

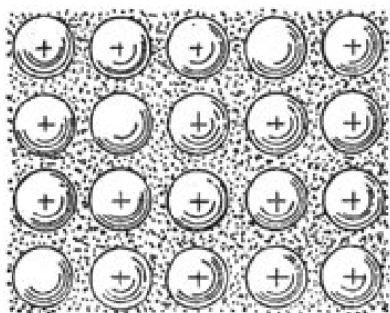
金属学及热处理笔记

第一章 金属的晶体结构

1-1 金属

1、金属特性与金属键

金属富有光泽，具有优良导电性、导热性和塑性。金属的这些特性是由金属原子的内部结构以及原子间的结合方式决定的。金属原子的构造特点是围绕原子核运动的最外层电子数很少，通常只有1~2个，很容易摆脱原子核的束缚而变成自由电子。原子失去电子后便成为正离子，正离子又按一定几何形式规则地排列起来，而脱离了原子束缚的那些价电子都以自由电子的形式在各离子间自由地运动，它们为整个金属所共有，这种共有化的自由电子称为“自由电子云”。金属晶体就是依靠各正离子与共有的自由电子云间的相互引力而结合起来的，而离子与离子间及电子与电子间的斥力则与这种引力相平衡，使金属处于稳定的晶体状态。这些共有化的自由电子云和正离子以静电引力结合起来的方式称为金属键。（如图）



如何用金属键来解释金属所具有特性呢？金属具有光泽是因为金属晶体中的自由电子能吸收可见光的能量并跳到较高能级，当它重新跳回到原来低能级时，就把所吸收的可见光的能量，以电磁波的形式辐射出来，宏观上就表现为金属光泽。金属中的自由电子在外电场作用下，会沿着电场方向作定向运动，形成电流，从而使金属具有优良的导电性。自由电子的运动和正离子的振动可以传递热能，因而使金属具有良好的导热性。当金属发生塑性变形（即晶体中原子发生相对位移）后，正离子与自由电子间仍能保持金属键的结合，使金属显示出良好的塑性，因而金属可以塑性变形而不破坏。

1-2 金属的晶体结构

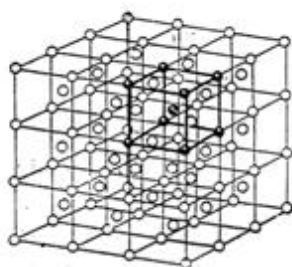
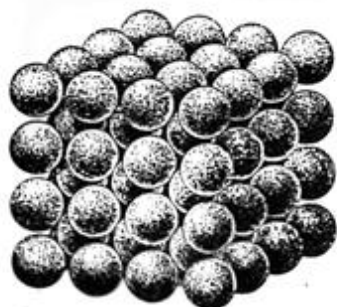
一、晶体结构的基本知识

1、晶体的特性

一切物质都是由原子构成的。根据原子在物质内部的排列方式不同，可将物质分为晶体和非晶体两大类。晶体就是内部原子呈规律排列的物质。天然金刚石、结晶盐、水晶以及固态下的金属都是晶体。非晶体就是内部原子无规则地排列的物质。松香、玻璃、沥青等即为非晶体。晶体与非晶体比较，除其内部原子呈规则排列外，还具有固定的熔点、规则的外形和各向异性。应当指出，晶体和非晶体在一定条件下可以互相转化。例如玻璃经高温长时间加热能变为晶态玻璃。

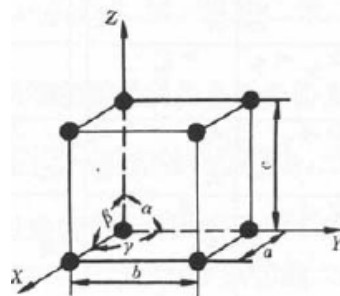
2、晶体结构的基本概念

1) 晶格：为了便于理解和描述晶体中原子排列的情况，可以近似地把晶体中的原子看成是固定不动的刚性小球，晶体即是由这些小球按一定的规律在空间紧密地排列而成的（刚球模型），为了便于分析和描述晶体中原子的不同排列方式，有必要将原子抽象化，即把每个原子看成一个点。把这些点用假想线连接起来，构成一个空间格架，各原子“点”就处在格架的各个结点上，这种抽象的、用于描述原子在晶体中排列形式的几何空间格架，称为晶格，如图所示。



晶体中原子有规则排列且具有周期性的特点，为便于研究，通常只从晶格

2) 晶胞：由于



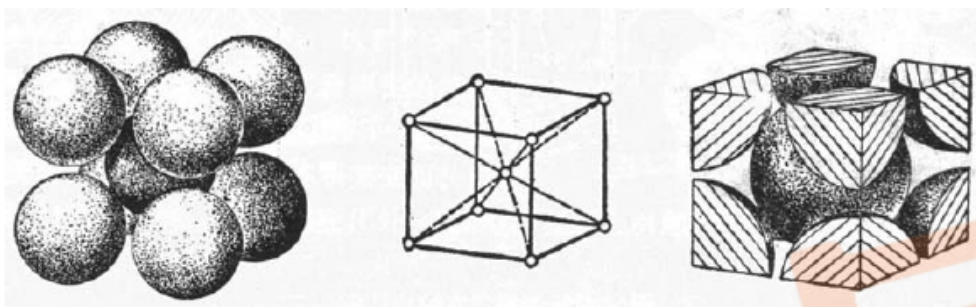
中，选取一个能够完全反映晶格特征的、最小的几何单元来分析晶体中原子排列的规律，这个最小的几何单元称为晶胞，如图所示。整个晶格就是由许多大小和形状完全相同的晶胞在空间重复堆砌而形成的。因此，晶胞的原子排列规律可完全反映出晶格中，原子的排列情况。

3) 晶格常数：晶胞中各棱边的长度 a 、 b 、 c 称为晶格常数，以埃 (Å) 为单位来度量。在晶体学中，通常以棱边长度 a 、 b 、 c 和棱面夹角 α 、 β 、 γ 来表示晶胞的形状和大小，如图所示。

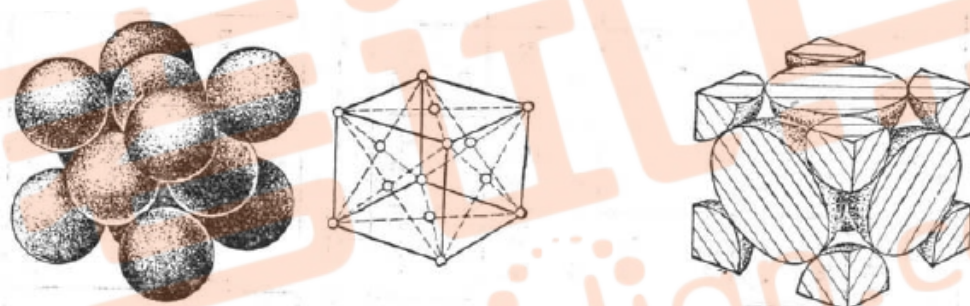
3、常见金属的晶体结构

自然界中的晶体有成千上万种，它们的晶体结构各不相同。根据单位晶胞中上述六个参数 (a 、 b 、 c 、 α 、 β 、 γ) 将晶体进行分类，可将晶体划分成七种类型即七个晶系。90%以上的金属具有立方晶系和六方晶系。

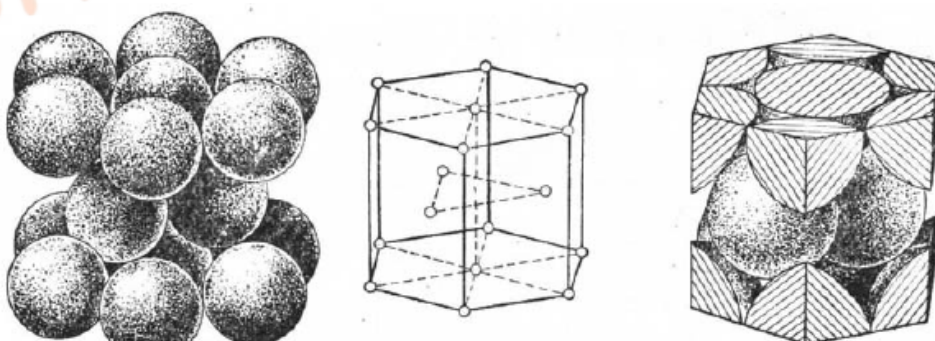
(1) 体心立方晶格 (BCC) 它的晶胞是一个立方体，在立方体的八个顶角和立方体的中心，各排列一个原子。属于这种晶格类型的金属有 α -Fe、W、Mo、Cr、V 等。



(2) 面心立方晶格 (FCC) 它的晶胞也是一个立方体，在立方体八个顶角和六个面的中心，各排列一个原子。属于这种晶格类型的金属有 γ -Fe、Al、Cu、Ni、Pb 等。



(3) 密排六方晶格 (HCP) 它的晶胞是一个六方柱体，在柱体的每个顶角上，以及上、下底的中心各排列一个原子，在晶胞中间还排列有三个原子。属于这种晶格类型的金属有 Mg、Zn、Be 等。



三种晶体结构的晶胞原子数：是指一个单位晶胞内所包含的原子数目。

体心立方晶格： $n=2$ ；面心立方晶格： $n=4$ ；密排六方晶格： $n=6$ 。

三种晶体结构的原子半径：

$$r = \frac{\sqrt{2}}{4}a \quad \text{体心立方晶格}$$

$$r = \frac{\sqrt{3}}{4}a \quad \text{面心立方晶格:}$$

$$r = \frac{1}{2}a$$

密排六方晶格:

三种晶体结构的配位数: 是指晶体结构中, 与任一原子最近邻并且等距的原子数。配位数越大, 则原子排列的紧密程度越高。体心立方晶格的配位数为 8, 面心立方晶格和密排六方晶格的配位数都是 12。

三种晶体结构的致密度: 晶胞中原子本身所占的体积百分数。

$$\text{致密度} = \frac{\text{单位晶胞中原子所占有的体积}}{\text{单位晶胞的体积}}$$

体心立方晶格致密度=0.68, 面心立方晶格致密度=0.74; 密排六方晶格致密度=0.74。

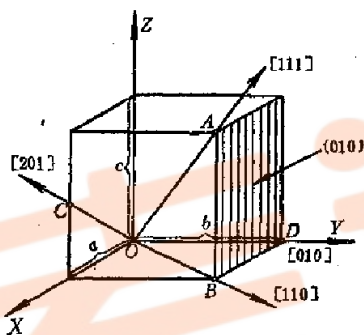
二、晶向指数和晶面指数

在晶体中, 由一系列原子所构成的平面称为晶面, 任意两个原子之间连线所指的方向称为晶向。为了便于研究和表述不同晶面和晶向的原子排列情况及其在空间的位向, 需要确定一种统一的表示方法, 称为晶面指数和晶向指数。

1. 晶向指数

确定晶向指数的步骤如下:

(1) 以晶胞的某一结点为原点, 过原点的晶轴为坐标轴, 以晶胞的边长作为坐标轴的长度单位;



(2) 过原点作一直线, 平行于待定晶向;

(3) 在直线上选取任意一点, 确定该点的三个坐标值;

(4) 将这三个坐标值化为最小整数 u, v, w , 加上方括号, $[uvw]$ 即为待定晶向的晶向指数。如果 u, v, w 中某一数为负值, 则将负号记于该数的上方。

2. 晶面指数

确定晶面指数的步骤如下:

(1) 以单位晶胞的某一结点为原点, 过原点的晶轴为坐标轴, 以单位晶胞的边长作为坐标轴的长度单位, 注意不能将坐标原点选在待定晶面上;

(2) 求出待定晶面在坐标轴上的截距, 如果该晶面与某坐标轴平行, 则截距为 ∞ ;

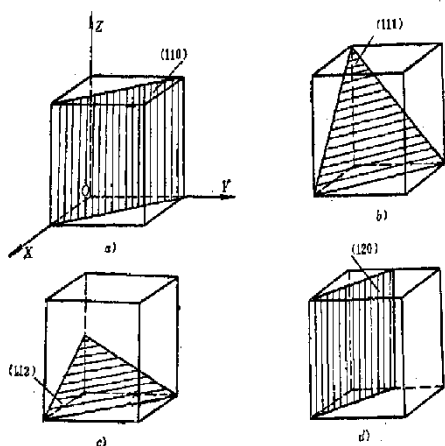
(3) 取三个截距的倒数;

(4) 将这三个倒数化为最小整数 h, k, l , 加上圆括号, (hkl) 即为待定晶面的晶面指数。如果 h, k, l 中某一数为负值, 则将负号记于该数的上方, 如

【例 2】求截距为 1, 2, 3 晶面的指数。

取倒数为 1, 1/2, 1/3, 化为最小整数加圆括弧得 (632)

所有相互平行的晶面, 其晶面指数相同, 或数字相同而正负号相反, 代表平行的两组晶面。在晶体中, 有些晶面的原子排列情况相同, 面间距完全相等, 其性质完全相同, 只是空间位向不同。这样的一组晶面称为晶面族, 用 $\{hkl\}$ 表示。例如, 在立方晶系中:



$$\begin{aligned}\{100\} &= (100), (010), (001), (\bar{1}00), (0\bar{1}0), (00\bar{1}) \\ \{110\} &= (110), (101), (011), (\bar{1}\bar{1}0), (\bar{1}10), (01\bar{1}), \\ &\quad (0\bar{1}1), (10\bar{1}), (\bar{1}01), (\bar{1}\bar{1}0), (\bar{1}0\bar{1}), (0\bar{1}\bar{1})\end{aligned}$$

3. 六方晶系的晶向指数和晶面指数

六方晶系的晶面指数和晶向指数同样可以应用上述方法确定，但这样可能会出现同一晶面族中一些晶面的指数不一样的情况，因而很不方便，晶向也是如此。所以对于六方晶系，一般都采用另一种专用于六方晶系的指数标定方法。

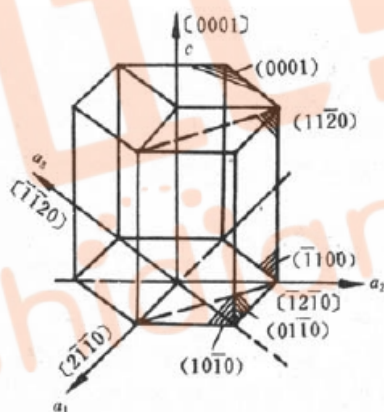
根据六方晶系的对称特点，对六方晶系采用 a_1 、 a_2 、 a_3 及 c 四个晶轴， a_1 、 a_2 、 a_3 之间的夹角均为 120° 。这样，其晶面指数和晶向指数就分别以 $(hkil)$ 和 $[uvw]$ 四个指数来表示。采用这种标定方法，可以使等同晶面与等同晶向各具有同一组指数。

四指数表示法的前三个指数中只有两个是独立的，它们之间有以下关系：

$$i = -(h + k)$$

$$t = -(u + v)$$

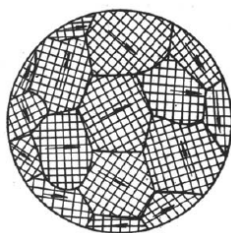
六方晶系中一些晶面和晶向的指数：



三、晶体的各向异性

晶体具有各向异性，沿着一个晶体的不同方向所测得的性能是不同的（如导电性、导热性、热膨胀性、弹性、强度、光学数据以及外表面的化学性质等等），表现出或大或小的差异，称为各向异性或异向性。晶体的异向性是其原子的规则排列而造成的。

金属材料通常是由许多不同位向的小晶体所组成，称为多晶体。这些小晶体往往呈颗粒状，不具有规则的外形，故称为晶粒。晶粒与晶粒之间的界面称为晶界。多晶体材料一般不显示出各向异性，这是因为它包含大量的彼此位向不同的晶粒，虽然每个晶粒有异向性，但整块金属的性能则是它们性能的平均值，故表现为各向同性。



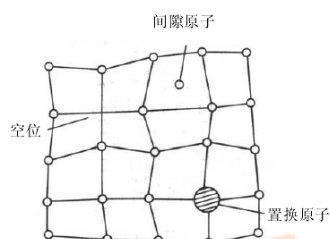
四、多晶型性

大部分金属只有一种晶体结构，但也有一些金属具有两种或两种类型以上的晶体结构。当外界条件(主要指温度和压力)改变时，元素的晶体结构可以发生转变，把金属的这种性质称为多晶型性。这种转变称为多晶型转变或同素异构转变。例如铁在 912℃ 以下为体心立方结构，称为 α -Fe；在 912~1394℃ 之间为面心立方结构，称为 γ -Fe；当温度超过 1394℃ 时，又变为体心立方结构，称为 δ -Fe。当晶体结构改变时，金属的性能(如体积、强度、塑性、磁性、导电性等)往往要发生突变。钢铁材料之所以能通过热处理来改变性能，原因之一就是因其具有多晶型转变。

1-3 实际金属的晶体结构

在实际应用的金属中，总是不可避免地存在着不完整性，即原子的排列都不是完美无缺的。实际金属中原子排列的不完整性称为晶体缺陷。按照晶体缺陷的几何形态特征，可以将其分为以下三类：

(1) 点缺陷：其特征是三个方向上的尺寸都很小，相当于原子的尺寸，例如空位、间隙原子、置换原子等；



(2) 线缺陷：其特征是在两个方向上的尺寸很小，另一个方向上的尺寸相对很大。属于这一类缺陷的主要是位错；

(3) 面缺陷：其特征是在一个方向上的尺寸很小，另两个方向上的尺寸相对很大，例如晶界、亚晶界等。

一、点缺陷

常见的点缺陷有三种，即空位、间隙原子和置换原子，如图

1、空位

在实际晶体的晶格中，并不是每个平衡位置都为原子所占据，总有极少数位置是空着的，这就是空位。由于空位的出现，使其周围的原子偏离平衡位置，发生晶格畸变，所以说空位是一种点缺陷。

2、间隙原子

间隙原子就是处于晶格空隙中的原子。晶格中原子间的空隙是很小的，一个原子硬挤进去，必然使周围的原子偏离平衡位置，造成晶格畸变，因此间隙原子也是一种点缺陷。间隙原子有两种，一种是同类原子的间隙原子，另一种是异类原子的间隙原子。

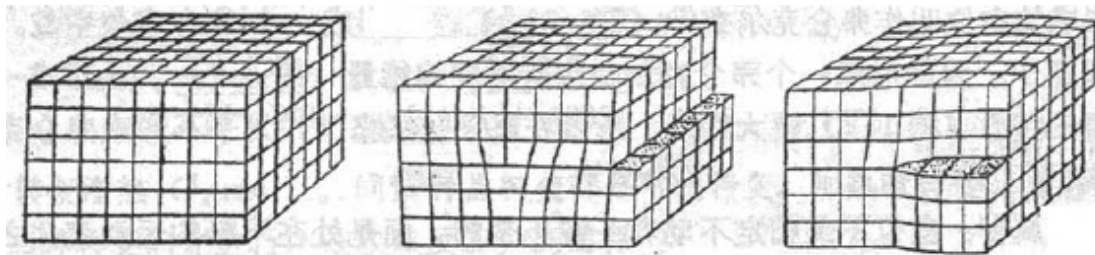
3、置换原子

许多异类原子溶入金属晶体时，如果占据在原来基体原子的平衡位置上，则称为置换原子。由于置换原子的大小与基体原子不可能完全相同，因此其周围临近原子也将偏离其平衡位置，造成晶格畸变，因此置换原子也是一种点缺陷。

综上，不管是哪类点缺陷，都会造成晶格畸变，这将对金属的性能产生影响，如使屈服强度升高、电阻增大、体积膨胀等。此外，点缺陷的存在，还将加速金属中的扩散过程，从而影响与扩散有关的相变化、化学热处理、高温下的塑性变形和断裂等。

二、线缺陷

晶体中的线缺陷就是各种类型的位错。位错是一种极重要的晶体缺陷，它是在晶体中某处有一列或若干列原子发生了有规律的位错现象，使长度达几百至几万个原子间距、宽约几个原子间距范围内的原子离开其平衡位置，发生了有规律的错动。位错有多种类型，其中最简单、也是最基本的有两种：刃型位错和螺型位错，如图所示。



(a)完整晶体

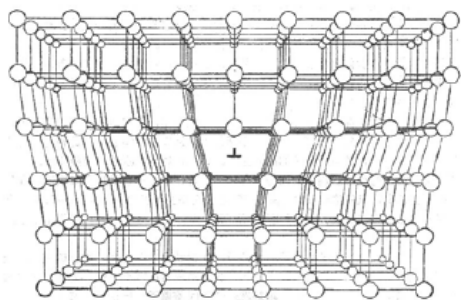
(b)刃型位错

(c)螺型位错

1、刃型位错

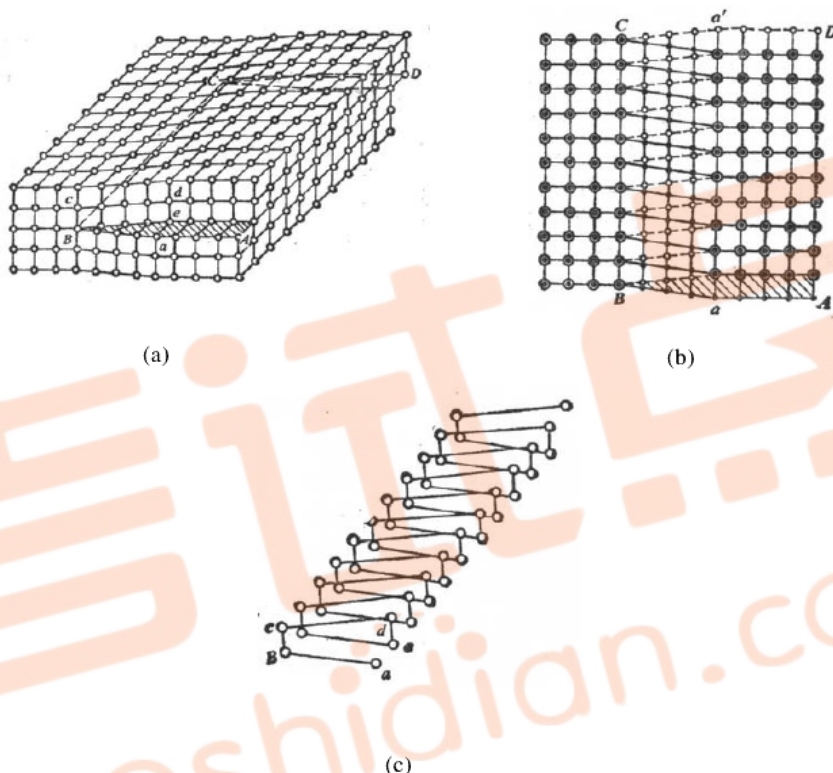
当一个完整晶体某晶面以上的某处多出半个原子面，该晶面象刀刃一样切入晶体，这个多

余原子面的边缘就是刃型位错。(如图)沿着半原子面的“刃边”，晶格发生了很大的畸变，晶格畸变中心的联线就是刃型位错线(图中画“⊥”处)。位错线并不是一个原子列，而是一个晶格畸变的“管道”。半原子面在滑移面以上的称正位错，用“⊥”表示。半原子面在滑移面以下的称负位错，用“⊥”表示。



2、螺型位错

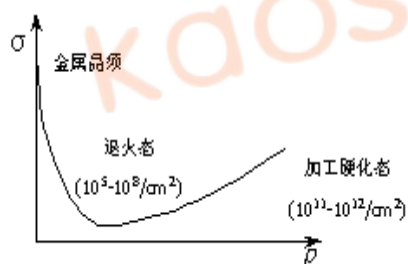
如图，晶体的上半部分已经发生了局部滑移，左边是未滑移区，右边是已滑移区，原子相对移动了一个原子间距。在已滑移区和未滑移区之间，有一个很窄的过渡区，如图所示。在过渡区中，原子都偏离了平衡位置，使原子面畸变成一串螺旋面。在这螺旋面的轴心处，晶格畸变最大，这就是一条螺型位错。螺型位错也不是一个原子列，而是一个螺旋状的晶格畸变管道。



3、位错密度：单位体积内所包含的位错线总长度。

$$\rho = S/V \quad (\text{cm/cm}^3 \text{ 或 } 1/\text{cm}^2)$$

金属中的位错密度为 $10^4 \sim 10^{12} / \text{cm}^2$ 。位错对性能的影响：金属的塑性变形主要由位错运动引起，因此阻碍位错运动是强化金属的主要途径。从 $\sigma - \rho$ 关系可以看出，减少或增加位错密度都可以提高金属的强度。



三、面缺陷

晶体中的面缺陷主要有两种：晶界和亚晶界。

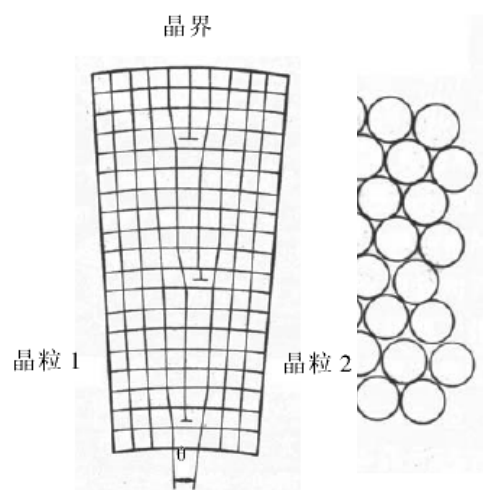
1、晶界

在多晶体中，由于各晶粒之间的存在着位向差(相邻晶粒间的位向差通常为 $30^\circ \sim 40^\circ$)，故在不同位向的晶粒之间存在着原子无规则排列的过渡层，这个过渡层就是晶界。晶界处的原子排列极不规则，使晶格产生畸变，这就使晶界与晶粒内部有着许多不同的特性。例如，晶界在常温下的强度和硬度较高，在高温下则较低；晶界容易被腐蚀；晶界的熔点较低；晶界处原子扩散速度较快等。晶界对晶粒的塑性变形起阻碍作用，所以晶粒越细、晶界越多，塑性变形抗力越大，金属的硬度、强度就越高。

