

程飴萱 郦剑 陈理淳 编

钢的相变显微组织

GANG DE XIANGBIAN XI ANWEI ZU ZHI

浙江大学出版社



内 容 简 介

本书以碳钢为主,用金相图片与文字相结合的形式,描述钢中的基本相变过程及其规律。同时对冷、热加工过程中发生的普遍现象,气相、固相间的反应(氧化、脱碳、渗碳)也进行了直观的解释说明。主要内容:固态相变基本规律,供应状态下钢的组织,奥氏体化,过冷奥氏体转变,回火及时效,气相、固相间的反应。共有金相图片 270 多幅。本书可作为各类大、中专院校“金属热处理原理”的教学参考书,也可供工厂及科研单位的专业技术人员参考。

钢的相变显微组织

俞 强、郇 剑、陈理淳 编

责任编辑 沈翊

* * *

浙江大学出版社出版

德清雷甸印刷厂印刷

浙江省新华书店发行

* * *

787×1092 16开本 17.25印张 430千字

1989年6月第一版 1989年6月第一次印刷

印数0001—3000

ISBN 7—308—00187—3

TG:003

定价: 3.80元

目 录

1 固态相变的一般规律

1 固态相变的基本特征	(1)
2 固态下的形核	(1)
2.1 均匀形核	(2)
2.2 非均匀形核	(4)
3 固态下的界面推移	(4)
4 中间亚稳相的形成	(5)
5 固态相变的转变速率	(6)

2 供应状态下的碳钢显微组织

1 供应状态下碳钢的基本相与组织	(8)
1.1 铁素体	(8)
1.2 渗碳体	(9)
1.3 珠光体	(10)
2 碳钢的组织形态及性能	(13)
2.1 化学成分对碳钢组织的影响	(13)
2.2 铁素体/珠光体钢的性能	(14)
3 变形对组织形态的影响	(15)
3.1 热轧钢材的组织形态特征	(15)
3.2 冷轧钢材的组织形态特征	(18)
3.3 铁素体与珠光体的形变效应	(19)
4 铸钢的组织形态特征及热处理对其的影响	(20)

3 奥氏体化

1 共析钢的奥氏体化	(82)
1.1 原始组织: 铁素体及粒状渗碳体	(82)
1.2 原始组织: 片状珠光体	(83)
1.3 原始组织: 马氏体	(84)
2 低共析钢的奥氏体化	(84)
2.1 原始组织: 先共析铁素体及珠光体	(84)
2.2 原始组织: 先共析铁素体, 渗碳体膜及珠光体	(84)
3 过共析钢的奥氏体化	(85)
3.1 原始组织: 珠光体及先共析渗碳体	(85)
3.2 原始组织: 铁素体及粒状渗碳体	(85)
4 奥氏体晶粒的长大	(85)

4.1	普通低共析钢	(86)
4.2	细晶粒低共析钢	(86)
4.3	过共析钢	(86)
5	晶粒的细化	(87)
6	过热与过烧	(87)
6.1	硫化物的球化	(87)
6.2	晶界硫化物的析出	(88)
6.3	晶界熔化	(88)

4 过冷奥氏体的转变

1	共析钢的等温转变	(115)
1.1	珠光体的形成	(115)
1.2	贝氏体的形成	(116)
1.3	马氏体的形成	(116)
2	低共析钢的等温转变	(118)
2.1	铁素体与珠光体的形成	(118)
2.2	贝氏体的形成	(119)
2.3	马氏体的形成	(120)
3	过共析钢的等温转变	(121)
3.1	渗碳体和珠光体的形成	(121)
3.2	贝氏体的形成	(122)
3.3	马氏体的形成	(122)
4	奥氏体在连续冷却过程中的转变	(124)
4.1	共析钢	(124)
4.2	低共析与过共析钢	(124)

5 马氏体的回火及淬火时效

1	淬火钢回火时的组织变化	(170)
1.1	碳的偏聚	(170)
1.2	碳化物的析出	(171)
1.3	残余奥氏体的分解	(172)
1.4	回复与再结晶	(172)
2	各种因素对回火组织的影响	(173)
2.1	回火温度的影响	(173)
2.2	回火时间的影响	(173)
2.3	含碳量的影响	(174)
2.4	塑性变形的影响	(174)
3	淬火回火钢奥氏体晶粒的显示	(175)
4	回火脆性	(176)

4.1	第一类回火脆性	(176)
4.2	第二类回火脆性	(176)
5	低碳钢的淬火时效	(177)
5.1	淬火时效现象	(177)
5.2	淬火时效钢的显微组织	(177)
6	金属/气体间的反应 ——钢的氧化、脱碳及渗碳	
1	氧化	(206)
1.1	概述	(206)
1.2	570°C 以下氧化物层的形成	(207)
1.3	$A_3(A_{cm})$ 以上氧化物层的形成	(208)
1.4	570°C ~ $A_3(A_{cm})$ 间氧化物层的形成	(208)
2	内氧化	(209)
3	脱碳	(210)
3.1	共析钢	(210)
3.2	低共析钢	(211)
3.3	过共析钢	(211)
4	渗碳	(212)
4.1	渗碳时间对渗层组织的影响	(212)
4.2	渗碳后的热处理	(213)
4.3	根据显微组织评定渗层深度	(214)
4.4	渗碳中的扩散处理	(215)
4.5	渗碳时的脱碳	(215)
4.6	气体渗碳	(216)
附录	常用浸蚀方法	(263)

1 固态相变的一般规律

相同的金属材料经过不同的热处理后，可具有不同的性能，使同一种材料可适合于多种用途，即性能上具有多变性，这是金属材料在应用上很有价值的一种特性。其来源除了因金属材料能进行形变及产生再结晶以外，主要是由于金属材料在固态下可进行多种形式的相变，形成各种特定的组织，从而相应的具有各种性能。本章简要叙述固态下相变的一般规律，以有助于认识钢铁中的相变。

