

晶体材料强度与断裂 微观理论

甄 良 邵文柱 杨德庄 编著



科学出版社

晶体材料强度与断裂 微观理论

甄 良 邵文柱 杨德庄 编著

科学出版社

北 京

内 容 简 介

本书阐述位错理论的基本概念,探讨各种强化与断裂机制的微观力学本质,为充分发挥晶体材料的性能潜力提供理论基础。全书内容分为三部分,第一部分的两章阐述连续弹性介质和实际晶体中的位错行为,第二部分的四章阐述不同强化机制,第三部分阐述晶体材料裂纹萌生、扩展及韧脆转变的位错机制。

本书适合材料科学与工程一级学科材料学及材料加工研究方向研究生使用,也可供从事晶体结构材料研究方向的工程技术人员参考。

图书在版编目(CIP)数据

晶体材料强度与断裂微观理论/甄良,邵文柱,杨德庄编著. —北京:科学出版社, 2018.1

ISBN 978-7-03-055414-7

I. ①晶… II. ①甄…②邵…③杨… III. ①金属晶体—材料强度②金属晶体—断裂 IV. ①07

中国版本图书馆CIP数据核字(2017)第279839号

责任编辑:吴凡洁 焦惠丛/责任校对:桂伟利

责任印制:张 伟/封面设计:北京铭轩堂广告设计有限公司

科学出版社出版

北京东黄城根北街16号

邮政编码:100717

<http://www.sciencep.com>

北京建宏印刷有限公司印刷

科学出版社发行 各地新华书店经销

*

2018年1月第一版 开本:720×1000 1/16

2018年1月第二次印刷 印张:21 1/4

字数:413 000

定价:158.00 元

(如有印装质量问题,我社负责调换)

前 言

金属、陶瓷及其复合材料等晶体材料力学性质的微观理论与位错理论的发展密不可分，尤其对于晶体材料强度与断裂问题，位错理论已经成为分析其现象和理解其微观机制的基础，因而位错理论是先进结构类晶体材料设计、制备及性能预测等方面的研究者必须掌握的理论。

位错理论研究成果十分丰富，本书旨在从材料科学与工程学科的角度系统阐述晶体材料强度与断裂的微观理论，力求系统，不再重复材料科学基础中已经详细阐述的位错概念。本书内容分为三部分，第一部分的两章阐述连续弹性介质和实际晶体中的位错行为，以加深读者对位错基本概念的理解，为进一步探讨强化机制打下必要基础；第二部分的四章分别针对不同强化机制加以具体论述；第三部分主要针对晶体材料裂纹萌生、扩展及韧脆转变的位错机制进行阐述。内容设置的主要目的是在深入理解位错理论的基础上，建立晶体材料四种强化机制与断裂行为的物理模型，为探讨晶体材料的强韧化途径以充分发挥性能潜力提供理论基础。

培养建立理论模型的能力是材料科学与工程领域工作者在基础理论学习阶段的重要任务。要善于从所研究的复杂现象中找到其物理本质，并力求作到定量描述，这是一种抽象思维能力。这种能力应该作为高层次结构材料研究者的重要标志。本书着眼于引导学习前人用以建立晶体材料强化机制的方法，启发思路，开阔视野，以求举一反三。

本书适合材料科学与工程一级学科材料学及材料加工研究方向的研究生使用，也可供有关工程技术人员参考。

本书在编写过程中得到了哈尔滨工业大学材料科学与工程学院轻金属与纳米材料课题组全体师生的大力支持与协助；本书的出版得到了哈尔滨工业大学教育教学改革项目和国家自然科学基金项目(51371068)的支持，在此一并表示感谢。

