55	17.50~ 18.65	0.72~0.97

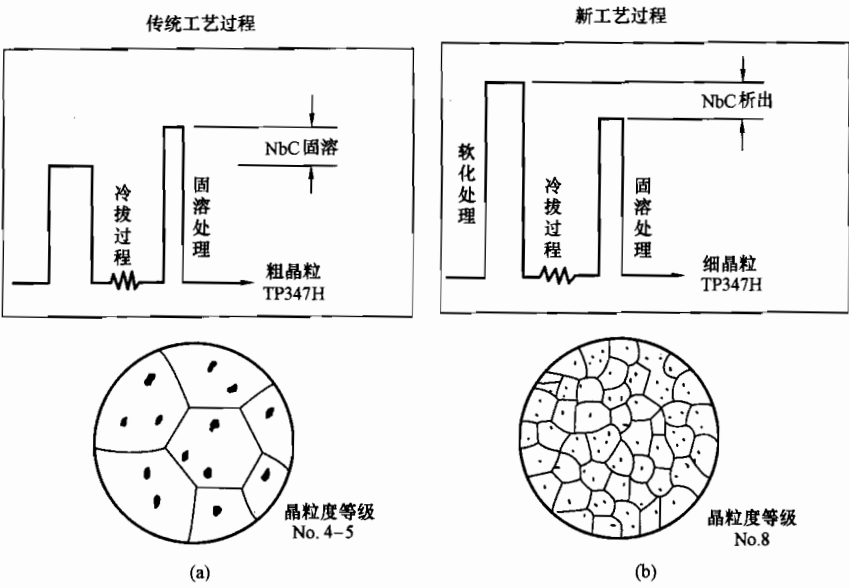


图 8-3 TP347H 钢管的两种成形工艺过程

综上所述，用提高固溶处理温度的方法来提高蠕变断裂强度，将由于晶粒粗大而损害抗高温蒸汽腐蚀性能，是不可采取的工艺。为了使钢既具有较细小的晶粒，又可避免成品钢管中大量残存有大颗粒的 NbC 析出相，就要寻求新的成材工艺过程。

TP347H 钢坯被加热到热轧温度和经受热轧加工变形后，NbC 将在 γ 相形变面上析出和长大，随后在热轧后的软化处理过程中又进一步长大，使钢材在固溶处理前就有众多大颗粒的 NbC 析出相。如果大幅度提高软化处理的温度就可使更多的 NbC 析出相固溶（若提高到 1200~1300℃，如图 8-2 所示，可使由 0.5%~0.7%Nb 组成的 NbC 析出相固溶）。如果能使热轧过程析出的 NbC 充分固溶，那么因为拉拔过程温度较低，而且在拉拔变形发热的温度下停留的时间相对较短，拉拔以后不会有很多已经析出并长大成大颗粒的 NbC。也就是说，在固溶处理前，钢材中合金元素 Nb 的大部分仍留在基体中，以析出相形式存在的 NbC 较少，大颗粒的 NbC 就更少。

析出和固溶两者是一对受相应平衡常数控制的可逆过程。在传统的 TP347H 钢管的制作工艺过程中，拉拔后的钢材积累了热轧、较低温度下的软化处理以及拉拔三个过程中析出的第二相质点。在这样的条件下进行固溶处理时，第二相固溶的具体情况是：钢中的 $M_{23}C_6$ 会全部固溶，而前面三个过程中积累下来的 NbC，虽然也会有一些固溶（视固溶处理的温度而定），但除非采用了极高的固溶处理温度，否则固溶的比例不会很高，

而此时在固溶处理中没有被溶解的 NbC 质点却反而长大了。在大幅度提高软化处理温度的情况下,拉拔后的钢材中所积累的析出物很少,它们只是拉拔过程中的析出物;在随后被加热到 $1050\sim 1150^{\circ}\text{C}$ 的过程中,除了 M_{23}C_6 型碳化物完全固溶外,原先在高温软化处理时被固溶的 Nb 却有了机会以弥散细小的 NbC 形式析出一部分。这样析出的 NbC,既限制了晶粒长大,又有利于提高蠕变断裂强度。图 8-3 (b) 归纳了大幅度提高软化处理温度的新工艺过程。比较图 8-3 中的 (a) 和 (b),可以体会到大幅度提高软化处理温度的重要作用。

图 8-4 表示两种不同工艺所得到的最终组织。图 8-5 是两种工艺所得到的 NbC 颗粒尺寸和分布。大幅度提高软化处理温度、不降低原来的固溶处理温度的新工艺不仅得到的晶粒明显比传统工艺的细小,而且得到的 NbC 的颗粒和分布也明显比传统工艺的细小和弥散。

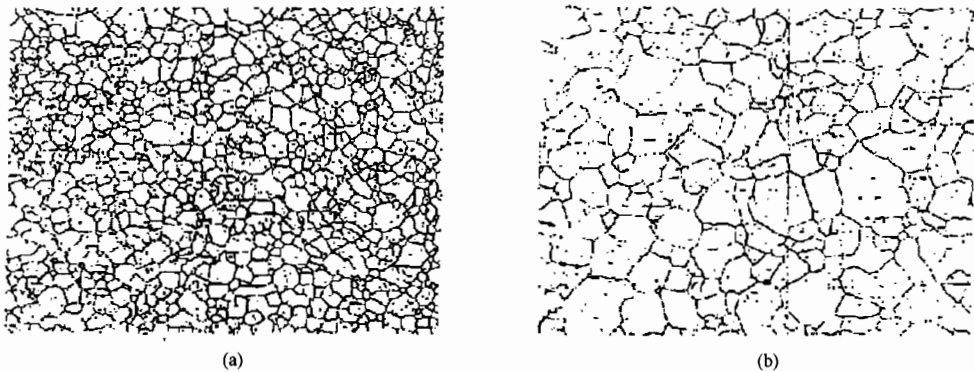


图 8-4 两种不同工艺所得到的最终组织
(a) 新流程; (b) 传统工艺

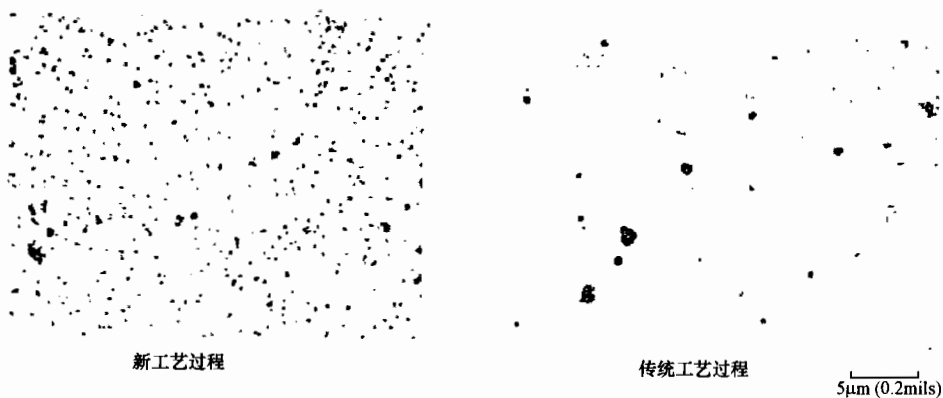


图 8-5 两种工艺所得到的 NbC 颗粒尺寸和分布

三、TP 347HFG 的力学性能和抗高温腐蚀性能

表 8-4 列出了一些国家 TP347H 钢的标准成分, TP 347HFG 钢的成分完全落在这些标准的范围内。

表 8-4 一些国家 TP347H 钢的标准成分 (%)

技术条件	钢 号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Nb
GB 1220—92 GB 1221—92	0Cr18Ni11Nb	≤0.08	≤1.0	≤2.0	≤0.050	≤0.040	17.00 ~19.00	9.00 ~13.00	≥10×C%
TP SA213-92 TP SA376-89	TP347H	0.04~ 0.10	≤0.75	≤2.00	≤0.03	≤0.040	17.00 ~20.00	9.00 ~13.00	Nb+Ta≥ 8×C%~1.0
JIS G3463-88 JIS G3459-88	SUS 347TB SUS 347TP	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.030	≤0.040	17.00 ~19.00	9.00 ~13.00	≥10×C%
ГОСТ5632-72	0X18H12Б	≤0.08	≤0.08	≤2.00	≤0.020	≤0.035	17.00 ~19.00	11.00 ~13.00	≥10×C%

日本住友公司详细地比较了 TP 347HFG 和 TP 347H 两种钢的各项力学性能和抗高温腐蚀性能。图 8-6~图 8-9 表示两种钢的短时拉伸性能和各种高温长时性能的比较，通过这些比较说明，两者在这些性能方面没有特别明显的差别，其中仅 TP 347HFG 钢的蠕变速率略比 TP 347H 钢的高些。当温度高于 600℃ 后，两者的蠕变速率差别会稍大些，但 TP 347HFG 钢的蠕变断裂塑性略优于 TP347H 钢。

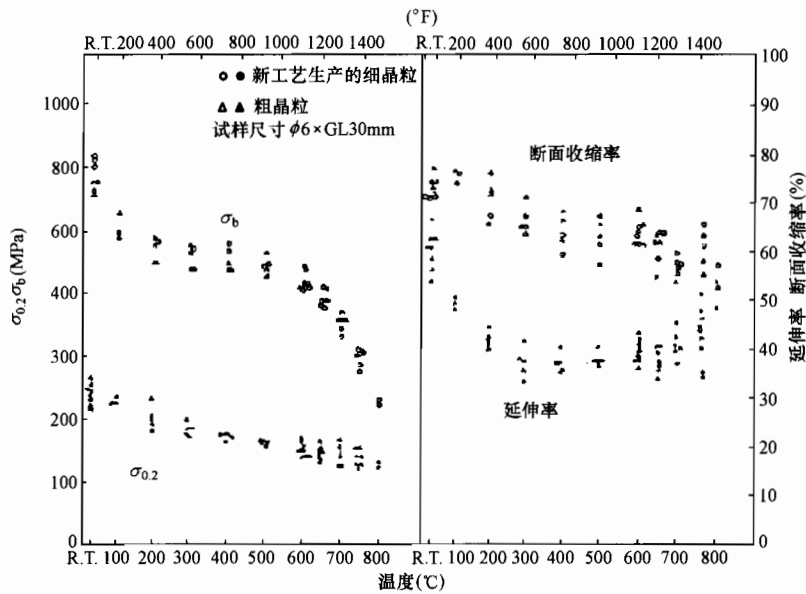


图 8-6 TP 347HFG 和 TP347H 两种钢短时拉伸性能的比较

图 8-10 比较了两种钢的时效倾向，没有看到两者间有明显的差别。两种钢都在 650~800℃ 经过 1000h 时效就会发生冲击值明显降低的倾向，但继续时效，韧性不会继续恶化，此时它们在 0℃ 的冲击韧度仍能稳定在 98J/cm² 的水平。

图 8-11 是两种钢抗疲劳特性的比较。试验比较了在 750℃ 空气中和真空中进行的疲劳循环和蠕变—疲劳交互作用的试验结果。疲劳循环和蠕变—疲劳交互作用分别获得 Δε_{pp}—N_{pp} 和 Δε_{cp}—N_{cp} 曲线，并以产生 1%Δε 的循环次数 N 作为比较的寿命参数。图中横坐标为晶粒尺寸，纵坐标为产生 1%Δε 的循环次数 N。测试所得的数据表明，疲劳寿命随晶粒变细而增长。

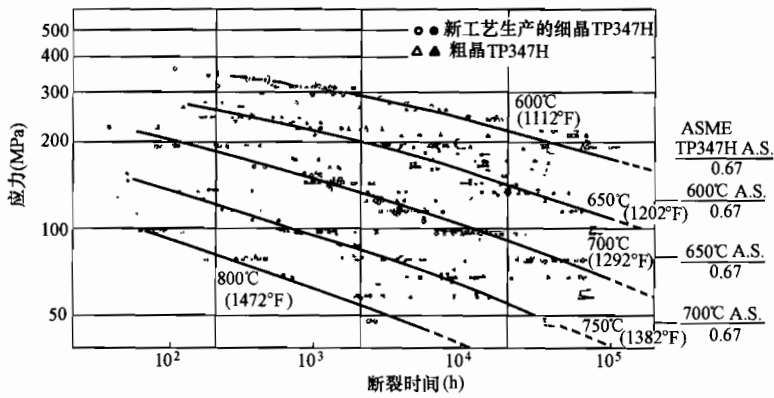


图 8-7 TP 347HFG 和 TP347H 两种钢的蠕变断裂应力—时间曲线

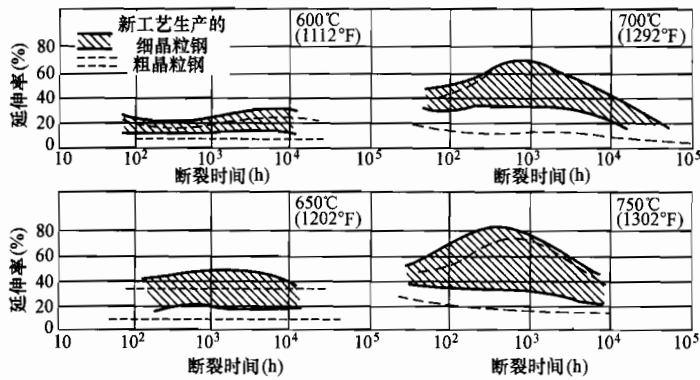


图 8-8 TP 347HFG 和 TP347H 两种钢的蠕变断裂塑性比较

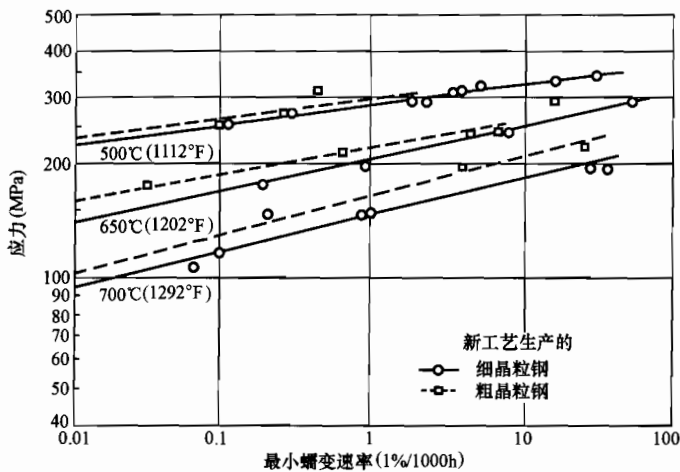


图 8-9 TP 347HFG 和 TP347H 两种钢的应力—最小蠕变速率曲线

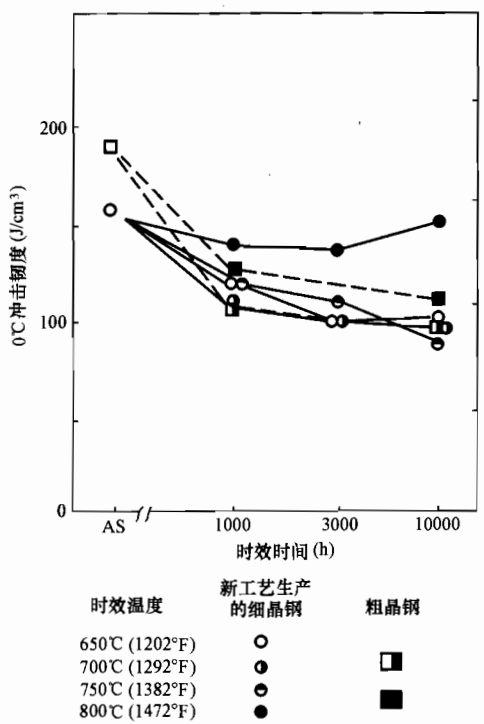


图 8-10 TP 347HFG 和 TP347H 两种钢的时效倾向

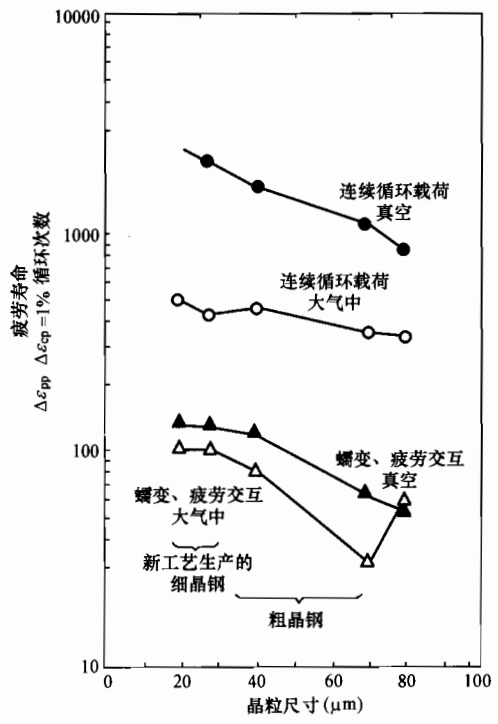


图 8-11 TP 347HFG 和 TP347H 两种钢 750°C下疲劳性能的比较

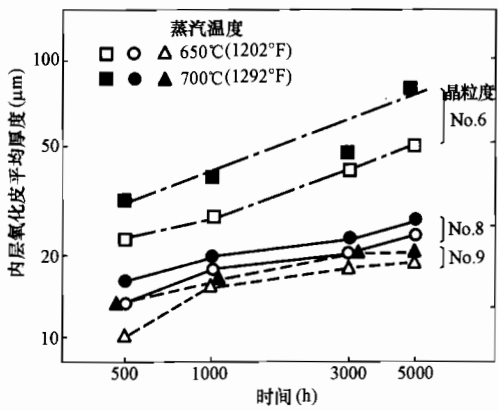


图 8-12 晶粒尺寸对 TP347H 钢抗高温蒸汽腐蚀性能的影响

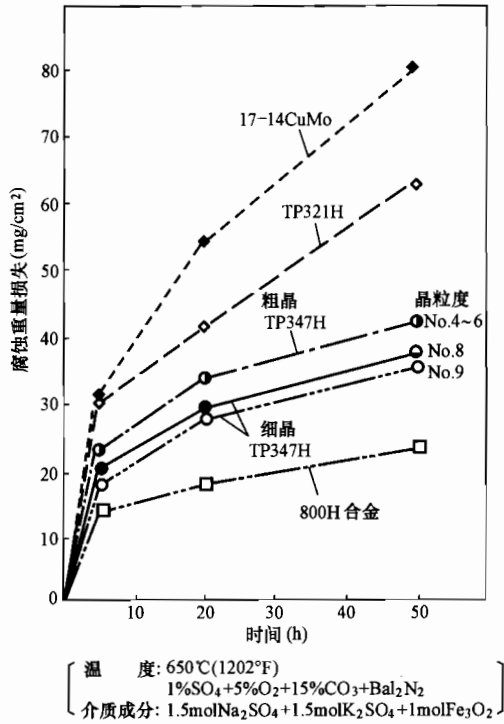


图 8-13 几种奥氏体耐热钢的抗高温腐蚀性能

细化晶粒有望提高抗高温氧化和高温蒸汽腐蚀的能力。日本住友公司测试了在 700℃ 蒸汽中保持 1000h 不同晶粒度等级的 TP347H 钢的抗高温蒸汽腐蚀性能。图 8-12 给出了晶粒度对 TP347H 钢抗高温蒸汽腐蚀性能的影响效果。晶粒度为 9 级时,在相同条件下其氧化皮厚度为晶粒度为 6 级的一半。除了抗高温蒸汽腐蚀性能以外,对抗高温腐蚀也有同样的效果。图 8-13 列出了几种钢的抗高温腐蚀性能,图中显示了 TP347H 和 800H 合金具有好的抗高温腐蚀性能,其中细晶粒的 TP 347HFG 抗高温腐蚀性能更好。

综合以上各项力学性能和抗腐蚀性能的比较,可以得到这样的结论:把软化温度提高到 1250~1300℃,可以使拉拔并固溶处理以后的 TP347H 钢具有细小的晶粒和弥散分布的细小的 NbC 析出质点。具有这样组织的 TP 347HFG 钢,虽然它的化学组成和 TP347H 没有差别,但具有比 TP347H 钢明显优越的抗高温蒸汽腐蚀性能和抗高温腐蚀性能,此外还具有比 TP347H 钢更优良的抗疲劳和抗蠕变—疲劳性能。

到 2003 年为止,这种钢已经在欧、亚、美、澳等世界各地的电站中使用了 5000 多吨。其中兴建于 1999 年的丹麦 Avedore 电站就使用了这种钢,其机组的蒸汽温度为 580/600℃,压力为 31.2MPa。

第二节 Super304H 钢的强化及其性能

和 TP347H 一样,TP304、TP304H 是制造锅炉过热器、再热器常采用的材料,它的使用温度可高达 650℃。但为了适应超温超压机组的需要,它们的蠕变断裂强度还显得太低。图 8-14 为 TP304H 钢的蠕变断裂应力—时间曲线。

这种钢 600℃10⁵h 的蠕变断裂强度才刚满 100MPa,650℃10⁵h 的蠕变断裂强度只有 70MPa。20 世纪 80 年代末,日本住友公司在 TP304H 基础上推出了新型奥氏体耐热钢 Super304H 钢,这种钢已经应用于制造蒸汽温度 ≤600/610℃、蒸汽压力 ≤25MPa 的过热器和再热器管。

一、Super304H 钢的强化途径

表 8-5 列出了 Super304H 和 TP304H 的化学成分。比较成分可以看到,Super304H 的碳含量增加了一些,而 Si、Mn、Ni、Cr 都有一定程度的降低,最明显的是新添了 Cu、Nb、N 三个元素。肖纪美等的研究指出,可以利用 Ti、Nb、Mo 等碳化物在高温运行条件下缓慢地弥散析出来提高奥氏体钢的高温蠕变断裂强度;还可利用析出 χ 、 η 相等的金属间化合物来提高奥氏体钢的高温蠕变断裂强度。TP347H、AISI316H、AISI321H 就是仅仅采用了碳化物在时效条件下析出来强化的。而 Super304H 则既利用了 Nb 的碳、氮化合物起到强化作用;又通过添加 Cu 时效析出金属间

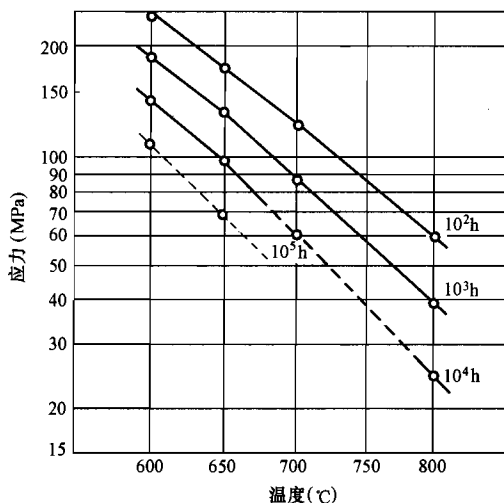


图 8-14 TP304H 钢的蠕变断裂应力—时间曲线

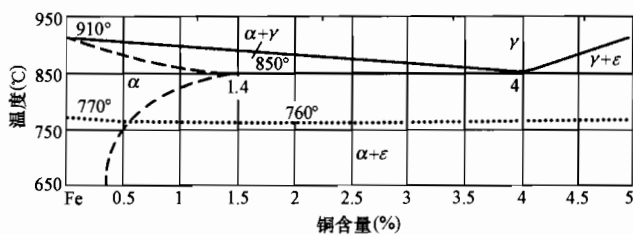


图 8-15 铜在铁中的溶解度

相。可见，Super304H 钢强化的途径是时效析出碳化物和金属间化合物 ϵ 相。而在成分中降低 Si、Cr 的目的，可以认为有利于防止 σ 相的出现。

表 8-5 Super304H 和 TP304H 钢的化学成分 (%)

钢号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Nb	N
ASTM A213-TP304H	0.04 ~0.10	≤0.75	≤2.00	≤0.04	≤0.03	8.00 ~11.00	18.00 ~20.00			
Super304H	0.07 ~0.13	≤0.030	≤1.00	≤0.040	≤0.010	7.50 ~10.50	17.0 ~19.0	2.5 ~3.5	0.3 ~0.6	0.05 ~0.12

日本住友公司 Super304H 钢的钢管、钢板的制作流程为：熔炼→热轧→对管材进行热挤压冲孔→软化处理→拉拔→固溶处理→成品。这个流程和 TP347H 钢的流程很类似。

可以预期，熔炼后的钢坯在热轧等加工过程中，富 Cu 的 ϵ 相和 Nb 的碳、氮化物以及 Cr 的碳化物都会析出。最后的固溶处理时，如果温度不很高，仅仅只可以把富 Cu 的 ϵ 相以及 Cr 的碳化物全部固溶。Nb 的碳、氮化物因为需要更高的温度（1100°C 以上）才能部分溶解，所以它们将会大部分保留在析出状态。按照相关文献的理论，为了提高蠕变断裂强度，希望上述所有析出物都能溶于基体内，然后在高温运行时缓慢地以弥散分布的形式析

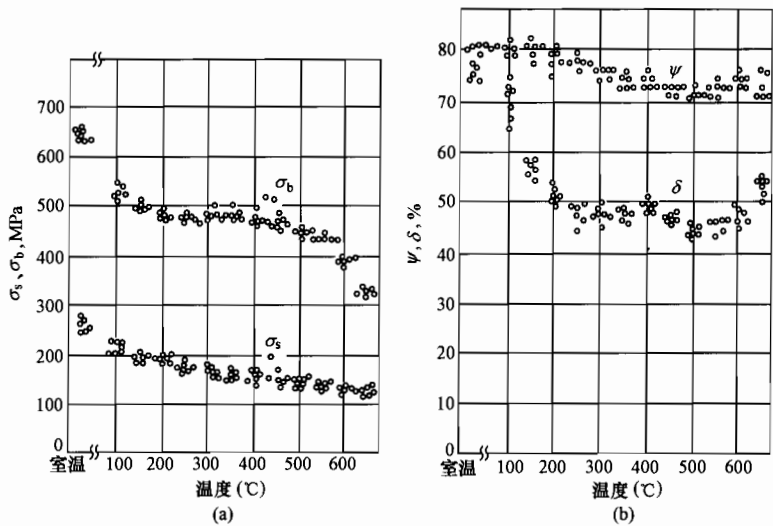


图 8-16 Super304H 和 TP304H 钢各种温度下的短时拉伸性能
(a) σ_b 和 σ_s ; (b) ψ 和 δ

化合物来提高强度。

Б. Е. ВОЛОВИК 给出在 1091°C 时铜的溶解度为 7.5%~9.0%。随着温度的降低，铜的溶解度减小。图 8-15 是 950°C 以下金属铜在铁中的溶解度图。在 850°C 时，铜在 Fe 中的最大溶解度是 1.4%，随着温度的降低，就会析出金属间化合物 ϵ

出。也就是说，要求采用更高的固溶处理温度。可见，这里的情况和前面 TP347H 遇到的问题相同，也要通过大幅度提高软化温度来解决。这个判断可以从图 8-16 比较 Super304H 和 TP304H 钢各种温度下的短时拉伸性能得到证实。可以看到，虽然两种钢的成分在含 Cu、Nb、N 上有明显差别，但它们的短时拉伸性能是相同的。这个事实说明，这两种钢的供货状态都必须为较充分的固溶状态，其残留的第二相数量很少。如果 Super304H 不采用高的软化温度，那么在供货状态下必然残留有众多的 NbC，其强度必然高于 TP304H，其塑性必然低于 TP304H。

图 8-17 是住友公司提供的 Super304H 钢的蠕变断裂强度。比较图 8-17 和图 8-14 可以发现，600℃时 Super304H 钢 10 万 h 的断裂强度比 TP304H 钢高出 80MPa；在 650℃时 10 万 h 的断裂强度比 TP304H 钢高出 50MPa。这些数字显示出了这些第二相质点在时效过程中析出后的效果。从表 8-5 的化学成分比较中可以估计，这种提高蠕变断裂强度的作用应该主要来自于 Cu 的添加和 Nb 的碳、氮化物。为了更进一步分别地说明 Cu 和 Nb 两者对提高 Super304H 钢蠕变断裂强度的贡献，进行了下述试验。

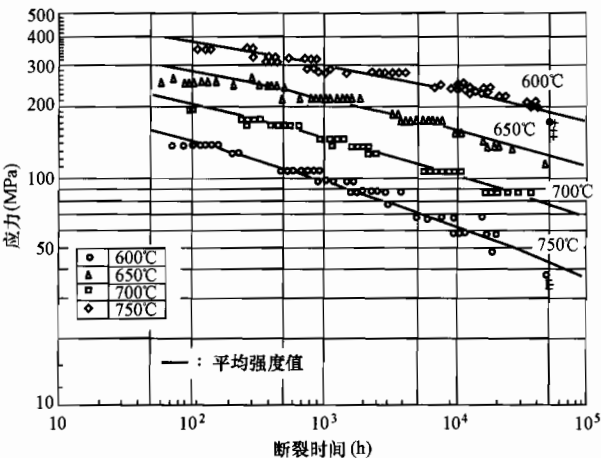


图 8-17 Super304H 钢的蠕变断裂强度

表 8-6 为试验用材料的成分，A、B 两种材料中都不含 Nb，而且含碳含氮都十分低。这样有利于充分排除它们的影响并突出 Cu 的作用。对 A、B 两试验材料都进行了 650℃、700℃、750℃和 800℃下 1000h 和 3000h 时效，然后在 650℃、88MPa 的条件下蠕变。两种材料的试验结果如图 8-18 所示。图中明显表示出含 Cu 材料在时效后蠕变速率的减小。无 Cu 材料时效后在 650℃、88MPa 条件下的蠕变速率为 50%~60%/1000h。无 Cu 材料由于几乎不会有第二相析出，所以对时效没有反映，因此不管经过什么温度时效，其蠕变速率都是一样的。而含 Cu 材料经过 650℃下 3000h 时效后，它的蠕变速率还不到 0.3%/1000h；经过 750℃3000h 时效后，它的蠕变速率才达到 10%/1000h，并小于无 Cu 材料蠕变速率的 5~6 倍。

