

# 第 5 章 不锈钢的焊接

## 5.1 概述

不锈钢是指能耐空气、水、酸、碱、盐及其溶液和其他腐蚀介质腐蚀的，具有高度化学稳定性的钢种。这类钢除了具有优良的耐蚀性能外，还具有优良的力学性能、工艺性能以及很大的工作温度范围（1050℃至-269℃），适于制造要求耐腐蚀、抗氧化、耐高温和超低温的零部件和设备，广泛应用于石油、化工、电力、仪表、食品、医疗、航空及核能等工业部门。

### 5.1.1 不锈钢中的合金元素

不锈钢的共同特点是  $w(\text{Cr})$  一般都在 12%

以上。铬是钢能耐蚀的关键元素，随着铬的增加，钢的化学稳定性也提高。在大气中或硝酸等氧化性酸中大约  $w(\text{Cr}) > 12\%$ ，即可形成很稳定的钝化状态。但对于盐酸、硫酸等非氧化性酸、盐类水溶液及亚硫酸等还原性酸，由于没有氧化作用，所以很容易被侵蚀。在这种腐蚀环境下，除铬以外，还加入 Ni、Mo、Cu 等使腐蚀速度减慢的合金元素，以提高其耐蚀性能。此外，为了提高钢的纯净度、改变其组织、增加其强度和改善其工艺性能等还加入其他合金元素。表 7-5-1 汇总了这些元素在不锈钢中的作用。

表 7-5-1 合金元素在不锈钢中的作用 [51]

合金元素	对组织结构的影响			对性能的影响						
	形成铁素体	形成奥氏体	形成碳化物	防止晶间腐蚀	增加耐蚀性	防止生成高温氧化皮	增加高温强度	赋予时效硬化	改善机械加工性	细化晶粒
铝 (Al)	◎					◎		◎		
碳 (C)		◎	○		◎		○			
铬 (Cr)	○		○			◎				
钴 (Co)							◎			
铌 (Nb)	○		◎	◎			◎	◎		○
铜 (Cu)					◎			○		
锰 (Mn)		△	△							
钼 (Mo)	○		△		◎		○			
镍 (Ni)		○			◎	○	○			
氮 (N)		◎					○			◎
磷 (P)								○	◎	
硒 (Se)									◎	
硅 (Si)	○				○	◎		○		
硫 (S)									◎	
钽 (Ta)	○		○	○			○	○		○
钛 (Ti)	◎		◎	◎		○	○	○		◎
钨 (W)	△		○				○			◎

注：◎—强作用 ○—中等作用 △—弱作用

### 5.1.2 不锈钢的分类及其特点

不锈钢种类繁多,分类方法各异。按成分分有以铬为主和以铬镍为主两大类,即 Cr 系不锈钢和 Cr-Ni 系不锈钢。前者  $w(\text{Cr})=12\%\sim 30\%$  之间,其基本类型为 Cr13 钢,后者  $w(\text{Cr})=12\%\sim 30\%$ ,  $w(\text{Ni})=6\%\sim 12\%$  和少量其他元素,其基本类型为 Cr18Ni9 钢。以这两种类型为基础发展出一系列不锈钢,耐热,并且有良好的力学性能和工艺性能的钢种。

按不锈钢使用状态的金相组织分有铁素体、马氏体、奥氏体、铁素体+奥氏体和沉淀硬化型不锈钢五类,前两类基本属于 Cr 系不锈钢,后三者是属于 Cr-Ni 系不锈钢。它们的特点简述如下:

#### (1) 铁素体型不锈钢

这类钢  $w(\text{Cr})$  在  $13\%\sim 30\%$  范围内,不含镍,有些加入铁素体稳定化元素,如 Al、Nb、Mo 和 Ti 等。无相变,故不能通过热处理方法强化,存在加热时晶粒长大的不可逆性。高铬 ( $w(\text{Cr})=17\%\sim 30\%$ ) 铁素体型不锈钢存在  $475^\circ\text{C}$  和  $\delta$  相析出而产生的脆性。钢的缺口敏感性和脆性转变温度较高,在加热后对晶间腐蚀也较敏感。

低铬铁素体不锈钢在弱腐蚀介质中,如淡水中,有良好的耐蚀性;高铬铁素体有良好的抗高温氧化能力,在氧化性酸溶液,如硝酸溶液中,有良好的耐蚀性,故其在硝酸和化肥工业中广泛使用。

#### (2) 马氏体型不锈钢

这类钢  $w(\text{Cr})\geq 13\%$ ,含碳量较高 ( $w(\text{C})=0.10\%\sim 0.4\%$ ) 具有同素异构转变,可采用热处理方法强化。其淬透性较高,含碳高的钢在空气中冷却也能得到马氏体。钢在淬-回火状态下使用,有较高的强度、硬度和耐磨性。通常用于制造在弱腐蚀性介质(如海水、淡水、水蒸气等)中,其使用温度小于或等于  $580^\circ\text{C}$ ,且受力较大的零件和工具。在汽轮机和燃气轮机中应用广泛。这类钢焊接性能不好,一般不用作焊接件。但是,经过复杂合金化的 12% 铬型马氏体钢具有很高的热强性,

不仅中温瞬时强度高,而且中温持久性能及抗蠕变性能也相当优越,耐应力腐蚀及冷热抗疲劳性能良好。很适于在  $550\sim 600^\circ\text{C}$  以下及湿热条件下工作的承力件和焊接构件。

#### (3) 奥氏体型不锈钢

这类钢在不锈钢中应用最广(约占 70%),它是在 18% 铬铁素体型不锈钢中加入 Ni、Mn、N 等奥氏体形成元素而获得的钢种系列。根据主加元素铬、镍含量,可分以下几种类型:

1) 18-8 型钢 它是应用最多的奥氏体不锈钢。如  $w(\text{C})\leq 0.03\%$  的 00Cr18Ni9 钢可用于超低温结构;添加稳定性元素的 1Cr18Ni9Ti 钢可用于  $700\sim 800^\circ\text{C}$  以下受腐蚀介质作用的结构。这类钢由于含镍量较低,常温时所形成的奥氏体不稳定,因而冷作硬化倾向较大。

2) 18-12 型钢 一般这类钢中  $w(\text{Mo})=2\%\sim 3\%$ ,如 Cr18Ni12Mo 钢,在各类酸(含有机酸和无机酸)中,尤其是在还原酸中能提高其耐蚀性,故一般作为耐酸钢使用。为进一步提高在还原酸中的耐蚀性,还可加入  $w(\text{Cu})=2\%\sim 2.5\%\text{Cu}$ 。由于钼是缩小  $\gamma$  相区的元素,为了固溶处理后能得到单一的奥氏体组织需将  $w(\text{Ni})$  提高到 12% 左右。钼有明显细化晶粒的作用,能提高抗热裂能力并改善综合力学性能和耐热性能。因此,像 Cr18Ni12Mo 钢可作为热强钢使用。

3) 25-20 型钢 这类钢的铬、镍含量都很高,如 Cr25Ni20Si 钢,具有很好的高温抗氧化性、组织稳定性和耐热性,可以作为高温(达  $1050^\circ\text{C}$ ) 腐蚀条件下工作的热稳定钢使用。钢中一般  $w(\text{Si})=2\%$  左右,以提高高温抗氧化性能和改善铸造性能。由于含镍量高,奥氏体稳定性大。但焊接热裂纹倾向也较大,也和高铬 ( $w(\text{Cr})>16\%\text{Cr}$ ) 铁素体钢一样,具有高温下  $\delta$  相析出而脆化的倾向。

由上可见,铬镍不锈钢可作为低温或超低温钢、耐蚀钢(抗大气或轻微介质腐蚀)、耐酸钢(耐化学介质腐蚀)、热强钢( $<700\sim 800^\circ\text{C}$ ) 及热稳定钢( $<1050^\circ\text{C}$ ) 使用。

4) 铬锰低镍型 为了节省贵重元素镍,

在 Cr18Ni9 钢的基础上加入稳定奥氏体的元素锰或锰和氮代替部分镍而获得的不锈钢, 如 1Cr18Mn8Ni5N 钢。这类钢也具有较好的塑性、韧性和工艺成形性能, 强度较高, 焊接性良好, 可以代替部分 18-8 型奥氏体不锈钢使用。但耐蚀性和抗氧化性略低, 冷作硬化倾向较大。

奥氏体型不锈钢的  $M_s$  点降到室温以下, 从室温到熔点基本上是无相变的奥氏体组织。因此, 也和铁素体钢一样, 无淬硬性, 但无磁性。其屈服点较低, 只能通过冷作硬化来提高强度。此外这类钢具有晶间腐蚀倾向。

钢中添加钛和铌, 可使碳化物稳定, 提高钢的耐晶间腐蚀能力。降低钢的含碳量也有相同的效果。如  $w(C) = 0.02\% \sim 0.03\%$  的超低碳奥氏体不锈钢, 不仅没有晶间腐蚀, 而且不会产生含钛、铌不锈钢焊后常出现的刀状腐蚀。钢中添加  $w(Mo) = 2\% \sim 3\%$  的钼, 可提高钢的钝化范围, 使之在硫酸、尿素、磷酸以及含氯离子介质中也能有较好的耐蚀性、并降低钢的晶间腐蚀倾向, 提高耐点蚀能力。

#### (4) 铁素体-奥氏体型不锈钢

这类钢是在 18-8 型奥氏体不锈钢的基础上, 添加更多的铬、钼、硅等有利于形成铁素体的元素。或降低钢的含碳量而获得。钢中铁

素体  $\delta$  的体积分数为 60%~40%, 而奥氏体  $\gamma$  的体积分数为 40%~60%, 故又称双相不锈钢。不能淬硬, 有磁性, 其屈服点为奥氏体型不锈钢的两倍, 焊接性良好, 韧性较高, 应力腐蚀、晶间腐蚀及焊接时的热裂倾向均小于奥氏体型不锈钢。缺点是在 550~900℃ 范围内使用或保温有  $\delta$  相脆化倾向。多用于在一定温度范围下工作的焊接件, 特别适用于各种工业用的热交换器, 能解决化工和石油化工中许多严重的腐蚀问题。

#### (5) 沉淀硬化 (PH) 不锈钢

这是一类经过时效强化处理以形成析出硬化相的高强度不锈钢。最典型的有马氏体沉淀硬化钢, 如 0Cr17Ni4Cu4Nb (简称 17-4PH); 半奥氏体 (奥氏体 + 马氏体) 沉淀硬化钢, 如 0Cr17Ni7Al (17-7PH)。这类钢的优点是经沉淀硬化处理后具有高的强度, 耐蚀性优于铁素体型不锈钢, 而略低于奥氏体型不锈钢。主要用于制造要求强度高, 耐蚀的容器和构件。这类钢的缺点是热处理工艺相对复杂。

### 5.1.3 不锈钢的基本特性

#### (1) 不锈钢的物理性能

不锈钢的物理性能与低碳钢相比有很大的差异, 表 7-5-2 中举例作比较。组织状态

表 7-5-2 不锈钢的物理性能 [1, 49]

类 型	钢 号	密度 $\rho$ (20℃) /g·cm <sup>-3</sup>	热容 $C$ (0~100℃) /J (g·K) <sup>-1</sup>	热导率 $\lambda$ (100℃) /W·(m·K) <sup>-1</sup>	线膨胀系数 $\alpha$ (0~100℃) /10 <sup>-6</sup> ·K	电阻率 $\mu$ (20℃) /μΩ·cm
铁素体型	0Cr13	7.5	0.46	0.27	10.8	61
	4Cr25N	7.47	0.50	0.21	10.4	67
马氏体型	1Cr13	7.75	0.46	0.25	9.9	57
	2Cr13	7.75	0.46	0.25	10.3	55
18-8 型 奥氏体钢	0Cr19Ni10	8.03	0.5	0.15	16.9	72
	1Cr18Ni9Ti	8.03	0.5	0.16	16.7	74
	1Cr18Ni12Mo2	8.03	0.5	0.16	16.0	74
25-20 型 奥氏体钢	2Cr25Ni20	8.03	0.5	0.14	14.4	78
	0Cr21Ni32	8.03	0.5	0.11	14.2	99
碳素钢		7.86	0.50	0.59	11.4	13

相同的钢种,其物理性能基本相同。从表中看出,合金元素含量越多,热导率 $\lambda$ 就越小,而线膨胀系数 $\alpha$ 和电阻率 $\mu$ 越大。碳钢的密度 $\rho$ 稍大于马氏体和铁素体不锈钢,但却低于奥氏体不锈钢,电阻率 $\mu$ 则按碳钢、铁素体钢、奥氏体钢顺序增大。奥氏体不锈钢的电阻可达碳钢的5倍,铜的40倍。奥氏体不锈钢线膨胀系数比碳钢约大50%,而马氏体钢和铁素体不锈钢的线膨胀系数大体上和碳钢相同。奥氏体不锈钢的热导率比碳钢低,仅为其1/3左右。马氏体和铁素体钢的热导率约为碳钢的1/2。

不锈钢中奥氏体不锈钢通常是非磁性的,但当冷加工硬化产生马氏体相变时,将产生磁性,可通过热处理方法来消除这种马氏体和磁性。另外,在奥氏体的焊缝金属中,若含有铁素体则呈弱磁性。

## (2) 不锈钢的耐蚀性能

金属受介质的化学及电化学反应而破坏的现象称腐蚀。不锈钢在一定条件下也可能产生腐蚀,其腐蚀形式可归纳为均匀腐蚀和局部腐蚀两大类,对焊接接头危害较大的是局部腐蚀。

1) 均匀腐蚀 又叫总体腐蚀,是指接触腐蚀介质的金属表面全部产生腐蚀的现象,对于像硝酸等氧化性酸,不锈钢表面能形成富铬氧化膜,它阻止金属的离子化而产生钝化作用,故不易产生均匀腐蚀。而对于像硫酸等还原酸,只含Cr的马氏体钢和铁素体钢则不耐腐蚀;含有Ni的奥氏体不锈钢则有良好的耐蚀性。但是如果在含氯离子( $\text{Cl}^-$ )的介质中,铬-镍奥氏体钢也容易发生钝化膜破坏,而被腐蚀。

若钢中含有Mo,则在各种酸中均有改善耐蚀性的作用。

2) 点蚀和缝隙腐蚀 点蚀是指金属表面产生小孔状或小坑状的腐蚀,其直径一般等于或小于深度;缝隙腐蚀是在金属结构的各种缝隙处产生的腐蚀。两者形成的条件不同,但产生腐蚀的机理是一样的,都是在腐蚀区产生“闭塞电池腐蚀”作用所致。点蚀主要是不锈钢在含有 $\text{Cl}^-$ 等卤素离子的溶液中,其表面钝化膜由

于某种原因发生局部破坏,在破坏点形成了腐蚀电池而发生的腐蚀。组织缺陷、各种表面机械损伤以及焊接的各种表面缺陷等,都会加速点蚀的产生。增加材料的均匀性、晶界析出物以及提高钝化膜的稳定性都能提高耐点蚀能力。降低碳含量,增加铬和钼以及镍的含量有利改善耐点蚀性能。

在氯离子环境中由于有缝隙存在,在该处溶液流动发生迟滞,介质扩散受到限制,出现介质成分和浓度与整体有很大差别,形成了闭塞电池而产生缝隙腐蚀。由于点蚀和缝隙腐蚀具有共同性质,因此,耐点蚀的钢也都有耐缝隙腐蚀的性能。改善运行条件、改变介质成分和结构设计形式是防止缝隙腐蚀的重要措施。

3) 晶间腐蚀 是指介质从金属表面沿晶界向内部扩展,造成沿晶的腐蚀破坏。这种腐蚀具有隐蔽性,危害极大,其根源在于金属受热后晶界的物理化学状态发生变化,晶粒晶界之间构成了腐蚀电池。

晶间腐蚀常见于奥氏体不锈钢,该钢对晶间腐蚀的敏感程度与其成分、加热温度和时间有关。图7-5-1是18-8型奥氏体不锈钢晶间

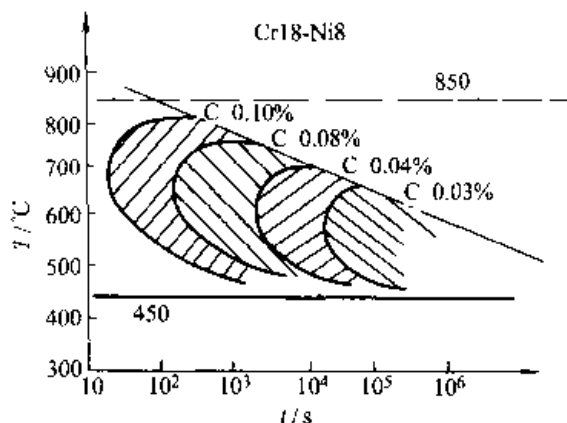


图 7-5-1 18-8 钢晶间腐蚀的敏感温度-时间曲线

腐蚀敏感温度-时间曲线。从图看出,18-8 型奥氏体不锈钢在 450~850℃加热后对晶间腐蚀最为敏感,通常把这一温度区间称敏化温度区间,在这区间加热的过程称敏化过程。敏感温度随钢的含碳量而改变,碳愈高出现晶间腐

