

天津大学教材和科学著作出版基金委员会资助

焊 接 物 理 冶 金

(Welding Physico-Metallurgy)

张文钺 著
(Zhang Wen yue)

天津大学出版社
(Publishing House of Tianjin University)

内 容 提 要

全书共12章。主要从金属物理和冶金学角度,阐述焊接热影响区的组织转变与脆化、硬化、韧化、软化,焊接时氢的扩散与聚集行为、氢助裂纹与开裂的机制,焊接接头的力学行为、局部地区的拘束应力与拘束应变、焊接应力场因子的建立与发展,焊缝金属的组织形态、强韧性以及焊缝与母材的优化匹配等。

本书重点讨论了热裂纹、再热裂纹、冷裂纹、层状撕裂与应力腐蚀裂纹等的形成机理,焊接裂纹在弹塑性状态下的开裂机制、途径,以及各种裂纹的断口形态。

书中内容反映了当代焊接冶金领域的最新成果与学科前沿状况。

本书可作为焊接研究人员、高等学校教师和研究生参考书,也可供工程技术人员、焊接专业学生学习。

焊接物理冶金

张文钺 著

天津大学出版社出版

(天津大学内)

天津新华印刷一厂印刷

新华书店天津发行所发行

开本: 787×1092毫米 1/16 印张: 12 3/4 字数: 343千字 10插图

1991年8月第一版 1991年8月第一次印刷

印数: 1—3000

ISBN 7-5618-0253-6

TG·3

定价: 11.50元

目 录

绪论	(1)
第一章 焊接热影响区 (HAZ) 的物理冶金	(3)
一、焊接热循环的特点及数学解析	(3)
二、焊接HAZ的组织转变	(7)
三、焊接HAZ的脆化	(19)
四、焊接HAZ的硬化	(30)
五、焊接HAZ的韧化	(33)
六、焊接HAZ的软化	(36)
参考文献	(38)
第二章 焊缝金属的强韧性	(40)
一、焊缝金属的化学成分不均匀性	(40)
二、焊缝金属的一次组织	(41)
三、焊缝金属的二次组织	(43)
四、焊缝强韧性的优化设计	(48)
五、焊缝金属与母材的强韧匹配	(53)
参考文献	(58)
第三章 焊接时氢的行为	(60)
一、氢在金属中的溶解及扩散	(60)
二、位错陷阱对氢致脆化的作用	(65)
三、不均匀微区应变与氢的聚集	(67)
四、焊接区氢瞬态分布的测试	(72)
五、氢脆的本质	(76)
六、氢致开裂的力学条件	(78)
七、氢脆的断裂形态及断口特征	(81)
参考文献	(83)
第四章 焊接时的力学行为	(85)
一、焊接接头的应力状态	(85)
二、线弹性拘束度和拘束应力	(87)
三、弹塑性拘束度和拘束应变	(91)
四、弯曲拘束度	(97)
五、焊接接头的拘束度计算	(100)
六、焊接时的相变应力和残余应力	(105)
七、缺口效应及应力集中	(109)

参考文献	(112)
第五章 焊接冷裂控制因子	(113)
一、力学控制因子 (应力场因子)	(113)
二、焊接时氢的热扩散因子	(120)
三、焊接时的硬化因子	(124)
四、致裂时的临界拘束度	(125)
五、PRRC试验与插销试验的相关性	(126)
参考文献	(127)
第六章 焊接冷裂判据	(128)
一、冷裂判据的发展过程	(128)
二、碳当量公式的发展及其应用	(129)
三、临界冷却时间判据	(131)
四、临界应力判据	(133)
五、确定预热温度的依据	(134)
参考文献	(137)
第七章 焊接冷裂的微观本质	(138)
一、金属的理论强度	(138)
二、裂纹源的位错理论	(139)
三、冷裂纹的起源	(141)
四、冷裂纹的扩展	(142)
参考文献	(146)
第八章 焊接热裂纹的物理冶金	(147)
一、热裂纹的形成机制	(147)
二、热裂纹的萌生形核	(149)
三、热裂纹的产生、介稳和扩展	(151)
四、热裂纹形成时的能量平衡	(154)
五、热裂纹的多边化与晶界迁移	(157)
参考文献	(160)
第九章 焊接再热裂纹	(161)
一、再热裂纹的主要特征	(161)
二、再热裂纹产生的条件	(162)
三、再热裂纹的微观机理	(163)
四、再热裂纹的冶金因素及工艺因素	(167)
五、再热裂纹与回火脆性的关系	(170)
参考文献	(172)
第十章 焊接层状撕裂	(174)
一、层状撕裂的特征	(174)
二、层状撕裂的机理	(174)

三、层状撕裂的力学行为·····	(175)
四、氢的诱发行为·····	(179)
五、夹杂物的致裂作用·····	(180)
六、晶粒粗化对厚向 Ψ_z 的影响·····	(182)
参考文献·····	(183)
第十一章 焊接区的应力腐蚀裂纹 (SCC) ·····	(184)
一、SCC的特征·····	(184)
二、产生SCC的机理·····	(184)
三、SCC的扩展机制·····	(187)
四、焊接接头的SCC·····	(190)
参考文献·····	(193)
第十二章 焊接裂纹的断裂形式及断口形态 ·····	(194)
一、裂纹的断裂形式·····	(194)
二、焊接裂纹的开裂途径·····	(196)
三、焊接裂纹的断口形态·····	(197)
四、热裂纹断口·····	(201)
五、冷裂纹断口·····	(201)
六、再热裂纹断口·····	(202)
七、层状撕裂断口·····	(202)
八、应力腐蚀裂纹断口·····	(203)
九、疲劳裂纹断口·····	(203)
参考文献·····	(205)
作者简介 ·····	(207)

