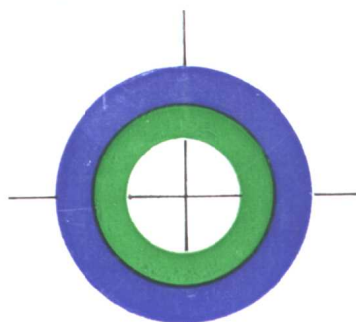


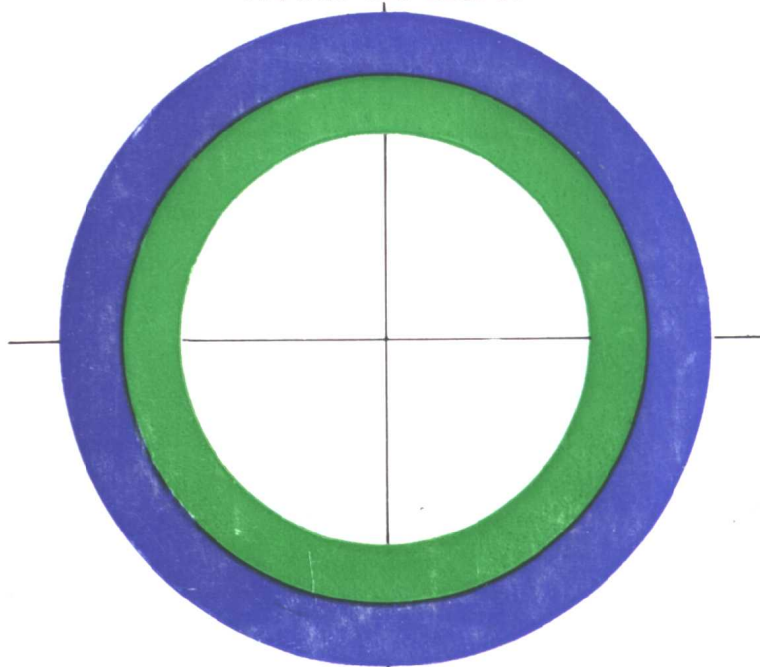
金属材料及热处理学习与实验指导

—《金属材料及金属零件加工》辅助教材

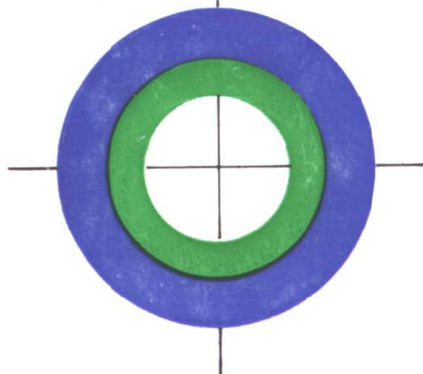
余际从 鲍清华 编



JIN SHU CAI LIAO JI



RE CHU LI XUE XI YU SHI YAN ZHI DAO



中国地质大学出版社

金属材料及热处理学习与实验指导

——《金属材料及金属零件加工》辅助教材

余际从 鲍清华 编

中国地质大学出版社

(鄂)新登字第12号

内 容 简 介

本书是高等学校地质类工程技术专业金属材料课程的辅助教材。主要叙述了金属材料及热处理实验基本原理、目的要求、实验步骤及方法,还对本课程中部分概念的难点进行了解释,对初学者具有指导作用。

本书可供高等学校近机类专业作辅助教材或参考书,也可供有关科技人员参考。

金属材料及热处理学习与实验指导

——《金属材料及金属零件加工》辅助教材

余际从 鲍清华 编

责任编辑 方菊

责任校对 徐润英

中国地质大学出版社出版

(武汉市喻家山 430074)

中国地质大学出版社印刷厂印刷 湖北省新华书店经销

开本 787×1092 1/16 印张 4.25 字数 100 千字

1992年1月第1版 1992年1月第1次印刷

印数 1—2000册

ISBN 7-5625-0640-X/TG·4

定价: 1.05元

前 言

本书是韩国筠教授主编的《金属材料及金属零件加工》（金属材料部分）辅助教材，其任务是帮助学生理解教材中部分疑难问题，对实验进行指导，并提供必要的参考资料。

全书共分三部分，其中第一部分的第十三节由鲍清华同志编写，其余各部分均由余际从同志编写并统稿，最后经韩国筠教授审定。许高燕教授对书稿提出了宝贵的修改意见，谨致谢意。

书中难免有不妥之处，敬请批评指正。

编者

1991年9月

目 录

第一部分 金属材料及热处理学习指导	(1)
一、金属机械性能中的几个问题.....	(1)
二、晶面指数和晶向指数.....	(3)
三、单晶体的制备.....	(4)
四、杠杆定律.....	(5)
五、 γ -Fe和 α -Fe溶碳能力.....	(6)
六、合金的性能与状态图之间的关系.....	(7)
七、金属材料强化的概念.....	(9)
八、表面热处理方法的比较与选用.....	(12)
九、热处理工艺与其他加工工艺间的关系.....	(12)
十、热处理新技术简介.....	(13)
十一、常用金属材料新标准简介.....	(15)
十二、新型工程材料简介.....	(20)
十三、几个主要产钢国钢号编号法.....	(22)
第二部分 金属材料及热处理实验指导	(26)
实验一 金属机械性能试验.....	(26)
实验二 铁碳合金平衡组织观察.....	(34)
附录一 金相显微镜的基本原理、构造及使用.....	(36)
附录二 金相试样制备.....	(39)
实验三 碳钢的热处理.....	(41)
附录三 热处理常用加热炉.....	(43)
实验四 碳钢非平衡组织及常用金属材料显微组织观察.....	(46)
第三部分 附表	(50)
附表一 洛氏硬度HRC与其他硬度及强度换算表.....	(50)
附表二 洛氏硬度HRB与其他硬度及强度换算表.....	(51)
附表三 钢热处理工艺的代号与技术条件的表示方法 (GC423-62)	(51)
附表四 金属材料常用的浸蚀剂.....	(52)
附表五 几种常用淬火介质的冷却能力.....	(53)
附表六 有色金属及合金产品状态及其代号.....	(53)
附表七 国内外常用钢号近似对照表.....	(54)
附表八 国内外常用有色金属材料牌号近似对照表.....	(60)