蚀的温度上限愈高,反之则愈低。图中影线部位是丧失耐晶间腐蚀能力区域,在曲线的左方和右方各有一个不产生晶间腐蚀的区域,分别称一次稳定区和二次稳定区。短时间加热或较长时间加热,都不出现晶间腐蚀。敏化时间随钢的含碳量降低而延长。

奥氏体不锈钢产生晶间腐蚀的原因可用贫铬理论来解释。18-8 钢在敏化温度作用下,原以过饱和状态存在  $\gamma$  中的那部分碳将向晶界扩散,并与铬结合成碳化物而沉积于晶界,使  $\gamma$  周围形成贫铬区。结果在介质作用下,正电位最大的碳化物与负电位最大的贫铬区以及与  $\gamma$  晶粒之间,构成多极电池系统,从而在沿晶界贫铬区形成腐蚀通道。

防止晶间腐蚀的主要措施,首先是尽量降低碳含量,如  $w(C) < 0.03\%$  或更低;或添加强碳化物形成元素 Ti 或 Nb;其次调整金属相比例,使之含有体积分数为 5% 左右的一次铁素体  $\delta$  相,以消除单一组织形成的腐蚀通道。

高铬铁素体不锈钢也会发生晶间腐蚀。将这种钢加热到  $925^{\circ}\text{C}$  以上急冷后就有晶间腐蚀倾向,但经  $650\sim 815^{\circ}\text{C}$  短时加热便可消除。铁素体不锈钢发生晶间腐蚀的主要原因,仍然是贫铬现象。除 C 以外, N 也是有害元素,二者在  $\delta$  中的溶解度都比在  $\gamma$  中低,加上 Cr 的扩散速度在  $\delta$  中也比在  $\gamma$  中高得多,所以即使由高温快速冷却,也不能避免铬的碳化物或氮化物沿晶间析出。只有当碳和氮总质量分数降低到 0.01% 以下时,才能避免晶间腐蚀。

组织为  $\gamma + \delta$  的双相不锈钢,特别是加 Mo 的双相钢,具有比相近含碳量的奥氏体不锈钢高得多的耐晶间腐蚀能力,在退火状态下也有良好的耐应力腐蚀能力。

晶间腐蚀试验在本篇第 1 章 1.3.3 已述及,应按 GB/T4334 进行。

4) 应力腐蚀 又称应力腐蚀开裂,简称 SCC。它是在拉应力与腐蚀介质共同作用下引起的破裂。这种破裂往往是在远低于材料屈服点的低应力下和在即使很微弱的腐蚀环境中以裂纹形式出现。这种裂纹一旦形成,常以很快

速度向前扩展,事先无明显征兆,故危险性很大。产生应力腐蚀有三个主要条件:即特定成分及组织的金属,特定的环境和足够的拉应力。其形成机理见第 2 篇第 4 章。

纯金属一般不产生应力腐蚀,应力腐蚀发生在合金中。在晶界上的合金元素偏析是引起晶间型开裂的应力腐蚀重要原因。不锈钢的应力腐蚀大部分是由氯引起,高浓度苛性碱、硫酸水溶液等也会引起应力腐蚀。表 7-5-3 是易

表 7-5-3 易引起奥氏体不锈钢应力腐蚀的介质<sup>[1]</sup>

介 质	断 裂 性 质
硫酸铝	IT
氯化铵	IT
硝酸铵	I
氯化铷	IT
氯化钙	IT
氯化钴	T
氯乙烷	IT
硅氟酸	T
氢氟酸	IT
氯化氢	T
硝酸、盐酸、氢	IT
氟酸混合酸溶液	
氯化锂	IT
氯化镁	T
氯化汞	IT
氯代甲烷(含水)	T
有机酸+氯化物	T
有机氯化物	T
氯化钾	IT
氢氧化钾	T
铝酸钠	IT
氢氧化钠	IT
硫酸钠	IT
硫酸溶液	IT
亚硫酸溶液	IT
氯化锌	T

I —— 晶间裂纹; T —— 贯穿晶裂纹;

IT —— 晶间裂纹及贯穿晶裂纹。

引起奥氏体不锈钢应力腐蚀的介质。奥氏体不锈钢因氯化物引起的应力腐蚀开裂, 主要属于阳极溶解腐蚀开裂, 即 APC 型 SCC。但当有较多的  $\delta$  相存在时, 在高压加氢或含  $H_2S$  的介质中也会产生阴极氢脆开裂, 即 HEC 型 SCC。马氏体钢和铁素体钢更易产生 HEC 型 SCC。钢的硬度越高, 产生 HEC 型 SCC 越容易。

奥氏体不锈钢耐氯化物应力腐蚀开裂性能随其含镍量的提高而增大, 故 25-20 钢比 18-8 钢耐应力腐蚀。含钼的钢对耐应力腐蚀不利, 故 18-8Ti 钢比 18-8Mo 钢耐应力腐蚀性能好。

铁素体不锈钢比奥氏体不锈钢具有好的耐应力腐蚀性; 奥氏体不锈钢中增加铁素体含量时, 能增加耐应力腐蚀能力, 当  $\phi$  (铁素体)  $>60\%$  时, 又有所下降。

应力腐蚀试验应按国家标准 GB/T 17898—1999 进行, 见本篇第 1 章 1.3.3。

### (3) 不锈钢的力学性能

不锈钢常温的力学性能与金相组织有着密切关系, 不同的组织显示不同的特性。马氏体不锈钢退火状态下强度低, 塑性、韧性好, 一经淬火便硬化, 显示出很高的抗拉强度, 同时

塑性、韧性降低。铁素体不锈钢没有淬硬性, 抗拉强度几乎与碳素钢相同, 但一般韧性较低。奥氏体不锈钢的抗拉强度高, 塑性、韧性也好, 但屈服点较低。

不锈钢比碳素钢高温强度高、耐氧化性好, 适于高温使用。其中, 铁素体和奥氏体不锈钢可作为耐热钢来使用, 但必须注意  $\delta$  相析出和 475℃脆性等问题。马氏体不锈钢因会发生相变, 故使用温度受到限制。

在高温强度上 18-8 型奥氏体不锈钢优于马氏体和铁素体不锈钢, 若再添加 Nb、Mo 等元素或增加 Ni 和 Cr 含量时, 则高温强度将进一步提高。

奥氏体不锈钢与铁素体和马氏体不锈钢相比, 显示了相当好的冲击韧度。因为奥氏体的晶粒构造是面心立方晶格, 在极低的温度下也有良好的韧性, 所以能用于制造液化天然气、液氮、液氧的容器设备。而马氏体和铁素体不锈钢的韧性低, 不适于低温使用。

### (4) 不锈钢对各种弧焊方法的适应性

不锈钢因化学成分、组织状态、物理和力学性能等方面存在差异, 因而对各种焊接方法有不同的适应性, 见表 7-5-4。

表 7-5-4 不锈钢对各种弧焊方法的适应性<sup>[4]</sup>

焊 接 方 法	不 锈 钢 类 型			适应厚度 /mm	说 明
	马氏体型	铁素体型	奥氏体型		
焊条电弧焊	很少应用	较适用	适用	$>1.5$	薄板不易焊透, 焊缝余高大
手工 TIG 焊	较适用	较适用	适用	$0.5\sim3$	大于 3mm 可多层焊, 但效率不高
自动 TIG 焊	较适用	较适应	适用	$0.5\sim3$	大于 4mm 可多层焊; 小于 0.5mm, 操作要求严格
脉冲 TIG 焊			适用	$0.5\sim4$	焊接线能量低, 工艺参数调节范围宽
				$<0.5$	卷边接头
MIG 焊	较适用	较适应	适用	$3\sim8$	开坡口, 可单面焊双面成形
				$>8$	开坡口, 多层焊
脉冲 MIG 焊	较适用	较适用	适用	$>2$	焊接线能量小, 工艺参数调节范围宽
等离子弧焊	小孔法		适用	$3\sim8$	开 I 形坡口, 单面焊双面成形
	熔透法			$\leq 3$	同于 T 和自动 TIG 焊
微束等离子弧焊			适用	$<0.5$	卷边接头
埋弧焊	很少应用	很少应用	适用	$>6$	效率高、劳动条件好, 但焊缝冷却速度慢

## 5.2 奥氏体不锈钢的焊接

是固溶处理状态交货。固溶处理使奥氏体不锈钢再结晶和软化,并使铬的碳化物固溶到奥氏体中,获得稳定的奥氏体,以改善其耐蚀性能。

## 5.2.1 化学成分与力学性能

奥氏体不锈钢的化学成分见表 7-5-5。一般

表 7-5-6 为其热处理工艺及力学性能。

表 7-5-5 奥氏体不锈钢的牌号和化学成分 (摘自 GB/T 1220—1992)

序号	牌 号	化 学 成 分 (质量分数) (%)										
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	其他
1	1Cr17Mn6Ni5N	≤0.15	≤1.00	5.50 ~ 7.50	≤0.060	≤0.030	3.50 ~ 5.50	16.00 ~ 18.00	—	—	≤0.25	—
2	1Cr18Mn8Ni5N	≤0.15	≤1.00	7.50 ~ 10.00	≤0.060	≤0.030	4.00 ~ 6.00	17.00 ~ 19.00	—	—	≤0.25	—
3	1Cr18Mn10Ni5Mo3N	≤0.10	≤1.00	8.50 ~ 12.00	≤0.060	≤0.030	4.00 ~ 6.00	17.00 ~ 19.00	2.8 ~ 3.5	—	0.20 ~ 0.30	—
4	1Cr17Ni7	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	6.00 ~ 8.00	16.00 ~ 18.00	—	—	—	—
5	1Cr18Ni9	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00 ~ 10.00	17.00 ~ 19.00	—	—	—	—
6	Y1Cr18Ni9	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.20	≥0.15	8.00 ~ 10.00	17.00 ~ 19.00	①	—	—	—
7	Y1Cr18Ni9Se	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.20	≤0.060	8.00 ~ 10.00	17.00 ~ 19.00	—	—	—	Se≥0.15
8	0Cr18Ni9	≤0.07	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00 ~ 11.00	17.00 ~ 19.00	—	—	—	—
9	00Cr19Ni10	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00 ~ 12.00	18.00 ~ 20.00	—	—	—	—
10	0Cr19Ni9N	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	7.00 ~ 10.50	18.00 ~ 20.00	—	—	0.10 ~ 0.25	—

(续)

序号	牌 号	化 学 成 分 (质量分数) (%)										
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	其他
11	0Cr19Ni10NbN	≤0.8	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	7.50 ~ 10.50	18.00 ~ 20.00		—	0.15 ~ 0.30	Nb≤0.15
12	00Cr18Ni10N	≤ 0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.50 ~ 11.50	17.00 ~ 19.00	—	—	0.12 ~ 0.22	—
13	1Cr18Ni12	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.50 ~ 13.00	17.00 ~ 19.00	—	—	—	—
14	0Cr23Ni13	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	12.00 ~ 15.00	22.00 ~ 24.00	—	—	—	—
15	0Cr25Ni20	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	19.00 ~ 22.00	24.00 ~ 26.00	—	—	—	—
16	0Cr17Ni12Mo2	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00 ~ 14.00	16.00 ~ 18.50	2.00 ~ 3.00	—	—	—
17	1Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.00 ~ 14.00	16.00 ~ 19.00	1.80 ~ 2.50	—	—	Ti=5× (C%-0.02) ~0.80
18	0Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.00 ~ 14.00	16.00 ~ 19.00	1.80 ~ 2.50	—	—	Ti=5×C% ~0.70
19	00Cr17Ni14Mo2	≤ 0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	12.00 ~ 15.00	16.00 ~ 18.00	2.00 ~ 3.00	—	—	—
20	0Cr17Ni12Mo2N	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00 ~ 14.00	16.00 ~ 18.00	2.00 ~ 3.00	—	0.10 ~ 0.22	—
21	00Cr17Ni13Mo2N	≤ 0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.50 ~ 14.50	16.00 ~ 18.50	2.00 ~ 3.00	—	0.12 ~ 0.22	—
22	0Cr18Ni12Mo2Cu2	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	10.00 ~ 14.50	17.00 ~ 19.00	1.20 ~ 2.75	1.00 ~ 2.50	—	—

(续)

序号	牌 号	化 学 成 分 (质量分数) (%)										
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	其他
23	00Cr18Ni14Mo2Cu2	≤ 0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	12.00 ~ 16.00	17.00 ~ 19.00	1.20 ~ 2.75	1.00 ~ 2.50	—	—
24	0Cu19Ni13Mo3	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.00 ~ 15.00	18.00 ~ 20.00	3.00 ~ 4.00	—	—	—
25	00Cr19Ni13Mo3	≤ 0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.00 ~ 15.00	18.00 ~ 20.00	3.00 ~ 4.00	—	—	—
26	1Cr18Ni12Mo3Ti	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.00 ~ 14.00	16.00 ~ 19.00	2.50 ~ 3.50	—	—	Ti = 5 × (C% - 0.02) ~0.80
27	0Cr18Ni12Mo3Ti	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.00 ~ 14.00	16.00 ~ 19.00	2.50 ~ 3.50	—	—	Ti = 5 × C% - 0.70
28	0Cr18Ni16Mo5	≤ 0.040	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	15.00 ~ 17.00	16.00 ~ 19.00	4.00 ~ 6.00	—	—	—
29	1Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.00 ~ 11.00	17.00 ~ 19.00	—	—	—	Ti = 5 × (C% - 0.02) ~0.80
30	0Cr18Ni10Ti	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	9.00 ~ 12.00	17.00 ~ 19.00	—	—	—	Ti ≥ 5 × C%
31	0Cr18Ni11Nb	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	9.00 ~ 13.00	17.00 ~ 19.00	—	—	—	Nb ≥ 10 × C%
32	0Cr18Ni9Cu3	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	8.50 ~ 10.50	17.00 ~ 19.00	—	3.00 ~ 4.00	—	—
33	0Cr18Ni13Si4	≤0.08	3.00 ~ 5.00	≤2.00	≤0.035	≤0.030	11.50 ~ 15.00	15.00 ~ 20.00	—	—	—	—

① 可加入  $w(\text{Mo}) \leq 0.60\%$  的钼。

表 7-5-6 奥氏体型不锈钢的热处理工艺和力学性能 (摘自 GB/T 1220—1992)

