

第八章 材料的塑性变形

第三章我们介绍了金属的铸态组织。铸态组织往往具有晶粒粗大、组织不均匀、成分偏析以及材质不致密等缺陷，所以金属材料经冶炼浇注后大多数要进行各种压力加工（如轧制、锻造、挤压、拉丝和冲压等），制成型材和工件。金属材料经压力加工（塑性变形）后，不仅外形尺寸发生了改变，而且内部组织和性能也会发生很大的变化。经塑性变形的金属材料绝大多数还要进行退火，退火又会使金属材料的组织和性能发生与形变相反的变化，这个过程称为回复与再结晶。塑性变形、回复与再结晶是相互影响、紧密联系的。讨论这些过程的实质与规律，对于深入了解金属材料各项机械性能指标的本质，充分发挥材料强度的潜力，正确制定和改进金属压力加工工艺，提高产品质量及合理用材等都有重要的意义。本章讨论金属的塑性变形，下一章讨论变形金属的回复与再结晶。

8-1 金属变形的三个阶段

金属在外力（载荷）的作用下，首先发生弹性变形。载荷增加到一定值以后，除了发生弹性变形外，同时还发生塑性变形，即弹塑性变形。继续增加载荷，塑性变形也将逐渐增大，直至金属发生断裂。由此可见，金属在外力作用下的变形过程可以分为三个连续的阶段：弹性变形阶段、弹塑性变形阶段和断裂阶段。

拉伸试验测得的低碳钢的应力—应变曲线如图 4.1 所示。

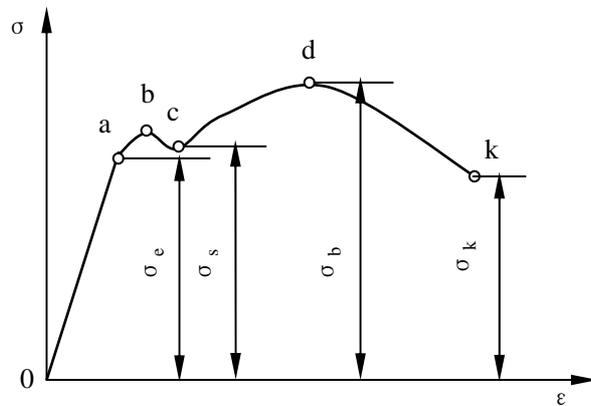


图 4.1 低碳钢的应力—应变曲线

在工程应用中，应力和应变是按照下式计算的：

$$\text{应力（工程应力）} \quad \sigma = \frac{P}{A_0} \quad (4.1)$$

$$\text{应变（工程应变）} \quad \varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} \quad (4.2)$$

式中， P 为载荷， A_0 为试样的原始横截面积， l_0 为试样的原始标距长度（gauge length）， l 为试样变形后的长度。这样绘出的 σ - ε 曲线通常称为**工程应力—工程应变曲线**（engineering stress-engineering strain curve），如图 4.1 所示：

σ_e 为材料的**弹性极限**（elastic limit），它表示不发生永久变形的最大应力。当应力低于 σ_e 时，应力与试样的应变成正比，应力去除则变形消失，即试样处于弹性变形阶段，有些零件如枪管、炮筒及精密弹性件等在工作时不允许产生微量塑性变形，设计时应根据弹性极限来选用材料。

但应力超过 σ_e 后，应力与应变之间的直线关系被破坏，如果卸载，试样的变形只能部分恢复，而保留一部分残余变形，即塑性变形，这说明材料的变形进入弹塑性变形阶段。 σ_s 为材料的**屈服强度**（yield strength），表示金属开始发生明显塑性变形的抗力。对于没有明显屈服点的材料，规定以产生 0.2% 残余变形的应力值 $\sigma_{0.2}$ 为其屈服强度。零件的失效，过量塑性变形往往是其主要原因，所以除了少量要求特别严格的零件设计和选材使用弹性极限 σ_e 外，一般零件设计和选材都以屈服强度 σ_s 或 $\sigma_{0.2}$ 为主要依据。

