

目 录

前言

第一章 奥氏体的形成.....	1
§ 1-1 奥氏体的形成与 Fe-Fe ₃ C 相图	1
§ 1-2 奥氏体的组织、结构和性能	3
§ 1-3 奥氏体形成机理	5
§ 1-4 奥氏体等温形成动力学	10
§ 1-5 连续加热时奥氏体的形成	17
§ 1-6 非平衡组织的奥氏体形成	20
§ 1-7 奥氏体晶体长大及其控制	25
§ 1-8 粗大晶粒的遗传与切断	32
第二章 珠光体转变.....	35
§ 2-1 珠光体的组织形态与晶体结构	35
§ 2-2 珠光体形成机理	39
§ 2-3 亚(过)共析钢的珠光体转变和组织形态	47
§ 2-4 珠光体转变动力学	49
§ 2-5 合金元素对珠光体转变的影响	54
§ 2-6 珠光体的机械性能	59
§ 2-7 钢中碳化物的相间析出	63
§ 2-8 非铁合金中的共析转变	66
第三章 马氏体转变.....	71
§ 3-1 马氏体的晶体结构及转变特点	72
§ 3-2 马氏体形成热力学	79
§ 3-3 马氏体形成动力学	88
§ 3-4 奥氏体-马氏体转变理论	94
§ 3-5 马氏体的组织形态	101
§ 3-6 马氏体的性能	114
§ 3-7 奥氏体的稳定化	122
§ 3-8 马氏体的可逆转变和形状记忆效应	127
第四章 贝氏体转变.....	134
§ 4-1 钢中贝氏体的形成条件、组织形态和亚结构	134
§ 4-2 贝氏体的晶体学	143
§ 4-3 贝氏体转变的基本过程和热力学条件	146
§ 4-4 贝氏体转变机理	148
§ 4-5 贝氏体转变动力学	151
§ 4-6 贝氏体的机械性能	157
§ 4-7 钢中的魏氏组织	160
§ 4-8 非铁基合金贝氏体转变简介	164

§ 4-9 关于贝氏体转变理论的一些争论	165
第五章 钢的过冷奥氏体转变图	169
§ 5-1 过冷奥氏体等温转变图	169
§ 5-2 奥氏体连续冷却转变图	183
§ 5-3 钢的临界冷却速度	193
§ 5-4 奥氏体转变图的应用	201
第六章 钢在回火时的转变	210
§ 6-1 淬火钢回火时的组织转变概况	210
§ 6-2 碳钢回火时的转变	213
§ 6-3 钢中的合金元素对回火转变的影响	227
§ 6-4 钢在回火时机械性能的变化	240
§ 6-5 钢的回火脆性	246
§ 6-6 过冷奥氏体分解产物的回火转变	256
第七章 析出与时效	261
§ 7-1 析出过程的热力学	261
§ 7-2 析出过程与亚平衡相图	262
§ 7-3 析出物与析出产物的形成及组织结构	266
§ 7-4 析出过程的动力学	273
§ 7-5 析出过程中性能的变化	275
§ 7-6 影响析出过程的因素	279
§ 7-7 马氏体时效钢的析出	282
§ 7-8 调幅分解	284
第八章 热处理原理的某些应用	289
§ 8-1 控制组织形态提高钢材强度和韧性	289
§ 8-2 调整钢的化学成分控制组织转变	302
§ 8-3 TRIP 钢的成分组织和性能	309
§ 8-4 形变热处理的组织和性能	317

第一章 奥氏体的形成

热处理的目的,是通过加热、冷却的方法,改变金属及合金的组织结构,使其具备工程技术上所需要的性能。热处理一般是由加热、保温和冷却三个阶段组成的。

为了使钢件热处理后获得所要求的性能,对于大多数热处理工艺(如淬火、正火和普通退火等),其加热温度应高于钢的临界点(A_1 或 A_3 ,见图1-1),使钢件具有奥氏体组织。然后以一定的方式(或速度)冷却,以获得所要求的组织和性能。加热(及保温)获得奥氏体(亦称为奥氏体化)是这类热处理的第一个步骤,而且热处理后钢件的组织、性能以及热处理过程中是否容易产生疵病等,都与奥氏体的组织形态(化学成分、均匀性和晶粒大小等)有着密切的关系。因此研究奥氏体的形成规律,以便控制奥氏体的组织形态和未溶相的状况,这在钢件热处理的理论及实践中都占有重要的地位。

本章重点讨论平衡(退火)组织加热时奥氏体的形成规律,而对非平衡(如淬火)组织加热时奥氏体的形成,只作简要的介绍。

§ 1-1 奥氏体的形成与Fe-Fe₃C相图

一、奥氏体的形成温度与Fe-Fe₃C相图

Fe-C合金缓慢加热时奥氏体形成的温度范围可以从Fe-Fe₃C相图中得到(见图1-1)。

Fe-Fe₃C相图示出了不同成分的Fe-C合金在各个温度区间平衡相的结构、成分和相对含量,能够表示在缓慢加热和冷却过程中所发生的相变。

按照Fe-Fe₃C相图,组织为珠光体的共析钢在 A_1 (727℃)温度以下加热时,其相组成保持不变(α 相中碳的溶解度及Fe₃C的形状稍有变化)。加热到 A_1 点以上时,珠光体全部转变为奥氏体。在亚共析(过共析)钢中,当缓慢加热到 A_1 稍上温度后,除珠光体全部转变为奥氏体外,还有少量先共析铁素体(渗碳体)转变为奥氏体。此时钢由先共析铁素体(渗碳体)加奥氏体两相组成。继续升高温度,先共析铁素体(渗碳体)不断向奥氏体转变。当温度升高到 A_3 (A_{cm})点以上时,先共析相全部转变为奥氏体,此时钢中只有单相奥氏体存在。相图中的SGNJES高温区域是奥氏体稳定存在区。

必须指出,上述转变过程只有在加热速度极其缓慢的情况下才能发生。而在实际采用的加热速度下,其转变情况与相图所表示的颇有出入。例如,用较大的速度加热时,可以在亚共析钢中得到奥氏体加残留渗碳体的组织。而按照相图,在亚共析钢中只有铁素体才能作为未溶解的过剩相保留,渗碳体作为过剩相只是过共析钢的特征。这就是说,实际热处理加热时所发生的相变常常是非平衡的,用Fe-Fe₃C相图已无法全部说明。为了掌握奥氏体的形成规律,必须研究奥氏体的形成机理、动力学及其影响因素。

二、奥氏体形成的热力学条件

钢加热时组织转变的动力是奥氏体与旧相之间体积自由能之差 ΔG_v 。而相变进行的条件是系统总的自由能的降低值 ΔG 。根据相变理论,奥氏体形成晶核时,系统总自由能变化

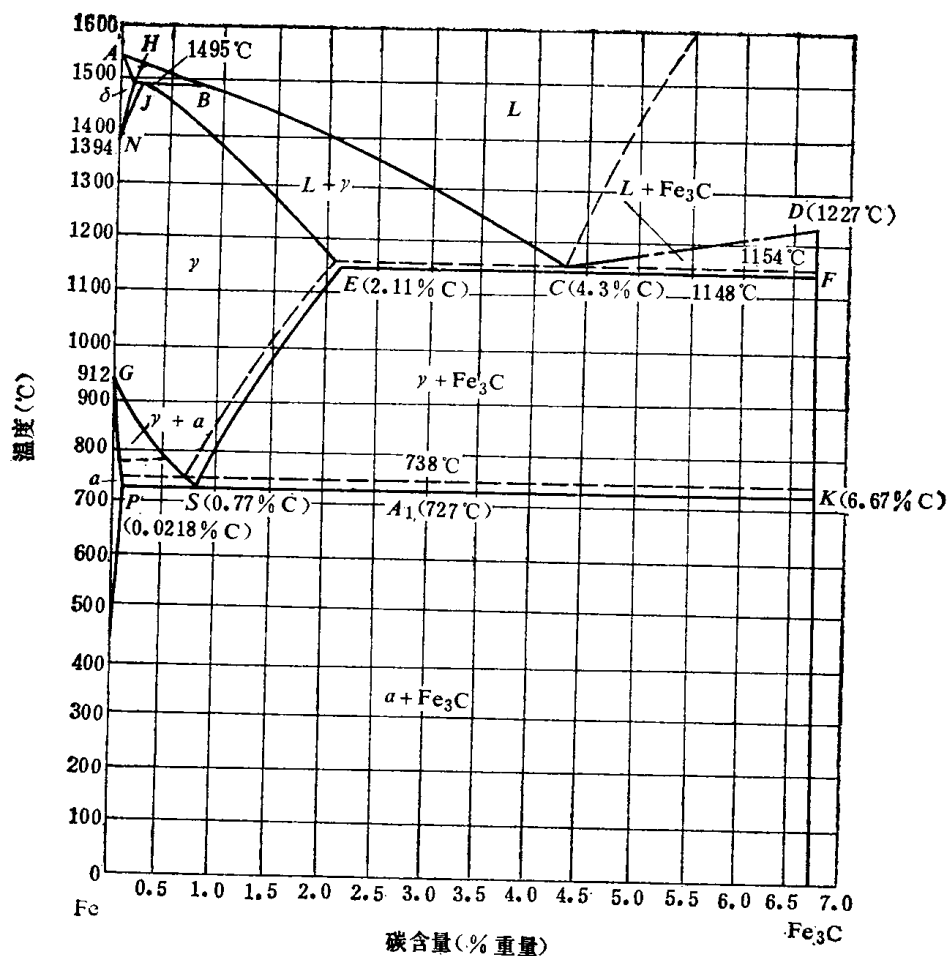


图 1-1 Fe-C 合金相图

——Fe-Fe₃C 相图

----Fe-C (石墨) 相图

ΔG 可由下式表示^[1]:

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_e \quad (1-1)$$

式中 ΔG_s ——形成奥氏体时所增加的表面能;

ΔG_e ——形成奥氏体时所增加的应变能。

因奥氏体是在高温下形成, 其相变应变能较小, 粗略估计相变方向时, 此项可以忽略。故奥氏体形成时系统自由能的变化可改写成:

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_s \quad (1-2)$$

图 1-2 是共析碳钢奥氏体和珠光体的体积自由能随温度的变化曲线。它们相交于 A_1 点 (727°C), 在 A_1 点以上, 奥氏体比珠光体自由能低, 二者之差 ΔG_v 就是在 A_1 温度以上珠光体向奥氏体转变的动力。显然, 在 A_1 温度以下珠光体向奥氏体转变是不能发生的。只有

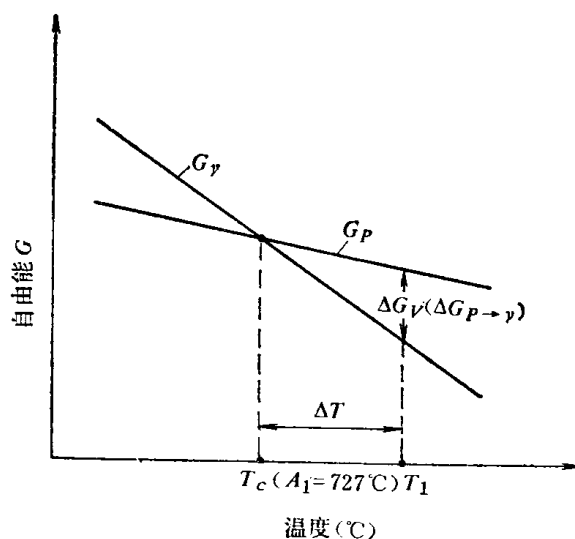


图 1-2 珠光体 (P) 和奥氏体 (γ) 自由能随温度的变化曲线 (示意图)

在 A_1 点以上, 当珠光体向奥氏体转变的驱动力 ΔG_v 能够克服因奥氏体形成所增加的表面能 ΔG_s 时, 珠光体才有可能自发地形成奥氏体。所以, 奥氏体的形成必须在一定的过热度 (ΔT) 下才能发生。

三、实际加热时的临界点与 Fe-Fe₃C 相图的关系

Fe-Fe₃C 相图是热力学上达到平衡状态的相图, 在实际热处理的加热情况下, 相变是在不平衡的条件下完成的, 其相变点与相图有一些差异。如前所述, 实际相变总是在一定过热条件下发生的, 因而相变温度必然会偏离相图上平衡临界温度。加热时相变温度偏向高温, 冷却时偏向低温, 称之为“滞后”。随着加热速度的增加, 奥氏体形成温度升高, 偏离相图的临界点愈远 (详见图 1-21)。

图 1-3 所示的是加热和冷却速度为 $0.125^\circ\text{C}/\text{min}$ 时对临界温度 A_1 , A_3 , A_{cm} 的影响^[2]。为便于区别起见, 用 Ac 和 Ar 分别表示实际加热和冷却时的临界温度, 并用角码 1、3 等数字标出, 例如 Ac_1 、 Ar_1 , Ac_3 、 Ar_3 , Ac_{cm} 和 Ar_{cm} 等。

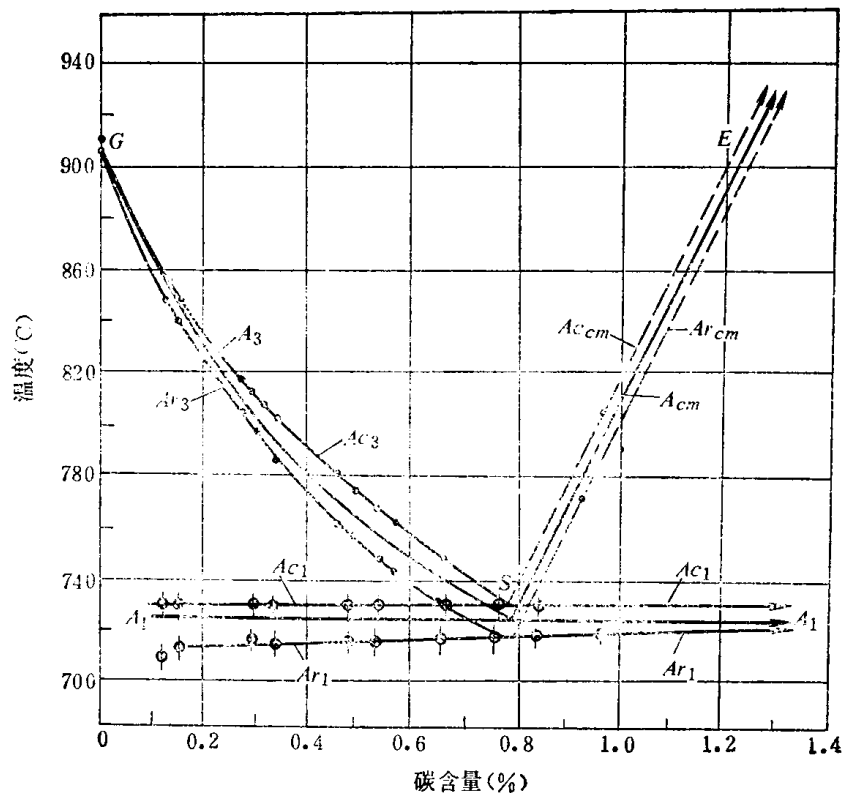


图 1-3 在加热 (冷却) 速度为 $0.125^\circ\text{C}/\text{min}$ 时, 对临界点 A_1 , A_3 , A_{cm} 的影响

§ 1-2 奥氏体的组织、结构和性能

在通常情况下, 奥氏体的组织是由多边形的等轴晶粒所组成, 有时在晶粒内可观察到孪晶, 如图 1-4 所示^[2]。

奥氏体是 C 溶于 γ -Fe 中的固溶体。合金钢中的奥氏体是 C 及合金元素溶于 γ -Fe 中的固溶体。经 X 射线衍射证明, C 是处在 γ -Fe 八面体的中心空隙处, 即面心立方点阵晶胞的中心或棱边的中点, 如图 1-5 所示^[3]。 γ -Fe 的点阵常数为 $3.64\text{\AA}$ 时, 最大空隙的半径为 $0.52\text{\AA}$, 与 C 原子半径 ($0.77\text{\AA}$) 比较接近。因此, 当空隙周围的铁原子因某种原因偏离平

衡位置时,有可能使空隙“扩大”一些,使C原子进入而形成间隙式固溶体。C原子进入空隙后,引起点阵畸变,使C原子不可能像图1-5所示的那样填满每一空隙。实际上奥氏体的最大碳含量是2.11% (重量) (1148℃时),而不是按所有的八面体空隙均被填满计算所得的20% (重量)。根据奥氏体中最大碳含量的计算,实际上大约2~3个 γ -Fe晶胞中才有一个C原子。



图1-4 奥氏体组织 (晶内有孪晶) 1000×

C在奥氏体中的分布是统计均匀的,应用统计理论计算表明,在含0.85%C的均匀奥氏体中,可能存在着比其平均浓度高八倍的区域^[4],也就是说,存在着浓度起伏。

C原子的存在,使奥氏体点阵常数增大,如图1-6所示^[8]。合金元素如Mn、Si、Cr、Ni、Co等,在 γ -Fe中置换Fe原子而形成置换固溶体。它们的存在也引起点阵常数改变,使晶格畸变。点阵常数改变的大小和晶格畸变的程度,取决于C原子的数目、合金元素原子和Fe原子半径的差异及它们的含量。

