

尹士科 编著

焊接材料 实用基础知识



第二版

The Second Edition

HANJIE CAILIAO
SHIYONG JICHU ZHISHI



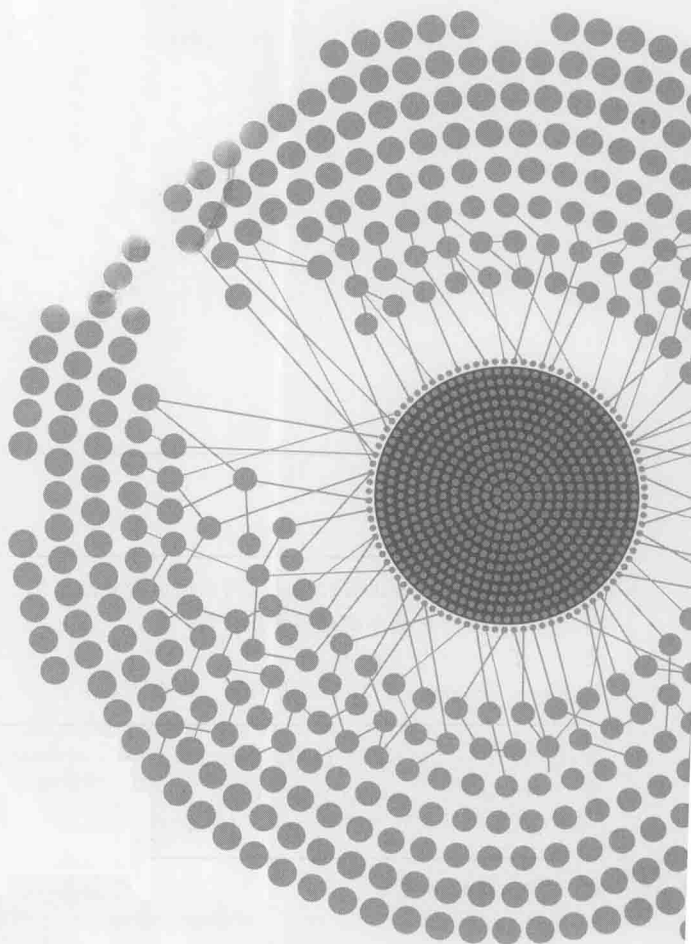
化学工业出版社

尹士科 编著

焊接材料 实用基础知识



第二版



化学工业出版社

· 北京 ·

图书在版编目 (CIP) 数据

焊接材料实用基础知识/尹士科编著. —2 版. —北京: 化学工业出版社, 2015. 3
ISBN 978-7-122-22535-1

I. ①焊… II. ①尹… III. ①焊接材料 IV. ①TG42

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2014) 第 293372 号

责任编辑: 周 红
责任校对: 吴 静

文字编辑: 项 激
装帧设计: 王 晓 宇

出版发行: 化学工业出版社 (北京市东城区青年湖南街 13 号 邮政编码 100011)

印 刷: 北京永鑫印刷有限责任公司

装 订: 三河市宇新装订厂

787mm×1092mm 1/16 印张 18 $\frac{1}{4}$ 字数 486 千字 2015 年 3 月北京第 2 版第 1 次印刷

购书咨询: 010-64518888 (传真: 010-64519686) 售后服务: 010-64518899

网 址: <http://www.cip.com.cn>

凡购买本书, 如有缺损质量问题, 本社销售中心负责调换。

定 价: 79.00 元

版权所有 违者必究



第二版前言

Foreword

焊接是金属加工工艺的主要方法之一，在工业生产和国防建设中起着重要的作用。它广泛用于机械制造、桥梁、船舶、压力容器、海洋工程、机车车辆、化工机械、输油输气管道、航天和核能等领域。焊接材料是实现各种产品焊接的必要条件，像焊条电弧焊、气体保护焊、埋弧焊和电渣焊等，没有焊接材料是无法完成焊接的。为了让设计、制造、检验和使用等方面的工程技术人员，全面地了解和掌握各种焊接材料的性能特征以及影响焊缝性能的各种因素，本书较系统地介绍了常量合金元素、微量合金元素和各种焊接施工条件对焊缝组织与性能的影响，包括低合金钢焊缝和不锈钢及其焊缝两类材质。按照新的行业规范汇集了焊条、焊丝、焊带和焊剂的牌号、型号及对应的性能、特征和主要用途等。

《焊接材料实用基础知识》一书自2004年出版以来，得到了广大读者的认可和喜爱，让编者感到高兴和欣慰。随着科学技术的飞速发展，国内外各焊接材料制造厂在产品结构和品种数量方面都有了很大的变化。研制开发了许多新产品，特别是药芯焊丝的开发和生产都有了长足发展，已成为当今焊接材料研究开发的主流。改革开放以来，我国的专用焊丝及对质量有较高要求的产品正在逐步开发，但仍有不少产品还要从国外进口。目前，我国的焊丝产业已进入一个快速发展的新时期，如何加快气体保护焊用实心焊丝、药芯焊丝等高效焊材的生产和产品开发，仍是摆在我国焊接科技工作者面前的一项迫切而繁重的任务。在焊接材料标准方面也有了很明显的变化，十多年来，国际标准化组织（ISO）制定出了系列的焊接材料标准，且西欧各国和日本等国家已基本完成了与ISO标准接轨。这一期间，我国也制定或修订了多个焊材标准，在同ISO标准的接轨方面也有了明显进展，2012年有三个常用焊条标准已正式参照ISO标准颁布执行。

为了反映上述各方面的变化，本书的再版工作有如下几项考虑：①增加不锈钢焊接方面的分量，把原来的第二章改为不锈钢及其焊接相关的内容，使之与低合金钢焊接的分量相平衡。②鉴于气体保护焊及埋弧焊用焊丝、焊带和焊剂的新产品有了明显增加，第一版中的品种欠缺较多，需要全面改写补充，以反映新技术新产品的面貌。③国外的焊材行业正在逐步同ISO标准接轨，我国也在推进这方面的工作，本书既概述了已接轨的焊材型号，也简介了待接轨的焊材型号。

