

V262
22

高等学校教材

Hk23/24
飞机钣金成形原理与工艺

翟平 主编
林兆荣 副主编



03



C0316929

西北工业大学出版社

1995年11月 西安

前 言

本书是供飞行器制造专业使用的专业教材,是在李寿萱主编的《钣金成形原理与工艺》一书基础上、按照新的教学大纲重新编写的。全书包含了金属塑性变形基础和板材成形工艺两大部分。

飞机钣金零件成形与一般冲压加工相比,两者理论基础相同,皆用到金属材料学和弹塑性变形力学。但前者多采用有色金属,对制件的技术要求普遍较高。此外,与冲压加工适于大批量生产不同,飞机钣金零件品种繁多,每一品种的产量却较少,给工艺方法、成形设备以及生产管理等方面带来很多特点,并非一般冲压加工所能替代。

由于受课程学时所限,本书只包含了基本理论和基本工艺方法等内容,一些人们感兴趣的问题,如新型航空航天材料的成形方法、成形过程的计算机模拟、模具的 CAD/CAM 技术、成形设备的数控化等,本书未曾述及,有兴趣者可在掌握本书内容的基础上学习相关课程,或阅读有关文献。

本书由西北工业大学翟平教授任主编,南京航空航天大学林兆荣教授任副主编,参加编写的人员有:翟平(绪言、第一、二章),张中元(第三章),林兆荣(第四、八章),王俊彪(第五、七章),吴建军(第六章)。

由于受编者水平和经验所限,难免有错误和不当之处,请同行专家和读者批评指正。

张钧教授对全书进行了认真、细致的审阅,提出了很多宝贵意见,在此表示感谢。

编 者

1995 年 1 月

目 录

绪言	1
第一章 金属塑性变形的物理基础	3
§ 1-1 金属结构和金属的变形	3
§ 1-2 位错	6
§ 1-3 界面	9
§ 1-4 硬化	11
§ 1-5 影响金属塑性的主要因素	12
§ 1-6 塑性变形对金属组织和性能的影响	15
§ 1-7 金属的超塑性	16
习题	17
参考文献	17
第二章 金属塑性变形的力学基础	18
§ 2-1 金属的力学性质	18
§ 2-2 点的应力状态	20
§ 2-3 点的应变状态	27
§ 2-4 平面问题	33
§ 2-5 运动方程和平衡方程	36
§ 2-6 协调方程	39
§ 2-7 体积变化	41
§ 2-8 弹性变形时的应力-应变关系	41
§ 2-9 屈服条件	42
§ 2-10 塑性变形时的应力应变关系	48
§ 2-11 滑移线方法	54
§ 2-12 板材冲压成形性及试验方法	60
习题	63
参考文献	65
第三章 冲裁	66
§ 3-1 冲裁变形机理	67
§ 3-2 冲裁间隙	68
§ 3-3 冲裁件的工艺性分析	75
§ 3-4 冲裁工艺计算	78
§ 3-5 冲裁模	90
§ 3-6 其它冲裁方法	95
习题	106

参考文献	107
第四章 弯曲	108
§ 4-1 板料弯曲基本原理	108
§ 4-2 最小弯曲半径	112
§ 4-3 弯曲回弹及补偿措施	114
§ 4-4 弯曲毛坯尺寸的确定	118
§ 4-5 弯曲力的确定	120
§ 4-6 弯曲件工艺性和弯曲模具	121
§ 4-7 其它弯曲工艺	128
§ 4-8 拉弯	145
习题	154
参考文献	154
第五章 拉深成形	155
§ 5-1 概述	155
§ 5-2 圆筒形件拉深时材料的变形分析	156
§ 5-3 圆筒形件拉深时材料的受力分析	159
§ 5-4 拉深毛坯尺寸和拉深系数	163
§ 5-5 拉深件的起皱和破裂	165
§ 5-6 筒形件多次拉深	174
§ 5-7 其它形状零件的拉深	178
习题	189
参考文献	190
第六章 飞机钣金零件成形	191
§ 6-1 模线和样板	191
§ 6-2 橡皮成形	196
§ 6-3 拉形	203
§ 6-4 落压成形	208
习题	213
参考文献	213
第七章 旋压	215
§ 7-1 概述	215
§ 7-2 普通旋压	216
§ 7-3 锥形件变薄旋压	219
§ 7-4 筒形件变薄旋压	222
§ 7-5 旋压过程的主要工艺参数	225
习题	228
参考文献	229
第八章 特种成形	230
§ 8-1 喷丸成形	230

§ 8-2 高能成形.....	233
§ 8-3 蠕变成形和应力松弛成(校)形.....	239
§ 8-4 超塑性成形.....	243
习题.....	247
参考文献.....	248

