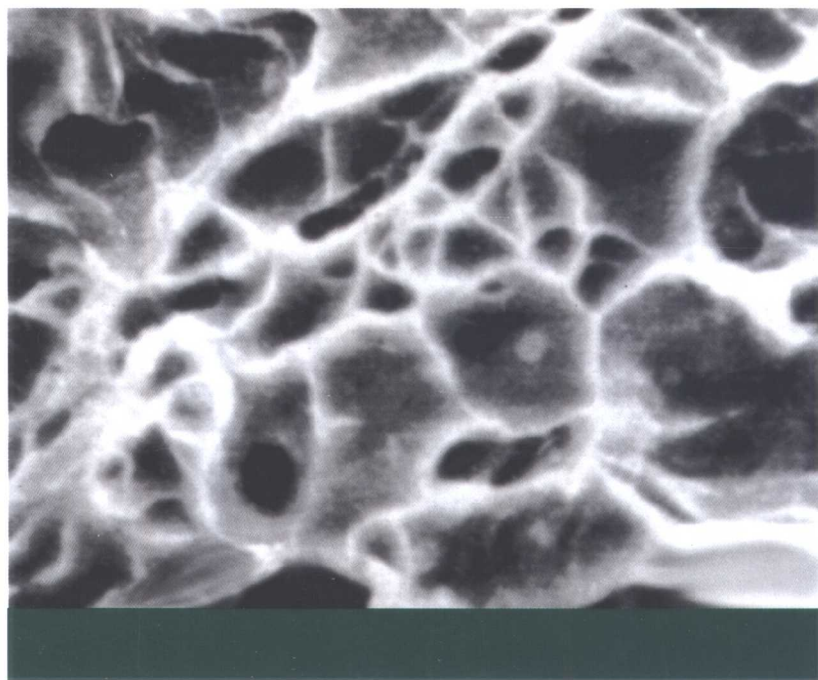


尹士科 编著

焊接材料 实用基础知识



Chemical Industry Press



化学工业出版社
工业装备与信息工程出版中心

焊接材料实用基础知识

尹士科 编著



化学工业出版社
工业装备与信息工程出版中心

· 北 京 ·

(京)新登字 039 号

图书在版编目 (CIP) 数据

焊接材料实用基础知识/尹士科编著. —北京: 化学工业出版社, 2004. 5

ISBN 7-5025-5571-4

I. 焊… II. 尹… III. 焊接材料-基本知识 IV. TG42

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2004) 第 045311 号

焊接材料实用基础知识

尹士科 编著

责任编辑: 任文斗

文字编辑: 韩庆利

责任校对: 陶燕华

封面设计: 于 兵

*

化 学 工 业 出 版 社 出版发行
工业装备与信息工程出版中心

(北京市朝阳区惠新里 3 号 邮政编码 100029)

发行电话: (010) 64982530

<http://www.cip.com.cn>

*

新华书店北京发行所经销

北京兴顺印刷厂印装

开本 787mm×1092mm 1/16 印张 14 $\frac{3}{4}$ 字数 365 千字

2004 年 6 月第 1 版 2004 年 6 月北京第 1 次印刷

ISBN 7-5025-5571-4/TG·8

定 价: 32.00 元

版权所有 违者必究

该书如有缺页、倒页、脱页者, 本社发行部负责退换

前言

焊接是一种重要的金属加工工艺，在工业生产和国防建设中起着重要的作用。焊接材料是实现焊接的必要条件，像手工电弧焊、气体保护焊、埋弧焊和电渣焊等，没有焊接材料是无法进行焊接的。本书中介绍的焊接材料正是这些焊接方法使用的量大面广的材料，如焊条、焊丝（含实芯焊丝和药芯焊丝）、焊带、焊剂（含熔炼焊剂和烧结焊剂）、保护气体和钨电极等。上述焊接材料已广泛用于船舶、桥梁、钢架、车辆、压力容器、化工设备、工程机械、海洋设施及核电等各个领域。随着焊接材料的广泛使用，在各种焊接结构及设备的制造过程中，经常出现各类焊接质量问题，包括焊接接头的力学性能问题，如强度、韧性等。其中，焊缝金属力学性能的变化既与焊接材料的化学成分有关系，又与焊接条件和热处理等有关系，这两方面的变化都会影响焊缝组织和性能的变化。为了弄清楚这些影响，本书的前三章系统地介绍了常量合金元素、微量合金元素、杂质元素、焊接条件（含焊接线能量、道间温度、焊条直径和焊接位置等）及热处理对焊缝组织和性能的影响，并概括出组织和性能的变化规律。掌握了这些规律，就可以根据对焊缝性能的不同要求来调整焊缝的化学成分，并通过控制焊接条件和热处理等以获得最佳的焊缝性能。它既是研制开发新型焊接材料的基础性知识，又是焊接结构质量分析和事故分析中不可缺少的实用知识，借以作出正确的评定和判断。

国产焊接材料品种繁多，要全部了解各种牌号的产品是很困难的。为此，本书在第四、第五、第六章中分别从焊材的分类和牌号编制、焊材的成分和性能、焊材的选择和使用、焊材与钢材的配套等方面，较为系统地介绍了焊条、焊丝、焊带和焊剂各项数据和信息，供读者参考。本书在编写时力求简明扼要，条理清晰，实用为主，以便于人们容易理解和掌握，起到入门向导的作用。掌握了焊接材料的牌号仅仅是第一步，要进一步了解焊接材料的各项要求和规定，还必须掌握焊接材料的型号。型号是由国家标准规定的，不同国家的型号编制方法虽有不同，但往往是可以对应的，不管是哪个国家的产品，只要有了对应的型号，就能基本分析出这一产品的主要性能、特征和用途等。在本书的第七章中概述了国内主要焊接材料的型号编制方法及相关规定，以供读者查阅，借以了解相关的国家焊材标准。第八章是焊接材料的再烘干和质量管理。

