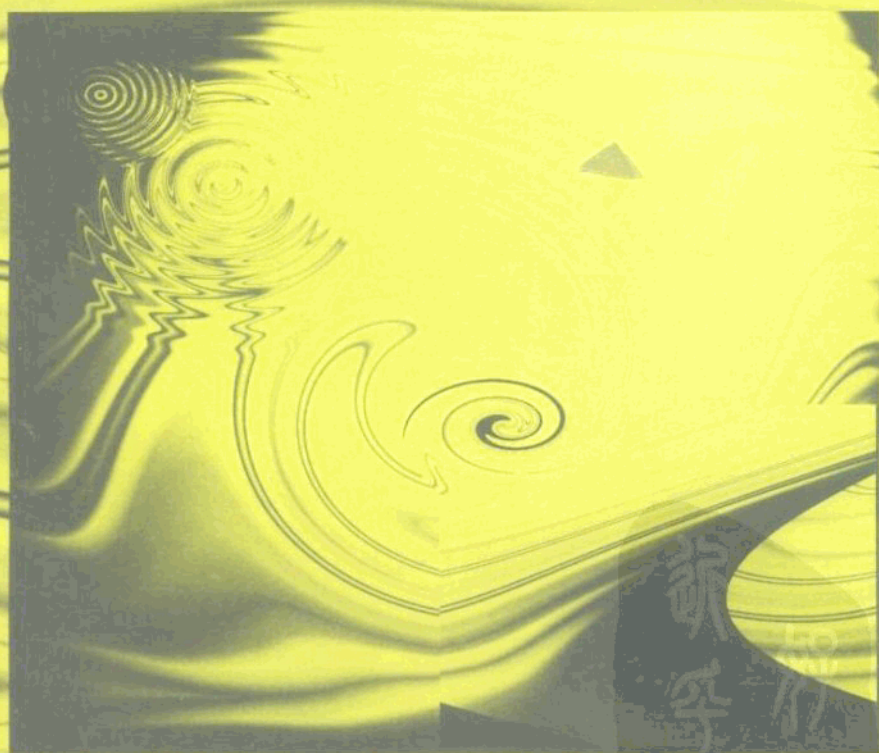


材料力学性能

石德珂 金志浩 编著



西安交通大学出版社



PDG

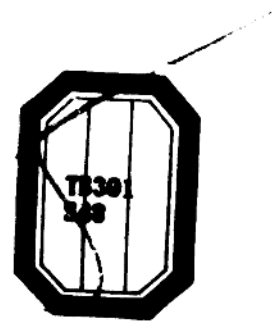
11301

18

465158

材料力学性能

石德珂 金志浩 编著



西安交通大学出版社

内 容 提 要

本书讨论材料在各种加载条件和环境介质中的力学行为。重点强调材料力学性能的宏观规律及在工程中的实际应用;在金属材料的基础上阐述与比较了陶瓷与高分子材料的力学性能特点;书中反映了我校多年来关于材料强度的科研成果,也反映了国际上近年来本学科的科研进展。本书可作为全国金属材料及热处理专业和材料科学与工程专业大学本科教材,也可作为有关科研人员和工程技术人员参考用书。

(陕)新登字 007 号

材料力学性能

石德珂 金志浩 编著

责任编辑 朱元昌

责任校对 祝捷

*

西安交通大学出版社出版发行

(西安市咸宁西路 28 号 邮政编码:710049 电话:(029)3268316)

西安向阳印刷厂印装

各地新华书店经销

*

开本:787×1092 1/16 印张:15.25 字数:362 千字

1998 年 5 月第 1 版 1998 年 5 月第 1 次印刷

印数:1~3000

ISBN7-5605-1013-2/TG·22 定价:15.00 元

若发现本社图书有倒页、白页、少页及影响阅读的质量问题,请去当地销售部门调换或与我社发行科联系调换。发行科电话:(029)3268357,3267874

前 言

本书是在1986年的《金属力学性能》(黄明志、石德珂、金志浩编)的基础上重新编写的。经过10年的教学实践,专业的发展和改革,以及材料强度领域的研究进展,编者觉得必须重新改写此书,才能适应培养跨世纪人才的要求。

全书首先在结构体系上作了改革。原书第1章静拉伸下的力学性能过于庞杂,现将原书第1章第2章简并为材料在静载荷下的力学行为。将第1章中的断裂理论部分精简后分别并入现书中的第2章和第3章。第2章突出缺口与低温的影响,并最后归结为(无裂纹)材料的脆断问题。这样处理,在讲授上脉络清楚些,重点也较突出。其次,由于专业面的拓宽,本书不仅讲授金属的也包括了陶瓷及高分子材料的力学性能。因为本课程的体系是按材料在各种加载条件及环境(温度、介质)的影响下的力学行为分章讲授的,所以将各种材料在给定条件下的力学行为都融于一章。但在讲授材料力学性能时,以金属材料为基础,其它材料如陶瓷、高分子是以与金属作对比来讨论其力学性能特点的,在测试方法上如有其特点,象陶瓷断裂韧性的测定也如此处理;根据以往的教学实践,本书应强调的是,材料力学行为的宏观规律及其在工程实际上的应用,而对材料强度的微观解释,只宜作简化处理,以免冲淡甚至干扰学生对主要内容的掌握。再者,材料强度的微观机制,象屈服、加工硬化及断裂,疲劳裂纹的萌生与扩展等,这都应在预备课《材料科学基础》中有浅层次的阐述,更深入的讨论则应放在研究生课程中,但这已是“物理冶金”的范畴了;另外,《材料力学性能》这门课程过去只强调了零件的失效分析,寻求失效抗力的主要指标,但它们最终还是要落实到合理地选材和工艺的改进上面,这是一套完整的思想,这方面过去注意得不够,在本书中有所改进和体现;最后,还要说明的是,作为大学生教材只能讲授最基本、最主要的内容,但又要对材料强度的研究进展略有反映,如何把握好其间的关系,还有待探讨。如本书中的疲劳短裂纹,裂纹的闭合效应,蠕变与疲劳的交互作用等,类似的问题篇幅不大,教师可酌情或略作介绍,或作学生参考读物。