多晶体由许多晶粒构成，由于各晶粒的位向不同，晶粒之间存在晶界。当相邻两晶粒位向差小于 15° 时，称为小角度晶界；位向差大于 15° 时，称为大角度晶界。

小角度晶界是由一系列位错排列而成的，如图所示。大角度晶界的原子排列处于紊乱过渡

状态，如图所示。



2、亚晶界

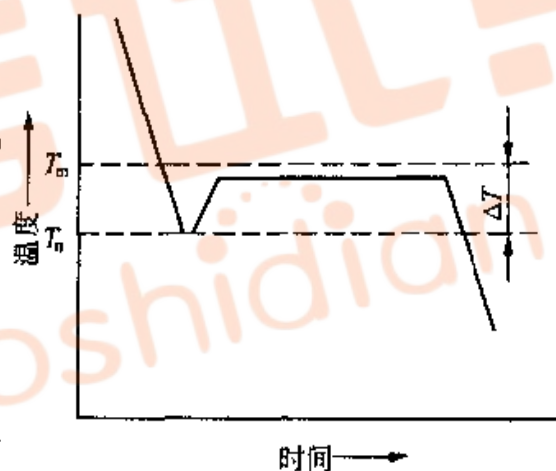
在电镜下观察晶粒，可以看出除晶界外，每个晶粒也是由一些小晶块所组成的，这种小晶块称为亚晶粒，亚晶粒的边界称为亚晶界。亚晶界实际上是由一系列刃型位错所形成的小角晶界，在一个晶粒内部，原子排列的位向也不完全一致，仍然由许多晶格位向差小于 2° 的小晶块构成。

第二章 纯金属的结晶

2-1 金属结晶的现象

一、冷却曲线与过冷现象

研究纯金属的结晶过程常采用热分析法，即将纯金属加热熔化成液态，然后缓慢冷却下来，记录温度随时间变化的曲线，称为冷却曲线。从冷却曲线上可以看出，纯金属自液态缓慢冷却时，随着冷却时间的不断增加，热量不断地向外界散失，温度也连续下降；当温度降到理论结晶温度 T_m 时，液态纯金属并未开始结晶，而是需要继续冷却到 T_m 以下某一温度 T_n 时，液态金属才开始结晶，这种现象称为过冷现象。理论结晶温度与实际结晶温度之差称为过冷度，即有 $\Delta T = T_m - T_n$ 。

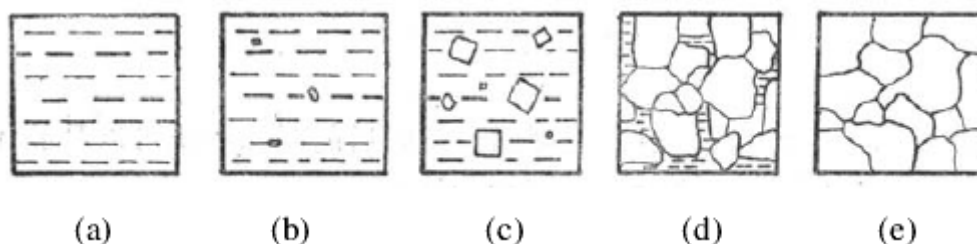


如图所示，当液态纯金属的温度降到实际结晶温度 T_n 开始结晶后，冷却曲线上会出现一个平台，这是由于液态纯金属在结晶时产生的结晶潜热与向外界散失的热量相等的原因，这个平台一直延续到结晶过程完毕，纯金属全部转变为固态为止，然后再继续向外散热直至冷却到室温，相应的冷却曲线呈连续下降。

通常，实际结晶温度总是低于理论结晶温度，但是在极其缓慢的冷却速度条件下，两者相差甚微（约 0.02°C 左右）。过冷度随金属的本性和纯度的不同，以及冷却速度的差异可以在很大的范围内变化。金属种类不同，过冷度的大小也不同；金属的纯度越高，则过冷度越大。当以上两个因素确定之后，过冷度的大小主要取决于冷却速度。在实际工程应用中，液态金属冷却速度总是比较快，冷却速度越快，则过冷度越大，实际结晶温度越低。

二、结晶的一般过程

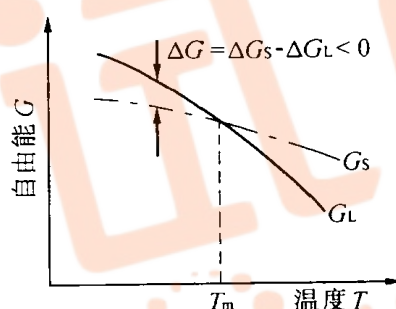
液态金属是怎样凝固为固态金属的呢？研究表明，金属在结晶时，首先在液态金属内产生晶核，然后晶核长大，最后每个晶核长大成为一个晶粒。已形成晶核不断长大的同时，液态金属中，又会不断地产生新的晶核并不断长大，直至液态金属全部消失，晶体彼此相互接触为止，所以一般纯金属是由许多晶核长成的外形不规则的晶粒和晶界所组成的多晶体。如下图所示：



当液态金属过冷至理论结晶温度以下的实际结晶温度时，晶核并未立即产生，而需要经过一定时间以后才开始出现第一批晶核；结晶开始前的这段停留时间称为孕育期。随着时间的推移，已形成的晶核不断长大，与此同时，液态金属中又产生第二批晶核；依此类推，原有的晶核不断长大，同时又不断产生新的第三批、第四批……晶核，就这样液态金属中不断形核，形成的晶核不断长大，使液态金属越来越少，直到各个晶体相互接触，液态金属耗尽，结晶过程进行完毕。由一个晶核长成的晶体，就是一个晶粒。由于各个晶核是随机形成的，其位向各不相同，所以各晶粒的位向也不相同，这样就形成一块多晶体金属；如果在结晶过程中只有一个晶核形成并长大，则形成一块单晶体金属。

2-2 金属结晶的热力学条件

为什么液态金属在理论结晶温度还不能开始结晶，而必须在一定的过冷条件下才能进行呢？这是由热力学条件决定的。热力学第二定律指出，在等温等压条件下，物质系统总是自发地从自由能较高的状态向自由能较低的状态转变。对于结晶过程而言，结晶能否发生，就要看液态金属和固态金属的自由能孰高孰低。下图是液态、固态纯金属自由能随温度变化的示意图：



由图可见，液态和固态金属的自由能都随着温度的升高而降低，液态金属自由能曲线的斜率比固态金属的大，所以液态金属的自由能降低得更快一些，两条曲线的斜率不同必然导致两条曲线必然在某一温度相交，此时的液态和固态金属的自由能相等，这意味着此时两者共存，处于热力学平衡状态，这一温度就是理论结晶温度 T_m 。可见，只有当温度低于 T_m 时，固态金属的自由能才低于液态金属的自由能，液态金属可以自发地转变为固态。因此，液态金属要结晶，其结晶温度一定要低于理论结晶温度 T_m ，即要有一定的过冷度，此时的固态金属的自由能低于液态金属的自由能，两者的自由能之差构成了金属结晶的驱动力。

2-3 金属结晶的结构条件

金属结晶是由晶核的形成和长大过程完成的，而晶核是由晶胚生成的。液态金属中短程规则排列的原子集团是形成晶胚的基础。液态金属中存在的短程规则排列原子集团是处于瞬间出现、瞬间消失、此起彼伏、变化不定的状态之中，称为结构起伏或相起伏。只有在过冷液体中出现尺寸较大的相起伏（称为晶胚），才有可能在结晶时转变为晶核。因此，液态金属中的这种此起彼伏，瞬时形成，又瞬时消失的短程规则排列原子集团，是液态金属结晶的形核基础。

2-4 晶核的形成

晶核的形成有两种，一种为均匀形核，另一种为非均匀形核。

(1) 均匀形核：液态金属本身就存在着许多短程规则排列的原子集团，在液态金属的温度低于 T_m 时，尺寸比较大的原子集团逐渐趋于稳定而成为结晶核心。这种由金属原子自己规则排列形成的晶核，称为均匀形核。晶核形成后，其周围的原子围绕晶核进行有规则的排列，而使晶核逐渐长大，最后长大成为一个晶粒。

(2) 非均匀形核：通常液态金属总是存在着各种固态杂质微粒，某些外来的固体小质点也可作为核心进行结晶。凡依靠外来微粒作为晶核的均称为非均匀形核。非均匀形核在金属结

晶过程中往往起着更重要的作用。必须指出，并非外来的任何微粒都能起到晶核作用。只有那些晶体结构或晶格常数与基体金属的晶体结构或晶格常数相近似的微细颗粒，才能起到晶核作用。例如，钢液中加铝，铝合金中加钛，铜合金中加铁等，就有使外来微粒起着非自发形核的作用。

一、均匀形核

1. 形核时的能量变化和临界晶核半径

当温度降到熔点以下时，在液态金属中存在结构起伏，即有瞬时存在的有序原子集团，它可能成为均匀形核的晶胚。当过冷液体中出现晶胚时，一方面原子由液态转变为固态将使体系的自由能降低，另一方面，由于晶胚构成新的界面、又会引起表面自由能的增加。因此，体系总的自由能的变化为：

$$\Delta G = -V\Delta G_V + \sigma S$$

式中 ΔG_V 是液、固两相单位体积自由能之差， σ 是晶胚单位面积表面能， V 和 S 分别是晶胚的体积和表面积。为计算上的方便，设晶胚为球形，其半径为 r ，则上式可写成：

$$\Delta G = -\frac{4}{3}\pi r^3 \Delta G_V + 4\pi r^2 \sigma$$

由此得到 ΔG 随 r 变化的曲线：



由图可知： ΔG 在半径为 r_k 时达到最大值。当 $r < r_k$ 时，随着晶胚尺寸 r 的增大，则系统的自由能增加，过程不能自动进行，这种晶胚不能成为稳定的晶核，而是瞬时形成，又瞬时消失；

当 $r > r_k$ 时，随着晶胚尺寸的增大，系统的自由能降低，过程可以自动进行，晶胚可以自发地长成稳定的晶核，因此它将不再消失；

当 $r = r_k$ 时，这种晶胚既可能消失，也可能长大成为稳定的晶核，半径为 r_k 的晶核叫做临界晶核，而 r_k 称为临界晶核半径。

$$r_k = \frac{2\sigma}{\Delta G_V} \quad r_k = \frac{2\sigma T_m}{L_m \Delta T}$$

可见，临界半径 r_k 与过冷度 ΔT 成反比，过冷度越大，则临界半径越小

2. 临界形核功

晶核半径在 $r_k - r_0$ 范围内时，系统的自由能 ΔG 仍然大于零，即阻力大于驱动力，那么，尺寸在这个范围内的晶核怎样成为稳定晶核？当 $r = r_k$ 时， ΔG 的极大值为 ΔG_k ：

$$\begin{aligned} \Delta G_k &= -\frac{4}{3}\pi \left(\frac{2\sigma}{\Delta G_V}\right)^3 \Delta G_V + 4\pi \left(\frac{2\sigma}{\Delta G_V}\right)^2 \sigma = \\ &= \frac{1}{3} \left[4\pi \left(\frac{2\sigma}{\Delta G_V}\right)^2 \sigma \right] = \\ &= \frac{1}{3} 4\pi r_k^2 \sigma = \frac{1}{3} S_k \sigma \end{aligned}$$

可见，形成临界晶核时自由能的变化为正值，且恰好等于临界晶核表面能的 $1/3$ 。这表明，

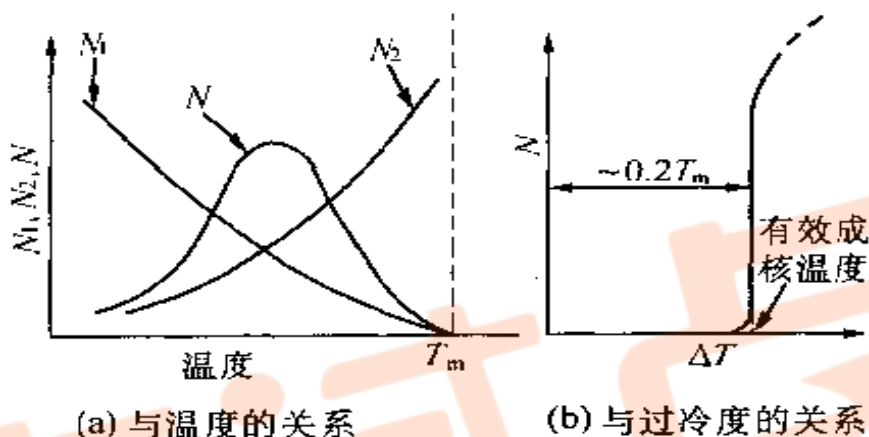
形成临界晶核时，体积自由能的下降只补偿了表面能的 2/3，还有 1/3 的表面能没有得到补偿，需要依靠液体中存在的能量起伏来补足，即需要对形核做功，故称 ΔG_k 为临界形核功。

综上所述，形核要在一定的过冷条件下才可能，这时在液体中客观存在的结构起伏和能量起伏，瞬间满足了晶核的尺寸和形核功时，这个晶胚就不再消失，而成为晶核且不断长大。

3. 形核率

形核率是指在单位时间单位体积液体中所形成的晶核数。形核率受两个方面因素的控制：一方面是随着过冷度的增加，晶核的临界半径和形核功减小，有利晶核形成，形核率增加（形核功因子 N_1 ）；另一方面增加过冷度，降低原子的扩散能力，结果给形核造成困难，使形核率减少（原子扩散能力的因子 N_2 ）。

$$N = N_1 \cdot N_2$$



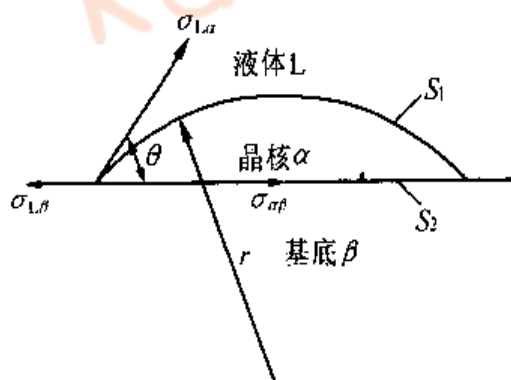
二、非均匀形核

如前所述，液态金属均匀形核所需的过冷度很大，约 $0.2T_m$ 。例如纯铁均匀形核时的过冷度达 295°C ，纯铝为 130°C 。而实际形核过冷度一般不超过 20°C ，其原因在于产生非均匀形核。在液态金属中总是存在一些微小的固相杂质质点，并且液态金属在凝固时还要和型壁相接触，晶核就可以优先依附于这些现成的固体表面上形成，这种形核方式就是非均匀形核，它使形核时的过冷度大大降低。

1. 临界晶核及形核功

形核的主要阻力是晶核的表面能，非均匀形核，依附于固相质点的表面上形核，能使表面能降低，使形核在较小的过冷度下进行。

设一晶胚依附于型壁平面上形成，如图所示，并且该晶胚是曲率半径为 r 的球冠， θ 为该晶胚与型壁表面的浸润角。可求得：



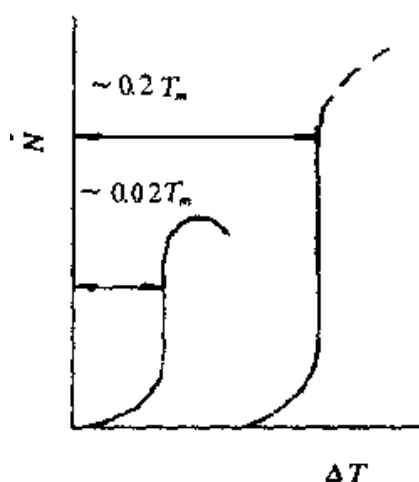
$$r_k' = \frac{2\sigma_{\alpha L}}{\Delta G_V} = \frac{2\sigma_{\alpha L} T_m}{L_m \Delta T}$$

$$\Delta G_k' = \frac{1}{3} 4\pi r_k'^2 \sigma_{\alpha L} \left(\frac{2 - 3\cos\theta + \cos^3\theta}{4} \right)$$

比较均匀形核、非均匀形核的临界半径和形核功，可以看出，非均匀形核临界球冠半径与均匀形核的临界半径是相等的。

一般的情况是 θ 角在 $0-180$ 之间变化，非均匀形核的球冠体积小于均匀形核的晶核体积， $\Delta G_k'$ 恒小于 ΔG_k 。 θ 越小， $\Delta G_k'$ 越小，非均匀形核越容易，需要的过冷度也越小。

2. 非均匀形核的形核率



非均匀形核的形核率与均匀形核相似，但除受过冷度和温度的影响外，还受固态杂质的结构、数量、形貌及其他一些物理因素的影响。

1) 过冷度的影响。由于非均匀形核所需的形核功很小，因此在较小的过冷度条件下形核。(如图)

2) 固体杂质结构的影响。非均匀形核的形核功与 θ 角有关， θ 角越小，形核功越小，形核率越高。(结构相似、尺寸相当，点阵匹配原理)

3) 固体杂质形貌的影响。固体杂质表面的形状各种各样，具有不同的形核率。在曲率半径、接触角相同的情况下，晶核体积随界面曲率的不同而改变。凹曲面的形核效能最高，因为较小体积的晶胚便可达到临界晶核半径，平面的效能居中，凸曲面的效能最低。

4) 过热度的影响。过热度是指金属熔点与液态金属温度之差。液态金属的过热度对非均匀形核有很大的影响。当过热度较大时，有些质点的表面状态改变了，如质点内微裂缝及小孔减少，凹曲面变为平面，使非均匀形核的核心数目减少；当过热度很大时，特使固态杂质质点全部熔化，这就使非均匀形核转变为均匀形核，形核率大大降低。

5) 其它影响因素。在液态金属凝固过程中进行振动或搅动，一方面可使正在长大的晶体碎裂成几个结晶核心，另一方面又可使受振动的液态金属中的晶核提前形成。

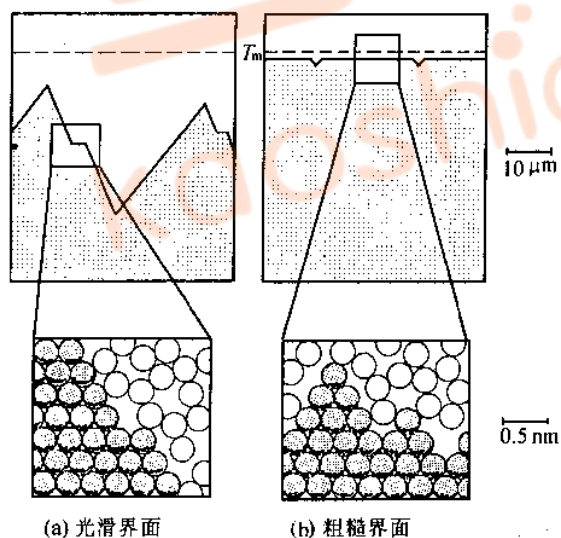
2-5 晶核长大

稳定晶核出现之后，马上就进入了长大阶段。晶体的长大从宏观上来看，是晶体的界面向液相逐步推移的过程；从微观上看，则是依靠原子逐个由液相中扩散到晶体表面上，并按晶体点阵规律的要求，逐个占据适当的位置而与晶体稳定牢靠地结合起来的。

晶体长大的方式和长大速度主要取决于液-固界面前沿的温度分布状况和晶核的界面结构。

一、固液界面的微观结构

晶体的长大是通过液体中单个并按照晶面原子排列的要求与晶体表面原子结合起来。按原子尺度，把相界面结构分为粗糙界面和光滑界面两类。



二、晶核长大机制

1. 二维晶核长大机制

当固液界面为光滑界面时，若液相原子单个的扩散迁移到界面上是很难形成稳定状态的，这是由于它所带来的表面自由能的增加，远大于其体积自由能的降低。在这种情况下，晶体的长大只能依靠所谓的二维晶核方式，即依靠液相中的结构起伏和能量起伏，使一定大小的原子集团几乎同时降落到光滑界面上，形成具有一个原子厚度并且有一定宽度的平面原子集团，二维晶核形成后，它的四周就出现了台阶，后迁移来的液相原子一个个填充到这些台阶处，这样所增加的表面能较小，直到整个界面铺满一层原子后，又变成了光滑界面，而后又需要新的二

维晶核的形成，否则生长即告中断。晶体以这种方式长大时，其长大速度十分缓慢。

2. 螺型位错长大机制

在通常情况下，具有光滑界面的晶体，其长大速度比按二维晶核长大方式快得多，由于在晶体长大时，总是难以避免形成种种缺陷，这些缺陷所造成的界面台阶使原子容易向上堆砌，因而较二维晶核机制长大速度快。

3. 垂直长大机制

在粗糙界面上，几乎有一半应技晶体规律而排列的原子位置虚位以待，从液相中扩散过来的原子很容易填入这些位置与晶体连接起来。由于这些位置接待原子的能力是等效的，在粗糙界面上的所有位置都是生长位置，所以液相原子可以连续、垂直地向界面添加，界面的性质水远不会改变，从而使界面迅速地向液相推移。晶体缺陷在粗糙界面的生长过程中不起明显作用。这种长大方式称为垂直长大。它的长大速度很快，大部分金属晶体均以这种方式长大。

三、固液界面前沿液体中的温度梯度

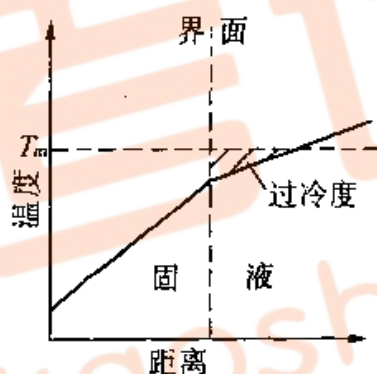
固液界面前沿液体中的温度梯度也是影响晶体长大的一个重要因素，它可分为正温度梯度和负温度梯度两种。

1. 正温度梯度

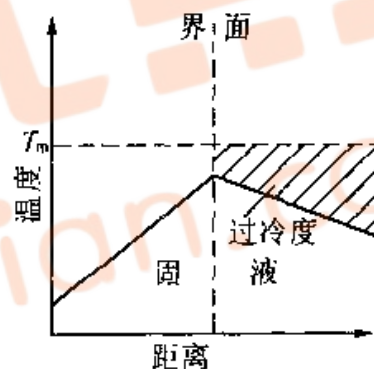
正温度梯度是指液相中的温度随至界面距离的增加而提高的温度分布状况，其结晶前沿液体中的过冷度随至界面距离的增加而减小。一般的液态金属均在铸型中凝固，金属结晶时放出的结晶潜热通过型壁传导做出，故靠近型壁处的液体温度最低，结晶最早发生，而越接近熔液中心的温度越高，这种温度的分布情况即为正温度梯度

2. 负温度梯度

负温度梯度是指液相中的温度随至界面距离的增加而降低的温度分布状况，也就是说，过冷度随至界面距离的增加而增大。此时所产生的结晶潜热既可通过已结晶的固相和型壁散失，也可通过尚未结晶的液相散失。



(a) 正温度梯度



(b) 负温度梯度

四、纯金属结晶时的生长形态

纯金属结晶时的生长形态，取决于液—固界面的微观结构和界面前沿液相中的温度分布情况。

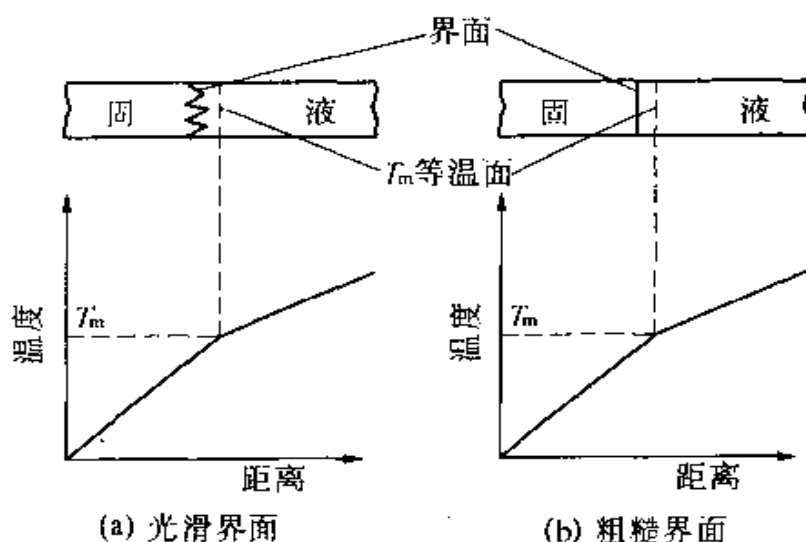
1. 在正的温度梯度下生长的界面形态

正的温度梯度下，结晶潜热只能通过固相而散出，相界面的推移速度受固相传热速度所控制。晶体的生长是以接近平面状向前推移，其形态按界面的微观结构不同，有两种类型：

(1) 光滑界面的情况：光滑界面其显微界面为某一晶体学小平面，与熔点 T_m 交有一定角度，但从宏观来看，仍为平行于 T_m 等温面的平直面，如图 (a)，这种情况有利于形成规则形状的晶体，其生长形态呈台阶状。

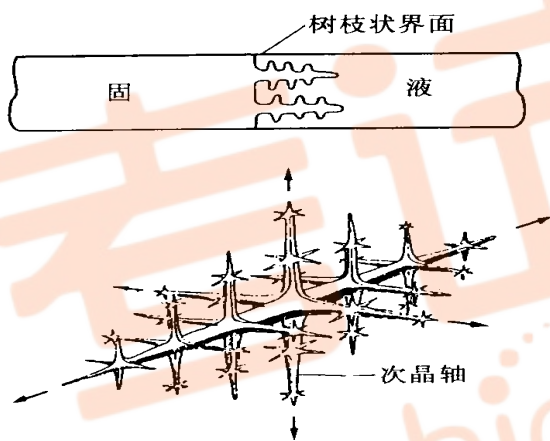
(2) 粗糙界面的情况：具有粗糙界面的晶体，在正的温度梯度下成长时，其界面为平行于熔点 T_m 等温面的平直界面，它与散热方向垂直，如图 (b)。

