

第二章 材料的静载拉伸力学性能

2.1 静载拉伸试验

2.2 弹性变形

2.3 塑性变形

2.4 材料的断裂

2.1 静载拉伸试验

静载拉伸试验是最基本的、应用最广泛的力学性能试验方法：

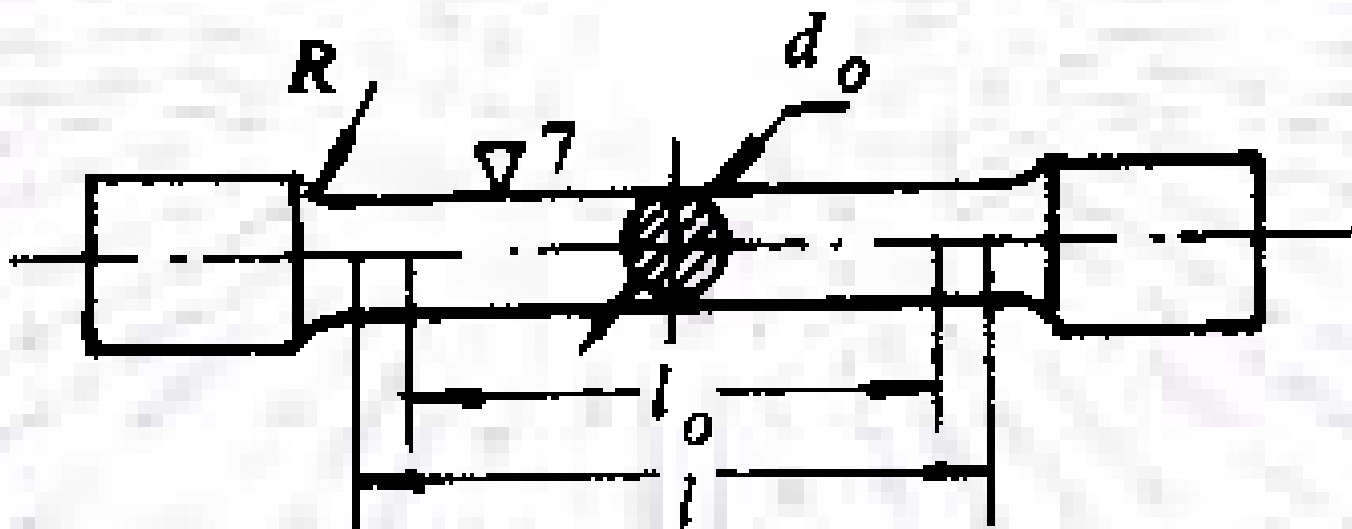
- * 由静载拉伸试验测定的力学性能指标，可以作为工程设计、评定材料和优选工艺的依据，具有重要的工程实际意义。

- * 静载拉伸试验可以揭示材料的基本力学行为规律，并且得到材料弹性、强度、塑性和韧性等许多重要的力学性能指标。

2.1.1 应力—应变曲线

* 静载拉伸试样

一般为光滑圆柱试样或板状试样。若采用光滑圆柱试样，试样工作长度（标长） $l_0=5d_0$ 或 $l_0=10d_0$ ， d_0 为原始直径。



光滑圆柱试样

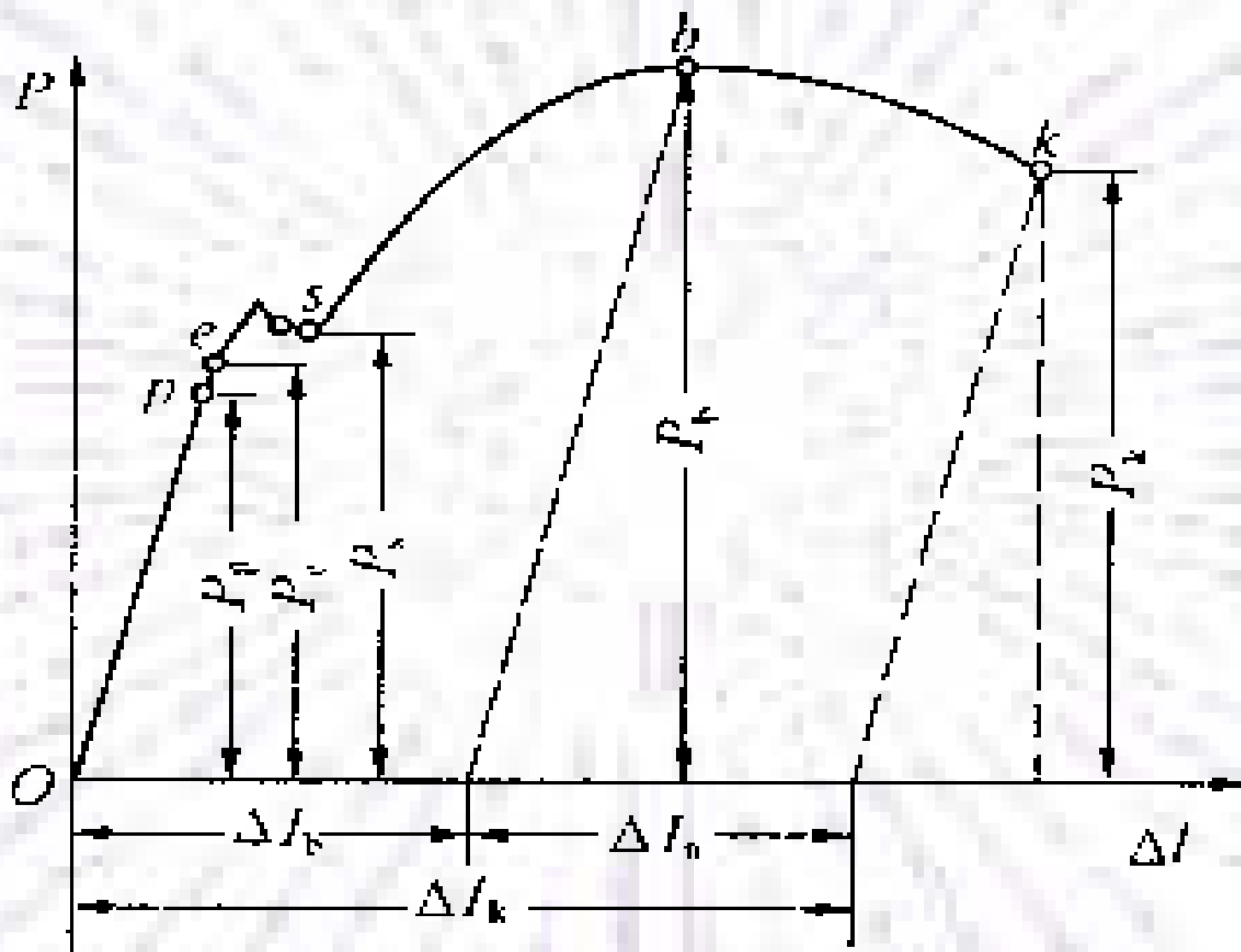


万能材料试验机

* 试验装置和过程:

试验通常在室温、轴向和缓慢加载($10^{-4} \sim 10^{-2}/s$)条件下进行的,并以自动记录或绘图装置记录或绘制试件所受的载荷 P 和伸长量 Δl 之间的关系曲线,这种曲线通常称为拉伸图。

* 典型曲线



* 评价指标

$$\text{工程应力 } \sigma = P/A_0 \quad (2-1)$$

$$\text{工程应变 } \delta = \Delta l/l_0 \quad (2-2)$$

式中 P 为载荷， Δl 为试样伸长量， $\Delta l = l - l_0$ ， l_0 为试样原始标长， l 为与 P 相对应的标长部分的长度， A_0 为原始截面积。

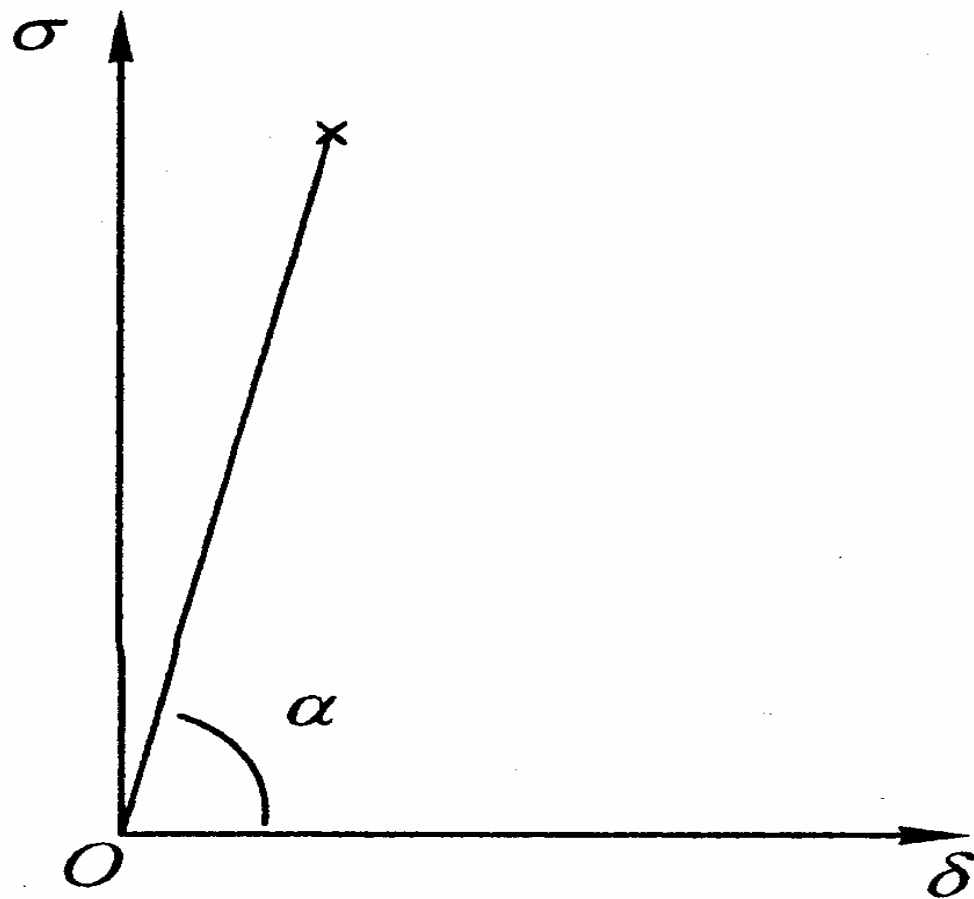


图2-1 脆性材料的应力—应变曲线

2.1.1.1 脆性材料的应力—应变曲线

* 典型材料：玻璃、多种陶瓷、岩石，低温下的金属材料、淬火状态的高碳钢和普通灰铸铁等。

* 曲线特征：在拉伸断裂前，只发生弹性变形，不发生塑性变形，在最高载荷点处断裂，如图2-1所示。

* 断口特征：平断口，断口平面与拉力轴线垂直。

* 描述参数：

弹性模量 E 应力-应变曲线与横轴夹角 α 的大小表示材料对弹性变形的抗力， $E=\tan \alpha$ (2-3)

虎克（Hooke）定律 在弹性变形阶段，应力与应变成正比， $\sigma = E \delta$ (2-4)

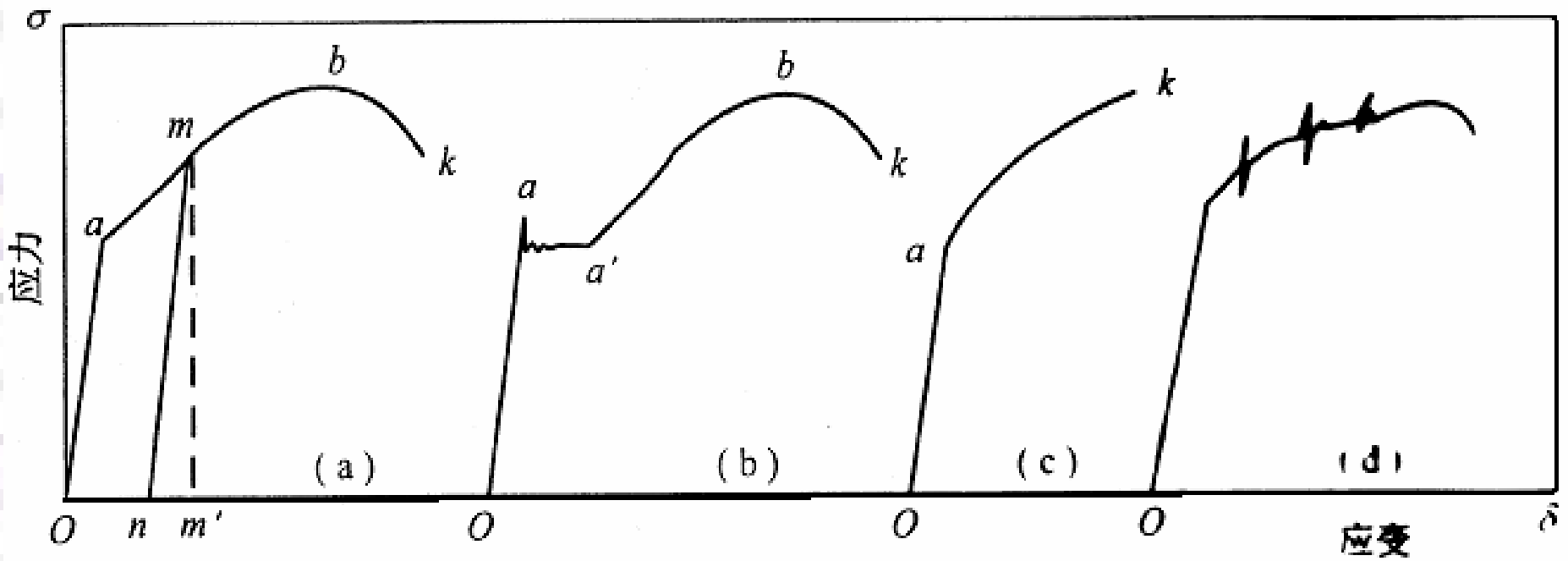


图2-2 塑性材料的应力-应变曲线

2.1.1.2 塑性材料的应力-应变曲线

(1) 最常见的金属材料应力-应变曲线:

Oa 为弹性变形阶段, ab 为形变强化阶段, bk 为缩颈阶段, 在 k 点发生断裂, 如图2-2(a)。

典型材料有调质钢、黄铜和铝合金。

(2) 具有明显屈服点的应力-应变曲线:

曲线有明显的屈服点 aa' , 屈服点呈屈服平台或呈齿状, 相应的应变量在1%~3%范围, 图2-2(b)。

典型材料: 退火低碳钢和某些有色金属。

(3) 不出现颈缩的应力-应变曲线:

只有弹性变形 oa 和均匀塑性变形 ak 阶段, 图2-2(c)。

典型材料: 铝青铜和高锰钢。

(4) 不稳定型材料的应力-应变曲线:

在形变强化过程中出现多次局部失稳, 原因是孪生变形机制的参与, 当孪生应变速率超过试验机夹头运动速度时, 导致局部应力松弛, 从而出现齿形特征, 如图2-2(d)。

典型材料: 低溶质固溶体铝合金和含杂质铁合金。

2.1.1.3 高聚物的拉伸

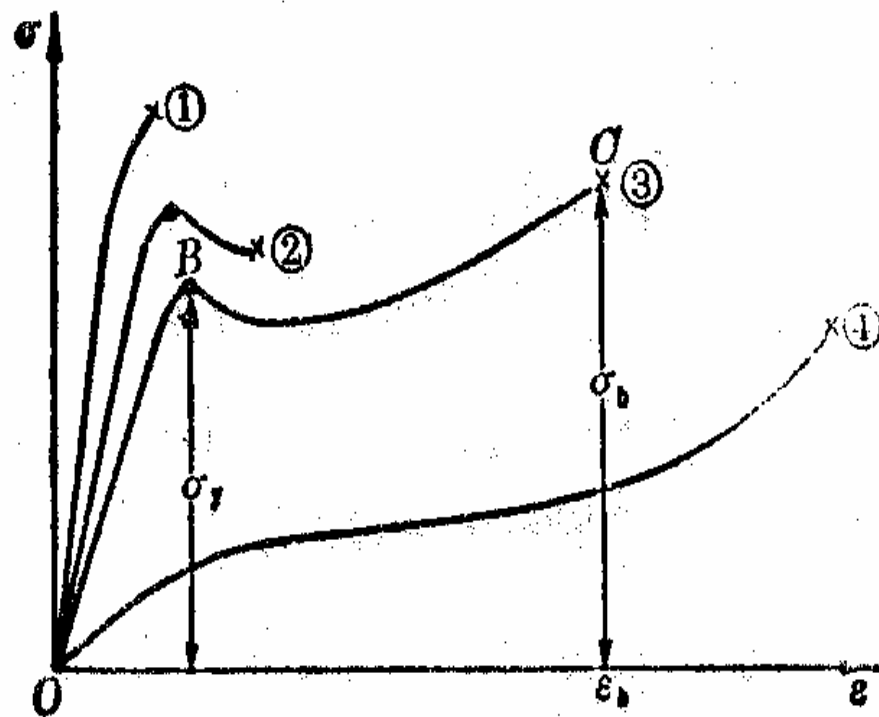
1. 玻璃态高聚物的拉伸

* $T \ll T_g$ ，曲线 (1)，应变10%

* $T \ll T_g$ ，但温度升高，曲线 (2)，屈服点B，20%应变

* T_g 以下几十度，
曲线 (3)

* T_g 以上几十度，曲线
(4)，较长的平台。

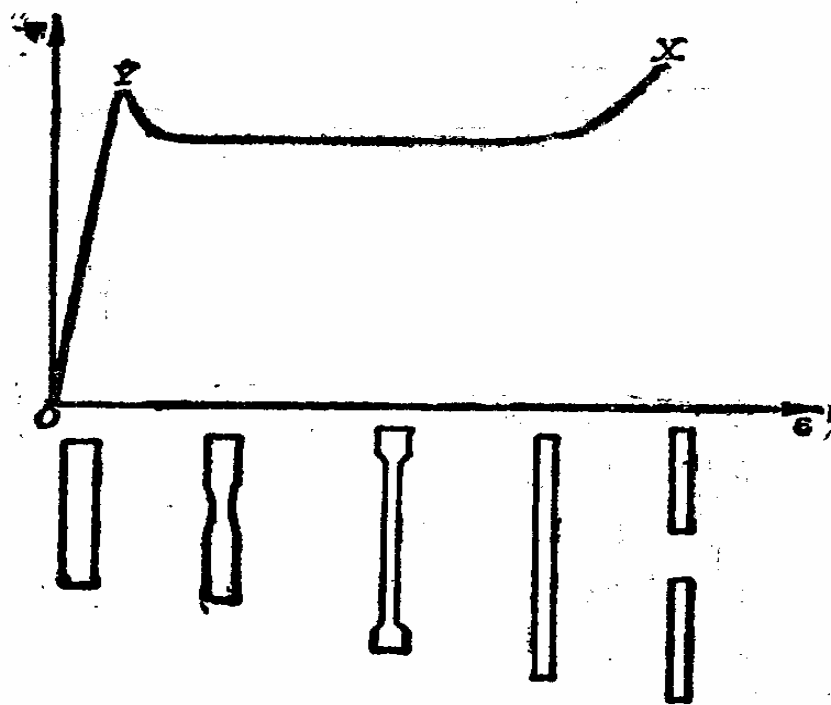


2. 结晶高聚物的拉伸

(1) 试样均匀被拉长，应力与应变成线性关系；在Y点后，出现一个或几个“细颈”。（应变1%~10%）

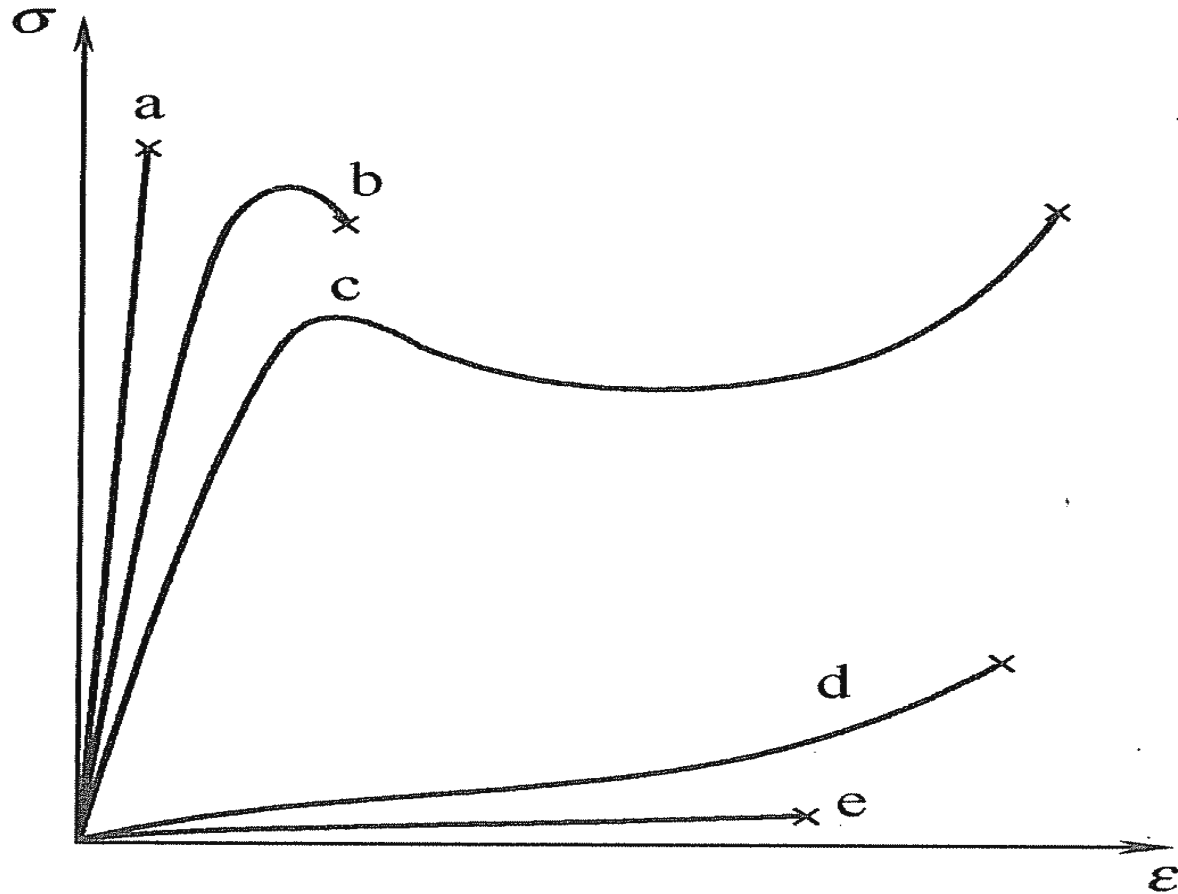
(2) 细颈部分不断扩展，非细颈部分缩短，直至整个试样完全变细。（500%~1000%）
此阶段应力几乎不变。

