

中等专业学校试用教材

钢铁热处理

咸阳机器制造学校 主编

机械工业出版社

中等专业学校试用教材

钢 铁 热 处 理

咸阳机器制造学校 主编



机械工业出版社

VI

δ —— δ 相	σ_b —— 抗拉强度(kgf/mm ²)
δ —— 淬硬层厚度	σ_{bb} —— 抗弯强度(kgf/mm ²)
δ —— 延伸率(%)	σ_{bc} —— 抗压强度(kgf/mm ²)
ε —— ε 相	σ_e —— 弹性极限(kgf/mm ²)
μ —— 导磁率(H/m)	$\sigma_{0.2}$ —— 屈服强度(kgf/mm ²)
μ_m —— 微米	σ_s —— 屈服点(kgf/mm ²)
ρ —— 电阻率($\Omega \cdot \text{cm}$)	ϕ —— 直径
σ —— σ 相	ψ —— 断面收缩率(%)
σ_{-1} —— 光滑试样对称弯曲应力的疲劳极限(kgf/mm ²)	τ —— 时间
σ_{-1K} —— 缺口试样对称弯曲应力的疲劳极限(kgf/mm ²)	ξ —— ξ 相
	η —— 效率

关于采用国际单位的说明

国务院于一九七七年五月二十七日颁发的《中华人民共和国计量管理条例》(试行)第三条规定:“我国的基本计量制度是米制(即“公制”),逐步采用国际单位制”。为贯彻这一规定,本书正文中两种单位制并列,图表仍采用公制,但给出两种单位制的换算关系如下:

根据国际单位制的规定,力的单位是牛顿,代号(N),1公斤力(kgf) = 9.80665牛顿(N);热量及功和能的单位是焦耳,代号(J),1卡(cal) = 4.1868焦耳(J)。

本书用到的应力单位和冲击值单位,一律按下列关系换算成国际单位制:

应力单位: (σ) 公斤力(kgf/mm²) $\times 9.8 =$ 牛顿/毫米² (N/mm²)。

冲击值单位 (a_k):

公斤力·米/厘米² (kgf·m/cm²) $\times 9.8 =$ 焦耳/厘米² (J/cm²)

真空度单位: 1 托 = (101325/760) 帕 = 133.3 帕 (Pa)

压强单位: 1 公斤力/厘米² (kgf/cm²) = 98066.5 帕 (Pa)

编 者 的 话

本书系根据第一机械工业部中等专业学校金属热处理专业教材编审会议制定的《钢铁热处理》教学大纲编写的。

本书内容包括：钢铁热处理各种相变的基本原理；热处理的基本工艺及表面淬火和提高钢的强韧性能的方法；化学热处理的基本原理和工艺方法；铸铁热处理的基本特点和工艺方法。本书系中等专业学校金属热处理专业教材，亦可供从事热处理生产的工人、技术人员参考。

本书由咸阳机器制造学校安正昆同志主编、南京机器制造学校徐肯堂同志和上海机器制造学校张学高同志参加编写。在编审过程中，得到西安交通大学、上海交通大学、陕西机械学院、北京钢铁学院、上海工具厂、上海热处理厂、北京内燃机总厂、上海机械制造工艺研究所、北京钢铁研究院、一机部机电研究所等单位的大力支持和帮助，提供了大量宝贵资料和图片，特在此表示感谢。

由于编者水平不高，时间仓促，一定存在不少缺点和错误，殷切希望广大师生和读者批评指正。

本书的符号和计量单位

A——奥氏体	HRB——洛氏 B 标度硬度
$\text{\AA}$ ——埃(10^{-8}cm)	HRC——洛氏 C 标度硬度
a ——晶格常数($\text{\AA}$)	HRN——表面硬度
a ——间隙(mm)	Hm——显微硬度
A_{c1} ——加热下临界点 温度($^{\circ}\text{C}$)	HS——肖氏硬度
A_{c3} ——亚共析钢加热上临界点 温度($^{\circ}\text{C}$)	HV——维氏硬度
A_{cm} ——过共析钢加热上临界点 温度($^{\circ}\text{C}$)	I ——电流密度
A_1 ——临界点 温度($^{\circ}\text{C}$)	J ——扩散物质量
A_K ——冲击功($\text{kgf}\cdot\text{m}$)	K_{Ic} ——断裂韧性($\text{kgf}/\text{mm}^{3/2}$)
a_K ——冲击韧性(梅氏试样)($\text{kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$)	kgf——公斤力
Ar_1 ——冷却下临界点 温度($^{\circ}\text{C}$)	L ——长度
Ar_3 ——冷却上临界点 温度($^{\circ}\text{C}$)	l ——长度
Ar_{cm} ——过共析钢冷却上临界点 温度($^{\circ}\text{C}$)	M——马氏体
B——贝氏体	M_s ——马氏体转变开始温度($^{\circ}\text{C}$)
B ——磁感应强度	M_f ——马氏体转变终了温度($^{\circ}\text{C}$)
B_s ——贝氏体转变开始温度($^{\circ}\text{C}$)	m ——模数
B_f ——贝氏体转变终了温度($^{\circ}\text{C}$)	m ——势能
b ——晶格常数($\text{\AA}$)	min——时间单位(分)
C——碳化物	N ——晶粒度级数
c ——晶格常数($\text{\AA}$)	N ——小能量多冲断裂周次
C ——浓度(%)	P——珠光体
D ——工件直径(mm)	P_0 ——单位表面功率(千瓦/毫米 2)
d ——孔径(mm)	P ——功率(千瓦)
D ——扩散系数(cm^2/s)	P ——压力(kgf/mm^2)
E——电势(V)	Q ——激活能(卡/克原子)
e ——自然对数底	S ——面积
F——铁素体	S_v ——显微裂纹密度(mm^{-1})
F ——自由能	s ——时间单位(秒)
f ——频率(Hz)	S_K ——断裂强度(kgf/mm^2)
f ——挠度	T ——绝对温度($^{\circ}\text{K}$)
G——石墨	t ——温度($^{\circ}\text{C}$)
G——高斯 $1\text{G} = 10^{-4}\text{T}$ (特斯拉)	Torr——托 毫米汞柱压力单位
H——高度	V ——冷却速度
h ——高度	α —— α 相
h ——时间单位(小时)	β —— β 相
HB——布氏硬度	γ —— γ 相
HRA——洛氏 A 标度硬度	Δ ——电流透入深度