序号	牌 号	热 处 理 / ℃	拉 伸 试 验				冲击 吸收功 $A_K / J$	硬 度 试 验		
			$\sigma_{0.2}$ / MPa	$\sigma_b$ / MPa	$\delta_5$ (%)	$\Psi$ (%)		HBS	HRB	HV
			$\geq$					$\leq$		
1	1Cr17Mn6Ni5N	固溶 1010~1120, 快冷	275	520	40	45	—	241	100	253
2	1Cr18Mn8Ni5N	固溶 1010~1120, 快冷	275	520	40	45	—	207	95	218
3	1Cr18Mn10Ni5Mo3N	固溶 1100~1150, 快冷	345	685	45	65	—	—	—	—
4	1Cr17Ni7	固溶 1010~1150, 快冷	205	520	40	60	—	187	90	200
5	1Cr18Ni9	固溶 1010~1150, 快冷	205	520	40	60	—	187	90	200
6	Y1Cr18Ni9	固溶 1010~1150, 快冷	205	520	40	50	—	187	90	200
7	Y1Cr18Ni9Se	固溶 1010~1150, 快冷	205	520	40	50	—	187	90	200
8	0Cr18Ni9	固溶 1010~1150, 快冷	205	520	40	60	—	187	90	200
9	00Cr19Ni10	固溶 1010~1150, 快冷	177	480	40	60	—	187	90	200
10	0Cr19Ni9N	固溶 1010~1150, 快冷	275	550	35	50	—	217	95	220
11	0Cr19Ni10NbN	固溶 1010~1150, 快冷	345	685	35	50	—	250	100	260
12	00Cr18Ni10N	固溶 1010~1150, 快冷	245	550	40	50	—	217	95	220
13	1Cr18Ni12	固溶 1010~1150, 快冷	177	480	40	60	—	187	90	200
14	0Cr23Ni13	固溶 1030~1150, 快冷	205	520	40	60	—	187	90	200
15	0Cr25Ni20	固溶 1030~1180, 快冷	205	520	40	50	—	187	90	200
16	0Cr17Ni12Mo2	固溶 1010~1150, 快冷	205	520	40	60	—	187	90	200
17	1Cr18Ni12Mo2Ti	固溶 1000~1100, 快冷	205	530	40	55	—	187	90	200
18	0Cr18Ni12Mo2Ti	固溶 1000~1100, 快冷	205	530	40	55	—	187	90	200
19	00Cr17Ni14Mo2	固溶 1010~1150, 快冷	177	480	40	60	—	187	90	200
20	0Cr17Ni12Mo2N	固溶 1010~1150, 快冷	275	550	35	50	—	217	95	220
21	00Cr17Ni13Mo2N	固溶 1010~1150, 快冷	245	550	40	50	—	217	95	220
22	0Cr18Ni12Mo2Cu2	固溶 1010~1150, 快冷	205	520	40	60	—	187	90	200
23	00Cr18Ni14Mo2Cu2	固溶 1010~1150, 快冷	177	400	40	60	—	187	90	200
24	0Cr19Ni13Mo3	固溶 1010~1150, 快冷	205	520	40	60	—	187	90	200
25	00Cr19Ni13Mo3	固溶 1010~1150, 快冷	177	480	40	60	—	187	90	200
26	1Cr18Ni12Mo3Ti	固溶 1000~1100, 快冷	205	530	40	55	—	187	90	200
27	0Cr18Ni12Mo3Ti	固溶 1000~1100, 快冷	205	530	40	55	—	187	90	200
28	0Cr18Ni16Mo5	固溶 1030~1180, 快冷	177	480	40	45	—	187	90	200
29	1Cr18Ni9Ti	固溶 920~1150, 快冷	205	520	40	50	—	187	90	200
30	0Cr18Ni10Ti	固溶 920~1150, 快冷	205	520	40	50	—	187	90	200
31	0Cr18Ni11Nb	固溶 980~1150, 快冷	205	520	40	50	—	187	90	200
32	0Cr18Ni9Cu3	固溶 1010~1150, 快冷	177	480	40	60	—	187	90	200
33	0Cr18Ni13Si4	固溶 1010~1150,快冷	205	520	40	60	—	207	95	218

### 5.2.2 焊接性

奥氏体不锈钢比其他不锈钢容易焊接。在任何温度下都不会发生相变，对氢脆不敏感，在焊态下奥氏体不锈钢接头也有较好的塑性和韧性。焊接的主要问题是：焊接热裂纹、脆化、晶间腐蚀和应力腐蚀等。此外，因导热性能差，线胀系数大，焊接应力和变形较大。

#### (1) 焊接热裂纹

奥氏体不锈钢较一般结构钢易产生焊接热裂纹，其中以焊缝的结晶裂纹为主，个别钢种在近缝区或多层焊层间也可能产生液化裂纹。焊缝的金相组织、化学成分和焊接应力是导致奥氏体不锈钢焊接接头产生热裂纹的主要因素。分述如下：

1) 焊缝金相组织的影响 奥氏体不锈钢对热裂的敏感性主要取决于焊缝的金相组织。实践表明，与奥氏体内有少量铁素体的焊缝组织相比，单相奥氏体焊缝组织对热裂纹更为敏感。

① 焊缝组织图 是表示不锈钢焊缝金属的化学成分与相组织之间的关系图。不锈钢焊缝组织的类型主要取决于其合金元素的配比。在各种合金元素中，铬是典型的铁素体形成元素，而镍是典型的奥氏体形成元素，其他元素的影响都可按其作用大小折算成相应的铬或镍当量，记为  $Cr_{eq}$  或  $Ni_{eq}$ 。将一系列不同合金成分的铬、镍当量与其焊态组织对应起来并绘成图，就得到如图 7-5-2 所示的焊缝组织图。最早的焊缝组织图是由舍夫勒 (Schaeffler) 建立，故又称舍夫勒图，见图 7-5-2a。舍夫勒图没有考虑氮作为奥氏体化元素的影响，其实氮的影响和碳一样强烈，一个氮就相当于 30 个镍的作用。若在镍当量中增加氮的影响，则得图 7-5-2b 所示的德龙 (Delong) 组织图。有时两图一起使用，则称舍夫勒-德龙组织图。

图中有 A (奥氏体)、F (铁素体)、M (马氏体) 等各种组织的区域范围。根据母材、填充金属的化学成分及稀释率求出焊缝金属的化学成分，按坐标上给出的公式计算出铬和镍

当量，在图上即可确定出焊缝金属的组织。该图不仅方便地确定给定合金成分的焊态组织，而且可反过来按焊缝组织的要求确定对应的铬、镍当量，然后据此选择填充金属或调整焊缝成分。此图，还适用于不锈钢与异种钢的焊接。

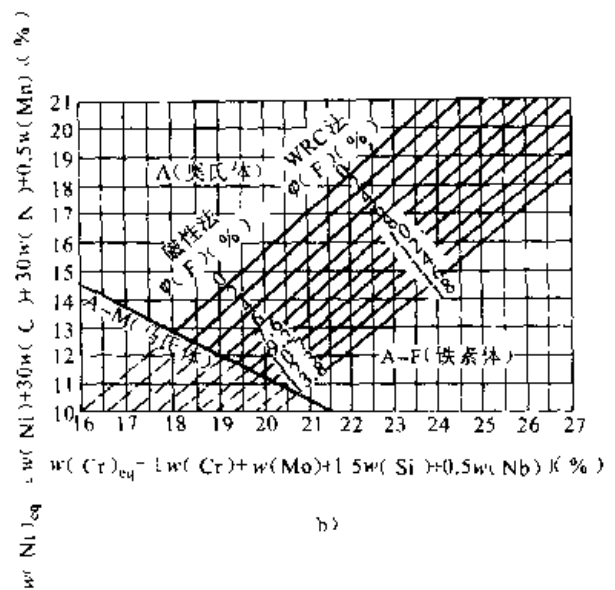
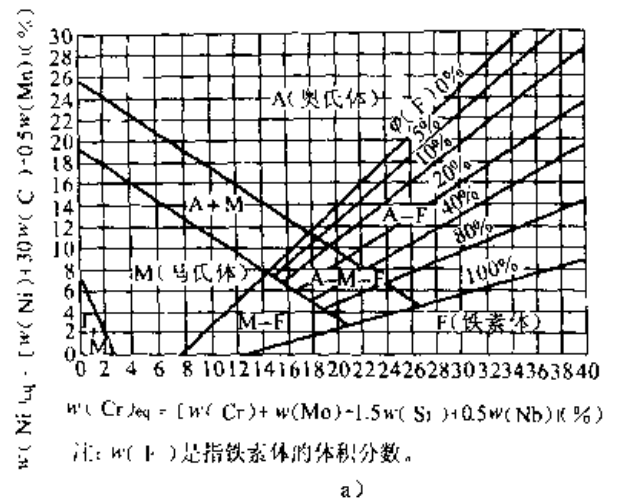


图 7-5-2 焊缝组织图

a) 舍夫勒 (Schaeffler) 组织图

b) 德龙 (Delong) 组织图

② 单相奥氏体的焊缝组织 从图 7-5-2a 看出 A 的区域位于图的上方，说明单相奥氏体的含镍量较高。随着含镍量增加，奥氏体稳定化程度提高，对硫、磷、铅、铋等杂质更为敏感，且与某些极限溶解度小的元素，如铝、硅、钛、铅铋等，易形成低溶共晶，

使金属的实际凝固温度下降,从而增大了结晶温度区间;奥氏体钢热导率小,线膨胀系数大,在焊接过程中易形成较大的焊接拉应力;单相奥氏体焊缝易形成方向性强的粗大柱状晶组织,有利于上述有害杂质和元素的偏析,从而形成连续的晶间液态夹层;在熔池凝固过程中,奥氏体钢中开始产生拉伸应变的温度高于一般结构钢,且该温度随焊件厚度和焊接线能量的增大而提高,因而金属在脆性温度区积累的应变量增加;在上述各因素综合影响下,单相奥氏体不锈钢焊接接头呈现出较大的热裂敏感性。

③ 奥氏体加少量异相的焊缝组织 含镍量较低 [ $w(\text{Ni}) < 15\%$  镍] 的奥氏体不锈钢,如 18-8 型钢,合金化程度不太高,若在焊缝中含有少量 (约  $\phi(\delta\text{-Fe})$  5% 左右)  $\delta$  铁素体,则大大提高了焊缝的抗结晶裂纹能力。这是因为少量  $\delta$  相能阻止奥氏体晶粒长大,细化凝固亚晶组织,打乱枝晶的方向性,增加晶界和亚晶界的面积,使液态薄膜更为分散地分布在晶界和亚晶界上,且被  $\delta$  相分隔成不连续状,因而减弱了低熔点物质的有害作用;此外,  $\delta$  相能改变晶间夹层的成分和性能,起到冶金净化作用。 $\delta$  相比  $\gamma$  相能固溶更多的杂质元素,例如硫在  $\delta$  相为 18%,而在  $\gamma$  相中只有 0.05%,磷在  $\delta$  相中的最大溶解度为 2.8%,而在  $\gamma$  相中只有 0.25%,因此,减少了有害杂质的偏析。所以,为了提高低镍奥氏体钢焊缝的抗结晶裂纹性能,希望在焊缝内含有体积分数为 2%~8% 的  $\delta$  相。

对于  $w(\text{Ni}) > 15\%$  的奥氏体不锈钢,则不宜采用上述  $\gamma + \delta$  双相焊缝来防止结晶裂纹。因为,这类钢含镍量高,具有稳定的奥氏体组织,要获得  $\delta$  相必须加入较多的铁素体化元素或减少镍含量,这样将造成焊缝与母材的成分有很大差别,导致性能上与母材不一致,焊缝的塑性和韧性偏低;此外,这类钢多属于长期在高温条件下工作的热稳定钢,若钢中有了足以防止结晶裂纹的  $\delta$  相,则不能防止在高温长期工作的  $\delta$  相析出脆化。所以,对高镍奥氏体

不锈钢需通过别的途径来获得双相组织来改善抗热裂性能。

研究表明,使高镍奥氏体不锈钢焊缝为  $\gamma + \text{C}_1$  或  $\gamma + \text{B}_1$  的双相组织,既提高抗裂性又不降低焊缝的高温性能。这里  $\text{C}_1$  为一次碳化物,  $\text{B}_1$  为一次硼化物。为了获得  $\gamma + \text{C}_1$  双相组织,可适当提高焊缝含碳量和加入适量的碳化物形成元素铌,使形成  $\text{NbC}$ ,并保持比值  $w(\text{Nb})/w(\text{C}) = 10$ ,同时限制含硅量,使  $\text{Nb}/\text{Si} = 4 \sim 8$ ,就能较为有效地减少热裂倾向。在焊缝中加入适量的硼,使之形成硼化物,也起到同样的效果。

2) 焊缝化学成分的影响 不锈钢中可能遇到的合金元素在单相奥氏体焊缝和  $\gamma + \delta$  双相焊缝中对结晶裂纹倾向的影响不完全相同,表 7-7-7 大致归纳了它们的影响。

表 7-7-7 常用合金元素对不锈钢焊缝结晶裂纹倾向的影响

元 素	$\gamma + \delta$ 双相组织焊缝	$\gamma$ 单相组织焊缝
奥氏体化元素	Ni	显著增大热裂倾向
	C	减小热裂倾向 [ $w(\text{C}) = 0.3\% \sim 0.5\%$ 并同 时有 Nb、Ti 等]
	Mn	减少热裂倾向若使 $\delta$ 相消失,则增大热裂倾向
	Cu	影响不大 (Mn 极少时); 显著增大热裂倾向 [ $w(\text{B}) = \geq 2\%$ ]
	N	提高抗裂性 (如能保持 $\gamma + \delta$ 双相组织)
	B	万分之几时,强裂增大热裂倾向: $w(\text{B}) = 0.4\% \sim 0.7\%$ 减小热裂倾向

(续)

元 素	$\gamma$ - $\delta$ 双相组织焊缝	$\gamma$ 单相组织焊缝
Cr	提高抗裂性 ( $w(\text{Cr})/\text{Ni}) \geq 1.9 \sim 2.3$ )	无坏作用, 形成 Cr-Ni 高熔点共晶细化晶粒
Si	减少热裂倾向 (通过焊丝加入 $w(\text{Si}) 1.5\% \sim 3.5\%$ )	显著增大热裂倾向 ( $w(\text{Si}) \geq 0.3\% \sim 0.7\%$ )
Ti	影响不大 ( $w(\text{Ti}) \leq 1.0\%$ ) 或细化晶粒, 减少热裂倾向	显著增大热裂倾向; 当 $\text{Ti}/\text{C}=6$ 时, 减少热裂倾向
Nb	易产生区域偏析, 减少热裂倾向	显著增大热裂倾向; 当 $\text{Nb}/\text{C}=10$ 时, 可减少热裂倾向
Mo	细化晶粒, 减少热裂倾向	显著提高抗裂性
V	显著提高抗裂性 (有细化晶粒和去除 S 的作用)	稍增大热裂倾向; 如能形成 VC, 可细化晶粒减少热裂倾向
Al	减少热裂倾向	强烈增大热裂倾向

从表中看出, 对于低镍 ( $w(\text{Ni}) < 15\%$ ) 奥氏体钢焊缝, 增加适量的铁素体化元素可以增多焊缝中的 $\delta$ 相数量, 能显著提高其抗裂性; 而增加奥氏体化元素的含量, 则使焊缝中的 $\delta$ 相减少甚至消失, 则热裂倾向增大。对于高镍 ( $w(\text{Ni}) > 15\%$ ) 的单相奥氏体不锈钢焊缝, 加入适量的锰 ( $w(\text{Mn})=5\% \sim 7\%$ )、钼 ( $w(\text{Mo})=2\% \sim 2.5\%$ )、钨 ( $w(\text{W})=2\% \sim 2.5\%$ )、氮 ( $w(\text{N})=0.1\% \sim 0.18\%$ ) 和钒 ( $w(\text{V})=0.4\% \sim 0.8\%$ ), 均可提高焊缝的抗裂性。此外, 加入少量铈、镨、钆 ( $\leq 0.01$ ) 等微量元素, 能细化焊缝组织净化晶界, 也对单相奥氏体不锈钢焊缝的抗裂性有显著效果。

3) 焊接应力的影响 焊接应力是引起裂纹的力学因素。奥氏体钢的热导率小, 而线胀系数大, 在焊接热循环的作用下, 焊缝在凝固过程就形成较大的焊接内应力, 为热裂纹的产生创造了力学条件。

4) 焊接工艺的影响 钢的合金成分一定的条件下, 焊接工艺对产生热裂纹也有一定影

响。为了避免焊缝枝晶粗大和过热区晶粒粗化, 以致增大偏析, 应尽量采用小的焊接热输入, 而且不应预热, 并降低层间温度。为了减小热输入, 不应过分增大焊接速度, 而应适当降低焊接电流。因为过高焊接速度, 必然加快高温冷却速率, 使焊缝凝固过程承受大的收缩应变。降低焊接电流可减少熔深, 热裂倾向小。

合理的接头坡口设计、减少接头的拘束度和合理地安排焊接顺序, 以减小焊接应力, 都可以防止焊接热裂纹。焊接起弧和收弧处容易产生裂纹, 有条件的应在焊缝两端加引弧板和收弧板。若不能采用收弧板, 最好用衰减电流收弧, 并填满弧坑。

## (2) 晶间腐蚀和应力腐蚀

1) 晶间腐蚀 焊接奥氏体不锈钢在接头上有三个部位可能发生晶间腐蚀, 如图 7-5-3 所示。将在那一个部位发生晶间腐蚀, 则取决于母材和焊缝的成分。

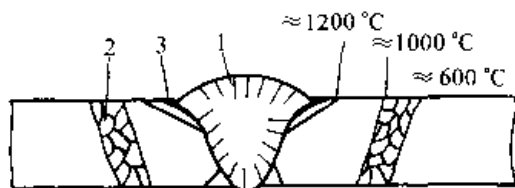


图 7-5-3 18-8 型不锈钢焊接接头可能出现晶间腐蚀的部位

1—焊缝区 2—HAZ 敏化区 3—熔合区

① 焊缝区的晶间腐蚀 普通的 18-8 型钢在多层焊的前层焊缝热影响区达到敏化温度的区域, 在晶界上容易析出铬的碳化物, 形成贫铬的晶粒边界。若该区恰好露在焊缝表面并与腐蚀介质接触, 则会发生晶间腐蚀。

