



# 焊接接头性能调控与应用

## 碳钢及低合金钢

尹士科  
张晓牧

王征林  
李维倩

合编



兵器工业出版社



碳钢及低合金钢  
焊接接头性能调控与应用

尹士科 王征林 合编  
张晓牧 李维倩

兵器工业出版社

(京) 新登字049号

### 内 容 简 介

本书详细介绍了合金元素、杂质元素和焊接条件对焊缝及热影响区性能的影响。其合金元素有碳、锰、硅、铬、镍、钼、铜、铝、钛、钒、铌、硼及稀土等；杂质元素有氮、氧、硫、磷等；焊接条件涉及到焊接线能量、道间温度、焊条直径及焊接位置。同时，讨论了消除应力热处理及相变热处理对焊接接头组织和性能的影响。书中还汇集了典型钢种，如碳钢、低合金高强度钢、铬钼耐热钢、含镍低温钢等实际焊接接头的性能和金相组织照片，可起到金相图谱的作用。为了对组织有一个统一的认识，在书的开头就综述了焊缝及热影响区的组织分类。

本书将知识性与实用性溶为一体，特别适合从事焊接施工、焊接材料开发及应用的广大工程技术人员使用，也可供教学及科研人员参考。

#### 碳钢及低合金钢

#### 焊接接头性能调控与应用

尹士科 王征林 合编  
张晓牧 李维倩

\*

责任编辑 董连仁  
封面设计 方芬

\*

兵器工业出版社出版发行  
(北京市海淀区车道沟10号)  
各地新华书店经销  
河北省永清县印刷厂印装



\*

开本787×1092 1/16·印张 14<sup>1</sup>/<sub>2</sub>·字数361千字  
1993年9月北京第一版·1993年月9北京第一次印刷  
印数0, 001—2,000·定价: 15.40元

\*

ISBN 7-80038-592-2/TG·36

## 前 言

目前,碳钢和低合金钢在焊接结构中应用最为广泛,如船舶、锅炉、压力容器、桥梁、管道、建筑、工程机械及动力设备等大量采用这类钢。在这些焊接结构的建造过程中经常碰到焊接接头质量问题,它包括焊缝及热影响区的强度、塑性及韧性等。为了得到良好的焊接接头性能,必须从焊缝和热影响区两个方面进行质量控制。为此,本书先介绍了影响焊缝性能的诸因素,如化学成分、焊接条件及热处理等方面的作用,并总结出化学成分、焊接条件等变化所引起的组织和性能的变化规律。掌握了这些规律后,可根据对焊缝性能的要求来调整焊缝成分和控制焊接参数,以便焊缝得到最佳的性能。随后是介绍焊接热影响区的性能,它既受到母材成分、热处理规范等材质方面的影响,也受到焊接热循环的影响。书中就母材的主要合金元素及一些特殊元素对焊接热影响区性能的影响作了较全面的说明,并结合焊接冷却速度的变化,阐明了热影响区组织和性能的变化规律。一旦掌握了这些规律,就可以根据施工过程中所用钢种的成分及其对热影响区性能的要求,正确地选择相适应的焊接方法、焊接条件及焊后热处理规范等,从而得到优良的热影响区性能,最终达到调整和控制焊接接头质量的目的。

在调控焊接接头性能时,主要从其组织的变化上找规律;在分析各种工程质量事故时,也往往从金相组织入手,故正确地掌握焊接接头组织是十分重要的。焊缝组织通常分为柱晶区组织、重结晶的粗晶区和细晶区组织等,它们经受的焊接热作用不同,其组织特征各异,所表现出的性能也不一样。另外,焊缝中上述组织所占的比例不同时,其焊缝性能也将发生变化。至于热影响区的组织是很复杂的,它既受合金成分的影响,也受加热温度和冷却速度的影响。为了确定焊接热循环与组织、性能的相互关系,近年来广泛采用模拟焊接热循环试验方法。该法可使试验区为同一组织,这既便于组织定性,也便于说明组织对性能的影响。

本书的最后一章汇总了工业生产中经常用到的各种钢的焊接接头组织和性能的实例,对从事焊接结构制造的工程技术人员具有重要的参考价值,会起到类似于焊接金相图谱的作用。

在本书的编写过程中,得到了艾宝瑞高级工程师的指导以及社会有关人士的协助,在此致以衷心的感谢。

本书中收集了国内外学者近年来发表的资料,特别是奥利康公司的冶金专家G. M. 伊文斯(Evans)博士撰写的系列研究论文;收集了日本溶接学会编写的金相图谱中的有关照片,也列入了作者的一些研究成果。为了提高印制效果,照片集中放于书后。限于水平,书中有关组织和性能的论述尚有不完善或错误之处,敬请批评指教。

