



普通高等教育“十二五”规划教材

PUTONG GAODENG JIAOYU "12-5" GUIHUA JIAOCAI

固态相变原理及应用

张贵锋 黄 昊 编著



冶金工业出版社
Metallurgical Industry Press



普通高等教育“十二五”规划教材

固态相变原理及应用

张贵锋 黄 昊 编著

北 京
冶 金 工 业 出 版 社
2011

内 容 提 要

本书共分三部分, 主要介绍了固态相变的基本原理、金属材料中的固态相变、固态相变理论在实际生产中的应用。

本书既可作为材料科学与工程及相关专业本科生的专业基础课程教材, 又可作为从事材料研究、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

固态相变原理及应用/张贵锋, 黄昊编著. —北京: 冶金工业出版社, 2011. 11

普通高等教育“十二五”规划教材

ISBN 978-7-5024-5780-8

I. ①固… II. ①张… ②黄… III. ①固态相变—高等学校—教材 IV. ①O414. 13

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2011)第 223693 号

出 版 人 曹胜利

地 址 北京北河沿大街嵩祝院北巷 39 号, 邮编 100009

电 话 (010)64027926 电子信箱 yjcbbs@cnmip.com.cn

责任编辑 尚海霞 美术编辑 李 新 版式设计 孙跃红

责任校对 卿文春 责任印制 张祺鑫

ISBN 978-7-5024-5780-8

北京印刷一厂印刷; 冶金工业出版社发行; 各地新华书店经销

2011 年 11 月第 1 版, 2011 年 11 月第 1 次印刷

787mm×1092mm 1/16; 10.25 印张; 247 千字; 151 页

25.00 元

冶金工业出版社投稿电话: (010)64027932 投稿邮箱: tougao@cnmip.com.cn

冶金工业出版社发行部 电话: (010)64044283 传真: (010)64027893

冶金书店 地址: 北京东四西大街 46 号(100010) 电话: (010)65289081(兼传真)

(本书如有印装质量问题, 本社发行部负责退换)

前 言

材料科学与工程的基本路线的核心内容是：以赋予、改善和提高材料的性能使之满足使用要求为“中心”，以开发新材料和最大限度地挖掘现有材料的潜力为“两个基本点”。

性能是材料对外界能量场作用的一种表现行为，是材料在给定环境中的变化结果。性能由内因和外因两个方面的因素共同决定。内因是材料的微观结构，外因是材料所处的外部环境。

从材料学的角度，按微观尺度次序，微观结构有四个不同层次：

(1) 化学键；

(2) 组成物质的基本粒子或组元 (constituent element) 及其排列和运动方式；

(3) 由组元构成方式所确定的相 (phase)；

(4) 由相的种类、形状、大小和分布的总和构成的组织 (structure)。

它们之间的关系犹如字母—单词—短语 (句子) —文章的关系。

微观结构中，相占据极其重要的地位。相是物质存在的一种状态，外界环境可能导致相的数目和状态的变化，这就是相变。相变发生后，物质体系必然发生某些宏观变化，归根到底是性能的变化。因此，无论是研发新型材料，还是挖掘现有材料的潜力，其前提是必须弄清相变发生的条件、特征和规律。

固态相变原理是打开调控材料性能的一把金钥匙。在金属材料工程专业课中占有极其重要的位置。它是专业基础课 (材料科学基础) 和专业课 (工程材料学) 之间的桥梁，是材料专业基础和专业课程体系中的一个重要的支点，是金属材料强韧化的理论基石。

基于不断追求教学改革和教学创新的新形势，专业拓宽、课程内容增加而

学时数减少的新情况, 以及目前本科生的求学新特点, 编著者力图做到简明扼要、通俗易懂、思路清晰、层次分明、重点突出, 刻意挖掘固态相变原理中蕴藏的哲学思想, 激发学生的学习兴趣, 开拓学生的思维空间。

本书共分三个部分: 固态相变理论基础、金属固态相变和固态相变的应用。始终围绕金属材料性能这个中心, 以如何调控材料的性能为主线展开。每章起始于教学大纲的基本要求, 归结于理论知识的核心点。

本教材由大连理工大学张贵锋教授和黄昊副教授编著, 西北工业大学杨延清教授审阅, 侯晓多工程师参与了校对和部分插图的绘制。

本教材参考并引用了一些文献和资料的相关内容, 大连理工大学教务处和大连理工大学材料科学与工程学院给予了资金上的支持, 在此表示衷心感谢!

