

高等学校教材

金属热处理原理

赵连城 主编

哈尔滨工业大学出版社

内 容 简 介

本书介绍金属材料热处理的基本原理,全书共分为八章,包括金属固态相变特征、钢中奥氏体形成、珠光体转变、马氏体转变、贝氏体转变、钢的过冷奥氏体转变图、淬火钢回火时的转变、合金的脱溶分解与时效。

本书系大学本科金属材料及热处理专业教材,也可供从事金属材料及热处理工艺研究和生产的科学技术人员参考。

高等学校教材

金属热处理原理

赵连城 主编

*

哈尔滨工业大学出版社出版

北京市新华书店发行

哈尔滨工业大学印刷厂印刷

*

开本787×1092 1/16 印张15.75 字数356,000

1987年2月第1版 1987年2月第1次印刷

印数1—8,000

书号15341·33 定价 2.70元

前 言

本书系根据 1983 年 11 月在西安召开的全国高等工业学校金属材料及热处理专业教材分编审委员会第一次扩大会议审定的教学大纲，并按照 1984 年 10 月 29 日至 11 月 4 日在武汉召开的分编审委员会第二次扩大会议投标评审的意见和要求编写的。全书共分为八章，包括金属固态相变特征、钢中奥氏体形成、珠光体转变、马氏体转变、贝氏体转变、钢的过冷奥氏体转变图、淬火钢回火时的转变、合金的脱溶分解与时效。

本书系大学本科金属材料及热处理专业教材，也可供从事金属材料及热处理工艺研究和生产的科学技术人员参考。

本书由哈尔滨工业大学赵连城担任主编，并编写绪论、第一章、第二章和第四章，第三章和第五章由吉林工学院刘云旭编写，第六章和第七章由哈尔滨工业大学姚忠凯编写，第八章由哈尔滨工业大学尹钟大编写。全书由浙江大学程贻萱主审。

由于编者水平所限，本书不足之处在所难免，衷心希望读者批评指正。

编 者

一九八六年十月于哈尔滨

绪 论

一、金属热处理原理课程的任务及其在近代工业中的地位

金属热处理原理是金属材料及热处理专业的主干课之一。它以金属学原理等课程为基础，着重讲授金属固态相变的基本原理和热处理组织与性能之间的关系，为提高机械零件的热处理质量，充分发挥现有材料的潜力及发展新材料打下坚实的理论基础。

金属热处理原理课程在专业课中起着承前启后的作用，其先行课程为金属学、物理化学等，平行课程有金属力学性能等，后续课程有金属热处理工艺学、金属物理性能、X射线衍射分析和电子显微分析、金属材料学等。先行课金属学的主要任务是认识金属和合金的本质及影响金属性质的基本因素。金属热处理原理着重研究固态相变的规律性，研究金属和合金热处理组织与性能之间的关系及热处理理论在生产实践中的应用。后续课程为深入研究金属成分—组织—性能之间的关系提出手段、方法和设备，综合应用专业课知识和实验技术，解决材料热处理研究和生产中的实际问题。例如，怎样从机械零、部件的实际服役条件出发，选择适当的材料和正确的热处理工艺，讨论使用和处理中可能出现的问题和解决方法，以及如何挖掘材料潜力，研制新材料等。

随着工业技术的发展，对金属材料的性能要求日益提高，从而引起热处理生产技术也随之不断发展。而金属相变理论是热处理技术发展不可缺少的基础。金属相变理论的发展常常带来热处理技术的巨大进步。例如，60年代末期以来，马氏体形态学的发展引起了近代强韧化热处理技术的兴起和蓬勃发展。金属相变理论与近代断裂力学相结合而发展起来的显微组织设计科学，为开发新型金属材料开辟了一条崭新的道路。

金属热处理是冶金、机械、航空、兵器等工业部门中不可缺少的技术，是提高产品质量和寿命的关键工序，是发挥金属材料潜力，达到机械零、部件轻量化的重要手段，也是近代材料科学的重要分支之一。

二、金属热处理发展概况

人类约从使用钢铁材料起就开始有了热处理技术。金属热处理的发展大体经历了民间技艺阶段、实验技术科学阶段和理论科学阶段。根据现有文物考证，我国西汉时代即已出现淬火处理的钢剑。如辽宁三道壕出土的西汉时代的钢剑，经金相检验，为淬火马氏体组织。古人用“炼钢赤刀，用之切玉如泥焉”来形容当时热处理技术的发展水平。据“重广会史”记载，我国战国时期即有淬火技术。今开发西安秦始皇陵墓证明，秦时（公元前 221～公元前 206 年）已有烤铬技术，八千兵马俑武士佩剑制作精良，虽距今两千余年，出土后表面仍保持光亮，令人赞叹。但是，由于中国经历了几千年封建社会，明清以后，技术落后于西方。把热处理技术发展为一门科学，主要是近百年的事，西方和俄国的学者已走在前面。直到解放后，中国学者才可能作出不少出色的贡献，在热处理科学的发展中也留下了中国人的业绩。

十九世纪后期，人们发现钢经加热和冷却时，在其内部发生组织变化。加热时形成

的单一相在淬火冷却时转变为很硬的相。为了纪念英国科学家 Robert Austen (他对 Fe—C 相图的建立做出过贡献), 将钢在高温时呈现的相命名为奥氏体。为了纪念德国冶金学家 Adolph Martens (1878 年他应用光学显微镜观察钢的内部组织, 为这方面工作的先驱者之一), 法国学者 Osmond 于 1895 年将钢淬火后形成的相命名为马氏体。此后, 人们便把钢中由奥氏体到马氏体的转变称为马氏体相变。在工业生产上广泛地应用钢的淬火, 因此钢中的马氏体相变的研究首先得到重视, 并且发展迅速。近代由于透射电镜、选区电子衍射技术、俄歇离子去层分析、穆斯保尔光谱分析、电子探针、中子辐照及衍射、正电子湮没谱分析等新的测试技术的出现, 使马氏体相变研究逐步深入到本质性探讨阶段。

金属中相变理论研究以马氏体相变研究发展最为迅速, 涉及面相当广泛, 包括形态学、热力学、动力学、力学行为、成核和长大模型等。从 1926~1927 年用 X 射线衍射技术确定钢中的马氏体为单相的体心正方结构算起, 马氏体相变研究已经历了半个多世纪, 所取得的大量研究成果在热处理生产和新材料开发中均发挥了巨大作用。但迄今为止, 对马氏体的晶体结构、形态和性质之间的内在联系还只能说是进行了一些初步探索, 至于在马氏体相变机制等理论研究中不清楚的问题还很多, 系统的研究工作尚待继续。奥氏体形成、珠光体转变、回火转变、时效和析出过程、贝氏体转变等研究, 近年来也都取得不少进展。金属热处理原理课程的内容与六十年代相比, 已有相当大的变化, 不少传统观念已经改变。如六十年代以前, 人们认为强度和韧性二者是不可兼得的。工程设计上为了保证强度水平, 往往被迫降低韧性要求; 而要获得高韧性, 又难免必须降低一些强度要求。现代随相变理论研究的深入发展, 新的强韧化工艺不断出现, 可以在保证获得高强度的条件下, 根据实际使用条件不同, 尽可能达到较高的韧性。金属相变理论研究不仅在热处理技术发展中具有决定性意义, 而且在金属材料学发展中也处于十分重要的地位。

