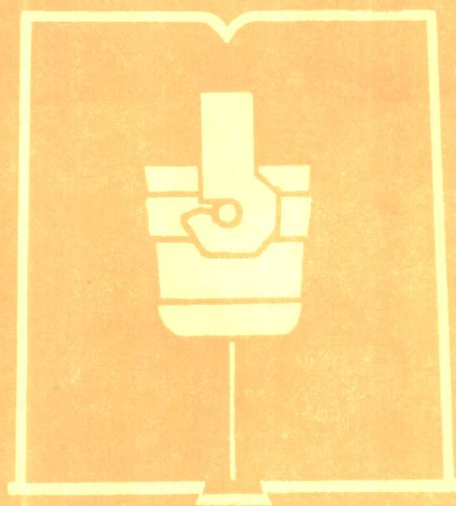


• 高等学校教学用书 •

钢 的 热 处 理

(修 订 版)

GAODENG XUEXIAO JIAOXUE YONGSHU



冶金工业出版社

高等学校教学用书

钢的热处理

(修订版)

东北工学院 刘永铨 主编

冶金工业出版社

高等学校教学用书

钢的热处理

(修订版)

东北工学院 刘永铨 主编

冶金工业出版社出版

(北京北河沿大街嵩祝院北巷39号)

新华书店北京发行所发行

北京市顺义冠中印刷厂印刷

787×1092 1/16 印张 22 1/2 字数 534 千字

1981年2月第一版 1987年11月第二版

1987年11月第三次印刷

印数18,501~25,600册

统一书号: 15062·4627 定价3.70元

ISBN 7-5024-0034-6/TG·6

再 版 前 言

根据本书1981年初版以来的使用情况以及近年来有关钢的热处理理论与工艺的新发展，作者对全书内容作了适当的修订。例如：适当补充了有关马氏体、贝氏体等转变理论的一些新见解以及不同学派的主要论点；改写了回火转变的部分内容，加强了系统性与条理性；重写了可控气氛与真空热处理，丰富了工艺部分，重视了实用性；简要介绍了化学热处理及表面热处理一些有关新技术、新工艺。另外，考虑到与其他课程内容的统一安排，精简了原第七章钢的时效部分，其内容作为一节列入回火一章中。总的目的是为了在内容上能进一步反映近年来国内外有关本学科领域的新理论、新技术，并力求理论联系实际，有助于提高教学水平。

全书由原十三章改为十二章，其中除第十二章改由东北工学院张世忠编写外，其余作者分工未变。

编 者

1986年8月

第一版前言

钢是当前社会生产中应用最广泛的一种金属材料，工业、农业、交通运输、建筑以及国防等各方面均离不开它。提高钢的产量与质量对我国实现四个现代化具有非常重大的意义。

随着现代化工农业以及科学技术的飞跃发展，人们对钢材性能的要求也愈来愈高。为了满足这一点，一般可以采用两种方法：研制新材料和对钢进行热处理。后者是人们最广泛、最经常采用的方法。所谓热处理，是指把钢加热到预定的温度，在此温度下保持一定的时间，然后以预定的速度冷却下来的一种综合工艺。热处理所以能改变钢的性能，是因为钢在加热和冷却过程中会发生不同类型的相变，从而得到不同的组织和性能。

本书的基本目的在于阐明钢的内部转变、组织及性能之间的内在联系，以及它们在各种因素（如化学成分、温度、冷却速度、形变等）作用下的变化规律，依此来指导制定适宜的热处理工艺，以改善钢材的使用性能，更好地发挥材料的潜力，满足国民经济各部门发展的需要。

本书是根据1977年11月冶金部教材工作会议所制定的统一教学计划以及1978年初冶金部高等院校专业会议所制定的教学大纲，由东北工学院、北京钢铁学院、武汉钢铁学院与昆明工学院共同编写的。内容包括钢的热处理原理和工艺两大部分，共十三章。其中，第一、二、三、四、九、十二章由东北工学院刘永铨、佟庆安编写；第五、七、十三章由北京钢铁学院崔文暄、胡梦怡编写；第六、八章由武汉钢铁学院高庆全编写；第十、十一章由昆明工学院陈君才、张世琼编写。全书由刘永铨担任主编。

本书作者虽力图系统阐明本学科的基本理论，注意联系生产实际与反映国内外科学技术新成就，但由于水平所限，缺点与错误在所难免，诚恳希望广大读者批评指正。书中参考与引用了一些工厂、科研单位和兄弟院校的有关资料、图片，在此谨向有关同志表示谢意。同时也对在编写过程中给予我们帮助的单位 and 同志们致以诚挚的谢意。

