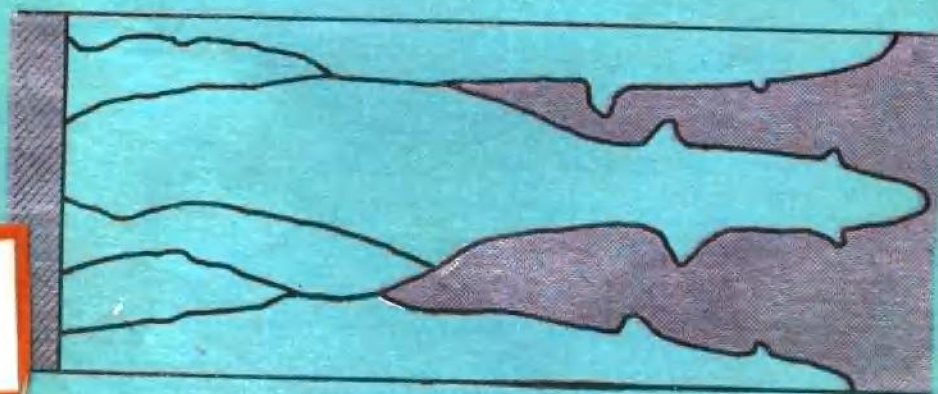
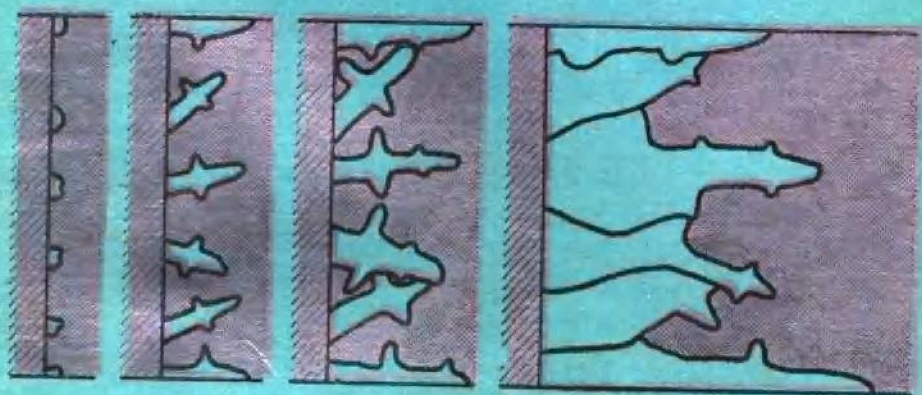


有色合金的热处理 组织与性能

[美]C.R.布鲁克斯 著 丁夫等 译校



冶金工业出版社



中国有色金属加工工业协会组织翻译

★

有色合金的热处理、组织与性能

〔美〕C. R. 布鲁克斯 著

丁 夫 等译校

责任编辑 张泉

★

冶金工业出版社出版

（北京北河沿大街嵩祝院北巷39号）

新华书店北京发行所发行

冶金工业出版社印刷厂印刷

★

850×1168 1/32 印张 14 1/2 字数 386 千字

1988年7月第一版 1988年7月第一次印刷

印数00,001~4,370册

ISBN7-5024-0246-2

TG·45 定价4.25元

原 序

我认为，经常选择和使用金属材料的工程师们对所推荐采用的热处理制度的原因应有所了解。为此，就需要有相平衡和相变动力学的原理以及二者对材料显微组织和性能的影响方面的知识。本书准备就几类有色合金提出这方面的原理。

撰写本书时，我曾考虑到只要学过冶金学或材料科学入门课程的人，就能使用本书。因此，它既可作为冶金学或材料科学学生的正式教程，也可作为机械工程等有关专业学生的参考教程。前三章综述了塑性变形和退火、凝固以及沉淀硬化三方面的问题。这三部分对了解有色合金热处理的原理至为重要。对于想要学习有色合金热处理、但尚未掌握此类入门材料的实际工作的工程师们来说，由于这几章是便于查阅的资料，本书对他们也是有用的。

在本书中，我还没有把所有数据都严格地化为SI单位。在附录二中，列出了一些单位的换算系数。显微组织的放大倍率，由图中的一个标志给出，标志的实际长度以微米数示出。显微组织图象能在一定程度上说明合金组织的形貌。在本书中，用OM表示光学显微镜图片，SEM表示扫描电镜图片，TEM表示透射电镜图片^①。

查利·R·布鲁克斯

^①最后一段为志谢，略去未译。（译者注）

目 录

第一章 塑性变形和退火	1
1-1 一般的应力-应变特性	1
1-2 单晶的性质	3
1-3 位错	7
1-4 强化机理	15
1-4-1 加工硬化 (应变硬化)	15
1-4-2 晶粒尺寸效应	15
1-4-3 颗粒效应	17
1-4-4 固溶强化	17
1-5 显微组织的影响	18
1-6 变形织构	24
1-7 回复、再结晶和晶粒长大	26
1-8 退火数据应用实例	33
1-9 热加工和冷加工	35
1-10 退火机理	35
1-10-1 回复	36
1-10-2 再结晶	45
1-10-3 晶粒长大	47
1-11 晶粒的异常长大	51
1-12 退火织构	54
1-13 退火孪晶	59
1-14 机械孪生	64
1-15 堆垛层错	75
第二章 凝固	79
2-1 晶体的形成	79
2-2 铸态晶粒的大小和形状	81
2-3 晶内偏析	87
第三章 沉淀硬化	100
3-1 固溶体	100

3-2 溶解度极限·····	103
3-3 固溶体中的沉淀析出·····	105
3-4 沉淀对性能的影响·····	109
3-5 沉淀机理·····	111
3-6 强化机理·····	120
第四章 铝基合金 ·····	122
4-1 三元相图·····	122
4-2 铝-铜-镁合金·····	126
4-3 铝-铜-镁工业合金·····	135
第五章 镍基合金 ·····	148
5-1 镍-铬合金: 抗氧化性·····	150
5-2 镍-铝合金·····	153
5-3 镍-铬-铝合金·····	165
5-4 镍-铬-铝-钛合金·····	172
5-5 复杂镍基合金·····	176
5-5-1 γ 相的固溶强化·····	178
5-5-2 γ' 相的固溶强化·····	178
5-5-3 γ' 相的数量·····	180
5-5-4 反相畴界面能·····	186
5-5-5 γ - γ' 晶格不匹配度·····	191
5-5-6 γ' 相的粗化速率·····	198
5-5-7 抗氧化性和抗蚀性·····	200
5-6 相的长时稳定性·····	208
5-7 定向凝固·····	218
5-8 工业合金的显微组织·····	231
5-9 结论·····	240
第六章 钴基合金 ·····	246
6-1 钴基合金的氧化·····	247
6-2 钴基合金的强化·····	248
6-2-1 固溶强化·····	248
6-2-2 γ' 相的沉淀·····	249
6-2-3 堆垛层错·····	252