绪 言

现代飞机壳体依然是钣金铆接结构。据统计，一架中型飞机上，钣金零件的数量达六万多件，制造工时占全机总工时的 12% 左右。

典型的飞机钣金零件有蒙皮、隔框、壁板、翼肋、导管等（图 0-1）。

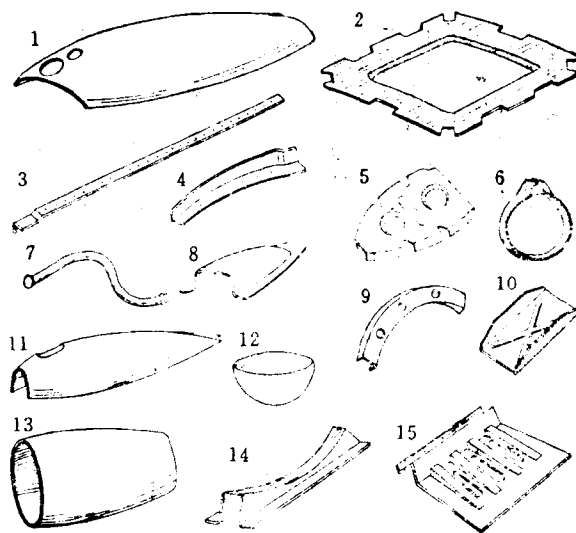


图 0-1 飞机钣金零件

1—蒙皮；2—口框；3—长桁；4—肋缘；5—翼肋；6—卡箍；7—导管；8—整流罩；9—框缘；
10—隔板；11—翼尖；12—半球；13—副油箱壳体；14—支架；15—加强板

飞机钣金零件具有尺寸大、厚度薄、刚度小、形状复杂、精度要求高的特点，对钣金质量的要求也很严格。

一架飞机的钣金零件总数虽然很多，但同种零件的数量却很少，而且材料品种较多。

飞机钣金零件可分为板材零件、管材零件和型材零件三大类，每类零件又可以进一步细分（见图 0-2）。

钣金零件成形时，毛料在设备和模具作用下产生变形内力，此变形内力达到一定数值后，毛料就产生相应的塑性变形，从而获得一定形状、尺寸和性能的零件。可以看到，要掌握钣金成形工艺方法，必须了解金属在外力作用下的塑性变形规律。

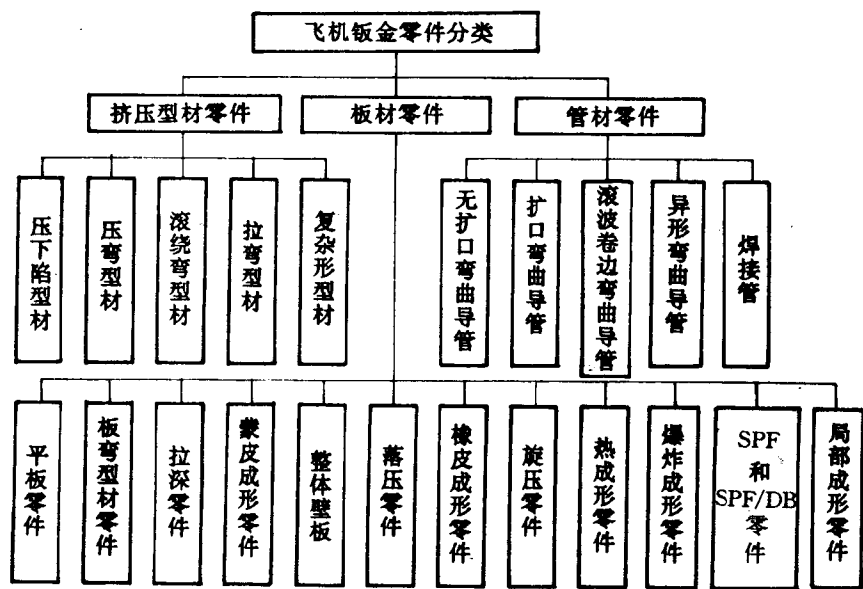


图 0-2 飞机钣金零件分类

第一章 金属塑性变形的物理基础

§ 1-1 金属结构和金属的变形

一、金属结构

大多数金属是在结晶状态下使用的。所谓结晶，就是原子按一定几何规律在空间作周期性排列。使金属原子结合在一起的是金属键，这种键的结合特点是每个正离子处境都是等价的。因此，金属在塑性变形时，原子在变形后的新位置上能重新键合。金属键的方向性很小，这种相互的吸引力将金属原子在各个方向等地堆积起来，形成空间点阵，并使原子的堆积占有最小空间。点阵的定义是每个阵点在空间具有相同的环境。也就是说，在一个空间点阵的每个阵点上，所看到的是完全相同的景象，并且永无止境。

能满足点阵定义的原子排列仅有十四种，其中金属结构所占不足一半。具体地说，除极少数外，绝大多数金属皆形成下列之一的简单结构，它们是：体心立方；面心立方；密排六方；正方。

多数金属的晶格型式是不变的，但有些金属在不同温度下晶格型式却不相同，称为同素异型体。

晶体中，由原子组成的平面称为晶面，由原子组成的直线称为晶向。同一种晶格在不同晶面上的原子密度和不同晶向上的原子间距是不相同的，而金属的物理、化学、机械性质又决定于原子之间的相互作用，因此，原子密度和间距的不同就导致了性能上的差异，这是结晶物质的特点，也是金属各向异性的根源。