绪 论

人类在长期生产实践中制成的各种金属材料几乎遍及所有工业部门。一些新的领域也不断要求提供特殊性能的金属材料,如空间技术和宇宙航行需要的钛合金、铌合金、铝锂合金和金属陶瓷;运载工具需要的各种高强钢、耐蚀耐热材料、具有特殊功能的镀膜材料;核动力装置需要的不锈钢、铝合金、锆合金和镍基合金;海洋开发需要的高强钢、钛合金、不锈钢和耐海水腐蚀材料。这些材料有很多是用焊接方法制成各种所需的结构。由于一些结构是在极其恶劣的条件(高温、高压、低温、腐蚀等环境)下工作,因而对焊接质量的要求极其严格^[1,2]。

“焊接物理冶金”这门科学的基本任务就在于对材料受焊后的组织、性能、化学成分的变化和产生缺陷的原因进行深入地分析,找出内在规律,探明材料受焊过程和受焊之后物理、化学及微观的变化行为,为进一步提高焊接质量、防止各种焊接缺陷(特别是裂纹)提供理论依据。

焊接物理冶金是研究焊接条件下材料的物理冶金问题。它涉及到许多学科,如冶金学、结晶学、金属物理学(包括金属电子理论、微观的合金理论、相变动力学、扩散理论和晶体位错理论等)、弹塑性力学、断裂力学、金属强度学、金属腐蚀,以及断口分析等,运用这些基础理论探讨焊接时金属材料组织、性能的变化规律。

焊接过程是一个瞬时加热到很高温度(超过金属的熔点),而后又连续冷却的过程。一些冶金反应、凝固结晶、组织转变和化学成分均匀性等都处于非平衡条件下的亚稳定状态,属于耗散结构系统中的介稳平衡^[3]。因此,不能把金属学、冶金学一些平衡条件下的规律、定理直接用于解决焊接条件下的某些具体问题。而应根据焊接过程的特殊性,运用上述各学科的理论,找出焊接过程所起的作用,进而从本质上查明内在规律,这便形成了“焊接物理冶金学”。“焊接物理冶金学”是一门带有综合性的边缘科学,在本世纪60年代以后才逐渐形成^[4,5]。

随着科学技术的不断发展,金属材料的种类不断增多,性能不断提高,对焊接质量的要求也日益苛刻。因此,世界各国对焊接物理冶金方面的研究非常重视。从目前国际上的发展动向来看,研究工作大体上有以下五个方面^[6]:

①焊接HAZ的物理冶金。它包括组织转变、析出相的分布及其形态以及HAZ的硬化、脆化、韧化和软化的形成机制。近年来不少国家的学者已把上述性能与焊接条件建立了数学模型,利用计算机进行预测及优化设计工作。

②焊接条件下氢的扩散、聚集和逸出途径,氢在受焊金属中的致裂及致脆的真实作用,与金属中内在微观缺陷之间的关系。

③焊接时的力学行为,焊件局部地区(特别是焊趾、焊根附近)的应力状态,弹塑性状态下的拘束应力和拘束应变、焊接残余应力及相变应力对组织转变(主要是马氏体转变)的影响,三维拘束度的研究,焊接应力场因子的发展及应用。

④焊缝金属的结晶形态对组织、性能的影响,微量元素的变质作用,焊缝金属的强韧性控制及计算机的辅助优化设计,焊缝与母材的强韧匹配,焊缝中的夹杂物分布及形态,焊缝中的微量气体及净化对韧性的影响。

⑤各类焊接裂纹(包括热裂纹、冷裂纹、再热裂纹、层状撕裂和应力腐蚀开裂等)的形成机理及其扩展行为。这部分内容是本书的重点,不仅讨论宏观行为,还讨论某些微观行为和动态过程。对于评价各种裂纹的敏感性,不仅作出定性分析,还作出某些定量判断。

总之,焊接物理冶金领域内的研究内容十分广阔,目前正从宏观到微观,从定性到定量,从理论到工程实际进行着系统而深入研究,因而“焊接物理冶金”这门科学将更加完善和更加成熟。

参 考 文 献

- [1] 张文钺. 2000年焊接技术的展望. 中国机械工程学会三十五周年年会论文集, 1986.
- [2] 张文钺等. 未来的工程材料与焊接. 天津大学九十周年校庆学术报告会, 1985.
- [3] I. Prigogine. *Self-Organization in Nonequilibrium Systems*, Wiley-Interscience, New York, 1977.
- [4] Н.Н. Прохоров. *Физические Процессы В Металлах При Сварке*, ТОМ I. 1968.
- [5] Kenneth Easterling. *Introduction to the physical Metallurgy of Welding*, Culea Sweden: 1983.
- [6] 张文钺. 当代焊接技术的新发展及焊接冶金的研究现状, 在重庆大学及大连铁道学院讲学的学术报告, 1989.

