

塑性变形理论

塑性变形理论

第一章 緒論

I-1) 金属压力加工的发展及分类

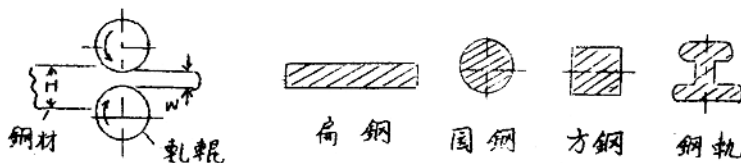
在外力的作用下金属永久改变其形状而不破坏的性质或能力称为「塑性」，具有此种性质的状态称「塑性状态」

塑性对实际生产有极大的意义，利用金属的塑性在一定的器械下改变毛坯的形状而获得成品，就是「金属压力加工的过程」

压力加工与铸造、切削、电火花加工、焊接等生产方法比较有显著的优点即 (1) 金属消耗少 (2) 生产速度快，适于大量生产 (3) 产品质量高，所以在机器制造中能用压力加工制造者尽量采用压力加工的方法。

金属压力加工这一生产方法，人类很早就知道利用，例如我国在春秋战国时代锻造方法已被广泛应用，明朝宋应星著的「天工开物」中更详细的记载有拉线等方法，但是由於封建制度的束缚，生产力一直不得发展，压力加工这一生产方法也就一直停留在技术方面，随着 18、19 世纪封建社会的死亡、资本主义的上升，生产发展的刺激，压力加工方法才得到蓬勃的发展，到现在金属压力加工的主要类别为轧压、自由锻、模锻、冷冲压、拉线及挤压等。

利用轧压的方法可以得到钢板、钢锭、方钢、圆钢、扁钢、钢轨、钢管及其他形状的钢材，轧压过程的实质是使坯料通过两个旋转的轧辊，而使坯料的厚度减小，长度增加。



軋压之图解

图 1. 各种轧压钢材

在国民经济各个部门中、锻压生产具有很重要的意义。在苏联、冶炼出来的钢铁有 75% 以上都要经过锻压，而其余部分的钢材直接用于铸造、自由锻及挤压。

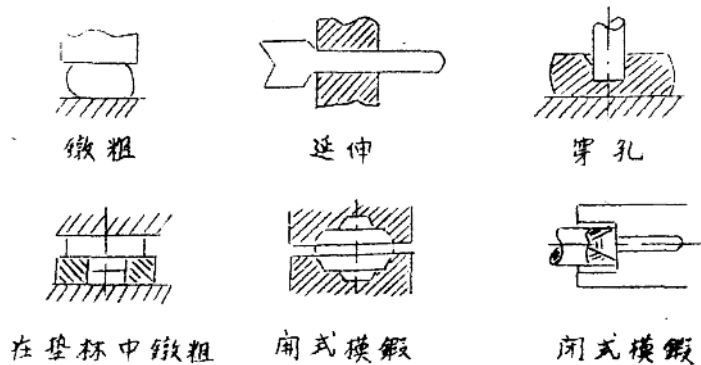
利用自由锻及热模锻的方法可以得到各种机器中不同形状及大小的另件。自由锻是在锤上或压力机上进行、其锤头之形状可为平面的或曲面的。

热模锻操作是将金属放在锻模中获得变形，锻模模膛之形状与模锻工件之形状完全一致，在模锻的过程中金属要受模壁的限制，不是自由变形。

利用自由锻方法及热模锻方法可以制造各种机器中受力最大的另件，（如曲轴、连杆、飞机之螺旋桨、高压锅炉的圆筒、枪管、炮身、透平的另件、船舶的另件等），所以锻压生产对于机械制造业来说具有十分重要的意义。

根据苏联的实际经验、约有三分之一冶炼所得的钢都要经过锻压加工，在最先进的机器中（机车、汽车、飞机等）模锻的工件约佔其重量的 65% 至 85%。

自由锻及热模锻的基本操作方法有锻粗、延伸、穿孔、在垫环中及锻模中锻粗、在开式锻模中及闭式锻模中锻过，如图 2 所示。



除热模锻外，尚有冷冲压（或叫做薄板冲压）；利用冷冲压的方法可以由板料制出这各种不同的工件，这些工件包括飞机和汽车的车身及另件，各种仪表的另件，钟表的另件，各种生活用品（如碗、盆、锅、匙、勺等）及其他工件。

