

中等专业学校教学用书

金属的强度与检验

冶金工业出版社



中等专业学校教学用书

金属的强度与检验

沈阳冶金机械专科学校 陈思政 主编

冶金工业出版社

中等专业学校教学用书
金属的强度与检验
沈阳冶金机械专科学校 陈思政 主编

冶金工业出版社出版

(北京灯市口74号)

新华书店北京发行所发行

冶金工业出版社印刷厂印刷

787×1092 1/16 印张 12 3/4 字数 303 千字

1981年2月第一版 1981年2月第一次印刷

印数00,001~11,700册

统一书号: 15062·3604 定价 1.05 元

前 言

金属材料的发展对于实现农业、工业、国防和科学技术的现代化有着极为密切的关系。金属材料及其产品能否做到质量好、重量轻、寿命长，是关系到国民经济能否高速度发展的一个重要问题。例如，减小产品的体积与减轻其重量不仅可以节省材料，而且还可以节省人力、物力与能源。提高金属材料及其产品的性能与质量，实际也就是增加金属材料及其产品的数量。近年来，由于航空、航天、原子能等工业的发展对材料性能的要求更高了，因此如何提高金属材料的质量，更好地发挥现有材料的性能潜力以及研制更多更好的新材料，是广大冶金和材料工作者的一项艰巨而光荣的任务。

评价金属材料的优劣、进行工程设计、合理选用材料、正确制定加工工艺，其主要依据是金属材料的强度性能。金属材料对弹性变形的抗力、对塑性变形的抗力以及对断裂的抗力统称为强度。金属的强度及与之有关的塑性、韧性是和冶炼、成型和加工处理中所形成的组织状态和内部缺陷等情况有关。为了保证金属材料的性能与质量，在生产过程中必须对材料进行各种性能试验、检验与分析。本书的主要任务是使读者掌握钢的强度本质、性能指标及试验研究方法；掌握钢在不同状态下的组织特征、质量标准及常见缺陷；熟悉金相显微镜的原理和应用以及高温、相衬、偏光等特殊金相检验技术；了解断裂韧性、断口分析以及电子显微镜原理等方面的基本知识。

本书可供从事金属材料工作的工人、检验员与技术人员学习参考，也可供中等专业学校金相热处理专业教学使用。

本书共分十章，前四章和第九章由陈思政同志编写，其余五章由沙建铎同志编写。陈思政同志任主编。

本书编写过程，得到上海交通大学、上海冶金专科学校、北京钢铁学院、东北工学院、华南工学院、西北工业大学、北京钢铁研究院、上海钢铁研究所、大冶钢厂、抚顺钢厂、上海新跃仪器厂等单位的大力支持和帮助，并提供了有关资料和图片；上海冶金专科学校俞启明、王克敬、朱运崇、张利衡、邱安祥以及包头钢铁学院刘宗昌等同志对初稿进行了认真细致的审查，提出了许多宝贵意见；有关内容得到上海交通大学蔡泽高、曾振鹏、陈世朴、王永瑞、陈雅珍等同志的指导和修改。对以上单位和同志的支持帮助，特在此表示衷心感谢。

由于编者水平不高，实践知识又少，加上时间仓促，一定存在很多缺点和错误，殷切希望广大读者批评指正。

编 者

1979年3月

目 录

前言

第一章 金属的变形	1
第一节 概 述	1
第二节 金属的弹性变形	3
第三节 金属的塑性变形	7
第四节 力学状态图	11
第二章 位错与强度	14
第一节 引 言	14
第二节 位错模型及柏氏矢量	15
第三节 位错的应力场	19
第四节 位错的滑移与攀移	22
第五节 位错与晶体缺陷的交互作用	24
第六节 位错的萌生、增殖与观察	26
第七节 位错与钢的强度	28
第三章 金属的静强度	34
第一节 静拉伸强度	34
第二节 其它静强度	39
第三节 硬 度	46
第四章 金属的动载及高温强度	57
第一节 疲 劳	57
第二节 冲 击	62
第三节 磨 损	65
第四节 高温强度	68
第五章 金属的断裂、断口分析及断裂韧性	73
第一节 断裂的基本过程与类型	73
第二节 断口分析	75
第三节 断裂韧性	84
第六章 钢的低倍检验	94
第一节 低倍缺陷的检验方法	94
第二节 低倍缺陷特征	99
第三节 钢中常见的不正常断口	106
第七章 钢的金相检验	111
第一节 金相检验设备与试样制备	111
第二节 奥氏体晶粒大小的测定	115
第三节 钢中非金属夹杂物的检验	117
第四节 钢中化学成分偏析的检验	118

第八章 金相显微镜..... 125

第一节 金相显微镜原理..... 125

第二节 金相摄影与暗室操作..... 132

第三节 高温金相显微镜..... 138

第四节 相衬金相显微镜..... 141

第五节 偏振光金相显微镜..... 144

第九章 电子显微分析简介..... 150

第一节 透射型电子显微镜..... 150

第二节 扫描电子显微镜..... 162

第三节 电子探针..... 167

第十章 无损探伤..... 170

第一节 磁性探伤..... 170

第二节 超声波探伤..... 174

第三节 射线探伤..... 177

附录一 布氏硬度与压痕直径对照表..... 181

附录二 维氏硬度与压痕对角线长对照表..... 184

附录三 各种硬度与强度换算表..... 189

附录四 显微硬度与压痕对角线长换算表..... 191

附录五 显示显微组织的化学浸蚀试剂..... 193

附录六 可见光底片常用的显影与定影液配方表..... 196

第一章 金属的变形

第一节 概 述

一、晶体的受力

金属或合金都是由许许多多的晶粒组成，而每个晶粒又是由亿万个原子按照一定的点阵结构有规则地堆砌而成。当晶体受外力作用时，晶粒内的原子便发生相对位移。外力愈大，原子间相对位移量也愈大。这种由于外力的作用引起原子位移使晶体的宏观尺寸发生相对变化称为变形。当外力去除，原子能够回复到原来位置的变形叫做弹性变形；不能回复到原来位置的变形叫做塑性变形。