编 者

1979年12月

目 录

I 热处理原理

1 钢的加热转变 (奥氏体的形成)	1
1.1 奥氏体形成的热力学条件	1
1.2 奥氏体形成的机理	2
1.3 奥氏体形成的动力学	5
1.4 奥氏体晶粒	8
1.5 奥氏体的非扩散形成及遗传性	11
2 钢的冷却转变	15
2.1 过冷奥氏体恒温转变动力学曲线	15
2.2 过冷奥氏体的转变及其产物	17
2.3 过冷奥氏体的连续冷却转变曲线	20
2.4 影响C曲线的因素	24
3 钢的珠光体转变	26
3.1 珠光体的组织形态与性能特点	26
3.2 珠光体转变的机理	31
3.3 珠光体转变的动力学	35
3.4 先共析铁素体与先共析渗碳体的形成	41
4 钢的马氏体转变	49
4.1 马氏体的晶体结构	49
4.2 马氏体的形态及其与奥氏体的结晶学位向关系	52
4.3 马氏体转变的动力学特点	59
4.4 影响马氏体转变的因素	63
4.5 淬火钢中的残余奥氏体及其作用	69
4.6 马氏体转变的理论	73
4.7 马氏体的性能特点	83
5 钢的贝氏体转变	89
5.1 贝氏体的形成特点及其组织形态	89
5.2 贝氏体转变的理论	96
5.3 影响贝氏体形成的因素	108
5.4 贝氏体的机械性能	104
5.5 贝氏体组织的应用	112
5.6 魏氏组织的形成及其性能	113

6 钢的回火转变	118
6.1 马氏体的分解与碳化物的形成	118
6.2 钢中残余奥氏体的转变	125
6.3 合金元素对回火转变的影响和钢中的回火脆性	128
6.4 淬硬钢的回火组织与机械性能	136
6.5 非淬硬钢回火时组织的变化	141
6.6 低碳钢的时效	146

I 热处理工艺

7 钢的退火与正火	155
7.1 退火及正火的目的与用途	155
7.2 冷加工钢材的再结晶和二次再结晶退火	156
7.3 结构钢热轧(锻)后的退火与正火	158
7.4 工具钢的球化退火	161
7.5 铸、锻、焊工件的退火与正火	167
7.6 退火与正火工艺的制定原则	169
8 钢的淬火与回火	171
8.1 淬火加热工艺参数及加热介质的选定	171
8.2 淬火介质	175
8.3 钢的淬透性	181
8.4 淬火方法	186
8.5 钢的回火工艺	193
8.6 淬火与回火的常见缺陷	196
9 钢的表面热处理	210
9.1 感应加热时钢的相变特点	210
9.2 高频感应淬火后的组织与性能	213
9.3 高频淬火工艺的制定原则	217
9.4 高频淬火后的回火	223
9.5 高频感应淬火的应用	225
9.6 中频、超音频及工频感应加热的特点及应用	230
9.7 感应加热淬火常见缺陷和防止方法	231
9.8 其他的表面淬火法	232
10 钢的化学热处理	240
10.1 化学热处理的基本原理	240
10.2 钢的渗碳	248
10.3 钢的氮化	264
10.4 钢的碳氮共渗	273
10.5 其它化学热处理	283
11 钢的可控气氛与真空热处理	288

11.1	可控气氛热处理.....	288
11.2	真空热处理.....	308
12	钢的形变热处理.....	326
12.1	钢件奥氏体高温热加工时的组织结构变化.....	326
12.2	热形变奥氏体对冷却时相变的影响.....	333
12.3	钢的低温形变热处理.....	340
12.4	高温形变淬火.....	340
12.5	高温形变正火(控制轧制).....	342
12.6	在相变过程中进行形变.....	346
12.7	在相变以后进行形变.....	348

I 热处理原理

1 钢的加热转变(奥氏体的形成)

根据Fe-Fe₃C状态图(图1-1)可知,当把钢缓慢加热到共析温度以上时,珠光体将向奥氏体转变。钢在热处理时,通常第一道工序就是把钢加热,使之形成奥氏体组织。加热时钢中奥氏体的转变过程与条件,对最终形成的奥氏体晶粒尺寸、形态、转变完善程度、晶体取向以及内部结构等均有重要影响,而所有这些又都必然影响到热处理后钢的最终组织和性能。本章主要讨论奥氏体形成的机理、动力学以及影响奥氏体转变的各种因素。

1.1 奥氏体形成的热力学条件

根据热力学的一般原理,系统发生的变化都是由于新旧状态能量高低不同引起的。一切自发过程的进行方向,总是从自由能高的状态向自由能低的状态过渡,这也同样是钢中发生的各种转变所必需的热力学条件。

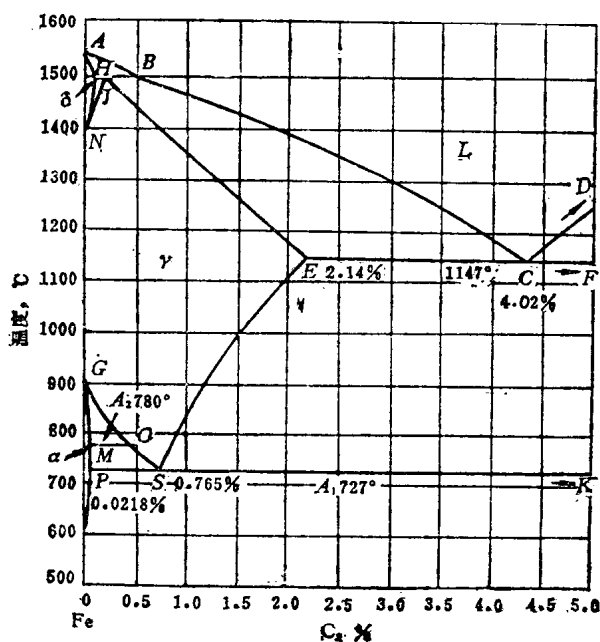


图 1-1 Fe-Fe₃C状态图

钢中奥氏体和珠光体的自由能都随温度而变化(如图1-2所示)。随温度的升高,奥氏体与珠光体的自由能都降低,但二者的变化率不同。奥氏体的自由能随温度变化得更明显些,因此这两条曲线在某一点必然相交。此交点的温度 A_1 即相当于铁-碳平衡图上的 A_1

