

● 高等学校教学用书 ●

冶金类热处理 及计算机应用

刘宗昌 张羊换 麻永林 等编著

GAODENG
XUEXIAO
JIAOXUE
YONGSHU

冶金工业出版社

高等学校教学用书

冶金类热处理及 计算机应用

刘宗昌

包头钢铁学院 张羊换 编著

麻永林

冶金工业出版社

1999

图书在版编目(CIP)数据

冶金类热处理及计算机应用 / 刘宗昌等编著. —北京:
冶金工业出版社, 1999.6
高等学校教学用书
ISBN 7-5024-2270-6

I.冶… II.刘… III. ①钢-热处理-高等学校-教材②
计算机应用-钢-热处理-高等学校-教材 IV.TG161

中国版本图书馆 CIP 数据核字(1999)第 16148 号

出版人 卿启云(北京沙滩嵩祝院北巷 39 号,邮编 100009)

责任编辑 赵玉学

北京昌平百善印刷厂印刷; 冶金工业出版社发行; 各地新华书店经销

1999 年 6 月第 1 版, 1999 年 6 月第 1 次印刷

850mm × 1168mm 1/32; 8.5 印张; 222 千字; 264 页; 1-2000 册

15.00 元

冶金工业出版社发行部 电话: (010) 64044283 传真: (010) 64013877

冶金书店 地址: 北京东四西大街 46 号 (100711) 电话: (010) 65289081

(本社图书如有印装质量问题, 本社发行部负责退换)

前 言

当前我国钢产量已超过 1 亿 t，成为世界上第一产钢大国，但钢材质量方面还不尽如人意。为提高冶金厂钢材的质量，改善所需性能，对部分钢种进行热处理是提高钢材质量的重要工序。在冶金厂，钢锭、钢坯、钢材的热处理主要是对其进行退火和正火，少数钢材还需要进行淬火、回火、调质、固溶处理等操作。本书以冶金厂钢材的热处理为主要内容，讲述了钢的加热转变、珠光体分解等有关的基础理论和基本知识，其中重点叙述了钢锭的去应力退火；钢锭（坯）的去氢退火以及钢材的球化退火、软化退火、正火、回火等工艺。

建国以来，我国的合金钢研制和生产取得了显著成就，质量、产量均有显著的提高。但热处理设备和工艺一直比较落后，改革开放以来，在更新设备、改进工艺方面取得了很大进步。我院与一些冶金厂长期进行科学研究和技术合作，在改进热处理工艺和更新设备上取得了长足的进步，尤其是在节能、提高生产率、提高钢材冶金质量等方面取得了不少科研成果并获取了显著经济效益。本书集中了编者多年来在冶金厂改进工艺方面的理论研究和新工艺规范等成果。

本书的一个突出特点是反映了计算机应用于金属材料科学研究所取得的成果及其对生产力发展的促进。在冶金厂进行热处理的钢锭、钢坯、钢材往往尺寸较大（如较厚、较粗大），加热时热透和冷却时冷透均需较长时间。采用现有的经验公式计算时间参数，往往误差太大，至今教科书及资料中尚没有计算“厚件”的较成熟的公式。若应用传输原理开发计算机软件，进行钢的传热

计算是比较准确的。本书中对钢锭的退火、锻坯（材）的去氢退火和球化退火等应用计算机计算加热参数取得了良好结果，并在生产应用中获得成功，取得了节能和提高生产率、减少钢的烧损等多方面的效益，为冶金厂节能降耗做出了贡献。

本书既可作为金属材料及热处理专业本科生及研究生“计算机在材料科学中的应用”课程的教材，又是该专业“金属热处理原理及工艺”的重要补充，同时也是培养冶金厂、机械厂钢的热处理（如退火、正火等）现场工程师的良好教材。