常用金属和合金为多晶体。大量结晶方位互不相同的晶粒聚积在一起，在宏观上或统计上呈现出各方向大体相同的性质，称为伪同向性。

晶粒的大小、形状和方位对多晶体的性质有重要影响。

以上谈的只是理想的晶体结构，即全部原子都规则地排列在晶体格点上。但实际晶体总是存在着各种缺陷，最明显的是多晶体，如晶界、位错、空位和间隙原子等。它们对金属和合金的性质、包括塑性变形性质起着非常重要的作用。

二、金属的变形

金属受外力作用就会变形。大部分金属都呈现出明显的弹性变形阶段和塑性变形阶段。弹性变形时，金属原子的位置发生相对变化，表现为原子之间的间距有微小的改变，从而引起体积的变化。弹性变形时，原子的稳定平衡状态遭到破坏，作用在物体上的外力和力图使原子恢复到最小势能位置的原子之间的反作用力相平衡，这种反作用力就是内力。单位面积上的内力称为应力。弹性变形是可逆的，外力去除后变形体就完全恢复它原来的尺寸和形状。当物体受力较大，使原子偏离其稳定平衡位置超过某一数值、而达到邻近原子的稳定平衡位置

时，外力去除后原子就不会再回到其原来位置，而是停留在邻近的稳定平衡位置上，于是变形就表现为不能恢复的，这种变形称为塑性变形。

作用在变形体上的外力去除后，原子也可能既未回到原来的稳定平衡位置，也未转移到其它稳定平衡位置上去，则说明原子仍处于受力状态。此时原子所受的内力称为残余应力。残余应力经常带来不利的影响，可以通过热处理或机械振动法消除。在消除残余应力的过程中，物体也要产生一定的变形。

晶体塑性变形后，表面呈现出一些很细的平行线，称为滑移线。滑移线是塑性变形时晶体的一部分沿着一定的晶面和晶向相对于其它部分平行滑动后所留下的痕迹，它是了解金属塑性变形的关键。

金属和合金在再结晶温度以下变形时，主要的塑性变形方式是晶内滑移和孪动，现分别给以介绍。

1. 晶内滑移

晶内滑移是晶体塑性变形的主要方式，在回复和再结晶温度以下时尤其如此。

晶内滑移又称滑移，是指晶体的一部分沿一定的晶面和该晶面的一定方向相对于晶体的另一部分作有规律的移动。移动后，在金属内部和表面出现的痕迹称为滑移线。滑移线实际上是滑移后在晶体表面留下的小台阶。相互靠近的一组小台阶宏观上反映一个大台阶，称为滑移带，如图 1-1 所示。滑移带说明，滑移所引起的变形是不均匀的，即

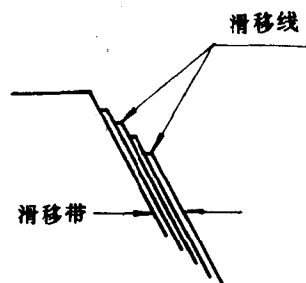


图 1-1 滑移线和滑移带

在滑移带内发生了剧烈的滑移，而在两个滑移带之间则没有发生或只发生了极少的滑移。

在原子密度最大的面内，沿原子密度最大的方向，临界剪应力最低，故沿此面和此方向发生滑移的可能性最大。此面和此方向称为滑移面和滑移方向。不同晶格所含的滑移面和滑移方向是不同的。例如，面心立方晶格的 $\{111\}$ 族滑移面有四个，每个滑移面有三个滑移方向，总的滑移系数为 $4 \times 3 = 12$ 。图 1-2 给出了面心立方、体心立方和密排六方的滑移面和滑移方向。表 1-1 给出了几种金属元素和合金的结晶构造、滑移面和滑移方向。显然，潜在的滑移系统愈多，则沿不同方向屈服应力的变化就愈小，各向异性程度也就愈低。