冷冲压生产之基本操作方法有冲裁、拔伸、弯曲、成型，等如圖 3 所示。

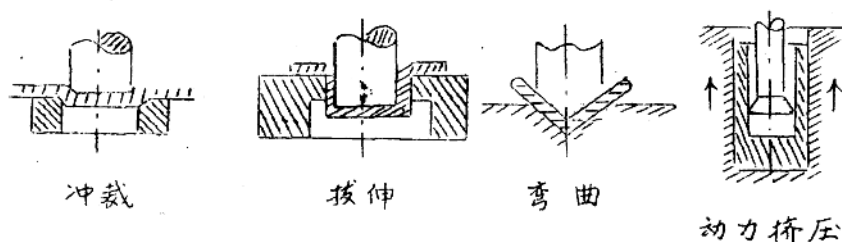
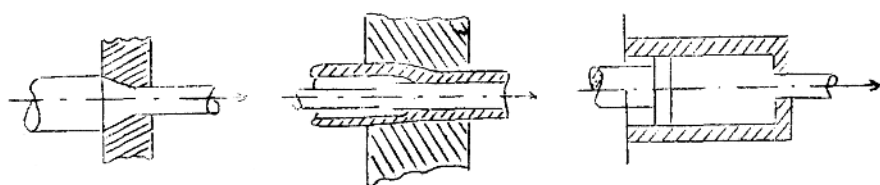


圖 3

拉絲是将坯料通过拉絲模之模孔，使坯料之断面缩小及長度增加，拉絲生产的产品包括各种大小断面的綫材，棒料及細管拉絲的方法可以得到几十分之一公厘的綫材及直径細到 0.3 公厘的注射用針头的細管等。



实心体工件的拉制

空心体工件的拉制

挤压

圖 4

挤压為金属压力加工生产之一種，它的特点就是将金属放在封闭圆筒内加压力使其由較小的模孔中擠出而得到不同形状的工作，如棒材、管子及其他形状的材料。

机械制造工业，国防工业，电器工业，民用工业及其他許多工业部门都是与金属压力加工有密切关系的。

I-2) 压力加工理論的發展及现状。

但是直到廿世纪初，压力加工各部门几乎全部处于没有理论指导的地位，最好也不过是利用一些生产经验的公式，实际生产的需要促进了塑性变形理论的发展，近二十多年来，社会主义的苏联学者，根据数学和力学的理论，金属物理，和大量生产实际资料为基础进行了巨大的研究工作，已经初步地创立了金属压力加工的理论，用这些理论在对实际生产有足够精确度的范围内已经能够解决一些重要问题，并且已经应用到生产中去。理论的指导再加以压力加工机械的改进所以近十多年来压力加工技术得到了空前的发展，不久前在列宁格勒召开的工艺会议上指出「在战后年代里由于在锻造及模压生产中应用了现代压力加工原理，作为新的工艺基础才获得了最有效的成果」。

俄国及苏联学者在金属压力加工理论方面有重大贡献的学者有 Д. К. 切尔诺夫，他在研究钢的锻造时，发现了钢的相变点，同时还得出滑动线及应力状态理论；在固体物理方面有 В. Д. 库兹涅佐夫，在金属强度及塑性方面有 Н. Н. 达维金克夫，Г. Б. 福利德曼等，在塑性数学原理方面有 А. А. 依利尤斯，В. В. 索克洛夫斯基，在金属塑性锻压理论方面有 С. Н. 古布金，А. И. 米里克夫，И. М. 巴甫洛夫，Е. М. 雷克索夫，А. 斯米尔诺夫——阿利亚耶夫等，都获得了很大的成就。

但是总的说来，直到目前塑性变形理论还没有成为严格系统可以解决它应当解决的各种问题的科学，这是因为塑性变形理论是一门十分复杂的科学。我们知道物体在弹性范围内变形和应力成线性关系，但是其应力变形问题（弹性力学）的计算已相当复杂，尚有許多在应用方面极为重要的问题还未获解答，在塑性范围内应力变形的关系比在弹性范围要复杂得多，首先应力与变形一般说不是直线关系，随着变形的进行不断的产生硬化，应力分布各处也是不均匀的，且变形温度、速度等条件对塑性变形发生着强烈的影响，变数这样多，要想全部利用数学解析来圆满确切

地解决实际塑性变形问题是非常困难的，事实上为了进行数学分析，不得不采取一些，与实际不尽相合，但可使计算简化的假定，因之根据这些假定进行复杂的数学推论所得出的结论往往与实际不合，直到目前许多实际问题的解答还不能不依靠着近似的实验公式和计算系数。