奥氏体是顺磁性的,我们常利用这一性质来研究钢中与奥氏体有关的相变,如相变点和残余奥氏体量的测定等。

在钢的各种组织中,奥氏体的比容最小。例如在0.8%C的碳钢中,奥氏体、铁素体和马氏体的比容分别为0.12399、0.12708和0.12915cm³/g^[5]。在生产上可利用这一特性藉调整奥氏体量来达到减小淬火工件体积变化的目的。也常利用这一性质借膨胀仪来测定奥氏体的转变情况。

奥氏体的线膨胀系数比其他组织大,如在0.8%C的碳钢中,奥氏体、铁素体、渗碳体和马氏体的线膨胀系数分别为 23×10^{-6} 、 14.5×10^{-6} 、 12.5×10^{-6} 和 11.5×10^{-6} cm/cm·K^[5]。工业上常利用奥氏体钢膨胀系数大的特性来做仪表元件。

除渗碳体外,钢的各种组织中,奥氏体的导热性能最差。例如在碳钢中,铁素体、珠光

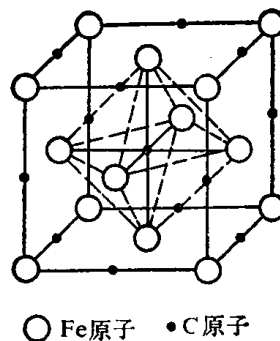


图1-5 C在 γ -Fe中可能的间隙位置

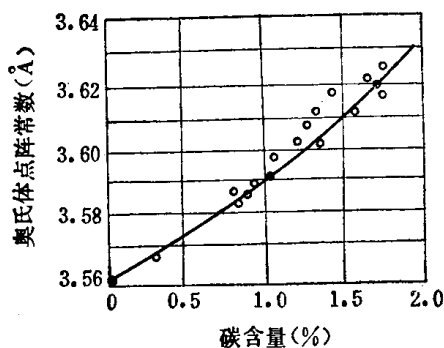


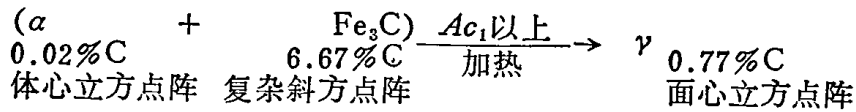
图1-6 奥氏体点阵常数和碳含量的关系

体、马氏体、奥氏体和渗碳体的导热系数分别为 77.1、51.9、29.3、14.6 和 4.2 W/m · K^[6]。由于这个原因，为避免热应力引起工件变形，奥氏体钢加热时，不可采用过大的加热速度。

奥氏体的塑性高，屈服强度低，容易塑性变形加工成形，所以钢的锻造加工常常要求在奥氏体稳定存在的高温区域进行。由于高温奥氏体的屈服强度低，相变热应力和组织应力往往引起奥氏体晶粒发生塑性变形、出现孪晶并产生相变硬化。这种硬化和冷变形硬化类似，有可能在更高温度下引起奥氏体发生再结晶，使晶粒反常细化^[6]（详见图 1-39）。

§ 1-3 奥氏体形成机理

根据 Fe-Fe₃C 合金相图，由铁素体加渗碳体两相组成的珠光体，加热到 A_{c1} 稍上温度时要转变为单相奥氏体，即：



由于新形成的奥氏体和原来的铁素体及渗碳体的碳含量和点阵结构相差很大，因而奥氏体的

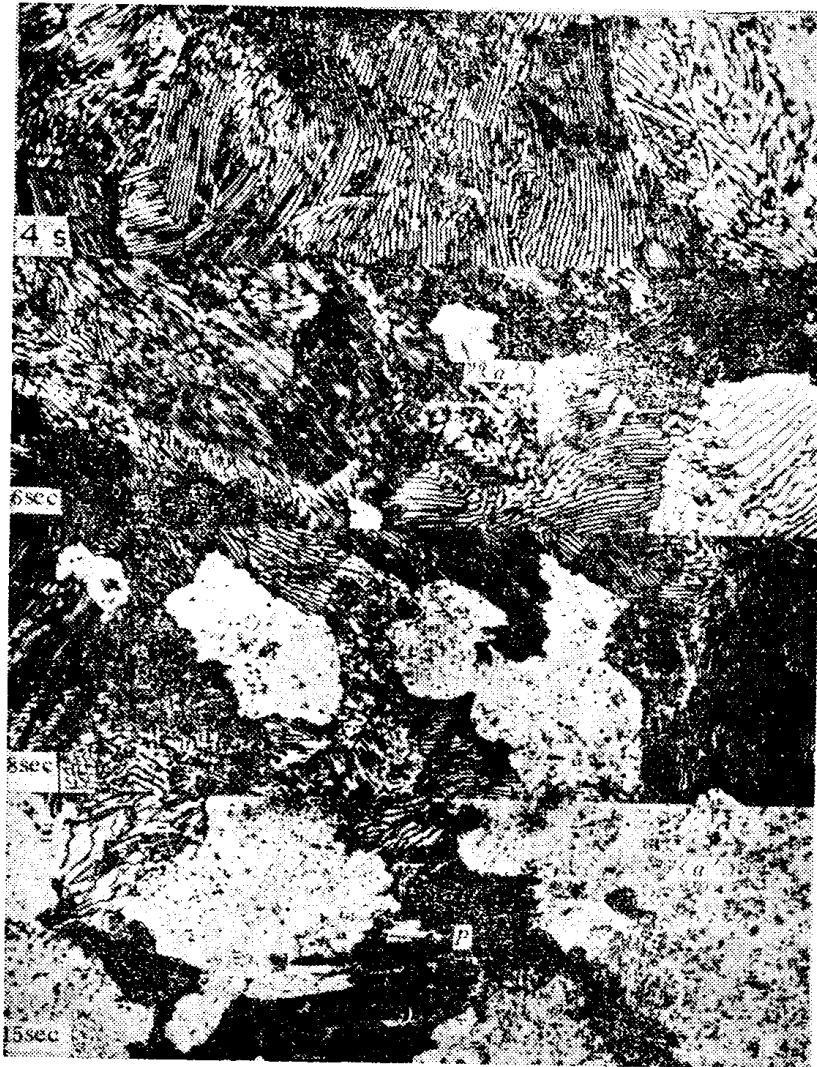


图 1-7 在 A_{c1} 以上珠光体向奥氏体等温转变过程。（图中白色区域代表奥氏体，其中点状物是残留渗碳体）

形成是一个渗碳体的溶解，铁素体到奥氏体的点阵重构以及碳在奥氏体中扩散的过程。

在等温条件下，奥氏体形成过程一般可以用图 1-7^[7]、图 1-8^[2]、图 1-9^[8] 和图 1-10^[7] 表示之。由这些图片可以看出，奥氏体的形成符合一般相变规律，是通过成核和长大完成的。

奥氏体的晶核优先在铁素体和渗碳体两相交界面处（图 1-8）或在珠光体团的边界上形成（图 1-9），然后依靠逐渐吞噬其两边的铁素体和渗碳体而长大。随着时间延长，奥氏体晶核不断增多，并逐渐长大到所有奥氏体晶粒相互接触为止。但是，在碳含量较高的共析钢



图 1-8 过共析钢（球化体）加热到 745℃ 时，奥氏体的形成过程
a) 原始组织（球化体） b) 保温 5s c) 保温 15s d) 保温 60s

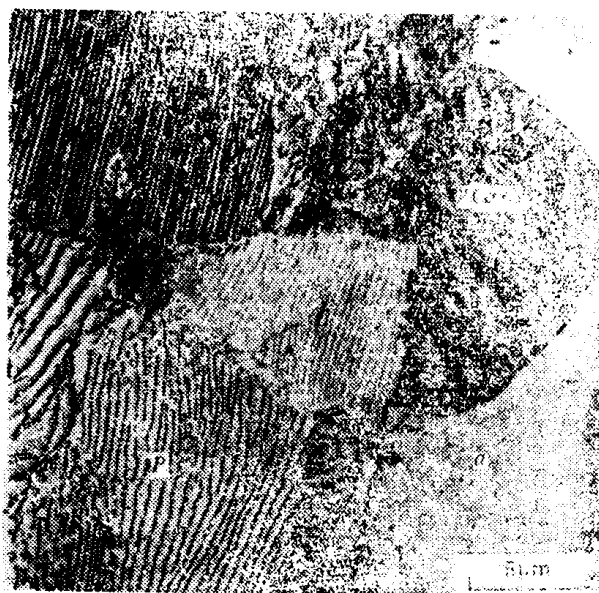


图 1-9 奥氏体在珠光体团内和珠光体团与铁素体相界上成核的情况

和过共析钢中，当铁素体消失以后，原珠光体中还有部分渗碳体未溶解（图 1-8d）。在亚共析钢中，也可能出现这种情况。不过，其中残留的碳化物数量较少，如图 1-10c)、d) 所示。未溶解的碳化物在继续保温过程中，不断向奥氏体中溶解直至消失。再进一步延长保温时间，才能使奥氏体中碳分均匀化。