参加本教材编著的有刘宗昌、张羊换、麻永林、李文学、赵莉萍等同志。刘宗昌教授负责总成，郑丽红同志负责资料整理工作。

本书在编写过程中得到了抚顺钢厂有关同志的热情帮助和支持，在此表示感谢。由于著者水平有限，错误缺点在所难免，敬请读者提出宝贵指导意见。

刘宗昌

1997.10

目 录

1 钢的加热转变	1
1.1 奥氏体形成的热力学条件	1
1.2 奥氏体的形成	4
1.3 奥氏体形成动力学	6
1.4 影响奥氏体形成的因素	10
1.5 奥氏体晶粒长大及其影响因素	13
思考题	17
2 过冷奥氏体转变图	18
2.1 过冷奥氏体等温转变图 (TTT 图)	18
2.2 过冷奥氏体连续冷却转变图 (CCT 图)	21
2.3 影响过冷奥氏体转变图的因素	26
思考题	30
3 珠光体转变	31
3.1 珠光体的组织与性能特点	31
3.2 珠光体形成机理	35
3.3 合金元素对珠光体转变的影响	39
思考题	44
4 钢锭退火工艺	45
4.1 扩散退火	45
4.2 钢锭去应力退火	49
思考题	63
参考文献	63
5 去氢退火	64
5.1 白点与氢脆	64
5.2 过冷奥氏体分解与去氢退火	66
5.3 大型锻轧件去氢退火工艺	74
思考题	80

参考文献	80
6 热锻轧钢材热处理	81
6.1 热锻轧钢材的热处理目的	81
6.2 热锻轧钢材的热处理工艺特点	83
6.3 热锻轧钢材的退火	88
思考题	99
参考文献	99
7 钢材的正火	100
7.1 正火效应	100
7.2 消除热锻轧钢材的组织缺陷	103
7.3 正火工艺	106
思考题	110
参考文献	110
8 冷加工钢材的热处理	111
8.1 冷拉钢材的热处理	111
8.2 冷拉钢材的热处理工艺	113
8.3 冷轧带钢的热处理	116
8.4 冷拔钢丝的热处理	117
8.5 硅钢片及其热处理	119
思考题	124
9 钢的退火软化机理及应用	125
9.1 钢的硬度及其影响因素	125
9.2 铁素体基体相的强化与软化	130
9.3 碳化物粒子的硬化作用	140
9.4 模具毛坯的软化退火工艺	144
思考题	154
参考文献	154
10 美国工具钢的退火工艺	155
10.1 碳素工具钢的退火	155
10.2 低合金工具钢的退火	156

10.3 特殊用途工具钢的退火	158
10.4 冷作模具钢的退火	163
10.5 热作模具钢的退火	167
10.6 高速工具钢的退火	170
思考题	171
参考文献	171
11 铸铁的退火	172
11.1 概述	172
11.2 各种铸铁的退火工艺	175
12 铸钢件及焊接件的退火	183
12.1 铸钢件及焊接件的组织缺陷	183
12.2 铸钢件及焊接件组织缺陷的消除	184
13 计算机应用	191
13.1 有限单元法及应用	191
13.2 锻轧材退火工艺的计算机辅助设计	219
附录: 钢的临界点	252
结语及作者简介	263

1 钢的加热转变

钢锭、钢材、锻轧件等在热处理时首先是将其加热。机械零部件的热处理第一道工序也是加热。按照加热工艺不同,可分为高温加热,中温加热和低温加热。大多数热处理的加热是在钢的临界点 A_1 至 $1000\text{ }^\circ\text{C}$ 以下进行,属于中温加热; $1000\sim 1300\text{ }^\circ\text{C}$ 的加热是高温加热;而在 A_1 以下的加热则属于低温加热。在各段温度加热所得到的钢的组织不同,应用于不同的目的。将钢加热到 A_1 以上奥氏体化是为以后的冷却转变服务的,是为了将奥氏体转变成不同的组织结构,以达到获得规定性能的目的,因此加热是手段而不是目的。

本章主要叙述钢在加热时奥氏体的形成理论。加热条件对最终奥氏体的晶粒尺寸、形态、转变完善程度、有无剩余碳化物、晶体取向、均匀化程度等均有重要影响,而这些对钢热处理后的组织与性能产生决定性作用。