在本书两版的编写过程中，得到了邹增大、吴树雄、李勇、李春范、储继君、王国亮、张汇文、陈默、潘川、李箕福、张晓牧、马成勇、王移山、魏真明、王征林、裴新军、喻萍、阿荣、刘奇凡、李凤辉、王勇、卢军华、寇伟祥、刘宝英、邱启文、于秀立、魏巧峥、耿涛、陈永梅、邱忆南等的大力支持，提供了相关技术资料，有的人还参与了资料翻译或图片制作工作，对此编者表示深深感谢。对书中引用的文献作者及出版社的编辑致以谢意。

限于编者水平，书中难免存在不妥之处，敬请读者批评指正。

编 者

目录

CONTENTS

第一章 合金元素对低合金钢焊缝组织和性能的影响	001
第一节 低合金钢焊缝的结晶相变和组织分类概述	001
第二节 锰对低合金钢焊缝组织和性能的影响	012
第三节 碳对低合金钢焊缝组织和性能的影响	015
第四节 硅对低合金钢焊缝组织和性能的影响	022
第五节 钼对低合金钢焊缝组织和性能的影响	026
第六节 铬对低合金钢焊缝组织和性能的影响	032
第七节 镍对低合金钢焊缝组织和性能的影响	036
第八节 铜对低合金钢焊缝组织和性能的影响	041
第九节 铁粉对低合金钢焊缝金属性能的影响	044
第十节 铝对低合金钢焊缝组织和性能的影响	046
第十一节 钛和硼对低合金钢焊缝组织和性能的影响	049
第二章 合金元素对不锈钢及其焊缝金属性能的影响	056
第一节 不锈钢及其焊缝的结晶和固相转变	056
第二节 铁素体形成元素对不锈钢及其焊缝性能的影响	066
第三节 奥氏体形成元素对不锈钢及其焊缝性能的影响	073
第四节 碳化物形成元素对不锈钢及其焊缝性能的影响	083
第三章 焊接条件及热处理对焊缝组织和性能的影响	087
第一节 焊接热输入对低合金钢焊缝组织和性能的影响	087
第二节 道间温度对低合金钢焊缝组织和性能的影响	092
第三节 焊条直径对低合金钢焊缝组织和性能的影响	095
第四节 焊接位置对低合金钢焊缝组织和性能的影响	099
第五节 消除应力热处理对焊缝组织和性能的影响	103
第六节 正火及回火处理对焊缝组织和性能的影响	107
第七节 应变时效对焊缝性能的影响	111
第八节 焊剂成分对埋弧焊焊缝组织和性能的影响	114
第九节 保护气体对气保焊焊缝组织和性能的影响	117
第十节 气保焊时风速和气体流量对焊缝气孔及韧性的影响	121
第四章 焊条基础知识	125
第一节 焊条的分类和牌号编制	125
第二节 结构钢焊条	131
第三节 铬钼耐热钢焊条和低温钢焊条	137
第四节 不锈钢焊条	142
第五节 堆焊焊条	150
第六节 铸铁焊条和镍基合金焊条	154
第五章 焊丝和焊带基础知识	157

第一节	焊丝分类及其牌号和型号编制	157
第二节	碳钢和低合金钢焊丝	162
第三节	不锈钢焊丝	175
第四节	堆焊用焊丝和焊带	187
第六章	焊剂和保护气体基础知识	194
第一节	焊剂基础知识	194
第二节	保护气体基础知识	205
第七章	国内正在实施的焊接材料型号概述	213
第一节	非合金钢和细晶粒钢焊条的型号 (GB/T 5117—2012)	214
第二节	热强钢焊条的型号 (GB/T 5118—2012)	218
第三节	不锈钢焊条的型号 (GB/T 983—2012)	221
第四节	碳钢药芯焊丝的型号	223
第五节	低合金钢药芯焊丝的型号	229
第六节	不锈钢药芯焊丝的型号	237
第七节	碳钢用埋弧焊焊丝和焊剂的组合型号	243
第八节	低合金钢用埋弧焊焊丝和焊剂的组合型号	246
第九节	不锈钢用埋弧焊焊丝和焊剂的组合型号	249
第八章	国内尚未接轨的 ISO 焊接材料型号简介	252
第一节	非合金钢和细晶粒钢气体保护焊和埋弧焊用焊接材料	252
第二节	高强度钢焊条、气体保护焊焊丝和埋弧焊用焊接材料	259
第三节	热强钢气体保护焊和埋弧焊用焊接材料	268
第四节	不锈钢和耐热钢电弧焊及气体保护焊用焊接材料	271
第九章	焊接材料的再烘干和质量管理	277
参考文献		283

第一章

合金元素对低合金钢焊缝组织和性能的影响

焊缝金属的力学性能是由焊缝的组织 and 夹杂物等因素所决定的，而组织和夹杂物的种类、形态和数量又是由熔敷金属的化学成分和焊缝的冷却速度决定。在相同的冷却速度下，不同的焊缝成分会生成不同的微观组织；而当化学成分相同时，由于焊接热输入或者板厚等条件不同，使焊缝的冷却速度发生变化，最终导致微观组织和力学性能的变化。另外，焊缝中的氧含量也是决定焊缝微观组织的重要因素，在低碳低合金焊缝中氧含量高时可生成粗大的铁素体，而焊缝中氧含量低时则生成针状铁素体。也有研究表明，氧含量并非越低越好，当氧含量过低时，也不利于针状铁素体的形成，反而使焊缝韧性下降。影响焊缝性能的因素还有焊接规范参数、焊后热处理状态等，微量钛和硼复合加入则是低合金钢焊缝金属韧化的有效手段。本章将综述上列各因素对低合金钢焊缝性能的影响。

第一节

低合金钢焊缝的结晶相变和组织分类概述

一、低合金钢焊缝金属的液态结晶

低合金钢焊缝在结晶过程中，根据冷却速度、焊接材料中碳及其他合金元素的含量，凝固初生相可以是 δ 铁素体、 γ 奥氏体或两相的混合物。从铁-渗碳体相图可以知道，成分位于该图左上角的合金，属于包晶成分范围内的结晶，从液态金属中首先结晶出的初生相为 δ 铁素体。当包晶反应出现偏差时，可同时析出 δ 铁素体和 γ 奥氏体。