防止焊缝区的这种晶间腐蚀的方法是: a. 通过焊接材料使焊缝金属成为超低碳 ( $w(\text{C}) < 0.03\%$ ) 的奥氏体。但要注意, 若母材不是超低碳的会因熔合比作用使焊缝增碳; b. 选用含有 Ti 或 Nb 等稳定化元素的奥氏体焊接材料。Ti 和 Nb 的含量取决焊缝中 C 含量, 一般希望  $w(\text{Ti})/[w(\text{C})-0.02] > 8.5 \sim 9.5$ , 或  $w(\text{Nb}) \geq 8w(\text{C})$ ; c. 调整焊缝化学成分, 使奥氏体焊缝中获得少量铁素体 ( $\delta$ ) 相。利

用 $\delta$ 相散布在奥氏体晶粒边界上,不致形成连续的贫铬层,况且 $\delta$ 相富Cr,有良好供应Cr的条件,可以减少 $\gamma$ 晶粒形成贫铬层。焊缝中最佳含 $\delta$ 相的范围是 $\phi(\delta)=4\%\sim 12\%$ 。

② 热影响区敏化区的晶间腐蚀 焊接热影响区敏化区的温度略高于敏化热处理温度区,在 $600\sim 1000^\circ\text{C}$ 范围。产生晶间腐蚀的原因仍然是该区内奥氏体晶粒边界析出铬碳化物造成贫铬层所造成。

防止热影响区晶间腐蚀的关键在于母材的选择。普通18-8型钢,如0Cr19Ni9,才会有敏化区存在,对于含Ti或Nb的18-8Ti或18-8Nb型钢,以及超低碳18-8型钢,不易有敏化区出现。在焊接工艺上应采取较低的焊接热输入,快速冷却以减少处于敏化加热的时间。

③ 熔合区的晶间腐蚀(刀蚀) 这种腐蚀的特点是沿焊接熔合线走向似刀削切口状向内腐蚀,故称刀状腐蚀,简称刀蚀。腐蚀区宽度初期只有 $3\sim 5$ 个晶粒,逐步扩展到 $1.0\sim 1.5\text{mm}$ 左右。这种腐蚀只发生在含有Ti或Nb的18-8Ti和18-8Ni钢的熔合区上。其实质也是因在晶界有 $\text{M}_{23}\text{C}_6$ 沉淀而形成贫Cr层所致。

在含有Ti或Nb的奥氏体不锈钢焊接接头的过热区内,加热温度超过 $1200^\circ\text{C}$ 的部位,TiC或NbC将全部固溶于 $\gamma$ 相晶粒内,冷却时将有部分固溶的碳原子扩散并偏聚于 $\gamma$ 晶界处。在随后多层焊时加热到 $1000\sim 600^\circ\text{C}$ 的敏化温度区间内,上述 $\gamma$ 晶界偏聚的碳原子浓度增大,同时发生 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 型碳化物沉淀,从而造成该区晶粒边界的贫铬,在一定腐蚀介质作用下,从表面开始产生晶间腐蚀,直至形成刀状腐蚀破坏。在这里,高温过热和中温敏化相继作用是刀蚀的必要条件。

预防含Ti、Nb奥氏体不锈钢刀蚀最有效的方法是降低其含碳量( $w(\text{C})<0.06\%$ ),超低碳不锈钢不仅不发生敏化区腐蚀,也不发生刀蚀。在工艺方面,焊接时尽量减少过热,采用小焊接热输入,避免交叉焊缝,增

大焊后冷却速度。双面焊时,与腐蚀介质接触的焊缝应最后施焊。如果不能实现时,应当调整焊缝形状、尺寸和焊接工艺参数,使第二面焊缝所产生的敏化温度区( $600\sim 1000^\circ\text{C}$ )不落在第一面焊缝表面的过热区上,如图7-5-4a所示。如果象图7-5-4b所示,就会因第一面焊缝的表面过热区受到敏化加热而容易发生刀蚀。

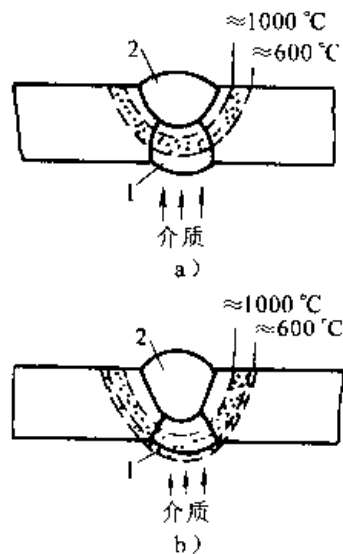


图7-5-4 第二面焊缝的敏化区对刀蚀倾向的影响

a) 可避免刀蚀 b) 容易引起刀蚀

2) 应力腐蚀开裂 奥氏体不锈钢焊接接头对应力腐蚀更为敏感。因为钢的热导率小,线胀系数大,焊后存在较大的焊接残余应力,为应力腐蚀开裂创造了必要条件;此外,由于焊接热过程导致接头碳化物析出敏化,促进了应力腐蚀的发生。

预防应力腐蚀开裂的措施有:

① 减小或消除残余应力 消除焊接残余应力最有效的办法是退火热处理。对18-8钢退火温度为 $850\sim 900^\circ\text{C}$ ,对含钼奥氏体不锈钢为 $950\sim 1000^\circ\text{C}$ 。没有退火热处理条件下,通过合理设计焊接结构、焊接中尽量减小接头拘束度和合理安排施焊顺序等,都可不同程度上减少焊接残余应力。

② 选用抗应力腐蚀性能好的母材或焊接材料 可以是选择含Ni量高的母材及其焊接材料。下列材料对应力腐蚀的敏感性比较: $0\text{Cr}18\text{Ni}10>1\text{Cr}18\text{Ni}12>\text{Cr}25\text{Ni}20$ ;也可以是

选择铁素体含量高的奥氏体不锈钢和焊接材料。因为铁素体相在奥氏体中能对应力腐蚀裂纹扩展起到机械屏障作用,阻止裂纹向前扩展或改变扩展方向延缓扩展期,而且两相成分不同,其电化学行为也不同。在含  $\text{Cl}^-$  离子介质条件下,铁素体为阳极,对奥氏体起到电化学保护作用。

③ 表面处理 应力腐蚀裂纹总是从接触敏感介质一侧的表面开始,逐渐向内部扩展。改变焊件表面状态可以提高其耐蚀性能。常用方法:a.对敏感侧表面进行喷丸处理,使其产生残余压应力。利用锤击该表面,也有相同效果;b.对敏感侧表面进行抛光、电镀或喷涂也能提高其耐蚀性能。喷涂是利用铝、锌等金属作为牺牲阳极,用等离子弧和高速气流将这些金属粉末喷涂到不锈钢工作表面,达到电化学防护作用。

### (3) 焊接接头脆化

对于在低温或高温下工作的奥氏体不锈钢,焊接时,要防止焊接接头发生脆化。

1) 低温脆化 焊缝的化学成分和组织状态对低温韧性影响很大,表 7-5-8 说明了这种影响。在 18-8 钢双相组织焊缝中,铁素体形成元素均可提高焊缝强度,但却降低了塑性和韧性,其中钛、铌最为明显。因此,为了满足低温韧性的要求,最好不采用  $\gamma+\delta$  双相组织的焊缝,而使用能形成单一  $\gamma$  相焊缝组织的焊接材料。

2) 高温脆化 高温下进行短时拉伸或持久强度试验表明,当奥氏体焊缝中含有较多铁素体形成元素或较多的  $\delta$  相时,都会发生显著

脆化现象。这主要是由于焊缝中的  $\delta$  相高温下发生  $\delta$  相析出而脆化。为了保证焊缝有必要的塑性和韧性,长期工作在高温的焊缝中所含的  $\delta$  相的体积分数应小于 5%。

当焊件已出现  $\delta$  相,可加热到  $1050\sim 1100^\circ\text{C}$  保温 1h 后水淬,这样可使绝大部分  $\delta$  相重新溶入奥氏体中,即可恢复原性能。

### 5.2.3 焊接工艺

#### (1) 焊接方法

由于奥氏体不锈钢具有优良的焊接性,几乎所有熔焊方法和部分压焊方法都可以焊接。但从经济、实用和技术性能方面考虑,最好采用焊条电弧焊、惰性气体保护焊、埋弧焊和等离子弧焊等,见表 7-5-4。

1) 焊条电弧焊 厚度在 2mm 以上的不锈钢板仍以焊条电弧焊为主,因为焊条电弧焊热量比较集中,热影响区小,焊接变形较小;能适应各种焊接位置与不同板厚工艺要求;所用设备简单。此外,现在所用的焊条类型、规格和品种多,且配套齐全。但是,焊条电弧焊对清渣要求高。易产生气孔、夹渣等缺陷;合金元素过渡系数较小,与氧亲和力强的元素,如钛、硼、铝等易被烧损。

2) 氩弧焊 有钨极氩弧焊(TIG)和熔化极氩弧焊(MIG)两种,是焊接奥氏体不锈钢较为理想的焊接方法,因氩气保护效果好,合金元素过渡系数高,焊缝成分易于控制;由于热源较集中,又有氩气的冷却作用,其焊接热影响区较窄,晶粒长大倾向小;焊后不需清渣,可以全位置焊接和机械化焊接。缺点是设备较复杂,一般须使用直流弧焊电源,成本较高。

表 7-5-8 焊缝化学成分和组织对韧性的影响<sup>[38, 53]</sup>

部 位	主 要 化 学 成 分 (质量分数) (%)						组 织	$a_K / \text{J} \cdot \text{cm}^{-2}$	
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti		+20 $^\circ\text{C}$	-196 $^\circ\text{C}$
焊缝	0.08	0.57	0.44	17.6	10.8	0.16	$\gamma+\delta$	121	46
	0.15	0.22	1.50	25.5	18.9	—	$\gamma$	178	157
母材 (固溶)	$\leq 0.12$	$\leq 1.0$	$\leq 2.0$	17.0~19.0	8.0~12.0	$\approx 0.7$	$\gamma$	280	230

TIG 焊有手工和自动两种,前者较后者熔敷率低些。TIG 焊最适于 3mm 以下的薄板不锈钢的焊接,在石油、化工中各种压力容器和管道的奥氏体不锈钢管道的对接、换热器管子与管板焊接和厚板焊缝的封底焊等广为应用。对于厚度小于 0.5mm 的超薄板,要求用 10~15A 电流焊接,此时电弧不稳,宜用脉冲 TIG 焊。厚度大于 3mm 有时须开坡口和采用多层多道焊,通常厚度大于 13mm,考虑制造成本,不宜再用 TIG 焊。

MIG 焊有自动和半自动两种。厚板(>6mm)的奥氏体不锈钢宜采用射流过渡形式焊接,焊丝直径通常为 0.9~1.6mm,但只适用于平焊和横焊。薄板宜用短路过渡,可以全位置焊接,常用焊丝直径为 0.8mm、0.9mm 和 1.2mm。

为防止背面焊道表面氧化和获得良好成形,底层焊道焊接时,其背面需加氩气保护。

3) 埋弧焊 适于中厚板奥氏体不锈钢的焊接,有时也用于薄板。由于此方法焊接工艺参数稳定,焊缝成分和组织均匀,且表面光洁,无飞溅,因而接头的耐蚀性能高。但是,埋弧焊的热输入大,熔池体积大,冷却速度小,高温停留时间长,均有促进奥氏体钢元素偏析和组织过热倾向,容易导致焊接热裂纹,其热影响区耐蚀性也受到影响。因此,对热裂纹敏感的纯奥氏体不锈钢,一般不推荐用埋弧焊。

4) 等离子弧焊 是焊接厚度在 10~12mm 以下的奥氏体不锈钢板的理想方法。对于 0.5mm 以下的薄板,采用微束等离子弧焊尤其合适。因为等离子弧热量集中,利用小孔效应技术可以不开坡口,不加填充金属单面焊一次成形,很适合于不锈钢管的纵缝焊接。

## (2) 焊接材料

通常是根据不锈钢材质、工作条件(工作温度、接触介质)和焊接方法来选用焊接材料。原则是选用使焊缝金属的成分与母材相同或相近的焊接材料。

1) 焊条电弧焊 GB/T 983—1995《不锈

钢焊条》对焊条电弧焊用不锈钢焊条熔敷金属主要化学成分和力学性能有了明确规定,应根据生产实际,结合上述原则选用。

由于含碳量对不锈钢的耐蚀性能影响很大,因此,选用焊条熔敷金属含碳量不应高于母材的焊条。对于高温工作的奥氏体耐热不锈钢主要应选用能满足焊缝金属的抗热裂性能和接头的高温性能。例如,对  $w(\text{Cr})/w(\text{Ni}) > 1$  的奥氏体耐热钢一般应选用  $\gamma+\delta$  的不锈钢焊条,其中  $\phi(\delta) \approx 2\% \sim 5\%$ ; 对于  $w(\text{Cr})/w(\text{Ni}) < 1$  的稳定型奥氏体耐热钢,一般应选用在保证焊缝金属具有与母材化学成分大致相近的同时,增加焊缝金属中的钼、钨、锰等元素的含量,以保证焊缝金属热强性的同时,可提高其抗裂性能;对于在各种腐蚀介质中工作的耐蚀奥氏体不锈钢,应按介质种类和工作温度来选用焊条。对于工作在 300℃ 以上,有较强腐蚀性介质的应选用含有 Ti 或 Nb 稳定元素的或超低碳的焊条;对于含有稀硫酸或盐酸的介质,常选用含钼或钨、铜的焊条;对于常温下工作、腐蚀性弱或仅为避免锈蚀的设备,从降低生产成本,可选不含 Ti 或 Nb 的不锈钢焊条。

对于要求纯奥氏体不锈钢的焊缝或在结构刚性很大,焊缝抗裂性能差时,宜选用碱性药皮的奥氏体不锈钢焊条。对于具有双相奥氏体不锈钢的焊缝因含有一定量的铁素体,其塑性和韧性较好。这时宜选用焊接工艺性能好的钛型或钛钙型药皮类型的焊条。

2) TIG 焊 钨极气体保护焊的焊接材料是保护气体、填充焊丝和电极。焊接奥氏体不锈钢用的保护气体主要是氩气,有时可用 Ar+He。He 价贵,适于稍厚焊件用。由于用惰性气体保护,焊接过程合金元素很少被烧损,所以填充焊丝的成分与母材相同或相近。对于薄板的卷边接头,一般不需添加填充金属。为了保证焊接电弧稳定,电极宜选用  $w(\text{ThO}) 1.7\% \sim 2.2\%$  的 (Wh-15) 钨钨极,也可用铈钨极。

3) MIG 焊 厚板推荐采用射流过渡进行

平焊和横焊,一般采用  $\text{Ar}+2\%\text{O}_2$  混合保护气体。与纯  $\text{Ar}$  相比,加入  $\text{O}_2$  有更好的润湿作用,并改善电弧稳定性。但  $\text{O}_2$  过大,合金元素易烧损。填充焊丝的成分应与母材相同或相近,其直径在  $0.8\sim 2.4\text{mm}$  之间。薄板宜用短路过渡,熔池温度低,易于控制焊缝成形,可全位置焊接。这时的保护气体宜用  $\text{Ar}+5\%\text{CO}_2$ ,  $\text{CO}_2$  气体不宜过高,否则硅、锰元素损失大,对超低碳奥氏体不锈钢会造成增碳,故难以保证焊缝质量和抗蚀性能。因此,一般不推荐用  $\text{CO}_2$  焊接不锈钢。

近年用药芯焊丝焊接奥氏体不锈钢已增多。焊丝直径最粗达  $2.4\text{mm}$ ,一般推荐  $1.6\text{mm}$ 。焊接时的保护有气体保护和自保护或者这两者同时兼用等方法。气体保护焊通常用  $\text{CO}_2$ ,自保护是靠在焊缝的药芯内加入造渣、造气、脱氧和合金等药粉,焊接时,像电焊条一样,进行自保护。药芯焊丝正在发展,表 7-5-9 是当前国内几种奥氏体不锈钢用的药芯焊丝。

4) 埋弧焊 用于碳钢埋弧焊的焊剂不适于焊接不锈钢,因引起铬的损失和锰、硅从焊剂溶入焊缝金属中。在冶金上宜用中性或碱性焊剂。焊接时,  $\text{Cr}$ 、 $\text{Ni}$  等元素的烧损可通过

加入焊丝或焊剂中予以补偿。熔炼焊剂加入脱氧剂和合金元素较困难,很难调剂焊缝金属中  $\delta$  相的含量,所以不适于奥氏体不锈钢厚板的焊接。烧结焊剂容易将脱氧剂和合金元素加到焊剂中,有利于对焊缝金属中  $\delta$  相含量的调整和对烧损元素的补充。故烧结焊剂应用日益增多。

表 7-5-9 几种奥氏体不锈钢用药芯焊丝

钢 号	药芯焊丝牌号	保护气体
0Cr19Ni9 0Cr19Ni11Ti	YA102-1, YA107-1 PK-YB102, PK-YB107	$\text{CO}_2$
00Cr19Ni10 0Cr18Ni11Ti	YA002-2	自保护
0Cr18Ni11Ti	YA1/32-1, PK-YB132	$\text{CO}_2$

