

普通高等教育“十二五”规划教材

晶体缺陷与 固态相变

崔占全 刘延国 戚力 编



机械工业出版社
CHINA MACHINE PRESS



普通高等教育 “十二五” 规划教材

晶体缺陷与固态相变

崔占全 刘延国 戚 力 编



机械工业出版社

本书包含晶体缺陷与固态相变的基本内容,主要内容有:晶体缺陷中的点缺陷、线缺陷、面缺陷以及晶体缺陷理论的应用;固态相变中的固态相变理论及其应用,其中涉及扩散型相变(沉淀、共析转变、调幅分解),非扩散型相变(马氏体转变),半扩散型相变(贝氏体转变)以及晶体缺陷与固态相变理论的综合应用等。

本书既可作为材料科学与工程、金属材料工程、材料加工与控制工程等专业的本科生教材,又可作为材料科学与工程一级学科专业或材料学二级学科专业硕士研究生专业基础课教材,同时可以作为从事材料研究、生产及使用材料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

晶体缺陷与固态相变/崔占全,刘延国,戚力编. —北京:机械工业出版社,2014.4

普通高等教育“十二五”规划教材

ISBN 978-7-111-46088-6

I. ①晶… II. ①崔…②刘…③戚… III. ①晶体缺陷-高等学校-教材
②固态相变-高等学校-教材 IV. ①077②0414.13

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2014)第 044223 号

机械工业出版社(北京市百万庄大街 22 号 邮政编码 100037)

策划编辑:丁昕祯 责任编辑:丁昕祯 吕芳 版式设计:霍永明
责任校对:陈延翔 肖琳 封面设计:张静 责任印制:乔宇
唐山丰电印务有限公司印刷

2014 年 5 月第 1 版第 1 次印刷

184mm×260mm·12.25 印张·301 千字

标准书号:ISBN 978-7-111-46088-6

定价:29.00 元

凡购本书,如有缺页、倒页、脱页,由本社发行部调换

电话服务

网络服务

社服务中心:(010) 88361066 教材网:<http://www.cmpedu.com>

销售一部:(010) 68326294 机工官网:<http://www.cmpbook.com>

销售二部:(010) 88379649 机工官博:<http://weibo.com/cmp1952>

读者购书热线:(010) 88379203 封面无防伪标均为盗版

前 言

本书既可作为材料科学与工程、金属材料工程、材料加工与控制工程等专业的本科生教材，又可作为材料科学与工程一级学科专业或材料学二级学科专业硕士研究生专业基础课教材。学习该课程的目的是：使学生掌握晶体缺陷对材料性能的影响，同时使学生明确提高材料性能的最基本方法；掌握固态相变规律及其影响因素，使学生在攻读本科或硕士研究生期间，能够根据所研究的课题，制备出高质量即使用性能优良、工艺性能优良、价格低廉、可再生且对环境无污染的材料。

材料科学与工程学院和机械工程学院的学生的培养方向是不同的，材料科学与工程学院的学生研究材料的化学成分、组织结构、加工工艺与材料性能和应用之间的关系，其着眼点是材料的性能，即如何通过控制材料的化学成分、组织结构、加工工艺，生产加工出使用性能优良、工艺性能优良、价格低廉、可再生且对环境无污染的材料。而机械工程学院的学生是学习如何使用材料，其着眼点也是材料的性能，即在机械设计时选择和使用材料，如何选用使用性能优良、工艺性能优良、价格低廉的材料是机械工程学院学生应具备的能力与素质。材料科学与工程学院的学生必须掌握影响材料性能的一切因素。

本书是根据作者为材料科学与工程学院、国防科学与技术学院、环境化学与工程学院的本科或硕士研究生所开设的课程讲义，在多次讲授与修改的基础上完成的。第一章、第三章由燕山大学戚力教授编写；第二章、第四章、第七章由燕山大学崔占全教授编写；第五章、第六章由东北大学秦皇岛分校刘延国副教授编写。全书由山东大学齐宝森教授、太原理工大学边丽萍讲师主审。九江学院机械材料学院院长张德勤教授审阅了全部书稿。王天生教授、钱立和教授、景勤教授、刘文昌教授、王青峰教授在本书的编写过程中提出了许多宝贵建议；感谢曹国洋、高建忠、赵晓、刘洪武、孙洪岩、夏乾峰、陈科晓、贺延明、陈英等硕士研究生为本书编写所做的工作；书中引用了大量参考文献，在此一并感谢！由于作者水平有限，不当之处在所难免，敬请批评指正。

作 者

目 录

前言

第一篇 晶体缺陷	1
第一章 点缺陷	3
第一节 点缺陷的类型与形成	3
第二节 点缺陷的平衡浓度	4
第三节 点缺陷的运动及其对性能的影响	6
第二章 线缺陷	8
第一节 位错的结构	8
第二节 位错的运动与交割	16
第三节 位错的弹性性质	26
第四节 实际晶体结构中的位错	59
第五节 位错的来源及实验基础	80
第三章 面缺陷	89
第一节 表面	89
第二节 晶界与亚晶界	90
第三节 孪晶界与相界	95
第四章 晶体缺陷理论的应用	98
第一节 固溶强化效应	98
第二节 第二相粒子强化效应	103
第三节 细晶的强韧化作用	106
第四节 加工硬化效应	109