由于编者水平所限, 书中疏漏之处, 恳请读者提出宝贵意见和建议。

张贵锋
2011年9月

目 录

第一部分 固态相变理论基础

1 固态相变概论	1
1.1 相变的共性	2
1.1.1 相变的必要条件	2
1.1.2 相变的内因与外因	2
1.1.3 孕育期	2
1.1.4 驱动力与阻力	2
1.1.5 相变的结果	3
1.2 固态相变的特性	3
1.2.1 相界面	3
1.2.2 弹性应变能	4
1.2.3 位向关系与惯习面	5
1.2.4 亚稳过渡相	5
1.2.5 原子迁移率	5
1.3 固态相变的类型	6
1.3.1 按热力学分类	6
1.3.2 按相变方式分类	7
1.3.3 按原子迁移特点分类	7
1.3.4 按平衡状态分类	8
2 固态相变的热力学原理	11
2.1 固态相变的热力学条件	11
2.2 相变势垒	11
2.3 形核	12
2.3.1 均匀形核	12
2.3.2 非均匀形核	13
3 固态相变的动力学原理	18
3.1 形核率	18
3.1.1 形核率的热力学定义	18

3.1.2	临界核胚体积分数 C^* 的统计计算	19
3.1.3	临界核胚成核频率 f 的统计计算	19
3.1.4	均匀形核率	19
3.2	晶核长大	20
3.2.1	晶核长大机制	20
3.2.2	晶核长大速度	21
3.3	相变宏观动力学方程	24
3.4	相变动力学曲线	24

第二部分 金属固态相变

4	扩散型相变 (I) —— 奥氏体化	28
4.1	奥氏体及其组织结构	28
4.1.1	奥氏体	28
4.1.2	奥氏体的组织结构	28
4.2	奥氏体形成机理	29
4.2.1	共析钢平衡组织的奥氏体化	29
4.2.2	非共析钢平衡组织的奥氏体化	31
4.2.3	非平衡组织的奥氏体化	31
4.3	奥氏体形成动力学	32
4.3.1	奥氏体等温形成动力学	32
4.3.2	连续加热时奥氏体的形成	36
4.3.3	影响奥氏体形成速度的因素	36
4.4	奥氏体晶粒度及其控制	37
4.4.1	奥氏体晶粒度	37
4.4.2	影响奥氏体晶粒尺寸的因素	38
4.5	奥氏体的性能特点与奥氏体钢	39
4.5.1	奥氏体的性能特点	39
4.5.2	典型的奥氏体钢	40
5	扩散型相变 (II) —— 珠光体转变	42
5.1	珠光体的组织结构	42
5.1.1	片状珠光体	43
5.1.2	粒状珠光体	43
5.2	珠光体转变热力学条件与转变机理	44
5.2.1	珠光体转变的热力学条件	44
5.2.2	珠光体转变机理	44

5.2.3 具有先共析相析出的珠光体转变和伪共析转变	47
5.3 珠光体转变动力学	48
5.3.1 珠光体的形核率 N 和长大速度 G	48
5.3.2 珠光体转变动力学图	49
5.3.3 影响珠光体转变动力学的因素	50
5.4 相间析出	51
5.4.1 组织形态	52
5.4.2 相间沉淀的机理	52
5.4.3 相间沉淀钢的应用	53
5.5 珠光体的力学性能	53
5.5.1 片状珠光体的力学性能	53
5.5.2 粒状珠光体的力学性能	54
5.5.3 非共析钢的力学性能	54
5.5.4 形变珠光体的力学性能	54
5.6 珠光体钢	55
5.6.1 钢轨钢	55
5.6.2 冷拔高强度钢丝用钢	56
5.6.3 珠光体耐热钢	56
6 扩散型相变(Ⅲ)——脱溶沉淀	58
6.1 脱溶沉淀过程	59
6.1.1 G. P. 区的形成及其结构	59
6.1.2 过渡相的形成及其结构	60
6.1.3 平衡相的形成及其结构	61
6.2 脱溶后的显微组织	61
6.2.1 连续脱溶及其显微组织	61
6.2.2 非连续脱溶及其显微组织	62
6.2.3 脱溶过程中显微组织的变化序列	63
6.3 脱溶热力学与动力学	64
6.3.1 脱溶热力学	64
6.3.2 脱溶动力学及其影响因素	65
6.4 固溶和时效处理后合金的性能	66
6.4.1 固溶处理后合金的性能	66
6.4.2 时效处理后合金的性能变化	67
6.5 固溶和时效处理工艺规范	69
6.5.1 固溶处理工艺规范	69
6.5.2 时效处理工艺规范	70
6.6 调幅分解	71

