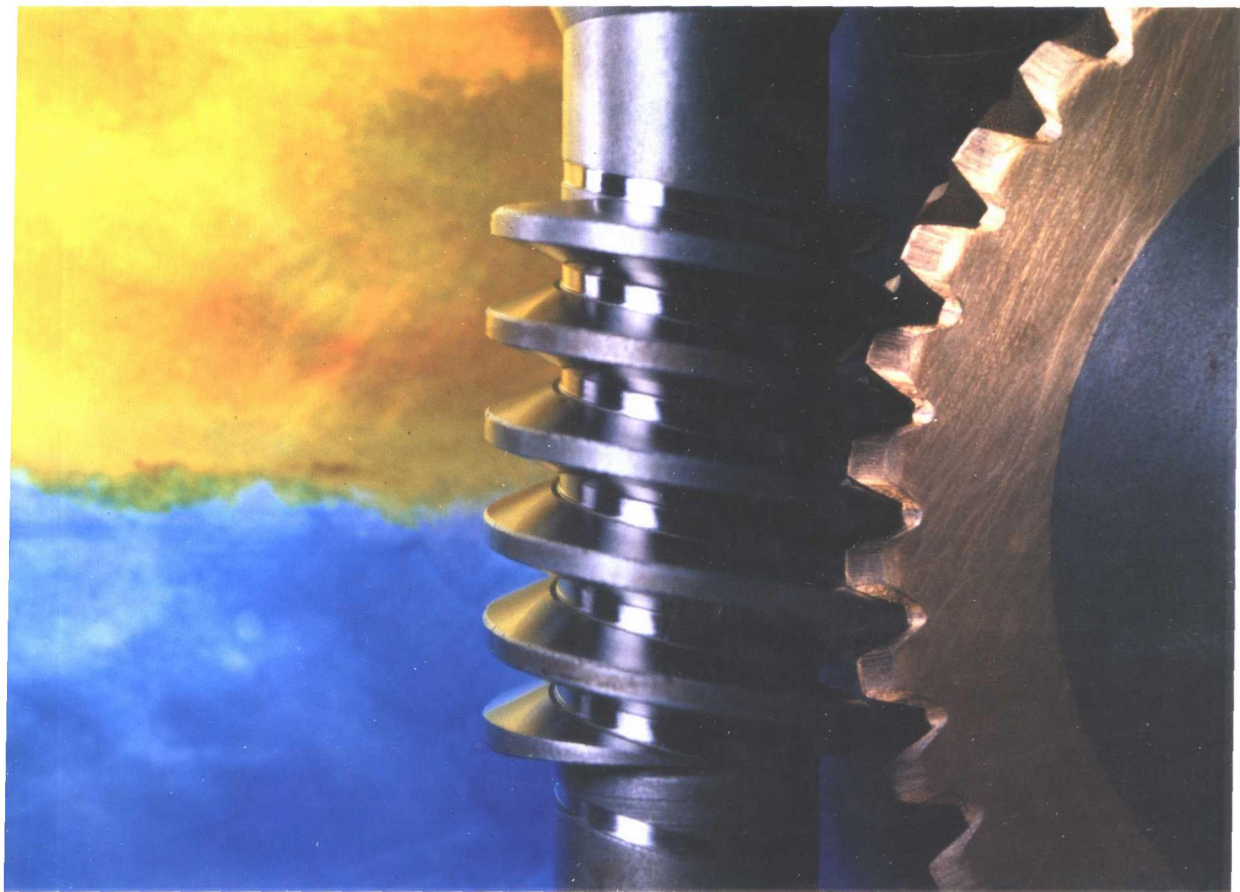


21 世纪高等院校教材

金属固态相变原理

徐 洲 赵连城 主编



 科学出版社
www.sciencep.com

21 世纪高等院校教材

金属固态相变原理

主编 徐 洲 赵连城

审阅 陈世朴 耿 林

科学出版社

北 京

内 容 简 介

本书是材料科学与工程专业的基础理论课程教材,按照材料科学与工程专业的教学大纲编写。其内容分为金属固态相变基础、钢中奥氏体的形成、珠光体转变、马氏体相变、贝氏体相变、钢中的回火转变和合金的脱溶沉淀与时效等部分,着重讲述金属材料在热处理过程中的基本原理和理论知识。

本书既可作为材料科学与工程专业或相关专业本科生的专业基础课程的教材,又可作为从事金属材料的研究、生产和使用的科研人员和工程技术人员的参考书。

图书在版编目(CIP)数据

金属固态相变原理/徐洲,赵连城主编:—北京:科学出版社,2004
(21世纪高等院校教材)