目 录

编者的话

本书的符号和计量单位

绪论 1

第一篇 热处理时钢的相变

总论 3

第一章 钢在加热时的转变 7

§ 1-1 奥氏体的形成 7

§ 1-2 奥氏体晶粒度 14

第二章 钢在冷却时的转变 18

§ 2-1 过冷奥氏体等温转变图 19

§ 2-2 珠光体型转变 27

§ 2-3 马氏体型转变 36

§ 2-4 贝氏体型转变 47

§ 2-5 过冷奥氏体连续冷却时的转变 58

第三章 淬火钢在回火时的转变 63

§ 3-1 回火转变与回火产物的组织性能变化规律 63

§ 3-2 回火脆性 75

第二篇 钢的热处理基本工艺

第四章 退火与正火 79

§ 4-1 退火 79

§ 4-2 正火 87

第五章 淬火与回火 88

§ 5-1 淬火加热 88

§ 5-2 淬火冷却介质 96

§ 5-3 钢的淬透性 104

§ 5-4 淬火工艺方法 109

§ 5-5 冷处理 116

§ 5-6 淬火应力与变形开裂 117

§ 5-7 淬火钢的回火工艺 126

第六章 钢的表面淬火 131

§ 6-1 感应加热表面淬火 131

§ 6-2 其它表面淬火方法 163

第七章 钢的强韧化处理 168

§ 7-1 低碳马氏体强化和扩大应用 168

IV

§ 7-2 等温淬火	171
§ 7-3 奥氏体晶粒超细化和碳化物超细化	172
§ 7-4 复合组织的应用	174
§ 7-5 形变热处理	176

第三篇 钢的化学热处理

第八章 钢的渗碳	185
§ 8-1 钢的气体渗碳	187
§ 8-2 其他渗碳方法	199
§ 8-3 渗碳后的热处理	203
§ 8-4 渗碳工件的组织性能与检验	205
第九章 钢的氮化	209
§ 9-1 气体氮化	209
§ 9-2 辉光离子氮化	221
§ 9-3 软氮化	227
第十章 钢的碳氮共渗	233
§ 10-1 气体碳氮共渗	233
§ 10-2 液体碳氮共渗	240
§ 10-3 共渗工件的组织性能与缺陷分析	240
第十一章 其它化学热处理	245
§ 11-1 钢的渗硼	245
§ 11-2 碳氮硼三元共渗	249
§ 11-3 渗金属	251

第四篇 铸铁热处理

第十二章 灰口铸铁与可锻铸铁的热处理	257
§ 12-1 灰口铸铁的热处理	257
§ 12-2 可锻铸铁的热处理	259
第十三章 球墨铸铁的热处理	264
§ 13-1 退火与正火	265
§ 13-2 淬火与回火	270
§ 13-3 球铁零件热处理工艺分析	275
附录	278
附图一 奥氏体晶粒度金相评级标准 (放大100倍)	278
附表一 常用钢材化学成分及其临界点	280
附表二 布、洛、维、肖氏硬度换算表	282
附表三 图纸标注热处理符号的含义	283

绪 论

所谓热处理，就是将金属加热到一定温度，在此温度停留一段时间，然后以某种速度冷却下来，从而改变金属内部组织结构，以得到预期的性能，包括工艺性能、机械性能、物理性能、化学性能等。“唯物辩证法认为外因是变化的条件，内因是变化的根据，外因通过内因而起作用”。在这里加热温度、保温时间和冷却速度等是外因，而金属内部组织结构和性能是内因，两者存在着固有的规律，即成分—热处理—组织—性能之间相互关系的基本规律。在长期的生产斗争和科学实验中，人们认识到了这一规律，从而掌握这一规律，通过热处理手段来获得具备某种性能的零件或材料，以满足工业生产的设计要求。

现代工业、现代农业、现代国防和现代科学技术与金属材料有着极为密切的关系。金属材料的成材和制成工件，包括冶炼、各种加工和热处理等一系列过程，其中热处理则是充分发挥材料潜力，节约使用材料的有效途径。热处理的任务，不是改变工件的形状而是改变工件的性能。很难想象一个负荷较大的齿轮不经过热处理能使用长久，这样的齿轮要求再高的精度又有什么意义？就机械工业来说，据初步统计，现代机床工业中要经过热处理的工件占60~70%，汽车拖拉机中占70~80%，而轴承和各种工、模具则几乎是100%，特别是近年来，由于航空工业、火箭、导弹、宇宙飞船、原子能工业以及少无切削工艺的出现和发展，对金属材料和工件要求具有高的强韧性、耐高温、抗氧化、抗腐蚀、耐磨损等性能，热处理工艺更显得非常重要了。因此热处理技术在我国实现四个现代化的进程中占有非常重要的地位。

热处理不单是一门工艺方法，而且是一门完整的现代科学。它是千百年来劳动人民从社会的生产实践中产生和发展起来的。我国在热处理方面有着丰富的经验。早在春秋战国时代我国劳动人民就用热处理方法处理兵器。在2000年前的汉代文献中就论述了淬火这一热处理方法。在300年前的明代，类似今日的淬火、退火、渗碳等方法已熟练使用。但在旧中国，由于历代封建制度的束缚和近代帝国主义的压迫，我国的科学技术受到很大的压抑，我国劳动人民所创造的宝贵经验得不到丰富和提高。

