



普通高等教育材料类专业“十二五”规划教材

金属热处理 原理与工艺

叶宏 主编

仵海东 张小彬 副主编

JINSHU RECHULI
YUANLI YU GONGYI



化学工业出版社



普通高等教育材料类专业“十二五”规划教材

金属热处理 原理与工艺

JINSHU RECHULI
YUANLI YU GONGYI

叶宏 主编

仵海东 张小彬 副主编



化学工业出版社

· 北京 ·

本书分为热处理原理和热处理工艺两大部分，共 13 章。热处理原理部分主要介绍了钢在热处理中发生的相与组织转变的规律、特点，常见组织的特点及性能。具体包括：金属固态相变基础、奥氏体转变、珠光体转变、马氏体转变、贝氏体转变、过饱和固溶体的脱溶分解（含钢的回火转变）。热处理工艺部分主要介绍了常用热处理工艺参数的确定，热处理应用的技术，具体包括：退火与正火、淬火与回火，表面淬火、化学热处理、形变热处理、真空热处理等，此外还对热处理工艺设计进行了简要介绍。

本书是高等工科院校金属材料工程专业的教材，也可供从事金属材料热处理的相关技术人员参考。

图书在版编目 (CIP) 数据

金属热处理原理与工艺/叶宏主编. —北京：化学工业出版社，2011.6
普通高等教育材料类专业“十二五”规划教材
ISBN 978-7-122-11134-0

I. 金… II. 叶… III. 热处理-高等学校-教材 IV. TG15

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2011) 第 073868 号

责任编辑：陶艳玲
责任校对：陈 静

装帧设计：韩

出版发行：化学工业出版社（北京市东城区青年湖南街 13 号 邮政编码 100011）

印 装：化学工业出版社印刷厂

787mm×1092mm 1/16 印张 15 字数 371 千字 2011 年 7 月北京第 1 版第 1 次印刷

购书咨询：010-64518888(传真：010-64519686) 售后服务：010-64518899

网 址：<http://www.cip.com.cn>

凡购买本书，如有缺损质量问题，本社销售中心负责调换。

定 价：29.00 元

版权所有 违者必究

前 言

“金属热处理原理与工艺”是金属材料工程专业的专业基础课。本书是根据普通高等学校金属材料工程专业的“热处理原理与工艺”课程教学大纲编写的。

本书从金属固态相变的基本理论出发，着重介绍了奥氏体转变、珠光体转变、马氏体转变、贝氏体转变、过饱和固溶体的脱溶分解（含钢的回火转变）的基本过程、转变的晶体学、热力学和动力学特征，以及过冷奥氏体转变的等温及连续冷却动力学图及其应用。在热处理工艺方面系统介绍了钢的常用热处理工艺，如退火、正火、淬火、回火、表面淬火、化学热处理等工艺参数的确定与应用，及常见热处理缺陷与预防。

随着科学技术的飞速发展，新材料、新设备、新工艺的不断涌现，使传统的热处理工艺得到长足的发展和丰富。本书在阐述热处理基本原理和常用热处理工艺的前提下，密切联系生产实际，结合近年来材料领域热处理技术和工艺的最新进展，增加了高能密度加热表面淬火工艺方法的知识，如高频脉冲加热、激光加热和电子束加热等；同时还增加辉光放电离子化学热处理，如离子渗氮、离子渗碳等内容。

本书内容主要包括两部分，即热处理原理和热处理工艺，共分13章。由叶宏（第8章、第9章）、仵海东（第3章、第4章、第5章、第6章）、张小彬（第1章、第2章、第7章）、闫忠琳（第10章、第11章、第13章）、昌霞（第12章）等编写。全书由叶宏统稿。

本书在编写过程中参阅并引用了部分国内外相关教材、科技著作及论文内容，在此特向有关作者表示衷心感谢！参考文献仅列举了参考书目，其它参考文献未一一列出，敬请海涵。

感谢重庆理工大学与重庆科技学院在编写过程中给予的大力支持和帮助。

由于水平有限，加上时间紧迫，书中的疏漏和缺点在所难免，敬请广大读者批评指正。

编 者
2011年3月

目 录

第 1 章 金属固态相变基础	1	2.4.5 奥氏体晶粒大小的控制	30
1.1 金属固态相变的主要类型	1	2.4.6 粗大奥氏体晶粒遗传性	30
1.1.1 按平衡与否分类	1	复习思考题	31
1.1.2 其它分类方式	5	第 3 章 珠光体转变	32
1.2 金属固态相变的主要特点	5	3.1 珠光体的组织形态与晶体结构	32
1.2.1 相界面和界面能	5	3.1.1 珠光体的组织形态	32
1.2.2 惯习面和位相关系	6	3.1.2 珠光体的晶体结构	34
1.2.3 弹性应变能	7	3.2 珠光体转变机理	34
1.2.4 过渡相	7	3.2.1 珠光体形成的热力学条件	34
1.2.5 晶体缺陷	7	3.2.2 片状珠光体的形成机制	35
1.3 固态相变中的形核	7	3.2.3 粒状珠光体形成机制	38
1.3.1 均匀形核	8	3.3 珠光体转变动力学	39
1.3.2 非均匀形核	9	3.3.1 珠光体转变的形核率 N 及线长大速度 G	40
1.4 固态相变中晶核的长大	10	3.3.2 珠光体等温转变动力学图 (IT 图)	41
1.4.1 新相长大机理	10	3.3.3 影响珠光体转变动力学的因素	42
1.4.2 新相长大速度	11	3.4 合金元素对珠光体转变的影响	43
1.5 固态相变动力学	13	3.4.1 合金元素对奥氏体-珠光体平衡温度 (A_1) 和共析碳浓度 (S 点) 的影响	44
复习思考题	14	3.4.2 合金元素对珠光体转变动力学的影响	44
第 2 章 钢的奥氏体加热转变	15	3.4.3 合金元素对珠光体转变产生影响的原因	45
2.1 奥氏体的组织结构与性能	15	3.5 亚 (过) 共析钢的珠光体转变	45
2.1.1 奥氏体的结构	15	3.5.1 共析相的析出与伪共析转变	45
2.1.2 奥氏体的显微组织	15	3.5.2 亚共析钢中先共析铁素体	46
2.1.3 奥氏体的性能	15	3.5.3 过共析钢中先共析渗碳体	47
2.2 奥氏体的形成机理	16	3.6 珠光体的力学性能	48
2.2.1 奥氏体形成的驱动力	16	3.6.1 共析成分珠光体的力学性能	49
2.2.2 珠光体类组织——奥氏体转变	17	3.6.2 亚共析钢珠光体转变产物的力学性能	51
2.2.3 马氏体——奥氏体转变	20	复习思考题	51
2.2.4 奥氏体加热转变缺陷	21	第 4 章 马氏体转变	52
2.3 奥氏体形成动力学	21	4.1 钢中马氏体的晶体结构	52
2.3.1 奥氏体等温形成动力学	21	4.1.1 马氏体的晶格类型	52
2.3.2 连续加热时奥氏体形成动力学	22	4.1.2 马氏体的异常正方度	53
2.3.3 奥氏体形成动力学的数学表达	23		
2.3.4 影响奥氏体形成速度的因素	25		
2.4 奥氏体晶粒度及其控制	25		
2.4.1 研究奥氏体晶粒度的意义	25		
2.4.2 晶粒度	26		
2.4.3 本质粗细晶粒钢	26		
2.4.4 影响奥氏体晶粒长大的因素	27		