第一章 焊接热影响区(HAZ)的物理冶金

焊接热影响区 (Heat Affected Zone, 简记HAZ) 在组织性能上是一个非均匀的连续体。由于距焊缝远近不同, 在组织性能上差异较大, 特别是熔合区和粗晶区是焊接接头的薄弱环节。造成焊接HAZ组织性能不均匀的根本原因是各部位所经历的热循环不同, 因此有必要讨论热循环本身的规律。

一、焊接热循环的特点及数学解析

与热处理的热过程相比, 焊接时的加热速度快, 加热的峰值温度高, 而在某一温度的保温时间又非常短。这就是焊接热循环的重要特征。

由此可见, 焊接是一个不均匀的加热和冷却过程, 也可以说是一种特殊的热处理。这种过程必然对母材金属的组织、性能带来很大影响, 必然会产生很大应力和应变。掌握焊接热循环的规律, 对于调整焊接HAZ的组织 and 性能具有重要的意义。

根据焊接传热理论^[1,2], 可以用数学解析的方法表达焊接热循环的几个主要参数: 加热速度 ω_H 、峰值温度 T_m 、相变点某一温度以上的停留时间 t_H 、在某一温度的瞬时冷却速度 ω_c 、某一温度区间的冷却时间 (一般多用 $800\sim 500^\circ\text{C}$ 的冷却时间 $t_{8/5}$ 或 $800\sim 300^\circ\text{C}$ 的冷却时间 $t_{8/3}$, 以及从峰值温度冷至 100°C 的冷却时间 t_{100} 等), 焊接热循环的几个主要参数如图1-1所示。

1. 加热速度 ω_H

焊接时的加热速度比热处理条件下快得多, 它直接影响奥氏体的均质化和碳化物的溶解过程。因此, 也会影响到冷却时的组织转变和性能。

从传热过程来看, 由室温加热到最高温度 T_{max} 的速度呈指数曲线上升。这与采用的热源 (焊接方法) 和母材的材质、板厚以及焊接线能量等有关。

2. 峰值温度 T_m 的计算

根据焊接传热学的计算公式, 焊件上某点的瞬时温度为

$$\text{点热源 } T = \frac{E}{2\pi\lambda t} \cdot e^{-\frac{r_0^2}{4\alpha t}}$$

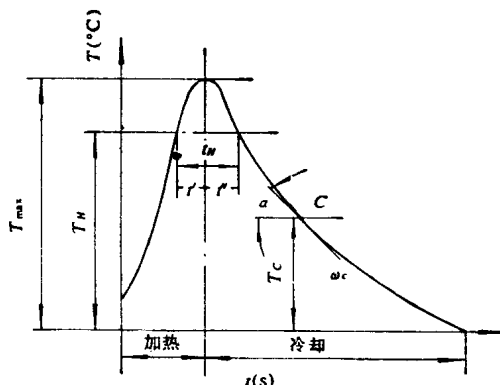


图1-1 焊接热循环参数

(1-1)

$$\text{线热源 } T = \frac{E/h}{(4\pi\lambda c\rho t)^{1/2}} \cdot e^{-\left(\frac{y_0}{4at} + bt\right)} \quad (1-2)$$

式中 E ——焊接线能量 (J/cm) ;

λ ——材质的导热系数 (W/cm·°C) ;

a ——导温系数, $a = \frac{\lambda}{c\rho}$ (cm²/s) ;

$c\rho$ ——容积比热 (J/cm³·°C) ;

t ——传热时间 (s) ;

r_0 ——距热源的坐标距离, $r_0^2 = x_0^2 + y_0^2$ (cm) ;

h ——板厚 (cm) ;

b ——散温系数 (s⁻¹) 。

当 $\frac{\partial T}{\partial t}$ 时, 经推导可求得峰值温度如下:

$$\text{点热源 } T_m = \frac{0.234 E}{c\rho r_0^2} \quad (1-3)$$

$$\text{线热源 } T_m = \frac{0.242 E/h}{c\rho y_0} \left(1 - \frac{by_0}{2a} \right) \quad (1-4)$$

3. 冷却速度 ω_c 的计算

一般情况下只考虑焊缝上的冷却速度, 即 $r_0 = 0$, $x_0 = 0$, $y_0 = 0$, 不考虑散热问题, 则公式(1-1)和(1-2) 分别变为

$$T - T_0 = \frac{E}{2\pi\lambda t} \quad (1-5)$$

$$T - T_0 = \frac{E/h}{2(\pi\lambda c\rho t)^{1/2}} \quad (1-6)$$

由 $dT/dt = \omega_c$, 则

$$\text{点热源 } \omega_c = \frac{2\pi\lambda(T - T_0)^2}{E} \quad (1-7)$$

$$\text{线热源 } \omega_c = \frac{2\pi\lambda c\rho(T - T_0)^3}{(E/h)^2} \quad (1-8)$$