6.6.1	调幅分解的热力学条件	71
6.6.2	调幅分解过程	72
6.6.3	调幅分解的组织结构和性能	73
6.7	第二相强化的应用	74
6.7.1	有色合金	74
6.7.2	铁基合金	74
7	非扩散型相变——马氏体相变	76
7.1	马氏体相变的主要特征	76
7.1.1	非扩散性	76
7.1.2	切变共格和表面浮凸	76
7.1.3	位向关系和惯习面	77
7.1.4	马氏体相变的不彻底性	78
7.1.5	马氏体相变的可逆性	79
7.2	马氏体的晶体结构与组织形态	79
7.2.1	马氏体的晶体结构	79
7.2.2	马氏体的组织形态	79
7.2.3	影响马氏体形态及内部亚结构的因素	82
7.3	马氏体相变热力学	83
7.3.1	马氏体相变热力学条件	83
7.3.2	M_s 点的物理意义及其影响因素	84
7.3.3	马氏体相变形核理论	86
7.4	马氏体相变动力学	86
7.4.1	变温马氏体相变	86
7.4.2	等温马氏体相变	87
7.4.3	爆发型马氏体相变	87
7.4.4	表面马氏体相变	88
7.4.5	热弹性马氏体	88
7.4.6	奥氏体稳定化	88
7.5	马氏体相变晶体学	90
7.5.1	K-S 切变模型	90
7.5.2	G-T 切变模型	91
7.6	马氏体的力学性能	92
7.6.1	马氏体的物理性能	92
7.6.2	马氏体的强度与硬度	92
7.6.3	马氏体的韧性	93
7.7	马氏体钢	94
7.7.1	马氏体不锈钢	94

7.7.2	马氏体耐热钢	94
7.7.3	马氏体沉淀硬化不锈钢	94
7.7.4	马氏体时效钢	94
7.7.5	相变诱发马氏体钢	94
7.7.6	形状记忆合金	95
8	半扩散型相变——贝氏体相变	97
8.1	贝氏体相变的基本特征	97
8.1.1	贝氏体相变的温度范围	97
8.1.2	贝氏体相变的产物	97
8.1.3	贝氏体相变动力学	98
8.1.4	贝氏体相变的半扩散性	98
8.1.5	贝氏体相变的晶体学特征	98
8.2	贝氏体的组织形态	98
8.2.1	上贝氏体	98
8.2.2	下贝氏体	99
8.2.3	无碳化物贝氏体	100
8.2.4	粒状贝氏体	101
8.2.5	其他类型的贝氏体	101
8.3	贝氏体相变机理	101
8.3.1	贝氏体相变争论的焦点	101
8.3.2	经典的贝氏体相变假说	102
8.3.3	贝氏体形态与碳扩散脱溶的关系	103
8.4	贝氏体相变动力学	104
8.4.1	贝氏体等温相变动力学	104
8.4.2	贝氏体相变速度与碳的扩散	104
8.4.3	影响贝氏体相变动力学的因素	105
8.5	有色金属及陶瓷中的贝氏体相变	106
8.5.1	有色金属中的贝氏体相变	106
8.5.2	陶瓷中的贝氏体相变	107
8.6	贝氏体的力学性能	107
8.6.1	贝氏体的强度和硬度	107
8.6.2	贝氏体的塑性和韧性	107
8.6.3	其他相对贝氏体性能的影响	108
8.7	贝氏体钢及其应用	108
8.7.1	低碳贝氏体钢	109
8.7.2	中碳贝氏体钢	109
8.7.3	高碳贝氏体钢	109

