

实用 金属塑性成形 物理冶金学

汪凌云 刘静安 编著

科学技术文献出版社重庆分社

实用金属塑性成形 物理冶金学

汪凌云 刘静安 编著

科学技术文献出版社重庆分社

实用金属塑性成形物理冶金学

李静安 编著

责任编辑 汪子和

科学技术文献出版社重庆分社 出版

重庆市中区胜利路132号

中国科学技术情报研究所重庆分所印刷厂 印刷

开本: 787×1092毫米 1/32 印张: 12.03 字数: 27万

1990年12月第1版

1990年12月第1次印刷

印数: 1—1000

ISBN7-5023-0297-2/TF·14 定价: 5.6元

前 言

本书系统地讨论了金属塑性成形理论的一个重要方面——成形的物理冶金学。内容包括金属塑性变形的的基本方式，塑性变形的位错理论，冷热成形及退火时金属组织性能的变化，成形过程中金属的断裂和缺陷，金属的塑性、超塑性、变形抗力，形变热处理，控制轧制等。

本书是编著者根据自己多年的教学、科研和实际工作的体会，并参考近年来国内外本学科的专著和文献写成的。书中对本学科的最新发展，对各个学派的不同观点作了尽可能广泛的反映和概括。书中有些问题的结论是编著者自己的科研成果，有些问题的阐述是编著者自己的尝试。

为了使本书不仅可供高等学校师生使用，也能供广大工程技术人员使用，编著者在注重基本理论、基本概念、基本方法的同时，特别注重理论与实际的结合，注重基本理论在实际成形过程中的应用，尽可能把实际问题上升到理论高度，用基本理论说明和解释实际问题。避免空洞地，脱离实际地讲理论。在写法上则力求简明扼要，深入浅出，条理分明，通俗易懂。

由于编著者水平有限，经验不足，书中可能存在许多缺点和不足之处，请读者批评指正。

编著者

目 录

第一章 金属塑性变形的的基本方式

1-1引言	(1)
1-2滑移方式	(4)
1-3孪生方式	(20)
1-4形变带(折曲带)方式	(24)
1-5晶间滑移方式	(25)
1-6扩散方式	(26)

第二章 金属塑性变形的位错理论

2-1引言	(27)
2-2位错的概念	(31)
2-3刃型位错、螺型位错和混合位错	(32)
2-4柏氏回路及柏氏矢量	(37)
2-5位错的运动	(40)
2-6位错的弹性性质	(54)
2-7位错运动的动力和阻力	(63)
2-8位错的增殖	(66)
2-9实际晶体中的位错	(69)

第三章 金属冷变形及其对组织性能的影响

3-1金属多晶体冷塑性变形	(88)
3-2复相合金冷塑性变形	(93)
3-3冷变形与晶粒外形的改变	(96)
3-4冷变形与亚结构的形成	(97)
3-5冷变形与织构	(99)
3-6冷变形与内应力	(112)

3-7冷变形与性能变化.....	(118)
------------------	-------

第四章 金属冷变形后的退火

4-1退火过程中金属组织性能的变化.....	(120)
4-2恢复过程.....	(124)
4-3再结晶过程.....	(127)
4-4晶粒长大过程.....	(137)
4-5再结晶组织.....	(140)

第五章 金属热变形及其对组织性能的影响

5-1冷变形的概念.....	(149)
5-2热变形过程中的恢复.....	(150)
5-3热变形过程中的再结晶.....	(152)
5-4热变形对金属组织性能的影响.....	(154)

第六章 金属屈服应力、流变应力和变形抗力

6-1金属屈服应力、流变应力、变形抗力的概念.....	(163)
6-2初始屈服应力(屈服强度)理论.....	(164)
6-3金属屈服应力及变形抗力的影响因素.....	(173)
6-4应变强化(加工硬化).....	(187)
6-5包辛格效应.....	(198)
6-6屈服效应与吕德斯带.....	(200)
6-7变形时效.....	(203)