第五节 晶体缺陷理论在超级钢与新一代 钢铁材料中的应用	114
--------------------------------------	-----

第二篇 固态相变	117
第五章 固态相变理论	118
第一节 固态相变的特点	118
第二节 固态相变的基本类型	121
第三节 固态相变的形核与长大	123
第六章 固态相变理论的应用	129
第一节 扩散型相变	129
第二节 非扩散型相变——马氏体转变	141
第三节 半扩散型相变——贝氏体转变	149
第七章 晶体缺陷与固态相变理论的 综合应用	155
第一节 超细晶粒钢	155
第二节 钢的形变热处理及控制轧制和 控制冷却工艺	159
第三节 微合金钢	166
第四节 TRIP 钢	176
第五节 细晶超塑性	178
第六节 在其他方面的应用	183
参考文献	192

第一篇 晶体缺陷

导入案例：金属的理论抗剪强度约为 $\tau_m = \frac{G}{2\pi}$ （ G 为切变模量），而实际金属的抗剪强度要比这个理论值低 3~4 个数量级，即相差几千到几万倍。例如， α -Fe 的理论抗剪强度为 10960MPa，而实际抗剪强度仅为 2.75MPa。这是什么原因？这其中就涉及晶体缺陷问题。

在理想晶体中，我们将原子（或离子、分子）高度抽象为固定不动的点，且认为每一个结点位置均规则地被原子所占据，经数学推导得出 14 种布拉菲点阵、32 种平移点群及 320 种空间群。

但在实际晶体中，原子（或离子、分子）不是固定不动的点，而且原子（或离子、分子）是在进行热运动的。另外，由于晶体的形成条件、冷热加工过程和其他辐射、杂质等因素的影响，实际晶体中原子的排列不可能那样规则、完整，常存在各种偏离理想结构的情况。晶体中原子（或离子、分子）排列的不规则性及不完整性，被称为晶体缺陷。

晶体缺陷对晶体性能有着十分重要的影响，特别是那些对结构敏感的性能，如屈服强度、断裂强度、塑性、电阻率、磁导率等。另外，晶体缺陷还与扩散、相变、塑性变形、再结晶、氧化、烧结等有密切的关系。因此，研究晶体缺陷具有重要的理论与实际意义。

图 1 所示为晶体强度与位错密度的关系曲线。当无任何晶体缺陷时，所对应的是理论金属强度，如曲线中 1 处所示；当晶体缺陷数目极少时，所对应的是金属晶须强度，如曲线中 2 处所示；曲线中 3 处所对应的为退火态的实际金属强度。从左半部分曲线看，随着位错密度的增大，晶体强度下降，这是由于晶体缺陷破坏了原子之间的结合力，随着晶体缺陷数目的增加，强度下降。而在曲线的右半部分，随着晶体缺陷数目的增加，晶体强度提高，曲线中 4 处所对应的是实际强化后的金属强度。随着位错密度的增大，位错所产生的附加应力场增大，位错的交割、缠结增加，固定位错密度增大，故金属强度提高，但随着位错密度的增大，金属的实际强度不可能增大到理论金属强度。

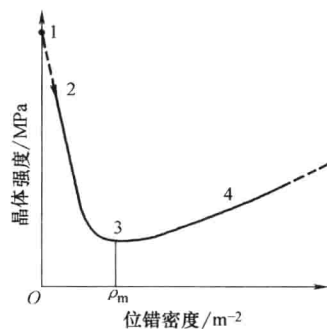


图 1 晶体强度与位错密度的关系曲线

由此可见，获得金属高强度的方法有两个：一是制备无缺陷或缺陷数目极少的理想晶体或接近理想晶体，例如金属晶须及金属单晶体；二是制备缺陷数目较多的实际晶体，例如微晶、纳米晶等，这是目前生产中常采用的方法。

根据晶体缺陷的几何特征，可以将它们分为以下几种类型：

1) 点缺陷。其特征是缺陷在三维空间的各个方向上的尺寸都很小，约为一个或几个原



子尺寸，故称为零维缺陷，包括空位、间隙原子、杂质或溶质原子等。

2) 线缺陷。其特征是缺陷在两个方向上的尺寸很小，另外一个方向上延伸较长，也称为一维缺陷，如各类位错，即刃型位错、螺型位错、混合型位错等。

3) 面缺陷。其特征是缺陷在一个方向上尺寸很小，另外两个方向上扩展很长，也称为二维缺陷，晶界、相界、孪晶界和堆垛层错等都属于面缺陷。

在晶体中，这些缺陷经常共存，它们互相联系、互相制约，在一定条件下还能互相转化，从而对晶体性能产生复杂的影响。下面就分别讨论这些缺陷的产生和发展、运动方式、交互作用以及与晶体的组织和性能有关的主要问题。

