

• 高等学校教学用书 •

塑性加工金属学

GAODENG XUOXIAO JIAOXUE YONGSHU



冶金工业出版社

TG301
W48

351997

高等学校教学用书

塑性加工金属学

东北工学院 王占学 主编



冶金工业出版社

(京)新登字036号



高等学校教学用书
塑性加工金属学

东北工学院 王占学 主编

冶金工业出版社出版

(北京北河沿大街崇文门北巷39号)

新华书店总店科技发行所发行

冶金工业出版社印刷厂印刷

787×1092 1/16印张14字数333千字

1991年11月第一版 1991年11月第一次印刷

印数00,001~3,500册

ISBN 7-5024-0893-2

TG·132 (课) 定价3.65元

前 言

本书是根据金属压力加工专业教学计划和塑性加工金属学教学大纲编写的，内容包括金属塑性变形的物理本质、金属形变的基本规律、金属塑性加工的工艺性能和塑性加工时组织性能变化及其控制的基本原理等四部分。书中系统地阐述了本课程的基本理论和基本知识，如位错理论基础，塑性变形机制，金属塑性变形的宏观规律，金属的塑性变形抗力，金属在塑性变形中的塑性行为，金属的断裂，金属在塑性变形中组织性能的变化以及金属组织性能控制的基本原理和压力加工过程模拟等。

本书为高等学校金属压力加工专业教材，也可供其它有关专业的科技人员使用或参考。

本书由东北工学院王占学任主编。参加编写人员有：王占学（绪论、第三章、第四章、第五章、第八章），韩淑芝（第二章、第六章、第七章），娄明珠（第一章）。

本书经东北工学院张强审阅，敖运亨等参加了本书初稿的评审工作，在此一并表示感谢。

由于编者水平有限和时间仓促，书中可能会有一些缺点和错误，敬请读者批评指正。

编 者
1989年

目 录

绪论	1
1 位错理论基础	4
1.1 晶体缺陷概论	4
1.2 位错概念的引入	7
1.3 位错的原子模型和柏氏矢量	9
1.4 位错的应力场和应变能	15
1.5 位错的运动及晶体的塑性变形	19
1.6 位错在应力场中的受力	24
1.7 位错间的交互作用	25
1.8 位错与溶质原子的交互作用	28
1.9 位错的交割	30
1.10 位错的增殖与塞积	33
1.11 金属晶体中的位错	36
1.12 扩展位错和面角位错	39
2 塑性变形机制	44
2.1 滑移	44
2.2 孪生	52
2.3 不对称转变	55
2.4 其它变形机制	57
2.5 多晶体塑性变形的特点	59
2.6 变形机制图	62
3 金属塑性变形的宏观规律	64
3.1 基本概念和研究方法	64
3.2 自由变形理论	69
3.3 影响金属变形行为的因素及所呈现的现象	73
3.4 变形不均匀分布所引起的后果及防止措施	80
3.5 残余应力	81
3.6 金属塑性加工时的接触摩擦	87
4 金属的塑性变形抗力	94
4.1 塑性变形抗力的基本概念及测定方法	94
4.2 金属的化学成分及组织对塑性变形抗力的影响	96
4.3 应力状态对塑性变形抗力的影响	97
4.4 温度对塑性变形抗力的影响	98
4.5 变形速度对塑性变形抗力的影响	101

4.6	加工硬化曲线	103
5	金属在塑性加工过程中的塑性行为	109
5.1	金属的塑性和塑性指标	109
5.2	金属的化学成分及组织对塑性的影响	113
5.3	变形的温度-速度条件对塑性的影响	119
5.4	变形的力学条件对塑性的影响	123
5.5	其它因素对塑性的影响	126
5.6	金属的超塑性	128
6	金属的断裂	135
6.1	断裂的基本类型	135
6.2	脆性断裂	136
6.3	韧性断裂	140
6.4	影响断裂类型的因素	143
6.5	金属在塑性加工中的断裂	146
7	金属在塑性加工中组织与性能变化的基本规律	154
7.1	金属在冷塑性加工中组织与性能的变化	154
7.2	冷塑性加工后金属在加热时的组织与性能变化	162
7.3	金属在热塑性加工中组织与性能的变化	171
8	金属组织性能控制的基本原理和塑性加工过程模拟	181
8.1	金属的强化机制	181
8.2	控制轧制及强韧性能的控制	186
8.3	电磁性能的控制	196
8.4	冲压性能的控制	204
8.5	热强性能的控制	208
8.6	相似定律及塑性加工过程模拟	213
	参考文献	218

绪 论

金属塑性加工是金属在外力的作用下产生塑性变形的过程，它不仅可使金属获得所必需的尺寸和形状，而且也使之获得所必需的组织性能。

金属塑性加工是冶金工业生产中的重要环节，也是许多机器零件和加工产品生产的重要加工手段。与切削、铸造等各种加工方法相比，它有节省金属、改善组织性能和提高生产率等优点。90%以上的钢是通过塑性加工成材的，其产品规格在不断地扩大，性能质量也在不断地提高。无论是机械制造业，还是矿山、石油、交通、电力、医疗以及生活日用品等各个方面都是与塑性加工紧密相关的。