晶体在生长时界面只能随着液体的冷却而均匀一致地向液相推移，一旦局部偶有突出，它便进入低于临界过冷度甚至熔点 T_m 以上的温度区域，成长立刻减慢下来，甚至被熔化掉。所以固液界面始终保持平面。在这种条件下，晶体界面的移动完全取决于散热方向和散热条件，具有平面状的长大形态，称为平面长大方式。



2. 在负的温度梯度下生长的界面形态

负的温度梯度下，相界面上产生的结晶潜热即可通过固相也可通过液相而散失。在这种情况下，如果界面的某一局部偶有凸出，则它将伸入到过冷度更大的液体中，使凸出部分的生长速度增大而进一步伸向液体中。在这种情况下，液—固界面就不可能保持平面状而会形成许多伸向液体的分枝（沿一定晶向），同时在这些晶枝上又可能会长出二次晶枝，在二次晶枝再长出三次晶枝，如图所示。晶体的这种生长方式称为树枝状生长。



1. 晶粒度

表示晶粒大小的尺度叫晶粒度，晶粒度可用晶粒的平均面积或平均直径表示。工业生产上采用晶粒度等级来表示晶粒大小。标准晶粒度共分8级，1-4级为粗晶粒，5-8级为细晶粒。通过100倍显微镜下的晶粒大小与标准图对照来评级。

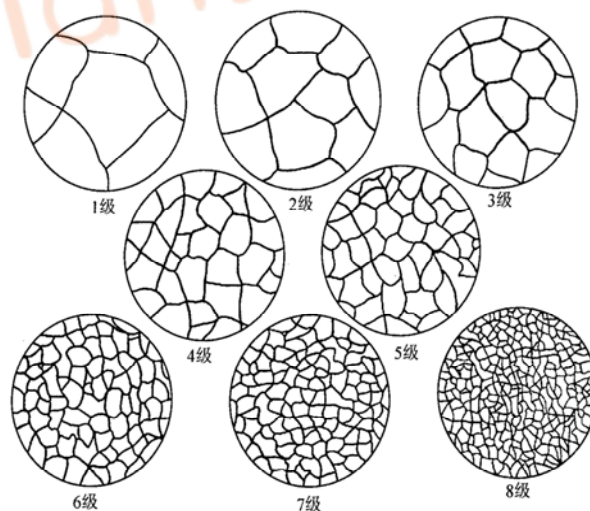
晶粒大小对金属的机械性能有很大影响，在常温下，金属的晶粒越细小，强度和硬度则越高，同时塑性韧性也越好。称为细晶强化。除了钢铁外，其它大多数金属不能通过热处理改变其晶粒度大小，因此，通过控制铸造和焊接时的结晶条件来控制晶粒度的大小，便成为改善机械性能的重要手段。

2. 决定晶粒度的因素

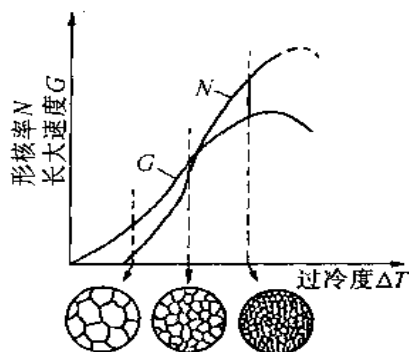
金属结晶时，每个晶粒都是由一个晶核长大而成的。晶粒的大小取决于形核率和长大速度的相对大小。形核率越大，则单位体积中晶核数目越多，每个晶核的长大余地越小，因而长成的晶粒越细小。反之，形核率越小而长大速度越大，则会得到越粗大的晶粒。

因此，晶粒度取决于形核率 N 和长大速度 G 之比， N/G 比值越大，晶粒越细小。

五、晶粒大小的控制



单位体积中的晶粒数目 Z_V



$$Z_V = 0.9 \left(\frac{N}{G} \right)^{3/4}$$

3. 控制晶粒度的方法

1) 控制过冷度：随过冷度增加， N/G 值增加，晶粒变细。

2) 变质处理：就是在液态金属中加入变质剂，在金属液中形成大量的固体质点，起非自发形核的作用，促进形核，抑制长大，从而达到细化晶粒，改善性能的目的。如在铝或铝合金中加入微量钛，钢中加入微量钛、铝等，就是变质处理的典型例子。

3) 振动、搅拌处理：在液态金属结晶时，采用机械振动、超声波振动或电磁搅拌处理等方法，可获得细小的晶粒。振动、搅拌的细化作用是通过两个方面进行的：一方面可靠外部输入的能量来促进形核，另一方面也可使成长中的枝晶破碎，使晶核数目显著增加。

2-6 金属铸锭(件)组织与缺陷

在实际生产中，液态金属被浇注到锭模中便得到铸锭，而注入到铸型模具中成型则得到铸件。铸锭(件)的组织及其存在的缺陷对其加工和使用性能有着直接的影响。

1、金属铸锭组织的形成

金属铸锭通常由三个晶粒区所组成：表面细晶区、柱状晶区和中心等轴晶区

1) 表面细晶区

当液态金属注入金属锭模后，由于模壁温度较低，使与它接触的很薄一层液态金属发生强烈的过冷，形成大量的晶核，这些晶核迅速生长到互相接触，因此铸锭表层获得了细小的等轴晶粒。

2) 柱状晶区

在细晶区形成的同时，模壁温度不断升高，使剩余液态金属的冷却逐渐减慢，并且由于结晶潜热的释放，使细晶区前沿液体的过冷度减小，形核变得困难，而细晶区已生成的晶粒，可以继续向液体中生长。由于垂直于模壁方向的散热速度最快，那些晶轴与模壁垂直的晶粒就会沿着散热相反方向择优长大，从而获得了柱状晶区。

3) 中心等轴晶区

随柱状晶区的长大，模壁温度升高，散热的方向性已不明显，同时锭模中心部分的液态金属的温度逐渐降低并渐趋均匀，最终几乎同时进入过冷状态，并以非均匀方式形核，由于在不同方向上的生长速度相同，因而便形成了等轴晶粒。中心部分的液态金属的冷却速度较慢，过冷度较小，故晶粒就较粗大。

2、铸锭组织的性能与控制

铸锭的细晶粒，组织较致密，机械性能较好。但由于细晶区总是比较薄的，故对整个铸锭的性能影响不大。

在柱状晶区中，因为相互平行的柱状晶的接触面及相邻垂直的柱状晶区的交界面较为脆弱，并常聚集着易熔杂质和非金属夹杂物，使铸锭在热压力加工时，容易沿这些脆弱面开裂。因此钢锭一般不希望柱状晶区过大。但是，柱状晶组织比较致密。它不象等轴晶那样容易形成疏松。因此，对塑性较好的有色金属，有时为了获得较致密的铸锭。反而要使柱状晶区扩大。因为在热压力加工时，由于这些金属本身具有良好的塑性，不致于发生开裂。

等轴晶区由于在结晶时没有择优取向，故不存在上述那种脆弱的交界面，而方向不同的晶粒彼此交错咬合，各方向上的机械性能均较好。但由于各个等轴晶粒在生长过程中互相交叉，



有可能造成许多封闭的小区，并将残留在这些小区中的液体相互隔绝起来。当这些液体结晶收缩时，由于得不到外界液体的补充。就形成很多微小的缩孔（缩松）。因此，等轴晶区的组织就比较疏松。这又使该区的机械性能降低。

合金铸锭的组织与合金成分和浇注条件等因素有关。一般提高浇注温度、加快冷却速度和采用方向性散热等措施，都有利于柱状晶区的发展。而浇注温度低、冷却速度慢、均匀散热、变质处理和附加振动、搅拌等则有利于等轴晶区的发展。

3. 铸锭缺陷

铸造缺陷的类型较多，常见的有缩孔、气孔、疏松、偏析、夹渣、白点等，它们对性能是有害的。



1) 缩孔：缩孔是由于液态金属结晶时体积收缩且补缩不足造成的。可通过改变结晶时的冷却条件和加冒口等来进行控制。钢锭出现缩孔在锻轧前应切除。

2) 偏析：合金中各部分化学成分不均匀的现象称为偏析。铸锭(件)在结晶时，由于各部位结晶先后顺序不同，合金中的低熔点元素偏聚于最终结晶区，造成宏观上的成分不均匀，称宏观偏析。适当控制浇注温度和结晶速度可减轻宏观偏析。

3) 气孔：气孔是指液态金属中溶解的气体或反应生成的气体在结晶时未逸出而存留于铸锭(件)中的气泡。铸锭中的封闭的气孔可在热加工时焊合，张开的气孔需要切除。铸件中出现气孔则只能报废。

4) 夹杂物

第三章 合金相的晶体结构

§ 3-1 合金中的相

基本概念：

组元：组成合金最基本的、独立的物质。一般说来，组元就是组成合金的元素，但也可以是稳定的化合物。

合金系：由给定的组元以不同的比例配制成一系列成分不同的合金，这一系列合金就构成一个合金系。

相：广义的概念是指物质的结构状态。在合金中，通过组成元素（组元）原子间的相互作用，形成具有相同晶体结构与性质，并以明确界面分开的成分均一的组成部分称为合金相。

一、相的分类

根据合金组成元素及其原子间相互作用的不同，固态下形成的合金相基本上分为固溶体和金属化合物两大类。

1、固溶体

固溶体以合金某一组元为溶剂，在其晶体点阵中溶入其它组元原子（溶质）从而组成异类原子混合的固态溶体，其结构保持溶剂的点阵类型。

2、金属化合物

金属化合物是异类原子组成具有与该组元均不相同的点阵结构。一般可以用 分子式来大致表示其组成。

二、影响合金相结构的主要因素

1、电负性因素

通常以元素电负性作为合金组元原子间的电化亲和能力及其形成化合物倾向的判据。电负性相差越大，越易形成金属化合物，反之，易形成固溶体。

2、电子浓度因素

电子浓度是指合金中各组元的价电子总数 e 与组元的原子总数 a 之比，对应一定点阵结构的合金相，其电子浓度是有限度的，当超越极限电子浓度后，将引起该合金相结构的改变。

$$c_{\text{电}} = \frac{V_A(100-r) + V_B r}{100}$$

式中， V_A 、 V_B 分别为溶剂和溶质的原子价， r 为溶质 B 的物质的量比。一般，当异类原子价电子数相差较大时，有利于形成金属化合物，其相结构多与电子浓度有一定对应关系；反之，有利于形成固溶体，但其溶解度受电子浓度控制。

3、原子尺寸因素

原子尺寸因素一般用组元间原子半径之差与其中一组元的原子半径之比表示，

$$\Delta r = \frac{r_A - r_B}{r_A}$$

当组元电负性相差不大时， Δr 越小，越容易形成固溶体，反之，容易形成金属化合物。

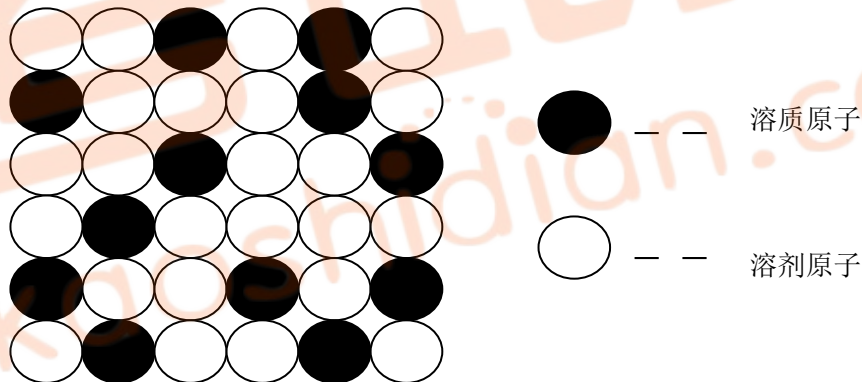
§ 3-2 合金的相结构

一、固溶体

(一) 固溶体的分类

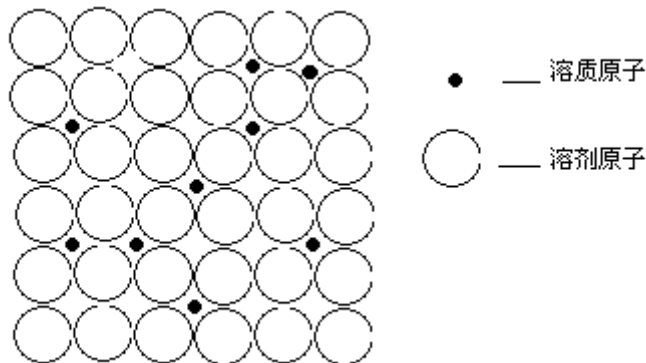
按溶质原子在固溶体结构中的位置划分：

1、置换固溶体



溶质原子占据溶剂原子的点阵位置。

2、间隙固溶体



溶质原子进入溶剂点阵原子的间隙

按溶质原子溶解度划分：

1、有限固溶体

在一定条件下，溶质组元在固溶体中浓度有一定的限度。

2、无限固溶体

溶质能以任意比例溶入溶剂，固溶体溶解度可达 100%。

按溶质原子在固溶体结构中的分布划分：

1、无序固溶体

溶质原子统计地或随机地分布于溶剂的晶格中。

2、有序固溶体

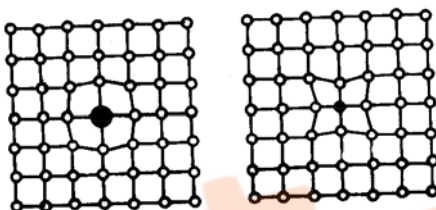
溶质原子按适当比例并按一定顺序和方向，围绕着溶剂原子分布。

（二）置换固溶体

置换固溶体的溶解度大小十分悬殊，主要有以下因素影响：

1、原子尺寸因素

当 $\Delta r < 14 \sim 15\%$ 时，有利于形成溶解度较大的固溶体，反之，溶解度较小。因为溶质原子的溶入，会导致晶格畸变，而原子尺寸相差越大，畸变越严重，使溶解度下降。



2、电负性因素

溶解度随电负性差的减小而增大。电负性大小与元素在周期表中的位置有关。

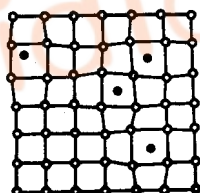
3、电子浓度因素

4、晶体结构因素

点阵相同的组元有利于溶解度的增加。

（三）间隙固溶体

间隙固溶体的溶解度，除与溶质原子尺寸因素有关外，主要取决于溶剂晶体点阵的间隙大小与形状及其所引起的点阵畸变。由于间隙尺寸大多小于溶质原子的尺寸，故间隙固溶体晶格畸变较大，所以，间隙固溶体的溶解度总是有限的。



（四）固溶体的结构

1、晶格畸变

在固溶体中，由于溶质原子的存在及其尺寸差别，将使周围溶剂原子排列的规律性在一定范围内受到不同程度的干扰，并引起弹性应变——点阵畸变。对于置换固溶体，若溶质原子尺寸大于溶剂原子，则使周围点阵发生膨胀位移；反之，将引起收缩。在间隙固溶体中，溶质原子尺寸多大于点阵间隙，故通常使点阵发生膨胀变化。

溶质原子所引起的点阵畸变，可由原子的平均静位移表达。

点阵畸变的结果导致固溶体平均点阵常数的改变，一般，随固溶体中溶质原子浓度的增加，平均点阵常数基本上呈直线变化规律。置换固溶体中，点阵常数将出现正偏差或负偏差，而间隙固溶体中，点阵常数随溶质原子浓度提高而增加。

2、偏聚与有序

当同类原子（A-A、B-B）结合较强而处于低能量状态时，则溶质与溶剂分别在一定范围内各自倾向聚集，形成偏聚结构；异类原子（A-B）结合较强时，则溶质原子在固溶体点阵的一定范围内趋于有规则分布，形成短程有序结构。

3、有序固溶体

定义：某些具有一定原子组成比和在较高温度下保持无序（或短程有序）结构的固溶体，

当降温至某一临界温度以下时，可能转变为长程有序结构，称为有序固溶体或超点阵。

有序固溶体的主要类型

(1) 体心立方点阵的超点阵

CuZn 型：

Fe₃Al 型：

(2) 面心立方点阵的超点阵

Cu₃Au 型：

CuAu 型：

CuPt 型：

(3) 密排六方点阵的超点阵

(五)、固溶体的性能

无论是置换固溶体还是间隙固溶体，由于溶质原子尺寸与溶剂原子不同，其晶格都会产生畸变。由于晶格畸变增加了位错移动的阻力，使滑移变形难以进行，因此固溶体的强度和硬度提高，塑性和韧性则有所下降。这种通过溶入某种溶质元素来形成固溶体而使金属的强度、硬度提高的现象称为固溶强化。

二、金属化合物

(一) 正常价化合物

周期表上相距较远，电化学性质相差较大的两元素容易形成正常价化合物，通常由IV、V、VI族元素组成，如Mg₂Pb、Mg₂Sn、Mg₂Si、MgS、MnS等。

正常价化合物符合一般化合物的原子价规律，成分固定，并可用化学式表示。这类化合物具有高的硬度和脆性。当其在合金中弥散分布于固溶体基体中时，将起到强化相的作用，使合金强化。

(二) 电子化合物

电子化合物是由第I族或过渡族元素与第II至第V族元素结合而成的。它不遵循原子价规律，而服从电子浓度规律。

电子化合物的结构取决于电子浓度，当电子浓度为3/2 (21/14) 时，晶体结构为体心立方晶格，称为β相；电子浓度为21/13时，晶体结构为复杂立方晶格，称为γ相；电子浓度为7/4 (21/12) 时，晶体结构为密排六方晶格，称为ε相。

电子化合物成分可以在一定范围内变化。

电子化合物具有很高的熔点和硬度，但脆性很大，一般只能作为强化相存在于合金特别是有色金属合金中。

(三) 间隙相和间隙化合物

这是一类由过渡族金属与原子半径很小的非金属形成稳定性较高的金属间化合物。

1、间隙相（简单间隙相）

金属(A)与非金属(B)的原子半径比值 $r_B/r_A \leq 0.59$ ，其晶体结构较简单。该间隙相多具有面心立方和密排六方点阵结构，晶胞中，A、B两组元原子呈一定比例结合。按化学分子式，有AB、AB₂、A₄B、A₂B等类型。

间隙相具有极高的熔点和硬度，具有明显的金属特性。

2、间隙化合物（复杂间隙相）

当金属(A)与非金属(B)的原子半径比值 $r_B/r_A \geq 0.59$ 时，将形成具有复杂晶体结构的间隙相。其中大多是过渡族金属Fe、Cr、Mn、W、Mo等与碳原子组成的碳化物。

(1) Fe₃C 通常称为渗碳体，正交晶系，每个碳原子分布于6个铁原子排列的间隙处。部分Fe原子可被其它过渡族金属原子置换，形成合金渗碳体。

(2) M₂₃C₆ 多以Cr为主的碳化物

(3) M₆C 具有复杂立方晶体结构

间隙化合物具有很高的熔点和硬度，但加热时易分解。

§ 3-3 二元合金相图的建立

相图的概念：相图是利用图解方法表示合金的状态与温度、成分间的关系的图解，是表示合金系在平衡条件下，在不同温度、成分下的各相关系的图解。

一、二元相图的表示方法

1、单元系相图

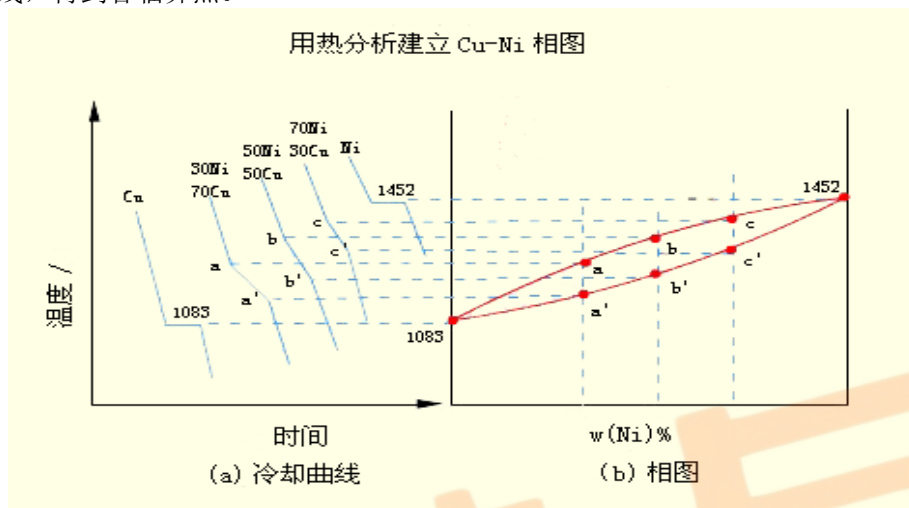
只用一根温度轴表示。

2、二元系相图

用两个坐标轴表示，横坐标表示成分，纵坐标表示温度。在成分和温度坐标平面上任意一点成为表象点。

二、二元合金相图的测定方法

二元相图是根据各种成分材料的临界点绘制的，临界点表示物质结构状态发生本质变化的相变点。测定材料临界点有动态法和静态法两种方法，如前者有热分析、膨胀法、电阻法等；后者有金相法、X射线结构分析等。相图的精确测定必须由多种方法配合使用。下面介绍用室温的冷却曲线，得到各临界点。



图(a)给出纯铜 $\omega(\text{Ni})$ 为30%，50%，70%的Cu-Ni合金及纯Ni的冷却曲线。由图可见，纯组元Cu和Ni的冷却曲线相似，都有一个水平平台，表示其凝固在恒温下进行，凝固温度分别为1083°C和1452°C。其他3条二元合金曲线不出现水平平台，而为二次转折，温度较高的转折点（临界点）表示凝固的开始温度，而温度较低的转折点对应凝固的终结温度。这说明3个合金的凝固与纯金属不同，是在一定温度范围内进行的。将这些与临界点对应的温度和成分分别标在二元相图的纵坐标和横坐标上，每个临界点在二元相图中对应一个点，再将凝固的开始温度点和终结温度点分别连接起来，就得到图(b)所示的Cu-Ni二元相图。由凝固开始温度连接起来的相界线称为液相线，由凝固终结温度连接起来的相界线称为固相线。

三、相律及杠杆定律

(一) 相律

用来表示平衡状态下系统的组元数 C 、相数 P 与独立可变因素——自由度 f 之间的关系。即：

$$f = C - P + 2$$

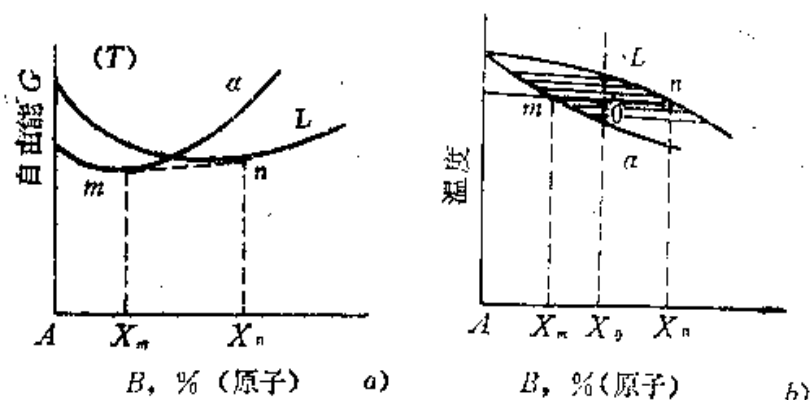
所谓自由度，是指系统在保持平衡状态和相数不变的前提下，能够在一定范围内任意独立改变的因素（温度、压力、成分等）的数目。

在金属与合金的凝固系统中，通常压力的改变对状态影响极小，可以忽略不计，故系统平衡时相律形式为：

$$f = C - P + 1$$

(二) 杠杆定律

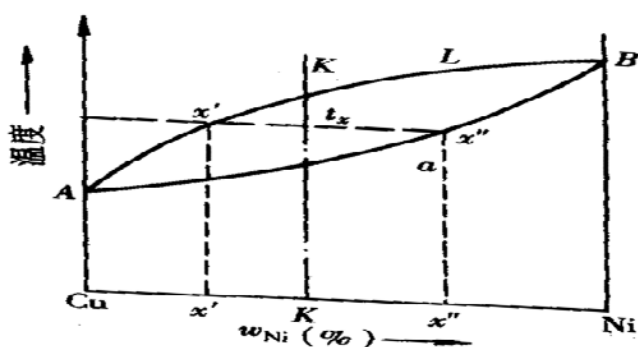
1、平衡相成分确定



任一温度作一水平线，与固相线和液相线的交点即为固相和液相成分。

2、平衡相相对量的确定

用杠杆定律确定。如图：



设两相相对量分别为： W_L 、 W_α ，则有：

$$W_L + W_\alpha = 1$$

$$W_L \cdot x'' + W_\alpha \cdot x' = x'' \cdot K$$

可以求得各相重量分数为：

$$W_L = \frac{x'' - K}{x'' - x'} = \frac{x'' K}{x'' x'}$$

$$W_\alpha = \frac{K - x'}{x'' - x'} = \frac{K x'}{x'' x'}$$

两平衡相的相对重量，则为：

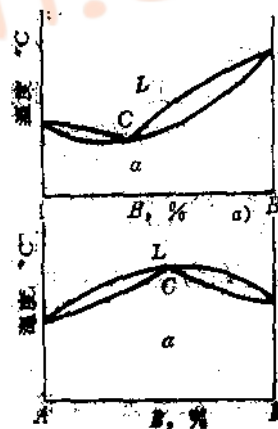
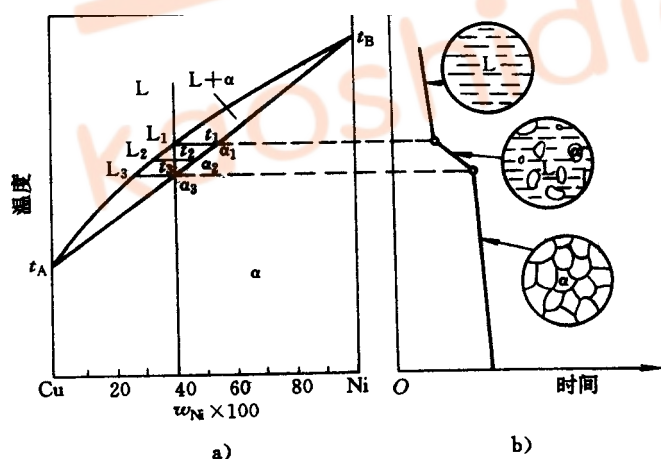
$$\frac{W_L}{W_\alpha} = \frac{x'' K}{K x'}$$

