

金属材料寿命的演变过程

Evolution of Life in Metallic Materials



吴犀甲 著

中国科学技术大学出版社

当代科学技术基础理论与前沿问题研究丛书

中国科学技术大学

校友文库

金属材料寿命的演变过程

Evolution of Life in Metallic Materials

吴犀甲 著

中国科学技术大学出版社

内 容 提 要

古语云,千里之堤毁于蚁穴。金属材料的断裂起始于晶体缺陷,即位错和空位,它们在应力和温度的影响下遵循热统计动力学的规律发展成微观甚至宏观裂纹或空洞。本书结合材料物理变形机制、连续分布位错理论和连续介质断裂力学,详细讨论了金属合金材料在蠕变、疲劳和热机械疲劳以及多重机制协同作用条件下裂纹萌生、扩展的过程和现象,从而推导出相应的裂纹扩展速率方程和寿命公式。这些公式不仅补充了目前工程上采用的安全寿命法和损伤容限法,更重要的是,对发展一种新的范例——全寿命预测法做出贡献。因此,本书的意义在于为材料强度和寿命分析提供一个连贯的可发展的物理模型。它对工程结构的安全寿命周期管理有重要的参考价值。

本书适用于从事金属材料和相关领域的科研工作者、高校师生和企事业单位的工程技术人员作为参考书。

图书在版编目(CIP)数据

金属材料寿命的演变过程/吴犀甲著. —合肥:中国科学技术大学出版社, 2009.5
(当代科学技术基础理论与前沿问题研究丛书;中国科学技术大学校友文库)
“十一五”国家重点图书

ISBN 978-7-312-02204-3

I. 金… II. 吴… III. 金属材料—寿命—研究 IV. TG14

中国版本图书馆CIP数据核字(2009)第061289号

出版 中国科学技术大学出版社

安徽省合肥市金寨路 96 号, 230026

<http://press.ustc.edu.cn>

印刷 合肥晓星印刷有限责任公司

发行 中国科学技术大学出版社

经销 全国新华书店

开本 710 mm × 1000 mm 1/16

印张 8

字数 130 千

版次 2009 年 5 月第 1 版

印次 2009 年 5 月第 1 次印刷

印数 1—2000 册

定价 28.00 元

总 序

侯建国

(中国科学技术大学校长、中国科学院院士、第三世界科学院院士)

大学最重要的功能是向社会输送人才。大学对于一个国家、民族乃至世界的重要性和贡献度,很大程度上是通过毕业生在社会各领域所取得的成就来体现的。

中国科学技术大学建校只有短短的 50 年,之所以迅速成为享有较高国际声誉的著名大学之一,主要就是因为她培养出了一大批德才兼备的优秀毕业生。他们志向高远、基础扎实、综合素质高、创新能力强,在国内外科技、经济、教育等领域做出了杰出的贡献,为中国科大赢得了“科技英才的摇篮”的美誉。

2008 年 9 月,胡锦涛总书记为中国科大建校五十周年发来贺信,信中称赞说:半个世纪以来,中国科学技术大学依托中国科学院,按照全院办校、所系结合的方针,弘扬红专并进、理实交融的校风,努力推进教学和科研工作的改革创新,为党和国家培养了一大批科技人才,取得了一系列具有世界先进水平的原创性科技成果,为推动我国科教事业发展和社会主义现代化建设做出了重要贡献。

据统计,中国科大迄今已毕业的 5 万人中,已有 42 人当选中国科学院和中国工程院院士,是同期(自 1963 年以来)毕业生中当选院士数最多的高校之一。其中,本科毕业生中平均每 1 000 人就产生 1 名院士和 700 多名硕士、博士,比例位居全国高校之首。还有众多的中青年才俊成为我国科技、企业、教育等领域的领军人物和骨干。在历年评选的“中国青年五四奖章”获得者中,作为科技界、科技创新型企业界青年才俊代表,科大毕业生已连续多年榜上有名,获奖总人数位居全国高校前列。鲜为人知的是,有数千名优秀毕业生踏上国防战线,为科技强军做出了重要贡献,涌现出 20 多名科技将军和一大批国防科技中坚。

