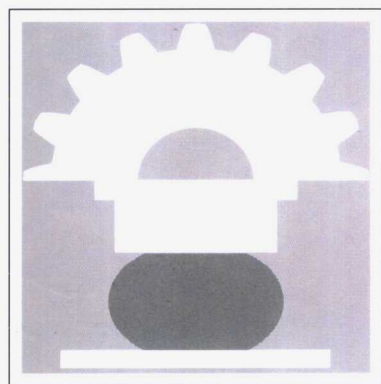




实用 锻压



技术 手册

谢懿 主编



机械工业出版社
CHINA MACHINE PRESS



实用锻压技术手册

谢 懿 主编



机械工业出版社

锻压技术作为一种传统的制造技术,在生产实践中发挥着重要作用。在科学技术日新月异的今天仍是一种不可替代的加工方法。

本书内容包括金属成形基础;锻造用金属材料;原材料准备;金属加热;锻压设备;自由锻造;胎模锻造;模型锻造;高合金钢和有色金属的锻造;墩锻、挤压和粉末冶金;回转成形;体积成形的计算机辅助技术;锻造加工的技术经济分析等十三章和附录。

本书编写过程遵循拓宽视野、博采众长、翔实可信、实用面广的原则,是一本有实用价值的工具书。

图书在版编目(CIP)数据

实用锻压技术手册/谢懿主编.—北京:机械工业出版社,2003.5
ISBN 7-111-11794-8

I. 实... II. 谢... III. 锻压—技术手册 IV. TG31-62

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2003)第 025286 号

机械工业出版社(北京市百万庄大街 22 号 邮政编码 100037)

责任编辑:李铭杰 版式设计:霍永明 责任校对:刘志文 韩 晶

封面设计:姚 毅 责任印制:施 红

北京铭成印刷有限公司印刷·新华书店北京发行所发行

2003 年 9 月第 1 版第 1 次印刷

787mm×1092mm $1/16$ ·80.75 印张·3 插页·2009 千字

0 001—3 000 册

定价:120.00 元

凡购本书,如有缺页、倒页、脱页,由本社发行部调换

本社购书热线电话(010)68993821、88379646

封面无防伪标均为盗版

前 言

锻压技术作为一种传统的制造技术，已经在工业生产中发挥了重要作用，至今仍是一种不可替代的加工方法。在科学技术日新月异的今天，“继承、学习、借鉴、创新”对于从事锻压技术工作的人来说，显得十分迫切！

编写本书时遵循“拓宽视野、博采众长、翔实可信、实用面广”的原则，从基本知识到工艺实践，有分析、有方法、有经验、有数据、有实例，使之成为诸多部门的专业技术工作者案头的一本有实用价值的工具书。

本书内容包括，金属成形基础；锻造用金属材料；原材料准备；金属加热；锻压设备；自由锻造；胎模锻造；模型锻造；高合金钢和有色金属的锻造；墩锻、挤压和粉末冶金；回转成形；体积成形的计算机辅助技术；锻造加工的技术经济分析等十三章和附录。书中采用的技术标准是截至 2001 年为止的现行国标和部标，并反映了锻造技术的新进展，如大型锻件锻造、高温合金和钛合金锻造、冷锻和楔横轧制、锻造工艺模拟/仿真等方面都增添了新的内容。