ISBN 7-03-012738-2

I. 金… II. ①徐…②赵… III. 金属-固体-相变-高等学校-教材
IV. TG111.5

中国版本图书馆CIP数据核字(2004)第003006号

责任编辑:李宇 邱璐 贾瑞娜/责任校对:柏连海
责任印制:安春生/封面设计:陈敬

科学出版社 出版

北京东黄城根北街16号

邮政编码:100717

<http://www.sciencep.com>

双青印刷厂 印刷

科学出版社发行 各地新华书店经销

*

2004年3月第 一 版 开本: B5 (720×1000)

2004年3月第一次印刷 印张: 11 1/2

印数: 1—3 000 字数: 209 000

定价: 20.00 元

(如有印装质量问题,我社负责调换(环伟))

前 言

为了与工业发达国家的材料学科教学体制接轨,体现教学内容的系统性、基础性、先进性和广泛性,培养基础宽厚扎实、适应能力强的高素质人才,国内许多高校进行了专业整合和学科调整,成立了材料科学与工程专业。材料科学与工程专业涵盖金属材料、陶瓷材料、高分子材料及复合材料。金属固态相变原理或称金属热处理原理是材料科学与工程专业本科生必修的专业基础课程之一。在专业拓宽、课程内容增加而总学时数减少的情况下,为使本科生教学与研究生教学内容层次分明,迫切需要一本基础理论系统、内容翔实,通俗易懂的新教材,以满足材料科学与工程专业本科生基础教学的需要。

本书共分为7章,包括金属固态相变基础、钢中奥氏体的形成、珠光体转变、马氏体相变、贝氏体相变、钢中的回火转变和合金的脱溶沉淀与时效等部分,着重讲述金属材料在热处理过程中的基本原理和理论知识。

本教材既可作为材料科学与工程专业或相关专业本科生的专业基础课程教材,又可作为从事金属材料的研究、生产和使用的科研人员和工程技术人员的参考书。

本教材由上海交通大学徐洲教授和哈尔滨工业大学赵连城院士主编,上海交通大学陈世朴教授和哈尔滨工业大学耿林教授审阅。

由于编者水平所限,书中出现疏漏和错误在所难免,恳切希望读者提出宝贵意见。

编 者

2003年8月

符 号 表

C	溶质浓度, 溶解度, 比热	α	热力学参数, 热膨胀系数
D	扩散系数, 间距	γ	表面张力, 切应变
d	直径, 间距	δ	厚度, 距离, 孔径, 点阵错配度, 延伸率
E	弹性能	μ	取向因子, 化学势
F	力	ν	速度, 跳跃(振动)频率, 配位数, 泊松比
f	频率, 概率, 分数	σ	界面张力, 比界面能, 强度, 应力
G	自由能, 切变模量, 长大速度	θ	接触角
H	焓	ρ	密度, 马氏体含碳量
I	形核率	λ	导热系数, 膨胀系数, 层间距, 距离
k	波尔兹曼常量, 常数, 系数	ϵ	弹性应变能, 应变
L	间距, 直径, 长度	ν	速度
N	原子数, 晶粒度级别	τ	孕育期, 时间, 切应力
n	原子数, 晶粒数, 颗粒数, 指数		
P	压力		
Q	激活能		
R	气体常数, 生长速度, 半径		
r	半径		
S	熵, 面积, 间距		
T	温度		
t	时间		
u	生长速度, 位移矢量		
V	体积, 速度		
W	形核功, 变形功, 质量		
X	体积分数		

目 录

第一章 金属固态相变基础	1
1.1 金属固态相变概论	1
1.1.1 金属固态相变的主要分类	1
1.1.2 金属固态相变的主要特点	7
1.2 金属固态相变热力学.....	11
1.2.1 金属固态相变的热力学条件	11
1.2.2 金属固态相变的形核	14
1.2.3 金属固态相变的晶核长大.....	20
1.3 金属固态相变动力学.....	25
1.3.1 金属固态相变的速率	25
1.3.2 钢中过冷奥氏体转变动力学	28
第二章 钢中奥氏体的形成	37
2.1 奥氏体的组织特征.....	37
2.1.1 奥氏体形成的温度范围	37
2.1.2 奥氏体的组织和结构	38
2.1.3 奥氏体的性能	39
2.2 奥氏体的形成机制.....	40
2.2.1 奥氏体形核	40
2.2.2 奥氏体晶核长大	41
2.2.3 剩余碳化物溶解	42
2.2.4 奥氏体均匀化	42
2.3 奥氏体形成动力学.....	43
2.3.1 奥氏体等温形成动力学	43
2.3.2 连续加热时奥氏体的形成.....	48
2.4 奥氏体晶粒长大及其控制.....	50
2.4.1 奥氏体晶粒度	51
2.4.2 奥氏体晶粒长大原理	52
2.4.3 影响奥氏体晶粒长大的因素	55
第三章 珠光体转变	58
3.1 珠光体的组织特征.....	58
3.2 珠光体转变机制.....	61