为反映中国科大五十年来人才培养成果,展示毕业生在科学研究中的最新进展,学校决定在建校五十周年之际,编辑出版《中国科学技术大学校友文

库》，于2008年9月起陆续出书，校庆年内集中出版50种。该《文库》选题经过多轮严格的评审和论证，入选书稿学术水平高，已列为国家“十一五”重点图书出版规划。

入选作者中，有北京初创时期的毕业生，也有意气风发的少年班毕业生；有“两院”院士，也有IEEE Fellow；有海内外科研院所、大专院校的教授，也有金融、IT行业的英才；有默默奉献、矢志报国的科技将军，也有在国际前沿奋力拼搏的科研将才；有“文革”后留美学者中第一位担任美国大学系主任的青年教授，也有首批获得新中国博士学位的中年学者；……在母校五十周年华诞之际，他们通过著书立说的独特方式，向母校献礼，其深情厚意，令人感佩！

近年来，学校组织了一系列关于中国科大办学成就、经验、理念和优良传统的总结与讨论。通过总结与讨论，使我们更清醒地认识到，中国科大这所新中国亲手创办的新型理工科大学所肩负的历史使命和责任。我想，中国科大的创办与发展，首要的目标就是围绕国家战略需求，培养造就世界一流科学家和科技领军人才。五十年来，我们一直遵循这一目标定位，有效地探索了科教紧密结合、培养创新人才的成功之路，取得了令人瞩目的成就，也受到社会各界的广泛赞誉。

成绩属于过去，辉煌须待开创。在未来的发展中，我们依然要牢牢把握“育人是大学第一要务”的宗旨，在坚守优良传统的基础上，不断改革创新，提高教育教学质量，早日实现胡锦涛总书记对中国科大的期待：瞄准世界科技前沿，服务国家发展战略，创造性地做好教学和科研工作，努力办成世界一流的研究型大学，培养造就更多更好的创新人才，为夺取全面建设小康社会新胜利、开创中国特色社会主义事业新局面贡献更大力量。

是为序。

2008年9月

前 言

寿命预测是工程系统和产品寿命周期管理的一个重要组成部分。例如,它为顾客的高值设备保单、检修间隔时间保证安全和经济操作提供依据。更重要的是,其目的是防止可能发生危及人身安全或花费巨大财资的经济和环境灾害,例如轮船、航空器、核反应堆、管道、桥梁和近海平台等的灾难性故障。中国古代有一句话,千里之堤,毁于蚁穴。同理,一个庞大的机械结构的崩塌往往起始于材料的微小缺陷。因此,了解材料寿命的物理演变过程是非常重要的,这有利于在适当使用阶段采取有效的控制手段以避免灾难性事故发生。

本书对金属材料的寿命演变问题分五个章节分别从不同的角度和在不同的尺度上进行讨论。

第1章介绍晶体缺陷,即位错和空位以及它们在纳米尺度下的运动形式和受应力、温度的影响,重点在于由位错塞积的动力学推导出一个材料机械硬化的基本机制公式,并且它作为一条理解的引线贯穿其后章节,连接材料在微观和宏观尺度下的变形、裂纹萌生和扩展等各种各样的现象。

第2章说明如何由位错机制引申出材料的基本变形行为。特别是根据上述前提提供一个对拉伸、压缩及疲劳、蠕变的统一描述。

第3章用位错连续分布理论对各向异性体内位错塞积的两个基本形式——Zener-Stroh-Koehler (ZSK)类型和 Bilby-Cottrell-Swinden (BCS)类型,进行数学处理并考虑位错与微观结构的相互作用。这一问题的公式化可以用于描述疲劳裂纹萌生和微裂纹的扩展。

在第4章说明宏观裂纹(或者说长裂纹)在疲劳或蠕变条件下的扩展过

程是由裂纹尖端塑性区或蠕变区域内上述位错机制的运作所产生的平均效应,其重点在于解释裂纹扩展率与裂纹尖端场控制参量,例如应力强度因子、微观结构和环境等因素的依赖性关系。

第5章介绍一些寿命预测方面的工程方法,例如安全寿命法和损伤容限法。另外还简要地介绍一种新的范例——全寿命预测法,特别是要考虑多重机制或多重状态下的裂纹萌生和裂纹扩展以及它们的相互作用。一般损伤积累过程不是各子过程的线性总和,这要由损伤类型所决定。