金属塑性加工方法可包括有：轧制、锻压、挤压、拉拔和冲压等。

1. 轧制：金属通过旋转的轧辊受到压缩，使其横断面积减小，长度增加的过程。根据轧件纵轴线与轧辊轴线的相对位置的不同，轧制又可分为纵轧、横轧及斜轧三种（图0-1）。

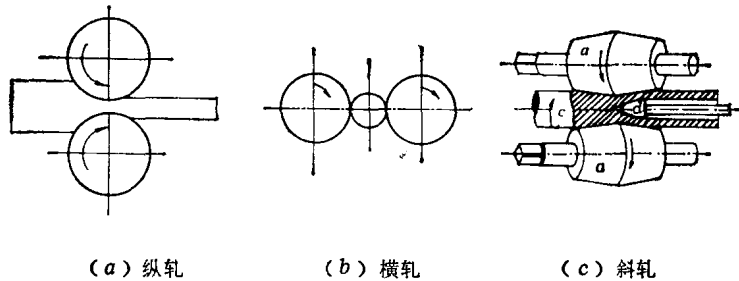


图 0-1 轧制

(1) 纵轧：轧件纵轴线与轧辊轴线垂直，两工作轧辊旋转方向相反。纵轧生产的产品有型线材、板带材等。

(2) 横轧：轧件纵轴线与轧辊轴线平行，两工作轧辊的旋转方向相同。其产品可有圆形断面的各种轴类等回转体。

(3) 斜轧：轧件的纵轴线与轧辊轴线成一定的倾斜角，两轧辊的旋转方向相同。无缝管的穿孔机在轧制时即属于斜轧。

2. 锻压：金属在锻锤或压力机上受到压缩而产生变形的过程。其特点是锻压工具呈直线运动，间歇、断续地工作。如图0-2所示，锻压的基本工序可有锻粗、延伸、弯曲、模锻等。用锻压方法生产的产品有棒（条）材、饼材、环材等。

3. 挤压：金属在挤压缸中受推力的作用使之从模孔中挤出的过程。挤压可分为正挤和反挤（图0-3）。挤压产品可有棒材、管材和其它型材。

(1) 正挤：推头的运动方向和从模孔中挤出的金属前进方向一致。

(2) 反挤：推头的运动方向和从模孔中挤出的金属前进方向相反。

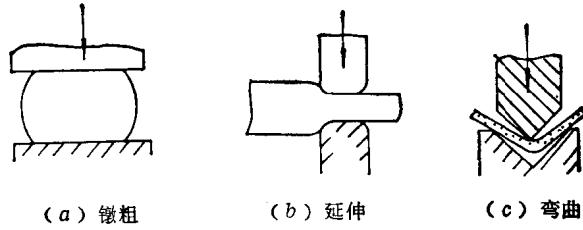


图 0-2 锻压

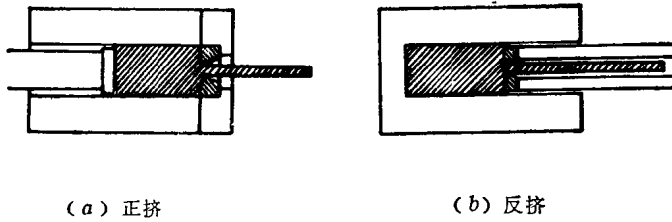


图 0-3 挤压

4. 拉拔：金属受前端的拉力作用使之从模孔中拉出的过程。用这种方法可以生产型材、线材和管材（图0-4）。

5. 冲压：金属板料在压力机冲头的作用下冲入凹模中的过程。利用这种方法生产的产品有各种杯形件和壳体（图0-5）。

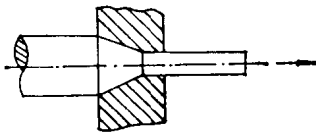
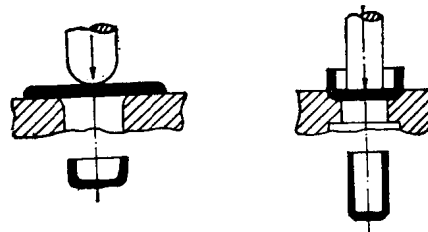


图 0-4 拉拔



(a) 不变薄冲压 (b) 变薄冲压

图 0-5 冲压

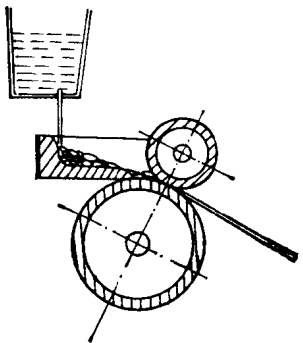


图 0-6 液态铸轧

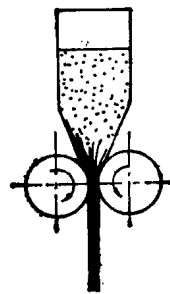


图 0-7 粉末轧制

在生产实际中可将某些塑性加工方法组合起来构成组合加工过程，如挤轧、轧拔、锻轧、挤拉等。也可将塑性加工方法与其它加工方法组合起来，如铸造与轧制组合成液态铸轧（图0-6），粉末冶金与轧制组合成粉末轧制（图0-7）。