本书金属力学性能部分由石德珂编写,陶瓷和高分子力学性能由金志浩编写。

在重编此书时,作者深深怀念原书的主要编者,我们的老师黄明志教授。在面向21世纪时,不断地提高教学质量,努力编出一本好教材,也是黄老师的遗愿。

本书由西北工业大学郑修麟教授审稿,对他深入细致地审阅本书,并提出了许多宝贵意见,在此一并致谢。

编 者

1997年4月

目 录

第1章 材料在静载下的力学行为

1.1 材料在静拉伸时的力学行为概述	(1)
1.2 金属材料的弹性变形	(2)
1.2.1 广义虎克定律	(2)
1.2.2 弹性模量的技术意义	(3)
1.2.3 弹性比功	(5)
1.2.4 滞弹性	(6)
1.2.5 包辛格效应及其实用意义	(7)
1.3 金属材料的塑性变形	(8)
1.3.1 屈服强度及其影响因素	(8)
1.3.2 加工硬化和其应力-应变曲线	(10)
1.3.3 颈缩条件和抗拉强度	(15)
1.3.4 塑性的度量及其实际意义	(16)
1.3.5 静力韧度	(19)
1.4 金属材料的断裂	(19)
1.4.1 静拉伸的断口	(19)
1.4.2 韧断机制——微孔聚合	(21)
1.4.3 穿晶断裂——解理和准解理	(23)
1.4.4 力学状态图与断裂分析	(24)
1.5 材料在扭转时的力学性能	(26)
1.5.1 扭转的应力特点	(26)
1.5.2 扭转强度的测定	(27)
1.5.3 扭转试验的实际应用	(29)
1.6 材料的弯曲试验	(31)
1.7 金属的硬度	(32)
1.7.1 金属硬度的概念	(32)
1.7.2 布氏硬度	(33)
1.7.3 洛氏硬度	(35)
1.7.4 维氏硬度	(37)

1.7.5 显微硬度	(38)
1.8 聚合物的静强度	(39)
1.8.1 聚合物拉伸过程中的载荷-伸长(应力-应变曲线)	(39)
1.8.2 聚合物的弹性模量	(40)
1.8.3 聚合物的变形机制	(42)
1.9 陶瓷材料的静强度	(44)
1.9.1 陶瓷材料的拉伸曲线与弹性变形	(44)
1.9.2 陶瓷材料的抗弯强度	(45)
1.9.3 陶瓷材料的断裂与断裂强度	(46)
1.9.4 陶瓷材料的合理使用	(48)
第2章 缺口、低温和应变速率对材料性能的影响	
2.1 缺口对材料性能的影响	(50)
2.2 温度材料的力学性能影响	(52)
2.3 应变速率对材料力学性能的影响	(54)
2.4 材料在静载下的缺口强度试验	(55)
2.4.1 缺口静拉伸试验	(55)
2.4.2 缺口偏斜拉伸试验	(57)
2.4.3 缺口静弯试验	(60)
2.5 缺口冲击韧性试验	(61)
2.5.1 试验方法	(61)
2.5.2 缺口冲击试验的应用	(61)
2.5.3 冷脆转化温度的评定	(63)
2.6 材料脆断的理论解释	(64)
2.6.1 材料的脆断理论	(64)
2.6.2 冷脆转化的微观解释	(67)
2.6.3 影响材料脆性断裂的冶金因素	(68)
2.7 抗脆断设计及其试验	(70)
2.7.1 落锤试验	(70)
2.7.2 断裂分析图	(70)
第3章 断裂力学与断裂韧性	
3.1 概述	(73)
3.2 格里菲斯(Griffith)断裂理论	(74)
3.2.1 理论断裂强度	(74)
3.2.2 格里菲斯(Griffith)断裂理论	(74)
3.2.3 奥罗万(Orowan)的修正	(75)
3.3 裂纹扩展的能量判据	(76)
3.4 裂纹尖端的应力场	(77)
3.4.1 三种断裂类型	(77)
3.4.2 I型裂纹尖端的应力场	(78)

3.4.3 应力强度因子 K_I	(79)
3.5 断裂韧性和断裂判据	(80)
3.5.1 断裂韧性 K_c 和 K_{Ic}	(80)
3.5.2 断裂判据	(80)
3.6 几种常见裂纹的应力强度因子	(82)
3.7 裂纹尖端的塑性区	(85)
3.8 塑性区及应力强度因子的修正	(88)
3.9 G_I 和 K_I 的关系	(91)
3.10 影响断裂韧性的因素	(93)
3.10.1 外部因素	(93)
3.10.2 内部因素	(94)
3.10.3 K_{Ic} 与其它力学性能的关系	(97)
3.11 金属材料断裂韧性 K_I 的测定	(98)
3.11.1 试样制备	(98)
3.11.2 测试方法	(99)
3.12 J 积分	(101)
3.12.1 J 积分概念	(102)
3.12.2 J_{Ic} 的测定	(103)
3.13 裂纹张开位移法(COD法)	(105)
3.14 陶瓷材料的断裂韧性与陶瓷增韧途径	(108)
3.14.1 陶瓷材料的断裂韧性	(108)
3.14.2 陶瓷增韧途径	(111)
3.15 陶瓷的热冲击	(113)
3.15.1 热震断裂	(114)
3.15.2 热震损伤	(114)
第4章 材料在交变载荷下的力学行为	
4.1 金属疲劳破坏的特点	(116)
4.1.1 疲劳破坏的特点	(116)
4.1.2 疲劳断口分析	(116)
4.2 $S-N$ 曲线和疲劳缺口敏感度	(118)
4.2.1 $S-N$ 曲线和疲劳极限	(118)
4.2.2 不对称循环应力下的疲劳极限和疲劳图	(120)
4.2.3 疲劳缺口敏感度 q	(122)
4.3 疲劳裂纹扩展速率	(125)
4.3.1 Paris 方程	(125)
4.3.2 疲劳裂纹扩展的三个阶段及其影响因素	(127)
4.4 用断裂力学计算疲劳寿命	(131)
4.5 低周疲劳, $\epsilon-N$ 曲线	(133)
4.5.1 一般规律	(133)