编者 1992年5月

## 参 考 文 献

- 1 大北茂、矢竹丘。溶接技術。1985, №4, 75~80
- 2 陈伯鑫。焊接冶金原理。北京: 清华大学出版社, 1991
- 3 日本溶接冶金委员会。溶接部组织写真集, 1984
- 4 大森靖也等。铁と钢。1971, №10, 1690—1705
- 5 井川博等。溶接学会誌。1980, №7, P47
- 6 菊田米男等。溶接学会誌, 1981, №1, P19
- 7 Tweed J.H. et al. Met. Science. 1983, №2, P45
- 8 森直道等。溶接学会誌。1981, №8, P74
- 9 井川博等。溶接学会誌。1980, №8, P30
- 10 平井征夫。溶接学会誌。1981, №1, P37
- 11 稻垣道夫等。高张力钢低温钢の溶接。産報出版, 1978
- 12 Evans. G. M. Welding Research Abroad. 1983, №1
- 13 Surian E. et al. Welding Journal. 1991, №6, P133-S
- 14 Evans G. M. Welding Research Abroad. 1991, №2/3
- 15 Evans. G. M. Welding Journal. 1991, №1, P32-S
- 16 On D.W et al. Welding Journal. 1990, №4, P151-S
- 17 谭长瑛等。焊接学报。1991, №3, P161
- 18 В. ф. МусьязеНКО, АВтоматическая СВарка. 1987, №6 P1-6
- 19 Dallam C. B. et al. Welding Journal, 1985. №5, P140-S
- 20 athabal S. L et al. Welding Journal. 1985, №11, P303-S
- 21 稻垣道夫等。金属材料研究所报告, 1971, №3, P34
- 22 春日井孝昌等溶接学会誌。1972, №10, P52
- 23 春日井孝昌等。溶接学会誌。1975, №2, P48
- 24 春日井孝昌等。溶接学会誌。1975, №4, P57
- 25 春日井孝昌等。溶接学会誌。1975, №8, P73
- 26 春日井孝昌等。溶接学会誌。1975, №3, P44
- 27 笠松裕等。神戸制钢技报。Vol.29, №4, P48-57
- 28 船越督巳等。铁と钢。1977, №2, P105
- 29 Quinn T.A. et al. Welding Research International. 1978, №5, P349
- 30 王一戎等, 焊接学报。1991, №3, P149
- 31 尹士科等。焊接。1991, №3, P2~6.
- 32 尹士科等。金属学报。1987, №5, B266
- 33 尹士科等。钢铁研究总院学报, 1988, №3, P43
- 34 尹士科等。焊接学报。1992, №3
- 35 王移山等。钢铁研究学报。1991, №1, P65

# 目 录

## 前言

第一章 焊接接头组织分类	(1)
一、焊缝金属组织分类	(1)
二、热影响区组织分类	(5)
三、焊接接头组织的整体形貌	(9)
四、组织对韧性的影响	(10)
第二章 合金元素对焊缝组织和性能的影响	(16)
一、锰对焊缝金属组织和性能的影响	(16)
二、碳对焊缝金属组织和性能的影响	(20)
三、硅对焊缝金属组织和性能的影响	(28)
四、钼对焊缝金属组织和性能的影响	(32)
五、铬对焊缝金属组织和性能的影响	(37)
六、镍对焊缝金属组织和性能的影响	(41)
七、铜对焊缝金属组织和性能的影响	(45)
八、铁粉对焊缝金属性能的影响	(49)
九、铝对焊缝金属组织和性能的影响	(51)
十、钛和硼对焊缝组织与性能的影响	(55)
十一、氮对高强度焊缝金属组织和韧性的影响	(61)
十二、稀土对高强度焊缝组织和性能的影响	(63)
十三、硫磷对焊缝金属组织和性能的影响	(65)
第三章 焊接条件和热处理对焊缝组织与性能的影响	(70)
一、焊接线能量对焊缝组织和性能的影响	(70)
二、道间温度对焊缝组织和性能的影响	(74)
三、焊条直径对焊缝组织和性能的影响	(77)
四、焊接位置对焊缝组织和性能的影响	(81)
五、消除应力处理对焊缝组织和性能的影响	(85)
六、热处理对焊缝组织和性能的影响	(88)
七、焊剂成分对埋弧焊缝组织和性能的影响	(92)
八、药芯焊丝气保焊的焊缝组织和性能	(95)
第四章 合金元素及焊接条件对热影响区组织和性能的影响	(100)
一、碳对模拟热影响区组织和性能的影响	(100)
二、锰对模拟热影响区组织和性能的影响	(103)
三、硅对模拟热影响区组织和性能的影响	(105)
四、铬对模拟热影响区组织和性能的影响	(107)
五、镍对模拟热影响区组织和性能的影响	(110)
六、钼对模拟热影响区组织和性能的影响	(112)

七、元素组合对热影响区组织和性能的影响.....	(114)
八、钛和氮对大线能量焊接热影响区韧性的影响.....	(117)
九、稀土和硼对热影响区组织和性能的影响.....	(119)
十、铌和钒的热影响区组织和性能的影响.....	(121)
十一、加热温度和冷却速度对模拟热影响区组织的影响.....	(124)
十二、消除应力回火对高强度热影响区组织和性能的影响.....	(125)
<b>第五章 典型钢种的焊接接头组织和性能.....</b>	<b>(128)</b>
一、低碳钢焊接接头的组织和性能.....	(128)
二、 $\sigma_s$ 为490MPa级钢焊接接头的组织和性能.....	(131)
三、 $\sigma_s$ 为590MPa级钢焊接接头的组织和性能.....	(138)
四、 $\sigma_s \geq 790$ MPa级钢焊接接头的组织和性能.....	(142)
五、Cr—Mo钢焊接接头的组织和性能.....	(145)
六、含镍钢焊接接头的组织和性能.....	(148)
七、某些钢模拟加热时的组织和性能变化.....	(152)
附图 .....	(159)
参考文献.....	(封三)