从上述各塑性加工过程中可以看出，为获得尺寸、形状精确和组织性能优良的产品，在学习塑性加工金属学课程时必须深入研究。

（1）金属塑性变形的物理本质，深入了解金属塑性变形的变形机理和基本规律；

（2）金属塑性变形的宏观规律，掌握金属在塑性加工中的变形特点，金属质点流动的基本规律，应力与变形的分布和测定方法；

（3）金属的塑性和变形抗力变化的基本规律；掌握金属塑性和变形抗力与变形条件的关系、测定方法和影响因素；了解金属在塑性加工过程中的断裂行为以及金属的超塑性；

（4）金属组织性能变化的基本规律，掌握金属在热加工变形、冷加工变形和温加工变形中，晶粒大小及分布、夹杂物和相变等组织变化的基本规律；金属的物理性能和物理化学性能变化的基本规律；

（5）金属组织性能的控制及模拟，掌握金属强韧性能、冲压性能、电磁性能和热强性能控制的基本原理，相似定律和模拟方法。

为使掌握上述基本内容，在学习本课程之前必须掌握金属学课程的有关内容和具有一定的塑性加工力学知识，并在教学中除讲课外安排有实验、习题和课堂讨论等教学环节。为较牢固地掌握塑性加工金属学的基本知识和基本理论，提高学生的分析问题和解决问题能力及开拓精神，在教学计划中安排有金属热加工变形模拟和冷加工变形模拟综合教学实验等教学环节。

金属塑性加工在我国已有悠久的历史，早在南北朝以前就已掌握了兵器箭头的冷锻工艺，宋朝以前就已掌握了拉拔制针的方法。解放后，金属塑性加工事业又得到了空前的发展，涌现出大量的新设备和新工艺。金属塑性加工的基本理论也相应地得到了巨大的发展。控制轧制及形变热处理理论及技术近年来在我国已得到了巨大的发展，它把形变和相变结合在一起，具有形变强化和相变强化的综合强化作用，它可以同时大幅度地改善轧材的强度和韧性。金属超塑性的研究也取得了重大的进展，它可使金属和合金在一定的组织结构及变形温度—速度条件下，产生超塑性，它有重大的理论价值和经济意义。此外，近年来异步轧制、回转加工、液态铸轧等各方面的研究也取得了巨大的进展。

1 位错理论基础

1.1 晶体缺陷概论

理想晶体是原子（分子或离子）完全按照空间点阵有规则地排列的结构，而实际晶体结构是与理想晶体结构不同。实际晶体中的原子（分子或离子）不可能完全按空间点阵那样规则排列。晶体缺陷就是指实际晶体结构与理想晶体结构发生偏差的区域。实际晶体中总是存在这样或那样缺陷的。按缺陷在晶体内分布的几何特点，可以分为三类。

点缺陷——缺陷在各个方向上延伸都很小，亦称零维缺陷，如空位、间隙原子、杂质原子等。

线缺陷——缺陷只在一个方向上延伸，亦称一维缺陷，如位错。

面缺陷——缺陷在两个方向上延伸，亦称二维缺陷，如晶界、亚晶界、层错等。

早在本世纪初，在X射线衍射强度的研究中，人们就发现晶体中存在缺陷。二十年代弗仑克耳为解释离子晶体导电的实验事实，提出了点缺陷理论。四十年代，塞兹和亨利在研究金属扩散机制和五十年代人们在研究原子能技术的过程中，都进一步推进了晶体缺陷的研究。位错理论是1934年泰勒在对单晶体塑性变形的系统研究中，为说明实际晶体的屈服强度与理想晶体的理论计算值相差得十分悬殊这个事实而提出的，当时只是一种假设。五十年代后，随着透射电镜和场离子显微镜的出现，在晶体中直接观察到了位错，从而再没有人怀疑晶体中存在位错了。位错理论成功地解释了金属变形与断裂、金属中原子扩散与相变，以及电磁性等方面的一些问题。由于实验技术的发展，尤其是电子显微技术的发展，不仅证实了晶体中存在位错，而且也推动了对位错理论的研究。现在关于晶体缺陷理论已广泛地应用于金属材料科学的各项领域。在金属塑性加工理论中，位错已成为研究金属的屈服，金属的加工硬化、金属的断裂等力学性质的理论基础。本章主要介绍位错的基本概念及基本性质。关于点缺陷和面缺陷在本节中作一大概介绍。