表 8-6 试验材料的化学成分 (%)

试验钢编号	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	N
A	0.002	0.11	0.73	17.7	10.0	—	0.0031
B	0.003	0.11	0.72	17.9	9.9	2.98	0.0040

图 8-19 进一步分别说明了合金元素 Cu 和 Nb 的作用。当 Cu 含量在 1.5%以下时，Cu 含量对蠕变断裂强度几乎没有影响（断裂时间保持在 10h）。对照图 8-15 可知，此时 Cu 处在固溶状态，即使时效，也不会有富 Cu 的 ε 相析出。一旦 Cu 含量超过 1.5%，蠕变断裂强度就会急剧增高；当 Cu 含量到达 3.5%时，蠕变断裂强度增高的趋势减缓；在到达 4%时，蠕变断裂时间增长到一个极大值（接近 1000h）。这时，虽然断裂时间比含 Cu 小于 1.5%的

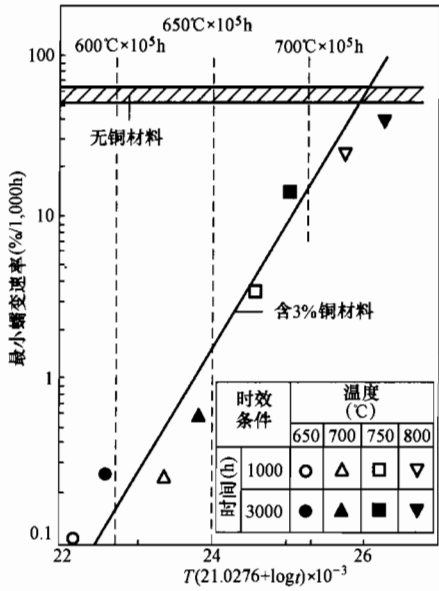


图 8-18 A、B 两试验材料时效后的最小蠕变速率

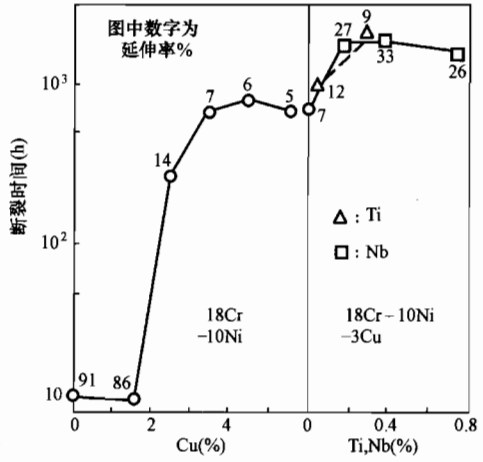


图 8-19 合金元素 Cu 和 Nb 对 TP304H 钢蠕变断裂强度的影响

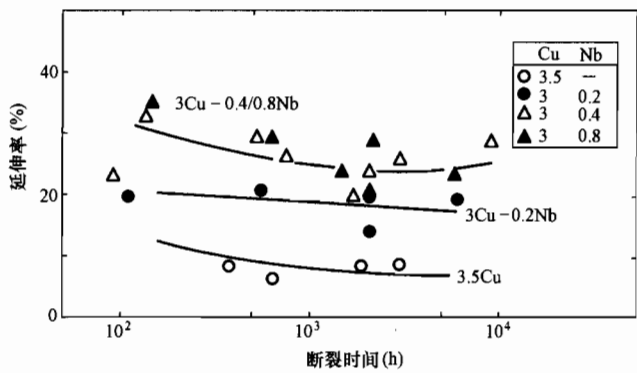


图 8-20 Nb 含量对蠕变断裂塑性的影响

增长了 100 倍，但是其断裂塑性从原来的伸长率 91%降低到含 Cu4% 时的 6%，伸长率降低得很快。这样低的蠕变断裂塑性显然是太低的。图 8-19 还告诉人们，添加元素 Ti、Nb 可以有效地提高断裂塑性。尤其是添加 0.2%~0.8%Nb 可以使断裂塑性从 6%增加到 26%~33%，不仅改善塑性，而且还进一步提高蠕变断裂强度。从图 8-20 可以更直观地看到 Nb 含量对蠕变断裂塑性的影响。这些数据说明，富

Cu 的 ϵ 相具有剧烈的强化作用，但带来了蠕变断裂塑性的明显降低。而 Ti、Nb 的碳化物、氮化物提高蠕变断裂强度的作用比富 Cu 的 ϵ 相弱得多，但却有改善蠕变断裂塑性的效果。

图 8-21 为 Super304H 钢的显微组织，图 8-22 为钢中 Cu 分布的透射电镜图像。从图 8-21 显示的细小晶粒可以判断，它实际上也是采用了较低的温度进行固溶处理的。为此也需要进行像 TP 347HFG 钢那样的高温度的软化处理，使 Nb 的碳化物、氮化物在软化处理过程中充分溶解；随后在构件高温运行的时效过程中，析出富 Cu 的 ϵ 相和 NbCrN 金属间化合物；析出 Nb (C、N) 和 $M_{23}C_6$ 来进行强化。

二、Super304H 钢的力学性能和抗高温腐蚀性能

图 8-16~图 8-18 已经列出了 Super304H 钢短时和高温长时的力学性能。Super304H 钢

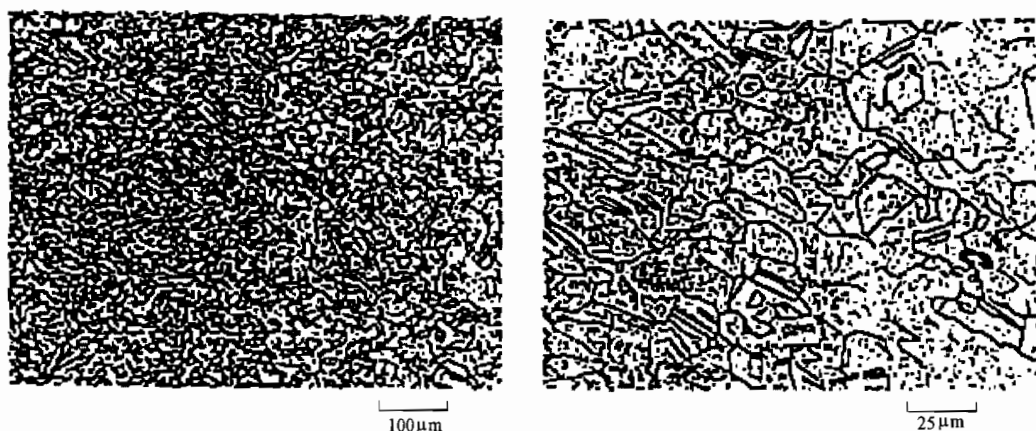
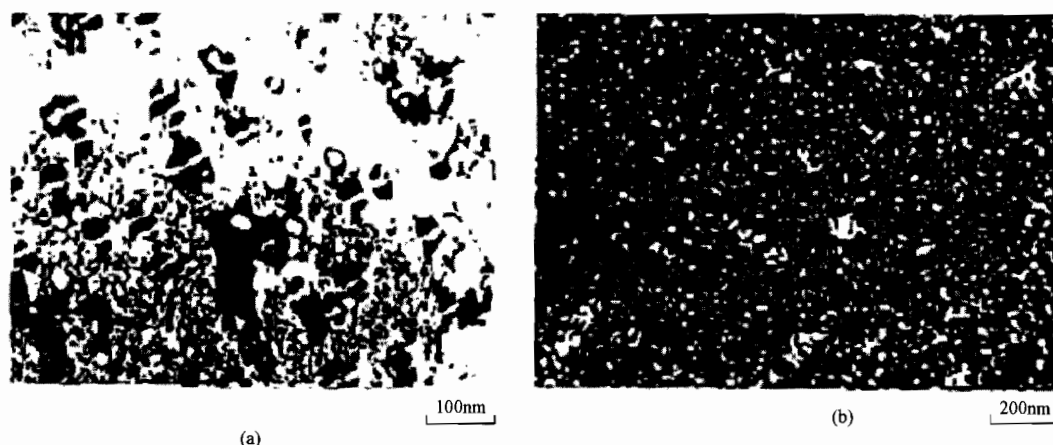


图 8-21 Super304H 钢的显微组织



700 °C 3000h 时效后 3%Cu 钢薄膜试样

图 8-22 Super304H 钢中 Cu 分布的透射电镜图像

(a) 透射电镜图像; (b) 铜分布图像

的短时拉伸性能和原来 304H 钢的短时拉伸性能没有显著差别,可是 Super304H 钢的蠕变断裂强度要远高于原来 304H 钢的蠕变断裂强度。

图 8-23 表示 Super304H 钢在经过 500~750℃ 下 300~10000h 时效后冲击韧性的降低情况。这些数据说明,时效温度在低于 550℃ 时,时效倾向不明显。在 550~750℃ 范围内时效,冲击值在时效的最初 300h 内就有明显的变化。在随后的时效阶段,冲击值基本稳定。冲击值降低的幅度随时效温度的升高而增大,但当时效温度超过 700℃ 后,继续增加时效温度,冲击值的降低幅度不见继续增大。700℃ 下经过长时间时效以后,冲击值还能保持在 100J/cm² 以上,因此不会令人为时效而担心。

图 8-24 是 Super304H 钢和其他几种 18-8 钢的抗高温蒸汽腐蚀性能的比较。比较之下,它仅仅略低于细晶粒的 TP TP347FGH 钢。正如前面图 8-21 所表示的那样,Super304H 钢

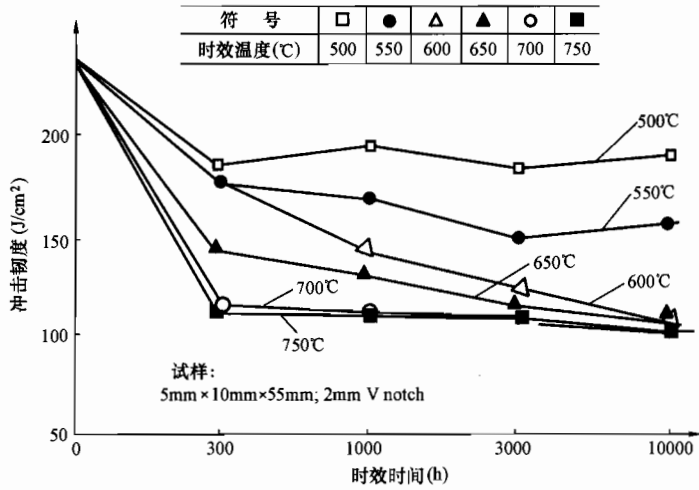


图 8-23 Super304H 钢不同温度时效后冲击韧性的降低情况

也是采用了细晶 TP347H 的工艺，供货状态下晶粒很细，所以其抗高温蒸汽腐蚀性能也被明显提高了。

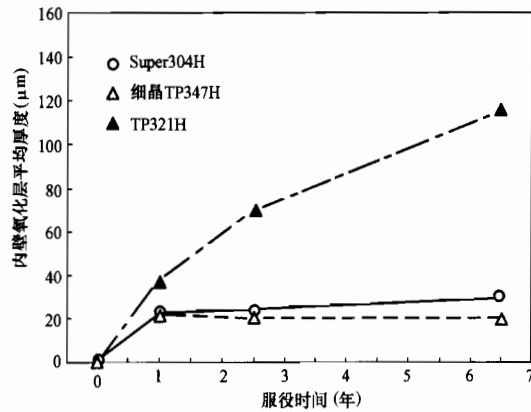


图 8-24 Super304H 钢和其他几种 18-8 钢的抗高温蒸汽腐蚀性能的比较

三、Super304H 钢的工程试用实绩

相关资料中介绍了 Super304H 钢构件经过 6 年半运行以后管材的性能变化。构件的运行条件如下：锅炉为 156MW 的强化循环炉，采用高炉煤气和油作为混合燃料；构件的蒸汽内压，过热器为 19MPa，再热器为 4MPa；构件的蒸汽温度，过热器出口为 571℃，再热器出口为 543℃。图 8-25 为 Super304H 钢、细晶 TP347H、TP321H 三种钢在运行 0~6.5 年后抗拉强度和 $\sigma_{0.2}$ 的变化。三种材料在运行后抗拉强度和 $\sigma_{0.2}$ 都有增高的趋势，其中以 Super304H 钢最明显。显然这是由于 Super304H 钢有最多的时效析出相的缘故。图 8-26 列出了长时间运行后材料的蠕变断裂强度。数据说明，运行 6.5 年后，材料的蠕变断裂强度仍和新材料相当。

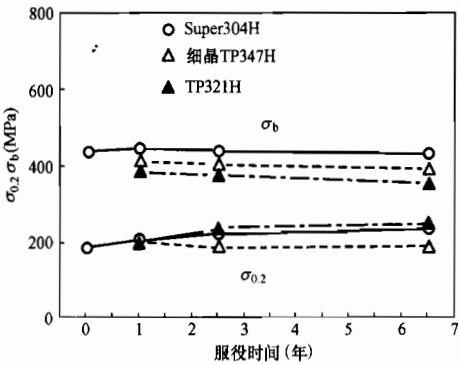


图 8-25 三种钢在运行 0~6.5 年后 600℃ 下抗拉强度和 $\sigma_{0.2}$ 的变化

从图 8-27 中可以看到，长期运行后材料韧性的恶化程度。在运行的第一年后，韧性降

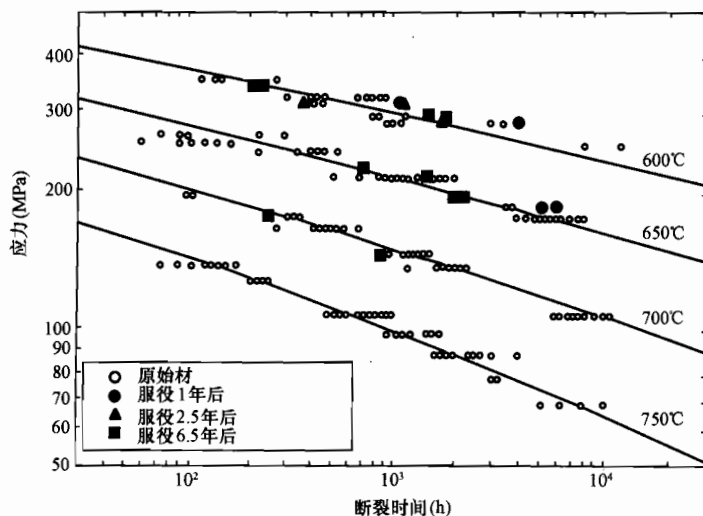


图 8-26 长时间运行后 Super304H 钢的蠕变断裂强度

得最多，但两年以后就稳定在 $70\text{J}/\text{cm}^2$ 左右。比较图 8-27 和图 8-20，可以发现图 8-27 中运行两年以后的冲击值稳定在 $70\text{J}/\text{cm}^2$ 左右，而图 8-20 在 10000h 后稳定在 $100\text{J}/\text{cm}^2$ ，这个差值一方面是由于两个图所采用的试样不同，一方面也可能在 10000h 以后韧性还是有一定的缓慢的降低，但运行六年半后仍能稳定地保持在 $70\text{J}/\text{cm}^2$ 左右是明确的。图 8-28 表示了 Super304H 钢、细晶 TP347H、TP321H 三种钢在运行 0~6.5 年后蒸汽氧化层的测定结果。这些数据显示 Super304H 钢和细晶 TP347H 的蒸汽氧化程度非常接近，两者都明显优于 TP321H 钢，看来这也是由于 Super304H 钢晶粒细的缘故。

从 2000~2004 年初，Super304H 钢已经在日本、韩国、美国等电站应用，最高的使用温度为 $600/610^\circ\text{C}$ （日本橘湾火力 1 号），最大使用压力为 27MPa （韩国泰安电厂）。

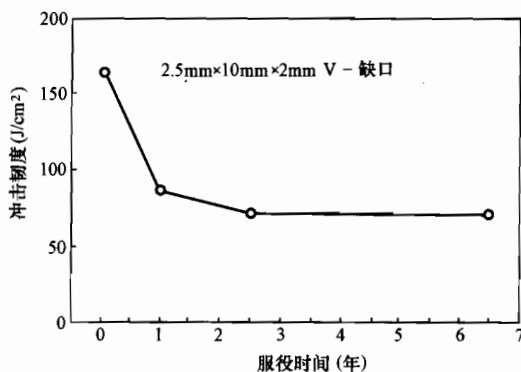


图 8-27 长期运行后 Super304H 钢韧性的恶化程度

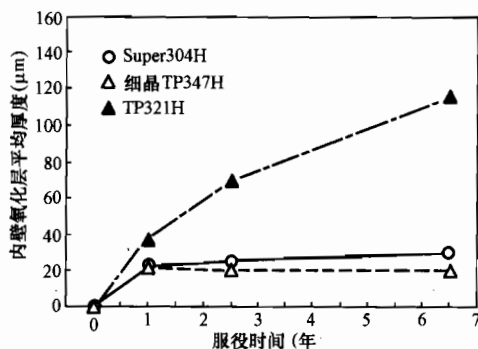


图 8-28 Super304H 钢、细晶 TP347H、TP321H 长期运行后的蒸汽氧化层厚度

第三节 HR3C (25Cr-20Ni-Nb-N) 钢的强化及其力学性能

众所周知，提高含 Cr 量能极有效地增强钢的抗高温腐蚀和高温蒸汽氧化的能力，有利于适应超超临界锅炉蒸汽和烟气的恶劣条件。可是它的高温强度不会比 18-8 系列的钢高，甚至反而可能有所降低；此外还出现了析出 σ 相的倾向。增加元素 Ni 只能有效地稳定奥氏体组织和抑制 σ 相的析出倾向，也不会对提高强度有多大贡献。为了提高 25-20 类钢的强度，还是要运用 18-8 钢强化的经验。利用在时效过程中析出弥散微细的碳化物和金属间化合物。HR3C 钢就是运用在 25-20 (AISI310) 钢的基础上添加 Nb 和 N，利用弥散析出微细的铌的金属间化合物 NbCrN 和 Nb 的碳、氮化合物以及 $M_{23}C_6$ 碳化物来对 25-20 钢进行强化的。它可以用于蒸汽参数为 1150°F、4500psi 的超超临界锅炉的过热器和再热器管。

一、HR3C 钢的化学成分和力学性能

表 8-7 列出了 HR3C 钢的标准化学成分范围；表 8-8 是实际控制的成分范围。

表 8-7 HR3C 钢的化学成分 (Wt%)

C	Cr	Ni	Nb	N	Si	Mn	P	S
≤0.10	23.00~27.00	17.00~23.00	0.20~0.60	0.15~0.35	≤1.50	≤2.00	≤0.030	≤0.030

表 8-8 HR3C 钢实际控制的化学成分范围 (Wt%)

C	Cr	Ni	Nb	N	Si	Mn	P	S
0.05~ 0.07	24.00~ 27.00	19.00~ 23.00	0.40~ 0.60	0.190~ 0.290	0.25~ 0.50	0.91~ 1.30	0.003~ 0.018	0.002~ 0.005

比较两个表，表 8-8 的成分范围要严格得多，其中对碳、硫、磷的限制是为了保证可以实施焊接所必需的。硅、锰都是促进 σ 相的元素，对它们的限制是出于对析出 σ 相的控制；镍和氮是抑制 σ 相析出的元素，若低于表中的下限，则抑制不住 σ 相在时效时析出，使钢的冲击韧度严重恶化；但如果镍和氮的含量高于表中的上限值，则试验证明，除了铌的氮化物以外，还会出现别的氮化物，如 Cr_2N 和 π 相等，从而也会降低韧性。在开发这个钢时，发现在表 8-8 所列成分范围内，镍含量的变化不会对蠕变强度有影响。对这种钢进行 650~800℃、1 万 h 的时效试验说明，固溶状态的 HR3C 钢在时效过程中有 $M_{23}C_6$ 和 NbCrN 析出，其中沿晶界析出的主要是 $M_{23}C_6$ ；在晶内析出的除了 $M_{23}C_6$ 以外，还有 NbCrN。NbCrN 即使在长时间的时效过程中也是非常细小的，它是一种成长得很慢的较稳定的析出物。对经过长时间时效的 HR3C 钢进行的电子衍射、析出物的萃取分析说明：尽管经过了长时间的时效，N 和 Nb 的大部分还是处在固溶状态；固溶的 N 和非常细小且稳定的金属间化合物 NbCrN 有效地提高了钢的强度；此外，固溶状态的氮和镍又共同起着稳定组织的作用。

采用真空感应熔炼，经过锻造、冷轧以后，进行 1200℃保温 30min 固溶处理的四个不同成分 HR3C 钢的常温力学性能见表 8-9，表中还同时列出了该种钢常温性能的标准值；四个不同成分 HR3C 钢的成分见表 8-10。

表 8-9 HR3C 钢的常温力学性能

序 号	钢管尺寸 (mm)	抗拉强度 (MPa)	屈服强度 (MPa)	延伸率 (%)	平均硬度 (HRB)	0℃却贝冲击 韧度 (J/cm ²)
A-1	φ50.8×5.0	747、750	396、393	61、46	87.8	165
A-2	φ50.8×6.0	753、747	411、382	62、51	87.5	153
A-3	φ45.0×12.7	779	368	66	87.7	215
B	φ48.6×13.0	805	416	42	92.5	195
标准范围		≥670	≥300	≥30	—	—

表 8-10 四个不同成分 HR3C 试验的成分 (%)

序号	钢管尺寸 (mm)	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Nb	N
A-1	φ50.8×5.0	0.06	0.39	1.26	0.012	0.001	20.10	24.60	0.47	0.245
A-2	φ50.8×6.0	0.06	0.39	1.25	0.012	0.001	20.35	24.75	0.48	0.247
A-3	φ45.0×12.7	0.06	0.40	1.24	0.012	0.001	20.40	24.80	0.48	0.247
B	φ48.6×13.0	0.07	0.34	1.23	0.012	0.002	20.18	25.13	0.39	0.263

表 8-9 所列性能都是在固溶状态下的，经过时效，其强度将提高，塑、韧性将降低。图 8-29 汇集了不同含 Ni、N 量的 HR3C 钢经过 600~800℃ 时效后常温却贝冲击韧度的变化。可以看到，700~750℃ 时效后，却贝冲击值降到最低值。从时效前的 160~200J/cm² 降到 20~60J/cm²，降低的幅度很大。其中经过 3000h 时效，降到了 30J/cm² 以下的是两组试样：它们分别是 Ni、N 含量较低的 (Ni、N 分别为 17.03% 和 0.188%) 和 Ni、N 含量最高的 (Ni、N 分别为 22.94% 和 0.289%)。若使 Ni、N 的含量分别控制在 19%~23% 和 0.19%~0.29% 之间，则时效后其韧性是能保持在 40J/cm² 以上的。这些结果再一次说明控制 Ni、N、Nb 含量的重要性。

图 8-30 是 HR3C 钢 10000h 时效后在 0℃ 进行的冲击功。数据说明，这种钢在 Ni、N、Nb 的含量控制适当时，经过 10000h

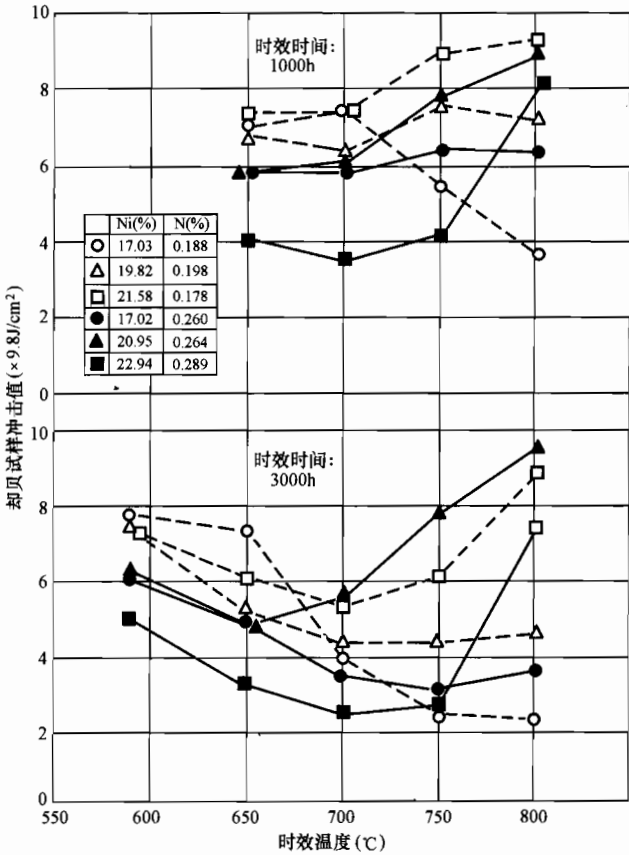


图 8-29 HR3C 钢时效后的常温却贝冲击值 (含铌 0.4%)

时效后，韧性就开始稳定在 50J/cm² 左右的水平，不再继续降低。

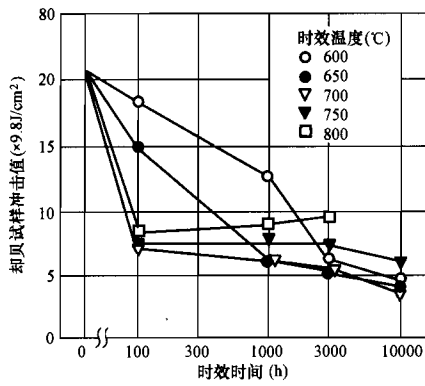


图 8-30 HR3C 钢 1 万 h 时效后在 0℃ 进行的冲击功

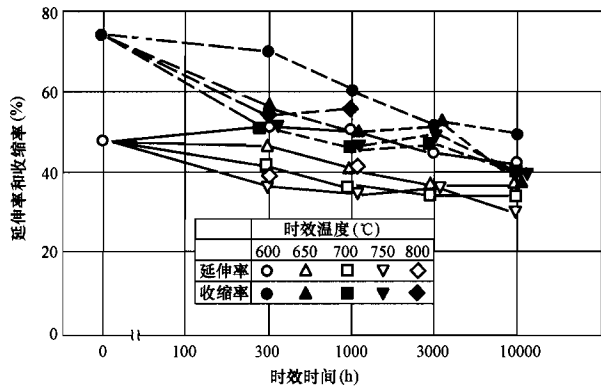


图 8-31 HR3C 钢 1 万 h 时效后的常温拉伸断裂塑性

图 8-31 是 HR3C 钢 1 万 h 时效后的常温拉伸断裂塑性。和冲击值一样，1 万 h 时效后断裂塑性也不再继续恶化。它们证明，HR3C 钢在经过 1 万 h 时效后，就不再继续变脆。金相观察（图 8-32）说明，HR3C 钢在经过 3000h 和 1 万 h 时效后，极少出现块状的 σ 相和 Cr_2N 等析出物，说明其组织的稳定性高，明显地比 AISI310（25-20）钢的组织稳定。

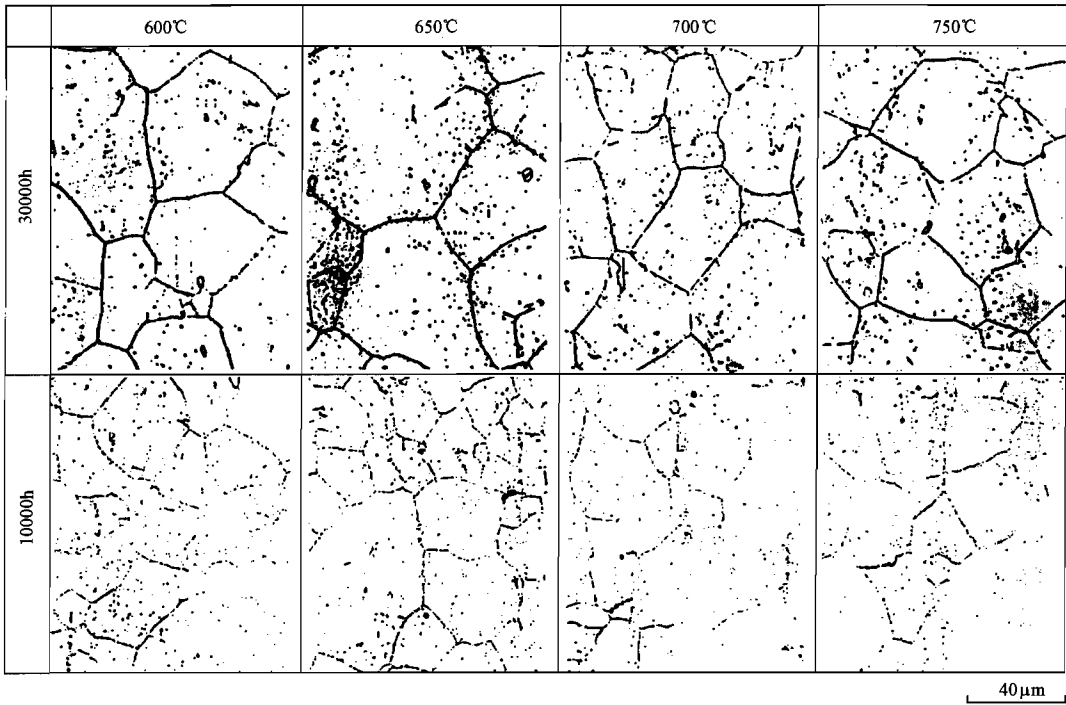


图 8-32 HR3C 钢时效后的显微组织

图 8-33 是 HR3C 钢的蠕变断裂强度曲线。如果和图 8-17 所示的 Super304H 钢的蠕变断裂强度曲线相比较，可以看到这两种钢的蠕变断裂强度几乎是一样的。图 8-34 列出了几种