当应力超过 σ_s 后，试样发生明显而均匀的塑性变形，若欲使试样的应变增大，则必须相应地增加应力值，这种随着塑性变形的增大，塑性变形抗力不断增加的现象称为**加工硬化**（work hardening）或**应变硬化**（strain hardening）。当应力达到 σ_b 时，试样的均匀变形阶段即告中止，这个最大的应力值 σ_b 称为材料的**拉伸强度**（tensile strength）或**极限拉伸强度**（ultimate tensile strength），简称为 **UTS**，它表示材料发生最大均匀塑性变形的抗力，是材料受拉时所能承受的最大载荷的应力，也是机件设计和选材的主要依据。

在 σ_b 以后，试样开始发生不均匀塑性变形并形成**颈缩**（necking），应力下降，最后应力达 σ_k 时，试样断裂。 σ_k 称为材料的**断裂应力**（fracture stress），它表示材料对塑性变形的极限抗力。

上述的 σ_e 、 σ_s 、 $\sigma_{0.2}$ 、 σ_b 和 σ_k 为材料的强度指标，塑性（ductility）指标主要有两种：

δ 为**延伸率**（elongation），是试样拉断后长度的相对伸长量：

$$\delta = \frac{l - l_0}{l_0} \times 100\% \quad (4.3)$$

式中 l 为试样拉断后的最后标距长度。

ψ 为**断面收缩率**（reduction of area），是试样拉断后横截面的相对收缩值：

$$\psi = \frac{A_0 - A}{A_0} \times 100\% \quad (4.4)$$

式中 A_0 为试样断口处的横截面积。

δ 和 ψ 反映金属塑性变形的能力，在机件设计中是保证安全性的机械性能指标。

8-2 单晶体的塑性变形

当金属中的应力超过其弹性极限时，金属将产生塑性变形。实验表明，单晶

体的塑性变形主要是通过**滑移 (slip)** 和**孪生 (twin)** 两种方式进行的，其中滑移是最主要的变形方式。

一、滑移

单晶体受拉时，外力在任何晶面上都可以分解为正应力和切应力。其中正应力只能引起正断，不能引起塑性变形，而只有在切应力的作用下才能产生塑性变形。在切应力的作用下，晶体的一部分沿一定晶面（**滑移面 (slip plane)**）的一定晶向（**滑移方向 (slip direction)**）相对于另一部分发生滑动的现象称为**滑移**，如图 4.2 所示。滑移主要发生在原子排列最紧密或较紧密的晶面上，并沿着这些晶面上原子排列最紧密的方向进行，因为只有在最密排晶面之间的面间距及最密排晶向之间的原子间距才最大，原子结合力也最弱，所以在最小的切应力下便能引起它们之间的相对滑移。晶体中每个滑移面和该面上的一个滑移方向组成一个**滑移系**。晶体中的滑移系越多，意味着其塑性越好。具有体心和面心立方晶格的金属，如铁、铝、铜、铬等，在通常情况下都以滑移方式变形，它们的塑性比具有密排六方晶格的金属好得多，这是由于前者的滑移系多，金属发生滑移的可能性大所致。