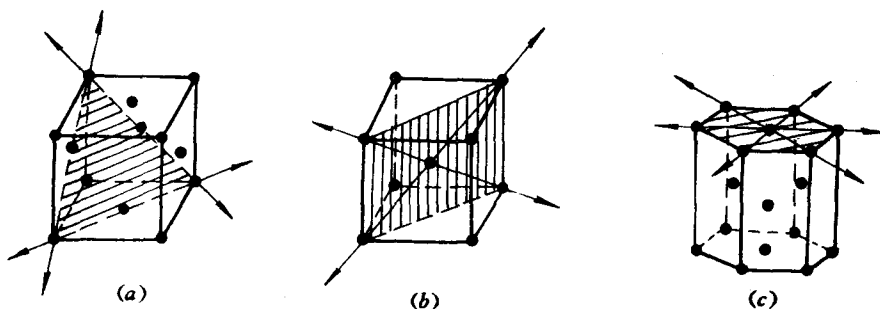


图 1-2 滑移面和滑移方向

(a) 面心立方； (b) 体心立方； (c) 密排六方

因滑移而产生的塑性变形原则上不产生体积变化。而金属的破坏则起因于原子结合的分

则会抑制破坏。

表 1-1 几种金属和合金的晶格类型和滑移系统

晶 体	晶 格 类 型	滑 移 面	滑 移 方 向
Cu, Ag, Au, Ni CuAu, α -CaZn AlCu, AlZn	面 心 立 方	$\{111\}$	$\langle 110 \rangle$
Al	面心立方	$\{111\}$ $\{100\}$ $\{110\}$	$\langle 110 \rangle$ $\langle 110 \rangle$ $\langle 111 \rangle$
α -Fe	体心立方	$\{112\}$ $\{123\}$	$\langle 111 \rangle$ $\langle 111 \rangle$
α -Fe+4%Si	体心立方	$\{110\}$	$\langle 111 \rangle$
Mo, Nb	体心立方	$\{110\}$	$\langle 111 \rangle$
Cd, Zn, ZnCd	密排六方	$\{0001\}$	$\langle 2\bar{1}10 \rangle$
Mg	密排六方	$\{0001\}$ $\{10\bar{1}1\}$ $\{10\bar{1}0\}$	$\langle 2\bar{1}10 \rangle$ $\langle 2\bar{1}10 \rangle$ $\langle 2\bar{1}10 \rangle$
Be	密排六方	$\{0001\}$ $\{10\bar{1}0\}$	$\langle 2\bar{1}10 \rangle$ $\langle 2\bar{1}10 \rangle$
Ti	密排六方	$\{10\bar{1}0\}$ $\{10\bar{1}1\}$ $\{0001\}$	$\langle 2\bar{1}10 \rangle$ $\langle 2\bar{1}10 \rangle$ $\langle 2\bar{1}10 \rangle$

2. 孪动

孪动又称双晶，是晶格绕着一定晶面转动，从而使该面的两侧部分互成镜像对称形状，如图 1-3 所示。

孪动所能提供的塑性变形较小，如铜单晶体，靠孪动只能获得 7.39% 的变形量，而靠滑移则可以达到 300% 的变形量。

实验证实，孪动会在晶体内部造成空隙，使晶体提早破裂。

孪动虽然不能提供较大的塑性变

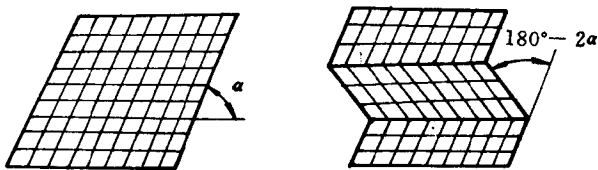


图 1-3 晶体孪动示意图

形,但在滑移发生困难时,能够起到调整晶体取向和增加位错的作用,以使滑移能够继续进行。

§ 1-2 位 错

一、概述

以上所讨论的滑移是设想把滑移面两侧的原子群视为刚体,沿滑移面相互滑动。如果确实如此,则可以根据静力学理论粗略地估算所需要的临界剪应力。

如图 1-4 所示, x 是上面一行原子相对于下一行原子的剪切位移。显然,当 $x=b$ 或 x 为 b 的整数倍时,各原子所处状态与原始状态相同,仍为不受力状态。只有当 x 达到 b 的一定分数时才会发生不稳定状态。也就是说,要发生滑移,必须使 $x=\eta b$, 式中 η 为一分数。利用虎克 (Hooke) 定律,可以粗略地计算出所需要的临界剪应力为

$$\tau_c \simeq G \frac{x}{b} = \eta G$$

式中 G 为材料的剪切模量,对一般金属而言, G 的数量级为 10^4MPa , 粗略估计时取 $\eta=1$, 则 $\tau_c \simeq G$ 。比值较实际金属发生滑移时的剪应力大 4~5 个数量级。更精确的计算表明, τ_c 的理论值仍较实际值大 3~4 个数量级。

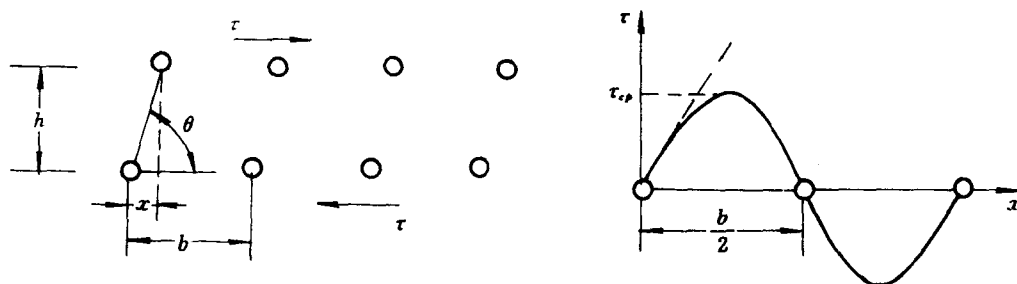


图 1-4 理想晶体的滑移

位错理论就是为了解决上述矛盾而提出来的,之后并为实验所证实。它是决定金属力学性质一个基本环节,对固体其它方面的问题也起着重要作用。

实际晶体由于结晶过程或随后的热处理过程中各种因素的影响,在结晶体内部造成了各种缺陷:某些原子偏离了理想位置,某些部位可能多出一个原子,而另一些部位又可能缺少一个原子等。这些缺陷使金属内部形成了承受载荷的薄弱环节。当晶体受外力作用时,滑移就会首先在这些部位发生,然后逐步扩展到滑移面的其余部分。这样,在逐步滑移的任何阶段,已滑移区和未滑移区之间总存在一个过渡区。这个过渡区称为位错区,或简称位错。区域内晶格畸变最严重的点的连线称为位错线。