本书提供的基本物理模型都在适用范围内与实验观察行为进行了比较。

本书是作者在加拿大国家研究院航空研究所结构材料性能实验室的研究工作总结。此处特别对为相关项目提供财政支持的各种机构和公司如加拿大国防部(DND)、国家研究院(NRC)、加英联合会、加拿大普拉特惠特尼公司等致以感谢。同时,作者也希望感谢他以前和现在的同事们,特别是威廉·华莱士博士、Ashok Koul 博士、Jean-Pierre Immarigeon 博士、彼得·Au 和廖敏博士提供过建设性的讨论。作者对妻子曲小萌女士为整理文稿做出的大量繁琐工作表示由衷的感激。

目 次

总序	i
前言	iii
第 1 章 速率过程和动力学	1
1.1 绝对速率理论	1
1.2 位错流动性的动力学表述	3
1.2.1 位错速度	4
1.2.2 位错塞积	5
1.2.3 反作用应力	5
1.2.4 小结	6
参考文献	7
第 2 章 基本变形过程	8
2.1 拉伸变形	8
2.2 疲劳	11
2.2.1 低周疲劳	12
2.2.2 高周疲劳	15
2.2.3 热机械疲劳	16
2.3 蠕变	19
2.3.1 瞬态蠕变	19
2.3.1.1 有晶界沉淀物存在条件下的位错滑移	19
2.3.1.2 有晶界沉淀物存在条件下的位错攀移	20
2.3.1.3 晶界滑移模型	21
2.3.1.4 波浪形界面上的 GBS	22

2.3.1.5 瞬态蠕变方程	24
2.3.2 加速蠕变	31
2.3.2.1 晶内损伤引起的加速蠕变	31
2.3.2.2 加速蠕变过程中的晶界损伤	33
2.3.3 蠕变断裂	36
参考文献	37
第3章 微观裂纹形核和扩展	40
3.1 连续分布位错理论	41
3.2 分解切应力	42
3.3 ZSK 裂纹形核	43
3.4 BCS 裂纹形核	50
3.4.1 无界解	51
3.4.2 有界解	51
3.5 疲劳裂纹形核	54
3.6 微观裂纹扩展	56
参考文献	61
第4章 宏观裂纹扩展	63
4.1 断裂力学	63
4.1.1 线弹性断裂力学	63
4.1.2 非线性断裂力学	64
4.2 疲劳裂纹扩展	65
4.2.1 疲劳裂纹扩展率	66
4.2.2 裂纹闭合	74
4.3 蠕变裂纹扩展	80
4.3.1 裂纹尖端应力分布	81
4.3.1.1 幂指数律区域	81
4.3.1.2 GBS 区域	82
4.3.1.3 弹性区域	82
4.3.2 蠕变裂纹扩展模型	83
4.3.2.1 韧性蠕变断裂	84
4.3.2.2 脆性蠕变断裂	84

4.3.2.3 环境影响	86
参考文献	87
第 5 章 寿命预测	90
5.1 安全寿命方法	90
5.2 损伤容限方法	91
5.3 全寿命方法	93
5.3.1 疲劳氧化交互作用	95
5.3.2 冷应力滞留疲劳	96
5.3.3 疲劳蠕变交互作用	100
5.4 工况分析	105
参考文献	106
附录 A ZSK 裂纹位错分布的求解	108
附录 B BCS 裂纹位错分布的求解	111
附录 C NASA 疲劳实验曲线	114

第1章 速率过程和动力学

现代文明是由先进材料支撑起来的,其范围包括从半导体材料到超合金的应用。因此,材料的寿命和使用期的性能是每个工程师所关心的。一个工程器件,小如手机或大如燃气轮机引擎,一旦投入使用,其物质生命时钟便滴答作响地启动。整个寿命周期管理的概念就是围绕争取利益最大化和尽可能降低寿命周期(从产品设计和研发到维护)成本而进行。这就要求人们必须对材料在使用环境(载荷、温度和周围环境)下的寿命演变过程有一个详尽的理解。

鉴于此,将材料比做包含成千上万个原子的大分子是容易理解的。如果原子排列无瑕,整个固体就是一些单位晶格的重复排列,那么其生命是非常简单的:材料将永存于它的理论强度极限之下。现实中材料无法达到它们的理想强度的原因是因为晶体瑕疵的存在,例如在多晶材料中的空位、位错和晶界(不同取向的晶粒之间存在的位错和空位集合面)。这些晶体瑕疵或自然地存在或在材料制造过程中产生,它们在静态或循环载荷下演变成更大的缺陷,如裂纹,并可能最终导致材料的断裂。