母材厚度对冷却速度的影响甚大, 如何正确地运用点热源和线热源传热计算公式是非常重要的。根据临界板厚的公式

$$h_{cr} = \sqrt{\frac{E}{c\rho(T - T_0)}} \quad (1-9)$$

当 $h > h_{cr}$ 时, 用点热源传热公式 (1-7), $h < h_{cr}$ 时, 用线热源传热公式 (1-8)。

焊接传热过程受多种因素的影响, 因此不能单纯依靠理论计算, 还要配合若干实验加以修正。例如钢铁材料采用手工电弧焊正常线能量时, 对于25mm以上母材, 可视为厚大焊件上的点热源, 而对于8mm以下, 可视为薄板的线热源, 分别用公式 (1-7) 和 (1-8) 计算 ω_c 。然而母材厚度在8~25mm之间时, 计算冷却速度应进行修正, 此时

$$\omega_c = K \frac{2\pi\lambda (T - T_0)^3}{E} \quad (1-10)$$

式中 K ——修正系数，是无因次 ε 的函数，即 $K = f(\varepsilon)$ ，

$$\text{而} \quad \varepsilon = \frac{2E}{\pi h^2 c \rho (T - T_0)} \quad (1-11)$$

由公式 (1-11) 算出 ε 后，再由图1-2查到 K 值，用公式(1-10)即可算出 8~25mm 板厚某点瞬时的冷却速度。

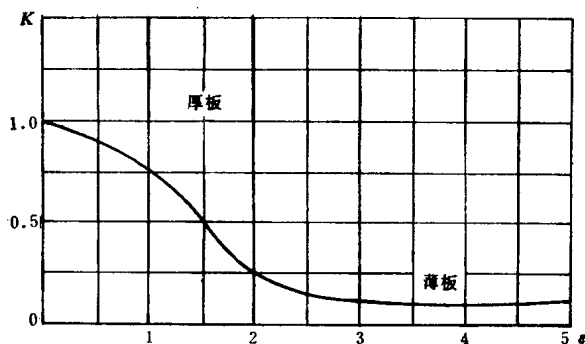


图1-2 K 与 ε 的关系

应指出，以上所求的冷却速度，都是指冷却到某一瞬时温度的冷却速度。对于低合金高强度钢来讲，主要考虑540℃时的冷却速度，奥氏体不锈钢，主要考虑700℃时的冷却速度；而铝合金时，主要考虑300℃时的冷却速度。

4. 冷却时间 t_c 的计算

某一瞬时温度的冷却速度，在实际测定中比较困难。采用冷却时间代替冷却速度可以方便地进行测量，同样可以作为分析HAZ组织性能的热参数。

从公式 (1-1) 和 (1-2) 可知，当 $x_0 = 0$ 、 $y_0 = 0$ 时， $t > 0$ 即可求出焊缝上或熔合线附近冷却到某一温度 T_c 所需的冷却时间 t_c ：

$$\text{点热源} \quad t_c = \frac{m_1 E}{2\pi\lambda(T_c - T_0)} \quad (1-12)$$

$$\text{线热源} \quad t_c = \frac{m_2 (E/h)^2}{4\pi\lambda c \rho (T_c - T_0)^2} \quad (1-13)$$

式中 m_1 、 m_2 ——修正系数，主要考虑 $x_0 \neq 0$ 、 $y_0 \neq 0$ （即熔合线附近各点）时在数学解析上带来的误差

冷却时间对钢组织性能有很大影响。对于低合金高强度钢来讲，最有意义的是从 A_{r3} 到 $T_{\min}$ （奥氏体最不稳定的温度）或 M_s （马氏体开始转变的温度）。通常近似定为800~500℃或800~300℃的冷却时间，略记为 $t_{8/5}$ 、 $t_{8/3}$ 。

对于点热源（三维传热的厚大焊件）

$$t_{8/5} = \frac{m_1 E}{2\pi\lambda} \left[\frac{1}{(500 - T_0)} - \frac{1}{(800 - T_0)} \right] \quad (1-14)$$

$$t_{8/5} = \frac{m_1 E}{2\pi\lambda} \left[\frac{1}{(300-T_0)} - \frac{1}{(800-T_0)} \right] \quad (1-15)$$

对于线热源（二维传热的薄板焊接）

$$t_{8/5} = \frac{m_2 (E/h)^2}{4\pi\lambda c\rho} \left[\frac{1}{(500-T_0)^2} - \frac{1}{(800-T_0)^2} \right] \quad (3-16)$$

$$t_{8/3} = \frac{m_2 (E/h)^2}{4\pi\lambda c\rho} \left[\frac{1}{(300-T_0)^2} - \frac{1}{(800-T_0)^2} \right] \quad (3-17)$$

如母材为低碳钢或低合金高强度钢， $\lambda \approx 0.5 \text{ J/cm} \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$ ， $c\rho \approx 5 \text{ J/cm}^3 \cdot ^\circ\text{C}$ ，则 $m_1 \approx 1.5$ ， $m_2 \approx 1.0$ 。

日本稻垣道夫等人，根据焊接传热过程理论和大量实验，建立了冷却时间 $t_{8/5}$ 和 $t_{8/3}$ 的经验公式^[8]

$$t_{8/5}(t_{8/3}) = \frac{KE^n}{\beta(T_c - T_0)^2 \left[1 + \frac{2}{\pi} \text{rectg}\left(\frac{h-h_0}{a}\right) \right]} \quad (3-18)$$