5) 电渣焊 大厚度奥氏体不锈钢可采用电渣焊,其保护效果好,基本上没有合金元素被烧损的问题,故可取与母材成分相应的焊丝,其焊剂可以是 HJ360、HJ250 或 SJ602。由于电渣焊热输入大,接头严重过热。为此,焊后应进行热处理。

表 7-5-10 为部分奥氏体不锈钢弧焊用焊接材料选例。

表 7-5-10 部分奥氏体不锈钢弧焊用焊接材料选例<sup>[40、47]</sup>

钢 号	电 焊 条		氩弧焊丝 <sup>*</sup>	埋 弧 焊	
	型 号	牌 号		焊 丝	焊 剂
0Cr18Ni9 0Cr19Ni9	E308L-16	A002	H00Cr21Ni10	H00Cr21Ni10	HJ260 HJ151 SJ601~SJ608
0Cr18Ni9Ti 1Cr18Ni9Ti	E308-16 E347-16	A102 A132	H0Cr20Ni10Ti H0Cr20Ni10Nb	H0Cr20Ni10Ti H0Cr20Ni10Nb	HJ172, SJ608 SJ701
0Cr18Ni11Nb 1Cr18Ni11Nb	E347-16	A132	H0Cr20Ni10Nb	H0Cr20Ni10Nb	HJ172
0Cr18Ni12Mo2Ti 1Cr18Ni12Mo2Ti	E316L-16	A022	H00Cr19Ni12Mo2	H00Cr19Ni12Mo2	HJ260, HJ172 SJ601
0Cr18Ni12Mo3Ti 1Cr18Ni12Mo3Ti	E316L-16 E317-16	A022 A242	H00Cr19Ni12Mo2 H0Cr20Ni14Mo3	H00Cr19Ni12Mo2 H0Cr20Ni14Mo3	HJ260, HJ172 SJ601
00Cr17Ni14Mo2	E316L-16	A022	H00Cr19Ni12Mo2	H00Cr19Ni12Mo2 H0Cr20Ni14Mo3	HJ260, HJ172 SJ601

(续)

钢 号	电 焊 条		氩弧焊丝 <sup>①</sup>	埋 弧 焊	
	型 号	牌 号		焊 丝	焊 剂
00Cr17Ni14Mo3 00Cr19Ni13Mo3	E308L-16	A002	H00Cr19Ni12Mo2	H00Cr19Ni12Mo2 H00Cr20Ni14Mo3	HJ260, HJ172 SJ601
00Cr18Ni14Mo2Cu2	E317MoCuL-16	A032	—	—	—
0Cr18Ni18Mo2Cu2Ti	—	A802	—	—	—
00Cr18Ni10	E308L-16	A002	H00Cr21Ni10	H00Cr21Ni10	SJ601

① TIG 焊时主要用纯 Ar 气体保护, 焊稍厚工件可采用 Ar + He; MIG 焊射流过渡时用 Ar + 2%O<sub>2</sub>, 短路过渡时用 Ar + 5%CO<sub>2</sub>

### (3) 焊接工艺要点

1) 热输入 焊接奥氏体不锈钢不能用大焊接热输入, 一般焊接所需的热输入比碳钢低 20%~30%。过高焊接热输入会造成焊缝开裂、降低抗蚀性能、变形严重和接头力学性能改变。采用小电流、低电压(短弧焊)和窄焊道快速焊可使热输入减小, 采用必要的急冷措施可以防止接头过热的不利影响。

2) 焊缝污染 奥氏体不锈钢焊缝受到污染其耐蚀性能和强度变差。外来污染有碳、氮、氧、水等。碳污染能引起裂纹和改变力学性能并降低抗蚀性能。碳来自车间尘土、油脂、油漆、作标记用的材料和工具中。因此, 焊前必须对焊接区表面(坡口及其附近)作彻底的清理, 清除全部碳氢化合物及其他污染物。薄的氧化膜可用浸蚀(酸性)方法清除, 也可用机械方法, 如没有用过的不锈钢丝刷或砂、轮喷丸等工具和手段。

层间若有焊渣必须清除后再焊, 以防止产生夹渣, 最后焊道表面也应清渣, 最好用钢丝刷或机械抛光去除。

3) 焊条电弧焊 在保证焊透和熔合良好的条件下用小电流快焊速, 使焊接熔池受热尽可能小。平焊时, 弧长一般控制在 2~3mm, 直线焊不作横向摆动, 为的是减少熔池热量, 防止铬等有利元素烧损。多层焊时, 层间温度不宜过高, 可待冷到 60℃以下再清理渣和飞溅物, 然后再焊。其层数不宜多,

每层焊缝接头相互错开。不在非焊部位引弧, 焊缝收弧一定要填满弧坑否则产生弧坑裂纹成为腐蚀起源点, 有条件的尽量使用引弧板和收弧板。

焊条为奥氏体不锈钢焊芯时, 由于焊芯电阻大, 热导率小, 焊接时热量不易散发, 加之线膨胀系数大, 药皮跟不上焊芯的膨胀, 出现焊芯发红和药皮开裂、剥落现象。通常应在焊条使用说明中规定的焊接电流许用范围内使用。若无规定, 可参照表 7-5-11 选用。焊条用前必须按规定烘干。

表 7-5-11 奥氏体不锈钢焊芯的碱性焊条和适用电流<sup>[5]</sup>

焊条直径 /mm	平均焊接电流 /A	最高电弧电压 /V
1.6	35~45	24
2.0	45~55	24
2.4	65~80	24
3.2	90~110	25
4.0	120~140	26
5.0	160~180	27

4) TIG 焊 适于焊接薄板或底层焊道。为了保证第一道焊缝背面不被氧化, 焊接时也应同时吹送保护气体。为防止薄板对接焊时的

变形宜采用如图 7-5-5 所示的压紧装置（多为琴键式），背面采用带槽铜垫板，内通氩气进行焊缝背面保护，铜垫通水冷却，加速接头散热。

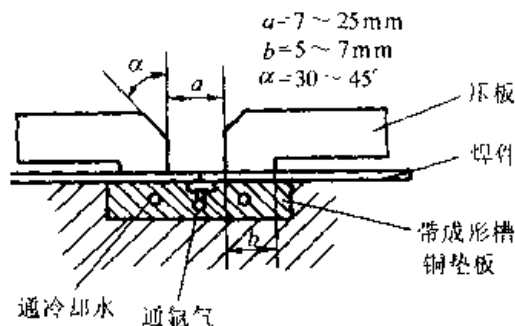


图 7-5-5 薄板对接焊压紧装置

氩气纯度应在 99.6% 以上，重要结构甚至达 99.99%。流量一般在 10~30L/min，过小保护不良，过大出现紊流，保护也不良，电弧不稳。焊时风速应小于 0.5m/s，否则要有挡风设施。

采用恒流直流电源，正接（钨极接负极）法焊接，以减少钨极消耗。尽量用短弧焊，薄板的无间隙对接或封底焊时，经常不加填充焊丝进行焊接。

5) MIG 焊 热量集中，熔敷速度大，较适合于厚板焊接。使用恒压或上升特性的直流电源。采用直流反接（焊丝接正），正接因电弧不稳，故一般不采用。保护气体的使用要注意表 7-5-12 所列事项。其流量大小依焊接电流而不同，短路过渡一般选用 12L/min 以上，而射流过渡用 18L/min 以上。风大的地方（0.5m/s 以上）应有挡风措施。

表 7-5-13 为获得良好熔滴过渡形式所用的焊接电流和电弧电压。脉冲 MIG 焊通常用的电流在 100~200A，电弧电压在 22~26V 范围内，根据所用填充材料和脉冲频率，适当调整。

在多道焊中为防止由氧化膜而引起未焊透，可用砂轮除去。

表 7-5-12 不锈钢 MIG 焊时保护气体的使用<sup>[51]</sup>

保护气体	熔滴过渡方式及其应用	注意事项
Ar+O <sub>2</sub> [φ(O <sub>2</sub> )<5%]	射流过渡——平焊	因焊道表面有硬氧化膜，故多层焊时应清除熔渣，以防止层间未焊透。若采用高 Si 系焊丝，氧化膜能减少
	短路过渡——平、立、封底焊	
	脉冲射流过渡——全位置焊	
Ar+CO <sub>2</sub> [φ(CO <sub>2</sub> )<20%]	短路过渡——全位置焊	因焊缝含碳量高，对要求耐蚀的地方不宜使用，拘束大及厚板也不宜使用
	适于薄板焊接和打底焊	

表 7-5-13 良好熔滴过渡的焊接电流和电压<sup>[51]</sup>

过渡形式	焊丝直径/mm	焊接电流/A	电弧电压/V
射流过渡	1.2	250~300	24~28
	1.6	300~350	28~31
短路过渡	1.2	150~200	15~18

6) 埋弧焊 埋弧焊焊接奥氏体不锈钢既可用交流电源也可用直流电源，但细焊丝（φ1.6~φ2mm）或薄板焊接多用直流电源。焊接电流要比在碳钢中焊类似焊缝所需电流约低 20%，用于碳钢中的许多接头设计和焊接条件大致也适用于奥氏体不锈钢。但由于奥氏体不锈钢的较高电阻率和略低的熔化温度，因而在相同的焊接条件下，不锈钢焊丝的熔化速度要比碳钢焊丝高 30% 左右。这种高电阻率的焊丝其伸出长度的控制也比碳钢严格，因为焊丝的电阻热对熔敷速度有很大的影响。

为了防止焊接热裂纹,一般要求焊缝金属中有 $\phi(\delta\text{-Fe}) = 4\% \sim 10\%$ 的 $\delta$ 铁素体。 $\delta$ 相量过低则抗热裂能力不足,过量则导致耐蚀性下降和 $\delta$ 相脆化。控制该含量便成为埋弧焊的关键。除了正确选择焊丝和焊剂之外,还受到母材对焊缝金属的稀释的影响,而埋弧焊母材的稀释率在 $10\% \sim 75\%$ 范围变化。为此,须在焊接工艺参数上和接头坡口设计上控制熔深和焊道形状。一般要求母材的稀释率低于 $40\%$ 以下。

烧结焊剂比熔炼焊剂容易吸潮,开罐后应立即使用。若开罐后放置时间较长或已吸潮时,应在 $250^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 的条件下烘干。

注意,焊接不锈钢的电流不能过大,否则,会造成热影响区耐腐蚀性能降低和晶粒粗大。表 7-5-14 是按焊丝直径确定的电流范围。

表 7-5-14 奥氏体不锈钢埋弧焊接  
的焊接电流范围<sup>[51]</sup>

焊丝直径 /mm	2.4	3.2	4.0	5.0
电流范围 /A	200 ~ 400	300 ~ 500	350 ~ 800	500 ~ 1000

#### (4) 预热和焊后热处理

奥氏体不锈钢焊接一般不进行预热。为防止热裂纹和铬碳化物析出,层间温度希望低一些,通常在 $250^\circ\text{C}$ 以下。

焊后一般也不推荐进行热处理。只有在焊后进行冷加工或热加工场合以及用于易发生应力腐蚀的环境时,才进行热处理。

1) 固溶化处理 可使铬碳化物、 $\sigma$ 相、焊缝金属中的铁素体固溶,以恢复耐蚀性、韧性和塑性,并可消除由加工和焊接产生的内应力。方法是在 $1000 \sim 1150^\circ\text{C}$ 下以板厚 $2\text{min/mm}$ 以上的比例保温后,用水(薄板可用空气)急速冷却。热处理时,在产生铬碳化物的 $500 \sim 900^\circ\text{C}$ 温度区域内尽快地急速冷却。但是,在要求以强度为主的场合和虽然要求耐蚀性但已使用稳定化钢或低碳不锈钢的场合,一般不进

行这样的热处理。

2) 消除应力处理 在 $800 \sim 1000^\circ\text{C}$ 的温度下,按板厚 $2\text{min/mm}$ 以上的比例保温后再行空冷的热处理。在接近 $900^\circ\text{C}$ 的温度消除应力效果较好。

注意,进行这种热处理应充分考虑钢种、使用条件、过去的经验等因素,除非不得已必须进行的情况外,一般以不进行为好。例如,在注重耐腐蚀性的场合和像易析出 $\sigma$ 相的焊缝金属(18-8Nb系,18-12Mo系),这种处理往往反而有害。

#### (5) 典型焊接工艺参数

这里提供几种最常用的焊接方法,在焊接奥氏体不锈钢时所采用的焊接工艺参数。目的是让初次焊接这种钢材或在拟订焊接工艺(评定)试验方案时提供参考和依据。各厂生产条件不同,运用这些资料时应随时根据实际情况作必要调整。

1) 焊条电弧焊对接焊缝平焊的坡口形式和工艺参数见表 7-5-15。

2) 焊条电弧焊角焊缝的坡口形式和工艺参数见表 7-5-16。

3) 埋弧焊用的坡口和焊接工艺参数见表 7-5-17。

4) 手工 TIG 焊对接平焊用的坡口形式和工艺参数见表 7-5-18。

5) 自动 TIG 焊管子对接和管板焊接工艺参数见表 7-5-19。

6) 自动脉冲 TIG 焊管子对接和管板焊接工艺参数见表 7-5-20。

7) MIG 焊对接平焊坡口形式和工艺参数见表 7-5-21。


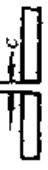
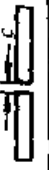
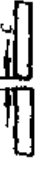

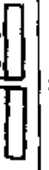
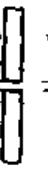








8) 脉冲 MIG 焊对接焊接工艺参数见表 7-5-22。

9) 不锈钢大电流等离子弧焊工艺参数见表 7-5-23。

10) 不锈钢薄板小电流等离子弧焊工艺参数见表 7-5-24。

11) 不锈钢超薄板微束等离子弧焊工艺参数见表 7-5-25。

表 7-5-15 焊条电弧焊对接焊缝平焊的坡口形式及焊接工艺参数 [4]

板厚/mm	坡口形式	层数	坡 口 尺 寸			焊接电流 / A	焊接速度 /mm·min <sup>-1</sup>	焊条直径/mm	备 注
			间隙 c/mm	钝边 f/mm	坡口角度 $\alpha$				
2		2	0~1	—	—	40~60	140~160	2.5	反面铲焊根
		1	2	—	—	80~110	100~140	3.2	加垫板
		1	0~1	—	—	60~80	100~140	2.5	
3		2	2	—	—	80~110	100~140	3.2	反面铲焊根
		1	3	—	—	110~150	150~200	4.0	加垫板
		2	2	—	—	90~110	140~160	3.2	
5		2	3	—	—	80~110	120~140	3.2	反面铲焊根
		2	4	—	—	120~150	140~180	4.0	加垫板
		2	2	2	75°	90~110	140~180	3.2	
6		4	0	0	80°	90~140	160~180	3.2、4.0	反面铲焊根
		2	4	—	60°	140~180	140~150	4.0、5.0	加垫板
		3	2	2	75°	90~140	140~160	3.2、4.0	
9		4	0	3	80°	130~140	140~160	4.0	反面铲焊根
		3	4	—	60°	140~180	140~160	4.0、5.0	加垫板
		4	2	2	75°	90~140	140~160	3.2、4.0	

(续)

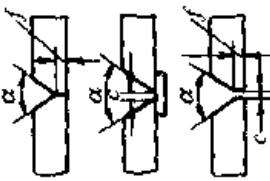
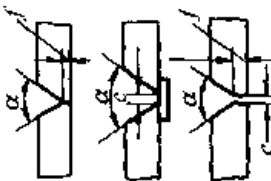
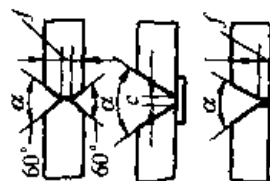
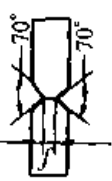
板厚/mm	坡口形式	层数	坡 口 尺 寸			焊接电流 / A	焊接速度 /mm · min <sup>-1</sup>	焊条直径/mm	备 注
			间隙 c/mm	钝边 f/mm	坡口角度 $\alpha$				
12		5	0	4	80°	140~180	120~180	4.0、5.0	反面铲焊根
		4	4	—	60°	140~180	120~160	4.0、5.0	加垫板
		4	2	2	75°	90~140	130~160	3.2、4.0	
16		7	0	6	80°	140~180	120~180	4.0、5.0	反面铲焊根
		6	4	—	60°	140~180	110~160	4.0、5.0	加垫板
		7	2	2	75°	90~180	110~160	3.2、4.0 5.0	
22		7	—	—	—	140~180	130~180	4.0、5.0	反面铲焊根
		9	4	—	45°	160~200	110~175	5.0	加垫板
		10	2	2	45°	90~180	110~160	3.2、4.0 5.0	
32		14	—	—	—	160~200	140~170	4.0、5.0	反面铲焊根