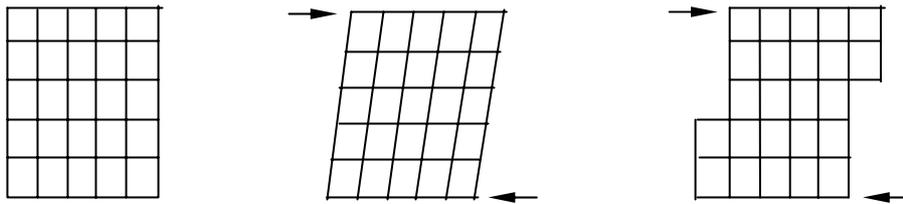


图 4.2 滑移示意图

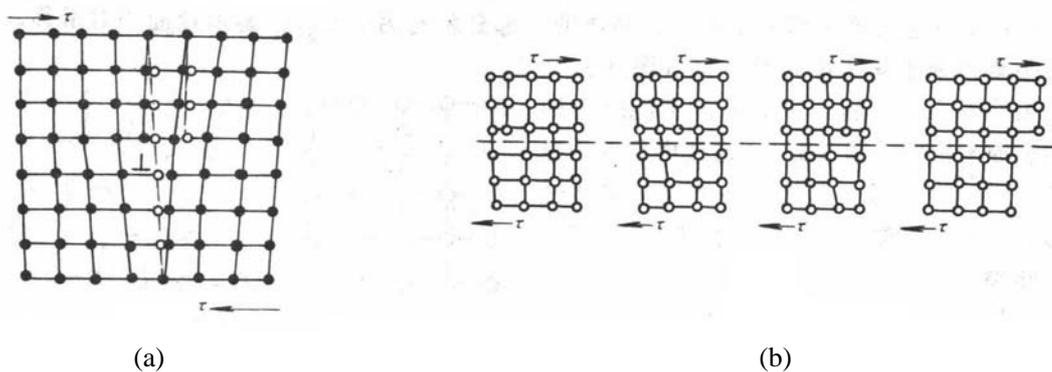


图 4.3 刃状位错运动造成滑移的示意图

最初，人们设想滑移过程是晶体的一部分相对于另一部分作整体的刚性滑移。但是由此计算出的滑移所需最小切应力比实测值要高几个数量级。后来通过大量的研究证明，滑移实际上是位错(**dislocation**)在切应力作用下运动的结果。

图 4.3 示意地表示了这一过程。如图 4.3(a)所示包含位错的晶体在切应力作用下，位错线上的两列原子向右作微量位移至虚线所示的位置，位错线下面的一列原子向左作微量位移至虚线所示的位置，这样就可以使位错向右移动一个原子间距。在切应力的作用下，如位错线继续向右移动到晶体表面时，就形成了一个原子间距的滑移量，如图 4.3(b)所示。结果晶体就产生了塑性变形。

由此可见，晶体通过位错移动而产生滑移时，并不需要整个滑移面上全部的原子同时移动，而只需位错附近的少数原子作微小的移动，移动的距离远小于一个原子间距，因而位错运动所需的切应力就小得多，且与实测值基本相符。这就是“**位错的易动性**”。所以滑移实质上是在切应力作用下，位错沿滑移面的运动。

如果把试样表面抛光后进行塑性变形，用显微镜下可以观察到，在试样表面有很多相互平行的线条，称为**滑移带**，如图 4.4 所示。如果再用分辨率更高的电子显微镜观察，可以看出滑移带是由很多相互平行的**滑移线** (slip line) 所构成，如图 4.5 所示。

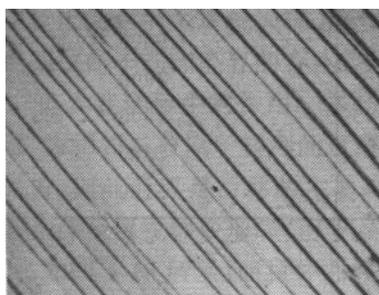


图 4.4 铜变形后出现的滑移带

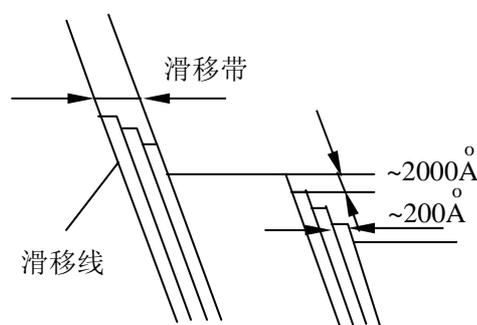


图 4.5 滑移带和滑移线的示意图

二、孪生

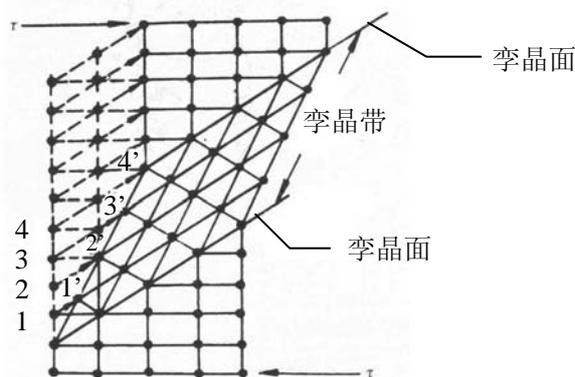


图 4.6 孪生示意图

孪生是晶体的一部分沿一定晶面（**孪晶面** (twin plain)）和晶向发生切变，

如图 4.6 所示，产生孪生变形部分的晶体位向发生了改变，它是以孪晶面为对称面与未变形部分相互对称，这种对称的两部分晶体称为**孪晶**；发生变形的那部分晶体称为**孪晶带**（twin band）。