3.2.1	珠光体转变时的领先相	61
3.2.2	珠光体的形成过程	62
3.2.3	亚(过)共析钢的珠光体转变	65
3.3	珠光体转变动力学	67
3.3.1	珠光体的形核率 I 和长大速度 G	67
3.3.2	珠光体转变动力学图	69
3.3.3	先共析相的长大动力学	69
3.3.4	影响珠光体转变动力学的因素	70
3.4	珠光体转变产物的机械性能	72
3.4.1	珠光体的机械性能	72
3.4.2	铁素体加珠光体的机械性能	73
3.4.3	形变珠光体的机械性能	75
第四章	马氏体相变	76
4.1	马氏体相变的主要特征	76
4.1.1	切变共格和表面浮突现象	76
4.1.2	无扩散性	77
4.1.3	具有特定的位向关系和惯习面	77
4.1.4	在一个温度范围内完成相变	79
4.1.5	可逆性	80
4.2	马氏体相变热力学	80
4.2.1	马氏体相变热力学条件	80
4.2.2	影响钢中 M_s 点的主要因素	82
4.3	马氏体相变晶体学的经典模型	86
4.3.1	马氏体相变的形核理论	86
4.3.2	马氏体相变的切变模型	87
4.4	马氏体相变动力学	89
4.4.1	降温瞬时形核、瞬时长大	89
4.4.2	等温形核、瞬时长大	90
4.4.3	自触发形核、瞬时长大	90
4.4.4	表面马氏体相变	91
4.5	钢中马氏体的晶体结构	91
4.5.1	马氏体点阵常数和碳含量的关系	91
4.5.2	马氏体的点阵结构及其畸变	92
4.6	钢及铁合金中马氏体的组织形态	93
4.6.1	板条状马氏体	93
4.6.2	片状马氏体	94

4.6.3	其他马氏体形态	95
4.6.4	影响马氏体形态及其内部亚结构的因素	96
4.7	奥氏体的稳定化	99
4.7.1	奥氏体的热稳定化	99
4.7.2	奥氏体的机械稳定化	101
4.8	马氏体的机械性能	102
4.8.1	马氏体的硬度和强度	102
4.8.2	马氏体的韧性	106
4.8.3	马氏体的相变诱发塑性	106
第五章	贝氏体相变	109
5.1	贝氏体相变的基本特征和组织形态	109
5.1.1	贝氏体相变的基本特征	109
5.1.2	钢中贝氏体的组织形态	110
5.2	贝氏体相变机制	114
5.2.1	恩金贝氏体相变假说	114
5.2.2	柯俊贝氏体相变假说	115
5.2.3	贝氏体的形成过程	117
5.3	贝氏体相变动力学及其影响因素	119
5.3.1	贝氏体等温相变动力学	119
5.3.2	贝氏体相变时碳的扩散	120
5.3.3	影响贝氏体相变动力学的因素	121
5.4	钢中贝氏体的机械性能	123
5.4.1	影响贝氏体机械性能的主要因素	123
5.4.2	贝氏体的强度和硬度	124
5.4.3	贝氏体的韧性	124
第六章	钢中的回火转变	126
6.1	淬火碳钢回火时的组织转变	126
6.1.1	马氏体中碳原子偏聚	126
6.1.2	马氏体分解	127
6.1.3	残余奥氏体转变	130
6.1.4	碳化物析出与转变	132
6.1.5	α 相状态变化及碳化物聚集长大	134
6.2	合金元素对回火转变的影响	136
6.2.1	合金元素对马氏体分解的影响	136
6.2.2	合金元素对残余奥氏体转变的影响	137
6.2.3	合金元素对碳化物转变的影响	137