由于编者水平有限，编写时间仓促，书中难免有不妥之处，敬请读者批评指正。

编 者

2017年5月25日

目 录

前言

绪论	1
0.1 位错概念的提出	1
0.2 位错理论的发展历程	3
0.3 晶体材料强度与断裂的物理本质	5
0.4 本书的内容设置及意义	5
参考文献	6
第1章 位错的基本性质及其在弹性介质中的行为	7
1.1 位错的定义及伯格斯矢量	7
1.1.1 位错的定义	7
1.1.2 伯格斯回路和伯格斯矢量	8
1.1.3 伯格斯矢量守恒定律	9
1.1.4 弗兰克处理伯格斯矢量和伯格斯回路的方法	11
1.2 位错的几何性质与运动特性	12
1.2.1 刃型位错	12
1.2.2 螺型位错	14
1.2.3 混合位错	15
1.2.4 位错环	16
1.3 位错的弹性性质	18
1.3.1 复杂应力状态下应力与应变的关系	19
1.3.2 位错的应力场	22
1.3.3 位错的弹性应变能	28
1.3.4 位错的线张力	31
1.4 作用在位错上的力	34
1.4.1 作用在刃型位错上的力	35
1.4.2 作用在螺型位错上的力	37
1.4.3 作用在混合位错上的力	38
1.5 位错间的作用力	40
1.5.1 平行螺型位错间的作用力	41
1.5.2 平行刃型位错间的作用力	43

1.5.3	两相互垂直螺型位错间的作用力	45
1.5.4	螺型位错与相互垂直的刃型位错间的作用力	46
1.6	位错与界面的交互作用	48
1.6.1	位错与自由表面的交互作用	48
1.6.2	不同弹性介质界面与位错的交互作用	50
	参考文献	52
第2章	晶体中的位错行为	53
2.1	派-纳位错模型与派-纳力	53
2.1.1	派-纳位错模型	53
2.1.2	Peierls 位错能量与派-纳力	59
2.2	位错的弯折与割阶	63
2.2.1	弯折	64
2.2.2	割阶	68
2.3	全位错的能量条件与滑移系统	73
2.3.1	Frank 能量准则	73
2.3.2	晶体的滑移系统	74
2.4	扩散滑移与扩散攀移	75
2.4.1	弯折的扩散滑移	76
2.4.2	位错的扩散攀移	78
2.4.3	割阶位错的扩散攀移	80
2.4.4	位错芯扩散引起的攀移	82
2.5	割阶位错的滑动	85
2.5.1	保守性滑动	85
2.5.2	非保守性滑动	88
2.6	面心立方晶体中的层错和部分位错	90
2.6.1	FCC 点阵中层错的类型	92
2.6.2	FCC 点阵中的部分位错	95
2.6.3	FCC 点阵中的扩展位错	97
2.6.4	Thompson 记号	101
2.7	面心立方晶体中几种重要的位错反应	104
2.7.1	Lomer 位错	104
2.7.2	压杆位错	105
2.7.3	Lomer-Cottrell 位错锁	107
2.7.4	会合位错	108
2.7.5	扩展偶极子	110
2.7.6	扩展位错结点	111

2.8 面心立方晶体中扩展位错的运动	112
2.8.1 扩展位错运动的派-纳障碍	112
2.8.2 扩展位错的滑移	113
2.8.3 扩展位错的交滑移	114
2.8.4 扩展位错的攀移	116
2.8.5 扩展割阶的运动	117
2.9 密排六方晶体中的层错和位错反应	118
2.9.1 密排六方晶体中的层错	118
2.9.2 密排六方晶体中的部分位错	120
2.9.3 密排六方晶体中的位错扩展	126
2.10 体心立方晶体中的层错与位错反应	127
2.10.1 体心立方晶体中的层错	128
2.10.2 体心立方晶体中的部分位错	131
2.10.3 体心立方晶体中的扩展位错	132
2.10.4 体心立方晶体中螺型位错芯的结构	134
2.10.5 体心立方晶体中的全位错合成反应	135
2.11 过饱和空位对位错组态的影响	136
2.11.1 过饱和空位的形成机制	136
2.11.2 过饱和空位与典型位错组态的形成	138
参考文献	144
第3章 位错强化机制	146
3.1 单晶体塑性变形的一般特点	146
3.1.1 单晶体塑性变形的基本方式	146
3.1.2 Schmid 定律与滑移系统的开动	149
3.1.3 金属单晶体的应力-应变曲线	152
3.1.4 金属单晶体加工硬化行为	156
3.2 位错增殖机制	157
3.2.1 Frank-Read 源位错增殖机制	158
3.2.2 双交滑移位错增殖机制	159
3.2.3 空位盘位错增殖机制	160
3.2.4 位错增殖的极轴机制	161
3.2.5 晶界增殖位错机制	163
3.3 位错的交互作用	163
3.4 位错塞积	165
3.5 孪生的位错机制	169
3.5.1 孪生位错	169