第一章 点 缺 陷

第一节 点缺陷的类型与形成

一、点缺陷的类型

点缺陷是最简单的晶体缺陷，它是在结点上或邻近的微观区域内偏离晶体结构正常排列的一种缺陷。晶体点缺陷包括空位、间隙原子、杂质或溶质原子，以及由它们组成的复杂点缺陷，如空位对、空位团和空位-溶质原子对等。此处主要讨论空位和间隙原子。

二、点缺陷的形成

在晶体中，位于点阵结点上的原子并非是静止的，而是以其平衡位置为中心作热振动。原子的振动是按概率分布的，有起伏涨落。当某一原子具有足够大的振动能而使振幅增大到一定限度时，就可能克服周围原子对它的制约作用，跳离原来的位置，使点阵中形成空结点，称为空位（Vacancy）。离开平衡位置的原子有三种去处：①迁移到晶体表面或内表面的正常结点位置上，而使晶体内部留下空位，称为肖特基（Schottky）缺陷；②挤入点阵的间隙位置，而在晶体中形成数目相等的空位和间隙原子（Interstitial Atom），称为弗仑克尔（Frenkel）缺陷；③跑到其他空位中，使空位消失或使空位移位。另外，在一定条件下，晶体表面的原子也可能跑到晶体内部的间隙位置形成间隙原子。晶体中的点缺陷如图 1-1 所示。

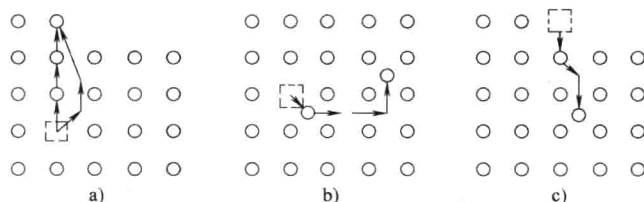


图 1-1 晶体中的点缺陷

a) 肖特基缺陷 b) 弗仑克尔缺陷 c) 间隙原子

晶格正常结点位置出现空位后，其周围原子由于失去了一个近邻原子而使相互间的作用力失去平衡，因而它们会朝空位方向作一定的弛豫，并使空位周围出现一个波及一定范围的弹性畸变区。空位形成时，除引起点阵畸变，产生畸变能外，还会割断结合键，改变周围的电子能量（势能和动能）。因此，空位的形成能 E_v 被定义为在晶体内取出一个原子放在晶



体表面上（但不改变晶体的表面积和表面能）所需要的能量。通常材料的熔点越高，结合能力越大，则空位的形成能也越大。处于间隙位置的间隙原子，同样会使其周围点阵产生点阵畸变，而且畸变程度要比空位引起的畸变大得多，也会改变周围的电子能量，因此，它的形成能大，在晶体中的浓度一般要低得多。

由于热起伏促使原子脱离点阵位置而形成的点阵缺陷称为热平衡缺陷。另外，晶体中的点缺陷还可以通过高温淬火、冷变形加工和高能粒子（如中子、质子、 α 粒子等）的辐照效应形成。这时，晶体中的点缺陷数量往往超过了其平衡浓度，通常称为过饱和的点缺陷。

对于高分子晶体，除了上述的空位、间隙原子和杂质原子等点缺陷外，还有其特有的点缺陷。图 1-2a 所示的点缺陷是由分子链上的异常键合所形成的，如在顺 1,4-丁二烯分子链上有个别加成的点就形成这种点缺陷；图 1-2b 所示为分子链位置发生交换的情况；图 1-2c 所示为两个分子链相对方向折叠的情况。

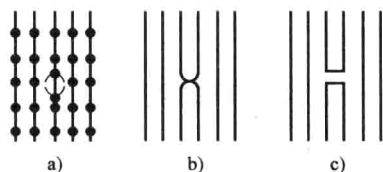


图 1-2 高分子晶体中特有的点缺陷

离子晶体中，由于要维持电中性，故点缺陷更加复杂，若离子晶体中有 1 个正离子产生空位，则邻近必有 1 个负离子空位，这就形成了 1 个正负离子空位对，即肖特基缺陷，如图 1-3 所示。如果 1 个正离子跳到离子晶体的间隙位置，则在正常的正离子位置出现了 1 个正离子空位，这种空位-间隙离子对即为弗仑克尔缺陷。当离子晶体中出现这种点缺陷时，电导率会增大。另外，离子晶体内质点的电子通常都稳定在原子核周围的特定位置上，不会脱离原子核对它的束缚而自由运动。但某些电子会由于受激活而逸出，脱离原子核束缚变成载流子流入到负离子的空位上，而在它原来的位置上留下了空位（正孔），这种并发的缺陷称为色心 F_{eh} ，空位进入正离子空位的并发缺陷称为色心 V_{eh} ，这种缺陷常在卤化碱晶体中出现，对其导电性有明显的影。因为失去电子的位置留下了电子空穴，得到电子的位置负电量增加，从而使晶体内电场发生变化，引起周围势场的畸变，造成晶体的不完整性，故这种缺陷也称为电荷缺陷。