三、金属热处理原理课程的内容和学习要求

金属热处理原理是研究金属材料固态相变的规律性及成分、组织结构和性能之间关系的一门科学。它对生产、使用和发展金属材料均起着重要的指导作用。由于近代学科之间互相渗透, 从热力学、固体物理学、弹性和塑性理论吸取了必要的基础理论、加上各种现代试验研究手段和方法的应用, 大大加深了人们对金属材料组织内部精细结构的认识, 因此, 这门学科已发展到了一个新的水平。为了适应这种发展, 本书在内容上作了必要的充实和更新。

全书共分为八章。第一章为固态相变导论, 介绍固态相变的一般特征和普遍规律。第二章为钢中奥氏体形成, 主要介绍平衡组织加热时奥氏体形成的一般规律, 对非平衡组织加热时的奥氏体形成和粗大奥氏体晶粒的遗传现象也作必要介绍。并讨论了奥氏体晶粒长大的规律性和控制方法。第三章为珠光体转变, 主要介绍珠光体转变的规律, 合金元素对珠光体转变的影响, 亚(过)共析钢中的珠光体转变, 钢中的相间沉淀等。第四章为马氏体转变, 主要介绍马氏体相变的特征、形态学、热力学、动力学、相变机制、机械性能, 奥氏体的稳定化, 马氏体逆转变和合金的形状记忆效应等。第五章为贝

氏体转变，介绍了贝氏体相变的一般规律，包括形态、热力学、动力学特点、机械性能等。第六章为钢的过冷奥氏体转变图，主要介绍过冷奥氏体等温转变（TTT）图和连续冷却转变（CCT）图的建立、特征和影响因素等。第七章为淬火钢回火时的转变，主要介绍淬火钢回火时的组织变化过程，合金元素对回火转变的影响，回火时钢的机械性能变化等。第八章为合金的时效，主要介绍合金时效时的组织变化和性能变化，以及调幅分解的热力学条件，合金的成分调幅过程，调幅分解的显微组织及应用等。

通过本课程学习，要求学生能够掌握金属材料中相变的基本理论，主要是钢中组织转变的基本规律；具有运用金属材料中相变的基本规律，分析和研究金属热处理工艺问题的能力；同时应掌握成分、组织与性能之间的关系，对金属材料具有一定的分析和研究能力。为提高机械产品质量、充分发挥现有材料的潜力、合理制订热处理工艺、发展新材料和新工艺能够做出一定的贡献。

目 录

绪论

第一章 金属固态相变特征

§ 1—1 固态相变的特点	(1)
§ 1—2 固态相变的成核	(5)
§ 1—3 固态相变的长大	(7)
进一步阅读的资料	(12)
思考题与习题	(13)

第二章 钢中奥氏体形成

§ 2—1 奥氏体形成概述	(14)
§ 2—2 珠光体→奥氏体转变机构	(17)
§ 2—3 奥氏体等温形成动力学	(19)
§ 2—4 钢在连续加热时珠光体到奥氏体转变	(25)
§ 2—5 奥氏体晶粒长大及其控制	(27)
§ 2—6 非平衡组织加热时的奥氏体形成	(33)
参考文献	
进一步阅读的资料	(40)
思考题与习题	(41)

第三章 珠光体转变

§ 3—1 珠光体的组织形态与晶体结构	(42)
§ 3—2 珠光体的形成过程	(46)
§ 3—3 珠光体转变动力学	(51)
§ 3—4 合金元素对珠光体转变的影响	(56)
§ 3—5 亚(过)共析钢的珠光体转变	(61)
§ 3—6 珠光体的机械性能	(67)
§ 3—7 钢中碳化物的相间沉淀	(72)
参考文献	
进一步阅读的资料	(79)
思考题与习题	(80)

第四章 马氏体转变

§ 4—1 钢中马氏体的晶体结构	(81)
§ 4—2 马氏体转变的主要特点	(84)
§ 4—3 钢中马氏体的组织形态	(88)
§ 4—4 马氏体转变的热力学条件	(98)
§ 4—5 马氏体转变动力学	(105)
§ 4—6 马氏体转变机理	(111)
§ 4—7 马氏体的机械性能	(117)
§ 4—8 奥氏体的稳定化	(123)

§ 4—9 马氏体逆转变和形状记忆效应·····	(127)
参考文献	
进一步阅读的资料·····	(135)
思考题与习题·····	(136)
第五章 贝氏体转变	
§ 5—1 贝氏转变的基本特征·····	(137)
§ 5—2 钢中贝氏体的组织形态·····	(138)
§ 5—3 贝氏体转变的热力学条件及转变过程·····	(144)
§ 5—4 贝氏体转变动力学及其影响因素·····	(149)
§ 5—5 钢中贝氏体的机械性能·····	(155)
参考文献	
进一步阅读的资料·····	(163)
思考题与习题·····	(164)
第六章 钢的过冷奥氏体转变图	
§ 6—1 过冷奥氏体等温转变图·····	(165)
§ 6—2 过冷奥氏体连续冷却转变图·····	(171)
§ 6—3 过冷奥氏体转变图的应用·····	(182)
参考文献	
进一步阅读的资料·····	(187)
思考题与习题·····	(187)
第七章 淬火钢回火时的转变	
§ 7—1 淬火钢回火时的组织转变·····	(188)
§ 7—2 合金元素对回火转变的影响·····	(196)
§ 7—3 钢在回火时机械性能的变化·····	(204)
参考文献	
进一步阅读的资料·····	(213)
思考题与习题·····	(214)
第八章 合金的脱溶分解与时效	
§ 8—1 脱溶过程和脱溶物的结构·····	(215)
§ 8—2 脱溶热力学和动力学·····	(220)
§ 8—3 脱溶后的显微组织·····	(223)
§ 8—4 合金时效时的性能变化·····	(227)
§ 8—5 铁基合金的脱溶与时效·····	(230)
§ 8—6 合金的调幅分解·····	(233)
参考文献	
进一步阅读的资料·····	(239)
思考题与习题·····	(239)