全书由谢懿主编，参编和搜集整理资料的有方萍、谢益民、徐鸣夏、谢益农、吴斌、罗大勇和张锦波。

本书由曹起骧、俞新陆主审，张绪姜、常希儒提出了不少宝贵意见。

限于水平，书中难免存在不少疏漏、缺点和错误，恳请广大读者批评、指正。

由于篇幅等原因，书末只列出主要参考文献，还有大量参考书刊未一一列出，特此说明。

编 者

目 录

前 言

第一章 金属成形基础 1

第一节 金属变形行为 1

一、金属的晶体结构和组织 1

二、晶体(完整晶体)的弹塑性变形 2

三、晶体缺陷 3

四、位错的形成与运动 5

五、加工硬化 7

六、屈服现象 8

七、回复和再结晶 9

八、热成形引起的结构和组织变化 11

九、组织的各向异性 13

第二节 塑性成形力学 15

一、应力和应变 15

二、屈服准则和流动规则 21

三、塑性成形的解析法 25

第三节 锻造过程的变形条件 36

一、温度 36

二、应变速度 42

三、摩擦与润滑 44

四、锻压机器的特征 48

第二章 锻造用金属材料 53

第一节 黑色金属材料 53

一、产品牌号的表示符号 53

二、牌号表示方法的说明 55

三、钢和合金产品的牌号表示方法 59

四、钢材 59

五、锻钢 157

第二节 有色金属材料 172

一、有色金属及其合金产品的牌号表示方法 172

二、变形铝及铝合金 178

三、加工镁合金 192

四、加工钛及钛合金 193

五、铜及铜合金 201

六、硬质合金 220

第三节 材料的可加工性能 222

一、不同温度条件下常用金属材料的可锻性 222

二、某些难变形合金的塑性图 226

三、常用合金钢的流动应力 226

第三章 原材料准备 238

第一节 原材料检验 238

一、原材料应满足的要求 238

二、原材料的检验内容 238

第二节 算料 238

一、常用几何图形的计算公式 238

二、锻件和坯料的计算 245

三、原材料规格的选择和尺寸计算 245

第三节 下料 249

一、下料方法的分类及其特点 249

二、剪切下料 249

三、锯切下料 269

四、熔割下料 271

五、冷折与热刹 274

第四章 金属加热 276

第一节 锻造与模锻的热力规范 276

一、钢和合金的锻造温度范围 276

二、钢和合金的加热规范 291

三、金属的加热缺陷 302

四、钢锻件的冷却 306

第二节 火焰炉加热 306

一、燃料与燃烧 306

二、火焰加热炉 319

第三节 电加热 323

一、电加热的种类和应用 323

二、箱式电阻炉 323

三、感应加热 323

四、电接触加热(传导加热) 327

第四节 筑炉与维护 327

一、筑炉的规则与方法 327

二、筑炉材料 328

三、烘炉 329

四、维护 330

第五节 温度测量 331

一、目测温度 331

二、仪表测量温度 331

第五章 锻压设备 336

第一节 成形机器 336

一、锻锤 336

二、水压机	348	三、坯料计算与选择	568
三、机械压力机	355	四、胎模锻用设备能力的选用	568
四、螺旋压力机	374	第三节 胎模设计与制作	569
五、回转成形设备	383	一、胎模设计特点与要求	569
第二节 辅助机械	394	二、制坯整形模	570
一、切边压力机和切边液压机	394	三、成形模	573
二、锻造操作机	395	四、切边、冲孔模	581
三、装出料机	400	五、胎模材料选用与制作方法	583
四、机械手	402	第四节 自由锻锤上型砧锻造	587
第六章 自由锻造	405	一、砧型锻造的工艺及模具设计特点	587
第一节 手工自由锻造	405	二、固定模锻造的要求	590
一、常用工具	405	第五节 胎模锻造应用示例	590
二、基本工序	405	第八章 模型锻造	607
三、手锻基本工序的操作方法	405	第一节 模锻件设计	607
第二节 锤上自由锻造	409	一、工艺结构要素	607
一、锻锤的锻造能力	409	二、模锻件公差及机械加工余量	636
二、锤锻常用工具	409	三、模锻件图的绘制	647
三、锤锻工艺分析	417	第二节 模锻工艺设计	655
四、锻造比的表示方法 and 应用	418	一、模锻工艺过程	655
五、锤锻工艺参数	421	二、变形工步的确定	677
六、锻造工艺规程的编制	433	三、模锻工艺规程的编制与示例	714
第三节 水压机自由锻造	479	四、典型锻件模锻工艺示例	725
一、水压机的锻造能力	479	第三节 锻模设计	755
二、水压机常用工具	479	一、锤锻模设计	755
三、钢锭结构与冶金缺陷	482	二、热模锻压力机锻模设计	802
四、水压机锻造的变形分析	486	三、螺旋压力机锻模设计	817
五、大型锻件的几种锻造方法	491	四、平锻模设计	837
六、水压机自由锻件的余量、公差及复杂程度的分类	500	五、水压机锻模设计	858
七、大锻件锻后的冷却与热处理	515	六、切边模与冲连皮模设计	860
八、水压机自由锻造典型工艺	518	七、锻模设计示例	870
第四节 自由锻件的质量控制	540	第九章 高合金钢和有色金属的锻造	894
一、冶炼、铸锭过程中产生的缺陷	540	第一节 高合金工具钢的锻造	894
二、加热、锻造过程产生的缺陷	542	一、高速钢的成分与组织结构	894
三、热处理过程中产生的缺陷	543	二、碳化物不均匀性对高速钢性能的影响	896
四、锻件质量的检测手段	544	三、莱氏体高合金工具钢的锻造	898
第七章 胎模锻造	549	第二节 高锰奥氏体钢护环的锻造	904
第一节 胎模锻件设计	549	一、高锰奥氏体护环的热变形工艺	904
一、胎模锻件分类	549	二、高锰奥氏体钢护环的变形强化	907
二、胎模锻件结构要素	551	第三节 不锈钢的锻造	909
三、胎模锻件的机械加工余量与公差	554	一、不锈钢的种类和锻造特性	909
四、胎模锻件	557	二、不锈钢的加热和冷却	910
第二节 胎模锻工艺设计	557	三、锻造工艺	912
一、胎模锻造变形工序(工步)的特点	557	四、不锈钢锻后后续工序	913
二、胎模锻工步选择与组合	565	第四节 高温合金的锻造	914

一、高温合金的热变形性能	914	四、成形辊锻	1086
二、高温合金的锻前准备	917	第二节 辗环	1095
三、锻造工艺	918	一、辗环的分类和应用	1095
四、冷却与热处理	922	二、辗环的变形特征	1096
第五节 铝合金的锻造	923	三、辗压力和辗环机	1101
一、铝合金的变形条件	923	四、辗环工艺与模具	1103
二、锻前准备	925	第三节 摆动辗压	1113
三、锻造工艺	926	一、摆辗原理与摆辗机结构	1113
四、模具设计、制造和材料	928	二、摆动辗压的变形与压力分布	1116
五、铝合金精密锻造	929	三、摆辗工艺及模具	1125
第六节 镁合金的锻造	931	四、摆动辗压应用示例	1130
一、坯料准备	931	第四节 楔横轧制	1133
二、设备与模具	931	一、楔横轧原理	1133
三、锻前加热	931	二、楔横轧工艺	1150
四、锻造工艺	932	三、楔形模具设计	1163
第七节 铜及铜合金的锻造	934	四、应用示例	1167
一、铜及铜合金锻造特点	934	第五节 斜轧	1179
二、锻前准备	935	一、仿形斜轧	1179
三、锻造工艺	936	二、孔型斜轧	1180
第八节 钛合金的锻造	939	第六节 径向锻造	1184
一、钛合金的分类	939	一、概述	1184
二、钛合金的锻造性能	939	二、径向锻造	1185
三、锻造方法	942	三、旋转锻造	1187
四、钛合金锻造工艺	945	第十二章 体积成形的计算机辅助	
五、设备与模具	952	设计	1190
六、新型钛合金材料及精锻技术	954	第一节 锻造工艺设计	1190
第十章 锻锻、挤压和粉末冶金	958	一、锻造工艺过程设计	1190
第一节 锻锻	958	二、自动化设计目标的有限支撑软件	
一、冷锻	958	工具	1192
二、温热锻锻	968	三、支持软件工具所需数据库	1193
第二节 挤压	970	四、锻造工艺设计方法	1193
一、热挤压	970	第二节 锻造工艺设计的模拟/仿真	1196
二、温挤	980	一、材料模型的本构方程	1196
三、冷挤压	994	二、变形机制和变形图	1200
第三节 粉末冶金	1037	三、动态材料模型	1201
一、粉末冶金的特点	1037	四、锻造工艺的模拟/仿真方法	1204
二、粉末原料	1037	五、物理模拟	1212
三、粉末的压制成形	1042	第三节 锻造工艺设计的数据采集	1213
四、烧结	1047	一、热压试验	1213
五、粉末冶金特殊工艺	1049	二、可加工性数据	1214
第十一章 回转成形	1064	三、接口数据(边界数据)	1215
第一节 辊锻	1064	第四节 锻造加工的 CAD/CAM	1216
一、辊锻的变形原理	1064	一、锻造加工的 CAD/CAM 系统	1216
二、辊锻力能参数的计算与辊锻机选择	1069	二、曲轴模锻的 CAD/CAM 系统	1218
三、制坯辊锻	1072	三、叶片精锻的 CAD/CAM 系统	1221

第十三章 锻造加工的技术经济分析 ...	1227	低碳钢)(GB/T 1172—1999)	1242
一、目的与内容	1227	附录 E 力的单位换算表	1244
二、最优化法	1227	附录 F 压力单位换算表	1244
三、对比的方法	1227	附录 G 功率单位换算表	1245
四、计算的方法	1227	附录 H 功能换算表	1246
五、冷锻加工最优化的示例	1232	附录 I 应力换算表(一)	1247
附录	1234	附录 J 应力换算表(二)	1249
附录 A 温度对照表	1234	附录 K 黑色金属材料牌号对照	1251
附录 B 各种硬度对照表	1237	附录 L 有色金属材料牌号对照	1273
附录 C 材料的硬度换算表	1238	附录 M 部分钢材的火花特征	1278
附录 D 黑色金属硬度及强度换算值(主要适用于		主要参考文献	1282

第一章 金属成形基础

第一节 金属变形行为

大多数结晶态的金属和合金是由液相凝固过程产生的。在熔融态下能很好地进行组元的混合和萃取,而浇铸和轧锻则常用于得到所希望的形状。显微结构在相当大程度上由凝固过程所确定。结晶从形核开始,然后核消耗熔体长大,这两个过程通常可控制新相的形成。当一个均匀的合金熔体凝固时,在最后的固体中形成组元的不均匀分布,时常会导致生成几个结晶相。而不溶于固相的杂质总是阻碍结晶过程的进行,它们富集在晶体表面上,破坏晶体和供给晶体的液相之间的接触。因而实际晶体结构和理想晶体结构总是存在着差异。