1 固态相变的基本特征

固态相变是指在固态介质中所发生的相变，与液/固相变比较，它们既符合一般的相变规律，又各自具有其本身所固有的特性。固态相变的特征表现为：新、母相具有一定的形状、较高的强度、内部原子的规则排列产生明显的方向性及存在各种分布不均匀的结构缺陷。它与液/固相变间的主要区别是：

1) 在固态晶体中原子的键合比在液态下更牢固，即使加热到接近熔点的温度，这时原子的扩散仍远比液态下的扩散慢，其差值可达 10^5 数量级。

2) 为减小相变阻力，常出现成分、结构或成分结构二者均处于新、母相之间的亚稳相，在整个相变过程中可能经历一个或多个亚稳相。

3) 固态介质在结构上往往存在先天的不均匀性，固态相变时的形核，主要是在各种缺陷处的非均匀形核。能量越高的缺陷越有利于形核，夹杂物处的形核一般处于次要地位。

4) 在相变时的总能量中，由于增加了新、母相间相界面原子的错配及比容差所导致的应变能，使相变阻力增大。

5) 新相的长大以热激活和非热激活两种方式进行，前者为扩散型相变，包括界面控制及扩散控制两种机制；后者则为无扩散，位移式转变机制。

2 固态下的形核

以具有同素异构转变的纯组元为例，当其自母相冷却产生同素异构转变时，新相将在母相内形核，此时的能量变化如(1.1)式，而液/固相变时的能量变化如(1.2)式。

$$\Delta G(S/S) = -A' \Delta G_V + B' \gamma_{S/S} + C' \epsilon \quad (1.1)$$

$$\Delta G(S/L) = -A \Delta G_V + B \gamma_{S/L} \quad (1.2)$$

式中 A 、 B 及 A' 、 B' 、 C' 分别为形状系数， ΔG_V 为体积自由能变化， γ 为界面能， ϵ 为应变能。

比较以上两式可见，固态相变时，在总能量变化中增加了正的应变能项 ϵ ，因而增大了形核的热激活位垒，并且由于界面能 γ 及应变能 ϵ 的各向异性，使固态相变的形状通常都不是简单的球状。此外，当在合金中进行固态相变时，(1.1) 式中右边三项还与合金的成分有关。

固态下的形核与液/固相变一样也可分为均匀及非均匀两类。前者仅在无位错、空位、晶界等晶体缺陷存在的情况下方能在母相内出现，而后者则在母相内的缺陷处出现。正因为如此，析出相的分布常受到母相内缺陷的控制。事实上，固态下单纯的均匀形核是极少见的。

2.1 均匀形核

现在从简单的均匀形核出发，讨论各种物理、化学因素对(1.1)式中右边三项的影响。

1) 新相/母相间的界面能

界面能由相界面上原子排列的不规则性所引起的结构界面能及相界面双边的相的成分差异所引起的化学界面能两者所组成。

根据相界面原子排列的特点，固态金属中有共格、半共格及非共格三类界面，见图1-1，共格界面具有点阵弹性畸变，半共格界面由具有点阵弹性畸变的共格界面及位错共同组成，与小角晶界相似，非共格界面则与大角晶界相似。

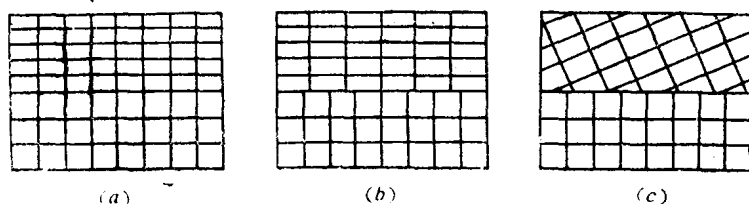


图1-1 共格(a)，半共格(b)及非共格(c)界面示意图

结构界面能以两相间原子完全不匹配的非共格界面为最大，原子基本匹配的共格界面最小，半共格界面则介于二者之间。

界面的类型（结构界面能的高低），对形核位垒的影响见图1-2。

2) 应变能

当新相与母相间，形成共格或半共格界面时，因两相结构或点阵常数上的差异，在相界面原子间产生错配，对相邻的 α 、 β 两相界面上原子间的错配以错配度 δ 表示。

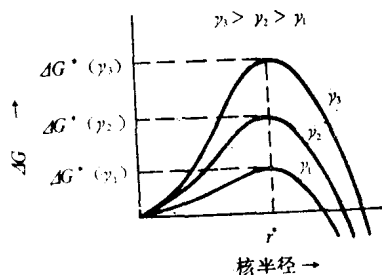


图1-2 形核位垒与新、母相界面能关系示意图， γ_1 、 γ_2 、 γ_3 表示共格，半共格，非共格三类界面的界面能。

$$\delta = \frac{a_\beta - a_\alpha}{a_\alpha} \quad (1.3)$$

式中 a_α , a_β 分别为 α 、 β 两相的点阵常数。 δ 值很小时界面能中仅有化学界面能项。当 δ 值较大时则除化学界面能外还有结构界面能存在。通常 $\delta < 0.05$ 时为共格界面, $\delta \leq 0.25$ 时为非共格界面, $0.05 < \delta < 0.25$ 时为半共格界面。

理想的完全共格界面, 不但界面能低, 而且界面附近几乎不发生应变, 所以引起的应变能也很低。实际上, 对于共格界面由于错配度的存在, 在界面附近一定距离内会引起应变, 而产生共格应变能, 其大小与错配度 δ 成正比, 从而导致产生(1.1)式中的 c/ϵ 项。错配度与形核位垒的关系见图1—3。