(1) δ 铁素体结晶 对于包晶成分范围内的合金，在结晶温度之下缓慢冷却时，将从液相中形成初生相 δ 铁素体。 δ 铁素体的结晶也遵循联生长规律，即 δ 铁素体晶粒以熔池底部未熔化的母材金属晶粒表面为非均匀形核的现成表面，其主轴沿焊接熔池温度梯度最陡的方向排列。当冷却到包晶温度时，发生包晶反应。 γ 奥氏体在初生相 δ 铁素体的晶粒边界处联生形核，因为这些边界处为非均匀形核提供了最低的能量状态。包晶反应是通过碳扩散完成的，由于包晶反应温度很高，相变反应能充分进行。又因为奥氏体与铁素体具有一定的位向关系，奥氏体不能穿过初生相 δ 铁素体的结晶边界。因此，包晶反应之后， γ 奥氏体晶粒的生长方向将与 δ 铁素体晶粒的生长方向相关联。

(2) 初生相 δ 铁素体与 γ 奥氏体两相的结晶 在低合金钢焊缝中，由于包晶反应受冷却速度等的影响出现偏离时，可以促进奥氏体在液态金属中已形成的高熔点夹杂物上非均匀形核。从能量上讲，这种形核更优于在 δ/γ 界面之间的形核。在这种条件下，奥氏体不必与 δ 铁素体保持固定的位向关系，它可以自由地形成新的晶粒并进一步长大，形成新的边界。因

此, 这些奥氏体晶粒将具有不同于柱状晶的形貌。在结晶期间, 随着温度的逐渐下降, γ 奥氏体也可能在剩余的液相中析出, 并优先在液态金属中出现固态粒子的地方 (即 γ 相的晶胚) 生成。尤其是在高速冷却条件下, 当初生相 δ 铁素体的形成被完全抑制后, 就会以 γ 相晶胚形核并直接从过冷的液体中生成。当钢在液态相变后全部为奥氏体时, 根据结晶时冷却条件的不同, 所形成的奥氏体可以具有不同的形貌, 如柱状晶、等轴晶等。奥氏体在随后的冷却中, 将进入下一步的固态相变。

二、固态相变的分类和特点

固态相变是指固态物质在温度、压力、电场、磁场改变时, 从一种组织结构转成另一种组织结构的过程。

(1) 相变分类 一般分为扩散型相变和无扩散型相变。扩散相变的特点是通过热激发原子运动而产生的, 要求温度足够高, 原子活动能力足够强。无扩散型相变的特点是相变中原子不发生扩散, 只做有规则的近程迁移, 以使点阵改组; 相变中参加转变的原子运动是协调一致的, 相邻原子的相互位置不变, 因此也被称为“协同性”转变。

(2) 相变的特点

①相变的驱动力。两相 (新相和母相) 的自由能差。

②相变阶段。形核和核长大两个基本阶段。

③相界面的类别。共格界面, 半共格界面, 非共格界面。共格界面的特点有: 两相点阵结构相同、点阵常数相同; 晶体结构和点阵常数虽有差异, 但两相存在一组特定的结晶学平面, 可使原子间产生匹配。在完全共格界面条件下, 应变能和表面能都接近于零。在实际的共格界面状态下, 界面上的原子存在错配, 但是可以借助界面上原子的横向应变调整以维持共格。

④相界面形成的条件。需要界面能 (由于界面上原子排列不规则而导致界面能量升高, 升高的这一部分能量为界面能), 界面能的组成包括应变能 (畸变能) 和化学能 (表面能)。

应变能是新相与母相建立界面时, 由于界面原子排列的差异引起的弹性应变能。这种弹性应变能以共格界面最大, 半共格界面次之, 非共格界面为零, 但非共格界面的表面能最大。共格界面和半共格界面的新相晶核形成时, 相变阻力主要是应变能; 非共格界面新相形核时的相变阻力是表面能。影响应变能的因素有: 界面原子排列的差异; 新相和母相的体积差等。

三、固态相变的晶体结构变化

相变时晶体结构的变化, 即点阵对应的晶体学特征参数之间的关系变化, 实验中可观察的晶体学参数有: 形状改变、惯习面、晶体学位向关系等。马氏体形成时的表面浮凸是由于宏观形变引起的, 显示出相变过程中发生了形状改变。相变晶体学与相变机制有密切关系, 是一个相当复杂的重要问题。两个相之间的晶面和晶向形成一定的晶体学位向。晶体学位向关系通常采用 X 射线衍射、电子衍射测定。当保持位向关系时, 两相的相界面通常为共格或半共格, 有较好的匹配关系。利用矩阵处理坐标变换, 能够简单地求得相变中新旧晶面、晶向之间的对应关系。

(1) 惯习面 固态相变时新相往往在母相的一定晶面族上形成, 这种晶面称为惯习面, 并经常以母相的晶面指数表示。惯习现象是新相沿特定的晶向在母相特定晶面上形成, 它又沿应变能最小的方向和界面能最低的界面发展。惯习面的性质包括: 惯习面没有发生应变和转动; 铁基马氏体的惯习面随含碳量和温度不同而不同, 有 $(225)_{\gamma}$ 、 $(259)_{\gamma}$ 、 $(557)_{\gamma}$; 大多数情况下, 惯习面不是母相简单的低指数晶面, 它可能是原子移动最小距离就能形成新相

的面。

(2) 新相和母相之间的位相关系 固态相变中,新相常与低指数、原子密度大且彼此匹配较佳的母相晶面互相平行,借以减小新相与母相之间的界面能。新相和母相之间存在特定的关系,它是采用晶面指数和晶向指数来表示的,Kurdjumow-Sachs在1.4%C钢中发现了马氏体与奥氏体之间的位相关系,即K-S关系。另有人在Fe-0.8%C-22%Ni合金奥氏体单晶中发现了G-T关系,它与K-S关系仅在角度上稍有变化。日本学者西山在研究中发现,有的合金在室温下符合K-S关系,而在-70℃下,其位相关系则不相同。