4.5.2	疲劳积累损伤和塑性	(136)
4.5.3	疲劳硬化与软化	(138)
4.6	缺口零件疲劳寿命的估计	(139)
4.7	疲劳裂纹的萌生与发展	(142)
4.7.1	疲劳裂纹的萌生	(142)
4.7.2	疲劳裂纹的扩展	(143)
4.8	冲击疲劳和热疲劳	(145)
4.8.1	冲击疲劳(多次冲击)的特点	(145)
4.8.2	多冲 A-N 曲线及其规律	(145)
4.8.3	热疲劳	(147)
4.9	提高疲劳强度的途径	(148)
4.10	疲劳短裂纹	(152)
4.11	裂纹的闭合效应	(156)
4.12	聚合物的疲劳	(159)
4.12.1	聚合物的 S-N 曲线和疲劳极限	(160)
4.12.2	聚合物的疲劳裂纹扩展	(160)
4.13	陶瓷材料的疲劳	(161)
4.13.1	静疲劳	(162)
4.13.2	循环应力疲劳	(163)
第 5 章 材料在环境介质作用下的力学行为		
5.1	应力腐蚀	(165)
5.1.1	应力腐蚀的特点	(165)
5.1.2	应力腐蚀抗力指标及测试方法	(166)
5.1.3	影响应力腐蚀的因素	(169)
5.1.4	应力腐蚀机理及防止办法	(173)
5.2	氢脆	(173)
5.2.1	氢脆的来源和氢脆的特点	(173)
5.2.2	氢脆机理及其防止方法	(175)
5.3	腐蚀疲劳	(176)
5.3.1	腐蚀疲劳特点	(176)
5.3.2	影响腐蚀疲劳裂纹扩展的因素	(177)
5.3.3	腐蚀疲劳裂纹扩展机制	(180)
5.3.4	防止腐蚀疲劳的措施	(181)
第 6 章 材料的磨损		
6.1	摩擦和磨损的基本概念	(182)
6.1.1	摩擦	(182)
6.1.2	润滑	(183)
6.2	粘着磨损	(184)
6.2.1	粘着磨损概念	(184)

6.2.2	影响粘着磨损的因素	(185)
6.2.3	粘着磨损失效举例	(186)
6.3	磨粒磨损	(187)
6.3.1	磨粒磨损分类	(187)
6.3.2	磨粒磨损的主要试验规律	(187)
6.3.3	磨粒磨损机理	(188)
6.3.4	影响磨粒磨损的因素	(189)
6.3.5	磨粒磨损试验方法	(190)
6.4	接触疲劳	(191)
6.4.1	接触应力的概念	(191)
6.4.2	接触疲劳类型	(192)
6.4.3	影响接触疲劳寿命的若干因素	(195)
6.5	微动磨损	(197)
第7章 材料在高温下的力学性能		
7.1	材料在高温下力学性能的特点	(199)
7.2	蠕变的宏观规律及蠕变机制	(201)
7.2.1	金属蠕变的宏观规律	(201)
7.2.2	金属蠕变变形机制	(203)
7.3	金属高温力学性能指标	(205)
7.3.1	蠕变极限	(205)
7.3.2	持久强度	(207)
7.3.3	应力松弛稳定性	(209)
7.4	提高蠕变抗力的途径	(210)
7.5	金属蠕变与疲劳的交互作用	(210)
7.6	聚合物的粘弹性与蠕变	(215)
7.6.1	温度对聚合物力学性能的影响	(215)
7.6.2	聚合物的力学松弛——粘弹性	(216)
习题	(220)
附录	与本书内容有关的材料力学性能试验方法国家标准及其适用范围	(226)
参考文献	(231)

第 1 章 材料在静载下的力学行为

1.1 材料在静拉伸时的力学行为概述

静拉伸是材料力学性能试验中最基本的试验方法。用静拉伸试验得到的应力-应变曲线,可以求出许多重要性能指标。如弹性模量 E , 主要用于零件的刚度设计中; 材料的屈服强度 σ_s 和抗拉强度 σ_b 则主要用于零件的强度设计中, 特别是抗拉强度和弯曲疲劳强度有一定的比例关系, 这就进一步为零件在交变载荷下使用提供参考; 而材料的塑性, 断裂前的应变量, 主要是为材料在冷热变形时的工艺性能作参考。