孪生和滑移不同，滑移时变形只局限于给定的滑移面上，滑移后滑移总量是近邻原子间距的整数倍，滑移前后晶体的位向不变；孪生变形时各层原子平行于孪晶面运动，在这部分晶体中，相邻原子间的相对位移只有一个原子间距的几分之一，但许多层晶面累积起来的位移便可形成比原子间距大许多倍（不一定是整数倍）的变形。另外，孪生变形所需的最小切应力比滑移的大得多，因此孪生变形只在滑移很难进行的情况下才发生。面心立方结构的金属一般不发生孪生变形，但少数金属如铜、金、银在极低温度下可能发生；体心立方结构的金属仅在室温或受冲击时才发生；而滑移系较少的密排六方结构的金属如镁、锌、镉等，则比较容易发生孪生变形。

孪生变形会在周围晶格中引起很大的畸变，因此产生的塑性变形量比滑移小得多，一般不超过 10%。但孪生变形引起晶体位向改变，因而能促进滑移发生。

8-3 多晶体的塑性变形

工程上实际使用的金属材料绝大多数是多晶体。多晶体的塑性变形也是通过滑移或孪生变形的方式进行的，但是在多晶体中，晶粒之间的晶界处原子排列不规则，而且往往还有杂质原子处于其间，这使多晶体的变形更为复杂。

一、多晶体塑性变形的特点

1. 变形不均匀

1) 各晶粒的变形先后不一。因为各晶粒位向不同，施加同一外力时，那些受最大或接近最大分解切应力位向的晶粒处于“软位向”状态，而受最小或接近最小分解切应力位向的晶粒处于“硬位向”状态。所以多晶体金属的塑性变形是逐批发生的，软位向的晶粒先变形，硬位向的后变形；

2) 各晶粒的变形量有大有小；

3) 即使在同一晶粒中，变形量亦不相同，晶粒中心变形量小，靠近晶界处的变形量大。

2. 各晶粒间变形协调

多晶体中每个晶粒都处于其他晶粒包围之中，它的变形必然与其邻近的晶粒相互协调配合，不然就难以进行变形，甚至不能保持晶粒之间的连续性，会造成空隙而导致材料的破裂。

3. 晶界对形变过程的阻碍作用

多晶体中，晶界抵抗塑性变形的能力较晶粒本身要大。这是由于晶界附近晶格畸变程度大，加之常常聚集有杂质原子，处于高能量状态，对滑移变形时位错的移动起阻碍作用所致。晶界原子排列越紊乱，滑移抗力就越大。

二、细晶强化

实验和理论分析证明，多晶体的强度随其晶粒细化而提高，晶粒大小（平均直径 d ）与屈服强度（ σ_s ）之间存在以下关系：

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \quad (4.5)$$

式中， σ_0 及 K 均为材料常数。这个公式是由 Hall 和 Petch 提出的，所以称为 **Hall-Petch 公式**。这个公式适用于大多数金属材料，并且也大致适用于次晶粒大小对金属屈服强度的影响。

另一方面，晶粒越细则可能发生滑移的晶粒越多，变形就可以分散在更多的晶粒内进行，故塑性、韧性越好。

工业上通过压力加工和热处理工艺使金属获得均匀细小的晶粒，是目前提高金属材料机械性能的有效途径之一。这种通过细化晶粒以提高金属强度的方法称为**细晶强化**（fine grain size strengthening）。细晶强化在提高材料强度的同时也使材料的塑性和韧性得到改善，这是其它强化方法所不能比拟的。

8-4 合金的塑性变形

工程上使用的金属材料绝大多数是合金。其变形方式，总的说来和纯金属的情况类似，只是由于合金元素的存在，又具有一些新的特点。

按合金组成相不同，主要可分为单相固溶体合金和多相合金，它们的塑性变形又各具有不同特点。

一、单相固溶体合金的塑性变形

和纯金属相比最大的区别在于单相固溶体合金中存在溶质原子。溶质原子对合金塑性变形的影响主要表现在固溶强化作用，提高了塑性变形的阻力，此外，有些固溶体会出现明显的屈服点和应变时效现象。

1. 固溶强化

溶质原子的存在及其固溶度的增加，使基体金属的变形抗力随之提高。图 5.28 为 Cu-Ni 固溶体的强度和塑性随溶质含量变化的曲线，由图可见，随溶质含量的增加，合金的强度、硬度提高，而塑性有所下降，即产生固溶强化效果。比较纯金属与不同浓度的固溶体的应力—应变曲线(见图 5.29)，可看到溶质原子的加入不仅提高了整个应力—应变曲线的水平，而且使合金的加工硬化速率增大。