四、固态相变的形核和生长机制

(1) 形核机制 无扩散型相变的形核是非热形核(变温形核),即通过快冷使过冷度突然增大,使那些已存在于母相中的晶胚成为晶核。扩散型相变的形核是热激活形核,固态相变的形核包括均匀形核和非均匀形核两种。均匀形核时的应变能由新、旧相的比体积差引起;但是,固态相变中多数是非均匀形核(依靠晶体缺陷形核)。晶界形核是非均匀形核的主要形式之一,晶界上的成分偏析有利于新相生产。晶界形核的特点是易扩散,利于扩散相变,新相/母相形成共格、半共格界面,降低界面能。大角度晶界是优先形核的位置,新相可能位于两个晶粒构成的界面处。晶界形核位置有以下几个。

① 新相在位错上形核,新相形成处位错消失,释放的弹性应变能量使形核功降低而促进形核。

② 位错不消失形核,是依附在新相界面上,成为半共格界面上的位错部分,补偿了失配,因此降低了能量,使生成晶核时位错消耗能量减少而促进形核。

③ 由于溶质原子在位错上偏聚(形成气团),有利于新相沉淀析出,也对形核起促进作用。当固相中存在较高位错密度时,相变难以以均匀形核方式进行。

(2) 长大机制 长大机制包括非共格界面的迁移方式和半共格界面的切变与台阶式长大。

① 非共格界面的迁移方式

a. 直接迁移模式。母相原子通过热激活越过界面不断地短程迁入新相,界面随之向母相中迁移,新相长大。

b. 台阶式长大。原子迁移至新相台阶端部(共格界面呈台阶状结构,台阶的高度为一个原子的尺度),新相台阶不断侧向移动,而界面则向法线方向迁移。这种迁移实际上是靠原子的短程扩散完成。

② 半共格界面的长大

a. 切变长大。界面长大通过半共格界面上母相一侧原子的均匀切变完成,大量原子沿着某个方向做小间距的迁移并保持原有的相邻关系不变,即协同型长大。

b. 台阶式长大。与非共格界面的台阶式长大相似。

五、固态相变的脱溶转变

脱溶是指从过饱和固溶体中析出一个成分不同的新相、形成溶质原子富集的亚稳区过渡相的过程,通称为脱溶或沉淀。其形成条件:凡是有固溶度变化的相图,从单相区进入两相区时都会发生脱溶,脱溶过程中由于析出了弥散分布的强化相,导致强度、硬度显著升高的现象,称沉淀强化(沉淀硬化)。溶质原子的沉淀需要时间,随着时间的延长强化效果明显,故又称为时效强化。脱溶过程分为连续脱溶和不连续脱溶两类,而连续脱溶又可分为均匀脱溶和局部脱溶。

(1) 连续脱溶 脱溶是在母相中各处同时发生的,且随着新相的形成母相成分发生连续

变化,但其晶粒外形及位向均不改变。特点是脱溶物周围基体的浓度连续变化,即母相成分连续变化。均匀脱溶时析出物较为均匀地分布于基体当中。非均匀脱溶时析出物优先在晶界、亚晶界、滑移面。

(2) 不连续脱溶 不连续脱溶也称为胞状脱溶。脱溶物 α 相和母相之间的浓度不连续,也称为非连续脱溶。相界面不但发生成分突变,且取向也发生改变。实际合金的脱溶基本上都是不连续脱溶。

不连续脱溶与共析转变(以钢为例)的区别在于,共析转变形成的(珠光体)两相与母相在结构和成分上完全不同。不连续脱溶得到的胞状组织中的两相,其中必有一相的结构与母相相同,只是溶质原子的浓度不同于母相。不连续脱溶与连续脱溶的主要区别在于,连续脱溶属于长程扩散,不连续脱溶属于短程扩散。不连续脱溶的产物主要集中于晶界上,并形成胞状物;连续脱溶的产物主要集中于晶粒内部,较为均匀。

六、马氏体相变

马氏体相变属于协同型相变,协同型相变是以切变进行的相变过程,参与转变的所有原子运动是协同一致的,相邻原子的相对位置不变。协同型相变的特征是:存在着均匀应变而产生的形状改变;母相与新相之间有一定的晶体学位向关系;母相与新相的成分相同;界面移动极快,可接近声速。

马氏体相变发生在很大的过冷情况下,相变速率极高,原子间的相邻关系保持不变,故称为切变型无扩散相变。

1. 马氏体相变的晶体学特点

(1) 相变特征 表面会产生浮凸,直线标记观察结果是,在相界面处划痕改变方向,但仍然保持连续,而不发生弯曲;直线在母相中仍然保持平面。马氏体转变是均匀切变过程,为不变平面应变。

(2) 马氏体相变时新、旧相之间的位向关系 室温以上相变时,马氏体与奥氏体之间符合 K-S 取向关系,即

$$\{111\} A // \{110\} M; \langle 110 \rangle A // \langle 111 \rangle M$$

当温度在 -70°C 下时,马氏体与奥氏体的位向关系为西山关系,即

$$\{111\} A // \{110\} M; \langle 211 \rangle A // \langle 011 \rangle M$$

Greninger 和 Troiano 精确测量了 Fe-0.8%C-22%Ni 合金的奥氏体单晶中的马氏体位向关系,发现它与 K-S 关系中的晶面和晶向之间略有偏差,得到了 G-T 关系,即

$$\{111\} A // \{110\} M \text{ 与 K-S 关系差 } 1^{\circ}; \langle 110 \rangle A // \langle 111 \rangle M \text{ 与 K-S 关系差 } 2^{\circ}$$

2. 马氏体相变的类型

(1) 板条马氏体 板条的横截面接近于椭圆形,板条宽为 $0.02 \sim 2.25 \mu\text{m}$,多数为 $0.1 \sim 0.2 \mu\text{m}$ 。亚结构为高密度的位错,故又称位错马氏体。