本章主要讨论奥氏体形成机理以及合金元素等因素对奥氏体形成的影响。

1.1 奥氏体形成的热力学条件

根据 Fe-Fe₃C 相图(图 1-1),在临界点 A_1 以下共析钢的平衡组织为珠光体,平衡相为铁素体加渗碳体。加热到 A_1 以上时,由两相组成的珠光体将转变为单相的奥氏体。相变驱动力是新旧相体积自由能之差。固态相变时系统自由能之变化为 ΔG :

$$\Delta G = V \cdot \Delta G_V + S \cdot \sigma + V \cdot \varepsilon \quad (1-1)$$

$V \cdot \Delta G_V$ 为形成体积 V 的新相时自由能之差, $S \cdot \sigma$ 为新相所增加的表面能, $V \cdot \varepsilon$ 为应变能增加值。因为奥氏体在高温下形成,应变能 ε 容易松弛,故应变能较小,相变的阻力项主要为表面能。钢中的奥氏体和珠光体的自由能都随温度而变化,如图

1-2。

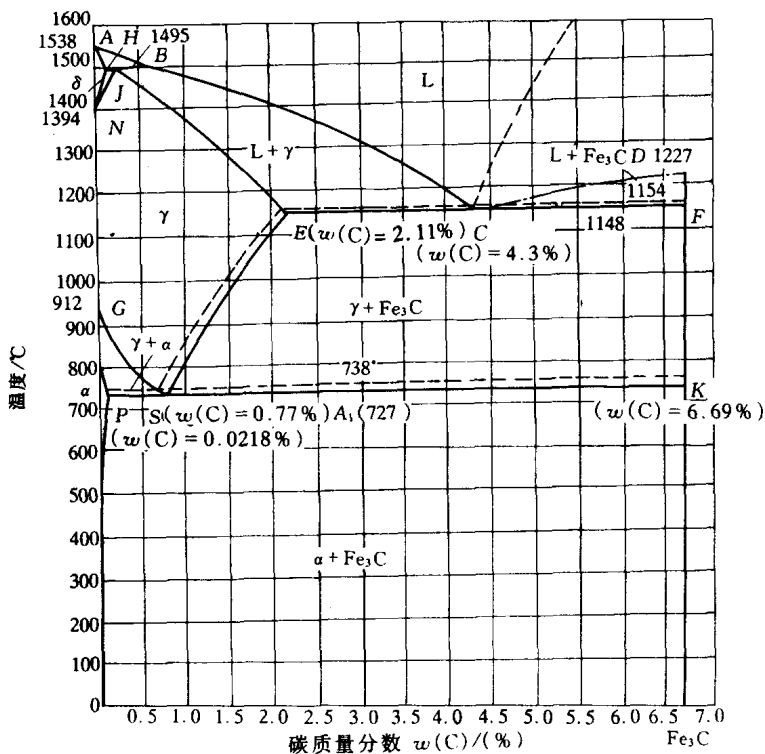
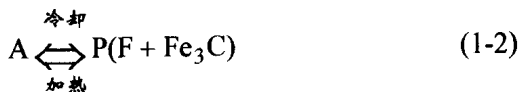


图 1-1 Fe₃C 平衡图

—— Fe-Fe₃C 系；----- Fe-G (石墨) 系

随温度升高，奥氏体和珠光体的自由能都降低，但由于变化率不同，两条曲线必有一交点，其交点温度则为 Fe-C 相图上的 A₁ 点，它是奥氏体与珠光体的平衡温度。在 A₁ 温度下转变是可逆的；在 A₁ 以上温度，珠光体的自由能高于奥氏体的自由能，珠光体转变为奥氏体，是自发过程

$$\Delta G = G_A - G_P < 0$$

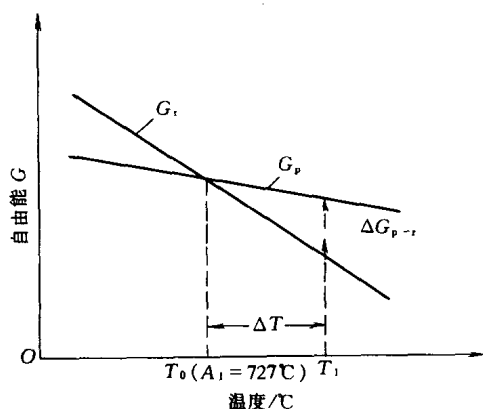


图 1-2 珠光体(P)和奥氏体(A)自由能与温度的关系(示意图)