第一章 金属固态相变特征

金属在固态下发生转变主要有下列三种基本变化：(1) 晶体结构的变化；(2) 化学成分的变化；(3) 固溶体有序化程度的变化。有些转变只包含一种基本变化，有些则同时包含两种或三种基本变化。例如，纯金属发生同素异构转变时，只有晶体结构变化；固溶体的有序—无序转变只有有序化程度的变化；调幅分解过程只有化学成分的变化；共析转变和脱溶沉淀则既有化学成分的变化，又有结构的变化。

固态相变是金属材料热处理的基础。例如，马氏体相变可以使钢淬火强化；过饱和固溶体分解使合金时效强化等。因此，研究固态相变有重要的实际意义。

§ 1—1 固态相变的特点

金属的固态相变与凝固过程一样，也以新相和母相的自由能差作为相变的驱动力，而且大多数固态相变也都包括成核和长大两个基本过程，并遵循结晶过程的一般规律。但因其为固态下的结晶过程，故又具有不同于液态金属结晶过程的一系列特点。

一、相界面

金属固态相变时，新相与母相的界面为两种晶体的界面，与液态金属结晶时的液—固相界面不同，按其结构特点可分为共格界面、半共格（部分共格）界面和非共格界面三类，如图 1—1 所示。新相和母相的界面结构取决于相界面上的晶体学匹配，它对固态相变的成核和长大过程及相变后的组织形态等都有很大的影响。

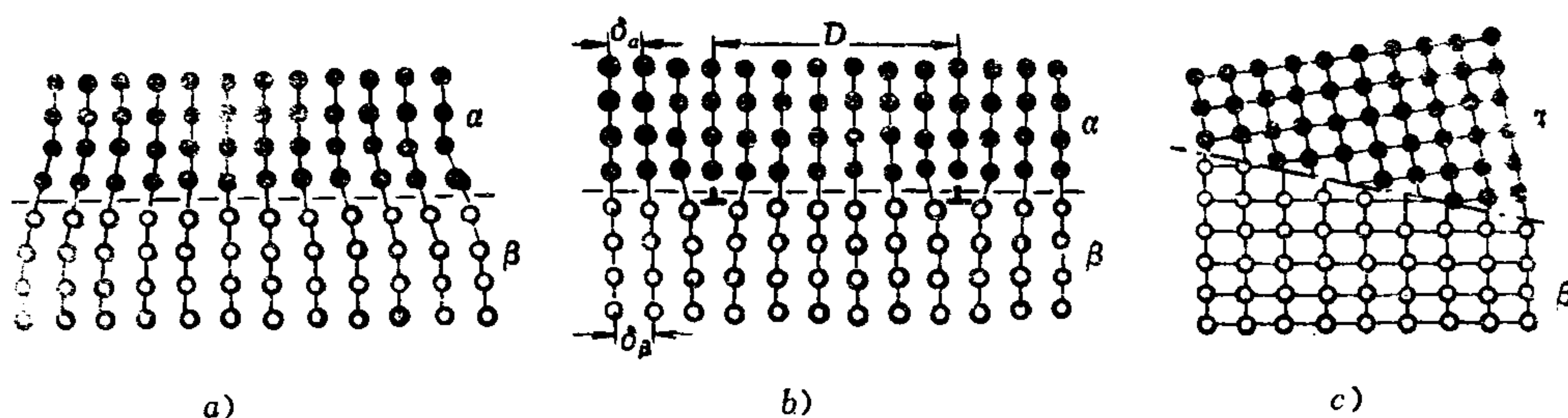


图 1—1 固态相变界面结构示意图

a) 共格界面； b) 半共格界面； c) 非共格界面；

(一) 共格界面

所谓“共格”是指界面上的原子同时位于两相晶格的结点上，即两相界面上的原子排列完全匹配，界面上的原子为两相所共有，如图 1—1a) 所示。只有孪晶面才是理想的完全共格界面。实际上两相点阵总是有些差别的，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必将产生弹性应变。当两相之间的共格联系依靠正应变来

维持时，则称为第一类共格；而以切应变来维持时，则称为第二类共格，如图 1—2 所示。由图中可见，晶界两侧都有一定的畸变。图 1—2a) 中为正应变，靠近晶界处一侧受压缩，另一侧受拉伸。图 1—2b) 中为切应变，晶界附近有晶面弯曲。