式中 E ——焊接线能量（J/cm）；

K ——线能量系数；

n ——线能量指数；

β ——接头系数；

T_c ——冷却温度区间的平均温度（ $^\circ\text{C}$ ）；

T_0 ——母材的初始温度（ $^\circ\text{C}$ ）；

h ——板厚（mm）；

h_0 ——板厚修正数；

a ——板厚系数。

不同焊接方法计算冷却时间时的系数如表1-1所示。

表 1-1 不同焊接方法计算冷却时间的系数

焊接方法	线能量指数 n	$t_{8/5}$					$t_{8/3}$				
		K	h_0	a	T_c	β	K	h_0	a	T_c	β
手工电弧焊	1.5	1.35	14.5	6	600	平焊 1 角焊 2	2	14.6	4.5	400	平焊 1 角焊 2
CO ₂ 保护焊	1.7	1/2.9	13	3.5	600	—	1/2.5	14	5	400	—
埋弧自动焊	$h < 32$ 时 $2.5-0.05h$	$\frac{9.5}{10^{5-0.22h}}$	12	3	600	—	$\frac{7.3}{10^{5-0.22h}}$	20	7	400	—
埋弧自动焊	$h > 32$ 时 0.95	950					730				

二、焊接HAZ的组织转变

与一般热处理条件下的组织转变相比，焊接条件下的组织转变既有相同，又有本身的特点。这里以低合金高强钢为例进行讨论。

1. 焊接热过程的特殊性

①加热温度高。一般热处理时加热温度最高在 A_{c3} 以上 $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ ，而焊接时加热温度远超过 A_{c3} ，在熔合线附近可达 $1350\sim 1400^{\circ}\text{C}$ 。

②加热速度快。热处理时根据工件的大小缓慢加热，并可任意保温，而焊接时加热速度很快。如手工焊可达 $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上，比热处理时要快数十倍乃至数百倍。

③高温停留时间短。根据焊接热循环的特点，在 A_3 以上停留时间很短。用正常焊接规范焊接厚为 10mm 的钢板，手工电弧焊时约为 20s 左右，埋弧焊时约 $30\sim 100\text{s}$ 。而在热处理条件下，可以根据需要任意保温。

④自然条件下连续冷却，相当于热处理时的正火，但在某些情况下需进行焊后紧急后热或焊后热处理。

⑤局部加热，将产生不均匀相变及应变。

⑥在应力状态下进行组织转变。

综合上述，焊接条件下的组织转变必然有它本身的特殊性。

2. 加热过程的组织转变

焊接过程的加热速度，随着母材金属、焊接方法和焊接规范不同，会有很大的变化。对于一般低合金高强钢和低碳钢，不同焊接方法的加热速度如表1-2所示。

表1-2 不同焊接方法的加热速度

焊 接 方 法	板厚(mm)	加 热 速 度 ω_H ($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)
手工电弧焊 (包括TIG焊和 CO_2 焊)	5 ~ 1	200~1000
单层埋弧自动焊	25~10	60~200
电 渣 焊	200~50	2 ~ 20

实验表明，加热速度越快，被焊金属的相变点 A_{c1} 和 A_{c3} 越高，而且 A_{c1} 和 A_{c3} 的距离也越大（参见图1-3和表1-3）。

由表1-3的数据可以看出，钢中含有较多的碳化物形成元素时，随加热速度的提高，相变点 A_{c1} 和 A_{c3} 显著增高（如 $18\text{Cr}2\text{WV}$ 钢）。

从金属学原理可知，加热时由珠光体、铁素体、贝氏体等转变为奥氏体的过程是扩散性晶格转变，需要有孕育期。在快速加热条件下来不及完全扩散过程所需的孕育期，因而引起相变温度提高^[5]。

钢含有碳化物合金元素（Cr、W、V、Mo、Ti、Nb等）时，加热速度对相变温度的影响更大。这是因为碳化物合金元素的扩散速度较小（仅为碳的 $1/10000\sim 1/1000$ ），同时它们本身还阻碍碳的扩散，因而大大推迟了奥氏体的转变过程。

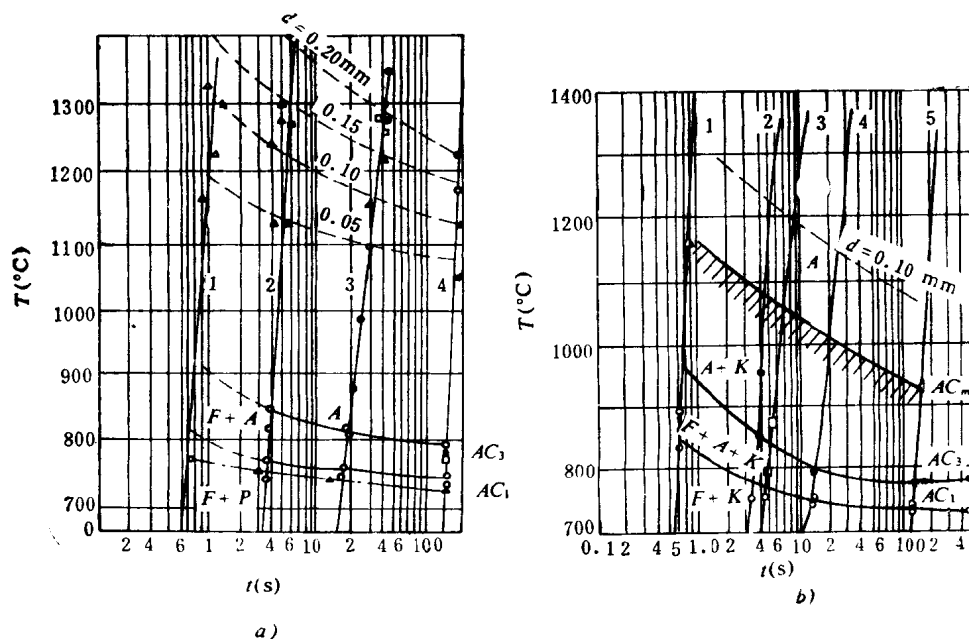


图1-3 加热速度对 Ac_1 、 Ac_3 和晶粒长大的影响 a) 45号钢(ω_H : 1—1400°C/s, 2—270°C/s, 3—35°C/s, 4—7.5°C/s); b) 40Cr (ω_H : 1—1600°C/s, 2—300°C/s, 3—150°C/s, 4—42°C/s, 5—7.2°C/s)。d—晶粒的平均直径, A—奥氏体, P—珠光体, F—铁素体, K—碳化物