第一部分 金属材料及热处理学习指导

一、金属机械性能中的几个问题

(一) 钢的机械性能数据的意义

(1) 常用手册中所载钢的机械性能数据，大部分是在拉、压、弯、扭的简单加载条件下测得的，而尤以静拉伸试验测得的机械性能指标 σ_b 、 σ_s 、 δ 、 ψ 和冲击试验测得的 α_k 应用最为普遍。拉伸试验的特点是：试样简单光滑；受静载、变形速度很小；试样各截面处于单向轴应力状态。而实际使用的零件，不仅形状复杂，且应力状态也复杂得多，在缺口处产生三轴张应力。材料在三轴张应力下不易产生塑性变形，而易沿缺口产生脆性断裂。实际零件中的台阶、键槽、退刀槽、螺纹、刀痕、裂纹等都是不可避免的。这些均可视为“缺口”。此外，零件上的“缺口”处都会产生应力集中现象，以致该处在远比 σ_s 为低的平均应力下发生塑性变形或裂纹，造成零件失效。

(2) 通常的机械零件都是在弹性范围内工作的，所以零件的强度计算总是以 σ_s （或 $\sigma_{0.2}$ ）作为计算时的原始数据，然后再结合实际工作条件用若干系数“ k ”加以修正，以保证零件的安全使用。但零件的失效及损坏事故仍经常发生，这是因为零件工作时实际的应力状态复杂且经常发生短时过载现象。为保证零件正常工作，单靠提高 σ_s 不行，因为在一般情况下，钢材的 σ_s 提高后，其 δ 、 ψ 必然下降，就易于造成脆性断裂。所以，在提高 σ_s 的同时，还应注意钢材的塑性指标。值得注意的是，不同的强化方法，其塑性指标下降程度不同。例如，通过冷加工强化后， δ 及 ψ 下降幅度较大；而调质处理强化后， δ 及 ψ 值下降的幅度就小些。

(3) 冲击试验是在动载条件下、在缺口试样上检查材料的脆断倾向，与大多数零件的工作状况并不一致。 α_k 值的重要意义在于它对钢材的组织十分敏感。钢材的晶粒粗细；组织是否正常；有无脆性化合物沿晶界析出；以及钢材热处理质量的好坏等都能通过 α_k 值反映出来，而这些情况在静态机械性能指标上反映很不明显。所以，当零件在动载下工作，并且其局部应力集中现象严重，选材时就要充分注意钢材的 α_k 值。

(4) 在实际生产中，最常用的、最简便的检验钢的机械性能的方法是测量硬度值。因为这种测量不破坏零件，而且硬度与其他机械性能之间存在着一定的关系。因此，零件图上一一般都以硬度值作为主要的热处理技术条件。

(二) 强度与屈强比

强度是金属材料抵抗塑性变形和断裂的能力。分别用允许达到的变形程度或断裂前所能承受的最大应力 σ_s （ $\sigma_{0.2}$ ）、 σ_b 表示之。工程中，绝大多数零件不允许有塑性变形发生，故都以 σ_s （或 $\sigma_{0.2}$ ）为强度设计依据； σ_b 的大小则是零件运行过程中安全的保证。故在工程中不仅希望金属材料具有较高的 σ_s ，而且应具有有一定的屈强比（ σ_s/σ_b ）。屈强比越小，零件的可靠性越高，万一超载，可由形变强化使金属强度提高而不致立即断裂。但若此值越

低，则材料强度的有效利用率越低。因此，一般希望屈强比高一些。不同材料制造的零件其屈强比有不同要求，例如，碳素结构钢一般为0.6左右，普通低合金钢一般为0.65~0.75，合金结构钢一般为0.85左右。

(三) 延伸率与试样长度的关系

拉伸试样被拉断后，其伸长量 ΔL 占原长的百分数称为延伸率，以 δ 表示之，如图1-1所示。若将原始试样的标距长度分为5个等距，并标记为A、B、C、D、E、F。各部分之长度为1。在试样拉断后，其标记分别为A'、B'、C'、D'、E'、F'。测量发现，在A'B'、B'C'、

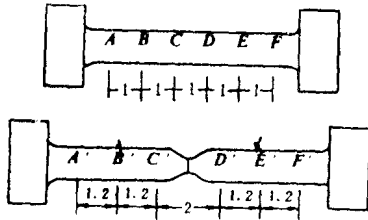


图1-1 拉伸试样上等距的标记
在拉伸前与断裂后的情况

D'E'、E'F'各段都发生了均匀伸长，设其延伸率均为20%；C'D'区域中包含着试样的缩颈部分，其延伸率为100%，其中20%为均匀延伸，而80%为局部集中延伸。

如果选取试样的标距为BE，则试样的延伸率将为：

$$\delta = \frac{4.4 - 3}{3} \times 100\% \approx 47\%$$

如果选取试样的标距为AF，则其延伸率为：

$$\delta = \frac{6.8 - 5}{5} \times 100\% \approx 36\%$$

为：

由此可见，延伸率的大小与试样的标距长度有关。为避免混乱，对拉伸试样作了规定。我国规定的标准拉伸试样的标距长度与直径之比为 $L_0 = 10d$ ，其标距长度为100mm，试样直径为10mm，其延伸率用 δ_{10} 表示之。采用短试样（即 $L_0 = 5d_0$ ）时，其延伸率用 δ_5 表示之。对同一材料而言， δ_5 值较 δ_{10} 为大。