4.2 马氏体转变的主要特点	54	5.4 贝氏体的转变机理	84
4.2.1 马氏体转变的表面浮凸现象和切变共格	54	5.4.1 切变机理	84
4.2.2 马氏体转变的无扩散性	55	5.4.2 台阶机理	86
4.2.3 马氏体转变的位向关系和惯习面	55	5.5 贝氏体的力学性能	87
4.2.4 马氏体转变的不完全性	57	5.5.1 钢中常见贝氏体组织的力学性能	87
4.2.5 马氏体转变的可逆性	57	5.5.2 影响贝氏体强度和硬度的主要因素	87
4.3 马氏体的组织形态	58	5.5.3 贝氏体的韧性及影响因素	88
4.3.1 马氏体的形态	58	复习思考题	89
4.3.2 影响马氏体形态及内部亚结构的因素	62	第6章 钢的过冷奥氏体转变图	91
4.4 马氏体转变的热力学	64	6.1 过冷奥氏体等温转变图	91
4.4.1 马氏体转变的驱动力	64	6.1.1 过冷奥氏体转变图的概念	91
4.4.2 M_s 点的物理意义	65	6.1.2 过冷奥氏体等温转变图 (IT 图) 的建立	92
4.4.3 影响钢 M_s 点的主要因素	65	6.1.3 过冷奥氏体等温转变图 (IT 图) 的分析	93
4.5 马氏体转变的动力学	68	6.1.4 影响过冷奥氏体等温转变图 (IT 图) 的因素	94
4.5.1 马氏体的降温形成 (变温瞬时形核、瞬时长大)	68	6.1.5 过冷奥氏体等温转变图 (IT 图) 的基本类型	96
4.5.2 马氏体的爆发式转变 (自触发形核, 瞬时长大)	69	6.2 过冷奥氏体连续冷却转变图	97
4.5.3 马氏体的等温形成 (等温形核, 瞬时长大)	69	6.2.1 过冷奥氏体连续冷却转变图 (CT 图) 的建立	97
4.5.4 表面马氏体	69	6.2.2 过冷奥氏体连续冷却转变图的分析	98
4.5.5 奥氏体的稳定化	70	6.2.3 过冷奥氏体连续冷却转变图的基本类型	101
4.6 马氏体的力学性能	71	6.2.4 过冷奥氏体连续冷却转变图与等温转变图的比较	101
4.6.1 马氏体的硬度和强度	72	6.3 过冷奥氏体转变图的应用	102
4.6.2 马氏体的塑性和韧性	73	6.3.1 利用过冷奥氏体等温转变图确定淬火临界冷却速度 (V_c)	102
4.6.3 马氏体的相变诱发塑性	73	6.3.2 分析转变产物及性能	102
复习思考题	74	6.3.3 确定工艺规程	103
第5章 贝氏体转变	76	复习思考题	104
5.1 贝氏体转变特征和晶体学	76	第7章 过饱和固溶体的脱溶分解	105
5.1.1 贝氏体转变特征	76	7.1 铝合金的时效	105
5.1.2 贝氏体转变的晶体学	77	7.1.1 时效过程与时效产物及特性	105
5.2 贝氏体的组织形态	77	7.1.2 Al-Cu 合金时效过程中微观组织变化	106
5.2.1 上贝氏体 ($B_{上}$)	77	7.1.3 Al-Cu 合金在时效过程中的性能变化	107
5.2.2 下贝氏体 ($B_{下}$)	78	7.1.4 时效方式	108
5.2.3 粒状贝氏体 ($B_{粒}$)	79	7.1.5 影响时效的因素	109
5.2.4 无碳化物贝氏体 ($B_{无}$)	79		
5.2.5 反常贝氏体	80		
5.2.6 柱状贝氏体	80		
5.3 贝氏体的形成条件	80		
5.3.1 贝氏体转变热力学条件	80		
5.3.2 贝氏体铁素体的形成	81		
5.3.3 贝氏体转变动力学	82		