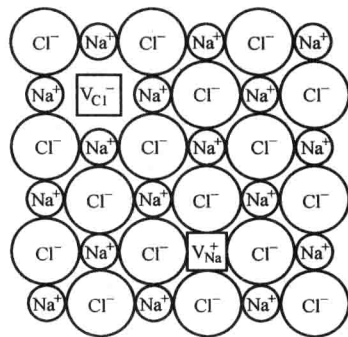


图 1-3 NaCl 点阵中 (100) 面上离子位置及空位分布的示意图

第二节 点缺陷的平衡浓度

晶体中点缺陷的存在，一方面会造成点阵畸变，使晶体的内能升高，降低了晶体的热力学稳定性；另一方面，由于增大了原子排列的混乱程度，并改变了其周围原子的振动频率，引起组态熵和振动熵的改变，使晶体熵值增大，提高了晶体的热力学稳定性。这两个相互矛盾的因素使得晶体中的点缺陷在一定的温度下有一定的平衡浓度，它可以根据热力学理论求得。下面以空位为例进行计算。

由热力学原理可知，在恒温下，系统的自由能为



$$F = U - TS \quad (1-1)$$

式中, U 为内能; S 为总熵值 (包括组态熵 S_e 和振动熵 S_i); T 为热力学温度。

设由 N 个原子组成的晶体中含有 n 个空位, 若形成一个空位需要的能量为 E_v , 则晶体中含有 n 个空位时, 其内能将增加 $\Delta U = nE_v$, 而 n 个空位造成的晶体组态熵改变为 ΔS_e , 振动熵的改变为 $n\Delta S_i$, 故自由能的改变为

$$\Delta F = nE_v - T(\Delta S_e + n\Delta S_i) \quad (1-2)$$

根据统计热力学, 组态熵可表示为

$$S_e = k \ln \omega \quad (1-3)$$

式中, k 为玻耳兹曼常数 ($1.38 \times 10^{-23} \text{ J/K}$); ω 为微观状态的数目。

在晶体中 $(N+n)$ 点位置存在 n 个空位和 N 个原子时, 可能出现的不同排列方式数目为

$$\omega = \frac{(N+n)!}{N!n!} \quad (1-4)$$

于是, 晶体组态熵的变化为

$$\Delta S_e = k \left[\ln \frac{(N+n)!}{N!n!} - \ln 1 \right] = k \ln \frac{(N+n)!}{N!n!} \quad (1-5)$$

当 N 和 n 值都非常大时, 可用斯特林 (Stirling) 近似公式 ($\ln x! \approx x \ln x - x$) 将上式改写为

$$\Delta S_e = k [(N+n) \ln (N+n) - N \ln N - n \ln n]$$

于是

$$\Delta F = n(E_v - T\Delta S_i) - kT [(N+n) \ln (N+n) - N \ln N - n \ln n]$$

在平衡时, 自由能最小, 即 $\left(\frac{\partial \Delta F}{\partial n} \right)_T = 0$, 则

$$\left(\frac{\partial \Delta F}{\partial n} \right)_T = (E_v - T\Delta S_i) - kT [\ln (N+n) - \ln n] = 0$$

当 $N \gg n$ 时, 有

$$\ln \frac{N}{n} \approx \frac{E_v - T\Delta S_i}{kT}$$

故在温度 T 时空位的平衡浓度为

$$C = \frac{n}{N} = \exp\left(\frac{\Delta S_i}{k}\right) \exp\left(-\frac{E_v}{kT}\right) = A \exp\left(-\frac{E_v}{kT}\right) \quad (1-6)$$

式中, $A = \exp(\Delta S_i/k)$ 为由振动熵决定的系数, 一般估计为 $1 \sim 10$ 。

如果将式 (1-6) 中指数项的分子和分母同时乘以阿伏伽德罗常数 N_A ($6.022 \times 10^{23} \text{ mol}^{-1}$), 则有

$$C = A \exp\left(\frac{N_A \Delta S_i}{kT N_A}\right) = A \exp\left(-\frac{Q_i}{RT}\right) \quad (1-7)$$

式中, $Q_i = N_A E_v$ 为形成 1 mol 空位所需做的功 (J/mol); $R = kN_A$ 为摩尔气体常数 [$R = 8.31 \text{ J/(mol} \cdot \text{K)}$]。