(四) 硬度与刚性

硬度的实质是材料对局部塑性变形的抗力，它与强度之间存在一定的内在联系。

初学者常发生这样的误解，材料的强度越高，其硬度越高，则刚性也越大。于是认为选用高强度钢或通过淬火处理可以提高金属零件的刚度。其实，硬度是材料抵抗硬物压入的能力，是对局部塑性变形的抗力；刚性是材料抵抗弹性变形的能力。可见，硬度是材料在塑性变形阶段的抗力，而刚性是材料在弹性变形阶段的抗力。通过热处理、冷热加工等改变金属组织的途径可使硬度、强度的大小发生改变。表征金属材料刚性值的弹性模数 E 的大小主要决定于金属原子间作用力的强弱，即决定于材料本身原子性质和晶体构造，却对金属组织不太敏感。故通过热处理、冷热加工或少量合金化等方法基本不能改变材料的 E 值。但金属材料的 E 值随温度的升高而降低，这是因为温度升高时，原子间距离增大及原子间作用力减弱之故。

金属材料的刚性决定于 E 值，而零件的刚性还与其断面形状和尺寸有关，其关系可推导如下：

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon} = \frac{P/F}{\Delta L/L} = \frac{PL}{\Delta LF}$$

得
$$\Delta L = \frac{PL}{EF}$$

式中的 ΔL 为零件弹性变形量，其大小与 PL 成正比，与 EF 成反比。若 EF 越大，则 ΔL 越小。可见 EF 反映了零件在静拉伸条件下抵抗弹性变形的能力，则 EF 为零件的刚性（即零件的刚度）。可见零件的刚度还与其横截面积 F 有关。

（五）韧性及冲击韧性

韧性通常是与脆性对立的，是指试样破断时所消耗的功。它与材料的屈服强度和塑性有关。静载时韧性值指材料达到断裂时单位体积所吸收的变形功和断裂功，是真应力-应变曲线所包围的面积。即

$$a = \frac{1}{2} (\sigma_{0.2} + s_k) e_k \quad (\text{kJ/m}^3)$$

由于金属材料的屈服强度、塑性与应力状态、加载速度、温度等因素有密切关系，因此动载下的韧性值便以冲击韧性 a_k 表示。其值为冲击试样破坏时缺口处单位面积上所消耗的冲击功。

$$a_k = \frac{A_k}{F} \quad (\text{kJ/m}^2)$$

冲击韧性代表指定温度下，材料在缺口和冲击加荷速度共同作用下的脆化趋势及其程度或者说对缺口的敏感度。其值与金属材料微观组织的微小变化十分密切。例如钢中夹杂物带状组织、脱氧不良等都会导致钢材冲击韧性的降低。一般认为，塑性是代表钢材在静力荷重和单向应力之下的可靠性，而冲击韧性则反应着钢材在冲击荷重或三轴受力之下的耐久性。

温度对材料冲击韧性值影响极大，随着温度的降低，钢材塑性变形阻力的提高，屈服极限向强度极限靠近，使屈强比增大，其冲击韧性值也因之降低。当温度降低到使钢材产生急剧硬化变脆的程度，即为钢材的脆性状态。此时的温度称为韧脆转变温度，若这个温度越低，则钢材转变为脆性状态的可能性越小，零件的工作可靠性越大。

二、晶面指数和晶向指数

晶格中各种方位的原子层叫晶面。晶格中各种原子列的方向谓之晶向。表示各种位向的晶面符号叫做晶面指数，而表示各种晶向的符号谓之晶向指数。晶面与晶向的特点可通过晶面指数和晶向指数反映出来。

（一）晶面指数的表示法和意义

晶面指数（以立方体晶格为例）可通过三个步骤求出：

- （1）选定晶格中某一结点作为三维的坐标原点 O ，以晶格常数为度量单位，求待定晶面在三个坐标轴的截距；
- （2）取三个截距的倒数；
- （3）将三个倒数值按比例化为最小的简单整数，并依次连写列入圆括弧内，便得该晶面的晶面指数。

图1-2中， a 、 b 、 c 所示三类晶面（阴影面），其晶面指数求法如下表。

显然，在上述三种不同晶面中，原子排列密度是不同的，由于这一差别对各晶面上的性

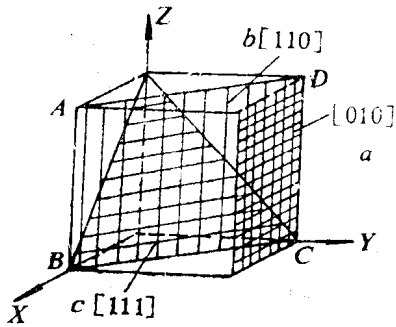


图1-2 立方晶格中的三种主要晶面

晶向指数不仅能表达出晶体中某一原子列的方向，而且能反映出该方向上原子排列状况和密度。

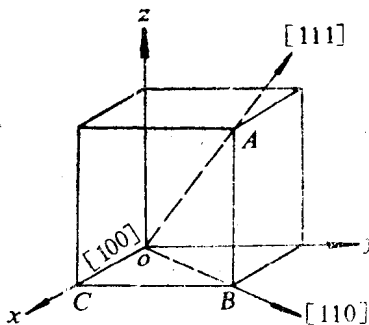


图1-3 立方晶格中的三种晶向指数

性能出现差异，这种差异叫各向异性。例如 α -Fe放在磁场中，沿 $[100]$ 晶向远比 $[111]$ 晶向易被磁化，其弹性模数 E 在 $[111]$ 方向为 $2.9 \times 10^5 \text{ MN/m}^2$ ，而 $[100]$ 方向仅为 $1.35 \times 10^5 \text{ MN/m}^2$ 。