解放以来，在毛主席和中国共产党的领导下，我国的热处理技术从无到有，迅速发展。我国已经建成了完整的工业体系，全国各大、中型工厂里几乎都有独立的热处理车间，安装了比较近代化的设备。可控气氛热处理、感应加热、形变热处理、多元共渗、辉光离子氮化、真空热处理等具有世界先进水平的新工艺正在大力推广。机械化程度很高的热处理作业炉和热处理流水线、自动线已在不少工厂建立起来。在热处理理论研究方面也取得了可喜的成果，我国的热处理科学技术面貌焕然一新。尽管我国热处理技术有了飞速发展，但距离四个现代化的需要，与世界先进水平相比，还存在很大差距。突出的问题是我国机械产品中的不少零件不进行热处理就装机使用，材料选择也不尽合理；热处理科学技术普及不够，热处理工艺操作盲目性较大；有的工件所采用的热处理工艺比较落后，热处理质量不高，使用寿命不长，热处理设备和测试技术也处于落后状态。因此，我们广大热处理工作者，必须在以华主席为首的党中央的英明领导下，奋发图强，加倍努力，为在热处理科学技术方面赶超世

界先进水平,贡献出我们全部智慧和力量。

当前,热处理技术的发展是向着新技术、新工艺和设备高度现代化的方向前进。在热处理工艺方面:应用金属学及热处理理论来不断地改革加热和冷却技术;进一步发展可控气氛、真空热处理、化学热处理等新工艺。在热处理设备方面:为适应工艺方面越来越高的要求,广泛采用和不断设计制造高度机械化和自动化的热处理设备,以及控制各种工艺参数用的各种自动化调节和控制仪表,如数控、电子计算机在热处理设备上的应用。随着金属材料科学的迅速发展,大大促进了热处理理论的研究,如晶体缺陷、金属电子理论等已深入到金属学和热处理的领域。为了更好地掌握和发展热处理新理论、新技术、新工艺,必须尽量采用现代化测试手段,如定量金相、电子显微、X射线分析等。

总而言之,我们现在正处在一个新兴技术和常规技术交替的时代,新的科学技术将不断为热处理所应用,如激光、电子计算机技术等。归纳起来,今后的热处理有下列几方面的发展趋势:

1. 少氧化、少脱碳加热方法的广泛应用。
2. 尽量地减少热处理变形和防止开裂。
3. 努力提高零件表面耐磨性、疲劳强度和耐腐蚀性。
4. 大力发展和提高材料强度和韧性的热处理方法。
5. 不断提高热处理自动化的程度。
6. 尽量采取防止环境污染的措施。

本教材主要是围绕中等专业学校热处理专业的培养目标,介绍钢铁热处理相变的基本原理和基本工艺,结合我国实际,反映热处理科学技术的新成就,使学生比较系统的掌握钢铁材料成分、热处理、组织、性能之间的变化规律,以便能够根据工件的材料、工作条件、性能要求,制定出合理的热处理工艺,能够分析和解决一般热处理工艺技术问题,并为探索新工艺打下一定的基础。

《钢铁热处理》是一门叙述性较强的课程,因此学生在学习本课程时,要着重基本概念的理解,注意掌握规律性的东西。对热处理相变理论的学习,是为了更好的掌握热处理工艺,为此,还必须紧密联系实际,对具体问题作具体的分析。

本书内容共分四篇:

第一篇介绍钢在热处理时的基本转变:奥氏体转变、珠光体转变、马氏体转变和贝氏体转变。这是学习热处理所必须的理论基础。

第二篇介绍各种基本的热处理方法:退火、正火、淬火和回火。这些是学习热处理所必须了解的最基本的工艺。

第三篇介绍化学热处理的基本理论和化学热处理的各种工艺方法,它是现代热处理技术中很有发展前途的一个组成部分。

第四篇介绍铸铁的热处理。

第一篇 热处理时钢的相变

总 论

总观各种热处理方法，它们有一个共同的特点，即都是通过加热、保温和冷却，使金属工件获得一定的性能。为什么金属经过加热和冷却就能改变性能呢？这是由于金属在加热和冷却过程中发生了内部组织结构的变化，而不同的组织结构具有不同的性能的缘故。例如一个 45 钢工件，加热后空冷，得到细珠光体加铁素体组织，硬度为 HRC18~24。而加热后水冷，则得到马氏体组织，硬度达 HRC50 以上。这就说明：热处理、组织结构、性能三者之间存在着一定的规律。本篇的内容就是从本质上介绍这一规律，即热处理时钢的相变。

一、相变的热力学条件

在学习金属学的过程中已经建立起这样的概念，即从热力学的观点来看，在一定条件下，合金由一种状态转变为另一种状态，是系统自由能降低的过程。也就是说，相变前后的自由能差是相变的“推动力”，自由能差越大，由旧相转变为新相的倾向越大。图 1-1 中 $F_{奥}$ 、 $F_{珠}$ 表明系统内奥氏体和珠光体的自由能与温度的关系，从中可看出当温度等于 A_1 时，两种组织的自由能相等，珠光体与奥氏体处于平衡状态， A_1 称之为临界温度。对铁—碳合金来说， A_1 的温度为 727℃。当温度高于 A_1 时，珠光体的自由能高于奥氏体的自由能，奥氏体稳定，所以珠光体就要自发地转变为奥氏体，当温度低于 A_1 温度时，则奥氏体的自由能高于珠光体的自由能，珠光体稳定，奥氏体就要自发地转变为珠光体。可见，只要在温度变化的条件下，物质内部就必然会发生高能量向低能量状态的变化，其变化的动力就是新旧状态之间的自由能差，这种自由能差，将补偿新相形成时造成系统某些能量（如表面能、弹性能等）

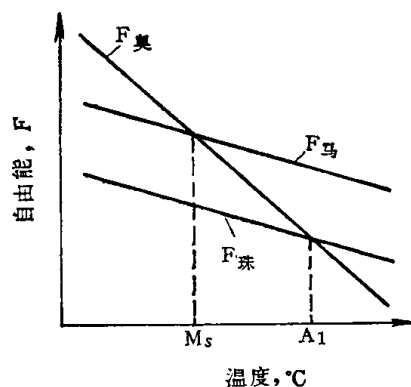


图1-1 奥氏体、珠光体及马氏体的自由能与温度的关系

的增加。因而相变并不按照铁碳相图中所表示的临界点 A_1 、 A_3 、 A_{cm} 进行，而实际发生转变的温度和上述临界点有所偏离，通常称为过热或过冷，过热或过冷的温度间隔称为过热度或过冷度，它因加热速度或冷却速度的增大而增大。这样，就使得加热或冷却的临界点不在同一温度上，通常把加热时的临界点加注“c”，如 Ac_1 、 Ac_3 、 Ac_{cm} ；冷却时的临界点加注“r”，如 Ar_1 、 Ar_3 、 Ar_{cm} 。