本章简要地介绍并描述关于原子排列变动的绝对速率理论,其结果决定了物质的状态。

1.1 绝对速率理论

当材料的原子排列从一个均衡状态转折到另一个状态时,通常它需要克服一定的势能垒。这些能垒在势能面上看来像“丘陵”。确切的描述需要计算量子力学,这超出了本书的范围。简单地说,势能面的概念可以用一个三原子线性

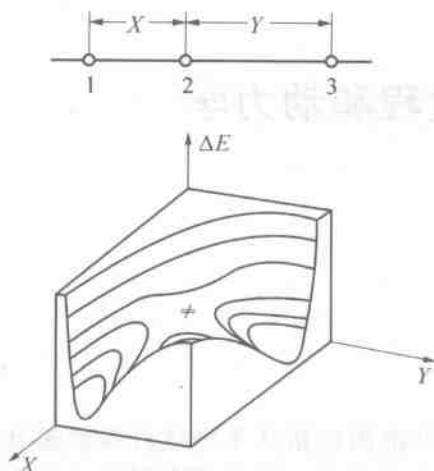


图 1.1 一个典型的三原子线性系统的
势能面 Krausz 和 Eyring, 1975

系统(A-B-C)说明,如图 1.1。其中一个轴代表 AB 的稳定距离,另一个轴代表 BC 的稳定情况。转折过程可以被想象为一个走在山岭地区的人:他最初站立在一个低谷里,并且他需要发现一条通常跨过一个马鞍点到达附近另一个低谷休息的道路。他需要花费最小努力或能量。马鞍点代表转折状态或被激活的状态。到达那个状态的成功的可能性当然取决于鞍点的相对高度和路径的长度,但他也可能为自己保存了足够的热能而奋起。基于统计量子力学的原则,原子组合转折论的绝对速率或反应速率是(Eyring 和 Polanyi, 1931; Eyring, 1935; Krausz 和 Eyring, 1975)

$$\kappa = \lambda \frac{kT}{h} \exp\left(-\frac{\Delta G^\ddagger}{kT}\right) \quad (1.1)$$

其中 k 是玻尔兹曼常数, h 是普朗克常数, T 是绝对温度, $\Delta G^\ddagger$ 是激活能, λ 是激活间距。

一个 N 原子系统,其位形空间的维度有 $3(N-2)$ 个运动自由度加上 1 个势能。对于真实材料,建造整个位形空间几乎是不可能的。然而,针对一个特殊反应,总是存在着一个二维道路代表激活过程,如图 1.2 所显示。所以,实践上,如果你知道反应物和产品,你可能有意地设计实验并测量反应过程的速率从而确定其激活能。激活能通常从 Arrhenius 关系——即反应速率的对数对绝对温度的倒数关系的斜率求出。

严格地讲,绝对速率理论只是在激活体与被激活物处于同一平衡态的状态下合理。当激活能比系统的热能相对地大时,一般可认为该假设近似地真实。量子力学和非平衡统计力学分析(Prigogine、Nicolis 和亚伦,1971)表明平衡假定是可接受的,如果

$$\frac{\Delta G^\ddagger}{kT} \geq 5$$

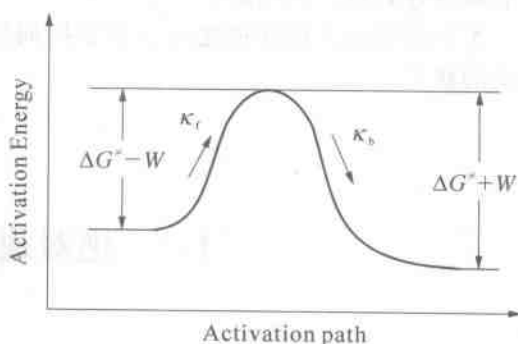


图 1.2 激活能垒与正向和反向
反应的示意图

通常,变形过程的表现激活能是取决于当前变形状态的一个演变状态变量,即为应力 σ , 塑性变形 ϵ_p 和时间 t 的函数(注:时间也可是一个隐变量)如

$$\Delta G^\ddagger = \Delta G^\ddagger(\sigma, \epsilon_p, t) \quad (1.2)$$

作为第一级简化处理,变形的正向激活能可以展开为

$$\begin{aligned} \Delta G_f^\ddagger &= \Delta G_0^\ddagger + \frac{\partial \Delta G^\ddagger}{\partial \sigma} \sigma + \frac{\partial \Delta G^\ddagger}{\partial \epsilon_p} \epsilon_p + \frac{\partial \Delta G^\ddagger}{\partial t} t \\ &= \Delta G_0^\ddagger - V(\sigma - H\epsilon_p + Rt) \end{aligned} \quad (1.3)$$