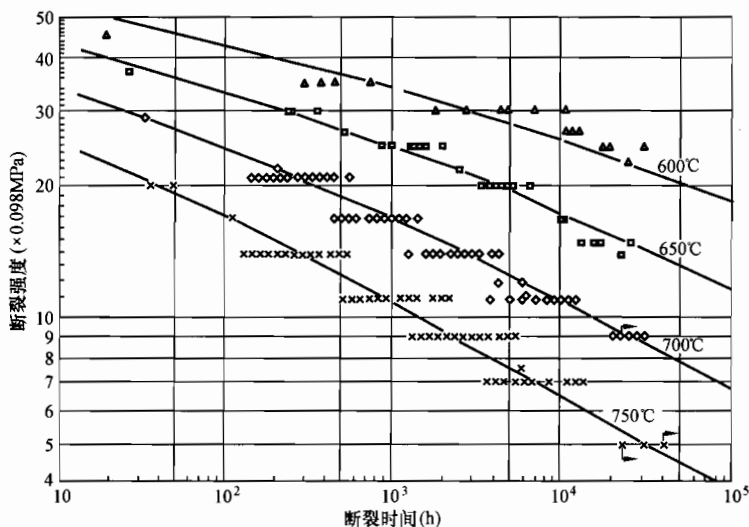


图 8-33 HR3C 钢的蠕变断裂强度

钢的许用应力，从图中可看到在 600~650℃时 HR3C 钢的优越性。

二、HR3C 钢的抗高温氧化和高温性能

测定了 650℃和 700℃下 1000h 的蒸汽氧化程度，其结果如图 8-36 所示。图中 HR3C 钢在试验条件下 1000h 后的内层氧化皮平均厚度小于 2.5 μm ，TP347HFG 在同等条件下的内层氧化皮平均厚度在 10 μm 以上。显然，把 Cr 含量提高到 25%，抗蒸汽氧化的性能的提高幅度是很大的。尽管 HR3C 钢不是细晶粒的，但其抗蒸汽氧化的性能高于细晶粒的 TP347HFG 钢。

对于高温腐蚀，图 8-36 列出了几种钢在 600~800℃高温和人工合成的烟灰下的腐蚀结果，腐蚀速度在 700℃时最快。图中列出的钢中，也是 HR3C 钢的失重最小。与 TP347FGH 钢相比，两者相差不多，HR3C 钢略优于 TP347HFG 钢几毫克。有趣的是，HR3C 钢较明显的优于 SUS310S 钢，虽然同样是含 Cr25%，HR3C 钢的抗高温腐蚀能力比 SUS310S 钢提高了接近 30%。

从 1993~2004 年，HR3C 钢已经在日本、丹麦、泰国、我国台湾等地的电厂锅炉上使用。使用的蒸汽参数为 600/600℃、24.5MPa 或以下。

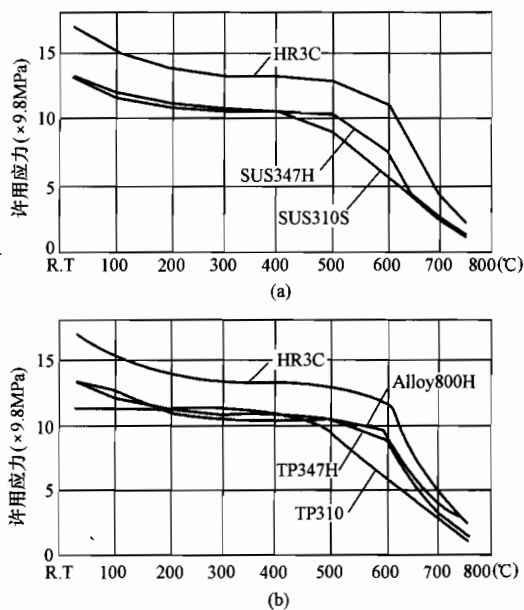


图 8-34 几种钢的许用应力比较
(a) 日本工业标准；(b) ASME 标准

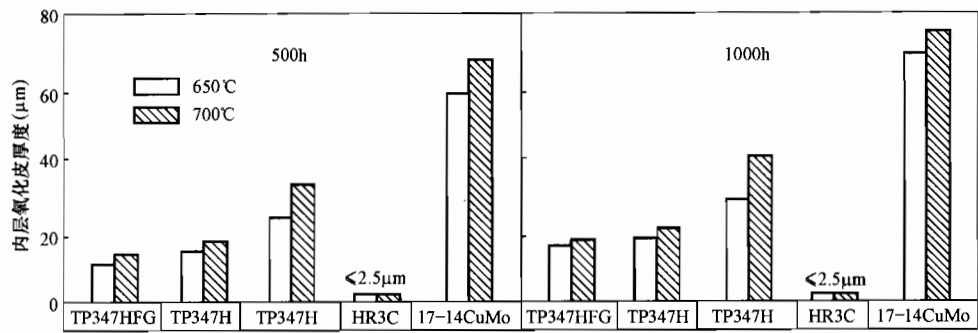
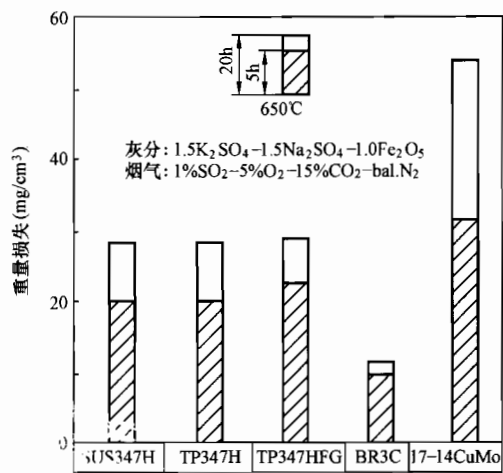


图 8-35 HR3C 钢的抗蒸汽氧化性能



灰分: 1.5K₂SO₄-1.5Na₂SO₄-1.0Fe₂O₃
烟气: 1%SO₂-5%O₂-15%CO₂-bal.N₂
时间: 20h

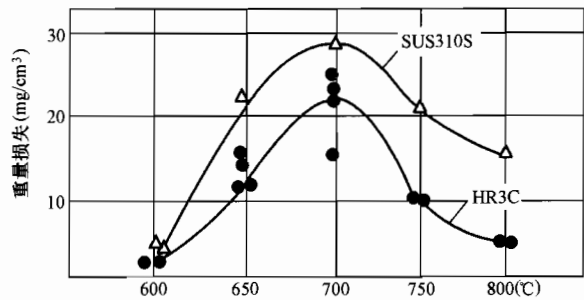


图 8-36 HR3C 钢的抗高温腐蚀性能

第四节 20Cr-25Ni1.5MoNbTiN (NF709) 钢的
强化途径及其力学和工艺性能

20Cr-25NiMoNbTiN (NF709) 钢是新日铁公司在 20 世纪 80 年代中期研制的。当时研制的目标是：700℃10⁵h 的蠕变断裂强度达到 88MPa 以上；时效后的冲击功在 40J 以上；对燃煤的烟气具有高的抗腐蚀性。希望最终能使用于蒸汽温度为 650℃、压力为 35MPa 的超温超压锅炉的过热器、再热器。表 8-11 为公布的该研制钢的成分，表中还同时列出了与它进行比较的相应钢种的成分。

表 8-11 20Cr-25Ni1.5MoNbTiN 钢的化学成分 (%)

钢 种	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	B (Cu)	N
20Cr-25Ni 标准范围	0.04 ~0.12	≤1.00	≤1.50	≤0.030	≤0.010	22.0 ~28.0	18.0 ~22.0	1.0 ~2.0	0.10 ~0.40	0.02 ~0.20	0.002 ~0.010	0.05 ~0.20
实际成分	0.07	0.39	1.01	0.012	0.009	25.22	20.05	1.56	0.27	0.06	0.004	0.18
20Cr-25Ni	0.07	0.44	0.96	0.010	0.003	24.84	19.65	1.44	0.26	0.04	0.005	0.15
17-14Cu-Mo	0.11	0.53	0.67	0.015	0.0012	14.50	15.90	2.5	0.43	0.24	(3.1)	0.01
TP347H	0.07	0.41	1.56	0.013	0.003	11.30	17.80	—	0.72	—	—	0.01
TP310S	0.06	0.50	1.59	0.015	0.001	19.80	24.71	—	—	—	—	0.05

从化学成分可知，这是在低碳低硫磷的 20Cr-25Ni 钢基础上添加了 Nb、Ti、B、N，其中最值得注意的是添加了数量较高的 N 和微量的 B。

一、20Cr-25NiMoNbTiN 钢的强化及其力学性能

Tsunetoshi Takahashi et al 介绍了这种钢的生产流程为：电炉熔炼→精炼→连铸→热轧和热挤压冲孔→冷拉拔→固溶处理→矫形→酸洗→成品。事实上，这个流程是不完整的，在冷拉以前，总需要进行软化处理。在讨论细晶 TP347H 时就已经知道这一道工序的重要作用了，在这里也有同样的意义。在经过高温的软化处理和较低温度的固溶处理的供货状态，钢材的组织如图 8-37 所示，这是仅仅有 TiN 析出的纯奥氏体组织。供货状态下的短时拉伸性能如图 8-38 所示。图中还列出了 17-14Cu-Mo 的相应性能。比较两种钢的性能可见，20Cr-25NiMoNbTiN 钢在具有和 17-14Cu-Mo 钢相同塑性的同时，其强度和 $\sigma_{0.2}$ 都提高了，即使在 650℃，它仍具有 500MPa 高的抗拉强度。这种高强度和高塑性，可能是由于高的含 Ni 量和含 N 量的缘故。

图 8-39 比较了 20Cr-25NiMoNbTiN 钢和 17-14Cu-Mo 钢的蠕变断裂强度，20Cr-25NiMoNbTiN 钢在 700℃10⁵h 的蠕变断裂强度达到了 88MPa。无论在哪一个温度下，20Cr-25NiMoNbTiN 钢的蠕变断裂强度都比 17-14Cu-Mo 钢高 20 MPa。图 8-40 比较了 20Cr-25NiMoNbTiN (NF709) 钢、HR3C 钢和 TP310H 三种钢的许用应力，NF709 钢的许用应力是最高的。在 675℃时，比 HR3C 钢高出 17MPa，是 HR3C 钢的 1.32 倍。700℃5000h 时效后的组织如图 8-41 所示。与图 8-37 相比较可以发现，基体上有很多东西析出。其中大小为 0.4~0.5 μ m 的块状物（图中的 A）是合金硅化物、B 是宽度只有 0.1 μ m 以下的

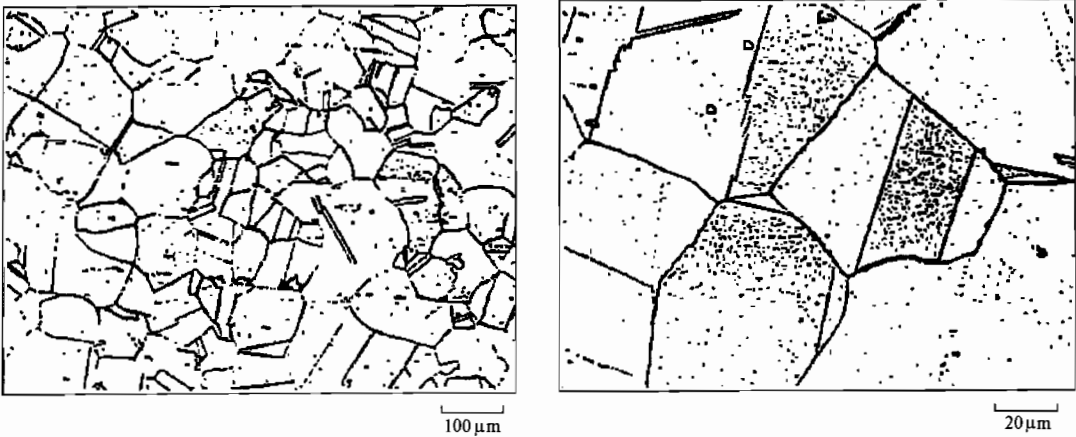


图 8-37 20Cr-25NiMoNbTiN 钢供货状态组织

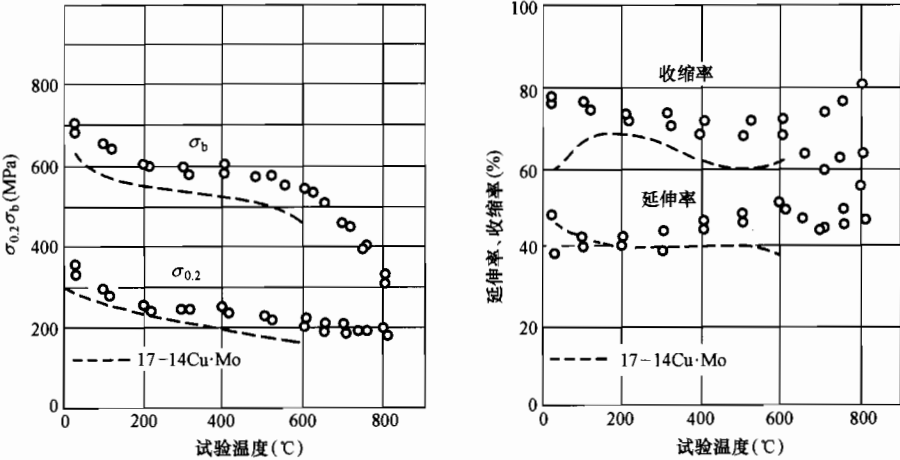


图 8-38 20Cr-25NiMoNbTiN 钢不同温度下的短拉性能

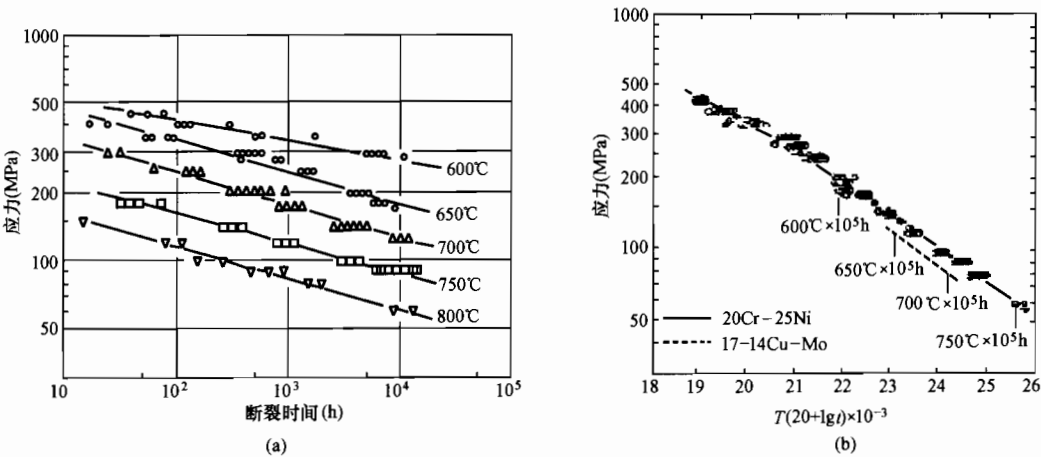


图 8-39 20Cr-25NiMoNbTiN 钢和 17-14Cu-Mo 钢的蠕变断裂强度
(a) 20Cr-25NiMoNbTiN 钢的蠕变断裂应力-时间曲线
(b) 20Cr-20NiMoNbTiN 钢和 17-14Cu-Mo 钢蠕变断裂强度比较

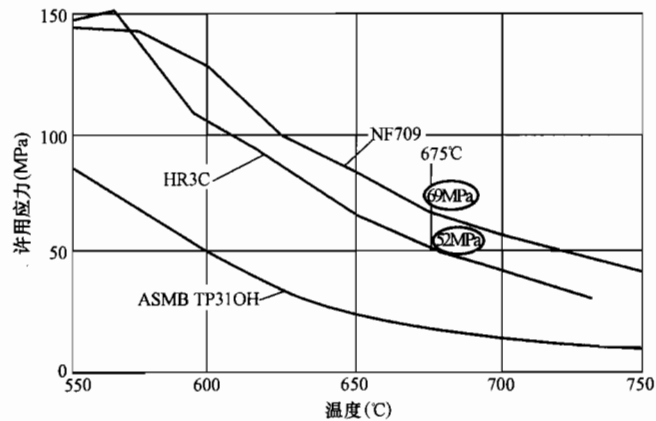


图 8-40 三种钢的许用应力



图 8-41 20Cr-25NiMoNbTiN 钢 700°C 5000h 时效后的组织

针状 $M_{23}C_6$ 型碳化物、C 是析出数量最多的细线团状的 Cr-Nb 的氮化物。三种析出物中，C 的数量最多，B 次之，A 最少。由于析出既多又非常细小，再加上有 Nb 和 Ti 的添加，所以这些析出物长得非常缓慢，这样就保证了高的蠕变断裂强度。时效后析出的多种数量多的第二相必然会给韧性带来影响。图 8-42 表示 20Cr-25NiMoNbTiN 钢经过 700°C 时效后冲击吸收功的变化情况。冲击吸收功从固溶状态的 200J 降低到 1000h 时效后的 30~40J，降低的幅度很

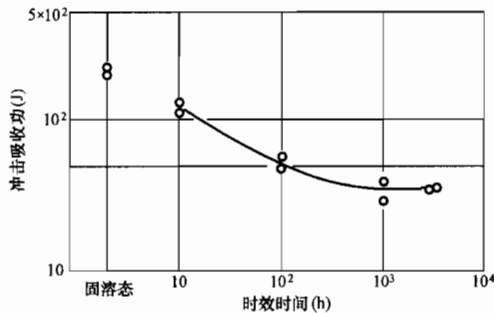


图 8-42 20Cr-25NiMoNbTiN 钢 700°C 时效后冲击吸收功的变化

大。图 8-43 是 20Cr-25NiMoNbTiN 钢经过 700℃时效后析出物的金相照片，可看到大量的碳化物型析出物出现在晶界附近。幸好在经过 1000h 时效以后，这些析出物长大得极其缓慢，冲击吸收功仍稳定在 30~40J 的水平。此外，又由于 Cr、Ni 含量平衡得恰当，20Cr-25NiMoNbTiN 钢长时间时效后没有出现 σ 相，避免了材料韧性的进一步恶化。

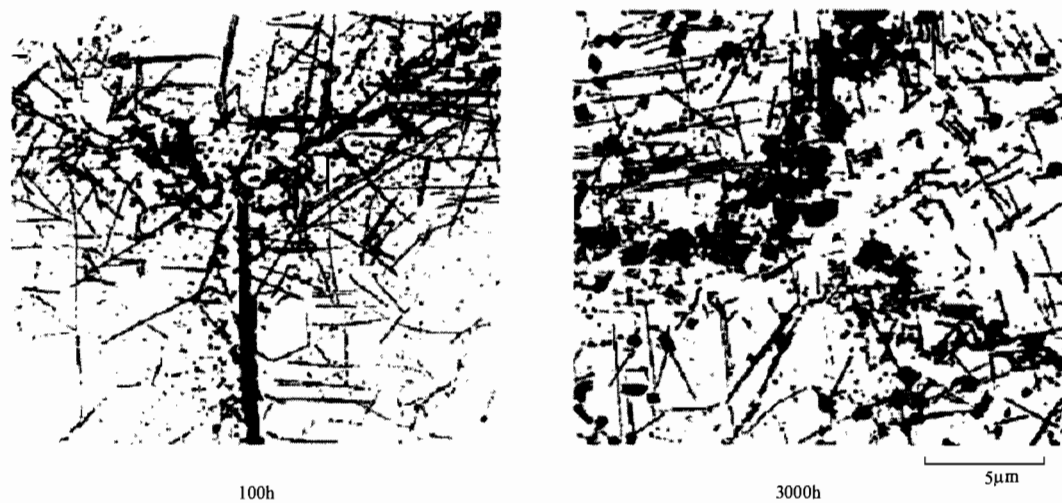


图 8-43 20Cr-25NiMoNbTiN 钢 700℃时效的析出物照片

二、20Cr-25NiMoNbTiN 钢的物理和化学性能

表 8-12~8-14 列出 20Cr-25NiMoNbTiN 和 304H 钢的线膨胀系数、热导率、比热容等物理性能。从这些性能的比较中可以看到，20Cr-25NiMoNbTiN 的热导率比 TP304H 钢的大；20Cr-25NiMoNbTiN 的线膨胀系数比 TP304H 钢的小；20Cr-25NiMoNbTiN 的比热容也比 TP304H 钢的小，这些都是对使用者有利的。

表 8-12	20Cr-25NiMoNbTiN 和 304H 钢的线膨胀系数							(10 ⁻⁶ /℃)
温度 (℃)	100	200	300	400	500	600	700	800
20Cr-25NiMoNbTiN	13.6	14.1	14.9	15.5	15.9	16.2	16.7	17.1
304H	17.1	17.4	17.8	18.3	18.8	19.1	19.4	

表 8-13	20Cr-25NiMoNbTiN 和 304H 钢的热导率							[W/ (m · K)]
温度 (℃)	100	200	300	400	500	600	700	800
20Cr-25NiMoNbTiN				19.7			27.3	
304H	12.6	13.0	13.8	14.7	16.3	18.4	20.1	

表 8-14	20Cr-25NiMoNbTiN 和 304H 钢的比热容							[J/ (kg · K)]
温度 (℃)	20	100	200	300	400	500	600	700
20Cr-25NiMoNbTiN	456	490	515	532	544	557	607	628
304H	502	500						

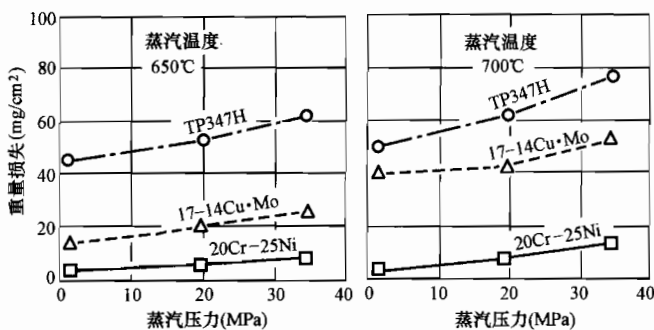


图 8-44 不同蒸汽压力下蒸汽氧化的失重

图 8-44 和图 8-45 比较了在 650°C 和 700°C 下 20Cr-25NiMoNbTiN、TP347H、17-14Cu-Mo 三种钢的抗蒸汽氧化的能力以及 700°C 下的抗高温腐蚀能力。三种钢中以 20Cr-25NiMoNbTiN 为最优，其抗蒸汽氧化的能力以及 700°C 下的抗高温腐蚀能力比其他几种钢都好，这可以从图 8-46 来理解。图 8-46 是 Cr 含量和抗高温腐蚀能力的关系。当 Cr 含量达到 20% 后失重将降到最低。

自 1992~2000 年，这种钢在日本一些电厂作为锅炉的过热器管，在这些电厂中，其最高的设计使用温度已达 607°C。

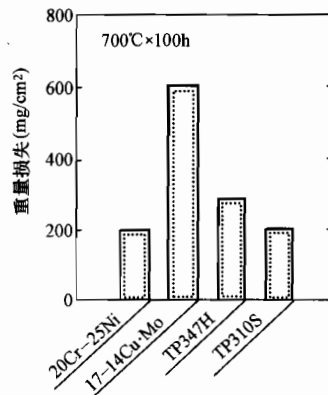


图 8-45 几种钢抗高温腐蚀能力的比较

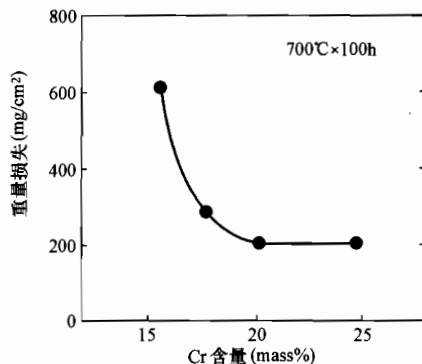


图 8-46 Cr 含量和抗高温腐蚀能力的关系

第五节 新型奥氏体耐热钢的焊接

前面介绍的几种钢在供货状态下都是单一的奥氏体组织，焊接 Cr、Ni 纯奥氏体钢的主要问题有三个，分别是焊接裂纹、接头腐蚀和时效脆化。

焊接 Cr、Ni 纯奥氏体钢时容易出现焊接高温裂纹，它们是结晶裂纹、高温液化裂纹和高温脆性裂纹。

熔融的熔敷金属在凝固结晶过程中，当残留在凝固晶粒间的液体薄膜被收缩应力拉开而又不能用足够的液体金属填满时，就会形成结晶裂纹。这种裂纹常出现在焊缝中，尤其容易发生在焊缝收尾部分和弧坑处。

在焊接热影响区的过热区，焊接的高温加热使该区域母材局部熔化。在冷却时的凝固过程中，局部熔融的母材金属的晶界也可能出现上述晶间的液体薄膜被拉开而无法填补的现象，导致在热影响区的过热区形成裂纹，这种裂纹称为高温液化裂纹。高温液化裂纹发生在热影响区的母材过热区中，在多层多道焊情况下，也可能发生在焊缝中的焊层间和焊道间的

热影响区中。

在焊接热影响区的过热区，材料虽然没有发生局部熔融，但在高温下如果其塑性降到了很低水平的话，也可能在应力作用下，由于塑性不足而产生裂纹，从而形成高温脆性裂纹。

上述这些裂纹都与材料中的 Ni、C、Si、Nb、S、P、Sn、Sb 等元素的含量有关。它们会明显提高形成这些裂纹的敏感性，其中 Ni、Nb 是必需按量加入的，其他元素的含量就成为避免这类裂纹所首要给予严格地控制和限制的了。据此，可以理解为什么在所列举的钢中，随着 Cr、Ni 含量的提高，对 C、S、P 含量的限制就越加严格，控制的含量水平也越低。这个原则也必然成为选择和设计熔敷金属成分的准则。

若 Cr-Ni 奥氏体钢在焊接以后经过敏化，接头的 HAZ 可能发生晶间腐蚀。含有稳定化元素的 Cr-Ni 奥氏体钢在焊接以后，经过敏化虽然不会出现 HAZ 的晶间腐蚀，但可能会呈现刀状腐蚀。好在火电站中使用 TP347H 钢的经验证明，在燃煤电站条件下，发生刀状腐蚀的事例极少，但由于发生了应力腐蚀而引起破坏的事例却时有所闻。Cr-Ni 奥氏体钢的应力腐蚀发生在含有 Cl^- 的介质中，而且介质温度愈高，愈容易发生应力腐蚀破裂。Cr-Ni 奥氏体钢最容易发生应力腐蚀的温度范围是 $50\sim 300^\circ\text{C}$ ，因此对于焊接本章所讨论的各种新钢种言，需要重视的是防止其发生应力腐蚀，也要重视防止接头焊接以后到锅炉升温运行这段时间发生的应力腐蚀。

Cr-Ni 纯奥氏体钢在固溶状态下具有优良的塑性。但本章所讨论的各种新钢种，除了 TP347HFG 以外，都含有众多提高其高温蠕变强度的沉淀强化元素。材料在高温运行过程中，这些元素逐渐以碳化物、氮化物或金属间化合物形式弥散析出，它们在强化材料的同时，明显也降低材料的塑性和韧性。图 8-23、图 8-30 和图 8-42 分别表示出 Super304H、HR3C 和 20Cr-25NiMoNbTiN 钢在 $550\sim 750^\circ\text{C}$ 和 $600\sim 800^\circ\text{C}$ 下时效以后韧性的变化。这些结果显示，这类钢本身的时效脆化倾向是明显的，再也容不得发生 σ 相脆化。用这些钢材制成的锅炉部件，其运行温度恰好是这些钢 σ 相析出的温度区。因此，在开发设计钢材时，就要考虑到避免析出 σ 相而脆化的倾向。焊缝金属也会有这种时效脆化的倾向，因此除了上述由于时效造成的脆化以外，还需要防止 σ 相脆化。焊接时，必须正确选择焊接材料，以避免 σ 相脆化的危险。