由以上所述可知塑性变形理论还落后于生产的需要，可见发现与创立完整实用的塑性变形理论以及计算公式的严重意义，这个任务是艰巨的需要这方面的科学工作者付出更大的劳动。

至于在我国，虽然解放后生产有了很大的发展，但因过去可以就完全没有压力加工理论，除了有苏联专家直接指导的压力加工部门之外，很多地方还把压力加工看作技艺而已，这就给我们祖国造成很大的损失，如何把已有的压力加工理论学过来，同时进一步钻研塑性变形的理论，是我们急待解决的任务，因为没有理论，技术上的进步就不可能，而对于我国技术的进步意义就特别重大，因为我们的工业基础薄弱，只有应用先进科学的最新成就，才能使劳动生产率提高到我们社会主义工业化所要求的速度。

1) 晶体：按金属晶体结构，研究晶体中的位错力场，从而分析金属的力学性质，这是基本的物理出发点。这方面的理论，在完整晶体及单晶方面，发展得较多，在多晶体方面，发展较为困难。（本课中需要的只是这方面基本概念与实验事实，理论分析属于物理范畴，学生不必要也无条件去深造，以免浪费时间）。

2) 均匀连续体：按金属的本来面目（晶体）来研究其力学性质，在许多问题上不能提供实用中所须的数量关系。这在金属物理发展以前即有另一个研究固体力学及力学性质的出发点，即均匀连续体，这观点将金属也当作一种假想的、全部空间均作为一种均匀介质所占据的物体。材料力学（弹性学）及塑性力学都由此出发而建立的。金属压力加工中的力学数量关系乃应用弹性学及塑性学的理论（但本课中涉及的，又限于单变数理论，数学力

学的深入追究，在本课中也是不必要和无条件的），多晶体的力学性质测定与理论，也是基于此出发点。对多晶金属而言，当晶粒愈小，性质愈接近于均匀连续体。

尽管这些出发点是不同的，但并不意味某一观点重要或不重要，也就是每一观点都不能单独解决一切问题；才有不同观点存在，各观点间起互补不足的作用，但无论如何，固体金属只能是晶体，如果我们同时接受这些观点的正确性，我们须得找出其间的过渡关系或比拟关系，问题仅在于此。这涉及“宏观与微观”的问题，在此，我们通过一个以后才能解释现在可以不同的例子来解释这问题。