第七章 金属塑性变形时的断裂

7-1金属断裂的类型.....	(206)
7-2理论断裂强度与实际断裂强度.....	(210)
7-3格雷菲斯脆性理论及其修正.....	(212)
7-4裂缝形成的位错理论.....	(217)
7-5裂缝的发展.....	(222)
7-6金属的韧性断裂.....	(225)

第八章 金属的塑性和韧性

- 8-1 金属塑性、韧性和脆性的概念…………… (228)
- 8-2 金属塑性、韧性和脆性的影响因素…………… (231)
- 8-3 钢的低温脆性…………… (249)

第九章 金属的超塑性变形

- 9-1 金属超塑性的概念…………… (256)
- 9-2 金属超塑性变形的状态方程…………… (260)
- 9-3 影响超塑性变形过程的主要因素…………… (264)
- 9-4 超塑性变形机理的基本特征…………… (280)
- 9-5 超塑性合金…………… (287)
- 9-6 超塑性在金属塑性成形中的应用…………… (291)

第十章 金属塑性变形的不均匀性和缺陷

- 10-1 金属塑性变形的不均匀性…………… (303)
- 10-2 残余应力…………… (307)
- 10-3 在不均匀变形与相状态不均匀条件下再结晶的特点…………… (309)
- 10-4 各种变形缺陷的特征及分类…………… (318)

第十一章 形变热处理

- 11-1 形变热处理的基本概念…………… (327)
- 11-2 低温形变热处理的硬化效果及其影响因素…(333)
- 11-3 高温形变热处理时的组织变化及工艺因素的作用…………… (336)
- 11-4 控制轧制和控制冷却…………… (349)
- 11-5 工业变形铝合金的形变热处理…………… (365)
- 11-6 钛合金的形变热处理…………… (375)
- 主要参考文献…………… (379)

第一章 金属塑性变形的的基本方式

1-1 引言

金属在受到外力作用时，一般都要发生大小和形状的改变——变形。变形首先是弹性的，之后，当外力达到某一定值或范围时，才发生塑性变形。在塑性变形进行到一定阶段后，金属将断裂。

弹性变形、塑性变形、断裂是金属变形的三个阶段，它们互相之间既有区别又有联系。

弹性变形和塑性变形的区别表现在外力去除后变形是否消失，物体的尺寸是否能恢复到变形前的尺寸。变形在外力去除后能消失或恢复到变形前尺寸的称为弹性变形，不能消失或不能恢复到变形前尺寸的称为塑性变形。

弹性变形与塑性变形的联系表现在任何金属发生塑性变形时必先发生弹性变形，没有无弹性变形的塑性变形，弹性变形必转变为塑性变形(只要外力继续作用)，塑性变形实际是弹塑性变形。总变形是弹性变形与塑性变形的和。

断裂总是发生在塑性变形之后，金属不经历任何塑性变形就断裂是罕见的。

众所周知，弹性变形的宏观特点是：它是可逆的，即去掉外力后，变形就消失，变形金属恢复到受力前的形状和大小，应力与应变呈比例关系，即符合胡克定律： $\sigma = E\varepsilon$ 。弹性变形量是很小的，一般不会超过1%。

从微观的角度考虑，当金属发生弹性变形时，其内部质点（原子）究竟作了怎样的移动从而导致弹性变形具有上述特点呢？要弄清这个问题，必须了解金属内部质点相互作用力的关系。

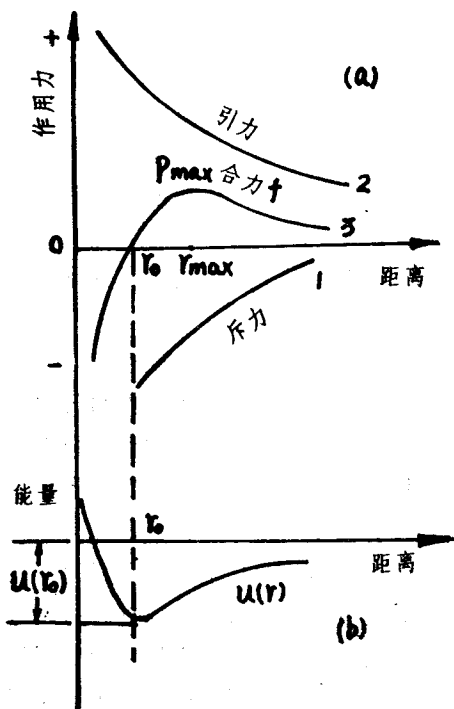


图1-1 质点间相互作用斥力的关系 (a) 及能量关系 (b)

