



全国“星火计划”丛书

王嘉玲 编著

# 焊接质量与焊条使用



全国“星火计划”丛书

ISBN 7-118-01123-3/TG·75

定价：23.50 元

# 焊接质量与焊条使用

王嘉玲 编著

国防工业出版社

(京)新登字 106 号

**图书在版编目(CIP)数据**

焊接质量与焊条使用/王嘉玲编著. —北京:国防工业出版社,  
1994

ISBN 7-118-01122-3

I. 焊…

II. 王…

III. ①焊接—质量控制②焊条—应用

IV. TG44

**焊接质量与焊条使用**

王嘉玲 编著

责任编辑 李永亨

**国防工业出版社** 出版发行

(北京市海淀区紫竹院南路 23 号)

(邮政编码 100044)

新华书店经售

北京昌平长城印刷厂印刷

开本 787×1092 1/16 印张 22 $\frac{3}{4}$  529 千字

1994 年 6 月第 1 版 1994 年 6 月北京第 1 次印刷 印数 1—4000 册

ISBN 7-118-01122-3/TG·75

定价: 23.50 元

(本书如有印装错误,我社负责调换)

# 目 录

绪论	(1)
第一章 手工电弧焊的基本知识	(2)
第一节 焊接电弧	(2)
第二节 焊缝和焊接接头的基本型式与焊缝符号	(11)
第三节 焊条的熔化及熔滴过渡的形式和特征	(24)
第四节 焊接熔池的特征及焊缝的形成	(31)
第二章 焊接接头缺陷的形成和控制	(37)
第一节 焊接接头缺陷的类型及其特点	(37)
第二节 焊缝的结晶偏析和夹杂	(40)
第三节 焊缝中的气孔	(49)
第四节 焊接裂纹	(58)
第五节 焊接热裂纹	(62)
第六节 焊接冷裂纹	(78)
第七节 层状撕裂	(100)
第八节 再热裂纹	(106)
第九节 应力腐蚀裂纹	(115)
第三章 影响焊接质量的因素及提高焊接质量的方法	(125)
第一节 焊接化学冶金过程对焊缝质量的影响	(125)
第二节 焊接热循环对焊接接头组织和性能的影响	(161)
第三节 焊接应力与变形对焊接质量的影响	(185)
第四节 焊接方法和工艺对焊接质量的影响	(201)
第四章 焊条及其使用	(227)
第一节 焊条的组成、分类及特性	(227)
第二节 常用典型焊条的冶金性能	(237)
第三节 常用典型焊条的工艺性能	(244)
第四节 焊条的合理选用	(249)
第五节 超低氢型焊条	(273)
第五章 焊接质量的检验	(281)
第一节 焊前及焊接过程的质量检验	(281)
第二节 焊接接头的外观检查	(286)
第三节 焊接接头的无损检验	(287)
第四节 焊接接头的机械性能试验	(314)
第五节 焊接接头的金相组织检验	(326)
第六节 焊缝金属和熔敷金属的化学成分检验	(328)
第七节 焊接成品的致密性检验	(329)

第八节	受压容器焊接接头的强度检验 .....	(330)
第九节	焊接质量管理 .....	(332)
第六章	焊接断口分析 .....	(337)
第一节	金属断裂类型 .....	(337)
第二节	断口的宏观分析 .....	(339)
第三节	典型断口的微观分析 .....	(345)
第四节	焊接裂纹断口形貌 .....	(353)

## 绪 论

焊接技术已广泛应用于国民经济的各个部门,如机械、桥梁、建筑、压力容器、船舶、电子以及尖端的航天、海洋和核动力工程等,在世界主要工业国家每年生产的焊接结构占全部钢产量的 45%左右,所以一个国家的焊接技术的发展水平,标志着一个国家工业和科学技术现代化的进程。

随着工业生产和高新技术的日益发展,焊接结构朝着大型化、复杂化、高容量、高参数方向发展(动载、弹韧性、高压、高温、低温、耐蚀、耐磨和微型精密焊接等),其复杂程度越大,工作条件越苛刻,造成焊接事故也越频繁,事故的危害性也越为严重,所以提高和保证焊接质量已成为当前焊接生产中的关键问题。

焊接结构或焊件的不能满足使用要求,或造成破坏事故,它们总是在内因或(和)外因的条件下形成的。内因是指焊接缺陷、设计不当和制造不良;外因主要指外界载荷、温度等工作条件以及焊接质量的检验。为了找出酿成事故的原因,提高焊接质量,就需要系统地分析焊接质量,所以本书综合焊接冶金学、焊接金属学、焊接金相学和焊接力学的基本理论,以及焊接质量与正确合理使用焊条的相关问题,作了系统全面地介绍。《焊接质量与焊条使用》即是为保证和提高焊接质量而撰写的。

本书共六章,第一章手工电弧焊的基本知识,第二章焊接接头缺陷的形成和控制,第三章影响焊接质量的因素及提高焊接质量的方法,第四章焊条及其使用,第五章焊接质量的检验,第六章焊接断口分析。其中第五章由杨玉玲编写,其余各章均由王嘉玲编写。

本书在编写过程中,曾得到太原工业大学徐璞教授的热情帮助和指导,王宝教授的审稿,在此表示谢意。

由于编者水平有限,书中若有错误和不足之处,敬请大家批评指正。

编者 1992.10

# 第一章 手工电弧焊的基本知识

手工电弧焊,简称手弧焊。由于它所需要的设备简单,操作灵活,方便,对空间不同位置、不同接头型式、不同焊缝都能简便地实现优质焊接,因此,直到目前为止,手弧焊在焊接生产中的应用仍占据着很重要的地位。本章主要介绍手弧焊过程中的一些基本知识和基本规律,从而能够解析和保证手弧焊的焊接质量。

## 第一节 焊接电弧

电弧是电弧焊的能源。电弧焊能够在焊接领域中仍占主导地位,就是因为电弧焊能够简便而有效地实现将电能转变成焊接时所需要的热能和动能,以达到连接金属的目的。为了更好地认识电弧和电弧焊接过程中的一些现象,以及更好地应用电弧,指导焊接实践,现对焊接电弧的微观过程、构造和它的特性,作一概要阐述。

### 一、焊接电弧的微观过程

焊接电弧是由两个电极和它们之间的气体空间组成的一种持续强烈的气体放电现象。电弧燃烧时,有电流从一极通过气体介质流向另一极,就是说,在两个电极之间的气体介质中存在着很多带电质点(电子、正离子、负离子),这些带电质点在两极之间的电场作用下向两极作连续的定向运动,于是形成了连续燃烧的焊接电弧。

一般情况下,气体介质以分子或原子的状态存在,因而它是不导电的。两极间带电质点的产生,主要依靠气体空间的电离和电极的电子发射两个微观过程。

#### (一)气体电离

气体电离就是使中性的气体分子或原子吸收外界能量(电场、热能等)释放电子,形成电子和正离子的过程。由于电源将电压加于两极形成电场,电子在电场力的作用下急速运动,碰撞中性的气体分子或原子,将部分能量给予气体分子或原子中的电子,使它完全脱离原子核的束缚而逸出,则使气体分子或原子电离为电子和正离子,这种电离叫碰撞电离;气体分子或原子在高温下高速运动,具有很大的动能,它们相互碰撞也会发生电离,这种电离叫热电离。

电弧中的不同气体介质及元素的电离能力不同,也就是它们产生电离时,所需要的能量大小不同。使中性气体分子或原子释放电子形成正离子所需的能量称为电离能,通常以电子伏特 eV 为单位。一个电子伏特(eV)就是一个电子通过一伏特电位差空间所取得的能量,其数值等于  $1.6 \times 10^{-19} \text{J}$ 。电弧气氛中常见气体及元素的电离能,列于表 1-1。

气体电离能的大小,说明电子脱离原子或分子所需外加能量的高低。在相同的外加能量条件下,电离能小的气氛提供电子、离子较容易,有利于电弧的稳定。由表 1-1 可知,碱金属和碱土金属 K、Na、Ca 等电离能很小,如果电弧气氛中有这些元素存在,则电弧空间的电子、离子就容易形成,气体的导电性就好,电弧就稳定。因此,在焊条生产中,常常在焊

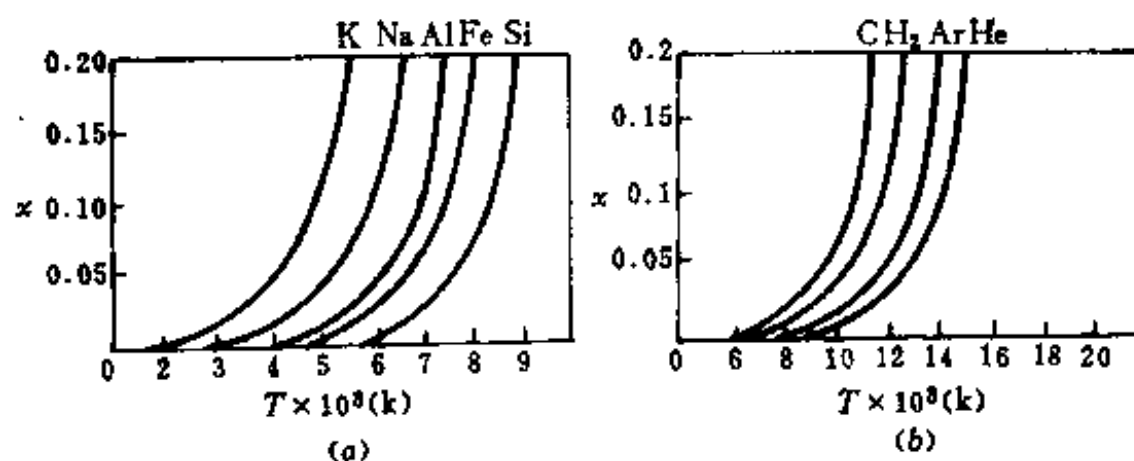


表 1-1 常见气体及元素的电离能

气体	电离能(eV)	元素	电离能(eV)	元素	电离能(eV)
He	24.58	Al	5.98	K	4.34
Ar	15.76	Cr	6.76	Na	5.14
N <sub>2</sub>	15.50	Ti	6.82	Ba	5.21
N	14.53	Mo	7.10	Li	5.39
H <sub>2</sub>	15.60	Mn	7.43	La	5.61
H	13.60	Ni	7.63	Ca	6.11
O <sub>2</sub>	12.5	Mg	7.64	B	8.30
O	13.61	Cu	7.72	I	10.45
CO <sub>2</sub>	13.8	Fe	7.87	Br	11.84
CO	14.01	W	7.98	Cl	13.01
HF	15.57	Si	8.15	F	17.42
		C	11.26		

条药皮中加入含这些元素的物质(如长石、碳酸钙等)。焊接时,由于电弧空间的气体介质中存在着低电离能的 K、Na 蒸汽,从而达到电弧稳定的目的,以保证焊接质量。卤族元素 F、Cl、Br 等电离能很大,使电弧不稳定。在实际应用的焊条焊剂中,常常为了焊接冶金的要求,或为了改善焊接熔渣性能而加入萤石(CaF<sub>2</sub>),结果使电弧气氛中有 F 的蒸汽存在,对电弧的稳定性不利。这时,只能用直流电进行焊接。应该说明的是,电离能的大小,只是影响电弧稳定的许多因素之一,而不是唯一的因素。由表 1-1 可知惰性气体 Ar、He 等电离能都很大,但很稳定,故常用作焊接时的保护气体。

在焊接电弧中,由于电弧温度非常高,弧柱部分的温度高达 5000~30000K,手弧焊时电弧温度约 6000℃,气体温度越高,气体分子或原子的运动速度也越高,即动能也越大,所以热电离是弧柱部分气体电离的主要途径。热电离的电离度  $x$  与温度  $T$  的关系,如图 1-1 所示。

图 1-1 某些元素热电离的电离度  $x$  与温度  $T$  的关系

电离度,即单位体积内被电离的粒子数(电子、离子)与气体电离前中性质点总数的比率,以  $x$  表示。图 1-1 指出电离度的大小,主要决定于温度高低和元素的电离能大小,元素的电离能越小,温度越高,则电离度越大。

## (二)电子发射

阴极表面的分子或原子,接受外界的能量而释放出自由电子逸出到电弧空间的现象,称为电子发射。产生电子发射所需要的最低外加能量,称为逸出功,其单位也用电子伏特。逸出功的大小,与金属材料种类、金属表面状态有很大关系。几种金属及其表面具有吸附薄膜时的逸出功,列于表 1-2。由表 1-2 可见,若金属表面存在氧化物或其它杂质的吸附薄膜时,则其逸出功减小。如在钨极上加入钍或铈的氧化物时,其电子发射能力明显提高,所以可以提高引弧性能。

表 1-2 几种金属及其表面具有吸附薄膜时的逸出功

元素	逸出功(eV)	元素	逸出功(eV)
W	4.54(2.63)	Na	2.33(1.8)
Fe	4.48(3.92)	Mn	3.76
Al	4.25(3.95)	Ni	4.57(3.68)
Cu	4.36(3.85)	Ti	3.95
K	2.02(0.46)	Mo	4.33(3.22)
Ca	2.96(1.8)	C	4.45(4.2)
Mg	3.74(3.31)	Cs	1.81

注:括号内的数字为表面具有氧化物或吸附薄膜时的逸出功。

电子发射是形成焊接电弧(即引弧)和维持电弧稳定燃烧的一个很重要的因素。根据外加能量形式的不同,电子发射机构可分为热发射、强电场作用下的自发射、光发射和重粒子碰撞发射。在焊接电弧中,电极的热发射和强电场作用下的自发射,起着十分重要的作用。金属表面受热后,某些电子具有大于逸出功的动能而产生电子发射现象,称为热发射。随着金属表面的温度越高,电子获得的动能越大,逸出的电子数量越多,热发射作用就增强。当金属表面的温度不高,但存在强电场并在表面附近形成较大的电位差时,在电场力的作用下,使阴极有较多的电子发射出来,这种现象称为强电场作用下的自发射,简称自发射。电场越强,发射出的电子形成的电流密度就越大。

在焊接电弧中,电子发射的形式,与电极材料有关。当使用沸点较高的钨或碳作阴极材料时(其沸点分别为 5950K 和 4830K),电极可能被加热到很高的温度,这时阴极区主要靠热发射来提供电子;当使用沸点较低的铜、铝等作阴极材料时(其沸点分别为 2868K 和 2333K),阴极加热温度受到材料沸点的限制不可能很高,阴极区不可能通过热发射提供足够的电子,这时阴极区主要靠自发射来提供电子;当使用铁作阴极材料时,其沸点(沸点为 3013K)介于以上两者之间,这时热发射和自发射都起着重要作用。

焊接电弧的微观过程,如图 1-2 所示。

图中,电弧的阴极和阳极,分别与电焊机的负极和正极联接,阴极在热和电场作用下,不断地从阴极斑点(即阴极表面特别明亮的高温区)放射出电子,此电子经过一段很短的距离后,即与气体空间的中性质点发生碰撞,使中性质点电离,图中以“ $e + A^0 \rightarrow A^+ + 2e$ ”表示。电离后的正离子( $A^+$ )流向阴极,而电子( $e$ )则流向阳极。从阴极放射出来的电子,称为“一次电子”;被它碰撞出来的电子,称为“二次电子”。二次电子在电场力作用下,加速向阳极移动,在积累了足够大的动能后,又能与中性质点碰撞,产生碰撞电离。弧柱

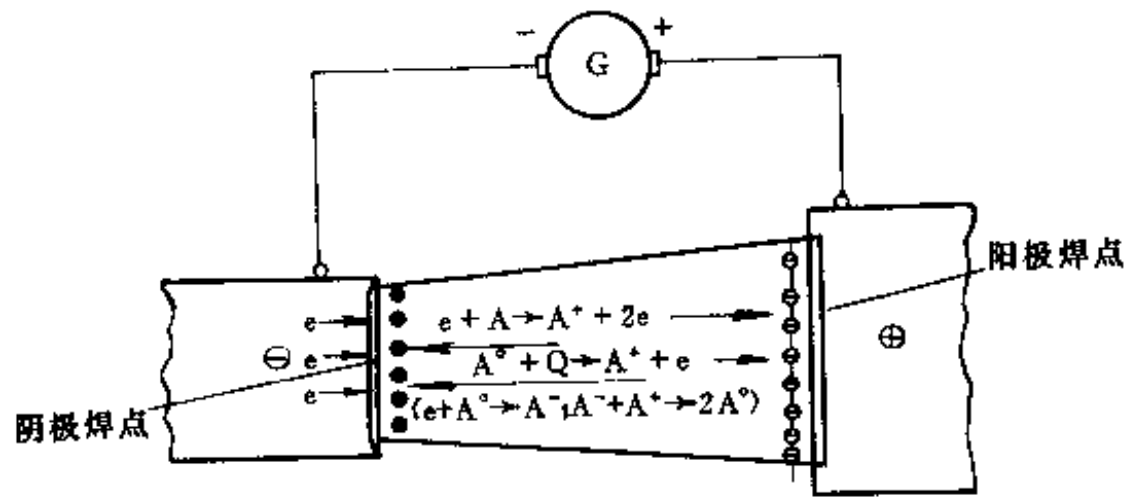


图 1-2 焊接电弧中微观过程示意图

G—电焊机； e—电子； A<sup>0</sup>—中性质点；

A<sup>+</sup>—正离子； A<sup>-</sup>—负离子； “e→”—电子流；“A<sup>+</sup>→”—离子流。

中的气体(包括金属和复杂化合物的蒸汽)在电弧的高温下,发生一系列的热分解过程(从复杂化合物→简单化合物→分子→原子),最后产生热电离成为电子和正离子,图中以“ $A^0 + Q \rightarrow A^+ + e$ ”表示。其中, Q 表示热量。同样,电离出来的正离子和电子,在电场力作用下,分别流向阴极和阳极。

综上所述,焊接电弧燃烧的物理实质,就是在焊接电源(电焊机)不断供给能量的情况下,使得电极不断发射电子,并使电弧空间的气体介质不断电离的过程。焊接电弧的引燃(引弧)也说明了这一点。

电弧焊时,一般采用接触引弧(短路引弧)。以手弧焊为例,弧焊电源接通后,首先使焊条与工件直接短路接触,使焊接回路短路,然后迅速将焊条提起,从而引燃起弧。由于焊条端面和工件表面,并不是绝对平整的,在短路接触时,实际上只是在个别突出点上相互接触,如图 1-3 所示。这时,强大的短路电流从这些点通过,而接触点的面积又小,因此电流密度特别大,所以产生了大量的电阻热,使焊条和工件接触部分的温度迅速升高而熔化甚至蒸发,在高温作用下,使接触点周围的气体发生热电离;使高温金属发生热发射。然后,当提起焊条时,由于两极间隙极小,电焊机加于两极的空载电压在间隙中造成了强电场,因而自发射很强烈。在强电场作

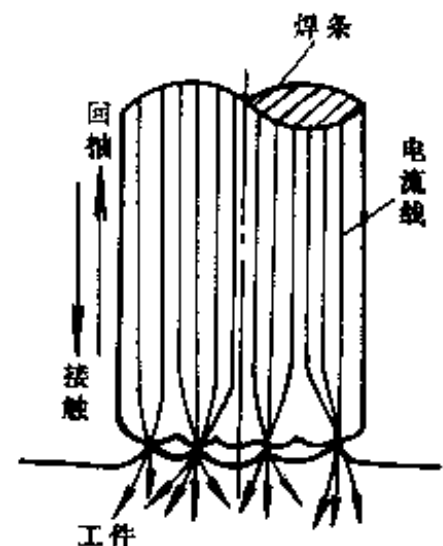


图 1-3 电弧的引燃

用下,又使已产生的带电质点得到加速、互相碰撞,引起介质的碰撞电离。随着温度的增加,热电离进一步增强,同时,焊条与工件间已充满了高热的、易电离的金属蒸汽和焊条药皮产生的气体,受到具有较大动能的电子撞击和气体分子或原子间的相互碰撞,使电弧中的带电质点的数量猛增,进一步提高了气体的导电能力,使电弧得以稳定的燃烧。电弧引燃后,电离和中和(带电粒子的复合)粒子处于动平衡状态。中性质点因吸收能量而电离成为带电质点,带电质点在复合过程中则析出能量(热能和电磁波)。这种过程在焊接电弧中是极迅速的,不断反复进行,就形成了具有强烈光和大热量的焊接电弧。

## 二、焊接电弧的构造及热量和温度的分布

为了更好地认识和合理地使用电弧,指导焊接实践,应该掌握焊接电弧的构造、热量和温度分布。

焊接电弧是由沿着其长度方向的三个区域组成的,如图 1-4 所示。

由图 1-4 可见,沿电弧长度方向各个区域的电压降分布,并不是均匀的。电弧与电源负极所接的一端为阴极区,其电压称为阴极电压降;与正极相接的一端为阳极区,其电压称为阳极电压降;阴极区和阳极区之间的部分为弧柱区,其电压称为弧柱电压降;它们组成了总的电弧电压  $U_a$ ,用下式表示:

$$U_a = U_A + U_K + U_C$$

阴极区和阳极区沿电弧长度方向的尺寸皆很小,阴极区的宽度约为  $10^{-5} \sim 10^{-6} \text{cm}$ ,阳极区的宽度比阴极区大些,约为  $10^{-2} \sim 10^{-3} \text{cm}$ ,因此,弧柱的长度近似等于电弧的长度。

焊接时,电弧将电能转变为热能,阴极区和阳极区的热量是焊接过程中,可以直接利用的热量,利用这热量来加热、熔化焊条与工件,使之熔合,以达到焊接的目的。电弧中各个区域的热量和温度分布,是不均匀的。阴极区和阳极区两个电极上的温度较低,而弧柱温度较高,这是因为阴极区和阳极区温度的升高受电极材料熔点和沸点的限制,通常情况下,它们的温度低于电极材料的沸点。表 1-3 为不同电极材料时阴极、阳极的温度。

表 1-3 不同电极材料时阴极与阳极的温度

电极材料	阴极温度 (K)	阳极温度 (K)	电极材料沸点 (K)
碳	3500	4200	4830
铁	2400	2600	3013
铜	2200	2450	2868
镍	2370	2450	2730
钨	3640	4250	5950

由表中的数据可以看出,阳极的温度高于阴极的温度,这是因为阳极区的电流全部是电子流,电子到达阳极时将其动能和位能(逸出功)给予阳极,使阳极发热;阴极区提供的电子流与总电流相近,这些电子在阴极压降的作用下跑出阴极并受到加速作用,而获得能量,这是阴极区热能的主要来源,但这些电子从阴极表面逸出时要克服阴极表面的束缚而消耗能量,故阴极获得的能量比阳极小,温度也比阳极低。一般情况下,阳极区产生的热量约为电弧总热量的 43%,阴极区产生的热量约为电弧总热量的 36%。因此,在用直流电焊接时,有正接法(将工件接到电焊机正极,焊条接至负极)和反接法(与正接法相反)之分。极性的选择,应考虑焊条的性质和焊件所需的热量多少。当使用碱性焊条(如 E5015)焊接时,为了使电弧稳定,采用直流反接法;而使用酸性焊条,交直流均能使电弧稳定,如若使用直流电焊接,则通常采用正接为宜,因为电弧正极的热量高,工件能获得较大的熔深。

弧柱温度在  $5000 \sim 30000 \text{K}$  之间变化,一般电弧焊时,弧柱温度为  $5000 \sim 8000^\circ \text{C}$ 。弧

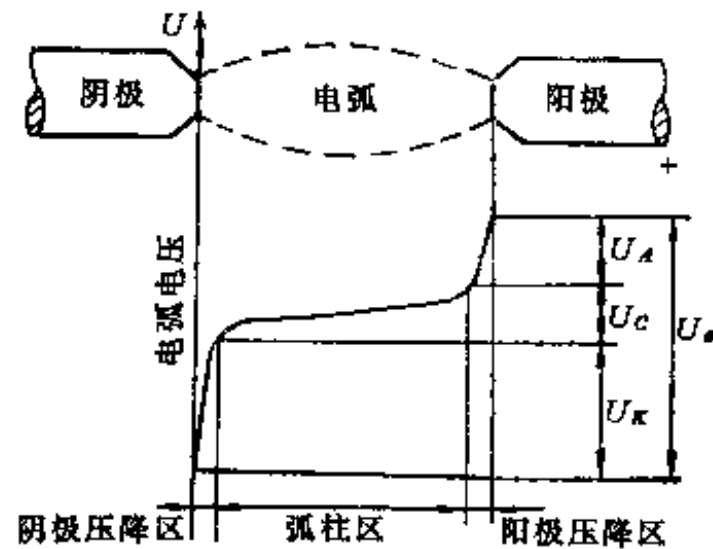


图 1-4 电弧的构造和电压分布

$U_A$ —阳极电压降;  $U_K$ —阴极电压降;

$U_C$ —弧柱电压降;  $U_a$ —电弧电压。

柱的热量和温度受气体介质种类、电流大小,电极材料等因素的影响。凡存在易电离的气体介质时,弧柱温度就有所降低,如焊条药皮中含有易电离的钾、钠等稳弧剂,电弧中有钾、钠蒸汽时,则弧柱温度较低。易电离气体介质与空气比较对弧柱温度的不同影响,如表 1-4 所示。相反,若存在降低电弧燃烧稳定性的难电离物质,特别是形成负离子的氟(F),由于氟与电子结合形成  $F^-$ ,则能补充释放能量,因而能显著提高弧柱的热量和温度。

表 1-4 易电离气体介质与空气比较对弧柱温度的影响

电极材料	气体介质	电流(A)	弧柱温度(K)
低碳钢	空气	280	6100
低碳钢	$Na_2CO_3$ 蒸汽	280	4800
低碳钢	$K_2CO_3$ 蒸汽	280	4300

弧柱温度的分布并不是均匀一致的,中心轴温度最高,远离弧柱中心逐渐降低;焊接电流的大小,对弧柱温度高低的影响,如图 1-5 所示。焊接电流增大,弧柱温度增加。

提高气体介质的压力,也能使弧柱温度增加,例如在 10A 电流下,介质氮的压力为 1 大气压时,弧柱温度为 6400K;当介质氮的压力为 10 大气压时,弧柱温度为 7470K;当介质氮的压力为 100 大气压时,弧柱温度则为 8800K。等离子弧焊接或切割时,其弧柱温度高达几万度以上,其中就有气体压力的作用。

弧柱部分的热量对流损失约占 80%以上,传导和辐射约占 10%左右,所以一般电弧焊接过程中,弧柱的热量只有很少一部分通过辐射传给焊条和工件,大部分热量都散失于周围气体介质中。

以上阐述的是直流电弧的热量和温度的分布。在交流电弧中,是由 50Hz 按正弦规律变化的电源供电,电弧电流每秒种有 100 次过零点,所以两个电极的温度趋于一致,近似于它们的平均值。

总结以上的讨论可知,焊接电弧作为焊接热源,其特点是温度很高,热量非常集中,所以金属的熔化速度快。使金属熔化的热量,主要来自于两极,弧柱温度虽高,但大部分的热量都散失于周围气体中,对金属熔化不起主要作用。

### 三、焊接电弧的静特性

以一定弧长稳定燃烧的电弧,其电弧电压与电弧电流之间的关系,称为焊接电弧的静态伏安特性,简称伏安特性或静特性。在一定弧长下,当电弧电流高速变动,使电弧达不到稳定状态时,电弧电压与电弧电流之间的关系,称为焊接电弧的动特性。

焊接电弧作为焊接回路中的负载,是非线性负载,即电弧电压与电弧电流之间不成正比例关系。电弧的静特性曲线近似呈 U 形曲线,如图 1-6 所示,由三段组成。当电流较小时(图中 *ab* 段),电弧是负阻特性,电弧电压随电流的增加而减小,电弧呈下降特性段;当

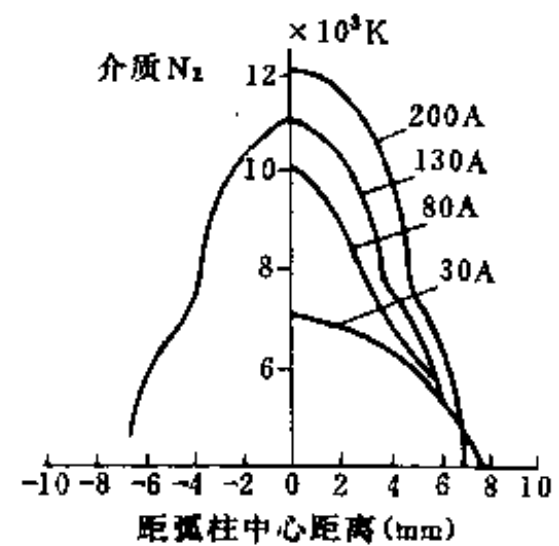


图 1-5 电流变化与弧柱温度的分布

电流增大时(图中  $bc$  段),电弧电压不随电流变化,电弧呈等压特性(平特性);当电流更大时(图中  $cd$  段),电弧电压随电流增加而增高,电弧呈上升特性。当各种工艺因素变化时,使电弧的静特性曲线虽有不同的数值和变化规律,但都是如图 1-6 那样近似呈 U 形曲线的规律。电弧电压( $U_a$ )是阴极压降( $U_K$ )、弧柱压降( $U_C$ )和阳极压降( $U_A$ )之和,即  $U_a = U_K + U_C + U_A$ 。电弧电流较小时( $ab$  段),弧柱断面随电流的增加而增大,同时电流的增加,使弧柱的温度及电离度均增高,因而弧柱的电导率增强,因弧柱的电流密度基本不变,使  $U_a$  下降,所以  $ab$  段呈下降特性。当电流稍有增大时( $bc$  段),弧柱断面随电流的增加而按比例增大,弧柱的电流密度不变,此时随电流的稍大,弧柱温度的进一步上升有限,即电离度增高有限。故  $U_a$  几乎不变,所以  $bc$  段是平特性。在电流很大的情况下( $cd$  段),随电流的增加弧柱断面不能再增大了,弧柱的电流密度随电流的增加而增加,弧柱的电导率基本不变,所以在电流很大区间,随着电流的增加,电弧电压  $U_a$  升高, $cd$  段呈上升特性。

对于各种不同的弧焊方法,由于采用的气体介质、电极材料以及电弧燃烧条件的不同,因而它们的电弧静特性曲线有所不同;而且,在其正常使用范围内,并不包括电弧静特性曲线的所有段。电弧静特性曲线的下降段由于电弧燃烧不稳定,所以很少应用。对手弧焊、埋弧焊在其应用的电流范围内,可以认为电弧电压仅与电弧长度有关,而与焊接电流大小关系很小,故其主要工作在静特性曲线的平特性段,如图 1-7 所示。非熔化极气体保护焊,等离子弧焊、微束等离子弧焊,也主要工作在平特性段;当焊接电流较大时,才工作在上升特性段;熔化极气体保护焊主要工作在上升特性段,如图 1-8 所示。

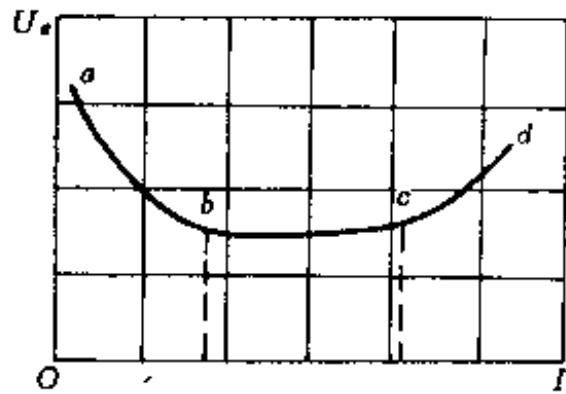
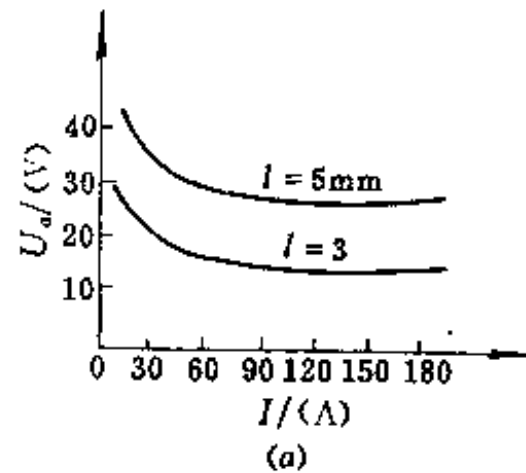


图 1-6 焊接电弧的静特性曲线



(a)

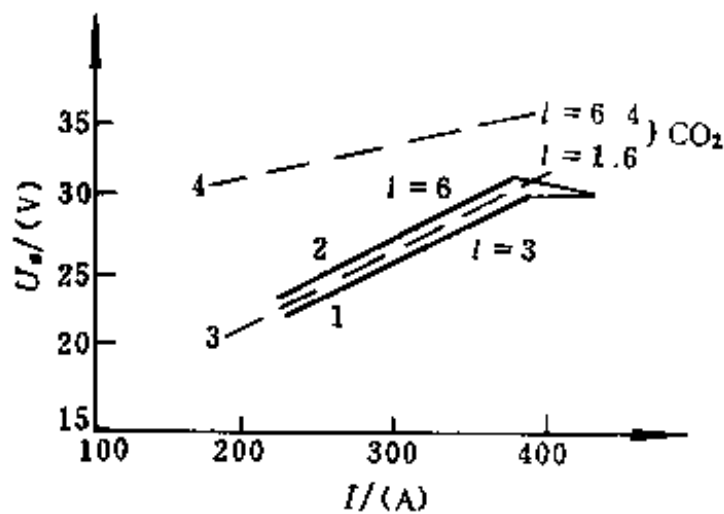
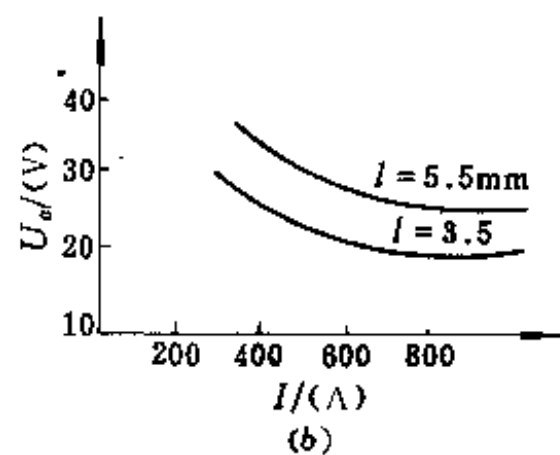


图 1-8 熔化极气体保护  
焊电弧静特性曲线

$l$ —弧长;1,2—氩弧焊电弧静特性曲线;  
3,4—二氧化碳气体保护焊电弧静特性曲线。



(b)

图 1-7 手弧焊与埋弧焊的电弧静特性曲线  
(a)手弧焊;(b)埋弧焊(直流电源,焊丝  $\phi=2.4\text{mm}$ ).  
 $l$ —弧长。

#### 四、影响焊接电弧稳定性的因素

电弧焊时,因电弧不稳定使焊道与母材之间或焊道与焊道之间,熔合不良、焊缝成形不好、并易产生气孔和夹渣等焊接缺陷。所以,焊接电弧是否稳定燃烧,能直接影响焊接过程的稳定性和焊接质量的优劣。若在保证焊接电弧的稳定,必须把焊接材料(焊条、焊丝等)、焊接电源和焊接工艺等条件,应有恰当地匹配。影响电弧稳定性的因素,除操作技术不熟练外,主要有如下几方面:

##### (一)弧焊电源的影响

弧焊电源的种类和特性,都会影响电弧的稳定性。弧焊电源有直流弧焊电源、交流弧焊电源、脉冲弧焊电源和逆变弧焊电源(新型弧焊电源)。因此,相应的焊接电流,有直流、交流和脉冲三种基本种类。目前,脉冲弧焊电源,主要用于要求较高的焊接工作;在生产实际中广泛使用直流和交流弧焊电源。直流电源的电弧稳定性,明显优于交流电源,这是因为用交流电施焊时,电弧电流每秒钟有 100 次经过零点并改变极性,当电弧电流经过零点时,电流瞬时值为零,电弧熄灭,下半周必须重新引燃。这样使电子发射和气体电离减弱,造成电弧不稳。用直流电施焊时,不存在上述现象。尽管交流电焊机在焊接回路中,都有合适的电感缩短电弧熄灭时间来提高交流电弧的稳定性,但与直流电弧相比,还是远远不及的。所以稳弧性差的碱性低氢焊条和高氟型焊剂,一般采用直流电源才能进行焊接。

此外,空载电压过低,使电弧熄灭时间加长,也使电弧稳定性下降。空载电压过低的原因,可能是电焊机本身结构特点造成,其输出空载电压过低,也可能是供电网路电压太低,造成焊接电源空载电压过低,不仅使电弧稳定性下降,甚至造成引弧困难。

##### (二)焊接材料(焊条、焊剂等)成分的影响

如果在焊条药皮或焊剂中不加入稳弧剂,则焊接电源的空载电压必须大于 100V,才能获得稳定的交流电弧。但空载电压高,则会带来对人身的不安全,增加材料消耗,降低功率因数等不利后果,所以,提高空载电压是有限度的。一般应通过改善焊接材料的性能,来解决这个问题。焊接材料的稳弧性,与它的化学成分有关。前已述及不同元素的电离能不同,元素的电离能越小,越易电离。焊接材料中如含有易电离元素及其化合物,则电弧稳定性好。最常用的办法,是在焊条药皮或焊剂中,加入电离能比较小的物质,如钾、钠、钙的氧化物,以降低电弧空间的电离能,提高电弧气氛的导电性。酸性焊条药皮中,含有较多的云母、长石、钛铁矿及钾钠水玻璃等易电离的物质,因此一般情况下采用交流电施焊,电弧稳定性也好。碱性低氢型焊条和高氟型焊剂,一般只适于采用直流电焊接。其原因在于,焊条药皮或焊剂中总是存在氟化物(萤石  $\text{CaF}_2$ )。卤族元素不仅电离能高,而且与电子亲和力大,能夺取电子而形成负离子,因此影响电子流的正常运动,恶化电弧燃烧稳定性,以致无法用交流电焊接。

此外,焊条药皮偏心、焊条药皮熔点过高等,都会造成电弧不稳定。焊条药皮偏心,焊接时焊条端部会产生“马蹄形”套筒;焊条药皮熔点过高,焊接时在焊条端部会产生过长的套筒,因而使电弧燃烧不稳定。

##### (三)焊接电流的影响

电弧温度随焊接电流的增大而提高,电弧温度高,则弧柱气体的热电离增高,热惯性作用显著,导致引燃电压降低,有利于电弧稳定。实验测定表明:随着电流的增大,引燃电压下降,随着电流的增大,自然断弧的最大弧长也增大。当然焊接电流过小,就会降低弧柱

气体的电离,使电弧不稳;电流过大,会产生焊接缺陷。所以,焊接时要选用大小适宜的电流,才能使焊接过程顺利进行,保证焊接质量。

#### (四)焊接区清洁度和气流的影响

焊接区若有油漆、氧化皮、油污等过多,或在强大气流中进行焊接,气流能吹偏电弧而拉长,这些都会降低电弧的稳定性。

#### (五)电弧的磁偏吹影响

任何载流导体周围,都要产生磁场。电弧是导通电流的导体,所以电弧周围也产生磁场,这种自身磁场不仅使电弧挺直,而且有力。当沿电弧轴线周围磁场强度对称时,即电弧周围磁力线的分布密度对称时,电弧才能保持轴向对称。若由于某些原因使电弧周围磁力线分布的对称性受到破坏,则使电弧四周受力不对称,致使电弧偏向一侧,这种现象称电弧的磁偏吹。用直流电焊接时,经常产生磁偏吹,造成电弧不稳,操作难以控制,影响焊接过程和焊接质量。造成电弧周围磁场分布不对称,概括有以下原因:

##### 1. 导线接线位置引起的磁偏吹

这种情况可由图 1-9 说明。如图所示,焊条与工件垂直,导线接在工件的一侧。焊接时,电流只从工件的一侧通过,造成通过工件的电流产生的磁力线,与通过电弧和焊条的电流产生的磁力线在电弧左侧的空间相叠加,增大了该处磁力线密度,而电弧右侧的空间只有电流通过电弧本身产生的磁力线,因此,右侧磁力线密度小。根据“左手定则”磁力线密度大的一侧产生对电弧的推力,并指向磁力线密度小的一侧,使电弧偏离焊条轴向,形成电弧的磁偏吹。

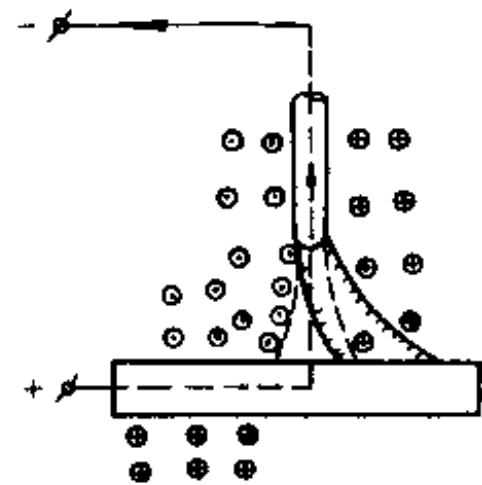


图 1-9 导线接线位置引起的磁偏吹

##### 2. 电弧附近的铁磁物质引起的磁偏吹

当电弧一侧有大的铁磁物质存在时,则电弧偏离焊条轴线指向铁磁物质,如图 1-10 所示。在电弧一侧有铁磁物质时,铁磁物质是良导磁体,磁力线力求走磁阻小的通路,使较多磁力线由铁磁物质中通过,因而使该侧空间的磁力线密度显著降低,引起磁场在电弧两侧分布不均匀,致使电弧偏向有铁磁物质的一侧。电弧一侧的铁磁物质越大或距离越近,引起磁力线密度分布不均匀越加剧,故电弧的磁偏吹越严重。这种磁偏吹对坡口中的电弧尤为明显,如图 1-11 所示。如图中 V 型坡口对接焊缝时,在

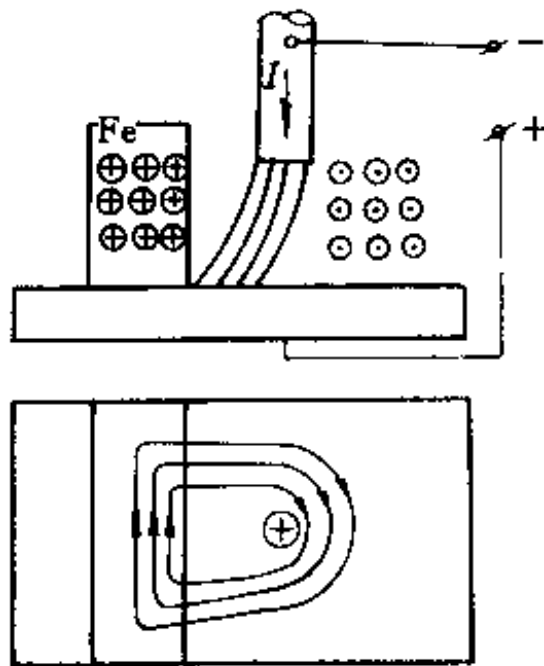


图 1-10 铁磁物质引起的磁偏吹

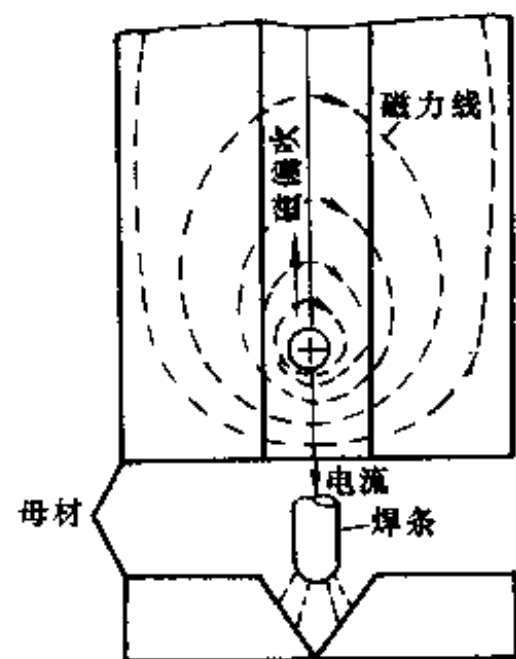


图 1-11 接头型式对磁偏吹的影响



运条过程中焊条摆向哪一侧,电弧就向哪一侧偏吹;或焊接一个工件时,当电弧走到工件的端部时,也容易发生电弧向工件一侧的磁偏吹现象,如图 1-12 所示。这都是由于上述的空间磁力线密度的不均匀而造成的。

焊接过程中可采用以下措施,消除和减少磁偏吹。尽可能用短弧焊进行焊接,因为短弧时,磁场对电弧的作用力减弱,磁偏吹现象也要减弱,电弧越短,磁偏吹越小;调整焊条倾角,将焊条朝着磁偏吹的方向倾斜;选择恰当的接线位置,如图 1-13 所示,工件两侧都接线,焊接电流从两侧流过,电弧两侧产生的磁场均匀,故不会产生磁偏吹。

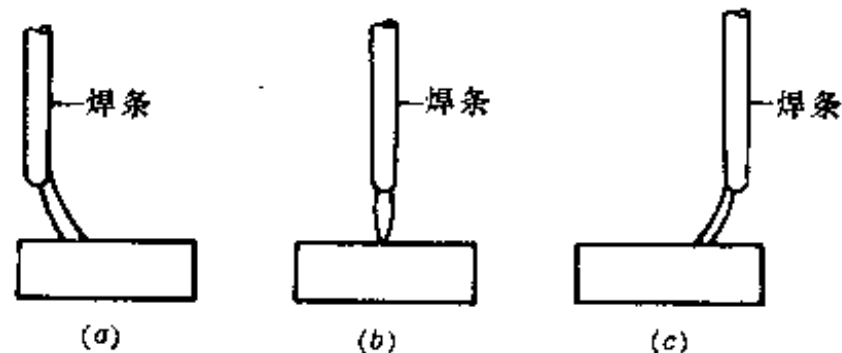


图 1-12 工件端部的磁偏吹

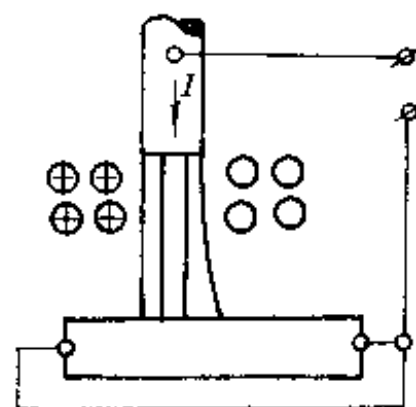


图 1-13 工件两侧接线磁场均匀

实践证明,如采用交流电焊接时,交流电弧的磁偏吹比直流电弧的磁偏吹要弱得多,不影响焊接操作。

## 第二节 焊缝和焊接接头的基本型式与焊缝符号

焊缝与焊接接头的型式多种多样,由于结构特征、板材厚度、工作条件、载荷性质以及对焊接质量的要求不同等,所以要选择最合适的焊接接头型式。不合理的焊接接头型式,不但可能使结构制造困难,提高焊接结构的生产成本,而且往往可能降低结构的承载能力和使用寿命,焊接质量很难保证达到预期要求。因此,焊接人员必须熟悉焊缝和焊接接头的型式。

### 一、焊缝的基本型式

焊缝金属是由焊条金属及部分母材金属(焊件金属)熔融结晶组合而成的,它是组成焊接接头的主要部分。焊缝的基本型式,有对接焊缝和角接焊缝。

#### 1. 对接焊缝

对接焊缝焊接边缘,可分为卷边、平对。根据板厚、焊接方法、对焊接质量要求和生产条件等,可加工成 V 形、U 形、X 形和 K 形等坡口型式,如图 1-14 所示。坡口尺寸,应按国家标准(GB—985—80 和 GB—986—80)确定。

图 1-14(a)为卷边接头,一般用于薄板金属,焊前将接头边缘卷边。焊接时,可以不加填充金属,靠电弧将卷边熔化,待金属凝固后即形成焊缝。这种焊缝的主要特点是生产率高,但承载能力低。图 1-14(b)为不开坡口的对接焊缝,一般适用于小于 8mm 钢板的对接。为了保证焊透,接边之间需留 1~2mm 间隙,随板厚增大,间隙也需相应增大。这种焊缝的接边制备和装配较方便,消耗焊条量少,生产率高。对于比较厚的工件,为了确保焊缝质量,接边先开坡口。图 1-14(c)为 V 形坡口,适用于板厚为 3~26mm 的工件。图 1-14

(d)为U形坡口,适用于板厚为12~60mm的工件。图1-14(e)为X形坡口,适用于板厚为20~60mm的工件。图1-14(f)为K形坡口,适用于板厚为大于12mm的工件。

一般情况选择坡口时,应主要考虑以下问题:

首先,考虑是否能够保证熔深和便于焊接操作,例如,对内径很小的容器、轴和转子等的对接焊缝,应尽量选用V形或U形坡口,使焊接工作在外部进行。还应根据具体生产条件,考虑坡口型式应易于加工,例如V形和X形坡口可用机械切削加工,亦可用气割或等离子切割等加工方法,但U形和双U形坡口,一般需用刨边机加工。其次,应考虑焊条的消耗量,对于厚度相同的工件,采用X形坡口比V形坡口能节省较多的焊条、工时和电能。同时,还应考虑焊接时工件的变形尽可能小些,采用适宜的坡口型式,例如,选用焊缝金属少的坡口型式,对减少变形是有利的,再配之合理的工艺,能有效地减小焊接变形;若采用不适宜的坡口型式,则容易产生较大的焊接变形。

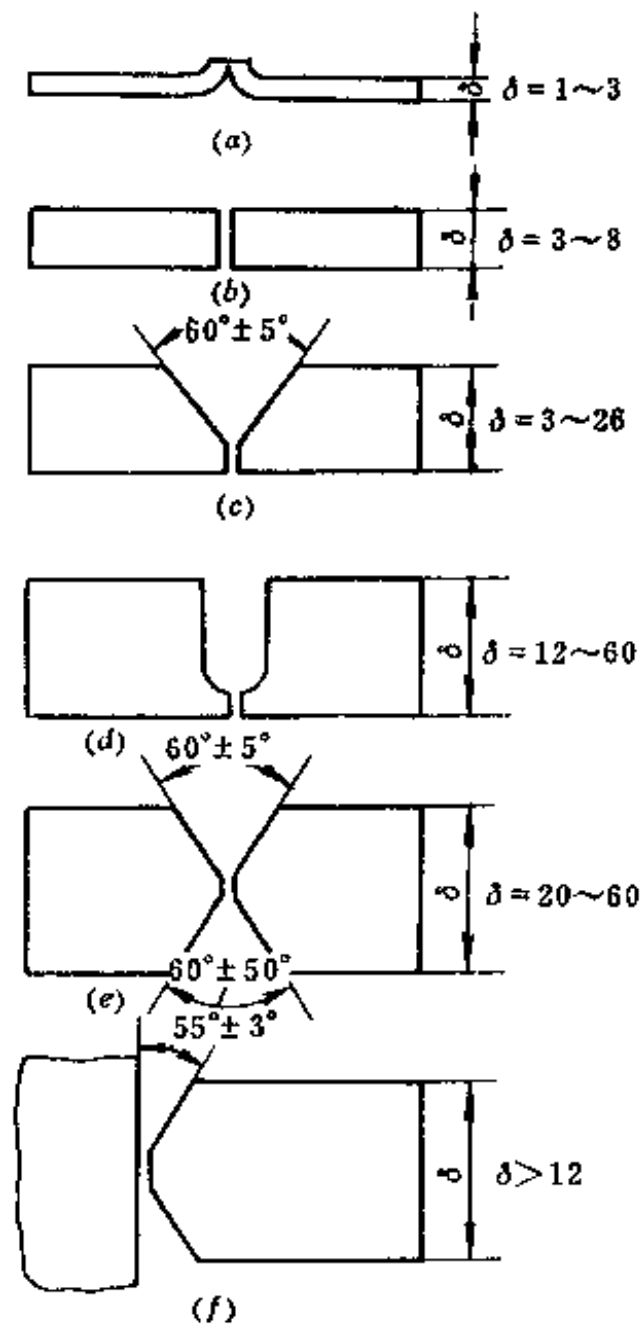


图 1-14 对接焊缝典型坡口型式

## 2. 角焊缝

角焊缝是一种应用广泛的焊缝。与对接焊缝相比,角焊缝的实际受力情况在具体结构上是比较复杂的,存在较高的应力集中、动载强度较低。按截面形状,角焊缝可分为四种,如图1-15所示。在这四种角焊缝中平形角焊缝应用最为广泛,各种截面形状的角焊缝的承载能力与载荷性质有关:当承受静载荷时,若母材塑性良好,角焊缝的截面形状对承载能力没有明显影响;当承受动载荷时,凹形角焊缝比平形角焊缝承载能力高,凸形的最低;对于不等腰的角焊缝,当长边平行于载荷方向时,承受动载荷效果较好。

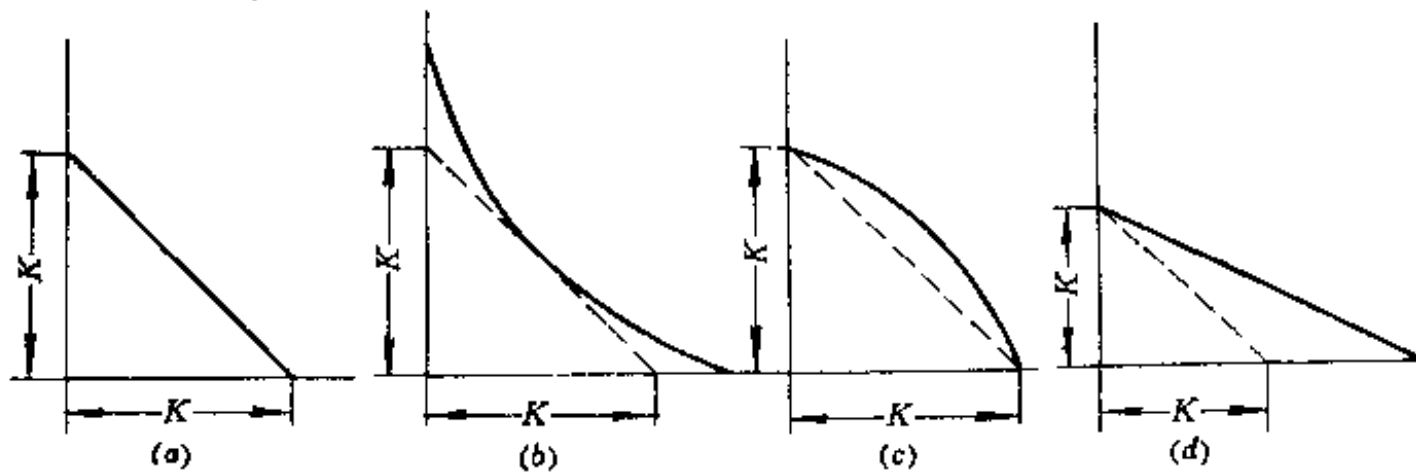


图 1-15 各种截面形状的角焊缝

(a)平形角焊缝;(b)凹形角焊缝;(c)凸形角焊缝;(d)不等腰的角焊缝。

K—焊脚。

按角焊缝承载方向,角焊缝可分为三种,如图1-16所示。焊缝与载荷P相垂直的角焊缝,称为正面角焊缝,如图中 $l_3$ 段;与载荷P相平行的角焊缝,称为侧面角缝,如图中 $l_1$ 和 $l_2$ 。

段;与载荷  $P$  倾斜的角焊缝,称为斜向角焊缝,如图中  $l_2$  和  $l_4$  段。实验资料证明,角焊缝的强度与载荷方向有关,正面角焊缝单位长度的强度比侧面角焊缝高,斜向角焊缝,单位长度的强度介于上述二者之间。

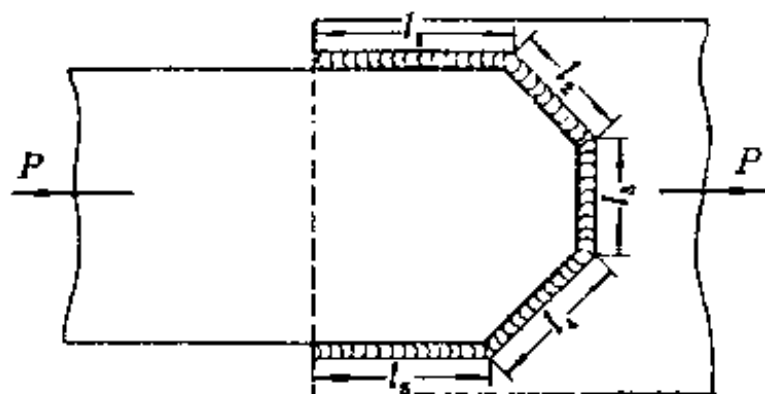


图 1-16 承载方向不同的角焊缝

## 二、焊接接头的基本型式

焊接接头的基本型式有四种:对接接头、角接头、丁字接头(十字接头)和搭接接头,如图 1-17 所示。

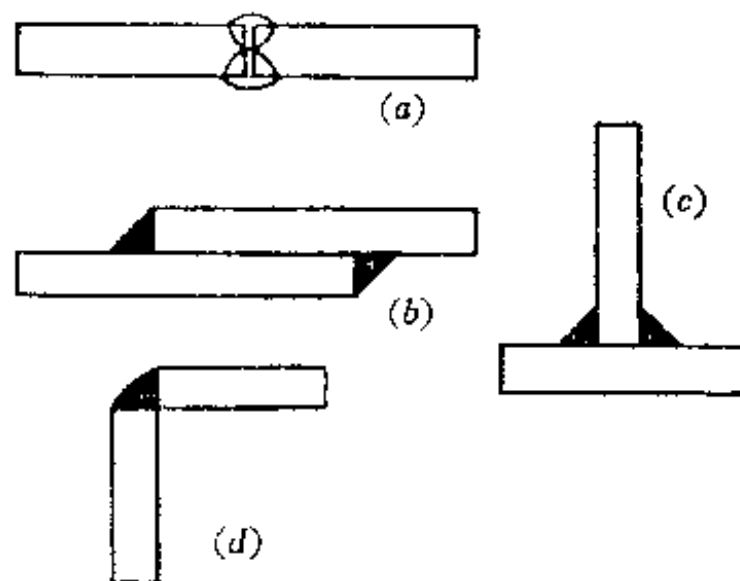


图 1-17 焊接接头的基本型式

(a)对接接头;(b)搭接接头;

(c)丁字接头;(d)角接头。

### 1. 对接接头

这种接头型式,从力学性能看是比较理想的接头型式。因此,在焊接结构上是采用最多的接头型式。按接头接边形状的不同,可分为不开坡口的对接接头、V形坡口对接接头、U形坡口对接接头、X形坡口对接接头和K形坡口对接接头。对接接头的焊缝尺寸如图 1-18 所示。图 1-18 是对接接头焊缝横截面的形状尺寸。对接接头焊缝最重要的尺寸是熔深  $H$  和焊缝宽度  $c$ ,它们直接影响到焊接接头的承载能力和焊缝质量。 $c$  与  $H$  之比( $c/H$ ),称为焊缝的成形系数  $\varphi$ (即形状系数)。 $\varphi$  的大小,会影响到熔池中气体逸出的难易、熔池的结晶方向和焊缝中心偏析严重程度等。因此,焊缝成形系数  $\varphi$ ,对焊缝凝固裂纹的产生有影响,即直接影响焊接质量,所以应尽可能避免  $\varphi < 1$ ,即焊缝实际熔深不要超过焊缝

宽度,这对于防止凝固裂纹有一定好处。焊缝的另一个尺寸,是加厚高(余高) $h$ 。加厚高,可避免熔池金属凝固收缩时形成缺陷,也可增大焊缝截面以提高承受静载荷能力。但加厚高过大,将造成接头表面的不平滑,从而受力后在焊缝与母材过渡处引起应力集中或疲劳寿命的下降,因此要限制加厚高的尺寸。通常,对接接头的 $h=0\sim 3\text{mm}$ 。对接接头的外形与其它接头相比是不大的,故它的应力集中较小。因此,在现有接头中,它不但是最好的接头型式,静载可靠,而且疲劳强度也高,对重要的动载构件,有时采取削平加厚高或增大圆弧半径,降低应力集中。

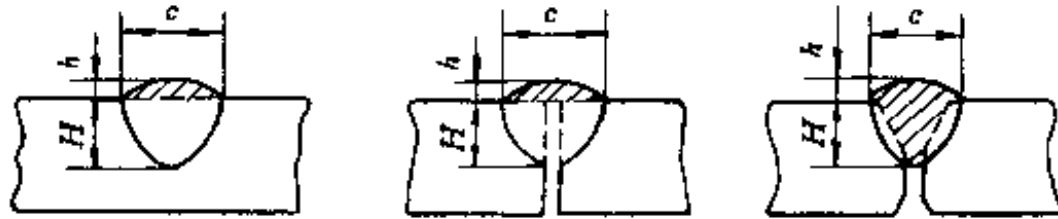


图 1-18 对接接头的焊缝尺寸

## 2. 角接头

角接头多用于箱形结构类构件中,常见的角接头如图 1-19 所示。图 1-19(a)是最简单的角接头,但接头承载能力较差。图 1-19(b)是从内部加强的双面焊缝,接头承载能力较大。图 1-19(c)和(d)是开坡口的角焊缝,容易焊透,因而接头有较高的强度,但

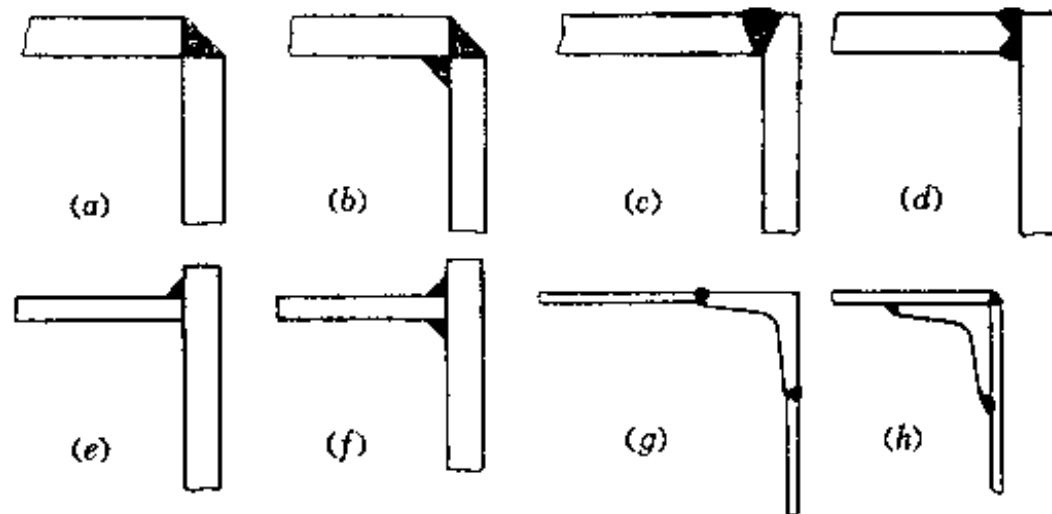


图 1-19 常见的角接头

要注意有可能出现层状撕裂。图 1-19(e)和(f)是容易装配、节省工时的角接头。图 1-19(g)能保证接头具有直角的角接头,接头刚性大,但要求所用角钢厚度要大于板厚。图 1-19(h)焊缝多而且施焊困难,是不合理的角接头。角接头的焊缝尺寸,如图 1-20 所示。图 1-20 是角接头焊缝横截面的形状尺寸,角接头焊缝最重要的尺寸和对接接头焊缝最重要尺寸一样是熔深  $H$ 、熔宽  $c$  和加厚高  $h$ ,两者相同。当承受动载荷时,理想的角焊缝最好是凹形的,可在焊后除去加厚高,磨成凹形。

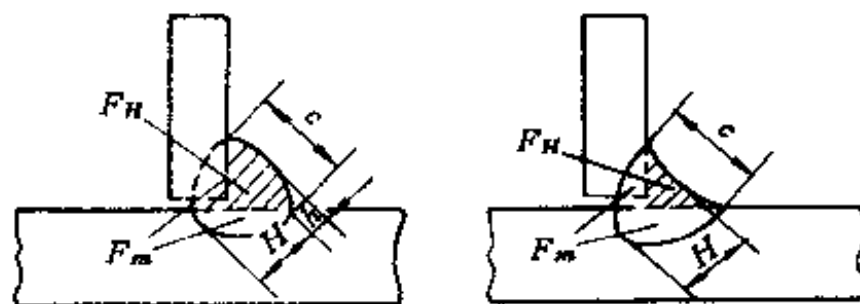


图 1-20 角接接头的焊缝尺寸

### 3. 丁字接头

它是将被连接件相互垂直的用角焊缝连接组成的接头。常见的丁字接头,如图 1-21 所示。丁字接头接头型式的选择,根据板厚、受力情况决定。当板厚不大时,可不开坡口;较厚的板可采用 K 形坡口,是否焊透可依受力情况决定,这种选择比选用不开坡口而用大尺寸的角焊缝能达到经济合理,疲劳强度高。实践证明,对于要求完全焊透的丁字接头,采用单边 V 形坡口,先从一面施焊,焊后清理焊根再焊满,比采用 K 形坡口施焊更可靠合理。由于丁字接头(十字接头)构造的特点,使焊缝向母材的过渡急剧,故角焊缝的根部与过渡处都有很大应力集中,因此造成丁字接头的应力分布很不均匀,特别是未开坡口的丁字接头(十字接头),当整个厚度没有焊透时,造成焊根处应力集中很大,焊趾处应力分布也不均匀。因此,对于重要的丁字接头(十字接头)开坡口,是保证焊透降低应力集中的有效措施之一。

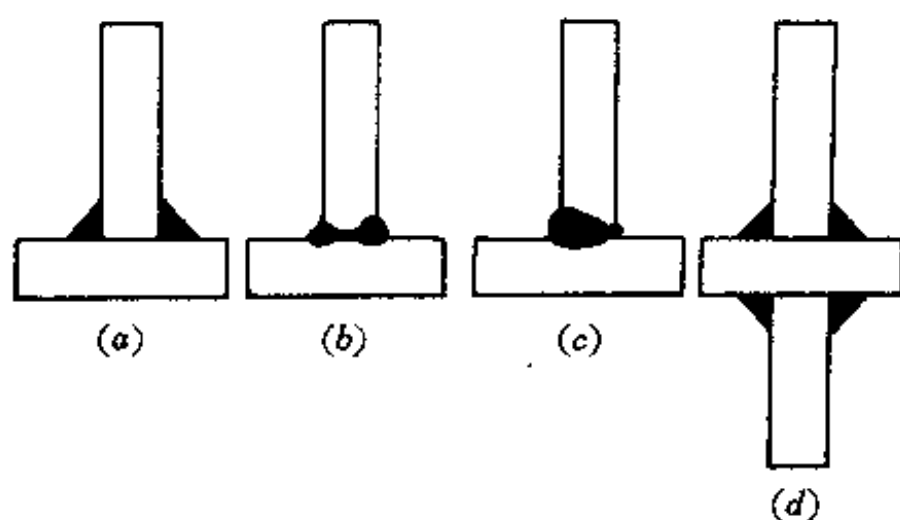


图 1-21 常见丁字接头

(a)不开坡口;(b)K形坡口;(c)单边V形坡口;(d)未开坡口的十字接头。

### 4. 搭接接头

两块钢板部分搭迭,沿着被连接钢板的边缘进行焊接,或采用塞焊(或称电铆焊)、开槽焊及锯齿缝搭接等,这些接头均称搭接接头。如图 1-22 所示的塞焊搭接接头。塞焊是在

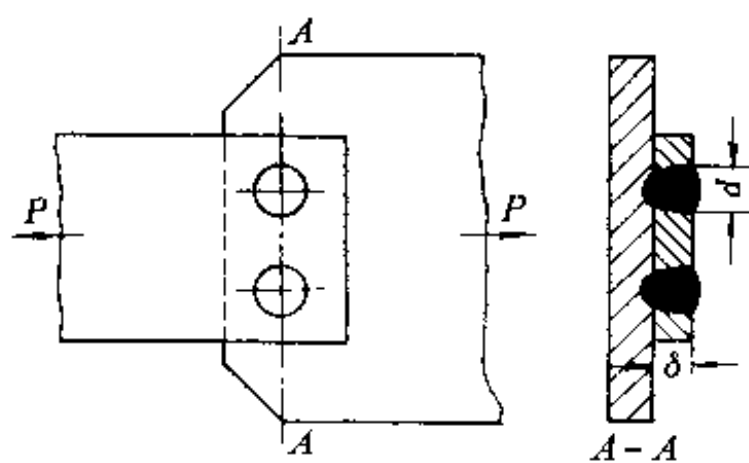


图 1-22 塞焊搭接接头

被连接的钢板上开孔,用焊缝金属将孔填满使两块钢板连接。若被连接板厚小于 5 mm 时,事先不必开孔,可采用大功率的埋弧焊或  $\text{CO}_2$  气体保护焊直接熔透,使两个焊件连接。开槽焊搭接接头,如图 1-23 所示。首先在被连接钢板上冲切出槽,然后用焊缝金属将该槽填满,焊槽为矩形断面,槽长比搭接长度稍短,槽宽为被连接板厚的两倍,若被连接板

厚较小时,事先不必开槽,可采用大功率的埋弧焊或  $\text{CO}_2$  气体保护焊也能熔透,连接两个焊件。锯齿缝搭接接头,如图 1-24 所示。锯齿缝接头是单面搭接接头的一种型式,由于直

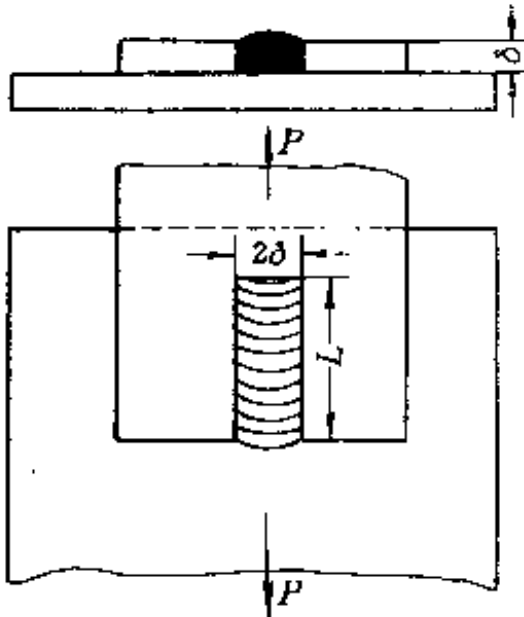


图 1-23 开槽焊搭接接头

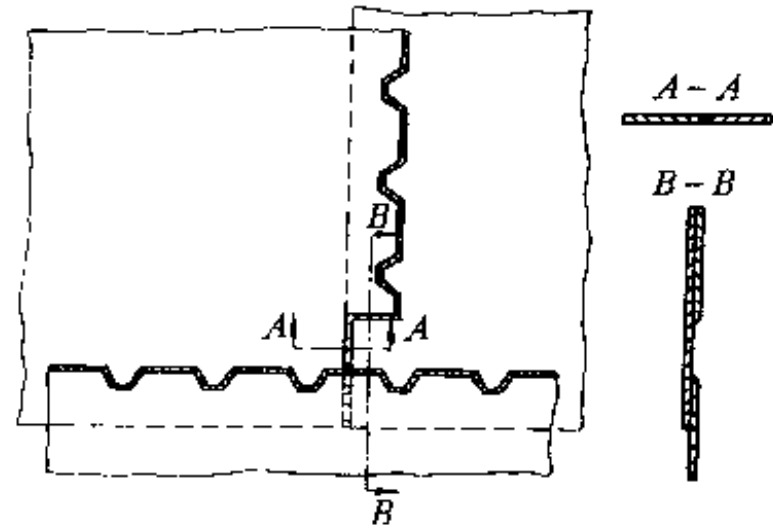


图 1-24 锯齿缝搭接接头

缝单面搭接接头的强度和刚度比双面搭接低得多,因此只能在受力很小的次要部位采用。对于背面施焊很困难,同时对接头强度和刚度有要求时,就可采用锯齿缝搭接接头。按搭接角焊缝承载的方向,搭接角焊缝可分为正面角焊缝、侧面角焊缝和斜向角焊缝,如图 1-16 所示。由于搭接接头构造的特点,接头消耗钢板较多,使结构的自重增加,同时搭接接头的应力分布不均匀,疲劳强度低,例如,正面角焊缝的搭接接头中在焊缝根部和焊趾处都有很大的应力集中,在侧面角焊缝的搭接接头中,其应力分布更为复杂、严重,所以搭接接头不是焊接构件上的理想接头,但是它的焊前准备和装配工作与对接接头相比简单得多,其收缩量也比对接接头小,因此在焊接结构中仍被采用。

综上所述,各种焊接接头都有程度不同的应力集中,所以选择接头型式时,着眼点放在应力集中这个主要因素对接头性能的影响。当然,还要结合结构的具体情况综合考虑,例如,在常温静载下工作的结构,如其接头具有足够的塑性,有较大的变形能力,选择接头型式时,应力集中就不是主要矛盾。但对低温动载下工作的结构,选择接头型式时,就必须首先考虑应力集中这个主要因素。一般情况下,能用对接接头型式时,就尽可能不用丁字接头或搭接接头。

图 1-25 绘出了一些正确与错误的焊接接头示例。

### 三、焊缝符号

焊缝符号是焊接工程技术界,用来表达和交流技术思想的重要工具。设计人员用它来表达设计意图,生产人员根据它来制造和施工。焊缝符号,由国家标准 GB324-88 规定。焊缝符号的组成内容,有如下五个部分。

#### (一)基本符号

基本符号是表示焊缝横截面形状的符号,如表 1-5 所示。



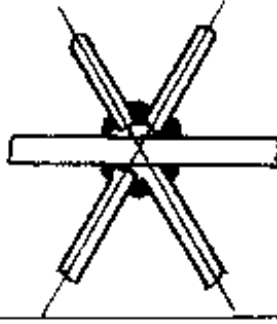
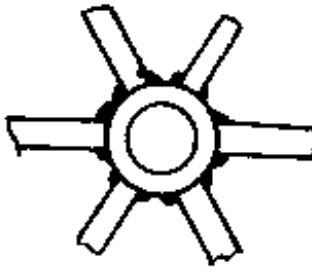
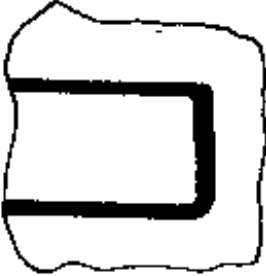
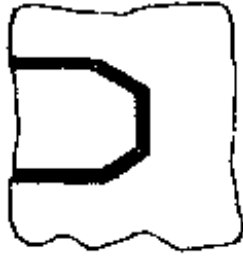
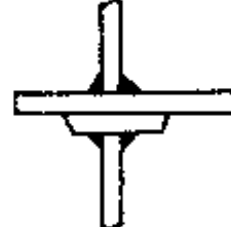
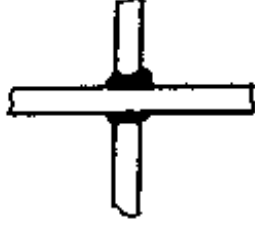
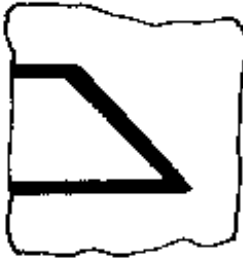

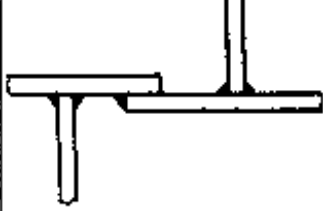

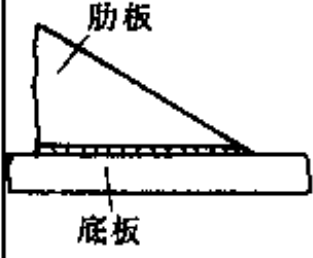
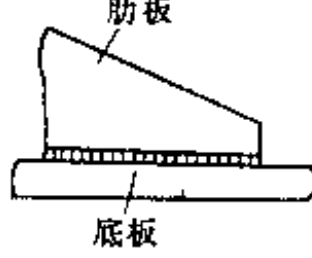
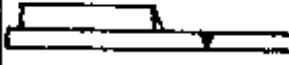
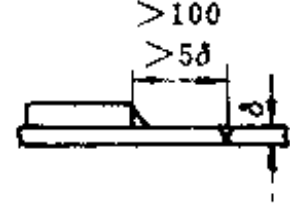
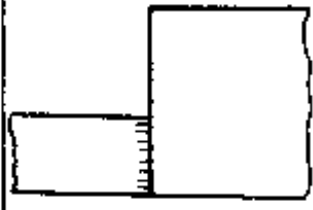
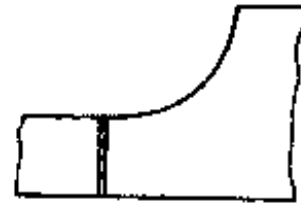
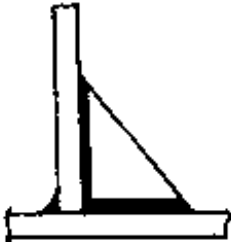
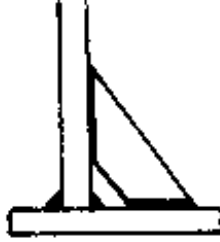


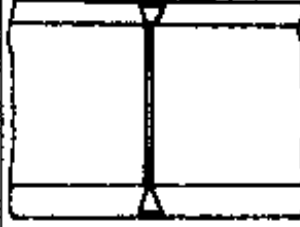

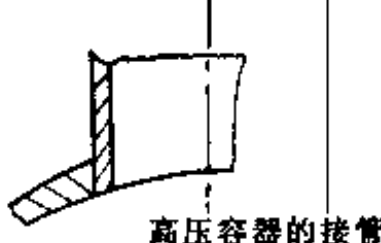
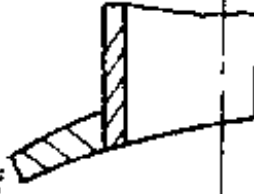
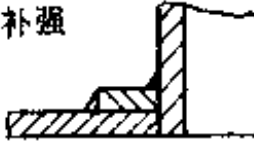
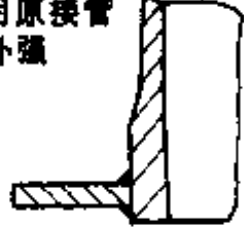









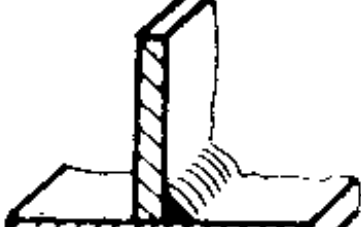
错误	正确	错误	正确
<p>焊接质量差</p> 			
			
			
<p>肋板</p>  <p>底板</p>	<p>肋板</p>  <p>底板</p>		
			
			<p>工形梁</p> 
 <p>高压容器的接管</p>		<p>用加强圈补强</p>  <p>高压容器的接管</p>	<p>用原接管补强</p> 

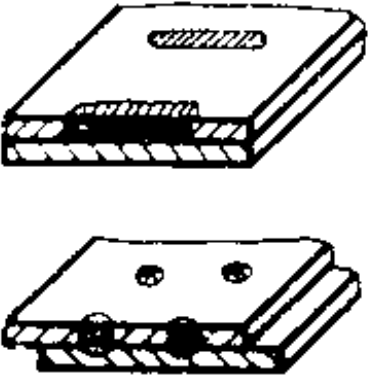

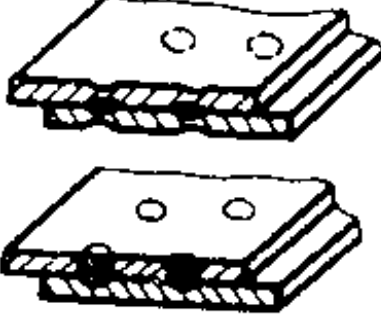

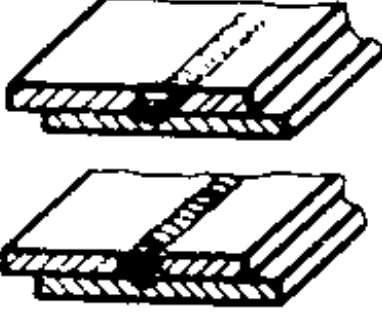

图 1-25 正确与错误的焊接接头

表 1-5 基本符号

序号	名称	示意图	符号
1	卷边焊缝 (卷边完全熔化)		八
2	I形焊缝		
3	V形焊缝		V
4	单边V形焊缝		∇
5	带钝边V形焊缝		Y
6	带钝边单边V形焊缝		Y
7	带钝边U形焊缝		U
8	带钝边单边U形焊缝		U
9	封底焊缝		D
10	角焊缝		△



(续)







序号	名称	示意图	符号
11	塞焊缝或槽焊缝		
12	点焊缝		
13	缝焊缝		

注:不完全熔化的卷边焊缝用I形焊缝符号表示,并加注焊缝有效厚度S,见表1-11。

## (二)辅助符号









辅助符号是表示焊缝表面特征的符号,如表1-6所示。

表1-6 辅助符号

序号	名称	示意图	符号	说明
1	平面符号			焊缝表面齐平 (一般通过加工)
2	凹面符号			焊缝表面凹陷
3	凸面符号			焊缝表面凸起

当不需要确切地说明焊缝的表面形状时,则可不用辅助符号。辅助符号的应用示例,见表1-7。


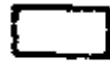
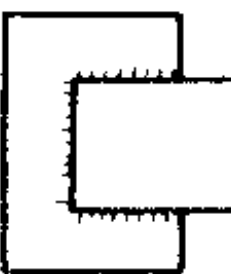

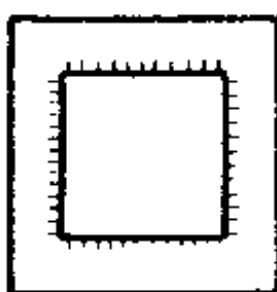


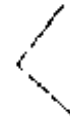
表 1-7 辅助符号的应用示例

序号	名称	示意图	符号
1	平面 V 形对接焊缝		
2	凸面 X 形对接焊缝		
3	凹面角焊缝		
4	平面封底 V 形焊缝		

**(三) 补充符号**


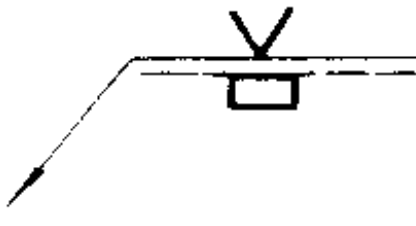
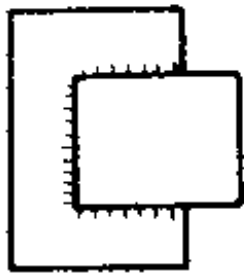

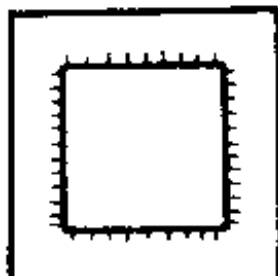
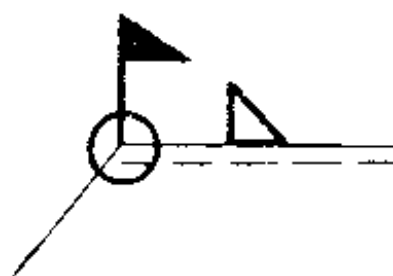
补充符号是为了补充说明焊缝的某些特征而采用的符号,如表 1-8 所示。

表 1-8 补充符号

序号	名称	示意图	符号	说明
1	带垫板符号			表示焊缝底部有垫板
2	三面焊缝符号			表示三面有焊缝
3	周围焊缝符号			表示环绕工件周围有焊缝
4	现场符号			表示现场焊接
5	尾部符号			可以参见 GB5185 焊接工艺方法

补充符号的应用示例,见表 1-9。

表 1-9 补充符号应用示例

示意图	标注示例	说明
		表示 V 形焊缝的背面底部有垫板
		工件三面带有焊缝, 焊接方法为手工电弧焊
		表示在现场沿工件周围施焊

**(四)指引线**

指引线一般是由带有箭头的指引线(简称箭头线)和两条基准线(一条为实线,另一条为虚线)两部分组成的,如图 1-26 所示。

**(五)焊缝尺寸符号**

焊缝尺寸符号,见表 1-10。焊缝尺寸的标注示例,见表 1-11。

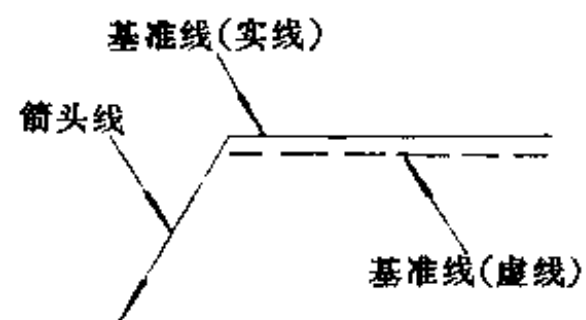
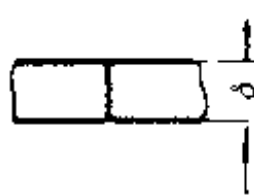

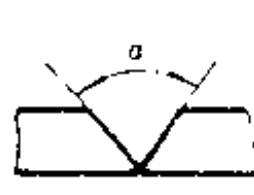
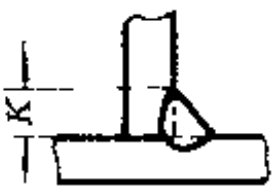


图 1-26 指引线

表 1-10 焊缝尺寸符号

符号	名称	示意图	符号	名称	示意图
$\delta$	工件厚度		$e$	焊缝间距	
$\alpha$	坡口角度		$K$	焊角尺寸	

(续)

符号	名称	示意图	符号	名称	示意图
$b$	根部间隙		$d$	熔核直径	
$p$	钝边		$S$	焊缝有效厚度	
$c$	焊缝宽度		$N$	相同焊缝数量符号	
$R$	根部半径		$H$	坡口深度	
$l$	焊缝长度		$h$	余高	
$n$	焊缝段数		$\beta$	坡口面角度	

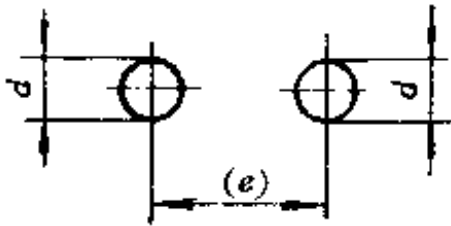
表 1-11 焊缝尺寸的标注示例

序号	名称	示意图	焊缝尺寸符号	示例
1	对接焊缝		$S$ : 焊缝有效厚度	$S \nabla$
				$S \parallel$
				$S Y$

(续)

序号	名称	示意图	焊缝尺寸符号	示例
2	卷边焊缝		S: 焊缝有效厚度	$S \parallel$
				$S \cup$
3	连续角焊缝		K: 焊角尺寸	$K \triangle$
4	断续角焊缝		l: 焊缝长度(不计弧抗) e: 焊缝间距 n: 焊缝段数	$K \triangle n \times l(e)$
5	交错断续角焊缝		l } e } 见序号 4 n } K: 见序号 3	$\frac{K \triangle}{K \triangle} \left[ \begin{array}{l} n \times l \\ n \times l \end{array} \right] \begin{array}{l} (e) \\ (e) \end{array}$
6	塞焊缝或槽焊缝		l } e } 见序号 4 n } c: 槽宽	$c \sqcap n \times l(e)$
			n } e } 见序号 4 d: 孔的直径	$d \sqcap n \times (e)$
7	缝焊缝		l } e } 见序号 4 n } c: 焊缝宽度	$c \ominus n \times l(e)$

(续)

序号	名称	示意图	焊缝尺寸符号	示例
8	点焊缝		$n$ : 见序号 4 $e$ : 间距 $d$ : 焊点直径	$d \bigcirc n \times (e)$

### 第三节 焊条的熔化及熔滴过渡的形式和特征

焊条的熔化及熔滴的过渡,是手工电弧焊过程中的重要物理现象。熔化速度及过渡的优劣,会直接影响焊接生产率和焊接质量。

#### 一、焊条的加热

电弧焊时,焊条(或焊丝)的熔化作为填充金属与局部熔化的母材金属形成焊缝,因此有必要了解焊条的加热和熔化。电弧焊时,加热和熔化焊条(或焊丝)的热能,主要是由电阻热和电弧热提供的。当然,还有化学反应所产生的热能。一般情况下,后者所产生热能仅占 1~3%,可不予考虑。

##### (一)电阻加热

当焊接电流通过焊芯(或焊丝)时,产生电阻热,使焊芯和药皮的温度升高。在正常焊接规范下手工电弧焊时,由于焊条的加热温度及其电流密度受到限制,所以电流对焊芯的预热作用不显著。但是在使用大电流密度施焊时,由于电阻热过大,焊芯和药皮的温升明显提高,然而却伴随产生金属飞溅,焊缝成型变坏和药皮开裂或脱落,破坏药皮冶金作用等不良后果。用不锈钢焊条焊接时,这种现象更为突出。因此,手工电弧焊时,应严格限制焊芯和药皮的加热温度。一般焊接終了时,焊芯的温度不得超过 600~650℃。焊芯和药皮的加热温度与电流密度、焊芯的电阻、焊芯的熔化速度及药皮的成分等有关。实验证明,当其它条件相同时,电流密度越大,焊芯的温升越高,如图 1-27 所示。同样,在电流密度相同时,焊芯的电阻越大,其温升也越高。不锈钢焊芯电阻大,焊接时焊条温升较高,所以同样直径的不锈钢焊条长度比低碳钢焊条短些。

对于自动和半自动电弧焊时,其特有的大电流密度和焊丝伸出长度,加强了对焊丝的预热作用,从而增加了焊丝的熔化速度,并提高了焊接生产率。

##### (二)电弧加热

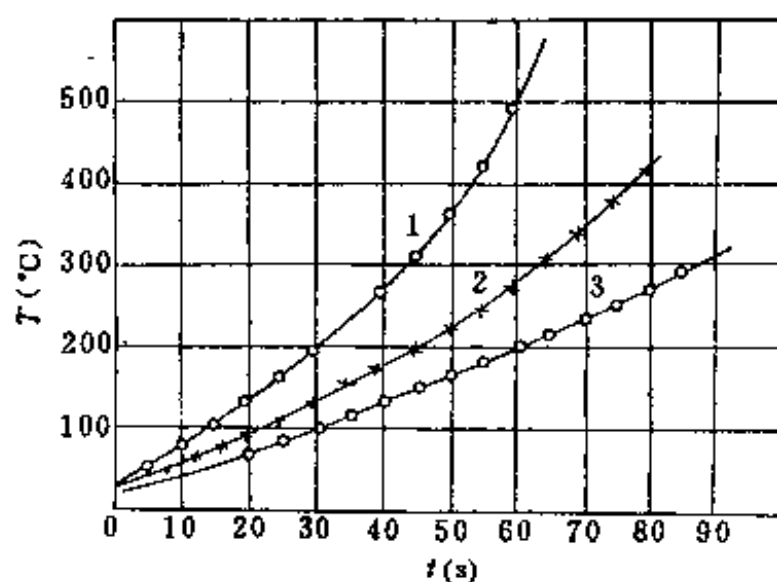


图 1-27 焊芯的温度与熔化时间的关系  
1,3—低氢型焊条(电流密度 13.7 和 9.91A/mm<sup>2</sup>);  
2—白堇药皮(10A/mm<sup>2</sup>)。

电弧对焊条的热作用,只在离其端部(熔化边界)很小的距离约 10mm 以内,所以使焊条加热和熔化的热能,主要是电弧热,而电阻热只起辅助作用。电弧用于加热和熔化焊条的功率,只是电弧总功率的一部分:

$$q_e = \eta_e UI$$

式中  $q_e$ ——电弧功率(W);

$U$ ——电弧电压(V);

$I$ ——焊接电流(A);

$\eta_e$ ——焊条加热的有效系数。药皮焊条焊接时, $\eta_e$  约为 0.2~0.27。

焊条端部所得到的热功率  $q_e$ ,一部分用来熔化焊芯和药皮,并使焊条端部的液体金属过热和蒸发,另一部分传导到焊芯的深处,使它和药皮的温度升高。

## 二、焊条金属的熔化

焊条的熔化速度,是衡量焊接生产率的重要指标,也是焊条熔化的主要特征。用高速摄影对焊接过程进行研究发现,电弧焊时,焊条金属的熔化具有周期性的滴状特征,这说明焊条的熔化是不均匀的。此外,手工电弧焊时,由于电流对焊芯的预热作用,而使其熔化速度增大,所以焊接终了的熔化速度比焊接开始的熔化速度大,这种现象随电流密度的增大和焊条金属电阻越大,以及加热持续时间越长,则焊条熔化的不均匀程度也就越大。因此,把焊条的熔化速度分为平均熔化速度和瞬时熔化速度。

### (一)焊条金属的平均熔化速度

在单位时间内熔化的焊芯质量或长度,称为平均熔化速度。在正常焊接规范情况下,焊条金属的平均熔化速度与焊接电流成正比关系:

$$g_m = \frac{G}{t} = \alpha_p I$$

式中  $g_m$ ——焊条金属的平均熔化速度(g/h);

$G$ ——熔化的焊芯质量(g)

$t$ ——电弧燃烧时间(h);

$I$ ——焊接电流(A);

$\alpha_p$ ——焊条的熔化系数[g/(A·h)]。

焊条的熔化系数  $\alpha_p$  的物理意义是,在 1h 内 1A 电流熔化的焊芯质量。它与电流极性,药皮成分,焊丝成分及药皮厚度有关。

焊接过程中,并非所有熔化的焊条金属,都进入了熔池形成焊缝,其中有一部分以氧化、蒸发和飞溅等形式损失。通常把单位时间内真正进入焊缝金属的那一部分金属质量,称为平均熔敷速度,用下式表示:

$$g_D = \frac{G_D}{t} = \alpha_H I$$

式中  $g_D$ ——焊条金属的平均熔敷速度(g/h);

$G_D$ ——熔敷到焊缝金属中的金属质量(g);

$t$ ——电弧燃烧时间(h);

$I$ ——焊接电流(A);

$\alpha_H$ ——焊条的熔敷系数[g/(A·h)],其物理意义是在1h内1A电流所熔敷到焊缝上的焊芯质量。

焊接过程中损失的那部分焊条金属,与熔化的焊条金属总量之比,称为损失系数,用下式表示:

$$\psi = \frac{G - G_D}{G} = \frac{g_m - g_D}{g_m} = 1 - \frac{\alpha_H}{\alpha_p}$$

式中  $\psi$ ——损失系数。

或写作

$$\alpha_H = (1 - \psi)\alpha_p$$

综上所述,熔化系数不能真正反映生产率的高低,而熔敷系数才是真正反映生产率的指标。

### (二)焊条金属的瞬时熔化速度

在电弧热的作用下,焊条端部的液体金属(熔滴)逐渐长大,当熔滴长大到极限尺寸时,部分金属便脱离焊条以滴状形式穿越电弧空间过渡到熔池内。随后,焊条端部的液体金属又重新长大,以滴状过渡到熔池内,这种过程反复进行。焊条末端熔滴质量随时间的典型变化曲线,如图1-28所示。由该图可更直观地看出,焊条熔化时的周期性特征。这一

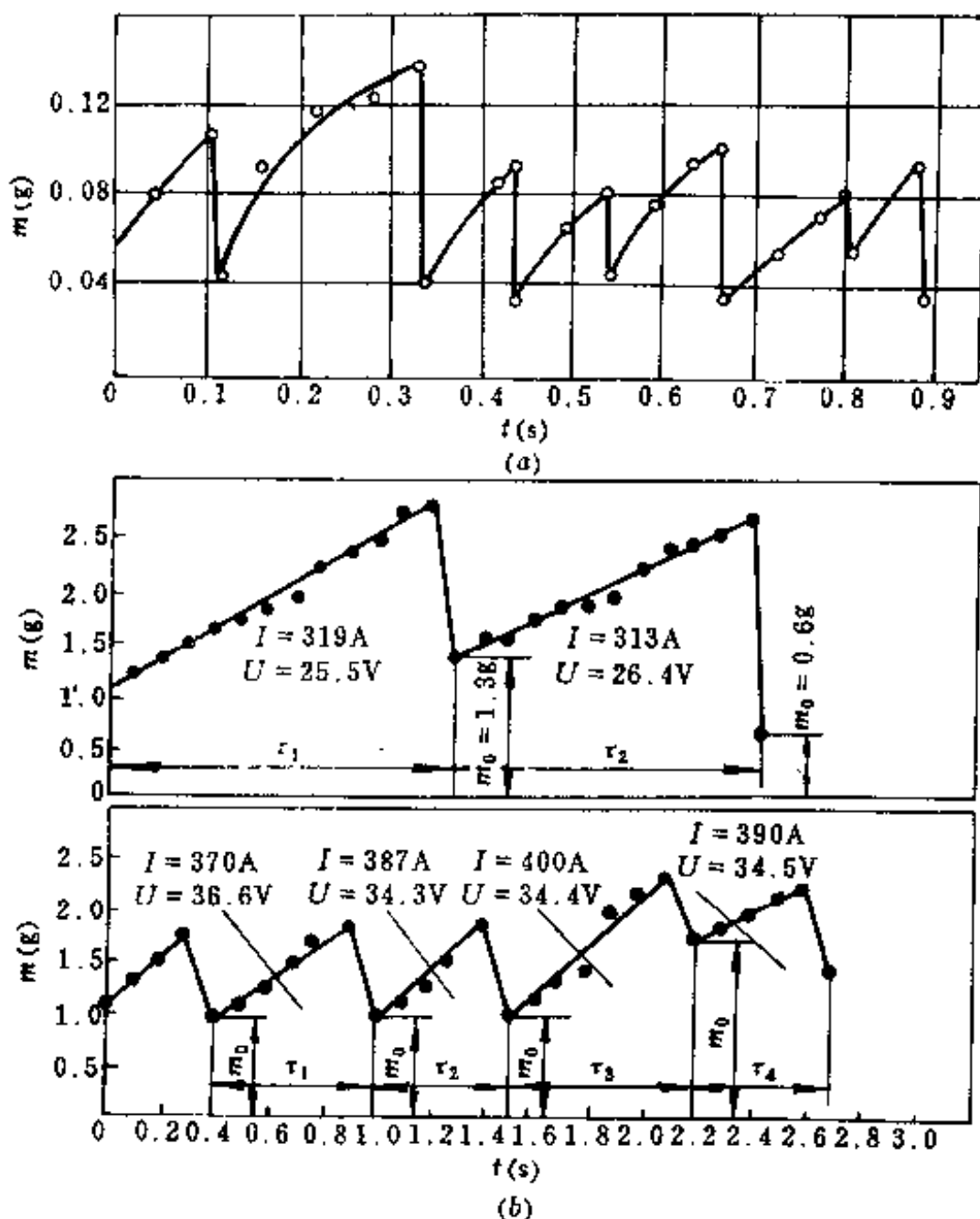


图1-28 焊条末端熔滴质量随时间的变化

(a)光焊丝;(b)低氢碱性焊条(反极性直径为8mm)。



特征使得焊条的熔化速度,必然也是成周期性的变化。

提高焊条熔化速度的途径有:提高电弧在焊条端部的热功率;以细熔滴过渡,提高过渡频率;在焊条药皮中填加纯铁粉或其它金属填加剂等。

### 三、熔滴上的作用力

在电弧热的作用下,焊条末端的熔化金属形成熔滴,受各种力的作用向熔池过渡,称熔滴过渡。焊条末端的金属熔滴主要受以下几个力的作用:表面张力、重力、电磁收缩力和斑点压力等。

#### (一)表面张力

表面张力是把熔滴保持在焊条末端上的主要作用力。表面张力的大小与材料的成分、温度以及其中各种杂质的存在等因素有关。对于不同的物质,其表面张力的大小是不同的,一些纯金属的表面张力系数列于表 1-12。在熔滴上具有表面活化物质时,使表面张力降低,在液体钢中最大的表面活化物质是氧和硫,例如铁中溶解氢后其表面张力降低。因此,影响这些杂质含量的各种因素,如金属的脱氧程度、渣的成分等,将会影响表面张力的大小,从而影响熔滴过渡的特性;熔滴温度的增高,表面张力降低,从而使熔滴尺寸减小。

表 1-12 一些纯金属的表面张力系数

金 属	$\sigma \times 10^{-3}(\text{N/m})$
Mg	650
Zn	770
Al	900
Cu	1150
Fe	1220
Ti	1510
Mo	2250
W	2680

#### (二)重力

重力的大小,由熔滴的重量决定( $W=mg$ )。当焊丝直径较大而焊接电流较小时,在平焊位置的情况下,它是使熔滴脱离焊条的主要力。当随着熔滴的长大而不断增加的重力,大于表面张力时,熔滴就脱离焊丝端头。显然,立焊和仰焊时,重力将阻碍熔滴过渡。

#### (三)电磁收缩力(电磁力)

当电流在一个导体中流过时,在电流本身的磁场作用下,在导体中产生径向收缩力,使导体断面有收缩的倾向。若导体是可以自由变形的液态或气态,导体将产生收缩;若导体是固态,此收缩力不能改变导体外形。这种现象,称为电磁收缩效应。此电磁力,称为电磁收缩力或电磁力。电磁力对熔滴过渡的影响,取决于电弧形态。若弧根面积笼罩整个熔滴,此时的电磁力促进熔滴过渡,否则阻碍熔滴过渡。一般情况下,电弧的导电区从焊条向

工件加宽,因此电磁力是促使熔滴过渡的力,并保持与电流的平方关系,所以在电流较大时,电磁力明显地表现出来。

#### (四)斑点力

当电极上形成斑点时,由于斑点是导电的主要通道,也是集中产热的地方,在斑点产生斑点力,当斑点面积较小时(如  $\text{CO}_2$  焊接时的情况),斑点力常常是阻碍熔滴过渡的力;而当斑点面积很大时,笼罩整个熔滴(如 MIG 焊喷射过渡的情况),斑点力常常促进熔滴过渡。

金属的过渡特性,取决于作用在焊条末端熔滴上的多种力的比值。各种力的大小及合力方向,取决于焊接规范,焊条金属和气体气氛的物理性能及焊条直径等。

### 四、熔滴过渡形式及其特征

焊条金属的熔滴过渡,在焊接过程中具有重要的作用。首先,它直接影响焊接过程的稳定性、焊缝成型、飞溅大小等。同时,熔滴过渡形态、过渡时间和温度,对焊接过程的冶金反应也有强烈的影响。在一定条件下改变熔滴过渡特性,可以调节焊接热的输入,从而改变热影响区的大小和性能,还可以提高焊条金属的熔化速度。因此,研究熔滴过渡的特点和有关规律及熔滴过渡的控制,对于提高焊接质量和生产率都具有重要的意义,所以“熔滴过渡”一直是人们关心和研究的问题。

熔滴过渡现象非常复杂,过渡形式与作用在熔滴上的各种力有关。熔滴的过渡频率,其形状和在焊条末端的停留时间在很大程度上与焊接规范有关。当规范条件变化时,各种过渡形态可以相互转化,因此对熔滴过渡形态要加以分类。按熔滴过渡形式可归纳为三种类型,即自由过渡、接触过渡和渣壁过渡。自由过渡是指熔滴经电弧空间进行的过渡,焊丝端头的熔滴和熔池之间不发生直接接触,滴状过渡、喷射过渡和爆炸过渡均属自由过渡。接触过渡是指悬垂在焊条或焊丝端部的熔滴与熔池表面通过接触面过渡,主要为短路过渡。渣壁过渡是指埋弧焊时熔滴沿熔渣壳内表面进行的过渡和焊条熔滴沿套筒壁进行的过渡。不同焊接方法,其熔滴过渡有不同的特点。例如:焊条金属的熔滴过渡形态与熔化极气电焊时焊丝金属熔滴过渡有不同特点。

焊条金属熔滴过渡形态和特征可分为以下几种:短路过渡,大颗粒过渡、细颗粒过渡和渣壁过渡。熔滴过渡形态取决于焊条药皮类型(药皮成分)、气相成分和焊剂等。因为它们或是改变电弧放电特性,或是改变熔滴金属的表面张力,此外,焊接规范、电流种类、极性和药皮厚度等也有影响。

#### (一)短路过渡

在短弧焊时,熔滴长大受到了电弧空间的限制,当熔滴还没有长大到它的最大尺寸就与熔池金属接触,产生短路。由于它力求减小系统的表面自由能,熔滴在表面张力和其它力的作用下,使熔滴开始沿熔池表面流散,并在熔滴和熔池表面之间很快形成颈缩,称为金属小桥。显然,小桥中的电流密度急剧上升,熔滴被强烈过热而爆炸,于是便脱离焊丝而过渡到熔池内。然后电弧又重新点燃,开始下一个周期的过渡。

#### (二)颗粒状过渡

当电弧长度超过某一长度时,熔滴依靠表面张力的作用可以保持在焊丝顶端,随着焊丝的熔化,熔滴长大,直至熔滴下落的力(如重力、电磁力等)大于表面张力时,熔滴就脱离

焊丝以颗粒状向熔池过渡,此时不发生短路。因此,焊接电流和电压的波动比短路过渡时要小。这种过渡形式又可分为粗颗粒过渡和细颗粒过渡。从提高焊接质量角度出发,希望细颗粒过渡。减小焊丝直径,增大焊接电流,可以使熔滴细化、过渡频率提高。此外,熔滴的过渡还与药皮成分、气体气氛和电流极性等有关。

### (三)渣壁过渡

渣壁过渡是指埋弧焊时,熔滴沿渣壳内表面以小滴状过渡和焊条熔化时,部分熔化金属沿套筒内壁过渡,部分直接过渡,渣壁过渡的金属熔滴为细颗粒,如图 1-29(b)、(c)所示。

焊条焊接时,焊条末端未熔化的药皮形成带一定角度的药皮套筒,起着气体从其中逸出的喷口作用。它可以控制气流的方向和熔滴过渡的方向。套筒的长短与药皮厚度有关,通常药皮厚度越厚,套筒越长,吹送力也越大,但药皮厚度应适当,过厚和过薄,均可产生较大的熔滴。

低氢碱性焊条熔化时,熔滴金属的过渡,显然不同于酸性焊条熔化时的金属过渡。对于低氢碱性焊条,在很大电流范围内均为大颗粒(或称粗熔滴)或短路过渡。这种过渡特点是,因为液体金属与熔渣边界处的表面张力和相间张力很大,不易产生渣壁过渡,同时在电弧气氛中含有 30%以上的  $\text{CO}_2$  气体,与  $\text{CO}_2$  气体保护焊相似,在低电压时弧长较短,熔滴尚未长大就发生短路,而出现短路过渡;当弧长增加时,熔滴自由长大,将呈大滴过渡。

使用酸性焊条焊接时,为细颗粒过渡。这是因为药皮熔化时,渣和液态金属都含有大量的氧,从而在金属与渣的界面上表面张力和相间张力,显著低于碱性焊条熔渣边界上的数值。这类焊条熔化时,电流强度对熔滴尺寸具有很大影响。小电流密度时,金属是以较粗熔滴过渡的。一般电流密度时,熔滴的过渡粒度急剧下降,这与金属温度及氧化程度提高时金属表面张力的减小有关;而在大电流密度时,出现了金属以极细的熔滴的过渡。当渣与金属生成的气体较多时( $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2$  等),由于气体的膨胀,造成渣和液体金属爆炸,飞溅增大。

关于焊条金属熔滴过渡的研究,以及焊条金属熔滴过渡类型,国外研究工作者早已有过文献发表,提出一些不同的意见。如日本安藤弘平、长谷川光雄在他们的著作中,将其本国使用焊条的金属熔滴过渡形式,归结为喷射过渡、粗熔滴过渡和爆炸过渡;认为高钛型(D4313)和钛铁矿型(D4301)焊条为喷射过渡,低氢型焊条(D4316)为粗熔滴过渡。苏联帕豪德涅(И. К. Похояня)将焊条金属熔滴过渡类型,分为粗熔滴过渡、爆炸过渡及细熔滴过渡。他认为,粗熔滴过渡是苏联的大理石—萤石类型焊条的特征,而爆炸过渡出现在一系列矿物—酸性焊条及有机物焊条的情况下,金属的细熔滴过渡是氧化性及金红石型焊条的特点。

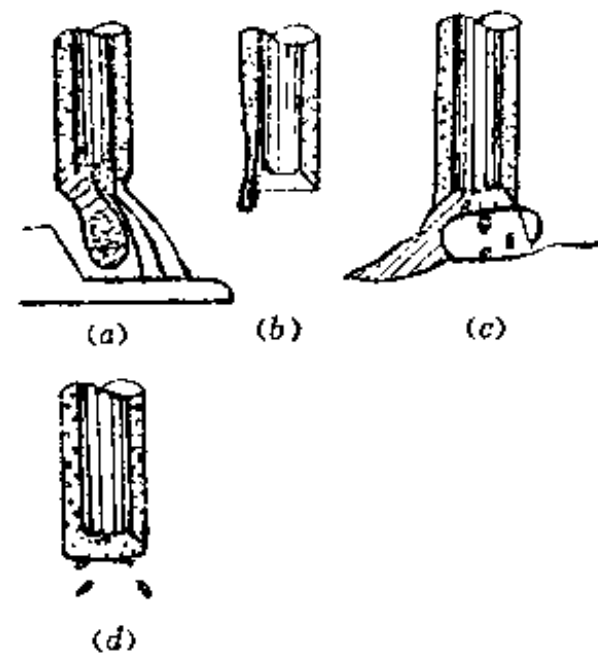


图 1-29 厚皮焊条手弧  
焊熔滴过渡形式

(a)大颗粒过渡;(b)、(c)渣壁过渡;  
(d)细颗粒过渡。

### 五、焊条金属熔滴的温度和尺寸

焊接区是一个超高温空间,焊条金属被加热到很高温度,其熔点过热程度很大,电弧焊时,熔滴脱离焊条端要通过弧柱到达熔池,前已述及弧柱温度很高,电流越大其温度也越高,而熔滴的温度和尺寸是研究熔滴反应区各种物理化学反应时的重要参数。因此,许多研究者测量了熔滴的温度,虽然数据并不一致,但可作为定性时的参考。对焊接低碳钢来说,熔滴的平均温度在 2100~2700K 的范围内。在手工电弧焊合适的规范内,熔滴的平均温度为 2000~2400K。试验表明,熔滴的平均温度随焊接电流的增加而升高,并随焊丝直径的增加而降低,而且在正常焊接电流范围内,直流反接(DCRP)时熔滴的温度平均为 2200℃左右,直流正接(DCSP)时熔滴温度不超过 1900℃,即一般情况下直流反接时熔滴平均温度比直流正接时熔滴平均温度高,这是由于电弧在阳极区析出的能量比在阴极区析出的能量多。此外,直流反接时电弧斑点稳定于熔滴的下面,因此易使之过热;而直流正接时电弧斑点在熔滴表面上转动,有时转到液体金属与固体金属的交界处,电弧热可直接传给焊丝,致使熔滴温度下降,即电流极性不同致使焊条端部的受热程度不同。

焊条金属熔滴尺寸,直接反映了熔滴比表面积的大小,显然对焊接冶金反应过程有很大的影响。焊条金属熔滴尽管被加热到很高温度,但绝大部分(90~95%)为滴状液态金属,其尺寸大小与焊接电流和焊条材料有关,但多数熔滴小于焊丝直径。熔滴直径( $d$ )与焊接电流的关系,列于表 1-13。图 1-30 更能说明问题,焊接电流增大到超过某一临界电流时,熔滴尺寸变得非常细小,同时熔滴数也剧增。根据高速摄影表明,超过临界电流后,不再是单个熔滴向熔池过渡而成为喷射状态。在氩气中焊铝时,比较容易达到临界电流而获得这种状态。焊接电流越大,单位时间过渡到熔池中熔滴数越多。除电流强度,焊条表面涂有降低表面张力的物质,都能使熔滴变细;凡增大表面张力的物质(如铝粉、石墨粉等),则促使熔滴变粗。

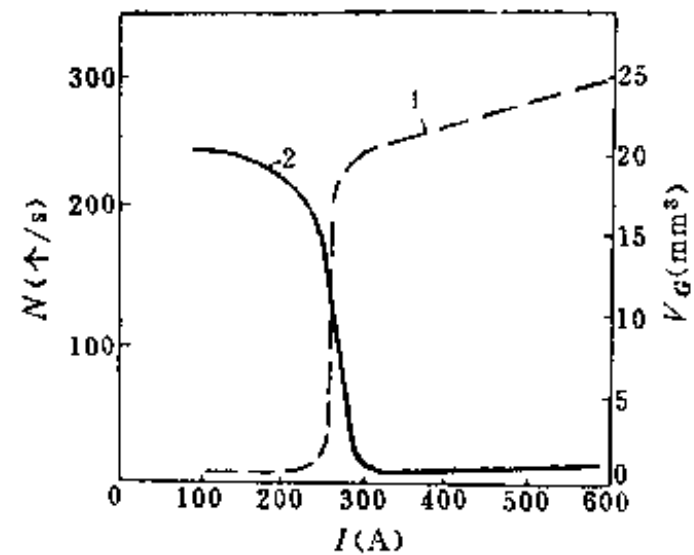


图 1-30 低碳钢氩弧焊时熔滴数目与焊接电流关系

1—熔滴每秒个数  $N$ ; 2—熔滴体积  $V_G$ 。

表 1-13 熔滴直径( $d$ )与焊接电流的关系(低碳钢埋弧焊,焊丝直径  $\phi 2\text{mm}$ )

$I, (\text{A})$	不同尺寸熔滴的比率(%)		
	$d=2\sim 3\text{mm}$	$d=1\sim 2\text{mm}$	$d<1\text{mm}$
160~180	59	28	13
200~220	41	40	19
290~310	24	48	28
320~340	7	68.5	24.5
350~370	—	73	27
480~500	—	64	36

从表 1-14 看出,每秒生成的熔滴数越多,熔滴在焊条端存在时间越短,同时熔滴数越

多,随着其体积的减小,其比表面积即单位质量的表面积也越大。熔滴比表面积的增大,将促使熔化金属与熔渣或气体介质有更多机会接触,无疑,这将使冶金反应能充分进行,反应速度加快。

表 1-14 熔滴数目对熔滴存在时间及熔滴比表面积影响(低碳钢焊丝,直径  $\phi 5\text{mm}$ )

每秒钟熔滴数目	熔滴存在时间 (s)	熔滴质量 (g)	熔滴直径 (mm)	熔滴体积 ( $\text{mm}^3$ )	熔滴表面积 ( $\text{mm}^2$ )	熔滴比表面积 ( $\text{m}^2/\text{kg}$ )
1	0.1	0.70	5.60	100	98.2	1400
5	0.2	0.14	3.35	20	35.2	2520
10	0.1	0.07	2.66	10	22.3	3200
20	0.05	0.035	2.12	5	14.2	4050
40	0.025	0.0175	1.66	2.5	8.7	4980
50	0.020	0.0140	1.56	2.0	7.6	5430

#### 第四节 焊接熔池的特征及焊缝的形成

熔化焊时,在热源的作用下,与焊条金属熔化的同时,被焊金属——母材发生局部的熔化,并与熔化的焊条金属混合在一起,构成具有一定几何形状的液体金属,称为焊接熔池。若用非熔化极进行焊接时(无手工填充金属),则熔池只由局部熔化的母材构成。电弧作用正下方的熔池金属,在电弧力的作用下,克服重力和表面张力等,被排向熔池尾部,随着电弧的向前移动,熔池尾部金属冷却并结晶,所以在熔池不断形成又不断凝固的过程中,就连续形成了焊缝,因此,熔池的形状实际上决定着焊缝的形状。

由于熔池的形状、尺寸、温度、存在时间以及熔池中液态金属的流动情况,对熔池中的冶金反应、结晶方向、焊缝中夹杂物的数量及分布、气孔和结晶裂纹等的产生都有影响,即直接影响焊接质量的优劣。所以研究焊接熔池的特征是很重要的。

##### 一、焊接熔池的形状和尺寸

焊接熔池,并不是在瞬间内就能形成的,而是需要一定的时间,这段时间称为过渡时期。经过过渡时期后,就进入准稳态的焊接过程中,此时,熔池的形状、尺寸和质量,将保持一定,只取决于被焊材质和焊接工艺条件,并随热源作同步运动。熔池的形状如图 1-31 所示,像一个不标准的半椭球,其轮廓正好为接近于母材熔点的等温面。由图 1-31 看出,熔池的宽度和深度是沿  $X$  轴连续变化的。焊接电流、电弧电压和焊接速度,是决定焊接熔池尺寸的主要能量参数,一般情况下,随焊接电流的增大,熔池的最大深度  $H_{\max}$  增大,而熔池的最大宽度  $C_{\max}$  相对减小;随电弧电压的升高, $C_{\max}$  增大,而  $H_{\max}$  减小。焊接速度提高时,线能量  $q/v$  减小,熔宽和熔深都减小。从提高焊接生产率考虑,措施之一是提高焊接速度。若在保证给定的焊缝尺寸,则在提高焊接速度的同时,提高焊接电流和电弧电压,这三个量是相互联系的。

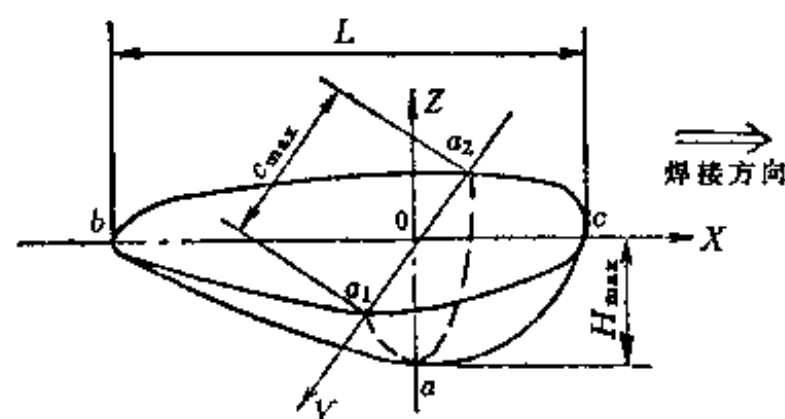


图 1-31 焊接熔池形状

熔池的长度,可用下式近似估算:

$$L = P_2 q = P_2 UI$$

式中  $P_2$ ——比例常数(mm/kW);

$q$ ——电弧功率(W);

$U$ ——电弧电压(V);

$I$ ——焊接电流(A);

增大电弧能量,即增大焊接电流或电弧电压,熔池长度也随之增大。实验证明, $P_2$ 取决于焊接方法和焊接规范。

熔池中最大熔深处的横截面,称为熔透截面,用 $F_M$ 表示。它与焊接线能量 $E$ 成正比。

$$F_M = K_1 E$$

式中  $K_1 = \frac{\eta_p}{C\rho(T_m - T_0) + \rho H_s}$

$\eta_p$ ——熔化金属的热效率(%);

$C$ ——比热容[J/(g·°C)];

$\rho$ ——密度(g/cm<sup>3</sup>);

$T_m$ ——金属熔点(°C);

$T_0$ ——焊件的初始温度(°C);

$H_s$ ——熔化潜热(J/cm<sup>2</sup>);

$E$ ——焊接线能量(J/cm)。

## 二、焊接熔池的质量和存在时间

焊接熔池质量不大,手工电弧焊时熔池的质量,一般在0.6~16g范围内,经常是在5g以下。试验证明,手工电弧焊时,熔池质量 $G_p$ 与 $q^2/v$ 成线性关系,即熔池的质量随着电弧功率的增加而急剧增大,随着焊接速度的增加而减小。埋弧自动焊焊接低碳钢时,即使焊接电流很大,熔池的质量也不超过100g。

根据传热学,焊接熔池在液态存在的最大时间 $t_{max}$ ,取决于熔池的长度和焊接速度。

$$t_{max} = \frac{L}{v}$$

式中  $L$ ——熔池长度(cm);

$v$ ——焊接速度(cm/s);

根据熔池质量确定的熔池平均存在时间为

$$t_{av} = \frac{G_p}{\rho v F_M}$$

式中  $G_p$ ——熔池的质量(g);

$\rho$ ——熔池液态金属的密度(g/cm<sup>3</sup>);

$F_M$ ——焊缝的横断面积(cm<sup>2</sup>)。

由于熔池的质量很小,所以熔池存在时间也不长,熔池存在时间一般为几秒至几十秒。这说明在熔池中进行的冶金反应是短暂的。另外,由于熔池质量不大,所以焊接熔池的体积也不大,而比表面积虽然比熔滴的要小得多,但仍然比一般炼钢时大得多。所以,在焊接熔池中,冶金反应还是进行得相当激烈。

焊接熔池的几何形状及物理参量列于表 1-15。

表 1-15 焊接熔池的几何形状及物理参量

焊接方法	焊接规范			熔池长度 $L$ (cm)	熔透截面积 $F_p$ (cm <sup>2</sup> )	液态平均存 在时间 $t_{cp}$ (s)	熔池上 表面积 $F_H$ (cm <sup>2</sup> )	熔池重量 $G$ (g)	熔池表面积 $F_s$ (cm <sup>2</sup> /kg)
	$I$ (A)	$U$ (V)	$v$ (cm/s)						
结 424, $\phi 5\text{mm}$ DCSP 母材:低碳钢	140	26	0.25	1.51	0.118	2.1	1.05	1.28	820
	170	26	0.25	1.66	0.163	2.8	1.4	1.96	710
	200	26	0.25	2.18	0.226	3.5	2.4	3.38	710
	230	26	0.25	3.07	0.335	4.7	3.65	7.2	510
SAW,DCRP 焊丝: 18CrMo $\phi 3\text{mm}$ 焊剂 431 母材:低合金钢	200	28	0.59	2.0	0.085	1.9	1.25	1.9	660
	260	27	0.59	2.4	0.10	3.2	1.8	4.1	440
	320	27	0.59	3.2	0.208	3.3	2.6	6.8	380
	370	27	0.59	3.98	0.36	3.5	3.65	11.5	320
	320	27.5	0.42	3.32	0.276	4.6	3.1	9.5	330
	320	28	0.83	3.16	0.168	2.35	2.5	5.2	480
MIG,DCRP 焊丝, $\phi 2\text{mm}$ 1Cr18Ni9Ti 母材: 1Cr18Ni9Ti	200	23	0.74	1.8	0.099	1.0	0.89	1.4	600
	245	24.5	0.74	2.5	0.139	1.45	1.45	2.8	500
	245	24.5	0.50	2.9	0.181	2.47	2.05	4.6	450
	245	24	0.98	2.26	0.104	1.0	1.15	1.9	600
	300	24	0.74	2.8	0.173	1.63	1.9	4.35	440

### 三、焊接熔池的温度

焊接熔池中的温度分布是不均匀的,电弧作用中心的前方(熔池头部)的金属处于急剧升温,并迅速熔化的阶段,正在电弧作用中心下的金属则处于过热状态,在电弧作用中心后方(熔池尾部)的金属温度逐渐降低并进入凝固或结晶阶段。也就是说,电弧移动时,熔池中同时存在熔化过程(熔池头部)和降温结晶过程(熔池尾部)。

实验证明,熔池的平均温度,与被焊金属的性质及其周围的散热条件有关。对于低碳钢熔池来说,平均温度约为  $1770 \pm 100^\circ\text{C}$  (熔滴  $2300 \pm 200^\circ\text{C}$ , 熔渣  $1550 \pm 100^\circ\text{C}$ )。关于熔池平均温度与焊接规范之间的关系,有待进一步研究。

根据实测方法测定熔池的平均温度,列于表 1-16。

焊接熔池的金属是处于过热状态下,但其平均温度仍不如熔滴的温度高。

表 1-16 焊接熔池的平均温度

被焊金属	焊接方法	平均温度( $^\circ\text{C}$ )	过热度( $^\circ\text{C}$ )
低碳钢 $T_M = 1525^\circ\text{C}$	埋弧焊	1705~1860	185~325
	熔化极氩弧焊	1625~1800	243
	不熔化极氩弧焊	1665~1790	100~275 140~265
铝 $T_M = 660^\circ\text{C}$	熔化极氩弧焊	1000~1245	340~585
	不熔化极氩弧焊	1075~1215	415~550
Cr12V1 钢 $T_M = 1310^\circ\text{C}$	药芯焊丝 Cr12WV	1500~1610	190~300 260

#### 四、焊接熔池中金属的流动

焊接熔池中的液态金属,在热的影响和力的作用下,发生强烈的流动和搅拌,造成熔池中热量和质量的迁移,同时,熔池中液态金属之间也存在相对运动,正因为如此,才有利于加速冶金反应,使熔池中的焊丝金属和母材能均匀混合,从而获得成分均匀一致的焊缝金属。其次,熔池中的搅拌,有利于气体和非金属夹杂物的逸出,从而有利于消除焊接缺陷,提高焊缝质量。

使焊接熔池中的液态金属处于激烈运动状态的原因,主要有三方面:

其一,由于熔池温度分布不均匀,造成液态金属的密度差,从而引起自由对流运动,温度高的地方金属密度小,温度低的地方金属密度大,这种密度差使液体金属从低温区向高温区运动。

其二,由于熔池温度分布不均匀,造成液态金属的表面张力差,从而引起对流运动,表面张力是温度的函数,温度越高,表面张力越小,温度越低,表面张力越大,这种表面张力差,也使熔池金属发生对流运动。

其三,是热源的各种机械力所产生的搅拌作用,电弧焊时,作用于熔池的力主要有电弧的气流吹力、电磁力、熔滴下落的冲击力和离子的冲击力等,在这些机械力的作用下,使熔池处于运动状态。

熔池中液态金属的流动方向,如图 1-32 所示。由图看出,焊接熔池中,液体金属一般趋向于由熔池的前部沿结晶前沿的弯曲面,向熔池尾部流动,而靠近熔池的表面附近,由熔池的尾部向中心运动。这是因为熔池底部液体金属的流速取决于电流,大约比焊速快 10~20 倍。熔池中液体金属的流速,列于表 1-17。在小体积熔池中,易于形成涡流,在成长中的树枝状晶体前沿上(固液相界面)向上运动的液体金属,显然要受到阻力,而熔池表面的液体金属其运动的阻力就要小些。热源移动过程中,处于熔池尾部表面的液体金属在重力作用下,又会有向熔池中心下降的趋势,因此,熔池中液体金属间也会出现相对运动,可见熔池中的运动状态是激烈的。

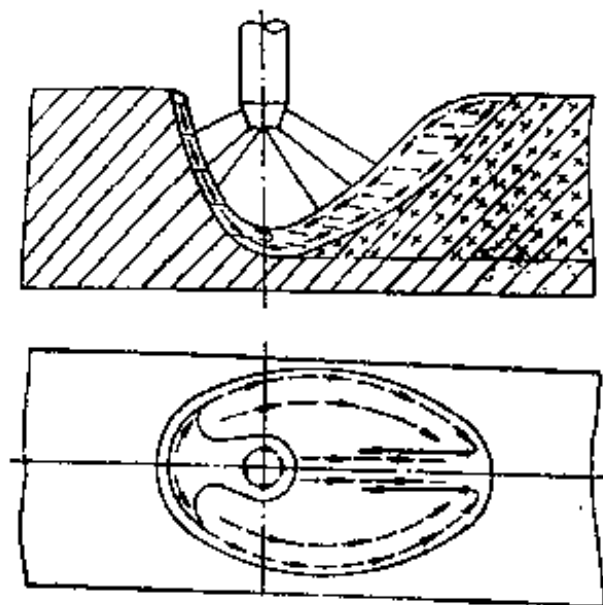


图 1-32 钨极氩弧焊钛合金时熔池中金属的流向图

表 1-17 熔池中液体金属的流速

焊接规范			熔池底部的流速 (m/h)
$I(A)$	$U(V)$	$v(m/h)$	
1350	45	12	180~360
1000	38	12	90~126

研究表明,焊接规范、电极直径、焊把倾斜角度和焊接材料的成分等,都对熔池中液体金属的运动方向和速度有影响。



### 五、焊缝金属的熔合比及其影响因素

熔池中的对流搅拌,促使焊条熔滴金属和局部熔化的母材金属很好地混合,而得到均一的焊缝金属。常用“熔合比”表示局部熔化的母材金属在焊缝金属中所占的比例,如图 1-33 所示。熔合比可粗略地用下式表示:

$$D = \frac{F_p}{F_p + F_d}$$

式中  $D$ ——熔合比;

$F_p$ ——焊缝截面中母材所占的面积;

$F_d$ ——焊缝截面中焊条金属所占的面积。

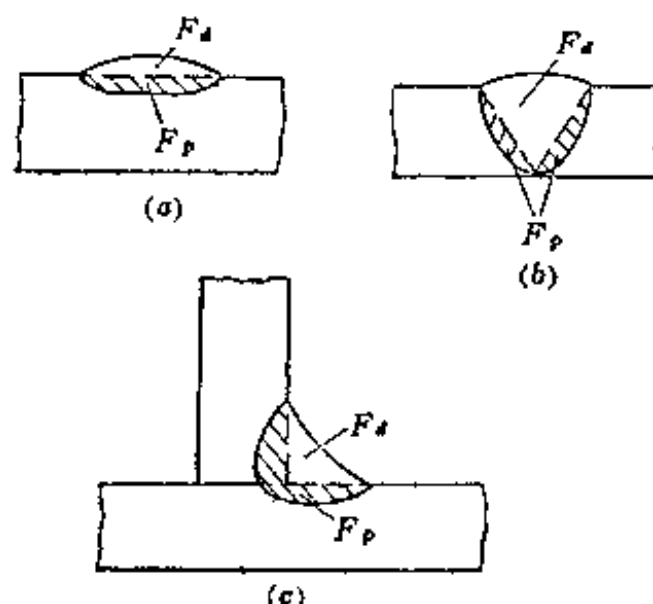


图 1-33 熔合比示意图

熔合比具有熔透的意思,所以母材金属的熔透情况对焊缝的组成影响很大,而且也影响焊接质量。实际生产中,焊条金属的化学成分与母材金属的化学成分往往并不相同,特别是异种金属焊接或合金堆焊时,熔合比就具有重要的意义。

熔合比的数值,取决于焊接方法、焊接规范、焊接材料、接头形式和尺寸、母材性质以及焊条的倾角等工艺条件。低碳钢焊接时,焊接方法和接头形式,对熔合比的影响列于表 1-18。

焊件金属的热物理性质,对熔合比也有影响。例如,奥氏体钢由于导热系数和导温系数都小,因此,在同样的焊接条件下,其熔合比要比铁素体、珠光体类钢大 20~30%。奥氏体钢与铁素体、珠光体类钢的熔合比,列于表 1-19。

表 1-18 焊接工艺条件对熔合比的影响(低碳钢)

焊接方法	接头型式	被焊金属厚度(mm)	熔合比 $D$
手工电弧焊	无坡口对接	2~4	0.4~0.5
		10	0.5~0.6
	V型坡口对接	4	0.25~0.5
		6	0.2~0.4
		10~20	0.2~0.3
	角接及搭接	2~4	0.3~0.4
5~20		0.2~0.3	
	堆焊	—	0.1~0.4
埋弧焊	对接	10~30	0.45~0.75

表 1-19 奥氏体钢与铁素体、珠光体类钢的熔合比

接头形式	钢种	熔合比 $D$			
		手弧焊	埋弧焊	带极堆焊	电渣焊
堆焊	铁素体—珠光体钢	0.15~0.40	0.25~0.50	0.08~0.20	—
	奥氏体钢	0.25~0.50	0.35~0.60	0.15~0.25	—
单层对接	铁素体—珠光体钢	0.20~0.40	0.25~0.50	—	0.20~0.40
	奥氏体钢	0.30~0.50	0.40~0.60	—	0.30~0.50

(续)

接头形式	钢 种	熔合比 $D$			
		手弧焊	埋弧焊	带极堆焊	电渣焊
多层焊根 部焊缝	铁素体—珠光体钢	0.25~0.50	0.35~0.60	—	—
	奥氏体钢	0.35~0.50	0.40~0.70	—	—

焊条药皮的类型,对熔合比也有影响。通常是含  $TiO_2$  较多的酸性焊条的熔深要浅得多,而碱性焊条的熔深要大得多。这是因为药皮类型不同,所产生的电弧吹力不同;酸性焊条电弧吹力小,所以熔深浅,而碱性焊条电弧吹力大,所以熔深大。

综上所述,通过改变熔合比,可以改变焊缝金属的化学成分。这个结论在焊接生产中具有重要的实用意义。例如,要保证焊缝金属成分和性能的稳定,必须严格控制焊接工艺条件,使熔合比稳定、合理。在堆焊时,堆焊金属的合金成分主要来自焊条金属,局部熔化的母材在焊缝中的效果可认为是稀释,所以总是通过调整焊接规范,力求使熔合比尽量小些,以减少母材金属对堆焊层性能的影响。

## 第二章 焊接接头缺陷的形成和控制

### 第一节 焊接接头缺陷的类型及其特点

采用现代焊接技术,完全可以获得高质量的焊接接头。但是,一个焊接产品从备料到制造完成整个生产过程,要经过许多生产环节,只要有一个环节出问题,就可能出现各式各样的缺陷,因而影响焊接质量。

#### 一、焊接接头缺陷的分类

焊接过程中常见的缺陷,大致分为两大类:即外部缺陷和内部缺陷。

##### (一)外部缺陷

指坡口缺陷;焊缝形状、尺寸和焊接接头外部缺陷。外部缺陷,可用肉眼观察到或用简单的测量便可以从外部检查出来。

##### (二)内部缺陷

指焊缝和焊接接头内部的工艺性缺陷。

#### 二、各类缺陷的特点

##### (一)坡口缺陷的特点

坡口缺陷主要是坡口的角度、间隙、钝边不符合要求及沿长度方向高度、宽度发生变化,以及坡口表面有深的切痕,龟裂或有熔渣、锈等污物。不同焊接方法,坡口与焊缝的形状、尺寸大小及装配要求,可遵循国家标准 GB985-88 和 GB986-88 的规定。

##### (二)焊缝外部缺陷的特点

焊缝外部缺陷主要包括焊瘤、咬边、烧穿、火口凹坑等缺陷以及焊缝尺寸不合要求,这主要是指焊缝宽度(角焊缝指焊脚)和焊缝余高不符合技术要求,或沿焊缝长度方向的焊缝尺寸不均匀,这些都会降低接头强度。若焊缝余高过高,在截面过渡处造成应力集中;焊缝过宽,不仅浪费焊条,而且使工件变形,并且应力也增大。造成焊缝尺寸不合要求的原因是,焊接规范选用不当或焊接操作技术不熟练所致。

##### 1. 焊瘤

焊瘤,亦称满溢。熔化金属流淌到焊缝以外未熔化的母材上,堆积形成焊瘤。在焊瘤处,有局部未熔合。焊瘤是由填充金属过多引起的,与间隙和坡口尺寸小、焊速低等有关。在焊接角焊缝时,如果焊丝位置或角度等不合适,则可在腹板上形成咬边的同时,在底板上形成焊瘤。为了防止这种缺陷,可在船形位置焊角焊缝(当工件允许转动时),或适当增加焊速,保持正确的焊条倾角,电弧不要在一处停留过久等。平焊时,主要由于电流太大,造成后半根焊条过热,熔化过快,使熔池铁水猛增而造成焊瘤。平焊时,只要电流大小适当,一般不会产生这种缺陷。焊瘤对静载强度无影响,但会引起应力集中,使动载强度降

低。

## 2. 咬边

沿着焊趾的母材部位烧熔形成凹陷或沟槽的现象,称为咬边。由于焊趾处母材被熔去一定深度,而填充金属又未能及时补充,因而电流过大且焊速高时,以及焊条角度不当时,都可能产生这种缺陷。腹板处于垂直位置的角焊缝焊接时,如果一次焊接的焊脚过大或电压过高时,在腹板上可能产生咬边。平对接一般不易出现,而平角焊、立、横和仰焊时,则容易出现咬边。通常,只要电流、焊速适当,电弧不要太长,焊条角度正确,则可避免这种缺陷。

## 3. 烧穿

烧穿是指部分熔化金属自焊缝背面流出,形成穿孔的现象。这种缺陷在底层焊缝和薄板焊接时,最容易发生。当焊接电流过大,焊速过慢或电弧在某处停留过久或间隙坡口尺寸过大,都有可能形成这种缺陷。除针对烧穿产生原因采取相应措施外,还可采用在接缝背而垫铜块,间隙大的部分可用灭弧法焊上一薄层焊缝后再焊。

## 4. 火口凹坑

火口凹坑亦称弧坑,是指在焊缝末端所形成的椭圆形凹坑。它是由操作者在即将焊完收弧时,电弧突然撤离所造成的。电弧焊时,弧坑是在电弧断掉的情况下进行凝固的,一方面弧坑中心温度低,另一方面弧坑未填满,这里凝固很快,大量杂质来不及逸出,此外该处由于电弧突然撤离,气—渣保护极差,常常产生裂纹、气孔和夹渣等缺陷。若前一道焊缝末端有弧坑,则在后一段焊缝焊接时,必须先将弧坑熔化,熔透后再继续焊接。焊接生产中,为避免产生弧坑缺陷,通常采用引弧板将弧坑转移。另外,还可利用填满弧坑慢收弧灭弧的办法。焊缝表面除上述缺陷外,还有表面气孔、表面裂纹等。

以上缺陷存在于焊缝表面,一旦发现可及时焊补。一般情况下,焊接操作技术比较熟练,规范选择合适,这类缺陷可以避免。

### (三) 焊接接头外部缺陷的特点

焊接时被焊构件受到不均匀加热,而且焊接温度场比较复杂,同时焊接时温度范围变化大,在焊缝上最高温度可达材料的沸点,而离开焊缝金属温度急剧下降,直至室温。金属在高温下,性能发生变化,这样必然将使构件变形和产生内应力。焊接接头的外部缺陷,主要表现在焊接结构的接头变形和翘曲超过产品允许的范围。详见图 2-1 至图 2-6。

图 2-1 所示是由于焊缝的纵向收缩和横向收缩造成构件长度方向和宽度方向缩短的变形。

沿焊缝长度方向的缩短,为纵向收缩;垂直焊缝方向的缩短,为横向收缩。

图 2-2 为常见的角变形,即焊接后由于焊缝截面形状上下不对称,造成焊缝上下横向缩短不均匀而引起角变形。

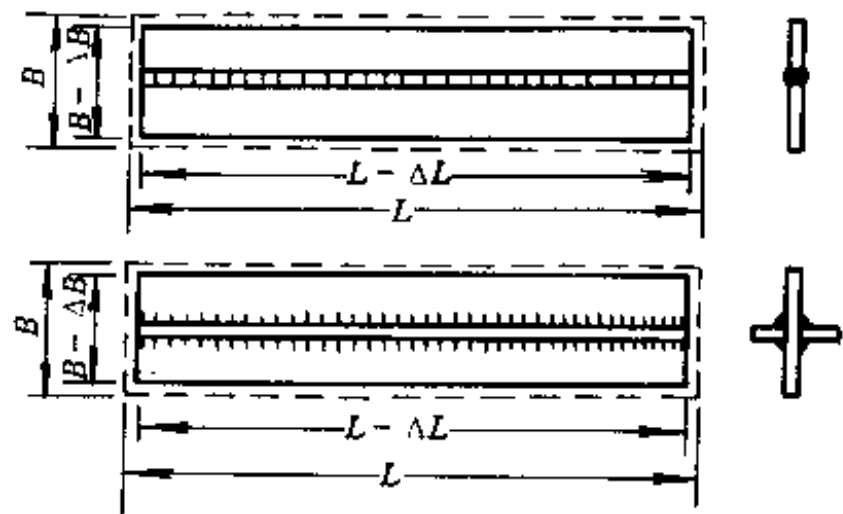


图 2-1 纵向和横向缩短  
 $\Delta L$ —纵向缩短; $\Delta B$ —横向缩短。

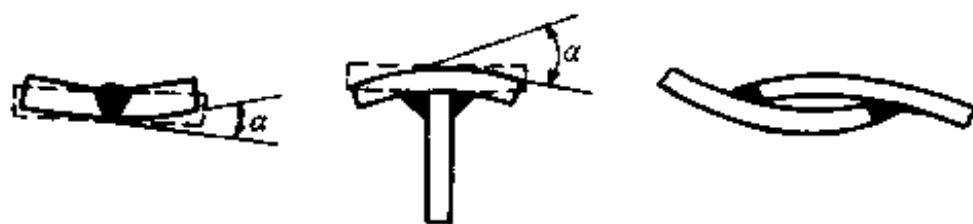


图 2-2 角变形

图 2-3 波浪变形又称失稳变形,这种变形主要出现在薄板结构焊接时,焊后构件呈波浪形,这是由于焊缝的收缩,使薄板局部引起较大的压应力所致。

图 2-4 为螺旋变形,焊后在结构上出现的扭曲。



图 2-3 波浪变形

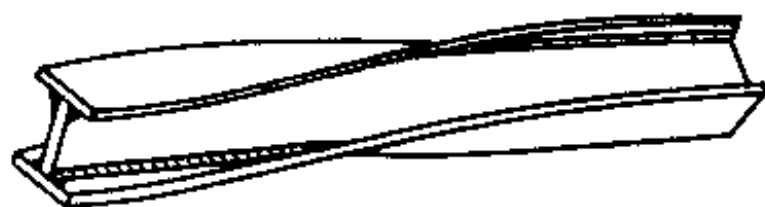
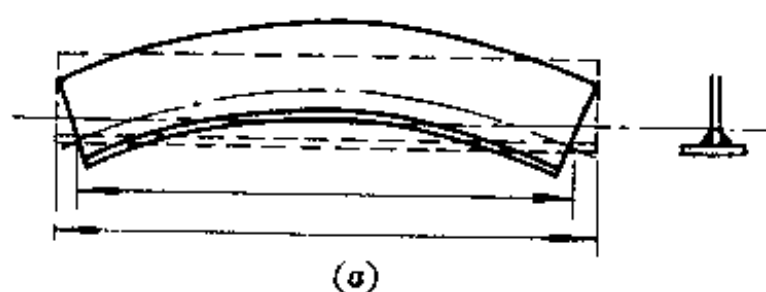


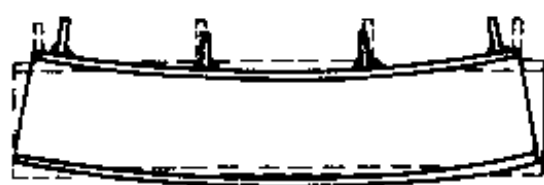
图 2-4 螺旋变形

图 2-5 为丁字梁焊接后,由于焊缝纵向缩短和焊缝横向缩短所引起的变形。

图 2-6 错边变形,在焊接过程中,两焊接件的热膨胀不一致,可能引起长度方向上的错边和厚度方向上的错边。



(a)



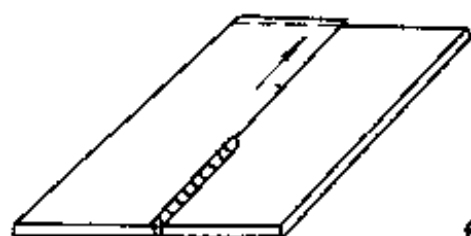
(b)

图 2-5 挠曲变形

(a)由纵向收缩引起的挠曲;(b)由横向收缩引起的挠曲。



(a)



(b)

图 2-6 错边变形

(a)长度方向的错边;(b)厚度方向的错边。

#### (四)焊缝和焊接接头内部缺陷的特点

其缺陷主要以未焊透、未熔合、夹渣、偏析、夹杂、气孔、裂纹等形式表现出来。

##### 1. 未焊透

熔焊时,焊接接头根部未完全焊透的现象,称为未焊透。未焊透意味着焊接接头受力截面减少,严重影响焊接接头强度,而且,它是应力最容易集中的地方。在重要的结构中,焊接接头不允许有未焊透缺陷的存在。这种缺陷无法用肉眼发现,一般要经 X 光、超声波等探伤才能发现。单面焊和双面焊时,都可能产生这种缺陷。形成未焊透的主要原因,是焊接电流太小,焊速过高或坡口角度太小,间隙太小,钝边太厚以及焊条直径过大等。未焊透防止的办法,主要视产生原因而定。

##### 2. 未熔合

熔焊时,焊道与母材之间或焊道与焊道之间,未能完全熔化的部分称为未熔合。熔池金属在电弧力作用下被排向尾部而形成沟槽,当电弧向前移动时,沟槽中又填以熔池金属,如果这时槽壁处的液态金属层已凝固,填入的熔池金属的热量,又不能使之再次熔化,就形成未熔合。另外,当焊件坡口表面没有很好地清除氧化膜、油污等,或者焊接时该处流入熔渣,妨碍了金属间的熔合,或由于运条手法不当,电弧偏在坡口一边等,都会造成边缘未熔合。

### 3. 夹渣

残留在焊缝中的熔渣和其它外来物,即为夹渣。夹渣减少焊缝工作截面,造成应力集中,同时,还降低焊缝强度和冲击韧性。造成夹渣的原因是,焊接电流过小,焊速过快,致使焊缝金属冷却太快,夹渣物来不及浮出;另外,运条不正确,熔渣不易浮出,多层焊时前层焊缝的熔渣未清除干净等。

焊缝中的偏析、夹杂、气孔和裂纹将在后面讨论。

## 第二节 焊缝的结晶偏析和夹杂

焊接时,当热源离开后,焊接熔池的液态金属变为固态金属要经过结晶过程。

焊接熔池的结晶过程,直接影响焊缝金属的组织和性能。同时,焊接过程中有许多缺陷,是在结晶过程中产生的,如偏析、夹杂、气孔和结晶裂纹等。此外,从微观上来看,熔池金属在结晶过程中,还会产生晶体缺陷,如点缺陷(空位和间隙原子)、线缺陷(位错)和面缺陷(晶界),这些缺陷对焊缝金属的性能和使用寿命,即对焊接质量有很大影响。

### 一、焊接熔池金属结晶特点

焊接时,熔池金属的结晶与钢锭结晶的一般规律是一样的,即都是晶核生成和晶核长大两个过程。但是,它的结晶与一般钢锭的结晶相比,又具有以下特征:

#### (一)熔池金属的体积小且冷却速度大

电弧焊时熔池体积最大时,也只有  $30\text{cm}^3$ ,重量不超过  $100\text{g}$ ,而钢锭重可达几吨乃至几十吨。如此小体积的熔池金属被周围冷金属所包围,因而它的冷却速度很大约  $4\sim 10^\circ\text{C}/\text{s}$ 。钢锭的冷却速度,根据其尺寸的大小约在  $(3\sim 150)\times 10^{-4}^\circ\text{C}/\text{s}$ 。显然,熔池平均冷却速度比钢锭大  $10000$  倍。冷却速度快会带来一系列问题,如对于含碳高、合金元素较多的钢种容易产生淬硬组织,甚至在焊道上产生裂纹、气孔、偏析和其它物理不均匀性。同时,由于冷却速度快,熔池中心和边缘之间较大的温度梯度,致使焊缝中柱状晶体得到很大发展,一般情况下焊缝中没有等轴晶,只有在大断面焊缝的上部有少量等轴晶。

#### (二)熔池液态金属处于过热状态

电弧焊时,对于低碳钢或低合金钢熔池的平均温度为  $1700\pm 100^\circ\text{C}$ ,熔滴温度更高约为  $2300^\circ\text{C}$ ,而一般钢锭的温度大多低于  $1550^\circ\text{C}$ ,可见熔池液态金属处于过热状态,这使熔池中合金元素烧损较大,使熔池中非自发晶核的质点大大减少,这也是焊缝中柱状晶得以顺利发展的原因之一。

#### (三)熔池金属在运动状态下结晶

一般熔化焊时,熔池是以等速随热源而移动,熔池金属的熔化和结晶是同时进行的。此外,焊条的摆动,电弧的吹力和熔池内气体的逸出,对熔池有搅拌作用,这有利于排除熔

池内气体和夹杂,对获得既致密又性能良好的焊缝是有利的。

## 二、熔池金属结晶形态

对焊缝断面进行宏观观察发现,焊缝中的晶体形态,主要是柱状晶和少量等轴晶。在显微镜下进行微观分析时,可以看到每个柱状晶内还有不同的结晶形态,如平面晶、胞状晶和树枝状晶等,而等轴晶内通常都呈现树枝状晶。柱状晶或等轴晶内部的微观形态,称为亚晶。由于金属的纯度和散热条件的不同,所以结晶形态不同。结晶形态对焊缝性能及凝固裂纹的产生都有较大影响。

任何金属与合金的结晶过程,都是在具有过冷度的条件下进行的。通常所说的过冷度,是指由于实际温度造成的温度过冷,以及由于固溶体合金固液界面处组分起伏(溶质浓度变化)而造成的组分过冷(亦称成分过冷或浓度过冷)。

### (一)影响组分过冷的主要因素

合金中溶质浓度  $C_0$  越大,组分过冷也越大。这是因为  $C_0$  大时,在冷却过程中结晶前沿容易产生溶质富集,从而促使液态金属中溶质浓度分布曲线变陡。

结晶速度  $R$  越快,结晶前沿溶质扩散路程越短,也会使浓度分布曲线变陡,从而使液态金属结晶温度急剧上升。如图 2-7 所示,曲线  $R_1$  是结晶速度较快的结晶温度曲线,曲线  $R_2$  是结晶速度较慢的结晶温度曲线,当在同样的温度梯度下(直线  $G_2$ ),结晶速度快的曲线  $R_1$  和  $G_2$  所包围的面积大,故组分过冷大。而结晶速度慢的曲线  $R_2$  和  $G_2$  所包围的面积小,则组分过冷小。

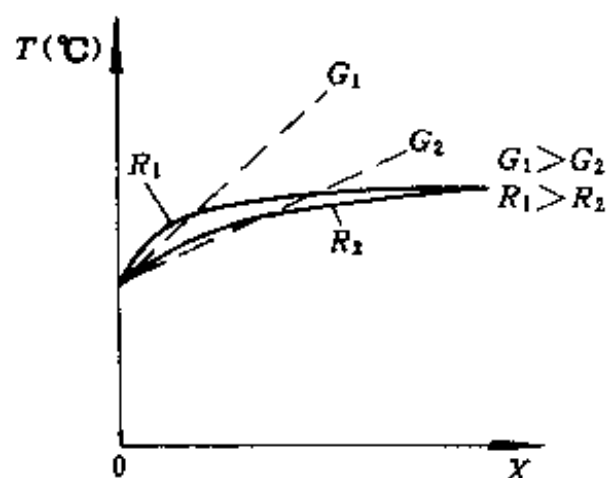


图 2-7 温度梯度  $G$  与结晶速度  $R$  对组分过冷区的影响

温度梯度  $G$  越大,组分过冷越小。在同一结晶速度下(如结晶温度曲线  $R_1$ ),温度梯度  $G$  越大时(如  $G_1$ ),二者所包围的面积越小,甚至可能没有,因此组分过冷也就越小。

### (二)五种结晶形态

组分过冷的程度不同,使焊缝组织出现各种结晶形态。可归纳为以下五种结晶形态。

#### 1. 平面结晶

温度梯度  $G$  极大时,不与结晶温度曲线相交,因而不出现组分过冷现象。此时,凝固所释放的热量全面向界而后方的固体散去,使结晶界面缓慢地向前推移,结晶呈平面形态,称为平面结晶。因为结晶进行时,是逐渐地向较热的液体金属中推进,晶体长大受到限制,所以界面平齐。这种平面结晶多发生在高纯度的焊缝金属,如图 2-8 所示。

#### 2. 胞状结晶

当温度梯度与实际结晶温度有少量的相交,即具有较小的组分过冷的条件下,便出现胞状结晶。此时,因平面结晶界面处于不稳定的状态,凝固界面长出许多平行束状的芽胞伸入过冷的液体内,断而是胞状结晶形态类似细胞或蜂窝状。

#### 3. 胞状树枝结晶

当组分过冷稍大时,界面上凸起的部分能够深入液体内部较长的距离,同时凸起部分

把溶质排挤到周围,于是在横向也存在组分过冷,因此从主干向横向方向长出短小的二次分枝。但由于主干的间距较小,因而二次分枝的尺寸受到限制也比较短,这样就形成了胞状树枝结晶。

#### 4. 树枝状结晶

当组分过冷进一步增大时,即温度梯度与实际结晶温度相交的面积很大时,在一个晶体内部除产生一个很长的主干以外,还向四周伸出二次分枝,这就形成了明显的树枝状结晶,如图 2-9 所示。



图 2-8 高纯度钛板平面晶(氩弧焊)



图 2-9 树枝状晶

#### 5. 等轴结晶

当液态金属中温度梯度很小的情况下,液相中可以形成大范围的组分过冷区,此时不仅在结晶前沿形成粗大的树枝状结晶,同时也能在液相的内部生核,产生新的晶粒。这些晶粒的成长过程中没有受到四周的阻碍,可以自由成长,因而形成等轴的树枝状晶粒,如图 2-10 所示。

综上所述,五种不同的结晶形态主要决定于合金中溶质的浓度,结晶速度和液相中温度梯度的综合作用。它们对结晶形态的影响,如图 2-11 所示。

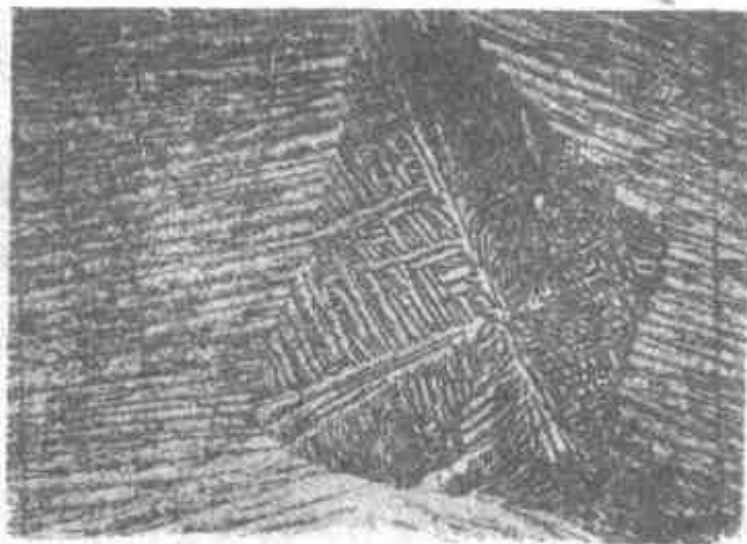


图 2-10 等轴晶(铝板氩弧焊)

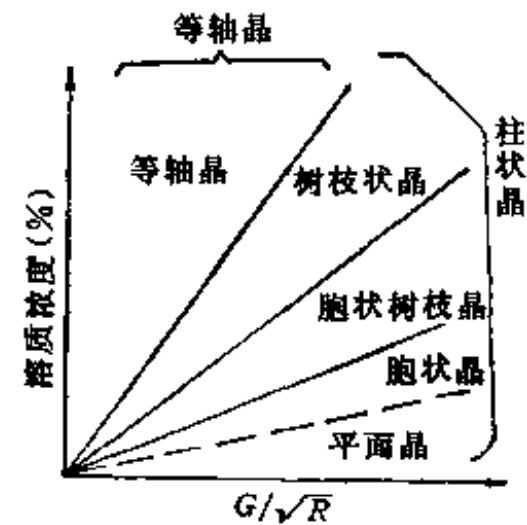


图 2-11 结晶形态与溶质浓度  $C$ 、温度梯度  $G$  及结晶速度  $R$  的关系

当结晶速度和温度梯度不变时,随合金中溶质浓度的提高,则组分过冷增加,从而使结晶形态由平面晶→胞状晶→胞状树枝状晶→树枝状晶→等轴晶。



当合金中溶质浓度一定时,结晶速度越快,组分过冷的程度越大,此时结晶形态也可以由平面晶过渡到胞状晶、树枝状晶,进而到等轴晶。

当合金中溶质浓度和结晶速度一定时,随液相温度梯度的提高,则组分过冷的程度减小,因而结晶形态呈反向变化,即由等轴晶、树枝状晶逐步过渡到平面晶。

以上仅仅说明,各种结晶条件对晶体成长形态影响的一般规律。研究熔池金属结晶形态,具有实际的指导意义,例如,胞状组织比树枝状组织更少产生偏析,这对凝固裂纹的产生及焊缝金属的性能和形成缺陷等,显然是很重要的。

在实际焊缝中,由于被焊金属的成分、板厚和接头型式不同,上述结晶形态不一定全部同时出现。如纯铝焊缝在熔合线附近是平面晶,焊缝中心为胞状晶。而纯度较低的铝焊缝中就出现胞状树枝晶,在焊缝中心出现等轴晶。焊接条件不同,晶体形态不同,当焊速一定时,不同的焊接电流对焊缝结晶形态的影响,如图 2-12 所示。图 2-12(a)为焊接电流较小(150A)时,得到胞状组织;图 2-12(b)为 300A 电流时,得到胞状树枝晶;图 2-12(c)为焊接电流 450A 时,得到粗大的胞状树枝状组织。

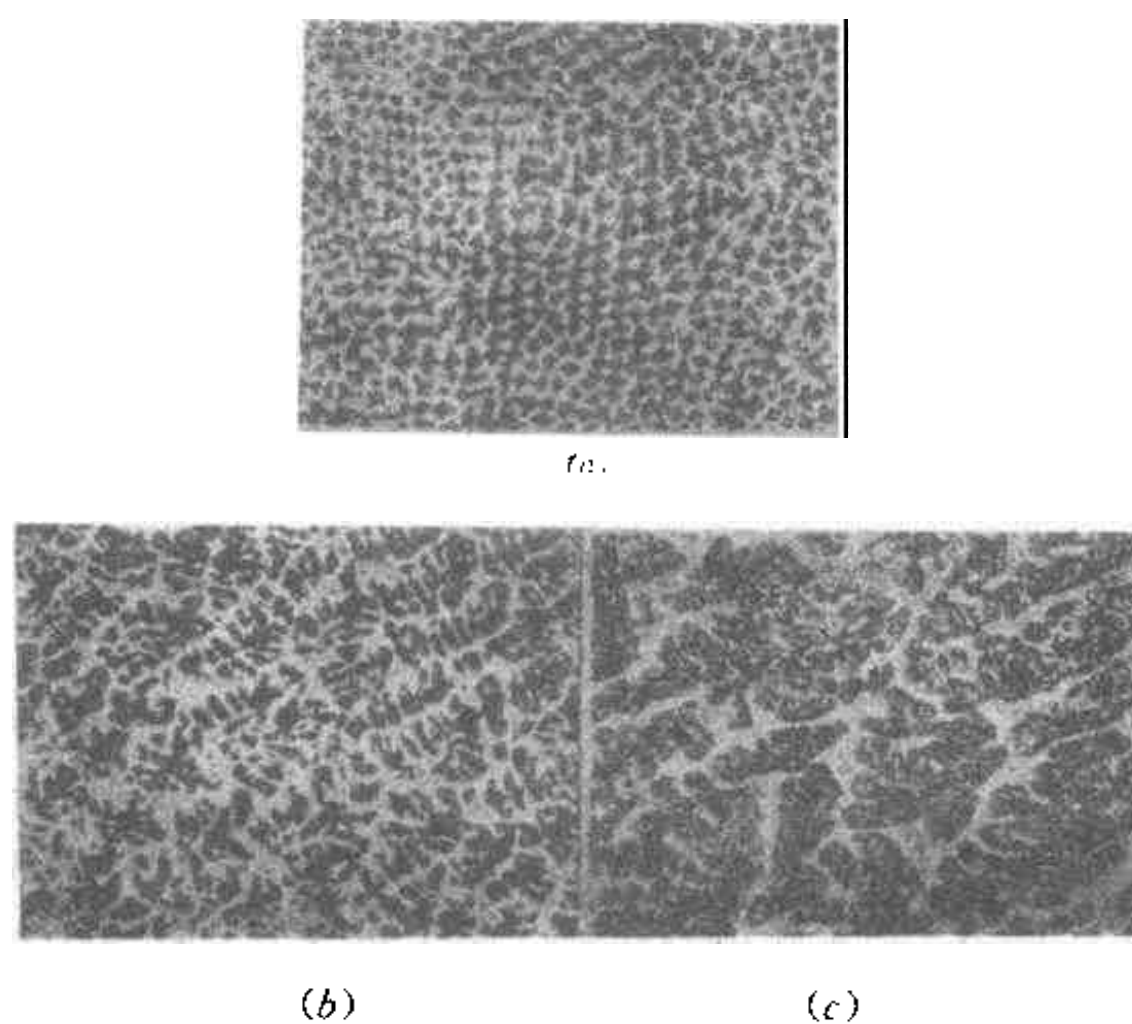


图 2-12 低合金钢不同焊接电流焊缝结晶形态  
(a)胞状晶; (b)胞状树枝晶; (c)粗大的胞状树枝晶。

### 三、焊缝的结晶偏析

熔池金属进行结晶的过程中,由于冷却速度很快,已凝固的焊缝金属中,化学成分来不及扩散,合金元素的分布是不均匀的,即存在所谓偏析现象,因而焊接熔池凝固结晶过程中形成的化学成分不均匀,叫结晶偏析。此外,在焊缝的边界处即熔合区,还出现更为明显的成分不均匀,常成为焊接接头的薄弱地区。根据焊接过程的特点,焊缝的结晶偏析通常分为显微偏析、区域偏析和层状偏析。

### (一) 显微偏析

由金属学平衡结晶过程的理论知道,钢在凝固过程中,液固两相的合金成分是有变化的。通常,先结晶的固相含溶质的浓度较低,也就是先结晶的固相较纯,而后结晶的固相含溶质的浓度较高,并富集了较多杂质。由于焊接过程冷却较快,固相内的成分来不及扩散,所以在很大程度上保持着由于结晶有先后顺序所造成的化学成分不均匀性。这种由选择性结晶所造成的微观范围内的化学成分不均匀性,称为显微偏析。

当焊缝的结晶固相呈胞状晶长大时,在胞状晶的中心含溶质的浓度最低,而在胞状晶相邻的边界上溶质的浓度较高。

当焊缝的结晶固相呈树枝状晶长大时,先结晶生长的树干中心含溶质的浓度最低,而后结晶的树枝部分含溶质浓度稍高,最后结晶的部分,即树枝之间的空间溶质浓度最高,同时树枝晶和相邻树枝晶之间的晶界上的溶质的浓度也最高。

用电子探针分析溶质原子在晶界和晶内的分布情况时,发现在焊缝结晶固相的晶界、晶内的亚晶界和树枝晶之间都存在着不同程度的显微偏析。

显微偏析的程度随晶体形态及晶体尺寸的大小而不同,例如,在低碳钢的焊缝中( $C=0.19\%$ ,  $Mn=0.50\%$ ),不同结晶形态对锰的偏析,如表 2-1 所示。其中,树枝晶晶界的偏析,较胞状晶晶界的偏析严重。此外,细晶粒的焊缝金属,由于晶界的增多,偏析分散,所以偏析的程度减小。

表 2-1 不同结晶形态的偏析

形态变形及位置	Mn(%)
树枝晶晶界	0.59
胞状晶晶界	0.57
胞状晶中心	0.47

微观不均匀性的产生,主要决定于两个条件,即溶质元素的性质(分配系数  $K_0$  及扩散系数  $D$ )和扩散条件(冷却凝固条件及实际的浓度梯度)。不同元素在不同的合金系统中的分配系数  $K_0$  和扩散系数  $D$  是不相同的,因此,化学不均匀性的表现也就有所不同,分配系数  $K_0$  越小,或扩散系数  $D$  越小,在不平衡结晶条件下,均促使产生化学不均匀性。一些元素的分配系数  $K_0$  及扩散系数  $D$ ,如表 2-2 所示。由表分析可知,钢焊缝中的 S、P、C 是最易于偏析的元素。

表 2-2 一些元素的分配系数  $K_0$  及扩散系数  $D$

溶质元素	$K_0$ (在 $\delta$ -Fe 中,熔点附近)	$D, \text{cm}^2/\text{s}$ (在低碳钢中,1300~1500°C)
S	0.05	$10^{-9} \sim 10^{-8}$
P	0.07	$2 \times 10^{-8} \sim 4 \times 10^{-7}$
C	0.13	$3 \times 10^{-6} \sim 1 \times 10^{-5}$
Ni	0.80	$1 \times 10^{-10} \sim 2 \times 10^{-9}$
Mn	0.84	$1 \times 10^{-8} \sim 2 \times 10^{-7}$
Cr	0.95	$4 \times 10^{-8} \sim 1 \times 10^{-7}$

根据用同位素对小铸锭和相同成分的焊缝金属的研究表明,在焊接条件下,增大冷却速度有利于减小晶间偏析。

一个元素的偏析程度,因其它元素的存在有相当大的变化,例如硫在工业纯铁的焊缝中的分布是较均匀的,而在 0.12% C 的低碳钢焊缝中就出现硫的偏析现象。这说明碳对硫的显微偏析是有影响的,在碳未超过 0.1% 时,硫主要以过饱和固溶体形式存在,随着含碳量的提高,硫的偏析明显增大,当碳由 0.1% 增至 0.47% 时,可使硫的偏析度提高 65%~70%。碳量增加时,磷的偏析也明显增强,但不如硫的偏析严重。在低碳钢焊接时,其它元素对硫偏析的影响,均不如碳的影响大。Mn、Si 在其含量不超过 2%~2.5% 时,则对硫的偏析的影响不大。Mn 还可以减少硫偏析区域的尺寸。而在中碳钢焊缝中,Mn 的含量为 1.5%~2.0% 时,可以使硫的偏析度降低 20%~30%,但 Mn 却易于在晶间析集。

### (二) 区域偏析

由于焊接熔池中存在激烈的搅拌作用,同时随着热源的移动,使焊接熔池也不断向前推移,并不断地加入新的液体金属,因此,结晶后的焊缝,宏观上不会像钢锭那样有大体积的区域偏析。然而,在焊缝结晶时,随着柱状晶不断长大和向前推移,此时也把溶质或其它杂质推向熔池的中心,使熔池中心的溶质浓度越来越高,致使最后凝固时,形成较严重的区域偏析。

当焊接速度较大时,熔池常成为所谓泪滴状,成长的柱状晶近乎直线向焊缝轴线对向生长,使柱状晶体最后都在焊缝中心附近相遇,使溶质和杂质都聚集在那里,凝固后在焊缝中心出现区域偏析(即所谓焊缝中心偏析)。这种偏析达到一定严重程度时,在应力作用下容易产生焊缝纵向裂纹。

### (三) 层状偏析

焊缝横断面经侵蚀后,可以看到颜色深浅不同的分层结构,可称为结晶层。实验证明,结晶层的存在也是化学成分不均匀性所造成的,因此称为层状偏析,如图 2-13 所示。因为化学成分的不均匀,对侵蚀剂的反应便有所不同,富集杂质的部位可受到更深的侵蚀,因而便呈现颜色深浅不一的条纹层。颜色深黑的条纹在形状上具有类似焊缝边界或熔合线的轮廓,常称为结晶层线或层状线。

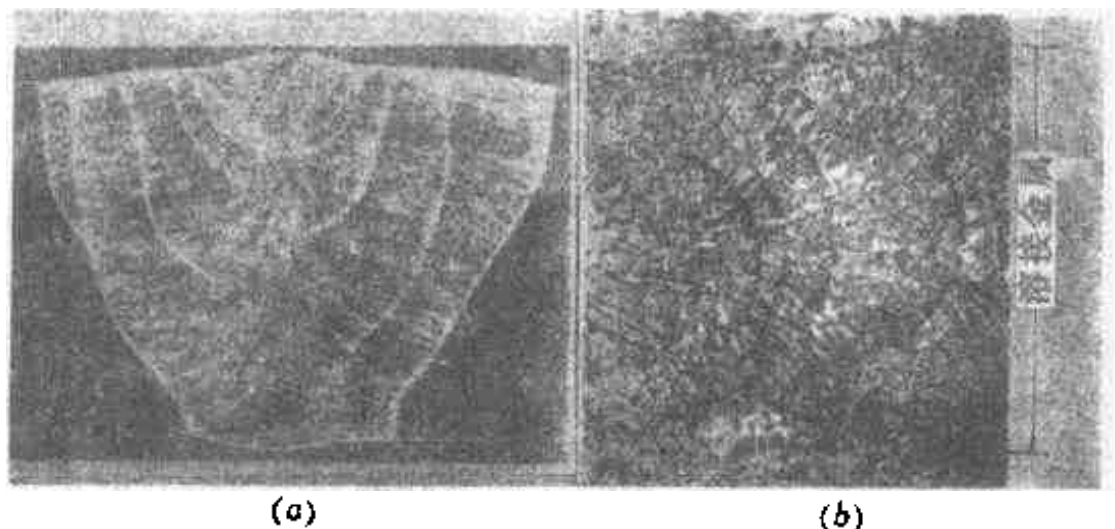


图 2-13 焊缝断面上层状偏析  
(a) 不锈钢(横断面); (b) 铝合金(纵断面)。

层状线与树枝状晶主轴近于垂直相交,但并不妨碍树枝状晶的成长,在相交处看不到树枝状晶在形状及其成长方向上的急剧变化。

层状线与熔合线的轮廓相似,但层与层之间距不相等。一般电弧焊时,靠近熔合线处,层的间距小且线条清晰,越远离熔合线,层的间距越大,线条越不清晰,乃至看不清楚。在小截面的电弧焊焊缝中,才能在整个焊缝截面上看到层状线。电渣焊焊接时,在焊缝整个截面上层状线都较清晰。

层状线的存在,通常和溶质(特别是硫)的分布不均匀有重要关系,每一个结晶层大致由三个小区构成。

### 1. 初始区

初始区为溶质富集区,即溶质成分高于其平均浓度的区域。在显微组织照片上,显现最暗黑的颜色。

### 2. 中间区

中间区为平均浓度区,是结晶层中最宽的部分。其特征是溶质成分均匀,在显微组织照片上呈现较暗的颜色。

### 3. 结尾区

结尾区为溶质贫化区,即溶质成分低于平均浓度的区域。在显微组织照片上,具有最浅淡的颜色,是与下一个初始区衔接的较宽的一段区域。

显然,焊缝的结晶层反映了层状偏析的特征。

层状线实质上并不是连续的实线条,而是不连续的具有一定宽度的链状偏析带。用同位素实验表明,硫呈链状分布,为个别的点状夹杂物,所以层状线应是硫的凝固偏析的痕迹。出现层状偏析现象,说明在凝固过程中树枝状晶成长速度发生了某种变化,或者说,焊缝金属的凝固并不是一个连续而均匀的过程,而是一个断续的过程。如果是断续的凝固过程,就必然与凝固的晶体前沿的热平衡的失调有关。然而,究竟是什么原因使得晶体前沿的热平衡被破坏,在热平衡被破坏时又是怎样引起化学成分的不均匀性,对此,目前存在着不同的观点。

一种观点,认为层状偏析就是由于晶体成长速度发生周期性变化所引起的。晶体成长速度增大时,晶体前沿的溶质浓度增大;晶体成长速度减小时,晶体前沿的溶质浓度减小。但这种观点不能充分解释结晶层三个特征区,再说,晶体前沿的溶质浓度并不只是决定于成长速度。

另一种观点,认为是成长中的晶体前沿与溶液在同一液相共存时产生的扩散过程所造成的。因为元素在液相中的溶解度总是大于在固相中的溶解度,所以固液两相共存接触时,在界面处,溶质原子就会从固相表面向液相中扩散。显然,如果焊缝的树枝状晶成长过程中在固液界面能够发生相互作用,必要的条件是凝固过程必须有一定的停顿。这时,已凝固的晶体表面可能发生熔化,而有利于溶质原子向液相中扩散溶解,从而可能在界面附近形成溶质原子富集薄层,于是就在晶体继续成长时形成结晶层的“初始区”;随后形成平均浓度的结晶层的“中间区”;再次停顿时,由于中间区前沿溶质原子向液相中扩散使溶质贫化,于是形成了结晶层的“结尾区”。显然,重要的条件是每次凝固发生停顿时,前一结晶层的晶体表面必须来得及表面局部熔化。