一、金属的晶体结构和组织

1. 金属晶体结构

(1) 晶格、晶胞和晶格常数 晶体内部原子的排列规律(见图 1-1a),可用 X 射线分析而测定。为了便于分析和描述晶体内部原子的排列规律,可以把每个原子假设成一个几何点,忽略其尺寸和质量,再用假想线把这些点连接起来,就得到一个能表示金属内部原子在晶体中排列规律的抽象空间点阵,称为晶格(见图 1-1b)。晶格中的点称为结点;晶格中各种不同方位的原子面称为晶面;通过两个以上原子中心的直线,表示了某一原子列在点阵的位向,称为晶向。由于在同一晶格的不同晶面和晶向上原子排列的疏密程度不同,因此原子结合力(电子和原子核间的相吸、相斥)也就不同,从而在不同的晶面和晶向上显示出不同的性能,这就是晶体具有各向异性的原因。

晶格是由许多形状、大小和位向相同的最小几何单元在空间重复堆垛而成的。在晶格中取出一个能够完全反映晶格特征的最小几何单元称为晶胞(见图 1-1c)。

不同元素的原子半径大小不同,在组成晶胞后,其大小也就不同。晶胞的大小和形状可用棱边长度 a 、 b 、 c 及其棱边夹角 α 、 β 、 γ 表示(见图 1-1c)。晶边的棱边长度称为晶格常数。当晶格常数 $a = b = c$,棱边夹角 $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ 时,这种晶胞称为简单立方晶胞,可用一个晶格常数 a 表示。各种金属晶体结构的主要差别,就在于其晶格结构及晶格常数的不同。

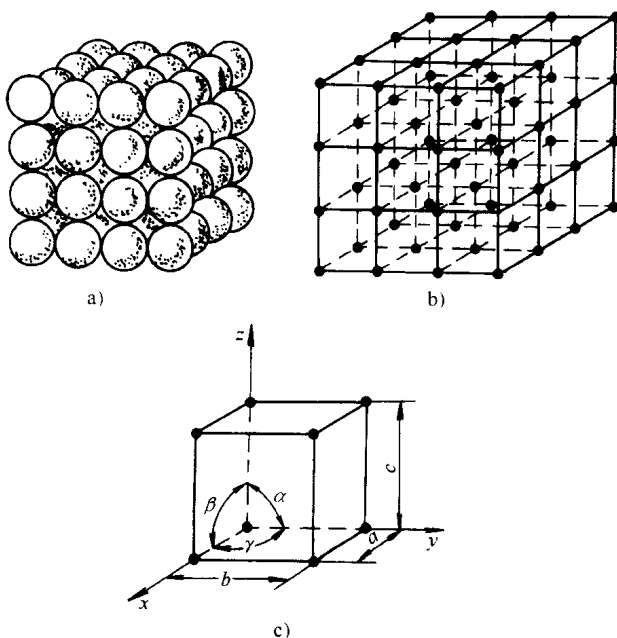


图 1-1 简单立方晶格的描述

a) 原子堆垛模型 b) 晶格 c) 晶胞

(2) 常见的三种晶体结构 在工业上重要的金属和合金大多数属于下述三类晶体结构,体心立方晶格、面心立方晶格和密排六方晶格,如图 1-2 所示。

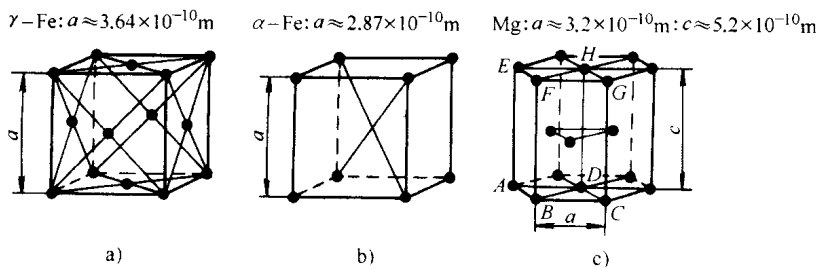


图 1-2 常见的三类晶体晶格

a) 体心立方晶胞 b) 面心立方晶胞 c) 密排六方晶胞

(3) 重要金属的晶体结构 某些重要金属的晶体结构列于表 1-1 中。一些金属在不同的温度下有不同的晶体结构。由一种结构变成另一种结构叫做相变。相变的发生在合金中比纯金属更多, 常用其改变材料的性能。

表 1-1 重要金属的晶体结构

晶体结构	单一结构的金属	有几种晶体结构的金属及其温度范围/℃
体心立方 (BCC)	V	Fe 除 911 ~ 1392
	Cr	Ti > 882
	Nb	Zr > 852
	Mo	Hf > 1975
	Ta	
	W	
面心立方 (FCC)	Al	Fe 911 ~ 1392
	Ni	Co > 1120
	Cu	
	Ag	
	Pt	
	Au	
密排六方 (HCP)	Pb	
	Be	Ti < 882
	Mg	Co < 1120
	Zn	Zr < 852
		Hf < 1975

2. 金属的组织

纯金属在生产上的使用仅限于特殊情况(如电工上用纯铜作导电材料)。大多数的金属材料是二元或多元合金。通过合金化来改变材料的性能。

金属是由许多被晶界分开的晶粒组成的, 每个晶粒由一种晶体结构组成。晶粒的大小和预处理与组成相关, 大小从 10^{-4}mm 到 10mm 。晶粒之间的接触分界称为晶界。晶界处的原子排列是不规则的, 原子处于不稳定状态。晶粒的位向, 包括晶界和结构缺陷称为织构。

二、晶体(完整晶体)的弹塑性变形

采用金属成形来改变金属材料的形状, 是通过每个晶粒内基本变形的协同作用来达到的。了解塑性变形的机制, 可先忽略晶粒间的交互作用和晶粒边界的影响。为此目的进行的单晶体试验, 不仅没有晶粒边界, 而且其它晶体缺陷也少。采用不同方法获得大的单晶体, 用作拉伸或压缩试验的工作, 由施密脱和包斯进行了研究。

1. 弹性变形

对拉伸或压缩试验, 和虎克定律相似, 切应力 τ 和位移结果 γ 存在下列关系:

$$\tau = G\gamma \quad (1-1)$$

式中 G 为切变模量。形状的改变是基于晶格原子的迁移, 如图 1-3 所示。原子离开平衡位置而形成的倾角 γ 是很小的, 应力去除后原子又会回到平衡位置, 切应变 γ 随之消失。