金属内部两质点间相互作用力的关系如图 1-1a, b 所示。a 中的曲线 1 表示相互排斥的力，曲线 2 表示相互吸引的力，曲线 3 表示合力，当金属未受外力作用时，其质点处于稳定

平衡位置，势能为最小，质点间存在着相互排斥和吸引力的作用，但排斥和吸引的合力等于零，质点间的间距等于 r_0 ，当金属受到外力作用时，质点间旧的平衡关系被破坏，为了建立新的平衡，质点的位置便需作适当的移动，当受到拉力作用时，质点的间距增加， r 大于 r_0 ，此时便呈现引力的增加，当受到压力作用时，质点的间距减小， r 小于 r_0 ，此时便呈现出斥力的增加。总之无论受到拉力或压力的作用，质点的间距都要发生改变而不等于 r_0 ，质点间相互作用的引力与斥力的合力亦发生改变而不再等于零，此时金属在外力与质点相互作用的力——内力的共同作用下处于一种不稳定平衡状态。当外力去除时，这种新的，不稳定平衡状态又被破坏，为了恢复平衡，质点又重新恢复到原来的稳定平衡位置。这个过程在外观上的表现就是加力变形以及当外力去除时变形消失（恢复）的过程。所以金属的弹性变形过程是在外力的作用下其内部质点偏离稳定平衡位置，而当外力去除时又恢复到原来的稳定平衡位置的可逆过程，而弹性应力（内力）则是单位面积内所有离开稳定平衡位置的质点相互作用力的总和。

这便是金属弹性变形的机制和实质。

分析图1-1a曲线3可知，两质点间相互作用的力有一最大值 P_{max} ，设 P_{max} 所对应的质点间距为 r_{max} ，则当间距 r 的改变超过 r_{max} 后，质点间相互吸引的力便迅速减小而趋于零。金属便会发生断裂，因此 r_{max} 为理论最大许可弹性变形量，按照计算，此值为23%，实际上没有任何金属的弹性变形量能达到23%，这是因为金属各种缺陷（位错、空位等）的影响，使得在变形量远未达到23%以前便已发生塑性变形或断裂。通常实际金属的弹性延伸率一般不超过1%，即在 r_0 附

近极小的一段范围之内，此一小段可近似地看作一直线，这便是胡克定律的物理基础。因此，胡克定律是近似的。

1-2 滑移方式

弹性变形的机制能够圆满地解释弹性变形的特点和现象，但不能解释塑性变形的特点和现象，不能解释塑性变形的不可逆性，更不能解释塑性变形后金属组织和性能的变化，这说明金属晶体塑性变形时其内部原子移动的方式和弹性变形时是不同的。

根据大量的实验观察和理论分析，认为金属的塑性变形是以滑移、孪生、形成形变带、产生晶界滑动和扩散等方式进行的。其中最基本、最主要的方式是滑移。

1-2.1 简单滑移

晶体借助于滑移的方式进行塑性变形这是从实验观测中得到的结论。例如，用高倍光学显微镜观察发生过塑性变形的金属，在其表面可看到许多彼此平行的带状条纹，由此以及其它许多实验判断晶体塑性变形是由于其内部原子层之间产生了相对滑动，至于原子间滑动的方式和过程，经典看法认为是“刚性的”、“整体式的”，亦即认为滑移是晶体在外切力作用下，其一部分（作为一个整体）相对于另一部分同时并刚性地平移了原子间整数倍距离，这即是滑移的定义。图1-2就是根据这个定义建造的滑移模型。如果晶体单纯以滑移方式进行塑性变形，则其总变形量是大量的这种原子层间的位移总和。