# 第一章 焊接接头组织分类

## 一、焊缝金属组织分类

有关焊缝金属组织的划分,近30多年来曾提出过多种分类见解,表1-1汇总了较为典型的几种。1958年Dube' C. A. 等人提出将焊缝组织分成五个大类,前四类均属铁素体的不同形貌,最后一类为非铁素体,包括珠光体、贝氏体、马氏体和残余奥氏体等。其后,众多学者对上述分类又进行了完善和发展,特别是组织名称明显增多了,甚至同一类组织有着多个不同的叫法,如先共析铁素体、晶间铁素体、多边形铁素体、块状铁素体等都是高温下相变的同一类产物。1985年道尔贝(Dolby)在国际焊接年会上提出了焊缝金属显微组织的分类准则。他根据铁素体的形貌和析出位置的不同,确定了各种组织的名称,并得到了国际焊接学会的推荐(见表1-2)。

表1-1中给出的各种组织分类见解,可提供我们更多的背景材料,以便于从不同角度去理解焊缝组织的分类特点,通过比较可得到更深入更全面的认识。表1-2的组织分类具有更高的权威性,由于国际焊接学会的推荐,将会在更多的国家得到应用。为使国内同行对这一组织分类有更多的了解,下面按组织类别加以说明。

### 1. 先共析铁素体(PF)

先共析铁素体可分为晶界铁素体和晶内铁素体。晶界铁素体是沿原奥氏体晶界析出的铁素体,有的沿晶界呈长条状扩展,有的呈多边形互相连接沿晶界分布,如照片1-1所示。通常在高温发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变时优先生成,这是因晶界能量较高而易于形成新相核心。当冷却速度较慢或合金成分很少时,不仅在晶界,而且在晶内也形成块状或多边形状的铁素体,如照片1-2所示。先共析铁素体的位错密度较低,大致为 $5 \times 10^8/\text{cm}^2$ 。

### 2. 带第二相的铁素体

这里所说的第二相是珠光体、渗碳体、马氏体及M-A组元。第二相的性质、分布位置及其特征是决定组织类型的关键,也是观察金相组织的重点。它的性质、分布及特征等与相变温度有密切关系,也与合金成分、奥氏体晶粒度及冷却速度等有关。

在第二相与铁素体平行排列的情况下,可根据第二相的性质、分布等特征,来区别侧板条铁素体、上贝氏体和下贝氏体。

**侧板条铁素体FS(SP)** 它是由晶界向晶内扩展的板条状或锯齿状铁素体,实质是魏氏组织。它也属于先共析铁素体,但比晶界铁素体的形成温度低些。它的特征是板条的长宽比很大,多在20:1以上。当侧板条铁素体长大时,其 $\gamma/\alpha$ 界面上 $\gamma$ 一侧的碳浓度增加,当其接近共析成分时, $\gamma$ 即转变为珠光体而存在于侧板条铁素体的间隙之中。如照片1-3所示,方框中白条为铁素体,黑条或点状物应为珠光体。侧板条铁素体晶内位错密度大致与先共析铁素体相当或稍高一些。

**条状铁素体(LF)<sup>(2)</sup>** 它同侧板条铁素体很相似,也属上贝氏体。只是叫法不同,其形



表1-1 低碳钢、低合金钢焊缝金属显微组织的不同分类汇总

Dube' C. A. 等	Widgerf D. J. 等	Abson D. J. 等	Levine E. 等	伊藤慶典等
不规则 (多边形) 铁素体	先共析铁素体	晶间铁素体 多边形铁素体	先共析铁素体 晶间铁素体 多边形铁素体 块状铁素体 岛状铁素体	先共析铁素体 晶界铁素体 块状铁素体 多边形铁素体
一次和二次侧板条铁素体	片状组织分(产物)	M-A-C呈线状分布的铁素体	侧板条铁素体 条状铁素体 上贝氏体	侧板条铁素体 条状铁素体
晶内条状铁素体	针状铁素体	针状铁素体	针状铁素体 细贝氏体铁素体	针状铁素体 细小铁素体
块状铁素体  显微相 珠光体 板条马氏体 李晶马氏体 残留奥氏体 上贝氏体	先共析铁素体  珠光体 马氏体	铁素体-碳化物集合体 马氏体 M-A组元	马氏体 M-A组元  侧板条铁素体	珠光体 马氏体 M-A组元 高碳马氏体 上贝氏体

表1-2 焊缝金属显微组织的分类 [1]