表1-3 加热速度对相变点和 Ac_1 与 Ac_3 温差的影响^[4]

钢种	相变点	平衡状态 (°C)	加热速度 ω_H (°C/s)				Ac_1 与 Ac_3 的温差(°C)		
			6~8	40~50	250~300	1400~1700	40~50	250~300	1400~1700
45号	Ac_1	730	770	775	790	840	45	60	110
	Ac_3	770	820	835	860	950	65	90	180
40Cr	Ac_1	740	735	750	770	840	15	35	105
	Ac_3	780	775	800	850	940	25	75	165
23Mn	Ac_1	735	750	770	785	830	35	50	95
	Ac_3	830	810	850	890	940	40	80	130
30 CrMnSi	Ac_1	740	740	775	825	920	35	85	180
	Ac_3	820	790	835	890	980	45	100	190
18 Cr2WV	Ac_1	710	800	860	930	1000	60	130	200
	Ac_3	810	860	930	1020	1120	70	160	260

加热速度除对相变点有影响外，对奥氏体的均质化过程也有重要的影响。由于奥氏体的均质化过程属于扩散过程，因此加热速度快，相变点以上停留时间短，不利于扩散过程的进行，从而均质化的程度很差。这一过程必然影响冷却过程的组织转变。

3. 焊接时冷却过程的组织转变

根据材料化学成分和冷却条件的不同，固态相变一般可分为扩散型相变和非扩散型相变。焊接过程中这两种相变都会遇到，而且在组织成分上比一般热处理条件下更为复杂。

焊接过程属于不平衡的热力学过程。在这种情况下，随冷却速度增加，平衡状态图上各相变点和温度线均发生偏移。如图1-4所示的Fe-C合金，随冷却速度 ω_c 增加， A_{r1} 、 A_{r3} 、 A_{cm} 等均向更低的温度移动，同时共析成分已经不是一个点（0.83% C），而是一个成分范围。

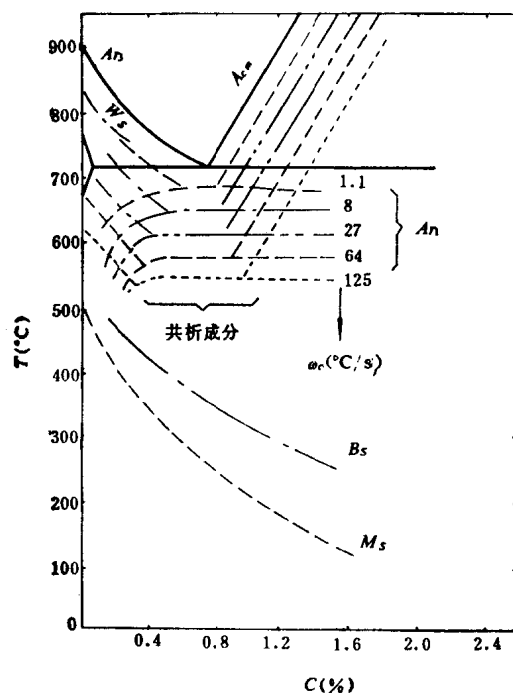


图1-4 冷却速度对Fe-C平衡状态图的影响

A_{r1} —珠光体开始形成温度，
 B_s —贝氏体开始形成温度，
 M_s —马氏体开始形成温度，
 W_s —魏氏组织开始形成温度

当冷却速度 $\omega_c = 30^\circ\text{C/s}$ （相当于手工电弧焊线能量为 17kJ/cm 的情况）时，共析成分范围为 $0.4 \sim 0.8\% \text{C}$ ，也就是说在快速冷却的条件下， $0.4\% \text{C}$ 的钢就可以得到全部为珠光体的组织（伪共析）。

钢中除碳之外，尚有多种合金元素（如Mn、Si、Cr、Ni、Mo、V、Nb、Ti、B、Re等），它们对平衡状态图的影响也十分复杂。

当冷却速度提高到一定程度之后，珠光体转变将被抑制，发生贝氏体或马氏体转变。

(1) 珠光体转变

铁碳合金中共析组织可有多种形态，一般常见的为片状，也有时出现球状和针状。根据固态相变理论计算表明，成为片状时应变能最小。如果新相的长度与厚度之比为 c/a ，当 c/a 值很小时新相为片状， $c/a \approx 1$ 时为球状， $c/a \approx 2$ 时为针状^[6]。