图 1-1 表示不同类型材料的几种典型的拉伸应力-应变曲线。可见, 它们的差别是很大的。对退火的低碳钢, 在拉伸的应力-应变曲线上, 出现平台, 即在应力不增加的情况下材料可以继续变形, 这一平台称为屈服平台, 平台的延伸长度随钢的含碳量增加而减少, 当含碳量增至 0.6% 以上, 平台消失, 这种类型见图 1-1(a); 对多数塑性金属材料, 其拉伸应力-应变曲线如图 1-1(b) 所示, 该图所绘的虽是一铝镁合金, 但铜合金, 中碳合金结构钢(经淬火及中高温回火处理)也是如此, 与图 1-1(a) 不同的是, 材料由弹性变形连续过渡到塑性变形, 塑性变形时没有锯

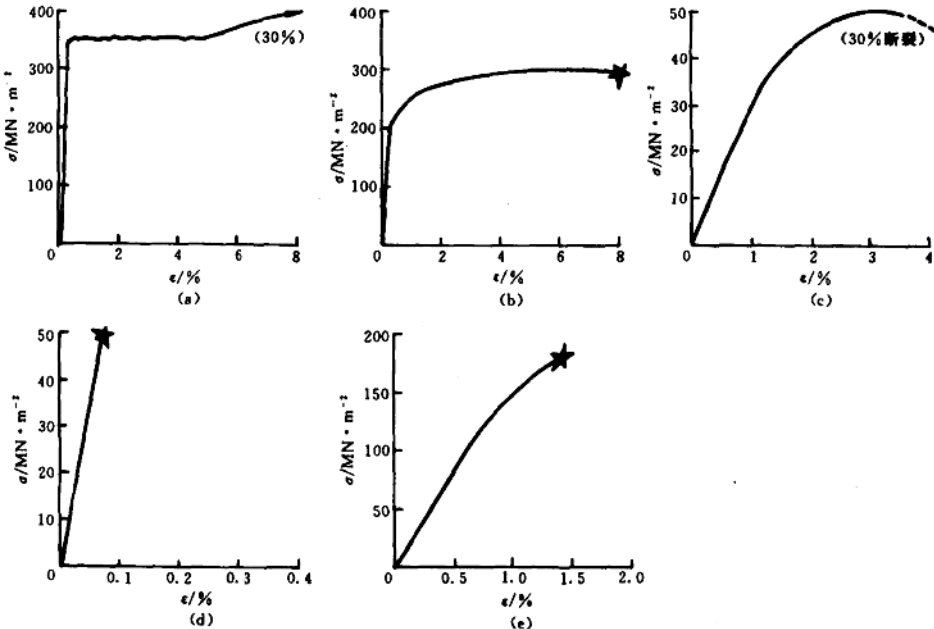


图 1-1 几种典型材料在室温下的应力-应变曲线

(a) 低碳钢; (b) 铝合金(5454-H34); (c) 聚乙烯; (d) 苏打石灰玻璃; (e) 含 30% 玻璃纤维的树脂

齿形平台,而变形时总伴随着加工硬化;对高分子材料,象聚氯乙烯,在拉伸开始时应力和应变就不成直线关系,见图 1-1C,即不服从虎克定律,而且变形表现为粘弹性(见第 7 章中的聚合物蠕变)。图 1-1(d)为苏打石灰玻璃的应力-应变曲线,只显示弹性变形,没有塑性变形立即断裂,这是完全脆断的情形。工程结构陶瓷材料象 Al_2O_3 , SiC 等均属这种情况,淬火态的高碳钢、普通灰铸铁也属这种情况。

金属材料在拉伸时一般显示弹性变形、塑性变形和断裂三个阶段,最具有典型性。而聚合物和陶瓷材料的拉伸力学行为,我们将与金属作对比性地讨论。所以,下面重点讲述金属材料在拉伸时的力学行为。

1.2 金属材料的弹性变形

1.2.1 广义虎克定律

已知在单向应力状态下应力和应变的关系为

$$\sigma = E\varepsilon$$

$$\tau = G\gamma$$

现讨论在三向应力状态下应力和应变的关系。设一单元体上作用有正应力 $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$, 和切应力 τ_{xy}, τ_{yz} 和 τ_{zx} 。因为 σ_x 除了产生 x 方向的正应变 ε_x 外,还在 y 和 z 方向产生横向收缩, $\varepsilon_y = \varepsilon_z = -\nu\varepsilon_x = -\nu\frac{\sigma_x}{E}$; 同样, σ_y 除了产生 y 方向的正应变 ε_y 外,还在 x 方向和 z 方向产生横向收缩, $\varepsilon_x = \varepsilon_z = -\nu\varepsilon_y = -\nu\frac{\sigma_y}{E}$ 。将三个正应力在 x, y, z 三个方向上产生的应变叠加,得到

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_x &= \frac{1}{E}[\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)], \gamma_{xy} = \frac{\tau_{xy}}{G} \\ \varepsilon_y &= \frac{1}{E}[\sigma_y - \nu(\sigma_z + \sigma_x)], \gamma_{yz} = \frac{\tau_{yz}}{G} \\ \varepsilon_z &= \frac{1}{E}[\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)], \gamma_{zx} = \frac{\tau_{zx}}{G} \end{aligned} \right\} \quad (1-1)$$

这就是一般应力状态下各向同性材料的广义虎克定律。

如用主应力状态表示广义虎克定律,则有

$$\left. \begin{aligned} \varepsilon_1 &= \frac{1}{E}[\sigma_1 - \nu(\sigma_2 + \sigma_3)] \\ \varepsilon_2 &= \frac{1}{E}[\sigma_2 - \nu(\sigma_3 + \sigma_1)] \\ \varepsilon_3 &= \frac{1}{E}[\sigma_3 - \nu(\sigma_1 + \sigma_2)] \end{aligned} \right\} \quad (1-2)$$