认为快速结晶时析出结晶潜热及熔滴过渡时热能输入周期性变化,是促使凝固速度发生变化乃至凝固过程发生停顿的主要原因。而组分过冷现象,则妨碍凝固过程的停顿。成长晶体前沿的温度梯度,应当对凝固过程的停顿产生较大的影响。晶体前沿的温度梯度较大时,结晶潜热或其它附加作用,容易使晶体前沿的温度急剧增长,因而易于促使凝固过程发生停顿。例如大断面的单层焊缝中,由于只在熔池边界附近具有较大的温度梯度,所以只能在熔合线附近看到层状线,即在焊缝根部有层状偏析出现;手弧焊的小截面焊缝,由于熔池体积小,晶体前沿的温度梯度始终保持比较大,所以在焊缝整个截面上能看到清晰细密的层状线。

一般的层状偏析常集中一些有害的元素(碳、硫、磷等),因而缺陷也往往出现在偏析

层中,如沿偏析层产生裂纹或气孔缺陷,层状偏析也会使焊缝的机械性能不均匀,抗腐蚀性能下降,以及断裂韧性降低等。

#### 四、焊接接头熔合区的特征

熔化焊时,两块被焊金属坡口间充填着熔化金属(即焊丝或焊条),而后非自发晶核就依附在基本金属的半熔化晶粒表面上,并以柱状晶的形态向焊缝中心成长,形成所谓的交互结晶(或称联生结晶),这就形成了焊接接头。在焊缝金属和基本金属之间存在着过渡区,这个过渡区称为熔合区。

熔合区的大小,决定于各种材料的液—固相温度范围(该温度区间的温度梯度),被焊金属材料的热物理性质和组织状态,一般可用下式估算:

$$A = \frac{T_L - T_S}{\left( \frac{\Delta T}{\Delta y} \right)}$$

式中  $A$ ——熔合区的宽度(mm);

$T_L$ ——被焊金属的液相线温度(°C);

$T_S$ ——被焊金属的固相线温度(°C);

$\Delta T/\Delta y$ ——温度梯度(°C/mm)。

对于碳钢、低合金钢电弧焊时,熔合区附近的温度梯度约为  $300 \sim 80^\circ\text{C}/\text{mm}$ ,液固相的温度差约为  $40^\circ\text{C}$ ,所以根据上式计算,电弧焊时,熔合区的宽度为  $0.133 \sim 0.5\text{mm}$ 。同理,电弧焊焊接奥氏体钢时,熔合区的宽度为  $0.06 \sim 0.12\text{mm}$ 。

熔化焊时,熔合区经历着极其复杂的热的、冶金的和结晶的不稳定过程,因此对这个地区的性能是值得注意的。熔合区是焊接接头最薄弱的地区,焊接生产上许多事故常在该区发生和发展,例如冷裂纹,再热裂纹,焊接 18-8 奥氏体不锈钢时的刀状腐蚀和局部脆性破坏,以及低合金钢和其它钢在动载荷试验时,也是首先沿熔合区发生破坏的。因此,对这个地区的一些特征,应给予足够的重视。

熔合区最大的特征是具有明显的化学不均匀性,以致给焊接接头的物理—化学性能带来很大的影响。

##### (一) 熔合区的化学不均匀性

对于一般钢铁材料,合金元素在液相中的溶解度,总是大于固相中的溶解度,而熔合区正是固液两相发生强烈接触的地区,所以在固液的分界面处,溶质原子就会从固相向液相扩散。焊接时,这种过程虽然很短促,然而却很激烈。

通过试验研究,在固液界面溶质浓度的分布特征,如图 2-14 所示。由图 2-14 可见,界面附近溶质浓度的波动范围较大。焊接时熔合区元素的扩散转移过程是明显存在的,特别是偏析倾向大的元素,如硫、磷、碳和硼等。

综合以上看出,焊接时熔合区存在着严重的化学不均匀性,导致在组织和性能上也是不均匀的,同时也是引起物理不均匀性的主要原因。

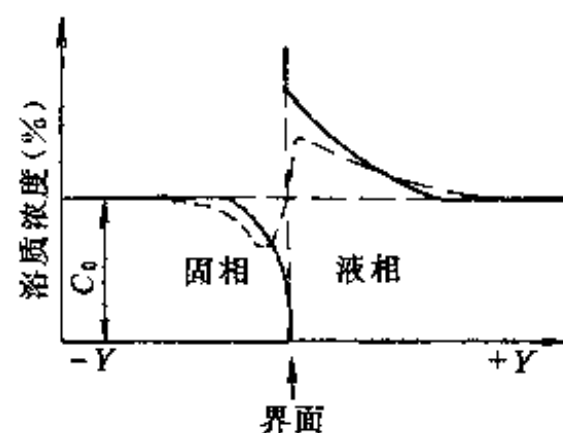


图 2-14 固液界面的溶质浓度分布  
实线—固液共存时;  
虚线—凝固后的冷却过程。

## (二) 熔合区的物理不均匀性

焊接时,熔合线附近的冷却速度很快,半熔化区边界的结晶是在不平衡的状态下进行的,因此这个区会出现空位和位错的聚集或重新分布,即所谓物理不均匀性。其中空位的形成及分布,对金属的断裂强度将有重大的影响,由于空位的高度可动性,同时熔合线附近是空位密度最大的部位,故可能成为焊接接头形成延迟裂纹的根源。

根据上述说明,焊接接头熔合区虽然很狭窄,但由于熔合区的化学不均匀性和物理不均匀性,必然带来组织和性能上存在严重的不均匀性,因此对整个焊接接头的影响是十分明显的,特别是在异种金属焊接时,由于物理性质(导热系数和膨胀系数等)的不均匀性,以及力学性质的不均匀性,还会在熔合区产生较大的残余应力,特别是对于奥氏体类钢和珠光体类钢的异种钢接头,这种残余应力还是很难消除。

## 五、焊缝中的夹杂

夹杂是焊接生产中经常遇到的一种缺陷。它对焊缝金属的性能有显著的影响。其影响程度取决于它的形状、尺寸和分布。影响最坏的是沿晶界以链状或削弱晶粒间联系的薄膜状分布的夹杂,以及尖角形夹杂,这种尖角形夹杂是应力集中的根源,能促使微裂纹的萌生。焊缝或母材中有夹杂物时,不仅使焊缝金属的韧性降低,低温脆性增加,同时也增加热裂纹和厚板结构层状撕裂的倾向。焊缝中经常遇到的夹杂物,主要有以下三种。

### (一) 氧化物夹杂

焊接金属材料时,氧化物夹杂是普遍存在的。手工电弧焊及埋弧自动焊低碳钢时,氧化物夹杂主要是  $\text{SiO}_2$ , 还有  $\text{MnO}$ ,  $\text{TiO}_2$  和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  等,一般是以硅酸盐夹杂物形式存在,数量越多越有害,如图 2-15 所示。此种夹杂物的危害性较大,当这种夹杂物密集地以块状或片状分布时,会导致在焊缝中产生热裂纹,在母材中产生层状撕裂。试验表明,氧化物夹杂主要是熔池进行冶金反应的产物,如  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{MnO}$  等,只有少量夹杂物是由于操作不当等原因,而混入焊缝中。焊接时,熔池脱氧越完全,则焊缝中氧化物夹杂就越少。

### (二) 氮化物夹杂

现代的一般熔焊方法,都具有良好的保护特性,故在焊缝中形成氮化物夹杂的可能性较少。只有在保护条件不良时,焊缝中形成氮化物夹杂才有可能。焊接低碳钢和低合金钢时,氮化物夹杂主要是  $\text{Fe}_4\text{N}$ 。 $\text{Fe}_4\text{N}$  是焊缝时效过程中,由过饱和固溶体中析出的,并以针状分布在晶内各处或贯穿晶界。 $\text{Fe}_4\text{N}$  是一种脆而硬的化合物,故使焊缝的硬度增高,而塑性、韧性急剧下降。

应当指出,由于氮化物具有强化作用,所以凡钢中存在能固定氮的合金元素时(如 V、Nb、Ti 和 Al 等),氮将以稳定的氮化物存在,因而可阻止形成  $\text{Fe}_4\text{N}$ 。这时,再给以适当的热处理(如正火或调质),合金氮化物质点将呈弥散状态分布,不但可提高强度,而且还具有较高的塑性和韧性,如含氮高强钢 15MnVN。在高合金钢中,氮常常作为合金元素加入

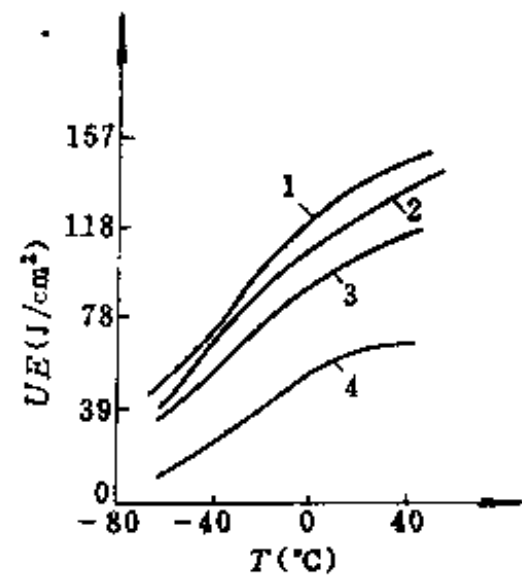


图 2-15 低碳钢焊缝中硅酸盐夹杂物对韧性的影响

夹杂物量: 1—0.028%~0.030%;  
2—0.034%~0.053%;  
3—0.104%~0.110%;  
4—0.195%。

钢中,最典型的是Cr—Mn—N奥氏体不锈钢,如1Cr21Mn3Mo2Cu 2N与1Cr18Ni9相比,强度、韧性都有较大幅度的提高,在很多介质中的耐蚀性均达到或超过了Cr—Ni奥氏体不锈钢。

### (三)硫化物夹杂

硫化物夹杂主要来自焊条药皮或焊剂,冶金反应后转入熔池。此外,当母材或焊丝中含硫量偏高时,也会形成硫化物夹杂。硫在铁中的溶解度随温度而有较大的变化,高温时, $\delta$ 铁可溶解较多的硫,溶解度为0.18%,而在 $\gamma$ 铁中却只能溶解0.05%,所以在冷却过程中,硫便从过饱和固溶体中析出而成为硫化物夹杂。焊缝中的硫化物夹杂,主要有两种即MnS和FeS。MnS几乎不溶于钢水中,在冶金过程中它可以浮到渣中,即使有少量MnS以夹杂物的形式存在于焊缝中,也因其熔点较高(1610℃),并多以孤立点状形式分布在晶界局部位置,割裂晶粒的联系作用比较小,抗裂性较好,所以其危害较小。当硫以FeS的形式存在,其危害较大。因为它与铁在液态可以无限互溶,而在固态其溶解度急剧下降,因此,熔池结晶时它极易发生偏析,以低熔点共晶Fe+FeS(熔点985℃)或FeS+FeO(熔点940℃)的形式存在于晶界,并以链状或薄膜形式连续渗透到晶界各处,从而产生了割裂晶粒之间联系的作用,所以它是引起热裂纹的重要原因之一。

由上述可知,焊缝中有夹杂存在时,对焊缝性能有很大的影响,为此,应采取防止措施或消除这些有害的夹杂物。防止焊缝中产生夹杂物最重要的措施,就是正确选择焊条、焊剂,使较好地脱氧、脱硫等。另外,从工艺操作方面要给予充分重视,如选用合适的焊接规范,焊条要适当摆动,以利熔渣的浮出;多层焊时,应彻底清除前层焊缝的熔渣;操作时,要注意对焊接熔池的保护,以防空气侵入熔池。

此外,若母材,焊丝中夹杂物较多,必然造成焊缝中产生夹杂物。

## 第三节 焊缝中的气孔

气孔是焊缝中常见的工艺缺陷之一。气孔的存在,不仅影响焊缝的致密性(水密性或气密性),而且使焊缝有效截面减小,并造成应力集中。研究表明,很少量气孔对焊缝强度性能影响不明显,但随着焊缝中气孔增加,显著降低焊缝金属的强度和韧性,对动载强度和疲劳强度更为不利。同时,焊接生产中气孔是十分普遍的,从碳钢到高合金钢,有色金属都有产生气孔的可能,所以,研究焊缝中气孔形成的机理、影响因素及防止措施,对提高焊缝质量具有很重要的意义。

### 一、气孔的类型及分布特征

焊接生产中会遇到各种类型的气孔,如表面气孔、隐藏在焊缝内部的气孔;气孔有时以单个分布,有时是成堆密集的,有时呈链状沿着焊缝长度分布,有时贯穿整个焊缝断面,有时弥散分布在焊缝内部,总之气孔的形态是多种多样的。

根据研究结果表明,焊缝中产生气孔的根本原因是,由于高温时金属溶解了较多的气体(如氢、氮);另外,熔池中进行冶金反应又产生了相当多的气体(如CO, H<sub>2</sub>O)。这时气体在焊缝结晶过程中,来不及逸出时就会产生气孔。许多有关焊缝气孔的研究结果,认为形成气孔的气体,可分为两大类:

第一类:高温时,某些气体能溶解于熔池金属中,其溶解度随温度下降而下降,特别是

结晶和相变时,气体的溶解度突然下降,来不及逸出而残留在焊缝内部的气体。属于这一类的气体有氢和氮。

第二类:由于冶金反应产生的不溶于金属的气体,如 CO 和 H<sub>2</sub>O 等。

由于产生气孔的气体不同,因而气孔的形态和特征也有所不同。

### (一)以氢和氮为主的气孔

#### 1. 氢气孔

对于低碳钢和低合金钢的焊接,在多数情况下,氢气孔多具有表面可见性,气孔的断面形状如同螺丝钉状,从焊缝的表面上看呈现喇叭口形,而气孔的四周有光滑的内壁。但也不能把上述的气孔形态,看做成一切情况下的氢气孔特征。氢气孔在个别情况下,也会出现在焊缝的内部。例如,焊条药皮中含有较多的结晶水,致使焊缝中的含氢量过高,因而在结晶时来不及上浮而残存于焊缝内部,见表 2-3。

表 2-3 不同烘干温度及保温时间对焊缝含氢量的影响

焊条编号	1	2	3	4
烘干温度(°C)	420	350	250	150
保温时间(min)	60	30	15	15
焊缝含氢量(cm <sup>3</sup> /100g)	7.0	7.8	19.3	24.9

上述试验为使用碱性焊条焊接低碳钢的试验结果。1号和2号焊条由于烘干温度高,保温时间长,其所焊接焊缝的含氢量低,故焊缝未发现气孔。3号焊条的烘干温度较低,保温时间较短,焊缝含氢量明显上升,焊缝出现大量外气孔,这种气孔的形状基本上与前面分析过的气孔形态一样。4号焊条虽然保温时间与3号焊条的一样,但由于烘干温度更低,故焊缝含氢量进一步提高,而焊缝未发现外气孔,用X光透视内气孔却不少,由外气孔转变为内气孔,进一步分析焊缝含氮、氧量的变化很小,故可以认为气孔形态虽然变了,但仍属于氢气孔。氢是铝及铝镁合金焊接时,产生气孔的主要原因,此时氢气孔也常出现在焊缝内部。这是因为氢在铝及其合金中的溶解度,在凝固点可以从0.69降到0.036ml/100g,相差约20倍,这就是氢很容易使铝焊缝中产生气孔的重要原因之一。同时,铝的导热性很强,在同样的工艺条件下,铝熔合区的冷却速度可为高强钢的4~7倍,不利于气泡的逸出,更易于促成形成气孔。另外,氧化膜中水分是生成气孔的主要原因,尤其是铝镁合金的氧化膜同时含有Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>和MgO不如纯铝氧化膜,只是Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>致密,所以更容易吸附水而形成稳定的水化物,这是铝镁合金焊接时比纯铝更易于出现气孔的重要原因之一。表2-4为铝及铝合金氩弧焊时,气孔中的气体组成。由表中数据可知,气孔中以氢气为最多,足以说明氢对气孔的形成起了主要作用。

表 2-4 铝及铝合金氩弧焊焊缝气孔中的气体组成

母材	焊丝	保护气体	气孔中气体(体积%)		
			H <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>
Al	Al	Ar15l/min	84~88	1~2	10~13
Al-1%Mg	Al-5%Si	Ar 15l/min	91~93	—	7~9
Al	Al	Ar10.5l/min + N <sub>2</sub> 4.5l/min	79	2	19

氢所以能形成气孔,这与氢在金属里的溶解度有关。氢在铁中的溶解度,随着温度的



升高使溶解度增加,并在一定温度下达到最大值。例如铁约在 2400℃ 达到最大值  $43\text{cm}^3/100\text{g}$ ,如图 2-16 所示。这就是说熔滴阶段吸收的氢比熔池阶段的多,继续升温,由于金属蒸汽压急剧增加,使氢的溶解度急剧下降,在接近沸点时溶解度为零;另一个特点是在变态点的溶解度发生突变,所以冷却时,氢在钢液中溶解度急剧下降,特别是从液态转变为固态的  $\delta$  铁时,氢的溶解度可从  $32\text{ml}/100\text{g}$  降至  $10\text{ml}/100\text{g}$ 。液态金属所吸收的大量氢,因焊接熔池冷却速度很快,有相当多的氢来不及逸出,而被残留在熔池内部,这时会发生氢的过饱和,为焊缝中气孔的产生创造条件。由上可知,氢气孔是在结晶过程中形成的。

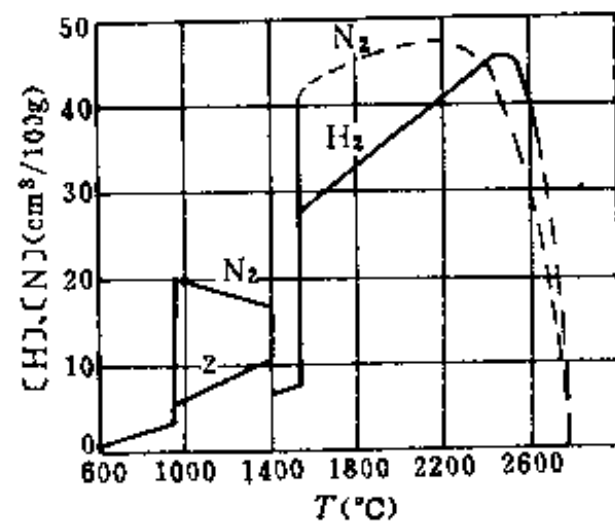


图 2-16 氮和氢在铁中的溶解度与温度的关系

$$P_{\text{N}_2} + P_{\text{H}_2} = 101\text{kPa} (1\text{atm})$$

的。在树枝状结晶前沿,特别是相邻树枝状晶粒之间的凹陷处,液态金属中氢浓度最大,要比熔池中氢的原始平均浓度高得多。由于氢在熔池中具有较大的扩散能力,所以从树枝晶体凹陷处中心到熔池表面形成氢浓度梯度,并随着结晶过程的逐步进行,浓度梯度越来越大。当氢的过饱和状态到达一定值,便开始形成气泡,特别是在晶粒间凹陷最低处的氢的浓度最大,同时这里又存在现成表面,所以在这里最容易形成气泡。当熔池结晶速度很快时,由于液态金属的温度低,粘度增大,气泡不易脱离现成表面并浮出,但氢又具有较大的扩散速度,极力脱离现成表面上浮逸出,两者综合作用的结果,最后在焊缝中形成了具有喇叭口形的表面气孔。

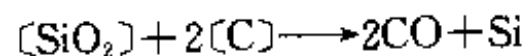
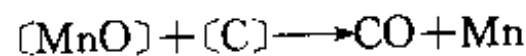
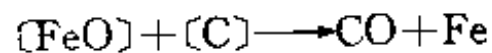
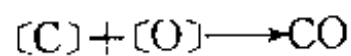
## 2. 氮气孔

由于氮在金属中溶解度,随温度变化的规律与氢基本相似,气孔的类型也多在焊缝表面,而且大多数情况下成堆出现类似蜂窝。在现代的焊接生产中,产生氢气孔的可能较少。氮的来源主要是由于保护不好,造成空气较多的侵入熔池时,才会引起氮气孔。

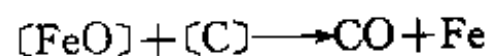
### (二) CO 气孔

这种气孔主要是焊接碳钢时,由于冶金反应产生了大量的 CO,结晶过程中 CO 来不及逸出面残留在焊缝内形成气孔。这种气孔在多数情况下,产生在焊缝的内部,气孔沿结晶方向分布,形似条虫状。

各种结构钢总含有一定数量的碳,焊接时由于冶金反应产生较多的 CO,例如:



上述的反应可以发生在熔滴过渡过程中,也可以发生在熔池内熔渣与金属相互的冶金反应过程中。由于 CO 不溶于金属,所以在高温时,冶金反应所产生的 CO 就会以气泡的形式极易从熔池中高速逸出,因此 CO 不会形成气孔。但是,热源移开后,熔池开始结晶时,由于选择结晶的结果,使熔池中碳和氧化铁的浓度的偏析,在晶界液体金属中局部富集,则有利于下列反应的进行



这时,由于熔池温度较低,熔池金属的粘度不断增大,生成的 CO 不易逸出,同时又受着正生长的树枝状晶体的阻碍,特别是在树枝状晶体凹陷最低处生成的 CO 不易逸出。另外,这种反应是吸热反应,因而会促使结晶加快,因此由 CO 形成的气泡很难逸出熔池表面,来不及逸出时便生成了气孔。由于 CO 形成的气泡,是在结晶过程中产生的,又由于气泡逸出速度慢于结晶速度,因此形成了沿结晶方向分布的条虫状的内气孔。

应当指出,上述 CO 气孔特征,只是在正常情况下的一般特征,在一定条件下,CO 气孔也会以外气孔的形式出现。例如,CO<sub>2</sub> 气体保护焊时,随着焊丝脱氧能力的降低,CO 气孔会由内气孔转变为外气孔。这说明在分析判断气孔类型时,不应只凭气孔存在的形式,应结合形成气孔的具体条件加以考虑。

## 二、焊缝中气孔形成的机理

试验研究表明,不论何种气体,产生气孔的共同先决条件是,气泡的生核,气泡的长大和气泡的上浮三个阶段,这三个阶段是相互联系,但又遵循各自本身的规律。

### (一)气泡的生核

气泡生核起码应具备两个条件:熔池液态金属中气体处于过饱和状态,以及生核时所需要的能量条件。

焊接时,熔池液态金属中的氢、氮和 CO 气体处于过饱和状态的条件是具备的,关于气泡生核时所需要的能量条件,根据金属物理方面的研究说明,在极纯的液态金属中气泡生核是非常困难的,然而在焊接熔池中正如结晶核心存在一样,有大量的现成表面,如分布不均匀的溶质质点,熔渣与液态金属的接触表面,尤其是熔池底部成长着的树枝状晶粒等,都可作为现成的气泡核心存在。因此,气泡生核的能量条件是具备的,故产生气泡核就比较容易。

在焊接熔池中有现成表面存在的条件下,形成气泡核所需的能量  $E_p$ ,可用下式确定。

$$E_p = -(P_h - P_l)V + \sigma F \left(1 - \frac{F_a}{F} (1 - \cos\theta)\right)$$

式中  $P_h$ ——气泡内的气体压力;

$P_l$ ——液体压力;

$V$ ——气泡体积;

$\sigma$ ——相间张力;

$F$ ——气泡的表面积;

$F_a$ ——吸附力的作用面积;

$\theta$ ——气泡核与现成表面的浸润角。

由公式可知,气泡依附在现成表面上形成时,由于降低  $\sigma$  和提高  $F_a/F$  的比值,故消耗的能量  $E_p$  将要减小,因此,  $F_a/F$  的比值最大的地方就是最有可能产生气泡的地方,树枝状晶相邻的凹陷处和母材金属尚未熔化晶粒的界面上,  $F_a/F$  的比值最大。恰恰是在这些部位上,最有可能产生气泡。

当  $F_a/F$  比值一定时,  $\theta$  角越大,则形成气泡核所需的能量越小。

### (二)气泡的长大

气泡生核后继续长大,气泡长大的条件是

$$P_h > P_o$$

式中  $P_h$ ——气泡内部气体的压力；  
 $P_o$ ——阻碍气泡长大的外界压力。

$$P_h = P_{H_2} + P_{N_2} + P_{CO} + P_{H_2O} + P_{H_2S} + \dots$$

气泡内部气体的压力,是各种气体分压的总和。在具体条件下,事实上只有其中某一气体起主导作用,其它气体起辅助作用。

$$P_o = P_a + P_m + P_l + P_c$$

即阻碍气泡长大的外界压力是由大气压  $P_a$ 、气泡上部的金属压力  $P_m$ 、气泡上部的熔渣压力  $P_l$ ,以及由金属和气体间的界面张力所引起的附加压力  $P_c$  所组成。一般情况下,  $P_m$  和  $P_l$  的数值很小,故可略去不计。 $P_c$  可按下式计算:

$$P_c = \frac{2\sigma}{r}$$

式中  $\sigma$ ——金属与气体间的表面张力(J/cm<sup>2</sup>);  
 $r$ ——气泡半径(cm)。

所以气泡长大的条件,可简化为

$$P_h > P_o + P_c = 1 + \frac{2\sigma}{r}$$

由于气泡开始形成时体积很小(即  $r$  很小),故附加压力很大,当  $r = 10^{-4}$  cm,  $\sigma = 10^{-3}$  J/cm 时,则  $P_c \approx 2.1$  MPa(即 20.4 大气压),在如此大的附加压力下,气泡很难存在和长大。但在焊接熔池内存在许多气泡生核的现成表面,促使气泡不是圆形,而呈椭圆形,因而具有较大的曲率半径  $r$ ,从而降低了附加压力  $P_c$ ,所以气泡长大的条件还是具备的。

### (三) 气泡上浮

气泡长大到一定程度,就要脱离现成表面而上浮。气泡脱离现成表面的能力决定于液态金属—气相—现成表面之间的表面张力,由下式表示

$$\cos\theta = \frac{\sigma_{1.g} - \sigma_{1.2}}{\sigma_{2.g}}$$

式中  $\theta$ ——气泡与现成表面的浸润角;  
 $\sigma_{1.g}$ ——现成表面与气泡间的表面张力;  
 $\sigma_{1.2}$ ——现成表面与熔池金属间的表面张力;  
 $\sigma_{2.g}$ ——熔池金属与气泡间的表面张力。

气泡与现成表面的浸润情况和脱离现成表面的过程,如图 2-17 所示。由图可看出,当气泡与现成表面呈锐角接触时( $\theta < 90^\circ$ ),则气泡尚未长大到很大尺寸,便完全脱离现成表面,当气泡与现成表面呈钝角接触时( $\theta > 90^\circ$ ),如图 2-17b 所示,气泡长大过程中有细颈出现,而且当气泡长大到脱离现成表面时,仍会残留有不大的气泡核,它可作为新的气泡核心。

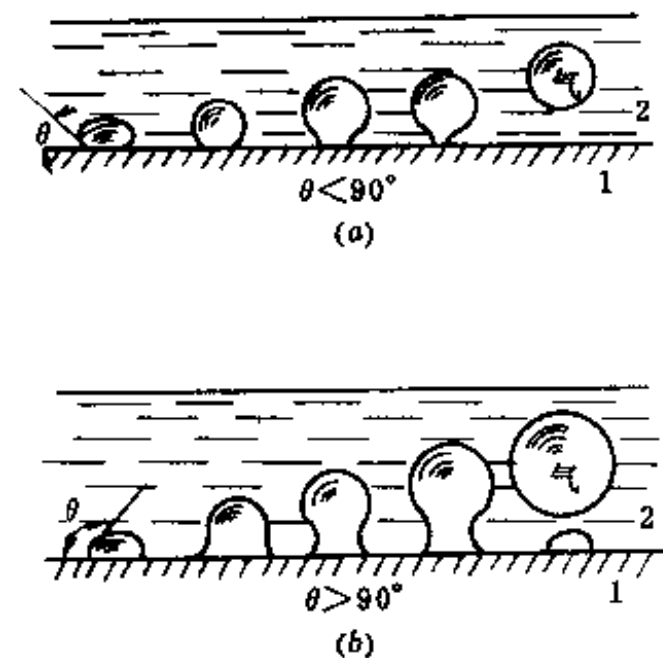


图 2-17 气泡脱离现成表面示意图  
 (a)  $\theta < 90^\circ$ ; (b)  $\theta > 90^\circ$ 。

上述说明,当  $\theta < 90^\circ$  时,有利于气泡脱离现成表面,即有利于气泡逸出,而  $\theta > 90^\circ$  时,因形成细颈需要时间,在结晶速度较大时,气泡来不及逸出而形成气孔。此外,还应考虑熔池结晶速度对形成气孔的影响,当结晶速度较小时,气泡可以有充分的时间逸出,焊缝中则无气孔;当结晶速度较大时,气泡有可能来不及逸出而形成气孔。

结晶速度对形成气孔的影响,只是问题的一个方面,此外还应考虑气泡的浮出速度,因为即使是结晶速度很大,而气泡的上浮速度更大,所以焊缝中也不会产生气孔。气泡的浮出速度,可用下式近似计算:

$$v = \frac{2(\rho_1 - \rho_2)g \cdot r^2}{9\eta}$$

式中  $v$ ——气泡浮出速度(cm/s);

$\rho_1$ ——液体金属的密度(g/cm<sup>3</sup>);

$\rho_2$ ——气体密度(g/cm<sup>3</sup>);

$r$ ——气泡半径(cm);

$\eta$ ——液体金属的粘度(Pa·s)。

由上式可知,气泡半径越大,气泡的上浮速度越快,因此小尺寸的气泡上浮困难;熔池中液体金属的密度越大,气泡浮出速度越大,所以在焊接轻金属及其合金时(如铝、镁合金等)容易产生气孔;液体金属的粘度越大时,气泡逸出速度大大减慢,因此熔池金属结晶时,粘度急剧增大,这时最容易形成气孔。

### 三、影响气孔形成的因素及防止措施

影响气孔形成的因素是多方面的,有时是几个因素综合作用的结果,但可归纳为冶金因素和工艺因素两个方面。

#### (一)冶金因素对气孔形成的影响

所谓冶金因素主要是熔渣的氧化性、焊条药皮或焊剂成分、保护气体、水分和铁锈以及焊丝成分等对产生气孔的影响,这些是影响气孔形成的内因。

##### 1. 熔渣氧化性的影响

熔渣氧化性的大小,对焊缝中气孔的形成,具有较大影响。当熔渣的氧化性增大时,则产生 CO 气孔的倾向大,而熔渣的还原性增大时,则产生氢气孔的倾向增大。因此,使熔渣具有适当的氧化性,是防止焊缝中这两种类型气孔产生行之有效的办法。氧化性对不同类型焊条气孔倾向的影响,如表 2-5 所示。由表 2-5 看出,无论酸性焊条还是碱性焊条,都随熔渣氧化性的增强而出现 CO 气孔;并随氧化性的减小(或还原性增加),CO 气孔减少,当达到一定程度时,又出现氢气孔。

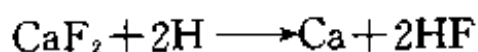
通常用焊缝中  $[C] \times [O]$  的乘积,表示产生 CO 气孔的倾向。从表 2-5 还能看出,用酸性焊条施焊的焊缝中,当  $[C] \times [O]$  乘积为  $31.36 \times 10^{-4}$  时还未出现气孔,而用碱性焊条施焊的焊缝中  $[C] \times [O]$  的乘积只有  $27.30 \times 10^{-4}$  时,就出现了更多的气孔。这是由于在酸性渣和碱性渣中,碳和氧的活度不同所致。在酸性渣中,FeO 的活度较小,只有 FeO 浓度达到更大时,才能起到产生气孔的作用。而在碱性渣中 FeO 的活度大,即使浓度较小也能起到产生气孔的作用。说明碱性焊条比酸性焊条对氧更敏感。

表 2-5 氧化性对不同类型焊条气孔倾向的影响

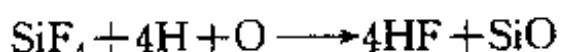
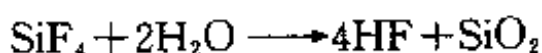
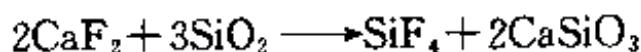
焊条类型	焊缝中含量			氧化性	气孔倾向
	[O]%	[C]×[O]×10 <sup>-4</sup>	[H](ml/100g)		
结 424-1	0.0046	4.37	8.80	↓ 增加	较多气孔(氢)
结 424-2	—	—	6.80		个别气孔(氢)
结 424-3	0.0271	23.03	5.24		无气孔
结 424-4	0.0448	31.36	4.53		无气孔
结 424-5	0.0743	46.07	3.47		较多气孔(CO)
结 424-6	0.1113	57.88	2.70		更多气孔(CO)
结 507-1	0.0035	3.32	3.90	↓ 增加	个别气孔
结 507-2	0.0024	2.16	3.17		无气孔
结 507-3	0.0047	4.04	2.80		无气孔
结 507-4	0.0160	12.16	2.61		无气孔
结 507-5	0.0390	27.30	1.99		更多气孔(CO)
结 507-6	0.1680	94.08	0.80		密集大量气孔(CO)

## 2. 焊条药皮和焊剂对产生气孔的影响

通常碱性焊条药皮中含有一定数量的萤石(CaF<sub>2</sub>),焊接时它直接与氢发生作用,其反应式:



此外,低碳钢埋弧自动焊焊剂中(如焊剂 431),也含有一定数量的萤石和较多的SiO<sub>2</sub>,焊接时,它们进行如下反应:



上述反应都产生了大量的 HF,在高温下,它是一种比较稳定的气体化合物,且不溶于液体金属,当温度达 6000K 时, HF 只分解约 30%,由于大量的氢被氟占据,因此降低了气相的氢的分压,所以能有效地降低产生氢气孔的倾向。

试验表明,当熔渣中 CaF<sub>2</sub> 和 SiO<sub>2</sub> 同时存在,并恰当配合两者比例,对消除氢气孔最为有效,如图 2-18 所示。由图可以看到 CaF<sub>2</sub> 和 SiO<sub>2</sub> 的含量,对于消除气孔具有相互补充的作用。当 SiO<sub>2</sub> 少,而 CaF<sub>2</sub> 较多时,可以消除气孔;相反, SiO<sub>2</sub> 多而 CaF<sub>2</sub> 少时,也可以消除气孔。所以 CaF<sub>2</sub> 对消除气孔是有效的,在焊接生产中也被采用。但应指出,当焊条药皮中含有较多的 CaF<sub>2</sub> 时,一则影响电弧的稳定性,再则,当渣中存在硅酸钠或硅酸

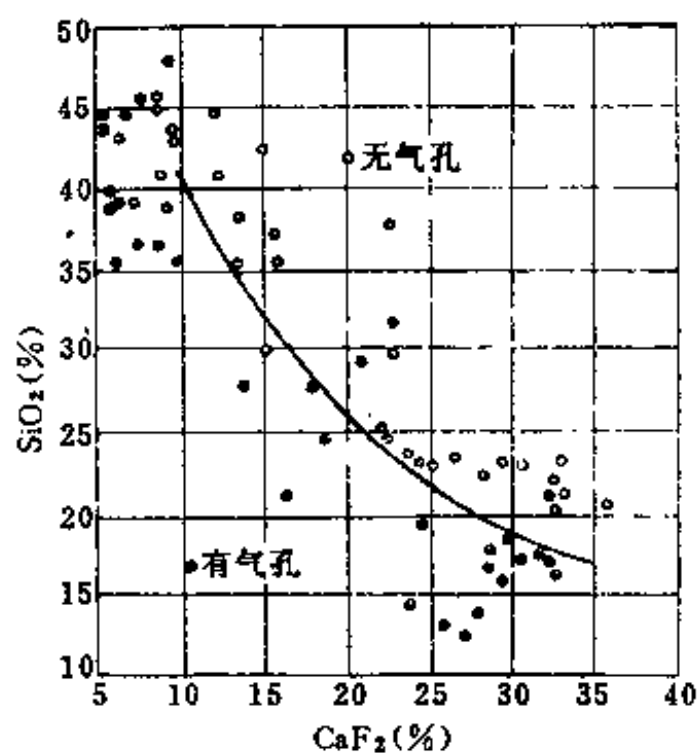
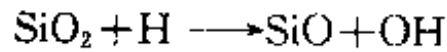
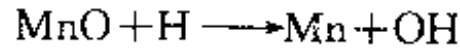
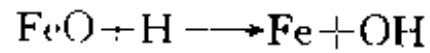


图 2-18 焊缝气孔与渣中 CaF<sub>2</sub> 和 SiO<sub>2</sub> 的关系

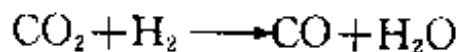
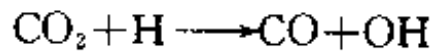
钾时,可能形成可溶性氟,即 KF 和 NaF 则会影响焊工的健康。

此外,药皮和焊剂中,适当增加氧化性组成物,如  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{MnO}$  和  $\text{FeO}$  等,也有效的消除氢气孔。因为上述的氧化物在高温时,能与氢生成稳定性仅次于 HF 的 OH,而且 OH 也不溶于液体金属,可占据大量的氢,减少熔池中的含氢量,提高焊缝抗氢气孔的能力。所进行的反应如下:



几种常见的氧化物形成 OH 反应自由能随温度变化情况,如图 2-19 所示。

碱性焊条药皮中除含有  $\text{CaF}_2$  外,还含有一定数量的  $\text{CaCO}_3$ 、 $\text{MgCO}_3$  等碳酸盐,受热后分解出  $\text{CO}_2$ ,使电弧气氛的氧化性增强,高温时  $\text{CO}_2$  与氢生成 OH 和  $\text{H}_2\text{O}$ 。

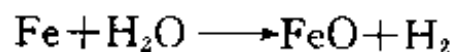
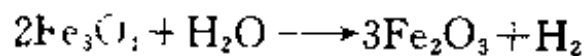
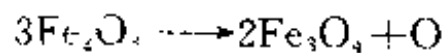


反应结果降低了电弧气氛中氢的分压,同样具有防止氢气孔的作用。但  $\text{CO}_2$  的氧化性较强,若还原不足时,有可能产生 CO 气孔。

酸性焊条药皮中不含  $\text{CaF}_2$ ,控制氢主要依靠药皮中有较强氧化性的药皮组成物,防止氢气孔的产生。

### 3. 铁锈、水分等对产生气孔的影响

铁锈一般是指焊件上或焊丝上黄色铁锈,即为  $m\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$  ( $\text{Fe}_2\text{O}_3 \approx 83.28\%$ ,  $\text{FeO} \approx 5.7\%$ ,  $\text{H}_2\text{O} \approx 10.7\%$ )。可以看出,铁锈中含有较多的  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  和结晶水,对熔池金属一方面有氧化作用,同时又析出大量的氢,加热时,铁锈将进行下列反应:



由于增加氧化作用,在结晶时会促使生成 CO 气孔;铁锈中的结晶水 ( $\text{H}_2\text{O}$ ),在高温时分解出氢气,从而增加了生成氢气孔的可能性。因此,铁锈是很有害的杂质,它对两类气孔都有敏感性。

钢板上的氧化铁皮,主要由  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  和少量的  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  组成,无结晶水,但它会增强熔池的氧化性,所以它对 CO 气孔的产生有较大的影响。因此,焊前应尽可能清除钢板和焊丝上的铁锈、氧化铁皮等杂质。

焊条、焊剂受潮或烘干不足而残存的水分,以及空气潮湿,同样起到增大气孔倾向的作用。所以,对焊条的烘干应予以重视。一般碱性焊条的烘干温度,为  $350 \sim 450^\circ\text{C}$ ;酸性焊条的,为  $200^\circ\text{C}$  左右。试验表明,焊条烘干后应立即使用,否则还会吸潮。未用完的焊条,最好在烘箱中存放,(约  $100 \sim 150^\circ\text{C}$ )。在室温下存放超过 2h 后,会使焊缝扩散氢的含量迅

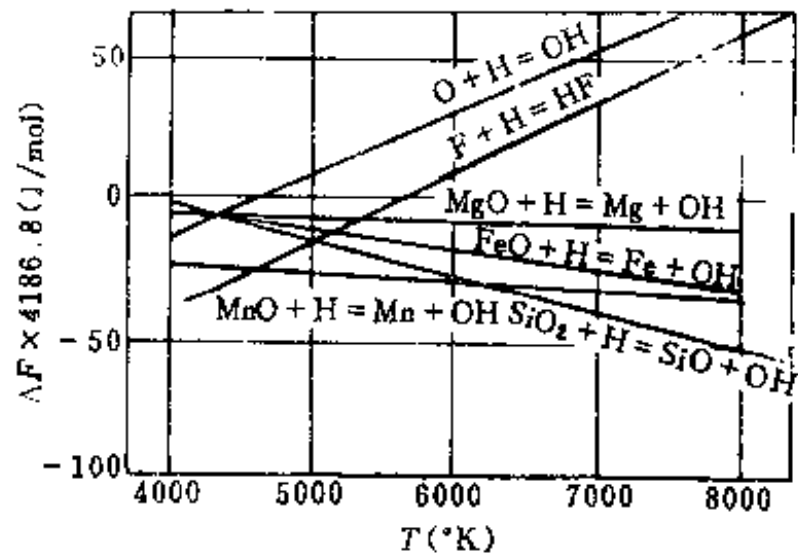


图 2-19 氧化物形成 OH 反应自由能与温度的关系

速增高,低氢碱性焊条比酸性焊条对气孔的敏感性强。

#### 4. 焊丝成分对气孔的影响

现以  $\text{CO}_2$  气体保护焊为例说明。 $\text{CO}_2$  气体保护焊时,熔池表面没有熔渣覆盖,同时  $\text{CO}_2$  气流又具有冷却作用,因而熔池凝固比较快,容易在焊缝中产生气孔。这种焊接方法以  $\text{CO}_2$  气体隔离空气的有害作用,因此在焊接过程中保证保护气层稳定、可靠,是防止焊缝中氮气孔的关键。 $\text{CO}_2$  是一种氧化性气体,能制约氢气孔的产生。生产实践表明, $\text{CO}_2$  气体保护焊对铁锈、水分等的敏感性比埋弧焊和氩弧焊弱。 $\text{CO}_2$  气体保护焊时,主要矛盾是易于使熔池生成  $\text{CO}$ ,只要焊丝选择适当,产生  $\text{CO}$  气孔的可能性是很小的。表 2-6 说明,提高焊丝内脱氧元素含量,能有效防止焊缝中出现  $\text{CO}$  气孔。另外,母材是低碳钢、用碳钢丝 H08A、H10Mn<sub>2</sub> 和 H10MnSi,都不能完全控制气孔,主要原因还是脱氧不足。只有采用 H08Mn<sub>2</sub>SiA,才能消除气孔问题。同时,综合力学性能也好,故在我国工业上得到广泛的应用。

表 2-6  $\text{CO}_2$  气体保护焊 焊丝种类对焊缝气孔的影响

名 称	焊丝及母材成分(%)			焊缝成分(%)			气孔情况
	C	Si	Mn	C	Si	Mn	
母材低碳钢	0.20	0.31	0.55	--	--	--	
H08A	0.10	0.03	0.43	0.10	微量	6.35	大量气孔
H10Mn <sub>2</sub>	0.13	0.05	1.75	0.10	微量	0.53	大量气孔
H10MnSi	0.15	0.62	0.82	0.11	0.07	0.52	少量气孔
H08Mn <sub>2</sub> SiA	0.05	0.81	2.07	0.12	0.23	0.72	无气孔

#### (二) 工艺因素对气孔形成的影响

所谓工艺因素主要包括焊接规范、电流种类和极性以及工艺操作等方面。焊接规范是指焊接电流、电压和焊接速度等参数,这是影响形成气孔的外因。

##### 1. 焊接规范的影响

通常都希望在正常的焊接规范下施焊,焊接电流增大时固然能增长熔池存在时间,有利于气体逸出,但焊接电流越大,熔滴变细,其比表面积越大,熔滴吸收气体增多,从而增大了气孔倾向。对于不锈钢耐热钢焊条,当焊接电流增大时,使焊芯的电阻热增高、导致药皮组成物如碳酸盐提前分解,因而使气孔倾向增大。

通常使用碱性焊条施焊时,都用短弧焊接。当拉长电弧时,焊缝中引起氮气孔生成。这是因为拉长电弧时,在熔滴阶段和熔池阶段,都增加氮的吸收。

焊接速度影响熔池结晶速度,焊接速度适当减慢,结晶速度随之减慢,有利于气体及气泡的逸出,故一般能减少气孔倾向。

应当指出,为了有助于防止形成气孔,应该结合具体条件选择焊接规范。例如,如果气孔由于熔池金属吸收周围的气体而形成的,那末提高焊接速度,能使熔池的表面积和熔池存在时间的减少,因而可以降低气孔率(尽管这时气泡的浮出变得困难,但其形成大为减少)。如果表面污物是气孔的来源,在此情况下,随着焊接速度的增加,气泡的浮出变得困难,气孔率就增大。

##### 2. 电流种类和极性的影响

电流种类及极性不同,对形成气孔的影响也不同。用交流电进行焊接较直流电焊接时,气孔倾向大;直流反接较正接时,气孔倾向小。产生这种现象的原因,目前还不是非常清楚,初步认为这与氢向金属中的溶解形态有关。氢以质子形式向液态金属中溶解,形成质子时,由原子中释放出一个电子:



当液态金属表面上电子过剩时,使上述反应向左进行,即阻碍氢向金属溶解。直流反接时,因工件是负极、熔池表面的电子过剩,不利于产生氢质子的反应,因此形成气孔的倾向最小。当直流正接时,在熔池表面容易产生氢质子的反应,这时一部分氢质子溶入熔池,另一部分在电场的作用下,移向负极,所以形成气孔的倾向大。当使用交流电焊接时,电流通过零点的瞬间,氢质子可以顺利进入熔池,因而形成气孔倾向最大。

### 3. 工艺操作方面的影响

这方面的问题,前已有所述,应当注意的是,焊前对焊件、焊丝上的铁锈、氧化铁皮等要仔细清除;焊条焊剂要严格烘干,最好把焊条放在保温箱内,随用随取;选用合适的焊接规范并保持稳定,对于碱性焊条应尽量采用短弧焊。

## 第四节 焊接裂纹

现代焊接结构的材料,由低碳钢逐渐发展到中碳钢、高碳钢及合金结构钢,并已发展到应用铝及铝合金、铜及铜合金以及钛和钛合金等金属。这些金属材料在焊接热作用下,发生一系列变化,产生缺陷的可能性比低碳钢要严重得多。其中,较为普遍而又十分严重的缺陷,就是焊接裂纹。如何防止及消除各种裂纹,已成为保证焊接接头质量的重要问题之一。

### 一、焊接裂纹的危害

裂纹是焊接中最危险的一种缺陷。它除了减少承载截面外,还会产生严重的应力集中,使用时裂纹会逐渐扩大,最后导致构件的破坏,乃至带来灾难性的事故。对焊接构件所出现的各种事故的分析知道,绝大多数是由裂纹而引起的脆性破坏。因此,裂纹是引起焊接结构发生破坏事故的主要原因,所以焊接结构中不允许有这种缺陷的存在。

### 二、焊接裂纹分类

生产中由于各钢种和焊接结构本身特点的不同,可能出现各种裂纹,其中有焊缝的表面裂纹,内部裂纹,有热影响区的横向裂纹,纵向裂纹,有焊道下的裂纹,弧坑处的裂纹等。总之,裂纹的形态和分布,有各式各样的。

裂纹有时出现在焊接过程中,有时出现在放置或运行过程中,即延迟裂纹。这种裂纹至今无法检测。因此,这种裂纹的危害性更大。按产生裂纹的本质,大致可分为五大类。

#### (一)焊接热裂纹

焊接热裂纹是在焊接接头的冷却过程中,且温度处在固相线附近的高温阶段产生的,故称为热裂纹(Hot Cracking)或高温裂纹。焊接热裂纹产生在焊缝部位,也可能在近缝区。从宏观上看,焊接热裂纹常沿焊缝的轴向成纵向分布,也能看到焊缝上的横向裂纹;在弧坑中更容易出现裂纹。从微观上看,焊接热裂纹的特征,是沿原奥氏体晶粒边界(包括亚



晶界)分布,即属于沿晶断裂性质。实践表明,存在宏观裂纹时,其中必有微观裂纹;而存在微观裂纹时,外表面不一定呈现宏观裂缝。在近缝区产生的热裂纹往往是微观裂纹,而且常常不一定发展成宏观裂纹。

根据所焊金属材料的不同(如低合金高强度钢、不锈钢、铸铁、铝合金和某些特种金属等)产生热裂纹的形态、温度区间和主要原因,也各不相同。因此,又把热裂纹分为三类,即结晶裂纹、液化裂纹和多边化裂纹。

### 1. 结晶裂纹

焊缝金属结晶过程中,在固相线附近,由于凝固金属的收缩,而残余液体金属不足,不能及时填充,在应力作用下沿晶开裂,故称结晶裂纹。多数情况下,发生裂纹的焊缝断面上有较明显的氧化色彩的特征,这也可作为热裂纹是在高温下产生的佐证。

结晶裂纹主要产生在含杂质较多的碳钢、低合金钢焊缝中(含硫、磷、碳和硅偏高),以及单相奥氏体钢、镍基合金以及某些铝合金的焊缝中。个别情况下,结晶裂纹也产生在热影响区。

### 2. 高温液化裂纹

高温液化裂纹在高温下产生,并沿奥氏体晶界开裂,因此也属于热裂纹,是热裂纹的另一种形态。在焊接热循环峰值温度作用下,近缝区或多层焊的层间部位,由于被焊金属含有较多的低熔点共晶物被重新熔化,在拉伸应力的作用下沿奥氏体晶界开裂。液化裂纹主要发生在含有铬镍的高强钢、奥氏体钢,以及某些镍基合金的近缝区或多层焊层间处。母材和焊丝中的硫、磷、硅和碳偏高时,产生液化裂纹的倾向增大。

### 3. 多边化裂纹

它是热裂纹的又一种形态。焊接时,稍低于固相线之下的高温区,由于刚凝固的金属中存在较多晶格缺陷(主要指位错和空位)及严重的物理不均匀性与化学不均匀性,在一定的温度和应力作用下,促使晶格缺陷发生迁移和聚集,便形成了二次边界,即“多边化边界”,因边界上堆积了大量的晶格缺陷,所以组织疏松,高温时的强度和塑性都很低,只要有不太大的拉伸应力就会沿着多边化的边界开裂、即多边化裂纹。实际上,多边化裂纹是发生在焊缝尚未完全凝固的固液态的阶段,只是裂纹的形核是在正凝固的柱状晶的多边化边界上。多边化边界主要易于出现在纯金属或结晶温度区间窄小的单相固溶体合金中,所以多边化裂纹最常见于纯金属或单相奥氏体钢或合金的焊缝金属中。

## (二)再热裂纹

焊接残余应力,是促使产生脆断的重要因素之一。因此,焊后常要求进行消除应力的热处理。但是对于合金元素较多的合金结构钢及高温合金,即使焊态下并未发现任何形式的裂纹存在,但在消除应力处理时,却常在焊接接头发现裂纹,即所谓“消除应力处理裂纹”(Stress Relief Cracking),又称SR裂纹。由于这种裂纹不仅是消除应力处理时出现,这种裂纹在其它形式的焊后再次加热处理过程中,包括高温长期服役过程中也会出现类似的裂纹。因此,这种裂纹又称再热裂纹。

再热裂纹的特征是,产生部位均在近缝区的粗晶区中,到细晶区即止裂,并属于典型的晶间断裂性质,裂纹大体是沿熔合线方向在奥氏体晶粒边界发展,而且裂纹不一定是连续的。再热裂纹的产生,与加热温度和加热时间有密切关系。因此,存在最易于产生再热裂纹的敏感温度范围,不同的钢种、最易产生再热裂纹的敏感温度并不相同,例如低合金

高强度钢一般在 500~700℃ 之间。再热裂纹产生的先决条件是,必须有大的残余应力和应变,因此,在大拘束度的厚板焊接结构或应力集中部位,最易产生再热裂纹。再热裂纹多发生在低合金高强度钢、珠光体耐热钢、奥氏体不锈钢和某些镍基合金。这种裂纹虽然也具有沿晶开裂的特征,但在本质上与结晶裂纹不同。

### (三) 焊接冷裂纹

焊接冷裂纹是焊接生产中较为普遍的一种裂纹。其提法,是相对于焊接热裂纹而言。它的形成时期是在焊后,冷至较低温度下产生的,例如对于结构钢一般在马氏体点  $M_s$  附近,所以称为冷裂纹或低温裂纹(Cold Cracking)。它是由于拘束应力、淬硬组织和氢的共同作用下产生的。冷裂纹主要发生在低合金钢,中合金钢、中碳钢和高碳钢的焊接热影响区个别情况下,如焊接超高强度钢或某些钛合金时,在焊缝中也会出现冷裂纹。

根据被焊钢种和结构的不同,冷裂纹也有不同的类别,一般可分为三类。

#### 1. 延迟裂纹

这种裂纹是冷裂纹中的一种普遍形态。它的主要特点为,不是在焊后立即出现,而有一段孕育期,或在结构使用过程中发生,即具有延迟现象,故称为延迟裂纹。其产生,主要取决于钢的淬硬倾向、焊接接头的应力状态以及熔敷金属中的扩散氢的含量。

#### 2. 淬硬脆化裂纹

淬硬脆化裂纹,亦称淬火裂纹。一些淬硬倾向很大的钢种,即使没有氢的诱发,仅在拘束应力作用下,也能引起开裂。这种裂纹完全是由于冷却时马氏体相变而产生的脆性造成的,一般认为与氢的关系不大。这种裂纹基本上没有延迟现象,焊后可立即发现,有时出现在热影响区,有时出现在焊缝上。含碳量较高的 Ni-Cr-Mo 钢、马氏体不锈钢、工具钢以及异种钢等焊接时,有可能出现这种现象。采用较高的预热温度和使用高韧性焊条,基本上可防止产生淬硬脆化裂纹。

#### 3. 低塑性脆化裂纹

一些塑性较低的材料,冷至低温时,当由于收缩力而引起的应变,超过了材质本身所具有的塑性储备或材质变脆而产生的裂纹,称为低塑性脆化裂纹。例如,铸铁焊补、堆焊硬质合金和焊接高铬合金时,就会出现这种裂纹,但无延迟现象。由于这种裂纹是在较低的温度下产生的,所以属于冷裂纹的另一种形态。

### (四) 层状撕裂

层状撕裂(Lamellar Tearing)大多发生在大厚度的焊接结构中,而这类结构又常应用在海洋工程、核反应堆以及潜艇建造等重要方面,因此引起了世界各国对层状撕裂的普遍重视。层状撕裂常发生在焊接接头的热影响区,或远离热影响区的母材中。其原因是,轧制钢材内部存在程度不同的分层夹杂物,特别是硫化物、氧化物夹杂、焊接时产生的垂直于轧制方向的应力,导致热影响区附近或稍远的母材内产生具有阶梯特征的层状开裂,并可穿晶扩展。

层状撕裂是属于低温开裂。一般低合金钢的撕裂温度不超过 400℃,但它的特征与冷裂纹截然不同。层状撕裂又发生在厚壁结构的 T 型接头、十字接头或角接头,这是一种难以修复的失效类型。另外,由于检测手段的限制,在无损探伤的条件下,层状撕裂往往不易被发现,因而造成潜在危险,甚至会造成灾难性事故。一些国家为发展海洋工程,建造大型采油平台和厚壁容器的需要,已采用具有抗层状撕裂的 Z 向钢。

层状撕裂产生的影响因素是比较复杂的,如钢板的材质,夹杂物的分布及类别,接头的型式和受力状态,以及施工工艺等。此外,当焊接接头中存在其它缺陷时,在应力作用下都可能发展成为层状撕裂。

### (五)应力腐蚀裂纹

焊接构件,如容器、管道等,在某些特定腐蚀介质和拉伸应力的共同作用下(包括工作应力和残余应力)产生的延迟破裂现象,称为应力腐蚀裂纹(Stress Corrosion Cracking)或应力腐蚀开裂。应力腐蚀裂纹已成为工业中,特别是石油化学工业中越来越突出的问题。在各种腐蚀介质条件下工作的焊接构件,使用不到2~3年,在焊接部位就发生应力腐蚀裂纹,造成结构的早期失效。

应力腐蚀裂纹的形态,如同干枯的树枝,从表面向深处发展,通常在低碳钢、低合金钢、不锈钢、铝合金、 $\alpha$ 黄铜和镍基合金等产生的应力腐蚀裂纹,多属于晶间腐蚀断裂。从断口分析来看,则为典型的脆性断口。

应力腐蚀裂纹产生的影响因素较多,如焊接结构的材质、腐蚀介质的种类、结构的受力状态、制造和焊接工艺、焊接材料的选用以及消除应力的程度等。另外,应力腐蚀裂纹是在服役过程中产生的。

以上,就焊接生产中常见的焊接裂纹进行了分类与介绍。裂纹的分类与特征,可见表2-7。

表 2-7 裂纹分类与特征

裂纹分类	基本特征	敏感的温度区间	被焊材料	位置	裂纹走向
热 裂 纹	结晶裂纹	在结晶后期,由于低熔共晶形成的液态薄膜削弱了晶粒间的联结,在拉伸应力作用下发生开裂	杂质较多的碳钢、低中合金钢、奥氏体钢、镍基合金及铝	焊缝上,少量在热影响区	沿奥氏体晶界
	多边化裂纹	已凝固的结晶前沿,在高温和应力的作用下,晶格缺陷发生移动和聚集,形成二次边界,它在高温处于低塑性状态,在应力作用下产生的裂纹	纯金属及单相奥氏体合金	焊缝上,少量在热影响区	沿奥氏体晶界
	液化裂纹	在焊接热循环峰值温度的作用下,在热影响区和多层焊的层间发生重熔,在应力作用下产生的裂纹	固相线以下稍低温度	含S、P、C较多的镍铬高强度钢、奥氏体钢、镍基合金	热影响区及多层焊的层间
再热裂纹	厚板焊接结构消除应力处理过程中,在热影响区的粗晶区存在不同程度的应力集中时,由于应力松弛所产生附加变形大于该部位的蠕变塑性,则发生再热裂纹	600~700℃ 回火处理	含有沉淀强化元素的高强度钢、珠光体钢、奥氏体钢、镍基合金等	热影响区的粗晶区	沿晶界开裂
冷 裂 纹	延迟裂纹	在淬硬组织、氢和拘束应力的共同作用下而产生的具有延迟特征的裂纹	中、高碳钢,低、中合金钢、钛合金等	热影响区,少量在焊缝	沿晶或穿晶
	淬硬脆化裂纹	主要是由淬硬组织,在焊接应力作用下产生的裂纹	含碳的NiCrMo钢、马氏体不锈钢、工具钢	热影响区,少量在焊缝	沿晶或穿晶
	低塑性脆化裂纹	在较低温度下,由于被焊材料的收缩应变,超过了材料本身的塑性储备而产生的裂纹	在400℃以下	铸铁、堆焊硬质合金	热影响区及焊缝

(续)

裂纹分类	基本特征	敏感的温度区间	被焊材料	位置	裂纹走向
层状撕裂	主要是由于钢板的内部存在有分层的夹杂物(沿轧制方向),在焊接时产生的垂直于轧制方向的应力,致使在热影响区或稍远的地方,产生“台阶”式层状开裂	约 400℃以下	含有杂质的低合金高强度钢板结构	热影响区附近	穿晶或沿晶
应力腐蚀裂纹(SCC)	某些焊接结构(如容器和管道等),在腐蚀介质和应力的共同作用下产生的延迟开裂	任何工作温度	碳钢、低合金钢、不锈钢、铝合金等	焊缝和热影响区	沿晶开裂或沿晶、穿晶混合

## 第五节 焊接热裂纹

热裂纹是焊接低碳钢、低合金钢、铝合金、奥氏体不锈钢等金属材料时的主要缺陷。关于热裂纹的种类和一般特征,在上节已经作了简要介绍。为了防止、消除热裂纹中的结晶裂纹、液化裂纹和多边化裂纹,下面将对热裂纹的机理进行分析。

### 一、结晶裂纹的形成条件

结晶裂纹沿焊缝树枝状晶的交界处发生和发展形成的。如图 2-20 所示,最常见的是

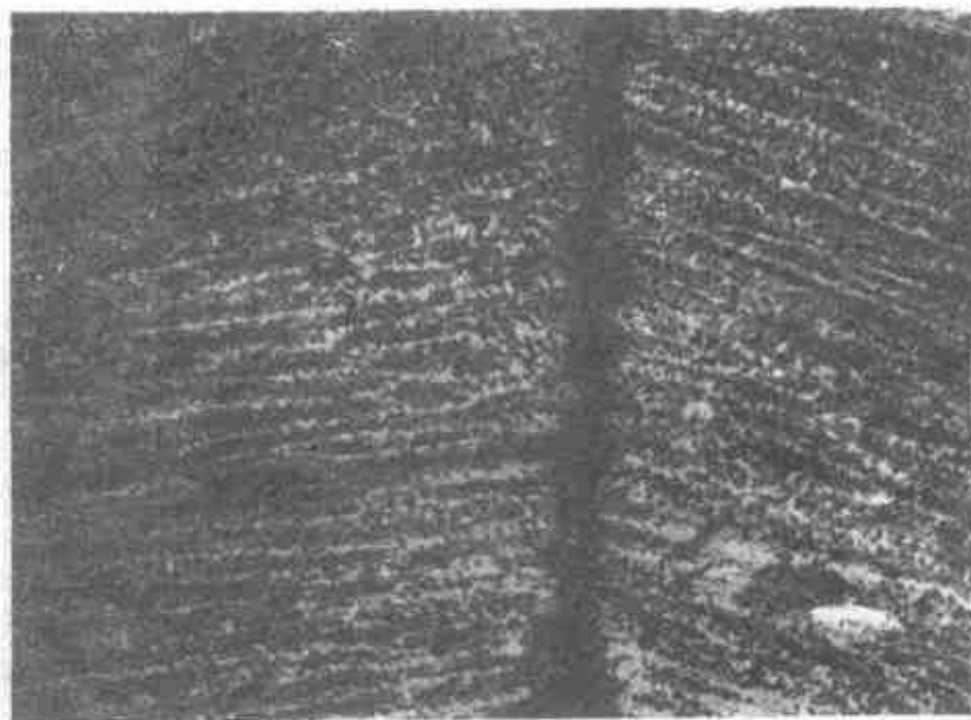


图 2-20 焊缝横断面中心线结晶裂纹

沿焊缝中心线方向的纵向开裂,有时也发生在焊缝内部两个树枝状晶体之间。图 2-21 所示焊缝中沿柱状晶界的结晶裂纹,说明焊缝金属结晶过程中晶界是薄弱地带。从金属学结晶理论可知,金属结晶有先后顺序,先结晶的金属较纯,后结晶的金属杂质较多,且富集在晶界。通常,这些杂质所形成的共晶都具有较低的熔点,例如碳钢与低合金钢焊缝中当含硫量偏高时,则形成  $\text{FeS}$ , 并与铁形成低熔点共晶  $\text{Fe}+\text{FeS}$ , 其熔点为  $988^\circ\text{C}$ ; 钢中磷含量偏高时,则形成低熔点共晶  $\text{Fe}+\text{Fe}_3\text{P}$ , 其熔点为  $1050^\circ\text{C}$ 。此外,钢中的硅、镍和不锈钢、耐热钢中的硫、磷、硼、锆等,也都形成低熔点共晶。这些低熔点共晶在焊缝金属结晶后期被排挤到柱状晶对头的中心部位,形成所谓“液态薄膜”。焊缝金属结晶过程中,由于收缩而受到拉伸应力的作用,有可能在液态薄膜这个薄弱地带产生结晶裂纹,所以,在焊缝中存在液态薄膜是产生结晶裂纹的内因,即冶金因素以及焊缝金属凝固过程中受到拉伸应力

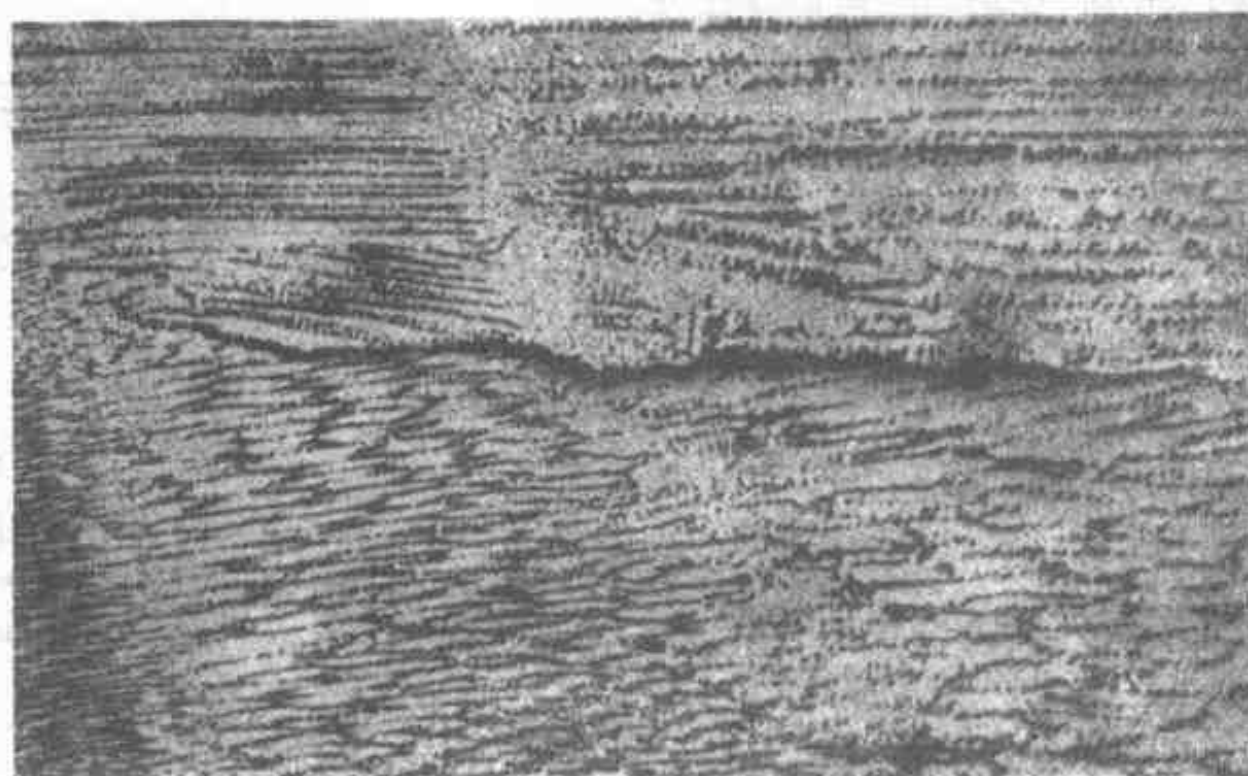


图 2-21 焊缝柱状晶界结晶裂纹

作用,是产生结晶裂纹的必要条件,这是形成结晶裂纹的外因,即力的因素,结晶裂纹就是由这两个因素共同作用的结果。

根据分析可知,结晶裂纹是在焊缝金属结晶过程中产生的。熔池金属在结晶过程中,要经历三个阶段,如图 2-22 所示。

液—固阶段:

熔池金属开始结晶时,只有少量晶核,随后晶核逐渐长大并出现新的晶核,但熔池始终保持有较多的液相,即液相占主要部分,故相邻晶粒之间不发生直接接触,液态金属可在晶粒之间自由流动,因此被拉伸应力拉开的缝隙能及时地被自由流动的液态金属填满,即液—固态时,焊缝金属一般是依赖液相的自由流动而发生形变,少量的固相晶体只是移动一些位置,本身形状基本不变,因此液—固阶段不会形成裂纹。

固—液阶段:

随结晶的不断进行,晶粒不断增多,且不断长大,故该阶段的固相占主要部分。已凝固的固相彼此直接接触,此时液态金属的流动比较困难,由于液态金属少(主要指低熔点共晶),在拉伸应力作用下所产生的缝隙无法被填满,因此只要有较小的拉伸应力作用时,就有可能产生裂纹。即固—液阶段时,塑性形变的基本特点,是晶体间的相互移动,晶体本身此时也可能发生一些变形。由于该阶段时,晶体可以交织长合(咬合)或枝晶骨架、晶体本身的形变有较大的发展,而晶间残存的液相却不易自由流动。这种形变特点,可用图 2-23 所示。图 2-23a 是在脆性温度区间的上限附近,表示四个晶粒间的液相可以自由流动的初态,而晶粒本身基本上没有变形,不过位置有移动,故这个阶段称为“脆性温度区间”,略记

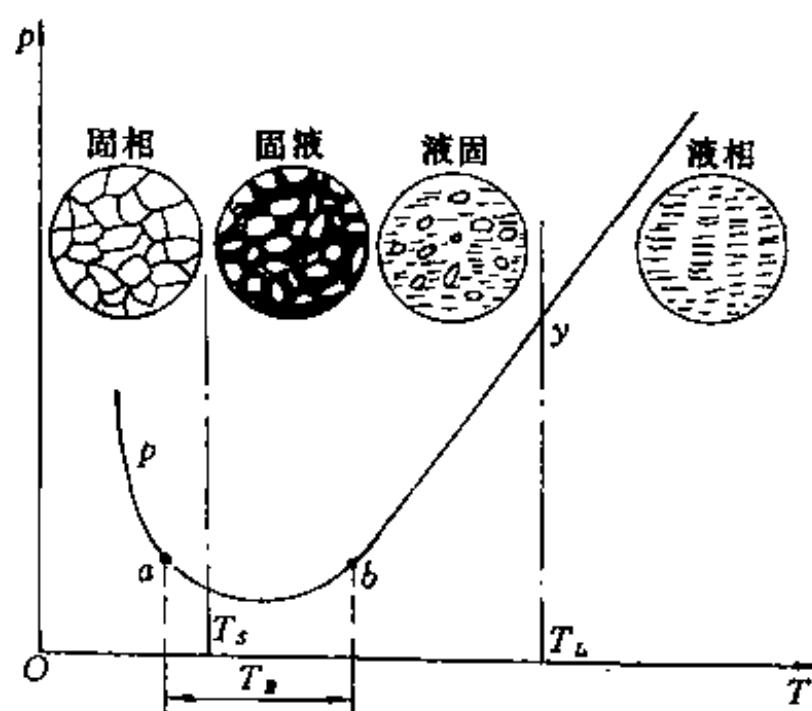


图 2-22 熔池结晶的阶段及脆性温度区

$P$ —塑性; $y$ —流动性; $T_B$ —脆性温度区;

$T_S$ —固相线; $T_L$ —液相线。

为 BTR, 即图 2-22 的  $ab$  段之间温度区间  $T_B$ 。图中虚线表示晶粒承受两对切应力  $\tau_1$ 、 $\tau_2$  后所处的位置, 晶粒间的箭头表示液相受力后的移动方向。图 2-23b 表示结晶后期, 液相减少, 固相晶粒长大, 在 1-1 断面的 A、B 处晶粒发生咬合现象, 即固相晶粒互相接触而发生所谓“楔住现象”, 而不再移动, 同时又阻挡了液相的流动, 由于液相本身的抗变阻力很小, 变形必将集中于断面 2-2 处, 并使之成为薄弱地带, 在晶粒尚未能发生塑性变形时, 就易于沿晶界 2-2 而发生开裂, 即金属或合金的塑性达到了极限, 显然这时金属的塑性为最小。

完全凝固阶段:

因温度再继续降低, 熔池金属已完全凝固形成焊缝, 当受到拉伸应力时, 形变就由焊缝来承担, 这时金属又表现出较好的强度和塑性, 裂纹很难发生。但对于某些金属在焊缝完全凝固后, 仍有一段温度范围内塑性很低, 也有可能产生裂纹, 即所谓高温低塑性裂纹(多边化裂纹)。

综上所述, 当温度高于或低于  $a-b$  之间的脆性温度区时, 焊缝金属均具有较大的抵抗结晶裂纹的能力, 因此具有较小的裂纹倾向, 而在脆性温度区中具有最低的塑性变形能力, 产生裂纹的倾向较大。

通常杂质较少的金属(包括母材和焊接材料), 由于脆性温度区的范围较窄, 拉伸应力在该区间作用的时间也较短, 使总应变小, 故焊接时产生裂纹的倾向也较小。当焊缝中的杂质较多, 或有方向性明显的粗大晶粒时(如纯奥氏体不锈钢), 则脆性温度区的范围较宽, 拉伸应力在该区的作用时间也较长, 故产生裂纹的倾向增大。所以晶间存在由低熔点共晶所形成的液态薄膜是产生结晶裂纹的重要原因之一。在大量实验的基础上发现, 裂纹倾向大小, 并不是随着低熔点共晶数量的增多而增大, 而是有极值现象。如表 2-8 所示, 当合金成分含量少时, 晶间形成极少量的低熔点共晶物质, 不足以引起热裂纹; 当合金成分增多以致在晶间形成较多的低熔点共晶物质时, 它们在晶粒周边上分布面削弱晶粒联系, 促使产生热裂纹; 若合金成分增多到足以在晶间形成大量低熔点共晶物质时, 则由于母液所形成的晶体数量相对减少, 枝晶的支脉就不能得到发展, 其空间被低熔点共晶物质填满, 枝晶的成长受到阻碍, 因而可使晶粒不易成长为粗大的柱状晶形态, 则枝晶开始交织

表 2-8 碳对高铬钢堆焊焊缝热裂纹的影响

编号	化学成分(%)				热裂纹倾向(%)
	C	Si	Mn	Cr	
1	0.09	0.09	0.27	9.15	0
2	0.48	0.21	0.31	8.70	0.9
3	0.98	0.21	0.57	9.53	34.0
4	1.40	0.31	0.33	9.72	2.7
5	2.41	0.18	0.50	9.23	0.7

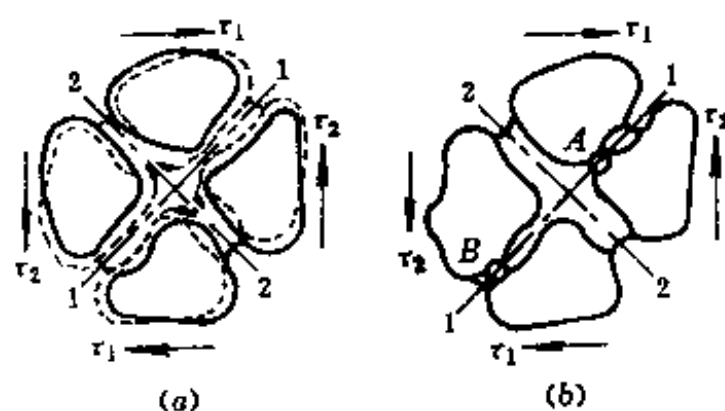


图 2-23 固-液态时金属形变示意图

(a) 晶粒间液相能够自由流动;

(b) 晶粒在 A、B 咬合时的形变集中。

长合的温度(脆性温度区间上限温度)有所下降,故焊缝金属所承受的总形变量有所减少,加之液相在晶体间可以自由流动,即使已形成缝隙,由于液相填补缝隙部位,反而具有“愈合”裂纹作用,所以裂纹倾向反而减少。例如,在焊接某些高强铝合金时,为了防止结晶裂纹,常采用含5%硅的硅铝合金焊丝,就是利用低熔点共晶物质的“愈合”作用而消除裂纹的。当然,在利用增加低熔点共晶数量,达到“愈合”作用以控制热裂纹产生时,应全面考虑焊接接头的工作性能,因在晶间存在较多低熔点共晶时常会增大脆性,必须适当控制,不能单纯从热裂纹考虑处理问题。

苏联学者普洛霍洛夫(Н·Н·прохоров)从理论上阐述了拉伸应力与脆性温度区内被焊金属塑性变化之间的关系。可用图2-24描述结晶裂纹产生的条件。

图2-24中的 $e$ 表示在拉伸应力作用下,所产生的内应变量,它是随温度而变化 $e=f(T)$ ,所以也可用应变增长率 $\alpha e/\partial T$ 表示,当刚产生裂纹时,称为临界应变增长率(CST)。 $P$ 表示在脆性温度区( $T_B$ )内焊缝金属的塑性,它也是随温度而变化( $P=\phi(T)$ ),当出现液态薄膜的瞬间,存在一个最小的塑性值 $P_{min}$ 。脆性温度区 $T_B$ 的上限应当是固液状态开始温度,下限应在固相线附近,或稍低于固相线温度。当 $T_B$ 及 $P_{min}$ 一定时,是否能产生结晶裂纹,则取决于在 $T_B$ 时 $\alpha e/\partial T$ 的变化情况,即产生结晶裂纹的条件如下(见图2-24):

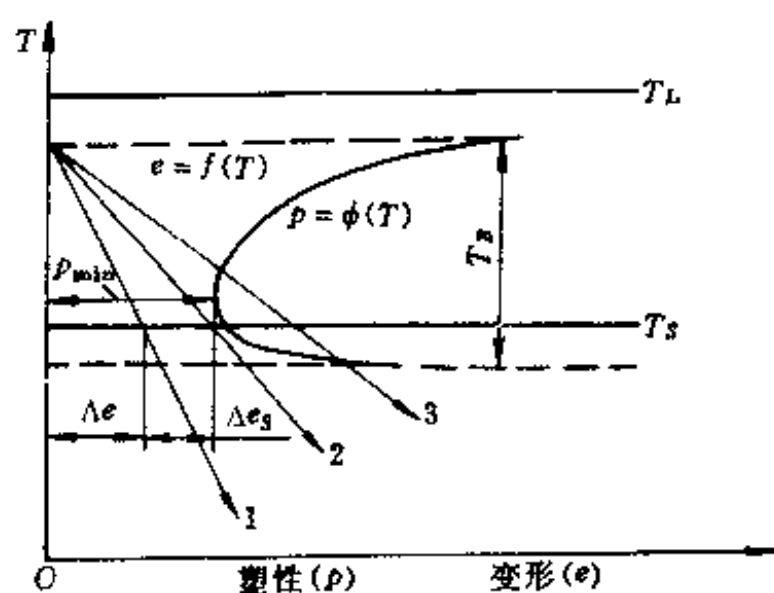


图2-24 结晶裂纹产生的条件  
 $T_L$ —液相线; $T_S$ —固相线; $e$ —应变量;  
 $P$ —脆性温度区内焊缝金属的塑性。

当拉伸应力所产生的应变随温度按曲线1变化时,在固相线附近只产生了 $\Delta e$ 应变量,此时焊缝仍具有相当于 $\Delta e_s$ 的塑性储备,即 $P_{min}-\Delta e=\Delta e_s$ ,因 $\Delta e_s>0$ ,即 $\Delta e<P_{min}$ ,所以不会产生热裂纹。

如按曲线2变化时,此时拉伸应力所产生的应变,恰好等于焊缝的最低塑性 $P_{min}$ ,即 $\Delta e=P_{min}$ ,故 $\Delta e_s=0$ 是产生热裂纹的临界状态。如按曲线3变化时,此时由拉伸应力所产生的应变,已超过焊缝金属在脆性温度区内所具有的最低塑性,即 $\Delta e>P_{min}$ , $\Delta e_s<0$ ,则必然产生裂纹。所以在脆性温度区内焊缝所承受的拉伸应变大于焊缝金属所具有的塑性,即 $\Delta e>P_{min}$ ,或者说焊缝金属在脆性温度区内的塑性储备量 $\Delta e_s<0$ 时就会产生结晶裂纹,这是产生结晶裂纹的条件。至于焊缝产生结晶裂纹倾向的大小,必须看 $T_B$ 、 $P_{min}$ 及 $\Delta e$ 的综合影响。

脆性温度区 $T_B$ 的大小:

$T_B$ 越大,由于焊缝收缩产生拉伸应力的作用时间越大,产生的应变量也越大,因而产生结晶裂纹的倾向也越大,即容易达到产生结晶裂纹的条件 $\Delta e>P_{min}$ 。影响 $T_B$ 的大小的因素,有焊缝的化学成分,低熔点共晶的性质及分布,晶粒尺寸及方向等。脆性温度区间与焊缝金属成份关系很大,如图2-25所示。Al-1.5%Mn的 $T_B$ 比Al-1.5%Mn-0.2%Fe的 $T_B$ 大得多,这是因为Al-1.5%Mn的晶间存在着铺展开的熔点低的液态薄膜,而含Fe的Al-1.5%Mn的晶界存在的,则是熔点较高的微细的 $Al_3Mn$ 及 $FeAl_3$ 夹杂物。

脆性温度区内金属的塑性:

在脆性温度区内金属的塑性越小,就越容易产生结晶裂纹。影响  $P_{min}$  的因素有焊缝金属的化学成分,低熔点共晶的性质及分布,晶粒大小及应变速率等。

脆性温度区内的应变增长率:

在脆性温度区内,随温度的下降,由于收缩而产生的拉伸应力增大,因而应变的增长率也将增大,使结晶裂纹产生的倾向增大。影响应变增长率的因素有金属的线胀系数,接头的刚度或拘束度,线能量的大小以及温度场的分布等。

上述三个方面是相互联系和相互影响的,但又相对独立。如脆性温度区的大小和金属在脆性温度区中的塑性,主要取决于冶金因素(如化学成分、偏析程度、晶粒尺寸等),而应变增长率主要取决于力的因素(如被焊金属的热物理性质、结构刚度、焊接工艺条件和温度场的分布等)。

## 二、影响结晶裂纹的因素

影响结晶裂纹的因素很多,但归纳为冶金因素和力的因素两个方面。

### (一)冶金因素对产生结晶裂纹的影响

冶金因素主要是指合金状态图的类型、化学成分和结晶组织形态等。

#### 1. 合金状态图的类型和结晶温度区间

实验资料表明,结晶裂纹倾向的大小是随合金状态图结晶温度区间的增大而增大,由图 2-26(a)所示,随合金元素的增加,结晶温度区间也随着增大,同时脆性温度区的范围

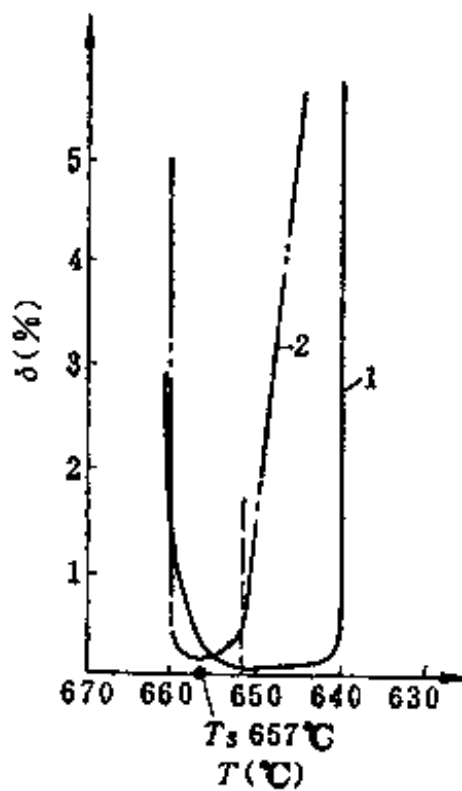


图 2-25 Al—Mn 合金的脆性温度区间

1—Al-1.5%Mn;

2—Al-1.5%Mn-0.2%Fe.

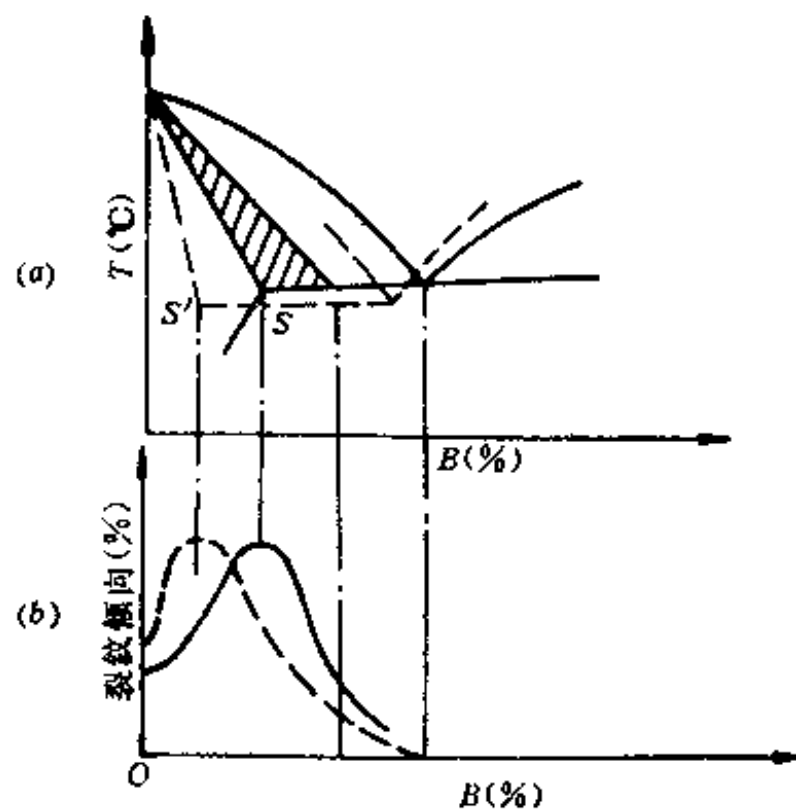


图 2-26 结晶温度区间与裂纹倾向的关系(B 为某合金元素)

(a) 某合金元素的浓度与结晶温度区间的关系;

(b) 某合金元素的浓度与裂纹倾向的关系。

也增大(图中影线部分),故结晶裂纹倾向也增大。图 2-26(b)所示某合金元素的浓度与裂纹倾向关系,至 S 点,结晶温度区间最大,脆性温度区间也是最大,裂纹倾向也最大。合金元素继续增加时,结晶温度区间和脆性温度区间反而减小,因此,裂纹倾向也随着减小。



以上,仅是根据平衡条件下的情况进行的分析。然而,焊接条件下均属不平衡结晶,因此,实际固相线要比平衡条件下的固相线向左下方移动,见图 2-26(a)中的虚线。同时,裂纹倾向的变化曲线也随着左移,见图 2-26(b)中的虚线。

从上述分析可知,利用各种类型的合金状态图分析焊接时结晶裂纹倾向的大小,尽管状态图的类型不同,但对产生结晶裂纹的倾向却都有共同的规律,即产生裂纹倾向随结晶温度区间的变化而变化。

## 2. 合金元素与晶间层的形态对产生结晶裂纹的影响

合金元素的影响十分重要,但又非常复杂,原因在于每个成分的影响并非孤立的,而是相互影响的结果,在一些情况下,甚至彼此矛盾的。例如,结晶热裂纹的产生与晶间层的形态有密切关系,晶间存在低熔点共晶第二相且呈伸展的液态薄膜时,热裂纹倾向将显著增大;若晶间低熔点共晶呈球状而不易伸展时,热裂纹倾向将显著减小。常见合金元素及晶间层的形态对结晶裂纹的影响分析如下。

**碳:**碳在钢中是影响结晶裂纹产生的主要元素之一,并能加剧其它元素的有害作用(如硫、磷等)。为了防止产生结晶裂纹,限制合金中易偏析元素 C、S、P 等应是基本措施之一。由 Fe-C 平衡相图中的含碳量增加,初生相由  $\delta$  相转为  $\gamma$  相,而硫、磷在  $\gamma$  相中溶解度比在  $\delta$  相中低许多,见表 2-9 所示,如果初生相或结晶终了前是  $\gamma$  相,则析出的硫、磷就会在晶界富集,因而增加结晶裂纹的倾向。

表 2-9 硫和磷的溶解度

元素	最大溶解度(%)	
	在 $\delta$ 相	在 $\gamma$ 相
S	0.18	0.05
P	2.80	0.25

根据对实际钢种及合金的焊接实践表明,C 及 Ni 的含量对硫的形态有显著作用。C 及 Ni 均促使硫的偏析增大,同时还促使硫化物呈薄膜状存在于柱晶晶界,因而显著增大热裂纹倾向。例如,对含 0.048%~0.086% S 及 1% Mn 的焊接金属,加入 0.2% 的 C 或 2~7% 的 Ni 时,树枝状晶的晶界就会出现低熔点薄膜状硫化物。在高强度钢中,由于 C 及 Ni 的作用,甚至仅含 0.005% S,即可成为结晶裂纹产生的原因。所以热裂纹的产生,常常是由 C-S 或 Ni-S 共同作用的结果。因此,为防止焊缝金属产生结晶裂纹,焊缝的含碳量最好限制在 0.12% 以下,同时使  $Mn/S > 5.5$ 。显然,焊接含碳量高的中碳钢或高碳钢,防止焊接热裂纹是较为困难的问题,此时应当尽可能限制 S、P 等有害杂质的含量。

**硫和磷:**几乎在各类钢中硫、磷都会增大结晶裂纹的倾向,即使是微量存在,也使结晶温度区间大大增加。各合金元素使纯铁结晶温度区间由小至大的顺序: Ni、V、Mo、Cr、Cu、Al、Si、Ti、Zr、Mn、Nb、C、P、B、S。其中,最易于偏析的 C、S、P 等溶质元素,在铁中具有最大的增大结晶温度区间的作用。

由于硫和磷是钢中极易偏析的元素,所以几乎对各种裂纹都较敏感。在 Ni 基合金中含 Ni 量高的合金钢中,由 Ni-S 状态图可知,S 在 Ni 中的溶解度趋近于零,可形成共晶温度更低(645℃)的低熔点共晶(Ni+NiS),显然 S 的有害作用更加强烈。因此,用于焊接

结构的钢材都要对硫、磷严格控制。近来国外的低合金钢,  $S \leq 0.02\%$ ,  $P \leq 0.017\%$ , 至于 CF 钢(无裂纹钢)和 Z 向钢(抗层状撕裂用钢)等重要钢材, 硫含量只有 0.006%, 磷含量只有 0.003%。随着冶金技术的发展, 近年来出现的细晶粒钢和控轧钢, 钢中所含硫、磷、碳的量都很低, 因此均具有较高的抗裂性。

**锰:** 锰具有脱硫作用, 能置换 FeS 为 MnS, 同时也能改善硫化物的分布形态, 使薄膜状 FeS 改变为球状分布, 从而提高焊缝的抗裂性。为了防止硫引起的结晶裂纹, 并随着含碳量的增加, 则 Mn/S 的比值也应随之增加。在 Fe-C 合金中, 调整 Mn/S 的比值, 对于热裂纹的产生有显著影响, 如图 2-27 所示。对于焊缝金属, 含碳量小于 0.16% 时, Mn/S 比值在 25 以上就可以不致于产生热裂纹; 当含碳量超过 0.16% 时, 提高 Mn/S 比值并无降低热裂纹的效果, 而且此时磷产生

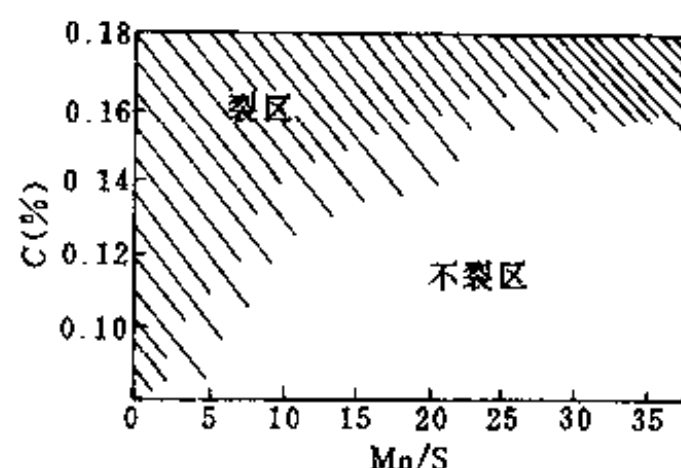


图 2-27 焊缝结晶裂纹与 Mn/S 的关系  
(低碳钢埋弧自动焊)

结晶裂纹的作用就超过了硫, 所以再增加 Mn/S 的比值也是无意义的, 故必须严格控制磷在焊缝中的含量。例如, C0.4% 的中碳钢的硫和磷都应小于 0.017%, 而硫、磷的总和要小于 0.025%。

根据对 Fe-S-Mn 系的合金研究, 结晶裂纹的产生和  $Mn^3/S$  的关系更有规律性, 如表 2-10 所示。试验用材除 Mn、S 外, 还有微量的 C(0.006%)、Si(0.01%)、P(0.008%)、O(0.005%~0.020%)。焊接方法为 TiG 焊。

表 2-10 Fe-S-Mn 系合金化学组成、硫化物形态及结晶裂纹倾向

试样	Mn	S	Mn/S	$Mn^3/S$	FeS 形成		结晶裂纹倾向	
					v=14 (cm/min)	v=40~60 (cm/min)	v=14 (cm/min)	v=40~60 (cm/min)
M-11	0.20	0.31	0.65	0.026	×	×	×	×
M-2	0.19	0.05	3.80	0.14	×	×	×	×
M-8	0.47	0.17	2.80	0.61	×	×	×	×
M-15	0.64	0.42	1.50	0.62	×	×	×	×
M-5	0.46	0.085	5.40	1.10	0	×	0	×
M-6	0.60	0.13	4.60	1.17	0	0	0	×
M-12	1.16	0.31	3.70	5.00	0	0	0	0
M-9	3.80	0.24	16.0	230	0	0	0	0
M-4	1.60	0.072	14.0	14.0	0	0	0	0

注: 0—无 FeS 或无裂纹; X—形成 FeS 或有裂纹。

对表 2-10 的数据分析可知, 试样 M-2 及 M-12 的 Mn/S 基本相同, 但  $Mn^3/S$  不同, M-12 具有较高  $Mn^3/S$  值, 在焊缝中没有形成 FeS, 也没有产生结晶裂纹, 而 M-2 的  $Mn^3/S$  的数值较小, 焊缝中形成了 FeS, 同时也产生了结晶裂纹。比较 M-12 和 M-5 时, M-5 的

Mn/S 数值要比 M-12 的大得多,但 M-5 的  $Mn^3/S$  值却比 M-12 的要小得多。正因如此, M-5 的焊缝虽然在低速时形成的硫化物主要是  $(Mn,Fe)S$ ,因而没有产生结晶裂纹,但在高速时,由于在树枝晶间形成较多的 FeS,则产生了结晶裂纹。M-12 焊缝由于  $Mn^3/S$  数值大,在各种焊速时都未形成 FeS,所以没有产生结晶裂纹。比较 M-8 及 M-15 时,虽然两者的 Mn/S 值相差近一倍,但因  $Mn^3/S$  值基本相同,所以,两者的 FeS 形成及结晶裂纹倾向,也基本相同。

有资料介绍,硫化物的形态与  $Mn^3/S$  值有关。当  $Mn^3/S < 0.83$  时,硫化物为  $(Mn, Fe)S$  和 FeS,在树枝状晶界呈薄膜状存在,这主要是由于形成了低熔点的  $Fe+FeS$  共晶,结晶裂纹即沿薄膜状硫化物共晶而形成。为了防止形成自由态的 FeS,其临界条件为

$$S \leq 1.2Mn^3$$

当  $0.83 < Mn^3/S < 6.7$  时,一般只形成  $(Mn,Fe)S$ ,由于其中固溶的 FeS 高达 15% 以上,结晶终了的温度仍比较低,所以在提高焊速时仍具有较高的结晶裂纹倾向。当  $Mn^3/S > 6.7$  时,仅形成球状硫化物  $(Mn,Fe)S$ ,在单道堆焊条件下不会产生结晶裂纹。因此,不产生结晶裂纹的条件应为

$$S \leq 0.15Mn^3$$

**硅:**硅是  $\delta$  相形成元素,应有利于消除结晶裂纹,但硅在镍量高的单相奥氏体钢或镍基合金中则表现出较大的偏析倾向,所以往往成为热裂纹的重要原因。在镍焊缝中,含 Si 量超过 0.4% 时,就可能出现结晶裂纹;含 Si 量超过 0.7~0.8%,结晶裂纹倾向急剧增大。硅在镍基合金中的有害作用则更强烈。

**钛、锆和稀土:**研究表明,钛、锆、镧和铈等稀土元素,能形成高熔点的硫化物,它们比锰的脱硫效果好,如 TiS 的熔点约为 2000~2100°C, ZrS 熔点为 2100°C,  $La_2S_3$  熔点在 2000°C 以上, CeS 熔点为 2450°C,而 MnS 的熔点约为 1610°C,故这些稀土元素对消除结晶裂纹具有良好的作用。

**镍:**镍对结晶裂纹的影响在分析碳与硫对结晶裂纹的影响时已有介绍,即镍易与硫形成低熔点共晶,因此会引起结晶裂纹。但加入锰、钛等合金元素后,可抑制其有害作用。

**氧:**氧对焊缝产生结晶裂纹的影响,当前尚无定论。但很多实验研究表明,在焊缝中有一定的含氧量,能降低硫的有害作用。据仙田富男等学者研究认为,  $O/S < 0.7$  时,硫化物呈薄膜状存在于焊缝晶界;  $O/S \approx 0.7 \sim 1.5$  时,焊接速度较低 ( $v = 14 \text{ cm/min}$ ) 时,硫化物呈球状存在,当焊接速度较高 ( $v = 30 \sim 40 \text{ cm/min}$ ) 时,硫化物呈断续薄膜存在;当  $O/S > 1.5$  时,不论焊接速度的高低,硫化物均呈球状存在。

综合以上分析,合金元素对结晶裂纹的影响是重要的,复杂的,在此不能逐一论述。其中 C、S、P 对结晶裂纹影响最大,其次是 Cu、Ni、Si、Cr 等。但应指出,同一合金成分在不同的合金系统中的影响是不同的。以 Mn 为例,在多数情况下可认为 Mn 是防止钢产生裂纹的有益元素,不仅在焊接低碳钢和低合金钢时是这样,在高合金钢(如奥氏体钢)焊接时,焊缝中含 Mn 量提高到 5~7% 时,也可以显著改善抗热裂纹性能。但在有 Cu 存在时, Mn 量提高反而不利,这是由于两个元素相互作用而促使晶界偏析严重发展的结果。Mn-Cu 共存时的偏析现象,列于表 2-11。

表 2-11 Mn-Cu 共存时的偏析现象(Cr23Ni28Mo3Cu3Ti 钢)

试 样	焊缝平均含量(%)		Mn 的分布(%)		Cu 的分布(%)		结晶裂纹
	Mn	Cu	晶 内	晶 界	晶 内	晶 界	
1	0.62	2.54	0.58	0.73	2.44	2.95	无
2	1.21	2.50	1.07	1.28	2.00	2.53	无
3	2.52	2.51	2.10	2.72	2.10	2.60	弧坑裂
4	2.70	2.57	2.04	2.65	2.23	2.73	弧坑裂
5	5.73	2.86	5.21	10.52	2.20	4.63	弧坑及焊缝裂
6	8.90	2.57	8.20	16.00	2.00	7.01	大 裂
7	11.50	2.50	9.60	19.20	1.84	6.72	焊缝全长裂

为了根据化学成分,来判断焊接条件下焊缝(或母材)对结晶裂纹倾向的大小,建立了定量判据,如临界应变增长率(CST),热裂纹的敏感系数(HCS)及最大裂纹长度( $L_T$ )等。但这些判据都是结合具体钢种和试验条件得到的,故有一定的局限性。例如下式为 HT100 低合金高强度钢试验求得的。

$$\text{CST} = (-19.2C - 97.2S - 0.8Cu - 1.0Ni + 3.9Mn + 65.7Nb - 618.5B + 7.0) \times 10^{-4}$$

当  $\text{CST} > 6.5 \times 10^{-4}$  时,则可以防止产生裂纹。若用于一般低合金高强度钢(包括低温钢和珠光体耐热钢),其试验公式为

$$\text{HCS} = \frac{C \times [S + P + (Si/25 + Ni/100)]}{3Mn + Cr + Mo + V} \times 10^3$$

当  $\text{HCS} < 4$  时,则可以防止裂纹。

若用于 HY-130 类钢,其试验式为

$$\text{HCS} = 36C + 12Mn + 8Si + 540S + 812P + 5Ni + 3.5Co - 20V - 13$$

当  $\text{HCS} \leq 2$  时,则可以防止裂纹。

若用于中碳钢,其试验式为

$$\text{HCS} = \frac{C \times [P + S + (Si/25 + Ni/30)]}{3Mn + Cr + 70Ti + Mo} \times 10^3$$

当  $\text{HCS} \leq 2$  时,则可以防止裂纹。

若用于 HY-130 类低合金高强度钢,最大裂纹长度的试验式为

$$L_T = 91(C - Si/9 - Mn/15 + Ni/26)$$

应当指出,上述这些判据仅考虑化学成分的影响,实际上工件刚度、焊接规范、施工工艺等都有影响,因此只能作为裂纹倾向的相对判断。

### 3. 一次结晶组织形态对结晶裂纹的影响

焊缝的结晶裂纹与结晶组织的形态有关,即焊缝结晶后,其晶粒尺寸、形态和方向,以及析出的初生相等对抗裂性都有较大的影响。晶粒越粗大,柱状晶的方向性越明显,则产生结晶裂纹的倾向就越大。为此,常在焊缝及母材中加入一些细化晶粒的合金元素(如钛、钼、钒、铌和稀土元素等),这样,可以破坏液态薄膜的连续性,同时可以打乱柱状晶的方向性。奥氏体钢的焊接实践表明,对于 18-8 型不锈钢焊接时,希望得到  $\gamma + \delta$  同时存在的双

相焊缝组织,则结晶裂纹产生的倾向就大大减小。其原因在于焊缝中有少量 $\delta$ 相分散存在,使 $\gamma$ 相枝晶支脉发展受到限制,从而产生一定的细化晶粒而打乱奥氏体粗大柱状晶方向性的作用,同时使晶界液态薄膜呈断续分布,减少液态薄膜集中现象。

根据松田福久等的研究,抗热裂纹所需的 $\delta$ 相数量和结晶时的组织形态有关。硫化物偏析于树枝状晶的晶界主要呈膜状,偏析于胞状晶晶界时,则主要呈球状。所以,胞状枝晶的二次枝越发展,树状晶晶界越不明显,则越不容易产生结晶裂纹。不同成分的奥氏体钢,为防止结晶裂纹的临界 $\delta$ 相数量不一定相同,但认为焊缝中 $\delta$ 相数量能控制在5%以上是较为有效的。

Kujanpää 等的研究指出,因为 $\delta$ 相的作用和结晶时的组织形态有关,所以 $\delta$ 相的数量并非关键,即并不是 $\delta$ 相的数量越多越好。实验证明, $\delta$ 相数量超过10%以后,反而又有增大热裂纹倾向的趋势;当超过50%以后,则为 $\delta-\gamma$ 双相组织或纯 $\delta$ 相组织,结晶裂纹倾向就相当显著。

奥氏体热强钢及高温合金的焊接实验表明,焊缝金属中 $\delta$ 相过多时,易于促使产生脆性相,如 $\sigma$ 相,不利于高温使用性能。

#### 4. 焊接熔渣碱度的作用

焊接熔渣碱度大小的不同,影响焊缝中杂质的数量及其形态,特别对于硫化物的影响更是显著。因此,改变熔渣碱度,必将对焊缝热裂纹倾向带来一定影响。对 Incoloy 800 铁镍基合金(Cr21Ni33)焊缝热裂纹与熔渣碱度关系的实验结果,提高熔渣碱度明显降低焊缝的热裂纹倾向,故选用碱性焊条或焊剂、有利于提高焊缝金属抗热裂纹能力。

以上分析了冶金因素对结晶裂纹产生的影响,它们之间往往是相互影响的,错综复杂的,甚至有时还存在着不同的解释。

#### (二)力的因素对产生结晶裂纹的影响

焊缝金属在脆性温度区内塑性低和脆性温度区的范围宽,是产生结晶裂纹的主要原因,但条件不充分,其充分条件是,焊接时脆性温度区内金属的强度要小于脆性温度区内金属所承受的拉伸应力。即

$$\sigma_m < \sigma$$

式中  $\sigma_m$ ——脆性温度区内金属的强度;

$\sigma$ ——脆性温度区内金属所承受的拉伸应力。

由金属的高温强度知道,金属强度 $\sigma_m$ 主要决定于金属的晶内强度 $\sigma_G$ 和晶间强度 $\sigma_0$ ,它们都随温度升高而降低,如图2-28所示。从图可见, $\sigma_0$ 下降较快,当温度达到 $T_0$ 时, $\sigma_G = \sigma_0$ ,故 $T_0$ 称为等强温度。当温度高于 $T_0$ 时,则 $\sigma_G > \sigma_0$ ,若此时发生断裂,显然是晶间断裂,焊接时的晶间断裂属于这种性质。当焊缝所承受的拉伸应力为 $\sigma_2$ , $\sigma_2$ 随温度变化始终低于 $\sigma_0$ ,则不会产生裂纹。当焊缝所承受的拉伸应力为 $\sigma_1$ ,在某一温度超过金属的晶间强度 $\sigma_0$ ,即 $\sigma_1 > \sigma_0$ ,则产生裂纹,这就是产生结晶裂纹的充分条件。

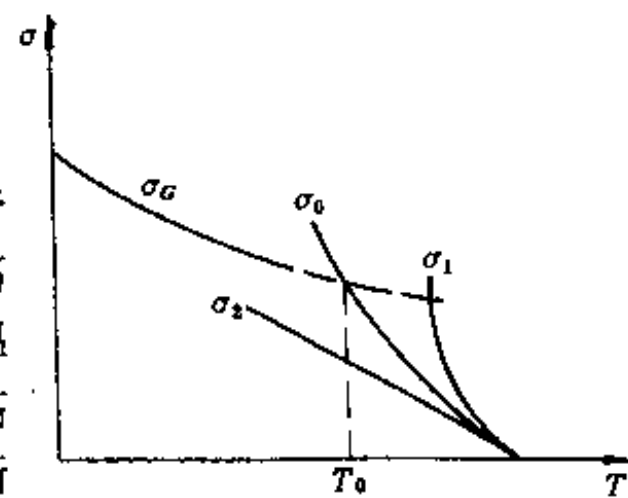


图 2-28 金属强度随温度的变化和拉伸应力的关系

$\sigma_G$ —晶内强度;

$\sigma_0$ —晶间强度; $\sigma_1, \sigma_2$ —拉伸应力。

### 三、防止结晶裂纹的措施

防止结晶裂纹的技术措施,有两个方面。

#### (一)冶金方面的措施

用冶金的方法提高工艺强度、减小结晶裂纹倾向的实质是通过调整、控制焊缝金属的化学成分、金相组织来改变焊缝金属中某些合金成分的溶解度、相的组成、晶粒大小和形状,以便达到减小脆性温度区,提高金属在脆性温度区内的塑性,从而防止结晶裂纹的产生。

##### 1. 控制焊缝金属中硫、磷、碳等有害杂质的含量

它们不仅能形成低熔点共晶物,而且还促使偏析,从而增加了结晶裂纹的敏感性。所以为了消除它们的有害作用,故要严格控制硫、磷、碳的含量。根据标准规定,硫、磷、的含量应小于 0.03%~0.04%;用于低碳钢和低合金钢的焊丝含碳量,一般应小于 0.12%;焊接高合金钢时,硫、磷含量必须控制在 0.03%以下,焊丝中的含碳量也要限制,甚至要求采用超低碳焊丝,其含碳量为 0.03%~0.06%。

对一些重要的焊接结构,应采用碱性焊条或焊剂,可以有效地控制有害杂质,防止结晶裂纹的产生或降低结晶裂纹的倾向。

##### 2. 改善焊缝一次结晶、细化晶粒

提高抗裂性的重要途径,广泛采用向焊缝中加入细化晶粒的元素(如 Mo、V、Ti、Nb、Zr、Al、稀土元素等),通过变质处理来细化晶粒,增大晶界面积而减少杂质的集中,有利于消除脆弱面的存在,能显著改善抗裂性能。对于不锈钢的焊接,改变相组成及晶粒尺寸和方向性,既可提高抗裂性,又能提高耐蚀性,因此希望得到  $\gamma+\delta$  的双相组织焊缝,这也是改善焊缝一次结晶的重要措施。

##### 3. 利用“愈合”作用

对某些结晶裂纹倾向较大的材料(如高强度铝合金),为了防止结晶裂纹,特意增多焊缝中低熔点共晶数量,利用其“愈合”裂纹的作用。由于它会带其它不利影响,故只能适用在某些特定的条件下才能应用。

#### (二)工艺方面措施

工艺方面的主要技术措施:有焊接规范、焊接接头型式、焊接次序、预热等。这些措施不仅会影响到接头的应变增长率(与变形速度和冷却速度有关),而且也影响焊缝中的化学成分与熔合比,并且还能改善杂质的偏析。因此,在实际生产条件下,应综合分析各种工艺措施所带来的影响。

##### 1. 焊接工艺及规范

在生产中,一旦采用的焊接工艺和规范不当,同样会产生裂纹。

从理论上分析,焊接时焊缝承受拉伸应力所产生的应变量为  $\Delta e$ ,故每瞬时的应变率(即应变率)则为  $\Delta e/\Delta t$ ,根据焊接传热学理论,其应变率可用下式表示

$$\frac{\Delta e}{\Delta t} = \frac{de(t)}{dt} = a\omega c$$

式中  $\frac{de(t)}{dt}$ ——焊缝金属的瞬时应变率;

$a$ ——线膨胀系数;

$\omega c$ ——冷却速度。

对于厚大件焊接,应变率为

$$\frac{\partial \epsilon(t)}{\partial t} = a \frac{2\pi\lambda(T_e - T_0)^2}{E}$$

式中  $\lambda$ ——导热系数(W/cm·°C);  
 $T_e$ ——所求冷却速度的瞬时温度(°C);  
 $T_0$ ——焊件的初始温度(或预热温度)(°C);  
 $E$ ——焊接线能量(J/cm)。

对于薄板件焊接,其应变率为

$$\frac{\partial \epsilon(t)}{\partial t} = a \frac{2\pi\lambda c \rho (T_e - T_0)^3}{E/h}$$

式中  $C$ ——比热容(J/g·°C);  
 $\rho$ ——密度(g/cm<sup>3</sup>);  
 $h$ ——板厚(cm)。

从以上二式看出,适当增加线能量  $E$  和提高预热温度  $T_0$ ,就可减小焊缝金属的应变率,从而降低结晶裂纹的倾向。但增加线能量会使近线区的金属过热,对凝固组织形态不太有利,因此,调整线能量要慎重,一般认为适当降低线能量比较有利;提高预热温度会恶化劳动条件,同时,对某些金属材料的预热温度提高到一定数值后,有时反而不利,如Al-Mn合金焊接时,预热温度在100°C左右时,则能促使产生热裂纹;预热温度超过280°C后才产生良好效果,而在不预热时,其裂纹倾向并不很大。所以采用这种方法应受到一定限制。

一般情况,接头冷却速度越大,变形速度或应变增长率也越大,越促使产生热裂纹。因此,低温下焊接时,就有采取预热措施的必要。

## 2. 焊接接头型式和焊缝形状

不同的接头型式,其受力状态、散热条件和热的分布等都不相同,因而结晶裂纹的倾向也不同。在同一接头型式,枝晶成长情况与焊接熔池形状有密切关系,从焊缝横截面观察,则与焊缝的宽度和厚度的比例有关。一般称焊缝表面宽度  $C$  与实际厚度  $H$  之比为“形状系数”,以  $\psi$  表示,即  $\psi = C/H$ 。所以从结构设计以及施工时,必须考虑这问题。如图2-29所示,形状系数  $\psi$  值不同时,即能影响枝晶成长方向,同时又影响枝晶会合面处的偏析情况。当  $\psi$  值较小时,最后凝固的枝晶会合面呈对向生长状态,这是杂质偏析严重的部位,

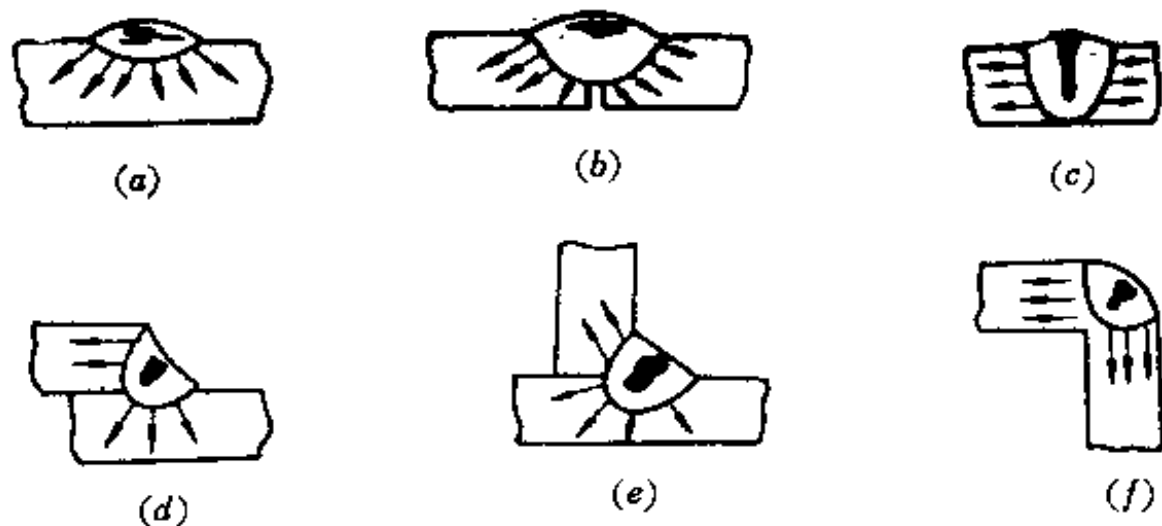


图 2-29 接头型式对裂纹倾向的影响

因而也是最易产生热裂纹的部位,图 2-29 中的(a)、(b)的抗裂性较高。熔深较大的对接和各种角接接头的抗裂性较差,如图 2-29 中的(c)、(d)、(e)、(f)。因为这些焊缝所承受的应力,正作用在焊缝的结晶面上,而这个结晶面是晶粒之间杂质富集,联系较差的部位,故易于引起裂纹。

另外,在焊接接头中,还应当尽量避免其它缺陷的出现,如错边、咬肉、未焊透等,因为这些缺陷会造成应力集中,从而使裂纹倾向增大。对于厚板焊接结构,常采用多层焊,因为此时裂纹倾向比单层焊时有所缓和,但应对各层的熔深应加以控制。

### 3. 焊接接头刚度与施焊次序

为防止产生热裂纹,应尽可能减少应变增长率及应变量。为此,在结构设计时,就应考虑减小接头刚度或拘束度,如尽可能减小板厚和合理布置焊缝,还应合理安排焊接次序。因为施焊次序的不合理,往往使焊接接头的拘束度在施焊过程中逐渐增大,从而增大热裂倾向。施焊原则是尽可能使焊缝在较小刚度条件下施焊,从而减小其内应变量。

一般情况,尽量采用对称施焊,以利于应力分散,减小裂纹倾向。如焊接锅炉管板与管束,为分散应力采用放射交叉式焊接次序,若采用同心圆或平行线式焊接次序,则都不利于分散应力。

以上从工艺方面讨论了防止结晶裂纹的措施,但在生产实际中,其情况复杂,故应针对具体情况采取相应的焊接实施方案。

## 四、近缝区液化裂纹

液化裂纹的一般特征已在第四节作了介绍,在此介绍液化裂纹的形成条件、影响因素及防止措施。

液化裂纹常常形成于母材的热影响区(近缝区)的粗晶区,或起源于熔合线或结晶裂纹,亦可产生于多层焊焊缝的层间。是沿奥氏体晶界开裂的微裂纹。

### (一)液化裂纹的形成条件

它的形成是由冶金因素和力的因素共同作用的结果。

焊接时对于焊接热影响区或多层焊时的层间金属,在焊接热循环下,也会在晶界存在主要由低熔点共晶组成的液态薄膜被重新熔化,并在拉伸应力的作用下,而导致沿奥氏体晶界开裂而形成裂纹。另外,在焊接不平衡加热和冷却条件下,由于金属间化合物分解和元素的扩散,从而造成了局部地区共晶成分偏析而发生局部晶间液化,同样也会产生液化裂纹。因此,液化裂纹的形成是与晶界的优先液化现象与偏析所造成的共晶反应有一定的联系。

多层焊时的层间液化裂纹也是晶间的低熔点共晶物在高温下被重新液化的过程中,因受力而开裂。从金相分析知,层与层间沿柱状晶界有贯通的渠道,这是因为每一焊层液态金属的结晶总是在前一层的基面上成长,因此,一旦出现液化裂纹,就能向下一层沿柱状晶界进行扩展。同样,近缝区与焊缝金属之间,也可形成相互连通的液化裂纹,但裂纹的扩展方向根据受力状态面决定。

与结晶裂纹一样,液化裂纹也产生于脆性温度区,该区内母材的近缝区与多层焊的层间,由于存在低熔点共晶组成物,致使塑性和强度均急剧下降,如图 2-30 所示。加热时,金属塑性在 $\Delta T_1$ 范围内陡降,即从晶界低熔点共晶组成物开始熔化的温度到它全部熔化的



温度范围,即是从塑性最高时的温度到无塑性温度 $T_{nD}$ ,其温度范围为 $\Delta T_1$ 。冷却时,由于过冷,使塑性恢复的温度总是低于加热时塑性开始下降的温度。因此,冷却过程的脆性温度区 $\Delta T_2$ 比加热时的脆性温度区 $\Delta T_1$ 大。致使在收缩应力作用下,处于薄膜状态的晶界将在较长的时间内承受应力-应变,为液化裂纹的产生提供了有利的条件,因此脆性温度区 $\Delta T_2$ 的大小,是判断液化裂纹倾向的重要指标之一。

## (二)液化裂纹的影响因素

因液化裂纹与结晶裂纹同属于热裂纹,所以它们的形成条件和影响因素基本相似,亦分为冶金因素和工艺因素两个方面。

### 1. 冶金因素的影响

发生液化共晶反应的第二相,主要是硫、磷等杂质;碳化物: $NbC$ 、 $M_6C$ 、 $M_{23}C_6$ 等;硼碳化物: $M_{23}(C,B)_6$ ;碳氮化物: $Zr(C,N)$ ;硼化物: $Fe_3B_2$ 、 $Ni_4B_2$ ;硅酸盐;中间相(如Al合金的第二相)等。因此合金含量较多的高强钢、奥氏体钢,镍基合金及铝合金都有较大的产生液化裂纹的倾向。以下介绍其他元素的影响。

**硼:**硼在铁和镍中的溶解度很小,因此只要有微量的硼(0.003%~0.005%)就能在晶界产生明显的偏析。硼除能形成硼化物和硼碳化合物以外,还与铁、镍形成低熔点共晶物,如Fe-B共晶物熔点为1149℃,Ni-B为1140℃或990℃,因此只要有微量硼的存在就可能引起液化裂纹的产生。

**镍:**镍是液化裂纹的敏感元素之一,因为镍与许多元素能形成低熔点共晶,如Ni-Ni<sub>3</sub>S<sub>2</sub>(熔点为645℃)、Ni-Ni<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>(熔点为1150℃)、Ni-Ni<sub>3</sub>P(熔点为880℃)、Ni-Ni<sub>2</sub>B(熔点为990℃)等;同时镍是强烈的奥氏体形成元素,可显著降低硫、磷的溶解度。

**铬:**一般钢中因Cr的含量不高,所以没有不良的影响。当Cr含量高时,由于焊接时的不平衡加热及冷却,晶界可能产生铬的偏析产物,例如25—20奥氏体钢由于Cr、Ni的含量较高,在模拟焊接加热及冷却的条件下,可以看到25—20钢的三晶粒顶角的晶界在1355~1360℃,即可发生液化,比实际固相温度约低60~65℃。同时25—20奥氏体钢比18—8奥氏体钢具有较大的晶粒长大倾向。因此,25—20钢液化裂纹产生的倾向大。Ni-Cr共晶熔点约为1340℃,从而增加裂纹倾向。

**铌:**由于铌是易偏析元素,如18—8钢含Nb时晶界富集较多的NbC,NbC和 $\gamma$ -Fe可发生共晶反应,结果使晶界在1340℃~1350℃发生液化,比实际固相温度约低70℃。因此,18—8Nb奥氏体钢比普通的18—8奥氏体钢易于产生液化裂纹,而且比25—20奥氏体钢的液化裂纹产生倾向还要大些。

试验表明,在Fe-C合金中,调整Mn/S的比值,对焊接热裂纹有明显影响,如图2-31所示。对于低合金高强钢Mn/S>50可显著降低热影响区液化裂纹倾向。

从上述可知,形成低熔点共晶的元素是很多的,而液化裂纹的形成,关键在于易偏析溶质元素的存在。即使是微量溶质元素,只要发生强烈偏析之后,晶粒边界就可以产生显

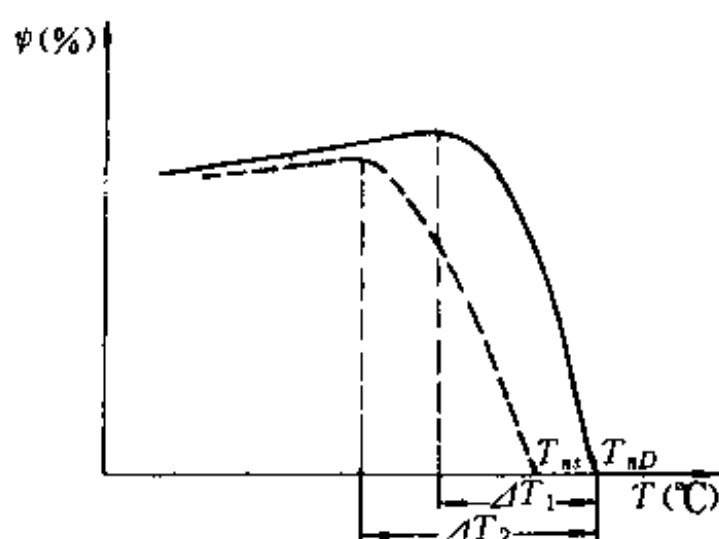


图 2-30 液化裂纹的脆性温度区  
实线—加热;虚线—冷却。

著的共晶反应,从而形成晶界液态薄膜。根据试验表明,液化裂纹的起源处,有两个部位。

一个部位是裂纹起源于熔合线或结晶裂纹,而后沿晶界向近缝区扩展,如图 2-32 所示。由于熔化和结晶,致使化学成分重新分布,原母材中的硫、磷、硅等低熔相元素就富集到未混合区和部分熔化区一次结晶晶界。若母材中含有较多低熔相元素,则产生液化裂纹的可能性就大。裂纹产生后,可沿近缝区的晶间低熔相扩展,成为近缝区的液化裂纹。

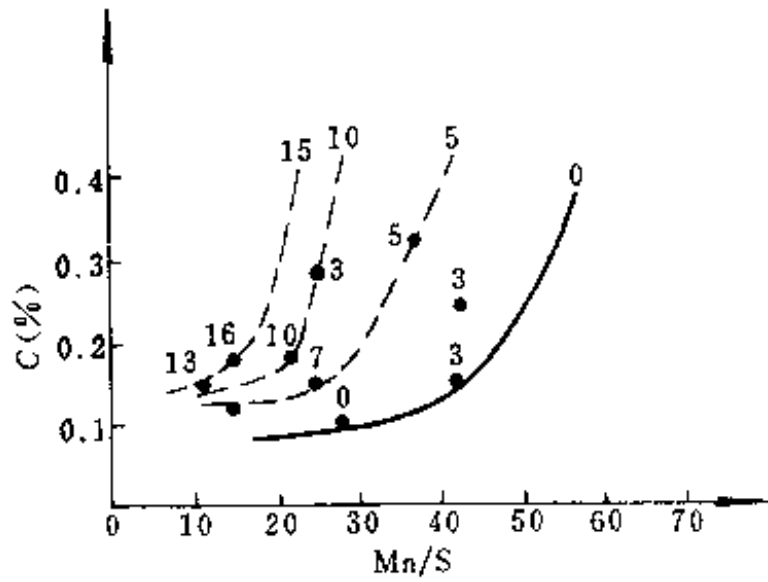


图 2-31 液化裂纹与 Mn/S 的关系  
(低合金调质钢, 曲线上数字为裂纹率)

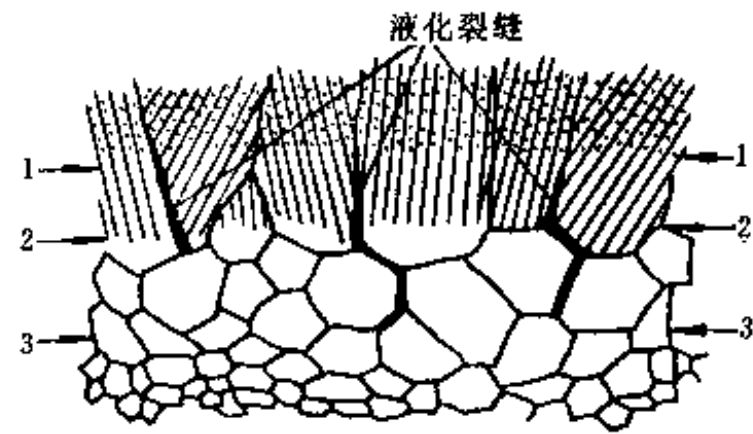


图 2-32 近缝区液化裂纹  
1—未混合区; 2—部分熔化区; 3—粗晶区。

另一部位是裂纹起源于粗晶区。当母材中含有较多的低熔相元素,焊接热影响区的粗晶区发生晶粒严重长大,使这部位的杂质富集到少数的晶界上,并成为晶间液体,在相间张力和冷却收缩应力的作用下形成液化裂纹。根据受力的状态,裂纹的扩展,有时平行于熔合线出现、发展为较长的近缝区纵向裂纹,有时则垂直于熔合线,发展为较短的近缝区横向裂纹。这类液化裂纹多以微裂纹的形态出现,甚至在宏观上难于发现。

## 2. 工艺因素的影响

焊接线能量对液化裂纹的影响较大。在较大焊接线能量的条件下,由于输入的热量多,晶界低熔点共晶物的液化程度就严重,晶界处于液态的时间就长,因此液化裂纹的倾向增大。此外,由许多薄层焊道组成的焊缝,比几个厚层焊道组成的焊缝的总应力低,因此,较大的焊接线能量不仅使晶界低熔点共晶物液化严重,同时还增加了焊缝的应力,故使液化裂纹倾向增大。

此外,焊缝的形状也影响液化裂纹的形成倾向,如果焊缝断面呈明显的蘑菇状,则在熔合线的凹进部位易于形成微小液化裂纹,这是由于凹进部位过热更为严重所致,而且裂纹倾向随凹度的增大而提高,如图 2-33 所示。埋弧自动焊及气体保护焊的焊缝形状易于呈“蘑菇状”,并且电流密度越大越明显。焊接电流与电弧电压的匹配,对焊缝形状的凹度  $d$  的影响很大,其中焊接电流越大,凹度  $d$  也越大。

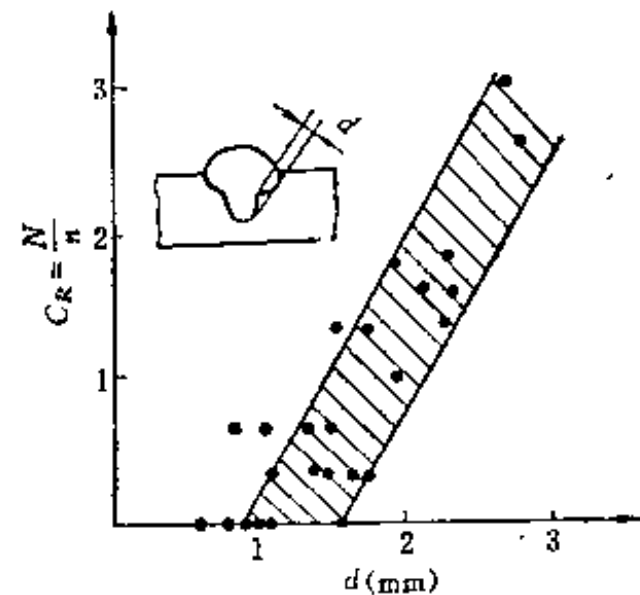


图 2-33 焊缝形状的凹度( $d$ )对近缝区热裂纹的影响

$N$ —所检磨面中发现总裂纹数;  
 $n$ —所检磨面数; $C_R$ —裂纹率。

### (三)防止液化裂纹的措施

防止液化裂纹的措施,与防止结晶裂纹的措施基本上是一致的,也是从冶金和工艺两方面考虑问题。母材化学成分占有极重要影响,所以应尽量降低母材金属中的硫、磷、硅、硼等低熔点共晶组成元素的含量。由于一般原材料金属中的元素已基本确定,已无法改变。因此,近缝区液化裂纹的控制,往往只能局限于从工艺方面入手,主要是防止晶粒粗化和减小拘束度等。

## 五、多边化裂纹

多边化裂纹,又称高温低塑性裂纹。它属于热裂纹的另一种形态。

### (一)多边化裂纹的形成条件

它是在结晶前沿已凝晶粒中,存在大量的空位和位错等晶格缺陷,在快速冷却条件下,由于不易扩散,它们以过饱和的形式存在于焊缝金属中,在高温和应力的共同作用下,位错等晶格缺陷极易运动,由高能部位转至低能部位,即产生了迁移和聚集,从而形成了二次边界,即多边化边界,见图 2-34 所示。多边化主要发生在晶格缺陷密度大的部位,所以在某些多边

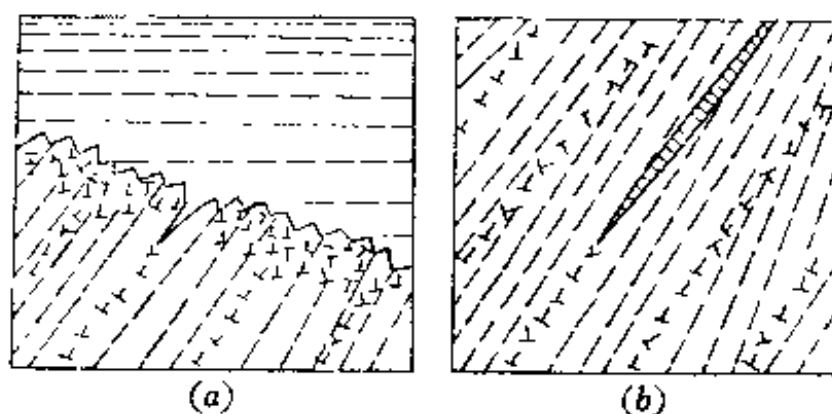


图 2-34 多边化裂形成过程示意  
(a)结晶过程;(b)形成裂纹。

化边界部位可能形成超微观裂纹。特别是当多边化边界和杂质富集的部位相重合时,产生超微观裂纹的可能性更大。在拉伸应力的作用下,超微观裂纹可发展为微裂纹,并延伸到结晶前缘,如图 2-34(a)所示。此外,从熔池金属中可向微裂纹渗入大量表面活性物质,因而可使微裂纹进一步扩展,于是形成所谓多边化裂纹,如图 2-34(b)所示。应当指出,这里所说的“多边化”不是几何学上的意义,而是指部分位错排列成稳定整齐的小角度晶界,即多边化边界实际上就是亚晶界。根据对焊缝中多边化形成过程的研究,焊缝金属开始联生结晶后,正在成长的柱状晶中就开始了多边化过程,随着柱状晶的长大,在结晶前沿的下面就逐渐形成多边化晶界,同时裂纹的成核就在多边形边界上,因此,也就开始形成沿多边化边界的多边化裂纹。多边化裂纹多数是在焊缝中产生。从理论上分析,焊接热影响区在焊接热循环的作用下,由于热应变,金属中的畸变能增加,也会形成多边化边界。这种多边化边界,通常并不与一次晶界重合,在焊后的冷却过程中,由于热塑性降低,致使沿多边化边界产生裂纹,故称多边化裂纹。

### (二)多边化裂纹的主要特点

多边化裂纹主要易于出现在纯金属或单相奥氏体钢或合金的焊缝金属,个别情况也出现在焊接热影响区,裂纹的走向与一次结晶不一致,根据晶格能量状态和受力的条件,在某一方向沿柱状晶的晶界开裂,有时也横穿树枝状结晶发展;多边化裂纹附近,常伴有再结晶晶粒,因此多边化裂纹总是迟于再结晶;多边化裂纹多发生在重复受热的多层焊层间金属及热影响区,裂纹并不都靠近熔合区,这说明多边化裂纹与晶界液化无关;多边化裂纹断口呈现出高温低塑性开裂。

### (三)影响多边化裂纹的因素及防止措施

影响多边化裂纹的主要因素是合金成分、应力状态和温度。它们的影响,可由完成多边化过程所需的时间来表示。完成多边化过程所需时间  $t$  越小,多边化裂纹产生的倾向越大。完成多边化过程所需时间  $t$  为

$$t = t_0 e^{\frac{u}{RT}}$$

式中  $t$ ——完成多边化过程所需的时间;

$t_0$ ——与冷却速度和晶体位向有关的常数;

$u$ ——多变化过程所需的激活能,取决于合金成分和应力状态;

$R$ ——气体常数;

$T$ ——热力学温度。

#### 1. 合金成分的影响

由上式可知,多边化过程的激活能越高,则晶格缺陷的聚集就越慢,形成多边化的时间就越长。因此,在 Ni-Cu 系的单相合金中,加入某些能提高激活能的合金元素,如 Mo、W、Ti、Ta 等,能有效地阻止多边化过程,有利于防止多边化裂纹的产生。焊接实践表明,在 Cr<sub>15</sub>Ni<sub>60</sub> 的焊缝中,含 Mo 量由 9% 提高到 15% 左右,多边化裂纹显著减少,若再添加 4%W,则可以完全消除多边化裂纹。当 Mo 量仍保持 15% 左右,不加 W,而将 Cr 量由 15% 增到 21% 左右时,也可以消除多边化裂纹。因此,Cr、Mo 共存时,Cr 有一定防止多边化裂纹的作用。

高温  $\delta$  相存在时,也能阻碍位错的移动,因而也可作为阻碍二次晶界形成的组织成分,所以双相金属具有良好的抗多边化裂纹的能力。

#### 2. 应力状态的影响

有应力存在时,能增加原子的活动性,因此,能加速多边化过程。为了表明应力对多边化过程的影响,引入有效激活能的概念,即

$$U_s = U - \Delta U$$

式中  $U_s$ ——有效激活能;

$u$ ——没有应力作用时的多边化激活能;

$\Delta U$ ——由于应力作用,减少的多边化激活能。

当应力增加时, $\Delta U$  也增加,因而有效激活能  $U_s$  减小,所以使多边化过程加速进行。

#### 3. 温度的影响

形成多边化过程的温度越高,则所需时间就越短,则产生多边化裂纹的倾向越大。

应当说明,关于多边化裂纹的形成机理及多边化裂纹的影响因素等还很不完善,实验数据也不够充分,故尚待深入研究。有的学者并不把多边化裂纹与结晶裂纹加以区分,笼统地都作为焊接热裂纹。

## 第六节 焊接冷裂纹

关于焊接冷裂纹的定义及其分类在第四节已作过介绍,以下作进一步分析与介绍。

### 一、焊接冷裂纹的特征

高强钢焊接冷裂纹,一般是在焊后冷却过程中,在  $M_s$  点附近或更低的温度区间逐渐

产生的。冷裂纹可在焊后立即出现,有时要经过一段时间(几小时、几天或更长时间)才出现冷裂纹。这种“延迟裂纹”是冷裂纹中,较为普通的一种形态。开始少量出现,随着时间增长逐渐增多和扩展。冷裂纹多起源于具有缺口效应的焊接热影响区,或有物理化学不均匀性的氢聚集的局部地区。冷裂纹的断裂途径,有时沿晶界扩展,有时穿晶前进。其出现决定于金相组织、应力状态及氢的含量等。

由于低合金结构钢的应用日益广泛,其冷裂纹的问题更显得重要。日本钢结构协会对桥梁和建筑业中焊接裂纹事故的统计分析,列于表 2-12。在 65 例事故中,焊接冷裂纹事故占 90%,而焊接热裂纹事故只占 10%。其事故主要发生在,刚度或拘束度较大的丁字接头和十字接头这种应力集中较大的焊接接头。

表 2-12 钢结构(桥梁)的焊接裂纹事故统计

接头型式	热裂纹(%)	冷裂纹(%)	总 计
角接头	3	6	9
丁字接头	5	25	30
十字接头	2	43	45
斜接头	0	9	9
对接接头	0	7	7
总 计	10	90	100

### (一)冷裂纹分布形态

根据冷裂纹在焊接接头中的发生与分布位置的形态特征,可分为以下几种。

#### 1. 焊道下裂纹

这是一种微小的裂纹,形成于距熔合线约 0.1~0.2mm 的近缝区,这部位往往有粗大的马氏体组织,一般裂纹走向大体与熔合线平行,但也有垂直熔合线的,而且一般不显露于焊缝表面,如图 2-35 所示。这种裂纹经常发生在淬硬倾向较大,含氢量较高的焊接热影响区。据卡别尔卡的研究 Cr—13 焊接,焊道下裂纹主要发生在扩散氢含量高的铁素体焊条的条件下。用铁素体焊条施焊时,裂纹频度高达 53% 左右,而用奥氏体焊条焊接时,裂纹频度为零,用低氢焊条施焊,则有可能防止焊道下裂纹的产生。



图 2-35 几种冷裂纹的分布

①—焊道下裂纹,②—根部裂纹,③—焊趾裂纹。

#### 2. 焊趾裂纹

这种裂纹起源于母材与焊缝交界处,并有明显应力集中的部位,一般由焊趾表面开始向母材的深处扩展,裂纹的走向常与焊道平行。即使使用低氢焊条,也易于产生这种裂纹。

#### 3. 根部裂纹

根部裂纹与焊趾裂纹相似,起源于焊缝根部即应力集中最大的缺口部位。根据母材和焊缝的强韧程度,以及根部的形状,根部裂纹可能出现在热影响区的粗晶区,也可能出现在焊缝金属中。这种裂纹主要出现在含氢较高,预热温度不足的情况下,这种裂纹是高强度钢焊接时最常见的一种延迟裂纹。即使采用低氢焊条也易于产生这种裂纹

#### 4. 横裂纹

对于淬硬倾向大的合金钢,这类裂纹一般起源于熔合线而延伸于热影响区和焊缝,裂

纹走向均垂直于熔合线,常显露于焊缝表面。即使使用低氢焊条,也会产生这种形式的裂纹。在厚板多层焊时,则常出现在距焊缝上表面有一小段距离的焊缝内部,其方向大致垂直于焊缝轴线。若能降低焊缝含氢量,可以防止这种横裂纹。

以上是焊接生产中经常出现的几种不同形态的延迟裂纹。在生产中,当采用奥氏体焊条焊接合金结构钢时,在焊缝未混合区或凝固过渡层(凝固过渡层的形成,主要与焊条金属与母材金属化学成分的差异有关,两者相差越大,则不完全混合的程度越大,凝固过渡层也就会越明显)。由于母材的稀释作用,而在凝固过渡层出现粗大马氏体而引起的一种冷裂纹,故称为凝固过渡层裂纹。当拘束度较大时,这种裂纹可以穿透整个焊缝而且露于外表面。为减小这种裂纹产生的倾向,可采用减小熔合比的措施。

### (二)冷裂纹生成的温度区间

用扩散氢含量高达 21.9CC/100g 的钛铁矿型焊条焊接 14CrNiMoVB、35Ni3Cr、50Ni2CrMo 三种调质钢,进行焊道下、焊趾及根部裂纹的试验,其结果如下:

焊道下裂纹生成温度的上限均在 50~100℃,下限在-75℃,超出该温度范围,则无裂纹出现,而且焊后并不立即出现裂纹,而存在潜伏期,即具有延迟特性,在 25℃时的潜伏期最短,高于或低于 25℃,潜伏期则增长。

堆焊焊缝中焊趾裂纹,因钢种成分的不同而不同,对于淬硬倾向小的低碳低合金高强度钢 14CrNiMoVB,在试验条件下未产生焊趾裂纹;淬硬倾向大的中碳低合金高强度钢 35Ni3Cr,则产生焊趾裂纹,而且具有延迟断裂的性质,在 0℃时潜伏期最短;淬硬倾向更大的 50Ni2CrMo 的焊接,则能形成焊趾裂纹,只要低于 50℃,则会产生焊趾裂纹,但无延迟断裂性质。

14CrNiMoVB 钢产生的根部裂纹,有两类型:一种为在 50~100℃间保温时形成具有延迟断裂性质的裂纹,并向焊缝金属中扩展为穿晶断裂断口;另一种为在 25℃以下保温时形成的无延迟断裂性质的裂纹,向热影响区扩展,成为晶间断裂断口。

综合上述,冷裂纹的生成温度区间,大致在+100℃~-75℃间。由于氢脆也具有延迟断裂性质,大致发生在+100℃~-100℃间,同时在常温潜伏期最短。因此,焊接时的延迟裂纹和氢脆类似,故称为氢致裂纹。所以认为延迟裂纹生成的温度区间,大致在+100℃~-100℃之间,温度太高则氢易逸出,温度太低,则氢的扩散受到抑制,因此都不会产生延迟断裂。在另一些资料介绍,如 Cr-Mo-V 耐热钢出现延迟裂纹的上限温度为 200℃,但也有在-196℃时产生延迟裂纹的。同时,对于同一钢种使用不同的焊接材料,如使用低氢焊条和钛铁矿焊条焊接时,产生冷裂纹的上限温度均为 80℃,而其下限温度,则因所使用的焊接材料不同而不同。

## 二、焊接冷裂纹的形成原因

焊接冷裂纹的产生,与其它形式的裂纹一样,也是当接头局部部位的塑性不足以承受所发生的塑性应变所致,可用下式表达:

$$\epsilon \geq \delta_{\min}$$

式中  $\epsilon$ ——接头产生裂纹部位发生的塑性应变变量;

$\delta_{\min}$ ——接头产生裂纹部位所具有的最低塑性。

高强度钢焊接时,冷裂纹的产生与三大主要因素有关,即钢种的淬硬倾向,焊接接头含

氢量及其分布及焊接接头所承受的拘束应力状态。并且,这三大要素在一定条件下是相互促进,相互联系的。

近年来,对焊接冷裂纹的实质,已开始深入到微观的研究。如接头各部位的应力应变和瞬态氢的分布及聚集过程,认为冷裂纹的产生与接头局部位置的应力应变和瞬态氢的分布有关,而不是接头所承受的平均应力和平均含氢量。这里仅宏观分析产生冷裂纹的原因。

### (一)钢种的淬硬倾向

焊接时,钢的淬硬倾向越大,越容易产生裂纹,而钢的淬硬倾向的大小,主要取决于化学成分、板厚、焊接工艺和冷却条件等。

一般情况,钢中马氏体的数量多,则易于促使产生冷裂纹。无论焊缝表面裂纹率,断面裂纹率或根部裂纹率,均随马氏体数量的增多及冷却速度的增大而增大。由金属学分析,马氏体是碳在 $\alpha$ 铁中的过饱和固溶体,碳原子以间隙原子存在于晶格之中,使铁原子偏离平衡位置,晶格发生较大畸变,故使组织处于硬化状态。尤其在焊接条件下,近缝区被加热到很高温度( $1350^{\circ}\text{C}\sim 1400^{\circ}\text{C}$ ),致使奥氏体晶粒严重长大,晶粒粗大的奥氏体易于淬火,当快速冷却时,粗大的奥氏体将转变为粗大的马氏体,而马氏体是一种脆硬的组织,发生断裂时消耗的能量较低,所以焊接接头有马氏体存在时,裂纹易于形成并扩展。

马氏体对冷裂纹倾向的影响,与其形态有密切关系,而形态则和化学成分,特别是含碳量有关,用高倍的透射电镜进行观察时发现,低碳马氏体呈板条状,因它的 $M_s$ 点较高,转变后有自回火作用,因此这种马氏体除有较高的强度外,还具有良好的韧性;当钢中的含碳量较高或冷却速度较快时,则会出现片状马氏体,而且在片内还有呈平行状的孪晶,故又称孪晶马氏体,它的硬度很高,且性能很脆,对裂纹和氢脆的敏感性很强。

大量的试验表明,钢中组织对裂纹的敏感性,由小至大的顺序为

铁素体(F)或珠光体(P)——下贝氏体( $B_L$ )——低碳马氏体( $M_L$ )——上贝氏体( $B_U$ )——粒状贝氏体( $B_g$ )——岛状M—A组元(M—A)——高碳孪晶马氏体( $M_H$ )。

由于钢种化学成分不同,所以不同钢种产生冷裂纹的临界马氏体含量并不相同,有些国家为了防止某些低合金高强度钢焊接热影响区产生根部延迟裂纹,在组织方面,对不同强度级别钢种马氏体的临界含量作了规定。如根据稻垣道夫等的试验,几种低碳低合金高强度钢HT60、HT70及HT80,对于低氢焊条,不致于产生根部裂纹的临界马氏体量分别为60%、75%及90%,即强度级别越高的钢,临界马氏体量还要高些。所以,对于不同的钢种,用马氏体数量来比较其冷裂纹倾向是无意义的。马氏体含量除与钢种化学成分有关外,还与冷却条件有关。由于连续冷却组织转变图能表示马氏体转变的倾向,所以可用连续冷却组织转变图来评定各种高强度钢对冷裂纹的敏感性,如果熔合区焊后从 $800^{\circ}\text{C}\sim 500^{\circ}\text{C}$ ,冷却时间 $t_{8/5}$ 小于出现铁素体的临界冷却时间 $C_f$ ,就会出现裂纹。即可用 $C_f$ 作为焊接冷裂纹倾向的判据。 $C_f$ 可用下式估算。

$$L_g C_f = 5.8 C_{eq} - 0.83$$

式中  $C_f$ ——出现铁素体的临界冷却时间(s);

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{14} + \frac{Si}{291} + \frac{Ni}{67} + \frac{Cr}{16} + \frac{Mo}{6} + \frac{V}{425}$$

只要设法使焊接接头熔合区附近的冷却时间( $800^{\circ}\text{C}\sim 500^{\circ}\text{C}$ ),大于该钢种的 $C_f$ 值,就

可以避免裂纹的发生。

焊接生产中调整冷却时间,常采用焊前预热,焊后后热以及改变焊接线能量等手段,来降低钢的淬硬倾向,也就是降低马氏体的含量。

另外,淬硬还会形成很多的晶格缺陷,金属在热力不平衡的条件下,会形成大量的晶格缺陷,淬硬后出现的晶格缺陷主要是空位和位错,而且在应力和热力不平衡的条件下,空位和位错发生移动和聚集,当它们的浓度达到一定程度时,就成为裂纹源,在应力的继续作用下,就会不断扩展而成为宏观裂纹。

在生产中,常以硬度来判别淬硬程度,焊接热影响区的最高硬度随马氏体含量的增高而增大,因此产生冷裂纹倾向也随硬度的提高而增大。所以常用焊接热影响区的最高硬度  $H_{max}$  作为评定高强度钢淬硬倾向的标志。它反映了马氏体含量和马氏体形态的影响。

硬度值可采用实测方法测定,也可用计算方法求得,其计算式为

$$H_{max}(HV_{10}) = (187 + 64C + 485P_{cm} - (97 + 680C - 441P_{cm})\arctan X$$

$$X = \frac{\lg t_{8/5} + 0.501 + 7.90C - 11.01P_{cm}}{0.543 + 0.55C - 0.76P_{cm}}$$

式中  $P_{cm}$ ——碳当量;

$t_{8/5}$ ——800~500℃的冷却时间(s)。

为了简化计算,可用下式估算

$$H_{max}(HV_{10}) = 140 + 1089P_{cm} - 8.2t_{8/5} \pm 25$$

最高硬度是随碳当量的增大而增大,碳当量对焊接热影响区组织转变影响很大,因此,碳当量大体上可反映焊接热影响区的硬化倾向,如图 2-36 所示。

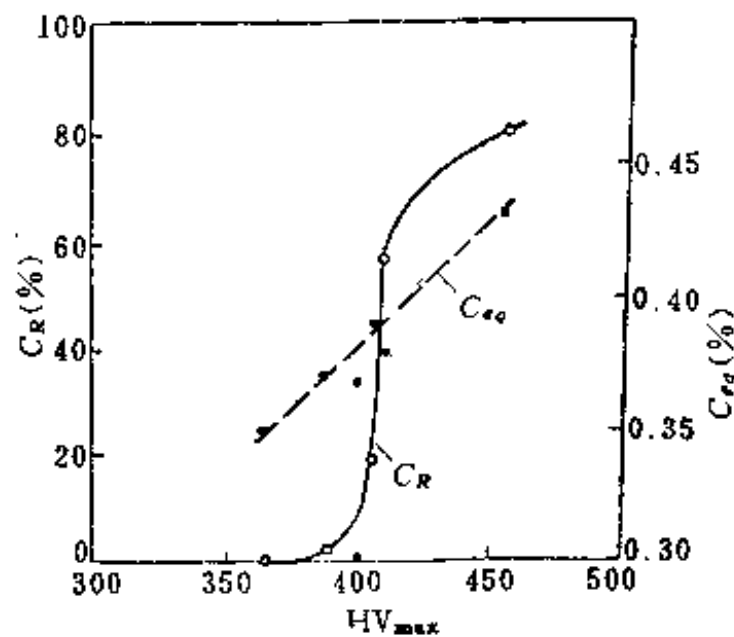


图 2-36 用 E6010 焊条焊接 C-Mn 钢 (HT50) 焊道  
下裂纹与热影响区最高硬度及碳当量的关系

$$C_{eq} = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si$$

金相组织或硬度对冷裂纹的影响,还与扩散氢数量的不同而不同,如图 2-37 所示。当扩散氢含量较高时,即使碳当量较低也可能产生冷裂纹;当碳当量相当大时,尤其是能形成高碳针状马氏体时,即使扩散氢数量较少,也能形成冷裂纹。由图 2-37(b)可见,当碳当量,特别是含碳量低的高强度钢,如 25CrMnSi, 扩散氢含量  $H_0$  由 4ml/100g 增加到



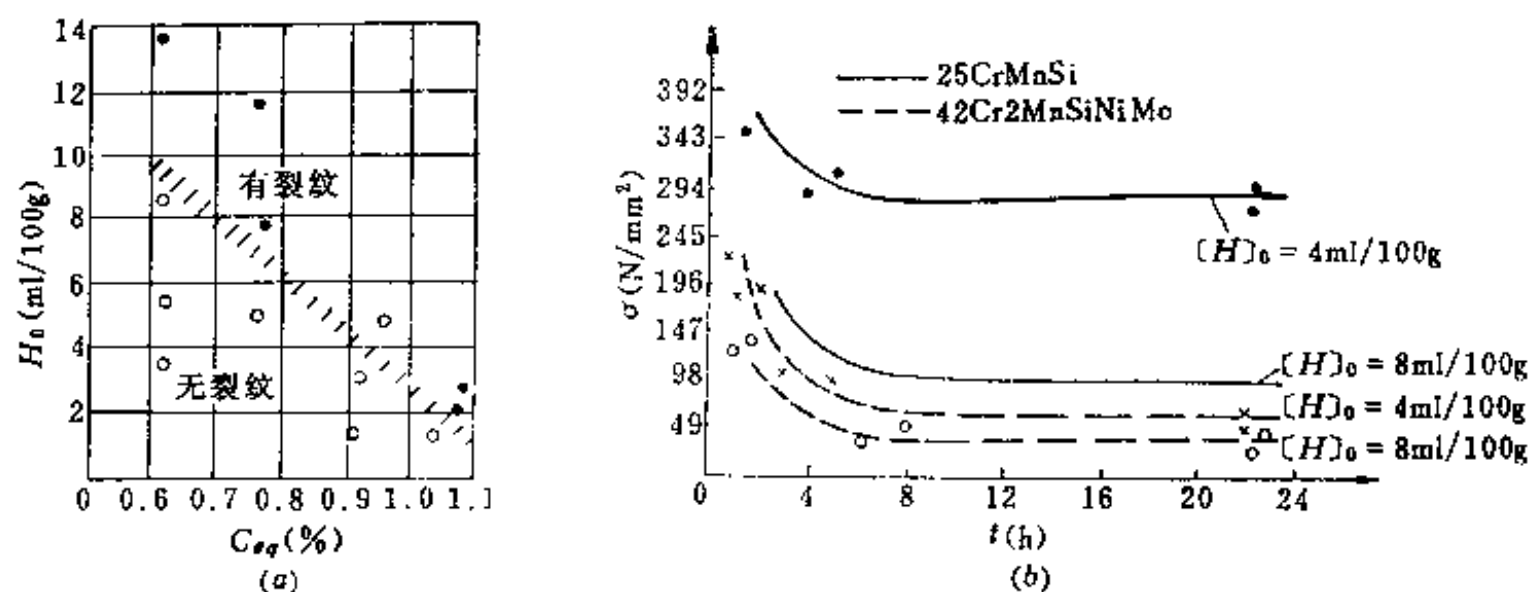


图 2-37 扩散氢数量与碳当量对冷裂纹的综合影响

8ml/100g 时, 冷裂纹临界应力则大大下降, 而碳当量, 特别是含碳量高的高强度钢, 如 42Cr2MnSiNiMo, 焊缝扩散氢含量  $H_0$  同样由 4ml/100g 增加到 8ml/100g 时, 冷裂纹临界应力的变化则很小。所以含碳量高的调质高强钢或超高强钢, 在近缝区的组织状态, 将是决定冷裂纹倾向的主要因素。

另外, 不同钢种具有不同的马氏体转变终止温度  $M_f$ 。当钢的  $M_f$  越低, 则产生冷裂纹的临界应力也越低。对于同一钢种, 冷却速度  $W_c$  提高时, 其  $M_f$  下降, 冷裂纹临界应力也下降。根据 Cottrell 试验研究表明, 引起冷裂纹的临界  $M_f$  值与焊条类型有关。当采用钛型焊条时,  $M_f$  大约低于 290℃, 则易在热影响区产生冷裂纹。也就是说, 在焊接热循环条件下, 马氏体转变能在 290℃ 以上完成的钢种, 采用钛型焊条焊接时, 不致于在热影响区产生冷裂纹。而采用低氢型焊条焊接时, 不产生冷裂纹的临界  $M_f$  值, 可以低到 245℃。此外, 应当指出, 马氏体的形态不但取决于冷却速度, 而且还与焊接热循环特性有关, 在过热条件下形成的粗大针状马氏体, 对冷裂纹的敏感性很强, 因此必须控制整个奥氏体转变过程。关于其它类型的组织对冷裂纹的影响, 尚待深入研究。

## (二) 焊接接头氢的作用

氢是引起高强钢焊接产生冷裂纹的三大要素之一, 并具有延迟的特征, 因此把由氢引起的延迟裂纹称为“氢致裂纹”或“氢肋裂纹”。并且, 高强钢焊接接头的含氢量越高, 则产生裂纹的倾向越大, 当局部地区的含氢量达到某一临界值时, 便开始出现裂纹, 此值称为产生裂纹的临界含氢量  $[H]_{cr}$ 。以后随含氢量的增多, 裂纹的尺寸和数量, 也不断的增加。

氢在金属中分为两部分, 一是残余氢, 二是扩散氢。一般情况下, 残余氢含量很少, 并在 300℃ 以下的焊接区扩散氢变化时, 残余氢含量基本不变。所以, 只有扩散氢对钢的焊接冷裂纹的发生和扩展, 起着决定性的作用。在较高的温度下, 大部分扩散氢均从金属中逸出, 故它不会产生致裂作用, 只有在较低温度下的扩散氢才具有致裂作用。这部分扩散氢称为“残余扩散氢  $[H]_R$ ”, 即  $[H]_R$  是产生裂纹时焊缝的扩散氢含量。插销试验表明, 在一定的应力条件下,  $[H]_R$  越大, 则越易于产生冷裂纹。日本寺崎等人建立了冷却到 100℃ 时焊缝金属残余扩散氢含量  $[H]_{R100}$  的经验计算公式:

$$[H]_{R100} = H_0 \exp(-A \Sigma D \Delta t)_{100}$$

式中  $H_0$ ——水银法测定熔敷金属的含氢量(焊缝金属刚凝固时的初始扩散氢含量)(ml/100g);

$A$  —— 实验常数, 取决于试验方法, 焊缝形状和母材材质等, 平面堆焊  $A=75$ , Y型坡口  $A=95$ ;

$\Sigma D\Delta t$  —— 扩散热因子。是从峰值温度到  $100^{\circ}\text{C}$  温度区间扩散系数  $D$  对冷却时间  $t$  的积分值;

$$\Sigma D\Delta t = (0.76t_{100} + 6.3t_{200}) \times 10^{-5}$$

$t_{100}, t_{200}$  —— 由峰值温度冷至  $100^{\circ}\text{C}$  和  $200^{\circ}\text{C}$  的冷却时间。

由以上可知, 致裂作用起主导作用的不是熔敷金属的平均含氢量, 而是焊道冷却到  $100^{\circ}\text{C}$  时的瞬态残余扩散氢  $[\text{H}]_{\text{R}100}$ 。

对于氢在焊接冷裂纹形成过程中的作用, 现论述如下。

### 1. 氢在焊缝金属中的溶解和扩散

焊接时, 焊缝中氢的来源是多方面的, 如焊接材料中的水分, 焊件坡口处的铁锈、油污以及环境湿度等。通常情况下, 焊缝金属中氢的来源是焊条药皮中的水分及空气中的湿气, 而母材和焊丝中的氢量很少。另外, 焊条类型、烘干温度和焊后冷却速度等, 对焊缝中的扩散氢含量都有较大影响。例如, 当分别采用纤维素焊条和碱性焊条施焊时, 焊后在空气中冷却 1h 后, 前者焊缝金属扩散氢含量约为  $5\text{ml}/100\text{g}$ , 后者焊缝中扩散氢含量为  $1.5\text{ml}/100\text{g}$ , 而焊后在冰水中冷却 1h, 焊缝中扩散氢含量则分别为  $13\text{ml}/100\text{g}$  和  $3\text{ml}/100\text{g}$ 。

### 2. 金属组织对氢溶解和扩散的影响

在不同的金属组织中, 氢的溶解度和扩散能力是不同的, 如图 2-38 所示。氢在  $\gamma\text{-Fe}$  (奥氏体) 中的溶解度大, 但扩散系数小; 在  $\alpha\text{-Fe}$  (铁素体) 中溶解度小, 而扩散系数大。因此, 焊接时由奥氏体向铁素体转变时, 氢的溶解度发生突然下降。与此同时, 氢的扩散速度, 则恰好相反, 由奥氏体向铁素体转变时突然增大。若为马氏体组织, 氢的扩散系数也比在铁素体中小得多, 仅比在奥氏体中稍大一些。

氢在含碳量为  $0.54\%$  的中碳钢不同金相组织中的扩散系数, 列于表 2-13。

表 2-13 氢在不同金相组织中的扩散系数 ( $\text{C}=0.54\%$ )

	铁素体珠光体	索氏体	托氏体	马氏体	奥氏体
$D(\text{cm}^2/\text{s})$	$4.0 \times 10^{-7}$	$3.5 \times 10^{-7}$	$3.2 \times 10^{-7}$	$2.5 \times 10^{-7}$	$2.1 \times 10^{-7}$
表面饱和浓度	40	32	26	24	—

氢在不同组织中的扩散速度, 与它的扩散系数  $D$  有关。

焊接时在热源高温作用下, 将有大量氢溶解在熔池中, 而在随后的冷却和凝固过程中, 由于溶解度的急剧下降, 氢极力逸出, 但因焊接时冷却极快, 故使氢来不及逸出而留在

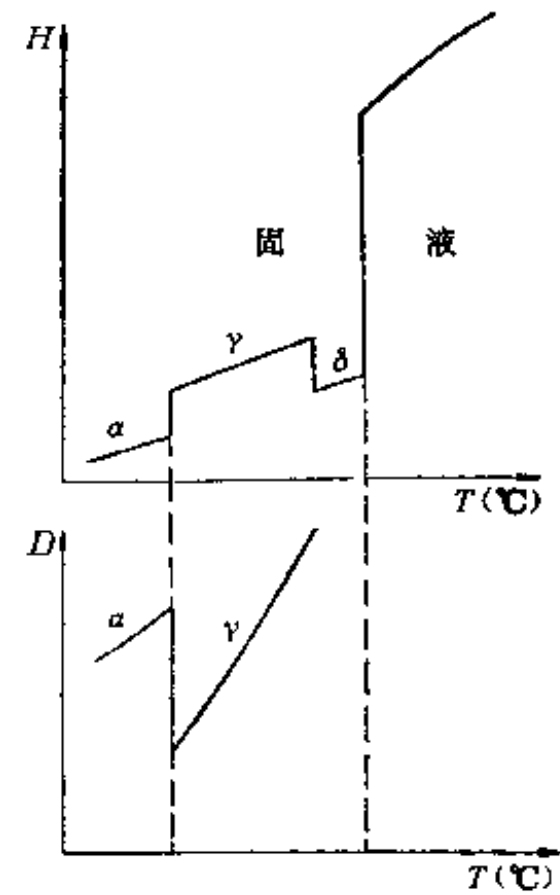


图 2-38 氢在不同晶体结构中的溶解度  $[\text{H}]$  及扩散系数  $D$

焊缝金属中,致使焊缝中的氢处于过饱和状态,因而氢要极力进行扩散。

### 3. 氢在冷裂纹形成过程中的动态行为

根据上述可知,含碳较高的钢对裂纹和氢脆敏感性较大,因此,总是控制焊缝金属的含碳量低于母材金属的含碳量,故一般焊接低合金钢时,延迟裂纹经常出现在焊接热影响区。这一问题可根据金属相变和氢的溶解及扩散过程进行分析。因为焊接时在高温的作用下,焊缝金属中溶解了很多的氢,而冷却时,氢又极力进行扩散和逸出,同时,由于焊缝金属的含碳量一般均低于母材,所以焊缝与热影响区的相变,并不是同时发生的,如图 2-39 所示。焊缝奥氏体开始转变的温度  $T_{AF}$  导前于热影响区奥氏体开始转变温度  $T_{AM}$ 。即焊缝在较高的温度就发生相变,根据焊缝的化学成分和冷却速度,由奥氏体分解转变为铁素体、珠光体、贝氏体以及低碳马氏体等组织。此时,热影响区金属仍处在奥氏体状态,由于氢在铁素体、珠光体等组织中溶解度下降,而扩散速度加快,这时,氢就很快地由焊缝穿过熔合线  $ab$  尚未发生分解转变的奥氏体热影响区扩散,因氢在奥氏体中的扩散速度较小,在奥氏体开始转变前来不及扩散到离熔合线较远的部位,因而在熔合线附近就形成了富氢地带。这种富氢的奥氏体转变为马氏体时,氢仍然不容易扩散离开,而是以过饱和状态残留在马氏体中,从而促使进一步脆化,即提高了这个地区的氢脆敏感性。若这个部位有缺口效应,并氢的浓度足够高时,就有可能产生根部裂纹或焊趾裂纹。若氢的浓度更高,则可使马氏体更加脆化,故也可能产生焊道下裂纹。在一定应力条件下,钢的含碳量越高,氢越难扩散。因此,热影响区若出现高碳马氏体组织,氢脆裂纹的敏感性将更大。

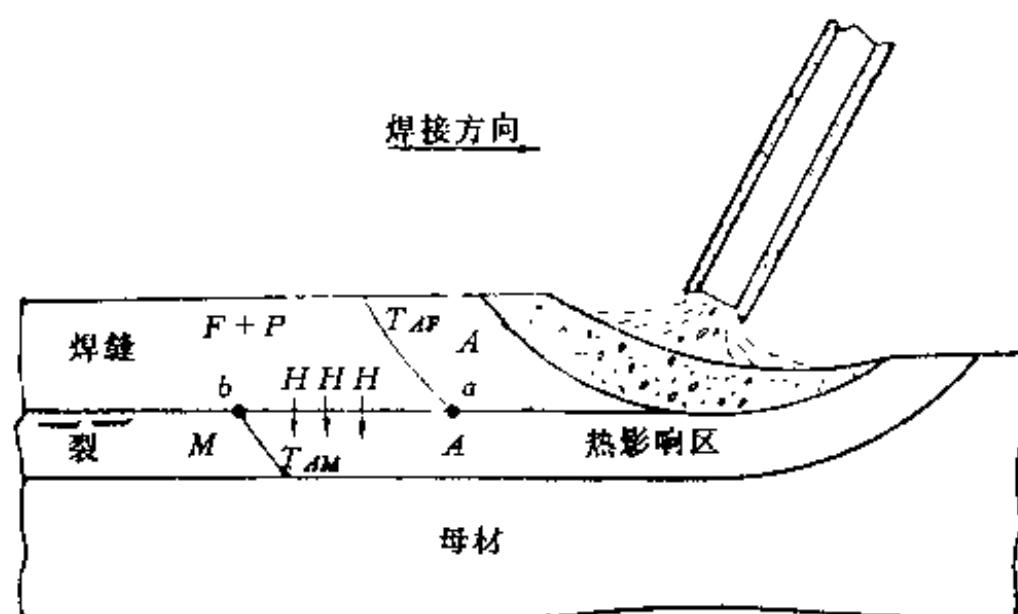


图 2-39 高强度钢热影响区延迟裂纹形成示意图

$T_{AF}$ —焊缝奥氏体相变等温面; $T_{AM}$ —热影响区相变等温面; $ab$ —熔合线。

当焊接某些超高强度钢时,由于焊缝的合金成分复杂,焊缝淬硬倾向较大,热影响区的转变可能导前于焊缝的组织转变,此时氢就从热影响区向焊缝扩散,则有可能在焊缝中产生延迟裂纹。

### 4. 延迟裂纹的开裂原因

图 2-40 是充氢高强度钢的断裂特征模型,说明了延迟裂纹的产生和扩展与应力有关。充氢高强度钢拉伸断裂时,存在一个上临界应力  $\sigma_{UC}$  和下临界应力  $\sigma_{LC}$ 。当应力超过  $\sigma_{UC}$  时,立即发生断裂,无延迟现象(相当于该钢的抗拉强度  $\sigma_b$ )。当应力低于  $\sigma_{LC}$  时,氢无害,无论受

载多长时间,都不会断裂。当应力在  $\sigma_{uc}$  和  $\sigma_{lc}$  之间时,则出现由氢引起的延迟断裂性质,开裂前有潜伏期,随后是裂纹的扩展,最后发生断裂。负载应力越大,潜伏期越短。含氢量增多时,裂纹发生曲线与断裂曲线差距有所缩小。试验证明,焊接时,延迟裂纹的形成过程,与充氢钢的拉伸试验所表现出的延迟断裂特征是一致的。

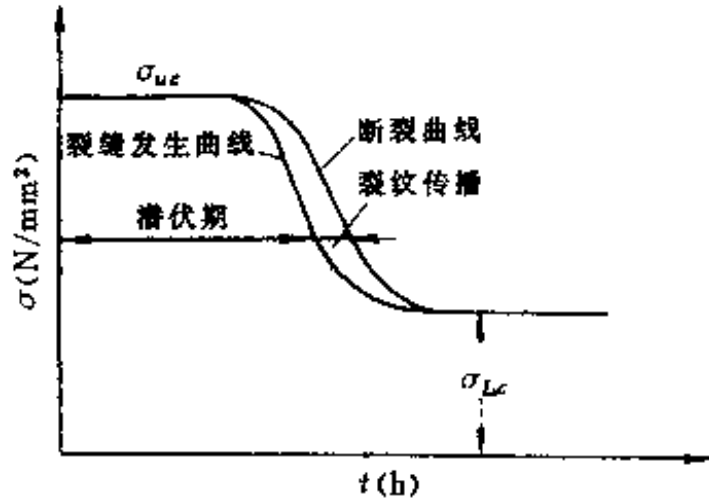


图 2-40 充氢高强钢的断裂特征模型

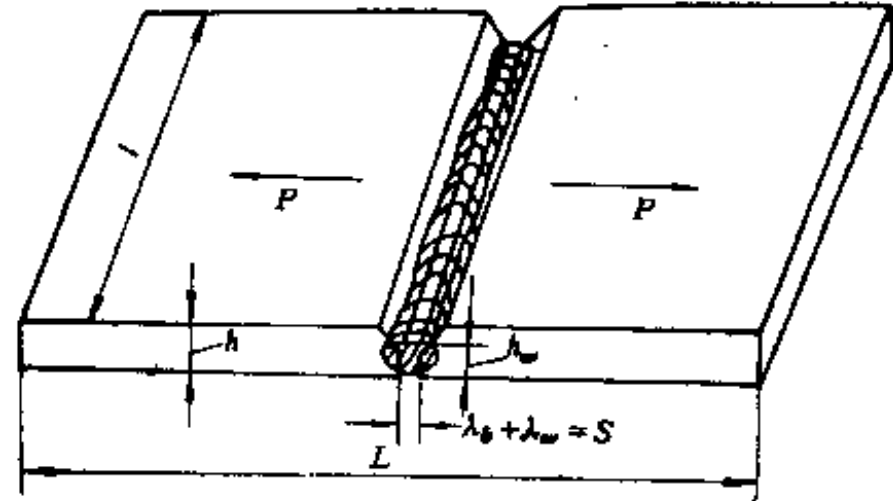


图 2-41 对接接头的拘束度模型

前已论述,氢在不同金相组织中的扩散速度不同,因而氢在不同钢中的扩散速度也不同,氢在低碳钢中的扩散速度很快,加之低碳钢不易产生淬硬组织,焊接时绝大部分氢可从金属中逸出,所以低碳钢不会产生延迟裂纹。在高合金钢如 18-8 不锈钢中,氢的扩散速度很小,加之氢的溶解度也较大,因而氢不会在局部地区发生聚集,所以不会产生延迟裂纹。只有在中、高碳钢及低中合金钢,氢的扩散速度既来不及从金属中逸出,也不能完全受到抑制,所以易在金属内发生聚集,因而这些钢种具有程度不同的产生延迟裂纹的倾向。所以氢是造成冷裂纹延迟特征的主要因素,而且氢所诱发的裂纹,从潜伏、发生、扩展,都具有延迟行为。并且,焊接接头冷到室温的附近时,在应力集中部位积累多量的扩散氢,应是冷裂纹的重要原因之一。

### (三) 焊接接头的应力状态

高强钢焊接时延迟裂纹的产生,除与钢种的淬硬倾向和焊接接头中氢的有害作用有密切关系外,还与焊接接头处的应力状态有关。在焊接接头中主要有以下三种应力。

#### 1. 热应力

这种应力是由于焊接时不均匀加热及冷却所引起的。焊接时,焊接区受热而产生膨胀,因而承受压应力,冷却时由于收缩,又承受拉应力,所以焊后在焊接接头中存在不同程度的残余应力。这种应力的大小还与母材金属和填充金属的热物理性能及焊接结构刚度有关。在应力的作用下,则会引起氢的聚集,诱发氢致裂纹。

#### 2. 组织应力

焊接具有同素异构转变的金属,金属相变时由于体积的变化而引起的应力,即组织应力,亦称相变应力。如高强钢奥氏体分解时析出的铁素体、珠光体、马氏体等;都会引起体积的膨胀,而且转变后的组织都具有较小的膨胀系数。研究表明,相变时,由于体积膨胀,所以使焊后收缩时产生的拉伸应力减小,其组织应力反而会降低冷裂纹的倾向。

#### 3. 结构本身拘束条件所造成的应力

这种应力包括结构的刚度、焊缝位置,施接顺序、结构的自重、夹持部件的松紧程度,以及其它受热部位冷却过程中的收缩等,均使焊接接头承受不同的应力。

焊接接头所承受的以上三种应力,统称为拘束应力。其中,热应力和组织应力称内拘束应力,而把结构刚度、焊缝位置等所造成的应力称外拘束应力。这种应力是任何构件焊接时都会存在的,所以这也是冷裂纹产生的重要因素之一。

在不同的条件下焊接,拘束应力多大才会产生裂纹,这是人们所关心的,但是直到目前,内应力影响的真实情况还难以掌握,因此,只能采用表征不同的外拘束条件的外拘束应力作为评定影响冷裂纹的力学条件。为此,国内外专家作了大量的试验研究,认为利用刚性拘束裂纹试验即 RRC 试验,拉伸拘束裂纹试验即 TRC 试验,以及插销试验,均可定量的确定产生裂纹的临界应力。

焊接接头拘束应力的,取决于受拘束的程度,可用拘束度  $R$  表示是一种表示接头刚度的量。为了建立拘束度  $R$  的概念,如图 2-41 所示,若两端不固定,即没有外拘束时,焊后冷却过程中则产生  $S$  热收缩(应变)量,若两端被刚性固定时,冷却后就不可能有收缩,这样就在焊接接头中引起了反作用力  $P$ ,这时的反作用力应使焊接接头的伸长量为  $S$ ,它包括了母材的伸长量  $\lambda_b$  和焊缝的伸长量  $\lambda_w$ ,即

$$S = \lambda_b + \lambda_w$$

当板厚  $h$  相对焊缝厚度  $h_w$  很大时,即使是焊缝的反作用力  $\sigma_w$ ,超过了它的屈服强度  $\sigma_s$ ,则母材仍处于弹性范围内,故可以忽略焊缝的影响,则  $S = \lambda_b$ 。拘束度  $R$  可用下式表示:

$$R = \frac{P}{l\lambda_b} = \frac{P}{lh} \cdot \frac{hL}{L\lambda_b} = \sigma \cdot \frac{1}{\epsilon} \cdot \frac{h}{L} = \frac{Eh}{L} \quad (\text{N/mm} \cdot \text{mm})$$

式中  $E$  ——母材金属的弹性模量( $\text{N/mm}^2$ );

$h$  ——板厚(mm);

$l$  ——拘束距离(mm);

$\sigma$  与  $\epsilon$  ——分别表示应力和应变。

由上式  $R$  的表达式, $R$  的定义是单位长度焊缝,在根部间隙产生单位长度的弹性位移所需要的力。当改变板厚  $h$  和拘束距离  $L$ ,可改变拘束  $R$  的大小;当增大  $h$ 、减小  $L$  时,则拘束度  $R$  值增大,一旦  $R$  值增大到一定程度时就会产生裂纹,这时的  $R$  值称为临界拘束度  $R_c$ 。其  $R_c$  值越大,就意味着该焊接接头的抗裂性越强。

几种钢在同一条件下产生根部裂纹的临界拘束度、临界拘束距离,列于表 2-14。当钢的碳当量或强度级别提高,其产生根部裂纹的临界拘束度越小。

表 2-14 产生根部裂纹的临界拘束度及临界拘束距离

材 料	碳当量 $C_{eq}$	临界拘束距离 $L_c$ (mm)	临界拘束度 $R_c$ (N/mm·mm)
低碳钢	0.35	300~370	1140~1400
HT60	0.38	450~500	840~940
HT80	0.68	550~660	700~760
...	...	...	...