一、四种新型奥氏体钢焊接裂纹敏感性的相对比较

采用了刚性固定法和可调拘束试验法测试比较了四种新型奥氏体钢的高温裂纹敏感性，图 8-47 和图 8-48 分别表示刚性固定法和可调拘束试验法的试样和试验装置。

图 8-48 中，当焊接电弧到达 B 点，试验机即给试样施加弯曲力 P ，令试样按弧形模块的曲率弯曲，也就是令焊接的高温区以特定的变形速度变形，以这种方法测定导致高温裂纹的临界变形速度。

图 8-49 表示用刚性固定法来比较 TP347HFG 和传统 TP347H 钢的高温裂纹敏感性，试样采用了不填丝的氩弧焊打底、焊条电弧焊填充和盖面的焊接工艺。TP347HFG 钢氩弧焊打底焊缝中的裂纹率明显地低于 TP347H 钢，填充和盖面焊时热影响区的裂纹率都很低。从这个结果看，焊接 TP347HFG 钢并不比人们熟悉的 TP347H 钢更困难。

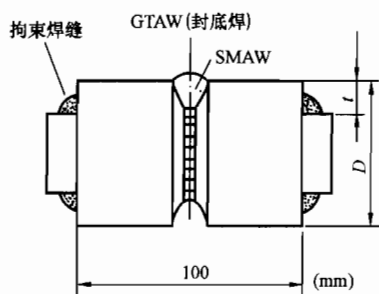


图 8-47 刚性固定法裂纹试验试样

图 8-50 和图 8-51 分别表示 Super304H 钢、HR3C 钢和 TP347H 钢的刚性固定法裂纹试验结果。在相同的条件下, Super304H 钢的裂纹敏感性成倍地低于 TP347H 钢, 而 HR3C 钢的裂纹敏感性略高于 TP347H 钢。

图 8-52 表示用可调拘束法试验的结果和刚性固定法试验的结果大致是一致的。四种钢的裂纹敏感性增大次序是: TP347HFG → Super304H → HR3C 和 NF709。其中 TP347HFG 和 Super304H 的裂纹敏感性明显低于 TP347H 钢, HR3C 和 NF709 的裂纹敏感性略高于传统的 TP347H 钢。此外, TP347HFG 和 Super304H 焊缝的裂纹敏感性远比热影响区的高。

对于 20-25、25-20 之类含镍较高的纯奥氏体钢, 除了焊缝中容易出现热裂纹外, 热影响区也容易出现高温脆性裂纹。图 8-53 表示了在 25Cr-20Ni-0.4Nb-0.25N 钢中元素磷的含量也会对焊缝的结晶裂纹以及热影响区的高温脆性裂纹有明显影响。

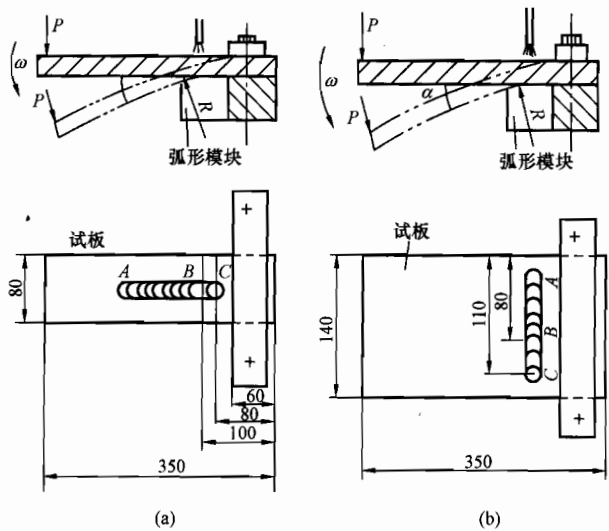


图 8-48 可调拘束试验法的试验装置

(a) 纵向试验装置; (b) 横向试验装置

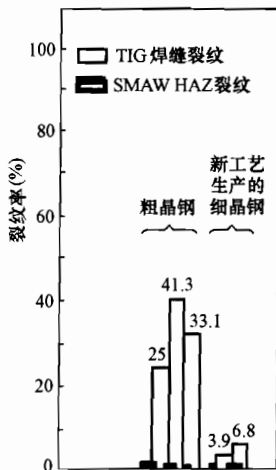


图 8-49 TP TP347HFG 和 TP347H 钢的焊接高温开裂倾向

试样的焊接条件为:

	GTAW	SMAW
	封底焊	填充焊、盖面焊
电流 (A) :	100	150
电压 (V) :	12	24
焊接速度 (cm/min) :	10	10~20
填充材料 :	无	AWS A5-4E347 (φ4)

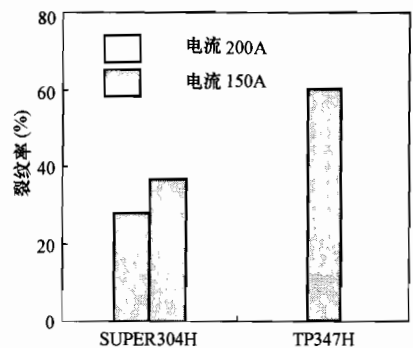


图 8-50 Super304H 钢和 TP347H 钢的刚性固定法裂纹试验结果

从这些试验数据来看, 把磷的含量控制在 0.005% 以下, 热影响区的裂纹率才能达到零。但即使这样, 在焊缝仍难免会产生裂纹。可见, 对于焊接 HR3C 钢来说 (也包括焊接 NF709 钢), 对硫、磷、碳含量的控制非常重要。这种要求对于焊接填充材料来说也是一样重要。此外, 在焊接工艺方面, 必须还要避免采用过大的热输入。

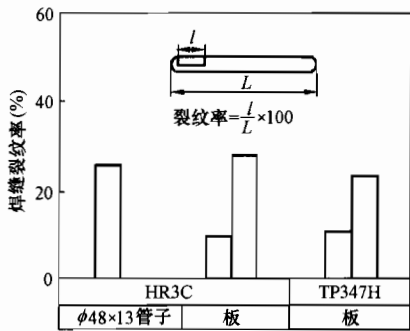
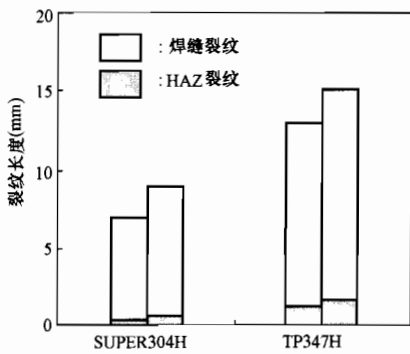
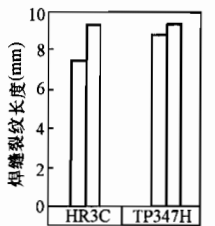


图 8-51 HR3C 钢和 TP347H 钢的刚性固定法裂纹试验结果

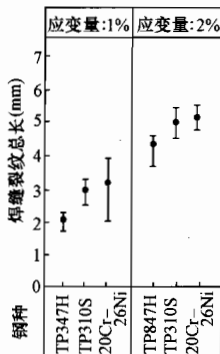


(a)



试样厚度: 8mm
焊接方法: TIG
应变量: 2%
填充材料: 无
焊接电流: 200A
焊接电压: 15V
焊接速度: 15cm/min
热输入量: 12000J/cm

(b)



(c)

图 8-52 Super304H、HR3C、NF709 钢和 TP347H 钢的可调拘束法的裂纹测试结果

(a) Super304H 钢和 TP347H 钢的可调拘束法裂纹试验结果; (b) HR3C 钢和 TP347H 钢试验结果; (c) NF709 钢和 TP347H 钢的试验结果

二、影响 Cr-Ni 奥氏体钢应力腐蚀的因素

Cr-Ni 奥氏体钢构件在热水或高温水、氯化物溶液、碱溶液和连多硫酸 ($H_2S_xO_6$) 等介质中会发生应力腐蚀破坏。火电站中的应力腐蚀大多是在热水或高温水和氯化物介质中发生的。在这种条件下, 影响力腐蚀破坏的因素主要有介质的特性、应力、冷作变形和钢材的成分。

1. 介质的特性

在热水和高温水 (或水蒸气) 介质中, 氯离子和氧离子的浓度对应力腐蚀有重要影响, 图 8-54 为 100℃ 水中氯离子含量对应力腐蚀破裂的影响。随着氯离子含量的增加, 应力腐蚀破裂速度加快, 但是溶解氧对应力腐蚀破裂起了决定性的作用。一般情况下, 在仅有微量 Cl^- 而没有氧存在的情况下, Cr-Ni 不锈钢不会产生应力腐蚀。可见, 溶解氧和氯离子的同时存在是产生应力腐蚀的必要条件。

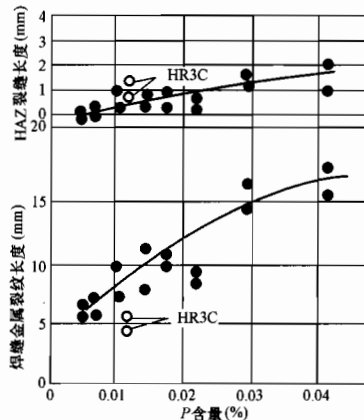


图 8-53 25Cr-20Ni-0.4Nb-0.25N 钢多拘束裂纹试验的结果

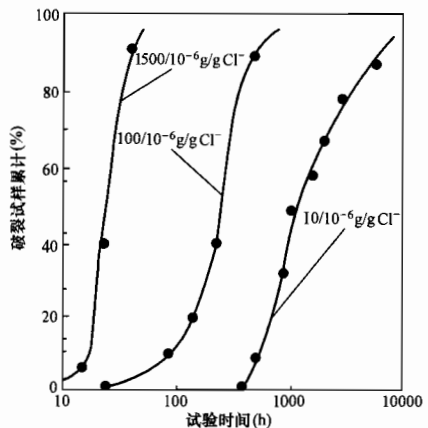


图 8-54 水中氯离子含量对应力腐蚀破裂的影响

pH 值也影响应力腐蚀破裂的进程, pH 值增加, 可能会减缓 Cr-Ni 不锈钢的应力腐蚀破裂速度。一些试验说明, 当 pH 值为 6~7 时, Cr-Ni 不锈钢对应力腐蚀破裂最敏感。此外, 温度升高也会提高应力腐蚀破裂的速度。

2. 应力

一般认为, 应力腐蚀破裂的时间 t_s 和应力 σ 间的关系可用方程表示为

$$\lg t_s = a + b\sigma$$

显然应力增加, 应力腐蚀破裂速度加快, 但当应力减小到一定水平时, 就不会发生应力腐蚀。这个临界应力的数值随着介质、温度和钢材的不同而不同, 但无论如何, 确保低的应力水平对减缓和防止应力腐蚀是极为重要的。

3. 冷作变形

冷加工变形对应力腐蚀破裂的影响是很明显的, 一般情况下, 在冷变形量很小时, 随着变形量的增加, Cr-Ni 奥氏体钢对应力腐蚀破裂的敏感性将剧增。

4. 钢材的成分

当介质是高温水时, 通常 Cr、Ni、Si 会降低 Cr-Ni 奥氏体钢对应力腐蚀破裂的敏感性, 而 N、P 则是有害的。

三、焊接这类新型奥氏体钢的工艺原则

根据前面的讨论, 焊接这类钢首先要克服的是焊接裂纹。在获得完整的焊接接头的情况下, 还要避免接头发生应力腐蚀破裂和焊缝的 σ 相脆化。防止这类钢的焊缝发生高温裂纹, 不能采用在焊接一般 Cr-Ni 奥氏体钢时常用的增加铁素体形成元素含量, 使之形成足够 δ 相的方法, 因为这种方法会增加焊缝发生 σ 相脆化的危险。因此, 为了防止焊缝发生高温裂纹, 只能采用降低焊接热输入、降低层间温度的工艺方法和工艺措施。也就是说, 应尽量采用熔池体积小、TIG 焊工艺以及确保层间温度低的短焊道和间断焊方法。对直径不大、管壁不厚的小直径管的焊接来说, 更希望采用全氩弧焊焊接。

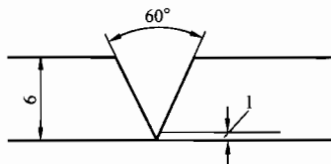
熔敷金属的选择只能考虑采用和母材成分相同且杂质含量低的材料或采用镍基焊材 (如 Inconel 82 等焊材)。

为了防止发生应力腐蚀破裂, 需要确认施工过程以及随后的储存、运输、运行过程中是否存在有氯离子。如果无法避免氯离子对焊接热影响区的污染, 就需要进行焊后固溶处理, 以消除焊接应力。此外, 焊接和焊后热处理以后, 应避免进行冷作变形加工。

从上述工艺原则出发, 介绍可供参考的 Super304H、HR3C 钢管的焊接工艺。

1. Super304H 钢管的焊接工艺

(1) 坡口。



(2) 焊接方法。氩弧焊打底, 焊条电弧焊填充、盖面。

(3) 焊接材料 (熔敷金属成分)。见表 8-15 和表 8-16。

表 8-15 焊接 Super 304H 钢的焊接材料成分 (%)

焊接方法	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Nb	N
GTAW①	0.10	0.23	3.20	0.001	0.004	16.16	18.36	3.04	0.65	0.62	0.20
SMAW②	0.11	0.78	2.85	0.010	0.002	15.30	19.00	2.70	1.00	0.73	0.10

①焊丝成分。
②熔敷金属成分。

表 8-16 钨极氩弧焊工艺参数

焊接方法	焊丝直径 (mm)	焊接道数	电流 (A)	电压 (V)	焊速 (cm/min)	保护气
GTAW	1.2	1~4	120~140	12~13	7~10	100%Ar

原则上，焊后不需要进行焊后热处理，但如果在有 Cl^- 的环境中施工，而且在接头进仓储存前又没有有效地防止 Cl^- 对热影响区污染的得力措施的情况下，需要进行焊后热处理，以防止应力腐蚀。焊后热处理应采用固溶处理，如图 8-55 所示。

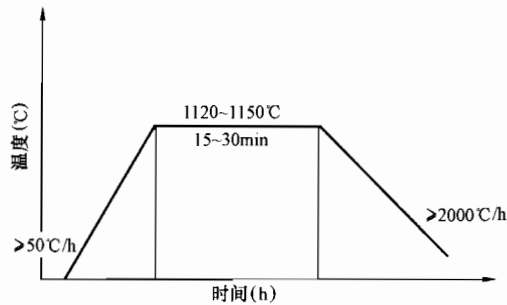


图 8-55 Super 304H 钢的焊后热处理制度

图 8-56 是钨极氩弧焊接头的蠕变断裂强度。接头的蠕变断裂强度都落在 Super304H 钢母材蠕变断裂强度的范围内。

表 8-15 所推荐焊接材料的含硅量比母材高了很多，此外还添加了元素

钼，它们都会增加形成 σ 相的倾向，因此焊缝在长时间运行后冲击值的恶化倾向如何还是值得注意的。

2. HR3C 钢管的焊接工艺

坡口和钨极氩弧焊工艺如图 8-57 所示。

焊接材料选用 Inconel 82 或 Inconel 625 两种。用此工艺焊接的接头的蠕变断裂强度如图 8-58 所示。

采用的两种填充材料都能使接头的蠕变断裂强度和母材的相当。不过采用 Inconel 625 作为填充焊丝的接头，断裂大多发生在母材；而用 Inconel 82 为填充焊丝的接头，大多断裂在焊缝部位。

HR3C 钢和 Super304H 等奥氏体钢一样，原则上不要求进行焊后热处理。只有在为了防止 Cl^- 对热影响区污染而引起应力腐蚀时需要进行焊后固溶处理。焊后固溶处理的制度可按图 8-59 进行。

TP347HFG 钢的焊接可以参照 TP347H 钢的工艺，但为了尽可能

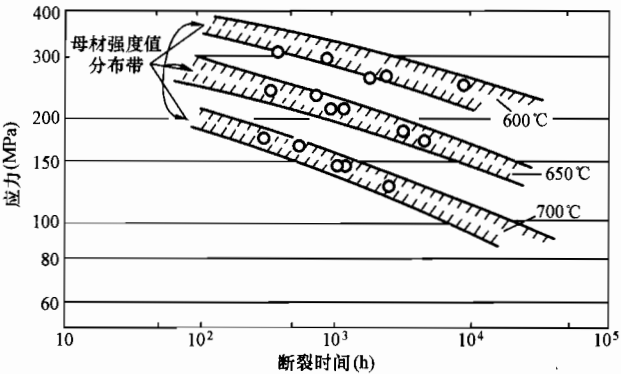


图 8-56 钨极氩弧焊接头的蠕变断裂强度

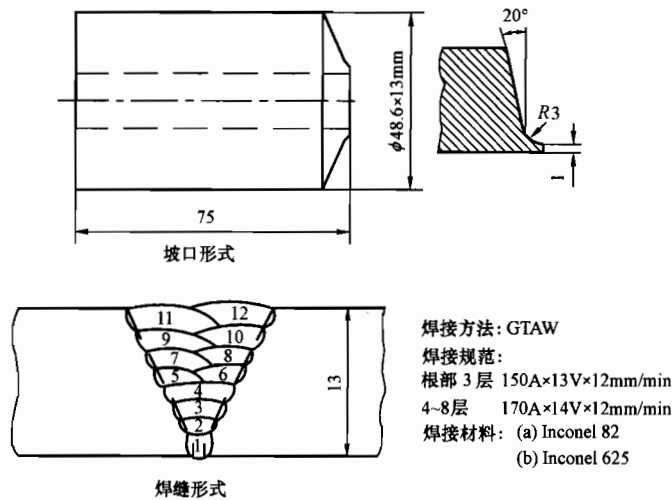


图 8-57 HR3C 钢管的焊接工艺举例

保持 TP347HFG 钢的细晶粒, 希望采用更低的焊接热输入和更低的层间温度。

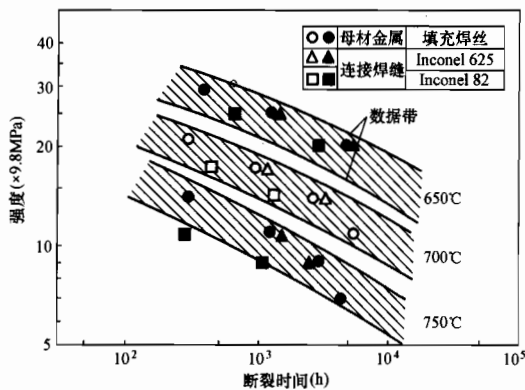


图 8-58 接头的蠕变断裂强度

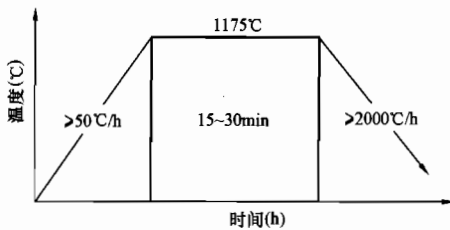


图 8-59 HR3C 钢的焊后固溶处理工艺

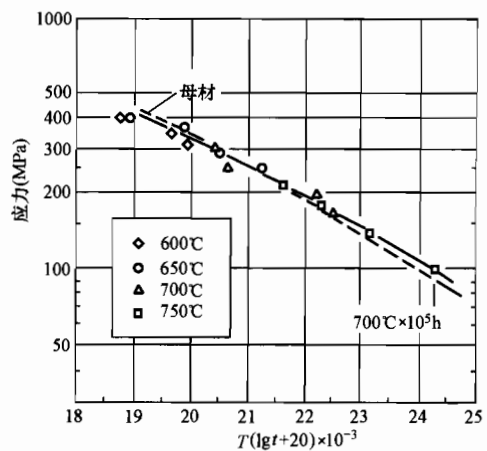


图 8-60 20Cr-25NiMoNbTiN 钢焊接接头的蠕变断裂强度

NF709 钢的镍含量更高, 其高温裂纹倾向和 HR3C 钢一样。由于严格限制了 C、S、P 等杂质的含量, 所以没有显得比 TP347H 钢高很多, 可以参考 HR3C 钢的工艺进行焊接。新日铁所介绍的焊接这种钢的焊接材料见表 8-17。无论是用 YT-709, 还是用合金 625, 接头的蠕变断裂强度都可以和母材相当, 如图 8-60 所示。接头在短时高应力阶段断裂在焊缝

位置，低应力长时阶段断裂在母材上。

表 8-17 NF709 钢用焊接材料 (%)

焊接方法	材料名称	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	B	N
GTAM	YT-709	0.077	0.24	0.99	19.93	24.62	1.54	0.04	0.23	0.003	0.15
GTAM	625 合金	0.034	0.30	0.03	21.03	52.06	7.00	0.17	2.71	0.003	0.07
SMAW	N-709	0.076	0.40	1.90	21.48	24.31	1.53	0.07	0.45	0.002	0.19

Super304H 钢、HR3C 钢等新型奥氏体钢耐热钢与铁素体耐热钢 T91 等异种钢接头的焊接工艺和材料可查阅第九章的相关内容。

第六节 TP 347HFG、Super304H、HR3C、NF709 钢的弯曲加工性能

固溶状态下的奥氏体耐热钢具有优良的加工和弯曲性能。
HR3C 钢的压扁性能为

$$H \leq \frac{(1+e)t}{e+t/D}$$

式中 H ——管子压扁后两平面之间的距离，mm；
 D ——管子的外径，mm；
 t ——壁厚，mm；
 e ——常数 0.09。

HR3C 钢的扩管性能为：扩管口径/管子外径 ≥ 1.2 。

固溶状态下的奥氏体耐热钢都可以进行冷弯和热弯，但是冷弯变形量超过一定程度后就会影响其蠕变断裂强度。测试了经过不同程度冷变形的 TP 347HFG 钢在 600℃、650℃、700℃的蠕变断裂强度。图 8-61 所列的试验结果说明，当冷变形量不超过 10%时，对 TP 347HFG 钢的蠕变断裂强度没有影响；冷变形量超过 10%后，就会明显降低蠕变断裂强度。

对于 HR3C 钢，当冷弯的变形量达到或超过 20%时（弯曲半径 $\leq 2.5DR$ ），也会明显降低蠕变断裂强度。此时，应该在弯曲加工后进行热处理，弯曲加工后的热处理制度和焊后热处理制度相同。不过，由于冷弯总是

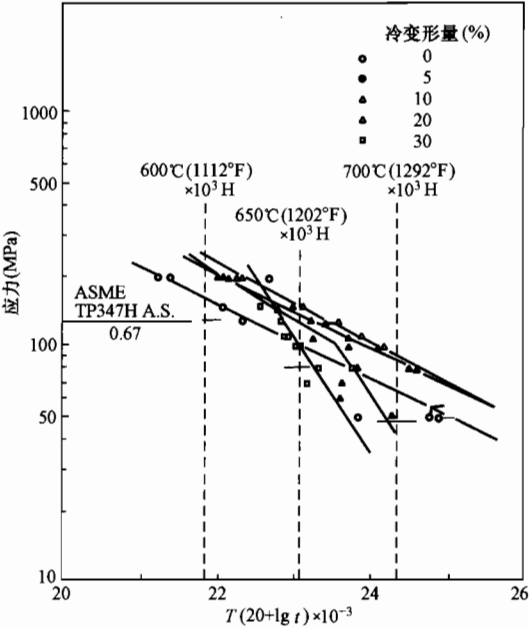


图 8-61 冷加工对 TP 347HFG 钢蠕变断裂强度的影响

会产生较大的应力，如果把它们用在像废物焚烧炉之类的高 Cl^- 环境下，建议不管弯曲半径多大，在弯后还是要进行固溶处理为好。

热弯时，除非整个过程都控制在 $1175 \sim 1230^\circ\text{C}$ 的范围内，否则为了使蠕变断裂强度恢复到原来水平，也应该重新进行固溶处理。

总之，TP347HFG、Super304H、HR3C、NF709 钢等都是含有稳定化元素的纯奥氏体钢。其中 Super304H、HR3C、NF709 三种钢含有更多的强化元素。TP347HFG 和 Super304H 是 18-8 系列，而 HR3C、NF709 钢的 Cr、Ni 含量更高，分别为 Cr25Ni20 和 Cr20Ni25。Super304H、HR3C 和 NF709 除了运用传统通过铌的碳化物强化外，还通过析出某些有利的金属间化合物强化。此外，HR3C 和 NF709 两种钢还通过降低碳、保证有较高的 Nb 和 N 固溶在基体中来提高强度。Super304H、HR3C 和 NF709 三种钢都具有很明显的时效倾向。

焊接这类钢的主要问题是焊接高温裂纹、应力腐蚀、接头的时效和 σ 相脆化。

TP347HFG、Super304H 钢的裂纹敏感性低于传统的 TP347H 钢，HR3C、NF709 的敏感性略高于传统的 TP347H 钢。需要通过选择杂质含量低的焊材、采用降低焊接热输入和层间温度的方法来防止裂纹。

焊后固溶处理和杜绝焊后及固溶处理后的冷作变形可以防止发生应力腐蚀。

选择和母材相近成分的材料或镍基合金材料作为填充金属，可防止焊缝发生 σ 相脆化和不能容忍的脆化。

第九章

电站管道异种钢焊接

相对于同种钢焊接,焊接异种钢会遇到一些特有的问题。首先,靠近熔合线的焊缝金属会出现过渡层,称其为凝固过渡层。在通常的焊条电弧焊情况下,这个凝固过渡层的厚度在 $100\mu\text{m}$ 左右,它的成分沿着厚度是变化的。靠近母材部分的成分接近母材;越远离母材,其成分越接近焊缝金属。而焊缝金属的成分既不同于填充金属,又不同于母材,需要考虑母材的熔合比例才能确定。可见,这个凝固过渡层是焊接异种钢时会遇到的性能难以控制的区域,它的存在也有可能影响接头的整体性能。限制这个过渡层的宽度,并控制它的成分和组织,就成为焊接异种钢所要解决的第一个特有问題。其次,由于熔合线两侧存在悬殊的成分差别,促使碳元素在焊后热处理或随后的加热过程中不断地从低合金侧向高合金侧迁移,使高合金侧增碳,形成增碳层;低合金侧脱碳,出现脱碳层。此外,成分和组织不同的母材,其线膨胀系数不同,焊在一起往往使焊接的应力和变形比同种钢焊接时大,而且不可能用焊后热处理的方法加以消除。由于上述问题,焊接异种钢时,通常要求采用较小的焊接线能量以获得较低的母材熔合比例和较小的焊接应力和变形;此外,还必须认真地选取填充金属材料。这种填充金属材料应该保证在和一定比例的母材熔合以后所获得的焊缝金属是符合性能和使用要求的。选取填充金属材料时,还应该使凝固过渡层尽量窄小,并要避免在过渡层内出现高合金的马氏体和高碳马氏体等不利组织。

以上是焊接异种钢的一般问题,这些问题现在都已不难解决,并已经有了明确的工艺原则,也积累了很丰富的经验。这方面的问题已在许多教材和专著中详细介绍和讨论,本章不再赘述。可是焊接电站用异种钢接头时,除了上述这些问题以外,还必须重视它们的早期失效倾向。这种随机的早期失效现象,常迫使锅炉非计划停炉和检修,甚至造成重大事故。下面将介绍电站管道异种钢焊接接头的早期失效现象,并重点讨论如何从填充材料选择和工艺选择等方面着手来控制 and 降低这种接头的早期失效倾向。

第一节 电站管道异种钢接头的早期失效

电站异种钢焊接接头可分为两大类:奥氏体钢与铁素体钢接头和铁素体钢与铁素体钢接头。其中铁素体钢的组织可能是珠光体、贝氏体或马氏体。目前国内外经常遇到的电站用奥氏体与铁素体异种钢接头有:TP304 (TP347) /12Cr1MoV、TP304 (TP347) / 钢 102、TP304 (TP347) /10CrMo910、TP304 (TP347) /T91;铁素体与铁素体的异种钢接头有T91/12Cr1MoV、T91/钢 102 和 T91/10CrMo910 等。今后还会有 T92/P92、T122/P122、T23 等钢不同组合的异种钢接头。

国外电站锅炉中异种钢焊接接头是从 20 世纪 30 年代开始使用的,当时的接头有用电阻

焊的、有用焊条电弧焊和气体保护焊的。20 世纪 50 年代，由于这类接头的失效，影响正常运行而开展了电站锅炉异种钢焊接接头失效的研究。这些研究大部分是以奥氏体钢与铁素体异种钢接头为对象的，主要研究了用奥氏体钢作为填充金属的接头。1970 年以后，又开始研究以镍基合金为填充金属的接头。下面是一些国家统计的电站锅炉异种钢焊接接头早期失效现象。

美国 TVA 公司的 30 台锅炉，在 1970~1983 这 10 多年中发生了 250 次异种钢焊接接头过早失效而被迫非计划停机。

加拿大 OH 公司从 31000 个异种钢焊接接头的运行实绩得出经验，认为这种接头大概运行 50000h350 次启停后，就将有 480 个（占 1.55%）的接头发生失效。