点, 即奥氏体与珠光体的平衡温度。当温度低于 A_1 点时, 珠光体的自由能低于奥氏体的自由能, 珠光体为稳定状态; 反之, 奥氏体为稳定状态。因此, 当把珠光体加热到 A_1 点以上时, 必将发生珠光体向奥氏体的转变。

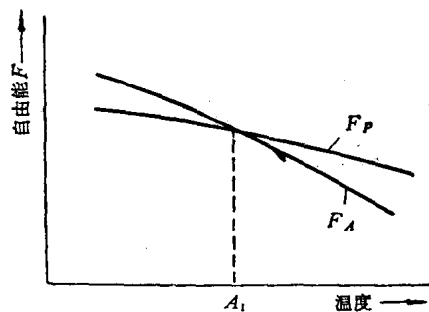


图 1-2 珠光体自由能(F_p)与奥氏体自由能(F_A)随温度变化示意图

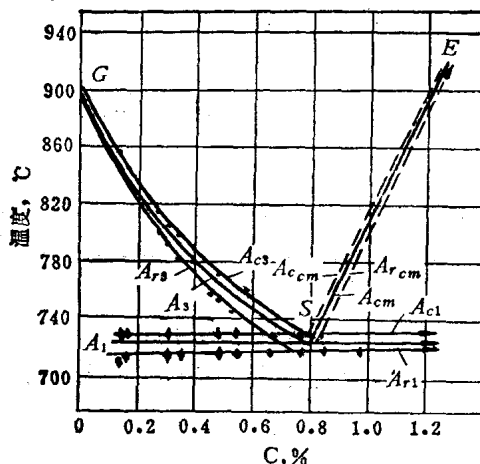


图 1-3 在加热(冷却)速度为 $0.125^\circ\text{C}/\text{分}$ 时 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 平衡图中临界点的移动

正好在 A_1 温度时, 奥氏体与珠光体之间不会发生相互转变。这是因为发生相变时, 新相核心的形成是需要一定能量的, 其中包括形成新相晶核界面的表面能以及新相形成需克服的弹性能等。这些能量中的一部分需要由相变时释放出来的自由能来供给, 而其余不足部分则靠系统内的能量起伏来补偿。因此, 加热时只有在温度超过理论平衡温度 A_1 (即一定的过热度)的条件下, 珠光体才能向奥氏体转变; 同理, 冷却时只有在温度低于 A_1 (即一定的过冷度)时才会发生奥氏体向珠光体的转变。

我们通常把钢加热时的临界点加注“c”字, 分别写成 A_{c1} 、 A_{c3} 、 A_{cm} 等; 而把冷却时的临界点加注“r”字, 成为 A_{r1} 、 A_{r3} 、 A_{rcm} 等。但 A_{cm} 与 A_{rcm} 不常用, 通常只写成 A_{cm} , 不再加注表示加热或冷却的字母。

在实际热处理时, A_{c1} 、 A_{c3} 、 A_{cm} (或 A_{r1} 、 A_{r3} 、 A_{rcm})点是随加热(或冷却)速度而改变的。加热(或冷却)速度愈大, 这些点偏离平衡位置愈远, 即过热度(或过冷度)愈大。一般热处理手册中列出的数值是以 $30\sim 50^\circ\text{C}/\text{小时}$ 的速度加热(或冷却)所测得的结果。图1-3为以 $0.125^\circ\text{C}/\text{分}$ 的速度加热(或冷却)时, $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$ 平衡图中临界点的移动情况。

1.2 奥氏体形成的机理

由于原始组织状态和加热条件的不同, 奥氏体可以通过两种不同方式形成, 一种是扩散方式, 另一种是非扩散方式。在这一节中, 我们首先来讨论奥氏体扩散形成的机理, 因为这是其主要的形成方式。在本章的最后部分, 将简要地介绍一下奥氏体的非扩散形成过程及其所引起的后果。

奥氏体的形成过程符合相变的普遍规律, 也是通过形核及核心长大来实现的。

当把珠光体加热到刚刚超过 A_{c1} 温度时,奥氏体晶核将优先在铁素体和渗碳体的界面上,特别是在三叉晶界上形成。根据相变的一般规律,临界晶核的生成需要有一定的起伏条件。在晶界、亚晶界、各种晶体缺陷及非金属夹杂物等部位都易于造成更大的起伏,因而都有利于奥氏体晶核的形成。按平衡条件,碳钢在加热到刚刚超过 A_1 温度时形成的奥氏体,其含碳量接近于共析成分。但是原珠光体中的铁素体和渗碳体的含碳量都远远偏离此成分,必须依靠浓度起伏才有可能造成接近于共析成分的小区域。在铁素体与渗碳体界面上最可能造成这种浓度起伏条件。其次,在铁素体与渗碳体晶界上原子排列较不规则,有利于提供奥氏体形核所需要的结构起伏和能量起伏条件。并且因为在铁素体与渗碳体晶界上形核是在已有的界面上形核,形核时只是将原有界面变为新界面,总的界面能变化较小。由于以上原因,奥氏体最易在铁素体-渗碳体界面上形核,而一旦有这样的核心形成,此核心便可由其两侧的铁素体及渗碳体不断供给铁、碳原子而稳定长大。