任何一个晶粒，在外力作用下产生的应力都可以分解为垂直于某一晶面（如图1-1中 AA 面）的正应力 σ 和平行于该晶面的切应力 τ 。正应力 σ 欲使 AA 面上的原子垂直于 AA 面拉开，而切应力 τ 欲使 AA 面上的原子平行于 AA 面切移。在弹性范围，正应力 σ 和切应力 τ 都可以使晶体产生弹性变形。也就是说，不管加载方式如何，晶体首先发生弹性变形，正应力 σ 和切应力 τ 都可以使晶体产生弹性变形。如果切应力 τ 超过了临界值（临界切应力 τ_c ）时，晶体就要产生滑移，即发生塑性变形。显然，正应力 σ 是不能使晶体产生滑移的。也就是说，只有切应力才能使晶体产生塑性变形，而正应力是不能使晶体产生塑性变形的。

在一般情况下，作用在晶体上的外力都或多或少地存在着切应力的成分，因此在外力作用下，都有可能使晶体产生塑性变形。如果外力的数值达到或超过金属内部原子间的结合力时，金属便萌生裂纹，随后并由于裂纹的扩展导致断裂。实际金属是多晶体组成，多晶体取向不同，因此裂纹并不是在所有晶粒内同时形成。另外，实际金属常是多相合金，各相原子间的结合力不同；并且实际金属还存在着宏观和微观的缺陷，因此裂纹总是在原子结合力最差的地方或有缺陷的地方最先引起。

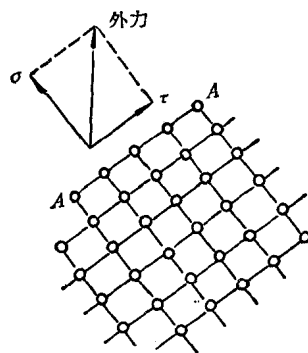


图 1-1 晶粒受外力的作用

二、拉伸试验及应力-应变曲线

1. 拉伸试验——负荷（ P ）与变形（ Δl ）曲线 用退火钢做成拉伸试样，经拉力试验机拉伸后，得到如图1-2曲线。图中 P 为施加于试样上的轴向拉力， Δl 为试样变形后的长度 l 与变形前的长度 l_0 的差值，即 $\Delta l = l - l_0$ 。随着外力 P 的逐渐增大，变形量 Δl 也逐渐增大。 P 与 Δl 的关系曲线就是我们平时所称的拉伸曲线或拉伸图。

拉伸曲线反映了试样在静拉伸力作用下的整个变形过程。可将曲线分成四个不同阶段进行讨论。

- (1) Ob 为弹性变形阶段，呈直线。若外力去除，试样可以恢复原来的形状和尺寸。
- (2) cd 为屈服变形阶段。当负荷增加到稍大于 P_E 后，即使负荷不再增加，试样也

会自动进行变形，在曲线上出现“平台”，称屈服平台。大多数金属材料，没有明显的屈服平台。

(3) dB 为均匀塑性变形阶段。在此阶段，如果外力不增加，则变形不能继续进行。 P_B 是产生最大塑性变形时的负荷。

(4) BK 为不均匀塑性变形阶段。当负荷达到 P_B ，试样将产生“缩颈”现象。此时，变形只限制在“缩颈”的局部地区进行，故又称为局部塑性变形阶段。

2. 应力(σ)-应变(ϵ)曲线 上面讨论的 $P-\Delta l$ 曲线只能反映变形的过程，而不能

说明变形抗力的大小。因为在 P_P 、 P_E 、 P_B 等外力作用下，试样的变形抗力与截面积有关。为便于比较材料变形的各阶段抗力的大小，通常采用应力(σ)-应变(ϵ)曲线。用试样的原始截面积 F_0 和原始长度 l_0 分别除 P 和 Δl ，从而得到应力(σ)-应变(ϵ)曲线，如图1-3所示。图中纵坐标为应力，其大小

$$\sigma = P / F_0 \quad (1-1)$$

横坐标为应变，其大小为

$$\epsilon = \frac{l - l_0}{l_0} = \frac{\Delta l}{l_0} (\%) \quad (1-2)$$

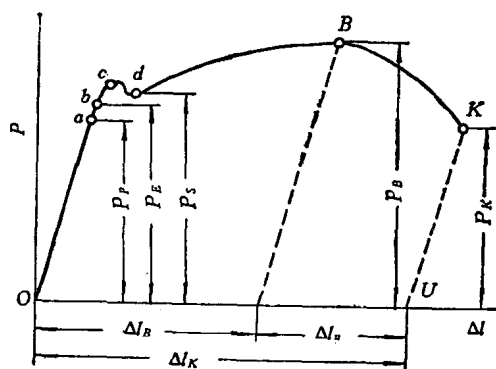


图 1-2 拉伸曲线

应力(σ)-应变(ϵ)曲线上各点的应力，代表了各个变形阶段的抗力。这是金属强度的重要性能指标。我们将在以后章节中加以讨论。

3. 真应力(S)-真应变(e)曲线

上面讨论的应力和应变实际上不是真实的应力和应变，因为试样在拉伸过程中截面积是不断变化的。因此，应力(P/F_0)并不能代表真实的瞬时应力，真实的瞬时应力是瞬时的截面积来除瞬时的负荷；同样，应变 $\epsilon \left(\frac{\Delta l}{l_0} \right) \%$