6-2-4 碳化物的形成	258
6-3 金属间相的形成	264
6-4 一种工业用钴基合金的显微组织	269
6-5 结论	273
第七章 镁基合金	276
7-1 镁基二元合金的沉淀硬化	277
7-2 镁-铝-锌合金	283
7-3 镁基合金的耐蚀性	295
第八章 铜基合金	303
8-1 工业纯铜	304
8-2 铜-锌合金	314
8-3 铜-锡合金	334
8-4 铜-锌-锡合金	338
8-5 含铅铜基合金	339
8-6 铜-铝合金	341
8-7 铜-铍合金	352
第九章 钛基合金	360
9-1 工业纯钛	361
9-2 间隙固溶体	366
9-3 α 合金	371
9-4 $\alpha + \beta$ 合金	384
9-5 工业用合金Ti-8Al-1Mo-1V	387
9-6 工业用合金Ti-6Al-4V	398
9-7 工业用合金Ti-13V-11Cr-3Al	414
附录一 总的参考文献	427
附录二 英制/公制换算系数	428
附录三 一些镍基高温合金的化学成分和典型用途	430
附录四 常用钴基高温合金的化学成分和典型用途	438
附录五 一些工业镁基合金的化学成分和某些用途	442
附录六 一些工业钛合金在25°C下的典型力学性能	444
附录七 铝合金的状态代号	448
附录八 铜和铜合金的代号	452

第一章 塑性变形和退火

本章简要地叙述塑性变形和退火的原理及现象，着重论述显微组织的观察，并定性地讨论有关问题的原子机理。

1-1 一般的应力-应变特性

在回顾金属塑性变形时，我们只讨论金属在简单拉伸时的行为。当然，其它变形方式，特别是在实际生产中的行为，也十分重要，但为阐明原理起见，把注意力只限于简单拉伸时的行为已经足够。

本节将描述一些由拉伸试验所导出的力学性能术语。这是通过拉伸典型的多晶体金属材料而得出的。在此我们所关心的是在加载时材料会有何种反应。在试验中，应变速率一般保持不变。记测试样伸长与载荷的关系，用载荷去除垂直于载荷的原始截面积（系一常数），就得到工程应力。工程应变系用长度变化除以原始长度 $(L-L_0)/L_0$ 来定义。图 1-1 示出典型的应力应变曲线。图中还示出屈服极限、抗拉强度、弹性模量和断裂时延伸率的定义。

应该注意，在工程应力应变曲线中，在开始阶段，应力与载荷成正比，当载荷超过弹性极限后，就出现塑性应变。在正常试验条件下（以后要加以讨论），在塑性变形后材料要硬化。这从应力应变曲线上塑性变形区内斜率为正这一点上也可得到证实。当塑性应变达到一定程度时，某一局部地区的应力会相当地高（由于试样直径稍细等因素），使尔后的塑性变形限于在此区域内进行。从此开始直至断裂，此区域内的材料的断面继续减小（称做颈缩现象），保持应变速率不变所需的载荷将逐渐减小。由于原始截面积为定值，工程应力值与载荷成正比，因此从此点开始，工程应力值降低。工程应力应变曲线经过一极大值，此值

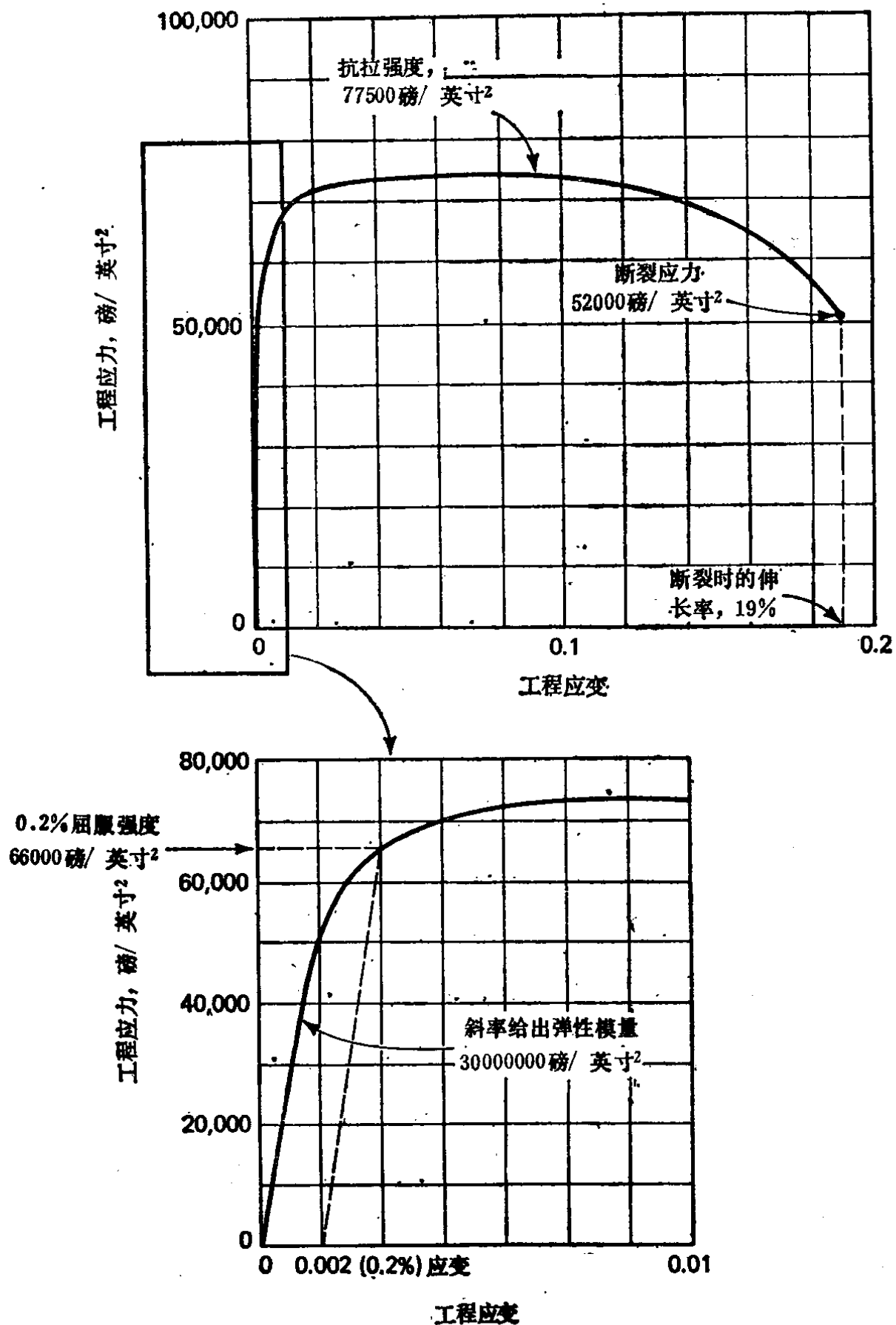


图 1-1 经冷加工、含0.2%C的普碳钢的工程应力-应变曲线（图中示出力学性能术语的定义）

即定义为抗拉强度。

为了得到真实应力，也可以在试验中把试样在拉伸过程中的截面积记测下来，用载荷除以实际最小截面。通常把真实应力和真实应变对应起来绘成曲线。真实应变由 $\ln(l/l_0)$ 给出。图1-2是两种曲线的比较，注意真实应力-应变曲线无极大值。