按照类似的计算,也可求得间隙原子的平衡浓度为

$$C' = \frac{n'}{N'} = A' \exp\left(-\frac{E'_v}{kT}\right) \quad (1-8)$$

式中, N' 为晶体中间隙位置总数; n' 为间隙原子数; E'_v 为形成一个间隙原子所需的能量。

在一般的晶体中, 间隙原子的形成能 E'_v 较大 (约为空位形成能 E_v 的 3~4 倍)。因此, 在同一温度下, 晶体中间隙原子的平衡浓度 C' 比空位的平衡浓度 C 要低得多。例如, 铜的空位形成能为 $1.7 \times 10^{-19} \text{J}$, 而间隙原子形成能为 $4.8 \times 10^{-19} \text{J}$, 在 1273K 时, 其空位的平衡浓度约为 10^{-4} , 而间隙原子的平衡浓度仅约为 10^{-14} , 两者浓度比接近 10^{10} 。因此, 在通常情况下, 相对于空位, 间隙原子可以忽略不计, 但是在高能粒子辐照后, 会产生大量的弗伦克尔缺陷, 间隙原子数就不能忽略了。

对离子晶体而言, 计算时应考虑到无论是肖特基缺陷还是弗伦克尔缺陷, 均是成对出现的, 而且相对于纯金属而言, 离子晶体的点缺陷形成能一般都相当大, 故在离子晶体中, 平衡状态下的点缺陷浓度是极其微小的, 实验测定相当困难。

必须指出, 有时晶体的点缺陷浓度可能高于平衡浓度, 特别是晶体从高温快速冷却至低温 (淬火)、冷加工和受到高能粒子 (中子、质子、氘核、 α 粒子、电子等) 辐照时, 其点缺陷浓度显著高于平衡浓度, 即形成过饱和空位或过饱和间隙原子。这种过饱和点缺陷是不稳定的, 会通过各种复合过程消失或形成较稳定的复合体。

第三节 点缺陷的运动及其对性能的影响

一、点缺陷的运动

在一定温度下, 晶体中达到统计平衡的空位和间隙原子的数目是一定的, 而且晶体中的点缺陷并不是固定不动的, 而是处在不断运动过程中的。例如, 空位周围的原子, 由于热激活, 某个原子有可能获得足够的能量而跳入空位中, 并占据这个平衡位置。这时, 在该原子的原来位置上, 就会形成一个空位。这一过程可以看做空位向邻近阵点位置的迁移。同理, 由于热运动, 晶体中的间隙原子也可由一个间隙位置迁移到另一个间隙位置。在运动过程中, 当间隙原子与一个空位相遇时, 它将落入该空位, 而使两者都消失, 这一过程称为复合。与此同时, 由于能量起伏, 在其他地方可能又会出现新的空位和间隙原子, 以保持在该温度下的平衡浓度不变。

从一个平衡位置到另一个平衡位置时, 点缺陷必须获得足够的能量来克服周围势垒的障碍, 故称这一增加的能量为点缺陷的迁移能 E_m 。点缺陷的迁移能 E_m 与迁移频率 ν 的关系为

$$\nu = \nu_0 Z \exp\left[\frac{S_m}{k}\right] \exp\left[-\frac{E_m}{kT}\right] \quad (1-9)$$

式中, ν_0 为点缺陷周围原子的振动频率; Z 为点缺陷周围原子的配位数; S_m 为点缺陷的迁移熵, k 为玻耳兹曼常数。

正是由于空位和间隙原子不断地产生与复合, 才不停地由一处向另一处作无规则的布朗



运动，这就是晶体中的自扩散，也是固态相变、表面化学热运动、蠕变、烧结等物理化学过程的基础。

二、点缺陷对性能的影响

点缺陷的存在也会导致晶体性能发生一定的变化。它使得金属的电阻增大，体积膨胀，密度减小，使离子晶体的导电性改善。另外，过饱和的点缺陷，如淬火空位、辐照缺陷，还可以提高金属的屈服强度。

第二章 线 缺 陷

第一节 位错的结构

一、位错学说的产生

多年前,人们在使用金属材料 and 加工金属制品时就懂得利用金属可以产生塑性变形这一特性,但是当时对它的机理并不了解。在 20 世纪初到 20 世纪 30 年代,许多科学工作者对晶体的塑性变形进行了大量的实验研究,发现了一些经验规律,以后才逐渐从理论上予以阐明。1926 年弗仑克尔估算了晶体的理论抗剪强度,他假设晶体中的原子排列是完整的,相邻的上、下两列原子的平衡位置如图 2-1a 所示。若它们在切应力 τ 的作用下发生刚性的相对位移(图 2-1b、c),则从图 2-1a 所示位置滑移到图 2-1c 所示位置的过程中,原子势能的变化如图 2-2a 所示,即原子在图 2-1a、c 所示的平衡位置时势能最低,而在图 2-1b 所示的中间位置时原子处于介稳定状态,能量最高。移动原子所需的力 F 是势能 E 的导数,即 $F = \frac{dE}{dx}$,作用力的变化曲线如图 2-2a 所示。