英国 CEBG 统计了十多万个 2¼Cr-1Mo/奥氏体钢的异种钢接头，其中 103,554 个接头是镍基填充金属的，9474 个接头用的是奥氏体填充金属，见图 9-1。统计表明，用奥氏体填充金属的接头早期失效的概率比镍基的高，而且开始发生失效的时间早。前者在运行 1 万 h 前就可能发生失效，运行 1 万 h 时，其失效的概率已经达到≥1%。而镍基填充金属的接头在运行 1 万 h 后的失效概率还很小，10⁵h 后才达到≥1%的水平。表 9-1 为美国统计的异种钢焊接接头早期失效情况。从这些统计的结果，可以看到早期失效现象的随机特点。我国自 20 世纪 80 年代后期开始采用异种钢焊接接头，估计也将会遇到这类失效现象。

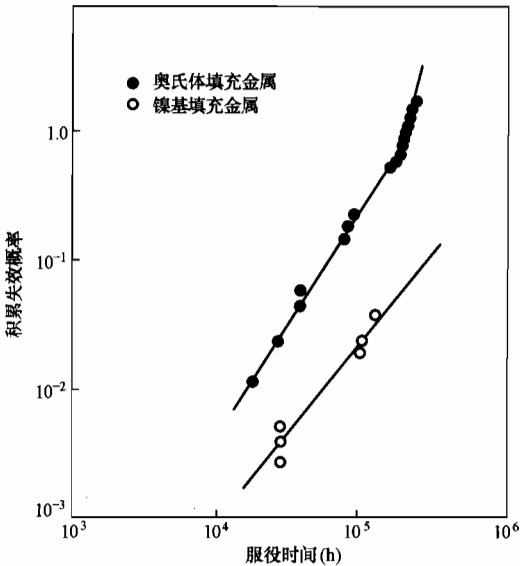


图 9-1 CEBG 的统计

表 9-1 美国电厂异种钢焊接接头早期失效情况

奥氏体填充金属	开始出现失效的时间	29 000~125 000h
	平均开始出现失效的时间	74 000h
	开始出现失效的启动次数	30~290 次
镍基合金填充金属	开始出现失效的时间	40 000~120 000h
	平均开始出现失效的时间	100 000h

一、早期失效的特征

经过国内外学者多年的观测研究，归纳出了早期失效具有下述特征：

(1) 失效是脆性的。是由蠕变损伤造成的脆性失效。从宏观上看，破坏发生在低合金材料和高合金焊缝的熔合界面（熔合线）上，如图 9-2 所示。通过断口的金相显微观察发现，在以奥氏体钢作为填充金属的接头中，失效发生在距熔合线 1~2 个晶粒的铁素体钢内，裂纹在该处原始奥氏体晶粒的晶界上形成并发展，如图 9-3 所示。在以镍基合金材料为填充金属的接头中，失效发生在熔合线上，图 9-4 为这种接头失效的典型特征。从图 9-5 中可以看到，在以镍基合金材料为填充金属的接头中，沿熔合线上析出球块状的碳化物，使熔合线成

了一个薄弱面，蠕变裂纹就沿着这些碳化物形成和发展。图 9-5 中沿熔合线排列的球块状碳化物被称作 I 型碳化物。通常以镍基合金材料为填充金属的接头，其寿命比以奥氏体作为填充金属的接头长 4~5 倍。可是在以镍基合金材料为填充金属的接头中，经过时效，一旦在熔合线上形成了球块状碳化物，接头的寿命就会大大减短，其剩余寿命只和以奥氏体钢作为填充金属的接头相当。在以奥氏体不锈钢作为填充金属的接头中，低合金材料和高合金焊缝的熔合界面附近形成微细颗粒的扩散型碳化物，如图 9-6 所示。

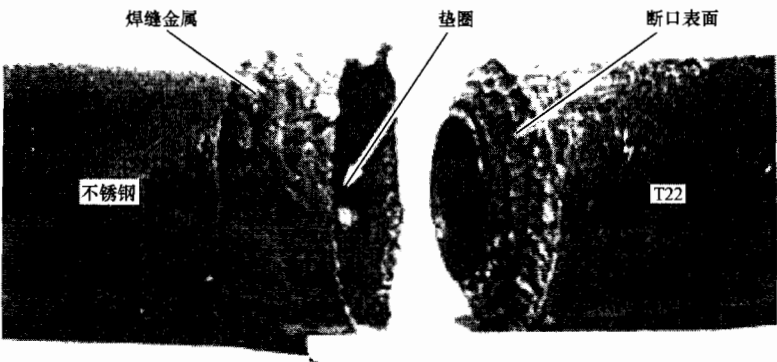


图 9-2 过热器异种钢接头典型的早期失效断口

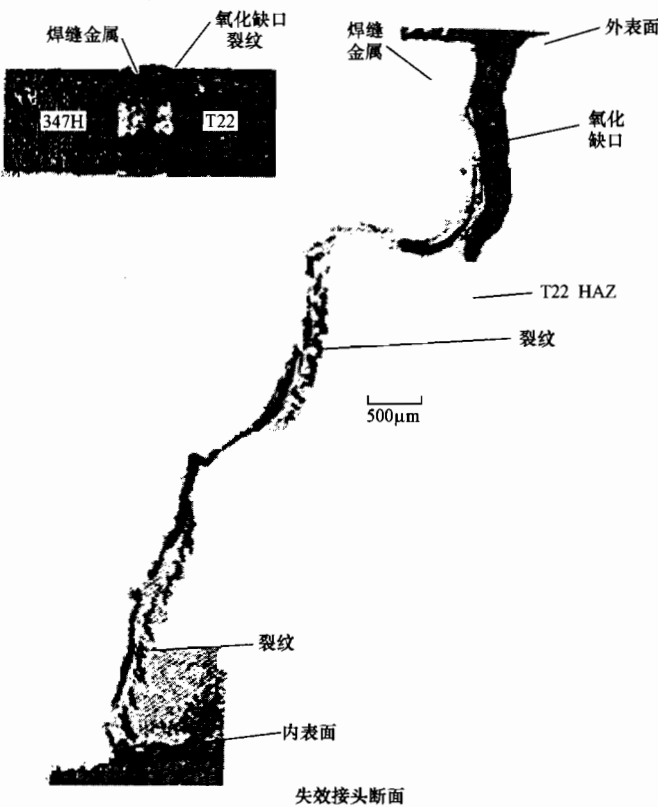


图 9-3 失效接头的切面金相
(填充金属为奥氏体钢)



图 9-4 镍基合金焊缝接头中沿熔合线的失效

(2) 失效与焊接缺陷无直接关系，尤其对已经运行了 5 年的接头，焊接缺陷的影响就更小。

(3) 由于没有明显的脱碳层，所以失效也不是直接由于脱碳层蠕变强度低所造成的。

(4) 失效是由蠕变裂纹引起的，在镍基填充金属的接头中，蠕变裂纹伴随着沿熔合线析出的大颗粒碳化物而生长。

(5) 失效与氧化缺口也无直接关系。氧化缺口发生在接头外表面，并以垂直于外表面的方向发展，如图 9-3 所示，而早期失效引起的蠕变裂纹则是沿着铁素体钢的熔合线而发展的。

以上是国外多年来对锅炉异种钢焊接接头早期失效研究所获得的认识，而且主要是针对奥氏体与铁素体的锅炉异种钢焊接接头。对于铁素体与铁素体的锅炉异种钢焊接接头，则未见相关报导，但我国于 20 世纪 80 年代发生过 ZG15Cr1Mo1V 钢三通和 F11 钢的蒸汽管异种钢焊接接头在运行 76289 多小时后爆裂的事例，其爆裂的断口见图 9-7。类似爆裂的事例在 12Cr1MoV 钢锻造三通和 F11 出口集箱的异种钢焊接接头上也发生过好几起。



图 9-7 F12-15Cr1Mo1V 钢三通异种钢接头爆裂的断口

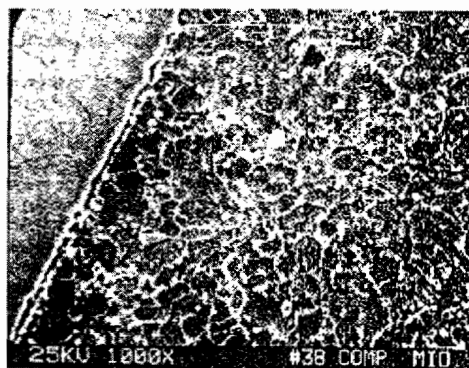


图 9-5 镍基合金焊缝接头界面的球块状 (I) 型碳化物

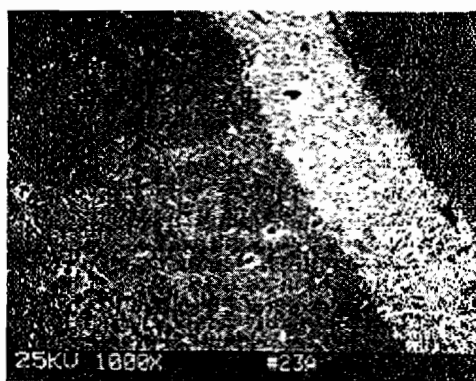


图 9-6 奥氏体不锈钢焊缝接头界面的扩散型碳化物

这些事例说明，铁素体与铁素体的锅炉异种钢焊接接头同样也可能会发生类似的早期失效。

对异种钢早期失效的现象，虽然已经进行了几十年的研究，但迄今还不能说已经找到了可以完全避免这种现象的措施。不过表 9-1 和图 9-1 的统计数据已经告诉我们，用镍基合金材料作为奥氏体与铁素体异种钢焊接接头的填充金属，可以延

迟开始出现早期失效的时间。

二、延缓早期失效的对策

异种钢焊接接头中,在两种蠕变强度不同材料的界面上会形成特殊的冶金学和力学条件。这些特殊的条件导致了蠕变孔洞在界面附近优先形成和优先扩展,它们是界面脆性失效的根本原因。如果能搞清界面上特殊的冶金学和力学条件,然后在焊接工艺的全过程中力所能及地通过工艺调整来控制这些条件,达到限制蠕变孔洞在界面附近优先形成和优先扩展的话,就应该能延缓早期失效的发生和降低发生失效的概率。

1. 蠕变孔洞的生成和扩展条件

众所周知,蠕变孔洞总是优先在基体和第二相的界面处生成的。B. J. Cane 得出在铁素体钢中第二相颗粒与基体界面间形成的集中应力 σ_c 为

$$\sigma_c \propto rux/bz^2$$

式中 r ——几何系数;

u ——“无沉淀带”塑性位移, μm ;

x ——第二相颗粒直径, μm ;

b ——柏氏矢量;

z ——“无沉淀带”宽度, μm 。

当 σ_c 等于和大于第二相颗粒与基体分界面间的结合强度时,就会形成孔洞。由 σ_c 的表达式可见,蠕变孔洞的形成条件和第二相颗粒的大小以及它们的间距(“无沉淀带”宽度)有密切关系,也与决定“无沉淀带”塑性位移的作用力密切相关。减小这个作用力以及减小第二相颗粒直径,都会减小 σ_c ,从而阻止蠕变孔洞的形成。对于以镍基合金材料为填充金属的接头而言,从冶金角度出发,希望熔合线上的碳化物细小而且长得缓慢才能防止和延缓蠕变孔洞的形成。

在相关文献中,通过对 2.25Cr-1Mo 钢模拟热影响区组织的时效试验,证明了在拘束条件下孔洞长大的速率是最大的。我国学者史春元、田锡唐通过高温云纹试验和有限元计算得出,异种钢焊接接头临近熔合线铁素体钢侧的应力三轴度是控制异种钢焊接接头早期失效的主要力学参量。证明了应力三轴度的大小取决于相邻材料间的蠕变强度差。蠕变强度差越大,低强材料区的应力三轴度就越大,也就越加剧该区域蠕变变形的拘束程度,从而更显著地加速孔洞的长大和连接。

2. 控制异种钢焊接接头早期失效的冶金学和力学条件

综合以上观点,与形成蠕变孔洞直接有关的第二相颗粒尺寸和应力大小以及与蠕变孔洞的扩展速率有关的拘束程度和应力大小,就成为对早期失效倾向有影响的冶金学条件和力学条件。

(1) 力学条件的讨论。对于某一确定的异种钢管道焊接接头来说,两相邻材料的蠕变强度差已被确定,也就是说两相邻材料界面处蠕变过程中受到的拘束程度已经被确定。于是影响早期失效的因素将主要是相邻材料界面处的应力和第二相的形貌及数量。第二相的形貌及数量将在冶金学条件中讨论。

电站锅炉异种钢管焊接接头工作时,相邻材料界面处的应力由以下几部分组成:工作介质内压引起的内压应力、构件结构系统的约束引起的结构应力、异种材料加热冷却过程由于线胀系数不同引起的热应力以及焊接残余应力。其中前两种应力是由工作载荷和结构所决

定,第三种应力除了与结构有关外,还与坡口形状、焊缝宽度和填充金属的线胀系数等有关,可以由工艺设计来控制。能够通过工艺设计来控制的还有焊接残余应力。

在正常运行情况下,内压应力和结构应力相对其他应力要小得多,举足轻重的应力是第三种应力。弹性有限元计算说明,在低强材料和高合金焊缝界面处热应力值最高。厚壁管接头这个应力峰值出现在外壁,薄壁管接头的应力峰值出现在内壁。

奥氏体钢与铁素体钢异种钢管接头的焊接残余应力对早期失效的影响未见明确的报道,但它是由焊接高温冷却收缩所积累而成的,也可以粗略地认为是从 A_{c3} 冷却下来积累成的。如果焊态的接头直接在高温下运行,那么接头在工作温度下运行时的应力为热应力加焊接残余应力。此时的焊接残余应力是从 A_{c3} 冷却到运行温度所积累的部分。如果焊态接头经过高温回火后再运行,虽然残余应力不可能消除,但在 700°C 以上的回火保温阶段,通过塑性变形的松弛作用,消除了焊接残余应力,冷却以后接头中又出现的应力实际上是回火形成的应力。因为回火形成的应力是从低于 A_{c1} 温度冷却积累形成的,其数值将低于焊接残余应力。因此,经过高温回火以后再运行的接头所受的应力是热应力加上比焊接残余应力低的回火残余应力。那么,上述两种状态的力学条件差别仅在于前者受到的是从 A_{c3} 冷却至运行温度所积累的应力,后者受到的是从低于 A_{c1} 温度冷却至运行温度所积累的应力。由于 700°C 以上钢的弹性模量很低,所以这两种状态所受应力的差别也是很小的,远不如第三种应力的作用大。

(2) 冶金学条件的讨论。低强材料和高合金焊缝界面上第二相的形貌及数量是控制异种钢焊接接头早期失效的冶金学条件。第二相的形貌及数量首先决定于相邻材料各自的成分和组织,这里主要是填充材料的选择。如前所述,选择镍基合金作为填充金属时,当界面出现Ⅰ型碳化物后,其寿命就被大大缩短;选择奥氏体不锈钢作为填充金属时,界面上通常是Ⅱ型碳化物。可无论是哪一种碳化物,它们都是在运行的高温下时效一定时间以后才出现的。

焊态下接头界面的低强母材应是低碳马氏体,熔合线上应该还没有众多析出物。如果以焊态的接头直接运行,则界面处的低强母材将以不稳定的低碳马氏体状态在运行温度下时效和蠕变。如果接头在焊后经过高温回火再运行,则界面一侧的母材将以被高温回火了的低碳马氏体在运行温度下时效、蠕变。两种不同的原始状态很有可能影响运行过程中碳化物的析出速度、析出形态和析出数量,从而也影响接头的失效倾向。

通过以上讨论可以明确,在力学条件方面,主要应该控制第三种应力(即热应力)。冶金学条件方面,主要应该注意填充材料的选择和运行前原始状态的选择。对于奥氏体铁素体异种钢接头,如果填充材料确定为镍基合金材料,那么就要控制运行前的原始状态。而对于铁素体/铁素体异种钢接头,运行前总是需要进行高温回火的,所以要控制的就是填充金属的选择了。

第二节 异种钢焊接接头的热应力

一、异种钢焊接接头中热应力的组成

异种钢焊接接头中的热应力由下列部分组成:沿壁厚方向由温差形成的热应力、管件整体温度不均而造成的热应力以及管件整体从室温升到运行温度的过程中由于异种钢接头母材和焊缝线膨胀系数不一致而产生的热应力。三部分应力中,前两者比最后一种应力小很多,

因此在以下的讨论时，必须重视这最后一部分热应力。

K. Setoguchi 等把奥氏体钢与铁素体钢异种钢焊接接头作为轴对称的弹性体进行有限元分析，计算中同时考虑了内压应力和以上三种热应力。获得的应力分布说明，在铁素体材料和高合金焊缝的界面附近出现高的应力水平。应力的峰值位于经常出现裂纹的铁素体焊缝熔合线部位。在该应力的组成中，主要是温度变化时母材和焊缝线膨胀系数不一致所产生的热应力。

二、影响异种钢焊接接头中热应力的因素

Dalcher A. W. 等，以壁厚为 0.44 英寸，外径为 2 英寸的管接头作为计算对象来计算接头从室温加热到 556℃时的热应力。计算选用的物理常数见表 9-2。计算用管接头的坡口为 75°的锐角。计算结果的应力值用有效应力表示，见表 9-3。从表 9-2 和表 9-3 可以看到，接头从室温加热到 556℃时的热应力是相当大的，采用镍基合金作为填充金属可使热应力大幅度减小。

表 9-2 计算用的材料物理常数

材 料	556℃时的弹性模量 (GPa)	20~593℃平均线胀系数 (cm/cm/℃×10 ⁻⁴)
铁素体钢	140.7	14.22
奥氏体钢	149.6	18.70
镍基焊缝金属	179.3	15.12

表 9-3 铁素体焊缝熔合线上的有效应力的计算结果

计算条件 序 号	管 子 1	焊缝金属	管 子 2	有效应力外壁 (MPa)	内 壁 (MPa)
1	铁素体钢	奥氏体钢	奥氏体钢	420.6	406
2	铁素体钢	镍基合金	奥氏体钢	144.8	241.3

填充金属的线胀系数对热应力的影响很大。图 9-8 表示随着焊缝金属线胀系数的降低，铁素体/焊缝熔合线上的有效应力呈线性减小。根据这个图所表示的结果，照顾到两侧母材的强度，选择焊缝金属的线胀系数介于两侧母材的线胀系数之间为好。

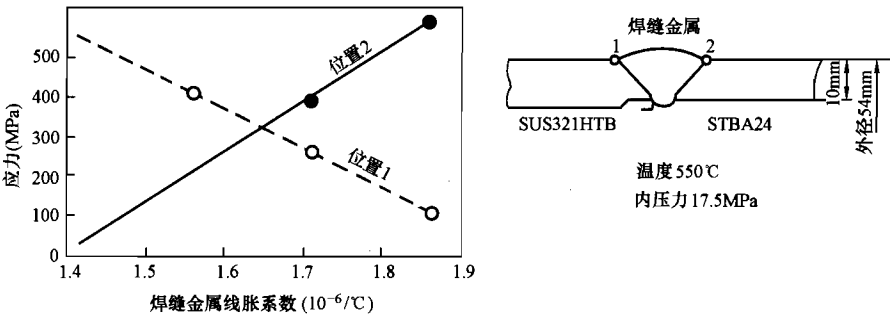


图 9-8 焊缝金属线膨胀系数对接头“1”、“2”点位置上热应力的影响

图 9-9 表示坡口角度对铁素体/焊缝熔合线上有效应力的影响。随着坡口角度的减小，有效应力降低。在计算实例中，管壁厚度为 12mm 的情况下，外径侧的热应力降低得比内径侧的更明显。一种观点认为，用这个结果来理解坡口角度为 0°的电阻焊接头将最有利；

可是 R. H. Ryder 等则提供了采用模拟试验的方法来研究坡口角度对接头失效影响的结果。模拟试验用的试样是带有焊缝余高的完整接头。在试样上施加了内压载荷、轴向载荷、弯曲载荷以及温度循环,并令试样在 565~620℃ 的范围内进行不同应力等级的蠕变断裂和蠕变—热疲劳损伤。这样的模拟试验证明,当铁素体钢/焊缝熔合线界面与接头轴向垂直时,失效的倾向最为强烈,铁素体钢/焊缝熔合线界面与接头轴向趋于平行时,失效的倾向很小。对于用奥氏体不锈钢作为填充金属的接头,若坡口角度为 60° 时,其寿命会比界面与接头轴向垂直时增大 50%~60%,如图 9-10 (a) 所示。对于镍基合金,焊缝金属的接头采用图 9-10 (b) 那样的坡口时,其寿命也会增大 50% 左右。

两种观点在坡口角度对失效倾向影响的结论截然相反,但 Ryder 模拟试验的结果更符合实际些。章应霖等将铁素体钢侧坡口角从 35° 增加到 50°,用弹性有限元计算来比较两者的热应力,此外还在 650℃ 下进行模拟运行试验来比较两者的寿命,得到的结果也和 Ryder 等的结果一致。

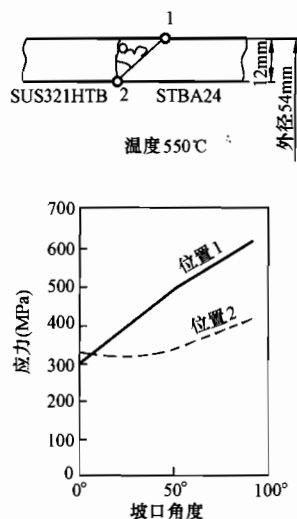


图 9-9 坡口角度对“1”点位置上热应力的影响

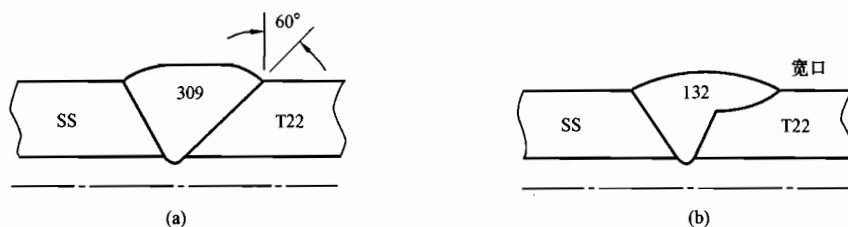


图 9-10 对两种不同填充金属的焊接接头推荐的优化坡口角度

(a) 奥氏体填充金属的优化坡口; (b) 镍基填充金属的优化坡口

管壁厚度对热应力的影响如图 9-11 所示。随着壁厚的减薄,除了应力也跟着减小外,最大应力从外壁移向内壁。用壁厚分别为 5mm 和 12mm 的管接头进行室温至 600℃ 的加热循环试验,结果也反映了图 9-11 的应力特点。12mm 管接头的蠕变孔洞和裂纹都集中在外壁,然后在循环次数增加过程中,由外壁向内壁扩张;5mm 管接头的孔洞和裂纹在内外壁同时形成。

为了探明焊缝宽度对热应力的影响,Datcher 等选择了如图 9-12 所示的模型。在两母材间插入线膨胀系数为两母材线膨胀系数平均值的 800 合金,改变插入合金的宽度计算点“1”处的热应力,计算结果如图 9-12 所示。随着插入宽度的增加,“1”点的应力降低;当插入宽度增加到 $(rt)^{1/2}$ 后,“1”点的应力趋于稳定,再也不会降低。因此,没有必要过多地增加焊缝宽度。 $(rt)^{1/2}$ 中的 r 为管子的平均管径, t 为管子的壁厚。

通过以上热应力的分析,可以明确下述工艺措施有利于降低热应力。

(1) 用的填充材料,其线膨胀系数应介于两种母材线膨胀系数之间,并以更接近低强母材些为好。

- (2) 用较大的坡口角，特别是应确保低强母材侧的坡口较大。
- (3) 选用适当较宽的焊缝宽度。

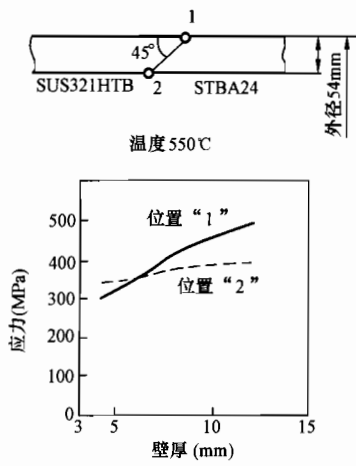


图 9-11 管壁厚度对“1”、“2”点热应力的影响

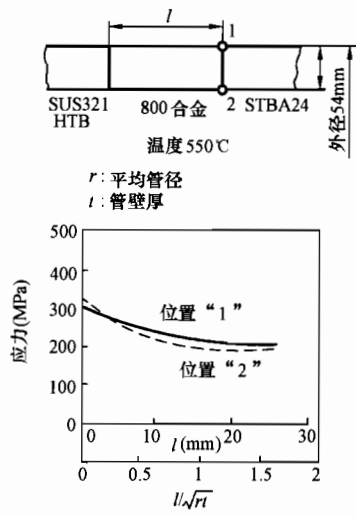


图 9-12 焊缝宽度对热应力的影响

第三节 奥氏体钢和铁素体钢异种钢接头

一、时效条件对界面 I 型碳化物成长过程的影响

前面已指出了异种钢接头界面上第二相的形貌及数量的重要作用。奥氏体钢和铁素体钢异种钢接头中的 Cr、Mo 铁素体耐热钢，它们正常的工作状态是调质状态。这类钢经过焊接的快速高温加热，原来弥散分布于基体中的碳化物被焊接的高温加热所固溶，并随后形成了马氏体。如果焊后接头不进行焊后热处理就运行，那么近缝区就以马氏体状态开始运行。如果接头在焊后经过了高温回火，近缝区马氏体得以充分回火，析出高温回火状态下析出的碳化物，接头就从这种更加稳定的组织开始运行。两种差别很大的原始状态必然会反映到高温运行中界面第二相析出的数量、形貌，也会影响失效的倾向。R. D Nicholson 观测了 2.25Cr-1Mo 钢/镍基焊缝界面 I 型碳化物的成长过程，试验结果如图 9-13 所示。

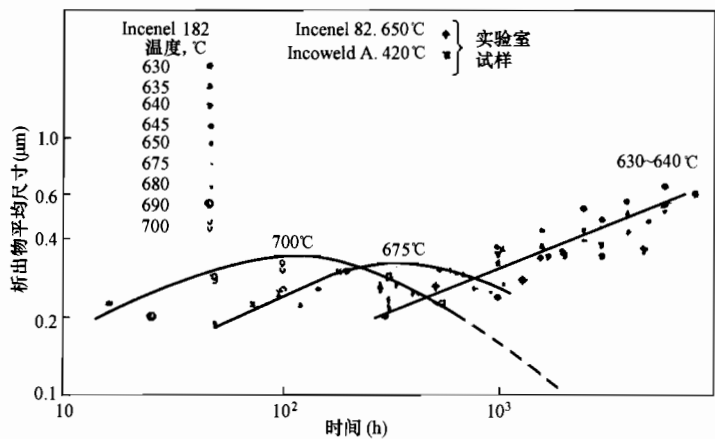


图 9-13 2.25Cr-1Mo 钢/镍基焊缝界面 I 型碳化物高温时效时的成长特性

试验中, 时效温度对碳化物开始析出时间、析出物颗粒尺寸有很大影响。700℃下时效, 碳化物很快就会析出; 随着时效过程的推进, 碳化物颗粒先是长大, 但长大到接近 $0.4\mu\text{m}$ 后, 碳化物颗粒反而又变小了。在低于 650℃时效的情况下, 碳化物开始析出的时间很晚 (在 200h 以后), 析出的碳化物随后就不断地长大。经过 1 万 h 时效后, 碳化物颗粒长大到了 $0.6\mu\text{m}$ 以上, 在图中还看不到碳化物颗粒长大到最大值和开始变小的过程。从这个结果可以预期, 低于 650℃的时效比高于 650℃的时效可能会更快出现球块状 (I 型) 碳化物。

上述现象暗示着焊态接头若开始运行以前先经过 700℃以上的高温回火, 令碳化物尽早析出, 并令其颗粒变细, 然后再于 556℃运行, 其 I 型碳化物可能会较晚出现, 从而寿命可能会长些。

二、运行前接头原始状态对早期失效倾向的影响

R. D Nicholson 的试验是用 2.25Cr-1Mo 钢进行的, 其他 Cr、Mo 铁素体耐热钢也可能有相同趋势。我国常用的钢 102/奥氏体异种接头中钢 102/镍基焊缝界面 I 型碳化物高温时效时的成长特性也可能会有类似现象。为此, 章应霖等采用钢 102/Inconel82/TP347H 的氩弧焊接头, 坡口角为 35°。接头分两组, 一组以焊态直接进行加载加温进行模拟试验; 另一组进行 760℃保温 1h 的高温回火处理。施加的载荷为内压应力 25MPa, 加热循环过程如图 9-14 所示。