8.7.4 奥贝球铁	109
------------------	-----

第三部分 固态相变的应用

9 制定热处理工艺的依据	111
9.1 过冷奥氏体等温转变动力学曲线的基本形式	112
9.2 测定 TTT 图的基本原理和方法	113
9.2.1 测定 TTT 图的基本原理	113
9.2.2 测定 TTT 图的基本方法	113
9.2.3 C 曲线的基本类型及其影响因素	114
9.3 过冷奥氏体连续转变动力学图	116
9.3.1 过冷奥氏体连续转变动力学图的测定	116
9.3.2 过冷奥氏体连续转变动力学图的基本形式	116
9.4 临界冷却速度	117
10 退火与正火	119
10.1 退火	119
10.1.1 退火的目的及分类	119
10.1.2 退火工艺	119
10.2 正火目的与工艺	123
10.3 正火与退火的选用原则	123
11 淬火	125
11.1 钢的淬火目的与分类	125
11.2 淬火加热温度与时间	125
11.2.1 淬火加热温度的确定依据	125
11.2.2 淬火加热时间的确定方法	126
11.2.3 加热介质的选择原则	126
11.3 淬火冷却介质	127
11.3.1 气态淬火介质	127
11.3.2 水及水溶液	127
11.3.3 淬火油	127
11.3.4 高分子聚合物淬火介质	128
11.3.5 盐浴	128
11.3.6 流态床	128
11.4 淬火工艺	128
11.4.1 单液淬火	128
11.4.2 双液淬火	129

11.4.3	分级淬火	129
11.4.4	等温淬火	129
11.4.5	其他淬火工艺	129
11.5	钢的淬透性和淬硬性	130
11.5.1	钢的淬透性	130
11.5.2	钢的淬硬性	131
11.6	冷处理	131
12	回火	132
12.1	碳钢回火时的组织转变过程	132
12.1.1	马氏体中碳原子的偏聚	132
12.1.2	马氏体的分解	133
12.1.3	残余奥氏体的转变	135
12.1.4	渗碳体的形成	135
12.1.5	α 相状态变化及碳化物聚集长大	136
12.2	合金钢回火时的组织转变特点	137
12.2.1	合金元素对马氏体分解的影响	137
12.2.2	合金元素对残余奥氏体转变的影响	137
12.2.3	合金元素对碳化物转变的影响	137
12.2.4	合金元素对 α 相回复和再结晶的影响	138
12.3	回火时性能的变化	138
12.3.1	硬度和强度的变化	138
12.3.2	塑性和韧性的变化	140
12.3.3	回火脆性	140
12.4	回火工艺	143
12.4.1	回火的目的	143
12.4.2	回火温度的确定	143
12.4.3	回火保温时间的确定	144
13	表面强化技术	146
13.1	表面淬火	146
13.1.1	表面淬火适用范围及热处理工艺规范	146
13.1.2	表面淬火类型	147
13.2	化学热处理	148
13.2.1	化学热处理基本原理	148
13.2.2	渗碳	148
13.2.3	渗氮	149
	参考文献	151

第一部分 固态相变理论基础

相变的基础理论涉及三个方面的共性问题——方向、路线和结果：(1) 相变能否进行及相变进行的方向，这是相变热力学 (thermodynamics) 要解决的问题；(2) 相变的路线 (途径及速度)，这是相变动力学 (dynamics) 要解决的问题；(3) 金属固态相变的结果，即相变时结构转变的特征，这是相变晶体学 (crystallography) 要解决的问题。

三个共性问题的答案是显而易见的：(1) 相变是朝着能量降低的方向进行；(2) 相变是选择阻力最小、速度最快的途径进行；(3) 相变可以有不同的终态，只有最适合结构环境的新相才易于生存下来，即“适者生存”。这就是相变的普遍规律。