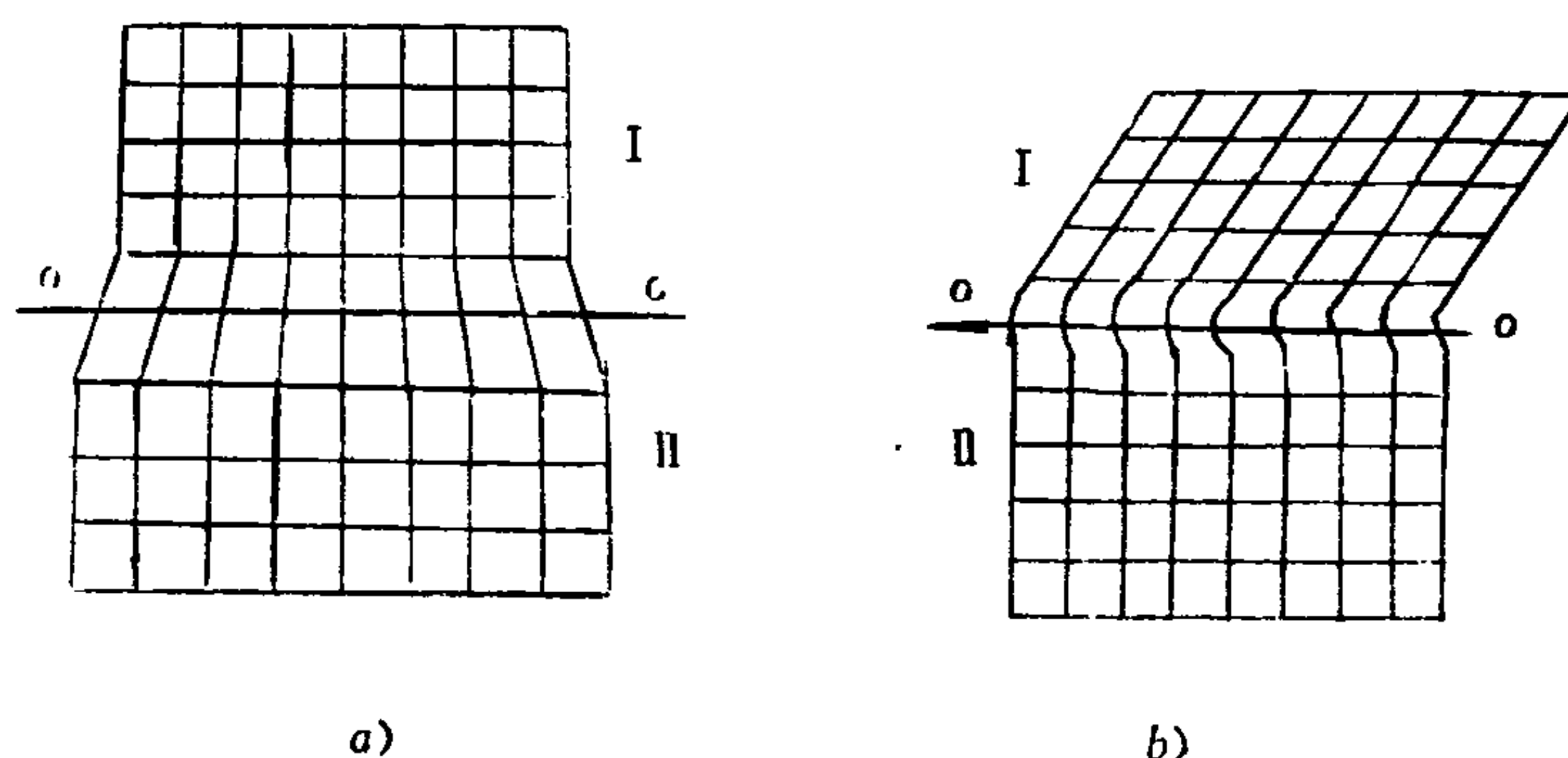


图 1—2 第一类共格界面a) 和第二类共格界面b)

共格晶界的界面能很小，但因晶界附近有畸变，所以弹性畸变能大。这是共格界面的特点。共格晶界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畸变能增大到足够量时，也可能超过母相的屈服极限而产生塑性变形，结果使共格联系遭到破坏。

(二) 半共格界面

共格界面上的弹性应变能大小决定于相邻两相界面处原子间距的相对差值 δ (称为错配度)。若以 a 表示其中一相沿平行于界面的晶向上的原子间距， Δa 表示两相在此方向上的原子间距之差，则错配度

$$\delta = \frac{\Delta a}{a} \quad (1-1)$$

显然， δ 越大，则弹性应变能越大；当 δ 增大到一定程度时，便难于继续维持完全共格，于是将在界面上产生一些位错，以降低界面的弹性应变能，这时界面上的两相原子变成部分地保持匹配 (如图 1—1b)。这种界面便称为半共格 (部分共格) 界面。

(三) 非共格界面

当两相界面处的原子排列相差很大，即错配度 δ 很大时，只能形成非共格界面，如图 1—1c) 所示。这种界面与大角晶界相似，系由原子不规则排列的很薄的过渡层所构成。

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

固态相变时两相界面能与界面结构和界面成分变化有关。两相界面上原子排列的不规则性会导致界面能升高，同时界面也有吸附溶质原子的作用。因为溶质原子在晶格中存在时会引起晶格畸变而产生应变能，而当溶质原子在晶界处分布时，则会使界面应变能降低，如图 1—3a) 所示。因此，溶质原子总是趋向于在晶界处偏聚，而不是均匀分布 (见图 1—3b)。由于界面吸附作用，而使总的界面自由能降低。共格界面的界面能约为 0.1J/m^2 ，半共格界面的界面能不超过 0.5J/m^2 ，非共格界面则为 1.0J/m^2 左右。