6.2.4	回火时的二次硬化现象	138
6.2.5	合金元素对 α 相回复和再结晶的影响	139
6.3	回火时机械性能的变化	140
6.3.1	硬度和强度的变化	140
6.3.2	塑性和韧性的变化	141
6.3.3	钢的回火脆性	141
第七章	合金的脱溶沉淀与时效	146
7.1	脱溶过程和脱溶物的结构	147
7.1.1	G.P. 区的形成及其结构	147
7.1.2	过渡相的形成及其结构	148
7.1.3	平衡相的形成及其结构	149
7.2	脱溶热力学和动力学	150
7.2.1	脱溶的热力学分析	150
7.2.2	脱溶动力学及其影响因素	151
7.3	脱溶后的显微组织	153
7.3.1	连续脱溶及其显微组织	153
7.3.2	非连续脱溶及其显微组织	154
7.3.3	脱溶过程中的显微组织变化	156
7.4	脱溶时效时的性能变化	157
7.4.1	冷时效和温时效	157
7.4.2	时效硬化机制	159
7.4.3	回归现象	161
7.5	铁基合金的脱溶与时效	162
7.5.1	马氏体时效钢的脱溶	162
7.5.2	铁基合金的淬火时效	164
7.5.3	应变时效	165
7.6	合金的调幅分解	165
7.6.1	调幅分解的热力学条件	166
7.6.2	调幅分解过程	168
7.6.3	调幅分解的结构、组织和性能	169
参考文献	171

第一章 金属固态相变基础

从广义上讲，构成物质的原子（或分子）的聚合状态（相状态）发生变化的过程均称为相变，如从液相到固相的凝固过程、从液相到气相的蒸发过程。金属和陶瓷等固态材料在温度和压力改变时，其内部组织或结构会发生变化，即发生从一种相状态到另一种相状态的转变，这种转变称为固态相变。相变前的相状态称为旧相或母相，相变后的相状态称为新相。固态相变发生后，新相与母相之间必然存在某些差别。这些差别或者表现在晶体结构上（如同素异构转变），或者表现在化学成分上（如调幅分解），或者表现在表面能上（如粉末烧结），或者表现在应变能上（如形变再结晶），或者表现在界面能上（如晶粒长大），或者几种差别兼而有之（如过饱和固溶体脱溶沉淀）。

金属材料的固态相变种类很多，许多材料在不同条件下会发生几种不同类型的相变。掌握金属材料固态相变的规律，就可以采取措施（如特定的加热和冷却工艺）控制固态相变过程以获得所预期的组织和结构，从而使之具有所预期的性能，最大限度地发挥现有金属材料的潜力，并可以根据性能要求开发出新型材料。

1.1 金属固态相变概论

1.1.1 金属固态相变的主要分类

目前，常见的金属固态相变主要分类方法有以下几种。

1. 按热力学分类

根据相变前后热力学函数的变化，可将固态相变分为一级相变和二级相变^[1-4]。

(1) 一级相变

相变时新旧两相的化学势相等，但化学势的一级偏微商不等的相变称为一级相变。设 α 代表旧相， β 代表新相， μ 为化学势、 T 为温度、 P 为压力，则有

$$\begin{aligned}\mu_{\alpha} &= \mu_{\beta} \\ \left(\frac{\partial \mu_{\alpha}}{\partial T}\right)_{P} &\neq \left(\frac{\partial \mu_{\beta}}{\partial T}\right)_{P} \\ \left(\frac{\partial \mu_{\alpha}}{\partial P}\right)_{T} &\neq \left(\frac{\partial \mu_{\beta}}{\partial P}\right)_{T}\end{aligned}$$

已知

$$\left(\frac{\partial \mu}{\partial T}\right)_P = -S$$

$$\left(\frac{\partial \mu}{\partial P}\right)_T = V$$

所以

$$S_\alpha \neq S_\beta$$

$$V_\alpha \neq V_\beta$$

因此，在一级相变时，熵 S 和体积 V 将发生不连续变化，即一级相变有相变潜热和体积改变。材料的凝固、熔化、升华以及同素异构转变等均属于一级相变。几乎所有伴随晶体结构变化的金属固态相变都是一级相变。

(2) 二级相变

相变时新旧两相的化学势相等，且化学势的一级偏微商也相等，但化学势的二级偏微商不等的相变称为二级相变，即

$$\mu_\alpha = \mu_\beta$$

$$\left(\frac{\partial \mu_\alpha}{\partial T}\right)_P = \left(\frac{\partial \mu_\beta}{\partial T}\right)_P$$

$$\left(\frac{\partial \mu_\alpha}{\partial P}\right)_T = \left(\frac{\partial \mu_\beta}{\partial P}\right)_T$$

$$\left(\frac{\partial^2 \mu_\alpha}{\partial T^2}\right)_P \neq \left(\frac{\partial^2 \mu_\beta}{\partial T^2}\right)_P$$

$$\left(\frac{\partial^2 \mu_\alpha}{\partial P^2}\right)_T \neq \left(\frac{\partial^2 \mu_\beta}{\partial P^2}\right)_T$$

$$\frac{\partial^2 \mu_\alpha}{\partial T \partial P} \neq \frac{\partial^2 \mu_\beta}{\partial T \partial P}$$