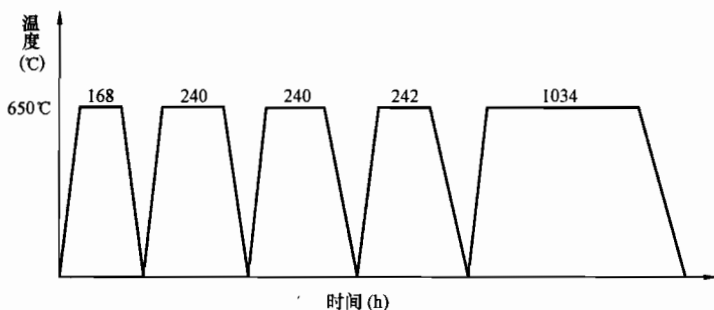


图 9-14 模拟试验的加热循环

试验结果的金相组织见图 9-15~图 9-18。从这些钢 102 界面的金相和电镜照片可以看到, 焊态试样熔合区没有析出物 [见图 9-15 (a) 及图 9-17]; 可是在经过 650℃890h 运行后, 在钢 102/镍基焊缝界面上就有较多较大颗粒的碳化物析出 [见图 9-15 (c) 及图 9-16 (a)]; 经过 760℃高温回火的接头, 这种析出大大减少 [见图 9-15 (d) 及图 9-16 (b)]。图 9-18 是经过 650℃1924h 运行的焊态接头中出现的孔洞。与此同时, 在经过 760℃高温回火的接头界面和钢 102 母材上, 都还未发现蠕变孔洞, 看来 760℃高温回火有减缓界面蠕变速度的作用。这种作用来自界面上第二相的形态和数量, 也和 2.25Cr-1Mo 钢一样, 760℃高温回火可以避免过早形成 I 型碳化物。看来奥氏体钢和铁素体钢的异种钢接头在焊后进行高温回火处理有增长寿命的作用, 这种作用不是主要来自降低焊接残余应力, 而是来自避免过早地出现 I 型碳化物。

近年在国外出现并使用的一些新的奥氏体钢, 如 Super304H、HR3C 等, 它们在和 T91

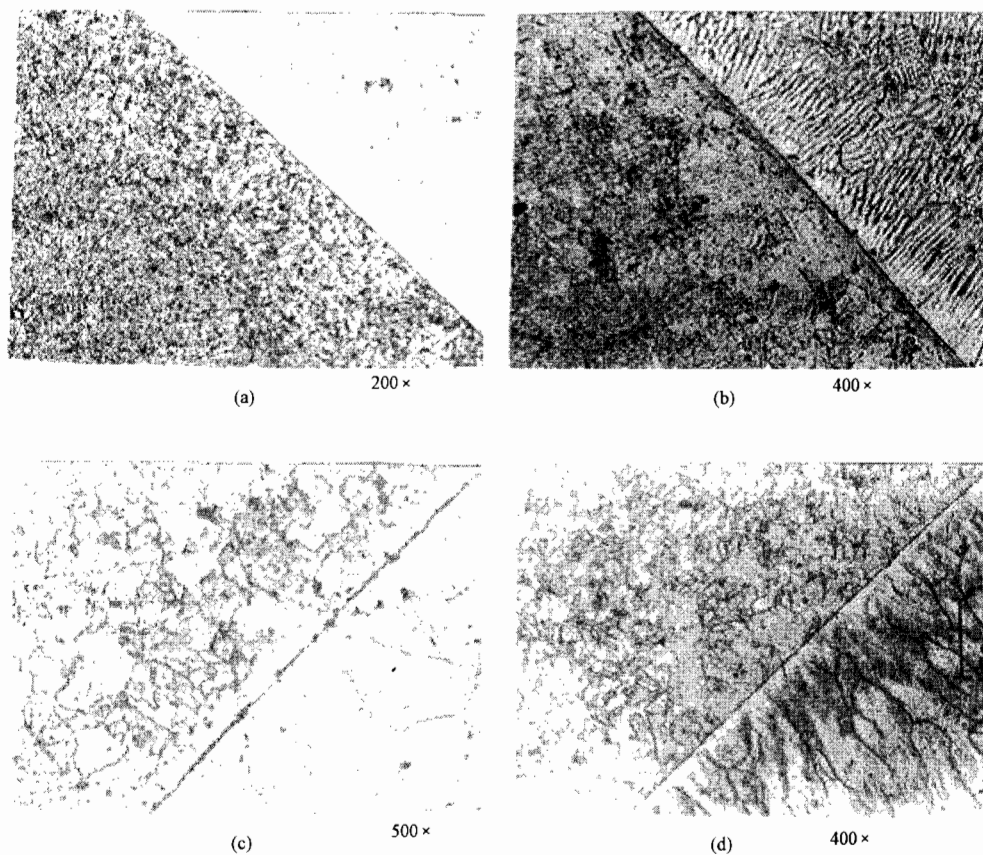


图 9-15 钢 102/镍基焊缝熔合区组织

(a) 焊态; (b) 760℃/1h 热处理; (c) 焊态+650℃/890h; (d) 760℃/1h 热处理+650℃/890h

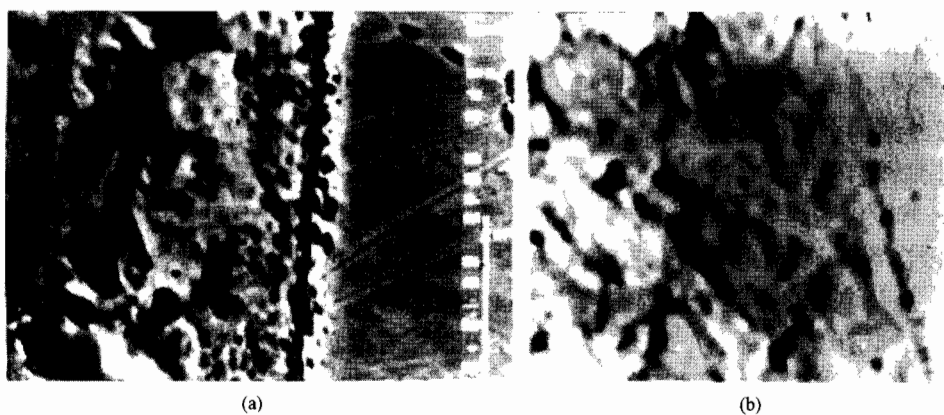


图 9-16 熔合界面的电镜形貌 3600×

(a) 焊态+650℃/890h; (b) 760℃/1h 热处理+650℃/890h

钢焊接时, 推荐采用的工艺是: 填充材料——ER NiCr3 (其成分为 $C \leq 0.10$; Cr 为 $18.0 \sim 22.0$; $Cu \leq 0.50$; Mn 为 $2.5 \sim 3.5$; $Fe \leq 3.0$; $Ni \geq 67.0$; $Ti \leq 0.75$; $Nb+Ta$ 为 $2.0 \sim 3.0$; $Si \leq 0.50$; $P \leq 0.03$; $S \leq 0.015$; Ni 余量)。焊后进行 $730 \sim 750^{\circ}C$ 保温 30min 的焊后热处理, 和前面论述的工艺在原则上是一致的。

从减小界面拘束程度减缓蠕变速率出发, 希望填充材料的强度尽可能与低强母材接近更为有利, 因此在镍基材料中也应选取其强度与铁素体钢相近的材料作为填充金属。



图 9-17 焊态试样熔合界面的电镜形貌 $3600\times$

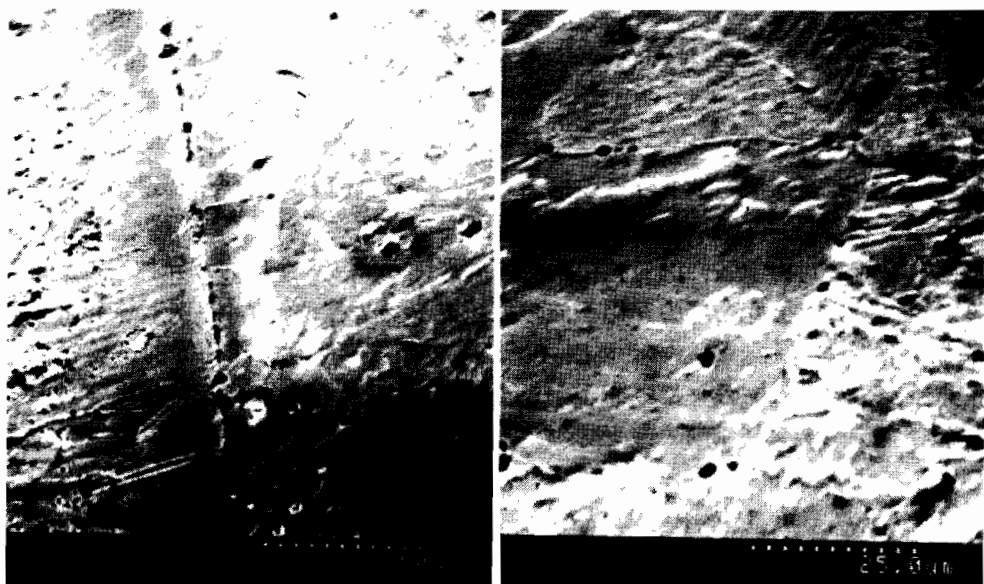


图 9-18 焊态接头界面 $650^{\circ}C$ 1924h 后的蠕变孔洞

第四节 铁素体钢和铁素体钢的异种钢接头

一、对铁素体钢和铁素体钢异种钢接头早期失效的估计

以上讨论的内容大多是对奥氏体钢和铁素体钢异种钢接头所进行的研究。铁素体钢和铁素体钢异种钢接头的特点和它还有些不同, 本节集中讨论铁素体钢和铁素体钢异种钢接头的问题。

目前, 火电站中铁素体钢和铁素体钢的异种钢焊接接头有 T91/12Cr1MoV、T91/钢 102、T91/10CrMo910、P91/10CrMo910、P91/15Cr1Mo1V、P91/F12 等, 今后还可能会有 T92/T91、T122/T91 等。其中 T91/12Cr1MoV、T91/钢 102、T91/10CrMo910、T92/T91、T122/T91 是炉内管, P91/10CrMo910、P91/15Cr1Mo1V、P91/F12 是炉外蒸汽管。现在

的焊接技术水平,对于焊接成没有工艺缺陷的这类异种钢接头已不是困难的事,要注意的还是早期失效现象。这类异种钢焊接接头两侧母材的差别,无论是成分差别、物理性能差别,还是蠕变强度差别,都远比奥氏体钢和铁素体钢的异种钢接头的差别小。可以预见,它们的早期失效倾向会比奥氏体钢和铁素体钢的异种钢接头低。所以,迄今还没有见到国内外有关这类接头早期失效的系列报道。尽管这样,还是发生过这类失效的先例。图 9-7 所示的 F11 主蒸汽管/ZG15Cr1Mo1V 三通接头在运行 7 万多小时后的爆裂就是一例。从通过控制焊接工艺因素来改变接头的冶金学和力学条件,减轻接头早期失效倾向这一思路出发,前面讨论的接头工作时的应力种类和它们的作用、接头几何形状对热应力的影响、填充材料的线膨胀系数对热应力的影响、接头原始状态对运行后界面第二相的影响等都仍有用。但对于铁素体钢和铁素体钢异种钢接头来说,两侧母材都是铁素体钢,它们之间线膨胀系数的差别不是很大。所以,想通过填充材料的线膨胀系数来降低热应力的潜力不大。此外,这类母材通常都是要求经过焊后高温回火才可运行的,因此接头是否进行焊后热处理的问题也不存在。

在这类接头中,两侧母材的明显差别在于蠕变强度的差别。例如 T91 和 10CrMo910 在 550°C 时 10^5h 的断裂强度,前者为 170MPa ,而后者仅为 70MPa 。两蠕变强度差别很大的材料结合在一起,蠕变过程中蠕变强度低的材料必然受到蠕变强度高的材料的拘束,从而使低强材料蠕变损伤速率加快。蠕变强度差别越大,拘束程度越大,蠕变损伤速率加快得就越厉害。因此,根据蠕变强度的水平来选择填充材料是有重要意义的。

正如本章前面对力学条件的讨论中所指出的那样,焊接残余应力对异种钢接头早期失效寿命的影响很小。焊接残余应力在用不同强度填充材料焊接的铁素体/铁素体异种钢接头中也不是影响接头早期失效寿命的重要因素。王维容、史春元、王同芬等的试验证明了这一点。他们用高、中、低三种强度的填充材料焊接 T91/12Cr1MoV 接头,获得三种情况下的焊接残余应力,如图 9-19 所示。三种接头在焊态情况下,12Cr1MoV 和焊缝结合的界面都处于受压状态,T91 侧界面受拉应力作用。接头在回火后,接头的应力水平不仅都降低了,而且除了焊缝以外,接头近缝区都处于压应力状态。回火还消除了焊缝与 T91 钢界面的拉应力,说明了回火的有利作用。有人在测定轴向应力外,还测定了周向应力,发现只有在远离焊缝的 T91 钢母材部分的周向应力才呈现出正值,而且高强度填充金属接头的拉伸周向应力最小。显然所有这些结果都不能与低强母材/焊缝界面发生失效建立直接联系,更难说明为什么早期失效都发生在低强母材一侧的熔合界面。

从我国电力系统的运行经验出发,推荐选择低强度填充金属或选择采用平均成分的填充材料焊接这类接头。但关于这个问题,迄今国内外还未见有一致的推荐意见。

二、填充材料对铁素体钢和铁素体钢异种钢接头早期失效倾向的影响

低强母材/焊缝界面远远地先于接头其他部位破坏的可能有两种不同的性质:一种可能由于 12Cr1MoV 钢经过超温老化,碳化物聚集严重,高温强度降低很多,造成在其熔合界面先于母材和接头其他部位破坏的早期失效;另一种是由于低强母材熔合部位界面的蠕变速率远比母材其他部位高而导致的早期失效。章应霖、叶渝怀等采用外径 38mm 、壁厚 6mm 的 T91/12Cr1MoV 接头在 650°C 、 25MPa 下模拟试验 500h 的结果。试验发现,接头的 12Cr1MoV 钢管短节发生明显的鼓胀和胀裂。鼓胀后的最大管径都位于 12Cr1MoV 钢管短节长度的中央,12Cr1MoV 钢与焊缝相接的部位,不仅其直径几乎没有胀粗,而且没有发生破坏的迹象。这时与焊缝相接的 12Cr1MoV 钢熔合界面部位碳化物已经完全聚集在晶粒边

界上而形成了双晶界,如图 9-20 所示。可见,由于超温导致材料严重老化造成的失效不会发生在异种钢接头低强材料和高强材料相接的熔合界面上。

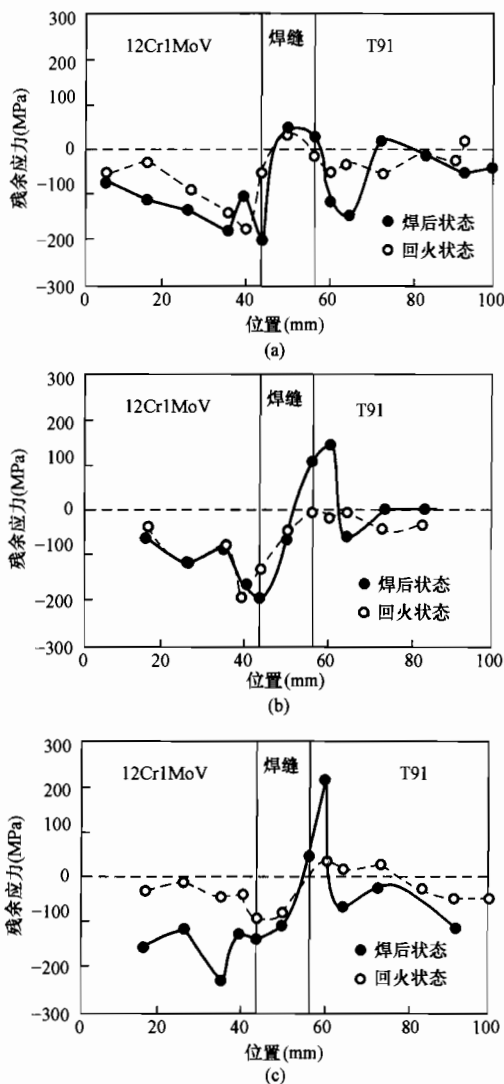


图 9-19 三种不同强度填充材料接头的轴向残余应力

- (a) 高强度填充金属接头轴向残余应力分布;
- (b) 中强度填充金属接头残余应力分布;
- (c) 低强度填充金属接头轴向应力分布

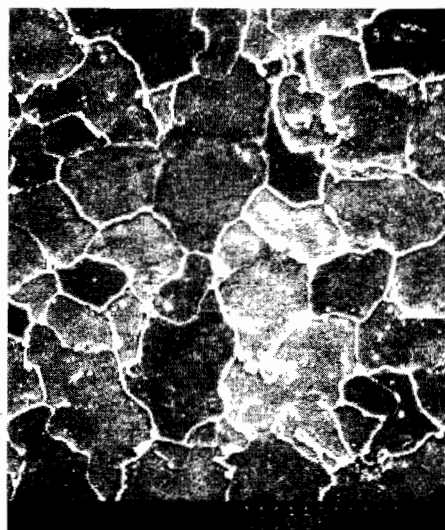


图 9-20 模拟运行试验 500h 时 12Cr1MoV 钢碳化物聚集的组织

选用低合金 (TIG-R317)、平均成分 (H10Cr5Mo) 和高合金 (TGS-9Cb) 三种焊丝焊接的接头,经过模拟试验以后,对 12Cr1MoV 钢近缝区的观测结果见表 9-4、表 9-5 和图 9-21~图 9-25。三种焊丝中 TIG-R317 和 TGS-9Cb 的成分和蠕变强度分别与 12Cr1MoV 钢和 T91 钢母材相当。H10Cr5Mo 焊丝的合金成分居于 12Cr1MoV 钢和 T91 钢之间,其 650℃ 的蠕变强度和钢 102 的相当,为 5~10MPa,也在 12Cr1MoV 钢和 T91 钢之间。

表 9-4 和表 9-5 分别是模拟试验 500h 的接头上取下的拉伸和弯曲试验结果。无论是拉伸还是弯曲,其试验的目的并不在于比较其强度、断面收缩率和弯曲角度的数值,其目的在于通过这种定量的

破坏试验来暴露试样在高温模拟试验阶段的损伤程度。对由两种强度不同材料对接形成的试样进行拉伸试验时,如果试样是完整无缺的,则由于高强材料对低强材料的拘束作用,试样的断裂将发生在低强材料的中心部位附近,不会发生在两者的接合部位(熔合区)。其强度和塑性指标将较为稳定地反映低强材料的性能。如果在两种材料的熔合部位存在明显的损伤时,则断裂部位将移向存在损伤和缺陷的熔合部位,严重时将直接发生在熔合区。此时,其

强度和塑性指标可能会很不稳定，因此试样的断裂部位和断裂塑性可以反映损伤的程度。表 9-4 表示的拉伸试验结果说明，高强度填充金属和中强度填充金属都有断在离熔合线较近的地方，此时其断裂塑性差、强度值不稳定。低强度填充金属的所有试样都断在离熔合线较远的母材上，断裂塑性好，强度值稳定。

表 9-4 运行 500h T91/12Cr1MoV 接头拉伸试验结果

编号	匹配	δ_b (MPa)	δ (%)	ψ (%)	断 裂 部 位
101	高	412			低强母材缺陷处
102	高	426		68	12Cr1MoV 侧母材 (离熔合线 3~5mm)
191	高	435	33	67	12Cr1MoV 侧母材 (离熔合线 3mm)
581	中	111			12Cr1MoV 侧熔合线
631	中	581	20	20	12Cr1MoV 侧母材 (离熔合线约 5mm)
632	中	603	22	62	12Cr1MoV 侧母材 (离熔合线约 5mm)
431	低 (脉冲 TIG)	444	33	65	12Cr1MoV 侧母材 (离熔合线约 15mm)
441	低 (脉冲 TIG)	437	34	64	12Cr1MoV 侧母材 (离熔合线约 15mm)
442	低 (脉冲 TIG)	434	25	64	12Cr1MoV 侧母材 (离熔合线约 15mm)
X81	低 (连续 TIG)	418	32	69	12Cr1MoV 侧母材 (离熔合线约 15mm)
X141	低 (连续 TIG)	437	35	66	12Cr1MoV 侧母材 (离熔合线约 15mm)
X142	低 (连续 TIG)	433	25	63	12Cr1MoV 侧母材 (离熔合线约 15mm)

表 9-5 运行 500h T91/12Cr1MoV 接头弯曲试验结果

编号	匹 配	弯曲角度 (°)	弯曲方式	界 面 开 裂 情 况
101	高	60	背弯	沿 12Cr1MoV 侧熔合线整个缝宽度出现表面裂纹
102	高	60	面弯	完好
191	高	60	面弯	完好
192	高	60	背弯	裂纹沿 12Cr1MoV 侧熔合线约占焊缝厚度 1/6
631	中	60	面弯	完好
632	中	60	背弯	完好
581	中	60	背弯	沿 12Cr1MoV 熔合线开裂，初始裂纹占厚度 2/5
441	低 (脉冲 TIG)	60	面弯	完好
431	低 (脉冲 TIG)	60	背弯	完好
442	低 (脉冲 TIG)	60	面弯	完好
432	低 (脉冲 TIG)	60	背弯	完好
X81	低 (连续 TIG)	60	背弯	沿 12Cr1MoV 侧熔合线裂纹长 0.5~1mm
X82	低 (连续 TIG)	60	面弯	完好
X141	低 (连续 TIG)	60	面弯	完好
X142	低 (连续 TIG)	60	背弯	完好

弯曲试验时，由于把最大弯曲变形设置在低强母材的熔合线，并以固定的弯曲角（60°）进行弯曲，则可以更直观地反映该部位的损伤程度。表 9-5 的弯曲试验结果，说明了低强度填充金属接头的优越性。首先，无论用哪一种强度的填充材料，所有的面弯试样在弯曲到 60°时，都没有发现宏观裂纹，但背弯试样出现裂纹的比例很大。表中低强度填充金属接头的 4 个背弯试样，只有一个有小裂纹。高强度填充金属和中强度填充金属接头沿熔合线裂纹较多，而且裂纹长度较长，大致跨越整个试样宽度。其中高强度填充金属接头的 2 个背弯都出现了长且延伸到试样表面的裂纹。观察试样断口可以看到，裂纹是在高温模拟试验的过程

中就已经形成的。裂纹严重的程度是以低强填充材料→中等强度填充材料→高强度填充材料的顺序增加的。其次，面弯试样不发现裂纹。这一现象说明，在试验条件下，裂纹较容易从钢管内壁萌生，随后向外壁发展。它与本章中所述的壁厚对热应力影响的规律（见图 9-11）相吻合。

图 9-21~图 9-25 为一组电镜观测结果，它更加清楚地说明了这一趋势。在图 9-21 和图 9-22 中可以看到，在高强度填充金属的接头中，近缝区的 12Cr1MoV 钢已出现了很多由孔洞链连成的裂纹，显然它将导致背弯性能很差。中强度填充金属接头近缝区的 12Cr1MoV 钢也已经出现了大量的孔洞和孔洞链，但没有像高强度填充金属接头近缝区那样出现大量的裂纹，（见图 9-23）。低强度填充金属接头，虽然焊缝（为 TIG-R31）和近缝区的 12Cr1MoV 钢都有一些孔洞，但其密度相对于其他两种强度填充金属焊接的接头要稀得多（见图 9-24），所有的低强度填充金属接头冷弯性能都较满意，而且还较稳定。



图 9-21 T91/12Cr1MoV 高匹配接头近缝区 12Cr1MoV 钢的晶界裂纹的照片 (2k)

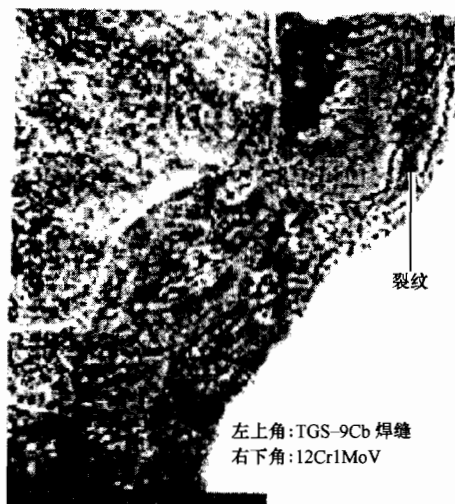


图 9-22 T91/12Cr1MoV 高匹配接头近缝区 12Cr1MoV 钢的裂纹的照片

图 9-21 和图 9-24 都是显示高合金的 9Cr 和低合金的 1Cr 相连接界面的组织，但两者蠕变损伤的程度差别很大。图 9-21 中和高合金的 TGS-9Cb 焊缝金属相连接的 12Cr1MoV 钢母材已经出现了许多蠕变裂纹，蠕变损伤严重；而图 9-24 中与高合金的 T91 钢相连接的 TIG-R317 焊缝金属的蠕变损伤程度则相对轻得多。这个事实说明，高、低两种强度的填充金属，尽管都存在一个相同的合金成分梯度和蠕变强度梯度的界面区域，但这个区域所处的位置不同，其效果也明显不同。在用低合金的低蠕变强度材料进行填充金属的接头中，这个区域的低成分和低强度侧处在焊缝内。由于通常焊缝总是有余高存在，且在异种钢焊接时有凝固过渡层，再加上焊缝的晶粒粗大，这些都在一定程度上减缓了应力和拘束条件，从而也减缓了该区域的蠕变损伤速度。反之，在高强度填充材料的接头中，与高合金焊缝连接的低强母材界面得不到这种减缓的作用，蠕变损伤的速度就会高得多。

通过对 T91/钢 102 接头填充材料进行选择的试验，可以得到相同的结果。由于 Cr5Mo 钢在 600~650℃时的蠕变强度恰好和钢 102 的相近，所以采用 H10Cr5Mo 作为填充材料也

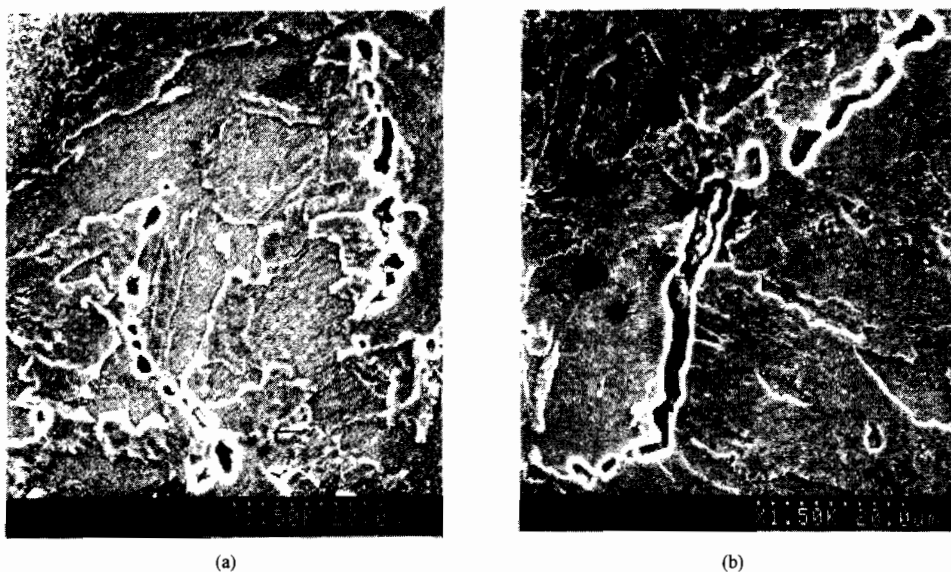


图 9-23 T91/12Cr1MoV 中匹配接头中 12Cr1MoV/焊缝界面上的孔洞和孔洞链的照片
(a) 孔洞 (1.5k); (b) 孔洞链 (1.5k)

取得最好的效果。

比较图 9-20~图 9-25 可以发现, 尽管近缝区的 12Cr1MoV 钢已经出现了大量的孔洞甚至孔洞链和裂纹, 远离界面的 12Cr1MoV 母材却只看见碳化物的严重聚集并形成网状碳化

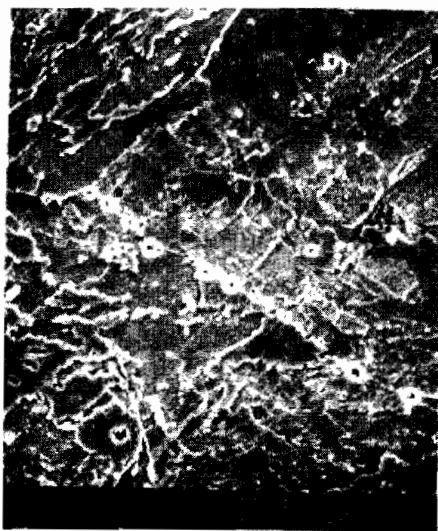


图 9-24 T91/R31 焊缝中的孔洞链 (1.5k)

物的组织, 但没有发现孔洞和孔洞链。可见, 接头在试验条件的加载情况下, 近缝区的损伤行为和远离界面母材的损伤有很大区别, 两者的失效机制完全不同。远离界面的母材主要由于超温而发生碳化物的快速集聚, 高温强度大幅降低, 产生巨大的塑性变形, 导致管径胀大破裂。虽然近缝区的低强母材界面也同样发生碳化物的快速集聚, 高温强度大幅降低, 但由于还受到相邻材料的拘束, 其塑性变形受到了限制, 可是其蠕变损伤的速度却被大大加快。焊缝的蠕变强度越高, 对 12Cr1MoV 钢界面的拘束越大, 12Cr1MoV 钢界面部位的蠕变损伤速率被加速得越厉害。