§ 3-4 匀晶相图及其固溶体的形成

一、匀晶相图

在液态和固态均无限互溶的相图。如 Cu-Ni、Au-Ag、Au-Pt、W-Mo 等。

相图分析（以 Cu-Ni 为例）：



点：纯 Cu 熔点、纯 Ni 熔点

线：液相线、固相线

相区：单相区 L、 α ，两相区 L+ α

注意：匀晶相图特殊情况：具有极小点或极大点的匀晶相图。

二、固溶体合金的平衡结晶及其组织

1、平衡结晶过程

任一合金在液相线以上时，保持单一液态，冷却到液相线时，开始结晶出固相 α ，保持 L+ α 两相平衡直至冷却到固相线温度为止。

室温组织为单相 α 固溶体。

2、匀晶转变的形核与生长

主要依靠结构起伏和能量起伏形核，但由于开始析出相 α 与原合金成分不同，因而新相形核还必须借助液态合金中组元原子分布的微观不均匀性提供的浓度起伏。

α 相长大过程中，固相成分和剩余液相成分在不断的变化，其变化规律是：液相成分始终沿液相线变化，而固相成分始终沿固相线变化。

三、固溶体合金的非平衡结晶及其组织

实际生产条件下，液态合金的结晶是在较快的冷却速度下进行的，组元原子得不到充分扩散，称为非平衡结晶，所得组织称为非平衡组织。

非平衡结晶时，存在显微组织的化学成分不均匀性问题，先结晶的部分含高熔点组元较多，后结晶的部分含低熔点组元较多，这种现象称为晶内偏析，当固溶体以树枝状方式结晶时，这种偏析也称枝晶偏析。

枝晶偏析的程度取决于结晶时的冷却速度、偏析元素的扩散能力以及相图中液-固线的距离等因素。严重的枝晶偏析将恶合金的性能，生产上常把有枝晶偏析的合金加热到固相线以下 $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ 进行长时间保温，使原子充分扩散，实现成分均匀化，这种处理方法成为均匀化退火或扩散退火。

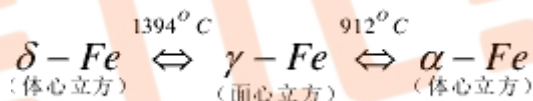
第四章 铁碳合金

4-1 铁碳合金的组元及基本相

一、纯铁

1、铁的同素异构转变

纯铁由液态结晶为固态后，继续冷却到 1394°C 及 912°C 时，先后发生两次晶格类型的转变。金属在固态下发生的晶格类型的转变称为同素异晶转变。



温度低于 912°C 的铁为体心立方晶格，称为 $\alpha\text{-Fe}$ ；温度在 $912\sim 1394^{\circ}\text{C}$ 间的铁为面心立方晶格，称为 $\gamma\text{-Fe}$ ；温度在 $1394\sim 1538^{\circ}\text{C}$ 间的铁为体心立方晶格，称为 $\delta\text{-Fe}$ 。

2、铁素体与奥氏体

碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中形成的间隙固溶体称为铁素体，常用符号 F 或 α 表示，其最大溶解度为 $0.0218\text{wt}\%\text{C}$ ，发生于 727°C ，碳多存在于体心立方 α 结构的八面体空隙。铁素体与 $\alpha\text{-Fe}$ 在居里点 770°C 以下均具有铁磁性。

碳在 $\gamma\text{-Fe}$ 中形成的间隙固溶体称为奥氏体，常用符号 A 或 γ 表示，其最大溶解度为 $2.11\text{wt}\%\text{C}$ ，发生于 1148°C ，碳多存在于面心立方 γ 结构的八面体空隙。奥氏体与 $\gamma\text{-Fe}$ 均具有顺磁性。

3、纯铁的性能及应用

工业纯铁的机械性能特点是强度、硬度低，塑性好，其机械性能大致如下：

拉伸强度 σ_b ： $18\times 10^7\sim 28\times 10^7\text{N/m}^2$

屈服强度 $\sigma_{0.2}$ ： $10\times 10^7\sim 17\times 10^7\text{N/m}^2$

延伸率 δ ： $30\sim 50\%$

断面收缩率 ψ ： $70\sim 80\%$

冲击值： $160\sim 200\text{J/cm}^2$

布氏硬度 HBS ： $50\sim 80$

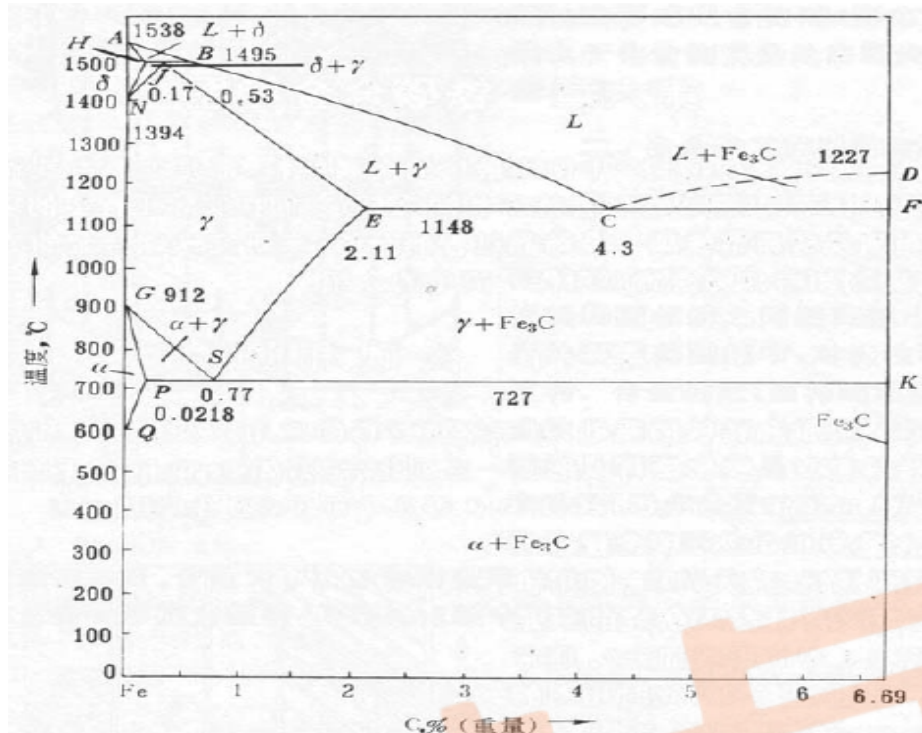
工业纯铁塑性和韧性很好，但其强度很低，很少用做结构材料。主要用于要求软磁性的场合。

二、渗碳体

渗碳体是铁与碳形成的具有复杂结构的间隙化合物，分子式为 Fe_3C ；含碳 $6.69\text{wt}\%$ ，它的硬度很高，脆性大，塑性和韧性几乎为零。

4-2 Fe-Fe₃C 相图分析

一、相图中的点、线、区及其意义

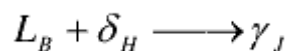


相图中各特性点的温度、碳含量及其含义见下表：

符号	温度 (°C)	碳含量 (wt%)	含 义
A	1538	0	纯铁的熔点
B	1495	0.53	包晶转变时液态合金的成分
C	1148	4.30	共晶点 $L_C \longrightarrow \gamma_E + Fe_3C$
D	1227	6.69	Fe_3C 的熔点
E	1148	2.11	碳在 γ -Fe 中的最大溶解度
F	1148	6.69	Fe_3C 的成分
G	912	0	$\alpha-Fe \rightleftharpoons \gamma-Fe$ 同素异晶转变点 (A_3)
H	1495	0.09	碳在 δ -Fe 中的最大溶解度
J	1495	0.17	包晶点 $L_B + \delta_H \longrightarrow \gamma_J$
K	727	6.69	Fe_3C 的成分
N	1394	0	$\gamma-Fe \rightleftharpoons \delta-Fe$ 同素异晶转变点 (A_4)
P	727	0.0218	碳在 α -Fe 中的最大溶解度
S	727	0.77	共析点 (A_1) $\gamma \longrightarrow \alpha_P + Fe_3C$
Q	600 (室温)	0.0057 0.0008	600°C (或室温) 时碳在 α -Fe 中的溶解度

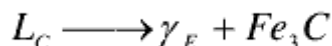
图中 ABCD 为液相线，AHJECF 为固相线。整个相图主要由包晶、共晶和共析三个恒温转变所组成：

(1) 在 HJB 水平线 (1495°C) 发生包晶转变：



转变产物是 γ 。此转变仅发生在含碳 0.09~0.53% 的铁碳合金中。

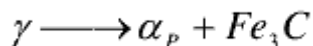
(2) 在 ECF 水平线 (1148°C) 发生共晶转变：



转变产物是 γ 和 Fe_3C 的机械混合物，称为莱氏体 (ledeburite)，用符号 Ld 表示。含碳

2.11~6.69%的铁碳合金都发生此转变。

(3) 在 PSK 水平线 (727°C) 发生共析转变:



转变产物是 α 和 Fe_3C 的机械混合物, 称为珠光体 (pearlite), 用符号 P 表示。所有含碳量超过 0.0218% 的铁碳合金都发生这个转变。共析转变温度通常称为 A1 温度。

此外, Fe-Fe₃C 相图中还有三条重要的固态转变线:

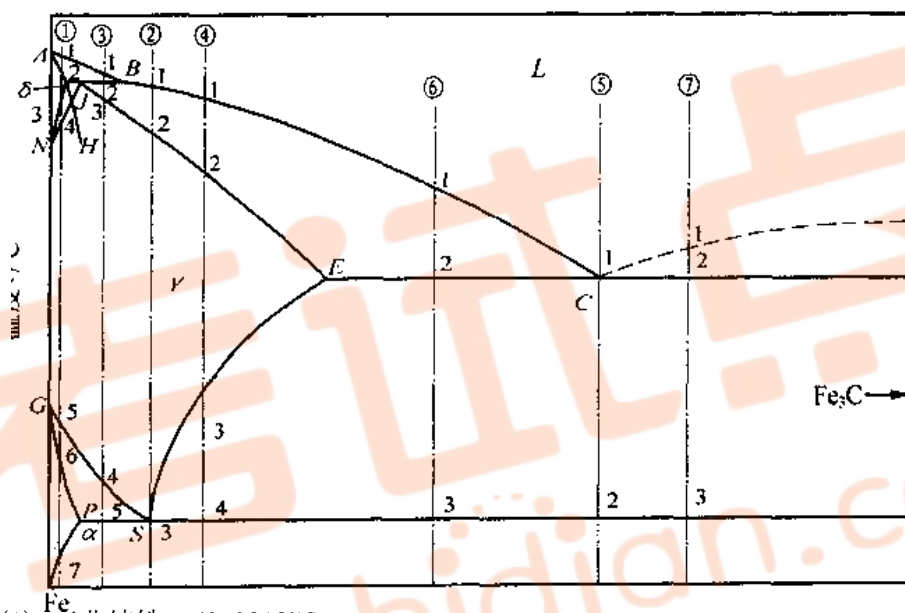
(1) GS 线: γ 中开始析出 α 或 α 全部溶入 γ 的转变线, 常称此温度为 A3 温度。

(2) ES 线: 碳在 γ 中的溶解度线。常称此温度为 Acm 温度。低于此温度时, γ 中将析出 Fe_3C , 称为二次渗碳体 Fe_3C_{II} , 以区别于从液体中经 CD 线结晶出的一次渗碳体 Fe_3C_I 。

(3) PQ 线: 碳在 α 中的溶解度线。 α 从 727°C 冷却下来时, 也将析出 Fe_3C , 称为三次渗碳体 Fe_3C_{III} 。

通常按有无共晶转变来区分碳钢和铸铁, 即含碳量小于 2.11% 为碳钢, 大于 2.11% 为铸铁, 按 Fe-Fe₃C 系结晶的铸铁, 称为白口铸铁。

根据组织特征, 可参照 Fe-Fe₃C 相图将铁碳合金按含碳量划分为七种类型:



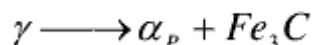
- (1) 工业纯铁: <0.0218%C
- (2) 共析钢: 0.77%C
- (3) 亚共析钢: 0.0218~0.77%C
- (4) 过共析钢: 0.77~2.11%C
- (5) 共晶白口铸铁: 4.30%C
- (6) 亚共晶白口铸铁: 2.11~4.30%C
- (7) 过共晶白口铸铁: 4.30~6.69%C

一、工业纯铁

合金溶液在 1~2 点温度区间结晶出 δ 固溶体。冷却至 3 点时, 开始发生固溶体的同素异构转变 $\delta \rightarrow \gamma$ 。这一转变在 4 点结束, 合金为单相 γ 。冷至 5~6 点之间又发生同素异构转变 $\gamma \rightarrow \alpha$, 6 点以下全部为 α 。冷却至 7 点时, 碳在 α 中的溶解度达到饱和, 在 7 点以下, 将从 α 中析出三次渗碳体 Fe_3C_{III} 。因此工业纯铁的室温组织为 $\alpha + Fe_3C_{III}$ 。

二、共析钢

合金溶液在 1~2 点温度区间结晶出 γ 固溶体, 在 2 点凝固完毕, 合金为单相 γ 。冷至 3 点 (727°C) 时, 在恒温下发生共析转变:



转变产物为珠光体, 即 P, 是 α 和 Fe_3C 的层片状混合物。P 中的 Fe_3C 称为共析渗碳体。因此共析钢的室温组织为 P。

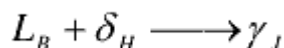
P 中的 α 和 Fe_3C 的相对量可用杠杆定律求得:

$$\alpha(\%) = \frac{6.69 - 0.77}{6.69} \times 100\% \approx 88\%$$

$$Fe_3C(\%) = 1 - 88\% = 12\%$$

三、亚共析钢

合金溶液在 1~2 点温度区间结晶出 δ 固溶体。冷却至 2 点 (1495℃) 时, δ 固溶体的含碳量为 0.09%, 液相的含碳量为 0.53%, 此时液相和 δ 相发生包晶转变:



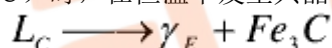
由于合金碳含量大于 0.17%, 所以包晶转变终了以后, 还有过剩的液相存在。在 2'~3 点之间, 液相中继续结晶出 γ , 所有 γ 固溶体的成分均沿 JE 线变化。冷却至 3 点时, 合金全部由 γ 组成。冷至 4 点时, 开始从 γ 中析出 α , α 的含碳量沿 GP 线变化, 而剩余 γ 的含碳量沿 GS 线变化。当冷却至 5 点 (727℃) 时, 剩余 γ 的含碳量达到 0.77%, 在恒温下发生共析转变形成珠光体。在 5' 点以下, 先共析铁素体中将析出三次渗碳体 Fe_3C_{III} , 但因其数量少, 一般可忽略。因此亚共析钢的室温组织为 $P + \alpha$ 。

四、过共析钢

合金溶液在 1~2 点温度区间结晶出 γ 固溶体, 在 2 点凝固完毕, 合金为单相 γ 。冷至 3 点开始从 γ 中析出二次渗碳体 Fe_3C_{II} , 直到 4 点为止。这种先共析 Fe_3C 多沿 γ 晶界呈网状分布, 量较多时还在晶内呈针状分布。温度降到 4 点 (727℃) 时, 剩余 γ 的含碳量达到 0.77%, 在恒温下发生共析转变形成珠光体。因此过共析钢的室温组织为 $P + Fe_3C_{II}$ 。

五、共晶白口铸铁

合金溶液冷却至 1 点 (1148℃) 时, 在恒温下发生共晶转变:



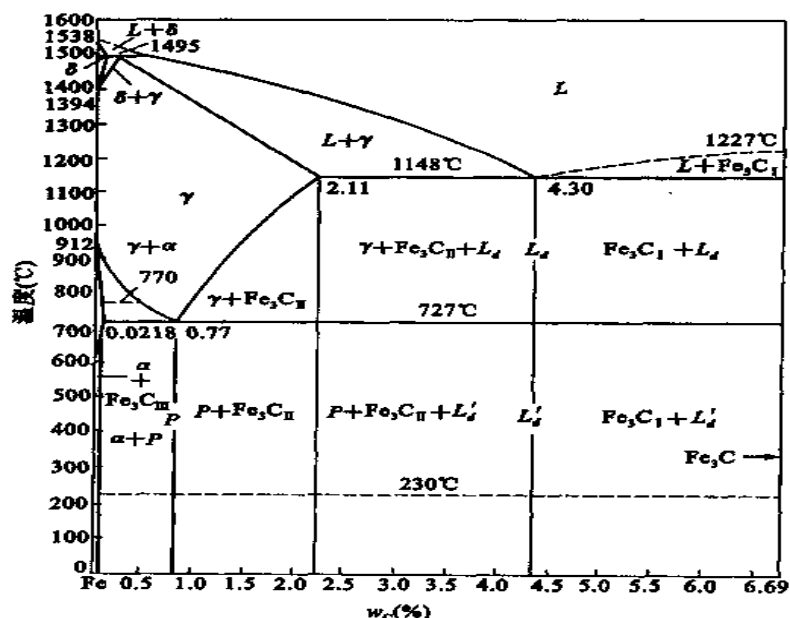
转变产物为 γ 和 Fe_3C 的机械混合物, 即莱氏体 L_d , 其形态为短棒状的 γ 分布在 Fe_3C 基体上。冷至 1 点以下, 共晶 γ 中不断析出二次渗碳体 Fe_3C_{II} , 它通常依附于共晶 Fe_3C 上而不能分辨。温度降到 2 点 (727℃) 时, 共晶 γ 的含碳量达到 0.77%, 在恒温下发生共析转变形成珠光体。最后得到的组织由 P 分布在共晶 Fe_3C 上所组成, 如图 7.13 所示。这种室温下的组织保留了高温下共晶转变产物 L_d 的形态特征, 但组成相 γ 已发生了转变, 因此称为变态莱氏体, 用符号 L_d' 表示。因此共晶白口铸铁的室温组织为 L_d' 。

六、亚共晶白口铸铁

合金溶液在 1~2 点温度区间结晶出 γ 固溶体, 此时液相成分沿 BC 线变化, 而 γ 固溶体的成分沿 JE 线变化。冷却至 2 点 (1148℃) 时, 剩余液相的成分达到共晶成分, 在恒温下发生共晶转变, 形成 L_d 。在 2 点以下, 初晶 γ 和共晶 γ 中都析出二次渗碳体 Fe_3C_{II} 。随着 Fe_3C_{II} 的析出, γ 固溶体的成分沿 ES 线降低。温度降到 3 点 (727℃) 时, 所有 γ 都发生共析转变成珠光体。因此亚共晶白口铸铁的室温组织为 $L_d' + P + Fe_3C_{II}$ 。

七、过共晶白口铸铁

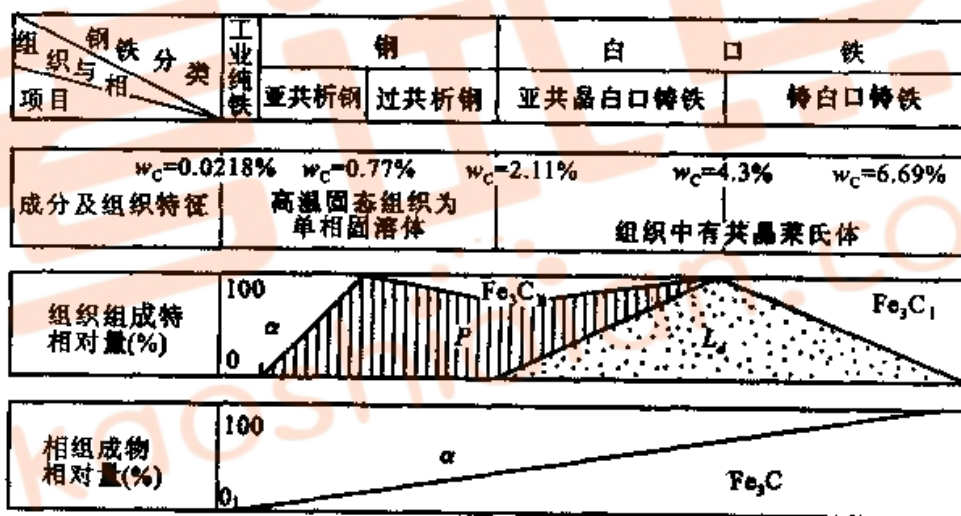
过共晶白口铸铁平衡凝固时, 初晶相是 Fe_3C , 其余的转变同共晶合金。过共晶白口铸铁的室温组织为 $L_d' + Fe_3C_I$, 初晶 Fe_3C_I 呈板片状。



4-4 含碳量对铁碳合金平衡组织和性能的影响

一、对平衡组织的影响

根据结晶过程分析并运用杠杆定律计算的结果，可把铁碳合金的成分与组织的关系总结如图

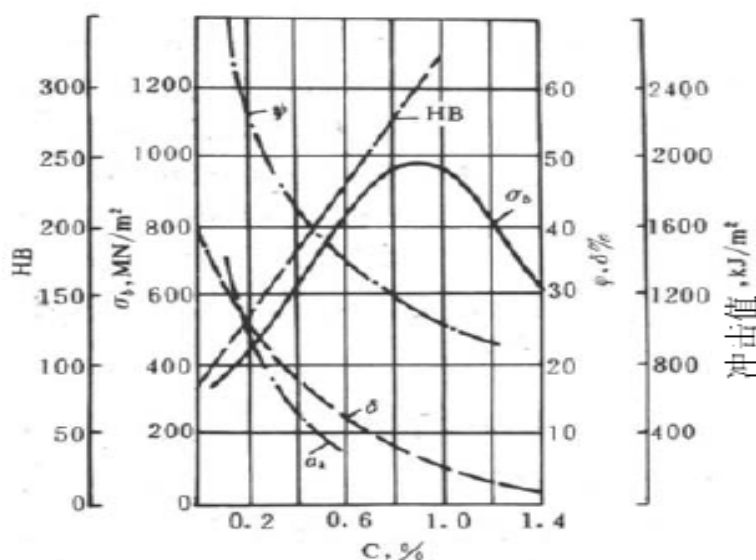


当含碳量增高时，组织中不仅 Fe_3C 的数量增加，而且 Fe_3C 的存在形式也在变化，由分布在 α 的基体内（如 P），变为分布在 γ 的晶界上（ Fe_3C_{II} ），最后当形成 Ld 时， Fe_3C 已作为基体出现。可见，不同含碳量的铁碳合金具有不同的组织，而这也正是决定它们具有不同性能的原因。

二、对机械性能的影响

Fe_3C 是个强化相。如果合金的基体是 α ，则若 Fe_3C 的量越多，分布越均匀，材料的强度就越高。但是当这种硬脆的 Fe_3C 相分布在晶界，特别是作为基体时，材料的塑性和韧性就将大大下降。这也正是高碳钢和白口铁脆性高的原因。

图表示了含碳量对碳钢的机械性能的影响。



由图可见，含碳量很低的纯铁，由于是由单相 α 构成，因此其性能就是 α 的性能，即塑性好，硬度和强度都很低。亚共析钢的组织是由不同数量的 α 与 P 组成的。随着含碳量的增加，组织中 P 的数量相应地增加，钢的硬度、强度直线上升，而塑性指标（ δ 、 ψ 、冲击值）相应降低。共析钢的缓冷组织是由片层状的 P 构成。由于 Fe_3C 是一个强化相，它以细片状分散地分布于软韧的 α 基体上，起到了强化作用，因而使 P 具有较高的强度和硬度，但塑性较差。过共析钢缓冷后的组织由 P 和 Fe_3C_{II} 所组成。随着含碳量的增加， Fe_3C_{II} 的数量逐渐增加。当含碳量不超过 1.0% 时，由于在晶界上析出的 Fe_3C_{II} 一般还不连成网状，故对性能影响不大。当含碳量大于 1.0% 以后，因 Fe_3C_{II} 数量的增多并呈连续网状分布，故使钢具有很大的脆性，塑性很低，强度也随之降低。

三、对工艺性能的影响

- 1、切削性能：中碳钢比较合适。
- 2、可锻性能：低碳钢比高碳钢好。
- 3、铸造性能：共晶成分附近的合金铸造性能好。
- 4、焊接性能：低碳钢好于高碳钢

4-4 钢中杂质元素及钢锭组织

一、钢中杂质元素及其影响

1. 锰的影响：锰是作为脱氧去硫的元素加入钢中的，在碳钢中锰属于有益元素。对镇静钢（冶炼时用强脱氧剂硅和铝脱氧的钢），锰可以提高硅和铝的脱氧效果。作为脱硫元素，锰和硫形成硫化锰，在相当大程度上消除了硫的有害影响。