主 类 别	副 类 别	代 号	英 文 名 称
先共析铁素体	晶界铁素体	PF	Primary ferrite
	晶内块状铁素体	PF (G) PF (I)	Grain boundary ferrite Intragranular Polygonal ferrite
	带第二相的铁素体	FS FS(NA) FS(A) FS(SP) FS(B) FS(UB) FS(LB)	Ferrite with Second Phase Ferrite with nonaligned Second Phase Ferrite with aligned Second Phase Ferrite Side Plates Bainite Upper Bainite Lower Bainite
针状铁素体	珠 光 体	AF	Acicular Ferrite
		FC FC(P)	Ferrite-Carbide aggregate Pearlite
马氏体	板条马氏体 孪晶马氏体	M	Martensite
		M (L)	Lath Martensite
		M (T)	Twin Martensite

貌如照片1-4所示。条状铁素体与侧板条铁素体的不同点在于：①侧板条铁素体的板条间为珠光体，条状铁素体板条间为排列成行的M—A组元或渗碳体；②两者的生成温度也不相同，据测定，侧板条铁素体生成于700~500℃，条状铁素体生成于450℃以下。在不同成分的焊缝中，这两种组织的生成温度均有变化，但相对次序不会改变；③条状铁素体板条间为小倾角，板条内的位错密度很高，而侧板条铁素体的位错密度要低得多。

随着合金化程度的提高或冷却速度的加快，条状铁素体间M—A组元形貌由块状或粒状向条状转变。在相同试验条件下，不同强度级别的焊缝组织中M—A组元有如下形貌：490MPa级焊缝中有侧板条铁素体，其间存在着珠光体，未见M—A组元；790MPa级焊缝中M—A组元呈块状或粒状；980MPa级焊缝中M—A组元呈条状。

**上贝氏体FS (UB)** 上贝氏体的特征是碳化物在铁素体板条之间析出。它与侧板条铁素体有相同的形貌，即铁素体板条较细长。为了区分这两者，首先就要看生核位置，上贝氏体通常在晶界生核，而侧板条铁素体往往是由晶界铁素体延续生长而成；其次从第二相的性质来区分，上贝氏体的铁素体板条之间分布的第二相是渗碳体，而侧板条铁素体的板条之间分布的第二相是细团珠光体或马氏体等。另外，上贝氏体的形成温度比侧板条铁素体低，所以铁素体内的位错密度更高。上贝氏体的形貌见照片1-5。

**下贝氏体FS (LB)** 下贝氏体的特征是碳化物在铁素体板条内部析出，如照片1-6所示。根据析出物的形貌和分布分析，这些析出物不是在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变时析出的，而是相变析出 $\alpha$ 后再从 $\alpha$ 中析出的。故上述的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变应属无扩散相变，所生成的 $\alpha$ 必然处在碳过饱和状态，这些过饱和的碳以碳化物析出时只能在铁素体晶内，而不可能在铁素体晶界析出。下贝氏体的第二相也是渗碳体，但它的分布完全不同于上贝氏体。

### 3. 针状铁素体 (AF)

它是出现于原奥氏体晶内的有方向性的细小铁素体，宽度约2 $\mu\text{m}$ 左右，长宽比多在3:1~10:1范围内。针状铁素体可能以氧化物或氮化物（如TiO或TiN）为形核核心，呈放射状生长。因此，相邻的两针状铁素体之间呈大倾角，一般在20°以上。在两个针状铁素体的间隙处为渗碳体或马氏体及M—A组元，这与合金化程度和冷却速度等有关。它应属中温区 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变的产物，可称为贝氏体铁素体，但与已知的贝氏体并不相同。由于针状铁素体可以在原奥氏体晶内各处形核，成长的铁素体互相碰撞，限制其任意生长，既非板条状，也不是长针片状，而呈细小的针状。基于针状铁素体的生成温度低，晶内位错密度更高，约 $1.2 \times 10^{10}/\text{cm}$ 左右，为先共析铁素体的2倍左右。位错之间互相缠结，分布也不均匀，但又不同于经受剧烈塑性变形后出现的位错形态。针状铁素体的形貌见照片1-7和1-8。

### 4. 铁素体—碳化物集合体

铁素体—碳化物集合体主要是指珠光体，但也包括当碳化物相与铁素体呈层状或不呈层状而混杂分布区域，该区域要比周围的铁素体板条宽度大。

### 5. 马氏体 (M)

马氏体是过冷奥氏体通过无扩散型相变而生成的亚稳定组织。碳在铁中呈过饱和状态存在，加热时碳很容易以碳化物的不同形貌析出。马氏体具有体心立方结构。根据含碳量的不同，可将马氏体分为板条马氏体和片状马氏体。在低碳钢及低合金钢焊缝中，主要是板条马氏体，也称低碳马氏体或位错马氏体。这类马氏体的形貌呈细长条状，多个板条平行排列，同方向生长。这些同方向长成的马氏体板条构成一个集合体，称为板条束。几个板条束构成

一个束团，板条束之间呈大倾角相交。马氏体板条的宽度约为 $0.1\sim 0.2\mu\text{m}$ ，板条内具有很高的位错密度，约 $(0.3\sim 0.9)\times 10^{12}/\text{cm}^2$ 板条马氏体的形貌见照片1-9。