1.1.1 点缺陷

空位、间隙原子、杂质原子以及它们组成的复杂缺陷（如空位对、空位集团等）都是点缺陷。图1-1示出理想晶体的晶格点阵和具有晶体缺陷的晶格点阵。

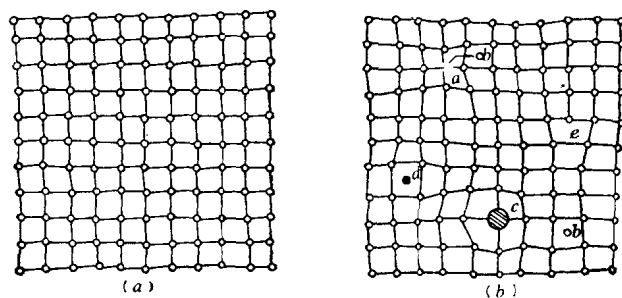


图 1-1 理想晶体点阵与晶体缺陷示意图

(a) 理想晶体；(b) 晶体缺陷

一、空位

在理想晶体晶格结点处失去原子，便形成了原子的空位，如图1-1(b)中的a处所示。这种缺陷叫空位。晶体因受热、变形和辐照都会迫使原子离开晶格点阵位置产生空位。晶体中有空位的地方，空位周围的原子将偏离平衡位置，空位和它周围原子构成松弛区。在一定条件下空位可以集聚成空位对、空位集团。空位也可以通过迁移而消失于晶界或晶体表面。

(1) 平衡空位浓度。晶体的温度升高，原子热运动加剧，原子离开平衡位置的可能性增大，晶体中的空位数目便会增多。设在有 N 个点阵结点的晶体中有 n 个空位，那么把 $C = n/N$ 称为晶体的空位浓度。它是衡量晶体中空位多少的参数。根据热力学和统计物理学可以求得晶体在热平衡条件下的空位浓度 C_0 为：

$$C_0 = \frac{n}{N} = Ae^{-\frac{Q}{kT}} \quad (1-1)$$

式中： A 为常数，对面心立方结构约为1。 k 为玻尔兹曼常数， Q 为空位形成能。若测得不同温度下的平衡空位浓度 C_0 ，便能求得空位形成能 Q 。对晶体进行高温淬火，能保留晶体在高温下的空位浓度。因此，晶体淬火后的实际空位浓度要大大超过室温下的平衡空位浓度。此时，该实际空位浓度称为非平衡空位浓度或过饱和空位浓度。

(2) 空位迁移。晶体中空位的迁移是通过空位与它周围原子交换位置来实现的。图1-2为空位迁移和原子扩散示意图。图中可以看到空位的迁移伴随着原子的迁移。因此，当晶体淬火后，晶体中的过饱和空位浓度对原子的扩散是有很大帮助的。

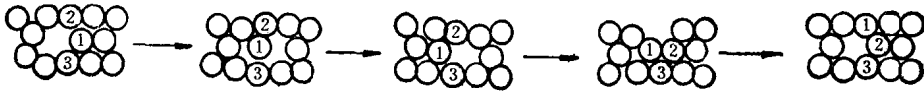


图 1-2 空位迁移及原子扩散

设 γ 表示空位迁移速度。即单位时间内空位与周围原子的换位次数。那么有下式

$$\gamma = Ae^{-\frac{q}{kT}} \quad (1-2)$$

1-2式表示了空位迁移速度与绝对温度 T 和空位迁移能 q 的关系。式中 A 为常数， k 为玻尔兹曼常数。按上式可以计算出纯铜在接近熔点温度时 γ 约为 3×10^{10} 次/秒，在室温下 γ 约为 10^{-6} 次/秒。即在室温下每隔11天空位才能与周围原子交换一次。由此可见，要纯铜在室温下通过由原子扩散引起的相变来改善性能是困难的。而纯铝在接近熔点温度时，空位的迁移速度 γ 约为 6×10^{14} 次/秒，在室温下空位的迁移速度 γ 也是很高的，约为 10^4 次/秒。这说明纯铝在室温下原子扩散是容易的。

二、间隙原子

进入晶体点阵间隙位置的原子称间隙原子。晶体被高能粒子辐照，原子可能被打入间隙位置，形成间隙原子，同时还可以形成一个空位。如图1-1上的b表示间隙原子。

三、杂质原子

即使高纯金属，其中仍然存在杂质原子。氮、氢、碳等杂质原子的体积小，在晶体中一般以间隙原子形式存在。而另一些杂质原子以置换基体原子的形式存在。杂质原子与基

体原子（或间隙位置）的体积总是有差别的，因此杂质原子的存在会使晶格发生畸变。如图1-1上的 d 、 c 点缺陷对晶体的电阻、密度等物理性能有较大影响。

1.1.2 面缺陷

金属材料一般均为多晶体。多晶体是由许多取向不同的小晶粒构成，晶粒与晶粒之间是晶界，晶界是一种重要的面缺陷。在一个晶粒内，有时还存在取向差约为 $2^\circ \sim 3^\circ$ 的亚晶粒。分隔亚晶粒的界面称亚晶界，它是一种小角度晶界，它的结构简单，容易进行观察和理论分析，在晶界研究中占有重要的地位。在金属的熔炼铸造和热处理过程中，都要注意控制金属中晶粒的大小或取向，这是保证产品质量的重要因素之一。在多相合金中，相界面也是一种面缺陷。不同结构的相界面对其性能影响很大。因此对晶体面缺陷的研究具有重大的实际意义。