由上所述，珠光体转变为奥氏体的整个过程可以看成是由三个基本过程组成，即奥氏体形成（包括成核及长大）；残留碳化物溶解和奥氏体成分的均匀化。

一、奥氏体晶核的形成和长大

（一）奥氏体晶核的形成 关于奥氏体的成核方式，存在着扩散和无扩散两种观点。根据扩散观点，奥氏体的晶核是依靠系统内的能量起伏，浓度起伏和结构起伏形成的。

从 Fe-Fe₃C 相图上的 GS 线看出，铁素体和奥氏体平衡温度是随着碳含量的增高而下降的。当加热到 A₁ 温度时，铁素体的碳含量极低（约为 0.0218% C），这样的铁素体应该在比 A₁ 更高的温度才能转变为奥氏体。因此，不能把珠光体中奥氏体的形成简单的设想为铁素体先转变为奥氏体，随后渗碳体再不断溶入奥氏体中。按照 Fe-Fe₃C 相图，为了使铁

素体转变为奥氏体，铁素体中最低的碳含量必须是：727℃ 为 0.77%、740℃ 为 0.66%、780℃ 为 0.40%、800℃ 为 0.32% 等等。事实上在钢的微观体积内，由于碳原子的热运动而存在着浓度起伏。所以在平均碳浓度很低的铁素体中，存在着高碳微区，其 C 浓度可能达到该温度下奥氏体能够稳定存在的成分（由 GS 线决定）^[9]。如果这些高碳微区因结构起伏和能量起伏而具有面心立方点阵结构和足够高的能量时，就有可能转变成在该温度下稳定存在的奥氏体临界晶核。但是，这些晶核要能够巩固下来并进一步长大，必须要有 C 原子继续不断的供应。奥氏体晶核在铁素体和渗碳体相界面处较易形成。这是因为：（1）在铁素体和渗碳体两相界面处，C 原子浓度相差较大，有利于获得形成奥氏体晶核所需要的 C 浓度；（2）在铁素体和渗碳体两相界面处，因原子排列不规则，Fe 原子有可能通过短程扩散由旧相的点阵向新相的点阵转移，而促使奥氏体成核。并且成核时产生的应变能也比较容易借晶界流变而释放。即是说在相界（或晶界）上成核时不仅需要的结构起伏较小，而且需要消耗的应变能 ΔG_s 也较小；（3）两相界面处，杂质及其他晶体缺陷较多，不仅 C 原子浓度较高，而且有较高的畸变能，如果新相在这些部位上成核，则有可能消除部分晶体缺陷，而使系统的自由能降低。因此，从热力学观点分析，奥氏体形成时系统自由能变化的总式就可改写为^[11]：

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_b - \Delta G_d \quad (1-3)$$

式中 ΔG_b 表示在相界、晶界等晶体缺陷处形成新相时所引起系统自由能的降低值。

（二）奥氏体晶体长大 奥氏体晶体长大是通过铁素体与奥氏体之间的点阵重构，渗碳体的溶解和碳在奥氏体中的扩散等过程进行的。

在珠光体中，当奥氏体晶核在铁素体和渗碳体两相界面间产生以后，形成了两个新的相界面，即 $\gamma-\alpha$ 及 $\gamma-\text{Fe}_3\text{C}$ 的相界面，奥氏体的晶核依靠这两个相界面向原来的旧相铁素体和渗碳体中推移而长大。假定相界面是平直的，那么在 A_{c1} 以上某一温度 T_1 时，相界面处各相中 C 的浓度可由 Fe-Fe₃C 相图来决定，如图 1-11a) 所示。可以看出，和奥氏体相接触的铁素体的 C 浓度为 $C_{\alpha-\gamma}$ ，和渗碳体相接触的铁素体的 C 浓度为 $C_{\alpha-\text{cem}}$ （沿 QP 延长线

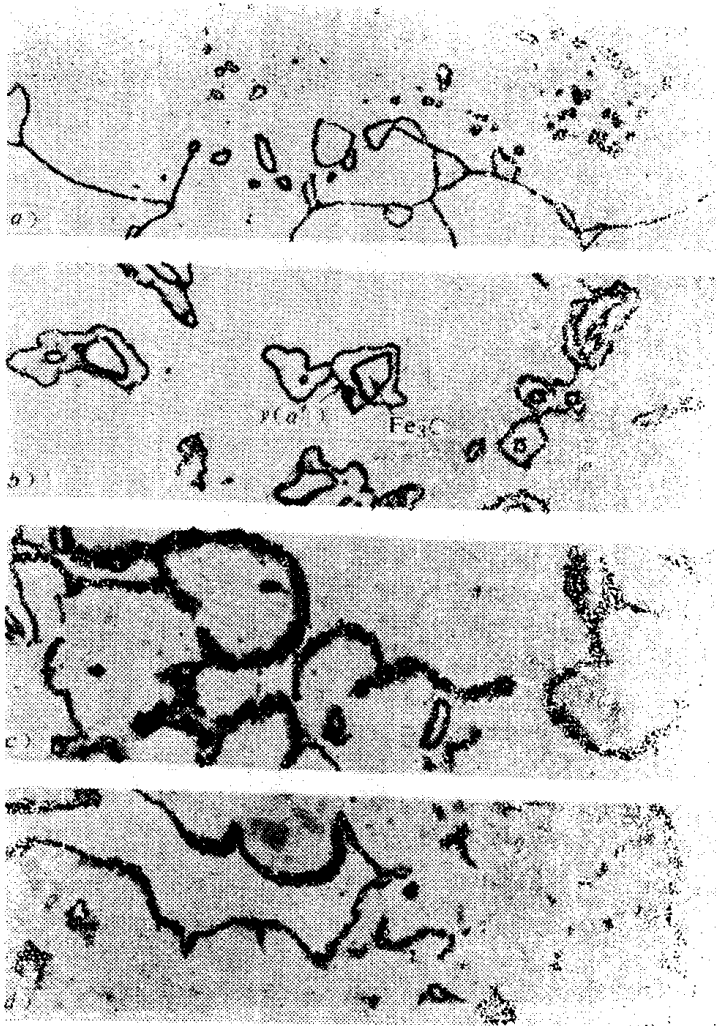


图 1-10 亚共析钢（球化体）加热到 845℃ 时，奥氏体的形成过程

a) 原始组织（球化体） b) 保温 5 s c) 保温 15 s d) 保温 45 s

变化), 和铁素体相接触的奥氏体的 C 浓度为 $C_{\gamma-\alpha}$, 和渗碳体相接触的奥氏体的 C 浓度为 $C_{\gamma-cem}$, 和奥氏体相接触的渗碳体的 C 浓度为 $C_{cem-\gamma}$ (即 6.67% C)。如果垂直于相界面截取一纵截面, 沿纵截面各相 C 浓度分布见图 1-11b)。