本书中对拉伸性能用的符号作了全面更改，采用了新国标 GB/T 228—2002 即《金属材料室温拉伸试验方法》。在新国标中规定，抗拉强度符号是 R_m ，以代替 σ_b ；屈服强度符号是 R_{eL} （表示下屈服强度和单一屈服强度），以代替 σ_s ，并取消屈服点称号；非比例延伸强度符号是 $R_{p0.2}$ ，以代替 $\sigma_{0.2}$ ；伸长率符号是 A ，以代替 δ ；断面收缩率符号是 Z ，以代替 ψ ；特此说明。

在本书编写过程中，吴树雄、李春范、吴振祥、王征林、王广安、张士范、张晓岩、张晓牧、李箕福、王移山、朱明生、邱启文、于秀立、谢少辉及魏巧峥等给予了大力支持，提供了相关技术资料，协助及参与编写工作，在此致以衷心感谢。

对书中所引用文献的作者及提供帮助的同事一并表示谢意。限于编者水平，书中难免会有错误和不妥之处，敬请读者批评指正。

目 录

第一章 常量合金元素对焊缝组织和性能的影响	1
第一节 焊缝金属组织分类及其对韧性的影响.....	1
第二节 锰对低合金钢焊缝组织和性能的影响.....	8
第三节 碳对低合金钢焊缝组织和性能的影响	11
第四节 硅对低合金钢焊缝组织和性能的影响	18
第五节 钼对低合金钢焊缝组织和性能的影响	22
第六节 铬对低合金钢焊缝组织和性能的影响	28
第七节 镍对低合金钢焊缝组织和性能的影响	32
第八节 铜对低合金钢焊缝组织和性能的影响	37
第九节 铁粉对低合金钢焊缝金属性能的影响	40
第十节 各合金元素对不锈钢焊缝组织和性能的影响	42
第二章 微量合金元素及杂质元素对焊缝组织和性能的影响	48
第一节 铝对低合金钢焊缝组织和性能的影响	48
第二节 钛和硼对低合金钢焊缝组织和性能的影响	51
第三节 氮对高强度钢焊缝组织和韧性的影响	56
第四节 稀土元素对高强度钢焊缝组织和性能的影响	58
第五节 硫和磷对焊缝金属组织和性能的影响	60
第三章 焊接条件及热处理对焊缝组织和性能的影响	65
第一节 焊接线能量对低合金钢焊缝组织和性能的影响	65
第二节 道间温度对低合金钢焊缝组织和性能的影响	70
第三节 焊条直径对低合金钢焊缝组织和性能的影响	73
第四节 焊接位置对低合金钢焊缝组织和性能的影响	77
第五节 消除应力热处理对焊缝组织和性能的影响	81
第六节 正火及回火处理对焊缝组织和性能的影响	85
第七节 应变时效对焊缝性能的影响	89
第八节 焊剂成分对埋弧焊焊缝组织和性能的影响	92
第九节 保护气体对气保焊焊缝组织和性能的影响	95
第四章 焊条基础知识	100
第一节 焊条的分类和牌号编制.....	100
第二节 结构钢焊条.....	106
第三节 铬钼耐热钢焊条和低温钢焊条.....	112
第四节 不锈钢焊条.....	116
第五节 堆焊焊条.....	122
第六节 铸铁焊条和镍基合金焊条.....	126
第五章 焊丝和焊带基础知识	130

第一节 焊丝的分类及牌号和型号编制.....	130
第二节 碳钢和低合金钢焊丝.....	134
第三节 不锈钢焊丝.....	145
第四节 堆焊用焊丝和焊带.....	150
第六章 焊剂基础知识	159
第一节 焊剂的分类和牌号编制.....	159
第二节 焊剂的成分和特性.....	162
第三节 焊剂的选择和使用.....	167
第七章 焊接材料型号概述	168
第一节 碳钢焊条的型号.....	168
第二节 低合金钢焊条的型号.....	174
第三节 不锈钢焊条的型号.....	182
第四节 碳钢药芯焊丝的型号.....	190
第五节 低合金钢药芯焊丝的型号.....	195
第六节 不锈钢药芯焊丝的型号.....	199
第七节 碳钢用埋弧焊焊丝和焊剂的组合型号.....	206
第八节 低合金钢用埋弧焊焊丝和焊剂的组合型号.....	209
第九节 不锈钢用埋弧焊焊丝和焊剂的组合型号.....	212
第八章 焊接材料的再烘干和质量管理	215
附录一 气体保护焊用保护气体	222
附录二 钨极惰性气体保护焊 (TIG) 用钨电极	226
参考文献	228

第一章 常量合金元素对焊缝组织和性能的影响

合金元素是影响焊缝组织和性能的重要因素。随着合金成分和含量的变化，焊缝的组织 and 性能将发生相应改变，既有变好的可能，也有变坏的可能。为了掌握其变化规律，本书分别就各合金元素对焊缝组织和性能的影响进行了系统说明。在碳钢及低合金钢焊缝中，锰是最经常加入的合金元素，故本章首先确定锰的影响规律，它是研究其他元素影响的基础。碳在焊缝中是属限制加入量的元素，为此，就低碳钢和低合金钢焊缝中碳的加入量进行了探讨。在耐热钢焊缝中往往加入铬、钼元素；在低温钢焊缝中通常加入较多的镍；在高强度钢焊缝中，为了提高强度及改善韧性，除了加入锰、镍、铬、钼等主要元素外，还加入适量硅、铜等辅助元素。铁粉是为提高焊接效率而加入的，其对焊缝组织和性能的影响在本书中也作了较全面的介绍。在不锈钢焊缝中，其组织比较单一，变化的规律性也容易掌握，在本章最后一节作了较简要的分析和说明。不锈钢焊缝的性能，主要是耐腐蚀性、抗氧化性和高温强度等。室温下的强度、塑性和韧性等属检验内容，且都有相应的技术要求，这方面的内容将在第七章中予以说明。