一、小角度晶界

倾侧晶界与扭转晶界是小角度晶界的两种特殊形式。图1-3(a)为对称型倾侧晶界模型。这种晶界是由一系列刃型位错相隔一定距离垂直排列而成的。当晶粒内的同号刃型位错在一定条件下垂直排列形成这种晶界时，该晶粒便被分成两个取向差为 θ 角的亚晶粒。图1-3(b)为扭转晶界模型。它是单晶体内某一平面 A 的两侧晶体，以 A 面的法线为轴旋转 θ 角而形成的。这种晶界是由两组螺型位错网络构成的。

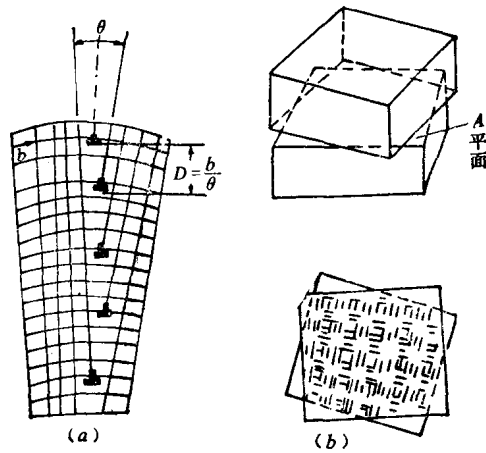


图 1-3 小角晶界
(a) 倾侧晶界模型；(b) 扭转晶界模型

二、大角度晶界

处于大角度晶界上的原子排列比较杂乱，稀松，但往往也有一些比较整齐的区域。非晶态模型认为晶界处原子排列接近于过冷的液态或非晶态物质；小岛模型认为在晶界处有原子排列匹配良好的区域，它们散布在原子排列匹配不良的区域中，小岛直径约有数个原子间距；葛庭燧提出了晶界无序群模型，认为晶界中存在原子排列比较整齐的区域，也有比较疏松而杂乱的区域。关于大角度晶界的研究虽然积累了不少实验资料，但因影响因素较多，研究方法间接，许多问题还很难从物理本质上来解释。

三、相界面

两个不同相之间的界面为相界面。按相界面结构不同可以分为共格界面、部分共格界

面和完全不共格界面，如图1-4所示。共格相界面两边原子一一对应，两相的点阵结构保持共格，界面不分明，界面能低。但是两相的晶格常数不同。因此共格界面使晶格发生畸变，产生较大的弹性能。当两相的晶格常数相差较大时，为松弛更大的弹性能，便会形成部分共格界面。部分共格的相界面比较分明，界面能和弹性能都不能忽视。当两相的晶体结构差别很大时，便可以形成完全不共格的相界面。如图1-4(c)所示。这种界面上的原子分布混乱，界面分明，弹性能很低，而界面能却很高。

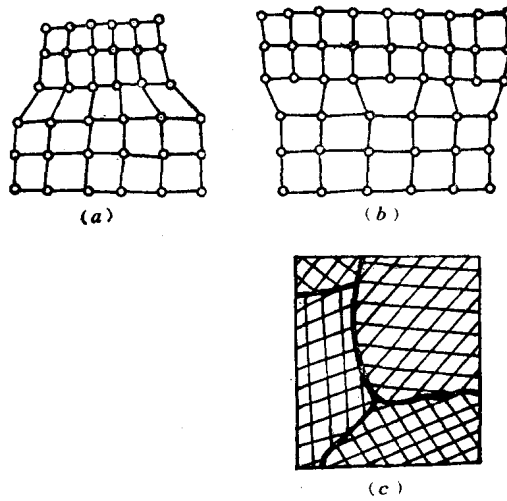


图 1-4 相界面

(a) 共格界面；(b) 部分共格界面；(c) 完全不共格界面

1.2 位错概念的引入

位错是晶体的线缺陷。1934年泰勒、奥罗万和波兰伊为解释实测的晶体临界切应力值和理论计算值相差千倍以上这个难以解释的问题，他们差不多同时提出了在晶体中存在位错的假设。他们认为晶体中的位错在应力场作用下容易滑移，并可以使晶体产生塑性变形。采用这种滑移机构计算得到的临界切应力值与实测值相近似。