假定在铁素体与渗碳体界面上有一个奥氏体晶核形成,于是便形成了铁素体-奥氏体及渗碳体-奥氏体两个新界面。各相中及界面上的碳浓度变化如图1-4所示。图中 $C_{\alpha-\gamma}$ 代表与 γ 相(呈平衡的)相邻界面上 α 相的碳浓度; $C_{\gamma-\alpha}$ 代表与 α 相相邻界面上 γ 相的碳浓度,其余依此类推。由图1-4(a)可以看出,奥氏体在与渗碳体(碳化物)相邻界面上的碳浓度 $C_{\gamma-\kappa}$ 大于它与铁素体相邻界面上的碳浓度 $C_{\gamma-\alpha}$,亦即在奥氏体内存在一个浓度梯度,因而在奥氏体中必然要发生碳的扩散,如图1-4(b)中箭头所示,使奥氏体成分趋向均匀。这样一来,就破坏了相界面的平衡条件。为了恢复并维持相界面上的平衡浓度,渗碳体与铁素体都必需向奥氏体中溶解。这种扩散过程与渗碳体、铁素体溶解过程相关联地不断进行的结果,使奥氏体界面自然地朝渗碳体及铁素体方向移动,亦即奥氏体晶核由此而长大。也就是说,一方面通过 α -Fe向 γ -Fe的点阵重构(由体心立方变为面心立方晶格),奥氏体晶核向铁素体方向长大;另一方面则通过渗碳体不断地向奥氏体中溶解,使晶核向渗碳体方向长大。

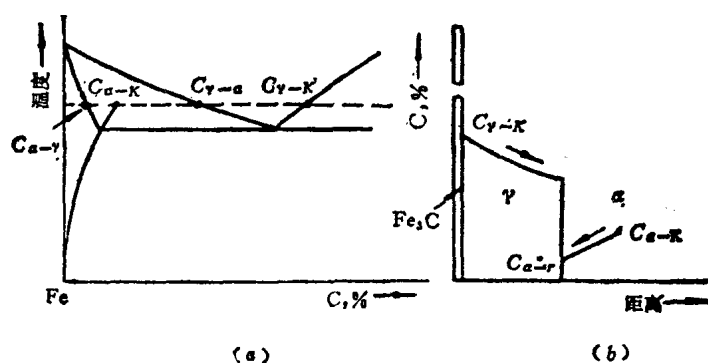


图 1-4 奥氏体形成过程中各相界面上的碳浓度 (a) 及扩散方向 (b) 示意图

奥氏体晶核的长大速度 G ,即奥氏体-铁素体及奥氏体-渗碳体的界面移动速度,可用下式表示:

$$G = D \frac{dC}{dx} \left(\frac{1}{\Delta C_{\gamma \rightarrow \alpha}} + \frac{1}{\Delta C_{\gamma \rightarrow \kappa}} \right) \quad (1-1)$$

式中

D ——碳在奥氏体中的扩散系数；

$\frac{dC}{dx}$ ——碳在奥氏体中的浓度梯度， $dC = C_{\gamma-K} - C_{\gamma-\alpha}$ ， dx 为生成的奥

氏体小晶粒的厚度；

$\Delta C_{\gamma-\alpha}$ 、 $\Delta C_{\gamma-K}$ ——奥氏体-铁素体及奥氏体-渗碳体界面上的碳浓度差。

此式说明，奥氏体界面的移动速度与碳在奥氏体中的扩散系数以及浓度梯度成正比，而与界面上的碳浓度差成反比。

由于渗碳体与奥氏体相界面上大的碳浓度差以及渗碳体本身复杂的晶体结构，使得奥氏体向渗碳体方向的长大速度远比向铁素体方向为小，所以铁素体向奥氏体的转变比渗碳体的溶解要快得多。当铁素体消失的时候，还留有若干渗碳体尚未溶解，需要继续经过一段时间渗碳体才会完全溶入已形成的奥氏体中。显然，此时所获得的奥氏体的成分也是不均匀的。由于扩散过程落后于渗碳体的溶解，在原来是渗碳体的部位碳含量仍然较高；同样，在原来是铁素体的部位碳含量则仍然较低。如果将这种奥氏体腐刻并在显微镜下观察，会发现其中仍保留着原珠光体的“影子”（痕迹）。这样的奥氏体，还需经过一段较长时间的扩散均匀化过程之后，成分才能达到均匀一致。

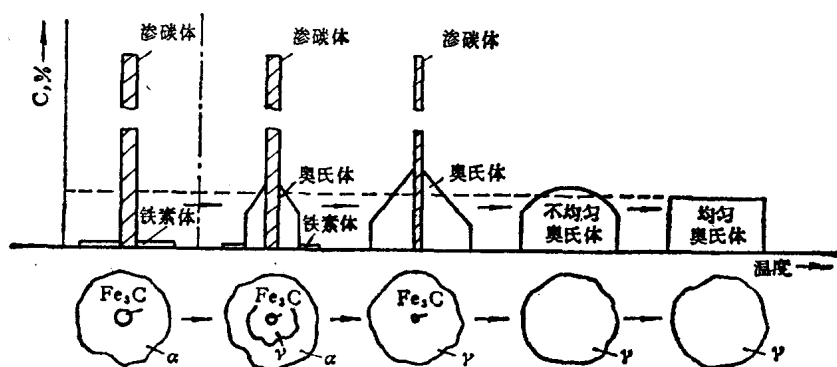


图 1-5 珠光体向奥氏体等温转变示意图

总结上述，可以把奥氏体的形成过程分为以下几个阶段，并如示意图1-5所示：

- (1) 奥氏体在铁素体-渗碳体界面上形核；
- (2) 核心向铁素体及渗碳体两侧长大；
- (3) 铁素体完全转变后，剩余的渗碳体继续向奥氏体中溶解；
- (4) 奥氏体中碳的扩散均匀化。