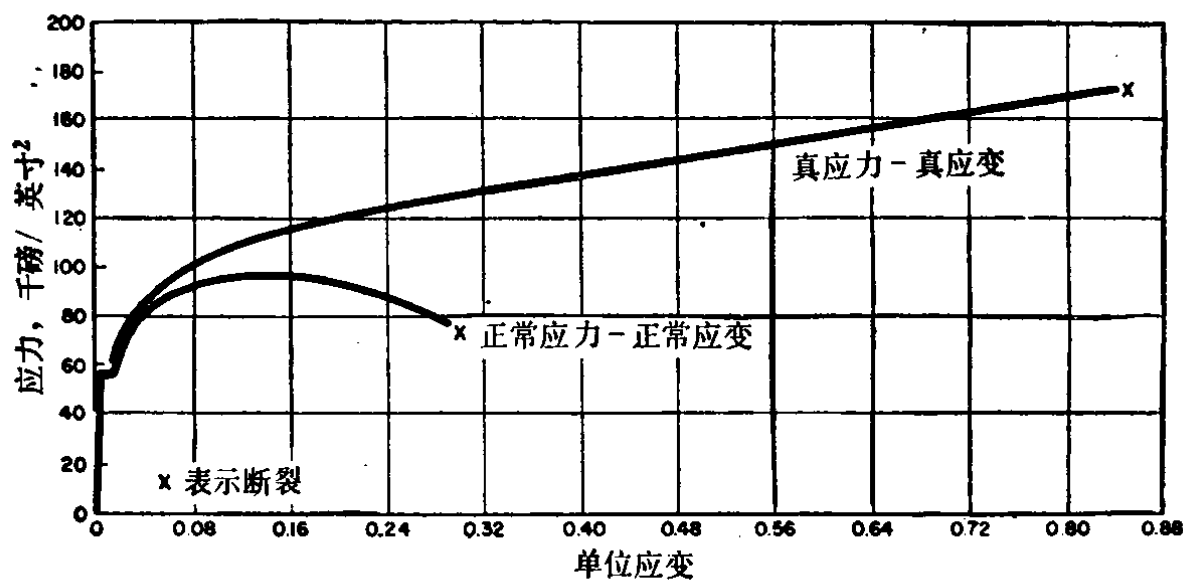


图 1-2 真实应力应变曲线与工程应力应变曲线的比较

使材料开始产生塑性变形（屈服）时的应力是其一项重要性能。由于很难对之进行实验测定，因此对于大多数材料来说，均按定义取塑性变形为 0.2% 时的应力作为屈服应力。在应变为 0.2% 处，作一直线使其斜率等于弹性模量值，由此直线与应力应变曲线的交点，可得屈服应力。有些材料，主要是一些经过一定条件热处理的钢，其应力-应变曲线示有明显的屈服点(图1-3)。在这种情况下，不用 0.2% 屈服应力来定义材料的屈服。

1-2 单晶的性质

现在我们来研究一下六方密排（HCP）金属（例如锌和镁）的一个柱形单晶。拉伸加载时，晶体各区域在平行的平面（滑移面）和方向（滑移方向）上互相滑动，产生塑性变形。这时，在晶体表面上出现一系列的椭圆形台阶(图1-4)。我们将根据图1-5所示的角度来定义滑移过程和柱体间的相对取向。例如在图 1-6

中示出某一镁晶体的正应力-应变曲线。此处 $\lambda=58^\circ$, $\phi=31^\circ$ 。示意屈服应力（看下一箭头）约为108克/平方毫米。图中还示出另一镁单晶体的应力-应变曲线，此晶体也显示出有椭圆形台阶，其 $\lambda=9^\circ$, $\phi=81^\circ$ ，屈服应力约为310克/平方毫米。