在低碳钢及低合金钢焊缝中，片状马氏体（又称高碳马氏体或孪晶马氏体）主要存在于M—A组元中，通称岛状马氏体。它是在块状铁素体、条状铁素体或针状铁素体的间隙中富碳区生成的，这个富碳区往往同时存在高碳马氏体和残余奥氏体。M—A组元的形貌和分布见照片1-10。

## 二、热影响区组织分类

低碳钢及低合金钢焊接热影响区的组织，是由钢材的化学成分和焊接热循环所确定的。由于该区中各部位的热循环不同，因此，热影响区是一个多种显微组织共存的区域。靠近熔合线的部分，由于加热温度高，奥氏体晶粒明显长大。如果钢中合金元素含量少，铁素体容易长大成魏氏组织，若钢中合金元素种类多或元素含量高，将容易得到贝氏体、马氏体和岛状马氏体。另外，在同一冷却速度条件下，晶粒越粗大，越易于获得马氏体。可见，热影响区中熔合线附近的过热区组织，对焊接接头的性能有着至关重要的作用，该区的组织也势必要放在首要的位置加以考虑。

低碳低合金钢热影响区显微组织的分类参见表1-3。它所对应的钢材成分范围是含碳量小于0.25%，合金元素的总量小于10%。所适于的冷却速度的范围是用 $800\sim 500^\circ\text{C}$ 的冷却时间来表示时，从几秒（相当于电子束焊接）到几百秒（相当于电渣焊接）。

表1-3中所列的组织类别大部分与表1-2相重复，因此，在表1-2中已经介绍的这里不再赘述。仅就贝氏体的划分、珠光体的类型和M—A组元的形成过程作以说明。

### 1. 贝氏体的划分

在表1-2中把贝氏体划入带第二相的铁素体，而在表1-3中则单独列了出来，但均将贝氏体分为上、下两种贝氏体。

贝氏体是美国人E. C. Bain在研究恒温相变时发现的，并以他的名字命名。在日本、前苏联和德国等又将贝氏体叫做中温相变组织（ $Z_w$ ）。这是因为它的相变温度介于铁素体-珠光体相变与马氏体相变的中间温度，故由此得名。

根据高碳钢的研究结果，中温相变组织包括上贝氏体和下贝氏体两大类，并以 $350^\circ\text{C}$ 为界限。随着含碳量的变化，上、下贝氏体的分界温度也在变化，如图1-1所示。

根据日本大森等对低碳低合金高强度钢的研究<sup>[4]</sup>，在连续冷却条件下中温相变组织可有三种形态，即 $B_1$ 、 $B_2$ 、 $B_3$ ，如图1-2所示。

$B_1$ 形成于高温阶段（约 $600\sim 500^\circ\text{C}$ ），在铁素体间无碳化物析出，可称无碳贝氏体。

$B_2$ 形成温度较低（约 $500\sim 450^\circ\text{C}$ ），在铁素体条间有碳化物析出，应属典型的上贝氏体。

$B_3$ 形成于 $450^\circ\text{C}\sim M_s$ 温度之间，在铁素体条内特定的面上析出碳化物相，类似于高碳钢的下贝氏体，但并不完全相同。首先是铁素体形貌为条状而非片状；其次，铁素体中碳化物的惯析面与 $B_2$ 的惯析面相同，均为 $\{110\}_\alpha$ ，故应认为 $B_3$ 的实质属上贝氏体范畴。

根据相变过程分析，侧板条铁素体或晶内条状铁素体是在铁素体相变区生成的，但它们之间残存的奥氏体分解或转变，却是在中温相变区进行的，其温度范围与贝氏体生成温度范

表1-3 低碳低合金钢热影响区显微组织的分类<sup>[2]</sup>

主类别	副类别	代号	英文名称	
铁素体	晶界铁素体	GBF	Grain boundary ferrite	
	晶界铁素体	{ FA GPF }	{ Ferrite allotriomorph Grain boundary polygonal ferrite	
			Ferrite side plate	
	侧板铁素体	FSP	Bainitic ferrite	
	贝氏体铁素体	BF	Intragranular ferrite	
	晶内铁素体	IF	Intragranular acicular ferrite	
	晶内铁素体	IAP IPF	Intragranular polygonal ferrite	
			Pearlite	
	珠光体	珠光体	P	Lamellar Pearlite
		{ 层状珠光体 变态珠光体 细团珠光体 }	{ LP DP FP }	Degenerated Pearlite
Fine Colony Pearlite				
Upper bainite				
上贝氏体		UB	Lower bainite	
下贝氏体		LB	Lath martensite	
板条马氏体	LM	M · A Constituent		
岛状马氏体				