拘束度反映了不同焊接条件下焊接接头,所承受拘束应力的程度。然而在生产中,在焊前预测焊接接头的拘束应力是难以实现的,可以预测拘束度。拘束度与拘束应力的关系

可用下式:

$$\sigma = mR$$

式中  $m$ ——转变系数,与钢的线胀系数、熔点、比热容及焊接接头的坡口角度等有关。

$m$  可用下式计算:

$$m = \alpha \sqrt{\frac{(T_m - T_0) H \operatorname{tg} \beta}{C}}$$

式中  $\alpha$ ——线胀系数( $^{\circ}\text{C}^{-1}$ );

$T_m$ ——力学熔点(即失去弹性温度)( $^{\circ}\text{C}$ );

$T_0$ ——环境温度( $^{\circ}\text{C}$ );

$H$ ——热焓( $\text{J/g}$ );

$\beta$ ——坡口角度之半;

$C$ ——比热容( $\text{J} \cdot \text{g}^{-1} \cdot \text{C}^{-1}$ )。

低合金高强钢手工电弧焊时,  $m = 3 \sim 5 \times 10^{-2}$ 。对于国产低合金钢,手工电弧焊,正常焊接线能量时,  $m \approx 2 \sim 5 \times 10^{-2}$ 。

钢种、板厚以及拘束度固定不变,当焊接接头的坡口型式不同时,则产生不同的拘束应力。试验表明,当拘束度  $R = 20000 \text{N/mm} \cdot \text{mm}$  时,拘束应力按下列顺序由小至大,正 Y 型、X 型、斜 y 型、K 型、半 V 型。

焊接时,随拘束应力的增大,当大到一定时就开始产生裂纹,这时的应力称临界拘束应力  $\sigma_{cr}$ 。可以用  $\sigma_{cr}$  值作为评定冷裂敏感性的判据,因为它反映了产生延迟裂纹各因素共同作用的结果,如钢的化学成分、焊接接头含氢量、冷却速度以及应力状态等。

利用插销试验,日本 IL 委员会建立了计算临界拘束应力的经验公式:

$$\begin{aligned} \sigma_{cr} = & 86.3 - 211P_{cm} - 28.2 \lg[(H) + l] \\ & + 2.73t_{8/5} + 9.7 \times 10^{-3}t_{100} \end{aligned}$$

式中  $P_{cm}$ ——合金元素的裂纹敏感系数(%);

$(H)$ ——扩散氢含量(JIS 测氢法)( $\text{ml}/100\text{g}$ );

$t_{8/5}$ —— $800 \sim 500^{\circ}\text{C}$  冷却时间(s);

$t_{100}$ ——由峰值温度冷至  $100^{\circ}\text{C}$  的冷却时间(s)。

$$P_{cm} = C + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr}}{20} + \frac{\text{Ni}}{60} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{V}}{10} + 5\text{B}。$$

计算的  $\sigma_{cr}$  大于被焊钢种的屈服强度  $\sigma_s$ , 即认为安全的,如果能通过实测或计算实际结构焊接接头的拘束应力  $\sigma$  (或拘束度  $R$ ), 那么就可以与计算的  $\sigma_{cr}$  进行比较

$$\sigma_{cr} > \sigma \quad \text{或} \quad R_{cr} > R$$

一旦符合不等式,则可避免出现裂纹。

综上所述,高强钢焊接时,冷裂纹的产生是钢种的淬硬倾向,焊接接头含氢量及其分布和拘束应力三大因素的综合作用的结果。但是,目前还仅限于宏观方面的分析,微观的探讨尚需深入研究。

### 三、冷裂纹的影响因素及控制

生产中影响冷裂纹的因素很多,错综复杂,在此主要分析钢种化学成分所决定的裂纹

敏感指数,不同结构型式的拘束应力或拘束度,氢的作用以及焊接工艺等对冷裂纹的影响。

### (一)钢种化学成分的影响

根据钢种化学成分评定裂纹倾向,已建立了许多碳当量公式,有的是用于评价碳钢和碳锰钢焊接性而建立的,因此用它评价低合金高强钢冷裂纹的敏感性并不合适,于是又建立了新型低合金高强钢化学成分与冷裂纹敏感性的裂纹敏感指数  $P_c$  和  $P_w$ ,这是目前应用较广泛的冷裂纹判据。它是以  $\sigma_b = 500 \sim 1000 \text{N/mm}^2$  的钢种为研究对象,采用斜 Y 型坡口裂纹试验,建立了钢种化学成分、扩散含氢量、板厚(或拘束度)与根部裂纹敏感性的关系,  $P_c$ 、 $P_w$  可用下式表达:

$$P_c = P_{cm} + \frac{[H]}{60} + \frac{h}{600}$$

$$P_w = P_{cm} + \frac{[H]}{60} + \frac{R}{40000}$$

式中  $P_{cm}$ ——合金元素的裂纹敏感系数(%);  
 $[H]$ ——扩散氢含量(ml/100g);  
 $h$ ——板厚(mm);  
 $R$ ——拘束度(N/mm·mm)。

上式适用于以下范围:

$$\begin{aligned} C &= 0.07\% \sim 0.22\%, Si = 0 \sim 0.60\% \\ Mn &= 0.40\% \sim 1.40\%, Cu = 0 \sim 0.50\%, \\ Ni &= 0 \sim 1.20\%, Cr = 0 \sim 1.20\%, \\ Mo &= 0 \sim 0.70\%, V = 0 \sim 0.12\%, \\ Ti &= 0 \sim 0.05\%, Nb = 0 \sim 0.04\%, \\ B &= 0 \sim 0.005\%, [H] = 1.0 \sim 5.0 \text{ml/100g} \\ h &= 19 \sim 50 \text{mm}, R = 5000 \sim 33000 \text{N/mm} \cdot \text{mm} \\ E &= 17 \sim 30 \text{kJ/cm (线能量)} \end{aligned}$$

试样坡口为斜 y 型。

试验结果表明,利用  $P_c$  和  $P_w$  作为低合金高强钢冷裂纹敏感性的判据条件为

$$P_c (P_w) < P_{cr}$$

式中  $P_{cr}$ ——某钢种产生冷裂纹的敏感指数。符合上述条件,则不产生裂纹。

根据上述原则,在试验基础上提出了避免冷裂纹所需的预热温度  $T_0$ :

$$T_0 = 1440P_c - 392^\circ\text{C}$$

利用  $P_c$  和  $P_w$  作为冷裂判据,钢种的含碳量在 0.07~0.22% 范围。为此,日本百合冈等人又建立新的碳当量公式。当钢的含碳量扩大到  $C = 0.034 \sim 0.254\%$ ,新的碳当量公式为

$$\text{CEN} = C + A(C) \left( \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cu}}{15} + \frac{\text{Ni}}{20} + \frac{(\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V} + \text{Nb})}{5} + 5\text{B} \right)$$

式中  $A(C)$ ——碳的适用系数;

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \text{tgh} [20(C - 0.12)]$$

其中  $A(C)$  与  $C\%$  的关系为:

C(%)	0	0.08	0.12	0.16	0.20	0.26
A(C)	0.50	0.584	0.750	0.916	0.980	0.998

试验表明,利用 CEN 作为冷裂纹判据所确定的预热温度精度最高,如果采用 CEN 时所确定的预热温度,误差范围为 $\pm 25^{\circ}\text{C}$ ,而采用 CE(IIW) 误差范围为 $\pm 70^{\circ}\text{C}$ , $P_{cm}$ 为 $\pm 50^{\circ}\text{C}$ 。

随着冶炼技术的发展,近年来已研制出细晶粒钢,控轧钢等,这些钢的特点是降低了含碳量,并添加微量合金元素,同时严格控制轧制工艺,从而大大提高了这些钢的抗裂性。为了评价这些细晶粒钢的焊接性,经对  $P_{cm}$  的改进,提出新的裂纹敏感系数  $P'_{cm}$  的表达式:

$$P'_{cm} = C + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mn}}{20} + \frac{\text{Cu}}{20} + \frac{\text{Cr}}{20} + \frac{\text{Ni}}{60} + \frac{\text{Mo}}{5} + \frac{\text{V}}{10} + 23B'$$

式中  $B'$  —— 硼的有效当量(%)。

$$B' = B(\text{总量}) - \frac{10.8}{14.1} \left[ N(\text{总量}) - \frac{\text{Ti}}{3.4} \right]$$

当  $N \leq \text{Ti}/3.4$  时,  $B' = B$

## (二) 氢的有害影响

在此,仅从焊接接头局部地区由于缺口效应、应力集中、微观缺陷、微区应变等所造成氢的聚集,来阐述氢的有害作用。

当前,由于焊接区氢聚集的浓度及其瞬态分布的实测手段尚未解决,所以主要采用有限元分析和借助计算机,对焊接接头局部地区的氢浓度进行粗略计算。由于焊根有应力集中,产生较大的应变,使局部残留扩散氢含量明显增大,即所谓应力诱导扩散。特别是采用硬质焊缝(高匹配)时,焊根氢浓度聚集严重,所以采用合适的软质焊缝(低匹配),会降低氢的聚集,因而有利于防止冷裂纹的产生。此外,改变坡口型式(即改善应力集中)和采用预热等,均可降低氢的聚集程度。

关于焊接区氢的动态逸出,已作许多理论研究,并计算出在厚板上堆焊薄层时,氢只向焊缝表面扩散逸出和向母材一维扩散的情况,熔合区附近的氢将随时间的分布,可根据经典 Fick 第二定律求出:

$$\frac{C}{C_0} = \frac{1}{2} \left[ \phi \left( \frac{1-Z}{2\sqrt{\tau}} \right) - \phi \left( \frac{1+Z}{2\sqrt{\tau}} \right) + 2\phi \left( \frac{Z}{\sqrt{\tau}} \right) \right]$$

式中  $C$  —— 经  $t$  秒后氢的浓度(ml/100g);

$C_0$  —— 焊后氢的平均浓度(ml/100g);

$Z$  —— 焊缝厚度因子;

$$Z = h/h_w \quad (h \text{ —— 板厚}, h_w \text{ —— 焊缝厚度})$$

$\phi(x)$  —— 或然率积分函数;

$$\phi(x) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^x e^{-x^2} dx$$

$\tau$  —— 时间因子;

$$\tau = \frac{\Sigma D \Delta t}{h_w^2}$$

$\Delta t$  —— 时间增量(s)。

图 2-42 所示,用上式的典型计算的实例。



由图看出,随时间因子 $\tau$ 值增大,其氢浓度比值 $C/C_0$ 分布越平缓,但在熔合区附近氢浓度增高,说明氢经过扩散在熔合区附近聚集,理论计算与实验结果是吻合的,这是因为熔合区是不均匀的薄弱地带,故冷裂纹常在这个地带出现。

### (三)拘束应力的影响

焊接结构的类型很多,而且还有不同的板厚坡口型式、焊缝位置等,因此焊接产生的拘束应力也不同,所以直接影响焊接接头的裂纹倾向。

根据受力状态、接头型式等的不同,则有以下几种拘束度。

对接接头的拉伸拘束度,一般情况下,板厚越大,所造成的拘束度也大,它们之间有如下关系:

$$R = K_1 h$$

式中  $K_1$  ——板厚拘束系数( $N/mm^2 \cdot mm$ );

$h$  ——板厚(mm)。

根据实际结构(船体、桥梁、球罐等)的焊接接头实测结果,母材板厚 $h < 50mm$ 时,长焊缝 $K_1 \approx 40$ ,定位焊短焊缝 $K_1 \approx 70$ 。

板厚与拘束度的精确计算式为

$$R = 71K_1 [\arctg(0.017h) - (h/400)^2]$$

在实验室条件下,某些试件的拘束度大小多采用计算方法求得,而对于不同结构不同位置焊缝的拘束度大小,也可以从板厚与拘束度的对应关系曲线上求得。

一些实际焊接结构、不同位置焊缝拘束度的实测值,列于表 2-15。

表 2-15 实际结构焊接接头拘束度的有关数据

接头位置	板厚 $h$ (mm)	拘束系数 $K_1$ ( $N/(mm^2 \cdot mm)$ )	拘束度 $R$ ( $N/(mm \cdot mm)$ )	备注
船体结构				断续固定焊
横隔板	16	1000	16072	$l = 80mm$
纵隔板	13.5	911	12348	
侧外板	20	431	8624	
底板	28	274	7644	
上甲板	32	392	12544	
下甲板	32	372	11956	
船体结构				连续焊
甲板	30	284	8624	
纵桁	30	176	5390	
横桁	30	127	3724	

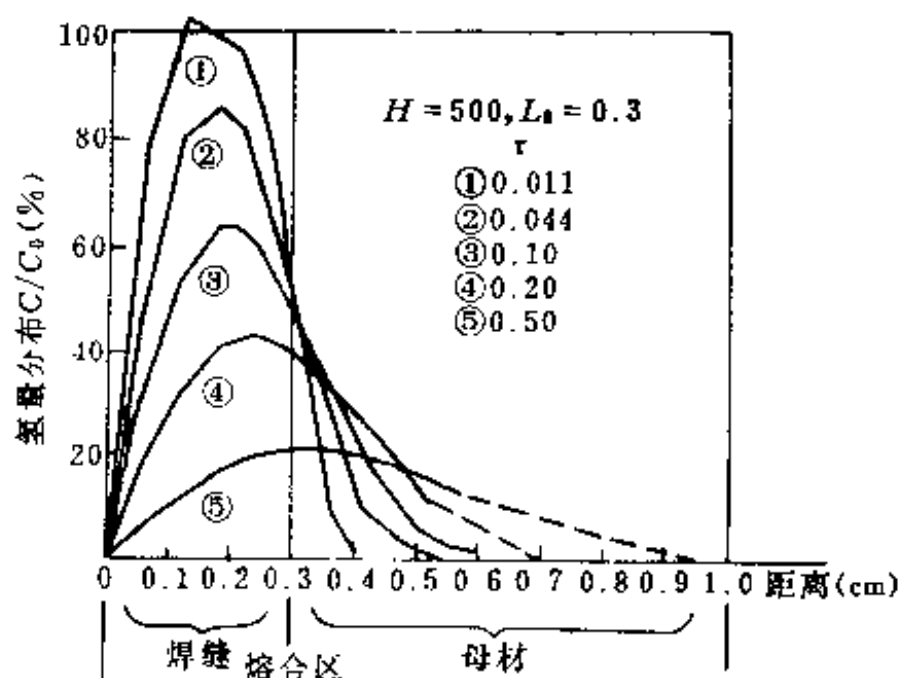


图 2-42 厚板浅熔深焊缝时氢浓度的分布

(续)

接头位置	板厚 $h$ (mm)	拘束系数 $K_1$ [N/(mm <sup>2</sup> ·mm)]	拘束度 $R$ [N/(mm·mm)]	备注
桥梁	50~75	157	8820	断续焊
箱型角缝	50~75	676	33732	
	50~75	666	33516	
	50~75	392	19404	
球形容器				断续固定焊
赤道带纵缝	32	392	12740	
两极带环缝	32	794	25480	$l=80$ mm
极板	32	647	20580	连续焊

如果采用 TRC、RRC 或插销试验等,测出不同钢种的对接接头不产生裂纹的临界拘束度  $R_c$ ,或根据计算式计算  $\sigma_{cr}$ ,并选用合适的  $m$  值,则

$$R_c = \sigma_{cr} / m$$

当  $R_c > R$  时,则能避免出现裂纹。

以上,仅讨论单向拉伸,并在弹性范围内的拘束应力和拘束度。若焊接接头承受的是二维或三维应力,同时产生塑性变形,则上述拘束度以及计算公式都不再适用,则可采用有效拘束度。

有效拘束度:根据上述产生塑性应变的焊接接头用有效拘束度  $R'$  表示,则有以下关系式:

$$R' = \eta R$$

式中  $\eta$ ——修正系数,与试板几何形状和焊缝厚度等有关。用三维弹性有限元计算。

$$\eta = \left[ 1 + \sum_{m=1}^{\infty} \frac{8}{m\pi} \left( \frac{\sin m\pi h_w/h}{m\pi h_w/h} \right)^2 \frac{\sinh^2 m\pi B/h}{\sinh 2m\pi B/h + 2m\pi B/h} \right]^{-1}$$

式中  $h$ ——试板厚度(mm);

$h_w$ ——试验焊缝的厚度(mm);

$B$ ——试板宽度,即拘束距离(mm)。

修正系数  $\eta$  值,也可从图 2-43 查得,然后即可求出  $R'$ 。

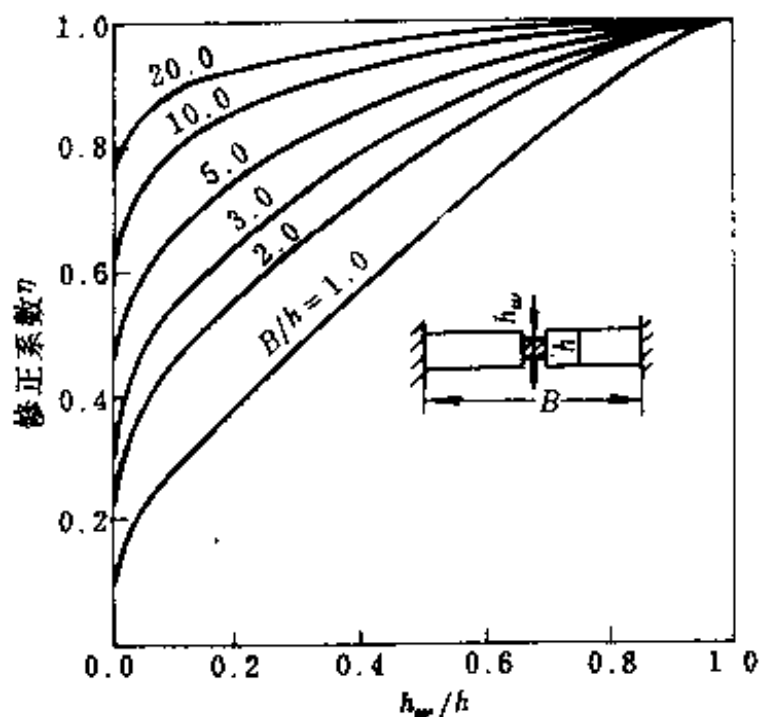


图 2-43  $\eta$  与  $h_w/h$  及  $B/h$  的关系

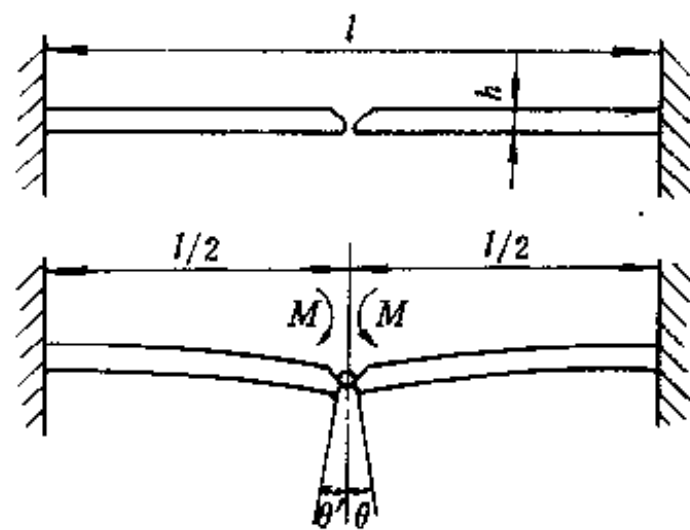


图 2-44 对接接头的附加弯矩

弯曲拘束度:实际的焊接结构,常遇到半边开坡口的对接接头,不等厚度的对接接头以及角接接头等,由于几何尺寸不对称因而在坡口处承受附加弯矩,因而产生角变形,如图 2-44 所示, $M$  为单位长度焊缝的弯矩( $N \cdot \text{mm}/\text{mm}$ ), $\theta$  为角变形,则弯曲拘束度  $R_B$  可用下式表示:

$$R_B = M/\theta (N \cdot \text{mm} \cdot \text{mm}^{-1} \text{rad}^{-1})$$

弯曲拘束度  $R_B$  的定义为,单位长度焊缝上,在焊接接头坡口处产生单位角变形所需的弯矩。

设母材单位长度焊缝的断面系数为  $Z = h^2/6$ ,弯曲拘束度  $R_B$  除以断面系数  $Z$ ,则得

$$R_{BC} = \frac{R_B}{Z} = \frac{6M}{\theta h^2} = \frac{\sigma_B}{\theta}$$

式中  $R_{BC}$ ——弯曲拘束系数( $N \cdot \text{mm}/(\text{mm}^2 \cdot \text{rad})$ );

$\sigma_B$ ——弯矩  $M$  引起的母材边缘的弯曲应力( $N \cdot \text{m}/\text{mm}^2$ )。

由图 2-44 可见,对接接头坡口处在弯矩作用下产生的角变形

$$\theta = \frac{1}{2\rho}, \frac{1}{\rho} = \frac{12M}{Eh^3}$$

$$\theta = \frac{6Ml}{Eh^3}$$

式中  $\rho$ ——弯曲变形的曲率半径(mm);

$h$ ——板厚(mm);

$l$ ——拘束距离(mm);

$E$ ——母材的弹性模量( $N/\text{mm}^2$ )。

由上式可得

$$R_B = \frac{Eh^3}{6l}$$

$$R_{BC} = \frac{Eh}{l}$$

实际工程上常遇到板厚不同,支点长度不同的非对称焊接接头,如图 2-45 所示,在同样弯矩作用下,将会产生不同的角变形和错边。为了将问题简化,暂不考虑错边,只考虑角变形  $\theta_1$  和  $\theta_2$ 。此时应考虑焊接接头两侧母材所产生的角变形之和,即  $\theta = \theta_1 + \theta_2$  及弯矩来表示弯曲拘束度才是合理的,此时的弯曲拘束度可用下式表达:

$$R_B = \frac{E}{6} \left[ \frac{l_1}{h_1^3} + \frac{l_2}{h_2^3} - \frac{3}{4} \cdot \frac{(l_1^2/h_1^3 + l_2^2/h_2^3)^2}{l_1^3/h_1^3 - l_2^3/h_2^3} \right]^{-1}$$

式中  $l_1, l_2, h_1, h_2$ , 如图 2-45 所示。

若  $l_1 = l_2 = l/2, h_1 = h_2 = h$ , 上式即是前式,

对于非对称的角接接头的角变形,如图 2-46 所示。此时的弯曲拘束度为

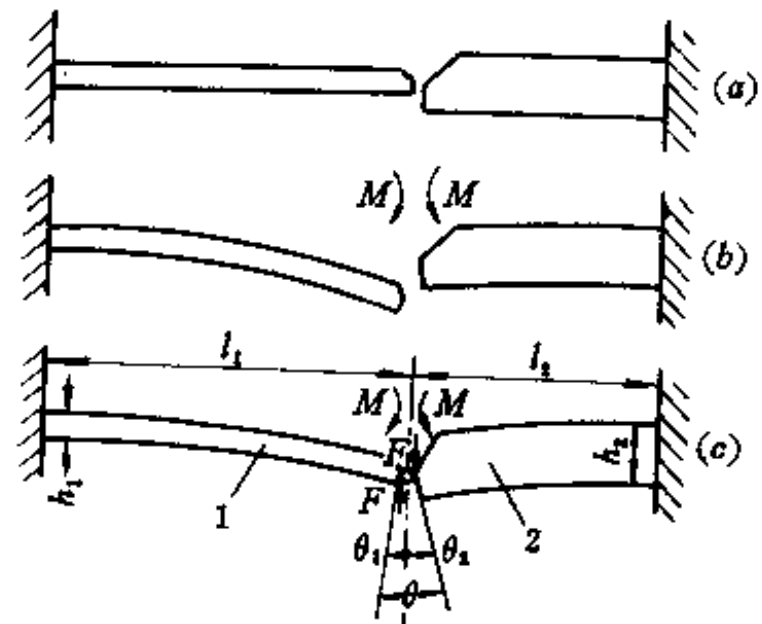


图 2-45 非对称对接接头角变形

1—薄板; 2—厚板。

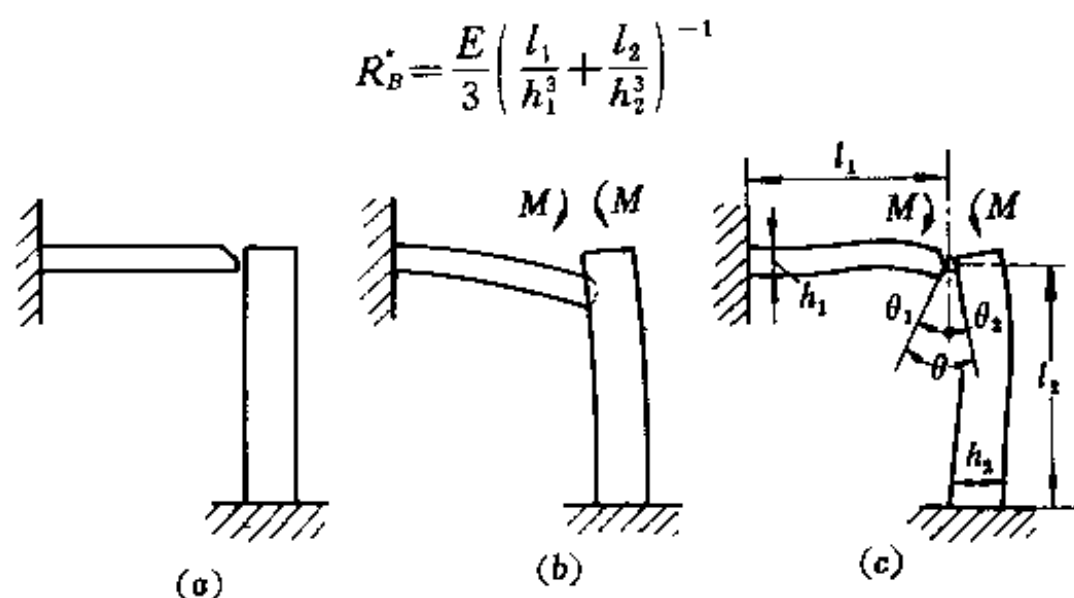


图 2-46 角接头的角变形

若  $l_1 = l_2 = L, h_1 = h_2 = h$ , 则为对称的角接接头, 则弯曲拘束度为

$$R_B = \frac{Eh^3}{6l}$$

有关弯曲拘束度的研究尚需深入完善, 其应用才有前途。

#### (四) 焊接工艺对冷裂纹的影响

焊接过程中的焊接工艺, 如焊前预热、焊接线能量、焊接材料的选用, 焊后后热以及多层焊等, 对焊接冷裂纹的产生都有程度不同的影响。

##### 1. 焊接线能量的影响

针对不同钢种对线能量的控制要适当, 不能一概而论, 如对低碳低合金钢从防止热影响区产生淬硬组织考虑, 应降低焊接接头的冷却速度, 因此增大线能量是有利的。但有的钢种对过热敏感, 增大线能量, 会导致热影响区过热, 使奥氏体晶粒粗大, 一旦形成粗大的马氏体, 反而不利于防止冷裂纹。但线能量过小时, 由于降低了冷却时间, 使热影响区淬硬, 也不利于氢的逸出, 反而增大冷裂纹倾向。所以焊接线能量对于不同钢种需要严格控制。

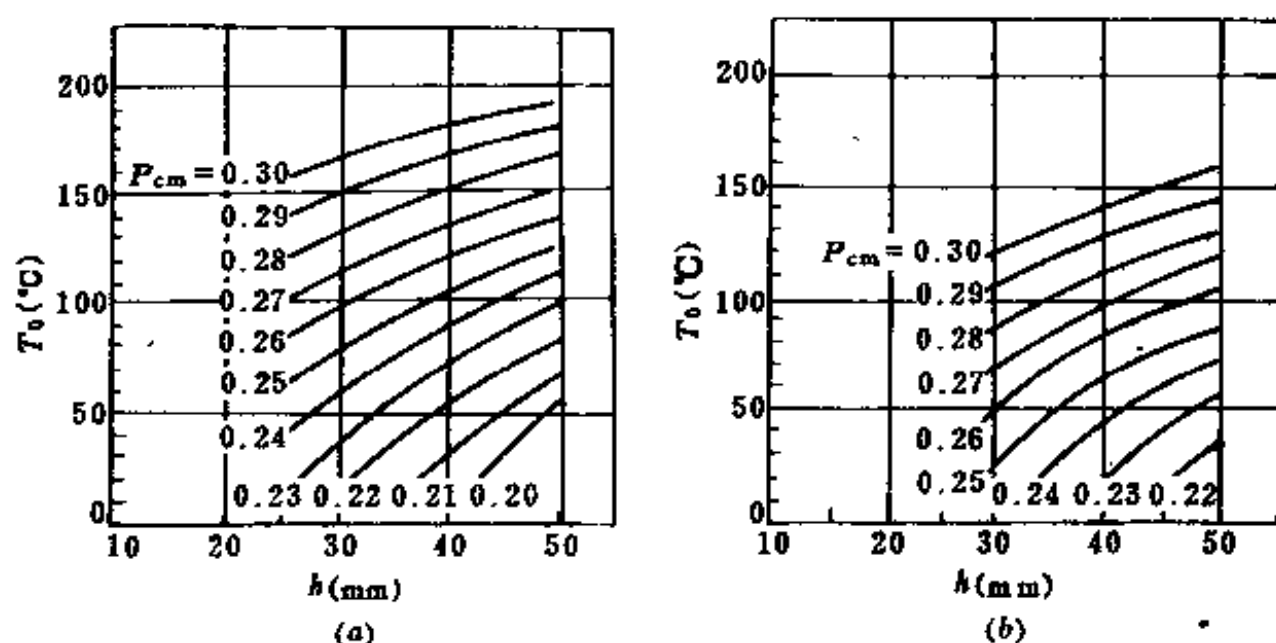
##### 2. 预热温度的影响

预热温度与钢种的强度级别、板厚、施焊的环境温度、坡口形式、焊接材料的类型或焊缝金属的含氢量等都有关系。

预热的目的是减缓接头的冷却速度, 从而减小或避免淬火组织, 也有利于氢的逸出, 所以焊前预热可以有效地防止冷裂纹的产生。但预热温度过高时, 一则恶化了劳动条件, 另外在局部预热时, 由于产生附加应力, 对防止冷裂纹的产生反而有害, 因此, 应合理选定预热温度。

一般在焊缝与母材等强的条件下, 强度级别越高的钢, 其预热温度也要相应的有所提高, 其板厚越大, 提高的幅度也越大, 如图 2-47 所示。根据  $P_{\infty}$  和板厚所确定的预热温度, 从图 2-47 可知, 钢材的  $P_{\infty}$  值越大, 含氢量越高, 则所需的预热温度也相应提高。

焊缝的含氢量不仅与焊接材料有关, 而且受环境温度及湿度的影响, 对同一钢种, 环境温度由  $+15^{\circ}\text{C}$  降低到  $-20^{\circ}\text{C}$  时, 防止裂纹的临界预热温度有所提高, 不过提高幅度最多不超过  $50^{\circ}\text{C}$ 。若板厚再增大, 环境温度的影响减小; 反之, 板厚减小时, 受环境温度的影响增大。

图 2-47  $P_{cm}$ 和板厚  $h$  与预热温度的关系(a)  $E=17\text{kJ/cm}$ ;  $[H]=4.0\text{ml}/100\text{g}$ ;(b)  $E=30\text{kJ/cm}$ ;  $[H]=2.5\text{ml}/100\text{g}$ 。

试验证明,预热温度与焊条类型也有关,当采用低强焊条(软质焊条)焊接淬硬倾向不很大的低碳低合金高强钢,可以减小临界预热温度。此外,当采用奥氏体不锈钢焊条焊接某些淬硬倾向较大的低中合金钢,不预热也具有比较优异的抵抗冷裂纹的性能,这是因为奥氏体塑性好,可减缓拘束应力,同时奥氏体焊缝可溶解较多的氢,从而降低了热影响区产生冷裂纹的可能。但奥氏体焊缝的强度低,只有在接头温度允许的条件下才能使用。此外,这种焊接接头在高温条件下长期使用,会有碳的扩散问题,有时在增碳区的一侧会出现脆硬马氏体。但必须注意,采用奥氏体焊条焊接高强钢,并不能一定不产生冷裂纹。

综上所述,为确保焊接质量,获得优质焊接接头,焊前应合理确定预热温度,目前虽有一些确定预热温度的公式,但应指出,要特别注意这些公式的适用范围,以免产生错误的结果。几个主要的预热温度计算公式及应用条件,列于表 2-16。一般应用较多的是 A 式。

表 2-16 预热温度计算公式及应用条件

公式	防止冷裂所需的 预热温度( $^{\circ}\text{C}$ )	所用裂纹敏感指数 的表达式( $\%$ )	公式应用条件
A	$T_0=1440P_c-392$	$P_c=P_{cm}+\frac{[H]}{60}+\frac{h}{600}$	切槽式斜 Y 型坡口试件
B	$T_0=1600P_w-408$	$P_w=P_{cm}+0.075\lg([H])+\frac{R}{400000}$	斜 Y 型坡口试件,可用于 $>5\text{ml}/100\text{g}$ 高氢
C	$T_0=1400P_{HT}-330$	$P_{HT}=P_{cm}+0.088\lg(\lambda H_0)$ $+\frac{R}{400000}$	斜 Y 型坡口试件, $H_0$ 有效氢浓度 $\lambda=0.6$ $H_0=H$ 低氢型 $\lambda=0.48$ $H_0=H/2$
D	$T_0=181P_{HA}-16$	$P_{HA}=\lg(0.6H)-G$ $R\leq 21700(\text{N}/\text{mm}\cdot\text{mm})$ $G=1.84-(6.3+2.64\times 10^{-4}R)$ $P_{cm}+0.266\times 10^{-4}R$ $R>21700\text{N}/(\text{mm}\cdot\text{mm})$ 时 $G=2.71-11.9Pa-0.19\times 10^{-4}\cdot R$	斜 Y 型坡口试件, $P_{HA}$ 考虑了粗晶区有 应力集中时造成氢的聚集

表 2-16 中所列的预热温度计算公式,都是按整体预热考虑的,当不能采用整体预热时常采用局部预热,以防止裂纹的产生。一般情况下,是以焊缝两侧各 100~200mm 为局部预热范围,由于局部预热的施工条件比较复杂,影响因素较多,有待进一步试验研究。

### 3. 焊后后热的影响

由于延迟裂纹,一般在焊后几分钟或几小时之后才会产生,所以,若能在裂纹产生之前,能及时进行后热处理,即紧急后热,对防止冷裂纹的产生是有效的。焊后及时后热可使扩散氢充分逸出,可在一定程度上降低残余应力,并根据后热温度的高低和后热时间的长短,还能起到改善组织,减小淬硬性的作用。从改善劳动条件出发,选用合适的后热温度,还可以适当降低预热温度。其降低幅度与板厚有关,如表 2-17 所示。此外,选用合适的后热温度,还能代替某些重大焊接结构所需的中间热处理。

表 2-17 采用预热及后热时的预热温度

方 式	板厚 $h$ (mm)		
	<25	25~38	38~50
不进行后热	160℃	180℃	200℃
进行后热	75℃	85℃	90℃

注:材料 HT80,  $E=17\text{kJ/cm}$ 。

由前介绍可知,延迟裂纹发生在一定的温度区间,高于这个温度区间的上限( $T_{uc}$ )和低于这个温度区间的下限( $T_{lc}$ ),都不会产生冷裂纹。根据这个原则,所以后热温度必须大于  $T_{uc}$ ,才能防止冷裂纹产生。

后热温度  $T_p$  与钢种化学成分关系的经验公式:

$$T_p = 455.5(\text{Ceq})_p - 111.4$$

式中  $T_p$ ——后热温度(℃);

$(\text{Ceq})_p$ ——碳当量( $T_p = T_{uc}$ )。

$$\begin{aligned} (\text{Ceq})_p = & C + 0.2033\text{Mn} + 0.0473\text{Cr} + 0.1228\text{Mo} \\ & + 0.0292\text{Ni} + 0.0359\text{Cu} - 0.0792\text{Si} \\ & - 1.595\text{P} + 1.692\text{S} + 0.844\text{V} \end{aligned}$$

从斜 Y 型坡口抗裂试验表明,碳当量越大,所需的后热温度  $T_p$  越要提高。

根据对国内一些常用的低合金钢,避免裂纹产生的后热温度与后热时间的试验,后热温度越高,则所需的后热时间越短。试验还表明,后热能韧化热影响区和焊缝的组织,特别对于那些淬硬倾向较大的中碳调质钢效果更为明显。例如,30CrMnSiNi2A 超高强钢,焊前经 250℃ 预热,焊后 260℃ 后热 1h,热影响区出现 9.8% 的残余奥氏体,并以板条马氏体为主带有少量下贝氏体的显微组织。残余奥氏体以薄膜形态分布在马氏体的板条之间,即韧化了组织,也阻碍了氢的扩散,对防止冷裂纹的产生是有利的。

### 4. 多层焊的影响

多层焊与只焊一层的情况相比,能够显著地减少根部裂纹,这是因为后层可促使前层中的氢迅速逸出,并能改善前层焊缝和热影响区的组织,因此,多层焊时的预热温度可比单层焊适当降低。

根据钢的  $P_w$ ,多层焊时为防止裂纹所需的预热温度与层数、层间间隔时间的关系,如图 2-48 所示。图中说明了对于一定成分的钢种, $P_w$  值一定时,每多焊一层,其预热温度可

以明显降低。如  $P_w$  为 0.35, 且层间温度保持  $150^\circ\text{C}$ , 焊第一层 ( $n=1$ ) 的预热温度为  $130^\circ\text{C}$ , 焊第二层 ( $n=2$ ) 时的预热温度可降低到  $60^\circ\text{C}$ 。

对多层焊时层间温度或层间间隔时间, 必须严格控制, 如图 2-48 右侧所示, 降低预热温度的同时, 必须缩短层间的间隔时间, 特别是第一层与第二层间的间隔时间, 应尽可能控制在几分钟之内, 以保证第一层焊后不致于形成冷裂纹。另外, 多层焊时, 若层间温度控制不严格, 由于氢量的逐层累积和产生弯曲变形而带来根部应力集中, 导致冷裂纹倾向反而增大。图 2-49 所示板厚  $50\text{mm}$  的  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  钢, 多层焊后, 残余应力和扩散氢的分布, 由图 2-49 中可知, 残余应力最大的部位, 同时也是扩散氢含量最高的部位, 也是产生横裂纹的部位。另外, 对于多层焊, 层间温度应不低于预热温度, 若层间温度偏低, 同样也会产生冷裂纹。

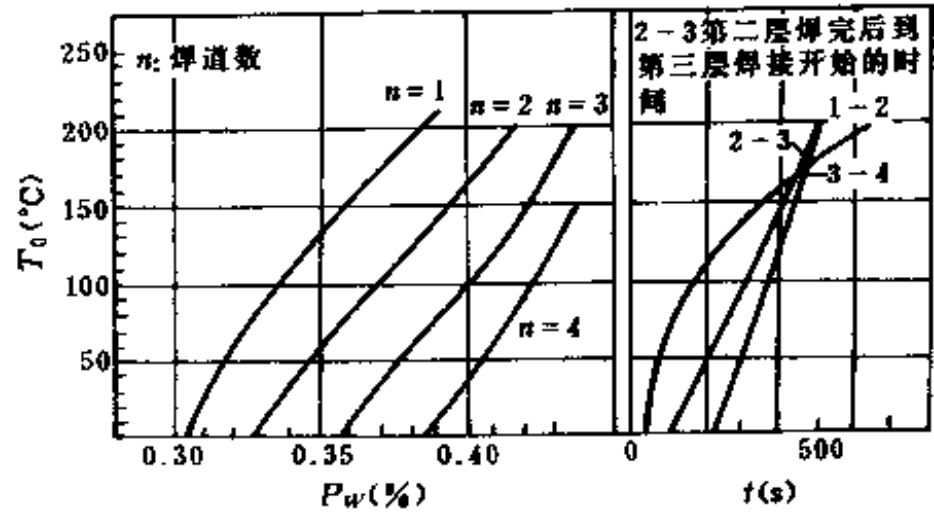


图 2-48 多层焊时防止根部裂纹的预热温度与层间间隔时间  $t$  的关系  
 $h=25\text{mm}; E=17\text{kJ/cm};$  层间温度  $150^\circ\text{C}$ 。

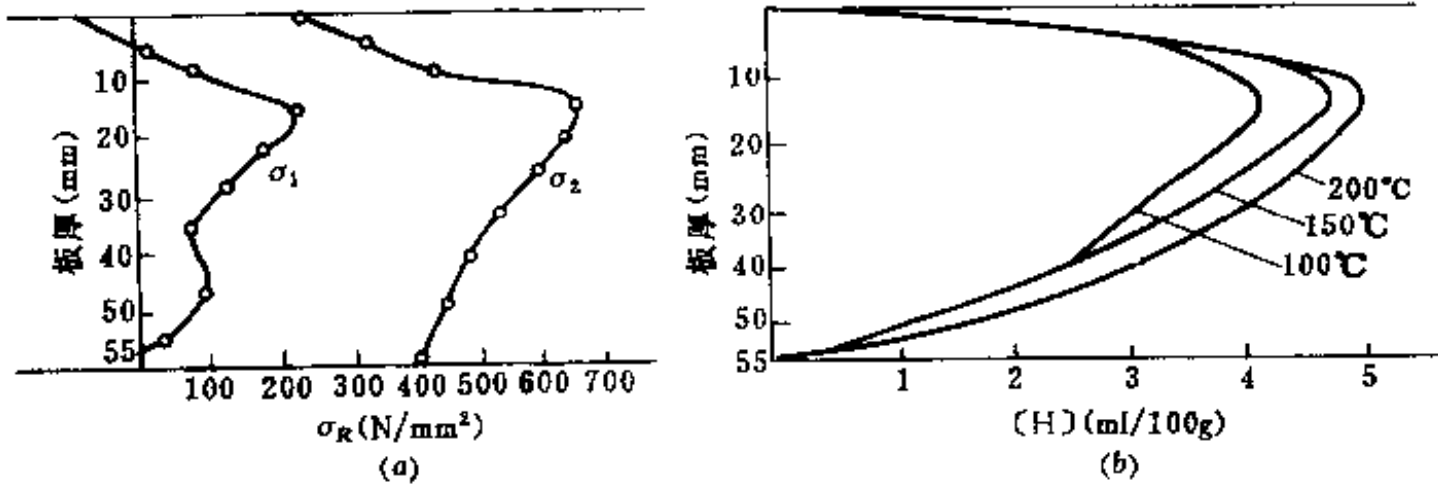


图 2-49  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  钢多层焊时沿厚度的残余应力和扩散氢含量分布  
 (a) 残余应力分布; (b) 扩散氢含量分布。

综上所述, 影响冷裂纹的因素是多方面的, 因此近年来倾向于考虑各因素的综合影响, 故以临界冷却时间  $t_{cr}$  为准则建立冷裂纹的判据。对于具体的钢种结构, 它本身应当是一个常数。

如果在实际焊接条件下由峰值温度冷却到  $100^\circ\text{C}$  的时间为  $t_{100}$ , 则产生冷裂纹的条件为:

$$t_{100} < t_{cr}$$

根据大量实验验证, 手工电弧焊时, 临界冷却时间  $t_{cr}$  可用下式计算:

$$t_{cr} = A(P_{HM} - 0.28)^n$$

式中  $A, n$ ——实验常数,  $A=10.5 \times 10^{-4}, n=2$ ;

$P_{HM}$ ——考虑焊根处拘束应力作用的裂纹敏感系数;

$$P_{HM} = P_{cm} + 0.075 \lg [H]_{JIS} + 0.15 \lg (0.017K, \sigma_w)$$

$[H]_{JIS}$ ——日本 JIS 测氢法测得扩散氢含量 ( $\text{ml}/100\text{g}$ );

$K_t$ ——根部应力集中系数(45°V型坡口  $K_t=8$ , 60°XY型坡口  $K_t=4$ , 60°V型坡口  $K_t=1.5$ );

$\sigma_w$ ——焊根处的拘束应力(N/mm<sup>2</sup>),它与拘束度  $R$  及母材的屈服强度  $\sigma_s$  有关; $\sigma_w=0.050R, (R \leq 20\sigma_s); \sigma_w = \sigma_s + 0.005(R - 20\sigma_s), (R > 20\sigma_s)$ 。

作为粗略计算,可取  $R \approx 40h$ ,短焊缝时,  $R \approx 70h$ ,也可由表 2-15 查得  $R$  值。

关于实际焊接结构在一定条件下的  $t_{100}$ ,可用下式计算获得。

$$t_r = 1.35 \times 10^2 \times \left( \frac{V}{A} \right) (LW)^{0.25} \left[ \frac{1}{(T - T_c)^{0.34}} - \frac{1}{(T_L - T_c)^{0.34}} \right]$$

式中  $t_r$ ——由峰值温度冷却到任意温度  $T$  的冷却时间,对于低合金高强度钢,一般指到 100°C 时的冷却时间(min);

$V/A$ ——试板单面所占的体积(cm<sup>3</sup>/cm<sup>2</sup>);

$LW$ ——试板长宽面积(cm<sup>2</sup>);

$T_c$ ——周围的环境温度(°C);

$T$ ——电弧通过后冷却到所需的温度,在此按 100°C 考虑;

$T_L$ ——试板的热容温度;

$$T_L = \frac{\eta EL}{mc} + T_0 (\text{°C});$$

$\eta$ ——焊接电弧的热效率(%);

$E$ ——焊接线能量(J/cm);

$l$ ——试板的焊道长度(cm);

$m$ ——试板的重量(g);

$C$ ——试板的平均比热容(J/g·°C);

$T_0$ ——试板的初始温度(°C)。

按上式计算较繁琐,一般可用图 2-50 的线算图确定冷却时间  $t_r$ (即  $t_{100}$ )。

如电弧通过后冷却到所需的温度( $T$ )为 100°C 时,周围环境温度( $T_c$ )为 30°C,试板的热容温度( $T_L$ )为 190°C,试板长为 20cm,宽为 15cm,厚为 0.8cm,所以试板面积  $LW$  为 300cm<sup>2</sup>,试板单面积所占体积  $V/A$  为 0.8(cm<sup>3</sup>/cm<sup>2</sup>),线算图具体用法如下:

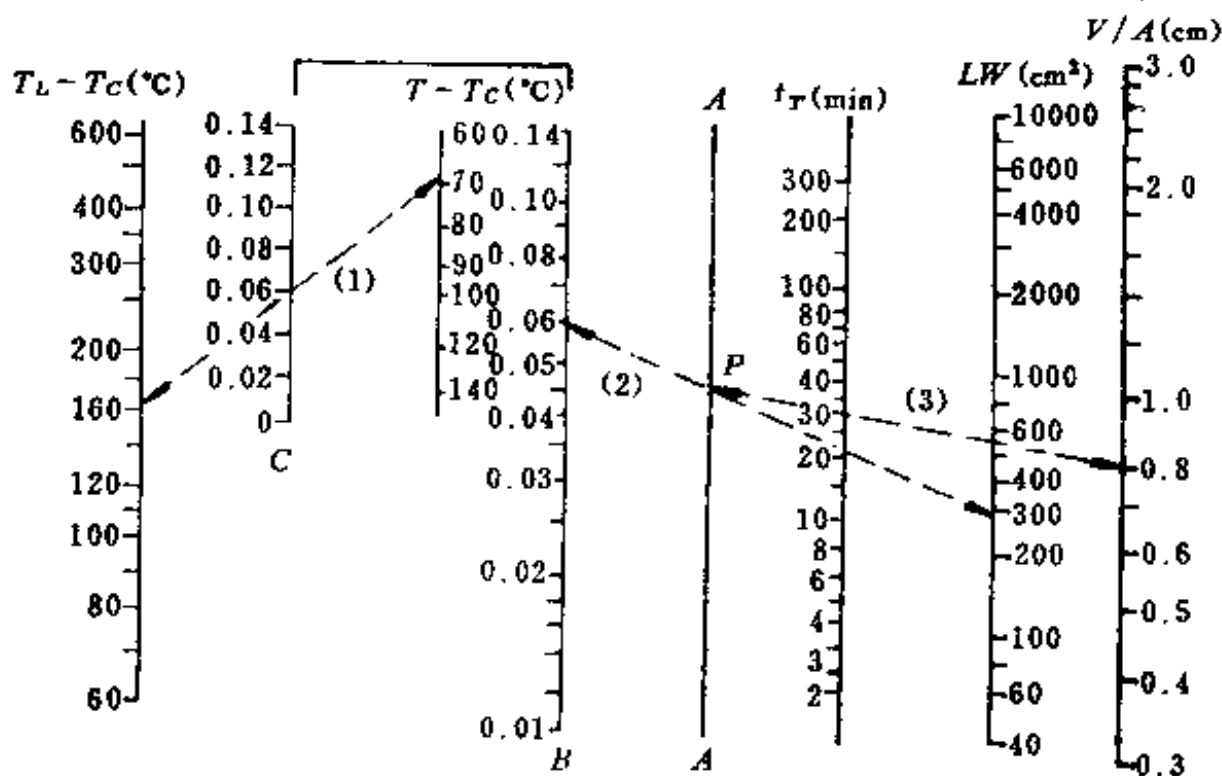


图 2-50 电弧通过后冷却到  $T$ °C 时所需时间的线算图



(1)首先根据  $T_L - T_C = 160^\circ\text{C}$ ,  $T - T_C = 70^\circ\text{C}$ , 连接直线(1)与辅助线 C 相交于 0.06;  
 (2)再由长宽面积(LW)为  $300\text{cm}^2$  与辅助线 B 的 0.06 处连接直线(2), 与 A-A 线交于 P 点;

(3)根据试板单面积所占体积( $V/A$ )为 0.8 处与 P 点连接直线(3), 相交于  $t_r$  线上的 30(min)处, 即为  $t_{100}$  的值。

根据以上程序, 求出  $t_{cr}$  和  $t_{100}$  后, 与计算式比较, 就可预测出在这种焊接条件下是否产生裂纹。然后, 就可制定出防止裂纹的相应措施, 如调整焊接线能量、预热温度, 以及从设计上改善焊接接头的应力状态等。

综上所述, 为防止冷裂纹的产生, 在制订焊接施工条件时, 应保证

$$t_{100} > t_{cr}$$

### (五)焊接冷裂纹的控制

控制焊接冷裂纹的主要因素, 与主要影响因素是一致的, 即改善组织, 消除氢的来源, 尽可能降低应力。具体措施, 也由冶金和工艺两个方面进行控制。

#### 1. 冶金方面

冶金主要是改进母材的化学成分, 使  $P_{cm}$  降低, 从而改善钢的焊接性, 提高钢的抗裂性, 近年来又趋向于降低碳并添加多种微量合金元素。例如, 日本和德国已发展到碳量低于 0.09% 或 0.06% 的高强钢 ( $\sigma_b = 60\text{kgf/mm}^2$ ), 甚至不必预热即可获得无裂纹的焊接接头。其次是尽可能选用低氢的焊接方法和优质低氢的焊接材料, 严格控制氢的来源, 并用微量合金元素减少焊缝扩散氢含量, 以提高焊缝金属的韧性, 应用低匹配的软质焊缝。

选用优质的低氢或超低氢的焊接材料和焊接工艺方法: 当前焊接生产中, 对不同强度级别的钢种, 都有基本上满足要求的相应配套的焊条和焊剂。对一些重要的高强钢结构, 则应研制超低氢、高强高韧的焊条和焊剂(含氢量小于  $1.0\text{ml}/100\text{g}$ )。采用  $\text{CO}_2$  气体保护焊, 也能获得低氢焊缝, 扩散氢含量为  $0.04 \sim 1.0\text{ml}/100\text{g}$ , 可用于焊接低碳钢及低合金高强钢, 但飞溅、夹杂等问题, 尚待进一步解决。

对于低碳低合金高强钢, 选用低匹配焊条, 适当降低焊缝强度, 可以降低拘束应力而减轻熔合区的负担, 因而对防止冷裂纹也是有效的措施。例如, 用 HT80 钢制造厚壁承压水管, 经生产上的应用表明, 焊缝强度为母材强度的 0.82 时, 可近似达到等强度的要求。但是, 对于淬硬倾向大的 35Cr3Ni3Mo 调质超高强钢的研究结果指出, 采用低强焊缝并没有利, 如图 2-51 所示, 低强焊缝(焊丝为 08Mn)时的临界应力最低, 不如采用大致等强的贝氏体—马氏体组织的焊缝(焊丝 25Cr5MoNi)。对于使用 08Mn 焊丝的焊缝, 只有在冷却到  $100^\circ\text{C}$  附近正式加载试验之前, 冷却到  $500 \rightarrow 300^\circ\text{C}$  期间先给予附加拉应力

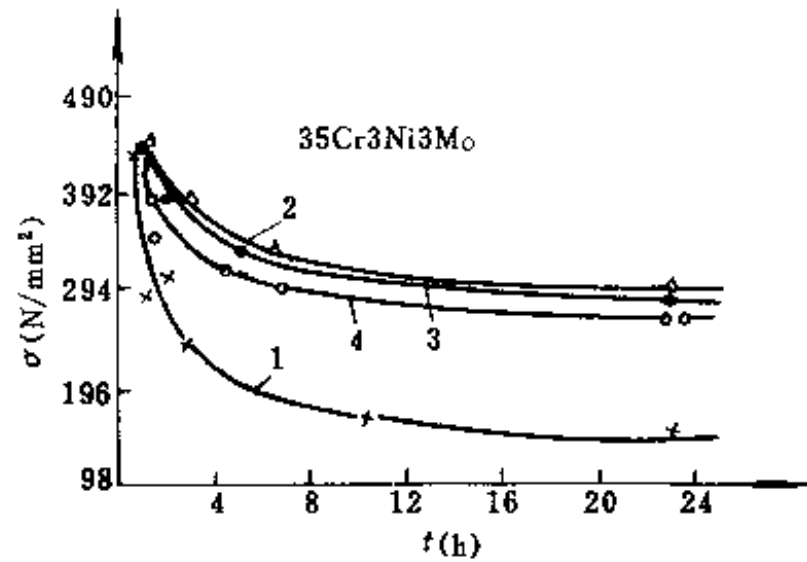


图 2-51 不同焊丝埋弧自动焊时的接头延迟断裂的临界应力

1—08Mn; 2—25Cr5MoNi; 3—10Cr20Ni10Mn6Ti;  
 4—08Mn 但在冷却过程中在  $500 \rightarrow 300^\circ\text{C}$  期间给予附加拉应力  $98 \sim 150\text{N/mm}^2$ 。

力(98~150N/mm<sup>2</sup>)时,其临界应力才能提高,但仍然未超过等强或超强焊缝。可见,对于低强焊缝的应用要考虑具体条件。

为防止冷裂纹的产生,也可用软层焊接的方法制造某些高强钢球形容容器,即内层采用与母材等强的焊条焊接,而表层2~6mm的厚度,则采用稍低于母材强度的焊条焊接,以增加焊缝金属的塑性储备,降低焊接接头的拘束应力,从而提高抗裂性。

严格控制氢的来源;对低氢或超低氢焊条,限制其药皮总水量更有效。所以要认真烘干焊条焊剂。普通低氢焊条应在350℃烘干,超低氢焊条应在400~450℃烘干保温2h,烘干后并应妥善保存,最好放在保温箱内存放,随用随取。在高湿度环境中,即使将焊条放1h,也会显著吸潮而增大裂纹率,如425℃烘干1h的低氢焊条,在室温(25℃)和湿度80%条件下存放,存放只有1h,其根部裂纹率即达100%。所以强度级别越高的焊条,对药皮总水量或焊缝扩散氢含量的限制也越要严格。

此外,对焊丝、坡口附近的铁锈,油污等应仔细清理。对于熔炼焊剂,由于经过高温熔炼,所以含水量极少,焊前一般250℃烘干,并保温2h,而粘结焊剂则不然,应制造后立即使用,不能存放过久。

在采用奥氏体不锈钢焊条焊接低合金高强钢,或某些淬硬倾向较大的低、中合金高强钢,也能防止冷裂纹的产生。

适当加入某些合金元素,也可防止冷裂纹的产生。近年来,在焊缝金属中添加某些合金元素,以减少焊缝扩散氢含量,提高焊缝金属韧性取得很好效果,从而提高了整个焊接接头的抗冷裂纹能力。合金元素主要是钛硼、钼钒、铌、钨、铈、稀土元素等。通过焊条药皮或焊丝加入铈(Te),钢板中含有稀土元素(REM)与不含REM的试验结果,如图2-52所示。其中REM与Te复合存在时,抗裂纹效果为最好。

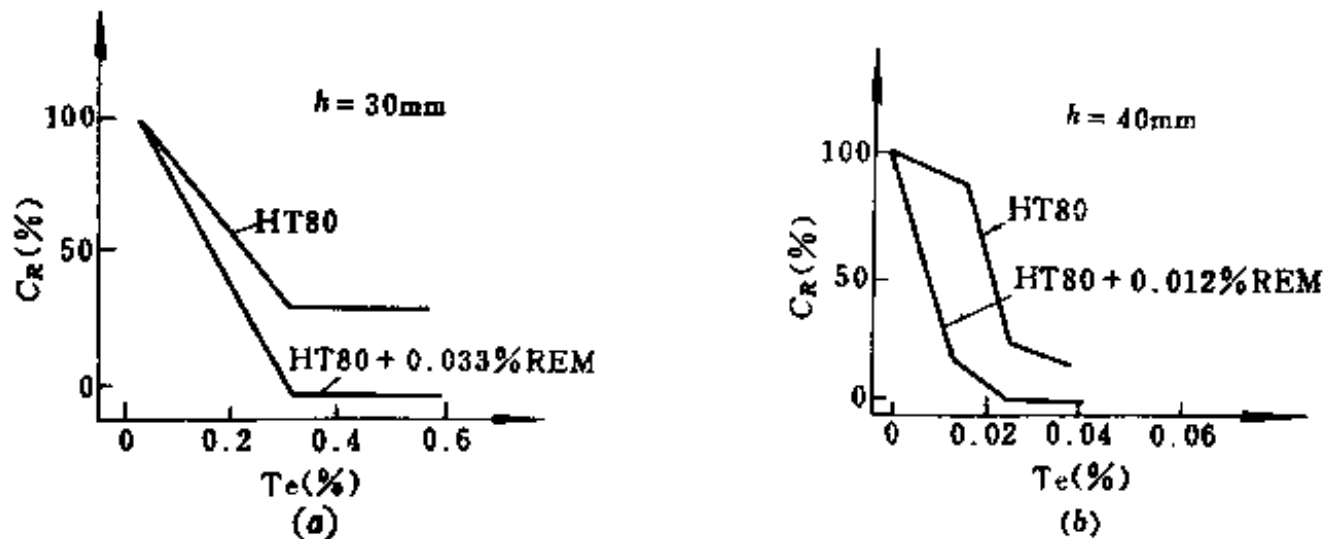


图 2-52 焊条中加入 Te 对根部裂纹率的影响

(a)在药皮中加入 Te; (b)在焊丝中加入 Te。

## 2. 工艺方面

焊接工艺一般是指选择焊接线能量、焊前预热、焊后后热以及多层焊等,其讨论已在前节中介绍。

## 第七节 层状撕裂

在大型焊接结构中,常用30~100mm乃至更厚的轧制钢材,焊接时,如果在钢材厚度方向承受较大的拉伸拘束应力,则可能在沿钢板轧制方向出现具有阶梯状的裂纹,称之

为层状撕裂。

### 一、层状撕裂的特征、分类

层状撕裂是一种内部的低温开裂,通常在表面难以发现。它的主要特征是具有阶梯状的形式,即基本上平行于轧制表面的平台与大体上垂直于平台的剪切壁所组成。在裂纹的平台部分常常可以找到不同类型及分布状态不同的非金属夹杂物。层状撕裂的位置,总是在热影响区或母材中,焊缝金属中不可能出现层状撕裂。按接头形式而言,层状撕裂常出现在丁字接头、角接接头、T型接头和十字接头中,发生在对接接头的极为少见,但在焊趾和焊根处由冷裂纹诱发也会出现层状撕裂。层状撕裂与冷裂纹不同。它的产生与钢种强度级别无关,主要与钢中的夹杂物及其分布形态有关。

层状撕裂的形态与夹杂物的种类、形状、分布,以及所处的位置有密切关系。当沿轧制方向,以片状的  $MnS$  夹杂为主时,层状撕裂具有清晰的阶梯状;当以硅酸盐夹杂为主时,则呈直线状;如以  $Al_2O_3$  夹杂为主时,则呈不规则的阶梯状。

采用扫描电子显微镜观察其断口时,则有更明显的特征。在低倍下观察,其断口表面呈典型的木纹状,是层层平台,具在不同高度分布;在高倍下观察到,在平台表面可以找到大量片状,球状或长条状的非金属夹杂物,剪切壁则呈撕裂岭的形态。当层状撕裂发生的部位含氢量较高时(焊接热影响区,焊根或焊趾附近),剪切壁具有氢致准解理断口特征,当层状撕裂发生在母材或该部位的含氢量很低时,剪切壁呈现韧窝断口。

极据层状撕裂产生的位置可分为三类:

第一类是在焊接热影响区焊趾或焊根冷裂纹诱发而形成的层状撕裂;

第二类是焊接热影响区沿夹杂物开裂,这是工程上常见到的一种层状撕裂;

第三类是远离焊接热影响区母材中沿夹杂物开裂,一般多出现在有较多  $MnS$  片状夹杂物的厚板结构中。

### 二、层状撕裂的形成条件及其影响因素

#### (一)层状撕裂的形成条件

造成层状撕裂的根本原因,在于钢材在轧制过程中,把钢内的一些非金属夹杂物轧成平行于轧向的带状夹杂物,从而造成了钢材力学性能的各向异性,具有各向异性的钢板的轧向简称L向,厚度方向简称Z向,沿L向和Z向制备的拉伸试样进行试验表明,尽管在

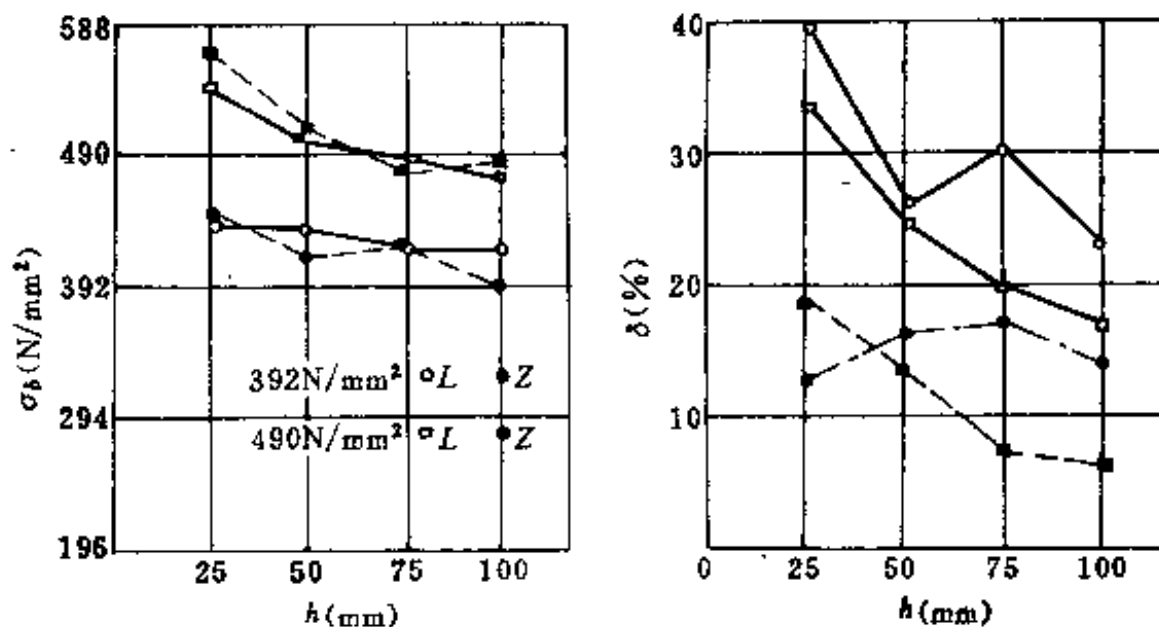


图 2-53 强度为 392 和 490 N/mm<sup>2</sup> 钢板力学性能的各向异性

强度极限方面相差不大,但在塑性方面( $\delta, \psi$ )却有极大差别,如图 2-53 所示。所以在 Z 向有拉伸应力存在时,很容易沿层状分布的夹杂物开裂。

厚板结构的 T 型接头、丁字接头或角接接头焊接时,在刚性拘束的条件下,焊缝收缩时会在母材厚度方向产生很大的拉伸应力和应变,当应变超过了母材金属沿 Z 向的塑性变形力时,夹杂物与金属基体之间弱结合面,则发生分离而形成微裂纹。在应力的继续作用下,其裂纹尖端的缺口效应造成应力、应变的集中,使裂纹尖端沿着夹杂物所在平而进行扩展,因而形成了所谓平台。同时,凡平行于轧向的夹杂物都可能形成大小不一的平台,在相邻的两个平台之间,由于不在一个平面上,在应力应变的影响下,发生剪切力的作用造成剪切断裂,形成了所谓“剪切壁”。连接这些平台和剪切壁,就形成了层状撕裂所特有的阶梯特征。

层状撕裂的破坏,可用图 2-54 加以描述。

### (二)影响层状撕裂的因素

影响层状撕裂的因素较多,也很复杂,主要的影响因素有以下几方面。

#### 1. 非金属夹杂物的影响

夹杂物是造成钢材各向异性的主要原因,也是层状撕裂的源头。钢中的夹杂物种类很多,常见的有硫化物、硅酸盐和铝酸盐等,一般说来,夹杂物的成分影响不大,因为任何夹杂物基本上都不能变形,同时任何夹杂物本身的强度都很低,所以在拉伸应力作用下,它们不是与基体金属脱离,或是自身破碎,从而导致层状撕裂。实践表明,不仅片状的硫化锰、硅酸盐夹杂降低 Z 向塑性,而球状的硫化锰,铝酸盐夹杂如果在同一平面内呈现密集分布时,同样也会严重影响 Z 向塑性。

从减少应力集中及受力截面分析,通常认为球状夹杂物比薄片状夹杂物要好些,端部圆钝的比端部尖锐的要好,因此,钢中薄片状的硫化锰夹杂,常使层状撕裂的敏感性增大。其夹杂物的数量,只有总体上的夹杂物数量与分布才是有影响的,对个别大尺寸夹杂物的影响并不是决定因素。在同一平面内密集薄片状夹杂物的存在,则会加剧层状撕裂的倾向。夹杂物在钢中的分布,可用以下两个物理量表示:

“夹杂体积比”用  $V_v$  表示,是试样中夹杂物的总体积与试样总体积之比;

“夹杂的累积长度”用  $L_A$  表示( $\text{mm}/\text{mm}^2$ ),是单位面积上夹杂物长度的总和。

试验结果表明,Z 向断而收缩率随夹杂物的体积比和累积长度的增加,而明显下降。

#### 2. 基体金属性能的影响

夹杂物与基体金属的脱开或破裂只是形成了分散的微裂纹,而层状撕裂平台需要同一平面内许多微裂纹在基体金属中扩展并相互连接起来才能形成。同样,层状撕裂的剪切壁,则需要相邻两平台之间的基体金属产生剪切断裂才能形成。基体金属的自身的塑性、韧性对层状撕裂形成,也有重要的影响。基体金属的塑性、韧性越差,则变形能力小,裂纹易于扩展,金属抗层状撕裂的能力必然降低。另外,热影响区出现脆硬组织时,使亚临界区

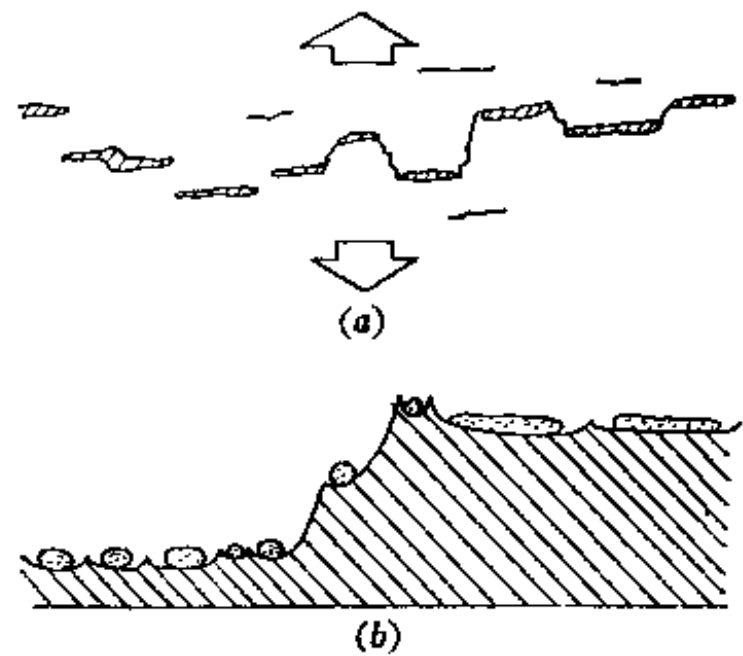


图 2-54 层状撕裂破坏示意图

(a)总视图; (b)局部放大图。

以外加热到 200~400℃ 的区域,由于应变失效作用,基体金属脆化,因而基体金属也易于发生层状撕裂。所以,层状撕裂如上所述,既可以在热影响区内发生,也可以在热影响区以外发生,只要有很大的 Z 向拉伸应力,而金属 Z 向变形能力又很低时,就有可能出现层状撕裂。

### 3. Z 向拘束应力的影响

厚壁焊接结构焊接时,在角接接头或丁字接头中承受不同的 Z 向拘束应力,焊后的残余应力及载荷,它们是造成层状撕裂的力学条件。当钢材含有较多的夹杂物,层状撕裂倾向则较大。如果接头型式允许焊缝自由收缩而不致于形成 Z 向收缩应力,或 Z 向拘束应力不足,则也不致于产生层状撕裂。

采用插销 Z 向拉伸试验或角接接头弯曲拘束试验,可以测出 Z 向拘束应力的大小。所以在一定的焊接条件下,对于某种钢存在一个 Z 向临界拘束应力 $(\sigma_z)_{cr}$ ,超过此值便产生层状撕裂。

### 4. 氢的影响

一般认为在热影响区附近,由冷裂纹诱发的层状撕裂,如根部或焊趾裂纹引起的层状撕裂,氢是重要的影响因素。但远离焊接热影响区的母材处产生的层状撕裂,焊缝金属中的扩散氢根本不可能到达这部位,即焊缝中的氢不会产生影响。所以对氢在层状撕裂产生中的作用的结论如下:

氢使铁素体的解理应力下降,韧性降低,但氢对层状撕裂的影响程度存在着不同的结论。

尼柯尔斯(Nicholls)认为,氢对层状撕裂的发生和发展稍有影响。他用充氢钢进行了试验,但结果不十分明确。贝克(Baker)用常规的拉伸试验得出结论,认为氢对层状撕裂有影响,而贝伦(Bellen)等人的试验结论是,认为氢对撕裂有极其重要的影响,并提出当钢含硫量小于 0.015%,含氢量小于 3ppm,则抗层状撕裂性能良好,但当含氢量大于 3ppm 时,含硫量 0.015% 时,则有可能发生层状撕裂。所以,氢对层状撕裂的影响是复杂的,扩散氢含量对层状撕裂倾向的影响,应根据具体条件进行具体分析。

## 三、层状撕裂的判据

由于层状撕裂的危害性大,故需要在焊接施工前,对钢材层状撕裂的敏感性作出评定。常用的评定方法,有 Z 向拉伸断面收缩率和插销 Z 向临界应力法。前者,主要用于无氢条件下对母材产生层状撕裂敏感性进行评定;后者,主要用于有氢条件下,对焊接热影响区产生层状撕裂敏感性进行评定。

### 1. Z 向拉伸断面收缩率 $\psi_z$

近年来,世界上很多国家都采用  $\psi_z$  作为评定层状撕裂的判据。拉伸试样的形状尺寸,如图 2-55 所示。当板厚  $h$  在 60mm 以下,可选用直径 10mm 试样;板厚  $h$  在 60mm 以上,可选用直径 15mm 的试样。

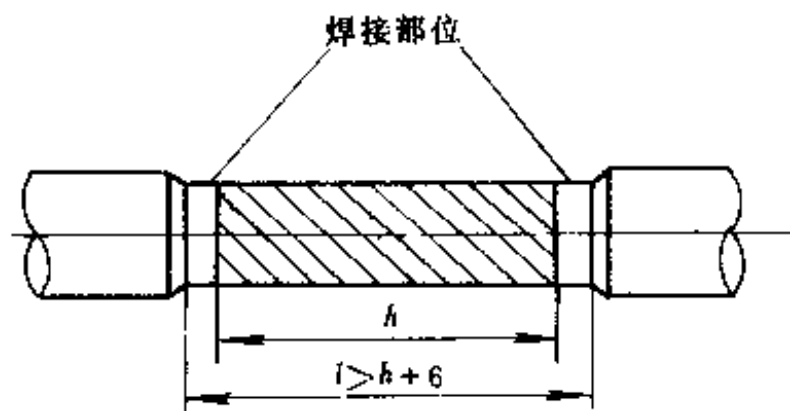


图 2-55 Z 向拉伸试样

为防止层状撕裂,  $\psi_z$  应不小于 15%。当  $\psi_z$  为 15~20% 时, 认为抗层状撕裂性能较好; 当  $\psi_z > 25\%$  时, 认为抗层状撕裂性能优异。

伦巴尔迪尼(J. Lombardini)曾用大量模拟焊接热循环试验层状撕裂倾向的办法, 得出钢材含硫量与层状撕裂倾向大小的相对关系。他认为, 当  $\psi_z \geq 25\%$  时, 只要  $S \leq 0.010\%$  就不会发生层状撕裂; 当  $\psi_z < 14\%$  时, 若  $S > 0.022\%$  就极易发生层状撕裂。所以  $\psi_z$  与含硫量有依赖关系。一般情况下, 含硫量越低,  $\psi_z$  越高; 反之亦然。

## 2. 插销 Z 向应力

钢的化学成分, 特别是含硫量对层状撕裂有影响。在大量试验研究的基础上, 建立了层状撕裂敏感性评定公式:

$$P_L = P_{cm} + \frac{[H]}{60} + 5S$$

式中  $P_L$  —— 层状撕裂敏感指数(%);

$P_{cm}$  —— 化学成分敏感指数(%)(与冷裂纹中的  $P_{cm}$  值一致);

[H] —— 扩散氢含量(ml/100g)(日本 JIS 法)

S —— 钢板含硫量(%)。

图 2-56 是层状撕裂敏感指数  $P_L$  与 Z 向临界应力  $(\sigma_z)_{cr}$  之间关系。

## 四、层状撕裂的控制

对于层状撕裂缺陷通常都着眼于预防, 而不是修复。如果已发生层状撕裂, 则铲去缺陷再重新焊接, 这不仅耗费人力物力, 在重焊时则更容易再度产生层状撕裂。防止层状撕裂的措施, 有以下几个方面。

### (一) 提高钢材抗层状撕裂的能力

实践证明, 降低钢中夹杂物的含量和控制夹杂物的形态, 提高钢板 Z 向的塑性, 对提高钢材抗层状撕裂的能力是有效的, 因而近年来研制出许多抗层状撕裂的新钢种。

#### 1. 精炼钢

采用铁水先期脱硫的办法, 并用真空脱氧, 可以冶炼出含硫量只有 0.003%~0.005% 的超低硫钢, 其  $\psi_z$  可达 23%~45%。若在炉外精炼, 也可冶炼出高纯净钢, 其办法是向钢液内吹入氩气, 促使夹杂物上浮。近年来还研制 CAB 法, 即把粉末状的钙、镁合金成分与惰性气体一起吹入钢液中, 从而获得显著的脱硫脱氧效果。又如 Z 向钢和 CF 钢, 它们的含硫含氧极低, 其  $\psi_z$  可达 60%~75%。所以选用上述钢材制造大型重要的焊接结构, 可以完全消除层状撕裂。但应指出, 这些钢材成本高, 只用于海洋工程、核工程、潜艇等焊接件。

#### 2. 控制硫化物夹杂的形态

薄膜状夹杂物(主要是硫化物)起着“内部缺陷”的作用, 破坏基体金属的连续性。因

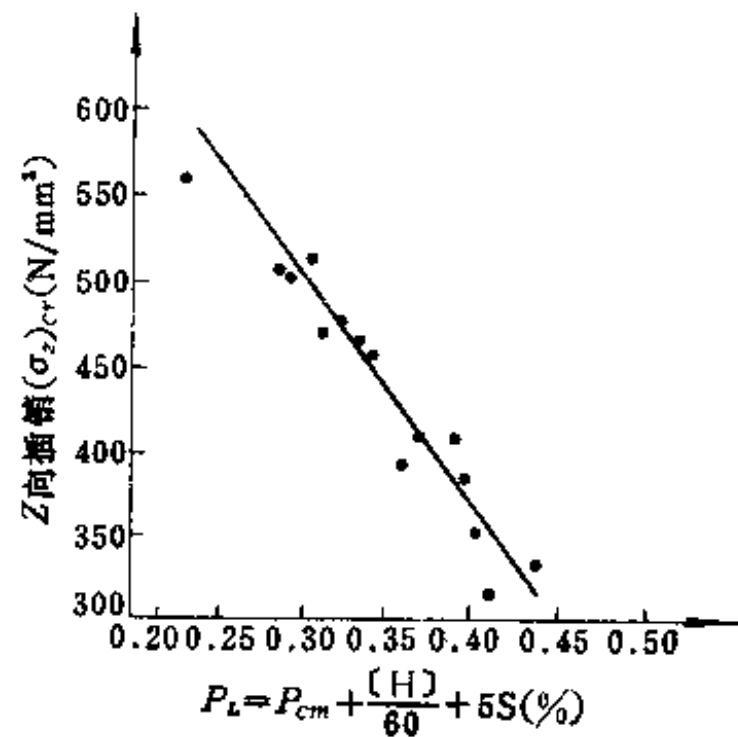


图 2-56 层状撕裂敏感性  $P_L$  与  $(\sigma_z)_{cr}$  的关系

此,可以把 MnS 变成其它元素的硫化物,使在热轧时难以伸长,从而减轻各向异性。当前广泛使用的是添加钙和稀土元素。经过上述处理的钢为抗层状撕裂钢,其  $\psi_2$  可达 50%~70%。

## (二)接头型式设计和焊接工艺措施

为防止层状撕裂,在接头型式设计和采用的焊接工艺措施,主要是减小 Z 向拘束度,使焊接接头 Z 向应力和应力集中尽可能小些,具体措施如下:

应尽量避免单侧焊缝,改用双侧焊缝可缓和焊缝根部区的应力状态,以防止应力集中,如图 2-57(a)所示。为防止产生过大的应力,采用焊接量少的对称角焊缝,替代焊接量大的全焊透焊缝,见图 2-57(b)所示。在承受 Z 向应力一侧开坡口,可减轻钢板 Z 向承受的应力和应变,如图 2-57(c)所示。将钢板塑性、韧性较差的 Z 向安排在与受力方向垂直位置,如图 2-57(d)所示。

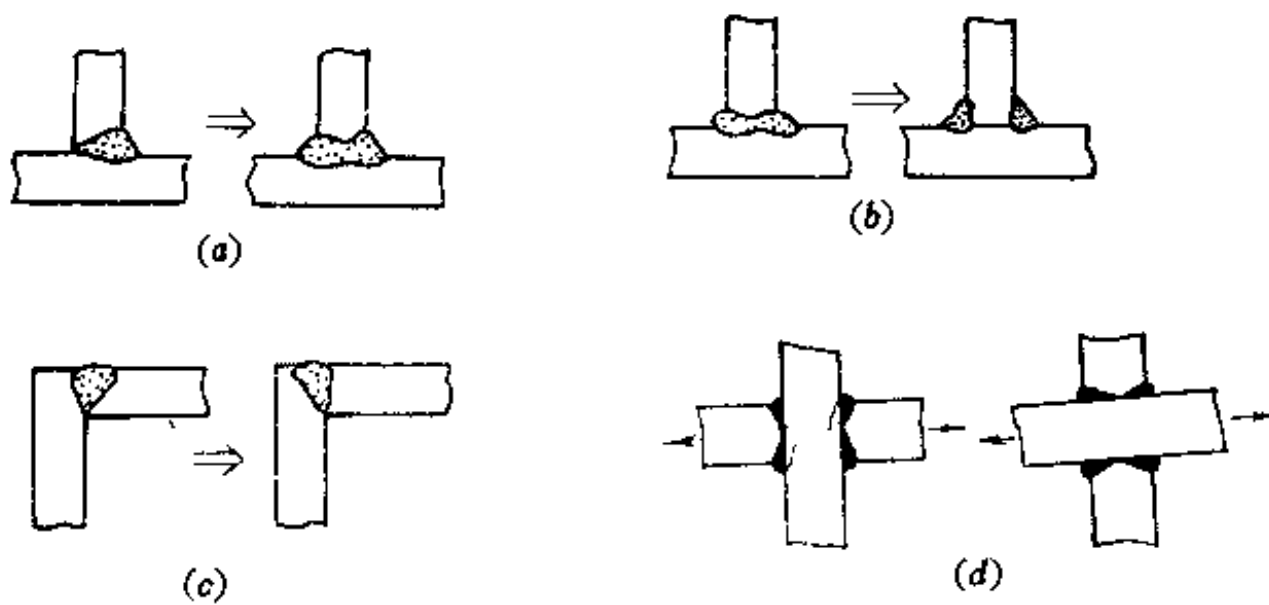


图 2-57 改变接头型式防止层状撕裂

(a)改为双侧焊缝;(b)减少焊接量;(c)开坡口减缓 Z 向应力应变;(d)改变受力方向。

利用低强度隔离焊缝承受接头的应变,如图 2-58 所示,即在横板上预先堆焊一层低强度的焊接材料。

此外,有不少层状撕裂是由其它焊接裂纹诱发而产生的,例如根部裂纹、焊趾裂纹等,都可能延伸而诱发层状撕裂,所以在防止层状撕裂时,也要防止这些裂纹的产生,即要减少含氢量,适当提高预热,控制层间温度等。

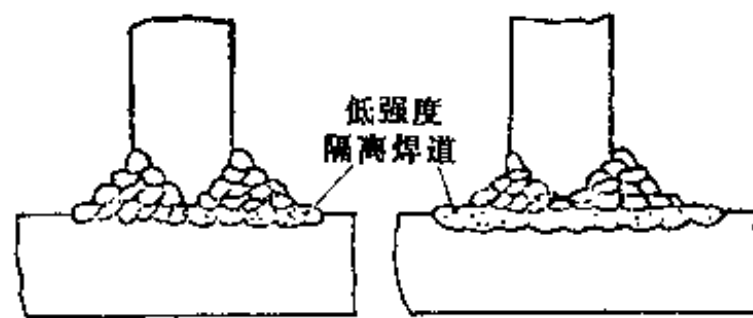


图 2-58 采用低强度隔离焊缝  
以防止层状撕裂

根据层状撕裂的主要类型、产生原因、主要影响因素及主要防止措施,列于表 2-18。

表 2-18 层状撕裂的类型、产生原因及防治措施

类 型	产生原因及因素	防治措施
第一类 焊根、焊趾处冷裂引起层状撕裂	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 由于冷裂而引起(淬硬、氢及拘束应力)</li> <li>2. 轧制成条、片状 MnS 夹杂</li> <li>3. 角变形引起弯曲拘束应力或缺口引起应力集中</li> <li>4. 氢脆</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 降低钢材焊接冷裂敏感性</li> <li>2. 降低钢材含硫量</li> <li>3. 防止角变形,改善接头型式、坡口形状</li> <li>4. 降低焊缝中含氢量</li> </ol>
第二类 以夹杂物为裂纹源并沿热影响区扩展的层状撕裂	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. MnS、SiO<sub>2</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等夹杂物</li> <li>2. 存在 Z 向拉伸拘束应力</li> <li>3. 氢脆</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 降低钢中硫、氧、硅铝等含量或加稀土元素</li> <li>2. 改善钢材轧制条件和热处理</li> <li>3. 缓和 Z 向拘束</li> <li>4. 提高焊接金属塑性,并降低含氢量</li> </ol>
第三类 远离热影响区在板厚中央部位的层状撕裂	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. MnS、SiO<sub>2</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等夹杂物</li> <li>2. 弯曲拘束产生残余应力</li> <li>3. 应变时效引起</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 选用耐层状撕裂用钢</li> <li>2. 改善接头型式、坡口形状</li> <li>3. 预堆焊层</li> </ol>

## 第八节 再热裂纹

本世纪六十年代初,国外报导了因再热裂纹造成的多起事故,七十年代初我国采用德国钢种 BHW38 制造的大型锅炉汽包,也出现了再热裂纹,为此,对再热裂纹进行了系统试验研究。

焊接的大型结构,如厚壁压力容器,潜艇,原子能电站等压力壳,在焊后均存在程度不同的残余应力。残余应力是造成低应力脆性破坏、冷裂纹、结构几何形状失稳,以及应力腐蚀裂纹等的主要原因。因此,焊后要求消除应力的热处理。但是,对某些有沉淀强化元素较多的钢种和高温合金,包括低合金高强钢、珠光体耐热钢、某些奥氏体不锈钢以及沉淀强化高温合金,即使焊态下并未发现任何形式的裂纹存在,但在消除应力热处理时,常可在接头发现裂纹,即所谓“消除应力处理裂纹(Stress Relief Cracking),简称 SR 裂纹。实际上,不仅是在消除应力处理,在其它焊后再次加热过程中,包括 500~600℃ 长期使用过程也会出现类似裂纹,这种性质的裂纹通称为“再热裂纹”(Reheat Cracking)。

### 一、再热裂纹的特征

再热裂纹特征如下:

再热裂纹产生的部位,均在焊接热影响区的过热粗晶区中,焊缝、热影响区的细晶区,母材均不产生再热裂纹。裂纹均是大体沿熔合线方向在奥氏体粗晶晶界扩展,裂纹并不一定连续,而是断续的,而且至细晶区就停止扩展,再热裂纹具有晶间开裂的性质。

再热裂纹的产生,必须在进行消除应力处理之前,焊接区存在有较大的残余应力,并有程度不同的应力集中为先决条件。否则,不会产生再热裂纹。在应力松弛断裂试验(SRR 试验),产生再热裂纹的断裂应变量  $\epsilon$  与断裂时间  $t_f$  的关系,对于 17CrMoV 钢产生再热裂



纹的临界应变量  $\epsilon_{cr}$  只有 0.25%，如图 2-59 所示。这说明在焊接接头的粗晶区只要有 0.25% 的残余应变，即可促使产生再热裂纹。

根据拘束热模拟试验确定，不同的钢种在应力松弛中，最易于产生再热裂纹的临界拘束应力  $\sigma_{cr}$  并不相同，应力集中系数越大，产生再热裂纹的临界拘束应力  $\sigma_{cr}$  越小。

再热裂纹的产生，与再热温度和再热时间有密切关系，存在一个最易于产生再热裂纹的敏感温度范围。对于一般低合金高强钢，约在 500~700℃ 之间，如图 2-60 及图 2-61 所示。图 2-60 以临界 COD 为判据，图 2-61 是测定应力松弛时的断裂时间  $t_f$ 。它们对应于再热裂纹的敏感温度范围，都表现出最小的临界 COD 值和最短的断裂时间  $t_f$ 。

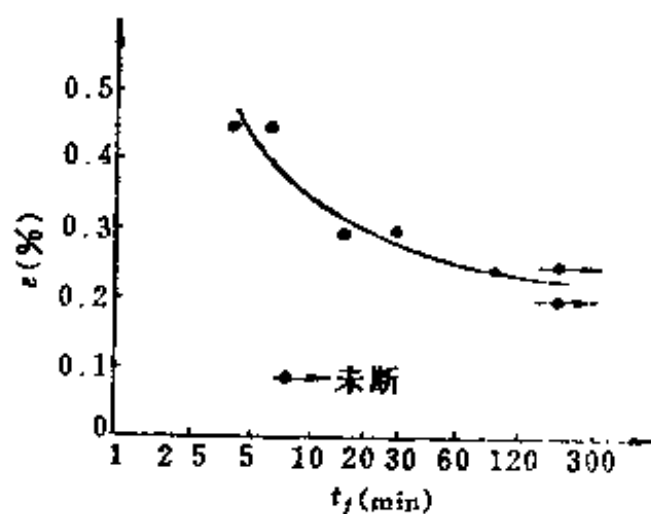


图 2-59 断裂时间与应变量的关系

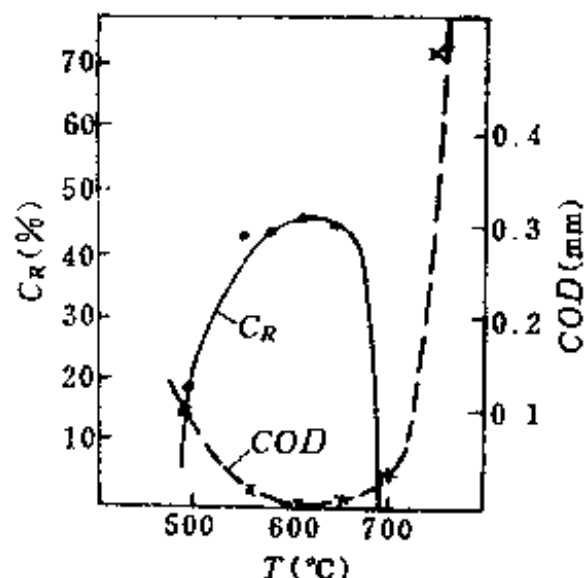


图 2-60 再热温度与裂纹率  $C_R$  及临界 COD 的关系

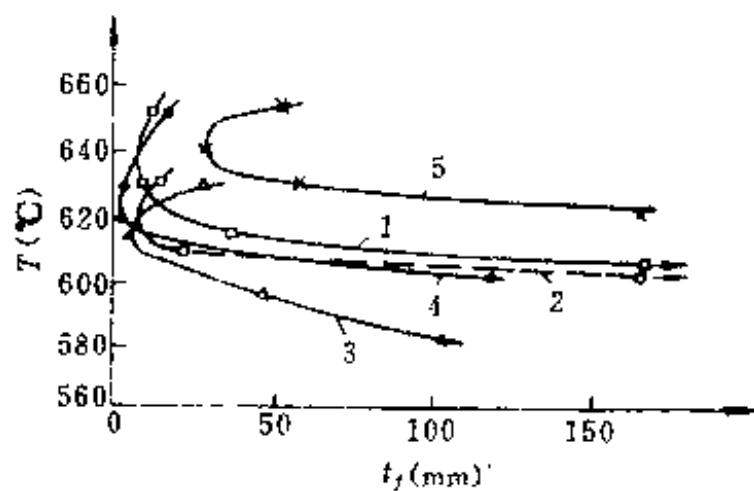


图 2-61 再热温度与应力松弛断裂时间  $t_f$  的关系

1—22Cr2NiMo; 2—25CrNi3MoV; 3—25Ni3MoV; 4—20CrNi3MoVNbB; 5—25Cr2NiMoMnV。

在普通碳素钢和固溶强化的金属材料中，一般都不产生再热裂纹，而含有一定沉淀强化元素的金属材料，则具有产生再热裂纹的敏感性。

## 二、再热裂纹的产生条件

根据高温金相显微镜和扫描电子显微镜的观察，认为再热裂纹的形成，是由晶界优先滑移致使微裂形核、发生和扩展的。即在焊后再热处理，残余应力松弛时，粗晶区应力集中处的某些晶界塑性变形量，超过了该处的塑性变形能力，就会产生再热裂纹。因此，理论上再热裂纹产生的一般条件，可表达为下列形式：

$$e \geq e_c$$

式中  $e$ ——局部晶界的实际塑性变形量；

$e_c$ ——局部晶界的塑性变形能力。

上述的表达式是大家所公认的，但是关于再热裂纹形成的机理，却存在着不同看法。如晶间杂质析集脆化学说，晶内沉淀强化学说，以及蠕变断裂学说等。甚至有的认为，再热裂纹与回火脆性有相同的形成机理。

### (一)晶间杂质析集脆化作用

试验研究指出，再热裂纹的产生和晶界本身弱化有关，强调杂质在晶界析集而造成脆化，对再热裂纹产生起到重要作用。

根据这种理论，在  $500\sim 600^\circ\text{C}$  再热处理过程中，钢中 P、S、Sb、Sn、As 等元素向晶界析集，故大大降低了晶界塑性变形能力，若产生再热裂纹的塑性变形量为  $e_c$  (mm)，则用下式表达。

$$e_c = L(1 + \alpha T) \left( \frac{\sigma_R}{E} - \frac{\sigma_c}{E_c} \right)$$

式中  $L$ ——试件的拘束距离(mm)；

$\alpha$ ——试件材料的线胀系数( $10^{-6}^\circ\text{C}^{-1}$ )；

$T$ ——发生裂纹的温度( $^\circ\text{C}$ )；

$\sigma_R$ ——相当初始的残余应力( $\text{N}/\text{mm}^2$ )；

$\sigma_c$ ——产生裂纹时的应力( $\text{N}/\text{mm}^2$ )；

$E$ ——试件常温时的弹性模量( $\text{N}/\text{mm}^2$ )；

$E_c$ ——裂纹发生时的弹性模量( $\text{N}/\text{mm}^2$ )。

当  $e_c$  越小时，再热裂纹的敏感性越高。杂质对塑性变形量  $e_c$  的影响，如图 2-62 所示。由图说明，随杂质含量的增加，尤其是随 Sb 的增加，再热裂纹产生的塑性变形量明显减小。

在低合金高强钢再热裂纹敏感范围内测定临界 COD 值，并通过断口俄歇能谱分析，发现磷在晶界的析集，对再热裂纹的产生有重要影响。当钢中含磷量增加时，COD 值下降，而且晶间断口增加，因此认为晶界杂质的析集是促使产生再热裂纹的主要原因。所以有人认为，晶界上杂质析集脆化而导致形成再热裂纹与钢的回火脆性，具有同一的形成机理。根据对  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  钢回火脆性的研究，可用“脆性因子” $\bar{X}$  表示杂质对回火脆性的影响。即

$$\bar{X} = (10\text{P} + 5\text{Sb} + 4\text{Sn} + \text{As}) / 100 (\text{PPm})$$

当钢中  $(\text{Mn} + \text{Si}) \leq 1.2\%$  时， $\bar{X} \leq 25\text{PPm}$ ，则不易产生回火脆性，这一结论对解决某些低合金钢的再热裂纹问题也是有效的，所以要降低钢中杂质含量。

但在某些实验中也反映了另一现象，如在某些钢的试验时，再热裂纹敏感温度远高于回火脆性敏感温度。因此，不能笼统认为，再热裂纹与回火脆性具有相同的形成机理。

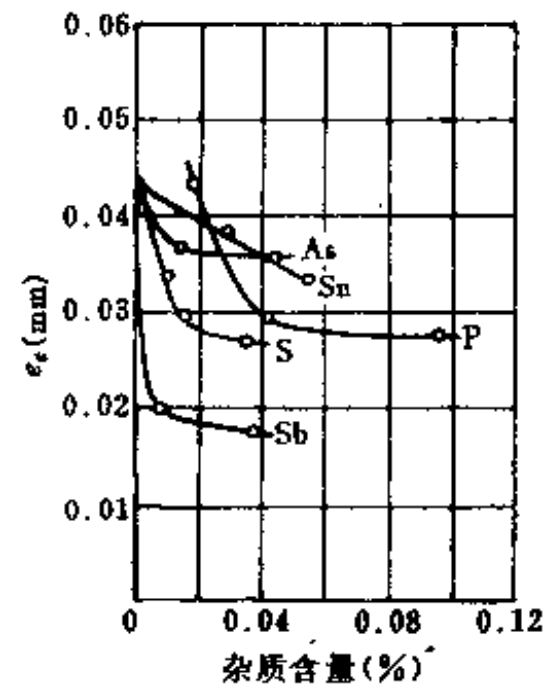


图 2-62 杂质含量对  $e_c$  的关系  
(HT80 钢  $600^\circ\text{C}$ )

在研究 Mn-Mo-Nb-B 钢再热裂纹时,发现硼化物沿晶析集,不仅能降低晶界的结合强度和蠕变塑性,并为再热裂纹的形核与扩展提供了通道。因此,导致再热裂纹敏感性增加和沿晶断裂的重要原因。

### (二)晶内沉淀强化作用

前已述及,并非所有的钢和合金钢都具有再热裂纹的敏感性,只有那些含有沉淀强化元素的钢和合金,才具有明显的再热裂纹倾向。试验研究表明,Cr、Mo、V、Ti、Nb 等元素形成碳化物、氮化物,以及镍基合金中的沉淀相( $Ni_3(Al, Ti)$ ),在一次焊接热作用下,因受热而固溶,但是焊后冷却时不能充分析出,在二次受热再热处理过程中,由晶内析出这些碳化物、氮化物及沉淀相,造成晶内强化。使应力松弛所需的塑性变形集中于晶界,当晶界的塑性不足时,就会产生再热裂纹。

根据晶内二次硬化的观点,对低合金钢的试验,为了定量评定合金元素对再热裂纹的影响,可用以下经验公式:

$$\Delta G = Cr + 3.3Mo + 8.1V - 2$$

当  $\Delta G > 0$  时,易产生裂纹;

$$\Delta G_1 = Cr + 3.3Mo + 8.1V + 10C - 2$$

当  $\Delta G_1 > 2$ ,则易产生裂纹;

$\Delta G_1 < 1.5$ ,则不易产生裂纹;

$\Delta G_1 = 1.5 \sim 2$ ,为过渡状态

$$P_{SR} = Cr + Cu + 2Mo + 5Ti + 7Nb + 10V - 2$$

当  $P_{SR} > 0$ ,则易产生裂纹。

$\Delta G$  式是以低合金高强钢 HT70 为基础,改变合金元素(Cr、Mo、V、B、Ni、Mn、Si、C、P、S、Nb、Zr、Al 等)试制成 127 种试验钢,在斜 Y 坡口的窗形拘束抗裂试验条件下取得的结果。但公式中,只反映了 Cr、Mo、V 的影响,这说明其它元素的影响不明显,或是无规律的影响。J. Haure 等专家认为,C 是有害的,故对  $\Delta G$  式进行修正成  $\Delta G_1$ 。 $P_{SR}$  式,这是以低合金耐热钢为基础,变动 V、Nb、Ti、Cu 等元素的含量,用斜 y 坡口拘束抗裂试验条件所取得的结果。

由上介绍可知,上列经验公式都有一定局限性。另外,这些公式都忽略了杂质的有害影响(如硫、磷等),这是与生产中反映的再热裂纹倾向是不符合的。如图 2-63 所示,曲线 1 曲线 2 分别为低合金高强钢 HT80A 和 HT80B,焊后再热处理前的组织均为马氏体,再热过程中的硬度变化也相同,其  $\Delta G$  和  $P_{SR}$  不相同,从  $\Delta G$  和  $P_{SR}$  的数值分析,HT80B 的再热裂纹敏感性大于 HT80A,但在同样的奥氏体晶粒尺寸情况下,HT80A 的断裂时间反而小,表明它的再热裂纹敏感性大于 HT80B,分析其主要原因在于 HT80A 含有较多的包括 Sb 在内的杂质。 $\Delta G$  及  $P_{SR}$  都未反映杂质析集的脆化作用。

晶内二次硬化学说的基本论点,在于沉淀相会在晶界沉淀,因此晶界要相对弱化。但是,在低合金钢的研究中发现,合金碳化物相的沉淀不仅出现在晶内,也可以弥散分布于晶界。

### (三)蠕变断裂理论

近年来,比较倾向于把再热过程中的应力松弛,看作是应力逐步随时间而降低的蠕变现象。因此,认为可以用蠕变断裂理论来解释再热裂纹的形成。适用于再热温度条件下蠕

变断裂有两种开裂模型:

一种是 C. Zenner 提出的应力集中产生的“楔型开裂”。他根据晶界粘滞性流动的观点,认为在蠕变条件下,晶粒相对移动时沿晶界发生应力松弛,致使三晶粒交接顶角处产生应力集中,当该应力超过了晶界的结合力,就会在此处形成裂纹,如图 2-64 所示。

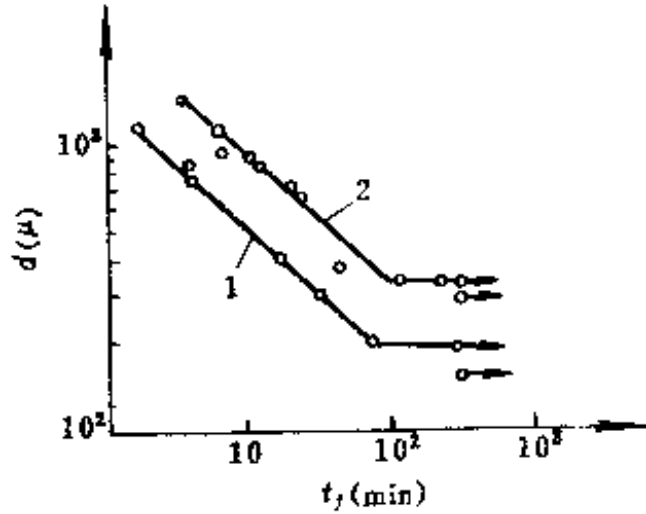


图 2-63 断裂时间( $t_f$ )与奥氏体晶粒尺寸( $d$ )的关系

1—HT80A,  $\Delta G=0.38$ ,  $P_{SR}=0.15$ ;

2—HT80B,  $\Delta G=0.69$ ;  $P_{SR}=0.52$ 。

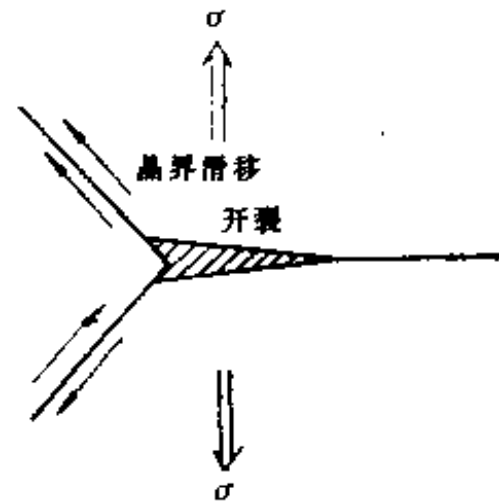


图 2-64 楔型开裂模型

楔型开裂所需的应力,可用下式表达:

$$\sigma_c = \sqrt{\frac{3E[2(\gamma_s + \gamma_p) - \gamma_b]}{2d}}$$

式中  $E$ ——弹性模量;

$\gamma_s$ ——开裂断口单位面积的表面能;

$\gamma_p$ ——伴随开裂的塑性变形功;

$\gamma_b$ ——因杂质而降低的晶界能;

裂纹扩展所需的临界应力为

$$\sigma_r = \sqrt{\frac{2E[2(\gamma_s + \gamma_p) - \gamma_b]}{(1-\nu^2)\pi d}}$$

式中  $\gamma_p$ ——裂纹扩展的塑性变形功;

$\nu$ ——泊桑比。

当晶界有杂质存在时,使  $\gamma_s$ 、 $\gamma_p$  和  $\gamma_b$  都有程度不同的降低,因此,  $\sigma_c$  和  $\sigma_r$  也会降低,使再热裂纹易于发生。

一种是空位聚集面产生的“空位开裂”。这种开裂是根据点阵空位在应力和温度作用下能够产生运动,当空位聚集到与应力方向垂直的晶界上达到足够多时,晶界的结合面遭到破坏而形成空洞,在应力的继续作用下,使它扩大而形成裂纹,如图 2-65 所示。

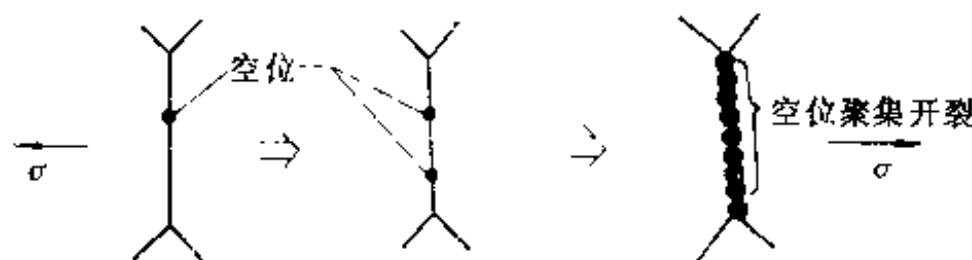


图 2-65 空位聚集开裂模型

试验说明,许多低合金高强钢的再热裂纹属于“楔型开裂”的性质,珠光体耐热钢的再热裂纹,多数是“空位开裂”性质,但不论属于哪种开裂性质,均具有晶间开裂的特征。

总结以上讨论,关于再热裂纹的机理,其产生不是某一单因素的作用,而是几种因素综合作用的结果,并在具体条件下某一因素才可能起到主导作用。至于统一认识,还待于进一步研究。

### 三、再热裂纹的影响因素及其控制

以下从冶金因素方面和焊接工艺因素方面进行介绍。

#### (一)冶金因素方面

##### 1. 化学成分对再热裂纹的影响

化学成分对再热裂纹的影响,随钢种的不同而不同,所以若不指明合金系统或共存元素将失去意义。从经验公式中,Mo增大再热裂纹敏感性在Mo-V共存时确是如此,而在Mo-Nb共存时,钢的强度虽然很高,但产生再热裂纹的倾向不大。根据再热裂纹的经验公式,对很多低合金钢进行综合再热裂纹的敏感性评定,列于表2-19。

##### 2. 钢的晶粒度对再热裂纹的影响

钢的晶粒度,对再热裂纹的影响是明显的。利用A387钢,采用焊接热模拟再现粗晶区,并经600℃再热处理后,试验结果如图2-66所示。由图看出A387高强钢的晶粒度越大,则晶界开裂所需的应力越小,也就越容易形成再热裂纹。另外,从图中还看到,钢中的杂质Sb越多,也会降低晶界开裂所需的应力。

表 2-19 不同钢种的 SR 裂纹敏感性

钢种 (美国)	SR 裂纹 ΔG 值	结 果	钢种 (美国)	SR 裂纹 ΔG 值	结 果
A212BQ	-2	安全	0.5Mo-0.3V	2.5	裂
A533A	$-\frac{1}{2}$	安全	C-Mn	-2	安全
A533B	$-\frac{1}{4}$	安全	$\frac{1}{2}$ Mo-B	0.5	安全
A387BQ	0.6	裂	$\frac{1}{2}$ Cr-Mo-V	2.5	裂
A542	3.4	裂	1Cr-Mo	0.5	裂
A543	1	裂	$2\frac{1}{4}$ Cr-Mo	3.4	裂
A517A	-1	安全	5Cr-Mo	4.5	裂
A517B	-0.6	安全	9Cr-Mo	9.7	裂
A517E	1.4	裂	C-Mn-0.2Mo-0.04V	-1	安全
A517F	0.5~0.9	裂	$\frac{1}{2}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo-V	>0.5	裂
A517J	-0.06	临界	1Cr-1Mo-0.35V	5.2	裂
0.5Mo-0.04V	0.2	裂	1.7Cr-0.2Mo-0.3V	2.6	裂

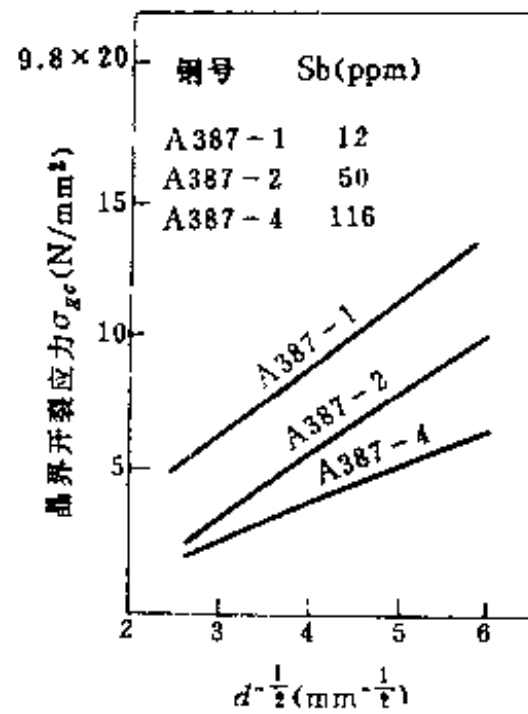


图 2-66 晶粒直径平方根倒数与晶界开裂应力的关系  
(A387 钢)

### 3. 焊接接头不同部位和不同组织对再热裂纹的影响

为了考核焊接接头不同部位和不同组织对再热裂纹的影响,利用 HT80 钢,把缺口开在接头的不同位置,经 600℃,2h 再热处理,试验结果如表 2-20 所示。

表 2-20 缺口位置与再热裂纹的关系

缺口位置	SR 裂纹
焊缝	无
粗晶区	有
细晶区	无
铁素体区	无
母材	无
无缺口的粗晶	无
有加强高无咬肉	无
有加强高有咬肉	有

### (二) 焊接工艺因素方面

工艺方面涉及的内容很多,其中涉及到焊接方法、焊接线能量、预热温度、后热以及焊接材料与母材的匹配等。

#### 1. 焊接方法的影响

根据焊接结构的类型、板厚以及使用上的不同要求,常采用不同的焊接方法,如压力容器、桥梁、发电设备等焊接结构,常采用手工电弧焊、埋弧自动焊、气体保护焊等焊接方法。在正常情况下,焊接方法不同所使用的焊接线能量也不同,因此再热裂纹倾向也就不同。如埋弧自动焊时,焊丝直径 4mm,线能量大致为 40~80kJ/cm,然而手工电弧焊时,焊条直径也为 4mm,线能量大致为 15~25kJ/cm,线能量大则使过热区晶粒度增大。若是电渣焊时,其晶粒更要增大,因此,对晶粒长大敏感的钢种,埋弧焊时,再热裂纹的敏感性比手工电弧焊时大,但某些淬硬倾向较大的钢种,手工电弧焊比埋弧焊时的再热裂纹倾向大。

## 2. 焊接线能量的影响

由于钢种不同,焊接线能量的影响可以得到完全相反的结果。从图 2-67 可知,对 SCM4 钢在小线能量时具有高碳马氏体组织,比大线能量时形成贝氏体组织,还要有利于减少再热裂纹的敏感性。对于 HT80 钢则相反,增大线能量以获得贝氏体组织,反而减少再热裂纹的敏感性。

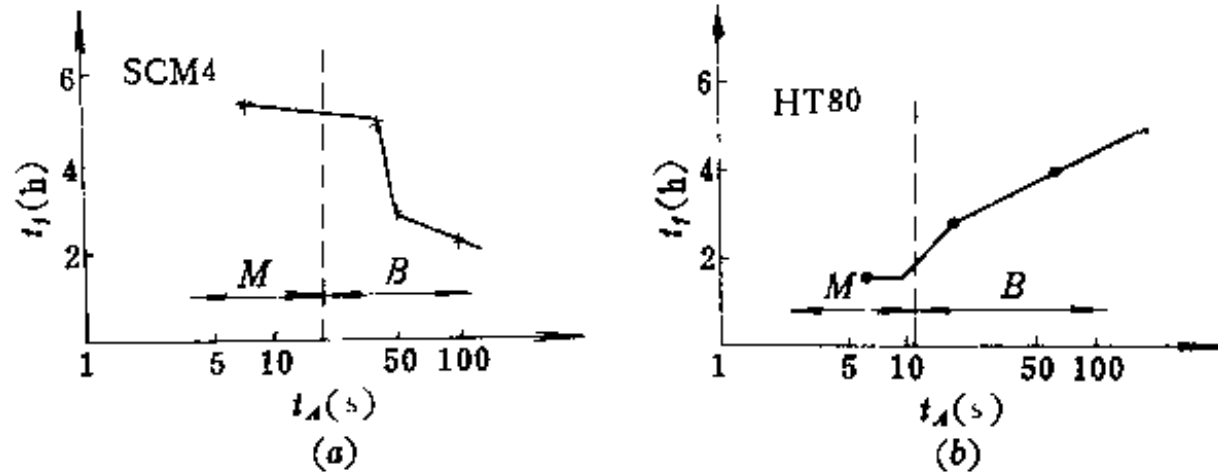


图 2-67 800℃~500℃冷却时间  $t_A$  对再热裂纹产生时间  $t_f$  的影响  
(焊后再次加热温度均为 620℃)

另外,通常认为减小过热区硬度,有利于降低再热裂纹的敏感性,但这概念只适用低碳的 HT80 钢,对含碳较高的 SCM4 材料则不然。

残余应力的水平高低不同,线能量变化所带来的影响也有差别,在残余应力水平不太高时,线能量的增大或减小,均未发现再热裂纹;当残余应力水平较高时,线能量从 10.7 kJ/cm 增大到 19.1 kJ/cm,再热裂纹的敏感性没有差别;当线能量增大到 25.9 kJ/cm 时,再热裂纹的敏感性,反而显著增大。

在残余应力变量较大的条件下,对再热裂纹并不敏感的 Mn-Mo-Ni 系低碳低合金钢,即使  $\Delta G < 0$ ,在线能量增大时,也会产生再热裂纹,如图 2-68 所示。

总结以上,在不同试验条件下,焊接线能量的影响有较大差异,目前尚不能得到简明的结论。

## 3. 预热及后热的影响

预热是防止再热裂纹的有效措施之一,如图 2-69 所示。但预热温度因钢种不同而有

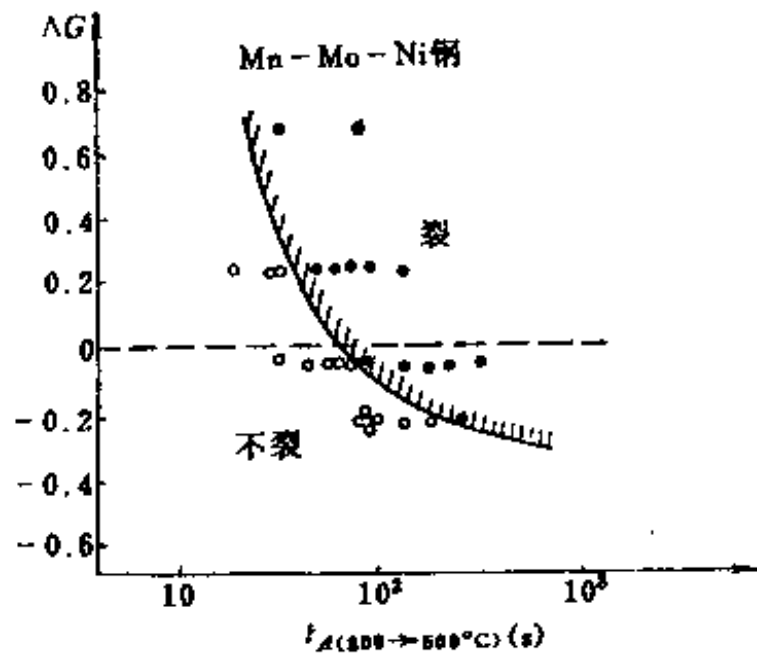


图 2-68 线能量与  $\Delta G$  值对再热裂纹的影响  
(MRT 试样,焊后 615℃-10h 再热处理)

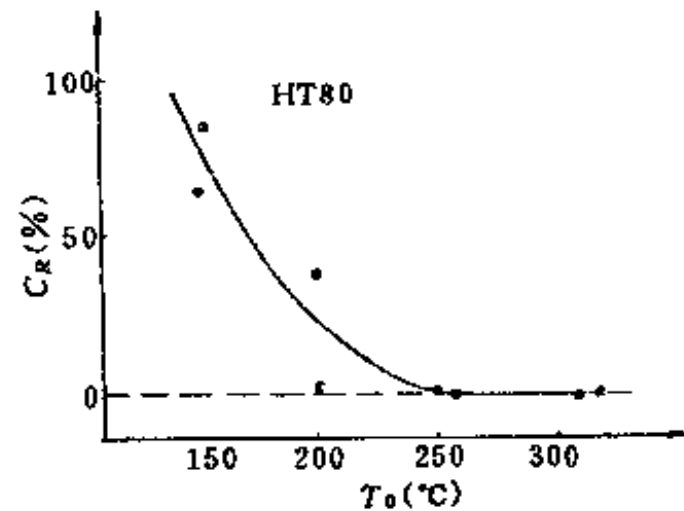


图 2-69 预热及层间温度对 HT80 钢  
(板厚 50mm)再热裂纹的影响

所不同,若要防止再热裂纹,必须采用比防止冷裂纹更高的预热温度,或者焊后能及时在不太高的温度下进行后热,也可以产生类似于预热的效果,这时也可适当降低预热温度,例如 14MnMoNbB 钢,采用 H14 焊条,预热 200℃,可以有效地防止冷裂纹,但经 600℃, 6h 消除应力处理后便产生了再热裂纹;如果把预热温度提高到 270℃~300℃,或预热 200℃,焊后立即进行 270℃、5h 后热,均可防止消除热处理后产生的再热裂纹。又如 18MnMoNb 钢焊后,在 180℃ 后热处理 2h,预热温度可降低到 180℃。但有些钢种,如德国 BHW38 钢,即使预热温度再高,也很难消除再热裂纹,必须配合其它方面的措施,如使用特制的高韧性焊条,才能有效。一些常用低合金高强度钢防止再热裂纹所需的预热温度及后热规范,列于表 2-21。

表 2-21 一些低合金高强度钢防止 SR 裂纹的预热、后热规范

试验钢种	板厚 (mm)	防止冷裂预 热温度(℃)	防止 SR 裂纹 预热温度(℃)	防止 SR 裂纹 后热规范
14MnMoNbB	50	200	300	270℃, 5h
14MnMoNbB	28	180	300	250℃, 2h
18MnMoNb	32	180	220	180℃, 2h
18MnMoNbNi	50	180	220	180℃, 2h
2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo	50	180	200	—
BHW35	50	160	210	—

#### 4. 应用低匹配的焊接材料

适当降低焊缝强度,可以提高其塑性变形能力,可以减轻近缝区塑性应变集中程度,因而也有利于降低再热裂纹的敏感性。例如 A514 钢,采用不同强度级别焊条,再热裂纹率随采用焊条强度的增高而增高,(常温与高温强度趋向一致),如图 2-70 所示。其中, No1 为  $\sigma_s = 451(\text{N}/\text{mm}^2)$ ,  $\delta$  为 33%; No2 为  $\sigma_s = 476(\text{N}/\text{mm}^2)$ ,  $\delta$  为 31.3%; No3 为  $\sigma_s = 524(\text{N}/\text{mm}^2)$ ,  $\delta$  为 29.7%; No4 为  $\sigma_s = 706(\text{N}/\text{mm}^2)$ ,  $\delta$  为 24.0%。由图可见,应选用比母材强度稍低的焊接材料为宜。上海锅炉厂在解决 BHW38 钢锅炉汽包的再热裂纹时,研制 SQ-2 焊条,这种焊条 350℃ 以下至室温与母材等强度,而在再热处理时,强度下降而塑性、韧性提高,因此缓和了母材热影响区粗晶部位的应力状态,从而提高了抵抗再热裂纹的能力。

#### 5. 降低残余应力、避免应力集中

残余应力在消除应力热处理时可以消除,但对残余应力较大的焊件或存在应力集中源时,在未进行消除应力热处理之前就有可能造成粗晶区微裂,而消除应力热处理时就会加速再热裂纹的产生。所以消除应力集中源十分重要,例如减小焊缝的余高,根除咬边、未焊透等缺陷,则能显著减少近缝区的应力集中,可在一定程度减少再热裂纹的产生倾向。同时,正确地安排施焊顺序,对于减少残余应力,也是重要的一方面。

试验表明,在焊后再次加热以前,利用钨极氩弧焊(TIG)对焊缝表层进行一次重熔,能有效地减少焊接接头残余应力的作用,如图 2-71 所示。因此,有利于减少再热裂纹。



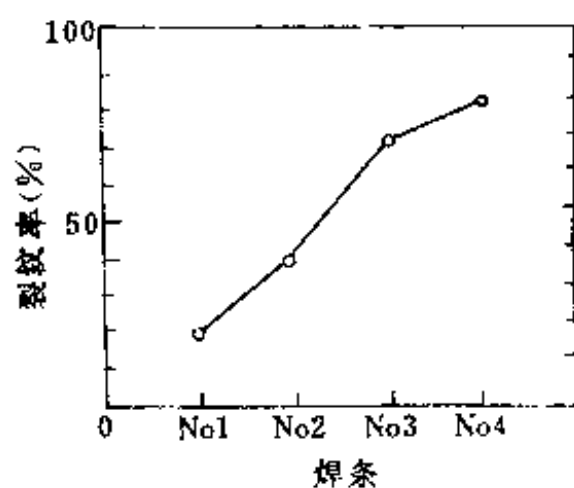
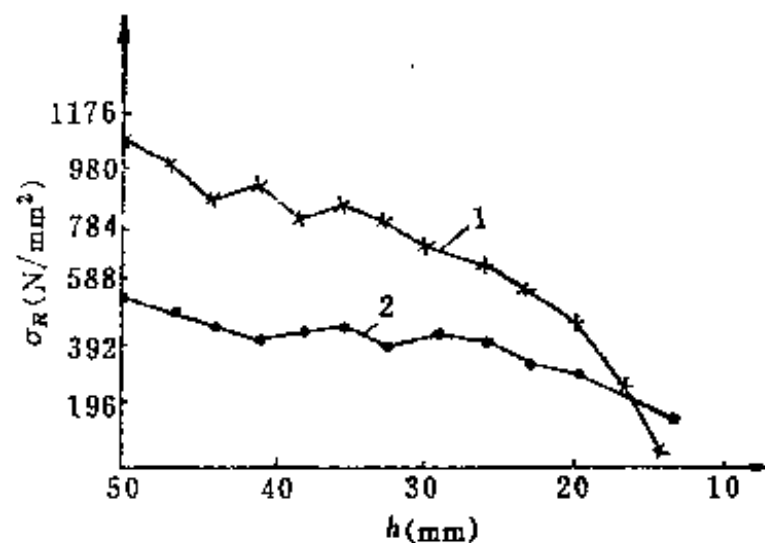


图 2-70 焊接 A514 钢焊条强度级别对再热裂纹的影响

图 2-71 表层退火重熔焊道对接头残余应力( $\sigma_R$ )的影响  
1—无退火焊道,2—TIG 重熔。

## 第九节 应力腐蚀裂纹

金属材料在某些特定介质和拉伸应力共同作用下所发生的延迟破裂现象,称为应力腐蚀裂纹或应力腐蚀开裂,简称 SCC。这种裂纹特别是在石油化学工业中,已成为突出的问题,而且逐年增长引起人们的重视。仅以日本 1965~1975 年;化工设备所发生的破坏事故的统计,应力腐蚀破坏将近半数。由于石油化工的发展,采用低合金高强度钢建造球形容器,钢的强度级别逐渐增大,不仅有延迟冷裂纹,尤其突出的是在使用 2~3 年,在焊接部位能呈现应力腐蚀裂纹。在母材部位,也可看到应力腐蚀裂纹。我国各类的球罐,从 1975~1979 年已发生 20 台球罐容器的破坏事故中,其中有 40% 是由应力腐蚀裂纹所引起的,如表 2-22 所示。因此,对应力腐蚀裂纹的研究,具有很重要的理论和现实意义。但是,由于应力腐蚀裂纹所涉及的问题较广,如力学,电化学,金属物理以及焊接性等综合学科,因此截至目前,关于应力腐蚀裂纹的研究已积累不少经验,但对其机理仍然没彻底搞清楚。

表 2-22 球罐破坏原因分析

原因	台数	百分比
操作失误	1	5
应力腐蚀	8	40
材料和制造工艺	7	35
裂纹漏检	1	5
二次事故引起	3	15

### 一、应力腐蚀裂纹的特征

应力腐蚀裂纹与其它焊接裂纹有明显的区别,它具有以下一些主要特征。

#### (一) 应力腐蚀裂纹的形貌

从外观看,无明显的均匀腐蚀痕迹,裂纹的分布如同疏松的网状或呈龟裂形式,断断续续,若在焊缝表面上多数以横向裂纹出现。从横断面的金相组织,应力腐蚀的形态犹如

干枯树木的根须,并且总是由表面沿厚度方向向纵深往里发展,其裂口的深宽比很大,其值可达10至100以上。所以,细长而带有分支是其典型特征。从断口观看,仍保持金属光泽,是属典型的脆性断口。

一般情况,低碳钢、低合金高强钢,铝合金, $\alpha$ 黄铜以及镍基合金等,其应力腐蚀裂纹大多属于晶间断裂性质,超高强钢则似乎是沿原奥氏体晶界开裂。这类沿晶断裂的断口,在扫描电子显微镜下观察时,多呈典型“冰糖”状特征。

$\beta$ 黄铜和在氯化物介质中的奥氏体不锈钢应力腐蚀裂纹,多属穿晶断裂性质。但是,对于奥氏体不锈钢,当腐蚀介质不同时,开裂性质就发生变化,即可能出现沿晶开裂,也可能出现穿晶开裂,或者出现穿晶或沿晶的混合开裂,如表2-23所示。

表 2-23 奥氏体不锈钢不同介质中的应力腐蚀裂纹

序 号	腐 蚀 介 质	裂 纹 的 行 径
1	各种氯化物	穿晶或穿晶+沿晶
2	海水、河水、高温纯水	穿晶或穿晶+沿晶
3	碱溶液	穿晶或穿晶+沿晶
4	氟氢酸或氟硅酸	穿晶或穿晶+沿晶
5	硫酸,亚硫酸	穿晶+沿晶
6	HCl+HNO <sub>3</sub> +HF	穿晶+沿晶
7	硫化氢水溶液	穿 晶
8	硝酸和硝酸盐	沿 晶

由于应力腐蚀裂纹断口上,常附有各种腐蚀产物,很难看清晰断口特征。所以在扫描电镜下观察穿晶应力腐蚀裂纹断口,可以看到河流状花样,如平行隧洞、羽毛状等。而观察实际断口常常呈现非单一的断口形式,常是几种断口形貌。

### (二)产生应力腐蚀裂纹材质与介质的匹配

金属材料并不是在任何腐蚀介质中都会产生应力腐蚀裂纹,材质与介质有一定的匹配性,即某种材料只有在特定的介质中,才产生应力腐蚀裂纹。

纯金属一般不产生应力腐蚀裂纹,只有合金,即使含有微量的合金元素,在特定的腐蚀环境中,才有应力腐蚀开裂的倾向。常见的合金最易产生应力腐蚀裂纹的腐蚀介质,列于表2-24。

表 2-24 最易产生应力腐蚀开裂的材质与介质匹配

材 料	腐 蚀 介 质
低碳钢	NaOH 水溶液(沸腾),硝酸盐水溶液,海水
低合金钢	NaOH+Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub> 水溶液(沸腾),HNO <sub>3</sub> 水溶液(沸腾),H <sub>2</sub> S 水溶液,HCN 水溶液,NH <sub>4</sub> Cl 水溶液,海水,液氨等
奥氏体不锈钢	氯化物水溶液,海水,H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> +氯化物水溶液 H <sub>2</sub> S 水溶液,水蒸汽,NaOH 水溶液,Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> +0.1%NaCl,高温水,NaCl+H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> 水溶液等
铁素体不锈钢	高温高压水,H <sub>2</sub> S 水溶液,NH <sub>3</sub> 水溶液,海水,海洋气氛,高温碱溶液,NaCl+H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> 水溶液
沉淀硬化不锈钢	海洋气氛,H <sub>2</sub> S 水溶液等
黄 铜	NH <sub>3</sub> ,NH <sub>3</sub> +CO <sub>2</sub> ,水蒸汽等
铝合金	氯化物,海洋气氛,NaCl+H <sub>2</sub> O <sub>2</sub> 水溶液等
镁合金	海洋气氛,工业大气等
镍合金	HF,氟硅酸,NaOH 等

一般情况,温度对裂纹的扩展过程影响较大,在一些介质中随温度的升高,不锈钢应力腐蚀过程加速,而且断裂时所需的氯离子和氧的浓度下降,介质浓度增大时,试样断裂时间缩短;介质的腐蚀性较弱,呈中性或弱酸性,则易产生应力腐蚀开裂,若介质的腐蚀性强,因强烈产生全面均匀性腐蚀,反而不易产生应力腐蚀裂纹。

从上而分析可知,介质腐蚀性的强弱、浓度、温度等,对应力腐蚀裂纹的产生与扩展,都有较大影响。由于问题的复杂性,故至今仍没有归纳出简单的规律。

### (三)残余应力的作用

应力腐蚀开裂的先决条件之一,是存在拉伸应力,不管应力多么小,只要能引起滑移,就能促使产生应力腐蚀开裂,若应力较小,其开裂时间将会延长。

根据日本钢铁协会对实际工程中的不锈钢焊件应力腐蚀开裂事故的调查统计分析,因焊接和加工时的残余应力所造成事故,占应力腐蚀开裂事故的 80%左右,如表 2-25 所示。其中,由焊接引起的残余应力约占 3%,由成形加工(不包括切削加工及锻造)引起的残余应力约占 45%。焊接施工过程不可避免要产生残余应力,所以对于焊接构件,即使不承受载荷,只要有适当的腐蚀介质,就会产生应力腐蚀裂纹,于是许多重要的焊接结构,在工艺规程中规定,凡构件在腐蚀介质中工作,应进行消除应力处理。

表 2-25 造成应力腐蚀开裂的应力种类统计

应力类别	应力种类	事故数	合计	比率	说明
残余应力	焊接残余应力	9	92	81.4	
	拉伸矫正残余应力	17			
	弯曲加工残余应力	12			
	扩管加工残余应力	5			
	安装时残余应力	2			
	波纹管成形残余应力	6			
	焊接残余应力	13			
	衬里残余应力	7			
	冷热成形应力	4			
	焊接残余应力	6			
	冷轧残余应力	4			
	弯曲残余应力	2			
	切削残余应力	1			
	螺纹加工应力	1			
冲孔残余应力	2				
锻造残余应力	1				
外应力	内外温差引起热应力,加热冷却	14	21	18.6	
	引起热应力,操作时工作应力	3			
		4			
合计		113		100	

二、应力腐蚀裂纹的形成条件

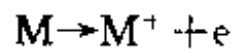
应力腐蚀裂纹的形成,必有三个因素的同时作用,即材质、腐蚀介质和临界应力。由于产生应力腐蚀裂纹的复杂性,它的机理还没一个完整的解释,但有以下一致的认识。

(一)电化学应力腐蚀开裂机理

应力腐蚀裂纹大致分为两类:

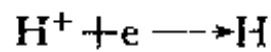
1. 阳极溶解腐蚀开裂(Active path corrosion)简称 APC。
2. 阴极氢脆开裂(Hydrogen Embrittlement cracking),简称 HEC。

它们的腐蚀过程如图 2-72 所示,在应力作用下,阳极发生  $M^+$  的溶解,即金属以离子状态溶入介质,即:



这就是 APC 型应力腐蚀裂纹的形成过程。

与此同时,电子  $e$  在金属内部直接从阳极流向阴极(即金属表面)。若金属表面存在介质中的  $H^+$ ,则电子  $e$  与  $H^+$  结合形成氢原子,即:



形成的氢原子将向金属中扩散,造成脆化,这就是 HEC 应力腐蚀裂纹的形成过程。

根据电化学原理,在此系统中必有电流导通,当阳极电流密度越大, $M^+$  的溶解越强烈则腐蚀开裂所需时间  $t$  越短,

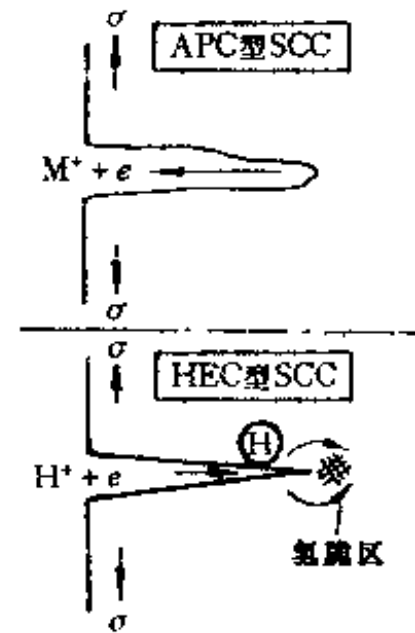


图 2-72 应力腐蚀裂纹形成过程

因此越易产生 APC 型应力腐蚀裂纹。在应力作用下,阴极电流密度越大时,说明溶氢过程越激烈,则越易发生氢致脆化,即越容易产生 HEC 型应力腐蚀裂纹。

显然,在多数情况下,APC 和 HEC 常是同时进行的,因此广义的应力腐蚀开裂,包含 APC 和 HEC 两方面内容。而一般指的应力腐蚀开裂,主要是指 APC。至于属于哪一类开裂,可用扫描电镜、电子探针等,加以正确判断。

### (二)机械破裂应力腐蚀开裂机理

焊接构件在应力作用下,将产生程度不同的塑性变形,这将导致出现“滑移台阶”。由塑性变形发展到滑移台阶,目前尚缺动态分析,但一般认为是由于螺型位错或刃型位错的移动而造成的。当滑移台阶的高度大于氧化膜的厚度时,就会使氧化膜破裂,使表面出现断层,当暴露在腐蚀介质中的金属因无保护而快速溶解,从而产生应力腐蚀裂纹。作为电化学微电池的阳极,故是以 APC 型为主的应力腐蚀裂纹。位错呈共平面排列时,易发生大的滑移,应力集中区主要在晶粒内部,容易引起穿晶开裂,位错呈网状排列时,易在晶界造成应力集中,因而容易产生沿晶开裂。

另外,晶粒大小也直接影响滑移台阶的大小。当晶粒粗大,在滑移面上集中的位错数很多,因而能形成大的滑移台阶。由于焊接接头部位的组织和晶粒大小不同,故产生应力腐蚀裂纹的敏感性也不同,所以在焊接接头热影响区的粗晶部位,对应力腐蚀裂纹最为敏感。

### (三)应力腐蚀裂纹的扩展

由于实际工程结构的材质、工作环境,以及所承受应力状态的不同,所以应力腐蚀裂纹的扩展途径有很大差异,一般可分为三种类型,如图 2-73 所示。

#### 1. A 类

由起裂点开始,向纵深发展且很少有分枝,直到很深的部位才分岔扩展,这类应力腐蚀裂纹以穿晶形式开裂为主,主要发生在强度较低的不锈钢和  $\sigma_s = 800 \sim 1000 \text{N/mm}^2$  的高强钢。

#### 2. B 类

由起裂点开始,横向扩展,形成树根状的密集分枝,也是以穿晶形式开裂,多发生在某些不锈钢和超高强钢。

#### 3. 中间类

由起裂点开始,既向深处发展也向横向扩展,这类应力腐蚀裂纹的扩展介于 A 类和 B 类之间,这类应力腐蚀裂纹具有沿晶开裂特征,主要发生在不锈钢。

产生应力腐蚀裂纹的临界应力  $\sigma_{th}$  与钢的屈服极限  $\sigma_s$  的关系,如图 2-74 所示。

产生 A 类应力腐蚀裂纹时,  $\sigma_{th} = \sigma_s$ 。但对于某些高强钢,在硫化氢和水的介质中或有缺口效应的构件在海水,雨水环境中  $\sigma_{th}$  有突然下降的现象。对于 B 类和中间类的应力腐蚀裂纹扩展,主要发生在  $\sigma_s = 200 \sim 400 \text{N/mm}^2$  的不锈钢构件,并且  $\sigma_{th}$  偏低, B 类只有 30

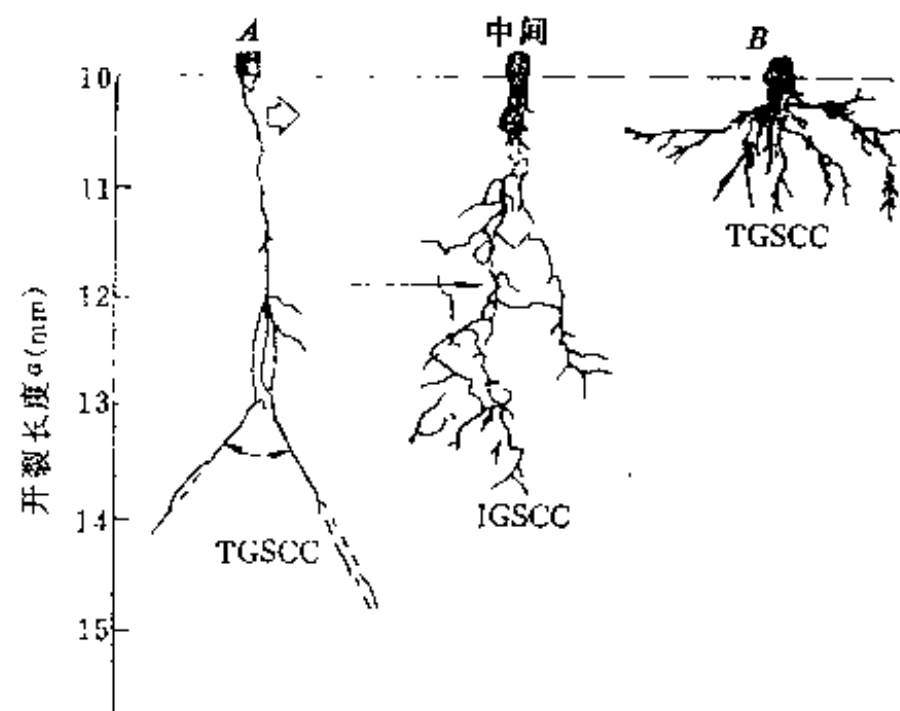


图 2-73 应力腐蚀裂纹的扩展形态

~50N/mm<sup>2</sup>。

### 三、应力腐蚀裂纹的影响因素及其控制

从上述可知,影响应力腐蚀裂纹的因素是多方面的,其控制涉及到产品结构设计、技术管理,材料的冶金品质,施工工艺等。

#### (一)设计合理性

产品结构设计应注意两点,一是耐蚀材料的合理选择;一是要尽可能消除应力集中和减少高应力区。关于材料的选择,必须有足够实验数据,不能只凭材料牌号定性,特别是不能单纯以强度级别为准,如同一规格的 HT80,由于合金系统不同,抗应力腐蚀开裂的倾向差别很大。关于合金元素对应力腐蚀裂纹的影响,至今还没有规律性的认识。

#### (二)技术资料的科学性

设备服役期的技术管理非常重要,除了采用防蚀措施,加强监控,及时修补等,尤其重要的是对介质所含杂质要加以控制。

以 LPG 球罐为例,由于液化石油气中的 H<sub>2</sub>S 浓度过高而引起应力腐蚀裂纹,如图 2-75 所示 LPG 中所含 H<sub>2</sub>S 的浓度与产生应力腐蚀裂纹临界应力  $\sigma_{th}$  的关系。当 H<sub>2</sub>S 浓度越高, $\sigma_{th}$  就越低,而且相应强度的高强度钢,焊接接头的  $\sigma_{th}$  比母材的低很多,同时强度级别高的钢,其  $\sigma_{th}$  低。所以,球罐中液化石油气的 H<sub>2</sub>S 必须进行处理,应降低到规定值以下。

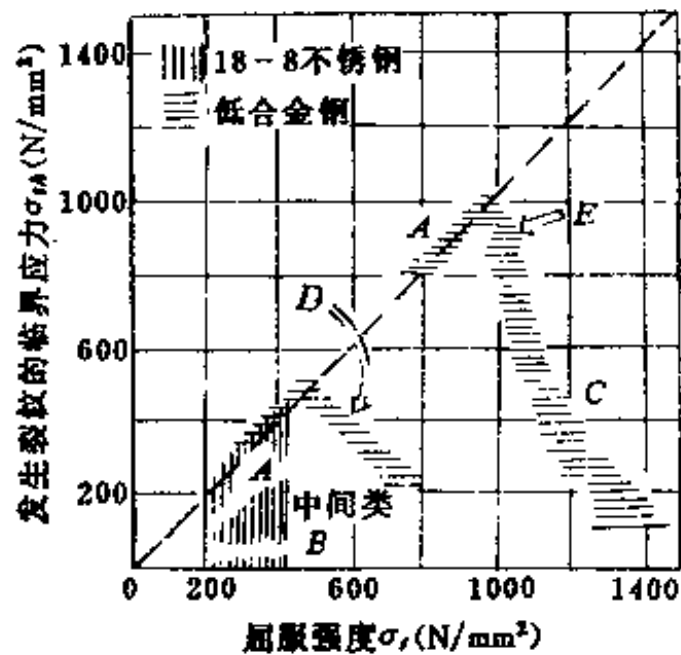


图 2-74 产生 SCC 的  $\sigma_{th}$  与钢  $\sigma_s$  的关系

C—氢脆;D—硫化物 SCC;E—雨水、海水、环境脆化。

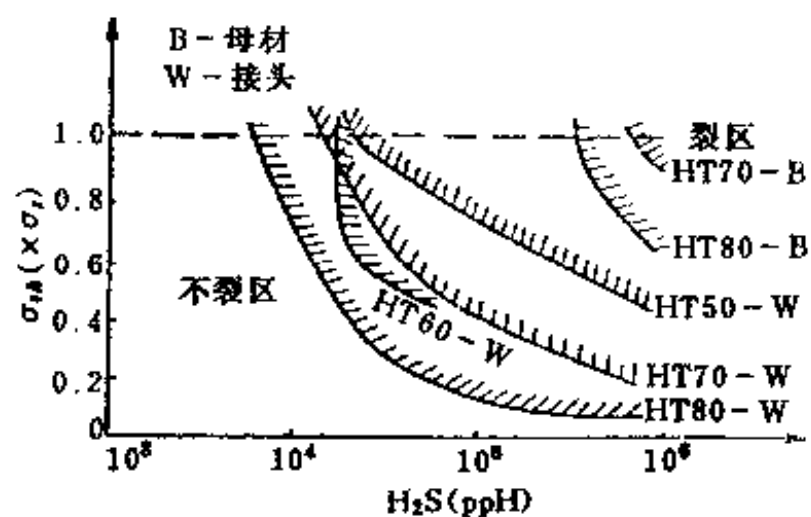


图 2-75 H<sub>2</sub>S 浓度对  $\sigma_{th}$  的影响

另外,务要定期开罐检查并及时修补,达到逐步消除裂纹的效果。实践证明,由于加强开罐检查,球罐的焊补率明显下降。

#### (三)组装

残余应力是造成应力腐蚀裂纹的重要原因之一。部件从成形加工到组装若不恰当,都可引起残余应力,特别是强制组装。施工时,应尽可能保证下料的精度,如有较大的错边,应采用整形的办法。在组装过程中,更应避免各种形式的伤痕,如组装拉筋、支柱、夹具等所留下的痕迹及随意打弧的灼痕等,这些都能成为应力腐蚀裂纹的裂源。

#### (四)焊接材料的选用

有时,尽管母材抗应力腐蚀开裂性能很好,若选用焊接材料不当,同样会使构件早期破坏。因此,正确选用焊接材料是很重要的,选择时,首先要了解产品的工作条件,特别要熟悉介质的腐蚀特性,同时要掌握合金系统及各种合金元素的特性,这是确定焊缝成分从而正确选择焊接材料的基础。一般情况,焊缝化学成分和组织应尽可能与母材一致,如表 2-26 所示母材为 OOCr18Ni5Mo3Si2 双相不锈钢,采用三种不同成分的焊条焊成的焊缝,其组织均为  $\gamma+\delta$  组织,从抗应力腐蚀开裂性能的比较,与母材成分相当的含 Mo 的 3RS61 和 P5 焊条具有较好的抗裂性,而不含 Mo 的奥 302 焊条焊接的焊缝很快出现应力腐蚀裂纹。

表 2-26 三种焊条的 SCC 试验

焊 条	熔敷金属(%)				开裂情况
	C	Cr	Ni	Mo	
3RS61	0.033	21.21	10.09	2.77	200h 停试时无裂纹
P5	0.035	22.23	14.70	1.90	200h 停试时无裂纹
奥 302	0.050	22.70	10.90	—	77h 熔合线开裂,两个试样分别在 88、112h 开裂

注:在 25%NaCl+1%K<sub>2</sub>Cr<sub>2</sub>O<sub>7</sub> 中试验。

对于同一母材 OOCr18Ni5Mo3Si2 双相钢,同样使用上述三条焊条施焊,改变腐蚀介质为 142℃ 的 42%MgCl<sub>2</sub> 溶液中煮沸 160h,比较应力腐蚀开裂,如表 2-27 所示,三种焊条的影响近似。所以调整焊缝金属的合金系统是提高耐应力腐蚀性能的重要方法之一。但合金元素的影响,必须结合腐蚀介质一起加以研究。从以上介绍可知,焊缝为  $\gamma+\delta$  双相组织时抗应力腐蚀开裂性能,在氯化物介质中并不次于双相钢母材。

表 2-27 三种焊条焊接管板接头的 SCC 试验

检验部位	开始出现裂纹时间 t <sub>s</sub> (h)		
	3RS61	P5	奥 302
管板表面	66.66	66.66	66.66
管表面	84.84	无裂	100,无裂
焊缝表面	84.84	无裂	100,无裂

注:在 42%MgCl<sub>2</sub> 中的试验。

试验说明,在高温水中,Cr18Ni8 奥氏体钢的含碳量提高时,应力腐蚀裂纹倾向增大,如图 2-76 所示。当含碳量超过 0.1% 以后,即使在固溶状态,还能使裂纹形态由穿晶开裂转变为沿晶开裂。因此,选用焊接材料,根据母材应以低碳或超低碳为好。

### (五) 焊接工艺

防止应力腐蚀裂纹的产生,在制定焊接工艺时,要保证焊接热影响区不产生硬化组织和防止晶粒严重粗化。同时,要避免产生过大的残余应力和应力集中。为此,要制定合理的焊接线能量、焊接顺序等。

焊接热影响区硬度的增高,极易促使产生 HEC 型的应力腐蚀裂纹,而且硬度越高,产生应力腐蚀裂纹的临界应力  $\sigma_{th}$  越低,如氨合成塔的管板接头,由于管板的热影响区硬度高达 460HV,使用 6 个月后就发生裂纹而脱落。另外,一些腐蚀介质对硬度偏高材料总是反应出较强的应力腐蚀裂纹的敏感性。如 LPG 球罐中的  $H_2S$  浓度,与焊接接头热影响区的最大硬度有一定关系。当 LPG 中  $H_2S$  浓度小于 50ppm 时,接头热影响区的最高硬度应限在 300HV 以下。不过,实际的  $H_2S$  浓度可能高出 50ppm,所以热影响区的硬度还须降低,这在实际上不易实现,因为低合金高强度钢热影响区最高硬度一般都超过 300HV,强度级别越高的钢其值越大。因此,为了防止应力腐蚀裂纹,尽可能控制  $H_2S$  的浓度。建议下式作为  $H_2S$  浓度的临界最高度。

$$(HV)_{cr} = 395 - 60 \lg(X)$$

式中 X——水中  $H_2S$  的浓度(ppm)。

从低合金钢热影响区的组织分析,按下列次序而增大应力腐蚀开裂倾向:

球状珠光体 → 层状珠光体 → 500℃ 回火马氏体 → 马氏体。

厚板焊接时,更要注意接头热影响区的硬化。试验表明,即使对 HT60 钢,板厚 > 15mm 时,应力腐蚀裂纹率显著增大。

关于晶粒大小对应力腐蚀裂纹的影响,在前几节已有讨论,故不再重述。为防止硬化而提高线能量时,应避免晶粒过热而粗化,特别是对于强度级别高的钢,否则,有时反而会形成粗晶淬硬组织,而应力腐蚀裂纹倾向并不能降低。因此,应根据钢种不同,设法满足既要防止淬硬,也要防止晶粒严重粗化。如果采用多层焊,对防止应力腐蚀裂纹是有利的。对奥氏体不锈钢,因为并无硬化问题,更无必要提高线能量,所以只要防止晶粒长大即可,因此适合采用小线能量焊接。

焊接过程中采用一些简单的工艺措施,也可以调节内应力,降低残余内应力的峰值,避免在大面积内产生较大的拉应力,并使内应力分布合理。为此,也要采用合理的焊接顺序,尽量使焊缝能自由收缩,先焊收缩量大的焊缝,工作时受力大的焊缝。实践证明,采用这样的焊接顺序,常能取得降低残余应力的良好效果。

### (六) 焊后消除应力处理

焊后消除应力的处理方法,一般有整体热处理、局部热处理、机械拉伸、水压试验、温

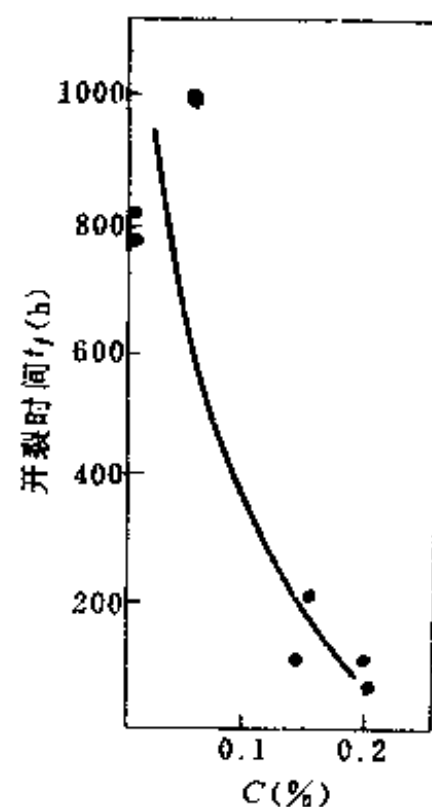


图 2-76 在高温水中含碳量对 Cr18Ni8 钢 SCC 的影响  
(在高温水中,  $T=300^{\circ}\text{C}$   
 $Cl=500\text{ppm}$ )  
○—穿晶开裂; ●—沿晶开裂。



差拉伸以及振动法等。其中,前两种方法在生产中得到广泛应用。

### 1. 整体消除应力的热处理

整体消除应力热处理后应力的消除程度,取决于材质的成分、组织、加温和保温时间等。表 2-28 所示为奥氏体不锈钢弯曲成形加工后,在 550℃ 以上温度热处理时,较为有效的降低应力腐蚀开裂倾向,虽然实际上在 650℃ 热处理,只消除 30~40% 的残余应力。

表 2-28 硫化脱硫装置的硫化物应力腐蚀试验

钢种	弯曲成形加后的热处理温度℃(2h)						
	未处理	350	400	450	500	550	650
Cr18Ni8	X	X	X	X	X	O	O
Cr18Ni9Ti	X	X	O	O	O	O	O

注: X—有裂纹, O—无裂纹。

残余应力消除程度与回火参数  $P$  有关。

$$P = T(\lg t + 20) \times 10^{-3}$$

式中  $T$ ——加热温度(K);

$t$ ——保温时间(h)。

回火参数  $P$  值越大,也就增大了残余应力的消除程度,如图 2-77 所示。从图看到,低合金钢的残余应力比较容易消除,对  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  钢,  $P$  大于 19 以后就可以完全消除残余应力,而对奥氏体不锈钢  $P$  在 19 左右时,  $T=600\sim 650^\circ\text{C}$ , 只能消除 30% 的残余应力。

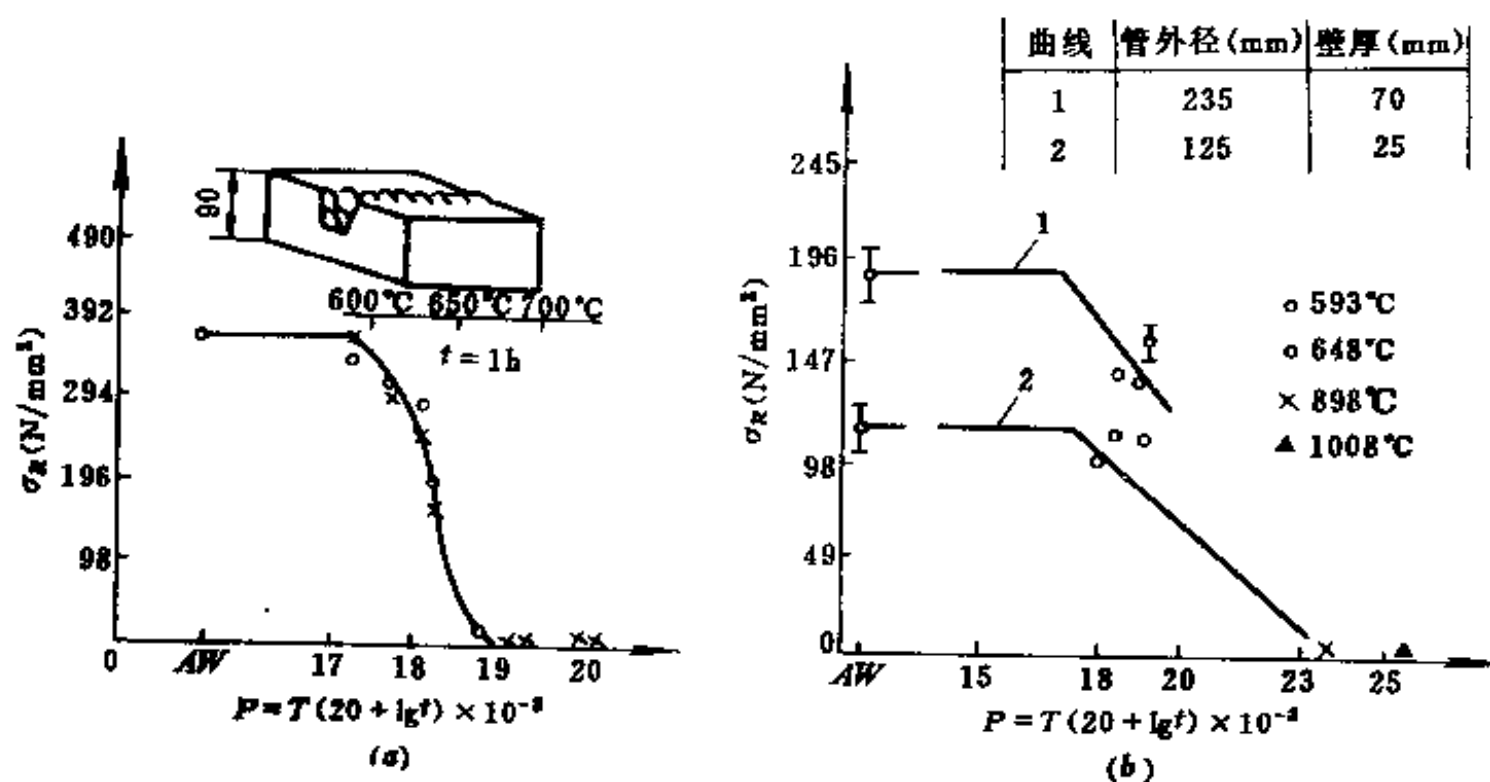


图 2-77 回火参数  $P$  对残余应力的影响

(a)  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ ; (b) Cr18Ni10Nb.

对于大型厚壁焊接结构,如大型厚壁容器、球罐等,因加热炉的限制等,无法在炉内进行热处理,则可以采用在容器外壁覆盖绝缘层,而在容器内部用电阻加热器或火焰的加热方法进行处理。但这种方法对如 15MnVNR 钢的焊接接头的冲击韧性,有不良影响。

近年来,出现一种爆炸消除应力法,即是沿焊缝(单面或双面)布置一定数量的专用炸

药条,经引爆后即可消除应力。据测试,可消除残余应力的95%以上。

## 2. 局部消除应力处理

对一些特殊结构(如管道等)或要求不高的结构,采用局部消除应力处理。其效果不如整体处理,它只能降低应力峰值,消除部分残余应力。局部加热处理,可用电阻加热,火焰加热或感应加热等方式。消除应力的效果,与温度分布有关,而温度分布与加热区范围有关,并应保持均匀加热。对于低合金高强钢,加热宽度在焊缝两侧各100~200mm处,对管结构,加热宽度 $B$ 可用下式计算。

$$B=5\sqrt{R\cdot h}$$

式中  $R$ ——管道半径(mm);

$h$ ——板厚(mm)。

## (七)表面处理

近年来,在防止应力腐蚀裂纹方面,采用了表面处理方法,它是在与腐蚀介质接触的一面,采用喷涂耐蚀层,如塑料涂层,表面堆焊不锈钢等方法,目前已取得良好效果。如在HT80钢表面喷镀铝,在含有13500ppm的 $H_2S$ 介质中放置三周,母材及焊缝均未出现应力腐蚀裂纹。

综上所述,关于焊接接头的应力腐蚀裂纹的产生机理,影响因素及其控制,目前尚缺乏系统的研究和认识,有待继续深入研究探索。

## 第三章 影响焊接质量的因素及提高焊接质量的方法

### 第一节 焊接化学冶金过程对焊缝质量的影响

熔化焊时,从金属开始熔化(填充金属和部分基本金属)到结晶、相变完成,始终进行着特殊的冶金反应过程,在焊接高温热源作用下,熔化金属与焊接区的气体及熔渣间相互作用,并伴随着金属的氧化、脱氧、合金化、脱硫、去磷及氮、氢气体向金属内的溶解过程,这就是焊接化学冶金过程。它是一个极为复杂的物理化学变化过程。

焊接化学冶金过程,对焊缝金属的成分、性能以及某些焊接缺陷和焊接工艺性能,都有很大的影响。本章以电弧焊焊接低碳钢和低合金钢时的冶金问题为重点,从热力学角度来阐述焊接化学冶金过程的一般规律。它可以作为分析其它熔焊方法和材料冶金问题的基础。

分析研究焊接化学冶金过程的目的是任务是,在焊接生产实践基础上进一步掌握其规律性和特点以控制、调整焊缝化学成分,接头组织性能及工艺缺陷的产生,为提高焊接质量,满足焊件所要求的性能,找出解决的方法和途径。

#### 一、焊接化学冶金过程的特点

焊接化学冶金过程所形成的焊缝金属,其化学组成往往与母材有很明显的差别。不同的焊接方法有不同的反应区。如以手弧焊为例,焊接过程中的焊接化学冶金反应部位,不仅在熔池中进行,而是有三个依次进行冶金反应过程的反应区,如图 3-1 所示。在这三个反应区中,其反应具有阶段性,但又是连续的过程,而且各个区的反应条件有很大差别,因而也就影响到反应进行的可能性、方向、速度和限度。

##### (一)药皮反应区的特点

药皮反应区的温度范围从  $100^{\circ}\text{C}$  至药皮的熔化温度,钢焊条约为  $1200^{\circ}\text{C}$ 。所以焊条端部的固态药皮中就开始了物化反应,如水分的蒸发,一些物质的分解和铁合金的氧化。在此温度区间,当药皮被加热到超过  $100^{\circ}\text{C}$ ,药皮中所吸附的水全部蒸发,加热温度超过  $200\sim 400^{\circ}\text{C}$  时,药皮中某些组成物,如白泥、白云母中的结晶水将被排除,而化合水则需在更高温下才能析出。当加热到一定温度时,药皮中的有机物,如木粉、淀粉和纤维素等,则开始分解和燃烧,分解析出的气体主要是  $\text{CO}_2$ 、 $\text{CO}$  和  $\text{H}_2$  等。药皮中的某些碳酸盐(如菱苦

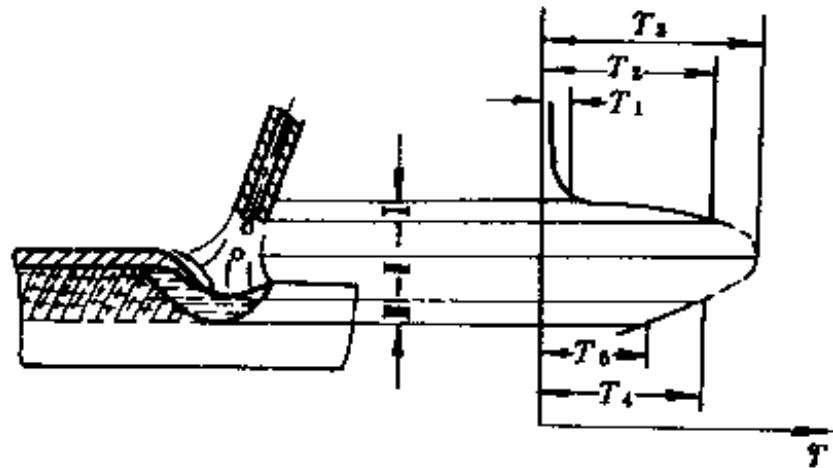
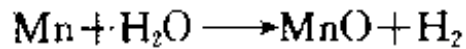
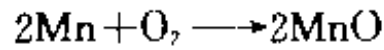


图 3-1 焊接化学冶金反应区

I—药皮反应区; II—熔滴反应区; III—熔池反应区;  $T_1$ —药皮开始反应温度;  $T_2$ —焊条端熔滴温度;  $T_3$ —弧柱间熔滴温度;  $T_4$ —熔池最高温度;  $T_5$ —熔池凝固温度。

土  $\text{MgCO}_3$ , 大理石  $\text{CaCO}_3$  等)和高价氧化物(如赤铁矿  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , 锰矿  $\text{MnO}_2$  等)也发生分解,放出  $\text{CO}_2$ 、 $\text{O}_2$  和  $\text{H}_2\text{O}$  等气体。

上述药皮反应区的药皮组成物质的分解及其相互间的反应形成大量的气体,一方面对熔化金属有隔绝电弧周围空气的作用,即机械保护作用,另一方面对被焊金属和药皮中的铁合金(如锰铁、硅铁和钛铁等)有很大的氧化作用,如



温度高于  $600^\circ\text{C}$  就会发生明显的铁合金氧化,因而使气相的氧化性大大降低,这就是所谓“先期脱氧”过程。药皮反应区内的先期脱氧,为控制焊缝金属成分,保证焊接质量为以后反应区精炼焊缝金属创造了条件。

### (二)熔滴反应区的特点

从熔滴形成,长大至过渡到熔池,都属于熔滴反应区。熔滴反应区是焊接化学冶金反应最为激烈的部位,也是影响焊缝金属成分最为重要的阶段,这是由于熔滴的特征及其冶金反应条件所决定的,这个区的特点如下:

**熔滴的温度高:**是焊接区中温度最高的部位,就电弧焊接钢面言,熔滴活性斑点处的温度接近焊芯材料的沸点,约为  $2800^\circ\text{C}$ ,熔滴的平均温度根据焊接规范的不同,在  $1800\sim 2400^\circ\text{C}$  范围内,故使熔滴金属的过热度很大,可达  $300\sim 900^\circ\text{C}$ 。

**熔滴金属与气体和熔渣的接触面积大:**即熔滴的比表面积最大,通常情况下,熔滴的比表面积可达  $1000\sim 10000\text{cm}^2/\text{kg}$ ,比炼钢时约大 1000 倍。

**各相之间的接触时间短:**熔滴在焊条末端停留时间只有  $0.01\sim 0.1\text{s}$ ,熔滴向熔池过渡的速度高达  $2.5\sim 10\text{m/s}$ ,即熔滴经过弧柱的时间非常短,仅有  $0.0001\sim 0.001\text{s}$ ;在该区各相接触的平均时间为  $0.01\sim 1\text{s}$ 。

**熔滴金属与熔渣发生激烈的混合:**熔滴在形成、长大和向熔池过渡过程中,它不断地改变自己的形状,使其表面局部收缩或扩张,因此总有可能将覆盖在熔滴表面上的渣层拉断,金相分析表明,在熔滴内包含有熔渣的质点,这种混合作用增加了相的接触面积,从而有利于反应物和产物进入和离开反应表面,从而加快反应速度。

由以上特点看出,尽管熔滴反应区的反应时间短,但因温度很高,相接触面积很大,并有强烈的混合作用,致使该区冶金反应最激烈,一系列反应差不多已达到了很完全的程度,因而对焊缝金属化学成分的影响是十分显著的。熔滴反应区进行的物理化学反应,主要有气体的分解和溶解,金属的蒸发,金属及其合金成分的氧化、还原,以及焊缝金属的合金化等。

### (三)熔池反应区的特点

熔池是影响焊缝金属化学成分带有决定性的反应区。熔滴金属和部分熔渣质点以很高的速度落入熔池后,即同熔化了母材金属混合或接触,并一同向熔池尾部及四周运动。电弧向前方移动的同时,熔池尾部的边缘就开始凝固。熔池反应区的物理条件,与熔滴反应区不同。熔池存在于液态的时间虽比熔滴在弧柱中停留的时间长一些,但也不超过几十秒,如手工电弧焊时为  $3\sim 8\text{s}$ ,埋弧焊时为  $6\sim 25\text{s}$ 。在此极短的时间里,熔渣与金属的混合和分离以及冶金反应的温度条件等,在熔池的不同部位是不同的,特别是熔池的头部

和尾部反应可以同时向相反的方向进行,熔池头部正处于升温阶段发生金属的熔化、气体的吸收,并有利于发展吸热反应;而在熔池的尾部却发生金属的凝固、气体的逸出,并有利于发展放热反应。由于熔池平均温度约为 1600~1900℃,比熔滴温度低,熔渣与金属接触表面积也小,约为 3~130cm<sup>2</sup>/kg。所以,熔池中冶金反应强烈程度要比熔滴中小一些。

此外,熔池反应区的化学条件与熔滴反应区也不同。首先,熔池阶段系统中反应物的浓度与平衡浓度之差比熔滴阶段小,因此在其它条件相同的情况下,熔池中的反应速度比熔滴中要小。其次,当药皮重量系数  $K_s$  (药皮与焊芯的质量比)较大时,有一部分熔渣直接流入熔池,而不与熔滴发生作用,所以参与和熔池金属作用的熔渣数量比参与和熔滴金属作用的熔渣数量多,显然对冶金反应有影响。而且熔池阶段的反应速度比熔滴阶段小,合金元素在熔池阶段被氧化烧损的程度比熔滴阶段小,从表 3-1 看出,熔滴中 C、Mn、Si 元素的烧损量远比熔池中大。但在某些条件下(如大厚度药皮),熔池中的反应,也有相当大的作用。

总结以上分析,焊接化学冶金反应是分区域连续进行的。多数情况下,熔池阶段的冶金反应是熔滴阶段冶金反应的继续,但也不能排除有的停止反应,甚至改变方向。焊缝金属的最终化学成分,是各个阶段冶金反应的综合结果。

表 3-1 熔滴熔池反应区元素烧损

药 皮	元 素	元素的损失占原始含量的百分数		
		总 量	熔滴中含量	熔池中含量
赤铁矿 $K_s=0.5$	C	87.5	80	7.5
	Mn	97	97	0
	Si	98.3	98.3	0
大理石 80% 萤石 20% $K_s=0.27$	C	40	30	10.0
	Mn	47.2	29.2	18.0
	Si	75	47.5	27.5

#### (四)焊接工艺条件与焊接化学冶金反应的关系

焊接化学冶金过程是在特定的工艺条件下进行的,所以它必然要受到焊接工艺条件的影响,这是焊接化学冶金过程的又一个特点。焊接化学冶金反应进行的情况是受浓度、温度、压力、反应物的种类、数量和时间等因素的支配,所以改变焊接工艺条件,如焊接方法,焊接规范等,从而改变上述因素,因而也就影响到焊接冶金反应的过程。

##### 1. 熔合比的影响

熔合比的数值与焊接方法、规范、接头型式和尺寸、母材性质和焊接材料的种类等有密切关系,即熔合比和焊接工艺条件有密切关系。

当母材和填充金属的成分不同时,熔合比对焊缝金属的化学成分有很大影响。实际上焊接时,焊条中的合金元素在焊接过程中有损失,而母材中的合金元素几乎全部过渡到焊缝金属中。因此,焊缝金属中合金元素的实际浓度  $C_s$  为:

$$C_s = \theta C_b + (1-\theta)C_d$$

式中  $\theta$ ——熔合比;

$C_b$ ——某元素在母材中的浓度(%);

$C_d$ ——熔敷金属(焊接得到的没有母材成分的金属)中元素的实际浓度(%).