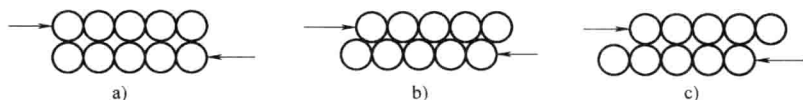


图 2-1 切应力作用下原子层的位移

设原子层的间距为 a , 位移方向的原子间距为 b , 并假定切应力 τ 是原子位移 x 的正弦函数(图 2-2b), 那么最大切应力 τ_m 应在 $\frac{b}{4}$ 处, 其切应力的变化为

$$\tau = \tau_m \sin\left(2\pi \frac{x}{b}\right) \quad (2-1)$$

当 x 很小时, $\sin\left(2\pi \frac{x}{b}\right) \approx 2\pi \frac{x}{b}$, 式(2-1)可以写为

$$\tau = 2\pi\tau_m \frac{x}{b} \quad (2-2)$$

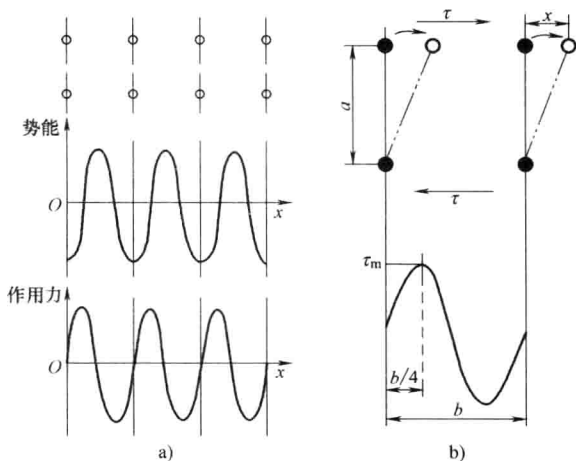


图 2-2 原子层相对位移时势能和作用力的周期性变化



根据图 2-2b, 切应变 $\gamma = \frac{x}{a}$ 。但当位移很小时, 应变处于弹性范围, 应力与应变间的关系符合胡克定律, 即

$$\tau = G\gamma = G \frac{x}{a} \quad (2-3)$$

式中, G 为晶体的切变模量。

从式 (2-2) 和式 (2-3) 可得

$$\tau_m = \frac{Gb}{2\pi a} \quad (2-4)$$

如果 $a \approx b$, 则

$$\tau_m = \frac{G}{2\pi} \quad (2-5)$$

τ_m 即为晶体的理论抗剪强度。但根据式 (2-5) 计算出的理论强度与实验得到的抗剪强度数值相比, 相差竟达 3~4 个数量级 (参看表 2-1), 这一现象曾在很长一段时期内难以得到解释。

表 2-1 晶体的理论抗剪强度和实际抗剪强度的比较

金 属	切变模量 G/MPa	理论抗剪强度 τ_m/MPa	实际抗剪强度/ MPa
Al	2 4400	3830	0.786
Ag	25 000	3980	0.372
Cu	40 700	6480	0.490
α -Fe	$\approx 68\ 950$	$\approx 10\ 960$	2.75
Mg	16 400	2630	0.393

1934 年泰勒 (G. I. Taylor)、波朗依 (M. Polanyi) 和奥罗万 (E. Orowan) 三人几乎同时提出了晶体中位错的概念, 特别是泰勒把位错与晶体塑性变形时的滑移过程联系起来。图 2-3 所示为刃型位错的滑移。与图 2-1 相比, 根本的区别在于滑移时晶体的上半部分相对于下半部分不是同时作整体刚性移动, 而是通过位错在切应力作用下于晶体中逐步移动来进行的, 当位错由晶体的一端移至另一端时, 只需其临近原子作很小距离的弹性偏移就能实现, 而晶体其他区域的原子仍处于正常位置, 因而滑移时所需的切应力大大减小。

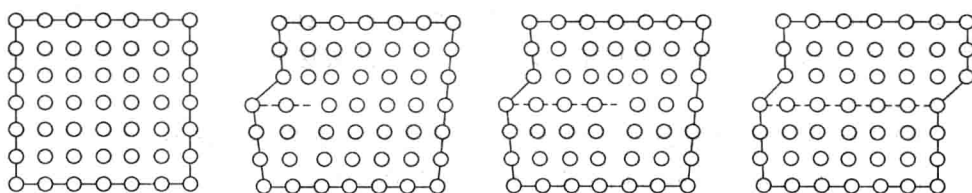


图 2-3 刃型位错的滑移

从这以后, 位错引起了人们的重视, 研究人员展开了大量的研究工作, 1939 年柏格斯 (Burgers) 提出了用柏氏矢量来表征位错的特性, 同时引入了螺型位错。1947 年柯垂尔 (A. H. Cottrell) 报告了他研究的溶质原子与晶体中位错的交互作用, 以此解释低碳钢的屈服现象, 获得了满意的结果。1950 年弗兰克 (Frank) 与瑞德 (Read) 同时提出了塑性变形时位错不断增殖的机制, 即弗兰克-瑞德 (F-R) 位错源。20 世纪 50 年代后期, 人们应用透射