也不是真实的，而是平均应变值，真实的应变应该以试样瞬时的长度来除瞬时的伸长量。我们以 S 代表真实应力，则

$$S = \frac{P}{F} \quad (1-3)$$

式中 P ——瞬时负荷；

F ——试样瞬时断面积。

若以 e 代表真实应变，则

$$e = \frac{dl}{l} \quad (1-4)$$

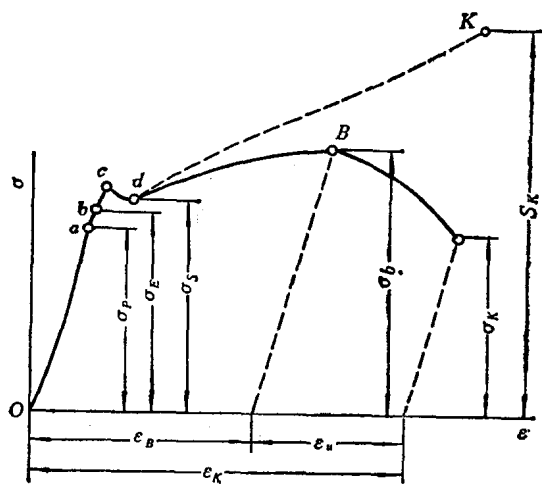


图 1-3 低碳钢的 $\sigma-\epsilon$ 曲线

式中 l ——试样瞬时长度；

dl ——试样瞬时伸长量。

由此可知，试样真实的总延伸率应为各瞬时的应变之和，即

$$e = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad (1-5)$$

真实的相对变形 e 与 ε 之间的关系为

$$e = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{l_0 + \Delta l}{l_0} = \ln (1 + \varepsilon) \quad (1-6)$$

按照真实应力(S)与真实应变(e)作出的拉伸曲线称为真应力应变曲线。真应力应变曲线可用图1-3中的虚线表示。

实验证明，大多数金属材料的真应力应变曲线可用下列经验公式表示

$$S = K e^n \quad (1-7)$$

式中 K ——常数；

n ——形变硬化指数。

在屈服变形以前，由于试样的截面积变化很小，因此应力、应变与真实应力、真实应变几乎相等；在屈服变形以后，这个差别就逐渐显著。例如，强度极限 σ_b 要比真实的强度极限 S_b 小得多。

第二节 金属的弹性变形

一、虎克定律

如上所述，受力材料当外力去除后，能够回复到原来形状和尺寸的变形称为弹性变形，在应力与应变曲线上呈直线关系。

单向拉伸时，可由下式表示

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (1-8)$$

式中 σ ——正应力；

ε ——正应变；

E ——弹性模量，或称杨氏模量。

在单纯切变时，由下式表示

$$\tau = G \gamma \quad (1-9)$$

式中 τ ——切应力；

γ ——切应变；

G ——切变模量。

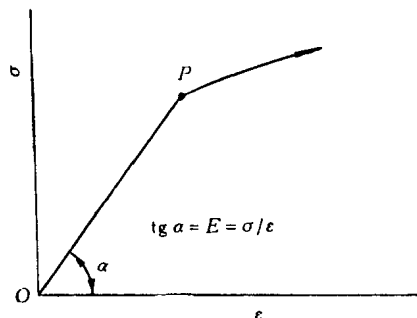


图 1-4 弹性模量

上述关系式，就是我们熟悉的虎克定律。还可以写成 $\operatorname{tg} \alpha = E = \sigma / \varepsilon$ ，如图1-4所示。可以把弹性模量 E 看作是 OP 线的斜率，这就清楚地看出应力和应变成正比关系。

弹性模量 E 可以代表物体抵抗弹性变形的能力，在数值上相当于应变等于1时所需的应力，它是金属材料的重要机械性能指标。工程上常把零件受力时抵抗变形的能力称为“刚度”。在常用金属中，铁的弹性模量较高，为21400公斤力/毫米²；普通碳钢，不管在什么状态，其弹性模量大约在20000公斤力/毫米²左右；纯铜的弹性模量为12100公斤力/毫米²；纯铝的弹性模量为7200公斤力/毫米²。

材料的弹性模量是属于组织不敏感的性能指标，其大小只和金属本性有关，很少受组织变化的影响。因为金属的弹性应力所产生的弹性应变以及两者间的比值（即弹性模量）只与原子的本性和原子间的排列有关。在平衡状态，金属材料的成分与结构是固定的，因而其弹性模量也是固定的。只有其化学成分或晶体结构发生显著变化时，弹性模量才会改变。弹性模量主要决定于原子间的结合力。

在一般钢铁材料中，合金元素含量较少，因此弹性模量变化不大；热处理可以使金属材料的晶体点阵发生改变，但由于原子间的相对距离变化不大，因此对弹性模量的改变也不大；当温度升高时，原子的热运动加剧，原子间距离增大，从而导致弹性模量降低。对于一般金属材料，在温度变化不大的情况下使用时，也可不予考虑对弹性模量的影响。上述影响弹性模量的因素，只是对于某些精密元件来说才显得十分重要。