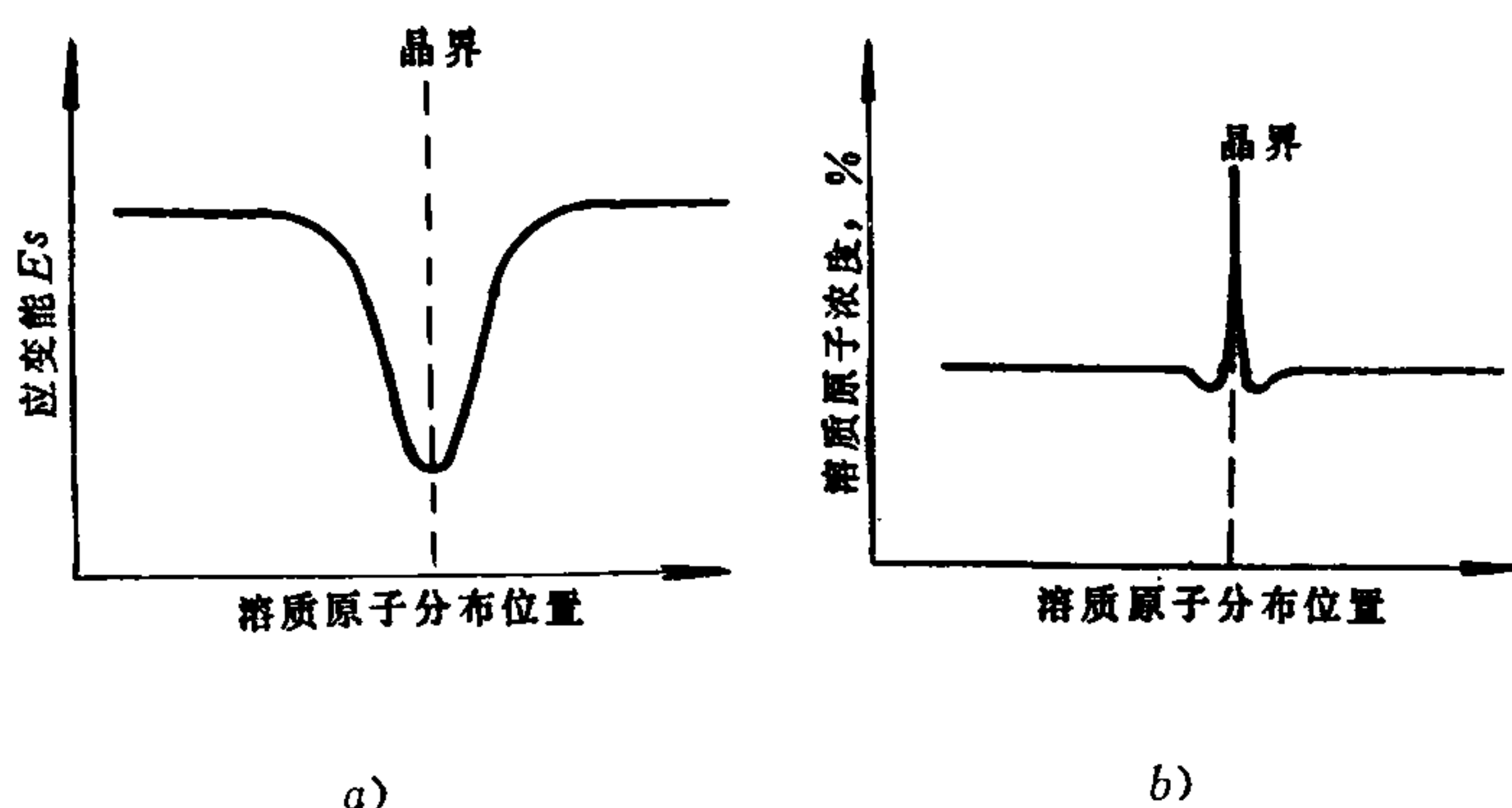


图 1—3 溶质原子在晶界上的不均匀分布

二、位向关系

固态相变时，为了减少新相与母相两相之间的界面能，两种晶体之间往往存在一定的位向关系，它们常以低指数的、原子密度大而又彼此匹配较好的晶面互相平行。例如，钢中发生面心立方奥氏体到体心正方马氏体转变时，母相奥氏体的密排面 $\{111\}_\gamma$ 与新相马氏体的密排面 $\{110\}_\alpha$ 相平行，母相奥氏体的密排方向 $\langle 110 \rangle_\gamma$ 晶向与新相马氏体的密排方向 $\langle 111 \rangle_\alpha$ 晶向相平行。它称为K—S位向关系。

一般地说，当两相界面为共格或半共格界面时，新相和母相之间必然有一定的位向关系；如果两相之间没有确定的位向关系，则界面肯定为非共格界面。

三、惯习面

固态相变时，新相往往在母相的一定晶面上开始形成，这个晶面即称为惯习面、通常以母相的晶面指数标示。例如亚共析钢中，先共析铁素体从粗大的奥氏体晶粒析出时，除沿奥氏体晶界析出外，还沿奥氏体的 $\{111\}$ 晶面析出，呈魏氏组织。故 $\{111\}_\gamma$ 即为析出先共析铁素体的惯习面。

四、应变能

固态相变时，因新相与母相的比容不同，新相形成时的体积变化将受到周围母相的约束而产生弹性应变。由比容差引起的应变能与新相粒子的几何形状有关，图 1—4 示出非共格粒子形状对应变能（相对值）的影响。由图中可见，圆盘形粒子所导致的应变能最小，其次是针状，而球形粒子引起的应变能最大。

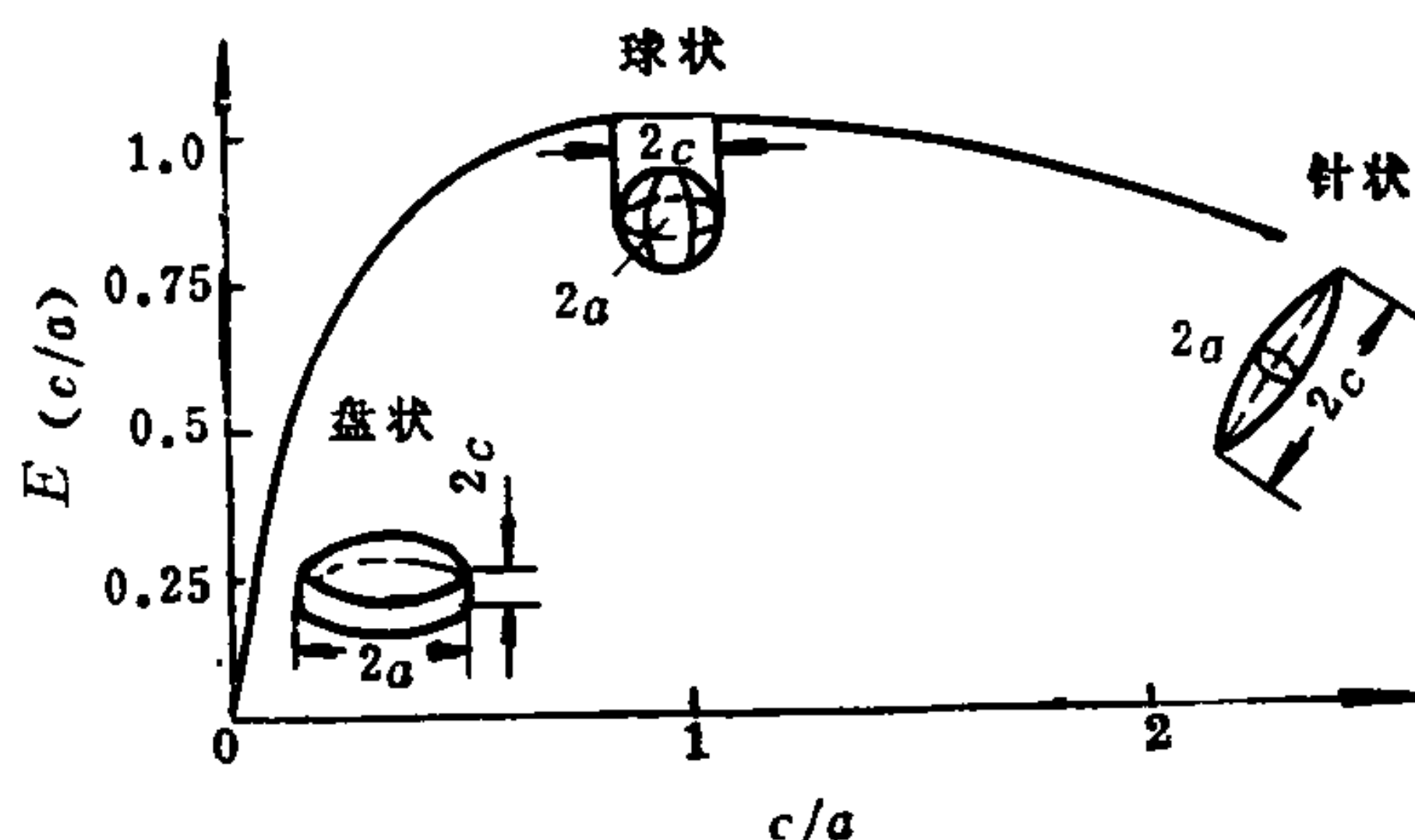


图 1—4 新相粒子几何形状对相对应变能的影响
a—椭圆体赤道面半径，2c—长轴长度

除新相与母相的比容差引起应变能之外，两相界面上不匹配也引起弹性应变能。这一项应变能以共格界面为最大，半共格界面次之，因为形成界面位错而使弹性

应变能下降，对于非共格界面，则为零。

由上述可知，固态相变时的阻力应包括界面能和应变能两项。新相和母相的界面类型对应变能和界面能的影响是不同的。当新相和母相界面共格时可以降低界面能，但使共格应变能增大。当界面不共格时，盘状应变能最低，但界面能较高；球形的界面能最低，而应变能却最大。固态相变时究竟是界面能还是应变能起主导作用，应取决于具体条件。如过冷度很大，临界晶核尺寸很小，单位体积新相的面积很大，则巨大的界面能增加了形成功，成为相变阻力，此时界面能起主导作用。两相界面易取共格方式以降低界面能，而且界面能的降低可超过共格引起的应变能增加，故使总的形成功降低，成核容易。在过冷度很小的情况下，临界晶核尺寸较大，界面能不起主导作用，形成非共格界面。此时如两相比容差别大，应变能起主导作用，则形成盘状（薄片状）新相以降低应变能。若比容差别较小，应变能作用不大，则形成球状新相以降低界面能。