三、单晶体的制备

单晶体就是只由一个晶粒构成的晶体。硅单晶和锗单晶是制造电子元件的主要原料。对金属进行各种研究时也常要制备单晶体。制作单晶体的方法很多，基本原理就是使液体结晶时只形成一个晶核，再由这个晶核长成一整块单晶体。这个核可以是外来的，也可以是液体自身形成的。

下面介绍两种常用制取方法。

(一) 垂直提拉法

如图1-4所示。先用高频或电阻加热的方法，熔化坩埚中的材料，并使液体保持在比熔点稍高一点的温度。再把籽晶夹在一个可移动的轴上，使之逐渐下降。当籽晶与液面接触后，缓慢降低温度，随后一面旋转籽晶轴，一面向上提拉。这样籽晶就作为唯一的晶核，使

号	截距	倒数	最小整数
a	$\infty, 1, \infty$	$\frac{1}{\infty}, \frac{1}{1}, \frac{1}{\infty}$	(010)
b	$1, 1, \infty$	$\frac{1}{1}, \frac{1}{1}, \frac{1}{\infty}$	(110)
c	$1, 1, 1$	$\frac{1}{1}, \frac{1}{1}, \frac{1}{1}$	(111)

能造成不同影响。例如面心立方晶格晶体，受外力作用而发生塑性变形时，其原子密度最大的晶面 (111) 之间，最易产生相对移动(滑移)。

(二) 晶向指数表示法和意义

立方晶格晶向指数可按以下步骤求出：

(1) 在晶胞中，从坐标原点向待定晶向上最邻近的一个原子引一连线；

(2) 求出该原子在 x 、 y 、 z 轴上的坐标值(以晶格常数为度量单位)；

(3) 将三个坐标值化为最小的简单整数，并依次连写列入方括弧中，即所求的晶向指数。如图1-3所示的 $[100]$ 、 $[111]$ 、 $[110]$ 。

在晶体中，由于各个晶向上的原子排列紧密程度不同，从而使晶体在不同方向上的

液体依附它不断结晶，最后长成一块单晶体。

(二) 尖端形核法

将材料装入一个带尖头的容器中熔化(图1-5)，然后将容器从炉中缓慢拉出，容器的

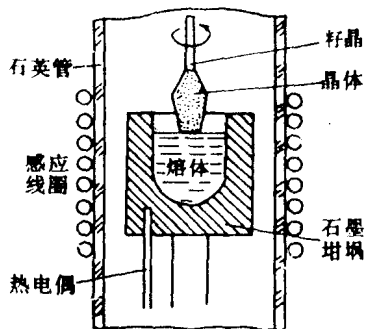


图1-4 垂直提拉法

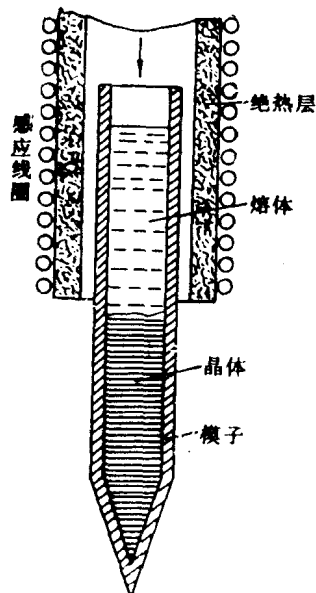


图1-5 尖端形核法

尖头首先移出炉外缓慢冷却，于是尖头部分产生一个晶核，在容器继续向炉外移动时，便由这个晶核长成一块单晶体。

四、杠杆定律

合金在结晶时，随结晶过程的进展，其各个相的成分及相对量都在不断地变化。所有这些变化，对深入分析合金结晶过程都十分重要。研究这些变化的工具就是杠杆定律。该定律包括两个内容：一是确定两平衡相的成分(浓度)；另一个是确定两平衡相的相对量。

(一) 确定两平衡相的成分(浓度)

图1-6是两组元在固态下互相不溶解形成机械混合物的共晶状态图。将含Pb量为 $x\%$ 的合金冷却到温度 t_1 时，合金处于“L+Sb”两相区。显然，L相与纯Sb在该温度下处于平衡状态，纯Sb为含量100%的Sb，而液相的成分是多少呢？

由图1-6中可知，BC线的左上方是液相(单相)；而BC线右下方则是“L+Sb”两相。显然，通过BC线就有Sb晶体析出。因之液相线BC是在不同温度下液体对Sb饱和极限的连线。我们知道，当温度连续降低，而液相进行结晶时，液相的成分在不同温度下，均应保持其相应的饱和极限，即液相的成分应该沿液相线而连续变化。在某一温度下，液相的饱和极限，就是该温度下的液相所应具有的成分。

可见，欲求某合金于某温度下两平衡相的成分时，可通过代表该合金线的垂线(合金线)