(2) 针状马氏体 马氏体呈透镜片状,针之间呈不同位向,大小不一。亚结构为孪晶,又称孪晶马氏体。

3. 马氏体相变的形核与长大

库尔久莫夫认为,马氏体相变仍是一个形核和核长大过程,但在相变中是原子协同切变完成的,所以相变速率极高。形核可以是热涨落形成的均匀形核或非均匀形核、变温形核、缺陷重排或相互作用形核,但尚不能形成完整的形核理论。

4. 马氏体相变的特殊性

①一定成分的合金冷到一定温度 M_s 才开始马氏体相变。冷却速度对 M_s 点影响甚微。

②马氏体转变具有不完全性。

③当材料能在高温条件下进行马氏体相变时，这类材料的 TTT 曲线具有 C 形曲线特点。

七、低合金钢焊缝金属的组织分类及形貌特征

焊缝组织是众多科技工作者十分关心的，特别是组织的分类及其特征、形貌等更是热门话题。1985 年道尔贝（Dolby）等人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物位置的不同，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 1-1。作者根据多年的观察和学习，结合收集到的资料和自己的理解，按照相变温度的高低对焊缝组织进行了分类，汇成一个简明的组织类别及其特征表，参见表 1-2，并对各组织类别及其特征作了简要说明，给出了相应的组织照片。

表 1-1 低碳、低合金钢焊缝金属显微组织的分类（IIW 推荐）

主分类	副分类	代表符号	英文名称
先共析铁素体	晶界铁素体 晶内块状铁素体	PF	primary ferrite
		PF (G)	grain boundare ferrite
		PF (I)	intragranular polygonal ferrite
带第二相的铁素体	第二相呈非线状分布的铁素体 第二相呈线状分布的铁素体 侧板条铁素体 贝氏体 上贝氏体 下贝氏体	FS	ferrite with second phase
		FS (NA)	ferrite with nonaligned second phase
		FS (A)	ferrite with aligned second phase
		FS (SP)	ferrite side plates
		FS (B)	bainite
		FS (UB)	upper bainite
		FS (LB)	lower bainite
针状铁素体		AF	acicular ferrite
铁素体-碳化物集合体	珠光体	FC	ferrite-carbide aggregate
		FC (P)	pearlite
马氏体	板条马氏体 孪晶马氏体	M	martensite
			lath martensite
			twin martensite

表 1-2 低碳低合金钢焊缝组织类别汇总（供参考）

主分类	副分类	特征简介
铁素体 (高温转变)	晶界铁素体	沿原奥氏体晶界析出，有岛状、块状、多边形等形状，也有呈长条状，又称先共析铁素体。位错密度约 $5 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$
	晶内块状铁素体	在原奥氏体晶内生成，有块状或多边形等形状，也属于先共析铁素体。位错密度约 $5 \times 10^9 \text{ cm}^{-2}$
	侧板条铁素体	由晶界向晶内扩展而成，呈板条状或锯齿状；板条长宽比 $\geq 20:1$ ；板条间是珠光体或马氏体；也属于先共析铁素体
	针状铁素体	位于晶内，尺寸细小；宽度约 $2\mu\text{m}$ ，长宽比在 $3:1 \sim 10:1$ ，呈大倾角 ($\geq 20^\circ$) 相交；两针状铁素体之间为渗碳体、马氏体或 M-A 组元；以氧化物或氮化物 (TiO ， TiN) 作为形核核心，呈放射状生长；位错密度约为 $1.2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ 。研究认为：针状铁素体相变温度较低，可属于中温转变组织
珠光体 (高温转变)	层状珠光体 细团珠光体	又称铁素体-碳化物集合体，它包括碳化物与铁素体呈层状存在的，以及不呈层状而混杂存在的，即细团珠光体

主分类	副分类	特征简介
贝氏体 (中温转变)	上贝氏体	碳化物在铁素体板条之间析出, 形貌与侧板条铁素体相近, 呈较细长的板条状; 析出物为渗碳体, 位错密度更高
	下贝氏体	碳化物在铁素体板条之内析出, 析出的碳化物与铁素体板条呈一定倾角平行排列, 尺寸短小; 析出物为渗碳体
	粒状贝氏体	铁素体生成后, 未转变的富碳奥氏体呈岛状分布在铁素体交界处或其边缘, 而后转变为富碳马氏体及残余奥氏体, 即 M-A 组元, 当这些 M-A 组元呈粒状分布时, 称粒状贝氏体。当其呈条状或膜状分布时, 称为条状贝氏体
马氏体 (低温转变)	板条马氏体	也称低碳马氏体或位错马氏体, 板条细长且平行排列, 宽度 $0.1 \sim 0.2 \mu\text{m}$; 多个板条构成板条束, 板条束之间呈大倾角; 板条内位错密度很高, 为 $(0.3 \sim 0.9) \times 10^{12} \text{cm}^{-2}$
	孪晶马氏体	也称高碳马氏体或针状马氏体, 在低碳低合金钢焊缝中它主要存在于 M-A 组元中, 在高强钢的热影响区中也会生成
	岛状马氏体	又称 M-A 组元, 它是在块状、条状或针状铁素体间隙中的富碳区生成的, 往往同时生成高碳马氏体和残余奥氏体

1. 铁素体相变

低合金钢焊缝金属中的奥氏体, 在较高温度和较慢冷却速度下, 首先转变为铁素体, 并且随着温度和冷却速度的改变, 会析出不同形态的铁素体。铁素体形态对焊缝金属的强度和韧性有着重要影响。目前, 对铁素体形态的划分还存在一些争议。按形态的不同, 通常可分如下几种。

(1) 先共析铁素体 (PF) 当焊缝冷却到较高温度时 (A_3 以下), 沿奥氏体晶界析出的铁素体, 称为先共析铁素体。因这些铁素体沿晶界析出, 又称为晶界铁素体。先共析铁素体的形态与焊缝金属成分和冷却条件有关, 一般呈不规则形状分布于原奥氏体晶界上, 有的近于棒状或块状。先共析铁素体析出的多少, 与焊缝金属的高温停留时间和冷却速度有关: 高温停留时间长, 冷却速度慢, 析出的先共析铁素体就多, 尺寸也更大。先共析铁素体的形貌如图 1-1 所示。