珠光体转变的温度区间为 $A_{r1} \sim 550^\circ\text{C}$ ，然而在焊接条件下的冷速较快，转变温度范围将向低温扩展。

珠光体转变时的领先相，大多是渗碳体首先沿奥氏体晶界成核，然后不断长大。与此同时，渗碳体周围的奥氏体碳浓度不断降低。当降低到足以形成铁素体时，就在渗碳体的两侧形成铁素体片(图1-5)。此时渗碳体片停止增厚，仅向前方延伸而长大，铁素体片则可继续增厚和长大。由于铁素体中不能溶解较多的碳，因此铁素体长到一定程度，又使周围奥氏体的碳浓度增加，于是在铁素体的侧面又长出新的渗碳体片。如此交替进行生核和长大，结果就形成了片层状组织，即珠光体。各珠光体群的成长方向不同，所以在同一奥氏体晶粒中可产生多个位向彼此不同的珠光体群，如图1-6所示。

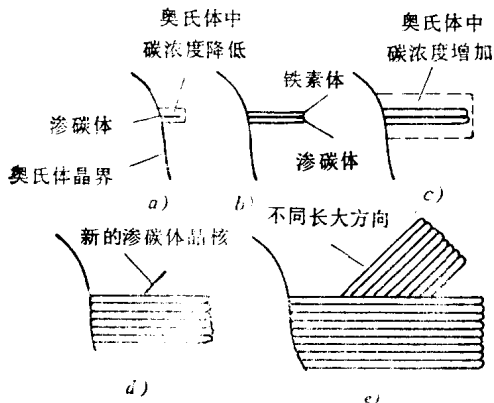


图1-5 片状珠光体的生核及长大示意图

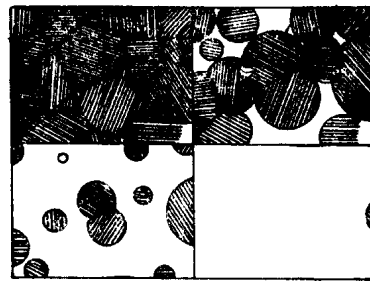


图1-6 片状珠光体的各向异性

从以上讨论可知，珠光体实际上就是渗碳体和铁素体的混合物。它的生核和长大都靠碳的扩散，因此珠光体转变属于扩散型相变。

从相变热力学条件分析，由奥氏体到珠光体转变需要一定过冷度，以提供相变时消耗的自由能。当奥氏体过冷到 A_{r1} 以下时，由于过冷度的增加，使奥氏体的自由能增高，与珠光体自由能之差为一定的负值时，即可发生珠光体转变。

$$\Delta G = -A\Delta G_{\gamma \rightarrow \rho} + Br + Ce < 0 \quad (1-19)$$

式中 ΔG —— 转变为珠光体的自由能；

$\Delta G_{\gamma \rightarrow \rho}$ —— 单位体积的自由能变化；

r —— 单位面积的界面表面能；

e —— 单位体积的应变能；

A, B, C —— 常数。

由此看来，由奥氏体转变为珠光体的热力学条件是过冷度，由过冷度造成自由能降低。

(2) 贝氏体转变

贝氏体转变既有高温扩散型转变的特点（珠光体转变），又有低温非扩散型转变的特点（马氏体转变）。因为它的转变温度范围为 B_s （550℃以下） $\sim M_s$ ，所以又称中温转变。在这个温度区间铁和合金元素已不能扩散，而碳原子尚能扩散，所以它的转变特点介于珠光体和马氏体之间。

贝氏体也是由铁素体和渗碳体混合而成，但排列方式和组织形态比较复杂，不像珠光体那样规则，贝氏体的领先相是铁素体，这一点与珠光体不同。

贝氏体的种类很多，如针状贝氏体（包括上贝氏体和下贝氏体）、粒状贝氏体、无碳化物贝氏体、反向贝氏体和柱状贝氏体等。焊接工程上常遇到的主要是低碳低合金高强钢，所以，经常出现的是上贝氏体、下贝氏体和粒状贝氏体。

①上贝氏体（Upper Bainite, 简记 B_u ）是由大致相互平行板条状铁素体和中间分布着断续的细杆状渗碳体组成。渗碳体的分布方向大致与铁素体板条的长轴相平行，如图1-7a所示。上贝氏体在光学显微镜下呈羽毛状。

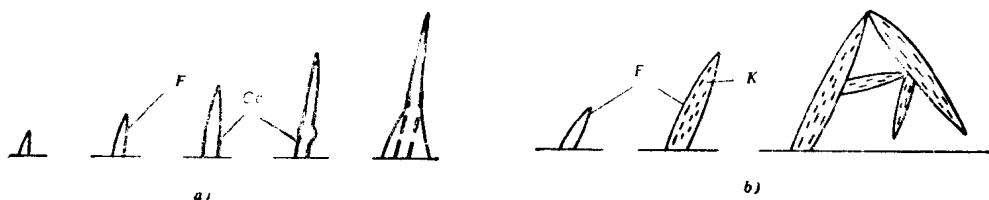


图1-7 贝氏体形成机理示意图

a) 上贝氏体；b) 下贝氏体

上贝氏体主要在奥氏体晶界上形成，然后由晶界向晶内沿某些惯析面（ $\{111\}$ 面）成长。由于上贝氏体的转变温度较高，碳的扩散速度较大，铁素体片又较密，并且碳在铁素体中的扩散比在奥氏体中快得多，所以铁素体片间的碳浓度可以很高，因而以碳化物的形式沉淀析出。这个过程反复进行，就形成了羽毛状的上贝氏体。