围相当。故把侧板条铁素体或晶内条状铁素体划为中温相变组织或贝氏体类组织是讲得通的。如果是这样的话，带第二相的铁素体应视为中温相变组织，它不但包括了表1-2中的贝

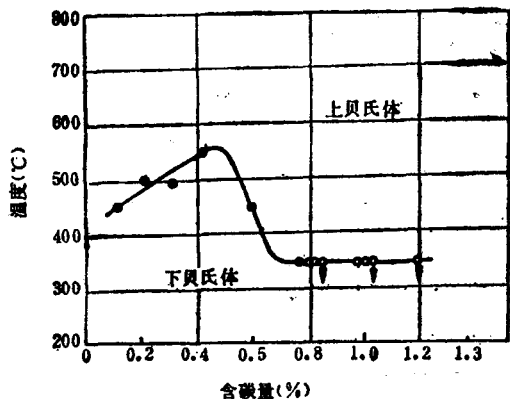


图1-1 上、下贝氏体的分界温度与含碳量的关系

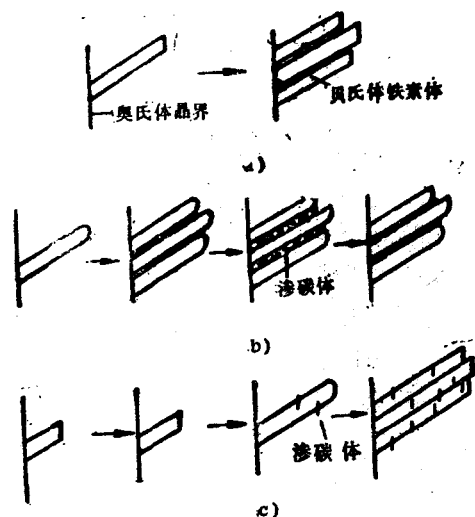


图1-2 低碳低合金高强度钢中贝氏体的形成示意图

a) B<sub>I</sub> b) B<sub>II</sub> c) B<sub>III</sub>

氏体，还包括更高温度下生成的贝氏体类组织，如侧板条铁素体等。但也有人把侧板条铁素体等划入铁素体类，这也有道理，因为此时只强调铁素体的生成温度和形貌，而不管其它相的情况。表1-2和表1-3的分类其所以不完全一致，就是因为各有其侧重所致。

## 2. 珠光体的类型

珠光体是铁素体和渗碳体两者构成的共析组织。相变时伴随有碳原子的扩散。珠光体的成长，基本上是由铁素体和渗碳体同时向奥氏体中延伸而成的。铁素体与渗碳体的层状性是由两者生长的协调性所决定的。相变温度高时，碳扩散顺利，两者生长速度一致，生成的珠光体呈层状，称层状珠光体 (LP)，如照片1-11所示；相变温度较低时，碳的扩散较困难，渗碳体生长缓慢，铁素体和渗碳体的生长不协调，层状不明显，这种珠光体称变态珠光体 (DP)，如照片1-12所示。

还有一种珠光体，称细团珠光体 (FP)，如照片1-13所示。它往往是在侧板条铁素体的板条间生成，其生成条件：一是相变温度较低；二是所在部位很窄小。在生成过程中铁素体和渗碳体的协调性很差，无层状特性，呈细团状存在。

## 3. M—A组元的生成

M—A组元也称岛状马氏体或岛状组织，在高强度钢热影响区或焊缝中经常出现，它对韧性影响较大，已为国内外学者所瞩目。

为了观察M—A组元的形成过程，将表1-4所列成分的高强度钢，采用热模拟试验机加热到1350℃，并以 $t_{0.8}$  (800~500℃的冷却时间) 为450s的速度冷却，分别冷至575、550、450、400、350和300℃时淬入水中，然后制取金相磨片，进行萃取复型，并在电子显微镜下观察，结果如照片1-14。

表1-4 试验用钢的化学成分(%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	V
0.11	0.32	0.79	1.0	0.42	0.39	0.23	0.04

从照片1-14a可看出,在575℃下开始生成板条状贝氏体形铁素体。随着温度的降低,由于这些贝氏体形铁素体的生成、长大,呈岛状的残余奥氏体(因试样水冷而成为马氏体)逐渐减少,如照片1-14b~e所示。冷却到300℃时,这些残余的奥氏体有一部分分解成铁素体和碳化物。将照片1-14中的岛状区域的面积进行测定,并做出这些面积与淬火温度的关系图,如图1-3所示。由图可知,随着温度的下降,这些岛状的区域急剧减少。温度为350~400℃区间时,这个面积不再变化。进一步降低温度,由于分解成铁素体和碳化物,其面积再度减少。可见残余奥氏体分解成铁素体和碳化物的温度在300~350℃。

如图1-3所示,由于铁素体的生成而引起奥氏体中富碳过程,约在400℃就终止了。如对400℃以上碳在奥氏体中的浓缩程度进行计算,可得出图1-4所示的结果。可以推断,连续冷却过程中残余奥氏体中碳的浓度可达0.6%~0.7%(按钢中含碳0.11%计算)。随着冷却速度的减慢,碳的浓度有减少的倾向。

假设奥氏体中碳的浓度为0.6%,根据公式就可计算出其 $M_s$ 温度约为220℃。

由上述表明,冷却过程中残余奥氏体中的碳可浓缩到0.6%~0.7%,冷却到400℃以下时,有一部分分解成铁素体和碳化物,而剩余的部分则在更低的温度下转变成马氏体,但仍有一部分呈岛状残余奥氏体存在,这就是所谓的M-A组元。