第一部分分3章，主要介绍相变的共性及固态相变的特殊性、相变热力学和动力学的一般规律。

1 固态相变概论

目的与要求：掌握相变的共性与固态相变的特殊性；熟悉金属中常见的固态相变。

相 (phase) 是物质体系中具有同一化学成分、同一凝聚状态并以界面 (相界) 彼此分开的物理化学性能均匀的部分。“均匀”是指成分、结构和性能相同。微观上，允许同一相内存在某种差异。但是，这种差异必须呈连续变化，不能有突变。

当外界条件变化时，体系中相的性质和数目可能发生变化，这种变化称为相变 (phase transformation)。相变前后的凝聚状态不变且均为固态时，就是固态相变 (solid state phase transformation)。相变前的相状态称为母相或旧相，相变后的相状态称为新相。相变发生后，新相和母相之间必然存在某些差异。根据相的概念，这种差异可以表现在以下3个方面：(1) 晶体结构的变化；(2) 化学成分的变化；(3) 有序程度的变化，包括原子排列和电子自旋的有序化等。无论存在何种变化，最根本的变化是宏观性能。

材料显微组织的基本构成体是相，在相的性质和数目不变的情况下，相的形状、大小和分布不同会引起组织形态的变化，宏观性能也会产生差异。因此，广义上讲，组织形态的变化也是一种相变。

1.1 相变的共性

相变的普遍规律是：相变是朝着能量降低的方向进行；相变是选择阻力最小、速度最快的途径进行；相变可以有不同的终态，但只有最适合结构环境的新相才易于生存下来。

1.1.1 相变的必要条件

满足热力学条件是发生相变的必要条件。根据热力学第二定律，可以得出不同限制条件下相变进行的能量判据：

$$\text{绝热恒容:} \quad (dU)_{S,V} \leq 0 \quad (1-1)$$

$$\text{绝热恒压:} \quad (dH)_{S,p} \leq 0 \quad (1-2)$$

$$\text{恒温恒容:} \quad (dF)_{T,V} \leq 0 \quad (1-3)$$

$$\text{恒温恒压:} \quad (dG)_{T,p} \leq 0 \quad (1-4)$$

式中 U ——内能, J;

H ——焓, J;

F ——自由能, J;

G ——自由焓, J;

T ——热力学温度, K。

$$\text{而:} \quad H \equiv U + pV, \quad F \equiv U - TS, \quad G \equiv H - TS \quad (1-5)$$

1.1.2 相变的内因与外因

新相的形成犹如新生事物的产生，不是偶然的，也不是突然的。相变是内因和外因共同作用的结果，外因是变化的条件，内因是变化的依据。热力学条件反映的是由外因引起的结果；材料内部的“三大起伏”——能量起伏、结构起伏和成分起伏是相变的内因，也是相变的充分条件。

1.1.3 孕育期

相变是一个由量变到质变的过程，一定外界条件下，体系的总能量可能不变，但微观上，体系内部存在“三大起伏”。当宏观上能检测出相应的变化时，就发生了质变或相变，从满足热力学条件到相变开始这段时间称为孕育期 (inoculated period)。相变需要孕育期是相变的第二个普遍规律，存在孕育期是绝对的，孕育期的长短是相对的。即使是无核相变的调幅分解，也要先经历一个形成高浓度和低浓度成分起伏区的过程。

1.1.4 驱动力与阻力

相变是驱动力与阻力竞争的结果，而驱动力和阻力是对立的统一体。体系中已存在的一切高能量状态都是“不稳定”因素，是诱发相变的内因；一切因新相形成而引起体系

能量的增加，都是新相形成的阻力。

例如，金属凝固时，新相依附已有的相界面形核，形核功小，而晶核形成产生的新相界面却是相变的阻力；体系中的任何晶体缺陷（点、线、面缺陷）都有利于降低新相的形核功，但新相形成产生的缺陷却制约新相的继续形核长大，这就是晶体缺陷的两面性。

1.1.5 相变的结果

相变的结果——适者生存。这意味着，终态既可以是稳定态，也可以是亚稳定态或不稳定态。事实上，被强韧化的金属材料都在亚稳态下使用。因此，“稳定”和“不稳定”是相对的，相变速度才是衡量稳定程度的一把标尺。