五、晶体缺陷的影响

固态相变时，母相中存在的各种晶体缺陷如晶界、位错和空位等对相变有显著的促进作用，新相往往在缺陷处优先成核，而且晶体缺陷对晶核的生长及组元扩散等过程有很大的影响。

六、原子的扩散

在很多情况下，由于新相和母相的成分不同，固态相变必须通过某些组元的扩散才能进行。这时扩散便成为相变的控制因素。但是，固态金属中原子的扩散速度要比液态金属的原子低几个数量级。液态金属的扩散系数可达 10^{-7}cm/s ，而固态金属仅约 $10^{-11}\sim 10^{-12}\text{cm/s}$ 。因此，原子扩散速度对固态相变有显著的影响。受扩散控制的固态相变，可以产生很大程度的过冷。随着过冷度增大，相变驱动力增大，故转变速度增大。但是，当过冷度大到一定程度后，由于受到扩散控制，转变速度随过冷度增大而减慢。如进一步增大过冷度，也可使扩散型相变被抑制，而在低温下发生其他形式的相变，如无扩散型相变，形成亚稳定的过渡相。例如，碳钢从奥氏体状态快速冷却时，可以抑制扩散型相变，而在低温下以切变方式发生无扩散的马氏体相变，生成亚稳定的马氏体组织。

七、过渡相的形成

固态相变过程中往往先形成亚稳相以减少表面能，因而常形成过渡点阵。例如，在过冷度很大时，生成新相的临界尺寸很小，单位体积新相有较大的表面积，因此，界面能对成核的阻碍作用很大。在这种情况下，多形成界面能较低的共格界面的过渡相，以降低成核功，使成核容易进行。如钢中下贝氏体的 ϵ 碳化物与基体共格即属于这种情况。钢中马氏体回火时，为了降低碳化物形成所产生的界面能，在较低温度下回火（ Δg_v 较小），先形成与马氏体共格的 ϵ 碳化物作为过渡相，随着回火温度升高， Δg_v 值增大，才逐步形成与基体不共格的渗碳体。

过渡相虽然在一定条件下可以稳定存在，但其自由能仍高于平衡相，故有继续转

变，直至达到平衡相为止的倾向。如果经过适当的热处理后获得的过渡相组织在室温下使用，则这种趋向于平衡状态的转变慢得可以忽略不计。但是，若合金处在高温服役的条件下，这种情况便是不可忽视的。

§ 1—2 固态相变的成核

在固态相变中，当一个或几个新相由母相中形成时，其过程大体分为成核和长大两个阶段。成核往往是以经典成核的方式靠热激活使核胚达到临界尺寸。无扩散型相变为非热激活成核，称为非热成核或变温成核，即在过冷度不大时那些尺寸较小达不到临界值的核胚，在快冷时由于过冷度突然增大，而使它们超过临界值成为晶核。也有不需要成核的固态相变，如调幅分解，它在整个固溶体内均匀地发展成为结构相同而成分不同又无明确界限的两相，只有溶质的贫化和富化，并无成核过程。

研究指出，固态相变与液态金属结晶过程类似，很少发生均匀成核，新相核心主要是在母相的晶界、层错、位错等晶体缺陷处形成。因此称为非均匀成核。为便于分析，先讨论均匀成核的情况。

一、均匀成核

固态相变的成核与凝固相比增加了一项应变能。按经典成核理论，系统自由能变化为

$$\Delta G = V \cdot \Delta g_v + S\sigma + \varepsilon V \quad (1-2)$$

式中 ΔG ——系统总的自由能变化；

V ——新相体积；

Δg_v ——新相和母相单位体积自由能之差；

S ——新相表面积；

σ ——单位面积界面能；

ε ——单位体积应变能。

(1—2) 式右侧第一项 $V \cdot \Delta g_v$ 为相变的动力，当温度低于转变温度时， Δg_v 为负值。 $S\sigma$ 为界面能， εV 为应变能，两者均为相变的阻力。只有当 $|V \cdot \Delta g_v| > S\sigma + \varepsilon V$ 时，

(1—2) 式右侧方为负值，成核才有可能。这只有在一定的过冷度下，当高能微区中形成大于临界尺寸的新相核胚时才能实现。临界核胚的尺寸可由 (1—2) 式导出，为

$$r^* = \frac{2\sigma}{\Delta g_v - \varepsilon} \quad (1-3)$$

形成临界核胚的成核功为

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3(\Delta g_v - \varepsilon)^2} \quad (1-4)$$

由 (1—3) 式和 (1—4) 式可见，当应变能和表面能增大时，临界核胚尺寸增大，成核功升高。因此，具有低的界面能但有高的应变能的共格核胚，倾向于呈盘状或片状；而具有高的界面能但有低的应变能的非共格核胚，则易成等轴状。如因体积胀大而

引起的应变能较大或界面能的异向性很显著时，也可呈片状或针状。

二、非均匀成核

金属固态相变多为非均匀成核，各种晶体缺陷均可作为成核位置，缺陷储存的能量可使成核功降低，因而比均匀成核要容易得多。核胚在晶体缺陷处形成时，系统的自由能变化为

$$\Delta G = V \cdot \Delta g_v + S\sigma + \varepsilon V - \Delta g_d \quad (1-5)$$

式中前三项能量与均匀成核时相同，分别为化学自由能、界面能与应变能。最后一项 $-\Delta g_d$ 为非均匀成核时由于晶体缺陷消失或被破坏所降低的能量。故此，有晶体缺陷存在时可促进成核。下面分别说明晶体缺陷对成核的作用。

(一) 空位

空位通过影响扩散或利用本身能量提供成核驱动力而促进成核。此外空位群可凝聚成位错而促进成核。空位对成核的促进作用已为很多实验所证实。例如，在过饱和固溶体脱溶分解的情况下，当固溶体从高温快速冷却下来，与溶质原子被过饱和地保留在固溶体内的同时，大量的过饱和空位也被保留下来。它们一方面促进溶质原子扩散，同时又作为沉淀相的成核位置而促进非均匀成核，使沉淀相弥散分布于整个基体中。在观察时效合金的沉淀相分布时，常看到在晶界附近有“无析出带”，无析出带中看不到沉淀相，这是因为靠近晶界附近的过饱和空位因为扩散到晶界上消失了，所以这里未发生非均匀成核和析出过程。