WM： 微观分佈

宏观分佈

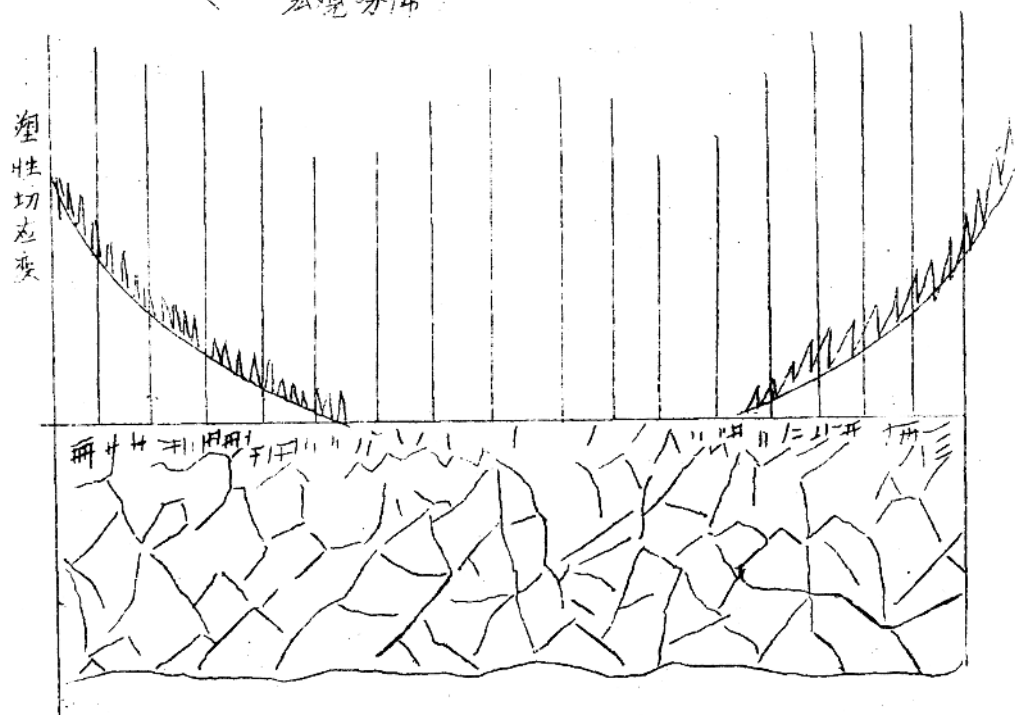


图 I-5 宏观分佈与微观分佈

如后所述，工业金属是许多晶粒拼成的。当金属受力时，在每一晶粒内，塑性变形高度不均，而且是一个区域性的现象，即在一晶粒内，有的地方有塑性变形，有的地方无塑性变形，有塑性变形的地方，我们用黑线表示之，称为滑移线，如图三所示。这种变形不均乃起因于晶体之特殊构造，另外一种变形乃起因于一块金属各部所受外力不均。例如在图三中，给出之晶粒为一金属棒中心切面上之晶粒，当此棒受弯曲时，是表面的变形大，内部小，各晶粒中滑移线之多少，衡量该晶粒塑性变形之大小。这样，因为粒内塑性变形不连续，由晶粒到晶粒，塑性变形也不连续，故由表面到中心，塑性变形量的分佈如折线所示。这一分佈折线乃根据晶粒变形的“微观”情况，称为“微观分佈”。但就整块金属而言，由表到内的微观分佈折线的水平仍按弯曲变形的力学特性拼成一定变化趋势，如连续曲线所示。这连续曲线可以说就是微观折线的平均值所拼成的曲线，也可以说是全切面上微观分佈的归纳抽象。这一曲线称为宏观分佈曲线，连续体力学分析的就是这类曲线，当晶粒愈小时，折线之阶梯性愈小，愈接近于一连续曲线，也就是说，金属愈表现得接近均匀连续体。

应力分佈也有类似情况，温度分佈，或多或少也有类似情况。本課主要参考书如下：

1. 哈工大“金属压力加工原理”讲义。
2. 清华大学“P. 4. 日伏夫“金属压力加工原理”讲义。
3. 钢院刘叔议“金属压力加工原理”讲义。
4. С. И. 古布金“金属压力加工原理”。
5. А. О. Томпсон 模大约等译“金属塑性变形原理”。
6. Г. А. Смирнов-Алев“Сопоставление Пластических - и... Деформаций Материалов, (1949)
7. Н. И. Безухов Теория упругости Пластичности. 1953.

第二章

晶体的塑性变形

(2.1) 晶体结构的基本概念

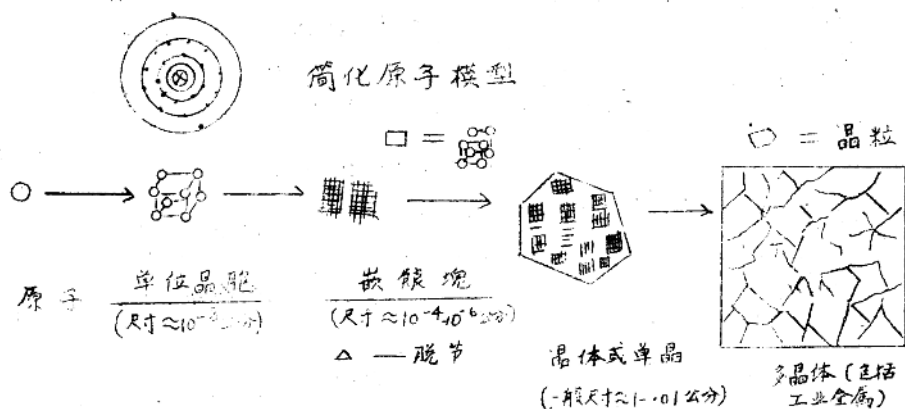


图 (II-1): 晶体结构中的各大小单位 (以低温铁为例)

晶体结构并非本课程主题, 但必须知道一个轮廓概念, 本节仅为目的。

晶体结构中的大小单位, 由小到火如箭 (II-1) 所示 (以低温铁为例)。除开以下各点而外, 图中情况很明显, 勿须赘述。

晶序完整毫无缺陷的晶体, 称为理想晶体或完整晶体, 此种晶体为晶胞作三向重复而成。现实晶体, 在以下各意义上, 是不完整的:

多晶体为许多晶粒结成, 在晶粒界上没有晶序, 晶粒界原子是乱序, 能量较高, 熔点较低, 一般认为具有粘性, 其厚度在纯金属仅几原子, 在非纯金属中可能很厚, 为低熔点杂质聚集之所。