因为滑移时原子平移的距离是原子间距的整数倍距离，即由一个稳定平衡位置移动到了另一个稳定平衡位置

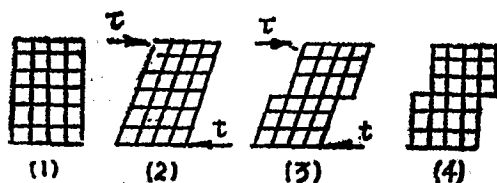


图1-2 晶体的滑移模型

1) 未受外力作用时; 2) 在外力作用下发生弹性变形; 3) 屈服后发生塑性变形 (弹-塑性变形) - 滑移; 4) 当外力去除后, 晶体产生了永久变形, 但原子间距亦恢复, 弹性变形消失

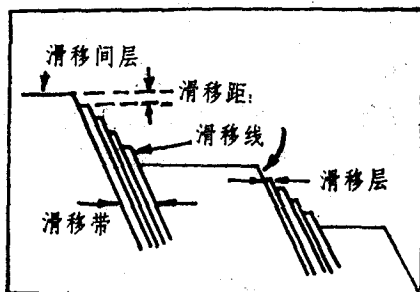


图1-3 滑移带的电子显微镜照相放大示意图

(图1-1), 所以变形在外力去除后不能消失。

滑移后在晶体表面出现的带状条纹称为滑移带。在光学显微镜下往往只看到一条线, 但在电子显微镜下则能分辨出滑移带是由许多滑移线和滑移层组成的, 图1-3是滑移带的电子显微镜照相放大示意图。图中的小台阶即为滑移线, 两滑移线的间距即为滑移层。滑移层间的相对位移距离即为滑移距离。对于铝来说, 滑移层的厚度约为 $200\text{ \AA}$, 滑移层的滑动

距离约为200 Å。

滑移不是沿任何晶面和晶向都能够发生的。根据X射线衍射分析的结果，只有原子排列最密或较密的面，以及在这些面上原子排列最密或较密的方向才能发生滑移，发生滑移的面叫做滑移面，发生滑移的方向叫做滑移方向。一个滑移面和其上的一个滑移方向合称一个滑移系统。晶体中能够发生滑移，但尚未发生滑移的面和方向分别称为潜在滑移面和潜在滑移方向。

面心立方晶体中潜在滑移面为 $\{111\}$ ，潜在滑移方向为 $\langle 110 \rangle$ ， $\{111\}$ 面共有四组，每个面上有三个 $\langle 110 \rangle$ 方向，因此，这类金属共有12个滑移系。对体心立方金属来说， $\{110\}$ 面和 $\langle 111 \rangle$ 方向可分别为滑移面和滑移方向， $\{110\}$ 面有六组，每个面上有 $\langle 111 \rangle$ 方向，因此金属亦有12个潜在滑移系。但是有些体心立方金属有时可沿 $\{112\}$ 和 $\{113\}$ 面滑移，面滑移方向仍然均为 $\langle 111 \rangle$ ，这样，它们的滑移系亦不同，例如 α -Fe可有48个潜在滑移系。具有密排六方点阵的金属滑移面