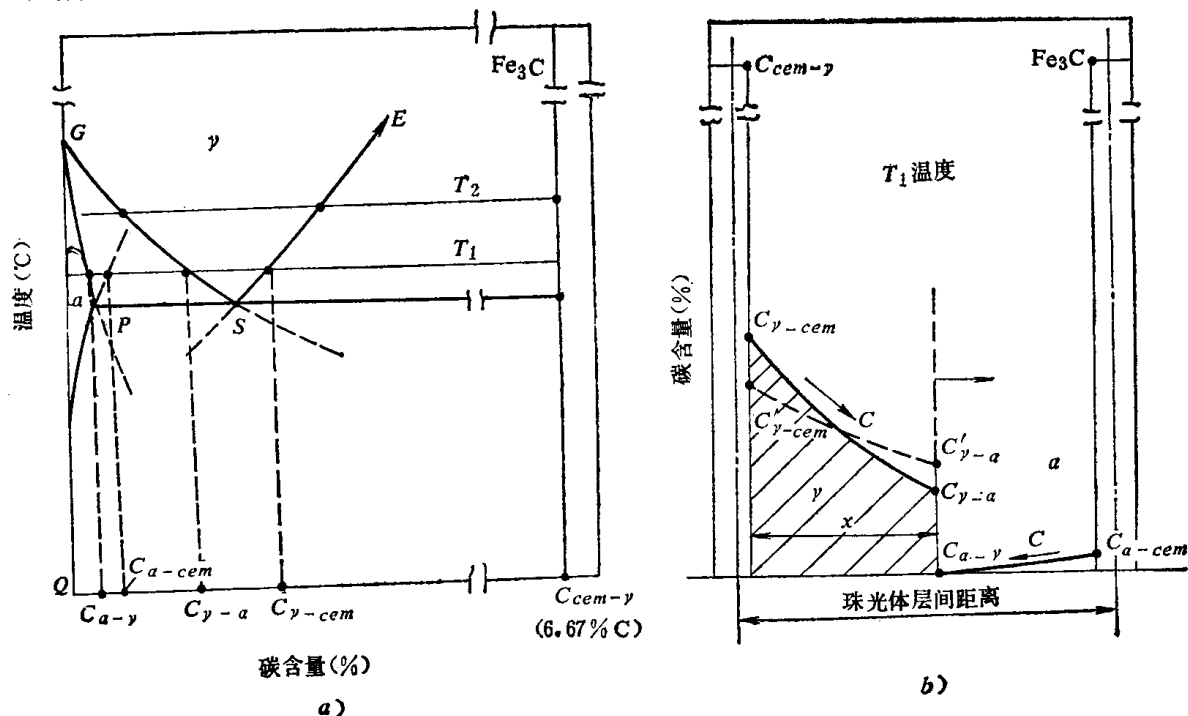


图 1-11 共析钢奥氏体形成时, 各相 C 浓度的分布

a) 奥氏体形成时各相 C 浓度和温度的关系

b) 各相 C 浓度和珠光体层间距离的关系

因为在奥氏体的两个相界面之间 C 浓度不等, 就造成了一个浓度差 $C_{\gamma-cem} - C_{\gamma-\alpha}$ 。这样, 奥氏体中的 C 就要从高浓度的奥氏体-渗碳体相界面一边, 向低浓度的奥氏体-铁素体相界面扩散, 结果破坏了在该温度 (T_1) 下相界面的平衡浓度, 此时奥氏体内 C 的分布如图 1-11b) $C'_{\gamma-cem} - C'_{\gamma-\alpha}$ 虚线所示。为了维持原来的相界面的局部平衡 (如图 1-11b) 中 $C_{\gamma-cem} - C_{\gamma-\alpha}$ 实线所示), 渗碳体必须溶入奥氏体以供应碳量, 使其界面的 C 浓度恢复到 $C_{\gamma-cem}$ 。铁素体必须转变为奥氏体, 使其界面的 C 浓度恢复到 $C_{\gamma-\alpha}$ 。这样, 奥氏体的相界面就自然地同时向渗碳体和铁素体中推移, 使奥氏体不断长大。

此外, 与碳在奥氏体中扩散的同时, 在铁素体中也进行着碳的扩散, 这是因为在铁素体、奥氏体和渗碳体三相共存时, 在铁素体中也存在着碳浓度差 $C_{\alpha-cem} - C_{\alpha-\gamma}$ 。尽管这种碳浓度差很小, 但也会引起碳从铁素体-渗碳体相界面向铁素体-奥氏体相界面进行扩散 (见图 1-11b), 这种扩散也有促使奥氏体形成的作用。

二、残留碳化物的溶解

在奥氏体晶体长大过程中, 由于奥氏体与铁素体相界面处的 C 浓度差 $C_{\gamma-\alpha} - C_{\alpha-\gamma}$ 显著地小于渗碳体和奥氏体相界面处的浓度差 $C_{cem-\gamma} - C_{\gamma-cem}$, 所以, 奥氏体只需溶解一小部分渗碳体就会使奥氏体达到饱和; 必须溶解大量的铁素体, 才能使奥氏体的碳含量趋于平衡。所以长大的奥氏体溶解铁素体的速度始终大于溶解渗碳体的速度 (见公式 (1-7) 及 (1-8))。故在共析钢中铁素体总是先消失。

而按照相平衡理论, 从 Fe-Fe₃C 相图可以看出, 在高于 A_{c1} 的温度刚刚形成的奥氏体,

靠近渗碳体处的C浓度高于共析成分较少,而靠近铁素体处的C浓度低于共析成分较多(ES 线的斜率较大, GS 线的斜率较小)。由于在珠光体中,铁素体的数量大大超过渗碳体的数量(如 727°C 时,含 $0.77\%\text{C}$ 的珠光体中,大约有 11.3% 渗碳体, 88.7% 铁素体)。所以当珠光体中的铁素体向奥氏体的转变刚刚完成时,其平均C浓度低于共析成分,这就进一步说明共析钢中的奥氏体刚刚形成时,必然有部分碳化物残留下来。而且随着加热温度的升高,刚刚形成的奥氏体的平均碳含量降低。如在共析钢 $\ominus$ 中, 735°C 为 $0.77\%\text{C}$, 760°C 为 $0.69\%\text{C}$, 780°C 为 $0.61\%\text{C}$, 850°C 为 $0.51\%\text{C}$, 900°C 为 $0.46\%\text{C}$ 等^[4]。所以,实际热处理时加热速度愈大(或者过热度愈大),钢中可能残留的碳化物数量愈多。只有继续加热或保温时,残留碳化物才能逐渐溶解。

碳化物溶入奥氏体的机理,现在还不十分清楚,有认为是通过碳化物中的C原子向奥氏体中扩散和Fe原子向贫碳的 Fe_3C 区扩散以及 Fe_3C 向 γ 的晶体点阵改组来完成的。

三、奥氏体均匀化

珠光体转变为奥氏体时,在残留渗碳体刚刚完全溶入奥氏体的情况下,碳在奥氏体内的分布是不均匀的。原来为渗碳体的区域,碳浓度较高;而原来是铁素体的区域,碳含量较低。这种C浓度的不均匀性随加热速度增大而愈加严重(见图1-23)。因此,只有经继续加热或保温,借助于C原子的扩散,才能使整个奥氏体中C的分布趋于均匀。

上述共析碳钢的奥氏体等温形成过程,可以用图1-12形象地表示出来^[3]。图中**b)**、**c)**表示奥氏体成核及长大,**b)**、**c)**、**d)**表示渗碳体溶解,**d)**、**e)**表示奥氏体成分均匀化。应当指出,此示意图未考虑碳在铁素体中的扩散。

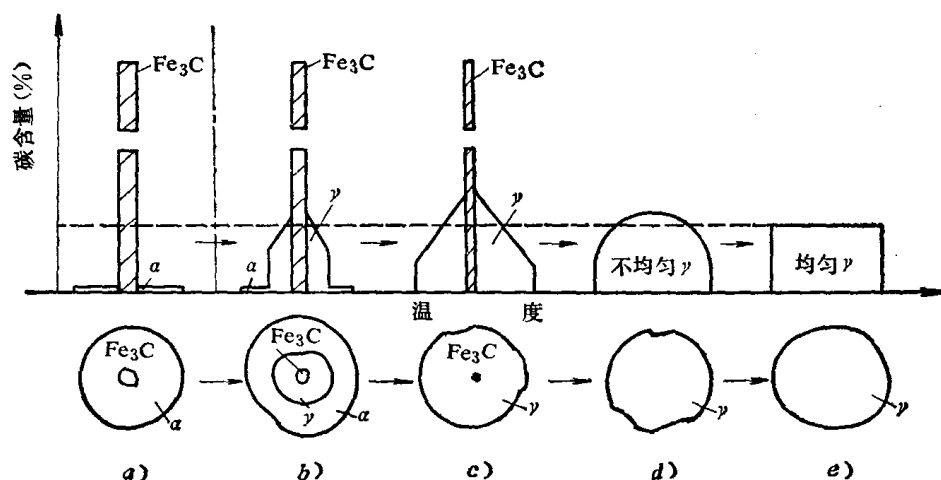


图 1-12 珠光体向奥氏体等温转变过程示意图

关于奥氏体的非扩散形成:有人认为^[3],珠光体转变为奥氏体时,奥氏体晶核是铁素体无扩散转变而成的,开始形成奥氏体的温度不受加热速度的影响,只要有一定的过热度,相变便可进行。而成核以后的长大,渗碳体的溶解及成分均匀化,则是通过扩散来完成的。