既然滑移过程是滑移区不断扩展的过程,而位错又是滑移区的边界,所以,滑移过程也就表现为位错在滑移面上的运动。在已滑移区中,滑移状态可用一个矢量 b 来描述,称为柏格斯 (burgers) 矢量,它表示了已滑移区中滑移面上部原子相对于滑移面下部原子所移动的方向和距离。

晶体中的位错是高度易动的，即它在滑移面上移动时，晶体点阵对它的阻力很小，可以被很小的外力所克服。

二、刃型位错

刃型位错是最简单的一种位错，也是研究金属塑性变形时最早提出来的一种位错。

图 1-5 为滑移面上发生了局部滑移的示意图，其中 $A'B'EF$ 表示已发生了滑移的区域。图 1-6 的三个图形分别表示：(a) 滑移前；(b) 局部滑移；(c) 滑移已扩展至整个晶面。图 1-5 中滑移面的上部、即 $EFGH$ 面的左边部分已产生了滑移，而右边部分尚无滑动。因此，在 $EFGH$ 处多挤进了一层原子。这点在图 1-6 (b) 中看得更清楚，即在 HE 处多出一列原子。尽管如此，可以看出，四周原子基本上仍保持了晶格排列，只在 E 处（图 1-6 (b) 画有符号 $\perp$ 处）的附近，由于上下两层原子数不同，局部地完全丧失了晶格排列。从三维的图 1-5 看，这种局部的晶格缺陷集中在滑移区的边界线 EF 附近，这个线状的缺陷就是刃型位错。从晶格排列情况看，就如同在滑移面上部插进了一片原子，位错的位置正好在插入的一片原子的刃上。在刃型位错之上晶格受到压缩，在它之下晶格受到伸张，这种情况表明，一个刃型位错除沿位错线原子排列错乱以外，还在四周存在一定的弹性应力场。

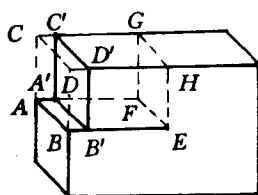


图 1-5 局部滑移

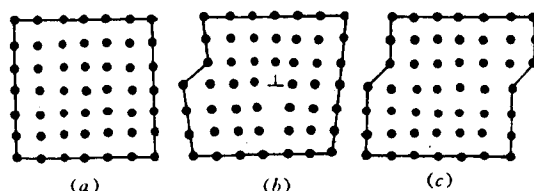


图 1-6 滑移过程

按照上述对滑移的看法，滑移过程是滑移区域不断扩展的过程，而位错正是滑移区的边界，所以滑移过程也就表明为位错在滑移面上的运动。一个刃型位错从滑移面的一边运动到另一边就完成了如图 1-6 所示的滑移过程。

图 1-7 给出了错位运动过程中实际原子的运动情况。可以看出，位错运动时，只有位错附近的原子作了比较小的移动。而且，这里的原子和正常格点上的原子不同，是处于很不稳定的状态，在很小的剪应力作用下，就可以发生位错移动。

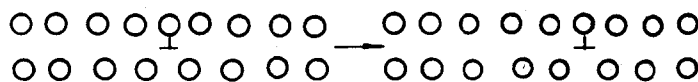


图 1-7 位错运动

此外，值得注意的是，位错的方向和滑移的方向垂直，这是刃型位错的一个基本特征。

自然界和日常生活中有许多类似刃型位错的例子。如拖动沉重的地毯需要很大外力，但如抖动使其前移，则会有波通过地毯，使其一小段一小段地前移，省力得多。再如蚯蚓前进时，首先是使身体局部伸长，从而头部先前移，再将伸长部分逐渐移至尾部，则整个身驱就前进了一段距离。

三、螺旋位错

螺旋位错是另一种基本类型的位错。

如图 1-8 所示,如果设想把晶体沿一个铅垂晶面 $ABCD$ 切开,并使两边的晶体上下相对滑移一个原子间距,然后粘合起来,就得到图 1-8 所示的情况。这里滑移区的边界 BC 显然和滑移方向平行,这就是螺旋位错的主要特征。除了 BC 线附近的原子外,其它原子依然保持了晶格排列,只有 BC 线附近的局部区域内原子丧失了晶格排列,构成所谓螺旋位错的缺陷。

由图 1-8 很容易看出,如果在原子平面上环绕螺旋位错走一周,就会从一个晶面转到另一个晶面上去。也就是说,在这种情况下,原子已不再构成一些平行的原子平面,而是形成了以螺旋位错为轴的螺旋面,螺旋位错正是由此而得名。

螺旋位错四周的原子虽然基本上保持着晶格排列,但是,从原来的平行晶面变为螺旋面后,显然受到了一定的扭曲,因此,环绕螺旋位错也一定存在着弹性应力场。

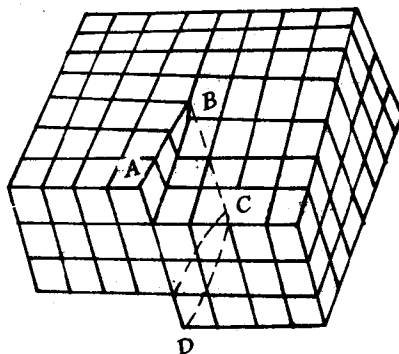


图 1-8 螺旋位错示意图

四、混合位错

在图 1-9 中,滑移面 $ABCD$ 的上部原子相对于下部原子按柏格斯矢量 $\mathbf{b}$ 发生了位移。已滑移区和未滑移区的分界线 ADC 为一条曲线,这条表明位移边界的曲线即为位错线。这种位错称为混合位错。