第一节 焊缝金属组织分类及其对韧性的影响

一、焊缝金属组织分类

有关焊缝金属组织的划分，近三十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 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	Widgery 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	片状组织组分(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

续表

Dube' C. A. 等	Widgery D. J. 等	Abson D. J. 等	Levine E. 等	伊藤慶典等
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 孪晶马氏体 残留奥氏体 上贝氏体	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 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 低碳钢、低合金钢焊缝金属显微组织的分类（国际焊接学会推荐）

主 类 别	副 类 别	代 号	英 文 名 称
先共析铁素体		PF	Primary Ferrite
	晶界铁素体	PF(G)	Grain boundary Ferrite
	晶内块状铁素体	PF(I)	Intragranular Polygonal Ferrite
带第二相的铁素体		FS	Ferrite with Second Phase
	第二相呈非线状分布的铁素体	FS(NA)	Ferrite with nonaligned Second Phase
	第二相呈线状分布的铁素体	FS(A)	Ferrite with aligned Second Phase
	侧板条铁素体	FS(SP)	Ferrite Side Plates
	贝氏体	FS(B)	Bainite
	上贝氏体	FS(UB)	Upper Bainite
	下贝氏体	FS(LB)	Lower Bainite
针状铁素体		AF	Acicular Ferrite
铁素体-碳化物集合体		FC	Ferrite-Carbide aggregate
	珠光体	FC(P)	Pearlite
马氏体		M	Martensite
	板条马氏体	M(L)	Lath Martensite
	孪晶马氏体	M(T)	Twin Martensite

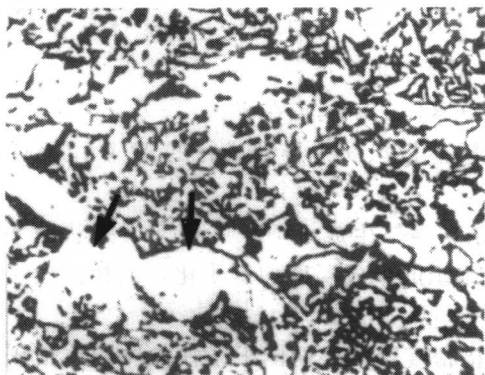
表 1-1 中给出的各种组织分类见解，可提供给人们更多的背景材料，以便于从不同角度去理解焊缝组织的分类特点，通过比较可得到更深入、更全面的认识。表 1-2 的组织分类具有更高的权威性，由于国际焊接学会的推荐，将会在更多的国家得到应用。为使国内同行对这一组织分类有更多的了解，下面按组织类别加以说明。

1. 先共析铁素体（PF）

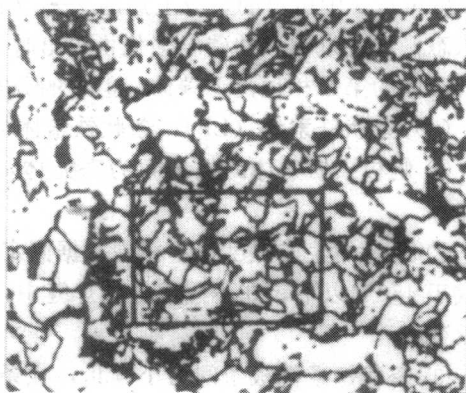
先共析铁素体可分为晶界铁素体和晶内铁素体。晶界铁素体是沿原奥氏体晶界析出的铁素体，有的沿晶界呈长条状扩展，有的呈多边形互相连接沿晶界分布，如照片 1-1 所示（见箭头处）。通常在高温发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变时优先生成，这是因晶界能量较高而易于形成新相核心。当冷却速度较慢或合金成分很少时，不仅在晶界，而且在晶内也形成块状或多边形状的铁素体，如照片 1-2 所示（方框内）。先共析铁素体的位错密度较低，大致为 $5 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$ 。

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。



照片 1-1 晶界铁素体×400



照片 1-2 晶内铁素体×500

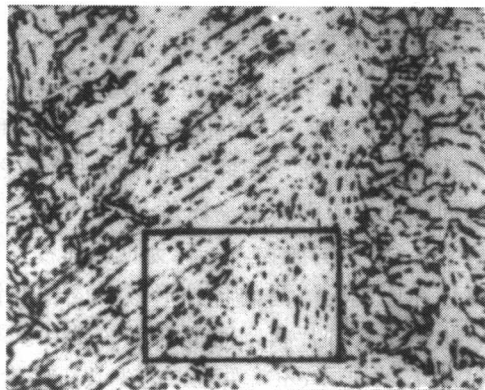
在第二相与铁素体平行排列的情况下，可根据第二相的性质、分布等特征，来区别侧板条铁素体、上贝氏体和下贝氏体。

(1) 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 γ/α 界面上 γ 一侧的碳浓度增加，当其接近共析成分时， γ 即转变为球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。

(2) 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 1-4，方框内的更为典型。



照片 1-3 侧板条铁素体×120



照片 1-4 上贝氏体×500

(3) 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 1-5 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 α 后再从 α 中析出的。故上述的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变应属无扩散相变，所生成的 α 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。