(3) 成颈后的试样再次被均匀拉长，应力再次升高，直至断裂。



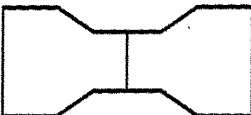
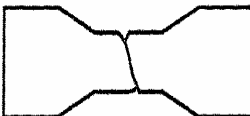



3. 高分子材料的应力-应变曲线特征

(1) 分类：高分子材料具有明显的非线性黏弹特性，应力-应变曲线有很大的畸变，大致可分为五种类型。



a-硬而脆； b-硬而强； c-硬而韧； d-软而韧； e-软而弱

(2) 高分子材料应力-应变曲线的不同特征

试样变形	类型	模量	屈服应力	极限强度	断裂伸长
a 	硬而脆	高	没有	高	低
b 	硬而强	高	高	高	适中
c 	硬而韧	高	高	高	高
d 	软而韧	低	低	适中	高
e 	软而弱	低	没有	低	适中

(3) 影响因素

* 温度： T_g 以下，为脆性破坏； T_g 附近或以上，为延性破坏。

* 形变速率：低形变速率时，为延性破坏；高形变速率时，为脆性破坏。

* 当 $T \ll T_g$ ， $E > 4.5\text{GPa}$ 时，呈脆性破坏行为（即硬而脆类型）；在 $T < T_g$ ， $E = 2 \sim 4\text{GPa}$ 时，呈半延性破坏行为（即硬而强类型）；在 $T < T_g$ ， $E < 1.5\text{GPa}$ 时，材料呈延性破坏行为（即硬而韧类型）；在 $T > T_g$ 时，材料呈现橡胶大形变行为（即软而韧类型）。

(4) 典型材料

- * 硬而脆型：聚苯乙烯(PS)、聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA) 等
- * 硬而强型：聚氯乙烯或聚苯乙烯的共混物。
- * 硬而韧型：尼龙、聚碳酸酯等。
- * 软而韧型：橡胶和增塑聚氯乙烯等。
- * 软而弱型：高分子凝胶。不能作为工程材料。

小 结： 由拉伸试验可判断材料呈宏观脆性还是塑性、塑性的大小、对弹性变形和塑性变形的抗力以及形变强化能力的大小、及断裂过程的特点。

2.1.2 拉伸性能指标

材料的性能指标，可分为强度（反映材料对塑性变形和断裂的抗力）和塑性（反映材料的塑性变形能力）两类指标。

2.1.2.1 屈服强度

原则上，材料的屈服强度应理解为开始塑性变形时的应力值。但实际上，对于连续屈服的材料，这很难作为判定材料屈服的准则，因为工程中的多晶体材料，其各晶粒的位向不同，不可能同时开始塑性变形，只有当较多晶粒发生塑性变形时，才能造成宏观塑性变形的效果。

工程上采用规定一定的残留变形量的方法，确定屈服强度，主要有以下三种。

(1) 比例极限：应力-应变曲线上符合线性关系的最高应力值，用 σ_p 表示，超过 σ_p 时，即认为材料开始屈服。

(2) 弹性极限：材料能够完全弹性恢复的最高应力值，用 σ_e 表示，超过 σ_e 时，即认为材料开始屈服。

比例极限与弹性极限并非完全等同，一般情况下，材料的弹性极限稍高于比例极限。

工程上之所以要区分它们，是因为有些设计，如火炮筒材料，要求有高的比例极限；而另一些情况，如弹簧材料，要求有高的弹性极限。

(3)屈服强度:

以规定发生一定的残留变形为标准, 如以0.2%残留变形的应力作为屈服强度, 用 $\sigma_{0.2}$ 或 σ_{ys} 表示。

1. 规定非比例伸长应力(σ_p): 加载过程中标距长度内的非比例伸长量达到规定值(以%表示)的应力, 如 $\sigma_{p0.01}$, $\sigma_{p0.05}$ 等。
2. 规定残余伸长应力(σ_r): 卸载后, 其标距部分的残余伸长达到规定比例时的应力, 常用的为 $\sigma_{r0.2}$, 即规定残余伸长率为0.2%时的应力值。
3. 规定总伸长应力(σ_t): 试样标距部分的总伸长(弹性伸长与塑性伸长之和)达到规定比例时的应力。应用较多的规定总伸长率为0.5%、0.6%、0.7%, 相应地, 规定总伸长应力分别记为 $\sigma_{t0.5}$, $\sigma_{t0.6}$ 和 $\sigma_{t0.7}$ 。

4. 对具有明显屈服点的材料，屈服平台对应的应力值就是屈服强度，记作 σ_{ys} ，按下式计算：

$$\sigma_{ys} = P_y/A_0 \quad (2-5)$$

式中， P_y 为物理屈服时的载荷或下屈服点对应的载荷。

屈服强度是工程技术上最为重要的力学性能指标之一。机械设计中，许用应力的设计为， $\sigma < \sigma_{ys}/n$ ， $n = 1.2 \sim 1.7$ 。

2.1.2.2 抗拉强度

抗拉强度表示材料的极限承载能力。在拉伸应力-应变曲线上，与最高载荷 P_b 对应的应力值 σ_b 即为抗拉强度

$$\sigma_b = P_b/A_0 \quad (2-6)$$

对于脆性材料和不形成颈缩的塑性材料，其拉伸最高载荷就是断裂载荷，因此抗拉强度就代表断裂抗力；如钢丝绳的设计。

对于形成颈缩的塑性材料，其抗拉强度代表产生最大均匀变形的抗力，也表示材料在静拉伸条件下的极限承载能力。

另外，抗拉强度与材料的硬度有一定的关系。

2.1.2.3 实际断裂强度 S_K

拉伸断裂时的载荷除以断口处的真实截面积所得的应力值：

$$S_K = P_K / A_K \quad (2-7)$$

需要注意，在这里采用的是试样断裂时的真实截面积，是真实应力，其意义是表征材料对断裂的抗力。

2.1.3 塑性指标及其意义

1. 延伸率 δ_k

拉伸试验之前测定试件的标距 l_0 ；拉伸断裂后测得的标距为 l_k ，然后按下式计算出延伸率：

$$\delta_k = \frac{l_k - l_0}{l_0} \times 100\% = \frac{\Delta l_k}{l_0} \times 100\%$$

对形成颈缩的材料，塑性变形 = 均匀塑性变形 + 集中塑性变形，于是有：

$$l_k - l_0 = \beta l_0 + \gamma \sqrt{A_0}$$

$$\delta_k = \frac{l_k - l_0}{l_0} = \beta + \gamma \frac{\sqrt{A_0}}{l_0}$$

式中 β 、 γ 为常数。

为了使同一材料制成的不同尺寸试样，及不同材料试样间得到相同的 δ_k 值，要求

$$l_0 / \sqrt{A_0} = K$$

对于圆形截面拉伸试样，通常取 $K=11.3$ 或 5.65 ，即 $l_0=10d_0$ 和 $l_0=5d_0$ （分别称为10倍和5倍试样）。相应地，延伸率分别用 δ_{10} 和 δ_5 表示。

可见， $\delta_5 > \delta_{10}$

2. 断面收缩率 ψ_k

拉伸时试样的截面积减小。试样拉断后，断口处横截面积的最大缩减量与原始横截面积的百分比，为断面收缩率：

$$\psi_k = \frac{A_0 - A_k}{A_0} \times 100\%$$

式中， A_k 为试样断口处的最小截面积。

与延伸率一样，断面收缩率 ψ_k 也由两部分组成，均匀变形阶段的断面收缩率和集中变形阶段的断面收缩率，但与延伸率不同的是，断面收缩率与试样尺寸无关，只决定于材料性质。

3. δ 与 ψ 间的关系

颈缩前，根据变形前后体积不变的条件

$$l_0 A_0 = lA$$

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

$$A = A_0 - \Delta A = A_0 \left(1 - \frac{\Delta A}{A_0}\right) = A_0 (1 - \psi)$$

于是得条件塑性指标间的关系：

$$1 + \delta = \frac{1}{1 - \psi} \quad \text{或} \quad \delta = \frac{\psi}{1 - \psi}$$

上式表明在均匀变形阶段， δ 恒大于 ψ 。

4. 真应变

在拉伸过程中每一时刻的真应变 $d\varepsilon$ 为：

$$d\varepsilon = dl/l$$

试样从 l_0 拉伸至 l 时，完成的真应变为：

$$\varepsilon = \int d\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0}$$

于是真应变与条件应变的关系为

$$\varepsilon = \ln(1 + \delta) = \ln\left(\frac{1}{1 - \psi}\right)$$

在颈缩开始以后，条件塑性指标之间已不存在上述关系，但真实塑性应变与条件断面收缩率之间尚有如下关系

$$\varepsilon = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{A_0}{A_1} = 2 \ln \frac{d_0}{d} = \ln \left(\frac{1}{1 - \psi} \right)$$

试样断裂后，可通过测量断面收缩率 ψ_k ，求真实极限塑性 ε_f ：

$$\varepsilon_f = \ln \left(\frac{1}{1 - \psi_k} \right)$$

5. 颈缩形成的判断

如 $\delta \geq \psi$ ，材料不形成颈缩。高锰钢的延伸率为55%，断面收缩率为35%，不形成颈缩（图2-2c）。

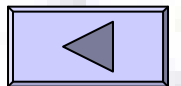
如 $\delta < \psi$ ，形成颈缩， δ 与 ψ 相差越大，颈缩越严重。12CrNi钢经淬火回火的延伸率为26%，断面收缩率为65%，形成颈缩。

6. 塑性指标的选用

- * 长形零件，可用 δ ，因颈缩的变形量较小。
- * 非长形零件，要用 ψ ， ψ 比 δ 对组织变化更敏感。

7. 塑性指标的意义

- * 延伸率和断面收缩率是工程材料的重要性能指标。
- * 材料的设计中，不仅要求材料的强度，而且对材料的塑性也有要求。可避免断裂，保证安全。
- * 塑性是制定压力加工和成型工艺的基础（成形能力）。



2.2 弹性变形

* 概念:

变形：外力作用下，材料发生的尺寸和形状变化。

弹性变形与塑性变形：外力去除后，随之消失的变形为弹性变形；残留的（即永久性的）变形为塑性变形。

弹性变形是可逆的，取决于原子间的结合力。

2.2.1 弹性变形及其物理本质

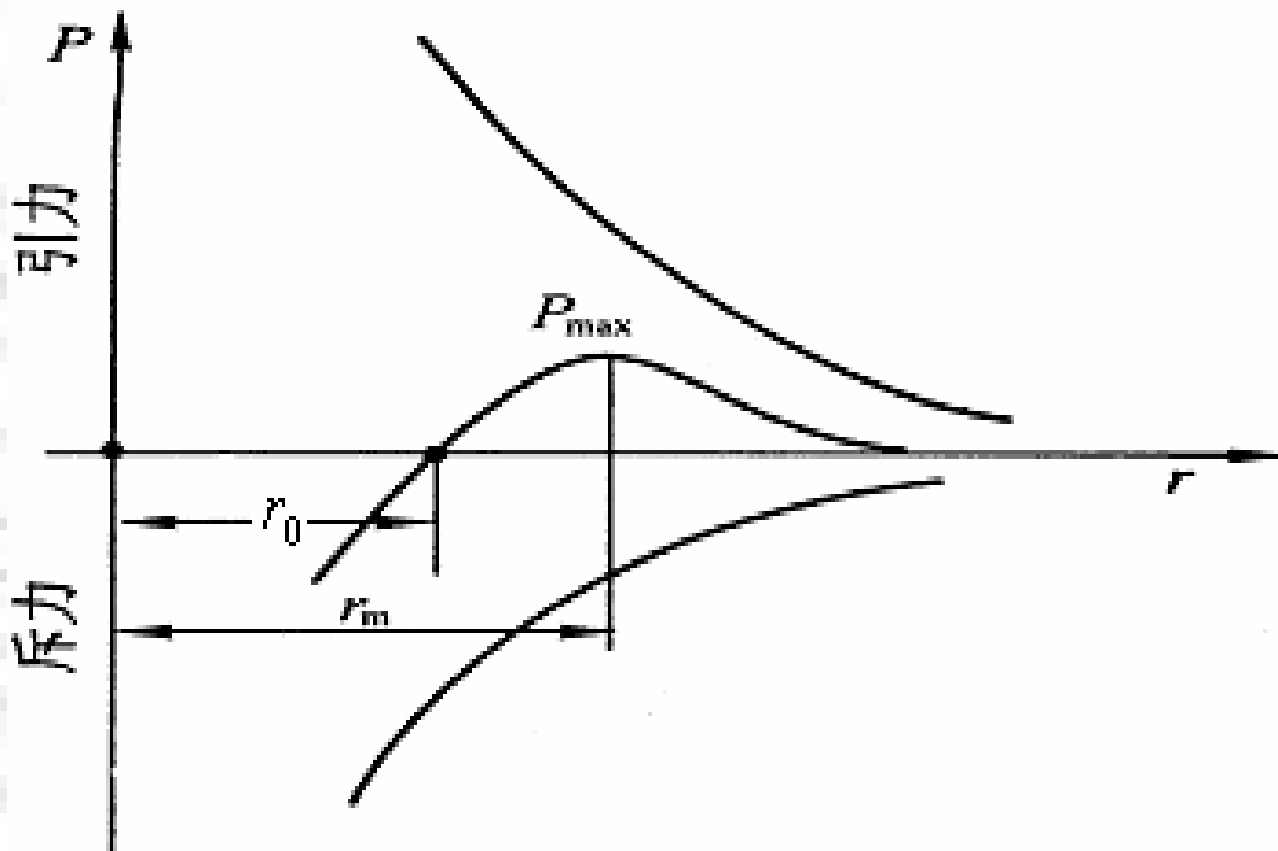
物理机制：原子系统在外力作用下离开其平衡位置达到新的平衡状态的过程，因此，对弹性变形的讨论，必须从原子间的结合力模型开始。

假定有两个原子，原子之间存在长程的吸引力和短程的排斥力，作用力 P 随原子间距的变化关系如下：

$$P = \frac{A}{r^2} - \frac{B}{r^4}$$

式中， A 和 B 分别为与原子特性和晶格类型有关的常数。式中第一项为引力，第二项为斥力。

原子间的作用力与原子间距的关系为抛物线，并不是线性关系。



外力引起的原子间距的变化，即位移，在宏观上就是所谓弹性变形。外力去除后，原子复位，位移消失，弹性变形消失，从而表现了弹性变形的可逆性。

当原子间距与平衡位置 r_0 的偏离很小时，由数学处理（级数展开）可得到：

$$\Delta P = \frac{2A^2}{B} \cdot \frac{\Delta r}{r_0}$$

$$E = \frac{2A^2}{B}$$

说明小变形条件下， ΔP 与 Δr 成线性比例关系（虎克定律）， E 为常数。

弹性性能与特征是原子间结合力的宏观体现，本质上决定于晶体的电子结构，而不依赖于显微组织，因此，弹性模量是对组织不敏感的性能指标。

当 $r=r_m [(2B/A)^{1/2}]$ 时, 原子间作用力的合力表现为引力, 而且出现极大值 P_{\max} ($A^2/2B=E/4$)。如果外力达到 P_{\max} , 就可以克服原子间的引力而将它们拉开。这就是晶体在弹性状态下的断裂强度, 即理论正断强度, 相应的弹性变形量也是理论值 (41%)。因 $r_0 = [(B/A)^{1/2}]$, $\delta = (r_m - r_0) / r_0$ 。

实际上, 由于晶体中含有缺陷如位错, 在弹性变形量尚小时的应力足以激活位错运动, 而代之以塑性变形, 所以实际上可实现的弹性变形量不会很大。对于脆性材料, 由于对应力集中敏感, 应力稍大时, 缺陷处的集中应力即可导致裂纹的产生与扩展, 使晶体在弹性状态下断裂。

2.2.1.2 Hooke定律

Hooke定律: 在弹性状态下应力与应变之间的线性关系。

$$\sigma = E \cdot \varepsilon$$

对弹性定律，一般认为它是由英国科学家胡克（R Hooke, 1635-1703）于1678年首先提出来的。

但我国的东汉经学家郑玄（127-200）在《考弓记·弓人》中就论述了测试弓力时，有“量其力，有三钧”的说法，即“假令弓力胜三石，引之中三尺，弛其弦，以绳缓擗之，每加物一石，则张一尺。”的线弹性变形规律，比胡克提出弹性定律早1500年。

于是在有的教科书中，将此弹性定律称作“郑玄-胡克定律”。

上式表达的是各向同性体在单轴加载方向上的应力 σ 与弹性应变 ε 间的关系。

而在加载方向上的变形（伸长），必然导致与加载方向垂直的方向上的收缩。

对于复杂应力状态以及各向异性体上的弹性变形，需要用广义Hooke定律描述。

对各向同性体，广义的Hooke定律如下：

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E} [\sigma_x - \nu(\sigma_y + \sigma_z)]$$

$$\varepsilon_y = \frac{1}{E} [\sigma_y - \nu(\sigma_z + \sigma_x)]$$

$$\varepsilon_z = \frac{1}{E} [\sigma_z - \nu(\sigma_x + \sigma_y)]$$

$$\gamma_{xy} = \frac{1}{G} \tau_{xy}$$

$$\gamma_{yz} = \frac{1}{G} \tau_{yz}$$

$$\gamma_{zx} = \frac{1}{G} \tau_{zx}$$

在单向拉伸条件下，可简化为：

$$\varepsilon_x = \frac{1}{E} \sigma_x$$

$$\varepsilon_y = \varepsilon_z = -\frac{\nu}{E} \sigma_x$$

可见，即使在单向加载条件下，材料不仅在受拉方向有伸长形变，而且在垂直于拉伸方向上有收缩形变。

2.2.1.3 常用弹性常数及其意义

1. 弹性模量 E ，在单向受力状态下：

$$E = \sigma_x / \varepsilon_x$$

可见 E 表征材料抵抗正应变的能力。

2. 切变弹性模量 G ，在纯剪切应力状态下：

$$G = \tau_{xy} / \gamma_{xy}$$

可见 G 表征材料抵抗剪切变形的能力。

3. 泊松比 ν ，在单向受力状态下：

$$\nu = -\varepsilon_y / \varepsilon_x$$

可见 ν 表示材料受力后横向正应变与受力方向上正应变之比。

4. 体积弹性模量 K ，它表示物体在三向压缩（流体静压力）下，压强 P 与体积变化率 $\Delta V/V$ 之间的线性比例关系

$$K = \frac{-P}{\Delta V / V} = \frac{E}{3(1 - 2\nu)}$$

由于各向同性体只有2个独立的弹性常数，所以上述4个弹性常数中必然有2个关系式把它们联系起来，即

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

2.2.2 弹性性能的工程意义

任何一部机器（或构造物）的零（构）件在服役过程中都是处于弹性变形状态的。结构中的部分零（构）件要求将弹性变形量控制在一定范围之内，以避免因过量弹性变形而失效。

而另一部分零（构）件，如弹簧，则要求其在弹性变形量符合规定的条件下，有足够的承受载荷的能力，即不仅要求起缓冲和减震的作用，而且要有足够的吸收和释放弹性功的能力，以避免弹力不足而失效。

前者反映的是刚度，后者则为弹性比功问题。

- 2.2.2.1 刚度

在弹性变形范围内，构件抵抗变形的能力称为刚度。构件刚度不足，会造成过量弹性变形而失效。

刚度的定义如下

$$Q = \frac{P}{\varepsilon} = \frac{\sigma \cdot A}{\varepsilon} = E \cdot A$$

对于一定材料的制件，刚度只与其截面积成正比。可见要增加零(构)件的刚度，要么选用正弹性模量 E 高的材料，要么增大零(构)件的截面积 A 。

但对于空间受严格限制的场所，往往既要求刚度高，又要求质量轻，因此加大截面积是不可取的，只有选用高弹性模量的材料才可以提高其刚度。即比弹性模量(弹性模量/密度)要高。