其中, $V = - \left(\frac{\partial \Delta G^\ddagger}{\partial \sigma} \right)$ 是激活体积,

$H = \frac{1}{V} \left(\frac{\partial \Delta G^\ddagger}{\partial \epsilon_p} \right)$ 是加工硬化系数,

$R = - \frac{1}{V} \left(\frac{\partial \Delta G^\ddagger}{\partial t} \right)$ 是恢复系数。

这一基本概念先由 Kocks, Argon 和 Ashby 等(1975)在晶体滑移热力学中讨论过,本文在以后章节将其作为随时间变化的函数处理。

从统计意义上讲,热激活变形过程应在能垒的两个方向上有可能发生。正向激活一般由机械功促进,其效应是减少能量障碍的有效高度,如公式(1.3)描述。然而,反向过程也可能逆机械功作用而发生。在这种情况下,反向的激活能可以表达成:

$$\Delta G_b^\ddagger = \Delta G_0^\ddagger + V(\sigma - H\epsilon_p + Rt) \quad (1.4)$$

因此,通过一个能垒的净反应速率应是

$$\begin{aligned} \kappa &= \kappa_f - \kappa_b = \lambda \frac{kT}{h} \left[\exp \left[- \frac{\Delta G_f^\ddagger}{kT} \right] - \exp \left[- \frac{\Delta G_b^\ddagger}{kT} \right] \right] \\ &= 2\lambda \frac{kT}{h} \exp \left[- \frac{\Delta G_0^\ddagger}{kT} \right] \sinh \left[\frac{V(\sigma - H\epsilon_p + Rt)}{kT} \right] \end{aligned} \quad (1.5)$$

1.2 位错流动性的动力学表述

晶体的塑料变形主要由于位错在特定晶面上运动而发生,即由沿某个确定晶向的位错滑移、位错攀移或两者的组合而成。位错和位错流动性的理论已经根据理论和实验观察建立起来很长时期了(Orowan, 1934; 泰勒, 1934; Polanyi, 1934; Orowan, 1940),并有很多书出版,如 Hirth 和 Lothe 的专著(1992)。本章首先回顾塑性变形的速率关系,并由此推出加工硬化的演变

关系。在其后的章节中,将以此为前提开发各种变形和断裂的本构模型。

1.2.1 位错速度

Orowan 在 1940 年提出了塑性变形速率与位错流动性之间的一个关系:

$$\dot{\gamma}_p = ab\rho_m v \quad (1.6)$$

其中 $\dot{\gamma}_p$ 是剪切塑性变形率, $a(\sim 1)$ 是一个几何因子, b 是位错单位当量即柏氏矢量(Burgers vector), ρ_m 是流动位错密度, v 是位错运动速度。位错运动速度取决于应力、温度和材料的微观结构。通常,这可以用基本速率常数如公式(1.1)表达,从而得到塑性变形的本构定律。例如,位错速度可以被表达为(Krausz 和 Eyring, 1975):

$$v = (\kappa_f - \kappa_b) = \frac{kT}{h} \left[\lambda_f \exp \left(- \frac{\Delta G_f^\ddagger - V_f \tau}{kT} \right) - \lambda_b \exp \left(- \frac{\Delta G_b^\ddagger + V_b \tau}{kT} \right) \right] \quad (1.7)$$

图 1.3 显示了公式(1.7)与 Ge 的实验数据的比较。位错运动在剪切作用之下突破原先周围原子的束缚而达到新的位置的变化结果,这在实质上与化学反应一样也是一个热激活过程。