由上所述，钢的组织转变是随着温度的变化，由高自由能状态变为低自由能状态，但这并不意味着，转变的方式必须从原来状态瞬间即形成在该条件下具有最低自由能状态。在一定条件下，也还会出现不是自由能最低的过渡状态，由高自由能状态转变为过渡状态时，可以消耗较小的功，然后再由过渡状态转变为稳定状态。例如钢在快速冷却时，由图 1-1 中 $F_{奥}$ 、 $F_{马}$ 可以看出，奥氏体就可以在 M_s 温度先转变为过渡的马氏体状态，然而马氏体状态不是稳定状态，是介稳定的，在它形成以后还要向稳定状态转变。同理，贝氏体状态也是介稳定状

态,在一定条件下,奥氏体亦可先转变为贝氏体状态,然后贝氏体再向稳定状态过渡。总之,新旧相之间的自由能差是产生相变过程的热力学条件。

二、固态金属中原子扩散的基本概念

在已经具备了热力学条件下,金属及合金的相变过程和相变机理,是非常复杂而且是多种多样的,但归纳起来,不外乎是扩散相变和非扩散相变两大类。所谓扩散相变,是在相变过程中有原子的扩散现象产生,即在相变前后新旧相具有不同的化学成分。扩散相变的速度取决于原子扩散速度,扩散速度愈大,相变速度愈大,反之愈慢。而非扩散相变则是指相变前后新旧相具有相同的化学成分,即在相变过程中,只有晶格的变化而没有原子扩散现象;一般非扩散相变速度都很快。

在已经发现的各种相变过程中,大量的属于扩散相变,而非扩散相变则是少数,因此,扩散理论在热处理中占有非常重要的地位。它不仅是研究相变的理论基础,而且对化学热处理也具有重大的理论意义。

1. 固态金属中原子扩散的本质

在固态金属或合金中,晶格结点上的原子并不是固定不动的,实际上原子是以结点为中心进行着热振动,其振幅约 $0.1 \text{ \AA}$, 频率约 10^{13} 次/秒。从统计的观点看,大多数原子的振动能量等于平均能量,有少数原子的能量大于平均能量或小于平均能量,大于平均能量的少数原子其振幅也大于平均振幅 $0.1 \text{ \AA}$, 这些原子会振动较大距离和相邻原子相碰撞,从一个位置跳到另一个位置,这些个别原子的跳动方向是任意的。但是,如果在金属内部存在着组成元素的浓度梯度,那么这许多单个的组成元素的原子任意跳动的总和将使多数原子从浓度高处向浓度低处定向移动,从而造成物质的宏观流动,这种现象就是固态金属及合金中原子的扩散。

在纯金属中原子迁移和在固溶体中溶剂原子的迁移称为自扩散,而溶质原子的迁移称为异扩散。在固溶体中,溶质原子的异扩散,常常伴有溶剂原子的自扩散,这种现象称为互扩散,例如共析碳钢冷却时,由奥氏体转变为珠光体的过程,实际就是铁、碳原子的互扩散过程,而渗碳过程则是典型的碳原子的异扩散过程。

从能量的观点来看,某个原子要从一个结点跳到另一个结点除具有较大的振幅外,还必须有足够的能量克服它周围的原子对它的作用力。大家知道,原子的振动中心,是位能最低的平衡位置,当原子从一个平衡位置跳到另一个平衡位置时,必须克服两个位置中间的位能峰(称为位垒或势垒)。

图 1-2 表明,某原子 A 在某一瞬间,振动较大的距离,从图 a) 位置跳到图 c) 位置时,中间必须经过图 b) 位置而将上下的 B 原子挤开,引起晶格畸变。很明显,处于图 b) 位置时的 A 原子具有最高的位能,如图 d) 中曲线所示。设 a、b 位置的位能差为 m (即位垒),则只有当 A 原子具有足够能量 Q , 并且 $Q = m$ 时,原子 A 才能由位置 a 跳到位置 b。此时,我们称相当于 m 值的能量 Q 为 A 原子的扩散激活能,又叫扩散热,单位为卡/克原子或卡/克分子(相当于国际单位 $4.1868 \text{ 焦耳/克原子或克分子}$),其数值与原子间的结合能有关,结合能愈高,

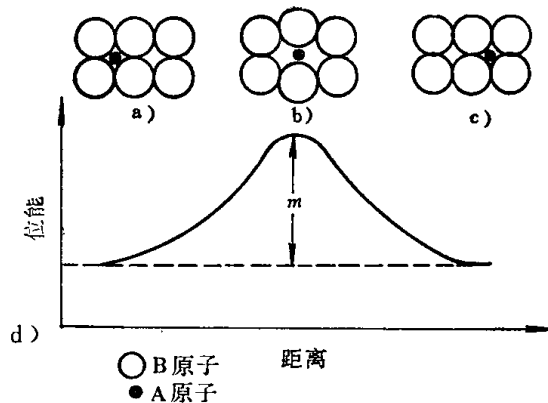


图1-2 扩散激活能示意图

(相当于国际单位 $4.1868 \text{ 焦耳/克原子或克分子}$),其数值与原子间的结合能有关,结合能愈高,

则 Q 值愈大。当然在整个金属中，具有扩散激活能的原子是少数，这些少数原子才是扩散的基本单元。由此可见，在固态金属及合金中，某种元素的原子扩散激活能 Q 值愈高，则扩散愈困难，反之愈容易。

2. 固态金属中原子扩散机理

在固态金属中，原子迁移的方式即扩散机理，根据目前研究的结果，可归纳为如下四种：

(1) 间隙式扩散：图 1-3 表明 A 为溶剂原子，B 为间隙固溶原子，B 原子在 A 中的扩散，称为间隙式扩散。间隙扩散的原子尺寸都是很小的，如碳、氮、硼的原子在钢中的扩散就是一例。在间隙式扩散中，由于溶质原子都很小，在迁移时不致引起过大的点阵畸变，因此所需要的扩散激活能较小，即易于扩散。