3.5.2	孪晶形成机制	170
3.5.3	发射位错	172
3.5.4	滑移位错与孪晶界的交互作用	173
3.6	位错强化的数学表达式	175
3.6.1	位错运动阻力的估算	175
3.6.2	流变应力的表达式	178
3.7	应变速率与位错运动速率关系的推导	179
3.8	温度及应变速率对流变应力的影响	180
3.9	位错强化机制的特点及应用	182
3.9.1	位错强化的特点	182
3.9.2	位错强化机制的应用	183
	参考文献	184
第4章	晶界强化机制	186
4.1	多晶体塑性变形条件	186
4.2	晶界的位错模型	187
4.2.1	晶界的结构模型	188
4.2.2	晶界与位错的交互作用	193
4.2.3	晶界的运动	195
4.2.4	晶界发射位错的机制	198
4.3	双晶体变形模型	199
4.3.1	双晶体变形条件	199
4.3.2	双晶体弹性变形的不匹配性	200
4.3.3	双晶体塑性变形的不匹配性	203
4.4	晶界强化作用	204
4.4.1	直接强化作用	204
4.4.2	间接强化作用	204
4.5	晶界强化数学表达式	205
4.6	亚晶界及相界强化效应	209
4.6.1	亚晶界强化	209
4.6.2	相界强化	210
4.7	晶界强化的特点及其效应的利用	211
4.7.1	晶界强化的特点	211
4.7.2	晶界强化的影响因素	212
4.7.3	晶界强化在复相合金中的利用	213
	参考文献	214

第 5 章 固溶强化机制	216
5.1 错配球模型	216
5.1.1 无限大基体中的应力-应变场	216
5.1.2 球内的应力-应变场	219
5.1.3 在有限大基体中的错配球	220
5.1.4 δv 、 Δv 与 δV 的关系	224
5.1.5 错配球模型的适用性	225
5.2 置换式溶质原子与位错的弹性交互作用	226
5.2.1 置换式溶质原子的错配球效应	226
5.2.2 溶质原子间的弹性交互作用	228
5.2.3 溶质原子与刃型位错间的弹性交互作用	229
5.2.4 溶质原子与螺型位错间的弹性交互作用	232
5.3 间隙式溶质原子与位错的弹性交互作用	232
5.3.1 FCC 结构中间隙原子的错配球效应	232
5.3.2 BCC 结构中间隙原子的错配球效应	233
5.3.3 α -Fe 中碳原子之间的弹性交互作用	234
5.3.4 α -Fe 中碳原子与螺型位错的弹性交互作用	235
5.3.5 α -Fe 中碳原子与刃型位错的弹性交互作用	236
5.4 溶质原子与位错的化学相互作用	236
5.5 位错与有序分布的溶质原子间的交互作用	240
5.5.1 短程有序引起的强化	241
5.5.2 长程有序引起的强化	242
5.6 均匀固溶强化	247
5.6.1 稀固溶体的均匀固溶强化	248
5.6.2 浓固溶体的均匀固溶强化	249
5.7 固溶强化效应的利用	251
参考文献	252
第 6 章 第二相强化机制	253
6.1 质点障碍模型	253
6.1.1 Orowan 模型	254
6.1.2 Friedel 模型	255
6.2 沉淀强化机制	258
6.2.1 共格应变强化	258
6.2.2 化学强化	261
6.2.3 有序强化	261
6.2.4 模量强化	263

6.2.5 层错强化	264
6.2.6 派-纳力强化	265
6.3 弥散强化机制	267
6.3.1 有效粒子间距的确定	268
6.3.2 Orowan 公式的修正	269
6.3.3 硬粒子与基体变形不协调对强化的影响	270
6.4 第二相强化合金的加工硬化行为	272
6.4.1 沉淀强化合金的加工硬化行为	273
6.4.2 弥散强化合金的加工硬化行为	273
6.5 纤维强化机制	278
6.5.1 纤维增强复合材料的变形行为	278
6.5.2 长纤维增强复合材料的抗拉强度	279
6.5.3 短纤维增强复合材料的抗拉强度	280
6.6 第二相强化效应的特点及利用	282
6.6.1 第二相特性与第二相强化机制的关系	282
6.6.2 可变形粒子强化效应的应用	283
6.6.3 不可变形粒子强化效应的利用	285
6.6.4 纤维强化效应的利用	286
参考文献	286
第 7 章 断裂的微观机制	288
7.1 裂纹的位错模型	288
7.1.1 裂纹位错的概念	288
7.1.2 弹性裂纹位错模型	291
7.1.3 弹塑性剪切裂纹的 BCS 模型	296
7.2 裂纹尖端无位错区	298
7.2.1 裂尖塑性区位错结构	298
7.2.2 BCS 模型的初步修正	299
7.2.3 BCS 模型的进一步修正	301
7.3 裂纹形核和长大	306
7.3.1 解理裂纹形成的一般形式	306
7.3.2 Cottrell 位错反应理论	307
7.3.3 位错塞积理论	312
7.3.4 无位错区中形成微裂纹	315
7.3.5 微孔聚集型裂纹形核	316
7.3.6 裂纹形核其他模型	317
7.4 韧脆判据及韧脆转变的位错理论	319