7.2 钢中的时效	109	9.6 钢的回火	153
7.2.1 马氏体时效钢的时效	109	9.6.1 回火的定义与目的	153
7.2.2 低碳钢的形变时效	110	9.6.2 钢的回火特性	153
7.3 钢的回火转变	110	9.6.3 回火工艺的分类及应用	154
7.3.1 淬火钢在回火时的组织转变	111	9.6.4 回火工艺的制定	155
7.3.2 淬火钢回火时力学性能的变化	118	9.7 钢的淬火、回火缺陷与预防	157
7.3.3 合金元素对回火的影响	120	9.7.1 淬火缺陷及其预防	157
7.3.4 回火脆性	122	9.7.2 回火缺陷及其预防	159
7.4 调幅分解	123	9.8 淬火工艺的新发展	160
7.4.1 调幅分解的热力学条件	123	9.8.1 奥氏体晶粒的超细化处理	160
7.4.2 调幅分解的特点	124	9.8.2 碳化物的超细化处理	160
7.4.3 调幅分解的组织 and 性能	124	9.8.3 控制马氏体、贝氏体组织形态 及其组成的淬火	161
复习思考题	125	9.8.4 使钢中保留适当数量塑性第二相 的淬火	161
第 8 章 钢的退火和正火	126	复习思考题	162
8.1 钢的退火	126	第 10 章 钢的表面淬火	163
8.1.1 扩散退火	126	10.1 概述	163
8.1.2 完全退火	127	10.1.1 表面淬火的分类及应用	163
8.1.3 不完全退火	128	10.1.2 表面淬火原理	164
8.1.4 球化退火	128	10.2 火焰加热表面淬火	168
8.1.5 再结晶退火	130	10.3 感应加热表面淬火	171
8.1.6 去应力退火	130	10.3.1 感应加热基本原理	171
8.2 钢的正火	130	10.3.2 感应加热表面淬火工艺	173
8.3 退火和正火后组织与性能	131	10.4 高能束表面淬火	175
8.4 退火、正火缺陷	132	10.4.1 高频脉冲淬火	175
复习思考题	133	10.4.2 激光加热表面淬火	176
第 9 章 钢的淬火及回火	134	10.4.3 电子束加热表面淬火	177
9.1 钢的淬火	134	复习思考题	178
9.2 淬火介质	134	第 11 章 钢的化学热处理	179
9.2.1 对淬火介质的要求	134	11.1 化学热处理原理及过程	180
9.2.2 淬火介质的冷却作用	135	11.1.1 化学热处理的基本过程	180
9.2.3 常用淬火介质及其冷却特性	136	11.1.2 加速化学热处理过程的途径	181
9.3 钢的淬透性	139	11.2 钢的渗碳	182
9.3.1 淬透性与淬硬性概念	139	11.2.1 渗碳的目的和分类	182
9.3.2 影响钢的淬透性的因素	140	11.2.2 渗碳原理	183
9.3.3 淬透性的实验测定方法	140	11.2.3 渗碳方法	185
9.3.4 淬透性的应用	142	11.2.4 渗碳工艺规范的选择	187
9.4 淬火应力、变形及开裂	144	11.2.5 渗碳后的热处理	187
9.4.1 淬火应力	144	11.2.6 渗碳后钢的组织与性能	188
9.4.2 淬火变形	146	11.2.7 渗碳件质量检查、常见缺陷及 控制措施	190
9.4.3 淬火开裂	148	11.3 钢的渗氮	191
9.5 淬火工艺	149	11.3.1 钢的渗氮原理	192
9.5.1 淬火加热规范的确定	149		
9.5.2 淬火介质及冷却方式的确定	151		
9.5.3 淬火方法	151		

11.3.2	渗氮层的组织和性能	194	12.2.2	钢的真空渗碳、渗氮	215
11.3.3	渗氮用钢及其预处理	195	12.3	形变热处理的作用和强韧化机理	216
11.3.4	渗氮工艺控制	196	12.3.1	形变对钢基体的作用	216
11.3.5	渗氮工艺发展概况	200	12.3.2	影响形变热处理强化效果的 因素	217
11.4	钢的碳氮共渗	200	12.4	形变热处理的分类	218
11.4.1	中温气体碳氮共渗	201	12.4.1	相变前形变的形变热处理	219
11.4.2	氮碳共渗(软氮化)	202	12.4.2	相变中形变的形变热处理	220
11.5	渗硼	203	12.4.3	相变后形变的形变热处理	221
11.5.1	渗硼层的组织性能	203	12.4.4	表面形变热处理	221
11.5.2	渗硼方法	204	12.4.5	形变化学热处理	222
11.5.3	渗硼工艺	205	复习思考题		222
11.5.4	渗硼后的热处理	206	第13章 热处理工艺设计		223
11.6	渗金属	206	13.1	热处理零件的技术要求	223
11.6.1	渗金属的方法	206	13.1.1	热处理技术条件及其标注	223
11.6.2	渗金属层的组织性能	207	13.1.2	热处理工艺位置安排	223
11.7	辉光放电离子化学热处理	208	13.2	热处理工艺制定的原则、依据和 步骤	224
11.7.1	离子化学热处理的基本原理	208	13.2.1	热处理工艺制定的原则	224
11.7.2	离子渗氮	209	13.2.2	热处理工艺制定的依据	225
11.7.3	离子渗碳、碳氮共渗和氮碳 共渗	210	13.2.3	热处理工艺制定的步骤	225
11.7.4	离子渗硼和渗金属	210	13.3	材料选用与热处理工艺的关系	226
复习思考题		211	13.3.1	材料与工艺的选用原则和 方法	226
第12章 真空热处理和形变热处理		212	13.3.2	典型零件的材料选用与工艺制订 实例	230
12.1	真空在热处理中的作用	212	参考文献		232
12.1.1	真空基本概念	212			
12.1.2	真空热处理的优越性	212			
12.2	真空热处理工艺	214			
12.2.1	钢的真空退火、真空淬火及 回火	214			