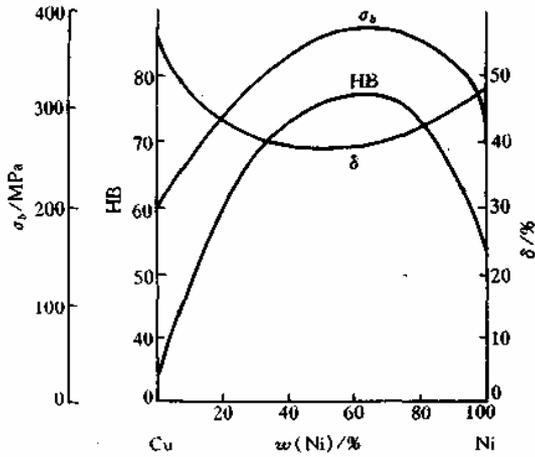


图 5.28 铜镍固溶体的力学性能与成分的关系

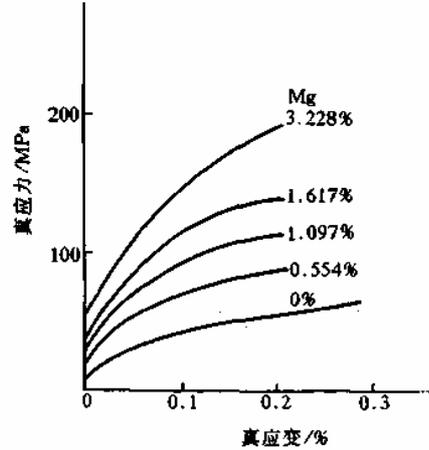


图 5.29 铝溶有镁后的应力-应变曲线

2. 产生固溶强化的主要原因

一般认为固溶强化是由于多方面的作用，主要有溶质原子与位错的弹性交互作用、化学交互作用和静电交互作用，以及当固溶体产生塑性变形时，位错运动改变了溶质原子在固溶体结构中以短程有序或偏聚形式存在的分布状态，从而引起系统能量的升高，由此也增加了滑移变形的阻力。

3. 影响固溶强化效应的主要因素

不同溶质原子所引起的固溶强化效果存在很大差别。影响固溶强化的因素很多，主要有以下几个方面：

(1) 溶质原子的原子数分数越高，强化作用也越大，特别是当原子数分数很低时的强化效应更为显著。

(2) 溶质原子与基体金属的原子尺寸相差越大，强化作用也越大。

(3) 间隙型溶质原子比置换原子具有较大的固溶强化效果，且由于间隙原子在体心立方晶体中的点阵畸变是非对称性的，故其强化作用大于面心立方晶体的；但间隙原子的固溶度很有限，故实际强化效果也有限。

(4) 溶质原子与基体金属的价电子数相差越大，固溶强化作用越显著，即固溶体的屈服强度随合金电子浓度的增加而提高。

二、多相合金的塑性变形

工程上用的金属材料基本上都是两相或多相合金。多相合金与单相固溶体合金的不同之处是除基体相外，尚有其他相存在。由于第二相的数量、尺寸、形状和分布不同，它与基体相的结合状况不一、以及第二相的形变特征与基体相的差异，使得多相合金的塑性变形更加复杂。

根据第二相粒子的尺寸大小可将合金分成两大类：若第二相粒子与基体晶粒尺寸属同一数量级，称为**聚合型两相合金**；若第二相粒子细小而弥散地分布在基体晶粒中，称为**弥散分布型两相合金**。这两类合金的塑性变形情况和强化规律有所不同。

1. 聚合型合金的塑性变形

当组成合金的两相晶粒尺寸属同一数量级，且都为塑性相时，则合金的变形能力取决于两相的体积分数。实验证明，这类合金在发生塑性变形时，滑移往往首先发生在较软的相中，如果较强相数量较少时，则塑性变形基本上是在较弱的相中；只有当第二相为较强相，且体积分数大于 30% 时，才能起明显的强化作用。