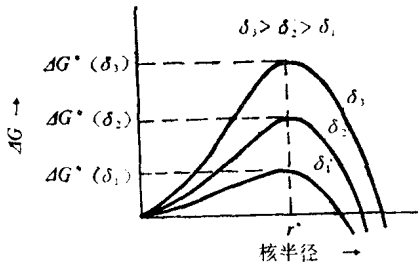


图1-3 形核位垒与错配度关系示意图

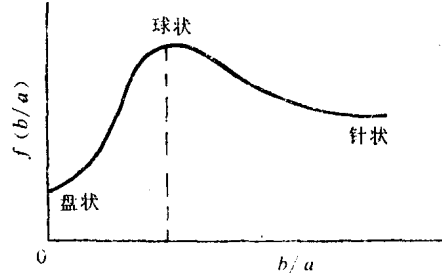


图1-4 $f(b/a)$ 与 (b/a) 间的关系示意图

除共格应变能之外, 当形成非共格界面时, 由于新相与母相间的比容差将引起比容应变能。在两者比容差与弹性模量为定值时, 应变能的大小与新相的几何形状有关。设析出的新相为椭球体, 其形状以长轴 a 及短轴 b 表征, 则单位体积的应变能正比于形状因子 $f(b/a)$ 。 $f(b/a)$ 与 (b/a) 间的关系如图1—4。

由图可见, 形成片状新相时应变能最小, 针状新相时次之, 球状新相时应变能最大, 但应指出, 对于同样体积的新相, 就界面能而言则是片状最大, 针状次之, 球状时最小。因此, 新相形状与界面能及应变能的相对大小密切相关。所以应在不同情况下作具体分析, 方可获得有关新相形状的正确结果。

3) 体积自由能

在单元系中, ΔG_v 为在高、低温下新相与母相间的体积自由能差, 它仅与温度有关。在多元系中除温度外, 还与新、母相的成分有关。形核位垒与过冷度(ΔT)间的关系见图1—5。

在成分为 c 的多元系中, 均匀形核时的临界形核功 ΔG^* , 可通过对(1.1)式求其极小值获得, 亦即对核的大小 a , 形状 e 及成分 c 求导。

$$\left(\frac{\partial G}{\partial a}\right)_{e,c} = 0, \quad \left(\frac{\partial G}{\partial e}\right)_{a,c} = 0, \quad \left(\frac{\partial G}{\partial c}\right)_{a,e} = 0, \quad (1.4)$$

求得 a 、 e 、 c 的临界值 a^* 、 e^* 、 c^* 。由于目前还难以对应变能及成分项作精确分析、表达, 而 a 、 e 、 c 之间实际上是相互有联系的, 所以还不可能直接计算得出上述的

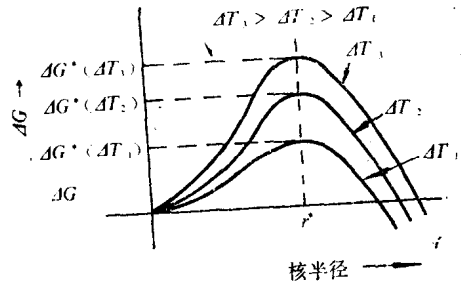


图1-5 形核位垒与过冷关系示意图

各临界值。

2.2 非均匀形核

母相基体中的各种晶体缺陷——如位错、晶界等是非均匀形核时核心的主要来源，这些缺陷本身具有一定的能量，当新相在缺陷处形核时，会使这些缺陷部分或全部消失，因而这些能量将被释放出来，这时(1.1)式可写成：

$$\Delta G(\text{非均匀}) = -A' \Delta G_v + B' \gamma + C' \varepsilon - \Delta G_D \quad (1.5)$$

式中 ΔG_D 为缺陷消失所释放出的能量，它将与 ΔG_v 一起作为相变的驱动力，因而有利于形核。

在各种缺陷中晶界（包括亚晶界）具有较高的能量，同时由于在晶界形核时因相变应变可较快地为塑性流变所松弛，所以应变能相对较小；原子沿晶界易于扩散；可能富集有利于形核的元素等，因此，晶界常常成为优先形核的位置。表现在显微组织上，过冷度较小时，往往以晶界形核为主，而易于形成网状组织，仅在过冷度较大时，才出现晶界、晶内同时形核，形成较为均匀的组织。

位错周围因存在应力场而具有弹性应变能，在位错处非共格形核，位错将消失，位错能量将被释放出来，用于克服形核位垒。半共格形核时位错参予构成相界，它对核与母相界面间的错配起补偿作用，从而降低形成界面所需的能量。此外，位错线作为扩散的有利通道及溶质原子在位错线上的偏聚也有利于形核。

层错具有不同于正常点阵的结构，若相变时新相具有与层错相同类型的点阵，此时层错就可成为新相的形核位置。空位及空位群对形核也有促进作用。

此外，母相中所存在的各种夹杂物（如氧化物、碳化物及非金属夹杂物等），如果它们与母相有相似的点阵，或夹杂物与新相间的界面能低于新相与母相间的界面能，这时夹杂物也可能成为形核位置。在金属或合金中的各类自由表面（如显微缩孔、气孔等），由于在这些位置形核时无比容应变能存在，所以也可能为形核位置，尤其在新、母的比容差特别大的相变时更为有利。

在非均匀形核时，新相的分布、弥散程度等组织特征，与有利形核位置的分布及数量密切相关。若有利形核位置分布不均匀，晶界形核占优势，则新相主要集中在晶界上，由此可显示出原母相的晶界。若有利形核位置分布均匀，例如，位错、层错等占优势，则新相分布也就比较均匀。因此，通过热处理、塑性变形等方法，调整有利形核位置的分布及其数量，就有可能控制相变后的显微组织特征。以改善合金的性能。

3 固态下的界面推移

金属或合金中的相变，由形核和长大两个过程所组成，即由形核产生新的界面后，界面向母相推移，使新相长大。这时原子穿越过移动的新相与母相间的界面，使新相长入周围的母相中。