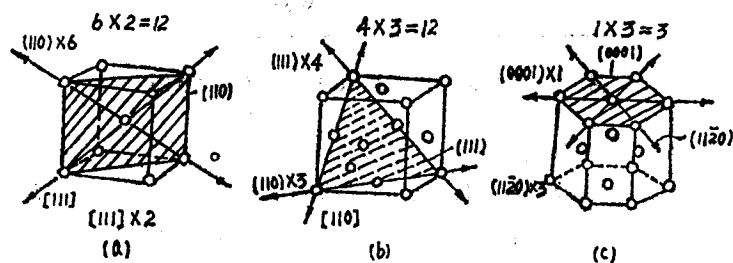


图1-4 滑移面和滑移方向

- a——体心立方；b——面心立方；
c——密排立方

表 1-1

常见金属晶体的滑移系统

点阵类型	金 属	低 温		高 温	
		滑移面	滑移方向	滑移面	滑移方向
面心立方	Al, Cu, Ag, Au, Ni, Cu-Au, Al-Cu, Al-Zn, α -Cu-Zn	{111}	$\langle 110 \rangle$	Al {100}	$\langle 101 \rangle$
	α -Fe	{110} {112} {123}	$\langle 111 \rangle$	{110}	$\langle 111 \rangle$
体心立方	α -Fe-Si (5%Si)	{100}	$\langle 111 \rangle$		
	Mo	{112}	$\langle 111 \rangle$	{110}	$\langle 111 \rangle$
密排立方	Cd, Mg-Zn	{0001}	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$		
	Mg	{0001} {10 $\bar{1}0$ }	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	{10 $\bar{1}1$ }	$\langle 21\bar{1}0 \rangle$
	Zn	{0001}	$\langle 21\bar{1}0 \rangle$	{0001}	$\langle 21\bar{1}0 \rangle$

和滑移方向分别为{0001}和 $\langle 1120 \rangle$ ，因此，它们有三个潜在滑移系。

以上三种晶格的滑移系如图1-4所示。

已测定的一些纯金属及固溶体的滑移系如表1-1。由表可以看出滑移面随变形温度及其它一些条件的不同，还有一些改变，而滑移方向则很稳定。

一般说来滑移系越多，滑移的可能性愈大，金属塑性越好，由此，面心立方金属及体心立方金属的塑性优于六方晶格的金属。面心立方金属和体心立方金属相比，虽然具有相同的滑移系，但面心立方金属（Ca，Al等）的塑性比体心立方金属的塑性（Fe等）好。这是因为在面心立方金属中的滑移方向比体心立方金属的多，深入的研究表明，滑移方向对

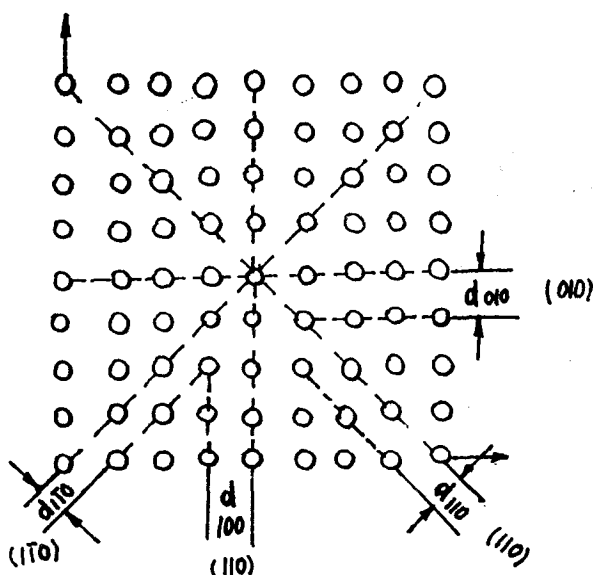


图1-5 面间距与原子面密度的关系

滑移的贡献比滑移面更大，当然，金属的塑性还受其他许多因素的影响，不能仅从滑移系的多少来判断。

为什么滑移大多沿原子密度最大的面和方向发生呢？这是因为原子密度大的面或方向上原子间距很小，原子结合力强，横切这些面需要较大的能量，同时由于晶体的几何关系，原子密度越大的面，其间距也越大（图1-5），因而面与面间的结合较弱，因此，只有沿着原子密度最大的面和此面上原子密度最大的方向进行滑移时，所需能量最小。