(2) 晶内块状铁素体 (PFI) 在原奥氏体晶内生成, 有块状或多边形等形状, 它是在高温下生成的, 也属于先共析铁素体。

(3) 侧板条铁素体 (FSP) 其形成温度略低于先共析铁素体的形成温度, 它是从先共析铁素体的侧面以板条状向晶内长大而形成的。由于侧板条铁素体的形成温度较低, 且跨越的温度范围宽, 抑制了珠光体转变, 扩大了贝氏体转变区间。因此, 也有人把侧板条铁素体称为无碳贝氏体。侧板条铁素体的形貌见图 1-2。

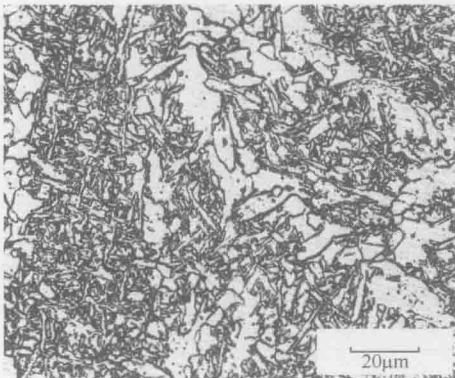


图 1-1 先共析铁素体

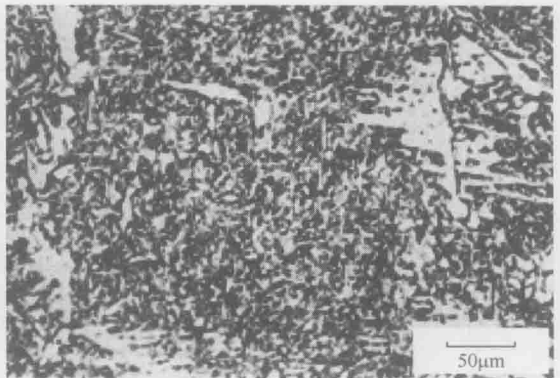


图 1-2 侧板条铁素体

(4) 针状铁素体 (AF) 其形成温度更低, 约为 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$, 它在奥氏体晶内以针状形态存在。针状铁素体多以晶内的某些质点 (主要为弥散的氧化物夹杂) 为核心, 呈放射状长大。针状铁素体的形貌如图 1-3 所示。当冷却速度慢时, 形成粗大的针状铁素体; 当冷却速度较快时, 形成细小的针状铁素体。针状铁素体在低于共析温度下生成, 位错密度增高。

2. 珠光体相变

珠光体相变属于扩散型相变, 在较高温度和较慢的冷却速度下才能进行。低强度焊缝中的珠光体, 多位于铁素体晶粒交界处, 珠光体的形貌如图 1-4 所示。对于高强度的焊缝金属, 因为其碳含量较低, 在焊接条件下, 珠光体相变有可能被抑制, 特别是当焊缝金属中含有 Nb、V 等细化晶粒的元素时, 珠光体相变可以被全部抑制。

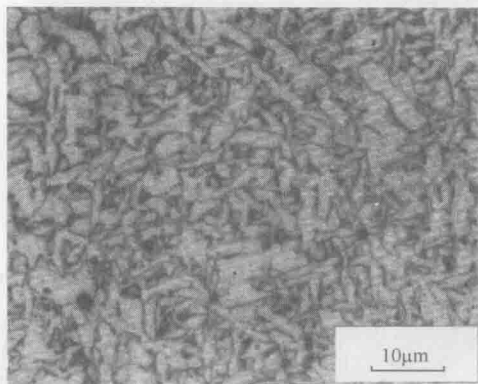


图 1-3 以夹杂物为中心放射状成长

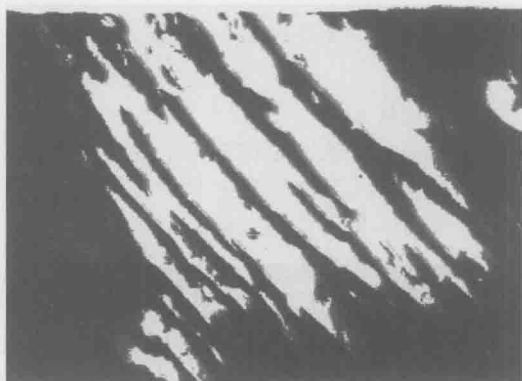


图 1-4 层状珠光体 ($\times 50000$)

3. 贝氏体相变

当温度降到 550°C 至 M_s 之间时, 合金元素已不能扩散, 只有碳元素还能扩散, 此时将发生中温贝氏体转变。在平衡条件下, 根据析出相——碳化物的形态, 可分成上贝氏体、下贝氏体和粒状贝氏体组织。在焊接条件下, 贝氏体转变更为复杂, 可形成非平衡条件下的过渡组织。

(1) 上贝氏体 (Bu) 形成温度较高 ($450\sim 550^{\circ}\text{C}$), 其特征是铁素体沿奥氏体晶界析出后平行地向奥氏体中生长; 随着条状铁素体的生成, 在其铁素体板条之间析出碳化物。因此, 在光学显微镜下可以看到羽毛状特征; 在透射电镜下可以看到在平行的条状铁素体之间分布着渗碳体。焊缝中上贝氏体的形貌如图 1-5 所示, 因为焊缝含合金元素较多, 氧含量又太低 (约 80×10^{-6}), 形核核心太少, 无针状铁素体生成; 铁素体在晶界处生核后向奥氏体中生长, 得以充分长大, 碳也可以扩散到铁素体板条边界上形成渗碳体。

(2) 下贝氏体 (BL) 形成温度在 $350\sim 450^{\circ}\text{C}$ 之间。下贝氏体在透射电镜下的特征为针状铁素体和针状碳化物的混合物, 针与针之间呈一定的角度。由于下贝氏体的形成温度低, 碳的扩散变得很困难, 它已经不能扩散到铁素体板条边界处形成碳化物, 只能在铁素体晶内形成平行排列的针状碳化物。