另外一些人认为^[4],珠光体向奥氏体转变时,只有当加热温度高到一定温度(A_{c3} 以上)时,铁素体可以全部以无扩散的方式转变为低碳奥氏体(见图1-16曲线4),随后的碳化物向奥氏体中的溶解及均匀化是按扩散方式进行的。

$\ominus$ 此处共析碳钢的碳含量是按 0.8% 计算的。

最近有些研究指出^[10], 铁素体向奥氏体的转变直接受加热速度控制, 奥氏体在较低温度的等温形成以及加热速度不是特别大的连续加热转变, 都属于扩散型转变。奥氏体的成核和长大, 残留碳化物的溶解及奥氏体的均匀化, 主要为 C 在奥氏体中扩散速度所控制。但是, 在超快速加热条件下, 奥氏体形成既有扩散转变机理又有非扩散转变机理。例如, 工业纯铁在 Ac_1 点以上加热时, 奥氏体首先在铁素体晶界上的碳化物处形核, 是属于扩散型转变, 另一方面, 在别处尚未转变的铁素体, 则因快速加热而继续过热到 1000°C 以上的高温, 迅速发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 的无扩散相变。由于此时相变不受 C 原子扩散的制约, 故相变速度极快。

在共析钢中, 当加热速度小于 $10^4^\circ\text{C}/\text{s}$ 时, 珠光体向奥氏体的转变基本上是属于扩散型的。当加热速度大于 $10^5^\circ\text{C}/\text{s}$ 时, 由于奥氏体的扩散成核和长大速度落后于加热速度, 除一部分发生扩散转变外, 余下的铁素体以无扩散的方式转变为奥氏体。

但是, 关于非扩散成核及长大的具体方式, 目前尚不明确。

§ 1-4 奥氏体等温形成动力学

本节主要讨论奥氏体形成时的速度问题, 即在一定温度下的形成量和时间的关系。奥氏体的形成速度决定于成核和长大速度, 它们受钢的成分、原始组织、温度等条件的影响。

为了方便起见, 先研究奥氏体等温形成动力学图, 进而讨论奥氏体的形成速度及其影响因素。

一、奥氏体等温形成动力学曲线

在普通退火条件下, 共析碳钢的组织是珠光体, 组织状态比较简单, 故先研究退火共析碳钢的奥氏体等温形成图。

(一) 共析碳钢奥氏体等温形成图

将共析碳钢小试样 (如厚度 2mm 左右, 直径约 10mm 的小圆片) 迅速加热到 Ac_1 以上不同温度, 如 730°C 、 745°C 、 765°C 、 800°C 等等, 并在每一个温度下保持一系列不同时间, 如 1、10、40、100、……s。然后在盐水中急冷到室温。测出上述各个试样中马氏体的数量 (这些马氏体量就相当于高温下所形成的奥氏体量, 如图 1-7 所示)。

将实验所得的一系列数据归纳整理, 作出各个温度下不同保持时间的奥氏体形成量和时间的关系曲线, 即为奥氏体等温形成动力学曲线, 如图 1-13a) 所示^[4]。这些曲线清楚的表示出了不同温度下奥氏体转变量与等温保持时间的关系。为便于使用, 通常把不同温度下转变相同数量所需的时间, 综合成图 1-13b) 的形式, 此即为奥氏体等温形成图。

但是, 上述的等温形成图表示的是珠光体 $\rightarrow$ 奥氏体刚转变完的情况。实际上, 这时钢中仍有部分残留碳化物存在 (见图 1-7)。这部分碳化物还需要保温一段时间后才完全溶解。而且在碳化物溶解完了之后, 还必须保持一段时间才能使其成分均匀化。如果将残留碳化物的溶解及奥氏体成分均匀化过程全部表示在共析碳钢奥氏体等温形成图中, 则如图 1-14 所示^[11]。

由图 1-13 和图 1-14 看出: (1) 在高于 Ac_1 温度保温时, 奥氏体并不立即形成, 而是需要经过一定孕育期之后才开始形成。温度愈高, 孕育期愈短。需要孕育期是扩散型相变的特点。(2) 奥氏体形成速度在整个过程中是不同的, 开始时速度较慢, 以后速度逐渐加大, 当奥氏体形成量大于 50% 以后, 速度又开始减慢 (见图 1-13a)。(3) 温度愈高, 形成

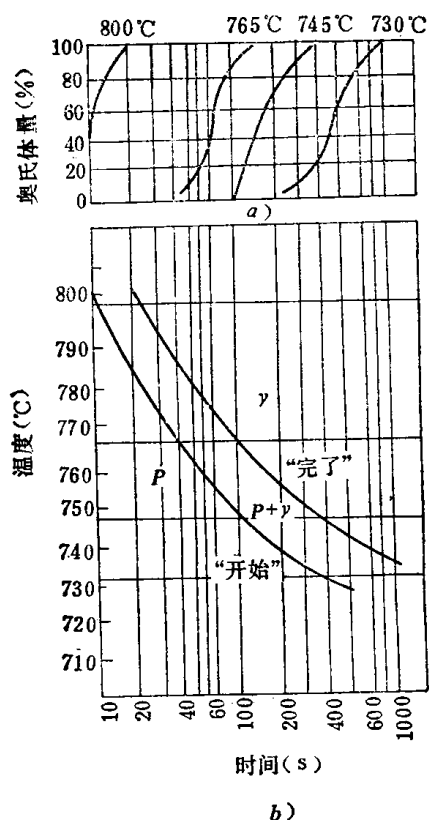


图 1-13 0.86% C 钢 a) 奥氏体形成动力学曲线和 b) 等温形成图

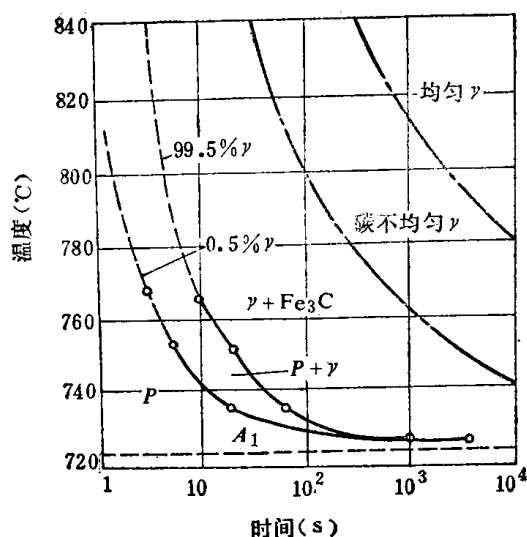


图 1-14 共析碳钢奥氏体等温形成图

奥氏体所需要的全部时间愈短，即奥氏体形成速度愈快。(4) 在奥氏体刚刚形成后，还需要一段时间使残留碳化物溶解和奥氏体均匀化。在整个奥氏体形成过程中，残留碳化物的溶解，特别是成分均匀化所需的时间最长。

应当指出，上述孕育期只是表示在所采用的研究方法中，能首先观察到某一奥氏体量时

所消耗的时间。严格说来，把这个时间认为是孕育期并不恰当。所谓孕育期应当是在第一个奥氏体体积形成之前的一段准备时间。它将随测试方法精确度的逐渐提高而不断接近于理想情况。因此，在奥氏体等温形成图中的奥氏体开始形成曲线，随着测量方法精确度的提高而向温度坐标轴靠近。但是，为了使用上的方便，通常仍是将能够观察到形成一定数量（譬如 0.5% 左右）奥氏体以前的一段等温时间作为孕育期。

(二) 过共析与亚共析碳钢奥氏体等温形成图

过共析碳钢经普通完全退火后的组织是珠光体加先共析网状渗碳体。经球化退火的组织是铁素体和粒状渗碳体。这类钢中渗碳体的数量比共析碳钢中多。因此，当加热温度在 Ac_1 - Ac_{cm} 之间珠光体刚刚转变为奥氏体时，钢中仍有大部分先共析渗碳体和部分共析渗碳体未溶解。只有在温度超过 Ac_{cm} ，并经相当长时间的保温后，渗碳体才能完全溶解。同样，在渗碳体溶解以后，需延长时间才能使 C 在奥氏体中分布均匀。

亚共析钢经普通退火后的组织是珠光体加先共析铁素体。而其中珠光体的数量随钢的碳含量降低而减少。对于这类钢，当加热到 Ac_1 以上某一温度珠光体转变为奥氏体后，如果保温时间不太长，可能有部分铁素体和渗碳体被残留下来。对于碳含量比较高的亚共析钢，在 Ac_3 以上，当铁素体全部转变为奥氏体后不久，有可能仍有部分碳化物残留。再继续保温，才能使残留碳化物溶解和使奥氏体成分均匀化。