异种钢接头在回火和时效时会发生碳的扩散迁移, 从而出现增碳和脱碳现象。图 9-26 和图 9-27 分别表示了采用 TGS-9cb 焊丝焊接的 T91/12Cr1MoV 接头在运行前和运行后 12Cr1MoV 和焊缝界面元素 Cr、V 和 C 的电子探针扫描结果。从图中可以明显地看到高强焊缝界面的增碳现象, 可是低强母材界面的脱碳层却没有明显地表现出来。事实上, 由于碳扩散的进行在低强母材界面的碳原子扩散进入高合金焊缝

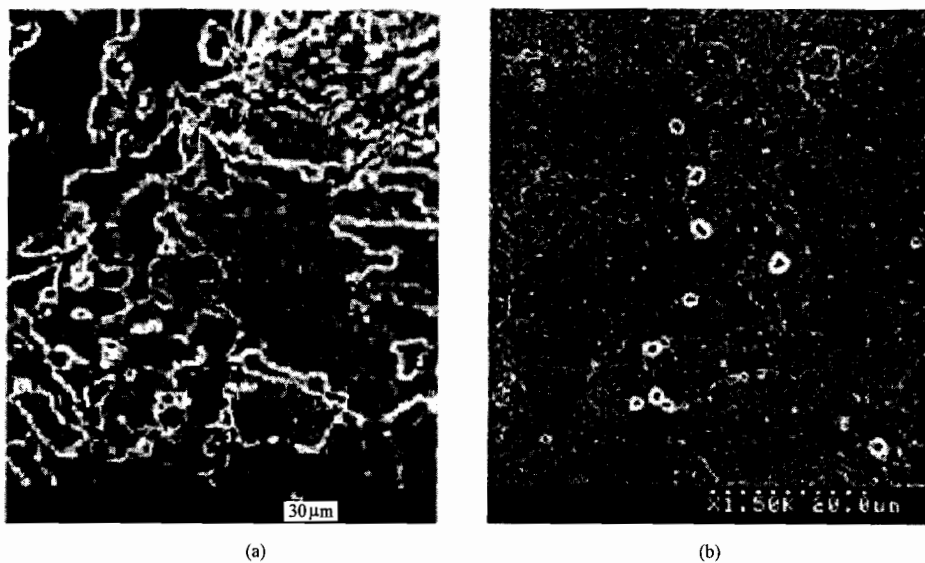


图 9-25 T91/12Cr1MoV 低强填充金属接头 12Cr1MoV 钢近缝区孔洞形貌
(a) 44 号试样; (b) X14 号试样

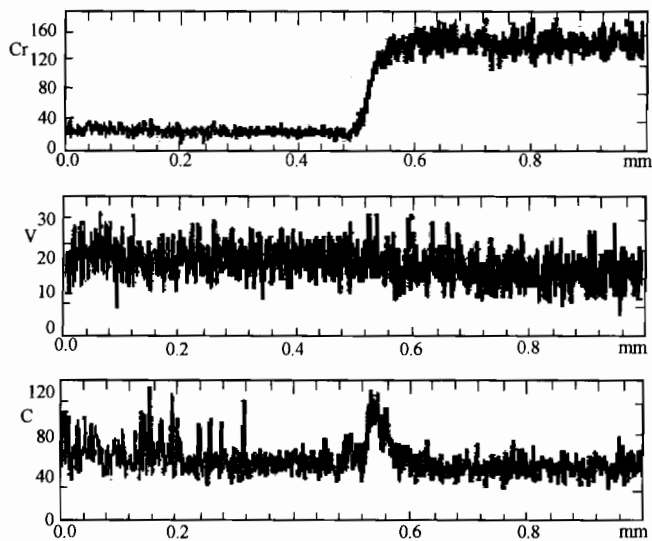


图 9-26 12Cr1MoV/T91 高匹配接头 Cr、V、C 分布 (未运行)

的同时, 远离界面的低强母材正源源不断地向低强母材界面供应碳原子, 使低强母材界面的碳含量仍大致保持在其平均水平。从这里也可以看到, 低强母材界面的早期失效倾向不是由于脱碳后蠕变强度降低引起的, 界面碳的扩散迁移只可能是因为造成了增碳层, 使界面处蠕变强度梯度增大而使早期失效倾向更大一些而已。

归纳以上结果, 可以认为:

(1) 由于材料严重老化, 高温强度大幅度降低造成的失效是塑性的。此时, 破裂发生在

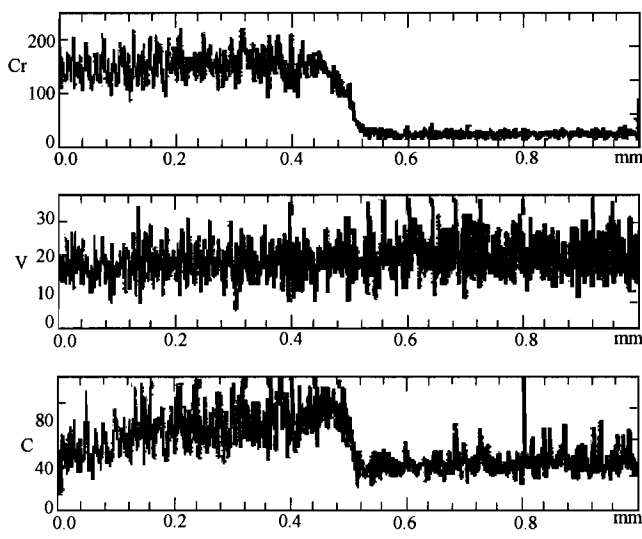


图 9-27 T91/12Cr1MoV 高匹配接头 Cr、V、C 分布（运行 500h）

远离熔合线的母材上，并有明显的鼓胀现象；破坏不会发生在近缝区低强母材和高强焊缝的界面。

(2) 近缝区低强母材界面部位容易发生因受到相邻材料的拘束而发生蠕变损伤加速所导致的蠕变脆性破坏（早期失效）。换言之，铁素体钢/铁素体钢异种钢接头在低强母材/高强焊缝界面发生先于接头其他部位的蠕变脆性破坏（早期失效）的倾向和焊缝金属的选择密切相关。对于 T91/12Cr1MoV 接头，随着填充材料合金含量及熔敷金属蠕变强度的提高，12Cr1MoV 钢和焊缝界面发生蠕变脆性破坏的倾向也提高。因此，对于铁素体/铁素体异种钢接头来说，选择蠕变强度与低强母材相同或相近的材料作为填充金属将有利于降低早期失效倾向。对钢 102/T91 接头的试验也得到了同样的结果。这个结果和吴祖乾等所做工作的结论基本一致。该工作的结论是建议把原来由两种蠕变强度差别较大材料组成的接头改成两个接头，即选择一种蠕变强度介于两种材料之间的材料作为过渡，在此过渡材料的两端分别焊接原来的低强材料和高强材料。这种措施减小了接头界面的蠕变强度差，从而降低了早期失效倾向。图 9-7 所示事例以及一些资料中所介绍的多起事故，经分析发现，接头的焊接材料都是采用了与 F11 相似成分的热 817 焊条。返修时，分别改用热 407 和热 417 焊条焊接，这样返修后的接头就一直安全运行至今。运行的实践经验也证明，对于铁素体/铁素体异种钢接头来说，选择蠕变强度与低强母材相同或相近的材料作为填充金属将有利于降低早期失效倾向。

(3) 在铁素体/铁素体异种钢接头中，无论采用何种强度的填充金属，都会存在一个合金成分梯度和蠕变强度梯度的界面区域，但这个区域所处的位置不同，其效果也明显不同。在以低合金的低蠕变强度材料作为填充金属的接头中，这个区域的低成分和低强度侧处在焊缝内。由于通常焊缝晶粒粗大，有余高存在，再加上异种钢焊接时存在着凝固过渡层等原因，将在一定程度上减缓应力和拘束条件，从而也减缓了该区域的蠕变损伤速度。反之，在

因,将在一定程度上减缓应力和拘束条件,从而也减缓了该区域的蠕变损伤速度。反之,在高强度填充材料接头中,与高合金焊缝连接的低强母材界面得不到这种减缓的作用,蠕变损伤的速度就会高得多。

(4) 铁素体/铁素体异种钢接头近缝区的损伤行为和远离界面母材的损伤行为有很大区别,两者的失效机制可能完全不同。远离界面的母材有可能发生由于碳化物的严重集聚,高温强度大幅降低,而产生巨大的塑性变形,导致管径胀大破裂;近缝区的低强母材界面,虽然也同样会发生碳化物的严重集聚,高温强度大幅降低,但由于受到相邻材料的拘束,破坏前不会发生明显的塑性变形,发生的是脆性的蠕变损伤破坏。

综合以上奥氏体/铁素体和铁素体/铁素体两类电站异种钢接头早期失效的讨论,可以得到如下结论:

(1) 电站异种钢接头存在早期失效倾向。这是由于异种钢材料的蠕变强度差别所引起的低强材料界面蠕变损伤加速而造成的。缩小异种钢接头两端材料间的蠕变强度差是降低早期失效倾向的首选措施。

(2) 降低接头在运行中温度升降时的热应力、避免低强材料界面过早出现球块状碳化物,有望减小铁素体钢/奥氏体钢接头的早期失效倾向。

(3) 选择线胀系数和低强母材相近的材料作为填充金属,并适当地选择较大的坡口角和适当加大焊缝宽度,都能减小接头在升温 and 降温时的热应力。

(4) 对于奥氏体/铁素体钢异种钢接头,采用镍基填充材料以及在焊后进行相应的高温回火,将减小接头的早期失效倾向。

(5) 对于铁素体/铁素体钢异种钢接头,选择与低强母材蠕变强度相同或相近的材料作为填充金属,将减小接头的早期失效倾向。

附录一

Böhler Thysson 焊接技术集团

钢 材	焊接 方法	蒂森公司牌号	相当 AWS 标准	相当 EN 标准 •
T11/P11 + T12/P12 Tube and Pipe	SMAW	Phoenix Chromo 1	A5. 5; E8018-B2	1599; E CrMo 1 B42 H5
	GTAW	Union I CrMo	A5. 28; ER80S-G	12070; W CrMo1Si
	GMAW	Union I CrMo	A5. 28; ER80S-G	12070; G CrMo1Si
		Thyssen MV CrMo ^①	A5. 23; E80C-B2H4	12071; T CrMo1 M M 2 H5
	SAW	Union S 2CrMo	A5. 23; EB2R	12070; S CrMo1
		UV420TTR		760; SA FB165DC/AC
		Union S 2CrMo+ UV420TTR	A5. 23; F8P2-EB2R-B2R	
T22/P22 Tube and Pipe	SMAW	Phoenix SH Chromo 2KS	A5. 5; E9015-B3	1599; E CrMo 2 B42 H5
	GTAW	Union I CrMo910	A5. 28; ER90S-G	12070; W CrMo2Si
	GMAW	Union I CrMo910	A5. 28; ER90S-G	12070; G CrMo2Si
	SAW	Union S 1 CrMo2	A5. 23; EB3R	12070; S CrMo2
		UV420TTR		760; SA FB165DC/AC
		Union S 1 CrMo2+ UV420TTR	A5. 23; F9P2-EB3R-B3R	
T23/P23 Tube and Pipe	SMAW	Thermanit P 23	A5. 5 E9018-G	1599; E ZCrWV 21, 5B 42 H5
	GTAW	Union I P 23	A5. 28 ER90S-G	12070; W ZCrWV2
	GMAW	Union I P 23	A5. 28 ER90S-G	12070; G ZCrWV2
	SAW	Union S P 23	A5. 23 EG	12070; S ZCrWV2
		UV 430 TTR-W		760; SA FB 1 55 AC
		Union S P 23+ UV 430 TTR-W		
T24/P24 Tube and Pipe	SMAW	Thermanit P 24	A5. 5 E9018-G	1599; E ZCrMoVNBb 21B 42 H5
	GTAW	Union I P 24	A5. 28 ER90S-G	12070; W ZCrMoV2
	GMAW	Union I P 24	A5. 28 ER90S-G	12070; G ZCrMoV2
	SAW	Union S P 24	A5. 23 EG	12070; S ZCrMoV2
		UV 430 TTR-W		760; SA FB 1 55 AC
		Union S P 24+ UV 430 TTR-W		
T91/P91 Tube and Pipe	SMAW	Thermanit Chromo 9V	A5. 5; E9015-B9	1599; E CrMo 9 1 B42 H5
		Thermanit Chromo T91	A5. 5; E9018-B9	1599; E CrMo 9 1 B42 H5
	GTAW	Thermanit MTS 3	A5. 28 ER90S-B9	12070; W CrMo 9 1
	GMAW	Thermanit MTS 3	A5. 28 ER90S-B9	12070; G CrMo 9 1
		Thermanit MTS 3 FD ^①	A5. 28 E90C-B9	12071; TZ M M2H5
	SAW	Thermanit MTS 3	A5. 23 EB9	12070; S CrMo 9 1
		Marathon 543		760; SAFB 2 55 DC
		Thermanit MTS3+ Marathon 543		

公司用于电力设备的焊接材料

典型熔敷金属化学成分%															PWHT	R _{PO.2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	A _v	
C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	V	W	N	Cu<	S<	P<	As<	Sn<	Sb<					℃	J
0.06	0.25	0.85	0.50	1.20						0.012		0.01	0.005	0.005	SR1	450	540	22	-40	60
0.10	0.60	1.00	0.50	1.10											SR1	450	560	22	20	90
0.09	0.60	1.05	0.50	1.10											SR1	450	560	22	20	80
0.07	0.35	1.00	0.50	1.00						0.015	0.015				SR14	470	560	20	20	50
0.12	0.10	0.80	0.50	1.20																
0.08	0.25	1.00	0.45	1.10											SR1	470	550	24	20	140
0.07	0.25	0.70	0.90	2.20							0.012	0.01	0.005	0.005	SR1	440	550	22	-40	80
0.07	0.60	1.00	1.00	2.55											SR1	470	590	20	20	80
0.09	0.55	0.90	1.00	2.55											SR1	460	570	20	20	65
0.10	0.10	0.50	1.00	2.40																
0.07	0.25	0.75	0.95	2.25											SR1	460	560	22	20	140
0.06	0.2	0.5		2.3		0.22	1.5					Nb;0.04			SR10	520	620	19	20	130
0.07	0.30	0.50		2.20		0.22	1.70	0.01	B;0.002			Nb;0.05			SR4	450	585	17	20	120
0.07	0.30	0.50		2.20		0.22	1.70	0.01	B;0.002			Nb;0.05			SR4	450	585	17	20	120
0.05	0.27	0.9		2.05		0.20	1.6	0.01				Nb;0.04			SR6	450	600	15	20	100
0.08	0.4	0.5	1.0	2.4		0.22			B;0.003			Nb;0.03			SR6	560	660	18	20	100
0.05	0.30	0.50	1.00	2.20		0.22	Ti;0.05		B;0.003						SR4	500	600	20	20	120
0.05	0.30	0.50	1.00	2.20		0.22	Ti;0.05		B;0.003						SR4	500	600	20	20	120
0.06	0.2	0.7	1.0	2.4		0.22	Ti;0.02		B;0.003			Nb;0.07			SR6	500	620	25	20	100
0.09	0.20	0.60	1.10	9.00	0.80	0.20		0.04				Nb;0.05			SR3	530	620	17	20	47
0.09	0.30	0.60	1.00	9.00	0.60	0.20		0.04				Nb;0.05			SR4	612	705	18	20	65
0.10	0.30	0.50	1.00	9.00	0.70	0.20		0.04				Nb;0.06			SR4	530	620	17	20	50
0.10	0.30	0.50	1.00	9.00	0.70	0.20		0.04				Nb;0.06			SR4	530	620	16	20	50
0.09	0.20	0.75	1.1	9.00	0.65	0.20		0.03				Nb;0.04			SR4	550	680	16	20	47
0.11	0.30	0.50	1.00	9.00	0.80	0.20		0.05				Nb;0.06								
0.11	0.30	0.60	0.98	8.90	0.75	0.20		0.05				Nb;0.05			SR3	540	700	18	20	47

钢 材	焊接 方法	蒂森公司牌号	相当 AWS 标准	相当 EN 标准
T92/P92 Tube and Pipe	SMAW	Thermanit MTS 616	A5. 5; E9015-G(~B9)	1599; EZCrMoWVNb911 B42 H5
	GTAW	Thermanit MTS 616		12070; W ZCrMoWVNb 9 0,5 1,5
	GMAW	Thermanit MTS 616		12070; G ZCrMoWVNb 9 0,5 1,5
	SAW	Thermanit MTS 616	A5. 23; EG	12070; S ZCrMoWVNb 9 0,5 1,5
		Marathon 543		760; SAFB 2 55 DC
		Thermanit MTS616+Marathon 543		
T911/P911 Tube and Pipe	SMAW	Thermanit MTS 911	A5. 5; E9015-G(~B9)	1599; EZ CrMoWVNb 9 1 1 B42 H5
	GTAW	Thermanit MTS 911		12070; W ZCrMoWVNb 9 1 1
	GMAW	Thermanit MTS 911		12070; G ZCrMoWVNb 9 1 1
	SAW	Thermanit MTS 911	A5. 23; EG	12070; Up ZCrMoWVNb 9 1 1
		Marathon 543		760; SAFB 2 55 DC
		Thermanit MTS911+Marathon 543		
F11 Tube and Pipe	SMAW	Thermanit MTS 4		1599; E CrMoWV 12 B 42 H5
	GTAW	Thermanit MTS 4 Si	A5. 9; ER505	12070; W CrMoWV 12 Si
	GMAW	Thermanit MTS 4 Si	A5. 9; ER505	12070; G CrMoWV 12 Si
	SAW	Thermanit MTS 4	A5. 23; EG	12070; S CrMoWV 12
		Marathon 543		760; SAFB 2 55 DC
		Thermanit MTS 4+Marathon 543		
T1, T11, T12 T22, T23, T91	GMAW	Union K 52	A5. 18; ER70S-6	440; G424CG3Si1/G424MG3Si1
		Union I Mo	A5. 28; ER80S-G	12070; G MoSi
		Union I CrMo	A5. 28; ER80S-G	12070; G CrMo 1 Si
		Union I CrMo 910	A5. 28; ER90S-G	12070; G CrMo 2 Si
		Union I P 23	A5. 28; ER90S-G	12070; G Z CrWV 2
		Union I P 24	A5. 28; ER90S-G	12070; G Z CrWV 2
		Thyssen TG 50 C [Ⓢ]	A5. 20; E71T-1(-9,-9M)H5	758; T 50 2 P C 1 H5
		Union MV Mo [Ⓢ]	A5. 28; E80C-G H4	12071; T Mo M M 2 H5
		Thyssen MV CrMo [Ⓢ]	A5. 28; E80C-B2 H4	12071; T CrMo 1 M M 2 H5
		Thermanit MTS 3 FD [Ⓢ]	A5. 28; E90C-B9	12071; TZ M M2H5
	SAW	Union S 2 Mo	A5. 23; EA2	755; S2Mo
		Union S 2 CrMo	A5. 23; EB2R	12070; S CrMo 1
		Union S 1 CrMo 2	A5. 23; EB3R	12070; S CrMo 2
		Union S 2 Mo+UV 306	A5. 23; F8A2-EA2-A2	
		Union S 2 CrMo+UV 420 TT-LH	A5. 23; F8P0-EB2R-B2	
		Union S 1 CrMo 2+ UV 420 TT-LH	A5. 23; F9P0-EB3R-B3R	

续表

典型熔敷金属化学成分%															PWHT	R _{Pa.2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	A _v	
C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	V	W	N	Cu<	S<	P<	As<	Sn<	Sb<					℃	J
0.11	0.20	0.60	0.50	8.80	0.70	0.20	1.60	0.05				Nb ₂ 0.05			SR13	560	720	15	20	41
0.10	0.38	0.45	0.40	8.80	0.60	0.20	1.60	0.04				Nb ₂ 0.06			SR13	560	720	15	20	41
0.10	0.38	0.45	0.40	8.80	0.60	0.20	1.60	0.04				Nb ₂ 0.06			SR13	560	720	15	20	41
0.11	0.38	0.45	0.45	8.80	0.60	0.20	1.60	0.05				Nb ₂ 0.06								
0.10	0.38	0.60	0.43	8.70	0.60	0.20	1.60	0.05				Nb ₂ 0.05			SR3	560	700	18	20	41
0.11	0.25	0.60	1.00	8.80	0.70	0.20	1.00	0.05				Nb ₂ 0.05			SR13	560	720	15	20	41
0.10	0.30	0.45	1.00	9.00	0.70	0.20	1.00	0.04				Nb ₂ 0.06			SR13	560	720	15	20	41
0.10	0.38	0.45	1.00	9.00	0.70	0.20	1.00	0.04				Nb ₂ 0.06			SR13	560	720	16	20	41
0.11	0.30	0.45	1.00	9.00	0.75	0.20	1.00	0.05				Nb ₂ 0.06								
0.10	0.30	0.60	0.96	8.90	0.70	0.20	1.00	0.05				Nb ₂ 0.05			SR3	560	700	18	20	41
0.18	0.30	0.60	1.00	11.00	0.60	0.30	0.50								SR3	590	700	15	20	35
0.20	0.30	0.60	1.00	11.00	0.40	0.30	0.50								SR3	590	700	15	20	35
0.20	0.30	0.60	1.00	11.00	0.40	0.30	0.50								SR3	590	700	15	20	35
0.25	0.25	0.70	0.90	11.50	0.50	0.30	0.50													
0.18	0.25	0.65	0.88	11.40	0.45	0.30	0.50								SR3	550	700	18	20	47
0.08	0.85	1.50													AW	440	550	24	40	50
0.10	0.60	1.15	0.50												AW	490	600	23	20	90
0.10	0.60	1.00	0.50	1.10											SR2	450	560	22	20	80
0.09	0.55	0.90	1.00	2.25											SR2	460	570	20	20	65
0.07	0.30	0.50		2.20		0.22	1.70	0.01				Nb ₂ 0.05			SR4	450	585	17	20	120
0.05	0.30	0.50	1.00	2.20		0.22						B ₂ 0.003	Ti ₂ 0.005		SR4	500	600	20	20	120
0.04	0.60	1.4					0.015	0.015							AW	500	560	24	-30	50
0.06	0.35	1.0	0.50				0.015	0.015							AW	490	560	22	-20	50
0.07	0.35	1.0	0.50	1.0			0.015	0.015							SR11	470	560	20	-20	50
0.09	0.20	0.75	1.1	9.00	0.65	0.2		0.03				Nb ₂ 0.04			SR4	550	680	16	20	47
0.10	0.10	1.00	0.50																	
0.12	0.10	0.80	0.50	1.20																
0.10	0.10	0.50	1.00	2.40																
0.06	0.60	1.40	0.45												AW	470	550	22	-30	28
0.08	0.25	0.95	0.45	1.20											AW	400	510	26	-40	47
0.07	0.25	0.75	0.95	2.25											AW	400	510	26	-40	47

钢 材	焊接 方法	蒂森公司牌号	相当 AWS 标准	相当 EN 标准
TP304H	SMAW	Thermanit JE Spezial	A5. 4;E308L-15	1600;E 19 9 L B 2 2
		Thermanit ATS 4	A5. 4;E308H-15	1600;E 19 9 B H 2 2
		Thermanit JEW 308L-17	A5. 4;E308-17	1600;E 19 9 L R 3 2
	GTAW	Thermanit JE 308L Si	A5. 9;ER308L Si	12072;W 19 9 L Si
		Thermanit ATS 4	A5. 14;ER19-10H	12072;W 19 9 H
TP304H	GMAW	Thermanit JE 308L Si	A5. 9;ER308L Si	12072;G 19 9 L Si
		Thermanit ATS 4	A5. 14;ER19-10H	12072;G 19 9 H
TP347H SUS321TB	SMAW	Thermanit HEW	A5. 4;E347-16	1600;E 19 9 Nb R 12
	GTAW	Thermanit H Si	A5. 9;ER347 Si	12072;W 19 9 Nb Si
	GMAW	Thermanit H Si	A5. 9;ER347 Si	12072;G 19 9 Nb Si
316L	SMAW	Thermanit GFW/F	A5. 4;E316L-16	1600;E 19 12 3 L R 1 5
		Thermanit GFW 316L-17	A5. 4;E316L-17	1600;E 19 12 3 L R 3 2
	GTAW	Thermanit 19/15 H	A5. 9;~ER316L	12072;W 20/16 3 Mn N L
		Thermanit GE-316L Si	A5. 9;ER316L Si	12072;W 19 12 3 L Si
	GMAW	Thermanit 19/15 H	A5. 9;~ER316L	12072;G 20/163MnNL
		Thermanit GE-316L Si	A5. 9;ER316L Si	12072;G 19 12 3 L Si
镍基	SMAW	Thermanit Nicro 182	A5. 11;ENiCrFe-3	DIN1736;EL-NiCr 16FeMn
	GTAW	Thermanit Nicro 82	A5. 14;ENiCr-3	DIN1736;SG-NiCr 20 Nb
	GMAW	Thermanit Nicro 82	A5. 14;ENiCr-3	DIN1736;SG-NiCr 20 Nb

注 AW 焊态 SR1 670~720℃
SR2 690℃/10h SR3 760℃/4h SR4 760℃/2h
SR6 740℃/2h SR10 750℃/2h SR11 680℃/15h
①金属芯或金属芯焊丝 (Flux or metal cored wire)

续表

典型熔敷金属化学成分%															PWHT	R _{ro.2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	A _v	
C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	V	W	N	Cu<	S<	P<	As<	Sn<	Sb<					℃	J
0.04	0.30	1.00		19.5	10.0										AW	350	550	35	-196	35
0.05	0.30	1.60		18.5	9.5										AW	350	550	35	20	70
0.04	0.90	0.80		19.5	9.5										AW	350	550	35	-105	40
0.02	0.90	1.70		20.0	10.0										AW	350	570	35	-196	35
0.05	0.30	1.80		18.8	9.3										AW	320	500	35	20	70
0.02	0.90	1.70		20.0	10.0										AW	350	570	35	-196	35
0.02	0.90	1.70		20.0	10.0										AW	350	570	35	-196	35
0.03	0.40	1.50		19.5	10.0		Nb;13xC								AW	400	550	30	20	55
0.06	0.80	1.50		19.5	9.5		Nb;12xC								AW	400	570	30	20	65
0.06	0.80	1.50		19.5	19.5		Nb;12xC								AW	400	570	30	20	65
0.02	0.70	0.80	2.60	18.5	11.5										AW	350	580	30	-105	35
0.04	0.90	0.80	2.80	19.0	12.5										AW	350	580	35	-105	40
0.03	0.50	7.50	3.00	20.5	15.5		N;0.18								AW	430	650	30	20	80
0.02	0.80	1.70	2.80	18.8	12.5										AW	380	560	35	20	70
0.03	0.50	7.50	3.00	20.5	15.5		N;0.18								AW	430	650	30	20	80
0.02	0.80	1.70	2.80	18.8	12.5										AW	380	560	35	20	70
0.05	0.50	6.50		16.0	Bal.		6.00		Nb;2.00						AW	350	620	35	-196	70
0.02	0.20	2.80		19.5	>67		2.00		Nb;2.50						AW	380	620	35	20	90
0.02	0.20	2.80		19.5	>67		2.00		Nb;2.50						AW	380	620	35	20	90

附录二

瑞士 OERLIKON 公司于

钢 材	焊接 方法	OERLIKON 牌号	相当 AWS 标准	相当 EN 标准
0.5%Cr-0.5%Mo	SMAW	ALCROMOCORD 55	AWS A5.5 E 8018-B1	EN 1599 E CrMo0.5 B12
1.25%Cr-0.5%Mo	SMAW	ALCROMOCORD KB	AWS A5.5 E 8018-B2	EN 1599 E CrMo 1 B42
2.25%Cr-1% Mo	SMAW	ALCROMOCORD 2STC	AWS A5.5 E 9018-B3	EN 1599 E CrMo 2 B42
		ALCROMO E225	AWS A5.5 E 9015-B3	EN 1599 E CrMo 2B20
		ALCROMO E225V	AWS A5.5 E 9015-B3	
3%Cr-1M-V	SMAW	ALCROMO E300V	AWS A5.5 E 9015-G	
5%Cr	SMAW	ALCROMOCORD 5	AWS A5.5 E 8018-B6	EN 1599 E CrMo5 B22
2.25%Cr (V-W-Nb) T23/P23	SMAW	ALCROMO E223	AWS A5.5 E 9015-G	
2.25%Cr (V-Ti-B) T24/P24	SMAW	ALCROMO E224	AWS A5.5 E 9015G	
9%Cr 1%Mo(T91/P91) ASTM A335	SMAW	ALCROMOCORD 9M	AWS A5.5 E 9018-B9	EN 1599 ECrMo9B42H5
9%Cr 1%Mo(T91/P91) ASTM A213	SMAW	ALCROMOCORD 91	AWS A5.5 E 9018-B9	EN 1599 ECrMo91B42H5
9%Cr1%Mo-Ni-W (T92/P92)ASTM A213	SMAW	ALCROMOCORD 92	AWS A5.5 E 9018-G	
9%Cr1%Mo1W(Gr911) ASTM A387	SMAW	ALCROMOCORD 911	AWS A5.5 E 9018-G	
10Cr-Mo-W-Nb	SMAW	ALCROMOCORD 10M	AWS A5.5 ECrMoWV10	