由于柏格斯矢量 $\mathbf{b}$ 在滑移区各处都相同,故在靠近 A 点处,矢量 $\mathbf{b}$ 与位错线平行,属于纯螺旋型位错,在靠近 C 点处,矢量 $\mathbf{b}$ 与位错线垂直,属于纯刃型位错,而在 AC 线之间任意点 D 处,矢量 $\mathbf{b}$ 与位错线之间呈某一夹角,称为混合型位错。

混合型位错可以分解为刃型部分和螺旋部分,分别称为位错的刃型特性和螺旋特性。

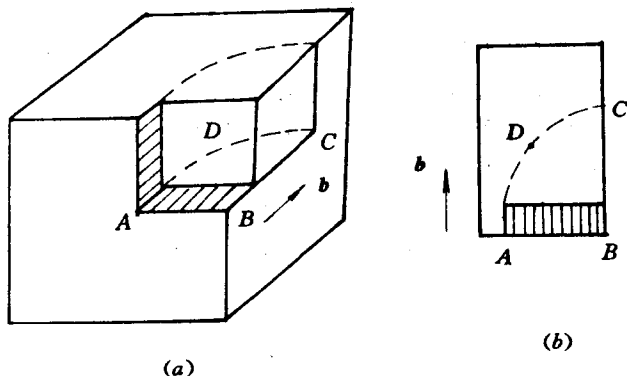


图 1-9 混合位错示意图

五、位错的增殖

由上述两种基本类型的位错不难看出,当滑移结束后,位错线也就因移至晶体表面而归于消失,晶体中位错线的数量也会随着塑性变形的增加而逐渐减少。但实际观察并非如此。一般说来,未经塑性变形的晶体位错密度约为 $10^4 \sim 10^8$ 条/ cm^2 ,而经过剧烈的塑性变形后,其密度可增至 10^{12} 条/ cm^2 数量级,约相当于变形体平面中每千个原子中就有一个位错。由此可

见,塑性变形结果不是减少、而是大大地增加了晶体中位错的数量,这种现象称为位错的增殖。

在塑性变形过程中,位错的增殖有好几种方式。如果将可能增殖位错的所在称为位错源,则由弗兰克(Frank)与瑞德(Read)共同提出的位错源增殖过程大致如图1-10所示。

假设由于作用力的分布情况或其它原因,致使某一位错线上只有 DD' 段可以滑动, D 和 D' 两点就像 DD' 段位错的下锚点一样被钉扎住不能移动。这样,在适当的剪应力 τ_b 的作用下, DD' 段位错线就只能呈现弧形扩展,直至两端弧线相接,从而生成一段新的直线位错和一个环形位错。这个过程不断重复,就可以使位错无限增殖。所以,随着变形程度增加,位错密度也就增大,有利于塑性变形。但晶体中位错数量增加也会出现硬化,又不利于滑移继续进行。

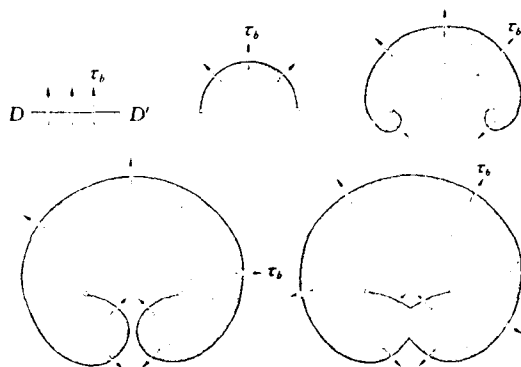


图1-10 位错源增殖示意图

§ 1-3 界 面

实际金属皆为多晶体,微小的晶态区称为晶粒,晶粒平均尺寸在 $0.015 \sim 0.24\text{mm}$ 之间。

晶粒通常不是完整的单晶体,它可以分为更小的亚晶粒,这些亚晶粒才接近于理想的单晶体。

晶界和亚晶界是位相不同的晶体间的界面,金属的物理机械性能依赖于这些界面的性能。例如多晶体金属各晶粒变形的不一致主要是靠晶界变形来协调的。因此,晶界的变形能力对金属的塑性具有重大意义。

一、界面的几何关系

图1-11表示的是两个互成 θ 角的二维点阵汇聚在一起时所形成的界面。

根据界面与两个点阵之一的某一平面之间的夹角不同,晶界可能以两种不同的方式形成,如图1-11(b)和(c)所示。要完全确定晶界,就必须确定:

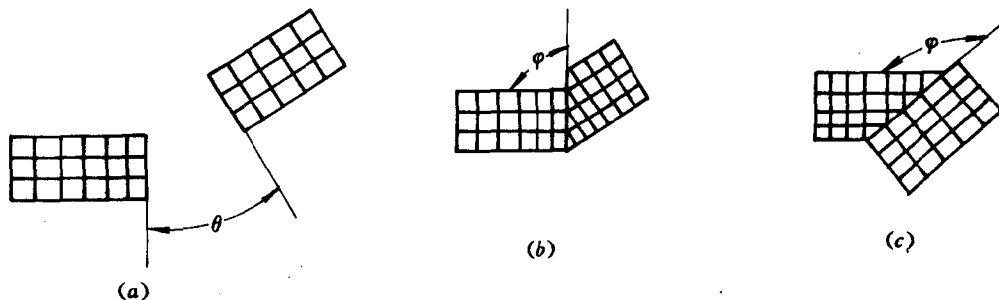


图1-11 二自由度晶界

(1) 一个点阵相对于另外一个点阵的位向角 θ ;

(2) 晶界相对于一个点阵的位向角 ϕ 。由于这种晶界能用两个角度确定, 故称作二自由度晶界。

为了描述三维空间晶体间的晶界, 必须同时确定晶体间的相对位向和晶界相对于其中一个晶体的位向。现考虑图 1-12 中的晶体。

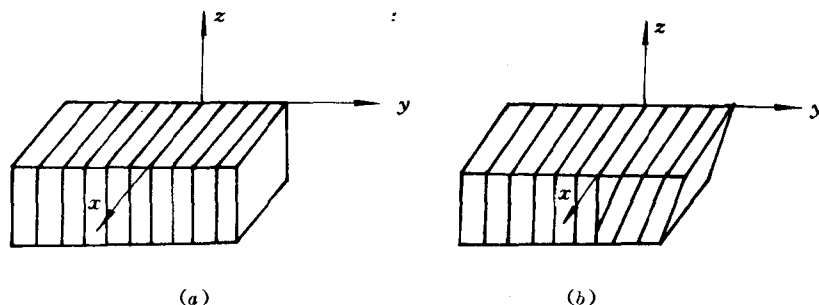


图 1-12 三自由度晶界

设想将此晶体沿 xz 平面切开, 然后将右半部绕 x 轴旋转, 就可以造成这两部分晶体之间的失配, 如图 1-12 (b) 所示。一般地说, 可以绕 x 、 y 、 z 三轴中的任一轴旋转, 因此, 为了确定两个晶体之间的位向, 就必须确定三个角度。现考虑两个具有固定位向的晶体之间的晶界, 如图 1-12 (b) 所示。在此情况下, 晶界位于 xz 平面上。通过绕 x 轴或 z 轴旋转可以改变此晶界的位向, 但绕 y 轴旋转则此晶界位向不变。因此, 要确定三维空间中晶界的位向就需要五个自由度, 三个确定晶粒间的位向, 二个确定晶界相对于一个晶粒的位向。

二、小角度晶界

实验证实, 晶界厚度不超过 2~3 个原子层的数量级。因此, 对相互有小角度 ($5' \sim 2^\circ$) 倾斜的两部分晶体之间所形成的“小角度晶界”, 就可以看成是由一系列的刃型位错排列而成。图 1-13 表示了小角度晶界的情况。

小角度晶界的结构可以这样理解: 在图 1-13 所示的小角度倾斜部分中, 为了使原子尽可能完整地排列, 并使两部分晶体能弥合在一起, 就要每隔几列插入一片原子, 这样, 小角度晶界就成了一系列平行排列的刃型位错。

金属经过冷加工, 晶格产生塑性变形和弹性畸变之后, 再在较高温度下退火, 就可能形成小角度晶界。

三、扭转晶界

除小角度晶界外, 另外一种可用位错描述的简单晶界为扭转晶界。这种晶界可设想为某个晶粒相对于其邻近晶粒绕垂直于晶面的轴发生转动的结果, 它是由交叉的螺旋型位错组成的方形网格构成的, 如图 1-14 所示。

扭转晶界是最简单的螺旋型位错晶界, 而小角度晶界则是最简单的刃型位错晶界。

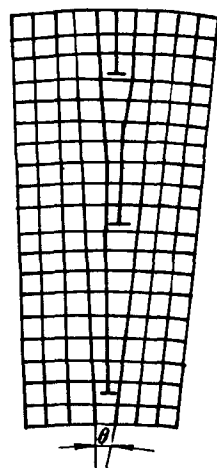


图 1-13 小角度晶界

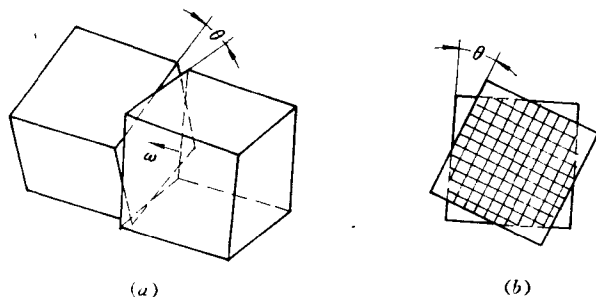


图 1-14 扭转晶界示意图

四、孪晶界

孪晶界是最简单的一种晶界。孪晶界可以分为共格的和部分共格的两种。图 1-15 (a) 是共格孪晶界。由于这类特殊界面上点阵自然地完全匹配，故在晶界上获得了无点阵畸变的完全共格。如将这类孪晶界的对称面转动 θ 角，如图 1-15 (b)，即可得到部分共格的孪晶界，通常称为非共格孪晶界。