在一颗晶粒或单晶内, 晶序也不是完整的, 一晶粒又为许多晶块组成, 叫做嵌银块, 块之间仅有微小位向差别。

在一个嵌银块内, 晶序也不是完整的, 内部存在着各色各样

的缺陷。这意味着单晶体在未受外力以前，内部存在着微应力。

各种晶系的规律，在晶相中已经讲过。重要的工业金属，属于以下个晶系：

1) 六方系：Zn, Mg, Be -----

2) 面心立方系：Al, γ-Fe, Cu, Ag, Au, Ni -----

3) 体心立方系：α-Fe, Mo, W -----

(2.2) 单晶体的变形：

(一) 滑移。单晶的塑性变形乃由两个基本变形方式产生，一为滑移变形，在前章中大体提了一下，在本节重点讨论，另一为双晶变形，在下节讨论，单晶滑移分下列各问题叙述：

(一) 滑移变形的理想机构；

(二) 滑移系；

(三) 滑移切应力；

(四) 单晶的屈服点。

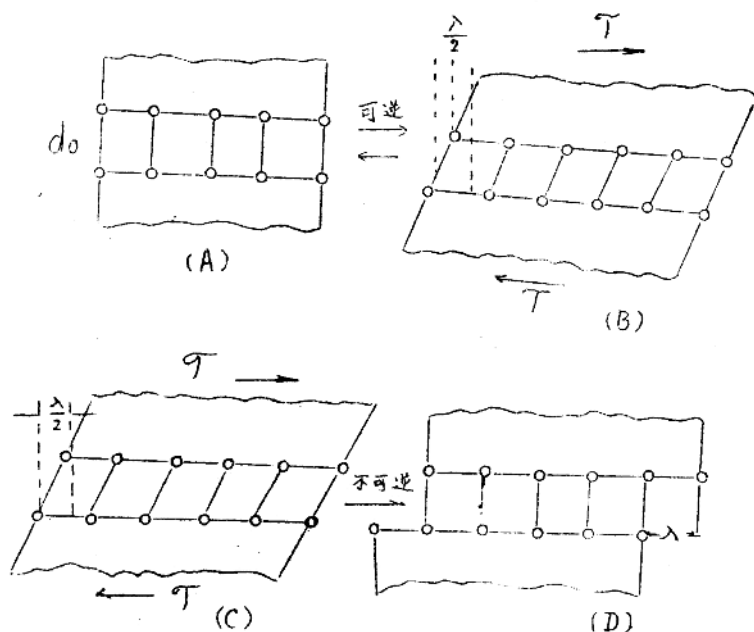


图 (II.2) 完整晶体的理想滑移机构

(一) 滑移变形的理想机构。

說弹性变形為可逆变形，塑性变形而不可逆变形，基本根据是圖 (II.2) 中的情况。当一单晶所受到之功应力较小时，如原子面间相错小于 $\frac{a}{2}$ (B 图)，则在力除去后，回復原来平衡状态，是为弹性变形。如受力大，使晶面相错到 $\frac{a}{2}$ (C 图)，则原子自动跳入前一个平衡位置 (D 图)，其晶序結構与原来 (A 图) 完全一样，只是上下两部不同逆的錯开一个距离 a —— 产生入值的塑性滑移，这构成塑性变形。这种机构或步骤，叫做“滑移变形”，其特性之一是滑移距离一定是原子间距 a 的整数倍。

单晶的塑性伸縮乃积累此种区域性的不連續滑移所致，如圖 (II.3) 所示。

(二) 滑移系：

上述滑移不是在什么晶面和晶面上都能产生，其在一定晶面和結晶方向上才能产生。在六方系和面心立方系的金属中，滑移发生的晶面和晶向是原子密度是大的晶面和晶向，即六方晶系之底面与底面六进行三对平行边的方向，面心立方系的 (111) 型面与 $[\frac{1}{2}\frac{1}{2}\frac{1}{2}]$ 型方向。但在体心立方系中，上述最大原子密度的规律不存在，滑移可能发生于 (110) (112) (123) 三类面的 $[111]$ 型方向上。

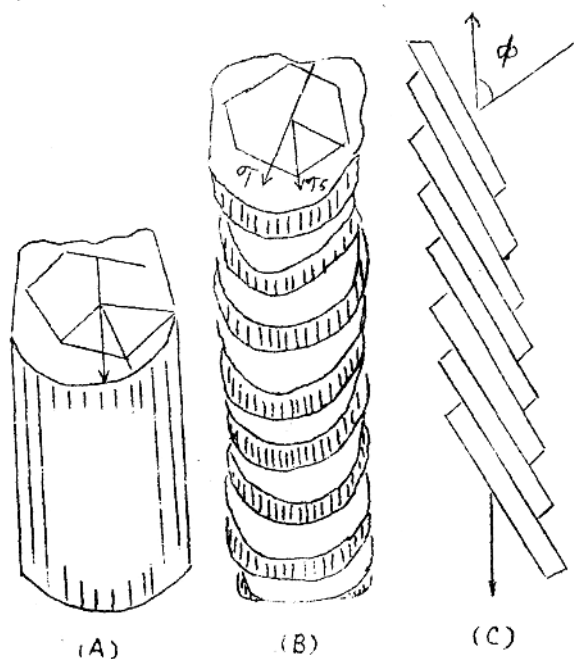


圖 (II.3)