已知

$$\left(\frac{\partial^2 \mu}{\partial T^2}\right)_P = -\left(\frac{\partial S}{\partial T}\right)_P = -\frac{1}{T}\left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_P = -\frac{C_P}{T}$$

$$\left(\frac{\partial^2 \mu}{\partial P^2}\right)_T = \left(\frac{\partial V}{\partial P}\right)_T = \frac{V}{V}\left(\frac{\partial V}{\partial P}\right)_T = VK$$

$$\left(\frac{\partial^2 \mu}{\partial T \partial P}\right) = \left(\frac{\partial V}{\partial T}\right)_P = \frac{V}{V}\left(\frac{\partial V}{\partial T}\right)_P = V\lambda$$

式中， $K = \frac{1}{V}\left(\frac{\partial V}{\partial P}\right)_T$ 为等温压缩系数； $\lambda = \frac{1}{V}\left(\frac{\partial V}{\partial T}\right)_P$ 为等压膨胀系数； $C_P = \left(\frac{\partial H}{\partial T}\right)_P$ 为等压比热。可见，相变时， $S_\alpha = S_\beta$ ； $V_\alpha = V_\beta$ ； $C_{P\alpha} \neq C_{P\beta}$ ； $K_\alpha \neq K_\beta$ ； $\lambda_\alpha \neq$

λ_{β} 。即在二级相变时,无相变潜热和体积改变,只有比热 C_p , 压缩系数 K 和膨胀系数 λ 的不连续变化。材料的部分有序化转变、磁性转变以及超导体转变均属于二级相变。

2. 按平衡状态图分类

根据金属材料的平衡状态图, 可将固态相变分为平衡相变和非平衡相变^[5,6]。

(1) 平衡相变

平衡相变是指在缓慢加热或冷却时所发生的能获得符合平衡状态图的平衡组织的相变。金属材料在固态下发生的平衡相变主要有以下几种:

1) 同素异构转变和多形性转变

纯金属在温度和压力改变时, 由一种晶体结构转变为另一种晶体结构的过程称为同素异构转变。在固溶体中发生的同素异构转变称为多形性转变。例如, 钢在加热或冷却时发生的铁素体向奥氏体或奥氏体向铁素体的转变即属于这种多形性转变。

2) 平衡脱溶沉淀

在缓慢冷却条件下, 由过饱和固溶体中析出过剩相的过程称为平衡脱溶沉淀。设 A-B 二元合金的平衡状态图如图 1.1 所示, 当 b 成分的合金被加热至 T_1 温度时, β 相将全部溶入 α 相中而形成单一固溶体。若自 T_1 温度缓慢冷却, β 相将沿固溶度曲线 MN 不断析出, 这一过程即为平衡脱溶沉淀。其特点是母相 α 不消失, 但随着新相 β 析出, 母相的成分和体积分数不断变化, 新相的结构和成分与旧相不同, 且新相的成分一般也有变化。

3) 共析相变

合金在冷却时由一个固相分解为两个不同固相的转变称为共析相变 (或珠光体型转变)。如图 1.1 中 c 成分的合金自 γ 状态缓慢冷却, 当低于临界温度时将发生共析相变, 即 $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ 。共析相变类似于合金结晶时的共晶反应, 其两个生成相的结构和成分都与母相不同。加热时也可发生 $\alpha + \beta \rightarrow \gamma$ 转变, 称为逆共析相变^[7]。例如, 钢在冷却时由奥氏体 (γ) 向珠光体 ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) 的转变 ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$) 以及加热时由珠光体向奥氏体的转变 ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C} \rightarrow \gamma$) 即属于这种共析与逆共析型相变。

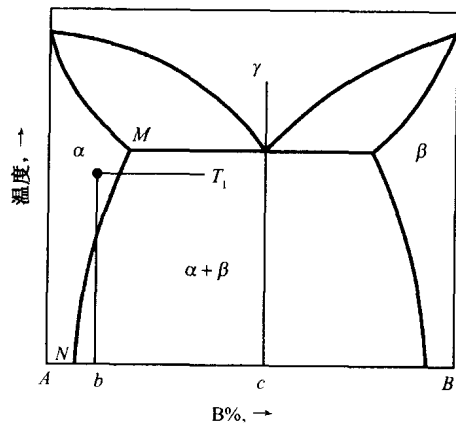


图 1.1 具有脱溶沉淀的二元合金平衡状态图

4) 调幅分解

某些合金在高温下具有均匀单相固溶体，但冷却到某一温度范围时可分解成为与原固溶体结构相同但成分不同的两个微区，如 $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ ，这种转变称为调幅分解。调幅分解的特点是，在转变初期形成的两个微区之间并无明显界面和成分突变，但是通过上坡扩散，最终使原来的均匀固溶体变成不均匀固溶体。