②下贝氏体（Lower Bainite, 简记 B_L ）也是由铁素体和渗碳体组成的机械混合物。下贝氏体的领先相也是铁素体，它多半是在奥氏体晶粒内某些惯析面（ $\{225\}$ 面）成核，然后沿这些惯析面长大成针状（或片状），针与针之间常呈一定的角度，如图1-7b所示。

在电子显微镜下可以看到，在针状铁素体片内断续分布大量细小的碳化物，但分布特征与上贝氏体不同。这些碳化物按一定方位排列，与铁素体针的长轴大致成 $55^\circ \sim 60^\circ$ 夹角。

下贝氏体的形成温度较低，碳的扩散更加困难，只能在针状铁素体的内部以细小碳化物颗粒的形式沉淀析出。转变的温度越低，析出碳化物的颗粒越细，很像回火马氏体，但在取向上不同。

③粒状贝氏体（Grain Bainite, 简记 B_g ）多出现在一定冷却速度、连续冷却条件（如正火、热轧空冷及焊接热影响区）的低碳钢、低合金钢中。形成的温度大致在上贝氏体形成温度区间的上部，较低冷却速度和较低转变温度都不适于粒状贝氏体形成。

在电子显微镜下，可见粒状贝氏体是由块状铁素体和富碳的奥氏体组成。这种富碳奥氏体常以小岛状或小河状分布在块状铁素体基地上。它既可能分布于铁素体晶界上，也可能分

布于铁素体的晶粒内，一般形状很不规则。由于合金成分和冷却条件不同，富碳奥氏体岛还进一步发生转变，形成富碳的马氏体和残余奥氏体（ $M-A'$ 组元）。这种块状铁素体基地上分布有富碳奥氏体或其分解产物（ $M-A'$ 组元）的组织称为粒状贝氏体。

至于几种贝氏体的力学性能，上贝氏体因为它的转变温度高，碳化物粗大，强化作用较弱，尤其是碳化物沿平行的铁素体条分布，裂纹很容易沿这个方向扩展，因此，力学性能较差，特别是韧性尤差。下贝氏体的转变温度较低，碳化物细小，且分布于铁素体内部，故可得到兼顾强度和韧性的组织，其力学性能较好。粒状贝氏体的强度和韧性主要决定于铁素体上分布的小岛的组成、形态和颗粒的大小。一般来讲，第二相小岛的颗粒越细，越有利于改善韧性。如果颗粒粗大，则韧性不好。

几种贝氏体组织对强度和韧性（以脆性转变温度为准则）的影响如图1-8所示。

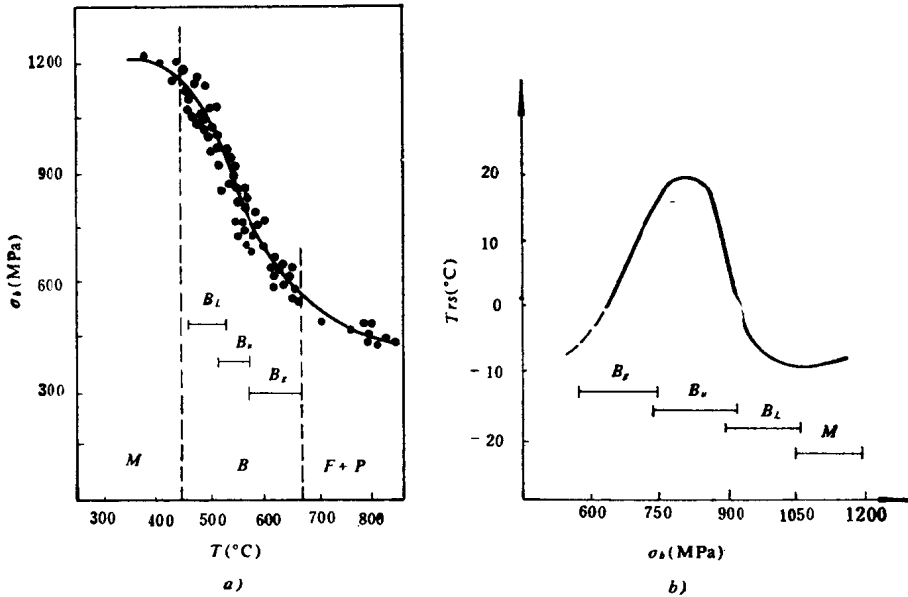


图1-8 不同组织对强度和韧性的影响

($C = 0.09 \sim 0.10\%$ 低合金高强度钢, T 为转变速率最大温度)

a) 对强度的影响, b) 对韧性的影响

(3) 马氏体转变

关于马氏体相变的一般问题已在金属学中作了系统讨论，这里着重讨论马氏体形成的热力学、晶体学和动力学。

① 马氏体相变的热力学 马氏体相变虽属非扩散型相变，但仍遵循热力学规律，即向自由能降低的方向发展。在一定过冷度的条件下，奥氏体与马氏体自由能之差就是相变的驱动力，引起马氏体转变所需的驱动能可以根据下式计算：

$$\Delta G_{A \rightarrow M} = \Delta S(T_E - M_S) \quad (1-20)$$

式中 $\Delta G_{A \rightarrow M}$ —— 由 A 转变为 M 的相变驱动能；