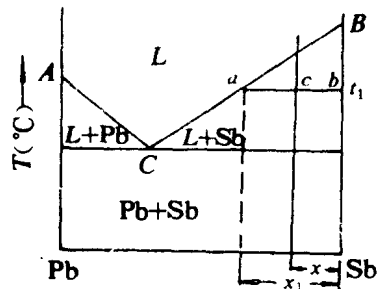


图1-6 杠杆定律的证明

上相当该温度的点作水平线，此水平线与两相区的边界（液相线、固相线）相交，交点在成分轴上的投影，即为两平衡相的成分。

图1-6中，含Pb量为 $x\%$ 的合金，在温度 t_1 时的两个平衡相是纯Sb和含Pb为 $x_1\%$ 的液体。

（二）确定两平衡相的相对量

以上分析确定了两相在某一温度的成分，两相重量各占合金总量的百分数，两相的相对百分数是多少呢？

设：合金的总重量=1 (kg)；液相重量= Q_L (kg)；Sb晶体的重量= Q_{Sb} (kg)。

因为此时液相中只结晶出Sb，而合金中所有Pb全部保留在液相之中，显然，

合金中的总含Pb量=液相中的含Pb量

即 合金的总重量×合金中Pb%=液体重量×液体中Pb%

$$1 \times x = Q_L \times x_1$$

$$Q_L = \frac{x}{x_1} = \frac{bc}{ab} \quad (\text{kg})$$

$$Q_{Sb} = 1 - Q_L = \frac{x_1 - x}{x_1} = \frac{ac}{ab} \quad (\text{kg})$$

可见，此时合金中液相与固相的重量比为

$$\frac{Q_L}{Q_{Sb}} = \frac{bc}{ac}$$

因此，确定两平衡相相对量的具体步骤如下：

通过代表该合金成分的垂线作该温度的水平线，使之与两相区的边界相交，此时两交点间的直线被分成两个线段，则距某单相区远的那条线段长与直线全长之比就等于某单相的相对量。显然这一求法与力学上的杠杆原理颇为相似，故称杠杆定律。

但应注意，在二元合金状态图分析中，杠杆定律只适用于在两相区内求两平衡相的成分及相对量。当合金在单相区时，相的成分与合金的成分一致，相的重量就等于合金的重量，无应用杠杆定律之必要。而在三相共存的水平线上，无法应用杠杆定律。

杠杆定律对分析合金的结晶过程具有重要意义，如果在合金的结晶过程中，连续地应用此定律去分析，可得出如下两个规律：

第一，随着温度的下降，液相的成分沿液相线发生变化，固相的成分沿固相线发生变化；

第二，随着温度的下降，液、固相的重量在变化，固相的重量逐渐增加，液相的重量逐渐减少。

五、 γ -Fe和 α -Fe溶碳能力

γ -Fe与 α -Fe均为间隙固溶体，其溶碳能力与晶格类型有关。

γ -Fe为面心立方晶格，其最大空隙在晶胞的中心和晶胞各条棱边的中点，如图1-7所示。在 γ -Fe晶格常数为 3.64 \AA ，其最大间隙的半径为 0.52 \AA ，这与碳原子的半径 0.77 \AA 是比较接近的。因此，当空隙周围的铁原子由于种种原因离开平衡位置时，就有可能使某一空隙“扩大”一些，于是碳原子即可挤入该空隙而形成奥氏体。由于原子挤入空隙，将引起晶格畸变，所以不可能每一空隙均为碳原子所填充。经计算，大约平均每27个奥氏体晶胞中仅能溶

入一个碳原子，故 γ -Fe中的最大溶解度为2.11%。

α -Fe为体心立方晶格，其最大空隙在晶胞的扁八面体的中心和晶胞各条棱边的中点，如图1-8所示。经计算，此处的空隙半径为0.19Å，这就表明，虽然 α -Fe晶格中的总间隙体积大于 γ -Fe晶格中总间隙体积，但由于分布较散，从单个间隙体积看，要比 γ -Fe晶格中的间隙体积小得多。因此， α -Fe的溶碳能力极小，在727℃时最大溶碳能力（溶解度）也只有0.0218%。

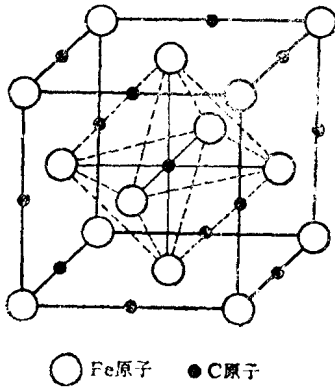


图1-7 碳在 γ -Fe中间隙位置

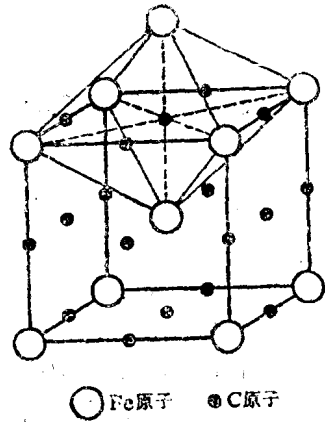


图1-8 碳在 α -Fe中间隙位置

六、合金的性能与状态图之间的关系

状态图既可以表明合金成分与组织间的关系，又可以反映不同合金的结晶特点。而合金的机械性能决定于它们的成分和组织，合金的某些工艺性能决定于其结晶特点。所以，合金的性能与其状态图之间必然存在一定关系，了解这些规律，就可根据状态图大致判断不同合金的性能，作为选用和配制合金的参考。