电子显微镜观测到晶体中位错的存在和运动。这一系列的研究成果有力地促进了位错理论的形成和发展。

位错在金属晶体中的存在和运动，对金属的塑性变形、强度和断裂起着决定性的作用。此外，位错对金属的扩散、相变等过程也有较大的影响。

晶体中位错的基本类型为刃型位错和螺型位错，下面分别予以介绍。

二、位错的基本类型

线缺陷主要包含各种类型的位错：刃型位错、螺型位错与混合型位错。位错是晶体原子排列的一种特殊组态。位错是晶体的一部分沿一定晶面与晶向发生了某种有规律的错排现象；也是已滑移区与未滑移区在滑移面上的交界线，称为位错线，一般简称为位错；位错也是柏氏矢量不为零的晶体缺陷。

1. 刃型位错

(1) 刃型位错的模型 含有刃型位错的晶体结构如图 2-4 所示。设该晶体为简单立方晶体，在其晶面 $ABCD$ 上半部分存在多余的半原子面 $EFGH$ ，这个半原子面中断于 $ABCD$ 面上的 EF 处，它如同刀刃插入晶体中，使 $ABCD$ 面上、下两部分晶体之间产生了原子错排，故称为刃型位错。多余半原子面与滑移面的交界线 EF ，称为刃型位错线。

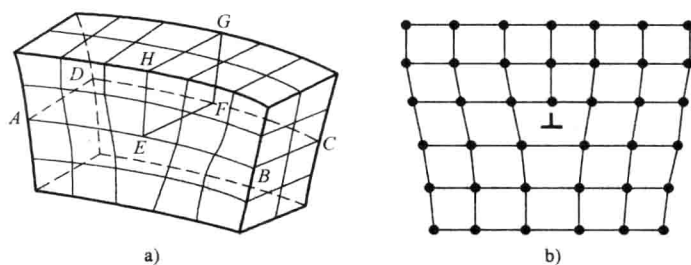


图 2-4 含有刃型位错的晶体结构

a) 立体模型 b) 平面图

(2) 刃型位错的特征 刃型位错的特征如下：

1) 刃型位错有一个多余的半原子面。一般将滑移面上边的部分称为正刃型位错，记为“ $\perp$ ”；将滑移面下边的称为负刃型位错，记为“ $\dashv$ ”。其实这种正、负之分只有相对意义，而无本质的区别。

2) 刃型位错线可理解为晶体中已滑移区与未滑移区的交界线。它不一定是直线，可以是折线或曲线，但它必定与滑移方向垂直，也垂直于滑移矢量。

3) 滑移面必定是同时包含位错线和滑移矢量的平面，在其他面上不能滑移。由于刃型位错中位错线与滑移矢量互相垂直，因此由它们所构成的平面只有一个。

4) 晶体中存在刃型位错之后，位错周围的点阵发生弹性畸变，既有切应变，又有正应变。就正刃型位错而言，滑移面上方点阵受到压应力，下方点阵受到拉应力；负刃型位错与此相反。

5) 在位错线周围的过渡区每个原子都具有较大的平均能量，但该区只有几个原子间距离宽，所以它是线缺陷。



6) 刃型位错的位错线与柏氏矢量垂直。

2. 螺型位错

(1) 螺型位错的模型 含有螺型位错的晶体结构如图 2-5 所示。设立方晶体右侧受到切应力 τ 的作用, 其右侧上、下两部分晶体沿滑移面 $ABCD$ 发生了错动, 如图 2-5a 所示, 这时已滑移区和未滑移区的边界线 bb' 平行于滑移方向。图 2-5b 所示为 bb' 附近原子排列的俯视图, 图中圆点 “ $\cdot$ ” 表示滑移面 $ABCD$ 下方的原子, 圆圈 “ $\circ$ ” 表示滑移面 $ABCD$ 上方的原子。可以看出, aa' 右边的晶体上、下层原子相对错动了一个原子间距, 而在 bb' 和 aa' 之间出现了一个约几个原子间距宽、上下层原子位置不吻合的过渡区, 原子的正常排列遭到破坏。如果以 bb' 为轴线, 从 a 开始, 按顺时针方向依次连接此过渡区的各原子, 则其走向与一个右螺旋线的前进方向一样, 如图 2-5c 所示。即位错线附近的原子是按螺旋形排列的, 所以把这种位错称为螺型位错。

(2) 螺型位错的特征 螺型位错的特征如下:

1) 螺型位错无多余半原子面, 错排的原子呈轴对称。根据位错线附近呈螺旋形排列的原子旋转方向不同, 螺型位错可分为右旋螺型位错和左旋螺型位错。

2) 螺型位错线与滑移矢量平行, 因此一定是直线。

3) 纯螺型位错的滑移面不是唯一的。凡是包含螺型位错线的平面都可以作为它的滑移面。但实际上, 滑移通常是在原子密排面上进行的。

4) 螺型位错线周围的点阵也发生了弹性畸变, 但只有平行于位错线的切应变而无正应变, 即不会引起体积膨胀和收缩, 且在垂直于位错线的平面投影上看不到原子的位移, 看不到有缺陷。