(2) 空位移动式扩散：实际金属中存在空位，温度愈高，空位数愈多，但这些空位不是固定不变的，而是在实际中不断变换位置。由于有现成的空位存在，相邻原子便易于跳到空位中去，同时就空出了自己的位置，形成新的空位，接着另外一个原子又跳到新空位中，依次类推，这样空位每移动一次，就有一个原子以相反的方向跳动一次，经过一定时间后，便形成扩散，上述过程示意图见图 1-4。采取空位移动式扩散，所需要扩散激活能很低。纯金属中的自扩散和置换固溶体中的互扩散主要是采取空位移动式扩散。

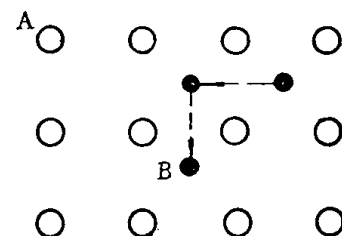


图1-3 间隙原子迁移过程

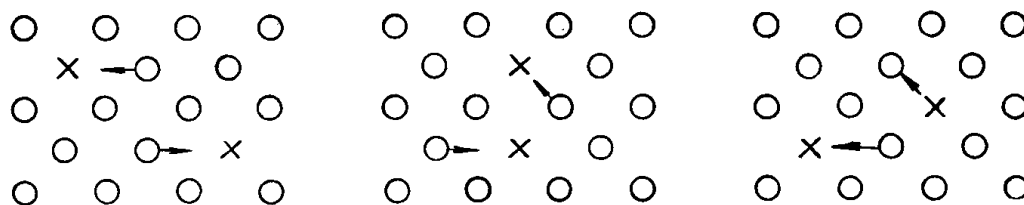


图1-4 空位迁移过程

(3) 换位式扩散：如果晶体中很少空位，甚至没有空位（温度很低时），则扩散可采取通过相邻原子互换位置的方式进行。如图 1-5 所示，A、B 为互相换位的两个原子，原子换位时，会引起很大的晶格畸变，因此这种扩散机构所需扩散激活能很大。如合金元素的原子大多是在钢中与铁形成置换固溶体，其扩散方式也多采取换位式，激活能都很高，因此合金钢中的相变和渗金属速度都是很慢的。

(4) 环行旋转式扩散：实际上是换位扩散的扩大，如图 1-6 所示，这种扩散方式是在某一晶面上相邻的几个原子通过旋转换位达到扩散目的，所需要的扩散激活能也是比较低的。合金元素在钢中的扩散，也多采用这种方式。

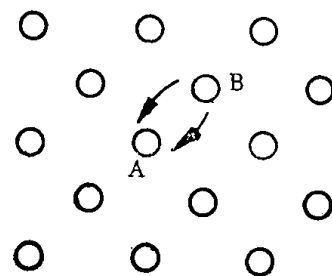


图1-5 原子直接交换

3. 影响扩散速度的基本因素

扩散定律对扩散速度作了定量的描述，它指出：“单位时间内，通过单位断面积的扩散物质量与扩散起止点间的浓度差成正比”。这个关系可用下式表示：

$$J = -D \frac{dc}{dx}$$

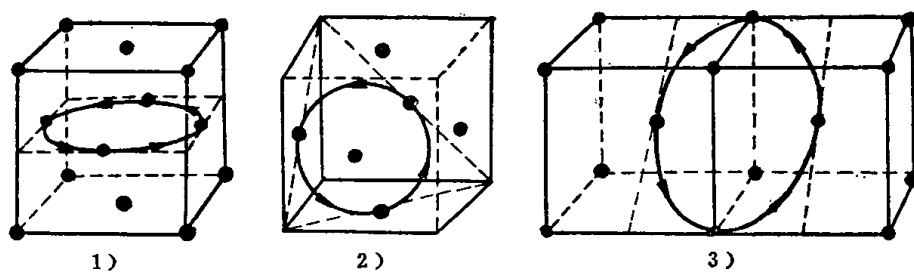


图1-6 环行旋转式扩散示意图

1—在010面 2—在111面 3—在101面

式中 J ——表示沿 x 方向的某点, 在单位时间内通过垂直 x 的单位面积的扩散物质量;

D ——比例常数, 称为扩散系数(厘米²/秒);

$\frac{dc}{dx}$ ——沿 x 方向的浓度梯度。

式中负号表示 $\frac{dc}{dx}$ 变化与扩散方向的关系, 就是说扩散是由浓度高的地方向浓度低的地方进行。

由上式可以看出, 加大浓度梯度可以提高扩散速度, 但扩散系数 D 的大小对扩散速度有更大的影响, 其值由下式决定:

$$D = Ae^{-\frac{Q}{RT}}$$

式中 D ——扩散系数;

A ——与溶剂晶格类型、溶质种类等因素有关的常数(厘米²/秒);

e ——自然对数之底(2.718);

Q ——扩散激活能(卡/克原子), (相当于国际单位 4.1868 焦耳/克原子);

R ——气体状态常数(2 卡/克原子·度), (相当于国际单位 2×4.1868 焦耳/克原子·度);

T ——扩散温度(°K)。

由上式可知, 温度对扩散系数有巨大的影响, 二者之间呈指数关系, 即温度升高, 扩散系数将迅速增大。如碳在奥氏体中扩散, 当温度为 925°C 时, 扩散系数 D 为 1205; 1000°C 时, D 值 3100; 1100°C 时, D 值 8640, 由此可见温度对扩散速度的巨大影响, 温度升高将加速扩散的进行。

如前所述, 决定 Q 值大小的因素是溶剂晶格类型和溶剂、溶质原子的种类和形成固溶体的类型。例如溶质原子间隙固溶者比置换固溶者扩散容易, 扩散激活能小, 扩散系数大。如碳和铬在奥氏体中扩散, 碳的 Q 值为 31400 卡/克原子(31400×4.2 焦耳/克原子), 而铬的 Q 值为 80000 卡/克原子($8 \times 10^4 \times 4.2$ 焦耳/克原子); 可见铬的扩散比碳困难的多。在 1100°C 时碳的扩散系数 8640, 铬的扩散系数仅 8.4, 相差竟达一千倍之多, 因而在 1100°C 时铬的扩散速度比碳要慢的多。