通常根据界面位错对界面推移的作用，将界面分为滑动与非滑动两类。对于滑动界面，在一定条件下，具有某一柏氏矢量的位错，可在相邻点阵的匹配平面上滑动，见图1—6。

如图1—6所示, 滑移面连续穿越界面但不必平行, 新相通过剪切进入母相, 相变对温度不敏感。

多数界面为非滑动界面, 此时界面位错的滑动不会引起界面的推移相变时单个原子依靠热激活从一相跃向另一相, 使界面推移。转变对温度敏感。

通常把滑动界面的转变称协同型相变, 转变时任一原子的最近邻均不改变, 新相、母相间具有相同的成分, 相变时无扩散存在。马氏体相变即属此类相变。

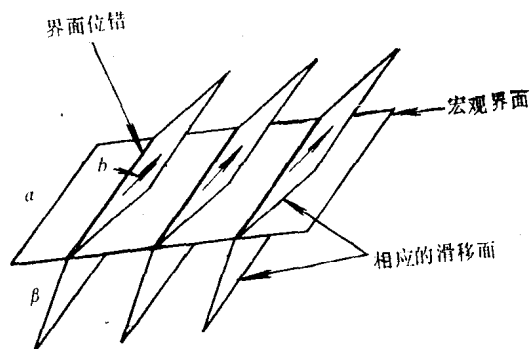


图1-6 滑动界面的示意图

相对于协同型相变的为非协同型相变, 此时其界面为非滑动界面, 若相变时成分没有变化, 则新相按原子穿越界面的速度长大, 此种长大称为界面控制长大。若新相与母相间有成分差别, 则新相的长大需要溶质原子作长程扩散。若此时原子穿越界面的界面反应速度大于溶质原子的扩散速度, 则新相长大受溶质原子的扩散过程控制, 称为扩散控制长大。反之, 当界面反应速度较扩散速度小时, 长大速度将受界面反应速度的控制, 此时为界面控制长大。当界面反应速度与扩散速度相近时, 界面推移受上述二者的共同控制, 称为混合控制长大。

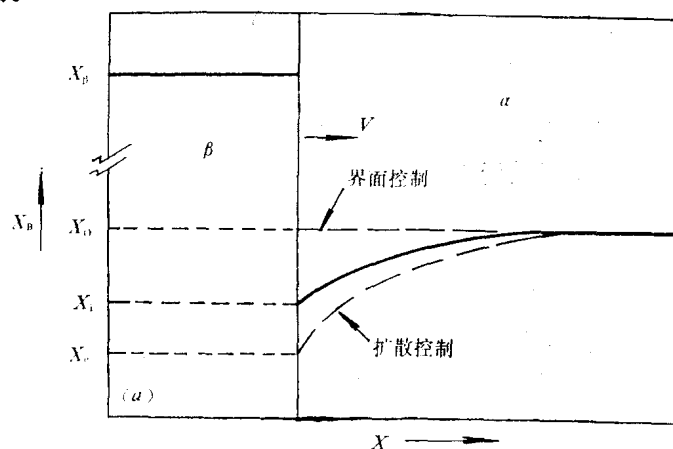


图1-7 扩散控制与界面控制长大时的成分截面示意图

图1—7为扩散控制与界面控制长大时的成分截面示意图。

形核时为降低界面能以减小相变阻力, 新相往往在母相的特定晶面上形成, 从而新、母相间存在着一定的位向关系。当新相长大后, 界面能最低的相界面将得到充分的发展, 并沿着应变能最小的方向长大, 此即为惯习现象, 例如各种合金中魏氏组织的形成。但惯习现象并不全都会在相变过程中被保留下来, 它可能随着母相的消失, 或因相变应变产生的再结晶过程的出现而消失。

4 中间亚稳相的形成

中间亚稳相也称过渡相, 是指成分、结构或成分及结构二者处于新相与母相之间的一

种亚稳状态的相。形成中间亚稳相是克服相变阻力的重要途径之一。

图1—8表示了母相与析出的中间亚稳相及稳定相的自由能与成分间的关系。

在图1—8中,亚稳相 β' 与稳定相 β 仅在晶体结构上不同,而亚稳相 β'' 与 β 则在结构与成分上均不相同。母相 α 与 β' 、 β'' 及 β 相的平衡成分分别为 c' 、 c'' 及 c_0 ,由图1—8可见亚稳相在其它相中的溶解度总是高于稳定相。

成分为 c_0 的合金所形成的两相混合物 $\alpha+\beta$,其自由能低于 $\alpha+\beta'$ 及 $\alpha+\beta''$ ($G_1 < G_2 < G_3$),在不考虑界面能的情况下,形成稳定相时自由能的下降最大, ($G_4 - G_1$) > ($G_4 - G_2$); ($G_4 - G_1$) > ($G_4 - G_3$)。

假定 β 相与 α 相在结构上有很大差别,因而在两相间不会形成共格界面, β' 及 β'' 相在结构上比较接近 α 相,所以在 α/β' 及 α/β'' 界面可形成共格或半共格界面,其界面能将低于 α/β 的非共格界面。在一定的过冷度下,如果因结构近似造成在界面能上所降低的能量超过其在体积自由能上所增高的能量,则亚稳相的临界形核功将低于稳定相,其相应的形核率高于稳定相,从而先形成亚稳相 β'' 。在此过冷度下保温, β'' 相将转变为 β' 相,最终成为稳定相 β 。

由上述讨论可见,形成亚稳定相从热力学考虑是不利的,但从动力学条件考虑则是有利的。因为各个相的形成次序受新相形核功的控制,而不是受所达到的自由能水平的控制。形核位垒愈高的相形成得愈迟。由图1—8可知,在形成 β'' 相后,若出现 β' 相则相应地其周围 α 相的浓度将为 C' ,因而使 β'' 相溶解。同样 β 相的出现将导致 β' 相的溶解,最终全部转变为稳定的 β 相,此时系统的自由能处在最低的水平上。在Al-Cu合金固溶体(α)中形成 $\text{CuAl}_2(\theta)$ 的过程中,形成结构介于 α 、 θ 相之间的过渡相 θ' 及 θ'' 过渡相,再达到稳定的 θ 相,Fe-C合金中,在奥氏体内形成亚稳相——渗碳体,代替稳定相——石墨均是此种变化的典型例子。