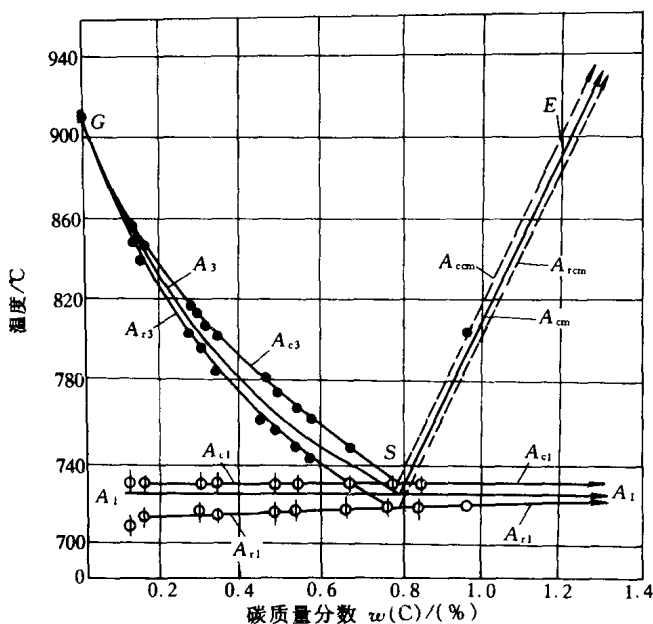


图 1-3 加热(冷却)速度为 30 °C/h 时的临界点变化

温度正好处在 A_1 时, 奥氏体和珠光体处于动平衡状态。若原为珠光体组织, 则不能转变为奥氏体, 因为奥氏体新相形成时

需要一定能量，包括新相晶粒的表面能及应变能，这两项为阻力项，需要相变自由能的释放来供给一部分，其余部分由系统内的能量起伏来补偿。因此，只有超过理论平衡温度 A_1 ，即有过热度 ΔT 的条件下，珠光体才能向奥氏体转变。

在钢种手册等文献中查到的 A_{c1} 、 A_{c3} ，是钢加热时的临界点，而 A_{r1} 、 A_{r3} 为冷却时的临界点。 A_{cem} 、 A_{rcm} 不常用，而只写 A_{cm} ，不再加注字母 r 和 e。

实际热处理生产中，加热速度、冷却速度时常变化，加热（或冷却）速度越大，这些临界点偏离平衡位置越多，也即过热度（过冷度）越大，也即 A_{c1} 、 A_{c3} 越高（或 A_{r1} 、 A_{r3} 越低）。为了便于比较不同成分的钢种的临界点的高低，在测定这些临界点时，应慎重选择加热速度和冷却速度，一般不宜大于 $250\text{ }^{\circ}\text{C/h}$ ，对某些合金钢，甚至不大于 $60\text{ }^{\circ}\text{C/h}$ 。图 1-3 为以 $30\text{ }^{\circ}\text{C/h}$ 的速度加热或冷却时 Fe-Fe₃C 相中临界点的移动情况。

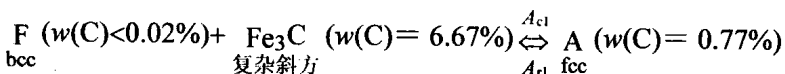
1.2 奥氏体的形成

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的方式形成：一种是非扩散方式；另一种是扩散方式。在实际生产中主要为扩散型相变。本节主要以共析钢为例，讨论珠光体→奥氏体转变的机理和基本过程。

1.2.1 奥氏体形核

奥氏体的形成过程符合相变的普遍规律，也是首先形核，按着晶核长大完成相变。

珠光体由渗碳体（碳质量分数 $w(\text{C})=6.67\%$ ）和铁素体（ $w(\text{C}) < 0.02\%$ ）组成，在 A_{c1} 以上转变为单相奥氏体（ $w(\text{C})=0.77\%$ ）。3 个相不仅含碳量不等，晶体结构也相差很大，因此奥氏体形成不仅有碳的扩散重新分布，而且有点阵重构。