表2-3 几种常用材料的比弹性模量

材 料	铜	钼	铁	钛	铝	铍	氧化铝	碳化硅
比弹性模量/cm	1.3	2.7	2.6	2.7	2.7	16.8	10.5	17.5

将铝与碳化硅材料进行复合，可提高材料的比弹性模量。

弹性模量 E 是一个只决定于原子间结合力的力学性能指标，合金成分、组织及环境条件的改变，对它都不会产生明显影响。

与金属材料相比，陶瓷材料的弹性模量有如下特点：

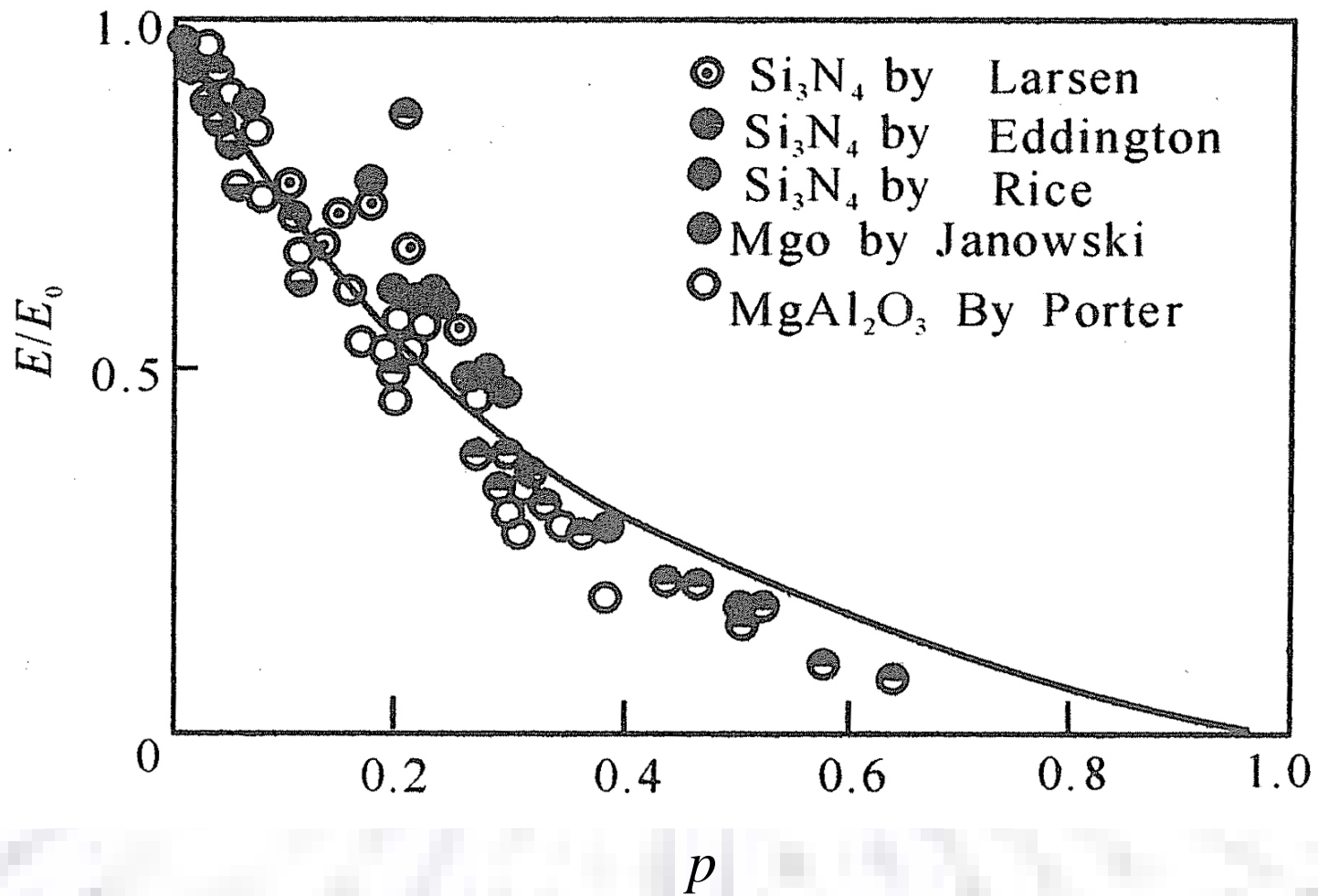
(1) 由于陶瓷材料的结合键主要是很强的共价键和离子键，因此，陶瓷材料的弹性模量一般比金属高。

(2) 陶瓷中的气孔含量对其弹性模量有重大影响，气孔率越高，弹性模量越低。气孔率对弹性模量的影响可表示为：

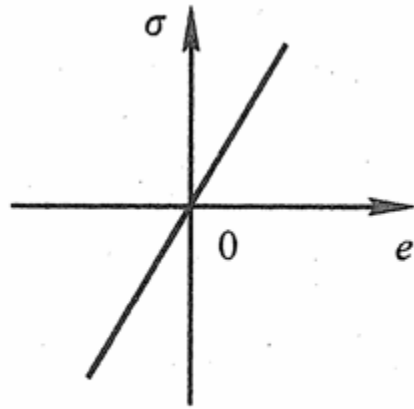
$$E_{\text{eff}} = \frac{E_0 (1 - p)}{(1 + 2.5 p)}$$

E_0 --无孔隙时陶瓷材料的弹性模量； p --孔隙率

(3) 陶瓷材料的压缩弹性模量一般大于拉伸弹性模量。金属不论是在拉伸还是压缩状态下，其弹性模量基本相等。

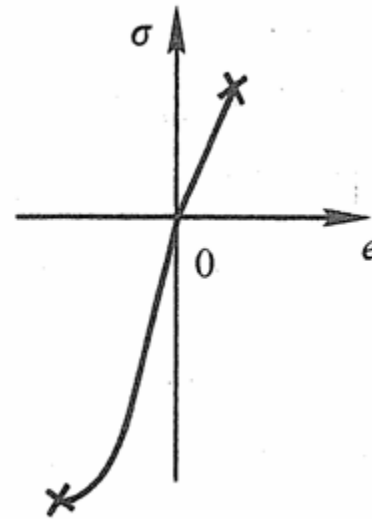


空隙率对陶瓷材料弹性模量的影响



(a)

(a)金属材料;



(b)

(b)陶瓷材料

金属与陶瓷材料应力-应变曲线的弹性部分

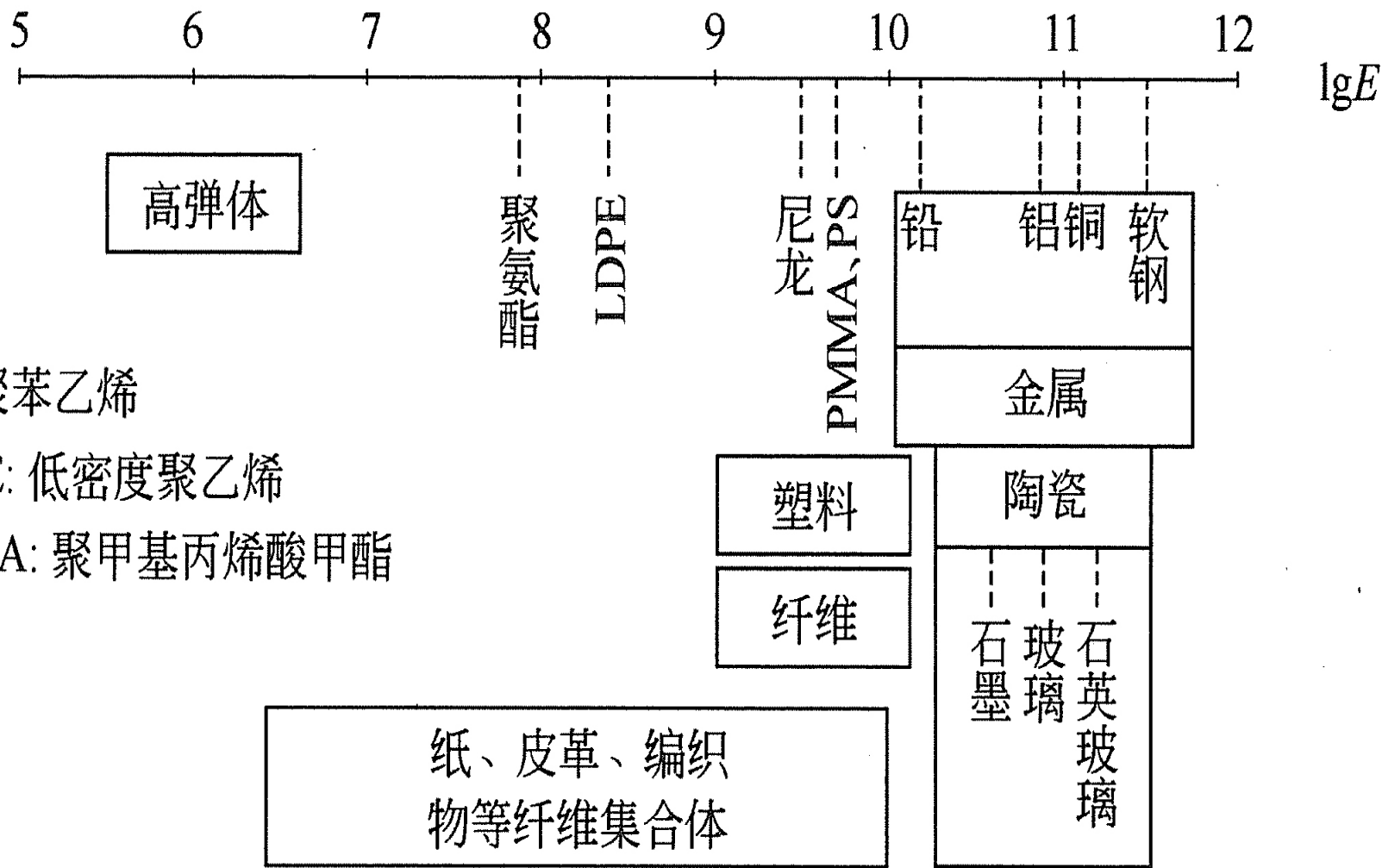
* 常见材料的弹性模量:

具有强化学键结合的材料弹性模量高，而分子间仅由弱范德华力结合的材料弹性模量很低，所以弹性模量与熔点一样，都取决于其中粒子间的键合强度。二者有相同的变化趋势。

表 2-4 一些工程材料的弹性模量、熔点和键型

材料	E/MPa	$T_m/^\circ\text{C}$	键型
钢	207000	1538	金属键
铜	121000	1084	金属键
铝	69000	600	金属键
钨	410000	3387	金属键
金刚石	1140000	3800	共价键
Al_2O_3	400000	2050	共价键和离子键
非晶态聚苯乙烯	3000	T_g 100	范氏力
低密度聚乙烯	200	T_g 137	范氏力

注： T_g - 玻璃化温度



PS: 聚苯乙烯

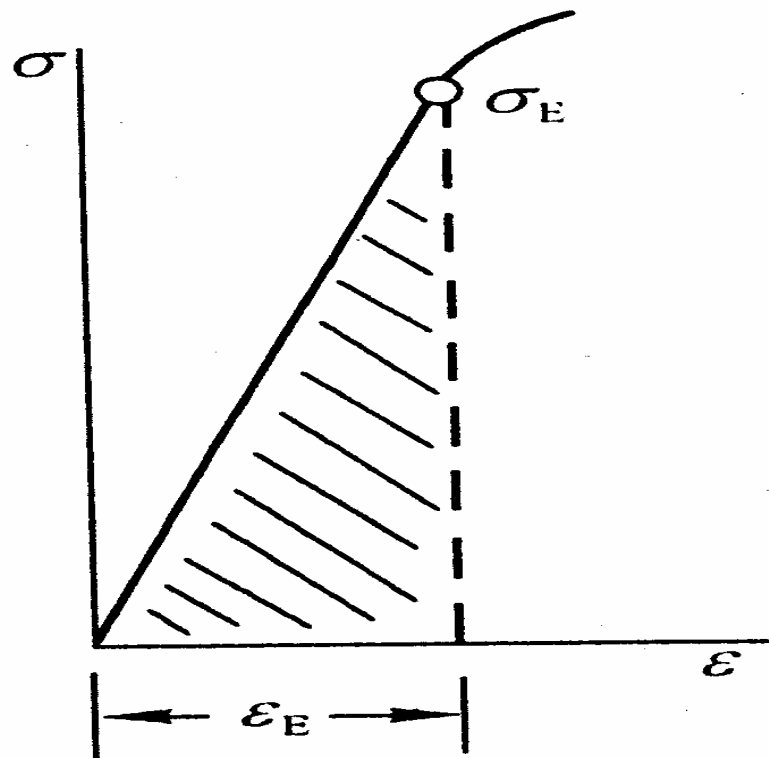
LDPE: 低密度聚乙烯

PMMA: 聚甲基丙烯酸甲酯

各种材料弹性模量的数值范围

2.2.2.2 弹性比功

是指材料吸收变形功而不发生永久变形的能力，它标志着单位体积材料所吸收的最大弹性变形功，是一个韧度指标（影线面积）。



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

欲提高材料的弹性比功，途径有二：提高 σ_e ，或者降低 E 。由于 σ_e 是二次方，所以提高 σ_e 对提高弹性比功的作用更显著。

表2-5 几种材料的弹性比功

材 料	$E/(\text{MN}\cdot\text{m}^{-2})$	$\sigma_e/(\text{MN}\cdot\text{m}^{-2})$	弹性比功/ $(\text{MN}\cdot\text{m}\cdot\text{m}^{-3})$
中碳钢	206800	310	0.23
高碳弹簧钢	206800	970	2.27
杜拉铝	68950	127	0.12
铜	110320	28	0.0036
橡皮	1	2	2

将式 (2-30) 改写, 有

$$\frac{1}{2} \sigma_e \cdot \varepsilon_e = \frac{1}{2} \frac{P_e}{A_0} \cdot \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{1}{2} \frac{\sigma_e^2}{E}$$

$$\frac{1}{2} P_e \cdot \Delta l = \frac{1}{2} \frac{\sigma_e^2}{E} \cdot A_0 l_0$$

式中, $\frac{1}{2} P_e \cdot \Delta l$ 为弹性功, $A_0 l_0$ 为体积。

欲提高一个具体零件的弹性功, 除采取提高 σ_e 或降低 E 的措施外, 还可以改变零件的体积。体积越大, 弹性功越大。

弹簧的分类:

硬弹簧: 弹簧钢制造, 通过合金化、热处理和冷加工, 提高其弹性极限的方法来增大弹性比功。

软弹簧 (仪表弹簧): 磷青铜或铍青铜制作, 具有较高的弹性极限和较小的弹性模量, 因而弹性比功也较大。

2.2.2.3 橡胶的高弹性

1. 弹性模量很小，而形变量很大，因此把橡胶类物质的弹性形变叫做高弹形变。
2. 形变需要时间。橡胶受到外力压缩或拉伸时，形变总是随时间而发展的，最后达到最大形变，这种现象称为蠕变，或者，拉紧的橡皮带会逐渐变松，这种应力随时间而下降或消失的现象称为应力松弛。
3. 形变时有热效应。通常称为热弹效应。
拉伸时发热，回缩时吸热。

2.2.3 弹性不完整性

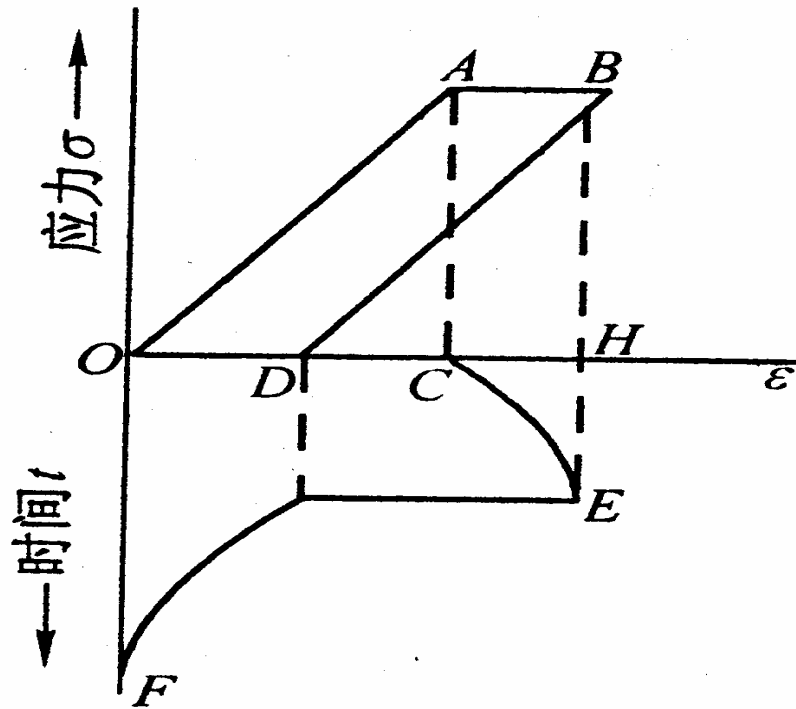
在应力的作用下产生的应变，与应力间存在三个关系：线性、瞬时和唯一性。

而在实际情况下，三种关系往往不能同时满足，称为弹性的不完整性。

材 料	线性关系	瞬时性	唯一性
理想弹性体	√	√	√
非线性弹性	×	√	√
滞弹性	√	×	√
线粘弹性	√	×	×
伪弹性		形状记忆合金(相变)	

2.2.3.1 弹性后效

正弹性后效（弹性蠕变或冷蠕变）：把一定大小的应力骤然加到多晶体试样上，试样立即产生的弹性应变仅是该应力所应该引起的总应变(OH)中的一部分(OC),其余部分的应变(CH)是在保持该应力大小不变的条件下逐渐产生。



反弹性后效： 当外力骤然去除后，弹性应变消失，但也不是全部应变同时消失，而只先消失一部分(DH)，其余部分(OD)是逐渐消失的。

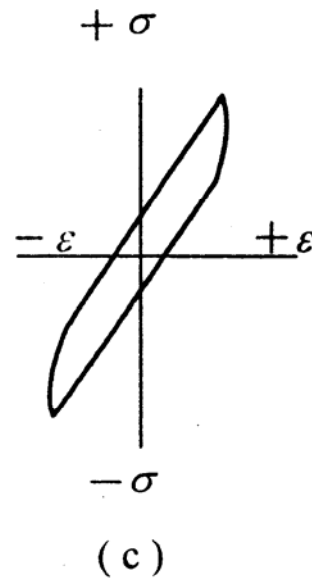
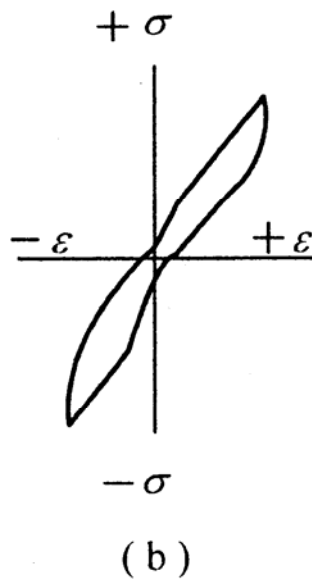
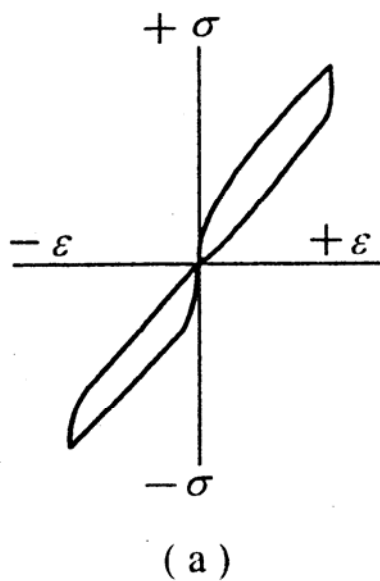
这种在应力作用下应变不断随时间而发展的行为，以及应力去除后应变逐渐恢复的现象可统称为弹性后效。

影响因素：组织的不均匀性；温度（升高）；应力状态（切应力成分大时）。

危害：仪表的准确性；制造业中构件的形状稳定性（校直的工件会发生弯曲）。

2.2.3.2 弹性滞后环

在弹性变形范围内，骤然加载和卸载的开始阶段，应变总要落后于应力，不同步。因此，其结果必然会使得加载线和卸载线不重合，而形成一个闭合的滞后回线，这个回线称为弹性滞后环。



* **滞后环的形状：**如果所加载荷不是单向的循环载荷，而是交变的循环载荷，并且加载速度比较缓慢，弹性后效现象来得及表现时，则可得到两个对称的弹性滞后环（图a）。如果加载速度比较快，弹性后效来不及表现时，则得到如图（b）和（c）的弹性滞后环。

* **滞后环的面积：**环面积的大小表示被金属吸收的变形功的大小。

在交变载荷下，环的面积代表材料以不可逆方式吸收能量（即内耗）而不破坏的能力，也称为循环韧性。

也可理解为材料靠自身来消除机械振动的能力（即消振性的好坏），所以在生产上是一个重要的机械性能指标，具有很重要的意义。

* 滞后环的应用:

消振性: Cr13系列钢和灰铸铁的循环韧性大, 是很好的消振材料, 所以常用作飞机的螺旋桨和汽轮机叶片、机床和动力机器的底座、支架以达到机器稳定运转的目的。

乐 器: 对追求音响效果的元件音叉、簧片、钟等, 希望声音持久不衰, 即振动的延续时间长久, 则必须使循环韧性尽可能小。

* 产生原因

位错的运动或变形的不均匀性等。

2.2.3.3 高分子材料的滞后和内耗

1. 滞 后

高聚物在交变应力作用下，形变落后于应力变化的现象就称为滞后现象。

滞后现象的发生是由于链段在运动时要受到内摩擦力的作用，当外力变化时，链段的运动还跟不上外力的变化，所以形变落后于应力，有一个相位差。

2. 内 耗

如果形变的变化落后于应力的变化，发生滞后现象，则每一循环变化中就要消耗功，称为力学损耗，有时也称为内耗。

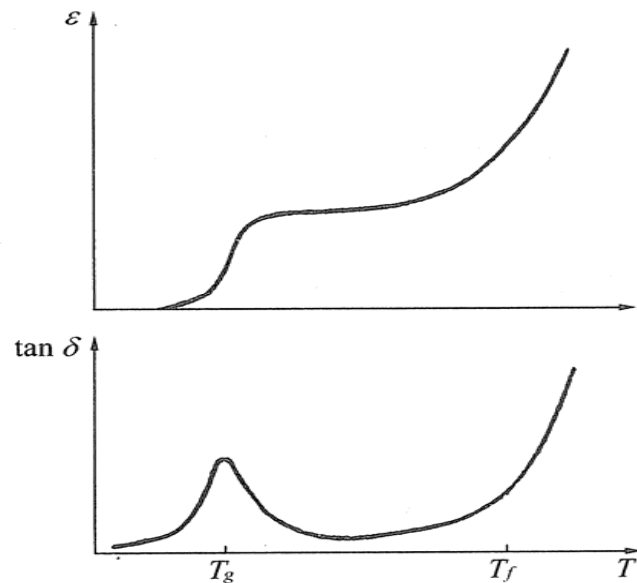


图2-17 高聚物的形变和内耗与温度的关系

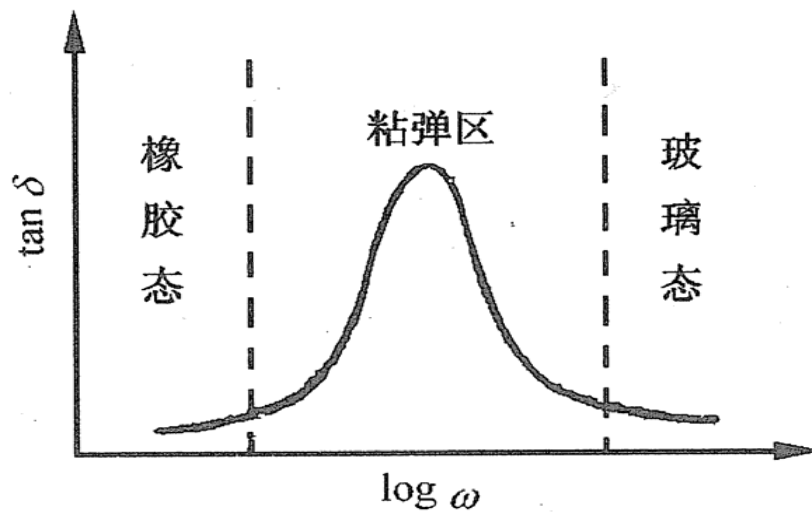
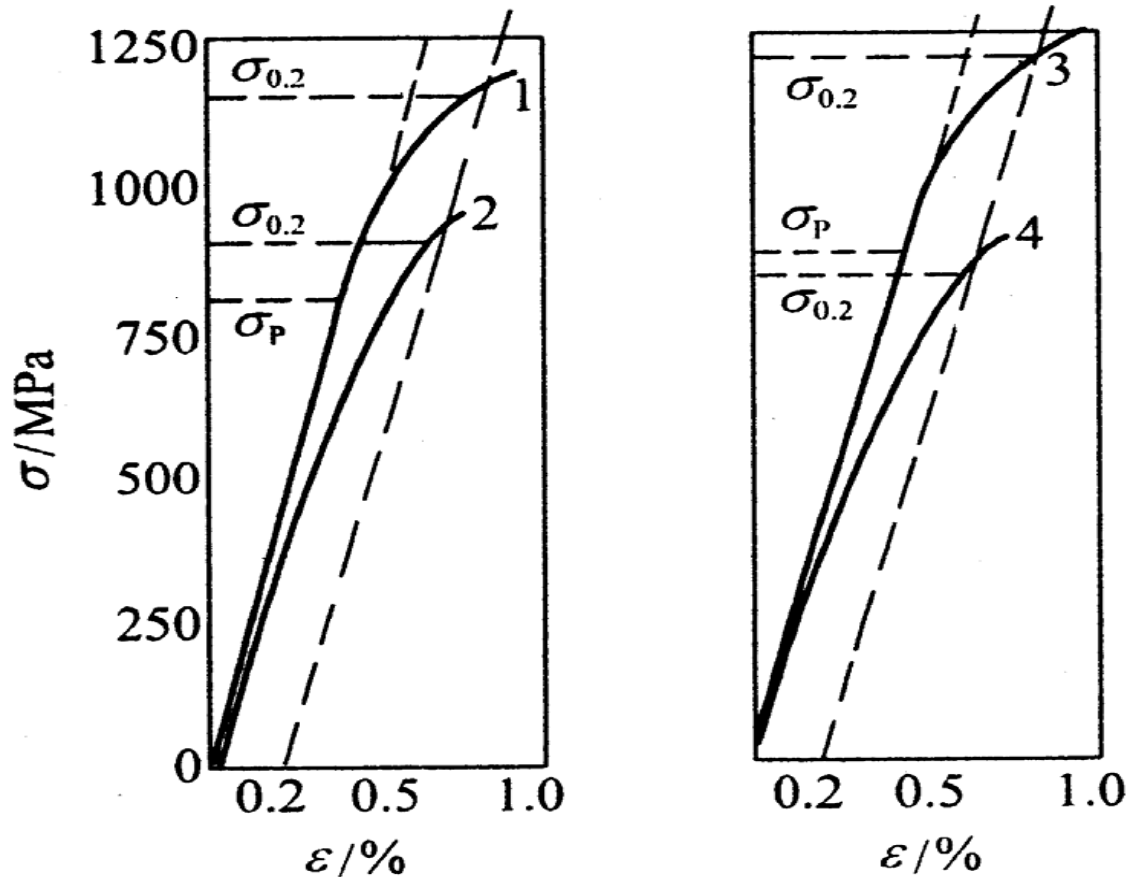


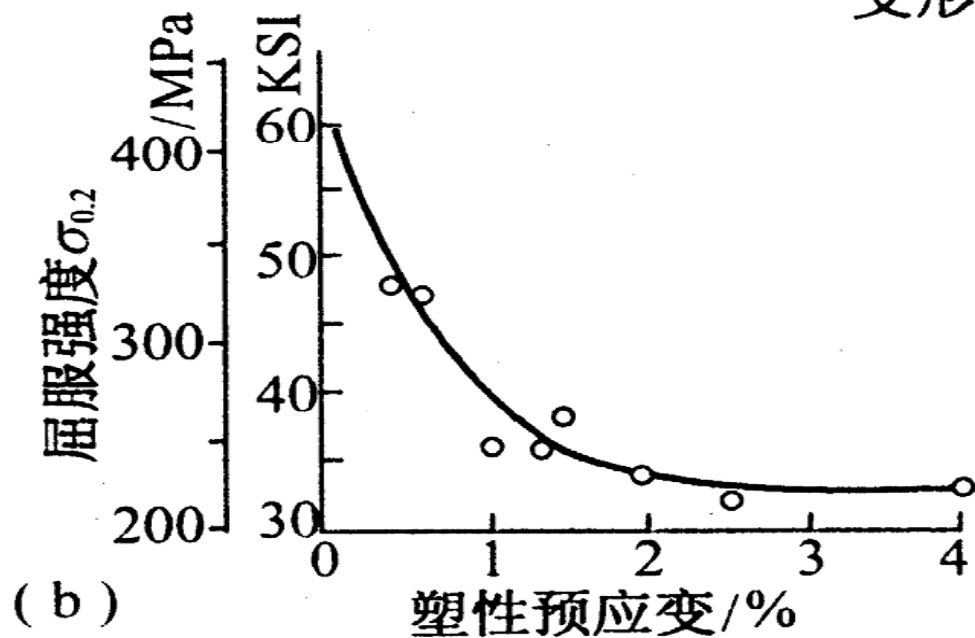
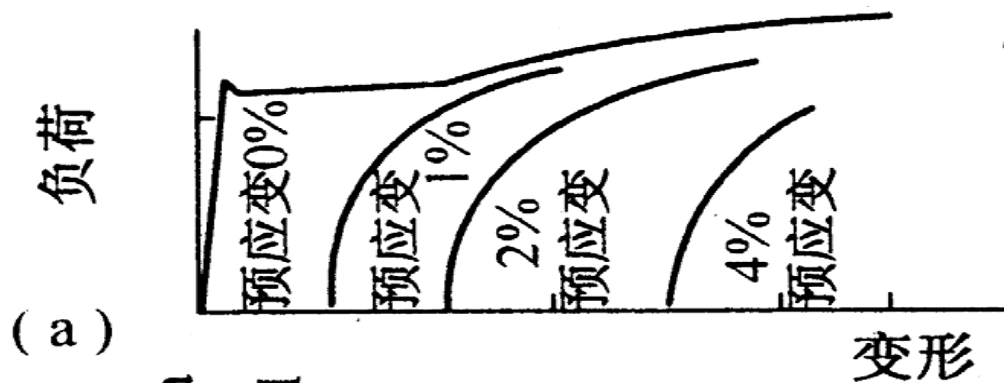
图2-18 高聚物的内耗与频率的关系

2.2.3.4 Bauschinger效应

经过预先加载变形，然后再反向加载变形时弹性极限（屈服强度）降低的现象称为Bauschinger效应。



值得注意的是反向加载时 σ_p 可能会几乎下降到零，这说明反向变形时原来的正比弹性性质改变了，立即出现了塑性形变。



敏感材料：退火或高温回火的金属或合金。

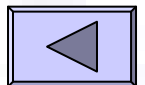
应用场合：材料在变动载荷（疲劳）下的力学性能（第五章）

消除办法：予以较大残余塑性变形，或是在引起金属回复或再结晶的温度下退火。

产生原因：

（1）认为由于位错塞积引起的长程内应力（常称反向应力），在反向加载时有助于位错运动从而降低比例极限所致。

（2）由于预应变使位错运动阻力出现方向性所致。因为经过正向形变后，晶内位错最后总是停留在障碍密度较高处，一旦有反向变形，则位错很容易克服曾经扫过的障碍密度较低处，而达到相邻的另一障碍密度较高处。



2.3 塑性变形

塑性变形是指外力移去后不能恢复的变形；塑性是指材料经受此种变形而不破坏的能力。

塑性变形和形变强化是金属材料区别于其它工业材料的重要特征。

陶瓷材料，在高温下也具有一定的塑性变形能力。

2.3.1 金属材料的塑性变形机制与特点

2.3.1.1 金属晶体塑性变形的机制

滑移是晶体在切应力作用下沿一定的晶面和晶向进行切变的过程，如面心立方结构的(111)面[101]方向等。

滑移系统越多，材料的塑性越大。

孪生是发生在金属晶体内局部区域的一个切变过程，切变区域宽度较小，切变后形成的变形区的晶体取向与未变形区成镜面对称关系，点阵类型相同。

孪生可以提供的变形量是有限的，如铜孪生变形只提供约7.4%的变形量，而滑移变形量可达300%。但是，孪生可以改变晶体取向，以便启动新的滑移系统，或者使难于滑移的取向变为易于滑移的取向。

2.3.1.2 多晶体材料塑性变形特点

- * 各晶粒塑性变形的不同时性和不均匀性

晶粒取向不同，开始产生滑移和变形量的大小不一。

- * 各晶粒塑性变形的相互制约与协调

为保证材料整体的统一，变形相互制约。

2.3.2 屈服现象及其本质

2.3.2.1 物理屈服现象

受力试样中，应力达到某一特定值后，开始大规模塑性变形的现象称为屈服。它标志着材料的力学响应由弹性变形阶段进入塑性变形阶段，称为物理屈服现象。

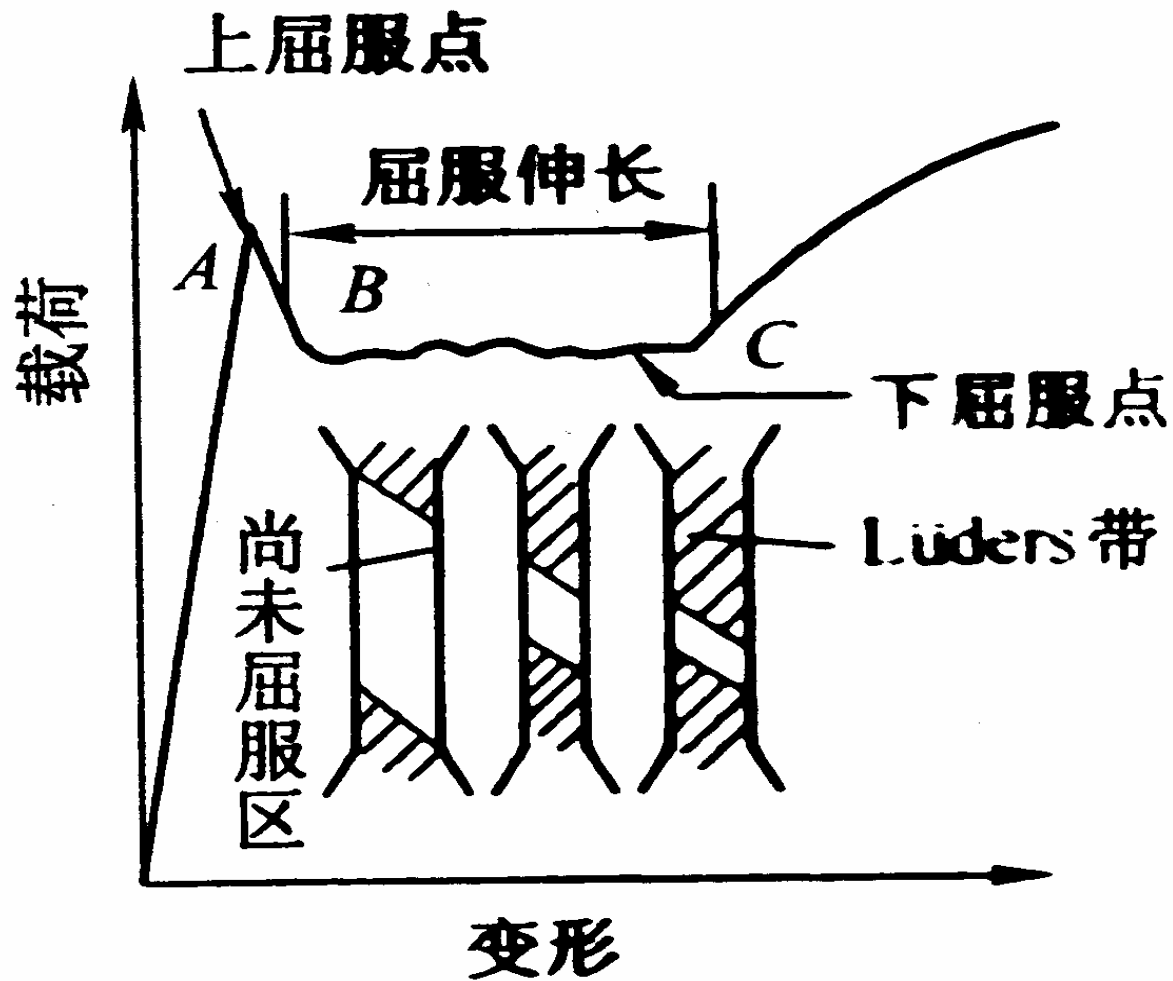


图2-21 低碳钢的物理屈服点及屈服传播

光滑试样拉伸试验时，屈服变形开始于试样微观不均匀处，或存在应力集中的部位，一般在距试样夹持部分较近的地方。局部屈服开始后，逐渐传播到整个试样。与此过程相对应地，可以观察到试样表面出现与拉伸轴线成 45° 方向的滑移带，及其逐渐传播到整个试样表面。

至滑移带遍布全部试样表面时，应力-应变曲线到达C点。屈服应变量BC是靠屈服变形提供的。

应用：在薄钢板冷冲压成形时，往往因局部变形不均匀，形成表面折皱。为避免折皱出现，可对钢板预变形，变形量稍大于屈服应变，然后冲压时将不出现物理屈服，避免折皱。

2.3.2.2 屈服现象的本质

拉伸曲线表明的物理屈服点是材料特性和试验机系统共同作用的结果。

从材料方面考虑，材料的塑性应变速率与材料中的可动位错密度 ρ ，位错运动速度和位错柏氏矢量 b 的关系为

$$\dot{\varepsilon} = b \rho \bar{v}$$

位错运动速度决定于其所受外力的大小

$$\bar{v} = \left(\frac{\tau}{\tau_0} \right)^m$$

τ 为作用于滑移面上的切应力； τ_0 为位错以单位速度运动时所需的切应力； m 为位错运动速率的应力敏感性指数，表明位错速度对应力的依赖程度。

2.3.3 真实应力-应变曲线及形变强化规律

2.3.3.1 真实应力-应变曲线

拉伸过程中的真实应力 S 按每一瞬时试样的真实截面积 A 计算

$$S=P/A \quad (2-36)$$

式中 P 为截面积为 A 时的载荷。

真应变 $\varepsilon = \int d\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0}$

真应力-应变曲线与工程应力-应变曲线的区别：

- * 载荷相同时真应变小于条件应变，而真应力大于条件应力；
- * 在真应力-应变曲线上，弹性变形部分几乎与纵坐标重合；

- * 表示颈缩开始的点位于条件应力-应变曲线相应点的左上方；条件应力-应变曲线上颈缩后的应力降低是一种假象；
- * 颈缩后的集中应变并不比均匀变形阶段的应变量小。

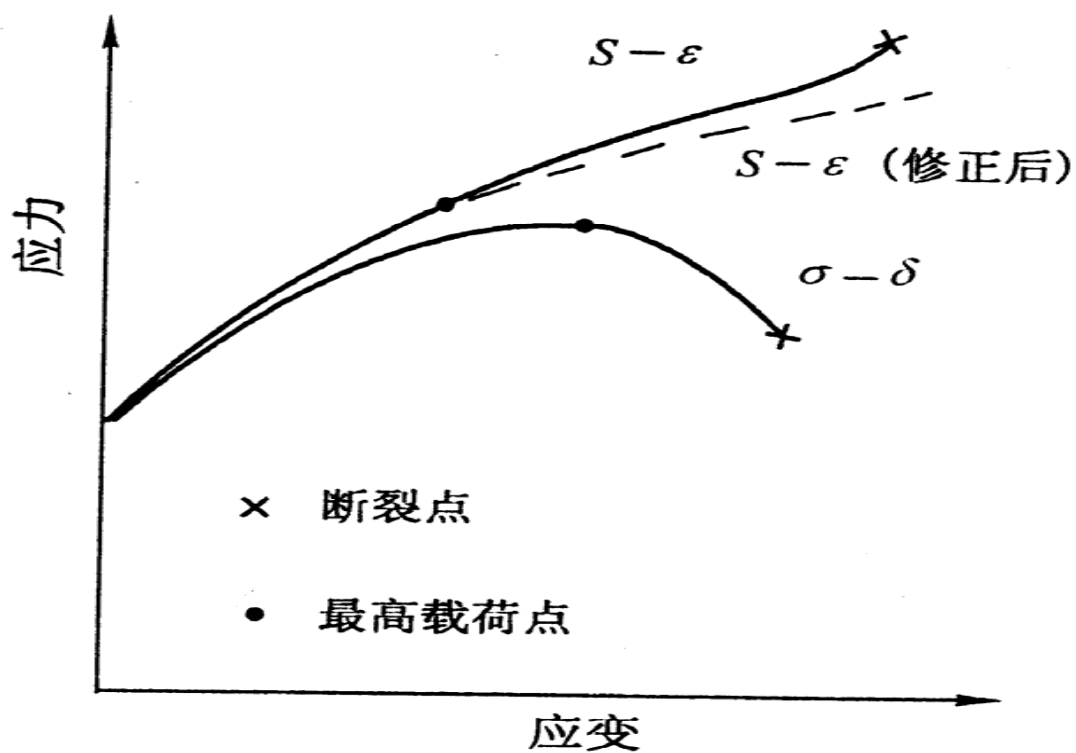


图2-22 真应力-应变曲线与条件应力-应变曲线的比较

2.3.3.2 冷变形金属的真应力-应变关系

从屈服点到颈缩之间的形变强化规律，可以用Hollomon公式描述：

$$\sigma = K \varepsilon^n$$

ε 为真实塑性应变， K 为强度系数， n 为应变强化指数。可见材料的形变强化特征主要反映在 n 值的大小上。

$n=0$ ，理想塑性材料。

$n=1$ ，理想弹性材料。

$n=0.1\sim 0.5$ ，应变强化指数 n 的大小，表示材料的应变强化能力或对进一步塑性变形的抗力，是一个很有意义的性能指标。 n 值越大，应力-应变曲线越陡。

2.3.3.3 形变强化的实际意义

- * 形变强化可使金属零件具有抵抗偶然过载的能力，保证安全。
- * 形变强化是工程上强化材料的重要手段。如18-8型不锈钢，变形前 $\sigma_{0.2}=196\text{MPa}$ ，经40%冷轧后， $\sigma_{0.2}=780\sim 980\text{MPa}$ ，屈服强度提高3~4倍。
- * 形变强化性能可以保证某些冷成形工艺，如冷拔线材和深冲成形等顺利进行。



我国北宋的科学家沈括在《梦溪笔谈·器用》中讲述用冷锻制造铠甲时指出：“凡锻甲之法，其始甚厚，不用火，冷锻之，比元厚三分减二，乃成。其末留著头许不锻，隐然如瘕子，欲以验未锻时厚薄，如浚河留土笋也，谓之“瘕子甲”。