在广义虎克定律中把材料的弹性常数视为各向同性。对金属多晶体表现出伪各向同性,通常给出的是弹性常数平均值;但在金属单晶体中由于各向异性,材料的弹性常数在各个方向上可相差几倍。在公式(1-1)中有三个弹性常数: E, G, ν 但真正独立的只有两个,其中 E 和 G 有以下关系

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (1-3)$$

对完全各向同性材料,可取泊松系数 $\nu = 0.25$,对多数金属 ν 值近于 0.33。因此,当 $\nu = 0.25$ 时, $G = 0.4E$; 当 $\nu = 0.33$ 时, $G = 0.375E$ 。

还有一个弹性常数叫体弹性模量,以 K 表示。设材料的原始体积为 V_0 ,在一般的应力状态下变形后的体积为 V_1 ,则 $V_1 = V_0(1 + \epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z)$,单位体积变形 Δ 为

$$\Delta = \frac{V_1 - V_0}{V_0} = \epsilon_x + \epsilon_y + \epsilon_z = \frac{1 - 2\nu}{E}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z)$$

$$\text{令 } \sigma_m = \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z)$$

$$\Delta = \frac{1 - 2\nu}{E} 3\sigma_m$$

$$\text{定义 } K \text{ 为 } K = \frac{\sigma_m}{\Delta} = \frac{E}{3(1 - 2\nu)} \quad (1-3')$$

如 $\nu = 0.33$,则 $K \approx E$,因此,在四个弹性常数中,只要已知 E 和 ν ,就可求出 G 和 K 。由于弹性模量 E 易于测定,因此用得最多。

1.2.2 弹性模量的技术意义

工程上把弹性模量 E 、 G 称做材料的刚度,它表示材料在外载荷下抵抗弹性变形的能力。在机械设计中,有时刚度是第一位的。精密机床的主轴如果不具有足够的刚度,就不能保证零件的加工精度。若汽车拖拉机中的曲轴弯曲刚度不足,就会影响活塞、连杆及轴承等重要零件的正常工作;若扭转刚度不足,则可能会产生强烈的扭转振动。曲轴的结构和尺寸常常由刚度决定,然后作强度校核。通常由刚度决定的尺寸远大于按强度计算的尺寸。所以,曲轴只有在个别情况下,才从轴颈到曲柄的过渡圆角处发生断裂,这一般是制造工艺不当所致。

不同类型的材料,其弹性模量可以差别很大,因而在给定载荷下,产生的弹性挠曲变形也就会相差悬殊。例如一个悬臂梁结构,在梁长度和截面尺寸相同的情况下,如选用钢、铝合金和聚苯乙烯这三种材料进行比较,当外加载荷是 98N,如钢梁的弹性挠曲变形为 1cm,则铝合金为 3cm,而聚苯乙烯则为 60cm。材料的弹性模量主要取决于结合键的本性和原子间的结合力,而材料的成分和组织对它的影响不大,所以说它是一个对组织不敏感的性能指标,这是弹性模量在性能上的主要特点。^① 改变材料的成分和组织会对材料的强度(如屈服强度、抗拉强度)有显著影响,但对材料的刚度影响不大。从大的范围说,材料的弹性模量首先决定于结合键。共价键结合的材料弹性模量最高,所以象 SiC, Si₃N₄ 陶瓷材料和碳纤维的复合材料有很高的弹性模量。而主要依靠分子键结合的高分子,由于键力弱其弹性模量最低。金属键有较强的键力,材料容易塑性变形,其弹性模量适中,但由于各种金属原子结合力的不同,也会有很大的差别,例如铁(钢)的弹性模量为 210GPa,是铝(铝合金)的三倍($E_{Al} \approx 70\text{GPa}$),而钨的弹性模量又是铁的两倍($E_w \approx 410\text{GPa}$)。弹性模量是和材料的熔点成正比的,越是难熔的材料弹性模量也越高。表 1-1 列出各种工程材料的弹性模量。


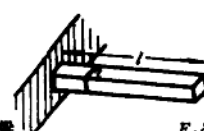

零件的刚度与材料的刚度不同,它除了决定于材料的刚度外,还与零件的截面尺寸与形状,以及载荷作用的方式有关。例如拉棒受拉伸时的刚度为 $E\ell^2/l$ (见表 1-2),梁受弯时其抗

^① 金属的弹性模量是一结构不敏感的性能指标。而高分子和陶瓷的弹性模量则对结构与组织很敏感。

表 1-1 各种材料的弹性模量

金属	E/GPa	G/GPa	ν
铝	70.3	26.1	0.345
铜	129.8	48.3	0.343
铁	211.4	81.6	0.293
镁	44.7	17.3	0.291
镍	199.5	76.0	0.312
锯	104.9	37.5	0.397
钽	185.7	69.2	0.342
钛	115.7	43.8	0.321
钨	411.0	160.6	0.280
钒	127.6	46.7	0.365
其它材料			
氧化铝	~415	—	—
金钢石	~965	—	—
玻璃	80.1	31.5	0.27
尼龙 66	1.2~2.9	—	—
聚碳酸酯	2.4	—	—
聚乙烯	0.4~1.3	—	—
聚苯乙烯	2.7~4.2	—	—
石英(熔融)	73.1	31.2	0.170
碳化硅	~470	—	—
碳化钨	534.4	219.0	0.22