2. 硅的影响：硅在碳钢中含量小于 0.50%，也是钢中的有益元素。在沸腾钢（以锰为脱氧剂的钢）中硅含量很低（小于 0.05%），在镇静钢中，硅作为脱氧元素，含量较高（0.12%—0.37%）。硅增大钢液的流动性。硅除形成夹杂物外还溶于铁素体中，提高钢的强度而塑性韧性下降不明显。但硅含量超过 0.8%—1.0% 时钢的塑性和韧性显著下降。

3. 硫的影响：硫是钢中的有害元素，它是炼钢中不能除尽的杂质。硫在固态铁中溶解度极小，它能与铁形成低熔点（1190）的 FeS 。 $FeS+Fe$ 共晶体的熔点更低（989）。这种低熔点的共晶体一般以离异共晶的形式分布在晶界上。在对钢进行热加工（锻造、轧制）时，加热温度常在 1000 以上，这时晶界上的 $FeS+Fe$ 共晶熔化，导致热加工时钢的开裂。这种现象称为钢的“热脆”或“红脆”。一般用锰来脱硫。锰与硫的亲合力比铁与硫的大，优先形成硫化锰，减少硫化铁。硫化锰熔点高（1600），高温下有一定塑性，不会使钢产生热脆。

4. 磷的影响：磷能使钢的脆性转变温度急剧升高，即提高了钢的冷脆（低温脆性）。

5. 氮的影响：长期以来，习惯把氮看作钢中的有害杂质。当含氮较高的钢自高温快冷，铁素体中的溶氮量达到过饱和。如果将此钢材冷变形后在室温放置或稍为加温时，氮将以氮化物的形式沉淀析出，这使低碳钢的强度、硬度上升而塑性韧性下降。这种现象叫机械时效或应变时效，对低碳钢的性能不利。

6. 氢的影响：氢对钢的危害表现在两个方面，一是氢溶入钢中使钢的塑性和韧性降低引起

所谓“氢脆”；一是当原子态氢析出(变成分子氢)的造成内部裂纹性质的缺陷。白点是这类缺陷中最突出的一种。具有白点的钢材其横向试面经腐蚀后可见丝状裂纹(发纹)。纵向断口则可见表面光滑的银白色的斑点，形状接近圆形或椭圆，直径一般在零点几毫米至几毫米或更大。具有白点的钢一般是不能使用的。

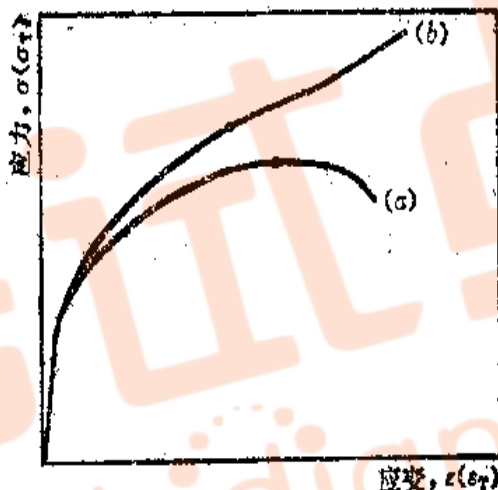
7. 氧的影响：氧在钢中的溶解度很小，几乎全部以氧化物形式存在，而且往往形成复合氧化物或硅酸盐。这些非金属夹杂物的存在，会使钢的性能下降，影响程度与夹杂物的大小数量、分布有关。

二、钢锭的组织及其宏观缺陷

第五章 金属及合金的塑性变形

§ 5-1 金属的变形特性

一、应力-应变曲线



拉伸曲线：表示金属在拉伸时伸长量与外力的关系曲线。

应力-应变曲线：为了不同长短、粗细的试样进行比较，将拉伸曲线中的纵、横坐标分别改为应力（ $\sigma = P/A_0$ ）和应变（ $\epsilon = (l - l_0)/l_0$ ），即为应力-应变曲线。由于拉伸时，横截面积每时每刻都在改变，而计算应力是一直用原始横截面积 A_0 ，故所得应力不是真实应力，因此也称为名义应力-应变曲线。

二、真应力-应变曲线

当拉伸一个 l_0 长的均匀圆柱体时，其真应变 ϵ_T 应按没一瞬时的长度（ l_1, l_2, l_3, \dots ）计算：

$$\epsilon_T = \sum \left(\frac{l_1 - l_0}{l_0} + \frac{l_2 - l_1}{l_1} + \frac{l_3 - l_2}{l_2} + \dots \right) = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad (1)$$

该式表明，采用真应变时，总应变与逐步递增的应变之和相等，但按工程应变计算时，两者并不相等。例如：两试样一次拉伸 $l_0 \rightarrow l_2$ 或分两次拉伸 $l_0 \rightarrow l_1 \rightarrow l_2$ ，若按真应变计算，存在：

$$\ln \frac{l_1}{l_0} + \ln \frac{l_2}{l_1} = \ln \frac{l_2}{l_0}$$

若按工程应变计算，则：

$$\frac{l_1 - l_0}{l_0} + \frac{l_2 - l_1}{l_1} \neq \frac{l_2 - l_0}{l_0}$$

在拉伸试样出现颈缩之前，真应变 ϵ_T 与工程应变 ϵ 之间有以下关系：

$$\begin{aligned}\because \varepsilon &= \frac{l-l_0}{l_0} = \frac{l}{l_0} - 1, \text{ 则 } \frac{l}{l_0} = \varepsilon + 1 \\ \therefore \varepsilon_T &= \ln \frac{l}{l_0} = \ln(\varepsilon + 1)\end{aligned}\quad (2)$$

此外，真应力 σ_T 的计算定义为：

$$\sigma_T = \frac{P}{A} \quad (3)$$

同样，计算真应力时，由于有： $A_0 l_0 = A l = \text{常数}$ ，故：

$$\sigma_T = \frac{P}{A} = \frac{P}{A_0} \frac{A_0}{A} = \frac{P}{A_0} \frac{l}{l_0} = \sigma(\varepsilon + 1) \quad (4)$$

二、弹性变形与弹性模量

在应力-应变曲线的起始弹性变形阶段，应力与应变呈线性关系，且具有可逆性，即遵循虎克定律。

在拉伸条件下，弹性范围内的真应力与真应变关系为 $\sigma_T = C\varepsilon_T$ ，其中比例常数 C 为拉伸曲线的起始斜率，称为弹性模量，它反映材料抵抗弹性变形的能力。由于工程应力-应变曲线与真应力-应变曲线在弹性区基本一致，故习惯上用 $\sigma = E\varepsilon$ 表示，而切变条件下，该关系为： $\tau = G\gamma$ 。其中， E 和 G 分别为正弹性模量和切变弹性模量，两者关系为：

$$G = \frac{E}{2(1+\nu)} \quad (5)$$

式中， ν 为泊松比，表示单轴拉伸时横向缩短与纵向伸长的比值，一般金属多在 0.30~0.35 之间。

当晶体发生弹性变形时，外力所做的功 W 相当于应力-应变曲线的弹性直线段下所包围的面积，它几乎完全以弹性应变能的方式存储在晶体的内部。

在单向拉伸条件下，单位体积的弹性应变能 W/V 为：

$$\frac{W}{V} = \frac{1}{2} \sigma \varepsilon = \frac{1}{2} E \varepsilon^2 \quad (6)$$

而切变条件，则为：

$$\frac{W}{V} = \frac{1}{2} \tau \gamma = \frac{1}{2} G \gamma^2 \quad (7)$$

弹性模量的大小主要取决于原子间的结合力，而与材料内部组织结构无关，即属于结构不敏感的性能。

§ 5-2 单晶体的塑性变形

晶体只有在切应力作用下才发生塑性变形。

一、滑移

滑移：晶体一部分沿一定晶面和一定晶向与另一部分产生相对滑动。

1、滑移带与滑移线

单晶体表面变形是所显示的滑移条纹，称为滑移带，而滑移带又是由一簇相互平行的滑移线组成。



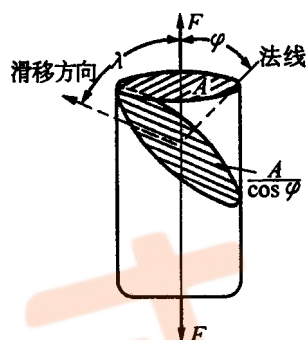
2、滑移系

晶体的一个滑移面与该面上的一个滑移方向，组成一个滑移系。滑移面是晶体中原子排列最紧密的面，而滑移方向是原子排列最紧密的方向。

晶体结构	体心立方结构	面心立方结构	密排六方结构
滑移面	$\{110\}$	$\{111\}$	$\{0001\}$
滑移方向	$\langle 111 \rangle$	$\langle 110 \rangle$	$\langle 1120 \rangle$
滑移系数目	$6 \times 2 = 12$	$4 \times 3 = 12$	$1 \times 3 = 3$

一般情况下，滑移系越多，金属的塑性越好。

3、滑移的临界分切应力



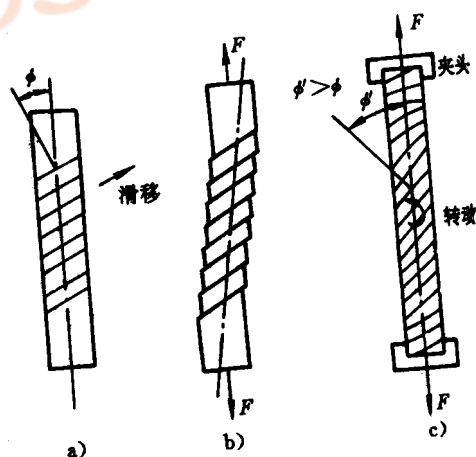
如图：A 为晶体横截面积， ϕ 为滑移面与横截面夹角， λ 为外力 F 与滑移方向的夹角。于是，外力在该滑移面沿滑移方向的分切应力 τ 可写成：

$$\tau = \frac{F \cos \lambda}{A / \cos \phi} = \frac{F}{A} \cos \phi \cos \lambda$$

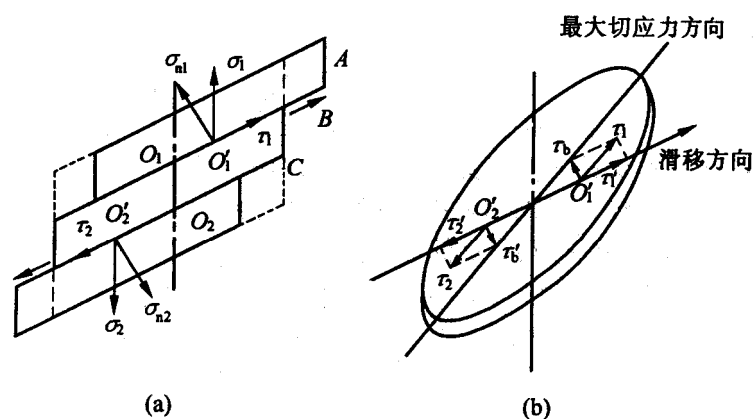
式中， $\cos \phi \cos \lambda$ 称为取向因子或施密特因子。

若滑移方向位于外力与滑移面法向所组成的平面上 ($\phi + \lambda = 90^\circ$)，则分切应力的最大值相当于 $\phi = 45^\circ$ ，称为软取向，反之，若取向因子小，则称为硬取向。

4、单晶体滑移时的转动



单晶体滑移时，往往伴随晶体的转动。转动机理如下图所示：



在拉伸时金属晶体发生转动的机制示意图

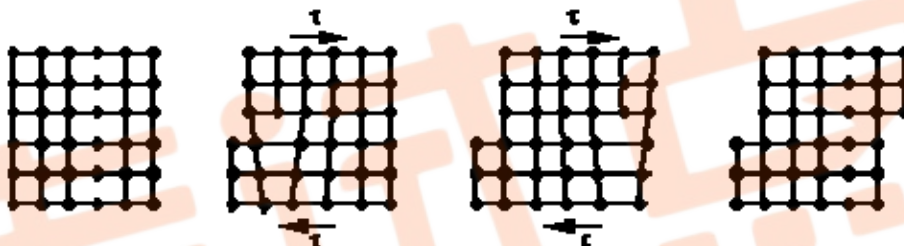
5、多系滑移

滑移在多组滑移系中同时进行或交替进行。

6、滑移的位错机制

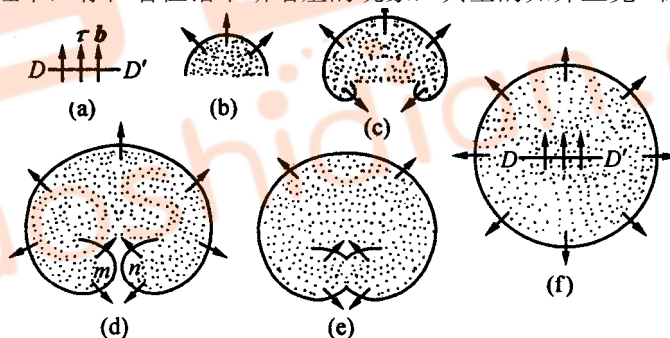
(1) 位错运动与晶体滑移

利用刚性滑移计算出的金属的屈服强度值与实测值有较大的差异，说明金属的滑移不是刚性滑移，而是利用金属中的位错进行的。



(2) 位错的增殖

在晶体滑移过程中，存在着位错不断增殖的现象，典型的如弗兰克-瑞德位错源。



弗兰克-瑞德位错源

(3) 位错的交割与塞积

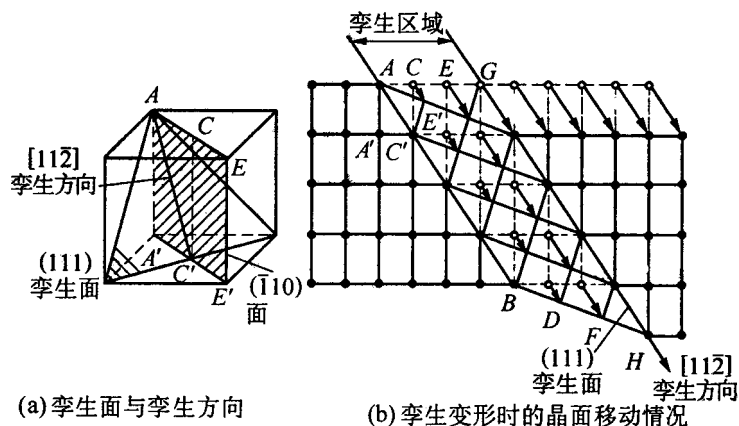
不同滑移面上运动着的位错相遇时，发生互相交割并形成割阶，这一方面增加位错线长度，另一方面可能形成一种位错难以运动的固定割阶，成为后续位错运动的阻碍。

在切应力作用下，弗兰克-瑞德位错源产生的大量位错沿滑移面的运动过程中，若遇到障碍物（固定位错、杂质粒子、晶界等），领先位错在障碍前被阻止，后续位错被堵塞起来，形成位错塞积。

二、孪生

孪生是冷塑性变形的另一种重要形式，常作为滑移不易进行时的补充。一些密排六方的金属如 Cd, Zn, Mg 等常发生孪生变形。体心立方及面心立方结构的金属在形变温度很低，形变速率极快时，也会通过孪生方式进行塑变。孪生是发生在晶体内部的均匀切变过程，总是沿晶体的一定晶面(孪晶面)，沿一定方向(孪生方向)发生，变形后晶体的变形部分与未变形部分以孪晶面为分界面构成了镜面对称的位向关系。金相显微镜下一般呈带状，有时为透镜状。

孪生：晶体一部分限于另一部分在切应力作用下沿特定晶面与晶向产生一定角度的均匀切变。



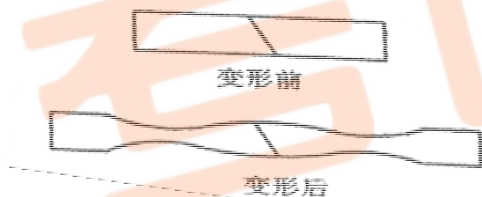
孪生与滑移有如下差别：(1)孪生使一部分晶体发生了均匀切变，而滑移只集中在一些滑移面上进行。(2)孪生后晶体的变形部分的位向发生了改变，滑移后晶体各部分位向均未改变。(3)孪生变形时，孪晶带中每层原子沿孪生方向的位移量都是原子间距的分数值，而滑移为原子间距的整数倍。(4)孪生变形所需的切应力比滑移变形大得多，故孪生变形大多发生在滑移比较困难的情况下，如密排六方金属、体心立方金属在低温下的变形或受冲击时。孪生对塑变的直接贡献比滑移小很多。

§ 5-3 多晶体的塑性变形

一、多晶体的塑性变形过程

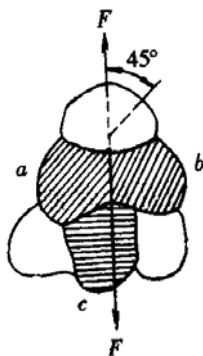
实际使用的材料通常是由多晶体组成的。室温下，多晶体中每个晶粒变形的的基本方式与单晶体相同，但由于相邻晶粒之间取向不同，以及晶界的存在，因而多晶体的变形既需克服晶界的阻碍，又要求各晶粒的变形相互协调与配合，故多晶体的塑性变形较为复杂。

多晶体塑性变形还存在不均匀性，如图所示：



二、晶粒取向的影响

多晶体由不同取向的晶粒组成，塑性变形时，有的晶粒处于软取向，有的处于硬取向，故滑移时，晶粒之间会相互制约、相互影响。



三、晶粒大小的影响

1、常温下晶界的强化作用

霍尔-佩奇公式：

$$\sigma_s = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}}$$

晶界强化是金属材料的一种极为重要的强化方法，细化晶粒不但可以提高材料的强度，同时还可以改善材料的塑性和韧性。

2、高温下晶界的弱化作用

§ 5-4 合金的塑性变形

一、单相固溶体的塑性变形

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。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。不同溶质原子所引起的固溶强化效果存在很大差别。

(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。

(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。

二、多相合金的塑性变形

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：一类是第二相粒子与基体晶粒尺寸属同一数量级，两相变形性能也相近；另一类是由变形性能好的固溶体基体和在它上面分布的硬脆的第二相组成。

(一) 合金中两相性能相近

当组成合金的两相含量相差不大，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。

$$\sigma = \varphi_{\alpha}\sigma_{\alpha} + \varphi_{\beta}\sigma_{\beta}$$

(二) 合金中两相性能相差较大

1、硬而脆的第二相呈连续网状分布在塑性相的晶界上

这种情况最恶劣，会使合金塑性与韧性急剧下降。生产上可以通过热加工和热处理相互配合来破坏或消除网状分布。

2、脆性第二相呈片状或层状分布在塑性基体上

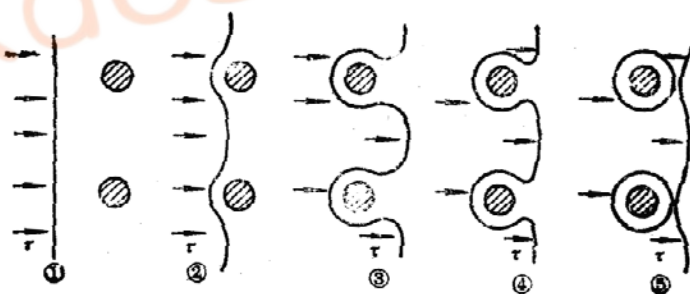
如钢中珠光体组织，此时，材料性能与两相片层间距有关，也可用霍尔-佩奇公式描述：

$$\sigma_s = \sigma_i + k_s s_0^{-\frac{1}{2}}$$

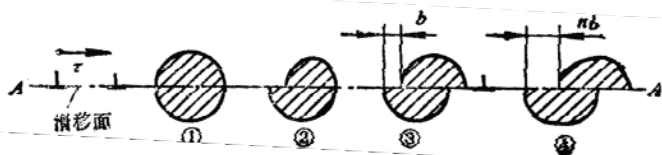
3、脆性相在塑性相中呈颗粒状分布

当脆性相在塑性相中呈颗粒状分布时，会使强度降低，而塑性和韧性得到显著改善；若第二相以细小弥散的微粒均匀分布于基体相中时，则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。这又分两种情况：

(1) 位错绕过第二相粒子



(2) 位错切过第二相粒子

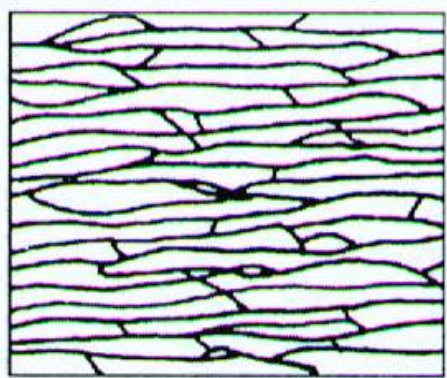


§ 5-5 塑性变形对金属组织和性能的影响

一、塑性变形对组织结构的影响

(一)、显微组织的变化

经塑性变形后，金属材料的显微组织发生明显的改变。除了每个晶粒内部出现大量的滑移带或孪晶带外，随着变形度的增加，原来的等轴晶粒将逐渐沿其变形方向伸长。当变形量很大时，晶粒变得模糊不清，晶粒已难以分辨而呈现出一片如纤维状的条纹，称为纤维组织。纤维的分布方向即是材料流变伸展的方向。



(二)、亚结构的变化

金属晶体在塑性变形的过程中由于应力的作用而使位错不断增殖，同时晶粒的碎化也将产生大量位错。因此，随变形度的增大，晶体中位错密度迅速提高。一般金属经剧烈冷变形后，其位错密度可由变形前的 $10^6 \sim 10^7/\text{cm}^2$ (退火态) 增至 $10^{11} \sim 10^{12}/\text{cm}^2$ 。

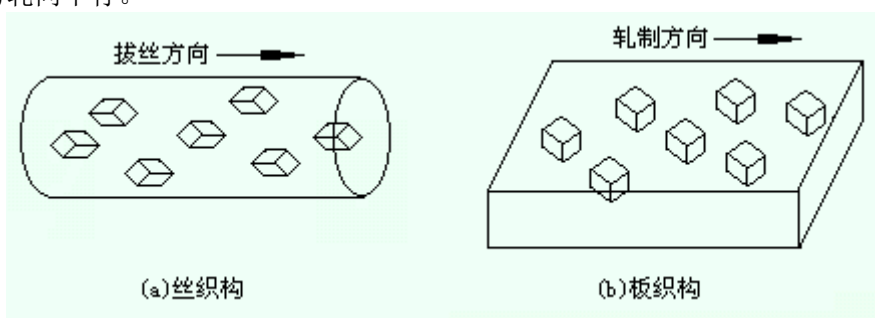
金属经一定量的塑性变形后，晶粒中的位错线通过运动与交互作用，开始呈现纷乱的不均匀分布，形成位错缠结；进一步增加变形度时，大量位错发生聚集，并由缠结的位错组成胞状亚结构，即高密度的缠结位错主要集中于胞的周围，构成了胞壁，而胞内的位错密度很低。随变形度增加，变形胞数量增多、尺寸减小。



(三) 变形组织

在冷变形时，不同位向的晶粒随着变形程度的增加，在先后进行滑移过程中其滑移系逐渐趋于受力方向转动。而当变形达到一定程度后，各晶粒的取向基本一致，该过程称为择优取向，而变形金属产生择优取向的结构，称为变形组织。

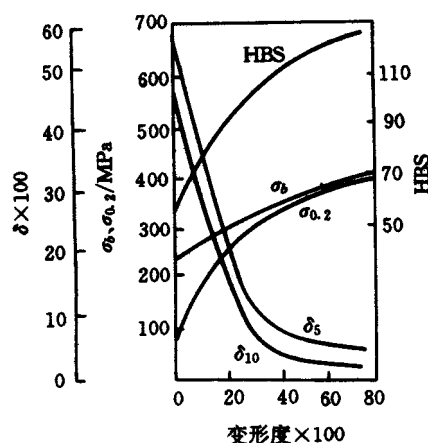
变形组织随加工变形方式不同主要有两种类型：拔丝形成丝织构，其特征为各晶粒的某一晶向大致与拔丝方向平行；轧板时形成板织构，其主要特征为各晶粒的某一晶面和晶向分别趋于同轧面与轧向平行。



织构的应用：变压器硅钢片

二、塑性变形对金属性能的影响

(一) 加工硬化



工业纯铁冷变形度对力学

性能的影响

加工硬化：随变形度增加，金属的强度（硬度）升高，而塑性（韧性）降低，产生应变强化现象，通常又称为加工硬化。其加工硬化能力的强弱取决于应变硬化指数 n 。

加工硬化是强化金属的一种重要方式，有其实用意义。

加工硬化的作用：对不能热处理强化的金属，加工硬化是其强化的重要手段；提高工件使用过程的安全性。

缺点：增加塑性变形过程的退火次数；产生“制耳”现象。

(二) 塑性变形对其它性能的影响

电阻率升高，电阻温度系数下降；磁滞与矫顽力略有增加而导磁率下降；抗腐蚀性减弱。

(三) 残余应力

塑性变形中外力所作的功除大部分转化成热之外，还有一小部分以畸变能的形式储存在形变材料内部。这部分能量叫做储存能。储存能的具体表现为：宏观残余应力、微观残余应力及点阵畸变。按照残余应力平衡范围的不同，通常可将其分为三种：

1、第一类内应力，又称宏观残余应力，它是由工件不同部分的宏观变形不均匀性引起的，故其应力平衡范围包括整个工件。例如，将金属棒施以弯曲载荷，则上边受拉而伸长，下边受到压缩；变形超过弹性极限产生了塑性变形时，则外力去除后被伸长的一边就存在压应力，短边为张应力。这类残余应力所对应的畸变能不大，仅占总储存能的 0.1% 左右。