利用的就是形变强化的规律。

2.3.3.4 颈缩条件分析

应力-应变曲线上的应力达到最大值时开始颈缩。颈缩前，试样的变形在整个试样长度上是均匀分布的，颈缩开始后，变形便集中于颈部地区。在应力-应变曲线的最高点处有：

$$dP = SdA + AdS = 0$$

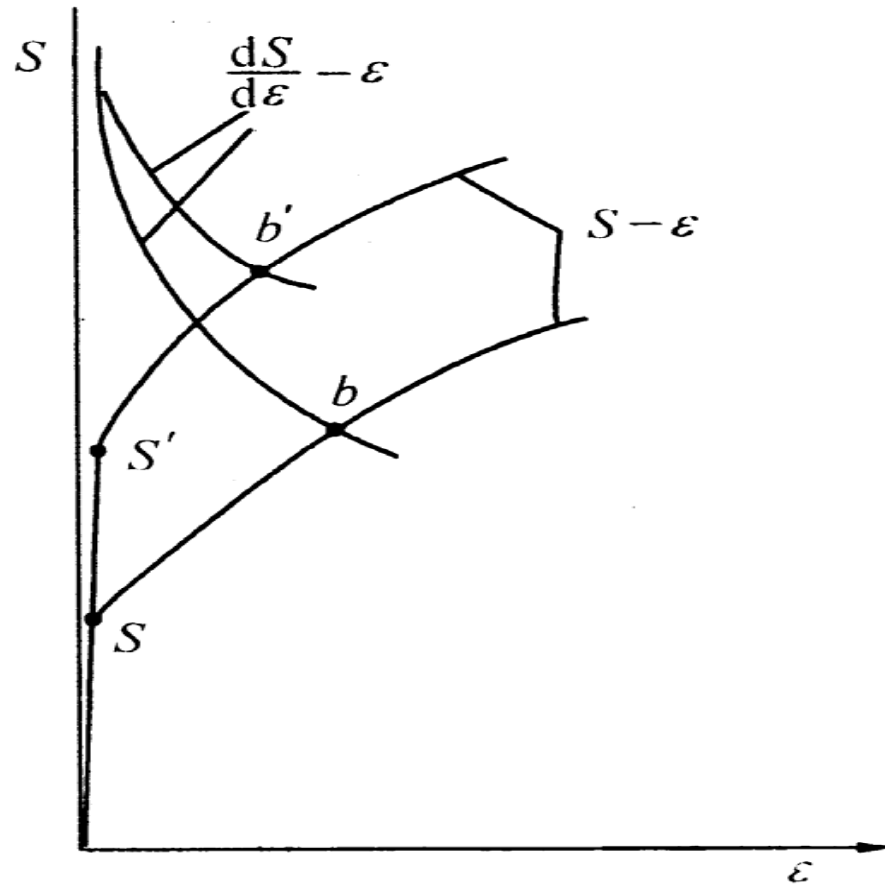
$$\frac{dS}{S} = -\frac{dA}{A}$$

因拉伸过程中体积不变， $Al = \text{常数}$ ，有：

$$Adl + ldA = 0 \Rightarrow -\frac{dA}{A} = -\frac{dl}{l} = d\varepsilon$$

$$\frac{dS}{S} = d\varepsilon \Rightarrow \frac{dS}{d\varepsilon} = S$$

这就是颈缩判据。说明颈缩开始于应变强化速率 $dS/d\varepsilon$ 与真应力相等的时刻（图2-23）。



由应变强化指数 n 的定义得出

$$\frac{dS}{d\varepsilon} = n \frac{S}{\varepsilon}$$

将颈缩条件 $\frac{dS}{d\varepsilon} = S$ 代入上式，得

$$n = \varepsilon_b \quad (2-41)$$

说明在颈缩开始时的真应变在数值上与应变强化指数 n 相等。

利用这一关系，可以大致估计材料的均匀变形能力。

2.3.3.4 韧性的概念及静力韧度分析

韧性是指材料在断裂前吸收塑性变形功和断裂功的能力。

韧度是度量材料韧性的力学性能指标。对拉伸断裂来说，韧度可以理解为应力-应变曲线下的面积

$$W = \int_0^{\varepsilon_f} S d \varepsilon \quad (2-42)$$

因此，只有在强度和塑性有较好的配合时，才能获得较好的韧性。

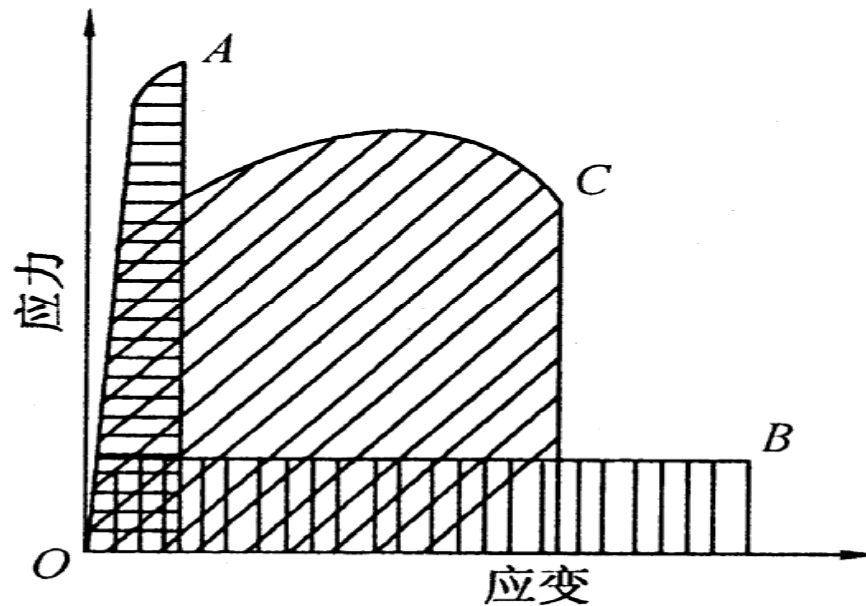


图2-24 强度与塑性的配合

A:高强度、低塑性, 低韧性; B:高塑性、低强度, 低韧性;

C:中等强度、中等塑性, 高韧性

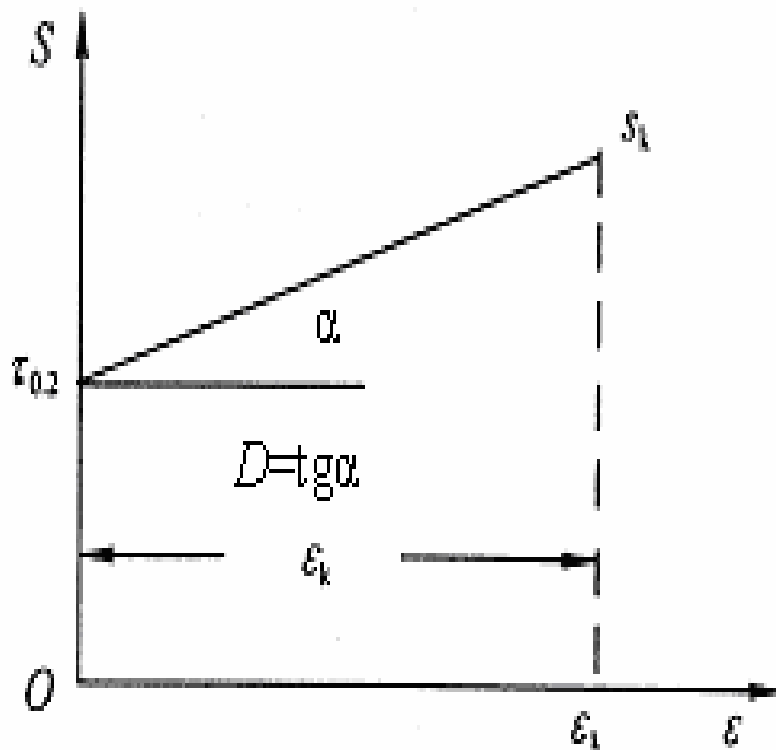
将曲线的弹性变形部分省略，形变强化从 $\sigma_{0.2}$ 开始，至 S_k 断裂，对应的真应变为 ε_k ，应力-应变曲线的斜率为形变硬化模量 $D = \tan \alpha$ ，材料的韧度为：

$$W = \frac{\sigma_{0.2} + S_k}{2} \varepsilon_k$$

$$\varepsilon_k = \frac{S_k - \sigma_{0.2}}{D}$$

$$W = \frac{S_k^2 - \sigma_{0.2}^2}{2D}$$

在不改变材料断裂应力的情况下，提高材料屈服强度将导致材料韧性降低，或者说材料强度的提高是以牺牲韧性为代价的。



2.3.4 陶瓷材料的塑性变形

2.3.4.1 陶瓷材料的塑性变形能力分析

1. 晶体中的滑移系和滑移条件

晶体滑移是在切应力作用下在一定的滑移系统上进行的，需要具备以下条件：

- (1) 滑移的几何条件：晶体中的滑移通常在主要晶面和主要晶向上发生。在这样的晶面和晶向上，原子密度大(即原子间的距离 b 较小)，只需滑移较小距离就能使晶体结构复原。一个这样的滑移面和滑移方向组成晶体的一个滑移系统。
- (2) 滑移的静电作用条件：在滑移过程中，离子间的静电作用不应阻碍滑移。

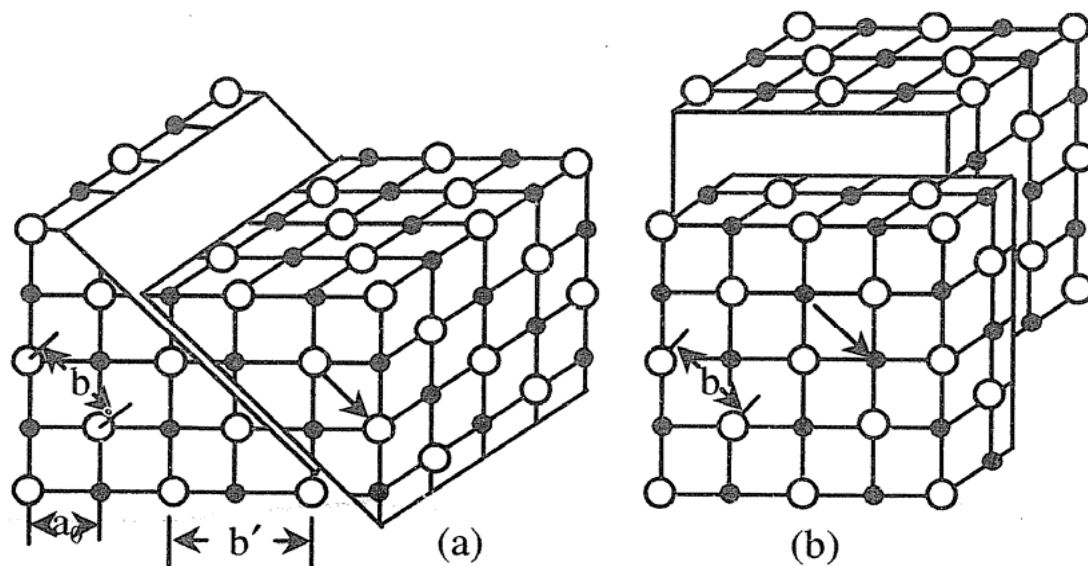


图2-26 MgO晶体滑移示意图

(3) 滑移的应力条件：滑移是在切应力作用下在一定滑移系上进行的。根据滑移的临界切应力定律，当外力在某滑移系上的分切应力值达到了临界分切应力 τ 时，滑移便沿该滑移系发生。

图2-27所示的截面为 A 的圆柱形单晶受拉力 F 的情况，根据滑移的临界切应力定律，滑移的起始条件可表示为：

$$\tau = \frac{F \cos \varphi \cos \lambda}{A} \geq \tau_c \quad (\text{临界分切应力}) \quad (2-46)$$

式中， φ 为外力轴与滑移面法线之夹角； λ 为外力轴与滑移方向之夹角。

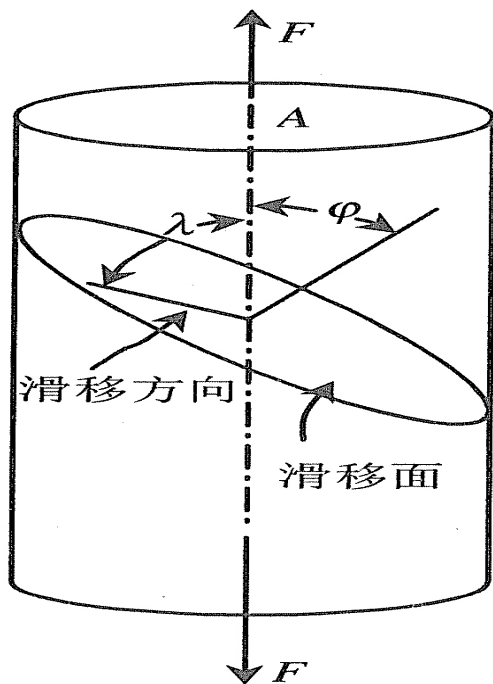


图2-27 滑移面滑移方向上的分切应力

* 陶瓷材料的滑移系统非常少，其原因是陶瓷材料的结合键为离子键或共价键，共价键具有明显的方向性，离子键则当同号离子相遇时，斥力极大，因此，只有个别滑移系统能满足上述的几何条件和静电作用条件。晶体结构越复杂，就越难满足这些条件。只有少数具有简单晶体结构的陶瓷材料，如MgO、KCl等，在室温下具有塑性，而一般陶瓷材料由于晶体结构复杂，在室温下塑性变形能力很差。

* 陶瓷材料一般呈多晶状态，多晶体比单晶体更不容易滑移。因为在多晶体中，晶粒在空间随机分布，不同取向的晶粒，其滑移面上的切应力差别很大。即使个别晶粒的某个滑移系统由于处于有利的位置而产生了滑移，但由于受到周围晶粒和晶界的限制，滑移也难以继续进行。

2. 滑移的固有阻力

位错在晶体中滑移时会遇到多种阻力，其中最基本的阻力是来自晶体点阵的固有阻力。

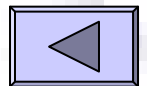
由于克服点阵阻力，使位错开始滑移所需的最小切应力派-纳力为：

$$\tau_{p-N} = \frac{2\mu}{1-\nu} e^{-2\pi a/[b(1-\nu)]}$$

对于多晶陶瓷，由于相邻晶粒取向不同以及晶界结构和晶内相差较大，致使位错不易向周围晶粒传播。但位错较易在晶界处塞积而引起应力集中，有可能产生裂纹而导致脆性断裂。

2.3.4.2 陶瓷材料的塑性变形

因陶瓷是晶体，其塑性变形也是位错运动的结果，但陶瓷的晶体结构非常复杂，还不能像金属和合金那样利用位错理论清楚地描述其塑性变形行为。



2.4 材料的断裂

- * 断裂是工程材料的主要失效形式之一。

- * 断裂的基本过程：裂纹形成和扩展。

- * 分类：断裂前有塑性变形：韧性断裂和脆性断裂。

 - 按断裂机理：切离、微孔聚集型断裂、解理断裂、准解理断裂和沿晶断裂。

 - 按断面与应力方向的关系：分成正断和切断。断面垂直于最大正应力者叫正断，而沿着最大切应力方向断开的叫切断。

2.4.1 金属材料的断裂

2.4.1.1 静拉伸的断口

材料在静拉伸时的断口可呈现3种情况，如图2-33。

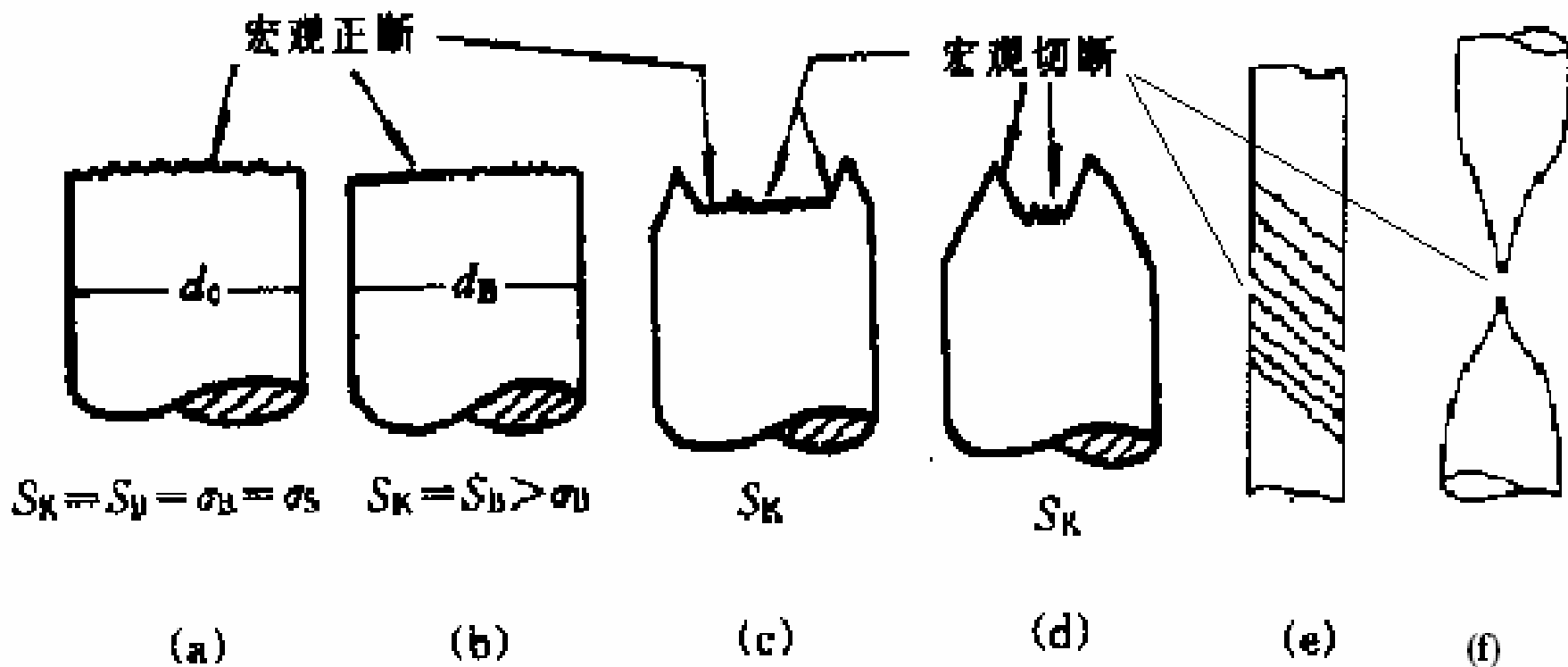


图2-33 静拉伸的断口

* 图2-33(a)、(b)所示的断口即为正断；
铸铁、淬火低温回火高碳钢的平断口。

* 图2-33(e)、(f)所示的断口即为切断；

纯金属如金、铅等塑性很好的材料。对单晶样品，只有一个滑移系统开动，滑移无限发展，形成刃状断口(切离)(e)；对多晶样品，多系滑移，形成尖锥状断口(f)。

* 图2-33(c)、(d)所示的断口，中心部分大致为正断，两侧部分为切断，故为混合型断口。

多数金属材料的杯锥状断口。

* 断口三要素：

第一个区域：在试样的中心位置，叫做纤维区，见图2-34(a)。裂纹首先在该区形成，该区颜色灰暗，表面有较大的起伏，如山脊状，这表明裂纹在该区扩展时伴有较大的塑性变形，裂纹扩展也较慢；

第二个区域：放射区，表面较光亮平坦，有较细的放射状条纹，裂纹在该区扩展较快；

第三个区域：剪切唇，接近试样边缘时，应力状态改变了(平面应力状态)，最后沿着与拉力轴向成 $40\sim 50^\circ$ 剪切断裂，表面粗糙发深灰色。

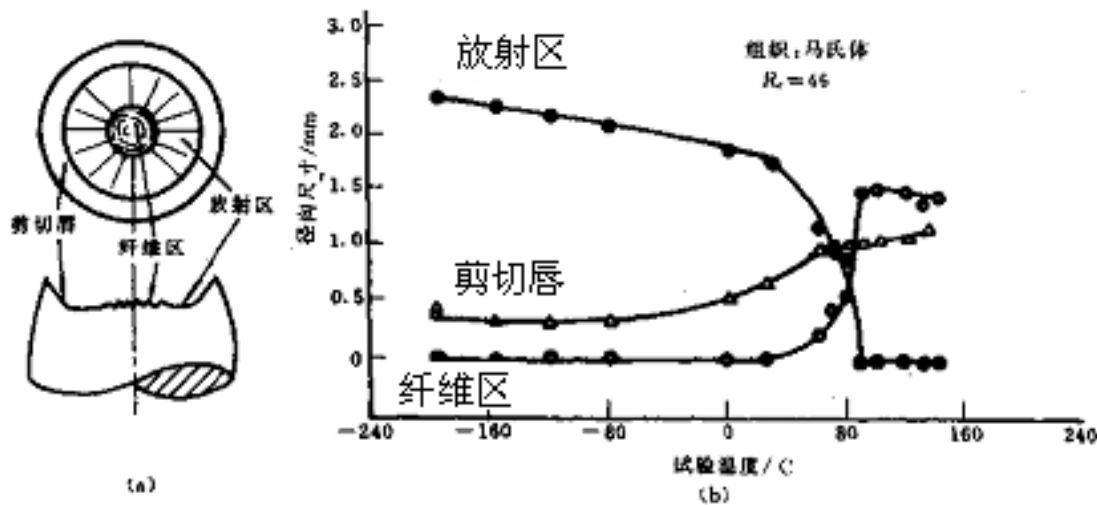


图2-34 拉伸断口及试验温度的关系

(a)拉伸断口呈现三个区域；(b)断口三个区域随温度变化

试样塑性的好坏，由这三个区域的比例而定。如放射区较大，则材料的塑性低，因为这个区域是裂纹快速扩展部分，伴随的塑性变形也小。反之对塑性好的材料，必然表现为纤维区和剪切唇占很大比例，甚至中间的放射区可以消失。