$C_b, C_d, \theta$  可从技术资料中查得, 或用化学分析方法和试验方法求得。

从公式看出, 通过改变熔合比从而改变焊缝金属的化学成分, 这个结论在焊接生产实际中具有重要的实用意义。例如要保证焊缝金属化学成分和性能的稳定, 就必须严格控制焊接工艺条件, 使熔合比稳定、合理。堆焊时, 为减少母材成分对堆焊层性能的影响, 总是通过调整焊接规范使熔合比尽量的小。异种钢焊接时, 熔合比对焊缝成分和性能的影响很大, 因此要根据熔合比选择焊接材料。

### 2. 熔滴过渡特性的影响

熔滴过渡特性对焊缝成分有影响, 焊接规范参数对熔滴的过渡特性有较大影响, 显然对冶金反应必然产生影响。试验研究说明, 熔滴存在时间随焊接电流的增大而变短, 随电弧电压的增大而变长。因此, 可以推断, 反应进行的程度将随电流的增大而减小, 随电弧电压的增大而增大。例如, 研究焊接规范参数与硅还原反应的关系, 无论是手工焊或自动焊均发现, 熔敷金属中的含硅量随着电弧电压的增加和电流的减小而增加。CO<sub>2</sub> 保护焊时, 焊丝中硅的损失, 也有相似的情况。焊接电流增大, 熔滴过渡频率增加, 氧化反应时间就短, 硅的氧化损失便减少; 电弧电压增大, 氧化反应时间就长, 硅的氧化损失也增大。另外, 从表 3-2 中看到, 短路过渡比大颗粒过渡时硅的损失小, 这是因为短路过渡时, 熔滴与 CO<sub>2</sub> 的反应时间较短。

表 3-2 CO<sub>2</sub> 保护焊时焊丝中 Si 的损失与焊接工艺条件

焊丝直径 (mm)	焊接电流 (A)	电弧电压 (V)	过渡形式	每秒熔滴数	Si 损失 (%)
Φ1.2	170	20	短路过渡	80	26
Φ1.6	250	28	大粒过渡	30	47

### 3. 熔渣有效作用系数的影响

手工电弧焊时, 焊接规范的变化, 只改变熔滴过渡特性和熔合比, 药皮重量系数与焊接规范无关。因此, 它对焊缝化学成分的影响相对比较小。然而, 埋弧焊时, 焊接规范可变化的范围很宽, 这不但使熔滴过渡特性和熔合比发生很大变化, 同时使焊剂的熔化率  $K_f$  (熔化的焊剂质量与熔化的焊丝质量之比) 也发生很大的变化。焊剂熔化率的变化, 在一定程度上说明熔融金属与熔渣间相互作用的浓度条件是变化的, 因此, 埋弧焊时, 焊接规范对焊缝化学成分有显著的影响。然而, 埋弧焊时焊剂的熔化数量较多, 因此只有一部分熔渣与熔滴和熔池相互作用。为此, 引出熔渣有效作用系数的概念。真正发生相互作用的熔渣质量与金属质量之比, 称为熔渣有效作用系数。熔滴和熔池阶段的熔渣有效作用系数, 分别用  $\beta_d$  和  $\beta_p$  表示:

$$\beta_d = \frac{m_1}{m_d} \quad \beta_p = \frac{m_2}{m_p}$$

式中  $m_1, m_2$  —— 真正与熔滴和熔池金属作用的熔渣质量;

$m_d, m_p$  —— 熔滴和熔池金属的质量。

一般情况下,  $\beta < k_f$ 。试验研究表明, 焊接电流增大时,  $\beta_p$  值降低, 因此由熔渣过渡到熔

敷金属中的合金元素量也相应地减少;电弧电压增大时则相反。

综上所述,母材成分在一定的情况下,有两个主要因素影响焊缝金属的化学成分,一个是焊接材料的影响,这个内在因素,不但影响焊接冶金过程,同时还可改变焊缝金属的合金系统,因此调整焊接材料是控制焊缝金属化学成分的主要手段。另一个是外在因素是焊接工艺条件,它只能改变焊缝金属化学成分的数量关系,并不能改变其合金系统,而且工艺规范的调整常常受到其它因素的限制,所以调节工艺规范是控制焊缝金属化学成分的辅助手段。总之,凡是已经确定了规范或其它工艺条件,没有特殊原因不应随意变动,以保证焊缝金属化学成分和性能的稳定。

### (五)焊接化学冶金过程的平衡趋势

焊接冶金过程总是有一个化学反应的平衡趋势问题,这涉及到一般热力学中的基本规律在焊接化学冶金过程中的适用性问题。

由于焊接化学冶金是复杂的多相反应系统。例如,手工电弧焊与埋弧焊时,是液态金属、熔渣与气相这三个相之间的相互作用;气体保护焊时,主要是气相和金属相之间的相互作用;电渣焊时,则主要是熔渣相与金属相之间的作用。影响多相反应的可能性、方向、速度等因素很多,给焊接化学冶金的研究增加了困难。另外,焊接时的超高温快速熔化和过程的短暂性等,致使许多研究工作的结论是不同的,甚至是矛盾的。直到利用同位素研究焊接化学冶金问题时,才得到了较为可靠的数据。

总的分析,多数焊接冶金反应的全过程并没有达到平衡状态,但是反应系统的个别部分可能出现个别反应的短暂平衡状态。这种反应系统的不平衡性,是焊接化学冶金过程的又一个特点。综合以上所述,虽不能直接照搬热力学平衡的计算公式,定量地分析焊接化学冶金问题,但是作为定性分析还是有益的。

## 二、焊接区内的气体与金属的作用

金属与气体间的关系,是焊接冶金过程中极为重要的问题之一。这里,将要讨论的是氧、氮和氢。熔化焊时,氧、氮和氢侵入熔池金属,直接造成焊缝金属的时效、氢脆,或者气孔等工艺缺陷,严重影响焊接质量。了解氧、氮和氢气在冶金过程中对焊缝金属的作用,工艺缺陷的产生及其控制,乃是焊接冶金的重要任务之一。

### (一)氧与金属的作用

#### 1. 氧在金属中的溶解

氧是以原子氧和氧化亚铁  $\text{FeO}$  两种形式溶于液态铁中,氧在铁中的溶解度符合平方根定律:

$$S_{\text{O}} = K_{\text{O}_2} \sqrt{P_{\text{O}_2}}$$

式中  $S_{\text{O}}$ ——氧在液态铁中的溶解度;

$K_{\text{O}_2}$ ——溶解平衡常数,是温度的函数;

$P_{\text{O}_2}$ ——气相中分子氧的分压。

如果与液态铁平衡的是纯  $\text{FeO}$  渣,则溶于铁中的氧量最大,此最大含氧量  $[\text{O}]_{\text{max}}$ ,就是氧在液态铁中的溶解度。 $[\text{O}]_{\text{max}}$  与温度的关系可用下式表示:

$$\lg[\text{O}]_{\text{max}} = -\frac{6320}{T} + 2.734$$

氧在液态铁中的溶解度随温度的升高而增大,与试验结果是一致的。

当液态铁中有其它合金元素存在时,随合金元素含量的增加,氧的溶解度下降。

铁在冷却过程中,随着温度的降低,氧的溶解度急剧减少,在 2000℃时氧的溶解度为 0.8%,1600℃时为 0.3%,在凝固温度(1520℃左右)氧的溶解度降到 0.16%,当由  $\delta$  铁转变为  $\gamma$  铁时,氧的溶解度降到 0.05%以下,而在室温的  $\alpha$  铁中几乎不溶解氧(溶解度 < 0.001%)。因此,焊缝金属和钢中所含的氧,几乎全部以氧化物( $\text{FeO}$ 、 $\text{SiO}_2$ 、 $\text{MnO}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  等)和硅酸盐夹杂的形式存在。所以,焊缝含氧量通常是指总含氧量,它包含溶解的氧和非金属夹杂物中氧的总和。

## 2. 氧对焊接质量的影响

焊接时,尽管焊条金属和基本金属的含氧量很低,但焊缝金属的含氧量却总是增加的,不同的焊接方法,不同的焊接材料焊成的焊缝金属含氧量是不同的,如表 3-3 所示。由表 3-3 看出,除氩弧焊外,其它各种方法焊接时总是使焊缝金属氧化。这是由于金属与气相和熔渣作用的结果。

表 3-3 不同焊接方法时焊缝中含氧量

材料及焊接方法	平均含氧量(%)	材料及焊接方法	平均含氧量(%)
低碳镇静钢	0.003~0.008	纤维素型焊条	0.090
低碳沸腾钢	0.010~0.020	氧化铁型焊条	0.122
H08 焊丝	0.01~0.02	铁粉型焊条	0.093
H08 光焊丝	0.15~0.30	埋弧自动焊	0.03~0.05
低氢型焊条	0.20~0.03	电渣焊	0.01~0.02
钛铁矿型焊条	0.101	气 焊	0.045~0.05
钛钨型焊条	0.05~0.07	$\text{CO}_2$ 保护焊	0.02~0.07
钛型焊条	0.065	氩弧焊	0.0017

氧在焊缝金属中,不论以何种方式存在,对焊缝金属的性能,都有很大的影响。焊缝随着含氧量增加,金属的强度、塑性、韧性均显著降低。特别是低温冲击韧性急剧降低。如果氧以硅酸盐夹杂物形式存在,数量越多,对韧性越有害。合金钢焊接时,尤其是低温钢,氧对焊缝韧性的影响更为突出。此外,氧能提高钢的时效硬化,增加冷脆和热脆的敏感性。氧对焊缝金属的物理性能和化学也有影响,如使钢的抗蚀性、导电性和导磁性下降等。溶解在熔池中的氧与碳发生反应,生成不溶于金属的  $\text{CO}$ ,在熔池结晶时  $\text{CO}$  气泡来不及逸出,则形成气孔。

氧在冶金过程中使钢中有益的合金元素烧损,使焊缝金属性能变坏。当熔滴中含氧和碳多时,它们相互作用生成的  $\text{CO}$  受热膨胀,造成飞溅,影响焊接过程的稳定性。

总之,氧对焊接质量的危害是严重的。但是,在某些条件下,氧在焊接冶金过程中还存在有利的一面,如,焊接耐热钢和合金时,为了控制硅的还原过程,有时也加入氧化剂。金属中有益元素氧化烧损的同时,伴随着焊缝金属中有害元素(如炭)和氢等气体杂质氧化而逸出,从而限制了焊缝增碳、增氢。氧化固然是有害的,若能控制其有害的一面,利用其有益的一面,则可为生产服务。



### 3. 控制氧的措施

在保护良好的正常焊接条件下,空气不是焊缝金属中氧的来源,氧的主要来源是焊接材料、水分、工件和焊丝表面上的铁锈、氧化膜等。然而实际上,焊接工艺条件的变化,有可能造成保护不良的后果。控制氧的措施归纳如下:

纯化材料:除氧,首先就是尽可能不选用含氧高的焊接材料,并杜绝一切可能的氧源。其它焊接材料,也必须给予重视。例如,选用不含氧或少含氧的焊接材料;采用高纯度的惰性气体进行保护焊;甚至在真空室中进行焊接。对于高合金的焊接,可采用专门措施提高材料纯度,如真空重熔精炼,电渣重熔精炼,充氩电弧重熔等。表 3-4、表 3-5 及表 3-6 列出有关实验资料。

控制焊接工艺条件:焊缝中的含氧量与焊接工艺条件有密切关系,特别是电弧电压应严格控制,如电弧电压增大,使空气易于侵入电弧区,以致使氧与熔滴金属的接触机会增多,造成焊缝含氧量增加,为此应采用短弧焊。此外,焊接电流种类以及熔滴过渡特性等,也有影响,如表 3-7、表 3-8 和表 3-9 所示。

表 3-4 低氧焊条焊缝金属中的含氧量

焊 条	药皮组成	焊 芯	含氧量(%)	
			焊 芯	焊 缝
低氧焊条	CaCO <sub>3</sub> 10~15% CaF <sub>2</sub> 85~90%	Cr20Ni80	0.013	0.010
一般碱性焊条	CaCO <sub>3</sub> 40%	Cr20Ni80	0.013	0.035

表 3-5 不同焊接方法焊缝气体含量

焊接方法及材料	焊缝中气体含量(%)			焊缝中夹杂物(%)
	N <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	
埋弧焊(无氧焊剂 CaF <sub>2</sub> 80% NaF20%)	0.0069	0.0083	0.00054	0.019
氩弧焊	0.0018	0.0017	0.00045	0.012
CO <sub>2</sub> 保护焊	0.0150	0.0214	0.00047	0.026

注:焊接 Cr18Ni12Mo3Ti 钢。

表 3-6 奥氏体热强钢(16~25)重熔精炼除气效果

重 熔 方 法		气 体 含 量(%)		
		O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>
真空重熔	重熔前	0.043	0.0085	—
	重熔后	0.009	0.0065	—
充氩电弧重熔	重熔前	0.0206	0.12	0.0010
	重熔后	0.0038	0.12	0.0005

表 3-7 不同电弧电压时焊缝中气体含量

电弧电压 (V)	焊缝气体含量(%)			焊接条件
	[O]	[N]	[H]	
28	0.0096	0.0215	0.00056	埋弧自动焊电流 450~500A 中硅无锰焊剂母材 25~20 奥氏体钢
45	0.0171	0.0326	0.00048	

表 3-8 不同电流种类时焊缝中气体含量(酸性焊条)

电 流 性 质	[O](%)	[N](%)
交 流	0.102	0.0503
直 流	0.099	0.0213

表 3-9 不同焊丝直径时焊缝中含氧量

焊丝直径(mm)	1	2	4	6
[O](%)	0.720	0.550	0.302	0.140

焊接时使用交流电和直流电相比,除了因交流电弧不如直流电弧稳定外,由于交流电弧柱温度的周期性变化,致使周围气体发生周期性热胀冷缩现象,促使熔滴金属有更多机会与新鲜空气接触,因而交流电焊接时焊缝中气体含量较多;焊丝直径越细,熔滴越小,吸收氧的强烈程度增大。

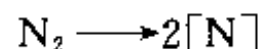
脱氧:用控制焊接工艺规范的方法,降低焊缝含氧量是有限的。因此,必须采用冶金的方法进行脱氧,而且越是要求高的材料,焊接时,越要考虑脱氧或不采用含氧的焊接材料,即以防为主,这在生产实际中是行之有效的办法。

## (二)氮与金属的作用

焊接区周围的空气,是气相中氮的主要来源。焊接时,尽管母材和焊丝中含氮量很少,并采取了防护措施,但焊缝金属的含氮量总是增加的。影响焊缝中含氮量的因素很多,不同的焊接方法,其保护方式不同,焊缝中含氮量有明显差异;同一焊接方法,不同规范,不同焊接材料,焊缝中含氮量也不相同。

### 1. 氮在金属中的溶解

氮在金属中的溶解反应,也是符合化学平衡法则,吸附于金属表面的分子状态氮分解为原子状态氮才能溶解,可用下式表示:



氮在金属中的溶解度  $S_N$ ,也符合平方根定律,即

$$S_N = K_{N_2} \sqrt{P_{N_2}}$$

式中  $K_{N_2}$ ——氮溶解反应的平衡常数,取决于温度和金属种类;

$P_{N_2}$ ——气相中分子氮的分压。

从上式看出,降低气相中氮的分压,可以减少金属中氮的含量。

对于液态铁,  $K_{N_2}$  与温度的关系为

$$\lg K_{N_2} = -\frac{1050}{T} - 0.815$$

氮在铁中的溶解度与温度的关系, 可写成下列形式:

$$\lg S_N = -\frac{1050}{T} - 0.815 + 1/2 \lg P_{N_2} (\%)$$

当考虑到焊接时, 由于金属强烈蒸发致使气相中氮的分压降低, 并设  $P_{N_2} + P_{\text{金}} = 101\text{kPa}$ , 则上式变为

$$\lg S_N = -\frac{1050}{T} - 0.815 + 1/2 \lg (1 - P_{\text{金}}) (\%)$$

式中  $P_{\text{金}}$ ——金属蒸气的分压是温度的函数。

当  $P_{N_2} + P_{\text{金}} = 101\text{kPa}$  时, 氮在铁中溶解度与温度的关系是, 温度越高溶解度越大, 当温度超过  $2300^\circ\text{C}$  以后溶解度却急剧减小, 至铁的沸点 ( $2750^\circ\text{C}$ ) 溶解度竟减至零值, 这是由于金属的蒸气压急剧增加所致。此外, 温度降至凝固点时, 氮的溶解度突变, 至室温时溶解度降低至趋于零。可见, 在更高温度时, 氮的溶解度已不服从平方根定律。

氮在不同合金中的溶解度是有差别的。在液态铁中加入 C、Si、Ni, 会使氮的溶解度减少; 而加入 V、Nb、Cr、Ta, 则会使氮的溶解度增加。

电弧焊时, 由于熔化金属过热度大; 在熔池表面上通过局部活性部分吸收气体; 同时电弧气氛中有受激的气体分子、原子和离子, 这就增加了气体的活性, 致使在金属中的溶解度加大。因此, 电弧焊时液态金属吸收的气体量, 常常超过它的溶解度。

## 2. 氮对焊接质量的影响

氮的突出影响之一是使低碳钢和低合金钢焊缝金属的强度和硬度显著增高, 而使塑性和韧性严重降低的元素。当熔池中含有较多的氮, 则由于焊接时冷却速度较大, 一部分氮将以过饱和的形式存在于固溶体中, 还有一部分氮常以不稳定的过饱和形式存在, 随着时间的延续就以针状氮化物 ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ) 的形式析出, 分布于晶界或晶内。因而使焊缝金属的强度、硬度增高, 而塑性、韧性下降, 尤其是低温韧性急剧下降, 这就是所谓时效现象。焊接结构生产过程中, 钢材往往经受冷冲、滚圆、卷边、弯边等工序的加工, 均会产生一定量的塑性变形, 塑性变形会加速焊缝区氮的时效过程。氮是钢材时效脆化的重要原因。为了抑制或消除时效现象, 在焊缝金属中可加入钛、铝和锆等元素, 形成稳定氮化物 ( $\text{TiN}$ ,  $\text{VN}$ ,  $\text{AlN}$  等) 阻止  $\text{Fe}_4\text{N}$  的形成。

氮除了对焊缝金属机械性能有明显的影响外, 氮在焊接时可使焊缝产生气孔。如上所述, 这是由于高温时液态金属可以溶解大量的氮, 而在熔池金属凝固时氮的溶解度发生突变, 在结晶过程中溶解不了过饱和氮必然会以气泡形式逸出, 若此时结晶速度超过氮的逸出速度时, 就形成气孔。另外, 凡是保护条件不良就容易因氮气增加而引起气孔, 如手弧焊的引弧端和收弧的弧坑气孔, 一般都与氮有关。

应当指出, 氮并不是总是有害的, 有时它可作为合金元素加入钢中, 如含氮高强钢 15MnVN 的研制成功就是很好的证明, 因为钢中的钒与氮形成稳定的 VN, 可抑制时效现象, 同时经过正火或调质处理后, VN 以细小颗粒存在, 既可提高强度, 塑性、韧性也不降低。在高合金钢中最典型的是 Cr-Mn-N 奥氏体不锈钢, 如 1Cr21Mn3Mo2Cu2N, 其中氮是提高奥氏体稳定性的元素。

### 3. 控制焊缝含氮量的主要措施

加强对焊接区的保护:氮不同于氧,一旦进入液态金属脱氮就比较困难,所以防止氮的主要方向是加强对焊接区的保护。不同焊接方法的保护效果是不同的,可参见表 3-5。焊条药皮的保护作用,在很大程度上决定于药皮的成分和数量,(用药皮重量系数  $K_0$  度量)。随  $K_0$  的增大,焊缝含氮量减少,但是单纯用增加  $K_0$  的办法降低含氮量是有限的,因为  $K_0$  过大时,则焊条工艺性能变坏。

控制焊接工艺规范防止空气侵入:焊接规范对电弧和金属的温度、气体的分解和分压、气体与金属的作用时间等都有影响,因此必会影响焊缝金属的含氮量。

当电流增大时,熔滴过渡频率增加,氮与熔滴金属的作用时间缩短,焊缝金属含氮量降低。直流正极性焊接时焊缝含氮量比反极性时高,如表 3-10 所示。

表 3-10 电流极性对金属中含氮量的影响(空气中焊接)

分 析 对 象	[N](%)	
	反 接	正 接
电弧发生后的焊条端	0.053	0.092
过渡中的熔滴	0.067	0.110
焊缝金属	0.098	0.090

电弧电压即电弧长度的变化,对焊缝含氮量的影响较为敏感。电弧电压增大,导致电弧区保护不良,氮与熔滴的作用时间增长,致使焊缝金属的含氮量增加,在熔渣保护不良的情况下,电弧长度对焊缝含氮量的影响更为显著,因此,应尽量采用短弧焊。

在同样条件下,增大焊丝直径可使含氮量降低,这是因为熔滴变粗的缘故。另外,焊接层数对含氮量的影响,具有积累的性质,所以多层焊时焊缝含氮量比单层焊时焊缝含氮量高。试验还表明,焊速的大小对焊缝含氮量影响不大。

把氮固定为稳定的氮化物:即在焊缝中加入钛、铝、锆和稀土等对氮有较大亲和力的合金元素能形成稳定的氮化物,且它们不溶于液态钢而进入熔渣,同时这些元素也是对氧亲和力大的元素,可减少气相中 NO 含量,因此在一定程度上可降低焊缝中含氮量。

#### (三)氢与金属的作用

对于许多金属和合金,氢一旦侵入后会带来许多危害,使焊缝和近缝区产生工艺缺陷(气孔、裂纹、脆断等),所以氢对焊接质量是有害的。因此,焊接时氢的行为是国际上着重研究的重要课题之一。为此,应首先了解氢在焊接区如何向焊缝金属中溶解,溶解后在金属中的扩散及其影响因素和对接头力学性能的影响。

##### 1. 氢在金属中的溶解

根据氢在金属中溶解时是放出热量或吸收热量,可以把金属分为两类:

I 类金属——能形成稳定氢化物的金属,如 Zr、Ti、V、Ta、Nb 等。氢溶解时是放热反应,在这类金属中氢的溶解度,随温度的升高而降低。氢溶解不多时,与氢形成固溶体;氢溶解较多时,则形成氢化物。值得注意的是,焊接这类金属及合金时,必须防止在固态下吸收大量氢。

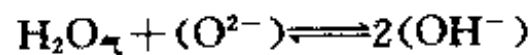
I 类金属——不能形成稳定氢化物的金属,如 Al、Fe、Ni、Cu、Cr、Mo 等。但氢能溶解

于这类金属及其合金中,溶解反应是吸热反应。这类金属及其合金在工业上广泛应用,下面重点讨论氢在这类金属中的溶解。

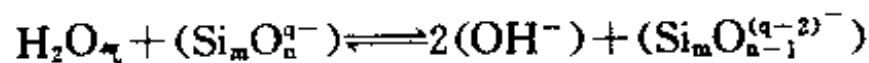
氢向金属中溶解的途径,随焊接方法不同而异。气体保护焊时,氢是通过气相与液态金属的界面以原子或质子的形式溶入金属;电渣焊和电渣熔炼时,氢则是通过熔渣层溶入金属;手工电弧焊和埋弧焊时,则上述两种途径兼而有之。

焊接过程中,在焊接区存在纯氢的机会较少,一般氢多以水蒸气形式进入焊接区。氢通过熔渣向金属中溶解时,氢或者水蒸气,首先溶于熔渣。溶解在熔渣中的氢主要以  $\text{OH}^-$  离子的形式存在,这是由于产生如下溶解反应的结果:

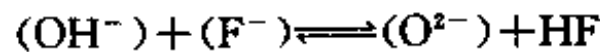
对于含有自由氧离子的酸性渣或碱性渣



对于不含自由氧离子的渣

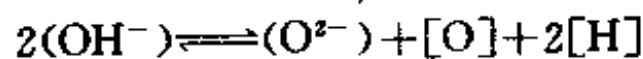


由反应式及试验表明,渣中自由氧离子越多(即熔渣碱度越大),则水在渣中的溶解度越大。在含  $\text{SiO}_2$  多的熔渣中自由氧离子很少,水的溶解是依靠断开  $\text{Si}-\text{O}$  离子键实现的,故其溶解度比较小。决定水在渣中溶解度的主要因素是氧离子的活度,但不是唯一因素,当渣中含有氟化物,则发生以下反应:



使水在渣中的溶解度下降。

氢从熔渣内向金属内过渡,是通过以下反应:



在焊接熔渣中还有少量质子,它通过扩散或搅拌作用到达金属表面上,直接溶入金属。

总结以上,当氢通过熔渣向金属中过渡时,其溶解度决定于气相中水蒸气的分压、熔渣的碱度、氟化物的含量和金属中的含氧量等。

当氢通过气相向金属中过渡时,其溶解度取决于氢的状态。当氢在气相中以分子状态存在时,氢的溶解度服从平方根定律,即

$$S_{\text{H}} = K_{\text{H}_2} \sqrt{P_{\text{H}_2}}$$

式中  $S_{\text{H}}$ ——氢在金属中的溶解度;

$K_{\text{H}_2}$ ——平衡常数,决定于温度;

$P_{\text{H}_2}$ ——气相中分子氢的分压。

氢在 I 类金属中的溶解度,随温度的升高溶解度增大,并在一定温度下达到最大值,熔滴阶段溶解的氢比熔池阶段多;继续升温,由于金属蒸汽压的急剧增大,使氢的溶解度急剧下降,在接近金属沸点时溶解度为零。此外,在变态点溶解度发生突变,往往是造成气孔、冷裂纹等缺陷的原因之一。

电弧焊时,气相中除有分子状态氢以外,还有相当多的原子氢和质子氢,因此,电弧焊时氢的溶解度比用平方根定律计算出来的溶解度高得多。

此外,合金元素对氢在铁中的溶解度,也有较大的影响。Ti、Zr、Nb 和某些稀土元素可提高氢在液态铁中的溶解度;C、Si、Al 等可降低氢的溶解度,而 Mn、Ni、Cr、Mo 则影响不大。由于氧是表面活性元素,它可以减少金属对氢的吸附,所以氧能显著地降低氢在液态铁、低碳钢和低合金钢中的溶解度。

氢在固态钢中的溶解度与其组织结构有关,一般在面心立方晶格的奥氏体钢中的溶解度,比在体心立方晶格的铁素体-珠光体钢中的溶解度大。

## 2. 氢在焊缝金属中的扩散

由于原子氢和离子氢的半径很小,所以活动能力很强,这部分氢可以在焊缝金属的晶格中自由扩散,称为扩散氢。还有部分氢扩散聚集到金属的晶格缺陷,显微裂纹和非金属夹杂物边缘的空隙中,结合为分子氢,因其半径大,不能自由扩散,称为残余氢。对于Ⅰ类金属扩散氢约占 80%~90%,故接头性能常和扩散氢有密切关系;而对于Ⅱ类金属,则氢化物对接头性能影响较大。

由于氢的扩散甚至部分氢可以扩散到金属表面而逸出,还有的氢变为残余氢,这就和微观缺陷可以“捕捉”氢有联系,所以焊缝金属中的含氢量是随时间而变化的,焊后随放置时间的增长,扩散氢减少,残余氢增加,而总氢量下降。很多国家都制定了测定熔敷金属中扩散氢的标准方法,如甘油法和水银法,甘油法比水银法精度差,然而操作简便,无毒,所以被广泛应用。不同焊接方法,不同类型焊条熔敷金属含氢量有较大差异,如表 3-11 所示。

表 3-11 熔敷金属中的含氢量

焊接方法		扩散氢 ( $\text{cm}^3/100\text{g}$ )	残余氢 ( $\text{cm}^3/100\text{g}$ )	总氢量 ( $\text{cm}^3/100\text{g}$ )	说明
手工电 弧焊	纤维素型焊条	35.8	6.3	42.1	
	钛型焊条	39.1	7.1	46.2	
	钛铁矿型焊条	30.1	6.7	36.8	
	氧化铁型焊条	32.3	6.5	38.8	
	低氢型焊条	4.2	2.6	6.8	
埋弧自动焊		4.40	1~1.5	5.9	40~50℃停留 48 ~72h 测定扩散 氢,真空加热测定 残余氢
CO <sub>2</sub> 保护焊		0.04	1~1.5	1.54	
氧乙炔气焊		5.00	1~1.5	6.5	

在不同金属中氢的扩散性能不同,在同一金属中,不同的组织结构也具有不同的扩散性能,在体心立方点阵中,有利于氢的扩散,但同是体心立方点阵结构,马氏体组织不如珠光体、铁素体组织有利于氢的扩散。而心立方点阵的奥氏体组织,既有很高的固溶氢的能力,又能限制氢的扩散运动。

焊接接头中氢的扩散以及由此而造成的氢的分布特性,是比较复杂的问题,至今尚未充分认识。氢浓度梯度的存在,是氢能进行扩散运动重要推动力之一。在温度一定的条件

下,氢总是从高浓度区向低浓度区扩散,这种扩散称为浓度扩散。此外,还有因温度分布不均匀,接头各部位的氢浓度与饱和浓度差的不同引起的热扩散;因接头各部位点阵结构不同引起的相变诱导扩散;应力的存在,也促使氢能进行扩散运动,并且总是向拉应力大的方向扩散,即应力诱导扩散。由于焊接接头存在着不均匀的应力场,因此氢总是倾向于向焊缝根部及焊缝边界这样应力集中区扩散聚集。

图 3-2 和图 3-3 分别给出沿焊缝长度方向氢的分布和氢在焊接接头横断面上的分布特征与母材成分、组织和焊缝金属类型的关系。

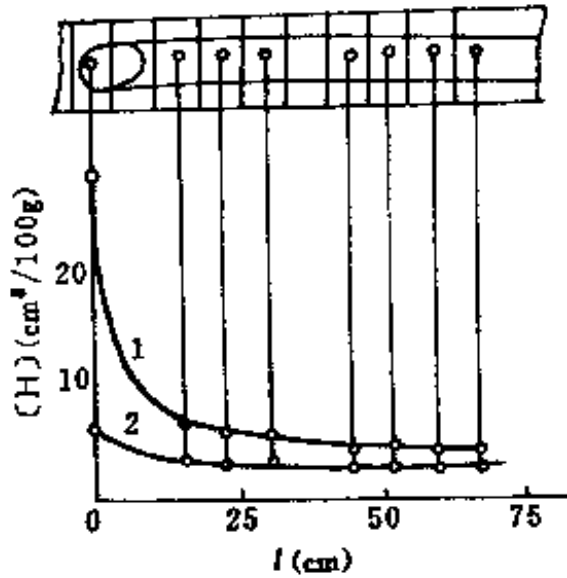


图 3-2 氢沿焊缝长度的分布  
1—熔敷金属;2—焊缝金属。

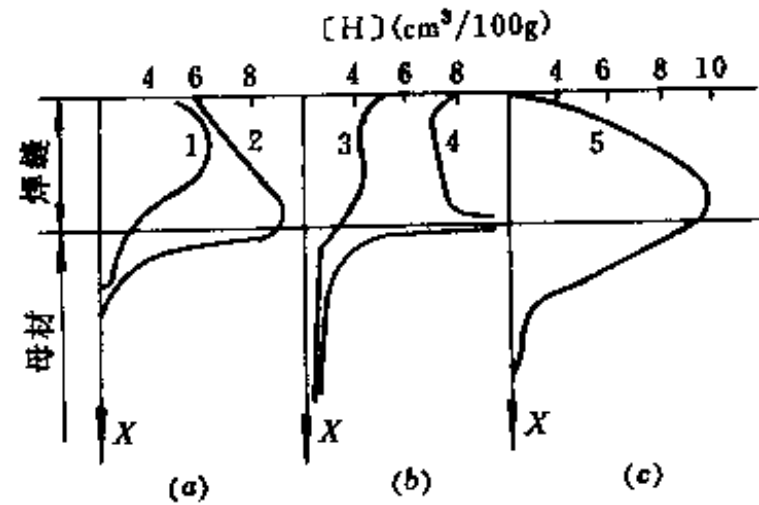


图 3-3 氢沿焊接接头横断面的分布  
1—低碳钢,碱性焊条;2—低碳钢,钛型焊条;  
3—30CrMnSi 钢,自动堆焊的铁素体焊缝;  
4—30CrMnSi 钢,奥氏体焊缝;5—工业纯铁,纤维素型焊条。

### 3. 氢对焊接质量的影响

焊接冶金过程中,氢侵入焊缝金属后,对许多金属和合金都是有害的。氢的影响主要是脆化,氢在焊缝中能形成气孔及白点,在接头中促使产生冷裂纹等缺陷。上述氢的有害作用可分为两类:一类是暂态现象,包括氢脆和白点。其特点是,经过时效或热处理后,由于氢的逸出,上述现象便可消除。另一类是永久现象,包括气孔和冷裂纹。其特点是,这类现象一旦出现是不能消除的。

**氢脆:**在室温下氢使钢的塑性产生严重下降的现象,称为氢脆。当采用含氢量高的铁素体焊缝作拉伸试验时,其强度几乎不变,而其延伸率和断面收缩率,则明显下降。氢脆是溶解在金属晶格中的氢引起的。拉伸试验过程中,金属内的位错发生运动和聚集,结果构成显微空腔,同时,溶解在金属晶格内的原子氢不断地沿着位错运动的方向扩散,并聚集到显微空腔中,使原子氢结合为分子氢,因而局部形成高压,从而引起金属的脆化。

焊缝金属的脆化程度与焊缝含氢量、试验温度、加载速度及焊缝金属的组织结构等有关。焊缝金属含氢量越高,脆化的倾向越大。当试验温度较高时,氢可以迅速逸出;当试验温度很低时,氢的扩散速度很小,且来不及扩散聚集。因此,只在一定的试验温度范围内氢脆才明显的表现出来。低碳钢和低合金钢在室温附近氢脆最明显。当加载速度很快时,如冲击实验,由于位错运动的速度大于氢扩散速度,所以不会出现氢脆,当加载速度很慢时,氢可从位错中逸出,因而也不会出现氢脆,故只有在合适的加载速度下,氢脆才明显表现出来。由于焊缝金属内晶格缺陷较多,属于不平衡组织,因此在其它条件相同的情况下,焊

缝金属的氢脆性比具有平衡组织的金属大。

**白点:**碳钢或低合金钢焊缝,若含氢量高,则往往在静载拉伸试件或冷弯试件的断口上,看到银白色圆形局部脆断点,称为白点,是一种氢脆现象。白点的直径一般为0.5~3mm,白点周围为韧性断口,白点的中心常有夹杂物或气孔,形似鱼眼,故亦称鱼眼。试验表明,白点产生于塑性变形阶段。在外力作用下产生一定的塑性变形时,将促使氢扩散并聚集于小气孔或小夹杂物等缺陷处,在这样的“陷井”中可以捕捉原子氢,并在其中结合为分子氢,由于“陷井”内的压力不断增大,故导致局部脆断。所以焊缝产生白点,则其塑性大大下降。

焊缝金属对白点的敏感性取决于焊缝金属含氢量、金属的组织 and 变形速度等。铁素体和奥氏体不锈钢焊缝不出现白点,这是因为氢在铁素体中扩散快,易于逸出,而氢在奥氏体中溶解度大,且扩散慢。碳钢和采用Cr、Ni、Mo合金化的焊缝,特别是这些元素含量较高时,对白点很敏感。试件经去氢处理可消除白点。

**气孔:**氢是产生气孔的主要因素之一。它和氢在焊缝金属凝固时溶解度突然下降这一现象有关。液态金属中形成的气泡,当气泡外逸速度小于结晶速度时,就在焊缝中形成气孔。详见第二章。

**冷裂纹:**当焊接接头冷却到较低温度时,会产生冷裂纹,而氢是冷裂纹产生的主要原因之一。详见第二章。

#### 4. 控制氢的主要措施

焊缝中含氢量的多少,受多方面的影响,其中影响最大的是焊接材料及原材料中各种形态的水分。因此,控制一切形态的水分,是控制氢的有效途径;同时,从冶金方面和工艺方面采取相应措施,以消除或减少氢的危害。

**限制焊接材料中的含氢量:**制造焊条、焊剂、药芯焊丝用的各种原材料,如有机物、天然云母、白泥、长石、铁合金等,都不同程度地含有吸附水、结晶水、化合水等。因此,制造低氢或超低氢型焊条或焊剂时,应尽量选用不含氢或少含氢的原材料。适当提高烘焙温度,可以降低焊接材料中的含水量,因而也能降低焊缝金属中的含氢量。

在大气中长期放置的焊条、焊剂会吸潮,药皮的吸水量与其本身的成分、水玻璃的种类及大气中水蒸汽的分压等有密切关系。采用高模数低浓度的水玻璃或含锂的水玻璃,可提高焊条的抗潮性。此外,改进包装,加强保管也能防止吸潮。玻璃状熔炼焊剂的吸潮性与粒度有关,烧结焊剂的吸潮性主要与烧结温度有关,经700~800℃烧结制或的焊剂可显著降低吸潮性。

正确地烘干焊条和焊剂,对防止氢的有害作用是非常必要的,尤其是低氢型焊条,更不能忽视。另外,焊条、焊剂烘干后要立即使用,在湿度大的条件下更要注意这一点。烘干后未用完的焊条、焊剂最好在100~150℃的条件下存放。

保护气体Ar和CO<sub>2</sub>等也有水分,通常用露点作为衡量气体中含水量的尺度。露点越低,保护气体含水量越少,必要时对保护气体也可采用去水、干燥等措施。

**清除工件及焊丝表面的杂质:**工件及焊丝表面的铁锈、油污或氧化膜所吸附的水分以及其它含氢物质,是使焊缝含氢量增加的主要原因之一。因此,焊前应清除干净。为了防止焊丝生锈,很多国家都对焊丝表面进行镀铜处理。

不同合金成分的材料,氧化膜的结构不同,故氧化膜的影响也不相同。焊接铝、铝镁合



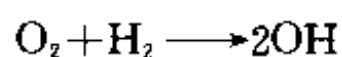
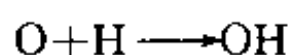
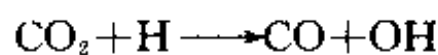
金、钛及其合金时,氧化膜的影响极大,因其表面层结构不致密,更易于吸附水分而形成稳定的水化物,所以必须采用机械或化学方法进行清理,否则由于氢的作用可能形成气孔、裂纹或使焊接接头性能变坏。

利用焊接材料的冶金处理作用:主要是通过焊条药皮或焊剂的冶金处理作用,使弧柱空间的气氛发生变化,以抑制原子氢的形成。如能设法生成高温下比较稳定的氢化物 OH 和 HF,而且它们不溶于液态钢中,因此可以防止氢向金属中的溶解。为此,应调整焊接材料的成分。

研究表明,熔池中氢的平衡浓度可用下式表示:

$$[H] = K \sqrt{\frac{P_{H_2} P_{H_2O}}{[O]}}$$

从上式看出,增加熔池中的含氧量或气相的氧化性能减少熔池中氢的平衡浓度。因此为了形成 OH 必须存在自由氧或  $CO_2$ , 如



从而使气相中氢的分压减小。

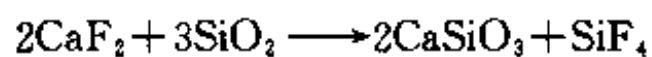
低氢焊条药皮中的碳酸盐分解析出的  $CO_2$ , 就有去氢的作用。 $CO_2$  保护焊时,尽管  $CO_2$  气体本身含有水分,由于  $CO_2$  的氧化作用,仍然可以获得低氢焊缝。氩弧焊焊接不锈钢、铝、铜和镍时,为了消除气孔改进工艺性能,在氩气中可加入约 5% 的氧气。在焊条药皮中加入  $Fe_2O_3$ , 可显著减少熔敷金属中扩散氢含量,这是因为  $Fe_2O_3$  可分解放出氧气,同时使  $[O]$  增大。

为了形成 HF, 应有氟化物存在。碱性焊条药皮中加入  $CaF_2$ , 焊接时,  $CaF_2$  和水蒸气与氢直接反应而去氢:

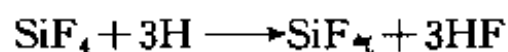


焊接时有关碱性焊条去氢机理是有待于研究。

在高锰高硅焊剂中有适当的  $CaF_2$  和  $SiO_2$ , 可显著降低焊缝含氢量:



生成的  $SiF_4$  沸点很低 ( $90^{\circ}C$ ) 是易挥发气体,而且能被水强烈吸收,可发生下列除氢反应:



控制焊接规范:不同的焊接规范焊缝含氢量不同,其中影响较大的是电弧电压、电流种类和极性。不同工艺方法,使用不同的焊接材料,焊接规范对焊缝中含氢量的影响规律也不同,因此不同条件应作具体分析。另外,通过控制焊接规范降低焊缝含氢量是有局限性的。

焊后脱氢处理:利用氢的高度扩散性,可在焊后尚未发生缺陷之前,尽快对焊接接头进行脱氢处理,以促使氢扩散逸出。对于碳钢和非奥氏体合金钢,把焊件加热到  $350^{\circ}C$ ,保温 1h,可使绝大部分氢扩散。脱氢处理对于奥氏体组织的焊缝效果不大,因而是不必要

的。

### 三、焊接熔渣

焊接熔渣是焊接时由于焊条药皮或焊剂的熔化形成的金属和非金属的复杂盐类,焊接熔渣对保证焊缝金属化学成分,提高焊接质量起着非常重要的作用,正如炼钢时没有造渣就不能得到优质钢一样。因此,了解焊接熔渣在焊接冶金过程中的作用及其性能,是很必要的。

#### (一)焊接熔渣的作用和分类

##### 1. 焊接熔渣的作用

**机械保护作用:**焊接熔渣的作用之一,就是焊接时形成的熔渣覆盖在熔滴和熔池表面上,隔绝空气与熔化金属发生作用,即机械保护作用。

**冶金处理作用:**焊接时仅依靠焊接熔渣的机械保护,其效果是不理想的。还应通过控制熔渣的成分和性能,使焊接熔渣具有冶金处理作用。熔渣和液态金属间发生一系列物理化学反应,从而去除焊缝金属中的有害杂质,如脱氧、脱硫、去磷、去氢,同时还使焊缝金属合金化,起到控制和调整焊缝金属成分和性能的目的。

**改善焊接工艺性能的作用:**良好的焊接工艺性能,是保证焊接化学冶金过程顺利进行的重要一环。在熔渣中加入适当的物质,可使电弧易于引燃、稳定燃烧、减少飞溅,并保证具有良好的操作性、成形性和脱渣性等。

##### 2. 焊接熔渣的分类

焊接熔渣分为三类:

**第一类是盐型熔渣。**它们主要由金属的氟酸盐、氟酸盐和不含氧的化合物组成。属于这类熔渣的渣系,有  $\text{CaF}_2\text{—NaF}$ ,  $\text{CaF}_2\text{—BaCl}_2\text{—NaF}$ ,  $\text{KCl—NaCl—Na}_3\text{AlF}_6$ ,  $\text{BaF}_2\text{—MgF}_2\text{—CaF}_2\text{—LiF}$  等。盐型熔渣的特点是氧化性很小,因此主要用来焊接具有化学活泼性的金属及其合金,如铝、钛等及其合金。此外,也用来焊接含活性元素的高合金钢。

**第二类是盐—氧化物型熔渣。**主要由氟化物和强金属氧化物组成。属于这类熔渣的渣系,有  $\text{CaF}_2\text{—CaO—Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{CaF}_2\text{—CaO—SiO}_2$ ,  $\text{CaF}_2\text{—CaO—Al}_2\text{O}_3\text{—SiO}_2$  等。这类熔渣的氧化性很小,所以主要用于焊接合金钢。

**第三类是氧化物型熔渣。**这类渣主要由各种金属氧化物组成。属于这个类型的渣系,有  $\text{MnO—SiO}_2$ ,  $\text{FeO—MnO—SiO}_2$ ,  $\text{CaO—TiO}_2\text{—SiO}_2$  等。这类熔渣氧化性较强,因此主要用来焊接低碳钢和低合金钢。

一些焊条和焊剂的熔渣组成,如表 3-12 所示。由表 3-12 看出,焊接熔渣是由一些金属与非金属的氧化物组成,有时还含有氟化物,所以熔渣是多种化合物的复杂体系,为了便于研究,常常将含量多、影响大的成分作为渣系组成,而将含量少、影响小的成分舍去。渣系状态图可作为研究熔渣成分和性能间关系的工具。

#### (二)熔渣的结构理论

熔渣的物理化学性质及其与金属的作用,与液态熔渣的内部结构有密切关系。关于液态熔渣的结构,目前有两种理论,即分子理论和离子理论。

表 3-12 一些焊条和焊剂的熔渣组成

焊条和焊剂类型	熔渣化学成分 (%)										熔渣碱度		熔渣类型
	SiO <sub>2</sub>	TiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	MnO	CaO	MgO	Na <sub>2</sub> O	K <sub>2</sub> O	CaF <sub>2</sub>	B <sub>1</sub>	B <sub>2</sub>	
铁钛矿	29.2	14.0	1.1	15.6	26.5	8.7	1.3	1.4	1.1	—	0.88	-0.1	氧化物型
钛型	23.4	37.7	10.0	6.9	11.7	3.7	0.5	2.2	2.9	—	0.43	-2.0	氧化物型
钛钙型	25.1	30.2	3.5	9.5	13.7	8.8	5.2	1.7	2.3	—	0.76	-0.9	氧化物型
纤维素	34.7	17.5	5.5	11.9	14.4	2.1	5.8	3.8	4.3	—	0.60	-1.3	氧化物型
氧化铁	40.4	1.3	4.5	22.7	19.3	1.3	4.6	1.8	1.5	—	0.60	-0.7	氧化物型
低氢型	24.1	7.0	1.5	4.0	3.5	35.8	—	0.8	0.8	20.3	1.86	+0.9	盐—氧化物型
焊剂 430	38.5	—	1.3	4.7	43.0	1.7	0.45	—	—	6.0	0.62	-0.33	氧化物型
焊剂 251	18.2~ 22.0	—	18.0~ 23.0	≤1.0	7.0~ 10.0	3.0~ 6.0	14.0~ 17.0	—	—	23~ 30.0	1.15~ 1.44	0.048 ~0.5	盐—氧化物型

### 1. 分子理论

熔渣的分子理论是以对凝固熔渣进行相分析和化学分析的结果为基础,其要点如下:  
液态熔渣是由不带电的分子组成的。其中,包括氧化物分子(如 CaO、SiO<sub>2</sub> 等)和由氧化物结合而成的复合物分子(如 CaO · SiO<sub>2</sub>、MnO · SiO<sub>2</sub> 等),以及硫化物、氟化物的分子等。

氧化物及其复合物处于平衡状态。如升温



$$K = \frac{(\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2)}{(\text{CaO})(\text{SiO}_2)}$$

时,反应式向左进行,渣中自由氧化物浓度增加,复合物的浓度减少;降温时,则相反。各种复合物的稳定性,可用它们的生成热效应来度量,如表 3-13 所示。

表 3-13 复合物的生成热效应

复合物	热效应(kJ/mol)	复合物	热效应(kJ/mol)
Na <sub>2</sub> O · SiO <sub>2</sub>	264	(FeO) <sub>2</sub> · SiO <sub>2</sub>	44
(CaO) <sub>2</sub> · SiO <sub>2</sub>	119	MnO · SiO <sub>2</sub>	32.5
BaO · SiO <sub>2</sub>	61.5	ZnO · SiO <sub>2</sub>	10.5
FeO · SiO <sub>2</sub>	34	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> · SiO <sub>2</sub>	-193

只有自由氧化物才能参与和熔化金属的反应。如只有渣中处于自由状态的 FeO,才能参与下面的反应:



式中 ( ) 表示在渣中; [ ] 表示在金属中。

各种复合物不能直接与熔化金属相互作用,如 (FeO)<sub>2</sub> · SiO<sub>2</sub> 中的 FeO 则不能参与上面的反应。

液态熔渣是一种理想的液体。熔渣与金属的反应,服从理想溶液各定律。

### 2. 离子理论

熔渣的离子理论是在研究熔渣电化学性质的基础上提出来的。离子理论的要点如下:

液态熔渣是由阳离子和阴离子组成的电中性溶液。熔渣中离子的种类和存在形式与熔渣的成分和温度有关。负电性大的元素以阴离子的形式存在,如  $F^-$ 、 $O^{2-}$ 、 $S^{2-}$  等。负电性小的碱金属,碱土金属、铁和锰等元素以阳离子形式存在,如  $K^+$ 、 $Na^+$ 、 $Ca^{2+}$ 、 $Mg^{2+}$ 、 $Fe^{2+}$ 、 $Mn^{2+}$  等,它们与氧离子的键合主要是离子键。还有一些负电性比较大的元素,如 Si、Al、B 等,与氧离子形成复杂的阴离子,如  $SiO_4^{4-}$ 、 $Si_3O_9^{6-}$ 、 $Al_3O_7^{5-}$  等,这些元素的阳离子与氧离子的键合主要是极性键。

离子的分布、聚集和相互作用,取决于它的综合矩。离子的综合矩可用下式表示:

$$\text{综合矩} = \frac{Z}{r}$$

式中  $Z$ ——离子的电荷(静电单位);

$r$ ——离子的半径( $10^{-1}nm$ )。

离子的综合矩越大,表明它的静电场越强,与异号离子的引力越大。各种离子在标准温度( $^{\circ}C$ )时的综合矩,如表 3-14 所示。由表 3-14 看出,阳离子中  $Si^{4+}$  的综合矩最大,而阴离子中  $O^{2-}$  的综合矩最大,故二者能结合为复杂阴离子  $SiO_4^{4-}$ 。此外, $Al^{3+}$ 、 $Fe^{3+}$  也能与氧离子形成复杂阴离子。这意味着,在渣中加入  $SiO_2$ 、 $Al_2O_3$  等氧化物时,将发生吸收氧离子的反应:

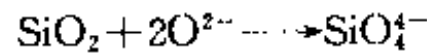
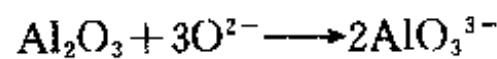
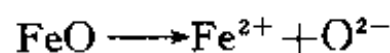
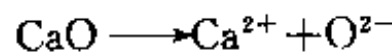


表 3-14 各种离子的综合矩

离子	离子半径 (nm)	综合矩 $\times 10^2$ (静电单位/cm)	离子	离子半径 (nm)	综合矩 $\times 10^2$ (静电单位/cm)
$K^+$	0.133	3.61	$Ti^{4+}$	0.068	28.2
$Na^+$	0.095	5.05	$Al^{3+}$	0.050	28.8
$Ca^{2+}$	0.106	9.0	$Si^{4+}$	0.041	47.0
$Mn^{2+}$	0.091	10.6	$F^-$	0.133	3.6
$Fe^{2+}$	0.083	11.6	$PO_4^{3-}$	0.276	5.2
$Mg^{2+}$	0.078	12.9	$S^{2-}$	0.174	5.6
$Mn^{3+}$	0.070	20.6	$SiO_4^{4-}$	0.279	6.9
$Fe^{3+}$	0.067	21.5	$O^{2-}$	0.132	7.3



碱性氧化物在渣中产生氧离子,如



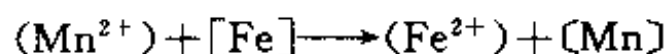
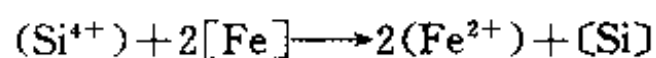
$SiO_4^{4-}$  是最简单的 Si-O 离子,根据渣中硅和氧的不同比例,可形成不同结构的 Si-O 离子。随着渣中  $SiO_2$  含量的增多,经过不同的聚合反应可以形成链状、环状和网状结构的 Si-O 离子。Si-O 离子的结构越复杂,其尺寸也越大。

当温度升高时,离子的半径增大,综合矩减小,但表中综合矩大小的次序不变。综合矩的大小,影响离子在渣中的分布。相互作用力比较强的异号离子彼此接近,形成集团,相互

作用力比较弱的异号离子也形成集团。因此,当离子的综合矩相差较大时,熔渣的化学成分在微观上是不均匀的,离子的分布不是完全无序的,而是近乎有序。

盐型熔渣主要含简单的阴阳离子,且综合矩的差异不大,故认为是结构简单的均匀离子溶液;盐—氧化物型熔渣属于结构比较复杂的微观化学成分不均匀的离子溶液,而氧化物型熔渣,则是复杂网络结构,微观化学成分更不均匀的离子溶液。

液体熔渣与熔化金属之间的相互作用过程,是原子与离子交换电荷的过程。例如,硅和锰的还原过程则是原子和离子交换电荷的过程,交换电荷是在两相的接触面上进行,即



这一过程就是 Si 和 Mn 的电荷转给了 Fe, Fe 变成离子进入熔渣,而 Si 和 Mn 以原子状态进入金属中。

熔渣离子理论目前还不够成熟,但它对近似计算及研究问题还是很有价值的。目前,主要还是按照液态熔渣是由分子化合物所构成的所谓分子理论应用较多,且有较为牢固的基础,所以仍用它来讨论冶金反应。

### (三) 焊接熔渣的性质与其结构的关系

#### 1. 焊接熔渣的碱度

由上述可知,熔渣成分是很复杂的,由于构成熔渣的氧化物的化学性质不同,使得熔渣的性质彼此间有很大的差异。为了能相对比较熔渣的碱性强弱,所以定出熔渣的碱度。不同的熔渣结构理论,对碱度的定义和计算方法不同。

组成熔渣的氧化物,按照它们的化学性质,可分为三类:

酸性氧化物,按照酸性由强变弱的顺序为  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{TiO}_2$ 、 $\text{P}_2\text{O}_5$  等。

碱性氧化物,按照碱性由强变弱的顺序为  $\text{K}_2\text{O}$ 、 $\text{Na}_2\text{O}$ 、 $\text{CaO}$ 、 $\text{MgO}$ 、 $\text{BaO}$ 、 $\text{MnO}$ 、 $\text{FeO}$  等。

中性氧化物,在不同性质的熔渣中可以呈酸性,也可以呈碱性。例如,在强酸性渣中常呈弱碱性,而在强碱性渣中常呈弱酸性。主要有  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$  等。

根据熔渣分子理论,熔渣碱度  $B$  的定义为

$$B = \frac{\Sigma(R_2O + RO)}{\Sigma RO_2}$$

式中  $R_2O$ 、 $RO$  ——熔渣中碱性氧化物的摩尔分数;

$RO_2$  ——熔渣中酸性氧化物的摩尔分数。

碱度  $B$  的倒数,称为酸度。从理论上讲,当  $B > 1$  时为碱性渣;反之, $B < 1$  时则为酸性渣; $B = 1$  时中性渣。这种计算方法的缺点是,将各种氧化物的酸性或碱性的强弱同等看待,同时也没有考虑碱性氧化物和酸性氧化物能形成中性复合物的情况。因此,根据经验,当  $B > 1.3$  时,才是碱性渣。

根据上述问题,对上式进行修正,提出了较为精确的计算公式:

$$B_1 = \frac{0.018\text{CaO} + 0.015\text{MgO} + 0.006\text{CaF}_2 + 0.014(\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}) + 0.007(\text{MnO} + \text{FeO})}{0.017\text{SiO}_2 + 0.005(\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{TiO}_2 + \text{ZrO})}$$

式中  $\text{CaO}$ 、 $\text{MgO}$ 、 $\text{CaF}_2$ 、 $\text{SiO}_2$ ...以质量百分数计。

当  $B_1 > 1$  时为碱性渣; $B_1 < 1$  时为酸性渣; $B_1 = 1$  时中性渣。表 3-12 中的熔渣碱度  $B_1$  就是按上式计算的结果。从表 3-12 中看出,只有低氢型焊条和焊剂 251 的熔渣,才是

碱性渣,这与实际情况是符合的。

离子理论把液态熔渣中自由氧离子的浓度,定义为碱度。自由氧离子就是游离状态的氧离子。渣中自由氧离子的浓度越大,渣的碱度越大。根据离子理论关于碱度的定义,熔渣的碱度可用下式计算:

$$B_2 = \sum_{i=1}^n a_i M_i$$

式中  $a_i$  第  $i$  种氧化物的碱度系数;

$M_i$ ——第  $i$  种氧化物的摩尔分数。

若  $B_2 > 0$ ,即为碱性渣; $B_2 < 0$  为酸性渣; $B_2 = 0$  为中性渣。表 3-12 中的熔渣碱度  $B_2$  就是按上式计算的结果。表 3-15 给出了每种氧化物的碱度系数  $a_i$ 。这样,就方便地将焊条和焊剂分为酸性和碱性两大类。

表 3-15 各类氧化物的  $a_i$  值及相对分子质量

分 类	氧 化 物	$a_i$ 值	相对分子质量
碱 性	CaO	6.05	56
	MnO	4.8	71
	MgO	4.0	40.3
	FeO	3.4	72
酸 性	SiO <sub>2</sub>	-6.31	60
	TiO <sub>2</sub>	-4.97	80
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	-0.2	102

## 2. 熔渣的粘度

粘度是焊接熔渣的重要物理性质之一,是保证焊接过程正常进行,保证焊接质量的重要条件之一。因为熔渣的粘度对渣的保护效果、焊接操作性、焊缝成型以及冶金反应过程等,都有显著的影响。

温度和熔渣的组成物及数量,对熔渣的粘度有很大影响。

温度对粘度的影响:熔渣成分一定时,温度升高,熔渣的粘度下降,流动性增加。熔渣由高温到低温有两种不同的情况,如图 3-4 所示,一种是随温度的变化粘度变化缓慢,称为长渣,如图 3-4 中曲线 2。含 SiO<sub>2</sub> 多的酸性渣属于长渣,这种渣不适于立焊和仰焊。一种是随温度的变化粘度变化很快,称为短渣,如图 3-4 中曲线 1。低氢型和氧化钛型焊条的熔渣属于短渣,适用于全位置焊接。

熔渣组成物对粘度的影响:在酸性渣中加入 SiO<sub>2</sub>,使 Si-O 阴离子的聚合程度增大,而且其尺寸也增加,致使粘度迅速增高。减少酸性渣中的 SiO<sub>2</sub>,增加 TiO<sub>2</sub>,则使复杂的 Si-O 阴离子减少,使高温时的粘度降低,含 TiO<sub>2</sub> 多的酸性渣已不是玻璃状渣,而近乎于晶体状的渣,这种渣的粘度随温度变化很大,变为短渣。

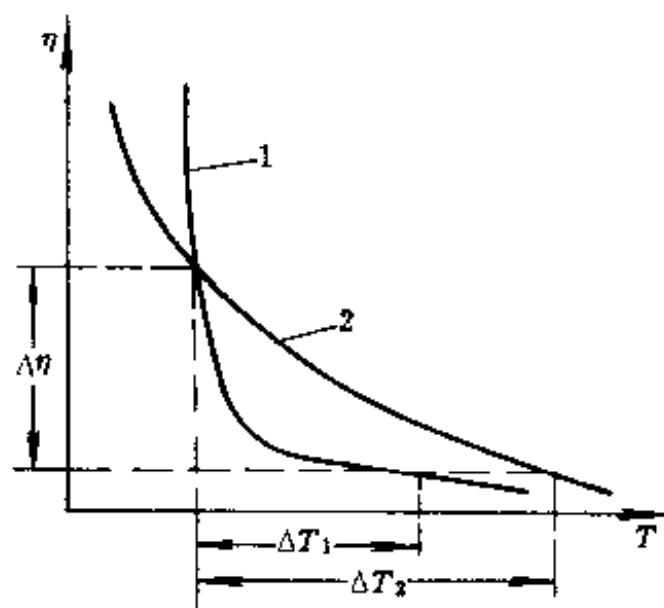


图 3-4 熔渣粘度与温度的关系

1—碱性渣;2—含 SiO<sub>2</sub> 多的酸性渣。

在酸性渣中加入碱性氧化物(如  $\text{CaO}$ 、 $\text{MgO}$ 、 $\text{MnO}$ 、 $\text{FeO}$  等),能破坏  $\text{Si-O}$  离子键,使  $\text{Si-O}$  离子聚合体的尺寸减小,因而使渣的粘度下降。

在碱性渣中加入高熔点的碱性氧化物时,有可能出现未熔化的固体颗粒,因而增大了渣的流动阻力,致使粘度增大。此时若加入少量的  $\text{SiO}_2$ ,会使粘度下降,这是由于  $\text{CaO}$  与  $\text{SiO}_2$  形成了低熔点的硅酸盐(如  $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ )。试验表明,当加入的  $\text{SiO}_2$  满足  $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1.87$  ( $\text{CaCO}_3/\text{SiO}_2 = 3.3$ ) 时形成正硅酸盐  $(\text{CaO})_2 \cdot \text{SiO}_2$ ,则使渣的粘度较小。

在碱性渣中加入  $\text{CaF}_2$ ,能促使  $\text{CaO}$  熔化,所以可降低非均相碱性渣的粘度。同时,  $\text{CaF}_2$  还能降低酸性渣的粘度,这是由于  $\text{CaF}_2$  在渣中产生  $\text{F}^-$ ,而氟的阴离子能破坏  $\text{Si-O}$  键,减小聚合离子的尺寸。但  $\text{CaF}_2$  增加时可使电弧不稳,使渣和金属牢固结合而脱渣困难。

焊钢用熔渣的粘度在  $1500^\circ\text{C}$  左右时为  $0.1 \sim 0.2 \text{Pa} \cdot \text{s}$ ,较为合适。

熔渣的表面张力:熔渣表面张力的大小,对熔滴过渡、焊缝成形以及对许多冶金反应,均有较大影响。熔渣的表面张力,实际上是气相与熔渣间的界面张力。表面张力与化学键的键能有关,键能大表面张力大。金属键的键能最大,因而液体金属的表面张力最大;具有离子键的物质,如  $\text{CaO}$ 、 $\text{MnO}$ 、 $\text{MgO}$ 、 $\text{FeO}$  等键能较大,故表面张力也大;具有共价键的物质,如  $\text{TiO}_2$ 、 $\text{SiO}_2$ 、 $\text{B}_2\text{O}_3$  等键能较小,故表面张力也较小。在焊接熔渣中,加入酸性氧化物  $\text{TiO}_2$ 、 $\text{SiO}_2$  等,能显著减小熔渣的表面张力,因为它们形成半径较大的复杂阴离子,即综合矩小,削弱了与阳离子的结合力,被排挤到熔渣的表层中。在焊接熔渣中,加入碱性氧化物  $\text{CaO}$ 、 $\text{MgO}$ 、 $\text{MnO}$  等,则增大表面张力。此外,  $\text{CaF}_2$  也降低焊接熔渣的表面张力,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  使表面张力增大。

熔渣的表面张力与温度有关,温度升高,熔渣的表面张力下降。

熔渣与金属间的界面张力在焊接化学冶金过程中,占有重要地位,因为熔渣与金属间的多相反应,脱氧产物的去除,熔渣与金属的脱离等均和熔渣与金属间的界面张力有关。熔渣与金属间的界面张力,决定于熔渣与金属的表面张力,亦即决定于熔渣和液态金属的成分。

熔渣的熔点和导电性:焊接时熔渣的熔点(或药皮的熔点)应与焊丝和母材的熔点相匹配,否则,将影响焊接工艺性能和焊接质量。

固态熔渣开始熔化的温度,称为熔渣的熔点。焊条药皮的熔点,是指药皮开始熔化的温度,亦称造渣温度。药皮的熔点高,其熔渣的熔点也就高。

熔渣(或药皮)的熔点,取决于组成物的种类、数量及颗粒度。熔渣的熔点可根据熔渣的渣系状态图调整组成物的种类和配比,药皮中难熔的物质越多,颗粒度越大,其熔点则越高。适用钢焊接的熔渣熔点通常在  $1150 \sim 1350^\circ\text{C}$  范围内。

固态焊剂和药皮一般是不导电的,但熔化后则变为导体。手弧焊、埋弧焊和电渣焊时,熔渣的导电性直接影响引弧性、再引弧性和焊接过程的稳定性。熔渣的导电性,随温度增高而增大,这是典型的离子导电特性,与水溶液相似。实验证明,一般碱性氧化物能给出易动度大的阳离子,而酸性氧化物( $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ )则形成易动度小的粗大的阴离子。

#### 四、焊接时的氧化还原反应

焊接时的氧化还原反应,对焊接质量影响很大,因此研究焊接冶金过程中金属氧化与

还原的客观规律是非常必要的。

金属氧化与还原是相互联系不可分割的,是矛盾的两个主要方面。由于研究的目的不同,一个氧化还原反应有时称为氧化反应,有时则称为还原反应。

(一)氧化还原方向的判据

金属氧化物的分解压,可以作为金属氧化还原反应方向的判据。由物理化学知道,元素对氧的亲合力,可以用该元素的氧化物的分解压或等位压来判断。某元素氧化物的分解压或等位压越低,则该元素对氧的亲合力越大,就越容易被氧化。

假定在金属—氧—金属氧化物系统中,氧的分压为 $\{P_{O_2}\}$ ,则

- $\{P_{O_2}\} > P_{O_2}$  金属被氧化;
- $\{P_{O_2}\} < P_{O_2}$  金属被还原;
- $\{P_{O_2}\} = P_{O_2}$  系统处于平衡状态。

金属氧化物的分解压是温度的函数,它随温度升高而增大,如图 3-5 所示。由图 3-5 看出,除 Ni 和 Cu 外,在同样温度下 FeO 的分解压最大,即最不稳定。在 FeO 为凝聚相时,其分解压为

$$\lg P_{O_2} = -\frac{26730}{T} + 6.43$$

然而 FeO 不是纯凝聚相,而是溶于液态铁中,此时其分解压可用下式表示:

$$P'_{O_2} = P_{O_2} \frac{[FeO\%]^2}{[FeO\%]_{max}^2}$$

式中  $[FeO\%]$ ——溶解在液态铁中的 FeO 浓度;

$[FeO\%]_{max}$ ——在液态铁中 FeO 的饱和浓度(即溶解度),可用公式经过折算求出。

由上式可知,由于 FeO 溶于液态铁中,使它的分解压减小,因此铁更容易氧化。

利用以上公式计算出不同温度下,液态铁中 $[FeO]$ 的浓度与其分解压的关系,如表 3-16 所示。从该表可以看出,焊接温度下 FeO 的分解压很小,致使气相中只要有少量的氧就可使铁氧化。

(二)焊接时金属氧化的基本途径

为了获得高质量的焊缝金属,必须控制焊接时金属的氧化,为此,首先要了解金属氧化的规律。焊接时金属的氧化是在各个反应区通过氧化性气体、熔渣以及坡口表面上的氧化物这三个途径与金属相互作用实现的。

表 3-16 在不同温度下液态铁中 $[FeO]$ 的浓度与其分解压  $P'_{O_2}(\times 101.3kPa)$  关系

在液态铁中含(%)		温 度(°C)				
$[FeO]$	$[O]$	1540	1600	1800	2000	2300
0.10	0.0222	$7.4 \times 10^{-11}$	$1.7 \times 10^{-10}$	$1.56 \times 10^{-9}$	$6.1 \times 10^{-9}$	$4.8 \times 10^{-8}$
0.20	0.0444	$2.9 \times 10^{-10}$	$6.7 \times 10^{-10}$	$6.25 \times 10^{-9}$	$2.4 \times 10^{-8}$	$1.9 \times 10^{-7}$

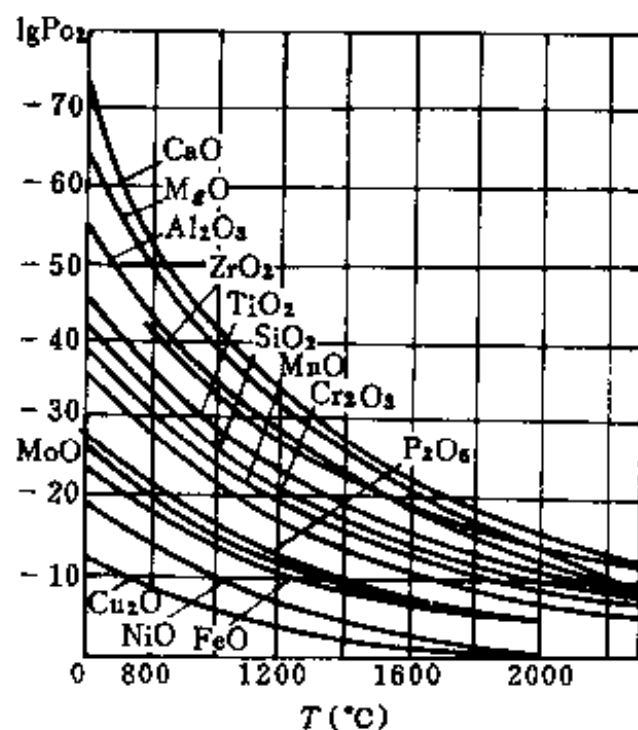


图 3-5 自由氧化物的分解压与温度的关系



(续)

在液态铁中含(%)		温 度(°C)				
0.50	0.1110	$1.8 \times 10^{-3}$	$4.2 \times 10^{-3}$	$3.9 \times 10^{-4}$	$1.5 \times 10^{-7}$	$1.2 \times 10^{-6}$
1.00	0.2220	—	—	$1.5 \times 10^{-7}$	$6.1 \times 10^{-7}$	$4.8 \times 10^{-6}$
2.00	0.4440	—	—	—	$2.4 \times 10^{-6}$	$1.9 \times 10^{-5}$
3.00	0.6660	—	—	—	—	$4.3 \times 10^{-5}$
[FeO] <sub>max</sub>	—	$4.9 \times 10^{-9}$	$1.5 \times 10^{-8}$	$3.4 \times 10^{-7}$	$4.8 \times 10^{-6}$	$1.08 \times 10^{-4}$

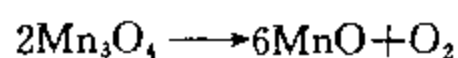
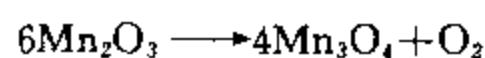
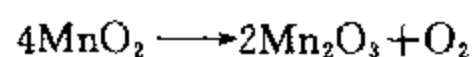
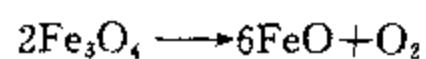
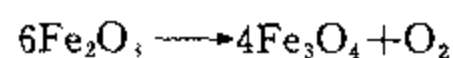
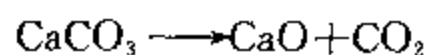
### 1. 氧化性气体对金属的氧化

自由氧对金属的氧化:手工电弧焊时,尽管采取气—渣联合保护措施,但空气中的氧总是程度不同的侵入焊接区,不同焊接方法、焊条药皮类型,热源周围的气体成分及数量如表 3-17 所示。然而,更主要是焊条药皮(或焊剂)中高价氧化物受热分解是自由氧的主

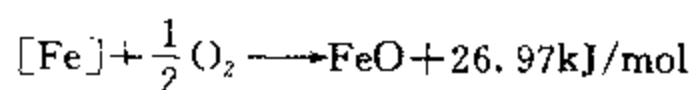
表 3-17 不同焊接方法焊条药皮类型冷至室温气相成分

焊接方法	焊条和焊剂类型	气相成分(%体积)					备 注
		CO	CO <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	H <sub>2</sub> O	N <sub>2</sub>	
手 工 电 弧 焊	钛钙型	50.7	5.9	37.7	5.7	—	焊条在 110°C烘 干 2h
	钛铁矿型	48.1	4.8	36.6	10.5	—	
	纤维素型	42.3	2.9	41.2	12.6	—	
	钛 型	46.7	5.3	35.5	13.5	—	
	低氢型	79.8	16.9	1.8	1.5	—	
埋弧自动焊	焊剂 330	86.2	少量	9.3	少量	4.5	焊剂为玻 璃状
	焊剂 431	89~93	少量	7~9	少量	<1.5	
气 焊	$\frac{O_2}{C_2H_2} = 1.1 \sim 1.2$	60~66	少量	34~40	少量	—	—

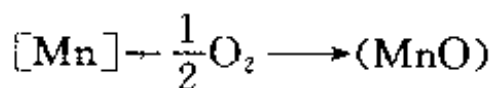
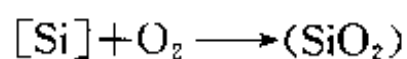
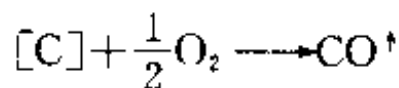
要来源。即



致使气相中自由氧的分压超过 FeO 的分解压,因此使铁氧化:



从反应热效应看,原子氧对铁的氧化比分子氧更激烈。实际上,除铁氧化外,钢液中其它对氧亲和力比铁大的元素,如C、Si、Mn等也发生氧化:

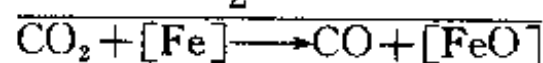
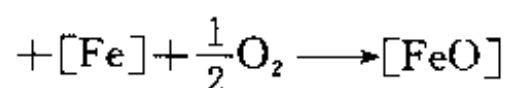
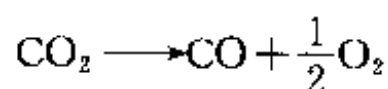


CO<sub>2</sub>对金属的氧化:从表3-18看出,温度高于铁的熔点时,气相中氧的分压{P<sub>O<sub>2</sub></sub>}大大超过FeO的分解压P<sub>O<sub>2</sub></sub>,因此,高温下CO<sub>2</sub>使液态铁和许多其它金属都氧化;当温度为3000K时,CO<sub>2</sub>分解出的氧的分压{P<sub>O<sub>2</sub></sub>}≈20.3kPa,即等于空气中氧的分压。显然,当温度高于3000K时,CO<sub>2</sub>的氧化性超过空气。

表 3-18 纯 CO<sub>2</sub> 分解得到的平衡气相成分

温 度(K)		1800	2000	2200	2500	3000	3500	4000
气相成分 (%体积)	CO <sub>2</sub>	99.34	97.74	93.94	81.10	44.26	16.69	5.92
	CO	0.44	1.51	4.04	12.60	37.16	55.54	62.72
	O <sub>2</sub>	0.22	0.76	2.02	6.30	18.56	27.77	31.30
气相中氧的分压 { P <sub>O<sub>2</sub></sub> } × 101.325(kPa)		2.2×10 <sup>-3</sup>	7.6×10 <sup>-3</sup>	2.02×10 <sup>-2</sup>	6.3×10 <sup>-2</sup>	18.58×10 <sup>-2</sup>	22.77×10 <sup>-2</sup>	31.36×10 <sup>-2</sup>
饱和时 FeO 分 解压 P <sub>O<sub>2</sub></sub> × 101.325 (kPa)		3.81×10 <sup>-9</sup>	1.08×10 <sup>-7</sup>	1.35×10 <sup>-6</sup>	53×10 <sup>-6</sup>	—	—	—

CO<sub>2</sub>与液态铁的反应式如下:

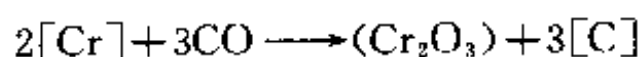
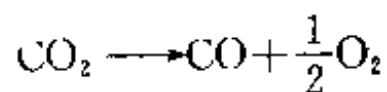


反应的平衡常数与温度的关系如下:

$$\lg k = \lg \frac{[\text{CO}] \cdot [\text{FeO}]}{[\text{CO}_2]} = -\frac{11576}{T} + 6.855$$

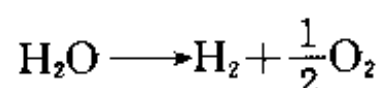
由上式看出,温度升高时,平衡常数增大,反应向右进行,促使铁氧化。所以CO<sub>2</sub>在熔滴阶段对金属的氧化作用比在熔池阶段大。气相中即使有少量的CO<sub>2</sub>,对铁也有很大的氧化作用。CO<sub>2</sub>气体保护焊用普通焊丝H08A时,由于碳的氧化在焊缝中产生气孔,焊缝含氧量增多,合金元素被烧损。所以CO<sub>2</sub>气体保护焊时,必须采用含硅、锰高的焊丝或药芯焊丝,以获得优质焊缝。

同理,当焊条药皮含有较多碳酸盐,或采用CO<sub>2</sub>气体保护焊焊接不锈钢时



反应结果使 Cr 等合金元素氧化,同时使焊缝金属增碳。试验表明,焊丝中含碳越少,合金元素的氧化和焊缝增碳越严重;焊丝和药皮中 Cr、Al 等元素越多,焊缝增碳越多。合金元素大量氧化,将影响不锈钢焊缝的机械性能;焊缝增碳,将严重降低其抗蚀性能。为此,在不锈钢焊条药皮中,应加入适量的  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ ,并适当减少碳酸盐,对于超低碳不锈钢焊条应选用钛钙型药皮,不用  $\text{CO}_2$  气体保护焊。

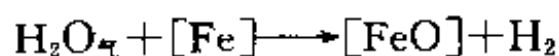
$\text{H}_2\text{O}$  对金属的氧化:水蒸气的分解比较复杂。热力学计算表明,当温度低于 4500K 时,水蒸气按如下反应式分解的可能性最大:



反应式平衡常数与温度的关系为

$$\lg k = \lg \frac{P_{\text{H}_2} P_{\text{O}_2}^{1/2}}{P_{\text{H}_2\text{O}}} = -\frac{13154}{T} + 3.045$$

因此,气相中的水蒸气不仅使铁和其它合金元素氧化,还使焊缝增氢:

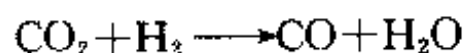


反应的平衡常数与温度的关系如下:

$$\lg k = \lg \frac{[\text{H}_2][\text{FeO}]}{[\text{H}_2\text{O}]} = -\frac{10200}{T} + 5.5$$

由上式可知,温度升高时, $\text{H}_2\text{O}$  的氧化作用增大。根据上述分析还可以看出  $\text{CO}_2$  的氧化作用比  $\text{H}_2\text{O}$  强烈。当气相中含有较多的  $\text{H}_2\text{O}$  时,在脱氧的同时必须同时去氢或减少  $\text{H}_2\text{O}$  来源。

混合气体对金属的氧化:手工电弧焊时,实际电弧气氛中总是存在多种气体,除了  $\text{CO}_2$  和  $\text{H}_2\text{O}$  的分解反应外,还发生如下反应:



反应的平衡常数与温度的关系为

$$\lg k = \lg \frac{P_{\text{H}_2\text{O}} P_{\text{CO}}}{P_{\text{CO}_2} P_{\text{H}_2}} = -\frac{1394}{T} + 1.359$$

高温下气相的成分是很难测定的,但利用室温下测得的气相成分,计算出高温时气相中氧的分压,并与  $\text{FeO}$  的分解压进行比较,那么对于判断混合气体对金属的氧化还原性,是有帮助的。

设  $P_{\text{CO}}$ 、 $P_{\text{H}_2\text{O}}$ 、 $P_{\text{CO}_2}$ 、 $P_{\text{H}_2}$  为室温下各种气体的分压(室温时实验分析可得),若以  $X$  表示高温下每种气体分压的变化,则反应式的平衡常数为

$$K = \frac{(P_{\text{CO}} + X)(P_{\text{H}_2\text{O}} + X)}{(P_{\text{CO}_2} - X)(P_{\text{H}_2} - X)}$$

利用以上两式便可求出给定温度下的  $X$  值,从而得到在该温度下气相成分,然后利用公式求出该温度下混合气体中氧的分压  $\{P_{\text{O}_2}\}$ 。 $\text{FeO}$  的分解压,可用上述公式计算。

根据上述关系,对钛铁矿型焊条和低氢型焊条计算结果,如表 3-19 所示。焊缝含氧量

对钛铁矿焊条取 0.1%，低氢焊条取 0.02%。

表 3-19 气相中氧的分压  $\{P_{O_2}\}$  和 FeO 的分解压  $P_{O_2}$  ( $\times 10^1 \text{kPa}$ )

温 度 (K)	钛 铁 矿 型		低 氢 型	
	$\{P_{O_2}\}$	$P_{O_2}$	$\{P_{O_2}\}$	$P_{O_2}$
1800	$2.52 \times 10^{-10}$	$1.4 \times 10^{-4}$	$2.12 \times 10^{-9}$	$5.49 \times 10^{-11}$
2000	$9.47 \times 10^{-10}$	$8.42 \times 10^{-9}$	$8.02 \times 10^{-8}$	$3.30 \times 10^{-10}$
2500	$4.98 \times 10^{-8}$	$2.16 \times 10^{-7}$	$6.30 \times 10^{-5}$	$8.47 \times 10^{-8}$
3000	$2.96 \times 10^{-4}$	$1.88 \times 10^{-6}$	$5.35 \times 10^{-3}$	$7.38 \times 10^{-8}$

由表 3-19 数据看出,当用钛铁矿焊条焊接时析出的气体,在接近熔池结晶温度(2000K)时  $\{P_{O_2}\} < P'_{O_2}$ ,这时气相表现为还原性,而在更高温度( $> 2500\text{K}$ )  $\{P_{O_2}\} > P'_{O_2}$ 时,气相才表现为氧化性的。当用低氢型焊条焊接时析出的气体,在高于熔池结晶温度的情况下,都是氧化性。

## 2. 活性熔渣对金属的氧化

活性熔渣在冶金过程中具有两重性,即熔渣对金属氧化和脱氧的客观规律。活性熔渣对金属的氧化有两种基本形式:扩散氧化和置换氧化。

扩散氧化:假如金属氧化物既可以溶解在液体熔渣中,也可以溶解在液体金属中,那么该氧化物在两相中浓度的比值,在一定温度下平衡时符合分配定律,是一个常数,该常数称为分配常数,可用下式表示:

$$L = \frac{(MeO)}{[MeO]}$$

焊接钢时,生成的 FeO 就有这种性质,FeO 既可溶于渣又可溶于液态钢中,在一定温度下平衡时,它在两相中的浓度比符合分配定律:

$$L = \frac{(FeO)}{[FeO]}$$

在一定温度下,如果熔渣中 FeO 的浓度增加,它必然要向焊缝金属中扩散(因  $L$  为常数),这种 FeO 由熔渣向焊缝中扩散过程的实质,就是焊缝金属氧化过程。焊接低碳钢时,熔渣中 FeO 和焊缝中含氧量关系,如表 3-20 所示。

表 3-20 熔渣中 FeO 含量与焊缝中含氧量关系

FeO(%)	14.2	15.0	22.7	26.8	55.2	56.0	61.0
[O](%)	0.036	0.039	0.062	0.118	0.187	0.193	0.211

FeO 的分配常数与温度和熔渣性质有关。在  $\text{SiO}_2$  饱和的酸性渣中为

$$\lg L = \frac{4906}{T} - 1.877$$

在 CaO 饱和的碱性渣中为

$$\lg L = \frac{5014}{T} - 1.980$$

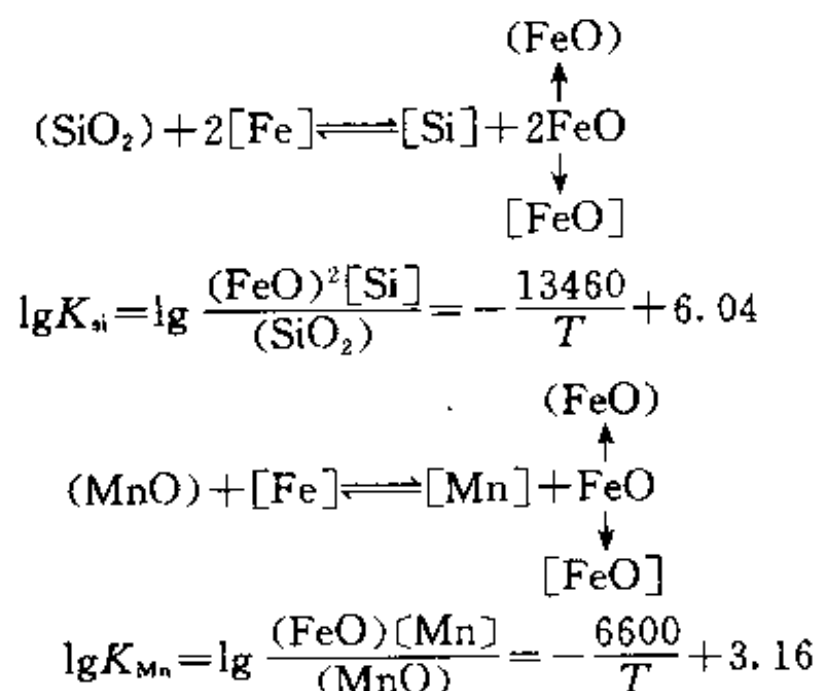
由上式看出,温度升高, $L$ 减小,即在高温时 FeO 更容易向液态钢中分配。因此,扩散

氧化主要在熔滴阶段和熔池高温区进行。但是在焊接温度下,  $L > 1$  即在渣中的分配量总是大一些。

比较上两式可以看出,在同样温度下,FeO 在碱性渣中比在酸性渣中更容易向金属中分配。这意味着,在熔渣含 FeO 量相同的情况下,碱性渣时焊缝含氧量比酸性渣时大。试验也证明了这一点。这种现象可用熔渣分子理论解释。这是因为在酸性渣中含酸性氧化物  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{TiO}_2$  等较多,冶金过程中它们与 FeO 形成复合化合物(如  $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$ ),使 FeO 活度减小,故不利于 FeO 向金属中扩散,致使在 FeO 含量相同情况下,焊缝含氧量减少。相反,碱性渣中含酸性氧化物  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{TiO}$  较少,FeO 的活度大,易向金属中扩散,使焊缝增氧。因此,在碱性焊条药皮中一般不加入含 FeO 的物质,并要求严格去除焊件表面的氧化铁皮或铁锈等杂质,否则,将使焊缝增氧并可能产生气孔等缺陷。这正是碱性渣对氧的敏感性特强的表现。

必须指出,不应由此错误的认为碱性焊条的焊缝含氧量比酸性焊条高,相反,因为碱性焊条药皮的氧化势小,所以碱性焊条的焊缝含氧量比酸性焊条低。

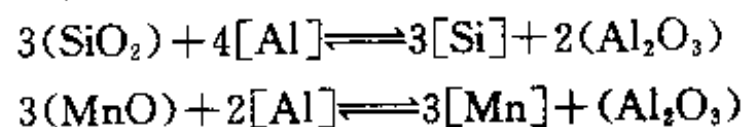
置换氧化:焊接熔渣中常见到的氧化物有  $\text{CaO}$ 、 $\text{MgO}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{TiO}_2$ 、 $\text{MnO}$ 、 $\text{SiO}_2$  等,其中  $\text{MnO}$ 、 $\text{SiO}_2$  由于在高温时分解压较大,是易分解的氧化物,容易与液态铁相互作用,作用的结果氧化物中的锰和硅被还原,而铁被氧化,这种反应称为置换氧化。采用低碳钢丝配合高锰高硅焊剂,如焊剂 431,埋弧自动焊时,发生如下典型反应式:



反应结果使焊缝增硅增锰,同时铁被氧化,生成的 FeO 大部分进入渣中,小部分溶于液态金属,使焊缝增氧。

上述反应的方向和程度与温度、渣中  $\text{MnO}$ 、 $\text{SiO}_2$ 、FeO 的活度,和金属中硅、锰的浓度以及焊接规范等有关。由上式可知,温度升高平衡常数增大,反应易向右进行。所以置换氧化主要发生在熔滴阶段和熔池头部的高温区。这与试验结果一致。在熔池尾部,由于温度低,上述反应向左进行,已还原的硅和锰有部分又被氧化,生成的  $\text{SiO}_2$  和  $\text{MnO}$  常常在焊缝中形成非金属夹杂物。但是,由于温度低反应速度慢,因此总的效果,还是焊缝中氧、硅和锰的含量增多了。

根据上述置换氧化的特点,不难理解当焊丝或药皮中含有对氧亲和力比较大的元素(如含 Al、Ti、Cr 等)时,渗硅、渗锰的同时,合金元素被氧化:



反应生成的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  增加了焊缝中非金属夹杂物,含氧量增多,同时硅、锰含量也增加。所以焊接中,高合金钢时,特别是不允许渗硅的高合金钢时,必须用碱性焊条或焊剂,否则,焊缝含氧和含硅量的增多,使它的抗裂性和机械性能,特别是低温韧性明显下降。

此外,某些强氧化物,如  $\text{B}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{TiO}_2$  也会在一定的条件下发生置换氧化反应,使焊缝增加 B、Al、Ti 和 O 的含量,同时其它合金元素将被烧损。

近年来,在大量试验研究的基础上,经过统计分析确立了埋弧焊熔敷金属中硅和锰的增量和各种因素间的定量关系:

$$\Delta[\text{Si}] = 0.067 + \frac{A_{\text{SiO}_2} U}{[\text{Si}]_0} \left( \frac{5.3 \times 10^{-4}}{I} + \frac{3 \times 10^{-7} I}{V} \right)$$

$$\Delta[\text{Mn}] = 0.1 + \frac{A_{\text{MnO}} U}{[\text{Mn}]_0} \left( \frac{5.8 \times 10^{-2}}{I} + \frac{9.2 \times 10^{-6} I}{V} \right)$$

式中  $A_{\text{SiO}_2} \cdot A_{\text{MnO}}$ ——焊剂中  $\text{SiO}_2$  和  $\text{MnO}$  的相对化学活度;

$[\text{Si}]_0 \cdot [\text{Mn}]_0$ ——焊缝金属中 Si 和 Mn 的原始浓度;

$U$ ——电弧电压(V);

$I$ ——焊接电流(A);

$V$ ——焊接速度(cm/min)。

相对化学活度是无因次系数,其值在 0~1 范围内变化,其表达式:

$$A_{\text{SiO}_2} = \frac{(\text{SiO}_2)}{100B_1}$$

$$A_{\text{MnO}} = \frac{0.42B_1(\text{MnO})}{100}$$

式中  $(\text{SiO}_2) \cdot (\text{MnO})$ ——焊剂中  $\text{SiO}_2$  和  $\text{MnO}$  的含量(%);

$B_1$ ——焊剂的碱度。

焊缝金属中 Si 和 Mn 的原始浓度,可由下式得到:

$$C_0 = \theta C_b + (1 - \theta) C_s$$

式中  $C_0$ ——某元素在焊缝金属中的原始浓度(%);

$\theta$ ——熔合比;

$C_b$ ——该元素在母材中的浓度(%);

$C_s$ ——该元素在焊条中的浓度(%).

以上两式的适用条件为

$(\text{SiO}_2) = 0.26 \sim 52.3\%$ ,  $(\text{MnO}) = 0.07 \sim 51.1\%$ ,  $[\text{Si}]_0 = 0.04 \sim 0.75\%$ ;  $[\text{Mn}]_0 = 0.21 \sim 1.86\%$ 。

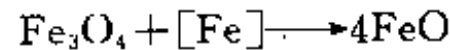
为了评价盐—氧化物型和氧化物型焊剂,由于硅、锰还原对金属的氧化能力,综合以上两式得到焊剂的活度:

$$A_F = \frac{(\text{SiO}_2) + 0.42B_1^2(\text{MnO})}{100B_1}$$

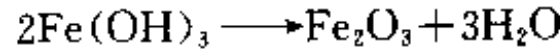
试验研究表明,随焊剂活度  $A_F$  的增加,熔敷金属中的含氧量成直线增大。因此,根据  $A_F$  值将焊剂分为:高活性焊剂  $A_F \geq 0.6$ ;活性焊剂  $A_F = 0.6 \sim 0.3$ ;低活性焊剂  $A_F = 0.3 \sim 0.1$ ;惰性焊剂  $A_F \leq 0.1$ 。这种分类对选用焊剂是很有意义的。

### 3. 焊件表面氧化物对金属的氧化

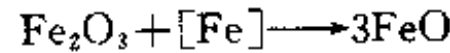
焊件表面往往存在氧化铁皮、铁锈之类的氧化物,这些氧化物在焊接过程中,也会对金属发生氧化作用。氧化铁皮主要是  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,焊接时它与铁也发生反应:



焊接时铁锈发生分解:



分解出的  $\text{H}_2\text{O}$  进入气相,增加了气相的氧化性,而  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  和液态铁发生反应:



反应生成的这些  $\text{FeO}$  大部分进入熔渣,一部分进入焊缝使其增氧。因此,焊前对焊件边缘的清理也是非常重要的。

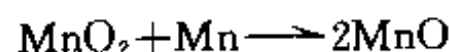
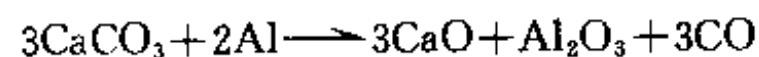
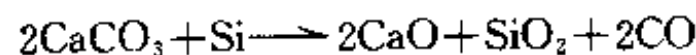
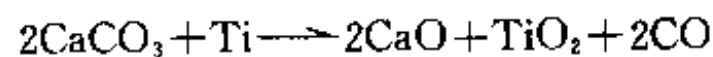
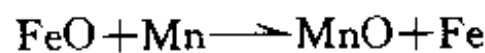
### (三)脱氧反应

焊接冶金过程中金属氧化是客观存在的,因此,要采取相应的脱氧措施,以提高焊缝金属的质量。脱氧就是减少被焊金属的氧化和从液态金属中排除氧的过程。脱氧的主要措施是,在焊丝、焊剂或药皮中加入适宜的元素或铁合金,使之在焊接过程中夺取氧。用于脱氧的元素或铁合金称为脱氧剂。

焊接过程中,冶金反应是从药皮反应区开始,经过熔滴过渡,一直至熔池的整个过程都在进行,所以脱氧过程也必须从冶金反应的初期开始。按脱氧进行的方式和特点。可分为先期脱氧、沉淀脱氧和扩散脱氧。

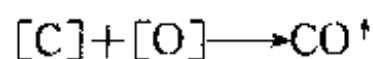
#### 1. 先期脱氧

发生于药皮反应区,这种脱氧方式的特点是脱氧过程和脱氧产物均不和熔滴金属发生直接关系,其脱氧产物随后直接参与造渣过程。先期脱氧的主要方式是,在焊条药皮中加入一定数量的铁合金作为脱氧剂,如锰铁、硅铁和钛铁,有时也少加些铝粉。这些脱氧剂和药皮中的放氧物质直接发生反应,在药皮未熔化前就抑制氧。典型反应式如下:



反应结果降低了气相的氧化性,从而减弱了它们对液体金属的氧化作用,起到先期脱氧的预期效果。由于  $\text{Al}$  和  $\text{Ti}$  对氧的亲合力很大,它们在先期脱氧中大部分被烧损,故沉淀脱氧的作用不大。

碳在先期脱氧中的作用较为复杂。药皮中的碳主要在锰铁、铬铁等物质中。试验研究表明,在含有赤铁矿或锰矿的药皮中,锰铁中的碳可以被氧化,起到先期脱氧的作用,但在含有碳酸盐的药皮中,碳能否起到先期脱氧的作用,则与锰铁中的含碳量和碳酸盐与锰铁的比值有关。如用中碳锰铁,则碳不仅未被烧损,而且从  $\text{CO}_2$  中被还原;如用高碳锰铁,只有当  $\text{CaCO}_3/\text{Mn} < 8$  时,碳才有微弱的脱氧作用。在大多数情况下,并不有意用碳进行脱氧,唯恐转入熔滴和熔池后产生  $\text{CO}$  而增大产生气孔的倾向。



$$\lg K = \lg \frac{P_{CO}}{[C][O]} = -\frac{1070}{T} + 3.075$$

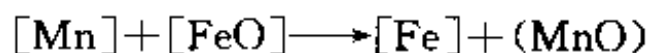
生成的 CO 形成气泡,它受热膨胀,增加飞溅。对于高温熔滴阶段,有利于反应向右进行,碳的脱氧反应是有利的。若在熔池尾部结晶时还进行这个反应,则可能出现气孔。另外,焊缝含碳其抗裂性也降低。所以只有某些堆焊焊条和铸铁焊条药皮中,才加入较多的碳。

由于药皮反应区温度较低,先期脱氧不彻底,为此需要进一步脱氧。

## 2. 沉淀脱氧

沉淀脱氧是在熔滴和熔池内进行的。这是降低焊缝最终含氧量关键的一步。所谓沉淀脱氧,就是利用溶解在液态金属中的脱氧剂和 FeO 直接反应,使铁还原,脱氧产物浮出液态金属转移至渣中。生产实际中常用的脱氧反应有以下几种。

锰的脱氧反应:焊条药皮中加入适量的锰,或焊丝中含有较多的锰,可产生以下脱氧反应:



此反应的平衡常数,根据质量作用定律,可写成:

$$K = \frac{\alpha_{MnO}}{\alpha_{Mn}\alpha_{FeO}} = \frac{\gamma_{MnO}(MnO)}{\alpha_{Mn}\alpha_{FeO}}$$

式中  $\alpha_{MnO}$ ——渣中 MnO 的活度;

$\alpha_{Mn}$ ——金属中 Mn 的活度;

$\alpha_{FeO}$ ——金属中 FeO 的活度;

$\gamma_{MnO}$ ——渣中 MnO 的活度系数。

当金属中含 Mn 和 FeO 量少时,可认为  $\alpha_{Mn} \approx [\%Mn]$ ,  $\alpha_{FeO} \approx [\%FeO]$ , 得到

$$[\%FeO] = \frac{\gamma_{MnO}(MnO)}{K[\%Mn]}$$

从上式可知,增加金属中的含锰量,减少渣中的 MnO 可提高脱氧效果。锰的脱氧效果,还与熔渣的性质有关。在酸性渣中含有较多的  $SiO_2$  和  $TiO_2$ ,它们与脱氧产物生成复合化合物  $MnO \cdot SiO_2$  和  $MnO \cdot TiO_2$ ,则使  $\gamma_{MnO}$  减小,故脱氧效果好。与此相反在碱性渣中  $\gamma_{MnO}$  大,不利于锰脱氧,而且碱度越大,越不利于锰的脱氧。这正是一般酸性焊条用锰铁作为脱氧剂,而碱性焊条不单独用锰铁作脱氧剂的原因。

必须指出,在一定温度下,若加入过多的锰会形成固态产物,而导致焊缝中夹杂。此外,当温度下降时锰的脱氧能力提高,但相对于其它脱氧剂而言,锰是一种弱脱氧剂。

硅的脱氧反应:硅的脱氧反应为



$$[\%Fe] = \sqrt{\frac{\gamma_{SiO_2}(SiO_2)}{K[\%Si]}}$$

很显然,提高熔渣碱度和金属中的硅含量,可以提高硅的脱氧效果。

尽管硅的脱氧能力比锰大,然而,通常不单独用硅脱氧,这是由于生成  $SiO_2$  熔点高,一般认为处于固态,不易聚合为大质点,同时  $SiO_2$  与液态金属的界面张力小,润湿性好,致使  $SiO_2$  不易从液态金属中逸出,因此而造成夹杂物。



硅锰联合脱氧:综上所述,为了充分脱氧,将锰和硅按适当比例加入金属中进行联合脱氧。实践表明,当 $[Mn]/[Si] = 3 \sim 4$ 时,脱氧产物为硅酸盐  $MnO \cdot SiO_2$ ,它密度小,熔点低,在钢液中处于液态,所以容易聚合为大质点浮于熔渣中排除,因而可减少焊缝中夹杂物,从而使焊缝中含氧量降低。在碱性焊条药皮中,一般加入锰铁和硅铁进行联合脱氧,脱氧效果较好。

在  $CO_2$  气体保护焊时,焊丝中加入一定比例的锰和硅,实用焊丝中 $[Mn]/[Si] = 1.5 \sim 3$ 。这时的熔渣,主要由  $MnO$  和  $SiO_2$  组成。当 $[Mn]/[Si] = 3.1$ 时(使用 H08MnSiA 焊丝),形成的是液态脱氧产物,而且焊缝中夹杂物少为 0.009%;当 $[Mn]/[Si] = 1.7$ 时(使用 H08MnSiA 焊丝)出现固态  $SiO_2$ ,所以焊缝中夹杂物增多为 0.011%。如图 3-6 和表 3-21 所示。

### 3. 扩散脱氧

扩散脱氧是以分配定律为理论依据,是在液态金属与熔渣界面上进行的。

扩散脱氧是在熔池尾部的低温区进行,即 $[FeO] \rightarrow (FeO)$ ,当温度下降时  $FeO$  的分配常数  $L$  增大。

表 3-21  $CO_2$  气体保护焊低碳钢时焊缝成分与夹杂物

焊 丝	焊缝成分(%)				渣的成分(%)				夹杂物 (%)
	$[Mn]/[Si]$	C	Mn	Si	MnO	$SiO_2$	FeO	S	
H08MnSiA	2.6	0.13	0.78	0.29	38.7	48.2	10.6	0.016	0.011
	1.7	0.14	0.82	0.47					
H08Mn2SiA	2.74	0.13	0.85	0.31	47.6	41.9	8.5	0.050	0.009
	3.1	0.14	0.72	0.23					

在酸性渣中由于  $SiO_2$  和  $TiO_2$  与  $FeO$  生成复合物  $FeO \cdot SiO_2$  和  $FeO \cdot TiO_2$ ,致使渣中  $FeO$  的活度减小,这意味着促使 $[FeO] \rightarrow (FeO)$ ,因而酸性渣比碱性渣有利于扩散脱氧。

扩散脱氧的特点是不会因脱氧而造成夹杂,但在焊接条件下,由于冷却速度快,熔池尾部温度低,降温时渣的粘度大,所以扩散脱氧不可能充分进行。

焊接时熔池和熔渣在各种力的作用下发生强烈的搅拌作用,并在气体吹力的作用,熔渣不断地向熔池尾部运动,“冲刷”熔池,将脱氧产物带到熔渣中去,这不但有利于沉淀脱氧也有利于扩散脱氧。试验研究表明,低氢型和钛型焊条熔敷金属中的含氧量较低,这是药皮中原始  $(FeO)$  含量与脱氧反应综合作用的结果。

以上阐述了脱氧方式,综上所述,脱氧效果与许多因素有关,如熔渣的成分和碱度、脱氧剂的种类和数量以及焊接规范等。

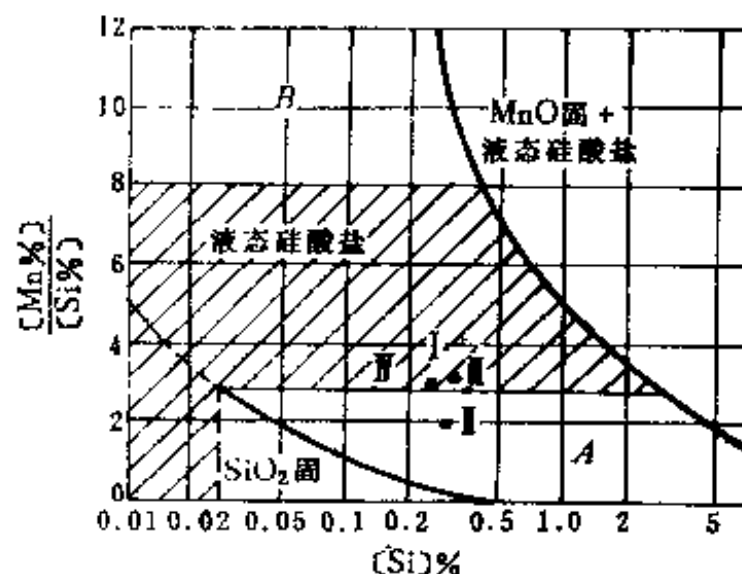


图 3-6  $[Mn]/[Si]$  比对脱氧产物形态的影响

A、B—固体+液态硅酸盐区 1600°C。

## 五、焊缝金属合金化

### (一)合金化的目的和途径

合金化就是把所需要的合金元素,通过焊接材料渗加到焊缝金属(或堆焊金属)中去。

焊接冶金过程是超高温的加热、熔化、冷却的特殊冶金过程,即使焊接同种金属,焊缝金属的化学成分与母材也不同,这是由于焊接冶金过程中原有的有益合金成分被氧化或蒸发而损失。同时,有可能增加有害杂质,使焊缝金属产生各种工艺缺陷,直到影响焊接接头的质量。

此外,在堆焊时,为使堆焊金属层得到某种特殊地使用性能(如耐磨性,耐蚀性等),焊接冶金过程有目的渗加多种的合金成分,形成各种合金系统。归纳以上,合金化的目的,首先是弥补焊接过程中有益合金成分的损失;其次是抵制各种杂质的有害作用,消除焊接缺陷,改善焊缝金属的组织 and 性能,再者就是获得具有特殊使用性能的堆焊金属。

根据焊缝金属使用性能,对合金系统的要求,结合工件施焊具体条件,目前生产上常采用下列几种合金化途径:

#### 1. 合金焊丝或带极

把所需要的合金元素加到焊丝、带极或板极内,配合碱性药皮或低氧、无氧焊剂进行焊接或堆焊,从而把合金元素渗加到焊缝中。其特点是,可获得可靠的合金化效果,使焊缝成分稳定、均匀,合金利用率最高,但制造工艺复杂,成本高。对于脆性材料如硬质合金,不能轧制、拔丝。

#### 2. 药芯焊丝或药芯焊条

渗加的合金成分以金属粉末填塞在低碳钢或其它合金成分卷成的中空管内,经拔制而成。药芯焊丝的结构形式是各种各样的,最简单的是圆形断面,用这种药芯焊丝可进行埋弧焊、气体保护焊和自保护焊,也可在药芯焊丝表面上涂以碱性药皮制成药芯焊条。这种合金化方式的特点是,药芯中合金成分的配比可以任意调整,因而可得到任意成分的焊缝,能使合金利用率高,但是不易制造,成本较高,焊缝化学成分不易均匀。

#### 3. 合金药皮或粘结焊剂

将需要的合金成分以铁合金或纯金属的形式加入焊条药皮或粘结焊剂中,配以普通的H08A焊丝使用。药皮或焊剂必须是弱氧化性的。它的特点是,制造简单,成本低,但由于氧化损失较大,并有一部分残留在渣中,因而合金利用率较低。其焊缝化学成分的均匀性和稳定性,受焊接规范影响较大。

#### 4. 合金粉末的堆焊

这种方法常在硬质合金堆焊中应用,如碳化钨粉末,钴基合金粉末的耐磨耐蚀合金堆焊。在堆焊前,将需要的合金元素按比例配制成具有一定颗粒度的合金粉末输送到焊接区,或直接涂敷在焊件表面或坡口内,在热源的作用下与金属熔合后形成合金化的堆焊金属。其特点是,合金的匹配方便,不必经过轧制、拔丝等工序,合金的损失不大,但成分的均匀性较差,制造工艺复杂。

此外,还可以通过焊剂中不稳定金属氧化物中还原金属的方式合金化,如低碳钢使用高锰高硅焊剂埋弧自动焊时,硅锰还原反应。但这种方式合金化的程度有限,同时带来焊缝金属增氧。

上述的合金化途径,可根据条件进行选择,有时可以同时使用两种方式。

## (二) 焊缝金属合金化的效果

### 1. 合金过渡系数

合金化途径和合金剂确定后,应考虑最大限度地提高利用率,通常用“合金过渡系数”作为衡量合金利用率的指标。其系数等于它在熔敷金属中的实际含量与它的原始含量之比,即

$$\eta = \frac{C_d}{C_r - C_{sw} + K_b C_{so}}$$

$$\eta = \frac{C_d}{C_{sw} + K_b C_{so}}$$

式中  $\eta$ ——合金元素的过渡系数;

$C_r$ ——合金元素的原始浓度(焊条中);

$C_{sw}$ ——合金元素在焊芯中的浓度;

$C_{so}$ ——合金元素在焊条药皮中的浓度;

$C_d$ ——合金元素在熔敷金属中的浓度。

当已知  $\eta$  值及有关数据,可以预计算合金元素在熔敷金属中的含量  $C_d$ ,然后可求出合金元素在焊缝金属中的含量。或者,根据对熔敷金属成分的要求,求出合金元素在焊条或焊剂中的含量,然后再通过试验加以修正。所以合金过渡系数对设计和选择焊接材料是具有实际意义。

合金过渡系数不能说明合金元素由焊丝和药皮每一方面过渡的情况。实际上,合金过渡系数与合金化途径有密切关系,因为合金化途径不同,合金的损失条件不同。所以这两种合金过渡系数是不相等的,特别是当药皮氧化性较强时更为突出,如表 3-22 所示。只有当药皮氧化性很小时,这两种过渡形式的合金过渡系数才相近,一般情况下,母材金属中的合金损失最小,通过焊芯合金化的过渡系数较大,而通过药皮或焊剂合金化时,过渡系数较小,因为通过药皮和焊剂合金化时,合金元素不但有氧化损失,同时还有残留损失。为简化分析,通常采用总的过渡系数作为评定指标。

表 3-22 锰的过渡系数

含锰量及过渡系数 (%)	药 皮 类 型		
	氧化铁型	钛铁矿型	氧化锰型
药皮含锰量	9.0	4.8	5.4
焊芯含锰量	0.14~1.3	0.14~1.3	0.14~1.33
熔敷金属含锰量	0.77~1.2	0.77~1.28	0.55~1.04
总过渡系数	8.4~11.8	15.6~21.6	10~15
由焊丝过渡系数	42	45	33
由药皮过渡系数	7~8	14~17	9~11.5

### 2. 影响合金过渡系数的因素

在合金化过程中,合金元素的损失主要是氧化损失、残留损失和蒸发损失。凡能减少

元素损失的因素,都可提高过渡系数;相反,则降低过渡系数。影响合金过渡的因素主要有:

合金元素的物理化学性质:凡是对氧亲和力越大的合金元素,其氧化损失越大,其过渡系数就越小。在不同温度下,元素对氧亲和力的次序虽有不同,但大体上是可以比较的。例如在 1600℃时,按对氧亲和力的递增次序排列如下:Cu、Ni、Co、Fe、W、Mo、Cr、Mn、V、Si、Ti、Zr、Al。焊接钢时,位于铁左面的元素几乎无氧化损失,只有残留损失,故过渡系数大;位于铁右面靠近铁的元素,氧化损失较小,其过渡系数较大,而右边远离铁的元素,如 Ti、Zr、Al 等对氧亲和力最大、氧化损失严重,所以通常很难过渡到焊缝。为了过渡对氧亲和力很大的元素,必须使用低氧或无氧的焊接条件,例如采用无氧焊剂,惰性气体保护焊,甚至在真空室内焊接等。

当若干个合金元素同时合金化时,只有在无氧的情况下,其中每个元素的过渡才是互不影响。不然,其中对氧亲和力较大的元素依靠自身的氧化而减少其它元素的氧化损失,如在碱性药皮中加入钛和铝,则可提高硅和锰的过渡系数。

合金元素的沸点越低,饱和蒸气压越大,则焊接时的蒸发损失越大,其过渡系数越小。例如锰易蒸发,所以在其它条件相同的情况下,锰的过渡系数较小,这是由于蒸发和氧化两方面造成损失的结果。

合金元素的含量:研究表明,开始时,随着药皮或焊剂中合金元素含量的增加,其过渡系数逐渐增大,当合金元素含量增加到一定数值时,其过渡系数不再增大,趋于某一定值。药皮或焊剂的氧化性和元素对氧的亲和力越大,合金元素含量对过渡系数的影响越大。

合金剂颗粒度:增加合金剂的颗粒度,其表面面积和氧化损失减少,而残留损失不变,故过渡系数增大。但颗粒度过大则不易熔化,则会造成残留损失加大,过渡系数减小。在无氧条件下焊接或合金剂不易氧化,颗粒度对过渡系数影响不大。

药皮或焊剂的成分:它们的成分决定了气相和熔渣的氧化性,熔渣的碱度和粘度等性能对合金过渡系数有较大影响。从表 3-23 可以看出,赤铁矿和大理石的氧化性最强,故合金过渡系数最小,而 CaO-BaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 CaF<sub>2</sub> 组成的渣系氧化性较小,故合金过渡系数较大。此外,不同的焊接方法,焊接区的氧化条件不相同,其过渡系数也不一样。

表 3-23 几种合金元素的过渡系数

焊接方法	焊 丝	药皮或焊剂	过渡系数									
			C	Si	Mn	Cr	W	V	Nb	Mo	Ni	
空气中无保护焊	H70W10Cr3Mn2V	—	0.54	0.75	0.67	0.99	0.94	0.85	—	—	—	
	H18CrMnSiA	—	0.30	0.80	0.67	0.92	—	—	—	—	—	
氩弧焊	H70W10Cr3Mn2V	—	0.80	0.79	0.88	0.99	0.99	0.98	—	—	—	
	埋弧焊	H70W10Cr3Mn2V	251	0.53	2.03	0.59	0.83	0.83	0.78	—	—	
CO <sub>2</sub> 保护焊	H70W10Cr3Mn2V	431	0.33	2.25	1.13	0.70	0.80	0.77	—	—	—	
	H70W10Cr3Mn2V	—	0.29	0.72	0.60	0.94	0.96	0.68	—	—	—	
手工电弧焊	H18CrMnSiA	—	0.60	0.71	0.69	0.92	—	—	—	—	—	
	H18CrMnSiA	赤铁矿(K <sub>b</sub> =0.3)	0.22	0.02	0.05	0.25	—	—	—	—	—	
	H18CrMnSiA	大理石(K <sub>b</sub> =0.3)	0.28	0.10	0.14	0.43	—	—	—	—	—	
	H18CrMnSiA	萤石(K <sub>b</sub> =0.3)	0.67	0.88	0.38	0.89	—	—	—	—	—	
	H18CrMnSiA	CaO-BaO-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 80%, 萤石 20%	0.57	0.88	0.70	0.95	—	—	—	—	—	

(续)

焊接方法	焊 丝	药皮或焊剂	过渡系数								
			C	Si	Mn	Cr	W	V	Nb	Mo	Ni
	H18CrMnSiA	石英( $K_b=0.3$ )	0.20	0.75	0.18	0.80	—	—	—	—	—
	H08A	钛钙型( $K_b=0.68$ )	—	0.71	0.38	0.77	Ti=0.125	0.52	0.80	0.60	0.96
	H08A	氧化铁型	—	0.14~0.27	0.08~0.12	0.64	—	—	—	0.71	—
	H08A	低氢型	—	0.14~0.27	0.45~0.55	0.72~0.82	—	0.59~0.64	—	0.83~0.86	—
Ar+O <sub>2</sub> 5%	H18CrMnSiA	—	0.60	0.71	0.69	0.92	—	—	—	—	—
Ar+O <sub>2</sub> 5%	H10MnSi	—	0.59	0.32	0.41	—	—	—	—	—	—

试验表明,当其它条件相同时,合金元素的氧化物与熔渣的酸碱性相同时,有利于提高过渡系数;性质相反时,则会降低过渡系数。例如 SiO<sub>2</sub> 是酸性的,将随熔渣碱度的增加,硅的过渡系数减小;MnO 是碱性的,所以熔渣碱度增加,锰的过渡系数增大。

药皮重量系数和焊接规范:当药皮中合金剂含量一定的情况下, $K_b$  的增加, $\eta$  减小,这是由于药皮加厚时,合金剂进入金属所通过的平均路程增加,使得氧化和残留损失都增大。为提高  $\eta$  值,可采用双层药皮,即里层是加合金剂,而外层加造气剂、造渣剂及脱氧剂。

粘结焊剂埋弧焊时,焊剂的熔化率  $K_f$  决定于焊接规范,但是,不管  $K_f$  怎样随焊接电流和电弧电压的变化,而锰和铬的过渡系数总是随  $K_f$  的增加而减小,在相同的  $K_f$  时,焊丝直径小锰的过渡系数也小,因为焊丝直径小时,其熔池存在的时间也少。

## 六、焊缝金属中的硫和磷及其控制

### (一) 焊缝金属中硫的危害及其控制

#### 1. 硫的危害

硫在铁中能形成 FeS,它与液态铁几乎可以无限互溶,然而在室温时它在固态铁中的溶解度很小,只有 0.015%~0.02%,致使熔池结晶时,它容易偏析,也就是以低熔点共晶形式分布于晶界,如果析集硫越多,低熔点共晶就越多。如低熔点共晶 Fe+FeS(熔点为 985℃),FeS+FeO(熔点为 940℃)多呈片状或链状分布于晶界。如果这时存在一定的内应力,必然易于沿着低熔点共晶裂开形成热裂纹,同时还会降低冲击韧性和抗腐蚀性,增多硫量时,塑性及韧性会明显下降。在焊接合金钢时,尤其是高镍合金钢时,硫的有害作用更为严重。硫在镍中溶解度更小,更易于形成低熔点共晶,如 NiS+Ni 的共晶温度只有 645℃,所以镍基合金或高镍合金中含硫时,比一般低碳钢更容易出现裂纹。

因此,应尽量减少焊缝中的含硫量,一般在低碳钢焊缝中应控制含硫量小于 0.035%。而合金钢焊缝中,则应小于 0.025%。

#### 2. 硫的控制

限制原材料中的含硫量:即控制焊条药皮和焊剂中的硫组成物,也包括造渣材料,铁合金以及水玻璃等。由于母材中的硫几乎可以全部过渡到焊缝中,焊丝中的硫约有 70%~80%。可以过渡到焊缝中,药皮或焊剂中的硫约有 50%可以过渡到焊缝中,所以一般要

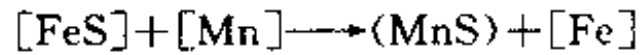
严格控制焊丝、母材等中硫的含量,这是控制焊缝含硫量的关键措施。

为此,制造焊接材料时,应按有关标准严格选用原材料。当某些材料含硫量过高时,应预先进行处理,使含量降低,如表 3-24 所示。低碳钢及低合金钢焊丝含硫量应小于 0.03%~0.04%,合金钢焊丝应小于 0.025%~0.03%;不锈钢焊丝应小于 0.02%。

表 3-24 原材料焙烧后去杂质的效果

材 料	原含硫量(%)	处理方法	处理后含硫量(%)
TiO <sub>2</sub> (%)	0.14	1000°焙烧 25~30min	0.07
CaF <sub>2</sub>	0.32	焙 烧	0.13

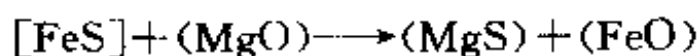
冶金处理脱硫:主要是把溶于金属中的 FeS 转化为不溶于金属的化合物,以使其转入熔渣中,或者改变其在晶界中的分布形态,以降低其有害影响。焊接化学冶金中,常用锰作为脱硫剂,其脱硫反应为



$$\lg K = \frac{8220}{T} - 1.86$$

其中,反应产物 MnS 不溶于钢液,大部分进入熔渣,少量的残留于焊缝中形成硫化物或氧化物夹杂。然而,MnS 的熔点较高(1610℃),故夹杂物呈点状弥散分布,故危害性较小。从上式可知,降温时,平衡常数增大,有利于脱硫。但是,从动力学分析可知,熔池尾部温度低,冷却快,反应时间短,对 MnS 排出不利,所以并不能使 MnS 顺利转入渣中,这不利于脱硫,因此必须增加熔池中的含锰量(>1%),才能得到较好的脱硫效果。

熔渣中的碱性氧化物,如 MnO、CaO、MgO 等也能脱硫:



其中,反应生成物 MnS、CaS 和 MgS 不溶于钢液而进入熔渣。根据质量作用定律,增加渣中 MnO 和 CaO 含量,减少渣中 FeO 的含量,有利于脱硫。焊剂中的 MnO 对脱硫效果的影响,如表 3-25 所示。增加熔渣的碱度可以提高脱硫能力。熔渣中加入 CaF<sub>2</sub> 能降低渣的粘度,有利于 S<sup>2-</sup> 的扩散,并形成易挥发的 SF<sub>6</sub>,因而有利于脱硫。具有脱硫作用的元素,不仅有锰,还有钛、锆、稀土元素等,它们不仅有脱硫作用,还可改变硫化物的尺寸和形态。

目前常用的焊条药皮和焊剂的碱度都不高,脱硫能力有限,焊接普通钢时尚能满足要求,但焊接精炼钢(S<0.014%)则不能满足要求。有文献介绍,采用钛脱氧的 CaCO<sub>3</sub>-MgO-CaF<sub>2</sub> 系的高碱度粘结焊剂,具有较好的脱硫效果,焊缝含硫量小于 0.010%。用强碱性无氧药皮或焊剂,其焊缝金属的含硫量更低,S<0.006%。

## (二)焊缝金属中磷的危害及其控制

### 1. 磷的危害

磷在固态铁中的溶解度很小,而磷在液态铁中可溶解较多的磷,主要以 Fe<sub>2</sub>P 和 Fe<sub>3</sub>P 的形式存在。磷与铁可以形成低熔点共晶,如 Fe<sub>3</sub>P+Fe(熔点 1050℃),同硫一样,磷在镍中的影响更为有害,因磷在镍中溶解度更小,可与镍形成熔点更低的低熔点共晶,Ni<sub>3</sub>P+Ni(熔点 880℃),因此熔池快速冷却时,磷易发生偏析,这些低熔点共晶分布在晶界,削弱

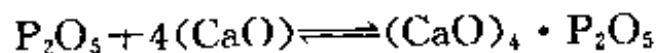
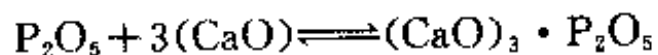
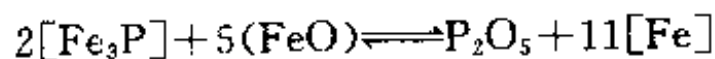
了晶粒间的联系。磷对焊缝金属性能最有害的影响,是增大冷脆性,致使焊缝金属冲击韧性降低,脆性转变温度升高。焊接奥氏体钢或焊缝含碳量高时,磷也促使形成结晶裂纹。所以必须限制焊缝金属中的含磷量。

## 2. 磷的控制

限制原材料中的含磷量:首先,必须限制母材和焊接材料的填充金属、药皮、焊剂中的含磷量。其中,锰矿是导致焊缝增磷的主要来源,因为锰矿通常含有 0.22% 左右的磷。高锰熔炼焊剂含磷为 0.15%,不含锰矿的熔炼和粘结焊剂含磷通常不超过 0.05%。

根据焊接冶金过程反应物质的浓度,焊剂性质和焊接规范等因素,磷可以由熔渣向焊缝内过渡,或者反之。试验表明,当焊剂中含磷量超过 0.03% 时,磷可由熔渣向焊缝过渡,因此设法减少焊剂中的含磷量,可以减少焊缝中的含磷量。所以减少原材料中的含磷量,是提高焊接产品质量的关键。

冶金处理脱磷:为了实现脱磷,必须要有两个条件,其一是熔渣中要有一定的 FeO,其二是熔渣碱度要相当高,因为磷在金属中是以  $\text{Fe}_3\text{P}$  的形式存在,首先要将其转化为  $\text{P}_2\text{O}_5$ ,然后使之与渣中碱性氧化物生成稳定的磷酸盐。反应式为



但是事实上,在焊条或焊剂中不可能同时满足这两个条件。如常用的碱性焊条,其熔渣碱度虽高,但碱性渣不允许含有较多的 FeO,所以碱性渣脱磷效果是很不理想的。相反,酸性渣虽有较多的 FeO,但因碱度低,脱磷效果也不好,在碱性渣中加入  $\text{CaF}_2$  有利于脱磷,这是由于  $\text{CaF}_2$  在渣中形成  $\text{Ca}^{2+}$ ,使渣中  $\text{P}_2\text{O}_5$  活度下降。此外, $\text{CaF}_2$  使渣的粘度下降有利于物质的扩散。因此,碱性渣的脱磷效果,比酸性渣要好些。

## 第二节 焊接热循环对焊接接头组织和性能的影响

在焊接过程中,由于热源的作用,不仅使焊缝金属受到加热和熔化,而且使焊缝附近的基本金属也受到热的作用,随着焊缝金属的冷却,焊缝附近的基本金属也相应冷却,故使这部分金属进行着某种的热处理过程。这是我们所不希望有的热处理。它往往造成了近焊缝区金属组织和性能的不均匀,并且产生应力和应变,甚至成为影响焊接质量的主要矛盾。因此,正确地掌握这些变化规律,是研究和提高焊接接头质量的根本途径之一。

在焊接热源的作用下,焊缝两侧发生组织和性能变化的区域,称为焊接热影响区(HAZ),或称为近缝区。

### 一、焊接热循环

#### (一) 焊接热循环的意义

焊接热循环就是焊接过程中热源沿焊件移动时、焊件上某点的温度由低到高,达到最大值后,又由高降到低的变化过程。它是描述焊接过程中,热源对母材金属的热作用。在焊缝两侧不同距离的各点所经历的热循环是不同的,如图 3-7 所示。离焊缝越近的点,其加热速度越大,峰值温度越高,冷却速度也越大,并且加热速度大于冷却速度。

热循环曲线随所用焊接方法的不同而变化,如图 3-8 所示。与一般热处理过程相比

较,焊接时加热速度要大得多,在某一峰值温度的保温时间却又非常短促,只有几秒钟至几十秒钟,这就是焊接热循环所具有的重要特征。

焊件金属的组织 and 性能均应符合产品使用要求,由于焊缝两侧的金属经历着各自不同的热循环,显然会对焊件金属的组织 and 性能发生强烈的影响。因此,正确控制焊接热循环,对于控制焊接热影响区金属的组织 and 性能,保证焊接质量具有重要意义。

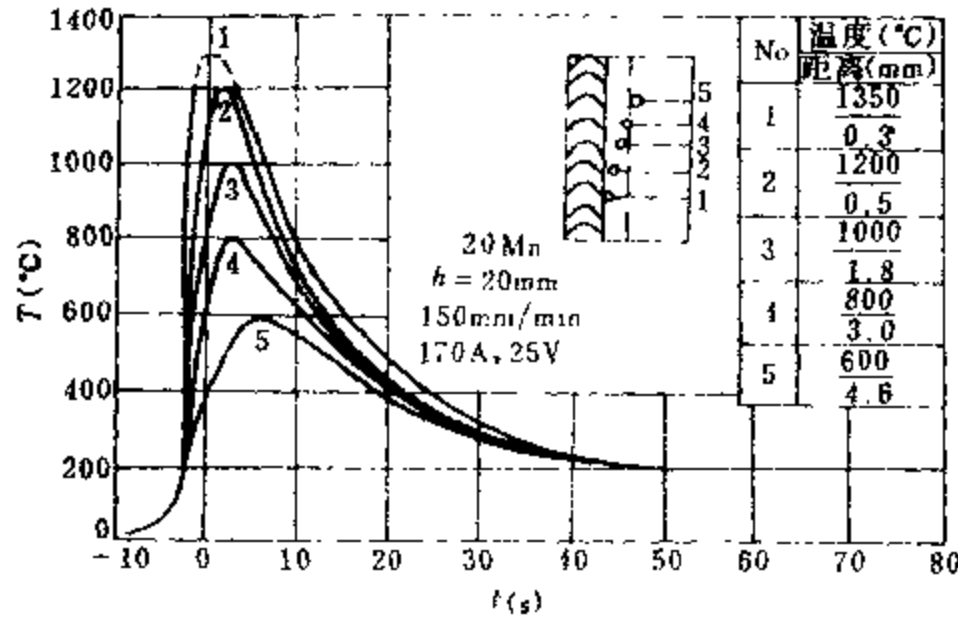


图 3-7 焊缝附近各点的焊接热循环

1—0.3mm, 1350°C; 2—0.5mm, 1200°C; 3—1.8mm, 1000°C; 4—3.0mm, 800°C; 5—4.6mm, 600°C。

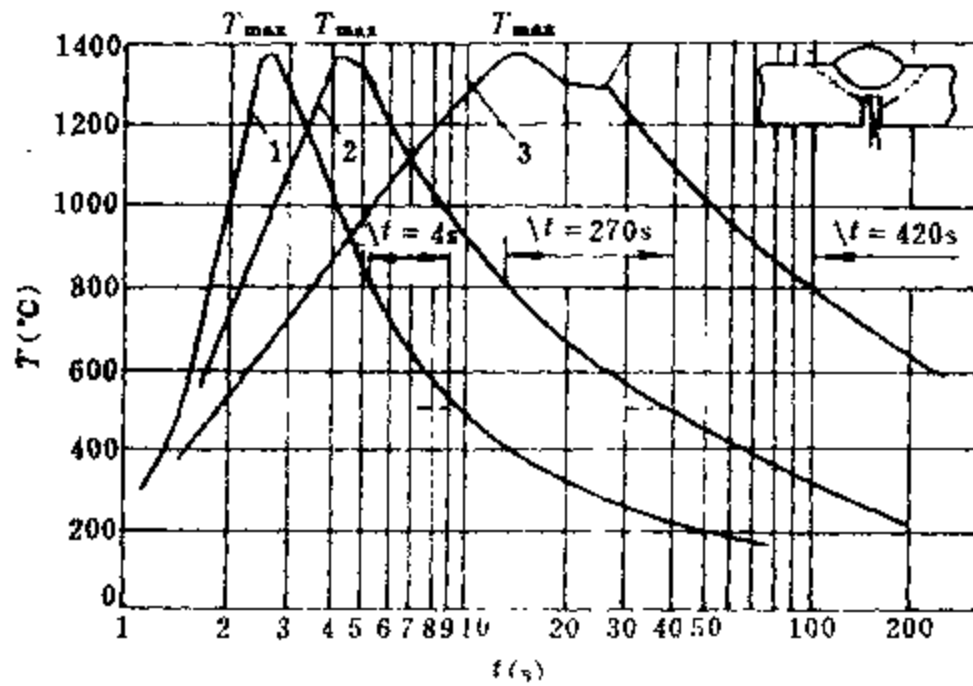


图 3-8 不同焊接方法的焊接热循环曲线

1—手弧焊; 2—埋弧自动焊; 3—电渣焊。

## (二) 焊接热循环的主要参数及其计算

### 1. 焊接热循环的主要参数

焊接热循环的主要参数有 4 个,如图 3-9 所示。

**加热速度  $W_H$ :**焊接时的加热速度比热处理的加热速度要快得多,随着加热速度的提高,其相变温度也相应提高,同时使奥氏体均质化和碳化物的溶解也越不充分,因而影响焊接热影响区的金属组织和性能。

加热速度的快慢,取决于焊接方法、焊接线能量,板厚及几何尺寸、接头形式,以及被焊金属的热物理性质等。几种常用焊接方法焊接低合金钢时加热速度、冷却速度等的有关



数据,如表 3-25 所示。

加热的最高温度  $T_m$ : 金属的组织 and 性能除与化学成分有关外, 主要与加热的最高温度和冷却速度有关。热影响区加热的最高温度和冷却速度不同, 显然有不同的金属组织和性能。例如, 对低碳钢和低合金钢, 熔合线的温度可达  $1300 \sim 1350^\circ\text{C}$ , 造成熔合线附近的过热区, 发生晶粒严重长大, 韧性下降。

在相变温度以上的停留时间  $t_H$ : 在相变温度以上停留时间对于相的溶解或析出、扩散均质化、晶粒粗化等, 均有较大影响。其时间越长, 越有利于奥氏体均质化, 但温度太高时, 即使停留时间不长, 也会导致晶粒的粗化

(如电渣焊时)。为了便于分析研究,  $t_H$  分为加热过程的高温停留时间  $t'$  和冷却过程停留时间  $t''$ , 即

$$t_H = t' + t''$$

表 3-25 低合金钢对接单层焊和电渣焊时近缝区热循环参数

板厚 (mm)	焊接方法	焊接线能量 (J/cm)	900℃时, 加热速度 (℃/s)	900℃以上停 留时间(s)		冷却速度 (℃/s)		备 注
				加热 $t'$	冷却 $t''$	900℃	550℃	
1	钨极氩弧焊	840	1700	0.4	1.2	240	60	对接不开坡口
2	钨极氩弧焊	1600	1200	0.6	1.8	120	30	对接不开坡口
3	埋弧自动焊	3780	700	2.0	5.5	54	12	对接不开坡口, 有焊剂垫
5	埋弧自动焊	7140	400	2.5	7	40	9	对接不开坡口, 有焊剂垫
10	埋弧自动焊	19320	200	4.0	13	22	5	V 型坡口对接, 有焊剂垫
15	埋弧自动焊	42000	100	9.0	22	9	2	V 型坡口对接, 有焊剂垫
25	埋弧自动焊	105000	60	25	75	5	1	V 坡口对接有焊 剂垫
50	电渣焊	504000	4	162	335	1	0.3	双 丝
100	电渣焊	672000	7	36	168	2.3	0.7	三 丝
100	电渣焊	1176000	3.5	125	312	0.83	0.28	板 板
220	电渣焊	966000	3.0	144	395	0.8	0.25	双 丝

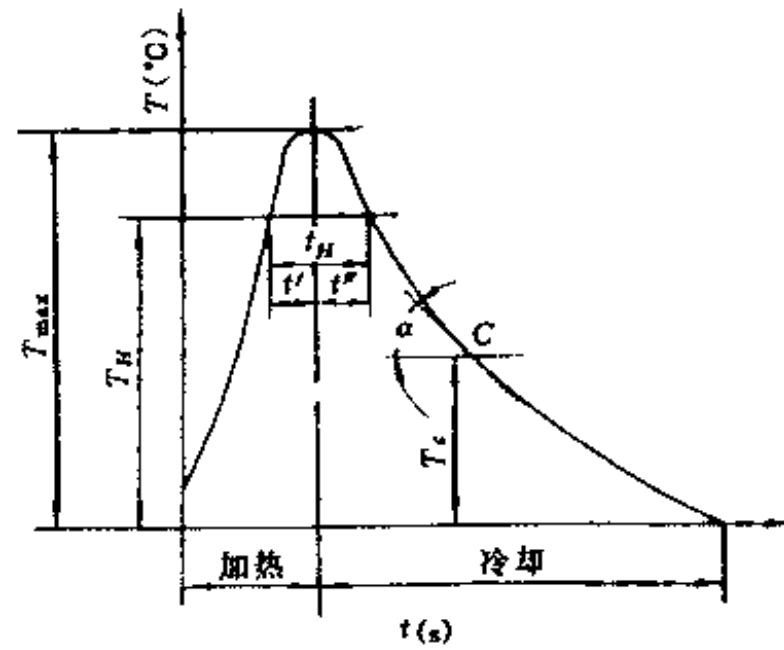


图 3-9 焊接热循环参数

冷却速度  $W_c$  和冷却时间  $t$ : 冷却速度和冷却时间, 是影响焊接热影响区组织和性能的决定性的因素。冷却过程在不同阶段的冷却速度是不同的, 所谓冷却速度是指一定温度范围内的平均冷却速度, 或某一瞬时温度的冷却速度。对于低合金钢的焊接, 是指熔合线附近在  $540^\circ\text{C}$  左右的瞬时冷却速度。

近年来, 对钢的焊接热影响组织和性能的变化, 最关心的是在相变温度范围内的,  $800^\circ\text{C} \sim 500^\circ\text{C}$  的冷却时间  $t_{8/5}$ ,  $800 \sim 300^\circ\text{C}$  冷却时间  $t_{8/3}$ , 从峰值温度 ( $T_m$ ) 冷至  $100^\circ\text{C}$  的冷却时间  $t_{100}$  等。其温度范围, 应根据不同对象和研究的问题来决定的。

## 2. 热循环参数的计算

根据焊接传热学的理论, 可以推导出表达焊接热循环参数的数学模型, 并由此可掌握各种影响因素的作用。为了推导简便, 又接近实际意义, 把焊缝的轴线作为研究的典型部位, 理论上可以认为这部位的加热速度  $W_H \rightarrow \infty$ , 因而就难以推导出  $W_H$  与焊接参数或其它因素间的关系, 根据计算得到的焊接热循环, 离开焊缝边界不远的部位, 其加热速度  $W_H$  与焊缝轴线的  $W_H$  相差很小。因而一般没有讨论某些因素对加热速度  $W_H$  影响问题, 显然是不正确的。而从表 3-25 已能看到是有影响的。其规律有待进一步试验研究。

最高温度(峰值温度)的计算: 根据焊接传热学理论, 焊件上某点温度随时间的变化式:

对于厚大焊件(点热源)公式为

$$T = \frac{E}{2\pi\lambda t} e^{-\frac{r_0^2}{4\alpha t}}$$

对于薄板焊件(线热源)公式为

$$T = \frac{E/h}{2(\pi\lambda c\rho t)^{1/2}} \cdot e^{-\frac{y_0^2}{4\alpha t}}$$

式中  $E$ ——焊接线能量(J/cm);

$\lambda$ ——导热系数(W/cm·°C);

$C$ ——比热容(J/g·°C);

$\rho$ ——密度(g/cm<sup>3</sup>);

$\alpha$ ——热扩散率,  $\alpha = \lambda/c\rho$  (cm<sup>2</sup>/s);

$h$ ——板厚(cm);

$r_0$ ——厚焊件上某点距热源运行轴线的垂直距离(cm);

$y_0$ ——薄板上某点距热源运行轴线的垂直距离;

$t$ ——热源到达所求点所在截面后的传热时间(s)。

以上两式, 均未考虑初始温度和表面散热的影响。

当  $dT/dt = 0$  时, 则可求得最高温度  $T_m$ :

$$T_m = \frac{0.234E}{c\rho r_0^2} \text{ (点热源公式)}$$

$$T_m = \frac{0.242E/h}{c\rho y_0^2} \text{ (线热源公式)}$$

相变温度以上停留时间的计算:  $t_H$  是一个复杂函数, 因此多采用实验与理论相结合的办法求得。高温停留时间  $t_H$  为

$$t_H = f_3 \frac{E}{\lambda(T_m - T_0)} \quad (\text{适用厚板焊件})$$

$$t_H = f_2 \frac{(E/h)^2}{\lambda c \rho (T_m - T_0)^2} \quad (\text{适用薄板焊件})$$

式中  $f_3, f_2$ ——厚板和薄板焊件的修正系数,  $f_3$  和  $f_2$  是温度无因次系数  $\theta$  的函数, 计算出  $\theta$  值后, 可由图 3-10 查得:

$$\theta = \frac{T - T_0}{T_m - T_0}$$

$T_0$ ——预热温度或初始温度( $^{\circ}\text{C}$ );

$T$ ——停留温度( $^{\circ}\text{C}$ )。

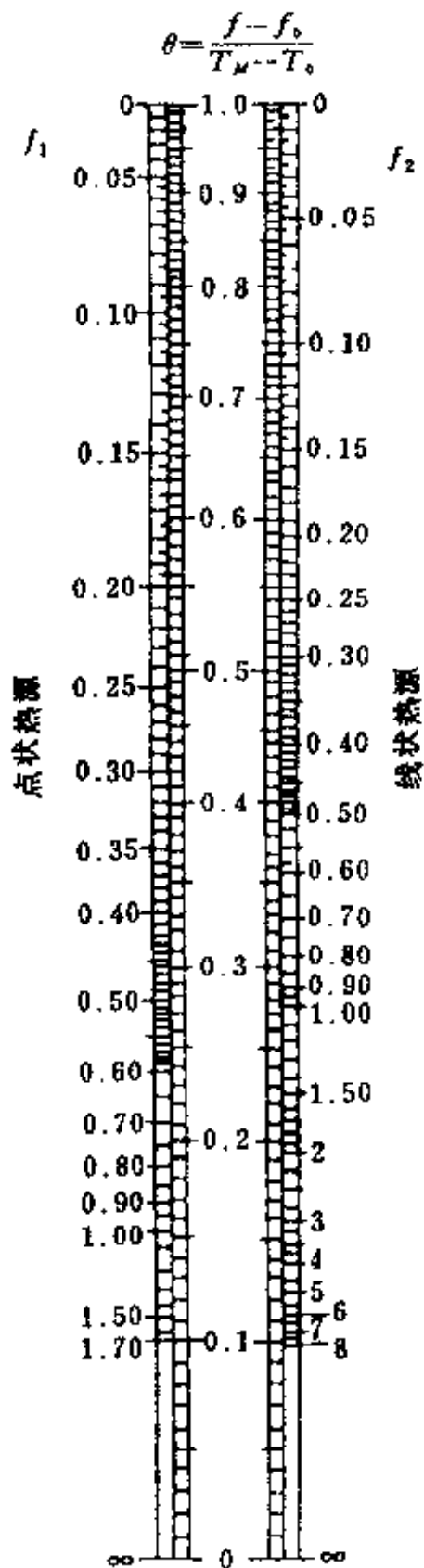


图 3-10  $\theta$  值与  $f_1$  和  $f_2$  的关系

从计算公式分析, 焊接线能量的增加, 则高温停留时间  $t_H$  也增长, 而且薄板的  $t_H$  有显著增大。因此, 焊接薄板比厚板易于过热。

瞬时冷却速度  $\omega_c$  的计算: 试验表明, 焊缝和熔合线附近的冷却速度几乎相同, 误差不超过 10%。为此, 只要计算焊缝冷却速度即可。

设  $r_0 = 0, y_0 = 0$ , 则上述公式可简化为

$$T = \frac{E}{2\pi\lambda t} \quad (\text{适用于厚大焊件})$$

$$T = \frac{E/h}{2(\pi\lambda c \rho t)^{1/2}} \quad (\text{适用于薄板焊件})$$

若要求冷至某一温度  $T_c$  的瞬时冷却速度  $\omega_c$  可求  $\omega_c = \frac{dT}{dt}$ , 故可得以下两式:

$$\omega_c = -2\pi\lambda \frac{(T_c - T_0)^2}{E} \quad (\text{适用于厚大焊件})$$

$$\omega_c = -2\pi\lambda c \rho \frac{(T_c - T_0)^3}{(E/h)^2} \quad (\text{适用于薄板焊件})$$

式中  $T_c$ ——所求冷却速度的瞬时温度( $^{\circ}\text{C}$ );

$T_0$ ——焊件的初始温度或预热温度( $^{\circ}\text{C}$ )。

对于中厚板的焊件, 可乘以修正系数  $K$ , 所以可得

$$\omega_c = -K \frac{2\pi\lambda(T_c - T_0)^2}{E} \quad (\text{适用中厚板焊件})$$

$K$  是无因次系数  $\epsilon$  的函数  $K = f(\epsilon)$ 。

$$\epsilon = \frac{E}{\pi h c \rho (T_c - T_0)}$$

根据  $\epsilon$  的计算值, 在图 3-11 查得  $K$  值, 代入上式, 即可算出中厚板焊件上某点的瞬时冷却速度。

对于一般低合金钢, 主要研究熔合线附近冷却过程中某瞬时温度的冷却速度, 一般采用  $540^{\circ}\text{C}$  的瞬时冷却速度; 对于某些淬硬倾向较大的钢种多考虑  $300^{\circ}\text{C}$  时的瞬时冷却速度。

冷却时间的计算,由于测定瞬时温度的冷却速度有较大误差,所以目前多采用一定温度范围内的冷却时间来代替冷却速度。焊接热影响区熔合线附近的冷却时间不同,将会得到不同的金相组织和性能。根据不同条件下的 $t_{8/5}$ 、 $t_{8/3}$ 和 $t_{100}$ ,配合不同钢种的焊接条件下的连续冷却组织转变图,可以准确地作为研究和判断焊接热影响区组织、性能和抗裂性的重要参数。因此,预先求得不同焊接条件下的 $t_{8/5}$ 、 $t_{8/3}$ 和 $t_{100}$ 具有重要意义。对于一般低碳钢和低合金钢,常采用冷却时间 $t_{8/5}$ ,而对冷裂倾向较大的钢种,有时采用冷却时间 $t_{8/3}$ 或冷却时间 $t_{100}$ 。

根据焊接传热理论并在大量实验基础上,得出了不同焊接方法的 $t_{8/5}$ 和 $t_{8/3}$ 的经验公式:

$$t = \frac{KE^n}{\beta(T-T_0)^2 \left[ 1 + \frac{2}{\pi} \operatorname{tg}^{-1} \left( \frac{h-h_0}{\alpha} \right) \right]}$$

式中  $t$ —— $t_{8/5}$ 或 $t_{8/3}$ 的冷却时间(s);

$E$ ——焊接线能量,  $E=60UI/V$  (J/cm);

$I$ ——焊接电流(A);

$U$ ——焊接电压(V);

$V$ ——焊接速度(cm/min);

$K$ ——焊接线能量系数(由实验确定);

$n$ ——焊接线能量指数(由实验确定);

$T$ ——冷却区间的温度特征值(°C);

$T_0$ ——被焊件的初始温度(°C);

$h$ ——板厚(mm);

$h_0$ ——板厚补偿项;

$\alpha$ ——板厚修正系数;

$\beta$ ——接头系数。

利用上式和表 3-26 的有关数据,即可计算不同条件下的 $t_{8/5}$ 和 $t_{8/3}$ 。

表 3-26 不同焊接方法计算 $t_{8/5}$ 、 $t_{8/3}$ 的系数值

焊接方法	焊接线能量指数 $n$	800~500°C 冷却时间					800~300°C 冷却时间				
		$K$	$h_0$	$\alpha$	$T$	$\beta$	$K$	$h_0$	$\alpha$	$T$	$\beta$
手弧焊	1.5	1.35	1.46	6	600	对焊 1 角焊 2	2	14.6	4.5	400	对焊 1 角焊 1.25

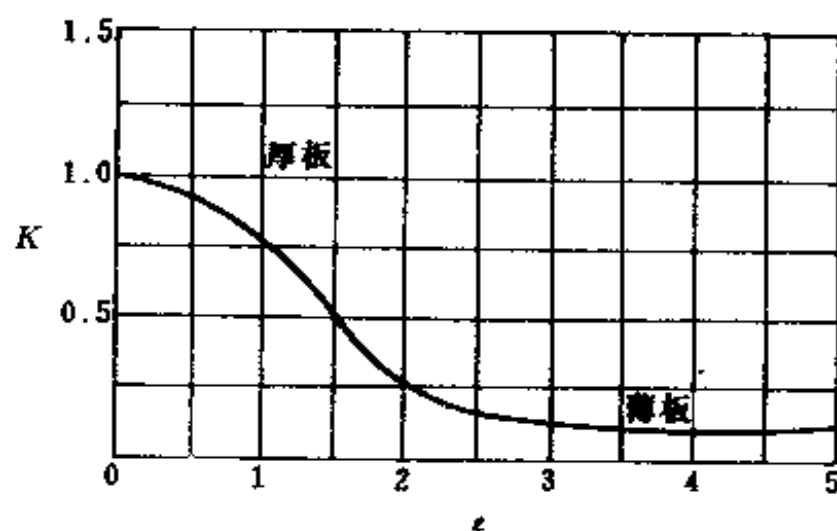


图 3-11  $K$  值与  $\epsilon$  的关系

(续)

焊接方法	焊接线能量指数 $n$	800~500℃冷却时间					800~300℃冷却时间				
		$K$	$h_0$	$\alpha$	$T$	$\beta$	$K$	$h_0$	$\alpha$	$T$	$\beta$
CO <sub>2</sub> 保护焊	1.7	0.34	13	3.5	600	—	0.4	14	5	400	—
埋弧焊	$h < 32\text{mm}$ $2.5 \sim 0.05h$	9.5	12	3	600	—	7.3	20	7	400	—
埋弧焊	$h > 32\text{mm}$ $0.95h$	950	12	3	600	—	730	20	7	400	—

为了简化计算,可用图 3-12 的线算图求得。

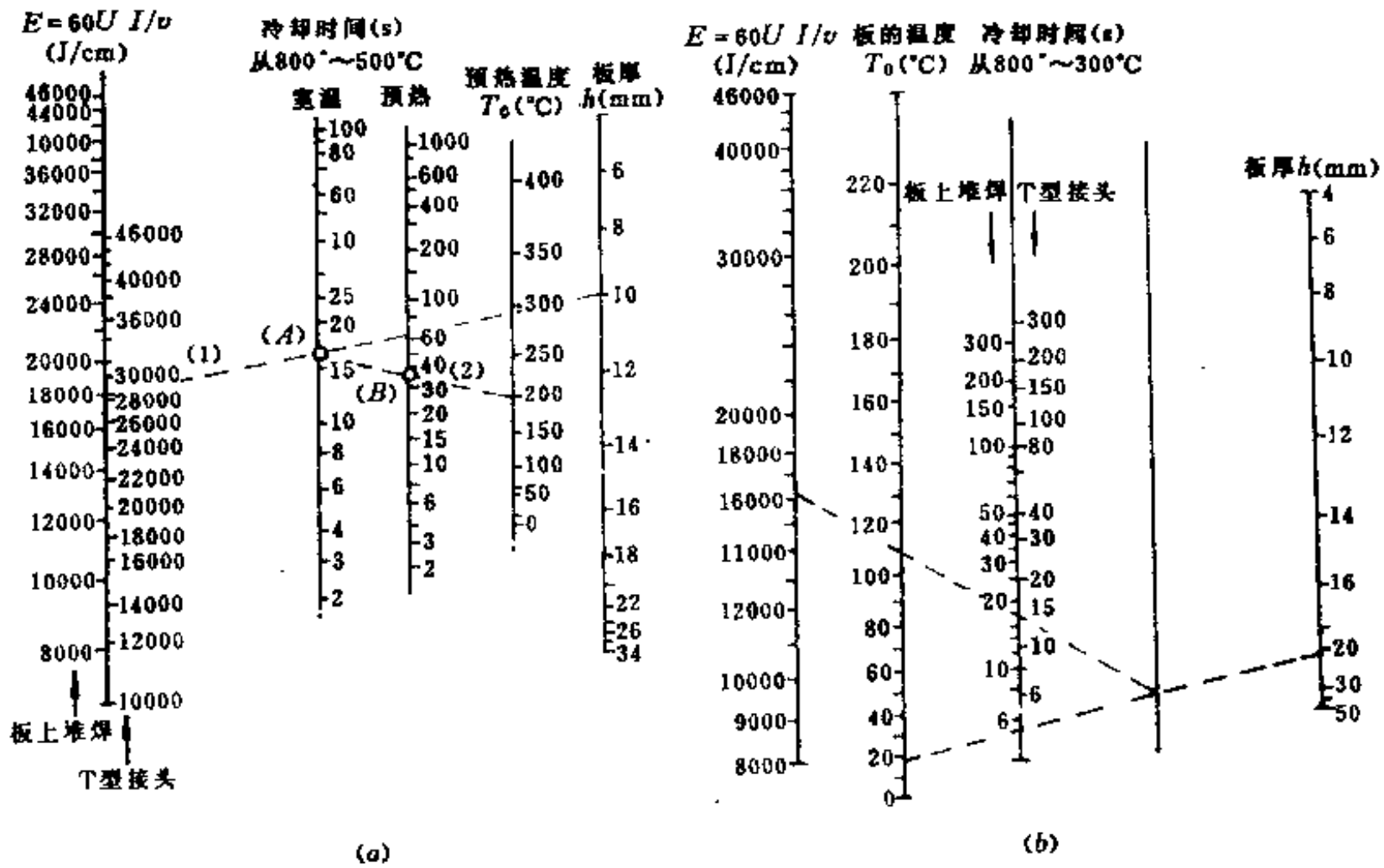


图 3-12  $t_{8/5}$ 和  $t_{8/3}$ 的线算图

(a)手弧焊  $t_{8/5}$ 线算图;(b)手弧焊  $t_{8/3}$ 线算图。

线算图的用法举例如下:

手弧焊接时,如图 3-12 所示,若不经预热,可根据板厚(10mm)和所选用焊接线能量(如 18000J/cm)直接连线(1),在 A 点得到  $t_{8/5}$ 。如果预热 200℃时,再由 A 点与预热 200℃连线(2),在 B 点即可得出预热的 200℃时的  $t_{8/5}$ 。

在研究高强钢焊接冷裂纹时注意到,冷却时间  $t_{100}$ 对冷裂纹有重要影响,为此常用  $t_{100}$ 作为冷裂纹倾向的参数之一。 $t_{100}$ 的计算公式在当前没有建立的情况下,主要通过实验求得,从图 3-13 可以查到不同的焊接线能量、不同板厚和预热温度时的  $t_{100}$ 。

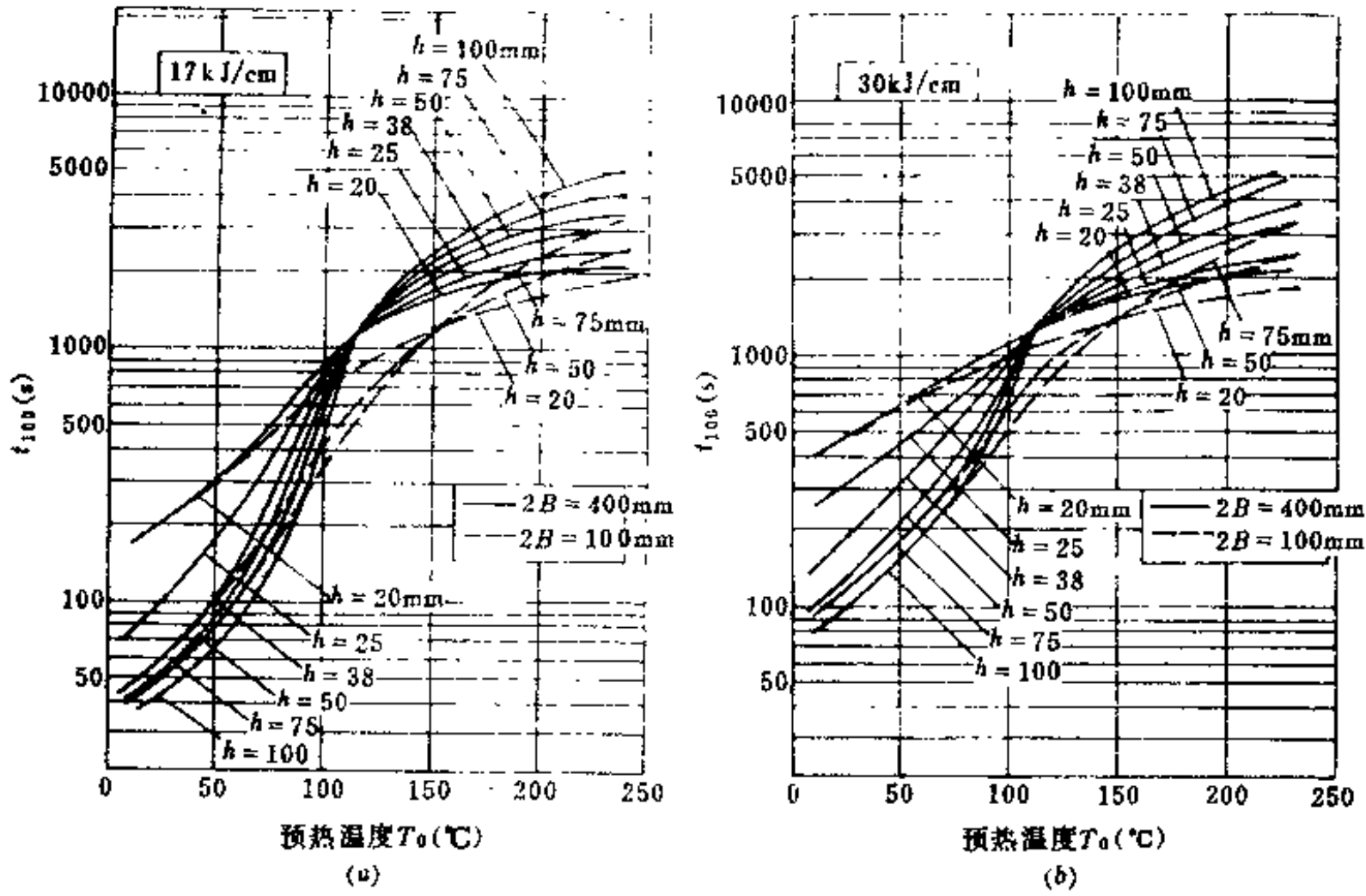


图 3-13 不同  $E, h, T_0$  时  $t_{100}$   
 (a)  $E=17\text{kJ/cm}$ ; (b)  $E=30\text{kJ/cm}$ .  
 $B$  预热宽度。

上述的焊接热循环主要参数的表达式, 实际使用时都有其局限性, 并有一定的误差, 但有助于理解和分析各种影响因素的作用。从上列表达式, 在金属材料一定的条件下, 对焊接热循环特性影响最大的因素有  $E, T_0$  和  $h$ 。它们的影响, 如表 3-27 所示。该表中  $t_c$  为焊缝边界冷却到某一定温度时的冷却时间;  $h_c$  为对冷却速度不发生影响的板厚, 即临界板厚。  $h_c$  表达式为

$$h_c = \sqrt{\frac{E}{c\rho(T_c - T_0)}}$$

表 3-27 焊接条件对焊接热循环特性的影响

焊接条件	$h \geq h_c$ 点热源				$h < h_c$ 线热源			
	$T_m$	$t_H$	$t_c$	$W_c$	$T_m$	$t_H$	$t_c$	$W_c$
$E$	↑	↑	↑	↓	↑	↑	↑	↓
$T_0$	↑	↑	↑	↓	↑	↑	↑	↓
$h$	~	~	~	~	↓	↓	↓	↑

注: ↑增大; ↓降低; ~无影响。

### (三) 多层焊焊接热循环的特点

在生产实际中, 常采用多层多道焊接, 特别是厚壁容器有时要焊几十层, 因此研究多层焊接的热循环具有普遍意义。

多层焊的热循环实际是构成多层焊的每一单层焊接热循环的综合,在相邻焊层之间彼此具有一定热处理的作用。对后一焊道来说,前一焊道具有预热作用,层间温度即相当于预热温度,对前一焊道来说,后一焊道起到“后热”的作用,因此从提高焊接质量分析,多层焊比单层焊显得优越。

根据具体情况的不同,多层焊可分为“长段多层焊”和“短段多层焊”。

### 1. 长段多层焊热循环

长段多层焊,就是每道焊缝的长度较长(1m以上),因此焊完第一层再焊第二层时,第一层已基本冷到较低的温度(一般在 $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ 以下)。长段多层焊焊接各层时,近缝区1、2、3点的热循环变化,如图3-14所示。由图看出,相邻各层之间有依次热处理的作用,

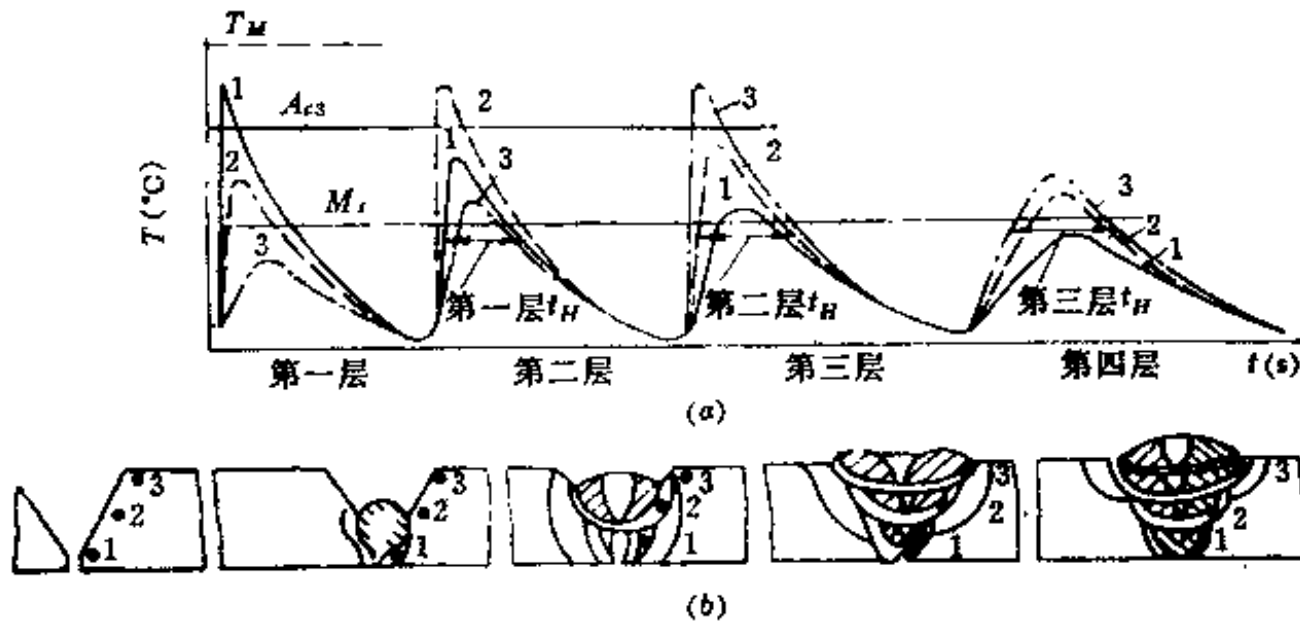


图 3-14 长段多层焊接热循环变化  
(a)近缝区1、2、3点的热循环;(b)各层焊缝断面。

用,靠近焊缝上部的焊缝边界(如点3),在焊接最后一道焊道时,其峰值温度 $T_m$ 超过了 $A_{c3}$ ,冷却较快时,有可能产生淬硬现象。为防止最后一层淬硬,必要时可以在焊缝上再附加一条焊道。这个附加焊道称退火焊道。从而改善焊接质量。

但应指出,对于一些淬硬倾向较大的钢,不适于采用长段多层焊,因为在焊第二层前,近缝区或焊缝由于淬硬倾向较大,有可能产生裂纹。所以焊接这种钢种时,应配合其它工艺措施、如焊前预热、层间温度控制,以及后热缓冷等。

### 2. 短段多层焊热循环

短段多层焊就是每层焊缝长度较短(50~400mm),所以在前层焊缝尚未冷却到较低温度(如 $M_s$ 点)就开始焊接第二道焊波。短段多层焊的热循环如图3-15所示。从图可知,对1点,在焊接第一层时,1点受到加热温度很快上升,而后又很快冷却,但当它冷却到马氏体转变温度 $M_s$ 以前,开始焊接第二道焊波,温度重新上升,但未超过 $A_{c3}$ 点,所以对于1点一方面使该点在 $A_{c3}$ 以上停留时间较短,故避免了晶粒长大,另一方面减缓了 $A_{c3}$ 以下的冷却速度,从而防止了淬硬组织的产生。对于4点来讲,它是在预热的基础上开始焊接的,若焊缝的长度控制合适,那么 $A_{c3}$ 以上停留时间仍可很短,使晶粒不易长大。为了防止最后一层产生淬硬组织,可堆敷退火焊道,以便增长奥氏体分解的持续时间。在多一层退火焊道使 $t_B$ 增至 $t'_B$ 。近缝区点1和点4的热循环是较为理想的焊接热循环。

综上所述,短段多层焊对焊缝和热影响区的金相组织都有一定的改善作用,适合于焊

接晶粒易长大而又易于淬硬的钢种。由于它的操作工艺较繁琐,生产率低,所以只在特殊情况下才使用。

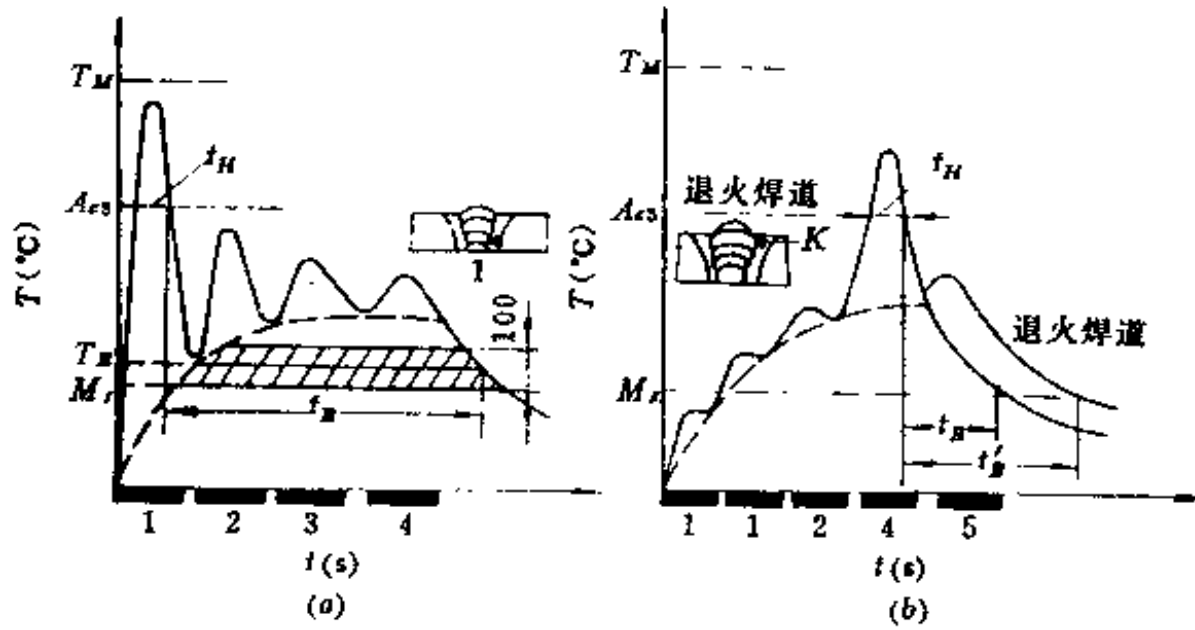


图 3-15 短段多层焊接热循环变化  
(a)1 点的热循环;(b)4 点的热循环。

## 二、焊接热循环条件下组织转变特点

从基本原理分析,焊接条件下的组织转变与热处理条件下的组织是一致的。新相的形成符合经典结晶理论,组织转变过程进行的动力也是取决于系统热力学条件,但由于焊接热循环的特点,使金相组织转变也具有特殊性,其特点是:

**加热温度高:**焊接时,近缝区熔合线附近温度,接近金属的熔点。对于低碳钢和低合金钢,一般在  $1350^{\circ}\text{C}$  左右,而一般热处理的加热温度不超过  $A_{c3}$  以上  $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ 。

**加热速度快:**焊接时,由于采用的热源强烈集中,因此焊接时加热速度比热处理时要快得多,甚至超过几十倍,乃至几百倍。

**高温停留时间短:**由于焊接热循环的特点,在  $A_{c3}$  以上保温时间很短,一般手弧焊时约为  $4\sim 20\text{s}$ ,埋弧焊时为  $30\sim 100\text{s}$ ,而在热处理时,可根据需要控制保温时间。

**自然条件下连续冷却:**焊接时,一般都在自然条件下连续冷却,个别情况才进行焊后保温或焊后热处理,而在热处理时,可根据需要控制冷却速度或在冷却过程中进行不同阶段保温。

**局部加热:**焊接时,是局部集中加热,而且随热源而移动,被加热的范围也在随着热源移动,这就使组织转变是在应力作用下进行的,并且转变过程是不均匀的,而热处理是工件在炉内整体加热。

由于焊接本身的特点,因此,不能完全按照金属学热处理的理论分析和解决焊接接头的组织性能问题,以及焊接规范和工艺的制定。所以必须根据焊接热循环的特点,建立焊接条件下的金属学理论。

### (一)焊接加热过程组织转变特点

由于焊接的加热速度十分快,各种金属的相变温度比等温转变有很大变化。表 3-28 给出了低碳钢和低合金钢焊接时,不同焊接方法的加热速度。当加热速度提高,被焊金属的相变点  $A_{c1}$  和  $A_{c3}$  升高,而且  $A_{c1}$  和  $A_{c3}$  之间间隔温度越大,如表 3-29 所示。当含碳化物形成元素较多的钢,如  $18\text{Cr}2\text{WV}$  钢随加热速度的提高,相变点  $A_{c1}$  和  $A_{c3}$  有更明显的提



高。

表 3-28 不同焊接方法的加热速度

焊接方法	板厚(mm)	加热速度 $W_H$ ( $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ )
手工电弧焊	1~5	200~1000
单层埋弧自动焊	10~25	60~200
电渣焊	50~200	3~20

表 3-29 加热速度对相变点和  $A_{c1}$  与  $A_{c3}$  温差影响

钢种	相变点	平衡状态 ( $^{\circ}\text{C}$ )	加热速度 $W_H$ ( $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ )				$A_{c1}$ 和 $A_{c3}$ 的间隔温度( $^{\circ}\text{C}$ )		
			6~8	40~50	250~300	1400~1700	40~50	250~300	1400~1700
45	$A_{c1}$	730	770	775	790	840	45	60	110
	$A_{c3}$	770	820	835	860	950	65	90	180
40Cr	$A_{c1}$	740	735	750	770	840	15	35	105
	$A_{c3}$	780	775	800	850	940	25	75	165
23Mn	$A_{c1}$	755	750	770	785	830	35	50	95
	$A_{c3}$	830	810	850	890	940	40	80	130
30CrMnSi	$A_{c1}$	740	740	775	825	920	35	85	180
	$A_{c3}$	820	790	835	890	980	45	100	190
18Cr2WV	$A_{c1}$	710	800	860	930	1000	60	130	200
	$A_{c3}$	810	850	930	1020	1120	70	160	260

加热速度对相变点的影响,可根据金属学原理加以理解。在加热时,珠光体和铁素体向奥氏体转变的过程,是扩散性重结晶过程。它不可避免地要受温度和时间的影响,需要有孕育期。因此,在快速加热的条件下,来不及在较低温度下完成扩散过程所需要的孕育期,这必然会引起相变温度的提高。含有碳化物形成元素(Cr、W、Mo、V、Ti、Nb等)的钢,加热速度对相变温度的影响就更大,这是因为碳化物形成元素的扩散速度非常小(比碳小1000~10000倍),同时这些元素本身起着阻止碳元素的扩散作用,因而减慢了奥氏体的转变过程。

加热速度除对相变温度有影响外,对已形成的奥氏体进行均质化过程也有很大影响。由于奥氏体的均质化过程,是属于扩散过程,因此加热速度快和相变以上停留时间短,都不利于扩散的进行,致使均质化程度很差。这必然要影响到冷却过程的组织转变。

另外,随着加热速度的提高,晶粒开始激烈粗化的温度  $T_{KS}$  也随着提高,可见,加热速度的提高,晶粒粗化程度应有所减小。

## (二) 焊接冷却过程组织转变特点

由于焊接热影响区熔合线附近是整个焊接接头的薄弱地带,因此以此区的冷却过程的组织转变作为研究对象。大量实验表明,焊接热影响区所经历的热过程,与热处理相比,有明显的差异,所以冷却过程的组织转变,也有很大的不同。以45号钢和40Cr钢为例,比较焊接条件下和热处理条件下,奥氏体转变的不同特点。

图 3-16 是焊接和热处理时,加热及冷却过程的示意图。图中两种情况的冷却曲线 1、

2、3 彼此各自具有相同的冷却速度。

根据上述条件,应用焊接热模拟试验机和快速相变仪,得到 45 号和 40Cr 钢在焊接和热处理条件下的连续冷却组织转变图,如图 3-17 和图 3-18 所示。

表 3-30 是 45 号钢和 40Cr 钢在焊接和热处理时,同样冷却速度条件下的组织百分比。

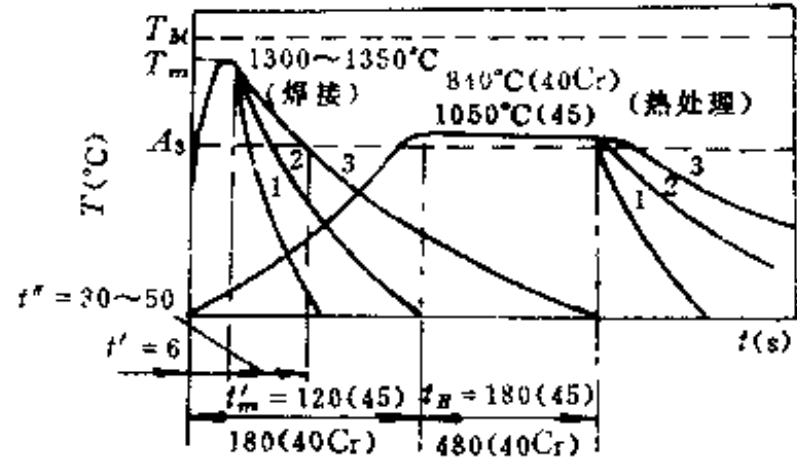


图 3-16 焊接和热处理时加热和冷却过程  
 $T_m$ —金属熔点;  $T_m'$ —峰值温度。

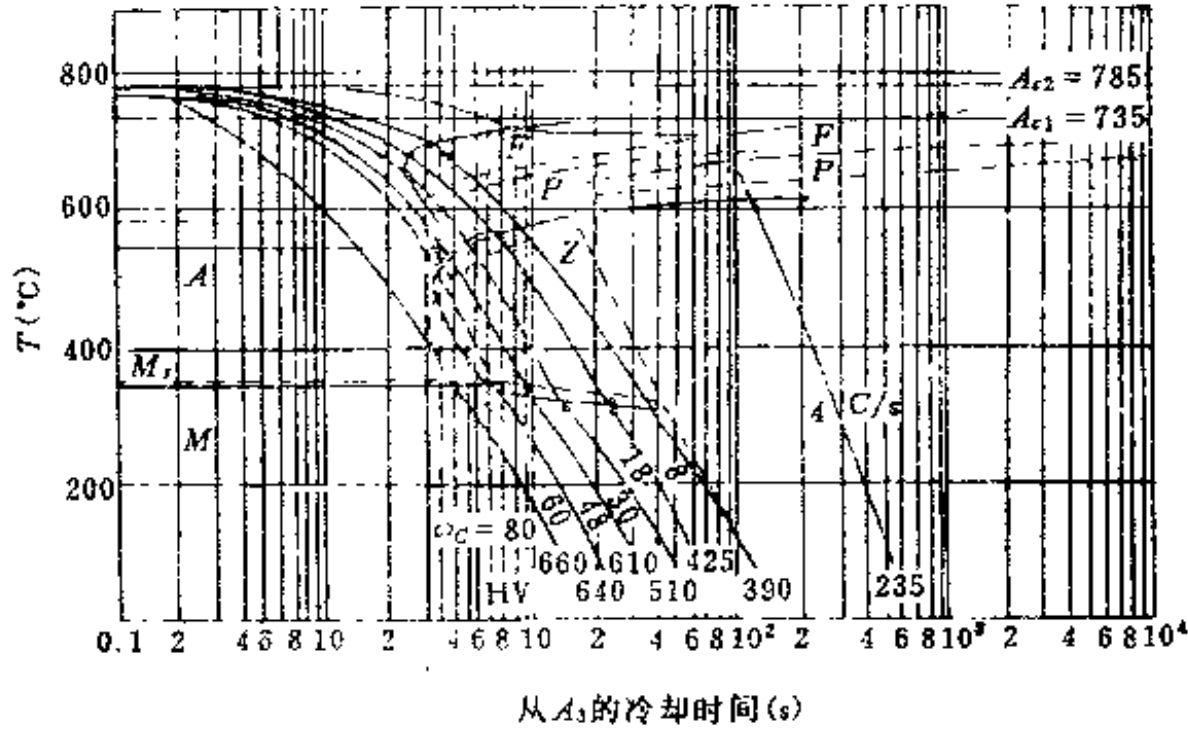


图 3-17 45 号钢连续冷却的 CCT 图

F—铁素体; P—珠光体; Z—中间组织(包括贝氏体); A—奥氏体;  
 M—马氏体; 实线—焊接( $T_m = 1350^\circ\text{C}$ ); 虚线—热处理( $T_m = 1050^\circ\text{C}$ )。