2、第二类内应力，又称微观残余应力，它是由晶粒或亚晶粒之间的变形不均匀性产生的。其作用范围与晶粒尺寸相当，即在晶粒或亚晶粒之间保持平衡。这种内应力有时可达到很大的数值，甚至可能造成显微裂纹并导致工件破坏。

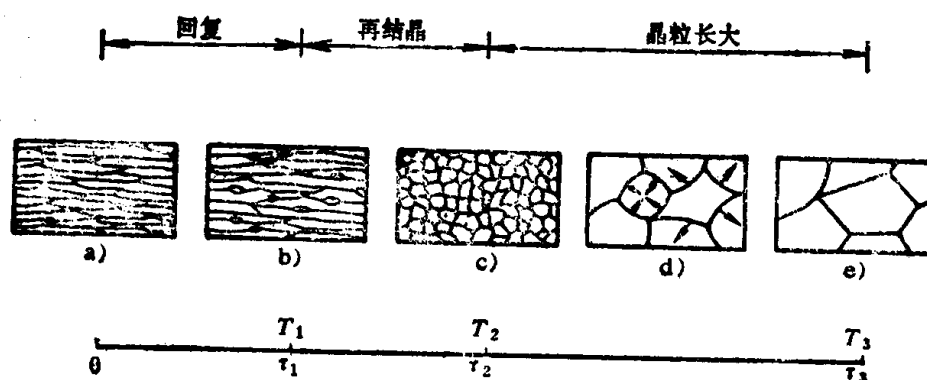
3、第三类内应力，又称点阵畸变。其作用范围是几十至几百纳米，它是由于工件在塑性变形中形成的大量点阵缺陷（如空位、间隙原子、位错等）引起的。变形金属中储存能的绝大部分（80%~90%）用于形成点阵畸变。这部分能量提高了变形晶体的能量，使之处于热力学不稳定状态，故它有一种使变形金属重新恢复到自由焓最低的稳定结构状态的自发趋势，并导致塑性变形金属在加热时的回复及再结晶过程。

三类残余内应力之比约为 1:10:100。总体说来，残余应力是有害的，将导致材料及工件的变形、开裂和产生应力腐蚀；但当表面存在一薄层压应力时，反而对使用寿命有利。

§ 5-5 变形金属与合金在退火过程中的变化

金属经冷塑性变形后，内部组织和各项性能均发生相应变化，而且由于位错等结构缺陷密度的增加以及畸变能的升高，使其处于热力学不稳定状态。当变形金属加热时，通过原子扩散能力的增加，有助于促进向低能量状态的转变。

一、显微组织的变化

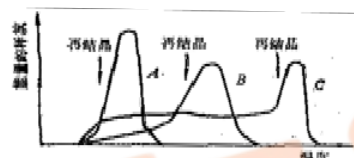


回复，再结晶，晶粒长大过程示意图

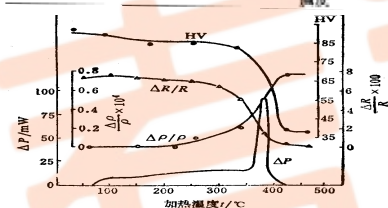
第一阶段：显微组织基本上未发生变化，其晶粒仍保持纤维状或扁平状变形组织，称回复阶段。

第二阶段：以新的无畸变等轴小晶粒逐渐取代变形组织，称为再结晶阶段。

第三阶段：上述小晶粒通过互相吞并方式而长大，直至形成较为稳定的尺寸，称为晶粒长大阶段。



二、储存能及内应力的变化
当变形金属加热到足以引起应力松弛的温度时，其中的储存能将释放出来。回复阶段释放的储存能很小。



三、机械性能的变化规律

回复阶段硬度变化很小，约占总变化的 1/5，再结晶阶段下降较多，强度与硬度有相似的变化规律。因为回复阶段仍保持很高的位错密度。在再结晶阶段，硬度与强度显著下降，塑性大大提高。

四、其它性能的变化

1、电阻的变化

电阻的回复阶段已表现出明显的下降趋势。点缺陷对电阻的贡献远大于位错，而回复阶段点缺陷的密度发生显著的减小。

2、密度的变化

再结晶阶段密度急剧增高。

五、亚晶粒尺寸

在回复阶段前期，亚晶粒尺寸变化不大，但在后期，尤其在接近再结晶温度时，晶粒尺寸显著增大。

§ 5-6 回复

一、退火温度和时间对回复过程的影响

回复是指冷塑性变形的金属在加热时，在光学显微组织发生改变之前所产生的某些亚结构和性能的变化过程。回复程度是温度 and 时间的函数，用 R 表示，有：

$$R = \frac{\sigma_m - \sigma_r}{\sigma_m - \sigma_0}$$

式中， σ_0 是材料经充分退火后的屈服极限， σ_m 是冷变形后的屈服极限， σ_r 是冷变形后经不同规程回复后的屈服极限。

当温度一定时，回复程度随时间延长而逐渐增加，而在每一温度，回复程度都有一极限值，温度越高，次极限值越大，且达到这个极限值的时间越短。

二、回复机理

低温回复主要涉及点缺陷的运动。空位或间隙原子移动到晶界或位错处消失，空位与间隙原子的相遇复合，空位集结形成空位对或空位片，使点缺陷密度大大下降。

中温回复时，随温度升高，原子活动能力增强，位错可以在滑移面上滑移或交滑移，使异

号位错相通相消，位错密度下降，位错缠结内部重新排列组合，使亚晶规整化。

高温回复，原子活动能力进一步增强，位错除滑移外，还可攀移。主要机制是多边化。

冷变形使平行的同号位错在滑移面上塞积，致使晶格弯曲，所增殖的位错杂乱分布。

高温回复过程中，这些刃位错便通过攀移和滑移，由原来能量较高的水平塞积。

三、亚结构的变化

在回复阶段，空位密度、位错密度有所下降。

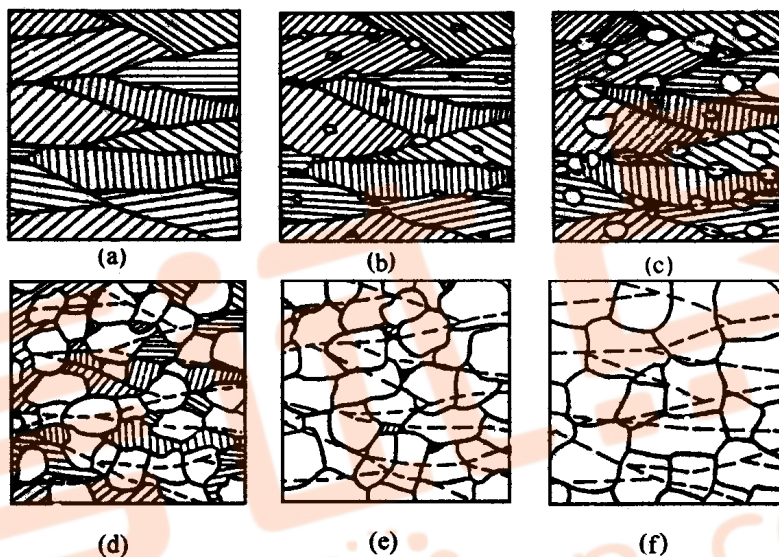
四、回复退火的应用

主要用于去应力退火。

§ 5-7 再结晶

当变形金属高于回复温度加热时，在变形组织的基体上产生新的无畸变再结晶晶核，并通过逐渐长大成等轴晶粒，从而取代全部变形组织，该过程称为再结晶。

再结晶过程与回复不一样，是一个显微组织重新改组的过程，其性能发生了根本性的变化，但注意一点，再结晶过程不是相变过程。



一、再结晶晶核的形成与长大

(一) 形核

再结晶时通常在变形金属中能量较高的区域（如晶界、孪晶界、夹杂物周围或变形带等处）优先形核。下面介绍几种形核机制。

1、晶界弓出形核

对于变形程度较小的金属，其再结晶核心多以晶界弓出方式形成，即应变导致晶界迁移或称为凸出形核机制。

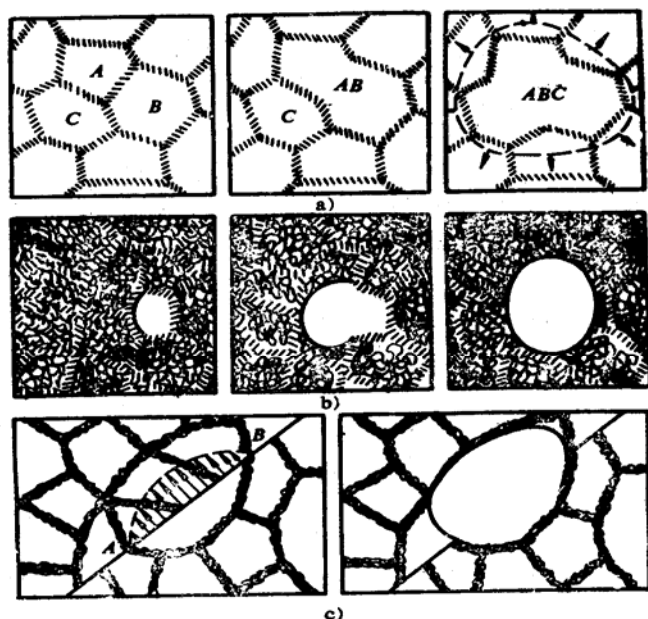
2、亚晶形核

(1) 亚晶迁移机制

位错密度较高的亚晶界，其两侧亚晶的位向差较大，故在加热过程中容易发生迁移并逐渐变为大角晶界，同时，亚晶尺寸增大，有可能成为再结晶核心。在变形度较大且具有低层错能的金属中，多以该种亚晶迁移机制形核。

(2) 亚晶合并形核

变形金属在加热过程中，其相邻亚晶边界上的位错网络通过解离、拆散以及位错的攀移与滑移，逐渐转移到周围其它亚晶界上，从而导致相邻亚晶边界的消失和亚晶的合并。在变形度较大且具有高层错能的金属中，多以该种亚晶合并机制形核。

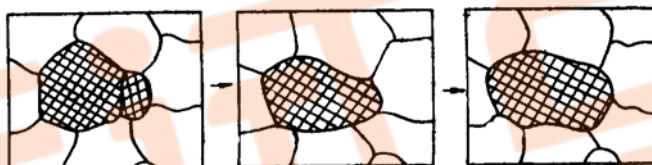


再结晶形核机制示意图

a) 亚晶粒合并形核 b) 亚晶界移动形核 c) 凸出形核

(二) 长大

成长是自发过程，直至全部形成无畸变（或畸变极少）的等轴晶粒为止，再结晶即告完成。



二、再结晶温度及其影响因素

1、再结晶温度

是指较大变形程度的金属（>70%）在 1 小时内能够完成再结晶（或再结晶体积分数>95%）的最低加热温度。它可用金相法或硬度法测定，即以显微镜中出现第一颗新晶粒时的温度或以硬度下降 50% 所对应的温度，定为再结晶温度。实验表明有如下经验公式：

$$T_{\text{再}} \approx \delta T_{\text{熔}}$$

式中温度为热力学温度， δ 为一系数，在 0.35~0.4 之间。

2、影响因素

影响再结晶温度的因素很多，如变形程度、金属纯度、加热速度等。

三、再结晶晶粒大小的控制

由于晶粒大小对材料性能将产生重要影响，因此，调整再结晶退火参数，控制再结晶的晶粒尺寸，在生产中具有一定的实际意义。

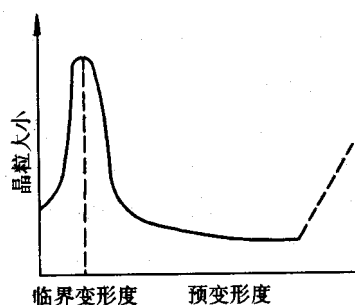
若考虑再结晶晶粒为球状，则其平均直径 d 与形核率和长大速率的关系为：

$$d = k \left(\frac{G}{N} \right)^{1/4}$$

式中， N 为形核率， G 为长大线速度。

(一) 变形程度

当变形量较小时，再结晶后晶粒比较细小；当变形程度达到一定值（2~10%）时，再结晶后晶粒尺寸急剧增大，此时的变形量称为临界变形度；再增加变形量，再结晶后晶粒又变得比较细小。



生产中应尽量避免在临界变形度内进行塑性变形加工。

(二) 原始晶粒尺寸

原始晶粒越细，再结晶后晶粒也越细小。

(三) 合金元素及杂质

大多可细化晶粒。

(四) 再结晶退火工艺参数

变形量与退火保温时间一定时，退火温度越高，再结晶后晶粒越粗大。

第六章 钢的热处理原理

§ 6-1 钢在加热时的转变

概述：热处理工艺一般由加热、保温和冷却三个阶段组成，其目的是为了改变固体金属或合金的内部或表面组织结构，使材料满足使用性能或工艺性能的要求。

除回火、少数去应力退火，热处理一般均需要加热到临界点以上温度使钢部分或全部形成奥氏体，经过适当的冷却使奥氏体转变为所需要的组织，从而获得所需要的性能。

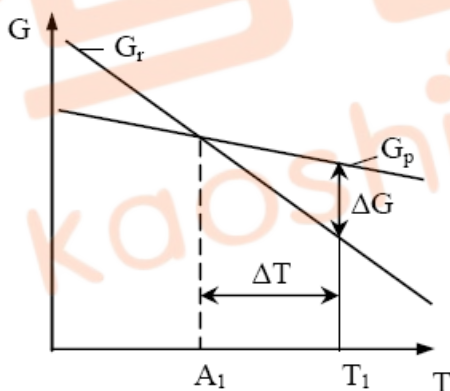


图 6-1 共析钢奥氏体形成热力学条件图

一、共析钢奥氏体的形成过程

1、奥氏体形成的热力学条件(见图 6-1)

$$\Delta G = G_{\gamma} - G_p < 0$$

引出临界点概念：(1) A_{c1} 和 A_{r1} ；(2) A_{c3} 和 A_{r3} ；(3) A_{cm} 和 A_{rcm}

2、奥氏体的形核

以共析钢为例，讨论钢中奥氏体形成。奥氏体晶核主要在 F 和 Fe_3C 的相界面形核，其次在珠光体团界、F 亚结构(嵌镶块) 界面形核。这样能满足：(1) 能量起伏；(2) 结构起伏；(3) 成分起伏三个条件。

3、奥氏体的长大



晶体结构：体心立方 复杂斜方 面心立方

含碳量： 0.0218% 6.67% 0.77%

奥氏体长大过程是依靠原子扩散完成的，原子扩散包括：(1) Fe 原子自扩散完成晶格改组；(2) C 原子扩散使奥氏体晶核向 α 相和 Fe_3C 相两侧推移并长大。

(1). C 原子扩散：一旦奥氏体晶核出现，则在奥氏体内部的 C% 分布就不均匀，由从图 6-2 可见：

C1—与 Fe_3C 相接的奥氏体的 C%；

C2—与 F 相接的奥氏体的 C%；

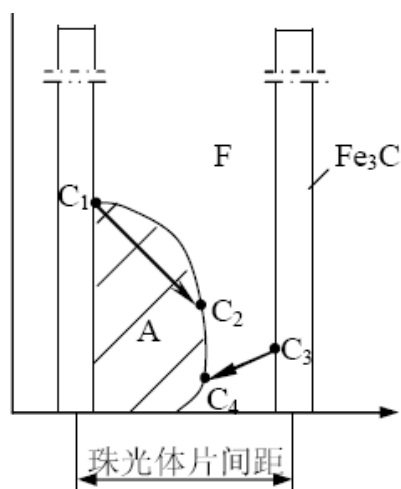


图 6-2 共析钢奥氏体相界面推移示意图

C3—与 Fe₃C 相接的 F 的 C%;

C4—与奥氏体相接的 F 的 C%;

可以看出, 在 T₁ 温度下由于 C₁、C₂、C₃、C₄ 不同导致奥氏体晶核形成时, C 原子扩散, 扩散的结果破坏了 T₁ 温度下 C% 的浓度平衡, 迫使与奥氏体相接的 F 和 Fe₃C 溶解恢复 T₁ 温度下 C% 的浓度平衡, 如此历经“破坏平衡”——“建立平衡”的反复, 奥氏体晶核长大。

(2). 奥氏体晶格改组: (a) 一般认为, 平衡加热过热度很小时, 通过 Fe 原子自扩散完成晶格改组。(b) 也有人认为, 当过热度很大时, 晶格改组通过 Fe 原子切变完成。

(c). 奥氏体晶核的长大速度: 奥氏体晶核向 F 和 Fe₃C 两侧的推移速度是不同的。相界面向 F 一侧的推移速度比向 Fe₃C 一侧的推移速度快, 但是通常片状珠光体的 F 片厚度比 Fe₃C 片厚度大 7 倍, 所以奥氏体等温形成时, 总是 F 先消失, Fe₃C 剩余。

4、残余 Fe₃C 溶解 和奥氏体均匀化

$\alpha \rightarrow \gamma$ 结束后, 还有相当数量的 Fe₃C 尚未溶解, 这些 Fe₃C 被称为残余 Fe₃C。

另外在原来 Fe₃C 的部位, C% 较高, 而原来 F 部位 C% 较低, 必须经过适当的保温后, 奥氏体中的 C% 才能趋于均匀。

综上, 奥氏体形成分四个阶段: 奥氏体形核; 核长大; 残余 Fe₃C 溶解; 奥氏体均匀化, 其示意图见图 6-3。

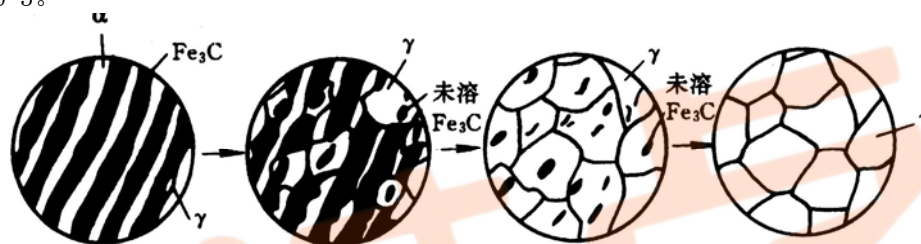


图 6-3 共析钢中奥氏体形成示意图

二、影响奥氏体形成速度的因素

一切影响形核率 I 和长大速度 G 的因素均影响珠光体→奥氏体的因素。

1、加热温度的影响

(1) 加热温度 T 升高, 过热度 ΔT 增大, 相变驱动力 ΔG 增大, 原子扩散速度增加, 形核率 I 和长大速度 G 均增加; (2) 加热温度 T 升高, 奥氏体等温形成的孕育期变小, 相变完成时间变短; (3) 加热温度 T 升高, 奥氏体界面浓度差减小, 长大速度 G 均增加; (4) 加热温度 T 升高, 奥氏体向 F 一侧推移速度比向 Fe₃C 一侧推移速度快, F 消失瞬间残余 Fe₃C 量增加, 奥氏体中 C% 降低, 相变不平衡程度增加; (5) 加热温度 T 升高, 形核率 I 增加的速度比长大速度 G 增加的速度快, 奥氏体晶粒细化(提高强韧性)。

2、原始组织的影响

(1) 原始组织越细, 碳化物越分散, 珠光体的层片间距越小, 相界面越多, 形核率 I 越大, 同时碳的浓度梯度 增加, 长大速度 G 均增加; (2) 和粒状珠光体比, 片状珠光体相界面大而薄, 易于溶解, 因此, 原始组织为片状珠光体形成速度比粒状珠光体快。

3、合金元素的影响

C%: (1) 随着含碳量的增加, 碳化物量增加。珠光体中渗碳体量相对相界面增加形核率 I 增加。碳原子扩散距离减小, 扩散速度提高, 但渗碳体溶解及奥氏体均匀化时间增加。

合金元素: (1) 不影响珠光体转变奥氏体机制。(2) 影响碳化物稳定性。(3) 影响体中的扩散系数减小。

(i) 强碳化物形成元素 Cr、Mn、W、V 等降低扩散系数, 从而使残余碳化物溶解及奥氏体均匀化速度减小。非强碳化物形成元素 Co、Ni 等使扩散系数增大, 扩散速度提高。

(ii) Ni、Mn、Cu 可降低 A₁ 点使过热度 ΔT 增加、相变驱动力 ΔG 增大, 形核率 I 增大、G 增大, Cr、Mo、Ti、W 可降低 A₁ 提高, ΔT 降低, ΔG 降低, 形核率 I 降低, G 降低金元素在钢中分布不均匀。

三、奥氏体晶粒长大及控制

(一)、奥氏体晶粒度

奥氏体晶粒大小用晶粒度表示, 通常分 8 级评定, 1 级最粗, 8 级最细。若晶粒度在 10 以上则称“超细晶粒”。晶粒度级别与晶粒大小的关系为:

$$n = 2^{N-1}$$

式中， n —放大 100 倍视野中单位面积内晶粒个数(个/平方英寸，1 平方英寸=6.45 平方厘米)； N —晶粒度级别，奥氏体晶粒度有三种，即起始晶粒度、实际晶粒度和本质晶粒度。

1. 实际晶粒度：经热处理后获得的实际奥氏体晶粒大小。

2. 起始晶粒度：奥氏体形成刚结束，其晶粒边界刚刚相互接触时的晶粒大小。

3. 本质晶粒度：根据标准试验方法(YB27—64)，经 $930^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ，保温 $3 \sim 8$ 小时后测得奥氏体晶粒大小。

原冶金部标准 YB27—64 规定：晶粒度大小在 5~8 级为本质细晶粒钢，1~4 级为本质粗晶粒钢。本质晶粒度表明了奥氏体晶粒长大倾向，是实际晶粒度的特殊情况。

(二)、本质晶粒度的测定

1、渗碳法：将试样加热到 $930^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ，渗碳 8 小时获得不低于 1mm 的渗层，缓冷后在渗层的过共析钢部分形成网状 Fe_3C ，借助于网状 Fe_3C 进行晶粒度评定。(由于渗层 C% 增加，不能准确反映原试样的晶粒度，有误差。)

2、氧化法：将样品抛光，在无氧化条件下加热 $930^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ，使晶粒充分长大，然后在氧化气氛下短时间氧化，由于晶界比晶内容易氧化，冷却后试样抛光和腐蚀，即可把氧化的晶界网清晰地显示出来进行晶粒度评定。

(三)、影响奥氏体晶粒长大的因素

晶界的能量高，在一定温度下奥氏体晶粒会发生相互吞并的现象，大晶粒吞并小晶粒，使总的晶界面积减小，界面能降低，因此奥氏体晶粒长大在一定条件下是一个自发过程。晶粒长大动力和阻力相互作用使晶界推移，实现奥氏体晶粒长大。

影响奥氏体晶粒长大的因素很多，主要有以下几点因素：

1、加热温度和保温时间：加热温度越高、保温时间越长，形核率 I 越大，长大速度 G 越大，奥氏体晶界迁移速度越大，其晶粒越粗大。(温度升高，形核率增加， σ 增加， r 降低， σ/r 增加， G' 增大)

2、加热速度：加热速度快，奥氏体实际形成温度高，形核率增高，由于时间短奥氏体晶粒来不及长大，可获得细小的起始晶粒度。

3、合金元素：(1)C% 的影响。C% 高，C 在奥氏体中的扩散速度以及 Fe 的自扩散速度均增加，奥氏体晶粒长大倾向增加，但 C% 超过一定量时，由于形成 $\text{Fe}_3\text{C II}$ ，阻碍奥氏体晶粒长大。(2)合金元素影响。强碳化物形成元素 Ti、Zr、V、W、Nb 等熔点较高，它们弥散分布在奥氏体中阻碍奥氏体晶粒长大；非碳化物形成元素 Si、Ni 等对奥氏体晶粒长大影响很小。

(四)、过热现象

1. 过热：由于加热工艺不当(加热温度过高、保温时间过长等)而引起实际奥氏体晶粒粗大，在随后的淬火或正火得到十分粗大的组织，从而使钢的机械性能严重恶化，此现象称为过热。

通过正火、退火的重结晶可以消除过热组织(非平衡组织则难以消除)。

2. 过烧：由于加热工艺不当(加热温度过高、保温时间过长等)而引起奥氏体晶界熔化的现象称为过烧。通过正火、退火的重结晶不能消除过烧组织。

§ 6-2、钢在冷却时的转变

过冷奥氏体等温转变图 TTT 图或 C 曲线是获得等温转变组织的主要依据，是等温淬火获得马氏体组织或贝氏体组织的主要依据。

一、过冷奥氏体等温转变图的建立

膨胀法、磁性法、电阻法、热分析法、金相法。

二、奥氏体等温转变图的基本类型

奥氏体等温转变图的形状象英文字母 C，因此称“C”曲线或“TTT”图。其形状见右图。“C”曲线有三个转变区(即珠光体、贝氏体和马氏体转变区)；五条线(即 A1、第一条“C”曲线、第二条“C”曲线、 M_s 和 M_f)。A1 线以上奥氏体稳定存在；以下奥氏体变成亚稳定存在的过冷奥氏体。第一条“C”曲线为奥氏体转变(P、B)开始线，第二条“C”曲线为奥氏体转变(P、B)终了线； M_s 为马氏体转变开始线， M_f 为马氏体转变终了线。

1. 碳钢(亚共析钢、共析钢及过共析钢)