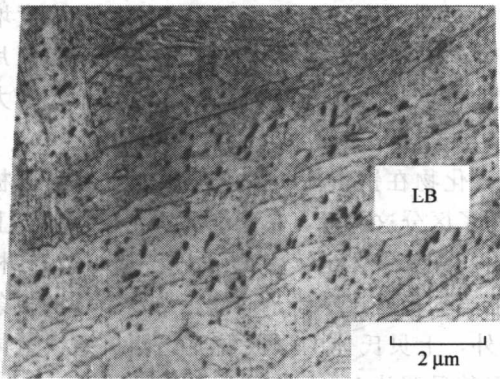
(4) 条状铁素体 (LF) 条状铁素体与侧板条铁素体的不同点在于：

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；

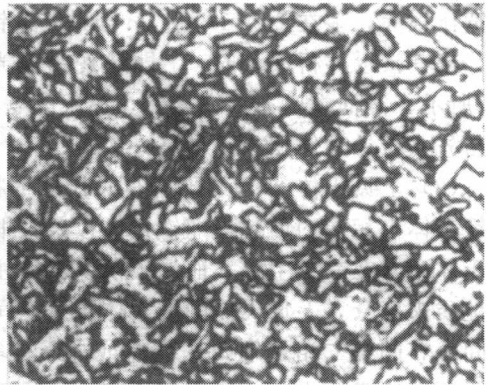
② 两者的生成温度也不相同，据测定，侧板条铁素体生成于 $700 \sim 500^\circ\text{C}$ ，条状铁素体生成于 450°C 以下，在不同成分的焊缝中，这两种组织的生成温度均有变化，但相对次序不会改变；

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。



照片 1-5 下贝氏体 $\times 6000$



照片 1-6 针状铁素体 $\times 1200$

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 $3:1 \sim 10:1$ 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，既不是板条状，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 $1.2 \times 10^{10} \text{cm}^{-2}$ 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 1-6。

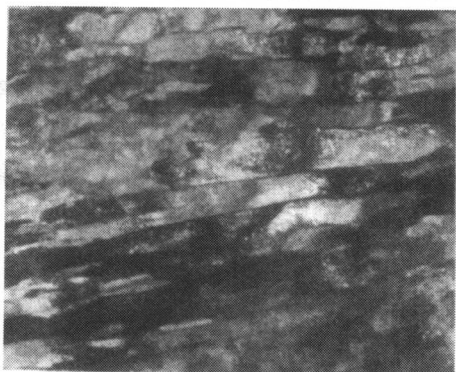
4. 铁素体-碳化物集合体

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。

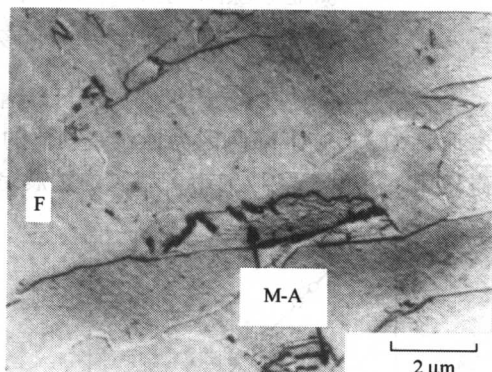
5. 马氏体 (M)

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 1-7。

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 1-8。



照片 1-7 板条马氏体 $\times 9000$



照片 1-8 M-A 组元 $\times 6000$

二、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。

不同的转变温度，有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 形缺口冲击试件断口中纤维区占 50% 时的温度 vT_{rs} ，或以 V 形缺口冲击试验时冲击功为 15ft-lb (21J) 时的温度 vT_{r15} 为判据（也还有其他判据），用来确定延性-脆性转变温度。铁素体晶粒直径 d 与 vT_{rs} 之间的关系如图 1-1 所示，也可写成下列关系式，即

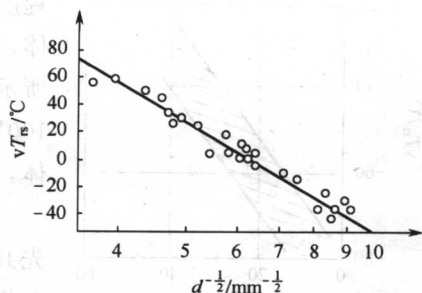


图 1-1 铁素体晶粒直径与 vT_{rs} 的关系
(断口中纤维区占 50%)

$$vT_{rs} = A - B \ln d^{-\frac{1}{2}} \quad (1-1)$$

式中 A 、 B ——常数。

另外，从阻止脆性裂纹的扩展途径考虑，希望是粒状和条状铁素体混合组织，这有利于提高冲击韧性。单一的平行排列的条状铁素体或有规则排列的粒状铁素体均不利于提高韧性，如图 1-2 所示。

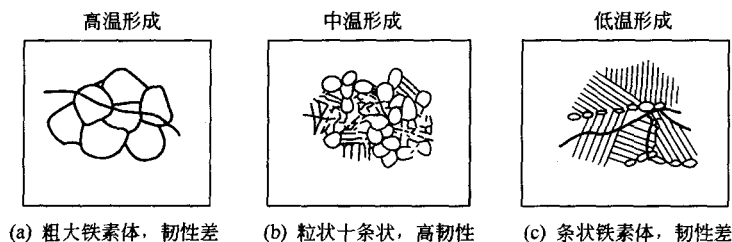


图 1-2 铁素体形貌及分布对韧性的影响

大量研究结果表明，针状铁素体可显著改善焊缝韧性，如图 1-3 所示。随着针状铁素体的增加， vT_{rs} 逐渐下降。因为针状铁素体的晶界为大倾角晶界，每个晶界都对裂纹的扩展起阻碍作用，并由于晶粒细小，裂纹的扩展途径非常曲折，扩展需要更多的能量。针状铁素体