二、金属晶体的结合能与双原子固体模型

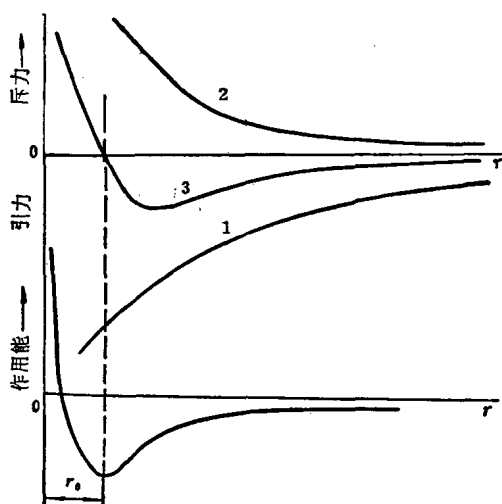


图 1-5 晶体中两原子间相互作用力

金属晶体的结合能决定于正离子与自由电子之间的吸引能以及离子与离子、电子与电子之间的排斥能。为了说明这种关系，我们借助双原子固体模型来解释它。图1-5中曲线1代表两原子间的引力随距离变化的关系，曲线2代表两原子间的斥力随距离变化的关系，曲线3为两原子相互作用的合力。由图可知，原子间的相互作用力是随距离的不同而变化。在 r_0 处，引力与斥力相等，势能最低；这时系统处于稳定状态，故 r_0 为两原子间的平衡距离。在外力作用下，欲使两原子距离小于 r_0 ，将产生相斥抗力；欲使两原子距离大于 r_0 ，将产生相吸抗力。

如果把双原子固体模型推广到整个晶体，那么由于原子间的相互作用力也使晶体中的原子间有一个平衡距离 R_0 ，原子按照这个距离有规则地组合在一起，便成为有一定晶格类型的晶体结构。给晶体施加外力时，原子便离开平衡距离 R_0 建立新的平衡。外力去除，原子立即回复到原来的平衡位置，这就是弹性变形的实质。

从双原子固体模型可知，由于晶体中原子间存在以上所说的两种作用力(引力与斥力)的综合结果，使原子之间只能保持在这个平衡距离上。因此，金属多以密集形式表现出其结构上的特点，这就是我们在金属学中学习过的常见的三种晶体结构——体心立方、面心立方和密排六方。

有些金属由于价电子较多，或者在某种程度上共价键代替了金属键，价电子没有完全变成自由电子，这就使得一部分金属具有其它形式的晶体结构。例如，锆、铪、铌、钽等，虽为六方，但不太密集，存在不同程度的偏差；汞、镉、铟等，具有菱方结构；锗、锡等具有类似金刚石的结构等等。所有这些，说明金属的晶体结构是比较复杂的，也就是说，原子间的结合是可以随条件的不同而发生某些变化的，可以导致晶体结构不同程度地偏离典型金属的结构，甚至出现复杂的新的结构。

三、弹性比功

弹性比功是指金属材料吸收变形功而不发生永久变形的能力。图1-6中阴线所示面积代表该变形功的大小。其数学式为

$$A = \frac{1}{2} \sigma_E \varepsilon_E = \frac{\sigma_E^2}{2E} \quad (1-10)$$

弹性比功也是度量材料好坏的一个重要性能指标。弹性比功大，意味着材料在弹性变形时吸收的能量大。弹簧元件就需有较大的弹性比功，因为它们弹性比功愈大，愈能经受冲击而效率高。另外，弹簧的弹性比功大，可以缩小元件的体积和重量，降低成本。

从公式(1-10)可知，欲提高材料的弹性比功，一是提高弹性极限 σ_E ，另一是降低弹性模量 E 。但 E 是很难改变的，工程上通常采用合金化、热处理等办法改变 σ_E 来提高弹性比功。由于弹性比功 A 和弹性极限 σ_E 的平方成正比，所以通过提高 σ_E 来提高弹性比功是十分有效的。金属材料的弹性极限 σ_E 值，是由其临界切应力 τ_c 的大小决定的，而提高临界抗切应力 τ_c 的关键在于提高晶体的滑移阻力。晶体的滑移阻力与材料的成分和组织有关。例如，在弹簧钢中加入Mn、Si等元素其目的就是强化铁素体，使铁素体的临界抗切应力提高。第二相碳化物质点若以均匀弥散状态分布，也可以提高临界抗切应力。为此，弹簧钢一般采用淬火及中温回火处理，得到屈氏体组织以提高临界抗切应力；形变硬化也是提高 σ_E 的一个途径，因此弹簧钢往往是在冷加工状态下使用的。

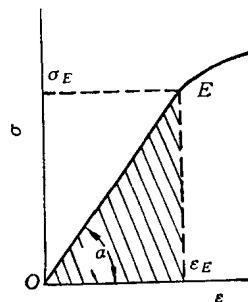


图 1-6 弹性变形功

四、弹性的不完整性

完整的弹性应该是加载时立即变形，卸载时立即恢复原状，加载线与卸载线重合一致，变形与时间没有关系。但实际金属由多晶体组成，各晶粒空间位向不同，且材料的成分和组织是不均匀的，从而形成各晶粒起始塑性变形的不一致性以及变形过程的不均匀性。这就出现了应变落后于应力以及应变与时间有关等现象。这些现象称为弹性的不完整性。弹性的不完整性包括有包申格效应、弹性滞后和弹性后效等。

1. 包申格效应 金属经一次加载变形后，第二次再同向加载变形时弹性极限升高，而第二次反向加载变形，弹性极限下降，这种现象称包申格效应。包申格效应在许多合金的退火状态及高温回火状态经微量塑性变形后都可发现。金属材料种类不同，处理状态及晶粒大小不同，其包申格效应也不同。例如在低碳钢中，晶粒粗大时，此效应极小，而晶粒细小时，此效应显著。这种现象对于研究金属的疲劳问题很重要，因为金属的疲劳就是在反复交变载荷作用下出现的。另外，此现象在生产中有实际意义，如经过冷作变形的金属材料在与原来加工过程加载方向相反的应力状态下使用时，就应考虑其弹性极限和屈服点降低的问题。包申格效应可以通过再结晶退火消除。