影响这三个区比例的主要因素是材料强度和试验温度。

试样形状：对圆形试样的脆断，断面上有许多放射状条纹，这些条纹汇聚于一个中心，此中心区域就是裂纹源。断口表面越光滑，放射条纹越细。

对板状试样，断裂呈“人”字形花样，“人”字的尖端指向裂纹源。

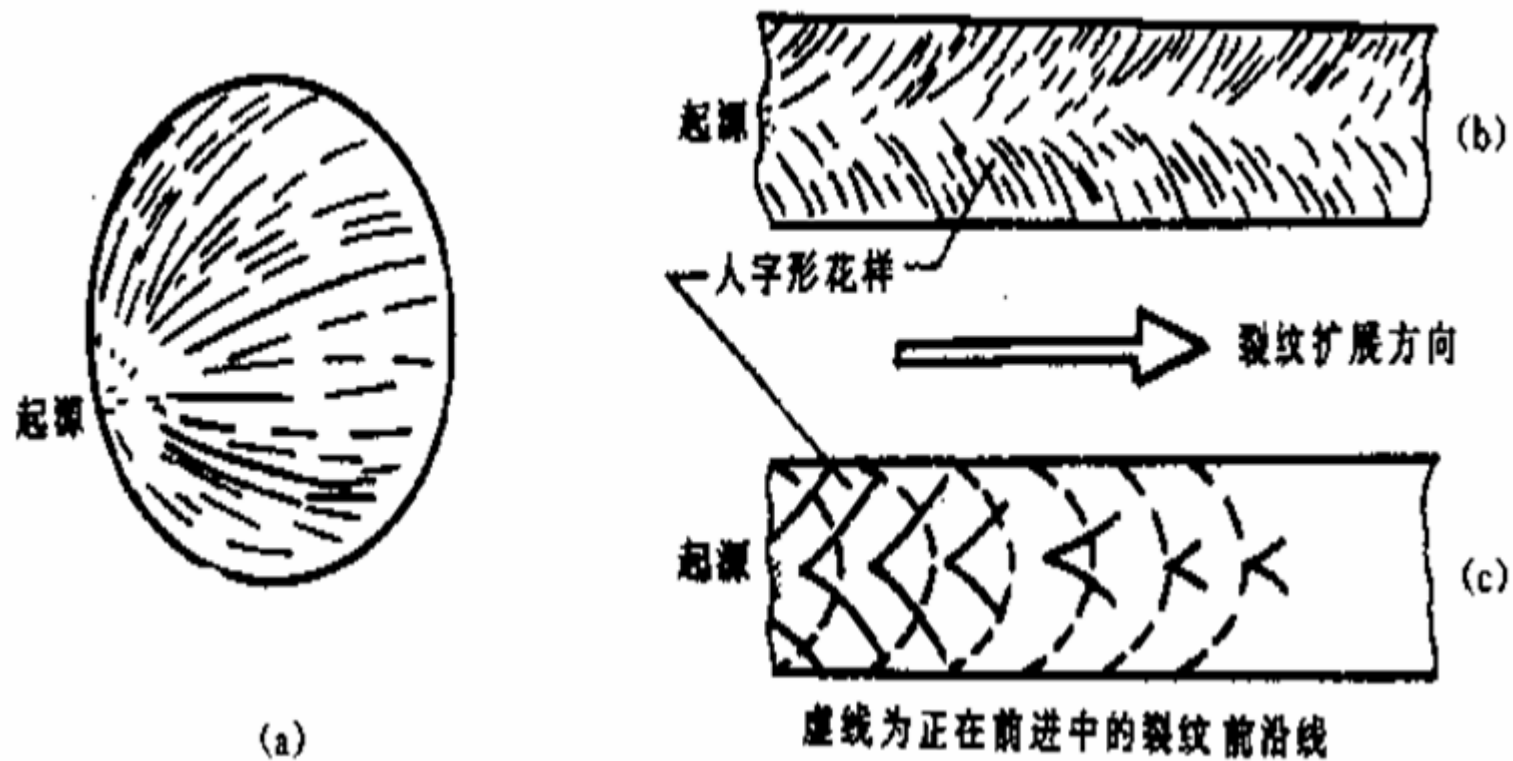


图2-35 脆性断裂宏观断口

2.4.1.2 韧断机制--微孔聚合

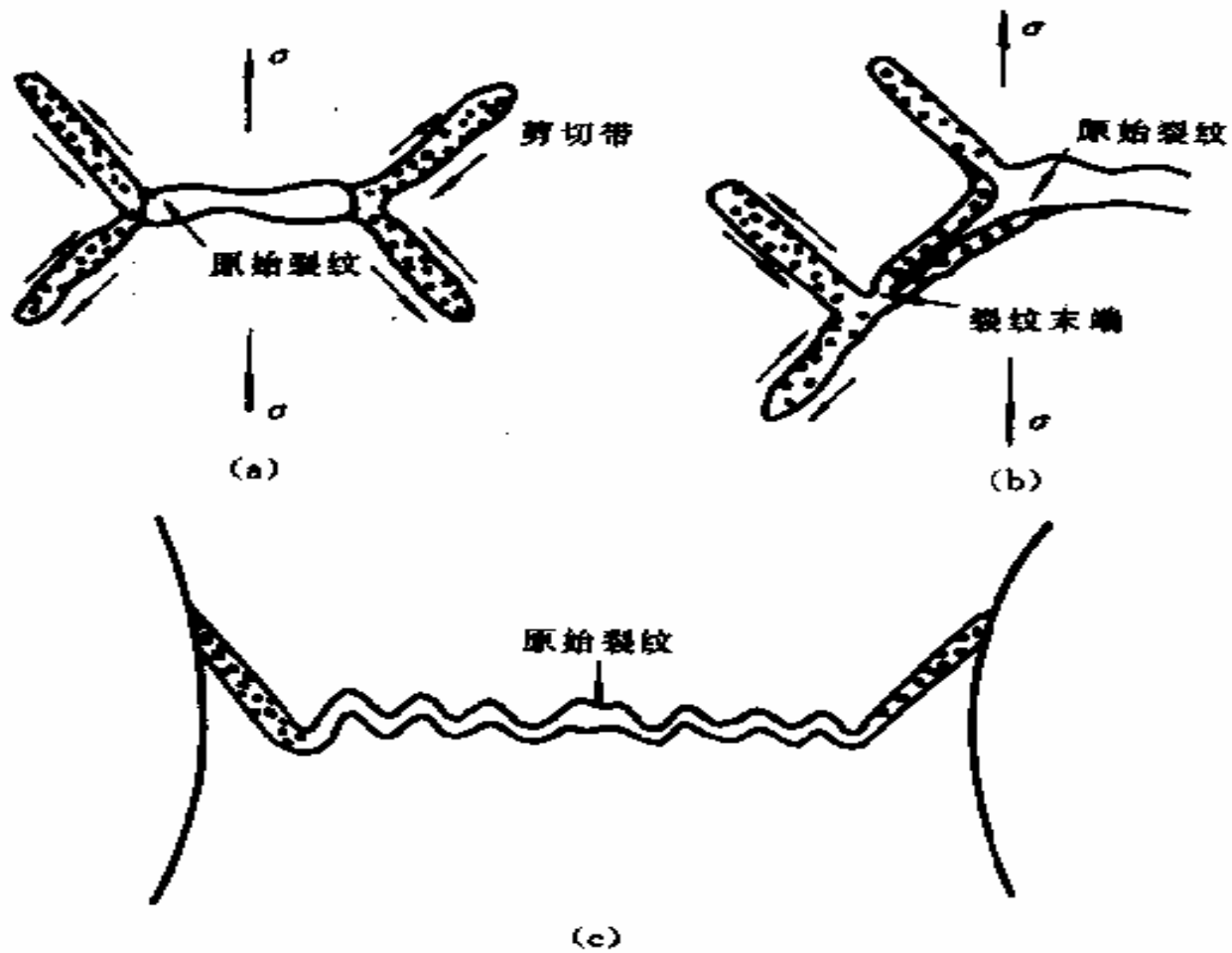


图2-36 颈缩试样锯齿状拉伸断口形成过程示意图

在扫描电镜下，微孔聚合型断裂的形貌特征是一个个韧窝(即凹坑)，韧窝是微孔长大的结果，韧窝内大多包含着一个夹杂物或第二相，这证明微孔多萌生于夹杂物或第二相与基体的界面上。微孔的萌生可以在颈缩之前，也可以发生在颈缩之后，这取决于第二相与基体的结合强度。

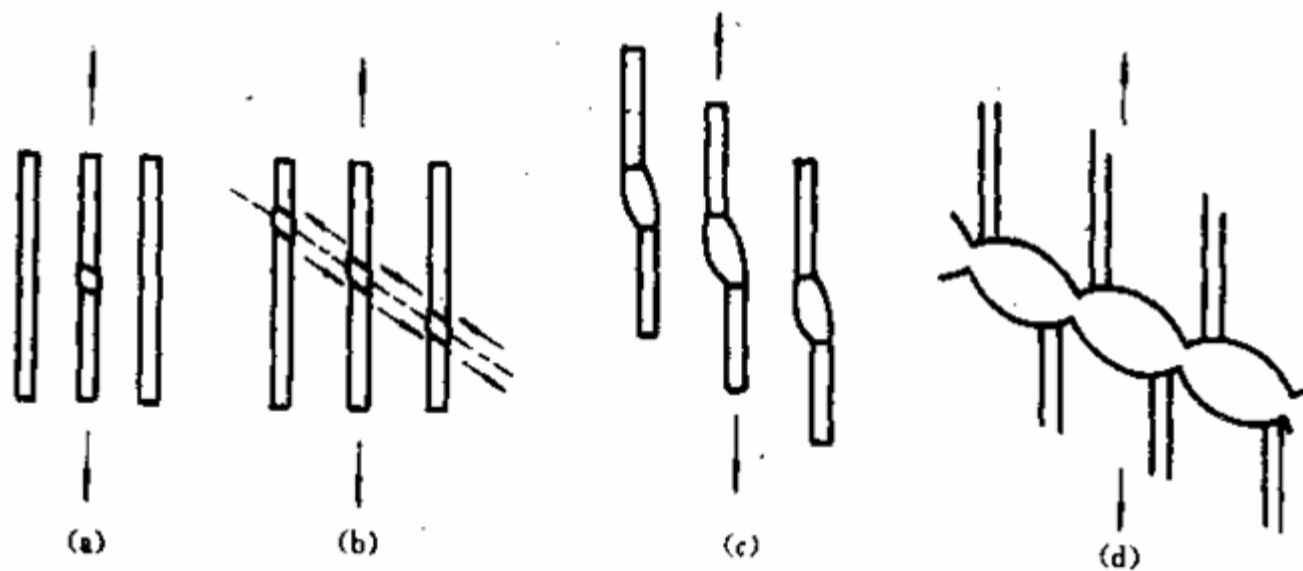


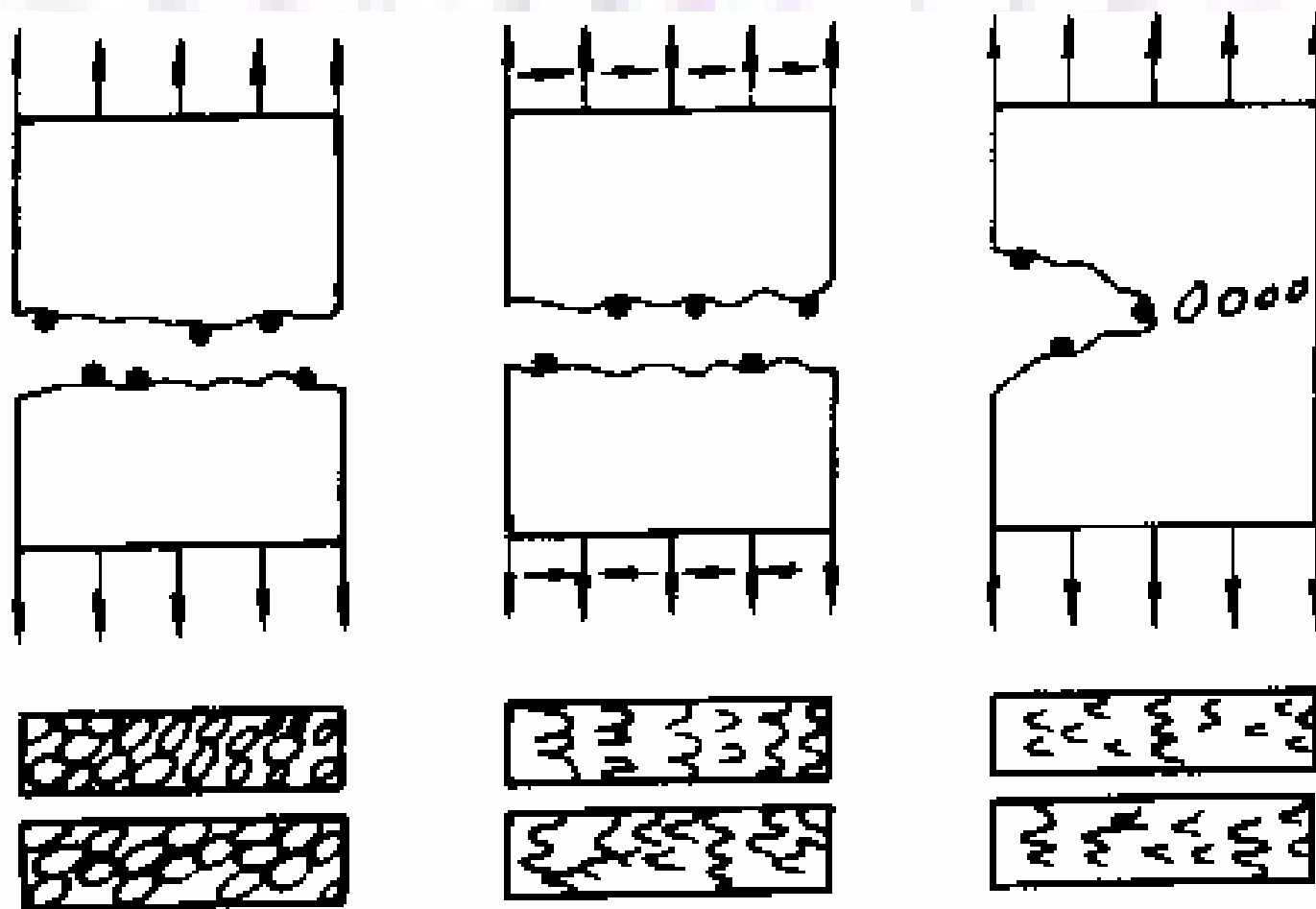
图2-37 珠光体钢韧性断裂的机制

由于应力状态或加载方式的不同，微孔聚合型断裂所形成的韧窝可有三种类型：

- (1) 拉伸型的等轴状韧窝；
- (2) 剪切型的伸长韧窝；
- (3) 拉伸撕裂的伸长韧窝。

韧窝的形状：取决于应力状态。

韧窝的大小和深浅：取决于第二相的数量分布以及基体的塑性变形能力。如第二相较少、均匀分布以及基体的塑性变形能力强，则韧窝大而深；如基体的加工硬化能力很强，则得到大而浅的韧窝。



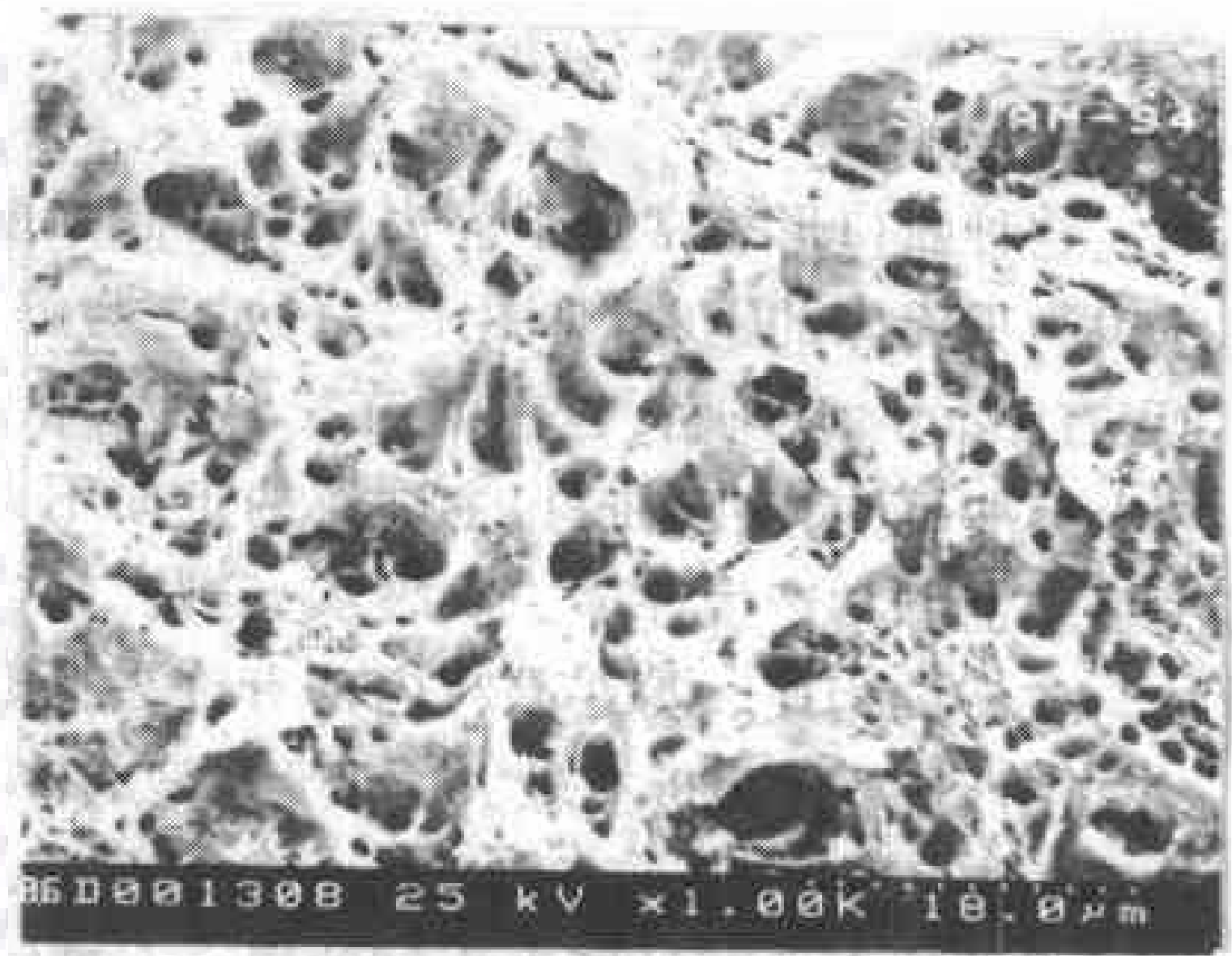
a)

b)

c)

不同应力状态下的韧窝形态

(a) 等轴韧窝; (b) 拉长韧窝; (c) 断裂韧窝



韧窝断口的微观形貌

2.4.1.3 穿晶断裂--解理和准解理

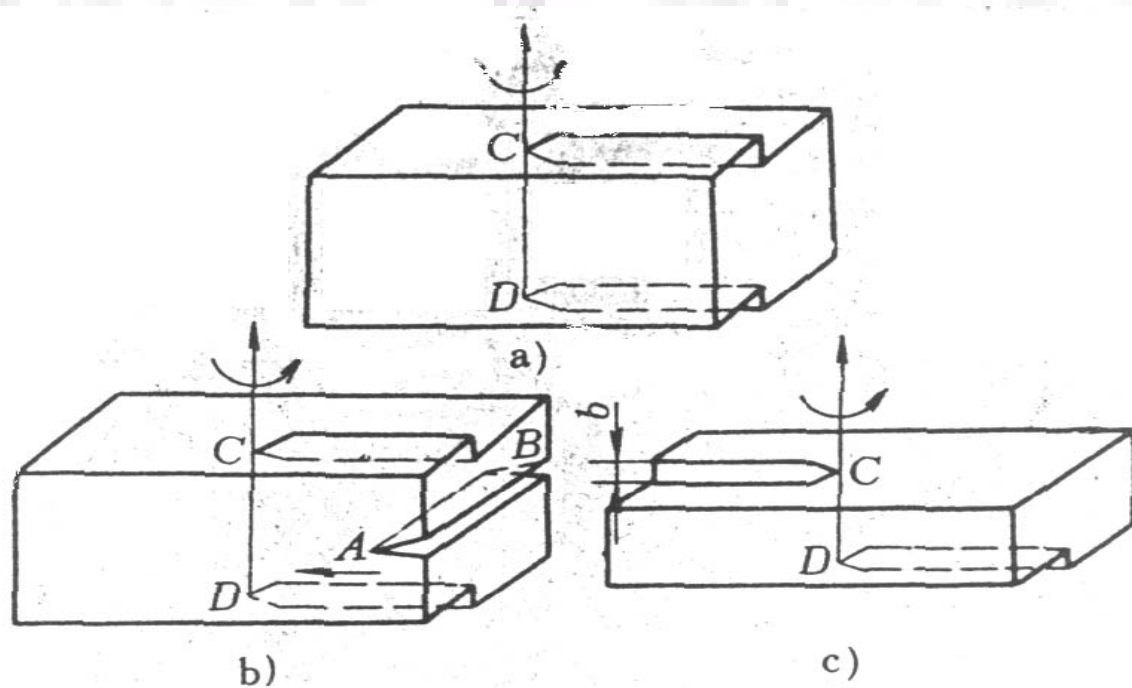
1. 解理断裂

* **产生条件：**穿晶的解理断裂常见于体心立方和密排六方金属中。当处于低温，或者应变速率较高，或者是有三向拉应力状态，都能促使解理断裂，在宏观上表现为脆性断裂。