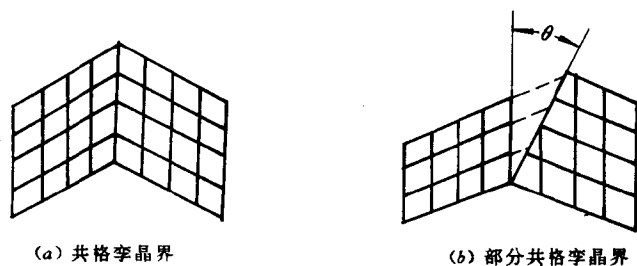


图 1-15 孪晶界示意图

§ 1-4 硬化

一、变形硬化

金属和合金的强度是由其所含位错的数量和位错运动的难易所决定的。在纯金属中，使位错移动所需要的力是很低的，因此，为了强化金属，就必须限制位错运动，方法是：或造成阻碍位错运动的内应力，或在位错运动的通道上设置颗粒，使位错回绕或切过它们。

根据同样道理，金属和合金塑性变形时，硬度会随变形程度的增加而不断提高，直至破坏，此即所谓的变形硬化。

硬化是位错运动的阻碍增大所致，这种阻碍主要是位错线本身所造成的。

为了说明以上机制，现以单晶体的塑性变形为例。

单晶体受到外力作用时，随着应力增加，滑移系上的剪应力将达到临界剪应力值，位错开始运动，从而产生滑移，这是塑性变形的第一阶段。在此阶段中，位错的运动和增殖所受的阻力很小，因此应力升高不多。

当晶体在外力作用下转动到足够程度，使滑移在相交的滑移系发生时，塑性变形的第二

阶段就开始了。在此阶段中，相交滑移系统的位错在运动时彼此交截，这种相互交截作用使许多位错被钉扎住，位错运动因而变得比较困难，金属开始硬化。

一个被钉扎住的位错将阻止同一滑移面上其它位错的越过，这是因为这个被钉扎住的位错会对接近它的位错产生斥力之故，图 1-16 (a) 表示了位错被交叉滑移所钉扎的情况。

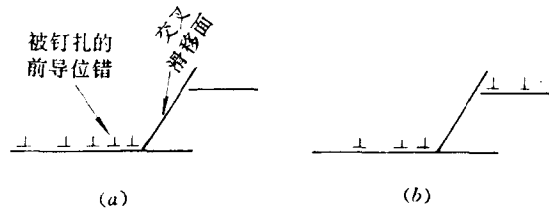


图 1-16 交叉滑移使位错钉扎

当应力高到足以使被钉扎住的位错开始运动时，变形的第三阶段开始。在此阶段中，变形硬化率略有下降。图 1-16 (b) 指出，此时位错可以通过交叉滑移过渡到一个与其平行的滑移面上，从而能够在同一滑移系上继续运动。

二、显微组织硬化

实践指出，金属的流动应力随晶粒尺寸的减小而增加。实验数据表明，流动应力 σ 与晶粒直径 d 的 $1/2$ 次方的倒数之间存在着如下的线性关系，式中的 σ_0 为临界应力。

$$\sigma = \sigma_0 + K \frac{1}{\sqrt{d}} \quad (1-1)$$

显微组织造成硬化的原因是显微组织中的界面阻碍了位错运动。金属滑移时，位错线不断向晶界运动，最后将在晶界处堵塞。进一步的运动就得依靠由这个晶粒中塞积的位错所造成的局部应力场在临近晶粒中产生新位错。因此，方程 (1-1) 中的 K 可解释为在邻近晶粒中释放或产生位错的难易程度。

此外，外来原子溶于固体金属时，它可以成为位错运动的障碍。通过析出或直接植入向晶体点阵中引进颗粒后，这些颗粒将与位错发生交互作用，也会成为位错运动的障碍。

§ 1-5 影响金属塑性的主要因素

一、金属成份和组织对塑性的影响

通常工业用金属都是合金。合金元素与金属基体的结合有固溶体、化合物和中间相。化合物和中间相属电子键结合，原子间结合力强，表现出变形抗力高而塑性差。固溶体、特别是替代式固溶体并不改变基体金属的晶格型式，只是使晶格略有畸变，因而变形抗力和塑性与基体金属并无显著差别。所以，从塑性要求来说，希望合金呈固溶体状态。此外，加入元素的数量一定要控制在形成固溶体所能容纳的溶解度以下，以避免生成化合物。例如碳钢，碳元素除溶入铁晶格中形成替代式固溶体外，还会生成 Fe_3C 化合物，称为渗碳体。而固溶体与渗碳体的相对数量与分布情况就与含碳量多少有关。随着含碳量增加，固溶体的含量相对减少，铁碳化合物的含量则相对增加，塑性也随之降低。

金属中难免有杂质存在，杂质含量对金属塑性的影响很大。如果杂质以单独夹杂物的形式分布在晶格内或晶粒之间，则对塑性影响较小。但如晶粒是被杂质包围着，则对塑性影响较大。不过，杂质影响如何还要由杂质本身确定。如果它是脆性的，则将使塑性降低。例如