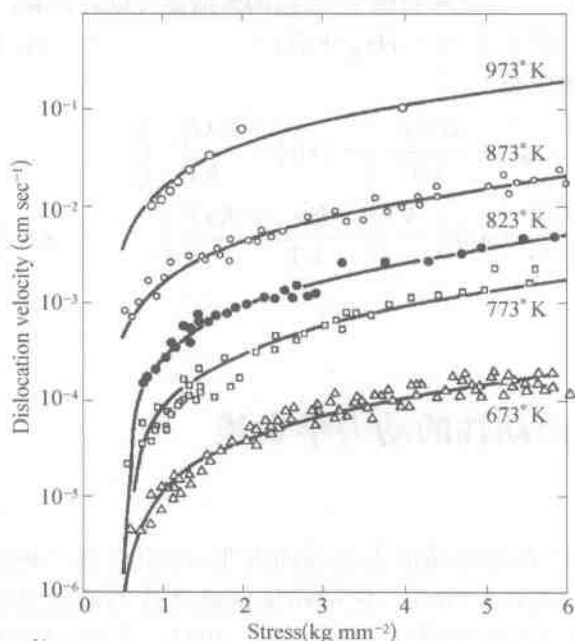


图 1.3 Ge 中位错速度对应力和温度的依赖性
曲线由公式(1.7)计算得出(Krausz 和 Eyring, 1975)

在真实的材料中,微观结构和位错密度可能随变形而改变,这使得本构模型复杂化。特别是,工程合金经常包含第二析出相微粒,通过以 Orowan 环绕或析出相切割等机制妨碍位错行动,从而提供一种强化机制。在这些材料中,位错速度不是恒定不变的,它受到一个内应力场的影响。特别是对多晶体材料,公式(1.6)的明确关系更难建立。但是,在概念上公式(1.6)对描述塑性变形是有效的,具有工程平均值的意义。考虑位错运动和微观结构的形成和变化(析出相生成,晶粒生长和再

结晶等等)对现代本构理论的确是一个严重挑战。

1.2.2 位错塞积

在前面的部分简要地提及了通过位错塞积而产生材料硬化的概念。Stroh (1954) 获得了静态塞积的解答, 他的结果用于推导出著名的 Hull-Petch 关系, 即屈服应力 $\sigma_y = \sigma_0 + k'd^{-1/2}$, d 是晶粒尺寸, σ_0 和 k 是材料常数。但对于包含损伤积累直至断裂的变形全过程, 静态描述是不够的, 因为不包含时间因素。因此, 必须考虑位错塞积过程中的时间相关性。

考虑位错塞积的储积率是单位时间内由滑移到达的位错数量减去位错攀移而走的数量, 图 1.4 概要性地说明其过程。设 ρ 是位错密度, v 是平均位错滑移速度, κ 是攀移速率, n 是当前位错塞积的数量。那么, 单位时间内新到达的位错数量是 $\rho v s$, s 是滑移带宽, 位错离开的数量应是 n 与 κ 的乘积。因此, 对一个滑移系统, 位错塞积的储积率为

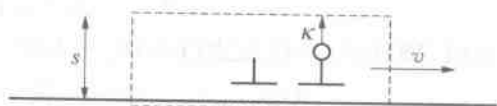


图 1.4 位错塞积的运动过程的概要

$$\frac{dn}{dt} = \rho v s - \kappa n \quad (1.8)$$

根据公式(1.6)和 $s \approx b$, 此公式可进一步写成

$$\frac{dn}{dt} = \dot{\gamma}_p - \kappa n \quad (1.9)$$

式(1.9)基本上描述了在位错塞积过程中位错滑移和攀移的竞争。通常, 塞积位错的数量随变形增加。然而, 当温度升高时, 空位流动性将增大, 从而使更多的位错跳出塞积群。所以, 在变形达到稳定状态时, 塞积位错的数量将趋向于一个稳定的水平, 这可由上式积分得到

$$n = \frac{\dot{\gamma}_p}{\kappa} [1 - \exp(-\kappa t)] \quad (1.10)$$

1.2.3 反作用应力

当位错塞积在障碍处如晶界或者异相微粒而静止时, 他们对后面接踵而来的位错施加一个反作用应力, 如图 1.5 所示。为简单起见, 我们假设位错源(如 Frank-Reed 源)到障碍之间的距离是 λ , 这可能是半个晶粒的尺度或沉淀(析出)相的平均间距, 依具体微观结构而定。假设在时间 t 内有 n 个塞积位错在塞积群中, 这些塞积位错对远处位于 x 位置上的移动位错一起施加反作用应力(与位