5) 有序化转变

固溶体（包括以中间相为基的固溶体）中，各组元原子在晶体点阵中的相对位置由无序到有序（指长程有序）的转变称为有序化转变。在 Cu-Zn、Cu-Au、Mn-Ni、Fe-Ni、Ti-Ni 等许多合金系中都可发生这种有序化转变。

(2) 非平衡相变

若加热或冷却速度很快，上述平衡相变将被抑制，固态材料可能发生某些平衡状态图上不能反映的转变并获得被称为不平衡或亚稳态的组织，这种转变称为非平衡相变。固态材料中发生的非平衡相变主要有以下几种：

1) 伪共析相变

图 1.2 是 Fe-C 合金平衡状态图的左下部分。当奥氏体 (γ) 自高温缓慢冷却到 GSE 线以下时将析出铁素体 (α) 或渗碳体 (Fe_3C)，同时奥氏体的碳含量向 S 点靠拢，当达到 S 点时将通过共析相变转变为珠光体 ($\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$)。但若以较快速度冷却，使上述转变来不及进行，非共析成分的奥氏体被过冷到 GS 和 ES 的延长线以下温度（图中影线区）时将同时析出铁素体和渗碳体。这种转变过程和转变产物类似于共析相变，但转变产物中铁素体量与渗碳体量的比值（或转变产物的平均成分）不是定值，而是随奥氏体碳含量变化而变化，故称为伪共析相变。

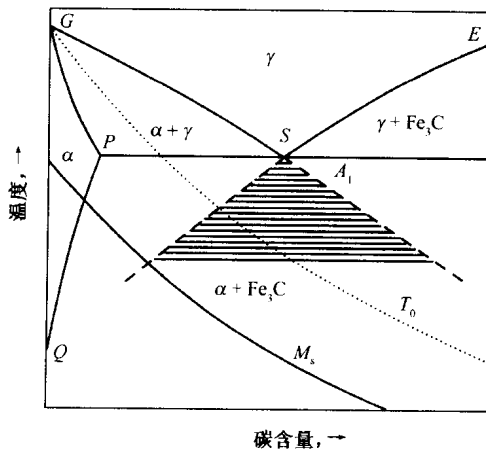


图 1.2 Fe-C 合金平衡状态图

2) 马氏体相变

同样以 Fe-C 合金为例, 若进一步提高冷却速度, 使伪共析相变也来不及进行而将奥氏体过冷到更低温度, 则由于在低温下铁原子和碳原子都已不能或不易扩散, 故奥氏体只能以不发生原子扩散、不引起成分改变的方式, 通过切变由 γ 点阵改组为 α 点阵, 这种转变称为马氏体相变, 转变产物称为马氏体 (为区别于平衡相变所形成的 α 相, 称其为 α' 相), 其成分与母相奥氏体相同。图 1.2 中的 T_0 是成分相同的 α' 相 (马氏体) 与 γ 相 (奥氏体) 自由能相等的温度, 在 T_0 点以下 α' 相的自由能低于 γ 相的自由能, γ 相应转变为 α' 相, 即发生马氏体相变。但实际上由于种种原因, 钢中的马氏体相变不在 T_0 点附近而在比 T_0 点低约 250℃ 的 M_s 点 (称为马氏体相变开始温度) 发生^[8]。

除 Fe-C 合金外, 许多其他合金以及陶瓷中也能发生马氏体相变。

不仅在冷却时, 在加热时也可发生马氏体相变, 习惯上称为马氏体逆相变。

3) 贝氏体相变

以钢为例, 当奥氏体被冷却至珠光体转变和马氏体相变之间的温度范围时, 由于温度较低, 铁原子已不能扩散, 但碳原子尚具有一定的扩散能力, 因此出现了一种独特的碳原子扩散而铁原子不扩散的非平衡相变, 这种相变称为贝氏体相变 (或称为中温转变)。其转变产物也是 α 相与碳化物的混合物, 但 α 相的碳含量和形态以及碳化物的形态和分布均与珠光体不同, 称其为贝氏体。

4) 非平衡脱溶沉淀

如图 1.1 所示的合金平衡状态图, 若 b 成分的合金自 T_1 温度快冷时, β 相在冷却过程中来不及析出, 则冷到室温时便得到过饱和的 α 固溶体。若在室温或低于固溶度曲线 MN 的某一温度下溶质原子尚具有一定的扩散能力, 则在上述温度等温时, 过饱和 α 固溶体仍可能发生分解, 逐渐析出新相。但在析出的初期阶段, 新相的成分和结构均与平衡脱溶沉淀相有所不同, 这一过程称为非平衡脱溶沉淀 (或时效)。