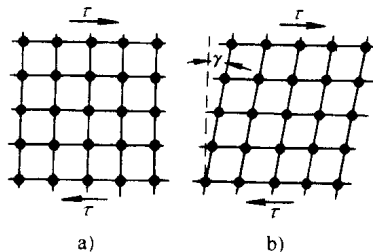


图 1-3 晶格的弹性畸变

a) 未畸变前状态 b) 畸变

2. 塑性变形

单晶体塑性变形时, 由于原子沿晶格平面迁移, 在晶体表面出现刻痕, 这种变形机制称为滑移, 如图 1-4 所示。滑移的发生通常是沿着原子堆垛最密的晶面和原子堆垛最密的晶向, 滑移面和滑移方向组成滑移系。金属最重要的滑移系如表 1-2 所列。滑移系越多, 金属成形能力越强。密排六方晶格的金属由于滑移系数目有限, 变形时受到的约束就大, 而面心立方晶格的金属和体心立方晶格的金属, 因其滑移系数目大, 成形能力就强。

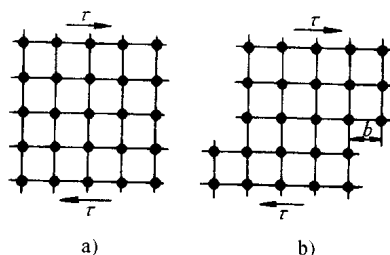


图 1-4 滑移引起的晶格塑性变形

a) 原始状态 b) 滑移后

单晶体塑性变形研究指出, 在一个滑移系中, 当临界切应力值达到时, 滑移就开始。对于一个给定的应力状态, 首先被激活的滑移系是其作用切应力最先达到临界切应力值的那个滑移系。按施密脱定律, 单晶体的轴向作用应力 σ_0 和滑移方向的切应力 τ 有以下关系:

$$\tau = \sigma_0 \sin \chi \cos \lambda \quad (1-2)$$

由此滑移系的作用切应力 τ 可以从作用应力 σ_0 ($= \frac{F}{A_0}$) 的大小和方向计算出来。相反, 如果临界切

应力 τ_0 和滑移系的方向角 χ 和 λ 已知, 滑移所需的正应力则由下式得到:

$$\sigma_0 = \frac{\tau_0}{\sin \chi \cos \lambda} \quad (1-3)$$

式中, χ 为滑移面与拉伸轴的交角; λ 为滑移方向与拉伸轴的交角, τ_0 为临界切应力。

表 1-2 某些金属最重要的滑移系

金属结构	滑 移 系	数 目		
		滑移面	滑移方向	滑移系
面心立方 Cu, Al, Ni, Pb, Au, Ag, γ -Fe		4	3	12
体心立方 α -Fe, W, Mo, β 黄 铜		6	2	12
		12	1	12
		24	1	24
密排六方 Cd, Zn, Mg, Ti, Be		1	3	3
		3	1	3
		6	1	6

注: 滑移面 滑移方向

单晶体塑性变形的另一种机制是孪生, 如图 1-5 所示。当晶体的切应力到达足够大小的数值时, 晶体对应一定的晶格面, 沿孪生方向进行相对移动, 这个对称面称为孪生面。

孪生与滑移在某些方面有所不同。滑移时滑移面上下的晶体取向是相同的, 而孪生使孪生面两边的取向不同。一般认为, 滑移以原子间距不连续倍数的形式出现, 而孪生时原子的移动远远小于一个原子间距。滑移沿比较分散的一些面发生, 可是在晶体的孪生区内每个原子面都参与了变形。在有许多可能的滑移系的金属中, 孪生不是主要的变形机制。孪生一般

发生在滑移系受阻或因某种因素使临界切应力提高以致孪生应力低于滑移需要的应力时。这就是为什么在体心和面心晶格金属中处于低温或高应变速率条件下, 或在密排六方晶格金属中当取向不利于底面滑移时孪生出现的原因。

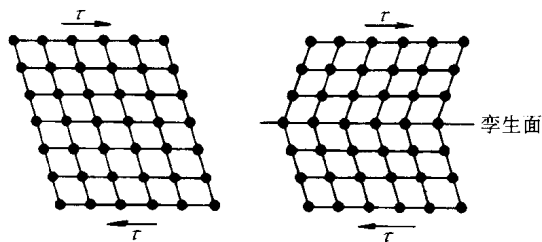


图 1-5 晶格中孪生的形成

三、晶体缺陷

金属晶体的缺陷按其维度分为: 零维缺陷(空位, 间隙原子); 一维缺陷(位错); 二维缺陷(晶界、孪晶界、相界)。其实晶体都有晶体缺陷。即使是微小的晶体缺陷, 对晶体性能也有不可忽视的重要影响。

1. 位错

塑性变形是晶体一维缺陷(位错)运动引起的。这个事实自 1934 年泰勒、奥罗万和波朗依等人提出位错概念, 1952 年富兰克用电子显微镜观察到晶体表面上的位错, 到 1956 年黑尔茨再次观察到晶体内部的位错后才得到确认。位错及其行为的表述基本上有两个途径:

一是原子学的观点, 位错被考虑成晶体格架的堆垛缺陷。

二是连续理论, 对位错附近的晶格畸变引起的应力用连续力学的方法来处理。

(1) 位错的类型 位错是实际晶体中的线缺陷。当晶体中插入一个多余的半原子面(见图 1-6 中的黑

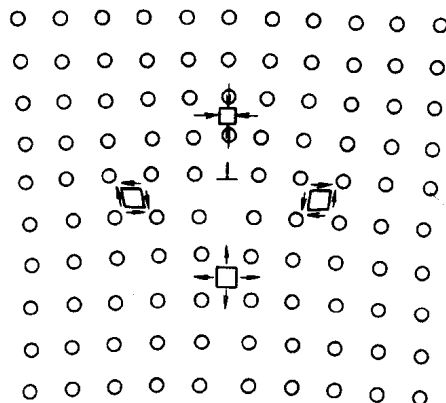


图 1-6 晶体中的刃型位错及其畸变四周的应力

圈), 这个晶面的边线则是位错线, 此处也是晶格最大畸变的中心(见图 1-6 中的应力分布)。这种位错称作刃型位错, 用符号 $\perp$ 表示。

如果在图 1-7 中用箭头表示力, 作用到像图 1-7a 那样的完善晶体上, 晶体中的一部分将产生滑移, 在图 1-7b 中用虚线表示滑移区的边线就是一个位错。此虚