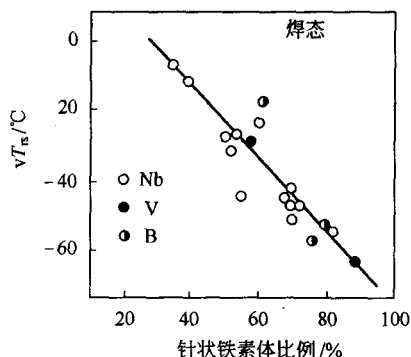


图 1-3 针状铁素体比例与 vT_{rs} 的关系

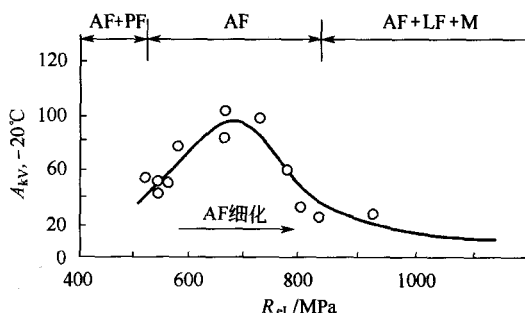


图 1-4 焊缝韧性与强度的关系

增加有利于改善韧性，但合金元素增加后固溶强化作用也大大提高，因强度提高对韧性带来的有害作用，有时会抵消针状铁素体的有利作用，最终反而会恶化韧性。另外，随着合金化

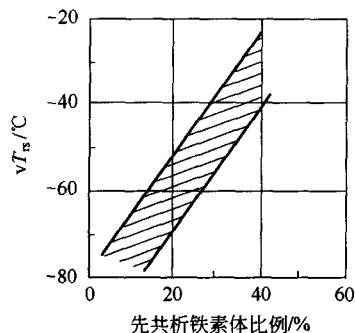


图 1-5 先共析铁素体比例与 vT_{rs} 的关系

程度的提高，焊缝组织可能出现条状铁素体 (LF) 及马氏体，在强度提高的同时，焊缝韧性就势必降低。如图 1-4 所示， R_{eL} 约大于 700MPa 后，针状铁素体 (AF) 可由 100% 减少到 20% 左右，代之出现的是条状铁素体和马氏体，焊缝韧性急剧下降。

先共析铁素体对韧性是不利的。如图 1-5 所示，随着先共析铁素体数量的增加， vT_{rs} 呈直线上升。从断裂过程分析，先共析铁素体的显微硬度比针状铁素体低，所以变形时塑性变形最初将局限于晶界铁素体内，加之其夹杂物较多，位错塞积或缠结于非金属夹杂物处，导致开裂。这

些已形成的裂纹受位错塞积和裂纹尖端应力场的影响，在临界综合应力的作用下，一个或多个裂纹扩展而引起断裂。先共析铁素体的晶粒越大，位错塞积的距离越大，引起的应力场也就越大，断裂就更加容易，冲击吸收功也就越低，断口呈脆性， vT_{rs} 上升。

2. 贝氏体对韧性的影响

不同温度下形成的贝氏体有着不同的 vT_{rs} ，如图 1-6 (a) 所示。可以看出，在 350℃ 以上，随着贝氏体生成温度的下降 vT_{rs} 逐渐降低。低于 350℃ 后 vT_{rs} 又有上升的趋势，这与更低温度下马氏体生成有关。从图 1-6 (b) 可以看到，随着贝氏体生成温度的降低，贝氏体的有效晶粒尺寸 d 也减小。低于某一温度后有效晶粒尺寸 d 又有增大的趋势，这也与马氏体的生成有关，出现了尺寸更大的马氏体板条束。比较图 1-6 (a) 与 (b) 可知，贝氏体韧性的改善与断裂有效晶粒尺寸的减小成对应关系，即由于有效晶粒尺寸减小而使韧性改善。在较高温度下形成的板条状上贝氏体，相邻条状晶的位向近于平行，碳化物断续地平行分布于铁素体条之间，如图 1-7 (a) 所示，这意味着断裂有效晶粒尺寸 d 较大，在这种情况下裂纹易沿铁素体条间扩展，冲击吸收功较低，所以上贝氏体的出现，对韧性是不利的。在较低温度下形成的下贝氏体 (B_L)，相邻针状晶的位向呈大角度相交，且碳化物弥散分布于铁素体内部，如图 1-7 (b) 所示，这意味着有效晶粒尺寸 d 较小，因而脆性裂纹不易扩展，冲击吸收功较大，所以下贝氏体的出现对韧性有好处。