第 1 章 金属固态相变基础

热处理的方法可以改变金属的性能。其根本原因是因为固态金属（包括纯金属和合金）在温度和压力发生改变时，内部的组织和结构会发生变化。这种变化通称为金属固态相变。

金属固态相变理论是金属热处理的理论依据和实践基础。掌握金属相变的规律，就可以采取各种热处理（有时不仅限于热处理）工艺，控制其相变过程以获得预期的组织，从而使之具有所需的性能。

本章将简要介绍金属固态相变的类型、特点以及相变中的形核与长大的基础知识。

1.1 金属固态相变的主要类型

金属固态相变的类型甚多、特征各异，常见的分类方法有以下几种。

1.1.1 按平衡与否分类

合金的平衡相图是由合金（金属）在缓慢加热或冷却时所得。凡符合此过程的相变，均属平衡转变，可得到平衡组织。不平衡转变不符合平衡相图。

1.1.1.1 平衡转变

固态金属在缓慢加热（或冷却）时发生的，能获得符合相图所示平衡组织的相变称为平衡转变。固态金属平衡转变主要有如下几种类型。

(1) 同素异构转变

纯金属在温度和压力变化时，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。

铁、钛、钴、锡等纯金属都会发生这种转变；铜、铝、镍、铬等纯金属则无。

(2) 多型性转变

固溶体中发生晶体结构的转变称为多型性转变。这种转变可看作是固溶体的同素异构转变。

多型性转变与结晶时的匀晶转变类似，不过反应相不是液相，而是固相。钢中铁素体在加热过程中转变为奥氏体的过程就属于多型性转变。

(3) 平衡脱溶沉淀

以铁碳平衡相图中二次渗碳体从奥氏体中析出过程为例（图 1.1 为钢中平衡脱溶示意图），当成分为 K 的钢被加热到 t_1 温度以上时，得到单一奥氏体相。若自 t_1 温度缓慢降温，二次渗碳体又将逐渐析出，这一过程成为平衡脱

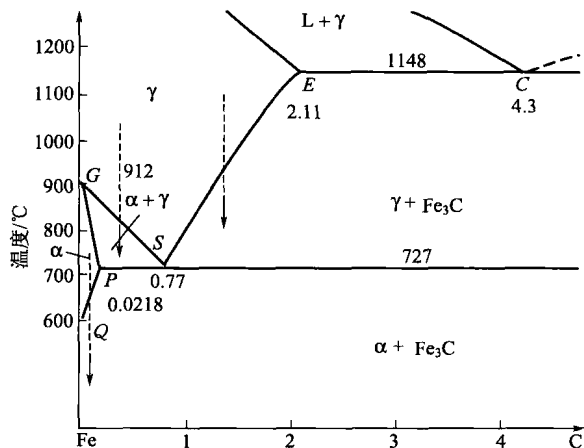


图 1.1 钢中平衡脱溶示意

溶沉淀。平衡脱溶沉淀是在缓慢冷却条件下，由过饱和固溶体中析出过剩相（第二相）的过程。其特点是新相的成分与结构始终与母相不同；随着新相的析出，母相的成分和所占体积分数不断变化；在转变过程中，新、母相共存。

值得指出的是，钢中奥氏体在缓慢冷却时析出铁素体的相变，既可以算作多型性转变，也可以算作平衡脱溶沉淀。

(4) 共析转变

合金在冷却时由一个固相同时分解为两个不同固相的转变称为共析转变，反应式为 $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ 。共析转变生成的两个新相的成分和结构都与母相不同，加热时也可发生 $\alpha + \beta \rightarrow \gamma$ 转变。钢中奥氏体转变为珠光体（铁素体和渗碳体的机械混合物）的转变就是典型的共析转变。

(5) 包析转变

合金在冷却时由两个固相合并为一个固相的转变称为包析转变，反应式为 $\alpha + \beta \rightarrow \gamma$ 。如图 1.2 铜-锡相图中形成 ξ 相的转变。

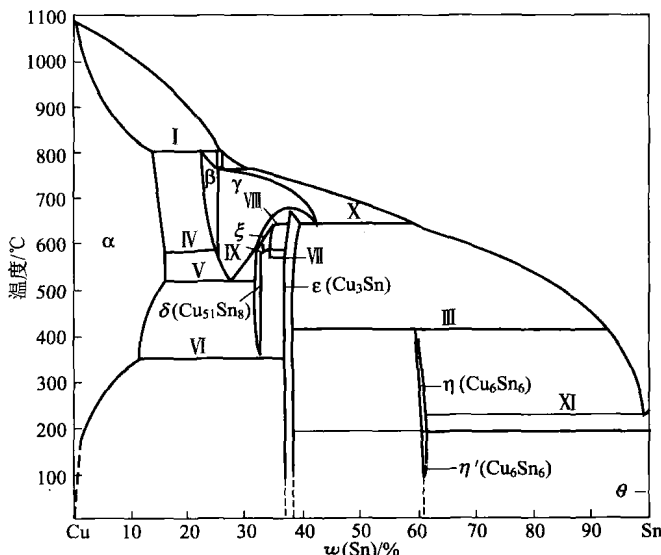


图 1.2 铜-锡相图

(6) 调幅分解

某些合金在较高温度下为均匀的单相固溶体，冷却到某一温度范围时，可分解为两种结构与原固溶体相同，而成分却明显不同的微区，称为调幅分解，反应式为 $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ 。如图 1.3 为铝-锌相图，其中 α 相的分解就是典型的调幅分解。

在转变初期，新形成的两个微区之间并无明显的界面和成分突变，但通过上坡扩散，最终使均匀固溶体转变为不均匀固溶体，固溶体的结构一般不变化。

(7) 有序化转变

固溶体（包括以中间相为基的固溶体）中，各组元原子相对位置从无序到有序的转变过程称为有序化转变。

Cu-Zn、Cu-Au、Mn-Ni、Fe-Ni、Ti-Ni 等多种合金系中都有此种转变。图 1.4 为 Cu-Au 相图，成分为 50.8%（质量）Au 的合金，在 390°C 以上为无序固溶体，在 390°C 以下变