2. 弹性后效与弹性滞后 理想弹性体的应变是不随时间而变化的，金属的加载或卸载。应变均立即达到平衡值。图1-7(a)为理想弹性体在加载、卸载时的应变、回复和时间的关系。施加一定载荷，立即产生一定应变，应变不随时间变化。但实际金属材料并非如此，即金属受载后应变并不马上达到平衡值，卸载时也不立即回复，如图1-7(b)所示。在 t_0 时，突然加上一个恒应力 σ_M ，则试样立即产生应变 ε_1 ，随后应变慢慢增加（图中

AB部分),最后趋于平衡值 ε_M 。应变 ε_2 是在较长的时间内逐渐产生的。这就说明应变既是应力的函数,又是时间的函数,这种现象称为正弹性后效;当应力去除,试样的应变立即回复一部分(图中BC部分),其余逐渐回复,称反弹性后效。总之,这种应变落后于应力的现象称为弹性后效。

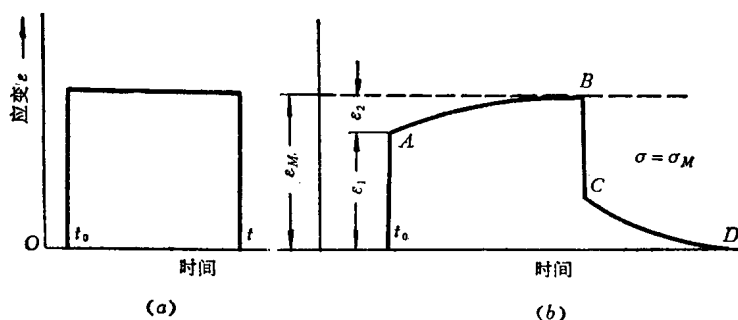


图 1-7 弹性后效示意图
(a) 理想弹性体; (b) 实际弹性体

产生弹性后效的原因很多,一般认为多晶体受力时变形不一致,在外力长期作用下受力较大并且取向有利的晶粒将逐渐继续变形引起正弹性后效。外力去除,已经拉伸着的晶粒对其周围晶粒将起压缩作用,从而引起继续的压缩变形,这就产生了反弹性后效。

弹性后效现象对精密机械及仪表元件十分重要。例如,压力表中的测力弹簧是不允许有弹性后效现象,否则测量失真引起误差。消除弹性后效的办法是将材料进行长时间回火。

弹性后效说明了金属的应力与应变间的关系不象图1-8(a)中那样直线关系,而是一封闭的回线关系,见图中(b)与(c)所示。此现象亦称弹性滞后,图中封闭回线称弹性滞后环。其面积相当于不可逆的能量损耗。即回线所包围的面积等于试样震动一周(受载一周)所损耗的能量。这种由于物体内部原因使机械能损耗的现象称内耗,或称循环韧性。

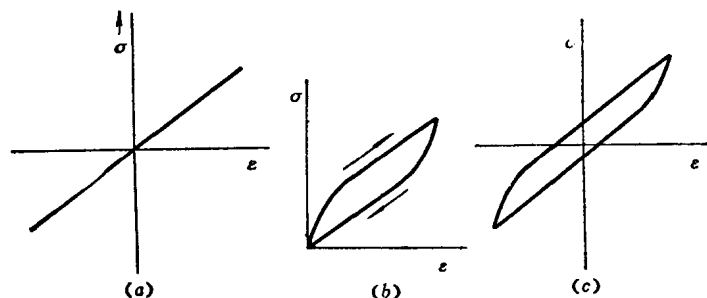


图 1-8 弹性滞后示意图
(a) 理想弹性体 σ 与 ε 关系; (b) 实际金属单向加载与卸载时 σ 与 ε 关系;
(c) 实际金属在交变周期负荷作用时 σ 与 ε 关系

总之,弹性的不完整性是实际金属在弹、塑性变形阶段的固有现象,产生原因在于微观结构与组织的不均一性引起变形的不一致性所造成。

第三节 金属的塑性变形

一、塑性变形的基基本方式

任何固体物质得到不可逆的永久变形而不被破坏的能力称为塑性。金属具有较大的塑性。实验证明，单晶体的塑性变形主要是通过滑移和孪生两种方式进行的。

滑移的过程是晶体的一部分相对于另一部分进行滑动。滑移总是沿着一定的晶面（滑移面）和该晶面的一定方向（滑移方向）进行的。

拉伸时，应力在滑移面上可以分解为垂直于滑移面的正应力（ σ ）及平行于滑移面的切应力（ τ ）。欲使晶体滑移，则需要在滑移面上沿滑移方向有一个最低限度的切应力，即发生滑移的最小切应力，此切应力 τ_c 称为临界切应力。当滑移面上沿滑移方向所受到的切应力 τ 大于临界切应力 τ_c 时，晶体便产生滑移。

晶体在外力下，作用于滑移面及滑移方向上的分切应力的的大小，取决于滑移面、滑移方向和外力的空间位向，如图1-9所示。

试样拉伸时外力 P 在滑移面及滑移方向上的切向分力 P' 为

$$P' = P \cdot \cos \lambda \cdot \cos \alpha$$

在滑移方向上的分切应力 τ 为

$$\begin{aligned} \tau &= \frac{P'}{F'} = \frac{P}{F} \cdot \cos \lambda \cdot \cos \alpha \cdot \cos \varphi \\ &= \sigma \cdot \cos \left(\frac{\pi}{2} - \varphi \right) \cdot \cos \lambda \cdot \cos \varphi \end{aligned} \quad (1-11)$$