为了确定M-A组元的内部结构,采用透射电子显微镜进行了观察,结果如照片1-15所示。可以确认,M-A组元内既有板条马氏体(照片1-15a),也有孪晶马氏体(照片1-15b)。另外,通过X射线衍射也可确定,M-A组元内有残余奥氏体存在。

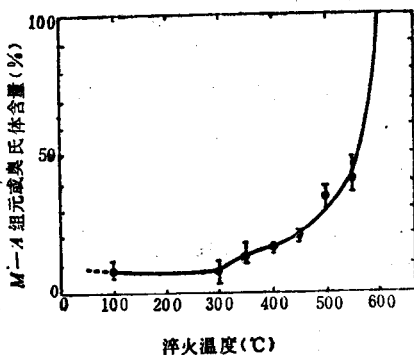


图1-3 淬火温度与M-A组元或奥氏体含量的关系<sup>[5]</sup>

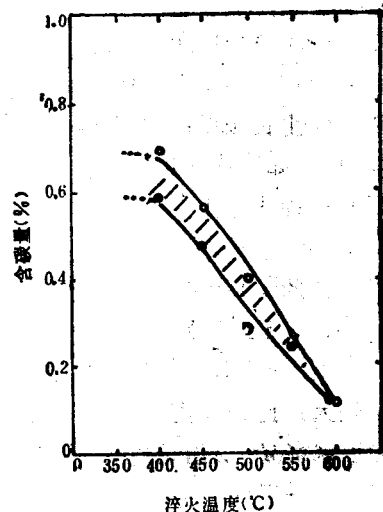


图1-4 淬火温度与奥氏体中含碳量的关系<sup>[5]</sup>

### 三、焊接接头组织的整体形貌

#### 1. 焊缝组织的整体形貌

单道施焊后，焊缝组织比较均匀和单一，均呈现柱状晶，这与多道焊焊缝中盖面焊道的组织形貌相当，故不再另加说明，详见下述。

多道施焊后，后续焊道对先焊焊道具有再次加热的作用，加热温度与离后焊焊缝的距离有关，冷却速度随焊接规范和被焊工件的散热条件而异。但是，根据焊接热循环的特征，先焊焊道中总是存在如下几个区域，即回火区、不完全相变区、完全相变区和熔化区。现以照片1-16为例加以说明。照片的左上角和右下角均呈柱状晶，这就是先后两个焊道。左上角是后续焊道。由于焊缝中合金含量低（相当于J507焊条），其组织为先共析铁素体、侧板条铁素体和针状铁素体，也有少量珠光体分布在先共析铁素体边界或侧板条铁素体的间隙。右下角是先焊焊道，其组织与后续焊道是一样的。不同的是，由于受到再次加热，发生了回火作用，在先共析铁素体周围，特别是在侧板条铁素体间隙的碳化物会明显析出，故这些部位呈深色或黑色。针状铁素体的周围颜色也有变深的，也是因发生碳化物析出现象所致。

两焊道中间部分是晶粒很细小的铁素体，晶粒交界处有珠光体存在。这一部分即完全相变区，因加热和冷却速度均很快，奥氏体晶粒来不及长大，相变时铁素体形核核心很多，故生成大量的晶内块状铁素体。柱状晶消失，先共析铁素体和侧板条铁素体也未生成。

细晶粒铁素体和先焊焊道的柱状晶区之间是不完全相变区，该区域很窄，柱状晶已不存在，铁素体块的尺寸较大，晶粒尺寸较完全相变区增大，但大晶粒之间也夹带有很细小的晶粒，故大晶粒应为未发生相变的部分，小晶粒是局部奥氏体化后重新结晶的部分。

熔化区是后续焊道中靠近细晶区的柱状晶部分，这一部分原为先焊焊道的上层焊缝，经再次加热熔化，结晶后仍呈柱状晶，与后续焊道的柱状晶熔为一体，又因两道焊缝成分一样，组织相同，故无法区分，这一区域可不独立划分。

#### 2. 热影响区组织的整体形貌

在焊接热循环的作用下，焊缝周围处于固态的母材发生明显的组织和性能变化的区域，称为焊接热影响区（HAZ）。热影响区的不同位置，经受着不同的焊接热循环，距焊缝边缘越近，其加热的温度也越高，且加热速度和冷却速度也越大，焊后的组织和性能变化也越大。对碳钢及低合金钢而言，其热影响区可分为四个小区域，即粗晶区（过热区）、细晶区（完全相变区）、不完全重结晶区（部分相变区）和回火区。通常加热温度不超过 $A_{c1}$ 时，不发生相变，只发生回火作用，故称回火区。加热温度超过 $A_{c1}$ 时，开始相变重结晶 $\alpha \rightarrow \gamma$ ，在 $A_{c1} \sim A_{c2}$ 之间只是部分地进行了 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变，故称部分相变区。加热温度超过 $A_{c2}$ 后，将全部完成 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变，故属完全相变区。当加热温度超过 $A_{c2}$ 不多时（不超过 $200^\circ\text{C}$ ），冷却下来可得到细小晶粒，即细晶区，晶粒比母材原始晶粒还要细小。当加热温度超过 $A_{c2}$ 以上 $200 \sim 300^\circ\text{C}$ 时， $\gamma$ 晶粒将开始长大，加温越高， $\gamma$ 晶粒越粗大。晶粒明显长大的区域通称粗晶区或过热区。现以照片1-17为例加以说明（上一幅的右端与下一幅的左端相连接）。