表 1-2 材料的最佳刚度与最佳强度

载荷型式	最佳刚度	最佳强度
 <p>拉 棒</p>	$\delta = \frac{Fl}{Et^2}$ $M = \rho t^2 = \left(\frac{l^2 F}{\delta}\right) \frac{\rho}{E}$ <p>最大 $\frac{E}{\rho}$</p>	$\sigma_y = \frac{F}{t^2}$ $M = \rho t^2 = Fl \left(\frac{\rho}{\sigma_y}\right)$ <p>最大 $\frac{\sigma_y}{\rho}$</p>
 <p>梁</p>	$\delta = \frac{4Fl^2}{Et^4}$ $M = \rho t^2 = 2 \left(\frac{Fl^2}{\delta}\right)^{1/2} \left(\frac{\rho}{E^{1/2}}\right)$ <p>最大 $\frac{E^{1/2}}{\rho}$</p>	$\sigma_y = \frac{6Fl}{t^3}$ $M = \rho t^2 = l(6Fl)^{2/3} \left(\frac{\rho^{2/3}}{\sigma_y}\right)$ <p>最大 $\frac{\sigma_y^{2/3}}{\rho}$</p>
 <p>板</p>	$\delta = \frac{5Fl^3}{32Ewt^3}$ $M = \rho wt = l^2 \left(\frac{5Flw^2}{32\delta}\right)^{2/3} \left(\frac{\rho}{E^{1/3}}\right)$ <p>最大 $\frac{E^{1/3}}{\rho}$</p>	$\sigma_y = \frac{3Fl}{4wt^2}$ $M = \rho wt = \left(\frac{3Fl^3 w}{4}\right)^{1/3} \left(\frac{\rho}{\sigma_y^{1/3}}\right)$ <p>最大 $\frac{\sigma_y^{1/2}}{\rho}$</p>

E=杨氏模量 σ_y =屈服强度 ρ =密度

刚度为 Et^4/l^3 ,^① 板受均弯布载荷时其抗弯刚度为 Ewt^3/l^3 (见表 1-2), 如材料的刚度不够, 只有增加截面尺寸或改变截面形状以提高零件的刚度。当既要提高材料刚度, 又要求减轻零件的重量时, 就要以材料的比刚度来评定。材料的比刚度依载荷型式而定, 拉伸试棒或杆件时, 其比刚度以 E/ρ 来度量, ρ 为材料的密度; 当零件或构件以梁的形式出现时, 其比刚度以 $E^{1/2}/\rho$ 来度量; 板受弯曲时材料的比刚度以 $E^{1/3}/\rho$ 度量 (见表 1-2)。表 1-3 列出几种典型材料的比刚度。可以看出, 当零件是受拉伸的杆件, 如以 E/ρ 作为选材判据, 高强钢、铝合金和玻璃纤维增强的复合材料三者没有多大差别; 但如果是悬臂梁, 最大刚度由 $E^{1/2}/\rho$ 决定, 铝合金就比钢好得多, 这就是为什么飞机的主框架选用铝合金的道理, 而玻璃纤维复合材料并不比铝合金好多少; 如为一大平板均匀受载时, 最大刚度由 $E^{1/3}/\rho$ 决定, 碳纤维增强的复合材料的优点就很突出, 虽然材料成本较高, 但在战斗机或直升飞机的尾翼仍得到广泛采用。

表 1-3 几种材料的比刚度

材 料	密度 ρ $Mg \cdot m^{-3}$	杨氏模量 E/GPa	屈服强度 σ_y $/MPa$	断裂韧性 K_{Ic} $/MPa \cdot m^{1/2}$	E/ρ	$E^{1/2}/\rho$	$E^{1/3}/\rho$	σ_y/ρ
复合材料								
CFRP, 58% 单向碳纤维在环氧树脂中	1.5	189	1 050	32~45	126	9	3.8	700
GFRP, 50% 单向玻璃纤维在树脂中	2.0	48	1 240	42~60	24	3.5	1.8	620
高强度钢	7.8	207	1 000	100	27	1.8	0.76	128
铝合金	2.8	71	500	28	25	3.0	1.5	179

1.2.3 弹性比功

对于弹簧零件来说, 不管弹簧的形状如何 (是螺旋弹簧还是板弹簧), 也不管弹簧的受力方式如何 (是拉压还是弯扭), 都要求其在弹性范围内 (弹性极限以下) 有尽可能高的弹性比功。弹性比功为应力-应变曲线下弹性范围内所吸收的变形功, 即

$$\text{弹性比功} = \frac{1}{2} \frac{\sigma_e^2}{E}$$

式中 σ_e 为材料的弹性极限, 它表示材料发生弹性变形的极限抗力。理论上弹性极限的测定应该是通过不断加载与卸载, 直到能使变形完全恢复的极限载荷。实际上在测定弹性极限时是以规定某一少量的残留变形 (如 0.01%) 为标准, 对应此残留变形的应力即为弹性极限。

弹簧在工作时, 既要起缓冲和减震作用, 又要传递动力, 在一些仪表中它又是测力元件。不能单纯理解弹簧的作用就是为了缓冲或消震, 否则我们应选取高阻尼性能的材料, 如高分子塑料、软金属和橡胶。拿汽车板簧为例, 它把车架所支承的汽车重量或载荷, 传递给车桥或车轮, 也把驱动轮的动力传递给车架, 这就要求材料有尽可能高的弹性比功。

可以以汽车板簧的工作情况为例子来说明, 把板簧看成两端固定, 中心受到作用力 F 的弹性梁 (图 1-2) 在弹性范围内, 它的挠度值为

$$\delta = \frac{Fl^3}{4Ebt^3} \quad (1-4)$$

其最大受力位置在梁的表面, 它的值 σ 为

① 确切地说, 刚度应以 F/δ 表示。

$$\sigma_{\max} = \frac{M}{W} = \frac{3Fl}{2bt^2} < \sigma_e(\sigma_y) \quad (1-5)$$