(3) 粒状贝氏体 (Bg) 在贝氏体转变温度区间, 当铁素体形成之后, 未转变的富碳奥氏体呈岛状分布在铁素体交界处或其边缘, 在随后的冷却过程中, 这些富碳的奥氏体转变为富碳马氏体及残余奥氏体, 即 M-A 组元, 也称岛状马氏体。当铁素体交界处的 M-A 组元呈粒状分布时, 称粒状贝氏体。粒状贝氏体及 M-A 组元在扫描电镜的形貌见图 1-6。



图 1-5 上贝氏体 ($\times 500$)

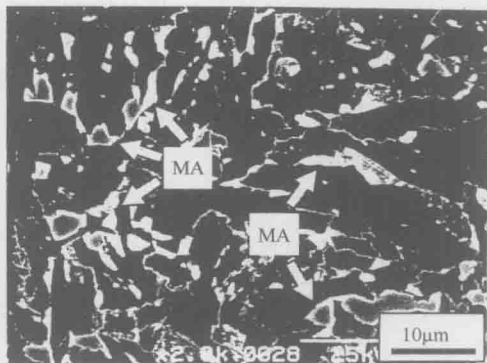


图 1-6 粒状贝氏体及 M-A 组元

4. 马氏体相变

当焊缝金属中的碳含量偏高或合金元素种类及其含量适当时,在快速冷却条件下,奥氏体过冷到 M_s 温度以下时将发生马氏体转变。根据含碳量及冷却条件的不同,可形成板条马氏体、孪晶马氏体和岛状马氏体。

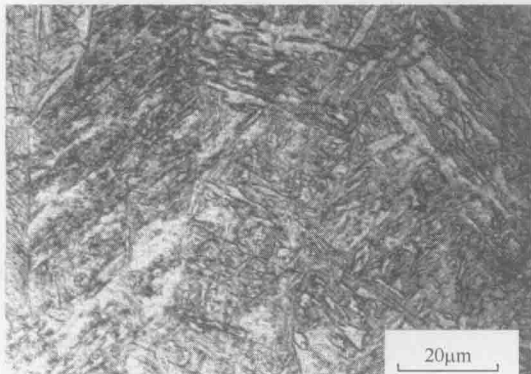


图 1-7 板条马氏体



图 1-8 板条马氏体和孪晶马氏体混合存在

(1) 板条马氏体 它属于低碳马氏体,因其内部含有大量的位错,所以又叫位错马氏体;它的形成温度较高,常常伴有自回火现象,故其内应力较小。在连续快速冷却条件下,低合金高强钢焊缝金属主要形成板条马氏体。在光学显微镜下观察时,它的特征是在原奥氏体晶粒内部形成细条状的马氏体板条束群,束与束之间成一定的角度,见图 1-7;在透射电镜下观察时,它的特征是在马氏体板条束内,各板条近于平行排列,板条内存在许多位错。

(2) 孪晶马氏体 它属于高碳马氏体,在光学显微镜下呈针状,故称针状马氏体;针体内部有大量孪晶,孪晶在晶粒内以一定的角度相交,所以又叫孪晶马氏体。它的形成温度较低,形成速度很快,有高的硬度,且马氏体相撞易产生裂纹。孪晶的数量随 M_s 温度的降低而增加,孪晶的形态随 M_s 温度的变化而改变。 M_s 温度高于 300°C 的低碳马氏体钢中也存在的少量孪晶,一般是局部孪晶,孪晶往往沿板条界分布,孪晶短而厚。在 M_s 温度低于 300°C 的钢中,孪晶细长平直,形成全部孪晶结构的马氏体。孪晶出现在不容易进行滑移变形的情况下,这时以孪生方式进行变形。孪生变形部分称为孪晶。孪生晶格与母体晶格呈现镜面对称关系。孪晶是由于平行于孪晶面的诸原子面都沿一定方向切变的结果。在有的条件下,板条马氏体和孪晶马氏体会同时出现,相依存在,见图 1-8,图的右上角部分是板条马

氏体，板条内是高密度位错；其余部分是孪晶马氏体，中部出现的大黑片呈细长平直的孪晶结构。

(3) 岛状马氏体 在奥氏体冷却相变过程中，随着铁素体的生成，在它们的交界处将有富碳区出现，当温度进一步降低时，富碳区可能同时生成马氏体和残余奥氏体，也可能生成单一的马氏体或残余奥氏体，因为它孤立存在，通常把这些产物统称为岛状马氏体，它们都是由马氏体、奥氏体单一或混合组成，也称为 M-A 组元。其中的马氏体有低碳马氏体，也有高碳马氏体。

(4) 马氏体中的亚结构 亚结构也叫亚晶组织，是指晶体内部由于某些原因，如多边形化等，产生一系列位向差极小的细小晶体组织。通常，又把位向差很小的亚晶组织的界面称为亚晶界，马氏体中的亚结构由一系列位错所构成，是普遍存在于晶体中的重要缺陷。在马氏体的亚结构中，有极高密度的位错，也有精细孪晶和层错。一般认为，低碳马氏体的亚结构以高密度位错为主；中碳钢马氏体的亚结构也以高密度位错为主，但有少量孪晶；高碳钢马氏体的亚结构则是孪晶为主，另有高密度的位错。

5. 残余奥氏体

由于马氏体转变的连续性，当马氏体转变终了温度低于室温时，又加上马氏体转变引起的体积膨胀，产生应力，这些都限制了其后的进一步转变，使没有发生转变的奥氏体保留下来，成为残余奥氏体。在低合金钢焊缝中，它主要存在于岛状马氏体内。

八、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 1-9 所示，也可写成下列关系式，即

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

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 1-10 所示。

大量研究结果表明，针状铁素体可显著改善焊缝韧性，如图 1-11 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