3. 按原子迁移情况分类

按相变过程中原子迁移情况可将金属固态相变分为扩散型相变和非扩散型相变。

(1) 扩散型相变

相变时, 相界面的移动是通过原子近程或远程扩散而进行的相变称为扩散型相变, 也称为“非协同型”转变。只有当温度足够高, 原子活动能力足够强时, 才能发生扩散型相变。温度愈高, 原子活动能力愈强, 扩散距离也就愈远。同素异构转变、多形性转变、脱溶型相变、共析型相变、调幅分解和有序化转变等均属于扩散型相变。

扩散型相变的基本特点是: ①相变过程中有原子扩散运动, 相变速率受原子

扩散速度所控制；②新相和母相的成分往往不同；③只有因新相和母相比容不同而引起的体积变化，没有宏观形状改变。

(2) 非扩散型相变

相变过程中原子不发生扩散，参与转变的所有原子的运动是协调一致的相变称为非扩散型相变，也称为“协同型”转变。非扩散型相变时原子仅作有规则的迁移以使晶体点阵发生改组。迁移时，相邻原子相对移动距离不超过一个原子间距，相邻原子的相对位置保持不变。马氏体相变以及某些纯金属（如 Pb、Ti、Li、Co）在低温下进行的同素异构转变即为非扩散型相变，这类固态相变均在原子已不能（或不易）扩散的低温条件下发生。

非扩散型相变的一般特征是：①存在由于均匀切变引起的宏观形状改变，可在预先制备的抛光试样表面上出现浮突现象；②相变不需要通过扩散，新相和母相的化学成分相同；③新相和母相之间存在一定的晶体学位向关系；④某些材料发生非扩散相变时，相界面移动速度极快，可接近声速。

4. 按相变方式分类

按相变方式可以将金属固态相变分为有核相变和无核相变^[5]。

(1) 有核相变

有核相变是通过形核-长大方式进行的。新相晶核可以在母相中均匀形成，也可以在母相中某些有利部位优先形成。新相晶核形成后不断长大而使相变过程得以完成。新相与母相之间有相界面隔开。大部分的金属固态相变均属于有核相变。

(2) 无核相变

无核相变时没有形核阶段。无核相变以固溶体中的成分起伏为开端，通过成分起伏形成高浓度区和低浓度区，但两者之间没有明显的界限，成分由高浓度区连续过渡到低浓度区。以后依靠上坡扩散使浓度差逐渐增大，最后导致由一个单相固溶体分解成为成分不同而点阵结构相同的以共格界面相联系的两个相。如合金中的调幅分解即为无核相变。

综上所述，尽管金属材料的固态相变类型繁多，但就相变过程的实质而言，其中所发生的变化不外乎以下三个方面：结构、成分和有序化程度^[6]。有些相变只具有某一种变化，而有些相变则同时兼有两种或两种以上的变化。同一种金属材料在不同条件下可发生不同的相变，从而获得不同的组织和性能。例如，共析碳钢平衡转变后具有珠光体组织，硬度约为 HRc23；若快速冷却使之转变为马氏体，则硬度可达 HRc60 以上。具有平衡组织的 A1-4%Cu 合金，抗拉强度仅为 150MPa；若使之发生不平衡脱溶沉淀后，抗拉强度可达 350MPa。由此可见，通过改变加热与冷却条件，使之发生某种转变继而获得某种组织，则可在很大程度上改变材料的性能。

1.1.2 金属固态相变的主要特点

大多数金属固态相变（除调幅分解）都是通过形核和长大过程完成的。因此，金属液态结晶理论及其基本概念原则上仍适用于金属固态相变。但是，由于相变是在“固态”这一特定条件下进行的，固态晶体的原子呈有规则排列，并具有许多晶体缺陷，因此，金属固态相变具有许多不同于金属液态结晶过程的特点。

1. 相界面

金属固态相变时，新旧两相都是固相。根据界面上新旧两相原子在晶体学上匹配程度的不同，可分为共格界面、半共格界面和非共格界面，如图 1.3 所示^[9,10]。新相与旧相的界面结构对金属固态相变的形核和长大过程以及相变后的组织形态等都有很大的影响。

(1) 共格界面

若两相晶体结构相同、点阵常数相等，或者两相晶体结构和点阵常数虽有差异，但存在一组特定的晶体学平面可使两相原子之间产生完全匹配。此时，界面上原子所占位置恰好是两相点阵的共有位置，界面上原子为两相所共有，这种界面称为共格界面（图 1.3(a)）。在理想的共格界面条件下（如孪晶界），其弹性