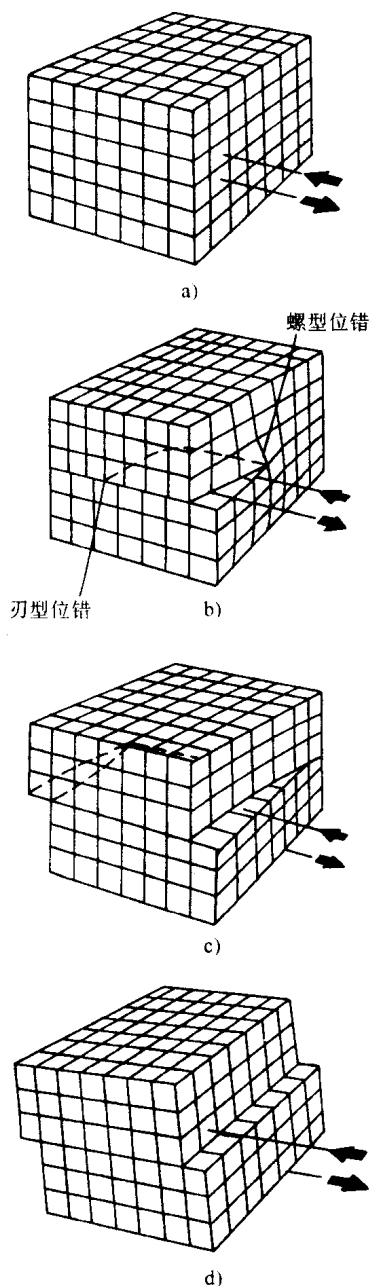


图 1-7 位错的形成和滑移过程

- a) 位移前的晶体
- b) 部分位移后的晶体
- c) 完全位移横过部分晶体
- d) 完全位移横过整个晶体

线在左部靠近晶体前面的一段与箭头垂直, 代表一个刃型位错, 因为产生的位移是垂直此位错的。而图 1-7b 中的滑移变形可形成另一种形式的位错, 图中右部滑移区部分称为螺型位错。它的位移是平行此位错。在这一部分, 晶体不再由平行的原子面组成, 而是由螺旋形的单一原子面组成, 位错线是它的轴心线。

当滑移区在滑移面内扩展, 刃型位错移出此晶体时, 螺型位错留在晶体内, 如图 1-7c 所示。最终当全部位错从晶体中消失后, 晶体的上半部相对下半部移开一个晶格间距, 如图 1-7d 所示。因此, 图 1-7 说明通过滑移过程实现塑性变形的机制, 实际上是通过位错运动来实现的。

(2) 柏氏矢量和柏氏回路 通过某点产生的位移, 可用柏氏矢量来描述, 符号为 b 。与位错线有关的矢量的方向和在此方向上等于滑移距离的矢量长度, 是位错的基本特征。刃型位错的柏氏矢量垂直于位错线, 螺型位错的柏氏矢量平行于位错线。实际晶体中, 位错很少是直线, 也很少位于一个单一平面中。一个位错通常是部分具有刃型、部分具有螺型特性。位错一般采取曲线或环的形式, 它们在三维空间中形成一个互锁的位错网。而柏氏矢量沿整个位错环都是相同的。否则, 已滑移区上方的晶体的一部分则必须相对晶体另一部分作不同量的滑移, 而这意味着另一位错将横穿过已滑移区。

确定一个位错柏氏矢量的简便方法是用柏氏回路。现用图 1-8 所示的位错加以说明。在图 1-8a 所示的刃型位错中, 如果从一格点 O 出发, 沿着晶格格点顺时针行走, 在路线终点 E 回路没有闭合。从

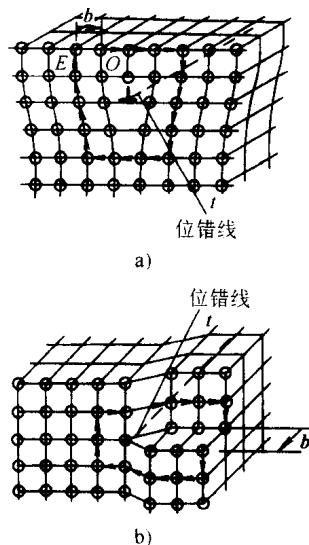


图 1-8 柏氏回路

- a) 刃型位错
- b) 螺型位错

E 点到 O 点的这一闭合差,就是位错的柏氏矢量 b (如果绕位错逆时针方向作柏氏回路,则柏氏矢量的方向是相反的方向)。如果围绕图1-8b所示螺型位错按照柏氏回路前进,就会发现闭合差是从晶体正面向外指。这是一右螺位错,因为在沿围绕螺型位错的回路行进时,螺旋线向晶体内推进了一个原子面。

2. 其它晶体缺陷

(1) 点缺陷 包括晶体中原子占据位置的空缺称空位(见图1-9a)和晶体内正常点阵中间原子的填入称间隙原子(见图1-9b)。点缺陷,尤其是空位,是金属晶体在热平衡状态下能够呈现的仅有的一种晶体缺陷。这些晶体缺陷在所有空间只有原子尺寸。

空位的建立和消失,既可在结点上,也可在晶界处。空位对位错的运动和相应的塑性变形是很重要的。在高温时刃型位错能越过障碍而攀移,就是因为空位的转移。

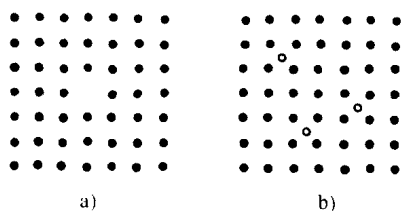


图1-9 晶体点缺陷

a) 空位 b) 间隙原子

(2) 面缺陷 晶界和相界是最重要的二维晶体缺陷。晶粒可再分成位向不同的亚晶界,其位向差可达 5° ,称为小角度晶界(见图1-10)。有更大位向差的称为大角度晶界。小角度晶界是由位错构成的,同大角度晶界相比,小角度晶界严重的缺陷较少,对塑性流动的阻碍较小,且易于回复。

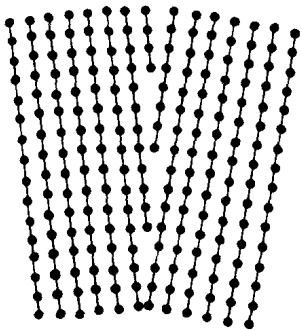


图1-10 由位错组成的小角度晶间

金属凝固时,通过形核和成长,生成紧密相接的大角度晶界的晶粒。同相晶体之间的界面称为晶界(狭义的讲是相界),它将不同晶格取向的晶体分开,

其间的厚度至少有2~5个原子大小,具体的结构尚无定论。与液相结晶时产生的晶界相比,固相重结晶或加工再结晶产生的晶界在性质上有很大的差别,因为后者所含的不溶杂质或低溶杂质比前者要少。

孪生晶界的特点是界面上的原子正好坐落在界面两边晶体的点阵上,由于界面没有原子错排,所以晶界能比一般晶界得要低。孪生不仅产生于塑性变形,在液相结晶、退火(再结晶和晶粒长大)等均可产生孪晶。

堆垛层错也是一种二维缺陷,这种缺陷是一些原子面中,有一个在原子面堆放的正常顺序中排错了。在晶体长大时有可能形成堆垛层错,也可能在全位错(位移小于结点距离)的运动中形成。

四、位错的形成与运动

1. 位错的形成

晶体中位错形成的途径有:

1) 在凝固过程中树枝状晶体生长相遇后发生碰撞;液体流动时对晶体的冲击,使晶体表面发生错排形成大台阶;浓度起伏造成的晶格常数的偏差,以及结晶前沿的障碍物造成的不同部分间的位向差,所有这些都会形成位错。