7.4.1 Cottrell 解理断裂判据	319
7.4.2 位错发射控制的韧脆判据	321
7.4.3 位错可动性控制的韧脆判据	324
参考文献	326

绪 论

0.1 位错概念的提出

位错的“发明”是材料科学历史上的里程碑，它推动了整个材料学科的发展。晶体中的位错理论应当首先被认为是一种发明，而并非被“发现”，主要原因在于，在位错概念提出 20 年之后，位错理论已经发展到一个比较成熟的阶段时，位错才被人们用透射电子显微镜观察到。

晶体中的位错是一种线缺陷，可与晶体的弹性应力场产生交互作用。在外力作用下，位错运动并穿过晶体，产生永久性的形状变化，即塑性变形。

位错概念的提出主要是由于两个原因，一方面是实际晶体(有位错晶体)的屈服强度比完整晶体的理论强度估算值低约三个数量级；另一方面是晶体变形过程中的加工硬化现象无法解释。

1926 年，弗仑克尔(Frenkel)对材料的理论切变强度进行了估算^[1]。假设晶体为完整的，在滑移过程中，晶体上下两个晶面整体发生相对位移。如图 0-1 所示，设上下两层原子间距为 d ，在滑移方向上原子间距为 b ， u 为上层原子相对于下层原子的位移，外加切应力为 σ 。因为是理想晶体，原子排列是周期性的，因此切应力是位移 u 的函数，具有一定周期性。

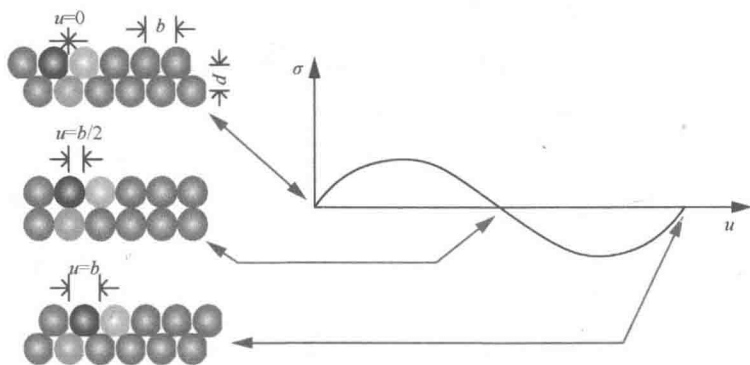


图 0-1 晶体理论切变强度计算模型

当 $\sigma=0$ 时， $u=0$ ；当 $u=b$ 时， $\sigma=0$ ；当 $u=b/2$ 时， $\sigma=0$ ；当 $u=b/4$ 时， $\sigma=\sigma_m$ 为切应力最大值。因此，外加切应力 σ 与位移 u 之间的关系可以表示为

$$\sigma = \sigma_m \sin \frac{2\pi u}{b} \tag{0-1}$$

式中， σ_m 为滑移时的临界切应力。若 $u \ll b$ ，则式 (0-1) 可以化为

$$\sigma = \sigma_m \frac{2\pi u}{b} \tag{0-2}$$

由于上述条件下晶体变形量很小，属于弹性范围，应当满足胡克定律，则有

$$\sigma = G \left(\frac{u}{d} \right) \tag{0-3}$$

式中， G 为切变模量。

在很小的变形范围内，上述两式相等，则 $\sigma_m = \left(\frac{G}{2\pi} \right) \left(\frac{b}{d} \right)$ 。应用近似关系， $b = d$ ，则

$$\sigma_m = \frac{G}{2\pi} \tag{0-4}$$

式 (0-4) 的计算值比实际材料强度高出几个数量级。即使经过修正之后： $\sigma \approx \frac{G}{30}$ ，其计算结果与实际值仍然相差 3~4 个数量级，如表 0-1 所示。这并不意味着这个公式是错误的，特殊方法制备的金属晶须的实测强度可以达到上述理论计算值。主要原因在于实际晶体中存在缺陷。