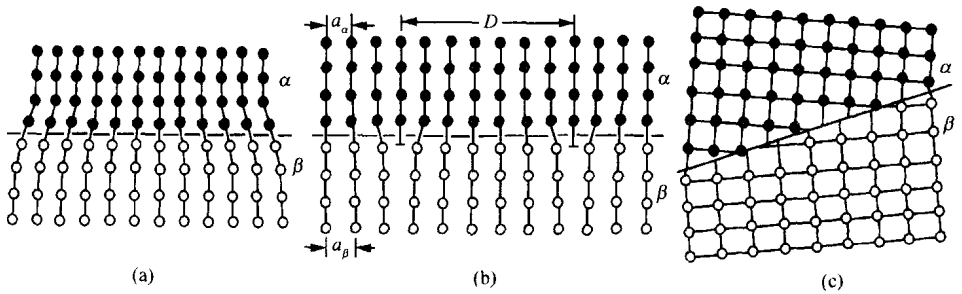


图 1.3 固态相变界面结构示意图

(a) 共格界面 (b) 半共格界面 (c) 非共格界面

应变能和界面能都接近于零。实际上，两相点阵总有一定的差别，或者点阵类型不同，或者点阵参数不同，因此两相界面完全共格时，相界面附近必将产生弹性应变。当两相之间的共格关系依靠正应变来维持时，称为第一类共格；而以切应变来维持时，称为第二类共格，两者的晶界两侧都有一定的晶格畸变，如图 1.4 所示。图 1.4(a) 为第一类共格界面，靠近晶界处一侧受压缩，另一侧受拉伸；图 1.4(b) 为第二类共格界面，晶界附近有晶面弯曲。

一般来说，共格界面的特点是界面能较小，但因界面附近有畸变，所以弹性

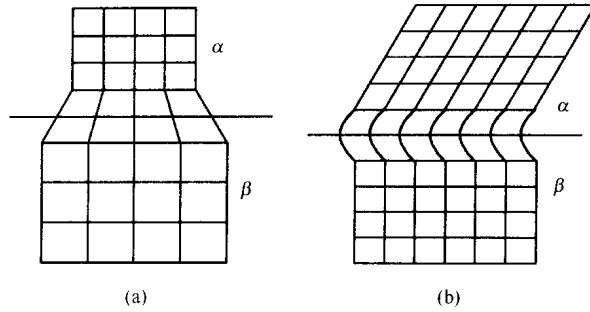


图 1.4 第一类共格界面和第二类共格界面
(a) 第一类共格界面 (b) 第二类共格界面

应变能较大。共格界面必须依靠弹性畸变来维持，当新相不断长大而使共格界面的弹性应变能增大到一定程度时，可能超过母相的屈服极限而产生塑性变形，使共格关系遭到破坏。

(2) 半共格界面

共格界面上弹性应变能的大小取决于相邻两相界面上原子间距的相对差值 δ (称为错配度)。若以 a_α 和 a_β 分别表示两相沿平行于界面的晶向上的原子间距，在此方向上的两相原子间距之差以 $\Delta a = |a_\beta - a_\alpha|$ 表示，则错配度 δ 为^[11]

$$\delta = \frac{|a_\beta - a_\alpha|}{a_\alpha} = \frac{\Delta a}{a_\alpha} \quad (1.1)$$

显然，错配度 δ 愈大，弹性应变能就愈大；当 δ 增大到一定程度时，便难以继续维持完全的共格关系，于是在界面上将产生一些刃型位错，以补偿原子间距差别过大的影响，使界面弹性应变能降低。此时，界面上的两相原子变成部分保持匹配 (图 1.3(b))，故称为半共格 (或部分共格) 界面。可以看出，一维点阵的错配可以在不产生长程应变场的情况下用一组刃型位错来补偿。这组位错的间距 D 应为

$$D = \frac{a_\beta}{\delta} \quad (1.2)$$

在界面上除了位错核心部分以外，其他地方几乎完全匹配。在位错核心部分的结构是严重扭曲的，并且点阵面是不连续的。

(3) 非共格界面

当两相界面处的原子排列差异很大，即错配度 δ 很大时，两相原子之间的匹配关系便不再维持，这种界面称为非共格界面 (图 1.3 (c))。非共格界面结构与大角晶界相似，系由原子不规则排列的很薄的过渡层所构成^[12]。

一般认为，错配度小于 0.05 时两相可以构成完全的共格界面；错配度大于 0.25 时易形成非共格界面；错配度介于 0.05~0.25 之间，则易形成半共格界面。