用金相方法可以观察奥氏体的形成过程。图1-6为共析钢(渗碳体为粒状)快速加热到 A_{c1} 以上温度时，奥氏体逐渐等温形成的过程。在该温度(746°C)下保温不同时间后，试样急冷下来。凡是已经转变为奥氏体的部分，急冷后将转变为马氏体(照片中渗碳体周围的灰暗区域，呈针状组织)，而未转变的部分仍保持不变。由照片可见，经5秒钟保温已开始有一部分奥氏体形成；而保温60秒钟时，全部铁素体已都转变为奥氏体，仅剩下少量渗碳体尚未溶解。当转变全部完成后，奥氏体的显微组织如图1-7所示。在光学显微镜下，奥氏体晶粒往往呈规则的多边形，并有明显的孪晶。对一般钢而言，这种奥氏体晶粒组织可利用高温显微镜直接观察到。但在室温下，因已转变为其他组织(见第2章)，故必需用特

特殊腐蚀方法才能显露奥氏体的晶界，从而表示出在加热温度下原奥氏体晶粒的形状和大小。

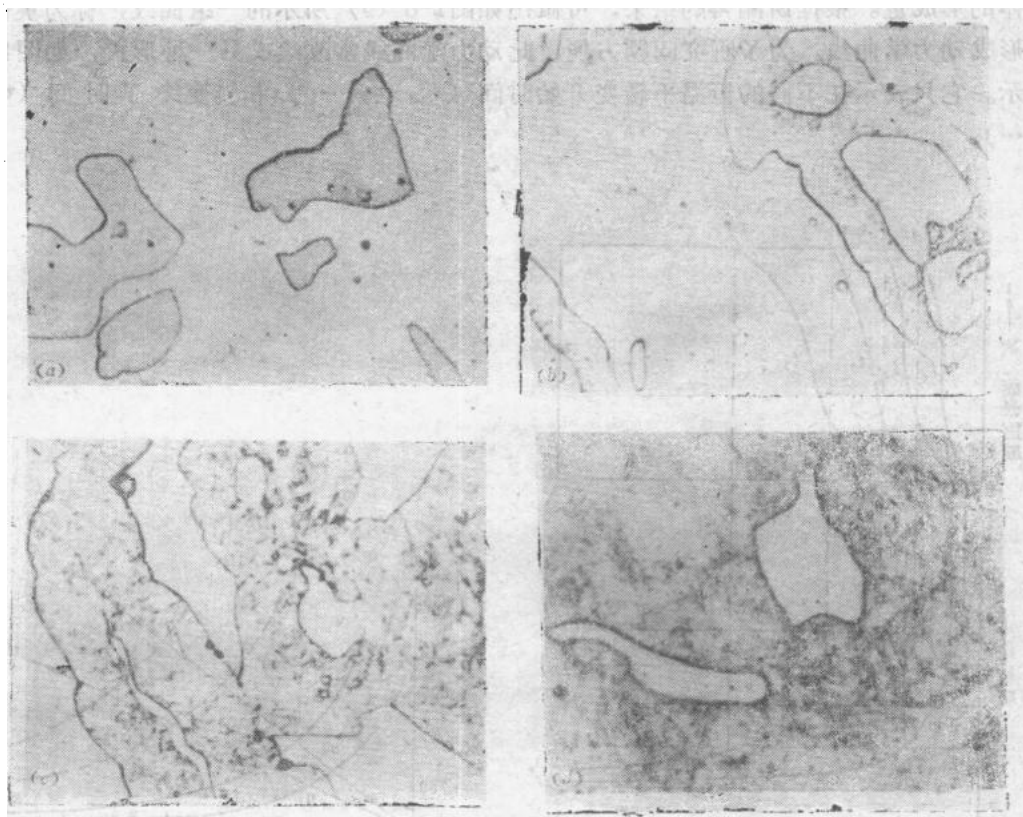
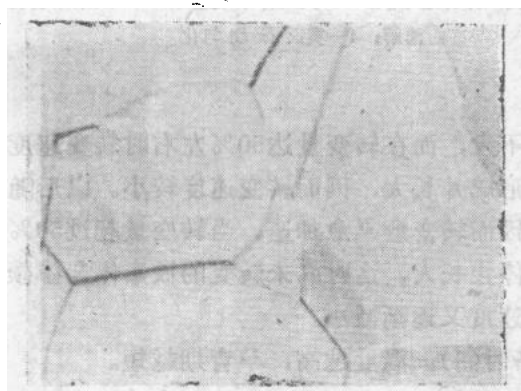