图 1-15a) 和 b) 是实测的过共析碳钢（含 1.2% C）及亚共析碳钢（含 0.45% C）的奥氏体等温形成图^[12]。图中的曲线完全证实了上边的论述。比较图 1-14 和图 1-15 可见，

共析、过共析及亚共析三类钢的奥氏体等温形成图基本上一样，都是由奥氏体的形成、残留碳化物的溶解及成分均匀化几个阶段组成。不同的是亚共析钢多了一条先共析铁素体溶解“完了”曲线。与共析钢相比，过共析钢的碳化物溶解及奥氏体成分均匀化需要的时间加长。

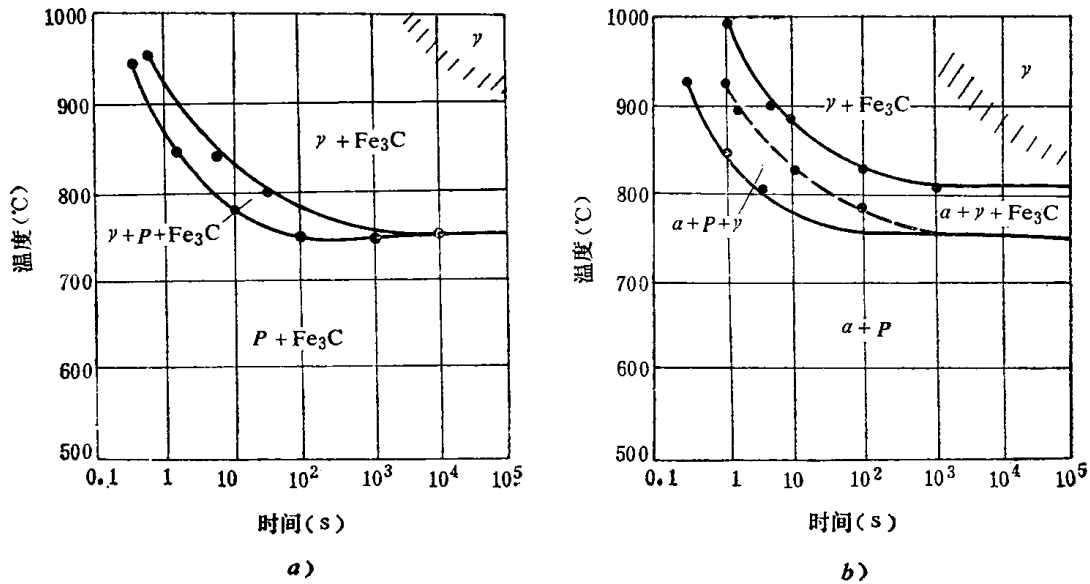


图 1-15 a) 过共析钢 (1.2%C) 和 b) 亚共析钢 (0.45%C) 奥氏体等温形成图

但是，对于碳含量比较少且碳化物为细片状的亚共析碳钢，其奥氏体等温形成图并不总是象图 1-15b) 表示的那样。在奥氏体化过程中碳化物或者铁素体那一个是残留相的问题，往往和加热条件有很大关系。当加热到 Ac_1 - Ac_3 之间，珠光体转变为奥氏体，如果保温时间足够长，碳化物溶入奥氏体后尚有部分先共析铁素体存在。此时如 Fe-Fe₃C 相图所表明的

的那样，在 Ac_1 - Ac_3 之间，钢是由奥氏体加铁素体两相所组成。图 1-16 就是这种情况下的奥氏体等温形成图。图中曲线 4 表示快速加热到 Ac_3 以上某一温度时，铁素体以无扩散方式全部转变为奥氏体的温度。从图中可以看出，如果奥氏体的形成温度在图中曲线 4 以上，即使钢的碳含量很低，当铁素体刚刚转变为奥氏体后渗碳体也可以残留。

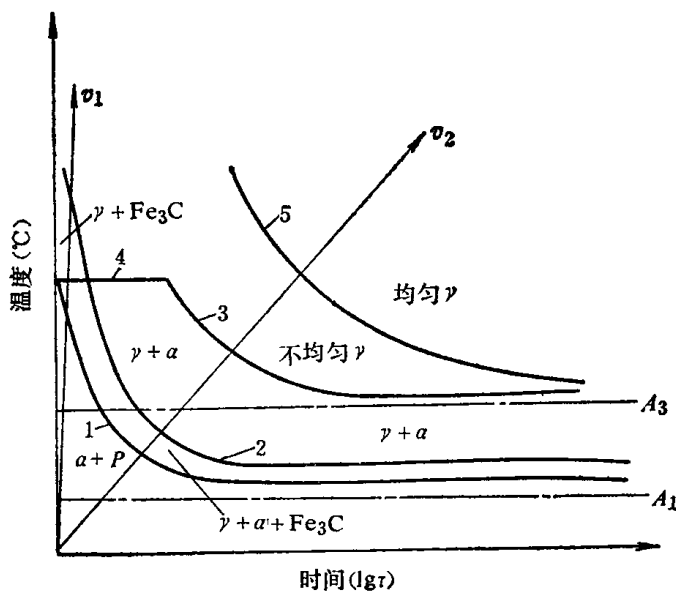


图 1-16 碳含量低的具有细片状珠光体的亚共析钢奥氏体等温形成图 (示意)

1—奥氏体开始形成 2—碳化物消失 3—铁素体消失
4— $a \rightarrow \gamma$ 无扩散转变 5—奥氏体均匀化

二、奥氏体等温形成动力学的分析

奥氏体等温形成动力学图示出的温度升高奥氏体形成速度加快的规律，是由于随着温度升高奥氏体成核率和长大速度均增大的缘故。表 1-1 是共析碳钢奥氏体成核率和长大速度

与加热温度关系的实验结果^[9]。由此可以看出,当温度从 740℃ 提高到 800℃ (过热度 77℃) 时,成核率 N 增大了 270 多倍,而长大速度 G 增大了 80 余倍。因此,随着温度升高,奥氏体形成速度迅速增加。

(一) 奥氏体的成核率

研究指出,在奥氏体均匀成核的条件下,成核率 N 和温度之间的关系可表示为:

$$N = C' e^{-\frac{Q}{kT}} \cdot e^{-\frac{W}{kT}} \quad (1-4)$$

式中 C' ——常数;

Q ——扩散激活能;

T ——绝对温度;

k ——波尔茨曼常数;

W ——临界晶核形成功,在忽略应变能时,

$$W = A' \cdot \frac{\sigma^3}{\Delta G_v^2} \quad (1-5)$$

式中 σ ——奥氏体与旧相的界面能(或者比界面能);

ΔG_v ——单位体积奥氏体和珠光体之间自由能之差;

A' ——常数。

由式(1-4)和式(1-5)可见,当奥氏体形成温度升高时,一方面因温度 T 的增大使成核率 N 以指数关系迅速增加;另一方面因 ΔG_v 增加,因而使晶核形成功 W 减少,而使奥氏体成核率更进一步增加。此外,随着温度升高,原子扩散速度加快,不仅有利于铁素体向奥氏体的点阵改组,而且也促使渗碳体溶解,从而也加速奥氏体成核。

由于奥氏体是由碳浓度差很大的铁素体和渗碳体转变而成的。因此,随着温度升高,各相间碳浓度的变化对奥氏体形成也有影响。从 Fe-Fe₃C 相图(见图 1-11a)看出,随着温度提高,一方面与渗碳体相接触的铁素体的碳含量沿 QP 延长线增加,另一方面奥氏体在铁素体中成核时所需要的 C 浓度沿 SG 线而降低,结果减小了奥氏体成核所需要的 C 浓度起伏,因而促进了奥氏体成核。

(二) 奥氏体的晶体长大速度

奥氏体晶体的长大速度,实质上就是奥氏体的相界面向铁素体和渗碳体中推移速度的总和。它首先取决于 C 在奥氏体中的扩散速度和浓度梯度(而浓度梯度又取决于所形成的奥氏体的厚度和随温度而改变的浓度差 $C_{\gamma-\text{cem}} - C_{\gamma-\alpha}$)。其次取决于铁素体向奥氏体点阵改组的速度,即铁原子的自扩散速度。

关于奥氏体晶体的长大速度,有不少研究者利用扩散规律推导出一些计算公式,例如文献^[4,13]提出的奥氏体相界面向铁素体推移速度为:

$$V_{\gamma-\alpha} = -K \frac{D_c^\alpha \cdot \frac{dC_1}{dx_1} + D_c^\gamma \cdot \frac{dC_2}{dx_2}}{C_{\gamma-\alpha} - C_{\alpha-\gamma}} \quad (1-6)$$