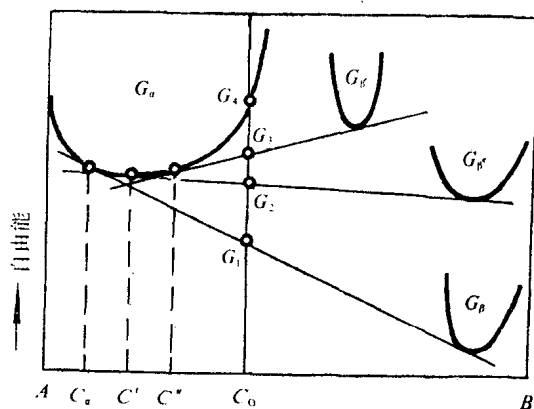


图1-8 α 相与中间亚稳相 β' 、 β'' 及稳定相 β 的自由能—成分关系示意图

5 固态相变的相变速率

固态相变时的相变速率,主要取决于形核和长大两个因素,但在扩散型相变与无扩散型相变之间存在比较大的差别。在扩散型相变中,组元的扩散和界面的推移速度是温度的函数,亦即非协同型相变与温度有关。而协同型相变(无扩散相变)则在多数情况下与温度无关,所以又常称“非热”相变。本节只讨论扩散型相变时的相变速率。

扩散型相变时的界面推移速度受热力学及动力学的综合影响,其中包括两相的自由能差,相变驱动力 ΔG_v 及扩散系数 D 。 ΔG_v 及 D 均为过冷度的函数,前者与过冷度成正比,而后者则成反比,见图1—9,界面的推移速度可以二者的乘积表示,见图1—10。

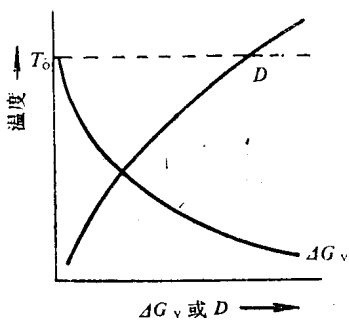


图1-9 ΔG_v 及 D 与温度的关系

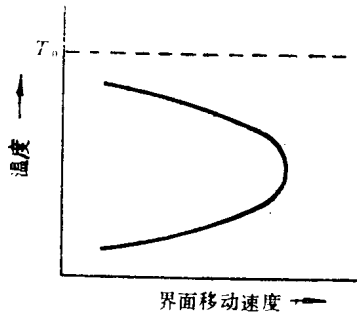


图1-10 界面推移速度与温度的关系

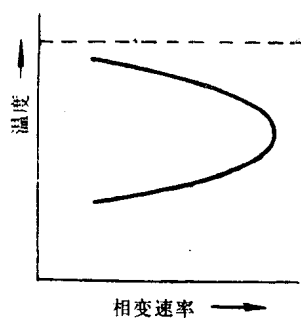


图1-11 相变速率与温度的关系

同样，由形核率与相变激活能 Q 及形核功 ΔG^* 的指数关系 $N = K \exp\left(-\frac{Q}{KT}\right)$ 。

$\exp\left(-\frac{\Delta G^*}{KT}\right)$ 也可得出形核率与温度的曲线图，与图1-10相似，它同样有极大值出现。因而整个相变速率与温度就具有如图1-11的关系。

在实际工作中，可测定在不同温度下转变量与时间的关系以获得相变的转变速率，它与熟知的Avrami公式相一致。

$$X_t = 1 - \exp(-kt^n) \quad (1.6)$$

(1.6)式中； X_t 为转变量， k 及 n 均为系数。

根据不同温度下的转变量与时间的动力学曲线，可以得到反映相变速率的综合动力学曲线，它可表示出转变时间、转变温度及转变量三者之间的关系，又称TTT图，见图1-12。

对于不同的材料可用实验方法测出其相应的TTT图，供实际工作时参考。

应当指出，在加热转变时，由于形核率及最大速度均随相变温度的升高（即过热度的增大）

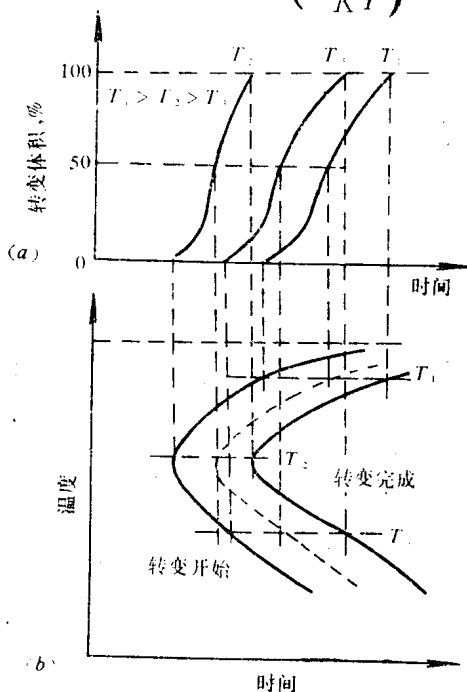


图1-12 不同温度下的转变动力学曲线(a)及TTT图(b)

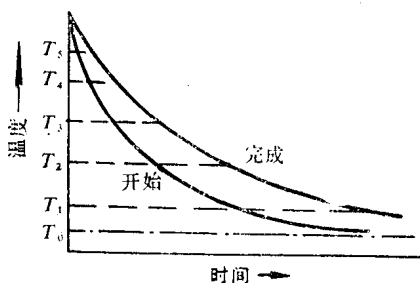


图1-13 加热转变的TTT图

而增大，所以其综合动力学曲线将有如图1-13的型式。

以上简要叙述了固态相变的一般规律及固态相变的某些特点，它来源于固态介质与液态介质间存在的差别，但这些特点又并不是孤立的，它们之间有着内在的联系。由上述讨论可知，固态相变也和其它的自发转变过程一样遵循着这样一条基本的规律，即力求使自由能尽可能降低，同时又力求沿着相变阻力最小、作功最小的途径进行转变。由此出发，前述的缺陷形核、位向关系、中间亚稳相的产生等一系列现象均可得到合理的解释。