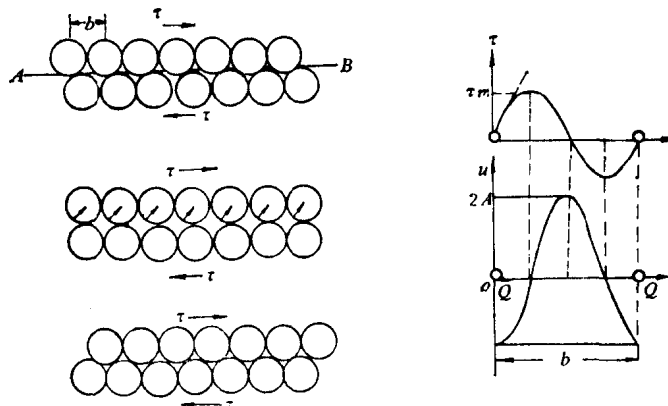


图 1-5 晶体整体滑移及应力、位能与位移关系曲线

1.2.1 理想晶体的临界切应力值

理想晶体塑性变形模型是通过晶体的整体滑移来实现的。它把滑移面两侧的晶体看作刚性体，在切应力作用下它们产生相对移动。图1-5为理想晶体整体滑移，原子的位能和切应力变化曲线。图中 AB 为滑移面，它把晶体分为上、下两部分。晶体在切应力 τ 的作用下，上下两部分晶体相对移动了一个原子间距 b 。也就是原子由一个平衡位置移动到下一个平衡位置。在这个过程中，原子的位能变化若用余弦函数表示为：

$$u = -2A \cdot \cos \frac{2\pi x}{b} \quad (1-3)$$

式中 x 表示原子由一个平衡位置向另一个平衡位置移动时的位移量。原子处于平衡位置 Q 点时位能最低，在两原子间距中心 $\left(\frac{1}{2}b\right)$ 处，位能最高。原子从一个平衡位置移到下一个平衡位置时，要越过位垒 $4A$ ，这时切应力变化为：

$$\tau = \frac{du}{dx} = \frac{4\pi A}{b} \cdot \sin \frac{2\pi x}{b}$$

设

$$\tau_m = \frac{4\pi A}{b}$$

当 x 很小时，

$$\sin \frac{2\pi x}{b} \approx \frac{2\pi x}{b}$$

由此可得：

$$\tau = \tau_m \cdot 2\pi \frac{x}{b} \quad (1-4)$$

根据虎克定律：

$$\tau = G \cdot \frac{x}{b} \quad (1-5)$$

式中， G 为切变模量

比较式(1-4)和式(1-5)可得：

$$\tau_m = \frac{G}{2\pi} \quad (1-6)$$

式(1-6)中的 τ_m 就是要求的理想晶体的临界切应力。一般工程用金属的切变模量 G 为 $10^4 \sim 10^5 \text{ N/mm}^2$ ，那么金属晶体的理论临界切应力值应该为 $10^3 \sim 10^4 \text{ N/mm}^2$ 数量级。而一般纯金属单晶体的临界切应力，即使外推到绝对零度时，也只有 $(10 \sim 0.1) \text{ N/mm}^2$ 。由此可见，理论计算值与实测值差异很大。如： Al 的切变模量为： $27.2 \times 10^3 \text{ N/mm}^2$ 。按式(1-6)计算的 τ_m 为 $4.3 \times 10^3 \text{ N/mm}^2$ ，实测值为 0.8 N/mm^2 ，理论值为实测值的5400倍。 Zn 的切变模量 G 为 $37.9 \times 10^3 \text{ N/mm}^2$ ，理论计算的 τ_m 为 $6.0 \times 10^3 \text{ N/mm}^2$ ，而实测值仅为 0.18 N/mm^2 ，理论值约为实测值的34000倍。 Fe 的切变模量 G 为 $84.7 \times 10^3 \text{ N/mm}^2$ 理论计算的 τ_m 值为 $13.5 \times 10^3 \text{ N/mm}^2$ ，实测值较大为 17 N/mm^2 ，理论值约为实测值的800倍。

1.2.2 实际晶体的逐步滑移

泰勒、奥罗万等人认为常见的晶体是含有位错等晶体缺陷的实际晶体。位错的存在破坏了晶体中原子的规则排列，在位错线附近原子发生错排，形成一个晶格畸变区。图

1-6(a)为带有一个刃型位错的晶体。位错线垂直纸面， AB 为滑移面， PQ 为多余半原子面。图1-6(b)为位错线附近原子的位能曲线。位能曲线上位垒最小处与位错线中心区域对应。位错线左下方 F 原子只需克服较低位垒和位错线周围原子稍作调整后便可使位错向左移动一个原子间距。图1-7示出了位错由晶体的一端扫到另一端的过程。可见，晶体的滑移首先是从位错开始扫过的滑移面的那一部分开始。随着位错的移动，滑移面上已滑移区逐渐扩大，晶体参加滑移的部分也逐渐扩大。位错扫过的滑移面两侧晶体，发生相对移动一个原子间距 b 。当位错扫出滑移面，晶体部分滑移扩展到整个滑移面，从而整个滑移面上上下两部分晶体相对移动一个原子间距 b ，这种滑移称为逐步滑移。