奥氏体晶核通常在铁素体和渗碳体两相界面上形成。根据相变的一般规律，临界晶核的生成需要一定的能量起伏、浓度起伏和结构起伏。各种晶体缺陷，如晶界、相界等区域，自由能高，易于扩散，结构不完整，有利于奥氏体形核的结构起伏。珠光体领域间的边界也可以成为奥氏体形核的部位。在快速加热的情况下，相变过热度大，奥氏体临界晶粒半径小，并且相变所需的浓度起伏小，则晶核也可以在铁素体的嵌镶块边界上形核。

1.2.2 奥氏体晶核长大

若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-奥氏体相界面和渗碳体-奥氏体相界面，各相中碳浓度表示在图 1-4 中。图中， $w(C)_{\alpha-\gamma}$ 代表与 γ 相平衡的相邻界面上 α 相的碳质量分数； $w(C)_{\gamma-\alpha}$ 代表与 α 相相邻的界面上 γ 相的碳质量分数，依次类推。从图可见，奥氏体与渗碳体（或碳化物）相邻界面上的 $w(C)_{\gamma-c}$ 大于它与铁素体相临界面上的 $w(C)_{\gamma-\alpha}$ ，显然在奥氏体内产生了一个浓度梯度，因而碳原子将发生扩散，如图 1-4(a) 箭头所示。相邻界面上的各相碳质量分数对应于图 1-4(b)。

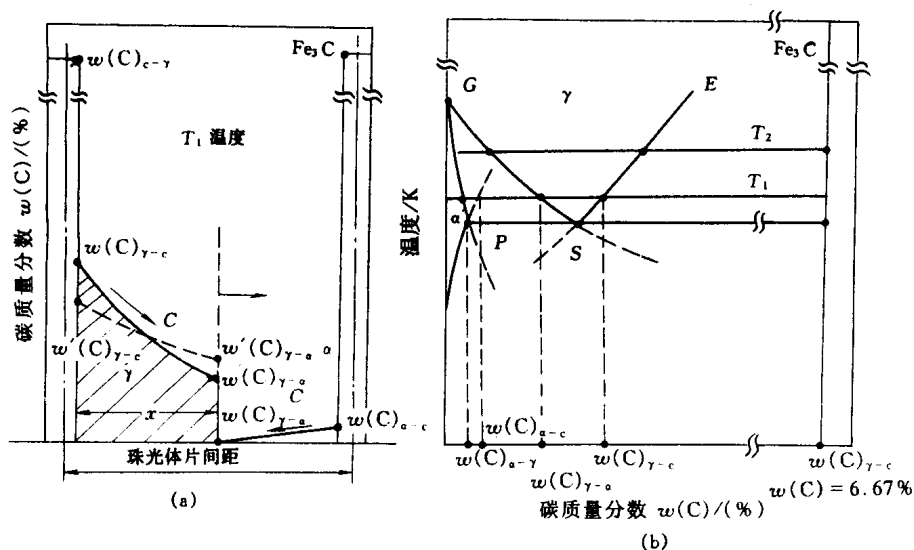


图 1-4 奥氏体长大过程中各相碳浓度示意图

这样, 界面上的两相浓度平衡遭到了破坏, 为了恢复并维持界面上碳浓度的平衡关系, 渗碳体将不断溶入奥氏体中, 奥氏体将不断向铁素体片方向长大, 而消耗扩散过来的碳原子。这样奥氏体的界面则自由地向铁素体方向和渗碳体方向推移, 即奥氏体晶核长大。这个过程是通过 α -Fe 向 γ -Fe 的点阵重构 ($bcc \rightarrow fcc$), 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向奥氏体中溶解, 奥氏体的面心立方晶格不断向渗碳体方向扩展而长大。