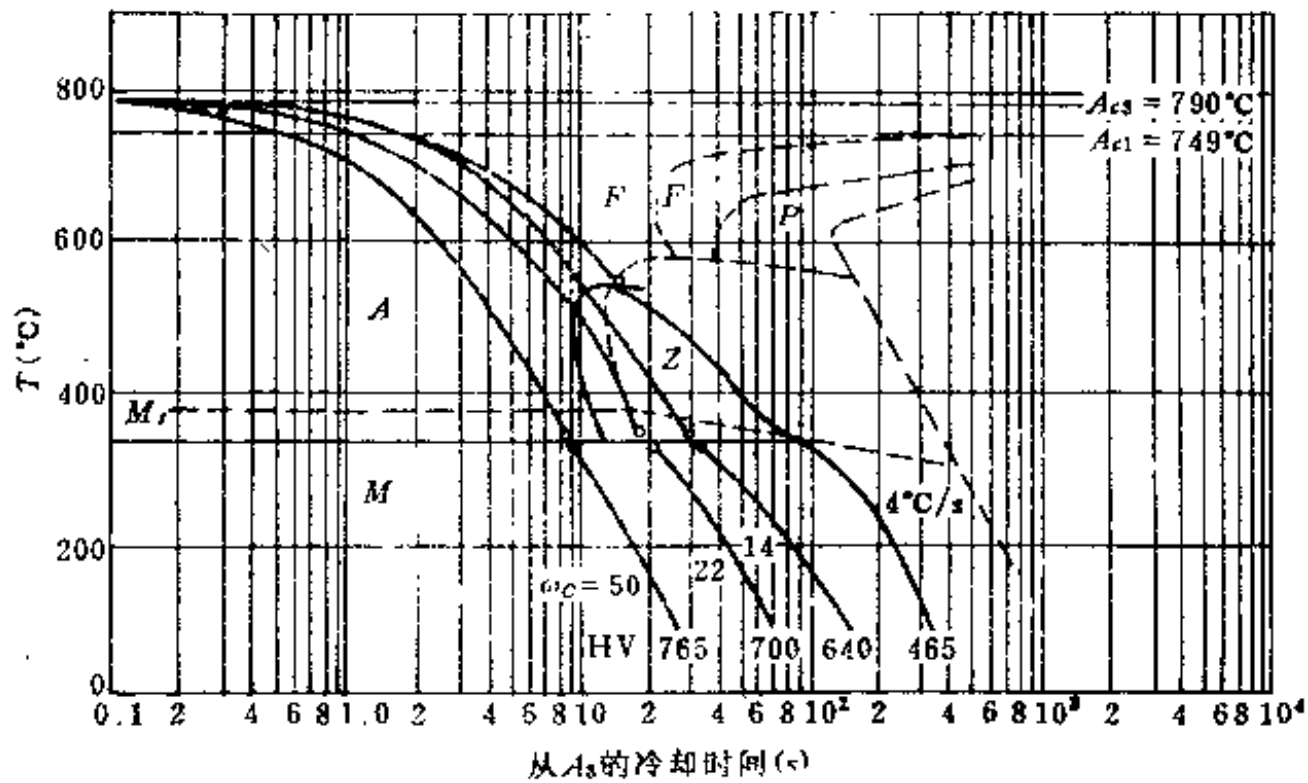


图 3-18 40Cr 钢连续冷却 CCT 图

实线—焊接; 虚线—热处理。

表 3-30 焊接及热处理条件下的组织百分比

钢 种	冷却速度( $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ )	组 织(%)		
		珠光体及中间组织	铁 素 体	马 氏 体
45	4	95(90)	5(10)	0(0)
	18	8(7)	1(3)	90(27)
	30	7(30)	1(1)	92(69)
	60	2(2)	0(0)	98(98)
40Cr	4	21(5)	1(0)	75(95)
	14	10(2)	0(0)	90(98)
	22	5(0)	0(0)	95(100)
	36	0(0)	0(0)	100(100)

注:(1)有( )号的为热处理的百分比;

(2)中间组织包括贝氏体、索氏体和孔氏体

由图 3-17 看出,45 号钢在焊接条件下比热处理条件下的 CCT 曲线稍向右移(考虑马氏体开始转变温度  $M_s$  附近),这说明在同样冷却速度条件下,焊接时比热处理时的淬硬倾向大。

由图 3-18 看出,40Cr 钢在焊接条件下的 CCT 曲线比热处理条件下的 CCT 曲线向左移动,这说明在同样冷却速度下,焊接时比热处理时的淬硬倾向小。

另外,由表 3-30 数据看出,45 号钢冷却速度为  $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ,焊接时得到 92% 马氏体,而热处理时只得到 69% 马氏体。而 40Cr 钢却相反,焊接条件冷却速度为  $36^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ,得到 100% 马氏体,而热处理条件下,只要  $22^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ,就可得到 100% 马氏体。对上述两种不同的现象,应用金属学原理结合焊接和热处理的不同特点,作以下分析。

根据金属学原理,碳化物合金元素只有当它们充分溶解在奥氏体内时,才会增加奥氏体的稳定性(即增加淬硬倾向)。诚然,在热处理条件下,可以有充分时间,使碳化物合金元素向奥氏体内溶解。然而,在焊接条件下,由于加热速度快,高温停留时间短,致使这些合金元素不能充分地溶解在奥氏体内,故降低了淬硬倾向。关于不含碳化物合金元素的 45 号钢,一则不存在碳化物合金元素的溶解过程,再则在焊接条件下,由于近缝区组织粗化,因此淬硬倾向比热处理条件下要大。所以,焊接条件下的组织转变特点,不仅与等温转变不同,也与热处理条件下连续冷却组织转变的不同。因此,焊接条件下,焊接热影响区的组织转变有其本身的特殊性,不能机械地利用热处理条件下的相变理论,来解决焊接条件下的组织转变问题。为了研究焊接条件下的组织转变问题,必须根据焊接热循环的特点建立组织转变的理论。

### 三、焊接条件下连续冷却组织转变图的应用

焊接连续冷却组织转变图,即 CCT 图。它能比较真实反应焊接时的情况,预测焊接热影响区的组织和性能,从而对提高焊接质量具有重要的指导作用。故在新钢种投产前,要测出该钢种的 CCT 图,从而较为方便的找出在一定焊接工艺条件下焊接热影响的组织和性能,并可作为选择焊接线能量和制定焊接工艺(预热、后热及焊后热处理等)的理论依据。

图 3-19 所示 16Mn 钢的 CCT 图及组织和硬度的变化。图 3-19(a)中纵坐标表示温

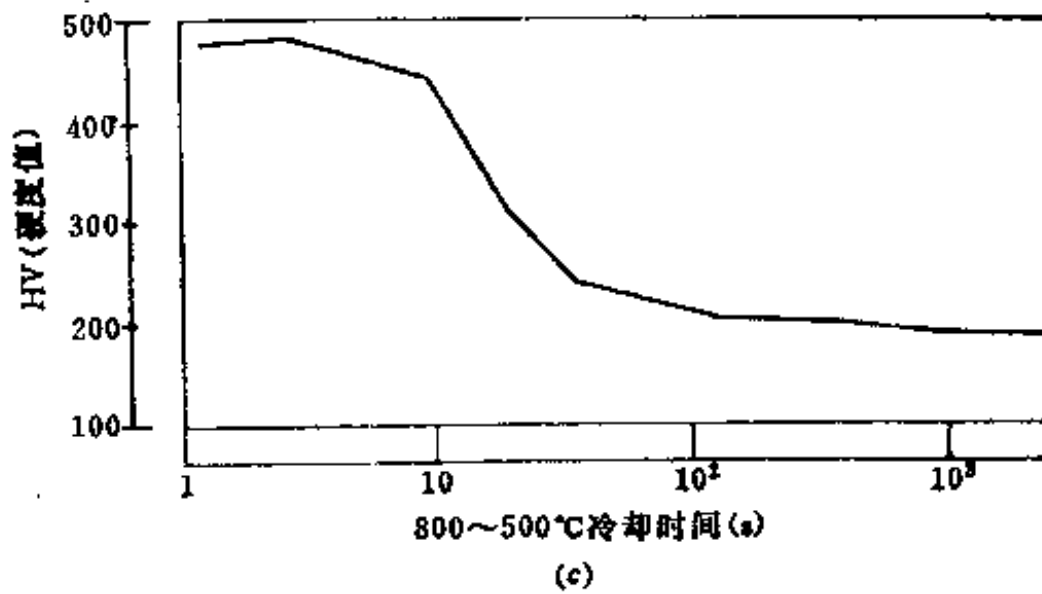
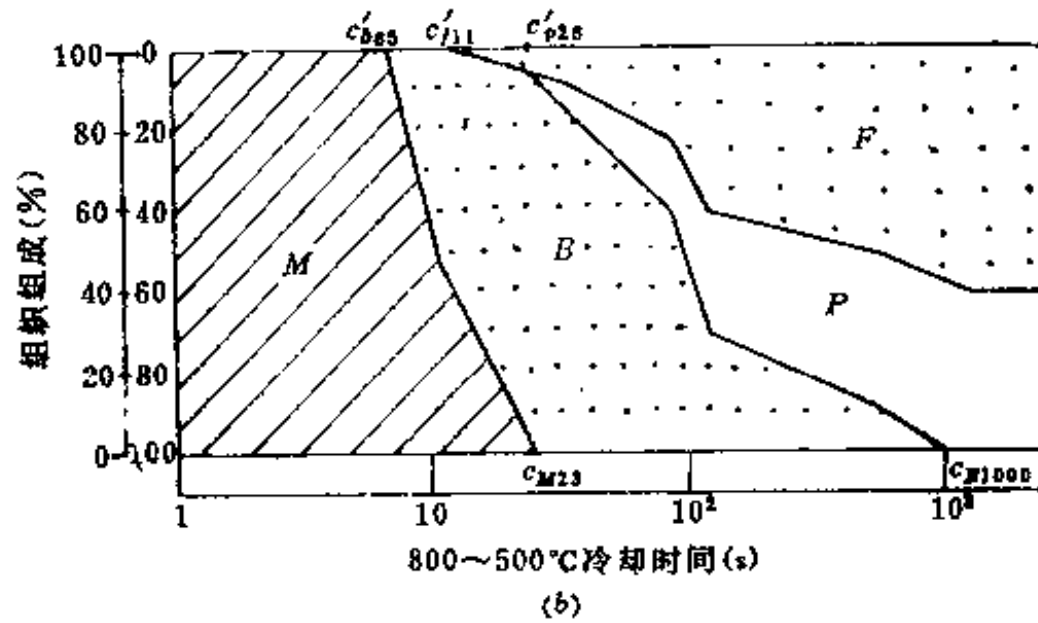
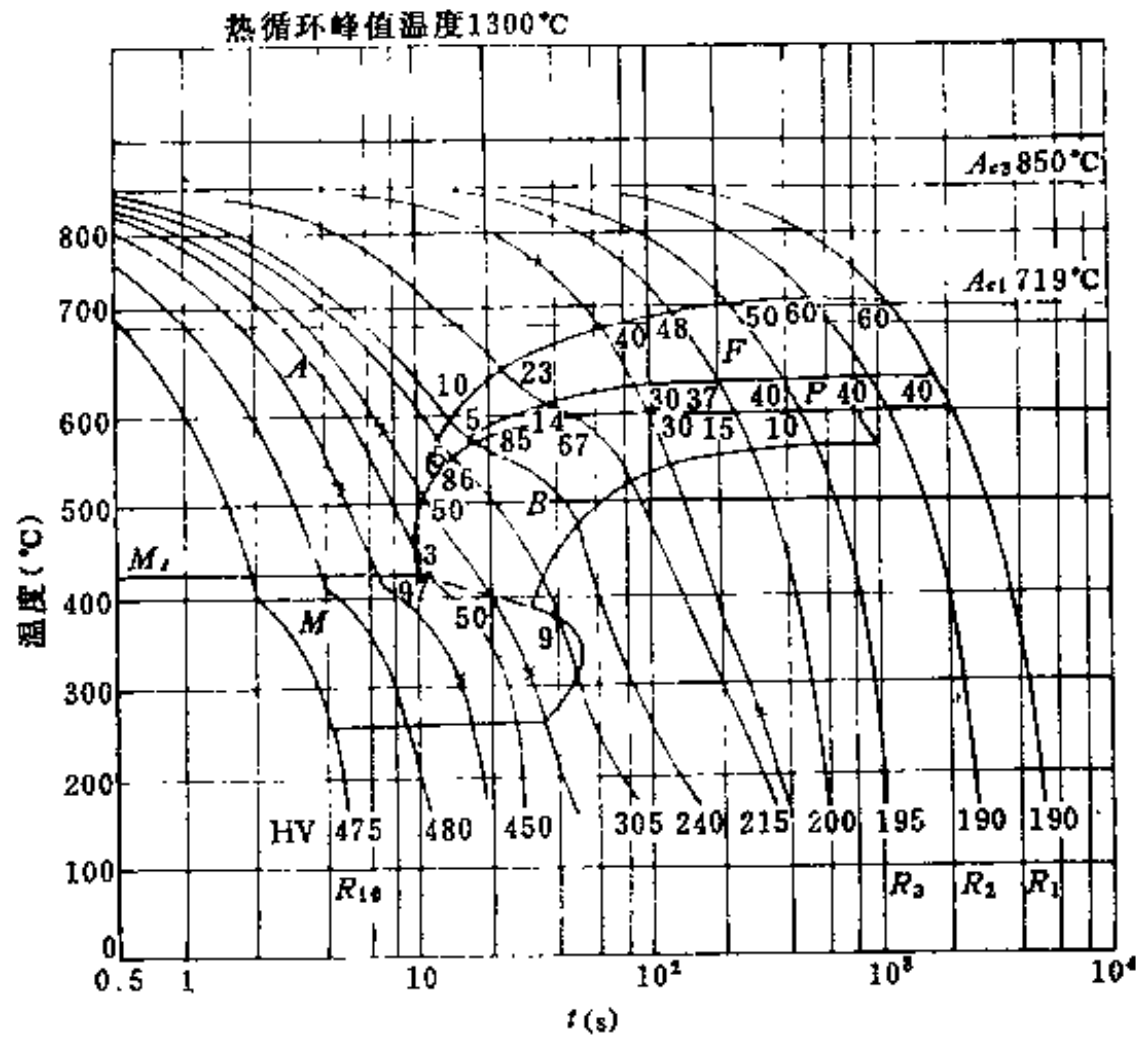


图 3-19 16Mn 钢的 CCT 图

(a)16Mn 钢的 CCT 图;(b) $t_{8/5}$ 与组织关系;(c) $t_{8/5}$ 与硬度关系。

度,横坐标表示从  $A_3$  开始计测的冷却时间,模拟加热的最高温度为 1300°C,从  $A_3$  以不同

的冷却速度冷却时,得到不同的冷却曲线,如  $R_1, R_2, R_3 \dots R_{10}$ ,  $R_1$  表示冷却速度为最慢的情况,  $R_{10}$  表示冷却速度为最快的情况。16Mn 钢的成分:  $C=0.16\%$ ,  $Si=0.36\%$ ,  $Mn=1.53\%$ ,  $S=0.028\%$ ,  $P=0.014\%$ , 其性能为  $\sigma_b=570\text{N/mm}^2$ ,  $\sigma_s=393\text{N/mm}^2$ ,  $T_m=1300^\circ\text{C}$ 。

若按  $R_1$  冷却曲线冷却,首先与最上面曲线相交,从奥氏体中析出铁素体,冷至与第二根曲线相交时,此时铁素体析出完,铁素体量约为 60%,剩余的奥氏体开始向珠光体转变,冷至与第三根曲线相交时,珠光体析出量约为 40%,因此,按冷却曲线  $R_1$  冷却后的组织应为 60%的铁素体和 40%珠光体组成,室温下的硬度值为 HV190。按稍快的  $R_3$  冷却曲线冷却时,同样,当通过  $A \rightarrow F$  区时,奥氏体形成约 50%的铁素体,通过  $A \rightarrow P$  区时又形成约 40%珠光体,之后,剩余的奥氏体,通过  $A \rightarrow B$  区时转变为约 10%的贝氏体,按冷却曲线  $R_3$  冷却后的组织为 50%铁素体,40%珠光体和 10%贝氏体组成,室温硬度稍高为 HV195。若按最快的冷却速度  $R_{10}$  冷却时,则奥氏体处于过冷状态不发生转变,直至  $M_s$  时,奥氏体开始向马氏体转变,直至转变完毕,组织仅为马氏体,室温硬度高达 HV475。从图 3-19(b)和(c)可以看出,只要知道焊接条件下熔合区附近  $800 \sim 500^\circ\text{C}$  的冷却时间,则可以在图上查到相应的组织和硬度。因此可预先判断在这种焊接条件下焊接的质量,并可以作为调整焊接规范和改进工艺措施的技术依据。

#### 四、焊接热影响区的组织和性能

通过以上介绍,焊接热循环对焊接接头的质量有着重要影响。焊接热影响区不同部位的各点,由于距焊缝中心的距离不同,所以被加热的最高温度也不相同,热循环曲线也有差别,显然,就会出现不同的组织和性能,焊接热影响区的组织和性能是不均匀的。

##### (一)焊接热影响区的组织分布

在焊接热循环的作用下,热影响区组织变化是比较复杂的,这与基本金属的种类和焊前的热处理状态有关。对于一般的低碳钢和某些低合金钢,如 16Mn, 15MnV 等这类不易淬火钢,根据焊接热影响区组织上的特性,可以分为几个区,如图 3-20 所示。

##### 1. 熔合区

熔合区,即熔合线附近从焊缝金属到基本金属的过渡部分,又称为半熔化区,温度处于固相线和液相线之间。此区的金属处于局部熔化状态,晶粒十分粗大,化学成分和组织都极不均匀,特别是异种金属焊接时,情况更为复杂。这区段虽然很窄,但对于焊接接头的强度、韧性都有很大影响,在许多情况下熔合区是产生裂纹,脆性破坏的策源地,因此引起了人们对该区的普遍重视。

##### 2. 过热区

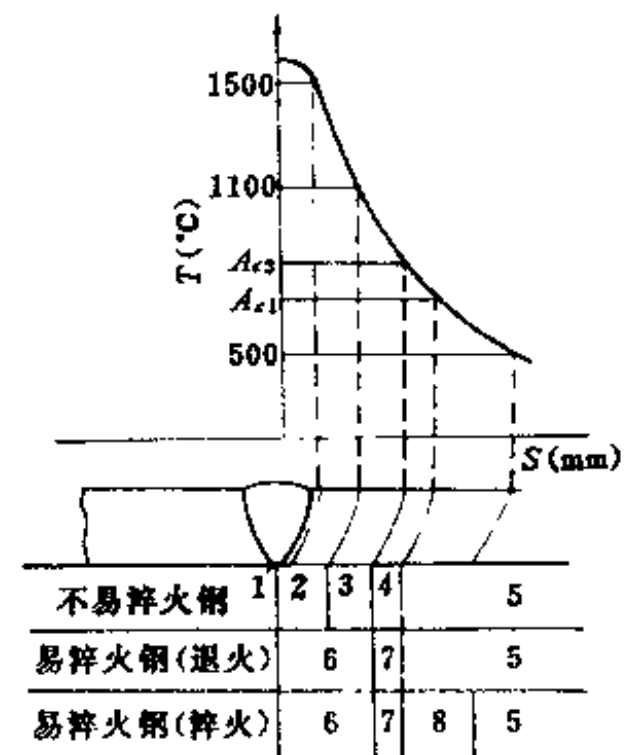


图 3-20 焊接热影响区的分布  
1—熔合区;2—过热区;3—正火区;  
4—不完全重结晶区;5—母材;6—完全淬火区;  
7—不完全淬火区;8—回火区。

过热区,又称为粗晶区。此区的温度范围是在固相线以下到 1100℃左右,由于紧临半熔化区,加热温度很高,金属处于过热状态,奥氏体晶粒最易长大,一般对低碳钢,焊后晶粒度在 1~2 级,过热和粗化的晶粒,容易形成魏氏组织,使塑性、韧性大大降低,特别是冲击韧性要降低 20~30%。因此,焊接刚度较大的结构,常在过热粗晶区产生脆化或裂纹。过热区的大小,与焊接方法、焊接线能量和母材的板厚等有关。气焊和电渣焊时,过热区较宽,手弧焊和埋弧焊时较窄,而真空电子束激光焊时,过热区极小,过热区与熔合区一样,也是焊接接头最薄弱的地带。

### 3. 正火区

正火区的晶粒最细,比母材原始晶粒还要细,所以又称细晶区。此区所处的温度范围在  $A_{c3}$ ~1000℃之间,焊接时,母材金属被加热到  $A_{c3}$ 以上的部位,铁素体和珠光体全部转变为奥氏体,由于焊接时加热速度较快, $A_{c1}$ 、 $A_{c3}$ 及  $T_{KS}$ 都移向较高的温度,同时,在高温下停留时间短,所以即使温度接近 1100℃左右,奥氏体晶粒还未十分长大,故该区空冷后得到均匀细小的珠光体和铁素体组织。相当于热处理中的正火组织,故又称相变重结晶区。该区塑性和韧性都比较好,这是焊接接头中综合机械性能最好的区域。

### 4. 不完全重结晶区

焊接时,处于  $A_{c1}$ ~ $A_{c3}$ 温度范围内的热影响区,就属于不完全重结晶区。由于处于  $A_{c1}$ ~ $A_{c3}$ 范围内,所以加热前,钢中的珠光体和部分铁素体溶入奥氏体,但仍保留部分铁素体,冷却后转变为细晶粒的铁素体和珠光体,发生了重结晶过程,而另一部未经过重结晶,原来未能溶入奥氏体的铁素体不能得到细化,成为粗大的铁素体。所以,此区特点是晶粒大小极不均匀,组织不均匀,从而机械性能也不均匀一致。

上述四个区,是低碳钢、低合金钢焊接热影响区的主要组织特征。但是,在制造施工时,母材事先经受过冷加工变形或由于焊接应力而产生的应变,在  $A_{c1}$ 以下将发生再结晶过程和应变时效过程,有时在金相组织上也看不到明显的变化,然而,对于那些具有时效应变敏感性强的钢种,处于  $A_{c1}$ ~300℃左右的热影响区将发生脆化现象,表现出较强的缺口敏感性。

由上分析可知,焊接接头热影响区,对焊接质量有重大影响。所以,总希望尽量缩小热影响区,特别是尽量缩小过热区范围。热影响区的大小,受到焊接方法、焊接规范和母材金属性质等的影响。表 3-31 所示不同焊接方法对低碳钢热影响区大小的影响。其中,气焊和电渣焊的热影响区宽度最大,埋弧自动焊的较小,真空电子束焊的热影响区最小,故可以获得高质量的焊接接头。

表 3-31 不同焊接方法热影响区的平均尺寸

焊接方法	各区平均尺寸(mm)			总 宽(mm)
	过热区	相变重结晶区	不完全重晶区	
手工电弧焊	2.2~3.0	1.5~2.5	2.2~3.0	6.0~8.5
埋弧自动焊	0.8~1.2	0.8~1.7	0.7~1.0	2.3~4.0
电渣焊	18~20	5.0~7.0	2.0~3.0	25~30
氧乙炔气焊	21	4.0	2.0	27
真空电子束焊	—	—	—	0.05~0.75

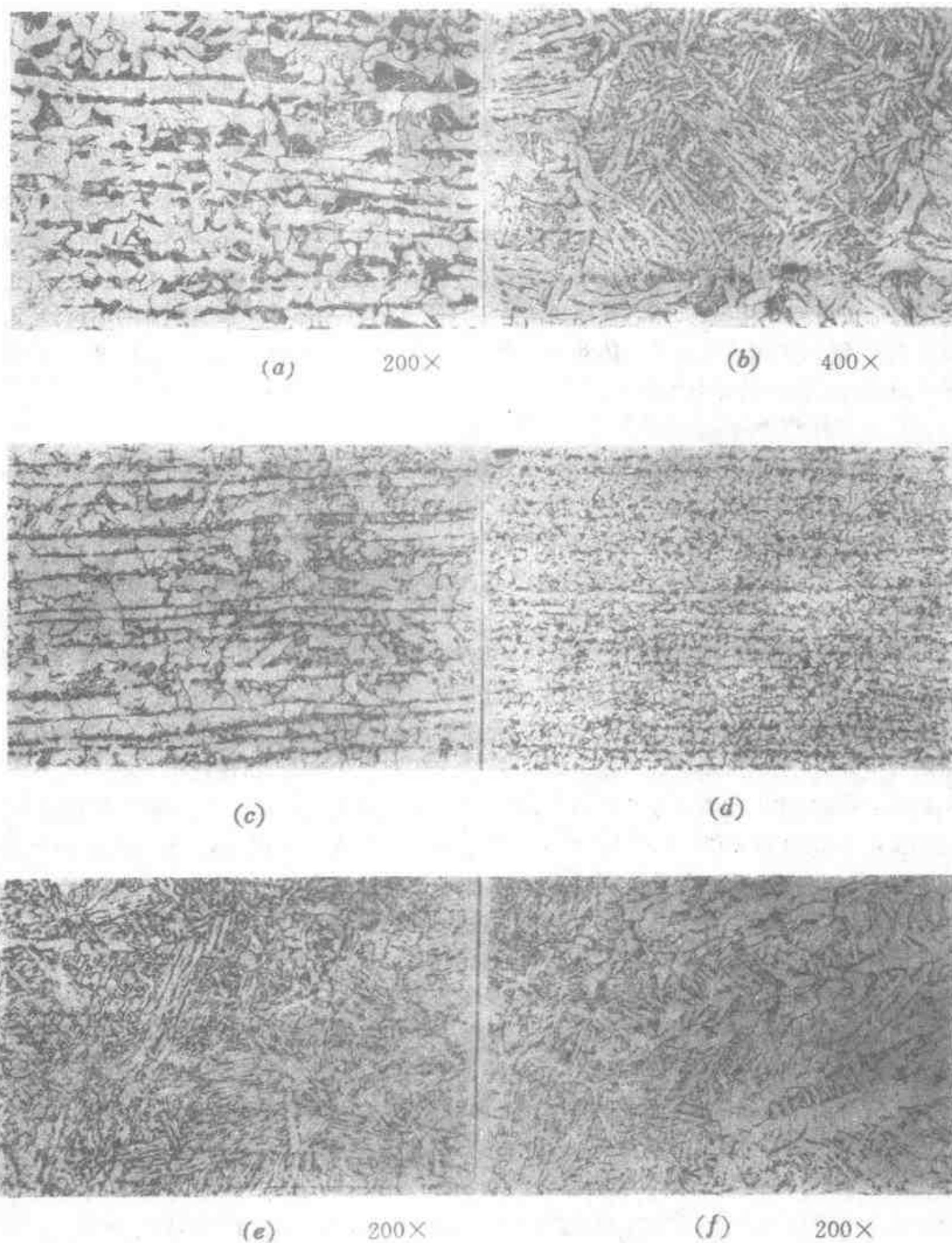


图 3-21 16Mn 钢埋弧自动焊热影响区各部位显微组织

(a)母材(热轧);(b)过热区(图 e 的放大);(c)不完全重结晶区;(d)正火区;(e)过热区;(f)熔合线附近。

16Mn 钢埋弧自动焊热影响区各部位组织特征,如图 3-21 所示。

对于低碳钢和一些淬硬倾向较小的钢种(如 16Mn、15MnV 等),除过热区外,其它各区的组织基本相同,主要是铁素体和珠光体,其次有少量贝氏体和马氏体。低碳钢的过热区主要是魏氏组织,而 16Mn 钢由于加入锰,使过热区出现少量的柱状贝氏体。

焊接淬硬倾向较大的钢种,包括中碳钢(如45号钢等),低碳调质高强钢(如18MnMoNb等)和中碳调质高强钢(如30CrMnSi等),由于这类钢一般含有较多的碳和合金元素,焊接时淬硬倾向较大,热影响区的组织变化特征与母材焊前的热处理状态有关。母材焊前是正火或退火状态,则焊后热影响区的组织分布,如图3-20所示。

### 1. 完全淬火区

焊接时,热影响区加热到 $A_3$ 以上的温度区为完全淬火区。由于这类钢的淬硬倾向较大,所以焊后将得到淬火组织马氏体。紧靠焊缝附近(相当于低碳钢的过热区),由于晶粒严重粗化的结果,更易于促使奥氏体增大稳定性,而导致形成粗大的马氏体,而相当于正火区的部位得到细晶马氏体,对性能影响并不严重。根据冷却速度和线能量的不同,还可能出现贝氏体,从而形成与马氏体共有的混合组织。这个区的组织特征是马氏体,仅是粗细不同,因此,统称为完全淬火区。

### 2. 不完全淬火区

在 $A_1 \sim A_3$ 温度之间的热影响区,在焊接快速加热条件下,铁素体很少溶入奥氏体,而珠光体,贝氏体,索氏体等转变为奥氏体。随后快冷,奥氏体转变为马氏体,原来未溶入奥氏体的铁素体保持不变,并有程度不同的长大,最后形成马氏体和铁素体的组织,故称不完全淬火区。含碳量和含合金元素量不高,或冷却速度较小时,也可能出现索氏体和珠光体。

若母材在焊前经过调质处理,那么焊接热影响区的组织,除上述的完全淬火区和不完全淬火区之外,还有回火区(低于 $A_1$ 以下的区域)。这一区域内的组织变化主要取决于焊前调质状态的回火温度。如调质钢焊前回火温度为 $T_r$ ,那么低于此温度的部位,其组织性能不发生变化,而热影响区高于此温度的部位,组织将发生变化,出现软化现象。

综上所述,在焊接热循环的作用下,基本金属的热影响区,经受了自发的热处理过程。这种过程,随着热影响区各不同的部位被加热的最高温度的不同,组织变化情况也有差别。钢材种类不同,焊前的热处理状态不同,组织变化的结果也不一样。

另外,金属在焊接热循环作用下,热影响区的组织分布是不均匀的。熔合区和过热区出现了严重的晶粒粗化,形成焊接接头的最薄弱的部位。对于含碳高、合金元素较多的淬硬倾向较大的钢种,还出现淬硬组织,因而易于产生裂纹。

在实际生产中,由于影响因素的错综复杂,根据母材和施焊条件,热影响区还可能出现一些复杂的转变。如钢中存在较多的严重偏析,尤其是碳和硫的偏析,会导致热影响区产生不应有的淬硬组织,甚至出现裂纹。又如对低碳钢,在不完全重结晶区也可能出现类似于高碳钢的转变,当快速加热到 $A_1 \sim A_3$ 之间,铁素体基本不发生转变,只有珠光体进行奥氏体化,而转变为含碳高的奥氏体(约0.8%C),当冷却速度很快时,由于来不及扩散而转变为高碳马氏体,而铁素体在快热快冷的过程中不发生变化,于是得到一种特殊的混合组织,马氏体—铁素体,还可能出现M—A组元。

总结以上,以低碳钢为例,焊接热影响区各区段的特征,如表3-32所示。



表 3-32 低碳钢热影响区的组织分布特征及性能

部 位	加热温度	组织特征及性能	备 注
焊 缝	>1500℃	铸造组织柱状树枝晶	
熔合区 过热区	1400~1250℃ 1250~1100℃	晶粒粗大,可能有魏氏组织,硬化后易产生裂纹 粗、细晶粒交替混合	
相变重晶区	1100~900℃	晶粒细化,机械性能良好	
不完全重结晶	900~730℃	粗大铁素体和细小珠光体,铁素体机械性能不均匀,急冷出马氏体	
时效脆化区	730~300℃	由于热应力及脆化物析出,经时效产生脆化,但观察不到组织变化	
母 材	300℃~室温	没有受到热影响的母材部分	

由于焊接热影响区的熔合区具有明显的化学物理不均匀性,从而导致组织不均匀性,脆断和裂纹都容易在此发生和发展,因此对熔合区的微观形态进行了研究,并对焊接影响的划分提出了新方案。如日本松田福久提出的划分方案,如图 3-22 所示。图中各区域的名称及定义,列于表 3-33。

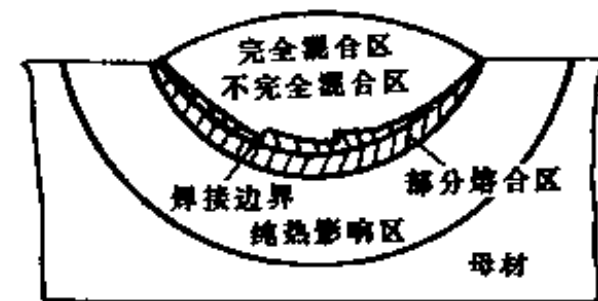


图 3-22 热影响区新的划分区

鉴于新划分区采用一般的腐蚀方法,不易观察到各区域的明显边界,故只能作为参考,目前尚未普遍应用于生产。

表 3-33 焊缝及热影响区新划分

部位名称	包括范围(定义)	现在的划分
完全混合区	填充金属与母材金属完全均匀混合形成化学成分均一的焊缝金属	} 焊缝金属
不完全混合区	焊缝金属的外侧部分,母材与填充金属不完全混合区域	
焊接边界	明显的熔化边界	} 熔合区
部分熔合区	焊缝金属的外侧母材部分,晶粒边界有不同程度的熔化	
纯热影响区	固相母材发生组织变化的区	} 热影响区

## (二)焊接热影响区的性能

根据以上分析,由于焊接条件的特殊性,使焊接热影响区组织的变化十分复杂,组织分布不均匀,这必然反应在性能上存在差异。根据焊接结构的具体应用条件,焊接热影响区性能主要是硬度分布、常温力学性能,高温或低温力学性能、脆化倾向,断裂韧性以及腐蚀性等。

由于焊接热影响区的范围很小,在一般试验条件下不可能按不同部位取出足够大的试样,故不能反映热影响区某个部位的实际性能,只能反映整个焊接热影响区的平均性能。若采用“焊接热模拟和应力应变模拟试验装置”,则能在一定尺寸的整体金属模拟到,与实际焊接过程相同的某部位的热循环,和应力应变循环,然后加工成所需的试样,进行各种性能的试验。

### 1. 焊接热影响区的硬度分布

由于热影响区呈现各种金相组织,与此相应焊接热影响区的硬度分布也是不均匀的。如图 3-23 所示非调质钢焊接热影响区的硬度分布,热影响区的硬度峰值落在熔合区附近,远离熔合区部位的硬度迅速降落。其硬度变化与其组织变化密切相关,图中各条硬度曲线相对应的焊接条件及组织和硬度,如表 3-34 所示。在熔合区附近的马氏体数量越多,硬度值越高,虽属同一组织,也有不同的硬度。如高碳马氏体的硬度可达 HV600,而低碳马氏体的硬度为 HV350 左右,两者在性能上也有较大差别,这主要决定于钢种的含碳量、合金元素的含量和冷却条件等。因此,常用硬度值来判断热影响区的性能,也可以间接预测热影响区的韧性、脆性和抗裂性等。

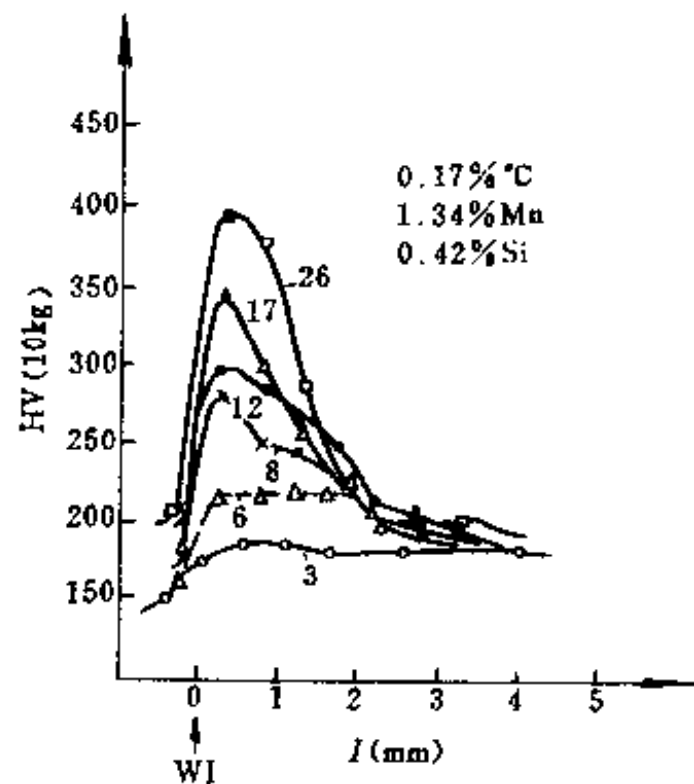


图 3-23 焊接热影响区的硬度分布

表 3-34 焊接条件及近缝区组织和硬度

试样号	试板尺寸(mm)			焊接规范			预热	后热	组织面积比率(%)				HV <sub>max</sub> (10kg)
	长	宽	厚	I (A)	U (V)	V cm/min			F	P	B	M	
3	120	150	7	180	28	14.5	465℃	石棉 保温	F+P=100		0	0	185
6	120	150	7	180	28	14.5	—	—	10	5	85	0	228
8	120	150	14.4	180	28	14.5	—	—	3	0	94	3	277
12	120	150	16	180	28	14.5	—	—	1	0	70	29	298
17	120	150	16	180	30	14.5	—	—	0	0	35	65	346
26	120	150	16	180	30	29.3	—	—	0	0	4	96	399

有关钢种化学成分与硬度关系,国内外都作了大量研究工作,并建立了经验公式。手弧焊时,一般低合金钢焊接热影响区最大硬度,与碳当量  $P_{cm}$  和 CE(IIW)的经验式为

$$H_{max} = 1274P_{cm} + 45$$

$$H_{max} = 559CE + 100$$

式中

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B$$

上式称为伊藤别所碳当量公式,适用于  $C \leq 0.18\%$  的低合金钢。

$$CE = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$$

称为 IIW 碳当量公式。 $P_{cm}$  和 CE 间的关系为

$$P_{cm} = \left( \frac{2C + CE}{3} \right) + 0.005$$

由上式可见,随钢碳当量的增加,硬度也随着增加,实际上也就是淬硬倾向增大。但热影响区的最高硬度,还不能完全反映钢种的焊接性,只能作为评价焊接性的参考。

冷却时间  $t_{8/5}$  与热影响区  $H_{max}$  的关系比较复杂,粗略估计可用下式:

$$H_{max}(HV_{10}) = 140 + 1089P_{cm} - 8.2t_{8/5} \pm 25$$

所以,减小碳当量并降低冷却速度,应有利于减小热影响区的硬度。

## 2. 焊接热影响区的机械性能

焊接热影响区的机械性能,可以从两个方面进行分析,一是研究分析热影响区不同部位(熔合区、过热区等)的机械性能;二是研究熔合区附近的机械性能,因为这部位是焊接接头的薄弱地带。

对淬硬倾向不大的热轧正火钢,热影响区不同部位的机械性能,采用焊接热模拟制备的试样,进行机械性能试验。试验结果表明,当峰值温度  $T_m$  超过  $A_1$  时,随  $T_m$  的增高,强度和硬度也增高,而延伸率和断面收缩率下降,在不完全重结晶区屈服强度  $\sigma_s$  下降,这是由于该区晶粒大小不均匀所致,当  $T_m$  值达  $1300^\circ\text{C}$  左右时,即在粗晶过热部位强度最高;当  $T_m$  超过  $1300^\circ\text{C}$  的部位,由于过热粗晶过于粗大,晶界疏松,故塑性、强度都降低。

焊接热影响区过热组织的机械性能,除与化学成分和加热的峰值温度有关外,还与冷却速度有关。模拟冷却速度对低碳钢和 16Mn 钢过热区机械性能的影响,将随冷却速度的增大,硬度和强度提高,而延伸率和断面收缩率下降,尤其是 16Mn 钢的塑性有明显地下降,这说明 16Mn 钢是有一定淬硬倾向的钢种。为了减小冷却速度的影响,焊接 16Mn 钢时,应采用适合的预热措施。

## 3. 焊接热影响区的韧性

焊接热影响区的韧性,受很多因素的影响。如热影响区组织性能不均匀,焊件存在残余应力和拘束应力,以及焊接缺陷等引起的应力集中。从冶金方面分析,影响低合金高强度钢焊接热影响区韧性的因素有:

### (1) 母材的原始状态

母材的合金强化方式和基体状态,组织的组成等,对热影响区韧性有较大影响。例如,结构钢采用微量多种合金元素强化钢材,即在钢中添加 Ti、Nb、V、Al 等微量元素,生成碳、氮化物弥散强化和细化晶粒,使钢材强度提高,同时也增加了韧性。

组织的组成对钢的韧性的影响,主要受其晶粒度及碳化物尺寸形态的制约。当组织为铁素体和珠光体时,珠光体量较多,钢的脆性转变温度( $VTrs$ )升高,其原因是有效晶粒尺寸较大,珠光体中的碳化物成层状,而且也较粗大,使韧性有所影响。在不同的相变温度形成的贝氏体对脆性转变温度有不同的影响,并且与原奥氏体晶粒有关。在高温形成的上贝氏体,有效晶粒尺寸较大,所以上贝氏体的韧性较差,在较低温度形成的下贝氏体,其有效晶粒尺寸较小,所以下贝氏体的韧性较好。如为马氏体组织,其韧性高低与含碳量有关。高碳马氏体的韧性最差,低碳马氏体对韧性的有害作用较小。但由于低碳马氏体呈板条状,十个以上的相邻条状晶几乎是同一位向,即有效晶粒尺寸比下贝氏体大一些,所以在奥氏体晶粒度相同的条件下,低碳马氏体韧性不如下贝氏体。另外,有M—A组出现, $VTrs$ 显著升高。

#### (2) 焊接线能量对韧性的影响

对不同强度级别(HT50~HT100)钢种,改变线能量时,线能量增大使晶粒粗化,对韧性不利,提高 $VTrs$ 易促使形成上贝氏体,甚至形成M—A组元等都有害于韧性。强度级别越高的低合金钢,线能量的变化对 $VTrs$ 的变化更明显,而低碳的HT60钢,对线能量的变化不敏感。这是因为不易形成M—A组元和晶粒不易粗化所致。对低合金高强钢,在较大线能量时,常可以在粗晶区看到M—A组元。当线能量过小时,将出现马氏体组织,低碳马氏体可以认为对韧性无明显的影响,但高碳马氏体可使脆性转变温度明显升高,所以只有线能量适当小时,可获得最好的韧性效果,这时的脆性转变温度最低。

为了确定最佳的线能量,可以通过试验获得,也可以利用CCT图,根据要求的组织确定适宜的冷却时间或冷却速度,然后估算线能量。

#### (3) 析出相的尺寸和形态

若析出相能防止奥氏体晶粒粗化,经 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变后,可得到细晶粒的铁素体,从而有利于改善韧性,如微细的TiN、AlN、Nb(C,N)的作用。反之,若以粗大块状形式析出时,如AlN沿晶界析出,Ti(C,N)在晶内析出,都会促使脆化,降低韧性。

#### (4) 夹杂物及晶界偏析

非金属夹杂物的存在对焊接热影响区的韧性影响较大。钢中的硫化物、磷化物及硅酸盐夹杂,都能导致脆性转变温度增高。钢中常见夹杂物有MnS,由于热轧而伸长变形,致使在韧性上表现出各向异性,有时在热影响区还会增大液化裂纹的倾向。伸长的硫化物与主应力方向垂直时,最有害于韧性。

晶界偏析严重时,韧性也随着下降,P、S、Sb、O、Sn等杂质在晶界的偏析,最有害于韧性。

#### 4. 焊接热影响区的脆化

焊接热影响区的性能变化,最关注的是脆化问题。脆化有多种类型,如粗晶脆化、析出相脆化、M—A组元脆化、热应变脆化、氢脆化以及石墨脆化等。

利用脆性转变温度 $VTrs$ 作为判据,试验表明碳锰钢热影响区的不同部位的 $VTrs$ 不同,从焊缝沿热影响区,脆化转变温度有两个峰值,即过热粗晶区和 $AC_1$ 以下的时效脆化区(约400~600℃)。而在900℃附近的细晶区的 $VTrs$ 最低,表明这部位的韧性高,具有较强的抗脆化能力。

#### 粗晶脆化:

对于淬硬倾向较小的钢,粗晶脆化主要是由于晶粒长大,乃至形成粗大的魏氏组织造成的。对于淬硬倾向较大的钢,粗晶脆化则主要是产生脆硬的马氏体所致。脆化严重的程度,与粗晶区的马氏体类型有关。低碳马氏体对粗晶区韧性的影响不大,而含碳量高的马氏体,由于热影响区出现高碳马氏体,致使脆化严重。因此,钢种的化学成分和焊后粗晶区的金相组织是影响粗晶脆化的主要原因。采用焊接热模拟试件,加热 1300℃,进行却贝冲击试验,得出脆性转变温度  $VT_{r15}$  与钢中成分和组织关系的经验公式:

$$VT_{r15}(\text{℃}) = 400C_{eq} - \frac{4}{5}(M + \frac{1}{2}B) - 50$$

式中  $VT_{r15}$ ——15ft—1b 冲击功时的脆性转变温度(℃);

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{40} + \frac{Ni}{25} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{8};$$

$M$ ——马氏体数量(%);

$B$ ——贝氏体数量(%).

上式只适用于低碳低合金钢。如果出现高碳马氏体和上贝氏体,则上式不适用。

**M—A 组元脆化:**

低合金高强度钢焊接时,除在焊缝有可能形成 M—A 组元,在焊接热影响区,也可能形成 M—A 组元。某些低合金钢的焊接热影响区处于形成上贝氏体的冷却速度下连续冷却时,在粗大铁素体间由于碳的浓化,有可能出现未转变的高碳奥氏体,然后这种高碳奥氏体又可转变为高碳马氏体 M 和残余奥氏体 A 的混合物,这种高碳岛状的组元常称为 M—A 组元。

M—A 组元的形成,首先取决于奥氏体的合金化程度。奥氏体合金化程度较小时,奥氏体的稳定性也较小,因而易于分解为铁素体和珠光体;合金化程度较高时,奥氏体稳定性好,因而不易分解而可以形成 M—A 组元。其次, M—A 组元只在中间的冷却速度范围内最易形成。当冷却速度大时,将主要形成马氏体和下贝氏体,而冷却速度小时, M—A 组元将分解形成上贝氏体。随 M—A 组元数量的增多,脆性转变温度将明显升高,因此,在热影响区出现 M—A 组元,将导致脆化。

**热应变时效脆化:**

在焊接热循环作用下,焊接接头的局部部位,由于热应力而产生塑性应变,对焊接接头的力学性能有显著的作用。单层热循环对钢的塑性应变约 1%,但在多层焊时,特别是有缺口存在时,这种塑性应变更严重,它对强度、塑性和韧性都有不利的影响。特别在冷却过程中,在 400~200℃ 附近的蓝脆温度区所产生的塑性应变会产生明显的脆化作用,即热应变时效脆化(HSE)。焊接结构在制造过程中,要进行各种加工,如下料、剪切、冷弯等,同样会导致塑性应变,若与热循环的作用(600℃~200℃)叠加在一起,也会产生热应变时效脆化。

焊接热影响区产生的热应变时效脆化,可分为两类:

(1)静态应变时效脆化

在室温或低温下受到预应变后产生的时效现象,称为静态应变时效。它的一般特征是强度、硬度提高,而塑性、韧性下降。静态应变时效脆化的程度,取决于钢材在焊前所受到预应变量,如轧制、弯曲、冲孔、剪切、滚圆等冷作工序有关。

(2)动态应变时效脆化

高温下的预应变,尤其在 200~400℃ 温度范围的预应变所产生的时效现象,称为动态应变时效。它比室温时预应变的脆化效应还严重。焊接热影响区的热应变脆化,主要由动态应变时效所引起的。通常所说的蓝脆性,就属于动态应变时效现象。

热应变时效脆化现象,在焊接接头熔合区及加热温度低于  $A_{r1}$  的亚热影响区,均有发现。低碳钢和碳锰低合金钢的亚热影响区,容易出现这种脆化现象,而在金相组织上看不出明显地变化。焊接结构常采用多层焊,最容易在熔合区产生缺口效应,致使在熔合区更容易出现热应变时效脆化。

为了对钢种的热应变时效脆化敏感性进行试验,焊接接头开缺口位置有两种情况:一是缺口尖端位于亚热影响区;二是缺口尖端位于先已焊完的横焊缝熔合线。其中,分为焊前开缺口(BWN)和焊后开缺口(AWN)。试验结果表明,亚热影响区以焊前开缺口(BWN)的热应变时效脆化最为严重,其次是 AWN。当缺口开在已焊完横焊缝的熔合区时,则比缺口位于亚热影响区时的更为严重。

另外,合金化程度高的钢,特别是含有能固定氮的元素(如 Cr、V、Mo、Al 等)的钢,热应变时效脆化程度较低。

实际上,焊接接头的热应变时效脆化是静态和动态应变时效的综合作用的结果。

关于热影响区的氢脆化,已在焊接冷裂纹的叙述中进行了分析。

#### 5. 焊接热影响区的软化

经过调质处理的高强钢和具有热处理强化的合金经焊接后,在焊接热影响区产生程度不同的强化效果损失现象,称为软化或失强。这样会严重影响接头性能和承载能力,因此,为了保证焊接质量,对产生软化的焊件需要进行强化处理,才能满足使用要求。

调质钢热影响区的软化:焊接调质钢产生的热影响区软化程度,与母材焊前的热处理状态有关。如图 3-24 所示,母材焊前强化程度越大,即焊前母材调质时的回火温度越低,则焊后的软化程度越大,或者说失强率越大。实验表明,不同焊接方法和不同焊接线能量时,软化最显著的部位均在  $A_{c1}$ ~ $A_{c3}$  之间,其软化现象与在  $A_{c3}$  以下不完全淬火过程有关。在不完全淬火区未完成奥氏体化过程,铁素体和碳化物未能充分溶解,奥氏体成分显著低于平衡浓度,冷却时,这种未饱和的奥氏体发生分解,造成这个区的强度和硬度都较低。

通常情况下,软化或失强最大的部位,其峰值加热温度在  $A_{c1}$  附近。

焊接方法和焊接线能量的影响,主要表现在软化区宽度的大小。焊接线能量越大,软化区宽度也越大,而且接头强度随之有所降低,如图 3-25 所示。因此,焊接调质钢时,特别是薄板焊接,采用大线能量或预热温度过高是不适宜的。软化区很窄,并处在强硬体之间,所以软化层的塑性变形受到相邻强硬部分的拘束,受力时将产生应变强化效果。

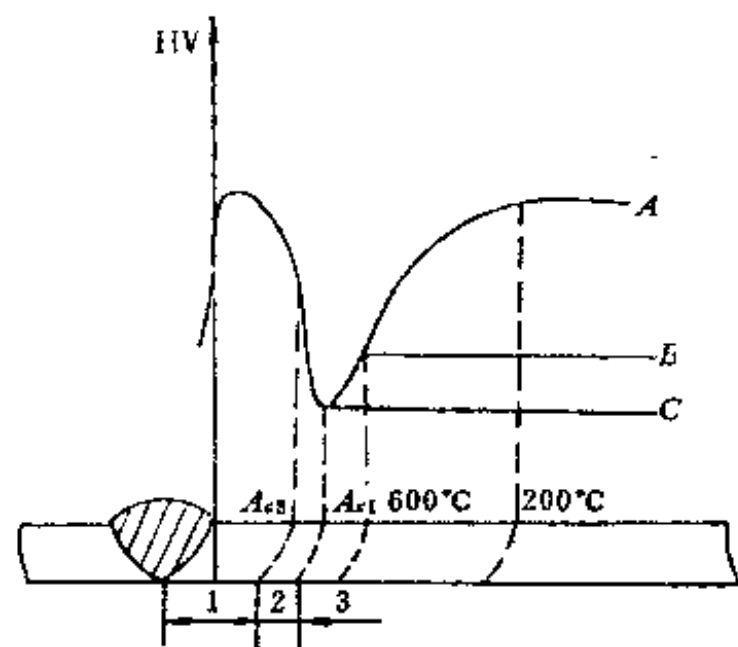


图 3-24 调质钢焊接热影响区硬度分布

A—焊前淬火,低温回火;B—焊前淬火,

高温回火;C—焊前退火;

1—淬火区;2—部分淬火区;3—回火区。

热处理强化合金焊接热影响区的软化:对热处理强化合金如硬铝、超硬铝等,其焊接接头在温度和时间作用下,发生强化效果下降的现象,即过时效软化。焊接硬铝等强化合金,在热影响区发生软化,就是由于过时效所引起的。其软化程度,决定于合金强化相的性质及焊接热循环特性。强化相对于时效反应越敏感,越易于沉淀和聚合长大,即越易于发生过时效。加热温度高和热作用时间长,有利于析出相的聚集长大,因而过时效软化就越严重。

焊接 LD<sub>2</sub>(Al-Cu-Mg-Si)铝合金时,热影响区有明显的软化现象,如图 3-26 所示。

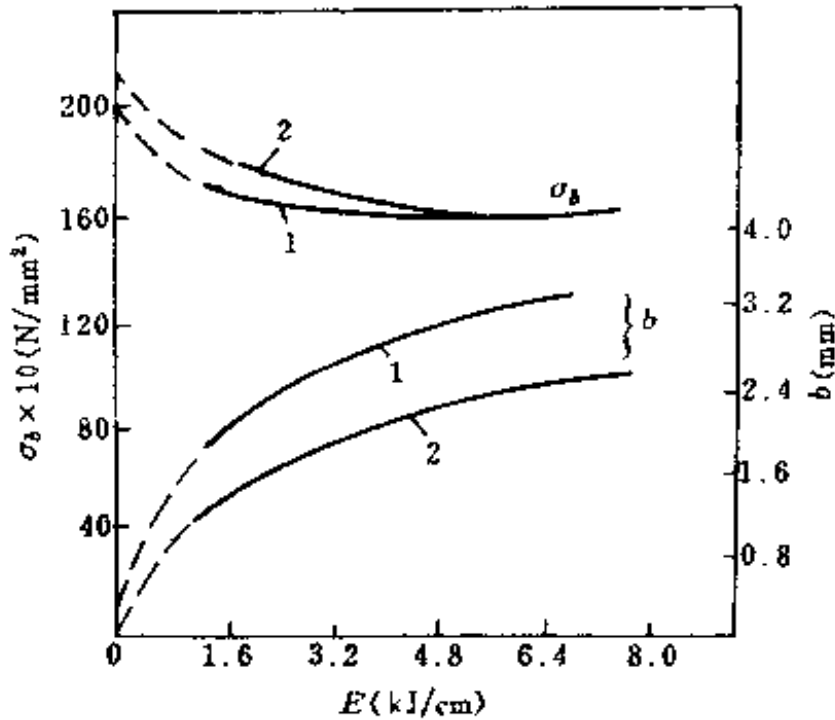


图 3-25 焊接方法和线能量对软化区宽度  $b$  和接头强度的影响  
1—TIG 焊, 2—电子束(EB)。

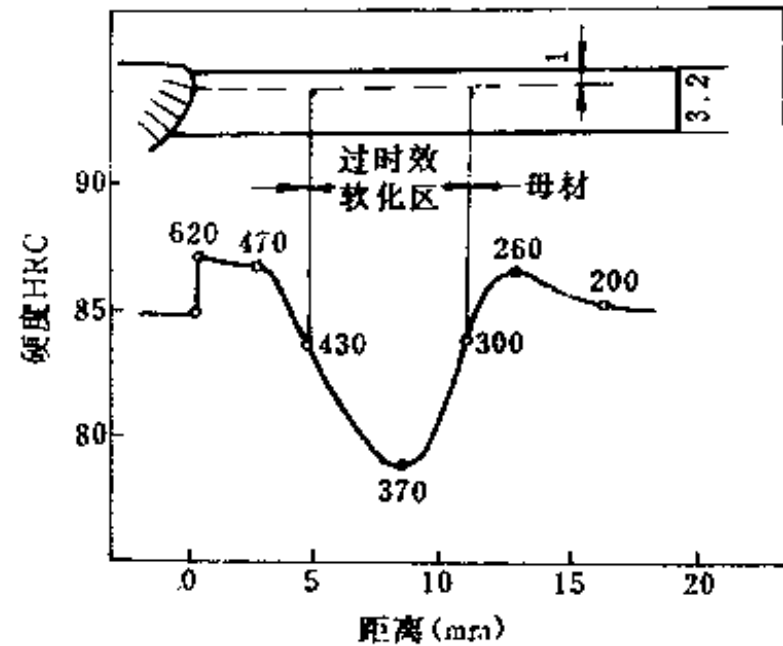


图 3-26 LD<sub>2</sub> 铝合金热影响区的软化现象

焊接工艺条件,对过时效软化有一定的影响,减小焊接线能量或增加焊道数,可减轻过时效软化程度,而且软化区宽度也有所减小。多道焊时层间温度控制在 70℃,有利于减少强化相的析出聚集,可以降低强化合金焊接热影响区的软化倾向。

### 第三节 焊接应力与变形对焊接质量的影响

由于焊接过程是局部加热的过程,因此在焊接构件内总是存在不同程度的应力与变形。内应力的存在,则促使焊接接头产生裂纹等缺陷,严重的焊接变形导致工件的外形或尺寸不符合技术要求,甚至影响承载能力或部件的装配。对某些热影响区形成脆性组织的金属焊接,如铸铁、含碳或合金元素较多的钢种,在焊接时会产生严重的焊接缺陷。因此,焊接应力与变形,将直接影响焊接质量,必须掌握它发生和发展的规律,控制和减少它的不利影响,以确保焊接质量。

#### 一、焊接应力与变形

##### (一)内应力概念

内应力是在没有外力的条件下,平衡于物体内部的应力。在许多工程中都存在内应力,如焊接结构,铸造结构等。

根据内应力的发生和相互平衡所在的范围大小,可分成三类。

第一类内应力:它在较大的范围内平衡,平衡范围大小可与物体尺寸来比量,因此亦称为宏观内应力。

第二类内应力:它在较小的范围内平衡,这个范围大小可与晶粒尺寸来比量,故亦称为微观内应力。

第三类内应力:它的平衡范围更小,平衡范围大小可与晶格尺寸来比量,故亦称为超微观内应力。一般较多研究第一类内应力。

根据引起应力的基本原因,内应力可分为温度应力和残余应力。

温度应力:它是由于焊接时焊件受热不均匀所引起的,故亦称也热应力。如果温度应力不高(低于材料的屈服极限),在焊件里不产生塑性变形。当焊件的温度均匀化以后,热应力也随着消失。在各种温度不均匀的工程结构中,热应力较为广泛地出现,如热交换器,化工反应容器等。

残余应力:若不均匀温度场所造成的内应力达到材料的屈服极限,致使局部区域产生塑性变形,当温度恢复到原始的均匀状态后,产生新的内应力。因为这种内应力是温度均匀后残存在物体内的,所以称为残余应力。

金属相变时,其比容也发生变化,即尺寸有所变化。当温度升高时,金属发生相变,由于相变所产生的体积变化将导致新的内应力。当温度恢复到原始状态后,若相变的产物保留下来就产生相变应力,它也是残余应力的一种。

## (二)焊接时的内应力及变形

### 1. 均匀加热受到约束时的应力和变形

为了便于了解焊接时内应力与变形的形成,首先对杆件在均匀加热时产生的应力与变形加以讨论。均匀加热是指杆件整体的均匀加热。

当金属杆件的温度有了改变或发生了相变,它的尺寸和形变就要发生变化。若这种变化不受到外界条件的任何约束而自由地进行,这种变形称自由变形。如图 3-27 中的金属杆为例,自由变形量为

$$\Delta L_T = \alpha \cdot L_0 (T_1 - T_0)$$

自由变形率,即单位长度上的自由变形量用  $\epsilon_T$  表示。

$$\epsilon_T = \frac{\Delta L_T}{L_0} = \alpha (T_1 - T_0)$$

式中  $\Delta L_T$  —— 当温度由  $T_0$  升到  $T_1$  时的自由变形量;

$L_0$  —— 金属杆的原始长度;

$\alpha$  —— 金属的热膨胀系数;

$T_1$  —— 加热温度;

$T_0$  —— 原始温度。

当金属杆件在温度变化过程中受到约束,使它不能完全自由地变形,只能部分地呈现出来,能够表现出来的这部分变形称为外观变形,而未表现出来的那部分变形称为内部变形或应变。外观变形率为

$$\epsilon_e = \frac{\Delta L_e}{L_0}$$

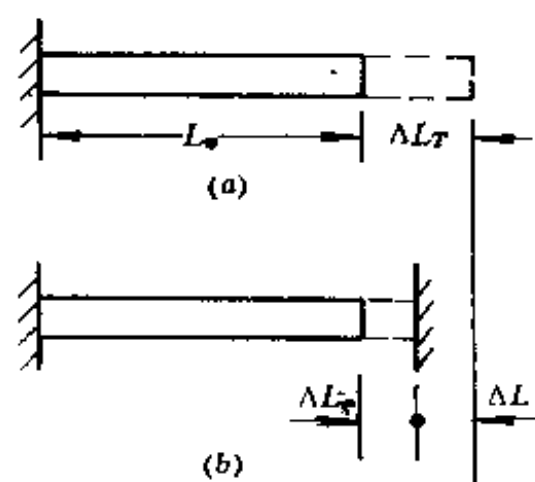


图 3-27 金属杆的变形  
(a)自由变形量;(b)外观变形量。



式中  $\Delta L_e$ ——外观变形量。

内部变形的数值,是自由变形和外观变形之差,因为受压所以为负值,可用下式表示:

$$\Delta L = -(\Delta L_f - \Delta L_e) = \Delta L_e - \Delta L_f$$

则内部变形率为

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0}$$

总结以上,若金属杆件在加热过程中受到约束,其长度不能自由增长,则在杆件中产生内部变形,当内部变形率的绝对值小于金属屈服时的变形率,即  $|\epsilon_1| < |\epsilon_s|$ ,这意味着杆件中受到小于  $\sigma_s$  的应力。当杆件温度从  $T_1$  恢复到  $T_0$  时,若杆件能自由收缩,则杆件将恢复到原来长度  $L_0$ ,杆件中也不存在应力。如若杆件升温较高,升到  $T_2 (T_2 > T_1)$ ,使杆件中的内部变形率大于金属屈服时的变形率,即  $|\epsilon_2| > |\epsilon_s|$ ,此时,杆件中不但产生达到屈服极限的应力,而且还产生压缩塑性变形,其值为  $\epsilon_p = \epsilon_2 - \epsilon_s$ 。当杆件温度由  $T_2$  恢复到  $T_0$  的过程中,若杆件能自由收缩,最后杆件比原来长度缩短  $\Delta L_p$ ,杆件中也不存在内应力。

## 2. 对称不均匀温度场的应力和变形

分析一下当板材的宽度比长度小得多时,可以将板材假设为梁,根据材料力学中的平面假设原理,即当梁受纵向力或弯矩作用而变形时,在梁中的平截面始终保持着平面。

在长板条中心沿长度上用电阻丝间接加热,则在板条横截面上呈现出中间高而两边低的不均匀温度场,并认为沿板条长度方向温度分布均匀。从板条中取出单位长度的一小段,对板条的变形和应力进行分析。

设板条是由许多互不相连的小条所构成,所以每个小条都可以各自根据各自被加热的温度自由变形,则单位长度板条端呈图 3-28(a)所示的曲面  $\epsilon_T = \alpha T$ 。然而,板条的小条之间是相互约束的整体,板材截面不被弯曲而保持平面,故端而只产生平移,移动距离为  $\epsilon_0$ 。如图 3-28(b)所示,曲线  $\epsilon_T$  与  $\epsilon_0$  之间的差距为应变。平行线以上产生压应力,平行线以下产生拉应力,即此时板条中间受压而两侧受拉。这三个区域的应力相平衡,即平行线以上的面积和平行线以下的面积相等。

根据上述,板条上的不均匀温度场,使板条产生内应力和变形。若上述温度场在板条中所引起的内应力  $\sigma$  小于金属的屈服极限  $\sigma_s$ ,当电源断开,板条逐渐冷却恢复到原来的温度时,则板条亦将恢复到原来长度,应力和变形都消失。若上述不均匀的温度场,使板条中心部分受热较高,则在板条中心区产生较大的内部变形,使中心区的内部变形率  $\epsilon$  大于金属屈服限时变形率  $\epsilon_s$ ,由图 3-28(c)看出,在板条中心区产生塑性变形。当板条逐渐冷却恢复到

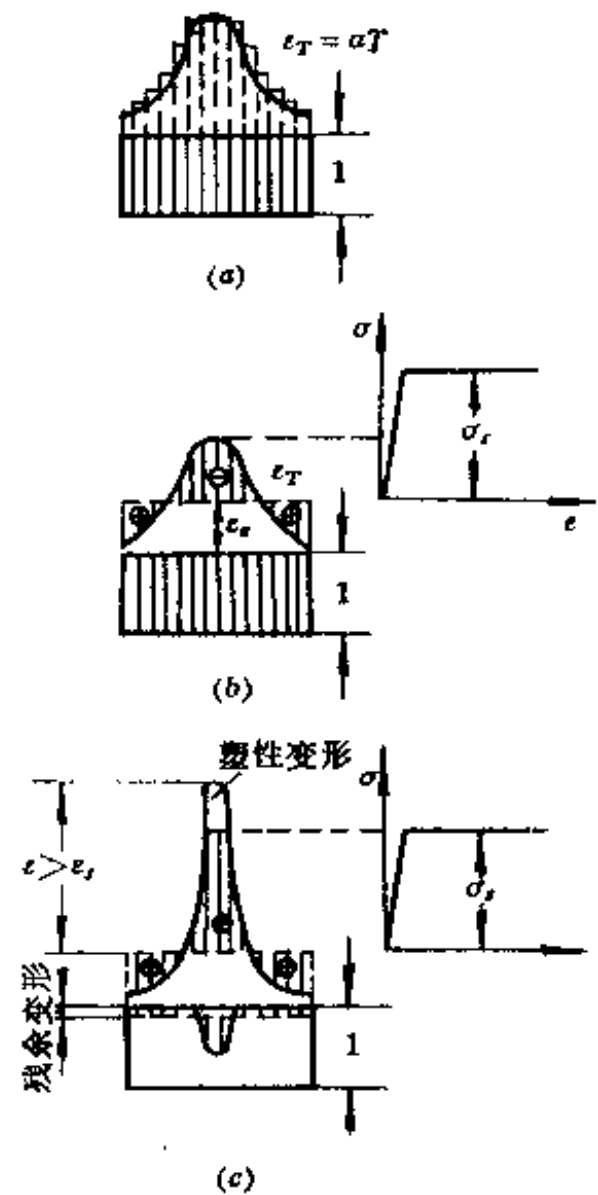


图 3-28 加热板条中心的应力与变形  
(a)单位长度上的自由变形量;  
(b)应力平衡;(c)残余变形。

到

原来的温度时,应力和应变则不能消失。若允许其自由收缩,板条中心区的长度将比原来短,其缩短量等于温度场存在时所产生的压缩塑性变形量,此时板条端面就形成中心凹的曲面。然而,板条是个整体,中心区的收缩受到两侧的阻碍,截面不弯曲,保持为平面,故出现了新的变形和应力,板条中心附近受拉,两侧受压,这个新的平衡应力系统就是残余应力。而板条端面的位移,就是残余变形。

总结以上分析,概括如下:在板条中心对称加热时,板条中心产生温度应力,中心受压,两侧受拉,同时板条端面向外平移,即伸长,若此时不产生塑性变形,即 $|\epsilon| < |\epsilon_s|$ ,当板条温度恢复到原来温度后,内应力消失,板条端面亦恢复到原来位置。若此时产生塑性变形,即 $|\epsilon| > |\epsilon_s|$ ,当温度恢复到原来温度时,则出现由于不均匀塑性变形所导致的残余应力,其符号与温度应力相反,同时板条端面向内平移,即缩短,该变形为残余变形。

### 3. 非对称不均匀温度场时的应力和变形

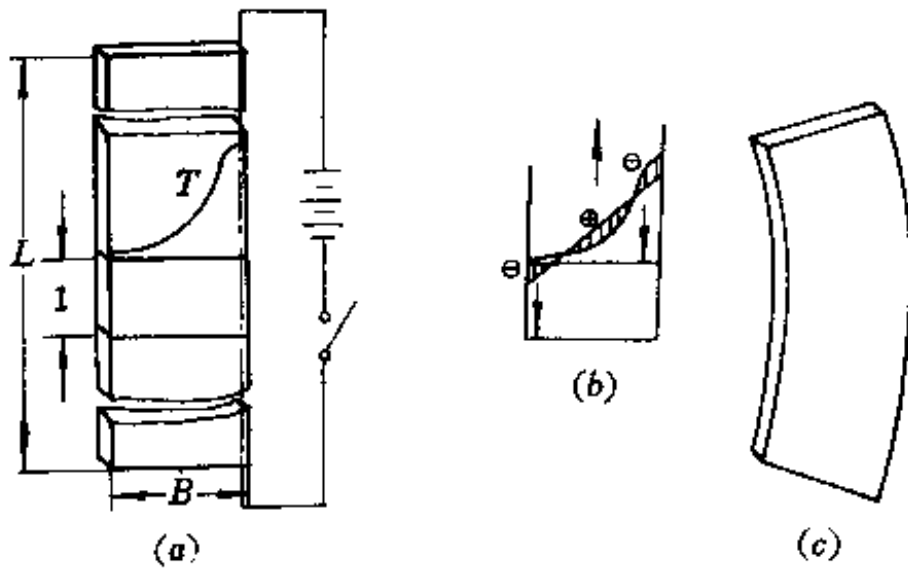


图 3-29 板条一侧加热的应力和变形

(a)板条一侧加热;(b)三个正负相间的应力区;(c)板条弯曲变形。

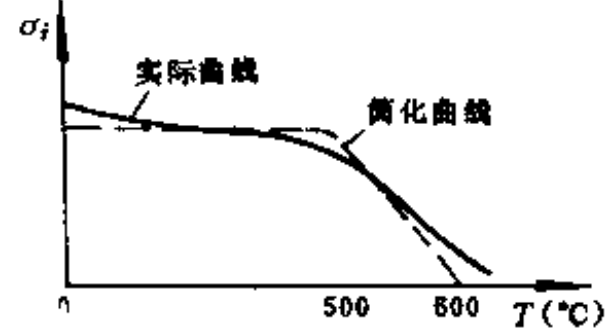


图 3-30 低碳钢的屈服  
极限与温度关系

在长板条一侧用电阻丝间接加热,则在板条中产生对断面中心不对称的不均匀温度场,因而将使板条产生变形和应力。它们也符合内应力平衡和平面假设原理,板条端面也有位移。这时形成了三个正负相间的应力区,如图 3-29(b)所示,只有在这种情况下内应力才可能平衡。这时,板条的外观变形不仅有端面平移,还有角位移,于是沿板条长度上就产生了弯曲变形,如图 3-29(c)。

若加热时,板条中的内部变形率小于金属屈服限时的变形率 $\epsilon_s$ ,则冷却时,板条温度恢复到原来温度时,板条中不存在残余应力,也不出现残余变形。若加热时,板条中的内部变形率 $\epsilon$ 大于金属屈服限时的变形率 $\epsilon_s$ ,则致使板条将出现压缩塑性变形。冷却时板条温度恢复到原来的温度,其中将出现残余应力,板条也产生残余弯曲变形和收缩变形,但方向与加热时相反。

### 4. 焊接时的内应力和变形

焊接过程是非常复杂的,但焊接应力和变形产生的基本原因,和上述不均匀温度场引起的应力和变形是相似的,但是,焊接应力和变形的产生过程更为复杂。这是由于焊接时温度变化范围较大,在焊缝上最高温度可达到材料的沸点,而焊缝周围的温度逐渐降低至室温。在高温下金属性能发生变化,以低碳钢为例,它的屈服极限 $\sigma_s$ 随温度而变化,如图 3-30 所示。由图 3-30 可见,在 $0 \sim 500^\circ\text{C}$ 时, $\sigma_s$ 基本上是常数;在 $500^\circ\text{C}$ 以上时, $\sigma_s$ 陡降;当

温度升至  $600^{\circ}\text{C}$  时,  $\sigma_s$  趋近于零。这意味着金属在  $600^{\circ}\text{C}$  以上时, 处于完全塑性状态, 在较小的外力作用下便可产生塑性变形。显然, 这会影响焊接过程的应力分布, 使问题复杂化。

为了分析焊接残余应力和变形, 取金属处于塑性状态的区域最宽的横截面, 对低碳钢, 即在  $600^{\circ}\text{C}$  等温线最宽处的横截面作为起点, 求得各区域的压缩塑性变形, 最后求出焊件冷却后的残余应力和残余变形。

在低碳钢长形板条上焊接一条纵向焊缝, 横截面上应力的变化, 见图 3-31 所示。图

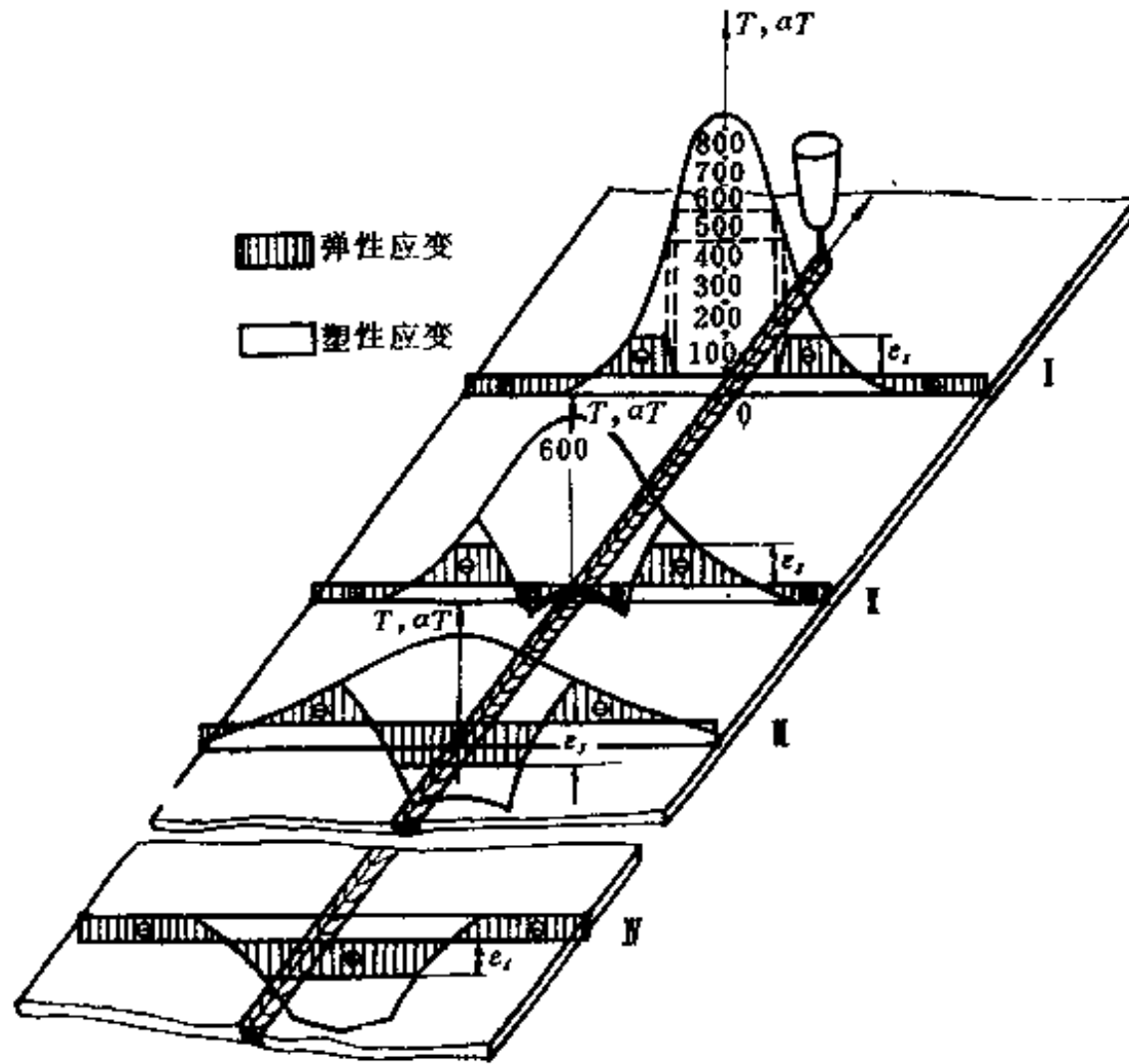


图 3-31 纵向焊缝横截面上的应力变化

3-31 中 I 截面取于塑性温度区最宽处。该截面距热源最近, 从图中 I 截面可见, 在  $600^{\circ}\text{C}$  以上的区域内应力为零, 全部为压缩塑性应变, 在  $600^{\circ}\text{C}$  以下逐渐出现弹性应变, 压应力逐渐增至  $\sigma_s$ , 在温度较低的区域为弹性应变。当温度分布变化到 II 截面时, 高温区温度下降, 这部分材料的收缩由于受到周围的约束, 故不能自由进行变形。即相当于受到拉伸, 使原来的压缩塑性应变有所减少, 并出现了拉伸弹性应变和应力。因为最高温度仍为  $600^{\circ}\text{C}$ , 故焊缝中心拉伸应力为零, 焊缝附近的应力也较低。两侧压应力区中压应力数值较高, 局部又出现新的塑性压缩, 塑性变形区有所扩大。III 截面高温区的温度更降低。拉应力达到  $\sigma_s$ , 原来的压缩塑性应度量进一步减少。IV 截面距离热源较远, IV 截面温度已降至原来温度, 内应力分布和 III 截面相仿。在以上应力和变形分析中, 没有考虑相变时体积变化对焊接应力和变形的影响。这是由于低碳钢的相变温度高于  $600^{\circ}\text{C}$ , 在相变时金属处于塑性状态, 这部分金属不参与内应力的平衡, 故对以后的应力和变形不产生影响。对相变温度低于塑性温度的材料, 它对残余应力和变形的影响不能忽视。应注意在分析焊接应力和变形时, 虽然可以不考虑塑性温度以上的变形发展过程, 但并不能认为在塑性温度以上的变化

不重要。由于焊接温度场的不均匀性所产生的瞬时应力,使金属经受热塑性应变。下面,就近缝区的两种情况加以分析。第一种情况,离焊缝稍远处最高温度低于材料的相变温度,如图 3-32(a)所示。第二种情况,最高温度高于相变温度,如图 3-32(b)所示。由图 3-32(a)可知,在  $0-t_1$  自由变形  $\epsilon_T$  大于外观变形  $\epsilon_e$ ,金属在该阶段受压,压应力不断升高。在  $t_1$  时到达  $\sigma_s$ ,出现压缩塑性变形。到  $t_2$  时金属到达塑性温度  $T_p$ , $\sigma=0$ 。到  $t_3$  时,内部变形达到最大值, $t_3$  时压缩塑性变形量达到最大值,即开始出现拉伸塑性变形,将自由变形曲线向下平移与外观变形曲线相交。到  $t_4$  时,金属开始恢复弹性,随着温度的下降,拉应力逐渐增大。到  $t_5$  时,拉应力达到  $\sigma_s$ ,保持  $\sigma_s$  不变,然而拉伸塑性变形继续增大,直至温度场达到原始均匀状态。由图 3-32(b)可知, $0-t_1-t_2$  与图 3-32(a)情况相同。到  $t_3$  时温度达到  $A_{c1}$  开始相变,比容缩小,塑性变形方向逆转。分析塑性变形量时,可将自由变形曲线向下平移与外观变形曲线相交。随相变的进行,拉伸塑性变形增大。到  $t_4$  时温度升到  $A_{r3}$ ,相变结束,拉伸塑性变形开始减少,塑性变形方向逆转,出现压缩。到  $t_5$  时压缩塑性变形量又开始减少,并转为拉伸。到  $t_6$  时温度达  $A_{r1}$ ,开始相变并使比容增大,塑性变形方向转为压缩。到  $t_7$  时温度达  $A_{c1}$ ,相变结束,又出现拉伸塑性变形。 $t_8$  时金属开始恢复弹性。根据以上分析看出,对近缝区来说,加热时为压缩;冷却时则为拉伸。相变时,出现应变和应力方向的反复。而对于焊缝金属,并不存在加热阶段。在冷却过程中除相变时,都受到拉伸。

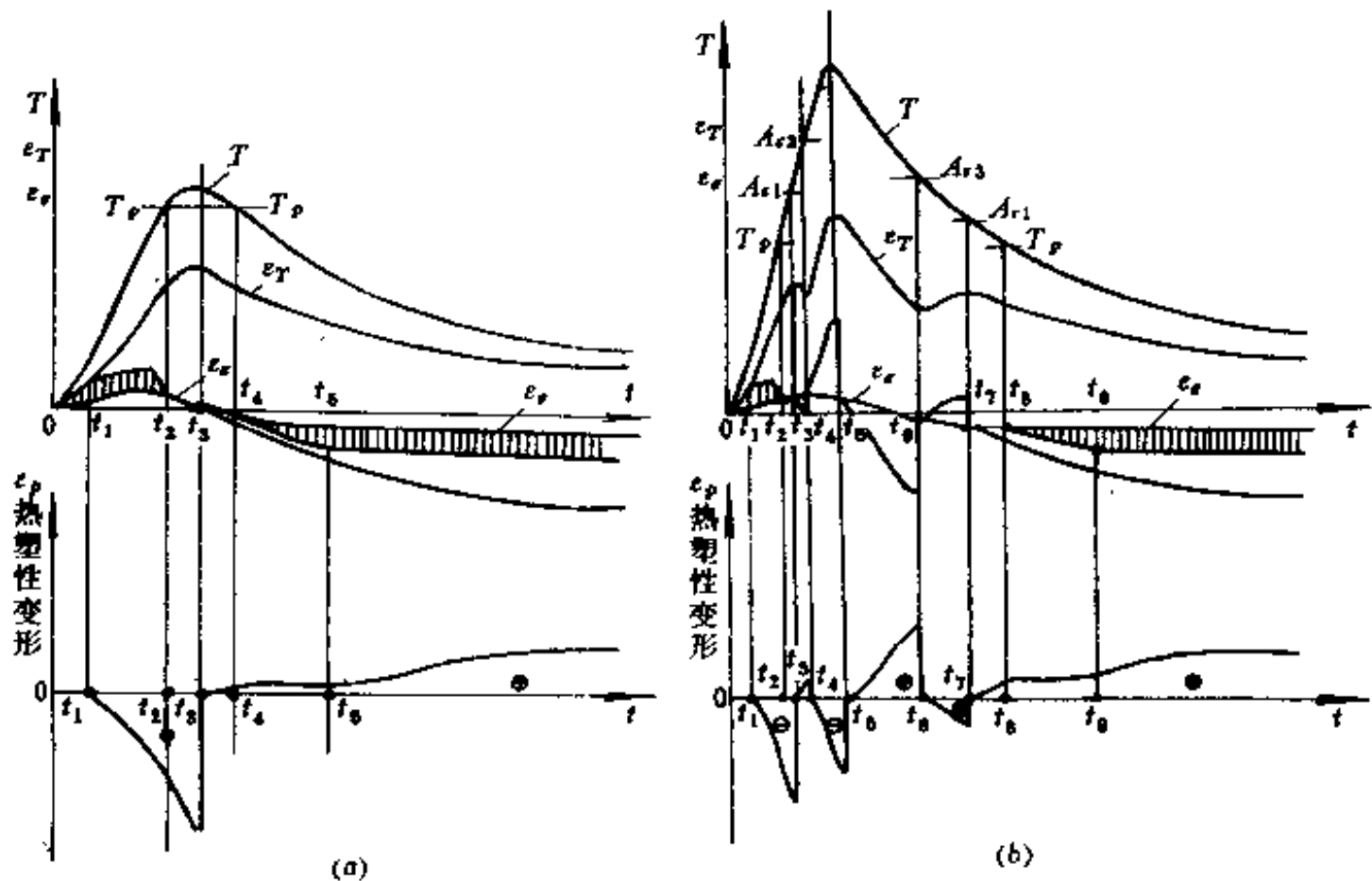


图 3-32 近缝区热循环与热塑性循环  
(a)最高温度低于  $A_{c1}$ ; (b)最高温度高于  $A_{c1}$ 。

### (三)焊接残余变形的种类

焊接残余变形是焊后残存于结构中的变形。焊接变形是焊接结构生产中常常出现的问题。焊接结构出现了变形,不仅影响结构尺寸的准确和外形美观,同时使结构的制造过程更加复杂,而且在很多情况下可能会降低焊接结构的承载能力并造成事故。因此,焊接时产生的变形严重地影响焊接结构的质量。

焊接残余变形,分为纵向收缩变形、横向收缩变形、挠曲变形、角变形、波浪变形、螺旋变形和错边变形,如第二章图 2-1 至图 2-6 所示。这几种类型的变形,在焊接结构生产中,常常并不是单独出现,而是同时出现并相互影响。

#### (四)焊接残余应力

焊接残余应力是焊后残存在焊接结构中的应力。焊接应力的变化,一般情况下不容易观察到。并且,影响焊接应力的因素很多。因此,在一般情况下,可根据残余应力的分布情况,对具体焊接结构中的残余应力,作定性分析。

##### 1. 焊接残余应力的分布

在厚度 $<15\sim 20\text{mm}$ 的焊接结构中,厚度方向的应力很小,残余内应力基本上是双向的。沿焊缝轴线方向的应力,称为纵向应力,以 $\sigma_x$ 表示;垂直于焊缝方向的应力,称为横向应力,以 $\sigma_y$ 表示。在大厚度的焊接结构中,厚度方向的应力较大,以 $\sigma_z$ 表示。

##### (1)纵向应力 $\sigma_x$

对接接头中,纵向应力 $\sigma_x$ 沿焊缝长度的分布,如图 3-33 所示。端面 0—0 是自由边界,没有应力, $\sigma_x=0$ 。截面 I—I 和 II—II 其内应力的分布也和中段不同,焊缝上的 $\sigma_x<\sigma_s$ 。随截面离开端面距离的增大, $\sigma_x$ 逐渐趋近 $\sigma_s$ 值。即在焊缝的中段,是内应力的稳定区。在焊缝

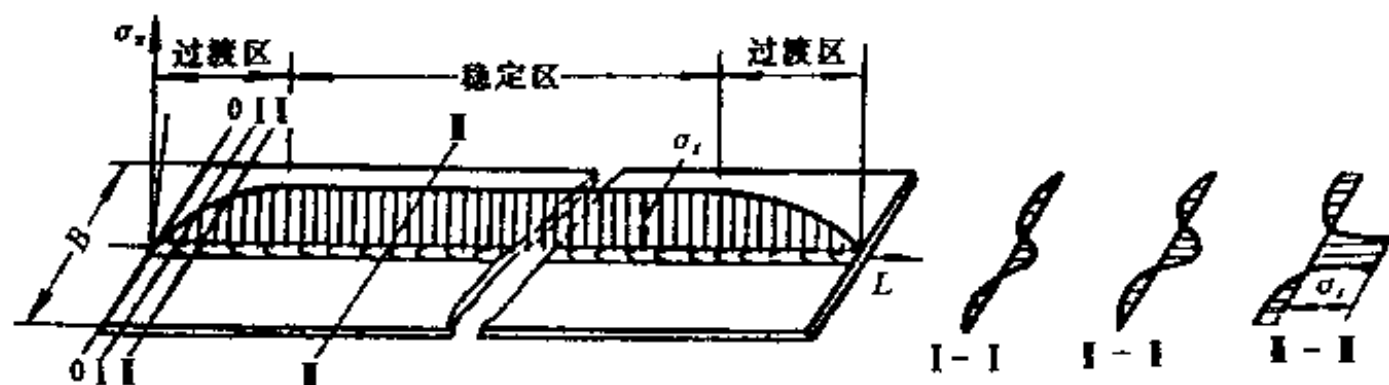


图 3-33 焊缝各截面中纵向应力 $\sigma_x$ 的分布

的端部是内应力的过渡区,该区的 $\sigma_x$ 较低。当焊缝较短时,不存在稳定区,焊缝上的纵向应力 $\sigma_x<\sigma_s$ ,焊缝越短, $\sigma_x$ 值就越小。不同焊缝长度时焊缝上 $\sigma_x$ 的分布情况,如图 3-34 所示。

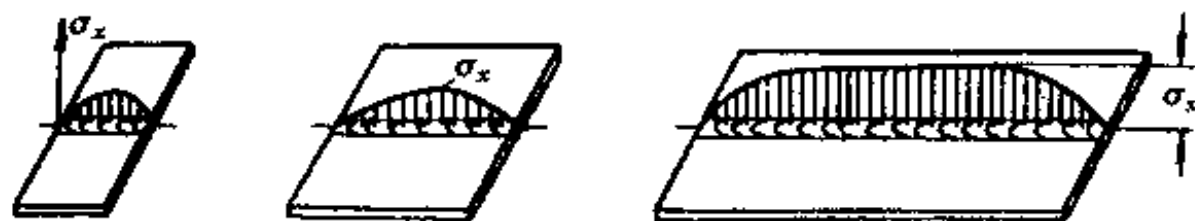


图 3-34 不同长度焊缝中的 $\sigma_x$ 分布

圆筒上环形焊缝引起的纵向应力(对圆筒来讲就是切向应力)的分布,试验表明,当圆筒直径与厚度的比较大时, $\sigma_x$ 的分布与平板上的情况相似,但当直径较小时, $\sigma_x$ 就有所降低。如圆筒直径 $D$ 为 $1200\text{mm}$ ,厚度 $\delta=6\text{mm}$ 的低碳钢圆筒环焊缝中的 $\sigma_x$ 为 $205.8\text{N/mm}^2$ ,而直径为 $384\text{mm}$ ,同样厚度的圆筒环焊缝中的 $\sigma_x$ ,则为 $112.7\text{N/mm}^2$ 。

##### (2)横向应力 $\sigma_y$

它是由两部分组成的。其一是由于焊缝及其附近的塑性变形区的纵向收缩引起的,以

$\sigma'_y$  表示;其二是由焊缝及其附近塑性变形区的不均匀横向收缩所引起的,以  $\sigma''_y$  表示。

由两块平板对接的焊接构件,其纵向应力  $\sigma_x$  分布是焊缝及其附近的塑性变形区为拉应力,两侧为压应力如图 3-35(a)所示。

$\sigma'_y$  分析:若如图 3-35(b)所示,由焊缝中心将构件分为两部分,则每块板条就相当于一侧有一条焊缝。根据前面的分析,它们分别出现弯曲变形。为使两板条恢复到原来的位置,必须在两端加上压力,而中心部分加上拉力,因此焊缝上必然

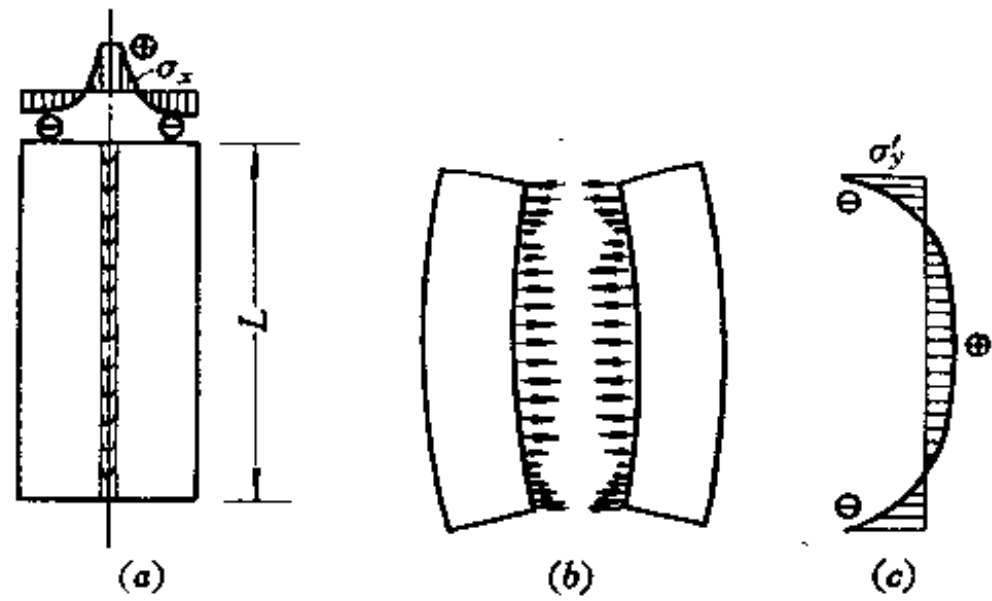


图 3-35  $\sigma_x$  引起的横向应力  $\sigma'_y$  的分布示意图

存在如图 3-35(c)所示的两端为压应力,中心附近部位为拉应力的横向应力  $\sigma'_y$ 。压应力的最大值,比拉应力大得多。焊缝长度对焊缝中  $\sigma'_y$  的数值有影响,就长焊缝来说,中心部分的拉应力逐渐降低,接近于零。

分析  $\sigma''_y$ :由于构件上的焊缝其各部分,有先焊和后焊之分,显然,先焊的焊缝先冷却,后焊的焊缝后冷却。先冷却的部分要阻碍后冷却部分的横向收缩,这种阻碍与反阻碍就构成了  $\sigma''_y$ 。因此,  $\sigma''_y$  的分布受焊缝的焊接方向、分段方法及焊接顺序的影响,如图 3-36 所示焊接方向不同时,  $\sigma''_y$  的分布也不同。

当采用分段跳焊和分段退焊时,  $\sigma''_y$  的分布将呈现多次交替的拉应力与压应力区。直通焊时  $\sigma''_y$  分布是两端为拉应力,中间部分为压应力。应指出,分段跳焊时,  $\sigma''_y$  峰值较其它方式高。

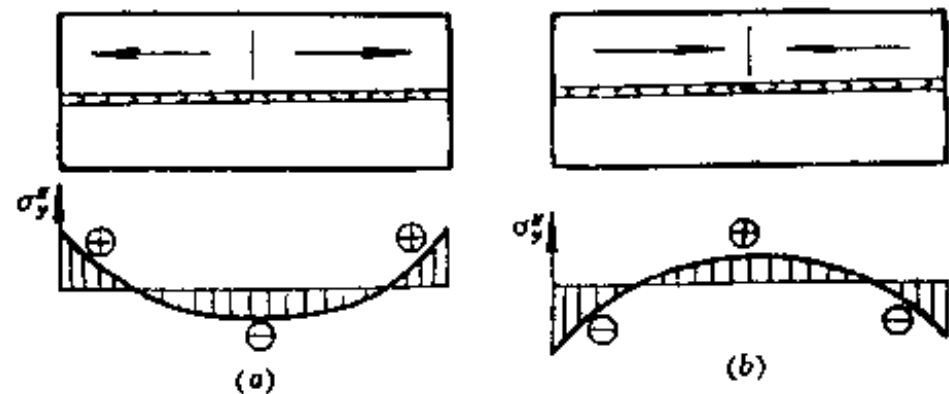


图 3-36 焊接方向不同时  $\sigma''_y$  的分布

### (3) 厚板中的残余内应力

对于大厚度焊接结构中除上述  $\sigma_x$ 、 $\sigma_y$  外,还有厚度方向的应力  $\sigma_z$ 。试验研究表明,内应力  $\sigma_x$ 、 $\sigma_y$  和  $\sigma_z$  在厚度上的分布极不均匀,而且不同焊接工艺时,由于各种工艺所具有的特征不同,使其分布规律有较大差异。图 3-37 所示为厚板 240mm 低碳钢电渣焊时焊缝中应力分布。从图 3-37 中看出在板厚的中心部位  $\sigma_z$  为拉应力可达  $176.4\text{N/mm}^2$ ,其值向两表面逐渐降低为零。同样,  $\sigma_x$ 、 $\sigma_y$  的值也是板厚的中心部位最大,向两表面逐渐降低,且表面  $\sigma_y$  为压应力。

图 3-38 所示为低碳钢厚板 80mm, V 型坡口多层焊时在板厚上的内应力分布情况。从图 3-38 看出,在板厚上的内应力  $\sigma_x$ 、 $\sigma_y$ ,其表面为拉应力而且焊缝根部  $\sigma_y$  的数值很高,超过材料的屈服极限  $\sigma_s$ 。这是由于每焊一层都使焊接接头产生一次角变形,在根部引起一次拉伸塑性变形,多次拉伸塑性变形的累积使该处金属产生冷作硬化,故应力不断上升,甚至可达金属的强度极限  $\sigma_b$ ,致使焊缝根部开裂。当焊接接头的角变形受到阻碍时,有时可能在根部产生压应力。

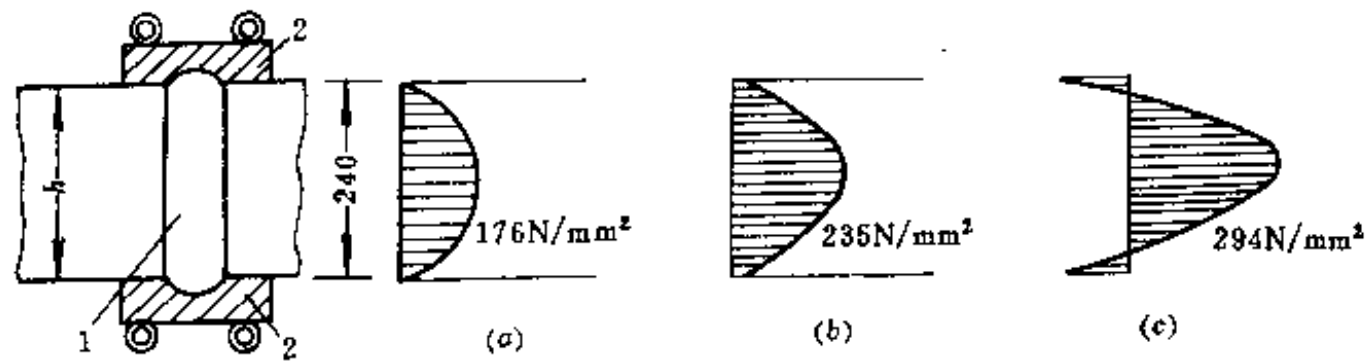


图 3-37 电渣焊接头中的应力分布  
(a)  $\sigma_x$  的分布; (b)  $\sigma_x$  的分布; (c)  $\sigma_y$  的分布。  
1—焊缝; 2—水冷铜滑块;  $h$ —板厚。

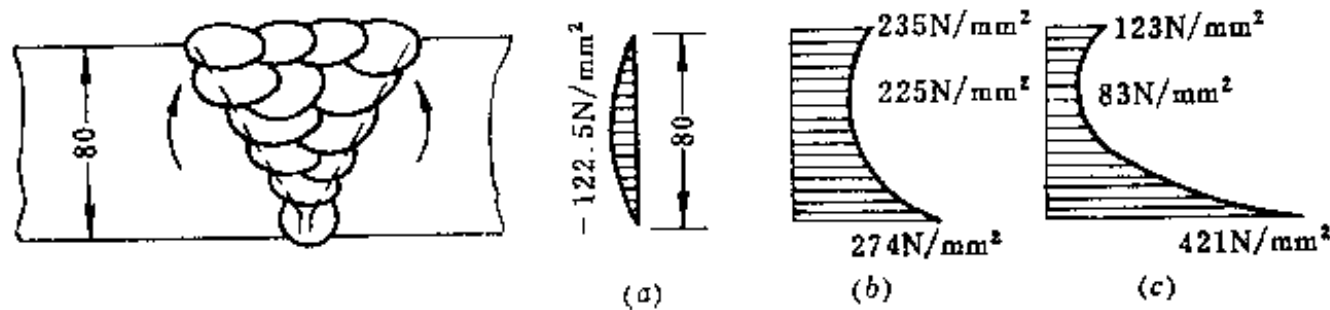


图 3-38 厚板 V 形坡口多层焊缝中的应力分布  
(a)  $\sigma_x$  的分布; (b)  $\sigma_x$  的分布; (c)  $\sigma_y$  的分布。

试验研究表明,某些合金结构钢厚板焊接接头横向应力  $\sigma_y$  在板厚上的分布规律与低碳钢不同。如 10Cr2.25Mo 钢厚 300mm 双 U 型多道焊缝,其中心的表面横向应力比表面层以下的焊缝金属低,其值趋于零。 $\sigma_y$  在离焊距 20mm 处有一峰值,这种分布规律与该钢的相变温度较低以及焊缝较窄而深有关。

以上分析的只是焊接结构中最基本和最典型的焊接残余应力的分布,然而,实际生产中情况更为复杂,如焊接构件是在拘束情况下进行焊接以及封闭焊缝所引起的内应力等。但是,可根据上述残余应力的分布对实际结构中残余应力作出定性分析。

## 2. 焊接残余应力的影响

焊接结构中不可避免要产生焊接残余应力,其影响可归纳为以下几方面:

### (1) 内应力对结构承受静载强度的影响

试验研究表明,对塑性好的材料,只要材料能进行塑性变形,内应力的存在并不影响构件的承载能力;对脆性材料,由于材料不能进行塑性变形,随着外力的增加,在构件上产生不均匀的应力,应力的峰值将不断增大,达到材料的强度极限  $\sigma_b$ ,发生局部破坏,而导致整个构件的断裂。

产生塑性变形的必要条件,是切应力的存在。材料在单轴应力  $\sigma$  的作用下,最大切应力  $\tau_{\max} = \sigma/2$ 。在三轴等值拉应力 ( $\sigma_x = \sigma_y = \sigma_z$ ) 作用下的切应力  $\tau = 0$ ,因此,就不可能产生塑性变形。

### (2) 内应力对构件疲劳强度的影响

构件疲劳强度大小,与循环次数和应力变化有关。应力从  $\sigma_{\min}$  上升到  $\sigma_{\max}$ ,又从  $\sigma_{\max}$  下降到  $\sigma_{\min}$ ,这时可以以平均应力  $\sigma_m$  为基线,在应力振幅为  $\sigma_v = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$  范围内上下波动。

若构件中存在内应力  $\sigma$ , 并作用于应力循环中, 使应力循环的应力值偏移  $\sigma$  值。若  $\sigma$  为正值, 内应力将与载荷应力叠加, 使应力循环提高  $\sigma$ ; 反之, 则降低  $\sigma$ 。设载荷的平均应力为  $\sigma_m$ , 相应的极限应力幅值为  $\sigma_v$ , 如果构件内应力为  $+\sigma$  值, 平均应力将增到  $\sigma_{m1}$  ( $\sigma_{m1} = \sigma_m + \sigma$ ), 其极限应力幅值降低到  $\sigma_{v1}$ , 构件的疲劳强度也降低。若内应力为  $-\sigma$  值, 平均应力将降至  $\sigma_{m2}$  ( $\sigma_{m2} = \sigma_m - \sigma$ ), 其极限应力幅值将增加到  $\sigma_{v2}$ , 构件的疲劳强度将有所提高。

在上述的讨论分析中, 没有考虑内应力在载荷作用下的变化, 但在实际的焊接构件上, 当应力循环中的最大应力  $\sigma_{max}$  达到  $\sigma_s$  时, 即  $\sigma_m + \sigma_v = \sigma_s$  时, 内应力将因应力全面达到屈服而消除。

### (3) 内应力对机械加工精度的影响

焊接结构内的残余应力处于平衡状态, 如果这种平衡被破坏, 结构就开始新的变形。因此, 机械加工时把一部分材料从工件上切去的同时, 把原先在那里的内应力也一起除掉, 致使工件内应力的平衡状态被破坏, 重而引起内应力的重新分布所带来的新变形, 其加工精度也就受到影响。例如, 在焊接 T 字形工件上加工一个平面, 则会引起工件的挠曲变形。但由于工件在机械加工时被夹具夹持, 所以这种变形不能充分呈现出来, 一旦机加工完毕, 或去掉夹具时, 焊接件的变形才能充分呈现, 从而破坏了已加工面的精度。

促使内应力重新分布的不仅是机械加工的工件, 焊后的长时间存放也会同样地产生变形。即焊接结构的焊接应力是随着时间而变化, 故其构件尺寸也在变化。实践表明, 焊接不同的材料, 其内应力的不稳定程度有较大的区别。例如, 低碳钢构件焊接后, 在室温下存放, 经过两个月, 其内应力降低 2.5%。若原始内应力较小, 其降低的百分比也相应减小, 但随着存放温度的提高, 内应力降低的百分比会急剧增大, 这是由于低碳钢长期存放中的蠕变和内应力松弛的结果。试验表明, 30CrMnSi、12Cr5Mo 等合金结构钢在焊接后, 在室温下存放, 其内应力降低百分比大大超过低碳钢, 这是由于焊后产生残余奥氏体不断地转变为马氏体, 因马氏体膨胀内应力降低而产生的现象。所以, 对尺寸精度要求高的构件, 应先进行消除内应力处理, 再进行机械加工。

### (4) 内应力对受压构件稳定性的影响

承受内应力的薄板, 当压力达到某一临界值时, 薄板将出现波浪变形, 这不仅使构件外形不美观, 而且将降低结构的承载能力, 这种现象称为失稳。这属于局部失稳。压杆件在压应力作用下可能发生整体失稳。

上面已分析过, 焊接内应力在构件中是平衡的。当压应力区中的压应力与外载荷所引起的压力相叠加时, 叠加的结果使压应力早期到达屈服极限  $\sigma_s$ , 应力不继续增加, 致使该区不能进一步承受外力。此外, 拉应力区中的拉应力与外载荷引起的压应力方向相反, 叠加的结果使这部分中的应力后于其它部分达到屈服极限  $\sigma_s$ , 故该区可能继续承受外力。

试验研究表明, 内应力的影响在杆件的一定长细比  $\lambda$  范围内起作用。从材料力学的基本理论知识

$$\lambda = L/r$$

式中  $L$ ——受压杆件的自由长度;

$r$ ——断面惯性半径。

当杆件的  $\lambda$  较大 ( $>150$ ), 杆件的临界应力原来就偏低时, 或内应力值较低时, 外载应力与内应力之和在失稳前仍未达到  $\sigma_s$  时, 则内应力对稳定性不产生影响。当杆件的  $\lambda$  较小 ( $<$



30), 相对偏心不大( $<0.1$ ), 其临界应力主要取决于杆件的全面屈服, 内应力也产生影响。

对于 H 形截面的杆件, 当翼缘宽度与厚度( $B/S_0$ )的比值较大时, 压缩内应力将使翼缘的局部稳定性降低, 其局部失稳可能导致构件整体失稳。

#### (5) 内应力对应力腐蚀裂纹的影响

关于焊接内应力对应力腐蚀裂纹的影响, 已在第二章应力腐蚀裂纹一节中讨论过, 故不再重复介绍。

## 二、控制和减少焊接残余变形和应力的措施

控制和减少焊接残余变形和应力, 可以从结构设计和工艺两方面进行解决。结构的合理设计不仅要考虑节约原材料与使用上的方便, 而且必须考虑制造工艺和焊接后的残余应力和变形。显然, 周全的结构设计比单纯从工艺上解决问题, 要方便且容易得多。

### (一) 控制和减少焊接变形的措施

#### 1. 结构设计的措施

##### (1) 在设计时应尽量采用较小的焊缝尺寸

因焊缝尺寸, 关系到焊接工作量和焊接变形的大小。显然, 焊缝尺寸大, 焊接变形也大, 所以在保证焊接结构的承载能力和保证焊接质量的前提下, 应尽量选用较小的焊缝尺寸, 特别是角焊缝更是如此, 因为在许多情况下, 角焊缝受力不大, 没有必要采用大尺寸的焊缝。但应指出, 如果焊缝尺寸太小, 其冷却速度会增快, 致使可能产生一系列焊接缺陷, 如裂纹、热影响区硬度过高等。一般可根据板厚尺寸选取工艺上可能的最小焊缝尺寸。表 3-35 列出不同厚度的低碳钢板的角焊缝最小焊脚尺寸。

表 3-35 不同厚度低碳钢板角焊缝的最小焊脚尺寸

板厚(mm)	$\leq 6$	7~18	19~30	31~50	51~100
最小焊脚尺寸(mm)	3	4	6	8	10

注: 表中板厚为两被焊板中较厚者。

由于低合金钢对冷却速度较敏感, 故同样厚度钢板的条件下, 最小焊脚尺寸应比表 3-35 中的数值大。

对于常采用的对接焊缝, 坡口形式不同, 焊缝金属的数量不同, 则应选用焊缝金属少的坡口形式, 对减少变形有利。

对于薄板结构, 如能采用接触点焊来替代熔化焊时, 可以大大减少焊接变形。

对于受力较大的丁字接头和十字接头, 在保证相同强度的情况下, 采用坡口焊缝比一般角焊缝能显著减少焊缝金属, 所以对减小变形有利。

对于厚板接头, 采用适宜的坡口焊缝来替代角焊缝, 不仅能减少焊缝尺寸, 而且还能节省大量的人力和物力。

##### (2) 设计时尽量减少不必要的焊缝

有时为了减轻结构重量, 则要采用薄板, 不能不适当地增加肋板数量。不然, 不仅增加了装配工作量, 而且增大了焊接变形。

另外, 若能合理选用肋板形式, 不仅能够减少焊缝, 从而可以减小变形, 并且可以提高

肋板的加固效用,提高板结构焊件的稳定性和刚度。

### (3)设计时应合理配置焊缝位置

焊缝位置尽可能对称于截面中性轴,使焊接时产生均匀变形,有可能使焊接时所引起的挠曲变形互相抵消,这对减少梁、柱等结构的挠曲变形有良好的效果。

## 2、工艺方面的措施

### (1)合理的选择装配焊接顺序

正确选择结构的装配次序和各条焊缝的焊接顺序,是防止和减少焊接结构变形的最主要方法之一。以图 3-39 所示的焊接梁为例,分析装配焊接顺序对结构变形的影响。

图 3-39 所示焊接梁,是由盖板、槽钢和隔板组成的。盖板与槽钢间用角焊缝 1 连接,隔板与盖板间用角焊缝 2 连接,隔板与槽钢间用角焊缝 3 连接。下面分析三种不同的装配焊接顺序所产生的整体变形值,来评价装配焊接顺序的质量。

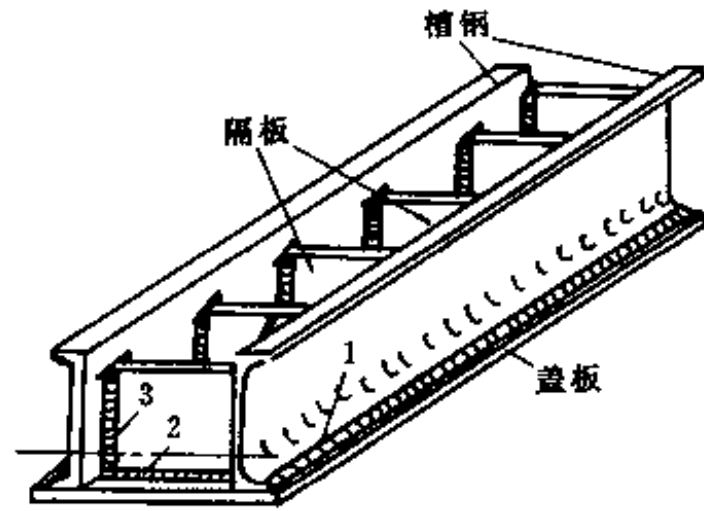


图 3-39 带盖板的槽钢焊接梁的实例

方案一:首先,装配隔板与槽钢,焊接角焊缝 3。由于焊缝 3 大部分在槽钢中性轴以下,焊缝的横向收缩引起上挠度  $f_3$ 。再将盖板与槽钢加隔板的装配,焊接焊缝 1。由于焊缝 1 位于构件断面中性轴以下,焊缝 1 的纵向收缩将引起上挠度  $f_1$ 。最后,焊接焊缝 2,由于焊缝 2 也位于断面中性轴以下,焊缝 2 的横向收缩,则会引起上挠度  $f_2$ 。构件最终产生上挠变形量,其值为

$$\Sigma f = f_1 + f_2 + f_3$$

方案二:先装配盖板与槽钢,焊接焊缝 1。由于焊缝 1 在构件断面中性轴以下,它的纵向收缩引起构件上挠度  $f_1$ 。装配隔板,焊接焊缝 2。它的横向收缩引起上挠度  $f_2$ 。最后,焊接焊缝 3,由于槽钢与盖板已形成整体,其中性轴由槽钢的中心向下移,使焊缝 3 大部分在中性轴以上,致使焊缝 3 的横向收缩引起构件下挠度,其值为  $f_3$ 。构件最终的挠度值为

$$\Sigma f = f_1 + f_2 - f_3$$

方案三:装配隔板与盖板,焊接焊缝 2。盖板在自由状态焊接,焊缝 2 可以自由收缩,只产生横向收缩和角变形。当采用压板将盖板压紧,可以控制角变形。此时,由于盖板尚未与槽钢连接,故它的收缩并不引起挠度,即  $f_2 = 0$ 。装配槽钢,焊接焊缝 1,引起上挠度  $f_1$ 。最后,焊接焊缝 3,此时槽钢与盖板已组成整体,该整体断面中性轴下移,使焊缝 3 大部分在中性轴以上,引起下挠度  $f_3$ 。构件最终的挠度为

$$\Sigma f = f_1 - f_3$$

从上述比较来看,方案一挠曲变形最大,方案三的最小。

总结以上,在装配焊接一些较为复杂的结构时,把它分成若干个简单的部件,分别装焊,然后再进行总装焊,这不仅有利于控制焊接变形,保证焊接度量,同时可扩大作业面,提高生产率。

### (2)固定工件

该方法的实质是,将要焊接的焊件加以固定,防止焊件的变形。在焊完和完全冷却后

把焊件放开,这时焊件还要产生变形,但比在自由状态下焊接时所发生的变形小。利用这种方法来防止角变形和波浪变形,还是有效的。

在焊接平板时,为了防止变形可以采用固定法。固定的位置应尽量接近焊缝,才能大大减少变形。同时,压力必须均匀,其大小应随板厚的增加而增大。

为减少变形可采用焊接夹具,临时加肋板等方法固定。

### (3) 反向预变形法

焊接较厚板制成的构件,最适宜采用反向预变法来减少变形。因为厚板结构一般不会产生失稳变形,主要是防止整体的挠曲变形。

反向预变形法,可利用各种不同的方法来实现。如事先估计好结构变形的大小和方向,然后在装配时给予相反方向的变形,与焊接变形相抵消,此时构件在没有夹固的状态下进行焊接。

焊接梁、柱等构件时,往往焊缝不对称,构件焊后发生较大的挠曲变形。这时可采用胎夹具使构件在整个焊接过程中处于弯曲状态。这种预弯曲方法的特点是,即有预弯曲又有工件固定。

对于起重机箱形梁等构件因刚度太大,采用上述反变形方法有困难时,可以把梁的腹板在拼焊前作成带挠度的,挠度方向与焊接挠度方向相反,然后再进行梁的拼焊。

### (4) 合理的选择焊接方法及施焊规范

焊接时输入热量少,焊接的残余变形就小。因此,采用  $\text{CO}_2$  半自动焊代替气焊和手工电弧焊,不仅效率高,而且能减少薄板结构的变形,这在车辆生产中,已被广泛采用。另外,用小直径焊条并用小电流代替大直径焊条,大电流;用多层焊代替单层焊条。所有这些措施的共同出发点,就是减少单位时间内给予钢材的热量,即限制和缩小焊接温度场,达到减少变形的目的。但应该指出,在焊接淬硬性较高的材料时,应慎重处理。

施焊焊缝最简单的方法,是从一端向另一端直通焊接。此时,沿焊缝全长施焊时间有较大差异,致使产生很大的变形。在施焊方法的选择上,应力求减轻加热的不均匀性,以保证沿焊缝全长上较均匀的施焊。根据上述,常采用的施焊方法有:逆向分段退焊、自中间向两端焊、跳焊和对称焊等。

逆向分段焊,就是将焊缝全长分为若干段。各段依次焊接,使该段的焊接方向与整个焊缝的焊接方向相反,即每段的终点与前一段的起点重合。如果每段的长度不大,则焊完该段时,前一段焊缝起点温度还很高,这样就造成均匀冷却的条件,这对控制和减少焊缝收缩过程中所引起的应力及变形是有利的。自中央向两端焊,主要是使两端能自由收缩达到减少变形与应力的目的。跳焊和几名焊工对称焊,这些都是使施焊次序对称,以减小变形。

## (二) 焊接变形的矫正

焊接结构生产中,虽然尽一切努力防止变形的产生,但总是不可避免地要出现焊接变形,因此研究焊后矫正变形具有实际意义。通常焊接变形的矫正,可以采用机械矫正法和火焰加热矫正法。

### 1. 机械矫正法

它是利用外力使构件产生与焊接变形方向相反的塑性变形,使两者相互抵消。

除了可采用压力机外,还可用锤击法使焊缝及其周围金属延展,以达到消除焊接变形

的目的。这种方法一般用来矫正不太厚的板结构。机械矫正法是建立在金属伸展的基础上,因此只有高塑性材料才适用,对于脆性材料不适用。

## 2. 火焰加热矫正法

火焰加热矫正变形是利用火焰局部加热时产生压缩塑性变形,促使较长部分的金属在冷却后收缩,以达到矫正变形的目的。火焰加热矫正法的热源,主要是氧乙炔焰。由于方法简便,因此在生产上广泛应用,如在船舶、机车车辆等结构上进行矫正。由于加热矫正法是建立在压缩塑性变形的基础上,所以被矫正的构件也必须是高塑性的材料,对于脆性材料的结构,热加工法也不宜采用。正确地选择加热位置和加热范围,是火焰矫正效果好坏的关键。同时,加热时要注意加热温度不应过高,以免金属在加热过程中过烧,但温度亦不能过低,以免影响矫正效率。

### (三)焊接过程控制内应力的措施

#### 1. 选择合理的焊接次序

其原则是尽量使焊缝能自由收缩。如图 3-40 所示拼板时,先完成各板条中的短焊缝 1、2、3 和 4 的焊接,然后再进行直通长焊缝 5 和 6 的焊接。这样的焊接次序保证了焊缝的自由收缩。若采用相反的焊接次序,即先焊接直通焊缝 5 和 6,再焊接 1、2、3 和 4 焊缝,则由于短焊缝的横向收缩受到阻碍,将产生很大的拉应力,在焊接这种交叉焊缝时,要特别注意交叉处的焊接质量,因为这里常常是脆性断裂的根源。如图 3-41 所示,纵向焊缝和横

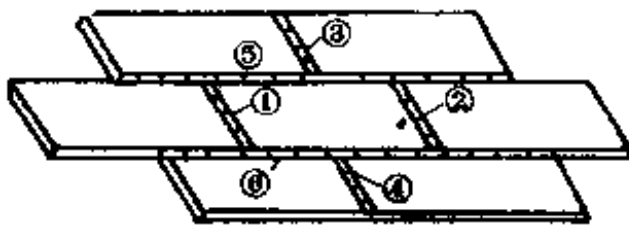


图 3-40 拼板的焊接顺序

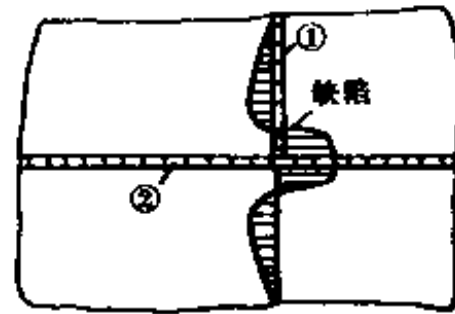


图 3-41 交叉焊缝

向焊缝交叉处的附近有缺陷,这缺陷正好位于纵焊缝的拉伸应力场中,造成复杂的三轴应力状态。此外,缺陷尖端处的金属,在焊接过程中不仅经受了焊接热循环,而且由于应变集中的原因,同时受到了比没有缺陷部位大得多的挤压和拉伸塑性变形,消耗材料的塑性,对强度非常不利。

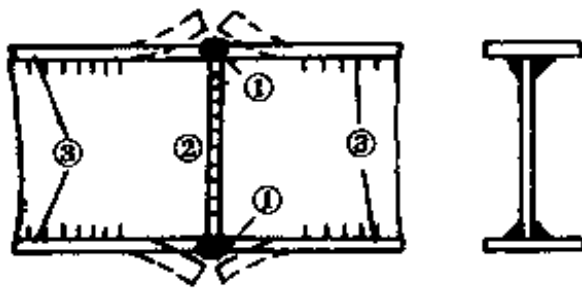


图 3-42 按焊缝受力大小确定焊接次序

①、②—对接焊缝;③—角焊缝。

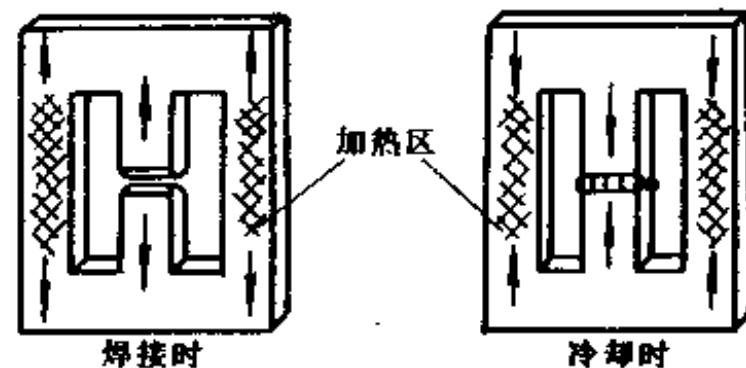


图 3-43 框架焊缝的焊补

另外,还可根据焊缝受力大小,确定焊接次序,一般先焊受力最大的焊缝。如图 3-42 所示的焊接梁,先焊接受力最大的翼缘对接焊缝 1,随后焊接腹板对称焊缝 2,最后焊接翼

缘角焊缝 3。如此的焊接顺序,可以使受力较大的翼缘对接焊缝先有压应力,则腹板为拉应力。最后焊接翼缘角焊缝,使腹板有一定的收缩余地,为防止角变形,还可以在焊接翼缘对接缝时采取反变形措施。用上述次序焊接的梁,比先焊腹板后焊翼板的焊接顺序,其疲劳强度高 30%。

还可根据焊缝收缩量的大小,确定焊接次序。一般是先焊收缩量较大的焊缝,使其能自由收缩,从而减少内应力。

#### 2. 采用反变形法

在焊接刚性较大、自由度较小的焊缝,或焊接封闭焊缝时,可以采用反变形法,其目的是增加焊缝的自由度。

#### 3. 锤击或辗压焊缝

锤击或辗压焊缝使焊缝得到延伸,可有效的降低内应力。锤击时,力度应保持均匀、适度,避免锤击过份产生裂纹。

#### 4. 焊前在结构适当部位加热

焊前在结构适当部位加热使之伸长,如图 3-43 所示,其中间部分出现一条裂纹,由于焊接处周围刚度很大。焊接时使其自由伸长受到限制,而焊后冷却过程中焊补处的金属收缩也受到限制,故冷却时焊缝受到很大的拉应力。如图 3-43 所示,焊前在焊补处附近适当位置进行加热,加热区的伸长带动了焊接部位。冷却时,加热区的收缩和焊缝的收缩方向相同,使焊缝能自由地收缩,从而使焊缝内应力大为降低。加热区选定的原则,主要是选择阻碍焊接过程中焊补处膨胀及收缩的部位。

### (四)焊后内应力的消除

研究及使用经验表明,一般情况下焊接结构内部尽管存在内应力,但也能安全地运行。焊接结构内应力的不利影响,只在一定条件下才表现出来。例如,常用的低碳钢和低合金结构钢,在承受较大的冲击载荷或工作温度低于某一临界值时,内应力的存在是不允许的,这是因为内应力在某些条件下具有平而或立体应力,使结构出现脆性破坏。

焊后内应力的消除,可采用以下几种方法:

#### 1. 焊件整体高温回火

这种方法是把整个焊件加热到一定温度,然后保温一段时间,随后冷却。消除内应力的效果,主要取决于加热温度,保温时间,材料的成份和组成等。对于同一种材料。回火温度越高,保温时间越长,应力消除越彻底。应注意的是,加热要缓慢,以保证热透。保温时间的长短,应根据工件厚度来确定。厚度越大,保温时间越长。

热强性好的材料消除内应力,所需要的回火温度比热强性差的材料要高。在同样的回火温度和保温时间下,单轴拉伸应力的消除比双轴和三轴拉伸应力的效果好。表 3-36 列出一些常用钢材消除内应力的回火温度。

表 3-36 一些常用钢材消除内应力的回火温度

钢 号	必须消除内应力的厚度(mm)	回 火 温 度(℃)
A3, 20, 20g, 22g	≥35	600~650
25g, 16Mn, 15MnV	≥30	600~650
14MnMoV, 18MnMoNb	≥20	600~680

当焊件尺寸不太大时,一般热处理都在加热炉内进行,当焊件太大而无法在炉内进行热处理时,可以采用在容器内部用电阻加热器或火焰加热,在容器外壁覆盖绝热层的办法进行热处理。

对于由不同膨胀系数的金属所组成的焊件,如由奥氏体钢和珠光体钢组成的构件,虽然回火热处理可以消除焊接应力,但又将产生由于膨胀系数不同而导致产生新的内应力。

### 2. 焊件的局部高温回火

对笨重大型的结构采用整体高温回火有困难时,则可用局部高温回火。其效果较差,并只能降低应力峰值。对管结构加热的宽度,可按经验公式计算后,再选取适合的值。

### 3. 机械拉伸法

通过加载拉伸,拉应力区(在焊缝及其附近的纵向应力一段为 $\sigma_s$ )在外载荷的作用下产生拉伸塑性变形。它的方向与焊接时产生的压缩塑性变形相反。因为焊接残余应力正是由于局部压缩塑性变形引起的,加载应力越高,压缩塑性变形抵消得越多,内应力消除的越彻底。当外载荷使截面全面屈服时,其内应力可以全部消除。

采用机械拉伸消除内应力法,对一些焊接容器特别有意义。它可以通过液压试验来消除内应力。在试验时,通常用水作为液压试验的介质。介质的温度应高于容器材料的脆性断裂的临界温度,以免在加载时发生脆断。

### 4. 低温消除焊件内应力法

该法又称为温差拉伸法。其原理与机械拉伸法的原理基本相同,也是利用拉伸来抵消焊接时所产生的压缩塑性变形。具体操作是在焊缝两侧,对称地各用一个氧乙炔火焰炬加热,在火焰炬的后面,用一个带有排孔的水管喷水冷却,并要求氧乙炔火焰炬与水管以同速前进,从而造成焊缝附近两侧温度高(约为 $200^{\circ}\text{C}$ )形成两条加热带,而焊缝温度低(约 $100^{\circ}\text{C}$ )的温度场,由于焊缝两侧金属受热膨胀对温度低的焊缝区进行拉伸,所以抵消了焊接时所产生的压缩塑性变形。当规范选择合适时,可以较好的消除应力。该法用于焊缝比较规整的板壳结构,如球形罐、大型容器和造船工业中,具有一定的应用价值。表3-37列出一些典型规范,以供参考。

表 3-37 低温消除焊接内应力规范

工件厚度(mm)	火焰炬宽(mm)	两火焰炬中心距(mm)	火焰炬移动速度(mm/min)
8	60	115	600
10	60	125	400
10	100	155	600
15	100	180	500
17	100	180	300
20	100	180	250
25	100	180	200
30	100	180	175
35	100	180	150
40	100	180	125

## 5. 振动法

采用振动法消除碳钢、不锈钢以及某些铝合金焊件中的内应力,已获得良好的效果。试验时,使用一定的变动载荷,经过多次循环加载后,焊件中的单轴内应力逐渐降低。在变动载荷作用下能降低内应力的看法有两种观点:一种认为在变载荷作用下材料的 $\sigma_s$ 有所下降,因此内应力在变载荷作用下容易消除;另一种看法,认为变载荷增加了金属内原子的振动能量,使原子容易克服障碍,使应力松弛。由于振动法的设备简单,成本低,又没有高温回火时的金属氧化问题,因而是一种便于应用的措施。但如何控制振动,使它能有效地消除内应力,又不使焊件产生疲劳强度的降低等问题,尚待进一步探索。

## 第四节 焊接方法和工艺对焊接质量的影响

为保证焊接质量,在考虑焊缝金属的化学成分,焊接接头的组织和性能、焊接应力与变形时,还要保证焊接接头没有缺陷。这些与焊接方法和焊接工艺的是否合理,有密切关系。

各种焊接方法有各自的特点,因此,焊接时应根据应用范围进行合理的选用。另外,每种焊接方法随着不同的焊接工艺,也明显地影响焊接质量。

### 一、埋弧自动焊

#### (一)埋弧自动焊的应用范围和特点

埋弧自动焊是当今焊接生产中,机械化程度高和生产率较高的一种焊接方法,故在造船、锅炉、化工容器、起重机等工业中获得广泛应用。可焊接的钢种包括碳素结构钢、低合金高强度钢、不锈钢、耐热钢、铜及其合金,也可用于堆焊耐磨耐蚀合金等。

埋弧自动焊具有以下特点:

#### 1. 焊接质量高

埋弧自动焊,电弧在气泡内燃烧,气泡是金属蒸气和焊剂蒸气的混合气体。气泡之外覆盖着液态焊剂所构成的膜,隔绝了空气与电弧和熔池的接触,因此保护效果好。电弧区的主要气体成分是CO,焊缝金属的含氮量、含氧量大大降低。此外,焊接参数通过自动调节能保持稳定,故焊缝金属化学成分稳定,力学性能较好。

#### 2. 生产效率高

因为电流从焊丝伸出长度前的导电嘴上导入,即焊丝导电长度短,所以电流可以用得比手工电弧焊时大得多,故熔深和焊丝的熔敷效率大大提高;另外,电弧基本没有热的辐射损失,飞溅也小,总的热效率高。

#### 3. 劳动条件好

因为是机械化焊接,所以减轻了焊工的劳动强度,同时没有弧光辐射。

#### 4. 适用于水平位置焊接

由于焊接电弧被焊剂覆盖着形成保护条件,因此使这种方法主要用于水平位置(俯位)焊缝焊接。也有采用特殊机械装置或磁性焊剂的埋弧横焊、仰焊,但都应用不广。

#### 5. 设备复杂且灵活性差

焊接设备比手工电弧焊复杂,机动灵活性不如手工弧焊,故不能应用狭小位置,短焊缝、形状复杂的结构、太薄的板都不宜应用埋弧自动焊。

## (二)埋弧自动焊的冶金特点及焊丝与焊剂的匹配

### 1. 埋弧自动焊的冶金特点

埋弧自动焊与手弧焊的冶金过程基本相似,但有自己的特点。

#### (1)机械保护作用

埋弧自动焊时,焊接电弧是在气泡内,气泡外覆盖着熔渣,将液态金属与空气隔离,削弱液态金属的氧化和氮化。通过焊缝金属化学成分分析可知,埋弧自动焊焊缝金属中的含氮量一般为0.002%,而手工电弧焊焊缝金属中含氮量为0.02%~0.03%。这表明埋弧焊的熔渣有效地隔绝了熔化金属与空气的接触。

#### (2)冶金反应充分

埋弧自动焊时,金属处于液态的时间比手工电弧焊的时间长,因此熔渣和液态金属间的冶金反应进行的充分,使熔渣可除去焊缝中的有害杂质,还可以使焊缝金属合金化。通过控制熔渣的成分和性能,可以在很大程度上调整和控制焊缝金属的成分和性能。

#### (3)焊缝金属化学成分稳定

埋弧自动焊时,焊接参数比手工电弧焊稳定,因而焊缝金属的化学成分稳定。与手工电弧焊相比,埋弧焊所用电流、电压都要强得多,而且焊接速度也较大,即线能量大,从提高焊接生产率角度,当然是有利的,但过大的线能量使焊缝金属树枝状晶粗化,影响焊缝金属的韧性,对焊缝的成分和性能也有影响。

### 2. 焊丝与焊剂的匹配

焊丝与焊剂的匹配,是确保埋弧焊冶金过程正常进行,防止焊接接头产生缺陷并使焊缝具有满足使用性能要求的重要因素,即焊丝与焊剂的匹配是获得高质量埋弧焊焊接接头的关键。焊剂和焊丝配合使用,作为埋弧焊和电渣焊的焊接材料,焊接过程中焊剂起着与焊条药皮类似的作用。焊剂的分类方法很多,可按焊剂的制造方法和用途分类;按焊剂的化学成分,化学性质分类;按焊剂的颗粒结构分类等,如下所示。埋弧焊和电渣焊用焊剂主要按制造方法和化学成分来分,按制造方法来分有熔炼焊剂和非熔炼焊剂。

熔炼焊剂是将各种原材料按配方组成炉料,然后放到电炉或火焰炉中熔炼而成的焊剂。其中可分为三类:

#### (1)高硅焊剂

以硅酸盐为主的焊剂,焊剂内 $\text{SiO}_2 > 30\%$ 。焊接过程中有向焊缝过渡硅的作用。根据焊剂中含 $\text{MnO}$ 数量的不同,可分为高硅高锰焊剂、高硅中锰焊剂、高硅低锰焊剂及高硅无锰焊剂等。

使用高硅焊剂焊接时,由于通过焊剂向焊缝金属中过渡硅,故焊丝内不必再加硅。高硅焊剂按下列配合焊接低碳钢或某些低合金钢:

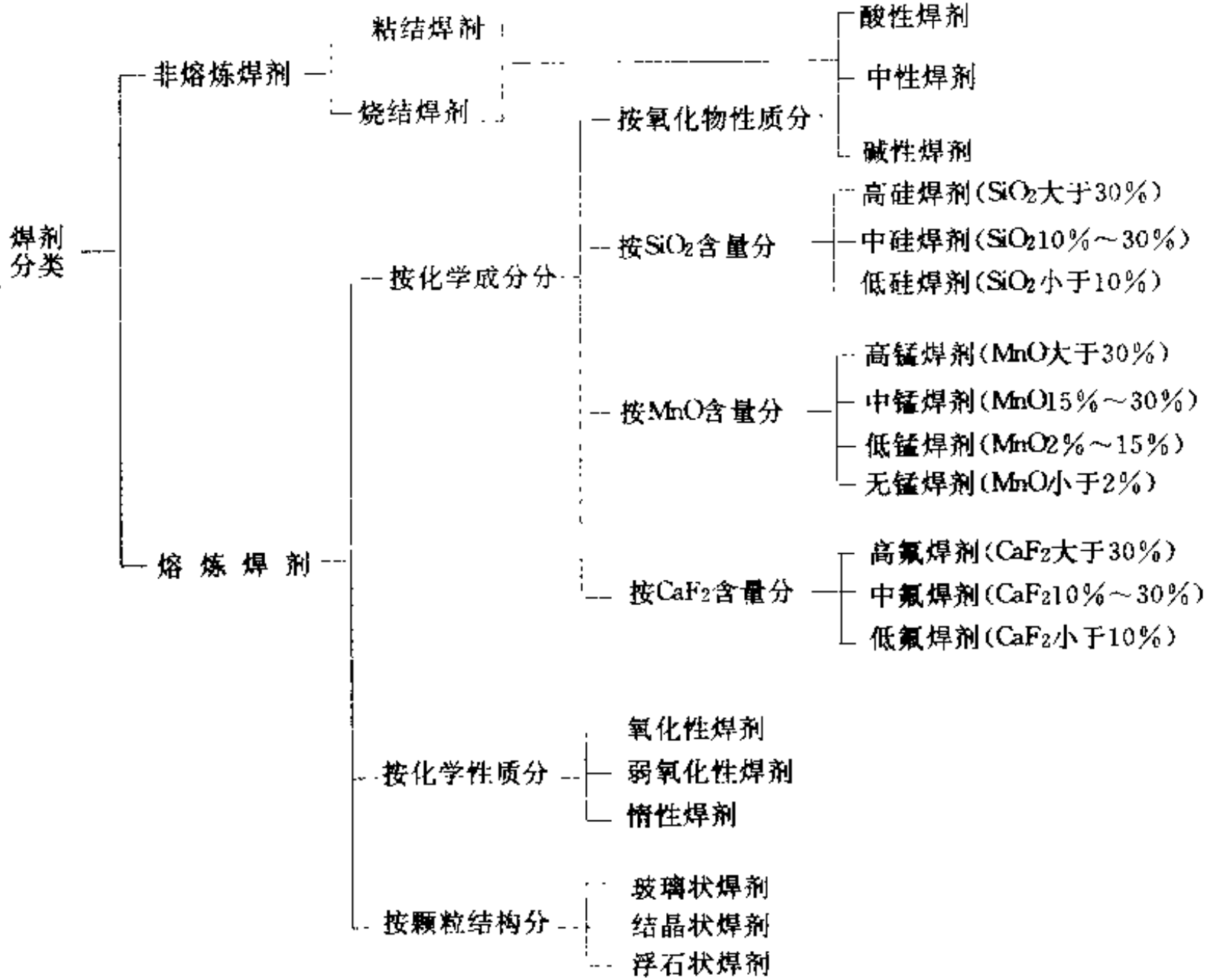
高硅无锰或低锰焊剂应配合高锰焊丝( $\text{MnO} = 1.5 \sim 1.9\%$ )。

高硅中锰焊剂应配合含锰焊丝( $\text{MnO} = 0.8 \sim 1.1\%$ )。

高硅高锰焊剂应配合低碳钢丝或含锰焊丝。这是当前我国应用普遍的匹配方式,主要用于焊接低碳钢和某些低合金钢。由于使用高硅高锰焊剂,焊缝金属含氧、含磷量较高,故不适合用于焊接对低温韧性要求较高的结构。

#### (2)中硅焊剂





这种焊剂的碱度较高,这是因为该类焊剂中含 CaO 或 MgO 的数量较多,而含 SiO<sub>2</sub> 的数量较少。大多数焊剂属于弱氧化性焊剂,故能获得韧性较高的焊缝金属。这类焊剂配合适当的焊丝可用于焊接合金结构钢。

(3)低硅焊剂

这类焊剂是由 CaO、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、MgO、CaF<sub>2</sub> 等组成的。焊剂对金属基本上没有氧化作用。这类焊剂配合适当的焊丝可用于焊接高合金钢。

熔炼焊剂的化学成分,如表 3-38 所示。

表 3-38 熔炼焊剂的化学成分(%)

焊剂类型	焊剂牌号	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	CaO	MgO	TiO <sub>2</sub>	CaF <sub>2</sub>	NaF	ZrO <sub>2</sub>	FeO	S	P	R <sub>2</sub> O
无锰高硅低氟	焊剂 130	35~40	12~16		10~18	14~19	7~11	4~7			2	≤0.05	≤0.05	
无锰高硅低氟	焊剂 131	34~38	6~9		48~55			2~5			≤1	≤0.05	≤0.08	≤3
无锰中硅低氟	焊剂 150	21~23	28~32		3~7	9~13		25~33			≤1	≤0.08	≤0.08	≤3
无锰低硅高氟	焊剂 172	3~6	28~35	1~2	2~5			45~55	2~3	2~4	≤0.8	≤0.05	≤0.05	≤3
低锰高硅低氟	焊剂 230	40~46	10~17	5~10	8~14	10~14		7~11			≤1.5	≤0.05	≤0.05	
低锰中硅低氟	焊剂 250	18~22	18~23	5~8	4~8	12~16		23~30			≤1.5	≤0.05	≤0.05	≤3
低锰中硅中氟	焊剂 251	18~22	18~23	7~10	3~6	14~17		23~30			≤1.0	≤0.08	≤0.05	

(续)

焊剂类型	焊剂牌号	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	CaO	MgO	TiO <sub>2</sub>	CaF <sub>2</sub>	NaF	ZrO <sub>2</sub>	FeO	S	P	R <sub>2</sub> O
低锰高硅中氟	焊剂 260	29~34	19~24	2~4	4~7	15~18		20~25			≤10	≤0.07	≤0.07	
中锰高硅低氟	焊剂 330	44~48	≤4	22~26	≤3	16~20		3~6			≤1.5	≤0.08	≤0.08	≤1
中锰中硅中氟	焊剂 350	30~35	13~18	14~19	10~18			14~20			≤0.06	≤0.07		
中锰高硅中氟	焊剂 360	33~37	11~15	20~26	4~7	5~9		10~19			≤1.5	≤0.10	≤0.10	
高锰高硅低氟	焊剂 430	38~45	≤5	38~47	≤6			5~9			≤1.8	≤0.10	≤0.10	
高锰高硅低氟	焊剂 431	40~44	≤4	34~38	≤6	5~8		3~7			≤1.8	≤0.10	≤0.10	
高锰高硅低氟	焊剂 433	42~45	≤3	44~47	≤4			2~4			≤1.8	≤0.15	≤0.10	≤0.5

属于非熔炼焊剂的粘结焊剂和烧结焊剂,其主要优点是可以灵活调整焊剂的合金成分。其特点如下:

在粘结焊剂中,按需要可以加入适量的脱氧剂,以保证脱氧较完全;

按需要可加入所需的合金剂,并可以配合普通焊丝而获得各种化学成分的焊缝金属;

粘结焊剂的吸湿性强,易受潮。故焊前要严格烘干;

粘结焊剂对焊接参数的波动较为敏感,焊剂的熔化量与焊接参数有关,易导致焊缝化学成分的不均匀。目前国内应用较少,多是自配自用。

埋弧自动焊用焊丝与手工电弧焊用焊条芯,同属焊接用钢丝。埋弧自动焊常用焊丝成分,列于表 3-39。常用熔炼焊剂和配用焊丝及用途,列于表 3-40。

表 3-39 埋弧焊常用焊丝成分(%)

牌 号	C	Mn	Si	Cr
H08A	≤0.10	0.30~0.55	≤0.03	≤0.20
H08MnA	≤0.10	0.80~1.10	≤0.07	≤0.20
H10Mn2	≤0.12	1.50~1.90	≤0.07	≤0.20
H08Mn2SiA	≤0.11	1.80~2.10	0.65~0.95	≤0.20
H10MnSi	≤0.14	0.80~1.10	0.60~0.90	≤0.20
H08MnMoA	≤0.10	1.20~1.60	≤0.25	≤0.20
H08Mn2MoA	0.06~0.11	1.60~1.90	≤0.25	≤0.20
H08Mn2MoVA	0.06~0.11	1.60~1.90	≤0.25	≤0.20

(续)

牌 号	Ni	Mo	V	S	P
H08A	≤0.30			≤0.030	≤0.030
H08MnA	≤0.30			≤0.030	≤0.030
H10Mn2	≤0.30			≤0.040	≤0.040
H08Mn2SiA	≤0.30			≤0.030	≤0.030
H10MnSi	≤0.30			≤0.030	≤0.040
H08MnMoA	≤0.30	0.30~0.50		≤0.030	≤0.030
H08Mn2MoA	≤0.30	0.50~0.70		≤0.030	≤0.030
H08Mn2MoVA	≤0.30	0.50~0.70	0.06~0.12	≤0.030	≤0.030

表 3-40 国产焊剂用途及配用焊丝

焊剂牌号	焊剂类型	配 用 焊 丝	焊 剂 用 途
焊剂 130	无锰高硅低氟	H10Mn2	低碳结构钢低合金钢如 16Mn 等
焊剂 131	无锰高硅低氟	配 Ni 基焊丝	焊接镍基合金薄板结构
焊剂 230	低锰高硅低氟	H08MnA, H10Mn2	焊低碳结构钢及低合金结构钢
焊剂 260	低锰高硅中氟	铬 19 镍 9 型焊丝	焊接不锈钢及轧辊堆焊
焊剂 330	中锰高硅低氟	H08MnA H08Mn2, H08MnSi	焊接重要的低碳钢结构和低合金钢, 如 A3, 15g, 20g, 16Mn, 15MnVTi 等
焊剂 430	高锰高硅低氟	H08A, H10Mn2A H10MnSiA	焊接低碳钢结构及低合金钢
焊剂 431	高锰高硅低氟	H08A, H08MnA H10MnSiA	焊低碳结构钢及低合金钢
焊剂 433	高锰高硅低氟	H08A	焊低碳结构钢
焊剂 150	无锰中硅中氟	配 2Cr13 或 3Cr2W8 配铜焊丝	堆焊轧辊, 焊铜
焊剂 250	低锰中硅中氟	H08MnMoA, H08Mn2 MoA, H08Mn2MoVA	焊接 15MnV, 14MnMoV, 18MnMoNb 及 14MnMoVB 钢等
焊剂 350	中锰中硅中氟	配相应焊丝	焊接锰铜、锰硅、及含镍低合金高强度钢
焊剂 172	无锰低硅高氟	配相应焊丝	焊接高铬铁素体热强钢(15Cr11CuNiWV)或其他高合金钢

### (三)埋弧自动焊工艺

埋弧自动焊的工艺特点:

#### 1. 认真做好焊前准备工作

为保证焊接质量,埋弧自动焊必须作好焊前准备,诸如焊件坡口的加工、被焊部位的清理及装配等。埋弧自动焊时,一般板厚小于 14mm 的钢板,可不开坡口;当板厚为 14~22mm 时,一般开 V 形坡口;板厚为 22~50mm 时,可开 X 形坡口;一些要求较高焊件的

重要焊缝,为保证焊透焊根和无夹渣等缺陷,如锅炉汽包等压力容器,一般多采用 U 形坡口。为保证焊接质量和提高生产率,对于 V 形、X 形坡口,坡口角度为  $50^{\circ}\sim 60^{\circ}$ 。

焊前应仔细清理焊丝表面、工件坡口和焊接部位的氧化物及其它脏物、水分等。可使用手工清除,机械清除或氧-乙炔火焰烘烤等方法。

焊接装配工作的好坏,直接影响焊接质量,因此焊接装配间隙必须均匀,高低平整不错边,尤其是单面焊双面成形时更要严格。此外,点固焊时所使用的焊条,要与焊件材料性能相符,定位焊的位置一般应在第一道焊缝的背面,长度应大于 30mm。焊接直焊缝时,应加引弧板和熄弧板等。

## 2. 埋弧自动焊工艺及焊接规范参数的选择

手工电弧焊时,为获得满意的焊接质量,在焊条品种确定后,首先应合理选择焊条直径、焊接电流等工艺参数。埋弧自动焊也不例外。

### (1) 平板对接焊缝

平板对接焊缝,常采用双面焊接。为确保第一面焊接时具有一定的熔深,同时防止熔化金属的流溢和烧穿,焊接时常采用必要的工艺措施以确保焊接质量。其措施有:悬空焊接法、焊剂垫法和临时工艺衬垫法。

悬空焊接法:这种焊接法不需要辅助设备和装置。为防止熔化金属的流溢和烧穿,装配时不留间隙或间隙很小,一般间隙不大于 1mm。焊接第一面焊缝的规范应使熔深小于被焊工件板厚的一半。在翻转后进行反面焊接时,焊接反面焊缝的规范,应使反面焊缝的熔深达到被焊工件板厚的 60~70%。表 3-41 列出不开坡口、不留间隙的双面悬空焊接规范。

表 3-41 悬空双面焊规范

焊丝直径 (mm)	焊件厚度 (mm)	施焊顺序	焊接电流 (A)	电弧电压 (V)	焊接速度 (m·h <sup>-1</sup> )
4	6	正	330~420	30	34.6
		反	430~470	30	32.7
4	10	正	530~570	31	27.7
		反	590~640	33	27.7
4	12	正	620~660	35	25
		反	680~720	35	24.8
5	15	正	800~850	34~36	28
		反	850~900	36~38	26
5	18	正	850~900	36~38	36
		反	900~950	38~40	24
5	20	正	850~900	36~38	35
		反	900~1000	38~40	24
5	22	正	900~950	37~39	32
		反	1000~1050	38~40	24

焊剂垫法:采用焊剂垫焊接时,要求焊剂垫在焊缝全长与焊件贴合,且压力均匀。依被焊件的厚度,预留装配间隙进行第一面焊接。焊接第一面焊缝的规范,应使熔深大于焊件厚度的60~70%。翻转后进行反面焊接,焊接反面焊缝的规范可与焊接正面焊缝的规范相同,或保证熔透的情况下适当减小。对于重要产品在焊接反面焊缝前,需挑焊根再进行焊接,此时焊接规范可稍小。表3-42列出预留间隙双面焊规范。

表3-42 预留间隙双面焊规范

焊件厚度(mm)	装配间隙(mm)	焊丝直径(mm)	焊接电流(A)	电弧电压(V)	焊接速度(m·h <sup>-1</sup> )
14	3~4	5	700~750	34~36	30
18	4~5	5	750~800	36~40	27
20	4~5	5	850~900	36~40	27
28	5~6	5	900~950	38~42	20
30	6~7	5	950~1000	40~44	16
40	8~9	5	1100~1200	40~44	12
50	10~11	5	1200~1300	44~48	10

对于厚度较大的焊件,如前所述,应根据焊件厚度开坡口情况进行焊接。表3-43列出开坡口的双面焊规范。

表3-43 开坡口焊件双面焊规范

焊件厚度 (mm)	坡口形式	焊丝直径 (mm)	焊接顺序	坡口尺寸		焊接电压 (V)	焊接电流 (A)	焊接速度 (m·h <sup>-1</sup> )
				坡口角度 (α°)	坡口深度 钝边高度 (mm)			
14	V形	5	正反	80	6	36~38	830~850	24
							600~620	45
16	V形	5	正反	70	7	36~38	830~850	20
							600~620	45
18	V形	5	正反	60	8	36~38	830~860	20
							600~620	45
22	V形	6	正反	55	13	38~40	1050	18
							1150	45
24	X形	6	正反	40	14	38~40	1000	24
							800	28
30	X形	6	正反	80	10	36~40	1006~1100	18
							900~1000	20

临时工艺衬垫法:临时工艺衬垫的作用是托住填入间隙的焊剂,衬垫常用厚为3~4mm,宽为30~50mm的钢带,也可用石棉绳,石棉板。第一面焊完,翻转焊件并去掉衬垫及间隙内的焊剂后,再焊接第二面焊缝。

当对接焊缝无法使用衬垫焊接时,也可先利用手工焊封底后再焊,通常厚板手工封底焊为V形坡口,保证封底厚度大于8mm。这类焊接接头可根据板厚采用不开坡口单面焊或单面坡口双面焊。

## (2)角焊缝

从施工来看,除对接焊缝外,还有角焊缝。角焊缝可采用两种形式进行焊接,即船形位置焊接和斜角位置焊接。

**船形位置焊接:**由于焊丝处于垂直状态,熔池处于水平位置,故容易保证焊接质量。若焊缝间隙大于1.5mm时,则容易出现烧穿或熔池金属流溢的现象,所以船形位置焊接时对装配质量要求严格,同时电弧电压不易过高,以免产生咬肉。

**斜角位置焊接:**当焊件太大不易翻转,或焊件不能在船形位置进行焊接时,可采用焊丝倾斜的斜角位置焊接。这种工艺在造船业中应用较多。其优点是,对间隙的敏感性不大,即使间隙过大,也不致于产生流渣或熔池金属流溢现象。但由于熔化金属自重对焊缝成形不利,所以单道焊脚尺寸不能大于8mm。因此,当焊脚尺寸要求大于8mm时,只能采用多道焊。为保证焊缝的良好成形,焊丝与腹板的夹角,应保持在 $15^{\circ}\sim 45^{\circ}$ 范围内,一般为 $20^{\circ}\sim 30^{\circ}$ ;电弧电压也不宜太高。使用细焊丝可减小熔池体积,以防止熔池金属的流溢,并能保持电弧稳定燃烧。角接焊的焊接规范列于表3-44。

表 3-44 角接焊的焊接规范

	焊脚高度 (mm)	焊接直径 (mm)	焊接电流 (A)	电弧电压 (V)	焊接速度 (m·h <sup>-1</sup> )	电流种类
船形位置焊	6	2	450~475	34~36	40	交
	8	3	550~600	34~36	30	
	8	4	575~625	34~36	30	
	10	3	600~650	34~36	23	
	10	4	650~700	34~36	23	流
	12	3	600~650	34~36	15	
	12	4	725~775	36~38	20	
	12	5	775~825	36~38	18	
斜角位置焊	3	2	200~220	25~28	60	直
	4	2	280~300	28~30	55	
	4	3	350	28~30	55	
	5	2	375~400	30~32	55	流
	5	3	450	28~30	55	
	7	2	375~400	30~32	28	
	7	3	500	30~32	28	

## 二、CO<sub>2</sub>气体保护焊

### (一)CO<sub>2</sub>气体保护焊的应用范围和特点

CO<sub>2</sub>气体保护焊,是一种高效率的焊接方法,故在国内外已获得广泛应用。目前,主要用于焊接低碳钢和低合金钢,还可用于耐磨零件的堆焊,铸铁件的补焊等。在造船、汽车制造、机车制造、石油化工等工业部门,获得了普遍的应用。CO<sub>2</sub>气体保护焊,可分为自动焊和半自动焊。对于较长的直线焊缝和规则的曲线焊缝,可采用自动焊;对于不规则或较短的焊缝,则采用半自动焊。

CO<sub>2</sub>气体保护焊,和其它电弧焊相比,主要具有以下特点:

#### 1. CO<sub>2</sub>气体来源多且成本低

CO<sub>2</sub> 气是酿造厂、制糖厂和化工厂的副产品,CO<sub>2</sub> 气体保护焊的成本,只有手弧焊和埋弧焊成本的 40~50%。

## 2. 生产效率高

CO<sub>2</sub> 电弧的穿透力强,故熔深大,而且焊丝的熔化率高。它的生产率比手弧焊高 1~3 倍。

## 3. 适用范围广

它在任何位置都能进行焊接,薄板可焊到 1(mm)左右。在焊薄板时,较气焊的速度快,工件变形小。

## 4. 抗裂性好

因焊缝含氢量低,所以抗裂性好。

## 5. 能耗低

以 3mm 厚的低碳钢板对接焊缝为例,每米焊缝消耗的电能,CO<sub>2</sub> 气体保护焊为手工电弧焊的 70%左右。因此,CO<sub>2</sub> 气体保护焊是较好的节能焊接法。

## 6. 飞溅是不足之处

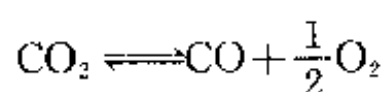
CO<sub>2</sub> 气体密度较大,并且被电弧加热后体积膨胀也较大,因此从隔离空气保护焊接熔池和电弧角度来看,效果良好。但又给焊接带来一些困难,如焊接过程中的飞溅,焊缝外观较为粗糙及电弧气氛具有较强的氧化性,因此必须采用含有脱氧剂的焊丝等。与氩弧焊、埋弧焊等焊接方法相比,飞溅是较为突出的问题,这是 CO<sub>2</sub> 气体保护焊的不足之处。

## (二)CO<sub>2</sub> 气体保护焊冶金过程特点

CO<sub>2</sub> 气体保护焊冶金过程特点主要有以下几点:

### 1. CO<sub>2</sub> 的氧化性

用 CO<sub>2</sub> 气体作为保护介质,它与氩气有很大的不同,在电弧高温作用下,按下列方式进行分解:

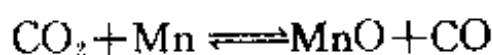
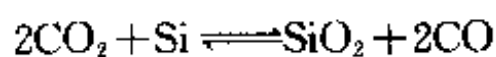
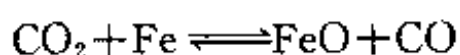


分解度与温度有关。在电弧气氛中同时有 CO<sub>2</sub>、CO 和 O<sub>2</sub> 存在。在高温下 O<sub>2</sub> 进一步分解为氧原子:

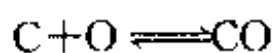
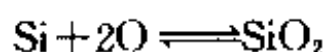
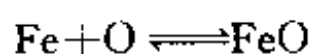


所以,CO<sub>2</sub> 气在高温时,有强烈的氧化性。CO<sub>2</sub> 可以从两方面使 Fe 及其它元素氧化。

一是在低于金属熔点(1500℃左右),CO<sub>2</sub> 直接将金属氧化:



一是高温分解出的原子氧,使金属氧化:



在金属氧化中,CO<sub>2</sub> 直接使金属氧化不占主要地位,而主要是原子氧的作用。上述氧

化反应,既发生在熔池中,也发生在熔滴中。氧化反应的程度,决定于合金元素在焊接区的浓度及它们对氧的亲合力。

反应生成物中  $\text{SiO}_2$  和  $\text{MnO}$  形成一层薄薄的渣壳,覆盖在焊缝表面。生成的  $\text{CO}$  气,从液体内逸出。 $\text{FeO}$  则按分配定律,一部分浮于熔池表面,一部分溶于液态金属中,进一步使熔池及熔滴中的元素氧化。

溶于熔池中的  $\text{FeO}$  与碳作用,产生  $\text{CO}$  气体,容易在焊缝金属中形成气孔,溶于熔滴中的  $\text{FeO}$  与碳作用产生  $\text{CO}$  气体,在电弧高温下急剧膨胀则引起强烈的飞溅,但应指出,飞溅除与  $\text{CO}_2$  气体本身氧化性有关,还和其它因素有关。

采用  $\text{CO}_2$  气体保护焊时,在利用其保护熔池金属不与空气作用的同时,还必须克服由于  $\text{CO}_2$  本身具有氧化性所带来的不利影响。因此,必须从冶金上,采取措施予以解决。

## 2. 解决氧化性问题的办法——脱氧

为了解决  $\text{CO}_2$  本身具有氧化性所带来的问题保证焊接质量,通常在焊丝中加入一定量的脱氧剂。常用的,主要是  $\text{Si}$ 、 $\text{Mn}$  和  $\text{Ti}$  等脱氧元素。关于  $\text{Si}$ 、 $\text{Mn}$  脱氧元素的特点,参见第三章第一节。目前是  $\text{Si}$ 、 $\text{Mn}$  联合脱氧,可获得高质量焊缝。 $\text{Ti}$  也是强脱氧元素之一,除脱氧外,它还可以在钢中起到细化晶粒的作用。此外, $\text{Ti}$  能与氮形成钛的氮化物,且不溶于钢中,可以防止钢的时效。常将  $\text{Ti}$  和  $\text{Si}$ 、 $\text{Mn}$  联合使用。 $\text{Al}$  也是强脱氧元素,在  $2273\text{K}$  温度以下时,它对氧的亲合力比  $\text{C}$  还大,故能有效的抑制  $\text{CO}$  气体的产生。但  $\text{Al}$  会降低焊缝金属抗热裂纹的能力,因此焊丝中加入的  $\text{Al}$  不适宜过多。

目前,焊接低碳钢和低合金钢用焊丝中含  $\text{Si}1\%$  左右,含  $\text{Mn}1-2\%$  左右。表 3-45 列出  $\text{CO}_2$  气体保护焊常用焊丝的化学成分和用途。其中,最常用的焊丝是  $\text{H08Mn2Si}$ ,它具有较好工艺性能、机械性能以及抗热裂纹能力,适用于焊接低碳钢和  $\sigma_s \leq 500\text{MPa}$  的低合金钢。

在焊接有些高强度钢时,如  $30\text{CrMnSi}$  等钢种,由于这类钢中的含碳量较高(0.3%左右),而焊丝内的含碳量较低(0.15%以下),结果使焊缝中含碳量下降,降低了焊缝金属的强度,因此焊丝中除有足够的  $\text{Si}$ 、 $\text{Mn}$  外,还要加入适当的  $\text{Cr}$ 、 $\text{Mo}$ 、 $\text{V}$  等元素,通过渗合金保证焊缝的强度及其它性能。

表 3-45  $\text{CO}_2$  气体保护焊常用焊丝化学成分和用途

焊丝牌号	合金元素(%)								用途	
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	Al	S 不大于		P 不大于
H10MnSi	$\leq 0.14$	0.60~ 0.90	0.8~ 1.10	$\leq 0.20$	—	—	—	0.030	0.04	低碳钢 低合金钢
H08MnSi	$\leq 0.10$	0.70~ 1.0	1.0~ 1.30	$\leq 0.20$	—	—	—	0.030	0.04	低碳钢 低合金钢
H08MnSiA	$\leq 0.10$	0.60~ 0.85	1.40~ 1.70	$\leq 0.20$	—	—	—	0.030	0.035	低碳钢 低合金钢
H08Mn2SiA	$\leq 0.10$	0.70~ 0.95	1.80~ 2.10	$\leq 0.20$	—	—	—	0.030	0.035	低碳钢 低合金钢
H04Mn2SiTiA	$\leq 0.04$	0.70~ 1.10	1.80~ 2.20	—	—	0.20~ 0.40	—	0.025	0.025	低合金 高强度钢



(续)

焊丝牌号	合金元素(%)									用途
	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	Al	S 不大于	P 不大于	
H10MnSiMo	≤0.14	0.70~ 1.10	0.90~ 1.20	≤0.20	0.15~ 0.25	--	--	0.030	0.040	低合金 高强度钢
H08Cr3Mn2MoA	≤0.10	0.30~ 0.50	2~2.50	2.5~ 3.0	0.35~ 0.50	—	—	0.030	0.030	贝氏体钢
H18CrMnSiA	0.15~ 0.22	0.90~ 1.10	0.80~ 1.10	0.80~ 1.10	—	—	—	0.025	0.030	高强度钢

目前国内外焊丝的发展趋势,进一步降低含碳量(含碳量为0.03%~0.06%),同时添加钛、铝、锆等元素。这样既可减少飞溅,还能提高抗气孔能力及焊缝金属的机械性能。

在我国CO<sub>2</sub>气体保护焊的焊丝标准中,不仅规定焊丝种类、化学成分、熔敷金属机械性能,并对焊丝表面质量、镀铜层、挺度等均有规定,这是因为除焊丝化学成分对焊接工艺性能(如飞溅、电弧稳定性,焊缝成形等)有影响,拔丝工艺、焊丝表面质量等,也对焊接工艺性能有一定影响。

CO<sub>2</sub>气体保护焊用焊丝,包括实芯焊丝、药芯焊丝和活化处理焊丝。活化处理,即在焊丝表面涂以极薄的碱金属,碱土金属或稀土金属的化合物,以提高焊丝发射电子的能力和降低弧柱的有效电离势,从而细化熔滴,减少飞溅,改善焊缝成形。最常用的活化剂是Cs(铯)的盐类如Cs<sub>2</sub>CO<sub>3</sub>,若在Cs盐类中同时加上K或Na的盐类,则效果更为显著。

### 3. 气孔问题

在CO<sub>2</sub>气体保护焊时,由于CO<sub>2</sub>的氧化作用,会在熔池中产生CO气体,由于CO<sub>2</sub>气体又具有冷却作用,因而熔池凝固较快,容易在焊缝中产生气孔。但采用焊丝中含有足够的脱氧元素Si和Mn,并限制焊丝中的含碳量,可以有效地防止CO气体的产生。

如果熔池在高温时溶入了大量氧气,而在结晶过程中它又不能完全逸出,则留在焊缝金属中形成气孔。

CO<sub>2</sub>气体保护焊,电弧区的氢主要来自两方面:一是焊丝、工件表面的油污及铁锈;一是CO<sub>2</sub>气体中所含的水分。为了消除氢气的影响,一方面焊前要清除焊丝和工件表面的油污与铁锈,另一方面应使用含水份低的CO<sub>2</sub>气体。减少熔池中氢的溶入,不仅可以消除氢气孔,而且会提高焊缝金属的塑性。

目前国内焊接用CO<sub>2</sub>气主要来自酿造厂,制糖厂及化工厂的副产品,含水分较高且不稳定。为了获得优质焊缝,焊前对瓶装CO<sub>2</sub>气体要进行处理,其方法是将气瓶倒置1~2h,然后打开阀门,排出沉积在瓶底的水,每隔30min排水一次,先后2~3次,放水后仍将瓶正置,再打开阀门放气2~3min,排出瓶内上部的空气,另外在气路系统中放置干燥器,以除去CO<sub>2</sub>气中的水份。干燥器内一般放置硅胶或脱水硫酸铜等吸水剂。

当瓶内CO<sub>2</sub>气体压力降到980kPa时,不能继续使用。这是因为瓶内气体压力下降到980kPa以下时,CO<sub>2</sub>气体所含水份将增加到3倍左右。当焊接对水分比较敏感的金属,瓶内气压为1470kPa时,就不宜再用。

根据上述情况,焊接区有氧化性的CO<sub>2</sub>气存在,增加了氧的分压,使自由状态的氢被氧化成不溶于金属的水蒸气和羟基,从而减弱了氢气的有害影响。

CO<sub>2</sub> 气的氧化性,导致 CO 气体孔和飞溅的产生,但在制约氢的危害方面又是有益的。所以与埋弧焊和氩弧焊相比,CO<sub>2</sub> 气体保护焊对铁锈、水份的敏感性较小。

CO<sub>2</sub> 气体保护焊时,氮气的来源主要是两个方面:一是空气侵入焊接区,二是 CO<sub>2</sub> 气不纯。试验表明,短路过渡时 CO<sub>2</sub> 气中加入 3% 的氮(按体积),在射流过渡时 CO<sub>2</sub> 气中加入 4% 的氮(按体积)仍不会引起气孔。在一般情况下,CO<sub>2</sub> 气中含氮量最多不超过 1%(按体积)。故由于 CO<sub>2</sub> 气不纯而导致产生氮气孔的可能性较小。所以焊缝中产生的氮气孔,主要是由于保护气流遭到破坏,由于大量空气侵入焊接区所造成的。

保护气流遭到破坏的主要原因,如过小的 CO<sub>2</sub> 气体流量、喷嘴被飞溅物等堵塞、喷嘴与工件间的距离过大,以及焊接场地有侧向风等。

综上所述,CO<sub>2</sub> 气体保护焊,在采用 H08Mn2SiA 等含有脱氧剂的焊丝焊接低碳钢与低合金钢时,焊前对焊丝和被焊工件表面的油污,铁锈要进行清理。当 CO<sub>2</sub> 气中的水份在比较低的情况下,焊缝金属中产生的气孔,主要是氮气孔,所以在焊接过程要保证保护气流的稳定,这是防止焊缝金属中产生气孔的关键。

此外,工艺因素如电弧电压、焊接速度、电源极性等,对气孔的产生也有影响。电弧电压越高,使空气侵入焊接区的可能性越大,熔池中含氮量增加,即使不出现气孔,也会导致焊缝金属塑性的下降。焊接速度主要影响熔池的结晶速度。反极性焊接对消除气孔有利。

#### 4. 飞溅问题

飞溅是 CO<sub>2</sub> 气体保护焊的主要缺点。飞溅不仅增加焊丝的损耗和降低生产率,更主要的是飞溅物粘附在喷嘴内壁及导电嘴端部时,影响气流的正常流动,破坏焊丝匀速送进。因此,CO<sub>2</sub> 气体保护焊时,应采取措施,尽可能地使飞溅最小。当前减少飞溅的主要措施有以下几方面:

##### (1) 从冶金方面着手

即采用低飞溅率焊丝,对于实芯焊丝,在保证机械性能条件下,尽量降低其含碳量,并适当添加钛、铝等元素,这样无论颗粒过渡或短路过渡都可显著减少飞溅。采用药芯焊丝,药芯焊丝的飞溅约为实芯焊丝的 1/3。

##### (2) 合理选用工艺参数

焊接电流、电弧电压、焊丝伸出长度以及焊枪角度等,都会影响飞溅的大小。

焊接电流与电弧电压:CO<sub>2</sub> 气体保护焊时,对于每种直径焊丝,其飞溅率和焊接电流间的关系,如图 3-44 所示。由图 3-44 可以看出,在小电流区飞溅较小,在大电流区飞溅率也小,而其中间区飞溅率最大。如  $\phi 1.2\text{mm}$  焊丝,电流小于 150A 或大于 300A 飞溅率都较小,介于两者之间则飞溅率较大。因此,在选用焊接电流时,应避开飞溅率较高的电流区。电流选定后再匹配合适的电弧电压,以保证最小的飞溅。

焊丝伸出长度:飞溅的大小,与焊丝伸出长度也有关系,如  $\phi 1.2\text{mm}$  焊丝,电流 280A 时,焊丝伸出长度从 20 增至 30mm,飞溅量约增加 5%,因而焊丝伸出长度应尽量缩短。

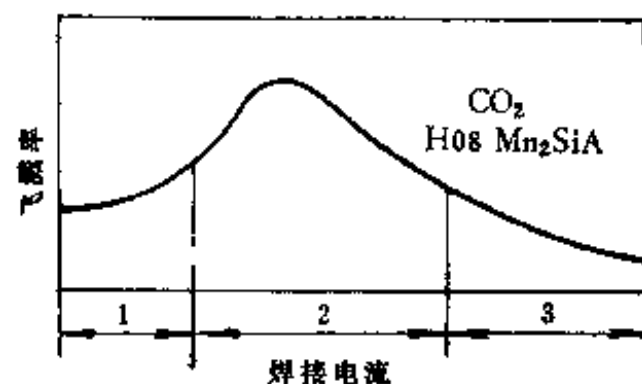


图 3-44 CO<sub>2</sub> 电弧焊飞溅损失与电流的关系

1—短路过渡区;

2—中等电流区;3—细颗粒过渡区。

焊枪角度:焊枪前倾或后倾,最好不超过  $20^\circ$ 。这是因为,焊枪垂直时飞溅量最小,倾斜角度越大,飞溅越多。

### (3) 颗粒过渡焊接时在 $\text{CO}_2$ 气中加入 Ar 气

尽管通过合理选用规范参数,以及采用潜弧方法等,来降低飞溅率,但飞溅量仍较大。在  $\text{CO}_2$  气中加入一定数量的 Ar 气,是减少颗粒过渡焊接时飞溅的有效措施。在  $\text{CO}_2$  气中加入 Ar 气后,会改变纯  $\text{CO}_2$  气的性质。随着 Ar 气比例增加,飞溅逐渐减小,变化最显著的是颗粒直径大于  $0.8\text{mm}$  时的飞溅,对于小于  $0.8\text{mm}$  的细颗粒飞溅影响不大。