表 7-5-16 焊条电弧焊角焊缝的坡口形式及焊接工艺参数<sup>[4]</sup>

板厚 /mm	坡口形式	焊脚 $L/mm$	焊接位置	焊接层数	坡口尺寸		焊接电流/ $A$	焊接速度 $/mm \cdot min^{-1}$	焊条直径 $/mm$	备注
					间隙 $c/mm$	钝边 $f/mm$				
6  9  12  16  22		4.5	平焊	1	0~2	-	160~190	150~200	5.0	
		6	立焊	1	0~2	-	80~100	60~100	3.2	
		7	平焊	2	0~2	-	160~190	150~200	5.0	
		9	平焊	3	0~2	-	160~190	150~200	5.0	
		10	立焊	2	0~2	-	80~110	50~90	3.2	
		12	平焊	5	0~2	-	160~190	150~200	5.0	
6  12  22		16	立焊	9	0~2	-	160~190	150~200	5.0	
		2	平焊	1~2	0~2	0~3	160~190	150~200	5.0	
		2	立焊	1~2	0~2	0~3	80~110	40~80	3.2	
		3	平焊	8~10	0~2	0~3	160~190	150~200	5.0	
		3	立焊	3~4	0~2	0~3	80~110	40~80	3.2	
		5	平焊	18~20	0~2	0~3	160~190	150~200	5.0	
12  22		5	立焊	5~7	0~2	0~3	80~110	40~80	3.2、4.0	
		3	平焊	3~4	0~2	0~2	160~190	150~200	5.0	
		3	立焊	2~3	0~2	0~2	80~110	40~80	3.2、4.0	
		5	平焊	7~9	0~2	0~2	160~190	150~200	5.0	
		5	立焊	3~4	0~2	0~2	80~110	40~80	3.2、4.0	
		3	平焊	2~3	3~6	-	160~190	150~200	5.0	加垫板
6  12  22		3	立焊	2~3	3~6	-	80~110	40~80	3.2、4.0	加垫板
		3	平焊	10~12	3~6	-	160~190	150~200	5.0	加垫板
		4	立焊	4~6	3~6	-	80~110	40~80	3.2、4.0	加垫板
		4	平焊	22~25	3~6	-	160~190	150~200	5.0	加垫板
		6	立焊	10~12	3~6	-	80~110	40~80	3.2、4.0	加垫板
		6	平焊	10~12	3~6	-	160~190	150~200	5.0	加垫板

表 7-5-17 埋弧焊的坡口及焊接工艺参数 [51]








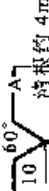
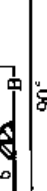
板厚/mm	坡口形式	焊丝直径/mm	焊道 A: 外面 B: 里面	电 流/A	电 压/V	速 度/cm·min <sup>-1</sup>
6		3.2	A B	350	33	65
				450	33	65
9		4.0	A B	450	33	65
				520	33	65
12		4.0	A B	400	33	65
				520	33	65
16		4.0	A B	450	33	60
				550	33	50
20		4.8	A B	550	33	45
				650	33	40
24		4.8	A B	650	33	45
				720	33	40
24 以上		4.0	A B	500	33	40
				600	33	35
24 以上		4.0	A B	600	35	30
				700	34	35
24 以上		4.0	A B	450~600	32~36	25~50
				450~600	32~36	25~50

表 7-5-18 手工 TIG 焊对接平焊坡口形式和焊接工艺参数 [51]

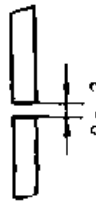
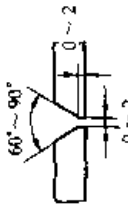
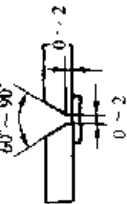
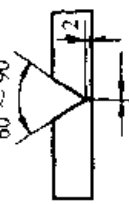



坡口 形状 代号	坡 口 形 状	板 厚 /mm	使用坡口形式	钨电极 直径/mm	焊接电流 /A	焊接速度 /cm·min <sup>-1</sup>	焊条直径	氩 气		备 注
								流量/L·min <sup>-1</sup>	喷嘴直径 /mm	
A		1	A (但间隙为0)	1.6	50~80	10~12	1.6	4~6	11	单面焊接 气体垫
		2.4	A (但间隙为0~1mm)	1.6	80~120	10~12	1.6	6~10	11	单面焊接 气体垫
B		3.2	A	2.4	105~150	10~12	1.6~3.2	6~10	11	双面焊
		4	A	2.4	150~200	10~15	1.4~4.0	6~10	11	双面焊
C		6	B	2.4	150~200	10~15	2.4~4.0	6~10	11	清 根
			C	2.4	180~230	10~15	2.4~4.0	6~10	11	垫 板
D		6	D	2.4	140~160	12~16	2.4~4.0	6~10	11	单面焊接 气体垫
			E	1.6 2.4	110~150 150~200	6~8 10~15	2.4~3.2	6~10	11	可熔镍块 焊接
E		12	B	2.4	150~200	15~20	2.4~4.0	6~10	11	清 根
			C	2.4 3.2	200~250	10~20	2.2~4.0	6~10	11~13	垫 板
F		22	F	2.4 3.2	200~250	10~20	3.2~4.0	6~10	11~13	清 根
				2.4 3.2	250~300	10~20	3.2~4.0	10~15	11~13	清 根
G		38	C	2.4 3.2	250~300	10~20	3.2~4.0	10~15	11~13	清 根
				2.4 3.2	250~300	10~20	3.2~4.0	10~15	11~13	清 根

表 7-5-19 自动 TIG 管子对接与管板焊接工艺参数 [40, 4]

接头种类	坡口形式	管子尺寸 /mm	钨极直径 /mm	层次	焊接电流 /A	电弧电压 /V	焊接速度 s/周	填充丝 直径/mm	送丝速度 /mm·min <sup>-1</sup>	氩气流量/L·min <sup>-1</sup>	
										喷嘴	管内
管子对接 (全位置)	管子扩口	φ18×1.25	2	1	60~62	9~10	12.5~13.5	—	—	8~10	1~3
		φ32×1.5	2	1	54~59	9~10	18.6~21.6	—	—	10~13	1~3
	V形	φ32×3	2~3 2~3	1 2~3	110~120 110~120	10~12 12~14	24~28 24~28	— φ0.8	— 760~800	8~10 8~10	4~6 4~6
管板	管子开槽	φ13×1.25	2	1	65	9.6	14	—	—	7	—
		φ18×1.25	2	1	90	9.6	19	—	—	7	—

表 7-5-20 自动脉冲 TIG 管子对接与管板焊接工艺参数 [40]

接头种类	坡口形式	管子尺寸 /mm	钨极直径 /mm	层次	平均电流/A		频率/s <sup>-1</sup>	脉冲宽度 (%)	焊接速度 s/周	氩气流量/L·min <sup>-1</sup>	
					基本	脉冲				喷嘴	管内
管子对接	管子扩口	φ8×1	1.6	1	9	36	2	50	12	6~8	1~3
		φ15×1.5	1.6	1	27	80	2.5	50	15	6~8	1~3
管子管板	管板开槽	φ13×1.25	2	1	8	70~80	3~4	50	10~15	8~10	—
		φ25×2	2	1	25	100~130	3~4	50~75	16~17	8~10	—

表 7-5-22 脉冲 MIG 焊对接焊接工艺参数 [40]

板厚/mm	坡口形式	层次	焊丝直径 /mm	平均电流/A		电压/V		焊接速度/m·h <sup>-1</sup>	气体流量/L·min <sup>-1</sup>	
				基本	脉冲	脉冲	电弧		Ar	CO <sub>2</sub>
6	I形	1~2 (正反各1)	1.6	40~50	120~130	34	28~29	15~18	25~29	3.5~4.0
8	V形	1~2 (正反各1)	1.6	40~50	130	36	32	14~18	25~29	3.5~4.0

注：脉冲频率 50s<sup>-1</sup>，焊丝为 0Cr18Ni9。

表 7-5-21 MIG 焊对接平焊坡口形式和平焊焊接工艺参数<sup>[51]</sup>

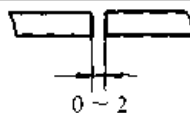
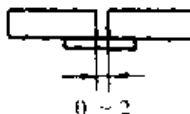
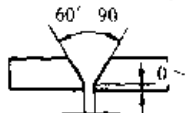
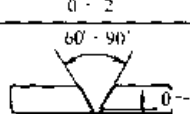
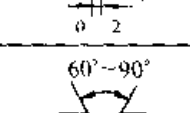
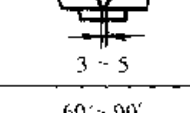
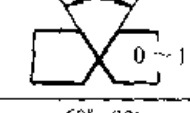

坡口 形状 代号	坡口形式	板厚 /mm	使用的坡 口形状	层数	焊丝直径 /mm		焊 接 条 件			备注
							电流 /A	电压 /V	速度 /cm·min <sup>-1</sup>	
A		3	B	1	1.2	220~250	23~25	40~60	垫板	
		4	B	1	1.2	220~250	23~25	30~50	垫板	
B		6	A	2	1.2	230~280	23~26	30~60	清根	
					1.6	250~300	25~28	30~60	垫板	
B	2		1.2	230~280	23~26	30~60	清根			
			1.6	250~300	25~28	30~60	垫板			
C			C	2	1.2	230~280	23~26	30~60	清根	
					1.6	250~300	25~28	30~60	垫板	
D			D	2	1.2	230~280	23~26	30~60	垫板	
					1.6	250~300	25~28	30~60	垫板	
E			C	4	1.6	280~330	27~30	25~55	清根	
					1.6	280~330	27~30	25~55	垫板	
F			D	4	1.6	280~330	27~30	25~55	垫板	
					1.6	280~330	27~30	25~55	清根	
G		12	F	4	1.6	280~330	27~30	25~55	垫板	
					1.6	280~330	27~30	25~55	清根	
G		6	G	2	1.2	1层	180~200	16~18	30~50	单面 打底焊
						2层	250~280	24~26	30~50	

表 7-5-23 不锈钢大电流等离子弧焊工艺参数举例<sup>[40]</sup>

焊透 方式	焊件 厚度 /mm	焊接电流 /A	电弧 电压 /V	焊接速度 /mm·min <sup>-1</sup>	离子气流量 /L·min <sup>-1</sup>		保护气体流量 /L·min <sup>-1</sup>			孔道比 l/d (mm/mm)	钨极 内缩 /mm	备注
					基本 气流	衰减气	正面	尾罩	反面			
熔透法	1	60	—	270	0.5	—	3.5	—	—	2.5/2.5	1.5	悬空焊
小孔法	3	170	24	600	3.8	—	25	8.4	—	3.2/2.8	3	喷嘴 带两个 φ0.8小 孔, 间 距6mm
	5	245	28	340	4.0	—	27			3.2/2.8	3	
	8	280	30	217	1.4	2.9	17			3.2/2.9	3	
	10	300	29	200	1.7	2.5	20			3.2/3	3	

表 7-5-24 不锈钢薄板小电流等离子弧焊工艺参数举例

焊透方式	板厚/mm	焊接电流/A	焊接速度/ cm·min <sup>-1</sup>	喷嘴径/ mm	离子气及其流量/ L·min <sup>-1</sup>	保护气体及其流量/ L·min <sup>-1</sup>
熔透法	0.8	25	25	0.8	Ar 0.2	Ar+1%H <sub>2</sub> 12
	1.6	46	25	1.3	Ar 0.5	Ar+5%H <sub>2</sub> 12
	2.4	90	25	2.2	Ar 0.7	Ar+5%H <sub>2</sub> 12
	3.2	100	20	2.2	Ar 0.7	Ar+5%H <sub>2</sub> 12
小孔法	1.6	25	10~15	0.8	Ar 0.4	Ar 9.5
	2.4	50		1.3	Ar 0.7	Ar 9.5
	3.2	75		1.3	Ar 0.9~1.4	Ar 9.5
	4.8	100		1.8	Ar 2.4~3.8	Ar 9.5

表 7-5-25 不锈钢超薄板微束等离子弧焊工艺参数举例

接头形式	板厚/ mm	焊接电流/ A	焊接速度/ cm·min <sup>-1</sup>	喷嘴径/ mm	离子气及其流量/ L·min <sup>-1</sup>	保护气体及其流量/ L·min <sup>-1</sup>	备注
对接接头	0.025	0.3	125	0.8	Ar 0.2	Ar+1%H <sub>2</sub> 9.5	带卷边对接
	0.075	1.6	150				
	0.125	2.4	125				
	0.255	6.0	200				
	0.760	1.0	125				
端接头	0.025	0.3	125	0.8	Ar 0.2	Ar+1%H <sub>2</sub> 9.5	
	0.125	1.6	380				
	0.255	4.0	125				

### 5.3 铁素体不锈钢的焊接

#### 5.3.1 化学成分与力学性能

铁素体不锈钢分普通铁素体钢和高纯铁素体钢两大类,后者是运用各种精炼技术生产出含间隙元素(C和N)极低的一类铁素体钢。每一类铁素体钢中又可按含Cr量高低分成若干类型。例如,普通铁素体不锈钢低Cr[ $w(\text{Cr})$  12%~14%]有0Cr13Al,中Cr( $w(\text{Cr})=16\%\sim 18\%$ )有1Cr17,高Cr( $w(\text{Cr})=25\%\sim 30\%$ )有1Cr28等;高纯铁素体不锈钢中 $w(\text{C}+\text{N})\leq 0.05\%$ 的有00Cr17Mo, $w(\text{C}+\text{N})\leq 0.03\%$ 的有00Cr27Mo, $w(\text{C}+\text{N})\leq 0.01\%\sim 0.015\%$

的有00Cr30Mo2等。碳是强奥氏体形成元素,故低Cr型钢必须低C才能是铁素体组织。

普通铁素体不锈钢成本低,耐蚀性好,特别耐应力腐蚀性优越,但塑性较差。高纯铁素体不锈钢因C、N总含量降得很低,故其塑性和韧性显著提高,并能有效地防止晶间腐蚀。铁素体不锈钢都存在着475℃脆性和 $\delta$ 相析出脆化倾向,因此,只能用作300℃以下的耐蚀钢和抗氧化钢,在氧化性的酸类及大部分有机酸和有机酸盐的水溶液中具有良好的耐酸性。常用于制造化工容器。

表7-5-26和表7-5-27分别为部分铁素体不锈钢的化学成分和力学性能。

表 7-5-26 铁素体型不锈钢的牌号与化学成分 (摘自 GB/T 1220—1992)

牌 号	化 学 成 分 (质量分数) (%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	其他
0Cr13Al	≤0.08	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	11.50~14.50	—	—	—	A10.10~0.30
00Cr12	≤0.030	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	11.00~13.00	—	—	—	—
1Cr17	≤0.12	≤0.75	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	16.00~18.00	—	—	—	—
Y1Cr17	≤0.12	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≥0.15	②	16.00~18.00	①	—	—	—
1Cr17Mo	≤0.12	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	16.00~18.00	0.75~1.25	—	—	—
00Cr30Mo2	≤0.010	≤0.40	≤0.40	≤0.030	≤0.020		28.50~32.00	1.50~2.50	—	≤0.015	—
00Cr27Mo	≤0.010	≤0.40	≤0.40	≤0.030	≤0.020		25.00~27.50	0.75~1.50	—	≤0.015	—

① 可加入  $w(\text{Mo}) \leq 0.6\%$  的钼;② 允许含  $w(\text{Ni}) \leq 0.6\%$  的镍。

表 7-5-27 铁素体型不锈钢的热处理工艺和力学性能 (摘自 GB/T 1220—1992)

牌 号	热 处 理 / °C	拉 伸 试 验				冲击吸 收功	硬 度 试 验		
		$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\delta_5$ (%)	$\psi$ (%)	$A_{KV}$ /J	HBS	HRB	HV
		≥				≤			
0Cr13Al	退火 780~830, 空冷或缓冷	177	410	20	60	78	183	—	—
00Cr12	退火 700~820, 空冷或缓冷	196	265	22	60	—	183	—	—
1Cr17	退火 780~850, 空冷或缓冷	205	450	22	50	—	183	—	—
Y1Cr17	退火 680~820, 空冷或缓冷	205	450	22	50	—	183	—	—
1Cr17Mo	退火 780~850, 空冷或缓冷	205	450	22	60	—	183	—	—
00Cr30Mo2	退火 900~1050, 快冷	295	450	20	45	—	228	—	—
00Cr27Mo	退火 900~1050, 快冷	245	410	20	45	—	219	—	—