左上端是焊缝，组织非常细小。焊缝和粗大晶粒的交界处是熔合线，它不是一条圆滑的曲线，而呈不规则的类似锯齿形，甚至有“曲折”现象。熔合线外 $0.4\text{mm}$ 以内是粗大晶粒区由于母材是 $\sigma_s = 790\text{MPa}$ 段的WT-80 $\ominus$ 钢，又是单道施焊，冷速较大，故其组织是粗大的板条

$\ominus$  相当于国产钢HQ80。



马氏体，其硬度 $HV = 439$ 。熔合线外 $0.4 \sim 1.0\text{mm}$ 区域的晶粒已逐渐减小，属中等晶粒区，其组织也是板条马氏体，硬度 $HV = 413$ 。熔合线外 $1.0 \sim 1.5\text{mm}$ 是中等晶粒和细小晶粒的混合区域，硬度 $HV = 403$ 。熔合线外 $1.5 \sim 2.5\text{mm}$ 是晶粒细小的区域，即所谓的细晶区，硬度值为 $HV = 384 \sim 395$ 。根据母材的化学成分和冷却条件可以判断，完全重结晶区均为马氏体，因加热温度不同，奥氏体晶粒尺寸差别很大，硬度值在 $HV = 439 \sim 384$ 之间变化。

熔合线外 $2.5 \sim 3.0\text{mm}$ 区域是不完全重结晶区，其组织为细小马氏体和高温回火马氏体的混合组织。因为加热温度已超过 $A_{c1}$ ，故有一部分转变成奥氏体，冷却后相变成细小的马氏体；还有一部分未发生奥氏体转变，只在更高温度下进行了回火。原回火马氏体中的碳化物进一步聚集长大，铁素体基体进一步软化。这一部分相应于照片中的白块。由于碳化物的析出，硬度下降，但因有细小的部分相变马氏体存在，故这种混合组织的硬度仍较高，可达 $HV = 348 \sim 321$ 。

熔合线外 $3.0 \sim 3.4\text{mm}$ 区域是回火区，这一部分的加热温度高于母材调质处理时的回火温度，故原回火马氏体中的碳化物进一步析出或聚集。但因未发生奥氏体相变，无新的马氏体生成，它的组织系回火马氏体，其硬度值最低，可达 $HV = 283$ ，这即是所谓的热影响区中的软化区。本试验中，由于采用单道施焊，焊接线能量不大，冷却速度较快，所以软化区的硬度下降不大，范围也很窄。另外，母材原系高温回火，这为减小软化区宽度提供了先决条件。

熔合线外 $3.4\text{mm}$ 以外为母材区，该区域的加热温度低于母材的回火温度，故硬度不再下降， $HV = 286 \sim 297$ ，其组织为回火马氏体。

#### 四、组织对韧性的影响

焊接接头的组织，不论是焊缝组织还是热影响区组织，往往都是混合组织。在连续冷却过程中，先后发生高温转变、中温转变和低温转变。高温转变后生成铁素体和珠光体。根据形貌的不同，又可将铁素体分为先共析铁素体、侧板条铁素体（仍属先共析铁素体）和针状铁素体等。中温转变后生成贝氏体，通常又分为上贝氏体和下贝氏体，也有的分为 $B_1$ 、 $B_1$ 、 $B_1$ ，其差别在于转变温度不同，析出的碳化物形状和分布均不相同。低温转变后生成马氏体，通常在低碳钢、低合金钢热影响区及其焊缝组织中，主要存在低碳马氏体，也称板条马氏体。随着合金元素含量的增加，低温转变后还出现岛状马氏体，这种马氏体属高碳马氏体，也称孪晶马氏体。

不同的转变温度，不同的组织类型和形貌，对韧性的影响是不同的，还有晶粒尺寸大小，析出物或夹杂物的性质、尺寸及分布等，也会影响到韧性，故对韧性的影响有多方面因素，单从一个方面去分析有时会讲不清楚，甚至会相互矛盾。下面所介绍的组织对韧性的影响是在一定条件下得出的，仅供参考。

##### 1. 铁素体对韧性的影响

铁素体的晶粒尺寸对韧性有很大影响，铁素体晶粒度越细小，则其延性—脆性转变温度越低。通常采用V型缺口冲击试件断口中纤维区占50%时的温度 $\nu Tr_s$ ，或以V型缺口冲击试验时冲击功为15ft-1b (21J) 时的温度 $\nu Tr_{15}$ 为判据（也还有其它判据），用来确定延性—脆