$\text{CO}_2 + \text{Ar}$  混合气体除减小飞溅外,Ar 气含量对焊缝成形也有影响。随加入 Ar 气量的增多,焊缝熔深减小,熔宽加大,余高减小。此外,采用  $\text{CO}_2 + \text{Ar}$  混合气体焊接时,焊缝金属低温韧性值,也比纯  $\text{CO}_2$  气焊接时焊缝金属低温韧性值高。

### (4) 短路过渡焊接时限制金属液桥爆断能量

短路过渡焊接时,在短路过程的最后阶段,由于短路电流的急剧增大,致使液桥金属被迅速地加热并热量集中,导致液桥爆断而产生飞溅。目前减少飞溅的方法有以下几种:

在焊接回路中串入电感、电阻或增大电源变压器的阻抗;为控制引起飞溅的能量,一般在焊接回路中串入电感、电阻,或增大电源变压器的阻抗,或是这几种方法的综合运用,来限制短路电流增长速度及峰值电流。特别是平硬(或缓降)外特性电源加电抗器,当前应用仍很普遍。这种方法的特点是,设备简单。但电抗器体积大,且调节精度及范围都受一定的局限。

电流切换法:每个熔滴过渡过程中,在液桥颈缩到临界尺寸之前,是允许短路电流自然增大,从而保证其电磁压缩力的有利作用。当颈缩尺寸达到临界尺寸后,便立即进行电流切换,将电流迅速从高值切换到低值,以使液桥颈缩处在小电流下爆断。试验证明,将电流从  $400\text{A}$  降至  $30\text{A}$ ,飞溅率可降低到  $2\% \sim 3\%$ 。

进行电流切换,需要事先通过试验确定某一反映小桥临界尺寸的电压  $U_c$ 。作为给定电压,焊接过程中由“小桥状态传感器”发出小桥中瞬时的电压信号,并将其与给定值  $U_c$  比较。当小桥电压达到  $U_c$  时,焊机控制系统能在极短时间内(约  $10 \sim 15\mu\text{s}$ ),迅速地使输出电流从高值降到低值。

由于  $\text{CO}_2$  短路过渡焊接中,存在着固有的非规律性的过渡特性,有时会造成提前或滞后的不正常切换。正常切换率能达到  $85\%$  左右。

电流波形控制法:电流波形控制法,将是今后中等电流  $\text{CO}_2$  短路过渡焊接一种重要的控制方法。该法是通过控制输出电流波形,使金属液桥在低的电流上升速度和低的短路峰值电流下爆断,从而减少飞溅。液桥爆断,电弧再引燃后,立即提高燃弧电流,甚至此时施加电流脉冲,经一段时间燃弧电流再从高值过渡到稳定值,这样可增加燃弧期间母材输入热量,以达到增加熔深和改善焊缝成形的目的。

为实现这种高速输出控制,可借助晶闸管和晶体管焊接电源电子回路。

短路过渡焊接时,除采用限制金属液桥爆断能量外,在  $\text{CO}_2$  气中加入 Ar 气,也可减小飞溅。然而,在焊丝较细( $\phi \leq 1.2\text{mm}$ ),电流较小时,不推荐采用  $\text{CO}_2 + \text{Ar}$  混合气体的办法减少飞溅。这是因为正常情况下,细丝小规范短路过渡焊接时飞溅并不严重,采用  $\text{CO}_2 + \text{Ar}$  混合气体意义不大;而且,纯  $\text{CO}_2$  气焊接时焊缝熔深比  $\text{CO}_2 + \text{Ar}$  混合气体焊接时熔深大,对保证熔透有利。

### (三)CO<sub>2</sub> 气体保护焊的焊接工艺

CO<sub>2</sub> 气体保护焊时,为使焊接过程稳定,通常采用两种熔滴过渡形式,即短路过渡和细颗粒过渡。短路过渡在我国应用最为普遍。

#### 1. 短路过渡焊接

短路过渡焊接的特点是电流小、电压低,适合于薄板焊接及进行全位置焊接,而且操作容易掌握。由于焊接规范小,焊接过程中光辐射、热辐射以及烟尘等都较小。所以在生产中容易推广应用。

短路过渡焊接,主要采用  $\phi 0.6 \sim 1.4\text{mm}$  的细丝。随焊丝直径的增大,飞溅颗粒的尺寸和数量,都相应增大。焊丝直径最大用到  $\phi 1.6\text{mm}$ ,大于  $\phi 1.6\text{mm}$  的焊丝,如仍采用短路过渡焊接,则飞溅十分严重,故很少应用。

短路过渡焊接时,主要的规范参数有电弧电压、焊接电流、送丝速度、焊接回路电感、焊接速度、气体流量和焊丝伸出长度,以及电源极性等。

电弧电压和焊接电流:短路过渡的重要特征是低电压。但电弧电压过低,引燃困难,焊接过程不稳定;电弧电压过高,则由短路过渡转变为大颗粒的长弧过渡,焊接过程也不稳定。因此,一定焊丝直径,电弧电压与焊接电流要有合适的匹配,才能获得稳定的焊接过程,保证一定的焊接质量。表 3-46 列出飞溅最小时,不同焊丝直径典型的短路过渡焊接规范。

表 3-46 不同焊丝直径典型短路过渡焊接规范

焊丝直径(mm)	0.8	1.2	1.6
电弧电压(V)	18	19	20
焊接电流(A)	100~110	120~135	140~180

实际使用的焊接电流范围,远比表 3-46 中的焊接电流范围大得多,因为生产中除考虑飞溅大小外,还要考虑生产效率等。图 3-45 为四种直径焊丝适用的焊接电流和电弧电压范围。此时焊接过程稳定性和焊接质量,都能满足要求。

焊接回路电感:短路过渡焊接时,焊接回路中要串接电感,其作用有二:

一是调节短路电流的增长速度  $di/dt$ 。 $di/dt$  过小,产生大颗粒飞溅,乃至焊丝成段爆断致使电弧熄灭; $di/dt$  过大,则产生大量小颗粒飞溅。在焊接回路中串接电抗器,电感对  $di/dt$  的影响可用下式表示:

$$\frac{di}{dt} = \frac{U_0 - iR}{L}$$

式中  $U_0$ ——电源空载电压;

$i$  ——瞬时电流;

$R$ ——焊接回路中的电阻;

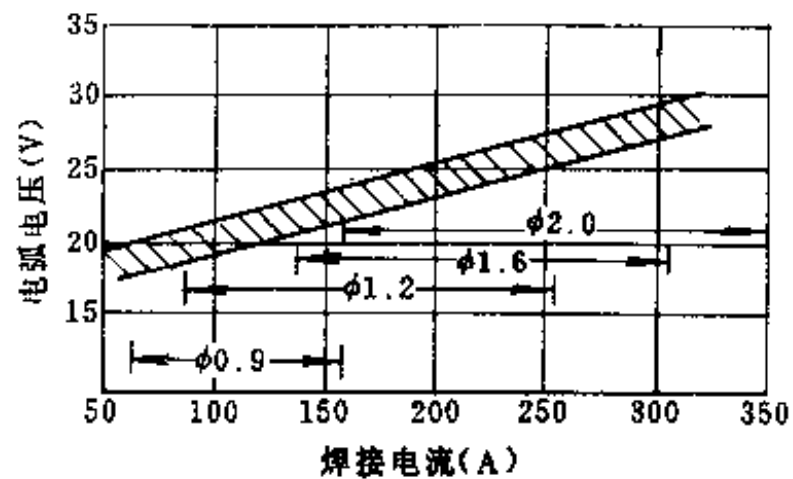


图 3-45 短路过渡焊接时适用的电流和电弧电压范围

$L$ ——焊接回路中的电感。

可见,电感越大,短路电流增长速度越小,反之,则越大。

细焊丝熔化快,熔滴过渡周期短,故需要较大的  $di/dt$ ;粗焊丝熔化慢,则需要较小的  $di/dt$ 。焊接回路内的电感在  $0\sim 0.2\text{MH}$  范围内,对短路电流的增长速度有显著的影响。

二是调节电弧燃烧时间,控制母材的熔深。在短路过渡的一个周期中,短路电流的大部能量输给焊丝伸出部分;电弧燃烧期间,电弧的大部份热量输入工件并形成一定的熔深。使用细焊丝时,由于需要较大的  $di/dt$ ,加入回路中的电感很小,燃烧时间短,有利于薄板焊接。

一般短路频率高的电弧,其燃烧时间短,因此熔深小。适当增大电感,虽然频率降低,但电弧燃烧时间加长,从而使母材熔深加大。

焊接速度:焊接速度过快,会导致焊缝两侧咬肉;焊接速度过慢,则容易产生烧穿和焊缝组织粗大等缺陷。此外,焊接高强度材料时,为了防止裂纹,保证焊缝金属的韧性,应选择合适的焊接速度以控制焊接单位能。

焊丝伸出长度和  $\text{CO}_2$  气体流量:短路过渡一般都采用细丝,故焊丝伸出长度上产生的电阻热不可忽视。随焊丝伸出长度的增加。焊接电流减小,熔深也减小。焊丝越细,电阻率越大的这种影响越大。从提高焊接生产率角度来看,随焊丝伸出长度增加,焊丝上的电阻热加大,焊丝熔化加快。但焊丝伸出长度过大时,伸出部分产生的电阻热使焊丝成段熔断,飞溅严重,焊接过程不稳,喷嘴与工件间距离也加大,导致气保护效果变差。而伸出长度过小,飞溅金属容易堵塞喷嘴。合适的焊丝伸出长度,应为焊丝直径的  $10\sim 12$  倍。通常为  $10\sim 20\text{mm}$ 。

气体流量大小,主要对保护性能有影响。细丝小规范焊接时,气体流量的范围为  $5\sim 15\text{L}/\text{min}$ ;中等规范焊接时,约为  $20\text{L}/\text{min}$ ;粗丝大规范自动焊时,为  $25\sim 50\text{L}/\text{min}$ 。为了保证保护气体的挺度,免受外界干扰破坏,焊接电流越大,焊接速度越快,焊丝伸出长度越长,以及在户外焊接时气体流量要适当加大。

电源极性: $\text{CO}_2$  气体保护焊,一般都采用反极性。这是因为反极性时飞溅小,电弧稳定,成形好,焊缝金属含氢低,而且熔深大。采用正极性时,工件为正极,发热量小,熔深浅,焊丝为阴极,发热量大,故金属熔敷率高,可提高生产率。因此,堆焊或焊补铸件时,采用正极性较为合适。

## 2. 细颗粒过渡焊接

$\text{CO}_2$  气体保护焊时,一定直径的焊丝,当电流增大到一定数值并配合适当的电弧电压,熔滴以较小的尺寸自由落入熔池,熔滴的这种过渡形式称为细颗粒过渡。这种过渡形式,电弧穿透力强,熔深大,焊接中、厚板有较高的生产率。一般采用较粗焊丝,当前以  $\phi 1.6$  和  $\phi 2.0\text{mm}$  焊丝用得最多。 $\phi 3\sim 5\text{mm}$  用得较少。

细颗粒过渡焊接时,随焊接电流增大,电弧电压须相应提高,否则电弧对熔池金属有冲刷作用,使焊缝成形变坏,但电弧电压太高,会使飞溅明显增多。在焊接电流一定的情况下,随焊丝直径增大,电弧电压须相应降低。

表 3-47 列出细颗粒过渡焊接时,几种常用焊丝电流下限值和电弧电压范围。

表 3-47 细颗粒过渡时不同焊丝直径的电流下限值及电压范围

焊丝直径(mm)	电流下限值(A)	电弧电压(V)
1.6	400	34~45
2.0	500	34~45
3.0	650	34~45
4.0	750	34~45

细颗粒过渡焊接,仍采用反极性。焊接回路电感对抑制飞溅已不起作用,因而焊接回路中可不加电抗器。细颗粒过渡焊接时,只要规范参数选用合适,焊缝成形和机械性能都能满足使用要求,气孔也可以防止,然而飞溅仍是难题,喷嘴堵塞比短路过渡焊接时严重。另外,当焊接电流达 600~700A 后,光辐射和热辐射强烈,劳动强度加大。

此外,还有一种介于上述二者之间的过渡形式,即混合过渡或称半短路过渡。半短路过渡以短路过渡为主,伴有少量颗粒过渡,电流和电压数值比短路过渡大,比细颗粒过渡小。由于熔滴过渡频率较低,熔滴尺寸较大,故飞溅也较大。但与短路过渡相比,母材输入热量多,熔深较大,因此生产上也用于中等厚度工件的焊接。

### 三、钨极氩弧焊

#### (一)钨极氩弧焊特点和应用范围

钨极氩弧焊是以氩气作为保护气体的电弧焊,是气体保护焊的又一种形式,又称作“TIG”焊。电极是采用难熔金属钨或钨的合金棒,焊接过程中其本身不熔化,因而易维持电弧长度恒定,焊接过程稳定,还有一个最大的优点就是保护性能好,焊接质量高。

钨极氩弧焊,分为手工焊和自动焊。焊接时填充金属(焊丝)加在钨极前方。当薄件焊接时,一般不需要开坡口和加填充焊丝。为满足 0.8mm 以下薄板焊接的需要,并为适应新材料和新型结构的焊接要求,可用钨极脉冲氩弧焊,钨极氩弧点焊等。

对于普通的钢材,采用手工焊,埋弧自动焊和 CO<sub>2</sub> 气体保护焊等一般的焊接方法,可以满足保护的要求,保证焊接质量。但对某些极易被氧化的金属,如不锈钢、高温合金,钛及钛合金,铝及其合金等以及难熔化的活性金属钼、铌、锆等对保护要求很高,氩弧焊能很好地解决上述问题。然而,由于钨电极的载流能力有限,电弧功率受到限制,故焊缝熔深浅,焊接速度低,所以,钨极氩弧焊一般适用于焊接 6mm 以下的工件。

#### (二)钨极、电流种类和极性的选择

##### 1. 钨极

为保证电弧稳定性和焊接质量,对钨极有三个主要要求:耐高温,电流容量大和电弧稳定性好。耐高温即焊接过程电极本身不熔化,因为假设它熔化,不仅使电极本身消耗快,而且会造成焊缝夹钨,影响焊接质量。电流容量大,若焊接电流超过钨极横截面所容许的电流,则钨极端部熔化形成熔滴使电弧不稳,钨极的许用电流与钨极材料,电流种类和极

性等有关。电弧稳定性取决于电极材料的逸出功,逸出功低,则发射电子的能力强,电弧稳定性好,相反则差。钨的逸出功为 4.31~5.16eV,与其它金属如钾(2.02eV)、钠(2.12eV)、铝(3.95eV)等相比较,对电子发射不利,但它的熔点很高(3380~3600℃),钨极可加热到很高温度,高温时,钨的电子发射能力还是很强的。但从更高的要求来看,用纯钨作为电极材料还不理想,因为它的逸出功较高,要求焊机的空载电压较高,同时,在大电流下长时间焊接时,纯钨的烧损较明显。为此,在钨极中加一些降低逸出功的元素如钍、铈、锆等。目前广泛使用的钍钨极,就是在纯钨中加入 1~2%的氧化钍( $\text{ThO}_2$ ),使电子发射能力明显增强,故钍钨极载流能力大大提高,钍钨极采用直流正极性时,可增大电流 20%以上,电弧稳定性好,使用寿命延长。但钍是放射性元素,使用时有微量的放射性。现用微放射性元素铈(Ce)来代替钍,铈钨极性能基本上满足氩弧焊要求,在某些方面还优于钍钨极,如温度更集中,许用电流密度可增加 5%~8%,稳弧性更好等。表 3-48 列出几种钨极的化学成份。

表 3-48 几种钨极的化学成分

钨极牌号	化 学 成 分 (%)						
	W	$\text{ThO}_2$	CeO	$\text{SiO}_2$	$\text{Fe}_2\text{O}_3$ + $\text{Al}_2\text{O}_3$	Mo	CaO
W1	>99.92	—	—	0.03	0.03	0.01	0.01
WTh7	余量	0.7~0.99	—	0.06	0.02	0.01	0.01
WTh15	余量	1.5~2.0	—	0.06	0.02	0.01	0.01
WTh30	余量	3.0~3.5	—	0.06	0.02	0.01	0.01
WCe20	余量	—	2.0	0.06	0.02	0.01	0.01

根据被焊工件的厚度、焊接电流大小、种类和极性选择钨极直径,不同直径钨极适用的电流范围,列于表 3-49。

表 3-49 不同直径的钨极适用电流范围

钨极直径 (mm)	适用电流范围(A)			
	直流正接	直流反接	交流不平衡波	交流平衡波
	钨和钍钨	钨和钍钨	钍 钨	钍 钨
1.59	70~150	10~20	70~150	60~120
2.4	150~250	15~30	140~235	100~180
3.26	250~400	25~40	225~325	160~250
4.0	400~500	40~55	300~400	200~320
4.8	500~700	55~80	400~500	290~390
6.35	750~1000	80~125	500~630	340~525

钨极末端的形状,对电弧的稳定性也有影响。因此,焊接薄板和焊接电流较小时,可用小直径钨极并将其末端磨成尖锥角(约 20°);大电流焊接时,钨极末端磨成大于 90°或带有平顶的锥形。锥形长度等于钨极直径的 2~4 倍,平顶宽度等于钨极直径的 1/3~1/4。

尖锥角的大小,对焊缝熔深和熔宽有影响。尖锥角小,导致熔深小而熔宽大,反之,熔深大而熔宽小。当焊接电流越大,上述变化越显著。

当采用交流钨极氩弧焊时,由于极性的变化,钨极烧损较大,所以一般将钨极磨成圆珠形。

## 2. 电流种类和极性

钨极氩弧焊时,可以用直流或交流进行焊接。表 3-50 列出焊接不同材料时,选择的电流种类和极性。从表 3-50 可以看出,对于铝、镁及其合金,最好选用交流电进行焊接;对于铜及其合金,不锈钢、低合金钢等,一般选用直流正极性进行焊接,这是因为采用不同的电流种类和极性,电弧特性是极不相同的。

直流反极性:铝、镁是很活泼的金属容易被氧化,所以在铝、镁及其合金表面覆盖一层致密难熔的氧化膜(纯铝的熔点为  $660^{\circ}\text{C}$ ,而  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的熔点为  $2050^{\circ}\text{C}$ ),如果不及时清除,将直接影响焊接质量。实践表明,当采用直流反极性时,被焊金属表面的氧化膜在电弧的作用下被清除,从而可获得光亮、成型美观的焊缝。这是因为金属氧化物逸出功小,容易发射电子,故在氧化膜上容易形成阴极斑点并产生电弧。同时,由于工件是阴极受到质量大的氩的正离子撞击,致使氧化膜破碎,这种现象称为“阴极破碎”或“阴极雾化”作用。但这时的钨极容易熔化,所以在钨极氩弧焊中的直流反极性,主要用于铝、镁的薄板焊接。

表 3-50 不同材料焊接时电流种类和极性的选择

被焊材料	直 流		交 流	被焊材料	直 流		交 流
	正极性	反极性			正极性	反极性	
铝(厚度 $<2.4\text{mm}$ )	×	○	△	合金钢堆焊	○	×	△
铝(厚度 $>2.4\text{mm}$ )	×	×	△	高碳钢、低碳钢、低合金钢	△	×	○
铝青铜、铍青铜	×	○	△	镁(在 $3\text{mm}$ 以下)	×	○	△
铸 铝	×	×	△	镁( $3\text{mm}$ 以上)	×	×	△
黄铜、铜基合金	△	×	○	镁铸件	×	○	△
铸 铁	△	×	○	高合金、镍及镍基合金、不锈 钢	△	×	○
无氧铜	△	×	×	钛	△	×	○
异种金属	△	×	△	银	△	×	○

注:△—最佳,○—良好,×—最差。

直流正极性:当工件接正极,撞击在工件表面的是电子,它的质量小,能量也少,所以没有“阴极破碎”作用。除铝、镁及其合金外,其它金属不存在难熔的氧化膜,故一般都选用直流正极性进行焊接。它的优点是,熔池深而窄,工件收缩和变形小,生产率高;由于钨极产生的热量小,故不易过热,因此对同一焊接电流可采用直径较小的钨极;电弧稳定性比反极性的好。

交流钨极氩弧焊:采用交流电焊接铝、镁及其合金时,在负极性的半波里(工件为负)产生“阴极破碎”作用把难熔氧化膜破碎;在正极性的半波里(钨极为负),钨极得到冷却,避免钨极熔化,同时可发射足够多的电子,有利于电弧的稳定。因此,采用交流电焊接铝、镁及其合金是可行的。但是存在两个问题:其一是产生直流分量,对焊接设备和焊接质量



都不利；其二是电弧稳定性问题。直流分量的存在，使阴极破碎作用被削弱。另外，将使焊接变压器的铁芯中相应地产生一部分直流磁通，使铁芯在一个方向上可能达到磁饱和状态、致使变压器的激磁电流增加。同时，使变压器的铁损和铜损增大，效率降低，温升提高；再则，还会使焊接电流的波形畸变，功率因数降低。消除或减少直流分量可采用下列方法：

#### (1) 焊接回路中串联电容

当电容足够大时，它对交流电阻抗很小，但却能阻止直流通路，所以起到隔离直流分量的作用。这种方法消除直流分量的效果好，使用维护也简单，因此在钨极交流氩弧焊机中得到普遍应用。

#### (2) 在焊接回路中串联一蓄电池组

为了抵消直流分量，在焊接回路中串联一蓄电池组，使附加的直流电流和它的方向相反，若两者完全相等，则能抵消直流分量。由于焊接电流是随被焊件的厚度而变，而蓄电池组的电势是不能随意调节的，故不可能完全抵消直流分量，同时蓄电池组需要经常充电，很不方便，因此这不是一种理想的方法。

#### (3) 焊接回路中接入电阻和二极管

当二极管的正极与焊件相接，负极性半波时，电流通过二极管；而正极性半波时，电流不能通过二极管，必须经过电阻，形成正极性半波内的回路阻抗，限制了电流，从而减弱了直流分量。这种方法结构简单，体积小。其缺点是，由于电流流经电阻，增大电能的消耗，而且受高频影响易损坏二极管，故在实际生产中很少应用。

当前交流钨极氩弧焊的引弧，稳弧措施主要有高频振荡器引弧、提高焊接电源的空载电压和脉冲引弧、稳弧。高频振荡器是个高频高压发生器，加入约 3000V 高频电压，这时焊接电源的空载电压只要 65V 左右即可，但它的工作不可靠，高频还会产生干扰，故这法主要用于引弧。提高焊接电源的空载电压到 150~220V，使空载电压高于引燃电压，有利于电弧的引燃和稳定燃烧。但变压器的容量要增大很多，功率因数降低，成本高，不安全，故应用较少。采用脉冲引弧、稳弧，钨极交流氩弧焊在负极性的半波内引燃电弧困难。若在负极性半波开始的瞬时，增加一个较高的脉冲电压，则有利于电弧的重复引燃，从而达到稳定电弧的目的。如在 NSA—500—1 型手工钨极交流氩弧焊机，已采用脉冲引弧和稳弧。

### (三) 钨极氩弧焊工艺

为了获得优良的焊接质量，应根据焊接的技术要求，合理选用规范参数。手工钨极氩弧焊主要参数是电流种类、极性和电流大小；自动钨极氩弧焊的规范参数，还包括电弧电压，焊接速度和送丝速度等。根据被焊材料和板厚在选定焊接电流后，可以相应地确定钨极直径、喷嘴直径、氩气流量等其它参数。用交流电焊接有色金属及其合金时，由于要求高的气体保护，在同样大小的焊接电流时，和直流正极性相比需选用较大的喷嘴和氩气流量，当焊接电流较大时，应采用较大的喷嘴直径和氩气流量，其规范参数的选用，列于表 3-51 和表 3-52。

焊接不锈钢或钛合金时，为防止焊缝反面氧化，对焊缝反面也要进行保护，在焊接管道或容器时，可在焊前直接向管道或容器内通保护气，以便将其中的空气排出。焊接钛及其合金时，不仅对焊接熔池要保护，对温度高于 400℃ 的近缝区也要进行保护。

表 3-51 铝合金手工钨极氩弧焊规范参数

工件厚度 (mm)	钨极直径 (mm)	焊接电流 (A)	焊丝直径 (mm)	氩气流量 (L·min <sup>-1</sup> )	喷嘴直径 (mm)	焊接层数
1.2	1.6~2.4	45~65	1.6~2.4	5~8	6~11	1
2	1.6~2.4	80~110	1.6~2.4	6~9	6~11	1
3	2.4~3.2	100~140	2.4~4	7~10	7~12	1
4	3.2~4	180~230	2.4~4	7~10	7~12	1
4	3.2~4	160~210	2.4~4	7~10	7~12	2
6	4~6	250~300	3~4	9~15	8~12	2
6	4~6	220~270	3~4	9~15	8~12	2

表 3-52 钨极氩弧焊喷嘴直径和氩气流量的选用

焊接电流(A)	直流正极性焊接		交流焊接	
	喷嘴直径(mm)	氩气流量(L·min <sup>-1</sup> )	喷嘴直径(mm)	氩气流量(L·min <sup>-1</sup> )
10~100	4~9.5	4~5	8~9.5	6~8
101~150	4~9.5	4~7	9.5~11	7~10
151~200	6~13	6~8	11~13	7~10
201~300	8~13	8~9	13~16	8~15
301~500	13~16	9~12	16~19	8~15

为了使氩气很好地保护熔池,钨极中心线与焊接表面以垂直为最好,手工焊时应保持80°~85°为好。焊丝与工件表面的夹角尽可能小,一般选10°左右。

#### (四)钨极脉冲氩弧焊

钨极脉冲氩弧焊的过程,是采用可控的较大脉冲电流加热熔化焊件,同时由较小的基值电流维持电弧的稳定燃烧,当每一次脉冲电流通过时,在焊件上就出现一个点状熔池,脉冲电流停歇时,点状熔池就凝固结晶。下一次脉冲电流在上一个凝固边缘,又产生一个新熔池。如此重复进行,所以只要合理调节脉冲间隙时间,保证焊点间具有一定的重叠,就能获得连续致密的焊缝。焊接时,电弧是由大而明亮的脉冲电弧和小而暗淡的基值电弧周期交替进行。

脉冲焊具有以下工艺特点:由于采用脉冲电流,所以焊接电流的平均值很小,因此脉冲TIG焊接能方便地焊接薄板和超薄板。通过脉冲规范参数的调节,可控制电弧能量的分布,以保证均匀的熔深和焊缝根部的均匀熔透,故可用于中厚板开坡口多层焊的第一道封底焊;由于可控制熔池尺寸,故能实现全位置焊接和单面焊双面成型。由于钨极脉冲氩弧焊的焊缝是由焊点重叠而成,且脉冲电流对熔池有搅拌作用,熔池高温停留时间短,故焊缝金属树枝状结晶不明显,组织细密。

脉冲钨极氩弧焊要选定的规范参数较多,主要的有以下几项:

(1) 脉冲电流  $I_m$  及脉冲持续时间  $t_m$ 

它是决定焊缝尺寸的主要参数之一。随  $I_m$  和  $t_m$  的增大, 熔深和熔宽随之增大, 而且  $I_m$  比  $t_m$  的作用大。  $I_m$  值, 主要根据被焊材料和板厚进行选用。

(2) 基值电流  $I_j$ 

$I_j$  只要保证能维持电弧的稳定燃烧即可。在其它规范参数不变的情况下, 改变  $I_j$  值可调节焊件的预热和熔池的冷却速度; 此外, 它还可以改变焊缝中心的下凹深度, 随  $I_j$  的增大, 下凹深度减小。这对易裂合金的焊接是很重要的。

(3) 脉冲间歇时间  $t_j$ 

脉冲间歇过长, 将减少对焊件输入的热量, 致使焊接件的热积累减小。

(4) 脉冲频率  $f_m$ 

脉冲 TIG 焊的脉冲频率范围有两种, 0.5~10Hz 称为低频脉冲 TIG 焊, 这是用得最普遍的一种频率; 1~30kHz 称为高频脉冲 TIG 焊。

为了获得连续致密的焊缝, 要求各焊点间应有一定的相互重叠, 所以脉冲频率必须与焊接速度相匹配。若焊点间距为  $L'$ , 则脉冲频率  $f_m$  可用下式确定

$$f_m = \frac{v_w}{60L'}$$

式中  $v_w$ ——焊接速度(mm/min)。

表 3-53 列出低频脉冲 TIG 焊常用的脉冲频率范围。

表 3-53 脉冲 TIG 焊常用的脉冲频率

焊接方法	手工焊	自动焊接速度(mm·min <sup>-1</sup> )			
		200	283	366	500
脉冲频率(Hz)	1~2	3	4	5	6

## (5) 脉冲幅比和脉冲宽比

脉冲幅比( $F_m = I_m/I_j$ )和脉冲宽比( $K_m = t_m/t_j$ ), 也是重要的规范参数, 因为它反映脉冲特征的强弱。对空间位置焊缝, 脉冲幅比宜选大些, 平焊位置可选小些; 脉冲宽比过小, 将影响电弧稳定性, 脉冲宽比过大, 则失去脉冲焊的特征。对热裂纹倾向较大的金属材料, 脉冲宽比宜选小些, 而脉冲幅比适当地选大些, 表 3-54 列出 2.5mm 钛合金采用脉冲 TIG 焊时的规范参数。

表 3-54 2.5mm 钛合金脉冲 TIG 焊接规范参数

维弧电流(A)	脉冲电流(A)	电弧电压(V)	脉冲频率(Hz)	脉冲宽比	焊接速度(m·h <sup>-1</sup> )	钨极直径(mm)
75	150~160	6~12	0.75	1.1	11.4	2.5

## 四、熔化极氩弧焊

熔化极氩弧焊是用焊丝作电极及填充金属, 在氩气保护下进行焊接。以 Ar 或 Ar—He 作保护气体时称 MIG 焊; 以 Ar—O<sub>2</sub>、Ar—CO<sub>2</sub>、Ar—CO<sub>2</sub>—O<sub>2</sub> 等作为保护气体时, 则

称为 MAG 焊。上述混合气体为富 Ar 气体,电弧性质仍呈氩弧特征。

### (一) 熔化极氩弧焊应用范围和特点

熔化极氩弧焊和 TIG 焊一样,可用于所有金属的焊接,特别适用于铝及其合金、铜及其合金和不锈钢的焊接。由于它用焊丝作为电极,故可应用高密度电流,因而熔深大,熔敷速度快,可用于焊接铝、铜等厚板材料的焊接,其焊件变形比 TIG 焊小。

在生产中,熔化极氩弧焊的熔滴过渡,主要是喷射过渡、脉冲喷射过渡和短路过渡。喷射过渡用于中厚板和大厚板的水平对接及水平角接;短路过渡用于薄板高速焊接和全位置焊接。

在采用 MIG 焊焊接铝时,应注意下列问题:

当采用喷射过渡焊接时,电弧电压应稍低些,略带轻微爆声,这是属于喷射过渡中的喷滴过渡;当电弧长度增加时,焊缝起皱并形成黑粉的倾向增大,对防止气孔不利。采用 MIG 焊铝比 TIG 焊铝产生气孔多。

在中等电流范围内(250~400A),可控制弧长在喷射过渡区与短路过渡区之间,即进行亚射流过渡区焊接。亚射流电弧的形态和声响与射流电弧明显不同。前者,弧长很短,向四周扩展呈蝶形并稍带爆声;后者,弧长,呈钟状并有嘶嘶声。此外,在亚射过渡区,焊丝熔化系数随弧长增长而减小,随弧长减小而增大。

粗丝大电流(400~1000A)的厚板平焊时,它具有熔深大,生产效率高,缺陷少,变形小等特点。但由于熔池尺寸大,通常采用双层保护枪,外层喷嘴送 Ar 气,内层喷射 Ar—He 混合气,当电流较大时,还需要在双层喷嘴后再附加喷嘴,以保护熔池后面的焊道。

### (二) 熔化极脉冲氩弧焊

熔化极脉冲氩弧焊具有以下特点:

#### (1) 电流调节范围较宽

采用脉冲电流后,因在平均电流小于临界电流的条件下,可获得射流过渡,所以同一直径焊丝、随脉冲频率的变化,能在几十安培至几百安培的电流范围内稳定地进行焊接。熔化极脉冲氩弧焊的工作电流范围,包括从短路过渡到射流过渡所有的电流区域,因此既能焊接薄板,也能焊接厚板。

#### (2) 可用粗丝焊接薄板

虽然采用短路过渡和熔化极脉冲氩弧焊,都可以进行薄板焊接,但采用熔化极脉冲氩弧焊比前者具有更大的优势,这是因为对同样厚度的薄板,它可以用粗丝进行焊接,这样给工艺上带来了方便,首先粗丝比细丝容易送丝。此外粗丝成本低,产生气孔倾向小。

#### (3) 可有效地控制输入热量,改善焊接接头性能

在焊某些铝合金和高强钢时,因为这些材料的热敏感性较大,所以输入母材的热量要加以控制,采用脉冲电弧焊,由于脉冲电流幅值大,既可使母材得到较大的熔深,又可控制总的平均电流在较低的水平,故焊缝金属和热影响区金属的过热较小,从而使焊接接头具有良好的韧性,减小产生裂纹的倾向。

此外,采用脉冲电流,可用较小的平均电流进行焊接,所以熔池体积小,熔滴过渡和熔池金属的加热是间歇性的,故不易发生液体金属的流淌,熔滴的轴向性也好,所以有利于实全位置焊接。脉冲电弧,还有助于消除气孔等。

熔化极脉冲氩弧焊的规范参数,有脉冲电流  $I_m$ 、脉冲频率  $f_m$ 、基值电流  $I_b$  和脉冲宽

比  $K_m$  等。

脉冲电流  $I_m$ : 为了使熔滴呈射流过渡, 脉冲电流值须大于临界脉冲电流值。临界脉冲电流值, 随脉冲持续时间  $t_m$  和基值电流  $I_j$  的增加而降低, 随  $t_m$  和  $I_j$  的减小而增大。此外,  $I_m$  也影响焊缝的熔深, 在平均电流和送丝速度不变的情况下, 随  $I_m$  增大而使熔深增大。

基值电流  $I_j$ : 基值电流  $I_j$  过大, 将失去脉冲焊接的特点, 将会使熔滴过渡失去可控性;  $I_j$  过小, 使产生不稳定的电弧。

脉冲频率  $f_m$ : 当焊接电流较大时, 需选择较高的脉冲频率; 焊接电流较小时, 则选择较低的脉冲频率。脉冲频率过高, 也会失去脉冲焊的特点, 而脉冲频率过低, 焊接过程不稳定, 还会出现焊缝两侧熔合不良等缺陷。

在一般的脉冲 MIG 焊机上, 各规范参数间的匹配, 由操作者分别进行调节, 而在新型脉冲 MIG 焊机中, 操作者只需调节送丝速度, 各参数便能自行同步变化, 并始终保持合适的电弧电压; 送丝速度与各参数间的协同关系, 还可以根据焊丝材料, 焊丝直径和保护气体成分进行变更。

## 五、电渣焊

### (一) 电渣焊的应用和特点

随着重型工业的发展, 需要焊接很厚的工件, 若采用埋弧焊时, 在工件厚度超过一定时, 其焊边需要开坡口和采用多道焊, 焊接生产率低, 焊接质量也差。电渣焊就是为焊接厚板金属而发展起来的。目前, 已在重型机械, 锅炉制造和石油化工等行业得到了应用。电渣过程不仅可用于焊接、堆焊和补焊, 也可用于精炼金属。电渣焊可焊接低碳钢, 低合金钢、中合金钢、高合金钢以及铸铁的补焊等。

电渣焊和一般电弧焊相比具有以下特点: 电渣焊一次可以焊接很厚的工件, 故生产率高。电渣焊不需要开坡口, 焊剂和电能的消耗低, 而且电渣焊的焊缝产生气孔、夹渣的倾向小。

根据电渣焊所用电极形状的不同, 可分为以下几种:

#### (1) 丝极电渣焊

它是以  $\phi 3\text{mm}$  的实芯焊丝作为电极, 根据工件厚度可以用一根或多根焊丝, 焊接时一般要用专用的电渣焊机, 而且用于中小厚度工件和较长的焊缝。

#### (2) 板极电渣焊

它是用一条或数条金属板作为熔化电极, 其特点是设备简单, 不需要电极的横向摆动和送丝机构; 焊接过程受热均匀, 电渣过程稳定, 但需要大功率的焊接电源, 同时要求板极长度为焊缝长度的三倍以上, 使焊缝长度受到限制, 此法多用于大断面焊缝。

#### (3) 熔嘴电渣焊

熔嘴固定装置在接头的间隙中并与工件绝缘, 焊接时, 焊丝通过熔嘴上的导丝管、丝极和熔嘴都作为填充金属进入熔池。熔嘴的结构形式是多种多样的, 可按焊件厚度, 焊缝截面形状等条件而定。

#### (4) 管极电渣焊

管极电渣焊与熔嘴电渣焊相似, 而它是用一根涂有药皮的管子代替熔嘴。通过药皮可对焊缝渗入合金, 细化晶粒, 改善焊缝机械性能, 提高焊缝的抗热裂纹性能; 药皮熔化后还

可补充熔渣。

## (二)电渣焊热过程和冶金过程的特点

### 1. 热过程特点

电渣焊是利用电流通过液体熔渣所产生的电阻热,作为熔化金属的热源。实现焊接金属。与以电弧为热源的电弧焊相比,首先是热源温度低,热量不集中,焊丝末端与金属熔池间有一锥体状区域,电流密度大,产生的电阻热量多,这部分渣的温度可达 2200K,而比电弧温度低很多。此外,由于热源温度低,大截面焊缝又是一次焊成,因而焊接速度慢,故基本金属的加热和冷却速度都低,焊缝和热影响区金属的高温停留时间长,这对于低碳钢的焊接,会产生粗大树枝状晶和脆性的过热组织,从而降低了焊接质量。所以电渣焊后,焊件必须进行焊后热处理,以使细化晶粒、消除过热组织。

### 2. 冶金过程特点

一般电渣焊时,由于熔池温度较低,致使冶金反应进行缓慢,使渗锰、渗硅的作用小;当渣内氧化铁含量增加,使渣的氧化性越强,因此电渣焊时往往依靠填充金属使焊缝获得必要的合金元素。当采用电渣焊法焊接易氧化的金属或合金时,除了采用氧化性较小的焊剂外,必要时可用纯氩气保护熔池。

## (三)电渣焊的焊剂

对电渣焊焊剂的性能有下列要求:

### 1. 渣的导电性

电渣过程的稳定性,主要与渣的导电性有关。渣的导电性越好,电渣过程越稳定。渣的导电性太低,则导致无法进行焊接;渣导电性太高,可能在焊丝与渣之间产生电弧,而破坏了电渣过程。

### 2. 渣的粘度

渣的粘度过大时,会把铜滑块从焊件边缘推开,并在焊缝边缘容易形成咬肉等缺陷;渣的粘度过小时,渣容易从滑块和工件间的间隙中漏出,从而破坏焊接正常进行。

### 3. 渣的沸点

渣的沸点不能太低,以免产生电弧,降低电渣过程的稳定性,并形成飞溅。

此外,脱渣性能要好,便于清理焊缝表面。

焊接低碳钢和某些低合金钢通常可用焊剂 360,也可用焊剂 431。焊剂 360 的焊接工艺性能很好;焊剂 431 在送丝速度较高或渣池较浅时,焊接过程的稳定性稍差。而氧化性较低的焊剂 250、252 主要用于焊接低合金钢和合金钢。而高氟低硅焊剂 171 的氧化性更低,可用于焊接高合金钢,其合金元素烧损少,脱硫能力强,导电性和流动性都好,因而电渣过程稳定。

国产的焊剂 170,是由  $\text{TiO}_2$  和  $\text{CaF}_2$  组成的固态导电焊剂。苏联的焊剂 AH—25 也是固态导电焊剂,在焊接前要将该焊剂放在两极之间,通电后由于焊剂导电,焊剂本身加热、熔化,进而形成渣池。待电渣过程建立之后,再加入所要求的焊剂、逐渐转向稳定的电渣焊接。

为了焊接低合金高强度钢,苏联的新型焊剂 AH—9,不仅氧化性小,而且能保证焊缝的化学成分与机械性能。焊剂为  $\text{CaF}_2-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{CaO}-\text{SiO}_2-\text{ZrO}_2$  系统,加入  $\text{ZrO}_2$  的目的是为了改善焊剂的工艺性能, $\text{ZrO}_2$  与  $\text{SiO}_2$  的结合,有利于降低焊缝中的非金属夹杂物,

净化液态金属。

低碳钢及低合金高强钢电渣焊焊剂的化学成分,列于表 3-55。常用焊接材料的选用,列于表 3-56。

表 3-55 电渣焊焊剂化学成分

国名	牌 号	化 学 成 分 (%)								
		SiO <sub>2</sub>	MnO	CaF <sub>2</sub>	MgO	CaO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	TiO <sub>2</sub>	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Na <sub>2</sub> O K <sub>2</sub> O
中 国	焊剂 360	33~37	20~26	10~19	5~9	4~7	11~15		<1.5	<0.5
	焊剂 252	18~22	7~9	20~25	11~15	12~15	18~24			
	焊剂 170	6~9		27~40	—	12~22		35~41		1.5~2.5
苏 联	AH-8	33~36	21~25	13~19	5~7.5	4~7	11~15		1.5~3.5	
	AH-8M	35~38	28~32	12~16	<1	4~8	<5.5		1.5	3~4
	Φ4-7	46~48	24~26	5~6	16~18	<3	<3		1.5	0.6~0.8
	AH-22	18~21.5	7~9	20~24	11.5~15	12~15	19~23		1.0	1~2
日 本	G90	36.9	28.5	5	0.1	9.2	19.8	—	4.1	—
	MF-25	26	3	15	7.5	24	19.0	—	—	—

表 3-56 低碳钢及低合金高强钢常用电渣焊材料

强 度 级 别( $\sigma_s$ )	钢 号	焊 丝 牌 号	焊 剂 牌 号
低 碳 钢	20g	H10MnSi	360
	A <sub>3</sub> R	H10Mn2	431
340MPa 级强度钢	16Mn	H08MnMoA	360
	16MnRE	H10MnSi	
	14MnNb	H10Mn2	431
390MPa 级强度钢	15MnV		360
	15MnTi	H08Mn2MoVA	
	14MnMoNb		431
440MPa 级强度钢	15MnVN		360
	14MnVTiRe	H10Mn2MoVA	431
490MPa 级强度钢	18MnMoNb	H10Mn2MoVA	360
		H10Mn2Mo	431
	14MnMoV	H10Mn2NiMoA	250

#### (四)电渣焊主要规范参数及其选择

电渣焊的规范参数繁多,对焊缝成形和焊接质量起主要作用的规范参数,分为独立参数和因变参数。以丝极电渣焊为例。独立参数有送丝速度  $v_f$ 、渣池深度  $h_s$ 、焊丝伸出长度  $L$ 、焊丝横截面积、焊接电压、焊丝横向摆动速度  $v_w$ 、焊丝根数以及焊接间隙  $b$  等。因变参数有焊接电流  $I$  和焊接速度  $v$ 。

##### 1. 焊接电流

焊接电流的大小对熔池形状影响最大。电渣焊焊缝的形状尺寸为熔池宽度  $b_m$ , 熔池

深度  $h_m$ , 形状系数  $\psi = b_m/h_m$ 。当  $\psi$  减小时, 容易形成轴向裂纹。当电流增大时, 电磁力增大, 使熔池表面凹陷深度加大, 熔深增大, 熔宽也增大, 这是因为渣池的热功率增大。当电流达到某一数值后再继续增大, 熔宽则减小。焊接电流过小时, 渣池温度很低, 则会产生未焊透缺陷。

## 2. 焊接电压

当焊接电压增大时, 渣池的热功率也随之增大, 熔宽增大。当焊接电压过高, 则会破坏电渣过程的稳定性, 严重时甚至会在焊丝与渣池表面产生电弧, 造成未焊透; 当焊接电压过低, 则会导致焊丝与熔池短路, 引起飞溅; 或熔宽过小, 从而造成未焊透。

## 3. 间隙大小

间隙对熔宽影响很大, 间隙增大时, 渣池上升速度慢, 工件边缘受热时间增长, 因此熔宽增加; 但间隙过小时, 导电嘴易与工件相碰而引起短路, 可能会烧断导电嘴。一般间隙为 25~40mm, 板厚增加则可取大值。

## 4. 渣池深度

当渣池深度增大熔宽减小, 渣池过浅, 焊丝端部与金属熔池表面会产生电弧, 造成电渣过程的不稳定。

## 5. 焊丝直径和焊丝伸出长度

生产上多用  $\phi 3\text{mm}$  的焊丝。焊丝伸出长度, 是指从导电嘴末端至渣池表面的焊丝长度。伸出长度一般为 50~70mm。

## 6. 焊丝摆动参数

当焊丝不摆动时, 单根焊丝置于板厚的中心处, 因为工件两侧有冷却成形装置, 两侧散热快, 故焊缝断面呈中间宽两端窄; 若焊丝横向摆动并有适当的停留时间, 这时工件厚度方向的工件边缘受热均匀。焊丝横向摆动速度一般取 40~80m/h, 焊丝停留时间为 3~6s。

电渣焊焊接低碳钢和低合金钢的规范参数, 列于表 3-57。

表 3-57 电渣焊焊接低碳钢和低合金钢的规范参数

钢板厚度 (mm)	焊丝根数	焊接电流 (A)	焊接电压 (V)	送丝速度 (m·h <sup>-1</sup> )	摆动速度 (m·h <sup>-1</sup> )	停留时间 (s)	
低 碳 钢	50~70	1	860~960	46~52	500~570	75	6~7
	70~100	2	500~650	42~46	250~350	—	—
	100~160	2	500~570	42~48	250~300	40~60	3~4
	300~450	3	450~520	46~52	200~250	40~60	4~5
耐 热 钢	300~450	4~5	—	46~48	130~150	—	—
	50~70	1	570~650	45~52	300~350	40~75	3~7
中 碳 钢	70~100	2	450~570	42~48	200~300	—	—
	300~450	3	450~480	46~52	200~220	40	4~5
	300~450	4~5	—	46~48	110~130	—	—



## 第四章 焊条及其使用

焊条是进行冶金反应,保证焊接质量所必需的重要材料。焊条不仅影响焊接过程的稳定性、焊接生产率,而且直接影响焊接接头的性能和质量。

### 第一节 焊条的组成、分类及特性

手工电弧焊时,焊条一方面在焊接回路中,传导电流和作为引燃电弧的一个极,另一方面焊条熔化后,又作为填充金属与熔化母材共同组成焊缝。所以掌握焊条特性,并合理使用焊条,是保证焊接质量的重要一环。

#### 一、焊条的组成

焊条是由焊芯和药皮两部分组成的。焊条直径,系指不包括药皮的焊芯直径。焊条药皮与焊芯(不包括夹持端)的质量比,称为药皮质量系数  $K_6$ 。目前,工厂广泛使用的是厚皮焊条,  $K_6=30\% \sim 50\%$ 。

#### (一)焊芯

熔化电弧焊时,焊芯是作为焊缝的填充金属,因此,焊芯的化学成分和性能,对焊缝金属质量有直接影响。低碳钢焊条和一般低合金高强度钢焊条的焊芯,是采用优质低碳焊条钢盘条制成的;对部分低合金高强钢焊条为从焊芯中过渡合金元素或为提高焊缝金属的纯洁度,采用特定成分的焊芯。表 4-1 列出碳素焊条钢盘条的牌号和成分。“H”表示“焊”字的汉语拼音字母;“08”表示焊丝平均含碳量 0.08%;“A”表示优质钢,即对硫、磷等杂质严格控制;“E”表示对硫、磷等杂质的控制更严格。

表 4-1 制造电焊条用焊芯

手工电弧焊焊芯用优质低碳钢热轧圆盘条 GB3429-82									
类别	牌 号	化学成分(%)							
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu
碳素钢	H08A	<0.10	<0.030	0.30~0.55	<0.03	<0.03	<0.30	<0.20	<0.20
	H08E	<0.10	<0.030	0.30~0.55	0.02	<0.02	<0.30	<0.20	<0.20

从表 4-1 可以看出,焊芯化学成分与普通低碳钢相比有以下区别:

含碳量低:由于焊芯中的碳,大部分要过渡到熔敷金属中,而熔敷金属中含碳量增高,会增加气孔或裂纹倾向,同时还会增大飞溅,使焊接过程不稳。所以,在保证与母材基本等强的条件下,碳含量越少越好。

含硅量低:硅在焊接过程中极易氧化造成  $\text{SiO}_2$ ,使焊缝中含有多量的夹杂物,严重时会引起热裂纹。所以,希望焊芯中的含硅量越少越好。

含硫、磷量低:硫、磷是有害元素,会引起裂纹和气孔。因此,对它们的含量更要严格控

制。

锰是焊芯中的有益元素,既能脱氧又能抑制硫的影响,一般以 0.3%~0.55%为好。

铬、镍是作为杂质混入焊缝的,要求控制它们在标准规定的范围内,除化学成分外,焊芯的电阻率和焊芯中的夹杂物(如  $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  等)对焊条性能也有影响。电阻率大的焊芯在焊接时,易使焊条药皮发红,失去应有的冶金及保护作用,并容易产生气孔。焊芯中若有较多的夹杂物时,不仅会引起飞溅,而且会影响电弧的稳定性。

## (二)焊条药皮

均匀压涂在焊芯表面的焊条药皮,能提高焊接质量,这是因为焊条药皮具有下列作用:

**保护作用:**焊接过程中,在电弧热的作用下,焊条药皮形成熔渣和气体,从而机械地隔绝空气,以限制有害杂质的作用,保护熔滴、熔池和焊接区避免氧化和氮化。

**冶金处理作用:**焊接过程中通过冶金反应最大限度地除去有害杂质(氧、氢、氮、硫、磷等);渗入或保护有益的合金元素,以达到调整焊缝金属的化学成分,保证焊缝应有的机械性能,抗气孔性能和抗裂性能等。

**改善焊接工艺性的作用:**焊条药皮能起到使电弧易引燃,并能稳定地连续燃烧,飞溅小,焊缝成型良好,易于脱渣并适用于各种空间位置的焊接。

根据药皮中各物质所起的作用,药皮原材料可分为以下几种:

### (1)造渣剂

它能造成具有一定物理、化学性能的溶渣,起到良好的保护作用,并改善焊缝成型。最常用的造渣剂是钛铁矿、金红石、大理石、石英砂、长石、云母、赤铁矿和锰矿等。

### (2)造气剂

它的主要作用是造气保护。常用的有两类物质:一类是有机物,如淀粉、木粉等,它们可放出氢气和二氧化碳气;一类是碳酸盐,如大理石、菱苦土和白云石等,它们能析出二氧化碳气体,高温时能进一步析出一氧化碳气。

### (3)稳弧剂

它能改善引弧性能并提高电弧燃烧的稳定性。常用的原材料是一些含易电离元素的物质。如碳酸钾、碳酸钠,钾水玻璃、大理石,长石等。

### (4)脱氧剂

它能降低药皮或溶渣的氧化性和脱除金属中的氧。在焊接钢时,对氧亲和力比铁大的金属及其合金元素,都可以作为脱氧剂。常用的有锰铁、硅铁、钛铁和铝粉等。

### (5)合金剂

它可以补偿焊缝金属烧损,和获得必要的合金成分。常选用铁合金或金属粉,如锰铁,硅铁、钼铁、钛铁等。

### (6)粘结剂

它的作用是把药皮材料牢固地与焊芯粘结在一起,并使药皮具有一定的强度;在焊接过程中也参与冶金反应。常用粘结剂有钠水玻璃,钾-钠混合水玻璃。焊接含铝的钢,某些低温钢和耐热钢的焊接,为防止渗硅,则采用铝酸钠水玻璃。

### (7)成形剂

为使药皮具有一定的塑性、弹性和流动性,以便于压制焊条。常用的成形剂有白泥、云

母、钛白粉、糊精等。

上述的某一种材料在药皮中同时会起几种作用,因此在设计焊条药皮、配方和选择原材料时,必须考虑其主要作用,兼顾次要作用。药皮的组成物的作用,列于表 4-2。

表 4-2 药皮材料及其作用

材料	成分	造气	造渣	脱氧	合金化	稳弧	粘结	成型	增氢	增硫	增磷	氧化
金红石	TiO <sub>2</sub>		A			B						
钛白粉	TiO <sub>2</sub>		A			B		A				
钛铁矿	TiO <sub>2</sub> , FeO		A			B						B
赤铁矿	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>		A			B				B	B	B
锰矿	MnO <sub>2</sub>		A								B	B
大理石	CaCO <sub>3</sub>	A	A			B						B
菱苦土	MgCO <sub>3</sub>	A	A			B						B
白云石	CaCO <sub>3</sub> +MgCO <sub>3</sub>	A	A			B						B
石英砂	SiO <sub>2</sub>		A									
长石	SiO <sub>2</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , K <sub>2</sub> O 等		A			B						
白泥	SiO <sub>2</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , H <sub>2</sub> O		A					A	B			
云母	SiO <sub>2</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , K <sub>2</sub> O		A			B		A	B			
滑石	SiO <sub>2</sub> , Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , MgO		A					B				
萤石	CaF <sub>2</sub>		A									
碳酸钠	Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub>		B			B		A				
碳酸钾	K <sub>2</sub> CO <sub>3</sub>		B			A						
锰铁	Mn, Fe		B	A	A						B	
硅铁	Si, Fe		B	A	A							
钛铁	Ti, Fe		B	A	B							
铝粉	Al		B	A								
钼铁	Mo, Fe		B	B	A							
木粉		A		B		B		B	B			
淀粉		A		B		B		B	B			
糊精		A		B		B		B	B			
水玻璃	K <sub>2</sub> O, Na <sub>2</sub> O, SiO <sub>2</sub>		B			A	A					

注: A—主要作用, B—次要作用

概括焊条药皮的组成物,可分为四类:

- (1) 矿石类: 各种矿石、矿砂等。
- (2) 铁合金和金属粉类: 如锰铁、硅铁等。
- (3) 化工产品类: 如钛白粉、碳酸钾, 水玻璃等。
- (4) 有机物类: 如淀粉、糊精等。

## 二、焊条分类

焊条分类可根据焊条的用途分为碳钢焊条, 低合金钢焊条、不锈钢焊条、钼和铬钼耐热钢焊条、堆焊焊条、低温钢焊条、铸铁焊条和各种有色金属的焊条等; 根据焊条熔渣的酸碱性可分为酸性焊条和碱性焊条; 根据药皮类型分为氧化钛型焊条、氧化钛钙型焊条、钛铁矿型焊条、氧化铁型焊条、纤维素型焊条、低氢型焊条、石墨型焊条、盐基型焊条; 根据焊

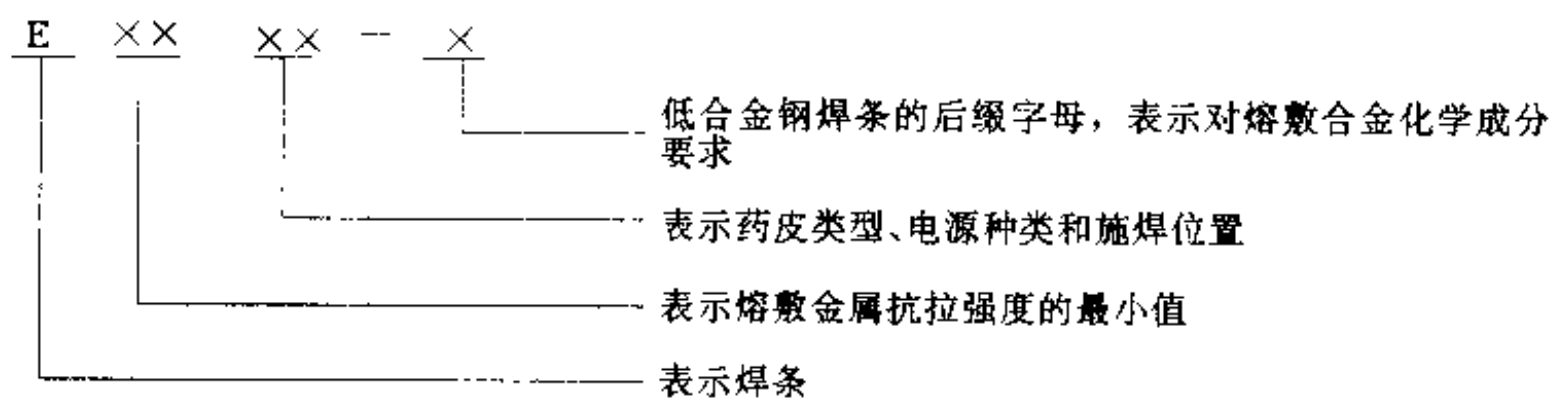
条性能特征分为直流用焊条,交直流两用焊条、超低氢焊条、低尘低毒焊条、立向下焊条、底层焊条,铁粉高效焊条、抗潮焊条、水下焊条、重力焊焊条及躺焊焊条等。

1976年颁布的焊条国家标准 GB980-76,将低碳钢和低合金高强度钢焊条,作为结构钢焊条列入同一标准,而在1985年颁布的焊条国家标准,将结构钢焊条分为碳钢焊条 GB5117-85 标准和低合金钢焊条 GB5118-85 标准。前者,还包括低碳钢焊条和抗拉强度 490MPa 级的一般低合金高强度钢焊条。后者,包括抗拉强度 490、540、590、690、740、830MPa 级的低合金高强度钢焊条、低合金耐热钢焊条及部分低温钢焊条。

根据1986年机械工业部标准化研究所出版的国家标准,有关焊条的主要标准如下:

GB980-76	焊条分类及型号编制方法
GB983-85	不锈钢焊条
GB984-85	堆焊焊条
GB1225-76	焊条检验、包装和标记
GB2753-80	镍基铸铁焊条
GB2835-79	低温钢焊条
GB3670-83	铜及铜合金焊条
GB5117-85	碳钢焊条
GB5118-85	低合金钢焊条

焊条型号的含义按1985年国家标准规定:



目前,正处于新标准制定及完善阶段,故对新旧标准都应有所了解,以免产生错误。

GB5117-85 和 GB5118-85 标准规定的碳钢和低合金高强度钢焊条的型号,及对应的 GB981-76 标准规定的焊条牌号,列于表 4-3。

碳钢焊条熔敷金属机械性能和熔敷金属化学成分,列于表 4-4 和表 4-5。

低氢型 E4315 和 E4316 焊条,药皮含水量与熔敷金属扩散氧含量,应符合表 4-6 的要求。

低合金高强度钢焊条熔敷金属机械性能,列于表 4-7。

常用低合金高强度钢焊条熔敷金属化学成分,列于表 4-8。

低氢型低合金高强度钢焊条药皮含水量,和熔敷金属扩散氢含量,应符合表 4-9 的要求。

表 4-3 碳钢和低合金高强度钢焊条分类(E43 系列)

焊条型号	药皮类型	焊接位置	电流种类	对应焊条牌号
E4300	特殊型	平、立、仰、横	交流或直流正、反接	结 420 管
E4301	钛铁矿型	平、立、仰、横	交流或直流正、反接	结 423
E4303	钛钙型	平、立、仰、横	交流或直流正、反接	结 422
E4310	高纤维素钠型	平、立、仰、横	直流反接	结 425
E4311	高纤维素钾型	平、立、仰、横	交流或直流反接	
E4312	高钛钠型	平、立、仰、横	交流或直流反接	
E4313	高钛钾型	平、立、仰、横	交流或直流正、反接	结 421
E4315	低氢钠型	平、立、仰、横	直流反接	结 427
E4316	低氢钾型	平、立、仰、横	交流或直流反接	结 426
E4320	高氧化铁型	平角焊	交流或直流反接	
E4322	高氧化铁型	平焊	交流或直流正、反接	结 424
E4323	钛钙铁粉型	平、平角焊	交流或直流正、反接	结 422 铁 结 422 铁重
E4327	铁粉高氧粉型	平、平角焊	交流或直流正接	
E4328	铁粉低氢钾型	平、平角焊	交流或直流反接	
E5001	钛铁矿型	平、立、仰、横	交流或直流正、反接	结 503
E5003	钛钙型	平、立、仰、横	交流或直流正、反接	结 502
E5011	高纤维素钾型	平、立、仰、横	交流或直流反接	结 505
E5014	铁粉钛型	平、立、仰、横	交流或直流正、反接	
E5015	低氢钠型	平、立、仰、横	直流反接	结 507
E5016	低氢钾型	平、立、仰、横	交流或直流反接	结 506
E5018	铁粉低氢型	平、立、仰、横	交流或直流反接	结 506 铁
E5024	铁粉钛型	平、平角焊	交流或直流正、反接	
E5027	铁粉高氧化铁型	平、平角焊	交流或直流反接	
E5028	铁粉低氢型	平、平角焊	交流或直流反接	
E5048	铁粉低氢型	平、仰、横、立下	交流或直流反接	
锰铝钢焊条				
E6015-D1	低氢钠型	平、立、仰、横	直流反接	结 607
E6016-D1	低氢钾型	平、立、仰、横	交流或直流反接	结 606
E6018-D1	铁粉低氢型	平、立、仰、横	交流或直流反接	
E7015-D2	低氢钠型	平、立、仰、横	直流反接	结 707
E7016-D2	低氢钾型	平、立、仰、横	交流、直流反接	
E7018-D2	铁粉低氢型	平、立、仰、横	交流、直流反接	
其它低合金高强钢焊条				
E××10-G	高纤维素钠型	平、立、仰、横	直流反接	
E××11-G	高纤维素钾型	平、立、仰、横	交流、直流反接	

(续)

焊条型号	药皮类型	焊接位置	电流种类	对应焊条牌号
E××13-G	高钛钾型	平、立、仰、横	交流、直流	
E5515-G	低氢钠型	平、立、仰、横	直流反接	结 557
E7515-G	低氢钠型	平、立、仰、横	直流反接	结 807
E8515-G	低氢钠型	平、立、仰、横	直流反接	结 907
E××15-G	低氢钠型	平、立、仰、横	直流反接	
E5516-G	低氢钾型	平、立、仰、横	交流、直流反接	结 556
E××16-G	低氢钾型	平、立、仰、横	交流、直流反接	
E××18-G	铁粉低氢型	平、立、仰、横	交流、直流反接	
E5020-G	高氧化铁型	平、平角焊	交流、直流	

表 4-4 碳钢焊条熔敷金属的机械性能

焊条型号	$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\delta_5$	夏比冲击功
	MPa(kgf/mm <sup>2</sup> )	MPa(kgf/mm <sup>2</sup> )	(%)	J(kgf-m)
	不小于			
E4300	420(43)	330(34)	22	0℃;27(2.8)
E4301	420(43)	330(34)	22	0℃;27(2.8)
E4303	420(43)	330(34)	22	0℃;27(2.8)
E4310	420(43)	330(34)	22	-30℃;27(2.8)
E4311	420(43)	330(34)	22	-30℃;27(2.8)
E4312	420(43)	330(34)	17	无要求
E4313	420(43)	330(34)	17	无要求
E4315	420(43)	330(34)	22	-30℃;27(2.8)
E4316	420(43)	330(34)	22	-30℃;27(2.8)
E4320	420(43)	330(34)	22	无要求
E4322	420(43)	无要求	无要求	无要求
E4323	420(43)	330(34)	22	0℃;27(2.8)
E4327	420(43)	330(34)	22	-30℃;27(2.8)
E4328	420(43)	330(34)	22	-20℃;27(2.8)

表 4-5 碳钢焊条熔敷金属化学成分 GB5117-85

焊条型号	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	S	P
E4300 E4301 E4303 E4323 E5001 E5003 E5011 E4311 E4310 E4312 E4313 E4322 E4320 E4327 E4324							0.035	0.040

(续)

焊条型号	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	V	S	P
E4315 E4316 E4328 E5014 E5024 E5048	1.25*	0.90	0.30*	0.20*	0.30*	0.08*	0.035	0.040
E5016 E5018 E5027 E5015 E5028	1.60**	0.75	0.30**	0.20**	0.30**	0.08**	0.035	0.040

注:表中值均为最大值;

带\*值的元素总量不大于1.5%;

带\*\*值的元素总量不大于1.75%。

表 4-6 低氢型碳钢焊条药皮含水量和熔敷金属扩散氢含量

焊条型号	药皮含水量 不大于(%)	熔敷金属扩散氢含量 不大于(ml/100g)
E4315 E4316	0.6	8

表 4-7 低合金高强度钢焊条熔敷金属的机械性能

焊条型号	$\sigma_b$ MPa(kgf/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_{0.2}$ MPa(kgf/mm <sup>2</sup> )	$\delta_5$ (%)	夏比冲击功 J(kgf·m)
	不小于			
E50 系列焊条 (GB5117-85)				
E5001, E5003	490(50)	410(42)	20	0℃:27(2.8)
E5011	490(50)	410(42)	20	-30℃:27(2.8)
E5014, E5024 <sup>①</sup>	490(50)	410(42)	17	无要求
E5015, E5016 <sup>②</sup> E5018, E5027, E5048	490(50)	410(42)	22	-30℃:27(2.8)
E5028	490(50)	410(42)	22	-20℃:27(2.8)
其它系列焊条 (GB5118-85)				
E6015-D <sub>2</sub> E6018-D <sub>2</sub>	590(60)	530(54)	15	-50℃:27(2.8)
E5015G E5016G, E5018G	490(50)	390(40)	22	按供需协议
E6015-G E6016-G E6018-G	590(60)	530(54)	15	按供需协议
E7015-G E7016-G E7018-G	690(70)	590(60)	15	按供需协议

(续)

焊条型号	$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\delta_5$	夏比冲击功 J(kgf·m)
	MPa(kgf/mm <sup>2</sup> )	MPa(kgf/mm <sup>2</sup> )	(%)	
E7515-G E7516-G E7518-G	740(75)	640(65)	13	按供需协议
E8515-G E8516-G E8518-G	830(85)	740(75)	12	按供需协议

①经供需双方协议, E5024 焊条可保证延伸率不小于 22%, -20℃ 夏比冲击功不小于 27J, 型号变为 E5024-1。

②经供需双方协议, E5015, E5016, E5018 型焊条的夏比冲击功在 -45℃ 不小于 27J 时, 焊条型号分别变为 E5015-1, E5016-1, E5018 1。

表 4-8 常用低合金高强度钢焊条熔敷金属化学成分(%)

焊条牌号	焊条型号	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V
结 502	E5003	—	—	—	≤0.040	≤0.035	—	—	—	—
结 503	E5001	—	—	—	≤0.040	≤0.035	—	—	—	—
结 505	E5011	—	—	—	≤0.040	≤0.035	—	—	—	—
结 506	E5016	—	≤1.60 <sup>-</sup>	≤0.75	≤0.040	≤0.035	≤0.30 <sup>+</sup>	≤0.20 <sup>+</sup>	≤0.30 <sup>+</sup>	≤0.08 <sup>+</sup>
结 507	E5015	—	≤1.60 <sup>+</sup>	≤0.75	≤0.040	≤0.035	≤0.30 <sup>+</sup>	≤0.20 <sup>+</sup>	≤0.30 <sup>+</sup>	≤0.08 <sup>+</sup>
结 506Fe	E5018	—	≤1.60 <sup>+</sup>	≤0.75	≤0.040	≤0.035	≤0.30 <sup>+</sup>	≤0.20 <sup>-</sup>	≤0.30 <sup>+</sup>	≤0.08 <sup>-</sup>
结 556	E5516-G	—	≥1.00	≥0.80	—	—	≥0.50	≥0.30	≥0.20	≥0.10
结 557	E5515-G	—	≥1.00	≥0.80	—	—	≥0.50	≥0.30	≥0.20	≥0.10
结 607	E6015-D <sub>1</sub>	≤0.12	1.25~1.75	≤0.60	≤0.035	≤0.035	—	—	0.25~0.45	—
结 707	E7015-D <sub>2</sub>	≤0.15	1.65~2.00	≤0.60	≤0.035	≤0.035	—	—	0.25~0.45	—
结 807	E7515-G	—	≥1.00	≥0.80	—	—	≥0.50	≥0.30	≥0.20	≥0.10
结 907	E8515-G	—	≥1.00	≥0.80	—	—	≥0.50	≥0.30	≥0.20	≥0.10

注: 1. 所有带“+”号的元素, 总量应不大于 1.75%。

2. 为了满足 G 组合金成分的要求, 熔敷金属只需要其中一个元素满足表中规定即可, 其附加化学成分要求可由供需双方商定。

表 4-9 低氢型低合金高强度钢焊条药皮含水量和熔敷金属扩散氢含量

焊条型号	药皮含水量不大于 (%)	熔敷金属扩散氢含量不大于 (ml/100g)
E50 系列焊条(GB5117-85)		
E5015, E5016 E5018, E5028	0.6	8
其它系列焊条(GB5118-85)		
E5015-X E5016-X E5018-X	0.4	8



(续)

其它系列焊条(GB5118-85)		
焊条型号	药皮含水量不大于 (%)	熔敷金属扩散氢含量不大于 (ml/100g)
E5515-X E5516-X E5518-X	0.2	6
E6015-X E6016-X E6018-X	0.15	6
E7015-X E7016-X E7018-X	0.15	4
E7515-X E7516-X E7518-X	0.15	4
E8515-X E8516-X E8518 X	0.15	2

注:后缀字母 X,代表所有的低合金钢焊条的后缀字母。

### 三、常用各类焊条的主要特性

#### (一)结 421(E4313)焊条

结 421 焊条在 GB981-76 标准中,称为氧化钛型焊条,在 GB5117-85 标准中,称为高钛钾型焊条。它是用  $TiO_2$ 、硅酸盐和碳酸盐造渣,因而焊条熔渣属酸性。 $TiO_2$  通常是以金红石、钛白粉形式加入。因药皮中有较多的  $TiO_2$ ,故具有良好的引弧性,稳弧性,电弧柔和,飞溅小,易脱渣。溶渣高温粘度小、渣的流动性和润湿性优良,能很好地覆盖液态金属,焊波美观,全位置施焊工艺性良好。但溶深浅、熔敷金属的机械性能,抗裂性较差。所以是操作工艺性能优良的焊条。这类焊条主要用于低碳钢薄板焊接,并用于中厚板的装饰盖面焊。

我国一些焊条厂生产的结 421 焊条,已获英国劳埃德船级社认可,并已销往不少国家和地区。

#### (二)结 422(E4303)焊条

结 422 焊条称为钛钙型焊条,是我国目前用量最大的焊条,约占焊条总产量的 80%。药皮中除含有大量  $TiO_2$ ,还含有大理石、白云石之类的物质。它们产生  $CaO$ 、 $MgO$  等碱性氧化物,因而属渣气联合保护,气保护主要靠  $CO$  和  $H_2$  气。这类焊条含有大量  $TiO_2$ ,因此保留了钛型焊条焊接工艺性能的优点。由于既有  $TiO_2$  酸性氧化物,又有  $CaO$ 、 $MgO$  等碱性氧化物,从而提高了溶渣的碱度,所以机械性能很好,特别是塑性、韧性以及抗裂性,均比结 421 焊条好。抗气孔性能也良好。这类焊条主要用于焊接一般低碳钢。

#### (三)结 423(E4301)焊条

结 423 焊条是钛铁矿型焊条。其药皮配方和结 422 焊条的主要区别在于,加入了较多

的钛铁矿。其中以钛铁矿、硅酸盐为主,钛铁矿内含有 40%~50%的氧化铁,从而增强了药皮的氧化性,合金元素的过渡系数较低,改变了熔渣的性能。这类焊条突出优点是熔化速度、电弧吹力和熔深均大于钛钙型焊条,其熔敷金属的机械性能和钛钙型焊条相当,适合于焊接低碳钢中厚板的焊件和强度级别较低的低合金钢,施焊效率高,焊条成本较低。这类焊条目前的工艺性能,次于钛钙型焊条。由于它的氧化性强,故对铁锈、水份、油污不敏感。

日本在焊接低碳钢时,使用钛铁矿型焊条较多。目前,国内使用该焊条较少,我国有丰富的钛铁矿资源,应推广使用该类焊条。

#### (四)结 424(E4320)焊条

结 424 焊条是高氧化铁型焊条。药皮中含有大量氧化铁,此外还有硅酸盐、锰铁。一般加入高品位的赤铁矿  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  或磁铁矿  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,氧化铁与锰铁进行剧烈的反应,放出大量的热,使熔池温度升高,电弧吹力大,故此焊条熔深大,熔化系数高,抗裂性能较好,很适合焊接(平焊)中厚板结构;立焊、仰焊的操作性能较差。这类焊条的工艺性能差,飞溅大。由于氧化性强,合金元素的烧损严重,但对铁锈、水份、油污的影响不敏感。这类焊条用于焊接低碳钢和强度级别较低的低合金钢。

#### (五)结 425(E4310)焊条

结 425 焊条是高纤维素型焊条。药皮中有木粉、淀粉、纤维素等有机物及多量硅酸盐和  $\text{TiO}_2$  等。焊接时,药皮中有机物燃烧产生大量气体,起到保护作用,其中氢的含量是相当高的。由于药皮加入了大量氧化性矿物(钛铁矿、锰矿),可以提高熔渣的氧化性。由于  $\text{H}+\text{O}\rightarrow\text{OH}$ ,OH 是呈中性,并且不溶于铁水中,故能免除氢的有害作用。这类焊条电弧吹力大、熔深大,熔化速度快,脱渣容易,适于全位置焊接。由于能向下立焊,反面成形好,故多用于焊接低碳钢管的管接头。

结 505 焊条就是一种纤维素型的底层焊条,电弧吹力大,适用于厚壁容器及钢管的打底焊接,并能提高工作效率,改善劳动条件。

#### (六)结 507(E5015)焊条

结 507 焊条是目前我国使用最多的低氢型焊条。这类焊条是以大理石、萤石和石英砂为造渣剂,焊接时构成强碱性熔渣,还加入少量  $\text{TiO}_2$  以改善熔渣的物理性能,并便于压制焊条。大理石的作用,不仅造渣而且造气,其保护性气体是  $\text{CO}$ 、 $\text{CO}_2$ 。由于药皮中不加有机物和含结晶水的物质,因此气氛中氢的含量很低。药皮本身不含锰矿、铁矿和钛铁矿,因此这类焊条熔渣的氧化性极低,从而保证了合金元素向焊缝金属有较高的过渡。萤石是很好的稀释剂,构成流动性大的液体熔渣,使其缓慢冷却,这就容许夹杂物和气体的逸出,高温时萤石可分解出氟,或者与水玻璃等化合形成  $\text{NaF}$ 、 $\text{KF}$ ,再与含氢物质(如水分、油污等)可以形成不溶于金属的  $\text{HF}$ ,使焊缝中的含氢量极低。脱氧和脱硫性也良好,故所获得焊缝金属热裂纹倾向小,机械性能高,特别是有较高的冲击韧性和塑性。所以适用于焊接各种重要的构件、合金钢和中碳钢。但这类焊条药皮内有较多的萤石,故不适用交流焊接,如在涂料内添加稳弧剂或钾的浓度很大的水玻璃才适合交流使用,但仍不理想。由于这类焊条熔渣的氧化性极低,一旦氢侵入熔池就很难脱出,所以这类焊条对铁锈,水分、油污等很敏感,必须严格控制氢的来源。它的工艺性不理想,飞溅较大,脱渣性不够好,焊缝成形也较差。

从以上分析可知,酸性焊条熔渣主要特点是氧化性较高,合金元素烧损大,冲击韧性比碱性焊条焊接的焊缝低,但对铁锈和水分的敏感性小,焊接工艺性好。而碱性焊条熔渣主要特点是有足够的脱氧性,合金元素烧损小,焊缝金属的机械性能高,含氢量低,对铁锈、水分敏感性大,焊接工艺性能较差。

## 第二节 常用典型焊条的冶金性能

焊条的冶金性能包括冶金过程特点,焊缝金属中杂质的含量(氧、氮、氢、硫、磷等),焊缝金属的机械性能,抗气孔及抗裂纹能力等。不同药皮组成的焊条,具有不同的冶金特点,其焊缝金属的机械性能也会不同。因此,焊条冶金性能的优劣,直接关系到焊缝金属的内在质量。各类典型焊条焊缝金属的机械性能和焊缝中杂质的含量,列于表 4-10 和表 4-11。

从表 4-10 和表 4-11 可知,结 422(E4303),结 423(E4301)熔敷金属机械性能和杂质含量都基本相同,结 427(E4315)、结 507(E5015)焊条的熔敷金属强度与结 422,结 423 焊条差别不大,但塑性和冲击韧性差别较大。同时,熔敷金属中杂质含量也低,特别是熔敷金属中氢的含量相差好几倍。

表 4-10 各类典型焊条熔敷金属的机械性能

焊条型号	渣系	国标规定机械性能			实际达到机械性能	
		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta_5$ (%)
结 422(E4303)	$TiO_2-CaO-SiO_2$	$\geq 420$	330	$\geq 18$	431~490	22~32
结 423(E4301)	$TiO_2-SiO_2-MnO-FeO$	$\geq 420$	330	$\geq 18$	431~490	20~32
结 427(E4315)	$CaO-CaF_2-SiO_2$	$\geq 420$	330	$\geq 22$	451~529	25~37
结 507(E5015)		$\geq 490$	410	$\geq 22$	510~568	24~32

表 4-11 各类典型焊条熔敷金属中杂质含量

焊条型号	氧(%)	氮(%)	氢 (ml/100g)	硫(%)	磷(%)
结 422(E4303)	0.05~0.07	0.02~0.03	20~30	$\leq 0.035$	$\leq 0.05$
结 423(E4301)	0.09~0.12	0.015~0.024	25~30	$\leq 0.035$	$\leq 0.05$
结 507(E5015)	0.03~0.05	0.007~0.012	4~8	$\leq 0.035$	$\leq 0.04$

以下就结 422(E4303)和结 507(E5015)典型焊条的药皮组成、渣系特点,进行冶金性能分析。

### 一、结 422(E4303)焊条的冶金性能

#### (一)药皮配方的特点

焊条药皮配方,直接决定了焊条的冶金性能和工艺性能。这类焊条主要利用  $TiO_2$ 、硅酸盐造渣,是属于  $TiO_2-CaO-SiO_2$  渣系,故称为钛钙型焊条。药皮配方范围, $TiO_2$  占涂料总量的 30%以上,通常希望控制在 33%~36%,但可适当调整。 $TiO_2$  含量高,对改善焊接

工艺性能有一定好处,但焊接接头冷弯性能降低。 $\text{TiO}_2$ 以金红石、钛白粉及还原钛铁矿等形式加入。国外主要使用天然金红石,我国由于天然金红石资源少,主要是钛白粉和人造金红石搭配使用。钛白粉是化工产品,价格较高,而且钛白粉用量过多时,焊条药皮容易发红,并增大飞溅。我国有丰富的钛铁矿资源,采用还原钛铁矿制造结422焊条,可降低成本。如能进一步提高还原钛铁矿质量,则有利于进一步提高结422焊条质量。一些工厂在这方面,已取得了成功的经验。

**碳酸盐:**它的总量小于20%,通常采用大理石、白云石、菱苦土。碳酸盐既是碱性造渣剂又是造气剂,还增加熔渣的流动性,对脱硫、脱磷、抗热裂纹性均有利。碳酸盐的加入,最后表现在对焊缝金属改善了塑性和韧性,但用量不能过高,否则使熔渣粘度过于下降,不便于操作,焊缝成型变坏。同时,还会使药皮熔点升高,容易断弧。加入少量的镁盐,可改善渣的透气性,对提高抗气孔性能有一定益处。

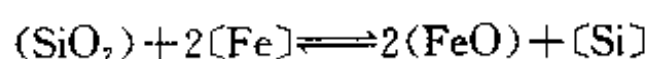
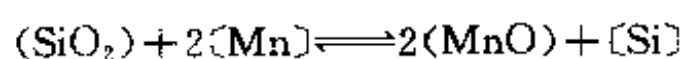
**硅酸盐:**它占总量的30%左右,一般在27%~32%为宜,通常采用云母、长石和白泥,以增加药皮的塑性和弹性。这三种物质都是造渣剂,长石还有稳弧作用,但长石过多会引起飞溅,焊条药皮发红,熔渣粘度显著下降,焊缝成形变坏等。云母除了和白泥一样改善焊条压涂性能外,还能防止焊条烘焙时药皮开裂的作用,但云母过多容易造成断弧,并引起飞溅。

**锰铁:**主要是中碳锰铁,是用作脱氧和有一定的渗合金作用,对脱硫也有利。一般占涂料总量的10%~15%,加入量取决于药皮的氧化性,焊芯含锰量和焊条直径等。锰铁量过多,由于锰氧化时的热量突然迸发,造成飞溅增大,由于脱氧性过强而使焊缝表面出现麻点,气孔敏感性增强等缺陷。

## (二)冶金过程的特点

**熔敷金属中含氮量的控制:**通过焊条药皮受热分解后造成的气-渣联合保护,对空气有效的隔绝,以控制熔敷金属中的含氮量。此外,药皮重量系数大小、焊接工艺因素(焊接电流、电弧电压等)、焊芯或涂料中合金元素含量等,对熔敷金属中含氮量有影响,但气-渣联合保护才是降低含氮的有效措施。由于这种焊条药皮中加入了大量的造渣剂,因此焊接过程中有较多的熔渣和气体,保护效果好,使熔敷金属中的含氮量不多。焊接电流对含氮量也有一定影响,对低碳钢,随电流增大,熔滴温度增高,熔滴变细,使熔敷金属中的含氮量有所提高,可是电流再增大时,熔敷金属中的含氮量反而减少。电弧电压,对含氮量的影响较显著,电弧电压增大,易使熔滴氮化。此外,直流正接比反接时的含氮量要高。

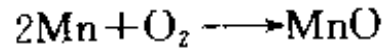
**熔敷金属中含氧量的控制:**根据测定,这类焊条熔敷金属中的含氧量比低氢碱性焊条高,显然脱氧效果不如结507焊条。焊接时,氧的主要来源是,高温时碳酸盐分解析出 $\text{CO}_2$ 是氧的来源之一。熔渣中的 $\text{SiO}_2$ 、 $\text{TiO}_2$ 占优势,而碱性氧化物 $\text{CaO}$ 、 $\text{MgO}$ 的浓度不大,且渣中 $\text{FeO}$ 比氧化铁型焊条少,故 $\text{SiO}_2$ 必与金属元素发生作用:



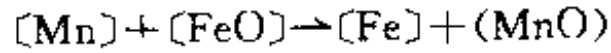
上述反应结果,使焊缝增氧的同时又渗Si,而Mn被氧化,故这类焊条熔渣的氧化性较强。工件表面的氧化铁皮和铁锈与液态铁接触后,使铁氧化形成 $\text{FeO}$ ,部分 $\text{FeO}$ 进入熔池氧化金属。由于酸性渣对 $\text{FeO}$ 扩散氧化作用较碱性渣大,所以在同样数量氧化铁皮和铁锈条件下,钛钙型焊条焊接时增氧能力比低氢型焊条小,故对氧化铁皮、铁锈的敏感性小。

钛钙型焊条焊接时,脱氧的主要途径是:

降低电弧气氛及熔渣的氧化性,如采用铁合金进行先期脱氧,在药皮加热阶段,锰就进行先期脱氧



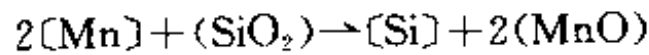
在熔滴及熔池中,锰继续进行沉淀脱氧



产生的脱氧产物 MnO 进入渣中,该反应如在熔池后半部进行时,脱氧产物 MnO 来不及自熔池中转移到渣中,就会生成夹杂物,同时也会增加熔敷金属中的含氧量。

在正常造渣条件下(如熔渣流动性、熔点适合时),利用渣中的  $\text{TiO}_2$  和  $\text{SiO}_2$  等酸性氧化物与渣中 FeO 生成复合盐,减少渣中自由的 FeO 向熔池金属中过渡,即发挥扩散脱氧的有利的一面;另一方面,适当提高熔渣碱度,以利于减少焊缝中  $\text{SiO}_2$  夹杂,使焊缝金属的冲击韧性及抗裂性得以提高,这就是钛钙型焊条比钛型焊条冶金性能好的主要依据。

利用药皮中的脱氧剂,主要是中碳锰铁进行如下的脱氧反应:



显然,脱氧的结果使焊缝中的硅量增加。降温时,熔池中的 Si 对熔池中的氧化铁又进行脱氧反应:



但是,由于高温时反应进行得激烈,其结果还是造成焊缝金属增硅。

所以钛钙型焊条熔渣的氧化性较强,焊缝金属中含氧量比低氢碱性焊条高,其冶金性能比低氢型焊条差。

熔敷金属含氢量的控制:钛钙型焊条熔敷金属中含氢量较高,一般为 20~30ml/100g。氢的来源主要药皮内的水分及某些组成物,如白泥、云母、长石等内的结晶水,其次是工件表面的水分,铁锈内的结晶水和一些铁合金内的氢等,在焊接高温下分解出氢。

焊接规范、焊条直径以及药皮重量系数等,均对含氢量有一定影响。当焊条直径一定,增加电流,熔敷金属中含氢量增高,小直径焊条比大直径焊条熔敷金属中含氢量高。随药皮重量系数的增大,熔敷金属扩散氢含量相应提高。

对于酸性焊条吸潮量超过某极限值,会使其工艺性变坏,造成电弧不稳,增大飞溅,产生气孔等,同时降低机械性能,特别是延伸率和断面收缩率,为控制熔敷金属中的含氢量,对于钛钙型焊条主要是合理选用药皮原材料和焊条烘干温度。很多焊条厂在生产大直径焊条时,往往不采用木粉而全部使用碳酸盐作为造气剂,以降低含氢量。在我国酸性焊条烘干温度为 150℃ 左右,保温 1h。此外,还可通过药皮保持一定含氧量办法,控制焊缝的含氢量。这是由于弧气中氧分压增高后,氧可以和氢生成不溶于铁的 OH,从而降低了气相中的自由状态的氢,以减少氢进入熔池的可能性。为此,从防止焊缝金属含氢量过高的角度考虑,要求钛钙型焊条的药皮具有一定的氧化性。但药皮氧化性过强、熔池含氧量增多,易出现气孔和夹杂等缺陷。所以钛钙型焊条含氢量的控制受到局限。

焊缝金属中硫、磷的控制:钛钙型焊条焊接的焊缝中硫、磷控制,主要通过限制硫、磷来源和冶金处理两个方面。这类焊条渣系碱度小,渣中可以脱硫的 CaO 和 MnO,其中很大一部分将与酸性氧化物  $\text{TiO}_2$  或  $\text{SiO}_2$  形成复合盐,不能参与冶金反应而达到脱硫的目的。其次,Mn 和 S 反应生成难溶于钢液的 MnS,起到一定的脱硫作用,但这类焊条的焊缝

中含 Mn 量有限,所以脱硫效果较差。

这类焊条的脱磷冶金处理条件受到限制。因此,对这类焊条的有效措施,还是控制药皮原材料和焊芯中的硫、磷含量,使焊缝中的硫、磷限制在规定的范围内。

为消除硫的有害影响,满足钛钙型焊条熔敷金属机械性能和抗裂性能的要求,可以适当提高 Mn/S 比值,一般控制在  $Mn/S > 13$ 。锰硫比对热裂纹和气孔的影响列于表 4-12。

焊缝金属中合金元素含量的控制:对低碳钢和一般的低合金钢焊条,控制焊缝金属中合金元素的目的在于,保证焊缝金属具有一定的机械性能,抗裂性能和抗气孔性能。熔敷金属中含碳量的增加,将使焊缝的裂纹倾向增大,冲击值下降。增加熔敷金属中含 Mn 量,不仅可提高强度,而且也提高了常温、低温的冲击值。增加熔敷金属中含硅量,将提高强度而降低冲击值,也会使焊缝中氧化物夹杂增多。钛钙型焊条熔敷金属化学成分: $C \leq 0.10\%$ ;  $Mn = 0.3\% \sim 0.6\%$ ;  $Si \leq 0.25\%$ 。对照焊芯 H08A 化学成分看出,C、Mn 两元素含量与焊芯基本相同。涂料中所加中碳锰铁中的 Mn、C,在焊接过程中大部分被氧化烧损,即脱氧作用。焊芯 H08A 中含 Si 量  $\leq 0.03\%$ ,对照熔敷金属中含 Si 量,多余的 Si 量显然是由渣中的  $SiO_2$  在冶金过程中,通过置换氧化渗 Si 而得到的(因涂料中未加硅铁)。熔敷金属中含 Si 量一般  $< 0.2\%$  为好。

表 4-12 熔敷金属中 Mn/S 比对热裂纹和气孔影响

熔敷金属中 Mn/S	T 型抗热裂纹试验	焊缝表面气孔观察
13	无热裂纹	无气孔
6.6	弧坑有热裂纹	引弧端极易产生气孔
3.5	热裂纹严重	焊缝表面气孔严重

钛钙型焊条由于配方不同,熔渣碱度发生变化,对熔敷金属化学成分和机械性能均有影响。熔渣碱度越小,熔敷金属含 Si 量越高,含氧也越高;增大熔渣碱度将提高熔敷金属的塑性和冲击韧性。但碱度过高将使焊条工艺性能变坏。为此,这类焊条熔渣合适的碱度  $B_1$  为 0.6~0.8 范围内,是提高焊条冶金性能的关键。

另外,电流越大,熔敷金属中的锰、硅含量越低。

气孔的倾向及其控制:钛钙型焊条在正常配方时,抗 CO 气孔的能力是很强的,故在焊接时,工件上的铁锈和水分均不易引起气孔。这是因为熔渣中含有较多的  $TiO_2$ ,  $SiO_2$  的酸性氧化物,它们除与强碱性氧化物 CaO 生成  $(CaO \cdot SiO_2)$  和  $(CaO \cdot TiO_2)$  复合盐外,还与 FeO 生成  $(FeO \cdot SiO_2)$  和  $(FeO \cdot TiO_2)$ 。

这类焊条的抗氢气孔和氮气孔性能也较强,这是由于熔渣对液体金属的润湿性良好,能均匀地覆盖在熔滴和熔池金属表面上,气-渣保护性能良好。所以对弧长变化而造成增氮的可能性较小;同时该类焊条药皮具有一定的氧化性,起到防止氢气孔产生的作用。

根据以上分析,与其它焊条相比,钛钙型焊条在下列情况下可能会出现气孔:使用焊接电流过大时,容易出现气孔。这是由于电流的增加,弧柱温度提高,有利于水蒸气和氢的充分离介,从而增强了氢气孔的敏感性;焊接含硫较高的钢时,由于焊条脱硫能力较差,溶解在熔池中的 FeS,使熔池金属的粘度增加,不利于气体的逸出,因而易产生气孔。此外,

硫是表面活性元素,吸附在熔池金属表面,也不利于气体的逸出而引成气孔。

## 二、结 507(E5015)焊条的冶金性能

结 507 焊条的产量,仅次于钛钙型结 422 焊条。这类焊条是利用大理石、萤石和石英造渣,属于  $\text{CaO-CaF}_2\text{-SiO}_2$  渣系,由于气相及熔敷金属中含氢量低,故称为低氢型焊条。

### (一)药皮配方的特点

这类焊条加入的大理石和萤石约占涂料总量的 60%~75%,大理石既是造渣剂,也是造气剂。大理石分解的  $\text{CaO}$  既能稳定电弧,又有良好的脱硫能力。萤石是造渣剂,起到降低熔渣熔点与粘度的稀渣作用,使熔池反应活泼,改善脱渣,萤石有很好去除氢气孔的作用。从焊条综合性能考虑,大理石、萤石间的合适配比范围为大理石/萤石=1.6~2.5。比值过小,会使渣太稀,电弧不稳,立焊操作困难;比值过大,将使渣过粘,V形坡口脱渣困难,渣质坚硬,飞溅增大,操作性能较差。

硅酸盐:用以造渣,调整熔渣粘度和改善压涂性能。在这类焊条中硅酸盐常以石英的形式加入,加入量小于 12%。由于这种焊条配方中,含有较多的大理石、萤石和铁合金,所以压涂性能较差。为了改善压涂性能和减少烘焙时焊条间的沾结现象,一些焊条厂在配方中常用云母粉代替部分石英砂。由于云母粉内含有结晶水,加入 5%的云母粉,能使熔敷金属扩散氢含量增加 2~4ml/100g,因此应予以改进。特别是强度级别较高的焊条更应慎重。此外,云母的加入对小直径焊条较为敏感,即使加入 2%的云母,能使塑性、韧性明显下降。

铁合金:一般用中碳锰铁,低度硅铁和钛铁。锰铁和硅铁既是合金剂,又是脱氧剂,钛铁主要起脱氧作用,三者约占总量的 15%~25%。

在这类焊条药皮中有时加入少量钛白粉,以改善焊条压涂性能和焊接工艺性能,特别是交直流两用的低氢型焊条中更为普遍。美国的  $\text{E} \times \times 15$  型焊条(即结 507 型焊条)的改进,强调要控制熔敷金属含 Ti 量,包括固溶的 Ti 和夹杂物中的 Ti,总量应小于 0.045%~0.07%,若含 Ti 量大于此值,则会降低冲击韧性,并使低温冲击值不稳定。在日本资料中介绍,通常的低氢型焊条为改善工艺性能,在药皮内加入 5%~10%的  $\text{TiO}_2$ ,致使熔敷金属中含钛量达到 0.01%~0.03%,这将有害于低温韧性。所以提出将药皮中的  $\text{TiO}_2$  控制在 1%以下,此时为弥补降低  $\text{TiO}_2$  对焊接工艺性能的影响,则可加入 15%以下的  $\text{ZrO}_2$ 。苏联过去习惯于在低氢焊条药皮中加入多量钛铁,近年来也认为这可能致使低温冲击值不稳定,宜将钛铁加入量降低到 1%~4%。

纯碱( $\text{Na}_2\text{CO}_3$ ):它具有润滑性,以改进焊条的压涂性能,也有稳弧作用,但加入量不宜超过 1%,否则易使药皮吸潮,对焊条的烘焙和贮藏不利。

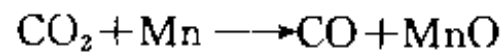
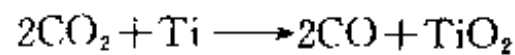
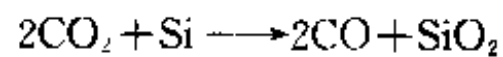
### (二)冶金过程的特点

熔敷金属中含氮量的控制:低氢型焊条焊接时,也是采用气-渣联合保护隔绝空气中氮的侵入。结 507 焊条涂料中,由于含有大量的大理石,在高温时大理石分解析出大量  $\text{CO}_2$  和  $\text{CO}$ 。根据室温气体分析表明,低氢型焊条每熔化 100g 焊条金属时所放出的气体比其它焊条大约多三分之一。这些气体充满了电弧空间,对焊条端部、电弧、熔池等各个反应区起着机械保护作用,对控制熔敷金属中含氮量起到积极作用。

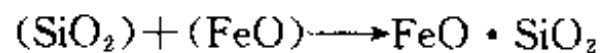
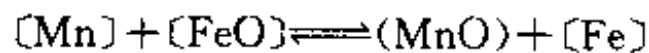
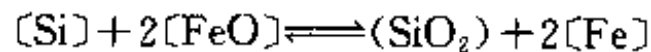
尽管低氢型焊条的气体保护效果好,焊缝中含氮量较低,但由于碱性渣对液体金属的保护能力较差,因此使用这类焊条时,弧长变化对熔化金属中含氮量的影响较大。在操作时,也能看到这类焊条的熔渣不能很好地保护熔池金属,熔池金属的大部未能被熔渣所覆盖。高速摄影表明,熔滴金属表面只是局部被熔渣覆盖。这是因为这类焊条的熔渣中CaF<sub>2</sub>含量较多,而FeO含量很低,所以熔渣和金属间的界面张力较大,而熔渣对液态金属的润湿性也较差,因此低氢碱性焊条施焊时,宜采用短弧操作。

熔敷金属中含氧量的控制:低氢碱性焊条焊接时,氧的主要来源是在焊条端部药皮反应区,大理石受热分解放出氧化性较强的CO<sub>2</sub>,CO<sub>2</sub>再分解放出自由氧。这些气体在焊接区不同的温度下,其氧的分压均大于熔化金属中氧化铁的分解压,故弧气都是氧化性的,只是随温度的降低,弧气的氧化性越来越小。

药皮受热分解后形成的CO<sub>2</sub>,随即被药皮中的硅铁,钛铁、锰铁等进行先期脱氧:



从而降低弧气对熔化金属的氧化。然后,对熔滴和熔池金属进行沉淀脱氧。经测定,过渡到熔池的脱氧剂主要是Si和Mn,而Ti先期脱氧时已被强烈氧化。



最后,反应式为扩散脱氧,在碱性渣中扩散脱氧能力差。所以低氢型焊条的焊缝金属最终脱氧效果比较满意。

熔敷金属中含氢量的控制:由于低氢型焊条药皮不用或少用富氢物质,所以与其它类型焊条比较,低氢型焊条药皮内的水分和结晶水少,并且药皮内还有去氢物质,同时该类焊条烘干温度高。所以熔敷金属内扩散氢含量少。

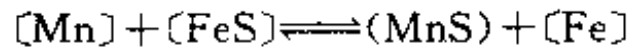
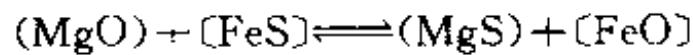
仅仅采用低氢焊接材料,还不能保证获得低氢焊缝,低氢焊条药皮中的水分是焊缝金属中氢的主要来源。焊条烘干温度对熔敷金属中扩散氢含量有明显影响,如表4-13所示。由表4-13看出,烘干温度为300℃时,熔敷金属中扩散氢含量均大于8ml/100g。所以低氢焊条应在350~400℃,保温1h。

表4-13 低氢焊条不同烘干温度时熔敷金属中扩散氢含量(ml/100g)

保温时间(h)	烘焙温度(℃)					
	不烘	300	350	400	450	500
0.5	15.83	11.20	7.10	5.50	5.48	4.45
1		9.70	7.40	5.60	4.78	4.48
2	15.83	9.33	7.30	4.68	4.30	4.30



焊缝金属中硫、磷含量的控制：低氢碱性焊条由于熔渣的碱度大，熔渣中有 CaO、MgO 碱性氧化物，同时熔池中有大量的 Mn，熔池脱氧完全，使脱硫反应易于进行，如

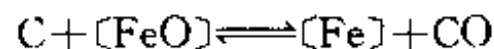


生成的 CaS 和 MgS 不溶于钢液而进入熔渣。增加渣中的 CaO、MgO 含量，减少渣中 FeO 含量有利于脱硫。

熔渣脱磷反应必须具备两个条件（见第三章），即熔渣碱度大；熔渣中有一定数量的 FeO，而低氢碱性焊条熔渣的碱度虽大，CaO 虽多，但渣中 FeO 含量少，致使脱磷受到限制，因此应对原材料中的硫、磷含量严格控制。综合评价低氢焊条，它的脱硫、脱磷和抗热裂纹性能都较好。

焊缝金属中合金元素含量的控制：控制合金元素含量，是为了保证焊缝金属的机械性能，抗裂性能和抗气孔能力，结 507 焊条熔敷金属化学成分规定为：C ≤ 0.12%，Mn = 0.8% ~ 1.3%，Si ≤ 0.65%，并控制 Mn/Si = 2 ~ 3。结 507 焊条药皮正常配方和正常焊接工艺条件下，碳主要来自焊芯和药皮中的中碳锰铁，但碳在冶金过程中被烧损外，参见表 4-1 可知，渗到焊缝中的碳量不多。锰来自焊芯和药皮中的中碳锰铁，在提高焊缝金属强度的同时还脱硫，并改变硫在焊缝内的存在形式，以提高抗热裂纹能力。但 Mn 量超过其上限时，随焊缝强度增大的同时，其塑性与韧性下降。硅主要来自药皮中的低度硅铁，硅能提高强度，但硅量过高时，对焊缝金属的塑性、韧性不利。

气孔倾向及其控制：低氢型焊条在焊缝气孔问题上也有其特点。如果药皮的氧化性增强，即药皮中的脱氧剂含量减少，熔池中的脱氧元素 Mn、Si 减少，则熔池中 FeO 含量增加，致使熔池结晶时硅浓度减少，不足以抑制碳的氧化，因此碳与 FeO 反应而生成 CO：



这时熔池金属已开始结晶，生成的 CO 很难从熔池中逸出，因而形成 CO 气孔。

如果药皮的脱氧性增强，因药皮内有能控制氢的氟化物，同时氢的来源也较少（因药皮中含氢物质极少），所以不致于产生氢气孔。

若焊件边缘有氧化铁皮、水分、铁锈时，由于氧化铁皮主要成分是  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  和  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ，则使熔渣中的氧化铁总量增加。由于低氢型焊条碱度很大，CaO 含量很多，而  $\text{SiO}_2$  含量少，不能有利地约束 FeO，造成熔池中的 FeO 的大量增加，这就相当于药皮配方中放氧物质增多的效果，从而促使结晶时形成较多的 CO 而造成气孔。焊件边缘潮湿或者焊条受潮，则弧气中的  $\text{H}_2\text{O}$  增多，由于低氢焊条的脱氧能力很强，这就容易吸收氢，同时碱性焊条熔滴未被熔渣完全覆盖，因此焊缝含氢量增加而造成氢气孔。铁锈的成分为  $m\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ ，所以铁锈中含有较多的  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ，同时还有结晶水，对熔池金属有氧化作用，且析出大量氢。至于什么气体在气孔形成过程中起主要作用，这要根据铁锈的干湿程度、药皮中脱氧剂的多少等具体情况，进行分析。针对低氢型焊条药皮特点，防止气孔的主要措施是，控制药皮原材料的氢，适当加强药皮的脱氧、脱氢能力；焊前严格清理工件的氧化铁皮，铁锈和水分等；焊条在施焊前，要进行烘干，尽量采用短弧施焊。

结 507 焊条的冶金性能，比其它各类焊条都优越，焊缝金属的综合性能好，但由于药皮中含有多量的  $\text{CaF}_2$ ，焊接时氟化物烟尘的析出，有害于身体健康，污染工作环境。

### 第三节 常用典型焊条的工艺性能

在评定和选用焊条时,除了考虑焊条的冶金性能,还应考核焊条的工艺性能。

#### 一、焊条的工艺性能

焊条的工艺性能,是指焊条在使用和操作时的性能。它包括:焊接电弧稳定性、焊缝的成形、焊条在各种位置上施焊的适应性、脱渣性、飞溅、焊条的熔化速度、焊条发尘量和药皮发红等。

##### (一)焊接电弧稳定性

焊接电弧稳定性,直接影响焊接过程能否连续进行和能否保证焊接质量。影响电弧稳定性的因素很多,如焊条药皮成分、焊接电源特性、焊接规范参数等。

焊条药皮的组成,对电弧稳定性有较大影响。在焊条药皮中加入电离电位低的物质,可以降低电弧气氛的电离电位,则能提高电弧稳定性。一般碱和碱土金属元素电离电位低,如钾、钠、钡等。故常将含钾、钠等碱金属元素的物质加入焊条药皮,如一般焊条里含有云母、长石、钛白粉、金红石等。因此,能获得比较好的电弧稳定性。有  $TiO_2$  的药皮其稳弧性也高。然而低氢焊条,如结 427、结 507、结 557 等,由于药皮中含有萤石( $CaF_2$ ),其中氟有反电离作用,其电弧稳定性较差,采用交流电源焊接时,电弧不能稳定地燃烧,只有采用直流电源才能维持电弧连续、稳定地燃烧。此外,电弧是否稳定,还与药皮熔化的情况有关。药皮的熔点过高或药皮太厚时,就易在焊条端部形成长套筒,使电弧容易熄灭。上述强度级别的低氢型焊条,目前在国内外均为交直流两用,一般采用交流施焊。因为采用交流施焊,焊机价低,又具有维修方便,省电又不产生磁偏吹等优点。

为了改善稳弧性,使结 427、结 507 等焊条能在正常的空载电压下使用交流电源进行全位置焊接,国内外已采用各种技术措施,其中主要的措施介绍如下。

采用钾水玻璃或在药皮中加入  $K_2CO_3$ ;钾水玻璃的粘结性不如钠水玻璃粘结性好,而且易使涂料硬化,给焊条的压涂带来困难; $K_2CO_3$  的加入量,不宜超过 1.5%,否则药皮易于吸潮,导致焊条增氢,降低低氢焊条的特色。这项措施虽使交流稳弧性有所改善,但仍需提高空载电压,所以不够理想。

在药皮中加入 10%~20%的铁粉和少量铝镁铁;采用这项措施能使电弧空间的温度提高,降低有效电离电位,有利于电弧的稳定。国外生产的一些交流低氢型焊条,就是综合了上述的两个技术措施。

以  $MgF_2$  替代  $CaF_2$  的措施:文献资料指出,在去氢效果相同的情况下,采用  $MgF_2$  可提高电弧稳定性。若以  $CaCO_3$ 、 $TiO_2$ 、 $MgF_2$  作为药皮的主要成分,不仅使电弧稳定性有显著提高,而且使焊缝成形、脱渣性、抗气孔性得到改善。其药皮配方,列于表 4-14。

表 4-14 以  $MgF_2$  替代  $CaF_2$  的药皮配方

配方	$CaCO_3$	$TiO_2$	$MgF_2$	$SiO_2$	铁粉	锰铁	粘结剂中		总计
							$Na_2O$	$K_2O$	
例一	18	18	18	6	25	12	1	2	100
例二	31	5	38	6	10	5	1	1	100

在药皮中加入微量  $\text{CsCO}_3$ 、石墨粉、铝粉以及纤维素:据苏联资料指出,在低氢型药皮中加入 0.1%~1% 电离电位低的  $\text{CsCO}_3$ , 0.5%~3% 的石墨, 0.5%~3% 铝粉, 1%~3% 纤维素。这样可使交流稳弧性, 得到明显提高。

采用熔炼的复合物作为焊条药皮的主要原材料:苏联资料又指出,采用电炉熔炼的复合物,其成分为  $\text{TiO}_2$ 、 $\text{K}_2\text{O}$ 、 $\text{CaF}_2$  以及  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  等作为焊条药皮的主要材料,可起到稳弧剂的作用。

采用双层药皮:即内层药皮含萤石少一些,外层药皮含多一些的萤石。其目的是减少电弧中心处氟离子的数量,使交流电弧稳定,同时又能保证萤石在冶金反应和熔渣物理化学性能所需要的数量,其萤石总量约为 9%~21%,并要求内层与外层药皮中萤石量之比值为 0.1~0.8,其内层与外层药皮重量之比值为 0.25~4 之间。这样,就能保证焊条施焊时,交流电弧稳定,并提高熔化速度,熔敷效率较高,操作性能优良。双层药皮的低氢焊条已在瑞士、苏联、日本等国开始应用于生产。瑞士奥林康公司生产的这类双层药皮焊条已畅销西欧,并获得良好的效果。

### (二) 焊缝成形

焊缝成形的要求,是表面光滑、波纹细密美观、焊缝几何形状正确,即焊缝圆滑地向母材过渡,无咬边等缺陷。焊缝成形不仅反映焊缝表面的美观,更重要的是会影响焊接接头的内在质量。若成形不好的焊缝,其内部往往存在各种夹杂,未焊透、气孔、裂缝等缺陷。

不同类型的焊条,其焊缝成形是不同的,这是由于它们熔渣的物理性能不同所致。焊缝成形除与操作技术有关,主要取决于熔渣的熔点,粘度和表面张力。从第三章分析焊接熔渣性能的介绍可知,熔渣熔点和粘度太高,或太低,都会使焊缝成形变坏。此外,熔渣的表面张力,对焊缝成形也有较大的影响,因为张力的太小会影响焊缝金属表面熔渣的覆盖情况。

### (三) 脱渣性

脱渣性是指焊后熔渣从焊缝表面清除的难易程度。它将直接影响焊接生产率,尤其是多层焊时,不仅生产率低,而且容易造成夹渣等缺陷,影响焊接质量。影响脱渣性的因素主要有如下几方面:

#### 1. 熔渣线胀系数的影响

当熔渣同焊缝金属的线胀系数差别越大,在冷却时由于两者的收缩量的不同而产生的内应力越大,脱渣性能越好。钛型焊条具有这种优越性,而低氢焊条的线胀系数同低碳钢的线胀系数相差最小。熔渣的性质最好是松脆的,特别是角接和深坡口底层焊缝,渣越松脆越容易清除。如结 421 焊条的熔渣不松脆,比较坚硬,所以在坡口中脱渣性不太理想。结 423 焊条较容易清除,只是焊缝表面有粘渣现象。结 427、结 507 焊条的熔渣坚硬,脱渣性最差。

#### 2. 熔渣氧化性的影响

焊接时,由于焊缝金属表面存在一层氧化薄膜,它起着焊缝金属与熔渣之间的联结作用,因而产生粘渣、脱渣不净,脱渣困难现象。这层氧化膜主要是  $\text{FeO}$ ,它是体心立方晶格, $\text{FeO}$  与焊缝金属的体心立方晶格的  $\alpha\text{-Fe}$  基体结合很牢。若熔渣里含有能形成尖晶石型化合物的二价和三价金属氧化物,如  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{V}_2\text{O}_5$ 、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$  等,它们的尖晶石型化合物 ( $\text{MeO} \cdot \text{Me}_2\text{O}_3$ ) 也是体心立方晶格与焊缝金属表面的氧化铁形成很牢的结合,所以使脱

渣性变坏。此时,若增强焊条的脱氧能力,则可以明显改善脱渣性。

由于低氢型焊条的脱渣性差,因此近年来国内外均提出了改进这类焊条脱渣性的技术措施。

提高熔渣的线胀系数:原苏联资料指出,在 $20\sim 900^{\circ}\text{C}$ 范围内,碳钢的线胀系数为 $14.0\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ,У ОИИ-13/35熔渣线胀系数为 $11.2\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ,ЦЛ-20-67熔渣线胀系数为 $11.5\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 。在上述温度范围内,将低氢型焊条熔渣的线胀系数加大到 $25\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ,则能改善脱渣性。为此,通常在低氢型焊条药皮中加入 $1\%\sim 10\%$ 的油页岩或 $\text{ZrO}_2$ ,或将这两种材料各以 $0.5\%\sim 5\%$ 同时加入,脱渣性也能得到改善。其配方列于表4-15。其熔渣在 $20\sim 900^{\circ}\text{C}$ 的线胀系数为 $27.2\times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ ,脱渣性优良,其它性能也符合原苏联 950A 焊条标准。

表 4-15 药皮配方举例

原材料名称	大理石	萤石	石英岩	油页岩	硅铁	钛铁	锰	氟化钠
%	54.5	15.5	5	4	3	14	2.5	1.5

形成松脆的多孔状熔渣:一般低氢型焊条的熔渣质坚硬、窄坡口内脱渣更困难,日本为此设计了在窄坡口内易脱渣的低氢型焊条,其配方列于表4-16。这种焊条的熔渣是松脆多孔状,在窄坡口内容易脱渣。

表 4-16 药皮配方实例

	药皮配方(%)						
	$\text{CaF}_2$	$\text{CaCO}_3$	Mn	Si	Al	Mg	Fe
例一	40.2	23.8	3.4	—	5.9	4.2	15.8
例二	49.4	16.8	5.6	—	5.3	5.1	10.5
对比例	23.6	51.8	2.1	6.5	—	—	6.7

	药皮配方(%)				坡口内脱渣性		
	$\text{SiO}_2$	$\text{Al}_2\text{O}_3$	MgO	其它	$\theta=60^{\circ}$	$\theta=45^{\circ}$	$\theta=30^{\circ}$
例一	1.2	—	2.3	3.2	○	○	○
例二	—	2.4	1.6	3.3	○	○	○
对比例	1.0	0.5	0.5	7.3	○	△	×

注:脱渣评定:

- 用锤在试板上轻敲2~3次即易脱渣;
- △——用锤在试板上重敲2~3次可以脱渣;
- ×——用锤在试板上重敲5~6次不容易脱去

在资料中,又提出在低氢型焊条药皮中加入 $12\%\sim 30\%$ 的 $\text{BaCO}_3$ ,可使熔渣呈松脆多孔状,脱渣性很好,焊缝成形也好。药皮配方为: $\text{CaCO}_3$   $25\%\sim 50\%$ , $\text{BaCO}_3$   $12\%\sim 32\%$ , $\text{MnO}+\text{MnO}_2$   $5\%\sim 20\%$ , $\text{SiO}_2$   $1.5\%\sim 2\%$ ,Mn  $2\%\sim 10\%$ ,其它脱氧合金元素(Si,

Ti, Al 等)5%~18%,  $\text{CaF}_2 < 5\%$ 。

表 4-17 列出钢铁研究总院的焊条药皮配方。其特点是  $\text{CaF}_2$  的量高于  $\text{CaCO}_3$  的量, 脱渣性优良, 焊缝成形好, 飞溅小, 熔敷金属中氢和氧的含量低, 塑性、韧性和抗裂性能好, 但药皮熔点过低、发尘量大。

表 4-17 钢铁研究总院焊条药皮配合(%)

$\text{CaCO}_3$	$\text{CaF}_2$	$\text{SiO}_2$	$\text{TiO}_2$	Fe-Ti	Fe-Mn	Fe-Si	碱面
31	49	4	1	7	3	1	1

控制熔渣成分, 使熔渣中形成  $\beta$  相和  $\gamma$  相的硅酸钙; 在文献中探讨了各种低氢型焊条熔渣化学成分和晶体结构与脱渣性之间的关系。当熔渣中含有 40%~60% $\text{CaO}$ , 20%~40% $\text{SiO}_2$ , 4%~20% $\text{CaF}_2$  时, 脱渣性较好; 当熔渣中形成  $\beta$  相和  $\gamma$  相硅酸钙时, 脱渣性有明显地改善。

#### (四) 焊条熔化速度和飞溅

飞溅是焊接过程中, 由熔滴和熔池飞出的金属颗粒。焊条熔化速度和飞溅, 反映了焊接生产率的高低, 也是评定焊条工艺性能好坏的重要指标之一。熔化速度可以用焊条熔化系数  $\alpha_p$  表示。考虑到由于飞溅等造成的损失, 所以, 真正能反映焊接生产率的指标是熔敷系数  $\alpha_H$ ,  $\alpha_H$  与  $\alpha_p$  的关系式为

$$\alpha_H = \alpha_p(1 - \psi)$$

式中  $\psi$ ——损失系数。

表 4-18 列出几种焊条的  $\alpha_p$ 、 $\alpha_H$  及  $\psi$  值。

表 4-18 几种焊条的  $\alpha_p$ 、 $\alpha_H$  及  $\psi$  值

焊条牌号	熔化系数 $\alpha_p$ [g/(A·h)]	熔敷系数 $\alpha_H$ [g/(A·h)]	损失系数 $\psi$ (%)
结 422	9.16	8.25	3.91
结 423	10.1	9.7	4.0
结 424	9.1	8.2	9.9
结 507	9.06	8.49	2.6

飞溅常把焊缝周围弄脏, 增加了焊后清理工作。影响飞溅的因素很多, 如药皮组成物、熔渣物理性能(粘度、熔点、表面张力等), 焊接过程析出的气体及冶金反应激烈程度, 工艺规范、药皮吸潮以及熔滴过渡形态等。

#### (五) 各种位置焊接的适应性

不同类型的焊条, 在各种位置上焊接的适应性不同。几乎各类焊条都能平焊, 然而立、仰、横焊就不是所有焊条都能适应的。其原因在于重力作用, 熔滴不易向熔池过渡, 熔池金属和熔渣下淌, 致使不能形成正常的焊缝。为此, 应适当增大电弧和气流的吹力; 利用熔渣的表面张力, 阻止熔渣和液体金属下淌; 使熔渣在较高温度和较短时间内, 在熔化金属和熔渣流下之前尽快凝固。

#### (六) 焊条发尘量等卫生指标

如前所述, 低氢焊条中必须加入较多的萤石, 酸性焊条中加入较多的锰铁, 以使低氢

焊条中的萤石起到脱氢、造渣等良好的作用。酸性焊条中锰铁起脱氧、脱硫、磷，渗入合金，提高抗裂缝等良好作用。此外，萤石，锰铁在焊接过程中除有利的一方面，还存在产生有害的烟尘、污染环境的危害。各类焊条的致毒物质主要来自烟尘，而不是气体，因在烟尘中常伴有各种致毒物质。低氢焊条的致毒物质主要是药皮里的萤石和水玻璃反应而形成的NaF和KF，由于它们都能溶于水而称为可溶性氟，这对人体是有害的。结422焊条未达到明显危害程度，而氧化铁型焊条，含锰尘量较高，危害也较大。为了消除烟尘，改善劳动条件，国内很多单位研制了无毒或低毒低尘的碱性焊条，并已取得一定的成果。国产低氢型碳钢焊条的焊接发尘量，通常在10.50~20.45g/kg，可溶性氟为8.58%~12.4%。

各类焊条的尘量，可溶性氟化物和锰尘量列于表4-19。

表4-19 国产几种焊条的卫生指标测试值

焊条牌号	比发尘量(g/kg)	烟尘中可溶性氟		烟尘中的MnO (%)
		相对含量 (%)	绝对含量 (%)	
结422	5.71~7.77	1~4.28	—	5.46~7.37
结424	11.07	<1	—	11.10
结553	7.44	2.68	—	9.17
结507	13.50	10.0	1.35	6.00

### (七)焊条药皮发红

一根焊条焊完半根后，余下的后半段焊条药皮温升过高而发红、开裂或脱落，致使药皮失去保护作用及冶金作用，导致焊接工艺性能不稳定，严重影响焊接质量。尤其是不锈钢焊条，目前国内已成功地解决了不锈钢焊条药皮发红问题。

## 二、常用焊条工艺性能

焊条工艺性能，主要决定于焊条药皮的组成，因此必须合理地确定药皮配方。为了便于全面了解 and 正确选用焊条，现将各种焊条的工艺性能，列于表4-20。

表4-20 各类型焊条工艺性能

焊条型号	高钛钾型	钛钙型	钛铁矿型	高氧化铁型	高纤维素钠型	低氢钾型	低氢钠型
焊条牌号	结××1	结××2	结××3	结××4	结××5	结××6	结××7
药皮主要成分	TiO <sub>2</sub> 45~60%，硅酸盐、锰铁有机物	TiO <sub>2</sub> 30~45%，硅酸盐、锰铁	钛铁矿>30% 硅酸盐、锰铁有机物	氧化铁>30% 硅酸盐 锰铁有机物	有机物>15%，TiO <sub>2</sub> 硅酸盐	碳酸盐>30%，萤石铁合金、稳弧剂	碳酸盐>30%，萤石铁合金不加稳弧剂
熔渣特性	酸性短渣	酸性短渣	酸性较短渣	酸性长渣	酸性短渣	碱性短渣	碱性短渣
电弧稳定性	柔和稳定	稳定	稳定	稳定	稳定	较差、交、直	较差、直流
电弧吹力	—	—	稍大	稍大	大	稍大	稍大
电弧长度	长弧	长、短弧	短、长弧	长、短弧	—	宜短弧	短弧
飞溅	少	少	中	中	多	较多	较多
焊缝外观	纹细、美	美	美	美	粗	稍粗	稍粗
熔深	小	中	中	稍大	大	中	中
咬边	小	小	中	小	大	小	小
焊脚形状	凸	平	平、稍凸	平	平	平或凹	平或凹

(续)

焊条型号	高钛钾型	钛钙型	钛铁矿型	高氧化铁型	高纤维素钠型	低氢钾型	低氢钠型
牌号	结××1	结××2	结××3	结××4	结××5	结××6	结××7
脱渣性	好,但深坡口较差	良好	良好	良好	良好	一般尚好,坡口内较差	一般尚好,坡口内较差
熔化系数	中	中	稍大	大	大	中	中
平焊	易	易	易	易	易	易	易
立向上焊	易	易	易	不可	极易	易	易
立向下焊	易	易	困难	不可	易	易	易
仰焊	稍易	稍易	易	不可	极易	稍难	稍难
发尘量(g/kg)	—	少 (5~7)	较小 ( $<7.5$ )	较多 (10%)	—	很多 (15~20)	很多 (10~15)
可溶性氟%	—	1~4	$<3$	$<1$	—	10~13	10~13

#### 第四节 焊条的合理选用

焊条的合理选用,是焊接工艺中的重要问题之一。选用焊条最主要的是要充分了解焊条的各项性能特点、适用范围等。前节对几种典型焊条的冶金性能、工艺性能已作了分析,为正确选用焊条奠定了基础。但是根据工程实际,正确、合理选用焊条是一项复杂而重要的工作。

##### 一、选用原则

##### (一)根据被焊母材的化学成分、机械性能、物理性能进行选用

焊接低碳钢、中碳钢、普通低合金高强度钢时,一般按焊缝与母材等强度的原则选用焊条。例如焊接一般的低碳钢时,可选用 E43 系列(见表 4-3)各种型号的焊条,究竟哪类焊条更适用,可根据具体情况进一步考虑其它因素。如母材中含硫、磷较高,为避免结晶裂纹产生或对焊缝金属塑性要求较高的情况下,则应选用抗裂性好的焊条施焊。焊接低合金高强度钢时,一般应使焊缝金属的机械性能与母材基本相同,为保证结构安全使用,着眼点应放在焊缝金属具有优良的塑性、韧性和抗裂性。为此,不宜使焊缝金属的实际强度过高。例如,焊接 16Mn 低合金高强度钢,若仅从强度角度考虑,选用强度级别为 490MPa 的结 507 焊条,但对于厚度小,坡口窄的工件,实际焊后焊缝金属的强度可达 637MPa,不仅使塑性有明显的下降,甚至还会出现裂纹。这是由于没有考虑冷却速度、熔合比等对焊缝金属机械性能的影响而引起的。当采用强度低一级的结 427 焊条时,焊缝金属强度达到 539MPa,塑性也能满足要求,所以一般焊缝金属的实际强度不宜比母材实际抗拉强度高出 50MPa。

对屈服强度 790MPa 以上的高强度钢,当接头拘束度较大时,为避免裂纹产生,在设计允许范围内,可使焊缝金属强度稍低于母材,即采用低匹配。例如,水电站承压水管采用 HT—80 高强度钢,板厚为 50mm,按等强度厚则选用熔敷金属抗拉强度 $\geq 790$ MPa 焊条,但接头裂纹倾向较大。当选用熔敷金属抗拉强度 $> 640$ MPa 的焊条,则裂纹倾向减小,提高了焊缝金属的韧性。经宽板拉伸试验表明,由于强度较高的母材对焊缝的拘束作用较大,使接头的实际抗拉强度已达到 790MPa,获得了良好效果。

### (二)考虑焊件及焊接接头的使用性能及技术条件

当焊件在动载、冲击载荷、高温或高压等情况下工作,选用焊条时除考虑强度性能外,还应有较高的冲击韧性和塑性。例如,柴油机机体和内燃机车都在动载条件下工作,因此不能选用结 502 焊条,而应选用结 507 焊条为好。又如船体上层建筑的墙板,虽也受一定的动载作用,但不是主要承载件,故可以采用结 422 焊条,可不必采用结 427 焊条。

### (三)考虑焊接结构的刚性大小、几何形状复杂程度等

即使焊件的强度、塑性、韧性能满足要求,有时产品结构的刚性较大,几何形状复杂,焊接时不易变形,焊件内应力较大,易出现裂纹。这时,除了从工艺上采取措施改善外,还要选用抗裂性好的焊条,使用碱性焊条具有优越性。

### (四)考虑焊缝的空间位置、及焊工操作是否方便等

当焊件的仰、立焊的焊缝较多时,应选用全位置及工艺性能较好的焊条或立向下等专用焊条施焊。若焊件坡口由于某些原因,无法清理坡口处铁锈,油污、氧化皮等时,应选用对铁锈、油污、氧化铁皮等敏感性相对较小、抗气孔性能较强的酸性焊条施焊。

### (五)考虑设备及劳动条件

若施工现场没有直流焊机,则不能选用低氢碱性焊条;在密闭管道、容器内部施焊时,应优先选用低尘低毒焊条,尽量避免使用低氢型焊条,如必须采用时应有防尘、改善劳动卫生条件等措施。当酸性或碱性低氢型焊条都能满足设计要求时,宜选用酸性焊条。因酸性焊条发尘少。

### (六)考虑技术经济合理性

对于重要结构,应从技术经济效益出发,采用优质焊条。在同样能保证焊缝质量及使用性能前提下,应选用成本低,货源方便的焊接材料。例如,钛铁矿型焊条(E4301)的成本比钛钙型焊条(E4303)低,资源方便,所以,尽可能选用钛铁矿型焊条。在焊接工艺措施能确保产品质量时,宜选用大规格焊条,以提高劳动生产率。

## 二、低碳钢、低合金高强度钢焊条的选用

低碳钢、低合金高强度钢焊条的选用,一般根据等强度要求,但必须考虑接头型式、坡口类型及其在焊接过程中的冷却状态、焊后热处理等情况。若焊后进行正火处理时,必须选用强度更高一些的焊条;除去开坡口的对接焊外,一般情况下如焊后不进行热处理时,特别是当焊件刚度大,冷裂纹很难避免时,选用比母材强度低一些的焊条。

对于低碳钢焊件的一般结构,对接时按钢板厚度,角接时按焊脚大小选用焊条;当焊件板厚不大于 6mm,或焊脚不大于 4mm 时,推荐优先选用结 421 焊条;当板厚 8~24mm,或焊脚 4~8mm 时,优先选用结 422 和结 423 焊条;当板厚 25mm 以上时,优先选用结 426 或结 427 焊条,或铁粉低氢型 E4328 焊条;焊脚大于 8mm 时,优先选用结 422Fe 或结 424Fe。

对压力容器和在低温及动载下工作的结构,宜选用结 426、结 427 及 E4328 焊条。

立向下焊时,可选用结 425<sub>F</sub> 焊条。

对于要求单面焊双面成型的管接头,可选用结 420<sub>Φ</sub>、结 422<sub>Φ</sub> 或结 425<sub>Φ</sub> 焊条。

常用低碳钢焊条焊缝金属主要性能,列于表 4-21。

除薄板和经模拟试验许可的结构外,一般情况下低合金高强度钢,均应选用低氢型焊



条,例如,曾因采用酸性焊条而使 15MnV 球罐焊缝产生氢致裂纹。

对于厚板和拘束度较大的低合金高强度钢结构时,宜选用超低氢型焊条,这样即可避免裂纹产生,还可降低预热温度,并改善劳动条件。在潮湿环境中施焊时,最好选用具有抗潮能力的低氢或超低氢型焊条。

低合金高强度钢裂纹敏感指数和预热温度间的关系,见第二章。

表 4-21 常用低碳钢焊条焊缝金属主要性能

药皮类型		酸性焊条					碱性焊条	
		高钛钾型	钛钙型	高氧化铁型	高纤维素钠型	钛铁矿型	低氢钾型	低氢钠型
焊条牌号		结 421	结 422	结 424	结 425	结 423	结 426	结 427
机械性能	$\sigma_b$ (MPa)	450~530	430~510	430~490	430~570	430~490	450~530	450~530
	$a_k$ (J/cm <sup>2</sup> )	78~118	98~157	88~147	78~137	98~157	225~345	225~345
主要成分 (%)	Mn	0.3~0.6	0.3~0.6	0.50~0.90	0.3~0.6	0.35~0.60	0.5~0.8	0.5~0.8
	Si	≤0.35	≤0.25	≤0.15	<0.25	≤0.20	≤0.5	≤0.50
S(不大于%)		0.035	0.035	0.035	<0.035	0.035	0.035	0.035
P(不大于%)		0.040	0.040	0.040	<0.040	0.040	0.040	0.040
[O](%)		0.06~0.08	0.06~0.1	0.10~0.12	0.06~0.1	0.07~0.11	0.025~0.035	0.025~0.035
[H](ml/100g)		25~30	25~30	25~30	30~40	25~30	3~8	3~7
抗热裂纹性		较差	较好	一般	较好	一般	好	好
抗气孔性		一般	好	好	好	好	较好	较好

表 4-22 列出低合金高强度钢常用焊条。

表 4-22 低合金高强度钢常用焊条

强度等级 $\sigma_s$ (MPa)	热处理 状态	钢 号	碳当量 Ceq(%)	选用焊条	备 注
290	热轧	09Mn2	0.36		一般不预热, 一般供应板厚≤16mm
		09Mn2Cu	0.36	结 422	
		09Mn2Si	0.35	结 423	
		09MnV	0.28	结 426	
		12Mn	0.35	结 427	
		09MnNb	0.26		

(续)

强度等级 $\sigma_s$ (MPa)	热处理 状态	钢 号	碳当量 Ceq(%)	选用焊条	备 注
340	热轧	14MnNb	0.31	结 502	结 502、结 503 一般用于 $\delta \leq 10\text{mm}$ ， $\delta \leq 40\text{mm}$ 一般不预热， $\delta \geq 40\text{mm}$ 预热 $100 \sim 150^\circ\text{C}$ $\delta > 32\text{mm}$ 需 $600 \sim 650^\circ\text{C}$ 回火。
		16Mn	0.39	结 503	
		16MnRe	0.39	结 506	
		16MnCu	0.39	结 507	
390	热轧	15MnV	0.40	结 506 结 507	一般不预热， $\delta > 32\text{mm}$ 预热 $100 \sim 150^\circ\text{C}$ 厚板需 $550 \sim 590^\circ\text{C}$ 或 $630 \sim 650^\circ\text{C}$ 回火
		15MnVCu	0.40		
		16MnNb	0.36		
	正火	15MnTi	0.38	结 557	
		15MnTiCu	0.38	结 556	
		14MnMoNb	0.44		
440	正火	15MnVN	0.43	结 506	$\delta > 32\text{mm}$ 需预热 $\geq 100^\circ\text{C}$
		15MnVNCu	0.43	结 507	
		14MnVTiRe	0.41	结 557	
			结 607		
490	正火 + 回火	18MnMoNb	0.50	结 607 结 707	$\geq 150^\circ\text{C}$ 预热， $600 \sim 650^\circ\text{C}$ 回火
		14MnMoV	0.50		
		14MnMoVCu	0.50		
540	正火	14MnMoVB	0.47	结 607 结 707	$\geq 150^\circ\text{C}$ 预热
590	调质	12Ni3CrMoV	0.65	65C-1 803	$\delta \leq 35\text{mm}$ 需 $80 \sim 120^\circ\text{C}$ 预热
		12MnCrNi	0.58		
		MoVCu			
690	调质	14MnMoNbB	0.55	H14 (结 857)	$150 \sim 200^\circ\text{C}$ 预热， $600 \sim 630^\circ\text{C}$ 回火
790	调质	12Ni5CrMoV	0.67	840	$\delta \leq 50\text{mm}$ 需 $120 \sim 140^\circ\text{C}$ 预热

$$\text{注: } C_{eq} = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V}}{5} + \frac{\text{Ni} + \text{Cu}}{15}$$

产品预热和热处理制度，由试验确定或依有关技术条件。

我国在过去的焊接生产中，由于专用焊条少，在操作上长期习惯使用结 422 一类焊条，在某些情况下显得不合理也不经济。根据配套原则，各种专用焊条已陆续问世，这对提高焊接生产率和保证焊接质量具有显著作用。

国内外常用焊条对照列于表 4-23。

各类焊条主要性能和用途，列于表 4-24。

表 4-23 国内外焊条对照

中 国		日 本		原 苏联	瑞 典	德 国	美 国	英 国	荷 兰	国际 标准
牌号	GB	神钢	JIS	ГОСТ	ESAB	DIN	AWS	BS	PHILIPS	ISO
J421	GB E4313	B33 RB26 TB24 TB24SP TB35	D4313	342	OK43.32 OK46.00 OK46.16 OK46.44 OK50.00	ETfSoW ETiV I s ETiV I m ESoV I s	E6012 E6013	E243 E343 E332JP E313 E207 E203 E513	46 46S C17 28 78 48 68 54	E243T25 E332V45 E233R12 E233R22 E233R15 E233R14 E243V25
J422	GB E4303	TB24 TB-32 TB-43 TB-44 TB-25	D4303	342	OK50.00					
J423	GB E4301	B-8 B-9 B-10 B-11 B-14 B-15 B-17 B-18	D4301	342				E316		
J424 J424Fe	GB E4320 E4327	IB0 IB20 IAp27	D4327	342		EsV I s FeEsV I	E6020 E6027	E433 E433K	50 C10	E243A45
J425 J505	GB E4311 E5011	HC24	D4311			TiV I s	E6011 E6010	E100p	31	E233C10
J426	GB E4316	LB-26 LB-47 LBM-26 LBM-47	D4316	342		Kb X I s	E7016	D616H E696H	36 36S 36D 27	E345B14 E445B14 E445B X 4
J427	GB E4315					kbIX/ X I s	E7015C1	E610H	75	E345B10
J502	GB E5003	LTB-50 TBW-52 LTW-50	D5003	350						
J503	GB E5001	BW52 BA47	D5001	350						

(续)

中 国		日 本		原 苏 联	瑞 典	德 国	美 国	英 国	荷 兰	国际标准
牌 号	GB	神 钢	JIS	ГОСТ	ESAB	DIN	AWS	BS	PHILIPS	ISO
J506	GB E5016	LB 50A	D5016	Ø50A	OK53.35	Kb × Ms	E7015	E616H	55	E445B14
J507	GB E5015	LB-52 LBM-52 LBO-52 LRA-52			OK55.00		E7016	E604H E636H E610H	56 56S 56R	E445B44 E445B10
J506Fe	GB E5018	LTB 52N LTB-52A LB-52-18	D5016		OK48.00 OK48.04 OK48.15 OK48.23 OK48.30	EKb N <sub>s</sub>	E7018	E619HJ E612HJ E600HJ	35 35Z 36H	E445B20 E445B26 E445B10 E445B15
J556	GB E5516G	LB-76	D5316	Ø55A			E8015-G		85	E535B10
J557	GB E5515G	LBM-76					E8016-G		85C 85CP	E534B10 E635B10
J606	GB E6016-D1	LB-62	D5816	Ø60A		DIN1913	E9016-D <sub>1</sub>	E630H	EWD	E625B40
J607	GB E6015-D1	LBM-62 LLB-62					E9015-D <sub>1</sub>		95	E635B10
J707	GB E7015-D <sub>2</sub>	LB-106 LLB-106		Ø70A			E40015-D <sub>2</sub>		116	
J807		LB-116 LLB-116		Ø80A						
J107		LB-100		Ø100A						
R107	GB E5015-A1	CMA-76 CM18-76	DT1216	Ø-M			E7015-A1			
R207	GB E5515-B1	CMB-86		Ø-MX			E8015-B1			
R307	GB 5515-B2	CMB-95 CMB-96 CMB-98	DT2315 DT2316	Ø-XM	OK76.18	DIN8556	E8015-B <sub>2</sub> E8016-B <sub>2</sub>		KV1 KV5	
R310	GB E5500-B <sub>2</sub> -V	CMB-93	DT2313				E8013-B <sub>2</sub>			
R407	GB E6015-B <sub>3</sub>	CMB-105 CMB-106 CM-3	DT2415 DT2416		OK76.28	DIN8556	E9015-B <sub>3</sub> E9016-B <sub>3</sub> E9016-G	2493 TYPe · C	KV3	
R507	GB E15MoV-15	CM-5	DT2516			DIN8556	E502-16 E502-15	2493 TYPe · D	KV4	
R707	GB E1-9Mo-15	CM-9				DIN8556	E505-16 E505-15		KV7	

(续)

中 国		日 本		原 苏 联	瑞 典	德 国	美 国	英 国	荷 兰	国际标准
牌 号	GB	神 钢	JIS	ГОСТ	ESAB	DIN	AWS	BS	PHILIPS	ISO
G202 D502	GB E1-13-16 GB EDCr-Al-03	CR-40	D410-16		OK84.42		E410-16			
A002	GB E00 19 10-16	NCS-38L NC-38L	D308L-16		OK61.30 OK61.41	ETi199nC36 EKb199nC26 ETi199nC23	E308L-16 E308ELC-16 E308ELC-15	2926 Type A	RS 304 RS 304B	
A032	GB E00-19-13Mo2 Cu2-16	NC-36CuL	D316CuL-16							
A102	GB E0-19-10-16	NC-38	D308-16				E308-16			
A132	GB E0-19-10Nb-16	NC-37	D347 16		OK61.81	ETi199Nb23	E347-16		RSS	
A202	GB E0-18-12Mo2-16	NC-36	D316-16				E316-16			
A207	GB E0-18-12Mo2-15				OK63.35	EKb1912320	E316-15			
A302	GB E1-23-13-16	NC-39	D309-16		OK67.62		E309-16			
A312	GB E1-23-13-Mo2-16	NC39Mo	D309Mo-16		OK67.70	ETi2212333	E309Mo-16			
D256	GB EDMn-A-16	HF-11	DFMA-13		OK86.08					
D802	GB EDCoCr-A-03	HF-6R					ECoCr-A			
D812	GB EDCoCr-B-03	HF-3R					ECoCr-B			
D822	GB EDCoCr-C-03	HF-1R					ECoCr-C			
Z308		C1A-1	DFCNI		OK92.18		ENi-C1		801	
Z408		C1A-2	DFCNIFe		OK92.58		ENiFe-C1		802	
TCuSnE		CP-33	DCuSnA DCuSnC		OK94.25		ECuSnA ECuSnC			
TCuAl		CAN-50	DCuAl-A				ECuAl-A			
TAI					OK96.20					

表 4-24 各类焊条主要性能和用途

牌号	符合 GB E×××× × ××× ××× ×××	焊接金属机械性能				焊接金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa) ≥	$\sigma_{0.2}$ (MPa) ≥	$\delta_5$ (%) ≥	其它	C ≤	Mn	Si	S ≤	P ≤	其它	
J350		340		18	常温 AKVJ ≥80	0.018	0.20~0.50	0.20~0.50	0.015	0.015	Al≤0.05	低碳低合金 合成塔构件焊接
J420G	GB E4300	420	330	22	0℃AKVJ ≥27	0.12	0.35~0.70	≤0.30	0.035	0.040		高温高压电 站碳钢管道焊接
J421	GB E4313 AWS E6013 JIS D4313	420	330	17		0.12	0.30~0.60	≤0.35	0.035	0.040	—	一般低碳钢 薄板结构焊接,也可用于 盖面焊
J421Fe	GB E4313 AWS E6013 JIS D4303	420	330	17		0.12	0.30~0.60	≤0.35	0.035	0.040	—	一般低碳钢 薄板结构焊接
J422	GB E4303 JIS D4303	420	330	22	0℃AKVJ 27	0.12	0.30~0.60	≤0.25	0.035	0.040	—	焊接较重要 的低碳钢,结构 和同强度等 级的低合金钢
J422Fe	GB E4303 JIS D4303	420	330	22	0℃AKVJ 27	0.12	0.30~0.60	≤0.25	0.035	0.040	—	焊接较重要 的低碳钢结构
J423	GB E4301 JIS D4301	420	330	22	0℃AKVJ ≥27	0.12	0.35~0.60	≤0.20	0.035	0.040	—	焊接低碳钢 结构
J424	GB E4320 AWS E6020	420	330	22	—	0.12	0.50~0.90	≤0.15	0.035	0.040	—	焊接低碳钢 结构
J424Fe <sub>14</sub>	GB E4327 AWS E6027 JIS D4327	420	330	22	-30℃AKVJ ≥27	0.12	0.50~0.90	≤0.15	0.035	0.040	—	高效率焊 条,焊接低碳 钢结构
J425	GB E4311	420	330	22	-30℃AKVJ ≥27	0.20	0.30~0.60	≤0.30	0.035	0.040	—	适用于立向 下焊接低碳钢 薄板
J426	GB E4316 AWS E6016	420	330	22	-30℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.25	≤0.90	0.035	0.040	—	焊接重要的 低碳钢及某些 低合金钢
J427	GB E4315	420	330	22	-30℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.25	≤0.90	0.035	0.040	—	焊接重要的 低碳钢及某些 低合金钢
J502	GB E5003 JIS D5003	490	410	20	0℃AKVJ ≥27	0.12	0.50~0.90	0.30	0.035	0.040	其它强化元 素(如 Mo) 等适量	焊接 16Mn 及相同强度等 级的低合金钢 的一般结构
J502Fe	GB E5003 JIS D5003	490	410	20	—	0.12	≤1.25	≤0.90	0.035	0.040	—	焊接 16Mn 及相同强度等 级的低合金钢 的一般结构
J502CuP		490	345	16	常温 AKVJ ≥35	0.12	0.50~0.90	≤0.30	0.035	0.06 ~ 0.12	Cu:0.20~ 0.50	用于铜磷系 统抗大气、抗 硫化氢、耐海 水腐蚀结构钢 焊接
J502CuN	GB E5003-G JIS DW5003B	490	390	20	AKVJ≥27℃	0.10	0.30~0.60	≤0.30	0.035	0.040	Cu:0.15~ 0.40 Cr:0.20~ 0.30 Ni:0.20~ 0.50	用于耐大气腐 蚀的铁道、机 车车辆的焊接

(续)

牌号	符合 GB E×××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa) ≥	$\sigma_{0.2}$ (MPa) ≥	$\delta_5$ (%) ≥	其它	C ≤	Mn	Si	S ≤	P ≤	其它	
J502Cu-CrNi	GB E5003-G JIS DW5003B	490	390	22	0℃AKVJ ≥27	0.10	0.45~0.75	≤0.30	0.030	0.030	Cr:0.25~1.45 Ni:0.30~0.50 Cu:0.10~1.30	用于耐大气腐蚀及近海工程结构的焊接
J505	GB E5011	490	410	20	-30℃AKVJ ≥27	0.20	0.40~0.60	≤0.20	0.035	0.040	—	用于碳钢及某些低合金钢管焊接
J505 MoD	GB E5011	490	410	20	-30℃AKVJ ≥27	0.20	0.40~0.60	≤0.20	0.035	0.040	Mo:0.40~0.70	不用炉根封底焊用
J506	GB E5016 AWS E7016 JIS D6016	490	410	22	-20℃AKVJ ≥47 -30℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.60	≤0.75	0.035	0.040	—	焊接中碳钢及某些重要的低合金钢结构,如16Mn等
J506DF	GB E5016	490	410	22	-30℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.60	≤0.75	0.035	0.040	—	用途同J506,但该焊条焊接时烟尘发生量及烟尘中之可溶性氟化物含量较低,适用于密闭容器的焊接
J506Fe	GB E5018 AWS E7018 JIS D6016	490	410	22	-30℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.60	≤0.75	0.035	0.040	—	用于焊接某些低合金钢结构的高效焊条
J506 Fe14	GB E5028 AWS E7028 JIS D5026	490	410	22	-20℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.60	≤0.75	0.035	0.040	Mo:≤0.30 V:≤0.08	同上
J506 LMN	GB E5018 AWS E7018 DIN E5153B10	490	410	22	-30℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.60	≤0.75	0.035	0.040	—	用于碳钢、低合金钢及船舶结构,耐吸潮碳钢焊条
J506 WCu	GB E5016-G	490	390	20	-20℃AKVJ ≥30 -40℃AKVJ ≥30	0.12	0.6~1.2	≤0.35	0.03	0.03	W:0.2~0.5 Cu:0.2~0.5	用于耐大气腐蚀的结构焊接,如09MnCuPTi等
J507 CuNi	GB E5015-G	490	390	22	-20℃AKVJ ≥27 -40℃AKVJ ≥27	0.12	0.50~1.20	≤0.70	0.030	0.035	Ni:0.20~0.50 Cu:0.20~0.40	用于耐大气腐蚀的结构焊接,如09MnCuPTi等
J507	GB E5015 AWS E7015	490	410	22	-20℃AKVJ ≥47 -30℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.60	≤0.75	0.035	0.040	—	焊接中碳钢及16Mn等重要的低合金钢结构

(续)

牌号	符合 GB E×××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa) ≥	$\sigma_{0.2}$ (MPa) ≥	$\delta_5$ (%) ≥	其它	C ≤	Mn	Si	S ≤	P ≤	其它	
J507RH	GB E5015-G AWS E7015-G	490	410	22	-20℃AKVJ ≥47 -40℃AKVJ ≥34	0.12	≤1.60	≤0.70	0.0250.025	0.025	Ni:0.35~ 0.80	用于重要的 低合金钢结构 如船舶、高压 管道、海上平 台等重要结构
J507X	GB E5015 AWS E7015	490	410	22	-30℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.60	≤0.75	0.0350.040			用于50公斤 级的立向下焊 接
J507D	GB E5015 AWS E7015	490	410	22	-30℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.60	≤0.75	0.0350.040			用于管道及 厚壁容器的打 底焊
J507Mo	GB E5015-G AWS E7015-G	490	390	22	-30℃AKVJ ≥27	0.12	≤0.90	≤0.60	0.0350.040		Mo:0.40~ 0.65 V:≤0.20	用于抗高温 碱、硫化氢腐 蚀用钢的焊 接,如 12MoVAI等。
J507 MoNb	GB E5015-G	490	390	22	-30℃AKVJ ≥27	0.12	≤0.60~ 1.20	≤0.65	0.0350.035		Mo:0.30~ 0.60 Nb: 0.03~0.15	用于抗硫化 氢、抗氢、氮、 氨及氨介质腐 蚀用钢的焊接 如 12SiMoVNb、 15MoV等
J507CrNi	GB E5015-G	490	390	22	-30℃AKVJ ≥27	0.10	0.50~0.80	0.30~ 0.50	0.0350.035		Cr:0.50~ 0.80 Ni:0.20~ 0.50 Cu:0.20~ 0.50	用于抗大 气、耐海水腐 蚀钢结构的焊 接
J507CuP	E5015G	490	345	20	常温 AKVJ ≥80	0.12	0.80~1.30	≤0.50	0.035	0.06 ~ 0.12	Cu:0.20~ 0.50	用于铜磷系 统抗大气耐海 水腐蚀钢结构 的焊接
J507MoW Nb	GB E5015-G AWS E7015	490	390	22	常温 AKVJ ≥27	0.12	0.60~1.60	≤0.45	0.030	0.060 ~ 0.100	Cu:0.40~ 0.60 Ni:0.55~ 0.75	用于耐海水 和耐大气腐蚀 及其它相应 钢种焊接
J507 MoW	GB E5015-G AWS E7015-G	490	390	22	--30℃AKVJ ≥27	0.10	≤0.80	≤0.50	0.0350.035		Mo:0.50~ 0.90 W:0.50~ 0.90 V:≤0.20 Nb:≤0.12	用于抗高温 氢、氮氨腐蚀 的 10MoWVNb 等钢的焊接
J606	GB E6016-D1 AWS E9016-D1 JIS D5816	590	530	15	--50℃AKVJ ≥27	0.12	1.25~1.75	≤0.60	0.0350.035		Mo:0.25~ 0.45	焊接中碳钢 及相应强度的 低合金钢结构
J607	GB E6015-D1 AWS E9015-D1	590	530	15	--50℃AKVJ ≥27	0.12	1.25~1.75	≤0.60	0.0350.035		Mo:0.25~ 0.45	焊接中碳钢 及相应强度的 低合金钢结构



(续)

牌号	符合 GB E××× × 相当××× ××× ×××	焊接金属机械性能				焊接金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	其它	C	Mn	Si	S	P	其它	
J422GM	GB E4303 JIS D4303	420	330	23	0°C AKVJ ≥70 -20°C AKVJ ≥47	0.12	0.30~0.55	≤0.25	0.030	0.035	—	用于盖面装饰焊缝
J422CrCu	GB E4303	420	330	22	0°C AKVJ ≥47 -20°C AKVJ ≥27	0.12	0.30~0.50	≤0.25	0.035	0.05	Cr:0.2~0.65 Cu:0.2~0.40	耐碳钢专用焊条,用于12MnCrCu等焊接
J501Fe18	GB E5024 AWS E7024 DIN E2122 RR1118 ISOE512 RR19031	490	410	23	0°C AKVJ ≥47	~0.10	~0.8	~0.5	0.035	0.040	—	适用于低碳钢及普通船用A级、D级钢的高效焊接
J501Z18	GB E9024 AWS E7024 DIN E5122 RR11180 ISOE512 RR19031	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	铁粉重力碳钢焊条
J502Fe15	GB E5023 AWS E7023	490	410	17	—	0.12	0.50~0.90	≤0.30	0.035	0.05	Mo:0.50	适用于16Mn等高效铁粉焊条
J504Fe14	GB E5027 AWS E7027 JIS D5027	490	410	22	-30°C AKVJ ≥27	0.12	0.50~1.10	≤0.50	0.035	0.040	—	低碳钢高效铁粉焊条
J506GH	GB E5016 AWS E7016	490	410	22	-40°C AKVJ ≥47	0.09	≤1.6	≤0.60	0.03	0.03	—	用于焊接碳钢、低合金钢盖面装饰
J506H	GB E5016-1 AWS E7016-1	490	410	22	-45°C AKVJ ≥27	0.12	≤1.6	≤0.70	0.035	0.035	—	超低氢碳钢焊条
J506Fe-1	GB E5018-1 AWS E7018-1	490	410	23	-45°C AKVJ ≥27	0.12	≤1.6	≤0.70	0.030	0.035	—	焊接碳钢和16Mn等低合金钢
J506Fe18	GB E5028 AWS E7028	490	410	22	-20°C AKVJ ≥27	0.10	≤1.6	≤0.75	0.035	0.040	—	高效碳钢及低合金钢焊接
J507R	GB E5015-G AWS E7015-G	490	390	22	-30°C AKVJ ≥47	0.12	≤1.6	≤0.70	0.035	0.040	Ni:0.70	用于压力容器焊接,如16MnR等
J507GR	GB E5015-G AWS E7015-G	490	410	24	-40°C AKVJ ≥47	0.12	≤1.6	≤0.6	0.025	0.025	Ni:0.35~0.65 Ti:0.02~0.04 B:0.002~0.005	高韧性低合金钢焊条焊接压力容器及海洋工程等
J507DF	GB E5015	490	410	22	-20°C AKVJ ≥47 -30°C AKVJ ≥27	0.12	≤1.6	≤0.75	0.035	0.040	—	低尘碳钢焊条,适于密闭容器及通风不良场合焊接
J507SL	—	490	340	—	—	0.12	≤1.2	≤0.5	0.035	0.040	V:≤0.30 Al:≤0.05 Mo:≤0.30	渗铝钢专用焊条,用于8mm以下表面渗铝结构钢等
J557Mo	GB E5515-D3 AWS E8015-D3	540	440	17	-50°C AKVJ ≥27	0.12	1~1.75	≤0.60	0.035	0.035	Mo:0.40~0.65	焊接中碳钢和15MnTi、15MnV等
J707RH	GB E7015-G AWS E10015-G	690	590	20	-50°C AKVJ ≥58.8	0.08	1.2~1.6	0.3~0.6	0.02	0.02	Cr:0.08~0.20 Ni:1.40~2.00 Mo:0.10~0.20 S+P:≤0.035	高韧性焊条,用于船体结构
J700NiW	GB E7015-G	690	590	16	-50°C AKVJ ≥27	0.05~0.10	0.9~1.35	0.2~0.4	0.030	0.030	Mo:0.30~0.60 W:0.20~0.50 Ni:0.50~0.90 Ti:0.02~0.06	焊接15Mn-MoVN钢

(续)

牌号	符合 GB E×××× × 相当×××× ×××× ××××	焊接金属机械性能				焊接金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	其它	C	Mn	Si	S	P	其它	
J607RH	GB E6015-G AWS E9015-G	608	490	17	-50℃AKVJ ≥48	0.10	1.0	0.80	0.035	0.035	Ni:0.60~ 1.20 Mo:0.10~ 0.40	焊接相应强 度的低合金钢 重要结构
J707	GB E7015-D <sub>2</sub> AWS E10015- D <sub>2</sub>	690	590	15	-50℃AKVJ ≥27	0.15	1.65~2.00	≤0.60	0.035	0.035	Mo:0.25~ 0.45	焊接相应强 度的低合金钢 重要结构
J757	GB E7515-G AWS E11015- G	740	640	13	—	0.20	≥1.00	≤0.60	0.030	0.030	Mo:≤1.0	焊接相应强 度的低合金钢 重要结构
J757Ni	GB E7517-G AWS E11015- G	740	640	13	-40℃AKVJ ≥27	0.10	≥1.00	≤0.60	0.030	0.030	Ni:2.00~ 2.80 Mo:0.40~ 0.70 Cr:≤0.20	焊接相应强 度的低合金钢 重要结构
J807		780	690	14	-40℃AKVJ 34	0.09	≤2.00	≤0.40	0.030	0.030	Mo:0.8~ 1.0	焊接相应强 度的低合金钢 重要结构
J857	GB E8515-G AWS E12015- G	830	740	12	—	0.15	≥1.00	0.40~ 0.80	0.035	0.035	Mo:0.60~ 1.20	焊接相应强 度的低合金钢 重要结构
J857Cr	GB E8515-G AWS E12015- G	830	740	12	—	0.15	≥1.00	≤0.60	0.035	0.035	Cr:0.70~ 1.10 Mo:0.50~ 1.00 V:0.05~ 0.15	焊接相应强 度的低合金钢 重要结构
J107		980		12	—	0.12	≥1.00	0.30~ 0.80	0.035	0.035	Mo:0.30~ 0.60	同上
J107Cr		980		12	—	0.15	≥1.00	0.30~ 0.70	0.035	0.035	Cr:1.50~ 2.30 Mo:0.40~ 0.80 V:0.08~ 0.16	焊接相应强 度的低合金钢 重要结构
R102	GB E5003-A1	490	390	22	—	0.12	≤0.60	≤0.40	0.035	0.035	Mo:0.40~ 0.65	510℃以下 锅炉管道 (15Mo) 氩弧 焊打底后的盖 面焊等
R107	GB E5015-A1 AWS E7015-A1 JIS DT1215	490	390	22	—	0.12	0.50~0.90	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.40~ 0.65	510℃以下 的15Mo等珠 光体耐热钢
R200	GB E5500-B1	540	440	16	—	0.12	0.50~0.90	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.40~ 0.65 Cr:0.40~ 0.65	510℃以下 珠光体耐热钢 (12CrMo) 和 蒸汽管道等
R302	GB E5503-B2	540	440	16	—	0.12	≤0.90	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.40~ 0.60 Cr:1.0~ 1.5	520℃以下 的15CrMo 钢 炉管道氩弧焊 打底后的盖面 焊
R307	GB E5515-B2 AWS E8015-B2 JIS DT2315	540	440	17	—	0.12	0.50~0.90	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.40~ 0.65 Cr:1.0~ 1.5	520℃以下 的15CrMo等 珠光体耐热钢 焊接
R312	GB E5503-B2-V	540	440	16	—	0.12	≤0.90	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.40~ 0.65 Cr:1.0~ 1.5 V:1.10~ 0.35	540℃以下 锅炉管道 (12CrMoV) 氩弧焊打底后 的盖面焊

相和管耐热钢

(续)

牌号	符合 GB E××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	其它	C	Mn	Si	S	P	其它	
R317	GB E5515-B2-V	540	440	17	-	0.12	0.5~0.9	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.40~0.65 Cr:1.0~1.5 V:0.10~0.35	540℃以下 12CrMoV 等 珠光体耐热钢 焊接
R327	GB E5515-B2-VW	540	440	17	-	0.12	0.70~1.10	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.7~1.0 Cr:1.0~1.5 V:0.20~0.35 W:0.25~0.50	570℃以下 15CrMoV 等 珠光体耐热钢 焊接
R402	GB 6003-B3	590	530	14	-	0.12	≤0.90	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.90~1.2 Cr:2.0~2.5	550℃以下 锅炉管道氩弧 焊打底后的盖 面焊
R407	GB E6015-B3 AWS E9015-B3 JIS DT2415	590	530	15	-	0.12	0.5~0.9	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.9~1.2 Cr:2.0~2.5	用于 Cr 2.5 Mo 等珠光体 耐热钢焊接
R707	GB E1-9Mo-15	590	-	16	-	0.15	0.5~1.0	≤0.50	0.030	0.035	Mo:0.70~1.0 Cr:8.5~10.0	Cr9Mo 耐 热钢结构及过 热器管道等
R807	GB E1-11MoVNi -15	730	-	15	-	0.15	0.5~1.0	≤0.50	0.030	0.035	Mo:0.60~0.90 Cr:9.5~11.5 Ni:0.60~0.90 V:0.20~0.40	565℃以下 的 1Cr11MoV 耐 热钢焊接
R802	GB E1-11MoVNi -16											
R817	GB E2- 11MoVNiW -15	730	-	15	-	0.19	0.5~1.0	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.8~1.1 Cr:9.5~12 Ni:0.4~1.1 V:0.2~0.4 W:0.4~0.7	580℃以下 耐热钢焊接
R827	GB E2-11MoVNi- 15	730	-	15	-	0.19	0.5~1.0	≤0.50	0.035	0.035	Mo:0.8~1.1 Cr:9.5~12 V:0.2~0.4 Ni:0.40~1.10	565℃以下 的 1Cr11MoV, 1Cr11MoNiV 耐热钢
G202	GB E1-13-16	450	-	20	-	0.12	≤1.0	≤0.90	0.03	0.035	Cr:11.0~13.5 Ni:≤0.6	焊接 O 级 13.1 级 13 钢和 耐腐蚀表面堆 焊
G207	GB E1-13-15	450	-	20	-	0.12	≤1.0	≤0.90	0.03	0.035	Cr:11.0~13.5 Ni:≤0.6	焊接 O 级 13.1 级 13 钢和 耐腐蚀表面堆 焊
G217	GB E1-13-15	680	-	≥15	-	0.12	≤1.0	≤0.90	0.03	0.035	Cr:11.0~13.5 Ni:0.6~1.2	焊接 O 级 13.1 级 13.2 级 13 等不锈钢
G302	GB E0-17-16	450	-	20	-	0.10	≤1.0	≤0.90	0.03	0.035	Cr:15.0~18.0 Ni:≤0.6	焊接 17 不 锈钢

相和管相耐热钢焊条

不锈钢焊条

(续)

牌号	符合 GB E×××× × 相当×××× ×××× ××××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa) ≥	$\sigma_{0.2}$ (MPa) ≥	$\delta_5$ (%) ≥	其它	C ≤	Mn	Si	S ≤	P ≤	其它	
G307	GB E0-17-15	450	--	20		0.10	≤1.0	≤0.90	0.03	0.035	Cr:15.0~ 18.0 Ni:≤0.6	焊接铬13 不锈钢
A002	GB E00-19-10-16 AWS E308L-16	520	--	35	--	0.04	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr:18.0~ 21.0 Ni:9.0~ 11.0	焊接超低碳 铬19镍10或0 铬19镍11钛如 合成纤维石油 设备
A012Si	--	540	--	25	-	0.04	≤1.0	3.5~4.3	0.03	0.035	Cr:18.0 ~22.0 Ni:12.0~ 15.0 Nb:0.2~ 0.5	焊接抗浓硝 酸超低碳结构 如00铬17镍15 硅4铌
A022	GB E00-18-12Mo- 16 AWS F316L-16	490	--	30		0.04	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr:17.0~ 20.0 Ni:11.0~ 14.0 Mo:2.0~ 2.5	焊接同类型 尿素及合成纤 维设备
A032	GB E00-19- 13Mo2Cu2-16 AWS E316cuL-16	540	--	25		0.04	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr:18.0~ 21.0 Ni:12.0~ 14.0 Mo:2.0~ 2.5 Cu:~2	焊接合成纤 维等设备,在 需、中浓度硫 酸介质中工作 的同类型超低 碳不锈钢
A042	GB E00-23- 13Mo2-16 AWS E309Mo2-16	540	--	25	--	0.04	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr:22.0~ 25.0 Ni:12.0~ 14.0 Mo:2.0~ 3.0	焊接尿素合 成塔中衬里板 及堆焊和焊接 同类型超低碳 不锈钢
A052	--	490	--	25	--	0.04	≤2.0	≤1.00	0.03	0.035	Cr:17.0~ 22.0 Ni:22.0~ 27.0 Mo:4.0~ 5.5 Cu:≤2.0	焊接耐硫 酸、醋酸、磷酸 中反应器、分 离器等
A062	GB E00-23-13-16 AWS E309L-16	520	--	25	--	0.04	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr:22.0~ 25.0 Ni:12.0~ 14.0 Mo:≤0.5	焊接合成纤 维、石油化工 设备用的同类 型不锈钢结构 复合钢和异种 钢结构
A101	GB E0-19-10-16 AWS E308-16	550	--	35	-	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr:18.0~ 21.0 Ni:9.0~ 11.0	焊接工作温 度低于300℃ 耐腐蚀0铬19 镍9.0铬18镍 11钛不锈钢

不  
锈  
钢  
电  
焊  
条

(续)

牌号	符合 GB E××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	其它	C	Mn	Si	S	P	其它	
A102	GB E0-19-10-16 AWS E308-16	550	—	35	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.030	0.035	Cr:18.0~ 21.0 Ni:9.0~ 11.0	焊接工作温 度低于300℃ 耐腐蚀0铬19 镍9.0铬18镍 11钛不锈钢
A102T	GB E0-19-10-16 AWS E308-16	550	—	35	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.030	0.035	Cr:18.0~ 21.0 Ni:9.0~ 11.0	焊接工作温 度低于300℃ 耐腐蚀0铬19 镍9.0铬18镍 11钛不锈钢
A107	GB E0-19-10-15 AWS E308-15	550	—	35	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.030	0.035	Cr:18.0~ 21.0 Ni:9.0~ 11.0	焊接工作温 度低于300℃ 耐腐蚀0铬19 镍9.0铬18镍 11钛不锈钢
A122	—	540	—	25	—	0.08	≤2.50	≤1.50	0.025	0.035	Cr:20.0~ 24.0 Ni:7~ 10	焊接工作温 度低于300℃ 要求抗裂耐腐 蚀性较高的0 铬19镍9型不 锈钢
A132	GB E0-19-10Nb- 16 AWS E347-16	520	—	25	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.030	0.035	Cr:18.0~ 21.0 Ni:9.0~ 11.0 Nb:8× C~1.0	焊接重要的 含钛稳定的0 铬19镍11钛不 锈钢结构
A137	GB E0-19-10Nb- 15 AWS E347-15	520	—	25	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.030	0.035	Cr:18.0~ 21.0 Ni:9.0~ 11.0 Nb:8× C~1.0	焊接重要的 含钛稳定的0 铬19镍11钛不 锈钢结构
A201	GB E0-18-12Mo2- 16 AWS E316-16	520	—	30	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.030	0.035	Cr:17.0~ 20.0 Ni:11.0~ 14.0 Mo:2.0~ 2.5 Cu:≤0.5	焊接在有机 和无机酸(非 氧化性酸)介 质中的0铬18 镍12钼2等
A202	GB E0-18-12Mo2- 16 AWS E316-16	520	—	30	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr:17.0~ 20.0 Ni:11.0~ 14.0 Mo:2.0~ 2.5	焊接在有机 和无机酸介质 中工作的0铬 18镍12钼2等
A207	GB E0-18-12Mo2- 15 AWS E316-15	520	—	30	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.030	0.035	Cr:17.0~ 20.0 Ni:11.0~ 14.0 Mo:2.0~ 2.5	焊接在有机 和无机酸介质 中工作的0铬 18镍12钼2等
A212	GB E0-18- 12Mo2Nb-16 AWS E316Nb-16	550	—	25	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr:17.0~ 20.0 Ni:11.0~ 14.0 Nb:6×C~ 1.0 Mo:2.0~ 2.5	焊接重要的 0铬18镍12钼 等,如尿素,合 成纤维设备
A222	GB E0-19- 13Mo2Cu2-16 AWS E316Cu-16	540	—	25	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr:18.0~ 21.0 Ni:12.0~ 14.0 Mo:2.0~ 2.5 Cu:≤2.0	焊接同类 型含铜不锈 钢,如0铬18镍 12钼2铜2

不  
锈  
钢  
电  
焊  
条

(续)

牌号	符合 GB E×××× × 相当××× ××× ×××	焊接金属机械性能				焊接金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	其它	C	Mn	Si	S	P	其它	
A232	GB E0-18-12Mo2V-16	540	—	25	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr,17.0~20.0 Ni,11.0~14.0 Mo,2.0~2.5 V,0.30~0.70	焊接一般耐腐蚀格19镍9及0格18镍12相等
A237	GB E0-18-12Mo2V-16	540	—	25	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr,17.0~20.0 Ni,11.0~14.0 Mo,2.0~2.5 V,0.30~0.70	焊接一般耐腐蚀格19镍9及0格18镍12相等
A242	GB E0-19-13Mo3-16 AWS E317-16	550	—	25	—	0.08	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr,18.0~21.0 Ni,12.0~14.0 Mo,3.0~4.0	焊接同类型不锈钢
A302	GB E1-23-13-16 AWS E309-16	550	—	25	—	0.15	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr,22.0~25.0 Ni,12.0~14.0	焊接同类型不锈钢
A307	GB E1-23-13-15 AWS E309-15	550	—	25	—	0.15	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr,22.0~25.0 Ni,12.0~14.0	焊接同类型不锈钢
A312	GB E1-23-13Mo2-16 AWS E309Mo-16	550	—	25	—	0.12	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr,22.0~25.0 Ni,12.0~14.0 Mo,2.0~3.0	焊接耐硫酸介质腐蚀的同类型不锈钢
A402	GB E2-28-21-16 AWS E310-16	550	—	25	—	0.20	1.0~2.5	≤0.75	0.03	0.030	Cr,25.0~28.0 Ni,20.0~22.5	焊接高温条件下工作的同类型耐热不锈钢
A407	GB E2-28-21-15 AWS E310-15	550	—	25	—	0.20	1.0~2.5	≤0.75	0.03	0.030	Cr,25.0~28.0 Ni,20.0~22.5	焊接高温条件下工作的同类型耐热不锈钢
A412	GB E1-26-21Mo2-16 AWS E310Mo-16	550	—	25	—	0.12	1.0~2.5	≤0.75	0.03	0.030	Cr,25.0~28.0 Ni,20.0~22.0 Mo,2.0~3.0	焊接高温条件下工作的耐热不锈钢
A422		540	—	30	—	0.20	5~10	≤1.20	0.03	0.030	Cr,23.0~27.0 Ni,16.0~20.0	用于焊补炉卷乳机上Cr25Ni 20Si2钢及异种钢
A432	GB E3-26-21-16	620	—	10	—	0.25~0.45	1.0~2.5	≤0.75	0.03	0.030	Cr,25.0~28.0 Ni,20.0~22.5 Mo,≤0.5 Cu,≤0.5	用于焊接HK40耐热钢
A502	GB E1-16-25Mo6 N-16	610	—	30	—	0.12	0.5~2.5	≤0.90	0.03	0.035	Cr,14.0~18.0 Ni,22.0~27.0 Mo,5.0~7.0 N,≥0.10	焊接呈淬火状态下的低合金和中合金钢如30铬镍等

不  
锈  
钢  
电  
焊  
条

(续)

牌号	符合 GB E××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa) ≥	$\sigma_{0.2}$ (MPa) ≥	$\delta_5$ (%) ≥	其它	C %	Mn	Si	S %	P %	其它	
A507	GB E1-16-25Mo 6N-15	610	—	30	—	0.12	0.5~2.5	≤0.90	0.0300	0.035	Cr:14.0~ 18.0 Ni:22.0~ 27.0 Mo:5.0~ 7.0 N:≥0.1	焊接呈淬火 状态下的低合 金和中合金钢 如30CrMnSi等
A607	GB E2-16-35Mo 3Mn4W3Nb-15	590	—	25	—	0.20	≤3.5	≤0.70	0.0300	0.030	Cr:15.0~ 17.0 Ni:33.0~ 37.0 Mo:2.0~ 3.0 W:2.0~ 3.0 Nb:1.0~ 2.0	用于在850 ~900℃下工 作的同类型耐 热不锈钢及制 氨转化炉中集 合管、膨胀管 和 Cr20Ni32 和 Cr18Ni37 等
A707	—	690	—	30	—	0.15	11.0~14.0	≤1.00	0.0300	0.035	Cr:16.0~ 18.0 Mo:1.0~ 2.0 N:0.17~ 0.30	焊接修复重 (A4)不锈钢 及含钨耐热钢
A717	—	690	—	25	—	0.15 ~ 0.25	14.0~16.0	≤1.00	0.0350	0.060	Cr:14.0~ 16.0 Ni:1.5~ 3.0 N:0.10~ 0.30	焊接 2Cr15Mn 15Ni2N 低 合金电物理 构件或 1Cr18Ni11Ti 异种钢
A001G15	GB E00.19.10.15 AWS E308L-16 DIN E199mC R30+150 BS19.9LR	580	400	45	20℃AKVJ ≥60 -80℃AKVJ ≥45	0.03	1	0.6	—	—	Cr:19 Ni:10	高效率、耐 发红不锈钢焊 条
A002A	GB E00-19-10-16 AWS E308L-16 DIN E199mCR23 BS19.9L.R	560	420	45	+20℃AKVJ80 -196℃AKVJ 35	0.03	1.0	0.7	—	—	Cr:19.0 Ni:10.0	耐发红超低 碳不锈钢焊 条,适用于焊 接软稳定性奥 氏体不锈钢等
A072	—	540	—	25	—	0.04	1.0~2.0	≤0.8	0.03	0.03	Cr:27~29 Ni:14~ 16	用于 00Cr25Ni20Nb 钢如核燃料设 备
A112	—	540	—	25	—	0.12	≤2.5	≤1.5	0.0250	0.035	Cr:17~ 22 Ni:7~ 11	用于第19族 9型不锈钢焊 条
A117	—	540	—	25	—	0.12	≤2.5	≤1.5	0.0250	0.035	Cr:17~ 22 Ni:7~ 11	用于第19族 9型不锈钢焊 条
A427	—	540	—	30	—	~0.20	5~10	≤1.2	0.03	0.03	Cr:23~ 27 Ni:16~ 20	用于第25族 20族2不锈钢 焊接
A447	—	780	—	20	—	0.39	1.84	0.9	—	—	Cr:24.3 Ni:31 Mo:0.46	用 25HK40 钢焊接

不  
锈  
钢  
电  
焊  
条不  
锈  
钢  
焊  
条

(续)

牌号	符合 GB E××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa) ≥	$\sigma_{0.2}$ (MPa) ≥	$\delta_5$ (%) ≥	其它	C ≤	Mn	Si	S ≤	P ≤	其它	
不锈钢焊条 A802	-	540		25		0.10	≤2.50	≤1.00	0.030	0.035	Cr:18.0~21.0 Ni:11.0~19.0 Mo:3.0~5.0 Cu:1.5~2.5	焊接硫酸浓度50%和一定工作温度及压力的合成橡胶制造的管道等
D102	GB EDPMn2-03 ГОСТ 9-10Г2	-	-	-	HRC≥22	0.20	≤3.5	-	-	-	-	低碳、中碳、低合金钢表面堆焊
D107 D106	GB EDPMn2-15-16 ГОСТ 9-10Г2	-	-	-	HRC≥22	0.2	≤3.5	-	-	-	-	低碳、中碳、低合金钢表面堆焊
D112	GB EDPCrMo-A103 ГОСТ 9-30Г2×M	-	-	-	HRC≥22	0.25	-	-	-	-	Cr:≤2.0 Mo:≤1.5 其它元素总量≤2	低碳、中碳、低合金钢表面堆焊
D126 D127	GB EDPMn3-16-15 ГОСТ 9-11Г3	-	-	-	HRC≥28	0.20	≤4.2	-	-	-	-	低碳、中碳、低合金钢表面堆焊
D132	GB EDPCrMo-A2-03	-	-	-	HRC≥30	0.50	-	-	-	-	Cr:≤3.0 Mo:≤1.5	低碳、中碳、低合金钢表面堆焊
D146	GB EDPMn4-16 ГОСТ 9-12Г4	-	-	-	HRC≥30	0.20	≤4.5	-	-	-	其它元素总量≤2.0	堆焊碳钢件及道岔
堆焊条 D167	GB EDPMn6-15 ГОСТ 9-35Г6	-	-	-	HRC≥50	0.45	≤6.5	≤1.0	-	-	-	用于农机矿山建筑机械堆焊
D172	GB EDPCrMo-A3-03	-	-	-	HRC≥40	0.50	-	-	-	-	Cr:≤2.5 Mo:≤2.5	用于农机矿山建筑机械堆焊
D207	GB EDPCrMnSi-15 ГОСТ 9-70 × 3СМТ	-	-	-	HRC≥50	0.5 ~ 1.0	≤2.5	≤1.0	-	-	Cr:≤2.5 其它元素总量≤1.0	堆焊推土机刀片、螺旋桨等
D212	GB EDPCrMo-A4-03	-	-	-	HRC≥50	0.3 ~ 0.6	-	-	-	-	Cr:≤5.0 Mo:≤4.0	单层、多层堆焊
D217A	GB EDPCrMo-A3-15	-	-	-	HRC≥50	0.30	1.2 ~ 1.8	0.8 ~ 1.2	-	-	Cr:1.8~2.2 Mo:≤1.5 Ni:≤1.1	堆焊 30CrMnSi 35CrMnSi
D227	GB EDPCrMoV-A2-15	-	-	-	HRC≥55	0.45 ~ 0.65	-	-	-	-	Cr:4~5 V:4~5 Mo:2~3	堆焊受冲击耐表面
D237	GB EDPCrMoV-A1-15 ГОСТ 9-35×12B3C 0	-	-	-	HRC≥50	0.30 ~ 0.60	-	-	-	-	Cr:8~10 Mo:≤3 V:0.5~1.0 其它元素总和≤1	堆焊受泥沙、气蚀破坏机械