电力设备的焊接材料

典型熔敷金属化学成分%															PWHT ℃/h	R _{PO.2} MPa	R _m MPa	A ₅ %	Av	
C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	V	W	N	Cu<	S<	P<	As<	Sn<	Sb<					℃	J
0.05	0.4	0.7	0.5	0.5						0.010	0.012				690/2	500	550	22	20	100
0.06	0.4	0.8	0.5	1.25						0.010	0.012				690/2	490	550	22	20	150
																			-29	60
0.08	0.25	0.6	1	2.25						0.010	0.010				690/8	550	400	20	20	150
															-29	80				
															690/8 +STC	550	400	20	20	150
															-29	70				
0.09	0.25	0.8	1	2.25						0.010	0.010				690/8	550	400	20	20	170
															-29	100				
															690/8 +STC	550	400	20	20	150
															-29	80				
0.1	0.25	0.8	1	2.25		0.20			Nb; 0.015	0.010	0.010				710/8	550	400	18	-18	54
															710/8 +STC	550	400	18	-18	50
0.11	0.25	0.9	1	3		0.25				0.010	0.012				710/8	550	400	18	-18	54
															710/8 +STC	550	400	18	-18	50
0.06	0.3	0.9	0.3	5.2						0.010	0.012				760/1	600	500	18	20	100
															960/1/air +710/2	650	580	17	20	100
0.05	0.4	0.5	0.08	2.15	0.40	0.25	1.4			<0.010	<0.010	Nb; 0.01			740/2	500	600	20	20	130
															-29	90				
0.07	0.5	0.5	1.0	2.4	0.08	0.25			Ti; 0.06	0.010	0.010	B; 0.0015			740/2	600	680	18	20	140
															-29	90				
0.11	0.25	0.9	1	9		0.22		0.04		0.01	0.01	Nb; 0.07			750/8	550	640	20	20	75
0.1	0.3	0.7	1	9	0.4	0.2		0.04		0.01	0.01	Nb; 0.05			760/4	550	680	20	20	75
															-20	50				
0.11	0.3	1	0.5	9		0.25	1.7	0.05	Co; 0.4;	0.01	0.01	Nb; 0.07			760/4	600	700	20	20	70
0.11	0.3	0.9	1	9		0.3	1	0.06		0.01	0.01	Nb; 0.06			760/4	600	700	20	20	70
0.11	0.25	1	1	9.7	1	0.2	1	0.05		0.01	0.01	Nb; 1.0			730/12	600	700	16	20	75

钢 材	焊接 方法	OERLIKON 牌号	相当 AWS 标准	相当 EN 标准
1. 25%Cr-0. 5%Mo	GTAW	OE CrMo1	AWS A5. 28 ER 80S-B2	EN 12070 WCrMo1Si
	FCW	FLUXOFIL 36	AWS A5. 29 E80T5-B2	EN 1207 TCrMo1BC 3 H5
2. 25%Cr-1%Mo	GTAW	OE CrMo2	AWS A5. 28 ER90S-B3	EN 12070 WCrMo2Si
	GTAW	ALCROMO W225	AWS A5. 28 ER90S-B3	EN 12070 WCrMo2
2. 25%Cr-1%M-V	GTAW	ALCROMOW225V	AWS A5. 28 ER90S-G	EN 12070 WCrMo2
3 %Cr-1%M-V	GTAW	ALCROMO W300V	AWS A5. 28 ER90S-B3	EN 12070 WCrMo2Si
5%Cr	GTAW	OE CrMo5	AWS A5. 28 ER80S-B6	EN 12070 WCrMo5
9 %Cr-1%M	GTAW	OE CrMo 91	AWS A5. 9 ER 90S-B9	
9%Cr-Mo-Ni-W	GTAW	FLUXOTIG 92	AWS A5. 9 ER 90S-B9	
1. 25%Cr-0. 5%Mo	SAW	UP OE S2 CrMo1/OP 121 TT(W)	AWS A5. 23 F7P4EB2-B2	EN 760 SA FB1 55 ACH5
2. 25%Cr-1%Mo	SAW	UP OE SiCrMo2/OP 121 TT(W)	AWS A5. 23 F7P2EB3 B3	EN 760 SAFB155ACH5
	SAW	ALCROMO S225/OP ALCROMOF537	AWS A5. 23 F9P4EB3 R-B3	EN 760 SAFB155ACH5 P5
2. 25%Cr-1%M-V	SAW	ALCROMO S225V/ ALCROMO F537	AWS A5. 23 F8P4EGR-G	EN 760 SAFB155ACH5
3 %Cr-1%M-V	SAW	ALCROMO S 300V/ ALCROMO F537	AWS A5. 23 F8P4EGR-G	EN 760 SAFB155ACH5
T/P23	SAW	ALCROMO SF 223 * /OP 121TT W	AWS A5. 23 F9P2EGR-G	EN 760 SAFB155ACH5
T/P24	SAW	ALCROMO SF 224 * /OP 121TT W	AWS A5. 23 F9P2EGR-G	EN 760 SAFB155ACH5
5% Cr	SAW	UP OE SiCrMo5/OP 121 TT(W)	AWS A5. 23 F8P2EB5 B5	EN 760 SAFB155ACH5
9%Cr-1%M	SAW	OE Si CrMo91/OP76	AWS A5. 23 F62PZEB9-B9	EN 760 SAFB255ACH5
	SAW	FLUXOCORD 91/LEXAL F500	AWS A5. 23 F62PZEB9-B9	EN 760 SAFB255ACH5
	FCW	FLUXOCORD 9Cr (FCW) * /OP 9Cr		EN 760 SAFB255ACH5
9%Cr-Mo-Ni-W	SAW	FLUXOCORD 92/LEXAL F500	AWS A5. 23 F62PZECB9-B9	

续表

典型熔敷金属化学成分%															PWHT	R _{P0.2}	R _m	A ₅	A _v	
C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	V	W	N	Cu<	S<	P<	As<	Sn<	Sb<	℃/h	MPa	MPa	%	℃	J
0.09	0.6	0.6	0.5	1.3						0.02	0.02				620/1	470	560	20	—29	70
0.06	0.4	1	0.4	1.2						0.015	0.015				690/2	470	560	20	20	120
0.07	0.5	0.5	1	2.5						0.02	0.02				600/1	470	570	17	—29	70
0.1	0.08	0.6	1	2.5						0.003	0.004				690/2	480	600	20	—18	54
0.1	0.08	0.5	1	2.5		0.25				0.003	0.004				710/2	500	630	18	—29	54
0.09	0.5	1	1	3		0.2				0.010	0.010	Nb;0.015			710/80	400	550	20	—29	54
0.07	0.5	0.5	1	5						0.02	0.02				760/1	460	580	19	20	60
																			—18	47
0.09	0.3	1.2	0.9	9	0.5	0.2				0.02	0.01				750/4	480	600		20	70
0.10	0.3	1	0.5	9		0.25	1.7	Co;0.4		0.01	0.01	Nb;0.07			760/4	600	700	20	20	70
0.07	0.25	0.9	0.5	1						0.010	0.012				A. W	380	530	22	20	120
															690/2	310	430	28	20	180
																			—29	47
0.07	0.25	0.7	1	2.2						0.010	0.012				A. W	450	550	22	20	140
															690/2	400	520	22	20	140
																			—29	27
0.08	0.2	0.8	1	2.2						0.010	0.012				690/8	420	620	20	20	160
																			—40	50
0.07	0.2	0.9	1	2.4		0.2				0.010	0.012	Nb;0.015			710/8	400	550	20	—18	100
																			—40	50
0.07	0.2	0.9	1	3		0.2				0.010	0.012	Nb;0.015			710/8	500	550	20	—18	100
																			—40	50
0.06	0.25	0.5	0.08	2	0.4	0.2	1.2		0.4	0.010	0.010	Nb;0.015			740/2	500	600	20	20	100
0.05	0.45	0.5	1	2.4		0.2		Ti;0.04		0.010	0.010	B;0.0010			740/2	600	680	18	20	70
0.07	0.30	0.7	0.6	5.0						0.015	0.015				760/1	460	580	20	20	120
																			—18	27
0.09	0.4	0.6	0.9	8.5	0.3	0.1	0.04			0.02	0.01	Nb;0.08			750/8	550	680	20	20	70
0.09	0.2	0.6	0.9	9	0.3	0.1	0.04			0.02	0.01	Nb;0.08			750/8	550	680	20	20	70
0.09	0.2	0.6	0.9	9		0.2				0.02	0.01	Nb;0.04			750/1	550	680	20	20	70
0.10	0.3	1	0.5	9		0.25	1.7	Co;0.4		0.01	0.01	Nb;0.07			760/8	600	700	20	20	70

附录三

英国 METRODE 公司用

钢 材	焊接 方法	METRODE 牌号	AWS 标准	EN 标准
WB36	SMAW	1NiMo B	AWS A5. 5 E9018-G	—
	GTAW	MnMo	AWS A5. 28 ER80S-D2	BS EN 440(G4Mo)
	GMAW			
	SAW	1NiMo	AWS A5. 23 EF3	BS EN 756 S3Ni1Mo
		LA121		BS EN 760 SA FB 1 55 AC H5
0.5Mo 钢	SMAW	Mo B	AWS A5. 5 E7018-A1	BS EN 1599 E Mo B32
	GTAW	CMo	AWS A5. 28 ER70S-A1	BS EN 12070 Mo Si
	GMAW			
1¼Cr-½Mo 钢	SMAW	Chromet 1 (B2)	AWS A5. 5 E8018-B2	BS EN 1599 ECrMo 1 LB 3 2
		Chromet 1L	AWS A5. 5 E7015-B2	BS EN 1599 ECrMo 1 B 3 2
		Chromet 1X	AWS A5. 5 E8018-B2	BS EN 1599 E CrMo 1 B
	GTAW	1CrMo	AWS A5. 28 ER80S-G	BS EN 12070 W/G CrMo1Si
	GMAW	ER80S-B2	AWS A5. 28 ER80S-B2	—
		SA 1CrMo	AWS A5. 23 EB2	
	SAW	LA121 (焊剂)	—	BS EN 760 SA FB 1 55 AC H5
		药芯	Cornet 1	BS EN 12071(TCrMo 1 P M 2)
1¼Cr-1Mo-¼V 钢	SMAW	Chromet 1V		BS EN 1599 ECrMoV1B
		13CMV		
	药芯	Cornet 1V		
2¼Cr-1Mo 钢	SMAW	Chromet 2 (B3)	AWS A5. 5 E9018-B3	BS EN 1599 ECrMo 2 B 3 2
		Chromet 2L	AWS A5. 5 E9015-B3L	BS EN 1599 2CrMo L B H
		Chromet 2X	AWS A5. 5 E9018-B3	BS EN 1599 2CrMo B H
	GTAW	2CrMo	AWS A5. 28 ER90S-G	BS EN 12070 W/GCrMo2Si
	GMAW	ER90S-B3	AWS A5. 28 ER90S-B3	
		SA 2CrMo	AWS A5. 23 EB3	
	SAW	LA121 (焊剂)		BS EN 760 SA FB 1 55 AC H5
		药芯	Cornet 2	BS EN 12071(TCrMo 2 P M 2)
		Cornet 2L	AWS A5. 29 E91T1-B3LM	BS EN 12071(TCrMo 2L P M 2)

于电力设备的焊接材料

典型熔敷金属化学成分%															PWHT	R _{po.2}	R _m	A ₅	Av	
C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	V	W	N	Cu<	S<	P<	As<	Sn<	Sb<	℃/h	MPa	MPa	%	℃	J
0.10	0.3	1.2	0.35	0.1	0.9				0.05	0.01	0.015					540~630	640~700	24~30	20	>110
																			-20	75~110
																			-60	45
0.10	0.6	1.9	0.5		0.05				0.1	0.005	0.01					490~530	605~640	25~32	-30	>100
																			-45	>100
0.10	0.2	1.75	0.5	0.05	0.9				0.1	0.01	0.01					580	680	22	20	>160
																			-20	120
																			-60	70
0.1	0.3	0.8	0.55	0.05	0.05				0.05	0.01	0.015				600~650	400	510	25	-20	130
																			-30	115
0.1	0.5	1.2	0.5	0.03	0.02	0.01			0.05	0.01	0.01				620/1	400	515	22	-30	42~170
0.07	0.3	0.8	0.55	1.25					0.10	0.012	0.015				690/1	480	550	17~19	20	47~160
																			-10	100
0.04	0.3	0.8	1.0	1.25					0.05	0.012	0.015				690/1	390	520	17~19	20	180
																			-10	120
0.04	0.3	0.8	1.0	1.25					0.05	0.012	0.015	0.003	0.002	0.002	690/1	480	550	19~20	20	47~160
																			-30	100
0.1	0.5	1.0	0.5	1.25	0.1				0.1	0.010	0.015				690/1	470	550	19	-10	115
0.1	0.5	0.5	0.5	1.3	0.1				0.1	0.010	0.015				690/1	470	550	19	-10	115
0.07	0.25	0.8	0.55	1.2						0.010	0.015				700/10	360	480	40	20	80
0.06	0.3	1.0	0.55	1.3					0.05	0.01	0.01				690/1~2	550	650	24	20	40
0.08	0.3	0.85	1.10	1.2		0.20				0.012	0.012				700/1	435	590	20	20	24~60
0.13	0.3	0.6	1.05	1.2	0.05	0.25				0.012	0.012				—	—	—	—	—	—
0.06	0.4	1.0	1.1	1.3		0.2				0.01	0.01				690/1	550	650	—	20	50
0.07	0.3	0.8	1.05	2.25					0.10	0.012	0.015	0.010	0.006		690/1	540	630	15	20	47~140
																			-10	80
0.04	0.3	0.8	1.05	2.25					0.10	0.012	0.015				690/1	460	540	15	20	160
																			-10	90
0.06	0.25	0.7	1.05	2.25					0.05	0.012	0.01	0.003	0.002	0.002	690/1	540	630	17	20	47~140
																			-30	80
0.10	0.6	1.0	1.0	2.4	0.1				0.15	0.01	0.015				690/4	540	620	17	-10	95
0.10	0.5	0.5	1.0	2.4	0.1				0.1	0.01	0.015				690/4	540	620	17	-10	95
0.07	0.25	0.8	1.0	2.25						0.01	0.015				700/10	500	590	22	20	140
0.06	0.3	1.0	1.0	2.3					0.05	0.01	0.01				690/1~2	625	725	22	20	70
0.04	0.3	1.0	1.0	2.3					0.05	0.01	0.01				690/1~2	625	725	22	20	70

钢 材	焊接 方法	METRODE 牌号	AWS 标准	EN 标准
T23 钢	SMAW	Chromet 23L		
	GTAW GMAW	2CrWV	AWS A5. 28 ER90S-G	
9CrMo 钢	SMAW	Chromet 9	AWS A5. 5 E8015-B8	BS EN 1599 E CrMo9 B 32 H5
	GTAW GMAW	9CrMo	AWS A5. 28 ER80S-B8	BS EN 12070 CrMo9Si
	药芯	Cornet 9	AWS A5. 22 E505T1-4 AWS A5. 29 E81T1-B8M	
12CrMoV 钢 (X20 CrMoWV121)	SMAW	Chromet 12CrMoV		BS EN 1599CrMoWV 12 B 3 2
	GTAW	12CrMoV		BS EN 12070 W CrMoWV 12 Si
E911 钢	SMAW	Chromet 10MW		
改良型 9Cr1Mo(P91/T91) 钢	SMAW	Chromet 9MV-N	AWS A5. 5 E9015-B9	BS EN 1599 E CrMo91 B 3 2
		Chromet 9-B9	AWS A5. 5 E9015-B9	BS EN 1599(E CrMo91 B 3 2)
		Chromet 9 VNR	AWS A5. 5 E9016-B9	BS EN 1599 E CrMo91 R 3 2
	GTAW	9CrMoV-N ^①	AWS A5. 28 ER90S-B9	BS EN 12070 WCrMo91
	GMAW	Cornet M91 (MCW) ^②	AWS A5. 28. 96 E90C-G	
	SAW	9CrMoV-N (焊丝)	AWS A5. 23 EB9	BS EN 12070(SCrMo91)
		LA491 (焊剂)	AWS 组合(F62PZ-EB9-B9)	BS EN 760 SA FB 255 AC
	药芯	Supercore F91	AWS A5. 29 E91T1-B9 ^③	
(T92/P92)钢	SMAW	Chromet 92		
	GTAW	9CrWV		
	SAW	9CrWV (焊丝)		
		LA491 (焊剂)		BS EN 760 SA FB 255 AC
	药芯	Supercore F92		

注 ① 9CrMoV-N用于 GTAW 和 GMAW。
② Cornet M91 (MCW) 为金属芯焊丝，用于 MIG。
③ AWS 建议。

续表

典型熔敷金属化学成分%															PWHT	R _{po.2}	R _m	A ₅	A _v	
C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	V	W	N	Cu<	S<	P<	As<	Sr<	Sb<	℃/h	MPa	MPa	%	℃	J
0.05	0.25	0.5	0.2	2.2	0.6	0.23	1.6	0.02		0.01	0.01	Nb; 0.03 B; 0.001			焊态	870	940	16	20	22
															715/0.5	—	—	—	—	70
0.07	0.3	0.6	0.2	2.3			1.6	Al; 0.01	0.01	0.01	Nb; 0.05 B; 0.001				焊态	720	830	22	20	120
															740/2	550	640	24	20	295
0.06	0.3	0.75	1.0	9.0	0.2				0.05	0.012	0.015				740/2	600	710	20	20	90
															746/3	550	680	25	20	130
0.07	0.3	0.5	0.9	9.0	0.1				0.1	0.01	0.015				745/1	470	550	17	20	80
0.06	0.3	0.8	1.0	9.0	0.3				0.05	0.01	0.01				745/2	470	550	21	—	—
0.20	0.25	0.8	1.0	11.0	0.5	0.3	0.5			0.010	0.017				760/3	550	630	15	20	34
0.20	0.4	0.6	1.0	11.0	0.6	0.3	0.5			0.005	0.01				760/2	550	690	15	20	34
0.10	0.25	0.8	1.0	9.5	0.5	0.22	1.0	0.05		0.008	0.010	Nb; 0.05	Al; 0.01		1100/1 空冷 730/12	620	760	19	20	60
0.10	0.25	0.7	1.0	9.0	0.7	0.20		0.05	0.05	0.008	0.008	Nb; 0.05	0.003		760/2~3	530	620	15	20	47
0.10	0.25	0.5	1.0	9.0	0.3	0.20		0.05	0.05	0.008	0.008	Nb; 0.04			760/2~3	530	620	15	20	75
0.10	0.25	0.7	1.0	9.0	0.7	0.20		0.05	0.05	0.008	0.008	Nb; 0.05	0.003		760/2~3	530	620	17	20	47
0.10	0.25	0.5	1.0	8.7	0.6	0.20		0.03	0.03	0.006	0.008	Nb; 0.05	Al; 0.01		760/2~3	700	800	19	20	220
0.10	0.3	1.0	1.0	9.0	0.3	0.20		0.05	0.05	0.01	0.01	Nb; 0.05	Al; 0.03		755/3	650	780	16	20	25
0.10	0.25	0.5	1.0	8.7	0.6	0.20		0.03	0.03	0.006	0.008	Nb; 0.05	Al; 0.01		760/2~3	630	750	23	20	45
0.10	0.25	0.8	1.0	9.0	0.5	0.20		0.05	0.05	0.01	0.016	Nb; 0.04	Al; 0.01		760/3~5	660	790	18	20	25
0.11	0.25	0.5	0.45	9.0	0.6	0.20	1.7	0.05	0.05	0.01	0.01	Nb; 0.05	B; 0.003	Al; 0.01	760/2~4	440	620	16	20	60
0.11	0.30	0.7	0.45	9.0	0.5	0.2	1.7	0.05	0.05	0.01	0.01	Nb; 0.06	B; 0.003	Al; 0.01	760/2~4	440	620	19	20	220
0.09	0.3	0.7	0.4	8.5	0.5	0.16	1.7	0.04		0.01	0.01	Nb; 0.04	B; 0.001		760/2~4	440	620	16	20	40
0.11	0.30	0.8	0.45	9.0	0.5	0.2	1.7	0.04	0.05	0.01	0.017	Nb; 0.04	B; 0.003	Al; 0.01	760/2~4	650	770	18	20	25

参 考 文 献

- 1 中国电力建设企业协会主编. 中国电力建设史. 北京: 中国科学技术文献出版社, 2004
- 2 张树松, 仝爱莲编著. 钢的强韧化机理与技术途径. 北京: 兵器工业出版社, 1995
- 3 李金桂, 赵闰彦主编. 腐蚀和腐蚀控制手册. 北京: 国防工业出版社, 1988
- 4 中国机械工程学会焊接学会编. 焊接手册. 第2卷, 材料的焊接. 2版. 北京: 机械工业出版社, 2001
- 5 冈毅民主编. 中国不锈钢腐蚀手册. 北京: 冶金工业出版社, 1992
- 6 中国腐蚀与防护学会主编; 王正樵等编著. 不锈钢. 北京: 化学工业出版社, 1991
- 7 孟繁茂, 付俊岩编. 现代含铌不锈钢. 北京: 冶金工业出版社, 2004
- 8 肖纪美编著. 不锈钢的金属学问题. 北京: 冶金工业出版社, 1983
- 9 朱日彰, 卢亚轩编著. 耐热钢和高温合金. 北京: 化学工业出版社, 1996
- 10 雷廷权等编著. 钢的形变热处理. 北京: 机械工业出版社, 1979
- 11 徐祖耀著. 马氏体相变与马氏体. 2版. 北京: 科学出版社, 1999
- 12 陈伯蠡著. 焊接冶金原理. 北京: 清华大学出版社, 1991
- 13 (日) 太田定雄著. 铁素体系耐热钢. 向世界前沿不懈攀登的研究与开发. 张善元, 张绍林译. 北京: 冶金工业出版社, 2003
- 14 田锡唐主编. 焊接结构. 北京: 机械工业出版社, 1982
- 15 史春元, 田锡唐. 异种钢接头沿界面蠕变脆断的力学控制参量. 焊接学报. 1995. 10 (4): 185~189
- 16 姜评章等. A335P91 焊接工艺优化. 电力建设. 2000. 4
- 17 章应霖, 杨厚君, 吕文广, 曹晟. 电站 F/A 异种钢接头早期失效及其防治措施. 武汉水利电力大学学报. 1998. 31 (1): 83~87
- 18 王维容, 史春元, 范英, 王同芬. T91/12Cr1MoV 异种钢管焊接接头残余应力测定. 无损检测. 1995. 18 (5): 136~138
- 19 吴祖乾, 丛欣滋. 提高异种金属焊接接头蠕变断裂寿命的途径. 焊接研究与生产. 1993. 4
- 20 大黑贵等. Operating Experiences and Reliability Evaluation on Main Steam Line Pressure Parts of the Ultra Super Critical (USC) Power Plant. 三菱重工技报. 1984. 21 (3): 409~419
- 21 松崎, 明博等. Effect of Thermo-Mechanical Control Process on Mechanical Properties of 9Cr-1Mo-V-Nb Steel. 铁と钢. 1990. 76 (7): 68~75
- 22 片山典彦等. ボイラ用材の溶接. 溶接学会誌. 1993 (3): 149~154
- 23 增山不二光等. 大径厚肉 Super9Cr 钢管的实用化. 三菱重工技报. 1987 (6)
- 24 Zeman M et al. Weldability of 9Cr1MoVNb 91 Steel Intended for Service in The Power Industry. Welding International. 1996. 10 (5): 58~68
- 25 Peter Seliger et al. Creep-rupture strength of welded joints made of X10CrMoVNb9-1 (91) Welding and Cuttings. Issue 4/2062
- 26 R. J. Jesseman. Nb Pickup in High-Dilution Submerged Arc Weld Deposits. Micro Alloying 75. Washington: 1975
- 27 大神正浩等. ボイラ管用 9Cr-0.5Mo-W 钢の開発と实用. 铁と钢. 1990 (7): 1124~1130
- 28 H Morimoto et al. Precipitation Behaviour in Weld Metal of W-containing. 9Cr Ferritic Heat-Resisting STEEL. Welding International. 1999. 13 (8): 5~14

- 29 伊勢田, 敦朗等. 高Crフライト系耐热鋼の長時間加熱脆化とLaves相析出に及ぼすSiおよびMoの影響. 鉄と鋼. 1990 (12): 132~139
- 30 Y. Tsuchida et al. Study of Creep Rupture Strenght in Heat Affected Zone of 9Cr-1Mo-V-Nb Steel by Welding Thermal Cycle Simulation. Welding Research Abroad. 1997 (8)
- 31 Carl D. Ludin et al. A Literature Review on Characteristics of High Temperature. Ferritic Cr-Mo Steels and Weldments. WRC Bulletin 454: 1~35
- 32 Hideshi Tezuka et al. A trigger of type iv damage and a new heat treatment procedure to suppress it. International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2005 (82): 165~174
- 33 R. Viswanathan. Damage Mechanisms and life assessment of high-temperature components. ASM International Metal Park, Ohio 44073: 82~86
- 34 Fujimitsu Masuyama. History of Power Plants and Progress in Heat Resistant Steels. ISIJ International. 2001. 41 (6): 612~625
- 35 V. Knezevic et al. Martensitic/Ferritic Super Heat-Resistant 650°C Steels-Design and Testing of Model Alloys. ISIJ International. 2002. 42 (12): 1505~1514
- 36 佐藤誠等. 50-60キロ非調質鋼溶接熱影響部の組織とじん性. 溶接学会志. 1981 (1): 11~19
- 37 A. A. Попов. А. Е. Попова. Изотермические и терекиические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Справочник термиста. 1965
- 38 Peter Seliger et al. Creep-rupture strength of welded joints made of X10CrMoVNb9-1 (P91). Welding Research Abroad. 2003 (3): 11~17
- 39 韩肇俊. ASME 批准认可的第三代新型铁素体耐热钢的性能及应用. ASME 在中国. 2004 (2): 30~41
- 40 増山不二光等. 溶接性良好高强度 12 钢管材的开发和应用. 三菱重工技报. 1986. 23 (2): 316~223
- 41 伊勢田, 敦朗等. 用 12Cr 钢破断强度及合金元素热处理影响. 鉄と鋼. 1990 (7): 36~43
- 42 S. K. Albert et al. Creep Rupture Properties of HAZs of a high Cr ferritic steel simulated by a weld simulator. International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2004 (81): 221~234
- 43 Hiroshi Teranishi et al. Fine-Grained TP347 Steel Tubing with High Elevated-Temperature Strength and Corrosion Resistance for Boiler Applications. The Sumitomo Search. 1989 (38): 63~74
- 44 Tsunetoshi Takahashi et al. Elevated-temperature Strength and Hot Corrosion Resistance of 20Cr-25Ni Steel for Ultra-supercritical Power Boiler. 鉄と鋼. 1990 (7): 1131~1138
- 45 R. B. Dooley et al. Ontario Hydro Experience with Dissimilar Metal Welds in Boiler Tubing. Welding J. 1982. 2: 45~49
- 46 R Viswanathan. Damage Mechanisms and Life Assessment of High-Temperature Components. ASM International. 1989: 216~219
- 47 D. I. Roberts et al. Performance of Dissimilar Welds in Service Journal of Pressure Vessel Technology. 1985. 107: 247~254
- 48 Dalcher, A. W. et al. High Temperature Thermal-Elastic Analysis of Dissimilar Metal Transition Joints. ASME Journal of Engineering Materials and Technology. 1977. 99 (1): 65
- 49 R. H. Ryder et al. Dissimilar Weld Failure Analysis and Development Advances in Welding Science and Technology. ASM International. 1986: 509~513
- 50 R. D. Nicholson. Effect of aging on interfacial structures of nickel-based transition joints. Metals science and technology. 1984: 115~124
- 51 B. J. Cane. Mechanistic Control Regimes for Intergrainular Cavity Growth in 2. 25Cr-1Mo Steel under Stress States. Metal Science. 1981. 15
- 52 М. Л. Бернштейн Металловедение и Термическая Обработка Стали и Чугуна Государственное Научно-

Техническое Издательство Литературы по Черной и Цветной Металлургии Москва 1956 p847~850

- 53 森本裕等, Creep Rupture Properties of Welded Joints of W Containing 9Cr Ferritic Heat Resistant Steel 溶接学会论文集 Vol. 15 No. 4 1997 p664~673

- 54 松田昭一等. 钢の强韧度. 东京: 日本铁钢协会日本金属协会出版, 1971

- 55 Н. Т. Гудцова Металловедение и Термическая Обработка (Справочник) Государственное Научно-Техническое Издательство Литературы по Черной и Цветной Металлургии Москва 1956 p905

- 56 Б. Е. Воловик Металловедение и Термическая Обработка Стали и Чугуна Государственное Научно-Техническое Издательство Литературы по Черной и Цветной Металлургии Москва 1956 p320