(二) 位错

位错促进成核，有三种形式。第一种为新相在位错线上成核，新相形成处位错线消失，释放出来的能量使成核功降低而促进成核。位错的能量与柏氏矢量值 b 有关， b 值越大，促进成核的作用也越大。在位错线上成核时，系统自由能变化 ΔG 和晶核半径 r 的关系如图 1—5 所示。曲线 A 表示 Δg_v 较小的情况，当 Δg_v 很大时得到曲线 B，此时

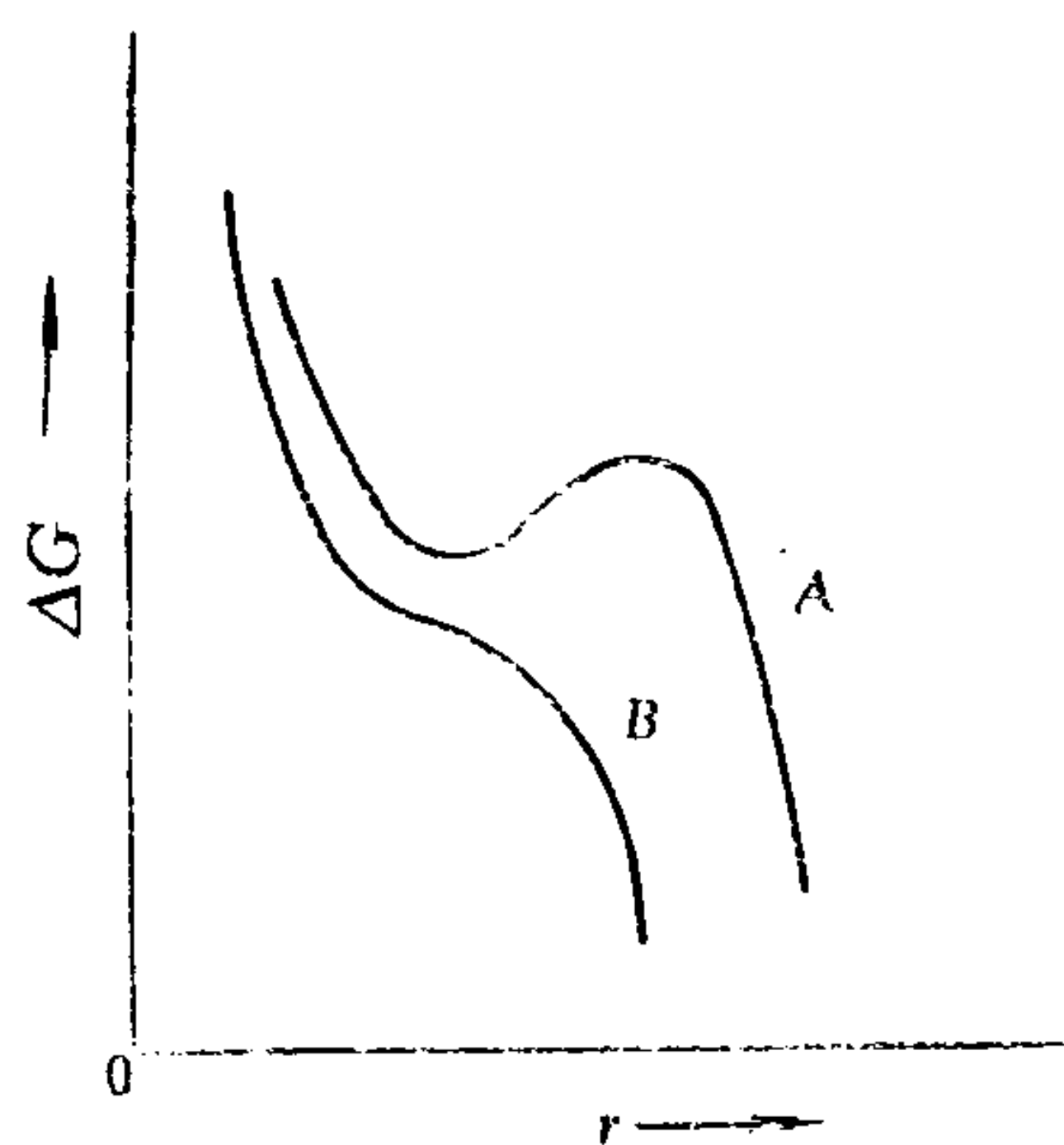


图 1—5 在位错线上成核的自由能变化(A为 Δg_v 较小的情况；B 为 Δg_v 很大的情况)

没有成核位垒，若无扩散限制，成核可自发进行。第二种形式是位错不消失，依附在新相界面上，成为半共格界面中的位错部分，补偿了错配，因而降低了界面能，故使成核功降低。第三种形式是在新相与基体成分不同的情况下，由于溶质原子在位错线上偏聚（形成气团），有利于沉淀相核心的形成，因此对相变起催化作用。

根据估算，当相变驱动力甚小而新相和母相之间的界面能约为 $2 \times 10^{-5} \text{J/cm}^2$ 时，均匀成核的成核率仅为 $10^{-70}/(\text{cm}^3 \cdot \text{s})$ ；如果晶体中位错密度为 $10^8/\text{cm}$ ，则由位错促成的非均匀成核的成核率约高达 $10^8/(\text{cm}^3 \cdot \text{s})$ 。可见当