综上所述, 影响扩散速度的主要因素是温度和浓度梯度, 故在实际生产中, 提高温度, 加大浓度梯度是加快扩散的两项主要措施。

对扩散相变而言, 扩散速度与自由能差对相变速度有着同样重要的作用。如果温度升高而自由能差也加大的话, 则相变将随温度升高而急剧加快。反之, 如果温度降低, 才能使自由能差增大, 而温度降低的结果却使扩散速度减慢了, 这样相变速度将同时受这两个矛盾着的因素的制约, 取决于处于矛盾主要方面的那个因素, 并将在某一温度上出现最大值。

第一章 钢在加热时的转变

如前所述，任何热处理工艺，一般都是由加热、保温、冷却三个阶段所组成，用图 1-7 加以表示，这种用温度和时间为坐标来表示的图形，叫做热处理工艺曲线。在生产实践中，退火、正火、淬火、渗碳等工艺都要先将工件进行加热获得奥氏体组织，为此后的冷却做好组织准备，这对热处理质量有着直接的影响。

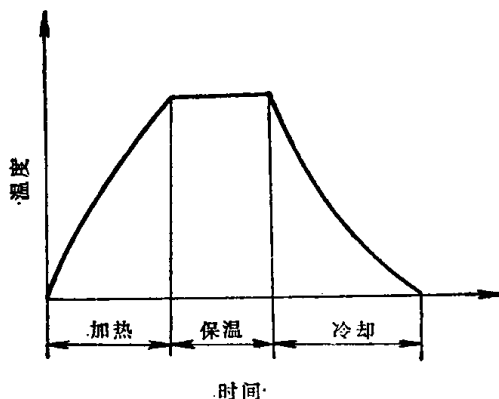


图1-7 热处理工艺曲线图

§ 1-1 奥氏体的形成

由图 1-8 可以看出，随着含碳量的不同，钢在加热前的组织为珠光体加铁素体（亚共析钢），珠光体（共析钢），珠光体加渗碳体（过共析钢）。对亚共析钢来说，温度低于 727°C 时，原始组织不变，当温度高于 727°C 时，原始组织中的珠光体将转变为奥氏体，其含碳量为共析成分（ $0.77\% \text{C}$ ），继续升温，铁素体逐渐溶入奥氏体，此时奥氏体的含碳量将逐渐降低，沿 SG 线变化其成分，当温度到达 A_{c3} 时，铁素体全部溶入奥氏体，转变过程结束。共析钢在 727°C 以下时为百分之百的珠光体，当温度高于 727°C 时，珠光体全部转变为奥氏体。过共析钢在 727°C 以下时原始组织不变，当加热到 727°C 以上时，珠光体转变为奥氏体，随着温度的升高，渗碳体逐渐溶入奥氏体，其含碳量将增加，成分沿 SE 线变化，当温度加热到 A_{cm} 时，全部形成奥氏体。

综上所述，三类钢加热时的转变有一个共同特点，即钢的加热温度超过 727°C 时，珠光体均转变为奥氏体，下面我们进一步研究由珠光体到奥氏体的转变。

一、奥氏体的金相形态和性质

利用高温金相显微镜在奥氏体形成温度可以直接观察到钢的奥氏体金相形态，它是一种均匀的多边形晶粒，如图 1-9 所示，晶界比较平直，在某些晶粒中还可以看到孪晶线。

X 射线结构分析证明：奥氏体晶体结构是碳溶解在 $\gamma\text{-Fe}$ 中的间隙固溶体，晶格为面心

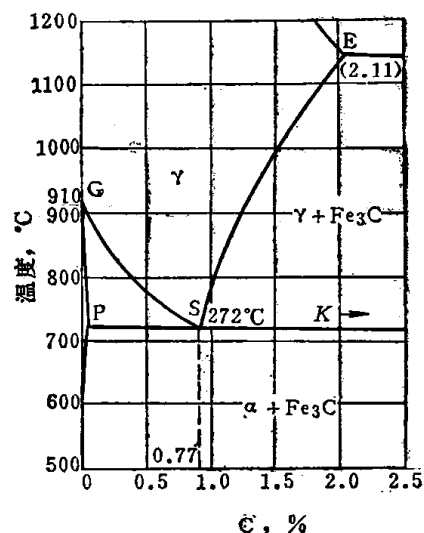


图1-8 Fe-Fe₃C状态图
(钢的部分)

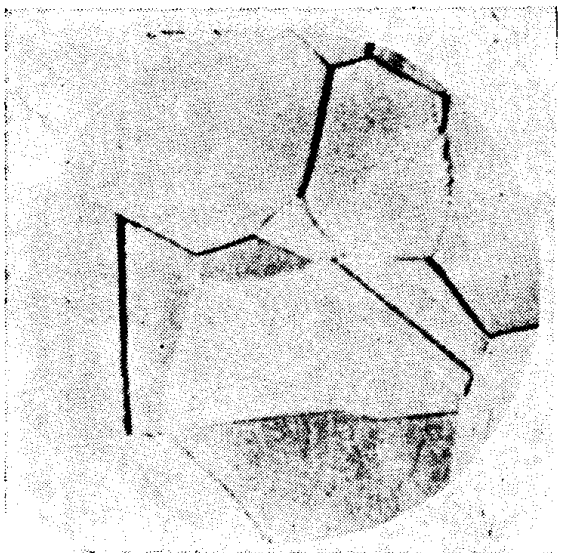


图1-9 奥氏体组织形态

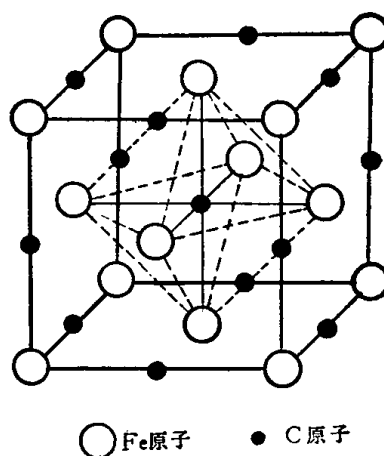


图1-10 碳原子在面心立方点阵中的可能位置

立方结构，碳原子位于面心点阵中心或棱的中间，即八面体的空隙处，如图 1-10 所示。

如果碳原子全部充满了空隙，碳原子数要占50%，按重量百分数计算为20%，但实际上奥氏体碳含量最高可达2%，所以奥氏体点阵中不是所有八面体空隙都被碳原子占满，最多只能占满10%的空隙位置。碳原子在晶格中的分布都是统计均匀的，在微观区域之间尚存在着分布差别，谓之浓度起伏。