含 Si、Ni、Cu、Co 钢等。

2. 双“C”形曲线：加入使珠光体转变温度范围上升的 Cr、Mo、W、V 等合金元素，或加入

使贝氏体转变温度下降的合金元素。随着合金元素的增加，珠光体和贝氏体转变“C”曲线逐渐

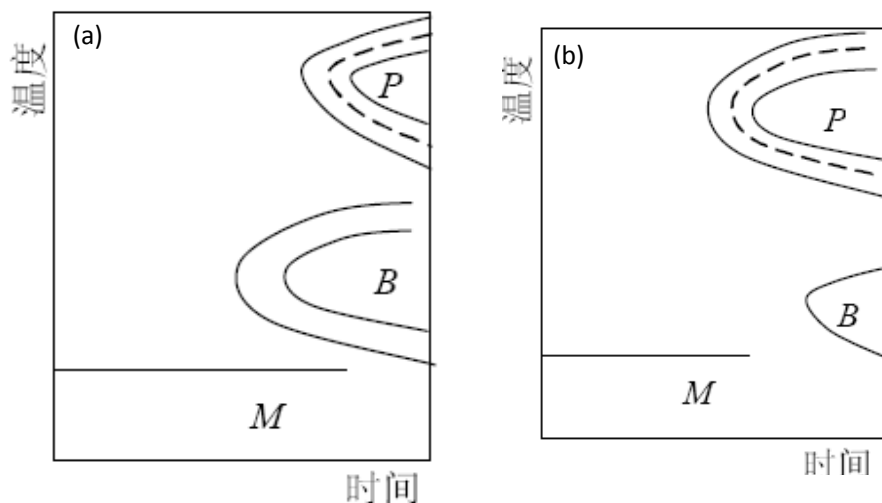


图 6-3 双“C”曲线

分离。并且使珠光体转变速度减慢，对贝氏体转变速度影响较小，见图 6-3(a)。

3. 双“C”形曲线：加入使珠光体转变温度范围上升的 Cr、Mo、W、V 等合金元素，或加入使贝氏体转变温度下降的合金元素。随着合金元素的增加，珠光体和贝氏体转变“C”曲线逐渐分离。并且使贝氏体转变速度减慢，对珠光体转变速度影响较小，见图 6-4(b)。

合金元素的加入，使 B、P 转变的“C”曲线分离，分别使 B、P 转变的最小孕育期变长。

4. 只有贝氏体转变的“C”曲线：合金元素 Mn、Cr、Ni、W、Mo 的加入，使扩散型的珠光体相变受到极大阻碍。(贝氏体钢 18Cr2Ni4WA、18Cr2Ni4MoA)

5. 只有珠光体转变的“C”曲线：在中碳高 Cr 钢 3Cr13、3Cr13Si 以及 4Cr13 等钢中出现。

6. 在马氏体转变的 M_s 点以上整个温度区间不出现“C”曲线：这类钢通常为奥氏体钢，高温下稳定的奥氏体组织能全部过冷至室温。也可能有过剩碳化物的高温析出。

三、影响过冷奥氏体稳定性的因素

1. 化学成分：

(1) 过冷奥氏体中 C 含量变化的影响

随着奥氏体 C% 增加，过冷奥氏体稳定性提高，“C”曲线右移；当 C% 增加到共析成分，过冷奥氏体稳定性最高。随着 C% 进一步增加，奥氏体稳定性降低，“C”曲线反而左移。同时 C% 越高， M_s 点越低。非共析钢由于有先析相析出，使奥氏体转变为珠光体的形核部位增加，过冷奥氏体稳定性降低，珠光体转变的孕育期减小，“C”曲线左移。亚共析钢完全奥氏体化后随着 C% 增加，先析铁素体形核率下降导致先析铁素体含量降低，过冷奥氏体转变为珠光体的形核部位降低，过冷奥氏体稳定性提高，珠光体转变孕育期增加，“C”曲线右移。过共析钢完全奥氏体化后随着 C% 增加，先析渗碳体形核率升高导致先析渗碳体含量增加，过冷奥氏体转变为珠光体的形核部位增加，过冷奥氏体稳定性降低，珠光体转变孕育期减少，“C”曲线左移。

(2) 过冷奥氏体中合金元素的影响

合金元素只有溶入到奥氏体中，才能对过冷奥氏体转变产生重要影响。总体上讲，除 Co、Al 外，所有合金元素都增大过冷奥氏体稳定性，使“C”曲线右移。

非碳化物形成元素如 Ni、Si、Cu 等和弱碳化物形成元素如 Mn 只改变“C”

曲线位置；碳化物形成元素如 Cr、Mo、V、W、Ti 等既使“C”曲线右移，又使其形状分成上下两部分。

2. 奥氏体晶粒大小

奥氏体晶粒与奥氏体化条件有关，加热温度高保温时间长，奥氏体晶粒粗大，成分均匀性提高，奥氏体稳定性增加，“C”曲线右移。反之“C”曲线左移。

3、原始组织

钢的原始组织越细小，单位体积内晶界越多，过冷奥氏体转变的形核率越高，同时原始组织越细小有利于 C 原子扩散，奥氏体形成时达到均匀化时间短，相对长大时间长，相同条件下易使奥氏体长大并且均匀性提高，“C”曲线右移。

4、应力和塑性变形

奥氏体比容最小，马氏体比容最大，奥氏体转变时体积膨胀，施加拉应力加速其转变，使“C”曲线左移，施加压应力不利其转变，使“C”曲线右移。

对奥氏体施以适当的塑性变形，使缺陷密度增加(加速原子扩散)或析出碳化物(奥氏体中 C%降低)，降低过冷奥氏体稳定性，使“C”曲线左移。

四、珠光体转变

1、珠光体的组织形态

钢中常见的珠光体有片状珠光体和粒状珠光体两种。此外还有不常见的纤维状珠光体和针状珠光体等。

片状珠光体：F 和 Fe₃C 层片相间的机械混合组织。

粒状珠光体：Fe₃C 以粒状分布于 F 基体上形成的混合组织。采用球化处理工艺可以得到粒状珠光体组织。Fe₃C 的量由钢的 C%决定；Fe₃C 的尺寸、形状由球化工艺决定。

片状珠光体晶粒尺寸大小可以用片间距大小来表示，相邻两片 Fe₃C(或 F) 的平均距离 S₀

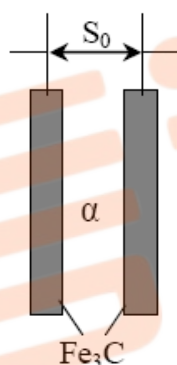


图 6-4 片状珠光体的片间距表示法

称珠光体的片层间距。见图 6-4。

珠光体片层间距方向大致相同的区域称为“珠光体团”、“珠光体领域”或珠光体晶粒。一个原奥氏体晶粒内可以形成几个珠光体晶粒。见图 6-5。

2、珠光体分类

根据珠光体片层间距 S₀ 的大小，可将珠光

(1) 珠光体：用 P 表示；S₀=1500~4500Å。

(2) 索氏体：用 S 表示；S₀=800~1500Å。

晰观察到 F 与 Fe₃C 的片层。

(3) 屈氏体：用 T 表示；是极细的珠光体片(呈黑球状)，电镜下清晰观察到 F 与 Fe₃C 的珠光体片层间距 S₀ 的大小，取决于过冷度 ΔT 小无关。

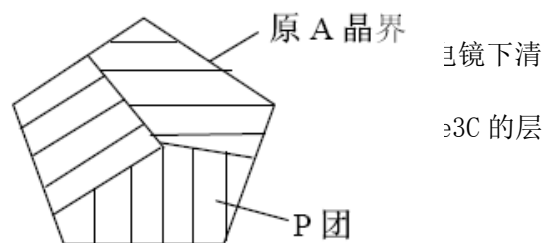


图 6-5 珠光体团

$$S_0 = \frac{8.02 \times 10^4}{\Delta T} (\text{\AA})$$

S₀ 大小变化的原因：(1) 珠光体形成在一个温度范围内进行，先冷却得到的珠光体由于形成温度高，C 原子扩散速度快，扩散距离长，珠光体片层间距 S₀ 大。(2) 随着温度降低，后冷却得到的珠光体由于 ΔT 增大，ΔG 增大，形核率 I 增加并且 C 原子扩散速度和距离变小，使 S₀ 变小。

3、珠光体的晶体结构和形核长大

片状珠光体是 F 和 Fe₃C 层片相间的机械混合组织。粒状珠光体是粒状 Fe₃C 分布于 F 基体上形成的混合组织。其中 F 的晶体结构为体心立方；Fe₃C 为复杂斜方结构。在珠光体形成时，F 与 Fe₃C 具有两类确定的晶体学位向关系。同时，先共析相 F、Fe₃C 与原奥氏体也有确定的晶体学位向关系。

(1) 形核

关于 F 和 Fe₃C 谁领先形核过去一直争论，现在认为都有可能成为领先相。

(2) 长大

以 Fe₃C 为领先相讨论，当珠光体晶核在奥氏体晶界形成 (A、F 和 Fe₃C 三相共存) 时，过冷奥氏体中存在 C 浓度不均匀。

①由于过冷奥氏体中存在 C 浓度不均匀，导 C 原子扩散，C 原子扩散破坏该温度下的 C 浓度平衡，为了恢复平衡，与铁素体相接的奥氏体形成铁素体排出 C 使碳浓度升高到，与 Fe₃C 相接的奥氏体形成 Fe₃C 使碳浓度降低到，其结果导致 C 原子扩散再次发生。如此反复，珠光体晶核纵向长入奥氏体晶内。

②远离珠光体晶核的奥氏体，其含碳量共析成分的含碳量，所以，远离珠光体晶核的奥氏体中的 C 原子向与 Fe₃C 相接的奥氏体扩散使其形成珠光体的 Fe₃C；而与 F 相接的奥氏体中的 C 原子向远离珠光体晶核方向扩散使其形成珠光体的 F。

③在已形成的珠光体中，与奥氏体相接的铁素体中的 C 原子向与 Fe₃C 相接铁素体中扩散。

④珠光体晶核一端与母相奥氏体保持不可动的共格晶面，形成一定的晶体学位向关系，另一端(可动)长入奥氏体晶内，完成纵向长大。

⑤为了减少应变能，珠光体呈片状，C 原子扩散路程短，有利于扩散。

⑥Fe 原子自扩散完成晶格改组。

(3) 横向长大：奥氏体晶核内形成一片 Fe₃C，立刻就有两边 F 相连，搭桥机制。

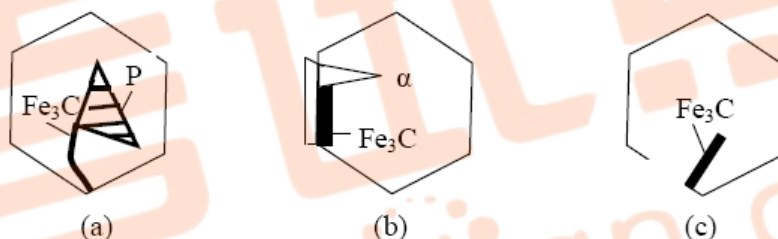


图 6-6 珠光体分枝长大示意图

(4) 珠光体分枝长大：(反常长大)

正常的片状珠光体形成时，铁素体与渗碳体是交替配合长大的，但在某些情况下，铁素体与渗碳体不是交替配合长大的。(1)在位错区域形核长大多个 Fe₃C，成长过程中分枝长大；(2)铁素体与渗碳体具有确定的晶体学位向关系。这两个原因导致珠光体反常长大，见图 6-6。其中 (b) 和 (c) 为离异共析组织。

处理工艺——球化退火可以获得粒状珠光体(粒状渗碳体)。见 6-7

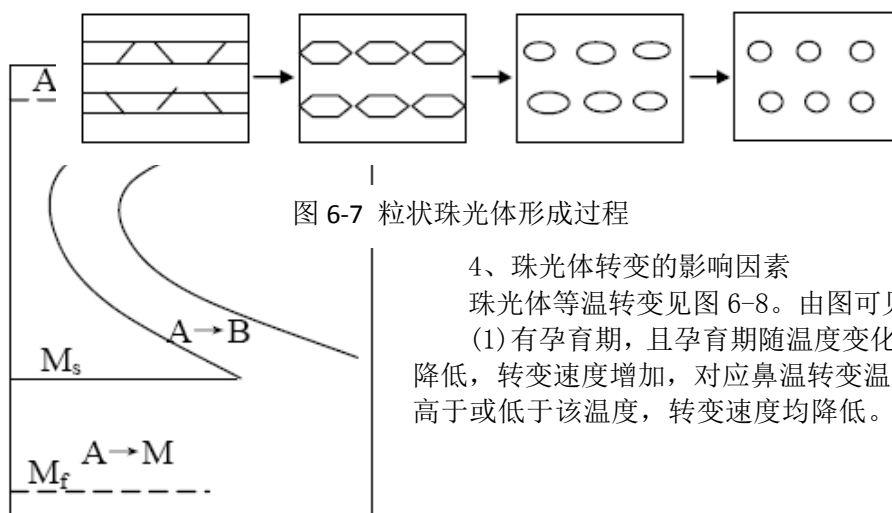


图 6-7 粒状珠光体形成过程

4、珠光体转变的影响因素

珠光体等温转变见图 6-8。由图可见：

(1) 有孕育期，且孕育期随温度变化有极小值；(2) 温度降低，转变速度增加，对应鼻温转变温度时转变速度最大，高于或低于该温度，转变速度均降低。(3) 由图 6-8 可知，

转变时间增加, 转变量增加, 当转变量超过 50%后, 转变量降低 (A→P 时对 A 产生压应力抑制 A→P 转变, 压应力下 C、Fe 原子扩散和晶格改组困难)。

(一)、化学成分的影响

(1) C%

a) 亚共析钢: C%增加, 先析 F 形核率降低, 先析 F 形核率降低, F 长大需要扩散离去的 C%增高, 使奥氏体转变为珠光体的孕育期增大, 导致珠光体转变速度降低。

b) 过共析钢: C%增加, Fe₃C 的形核率增加, 孕育期减小, 使奥氏体转变为珠光体的孕育期减小, 导致奥氏体转变为珠光体的转变速度提高。

(2) 合金元素

a) 降低 C 在奥氏体中的扩散速度; b) 降低 Fe 原子的自扩散 (晶格改组) 速度; c) 对临界点的影响。除 Mn、Ni 外, 均使 A₁ 点升高, ΔT 增大, 孕育期减小, “C” 曲线左移。d) 对相界面阻碍作用。对于亚共析钢合金元素 Mn、Mo 等阻碍 α / γ 相界面的移动, 降低先析 F 形成速度, 使奥氏体转变为珠光体的孕育期提高。e) 强碳化物形成元素 V、Ti、Zr、Nb 等溶入奥氏体中稳定奥氏体, 使 “C” 曲线右移。

(二)、奥氏体成分均匀性和过剩相溶解情况的影响

奥氏体成分不均匀, 珠光体转变的形核率高, C 原子扩散速度高, 长大速度快; 未溶 Fe₃C 多, 可作为领先相晶核存在使珠光体转变的形核率提高, 加速其长大速度。

(三)、奥氏体化温度和时间的的影响

奥氏体化温度高时间长, 奥氏体晶粒粗大且奥氏体化均匀, 使 “C” 曲线右移, 珠光体转变的孕育期、形核率和长大速度均降低, 珠光体形成速度降低。

(四)、应力和塑性变形的影响

奥氏体化时拉应力或塑性变形, 易使点阵畸变和位错增高, 促进 C、Fe 原子扩散及点阵重构, 促进珠光体的形核长大。奥氏体化时压应力, 原子迁移阻力增大, C、Fe 原子扩散困难, 减慢珠光体形成速度。

1) 与原奥氏体无共格关系: (1) 粒状 Fe₃C (球化工艺);

2) 与原奥氏体有共格关系: (2) 网状 Fe₃C (奥氏体晶粒较大且成分均匀, 冷却速度缓慢), (3) 片状 Fe₃C (奥氏体晶粒粗大, 成分均匀, 冷却速度缓慢)。

5、珠光体的机械性能

珠光体的机械性能取决于 (1) 层片间距 S₀; (2) 珠光体团尺寸; (3) F 亚结构。

1) . 珠光体层片间距 S₀

S₀ 减小, 相界面增多, 相界面阻碍位错运动的能力增加, 变形抗力提高, 强度提高; 另外 S₀ 减小, Fe₃C 变薄, 易弯曲和滑移使塑性提高。

2) . 珠光体团尺寸

珠光体团尺寸与珠光体形成温度和原奥氏体晶粒尺寸有关珠光体形成温度低和奥氏体晶粒尺寸细小导致珠光体团尺寸小, 单位体积内片层排列方向增多, 应力集中可能性降低, 导致强度和塑性提高; 反之强度和塑性降低。

3) . 铁素体亚结构

铁素体亚结构为位错, 亚结构尺寸越细, 位错的量越多, 受 Fe₃C 阻碍变形抗力越高, 强度越高。

4) . 粒状珠光体性能

同一成分钢, P 粒相界面 P 片少, 强度低; 塑性好是因为 F 呈连续分布, Fe₃C 颗粒分布在 F 基体上, 对位错阻碍作用小。因此 P 粒表现出 (1) 切削加工性能好; (2) 冷塑性变形性能好; (3) 加热时变形或开裂倾向小。

五、贝氏体转变

钢中贝氏体是过冷奥氏体在中温区转变的产物, 这由钢的冷却转变图 (“C 曲线” 或 CCT 曲线) 得知。其转变温度位于珠光体温度和马氏体转变温度之间, 因此称为中温转变。这种转变的动力学特征和产物的组织形态, 兼有扩散型转变和非扩散型转变的特征, 称为半扩散型相变。

一般将具有一定过饱和度的 α 相和 Fe₃C 组成的非层状组织称为贝氏体。

(一) 贝氏体转变的热力学

钢中过冷奥氏体转变为贝氏体, 必须满足:

$$\Delta G = G_B - G_\gamma \leq 0$$

贝氏体转变属于半扩散型相变, 除新相表面能 Sσ 外, 还有母相与新相比容不同产生的应变能和维持两相共格关系的弹性应变能 εV, 则贝氏体形成时系统自由能也可以表示为:

$$\Delta G = V \Delta g_v + S \sigma + \epsilon V \leq 0$$

与马氏体相变比较,贝氏体转变时碳的扩散降低了 α 相的过饱和含碳量,弹性应变能 ϵV 减小;碳的脱溶使贝氏体与奥氏体的比容差降低,相变时由于体积变化引起的应变能减小,使 α 相的自由能降低,新相与母相自由能差 ΔG 增加,相变驱动力增大,因此贝氏体转变开始温度 B_s 在 M_s 之上。

另外,与珠光体转变相比,贝氏体形成时 α 相的过饱和程度比珠光体 α 相的过饱和程度大,新相与母相的弹性应变能 ϵV 比珠光体转变时的弹性应变能 ϵV 大,贝氏体转变开始温度 B_s 在 P_s 之下。因此,贝氏体转变的开始温度介于 M_s 和 P_s 之间。

(二) 贝氏体的组织形态

1、上贝氏体

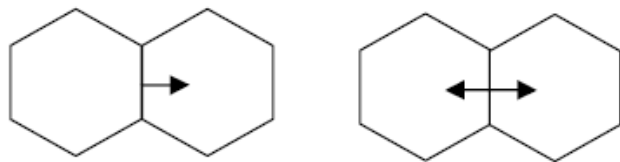


图 6-9 上贝氏体的长大

过饱和的平行条状 α 相和夹于 α 相条间的断续条状 Fe_3C 的混合物。形状如羽毛,又称羽毛状贝氏体。在原奥氏体晶界形核,沿晶界一侧或两侧向晶内长大。见图 6-9。

(1)形成温度:中高碳钢 $350\sim 550^{\circ}C$;又称高温贝氏体;形成温度低, α 相条变薄,碳化物弥散度增大,细化晶粒。

(2)亚结构:位错缠解。比板条马氏体低 $2\sim 3$ 个数量级,形成温度越低,位错密度越大。

(3)光镜下, α 相呈条状或针状,少数呈椭圆状或矩形;电镜下清晰可见断续条状 Fe_3C 分布于 α 相条间,也可能分布在 α 相条内。

(4) $C\%$ 增加, α 相条增多、变薄, Fe_3C 量增加、变细,碳化物由粒状 \rightarrow 链珠状 \rightarrow 断续条状。

合金元素 Si 、 Al 、增加奥氏体的稳定性,抑制 Fe_3C 析出,使残余奥氏体数量增多。

2、下贝氏体

过饱和的片状 α 相和其内部沉淀的 Fe_3C 的混合物。形状为针状、片状或竹叶状。各针状物间有一定交角。碳化物细小、弥散,呈粒状和细片状排列成行,与 α 相长轴方向成 $55^{\circ}\sim 65^{\circ}$ 。

(1)形成温度:中高碳钢 $350^{\circ}C\sim M_s$;又称低温贝氏体。

(2)亚结构:缠解位错。比上贝氏体位错密度高,未发现孪晶。

(3)光镜下, α 相呈暗黑色针状或片状,各针状有一定交角;电镜下清晰可见排列成行的粒状或片状 Fe_3C 分布于 α 相条内,与 α 相长轴方向交成 $55^{\circ}\sim 65^{\circ}$,也可能分布在 α 相条外。

(4)下贝氏体 α 相内含有过饱和 C 原子,其固溶量比上贝氏体高。上贝氏体的 α 相平行,下贝氏体的 α 相有交角。

(三) 贝氏体的形成

1、贝氏体的形成过程

过冷奥氏体冷却到贝氏体转变温度区,在贝氏体转变开始前,过冷奥氏体内部 C 原子产生不均匀分布,出现许多局部贫碳区和富碳区,在贫碳区产生 α 相晶核,当其尺寸大于该温度(贝氏体转变温度)下的临界晶核尺寸时, α 相晶核不断长大,由于过冷奥氏体所处的温度较低, Fe 原子的自扩散困难,只能按共格切变方式长大。 C 原子从 α 相长大的前沿向两侧奥氏体中扩散,而且 α 相内过饱和 C 原子不断脱溶。(1)高温时 C 原子穿过 α 相界扩散到奥氏体中或在相界面沉淀成碳化物;(2)低温时 C 原子在 α 相内部一定晶面上聚集并沉淀成碳化物;或同时在 α 相界面和 α 相内部沉淀成碳化物。

因此贝氏体的形成取决于形成温度和过冷奥氏体含碳量。

2、上贝氏体的形成过程

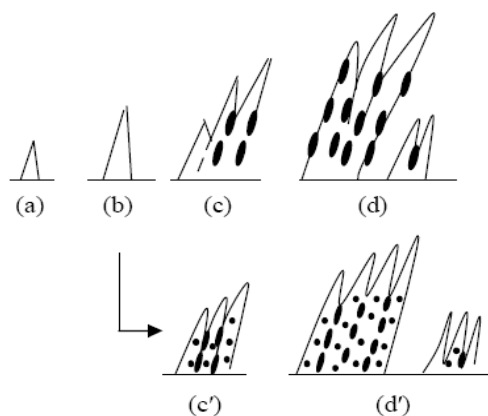


图 6-10 上贝氏体的形成过程

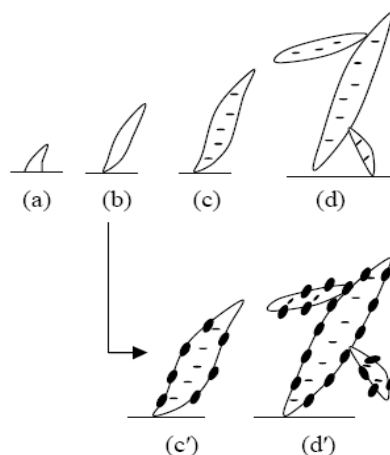


图 6-11 下贝氏体的形成过程

首先在过冷奥氏体晶界处或晶界附近贫碳区生成贝氏体 α 相晶核, 如图 6-10(a), 并且成排地向晶粒内长大。同时条状 α 相长大前沿的 C 原子不断向两侧扩散, 而且 α 相多余的 C 也将通过扩散向两侧的界面移动。由于 C 在 α 相中的扩散速度大于在奥氏体中的扩散速度, 在较低温度下, C 在晶界处发生富集, 如图 6-10(b), 当富集的 C 浓度相当高时, 在条状 α 相间形成 Fe_3C , 而转变为典型的上贝氏体。如图 6-10(c) 和图 6-10(d)。

当上贝氏体的形成温度较低或钢的含碳量较高时, 上贝氏体形成时与 α 相条间沉淀碳化物的同时, 在 α 相条内也沉淀出少量的多向分布的 Fe_3C 小颗粒, 如图 6-10(c') 和图 6-10(d')。

3、下贝氏体的形成过程

在中高碳钢中, 如果贝氏体转变温度比较低时, 首先在奥氏体晶界或晶粒内部某些贫碳区形成 α 相晶核(图 6-11a), 并按切变共格方式长大成片状或透镜状(图 6-11b)。由于转变温度较低, C 原子扩散困难, 较难迁移至晶界, 和 α 相共格长大的同时, C 原子只能在 α 相的某些亚晶界或晶面上沉淀为细片状碳化物(图 6-11c), 和马氏体转变相似, 当一片 α 相长大时, 会促发其它方向片状 α 相形成(图 6-11d), 从而形成典型的下贝氏体。

如果钢的含碳量相当高, 而且下贝氏体的转变温度又不过低时, 形成的下贝氏体不仅在片状 α 相中形成 Fe_3C , 而且在 α 相边界上也有少量 Fe_3C 形成, 如图 6-11c' 和图 6-11d'。

(四)、钢中贝氏体的机械性能

钢中贝氏体的机械性能主要取决于其显微组织形态, 即取决于 α 相和 Fe_3C 的显微组织形态。

1、 α 相的显微组织形态

(1) 贝氏体 α 相中相对细晶的呈条状(上贝氏体)或呈针状(下贝氏体)比相对粗晶的呈块状(粒状贝氏体)具有较高的强度和硬度。贝氏体转变温度降低, α 相由块状 \rightarrow 条状 \rightarrow 针片状。