1.2 固态相变的特性

1.2.1 相界面

新相形成时，必然产生相界面，于是就存在相界面处新旧相的点阵是否匹配或匹配程度的问题。根据界面上原子在晶体学上匹配程度的不同，可将相界面分为共格界面、半共格界面和非共格界面3种，如图1-1所示。

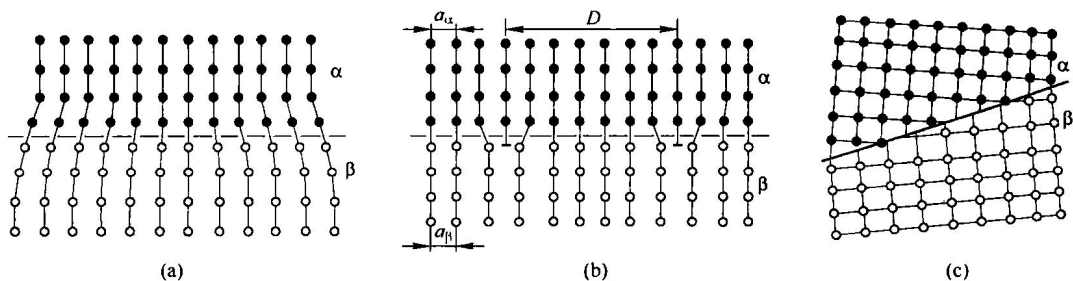


图 1-1 相界面结构示意图

(a) 共格界面；(b) 半共格界面；(c) 非共格界面

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，这种界面称为共格界面（coherent interface）。只有孪晶界才是理想的共格界面。实际上，新旧两相总存在点阵类型或点阵常数的差别。因此，保持完全共格时，相界面附近必然存在晶格畸变。

当界面处两相原子排列差异很大，界面上的公共结点很少，这种界面称为非共格界面（incoherent interface）。非共格界面的结构与大角晶界结构有许多共同特征，由很薄一层无序原子组成的过渡层构成。

维持共格最直接的后果是产生应变能，当应变能达到一定程度时，局部的共格关系可能破坏，界面上将产生一些刃型位错（刃部终止于相界面），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,界面上的两相晶格点阵只有部分保持匹配,所以称为半共格界面 (semicoherent interface)。

设母相和新相沿平行于相界面的晶面上的原子间距分别为 a_α 和 a_β , 则错配度 δ 为:

$$\delta = |a_\beta - a_\alpha| / a_\alpha = \Delta a / a_\alpha \quad (1-6)$$

一般认为,错配度小于 0.05 时为共格界面;错配度大于 0.25 时形成非共格界面;错配度介于 0.05 ~ 0.25 之间时形成半共格界面。孪晶界的错配度 $\delta = 0$ 。

有界面就存在界面能 (interface energy)。界面能是指在恒温恒压条件下增加单位界面体系 (或表面体系) 内能的增量。从材料内部结构的角度上说,界面处的原子位置、原子间结合键性质和数目发生的变化导致了界面能。很显然,共格界面的界面能最低,非共格界面的界面能最高。

1.2.2 弹性应变能

新旧两相晶格匹配度和比体积差是影响弹性应变能 (elastic strain energy) 的两个主要因素。

相界面处新相和母相点阵常数有一定差异,并形成共格或半共格界面时,界面处点阵是“强制性”匹配的,必然产生弹性应变能。很显然,共格界面 (孪晶界除外) 的弹性应变能最大;半共格界面的弹性应变能次之;非共格的弹性应变能最小,趋于零。

新相和母相的比体积不同,导致相变时伴随体积变化。由于新相周围母相的约束,新相不可能自由胀缩,因此会产生弹性应变能。该应变能的大小与新旧两相比体积差、弹性模量和新相的几何形状有关。新旧相比体积差越大、弹性模量越大 (应力越难松弛),弹性应变能越大。新相的几何形状 c/a 与比体积差应变能之间的关系如图 1-2 所示,若把各种不同形状的新相看成是旋转椭球体, a 表示旋转椭球体的赤道直径, c 表示旋转椭球体南北两极间距,则当 $c \ll a$ 时,旋转体为圆盘状; $c \gg a$ 时,旋转体为棒状或针状; $a = c$ 时,旋转体为球状。很显然,圆盘状新相引起的应变能最小,针状次之,球状最大。