图 1-6 奥氏体的形成过程（金相显微组织分析）

(a) 原始组织：粒状珠光体（铁素体+粒状渗碳体）， $\times 2000$ ；(b) 746°C 保温5秒， $\times 2000$ ；(c) 746°C 保温15秒， $\times 2000$ ；(d) 746°C 保温60秒， $\times 2000$

以上一般地介绍了奥氏体扩散形成的机理，而且是以共析碳钢为例来讨论的。对亚共



1-7 共析钢高温奥氏体的显微组织， $\times 1000$

析钢而言，除去珠光体向奥氏体转变以外，由于还存在先共析铁素体，故在 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 之间加热时，还应有一个从（先共析）铁素体向奥氏体转变的过程。此过程既可以是已经生成的奥氏体晶粒“吞并”周围的铁素体而进行长大，也可以通过“形核-长大”机理形成新的奥氏体晶粒。至于谈到过共析钢，由于在其原始组织中含有二次渗碳体，故从 A_{c1} 到 A_{cm} 之间还应有一个（二次）渗碳体向奥氏体中溶解的过程。只有当加热温度高于 A_{c3} 或 A_{cm} 时，这些过剩相才会完全转变成奥氏体。

1.3 奥氏体形成的动力学

为了求出各温度下奥氏体的形成速度，可以将若干共析碳钢小试样分别以很快的速度

加热到 A_1 以上各不同温度，保温不同时间，并测出每个温度下不同保温时间的试样中奥氏体的形成量。根据所测得的结果，可做出如图1-8 (a) 所示的一组曲线，称为奥氏体等温形成动力学曲线。为了研究问题方便，此动力学曲线常改绘成另一种形式，如图1-8(b) 所示。它只表示在不同的恒温下转变开始时间 ($\tau_1, \tau_2 \dots$) 和转变終了时间 ($\tau'_1, \tau'_2 \dots$)。

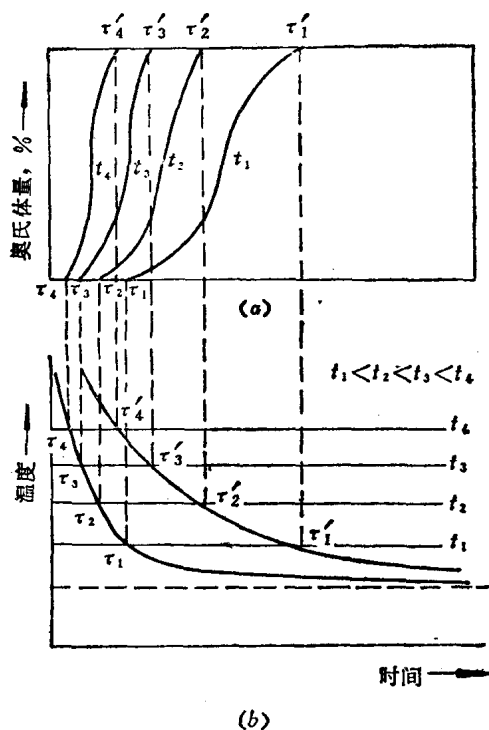


图 1-8 奥氏体等温形成动力学曲线 (示意图)

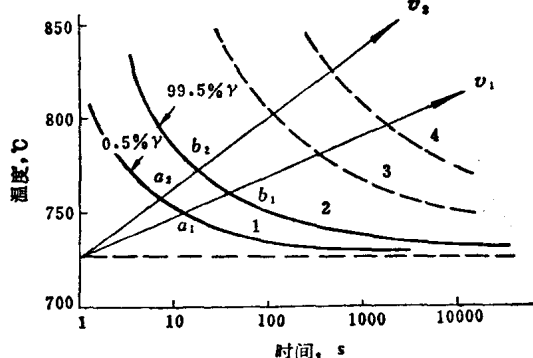


图 1-9 珠光体向奥氏体转变动力学曲线

1—奥氏体开始形成；2—奥氏体形成结束；3—残余碳化物溶解；4—奥氏体均匀化

由奥氏体等温形成动力学曲线可以看出：

(1) 在转变初期和转变后期，转变速度都不大，而在转变量达50%左右时转变速度最大。这是由于转变初期只有少量的奥氏体核心形成并长大，因而转变速度较小。以后随等温时间的延长，不断有新的核心形成并长大，因而转变愈来愈加速。当转变量超过50%以后，相当多的奥氏体晶粒已长大并互相接触而停止长大，这时尚未转变的铁素体与渗碳体界面也愈来愈少，形核率相应减小，因而转变速度又逐渐减小。

(2) 奥氏体的形成有孕育期(转变前的准备时间)。温度越高，孕育期越短。

(3) 转变温度越高，完成转变所需要的时间越短。

后二者的原因是温度越高，奥氏体与珠光体之间的自由能差越大 (见图1-2)，即相变的推动力 (驱动力) 越大；温度越高，过热度越大，临界晶核的尺寸就越小，形成奥氏体晶核所需的浓度起伏也越低 (见图1-1)；温度越高，铁和碳原子的扩散速度越快，同时奥氏体内的浓度梯度越大，奥氏体相界面上的碳浓度差越大 (见图1-4)。所有这些都有利于

奥氏体的形核与长大，因而使孕育期缩短，奥氏体的形成加速。

如果把残余碳化物的溶解及奥氏体成分的扩散均匀化过程也考虑在内，则在珠光体向奥氏体等温转变动力学曲线（图1-8b）上还应增加一条残余碳化物（渗碳体）溶解线以及一条奥氏体成分均匀化曲线（图1-9中的3、4线）。显然，此二过程也必然随温度的升高而加速。