* **微观特征：**解理断裂是沿着一定的结晶学平面发生的，这个平面叫解理面。

解理台阶、河流花样、舌状花样是解理断裂的基本微观特征。

* **解理台阶**：沿两个高度不同的平行解理面上扩展的解理裂纹相交时形成的。其形成过程有两种方式：通过解理裂纹与螺型位错相交形成；通过二次解理或撕裂形成。



解理裂纹与螺型位错相交形成解理台阶，a) AB为解理裂纹，沿箭头方向扩展；b) CD为螺型位错；c) 解理裂纹AB与螺型位错CD相遇后形成台阶

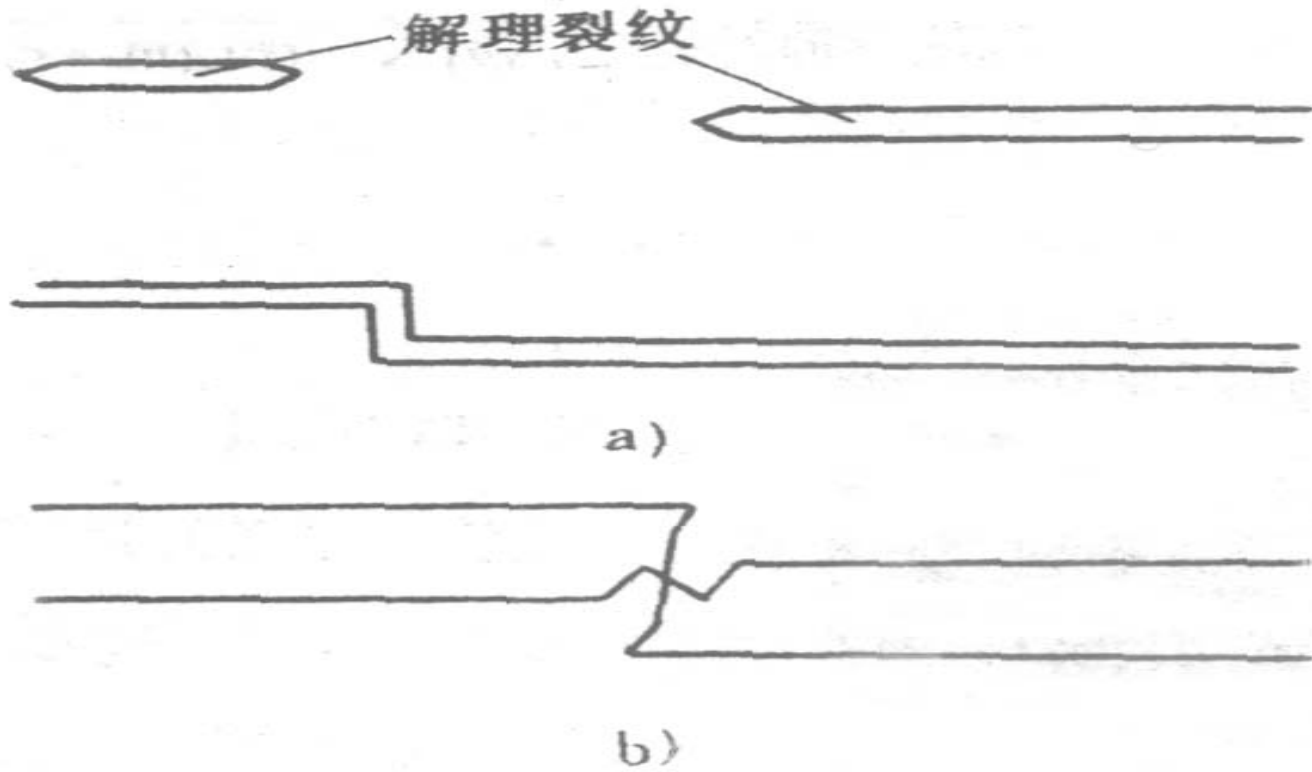
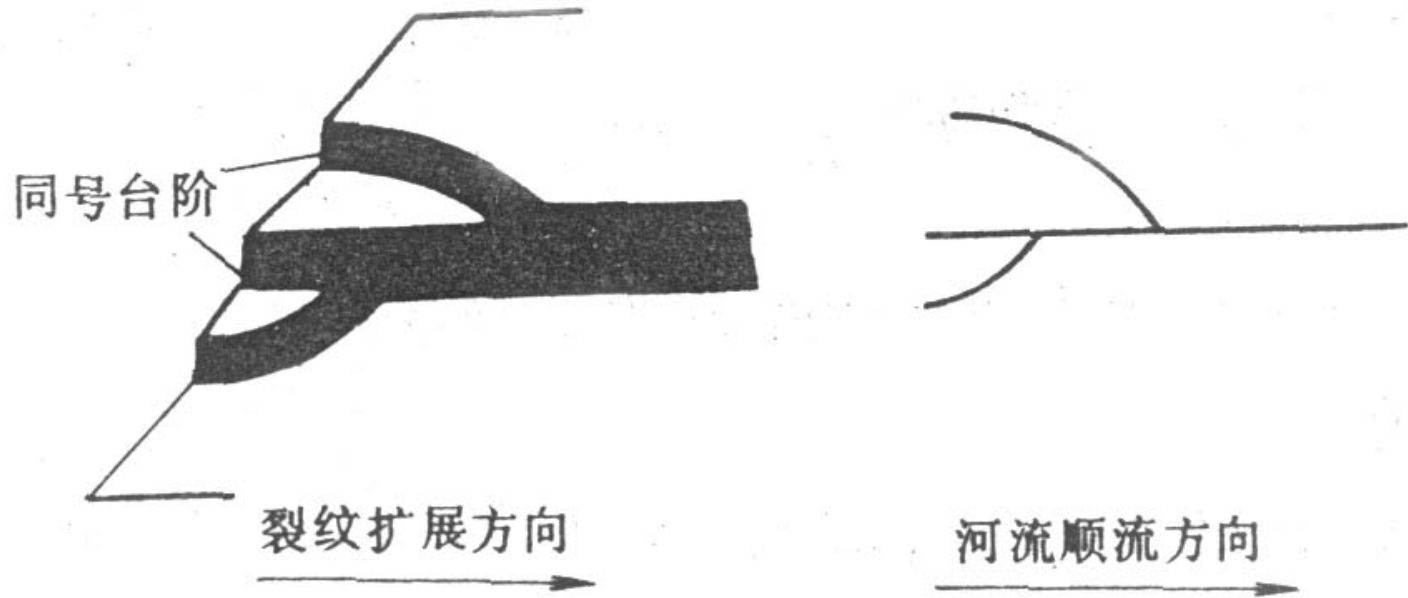
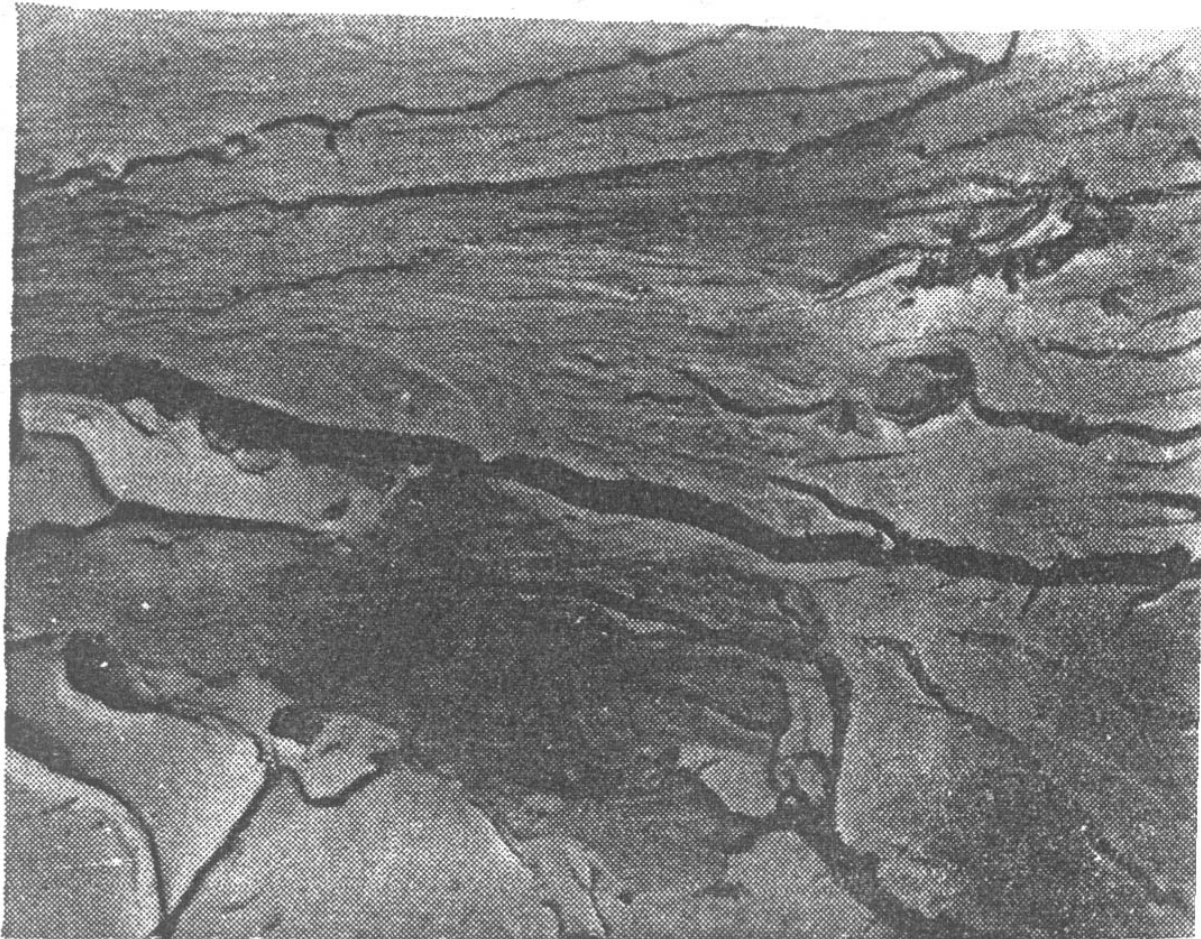


图2-41 二次裂纹和撕裂形成台阶
a) 沿二次裂纹解理面解理形成台阶
b) 通过撕裂形成台阶(撕裂棱)

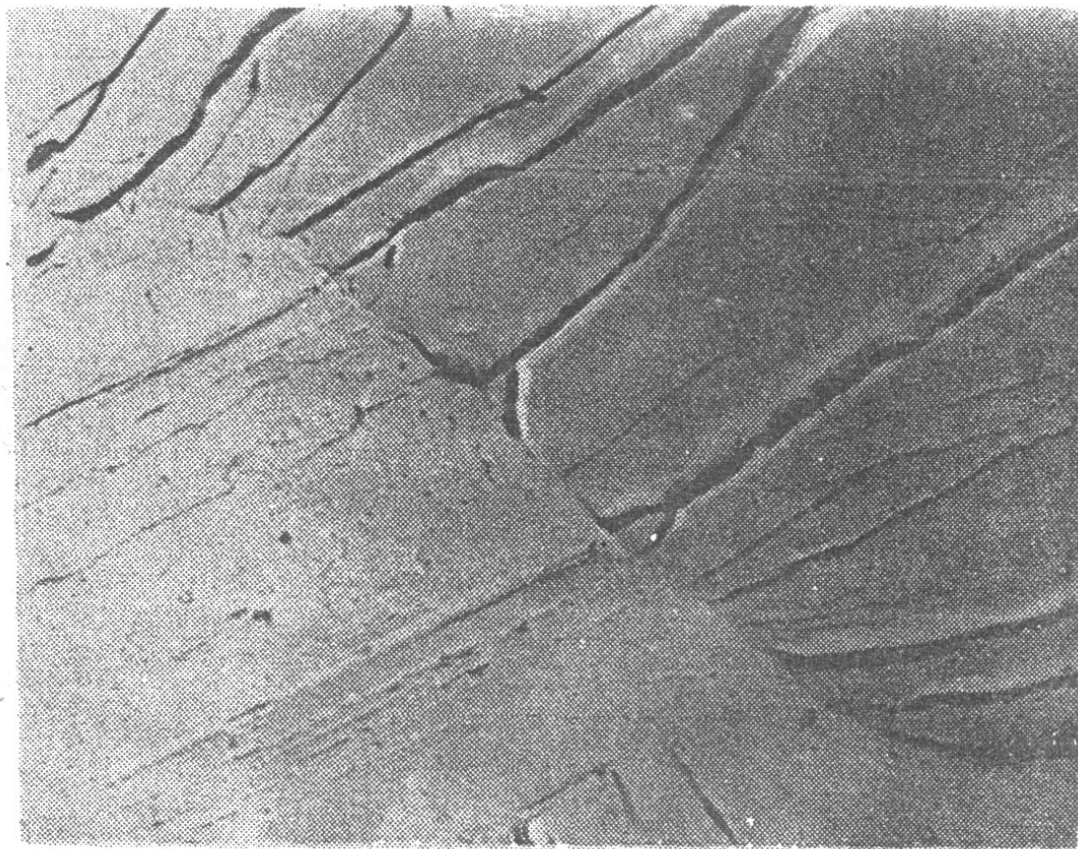
- * **河流花样**：是判断否为解理断裂的重要微观依据。“河流”的流向与裂纹扩展方向一致，所以可以根据“河流”流向确定在微观范围内解理裂纹的扩展方向，而按“河流”反方向去寻找断裂源。



解理裂纹通过倾斜晶界，裂纹越过晶界，河流也延续到相邻的晶粒中。



当解理裂纹通过扭转晶界时，裂纹不能直接越过晶界而必须重新形核。裂纹将沿若干组新的相互平行的解理面扩展而使台阶激增，形成为数众多的“河流”。裂纹穿过大角度晶界也形成大量“河流”。



* 舌状花样：由于解理裂纹沿孪晶界扩展留下的舌头状凹坑或凸台，故在匹配断口上“舌头”为黑白对应的。

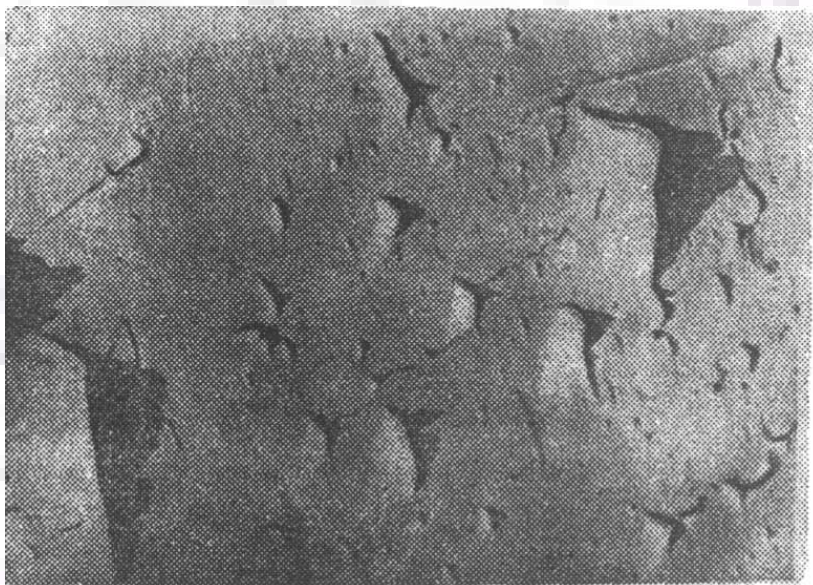


图2-44 舌状花样

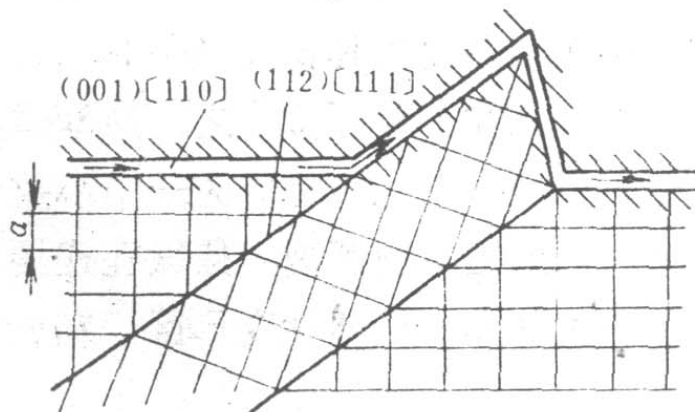


图2-45 解理舌形形成示意图

2. 准解理

*微观形态特征：似解理河流但又非真正解理，故称准解理(图2-46)。

* 准解理与解理的共同点是：都是穿晶断裂；有小解理刻面；有台阶或撕裂棱及河流花样。

* 不同点是：准解理小刻面不是晶体学解理面；真正解理裂纹常源于晶界；而准解理裂纹则常源于晶内硬质点，形成从晶内某点发源的放射状河流花样。准解理不是一种独立的断裂机制，而是解理断裂的变种。

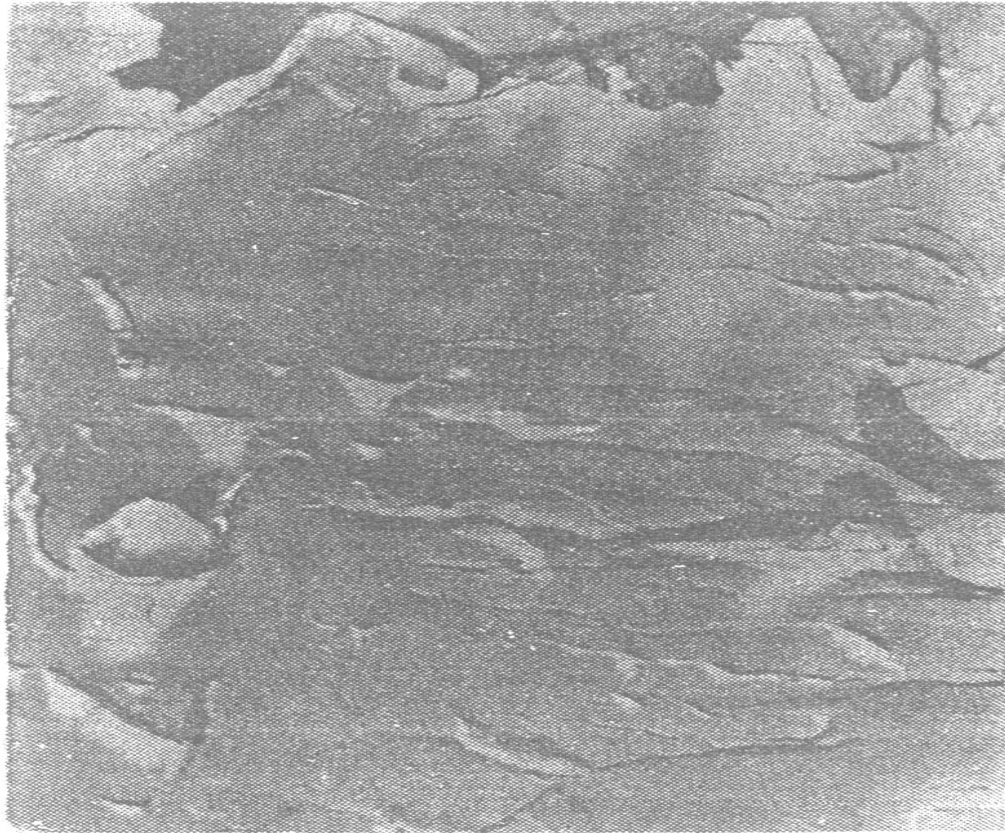
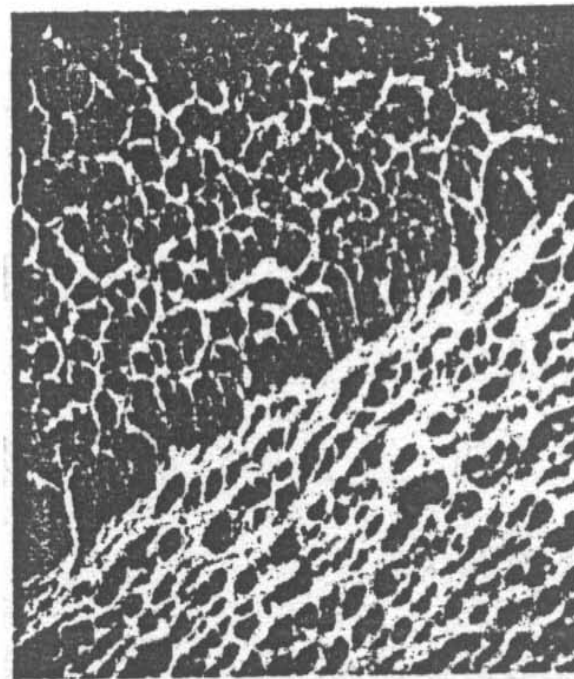


图2-46 准解理断口

2.4.1.4 沿晶断裂

裂纹在晶界上形成并沿晶界扩展的断裂形式。



(a) 脆性沿晶断裂(冰糖状断口); (b) 微孔型沿晶断裂
(石状断口)

* 断口特征:

(1) 冰糖块断口, 晶界的强度小于屈服强度, 晶界无塑性变形。

(2) 石状断口: 晶界的强度大于屈服强度, 晶界有塑性变形。

* 原因:

(1) 晶界有脆性相存在;

(2) 晶界过烧熔化;

(3) 晶界上有害元素富集;