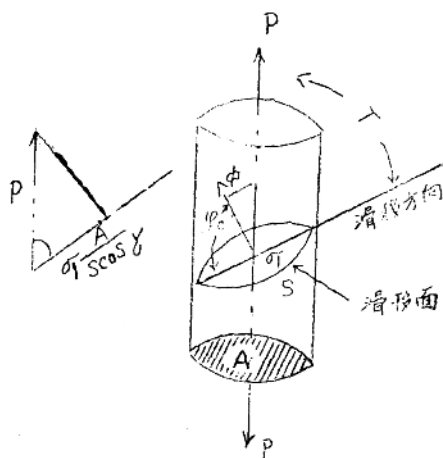
六方晶体之滑移

这种在其上发生滑移的晶面称为“滑移面”这种方向称为“滑移方向”，一族滑移面和一族滑移方向组合起来称为一个“滑移系”。这样，六方系只有一族滑移面和三族滑移方向，共只有三个滑移系，为金属中之最少者。而面心立方系有四族(111)型面，每族上有三族[110]型方向，故此系有12个滑移系。在滑移系多的金属中，滑移可能交错着在两个滑移系上发生，这叫“双重滑移”。

滑移系可能在高低温度不全。有关滑移系的具体资料在金属结构或金属物理中数册中可查到，在此不赘。

(三) 滑移切应力：

既然滑移是在滑移系中产生，产生滑移切应力就得作用于滑移面上的滑移方向上，称为“析切应力”，特别予以名称的理由，是此应力不直接是外力，知道外力后还得知道滑移系与外用的开向关系才能算出此析切应力 τ ，例如在单向应力下(图(II-4))，外加正应力 σ 与析切应力 τ 之关系为：



图(II-4)：滑移切应力

$$\tau = \sigma \cos \phi \cos \lambda \quad (1)$$

内中： $\phi = \sigma$ 与滑移面法线间之角度；

$\lambda = \sigma$ 与滑移方向间之角度。

(四) 单晶的屈服点：

滑移开始时的析切应力数值，称为单晶屈服点或临界滑移切应力，以 τ_0 代表之。一个重要的观念是，单晶只有切应力屈服点而无正应力屈服点，因为实验证明，在滑移开始时析切应力确

为一常数 σ_0 ，而外用正应力 σ 则随位向变化，如图 (II. 5) 所示。如 σ_0 为一常数，则 σ 应为图中所示之曲线：

$$\sigma = \frac{\text{常数}}{\cos \phi \cos \lambda} \quad (2)$$

实验结果证明 σ 之值确在此一曲线上，因此 σ_0 为一常数，而 σ 非常数值，各种金属的 σ_0 数值，在有关文献中可查到，在此不赘。

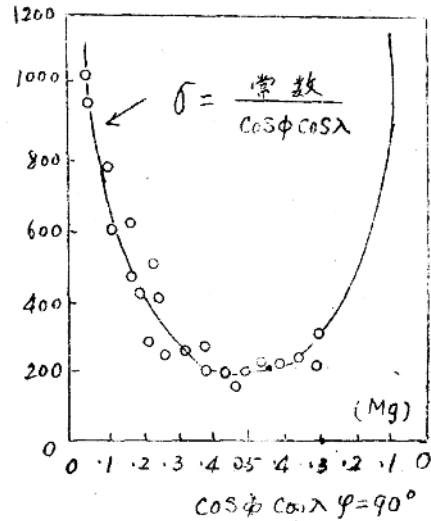


图 (II. 5)

镁单晶的屈服点 [35]

(二) 单晶的双晶变形：

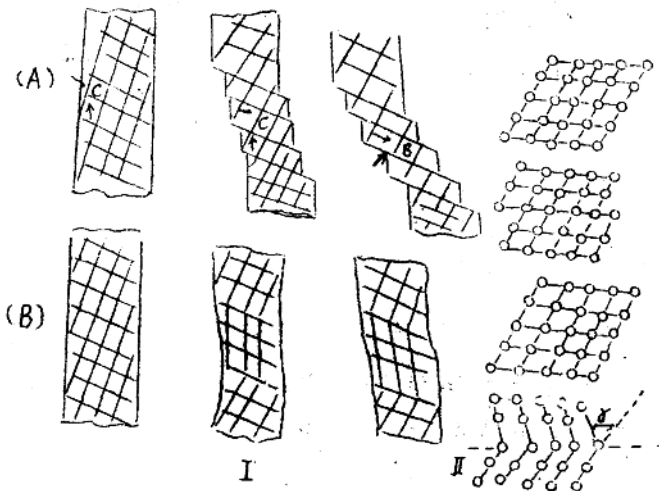


图 (II. 7) 双晶变形 [2]