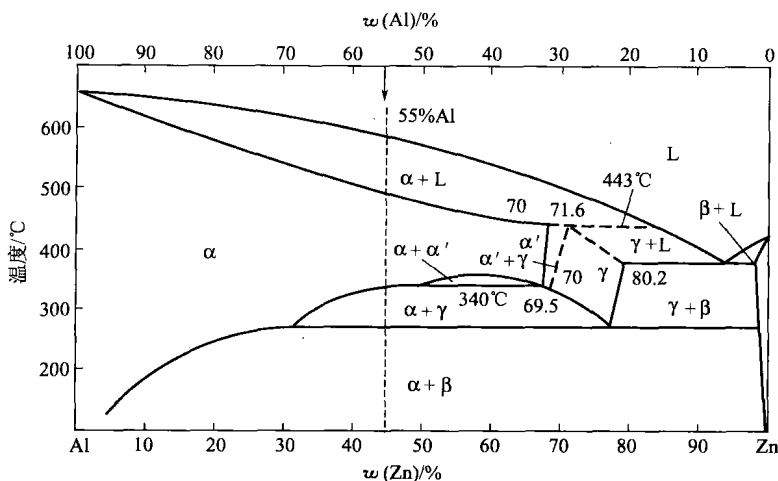


图 1.3 铝-锌相图

为有序固溶体 (AuCu_3)。此外,相图中的 (AuCu I)、(AuCu II) 和 (Au_3Cu) 也是有序固溶体。有的有序-无序转变,在相图上没有两相区间隔,而用一条虚线或细直线表示。

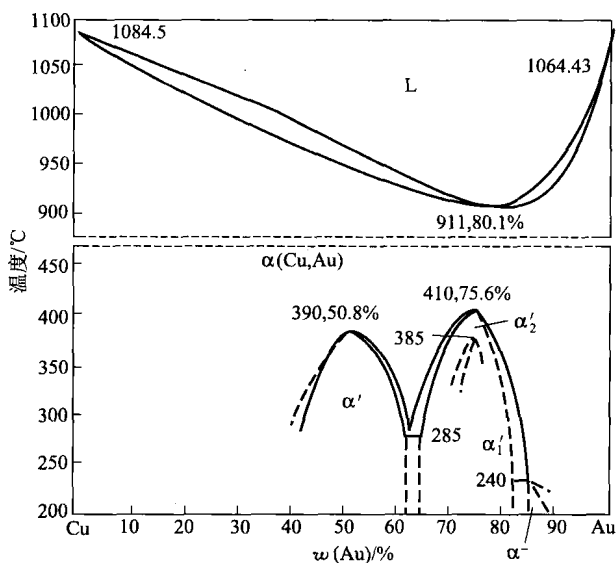


图 1.4 Cu-Au 相图

1.1.1.2 不平衡转变

固态金属在快速加热或冷却时,平衡转变来不及发生而受到抑制,可能会发生不平衡转变并形成不平衡(介稳)组织。不平衡转变虽不能用平衡相图标识,但也与之密切相关。如图 1.5 所示,铁-碳合金中,当奥氏体自高温缓慢冷却至 GSE 线以下时,将发生平衡转变;而当奥氏体自高温快速冷却时,则会发生一系列非平衡转变。固态金属不平衡转变发生主要有以下几种形式。

(1) 伪共析转变

如图 1.6 所示,当奥氏体快速冷却到 GS 和 ES 的延长线以下(图中阴影处)时,将同时析出铁素体和渗碳体,称为伪共析转变。伪共析转变的产物与共析转变相同,但其组成相

(铁素体和渗碳体) 的比值却随奥氏体碳含量而变化, 其因此而得名。

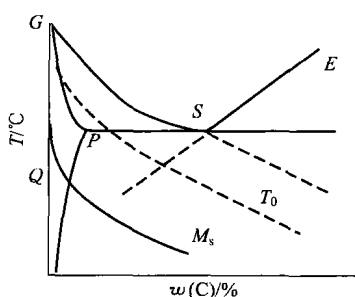


图 1.5 钢中的非平衡转变 (局部示意图)

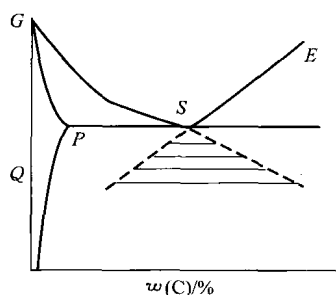


图 1.6 钢中的伪共析转变 (局部示意图)

值得指出的是, 钢中的伪共析转变又称为珠光体转变, 珠光体转变过冷温度区域有一下限, 低于此温度则会发生其它类型的不平衡转变。

(2) 贝氏体转变

当奥氏体过冷至珠光体和马氏体转变温度之间时, 会出现不同于二者的另一种不平衡转变, 称为贝氏体转变 (中温转变)。其转变产物称为贝氏体。在贝氏体转变的温度区域内, 铁原子扩散极为困难, 但碳原子还可以扩散。

(3) 马氏体转变

进一步提高冷却速度, 使奥氏体来不及进行伪共析转变和贝氏体转变就被冷却到更低的温度。此时铁原子和碳原子都难于扩散, 奥氏体无需借助原子扩散而以点阵切变的方式由 γ 点阵改组为 α 点阵, 发生所谓的马氏体转变。其转变产物称为马氏体。

马氏体的成分与母相相同, 并且在铜合金、钛合金等其它合金中也能发生。类似马氏体转变的切变型转变还可以在合金加热过程中发生, 称为逆转变。

(4) 块状转变

当冷却速度不够快时, 纯铁或低碳钢的 γ 相可以通过块状转变转变为 α 相, 这种 α 新相成分与 γ 相相同而呈块状, 形貌和其与母相界面均与马氏体转变不同。块状转变中新相长大是通过原子的短程扩散使新、母相间的非共格界面推移而实现的。块状转变也存在于 Cu-Zn、Cu-Ca 等合金中。