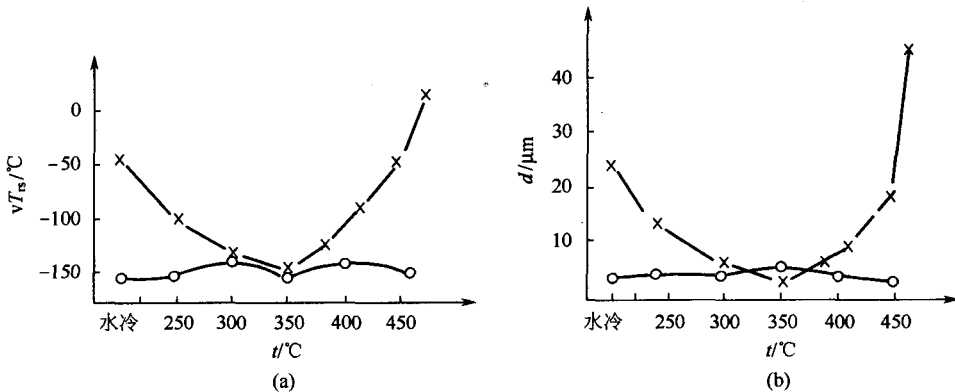


图 1-6 贝氏体形成温度 t 对 vT_{rs} 与 d 的影响

$\times$ γ 晶粒度是 No. 0 级; $\circ$ γ 晶粒度是 No. 11 级

魏氏组织从本质上属于贝氏体，这种组织对韧性很不利，主要原因可能也与有效晶粒尺寸 d 有关系。

3. 马氏体对韧性的影响

马氏体的韧性高低与含碳量有密切关系，含碳量越高，对韧性越不利。低碳马氏体，特别是低碳回火马氏体（也包括自回火马氏体）有着良好的韧性。低碳马氏体呈板条存在，10个以上的相邻板条晶几乎是同一位向，构成一个板条束。板条之间呈小角度相交，而板条束之间则成大角度相交，这有利于阻止裂纹的扩展，提高冲击韧性。但是，以板条束的尺寸作为裂纹有效晶粒尺寸，要比下贝氏体的有效晶粒尺寸大一些。所以，在原奥氏体晶粒度相同的条件下，低碳马氏体的韧性不如下贝氏体。

高碳马氏体在低碳钢和低合金钢热影响区或焊缝中主要存在于岛状马氏体中（亦称 M-A 组元），岛状马氏体的数量与 vT_{rs} 的关系如图 1-8 所示。由图可知，当 $t_{8/5}$ 小于 180s 时，

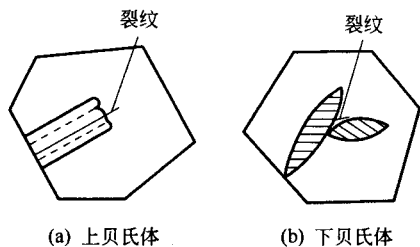


图 1-7 上贝氏体和下贝氏体抗裂纹扩展示意

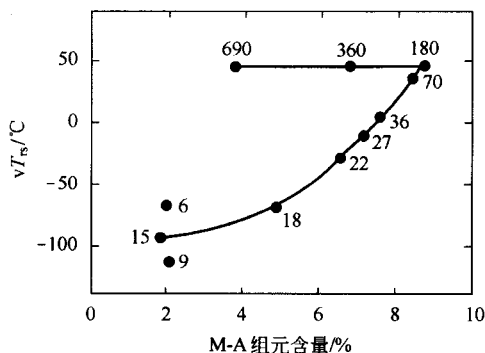


图 1-8 M-A 组元数量对 vT_n 的影响
(图中数字为 $t_{8/5}$, s)

随着岛状马氏体数量的增加 vT_n 明显上升, 可见其对韧性危害之大。当 $t_{8/5}$ 大于 180s 时, 由于残留奥氏体在冷却过程中分解为铁素体和碳化物, 岛状马氏体减少, vT_n 也不再上升。

第二节 锰对低合金钢焊缝组织和性能的影响

试验用焊条为铁粉低氢型, 焊芯直径 4mm, 药皮外径 6.8mm。仅变化药皮中锰铁的含量, 其加入量分别为 3%、5%、7% 和 9%, 相应的焊条编号为 A、B、C 和 D。焊条经 $400^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 烘干, 焊缝中扩散氢量为 2.3mL/100g。在平焊位置施焊、不摆动。采用直流电源, 焊条接正极, 焊接电流 170A, 电压 27V, 线能量 10kJ/cm, 层间温度 150°C 。焊缝金属的化学成分见表 1-3。

表 1-3 焊缝金属化学成分

焊 条	化学成分/%						
	C	Mn	Si	S	P	N	O
A	0.035	0.66	0.30	0.006	0.013	0.007	0.049
B	0.038	1.00	0.30	0.005	0.014	0.010	0.046
C	0.049	1.42	0.34	0.005	0.013	0.009	0.041
D	0.051	1.82	0.34	0.006	0.017	0.009	0.039

1. 含锰量对焊缝组织的影响

多层焊时, 在厚度方向上每一道焊缝都包括 3 个结晶区域, 即柱状晶区、重结晶的粗晶区和细晶区。在冲击试样的中心处沿焊缝厚度方向测定了各晶区所占比例, 结果列于表 1-4。柱状晶区的宽度在层与层之间是变化的, 但没有发现锰对各晶区所占比例有影响。在所采用

表 1-4 冲击试样断口上各晶区所占比例/%

晶 区	A		B		C		D		平均值
	A. W.	S. R.	A. W.	S. R.	A. W.	S. R.	A. W.	S. R.	
柱状晶区	18	32	23	19	22	12	11	20	20
粗晶区	35	24	34	35	34	37	34	37	34
细晶区	47	42	43	46	44	51	55	45	46

注: A. W. 表示焊态; S. R. 表示消除应力状态。

的焊接条件下，重结晶区（含粗晶区和细晶区）所占的比例达 80%，柱状晶区仅占 20%。盖面焊缝则例外，其柱状晶区占的比例大于重结晶区。

(1) 盖面焊缝组织变化 盖面焊缝的主要组织有先共析铁素体、侧板条铁素体和针状铁素体，随着含锰量的变化，这 3 种组织所占的比例也发生变化，如图 1-9 所示。可以看出，随着含锰量的增加，先共析铁素体的数量明显减少，针状铁素体的数量显著增加，侧板条铁素体的数量稍有下降。另外，经测定，随着含锰量的增加，针状铁素体本身也逐渐变得更细小。