### 5.3.2 焊接性

#### (1) 普通铁素体不锈钢的焊接特点

普通铁素体不锈钢焊接的主要问题有冷裂倾向和焊接接头的脆化。

1) 冷裂倾向 焊接  $w(\text{Cr}) > 16\%$  的铁素体不锈钢时, 近缝区晶粒急剧长大而引起脆化, 同时常温韧性较低, 如果接头刚性较大时, 则很容易在接头上产生冷裂纹。在使用铬钢焊接材料时, 为了防止过热脆化和产生裂纹, 常采用低温预热以使接头处于富韧性状态下进行焊接。

2) 焊接接头的脆化 这类钢的晶粒在 900°C 以上极易粗化; 加热至 475°C 附近或自高温缓冷至 475°C 附近, 在 550~820°C 温度区间停留 (形成  $\sigma$  相) 均使接头的塑性、韧性降低而脆化。

接头上一旦出现晶粒粗化就难以消除, 因热处理无法细化铁素体晶粒。因此, 焊接时尽量采取小的热输入和较快的冷却速度, 多层焊时严格控制层间温度, 避免过热。若已在接头上产生  $\sigma$  相和 475°C 脆化, 可通过热处理方法消除。

#### (2) 高纯铁素体不锈钢的焊接特点

高纯铁素体不锈钢比普通铁素体不锈钢容易焊接, 因为前者  $w(\text{C}) < 0.015\%$ ,  $w(\text{C} + \text{N})$  又很低, 比后者具有良好的抗裂性能和耐腐蚀性能, 并且不再存在室温脆性问题。但要注意以下几点:

1) 防止焊缝金属被污染 在焊接过程中必须防止带入 C、N、O 等杂质。最好采用带背面保护的 TIG 焊或双层气流保护焊, 并用

高纯度氩气,以获得高纯焊缝金属。有条件宜采用尾气保护,对多层焊尤其需要。

2) 正确选择焊接材料 最好选用含有 Ti、Nb 稳定化元素的高纯铁素体不锈钢焊接材料,以防止多层多道焊时产生敏化以及焊缝金属吸收焊接气氛中的 C 和 N 后造成晶间腐蚀。

3) 控制焊缝中 Ni、Cu 和 Mo 的含量 退火状态的高纯铁素体不锈钢在含 Cl<sup>-</sup>介质中一般不产生应力腐蚀,但是当钢或焊缝金属中 Ni、Cu 和 Mo 含量超过临界值,会出现应力腐蚀倾向。

高纯铁素体不锈钢也存在 475℃脆性,且与杂质(C、N、O 等)含量无关,故焊接时,也应采取小焊接热输入,窄焊道并控制层间温度等措施。

### 5.3.3 焊接工艺

#### (1) 焊接方法和焊接材料

铁素体不锈钢通常采用焊条电弧焊、TIG 焊和 MIG 焊。普通铁素体钢有时也用埋弧焊,对耐蚀性和韧性要求高的高纯铁素体钢不推荐埋弧焊,以防止过热和碳、氮的污染。

所用的焊接材料有两类:同质的铁素体型和异质的奥氏体型。同质铁素体型焊接材料优点是焊缝颜色与母材相同,线胀系数和耐蚀性大体相似。但同质焊缝的抗裂性能不高。

当要求具有高抗裂性能,而且不能进行预

热和焊后热处理的情况下,可采用异质的奥氏体型焊接材料。但要注意,① 焊接材料应是低碳的;② 焊后不可退火处理,因铁素体钢退火温度(780~850℃)正好在奥氏体钢敏化温度区间,易引起晶间腐蚀和脆化;③ 奥氏体钢焊缝的颜色和性能和母材不同。

表 7-5-28 为铁素体不锈钢焊接材料选例。

#### (2) 焊接热输入

由于铁素体不锈钢具有强烈的晶粒长大倾向和易于在焊接过程中析出有害的中间相,因此,应尽量采用小的热输入,和窄焊道进行焊接,并采取适当措施,提高焊缝的冷却速度以控制接头的过热。

#### (3) 预热与焊后热处理

普通铁素体不锈钢有冷裂倾向,其脆性转变温度常在室温以上,韧性低,为了防止冷裂纹,焊前预热是必要的。但这种钢对过热敏感,预热温度不能高,只能低温预热。最好控制在 150℃以下,层间温度也应控制在相应水平,否则晶粒长大和可能产生 475℃脆性。

采用同质焊接材料焊接后应进行热处理,(见表 7-5-28)。热处理目的在于使接头的组织均匀化,提高其塑性和耐蚀性,同时也能消除焊接应力。热处理温度应低于使晶粒粗化或形成奥氏体的亚临界温度下进行。必须避免在 370~570℃之间缓冷,以免产生 475℃脆性。

表 7-5-28 铁素体不锈钢焊接材料选用举例<sup>[40, 47]</sup>

钢 号	焊条电弧焊焊条		氩弧焊焊丝	预热及层间温度/℃	焊后热处理	选择原则
	型号	牌号				
0Cr13	E410-16	G202	H0Cr14	—	700~760℃	耐蚀耐热
	E410-15	G207				
		G217				
	E309-16	A302	H0Cr21Ni10 H0Cr18Ni 12Mo2	—	—	高塑、韧性
	E309-15	A307				
	E310-16	A402				
	E310-15	A407				
1Cr17 0Cr17Ti 1Cr17Ti 1Cr17Mo2Ti	E430-16	G302	H1Cr17	70~150	700~760℃	耐蚀、耐热
	E430-15	G307				
	E308-15	A107	H0Cr21Ni10 H0Cr18Ni 12Mo2	70~150	—	高塑、韧性
	E316-15	A207				
1Cr25Ti	E309-15	A307	H0Cr24Ni13 H0Cr26Ni21	—	—	高塑、韧性
	E308-15	A107				
	E316-15	A207				
1Cr28	E310-15	A407	H0Cr26	—	—	高塑、韧性

已产生 475℃脆性和 $\sigma$ 相脆化的焊接接头,可短时加热到 600℃以上空冷消除 475℃脆性;加热到 930~980℃急冷消除 $\sigma$ 相脆化。

采用奥氏体钢焊接材料时,不必预热和焊后热处理。

## 5.4 马氏体不锈钢的焊接

### 5.4.1 化学成分与力学性能

马氏体不锈钢的  $w(\text{Cr})$  一般在 12%~18% 范围内,  $w(\text{Cr})$  超过 15% 时,常需加入一定量的镍或适当提高含碳量以平衡组织。

这类钢加热到高温时组织为奥氏体,冷却到室温时,转变为马氏体,故可以热处理强化。一般是在淬火-回火(调质)状态下使用。

马氏体不锈钢有下列类型:

1) 普通 Cr13 钢 如 1Cr13、2Cr13、3Cr13 和 4Cr13 等最为常用钢种。这类钢经高温加热后空冷即可淬硬,淬火后的强度、硬度随含碳量增加而提高,但耐蚀性及塑、韧性却随之降低。前两种钢主要用于在中温腐蚀介质中工作并要求中等强度的结构件,后两种钢主要用于要求高强

度、高耐磨性具有一定耐蚀性要求的零件。

2) 热强马氏体钢 是以 Cr12 为基经过复杂合金化的马氏体钢,如 2Cr12WMoV、2Cr12MoV、2Cr12Ni3MoV 等。同样,高温加热后空冷也可淬硬。这类钢不仅中温瞬时强度高,而且中温持久性能及蠕变性能也相当优越,耐应力腐蚀及冷热疲劳性能良好。很适于在 500~600℃ 以下及湿热条件下工作的承力件、复杂的模锻件及焊接件。这类钢在添加 Mo、W、V 的同时,常再将碳提高一些,因此,其淬硬倾向更大,一般均经调质处理。

3) 超低碳复相马氏体钢 这是一种新型马氏体高强钢,很有发展前途。其特点是  $w(\text{C})$  降到 0.05% 以下,并添加镍 ( $w(\text{Ni}) = 4\% \sim 7\%$ ),此外还可能加入少量 Mo、Ti 或 Si 等。经淬火及超微细复相组织回火处理,可获得高强度和高韧性。也可在淬火状态下使用,因低碳马氏体组织并无硬脆性。这类钢适用于筒体、压力容器及低温制件等。

表 7-5-29 和表 7-5-30 分别列出马氏体不锈钢的化学成分与力学性能。

表 7-5-29 马氏体型不锈钢牌号和化学成分(摘自 GB/T 1220—1992)

牌 号	化 学 成 分 (质量分数)(%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	其他
1Cr12	≤0.15	≤0.50	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	11.50~13.00	—	—	—	—
1Cr13	≤0.15	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	11.50~13.50	—	—	—	—
0Cr13	≤0.08	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	11.50~13.50	—	—	—	—
Y1Cr13	≤0.15	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≥0.15	②	12.00~14.00	①	—	—	—
1Cr13Mo	0.08~0.18	≤0.60	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	11.50~14.00	0.30~0.60	—	—	—
2Cr13	0.16~0.25	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	12.00~14.00	—	—	—	—
3Cr13	0.26~0.35	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	12.00~14.00	—	—	—	—
Y3Cr13	0.26~0.40	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≥0.15	②	12.00~14.00	①	—	—	—
3Cr13Mo	0.28~0.35	≤0.80	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	12.00~14.00	0.50~1.00	—	—	—
4Cr13	0.36~0.45	≤0.60	≤0.80	≤0.035	≤0.030	②	12.00~14.00	—	—	—	—
1Cr17Ni2	0.11~0.17	≤0.80	≤0.80	≤0.035	≤0.030	1.50~2.50	16.00~18.00	—	—	—	—
7Cr17	0.60~0.75	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	16.00~18.00	③	—	—	—
8Cr17	0.75~0.95	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	16.00~18.00	③	—	—	—
9Cr18	0.90~1.00	≤0.80	≤0.80	≤0.035	≤0.030	②	17.00~19.00	③	—	—	—
11Cr17	0.95~1.20	≤1.00	≤1.00	≤0.035	≤0.030	②	16.00~18.00	③	—	—	—
Y11Cr17	0.95~1.20	≤1.00	≤1.25	≤0.060	≥0.15	②	16.00~18.00	③	—	—	—
9Cr18Mo	0.95~1.10	≤0.80	≤0.80	≤0.035	≤0.030	②	16.00~18.00	0.40~0.70	—	—	—
9Cr18MoV	0.85~0.95	≤0.80	≤0.80	≤0.035	≤0.030	②	17.00~19.00	1.00~1.30	—	—	V0.07~0.12

注:① 必要时,可添加上表以外的合金元素;

② 允许含有小于或等于 0.60% 的镍;

③ 可加入小于或等于 0.75% 的铝。

表 7-5-30 马氏体型不锈钢的热处理工艺和力学性能 (摘自 GB/T 1220—1992)

牌 号	热 处 理/℃			退火后 的硬度 HBS≤	经淬火-回火后力学性能						
	退 火	淬 火	回 火		拉 伸 试 验			冲击 吸收功 A <sub>K</sub> /J	硬 度 试 验		
					σ <sub>b2</sub> /MPa	σ <sub>b</sub> /MPa	δ <sub>5</sub> (%)		ψ (%)	HBS	HV
≥											
1Cr12	800~900 缓冷, 或约 750, 快冷	950~1000, 油冷	700~750, 快冷	200	390	590	25	55	118	170	—
1Cr13	800~900 缓冷, 或约 750, 快冷	950~1000, 油冷	700~750, 快冷	200	345	540	25	55	78	159	—
0Cr13	800~900 缓冷, 或约 750, 快冷	950~1000, 油冷	700~750, 快冷	183	345	490	24	60	—	—	—
Y1Cr13	800~900 缓冷, 或约 750, 快冷	950~1000, 油冷	700~750, 快冷	200	345	540	25	55	78	159	—
1Cr13Mo	830~900 缓冷, 或约 750, 快冷	970~1020, 油冷	650~750, 快冷	200	490	680	20	60	78	192	—
2Cr13	800~900 缓冷, 或约 750, 快冷	920~980, 油冷	600~750, 快冷	223	440	635	20	50	63	192	—
3Cr13	800~900 缓冷, 或约 750, 快冷	920~980, 油冷	600~750, 快冷	235	540	735	12	40	24	217	—
Y3Cr13	800~900 缓冷, 或约 750, 快冷	920~980, 油冷	600~750, 快冷	235	540	735	12	40	24	217	—
3Cr13Mo	800~900 缓冷, 或约 750, 快冷	1025~1075, 油冷	200~300, 油、水、空冷	207	—	—	—	—	—	—	50
4Cr13	800~900 缓冷, 或约 750, 快冷	1050~1100, 油冷	200~300, 空冷	201	—	—	—	—	—	—	50
1Cr17Ni2	680~700, 高温回火, 空冷	950~1050, 油冷	275~350, 空冷	285	—	1080	10	—	39	—	—
7Cr17	800~920, 缓冷	1010~1070, 油冷	100~180, 快冷	255	—	—	—	—	—	—	54
8Cr17	800~920, 缓冷	1010~1070, 油冷	100~180, 快冷	255	—	—	—	—	—	—	56
9Cr18	800~920, 缓冷	1000~1050, 油冷	200~300, 油、空冷	255	—	—	—	—	—	—	55
11Cr17	800~920, 缓冷	1010~1070, 油冷	100~180, 快冷	269	—	—	—	—	—	—	58
Y11Cr17	800~920, 缓冷	1010~1070, 油冷	100~180, 快冷	269	—	—	—	—	—	—	58
9Cr18Mo	800~900, 缓冷	1000~1050, 油冷	200~300, 空冷	269	—	—	—	—	—	—	55
9Cr18MoV	800~920, 缓冷	1050~1075, 油冷	100~200, 空冷	269	—	—	—	—	—	—	55

### 5.4.2 焊接性

马氏体不锈钢的焊接性和调质的中低合金钢相似,焊接的主要问题是冷裂纹问题。

无论马氏体不锈钢以何种状态供货,焊后接头总会形成淬硬的马氏体组织。当焊接接头刚度大或含氢量高时,在焊接应力作用下,特别当从高温直接冷至 $120\sim 100^{\circ}\text{C}$ 以下时,很容易产生冷裂纹。含碳量越高,焊缝及热影响区硬度就越高,对冷裂纹就越敏感。

防止淬硬造成冷裂纹的最有效方法是预热和控制层间温度;为了获得最佳的使用性能和防止延迟裂纹,焊后要求热处理。

此外,要防止铁素体的产生。含碳量较高的马氏体不锈钢如2Cr13、3Cr13等,经加热冷却后都可以形成完全马氏体组织。但是,对含奥氏体形成元素碳或镍较少或者含铁素体形成元素铬、钼、钨或钒较多的马氏体钢,如1Cr13、1Cr17Ni2等,其铁素体稳定性偏高,加热到高温后铁素体不能全部转变为奥氏体,淬火后除了得到马氏体外,还要产生一部分铁素体。在粗大铸态焊缝组织及过热区中的铁素体,往往分布在粗大的马氏体晶间(即原奥氏体晶界上),严重时可呈网状分布。这使对接头对冷裂更加敏感,高温力学性能恶化。

含铁素体形成元素较高的马氏体不锈钢具有较大的晶粒长大倾向。如果焊接时过热或冷却速度小时近缝区会出现粗大的铁素体和晶界

碳化物,降低焊接接头塑性。

### 5.4.3 焊接工艺

#### (1) 焊接方法和焊接材料

马氏体不锈钢可采用各种电弧焊方法焊接。

1) 焊条电弧焊 最为常用的方法。一般采用与母材同质的低氢型焊条,焊条在焊前须经过高达 $350\sim 400^{\circ}\text{C}$ 温度烘干。这类焊缝焊后一定要进行热处理。如果焊后不能进行热处理,则可选用铬镍奥氏体焊条。此时,相当于异种钢焊接,可运用焊缝组织图(见图7-5-2)去合理选择焊条的奥氏体钢类型,并严格控制母材对焊缝的稀释。这类焊缝抗裂性能好。

2) 氩弧焊 TIG 焊焊接质量较好,常用于薄板焊接或多层焊的封底焊。用直流正接。由于裂纹倾向小,薄板焊接可不预热,厚板可预热 $120\sim 200^{\circ}\text{C}$ 。一般选用与母材成分和组织相近的焊丝,以保证与母材匹配。

3)  $\text{CO}_2$  焊 接头含氢量低,其冷裂倾向比焊条电弧焊小,可用较低的预热温度焊接,可用实心焊丝(如H1Cr13)或药芯焊丝(如PK-YB102, PK-YB107等)。

4) 埋弧焊 马氏体不锈钢导热性差,易过热,在热影响区产生粗大组织,故不常用埋弧焊。也和焊条电弧焊焊条选用原则相同选获同质或异质焊缝的焊接材料。均采用碱性焊剂如SJ601和HJ151等。