式中 P 、 P' ——分别为作用于试样的外力及滑移方向的切向分力；

F 、 F' ——分别为试样原始横截面及讨论的滑移面的面积。

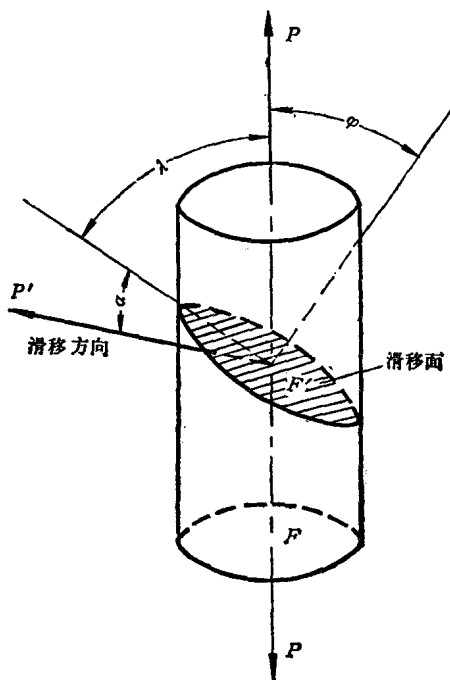


图 1-9 滑移面及滑移方向示意图

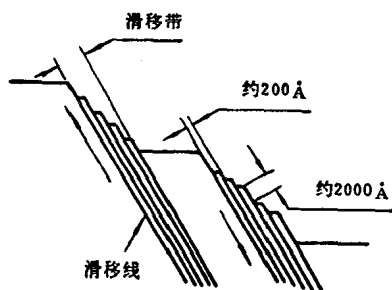


图 1-10 滑移带示意图

晶体滑移后，可在其表面观察到滑移带。借助电子显微镜，能清楚地见到在滑移带内

由此可知，当滑移面与外力成 45° 角时， τ 值最大； $\alpha=0$ 时，滑移方向与最大切应力方向一致。也就是说，在外力一定的条件下，滑移面与外力成 45° 角，滑移方向与滑移面上最大切应力方向一致时，则该滑移方向上的切应力达到最大值，此位向关系最易滑移，称为软性状态；反之，远离这种位向关系（如 φ 偏离 45° 或 α 增大）时，难以滑移，称硬性状态。晶体处于硬性状态时，具有较高的变形抗力。

有许多相互平行的滑移线，如图1-10所示。

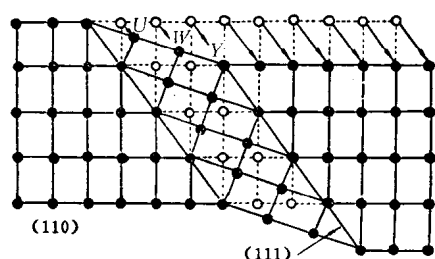


图 1-11 孪生示意图

塑性变形的另一种形式就是孪生。所谓孪生就是晶体的一部分沿一定的晶面（孪生面）和一定的晶向（孪生方向）进行剪切变形。孪生发生后，每个相邻原子间的相对位移很小，一般只有原子间距的 $1/2 \sim 1/3$ ，并以孪生面为对称面与未变形部分互为对称，如图1-11所示。孪生变形速度极快，同样也可以产生形变强化效应。密排六方金属的滑移系少，常以孪生方式变形。体心立方金属（如 α -Fe）

滑移系较多，只能在低温或受冲击时才容易发生孪生变形。

多晶体的塑性变形应考虑晶界、晶粒大小和晶粒取向等一系列因素的影响。

塑性变形对金属内部的结构和组织都有影响。金属经塑性变形后，在其外形和尺寸发生变化的同时，内部原子位置和晶粒也相应发生变化，这种变化很明显地表现在晶粒沿变形方向伸长。变形量很大时，各晶粒的滑移系最终会转向同一方向，出现择优位向，这种组织称为形变织构。变形金属的晶内还出现许多位向不同的小区域，其大小约 $10^{-3} \sim 10^{-6}$ 厘米，这些小区域的位向差只有 1° 左右，这种小区域称为亚结构。

随着变形金属内部结构和组织的改变，其性能也相应地发生变化，如金属经变形后产生加工硬化等。

二、实际金属塑性变形的特点

实际金属材料大多是由多晶体组成，多晶体的塑性变形有以下特点：

1. 各晶粒塑性变形的非同时性 多晶体各晶粒的取向是不同的，这样在外力作用下，只有那些滑移面、滑移方向和外力的取向最适宜的晶粒，才优先开始塑性变形。此外，由于各晶粒的成分和组织状态不同，也可能导致变形的起始时间不同；金属材料中的缺陷引起应力集中，也往往在那些地方首先开始塑性变形。

金属塑性变形的这一特点使我们无法测定真正的弹性极限和屈服极限等性能指标，而只能在一定规定的条件下确定之。这问题将在下面讨论。

2. 各晶粒的塑性变形抗力和变形量不同 在应力作用下，由于各晶粒的成分及组织不一致，故有的晶粒变形量大，有的变形量小。有可能大部分晶粒塑性变形量还不大时，个别晶粒的塑性变形量已达到极限，甚至超过极限引起微裂。金属材料的成分和组织不均匀，各晶粒的塑性变形量愈不一致，愈引起早期断裂。

3. 塑性变形的进行需要一定时间 在相同应力作用下，时间长变形量就大，这一点在高温状态下工作的零件尤为重要，一般要以应力、应变和时间三个参数才能表征它的失效行为。故在测定金属的塑性变形抗力时，要注意加载的速度。

4. 塑性变形伴随性能变化 例如，金属在常温下进行塑性变形时，随变形量增加，其变形抗力增加，这就是加工硬化；塑性变形量增加，金属的密度下降，电阻率升高，导磁率下降，化学活性增大等等。这些性能的变化是与金属组织结构的变化、位错密度的增大和产生内应力等因素有关。