2 供应状态下的碳钢显微组织

1 供应状态下碳钢的基本相与组织

大多数工业用钢在供应状态下其显微组织为铁素体/珠光体。碳钢在冶炼过程中加入的合金元素主要是从冶金角度考虑的,但也会起一定的强化作用。例如,加入锰是为了与硫化合生成硫化物,但锰本身也起强化作用;锰、硅均可作为炼钢时的脱氧剂;加入铝既可脱氧又可细化晶粒,它也有强化作用。但是,碳钢中这些元素的含量一般都不高,因此并不会改变高纯铁碳合金的铁素体/珠光体组织所具有的各种基本特征。许多低合金或中合金钢,其显微组织也是铁素体/珠光体,但在本书中主要考虑的是碳钢。

许多普通碳素钢系热轧后直接交货,一般不再进行其它的热处理。对低碳钢和中碳钢而言,这是最经济的。含碳量低于0.25%的普通碳素钢热轧型材,由于具有良好的塑性及焊接性能因而获得广泛的应用,例如用于桥梁、船舶、槽罐等各种工程结构。热轧低碳钢板则用于制造对表面粗糙度要求不很高的产品。如果要求有较好的表面粗糙度,需要通过冷加工以获得较高的强度,则可选用冷轧态的钢材,例如制造轿车外壳的钢板等。

普通碳素钢的另一种供应状态为退火或正火态。例如,中碳结构钢热轧后有时会出现魏氏组织、晶粒粗大、带状组织等组织缺陷就需通过重结晶退火或正火加以消除;含碳量低于0.25%的低碳钢用正火处理,以获得细片状珠光体来改善切削加工性;用600℃的低温退火消除内应力等等。对深冲用的低碳钢板也常用正火处理,来消除因轧后冷却缓慢而形成的离异共析——珠光体中极少量渗碳体被分离出来,沿铁素体晶界呈网状分布。

对于高碳钢及用于冷挤压的低、中碳钢,则要求供应状态为球化组织。对于前者,可使材料获得良好的加工性能,为材料最终热处理提供适当的原始组织。对于后者,则可降低材料的硬度改善加工性能,提高生产率,降低模具的磨损。

材料供应状态的显微组织取决于冶金厂的生产过程,对不同钢种均有相应的标准予以规定。要正确选材用材,制订合理的加工工艺及更好地掌握组织与性能间的关系,都需要对材料供应状态下的显微组织特征有深入的了解,本章将对此进行讨论。

1.1 铁素体

在铁碳合金中,铁素体是指碳在体心立方的 α -Fe中形成的间隙固溶体,其室温固溶度为 1×10^{-12} 量级,最大固溶度为0.0218%,通常以F或 α 表示。在工业用钢中,铁素体

中的部分铁原子也可能被硅、锰、镍等碳原子所置换，除了碳原子外，氮原子等也可以间隙形式固溶于铁素体中，其固溶度也是很小的。铁素体是钢中最软的相。

为表示铁素体的不同显微组织特征，在金相学中铁素体有许多不同的名称。根据不同的划分标准大致有以下几类：

- 1) 根据铁素体的生成转变过程，例如：先共析铁素体，共析铁素体，珠光体(内)铁素体，奥氏体(内)铁素体等等；
- 2) 根据铁素体在显微组织中的位置，例如：仿晶界形铁素体，晶内铁素体等；
- 3) 根据铁素体相的状态，例如：冷加工铁素体，回复铁素体，再结晶铁素体等；
- 4) 根据铁素体的显微形貌，例如：等轴铁素体，细晶铁素体，板条状铁素体，片状铁素体，块状铁素体，魏氏组织铁素体等；
- 5) 根据铁素体的合金化程度，例如：含锰铁素体，含硅铁素体等；

上述分类不涉及铁素体的本质，目的仅在于帮助人们进一步了解与其有关的某一方面的特征。

图2-1.1 是铁素体的典型光学金相形态。把高纯铁轻度浸蚀后在低倍光学显微镜下观察，可看到视场内几乎全由等轴的铁素体晶粒组成(图2-1.1)在晶界上分布着不易辨别的细小夹杂物。浸蚀较深时则可看到其中包含有叶脉状的亚结构图2-1.2，显示出亚晶界的形态，这是由亚晶界上位错墙的点蚀所造成的。工业纯铁的含碳量在室温下仍超过了其在铁素体中的固溶度，所以当从 A_1 以上温度缓慢冷却时，有断续的片状三次渗碳体在铁素体晶界析出，与快速冷却相比，此时材料硬度较低，这是因为缓冷时铁素体的固溶碳量下降的缘故。

1.2 渗碳体

在铁素合金中，铁和碳可以形成化合物，其分子式为 Fe_3C ，含碳量为6.69%，称为渗碳体。钢中的常存元素锰，可与碳生成 Mn_3C ，因此在普通工业用碳钢中，渗碳体常与 Mn_3C 混合存在，当然后者的数量是很少的。另外一些碳化物生成元素如铬等也可置换渗碳体内的铁，形成合金渗碳体。渗碳体具有很高的硬度，维氏硬度约950~1050。

渗碳体的名称也有与铁素体的情况大致相同的分类。例如用先共析渗碳体，珠光体(内)渗碳体等表示相的生成过程；用球状渗碳体，碎片状渗碳体等表示相的形态；用晶界片状渗碳体，晶内渗碳体等表示相的分布位置等等，在此不再赘述。

铁素体与渗碳体是钢中的两个基本相，随含碳量及其它化学成份的变化，加工过程的不同，钢的显微组织将按它们的数量、形状、大小、分布的不同而呈现出各种的特征。

1.3 珠光体

1.3.1 正常态珠光体(层状珠光体)

通常所说的正常态珠光体是指由互相交迭的铁素体片及渗碳体片所组成的奥氏体共析分解产物，本书中有许多照片(如图2-2.1)显示其显微组织特征。但进一步观察发现，实际上珠光体的片层形态并不是很规则的。珠光体内的渗碳体片一般并不平直(图4-1.5)在某些区域中显得较短(图4-11.5)。有时，渗碳体及铁素体的分布很不规则，甚至看不出层片状特征，人们通常把这种组织状态称为退化珠光体。但应该注意，有时由于金相样品