表 0-1 几种典型金属材料理论强度与实际强度

金属	切变模量 G/MPa	理论切应力 τ_m/MPa	实际切应力/ MPa
Al	24400	3830	0.786
Ag	25000	3980	0.372
Cu	40700	6480	0.490
α -Fe	约 68950	10960	2.75
Mg	16400	2630	0.393

1934 年，英国的泰勒 (Taylor)、德国的波朗依 (Polanyi)、匈牙利的奥罗万 (Orowan) 几乎同时提出晶体中位错的概念^[2-4]。图 0-2 给出了奥罗万和泰勒描述刃型位错运动的示意图。泰勒提出刃型位错的概念是基于对塑性变形过程的量热研究，从而确定了应变储能的存在，并将其定义为晶体缺陷处的弹性畸变能，而加

工硬化现象也是源于晶体缺陷之间的交互作用。奥罗万基于锌晶体塑性变形的不连续性,推定每一次变形都是晶体缺陷的运动。上述三位发明人都认为,塑性变形是位错在晶体中沿着某个平面滑移的结果,从而较好地解释了在较低应力下产生塑性变形的现象,与实际情况相符合。

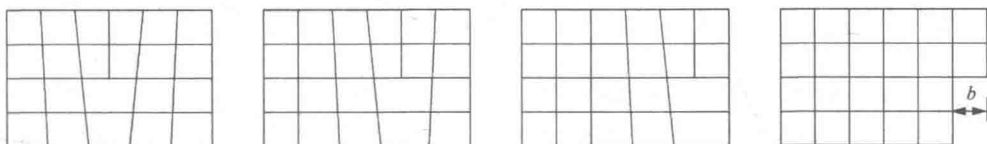


图 0-2 刃型位错运动示意图

0.2 位错理论的发展历程

位错的概念最早是 1907 年意大利的沃特拉 (Volterra)、温格腾 (Weingarten)、索米格拉娜 (Somigliana) 等弹性力学家提出的在连续介质中的错排^[5]。但这种概念当时在晶体研究领域并未提及。

如前所述,英国的泰勒、德国的波朗依、匈牙利的奥罗万早在 1934 年就同时提出晶体中的位错行为,主要指刃型位错的概念。泰勒把位错与塑性变形时的滑移过程联系起来,认为滑移是通过位错在切应力作用下在晶体中逐步移动实现的,所需的切应力显著减小。泰勒最早将位错定义为“dislocation”。奥罗万认为,滑移过程是由局部变形逐步达到整体位移,因此,不需要很大的外力就可以将局部变形逐渐传到晶体表面,就像平地上拉地毯一样,整体拉动很费力,而用一曲折,再使曲折局部运动会很省力。

1938 年,康托诺娃 (Kontnova) 和弗兰克 (Frenkel) 提出受外力晶体中位错运动动态点阵模型,指出位错运动速度不能超过声波在晶体中的传播速度^[6]。

1939 年,伯格斯 (Burgers) 提出用伯格斯矢量来表征位错,发展了应力场理论,并引入螺位错的概念,与泰勒提出的刃型位错的概念相结合,形成了晶体中最基本的两种位错模型^[7,8]。

1940~1947 年,位错理论迅速发展^[9-12]。首先是派尔斯 (Peierls) 利用半点阵模型突破了经典弹性力学对位错弹性的研究结果,建立了位错芯部位移场积分方程,纳巴罗 (Nabarro) 随后给出了方程的解,从而建立了完整的派尔斯-纳巴罗 (Peierls-Nabarro, P-N) 模型。该模型消除了连续弹性介质模型在位错芯部的非连续性,给出了位错宽度,所求出的晶格阻力(即派-纳力或称 P-N 力) $\sigma_p = \frac{2G}{1-\nu}$ 。