(4) 晶界上有弥散相析出; 削弱了晶界的强度。

2.4.2 陶瓷材料的断裂

陶瓷材料的断裂过程都是以其内部或表面存在的缺陷为起点而发生的。晶粒和气孔尺寸在决定陶瓷材料强度中有与裂纹尺寸等效的作用。

解理是陶瓷材料的主要断裂机理，而且很容易从穿晶解理转变成沿晶断裂。

陶瓷材料的断裂是以各种缺陷为裂纹源，在一定拉伸应力作用下，其最薄弱环节处的微小裂纹扩展，当裂纹尺寸达到临界值时陶瓷瞬时脆断。

2.4.3 高分子材料的断裂

2.4.3.1 断面形貌的基本模式及分析测试方法

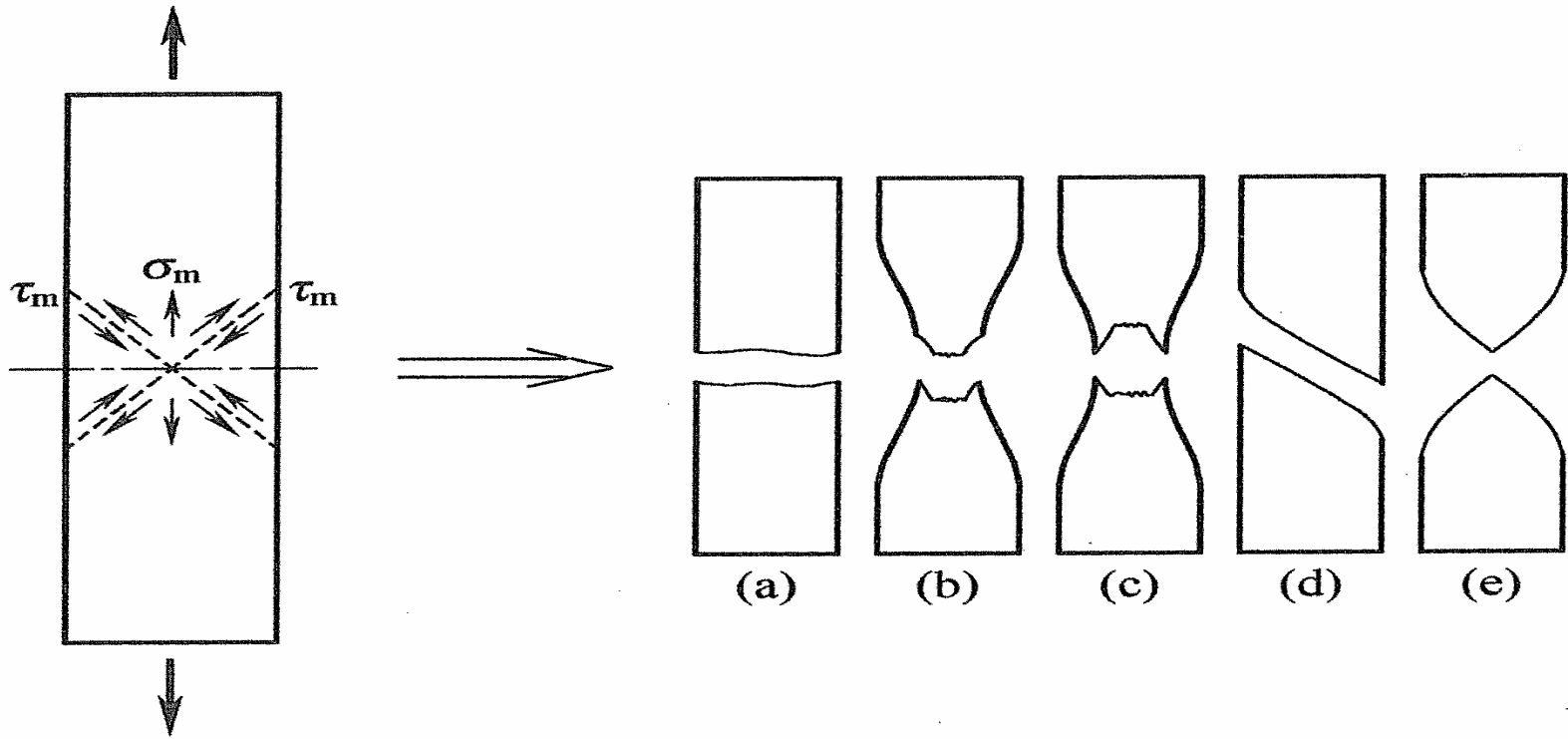


图2-48 简单拉伸试样的应力状态和断裂表面的几种典型外观形状示意，(a)脆性断裂的断面形状；(b)杯-锥形；(c)双杯形；(d)倾斜滑移形；(e)双刃滑移形

与金属材料类比，高分子材料的断面也分为起裂区、裂纹扩展区及瞬时断裂区三个区域。

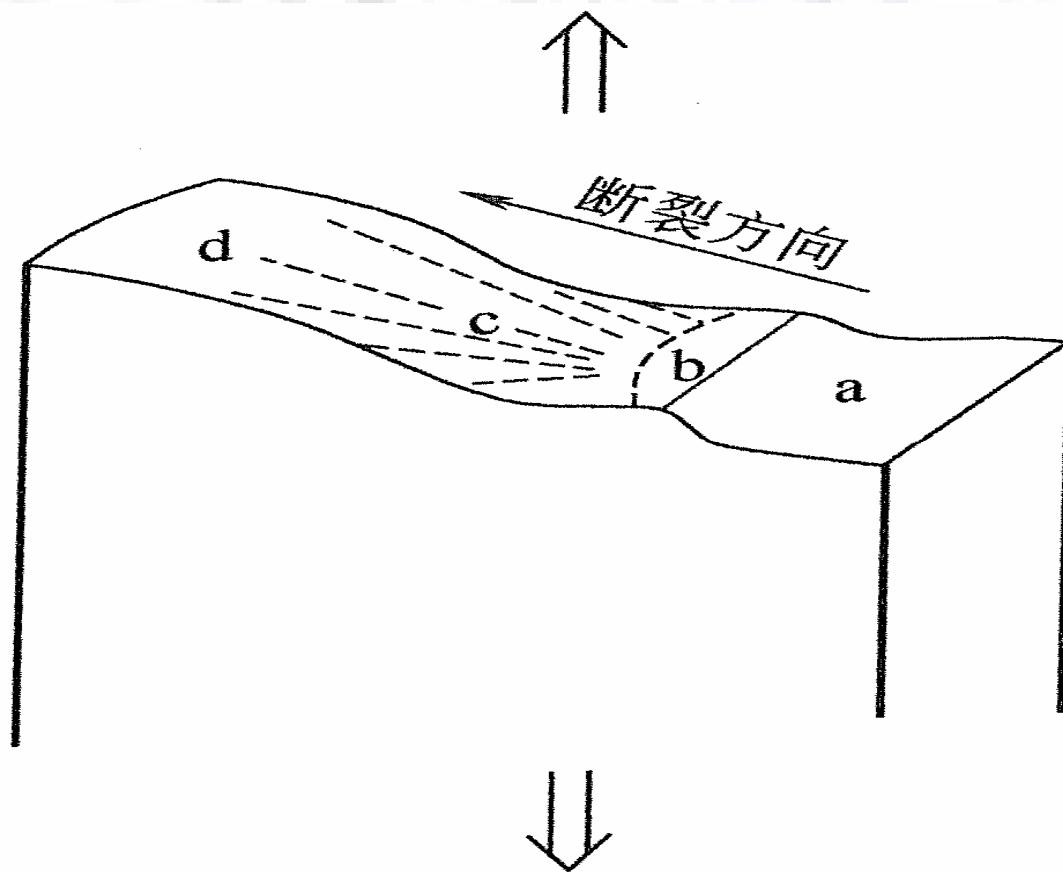


图2-49 断面三要素示意

a-试样预加的切口； b-起裂区； c-裂纹扩展区； d-瞬时断裂区

- 起裂区(断裂源)是裂纹萌生的区域，提供了材料断裂起因的信息。断裂源一般位于断面的边缘，但材料内部缺陷会使断裂源位于断面的内部位。
- 裂纹扩展区是裂纹不断扩展增大的区域，提供了材料内部的断裂扩展方向和路径以及扩展过程中的塑性形变特征等信息。这些信息与材料的结构及力学性能相关。
- 瞬时断裂区是材料的最后破断区，提供了材料边界部 位对断裂影响的信息。

2.4.3.2 脆性断裂的断面形貌特征

高分子材料脆性断裂几乎没有塑性形变发生，裂纹产生后急速扩展至破坏。

1. 低倍观察的断面形貌

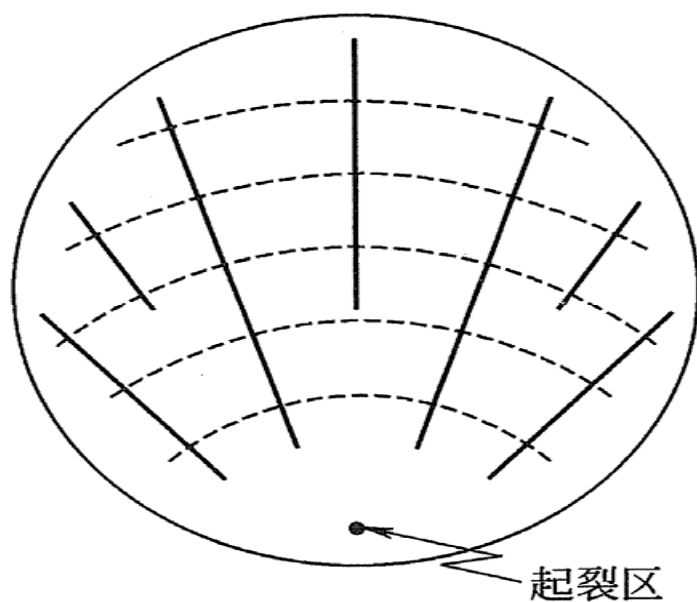
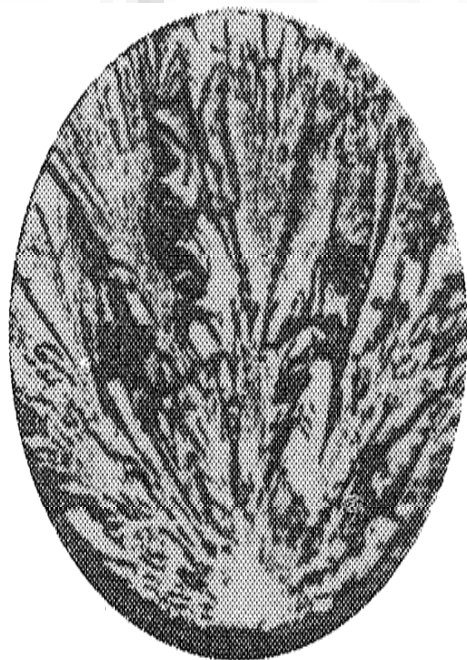
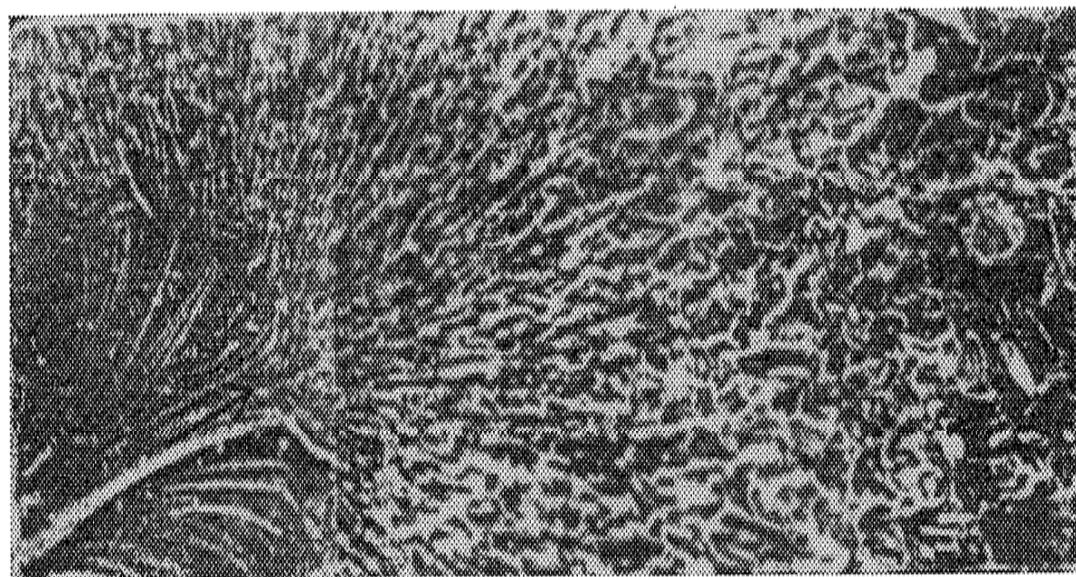


图2-50 脆性断裂断面形貌示意
(实线表示放射元)

放射元常见有两种：一种是所谓山形，沿着裂纹的扩展方向向其山顶对着断裂源呈放射状分布；另一种是所谓条状，也称菊花状，其放射条痕与起裂区的半圆镜面呈垂直分布。



(a) 山形发射元

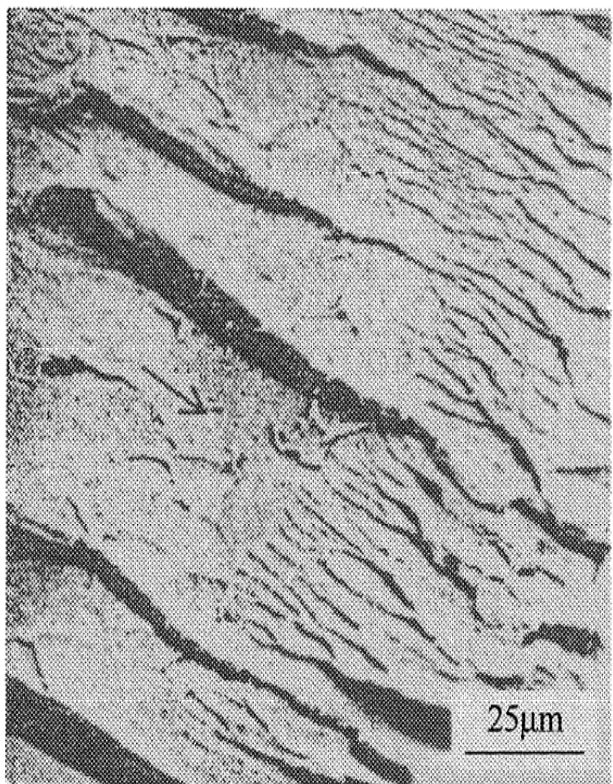


(b) 条状发射元

图2-51 聚酯塑料的脆性断面形貌（25倍）

2. 高倍观察的断面形貌

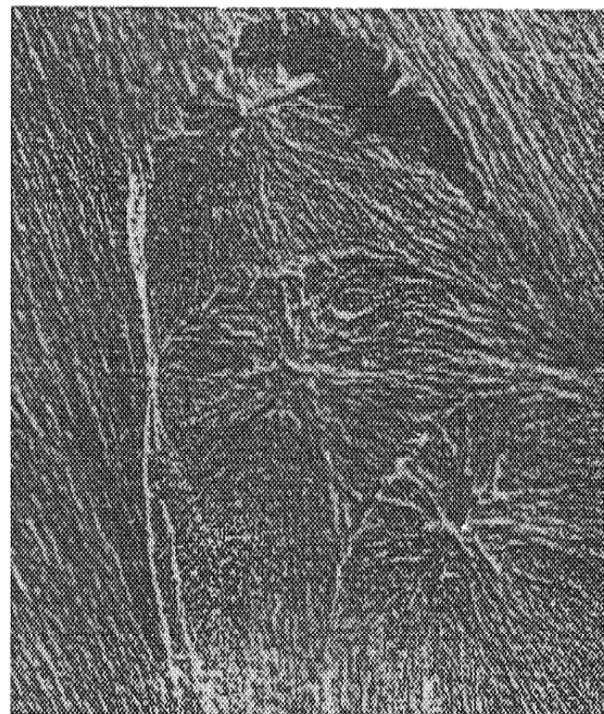
高倍观察的脆性断面形貌，在裂纹扩展区常见的有河流形、抛物线形、碎石块形、肋形和波浪形等。



(a) 河流形



(b) 肋形 (×1350 倍)



(c) 抛物线形 (×2500 倍)

2.4.3.3 延性断裂的断面形貌特征

高分子材料延性断裂之前有屈服和塑性形变，试样断面形貌具有黏弹性破坏特征。

1. 低倍观察的断面形貌

塑料材料根据其韧性程度的不同，主要是杯-锥形貌和滑移形貌。

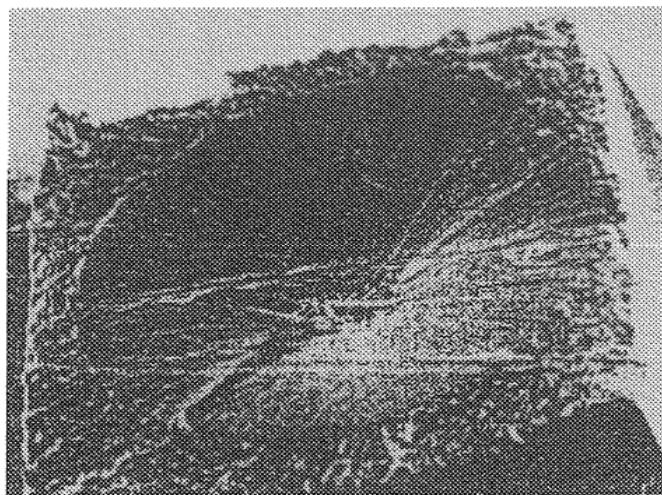


图2-53 聚甲醛的杯-锥形断面（50倍）

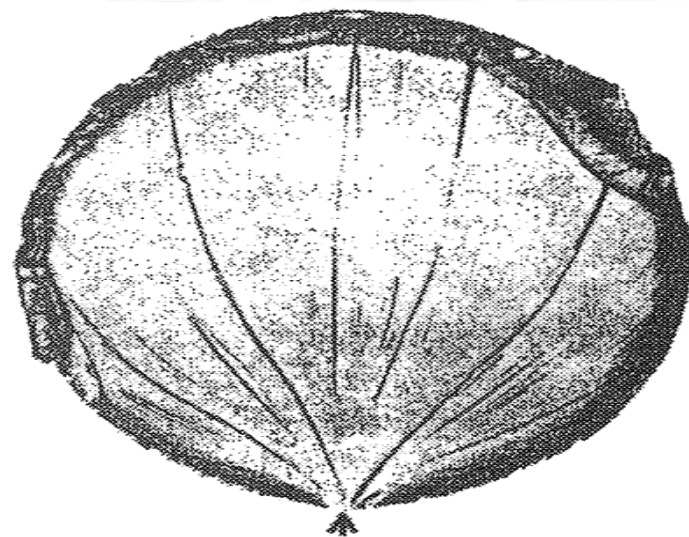


图2-54 聚碳酸酯的滑移形断面

天然橡胶（NR）拉伸破坏的断面形貌示意如图2-55所示，起裂区呈平滑的镜面形貌，在扩展区呈肋状或抛物线状形貌，在瞬时断裂区呈粗糙形貌。

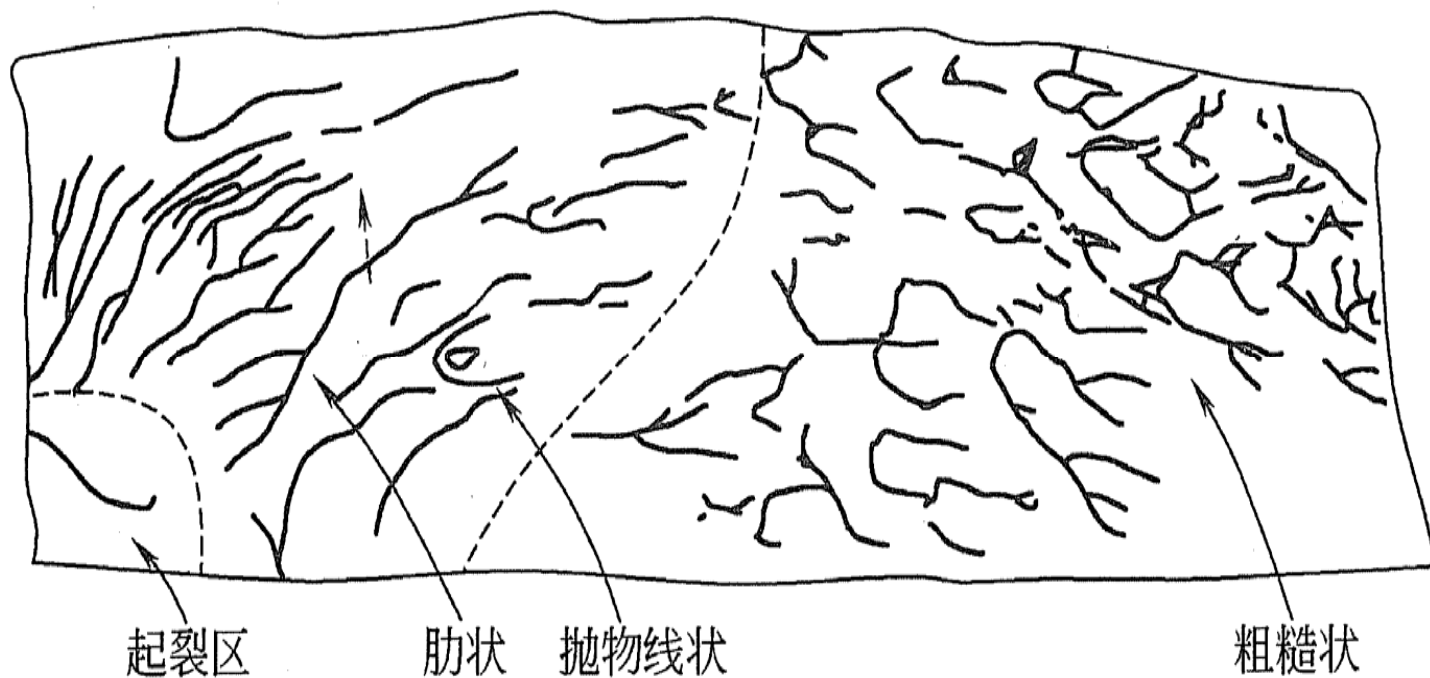
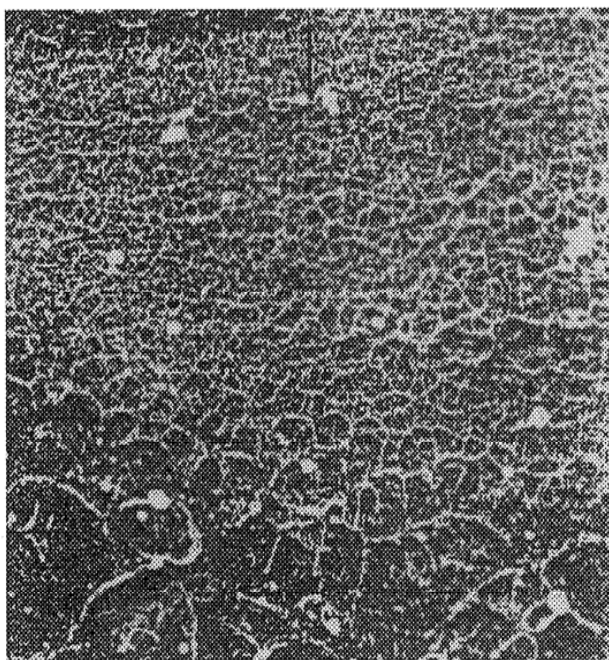


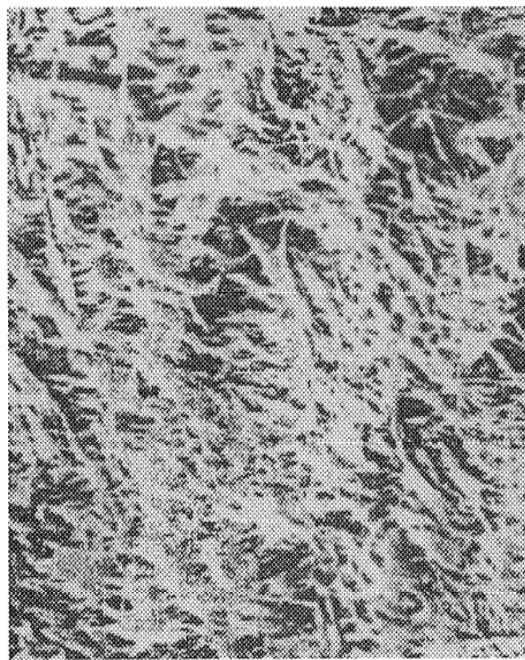
图2-55 天然橡胶拉伸破坏的断面形貌示意

2. 高倍观察的断面形貌

对高倍观察的延性断面形貌，在裂纹扩展区常见的有针孔形、纤维形、肋形、杉叶形以及铸铁状粗糙形等。



(a) 针孔形 ($\times 2100$ 倍)



(b) 纤维形 ($\times 1000$ 倍)

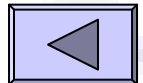


(c) 肋形 ($\times 2500$ 倍)

图2-56 几种高倍观察的延性断面形貌

* 针孔形貌是由于塑性变形中材料内的异物（包括多种填料等）而形成众多的微小空隙，这些空隙进一步连接、合并而成。

* 肋形和纤维形均是由不连接的裂纹在扩展中合并而形成的。



复习思考题

(1), (2), (3), (7), (10), (14), (15)