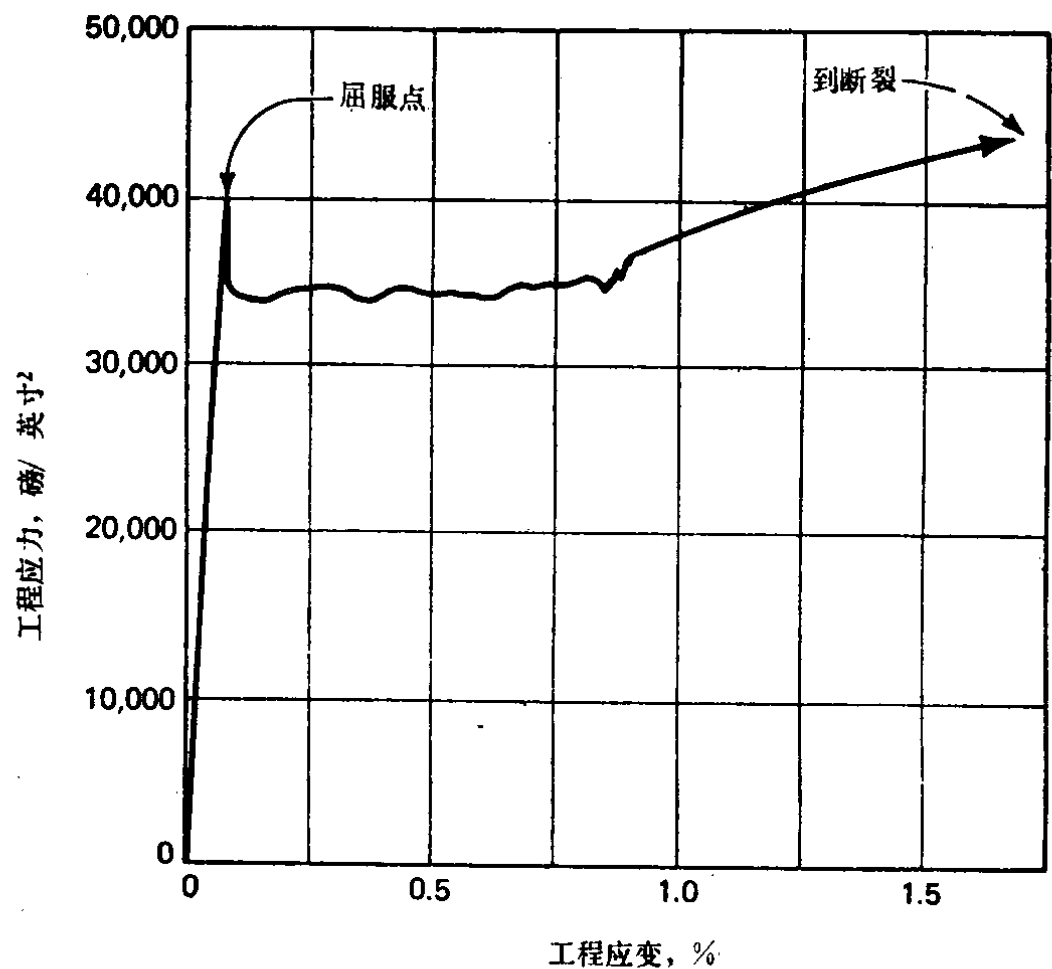


图 1-3 一种退火的0.13%C钢的应力-应变曲线（示出屈服点的行为）

通过对这两个单晶的由平行椭圆台阶所产生的塑性变形的观察，可以得出如下看法：当某一结晶面上的分切应力达到一定数值时，变形即行发生。也就是说，随着拉伸载荷增加，任一平面上任一方向的分切应力也增大。当某一结晶面上的分切应力达到某一临界值时，就开始发生滑移。可以预计，此临界分切应力（CRSS）之值各个相同，而与晶体和柱体间的相对取向无关。根据图 1-6 中两个屈服应力值，可计算出其临界分切应力分别为48和49克/平方毫米，基本相等，从而证实了这一看法。由此并

可以说明：从晶体学上讲，两例中的滑移面和滑移方向也应相同。经过研究发现：对于HCP金属来说，滑移面为 (001) 面(基面)，滑移方向为 $\langle 100 \rangle$ 或 $\langle 110 \rangle$ 方向之一（图1-7a）。由于这些面和方向均为晶体结构中的密排面和密排方向，因此我们做出以下推论应该说是正确的：对于FCC晶体结构来说，滑移面和滑移方向应分别为 $\{110\}$ 面和 $\langle 110 \rangle$ 方向（图1-7b）。在HCP结构中，只有一个滑移面和三个滑移方向，共三个滑移系。在FCC结构中，有四个 $\{110\}$ 面，每个面上有三个 $\langle 110 \rangle$ 方向，共有12个滑移系

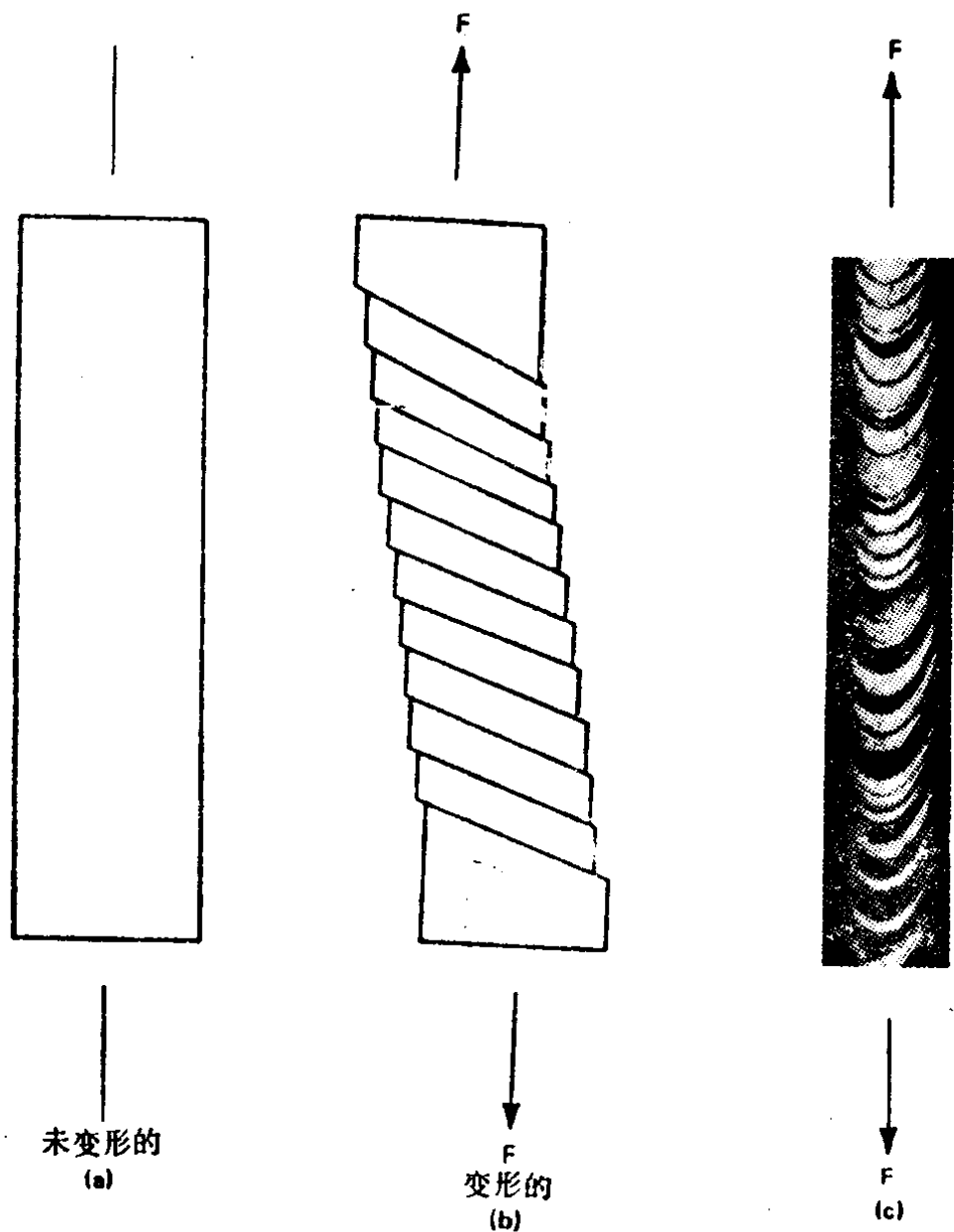


图 1-4 单晶塑性变形的图解说明

(a) 变形前；(b) 变形后可看出滑移；(c) 经变形的锌单晶体图片，示出因滑移而致的椭圆形错动

(图1-7d)。由于两者存在着这种差别，所以在拉伸试验时，FCC金属的行为要比HCP金属的复杂得多。这部分地由于在拉伸试验时，晶体底部必须和其顶部对正，因此在滑移开始时，晶体必然要发生转动（图1-8），这就会使其它滑移面上的分切应力增大直至达到临界值，从而在新的滑移系上发生滑移。所以FCC晶体往往表现有在一个以上滑移系滑移的多滑移现象。在体心立方（BCC）结构中（图1-7c），一般说来滑移面 $\{110\}$ 和滑移方向 $\langle 111 \rangle$ 都是最密排的面和方向，这时也有十二个滑移系（图1-7e）。