$\exp\left(-\frac{4\pi\xi}{b}\right)$ (ν 为泊松比, ξ 为位错半宽度) 与实际晶体屈服强度实验值符合得很

好,并对位错可动性、滑移系统存在的原因等各种变形机制进行了合理的解释。这一理论模型对位错理论的后续发展奠定了基础。科特雷尔(Cottrell)对溶质原子与位错的交互作用开展了系统研究,提出了溶质原子与位错的交互作用模型和Cottrell气团的概念,揭示了物理屈服现象的内在机制。海登瑞茨(Heidenreich)和肖克莱(Shockley)提出了位错分解的概念,引入了不全位错,首次说明了位错的精细结构。

1950年,弗兰克(Frank)和里德(Read)在康奈尔大学参加国际会议时相识,并按照大会的建议将两人相同的构想联合发表一篇文章,精确地提出并阐述了位错增殖机制,即Frank-Read源^[13]。

1953年,汤普森(Thompson)总结出表征面心立方(FCC)结构位错组态的Thompson记号,给晶体材料位错组态研究带来了极大的方便^[14]。当然,后来位错理论还有很多发展,例如,Snoek气团、Suzuki气团、Lomer-Cottrell位错锁、位错塞积理论、用位错理论解释各种强化机制及断裂现象等。

材料科学如同粒子物理学一样,也信奉眼见为实的哲学。因此,从位错理论提出之时,人们就致力于通过实验观察到位错的存在。奥罗万很早就鼓励自己的学生罗伯特·康(Robert Cahn)开展位错观察方面的研究,并于1947年发表了以奥罗万命名的多边化过程观察的结果。随后,又有许多研究小组开展了“缀饰”的方法间接证明位错的存在。同时,利用位错露头方法表征位错密度也成为一种成熟的位错参数表示方法。但直到1957年,海茨(Hirsch)领导的研究小组在卡文迪什(Cavendish)实验室利用透射电子显微镜才得到了第一张具有可信度的移动的位错像。此时,距位错被“发明”的第一篇文章的发表已经过去了20多年^[6]。

关于位错的概念在我国的引入,我国著名金属物理学家钱照临先生在杨顺华教授编写的《晶体位错理论基础》的序言中有所描述。1953年,柯俊先生从英国刚刚回国,住在前门旅馆里,钱照临先生前去拜访,谈及dislocation的事,觉得学说成立,于是推敲此缺陷的由来和图像,试译名为“位错”,并渐被大家认可。位错这个概念在我国台湾称为“差排”。

20世纪30~50年代,位错理论实现了快速发展,并形成了比较完整的理论体系。位错理论在此后的一个重要发展就是位错的连续分布理论。这一理论引入了无限小位错连续分布的概念,建立起连续分布位错状态的普遍微分几何理论,从而可以处理大变形非线性问题。70年代以后,位错及缺陷理论有两个方面的重要发展。一是有序介质中缺陷的代数拓扑理论,即利用序参量描述有序介质,并建立序参量拓扑空间,从而给出晶态物质中缺陷的绝对分类和运动学行为的预测。二是将位错的连续分布理论纳入杨-Mills规范场理论之中,从而对位错连续分布理论发展起到了推动作用。

0.3 晶体材料强度与断裂的物理本质

晶体材料强度问题是材料科学研究的重要领域。在实际应用中,对于材料强度的要求具有一定的矛盾性。一方面,材料的强度是构件的设计指标,结构设计要求尽可能提高材料强度;另一方面,材料成型和加工要求材料具有较低的流变应力与较高的延伸率。这就要求深入研究晶体材料的强韧化机制,以实现材料强度的调控。

以金属材料为例,晶体材料的基本强度指标有四个,如图 0-3 所示。

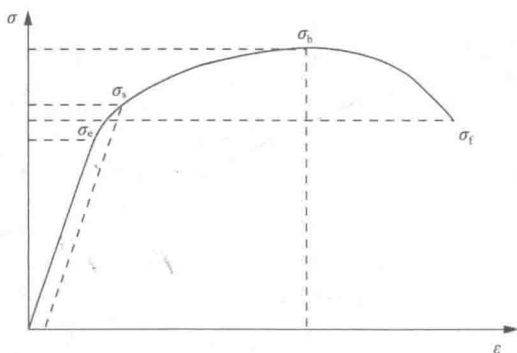


图 0-3 晶体材料典型拉伸曲线

- (1) 弹性极限 (σ_e)，是很小的塑性变形 (0.001%) 所对应的变形抗力。
- (2) 屈服强度 (σ_s)，是材料产生微小塑性变形所需的外力，即少量塑性变形抗力 ($\sigma_{0.2}$)。
- (3) 抗拉强度 (σ_b)，是材料最大均匀塑性变形所对应的抗力，即材料最大均匀塑性变形抗力。
- (4) 断裂强度 (σ_f)，是材料最大塑性变形抗力。