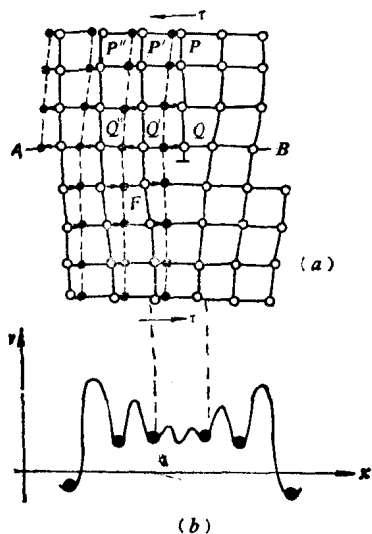


图 1-6 逐步滑移及原子位能曲线

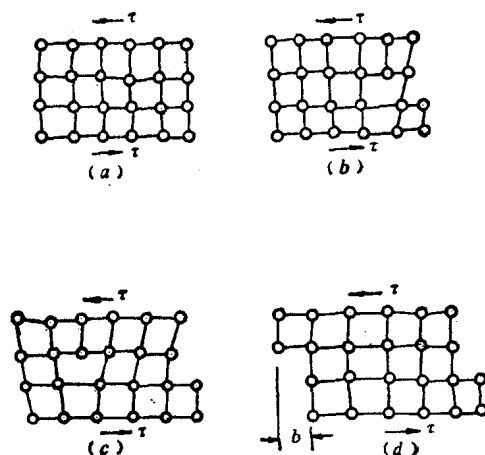


图 1-7 晶体的逐步滑移

从晶体的逐步滑移过程可知，逐步滑移是通过晶体内位错一步步移动来实现的。位错移动一个原子间距，需要克服的位垒要比理想晶体作整体滑移时原子克服的位垒要小得多，因而用这种模型计算出来的临界切应力值，当然要比理想晶体的整体滑移模型所求得的临界切应力值要小得多，而且该理论值与实际测量值接近。从而晶体中存在位错的设想，在当时从理论上解决了晶体的实际临界切应力值与经典理论计算值相差如此之大的矛盾，并且也比较圆满地解释了为什么经典理论计算值比实际值大得多的原因。

1.3 位错的原子模型和柏氏矢量

1.3.1 位错的分类

位错是晶体中原子错排而造成的一种晶体缺陷。位错线并不是一条实体线，只是形象地表示位错是一种线状缺陷。按晶体内原子错排特点不同，位错可以分为刃型位错、螺型位错、混合位错三种类型。

一、刃型位错

图1-8为一块带有刃型位错的晶体，它与理想晶体的区别是在晶体中有一个多余半原子面 $ABCD$ 。多余半原子面象一把刀劈进两原子面之间。刀刃 AD 是刃型位错线。 AD 所在平面 $EFGH$ 为滑移面。晶体中由于存在多余半原子面，在位错线 AD 附近，原子的规则

排列被破坏了，出现了以位错为中心的畸变区。一般规定多余半原子面在滑移面上方的刃型位错为正刃型位错，用“ \perp ”表示。多余半原子面在滑移面下方的为负刃型位错，用“ ∇ ”表示。由此可见，刃型位错的正与负是相对的。

刃型位错也可以看成是晶体在切应力作用下发生部分滑移，使晶体内部产生多余半原子面而形成的。这时在晶体的 $EFGH$ 滑移面上， $EFAD$ 为已滑移区域，另外 $AGHD$ 部分为未滑移区，而位错线 AD 正好是滑移面上已滑移区域与未滑移区域的分界线。

二、螺型位错

图1-9(a)为带有螺型位错的晶体， AD 为螺型位错线。螺型位错线可以看成是晶体在切应力 τ 的作用下， $ABCD$ 滑移面两侧的晶体，上下错动一个原子间距形成的。 $ABCD$ 是晶体滑移面的已滑移区域。位错线 AD 也可以看作为滑移面上已滑移区域与未滑移区域的分界线。带有螺型位错的晶体内有螺旋面。若沿 π 平面绕 AD 螺型位错线作回路，可以得到一条螺旋线。故这种位错称为螺型位错。图1-9(b)为图1-9(a)从左向右看的侧视图。○表示滑移面左侧晶体中的原子，●表示滑移面右侧晶体中的原子。从投影图可知，整个晶体滑移面被分成两部分。一部分是 $A'D'$ 以下的已滑移区，它两侧的晶体互相错动一个原子间距 b 。在晶体表面出现一个滑移台阶，在晶体内部原子仍然规则排列。而另外一部分是 $A''D''$ 以上的未滑移区域，在它两侧的晶体内部原子规则排列，晶体表面没有滑移台阶。已滑移区域与未滑移区域的分界线 $A'D'D''A''$ 是一条几个原子宽度的原子错排管道，管道内原子错排成螺旋面形。由此可见，螺型位错线实际上是一条原子错排成螺旋面的管道。