单晶变形的方式，除开在特殊情况下，一般多是滑移，但另外存在着一种不同的变形方式，称为“双晶变形”，即以形成“

双晶”的方式来产生塑性变形，这方面情况也很复杂，且现在知道的情况还不如滑移那么多。大体说，双晶变形是晶体一部份之晶面折转一定角度 γ （图 II-7）而拼成与未变形部份对称的位相关系。

平行于对称面之平面族称为“双晶面”，这种对称关系是由对称面一端各双晶面向一方（左方）滑动所致，每面滑动距离与该面之对称面之垂距成正比，换言之，这也是纯切变形。

双晶变形是一种突然的变化，许多晶面于极短时间内作突然滑动，因此实验事实表现产生双晶的临界切应力 τ_w 这高于滑移临界应力 τ_0 。所以在滑移不易产生的情况下，易于产生双晶。

在滑移系最大的六方晶系中易于发生双晶，在高变形速度或低温度下也易产生双晶（以后可以看出，在此二条件下，滑移较困难）。

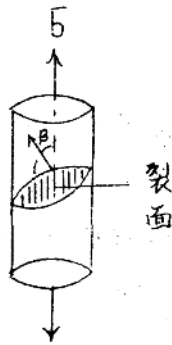
双晶与滑移相全之点候在于全为切变形，而相异之点很多，主要有下列四端：

- 1) 双晶面面的滑动距离不必要是属于间距的整数倍；
- 2) 应力上的差别： $\tau_w > \tau_0$ ；
- 3) 晶相拼造上的差别：滑移面与晶外表面之交线在目光或显微镜下均可见，称为滑移线，滑移的另一个特性是滑移线为密集线组，在变形后晶体中区域性地出现；在低倍数显微镜于是一条的滑移线，在高倍数下分析开为许多线，且无黑白显明之分界；而双晶则不然，发生过双晶的部份，一般远较滑移者宽，且光暗尖锐的分明，不可再析。

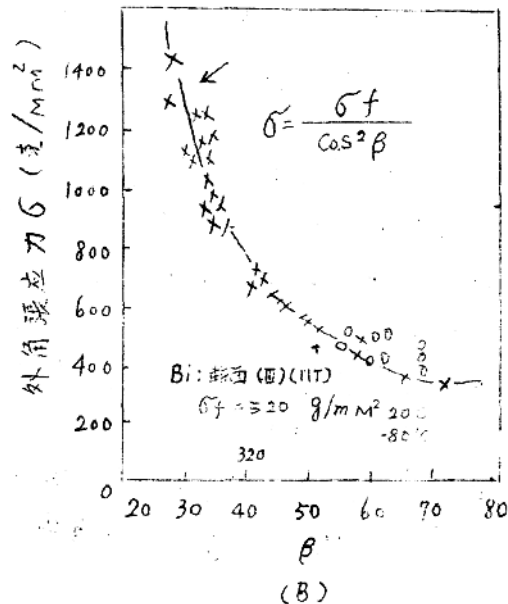
4) 应力应变曲线上的差别：如以后将指出，而双晶之变形过程，其应力变曲线大体连续，有双晶的，则成高度不连续。

(三) 单晶的断裂：

单晶的断裂，可能是正断裂，也可能是切断裂，内中以正断裂知道得较多，正断裂即单晶向某一晶面之法线方向上分裂，此



(A)



(B)

圖 (II.8): 單晶元正斷裂应力 [40]

項晶面，稱為“裂面”（圖 II.8 A）。裂面上之正应力 σ 為：

$$\sigma = \sigma_f \cos^2 \beta \quad (3)$$

在斷裂發生時之裂面应力為一常數 σ_f ，而外用張应力則非一常數，隨方向角 β 變化（圖 B）。常數值 σ_f 稱為單晶之正斷裂应力。

σ_f 的理論數值即 (2.1) 節圖 (c) 中之 σ_m ，可算出約為 $\sqrt{\frac{E}{f}}$ （ f 為數面能，此關係計不在本課範圍內），較實驗數值高 100—10000 倍，由晶体不完整性來解釋。斷裂學說是：晶体內部或表面有微裂口，此種裂口尖端，受力時形成高度集中之三向張力，故只須小的外用应力，即足以導致斷裂。岳非的實驗事實，充分証明此學說的合理性，以下為食鹽晶体在空氣中及水中之正斷裂应力：