如果聚合型合金两相中一个是塑性相，而另一个是脆性相时，则合金在塑性变形过程中所表现的性能，不仅取决于第二相的相对数量，而且与其形状、大小和分布密切相关。

2. 弥散分布型合金的塑性变形

当第二相以细小弥散的微粒均匀分布于基体相中时，将会产生显著的强化作用。第二相粒子的强化作用是通过其对位错运动的阻碍作用而表现出来的。

8-5 塑性变形对金属组织和性能的影响

塑性变形不但可以改变金属材料的外形和尺寸，而且会使金属内部组织和各种性能发生变化。

一、塑性变形对金属组织结构的影响

1. 显微组织的变化

金属晶体经塑性变形后，其外形、尺寸的改变是内部晶粒变形的总和。经加工变形后，其内部晶粒由原先的等轴晶逐渐变为沿变形方向被拉长或压扁的晶粒。当变形量很大时，各晶粒可以被拉成纤维状，称为**纤维组织 (fibre structure)**，如图 4.7 所示。

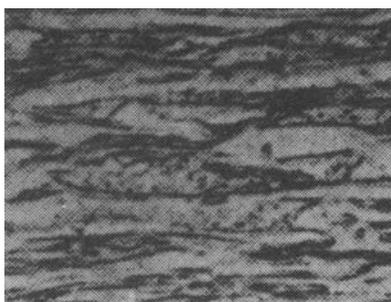


图 4.7 铜的纤维组织（变形量 68%）

2. 亚结构的细化

实际晶体的每一个晶粒存在着许多尺寸很小、位向差也很小的亚结构，塑性变形前，铸态金属的亚结构直径约为 10^{-2}cm ，塑性变形后，位错密度增加，亚结构直径将细化至 $10^{-4}\sim 10^{-6}\text{cm}$ 。图 4.8 为铜中的形变亚结构，图中白色部分是

低位错密度的亚晶，黑色部分是高位错密度的亚晶界区域。

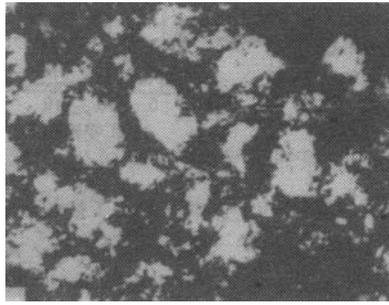


图 4.8 铜中的形变亚结构

形变亚结构的边界是晶格畸变区，堆积有大量位错，而亚结构内部的晶格则相对比较完整，这种亚结构常称为**位错胞**（dislocation cell structure）。

3. 产生形变织构

金属塑性变形量足够大时，还会使晶粒发生转动，即各晶粒的某一晶向都不同程度地转到与外力相近的方向，从而使多晶体中原来任意位向的各晶粒取得接近于一致的位向，形成所谓“**择优取向**”，这种组织称为**形变织构**。根据加工方式的不同，织构分为两种：一种是在拉拔时形成的**丝织构**，其特征是各晶粒的某一晶向与拉拔方向平行或接近平行；另一种是在轧制时形成的**板织构**，其特征是各晶粒的某一个晶面平行于轧制平面，而某一晶向平行于轧制方向。这两种形变织构如图 4.9 所示。

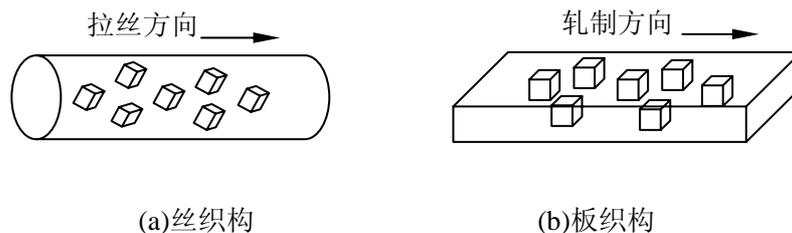


图 4.9 形变织构示意图

织构的形成使多晶体金属出现各向异性，在冲压复杂形状零件（如汽车覆盖件等）时，产生不均匀塑性变形而可能导致工件报废。但在某些情况下，织构也有好处，例如，可以利用织构现象来提高硅钢板的某一方向的磁导率，使其在用于制造变压器铁芯时使变压器的效率大大提高。

二、塑性变形对金属性能的影响

1. 加工硬化

金属经塑性变形，其机械性能将发生明显的变化，即随着变形程度的增加，金属的强度、硬度增加，而塑性、韧性下降，如图 4.10 所示，这一现象称为加工硬化（work hardening）或应变硬化（strain hardening）。