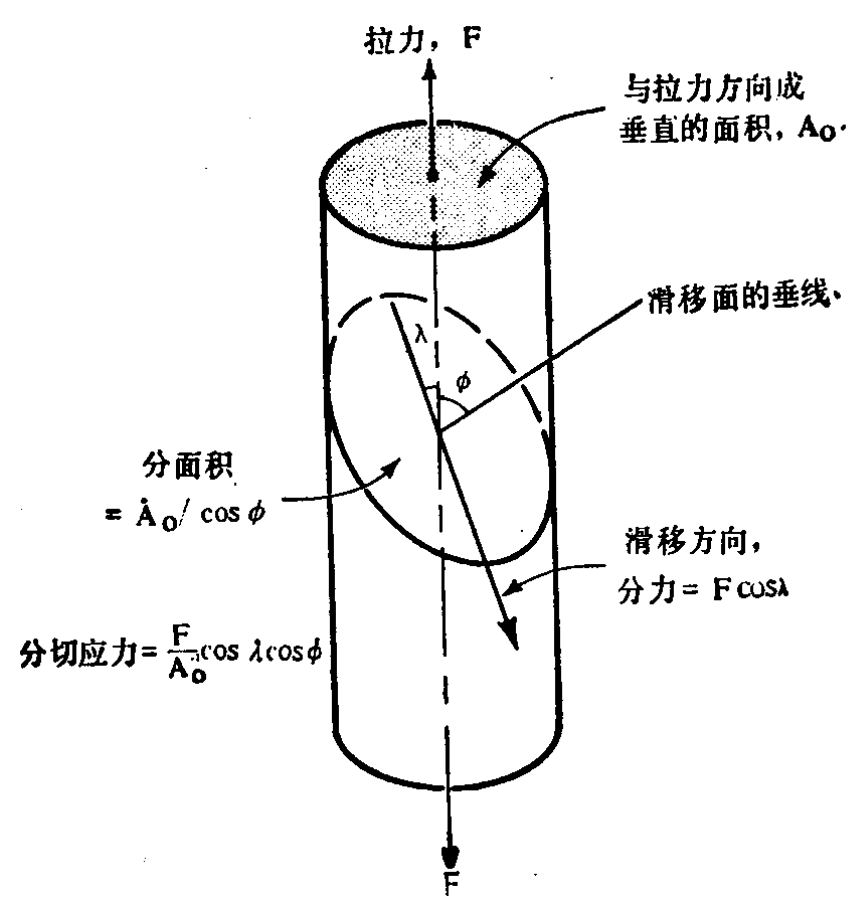


图 1-5 圆柱形试样与滑移面及滑移方向间的关系

我们如把原子看成一个刚球，就可以说明为什么密排方向为滑移方向。切应力把整列原子推向槽谷；原子聚集愈紧密，槽谷就愈浅，把整列原子推出槽谷也愈容易。（在HCP和FCC晶体结构中，原子移动需要跨过其它原子间的鞍形地区，所以路程是曲折的）。

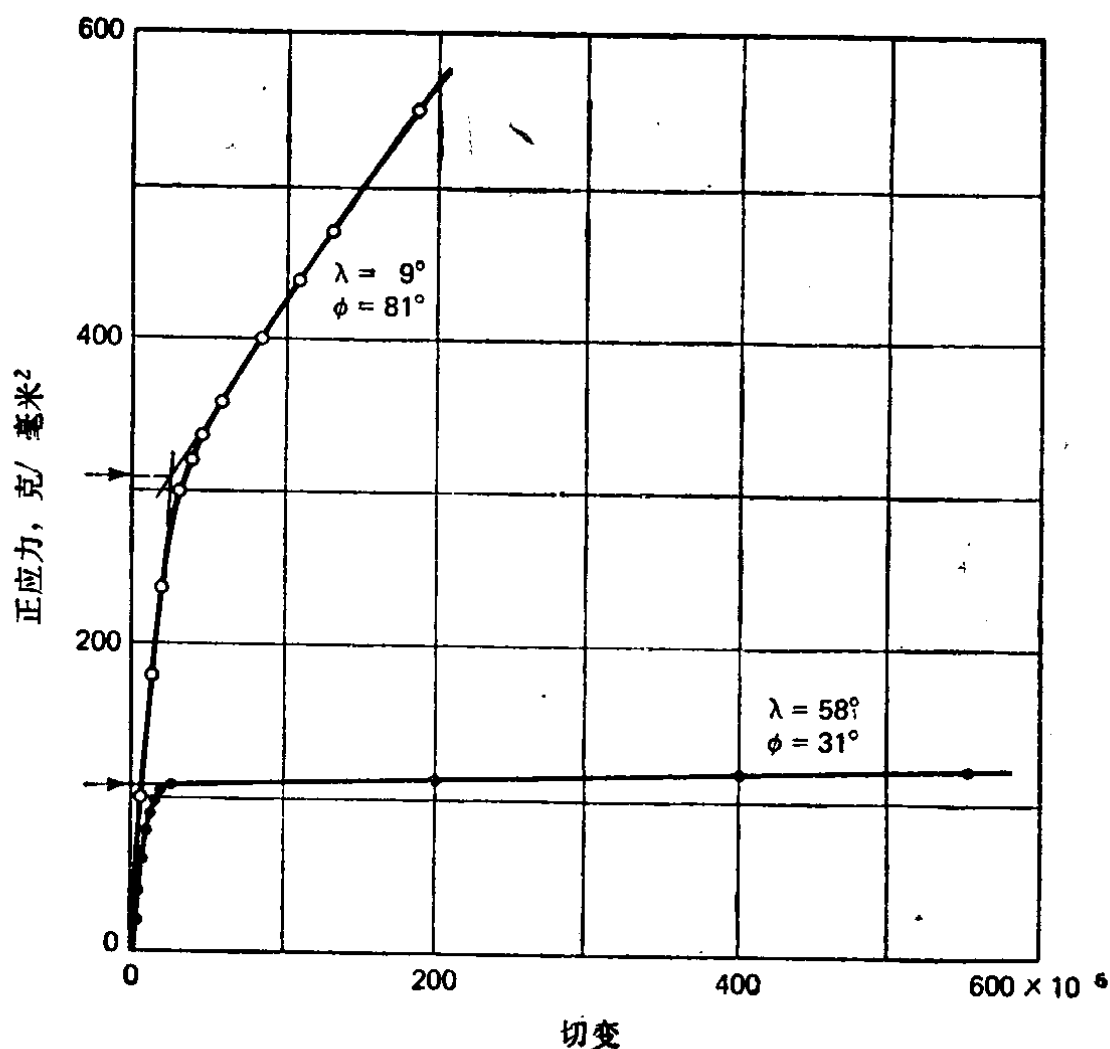


图 1-6 圆柱形镁晶体的应力应变曲线(箭头指出屈服应力)