（一）合金的机械性能和物理性能随成分变化的规律

如图1-9所示。

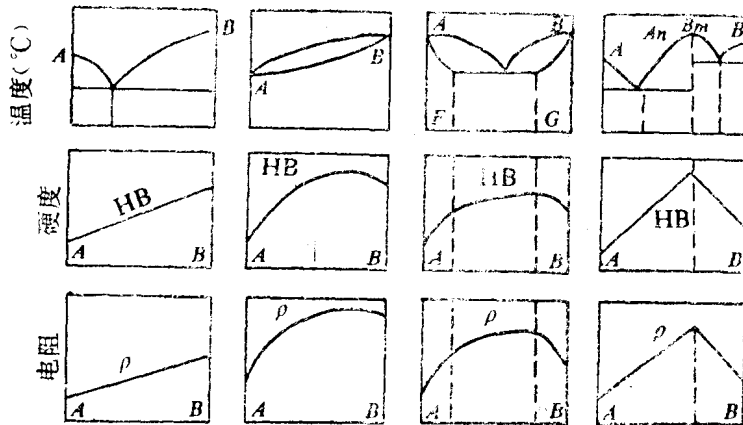


图1-9 合金的性能与状态图的关系

(1) 形成固溶体时的情况。由于固溶体的性能决定于溶剂金属本身的性质，又决定于溶质类型和溶入量。所以，对于一定的溶剂和溶质、总的规律是溶入溶质越多，强度和硬度就越高，电阻越大。所以，合金的性能按曲线变化。

(2) 形成两相混合物时，其机械性能和物理性能大致是两组成相的平均值。当两相形成共晶组织或共析组织时，在单相固溶体区内，性能按曲线变化，在两相区内，则按直线关系变化。

(3) 形成化合物时，由于化合物的硬度和电阻比纯金属高得多，所以对应于化合物的性能发生突变。

(二) 合金铸造性能随成分变化的规律

合金的铸造性能主要表现在：流动性（即液体填充铸型的能力）、缩孔、偏析及热裂倾向等方面。合金的铸造性能，从状态图上看，首先决定于液相线与固相线间的水平距离及结晶的温度间隔（即垂直距离）。

实验表明，液相线与固相线之间的水平距离和垂直距离越大，则固溶体的枝晶偏析越大，合金的流动性越差。见图1-10。

从图1-10中可以看出，形成固溶体的合金流动性不如纯金属，而且液相线与固相线的最大间隔处达到最低点。在具有共晶转变的合金系中，靠近共晶成分的合金流动性最好，因为此处液固相线间隔最小，而且这里的熔点最低。

结晶温度区间的大小影响到缩孔的性质。液相线与固相线距离越大，枝晶就越发展，因而在枝晶间隙中形成的疏松孔洞（即分散缩孔）越多。反之则分散缩孔就越小而集中缩孔增

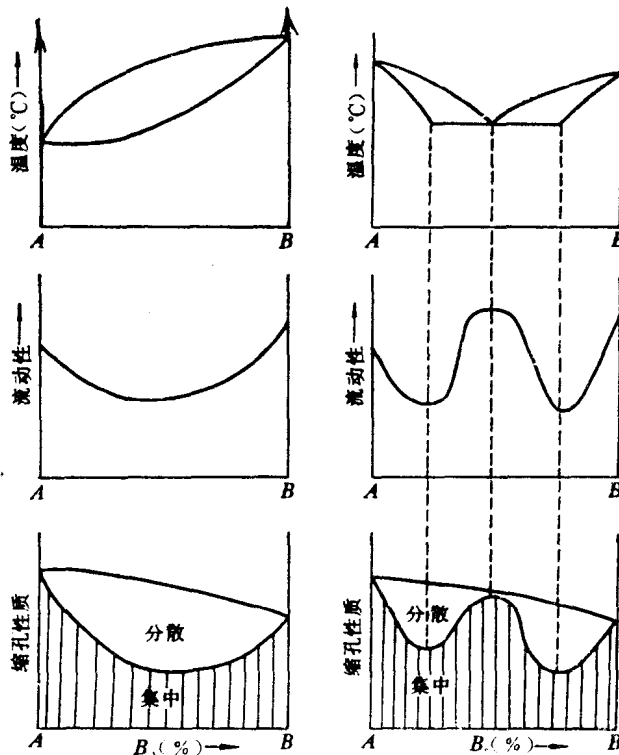


图1-10 合金流动性和缩孔性质与成分的关系

大。

此外，对于锻、轧工艺来说，单相固溶体的塑性通常要好些，如果是两相混合组织，由于其塑性不同，容易在锻轧时开裂。因此，一般凡要经过压力加工的材料都应避免出现共晶组织。因为一方面共晶温度低，限制了热加工温度；另一方面有两相组织，尤其是有化合物时，其变形能力差。故根据状态图可判断合金的锻造性。

七、金属材料强化的概念

(一) 金属强度的实质

金属材料的强度是代表金属在一定变形过程中对塑性变形的抗力。金属对塑性变形的抗力越大，则其强度越高。所以凡能提高金属塑性变形抗力的因素均能提高金属材料的强度。

提高金属材料强度的途径有二：

(1) 制造一种不含任何晶体缺陷，尤其是不包含位错的金属晶体，以达到或接近金属晶体的理论强度。例如“晶须”就是这类晶体。晶须的直径约为 $0.05\sim 2\mu\text{m}$ ，长度约为 $2\sim 10\text{mm}$ ，其强度极高。如铁晶须的强度极限高达 $13400\text{MN}/\text{m}^2$ ，它比实际工业纯铁的强度($\sigma_b = 300\text{MN}/\text{m}^2$)高40多倍。但大块理想晶体的制造目前尚未解决，故这类材料只能用来制造纤维加强材料。

(2) 通过增加实际金属晶体缺陷，尤其是位错密度，在金属中造成尽可能多的阻碍位错移动的障碍。例如加工硬化、细化晶粒和亚晶，增加晶体空位及异类原子浓度等，造成各种晶体缺陷，这些都会使位错移动受阻，从而使金属材料的强度提高。

可见，位错这一缺陷对金属材料的强度有着双重影响。由图1-11可知，材料在退火状态下强度最低，减少位错密度或增加位错密度都可以提高金属的强度。由于目前尚不能生产出大尺寸的低位错密度的晶体，故当今提高金属强度的方法主要是沿着提高位错密度的方向努