式中 M 为弯矩, W 为抗弯截面模数 $W = \frac{1}{6}bt^2$ 。由于弹簧工作不允许发生塑性变形, 故 σ_{\max} 应小于材料的弹性极限(工程上为测量方便常以屈服极限 σ_y 来代替, 屈服标准见下一节), 将上两式合并消去 F 后得

$$\frac{\sigma_e(\text{或 } \sigma_y)}{E} > \frac{6\delta l}{l^2} \quad (1-6)$$

由此可知, 当规定了弹簧的挠度和板簧的尺寸时, 选用的弹簧材料, 其 $\frac{\sigma_e}{E}$ 或者 $\frac{\sigma_y}{E}$ 必须大于式(1-6)中的右端。理想的弹簧材料应具有高的弹性极限和低的弹性模量。

弹性模量是材料的刚度性能, 材料的成分与热处理对它影响不大; 而弹性极限是材料的强度性能, 改变材料的成分与热处理能显著提高材料的弹性极限。这里附带说明, 材料的弹性极限规定的残留变形量比一般的屈服强度更小, 是对组织更敏感的性能指标, 如它对内应力、钢中残留奥氏体、自由铁素体和贝氏体等能灵敏地反映出材料内部组织的变化。表 1-4 给出常用的弹簧材料性能。注意表中有两种材料都有很高的 σ_y/E 比值, 一个是弹簧钢, 一个是铍青铜。虽然各种钢铁材料 E 值相近, 但通过适当的成分(0.5%~0.7%C)和适当的热处理(淬火+中温回火)能获得最高的弹性极限。而铍青铜照说是更为理想的弹簧材料, 但价格较贵, 多用于精密仪表中。

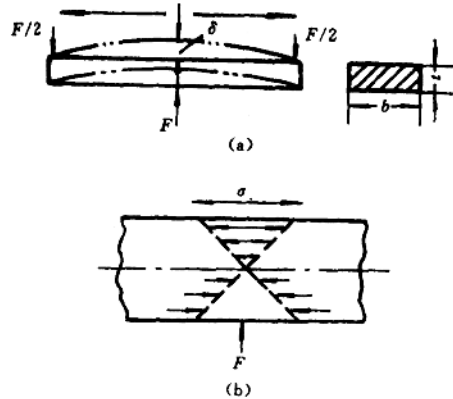


图 1-2 板簧的受载及应力分布

表 1-4 弹簧用材料

材 料	E /GPa	σ_y /MPa	σ_y/E
黄 铜(冷轧)	120	638	5.32×10^{-3}
青 铜(冷轧)		640	5.33×10^{-3}
磷青铜		770	6.43×10^{-3}
铍青铜		1380	11.5×10^{-3}
弹簧钢	200	1300	6.5×10^{-3}
不锈钢(冷轧)		1000	5.0×10^{-3}
Nimonic(高温弹簧)		614	3.08×10^{-3}

1.2.4 滞弹性

理想的弹性体其弹性变形速度是很快的, 相当于声音在弹性体中的传播速度。因此, 在加载时可认为变形立即达到应力-应变曲线上的相应值, 卸载时也立即恢复原状, 图上的加载与卸载应在同一直线上, 也就是说应变与应力始终保持同步。但是, 在实际材料中有应变落后于应力现象, 这种现象叫滞弹性。对于多数金属材料, 如果不是在微应变范围内精密测量, 其滞弹性不是十分明显, 而有少数金属特别象铸铁、高铬不锈钢则有明显的滞弹性。例如普通压铸

铁在拉伸时,其在弹性变形范围内应力和应变并不遵循直线 AC 关系,如图 1-3,而是加载时沿着直线 ABC,在卸载时不是沿着原途径,而是沿着 CDA 恢复原状。加载时试样储存的变形功为 ABCE,卸载时释放的弹性变形能为 ADCE,这样在加载与卸载的循环中,试样储存的弹性能为 ABCDA,即图中阴影线面积。这个滞后环面积虽然很小,但在工程上对一些产生振动的零件却很重要,它可以减小振动,使振动幅度很快地衰减下来,正是因为铸铁有此特性,故常被用来制作机床床身和内燃机的支座。汽轮机叶片除了考虑耐热和不锈钢的性能之外,也由于含 12%Cr 的铬钢有良好的消振性能,可以减小叶片材料自身振动和外载荷下的振动引起的共振,从而避免因共振造成叶片断裂。这是生产上利用了材料滞弹性的一面。但是滞弹性也有不好的一面,如在精密仪表中的弹簧、油压表或气压表的测力弹簧,要求弹簧薄膜的弹性变形能灵敏地反映出油压或气压的变化,因此不允许材料有显著的滞弹性。对于高分子材料,滞弹性表现为粘弹性并成为材料的普遍特性,这时高分子的力学性能都与时间有关了,其应变不再是应力的单值函数也与时间有关。高分子材料的粘弹性主要是由于大的分子量使应变对应力的响应较慢所致。