1-3 位 错

如果滑移涉及到的是整块原子集合间的相互运动，且剪切模量已知，就可估算出切变强度。人们早已知道，计算强度要比实测强度高出三到四个数量级。后来知道，强度低可用晶格中存在缺陷、使流变应力降低来解释。这里我们主要用刃形位错来说明这种缺陷。刃形位错可看成在晶体中格外塞入半列原子(图1-9)。位错中心地区受到弹性应变，其能量比远离中心，基本上为完整晶体的地区的能量为高。我们用布氏矢量来表征位错。布氏矢量可通过沿逐个原子路途、环绕位错而得到。如所环绕的地区为完

整晶体,则环绕后会返回原始位置;如其内存在位错,则需有外加步程才能完成闭合。所需步程的方向和大小给出布氏矢量的方向和大小 (图1-9)。

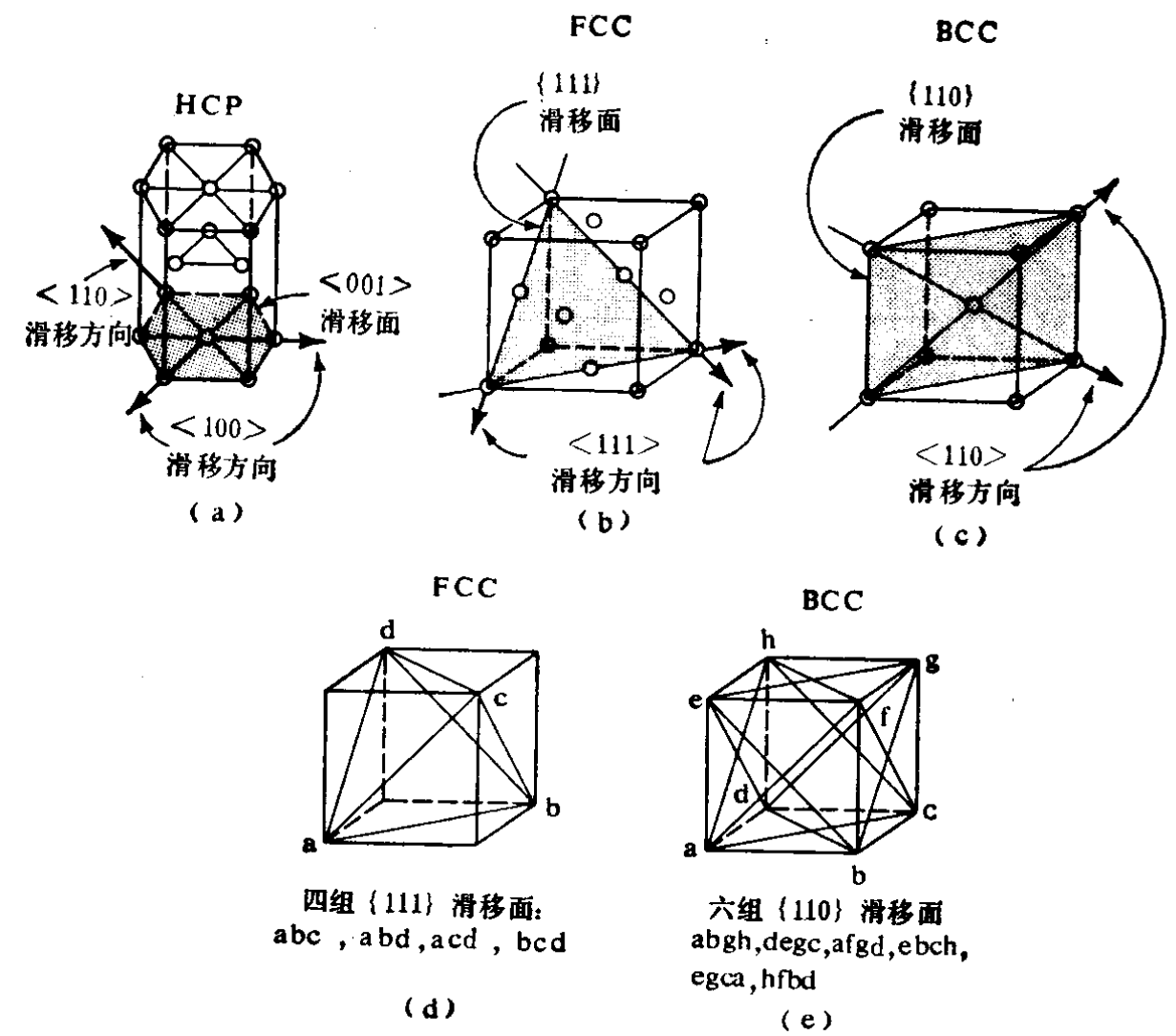


图 1-7 HCP、FCC和BCC 结构中的滑移面、滑移方向
和滑移系的图解

当含有位错的晶体受到载荷时，滑移面上位错处的分切应力将会达到使原子移动的数值，这时原子键移动一个布氏矢量（图1-10a）。此种过程会继续进行下去，直到位错从自由表面逸出时为止（图1-10c）（当然，只有大量的位错移出表面，才能显示出图1-4c所示的可见台阶）。借助位错产生滑移比起推动整块原子产生相对运动所需的能量要少得多。因此，可用晶体中存在位错缺陷来说明所观察到的强度低的现象。