(2) 粗晶区组织变化 不同含锰量条件下，粗晶区的组织是不相同的，如照片 1-9 所示。该区域的原奥氏体晶粒尺寸，可以用先共析铁素体的分布位置来确定，但含锰低的焊条 A 例外。可以看出，原奥氏体的晶粒是粗大的，该区具有粗晶特征。随着含锰量的增加，其组织被侵蚀得越来越暗，先共析铁素体的数量逐渐减少，其尺寸也变小。

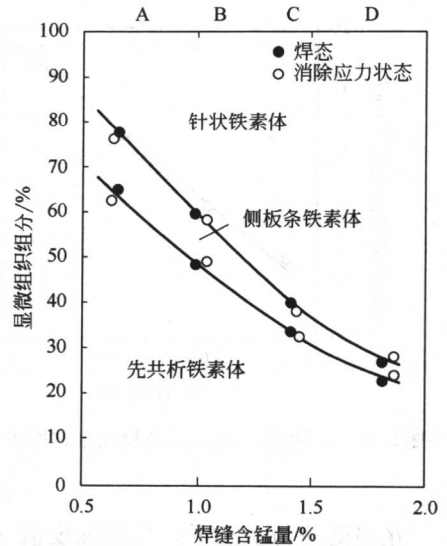
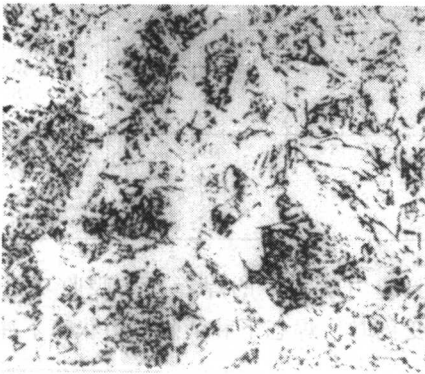
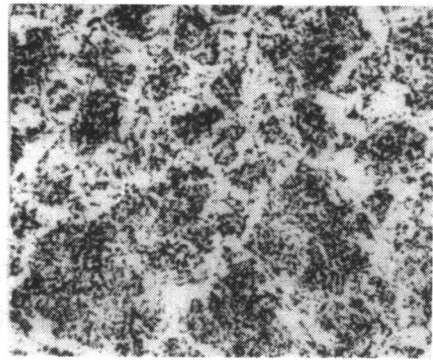


图 1-9 含锰量对盖面焊缝显微组织的影响



(a) B焊条



(b) D焊条

照片 1-9 粗晶区焊缝组织×200

(3) 细晶区组织变化 在放大 630 倍条件下，对各焊条的焊缝细晶区进行了晶界线性截距测量。结果表明，在水平方向和垂直方向所测得的数值相近似，这说明细晶区的晶粒具有相当好的等轴性。

图 1-10 所示为焊缝含锰量与细晶区晶粒线性截距平方根倒数的关系。可以看出，随着含锰量的增加，晶粒尺寸直线下降，即晶粒逐渐细化。

2. 含锰量对焊缝力学性能的影响

(1) 对拉伸性能的影响 在焊态和消除应力状态下（580℃×2h），对各焊条的焊缝拉伸性能进行了测定，其结果见表 1-5。焊缝屈服强度和抗拉强度与含锰量之间的关系如图 1-11 所示。由图可知，不论是焊态还是消除应力状态，随着含锰量的增加，焊缝的屈服强度和抗拉强度均呈直线上升。焊态下焊缝强度值（MPa）与含锰量的数值关系式如下，即

$$R_{eL} = 314 + 108Mn$$

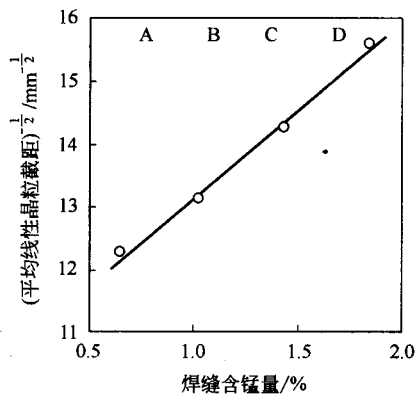


图 1-10 含锰量对细晶区晶粒线性截距的影响

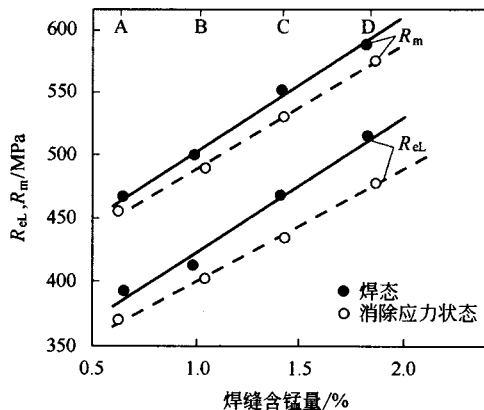


图 1-11 含锰量对焊缝拉伸性能的影响

$$R_m = 394 + 108Mn$$

在消除应力状态下，焊缝强度值 (MPa) 与含锰量的数值关系式如下，即

$$R_{eL} = 311 + 89Mn$$

$$R_m = 390 + 98Mn$$

表 1-5 焊缝金属拉伸性能

焊缝状态	焊条	R_{eL}/MPa	R_m/MPa	$A/\%$	$Z/\%$
焊态	A	392	466	31.9	80.6
	B	413	498	31.2	80.6
	C	468	551	29.4	78.7
	D	514	588	28.0	76.8
消除应力状态	A	370	456	35.2	80.6
	B	402	490	31.0	80.6
	C	436	529	31.6	78.8
	D	479	576	27.4	76.9