(5) 不平衡脱溶沉淀 (时效)

高温的单相固溶体快速冷却 (一般冷却至室温), 沉淀相来不及析出, 形成过饱和固溶体, 这种过饱和固溶体在室温或低于固溶体曲线的某一温度等温时析出新相的过程称为不平衡脱溶沉淀。

不平衡脱溶沉淀所形成新相的成分与结构与平衡沉淀相不同, 一般都更为细小弥散, 对于增强合金性能具有重要作用。铝合金, 钢中马氏体等具有时效现象。

1.1.1.3 金属固态相变中的变化

金属固态相变种类很多, 但归纳起来, 相变过程中所发生的变化却不外乎以下几个方面:

①晶体结构; ②合金成分; ③有序程度。

金属固体相变可同时具有上述一种, 两种或三种变化。例如, 同素异构、多型性、马氏体、块状转变等只具有结构的变化; 共析、贝氏体、包析转变和脱溶沉淀兼有结构和成分变化; 有序化转变则只有有序程度变化。

同一金属或合金，通过热处理手段使之发生不同转变，就可以获得不同的组织和性能。如：具有平衡组织的 Al-4%Cu 合金，抗拉强度仅 150MPa，时效处理后可达 350MPa；共析钢平衡组织硬度约为 HB240，淬火得到马氏体组织硬度可达 HRC60 以上。

1.1.2 其它分类方式

(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。

相变时新旧两相化学位相等，但化学位的一级偏微商不等时，称为一级相变。

相变时，新旧两相化学位相等，且化学位的一级偏微商也相等，二级偏微商不相等时，称为二级相变。

除部分有序化转变外，金属固态相变均属一级相变；部分有序化转变，磁性转变等属二级相变。

一级相变有热效应和体积效应；二级相变无明显热效应和体积效应。

(2) 按原子迁移情况分类

相转变依靠原子（或离子）扩散进行的称为扩散型相变。当温度足够高时，原子活动能力强，扩散型相变才能发生。当温度足够高时，相变结果可以改变相成分（如珠光体转变）；当温度不够高时，原子活动能力差，只能在新/旧相界面附近做短距离扩散，相变结果不改变成分（如块状转变）。

相转变过程中原子（离子）不发生扩散，仅作有规律的迁移，改组点阵，称为无扩散型相变。相变中，原子迁移距离不超过原子间距，相邻原子的相对位置保持不变。如钢中的马氏体转变，无扩散型转变一般在低温发生。

(3) 按有无形核分类

按此方式可将金属固态相变分为有核相变和无核相变。

有核相变通过新相形核——核长大方式进行，新相与旧相间有界面隔开。大部分相变均属此类。

无核相变通过成分起伏形成高浓度与低浓度区域，但二者间无明显界线，最终生成的两个新相成分不同，点阵结构相同，以共格界面相联，如调幅分解。在实际生产中，正是通过包括热处理在内的多种工艺方法，获得具有所需组织和结构的相转变产物，从而达到获得具有所需性能的最终目的。

1.2 金属固态相变的主要特点

金属固态相变的驱动力来自新相与母相的自由能差。新相与母相之间的转变，绝大多数（调幅分解除外）是由新相成核与长大两个过程来完成，并遵循液态物质结晶过程的一般规律。

本节介绍固态相变的特点，之后两节分别介绍相变中新相的形核与长大过程。

1.2.1 相界面和界面能

固态相变中，新旧两相之间总是要形成界面的。与固/液相变的两相界面不同，金属固态相变所形成的是两种晶体的界面，符合固/固界面特点，可分为共格、半共格和非共格界面三种。

形成共格界面的两相晶格常数虽然不同，但界面两侧的原子能够一一配对；半共格界面两侧只有部分原子保持匹配，在不能匹配的位置形成刃位错；非共格界面两侧原子则完全不能匹配，图 1.7 是共格界面、半共格界面和非共格界面示意图。

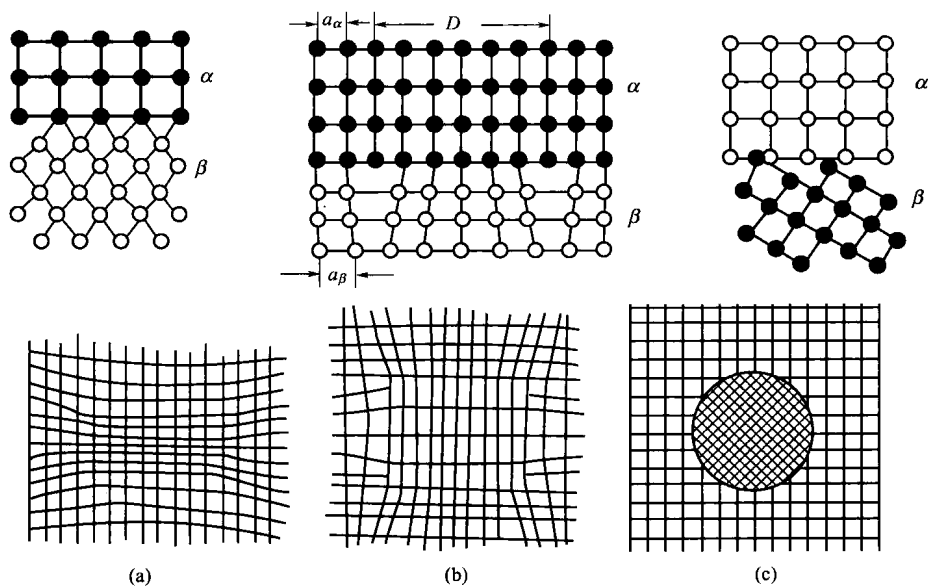


图 1.7 共格界面 (a)、半共格界面 (b) 和非共格界面 (c)