在空氣中： $\sigma_f = 1.5 \text{ 千克/mm}^2$

$\sigma_f = 160 \text{ 千克/mm}^2 \rightarrow \sigma_m$

在水中之数升高 320 倍，理由是表面微裂口被水堵塞；

(2.3) 单晶之全部塑性变形过程：

以上三节所述，系全部过程中的一单位阶段过程，现在为起来学习全部过程。分下列几方面述叙：

(一) 三个竞争性的过程

(二) 无双晶之变形过程

(三) 有双晶之变形过程

(一) 三个竞争性的过程：

单晶全部过程的阶段性，不能简单划出，因为全部过程一共有好些阶段，全靠应力状态与变形条件而定，关键在于，滑移、双晶和断裂为三个竞争性的过程，各有其不会发生之条件，即：

a) 滑移面上之应力达到 σ_c 时则滑移发生；

b) 双晶面上之应力达到 σ_{tw} 时则双晶发生；

c) 断面上应力达到 σ_f 时则断面发生。

三者发生之晶面一般不全，而外施应力状态及变性条件利于其中一个时，可能就不利于另一了，因此，三者中，谁的条件先满足则谁先发生，显然如果先发生的是断裂，则其他二者永无机会，因而此时断裂为脆性断裂，如前两者先发生，则断裂为塑性断裂。

下面的两个例子，

说明这种情况。

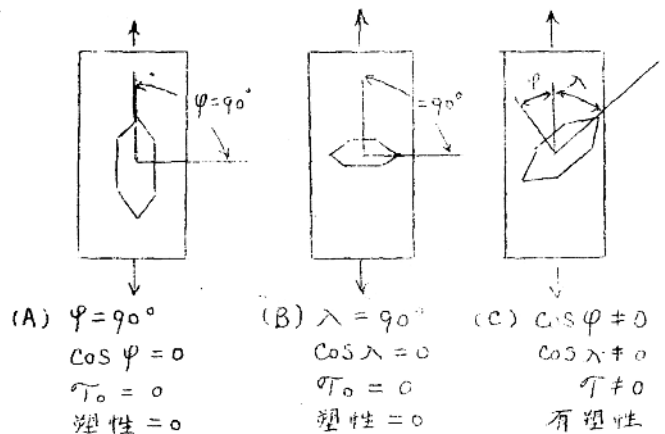


图 (II.9): 镁单晶之受力情况与塑性。

一是镁单晶的张力试验，如图(II.9)所示，在(A)(B)两种情况中，由于滑移面之位向最不利，不管外力多大，滑移切应力总是零，因此只能发生脆裂，不能变形。只有在(C)类情况下，才能先变形而后断裂，表现一定塑性。

另一是低温脆化现象。有的金属在某低温度突然变脆。这可以由 σ_y 、 σ_{Tw} 、 σ_f 三者随温度变化率之不同来解释。例如，(图II.10)中砂铁合金的情况， σ_{Tw} 在 σ_f 之上，故双晶无机会发生。 σ_f 与 σ_{Tc} 相交， σ_f 基本不随温度变化，在交点以上，先滑移，后断裂，故有一定塑性。在交点及以下，只能断裂，不变形，故交点温度 T_c 即所谓“脆化温度”。

(二) 无双晶之变形过程：

位能最低状态，

(I) 弹性变形

屈服点： $\sigma = \sigma_y$

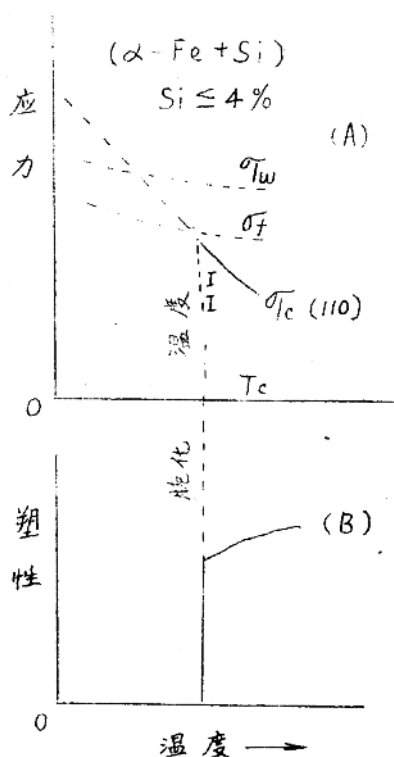
(II) 滑移塑性变形过程断裂

$\sigma_n = \sigma_f$

(III) 刚体运动

此过程之各阶段即交点，除开(II)以外，大体都讨论过。现在的问题，是(II)阶段的内容，这一阶段主要为一个单位环节重复而成：当外用应力使 σ 值达到 σ_y 时，立刻出现三个现象(图II.11)：

o) 试样出现一滑移线；



图(II.10): 砂铁合金的
变形与断裂
[41]