2) 晶体在冷却时,由于温度应力和组织应力所造成的位错环。

3) 由空位聚集而形成。

2. 位错的运动

位错运动的主要方式是滑移和攀移。

(1) 位错滑移 如前所述,晶体滑移是通过位错滑移实现的。一个位错扫过滑移面之后,使晶体产生了一个柏氏矢量 b 的滑移量。必须注意,不可把位错的滑移矢量与晶体的滑移矢量混为一谈。例如图1-11所示的位错环,在同一外力作用下,虽然其各点位错线滑移方向不同,均按法线方向向外扩展,但是当它扩展到整个滑移面而扫出晶体之后,滑移面以上的晶体相对于滑移面以下的晶体,滑移了一个柏氏矢量 b 。由此可以看到,位错线的滑移方向与晶体的滑移方向并不都是一致的。因为晶体滑移的方向,总是与外力的方向和柏氏矢量的方向相一致,而位错滑移的方向总是位错线的法向,不一定与外力和柏氏矢量相一致。

(2) 位错攀移 刃型位错除了在滑移面滑移以外,还可在垂直于滑移面的方向上移动,这种运动叫攀移。位错的攀移运动,实际上是多余半原子面在垂直于位错线的方向上扩张或缩小。图1-12表示位错的攀移,图中b为位错线的原始位置,图中a、c分别表示位错线向上、向下攀移了一个原子间距。

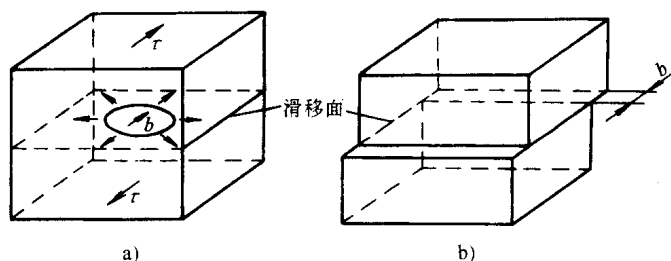


图 1-11 位错环运动引起的晶体滑移

a) 滑移前 b) 滑移后

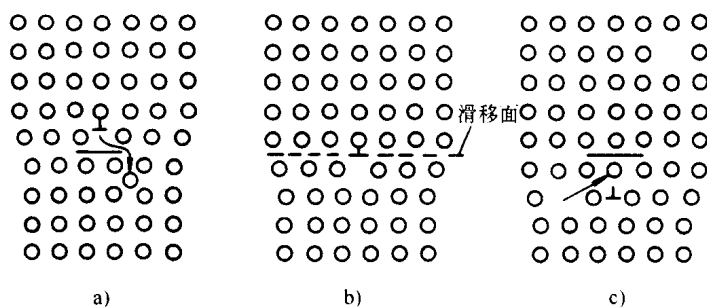


图 1-12 刃型位错的攀移

a) 正攀移 b) 攀移前 c) 负攀移

位错攀移是靠原子或空位的转移来实现的。当原子从多余半原子面下端转移到别处去,或者空位从别处转移到半原子面下端时,位错线就向上攀移,称为正攀移(见图 1-12a);相反,当原子从别处转移到多余半原子面下端,或者空位从这里扩散转移到别处去时,位错线就向下攀移(见图 1-12c),称为负攀移。攀移矢量大小等于滑移面的面间距。

螺型位错没有多余半原子面,因而不发生攀移。

3. 位错的增殖

一个位错扫过滑移面之后,使晶体产生了一个柏氏矢量 b 的滑移量。而晶体的滑移线相当于 1000 个原子间距的滑移量。如果晶体中的位错数目是一定的,随着变形的进行,位错应该越来越少,同时晶体在某一晶面的滑移应该是有限的。但事实却与此相反。晶体在某一晶面滑移,可以连续地进行下去,而且变形量越大,晶体中的位错数目越多。如充分退火后的金属位错密度为 $10^6 \sim 10^8 \text{ cm}^{-2}$,而经过塑性变形之后,位错密度可达 $10^{11} \sim 10^{12} \text{ cm}^{-2}$ 。这表明晶体中的位错在塑性变形中不是减少,而是增多了。说明在变形应力作用下,晶体中的位错可以增加。

富兰克-瑞德的解释是这样的:

在图 1-13a 中, AB 是一段正刃型位错,其柏氏矢量为 b , A 、 B 两点被钉扎在滑移面上。当滑移面

上的分切应力为 τ 时,作用在位错线上的力为 $F = \tau b$ 。此作用力与位错线垂直,使位错向前滑移;由于 A 、 B 两点不能运动,作用力便使位错线发生弯曲。当外力 τ 增加到使位错线弯成半圆后(见图 1-13b), A 、 B 两点周围的位错线将向外发生旋转(见图 1-13c)。这是因为在位错线弯曲的过程中,各点的柏氏矢量不变,均为 b ,所以在均匀的外力作用下,各点受力的大小相同,作用力的方向始终和位错线(切线)垂直,因而位错线各点向前滑移的线速度是相同的。这样,距固定点 A 、 B 越近的地方其角速度必然越大,使位错线分别围绕 A 、 B 点卷曲。

因为一条位错线的柏氏矢量处处相同,所以在位错弯曲、卷曲过程中,各段位错线与柏氏矢量的位向关系及由此决定的位错性质,将发生改变。如在图 1-13d 的状态下,在 2、4 和 6 各点,分别为正、负刃型位错;1、5 两点为右螺型位错;3、7 两点为左螺型位错;其它各点,均为混合位错。可根据外力与柏氏矢量 b 的取向(或位错线的取向),确定位错线各点的运动方向,异号位错向相反方向运动,使位错圈向外扩大。1 和 7 两点是异号螺型位错,它们运动方向相反,当相向滑移到两者相遇时,就相互抵消,使位错断开成为两部分(见图 1-13e)。外边部分成为封闭的位错环,它扩大到整个滑移面而扫出晶体后,使

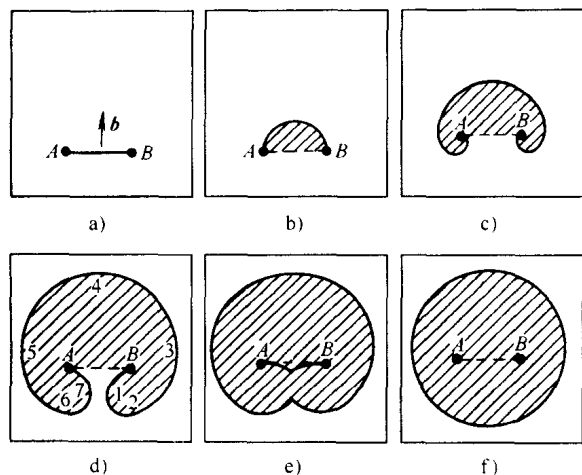


图 1-13 弗兰克-瑞德位错增殖机制

晶体发生矢量为 b 的滑移。另一部分在线张力作用下，被拉直而恢复到 AB 位错线段原来的状态(见图 1-13f)。在外力作用下， AB 位错线又发生弯曲，重复一个由图 1-13a 到图 1-13f 的过程。这个过程每重复一次，便产生一个位错环。这样，在外力作用下， AB 位错线段就成为一个增殖位错的机构。