新、母两相界面的种类，与二者界面能有关。若两者具有相同的晶体结构和相似的点阵常数时，可以形成具有较低界面能的共格界面；若两者晶体结构不同，则会形成一个共格或半共格界面，而其它面则形成具有较高界面能的非共格界面（这也是新、旧两相间位相关系的由来）。

新相与母相建立界面时，由于相界面原子排列的差异引起弹性应变能。这种弹性应变能以共格界面最大，半共格界面次之，非共格界面为零。但非共格界面的表面能最大。更为重要的是，由于新相和母相的比体积往往不同，新相形成时的体积变化会受到周围母相的约束，也会引起弹性应变能。这种由比体积引起的应变能的大小还与新相几何形状有关。为了降低能量，新相应呈圆盘形，圆盘面为共格界面，圆盘边缘为非共格界面。对于具有高界面能的非共格新相，其平衡形状应为球形（这是只考虑界面能这一因素时的情形）。

1.2.2 惯习面和位相关系

固态相变的新相和母相间一般都有一定的取向关系。新相的长轴及主平面往往平行于母相的某一晶面，这种晶面称为惯习面，通常以母相的晶面指数来表示。例如：低碳钢中发生 ($\gamma \rightarrow \alpha$) 奥氏体 \rightarrow 铁素体转变时，铁素体往往在奥氏体的 $\{111\}_\gamma$ 晶面上形成，其 $\{110\}_\alpha$ 晶面与前者平行；并且，其 $\langle 111 \rangle_\alpha$ 晶向又常与 $\langle 110 \rangle_\gamma$ 平行。这种惯习面与平行晶向的存在，表明新相与母相间存在晶体学位向关系。上述晶体学位向关系可以记为：

$$\{110\}_\alpha // \{111\}_\gamma ; \quad \langle 111 \rangle_\alpha // \langle 110 \rangle_\gamma$$

一般来说，若新、母相间为共格或半共格界面时，两相间必定存在一定的取向关系；而若两相间没有一定的取向关系则必有非共格界面。由于新相在长大的过程中，界面有时会遭到破坏，此时两相虽然是非共格界面，但仍具有一定的晶体学取向关系。

1.2.3 弹性应变能

相变过程中新相与母相界面上的原子需要强制性地实行匹配，以形成共格或半共格，从而在界面附近产生应变能，称为共格应变能。共格应变能以共格界面最大，其次是半共格界面，非共格界面为零。

新相与母相的比容往往不同，新相形成时的体积变化将受周围母相约束而产生应变能，称为比容差应变能。圆盘形新相引起的比容差应变能最小，针状次之，球状最大，见图 1.8。

界面能和应变能共同决定着新相的形态。例如：当固态相变过冷度很大时，新相的临界晶核尺寸很小，使得单位体积内新相/母相界面面积很大，此时界面能居主要因素，新相往往形成具有共格晶面的盘状（或薄片状）。共格可以降低界面能而盘状可以降低应变能。

当固态相变过冷度很小时，新相的临界晶核尺寸较大，单位体积内新相/母相界面总面积减少，界面能因素居于次要地位，而应变能因素居于主要地位，两相易形成非共格界面以降低应变能。此时若两相比容差很小，该项应变能影响不大，新相倾向于形成球状以降低界面能；若比容差较大，则新相倾向于形成针状以兼顾降低界面能和比容差应变能。

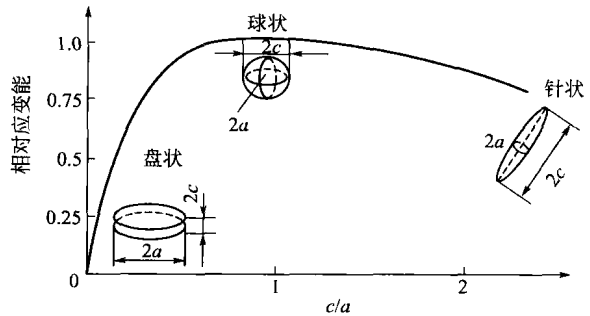


图 1.8 新相粒子的几何形状

对应变能（相对值）的影响

a —椭圆形球体的赤道半径； $2c$ —两极之间的距离

1.2.4 过渡相

过渡相（中间亚稳相）是指成分、结构或者二者都处于母相与新相之间的亚稳状态的相。由于在固态相变的过程中，有时新/母两相在成分、结构上差别比较大，直接转变比较困难，而通过形成过渡相，可以减少相变阻力。例如，钢中的马氏体回火时，会形成几种碳化物过渡相（ ξ ， η 等），当回火温度升高或时间延长时，这些过渡碳化物可以转变为渗碳体。

1.2.5 晶体缺陷

固态金属中存在空位、位错、亚晶界、晶界等缺陷，这些缺陷对于金属固态相变具有显著影响。

首先，在缺陷周围，金属晶体点阵产生畸变，储存着畸变能。这些畸变能在相变时可以被释放出来作为一部分相变驱动力，因此新相往往在缺陷处优先形核，增大形核率。其次，晶体缺陷可促进组元扩散，从而增大晶核长大速率。

1.3 固态相变中的形核

绝大多数的固态相变都是通过新相形核与晶核长大过程完成的。其中形核过程的最初，是在母相基体内部某些微小区域先形成新相的成分和结构，称为核胚。若核胚的尺寸超过某一临界值，便能够稳定存在并自发长大，称为新相的晶核。