5) 螺型位错周围的点阵畸变随着与位错线距离的增大而急剧减小, 故它也是包含几个原子宽度的线缺陷。

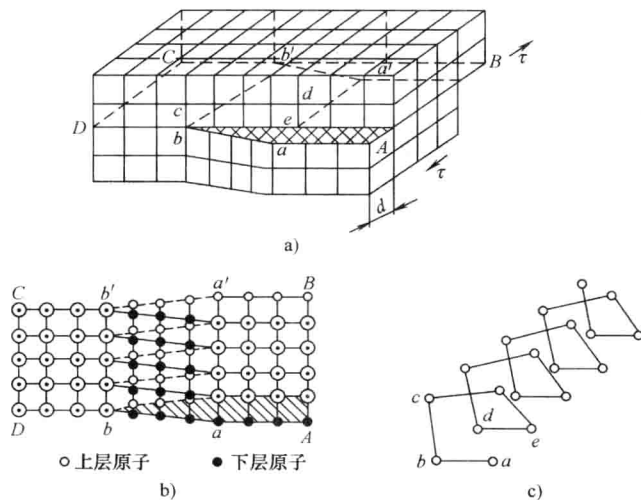


图 2-5 含有螺型位错的晶体结构

3. 混合型位错

除上面介绍的两种基本型位错外, 还有一种形式更为普遍的位错, 其滑移矢量既不平行



也不垂直于位错线，而与位错线相交成任意角度，这种位错称为混合型位错，其结构模型如图 2-6 所示。

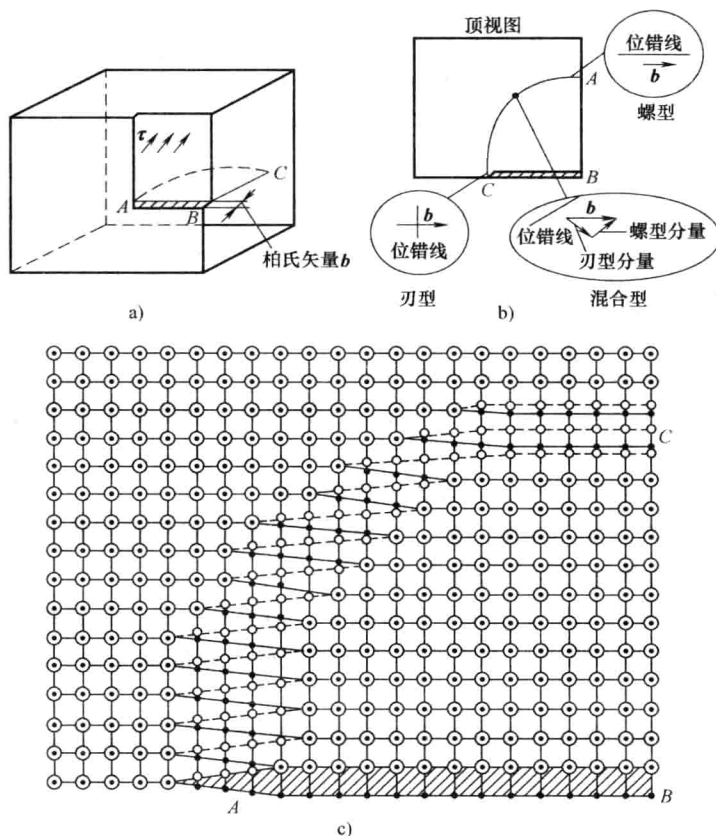


图 2-6 混合型位错的结构模型

混合型位错的特征如下：

- 1) 混合型位错的位错线是一条曲线，滑移矢量既不平行也不垂直于位错线，而与位错线相交成任意角度。在 A 处位错线与滑移矢量平行，因此是螺型位错；而在 C 处位错线与滑移矢量垂直，因此是刃型位错。
- 2) 混合型位错的位错线既不垂直也不平行于滑移矢量，每一段混合型位错均包含刃型位错分量和螺型位错分量；在 A 与 C 之间，每一小段位错线都可分解为刃型和螺型两个部分。
- 3) 混合型位错的位错线与刃型位错、螺型位错的位错线一样，是已滑移区与未滑移区的交界线。
- 4) 混合型位错的位错线与刃型位错、螺型位错的位错线一样，不能终止于晶体内部，而只能露头于晶体表面或晶界。由于位错线是已滑移区与未滑移区的交界线，因此位错线不能终止于晶体内部，而只能露头于晶体表面或晶界。它若终止于晶体内部，则必与其他位错线相连接，或在晶体内部形成封闭线即位错环，如图 2-7 所示。图中的阴影区是滑移面上一个封闭的已滑移区，即位错环，位错环各处的位错结构类型可按各处的位错线方向与滑移矢