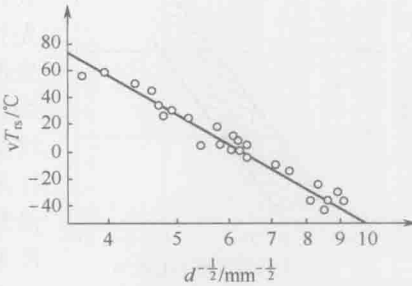


图 1-9 铁素体晶粒直径与 vT_{rs} 的关系
(断口中纤维区占 50%)

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 1-12 所示， R_{eL} 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。

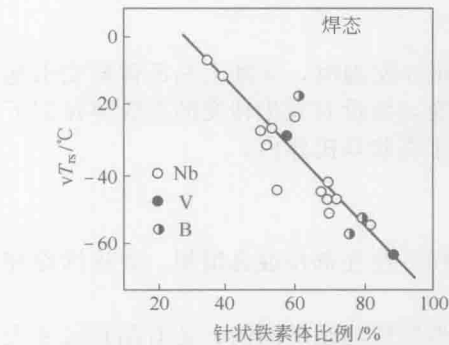
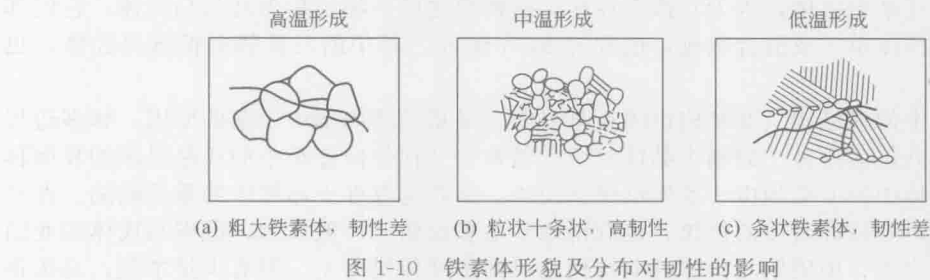


图 1-11 针状铁素体比例与 vT_{rs} 的关系

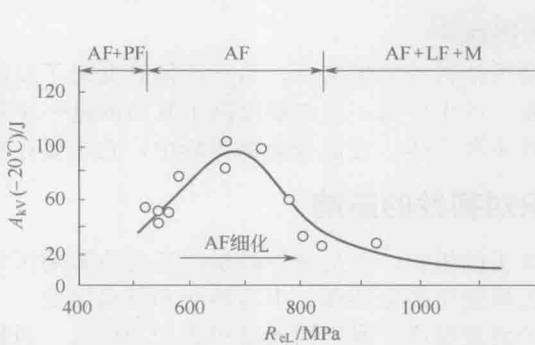


图 1-12 焊缝韧性与强度的关系

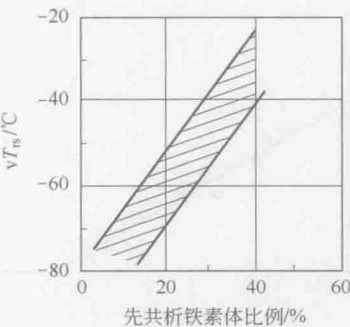


图 1-13 先共析铁素体比例与 vT_{rs} 的关系

先共析铁素体对韧性是不利的。如图 1-13 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 1-14 (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 1-14 (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 1-14 (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 1-15 (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 1-15 (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。

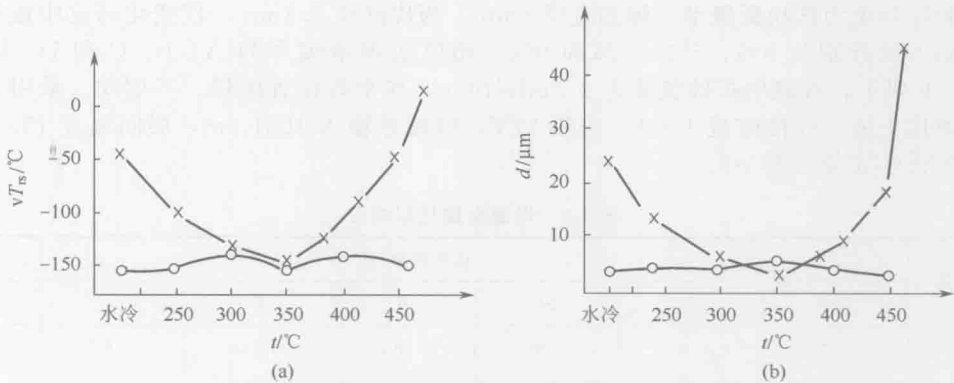


图 1-14 贝氏体形成温度 t 对 vT_{rs} 与 d 的影响
 × — γ 晶粒度是 No. 0 级; ○ — γ 晶粒度是 No. 11 级

魏氏组织从本质上也属于贝氏体, 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 1-16 所示。由图可知, 当 $t_{8/5}$ 小于 180s 时, 随着岛状马氏体数量的增加 vT_{rs} 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_{rs} 也不再上升。

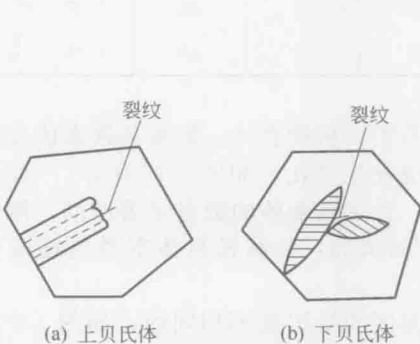


图 1-15 上贝氏体和下贝氏体抗裂纹扩展示意

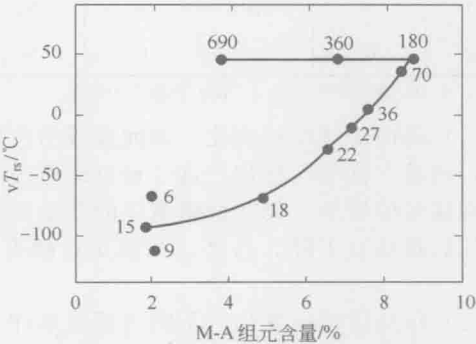


图 1-16 M-A 组元数量对 vT_{rs} 的影响
 (图中数字为 $t_{8/5}$, s)