力。其强化机理可概括地分为四种：①固溶强化；②第二相强化；③细晶强化；④位错强化。下面对此一一扼要介绍。

(二) 固溶强化

固溶强化是当溶剂晶格内溶入溶质或有空位存在时的一种强化现象。溶质原子或空位都属晶体中的一种“点缺陷”。

当溶质原子溶入晶体中时，由于溶质原子与溶剂原子尺寸的差异，在溶入的地点，晶格将产生较大的畸变。换言之，在溶质原子周围将出现一个应力场，此应力场与运动位错的应力场起作用而阻碍位错的移动，使塑性变形抗力增大，从而达到强化的目的。

另外，在位错与点缺陷之间还产生一种交互作用。当溶质原子的尺寸大于溶剂原子时，

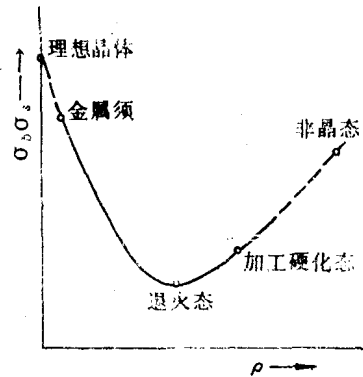


图1-11 金属强度与 ρ 的关系

或溶质原子在溶剂晶格中呈间隙性溶解时，它们将优先集中在位错线下方，见图1-12 (b)、(c)。如果溶质原子尺寸小于溶剂原子时，它将优先集中于位错线上方，见图1-12 (a)。溶质原子的这种分布减少了晶格畸变，使位错能量降低，使其处于一种更稳定的状态。如果要使这样的位错在晶体中移动（塑性变形的实质是位错移动的结果），就要花费较大的功，即金属的强度提高了。

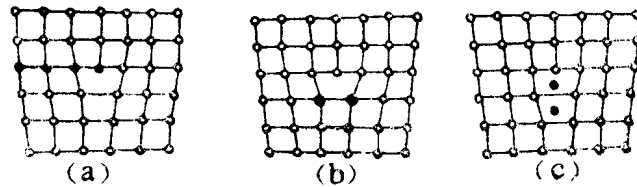


图1-12 溶质原子在位错周围的聚集

(三) 第二相强化

当合金由多相混合物组成时，合金中除了固溶体基体外常有第二相。第二相常是硬而脆的金属化合物。此时合金的性能不仅与基体有关，而且与化合物的性能，大小，形态和分布有关。这种化合物与固溶体形成混合物组织，使合金强化的方式称第二相强化。

第二相在合金基体上常见的分布形式有以下三种。

(1) 第二相以网状或不连续的质点分布于晶界，使晶粒间的联系受到割裂作用，从而使脆性增加；强度和塑性降低，如过共析钢中的网状二次渗碳体。

(2) 第二相以片层状分布于晶粒内，它对基体的脆化危害较小，却使基体增强从而提高了合金的强度与硬度，但塑性和韧性有所降低，如钢中的珠光体组织。

(3) 第二相以弥散的质点分布于晶内，是最有利的分布形式，它使合金的强度和硬度得到显著提高，且对塑性和韧性的不利作用减到最小，因而被广泛地用来强化合金。这种合金强化方法叫弥散强化（或“沉淀强化”）。如钢自高温快速冷却（淬火）时，得到的是马氏体型的过饱和固溶体，它在回火过程中随着回火温度的不断升高而相继析出共格的 ϵ 相和非共格的 Fe_3C 质点，从而使合金得以强化，故又称为析出强化。

这种强化的理由是，弥散的质点对位错的运动设置了重重的障碍，致使合金塑性变形抗力增大。质点越细小，弥散度越高，合金的强化效果越显著。

(四) 细晶强化

晶界是面缺陷，在晶界两侧的晶粒或亚晶粒的位向是有差异的，且此处原子排列紊乱，并有少量杂质的聚集。由于相邻晶粒中的滑移面位向不同，故当一个晶粒内由于外力作用发生滑移时，相邻晶粒还未发生滑移，于是运动着的位错在晶界处受阻而堆积起来。当晶粒粗大时，位错在晶界上堆积的数目很多，晶界处应力集中现象严重，故只需加较小的外力便可诱发相邻晶粒内的位错移动。当晶粒尺寸小时，其晶界上堆积的位错数目少，应力集中程度轻，这时，需要施加较大的外力才能使邻近晶粒中的位错启动，这就是细晶粒材料的屈服应力增大的原因之一。

总的说来，晶界的作用有两个：一是成为位错聚集的地方；二是成为位错运动时难以逾

越的障碍。所以，晶粒越细小，晶界面积越大且分布越均匀，相应位错密度也越高。

根据晶界两侧晶体位向差异的大小及晶界本身构造的特点，又可将晶界分为两类，即大角度晶界和小角度晶界。一般常见的奥氏体晶界和铁素体晶界等都属大角度晶界；而亚晶界，如板条马氏体板条间的界面、冷加工或退火后的亚晶块之间的界面等均属于小角度晶界。不论哪种晶界，它们都能提高位错密度 ρ 值，从而使材料得到强化。

用细化晶粒提高材料强度的方法是改善材料机械性能的最好手段之一，因而在生产中得到广泛应用。近年来，利用快速循环加热等工艺对材料进行超细化处理已取得进展。细化晶粒在提高材料强度的同时也使材料的塑性及韧性得到改进，这是材料的其他强化方法所不及的。