晶体中存在较高的位错密度时，固态相变很难以均匀成核进行。

(三) 晶界

大角晶界具有较高的界面能，在晶界上成核可利用晶界能量，使成核功降低，因此固态相变易在晶界上成核。

晶界成核时，新相与母相的一个晶粒形成共格或半共格界面，以降低界面能，减少

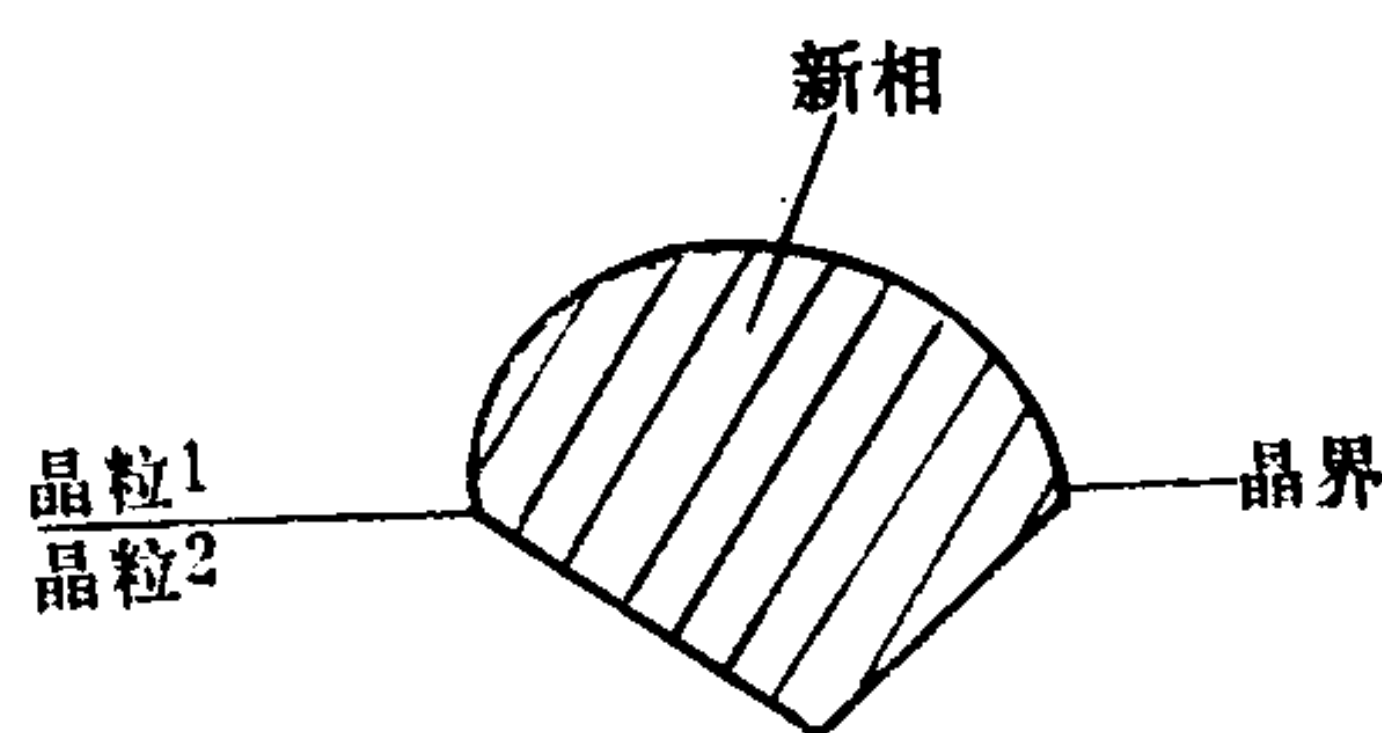


图 1—6 晶界成核时晶核的形状

成核功。共格一侧具有平直界面，和母相具有一定的位向关系。由于大角晶界两侧的晶粒通常没有对称关系，故晶核一般不可能同时与两侧晶粒共格，而是一侧共格，另一侧非共格。为了降低界面能，非共格的一侧呈球冠形，如图1—6。钢中由奥氏体相沿晶界析出铁素体相核心即为此种情况。

§ 1—3 固态相变的长大

一、长大机制

新相的长大继成核之后，两者之间有着密切的联系。若新相晶核与母相之间存在一定的晶体学位向关系，则长大时仍保持这种位向关系。新相的长大机制也与晶核的界面结构有关，具有共格、半共格或非共格界面的晶核，长大机制也各不相同。事实上，完全共格的情况是很少的，即使新相与母相的原子在界面上匹配良好，但界面上也难免存在一定数量的杂质微粒，故通常看到的只是半共格与非共格两种界面。

(一) 半共格界面的迁移

因为半共格界面具有较低的界面能，故在长大过程中往往继续保持为平面。晶核长大时，界面作法向迁移，半共格界面上的界面位错亦随之移动。半共格界面的可能结构如图1—7所示。其特点为均包含面间位错。图a)为平界面，若刃型位错的柏氏矢量 $\mathbf{b}$ 沿界面方向，则其不能通过滑移而必须借位错攀移才能跟随界面移动。但是，平界面位错

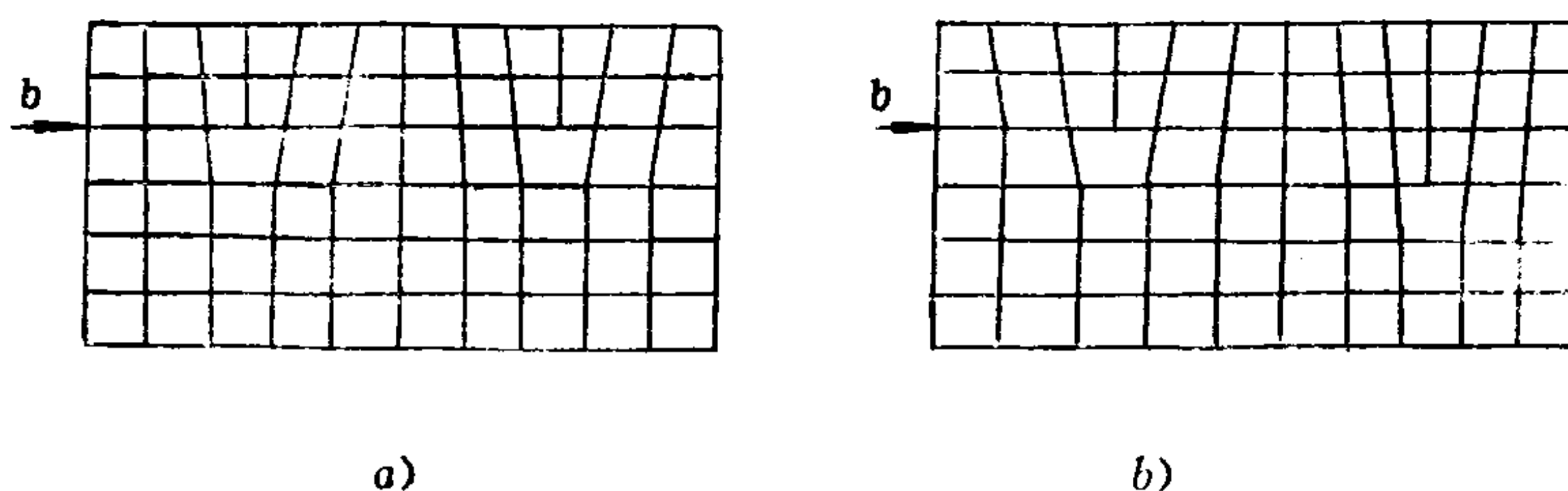


图 1—7 半共格界面的可能结构

a) 平界面； b) 阶梯界面

攀移困难，故其牵制界面迁移，阻碍晶核长大。如果位错的柏氏矢量 $\mathbf{b}$ 不在界面方向上，而与界面成一角度，则在界面法线上是可以滑移的，因此不会牵制新相长大。图1—7b)为阶梯界面，面间位错分布在阶梯状界面上，这种位错的滑移运动使台阶跨过界面侧向迁移，而使晶界沿其法线方向发展，从而使新相长大，如图 1—8 所示。实验证明，在魏氏组织和贝氏体中，铁素体长大时的界面移动均取这种方式。