截面正好以锐角与渗碳体片相交(图2-2.9),这样组织的不规则性就会被放大(图2-2.3)。因此这时照片就不能真实的反映出显微组织形态的特征。对此必须予以区别。

交迭的铁素体片与渗碳体片构成珠光体领域,如图2-2.1所示。每个母相奥氏体晶粒在珠光体转变时可生成若干珠光体领域。在大多数情况下,相邻的珠光体领域的层片排列方向明显不同(图2-2.1),但有时相差不大。珠光体的长大方式,早期Mehl等提出横向渗碳体,铁素体交替形核,长大,随后以纵向长大方式完成的机理。以后Hillert提出通过“分枝”方式横向展宽,纵向长大的机理,近年HoneyCombe等根据透射电镜观察结果指出,侧向重复形核与“分枝”方式两种机理是同时存在的。

单个珠光体领域内的铁素体基体通常为一个单晶,这种情况在一般金相观察中常难以得到证实,但可选用适当的浸蚀剂来解决,这种浸蚀剂为过硫酸铵水溶液。样品经浸蚀后,可看出不同的铁素体晶粒具有不同的衬度,在偏振光的照射下尤为明显(图2-2.7,图2-2.8)。因为各铁素体晶粒的浸蚀晶面以不同的角度互相倾斜,在反射光中产生不同的偏振,在图像上产生不同衬度,从而可对其加以区别。

必须指出,当金相截面与铁素体晶粒的(100)晶面接近时,用硝酸酒精溶液浸蚀的样品在渗碳体与铁素体之间的衬度几乎不存在,见图2-12.6与图2-2.2。

根据计算,每个珠光体领域中,在体积上铁素体约占6/7,渗碳体约占1/7,这是由共析成分所决定的。透射电镜照片也证实了这种情况(图2-2.6)。但在光学金相观察时,上述的比例要小得多,通常前者为3/4,后者为1/4(图2-9.6),甚至可为2/3与1/3。这一现象与金相样品的制备过程有关,由于珠光体中的铁素体被浸蚀,结果使其表面下陷低于渗碳体表面,而渗碳体片往往与金相截面倾斜形成某个角度,图2-2.4。图2-2.9表示了观察误差产生的原因。由此可知通常显微镜下观察到的渗碳体片宽度是其投影宽度,在不同程度上均大于实际宽度。此外,因为渗碳体的层片间距与光学系统的分辨率为同一数量级,光学衍射效应还会增加其宽度数值。

还须指出,在讨论铁碳合金时所涉及的索氏体与屈氏体,均为铁素体与渗碳体的层片交迭的机械混合物,与珠光体并无本质区别。过冷奥氏体分解为珠光体,索氏体,或屈氏体的转变过程,统称为珠光体转变。随奥氏体过冷度增加及转变产物的层片间距不断减小,它们依次分别为珠光体,索氏体与屈氏体,通常,珠光体的层片间距约为1500~4500Å,索氏体约为800~1500Å,屈氏体约为300~800Å,因此,工程上也把索氏体及屈氏体分别称为细片状珠光体及极细片状珠光体。

1.3.2 球状珠光体

前述几种基本组织形态,一般可由过冷奥氏体分解而直接得到。因此,有关的显微组织特点将在第四章中一并详细叙述,而粒状珠光体的显微组织与形成过程则与层状珠光体不同,以下对此加以讨论。

所谓粒状珠光体组织是由铁素体及分布于其中的渗碳体颗粒所组成,它可通过多种热处理工艺来获得。例如:淬火马氏体与奥氏体分解产物经高温长时间回火均可得到球状珠光体。这些处理工艺的共同特点之一是最后均有一在 A_1 温度附近作较长时间保温的阶段。

工业上所说的球化退火一般是指将片状珠光体经适当处理后获得粒状组织的工艺过程。高碳钢,经过球化后可以提高材料的塑性,韧性及切削加工性,减少最终热处理的变

形开裂倾向。因此高碳钢的供应状态组织一般为球化组织。对于低、中碳钢，则通过球化可改善其冷变形加工性能，因此用于需经冷锻、冷冲等操作的低、中碳钢材料，供应状态组织也往往是球化组织。

片状珠光体与粒状珠光体相比，因为其铁素体与渗碳体的相界面面积较大而处于热力学不稳定状态，在加热到临界点 A_1 温度附近保温时，片状渗碳体的球化为一自发过程。但须指出，由于上述界面为低能量界面，由此所能提供的驱动力相对较小，所以球化处理所需的时间往往很长。

在球化退火早期，渗碳体形态的变化难以辨认，因为珠光体原始组织内本身的不规则性与其很难区别（比较图2-3.1与图2-3.2）。通过对珠光体中渗碳体片的纵横比的定量分析可以确定球化的早期特征，其全部变化过程依次为：

- 1) 因渗碳体的表面缺陷形成贯穿沟槽使其破碎成数段，这些小片的纵横比约为 8:1。图 2-3.9 表明此时渗碳体片的三维形貌，同时还可以看出沟槽的形成过程；
- 2) 小碎片的纵横比逐渐减小到1，即由片状团聚为球状；
- 3) 较小的球缩小以致消失，而较大的球则不断长大，平均直径逐步增加。

图2-3 定性地显示共析碳钢的正火态原始组织在 650℃ 加热时发生球化的过程。比较图2-3.1与图2-3.2可看出在保温数小时后，部分渗碳体片断裂成小片，进一步保温使得上述现象更加明显。保温达200小时以上时，由图2-3.4与图 2-3.5 可看出整个组织都发生变化，但是变化程度相差很大。随保温时间延长，渗碳体逐步趋于球团状（图2-3.2，2-3.3与2-3.4），其平均直径随时间而增加（图2-3.4，图2-3.5与图2-3.6），图 2-5.6~2-5.8 更为清晰地说明通过小颗渗碳体的溶解使碳化物颗粒的平均直径增加。