晶体中，两端被固定的位错线段是普遍存在的。像不同滑移面上的位错相遇而形成的三维位错网、两端连着固定位错或不动割阶的位错、被杂质或外来质点钉扎的位错等等。

五、加工硬化

塑性变形引起滑移所需应力的增大称为应变硬化，或加工硬化。应变硬化一般认为是由位错之间、位错与阻碍它们通过晶体点阵的障垒之间的相互作用所引起的。由位错相互作用引起的硬化是一个复杂的问题，因为它涉及许多大位错群，用简单的数学方法说明位错群状态是困难的。而位错在晶体内障垒处堆积产生的反向应力也有个计算问题。

1. 位错交截

两个位错线在相交滑移面上运动而产生位错线的交截，将在原来的位错线上形成一段原子间距大小的曲折线段，而这一位错线段是由于其它位错的通过而引起的，故称位错割阶。一般说来，割阶对位错以后的运动有着很大的影响。

现以图 1-14 来说明位错线的几种基本交截与割阶形式。图 1-14a 表示柏氏矢量相互垂直的两个刃型位错发生交截的情况。设柏氏矢量为 b_2 的位错线 PR 不动，而且有多余半平面 $ABCD$ 的柏氏矢量为 b_1 的刃型位错 AB 在平面 π_{AB} 上沿着从 M 到 N 的方向移动，并在 Q 处切割了其有多余半平面 $PRST$ 的刃型位错

PR 。晶体沿滑移面 π_{AB} 以上和以下的相对位移，在位错线 PR 上造成一个割阶 QQ' 。割阶的长度和方向按柏氏矢量守恒性的要求，割阶这一段位错线的柏氏矢量应与位错线 PR 的其余部分相同，均为 b_2 ，它垂直于台阶线 QQ' 。可见这割阶线也是刃型位错，它的柏氏矢量在任何时候都在滑移面内。故它可与整个位错 PR 一起滑移，但它的滑移面与 PQ' 、 QR 的滑移面不同。从图中还可看到，在这样的位错交截情况下，另一位错 AB 没有受到影响，因为 b_2 与 AB 是互相平行的。

在图 1-14b 中，具有平行的柏氏矢量的两个刃型位错相交截，结果各产生一段平行于其柏氏矢量的割阶。位错 AB 的割阶平行于 b_1 ，位错 CD 的割阶平行于 b_2 。此时，两割阶均有螺型取向，并且都位于 AB 和 CD 的原滑移面上，而不像前一种情况那样位于相邻接的滑移面上。这种位于原滑移面内而不与之垂直的割阶，通常称为扭折。由于扭折能沿着原滑移面移动，故它不妨碍这些位错以后的移动。再由于位错线因具有线张力而倾向于收缩，企图消除上述使原位错线增长的扭折。因此，位错线上由于与其它位错交截而产生的扭折，如果处在自己的滑移面内时是不稳定的，它容易借助于滑移而消失，常常不把它算作割阶。

由上述两例可得出结论：两刃型位错不管取向如何交截时产生的割阶只能是可动的，因为它们位于原位错的滑移面内，只是增加位错移动的阻碍，并不妨碍位错的滑移。割阶位错与普通位错的运动仅有的区别是：割阶不是沿单一的平面滑动，而是在阶梯形面上的滑动。

在图 1-14c 中，柏氏矢量为 b_1 的刃型位错 AB 与柏氏矢量为 b_2 的螺型位错 CD 交截之后分别形成一个割阶。刃型位错 AB 的割阶与其柏氏矢量 b_1 垂直，故为刃型位错。它以螺型位错的滑移面为滑移面，滑移方向与原位错一致，因此是可动的。螺型位错 CD 被与垂直的刃型位错 AB 交截形成的折线正好在螺型位错滑移面上，与柏氏矢量 b_2 垂直，属于刃型取向的扭折。在螺型位错的运动中，扭折起着阻碍作用。但在高应力下它将被拉直而消失。

在图 1-14d 中，两个交截位错 A 和 B 均为螺型位错，交截后形成的两个刃型割阶对位错运动同样将产生阻碍作用。刃型割阶对螺型位错运动的阻碍作用是由刃型割阶只能在割阶 QQ' 和 b_2 所确定的平面内运动(见图 1-15 中的 $QQ'YZ$ 平面)这一限制造成的。当平行于 b_2 加一切应力时，螺型段 XQ 和 $Q'Y$ 将产生一个平行于 b_2 的位移，而螺型位错线本身则分别运

动到 DE 和 FG 。要使刃型割阶 QQ' 沿平面 $EFQ'Q$ 跟着一起运动的唯一可能途径是借助位错攀移这样的非保守运动。位错攀移是一个热激活的过程，所以割阶螺型位错的移动与温度有关。在攀移不能发生的温度下，螺型位错的运动受到割阶的阻碍。螺型位错比刃型位错更缓慢地通过晶体运动这一情况与实验观察是一致的。

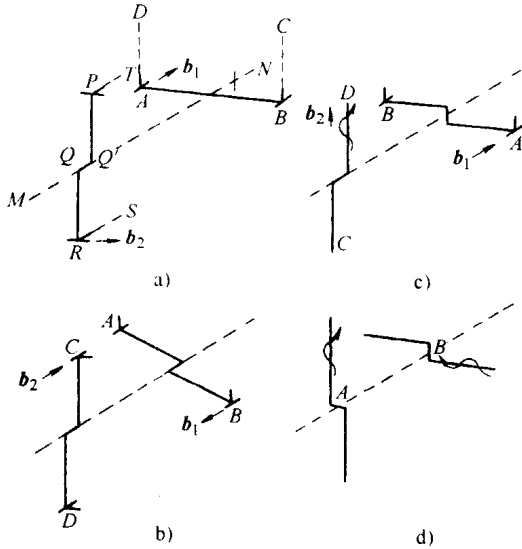


图 1-14 位错线交截的几种基本割阶

- a) 两个相互垂直的刃型位错交截
- b) 两个相互平行的刃型位错交截
- c) 刃型位错与螺型位错交截
- d) 两个螺型位错的交截

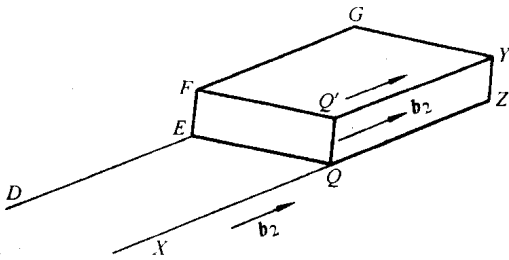


图 1-15 含刃型割阶 QQ' 的螺型位错 XY 。

QQ' 只能在平面 $QQ'YZ$ 内作保守运动，
而在平面 $EFQ'Q$ 内则为非保守运动

2. 位错的塞积群

位错常常塞积在诸如晶界、第二相粒子或不滑动位错等障垒处的滑移面上。塞积中领先的位错不仅受到外加切应力，而且也受到塞积中其它位错的作用。这就在塞积中领先的位错上引起高度的应力集中，塞积中含有许多位错时，作用在塞积前端处位错上的应