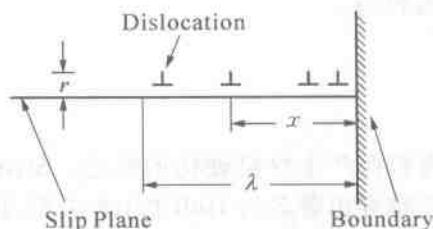


图 1.5 位错塞积概示

错行动方向相反), 其总和可以估计为 (Hirth 和 Lothe, 1992)

$$\tau_b(x) = \frac{n\mu b}{2\pi(1-\nu)x} \quad (1.11)$$

其中 ν 是泊松比, μ 是有弹性剪切模量。那么, 对位错滑移的平均反作用应力, τ_{ig} , 可被定义为在距离 λ 上做反机械功的有效应力如下:

$$\tau_{ig} = \frac{1}{\lambda} \int_{nb}^{\lambda} \tau_b(x) dx \quad (1.12)$$

由上式积分得到

$$\tau_{ig} = \frac{n\mu b}{2\pi(1-\nu)\lambda} \ln \frac{\lambda}{nb} \quad (1.13)$$

对式(1.13)微分并代入式(1.9)得到方程

$$\frac{d\tau_{ig}}{dt} = \frac{\mu b}{2\pi(1-\nu)\lambda} \left[\ln\left(\frac{\lambda}{nb}\right) - 1 \right] (\dot{\gamma} - n\kappa) \quad (1.14)$$

通常, $\ln(\lambda/nb) \gg 1$, 式(1.14)可简化为

$$\frac{d\tau_{ig}}{dt} = H\dot{\gamma} - \kappa\tau_{ig} \quad (1.15)$$

式(1.15)是一个反作用应力的演变公式, 其中 $H = [\mu b/2\pi(1-\nu)\lambda] \ln(\lambda/nb)$ 是加工硬化系数, 在工程应用中可以简化为常数, 因为对数变异通常是小的。公式中另一项 $\tau_{ig}\kappa$, 代表恢复率, 它由位错攀移所控制。式(1.15)对材料变形中一般的硬化-恢复现象提供了一个进一步的物理解释。根据其定义, 反作用应力的存在将以如下方式削减加载应力的作用:

$$\tau_{eff} = \tau - \tau_{ig} \quad (1.16)$$

1.2.4 小结

基本上, 塑性变形是由三个类型的位错运动组合而成, 即滑移、攀移和螺旋位错。所有这些运动可以认为是速率过程, 其变形率是基本速率常数的动力学组合, 受热激活能控制, 如式(1.5~1.7)表示, 而表观激活能是一个热力学量, 由活化系统的性质和外力做功所决定。一般工程材料的微观结构是由非均匀介质组成, 其内位错速度受内应力场影响而非常定。产生内应力的地点有如晶界、沉淀(析出)相微粒等。位错运动在这些地方受到滞碍, 产生位错塞积, 如式(1.8)所描述, 而位错塞积引起对接踵而来的位错的反作用应力。根据上述机制可以推出一个反作用应力的演变公式(1.15), 对材料变形中一般的硬化-恢复现象提

供了一个进一步物理解释和数学描述。在其后章节中处理变形和裂纹扩展问题时,将在适当情况下引用本章的公式。

参 考 文 献

- [1] Eyring, H. (1935), J. Chem. Phys., 3, 107.
- [2] Eyring, H. and Polanyi, M. (1931), Z. Phys. Chem., 12, 279.
- [3] Kocks, U.F., Argon, A.S. and Ashby, M.F. (1975), Prog. Mater. Sci., 19, 3.
- [4] Krausz, A.S. and Eyring, H. (1975), Deformation Kinetics, John Wiley & Sons.
- [5] Hirth, J. P. and Lothe, J. (1992), Theory of Dislocation, Krieger Publishing Company.
- [6] Orowan, E. (1934), Z. Physik, 89, pp. 605, 614, 634.
- [7] Orowan, E. (1940), Proc. Roy. Soc. London, 52, pp. 8.
- [8] Polanyi, M. (1934), Z. Physik, 89, pp. 660.
- [9] Prigogine, I., Nicolis, G. and Allen, P. M. (1971), in Chemical Dynamics, J. O. Hirschfelder and D. Henderson, Eds., John Wiley & Sons.
- [10] Stroh, A.N. (1954), Proc. Roy. Soc. London, 223, pp. 404.
- [11] Taylor, G.I. (1934), Proc. Roy. Soc. London Ser. A, 145, pp. 362.