在实际上采用的连续加热过程中，奥氏体等温转变的基本规律原则上不变，即加热速度愈快，奥氏体开始形成的温度愈高，完成转变所需要的时间则愈短。在图1-9奥氏体等温形成曲线上绘出的加热速度曲线（如 v_1 、 v_2 等），即可近似地说明此问题。与等温转变不同的是，连续加热时转变是在一个温度范围内完成的。

在实际生产中，钢在高温快速加热或者高频感应加热时能以极大的速度向奥氏体转变，就是与上述原理密切相关的。

奥氏体的形成速度除与转变温度及加热速度等因素有关以外，还受钢的原始组织及化学成分等的影响。

钢的原始组织状态对奥氏体形成过程具有重要的影响。细化原始组织，增加原始组织中的晶格畸变及各种晶体缺陷，都将提高系统的自由能，降低其稳定性，因而增大奥氏体的形核率与核心长大速度，加速转变过程。例如，原始组织为片状珠光体的钢向奥氏体转变的速度大于粒状珠光体钢的转变速度。显然，这是因为片状珠光体具有较大的相界面积，因而形核率增大。同理，珠光体的弥散度愈大，形成奥氏体的速度也愈快。在其他条件相同的情况下，原始组织愈不完善（缺陷愈多），奥氏体形成的速度愈快。

钢的化学成分对奥氏体的形成速度影响也很大。钢中含碳量愈高，它的原始组织中渗碳体就愈多，与铁素体的总相界面积也就愈大，并且增大含碳量使铁、碳原子在奥氏体中的扩散系数增大，从而增高奥氏体的形核率与长大速度，使奥氏体的形成速度相应增大（见图1-10）。

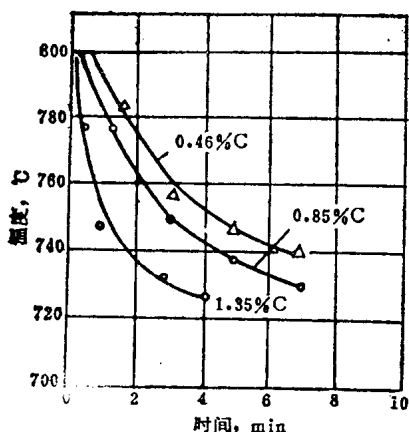


图 1-10 不同含碳量钢由珠光体转变为50%奥氏体所需的时间

近年来，有人研究了不同碳含量及合金元素含量的钢经退火、淬火及冷变形（变形度为50%）后的试样中奥氏体的转变，所得结果如表1-1所列。由表可见，含碳量对奥氏体的形核率（ N ）与长大速度（ G ）的影响远不如原始组织状态的影响那样显著。因而得出结论：在奥氏体形成动力学中，起决定作用的不是铁素体与渗碳体的总相界面积的大小，而是铁素体

相本身的能量状态。这一见解与传统的看法是不一致的。

合金元素的作用比较复杂，它是通过对钢的临界点位置的改变、对碳扩散速度的影响以及对铁素体与渗碳体量的影响等来改变奥氏体的形核率与长大速度的。例如，铬、钨、钼、钒等碳化物形成元素，无论在原始组织中是以固溶的形式存在于铁素体中，还是以合金碳化物（包括合金渗碳体）的形式存在于钢中，都阻碍碳的扩散，因而比较明显地降低奥氏体的形成速度；反之，镍、钴等非碳化物形成元素能增大碳在奥氏体中的扩散速度，

因而使奥氏体的形成加速。又如锰、镍等元素因降低钢的临界点，往往使原珠光体组织明显细化，从而加速奥氏体的形成。再如，钢中合金元素在铁素体与碳化物两相中分布很不均匀，碳化物形成元素主要集中于碳化物内，非碳化物形成元素则主要集中于铁素体内。因此，与碳钢相比较，合金钢的奥氏体形成还多一个合金元素扩散均匀化的过程。由于合金元素本身的扩散速度相当缓慢，故使奥氏体成分均匀化过程大为减速，比碳钢所需的均匀化时间长得多。

表 1-1 预先不同处理对奥氏体形成速度的影响

钢 种	临界点 (°C)		等温温度 (°C)	状 态	$N(1/\text{mm}^3 \cdot \text{s})$	$G(\text{mm/s})$
	A_{c1}	A_{c3}				
20	725	850	740	退 火	1.5×10^3	2×10^{-3}
				淬 火	7.6×10^4	6.2×10^{-4}
				变 形	9.3×10^3	1.4×10^{-2}
40	725	800	740	退 火	1.4×10^3	1.1×10^{-3}
				淬 火	8.4×10^4	8.7×10^{-4}
T7	725	743	740	退 火	1.1×10^3	1.1×10^{-3}
				淬 火	8.1×10^4	1.7×10^{-3}
20Cr	740	840	750	退 火	2.2×10^3	1.5×10^{-3}
				淬 火	6.0×10^4	4.2×10^{-4}
40Cr	743	790	750	退 火	0.8×10^3	1.0×10^{-3}
				淬 火	4.0×10^4	5.5×10^{-4}
GCr15	727	900	750	退 火	2.1×10^3	4.7×10^{-3}
				淬 火	4.3×10^4	9.0×10^{-4}