力可接近晶体的理论切应力。这样高的应力能促使障垒另一边开始屈服，也可能在障垒处形成裂纹核心。紧靠障垒塞积的位错产生一反向应力，以阻挠另外一些位错沿滑移面在滑移方向上运动。比如在实际中，当载荷方向反向为压缩时，此时引起塑性变形所需要的应力低于在拉伸再次引起变形时所需要的应力。这个现象就是常说的包辛格效应。

塞积的位错在接近阵列的前端紧密堆积，靠近位错源则很稀疏。能够由障垒支撑的位错数目取决于障垒的类型、障垒处滑移面和组织形态之间的取向关系、材料和温度。塞积群对晶体内某点 p 所产生的切应力 $\tau_{(r)}$ 可用图 1-16 进行计算：

$$\tau_{(r)} = \tau_f + \frac{Gb}{2\pi(1-\nu)} \sum_{i=1}^n \frac{1}{r+x_i} \quad (1-4)$$

式中， τ_f 为切应力； G 为切变模量， b 为柏氏矢量， ν 为泊松比。

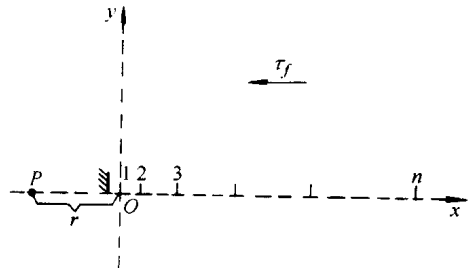


图 1-16 位错塞积群

六、屈服现象

许多金属，如退火低碳钢，从弹性到塑性变形过程中出现不均匀的过渡，在应力—应变曲线上产生屈服点现象，如图 1-17 所示。应力出现突然下降的点称为上屈服点，应力呈现锯齿形波动点称为下屈服

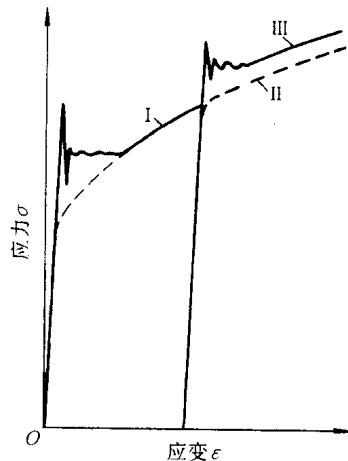


图 1-17 屈服现象与应变时效

点。这个现象得到最广泛并可接受的解释是认为间隙原子，如碳、氮与位错作用的结果，或通过细小碳化物或氮化物沿位错沉淀而发生。

根据能量理论，铁中碳、氮原子极易扩散到刃型位错扩张区能量最小位置(见图 1-18)，起钉扎位错的作用，并阻碍位错的滑移。如果位错要脱出钉锚，需要足够高的应力。当位错从这个区域脱逸后，它能在较低的应力下运动，产生滑移。这时在应力-应变曲线上观察到锯齿形状，在金属表面出现 Lüder 线(滑移带)。直到所有被钉扎住的位错都离开间隙原子为止。然后随着应力的不断增加发生均匀的塑性变形(见图 1-17 中的 I 线)。如果塑性变形在某点中断，此点的应变超过了开始的屈服点。试样卸载，然后在很短的时间内重新加载，新的应力-应变曲线遵循图 1-17 中的虚线 II 所表示的行为。然而，如果卸载时间较长(如几天)或试样经受足够高的温度(如在 150℃ 下)重新加载时将重新出现明显的屈服点现象(见图 1-17 中 III 线)。这时，新的屈服应力比原来的值要高一些。这种现象称为应变时效。这是因为经过变形硬化的金属中，间隙原子重新向位错旁的间隙扩散，而重新使位错受到钉锚或脱钉的结果。

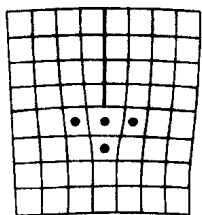


图 1-18 间隙原子集聚在刃型位错扩展区

应变时效发生在金属中是相当普遍的现象。除了屈服点再现和时效后屈服应力增高外，应变时效也引起塑性降低和低的应变速率敏感性[⊖]。应变时效还和应力-应变曲线中锯齿形的出现有关。这种动态的应变时效特性称为波梯文-勒沙特里尔效应(见图 1-19)。锯齿形系因试件在试验中重复的屈服和时效引起的。如果位错运动速度低，可带着它的杂质气团随后一道运动。科垂耳认为在一定的温度范围内，碳和氮原子的扩散速度和位错运动速度可进行匹配。当位错运动速度较高时，它便脱离开溶质原子气团而发生屈服降。因为在不连续的屈服发生温度，溶质原子的可动性很高，因此新的原子向位错运动并将其固定。此过程多次重复便产生应力-应变曲线中的锯齿形。

低碳钢不连续屈服发生温度为 200~400℃，普通碳钢为 230~370℃。这个温度区间通常称为兰脆区。

在这个温度范围内加热的试件，拉伸塑性和缺口冲击抗力都降低了。这个温度范围也是钢表现出最小应变速率敏感性和最大应变时效速率的温度区。所有这些，说明兰脆性不是单独的一种现象，只不过是加速了的应变时效。

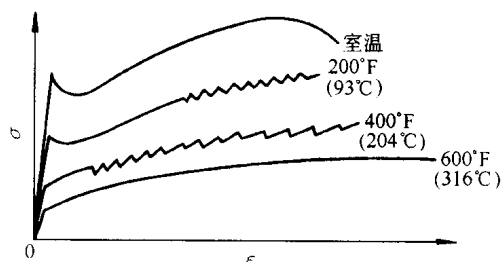


图 1-19 铁的波梯文-勒沙特里尔效应

七、回复和再结晶

温度的提高意味着能量的增加。温度越高，热激活能就大，原子跃迁和晶格缺陷的运动就越快。这时只要较低的屈服应力就足以引起塑性变形。加热时随着金属的软化，应变硬化就会减小甚至消失。这是由于变形过程中随着位错密度的增加，发生回复和再结晶的结果。回复和再结晶对力学性能的影响在许多方面也是相似的。

1. 回复

金属的塑性行为决定于位错的排列和运动。因此，加热时任何性能的改变都只能从位错的结构或位错密度的变化来考虑。在低温变形时位错密度增高，这是应变硬化发生的原因。通过改变位错密度或改变位错排列能够降低应变硬化。

回复通过异号位错的消失，可以降低位错的密度。通常是保留位错使之重组成亚晶界。位错重组时刃型位错的攀移是一个重要的方式。

空位是刃型位错攀移所需要的。在成形过程中，它具有高的浓度，因为通过位错反应可以连续地产生。这个结果使热成形时回复比随后的退火进行得快。热成形时长期以来更重视再结晶。然而斯特威指出，再结晶形成新晶粒的速度通常都小于变形速度。这样，在热成形中许多情况下金属都不能完成再结晶。

回复过程强烈地决定于温度，如图 1-20 所示。初始屈服点较低而在较高应变时近似于不变(见图 1-20a, 低温回复)。在温度 $T \geq 0.5 T_m$ (T_m 为熔化温度)，

⊖ 应变速率敏感性是在恒温时产生一定应变速率变化所需要的应力变化。