除碳之外，氮、氢、氧、硼等也可以固溶入奥氏体中，形成间隙固溶体，由于间隙固溶的结果，使奥氏体晶格歪扭，引起点阵常数增大。其它合金元素如 Mn、Ni、Cr 等则以置换形式溶入奥氏体中，形成置换固溶体，也引起晶格歪扭，但晶格常数是增大还是缩小，要看溶质原子大小而定，比铁原子大者增大点阵常数，反之则缩小。

研究证明：铁原子在奥氏体中的扩散激活能比其在铁素体中的扩散激活能大，前者为 68000卡/克分子 ($68 \times 10^3 \times 4.2 \text{焦耳/克分子}$)，后者为 59700卡/克分子 ($597 \times 10^2 \times 4.2 \text{焦耳/克分子}$)，这说明奥氏体中铁原子间结合力较大。另外，奥氏体是顺磁性体。同时奥氏体属于紧密排列，故比容最小。

奥氏体与珠光体比较，屈服极限较低，塑性较好，所以在热压力加工时，通常把钢加热到奥氏体区进行锻轧。也正因为奥氏体变形抗力低，塑性好，在热处理加热和冷却过程中，由于热应力、组织应力的存在，可能使奥氏体发生塑性变形，所以往往在奥氏体中观察到孪晶，并引起工件尺寸的改变。这点对我们热处理工作者来说是必须重视的。

二、奥氏体形成过程

从图 1-1 中看出要使钢奥氏体化必须加热到 A_1 以上的温度，珠光体才可转变为奥氏体。另外，珠光体是铁素体和渗碳体的混合组织，铁素体是含碳量不大于 0.025% 的 α 间隙固溶体，为体心立方晶格，而渗碳体为复杂六方晶格的化合物 Fe_3C ，含碳 6.67%，而刚转变完的新相奥氏体则为面心立方晶格，含碳量 0.77%，它约为铁素体含碳量的 32 倍，而为渗碳体含碳量的八分之一左右。可见由珠光体转变为奥氏体时，必然产生碳原子的重新分配和晶格的重新改组。因此，参加相变的铁、碳原子必然进行扩散，才能完成碳原子的重新分配和铁原子晶格的重新改组，可见由珠光体到奥氏体的转变属于扩散型相变，整个相变过程受扩散过

程所控制。

高温金相研究证明，奥氏体的形成过程和一般固态相变规律一样，即为新相形核和核长大的过程。一般认为这一过程可分为三个阶段，即奥氏体形核和长大、残余渗碳体的溶解以及奥氏体碳浓度的扩散均匀化。

现以共析钢为例分析奥氏体的形成过程。

1. 奥氏体形核及长大

以共析碳钢为例，当加热到 A_1 以上温度时，旧相珠光体将转变为新相奥氏体，下面介绍奥氏体形核和长大的过程。

从铁碳相图中可以看出，为了使铁素体转变成奥氏体，铁素体中的碳浓度一定要达到相应温度下奥氏体中的碳浓度，如 740°C 时为 0.66% ； 780°C 时为 0.40% ；在 800°C 时为 0.32% 等。在含碳极低的铁素体中能否存在有这样的高碳区呢？根据微观运动的道理，在钢的微观体积内，由于碳原子的热运动，存在着浓度起伏（即瞬时的成分不均），所以在低碳铁素体中可以出现与在该温度下奥氏体成分相适应的高碳区，这就具备了形成奥氏体晶核的浓度条件。另外，在铁素体中总体上铁原子是以体心立方排列的，但在局部微观区域，某一瞬间可能是无序排列的，也可能是面心立方或其他方式排列，这种现象称之为结构起伏，后几种排列方式的铁原子的能量比正常排列的铁原子的能量高，故在铁素体中有的微观区能量高，有的微观区能量低，这种现象称之为能量起伏。由于浓度起伏、结构起伏、能量起伏瞬间形成的微小区域，其尺寸稍大于该温度下奥氏体晶核的临界尺寸时，即可能成为奥氏体的稳定晶核，继续长大；小于临界尺寸的微观区，不能成为稳定晶核，复又溶于铁素体而消失。

综上所述，新相奥氏体的形成是由于珠光体内存在着浓度起伏、能量起伏、结构起伏，而在这些微观区的铁原子，又进行了一系列的晶格重新改组的过程，这一过程又是一个自发的过程，因为这些过程的后果将导致体系自由能的降低。

必须指出的是：新相奥氏体晶核首先在旧相珠光体中铁素体与渗碳体界面上形成。因为在相界面上原子排列不规则，晶格存在着较大的畸变，原子势能较高，有利于原子的扩散。另外，相界面上存在着较多晶体缺陷，有利于在某些微观区形成较大的浓度起伏，也就是说：在珠光体中的铁素体与渗碳体的界面上存在着更多的浓度起伏，结构起伏和能量起伏，这样晶界处就比晶内更易生核。

在铁素体和渗碳体相界面上产生了奥氏体晶核之后，便形成了两个新的相界面，即奥氏体与铁素体的相界面和奥氏体与渗碳体的相界面。奥氏体的晶核长大就是依靠这两个新的相界面向铁素体和渗碳体方向推移的结果，如图 1-11 所示。

在相界面处，各相的平衡碳浓度可由 Fe—Fe₃C 相图得知，如图 1-12，如在 t_1 温度时，与铁素体相接触和与渗碳体相接触的奥氏体的两个接触面处的碳浓度是不相等的，分别为 C_1 和 C_2 ，并且 $C_1 < C_2$ 。