式中 K ——比例常数;

表1-1 奥氏体的成核率 N 、长大速度 G 和温度的关系

转变温度 (℃)	过热度 ^① (℃)	成核率 N (1/mm ³ ·s)	长大速度 G (mm/s)	转变一半所需的时间 (s)
740	17	2280	0.0005	100
760	37	11000	0.01	9
780	57	51500	0.026	3
800	77	616000	0.041	1

① 早期资料中 $A_1=723^\circ\text{C}$, 此处过热度是以 723°C 作标准计算的。

D_c^α 、 D_c^γ ——C在铁素体及奥氏体中的扩散系数；

$\frac{dC_1}{dx_1}$ 、 $\frac{dC_2}{dx_2}$ ——铁素体和奥氏体界面处C在铁素体和奥氏体中的浓度梯度；

$C_{\gamma-\alpha} - C_{\alpha-\gamma}$ ——奥氏体与铁素体相界面间的C浓度差（见图1-11）。

式中的负号表示下坡扩散。

由于C在铁素体中的浓度梯度很小，故可近似看作 $\frac{dC_1}{dx_1} = 0$ ，那么奥氏体向铁素体推移速度公式就可简化为：

$$V_{\gamma-\alpha} = -K \frac{D_c^\gamma \cdot \frac{dC}{dx}}{C_{\gamma-\alpha} - C_{\alpha-\gamma}} \quad (1-7)$$

利用在渗碳体中碳的浓度梯度等于零的特点，同样可得出奥氏体向渗碳体推移速度为^[13]：

$$V_{\gamma-\text{cem}} = -K \frac{D_c^\gamma \cdot \frac{dC}{dx}}{C_{\text{cem}-\gamma} - C_{\gamma-\text{cem}}} = -K \frac{D_c^\gamma \cdot \frac{dC}{dx}}{6.67 - C_{\gamma-\text{cem}}} \quad (1-8)$$

式中 $C_{\text{cem}-\gamma} - C_{\gamma-\text{cem}}$ ——渗碳体与奥氏体相界面间的浓度差；

$\frac{dC}{dx}$ ——C在奥氏体中的浓度梯度。

上述方程式对片状珠光体和粒状珠光体均适用。由于与在一个珠光体层片间距内形成奥氏体的同时，类似过程也会在别的层片内进行，从大范围内看，可以用一个层片间体积内的

长大速度来代替奥氏体长大的平均速度，此时 $\frac{dC}{dx} \approx \frac{C_{\gamma-\text{cem}} - C_{\gamma-\alpha}}{S_0}$ 其中 S_0 为珠光体层间距

离，而 $C_{\gamma-\text{cem}} - C_{\gamma-\alpha}$ 即奥氏体两相界面间的浓度差 dC 可以近似由相图中 SG 和 ES 线来决定。这样就可以近似地估算出一定温度下奥氏体晶体向铁素体（或渗碳体）的移动速度。

但是，由于式（1-7）忽略了C在铁素体中的扩散，所以计算值往往比实验值为小。当温度升高时，实验值与计算值间误差增大。其原因主要在于：当铁素体中的C扩散到 $\gamma-\alpha$ 界面处时，在相界面处形成了高浓度层，使相界面浓度差 $C_{\gamma-\alpha} - C_{\alpha-\gamma}$ 减小，因而有利于奥氏体向铁素体中推移。

和提高温度有利于奥氏体成核一样，升高温度总是增大奥氏体长大速度。这是因为：

- （1）温度升高，原子扩散系数 D 成指数关系增加（ $D = D_0 e^{-Q/RT}$ ， D_0 为扩散常数， R 为气体常数）。而且奥氏体的两相界面之间C浓度差 $C_{\gamma-\text{cem}} - C_{\gamma-\alpha}$ 增加（见图1-11a SG 及 SF 线），增大了C在奥氏体中的浓度梯度，因而增加了奥氏体的形成速度；
- （2）温度高时，铁素体中有利奥氏体成核的部位增多，原子扩散距离相对缩短，有利于奥氏体长大；
- （3）温度升高，奥氏体与铁素体相界面浓度差 $C_{\gamma-\alpha} - C_{\alpha-\gamma}$ 以及渗碳体与奥氏体相界面浓度差 $C_{\text{cem}-\gamma} - C_{\gamma-\text{cem}}$ 均减小，因而加快了奥氏体晶体长大。

由于温度升高使原子扩散速度增加，必然也加快了残留碳化物的溶解及奥氏体成分均匀化过程。

综上所述, 和过冷情况下的结晶过程不同, 奥氏体形成时, 升高温度 (或增加过热度) 始终是有利于奥氏体的形成, 所以加热温度愈高, 奥氏体形成的孕育期以及整个相变过程所需要的时间愈短, 即奥氏体形成速度愈快。

三、影响奥氏体形成速度的因素

由于奥氏体的形成是靠晶核形成及长大来完成的, 因此, 一切影响奥氏体形成速度的因素都是通过对晶核的形成和长大速度的影响而起作用。

(一) 温度的影响

温度的影响如前所述。即温度升高, 奥氏体形成速度加快。而且随着温度升高, 成核率增加的幅度比长大速度为大 (见表 1-1)。实验说明, 在各种影响奥氏体形成的因素中, 温度的作用最为强烈, 因此控制奥氏体的形成温度十分重要。

(二) 碳含量的影响

钢中碳含量愈高, 奥氏体形成速度愈快。因为碳含量高, 碳化物数量多, 增加了铁素体与渗碳体的相界面, 增加了奥氏体成核部位, 因而在相同加热温度下奥氏体成核率增加。加之 C 扩散距离的减小, 因此增大了奥氏体形成速度。同时, 随着奥氏体中碳含量的增加, C 和 Fe 原子的扩散系数增大^[8], 因而也加速了奥氏体的形成。图 1-17 表示不同碳含量的钢中珠光体向奥氏体转变 50% 所需要的时间^[8]。由图看出, 在 740℃ 时, 含 0.46% C 钢所需要的时间为 7 分; 含 0.85% C 钢需 5 分; 而含 1.35% C 钢仅需 2 分钟。但是, 在过共析钢中, 随着碳含量的增加, 由于碳化物数量过多, 将使残留碳化物的溶解和奥氏体均匀化时间延长。

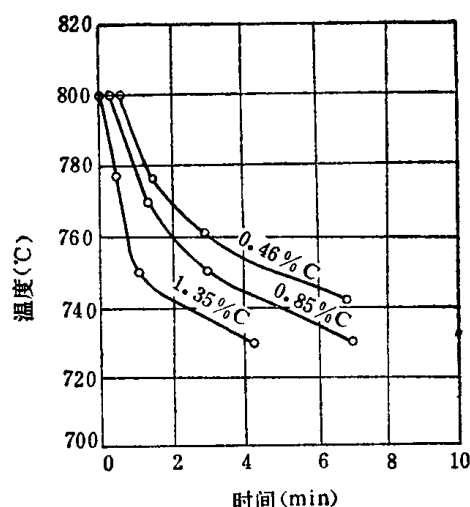


图 1-17 碳含量不同的钢中珠光体向奥氏体转变 50% 时所需要的时间

(三) 原始组织的影响

如果钢的成分相同, 原始组织中碳化物分散度愈大, 相界面愈多, 成核率便愈大; 珠光体层间距离愈小, 奥氏体中 C 浓度梯度愈大, 扩散速度便愈快; 碳化物分散度大使 C 原子扩散距离缩短, 奥氏体晶体长大速度增加。所以, 原始组织愈细, 奥氏体形成速度愈快。如在等温温度为 760℃ 时, 若珠光体的层间距离从 0.5 μm 减至 0.1 μm, 则奥氏体的长大速度增加近 7 倍。因此, 钢的成分相同时, 原始组织为屈氏体的其奥氏体形成速度比索氏体和珠光体的都快。粗珠光体的奥氏体形成速度最慢。

原始组织中碳化物的形状对奥氏体形成速度也有影响。粒状珠光体与片状珠光体相比, 由于片状珠光体的相界面较大, 渗碳体较薄, 易于溶解, 加热时奥氏体容易形成。如图 1-18 所示^[11]。从图中可以看出, 不论在高温还是在低温、原始组织为片状碳化物的奥氏体形成速度均比粒状的大。这在转变温度低时更为显著。

通常, 粒状珠光体组织与片状珠光体相比, 残余碳化物的溶解和奥氏体均匀化都比较慢。

(四) 合金元素的影响

1. 合金钢中奥氏体形成的特点