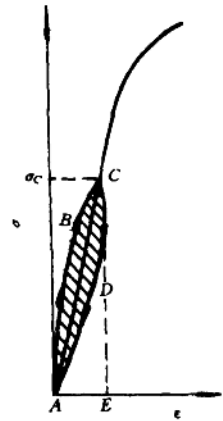


图 1-3 弹性滞后环

1.2.5 包辛格(Baushinger)效应

图 1-4(a)示意表示材料在单向拉伸时的起始屈服应力为点 A,同样材料的压缩屈服强度也大致和拉伸值相同,在图中以虚线中的 B 点表示。但是,如果材料经过预拉伸至 C 点卸载,然后再反向压缩,则发现压缩屈服强度降至 E 点,(画在第一象限为 E' 点)。包辛格效应就是指原先经过变形,然后在反向加载时弹性极限或屈服强度降低的现象。特别是弹性极限在反向加载时几乎下降到零,这说明在反向加载时塑性变形立即开始了。图 1-4(b)为包辛格效应的实例,T10 钢淬火 350°C 回火试样,拉伸时屈服强度为 130MPa,但如事先经过预压缩变形再拉伸时,其屈服强度就降至 880MPa。度量包辛格效应大小时,除可直接对比弹性极限(屈服强度)下降程度外,还可对比在某指定应力下正向与反向应力-应变曲线间的应变差异,如图 1-4(a)中的 β 值。包辛格效应可以用位错理论解释。第

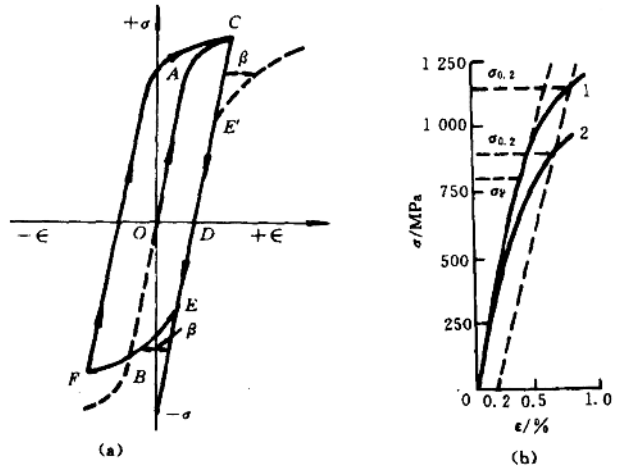


图 1-4 材料的包辛格效应

(a)包辛格效应示意图; (b)T10 钢的包辛格效应,曲线 1 为先经预压缩再拉伸时的屈服强度

7

一,在原先加载变形时,位错源在滑移面上产生的位错遇到障碍,塞积后便产生了背应力,这背应力反作用于位错源,当背应力(取决于塞积时产生的应力集中)足够大时,可使位错源停止开动。背应力是一种长程(晶粒或位错胞尺寸范围)内应力,是金属基体平均内应力的度量。因为预变形时位错运动的方向和背应力的方向相反,而当反向加载时位错运动的方向与原来的方向相反了,和背应力方向一致,背应力帮助位错运动,塑性变形容易了,于是,经过预变形再反向加载,其屈服强度就降低了。这一般被认为是产生包辛格效应的主要原因。其次,在反向加载时,在滑移面上产生的位错与预变形的位错异号,要引起异号位错消灭,这也会引起材料的软化,屈服强度的降低。

包辛格效应在理论上和实际上都有其重要意义。在理论上由于它是金属变形时程内应力的度量(长程内应力的量大小可用 X 光方法测量),包辛格效应可用来研究材料加工硬化的机制。在工程应用上,首先是材料加工成型工艺需要考虑包辛格效应。例如大型输油输气管道管线的 UOE 制造工艺:U 阶段是将原始板材冲压弯曲成 U 形,O 阶段是将 U 形板材进行径向压缩成 O 形,再进行周边焊接,最后将管子内径进行扩展,达到给定大小,是谓 E 阶段。按 UOE 工艺制造的管子,希望材料具有非常小的或几乎没有包辛格效应,以免管子成型后的强度损失。其次,包辛格效应大的材料,内应力较大,例如铁素体 + 马氏体的双相钢对氢脆就比较敏感,而普通低碳钢或低合金高强度钢则对氢脆不敏感,这是因为双相钢中在铁素体周围有高密度位错和内应力,氢原子与长程内应力交互作用导致氢脆。包辛格效应和材料的疲劳强度也有密切关系,在高周疲劳(材料承受的应力或应变幅较小,断裂周次高,详见第 4 章)中,包辛格效应小的疲劳寿命高,而包辛格效应大的,由于疲劳软化(详见第 4 章)也较严重,对高周疲劳寿命不利。相反,在低周疲劳中,包辛格效应大的材料,在拉压循环一周时回线所包围的面积小,这意味着能量损耗小,要多次循环才能萌生疲劳裂纹或者使裂纹扩展,因而疲劳寿命较高。低周疲劳大致地说是指疲劳寿命在 $10^4 \sim 10^5$ 周次以下(详见第 4 章)。

1.3 金属材料的塑性变形

1.3.1 屈服强度及其影响因素

1. 屈服标准

按照定义,材料的屈服强度应该是材料开始塑性变形的应力。但是工程上很难用这种定义来作为屈服标准。因为只有用单晶体才能确定出材料的屈服强度。在单晶体中屈服强度是有物理意义的,它对应着使位错源开动,开始滑移的临界应力,或者说是对应着施密特定律所说的临界分切应力。而在实际的多晶体中,由于晶体位向的差别,使得各个晶粒不可能同时发生塑性变形,当只有少数晶粒开始塑性变形时,在宏观性能上并未显示出屈服,只有当较多的晶粒产生塑性变形时,在宏观的应力-应变曲线上才能察觉出来。因此,屈服标准是带有人为条件性的。

工程上常用的屈服标准有三种。

(1)比例极限 应力-应变曲线上符合线性关系的最高应力,国际上常采用 σ_p 表示,超过 σ_p 时即认为材料开始屈服。

(2)弹性极限 试样加载后再卸载,以不出现残留的永久变形为标准,材料能够完全弹性恢复的最高应力。国际上通常以 σ_{el} 表示。应力超过 σ_{el} 时即认为材料开始屈服。