1-2.2 滑移的临界分切应力

晶体滑移既然沿滑移面滑移方向进行，那么可以推测，所加外力在滑移面滑移方向的分切应力必然是使滑移进行的策

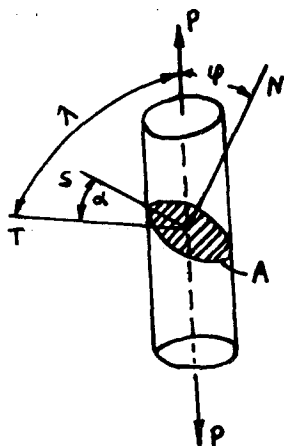


图1-6 外力在滑移方向的分切应力

动力。

如图 1-6 所示，设有一截面为 A_0 的圆柱状单晶体在轴线方向外力 P 的作用下发生塑性变形，滑移面为 A ，滑移方向为 T ，现求外力在滑移面 A ，滑移方向 T 上所引起的分切应力。

作用在滑移面 A 上的外力 P 可以分解为法向力 P_N 和切向力 P_S ， $P_N = P \cos \varphi$ ， $P_S = P \sin \varphi$ ， φ ——外力 P 和滑移面法线 N 的夹角。法向

$$\begin{aligned} \text{(正) 应力} &= \frac{P_N}{A} = \frac{P \cos \varphi}{A} = \frac{P}{A_0} \cos^2 \varphi, \text{(总) 切应力} = \frac{P_S}{A} = \\ \frac{P \sin \varphi}{A} &= \frac{P}{A_0} \cos \varphi \sin \varphi \end{aligned}$$

因为滑移是沿滑移面滑移方向进行的，所以可以想见法向力对滑移没有影响，只有总切应力才企图使晶体滑移，但在一般情况下，(总)切应力方向并不是滑移方向，所以必须知道(总)切应力在滑移方向的分切应力 τ ，只有分切应力 τ 才真正是使滑移进行的策动力，由图1-6知：

$$\tau = \frac{P}{A_0} \cos \varphi \sin \varphi \cos \alpha \quad (1-1)$$

式中 α 是 (总) 切应力方向 S 和滑移方向——分切应力方向 T 之间的夹角。

通常上式可写成更简单的形式：

P力在滑移方向的分力 $P_T = P \cos \lambda$, λ ——外力方向和滑移方向的夹角, 所以分切应力 $\tau = \frac{P_T}{A} = \frac{P \cos \lambda}{A_0 / \cos \varphi}$, 所以:

$$\tau = \frac{P}{A_0} \cos \varphi \cos \lambda \quad (1-2)$$

因为滑移系开始滑移(动作)就算作塑性变形的开始, 所以滑移系开始滑移时截面 A_0 上的正应力应是屈服极限 σ_s , 若滑移系开始滑移时在滑移面滑移方向的分切应力为 τ_0 , 则 τ_0 和 σ_s 应符合上述关系式, 即

$$\tau_0 = \sigma_s \cos \varphi \cos \lambda \quad (1-3)$$

式中 $\cos \varphi \cos \lambda$ 表示外力和晶体滑移面滑移方向之间的相对取向, 称为取向因子。

实验证明: 单晶体开始滑移时截面上的正应力——屈服极限 σ_s 随外力对晶体的取向不同而不同, 但开始滑移时在滑移面滑移方向所需的分切应力 τ_0 则是一定值(常数)。此定值称为临界分切应力, 它与晶体对外力的取向和正应力(滑移面的)无关, 而与晶体特性和变形条件(变形温度, 变形速度等)有关, 此即所谓临界分切应力定律。

临界分切应力定律说明, 晶体的滑移只有在其滑移面滑移方向的分切应力达到临界值时才会发生。

严格说来, 只有临界分切应力才确切地反映了晶体的强度, 因为它与晶体的取向无关。表1-2中列出了若干常见金属的临界分切应力值。至于各种因素对临界分切应力的影响, 将在以后专章进行讨论。

图1-7是锌单晶体的屈服极限 σ_s 和取向因子 $\cos \varphi \cos \lambda$ 的实验关系曲线, 由图知屈服极限与取向因子的关系是一双曲线, 对其它金属进行实验亦得到类似结果。双曲线的特点是