三、塑性指标及其相互关系

延伸率、断面收缩率是静拉伸下衡量金属塑性变形能力的性能指标。在静拉伸塑性变

形时可分为均匀变形和不均匀（出现缩颈）变形两部分。这里，分别讨论这两部分塑性指标及其相互关系。

1. 均匀塑性变形时的塑性指标及其相互关系 在均匀塑性变形阶段，试样均匀地伸长，断面积均匀地减小。其伸长和断面收缩的关系，可以根据体积不变的假定求得，即

$$F_0 \cdot l_0 = F \cdot l \quad (1-12)$$

式中 l_0 、 F_0 ——试样原长度和原截面积；

l 、 F ——试样均匀伸长后的长度和截面积。

$$\text{因为 } l = l_0 + \Delta l = l_0 \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right) = l_0 (1 + \delta)$$

$$F = F_0 - \Delta F = F_0 \left(1 - \frac{\Delta F}{F_0} \right) = F_0 (1 - \psi)$$

代入公式 (1-12)，得

$$l_0 \cdot F_0 = l \cdot F = l_0 (1 + \delta) \cdot F_0 (1 - \psi)$$

$$(1 + \delta)(1 - \psi) = 1$$

可写成

$$\delta = \frac{\psi}{1 - \psi}; \quad \psi = \frac{\delta}{1 + \delta} \quad (1-13)$$

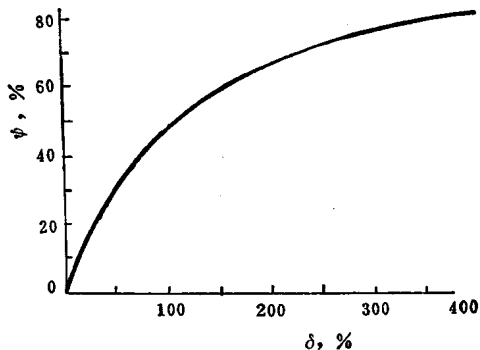


图 1-12 均匀塑性变形时 δ 与 ψ 的关系

由公式 (1-13) 可知，在均匀塑性变形时， δ 恒大于 ψ 。这就说明，如果我们在手册和资料上见到某材料的 $\delta > \psi$ 时，则此材料只有均匀塑性变形而不出现“缩颈”现象，该材料在均匀塑性变形阶段就断裂。 δ 与 ψ 的关系如图1-12所示。

以上讨论了在均匀塑性变形时，条件塑性指标间的关系，现在，我们再讨论一下在均匀塑性变形时，真实塑性指标间的相互关系。

因为

$$e = \ln(1 + \delta)$$

同理，真实的断面收缩率 ψ_e 为

$$\psi_e = \int_{F_0}^F \frac{dF}{F} = \ln \frac{F}{F_0} = \ln \frac{F_0(1 - \psi)}{F_0} = \ln(1 - \psi)$$

在均匀塑性变形时，根据体积不变原理，则

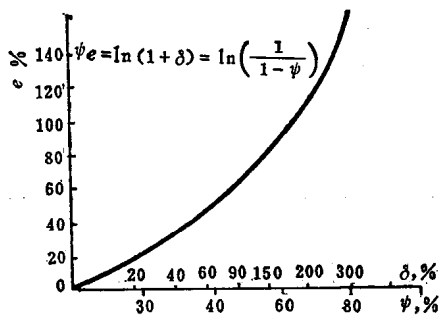
$$\psi_e = \ln \frac{F}{F_0} = -\ln \frac{l}{l_0} = -e \quad (1-14)$$

由此可知，真实的塑性指标 e 和 ψ_e 其绝对值是相等的，这和条件的塑性指标 δ 恒大于 ψ 的情况不同。

最后，我们再讨论一下条件的塑性指标 δ 、 ψ 和真实的塑性指标 e 、 ψ_e 在均匀塑性变形阶段时的关系。从公式 (1-6) 及 (1-13) 得

$$e = \ln(1 + \delta) = \ln \frac{1}{1 - \psi} \quad (1-15)$$

图 1-13 均匀塑性变形阶段时 δ 、 ψ 和 e 、 ψ_e 的关系



从公式 (1-15) 可作出图1-13。由此可知，只有在微量塑性变形的情况下， e （或

ψ_e)、 δ 及 ψ 的数值才可近似的认为是相等的,在其它情况下, δ 最大, ψ 最小。 ψ 和 e (或 ψ_e)的差别不如 δ 和 e (或 ψ_e)的差别显著。例如当 e (或 ψ_e)在30%左右时, $\psi \approx e$ (或 ψ_e)。即 ψ 和 ψ_e 接近,而 δ 与 e 差别大。所以,在条件的塑性指标中,采用 ψ 要比采用 δ 好得多,因为 ψ 所代表的条件塑性指标更接近于真实的塑性指标。这就是采用 ψ 要比采用 δ 较为合理的原因所在。

2. 不均匀变形阶段塑性指标问题的讨论 材料在不均匀变形阶段出现缩颈的情况下,由于发生了局部的塑性变形,公式(1-12)所示的体积不变原理不能适用。实验证明,试样产生缩颈前的均匀伸长 Δl_B 与试样原长度 l_0 有关,产生缩颈后的局部伸长 Δl_u 与试样原截面积 F_0 有关,即

$$\Delta l_B = \beta l_0; \quad \Delta l_u = \gamma \sqrt{F_0} \quad (1-16)$$

式中 β 、 γ ——常数。

对于一定几何形状的材料来说, β 和 γ 均为稳定的数值。这样,试样断裂后的绝对伸长 Δl_K 和总延伸率 δ_K 分别为

$$\Delta l_K = \Delta l_B + \Delta l_u = \beta l_0 + \gamma \sqrt{F_0} \quad (1-17)$$

$$\delta_K = \frac{\Delta l_K}{l_0} = \beta + \gamma \frac{\sqrt{F_0}}{l_0} \quad (1-18)$$