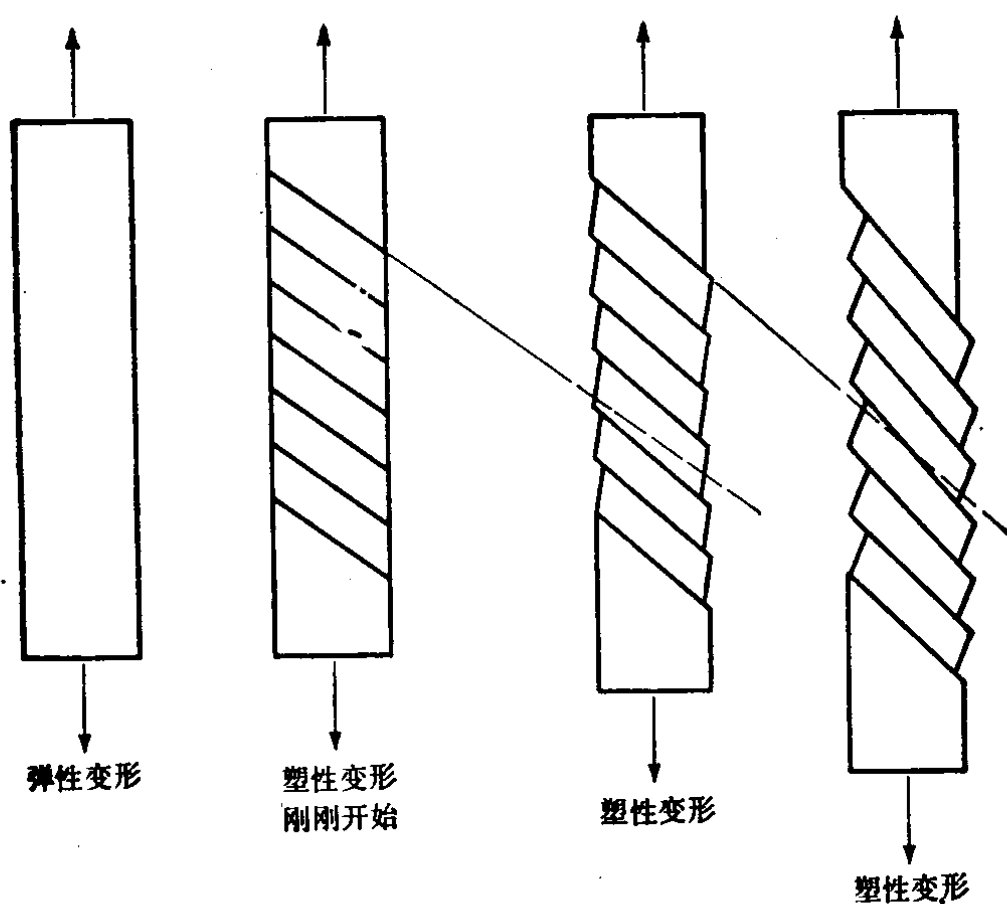


图 1-8 在拉伸试验时晶体顶部和底部必须对正，因而在单晶试样内发生转动的图解说明

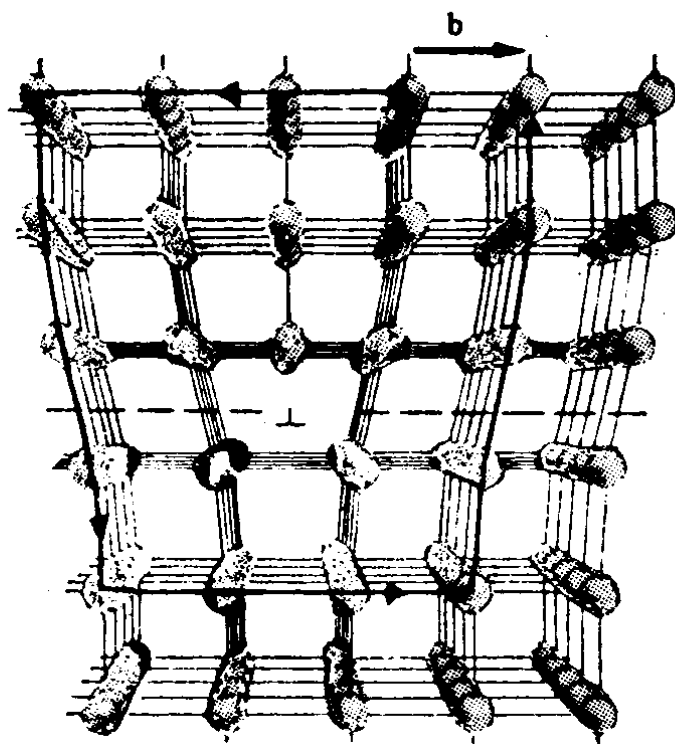


图 1-9 简单刃形位错的原子模型（图中示出布氏矢量 b ）

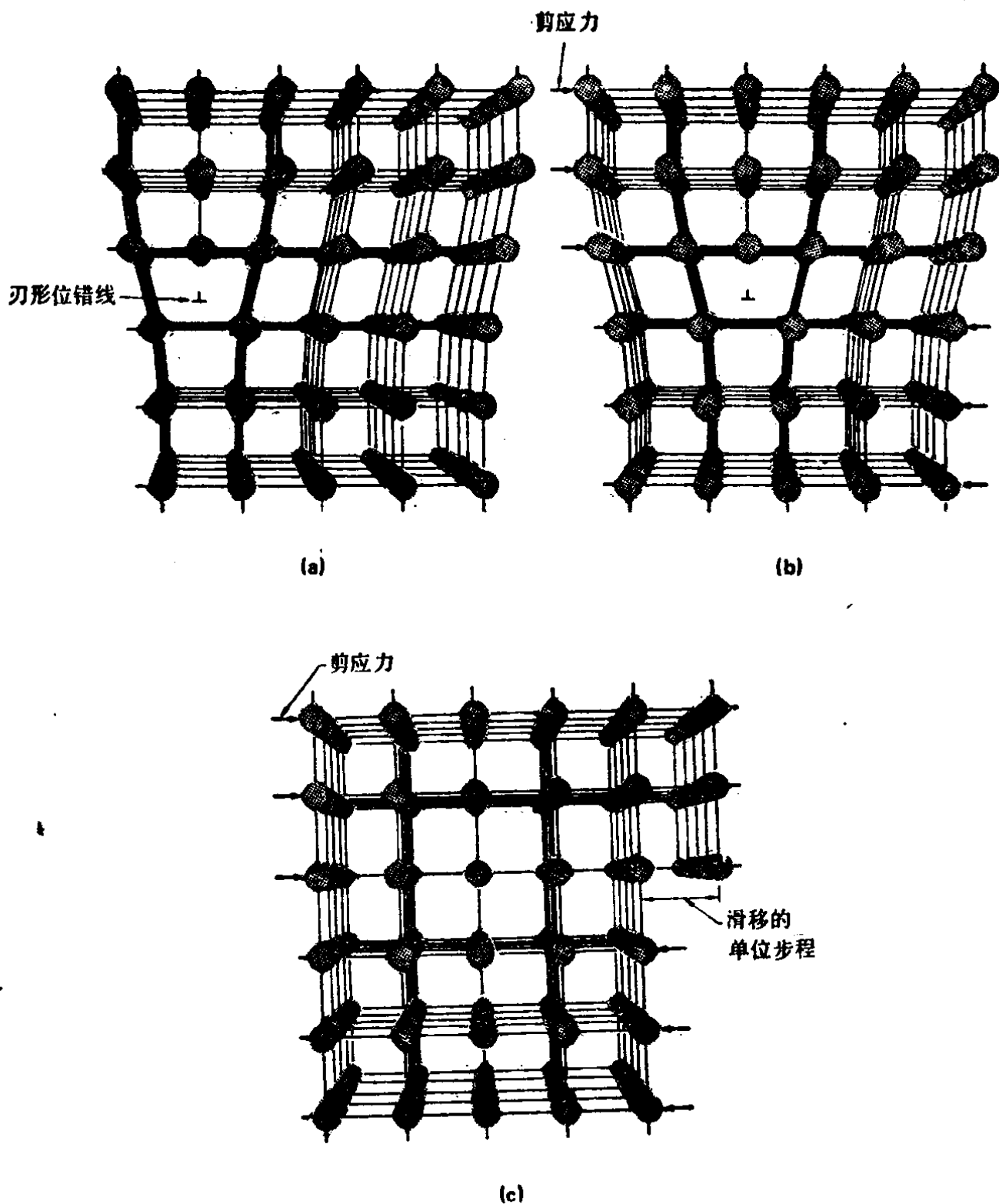


图 1-10 刃形位错的图解说明