若晶核在母相中是以无择优、均匀分布的方式生成，称为均匀形核；若晶核在母相中在

某些区域择优地不均匀分布则称为非均匀形核。固态相变中的均匀形核是形核理论的基础，但实际金属中更多的情况是非均匀形核。

1.3.1 均匀形核

固态相变的驱动力与固/液相变类似，都是新/旧相之间的自由能差（ $-\Delta G_V$ ），阻力则除有界面能（ ΔG_S ）之外，固态相变的阻力还有应变能（ ΔG_E ）。这样，固态相变时系统自由能的总变化（ ΔG ）为

$$\Delta G = -\Delta G_V + \Delta G_S + \Delta G_E$$

或是

$$\Delta G = -\Delta g_V V + \sigma S + EV \quad (1.1)$$

式中 V ——新相体积；

Δg_V ——单位体积新相/母相的自由能差；

σ ——比界面能（表面张力），单位面积新/母相界面能；

E ——单位体积新相的应变能。

由式(1.1)可见，只有当 $|\Delta g_V V| < \sigma S + EV$ 时，才能使形核过程称为自发形核。

若假设晶核是球形（半径为 r ），且其界面各向同性，可以得到

$$\Delta G = -\frac{3}{4}\pi r^3(\Delta g_V - E) + 4\pi r^2\sigma \quad (1.2)$$

式(1.2)的示意图见图 1.9。

从图 1.9 中可以看出，随晶核半径 r 的增加，系统自由能 ΔG 有一极大值（ ΔG^* ）存在，只有当核胚的半径大于对应的 r^* 时，体系自由能才会随晶核的长大而降低，即自发长大。 r^* 被称为临界半径； ΔG^* 被称为临界形核功。

在式(1.2)中令 $d(\Delta G)/dr=0$ （图 1.9 中 ΔG 的极大值点），可以得到临界晶核半径

$$r^* = \frac{2\sigma}{\Delta g_V - E} \quad (1.3)$$

此时

$$\Delta G^* = \frac{16\pi r^2}{3(\Delta g_V - E)} \quad (1.4)$$

固态相变形核与固/液相变类似，他们的自发趋势都随着过冷度增加而加强；不同之处在于固态相变存在应变能，只有当 $\Delta G_V > \Delta G_E$ 时，相变才能发生。这就意味着固态相变的过冷度（过热度）必须大于一定值时才能发生，这是其与固/液相变的根本区别。

固态相变的临界形核率（ \dot{N} ）可以表示为

$$\dot{N} = N\nu \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right) \quad (1.5)$$

式中 N ——单位体积母相中的原子数；

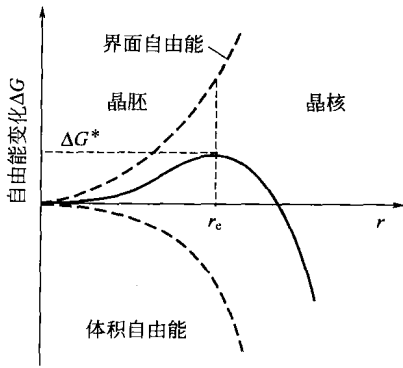
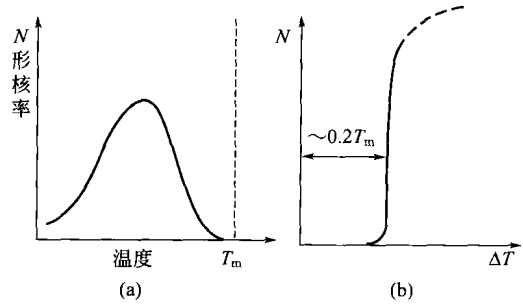
ν ——原子震动频率；

Q ——原子扩散激活能；

k ——玻耳兹曼常数；

T ——相变温度，K。

图 1.10 为式(1.5)的示意图，从图中可以看出，固态相变均匀形核的形核率，随温度下降先增加后降低，并在某一温度有极大值。

图 1.9 均匀形核时 ΔG 随 r 的变化图 1.10 形核率与温度 T 的关系

1.3.2 非均匀形核

与固/液相变一样，由于均匀形核难于实现，固态相变中的形核以非均匀形核为主。各种缺陷如空位、位错、晶界、层错、夹杂物和自由能表面等都可以成为优先的形核位置，晶体缺陷造成的能量升高可使晶核形成能降低，因此比均匀形核要容易得多。

非均匀形核系统自由能

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_E - \Delta G_d \quad (1.6)$$

式中 $-\Delta G_d$ ——非均匀形核时由于晶体缺陷消失而释放出的能量。

(1) 空位形核

空位一方面促进溶质原子扩散，另一方面空位可以利用本身的能量提供形核驱动力，此外空位群聚集成位错以促进形核。

例如，铝铜合金固溶处理后快冷，得到过饱和的 α 固溶体。在随后的时效过程中，发现晶界附近并无沉淀相，而是都在晶内。这是因为高温快冷可得到的大量过饱和空位，在随后的重新升温过程中，距晶界近的空位会消失在晶界中；距晶界远的空位则成为沉淀相优先成核的位置。

(2) 位错形核

位错促进形核的机制有：

- ① 位错释放点阵畸变能，提供给新相成核所用；
- ② 位错上的元素偏聚可促进晶核形核；
- ③ 位错是元素高速扩散通道，有利于新相的形核与长大；
- ④ 位错可以降低新相形成时的应变能，促进形核；
- ⑤ 位错可以分解为两个不全位错及其相夹的层错，有利于某些新相的成形核。

新相在位错处优先形核有三种形式。第一种是新相在位错线上形核，新相形成处位错消失，释放的弹性应变能量使形核功降低而促进形核。第二种形式是位错不消失，而是依附在新相界面上，成为半共格界面上的位错部分，补偿了失配，因而降低了能量，使生成晶核时所消耗减少而促进形核。第三种形式为当新相与母相成分不同时，由于溶质原子在位错线上偏聚（形成气团），有利于新相沉淀析出，也对形核起促进作用。晶核沿位错线形成示意图 1.11。

(3) 晶界形核