总体来说,晶体材料的强度是材料塑性变形的抗力,所以提高材料的强度就是要增大材料塑性变形的抗力。

综上所述,晶体塑性变形的元过程是位错运动,因而强化晶体材料的基本途径就是造成某种障碍以阻碍位错运动,所以深入理解位错的基本性质与行为,对于建立晶体材料强化机制具有重要的理论和实际意义。

0.4 本书的内容设置及意义

北京科技大学杨顺华教授的书中指出,位错理论的研究浩如烟海,汗牛充栋。

因此,本书将位错理论中和晶体材料强度与断裂理论相关的基础知识加以汇总,在材料科学基础课程中学习的有关位错定性概念的基础上,学习位错理论中典型模型建立思想和数值化处理方法,建立位错理论的定量表达,为晶体材料强化设计和断裂行为分析奠定理论基础。

本书的内容分为三部分。第一部分主要讲述基础理论,包括位错的基本性质及其在弹性介质中的行为和晶体中的位错行为;第二部分是以金属材料为例阐述晶体材料的形变强化、晶界强化、固溶强化和第二相强化等四种强化机制;第三部分主要针对晶体材料裂纹萌生、扩展及韧脆转变的位错机制进行阐述。

杨德庄教授认为,位错理论是学习晶体材料的语言。晶体材料变形与断裂的微观机制就是位错理论。因此,对晶体材料设计、加工和服役过程中诸多行为,特别是力学行为的基础研究中,都必然涉及材料中的位错行为。不掌握位错理论,研究者在晶体材料领域的研究就无法触及本质问题,也难于在同一平台上进行科技交流。

参 考 文 献

- [1] Hull D, Bacon D J. Introduction to Dislocations [M]. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2011: 13-14
- [2] Polanyi M. Lattice distortion which originates plastic flow [J]. Zeitschrift für Physik, 1934, 89 (9-10): 660-662
- [3] Orowan E. Plasticity of crystals [J]. Zeitschrift für Physik, 1934, 89 (9-10): 605-659
- [4] Taylor G I. The mechanism of plastic deformation of crystals. Part I. Theoretical [J]. Royal Society, 1934, 145 (855): 362-387
- [5] Volterra V. Sur l'équilibre des corps élastiques multiplement connexes [J]. Annales scientifiques de l'Ecole Normale supérieure, 1907, (24): 401-517
- [6] 杨顺华. 晶体位错理论基础(第一卷) [M]. 北京: 科学出版社, 1998: XIII-XVII
- [7] Burgers J M. Some Considerations on the Fields of Stress Connected with Dislocations in a Regular Crystal Lattice. I [M]. Nederland: Koninklijke Nederlandse Akademie van Wetenschappen. 1939: 72-96
- [8] Frank F C. LXXXIII. Crystal dislocations. Elementary concepts and definitions [J]. Philosophical Magazine Series 7, 1951, 42 (331): 809-819
- [9] Peierls R. The size of a dislocation [J]. Proceedings of the Physical Society, 1940, 52 (1): 34-37
- [10] Nabarro F. Dislocations in a simple cubic lattice [J]. Proceedings of the Physical Society, 1947, 59 (2): 256-272
- [11] Cottrell A.H. 晶体中的位错和范性流变 [M]. 葛庭燧译. 北京: 科学出版社, 1962: 62-64
- [12] Heidenreich R D, Shockley W. Report of a conference on the strength of solids [R]. London: Physical Society, 1948: 71-95
- [13] Frank F C. The resultant content of dislocations in an arbitrary intercrystalline boundary [C]// Symposium on the Plastic Deformation of Crystalline Solids. Washington DC: Office of Naval Research, 1950: 150-154
- [14] Thompson N. Dislocation nodes in face-centred cubic lattices [J]. Proceedings of the Physical Society, Section B, 1953, 66 (6): 481-492