(续)

牌号	符合 GB E×××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa) ≥	$\sigma_{0.2}$ (MPa) ≥	$\delta_5$ (%) ≥	其它	C ≤	Mn	Si	S ≤	P ≤	其它	
D256	GB EDMn-A-16 AWS EFeMn-A JIS DF-MA	—	—	—	HB≥170	1.1	—	—	—	—	Mn:11~16 其它元素总 量≤5	高锰钢轨及 破碎机、冲击机 械堆焊
D266	GB EDMn-B 16 AWS EFeMn-B JIS DF-MA	—	—	—	HB≥170	1.1	—	—	—	—	Mn:11~16 Mo:≤2.5 其它元素总 量≤1.0	高锰钢轨及 破碎机、冲击机 械堆焊
D276 D277	GB EDCrMn-B- 15-16 ГОСТ 9-65× 25Г13H3 JIS DF-ME	—	—	—	HRC≥20	0.80	—	—	—	—	Mn:11~16 Cr:13~17 其它元素总 量≤4	堆焊水轮机 叶片、高锰钢 件等
D307	GB EDD-D-15 ГОСТ 980B18×4Ф	—	—	—	HRC≥55	0.7 ~ 1.0	—	—	0.035	0.04	Cr:3.8~ 4.5 W:17~ 19.5 V:1~1.5 其它元素总 量≤1.5	堆焊中碳钢 制成刀具毛坯
D317	GB EDCrMoWV -A3-15	—	—	—	HRC≥50	0.7 ~ 1.0	—	—	0.035	0.01	Cr:3~4 Mo:3~5 W:4.5~6 V:1.5~3 其它元素总 量≤1.5	冲模、切削刀 具堆焊
D322	GB EDCr- MoWV-A1-03	—	—	—	HRC≥55	0.50	—	—	0.035	0.04	Cr≤5 W7~10 Mo≤2.5 V≤1.0	冲模、刀具 等堆焊
D327A	GB EDCr- MoWV-A2-15	—	—	—	HRC≥5	0.3 ~ 0.5	—	—	0.035	0.04	Cr5~6.5 W2~3.5 Mo2~3 V1~3	冲模、刀具 等堆焊
D337	GB EDCrW-15 ГОСТ 9-30a8×3	—	—	—	HRC≥48	0.25 ~ 0.55	—	—	0.035	0.04	Cr2~3.5 W7~10 其它元素总 量≤1.0	铸钢模堆 焊
D397	GB EDCrMnMo- 15 ГОСТ 9-16Г2×M	—	—	—	HRC≥40	0.60	≤2.5	≤1.0	0.035	0.04	Cr≤2 Mo≤1	铸钢、锻钢 及 5CrMnMo, 5CrNiMo 5CrNiSiW, 等 堆焊
D502	GB EDCrA1-03 JIS DF-4A	—	—	—	HRC≥40	0.15	—	—	0.03	0.04	Cr10~16 其它元素总 量≤2.5	450℃以下 铸钢、合金钢 轴及阀门堆焊

堆  
焊  
条

(续)

牌号	符合 GB E××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	其它	C	Mn	Si	S	P	其它	
D507	GB EDCr-Al-15 JIS DF-4A	—	—	—	HRC≥40	0.15	—	—	0.03	0.04	Cr:10~16 其它元素总 量≤2.5	450℃以下 碳钢,合金钢 轴及阀门堆焊
D507Mo	GB EDCr-A2-15	—	—	—	HRC≥37	0.20	—	—	—	—	Cr:10~16 Ni:≤6 Mo:≤2.5 W:≤2 其它元素总 量≤2.5	510℃以下 中温高压截止 阀门封面堆焊 (可与 D577) 配合使用
D507 MoNb	GB EDCr-Al-15	—	—	—	HRC≥37	0.15	—	—	0.03	0.04	Cr:10~16 Mo:≤2.5 Nb:≤0.5 其它元素总 量≤2.5	450℃以下 中、低压阀门 密封面堆焊
D512	GB EDCr-B-03 ГОСТ 9-20×13 JIS DF-4A	—	—	—	HRC≥45	0.25	—	—	—	—	Cr:10~16 其它元素总 量≤5	通用性表面 堆焊
D516 Mn D516MA	GB EDCrMn-A-16	—	—	—	HRC38~48	0.25	—	≤1.0	—	—	Mn:6~8 Cr:12~14	450℃以下 在水蒸气,石 油介质下工作 的部件堆焊
D517	GB EDCr-B-15 ГОСТ 9-20×13 JISDF-4A	—	—	—	HRC≥45	0.25	—	—	—	—	Cr:10~16 其它元素总 量≤5	一般通用性 表面堆焊
D547	GB EDCrNi-A-15 ГОСТ 9-08×17H 8c6r	—	—	—	HB270~320	0.18	0.6~2.0	4.8~6.4	0.03	0.04	Cr:15~18 Ni:7~9	570℃以下 电站高压锅炉 阀门等密封零 件
D547Mo	GB EDCrNi-B-15 ГОСТ 9-08 × 17H86r	—	—	—	HRC≥37	0.1 ~ 0.18	0.6~2	3.5~4.3	0.035	0.04	Cr:18~21 Ni:10~12 Mo:3.8~5 V:0.5~ 1.2 Nb:0.7~ 1.2 W:0.8~ 1.2	600℃以下 高压阀门堆焊
D557	GB EDCrNi-C-15 ГОСТ 9-13× 16H8MCSГ4b	—	—	—	HRC≥37	0.20	2~3	5~7	0.03	0.04	Cr:18~20 Ni:7~10	600℃以下 高压阀门堆焊
D567	GB EDCrMn-D-15	—	—	—	HB≥210	0.5 ~ 0.8	24~27	≤1.3	—	—	Cr:8.5~ 12.5 Fe:余量	350℃以下 中温中压球墨 铸铁阀门堆焊

(续)

牌号	符合 GB E××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	其它	C	Mn	Si	S	P	其它	
D577	GB EDCrMn-C-15 JIS DF-ME	-	-	-	HRC $\geq$ 28	1.1	12~18	$\leq$ 2.0	-	-	Cr:12~18 Mo: $\leq$ 4 W:1.7~2.3 V: $\leq$ 0.7	510℃以下 中温高压阀门 堆焊(可与 D507Mo 配合 使用)
D608	GB EDZ-Al-08	-	-	-	HRC $\geq$ 55	2.5 ~ 4.5	-	-	-	-	Cr:3~5 Mo:3~5	受砂粒磨损 及轻微冲击零 件堆焊
D618	-	-	-	-	HRC $\geq$ 58	3.0	-	-	-	-	Cr:15~20 Mo:1~2 V: $\leq$ 1 W:10~20	用于抗磨粒 磨损及轻微冲 击面堆焊
D628	-	-	-	-	HRC $\geq$ 60	3~5	-	-	-	-	Cr:20~35 Mo:4~6 V: $\leq$ 1	用于抗磨粒 磨损及轻微冲 击面堆焊
D642	GB EDECr-B-03 ГОСТ 9 300× 28H4c4	-	-	-	HRC $\geq$ 45	1.5~ 3.5	$\leq$ 1.0	-	-	-	Cr:22~32	常温、高温 耐腐耐磨面堆 焊
D645	GB EDZCr-B-16 ГОСТ 9-300× 28H4c4	-	-	-	HRC $\geq$ 45	1.5~ 3.5	$\leq$ 1.0	-	-	-	Cr:22~32 其它元素总 量 $\leq$ 7	常温、高温 耐腐耐磨面堆 焊
D667	GB EDZCr-C-15 ГОСТ 9-300× 28H4C4 AWS EFeCr-Al	-	-	-	HRC $\geq$ 48	2.5~ 5	0.5~ 1.5	1~ 4.8	-	-	Cr:25~32 Ni:3~5 Fe:余量 其它元素总 量 $\leq$ 2	用于强烈磨 损、耐腐、耐 气蚀场合的堆 焊
D678	GB EDZ-B1-08	-	-	-	HRC $\geq$ 50	1.5~ 2.2	-	-	-	-	W:8~10 其它元素总 量 $\leq$ 1	用于受磨粒 磨损堆焊
D687	GB EDZCr-D-15 ГОСТ 9 350× 26Г2р2er	-	-	-	HRC $\geq$ 58	3~4	1.5~ 3.5	$\leq$ 3	-	-	Cr:22~32 B:0.5~2.5 Fe:余量 其它元素总 量 $\leq$ 6	用于强烈磨 损场合
D698	GB EDZ-B2-08 ГОСТ 990B10 × 5φ2	-	-	-	HRC $\geq$ 60	3.0	-	-	-	-	Cr:4~6 W:8.5~ 14.0	用于矿山机 械和泥浆泵堆 焊
D707	GB EDW-A-15	-	-	-	HRC $\geq$ 60	1.5 ~ 3.0	$\leq$ 2.0	$\leq$ 4.0	-	-	W:40~50 Fe:余量	堆焊强烈磨 损件
D717	GB EDW-B-15	-	-	-	HRC $\geq$ 60	1.5~ 4.0	$\leq$ 3.0	$\leq$ 4.0	-	-	Cr: $\leq$ 3 Ni: $\leq$ 3 Mo: $\leq$ 7 W:50~70	堆焊耐岩石 强烈磨损件

(续)

牌号	符合 GB E××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	其它	C	Mn	Si	S	P	其它	
D802	GB EDCoCr-A-03 AWS ECoCr-A JIS DF-CoCrA	—	—	—	HRC≥40	0.7~ 1.4	≤2.0	≤2.0	—	—	Cr:25~32 W:3~6 Fe:≤5 Co:余量 其它元素总 量≤4	在 650℃左 右仍能保持耐 磨性和耐腐蚀 的情况
D812	GB EDCoCr-B-03 AWS ECoCr-B JIS DE-CoCrB	—	—	—	HRC≥44	1.0~ 1.7	≤2.0	≤2.0	—	—	Cr:25~32 W:7~10 Fe:≤5 Co:余量	高温高压阀 门, 刀刃口等 堆焊
D822	GB EDCoCr-C-03 AWS ECoCr-C JIS DF-CoCrC	—	—	—	HRC≥53	0.75~ 3	≤2.0	≤2.0	—	—	Cr:25~33 W:11~19 Co:余量 Fe:≤5	粉碎机刃口 及螺旋送料机 等堆焊
D842	GB EDCoCr-D-03 JIS DF-CoCrD	—	—	—	HRC28~35	0.2~ 0.5	≤2.0	≤2.0	—	—	Cr:23~32 W:≤9.5 Fe:≤5 Co:余量	高温冲击及 冷热交替工作 件的堆焊
D007	GB EDTV-15	—	—	—	HB≥180	0.25	2~3	≤1.0	0.03	0.03	Mo:2~3 V:5~8 B:≤0.15	用于铸铁表 面堆焊
D017	—	—	—	—	HRC≥53	0.28 ~ 0.35	0.6~ 1.5	1~2	0.04	0.04	Cr:5.5~ 7.5	用于铸铁及 合金铸铁切边 模具刃口堆焊
D027	—	—	—	—	HRC≥55	~ 0.45	~	~2.8	—	—	Cr:~5.5 Mo:~0.5 V:~0.5	剪切刃口模 具堆焊
D156	—	—	—	—	HRC~31	~ 0.10	~0.70	~0.5	—	—	Cr:~3.2	用于抗高冲 击和金属间磨 损件的耐磨钢 焊条
D327	GB EDRCr MoWV-Al-15	—	—	—	HRC ≥55	0.5	—	—	0.035	0.04	Cr:≤5.0 W:7.0~ 10.0 Mo:≤2.5 V:≤1.0	用于铝青铜 机冷模堆焊
D036	—	—	—	—	HRC≥55	0.5~ 0.7	0.6~ 0.9	0.6~ 0.8	—	—	Cr:5~6 Mo:1.5~2 V:~0.5	用于冲模刃 口堆焊
W107Ni	—	490	340	16	-100℃ AKVJ ≥27	0.08	~0.50	≤0.30	0.02	0.02	Ni:4.0~ 5.5 Mo:~0.30 Cu:~0.50	焊接 -100℃工作 的 06AlNbCu 钢、 06MnNb 和 3.5Ni 钢

堆焊条

(续)

牌号	符合 GB E××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa) ≥	$\sigma_{0.2}$ (MPa) ≥	$\delta_5$ (%) ≥	其它	C ≤	Mn	Si	S ≤	P ≤	其它	
W707	—	490	—	18	70℃AKVJ ≥27	0.10	~2.0	~0.2	0.035	0.04	Cu:~0.7	焊接-70℃ 工作的 09Mn2V及 09MnTiCuRe
W707Ni	GB E5515-C1 AWS E8015-C1	540	440	16	70℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.25	≤0.6	0.035	0.035	Ni:2.0~ 2.75	焊接-70℃ 工作的3.5Ni 钢和 06MnVAI钢
W907Ni	GB E5515-C2 AWS E8015-C2	540	440	17	90℃AKVJ ≥27	0.12	≤1.25	≤0.6	0.035	0.035	Ni:3.0~ 3.75	焊接-90℃ 工作的
Z100	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	灰口铸件非 加工面
Z116 Z117	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	V:~11	高强度灰口 铸件及球墨 铸件
Z122Fe	—	—	—	—	HB≤350	—	—	—	—	—	—	灰口铸件非 加工面
Z208	—	—	—	—	—	~3.0	—	~4.0	—	—	—	一般灰口铸 件
Z238	—	—	—	—	正火 HB200~ 300 退火≤200	3~4	—	2~3	—	—	—	球墨铸铁件
Z248	—	—	—	—	HB≤240	3.5	—	~3.0	—	—	—	灰口铸件
Z258	—	—	—	—	HB≤250	2.0	—	2.0	0.05	0.15	Mg或RE 适量	球墨铸件
Z308	JB 2753-80 YZNi-8	240~ 390	—	—	HB120~160	2.0	≤1.0	≤2.5	0.03	—	Ni:≥90 Fe:≤8	重要灰口铸 件和加工面
Z408	JB 2753-80 TZNiFe-8	390~ 540	—	—	HB150~ 210	2.0	≤1.8	≤2.5	0.03	—	Ni:45~60 Fe:余量	重要高强度 灰口及球墨 铸件
Z408A	—	390~ 540	—	—	HB160~ 190	2.0	≤1.5	≤2.0	0.03	—	Cu:4~10 Fe:余量 Ni:45~60	重要高强度 灰口及球墨 铸件
Z508	JB 2753-80 TZNiCu-8	190~ 390	—	—	HB140~180	1.0	≤2.5	≤0.8	0.025	—	Ni:60~70 Cu:24~35 Fe:≤6	强度要求不 高的灰口铸 件
Z607	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Fe:≤30 Cu:余量	一般灰口加 工面
Z612	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	Fe:≤30 Cu:余量	一般灰口加 工面
Z238 SnCu	—	正火 640 退火 410 焊态 410~ 680	—	正火 2 退火 5 焊态 2	正火 HB250~290 退火 HB140~230 焊态 HB200~300	3.5~ 4.0	≤0.8	~3.5	0.02	0.05	Sn,Cu RE,Mg 适量	用于球墨合 金等铸铁焊 补
Z238F Z268	—	正火 590 退火 410 焊态 400	—	2 10 1	正火 HB200~250 退火 HB160~230 焊态 HB180~280	~3.2	~0.5	~4	0.02	0.05	球化剂适量	用于球墨及 高强度灰口 铸铁焊补
Z438	—	390~ 540	—	—	HB150~210	2.5	≤1.8	≤3.0	0.035	—	Ni:45~60 球化剂适量	同上

低温钢

铸铁

(续)

牌号	符合 GB E×××× × 相当××× ××× ×××	焊缝金属机械性能				焊缝金属主要化学成分(%)						主要用途
		$\sigma_b$ (MPa) ≥	$\sigma_{0.2}$ (MPa) ≥	$\delta_5$ (%) ≥	其它	C ≤	Mn	Si	S ≤	P ≤	其它	
TS202		410	-	-	-	0.12	0.3~ 0.6	≤ 0.25	0.035	0.04		一般结构的 水下焊条 用于水下切割
TS304	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
TS404	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	铸铁件焊补 开坡口用
TS500	-	490	-	20	常温 AKVJ≥37	0.12	~1.2	≤0.3	0.03	0.03	Mo:~0.3	适于中厚板 电渣焊
TS700					HB110~120	0.01	~ 0.15	~0.1	4~ 4.4	0.04	V:~0.59	滑动摩擦面 的堆焊
Ni112	AWS ENi-1 JIS DNi-1	~54	-	-	-	~ 0.04	~1.5	-	0.0050	0.005	Nb:~1.0 Ti:~0.5 Ni:~92 Fe:~3.0	用于化工、 食品、医疗器 材制造用的镍 基合金和双金 属的焊接
Ni307	AWS ENi CrFe-1 JIS DNiCr Fe-13-15	680~ 780	-	30~ 40	-	~0.05	-	-	-	-	Ni:~70 Cr:~15 Mo:2~6 Nb:3~5 Fe:≤7	用于耐热、 耐腐蚀要求的镍 基合金焊接
Ni307B	AWS ENiCr Fe-3 JIS DNiCr Fe-3-15					~ 0.08	~7.5	≤0.5	-	-	Ni:~70 Cr:14~17 Nb:2~3 Fe:≤10	用于耐热、 耐腐蚀要求的镍 基合金焊接
Ni337		495			HR248.4	0.035	2.35	0.28	0.0050	0.005	Cr:15.76 Ni:余 Mo:4.8 Nb:3.72 Fe:6.28 Co:0.03	用于核反应 堆压力容器密 封面堆焊及塔 内构件焊接
Ni347	AWS ENiCr Fe-1	690	440	38.5	常温 AKVJ110	0.04	4.65	0.13	0.0030	0.004	Cr:18.55 Ni:余量 Nb:2.58 Fe:5.92 Co:0.02 Al:0.06	用于核电站 堆压器、蒸发 器管板接头的 焊接
T107	GB TCu JIS Z3231-76	178	-	-	冷弯角≥120°		≤0.5	≤0.5	-	-	Cu:≥99	用于焊接导 电铜棒、铜制 热交换器铜制 另件堆焊的紫 铜焊条
T207	GB TCuSi ANSI/AWSA 5.6-76	340	-	20			≤1.5	2.4~ 4.0	-	-	Sn:≤1.5 Cu:余量	用于焊接 铜、硅青铜及 黄铜的铜合金 焊条
T227	GB TCuSnB JIS Z3231-76	274	-	20	HB 80~115				0.03~ 0.30		Sn:7~9 Cu:余量	用于焊接紫 铜、黄铜、磷青 铜等的铜合金 焊条
T237	GB TCuAl JIS Z3231-76	392	-	15			≤2	≤1	-	-	Al:7~9 Fe:≤1.5 Cu:余量	用于焊接铝 青铜、铜合金 和铜、铸铁的 铜合金焊条
L109	GB TAl AWS E1100	63	-	-				≤0.5	-	-	Fe:≤0.5 Al:≥99	用于焊接铝 板、纯铝的铝 焊条
L209	GB TAlMn AWS E4043	117	-	-				4.5~ 6.0	-	-	Fe:≤0.8 Cu:≤0.3 Al:余量	用于焊接铝 板、纯铝铸件 、铝合金的 铝合金焊条
L309	GB TAlSi AWS E3003	117	-	-			1~1.6	≥0.5	-	-	Fe:≤0.5 Al:余	用于焊接铝 合金、纯铝、 铝合金的铝合 金焊条

特殊用途焊条

镍及镍合金焊条

铜及铜合金焊条

铝及铝合金焊条

## 第五节 超低氢型焊条

焊接接头含氢量,是高强度钢焊接时产生冷裂纹的主要原因之一,因此越来越强调降低熔敷金属的扩散氢含量。对某些重要的高强钢焊接结构从防止裂纹出发,要研制超低氢、高强高韧性焊条。由于超低氢型焊条具有熔敷金属扩散氢含量低,具有一定的抗潮性能和优良的抗裂性能,因此近年来国内外都在大力发展和推广应用这类焊条。

目前各国的国家标准,船级社标准及压力容器等标准中,对超低氢焊条熔敷金属扩散氢含量的标准均没有规定。国际焊接学会按水银法测定的焊条熔敷金属扩散氢含量,将焊条分为四类。1982年国际标准组织,将其纳入国际标准 ISO3690中,如表4-25所示。由表4-25可以看出,ISO3690规定用水银法测定的焊条熔敷金属扩散氢含量小于5ml/100g,为超低氢焊条。根据铃木春义和张文钺试验得到的换算公式,水银法测出的扩散氢5ml/100g,大致相当于甘油法测得的扩散氢2.5ml/100g。

表4-25 国际标准 ISO3690

水银法测定扩散氢(ml/100g)	焊条分类
大于15	高氢焊条
10~15	中氢焊条
5~10	低氢焊条
小于5	超低氢焊条

美国、西欧和苏联的焊条生产企业,均采用国际标准 ISO3690的规定。近年来,国内一般按甘油法测得熔敷金属扩散氢含量小于1.5ml/100g 的焊条,称为超低氢焊条。

### 一、低氢型焊条降氢措施

就低氢型焊条来说,影响熔敷金属扩散氢含量的主要因素,是焊条药皮的含水量及焊接冶金过程的去氢能力。因此,低氢型焊条降氢的措施,主要从这两方面着手。

#### (一)降低焊条药皮含水量

焊条药皮中的水分,可分为游离水(又称为自由水)和化合水(又称为结合水)。游离水系指药皮表面上的附着水和药皮内部的吸附水。其特点是,水分子可自由运动,并与周围空气的湿度相平衡,它与药皮的结合不牢,易烘干。化合水系指药皮原材料中的结晶水、铁合金湿法钝化后的化合水和由水玻璃水化反应生成的结合水等。其特点是,水分子被固定,必须将含水物质的化学结构破坏才能去除水分,在焊条正常烘干温度下难以完全除去水分,故需要较高的烘干温度。

施焊时,大部分游离水随药皮温度的升高而逸出,而化合水分解和蒸发后几乎全部进入电弧气氛中,所以对熔敷金属的扩散氢影响最大。可用下式说明:

$$[H]_D = (260a_1 + 30a_2 + 0.9b - 10)^{1/2}$$

式中  $a_1$ ——药皮中化合水(%);

$a_2$ ——药皮吸附水(%);

$b$ ——大气中的水蒸气分压(mmHg)。

从式中看出,药皮中化合水对熔敷金属扩散氢含量的影响系数,为药皮吸附水的近9倍,是

熔敷金属扩散氢的主要来源。

当前降低焊条药皮含水量的主要途径有以下几种：

### 1. 药皮中不加含结晶水的物质

云母、白泥、长石、高岭土、膨润土等都含有结晶水。云母、膨润土等经400℃烘焙后，其中的结晶水含量变化不大，烘焙到600℃时，含水量仍大于2%，钛白粉也仍含水0.15%，只有烘焙到800~900℃时，才能完全去除结晶水。所以制造低氢型焊条，尤其是超低氢型焊条时，药皮原材料中不宜加入含结晶水的物质。

### 2. 对含有结晶水的物质除去结晶水

一是对天然云母进行化学处理，一是对云母、高岭土进行烘焙处理。为改善低氢型焊条的压涂性能，有时在配方中加入少量的天然云母。其主要组成为 $[KAl_2(AlSiO_3)_4O_{10}(OH)_2]$ 。为去除其中的结晶水，采用化学处理方法，用 $F^-$ 置换 $OH^-$ 基，则天然云母转化为合成氟金云母，其不含结晶水，仍具有改善压涂性能的作用，其分子式为 $[KMg_3(AlSi_3)_4O_{10}F_2]$ 。

试验表明，欲将熔敷金属扩散氢量降到 $1ml/100g$ ，药皮中加入天然云母的量不能大于1%，而加入合金氟金云母的量以0.5%~4%为宜，小于0.5%压涂性能得不到改善，大于4%也不产生更大的作用。此外，合成氟金云母的粒度对压涂性能的好坏也有影响。当粒度为200目左右时，其润滑性很差；当粒度为20~100目时，压涂性能相当好，乃至好于天然云母。

目前，我国已批量生成合成氟金云母，并开始用于焊条生产。

日本文献资料提出，对云母、高岭土、膨润土等加热到600℃以上，使其中的结晶水分解蒸发，成为无水硅酸盐，以后即使再加入水分，在短时间内也不会成为结晶水，而且经低温烘焙将水全部脱掉。制造焊条时，无水硅酸盐作增塑剂与含结晶水的硅酸盐作增塑剂效果一样，使焊条表面光滑，而且是超低氢型焊条。

云母、高岭土、膨润土结晶水含量，与烘焙温度有关。当加热到400℃左右保温3h，几乎均没有脱去结晶水；加热到500℃左右，保温3h，脱去数量有限的结晶水；加热到800℃左右，保温3h，则几乎全部脱去结晶水；加热超过1000℃时部分物质开始熔解，并失去可塑性。

含结晶水的硅酸盐烘焙温度，与熔敷金属扩散氢含量有密切关系。烘焙温度在600℃左右时，对熔敷金属扩散氢含量的降低开始出现效果。800℃以上烘焙时，对熔敷金属扩散氢含量的降低，出现明显的效果。

比较天然云母、合成氟金云母和烘焙云母对熔敷金属扩散氢含量的影响说明，烘焙云母与合成氟金云母的效果相仿，与天然云母相比明显降低了熔敷金属扩散氢含量。

### 3. 采用干法钝化铁合金

制造焊条时，经过粉碎磨细的铁合金加入涂料与水玻璃调合时，将会发生激烈的化学反应，使涂料温度升高并放出氢气，同时，由于产生 $Na_2SiO_3$ 使涂料迅速硬化，以致难于压涂。为此制造焊条时对活性较大的粉状铁合金进行钝化处理，就是用人工方法在铁合金表面形成一层薄薄的氧化膜，以防止铁合金与水玻璃发生化学反应。通常钝化的方法有干法钝化和湿法钝化两种。干法钝化是在空气中将铁合金加热烘焙，使之形成氧化膜。湿法钝化是使铁合金与高锰酸钾或重铬酸钾溶液反应生成氧化膜，此法可带入部分化合水。铁合



金采用不同钝化方法处理后的含氢量,列于表4-26。由表4-26看出,湿法钝化的含氢量显著增加,故制造超低氢焊条时,应采用干法钝化铁合金。

表4-26 铁合金采用不同钝化方法的含氢量

处理方法	铁合金中氢的含量(ml/100g)			
	钛铁	硅铁	锰 铁	
			电炉生产	高炉生产
粉状,未钝化	35.5	83.5	46.2	82.3
粉状,干法钝化	12.2	25.5	16.2	25.5
粉状,湿法钝化	131.2	134.6	116.2	126.5

近来国内铁合金厂正在研究不用粉碎及钝化而用喷雾法制造各类铁合金粉末。所以喷雾硅铁已获得广泛应用。

#### 4. 采用高模数低浓度水玻璃

由于水玻璃是具有电离性质的胶体溶液,所以它程度不同的电离为硅氧负离子和碱金属的正离子。根据胶体化学的原理,水溶液中的带电质点,可吸附水分子,则水分子以一定的取向分布在带电质点的周围,这种作用称为水化作用。在水玻璃溶液中,硅氧负离子的水化作用不大,而碱金属正离子的水化作用很大。所以,不同种类、模数和浓度的水玻璃,其水化程度不同,致使焊条烘干后药皮中残余含水量和熔敷金属扩散氢含量也不同。

苏联在这方面进行了试验研究表明:钠—钾水玻璃在400~450℃可充分脱水,而钾—钠水玻璃,则在500~550℃才能充分脱水。在其它条件不变的情况下,所用水玻璃模数越低,焊条药皮中残余含水量越多;所用水玻璃浓度越大,焊条药皮中残余含水量越多。因此,在制造低氢和超低氢型焊条时,宜采用高模数低浓度的钠水玻璃或钠—钾水玻璃。

#### 5. 提高焊条药皮的耐潮性能

耐潮性是指焊条药皮在潮湿的环境中抗吸潮的能力。焊条药皮的吸潮量超过一定时,将造成电弧不稳、增大飞溅、气孔、裂纹的产生等。当前提高焊条药皮耐潮性的途径主要有:

调整水玻璃中  $\text{Na}_2\text{O}$  和  $\text{K}_2\text{O}$  的比值,适当提高烘干温度以及在焊条药皮中加入少量轻质氧化镁;水玻璃的吸潮性是焊条药皮吸潮的主要原因之一。文献资料指出,在硅酸钠和硅酸钾混合的水玻璃中,当  $\text{Na}_2\text{O}/\text{K}_2\text{O}$  为0.4~2.0时药皮的耐潮性最好。在此比值之外,或单独使用硅酸钠或硅酸钾药皮,耐潮性都得不到显著的改善。对近海工业的低吸湿焊条的研制表明,用70%的钠水玻璃与30%的钾水玻璃作为粘结剂时,焊条药皮的耐潮性最好。

焊条的烘干条件,对药皮的耐潮性有较大影响。当烘干温度低于350℃,即使延长烘干时间,耐潮性仍差;当烘干温度为350~650℃时,烘干时间越长,药皮的耐潮性越好,然而药皮变质。高温下短时间烘干,可防止药皮变质或氧化,也可提高耐潮性,如(550℃×20min), (650℃×1min), (650℃×10min), 高温烘干时也可在氮气或惰性气体保护中烘干,这样可防止药皮中铁合金氧化,避免焊缝性能变坏。

为避免烘干温度过高而造成药皮粘结力降低,可在药皮中加入0.2%~5%氧化镁,其颗粒小,比表面积大,对水玻璃的吸着性强,同时它可以填充到涂料的颗粒之间,也可使药

皮致密。

采用锂水玻璃：在碱金属硅酸盐中锂的硅酸盐不溶于水，硅酸锂溶液干燥后能形成不溶于水的覆盖膜，所以，采用锂水玻璃溶液作粘结剂的焊条耐潮性良好，与采用钾、钠水玻璃作为粘结剂的焊条，吸潮量下降50%左右。然而，锂水玻璃成本高，故尽可能少用。依据对药皮含水量的要求，可以单独采用锂水玻璃，也可以与钾、钠水玻璃混合使用。

采用含碱金属硼酸盐的新型粘结剂：日本资料指出，采用锂水玻璃作为低氢型焊条的粘结剂，虽然药皮的耐潮性提高了，但药皮的粘结强度较差，烘干时药皮易开裂。文中提出选取硅胶及碱金属硅酸盐中的一种或一种以上作为粘结剂基体，然后加入相对于基体0.2%~30%的碱金属硼酸盐一种或一种以上为添加剂，将两者混合，搅拌使其反应，常温常压下反应时间需几十分钟至几小时，若加温加压可缩短反应时间。采用这种粘结剂，低氢型焊条的耐潮性可显著提高，而且药皮的粘结强度好，高温烘烤不易开裂。可以采用的碱金属硅酸盐有钾水玻璃、钠水玻璃、锂水玻璃，碱金属、硼酸盐有硼酸钠，硼酸钾，硼酸锂。

焊条药皮中加入玻璃粉或釉料：文献资料指出可向药皮中加入玻璃粉来提高低氢型焊条的耐潮性。这是因为玻璃粉加入药皮中，并在玻璃粉的软化温度以上加热时，熔融玻璃粉在涂料颗粒表面形成液膜，它凝固后一方面将易吸湿的颗粒包住，同时减少药皮的孔隙，故提高了焊条的耐潮性。玻璃粉成分为 $\text{Na}_2\text{O}$ 和 $\text{K}_2\text{O}$ 35%~60%， $\text{CaO}$ 和 $\text{B}_2\text{O}_3$ 2%~23%，其余为 $\text{SiO}_2$ 。为进一步改善焊条的耐潮性，在玻璃粉中，可加入小于15%的 $\text{Li}_2\text{O}$ 。玻璃粉加入量，控制在2%~20%。其粒度控制在50目以下，其软化温度为350℃左右。

在低氢型焊条药皮中加1%~20%的氟化物釉料，压涂后经400~600℃烘烤，可提高焊条的耐潮性。氟化物釉料的成分为 $\text{AlF}_3$ 和 $\text{MgF}_2$ 的一种或二种20%~85%， $\text{NaF}$ 和 $\text{BeF}_2$ 的一种或二种10%~15%，还可添加 $\text{LiF}$ 、 $\text{CaF}_2$ 、 $\text{BaF}_2$ 、 $\text{AlPO}_4$ 、 $\text{B}_2\text{O}_3$ 等。如，在低氢型焊条药皮中加入2%的氟化物釉料，在气温30℃，相对湿度90%的高湿环境中放置48h，药皮的吸湿率小于0.5%。

药皮表面涂防潮层：美国文献资料指出，采用重量百分浓度1%~20%的胶质硅，或四元铵硅胶或硅酸锂或硅酸钾的水溶液，作为焊条的防潮处理剂，将焊条在处理剂中浸渍1~300min，取出干燥，则在焊条表面形成胶质薄膜，因而能显著提高各类焊条的耐潮性。

采用硅酸锂稀溶液，作防潮处理剂最佳。焊条在65℃的稀溶液中进行浸渍、涂刷或喷涂，焊条药皮的耐潮性最好，如表4-27所示。

日本文献资料提出，采用有机酸锂盐的水溶液作为防潮处理剂。例如，将焊条浸入含醋酸锂4.5%和柠檬酸锂4.5%的水溶液中10s至1min后烘干，即可在焊条表面形成防潮薄膜，而且对焊条的其它性能无影响。

表4-27 防潮处理剂的作用

焊条种类	在40℃相对湿度100%环境放置4h，每根焊条吸水量(g)		在40℃，相对湿度100%环境放置4h，每根焊条吸水量(g)	
	处理前	处理后	处理前	处理后
E7018	0.2	0.07	—	—
E9018	—	—	0.12	0.04

由于耐潮焊条可以大大改善在潮湿环境中施焊时的抗裂性能,保证焊接质量,对于非低氢型低碳钢焊条,在正常保管条件下,焊前不用烘干,拆包即可施焊。近年来,国外的耐潮焊条已迅速推广应用。如瑞典 ESAB 公司生产的普通低氢型焊条 OK48.00、OK48.04、OK48.30、OK48.68,均已改进为耐潮焊条。日本神钢生产的抗拉强度为590、790、990MPa的低氢型焊条,已有2/3以上品种改进为耐潮焊条。日本神钢生产的钛铁矿型焊条 B—18、B—15、B<sub>1</sub>—15、B—9,钛钙型焊条 TB—25、TB—44,均属于此类焊条。

## (二)提高焊接冶金过程的去氢能力

焊接冶金过程主要的去氢途径有以下几种:

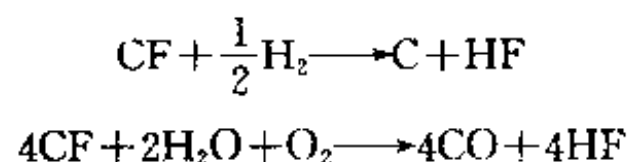
### 1. 在焊条药皮中加入氟化物

最常用的氟化物是  $\text{CaF}_2$ 。关于  $\text{CaF}_2$  去氢机理,有各种观点:第一种观点认为,  $\text{CaF}_2$  与其它物质进行冶金反应形成不溶于钢液稳定的 HF,降低了电弧气氛中氢的分压,因此起到去氢作用。详见第三章。第二种观点认为,焊接时  $\text{CaF}_2$  大量蒸发,在一定程度上起到造气剂的作用,有利于降低电弧气氛中氢的分压,故也有去氢作用。第三种观点认为,  $\text{CaF}_2$  能降低碱性渣的粘度和表面张力,改善熔渣的润湿性,从而改善熔渣的覆盖性,致使金属吸氢量减少。第四种观点认为,碱性渣中加入  $\text{CaF}_2$  后,提高了熔渣传递氢的能力(透气性),有利于熔池中氢的逸出,从而起到去氢作用。

对于低氢型焊条,加入  $\text{CaF}_2$  的同时再加其它氟化物,可提高焊接冶金过程的去氢能力。

文献资料中介绍,在低氢型焊条配方中加入  $\text{Na}_2\text{SiF}_6$ 、 $\text{LiF}$ 、 $\text{K}_2\text{TiF}_6$ 、 $\text{K}_2\text{ZrF}_6$ 、 $\text{BaSiF}_6$  中的一种或几种,能明显降低熔敷金属的扩散氢含量。这是由于上述氟化物在  $1300^\circ\text{C}$  时,有 30% 以上变成气体金属氟化物,致使电弧气氛中氢的分压降低。同时,也降低了电弧气氛中氮的分压。易气化金属氟化物的加入量在 5~35% 范围内较为适宜。当加入量小于下限时,去氢作用不大;当加入量超过上限时,易产生断弧。

低氢型焊条药皮中加入氟化石墨(CF),去氢效果十分显著。其反应式如下:



氟化石墨的加入量是 0.5%~30%。在低氢型焊条中加入 25%CF,则测不出熔敷金属中扩散氢数量。

### 2. 在焊条药皮中加入多种碳酸盐

药皮中最常用的碳酸盐为大理石。当采用菱镁矿( $\text{MgCO}_3$ )代替大理石时,能获得较好的去氢效果,这是因为同样重量的  $\text{MgCO}_3$  比  $\text{CaCO}_3$  多分解出约 15% 的  $\text{CO}_2$ ,利用  $\text{CO}_2$  去氢。若单纯多加大理石和菱镁矿,将使焊条工艺性能变坏,而加入不同分解温度的多种碳酸盐,既能使碳酸盐的配比提高,也不会使焊条工艺性能变坏。

### 3. 在焊条药皮中加入适量活性氧化剂

在焊条药皮中加入适量的活性氧化剂,如铁或锰的高价氧化物。这些氧化剂高温下分解出氧,氧与氢结合形成稳定的 OH 而去氢。同时,还增加了焊接熔池的氧化性,使液态金属熔池中氢的溶解度降低。药皮中氧化铁(以低碳钢轧制时的铁磷为原材料)的加入量控

制在5%以下,对焊条工艺性能无明显影响。加入量多时,则飞溅增大,脱渣困难等。这一去氢措施已应用在苏联的 AHII-2 高强钢焊条中。

4. 在焊芯、药皮乃至母材中加入微量碲(Te)、硒(Se)、铈(Tl)及硫(S)等表面活性元素

在母材中加 Te0.03%~0.045%,焊芯中加 Te0.026%~0.039%,药皮中加 Te0.3%~0.6%,均能显著降低熔敷金属中扩散氢含量。几种元素中以 Te 的去氢效果最佳,Se 次之,普通稀土元素(轻稀土)及 S 也有一定的去氢效果。加 Te 的焊条受潮后不会显著增加熔敷金属的扩散氢含量,这意味提高了焊条的抗吸潮能力。因此,加 Te 焊条使抗裂性能也明显提高。

在酸性焊条的焊芯或药皮中加入 Te、Se、Ti,可使熔敷金属中扩散氢含量降低到低氢型焊条的水平,而且还保持酸性焊条良好的工艺性能不变。然而,在低氢型焊条药皮中加入 Te 或 Se 使焊条工艺性能明显变坏,飞溅增多,熔渣变稀,焊缝成形变坏。为此,同时加入适量的稀土元素,并控制它们的加入量:

$$0.002\% \leq \text{焊芯中}(\text{Te, Se})\% + 0.04 \text{药皮中}(\text{Te, Se})\% \leq 0.2\%$$

$$0.003\% \leq \text{焊芯中}(\text{RE})\% + 0.06 \text{药皮中}(\text{RE})\% \leq 0.3\%$$

5. 在焊芯或药皮中加入稀土元素

在配方相同的条件下,在焊芯或药皮中加入微量重稀土元素(钇、铈等),可使熔敷金属的扩散氢含量由1.36ml/100g 降至0.64ml/100g。

## 二、超低氢型焊条的性能

TH227系冶金部建筑研究总院等单位,研制的超低氢焊条。该焊条适用于16Mn 等低合金钢重要结构的焊接。药皮配方中,不加有机物和含结晶水的物质;采用多种碳酸盐、多种氟化物及重稀土元素增强焊接冶金过程的去氢能力;适当提高熔渣碱度,提高药皮耐潮能力等。

表4-28列出该焊条采用不同试验方法和试验标准测定的熔敷金属扩散氢含量。

表4-28 TH227焊条熔敷金属扩散氢含量

试验标准 与 试验方法	扩散氢含量 (ml/100g)		测定时的环境温度和相对湿度
	焊条350℃ 烘干1h	焊条400℃ 烘干1h	
GB1225-76甘油法	0.61	0.38	18~21℃,60~65%
劳氏船级规范 甘油法	0.74	0.53	19~20℃,63~67%
JISZ3113 甘油法	0.84	0.66	19~21℃,64~67%
ISO3690 水银法	1.82	1.63	9.5~11℃,44~50%
气相色谱法	—	1.80	14℃,66%

表4-29列出不同焊条吸潮后熔敷金属扩散氢含量。

从表4-28和表4-29可以看出,TH227焊条熔敷金属扩散氢含量很低,抗潮能力强。

表4-30列出 TH227焊条的斜 Y 形抗裂试验结果。

表4-31列出 TH227焊条熔敷金属化学成分及机械性能。

表4-29 焊条吸潮后熔敷金属扩散氢含量(ml/100g)

焊条牌号	吸潮条件	在30℃相对湿度80% 的环境中放置4h	在30℃相对湿度90% 的环境中放置4h
	结507		7.01
16LH		2.07	2.65
TH227		1.73	1.86

表4-30 斜 Y 形抗裂试验结果(三个试件)

焊条牌号	试验结果	试验条件
结507	根部产生裂纹	钢材16Mn
TH227	均不裂	板厚50mm
TH227吸潮	均不裂	焊条直径 $\phi$ 4mm
TH227焊后620℃ 高温退火	均不裂	焊接电流170A
		焊接速度150mm/min
		试件温度9~12℃

表4-31 TH227焊条熔敷金属化学成分与机械性能

化学成分(%)					机械性能				
C	Mn	Si	S	P	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	梅氏冲击 值(常温) (J/cm <sup>2</sup> )	夏比冲击 值(常温) (J)
0.08	1.05	0.42	0.008	0.011	440	530	33	353	275

日本神钢 UL 系列超低氢焊条牌号为:LB-52UL、LB-62UL、LB-80UL。UL 系列焊条抗裂性能,优于相同级别的普通低氢型焊条,可使防止裂纹的预热温度降低25℃以上。焊条经350℃~430℃烘干1h,在环境温度20℃、相对湿度65%的情况下,采用JIS甘油法熔敷金属扩散氢含量为0.3~1.2ml/100g。该系列焊条,已用于桥梁、球形贮罐、压力容器及水电站引水管道的焊接。该系列焊条熔敷金属化学成分和机械性能,列于表4-32。

表4-32 UL 系列焊条熔敷金属化学成分、机械性能

焊条牌号	机械性能				熔敷金属化学成分(%)							
	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo
LB-52UL	490	581	32	72	0.09	1.17	0.58	0.012	0.006	—	—	—
LB-62UL	554	658	30	75	0.08	1.16	0.53	0.010	0.007	0.61	—	0.25
LB-80UL	721	841	25	68	0.08	1.55	0.51	0.010	0.007	1.82	0.20	0.42

日本日铁 LH 系列超低氢焊条牌号为:L-43LH 和16LH。LH 系列焊条熔敷金属化

学成分、机械性能及扩散氢含量,列于表4-33。

表4-33 LH系列焊条熔敷金属性能

焊条牌号	机械性能				化学成分(%)					扩散氢 (ml/100g)
	$\sigma_s$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	0℃时 A <sub>KV</sub> (J)	C	Si	Mn	P	S	
L-43LH	400	460	35	255	0.04	0.40	0.35	0.010	0.012	1.5
16-LH	440	510	34	235	0.05	0.48	0.64	0.012	0.007	1.5

## 第五章 焊接质量的检验

焊接检验是保证焊接产品质量的重要措施。全面进行焊接质量管理,又是产品质量的可靠保证。所以焊接检验应包括焊接前、焊接过程和焊接后的检验。焊接检验内容,应包含图纸设计,使用的原材料、工具、设备、工艺过程和成品质量等的检验。按检验方法的类型,可分为非破坏性检验和破坏性检验。按焊接缺陷的类型,可分为外观检验和内部缺陷的检验。按焊接工序中的检验,又分为主动检验、被动检验和在线检测。

近年来,随着冶金、机械、造船、化工和核工业的高速发展,所使用的焊接设备负荷大、强度高,故对焊接质量的检验更加要求严格、准确,不仅增加了许多检验项目和要求,而且要求准确地测出焊接缺陷的大小、性质及位置,以确保焊接产品质量、避免质量事件的发生。

### 第一节 焊前及焊接过程的质量检验

焊接质量是多因素影响的结果,如金属材料的可焊性,焊接结构的正确性,焊接工艺,焊接设备和焊工操作技术等。因此,为要保证焊接质量,必须进行三个阶段的检验,即焊前、焊接过程和焊后成品的检验。

焊接前的检验包括以下内容。

#### 一、原材料的检验

原材料包括基本金属与焊接材料。在焊接前,必须查明它们的牌号、类型和性能。如果材质不明,应进行材料的成分分析和性能试验,如果是保护气体、乙炔等,应采取干燥、过滤和提纯等措施。

##### (一)基本金属的质量检验

焊接金属有不同的型号,使用时应根据要求进行鉴定。对于没有出厂质量检验合格证的,或标记已无法查证的材料,必须进行材料的化学成分分析、机械性能试验及可焊性试验后,才能投入使用。

##### (二)焊条与焊丝质量的检验

焊条与焊丝质量应检查其外观质量,熔敷金属的化学成分和机械性能,焊接性能等是否符合国家标准和出厂要求。

焊条的外观质量检验有以下项目:

偏心度:直径不大于 2.5mm 的焊条,偏心度不大于 7%;直径为 3.2~4.0mm 焊条,偏心度不大于 5%;直径等于或大于 5mm 焊条,偏心度不大于 4%。

弯曲度:焊条弯曲的最大挠度,不得超过 1mm。

药皮外观:药皮不得有开裂,起泡,不得存在杂质,如锈迹,涂料颗粒过大或药皮表面有明显的不同颜色等。

尺寸偏差:焊芯直径允许偏差为 $\pm 0.05\text{mm}$ ,焊条长度允许偏差为 $\pm 2\text{mm}$ 。

印字:每根焊条在靠近夹持端处应在药皮上印出焊条型号或牌号。

受潮变质和损伤的焊条不能使用。受潮的焊条在施焊前需经烘干、除去水分。图 5-1 和图 5-2 所示两类焊条的吸潮曲线说明,焊条保管不善和库存时间较长,务必在施焊前进行烘干处理,方可使用。

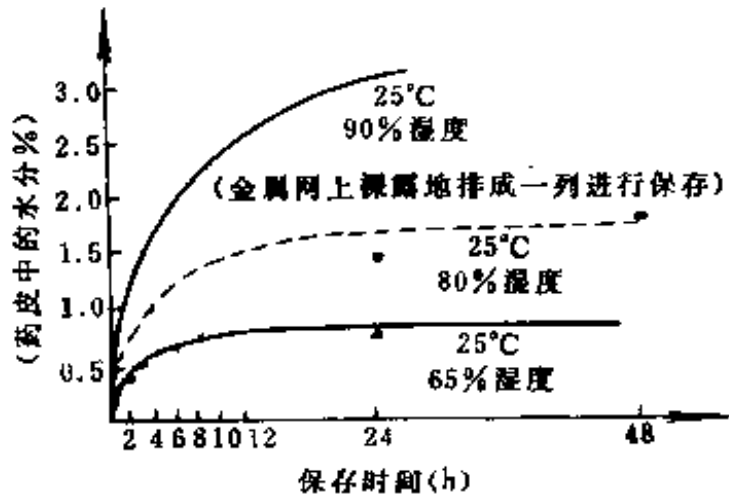


图 5-1 钛铁矿型焊条的吸潮曲线

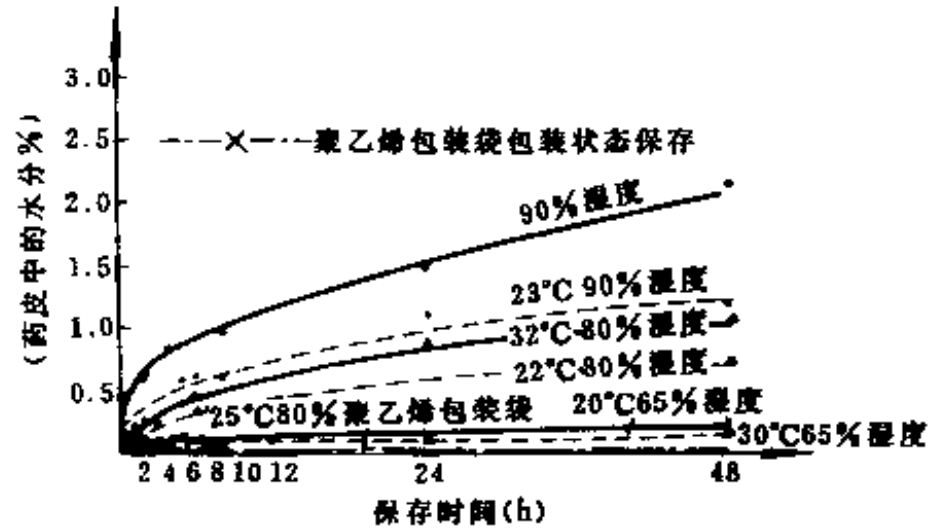


图 5-2 低氢型焊条的吸潮曲线

焊丝的表面质量,包括直径偏差、表面硬度的均匀性、有无硬弯、有无氧化皮、锈蚀和油污等。若有氧化皮等缺陷,应采用化学酸洗。

焊条熔敷金属的化学成分与熔敷金属的机械性能的检验,可以用这种焊条焊成焊缝,然后对其焊缝进行化学成分和机械性能的测定。检定的结果,应符合说明书所规定的要求。所谓焊条焊接性能的优劣,可以按照焊条使用说明书中所推荐的焊接规范进行焊接,然后按国内多年积累的经验 and 办法进行评比。其中,概括有电弧稳定性、再引弧性、焊接飞溅性、熔渣流动性与焊缝成型、脱渣性、焊条熔化速度、焊条发尘等指标。熔敷金属扩散氢含量,抗气孔性,应按产品说明书所推荐的焊接电流最小值和最大值作抗气孔性能试验,以及抗裂性等试验。对低温钢焊条和韧性焊条,近年来重视测试熔敷金属或焊接接头的断裂韧性的 COD 值(临界裂纹张开位移)的测定。

### (三) 焊剂的检验

焊剂的检验,主要是检查其颗粒度、焊剂中的机械夹杂物、焊剂中的硫和磷含量、含水量以及焊剂的焊接工艺性能。

焊剂颗粒度通常分为两种,一种是粒度为 40~8 目的普通颗粒度,它适用于埋弧自动焊和电渣焊,另一种是粒度为 60~14 目的细颗粒度,它适用于埋弧半自动焊,或焊丝直径不大于 2mm 的埋弧自动焊。在焊剂颗粒度检验时,对于普通粒度的焊剂,颗粒度小于 40 目的焊剂不得大于 5%,颗粒度大于 8 目的焊剂不得大于 2%。对于细颗粒焊剂,颗粒度小于 60 目的不得大于 5%,颗粒度大于 14 目的焊剂不得大于 2%。焊剂中常含有少量的碳粒,原材料的颗粒及其它杂物,通称为机械夹杂物。检验时,采用目视法挑选各种机械夹杂物并称质量,一般要求机械夹杂物的重量,不大于焊剂质量的 0.3%。

焊剂含水量检验,从受检焊剂中取出不少于 100g 焊剂,将称其精确质量(天平感量 1mg),然后放入 150°C 炉中烘干 2h,从炉中取出放入干燥器中,冷却后再称其质量,两次所称质量之差与烘干前焊剂质量之比为焊剂含水量。出厂的含水量应不大于 1%。

焊剂的焊接工艺性能检验,按照规定的工艺参数进行埋弧焊,要求焊道与焊道间,焊



道与母材间熔合良好,过渡平滑,没有明显咬边,脱渣容易,成型良好的焊缝。

焊剂应与焊丝配合使用,才能保证焊缝金属的化学成分与机械性能,故在焊接不同种类的钢材,要求不同的焊丝和焊剂的匹配。低碳钢和强度较低的低合金钢,允许采用两种不同的焊丝和焊剂的匹配。通常情况下,埋弧焊焊丝和焊剂的选用实例,列于表 5-1。

焊剂在使用前,必须按规定要求进行烘干。一般湿法粒化的熔炼焊剂,须经 250℃~350℃烘干 1~2h。因为焊剂的库存管理不善和库存时间的不同,吸潮程度有较大差别。各种焊剂的吸潮曲线,如图 5-3 所示。烘干温度和保温时间随

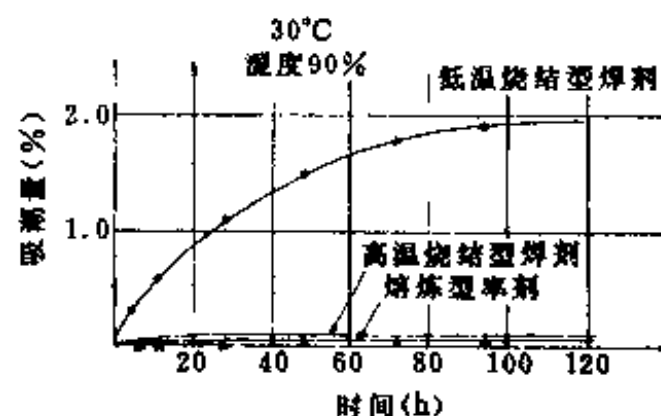


图 5-3 各种焊剂的吸潮曲线

表 5-1 埋弧焊常用焊丝和焊剂

类别	焊件钢号	焊丝钢号	焊剂牌号
低碳钢	A3, A3F, A3J	H08A	焊剂 431
		H08MnA	焊剂 230
		H08Mn2	焊剂 130
	15, 20	H08A	焊剂 431
		H08MnA	焊剂 230
		H10Mn2	焊剂 230
15g, 20g	H08MnA	焊剂 431	
	H08MnSi	焊剂 431	
$\sigma_s = 290\text{MPa}$ 级低合金钢	09MnV, 09Mn2 09MnSi, 12Mn	H08A	焊剂 431
		H08MnA	焊剂 230
		H08MnA	焊剂 230
		H08Mn2	焊剂 230
$\sigma_s = 340\text{MPa}$ 级低合金钢	16Mn, 16MnCu 16MnRe, 14MnNb	不开坡口对接	焊剂 431
		H08A	焊剂 230
		H08MnA	焊剂 130
		H08Mn2	焊剂 130
		中板开坡口对接	焊剂 430
		H08MnA	焊剂 431
H10Mn2	焊剂 431		
H10MnSi	焊剂 431		
$\sigma_s = 390\text{MPa}$ 级低合金钢	15MnV 15MnTi 14MnMoNb	不开坡口对接	焊剂 430
		H08MnA	焊剂 431
		中板开坡口对接	焊剂 431
		H10MnSi, H10Mn2	焊剂 431
		厚板深坡口	焊剂 350
H08MnMoA	焊剂 250		
$\sigma_s = 440\text{MPa}$ 级低合金钢	15MnVN 14MnVTiRe	H08MnMoA	焊剂 430
		H10Mn2	焊剂 431
		H10Mn2Si	焊剂 350
		H08Mn2MoA	焊剂 350
$\sigma_s = 490\text{MPa}$ 级低合金钢	18MnMoNb 14MnMoV	H08Mn2MoVA	焊剂 350
		H08Mn2NiMo	焊剂 250
		H08Mn2NiMo	焊剂 250

(续)

类别	焊件钢号	焊丝钢号	焊剂牌号
$\sigma_s=590\text{MPa}$ 级低合金钢	12MnNi3CrMoV 12MnNiCrMoVCu	H10MnSiMoTi H08MnNi2CrMo	焊剂 350
$\sigma_s=690\text{MPa}$ 级低合金钢	14MnMoNbB	H10Mn2Ni2CrMo	焊剂 350

焊剂材料不同而异。表 5-2 列出日本造船业常用焊接材料的烘干条件。应当注意,由于季节不同,烘箱内温升速度有较大差别,所以在规定的烘干时间内要进行适当调整。焊接性能好的焊剂应使电弧燃烧稳定,焊缝成型良好,容易脱渣、焊缝中没有气孔、裂缝等缺陷。

表 5-2 焊接材料的极限吸潮量和标准烘干条件

钢种	药皮类型	烘干温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	烘干时间 (s)	保管温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )
低碳钢及 490 $\text{N}/\text{mm}^2$ 级高强度 钢	钛铁矿型	70~100	30~60	—
	钛钙型	70~100	30~60	—
	高氧化钛型	70~100	30~60	—
	铁粉氧化铁型	70~100	30~60	—
	低氢型	300~350	30~60	100~150
	极低氢型	350~400	60	100~150
588 $\text{N}/\text{mm}^2$ 级 高强钢	极低氢型	350~400	60	100~150
784 $\text{N}/\text{mm}^2$ 级 高强钢	极低氢型	350~400	60	100~150
低合金钢	钛铁矿型	70~100	30~60	—
	高氧化钛型	70~100	30~60	—
	低氢型	325~375	30~60	160~150
铁素体不锈钢	低氢型	300~350	30~60	100~150
奥氏体不锈钢	—	150~200	30~60	100~150
镍合金	—	150~200	30~60	100~150
埋弧焊用焊剂	熔炼型	150 以上	60	100~150
	烧结型	200~300	60	100~150
	不锈钢烧结型	200~300	60	100~150

## 二、焊接设备的检验

在焊接前,应对焊接电源和焊接辅助设备进行检查,其工作特性和机构动作是否符合正常要求,特别是自动焊设备,更不能忽视焊前检查。因手工焊接时,焊机的不完全正常而

造成焊接缺陷的情况比较少,而对自动焊机影响焊接质量就很大。例如,埋弧自动焊机的仪表没有很好校准时,如果依赖这些仪表施焊,则必然会产生连续未焊透,而在进行立向自动焊接时,则会造成中途停机,焊接中断处就会产生缺陷。在CO<sub>2</sub>气体保护焊接时,其气体保护不良,则会产生气孔,尤其在垂直气电焊接时,由于气体不良将在整条焊缝中产生气孔缺陷。在电弧焊和接触焊时,其热能是由电源产生的,它将直接影响焊缝质量,所以电源的检查主要是检验焊接电源的波动。表5-3列出自动焊机不正常可能产生的焊接缺陷。

表5-3 自动焊机不正常与焊接缺陷

不良部件	不良状态	产生的缺陷
电流表	仪表不准	未焊透,焊穿,增强量不足或过大
电压表	仪表不准	未焊透,焊穿
速度表	仪表不准	未焊透,焊穿
送丝马达	旋转不正常	未焊透,气孔,焊接中断
送丝压紧轮	打滑	未焊透,气孔,焊接中断
焊丝盘	旋转不正常	未焊透,气孔,焊接中断
导电电缆	供电不足	未焊透,气孔,焊接中断
轨道	不直	偏离接头中心
电磁触点	导电不良	焊接条件不稳定,焊接中断

在气焊时,其热能是靠氧气和可燃气体燃烧而产生的。检验的重点,是气体的纯度及其压力大小。气体纯度与焊缝质量密切相关。如乙炔气中含有硫化氢、氨、磷化氢、水蒸汽和空气等杂质,则会降低火焰温度,降低生产率,影响焊接质量。一般规定乙炔中的硫化氢,或磷化氢的含量,不允许超过0.04%。试验时,可用试纸进行测定,如硫化氢能使浸过氯化亚汞溶液的试纸变成黑色,磷化氢能使浸过含5%硝酸银溶液的试纸变成深褐色。

电缆是连接工件与焊机,手把与焊机的导线,特别是后者的电缆,要求柔软轻便,绝缘性能好。一般选用多股细铜丝的橡胶绝缘电缆,使用长度约20~30m。过长的电缆会产生过大的电压降,使焊接时引弧困难,稳定性差,通常在额定电流下的电缆电压降不大于4V。电缆导线断面和额定电流的选用,列于表5-4。

表5-4 电缆导线断面和额定电流

导线断面(mm)	16	25	35	50	70	95	120	150
最大额定电流(A)	105	140	175	225	280	335	400	460

### 三、焊接规范的检验

焊接规范是指焊接过程中的工艺参数,如焊接电流、焊接电压,焊接速度、焊条直径、焊接顺序、电源种类等。对重要工件和新材料的焊接,焊前应进行焊接规范的选择和必要的工艺性能试验。有了正确的工艺规范,才能保证焊接接头的优良质量。对不同的焊接方法,应规定不同的焊接规范。

### (一)气焊规范的检验

焊前要检查焊丝的牌号、直径、焊嘴的号码,而且要检查可燃气体的纯度和火焰性质。如果选用过大的喷嘴,会使焊件烧透;选用过小的喷嘴,则会形成未焊透。使用过分的还原性火焰会使金属渗碳,而氧化焰会使金属激烈氧化,这些都会降低焊缝金属的机械性能。

### (二)手工焊规范的检验

焊前要检验焊条直径和焊接电流,是否符合要求。同时,要责成焊工严格执行焊接工艺规定的焊接顺序,焊接道数和电弧长度等。

### (三)埋弧自动焊和半自动焊焊接规范的检验

自动焊除了要检查焊接电流、电弧电压、焊丝直径、送丝速度和焊接速度(自动焊)外,还应检查焊剂的牌号、颗粒度、焊丝伸出长度等。

### (四)接触焊规范的检验

对焊,主要检查夹头的输出功率,通电时间,顶锻量,工件伸出长度,工件焊接表面的接触情况,夹头的夹紧力,工件与夹头的导电性等。电阻对焊,还要检查焊接电流,加热时间和顶锻力之间的配合。如压力正常但加热不足,或加热正确而压力不足,则都会形成未焊透。电流过大或通电时间过长,会使接头过热,降低接头的机械性能。在闪光对焊时,特别要注意检查烧化时间和顶锻速度。若焊接时顶锻力不足,焊件端头表面的氧化物未被挤出而形成未焊透或白斑等缺陷。对点焊,要检查焊接电流、通电时间,初压力,加热后的压力,电极表面与工件被焊处表面的清洁等是否符合工艺规范要求。如加热后压力过大,则会使工件表面凹陷,或部分金属被挤出;如压力不足,则会形成未焊透;如电流过大或通电时间过长,则会引起金属飞溅和焊点缩孔;如通电时间过短,则会形成焊点未焊透,焊点不连续。对于缝焊,如电流过大或压力太大,则会使焊缝区过烧。

## 四、焊缝尺寸的检验

焊缝尺寸应按工艺卡所规定的尺寸要求进行检查。国家标准 GB10854-89 对钢结构焊缝外形尺寸,作了明确规定。检查时,可用焊缝样板进行。因为样板分别按不同的板厚的标准焊缝尺寸而设计制造的,所以样板的编号与钢板厚度一一对应。如测量 12mm 厚钢板对接缝或丁字焊缝,可用 12# 的一片样板进行检查,如图 5-4 所示。

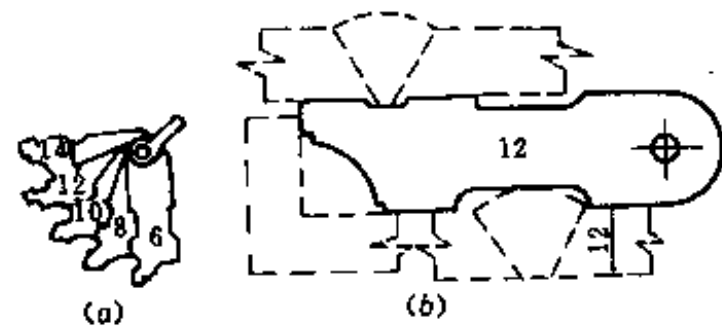


图 5-4 焊缝尺寸的样板检查  
(a)样板;(b)焊缝的检查。

角焊缝的尺寸是按接头强度而设计的,由于现场的角焊缝尺寸是不相同的,应按照工艺规范规定的尺寸进行检查。过大的角焊缝尺寸,不仅会增加焊接工时,而且也会增加焊接变形和残余应力。在角焊缝施工时,要在装配好的构件上标出角焊缝尺寸,焊后应立即进行自检和修整到规定的角焊缝尺寸。

## 第二节 焊接接头的外观检查

焊接部位的外观,不论从产品的商品价值,还是从强度方面,都是重要的。一般焊接成一艘船体的焊接长度,约数百公里,若要对全部焊缝进行无损检查是不可能的。然而,一些

焊接缺陷是外表面的,所以采用一种简便经济的外观检查,是具有重要的作用。这种外观检查方法,有时也用在焊接过程中。如厚壁焊件要作多层焊时,每焊完一层焊道,便采用外观检查方法进行检查,以防止前道焊层的缺陷被带到下一层焊道中。

外观检查主要是发现焊缝表面缺陷,和焊缝尺寸的偏差。一般规定检查焊缝表面缺陷项目,有焊缝厚度,焊瘤,咬边,裂缝,气孔,角焊缝的焊脚,焊道的整齐,包角,漏焊、焊渣及焊后变形等。这些项目都要作为专检内容,对焊接操作者又都是自检项目。

检查时,一般通过肉眼观察,或借助标准样板,放大镜等工具进行检查,故又称为肉眼观察检查法。在检查时,首先要求清除焊缝附近的飞溅及污物,根据熔渣覆盖特征和飞溅分布情况,可粗略估计该处缺陷。例如,发现焊缝面熔渣表面有裂缝痕迹,往往在焊缝中也会有裂纹;如发现飞溅成线状集结在一起,则有可能是由电流产生磁场磁化工件后,使金属微粒堆积在裂缝上面形成的。对合金钢的焊接产品,需作两次外观检查,这是因为有些合金钢内产生的裂缝形成较慢,一时不能被发现,有时在焊接后的15~30天,第二次外观检查时才发现裂缝。对于未填满的弧坑缺陷应仔细检查,因有可能存在星形散射状裂纹。如焊缝表面出现咬边或满溢,则焊缝内部可能有未熔合或未焊透;如焊缝表面多孔,则在焊缝内部可能有气孔或非金属夹杂物。

检查焊接结构的接头变形和翘曲,一般用量具检测是否已超过规定值。其变形情况,如图5-5~图5-9所示。



图 5-5 V形坡口焊后变形

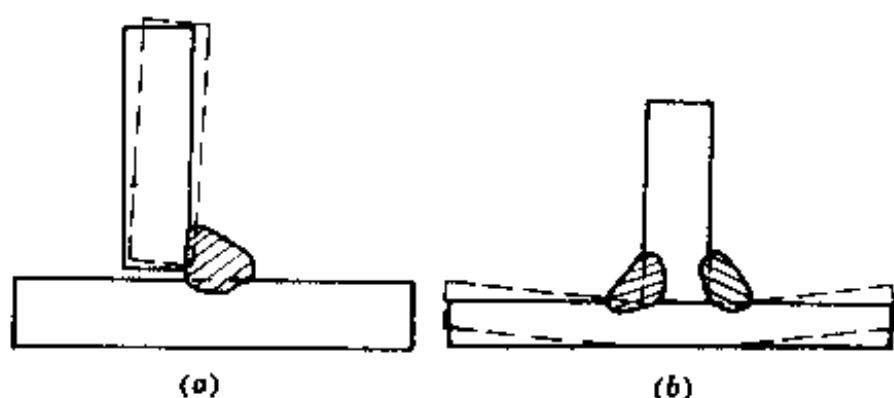


图 5-6 角焊的变形



图 5-7 丁字梁焊后弯曲变形



图 5-8 厚壁管焊后变形

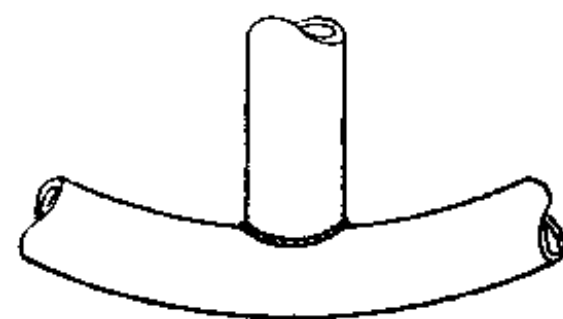
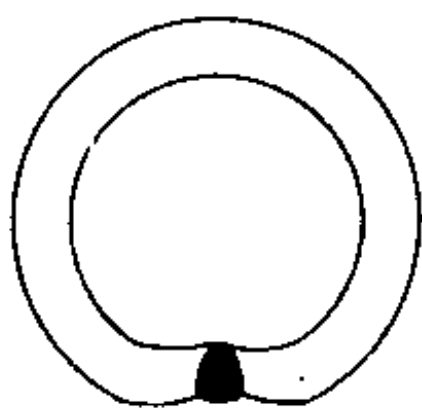


图 5-9 圆管丁字形接头焊后变形

### 第三节 焊接接头的无损检验

无损检验焊接接头缺陷的方法,目前有射线探伤、超声波探伤、磁力探伤、渗透探伤、声发射探伤、电子探伤、液晶探伤以及全息照相技术等。其中,前四项探伤方法已被广泛应用,并已用于生产过程中的检验和“在线检测”。

## 一、射线探伤

射线探伤是检查焊缝内部缺陷的一种最广泛使用的方法,它是采用 x 射线或  $\gamma$  射线照射,并透过焊接接头部位,又照射在照相底片或荧光版上。然后,根据底片上出现的缺陷形状、大小和数量,便能定量评定焊缝质量进行分类定级,以作为产品验收的质量指标。目前对于重要产品的锅炉、压力容器、大型船身等,均广泛采用射线探伤作为检验焊缝质量的重要方法。按照显示缺陷方法的不同,每种射线探伤除了照相和荧光屏观察法,还有电离法和工业电视监察法。

射线探伤的优点,是能确切地判断缺陷的形状,可靠性高,底片能长期保存存档。其缺点是射线对人体有害,检查成本高,从检查到判断所需的时间长。为了对有无缺陷作出迅速判断和处理,已采用直接拍摄法,并且已将射线装置和显象管进行同步扫描电视监控。

### (一)射线性质

x、 $\gamma$  射线的本质是与可见光、无线电波和紫外线等相同的电磁波,只是其波长短。表 5-5 列出各种电磁波的波长。x、 $\gamma$  射线的基本性质如下:

表 5-5 各种电磁波的波长

无线电波	30km~0.3mm
红外线	0.3mm~7800Å
可见光	7800Å~3900Å
紫外线	3900Å~200Å
x 射线	10.9Å~0.006Å
$\gamma$ 射线	1.139Å~0.003Å

1. 不可见光,只能直线传播;
2. 不带电,不受电场和磁场的影响;
3. 能穿透不透明物体,如金属等,其穿透能力决定于它的波长,波长越短,穿透能力越强,所以  $\gamma$  射线比 x 射线有更强的穿透能力;
4. 穿透物体时会被部分吸收,并能使能量发生衰减,也能使气体电离;
5. 能使照相底片感光,能使某些荧光物质产生荧光,也能使某些物质产生光电效应;
6. 能产生生物效应,杀伤生物白血球,透过人体对人体有伤害。

利用上述一些射线性质,就可以利用射线对焊缝金属进行探伤检查。

x 射线装置的主要件,是 x 射线管。当高速的自由电子撞击在阳极的金属表面上,将本身绝大部分的动能转变为热能,使阳极钨靶发热,而有一部分能量使阳极钨靶表面产生 x 射线。x 射线强度在空间的分布,随 x 射线的投射方向与阴极电子束间的夹角不同面发生变化。一般在垂直于阴极的电子束轴线上的 x 射线为最强,在阴极电子束方向上为最弱。产生的 x 射线强度与阴极发射的电子数量成正比,与作用在 x 光管的高压的平方成正比,且与阳极材料的原子序数成正比。因此,要获得较强的 x 射线,必须要有适当的管电压

和管电流,以及高原子序数的阳极靶材料。常选用钨作为阳极靶的材料。

$\gamma$ 射线是由放射性同位素的原子核衰变过程而产生的。 $\gamma$ 射线性质与x射线性质相似,其波长比x射线短,能量高,故具有更强的穿透力。作为 $\gamma$ 射线的同位素有钴、钼、铯、铷、镭、铀和钍。选用时,该同位素必须具有满足要求的穿透力和有较长的半衰期。目前常用的同位素,Co60可以检查250mm厚的铜质工件、350mm厚的铝制件和300mm厚的钢制件。Cs134,Cs137,Ir192等线源,可以检查60mm以下的较薄钢件。

$\gamma$ 射线的剂量 $D$ 与放射性物质的活度 $N$ 有一定关系。当活度为 $N$ 居里的放射性物质,在 $t$ 小时内于 $R(\text{cm})$ 距离上,造成的射线剂量为

$$D = \frac{KNt}{R^2}$$

式中 $K$ 表示该放射性同位素的电离常数。即表示1mCi放射源在1cm距离上的物理剂量率,单位为[伦琴·厘米/小时]。钴60的 $K=1.35R \cdot \text{cm/h}$ ,镭的 $K=8.4R \cdot \text{cm/h}$ 。

## (二)射线探伤的工作原理

射线探伤的方法,有照相法,电离法和荧光屏法三种。目前应用最广的是照相法,因为它具有较好显示焊缝缺陷的效果。

### 1. 射线照相法探伤原理

当射线束透过工件时,其部分能量将被吸收,使射线发生衰减,其衰减的大小与透过金属的厚度不同(焊缝内部存在裂纹、气孔、未焊透等缺陷,即使这部分的金属材料厚度变薄),或与金属的密度(焊缝内部存在夹渣等)有关。当透过较厚或密度较大的物体时,射线衰减就大;反之,射线衰减就小。因此,透射到照相底片上的强度不同,其感光度也就有差异,显影后根据底片上不同的感光深浅的黑度影像,便能判断焊缝内部缺陷的形状、位置和大小。如图5-10所示,当平行射线束1透过工件2时,其强度为 $J_0$ ,由于金属工件对射线的衰减,透射出工件的射线强度减弱到 $J_c$ ,如果工件存在缺陷A、B点时,因该点的工件实际厚度减小,其射出的射线强度为 $J_A$ 和 $J_B$ ,

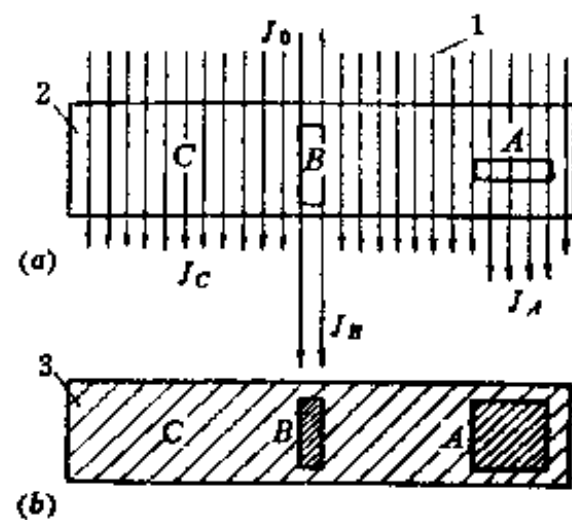


图5-10 射线透过工件的情况和与底片作用的情况

(a)射线透视有缺陷的工件的强度变化;  
(b)不同射线强度对底片作用的黑度变化。

且比没有缺陷的射线强度 $J_c$ 大,则在照相底片3上的光化作用也强,即底片的感光量大,底片也将变得较黑。其较黑区域的大小与缺陷大小有关。其黑区位置与缺陷所在工件部位有关。因此,通过射线在照相底片上产生黑色的影迹,便能判别工件中的缺陷。

从图5-10可知,缺陷A和B虽然是大小相同的缺陷,由于它与射线的相对位置不同,因而在底片上缺陷影像的黑度不同。而且,缺陷在射线照射方向上的长度越长,其黑度也大。由此可知,射线照相法不但可以从底片上,得到工件中缺陷在投射面上的大小,而且可通过缺陷影像黑度的深浅程度,确定缺陷在射线方向的大小。由此推理,像裂纹缺陷,如果其方向与射线的方向平行,则容易发现,如在垂直方向则不易发现,甚至不能显示。

### 2. 电离法检验原理

电离法是利用射线使气体的电离作用和借助电离探测器,使被电离的气体形成电离

电流,以电离电流的大小,表示射线强度的强弱。当被检焊缝存在缺陷时,则使电离箱的射线强度不同,从而可发现焊缝中的缺陷。采用电离法检验工件,只能以电离电流来显示缺陷的存在和大小,但不象照相法能反映出被检缺陷的形状。

电离法检验工件的缺陷,如图 5-11 所示。射线源 1 在工件的一侧,射线束 2 照射被检工件 3。当工件内部有缺陷时,则透过工件后的射线强度大;当工件无缺陷时,则强度小,所以经电离箱 4 和放大、指示器 5,便能以电离电流大小,来判断缺陷的有无和大小。检查时,移动被检工件,便能检验工件焊缝中存在的全部缺陷。该检测法,能进行自动化、远距离的连续的检验,但灵敏度低、不能反映细小缺陷,也不能判断存在缺陷的性质和形状,因而不适宜检验厚度变化的工件。

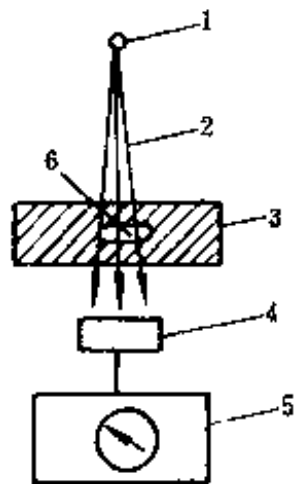


图 5-11 电离法测定缺陷

1—射线源;2—射线束;3—工件;  
4—电离箱;5—放大器及指示器;6—缺陷。

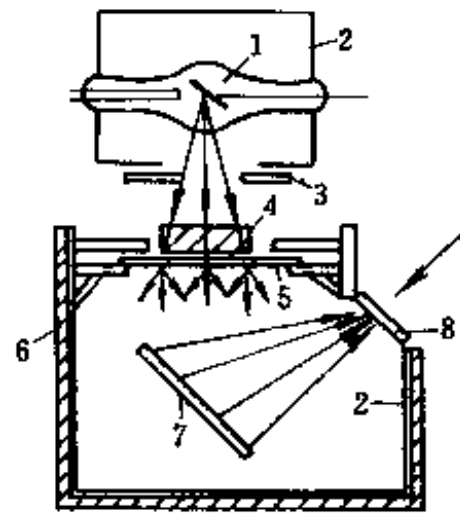


图 5-12 荧光法检验缺陷

1—x 射线管;2—防护罩;3—铅遮光罩;4—工件;  
5—荧光屏;6—观察箱;7—平面反射镜;8—铅玻璃。

### 3. 荧光法检验原理

荧光法是将透过被检工件后的不同强度的射线,又投射到荧光屏上,从激发出不同强度的荧光而得到的荧光图象,便能直接观察被检工件中的缺陷。荧光法检查装置,如图 5-12 所示。射线管 1 放置在防护罩 2 内,经铅遮光罩 3,照射到工件 4 上,透过工件的射线又投射到荧光屏 5 上,从观察箱 6 的平面反射镜 7 和铅玻璃观察板 8 上,能观察到工件内部缺陷的情况。检验质量主要决定于荧光屏的荧光亮度,所以对一定强度射线要能发出均匀亮度和较好的图象清晰度。荧光物质,一般选用硅酸锌、硫化锌和硫化镉的混合物。由于荧光屏不能像照相底片那样把射线能量积累起来,因此只能检查 50mm 以下的铝镁合金和 20mm 以下的钢制的较薄工件。因灵敏度差,所以无法判断微小裂纹的存在。

x 射线—电视法,是荧光法的一种改进装置。它是由工业电视、荧光屏设备、电视摄像机和接收机组合而成的。工业电视法的灵敏度,除了决定于透视规范,还决定于荧光增强器,x 射线管的焦点,以及散射线的影响。由于一般采用中等功率的射线源,灵敏度只能达到 2~5%,所以只能探伤检验 40mm 厚的钢铁工件,无法适用于复杂结构的工件,故至今仍应用较少。

### (三)射线照相探伤法的操作

有关钢熔化焊对接接头射线照相探伤和质量评级,在 GB3323-87(代替 GB3323-82 标准)国家标准作了具体规定。选择时,可按产品技术条件和有关规定,也可以由设计、制造和使用单位,根据产品的具体情况决定。操作时,应注意以下几点。



### 1. 确定产品检查的要求

对工艺性稳定的批量产品,根据其重要性可以抽查 5%、10%、20%、40%,抽查焊缝位置应在可能或经常出现缺陷的位置、危险断面与应力集中部位。对制造工艺不稳定,又是重要的产品,应对所有焊缝作 100% 的检查。为了便于翻修,应有规律进行检查的编号。

$\gamma$  射线和 1MeV 以上的 x 射线透照母材厚度的范围,列于表 5-6。

### 2. 照相胶片的选用

探伤检查用的胶片一般要求反差高,清晰度高的胶片。胶片质量是由感光度、反差、颗粒度、宽容度和灰雾光学密度等来衡量的。胶片按银盐颗粒度由小到大的顺序,分为 J<sub>1</sub>、J<sub>2</sub>、J<sub>3</sub> 三种。表 5-7 列出胶片的类型。选用时可按象质计级别由高面低。医用胶片,也可供探伤检查使用。胶片一般要求放在湿度不超过 8%,温度为 17℃ 的干燥箱内,避免受潮、受热和受压,同时要防止氨、硫化氢和酸类等腐蚀气体的损害。

表 5-6  $\gamma$  射线和 1MeV 以上 x 射线透射厚度(mm)

射线源	母材厚度 T		
	A 级	AB 级	B 级
x 射线 1-2MeV	30~200	40~175	50~150
x 射线 2MeV	>40	>50	>50
Ir192	20~100	30~95	40~90
Co60	40~200	50~175	60~150

表 5-7 胶片的类型

胶片类型	感光度	反 差	粒 度
J <sub>1</sub>	低	高	细
J <sub>2</sub>	中	中	中
J <sub>3</sub>	高	低	粗

### 3. 增感屏的选用

使用增感屏,可以减少曝光时间,提高探伤检查速度。对增感屏的增感能力,用增感因素表示,即

$$\text{增感因素} = \frac{\text{不用增感屏的曝光时间}}{\text{用增感屏的曝光时间}}$$

通常荧光增感屏的增感因素为 5~30,金属增感屏的为 2~7。增感因素决定于射线穿透力和增感屏发光物质的颗粒度。颗粒度大,增感因素大,但会造成影像模糊的缺陷。国产的增感屏分快速、中速和慢速三种。金属增感屏的选用,列于表 5-8。在个别情况下,可使用荧光增感屏或金属荧光增感屏,但只限于 A 级。

表 5-8 增感屏的选用

射线种类	增感屏材料	前屏厚度	后屏厚度
120kV	铅	—	≥0.10
120~250kV		0.025~0.125	
250~400kV		0.05~0.16	
1~3MeV	铜、铅	1.00~1.60	1.00~1.60
3~8MeV			
8~35MeV			
Ir192	铅	0.05~0.16	0.16
Co60	铜、钢、铅	0.50~2.00	0.25~1.00

注:(1)钽屏或钨屏所获得的探伤灵敏度比铅屏高。

(2)使用铜屏或钢屏能获得最佳探伤灵敏度,但比使用铅屏所需曝光时间长。

一般高要求产品、铝制品和 $\gamma$ 射线探伤一般多选用金属增感屏,它比荧光屏发光粒子小,且有吸收散射线作用,故能获得清晰的影像。金属增感屏有前后屏之分,前屏较薄,后屏较厚,其厚度由射线的能量来决定。如射线能量为0.5~0.6百万eV,厚度 $\delta=0.05\sim 0.08\text{mm}$ ;1~2百万eV,厚度 $\delta=0.15\sim 0.75\text{mm}$ ;10百万eV,厚度 $\delta=1\sim 2\text{mm}$ 。受潮的增感屏可用红外线或在烘箱内低温烘干,切忌不要曝晒。

根据金属屏和荧光屏的特点,可分为以下四种增感方式,如图5-13所示。(a)是一种常用的增感方式,它可以得到清晰影像;(b)是一种透视一次可以获得两张底片;(c)是为了提高增感系数,减少曝光时间,但清晰度较差;(d)是一种可以获得清晰影像,但需要增加曝光时间。增感方式的选用要按具体情况和质量要求来选定,例如要求产品质量高,探伤时间充裕,可选用(d)种方式,如果时间紧迫,影像清晰度允许差一些,则可选用c种方式。



图 5-13 底片的增感方式

#### 4. 线型象质计的选用

象质计是用来检查透照技术和胶片处理质量的。衡量该质量的数值是象质指数,它等于底片上能识别出的最细钢丝的线编号。线型象质计的型号和规格,应符合 GB5618-85《线型象质计》的规定。

象质计的选用,应按照透照厚度和象质级别所需要达到的象质指数。象质计的选用,列于表5-9。

线型象质计应放在射线源的一侧的工件表面上,被检焊缝区的一端(被检区长度的1/4部位)。钢丝应横跨焊缝,并与焊缝方向垂直,细钢丝置于外侧。当射线源一侧无法放置象质计时,也可放在胶片一侧的工件表面上,但应通过对比试验,使实际象质指数值达到规定要求。

表 5-9 象质计的选用

(mm)

要求达到的 象质指数	线直径	透照厚度 $T_A$		
		A 级	AB 级	B 级
16	0.100	—	—	$\leq 6$
15	0.125	—	$\leq 6$	$> 6 \sim 8$
14	0.160	$\leq 6$	$> 6 \sim 8$	$> 8 \sim 10$
13	0.200	$> 6 \sim 8$	$> 8 \sim 12$	$> 10 \sim 16$
12	0.250	$> 8 \sim 10$	$> 12 \sim 16$	$> 16 \sim 25$
11	0.320	$> 10 \sim 16$	$> 16 \sim 20$	$> 25 \sim 32$
10	0.400	$> 16 \sim 25$	$> 20 \sim 25$	$> 32 \sim 40$
9	0.500	$> 25 \sim 32$	$> 25 \sim 32$	$> 40 \sim 50$
8	0.630	$> 32 \sim 40$	$> 32 \sim 50$	$> 50 \sim 80$
7	0.800	$> 40 \sim 60$	$> 50 \sim 80$	$> 80 \sim 150$
6	1.000	$> 60 \sim 80$	$> 80 \sim 120$	$> 150 \sim 200$
5	1.250	$> 80 \sim 150$	$> 120 \sim 150$	—
4	1.600	$> 150 \sim 170$	$> 150 \sim 200$	
3	2.000	$> 170 \sim 180$		
2	2.500	$> 180 \sim 190$		
1	3.200	$> 190 \sim 200$		

### 5. 透照方式的选用

按射线源、工件和胶片之间的相互位置关系,透照方式分为纵缝透照法、环缝外透法、环缝内透法、双壁单影法和双壁双影法五种,如图 5-14 所示。

### 6. 焦点和焦距的选用

$\gamma$  射线的焦点,是指射线源的大小。 $x$  射线探伤所指的焦点,是指  $x$  光管内阳极靶上发出的  $x$  射线范围。随着  $x$  光管阳极结构的不同,其焦点有方形及圆形两大类。射线焦点的大小,对探伤取得的底片的清晰度影响很大,所以影响探伤的灵敏度。

缺陷影像的清晰度用  $\rho$  表示,其公式为

$$\rho = \frac{a}{b \cdot \phi}$$

式中  $a$ ——焦点至工件缺陷的距离;

$b$ ——工件缺陷至底片的距离;

$\phi$ ——焦点直径。

从清晰度公式可知,减小焦点尺寸,增加焦点至工件缺陷的距离和减少底片到工件缺陷的距离,便能提高影像的清晰度。

探伤焦距是指焦点到暗盒之间的距离。从清晰度公式可知,在选定射线源后,改变焦距便能提高清晰度。但是加大焦距,不仅使射线的能量因距离增加而衰减,而且照射而上的单位面积的射线强度也大大地减少,所以不能为了提高清晰度,而无限地加大焦距。通常采用的焦距为 400mm~700mm。

### 7. 底片上缺陷的识别

在正确射线照相的条件下,即透照方式、曝光规范和暗室处理等都正确,则在射线拍摄的照片上便能够正确反映焊接接头的内部缺陷,如裂纹、气孔、夹渣、未熔合和未焊透等,并可对缺陷进行性质、大小、数量及位置的识别。然后,根据这些识别与探伤国家标准

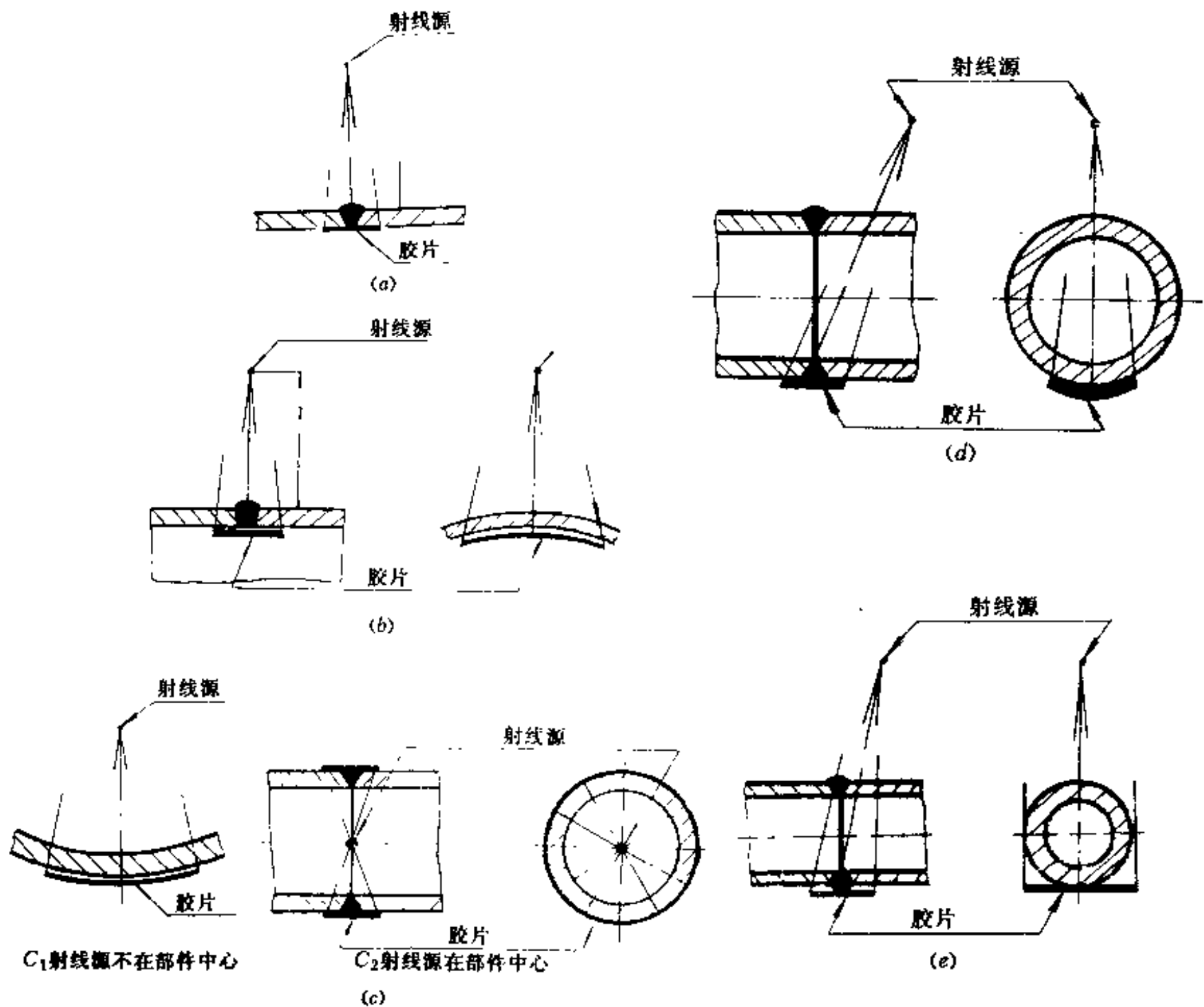


图 5-14 透照方式

(a)纵缝透照法;(b)环缝外透法;(c)环缝内透法;(d)双壁单影法;(e)双壁双影法。

GB3323-87《钢熔化焊对接接头射线照相和质量分级》，进行比较定级。以此判别合格品与不合格品。下面，介绍各种缺陷的识别。

### (1) 裂纹的识别

焊接接头内的裂缝显示，与射线方向有很大关系。当透射方向和裂缝的裂向重合时，裂缝在底片上的显示最清楚；若裂缝方向与射线方向不重合时，裂缝的显示由裂缝的宽度所决定，宽度小时甚至不显示在胶片上。

裂纹在底片上显示的特征，是一条略带曲折波浪形的黑色细条纹，有时也呈直线形，轮廓较分明，两端尖且色淡，中部稍宽色较深，如图 5-15 所示，如果裂纹与照射方向成一定角度，则呈淡灰雾暗影。

裂纹的位置有时在焊缝纵向，或焊缝横向；有时存在于焊缝金属内，有时在焊接热影响区，特别是焊接高碳钢或高合金钢时，有很大可能出现在热影响区。在焊接低碳钢时，弧坑保护不好常出现星状裂纹，如图 5-16 所示。

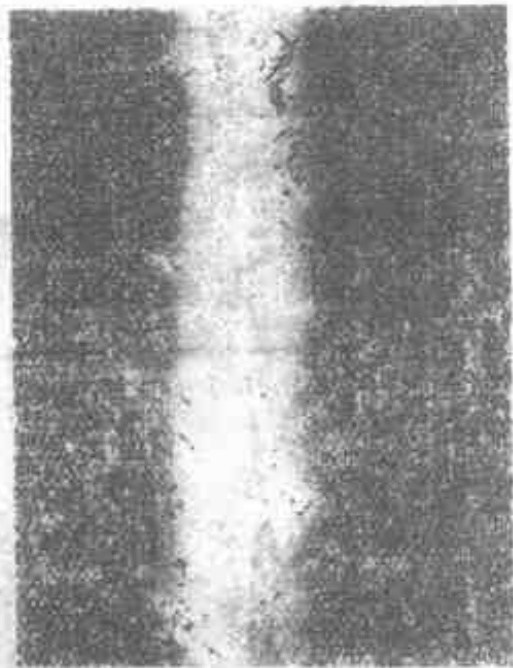
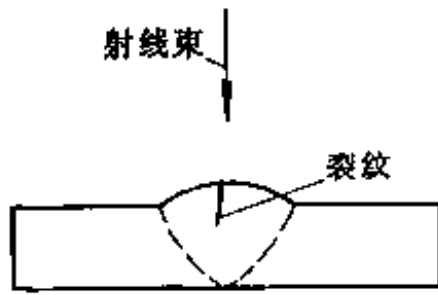


图 5-15 具有裂纹的焊缝照片

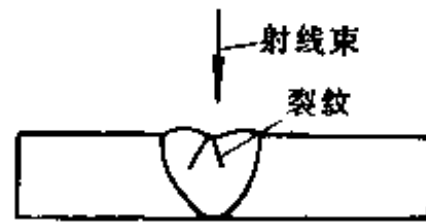


图 5-16 弧坑的星状裂纹照片

## (2) 气孔的识别

在焊缝中的气孔,一般呈球状或长形单个存在,有时也呈现密集形气孔,所以气孔在照片上的特征是呈现圆形或椭圆形黑点,其黑点在中心处较黑,均匀地向边缘变浅,分布不一致,有稀疏的或有稠密的黑点。

手工焊焊缝中的气孔,一般在照片上呈现近似圆形黑点,中心较黑,并均匀地向边缘变浅,轮廓边缘不明显,其中有密集成群状,也有分散的和呈链状的黑点。自动焊的焊缝气孔,通常较手工焊大,故影像较深,呈圆形或卵形,轮廓边缘明显,一般分布在焊缝中心处较多。

## (3) 夹渣的识别

夹渣缺陷在底片上的特征,是点状夹渣呈现单独的黑点影像,轮廓不太规则,带有棱角,黑度均匀。条状夹渣呈现宽而短的粗线条状的影像,长条形夹渣,其影像宽度不一致。群状夹渣的影像呈现较密的黑点群,如图 5-17 所示。

## (4) 未焊透的识别

焊缝中的未焊透缺陷在底片上的显示,与坡口形式、接头型式、焊接层次和焊条性质有关。在底片上呈现的特征,是一条断续的或连续的黑直线,在不开坡口的对接焊缝中,其黑直线宽度比较均匀,且在焊缝影像的中部。在 V 形坡口焊缝中,未焊透在底片上的位置,多是偏离焊缝中心,呈断续线状,宽度不均,黑度也不均匀;在 V 形, X 形坡口双面焊缝中的中部或根部存在未焊透缺陷,在底片上呈现为规则的黑线条。根部未焊透,其黑线条宽度较宽,一般与坡口间隙一致,影像的颜色深浅不均匀。层间未焊透,其影像呈不规则的形状,有成条状或块状的影像,可分布在焊缝的任意地方。当影像的色泽呈黑灰,一般都有夹渣缺陷的存在。当在坡口边缘未焊透,则影像呈长条状黑色条,通常断续分布,黑度不均匀,并偏离焊道中线。

(5)未熔合缺陷的识别

未熔合缺陷一般出现在坡口的边缘,如图 5-18 所示。未熔合缺陷,只有在射线照射方向与坡口边缘方向重合时,才有黑影像;若不重合时,其影像模糊不清,故有时会产生漏判。

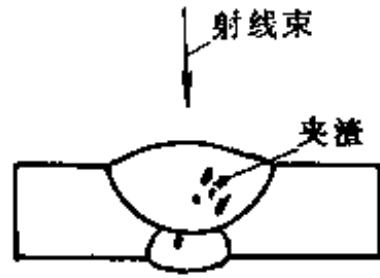


图 5-17 具有群状夹渣的照片

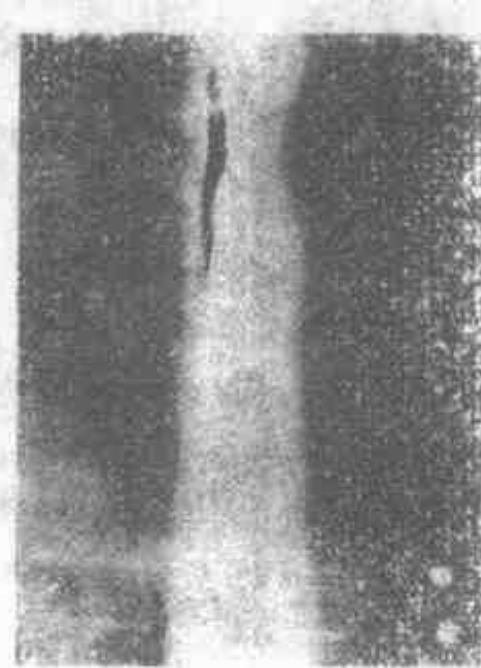
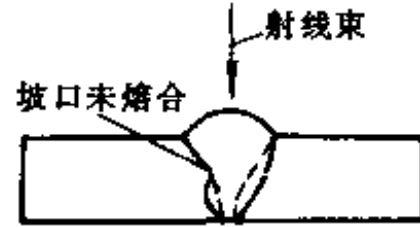


图 5-18 坡口边缘未熔合的照片

8. 底片上缺陷位置的确定

焊缝缺陷在底片上的影像是缺陷从照射方向投影到底片上而得到的。所以底片上的影像只能确定缺陷大小以及它们与焊缝的相对位置,很难判断与计量缺陷的厚度和埋藏在焊缝中的深度。当工件厚度小,又要求用风铲铲除某些缺陷,则不需要确定在照射方向上的缺陷厚度和埋藏深度;若工件很厚,需要确定缺陷位置时,可以按下述方法确定。

缺陷在射线方向上的厚度可用黑度计测量,如图 5-19 所示。从照明光源 1 的光束经透镜 2,光阑 3 射向底片 4,光束又透过底片经屏 5 上的检测孔 6 投射到光电管 7 上,产生的光电流从检流计 8 便能读取数值。当缺陷影像愈透明,光电流愈大;反之,光电流就愈小。若在检流计上的数字标注为人为制订的缺陷厚度值,便能确定缺陷在照射方向上的厚度。

确定缺陷在焊缝中的埋藏深度,可采用二次曝光方法,如图 5-20 所示。

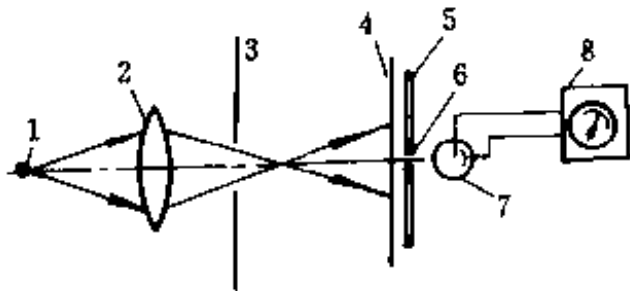


图 5-19 黑度计测量原理

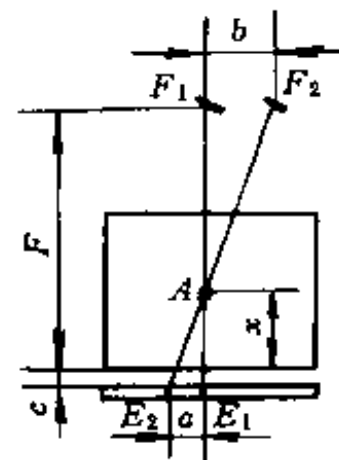


图 5-20 测量缺陷埋藏深度

若要测定 A 点缺陷的埋藏深度,可以在  $F_1$  位置照射一次,使工件和暗盒不动,平移射线至  $F_2$ ,再照射一次,则在底片上得到 A 点的两个投影  $E_1$  和  $E_2$ ,从几何关系可求出缺陷的埋藏深度  $x$ 。因为

$$\frac{b}{a} = \frac{F-c-x}{x+c}$$

所以

$$x = \frac{a(F-c)-bc}{a+b}$$

设暗盒很薄并紧贴被检工件,故可取  $c=0$  代入得

$$x = \frac{aF}{a+b}$$

式中  $a$ ——缺陷的两点影像间距;

$b$ ——x 射线机平移动距离;

$F$ ——焦距。

### 9. 焊缝质量的评定

用射线照相法检验焊缝质量,应根据国家标准 GB3223-87(代替 GB3323-82)《钢熔化焊对接接头射线照相和质量分级》的规定进行评定。按规定,将钢焊缝射线探伤的质量,共分四级:Ⅰ级为最高级,焊缝中允许存在的缺陷为最少;Ⅱ、Ⅲ、Ⅳ级允许存在的缺陷依次增多,质量依次降低。其中规定如下:

Ⅰ级:焊缝内不准有裂缝、未熔合、未焊透和条状夹渣。

Ⅱ级:焊缝内不准有裂缝、未熔合,以及未焊透。

Ⅲ级:焊缝内应无裂纹、未熔合,以及双面焊和加垫板的单面焊中的未焊透。不加垫板的单面焊中的未焊透允许长度按条状夹渣的长度Ⅲ级评定。

Ⅳ级:焊缝缺陷超过Ⅲ级者为Ⅳ级。

具体评定焊缝质量时,则按圆形缺陷、条状夹渣和综合评级。

#### (1) 圆形缺陷的分级

当长度比小于或等于 3 的缺陷,称为圆形缺陷。它们可以是圆形、椭圆形、锥形或有尾巴等不规则的形状。其中,包括气孔、夹渣和夹钨。

圆形缺陷用评定区进行评定,评定区域的大小列于表 5-10。一般评定区应在缺陷最严重的部位。

表 5-10 缺陷的评定区 (mm)

母材厚度 $T$	$\leq 25$	$> 25 \sim 100$	$> 100$
评定区尺寸	$10 \times 10$	$10 \times 20$	$10 \times 30$

评定圆形缺陷时,应将缺陷尺寸按表 5-11 换算成缺陷点数。不计点数的缺陷尺寸,列于表 5-12。当缺陷与评定区边界线相接时,应把它划为该评定区内计算点数。圆形缺陷的分级,列于表 5-13。如果评定区附近的缺陷较少,且认为只用该评定区大小划分级别不适合时,可以经供需双方协商,将评定区沿焊缝方向扩大到 3 倍,求出缺陷总点数,用此值的  $1/3$  进行评定。用扩大评定区的处理办法,可以参看 GB3323-87 标准附录 D 的说明。若圆形缺陷长径大于  $1/2T$  时,则评为Ⅳ级。Ⅰ级焊缝和母材厚度等于或小于 5mm 的Ⅰ级焊

缝内不计点数的圆形缺陷,在评定区内不得多于 10 个。

表 5-11 缺陷点数换算表

缺陷长度 (mm)	<1	>1~2	>2~3	>3~4	>4~6	>6~8	>8
点数	1	2	3	6	10	15	25

表 5-12 不计点数的缺陷尺寸 (mm)

母材厚度 $T$	缺陷长径
$\leq 25$	$\leq 0.5$
25~50	$\leq 0.7$
$> 50$	$\leq 1.4\%T$

表 5-13 圆形缺陷的分级

母材厚度 (mm)	评定区 (mm)	10×10			10×20		10×30
		$\leq 10$	>10~15	>15~25	>25~50	>50~100	>100
质量等级							
I		1	2	3	4	5	6
II		3	6	9	12	15	18
III		6	12	18	24	30	36
IV		缺陷点数大于 III 级者					

注:表中数字是允许缺陷点数的上限。

### (2) 条状夹渣的分级

长宽比大于 3 的夹渣,称为条状夹渣。

条状夹渣的分级,列于表 5-14。当长宽比大于 3 的长气孔的评级与条状夹渣相同,参见表 5-14。当被检焊缝长度小于  $12T$  (II 级) 或  $6T$  (III 级) 时,可按比例折算。当折算的条状夹渣总长小于单个条状夹渣长度时,以单个条状夹渣长度为允许值。

表 5-14 条状夹渣的分级

质量等级	单个条状夹渣长度	条状夹渣总长
I	$T \leq 12 : 4$	在任意直线上,相邻两夹渣间距均不超过 $6L$ 的任何一组夹渣,其累计长度在 $12T$ 焊缝长度内不超过 $T$
	$12 < T < 60 : \frac{1}{3}T$	
	$T \geq 60 : 20$	
II	$T \leq 9 : 6$	在任意直线上,相邻两夹渣间距均不超过 $3L$ 的任何一组夹渣,其累计长度在 $6T$ 焊缝长度内,不超过 $T$
	$9 < T < 45 : \frac{2}{3}T$	
	$T \geq 45 : 30$	
IV	大于 III 级者	

注:表中“ $L$ ”为该组夹渣中最长者的长度。



### (3) 综合评级

在圆形缺陷许定区内,同时存在圆形缺陷和条状夹渣(或未焊透)时,应各自评级,将级别之和减1作为最终级别。

当焊缝的质量级别不符合设计要求时,焊缝质量评为不合格。对于不合格的焊缝,必须进行翻修,翻修后,经检验后合格,才能判该焊缝质量合格。

对钢管熔化焊对接接头射线照相的焊缝质量的分级,作以下规定。

钢管外径大于89mm的管子对接焊缝,可采用双壁单投影分段透照,管子焊缝质量的评级可按GB3323-87标准规定(即上述的圆形缺陷、条状夹渣与综合评级等)。当钢管外径小于或等于89mm的对接焊缝,可按照下列规定评级。

射线照相采用双壁双投影法,射线束的方向应满足上下焊缝的影像在底片上呈椭圆形显示。其间距以3~10mm为宜,最大间距不得超过15mm。只有当上下两焊缝椭圆显示有困难时,才可做垂直透照。在垂直透照时,可以适当提高管电压。象质计的选用,可查GB3323-87标准的附录E中的E.2.3.1。

钢管焊缝质量分级,焊缝存在裂纹、未熔合、条状夹渣和圆形缺陷,与上述的规定相同进行分级。内凹坑分级列于表5-15。设计焊缝系数小于或等于0.75的根部未焊透的分级,列于表5-16。

表 5-15 内凹坑的分级

质量等级	内凹坑的深度		长度(mm)
	占壁厚的百分数(%)	深度(mm)	
I	≤10	≤1	不限
II	≤20	≤2	
III	≤25	≤3	
IV	大于III级者		

表 5-16 未焊透的分级

质量等级	未焊透的深度		长度(mm)
	占壁厚百分数(%)	深度(mm)	
I	0	0	0
II	≤15	≤1.5	≤10%周长
III	≤20	≤2.0	≤15%周长
IV	大于III级者		

## 二、超声波探伤

利用超声波探测材料内部缺陷的无损检验法,称超声波探伤。由于它具有灵敏度高、

操作简便,探测速度快,成本低和对人体无损害的优点,故得到广泛应用,由于该探伤法进行定性定量的评定,受探伤人员的经验和熟练程度的影响较大,至今乃达不到精确的评定。

### (一) 超声波的性质

超声波是一种频率接近或超过 20000Hz 的机械振动。这种机械振动在材料介质中的传播过程,由于人的听觉范围是在声音频率 20~20000Hz 之间,所以超声的振动频率已超过了人的听觉范围。超声波具有以下特性:

1. 超声波在同一的均匀介质中按恒速的直线传播;
2. 超声波从一种介质传播到另一介质时,它会产生反射和折射现象。当从气体介质传播到固体介质时,几乎全部反射;
3. 超声波在金属中有良好的穿透能力;
4. 超声波在介质中传播会产生超声波衰减现象,其衰减按如下规律进行:

$$J = J_0 e^{-2\beta S}$$

式中  $\beta$ ——衰减系数;

$S$ ——超声波传播距离;

$J_0$ ——入射声源的强度。

由于衰减系数是由吸收系数  $\beta_a$  和散射系数  $\beta_s$  两部分的综合,对于大多数固体和金属介质可用下列公式:

$$\beta = \beta_a + \beta_s = Af^2 + Bf^2$$

式中、 $A, B$  是两个比例系数,随介质性质和散射粒子的特点而异, $f$  为频率。从公式可知,超声波的衰减和超声波的频率有关。在室温下、各种材料的纵波衰减系数,列于表 5-17。

表 5-17 纵波在室温下各种材料的衰减系数

衰减系数 ( $10^{-3}$ dB/mm)	材 料	衰减方式	最大探测 厚度(m)
1~10	铸造用铝、镁及轻合金等 冷加工用钢、铝、镁、银及合金等 非金属材料:玻璃、瓷等		1~10
10~100	铸造用铝、镁合金,铸钢、轻合金、优质铸铁、 铜、锌、青铜等 塑料、橡胶、有机玻璃等	扩散为主 吸收为主	0.1~1
100 以上	铸造用铝、镁合金等,铸钢、高合金钢、铸钢、 多孔陶瓷、岩石等 塑料、橡胶、有机玻璃、木材等	扩散为主 吸收为主	~0.1

从上述可知,影响  $\beta$  值除  $f$  外,晶粒大小也起很大作用。此外,化学成分、金相组织、微观缺陷等,也有影响。所以为更精确探伤,必须设法处理好这些影响因素。

### (二) 超声波探伤的工作原理

超声波产生的方法,有机械法、电动力法、磁滞伸缩法和压电法等。由于压电法产生超

声波的方法,较其它方法简单、功率小、探伤仪的结构也灵巧,操作方便,其工作频率也能满足探伤检验的要求,所以目前广泛采用压电法产生超声波。

现对超声波探伤的工作原理,简单介绍如下:

超声波探伤所用的设备,称为超声波探伤仪。它是由高频脉冲发生器、探头(声电传感器)、接收放大器和指示器等四部分组成的,如图 5-21 所示。仪器探伤时,将高频脉冲发生器产生的高频脉冲电压同时作用在探头和接收放大器上,探头能把接收的高频交变电压脉冲转换成超声振动(即超声波),并射向焊缝,作用在接收放大器上的高频脉冲信号经放大后,在荧光

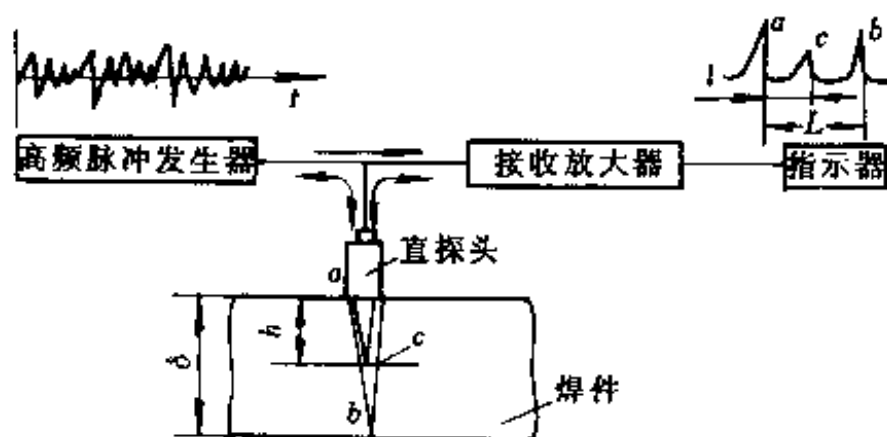


图 5-21 超声波探伤仪工作原理  
a—始脉冲;b—底脉冲;c—缺陷脉冲。

屏上显示出始脉冲  $a$ 。它表示已向焊缝发射超声波。进入焊缝内的超声波,是按直线传播的。若在传播方向上遇到缺陷时,则会引起反射。这些反射波被探头接收,又把声波振动变为交变电压,经接收放大器后在荧光屏上产生缺陷脉冲  $c$ 。另一部分的超声波在焊件底部发生反射,经接收放大器后也在荧光屏上产生底脉冲  $b$ 。由于产生反射的时间有先后,所以底脉冲、缺陷脉冲和始脉冲的距离不同( $L$  和  $l$ ),由距离便可以确定缺陷离工件表面的位置。同时,通过缺陷波的距离与缺陷深度、焊件厚度  $\delta$  的关系,可以计算出缺陷深度  $h$ ,如图 5-21 所示。

$$h = \delta \frac{l}{L}$$

缺陷面积越大,缺陷脉冲也就越高。

探伤仪根据工作方法,可分为脉冲反射式探伤仪、连续式探伤仪和调频式探伤仪。根据显示方法的不同,有 A 型、B 型和 C 型探伤仪。A 型探伤仪是目前最常用,最普通的一种探伤仪。它的指示特点,是根据示波管荧光屏上时间扫描基线上的讯号,从而判断工件内部缺陷的存在与否,以及存在的情况,但不能反映其性质。B 型探伤仪在国外大型企业中已被采用。它的指示特点,是把沿探头移动路线所切割的工件断面情况显示出来。为了避免探头磨损和有利于自动化探伤,这种仪器常采用浸液法。C 型探伤仪的荧光屏上所得到的图像,是缺陷的平面投影图。目前国内外均未能广泛应用于生产。但它的优点有可能像射线探伤,能检测较厚工件的任意截面和工件内部缺陷的全貌,故只限于用在实验室的研究工作。

各种脉冲反射式超声波探伤仪,为了适应不同的探伤要求和探伤对象,设有多种探伤频率、探伤方式和多种探头。

常用的探伤频率,有 0.25MC, 0.5MC, 0.8MC, 1.0MC, 1.25MC, 1.5MC, 5MC 和 10MC 等。

探伤方式有三种:

1. 单收单发:探伤是用二个探头,一个接收超声波,另一个发射超声波。
2. 单收发:探伤时用一个探头,探头同时起接收和发射超声波的作用。

3. 双收发:探伤时用二个探头,它们各自都起收发超声波的作用。

探头有直探头和斜探头。直探头又称为平探头,可发射及接收纵波,其压电晶片直径为 $\phi 10\text{mm}$ 和 $\phi 24\text{mm}$ 。斜探头用于横波探伤,它可发射及接收横波,其压电晶片为 $\phi 10\text{mm}$ 和 $\phi 24\text{mm}$ ,其角度为 $30^\circ$ , $40^\circ$ 和 $50^\circ$ 。有时,为了取得特殊要求,还有可以调角度的探头和表面波探头,其晶片要制成特殊直径。

图 5-22 为 A 型探伤仪。它是由同步触发电路,时间扫描电路,高频脉冲发射电路和接收放大电路等组成的。当接通电源后,同步触发电路产生二路同步触发讯号:一路触发时间扫描电路,使时间扫描电路工作,产生的锯齿波电压作用于示波管,使示波管产生扫描;另一路讯号触发高频脉冲发射电路,使之产生高频脉冲讯号,由高频脉冲讯号作用到探头产生超声波。探伤时,超声波通过探测表面的耦合剂,将超声波传入工件传播,当遇到缺陷和工件底面就反射回到探头,由探头又将超声波转换成电讯号,并输入放大电路,经检波后在示波管荧光屏上出现表面反射波(始波)A,缺陷反射波 C 和底面反射波 B。通过始波 A 和缺陷波 C 之间距离,便可决定缺陷离工件表面的位置。同时,通过缺陷波 C 的高度,也可决定缺陷的大小。

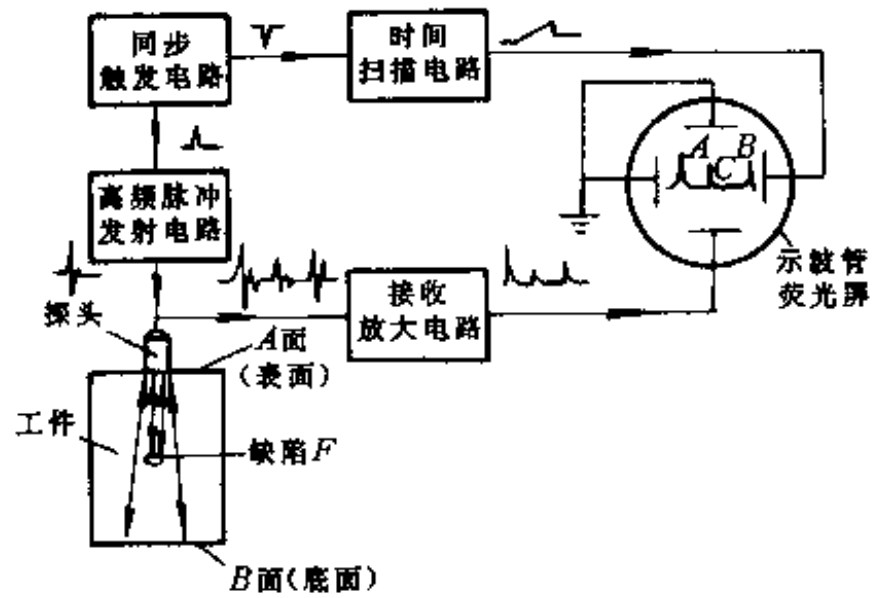


图 5-22 A 型探伤仪原理图

A 型探伤仪可以用一个探头,也可用两个探头工作,同时还可以通过探头改变波形,进行纵波探伤、横波探伤和表面波探伤。

A 型探伤仪可以用一个探头,也可用两个探头工作,同时还可以通过探头改变波形,进行纵波探伤、横波探伤和表面波探伤。

### (三)超声波探伤方法

超声波探伤方法与使用的仪器、超声波波形、探头型式、耦合方式、显示缺陷的方法有关,所以可以组合成不同的探伤方法。常用的探伤方法,有接触法和浸液法,反射法和穿透法,脉冲法、连续波和调制波法,纵波、横波和表面波法。

接触法是指探头与工件表面之间有一层薄的耦合剂,便能直接进行探伤的方法,浸液法是将探头与工件全部浸于液体,或将探头与工件之间局部充以液体进行探伤的方法。

纵波探伤,是利用超声波的纵波进行探伤。由于使用的是直探头,故又称为直探头探伤。纵波探伤适用于厚钢板、轴类、轮类等几何形状简单的工件,它能发现与探测表面平行的缺陷。

横波探伤,是利用横波进行探伤的方法。它是采用斜探头进行探测的,故又称为斜探头探伤。该法可用来发现与探伤表面成一定角度的缺陷。

表面波探伤,也是采用斜探头探测的,但探头的角度等于第二临界角 $\alpha_{2m}$ ,它是专用来发现表面或离表面很近的缺陷。根据超声波波长 $\lambda$ 和工件厚度 $\delta$ 的相对大小不同,又分为瑞利波探伤和莱姆波探伤。当 $\delta > \lambda$ 时,属于瑞利波探伤;当 $\delta < \lambda$ 时,则属于莱姆波探伤。

纵波探伤,如图 5-23 所示。当直探头在被检工件上移动,经过无缺陷处,在 A 型探伤仪的荧光屏上只有始波 A 和底波 B。若探头移至有缺陷处,且缺陷的反射面比声束小,则在荧光屏上出现始波 A、缺陷波 F 和底波 B,如图 5-23(b)。若探头移到有大缺陷外,则荧

光屏上只出现始波  $A$  和缺陷波  $F$ , 如图 5-23(c) 所示。

横波探伤, 如图 5-24 所示。当斜探头放在被探测工件表面上, 通过耦合剂, 声波传入工件, 若工件内没有缺陷, 由于声束倾斜而产生反射, 故没有底波出现, 荧光屏上只有始波  $T$ , 如图 5-24(a) 所示。当工件存在缺陷, 而缺陷与声束垂直或倾斜角度很小时, 声束会被反射, 在荧光屏上呈现缺陷  $F$ , 如图 5-24(b) 所示。当探头接近被检板端, 则会出现板端角反射波  $B$ , 如图 5-24(c) 所示。

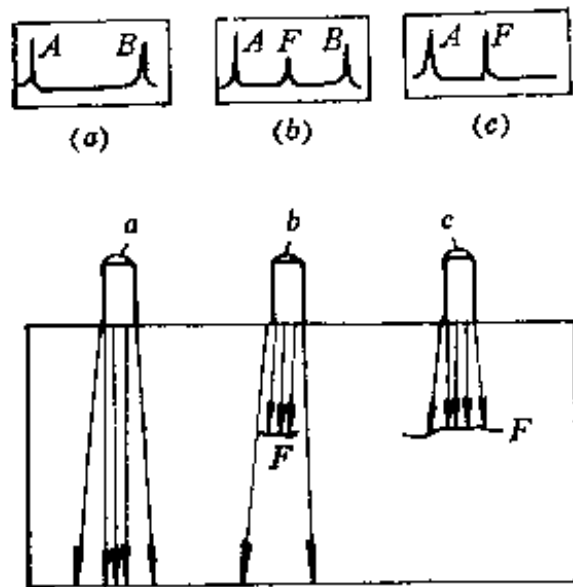


图 5-23 纵波探伤

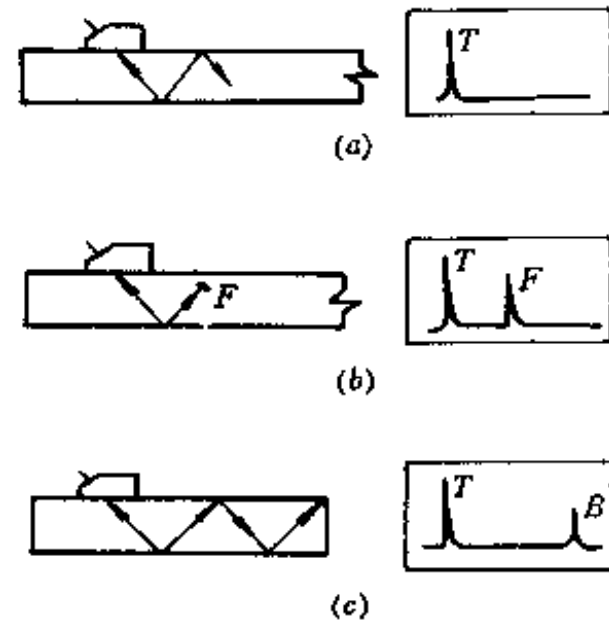


图 5-24 横波探伤

#### (四) 各种焊接接头的探伤

##### 1. 对接接头的探伤

平板对接焊缝不论是 X 型或 V 型坡口, 可采用正射波法或反射波法的斜探头探伤, 如图 5-25 所示。正射波法是将超声波入射到工件之后至工件底部反射之前的那段声束来发现缺陷, 而反射波法则是靠经底面反射后的声束发现缺陷, 其中有一次反射波法, 二次反射波法... 等。所谓一次反射波法, 是利用工件底面的第一次反射后至工件表面反射之前的声束来发现缺陷, 依此类推便可取得二次, 三次... 的反射波法, 如图 5-26 所示。

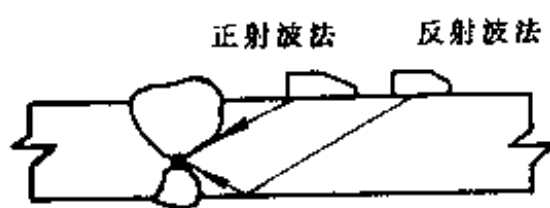


图 5-25 正射波法和反射波法探伤



图 5-26 多次反射波法探伤

平板对接所用的频率, 一般选用 2.5MC, 探头移动采用锯齿形运动的方法。在探测对接接头焊缝时, 要注意鳞片、死区、焊瘤和垫板等的影响。

**鳞片:** 这是焊缝表面的波纹。在手工焊的焊缝表面均有表面鳞片, 能引起超声波的反射, 在荧光屏上会出现鳞片的讯号。其讯号大小与探头角度有关。探头角度小, 讯号强烈; 探头角度大, 容易产生表面波的影响。区别鳞片讯号还是缺陷讯号, 可将涂有油的手指按在超声波反射面的鳞片处, 若讯号减弱或消失, 则为鳞片讯号, 若讯号不变, 则为缺陷讯号。

**死区:** 当焊缝加强高过高时, 会出现顶部的死区, 见图 5-27(a) 所示。若加强高过宽时, 则会出现焊缝中部的死区, 如图 5-27(b) 所示。克服顶部探测死区可减少探头角度, 或

进行两面探伤,克服中部探测死区,则可增加探头角度。

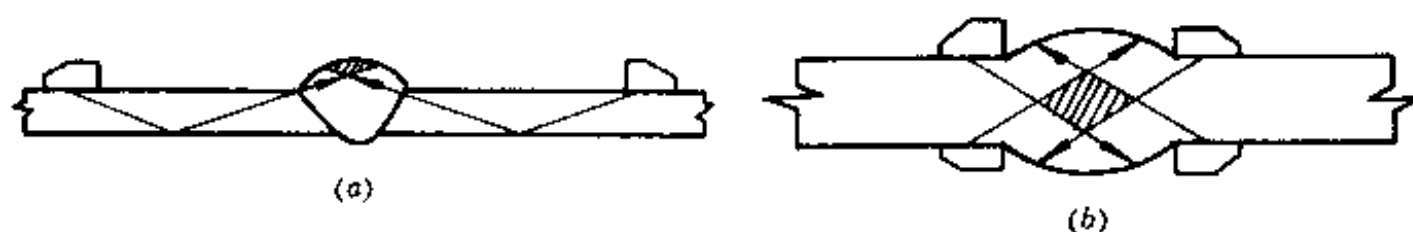


图 5-27 探测死区

(a)加强高过高出现的死区;(b)焊缝内部的死区。

焊瘤;在探伤中焊瘤也会出现讯号,所以探伤前,先检查是否有焊瘤。

垫板:当在探测有垫板的焊缝时,会产生垫板的反射讯号。

### 2. 丁字接头的探伤

一般可采用斜探头的正射波法,来探伤丁字接头的焊缝缺陷。如图 5-28 所示,探伤面选在底板上或腹板上进行。其频率和探头角度,可按具体的丁字接头参考对接接头的探伤要求,选取。若腹板厚度大于直探头的直径时,也可选用直探头协助探伤。探伤时,应注意焊缝面与声束垂直或接近垂直时,会出现与缺陷反射波有相同位置的反射波。此时,可以采用区别鳞片反射波的方法进行识别。

### 3. 搭接接头的探伤

搭接接头焊缝,可用图 5-29 所示正射波法进行探伤。先在探测板端校正波程,荧光屏上记录如图 5-29(c)波的位置。然后,把探头向焊缝方向探测。如果移至  $b$  位置有缺陷时,则会出现缺陷波  $F$ ,如图 5-29b 所示;当探头继续向前移动, $F$  波幅下降;探头移至  $a$  处,若焊脚大于声束, $F$  波会消失,如图 5-29a 所示。

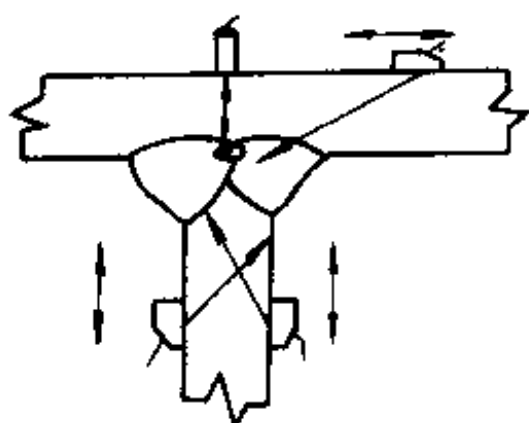


图 5-28 丁字接头探伤

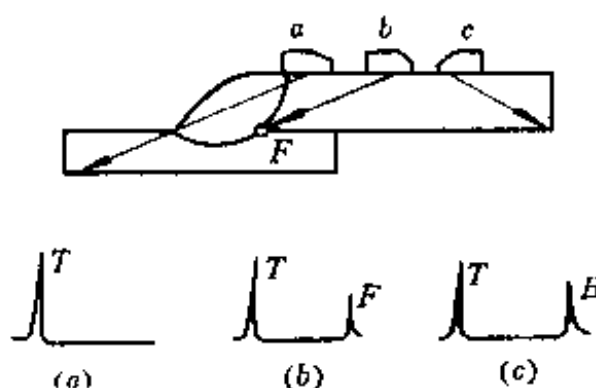


图 5-29 搭接接头的探伤

## (五) 缺陷位置、大小和性质的确定

### 1. 缺陷位置的确定

缺陷位置的确定,必须确定缺陷在探测面上的投影位置和缺陷埋藏的深度。

#### (1) 缺陷在探测面上的投影位置

采用直探头探伤时,缺陷就在探头的下方如图 5-30(a)所示。用斜探头探伤时,缺陷在探头前下方,如图 5-30(b)所示。

$$L = S \sin \alpha$$

式中  $L$ ——入射点至缺陷的水平距离;

$\alpha$ ——折射角;

$S$ ——探测面的入射点至缺陷的波程。

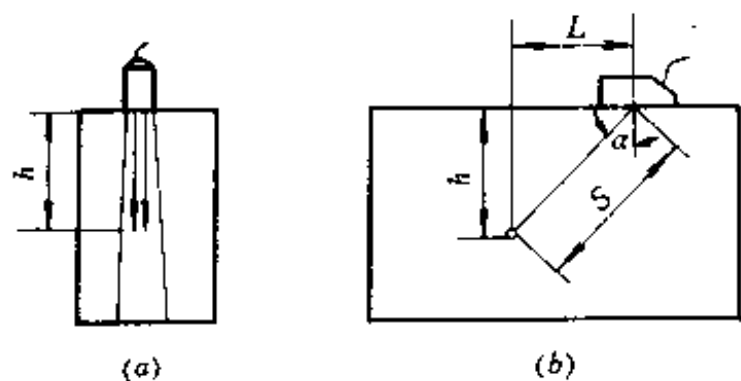


图 5-30 缺陷与探头位置的关系  
(a)直探头探伤; (b)斜探头探伤。

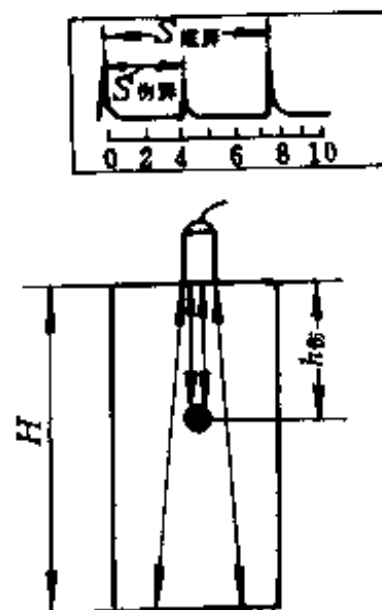


图 5-31 直探头用固定标尺测定波程

### (2) 缺陷深度的确定

在用直探头探伤时,缺陷埋藏深度等于声波自探测表面至缺陷的波程  $S$ ,如图 5-31(a)所示。用斜探头探伤时,如图 5-30(b)所示。

$$h = S \cos \alpha$$

### (3) 缺陷波程 $S$ 的测定

波程可用下列三种方法测定。

固定标尺法:该法是在荧光屏窗口设置一刻度标尺,以此标尺来反映始波与缺陷波,始波与底波之间的关系。直探头探伤缺陷波程的测定,如图 5-31 所示。计算公式为

$$h_{\text{缺陷}} = \frac{H \times S_{\text{缺陷}}}{S_{\text{底面}}}$$

式中  $H$ ——工件的厚度;

$S_{\text{缺陷}}$ ——缺陷波与始波在固定标尺上的距离;

$S_{\text{底面}}$ ——底波与始波在固定标尺上的距离;

$h_{\text{缺陷}}$ ——缺陷至工件的探测面距离。

斜探头探伤时,缺陷波程的测定比直探头复杂,因斜探头有斜楔,声波要经斜楔后才能射入工件,进入工件后又产生折射,则在荧光屏上始波零位并不能代表声波入射工件的开始位置。另外,由于工件底面与声束不垂直,而没有底波出现。所以测定缺陷波程时,首先测定探头入射点和零位的校正,然后测定正射波法(或反射波法)的波程和跨距作为底波的假想位置。根据这些影响因素才能计算出缺陷波的波程。采用正射波法—固定标尺测定缺陷波程,如图 5-32 所示。缺陷波的波程  $S$  为

$$S_{\text{缺陷}} = \frac{S_{1/2}}{S_{1/2\text{屏}}} \cdot S_{\text{缺陷}}'$$

$$S_{1/2} = P_{1/2} / \sin \alpha$$

式中  $S_{1/2}$ ——工件声波入射点至底角尖的距离;

$S_{1/2\text{屏}}$ ——零位校正后固定标尺零点与底角反射波间的距离;

$S_{\text{缺陷}}'$ ——缺陷波和始波在固定标尺上距离;

$P_{1/2}$ ——入射点至垂直端面的边缘之距离为半跨距。

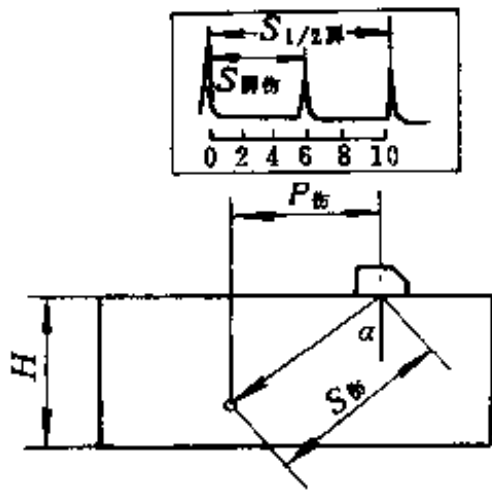


图 5-32 正射波法用固定标尺测定缺陷波程

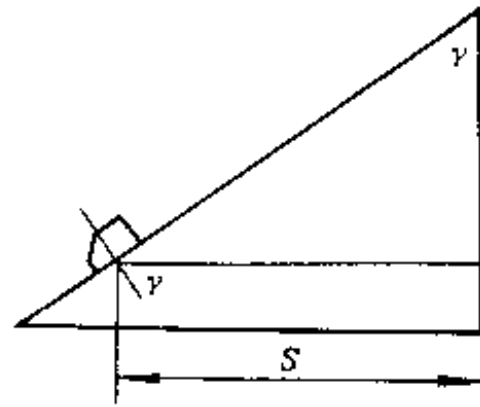


图 5-33 三角板法测定缺陷波程

时间标记法：在一些仪器上都加上一个时间标记讯号，来代替固定标尺。这种方法能克服固定标尺，不能与荧光屏吻合所带来的缺点。其计算波程方法，完全与固定标尺法相同。

三角板法：用三角板法测定波程，是在比较基础上进行测定的。这是一种简便有效的方法。如图 5-33 所示，用一块直角三角形的金属板，其材质与工件材料相同，有一锐角应等于使用探头在工件的折射角。当探伤时，发现工件有缺陷，记下荧光屏上的缺陷位置，然后将探头移至三角板的斜面上，对着等于折射角的锐角上下移动，使直角边的反射波在荧光屏上与缺陷波的位置重合，这时，入射点至直角边的距离，即是工件上的缺陷波程  $S$ 。

2. 缺陷大小的确定

缺陷大小，在这里是指缺陷对声束反射的面积。根据缺陷大小与缺陷在同一深度下声束截面的比值不同，来确定缺陷大小。其方法有当量高度法、脉冲消失法和脉冲半高度法。

(1) 当量高度法

在测定前，先做一批试块，并在试块内存在不同大小和深度的人为缺陷，然后测出同一深度下不同大小的人为缺陷的对应反射波高度，以及同一缺陷大小不同深度下的反射波高度，制作人为缺陷面积与缺陷波高度曲线、缺陷深度与缺陷波高度曲线，如图 5-34 所示缺陷当量曲线。在探伤焊缝缺陷时，如果焊缝中存在缺陷，可以调整探伤出现的条件与所作曲线时的相同条件，再根据荧光屏上的缺陷波高度与始波的距离，从图 5-34 所示曲线找出相应的缺陷面积和埋藏深度。这种方法只适用于缺陷反射面小于声束截面的情况。

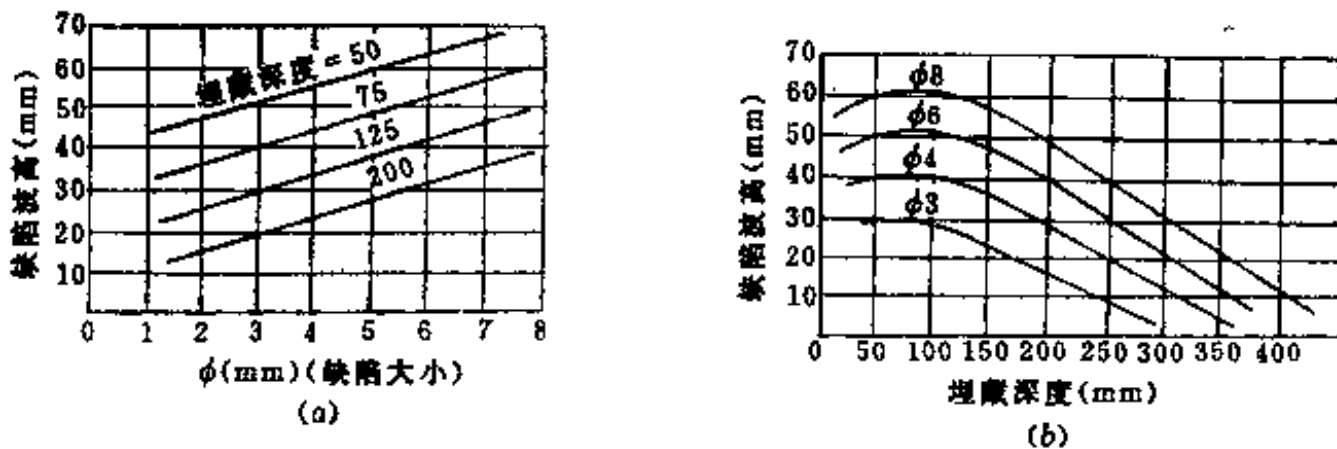


图 5-34 缺陷当量曲线  
(a)面积-高度曲线；(b)深度-高度曲线。

(2) 脉冲半高法

半高度法先测出缺陷对声束全反射的高度  $A$ ，然后左右移动和前后移动探头，使缺陷



波高度为  $\frac{1}{2}A$ , 这时的缺陷长度  $b$  相等于探头移动距离  $L$ , 如图 5-35 所示。

(3) 脉冲消失法

当探头移动时, 缺陷波高度变化很大, 很难找出固定的最高反射波, 而且缺陷的范围大于该处声束截面的情况, 则不能采用脉冲半高度法, 而只能采用脉冲消失法来确定缺陷大小。

图 5-36 所示测定  $c$  处缺陷的情况, 探伤时, 将探头作左右或前后移动, 找出缺陷波消失的位置, 如果  $a, b$  处为无缺陷处, 则可用下式计算缺陷的范围。

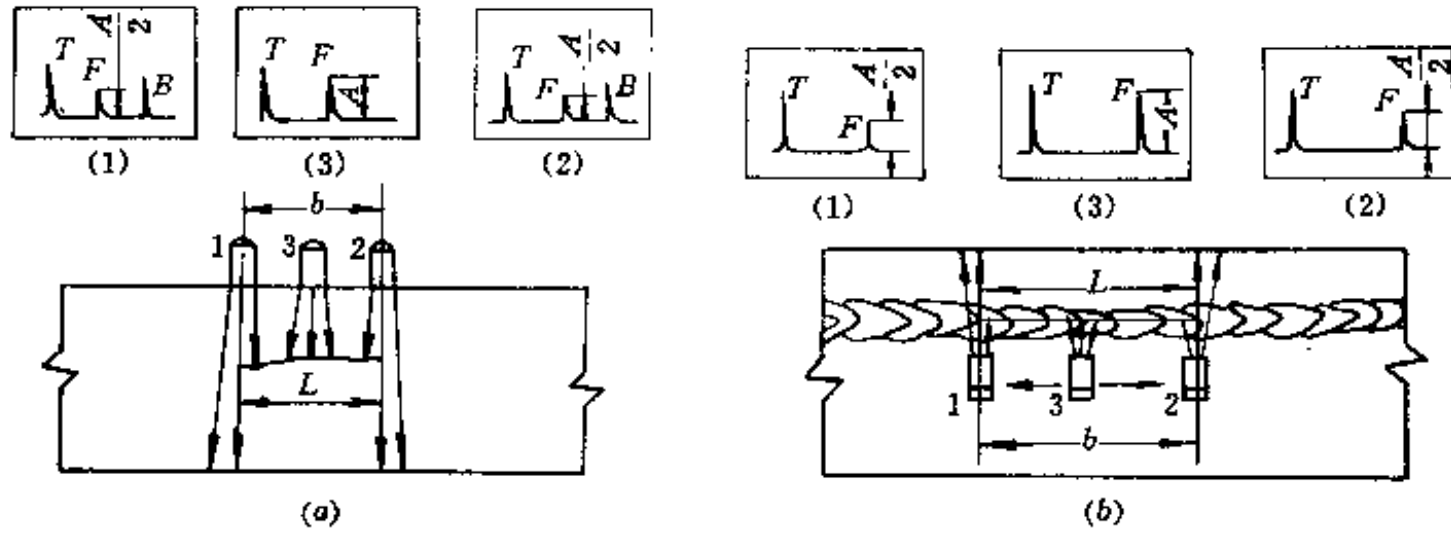


图 5-35 半高度法测定缺陷大小

(a) 直探头测定缺陷大小; (b) 斜探头测定缺陷大小。

$$d_x = L - 2h \operatorname{tg} \theta$$

式中  $L$ ——缺陷波消失时两探头边缘间的距离;

$h$ ——缺陷深度;

$\theta$ ——声束的半扩散角。

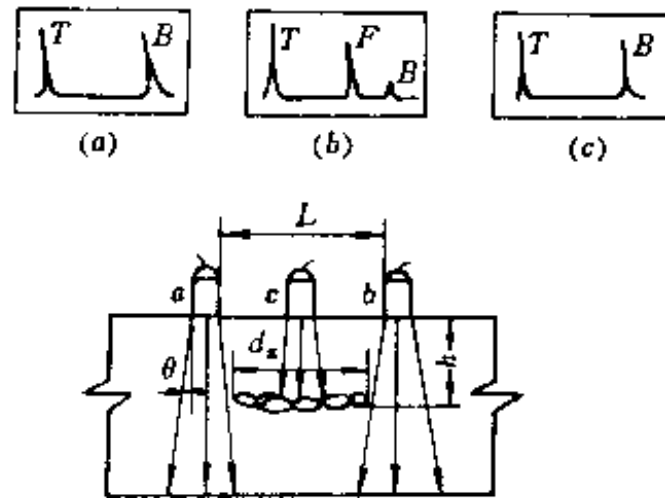


图 5-36 脉冲消失法测定缺陷大小

3. 缺陷性质的判别

由于在荧光屏上的波形, 很难识别缺陷的性质, 即很难判别是气孔缺陷还是裂缝等等, 所以探伤者务必根据工件的结构特点, 进行缺陷波形的综合分析, 才能决定属于哪一种缺陷。

(1) 缺陷性质的分布

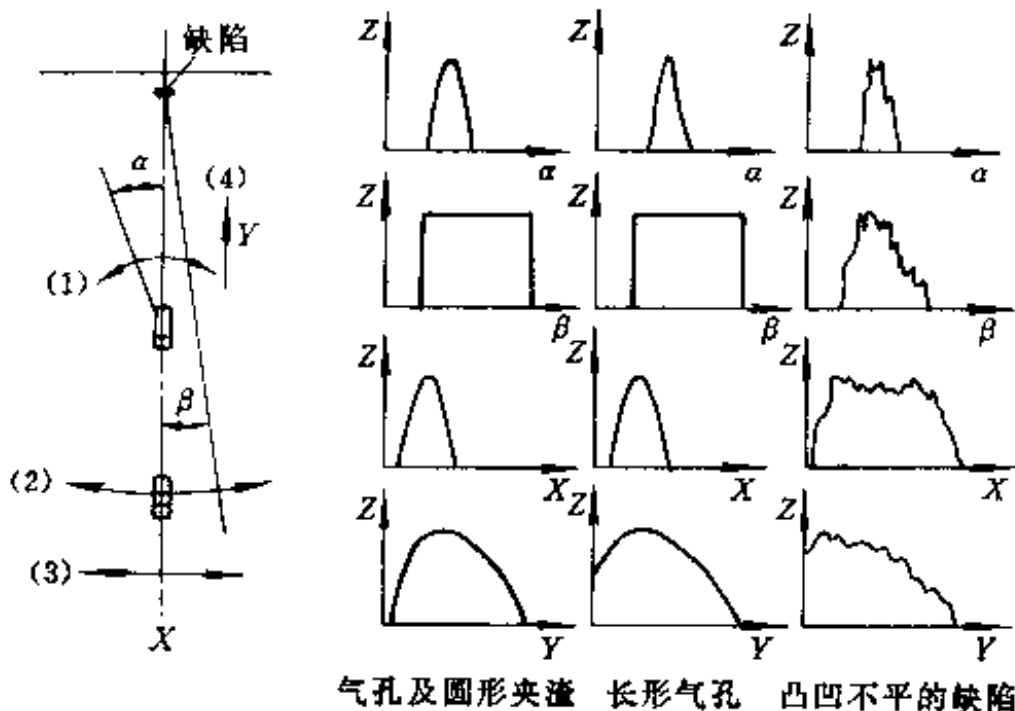
参见表 5-18 所示的统计规律, 由缺陷存在的位置、形状和分布情况, 可以大致确定缺陷的性质。

表 5-18 缺陷性质与在焊缝中的位置、形状和分布

缺陷性质	在焊缝中位置	缺陷形状	缺陷存在形式
气孔	在焊缝中部	球形或针形	单个、密集、链状
夹渣	在焊缝中部	球形或块状	单个、密集、链状
未焊透	在坡口边缘,或根部,或焊道层间	长条状	沿焊缝纵向连续或断续
未熔合	在焊道层间或坡口边缘	长片状	沿焊缝纵向连续或断续
裂缝	在焊缝各部位的应力集中处	长条状、星状	沿焊缝纵向或横向

(2) 动态波形的分析

动态波形图是根据探头移动时绘制的波形变化曲线,如图 5-37 所示。由于绘制曲线时,首先找出缺陷波形的最高点,然后将探头作前后、左右转动或摆动时的缺陷波形的变化,它以缺陷波高度为纵坐标,探头移动距离或转动角度为横坐标,绘出波形高度变化的包络线,所以曲线能反映综合缺陷的形状和分布,并能反映缺陷波变化与探头移动(转动)之间的关系,所以可以根据曲线判断缺陷的性质。



气孔及圆形夹渣 长形气孔 凸凹不平的缺陷

图 5-37 焊缝中缺陷波形特征的包络线

(1) 摆动( $\alpha$  为摆角); (2) 环绕移动( $\beta$  为环绕角);

(3) 水平移动( $X$  为水平位移); (4) 垂直移动( $Y$  为垂直位移)。

(3) 各种缺陷波形的特征分析

气孔: 气孔一般成球形, 反射面较小, 对超声波反射不大, 因此在荧光屏上单独出现一个尖波, 波形较单纯。当探头绕缺陷转动时, 缺陷波高度不变; 当探头在原处转动时, 单个气孔的反射波会迅速消失。若是链状气孔, 则会不断呈现缺陷波。若是密集型气孔, 则会出现数个彼此起落的缺陷波。图 5-38(a) 所示单个气孔呈现的波形。



图 5-38 缺陷波形特征

(a) 气孔波型; (b) 裂缝波型; (c) 夹渣波型。

裂缝: 裂缝的反射面积较气孔的大, 且较为曲折。用斜探头探伤时, 荧光屏上会出现锯齿较多的尖波, 波形也较单纯, 如图 5-38(b) 所示。若探头沿缺陷长度方向平行移动, 波形中锯齿形变化很大, 波高也有所变化。当探头移动一段距离后, 波高才逐渐降低直至消失, 但探头绕缺陷转动, 缺陷波会迅速消失。

夹渣：由于夹渣的形状不规则，且表面粗糙，故在荧光屏出现一串高低不同的小波合并而成的波形，其波根部较宽，如图 5-39(c)所示。当探头沿缺陷平行移动时，条状夹渣的波会连续出现，转动探头时，波形迅速降低。若是块状夹渣，则在较大范围内都出现缺陷波。若在不同方向探测时，则会出现不同形状的缺陷波。

未焊透：未焊透缺陷，在荧光屏上出现的波形，基本上与裂缝波形相似，不同的是没有裂缝波形那样多锯齿。

未熔合：未熔合缺陷，一般出现在母材与焊缝的交界处，其波形与未焊透的波形相似，但缺陷范围没有未焊透那样大的范围。

### (六)影响探伤波形的分析

超声波探伤，是由探伤仪的荧光屏上的脉冲图形表征的。由于探伤采用的探头、探头引线、耦合剂、声束，工件结构与缺陷等的任一个因素，均会影响脉冲图形的变化，因此在探伤时，各项影响因素与焊缝缺陷所产生的讯号，只有正确的判断与处理，才能得出正确的结果。

例如耦合剂的影响，耦合剂一般采用液体（机油），它的声阻应与工件的声阻相同或接近，这样能获得最大的入射能量，并要求耦合层厚度应等于波长的  $1/2$  的整数倍。工件表面粗糙度愈低，探头与工件的接触愈好，则声波导入工件的声能量愈多。工件的内部组织和化学成分也影响波形变动，因为不同的组织对超声波的能量的衰减是不同的。在钢中、珠光体比回火铁素体的衰减声能大，层状珠光体比球状珠光体的衰减能量大。灰口铸铁比球墨铸铁的衰减大，又如结晶粗大，结晶不均都能引起衰减能大，所以衰减会严重降低探伤灵敏度。

对缺陷来论，缺陷的位置，大小、形状、方向、性质，以及缺陷与声束的相对位置和方向，均会影响波形的变化，所以对操作者要求有一定技能和基本知识，认真细致地分析判断，才能获得正确仲裁。

## 三、磁粉探伤

磁粉探伤按测量漏磁方法的不同，分为磁粉法、磁感应法和磁记录法。其中，磁粉法是应用最广的。

磁粉探伤是利用在强磁场中，铁磁性材料表层缺陷产生的漏磁场吸附磁粉的现象，进行的一种无损检验法。磁粉探伤只能发现磁性金属表面和接近表面层的缺陷，而且只能作缺陷的定量分析，不能正确决定缺陷性质和埋藏深度。用磁粉检查漏磁现象，可分为磁粉干法和磁粉湿法两种方法。

### (一)磁粉探伤原理

磁粉探伤时，首先将被检焊缝的两侧局部充磁，使焊缝中有磁力线通过。对于断面相同、内部组织均匀的零件，磁力线在其内部是均匀、平行地分布。当焊缝内部存在裂缝、夹渣、气孔等缺陷时，由于这些缺陷中存在的物质是非磁性的，且磁阻较大，因而使磁力线因各段磁阻不同而产生弯曲，磁力线将绕过磁阻较大的缺陷，则会在表层的缺陷部位产生漏磁。若把磁粉撒在焊缝的表面上，磁粉会被吸附在缺陷处，然后根据吸附磁粉的形状、多少、厚度等，便可以判断缺陷的位置和大小。如图 5-39 所示，在缺陷接近或位于零件表面时，在 C、D 处的磁力线不但弯曲，而且通过零件表面形成南北两极的局部磁场，这种现象

称为漏磁。因而在该部位能吸附磁粉,以表征缺陷的存在。

从图 5-39 所示的磁力线分布可知,磁化后的零件并不是所有缺陷都能产生漏磁,如 A 处的气孔,形状成球状,磁力线弯曲得不显著,就不易产生漏磁。当缺陷远离工件表面,即使磁力线弯曲显著,也不能产生漏磁,如 B 和 E 处的缺陷,所以只有缺陷的延伸方向和磁力线的方向垂直时,才能产生最大的漏磁现象。因此,磁力探伤最容易发现接近工件焊缝的表面,延伸方向与磁力线方向垂直的缺陷。

常用的磁粉,有四氧化三铁  $Fe_3O_4$  和三氧化二铁  $Fe_2O_3$  的粉末。

## (二)磁化方法

在磁粉探伤时,通过磁场使工件带有磁性的过程,称为工件的磁化。按采用磁化电流的不同,分为直流和交流电磁化法。按通电方式不同,分为直接和间接通电磁化。按工件的磁化方向不同,分为纵向磁化法、周向磁化法和联合磁化法三种。由于磁粉探伤时,缺陷的显露和缺陷与磁力线的相对位置有关,与磁力线相垂直的缺陷,磁粉聚集得最为显著,与磁力线平行的缺陷,则显露不出来。因此,应该采用不同方向的磁力线进行探测,才能得到正确的评估。

不同方向的磁力线,是由不同的磁化方法而产生的。

### 1. 纵向磁化法

纵向磁化是工件磁化后,磁力线在工件中的方向与工件或焊缝纵向轴线平行。纵向磁化的工件,只能发现与工件或焊缝纵向轴线垂直的横向缺陷。

纵向磁化时,将焊件 2 放在永久磁铁或电磁铁的两电极之间,或用铁轭 1 和线圈 3,并在线圈中通以电流使工件磁化,如图 5-40(a)所示。其中,铁轭磁化用于检验小工件,或用于分段检查较长的焊件。这种方法的优点,是不需要将磁化线圈绕在工件上,但要求铁轭与工件间有良好的接触。接触的面积越大,而且空气隙越小,磁阻越小,检测的灵敏度越高。线圈开端磁化,如图 5-40(b)所示。此法要在工件上绕上线圈,然后通电使工件磁化。因为磁力线由两极出来经空气构成磁回路,出现外磁现象,所以其磁场不如铁轭磁化强。对于较长的工件,只能作分段进行检查。图 5-40(c)是一种线圈闭端磁化。它与线圈开端

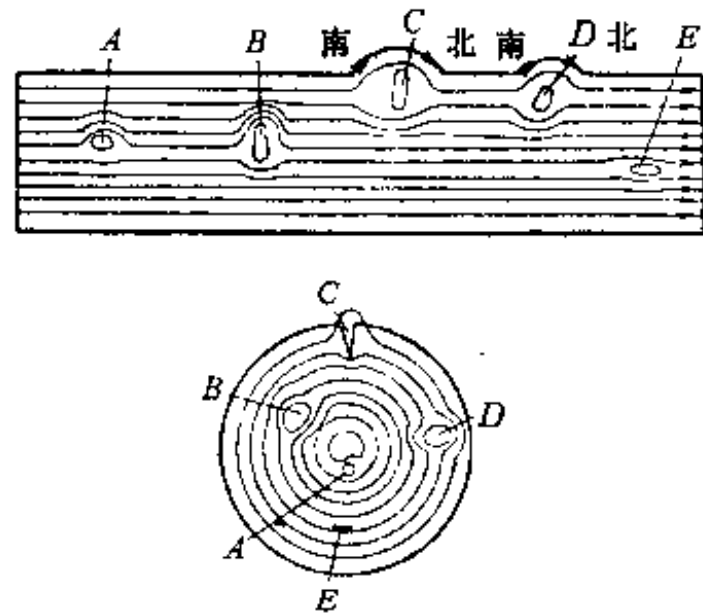


图 5-39 被磁化的工件中具有不同缺陷的磁力线

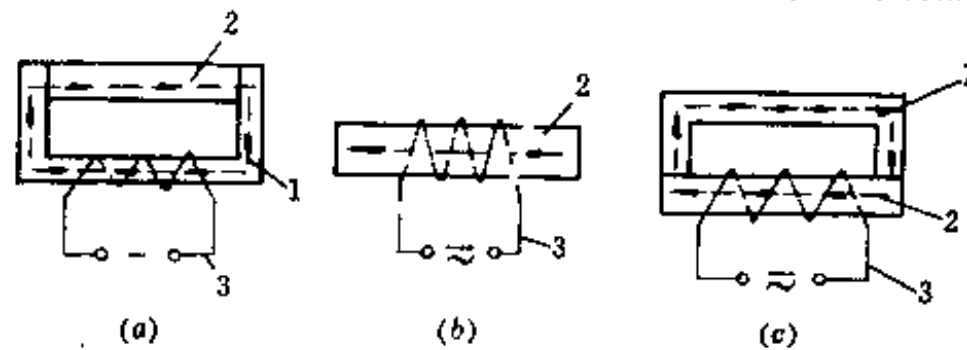


图 5-40 纵向磁化法

(a)铁轭磁化;(b)线圈开端磁化;(c)线圈闭端磁化。

磁化法相同,只是外加一铁轭,以改善工件两端磁场弱的缺点,因此其灵敏度比线圈开端磁化法的高。

## 2. 周向磁化法

周向磁化是工件磁化后,磁力线在工件的分布是环绕工件轴线形成很多同心圆式的磁力线,此时的磁力线垂直于焊缝,所以能检测在焊缝表面上或接近表面,或与工件轴线平行的纵向缺陷。

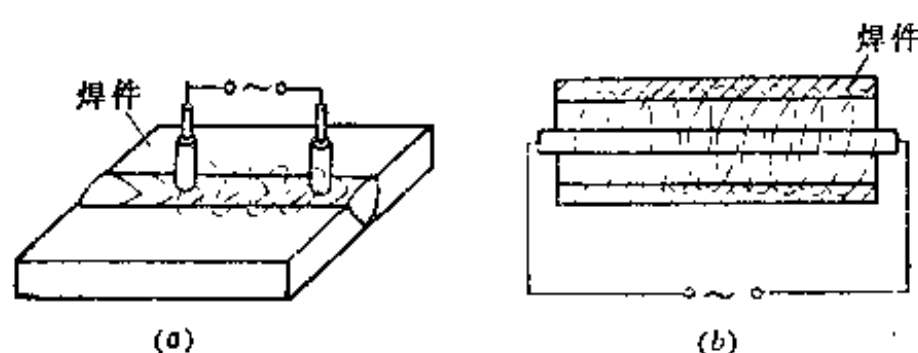


图 5-41 周向磁化法

(a)焊缝的周向磁化;(b)管件的周向磁化。

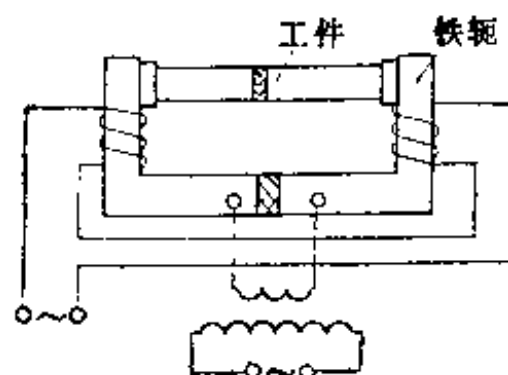


图 5-42 联合磁化法

周向磁化有直接通电磁化和间接通电磁化两类。图 5-41(a)是在待检焊件上局部直接通以低电压大电流,形成焊缝的周向磁化。此法常用于检查平面状的工件缺陷。图 5-41(b)是间接通周向磁化,它用一根芯棒穿过被检焊件的中空部分;在芯棒上通以低电压电流,使焊件感应而磁化。它可用来检查管类或带孔焊件中的缺陷。

## 3. 联合磁化法

联合磁化法是将纵向和周向磁化同时作用在焊件上,使焊件同时得到由两个相互垂直的磁力线作用而产生合成磁场,所以它可用于检查不同倾斜方向的缺陷。如图 5-42 所示。在铁轭中部嵌入一片不导电的绝缘片,把铁轭分为两个半球,在两个半球上各有一个线圈,在探伤时,线圈上通电,铁轭也接入低电压大电流的电源,以使工件产生纵向和周向磁化,因而在工件上出现一个联合磁场。这个联合磁场是与工件轴线成一个倾角分布的,故能检查与工件轴线成某一定角度的缺陷。若改变纵向或周向的磁化强度使可取得不同倾角的合成磁场,从而可以检查与工件轴线成不同倾角的缺陷。

## (三)磁粉探伤法

磁粉探伤,有干法和湿法两种检验。

### 1. 磁粉干法检验

干粉法是用手筛或喷雾器,将干燥的磁粉均匀撒在磁化了的焊件上,然后轻轻吹动工件上的磁粉,并除去多余的磁粉,如果工件上有缺陷,磁粉就会聚集在缺陷的表面处。使用的磁粉要保持干燥与纯净,并要在稳定的气流情况下进行检查,以免磁粉任意地吹动而产生误判。

### 2. 磁粉湿法检验

该检验法是将磁化后的工件,沉浸在磁粉悬浮液内,或将磁粉悬浮液浇在磁化了的工件上,或将具有压力的磁粉悬浮液喷在磁化了的工件上。第一种磁粉湿法,适用于小焊件和剩磁比较大的焊件。检验时,先将磁粉悬浮液搅拌后,将磁化了的焊件放入液中,经过一分钟后,将焊件取出进行检查。

第二、第三种方法适用于大的焊件。检验时,为了提高可靠性,可进行二次检查,如果磁粉痕迹重复出现,便能判断该处存在缺陷。

在磁粉检查中,磁粉质量会直接影响检验质量,要求具有大导磁系数和小矫顽力的棕黑色四氧化三铁的磁粉,其粒度要通过 3600 孔/厘米<sup>2</sup> 的筛孔。磁粉悬浮液用磁粉和煤油(或变压器油,或定子油)配制而成。配制时,先用变压器油把磁粉调成糊状,再用煤油稀释,一般以每 1000ml 液体加入 35~40g 的磁粉。

磁粉法探伤,有直流磁化和交流磁化。一般干法比湿法灵敏,直流磁化比交流磁化灵敏。

#### 四、渗透探伤

渗透法探伤,是用带有红色染料和荧光染料的渗透性等物理特性,显示缺陷痕迹的一种无损探伤法,又称为着色探伤或荧光探伤。此法可用于检查铁磁性或非铁磁性材料表面的缺陷。

##### (一)着色法探伤

着色法探伤用于发现各种材料的焊接接头的各种表面缺陷,特别适用于奥氏体不锈钢、耐热钢、有色金属及其合金等的非磁性工件的缺陷的检查。

着色法探伤是利用渗透性很强的有色油液,使它渗入到清洁的焊件表面缺陷,一旦除去被检工件表面上的油液后,涂上吸附油液的显像剂,在显像剂表层上会显示彩色的缺陷图象,以此便可判别缺陷所在位置及其大小。

着色法探伤质量,与工件表面的清洁度、着色液的渗透性、油液的颜色、显示剂的颗粒度和厚度、渗透和观察时间等有关。一般着色法探伤的灵敏度为 0.01mm,探入深度不大于 0.03~0.04mm,渗透时间控制在 10~15min,显像时间为 13~30min。

渗透剂是用染料和矿物油配制而成的。常用的渗透剂配制为煤油 100ml,松节油 50ml,变压器油 150ml,苏丹 4 号 10~15g。使用时,渗透剂不允许配制后过长时间使用,如果发现沉淀、色素减退,或挥发性油液损耗过多,应不宜于继续使用,以免降低着色法探伤的灵敏度。

显示剂通常用氧化锌、氧化镁、高岭土粉末和火棉胶液组成。常用的显示剂为苯 200ml,丙酮 300ml 或 100ml,火棉胶 700ml,氧化锌 70g 或 50g。

##### (二)荧光法探伤

荧光法探伤也常用于非磁性材料的表面缺陷,如不锈钢、铜、铝及镁合金等。

荧光法是用紫外线照射某些荧光物质(如矿物油的氧化镁粉)产生荧光的特性,来显示表面存在的缺陷。探伤时,首先将被检工件浸在煤油或矿物油的混合液中数分钟,然后取出干燥。由于矿物油具有很高的渗透能力,使焊件缺陷内仍存有矿物油,然后在工件被检处撒上氧化镁粉末,使留在缺陷的空隙内,将焊件在暗室内用水银石英灯照射,使渗入缺陷内的荧光粉在紫外线辐射作用下而发光,故能显示缺陷的存在。若是裂纹缺陷,则在焊缝表面上显示明亮曲折的线条。

荧光物质有天然的和人造的两类,有液体和固体的物质。固体粉末的荧光物质的透明度差,因而只能看到发光物质涂层表面物质的发光,所以增加荧光物质厚度,并不能增加发光强度。液体荧光物质多数是透明的,所以增加涂层厚度能增加发光强度,从而能大致

地反映缺陷的深度。荧光物质的发光强度与温度有关。当温度较高,如在 100~400℃时,荧光物质就不能发光;如果冷却到液态空气的温度时,发光度就会大大增强。若在固体荧光物质中,加入活化剂就能大大增强发光强度。常用的活化剂有 Mn、Ni、Cu、Ag 等。探伤用的荧光物质要求渗透性好,对工件无腐蚀,不起化学反应,对人体要无伤害。

几种主要的固体无机化合物和矿物质的荧光物质,列于表 5-19 和表 5-20。由于荧光探伤的灵敏度低,很难检查出细微的缺陷,所以直到目前仍未广泛应用。

表 5-19 液体荧光物质

荧光物质	荧光颜色	发光波长(Å)
石油 25%+航空油 25%+煤油 50%	天蓝色	4600
变压器油与煤油 1:2 混合+鱼油 5%	鲜天蓝色	5000
2号配方+葱油 0.11%	玫瑰色	6000
2号配方+页岩油 0.5%	玫瑰色	600
苯甲酸甲酯 70%+甲苯 10%+丙酮 10% +正己烷 10%混合+PEB 增白剂 0.3%	乳白色	
苯甲酸甲酯 10%+PEB 增白剂 0.3%	乳白色	

表 5-20 固体荧光物质

基本物质	活化剂	发光颜色	最大发光波长 (Å)	激发光波长 (Å)
CaS	Mn	绿色	5100	4200
CaS	Ni	红色	7800	4200
CaS	Ni	蓝色	4500	4200
ZnS	Mn	黄绿色	5550	4200
ZnS	Cu	蓝绿色	5350	4200
ZnS	纯	浅蓝色	4650	4200
(Zn+Cd)S	Ag	由白到红色	5900	4600
CaWO <sub>4</sub>	(Pb)	蓝色	4400	3000
MgSiO <sub>4</sub>	Mn	红色		2800
CaS	Mn	橙黄色	6000	4200

## 五、全息探伤

全息探伤技术能够检测焊件表面层和内部缺陷的位置和大小,并能获得缺陷的立体情况,从而正确地评定焊缝的质量。全息探伤技术包括激光全息照相、X光全息照相和声学全息照相等。一致认为全息探伤技术,是无损检验的发展方向。

### (一)激光全息探伤原理

激光是一种方向性强、能量密度高的单色光,并与普通光线一样服从光学定律,因此它是摄制全息图的理想光源。

探伤时,在被检工件上施以一定外力,则在工件内部有缺陷或无缺陷处,在相对应的

表面上产生不同的微小位移,并通过全息照相拍摄受力与不受力时的两张全息图,从全息的波纹图,便能判别缺陷的位置和大小。

如图 5-43 所示激光全息探伤检查聚四氟乙烯铝胶合板中间开脱的全息图。激光全息探伤,不仅用于金属表面与内部的缺陷,而且用于检验受力状态下焊缝质量,以及裂纹的扩展变化。此外,还用于检查胶合结构,气轮胎等存在的脱胶、夹杂和表面层缺陷等。目前这种全息技术已用于研究材料的变形、蠕变、振动、疲劳和应力腐蚀等。

(二)超声波全息探伤原理

超声波是一种机械波。它的传播过程,与光学的反射、折射和干涉等规律相似,因此超声波也可用于摄取全息图。在制作时,用单一波长的两束超声波,一束作为参考波束,另一束作为物体波束,然后使两束波同时作用在显示屏上,显示出物体的超声波全息图,从而可以鉴别被检物体的缺陷位置和大小。

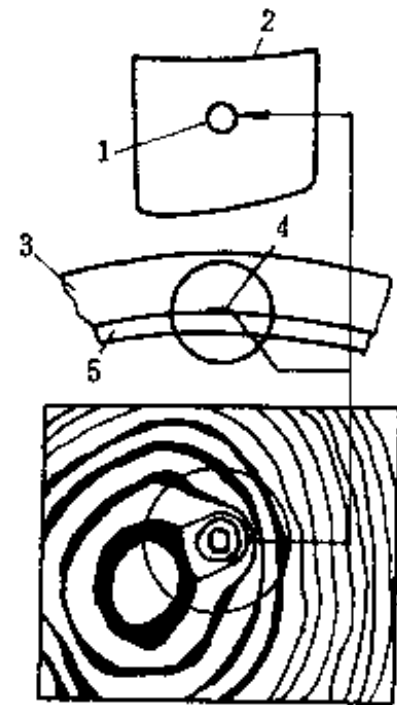


图 5-43 激光全息探伤的全息图

1—缺陷位置;2—聚四氟乙烯铝胶合板;3—聚四氟乙烯;4—缺陷;5—铝。

第四节 焊接接头的机械性能试验

在焊接检验中,机械性能试验是测定焊接材料、焊缝金属和焊接接头,在各种条件下的强度、塑性和韧性。然后,根据测定值确定被检焊缝金属和焊接接头,是否满足设计和使用的技术要求。另外,还可根据这些参数的测定值,判断选定焊接工艺是否正确。