与此同时, 在铁素体片一侧也存在碳原子的扩散, 如图 1-4(a) 所示, 这种扩散是使 γ - α 界面处碳浓度升高, 从而促进奥氏体晶核向铁素体方向长大, 但由于铁素体中的浓度差太小, 作用甚微。

可见, 奥氏体晶核长大的过程是相界面推移的过程, 其结果是 Fe_3C 不断溶解, α 相逐渐转变为 γ 相。可想而知, 即使 α 相全部转变为 γ 相, 渗碳体全部溶解, 奥氏体中的碳浓度也会是不均匀的, 需要一定时间扩散实现均匀化。显然, 奥氏体的形成过程分为以下四个阶段: (1) 形核; (2) 晶核向 α 相和 Fe_3C 两个方向长大; (3) 剩余碳化物溶解; (4) 奥氏体成分均匀化。

1.3 奥氏体形成动力学

奥氏体的形成速度关系到加热温度、时间和加热速度等参数的控制, 因此研究奥氏体形成动力学具有实际意义。

1.3.1 形核率

在均匀成核的条件下, 形核率 N 为:

$$N = C \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \cdot \exp\left(-\frac{P}{kT}\right) \quad (1-3)$$

式中 C ——常数;

Q ——扩散激活能;

T ——绝对温度;

k ——玻耳兹曼常数;

P ——形核功。

可见, 奥氏体化温度具有重要影响:

(1) 奥氏体化温度升高时, 相变过热度增大, 相变驱动力增加, 形核功 P 变小, 急剧促进形核;

(2) 温度升高时, 原子扩散系数变大, 加速了扩散, 有利于 $\text{bcc} \rightarrow \text{fcc}$ 的点阵重构;

(3) 温度升高时, 从图 1-4 可见, 相界面处的 $w(C)_{\gamma-\alpha}$ 与 $w(C)_{\alpha-\gamma}$ 之差变小, 奥氏体形核所需的浓度起伏减小, 有利于提高形核率。

表 1-1 形核率 N 与长大速度 G 及温度的关系

转变温度/ ℃	形核率 N / ($\text{mm}^{-3} \cdot \text{s}^{-1}$)	线长大速度 G / ($\text{mm} \cdot \text{s}^{-1}$)	转变一般所需时间/ s
740	2280	0.0005	100
760	11000	0.010	9
780	51500	0.026	3
800	616000	0.041	1

由式(1-3)可知, 形核率 N 与 T 呈指数关系迅速增大, 见表 1-1。

1.3.2 长大速度

奥氏体晶核与铁素体及渗碳体的相界面推移速度即表征奥氏体的长大线速度, 应用扩散定律可导出长大速度 v 是奥氏体向铁素体长大速度和向渗碳体长大速度的总和, 简化为:

$$v = -K \left\{ \frac{D_c^{\gamma} \left[\frac{dw(C)}{dx} \right]_{\gamma}}{w(C)_{\gamma-\alpha} - w(C)_{\alpha-\gamma}} + \frac{D_c^{\gamma} \left[\frac{dw(C)}{dx} \right]_{\gamma-\alpha}}{6.67 - w(C)_{\gamma-\alpha}} \right\} \quad (1-4)$$

式中

K ——比例常数;

D_c^{γ} ——碳在奥氏体中的扩散系数;

$\left[\frac{dw(C)}{dx} \right]_{\gamma}$ ——奥氏体中的浓度梯度;

$w(C)_{\gamma-\alpha} - w(C)_{\alpha-\gamma}$ ——奥氏体和铁素体相界面处的碳浓度

差;

$6.67 - w(C)_c$ ——渗碳体与奥氏体相界面处的浓度,
式中负号表示下坡扩散。

在等温转变时, D_c^γ 和 $dw(C)/dx$ 均为常数, 则式(1-4)可改写为:

$$v = K' \left(\frac{1}{w(C)_{\gamma-\alpha} - w(C)_{\alpha-\gamma}} + \frac{1}{6.67 - w(C)_{\gamma-c}} \right) \quad (1-5)$$