从公式(1-18)可知, δ_K 的大小和试样的原始长度 l_0 和原始截面积 F_0 密切相关。即 l_0 愈长,则 δ_K 愈小;反之,若 l_0 愈短,则 δ_K 愈大;当 $\sqrt{F_0}/l_0$ 比值恒定时, δ_K 为定值。

为便于比较各种材料的塑性,要求试样的 $\sqrt{F_0}/l_0$ 比值为—规定的常数。拉伸试样各国都已标准化,我国和许多国家规定拉伸试样的尺寸为

$$\frac{l_0}{\sqrt{F_0}} = 11.3 \text{ 或 } \frac{l_0}{\sqrt{F_0}} = 5.65 \quad (1-19)$$

前者相当于 $l_0 = 10d_0$ 的试样,即

$$\frac{l_0}{\sqrt{F_0}} = \frac{10d_0}{\sqrt{\frac{\pi d_0^2}{4}}} = \frac{20}{\sqrt{\pi}} = 11.3$$

所得延伸率以 δ_{10} 标之。

后者相当于 $l_0 = 5d_0$ 的试样,即

$$\frac{l_0}{\sqrt{F_0}} = \frac{5d_0}{\sqrt{\frac{\pi d_0^2}{4}}} = \frac{10}{\sqrt{\pi}} = 5.65$$

所得延伸率以 δ_5 标之。

同一材料的 δ_5 数据要比 δ_{10} 数据约大1.2~1.5倍。可见,对不同材料来说,只有用同样的 δ_5 或 δ_{10} 进行比较才为正确。

可以证明,在出现缩颈的情况下, $\psi_K > \delta_K$ 。因此,我们在手册和资料上见到某材料的 $\psi > \delta$ 时,说明该材料有不均匀变形过程。

四、形变强化及其影响因素

金属材料在塑性变形过程中,由于晶格畸变和位错的增殖其强度提高,这种现象称为形变强化,或称加工硬化。金属的塑性变形和形变强化是交替进行而又互为影响的。什么

地方发生塑性变形,什么地方就立即发生强化,使该处变形困难,从而把变形转移到未变形的地区。这是金属发生均匀塑性变形的原因。

不同的金属材料具有不同的形变强化能力。延伸率大的金属,其形变强化的能力也大。通常采用形变强化系数来表征金属形变强化的能力。形变强化系数 D 就是真实应力 S -应变 e 曲线上塑性变形阶段的正切值,即 $D=dS/de$ 。形变强化系数 D 是表征金属继续变形的抗力,是金属的重要性能指标之一。

影响形变强化的因素首先是温度。我们知道,产生形变强化的原因是晶格畸变和位错增殖。在较低温度($0\sim 0.3T_{\#}$)的情况下;温度对形变强化影响不大,因为在这样的温度范围,原子恢复正常排列的能力还不足;温度较高($0.3\sim 0.7T_{\#}$)时,一方面由于变形而产生强化,同时又由于原子活动能力较大而消除强化作用。因此,在此温度范围,随温度的增高,这种消除强化的作用也愈大;当温度更高($0.7\sim 1.0T_{\#}$)时,由于消除形变强化的速度已达到形变强化的速度,因此金属就失去了形变强化的能力。其次,由于形变强化只是在塑性变形的地方才产生,而实际金属主要是基体相变形,所以金属材料的形变强化能力主要取决于基体相的成分、性质及状态等因素。

金属材料形变强化的意义很大,当机器零件各部位受力不均,甚至产生局部超负荷时,将在这些地方引起塑性变形。如果金属不能产生形变强化的话,则会继续变形,最后导致破坏。但由于金属具有形变强化能力,局部产生塑性变形,随之引起强化,使变形转移。可见,形变强化是机器零件安全工作的因素;其次,冷加工零件,由于塑性变形和形变强化的配合,使之得到截面变形均匀的产品;另外,形变强化是提高金属材料强度的重要途径之一。

第四节 力学状态图

一、应力状态概念

物体受力以后,其内部将产生应力。此应力可以分解为垂直于某一截面的正应力 σ 和平行于该截面的切应力 τ 。物体内部不同截面所承受的正应力 σ 和切应力 τ 是不同的。

在单向拉伸时,垂直于试样轴线截面上的正应力最大,叫做最大正应力,以 $S_{\max}$ 表示;与试样轴线成 45° 角的截面上的切应力最大,叫做最大切应力,以 $\tau_{\max}$ 表示。最大正应力 $S_{\max}$ 将引起拉断,最大切应力 $\tau_{\max}$ 将引起切断。这就说明, $S_{\max}$ 与 $\tau_{\max}$ 的相对大小不同,必然要影响断裂的性质和断裂的方式。设

$$\alpha = \frac{\tau_{\max}}{S_{\max}} \quad (1-20)$$

式中 α ——最大切应力 $\tau_{\max}$ 与最大正应力 $S_{\max}$ 的比值。

α 表示应力状态,称为应力状态软性系数。根据 α 值的大小可将应力状态分为“软性”与“硬性”两类。当 $\tau_{\max} > S_{\max}$ 时,称为“软性”的应力状态。在这种状态下极易产生塑性变形,然后再断裂,称为延性断裂(或韧性断裂);当 $\tau_{\max} < S_{\max}$ 时,称为“硬性”应力状态,在这种应力状态下,很少甚至不产生塑性变形就引起断裂,称为脆性断裂。

二、影响应力状态的因素

应力状态首先决定于加载方式。不同加载方式下的软性系数如表1-1所示。

由表可知,三向等拉伸时的应力状态“最硬”,因为其切应力的成分等于零;单向拉伸