根据原子扩散规律可知，奥氏体内碳浓度的不均匀分布会促使碳原子自发地由高浓度向低浓度一边扩散。由于扩散的结果导致与渗碳体相接触的奥氏体前沿碳浓度小于 C_2 ，而与铁素体相接触的奥氏体前沿碳浓度则大于 C_1 ，从而使奥氏体内碳原子的分布趋于均匀。然而这

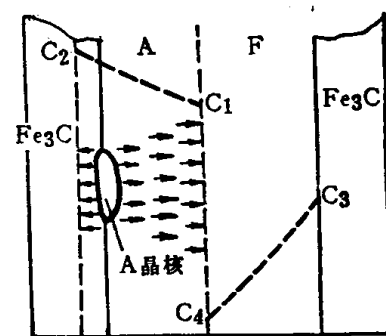


图1-11 奥氏体晶粒长大及碳浓度分布示意图

种状态却破坏了奥氏体与铁素体和渗碳体间碳浓度的平衡关系，提高了体系自由能。为使自由能降低，恢复平衡关系，只有在与奥氏体相接触的渗碳体发生分解，一部分碳原子越过相界面溶于奥氏体中，使其碳浓度回升到 C_2 。渗碳体分解后剩余的部分碳原子和铁原子通过扩散进行点阵改组形成奥氏体，使奥氏体前沿向渗碳体方向推进。另一方面，在奥氏体与铁素体相接触的一边只有从奥氏体中脱溶碳原子，使奥氏体前沿浓度回降为 C_1 ，脱溶出的碳原子越过奥氏体与铁素体间的界面而溶入铁素体，引起铁素体增碳，当平均碳浓度超过 C_4 时，铁素体即发生晶格重构转变为奥氏体，使奥氏体前沿向铁素体方向推进。这时奥氏体与铁素体和渗碳体界面处的平衡状态得到了恢复。但在奥氏体内又出现了碳浓度差，于是又产生碳原子的扩散，平衡又被破坏，如此平衡——扩散——破坏平衡——相界面推进

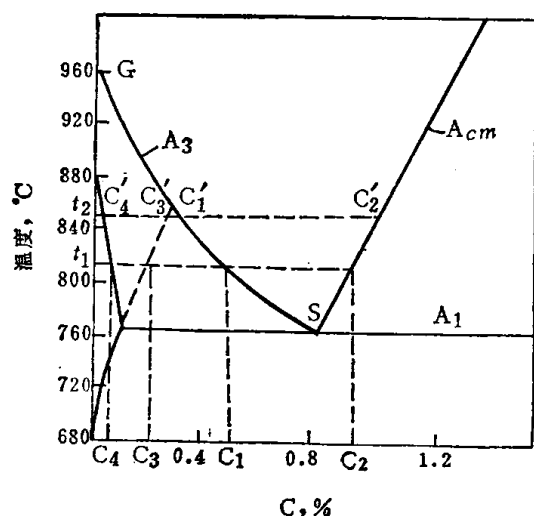


图1-12 奥氏体形成过程中各相成份改变的图解

——平衡，周而复始的循环过程使奥氏体晶核不断长大，直至奥氏体晶粒相接触。当加热至 t_2 温度时，各相之间平衡点的碳浓度如图 1-12 所示，分别为 C'_1 、 C'_2 、 C'_3 、 C'_4 。 t_2 温度时奥氏体的形核和长大规律与 t_1 温度时相同，此处不再重复。

2. 残留渗碳体的溶解

由于奥氏体与铁素体界面浓度差比奥氏体与渗碳体界面浓度差小的多，同时奥氏体与铁素体的结构差别比奥氏体与渗碳体结构差别要小，因而奥氏体向铁素体方向推进速度要大的多。因此，在共析钢中铁素体总是比渗碳体消失的早，也就是说，当第一阶段结束之后总有一部分渗碳体残留下来，当继续保温时，残留渗碳体才逐步溶入奥氏体，最后消失。

3. 奥氏体均匀化

第二阶段结束之后，虽然得到了单一的奥氏体，但此时奥氏体的成分还是不均匀的，原来渗碳体的地方含碳量较高，原来是铁素体的地方含碳量较低，只有再进一步保温，成分不均匀的奥氏体内，通过碳原子的扩散，才使奥氏体达到均匀。如果只进行完第一阶段就淬火，得到的将是马氏体和残余渗碳体；只进行完第二阶段就淬火，将得到保留珠光体痕迹的马氏体。如图 1-13 所示，就是加热保温时间过短，尚有一部分珠光体尚未转变，已经形成的奥氏体中还有珠光体痕迹。

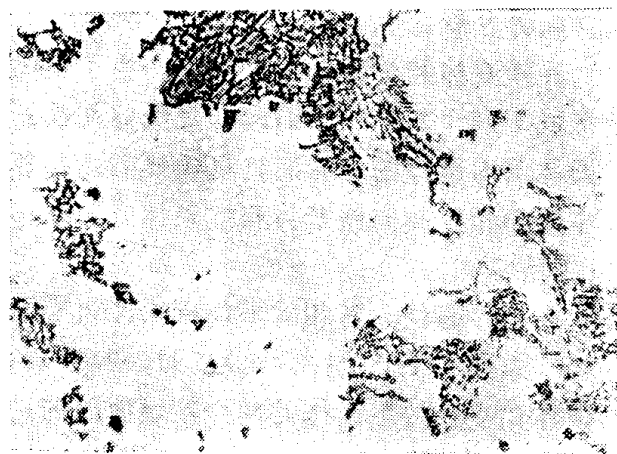


图1-13 淬火后的珠光体痕迹 500×

图 1-14 为共析钢加热时奥氏体形成的金相图。图 1-15 为转变过程的示意图。亚共析钢加热时，当加热到 A_1 以上的温度时，珠光体将按上述三个阶段转变成奥氏体，尚有先共析铁素体没有转变，只有继续升高温度，铁素体才逐渐溶入奥氏体中，随着奥氏体量的不断增多，奥氏体中碳浓度不断下降，当温度高于 A_{c3} 时，先共析铁素体全部转变奥氏体。