式(1-4)的前项为奥氏体向铁素体的长大速度, 后项为向渗碳体的长大速度, 前项与后项之比为奥氏体向 F 和向 Fe_3C 的长大速度比值。如利用 Fe- Fe_3C 相图可查得 $780^\circ C$ 奥氏体化时:

$$\frac{V_{\gamma \rightarrow \alpha}}{V_{\gamma \rightarrow c}} = \frac{6.67 - 0.89}{0.41 - 0.02} \approx 15$$

即相界面向铁素体中推移速度比向渗碳体中推移速度约快 15 倍。但是, 共析钢片状珠光体中的铁素体片厚度比渗碳体片厚度约大 7 倍, 因此奥氏体总是先吃掉铁素体, $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变结束时, 尚有相当数量的剩余渗碳体未完全溶解, 还需要经过剩余渗碳体的溶解和奥氏体均匀化过程才能获得成分均匀的奥氏体。

与形核率一样, 奥氏体线长大速度也是随奥氏体化温度的升高而变大, 如表 1-1。按式(1-4)分析, 奥氏体化温度升高, 使扩散系数 D_c^γ 成指数关系增大, 碳在奥氏体中浓度梯度 $dw(C)/dx$ 增大, 如图 1-4(b), 当 $T_2 > T_1$ 时, T_2 温度下的 $w(C)_{\gamma-\alpha}$ 与 $w(C)_{\gamma-c}$ 之差大于 T_1 温度下的 $w(C)_{\gamma-c}$ 与 $w(C)_{\gamma-\alpha}$ 之差, 因而奥氏体长大速度增快。同时式(1-4)中的分母, $(w(C)_{\gamma-\alpha} - w(C)_{\gamma-c})$ 和 $(6.67 - w(C)_{\gamma-c})$ 两值均随温度升高而变小, 也促进相界面移动速度加快。

综上所述, 奥氏体形核率 N 和线长大速度 G 均随温度升高而增大, 则奥氏体的形成速度随温度升高而单调地增大。

1.3.3 奥氏体等温形成图

将不同等温温度下测得的转变量与时间的关系, 综合绘在转变温度与时间坐标系上, 即可得到奥氏体等温形成图。如图 1-5 所示, 图中靠左侧温度轴的第 1 条成为 $P \rightarrow \gamma$ 转变开始线, 以能

观察的一定量 (0.5%) 奥氏体形成前的一段时间作为奥氏体形成的孕育期, 以 99.5% 的转变量作为终了线对应于铁素体相全部消失。实际上此间钢中仍有一部分残余碳化物没有溶解完, 尚需经过一段时间才能完全溶入奥氏体中。当碳化物溶解结束时, 奥氏体成分是不均匀的, 原来是碳化物的微区碳浓度较高, 尚需要一段时间扩散均匀化。

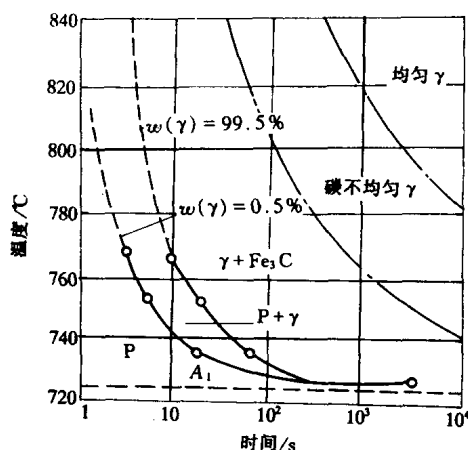


图 1-5 共析碳钢奥氏体等温形成图

从图 1-5 可见:

(1) 温度高于 A_1 时, 奥氏体并不立即形成, 而是经过一定孕育期后才开始形成, 温度越低, 孕育期越长;

(2) 等温温度愈高, 形成速度愈快, 所需的全部时间愈短。

(3) 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成分均匀化;

(4) 残余碳化物的溶解和成分均匀化需要时间最长, 尤其是稍高于 A_1 温度时, 残留碳化物溶解需要很长时间, 实际上只能得到不均匀的奥氏体。在残余碳化物难以完全溶解的情况下, 奥氏体中的含碳量及合金元素含量将较低。这种状态的奥氏体稳定性较差, 易于分解。