新相以何种形态存在,反映了“适者生存”的基本规律。弹性应变能和界面能一样,都是相变的阻力。基于“相变选择阻力最小的途径进行”这一原则,对相变阻力起主导作用的因素决定了相界面结构特征和新相的几何外形。如果弹性应变能起主导作用,则界面以非共格方式存在;当界面能起主导作用,界面共格可降低界面能。

究竟哪个阻力起主导作用,取决于外界条件。如过冷度很大时,临界晶核尺寸很小,单位体积新相的数目多,总界面面积大,界面能成为主要的相变阻力。反之,当过冷度很小时,弹性应变能起主导作用。当新旧两相比体积差较大时,弹性应变能起主导作用。

总之,从能量的角度来看:共格界面的弹性应变能最大,非共格界面弹性应变能几乎为零;界面原子排列的不规则性导致界面能升高,所以,非共格界面的界面能最大,共格

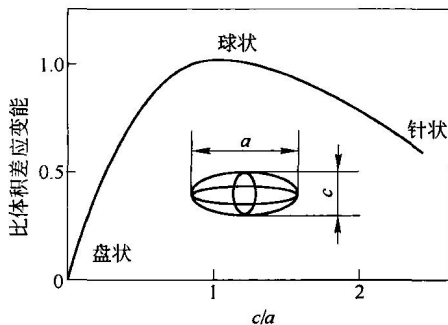


图 1-2 新相形状 c/a 与比体积差应变能的关系

界面的界面能最小。半共格界面的弹性应变能和界面能居中。

1.2.3 位向关系与惯习面

为了减少新旧相之间的相界面能，新相往往在母相的一定晶面上开始形成，该晶面称为惯习面 (habit plane)，用母相的晶面指数表示。新相也常以低晶面指数、原子密度大的晶面依附在母相上。惯习面的存在意味着新相和母相之间必然存在一定的位向关系 (orientation relationship)，这种关系反映了两相点阵的对应性。试验表明，位向关系不一定要十分严格，尽管如此，它仍然提供了解释点阵重构的可能机制的重要信息。

新旧相之间存在的位向关系也意味着其相界面可能共格或半共格；若两相之间没有位向关系，则相界面必定是非共格的。相变初期，新相晶核犹如襁褓中的孩子，“依赖于”母相，与母相保持一定的位向关系。但随着新相晶核的长大，弹性应变能的增加使相界面难以继续维持共格或半共格关系。

1.2.4 亚稳过渡相

当稳定的新相与母相的晶体结构差异较大时，难以形成共格或半共格界面，只能形成界面能较高的非共格界面。加上新相形核的初期，晶粒尺寸较小，单位体积相界面面积较大，所以高的界面能使相变不易发生。这种情况下，往往不是直接一次性转变成自由能最低的新相，而是先形成要么晶体结构接近、要么成分与母相较为接近的具有共格或半共格界面的亚稳定过渡相，这是减少相变阻力的重要途径之一。亚稳相毕竟不是稳定相，有继续向平衡稳定相转变的趋势。

1.2.5 原子迁移率

固相中原子的扩散速率比液相中原子的扩散速率低几个数量级，因此，有成分变化的固态相变，原子迁移率是相变速度的控制因素，而温度又是影响扩散的最主要因素。温度对冷却时发生的固态相变有戏剧性影响。随着温度的下降，过冷度增加，相变驱动力增大，相变速度也加快。但是，温度进一步下降时，原子的扩散能力迅速下降，相变速度反而随过冷度增加而减慢。若温度继续降低，扩散型相变可能被抑制，相变类型将转变成非扩散型相变。

在本教材中将发现，许多与温度有关的物理参数都可以用阿累尼乌斯 (Arrhenius) 方程来描述：

$$K = K_0 \exp\left(-\frac{Q}{kT}\right) \quad (1-7)$$

式中 K_0 ——常数；
 Q ——能量阈值；
 k ——玻耳兹曼常数；
 T ——绝对温度。

其本质的含义是，在 T 温度下，物理常数 K 代表的是只有能越过能量阈值 Q 的那部分。