对熔焊及压焊的焊接接头的机械性能的试验,国家标准 GB2649~2655-89 均作了具体规定,如金属材料焊接接头的拉伸、冲击、弯曲、压扁、硬度及点焊剪切等试验方法。试验所涉及的试验仪器、试样尺寸的测定、试验条件和性能测定等,均应符合国家制定的有关规定。

一、焊缝金属的机械性能试验

(一)焊缝金属的拉伸试验

焊缝金属的拉伸试验,用来测定其拉伸强度和塑性,也检验所使用的焊条质量和焊接工艺的正确性。样坯截取方位、方法、数量及有关事项,在国家标准 GB2649-89《焊接接头机械性能试验取样方法》作了规定。熔敷金属拉伸样坯截取方位,如图 5-44 所示。

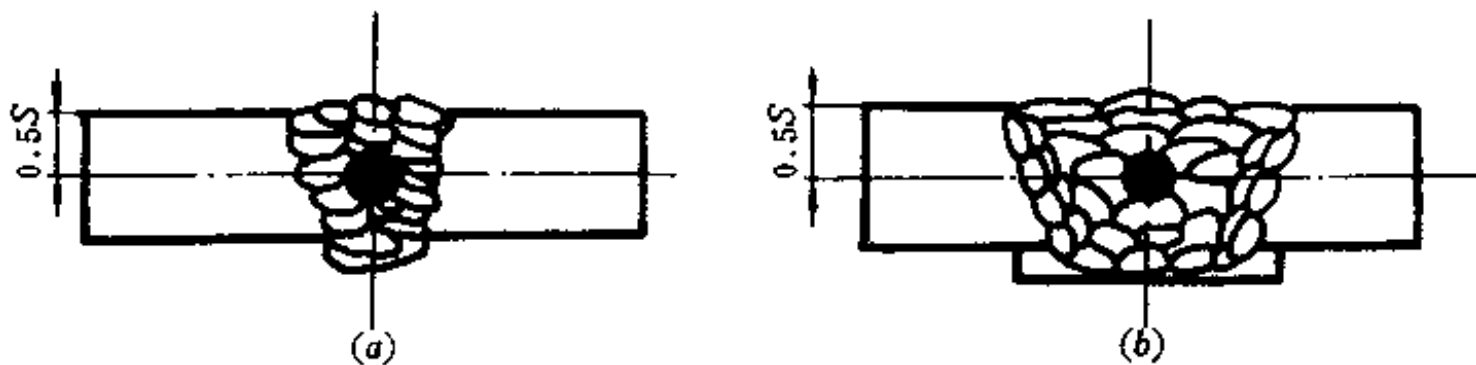


图 5-44 熔敷金属拉伸样坯截取方位 (a)同种材料;(b)非同种材料。



图 5-44(a)的试件厚度大于 12mm, 电弧焊或气焊的焊缝为焊材与试板同种材料。图 5-44(b)的试件厚度也大于 12mm, 适用于焊材与试板为非同种材料的电弧焊或气焊焊缝, 并在坡口面上应施焊二层过渡层, 其厚度大于 3mm。焊缝金属拉伸样坯的截取方法, 如图 5-45 所示。焊缝金属拉伸样坯截取方法的说明, 列于表 5-21。

表 5-21 焊缝金属拉伸样坯截取方法的说明

图号	焊接方法	试件厚度 (mm)	说明
图 5-45a	电弧焊	焊缝直角边 $>6 \times 6$	样坯取于焊缝中心
图 5-45b	电弧焊 气焊	$<16$	
图 5-45c	电弧焊 气焊	$>16 \sim 36$	$c'$ 不大于 $0.5D+2$
图 5-45d	电弧焊	$>36 \sim 60$	$c'$ 不大于 $0.5D+2$
图 5-45e	电渣焊	$>36 \sim 60$	$c'$ 不大于 $0.5D+2$
图 5-45f	电弧焊	$>36 \sim 60$	$c'$ 不大于 $0.5D+2$

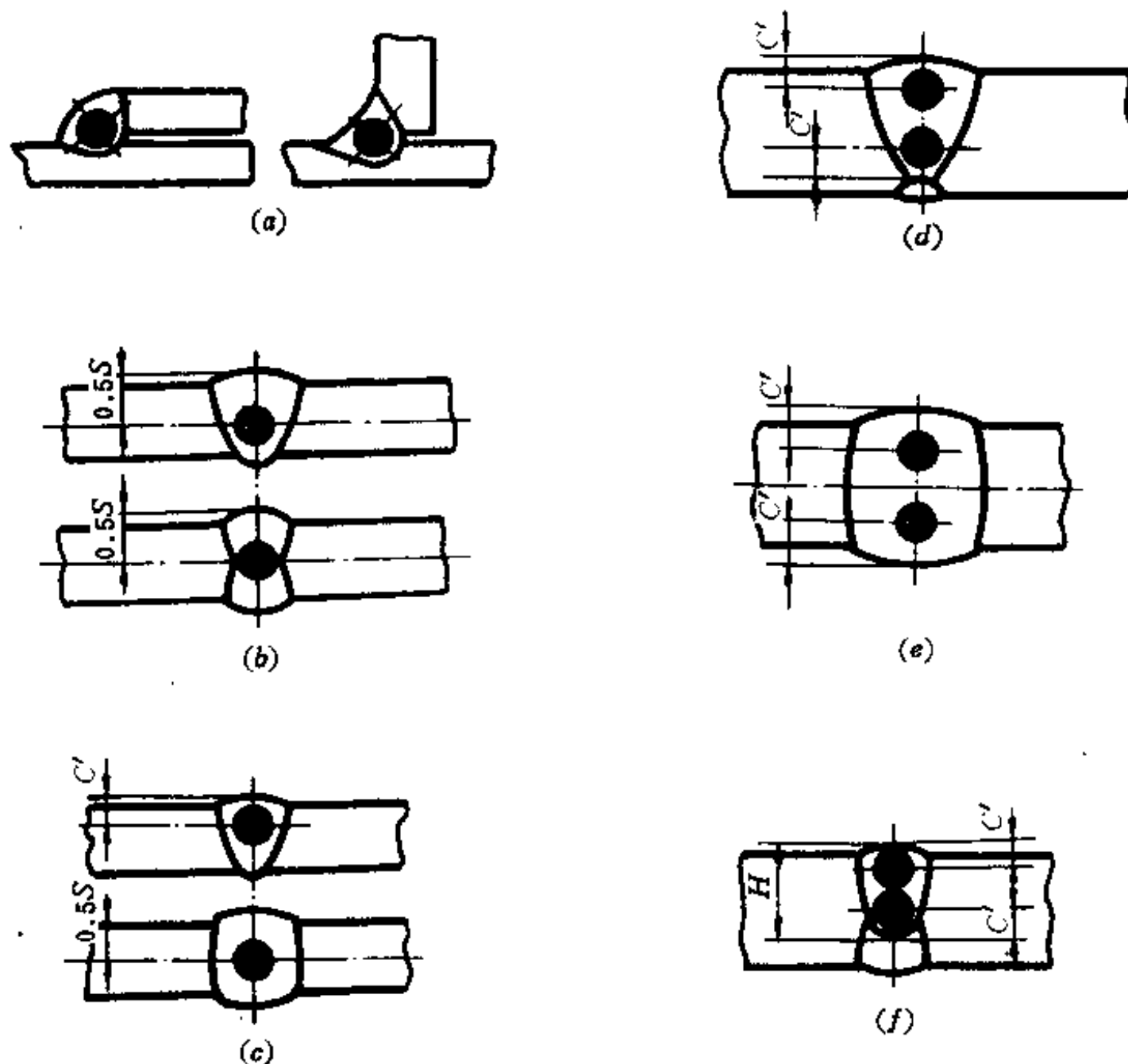


图 5-45 焊缝金属拉伸样坯的截取方法

$s$ —试件厚度;  $c'$ —从焊缝表面至样坯中心距离;  $D$ —样坯端头直径;  $H$ —后焊一侧的焊缝厚度。

试样的形状、尺寸、极限偏差及表面粗糙度的要求,在国家标准 GB2652-89《焊缝及熔敷金属拉伸试方法》中作了规定,如图 5-46~图 5-48 和表 5-22 的规定说明。此外,还规

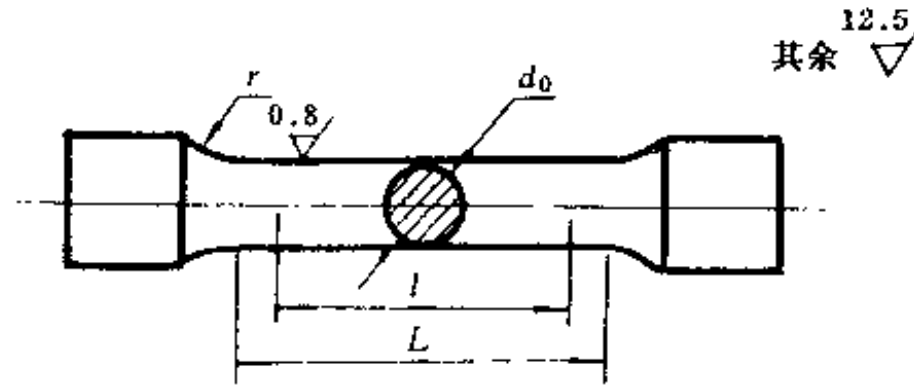


图 5-46 焊缝及熔敷金属拉伸试样(一)

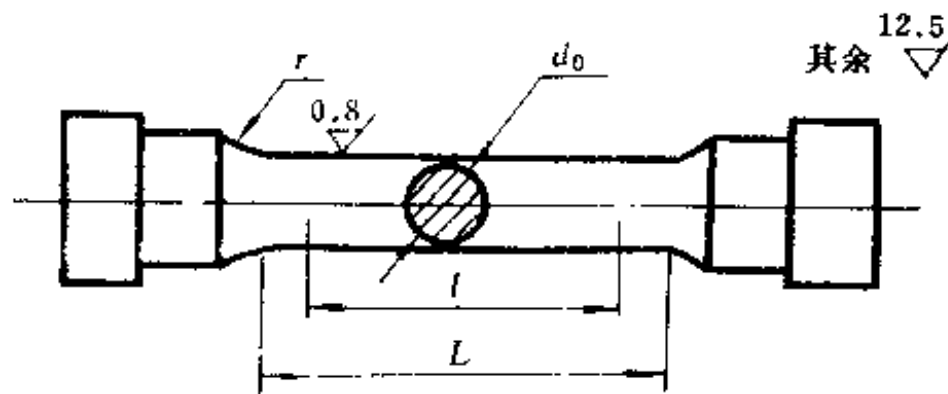


图 5-47 焊缝及熔敷金属拉伸试样(二)

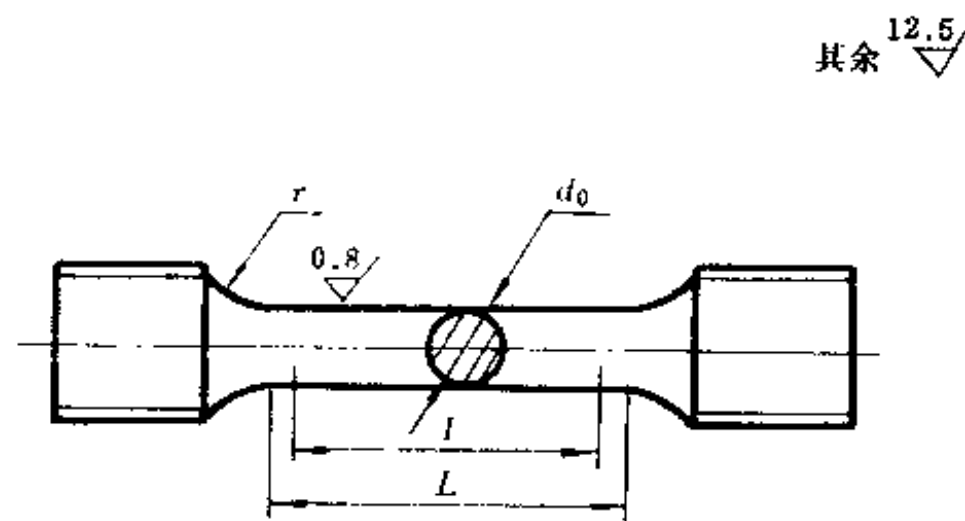


图 5-48 焊缝及熔敷金属拉伸试样(三)

表 5-22 焊缝及熔敷金属拉伸试样技术条件 (mm)

一般尺寸		短试样		长试样		
$d_0$	$r(\text{min})$		$l$	$L$	$l$	$L$
	单双肩	螺纹				
$3 \pm 0.05$	2	2	$5d_0$	$l+d_0$	$10d_0$	$l+d_0$
$6 \pm 0.1$	3	3.5				
$10 \pm 0.2$	4	5				

注:1. 试样直径  $d_0$  在  $l$  长度内的波动不得超过最大值与最小值; $d_0 < 5$  为 0.01mm; $5 < d_0 < 10$  为 0.02mm; $d_0 = 10$  为 0.05mm。

2. 试样头部尺寸,根据试验机结构而定。

定样坯端部要经机械切削或砂轮打磨,并用腐蚀剂显示焊缝位置、标定试样中心;保证试样的纵轴与焊缝的轴线吻合。当试样表面有焊接缺陷时,该试样不能进行试验。在材料试验机上测定的机械性能数值,有屈服极限 $\sigma_s$ 、强度极限 $\sigma_b$ 、横截面收缩率 $\psi$ 、延伸率 $\delta$ 等。

## (二)焊缝金属的时效试验

合金在机械加工或热处理过程中,在无外界作用的情况下,由于合金组织的不均衡,从而使其机械性能及物理性能发生变化,这种现象称为时效。所以,对这种焊缝金属需要进行时效处理。时效处理有在室温条件下进行的时效,称为自然时效;通过加热而进行的时效,称为人工时效。

焊缝金属的时效,实质上是金属在冷却时形成过饱和的铁素体,从其中析出过剩相的过程。如在低碳钢的焊缝金属中,碳、氮、氧等以渗碳体、氮化物和氧化铁的形式,与铁素体形成固溶体,因此会出现时效现象。在常温下,这些固溶体含量不多,时效现象进行很慢,但在焊缝金属急速冷却,则会产生相当显著的时效现象。因此,焊接结构中要解决焊接接头的组织应力和塑性变形所带来的应力,可用人工时效方法;对于焊接结构是否要进行人工时效,可检查其结构,如有以下情况,应考虑人工时效处理。

- (1)壁厚大于 25mm 或  $\frac{D_{内}+127}{120}$ cm 的碳钢容器壳体。
- (2)壁厚大于 12mm 或大量焊上管接头或其它零件的合金钢容器壳体。
- (3)壁厚大于 16mm 的由整块钢板冲成的封头或多块钢板拼焊成的封头。
- (4)冷冲压制成的封头。

对于碳钢结构,要在 600~650℃退火,每 1mm 壁厚要保温 2.5min 总时间不超过 30min,然后在空气中冷却。

对于低碳钢的容器要在 650~670℃回火,加热速度为 100~120℃/h,1mm 壁厚要保温 4min 与炉一起冷却到 300℃后,又在空气中冷却。

对于铬钢,则要进行两次热处理,先在 900~930℃正火,每 1mm 壁厚保温 1min,以 40~50℃/min 的冷却速度在静空气中冷至 500℃,再在 650~680℃回火,每 1mm 壁厚保温 3min,以 50~75℃/min 速度冷却,然后在空气中冷却。第二次热处理是进行完全退火,与炉一起缓慢冷却。

## 二、焊接接头的机械性能试验

### (一)焊接接头的拉伸试验

金属材料焊接接头横向拉伸试验,用来测定接头的抗拉强度、塑性和所使用的焊接工艺的正确性。其样坯的截取,在 GB2649-89 标准作了具体规定。样坯原则上取试件的全厚度,如果试件厚度超过 30mm 时,则按图 5-49 所示截取,且样坯应覆盖试件的全厚度。拉伸样坯的截取适用于所有焊接方法的对接接头。样坯可以从焊接试件上垂直于焊缝轴线截取,机械加工后、焊缝轴线应位于试样平行长度的中心。试样应采用机械加工或磨削方法制备,要注意防止表面应变硬化或材料过热。在受试长度  $l$  范围内,表面不应有横向刀痕或划痕。一般试样表面应用机械方法去除焊缝余高,使与母材原始表面齐平。

拉伸试样的形状分板形、整管和圆形三种。应根据试验要求予以选用。板接头按图 5-50 所示和表 5-23 所示板状试样尺寸。管接头按图 5-51 制作,表 5-23 列出剖管纵向板状

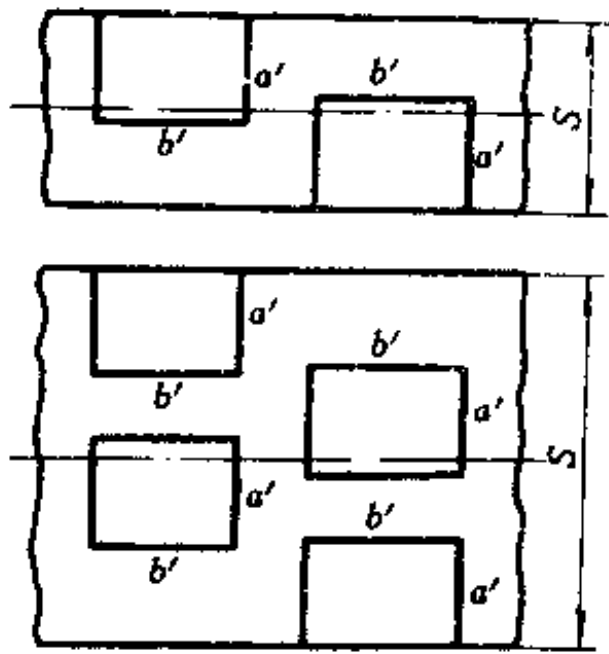


图 5-49 焊接接头拉伸样坯截取方法

$s$ —试样厚度;

$a'$ —样坯厚度,  $b'$ —样坯宽度。

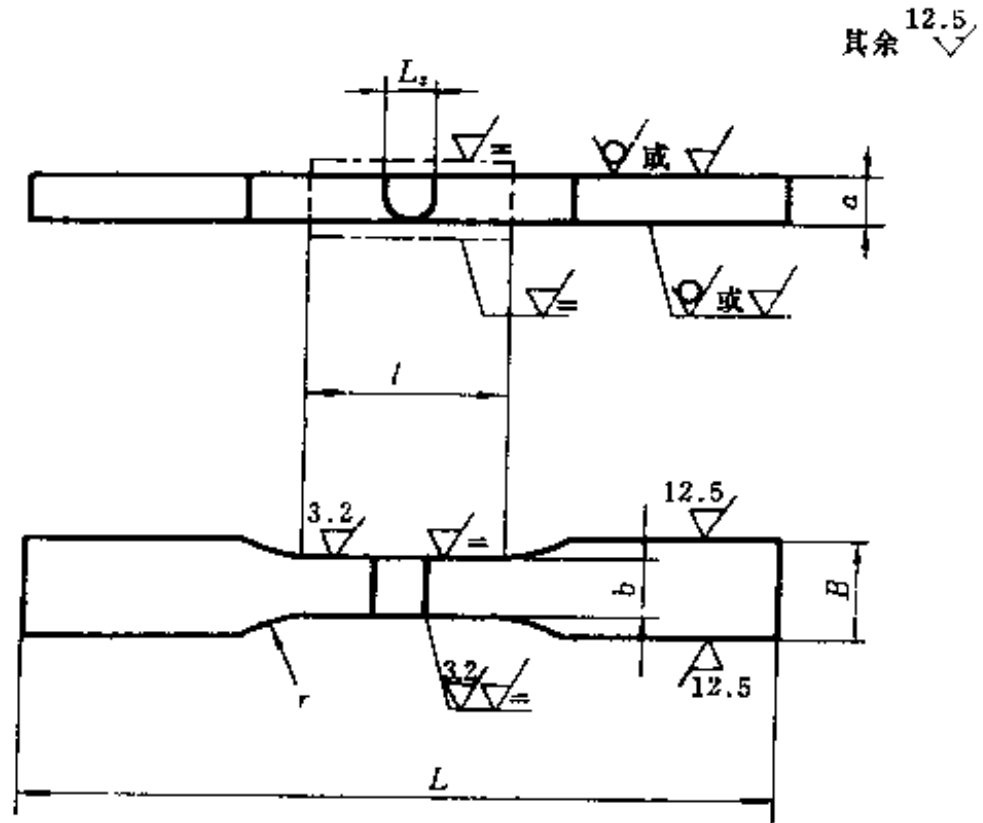


图 5-50 板接头板状试样

试样尺寸。通常试样厚度  $a$ , 应为焊接接头试件厚度。如果试样厚度超过 30mm 时, 则从接头不同厚度区取若干试样以取代接头全厚度的单个试样, 但每个试样的厚度应不小于 30mm, 且所取试样覆盖接头的整个厚度。在这种情况下, 应当标明试样在焊接试件厚度中的位置。外径小于等于 38mm 的管接头, 则按图 5-52 和表 5-23 所示取整管拉伸试样。为使试验方便, 可制做塞头, 以利夹持。

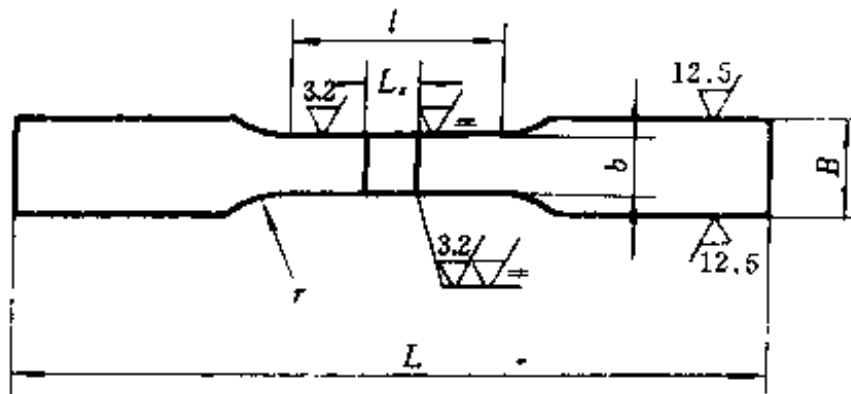
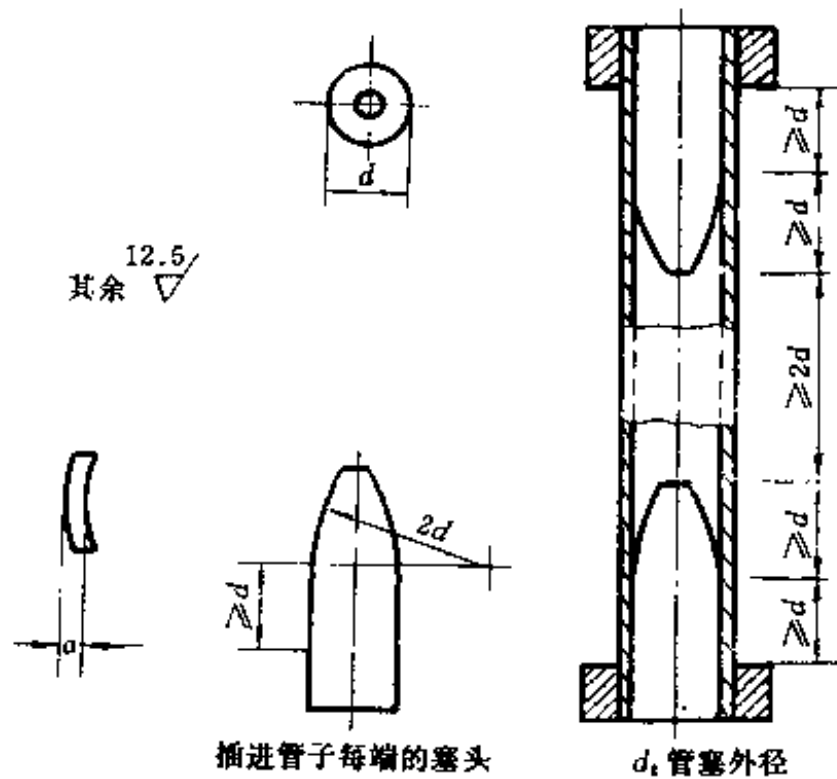


图 5-51 管接头板状试样



插进管子每端的塞头

$d$ , 管塞外径

图 5-52 整管拉伸试样

表 5-23 拉伸板状试样尺寸

(mm)

总长		$L$	根据试验机选定
夹持部分宽度		$B$	$b+12$
平行部分宽度	板	$b$	$\geq 25$
	管	$b$	$D \leq 76$ 12 $D > 76$ 20 $D \leq 38$ 取整管拉伸
平行部分长度		$l$	$> L_s + 60$ 或 $L_s + 12$
过渡圆弧		$r$	$< 25$

注:  $L_s$  为加工后, 焊缝的最大宽度; $D$  为管的外径。

当选用棒材的焊接接头的拉伸试样时, 可按图 5-53 及表 5-24 所示的形状和尺寸要求。若是高温短时的拉伸接头, 则按图 5-54 及表 5-24 所示的要求截取试样。圆形试样, 分为带头和不带头的两种。为了考核产品的整机性能, 可制取尽可能大的圆形试样。

试件制备后, 便可在选定的材料试验机上进行试验, 根据试验测定的抗拉强度  $\sigma_b$  对被检测试样进行评定。在试验报告内, 应记录下列内容: 试样的型式及截取位置; 试样拉断后的抗拉强度(或抗剪负荷值); 试样断裂后断裂处出现的缺陷种类和数量, 以及试样的断裂位置。如果需要, 可将试样表面进行宏观腐蚀检查。

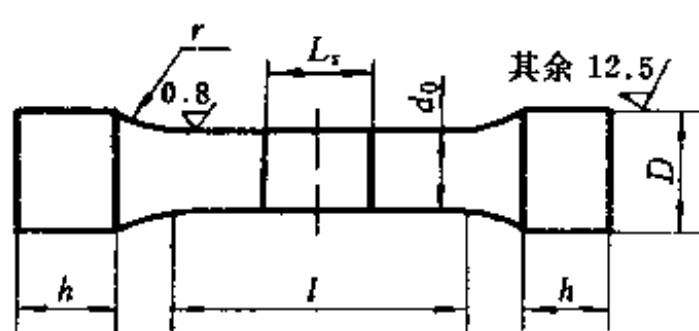


图 5-53 圆形拉伸试样

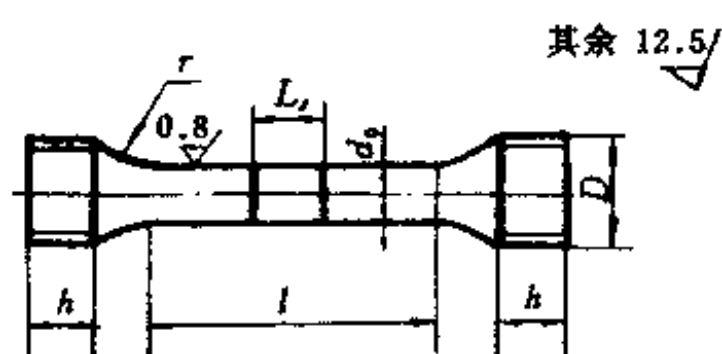


图 5-54 短时高温圆形拉伸试样

表 5-24 圆形拉伸试样与短时高温拉伸圆形试样

$d_0$	$D$	$l$	$h$	$r_{\min}$	说明
$10 \pm 0.2$	由试验机定	$l + 2D$	由试验机定	4	圆形拉伸试样
$5 \pm 0.1$	M12×1.75	30		5	短时高温圆形拉伸试样

## (二) 焊接接头弯曲试验

熔焊和压焊对接接头的弯曲试验, 用来检验接头拉伸面上的塑性及显示其缺陷。总的塑性可用弯曲角  $\alpha$  表示, 如图 5-55 所示。在接头的弯曲试验中, 有横向正弯与背弯试验、

横向侧弯试验、纵向正弯及背弯试验。其试验方法，在 GB2653-89 的国家标准作了具体规定。弯曲的术语规定如下：

横弯：焊缝轴线与试样纵轴垂直时的弯曲。

纵弯：焊缝轴线与试样纵轴平行时的弯曲。

正弯：试样受拉面为焊缝正面的弯曲。双面不对称焊缝、正弯试样的受拉面为焊缝最大宽度面；双面对称焊缝，先焊面为正面。

背弯：试样受拉面为焊缝背面的弯曲。

侧弯：试样受拉面为焊缝纵剖面的弯曲。

样坯截取方位，应符合国家标准 GB2649-89 的规定，如图 5-57 所示。横弯样坯原则上取试件的全厚度，如果横弯大于 20mm，侧弯大于 40mm 的试件厚度，规定所有焊接方法的对接接头均可按图 5-56 截取。图中  $s$  为试样厚度， $a'$  为样坯厚度， $b'$  为样坯宽度。其样坯应覆盖试件的全厚度。正弯、背弯、侧弯的试样不少于 1 个，纵弯应不少于 2 个试样。

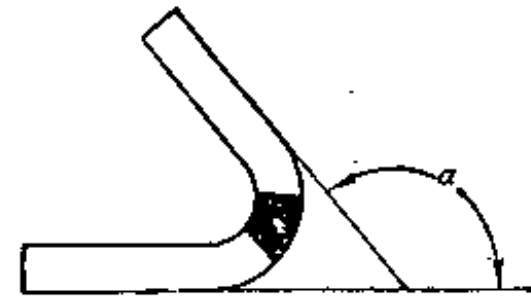


图 5-55 弯曲角度

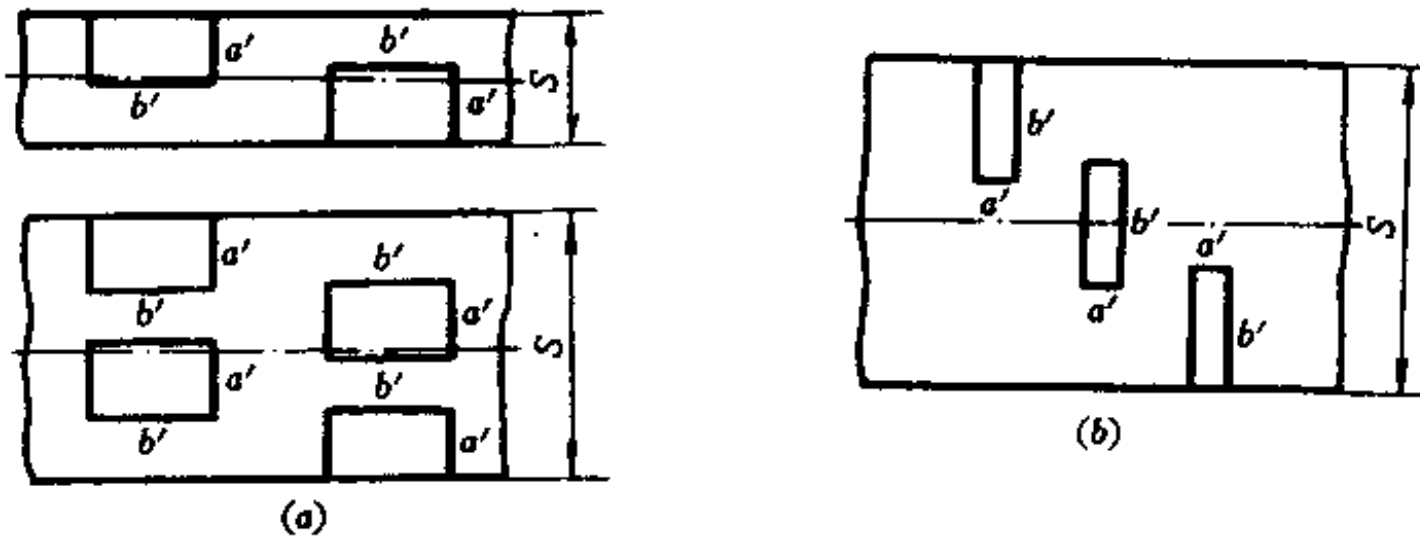


图 5-56 焊接接头弯曲样坯的截取方位  
(a)横弯样坯的截取方位；(b)侧弯样坯的截取方位。

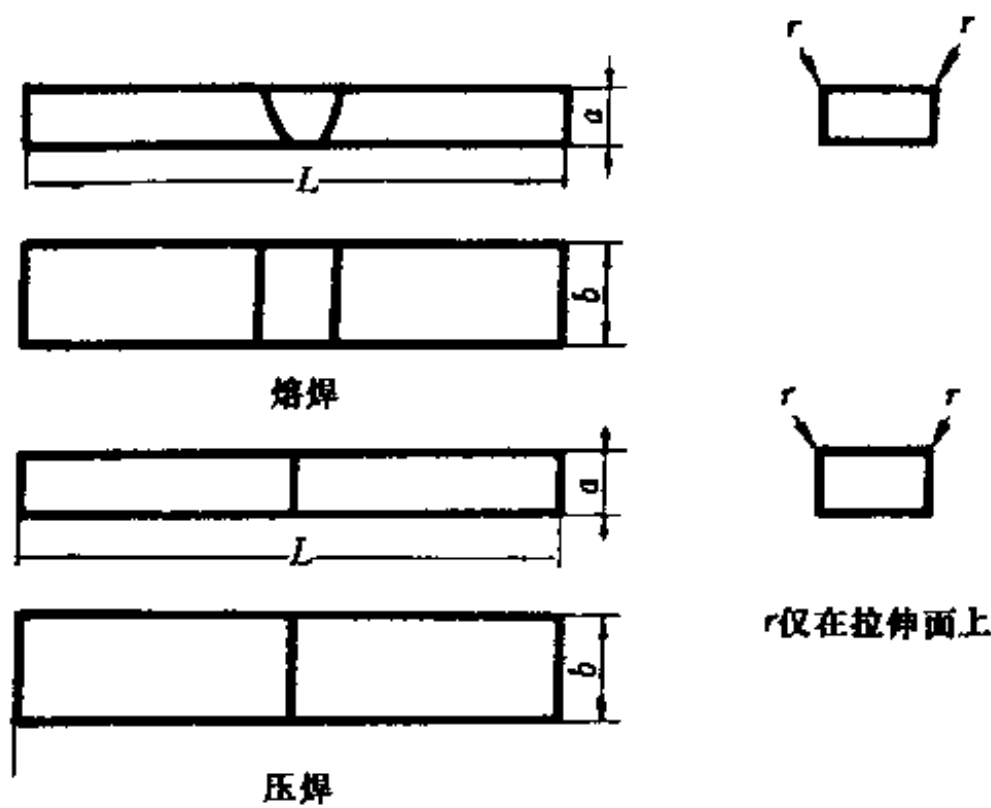


图 5-57 横弯试样

样坯可从试件上截取。横弯试样应垂直于焊缝轴线截取,机械加工后,焊缝中心线应位于试样长度的中心。纵弯试样应平行于焊缝轴线截取,机械加工后,焊缝中心线应位于试样宽度的中心。试样应采用机械加工或磨削方法制备,要注意防止表面应变硬化或材料过热。在受试长度 $L$ 范围内,表面不应有横向刀痕或划痕。焊缝的正、背表面,均应用机械方法修整,使之与母材的原始表面齐平。但任何咬边,均不得用机械方法去除,除非产品的技术要求另有规定外。

在试样整个长度上,都应具有恒定形状的横截面。其形状要求,横弯试样应符合图 5-57 的规定要求,侧弯试样应符合图 5-58 的规定,纵弯试样应符合图 5-59 的规定要求和表 5-25 所列的尺寸。横弯试样尺寸对于板材试件,试样宽度 $b$ 应不小于厚度 $a$ 的 1.5 倍,至少为 20mm。图中, $a$ 为试样厚度, $b$ 为试样宽度, $L$ 为试样长度, $r$ 为试样圆角半径。

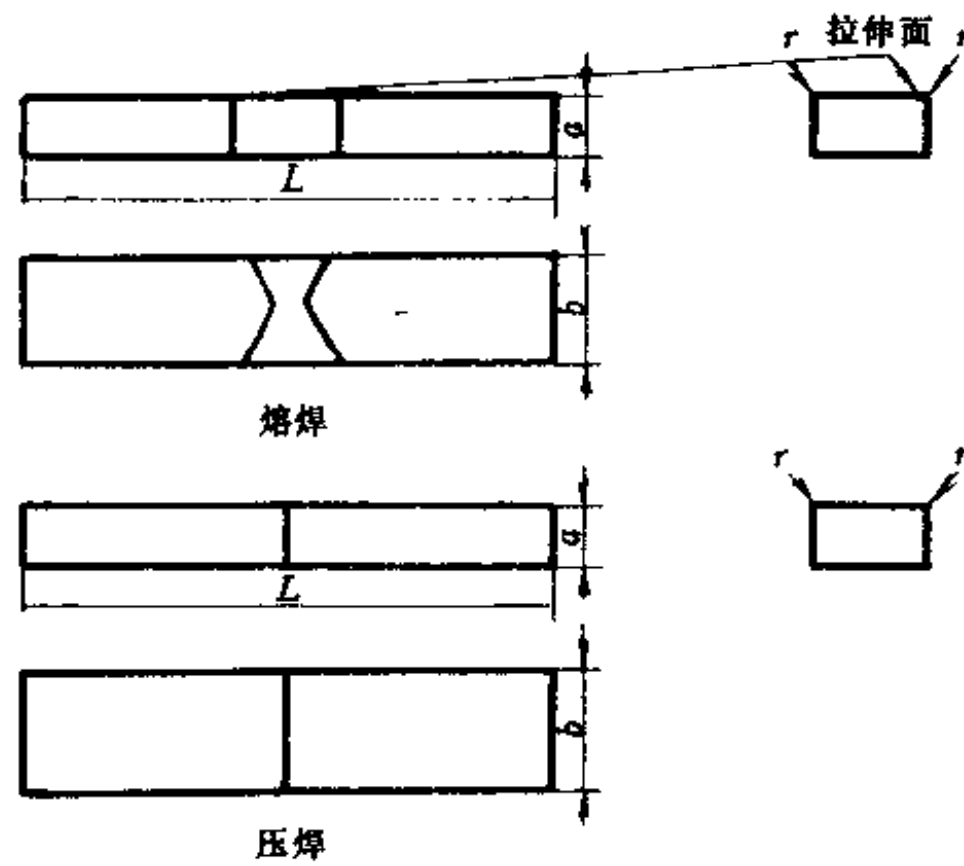


图 5-58 侧弯试样

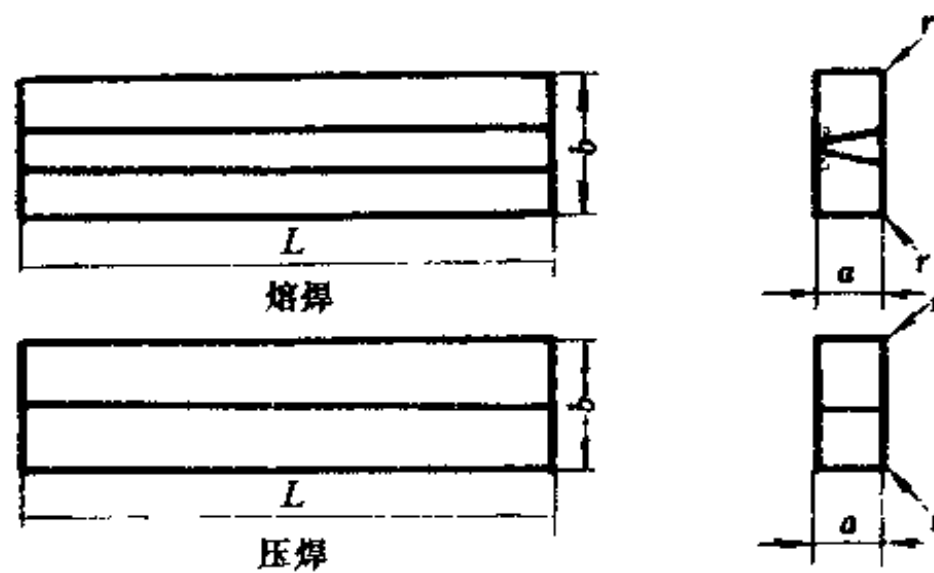


图 5-59 纵弯试样

表 5-25 纵弯试样尺寸

(mm)

$a$	$b$	$L$	$r$
$\leq 6$	20	180	$0.2a$
$>6 \sim \leq 10$	30	200	$0.2a$
$>10 \sim 20$	50	250	$0.2a$

试样制备后,便可在试验弯曲装置上进行试验。圆形压头弯曲(三点弯曲)试验法,如图 5-60 所示。先将试验试样放在两个平行的辊子支承上,在跨距中间,垂直于试样表面施加集中载荷,使试样缓慢地连续弯曲。当弯曲角  $\alpha$  达到使用标准中的规定数值时,试验便告完成。试验后,检查试样拉伸面上出现的裂纹或焊接缺陷的尺寸及位置。一般经弯曲后的试样,在焊接处无裂纹,起层,断口则认为合格。压头的直径  $D$ ,应符合标准的技术要求。支承辊之间的距离  $l$ ,不应大于  $D+3a$ 。 $D$  为压头直径, $a$  为试样的厚度。

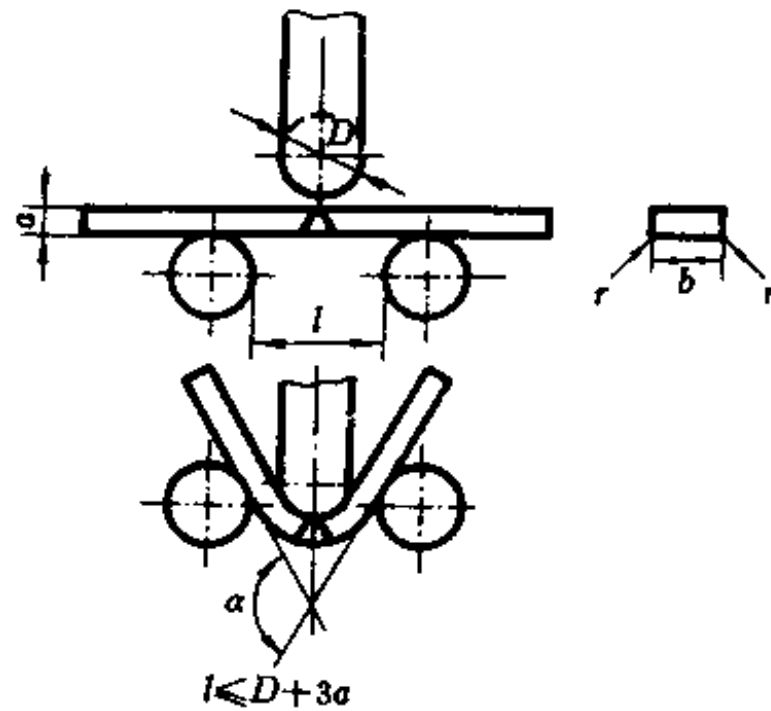


图 5-60 圆形压头弯曲试验

弯曲试验的数值,用弯曲角度来度量。试样的弯曲角度  $\alpha$ ,如图 5-55 所示。各种金属材料焊接接头弯曲试验的合格与否,按相应标准或产品技术条件进行评定。表 5-26 所示试样弯曲角度可供参考。其拉伸面上,有长度大于 1.5mm 横向裂纹(横向是指试样的方向,即焊缝的纵向)或缺陷,或长度大于 3mm 的纵向裂纹(纵向是指试样的方向,即焊缝的横向)或缺陷时,为不合格,其裂纹或缺陷长度不得叠加。

对弯曲角度的影响因素,有材料的塑性、焊接方式、弯曲直径和板厚,以及焊接工艺。塑性好的材料,其对应的弯曲角度就大;单面焊难以保证焊缝根部的质量,如作背弯试验时,弯曲合格率显然比双面焊的低;在外侧弯曲伸长率一定时,增大弯轴直径和试样板厚,就能增加角度,即厚板的弯曲合格率比薄板的合格率高;对同样厚度的材料,多层焊比单层焊的弯曲合格率高,所以有的工厂为了保证弯曲合格率,常常不得已将单层焊接改为多层焊,以保证产品的质量。

表 5-26 焊接接头弯曲试验的合格规定

焊接方式	钢 种		弯曲直径 $D$	支撑间距离 $L$	弯曲角 $\alpha$	
双面焊	碳素钢	母材抗拉强度规定值 下限 (MPa)	$<440$	28	4.28	180°
		440~540	38	5.28	180°	
	普通低合金钢		38	5.28	100°	
	铬钼钢和铬钼钒钢		38	5.28	50°	
	奥氏体钢		28	4.28	100°	



(续)

焊接方式	钢种	弯曲直径 $D$	支座间距离 $L$	弯曲角 $\alpha$
单面焊	碳素钢、奥氏体钢	$3\delta$	$5.2\delta$	$90^\circ$
	其它合金钢	$3\delta$	$5.2\delta$	$50^\circ$

注： $\delta$ —试样板厚。

对管材的塑性试验,只做管材的压扁试验,有关管材的压扁试验,可查国家标准 GB2653-89《焊接接头弯曲及压扁试验方法》的规定。

### (三)焊接接头的冲击试验

将被冲击试样放在专门的冲击机上,加一定的冲击载荷,将试样打断的试验,称为冲击试验。在国家标准 GB2650-89《焊接接头冲击试验方法》中,规定采用金属夏比冲击试验,以测定试样的冲击吸收功,即考核焊接接头的冲击韧性和缺口的敏感性,作为评定材料断裂韧性和冷作时效敏感性的一项指标。

冲击试验的试样根据试样的缺口形式,分为 U 形缺口和 V 形缺口两种。U 形缺口试样由于缺口太钝,对缺口韧性反应不敏感,不能充分反映焊件上裂纹等尖锐缺陷的破坏特性,特别是用来测定材料的脆性转变温度时,V 形比 U 形缺口要明显,所以国家标准 GB2650-89 在正文中规定以  $10\text{mm} \times 10\text{mm} \times 55\text{mm}$  带有 V 形缺口的试样为试样标准。U 形缺口作为辅助试样,并列入 GB2650-89 标准中的附录 A。

V 形试样的尺寸及偏差,应符合标准规定的,如图 5-61 所示。并规定试样缺口底部应光滑,不得有与缺口轴线平行的明显划痕,底部粗糙度应低于  $Ra0.8\mu\text{m}$ 。在试样缺口处,若发现有肉眼可见的气孔、夹渣、裂纹等缺陷时,则不允许用该试样进行试验。试样的缺口轴线应垂直焊缝表面,如图 5-62 所示。试样的焊缝、熔合线和热影响区的缺口位置,如图 5-63 所示。开在热影响区的缺口轴线与熔合线的距离  $t$  由产品技术条件规定。

冲击试样的截取方位,应执行国家标准 GB2649-89 的规定。当试件厚度小于  $16\text{mm}$  的压力焊、电弧焊或气焊的试样,可按图 5-64 所示截取,大于  $16 \sim 40\text{mm}$  的压力焊、电弧焊或电渣焊可按图 5-65 所示截取。

试验结果可以用冲击吸收功,或用冲击韧性值表示。当采用 V 形缺口试样,分别用  $A_{KV}$  或  $a_{KV}$  表示;采用 U 形缺口试样,相应用  $A_{KU}$  或  $a_{KU}$  表示。然后,根据产品技术条件对试验结果进行评定。

### (四)焊接接头的硬度试验

将被试的焊接接头的试样放在专门硬度机上打硬度,以测量焊缝和热影响区金属材料的硬度,并可间接判断材料的焊接性,以及测定材料对弹性和塑性变形的抗力、材料破坏时的抗力。对金属材料焊接接头及堆焊金属硬度的试验方法,在国家标准 GB2654-89 中作了具体规定。测定硬度方法采用压入法,以测定洛氏、布氏、维氏硬度。

焊接接头硬度试验的样坯截取方位、数量及方法,应执行 GB2649-89 国家标准的规定。其样坯应分别垂直于焊缝轴线和沿堆焊长度方向的相应区段截取。截取的样坯,应包括焊接接头的所有区域。根据技术规定,也允许截取专为测定的某一区域的硬度样坯。硬

度试样的表面粗糙度,应符合硬度试验法的有关规定。

其余 12.5  $\nabla$

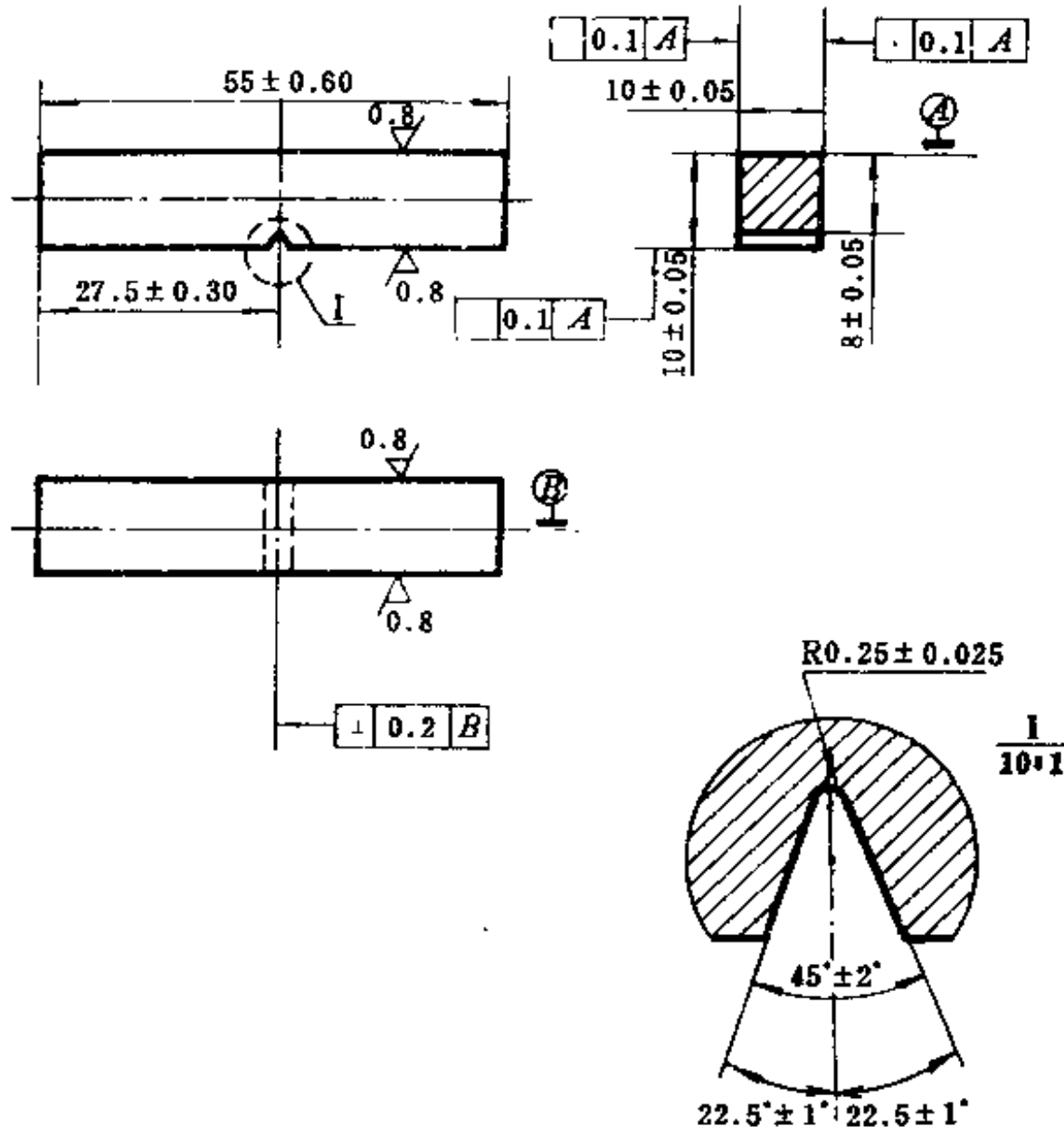


图 5-61 V形缺口冲击试样

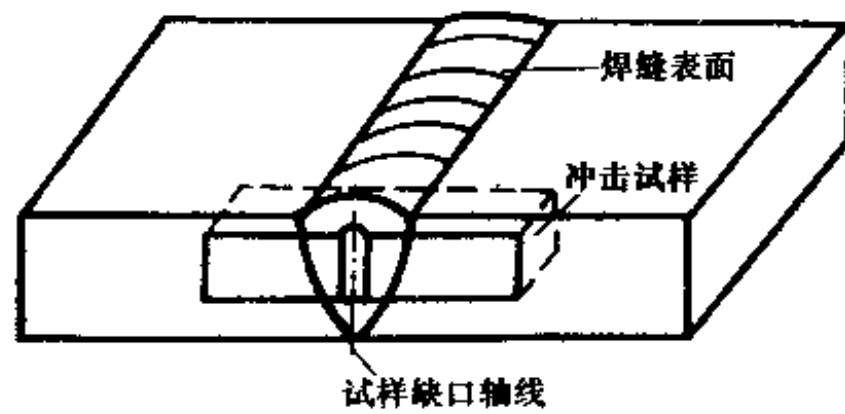


图 5-62 试样缺口方向

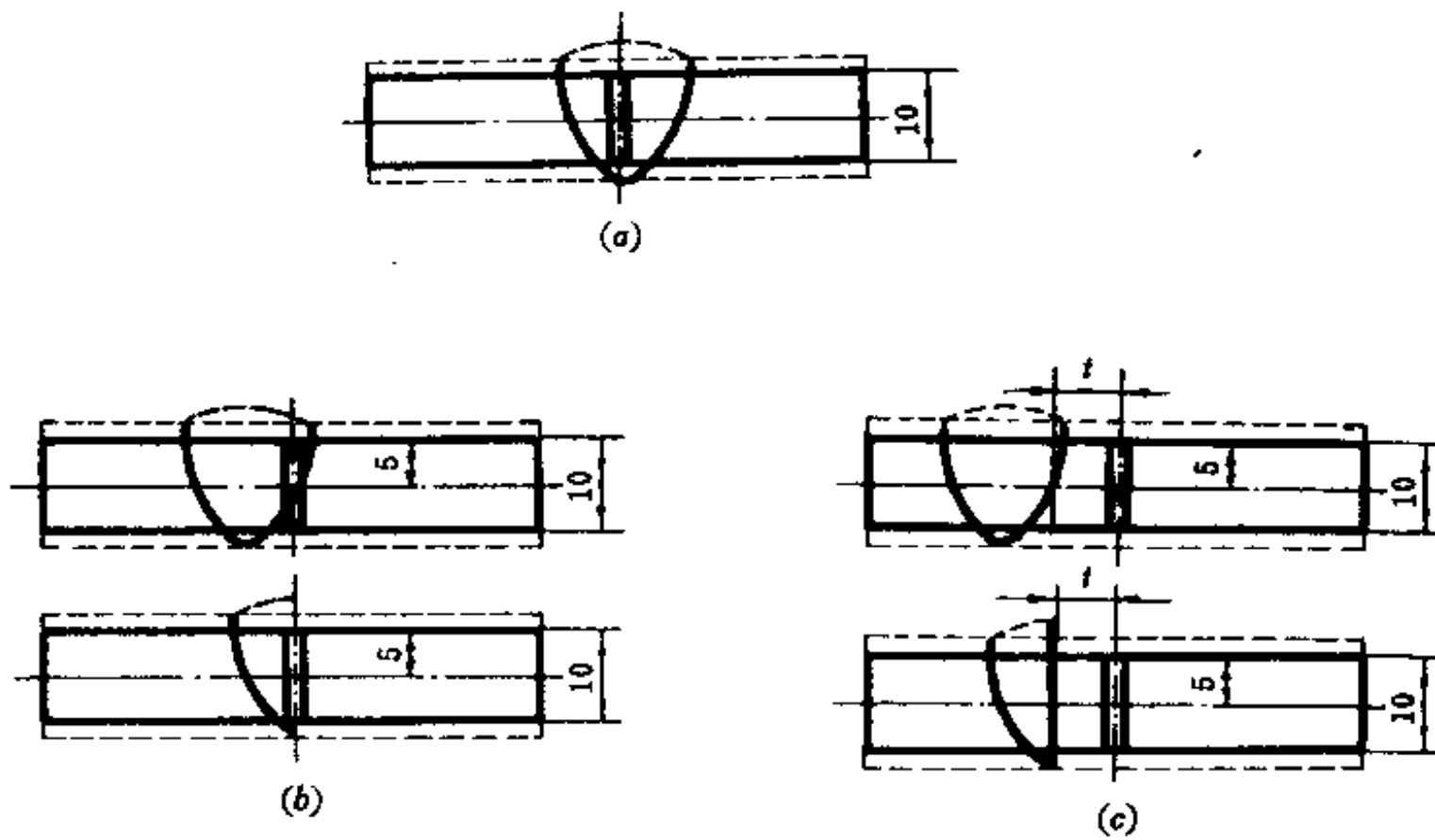


图 5-63 焊缝、熔合线和热影响区的缺口位置

(a)焊缝缺口位置;(b)熔化线缺口位置;(c)热影响区缺口位置。

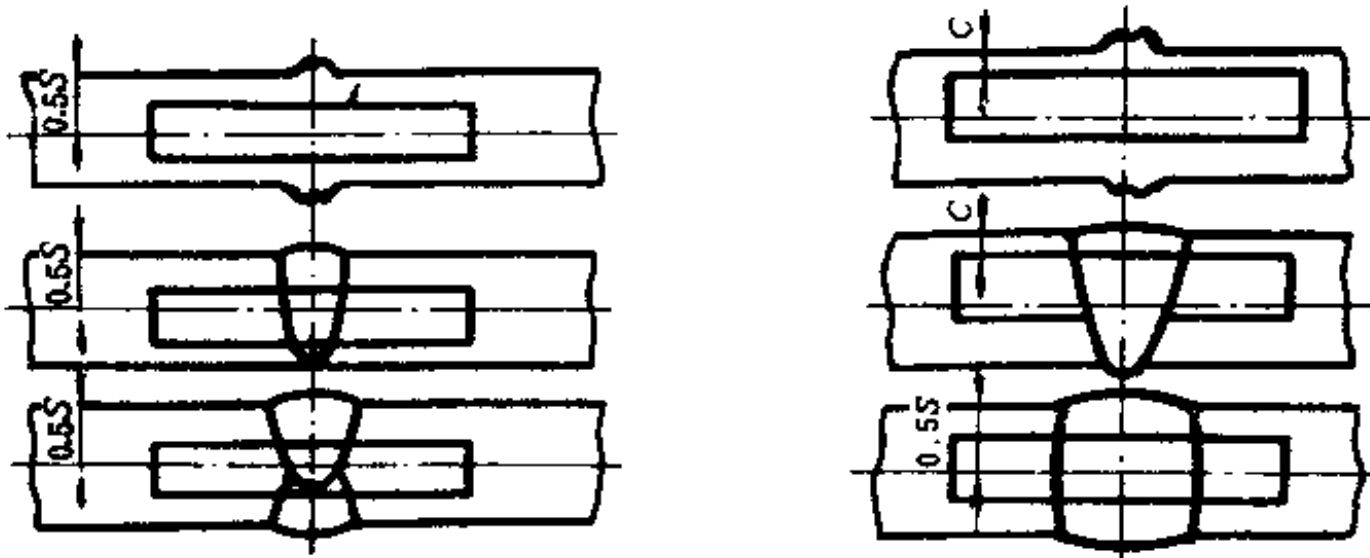


图 5-64 小于 16mm 的冲击试样截取方位

图 5-65 &gt;16~40mm 冲击试样截取方位

焊接接头的硬度试验,应在其横截面上进行,并在横截面上划上标线及测点位置。厚度小于 3mm 的焊接接头,允许在其表面测定硬度。

布氏硬度试验时,其压痕中心与试样边缘距离应不小于压痕直径的 2.5 倍;而距离其相邻压痕中心距离,应不小于压痕直径的 4 倍。

洛氏硬度试验时,其两相邻压痕中心以及任一压痕中心到试样边缘之距离不得小于 3mm,在特殊情况下可缩小上述距离,但必须保证所测结果不受影响。

维氏硬度试验时,其两相邻压痕边缘以及压痕中心,与试样边缘的距离,均应不小于压痕对角线的 2.5 倍。

当在硬度试验时,如果在测点处出现焊接缺陷,则这次试验结果无效。必须指出,对于冶金缺陷和工艺缺陷所造成的表面层的性能,或测定表面的清洁度,均会影响硬度的测定结果。

#### (五) 焊缝金属和焊接接头的疲劳试验

焊缝金属和焊接接头的疲劳试验,是在“努”型或“摩尔”型试验机上进行的,以测定在

对称交变载荷下的持久强度  $\sigma_{-1}$  和应力-转数曲线。疲劳试验的试样尺寸和形状,在国家标准 GB2656-81 中作了规定。试样不得少于 6 个。取样部位应根据相应的技术条件规定,焊缝位于试样中间。加强部分要截去。试样的度量,对试验机的要求、试验结果的计算,应执行 GB2656-81《焊缝和焊接接头的疲劳试验法》规定。

## 第五节 焊接接头的金相组织检验

焊接接头的金相分析,包括焊缝、热影响区和基本金属的宏观组织分析和显微组织分析。通过焊接接头的金相组织分析,可以了解在一定焊接方法及焊接工艺条件下焊缝的显微组织状态,热影响区的显微组织状态,以便分析焊接接头的性能。同时,可查明焊接接头中的各种缺陷,揭示这些缺陷的成因与工艺条件,焊接材料以及热处理等的关系,并设法避免和减少其影响,达到提高焊接质量的目的。所以,金相组织分析是一种简便,直接又可靠的分析方法。

### 一、焊接接头的宏观分析

宏观分析时,除要进行外观检查外,同时还要做必要的低放大倍数的分析,故又称为焊接接头的粗晶分析或低倍分析。一般要放大几倍到几十倍数下进行分析。

焊接接头的外观检查:外观检查是通过肉眼或放大镜进行直接观察。检查焊接接头产生的与设计或工艺文件规定要求不相符合的各种缺陷。一种是在外观上能直接观察出的,如错边、咬边、火口裂纹和表面气孔等;另一种缺陷分析是对小试件的具体形态,如拉伸试样,冲击试样的断口及试样外观形态和工艺试验后的表面状态,以及焊接产品在使用过程中产生的裂纹而破断的断口。从断口分析可以确定金属材料是塑性破坏还是脆性破坏,并能查明焊接接头的内部缺陷。对焊接接头的外观检查,在必要时,应作详细记录或照像,这些资料将是分析、研究焊接缺陷和破损事故的第一手现场资料。

焊接接头的低倍分析:低倍分析可以分析焊接接头的粗晶组织、熔池的形状和深度,即显示焊缝轮廓、熔合线、焊接热影响区的宽度,焊缝柱状晶的生长变化形态、焊道层次,焊接区内的各种缺陷,如裂纹,夹渣,气孔,未焊透,焊缝成形不良等。

焊接区低倍试样,一般是用机械加工或焊接接头的横断面或纵断面。大型试件需用磨床磨平,小试样可用手工磨削。浸蚀之前,要把试样在清水中洗净吹干,以免时间过长而生锈或使试样表面氧化。

低倍试样的宏观浸蚀剂的种类很多,使用浸蚀剂时要考虑显示效果和浸蚀剂的保持时间和使用的温度条件、浸蚀方法和时间等。低倍浸蚀剂比显微试剂的显示能力强,但稳定性差。一般情况要根据实际情况配制新液,不要重复使用。

对不锈钢和耐热钢的焊接接头的宏观浸蚀应用化学试剂,其需要时间长,效果差,但使用适合的电解抛光会得到很好效果,能很好显示高合金堆焊组织,不锈钢接头的粗晶组织。

根据焊接接头的不同性质金属使用不同种类的浸蚀剂。表 5-27 列出焊接接头常用的粗晶浸蚀剂。

表 5-27 焊接接头常用的粗晶浸蚀剂

编号	腐蚀剂成分	腐蚀时间及条件	应用
1	过饱和氯化高铁 3ml 硝酸 2ml 水 1ml	常温 擦拭或浸蚀	低合金钢 粗晶组织 树枝状晶 熔合线 热影响区
2	硫酸铜 4ml 盐酸 20ml 水 20ml	常温 擦拭	低合金钢粗晶 奥氏体显微组织
3	硝酸 25ml 水 75ml	0.5~1min 常温、浸拭或 擦拭	低合金钢,中合金钢 熔合线、焊缝
4	过硫酸氨 10g 水 90ml	1~2min 擦拭在试样表面	低合金钢焊缝 柱状晶组织
5	氯化铜氨 10g 盐酸 5ml 水 100ml	0.5~1h 腐蚀后表面稍加 研磨	能显示树枝状晶体
6	硝酸 0.5~1ml 水 100ml	0.5~1min 浸入	较好显示焊缝组织 宏观组织
7	硝酸 5ml 乙醇 95ml	常温	粗晶组织 宏观组织
8	氯化铁 10g 盐酸 30ml 水 120ml	常温 1~2min	奥氏体焊缝
9	硫酸 10ml 盐酸 150ml 硫酸铜 30g 水 150ml	常温	镍基及不锈钢焊缝 低合金钢粗晶组织
10	草酸 10g 水 100ml	电解液	接头粗晶或显微组织 奥氏体粗晶及显微组织
11	铬酸 10g 水 100ml	电解浸液	低合金钢和奥氏体钢接头 硬质合金堆焊
12	磷酸 48ml 甘油 50ml 水 2ml	电抛光液	不锈钢接头粗晶 不锈钢接头电解抛光

## 二、焊接接头的显微组织分析

焊接接头的显微组织分析,是用 100~1500 倍显微镜观察金属的显微组织,作为焊接质量分析及试验分析的重要手段。通过显微分析,可以确定焊接接头各部分的组织特性,晶粒大小,并可估计接头的机械性能,冷却速度,还能查明合金钢焊接时焊缝金属和热影响区内的碳化物析出情况,以及焊接接头的显微缺陷(如气孔、夹渣、微裂纹、未焊透等)和组织缺陷(如合金钢的淬火组织,铸铁的白口等)。根据显微分析的结果,还能判定选用的焊接材料、焊接方法是否合理,焊接工艺和焊后热处理是否正确等。

显微分析的磨片,一般是从试件或产品上加工割取,截取试样的组织要求能代表所要求的焊接接头组织。磨片的观察面,要与一般金属学的显微分析相同。各种钢焊接接头显微组织常用腐蚀剂,列于表 5-28。

表 5-28 各种钢及焊接接头的显微组织化学腐蚀剂

试剂成分	腐蚀特点	试剂用途	说明
2%硝酸酒精溶液 4%硝酸酒精液	到组织出现为止	低碳钢,低合金钢,中合金钢及焊接头的焊缝,热影响区组织	试剂对屈氏体,索氏体的弥散微粒组织腐蚀快,对马氏体,铁素体较差
4%苦味酸酒精溶液	到组织出现为止	低碳钢,低合金钢,中合金钢及焊接头焊缝,热影响区组织	清晰显示铁素体,马氏体,贝氏体组织及淬火钢晶界
盐酸 5ml 苦味酸 1g 酒精 100ml	到组织出现为止	显示碳钢焊缝	
氯化高铁 5g 盐酸 50ml 水 100ml	到组织出现为止	合金钢	显示铬不锈钢有效
苦味酸 2.5g 盐酸 1ml 甲醇 50ml	到组织出现为止	低,中碳钢,低合金钢焊缝组织	可显示经高温回火后焊缝柱状晶界析出碳化物

## 第六节 焊缝金属和熔敷金属的化学成分检验

一般焊接产品,只要求焊接接头的机械性能及无损探伤合格,不需要进行焊缝金属化学成分分析。但在制定和采用新的焊接工艺,以及机械性能和无损探伤不合格时,或需要进行焊缝的研究分析,则需要对焊缝金属和熔敷金属的化学成分分析。

焊缝金属的化学分析试样,应从焊缝中截取,取样部分的焊缝中应避免有熔渣和氧化物等污物存在,以免影响化学分析的结果。试样的制取可用钻、刨或铣加工方法取得。一般较多地应用简便的钻加工。取样区应远离起弧或终弧处 15mm,与基本金属距 5mm 以上。为了更好地确定焊缝界限,可在焊缝的截面用腐蚀法,找出熔合线。

化学成分分析用的细金属屑,厚度不应超过 1.5mm,取出的试样要用乙醚洗净。

在作碳、硅、锰、磷、硫等五大元素分析时,取细金属屑 30g;若要对镍、铬、钼、钛、钒、铜等作补充分析,则细屑应不少于 50g。如果要分析别的元素时,则依分析元素的多少,增加细屑金属的量。

近年来,为了提高化学分析的准确性和检验效率,如光谱法和磁法等新技术的应用已日益广泛。

## 第七节 焊接成品的致密性检验

贮存液体或气体的焊接容器,其焊缝的不致密性缺陷,可通过致密性试验发现,如检查焊接接头贯穿性的裂纹,气孔、夹渣、未焊透以及疏松组织等。致密性检验方法,有煤油试验、沉水试验、氨气试验和氦气试验等。

### 一、煤油试验法

一般常用的密封性检验方法,是煤油试验,用来检查有无漏水、漏气、漏油和渗油等现象。它常用于检查敞开式的容器,如贮存石油、汽油的固定式储存器和同类型的其它产品。

检验时,在比较容易修补和发现缺陷的一侧面的焊缝上涂上石灰水,干燥后再在焊缝的另一面涂上煤油。由于煤油的表面张力小,具有穿透极小孔隙的能力,当焊缝有穿透性缺陷时,煤油即渗透过去,在石灰粉上出现油斑或带条油迹。时间一长,它们会渐渐摊开而形成模糊的斑迹。为正确地确定缺陷的大小和位置,在涂上煤油后应立即进行观察,最初出现的油斑或条状油迹位置,即为缺陷存在的位置。通常,观察时间为 15~20min。若在规定时间内不出现油迹,则认为焊缝的密封性合格。这种简便的检验方法,适用于对接接头,而对搭接接头的试验则有一定困难。又因搭接接头处的煤油不易清理干净,对有缺陷焊缝的修补时,会引起火灾。因此,焊缝修补时必须清理煤油,以防着火。

### 二、沉水试验法

试验时,先将受压工件浸入水中,内部充以压缩空气,当焊缝存在缺陷时,在缺陷部位会有气泡出现。这说明该容器的致密性差,有泄漏缺陷存在。这种沉水检查方法,只适用于小型的焊接容器,如检查飞机、汽车的汽油箱等的致密性。为了易于发现焊接接头的缺陷,被检工件应放置在水而下 20~40mm 的深处,以便于发现气泡的出现。

### 三、充气试验法

这种检查是将压缩空气对着焊缝的一面猛吹,在焊缝的另一面涂上肥皂水,如有肥皂泡出现,说明该处致密性不好,有泄漏,即有气孔等缺陷。使用压缩空气的压力不得小于 4 个大气压,并且气流要正对焊缝表面,喷嘴到焊缝表面的距离不得超过 30mm。

### 四、氨气试验法

试验时,先在容器的焊缝表面上盖上有 5%硝酸汞水溶液浸过的纸带,在容器内充入含有 1%氨气的混合气体,加压到所需要的压力,如果在焊缝处有不致密性的缺陷存在,氨气会透过焊缝,并作用到浸过硝酸汞的纸上,使在相应位置上呈现黑色的图象。根据这

些黑色图象,就能确定焊缝缺陷的存在和位置。这种方法比较准确、可靠、便宜和迅速。

### 五、氦气试验法

氦气检查是通过被检容器充以氦气,检查容器是否有漏氦或漏氦程度。由于氦气质量轻,它能穿过微小的孔隙,所以是一种灵敏度高的致密性的试验方法。目前使用的氦气检漏仪,可以发现气体含有4万分之一的氦气存在,相当于在标准状态下漏氦气率为 $1\text{cm}^3/\text{a}$ 。

氦气的检查方法有探头法,吸气探针法,累加法和增压法等。

## 第八节 受压容器焊接接头的强度检验

受压容器除需要进行致密性试验外,还要进行受压容器焊接接头的强度试验,以检焊接产品的接头强度是否满足产品要求的设计强度。

受压容器整体产品的强度试验分为两类,一类是破坏性强度试验,另一类是超载试验。

### 一、破坏性强度试验

试验时,施加负载的性质和工作载荷的性质相同,负荷大小要加到产品破坏时为止。产品的强度用破坏负荷和正常工作负荷的比值表示。当比值达到或超过规定的数值时,则认为该产品的焊接接头的强度合格,低于规定的数值认为产品不合格。例如,高压锅炉汽包的爆破试验,即是这种性质的试验。

在试制新产品,或改变产品的加工工艺规范,或在大量生产而产品质量尚未稳定的情况下,应该进行这种破坏性强度试验。试验时,抽百分之一或千分之一的试样进行试验。

### 二、超载试验

超载试验是对产品所施加的负荷超过工作载荷的25%,或50%进行试验后,观察接头焊缝是否出现裂纹,以及产品的变形是否符合技术要求来判断其强度是否合格。试验时,施加的载荷性质要与工作载荷性质相同,在载荷的作用下,保持一定的停留时间后进行观察,若不出现裂纹或其它渗漏缺陷,且变形程度在产品规定的范围内,则认为产品合格。按国家标准规定,受压的焊接容器规定有10%的产品要接受这种超载试验。这种超载试验,广泛用于受压容器、接触焊容器以及受压的管道上。

受压容器整体的强度试验,按加载方式有水压和气压两种试验。

#### (一)水压试验

用水作为介质的容器耐压检验,称为水压试验。这是焊接容器中用得最广泛的一种耐压试验方法,不仅用于受压容器的强度试验,也用作焊接容器的致密性试验。

试验时,容器要灌满水,要彻底排尽空气,然后用水压机附加静水压力,压力按“压力容器安全监察规程”的规定选取,其压力为

$$P_T = 1.25P$$

式中  $P_T$ ——水压试验压力(MPa);

$P$ ——容器工作压力(MPa)。



一般超载压力为工作压力的 1.25~1.5 倍。在高压下持续一定的时间后,再将压力降至容器的工作压力,并沿焊缝边缘 15~20mm 处用 0.4~0.5kg 重的圆头小锤轻轻敲击,同时仔细检查焊缝。当发现焊缝处有水珠、潮湿或细水流时,即表示该焊缝不致密,产品应评为不合格品。如果产品在压力下,并关闭所有的进、出水阀门,其压力值保持不变,仍没有发现任何缺陷,则产品可评为合格。

对管道的检查,可用闸阀将它们分为若干段,并依次对各段管道进行检查。

对壁温大于或等于 200℃ 的容器,水压试验压力为

$$P'_T = P_T \frac{[\sigma]}{[\sigma]'}$$

式中  $P'_T$ ——容器壁温大于或等于 200℃ 时的水压试验压力(MPa);

$[\sigma]$ ——试验温度下材料的许用应力(MPa);

$[\sigma]'$ ——设计温度下材料的许用应力(MPa)。

当 $[\sigma]/[\sigma]'$ 的比值大于 1.8 倍时,则取比值 1.8。因高温容器不可能在高温下进行水压试验,而只能在常温下进行试验,因此试验压力应乘以温度修正系数 $[\sigma]/[\sigma]'$ ,以达到设计时预期达到的应力水平。但试验压力过高,将会产生微裂纹扩展,对容器的安全运行不利,故要限制其最高值。由于压力容器的几种常用钢材,当其温度即将进入持久极限时, $[\sigma]/[\sigma]'$ 比值约为 1.8 左右,所以一般以此为限值。

对于直立容器卧置试压时,其水压试验压力为

$$P_T = \frac{[\sigma]}{1.25[\sigma]'} + \gamma h$$

式中  $\gamma$ ——水的重度(N/m);

$h$ ——容器容积空间高度(m)。

在试验时,气温低于 5℃,不应进行水压试验,这时应采用人工加温,维持水温在 5℃ 以上,方可进行水压试验。

在特殊情况,为了检查容器焊接接头的强度才能用比工作压力大几倍,或相当于材料屈服极限的压力值进行试验。试验时,要密切注意观察应变仪,防止超过钢材的屈服点。在进行这种试验后的产品,必须进行退火处理,以消除超压试验而带来的残余应力。

为了试验的安全,在水压试验时,务必遵循以下规则:

(1)对焊后需要无损检验或回火消除应力热处理的结构,水压试验应在无损检验和热处理后进行。因为水压试验时,在焊缝内部产生的应力在焊接缺陷处,会造成应力集中或和焊接应力相叠加,致使结构发生脆断。

(2)水压试验时,周围环境温度应高于 5℃。过低的温度,会使材料韧性下降,容易发生脆断。此外,环境温度应不低于空气的露点温度,以免元件和部件外表结露,结露和渗漏难于分辨,导致不必要的误判。对于新钢种,试验温度应高于材料的脆性转变温度。

(3)水压试验时,应缓慢升压。因为当压力逐渐升高时,变形也逐渐增加,筒体也逐渐趋于圆筒形,筒体中的压力就趋向均匀。如果压力迅速升高,易使焊缝等处变形不均造成局部应力较高,当压力产生的应力尚未来得及缓解形状的不连续,应力尚未得到再分配时,压力很快升高,这能使形状不连续部位的局部应力继续迅速增大,结果对容器的强度造成较大的影响。

(4)水压试验时,应装设 2 只定期校验合格的压力表,压力表的量程最好选用 2 倍于试验压力的量程。

(5)水压试验的操作规范是缓慢升压到工作压力,停止升压进行初步检查,再升压到试验压力,保持 5min,然后降至工作压力进行轻打检查。

## (二)气压试验

用压缩空气作为介质的耐压试验,称为气压试验。气压试验比水压试验更灵敏、迅速,但试验的危险性比水压试验大,所以进行试验时,必须遵守安全技术措施,以防止试验中发生事故。

气压试验压力为

低压容器  $P_T = 1.20P$

中压容器  $P_T = 1.15P$

式中  $P_T$ ——气压试验时的试验压力(MPa);

$P$ ——容器的工作压力(MPa)。

试验时,先将被检产品加压到所需的压力,压力值由该产品的技术条件规定。然后,关闭进气阀,停止加压,用肥皂水涂至焊缝上,检查焊缝是否有泄漏(查看压力表指示值,是否有下降)。如果没有漏气,即压力表指示值保持恒定,则认为该产品合格。若产品的焊缝出现漏气,卸压后要进行补焊处理,返修后再经检验合格,方可允许出厂。

气压试验时,为了安全试验,务必注意以下几点:

(1)受检容器的主要焊接焊缝,检验前需要进行 100%的射线探伤。检查合格后,才许可进行水压试验。要检查试验场地四周,确有可靠的安全措施。如果需要在隔离场地受检,或用厚度不小于 3mm 的钢板将被检产品的三面包围起来,才能进行气压试验。

(2)试验时,应先缓慢升压至规定试验压力的 10%,保持 10min,然后,对所有焊缝进行初步检查,焊缝合格后可以继续升压到规定的试验压力的 50%。其后,按每级为规定试验压力的 10%的级差,逐渐升压到试验压力,在保持 10~30min 后,再降至设计压力,保持 30min 后,再进行检查产品合格与否。若产品焊缝出现漏气或容器压力下降时,应找出卸位后再进行卸压补焊。返修后的产品仍要按上述程序进行检验。

(3)在输送压缩空气到产品的管道上,要设置一个储气罐,以保证稳定地进气。在储气罐的气体出入口处,要各装一个开关阀,并在输出端管道上装安全阀、工作压力计和监视压力计。

(4)产品内的压力值到所需的试验压力值时,输入压缩空气的管道必须关闭,停止加压。

(5)气压试验所用气体,应是干燥洁净的空气,氮气或其它惰性气体。气体的温度,不低于 15℃。若在低温下进行试验时,要有防止产品冰冻的措施。

(6)处在压力下的产品不得敲击,震动和修补缺陷。

由于气压试验有较大的危险性,除规定外,不得任用气压试验代替水压试验。在进行气压试验前,务必复查有关技术条件和安全措施。经检查合格,负责人批准后,才能进行气压试验。

高压容器和超高压容器,严禁使用气压试验。

## 第九节 焊接质量管理

要保证焊接质量,不仅焊接质量本身的质量要好,且要有焊接前、焊接工序中,以及焊接后的系统质量管理,即质量的全面管理才能保证高产优质的产品。一个理想的质量管理系统,应是设计——实施——检查的质量管理,如果不严格按自上而下的质量管理体系实施质量管理,显然,尤其是对有大量焊接件的造船厂、机车厂和锅炉厂等,是不可能保证焊接质量的。

全面质量管理应具有以下的意义:

(1)质量管理应是全系统的,要使各部门有目标地组成没有遗漏的全面质量管理体系。

(2)质量管理要有明确的计划,且能迅速反馈和修正,并能作出评价的管理体制。

(3)要有生产出高质量焊接的机能,即技术指标,技能水平要求标准化,而且要能经常起到改进和提高质量的作用。

(4)要有足够检查焊接质量的能力,能实行客观检查的体制,而且拥有一旦检查出不合格的焊接质量时,具有停止生产的权限。通常,检查部门就是从保证质量而设立的监督部门。

(5)要有积极开展自检、互检的管理活动。这是有效改善和提高质量的方法。使自下而上的管理质量活动,充满在全体人员之中,即要求全体职工参加质量管理。

质量管理的目标有三种,其中以降低生产成本为目的,以保证质量达到产品的技术指标为目的,以及提高商品价值为主而达到良好的外观质量。本节主要介绍以保证产品技术参数的质量管理。当然,同时也会带来降低生产成本,提高产品的经济价值。

焊接质量管理项目,有钢材管理、焊接材料管理、焊接设备管理、焊接坡口管理、焊接的检验管理、焊工和焊接检验人员的教育和培训以及焊接质量的管理。

### 一、钢材管理

检查钢材是否无差错地用在设计所规定的部位上,这是焊接前的一个极重要的问题。所以要做到钢材进库一出库的记录,以及加工流程图,并应造表登记、核对轧制批号、规格、尺寸、数量以及外观情况。

### 二、焊接材料管理

焊条、焊丝和焊剂等的选用及其管理,对焊接部位的质量有直接影响。焊接材料在使用前都需要烘焙。由于吸潮程度与完整的包装、仓库环境和库存时间的不同有很大的差别,因此仓库管理,在库存期间的检查就显得比较重要。当焊接材料开包时的吸潮检查发现已超过极限时,或在开包后到使用已相隔一段时间,都要进行烘干。对于未用完的回收焊条,许可直接送回烘箱。

在生产中发生焊接材料有问题时,应将焊条、焊剂等调查报告,向生产部门及时反馈,同时应将材料汇集保存,以备查考。

### 三、焊接设备管理

焊机与工具的故障和损坏,对焊接质量有直接影响,所以对焊机与工具要定期地进行检查和修理。为了便于检查,要求对各类焊机造表登记。例如,焊机的检修规定,埋弧焊机的电流和电压表的检查登记,焊机故障报表和使用时间表等。表 5-29 所示自动焊机不正常与焊接缺陷登记表。埋弧焊机检修标准一例,列于表 5-30。

表 5-29 自动焊机不正常与焊接缺陷

焊机不良部件	不正常情况	发生的缺陷
电流表	不准	未焊透、焊穿,增强量过大或过小
电压表	不准	未焊透,焊穿,增强量过小或过大
速度表	不准	未焊透,焊穿,增强量过小或过大
送丝马达	旋转不正常	未焊透,气孔,焊接中断
送丝压轮紧	打滑	未焊透,气孔,焊接中断
焊丝盘	旋转不正常	未焊透,气孔,焊接中断
导电电缆	供电不良	未焊透,气孔,,焊接中断
轨道	不直	偏离接头中心
电磁触点	导电不良	焊接不稳定,焊接停顿

表 5-30 埋弧焊机检修标准一例

检查部位		1次3个月	1次6个月
送丝装置	轴承、校正轮、送丝轮 碳刷	0	0
减速装置	齿轮磨损 注入牛油	0	0
垂直、水平 装置	注油	0	
控制装置	仪表	0	
行车小车	离合器 发电机 刹车片		
电源	电磁触点	0	
	碳精片	0	
	绝缘电阻	0	
	清洁	0	

### 四、焊接坡口管理

为保证焊接质量,国家标准制定了各种焊接方法的坡口间隙,形状和尺寸,为使焊接坡口保持在允许范围之内,故要进行焊接坡口的加工精度管理。若有一部分坡口超出允许范围,则应按照规定进行坡口修整,或将材料局部进行更换。坡口的水份、铁锈和油漆,会对焊接带来不良影响,因此需要清除,才许可施焊。一般在焊接低碳钢时,底漆基本不影响

焊接质量,因此可在带漆状态下施焊,但对高强度钢(490N/mm<sup>2</sup>)、采用大直径焊条焊接平角焊时,实验结果表明,因有油漆而产生气孔。

### 五、焊工技能管理

从事焊接操作人员必须持有技能资格证明。技能资格管理的项目,有焊工名册,其中注明等级,人员调动,在岗的工作情况和技能等。并且,用管理卡进行焊接技能管理,每隔一年在管理卡上记录一次。焊工要进行定期培训和焊工技能考核制度。

### 六、焊接施工管理

焊接施工管理,随其所采用的方法不同,对焊接质量有很大的影响。一般焊接施工管理项目,有焊接条件的查核,焊接顺序以及高强度钢的施焊管理等。焊接条件包括焊接现场的电源电压的波动,焊接操作地点的环境和焊接设备上应有指示仪表等。焊接顺序是指板与板,板与骨架材的焊接顺次。对交错焊接头的顺序和预热焊件,必须严格执行工序顺次的规定。

### 七、焊接检验管理

焊接检验与其它生产技术相配合,才可以提高产品焊接质量,防止不合格的连续生产,避免质量事件的发生。因此,检验管理应是贯彻在整个生产过程,是焊接生产过程中自始至终不可缺少的重要工序,是保证优质高产低消耗的重要措施。在检验管理中,必须实行自检、互检、专检及产品验收的三检的检验制度和组织质量管理机构,才能保证不合格的原材料不投产,不合格的零件部件不组装,不合格的焊缝必须返工修整,不合格的产品不出厂等要求。

检验人员应是保证产品质量的监督员,又是分析产品质量和质量事故的技术员,所以检验员应该是一位好的管理员,又是一位较好的施工员。

检验结果必须存档,对不合格产品应有发生质量事件的原因和处理意见。对较大的质量事故,必须向上级汇报,并有上级的处理意见和处理结果。表 5-31 所示射线检查记录表。

表 5-31 射线检查记录

气电焊	等级	张数	缺陷种类				
			无缺陷	气孔	焊缝	未熔合	裂缝
	1						
	2						
	3						
	4						
	小计						

### 八、焊工和焊接检验员的教育和培训管理

由于目前的大部分焊接,还是依靠手工焊接,即使是自动焊接和射线探伤,操作者的技能对质量也有很大的影响,因此,对操作者的教育和培训就具有较大的意义。

要教育焊工和检验工具有高度的责任心,培养成熟的操作者,而且要教育焊工掌握

新的焊接方法,检验员掌握新的检测技术、检测中存在的问题和防止措施。对操作者个人技能上缺点,又要及时矫正和培训。

### 九、焊接质量的管理

为了保证焊接质量,对缺陷和检测要制订标准外,对焊接设备、焊接材料和测试方法,均要规范化和标准化。例如,对外观检查要规定检查项目和数值,并制订该产品的工厂标准,如“外观定量检查及管理标准”。对检查焊缝内部缺陷的检验方法,应执行检测标准,如射线照相探伤方法标准,渗透探伤方法标准等。对不同的焊接材料应予以规定,如不锈钢焊条、碳钢焊条、低合金钢焊条等质量标准。对焊接接头的机械性能,应执行焊接接头的强度,拉伸、弯曲、冲击、疲劳和硬度等试验方法的标准。此外,还应规定出各种钢的化学成分,脱氧方式和热处理规范等。因此,只有制订和严格执行技术法规,才能保证产品的焊接质量。

## 第六章 焊接断口分析

断口分析,是研究金属断裂和进行破断分析的科学技术,近年来得到广泛地应用。分析断口可查明断裂发生的原因,推断断裂所经历的过程,进而确定断裂性质,为防止断裂事故发生和提高焊接质量提供可靠的依据。

断口分析,包括宏观分析和微观分析。前者,系指用肉眼、20倍以下的放大镜或低倍显微镜下所观察到的断口形貌;后者,系指使用光学显微镜或电子显微镜研究断口。宏观分析反映了断口的全貌,而微观分析则揭示了断口的本质,因此宏观分析和微观分析不能相互代替,只能相互补充。有时,为了得到正确的断裂事故分析结论,还需配合进行材料成分分析、金相组织观察及机械性能的测定等。

目前,采用扫描电子显微镜(SEM)或透射电子显微镜(TEM)进行断口微观分析,已得到广泛应用,几乎成为试验研究,工程实际和失效分析等工作中不可缺少的测试方法。采用扫描电子显微镜观察断口,其放大倍数可从十几倍到十几万倍,并且连续可调,景深大,图像立体感强。利用扫描电子显微镜,可对断口进行低倍的全面观察,也可以对某些局部部位进行深入的高倍观察,配合其它仪器,还能进行微区化学分析,这对于鉴别断裂处某元素浓度,非金属夹杂物、腐蚀产物或氧化膜等是很有效的。采用透射电子显微镜观察断口,成像清楚,分辨率高,景深大,放大倍数高;但是不能直接对断口进行观察,须制取断口复型,也不能在小于1000倍观察。因此,扫描电子显微镜已成为断口分析的主要工具之一。

### 第一节 金属断裂类型

#### 一、脆性断裂与韧性断裂

根据金属断裂前所产生的宏观塑性变形量的大小,来确定断裂类型,可分为脆性断裂与韧性断裂。

##### 1. 脆性断裂

脆性断裂是一种突然发生的断裂,断裂前几乎不产生明显的塑性变形,因而危害性大。历史上曾发生过大量的脆断事故,如在1943年美国油船断成两段,属低应力脆断,当时的气温为零下5℃,1962年澳大利亚金斯桥断毁,英国核电站锅炉爆炸等造成严重破坏和人身伤亡。类似上述事故,时有所闻。

脆性断裂具有以下特征:

(1)脆性断裂时承受工作应力很低,通常低于材料的屈服强度。所以这种断裂,又称为低应力断裂。

(2)脆性断裂总是从构件内部或表面存在的宏观缺陷处开始。例如以0.1~1mm以上的裂纹作为裂纹源,这裂纹在构件服役过程中在远低于屈服强度的应力下不断扩大而

达到临界尺寸,导致突然断裂。

(3)中、低强度钢的脆性断裂,一般在较低温度下发生(10~15℃以下),因为温度降低,脆断倾向增加。高强度钢则没有明显的温度效应。

(4)脆性断口平齐而光亮,并与正应力垂直,断口上常呈人字纹或放射花样。

一般规定光滑拉伸试样的断面收缩率小于5%,则为脆性断口,这种材料为脆性材料,相反,若断面收缩率大于5%,则为韧性材料。

## 2. 韧性断裂

韧性断裂是指在断裂前发生明显宏观塑性变形,断口粗糙,呈暗灰色纤维状。这是一种高能量断裂,通常其裂纹扩展的临界应力大于裂纹萌生的临界应力,裂纹扩展时仍有一定程度的塑性变形。由于断裂前的塑性变形易于被人们及时注意,故危险性较小。

脆性断裂和韧性断裂在一定条件下,可以互相转化。这些条件是指材料、环境、温度、加载速度、应力状态等。如尺寸厚大带尖锐缺口的试样或构件比尺寸小钝缺口的试样或构件容易脆断。

## 二、穿晶断裂与沿晶断裂

多晶体金属断裂时,依裂纹扩展途径,可分为穿晶断裂和沿晶(晶间)断裂。前者的特点,是裂纹穿过晶粒内部的断裂。后者,是裂纹沿晶界扩展而断裂。

穿晶断裂可以是韧性断裂,也可以是脆性断裂。

在室温下,金属材料大多数都是韧性穿晶断裂,如拉伸试验发生最多的是这种韧性穿晶断裂。如果有夹杂物或沉淀物聚集在晶界处,在室温下也会发生沿晶断裂。金属在高温下,多由穿晶断裂转变为沿晶韧性断裂。

沿晶断裂多数是脆性断裂,但也有韧性断裂。沿晶断裂一般是由于晶界上存在脆性相、晶界杂质偏析等原因造成的,或由于环境、温度、应力作用而使晶界内聚力消减等原因造成的。例如,焊接热裂纹、应力腐蚀裂纹、氢脆等都是沿晶断裂。

## 三、解理断裂与剪切断裂

穿晶断裂依其在晶内的断裂方式,又可分为解理断裂与剪切断裂两种。

解理断裂是一种在正应力作用下,所产生的穿晶断裂。通常,断裂面是严格沿一定的结晶学平面(即解理面)分离。体心立方金属(如铁、钢、Ti-β等),密排六方金属与合金(如镁、锌、Ti-α等)在低温、应力集中、冲击载荷作用下,能促使发生解理断裂。面心立方金属(如铝、铜、不锈钢等)只在特殊情况下,才发生解理断裂。一般解理断裂很少塑性变形,总是脆性断裂。但脆性断裂,不一定是解理断裂。

由于解理断裂是在一定强度的应力场作用下,依靠弹性应变能的释放克服解理面两边原子间的结合力而扩展的,所以裂纹扩展所消耗的能量较小。因此,一旦裂纹长度达到临界尺寸时,裂纹将迅速扩展,造成焊接构件灾难性的破坏。

剪切断裂是在切应力作用下,沿滑移面滑移而造成的断裂。它又进一步分为两类:滑断和剪切断裂。滑断又称为切离或纯剪切断裂。纯金属尤其是单晶体金属常发生这种断裂。金属在外力作用下沿最大切应力方向的滑移面滑移,最后因滑移面滑动分离而断裂。纯剪切断口常呈锋利的楔形或刀尖型。单向拉伸时的纯剪切断口常与拉伸轴或45°角,断



面平滑光亮。所以滑断或纯剪切断是一种由纯粹的滑移流变所造成的断裂。剪切断裂为微孔聚集型断裂(韧窝断裂),钢铁等工程结构材料多为这种断裂类型。如低碳钢拉伸断口所形成的杯锥状断口,就是这种断裂,这是一种典型的韧性断裂。

当钢铁结构材料在外力作用下,因强烈滑移,位错堆积,在局部部位如颈缩处产生许多显微孔洞;或因夹杂物破碎,夹杂物和基体金属界面的破碎而造成微孔,这种微孔在切应力作用下不断长大、聚集,最后相互连接,并同时产生新的微小孔洞,最终导致材料的断裂。

根据断面的宏观取向与最大正应力的交角,断裂方式又可分为正断型和切断型两类。

正断型断裂断面的取向与最大正应力相垂直,常见于解理断裂,或塑性变形约束最大的场合。切断型断裂断面的取向与最大切应力方向一致,而与最大正应力约呈 $45^\circ$ 交角。常发生于塑性变形不受约束或约束较小的情况,如拉伸断口上的剪切唇就是这种断裂。金属材料的断裂类型及特点列于表 6-1。

表 6-1 金属断裂类型及其特征

分类方法	名称	特征
根据断裂前塑性变形大小	脆性断裂	断裂前几乎无明显的塑性变形,断口呈光亮结晶状
	韧性断裂	断裂前有明显的塑性变形,断口呈暗灰色纤维状
根据断裂面的取向	正断	断裂的宏观表面垂直于 $S_{\text{最大}}$ 方向
	切断	断裂的宏观表面平行于 $\tau_{\text{最大}}$ 方向
根据裂纹扩展途径	穿晶断裂	裂纹穿过晶粒内部
	沿晶断裂	裂纹沿晶界扩展
根据断裂机制	解理断裂	无明显塑性变形,沿解理面分离,穿晶断裂
	微孔聚集型断裂	沿晶界微孔聚合,沿晶断裂,沿晶内微孔聚合,穿晶断裂
	纯剪切断裂	单晶体沿滑移面分离剪切断,多晶体纯金属通过颈缩导致最终断裂

工程上在处理断裂问题时,还有一种分类方法,即根据产生断裂的原因分类。依这种方法常见的断裂有以下几种:过载失稳断裂;疲劳断裂;应力腐蚀断裂;氢脆断裂;蠕变断裂等。

## 第二节 断口的宏观分析

构件断裂后的自然表面,称为断口。它是金属材料中应力最大或性能最差的部位。金属的不同断裂类型,将形成特征各不相同的断口。

断口的宏观特征反映了断口的全貌,可以确定断裂的性质,是属于脆性断裂,还是韧性断裂或疲劳断裂,可以判断裂纹源的位置和裂纹扩展途径,可以判断钢材的冶金质量、焊接和热处理质量等,所以断口宏观分析是断口分析的基础。

### 一、静载荷下的断口宏观特征

构件因静载荷而断裂的机率不多,为了分析了解材料断裂最基本的特征,故作以下说明。

#### 1. 光滑圆柱试样的拉伸断口

其断口通常呈现三个区域,即断口三要素:纤维区、放射区和剪切唇,如图 6-1 所示。

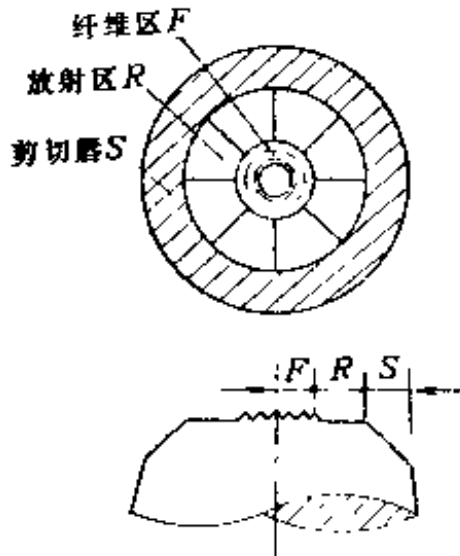


图 6-1 拉伸断口三要素示意图

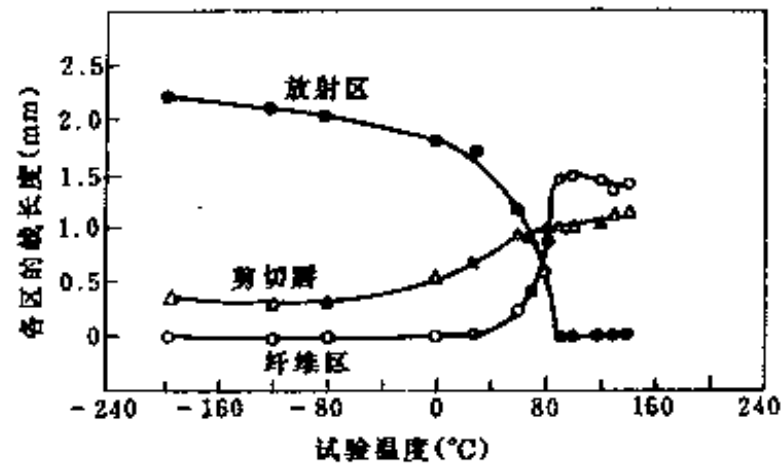


图 6-2 温度对断口三要素各区大小的影响

#### (1) 纤维区

一般位于断口中央,呈粗糙的纤维状。当拉伸载荷超过强度极限后,试样出现颈缩,在颈缩处产生应力集中,并在最小截面处造成了三向应力,其值在轴线方向最大。在三向应力作用下,首先在最小截面处中心的晶界某些非金属夹杂物或某些第二相质点或缺陷处形成,并随应力的提高不断长大、连接,同时还产生新孔洞。纤维区所在平面垂直于拉伸应力方向,在纤维区常可看到显微孔洞和锯齿状形貌,其底部的晶粒象被拉长的纤维。由于纤维区塑性变形较大及粗糙不平,所以该区常呈暗灰色。

#### (2) 放射区

紧接纤维区的是放射区。该区的特征是有放射花样,每根放射花样称为放射元,放射方向与裂纹扩展方向相平行,而垂直于裂纹前沿的轮廓线,并逆指向裂纹源。纤维区与放射区的交界,标志着裂纹由缓慢扩展向快速扩展的转化。

放射花样也是由材料的剪切变形所造成的,然而它与纤维区的剪切断裂不同,是裂纹达到临界尺寸后作快速低能量撕裂的结果。材料的宏观塑性变形量很小,为脆性断裂,而微观局部区域有较大塑性变形。故放射花样是剪切型的低能量撕裂的标志。

沿晶断裂或解理断裂,通常也包括在快速破断的放射区内。因为这类断裂塑性变形很小,撕裂功也很小,所以此类断口的放射元往往是很细的。材料越脆,放射元越细。若材料处于完全的沿晶断裂或解理断裂状态,亦即处于极脆状态,则放射线消失;反之,当塑性变形量越大时,撕裂功也越大,其放射元越粗大。所以对于随温度降低而塑性降低,或强度提高塑性降低的材料,其放射元由粗变细甚至完全消失。

#### (3) 剪切唇

断裂过程的最后阶段形成剪切唇。剪切唇表面较光滑而呈灰色,与拉伸应力轴成 $45^\circ$ 角。剪切唇区域内也是裂纹作快速扩展,这时裂纹是处于平面应力状态下的失稳扩展,材料的塑性变形量很大,属于韧性断裂区。

根据剪切唇在断口上所占的位置和大小,可分为两种情况。一种情况是断口上只有纤维区和剪切唇,这时剪切唇在断面上所占比例较大,甚至可达径向长度的二分之一。裂纹从试样中心的纤维区向外扩展时,裂纹外侧整个区域就有较大的塑性变形,而剪切唇就在该塑性区内形成。显然,这种材料塑性较好,变形时的拘束较小。另一种情况是断口上纤维区,放射区和剪切唇同时存在,这时剪切唇较小。因为裂纹在放射区中快速扩展时,塑性变形限制在裂纹前端很小的区域内。

以上分析了断口特征的三要素,这对于分析断口型式、断裂方式及性质是很重要的。在实际分析断口时,可根据三要素在断口上所占的比例粗略评价材料的性能。通常情况下,纤维区较大,材料的塑性韧性较好;反之,放射区增大,则表示材料的塑性降低,脆性增大。

当试验温度、试样尺寸、加载速度和受力状态不同时,断口三区的形态、大小和相对位置都会发生变化。若试验温度降低,则纤维区及剪切唇减小,放射区增大,如图 6-2 所示。

试样尺寸加大,放射区明显增大,而纤维区变化不大,如图 6-3 所示。试样缺口存在不仅改变了断口中各区域的比例,而且裂纹成核位置也改变。如,缺口圆柱试样通常从缺口处首先成核,最后断裂区在试样心部。

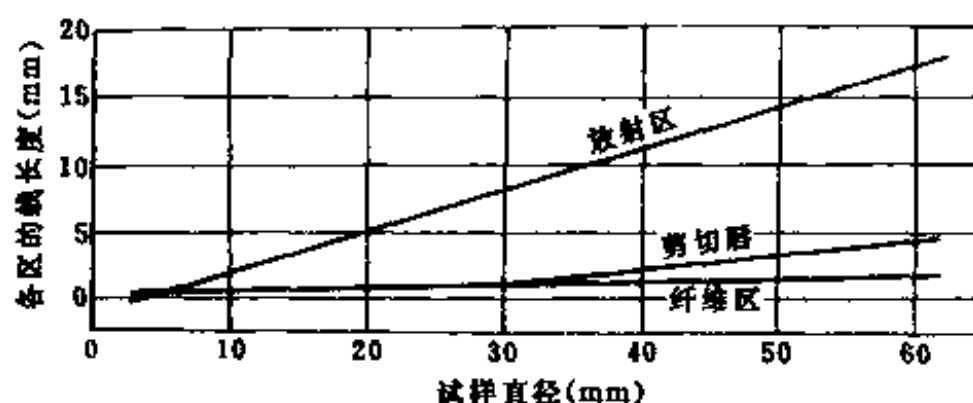


图 6-3 试样直径对断口三要素区比例的影响  
(4340 钢,无缺口拉伸)

## 2. 矩形平板试样的断口

大多数实际构件其断面多属矩形板材型,如船体焊接结构、贮油罐等。分析矩形,包括正方形及扁平板的静拉伸断口特征,对于分析这些构件破断原因无疑是有益的。

无缺口的矩形平板拉伸试样断口与圆柱试样一样,也有三个区域。但由于试样几何形状的不同,每个区域的特征略有改变。对于矩形试样其中心部分纤维区变为椭圆形,而放射区则变为“人字形”花样,人字形花样的尖端指向裂纹源,人字的两撇表示裂纹扩展方向,最后破坏区仍是剪切唇。因此首先找到人字纹,然后找出裂纹源。图 6-4 所示为“人字纹”特征。人字纹花样,是脆性断裂的最主要的宏观特征。

实际构件断口上的人字纹,并不完全是直线状的,而是弯曲的,特别是接近表面处弯曲得更明显。

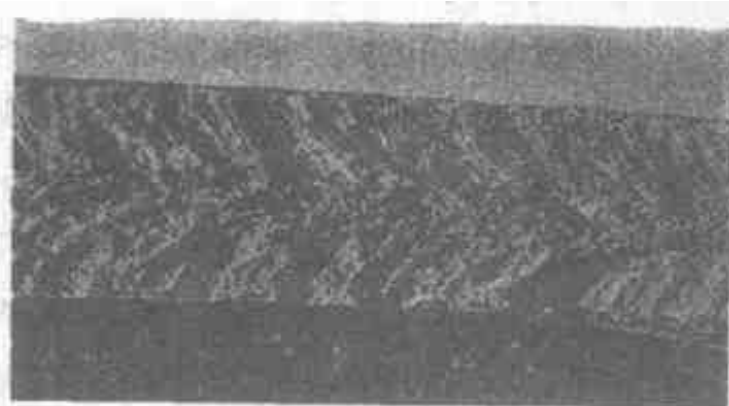


图 6-4 实际断口的人字纹特征

影响矩形平板试样断口三个区域相对比例的主要因素,是材料的性质、板厚和温度。材料越脆、板厚越大,温度越低,则纤维区、剪切唇越小,而放射区越大。相反,则纤维区、剪

切唇大,放射区减小,乃至出现全剪切断口。

## 二、冲击断口的宏观特征

目前,工程技术上常用冲击试验,评定原材料的冶金质量和焊接、锻造等热加工后的产品质量,评定材料在不同温度下的脆性转变趋势,确定应变时效敏感性以及作为评定某些结构使用可靠性和寿命的结构性能指标等。

冲击断口,是冲击试样(一侧开有 U 型或 V 型缺口)承受摆锤撞击而形成的自然断面。一般情况下冲击断口与拉伸断口一样,也出现断口的三区域。首先在缺口附近形成裂纹源,然后是纤维区,放射区和剪切唇,剪切唇沿无切口的其他三侧边分布,纤维区与放射区或剪切唇相连接的边界带呈弧形。

冲击断裂时,在 V 型缺口一侧受张应力,不开缺口的另一侧受压应力,故在整个断面上受力方向不同,所以当受张应力的放射区进入受压区时,可能消失而重新出现纤维区。如果材料的塑性很好,则放射区完全消失,整个断面上只有纤维区和剪切唇两个区域。

温度对冲击断口各区的大小有影响,随试验温度的降低,纤维区面积突然减小,而放射区面积突然增大,材料由韧性状态迅速转变为脆性状态。根据这种相对面积的变化,可以确定冷脆转化温度。

## 三、疲劳断裂断口的宏观特征

在零件和焊接构件的破坏中,疲劳断裂占有相当大的比例。疲劳断裂与静载下的断裂不同,在静载下无论显示脆性或韧性的材料,在疲劳断裂时,都不产生明显的塑性变形,断裂是突然发生的,故常常造成重大事故。疲劳断口按照断裂过程有三个区域,即疲劳核心区(疲劳源)、疲劳裂纹扩展区和最后破断区(瞬时破断区),如图 6-5 所示。

疲劳核心是疲劳裂纹源,用肉眼或低倍放大镜就能粗略判断其位置。疲劳核心一般总是位于构件表面有应力集中或存在表面缺陷的位置,当构件内部存在如夹杂、气孔、白点、偏析等,在缺陷存在的地方引起应力集中,故也可能在内部发生。裂纹源有时不止一个,尤其是低周疲劳,往往在不同高度的平面上存在几个疲劳源。

疲劳裂纹扩展区常常呈现一条条的同心弧线(称为前沿线或疲劳线)、贝壳纹、蛤壳状或海滩波纹状。它常见于低应力高周期的疲劳断口,贝壳纹状是推进线、疲劳裂纹扩展过程中所留下的痕迹。对于低周期疲劳断口,通常观察不到此种贝壳纹状的推进线。贝壳纹推进线一般是从裂纹核心开始的,向四周推进,它垂直于疲劳裂纹扩展方向。

最后破断区是由于疲劳裂纹不断扩展,使构件的有效截而不断减小,当疲劳裂纹达到临界尺寸后发生快速破断,形成最后破断区。它的特征与静载下带有尖锐缺口试样的断口相似。对于脆性材料,此区为结晶状的脆性断口,而对于塑性材料,断口为纤维状,暗灰色。

疲劳裂纹扩展区与最后断裂区所占面积的相对比例,随所受应力大小而变化。当名义应力小,应力集中也不大时,则疲劳裂纹扩展区大;反之,则小。疲劳断口上的前沿线,也常

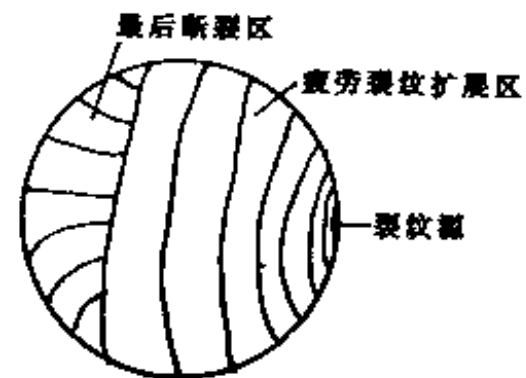


图 6-5 疲劳断口宏观示意图

随应力集中程度及材料质量等因素不同而变化。一般情况,最后破断区的面积越大,越靠近中心,则意味工件过载程度越大;其面积越小,位置越靠近边缘,则意味工件过载程度越小。

疲劳断口按其载荷类型,分为扭转疲劳断口、弯曲疲劳断口、轴向疲劳断口等。其中,以弯曲疲劳断口最多见。构件承受弯曲疲劳载荷时,其应力表面最大,中心最小,因此疲劳核心总是在表面形成,然后沿着与最大正应力相垂直的方向扩展,当裂纹达到临界尺寸时,构件断裂。弯曲疲劳分为单向弯曲、双向弯曲和旋转弯曲疲劳。疲劳断口根据试样或构件承受载荷类型的不同,应力大小和应力集中程度的不同,断口特征也各不相同。

试样在交变扭转应力作用下,产生扭转疲劳断口,常见的有锯齿状断口或棘轮花样断口。锯齿形断口是在双向交变扭转应力作用下产生的;棘轮花样断口一般在单向交变扭转应力作用下产生的,如图 6-6 和图 6-7 所示。

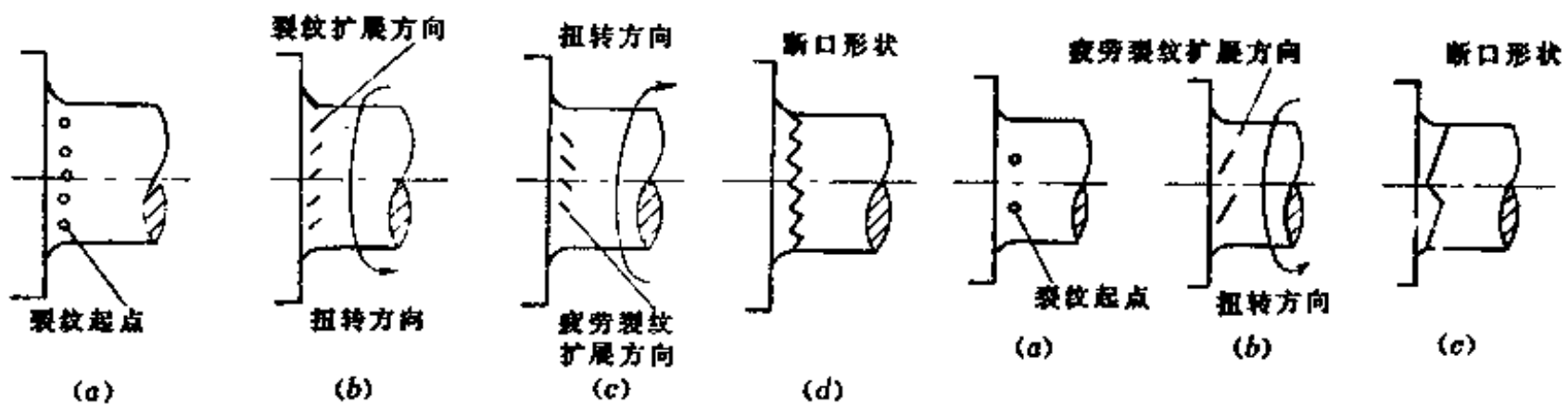


图 6-6 锯齿状断口形成过程示意图

(a) 扭转力矩作用下产生微裂纹; (b)、(c) 在双向扭转作用下裂纹沿  $+45^\circ$  和  $-45^\circ$  两个方向扩展; (d) 锯齿状断口。

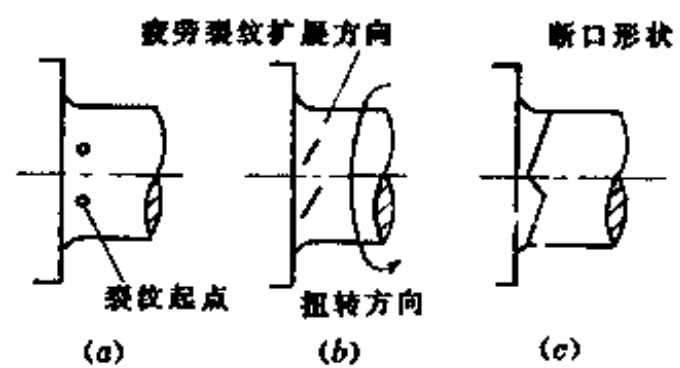


图 6-7 棘轮状断口的形成过程示意图

在实际断裂构件中,发现上述形态的断口,就可以判断为交变扭转断口。

在其它情况相同的条件下,高应力疲劳断口与低应力疲劳断口相比,高应力的最后断裂区相对面积大,疲劳源区有台阶和线痕,疲劳线的密度小。

单向弯曲疲劳断口与双向弯曲疲劳断口相比较,前者只有一个疲劳源,而后者有两个疲劳源,在断口的两侧。最后断裂区的形状也不同。

单向弯曲疲劳断口与旋转弯曲疲劳断口相比较,后者的最后断裂区虽然在疲劳核心的对面,但总是相对于轴的旋转方向逆偏转一个角度。所以,从疲劳核心与最后断裂区的相对位置便能判定轴的旋轴方向。

无缺口(无应力集中)与钝缺口(小应力集中)疲劳断口相比较,后者起始疲劳线较平坦。最后断裂区的形状,也不相同。

钝缺口与尖锐缺口疲劳断口相比较,后者起始疲劳线更平坦,最后断裂区的弧度更小,乃至可能被疲劳区所包围。

光滑平板试样,裂纹源产生在应力集中的边角处;若两侧有缺口,裂纹源发生在缺口根部;若内部有缺陷存在,如焊缝内的夹杂,气孔等则裂纹源发生在缺陷处。

#### 四、沿晶断裂断口和解理断裂断口特征

一般情况,沿晶断裂和解理断裂都是脆性断裂,所以随断裂的发展,纤维区缩小,放射区扩大。放射区的放射元也变得很细。纯沿晶或纯解理断裂断口上,将不存在纤维区及剪

切唇,放射区将呈现放射元不同的特征。

对一些具有极粗大晶粒的材料,其沿晶断裂的断口呈“冰糖状”特征;若晶粒很细小,则肉眼无法辨别出“冰糖状”特征,这时断口呈结晶状,颜色较纤维状断口明亮,也较粗糙。纯解理断口呈结晶状,有许多强烈反光的小平面,但看不到放射花样。

### 五、应力腐蚀和氢脆断口特征

应力腐蚀和氢脆,属为静载延滞断裂。

应力腐蚀断裂,通常是在较低应力及腐蚀介质共同作用下发生的脆性断裂,有时带有少量的塑性撕裂痕迹。裂纹源可能有几个,但往往是位于垂直主应力面上的那个裂纹源,才引起断裂。由于介质的腐蚀作用,其断口的裂纹源及亚稳扩展区宏观形貌,常呈黑色或灰黑色。突然断裂区,具有放射花样或人字纹。

由于氢的来源不同,氢脆可分为内部氢脆和环境氢脆。内部氢脆是由于金属材料在冶炼、锻造、焊接等过程吸收了过量的氢气而造成的。环境氢脆是在应力和氢的气氛中共同作用下而造成的脆性断裂。

内部氢脆断口不一定有锈斑,断口平齐,往往在灰色基体上呈现“白点”,多呈圆形或椭圆形。

白点有两种类型:发裂型白点和鱼眼型白点。发裂型白点,表面光亮呈银白色。这种白点实际上是内部微细裂纹,它是由于某种原因致使材料中含有过饱和氢未能逸出所致。鱼眼型白点,是以材料内部的气孔、夹渣等为核心的银白色亮点。鱼眼型白点,如图 6-8 所示。



图 6-8 鱼眼型白点

### 六、实际构件断口的宏观分析

由于工程上实际构件受力状态复杂,断裂的原因涉及因素很多,因此实际构件的断口宏观形貌比较复杂。在观察宏观断口时,首先寻找它们的特征,以确定断裂性质。

在分析宏观断口时,应主要从以下几方面着手:

#### 1. 观察断口是否存在放射花样或人字纹

它表征裂纹在该区的扩展是不稳定的,快速扩展,沿人字纹尖顶,可找到裂纹源位置;

此外,根据放射区与纤维区的相对比例,可以粗略估计断裂性质。若断口中的放射区或人字纹所占比例越大,则意味着材料脆性越大;若断口中的纤维区越大,则意味材料断裂时韧性越好。

#### 2. 观察断口是否存在弧形迹线

它表征裂纹在扩展过程中,由于应力状态的变更,断裂方式的改变以及裂纹扩展速度明显变化时,其裂纹扩展前沿线,就会在断口上留下这种轮廓线痕迹。疲劳断口上的同心圆,就是这种弧形迹线。若裂纹以恒定方式扩展时,则断口上无此种特征。

#### 3. 观察断口的粗糙程度

实际断口表面是由许多小断面所构成的,这些小断面的大小、曲率半径以及相邻小断面间的高度差,决定整个断面的粗糙程度。不同材料,不同断裂方式,其粗糙程度大不一样。断口越粗糙,表明韧性纤维断裂的可能性越大;反之,断口平齐、多光泽或放射元越细,则沿晶、解理断裂可能性越大。

#### 4. 观察断口的光泽与颜色

断口为暗灰色表明裂纹扩展过程中塑性变形大,若断裂过程中,断面间存在相对摩擦或受到氧化、腐蚀等作用时,金属断口的色泽会发生很大变化。

#### 5. 观察断口与最大正应力方向的交角

脆性断裂时,断口与最大正应力方向垂直,而纯剪切断裂时,断口与最大切应力方向平行。

### 第三节 典型断口的微观分析

#### 一、韧性断裂断口微观分析

韧性断裂是大量塑性变形的结果,因此韧性断裂的主要特征是材料断裂前产生明显的塑性变形。

##### (一)断口的微观特征

韧性断裂有两种类型:微孔聚集型断裂和纯剪切型断裂。微孔聚集型断裂,是金属材料韧性断裂最典型的断口微观形貌。其断口特征是在高倍率电子显微镜下观察,可见大量微坑覆盖断面,这些微孔凹坑称韧窝,其形貌如图 6-9 所示。韧窝的形状视应力状态及材质的变形方式而变,因而有抛物线型的剪切韧窝、撕裂韧窝和等轴韧窝三种。纯剪切型断裂,是沿滑移面分离的结果。由于沿一组平行平面滑移,并存在交叉滑移和双滑移,单晶体金属材料的滑移线往往不是直线而是一些波纹线。多晶体金属材料沿滑移面分离时情况更复杂,因位向不同的各晶体之间的相互约束和牵制,不可能只沿某一个滑移面滑移,必然是沿着很多相互交叉的滑移面滑移。许多材料纯剪切型断口随变形程度依次增大时,其微观形貌按以下顺序演变,蛇形滑移→波纹状(涟波状)→平坦无特征的延伸区。这种纯剪切断裂只出现在高纯金属的断裂中。测定  $K_{IC}$  的试样断口上,

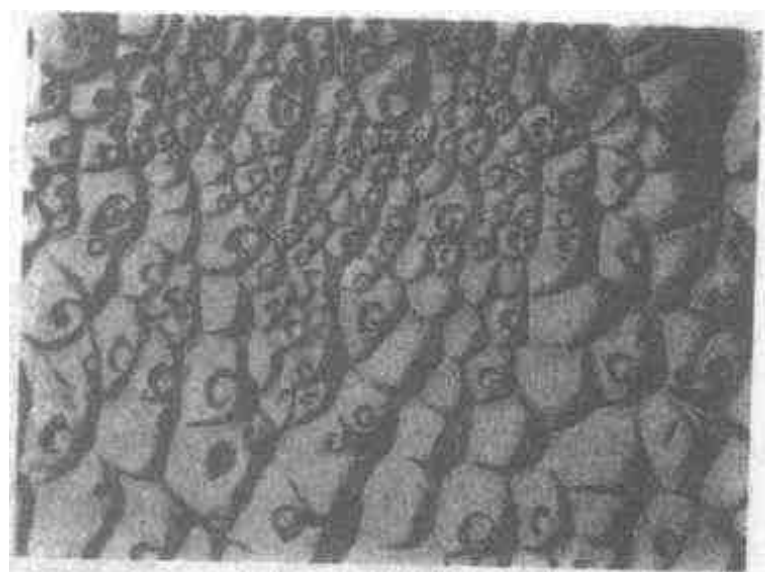


图 6-9 韧窝形貌

介于疲劳预制裂纹区和裂纹失稳扩展区之间的窄小区域,即为延伸区。延伸区属于失稳断裂前稳定扩展阶段的断口。延伸区的宽度与材料韧性大小有密切关系。

(二) 韧窝的形成及其形状的因素

在钢中多数情况下,在韧窝的内部能看到非金属夹杂物的存在,因此,韧窝的形成与材料内部第二相粒子存在有关。在外力作用下,当塑性变形时,首先在材料内部第二相粒子与基体之间的界面、晶界、亚晶界等塑性流变不连续的位置出现位错塞积,产生应力集中,进而开始形成微孔,随应力的增大,微孔不断扩大,最后夹杂物之间的基体金属产生内颈缩,当颈缩达到一定程度后被撕裂或剪切断裂,形成了韧窝断口形貌。

影响韧窝的形状、大小、深浅等的因素,主要是,第二相粒子的大小及分布;基体金属的塑性变形能力,特别是形变强化能力;作用在金属材料上的应力大小、应力状态以及温度和形变速度。

韧窝的形状,主要决定于应力状态或拉应力与断面的相对取向,如图 6-10 所示是三种韧窝形成示意图。

等轴韧窝是在正应力作用下形成的。这是显微空洞沿空间三个方向上的长大速率都是相同而形成的。如低碳钢的杯锥状拉伸断口,杯底的微观形貌就是等轴韧窝。

剪切韧窝是在切应力作用下形成的,韧窝呈拉长的抛物线形。通常,出现于拉伸杯锥状断口的剪切唇上。如图 6-10(b)所示在相对应的断面上抛物线方向正相反。

撕裂韧窝是在撕裂应力作用下形成的,常见于尖锐裂纹前端及平面应变条件下作低能量撕裂的断口;其抛物线的方向在对应的断面上相同,均指向裂纹的起源处。

实际上材料局部区域的应力状态是相当复杂的,所以断口上经常发现等轴韧窝与长形韧窝

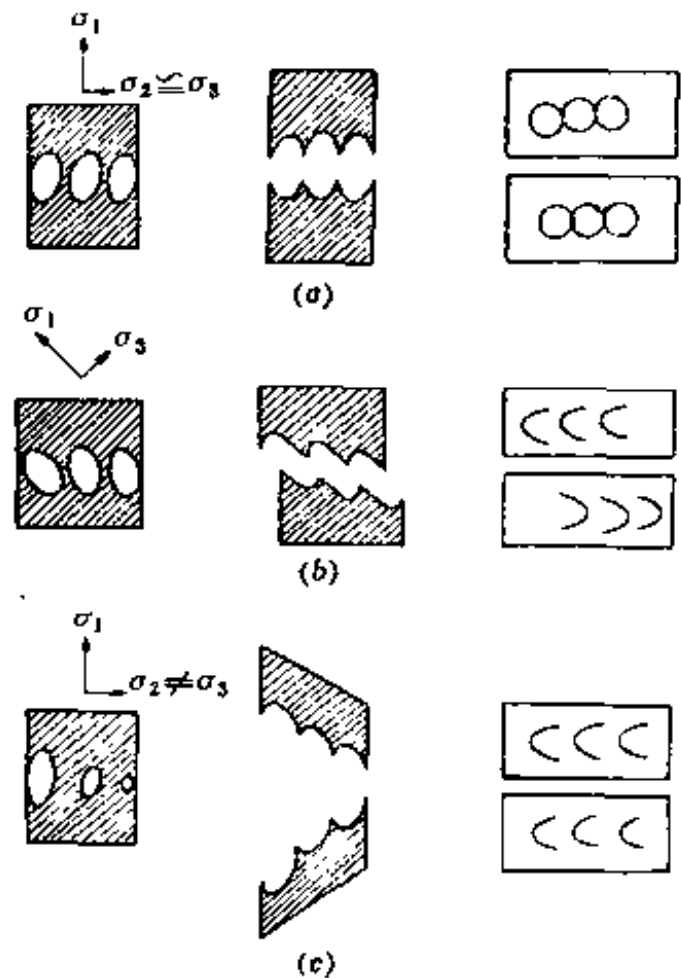


图 6-10 三种韧窝的形成过程  
(a)等轴韧窝;(b)剪切韧窝;(c)撕裂韧窝。

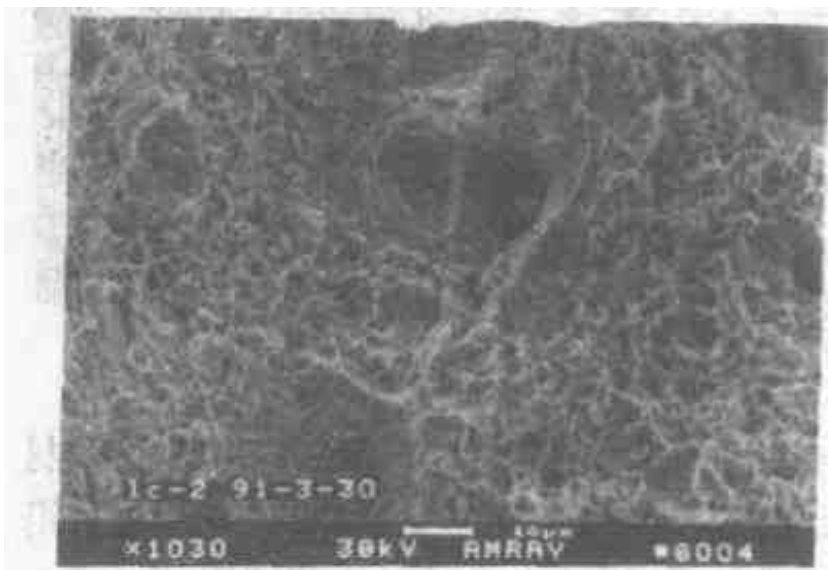


图 6-11 光滑试样颈缩时大小不一的韧窝 1030× (CF 钢, 拉伸试样)

交替出现,或长形韧窝周围存在着等轴或锥状韧窝。另外,韧窝的大小也相差很大,往往在大韧窝周围群集很多小的韧窝,如图 6-11 所示。

韧窝的大小和深浅,主要取决于材料断裂时微孔形核的数量、材料的塑性和试验温度及应变速率。微孔形核数量多或材料的相对塑性较差,则断上形成的韧窝尺寸较小也较浅;相反,韧窝大而深。此外,材料内的形核粒子大小不同,断口上韧窝大小也不相同。韧窝大小还与基体材料加工硬化率有关,当基体材料具有较大的加工硬化指数,则由于提高了屈服到断



裂的应力增量,因此,形成更多的显微空洞而使韧窝的尺小变小。温度对韧窝大小的影响,也是通过温度对材料硬化指数的影响起作用,温度降低,韧窝变小。此外,应变速率提高,韧窝变小。

韧窝的存在,只说明材料在局部微区内发生过强烈的剪切变形。一般情况下,宏观上的韧性断口,在微观形貌上都表现为韧窝断口。但微观上的韧窝形貌,却不一定表征宏观上是韧性断裂。这是由于宏观上虽然是脆性断裂,但局部地区也可能有塑性变形,因此在微观上就出现韧窝形貌,故分析断口时,为获得正确的判断,一定要把宏观分析和微观分析结合起来。

## 二、解理断裂断口微观分析

解理断裂是金属在正应力作用下,沿着一定的结晶面而发生的断裂,这结晶面称为解理面。解理面一般都是低指数面,因为低指数面一般表面能低,理论断裂强度最低。

### (一)断口的微观特征

解理断裂断口,是由许多解理小面组成的。解理小面上有各种微观特征,如解理台阶、河流花样、舌形花样、鱼骨状花样,二次裂纹等。

#### 1. 解理台阶

解理断裂是沿着一定的解理面分离,所以解理断口应是一个理想的平坦晶面。然而,实际晶体中总是有各种缺陷,如位错、沉积相、夹杂物等,故解理断裂不可能只沿一个平坦的解理面发生,而是沿一组相互平行的处于不同高度的解理而发生。不同高度的平行解理而之间存在着台阶。对解理台阶的形成机理目前有如下两种解释。

#### (1)解理裂纹与螺位错相交截形成台阶

当解理裂纹沿解理面而扩展时与晶体内的螺位错相遇时交截,便产生了相当于高度为一个柏氏矢量的解理台阶。如图 6-12 所示,若将解理裂纹简化成刃位错  $\overline{AB}$ , 螺位错用

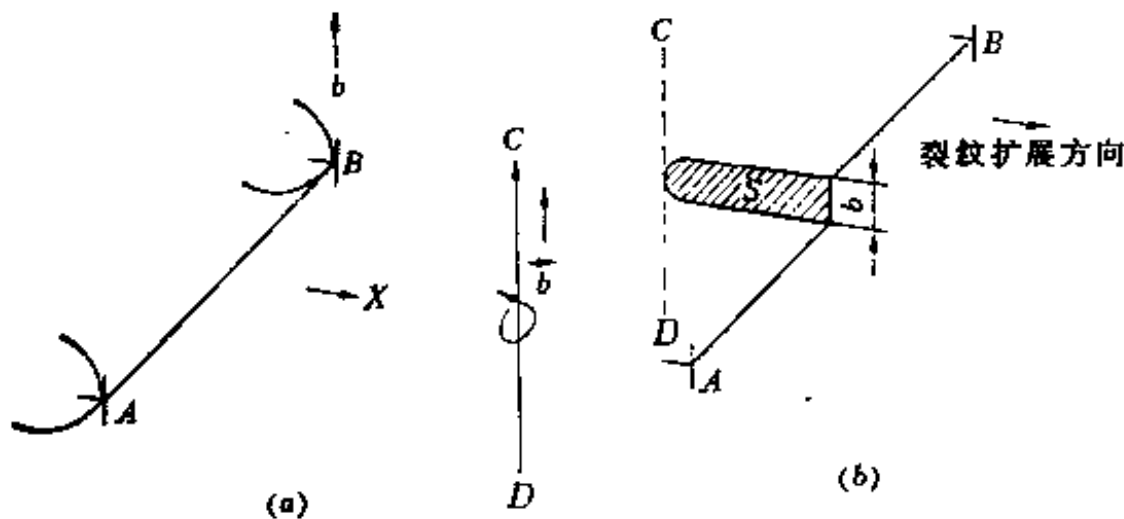


图 6-12 台阶形成过程示意图

(a) 裂纹  $\overline{AB}$  向螺位错  $\overline{CD}$  扩展; (b) 裂纹  $\overline{AB}$  与螺位错  $\overline{CD}$  交截, 形成台阶  $s$ , 其方向与裂纹扩展方向一致。

$\overline{CD}$  表示, 当  $\overline{AB}$  沿其解理面而扩展与垂直于解理面的  $\overline{CD}$  相交截, 则在刃位错  $\overline{AB}$  上产生高度为  $b$  的局部割, 裂纹继续扩展形成台阶  $s$ 。这时解理裂纹沿着高度差为  $|b|$  的二个晶面而扩展。裂纹  $\overline{AB}$  继续向前扩展, 与众多的螺位错相交截时, 便产生了众多的台阶。由于这些台阶沿裂纹前端的滑动而相互汇合, 异号台阶汇合时, 台阶消失; 同号台阶汇合时, 则台阶高度增

加。当台阶高度达到一定时,便形成在电子显微镜下能观察到的台阶。

(2)通过二次解理和撕裂形成台阶

位于不同高度而相互平行的解理裂纹,通过二次解理或撕裂(剪切)的方式相互连接从而形成台阶,如图 6-13 所示。通过二次解理形成的台阶多呈直角形,而通过撕裂形成的台阶,则是一种撕裂棱。裂纹在扩展过程中,有可能出现由二次解理形成台阶的方式逐渐向着撕裂形成台阶的方式转化。

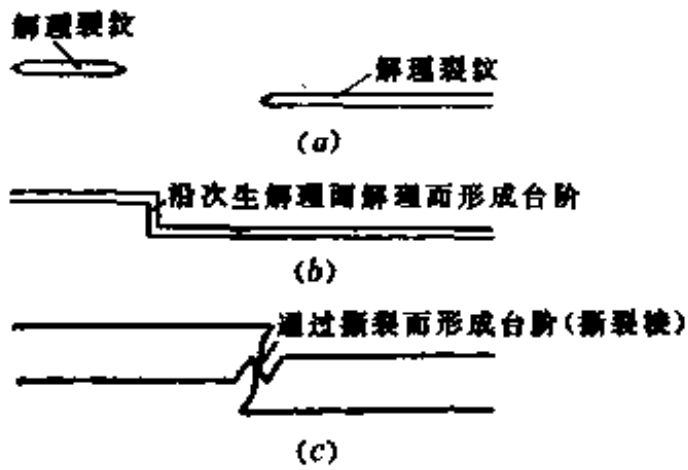


图 6-13 通过二次解理和撕裂形成台阶示意图

(a)解理裂纹;(b)沿二次解理面解理形成台阶;  
(c)通过撕裂形成台阶。



图 6-14 河流花样

2. 河流花样

河流花样是解理断裂微观形貌最主要的特征。可以认为,看到河流花样,就说明在此发生了解理断裂。图 6-14 所示为河流花样。解理裂纹扩展时,很多的台阶相互汇合便形成形似河流的花样,所以河流花样本身,就是台阶存在的标志。河流花样的走向,即河流的下游是裂纹扩展方向,河流的上游即支流发源处是裂纹源,如图 6-15 所示。

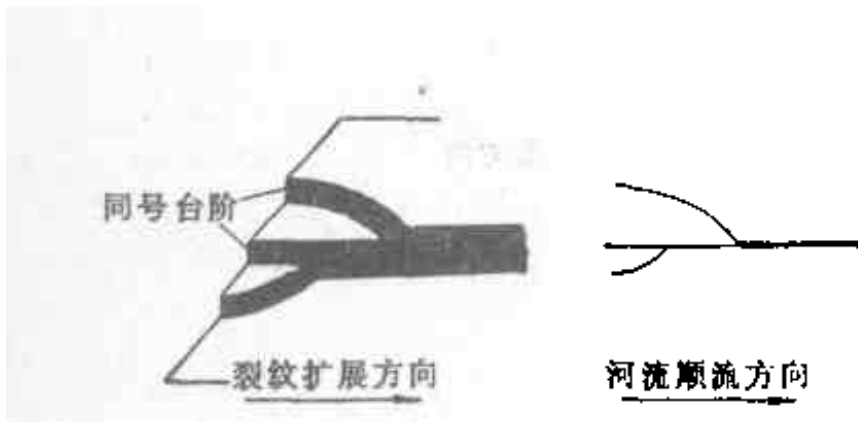


图 6-15 河流花样形成示意图

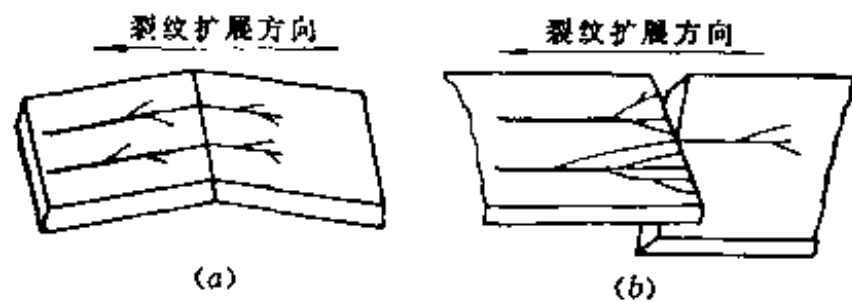


图 6-16 裂纹穿过倾斜晶界和扭转晶界时河流花样的变化情况

(a)河流通过倾斜晶界;(b)河流通过扭转晶界。

金属材料由于是多晶体,存在着晶界和亚晶界。金属的晶界可分为倾斜晶界、扭转晶界和普通的大角度晶界。当解理裂纹穿越晶界时,视晶界的不同使河流花样将发生不同变化。

当晶界是由刃位错所组成的小角度倾斜晶界时,河流花样几乎不受任何影响而连续

延伸至相邻晶粒内,如图 6-16(a)所示。但当解理裂纹穿过扭转晶界(又称为孪晶界)时,因解理面的位向与原解理面之间有小角度位向差,所以裂纹不能简单地越过晶界,必须重新形核,裂纹将沿新的相互平行的解理面扩展,使台阶激增,形成河流激增,如图 6-16(b)所示。当裂纹穿过普通大角度晶界时,由于晶界上原子排列紊乱,河流不能通过晶界向相邻晶界扩散,因而在晶界上或离晶界很近的相邻晶粒内,也出现新的解理裂纹,河流花样以扇形方式向外扩展,传遍整个晶粒,这种花样称为扇形花样。

### 3. 舌形花样

解理断口的另一微观特征是舌形花样,因其电子金相的形态呈舌头状而得名。舌形花样的形成通常认为是解理裂纹与孪晶相遇时,便沿孪晶面发生局部二次解理,发展到一定程度后,二次解理面与主解理面之间的连接部分断裂,从而形成舌形花样。在低温及高速变形时容易发生孪晶变形,也就容易出现舌形花样。

### 4. 鱼骨状花样

解理断口中又一种电子金相特征是鱼骨状花样,因其形似鱼骨而得名。这种花样有一中脊线,两侧倾斜排列河流花样或舌状花样。

### 5. 二次裂纹

二次裂纹系指与主裂纹面有一定夹角的裂纹分枝。它与主裂纹相比,其应力应变条件较为不利只能在局部发展,或因主裂纹扩展过程中诱导面产生的裂纹。二次裂纹不仅可在解理断口中出现,也可在沿晶,疲劳等断口出现。沿晶断口上的二次裂纹,仍为沿晶裂纹。疲劳断口上的二次裂纹,一般情况下与疲劳裂纹平行。

## (二) 准解理断口的微观特征

准解理断裂从断裂机制讲,它是属于解理断裂。通过电子显微镜,可看到类似解理断裂断口的形貌,但又不完全相同,故称这种断口为准解理断口。准解理与解理一样,都是穿晶型断裂,除具有脆性断口的一般特征外,还有明显塑性变形的撕裂棱。准解理断裂常在回火马氏体钢中发现。

准解理断口具有下列特征:

1. 准解理平面要比回火马氏体的尺寸大得多,它相当于淬火前的原始奥氏体晶粒度。
2. 准解理平面的位向,并不与铁素体基体的解理面 $\{100\}$ 严格对应,不存在确定的对应关系,由此而得准解理这名词。
3. 准解理裂纹的扩展路程,要比解理裂纹不连续得多,常在局部地区形成裂纹,又在该地区进行局部扩展。
4. 准解理裂纹常在准解理平面的内部形成,而解理裂纹则在解理面的边界上形成。
5. 准解理面上有许多撕裂棱。它是由许多单独形成的裂纹相互连接时,由于撕裂而形成的。所以,准解理包含有更多的撕裂。撕裂棱形成过程,如图 6-17 所示。

准解理断口的微观形貌,可归纳为短程的河流花样,河流从准解理面内的微区裂纹源向四周发射,短而弯曲,支流少;众多短面弯曲的撕裂棱;有时还出现二次裂纹等。

有人认为,准解理断口归属于解理断裂。但也有人认为,把它看作一种过渡的独立断裂机制更为恰当。

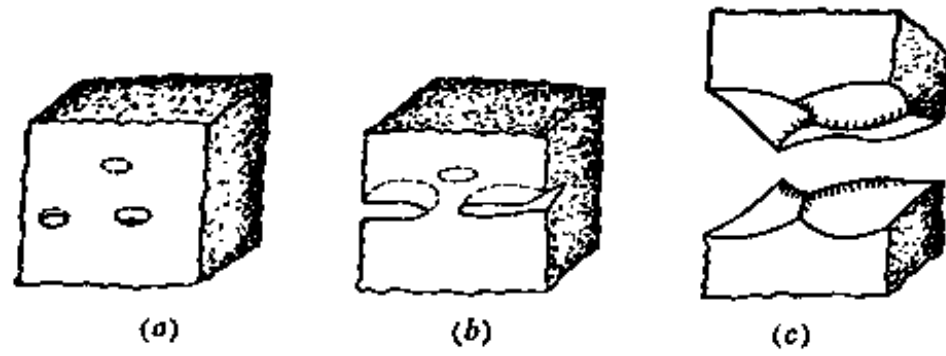


图 6-17 撕裂棱的形成过程示意图

(a) 裂纹形成; (b) 裂纹扩展; (c) 通过撕裂而连接形成撕裂棱。

### 三、疲劳断裂断口微观分析

构件在变动载荷作用下,经过一定循环周次之后出现疲劳。疲劳断口的三个区,即疲劳核心区、疲劳裂纹扩展区和最后断裂区。在实际构件的疲劳断裂分析时,对疲劳核心区的研究,主要是确定是否有促使裂纹形成的缺陷,并判明它对裂纹形核的作用及消除措施。

最后断裂区的微观特征与静载下带尖锐缺口的断口类似,或呈穿晶解理,或呈微孔型剪切断裂或呈沿晶断裂,或呈混合型断裂。

这里主要分析疲劳裂纹扩展区微观形貌特征。该区可分为两个阶段,如图 6-18 所示。

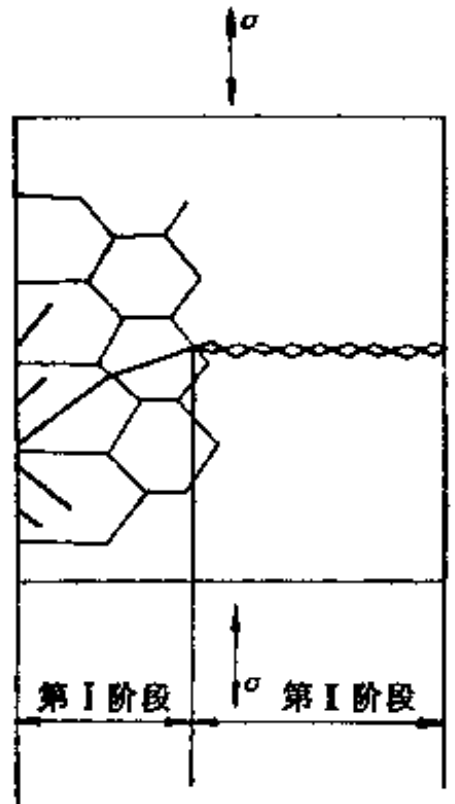


图 6-18 疲劳裂纹扩展的两个阶段

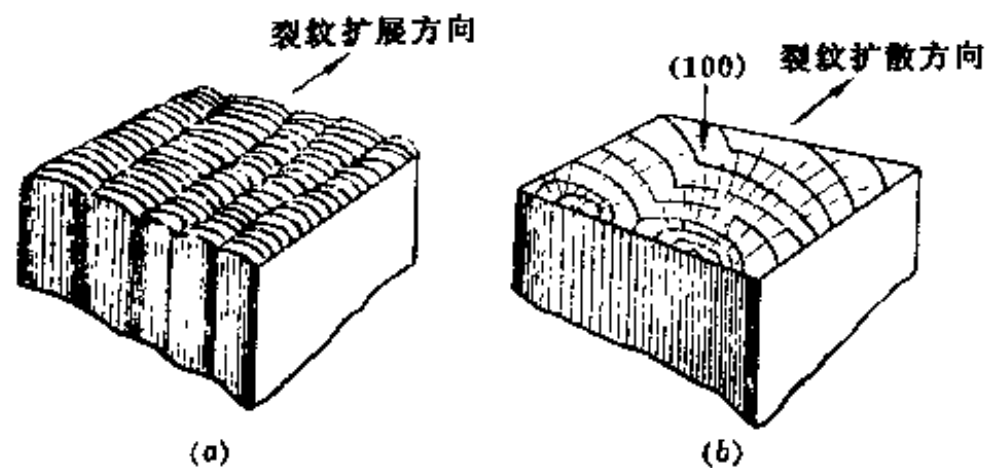


图 6-19 韧性辉纹与脆性辉纹示意图

(a) 韧性辉纹; (b) 脆性辉纹。

#### (一) 疲劳裂纹扩展的第 I 阶段断口微观特征

疲劳裂纹扩展的第 I 阶段,通常是从金属表面上的驻留滑移带或非金属夹杂物等处开始,沿最大切应力方向(和正应力方向近似或  $45^\circ$ )的晶面向内扩展。该阶段微观形貌,主要是周期滑移或沿晶断口。周期滑移是由裂纹在切应力作用下沿滑移面分离,面形成的断口。材料强度越高,缺口越尖锐,周期滑移比例越小,沿晶断口比例越大。在高强度材料尖锐缺口时,常常还伴有穿晶解理、韧窝、准解理等微观特征。一般情况下,第 I 阶段裂纹通过一、两个晶粒范围,即通过距离很小。通常情况下,从实际观点出发,可把整个疲劳裂

纹扩展区断面都看为第Ⅰ阶段。据有关资料介绍,当裂纹尖端塑性区尺寸与晶粒尺寸之比大于或等于 $1/2$ 时,断裂机制则发生改变,裂纹扩展由第一阶段转变为第Ⅰ阶段。有应力集中的情况下,则不出现第Ⅰ阶段,直接进入第Ⅰ阶段。

### (二)疲劳裂纹扩展第Ⅰ阶段断口微观特征

第Ⅰ阶段裂纹扩展方向和正应力垂直,正应力对裂纹的扩展产生很大影响。该阶段断口微观形貌的主要特征,是疲劳辉纹(疲劳条纹)。疲劳辉纹是用来判断构件是否是疲劳断裂的重要微观依据之一。辉纹就是在每次交变应力下裂纹扩展遗留下的痕迹。

辉纹具有以下特征:

1. 辉纹是一系列基本上相互平行,并稍弯曲的条纹,与裂纹局部扩展方向垂直。
2. 每一条辉纹表示一次载荷循环,每条辉纹代表该循环下裂纹前端的位置,故辉纹数量与加载循环次数相等。
3. 其间距决定于应力循环的振幅大小。
4. 在电子显微镜下,疲劳断口由大小不同,高低不同的小断块所组成。在每一小断块上辉纹连续并平行。

从宏观断口上,看到的贝壳纹线和微观的疲劳辉纹并不是一回事。宏观特征的贝壳纹线,常常是因交变应力幅度变化或载荷停歇等原因而形成的,而疲劳辉纹则是一次交变应力循环裂纹尖端塑性钝化形成的。尽管有时宏观断口上,看不到贝壳纹线,但在微观上可看到辉纹。

并不是所有材料的疲劳断口上,都会出现疲劳辉纹。产生疲劳辉纹的主要条件有以下几方面。

**应力条件:**疲劳裂纹前端,必须处于张开型的平面应变状态,因此,只有当疲劳裂纹面与载荷正应力垂直时,才能出现疲劳辉纹。这是疲劳辉纹存在的必要条件。

**材料性质:**通常情况下,韧性材料比脆性材料易于形成疲劳辉纹。同时,晶体结构与滑移方式对疲劳辉纹的形成也有较大影响。如面心立方金属 Al、Cu 等,晶体内部的堆垛层错能低,交叉滑移困难,有利于疲劳辉纹形成,所以疲劳断口上的疲劳辉纹较明显而完整;而体心立方金属如钢,铁等层错能高,滑移系多,交叉滑移强烈,故辉纹不明显,不连续,有时甚至看不到疲劳辉纹。

**环境介质:**腐蚀介质对疲劳辉纹的影响较大,也非常重要,但也比较复杂,待深入研究。

依具体材料(强度、塑性、晶体结晶等)和具体服役条件(应力、外界环境)的不同,疲劳辉纹有韧性辉纹、脆性辉纹(也称解理辉纹)、微坑辉纹等几种。

与韧性辉纹相比,脆性辉纹的主要特征是,它的扩展不是塑性变形而是解理断裂。故断口上有细小的晶面,它就是裂纹尖端发生解理断裂时形成的解理面,这些解理面往往有解理断口的特征,即有河流花样。同时,裂纹尖端又有塑性钝化,因此,又形成了辉纹的特征。所以在脆性辉纹中,常呈现出弧形的辉纹,还有和裂纹扩展方向一致的河流花样,河流花样的放射线与辉纹相交,近乎垂直。图 6-19 所示为韧性辉纹与脆性辉纹示意图。

一般情况下,在没有腐蚀介质时,铝合金、钛合金及部分钢的疲劳断口,其微观形貌呈现出清楚的韧性辉纹,而在腐蚀介质、含氢介质及低周大应力情况下的疲劳断口,其微观形貌呈现出脆性辉纹。

实际的疲劳断口是很复杂的,不是总能看到典型的辉纹特征。同时,构件在运行中可能使断口损坏;而且在脆性材料中,往往存在脆性条纹及珠光体金属中层状组织条纹的干扰。但它们与辉纹有差别;脆性材料中的脆性条纹有的相交,但辉纹没有相交的情况;珠光体组织条纹具有不同取向,然而辉纹则不然。所以,分析疲劳断口时,应根据实际条件排除各种可能的干扰。

#### 四、沿晶断裂断口微观分析

沿晶断裂是沿多晶体的晶粒界面彼此分离的一种开裂形式。氢脆、回火脆性、应力腐蚀、蠕变以及焊接裂纹中的热裂纹,再热裂纹等均属沿晶断裂。

##### (一)断口的微观特征

沿晶断裂一般多为脆性断裂,断口微观形貌反映了晶粒多面体的特征,具有典型的冰糖状。对于某些金属材料,如铝合金的沿晶断裂,有时还表现出较大的韧性,其微观断口除具有沿晶断裂的特征外,还有韧窝,称为韧窝沿晶断裂。氢致裂纹和再热裂纹,常呈现韧窝沿晶断裂。

沿晶断裂的四种情况,如图 6-20 所示。图 6-20(d)所示,因压延加工晶粒被拉长,沿着扁平的长晶界,此时断口无显著特征,仅显示出一些晶界痕迹。

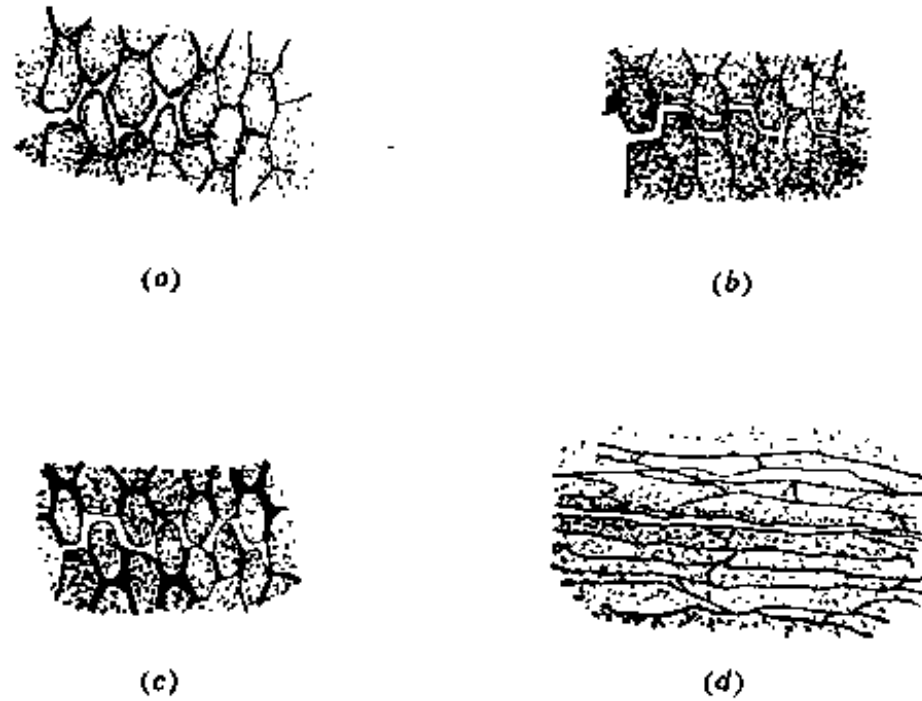


图 6-20 沿晶断裂四种情况示意图

- (a)韧窝型沿晶断裂;(b)非韧窝型沿晶断裂,冰糖状特征;  
(c)沿连续的第二相网状物的沿晶断裂,断口较光滑(非韧窝型);  
(d)长晶粒的沿晶断裂(非韧窝型)。

##### (二)沿晶断裂的原因

一般情况下,产生沿晶断裂的原因,有下列几种情况。

###### 1. 晶界存在脆性沉淀相

晶界常常是杂质和合金元素偏析的地方,甚至形成连续的薄膜而导致脆化,致使沿晶开裂。如铬镍奥氏体不锈钢中碳化物  $M_{23}C_6$  沿晶界析出,造成晶界脆化沿柱状晶间条状析出物开裂,如图 6-21 所示。此外,少量的碳、氮或氧在晶界上,也能造成脆性的第二相薄膜而沿晶断裂。

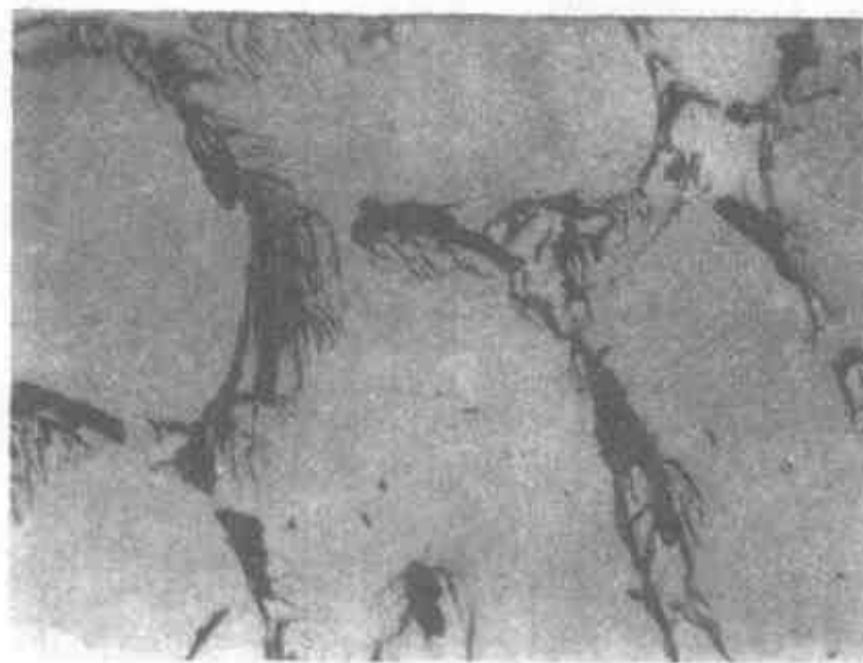


图 6-21 沿晶断裂 4000×  
 (条状物为  $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$  与基体的共晶)  
 (4Cr28Ni48W5 奥氏体铸造耐热合金, TIG 焊)

## 2. 晶界弱化

沿晶断裂,也可发生在晶界上没有第二相粒子存在的情况下。如合金钢的高温回火脆性,断裂是沿原奥氏体晶粒的晶界发生。当重新加热到脆性温度范围,并随之快冷,可以将脆性消除。

对各种合金钢回火脆化后的晶间断口表面的薄层成分测定结果表明,钢中 P、Sn、Sb 等杂质元素,在回火处理时向原奥氏体晶界偏析,致使晶界的断裂强度降低,即起弱化晶界的作用,是产生回火脆性的主要原因。此外, Ni、Cr 等元素在回火处理时,除促使其它杂质元素偏析外,它自身也向晶界偏析,从而使晶界强度进一步降低,增大回火脆性。

一般情况下,高强度钢的氢脆断裂也是沿晶断裂,晶界上也未见到第二相粒子,氢起了弱化晶界的作用。

## 3. 环境与晶界作用致使沿晶断裂

常见的如钢、铝合金、钛合金等发生的应力腐蚀,就是在环境的作用下,晶界脆化或沿晶界优先腐蚀所导致的沿晶断裂。

## 第四节 焊接裂纹断口形貌

各种焊接裂纹,都是在不同的条件下以不同的机理形成的。因此,它们不仅在形态上各具特色,同时在断口形貌上也各有特征。即裂纹的形成原因,与断口形貌间有一定的内在联系。故通过对焊接裂纹断口形貌的分析和判断,作出裂纹性质的正确结论,以利于找到裂纹产生原因和防止措施。

### 一、热裂纹断口形貌

对于低碳钢、强度级别较低的低合金钢、不锈钢、铝合金等,热裂纹主要出现在焊缝,并具有沿晶开裂的特征。图 6-22 所示为焊缝结晶裂纹沿晶开裂,裂纹尖端圆钝。图 6-23 所示为焊缝结晶裂纹断口形貌,呈卵石状特征。

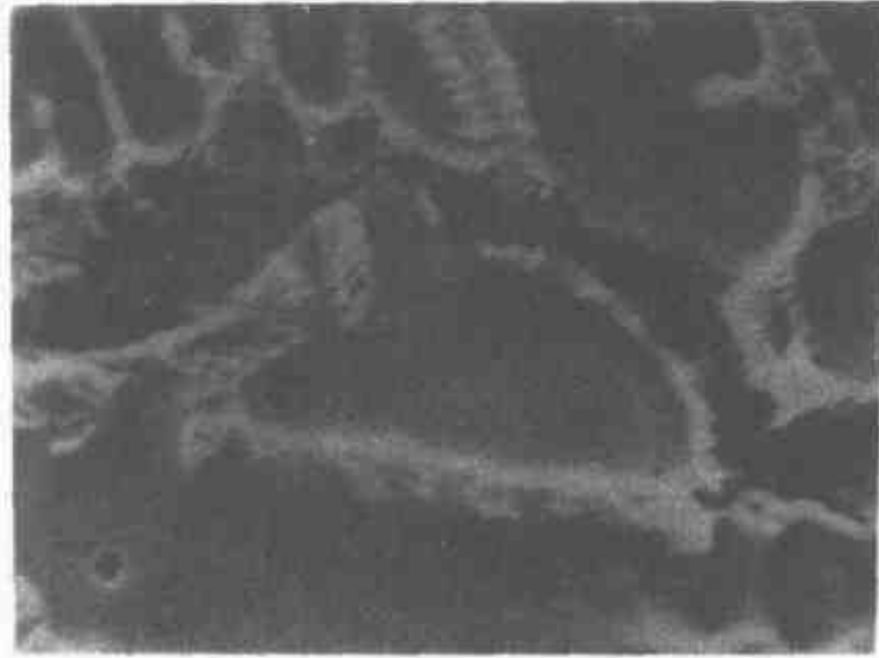


图 6-22 焊缝结晶裂纹沿晶开裂 1250×  
(4Cr28Ni48W5 奥氏体铸造耐热合金, TIG 焊)

热裂纹的形态较复杂,还有热影响区的液化裂纹。图 6-24 所示为热影响区液化裂纹断口形貌。焊接过程中,因晶界液化,在收缩应力作用下产生裂纹,断口表面光滑呈卵石状,图中部可见“液相桥”将相邻固相晶体连接起来。

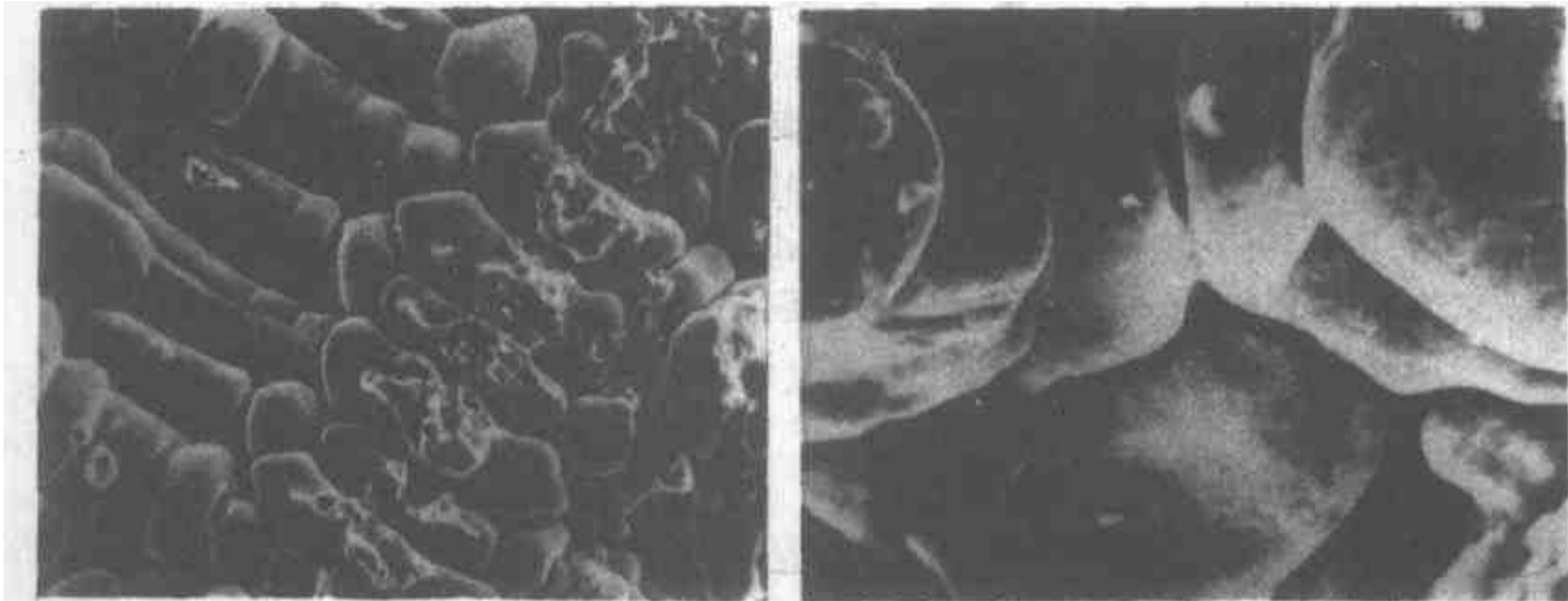


图 6-23 焊缝结晶裂纹断口形貌 1000×  
(K6C 铸造镍基合金, TIG, 焊丝 SG-1)

图 6-24 热影响区液化裂纹断口形貌 1300×  
(GC-4 钢, 手弧焊, 焊条 H18CrMoA)

## 二、冷裂纹断口形貌

一般低合金高强度钢,焊接热影响区所出现的冷裂纹。其断口形貌,主要是准解理,沿晶和少量韧窝。但随钢种的强度级别,含氢量多少、拘束力大小以及裂纹位置不同,断口形貌会发生变化。

冷裂纹的断裂,也是分阶段进行的。用声发射装置监测插销试验的氢致延迟裂纹形成和扩展过程,大致可分为三个阶段,即启裂,扩展和最后断裂。与此相对应的断口形貌,也发生变化。

启裂区:呈一定塑性,准解理断口占一定比例,并有浮云状特征,较多的撕裂棱说明伴有塑性变形发生。



扩展区:具有准解理和沿晶断裂混合断口,随裂纹扩展,脆性增加,粗大的冰糖状沿晶断裂增多,准解理的显著特点是沿板条边界有二次裂纹。快速扩展区冰糖状断口减少,逐渐转为解理断口。

终断区:其断口微观形貌和拉伸试样剪切唇的断口相似,是拉长的或等轴的韧窝特征。

此外,断口形貌还与含氢量有关,随含氢量的增加,断口形貌将由韧窝向准解理和沿晶发展。随钢种化学成分和熔敷金属中的含氢量不同,对裂纹扩展区断口形貌的影响,如图 6-25 所示。

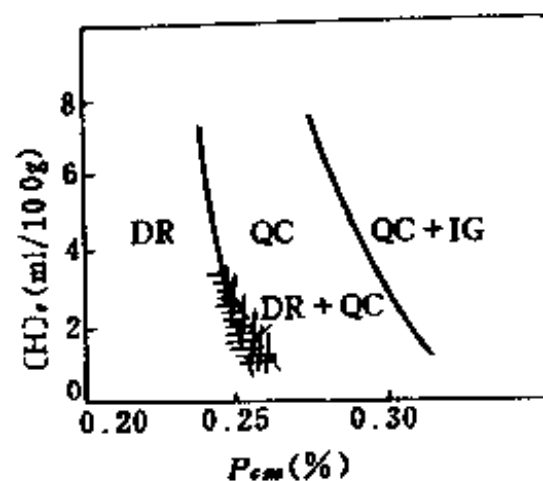


图 6-25  $P_{cm}$  与  $[H]$  对裂纹扩展区断口形貌的影响

DR—韧窝断裂;QC—准解理断裂;  
IG—沿晶断裂。

### 三、再热裂纹断口形貌

再热裂纹发生在焊接热影响区的过热粗晶区,一般情况下,其断口形貌为沿晶断口。其断口特征为,靠近应力集中始裂部位为光滑的晶界平面结构;裂纹扩展部位为晶间韧窝结构;最后剪切断裂处为撕裂韧窝。

再热裂纹的断口形貌,比其它裂纹的断口形貌简单。

### 四、层状撕裂的断口形貌

产生层状撕裂的主要原因,是由于夹杂物的分布,使材质 Z 向拉伸时塑性不足所致。故反映在断口形貌特征上,也有较明显的差别。随着 Z 向拉伸时断面收缩率  $\psi_2$  的提高,断口形貌由准解理或沿晶向韧窝状断裂过渡。因此,一般  $\psi_2 = 15 \sim 20\%$  的钢材,可防止层状撕裂,其断口形貌应以韧窝为主,伴有少量准解理。当  $\psi_2 \geq 25\%$  时,抗层状撕裂性能优异,断口形貌应以韧窝为主。

在热影响区附近,由于氢的影响而诱发的层状撕裂,其断口形貌与冷裂纹的氢致准解理断口相似,但可能会看到较多的非金属夹杂物。

用扫描电子显微镜观察层状撕裂断口时发现,在平台上有不同类型夹杂物存在,剪切壁一般没有夹杂物。

层状撕裂断口形貌,远不如一般显微镜下层状撕裂所特有的阶梯形特征明显,因此,层状撕裂的断口分析只作为辅助手段,或进行深入研究时才采用。

### 五、应力腐蚀裂纹断口形貌

应力腐蚀裂纹断口形貌,较为复杂。它与材质的晶体结构、合金成分、腐蚀介质、热处理状态以及应力状态等有关。既可呈现脆性断口,也可看到韧性断口。其开裂方式既可以是沿晶的,也可以是穿晶的或者是穿晶与沿晶混合开裂。断口类型有山形、河流状、扇形台阶、块状堆积、解理台阶等。此外,应力腐蚀断口都程度不同地附有腐蚀产物,有时很难看清断口特征。

一般情况下,低碳钢、低合金钢、铝合金、 $\alpha$  黄铜及镍基合金等呈沿晶开裂。 $\beta$  黄铜和暴露在氯化物中的奥氏体不锈钢,多数是穿晶开裂。奥氏体不锈钢在热碱溶液中依温度不同,也可分别呈现穿晶或沿晶开裂。镁合金依热处理状态不同,可能是穿晶或沿晶开裂。

应力腐蚀裂纹在一般显微镜下观察,可立即作出判断,因为它的特征极为明显,如同树根一样。当进行深入研究时,采用断口分析是必要的。

应力腐蚀断口的微观形态,与氢脆断口微观形态十分相似。因此,从断口微观形态上区别应力腐蚀和氢脆是很困难的。但在金相显微镜下可发现,应力腐蚀裂纹常常有许多分枝,而氢脆裂纹分枝很少。

### 参考文献

- 1 姜焕中主编. 电弧焊及电渣焊. 北京:机械工业出版社,1985.
- 2 周振丰,张文铨合编. 焊接冶金与金属焊接性. 北京:机械工业出版社,1988.
- 3 陈伯鑫编. 金属焊接性基础. 北京:机械工业出版社,1982.
- 4 田锡唐主编. 焊接结构. 哈尔滨工业大学,1982.
- 5 梁启福主编. 焊接检验. 北京:机械工业出版社,1980.
- 6 唐伯钢等编著. 低碳钢与低合金高强度钢焊接材料. 北京:机械工业出版社,1987.
- 7 廖立乾等编著. 焊条的设计、制造与使用. 北京:机械工业出版社,1988.
- 8 上海交通大学编写组. 金属断口分析. 北京:国防工业出版社,1979.
- 9 (日)佐藤邦彦等编. 溶接工学. 理工学社,1979.
- 10 (日)溶接学会溶接冶金研究委员会编. 溶接冶金(シビマー),溶接学会技术资料,1978.
- 11 (日)铃木春美等著. 溶接金属学. 产报出版株式会社,1978.
- 12 郑宜庭等合编. 弧焊电源. 北京:机械工业出版社,1988.
- 13 金属机械性能编写组. 金属机械性能. 北京:机械工业出版社,1985.
- 14 (苏)帕豪德涅 MK. 焊缝中的气体. 赵鄂官译. 北京:机械工业出版社,1977.
- 15 陆毅中编. 工程断裂力学. 西安交通大学出版社,1989.
- 16 Welding Handbook. Volume,3,1980.
- 17 GB980-76 焊条分类及型号编制方法. 北京:中国标准出版社,1977.
- 18 GB985-88 气焊. 手工电弧焊及气体保护焊焊缝坡口的基本型式与尺寸. 北京:中国标准出版社,1989.
- 19 GB986-88 埋弧焊焊缝坡口的基本型式与尺寸. 北京:中国标准出版社,1989.
- 20 GB2649~2656-89 焊接接头机械性能试验取样法. 北京:中国标准出版社,1990.
- 21 GB108554-89 钢结构焊缝外形尺寸. 北京:中国标准出版社,1990.
- 22 GB3323-87 钢熔化焊对接接头射线照相和质量分级. 北京:中国标准出版社,1988.
- 23 GB5117-85 碳钢焊条. 北京:中国标准出版社,1986.
- 24 GB5118-85 低合金钢焊条. 北京:中国标准出版社,1986.

## 内 容 简 介

本书在介绍电弧焊基本知识的基础上,系统阐述了焊接接头的缺陷,缺陷的形成和分析,影响焊接质量的因素,检测焊接质量的方法和提高质量的措施;介绍了常用焊条的性能,及其与焊接质量相关的问题;介绍了近年来国内外在保证焊接质量方面的先进技术,收集了国内外生产的焊条和相应焊条性能的对比分析,为合理使用焊条,确保焊接质量,提供令人满意的内容。

本书可供焊接工程技术人员和大专院校焊接专业的师生使用。

[ G e n e r a l I n f o r m a t i o n ]

书名 = 焊接质量与焊条使用

作者 =

页数 = 3 5 7

S S 号 = 0

出版日期 =

封面  
书名  
版权  
目录  
正文