1.4 奥 氏 体 晶 粒

对一般钢来说，虽然在通常使用状态下的组织并不是奥氏体，但原来热加工或热处理过程中加热时所形成的奥氏体晶粒大小，对冷却后钢的组织 and 性能却有重要的影响。因此，需要了解奥氏体晶粒的长大规律，以便在生产实践中控制奥氏体晶粒大小，获得所希望的性能。

在研究奥氏体晶粒时，首先要分清几个不同的概念，即奥氏体的初始晶粒、实际晶粒以及本质晶粒。

奥氏体的初始晶粒，是指加热时奥氏体转变过程刚刚结束时的奥氏体晶粒。这时的晶粒大小就是初始晶粒度。实际晶粒是指在热处理时某一具体加热条件下最终所得的奥氏体晶粒，其大小就是奥氏体的实际晶粒度。奥氏体的本质晶粒则表示各种钢的奥氏体晶粒的长大趋势。晶粒容易长大的称为本质粗晶粒钢，晶粒不容易长大的称为本质细晶粒钢。

根据YB27—77晶粒评级标准规定，奥氏体晶粒大小分为八级。一级最粗大，八级最细小。如果晶粒比八级还细小，还可定为九级、十级等。如果比一级还粗大，也可用0级、—1级等表示。

晶粒度级别 N 与晶粒大小之间符合 $n = 2^{N-1}$ 或 $n' = 2^{N-3}$ 的关系，其中 n 为在放大100倍下观察时，每平方英寸 (6.45cm^2) 视野中平均晶粒数， n' 为实际每 1mm^2 面积中平均晶

粒数。

奥氏体的初始晶粒一般都是细小的，它决定于钢加热转变时奥氏体的形核率与长大速度。形核率愈大，则初始晶粒愈细小；晶核长大速度愈大，则初始晶粒愈粗大。如前所述，增大奥氏体形成时的过热度，会使奥氏体的形核率与长大速度都增大，但前者的增大程度一般远远超过后者。因此，提高转变温度会使初始晶粒细化。例如，对共析碳钢所进行的实验证明（见表1-2），当转变温度由740℃提高到800℃时（过热度增大60℃），奥氏体的形核率增大270倍，而长大速度仅增大41倍。

表 1-2 转变温度对奥氏体形核率与长大速度的影响

温度 (℃)	740	760	780	800
形核率 ($1/\text{mm}^3 \cdot \text{s}$)	2230	11090	51500	616000
长大速度 (mm/s)	0.001	0.010	0.026	0.041

提高连续加热相变时的加热速度，可增大形成奥氏体时的过热度，因而其作用与提高等温转变温度相似。加热速度愈快，转变的过热度也愈大，如果保温时间不长，则可获得愈细小的晶粒。在实际生产中，往往采用快速加热的方法来获得较细的组织，从而相应地得到较好的常温机械性能，特别是良好的常温与低温韧性。

由于奥氏体的起始晶粒一般总是很细小的，而且大小不均，晶界弯曲，表面能很高，不稳定，因此在一般热处理加热条件下，奥氏体晶粒总是要长大的。长大方式是通过晶界迁移，使弯曲晶界变直，大晶粒吞并小晶粒。如果长大过程能充分进行，则最后将变成均匀的近似六边形的晶粒。在恒温下，随保温时间的延长，奥氏体晶粒将不断长大。长大过程可分为三个阶段：即①孕育期：在奥氏体刚刚形成以后并不马上长大，而是需要一定的孕育期（见图1-11，I），温度愈高，孕育期愈短；②不均匀长大期：经孕育期后，奥氏体晶粒开始长大，但各处长大的程度极不一致，有些较大的晶粒靠吞并周围的小晶粒而长成个别很粗大的晶粒，而那些未被吞并的小晶粒则长大速度极慢（见图1-11，II），结果形成尺寸相差悬殊的粗、细晶粒共存的状态；③均匀长大期：待细小晶粒全被吞并后，所有晶粒均开始缓慢而均匀地长大（见图1-11，III）。上述长大机理是很典型的（不是唯一的），在本质细晶粒钢中可以较明显地看出此三个阶段，但在本质粗晶粒钢中，一般只能看到奥氏体晶粒的均匀长大，不均匀长大期不明显。

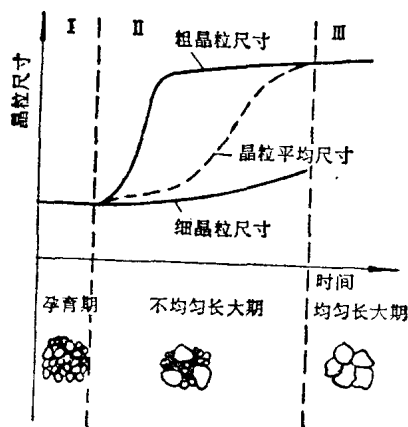


图 1-11 奥氏体晶粒长大过程示意图

加热时所得到的奥氏体实际晶粒的大小，对冷却后钢的组织 and 性能有很大影响。一般地说，粗大的奥氏体实际晶粒往往导致冷却后获得粗大的组织，而粗大的组织又往往相应地具有较低的塑性与韧性。就冲击韧性而言，普通碳钢和低合金钢的奥氏体晶粒度每细化