关于加工硬化的原因，目前普遍认为是与位错的交互作用有关。随着塑性变形的进行，位错密度不断增加，位错之间的距离随之减小，位错间的交互作用增强，大量形成位错缠结、不动位错和位错胞等障碍，造成位错运动阻力的增大，引起变形抗力的增加。这样，金属的塑性变形就变得困难，要继续变形就必须增大外力，从而提高了金属的强度。

加工硬化具有很重要的工程意义。首先，它是一种非常重要的强化材料的手段，可以用来提高金属的强度，这对于那些不能通过热处理方法得以强化的合金尤为重要；其次，加工硬化有利于金属进行均匀变形，因为金属的已变形部分得到强化时，继续的变形将主要在未变形部分中发展；第三，它可保证金属零件和构件的工作安全性，因为金属具有应变硬化特性，可以防止短时超载引起的突然断裂，等等。

加工硬化使金属得以强化是以牺牲金属的塑性和韧性为代价的，而且在冷变形加工过程中随着加工硬化现象的产生，要不断增加机械功率，故对设备和工具的强度有较高的要求，而且随着材料塑性和韧性的下降，继续变形可能发生脆性破坏。此外，加工硬化也使冷轧、冷拔、冲压等成形工艺增加能耗。为了消除这种硬化现象以便继续进行冷变形加工，往往需要进行再结晶处理。

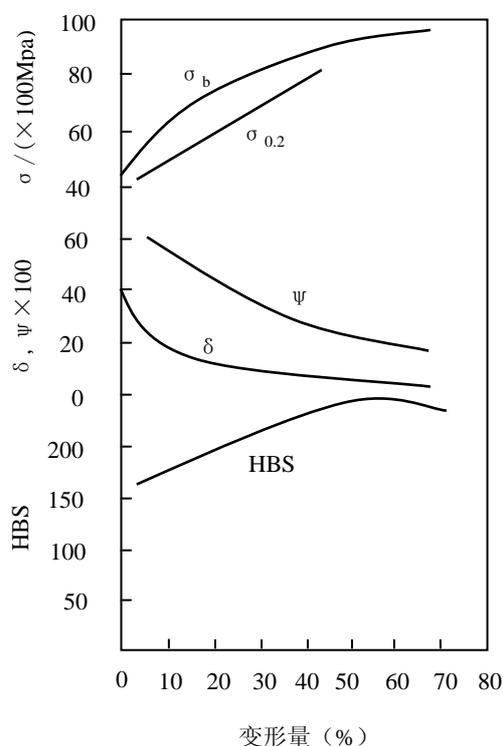


图 4.10 含碳量为 0.3wt% 的碳钢
冷轧后机械性能的变化

2. 塑性变形对金属其它性能的影响

金属经塑性变形后，其物理性能和化学性能也将发生明显变化。如塑性变形使金属的电阻率增加，导电性能和电阻温度系数下降，导热系数也略为下降。塑性变形还使磁导率、磁饱和度下降，但磁滞损耗和矫磁力增大。另外，由于塑性变形使得金属中的缺陷增多，自由能升高，因而导致金属中的扩散加速，金属的化学活性增大，腐蚀速度加快。

三、残余应力

金属在塑性变形时，外力所作的功大部分转化为热能，但尚有一小部分（约10%）保留在金属内部，形成残余应力和晶格畸变。**残余应力**是一种内应力，它在金属中处于自相平衡状态。按照残余应力作用范围的不同，通常将其分为三类：

(1) **第一类内应力**，又称**宏观残余应力**。它在金属的整个体积范围内相互平衡，是由金属各部分的不均匀变形引起的；

(2) **第二类内应力**，又称**微观残余应力**。它在晶粒或亚晶范围内维持平衡，是由于晶粒或亚晶变形不均匀引起的；

(3) **第三类内应力**，又称**晶格畸变**。它所产生的内应力作用范围更小，只在晶界、滑移面等附近不多的原子群范围内维持平衡，是由于金属在塑性变形中产生的大量晶体缺陷（空位、位错、间隙原子等）引起的。这种内应力在总的残余应力中所占的比例很大，达90%以上，是冷变形金属强化的主要原因。

残余应力的存在，除了会使工件及材料变形或开裂外，还会产生应力腐蚀，因此冷塑性变形后的金属材料及工件都要进行去应力退火处理。