(五) 位错强化

经过冷塑性变形的金属或合金发生相变，尤其是在低温下发生的带有容积变化的相变（如奥氏体 \rightarrow 贝氏体或马氏体的相变），均形成大量位错。由于位错间的交互作用加剧并互相缠结使很多位错被钉扎，不能移动的位错数量激增。如使位错继续运动或产生新的位错，则需施加更大的外力才能克服这一障碍，故使金属强度升高。

经冷塑性变形后的金属，其强度、硬度有明显的提高，而塑性、韧性降低，此种现象谓之加工硬化。冷塑性变形工艺是金属材料强化的重要手段之一，在工业生产中常用于不能通过热处理强化的各种金属材料，如纯金属及奥氏体不锈钢的强化。它还可与热处理等形成复合强化工艺，如某些要求表面高硬度机械性能状态的零件，往往在热处理之后再施以滚压、喷丸等表面冷塑性变形强化工艺，使金属表层进一步强化，有效地提高零件表面的硬度和疲劳强度。

(六) 材料强化应用

实际使用的金属材料中，往往是同时应用上述几种强化机理的同时应用，才能达到良好的强化效果。

(1) 合金强化，如合金结构钢，常加入Si、Mn、Cr、Ni、Cu等元素强化铁素体（固溶强化），加入Cr、V、Ti、Nb等元素使晶粒细化，且形成化合物（细晶强化和第二相强化），达到综合强化的效果。

(2) 马氏体强化，马氏体强化是通过热处理获得马氏体组织使钢得以强化的方法。马氏体强化是通过碳在 α -Fe中的过饱和溶解形成固溶强化，同时也有其它强化作用，如低碳马氏体，除固溶强化外，其组织中的每个板条都存在着高密度的位错，即有位错强化，同时板条之间还存在着小角度晶界以及马氏体转变时伴随的细小碳化物析出，所以还有细晶强化和第二相强化，因而热处理对材料的强化作用是综合性的。

(3) 纤维增强复合强化，用高强度纤维同适当的基体材料相结合而达到强化的方法，称纤维增强复合强化。如几乎不存在位错的晶须，虽然直径较小，而其强度相当高，工业上用以制成纤维置于基体材料之中，使材料得以强化。近年来，由金属或陶瓷自由长大的针状单晶体——晶须代替或部分代替纤维，制成复合材料，其耐热性高并兼有高强度、高弹性模量、相对密度低，是发展空间技术中具有巨大潜力的材料。

八、表面热处理方法的比较与选用

各种表面热处理方法（表面淬火，渗碳，氮化与氰化）都有一个共同的目的，即提高零件表面的硬度、耐磨性及疲劳强度，保持心部高韧性，获得“表强心韧”性能状态。但它们彼此之间也存在着一定差别，应用时应予注意。

高频感应加热表面淬火法，可在很短的时间内获得较厚的硬化层（0.5~2mm），变形量小，生产率高。由于表层是中碳马氏体组织，故表面硬度稍低（HRC56~61）耐磨性不如渗碳。局部淬火易于实现，广泛用于各种轴类及齿轮。但形状复杂的零件，小批量生产的零件，由于感应加热器制造困难，不宜采用。

渗碳法，可获较厚的硬化层（可达0.8~1.5mm）及高的表面硬度（可达HRC58~64），提高疲劳强度及耐磨性效果好。用于容易发生点蚀的重载齿轮较为合适。此外，渗碳法适于形状复杂零件的表面硬化。但由于渗碳时间长，渗碳后必须淬火，故工艺较复杂，变形量较大。

氮化法，其达到的硬度最高（HRC69~72），有一定的耐蚀性，但硬化层最薄（~0.5mm），表面脆性大而且硬度梯度最陡。它适用于转速高，压力小，不受冲击的零件，因为大的压力及冲击载荷易使氮化层剥落。此外，氮化法温度低，氮化后无需淬火处理，因此变形较小，适于一些精密零件及大型薄壁齿轮。但氮化工艺时间长，生产效率很低。

九、热处理工艺与其他加工工艺间的关系

在机器制造过程中，热加工、冷加工和热处理是相互配合、相辅相成的。热处理穿插在各个冷热加工工序之间，起着承上启下的作用，并保证零件最终的机械性能。热处理一方面消除前一工序遗留的缺陷，另一方面为下道工序作组织准备。所以热处理是零件生产过程中不可缺少的重要环节。

从各种热处理零件的一般工艺路线可知，退火与正火经常安排在铸、锻、焊等热加工之后，切削加工之前。其目的是，消除热加工所造成的粗大而不均匀的组织缺陷和残余内应力，改善材料切削加工性，为零件淬火作组织准备。

钢的切削加工性与其化学成分、显微组织和机械性能有关。一般说来，硬度在HB170~230范围内，有较好的切削加工性。硬度过高将造成刀具早期磨损、降低刀具耐用度；硬度过低，塑性、韧性高，切屑易粘在刀刃上，形成“积屑瘤”，提高零件表面粗糙度。所以低碳钢往往采取正火以利切削加工。中碳钢经正火可获得较多的细片状珠光体和铁素体混合组织，硬度有所提高，同样有利于断屑，获得较好的表面粗糙度。对于含碳0.6~0.7%的高碳钢，经过退火后，获铁素体和片状珠光体组织，切削加工性很好。对于共析钢和过共析钢，应进行球化退火，消除网状碳化物，获得硬度较低的球状珠光体，大大改善其切削加工性。

为了使合金钢具有良好的切削加工性，常采用不同的预先热处理。如20CrMnTi渗碳钢，经950±10℃高温正火后，得到等轴晶粒铁素体和细片状珠光体，使切削加工性能大大改善。对于中碳以上合金钢，多采用完全退火，而合金工具钢都要进行球化退火。

钢淬火前的原始组织和表面状态，严重影响淬火等最终热处理质量。结构钢经预先热处