表7-5-31为部分马氏体钢焊条电弧焊和

表 7-5-31 几种常用马氏体不锈钢焊接材料选用举例<sup>[40]</sup>

钢 号	焊 条		氩弧焊焊丝	预热及层间温度/ $^{\circ}\text{C}$	焊后热处理	选择原则
	型 号	牌 号				
1Cr13 2Cr13	E410-15	G207 G217	H0Cr14 H1Cr13	300~350	700~750 $^{\circ}\text{C}$ 空冷	耐蚀、耐热
	E309-16.15 E310-16.15	A302 A307 A402 A407	H0Cr21Ni10 H0Cr18Ni	200~300	—	高塑、韧性
1Cr17Ni2 2Cr13Ni2	E430-16 E430-15	G302 G307	H0Cr14 H1Cr3	300~350	700~750 $^{\circ}\text{C}$ 空冷	耐蚀、耐热
	E308-16.15 E309-16.15 E310-16.15	A107 A302 A307 A402 A407	H0Cr21Ni10 H0Cr18Ni	200~300	—	高塑、韧性

TIG 焊接材料选用举例。

### (2) 预热与层间温度

焊接马氏体不锈钢, 尤其在使用与母材同质的焊接材料时, 为防止冷裂纹, 焊前需预热, 预热温度通常在  $200 \sim 400^{\circ}\text{C}$  范围。含碳量越高, 焊件厚度越大, 预热温度也越高, 但最好不要高于  $M_s$  点。多层焊时层间温度应保证不低于预热温度, 以防止在熔敷后续焊缝前就发生冷裂纹。

### (3) 焊后热处理

为了降低焊缝和热影响区硬度, 改善其塑性和韧性, 以及减少焊接残余应力, 焊后应进行整体或局部高温回火 ( $730 \sim 790^{\circ}\text{C}$ ) 热处理。对于某些多元合金的马氏体不锈钢, 既不容许焊后尚处高温时立即回火, 也不允许冷却至室温再回火, 而应冷却到  $150 \sim 200^{\circ}\text{C}$  保温 2h, 使奥氏体大部分转变成马氏体, 然后及时地进行高温回火热处理。

### (4) 焊接工艺要点

凡是能用于调质状态的低合金高强度钢的焊接工艺, 原则上均适用于马氏体不锈钢。焊接时, 所用的焊接热输入应大些, 以利于减少冷裂纹倾向, 但热输入的增加以不使晶粒粗化为限度。

## 5.5 铁素体-奥氏体不锈钢的焊接

铁素体-奥氏体不锈钢是由铁素体 (体积分数约占  $40\% \sim 60\%$ ) 和奥氏体 (体积分数约占  $60\% \sim 40\%$ ) 两相组成的双相不锈钢。它兼备了奥氏体钢和铁素体钢的优点, 故具有强度高、耐腐蚀性好和易于焊接的特点。

钢中  $w(\text{Cr}) = 17\% \sim 30\%$  和  $w(\text{Ni}) = 3\% \sim 7\%$ , 此外还有 Mo、Cu、Ni (Ti) 等元素。含碳量较低 ( $w(\text{C}) \leq 0.08\%$ ), 有时还加入强奥氏体形成元素 N。当前已发展有 Cr18 型、Cr21 型和 Cr25 型三类双相不锈钢。

表 7-5-32 和表 7-5-33 列出这类钢的化学

表 7-5-32 铁素体-奥氏体不锈钢牌号和化学成分 (摘自 GB/T 1220—1992)

牌 号	化 学 成 分 (质量分数) (%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	其它
0Cr26Ni5Mo2	$\leq 0.08$	$\leq 1.00$	$\leq 1.50$	$\leq 0.035$	$\leq 0.030$	3.00 ~ 6.00	23.00 ~ 28.00	1.00 ~ 3.00	—	—	—
1Cr18Ni11Si4AlTi	0.10 ~ 0.18	3.40 ~ 4.00	$\leq 0.08$	$\leq 0.035$	$\leq 0.030$	10.00 ~ 12.00	17.50 ~ 19.50	—	—	—	Al0.10 ~ 0.30 Ti0.40 ~ 0.70
00Cr18Ni5Mo3Si2	$\leq 0.030$	1.30 ~ 2.00	1.00 ~ 2.00	$\leq 0.035$	$\leq 0.030$	4.50 ~ 5.50	18.00 ~ 19.50	2.50 ~ 3.00	—	—	—

表 7-5-33 铁素体-奥氏体型不锈钢热处理工艺和力学性能 (摘自 GB/T 1220—1992)

牌 号	热 处 理/ $^{\circ}\text{C}$	拉 伸 试 验				冲击吸收功 $A_K/\text{J}$	硬 度 试 验		
		$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\delta_5(\%)$	$\psi(\%)$		HBS	HRB	HV
0Cr26Ni5Mo2	固溶 950~1100, 快冷	390	590	18	40	—	277	29	292
1Cr18Ni11Si4AlTi	固溶 930~1050, 快冷	440	715	25	40	63	—	—	—
00Cr18Ni5Mo3Si2	固溶 920~1150, 快冷	390	590	20	40	—	—	30	300

成分和力学性能。

这类钢焊接的主要特点是：与纯奥氏体不锈钢比具有较低的热裂倾向；与纯铁素体不锈钢比焊后具有较低的脆化倾向，而且焊接热影响区铁素体粗化程度也较低，故焊接性较好。

但是，双相不锈钢的相比比例不仅与成分有关，而且与加热温度也有关。在焊接热循环作用下会发生明显的相比比例变化，当加热温度足够高时，就会发生 $\gamma$ - $\alpha$ 的转变，使铁素体增多，而奥氏体减少，甚至可能完全变成纯铁素体组织，从而失去双相组织所具有的特性，使接头的力学性能和耐蚀性能下降。为此，须控制母材和焊接材料的成分（可通过舍夫勒的不锈钢组织图估计）和焊接工艺参数，使接头能形成足够数量的 $\gamma$ 相，以保证接头所需的力学性能和耐蚀性能。

由于这类钢焊接性能良好，焊时可不预热和后热。薄板宜用 TIG 焊，中厚板可用焊条电弧焊。焊条电弧焊时宜选用成分与母材相近的专用焊条或含碳量低的奥氏体焊条。对于 Cr25 型双相钢也可选用镍基合金焊条。表 7-5-34 为部分双相不锈钢焊接材料的选例。

双相钢中因有较大比例铁素体存在，而铁

素体钢所固有的脆化倾向，如 475℃脆性， $\delta$ 相析出脆化和晶粒粗化，依然存在，只因有奥氏体的平衡作用而获得一定缓解，焊接时，仍需注意。对无 Ni 或低 Ni 双相不锈钢焊接时，在热影响区有单相铁素体及晶粒粗化倾向，这时应注意控制焊接热输入，尽量用小电流、高焊速、窄焊道和多道焊，以防止热影响区晶粒粗化和单相铁素体化。层间温度不宜太高，最好冷后再焊下一层。

## 5.6 沉淀硬化不锈钢的焊接

沉淀硬化不锈钢是在各类不锈钢中加入一种或多种合金元素如 Cu、Ti、Nb 和 Al 促使沉淀硬化。在固溶退火或奥氏体化期间溶解这些元素，然后在增加基体的硬度和强度的时效热处理期间产生亚显微沉淀。根据从奥氏体化温度冷却所得到的组织和性能，沉淀硬化不锈钢分成，马氏体、半奥氏体和奥氏体三类。

这类钢强度高、韧性好，又有很好的耐蚀性能。一般限于在 318℃以下长期使用，短期使用的许多马氏体和半奥氏体沉淀硬化不锈钢在使用温度高达 486℃仍有较好的力学性能。

表 7-5-34 几种铁素体-奥氏体不锈钢焊接材料选用举例<sup>[40、47]</sup>

钢 号	焊 条		氩弧焊焊丝	埋 弧 焊	
	型 号	牌 号		焊 丝	焊 剂
00Cr18Ni5Mo3Si2 00Cr18Ni5Mo3Si2Nb	E316L-16 E309MoL-16 E309-16	A022Si A042 A302	H00Cr18Ni14Mo2 H00Cr20Ni12Mo3Nb H00Cr25Ni13Mo3	H1Cr24Ni13	HJ260 HJ172 SJ601
0Cr21Ni5Ti 1Cr21Ni5Ti 0Cr21Ni6Mo2Ti 00Cr22Ni5Mo3N	E308-16 E309MoL-16	A102 A042 或成分相近的 专用焊条	H0Cr20Ni10Ti H00Cr18Ni14Mo2		
00Cr25Ni5Ti 00Cr26Ni7Mo2Ti 00Cr25Ni5Mo3N	E309L-16 E308L-16 Eni-0 ENiCrMo-0 ENiCrFe-3	A072 A062 A002 Ni112 Ni307 Ni307A	H0Cr26Ni21 H00Cr21Ni10 或 同母材成分焊丝 或镍基焊丝		

如果焊后的结构不能进行完整的热处理,则可以在焊前进行固溶退火处理,然后在使用前进行时效处理。

表 7-5-35 为沉淀硬化不锈钢的化学成分,表 7-5-36 为它们的热处理工艺和力学性能。

(1) 马氏体沉淀硬化不锈钢(如 0Cr17Ni4-Cu4Nb)

这类钢的化学成分能使固溶热处理后冷至室温均为马氏体组织。按韧性要求可选择低温回火(426~454℃)或中温回火(675℃)进行时效硬化处理。它们之间组织上有差别,中强类的组织不是纯马氏体,而是含有体积分数为 10%铁素体。

这类钢的耐蚀性和普通奥氏体不锈钢相当,热处理后尺寸变化很小,价格较便宜。而且具有良好的焊接性能,焊接时既不需预热,也不需后热。焊接材料的选择取决于对焊缝性能的要求,若要求焊缝韧性好,可选用奥氏体不锈钢焊接材料,因没有时效强化作用,故得到非等强的接头;为了获得等强接头,应采用与母材成分相同的焊接材料,焊后按母材热处理制度进行低温回火时效硬化,将得到没有裂纹的等强接头。多层焊时,各层焊缝和热影响区的组织和性能有差别,须经退火可消除其差别。再回火时效硬化处理,即可得等

强接头。

这类钢可用手弧焊和填丝或不填丝的 TIG 焊。在焊接工艺上和一般奥氏体不锈钢的基本相似。

(2) 半奥氏体沉淀硬化不锈钢(如 1Cr17-Ni 7Al)

这类钢的组织特点是在固溶或退火状态时具有奥氏体和  $\phi(\delta\text{-Fe}) = 5\% \sim 20\%$  铁素体组织,经过系列热处理或机械变形处理后奥氏体转变成马氏体,再通过时效析出硬化达到所需的高强度。

这类钢通常是在退火状态下焊接,韧性的奥氏体组织使这类钢具有奥氏体不锈钢相似的焊接特性,所以具有良好的焊接性能。经相变形成马氏体组织后焊接时,因是低碳的马氏体,韧性好而不会开裂,所以无论采用奥氏体型焊接材料或与母材成分相同的焊接材料焊接,焊缝和热影响区均不产生裂纹。只有当终止焊接的弧坑未填满时,可能会产生弧坑裂纹。所以可采用与奥氏体不锈钢的焊接工艺进行焊接。

当不要求等强度或等耐蚀性能的接头时,可以选用奥氏体型焊接材料焊接。

当采用焊缝与母材成分相同的焊接材料焊接时,由于焊接热循环的特点,将会引起焊接接头区铁素体含量增加,因为焊缝及近缝区加

表 7-5-35 沉淀硬化型不锈钢的牌号和化学成分(摘自 GB/T 1220—1992)

牌 号	化 学 成 分 (质量分数) (%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	N	其他
0Cr17Ni4Cu4Nb	0.07	1.00	1.00	$\leq 0.035$	$\leq 0.030$	3.00 ~ 5.00	15.50 ~ 17.50	—	3.00 ~ 5.00	—	Nb0.15 ~ 0.45
1Cr17Ni7Al	0.09	1.00	1.00	$\leq 0.035$	$\leq 0.030$	6.50 ~ 7.00	16.00 ~ 18.00	—	0.50	—	Al0.75 ~ 1.50
0Cr15Ni7Mo2Al	0.09	1.00	1.00	$\leq 0.035$	$\leq 0.030$	6.50 ~ 7.00	14.00 ~ 16.00	2.00 ~ 3.00	—	—	Al0.75 ~ 1.50

表 7-5-36 沉淀硬化型不锈钢的热处理工艺和力学性能

牌 号	热 处 理		拉 伸 试 验				硬 度 试 验	
	种 类	条 件	$\sigma_{\text{L}}/\text{MPa}$	$\sigma_0/\text{MPa}$	$\delta_5$ (%)	$\psi$ (%)	HBS	HRC
0Cr17Ni4Cu4Nb	固溶	1020~1060℃, 快冷	—	—	—	—	≤363	≤38
	480℃时效	经固溶处理后, 470~490℃, 空冷	≥1180	≥1310	≥10	≥40	≥375	≥40
	550℃时效	经固溶处理后, 540~560℃, 空冷	≥1000	≥1060	≥12	≥45	≥331	≥35
	580℃时效	经固溶处理后, 570~590℃, 空冷	≥865	≥1000	≥13	≥45	≥302	≥31
	620℃时效	经固溶处理后, 610~630℃, 空冷	≥725	≥930	≥16	≥50	≥277	≥28
0Cr17Ni7Al	固溶	1000~1100℃, 快冷	≤380	≤1030	≥20	—	≤229	—
	560℃时效	经固溶处理后, 于 760℃±15℃保持 90min, 在 1h 内冷却到 15℃以上, 保持 30min, 再加热到 565℃±10℃, 保持 90min 空冷	≥960	≥1140	≥5	≥25	≥363	—
	510℃时效	经固溶处理后, 于 955℃±10℃保持 10min, 空冷到室温, 在 24h 以内冷却到 -73℃±6℃, 保持 8h, 再加热到 510℃±10℃, 保持 60min, 空冷	≥1030	≥1230	≥4	≥10	≥388	—
0Cr15Ni7Mo2Al	固溶	1000~1100℃, 快冷	—	—	—	—	≤269	—
	565℃时效	经固溶处理后, 于 760℃±15℃保持 90min, 在 1h 内冷却到 15℃以下, 保持 30min, 再加热到 565℃±10℃, 保持 90min 空冷	≥1100	≥1210	≥7	≥25	≥375	—
	510℃时效	经固溶处理后, 于 955℃±10℃保持 10min, 空冷到室温, 在 24h 以内冷却到 -73℃±6℃, 保持 8h, 再加热到 510℃±10℃, 保持 60min, 空冷	≥1210	≥1320	≥6	≥20	≥380	—

表 7-5-37 奥氏体沉淀硬化钢的典型成分 (质量分数) (%)

钢 号	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Mo	Al	V	Ti	B
A-286	0.05	1.45	0.030	0.020	0.50	14.75	25.25	1.30	0.15	0.30	2.15	0.005
17-10P	0.10	0.60	0.30	≤0.04	0.50	17.0	10.00	—	—	—	—	—

热温度远高于固溶温度,铁素体的相比有所增加。此外,也引起焊缝及近缝区的  $M_s$  点有所降低。为了控制焊缝中的 $\delta$ 铁素体,可适当调整焊接材料成分,如降低铬或提高镍。此外,焊接时应采用惰性气体保护以防焊丝中铝的氧化。为了达到接头与母材等性能,一般焊后须进行整体复合热处理:调整处理,746℃加热 3h 空冷;低温退火,930℃加热 1h 水淬;冰冷处理,在-73℃保持 3h 以上后自然升至常温;时效硬化处理。

(3) 奥氏体沉淀硬化不锈钢(如 17-10P 钢系)

这类钢的化学成分是铬、镍含量高,固溶后奥氏体极为稳定,经冷变形后仍为奥氏体组织。需高温回火(648~760℃),析出

的是金属间化合物。可用于较高温度和极低温度的工作环境,在许多介质中具有 18-8 型、18-12-2Mo 型奥氏体不锈钢相似的耐蚀性能。表 7-5-37 介绍两种奥氏体沉淀硬化不锈钢的化学成分。这两种钢含有大量硬化元素,其焊接性能都比普通奥氏体不锈钢差,两者的表现却不完全相同。

A-286 钢中含有较高的铝、钛,在焊缝中容易产生热裂纹,若采用 TIG 焊或控制焊接热输入,可减轻热裂倾向。

17-10P 钢中有  $w(P)$  高达 0.3% 的磷,在被加热到约 1175℃ 以上时,在晶界上形成富磷化合物,呈热脆性,所以熔化焊极为困难。但是适于闪光焊,因为顶锻时把热脆材料以毛刺形式被挤出去,而形成致密的焊缝。