图2-3.7与图2-3.8分别是在600℃与750℃下球化16小时后的组织，温度的升降并没有在本质上改变前述的球化过程。但图2-3.12表明在共析钢球化过程中温度与时间之间存在着对数线性关系。当然，珠光体层间距越小，球化速度也就越快（见图2-3.10）。

如前所述，在临界温度 A_1 以下球化退火所需的时间是很长的。对过共析钢将球化退火温度升至略高于 A_1 温度，可以使球化过程加快。这时除了仍存在与在临界温度以下保温时相同的过程外，还因碳原子扩散速度增加，而使渗碳体片的断裂和球化加快，未溶碳化物及不均匀奥氏体的高碳浓度区在随后的缓慢冷却过程中对渗碳体的非自发形核作用也有利于球状渗碳体颗粒的生成。

球化组织中许多渗碳体颗粒位于铁素体晶界上，它们将限制晶界的迁移而产生钉扎作用（图2-3.6），仔细观察发现它们具有多边形的特征（图2-3.6中的B、C、D），而生成在晶内者则球化程度较高（图2-3.6中的A）。后者是基于同样体积时球体具有最小的表面积，从而有最低的表面能，前者则因为铁素体和渗碳体二者表面张力的不同使外形发生了变化。平衡状态下铁素体晶粒间的交角为 120° ，当渗碳体进入该三叉结点时，产生铁素体/铁素体及铁素体/渗碳体两种界面，由于这两种界面表面张力有所不同，为取得平衡，因而三叉结点上的角度将有所调整，图2-3.11中的 θ 角由 120° 变为 115° ，从而渗碳体呈现如图中的形状。渗碳体颗粒在铁素体晶界上分布的另几种情况在图2-3.11中也作了示意说明，相应的实例可见图2-3.6的B（与图2-3.11b对应），图2-3.6的C（与图2-3.11c对应），图2-3.6的D（与图2-3.11的d对应）。

冷轧低碳钢在 A_1 的亚临界温度退火时，也会出现上述情况（图2-28，2-30），钢在

淬火后回火时渗碳体的形态分布也有类似的特征（图5-3）。

不同的浸蚀剂显示球化组织的效果是不同的。硝酸酒精溶液可以显示铁素体晶界，从而反映出渗碳体颗粒与铁素体晶界的关系，但是用苦味酸酒精溶液则可使渗碳体颗粒显示得更为清晰（比较图2-3.6与图2-5.8），因此先用硝酸酒精溶液再用苦味酸酒精溶液可能更为适当（图2-28.8）。

先共析渗碳体的形态常见的有仿晶界型及魏氏组织两种，前者的球化速度远较珠光体内渗碳体为快（图2-4.1~2-4.4，特别注意图2-4.4），尽管此时渗碳体的大小差距还是很明显。这是因为仿晶界型渗碳体与铁素体基体界面间的匹配很差，界面能相对较高，稳定性较差所造成的。而魏氏组织渗碳体片球化倾向则比仿晶界型渗碳体及珠光体内渗碳体都要小（比较图2-4.1~2-4.4与图2-4.5~2-4.8）。这与魏氏组织渗碳体与基体铁素体之间界面匹配度高，相应的界面能较低有关。魏氏组织渗碳体在同样加热条件下，其长大形式表现为片的增厚（图2-4.5，图2-4.6，2-4.8）。必须指出，先共析渗碳体无论以何种形式存在，均应通过高温固溶预处理予以纠正，即将其加到何 A_{cm} 温度以上，使先共析碳化物全部溶于奥氏体中后，以较快的速度冷却，抑制先共析相析出而形成伪共析组织，然后进行球化。这样方可得到分布均匀、大小相近、圆正度较好的球状渗碳体颗粒。

球化退火前对材料进行塑性变形，对球化过程及球化速度均有明显的作用。以冷轧为例，塑性变形后珠光体领域形态主要发生两种变化，其中部分区域的渗碳体片发生扭折，其余部分渗碳体片则发生转动，排列方向趋向与轧制平面平行（见图2-34）以下为不同变形量对球化过程影响的实例。

冷轧压下量为25%时，已足以在一些珠光体领域中产生扭折现象（比较图2-5.1与2-5.2）。将材料在650℃加热，保温4小时后，球化组织已明显可见（图2-5.3），保温8小时后大多数珠光体领域都发生球化（图2-5.4）。与未经变形的退火态原始组织相比，球化所需的时间明显缩短。发生扭折的珠光体领域中，球化是十分不均匀的，很明显可以看出，其中某些部分球化速度比相邻部分快（图2-5.3）。

冷轧压下量为50%时，从图2-5.5下部可见，一些珠光体领域发生扭折，其他部分的渗碳体片（图2-5.5上部）向轧制平面方向转动。650℃保温后，前者发生渗碳体不均匀破碎过程（图2-5.6下部），后者其渗碳体均匀地破碎转变为球状颗粒（图2-5.6上部）。在保温一定时间后，所有领域中的渗碳体断裂为纵横比很小的颗粒（图2-5.7）。在小颗粒溶解与大颗粒长大的同时，球状颗粒的平均直径不断增大（比较图2-5.6，2-5.7与2-5.8）。

冷轧压下量为75%时，许多珠光体领域中的渗碳体片产生间距很小的二次扭折（图2-6.1）。650℃短时间保温后，它们破碎成近似球状的小颗粒（图2-6.2）。如果加热温度较低（500℃），则这种作用就更加明显（图2-6.4）。延长加热时间，渗碳体颗粒数目减少，平均直径增加（比较图2-6.2与图2-6.3）。

预变形改变球化过程主要表现在取消了前述球化过程中的第一阶段，即渗碳体片直接破碎成纵横比为1左右的小颗粒，此外还加快球化速度达几个数量级，如图2-3.12所示，图中各条曲线的关系仅是近似的，因为确定球化过程是否完成受检测者的人为影响较大。预变形后球化与正常球化组织相比，其组织中渗碳体颗粒的平均直径较为细小（比较图2-6.2与图2-3.6）。

冷轧材料的硬度随变形量的增大而增加，在650℃作短时间保温时，其硬度的降低取