位错中心区所储存的能量与布氏矢量的平方成正比，布氏矢量小的位错使晶体所增加的能量要少一些，这就解释了前节所发现的原子密排方向为滑移方向这一规律。

另一种位错是螺形位错，图1-11用图解说明了这种位错。大

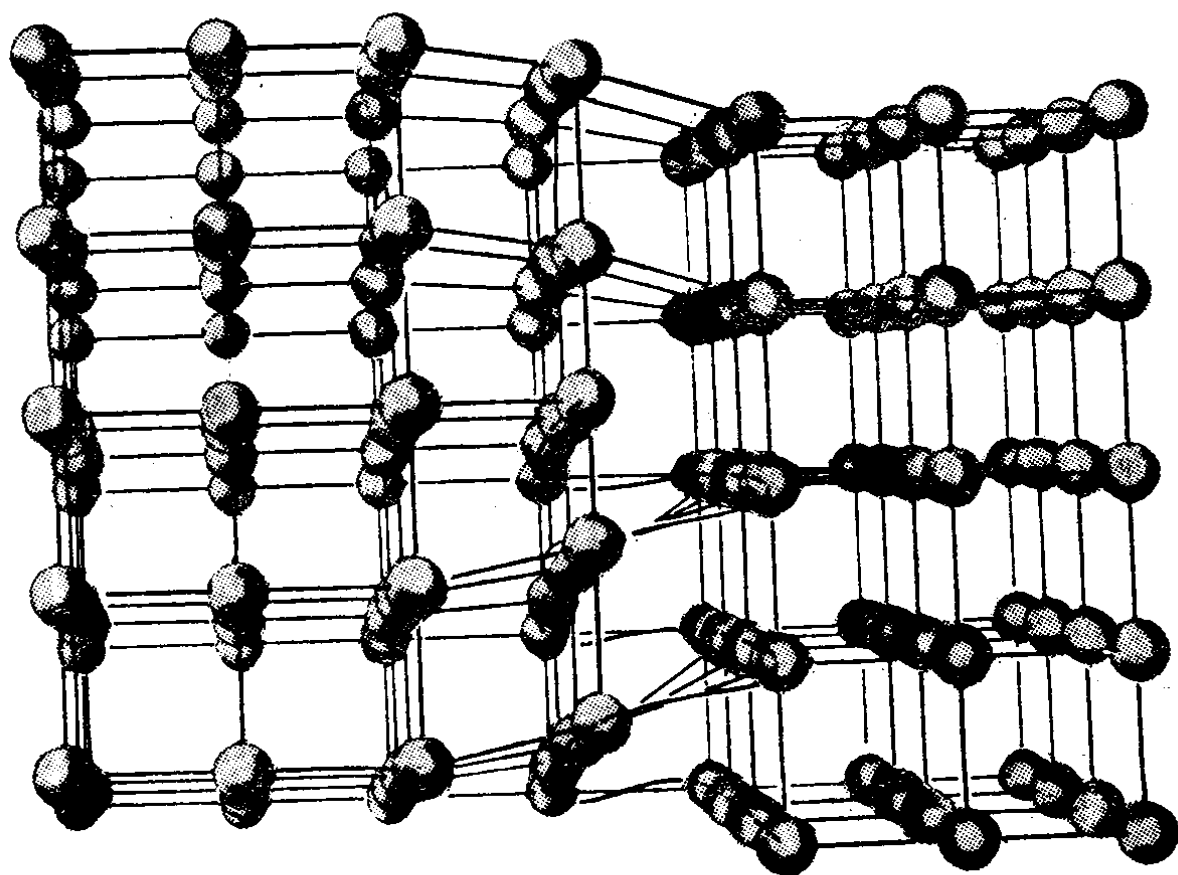


图 1-11 螺形位错的原子模型

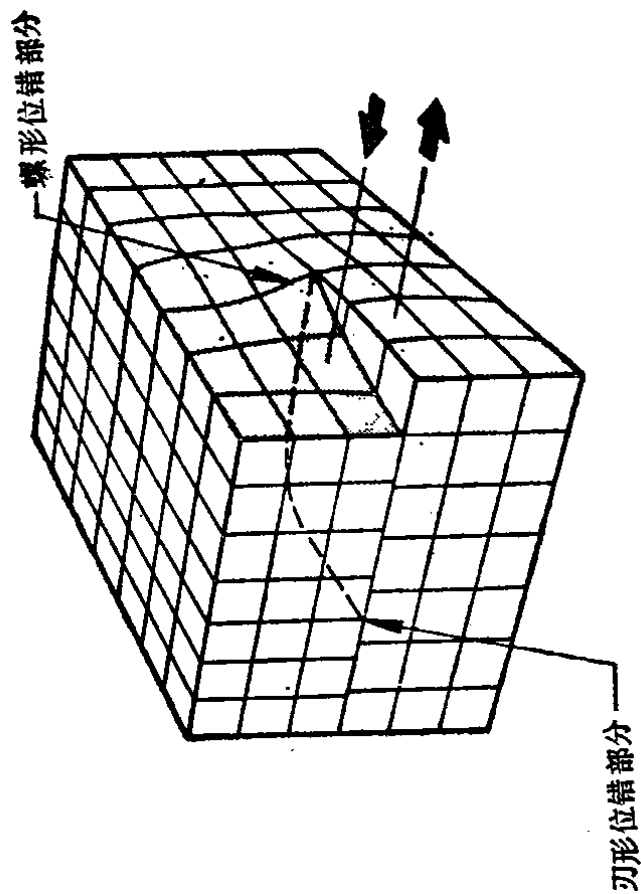


图 1-12 刃形位错和螺形位错结合形成位错环的图解说明