(2) 对冲击性能的影响 分别对焊态下和消除应力状态下的焊缝冲击吸收功进行了测定，结果见图 1-12 和图 1-13。可以看出，含锰量变化时，焊态下和消除应力状态下冲击吸收

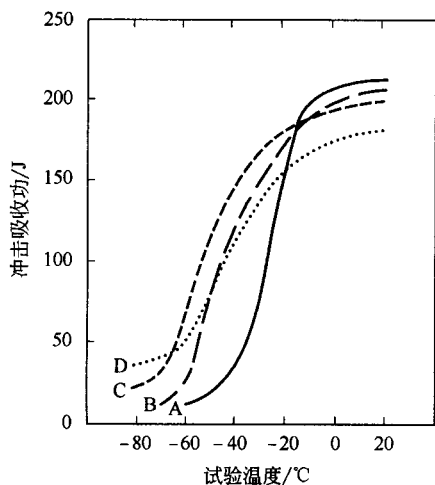


图 1-12 含锰量对焊态下冲击吸收功的影响

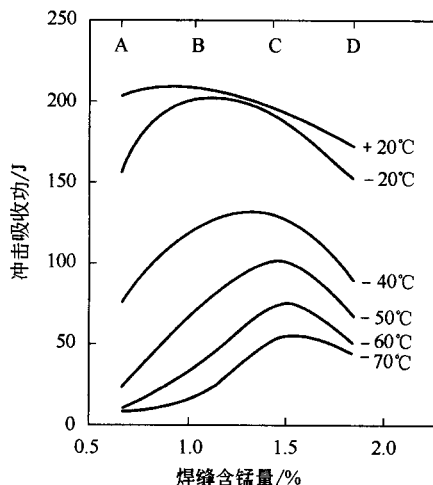


图 1-13 消除应力状态下的冲击吸收功变化

功的变化规律是不一致的。焊态下，随着含锰量的增加，上平台冲击吸收功在降低，转变曲线向低温侧移动，直到含锰量为 1.5% 时转变温度降到最低值。若再增加锰，除了极低温时能提高下平台冲击吸收功外，无其他有利影响。与焊态不同，在消除应力状态下含锰低时对冲击性能有好的作用。含锰量提高后反而有不利影响，见表 1-6。

应变时效处理（预变形 10%，在 250℃ 时效 30min）对焊缝冲击吸收功有明显的损害作用。与不进行应变时效处理相比较，在较高温度下（例如 -20℃）的冲击吸收功变化明显。总的趋势是，含锰量越高，应变时效处理后的冲击吸收功也越高。应变时效引起的转变温度的上升，随含锰量的增加而减少，见表 1-7。在 C-Mn 系焊缝中，应变时效引起冲击吸收功大幅度下降的主要原因，通常认为是溶解在焊缝中的氮起作用，并有文献报道，认为锰可减少钢的时效倾向，这与本试验的结果是相符合的。

表 1-6 消除应力处理对转变温度的影响

焊 条	冲击功达 100J 的温度/℃		温度差/℃
	焊态	消除应力状态	
A	-27	-32	-5
B	-44	-44	0
C	-53	-50	+3
D	-43	-36	+7

表 1-7 应变时效处理对转变温度的影响

焊 条	冲击功达 100J 的温度/℃		温度上升值/℃
	焊态	应变时效状态	
A	-27	+5	+32
B	-44	-5	+39
C	-53	-12	+41
D	-43	-19	+24

(3) 对 COD 值的影响 在实际工程中，当考虑焊接接头全厚度性能时，必须采用 COD 试验来评定焊缝对用途的透应性和确定允许的临界裂纹尺寸。本试验测定了焊态下各焊条的临界 COD 值 (δ_c)，见图 1-14。由图可知，COD 值的变化规律与焊态下冲击吸收功的变化规律一致，均在焊缝含锰量为 1.5% 时达到最佳值。也许这种一致性只有在应变时效程度小时才适用。

综上所述，在焊缝中增加锰可发生下列变化：增加了针状铁素体的数量，同时相应减少了先共析铁素体和层状组分的数量；细化了焊缝的针状铁素体和粗晶区、细晶区的显微组织；每增加 0.1% Mn，焊缝的屈服强度和抗拉强度约提高 10MPa；含 1.5% Mn 时焊态和消除应力状态下焊缝的冲击韧性为最佳；经应变时效焊缝的冲击性能，在含锰量较高时达到最佳值。

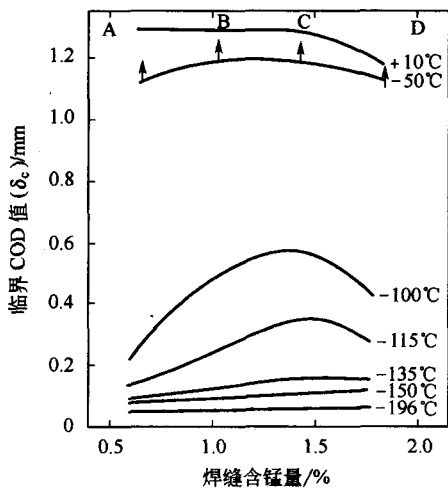


图 1-14 焊态下的 COD 值变化

第三节 碳对低合金钢焊缝组织和性能的影响

一、碳对低强度焊缝组织和性能的影响

试验用焊条为铁粉低氢型，焊芯直径 4mm，药皮外径 6.8mm。在药皮中加入不同数量的石墨，以便使焊缝中碳的含量分别为 0.045%、0.065%、0.095% 和 0.145%。对应于每一个含碳量，其锰的含量又分四个等级，即含锰量分别为 0.6%、1.0%、1.4% 和 1.8%，