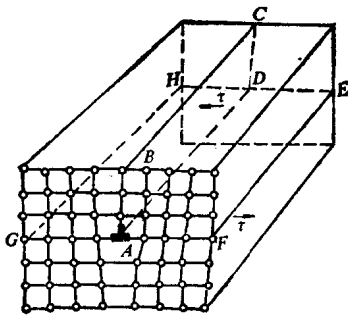


图 1-8 刃型位错

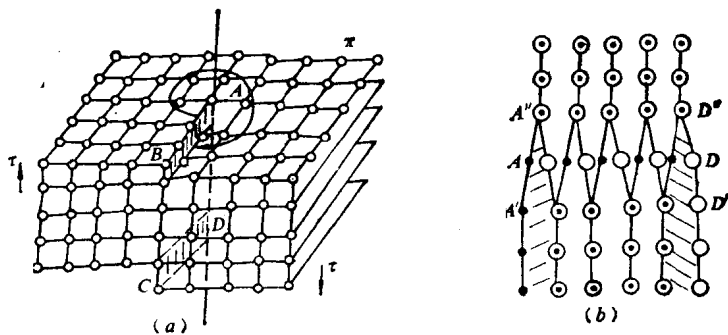


图 1-9 螺型位错

(a) 螺型位错示意图 (b) 螺型位错的原子排列投影图

螺型位错有左右之分。若晶体内螺旋面的旋转方向和螺旋面的前进方向符合右手法则的为右螺型位错，反之则为左螺型位错。图1-9(a)为右螺型位错。

三、混合位错

刃型位错和螺型位错是位错的两种基本类型。混合位错的原子错排特点是既有多余半原子面，又有螺旋面。也就是说混合位错是由刃型位错和螺型位错合成的。在混合位错中，既有刃型位错成分，又有螺型位错成分。图1-10(a)表示晶体内有一条弯曲的混合位错线 AB ，它也可以看成是滑移面上已滑移区域与未滑移区域的分界线。从混合位错的水平投影图1-10(b)也可以看到，已滑区域与未滑移区域的分界线也是一条几个原子宽度的原

子错排管道。在该管道内,原子不仅错排形成多余半原子面,而且还错排成螺旋面。在整个原子错排管道上还可以看到,在A点附近完全是螺型位错的成分;由A→B,螺型位错成分逐渐减弱,而刃型位错成分逐渐增强,到达B点时,螺型位错成分消失,完全为刃型位错成分了。

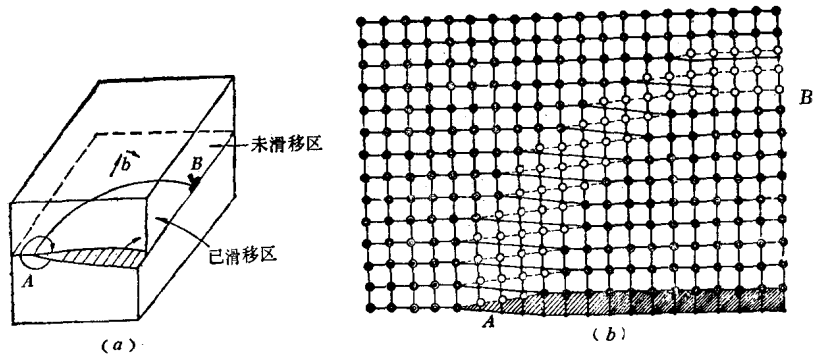


图 1-10 (a)混合位错示意图;(b)混合位错的原子排列投影图

不论是刃型位错、螺型位错还是混合位错,当它们扫过晶体滑移面并到达晶体表面时,晶体产生滑移,在晶体表面留下滑移台阶,如图1-11所示。设一条位错线扫出晶体滑移面,晶体滑移的方向和滑移量用矢量 \vec{u} 表示,那么该矢量 \vec{u} 称为晶体的滑移矢量。由图1-11还可以看到,在同一坐标系下,若晶体内不同类型的位错扫出滑移面后,晶体具有相同的滑移矢量 \vec{u} 。但是滑移矢量 \vec{u} 与各类位错线的取向关系是不同的。刃型位错线垂直于滑移矢量 \vec{u} 。螺型位错线平行于滑移矢量 \vec{u} 。而混合位错线与滑移矢量 \vec{u} 既不平行,也不垂直,它与滑移矢量 \vec{u} 相交成 θ 角。除此之外,滑移矢量 \vec{u} 与各种类型位错线的滑移方向的关系也不同。所以出现这种现象,是因为各种类型位错的原子错排特点不同而造成的。

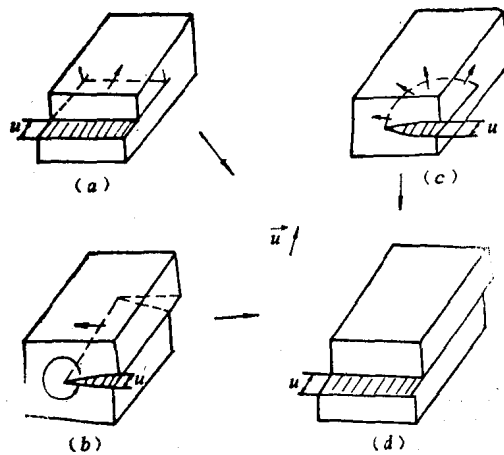


图 1-11 (a)刃型位错、(b)螺型位错、(c)混合位错在滑移面上运动与(d)晶体滑移的关系