(2) 贝氏体中 α 相晶粒(亚晶粒)越小, 强度越高, 韧性越好(可以通过控制①过冷奥氏体晶粒大小和②控制冷却速度来控制 α 相晶粒大小)。

(3) 与平衡状态的 α 相对比, 贝氏体中 α 相过饱和度大, 导致固溶强化引起强度增加, 但塑性和韧性降低很少。

(4) 贝氏体中 α 相的亚结构为缠结位错(相变应变产生的), 而且下贝氏体比上贝氏体位错密度高, 因此强度比上贝氏体高。

2、碳化物的显微组织形态

(1) 碳化物尺寸相同时, 其含量(取决于钢的含碳量)越多, 强度和硬度越高, 塑性和韧性越低。

(2) 成分一定时, 贝氏体转变温度降低, 碳化物尺寸减小, 数量(不是含量)增加, 即弥散分布, 强度高韧性高, 因此下贝氏体比上贝氏体性能好得多。

(3) 粒状碳化物不易产生应力集中, 韧性好; 上贝氏体碳化物呈断续杆状(条状或层状)的脆性大; 下贝氏体碳化物呈细片状强度高。

六、马氏体转变

钢经奥氏体化后快冷, 抑制了扩散相变, 在较低温度下发生无扩散相变转变为马氏体, 是热处理强化的主要手段, 对工业生产有十分重要的意义。

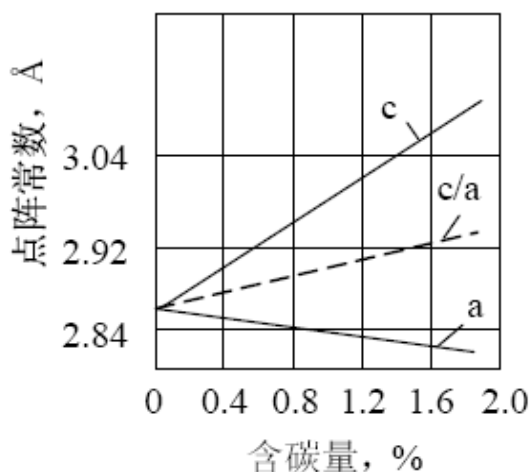


图 6-12 马氏体点阵常数与含碳量的关系

牵动奥氏体突出表面。可见马氏体形成是以切变方式实现的，同时以第二类切应力共格切变，即以惯习面为中心马氏体和奥氏体发生对称倾动，这种界面称“切变共格”界面。

2、马氏体转变的无扩散性

(1) 钢中马氏体转变无成分变化，仅有晶格改组： $\gamma\text{-Fe(C)} \rightarrow \alpha\text{-Fe(C)}$ 。

(2) 马氏体转变在相当低的温度内进行 (Fe-Ni 合金 $20\sim 196^\circ\text{C}$)，扩散已无可能，并且转变速度极快 (5×10^{-6} 秒完成)。

(3) 原子协调移动，原来相邻的原子转变后仍相邻 (“军队式转变”)，相邻原子的移动位移不超过一个原子间距。

3、具有确定的晶体学位向关系和惯习面

(1) K-S 关系：(1.4%碳钢)

$\{110\} \alpha' // \{111\} \gamma$ (密排面平行)； $\langle 111 \rangle \alpha' // \langle 110 \rangle \gamma$ (密排方向平行)。每一个奥氏体的 $\{111\} \gamma$ 面上，马氏体有 6 中不同的取向，而 $\{111\} \gamma$ 有四个，因此按 K-S 关系马氏体共有 24 种可能的取向。

(2) 西山(N)关系：(Fe-30Ni 合金)

$\{110\} \alpha' // \{111\} \gamma$ (密排面平行)； $\langle 110 \rangle \alpha' // \langle 211 \rangle \gamma$ (次密排方向平行)。每一个奥氏体 $\{111\} \gamma$ 面上，马氏体有 6 中不同取向，而 $\{211\} \gamma$ 有两个，因此按 K-S 关系马氏体共有 12 种可能的取向；K-S 关系和西山(N)关系如图 12-4。马氏体按 K-S 关系取向为 $35^\circ 16'$ ，按西山(N)关系取向为 30° ，取向相差 $5^\circ 16'$ (可以证明，见图 12-5)。

(3) G-T 关系：

精确测量 (Fe-0.8%C-22%Ni 合金) 发现，K-S 关系为：

$\{110\} \alpha' // \{111\} \gamma$ 差 1° ； $\langle 111 \rangle \alpha' // \langle 110 \rangle \gamma$ 差 2° 。

(4) 惯习面及其不变性

C%不同及形成温度不同，惯习面也不同，钢中常见的惯习面有三种，即： $\{111\} \gamma$ ， $\{225\} \gamma$ ， $\{259\} \gamma$ 。

① 含碳量对惯习面有影响。当 $C\% < 0.6\%$ 时，惯习面为 $\{111\} \gamma$ ； $0.6\% < C\% < 1.4\%$ 时，惯习面为 $\{225\} \gamma$ ； $C\% > 1.4\%$ 时，惯习面为 $\{259\} \gamma$ ；

② 随着温度的降低，惯习面为 $\{111\} \gamma \rightarrow \{225\} \gamma \rightarrow \{259\} \gamma$ 。

③ 惯习面为无畸变、无转动的平面。

4、马氏体相变是在一个温度范围内进行的

(1) 马氏体转变是在不断降温条件下完成的，有开始转变温度 M_s 和转变结束温度 M_f ；

(2) 马氏体也有等温条件下形成的，无论降温还是等温转变，马氏体转变具有不彻底性，有残余奥氏体剩余，需冷处理使残余奥氏体转变为马氏体。

5、马氏体转变的可逆性

在某些非 Fe 合金中，奥氏体冷却转变为马氏体，重新加热，已形成的马氏体通过逆转变机制转变为奥氏体，称为马氏体的可逆转变。把马氏体直接向奥氏体的转变称为逆转变，逆转变的开始温度为 A_s 转变结束温度为 A_f 。

(一)、马氏体的晶体结构

马氏体是 C 在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的过饱和间隙式固溶体。具有体心立方点阵 (C% 极低钢) 或体心正方 (淬火亚稳相) 点阵。随 C% 提高，马氏体点阵常数 c 增大， a 减小，正方度 c/a 增大，见图 6-12 马氏体为 C 在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的过饱和固溶体。C 原子处于 Fe 原子组成的扁八面体间隙中心，此间隙在短轴方向的半径为 0.19\AA ，碳原子半径为 0.77\AA ，室温下 C 在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的溶解度为 0.006% ，但钢中马氏体的含碳量远远此数。C 原子的溶入 $\alpha\text{-Fe}$ 后使体心立方变成体心正方，并造成 $\alpha\text{-Fe}$ 非对称畸变。

(二) 马氏体相变的主要特征

1、切变共格和表面浮凸现象

马氏体形成时，和它相交的试样表面发生转动，一边凹陷，一边凸起，并

(三) 钢中马氏体的主要形态

1、板条状马氏体

常见于低碳钢、马氏体时效钢、不锈钢中。其显微组织是由许多成群的板条组成，称板条马氏体。亚结构为位错，也称位错马氏体。显微结构

板条马氏体的示意图见图 6-12，一个原奥氏体晶粒内可以有 3~5 个马氏体板条束(图中 A、B、C、D)，一个板条束内又可以分成几个平行的板条块(如 B 区域)；板条块间成大角晶界，块界长尺寸方向与板条马氏体边界平行；每个板条块由若干个板条单晶组成，板条单晶的尺寸约为 $0.5 \times 5.0 \times 20 \mu\text{m}$ 。即：板条单晶→板条块→板条束→马氏体晶粒。稠密的板条单晶之间夹着高度变形的、非常稳定的、厚度约 200\AA 的残余奥氏体。

亚结构：高密度位错 ($0.3 \sim 0.9 \times 10^{12}$ 个)，局部也有少量的孪晶位向关系，在一个板条束内，马氏体惯习面接近 $\{111\} \gamma$ ；马氏体和奥氏体符合介于 K-S 关系和西山(N)关系之间的 G-T 关系最多；符合 K-S 关系和西山(N)关系的较少，在一个板条束内，存在几种位向关系的原因尚不清楚。

与 C% 的关系：马氏体的显微组织随合金成分的变化而改变。对于碳钢：C% \leq 0.3% 时，板条束和板条块比较清楚；0.3% \leq C% \leq 0.5% 时，板条块不清楚；0.6% \leq C% \leq 0.8% 时，板条组织逐渐消失并向片状马氏体组织过渡。与奥氏体晶粒的关系：奥氏体晶粒越大，板条束越大，而一个原奥氏体晶粒内板条束个数基本不变，奥氏体晶粒大小对板条宽度几乎没影响。

与冷却速度的关系：冷却速度越大，板条束和块宽同时减小，组织变细，因此提高冷却速度有利于细化马氏体晶粒。

2、片状马氏体

常见于淬火高、中碳钢、及 Fe-Ni-C 钢。空间形态呈凸透镜片形状，称透镜片状马氏体或片状马氏体，试样磨面相截在显微镜下呈针状或竹叶状，又称针状马氏体或竹叶状马氏体，亚结构为孪晶，也称孪晶马氏体。

显微结构

马氏体片间相互不平行，先形成的第一片马氏体贯穿整个原奥氏体晶粒，将奥氏体晶粒分成两部分，使后形成的马氏体片大小受到限制，因此马氏体片的大小不同。

亚结构：孪晶，孪晶的结合部分的带状薄筋是“中脊”(中脊——高密度的相变孪晶区，其形成原因目前尚不清楚)。孪晶间距约为 50\AA ，一般不扩展到马氏体的边界，马氏体片的边界为复杂的位错；也有的片状马氏体无中脊。

位向关系：片状马氏体惯习面接近 $\{225\} \gamma$ 或 $\{259\} \gamma$ ；马氏体和奥氏体符合 K-S 关系或西山(N)关系。

与 C% 的关系：片状马氏体的组织形态随合金成分的变化而改变。对于碳钢：C% \leq 0.3% 时，板条马氏体；0.3% \leq C% \leq 1.0% 时，板条马氏体和片状马氏体混合组织；表明马氏体的亚结构与钢的化学成分 1.0% \leq C% 时，全部为片状马氏体组织。并且随着 C% 增加，残余奥氏体的含量逐渐增加。合金元素 Cr、Mo、Mn、Ni 增加形成孪晶马氏体倾向。

与奥氏体晶粒的关系：奥氏体晶粒越大，马氏体片越大。

片状马氏体存在显微裂纹：片状马氏体显微裂纹是其形成时产生的，先形成的第一片马氏体贯穿整个原奥氏体晶粒，将奥氏体晶粒分成两部分，使后形成的马氏体片大小受到限制，因此马氏体片的大小不同。后形成的马氏体片不断撞击先形成的马氏体，由于马氏体形成速度极快，相互撞击，同时还与奥氏体晶界撞击，产生相当大的应力场，另外由于片状马氏体含碳量较高，不能通过滑移或孪生等变形方式消除应力，因此片状马氏体出现显微裂纹。值得提出的是：板条马氏体板条之间夹角很小，基本相互平行，相互撞击的几率很小，即使偶有撞击，由于残余奥氏体的存在可以缓解应力，因此，板条马氏体没有出现显微裂纹。

3、影响马氏体形态及亚结构的因素

影响马氏体形态的因素主要是化学成分和马氏体形成温度。

(1) 化学成分

片状马氏体的组织形态随合金成分的变化而改变。对于碳钢：C% \leq 0.3% 时，板条马氏体；0.3% \leq C% \leq 1.0% 时，板条马氏体和片状马氏体混合组织；1.0% \leq C% 时，全部为片状马氏体组织。并且随着 C% 增加，残余奥氏体的含量逐渐增加。合金元素 Cr、Mo、Mn、Ni 增加形成孪晶马氏体倾向。

(2) 马氏体形成温度

随着马氏体形成温度的降低，马氏体的形态将按下列顺序转化：板条状→蝶状→透镜片状→薄板状；亚结构由位错转化为孪晶。这是由于马氏体转变是在 $M_s \sim M_f$ 温度范围内进行的，对于一定成分奥氏体，可能有：

Ms 点高(C%<0.3%的钢:板条状马氏体;
Ms 点略低的钢:板条状和片状混合的马氏体;
Ms 点更低的钢:板条状马氏体不再能形成,转变为片状马氏体;
Ms 点极低的钢:片状马氏体不再能形成,转变为薄板状马氏体。

4、马氏体转变的热力学条件

(1) 相变的驱动力

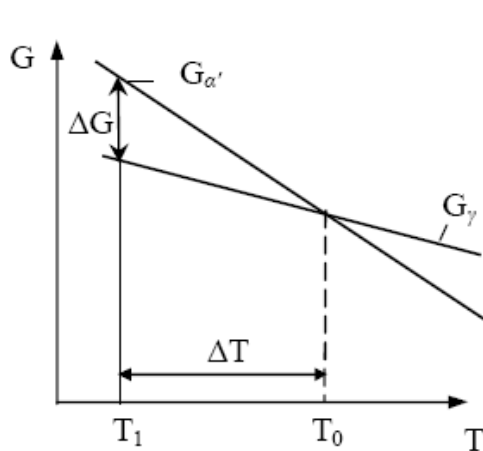


图 6-13 马氏体转变的热力学条件

$$\Delta G = G_{\alpha'} - G_{\gamma} \leq 0$$

如图 6-13 所示,马氏体相变的驱动力 ΔG 必须小于零,即转变温度必须低于 T_0 以下,马氏体转变的开始点 M_s 在 T_0 以下。

(2) M_s 点定义

定义:奥氏体和马氏体两相自由能之差达到相变所需的最小驱动力值对应的温度称为 M_s 点。

对于一定成分的合金, T_0 一定, M_s 越低,则 $T_0 - M_s$ 越大,相变所需的驱动力越大。反之,相变所需的驱动力越小。因此:

$\Delta G = \Delta S(T_0 - M_s)$ 其中, ΔS 为 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 时的熵变。

对于钢和 Fe 合金, ΔG 很大,马氏体快速长大或爆发式转变;

对于有色合金(如 Au-Cd), ΔG 很小,形成热弹性马氏体。

性马氏体。

(3) 影响 M_s 点的主要因素

(a) 化学成分

(1) C% 影响:①化学成分的影响以 C% 影响最为明显。②C% 升高, M_s 和 M_f 均下降,马氏体转变温度区间移向低温,残余奥氏体量增加。③C% 增加, M_s 呈连续下降趋势,当 C% < 0.6% 时, M_s 下降比 M_f 下降显著,当 C% 增加到 C% ≥ 0.6% 时, M_f 下降缓慢直至基本不变。

解释:①C% 增加,溶入到奥氏体中的 C 原子增加,对奥氏体固溶强化作用增强,马氏体转变的切变阻力增加,相变所需的驱动力增加, M_s 下降;②C% 增加, T_0 降低,故增加了马氏体相变的驱动力,使 M_s 下降。

(2) 合金元素:合金元素对 M_s 点影响比较复杂,多种合金元素同时作用的影响和一种合金元素的影响也不相同。总体上①除了 Co、Al 提高 M_s 外合金元素均有降低 M_s 作用。②强碳化物形成元素加热时溶入奥氏体中很少,对 M_s 点影响不大。③合金元素对 M_s 点的影响表现在影响平衡温度 T_0 和对奥氏体的强化作用。

(b) . 形变与应力

(1) 若在 $M_s \sim M_f$ 之间塑性变形, $\Delta G_{\gamma \rightarrow \alpha'}$ 增加,相当于提高 M_s 点,形变会促进马氏体相变。一般形变量越大,马氏体转变量越多;形变温度越低,马氏体转变量越多。(2) 马氏体相变引起体积膨胀,施加多向压应力将阻碍马氏体形成,使 M_s 点降低,拉应力或单向压应力促进马氏体形成,使 M_s 点提高。

(c) . 奥氏体化条件

奥氏体化条件对影响具有双重性,加热温度高保温时间长,有利于 C 和合金元素的原子充分溶入到奥氏体中(固溶强化),降低 M_s 点;但同时奥氏体晶粒长大,缺陷减少,晶界强化作用降低,切变阻力减小, M_s 点有提高趋势。

(d) . 淬火速度

一般认为:淬火速度较低时,即淬火温度较高,“C 原子气团”可以形成足够大尺寸并在缺陷处偏聚,强化奥氏体,使 M_s 点降低,淬火速度较高时,即淬火温度较低,抑制了“C 原子气团”形成,对奥氏体强化作用降低,使 M_s 点升高。也有人为:高速淬火 M_s 点升高是淬火应力引起的,目前观点不统一。

(e) . 磁场

(1) 增加磁场只是提高 M_s 点,对 M_s 点以下的马氏体转变和总的转变量无影响。

(2) 转变过程中增加磁场,转变量的增加趋势与未加磁场相同,撤去磁场,转变量又回到未加磁场状态。

(3) 磁场对 M_s 点影响与形变诱发马氏体影响相似,增加磁能补充了相变所需的驱动力,使马氏体相变能够产生。

5、马氏体的机械性能

(一)、强度和硬度

1. 硬度

钢中马氏体的硬度随含碳量的增高而增大，但当 $C\% \geq 0.6\%$ ，淬火钢的硬度接近最大值， $C\%$ 进一步增加，残余奥氏体含量增加，硬度值增加缓慢甚至下降。合金元素对马氏体的硬度影响不大。

2. 强度

(1) 相变强化：马氏体切变形成造成晶体内产生大量的微观缺陷(位错、孪晶及层错等)使马氏体强化称相变强化。

(2) 固溶强化：C 原子过饱和地溶入到 $\alpha\text{-Fe}$ 中产生晶格严重畸变形成畸变偶极应力场，应力场与缺陷交互作用使马氏体强化。 $(C\% > 0.4\%)$ 时形成畸变偶极应力场具有抵消作用，引起马氏体强化不明显)

(3) 时效强化：C 原子偏聚到位错线附近“钉扎”位错引起马氏体强化。 -60°C 以上时效就能进行；室温下几分钟甚至几秒钟即可产生时效强化。

(4) 马氏体形变强化： $\alpha\text{-Fe}$ 本身强度不高，由于马氏体相变产生塑性变形，塑性变形产生加工硬化(表现为缺陷增加以及相互缠结)使马氏体强化。

(5) 孪晶对马氏体强度的贡献：孪晶存在时，马氏体的有效滑移系仅为体心立方金属的四分之一，因此孪晶存在有阻碍滑移，提高变形抗力作用。

(6) 原奥氏体晶粒大小和马氏体板条束大小对强度的影响：奥氏体晶粒细小，马氏体晶粒细小(虽然板条束不变，但板条束变小)，马氏体强度增高，但总的来看影响不大。细化晶粒对提高马氏体强度作用不明显。

(二)、马氏体的韧性

低碳钢马氏体亚结构为位错

马氏体的韧性主要取决于马氏体的亚结构

高碳钢马氏体亚结构为孪晶

1. 高碳钢板条马氏体的韧性

(1) 亚结构为孪晶，有效滑移系少。(2) 回火时碳化物沿孪晶界不均匀析出增加脆性。(3) 马氏体内部存在显微裂纹。

2. 低碳钢板条马氏体的韧性

(1) 马氏体形成时容易产生“自回火”，松弛了淬火应力，碳化物分布比较均匀(合金钢)。(2) 位错网形成的胞状位错亚结构分布不均匀，存在低密度位错区，为位错移动提供了余地，而位错开动可以缓解应力集中提高塑性。(3) 无显微裂纹存在。(4) 塑性变形时，位错的运动(滑移)比孪生容易进行。

综上，马氏体的韧性主要取决于亚结构，而亚结构取决于 $C\%$ 。

(三)、马氏体的相变塑性

相变塑性——金属及合金在相变过程中塑性增大，往往在低于母相屈服极限时发生塑性变形，这种现象称相变塑性。马氏体的相变塑性——钢在马氏体相变的同时产生相变塑性的现象称马氏体的相变塑性。

(1) 马氏体形成时可缓解或松弛局部应力集中，防止裂纹形成，即使形成裂纹也会由于马氏体相变使裂纹尖端应力集中得到松弛，从而抑制微裂纹扩展，提高塑性和断裂韧性。

(2) 由于塑性变形区有形变马氏体形成，随着形变量的增加，形变强化指数提高，变形抗力增加，导致已塑性变形区再发生塑性变形困难，从而抑制颈缩的形成，使随后的变形发生其它部位，提高了塑性变形能力。

(四)、物理性能

(1) 马氏体比容最大；导致淬火变形、开裂，导致产生残余奥氏体。(2) 马氏体为铁磁相， $C\%$ 增加，磁饱和强度降低；(3) 电阻率高。

七、奥氏体的稳定化

定义：奥氏体由于内部结构在外界条件的影响下发生了某种变化，使其向马氏体转变发生迟滞的现象称为奥氏体稳定化。

分类：奥氏体稳定化分为热稳定化和机械稳定化两种。

(一)、奥氏体的热稳定化

1. 定义：淬火时因缓慢冷却或在冷却过程中停留引起过冷奥氏体稳定性提高，使马氏体转变迟滞现象成为过冷奥氏体的热稳定化。

2. 产生机理：C、N 原子在适当温度下(热稳定化温度)向点阵位错处偏聚，钉扎位错，不仅

强化奥氏体，使马氏体相变切变阻力增大，同时钉扎马氏体核坯，阻碍其长大，因此发生 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 必须附加化学驱动力以克服溶质原子的钉扎力。

3. 反稳定化：将稳定化的过冷奥氏体加热到一定温度以上，由于原子的热运动增强，溶质原子会扩散离去，使稳定化作用下降甚至消失，称为反稳定化。这个加热温度称为反稳定化温度。

4. 影响热稳定化的因素：

(1) 等温温度。等温温度升高，C、N 原子偏聚速度增大，达到最大稳定化时间缩短，稳定化速度增大。

(2) 等温时间。等温时间延长，C、N 原子偏聚量增加，奥氏体稳定化程度增加。

(3) 化学成分。①C、N 原子影响最重要，无 C 的 Fe-Ni 合金无热稳定化现象，C、N 原子总量大于 0.01% 就产生稳定化现象。C% 增加，稳定化作用增加。②强碳化物形成元素 Cr、Mo、V 促进热稳定化作用；Ni、Si 等非碳化物形成元素对热稳定化无影响。

(二)、奥氏体的机械稳定化

1. 定义：在 Ms 点以上温度对过冷奥氏体进行塑性变形，会使随后的马氏体转变发生困难，Ms 点下降，引起过冷奥氏体稳定化称为机械稳定化。

2. 产生机理：由于塑性变形引入缺陷(或使缺陷增加)，破坏了母相与新相(或其核坯)之间的共格关系，使马氏体转变时原子运动发生困难。

3. 影响机械稳定化因素：

①已转变马氏体量。已转变马氏体量增加，对周围奥氏体机械作用增强，奥氏体切变阻力增大，机械稳定化程度增加。②马氏体相变会造成母相塑性变形引入缺陷(或使缺陷增加)，破坏了母相与新相(或其核坯)之间的共格关系，因而产生机械稳定化。

Ms 点以下等温停留，热稳定化和机械稳定化往往同时产生。

八、淬火钢的回火转变

回火是淬火后将零件加热到低于临界点某一温度，保持一定时间，然后以适当的冷却方式(避免回火脆性时快冷；防止热应力缓冷；否则对冷却速度无限制)冷却到室温的热处理操作。

回火的目的：①为了使亚稳定的 α' 相转变为接近平衡相或平衡相，以便获得所需要的相对稳定组织与性能

②消除或减小内应力。

(一)、回火时物理性能的变化

1. 比容变化：马氏体 > 回火马氏体 > 回火屈氏体 > 回火索氏体 > 残余奥氏体。

2. 相变潜热：过冷奥氏体保存了奥氏体相变时吸收的潜热，淬火形成马氏体释放了一部分潜热，仍保留部分潜热，这部分潜热在回火过程中不断放出。残余奥氏体转变将使体积变大，放出相变潜热。

3. 电阻率：回火初期阶段(回火温度低于 100℃ 时)，由于 C 原子向位错线偏聚(板条马氏体)使电阻率降低；向某些晶面富集(片状马氏体)使电阻率升高。

(二)、淬火钢回火时组织转变

1. 马氏体中 C 原子偏聚 (<100℃)

①由于转变温度较低，Fe 与合金元素原子难以扩散；C、N 溶质原子只能做短程偏聚，板条马氏体晶内存在大量位错，C、N 原子向位错线附近偏聚。

②片状马氏体由于位错较少，除了少量 C、N 原子向位错线附近偏聚，大量溶质原子向孪晶面(110) α' 偏聚，形成厚度几个直径十几个排的富碳区。

③板条马氏体中 C、N 原子向位错线附近偏聚，降低弹性畸变能；而片状马氏体由于 C、N 原子向孪晶面(110) α' 偏聚，使弹性畸变能可能升高。

④ $C + \perp \rightarrow \perp C$ ；

2. 马氏体分解(80~250℃)——转变第一阶段

回火温度超过 80℃ 马氏体开始分解，马氏体中 C% 降低，c 轴减小，a 轴变大，正方度 c/a 降低，马氏体转变成回火马氏体。

片状马氏体

①从马氏体析出与其共格的 ϵ -Fe₃C， ϵ -Fe₃C 为密排六方结构，X=2~3。此时马氏体点阵常数 a 增加，c 减小，正方度 c/a 降低。

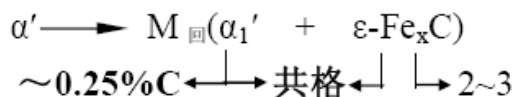
②光学显微镜下看不见 ϵ -Fe₃C，易腐蚀成黑色，电子显微镜下可以观察到 ϵ -Fe₃C 为长 1000 条状 Å(空间形态为薄片状)

③ ϵ -Fe₃C 为亚稳相，温度升高可以继续转变。

④马氏体分解形式取决于回火温度，回火温度低(80~150℃)，二相式分解，C 原子短程扩散；

回火温度高(150~350℃)，连续式分解，C 原子长程扩散。

⑤马氏体分解转变为回火马氏体，即：



板条状马氏体

低碳(<0.2%C=板条马氏体在 100~200℃回火，C 原子仍偏聚在位错线附近处于稳定状态，不析出 $\varepsilon\text{-Fe}_x\text{C}$ 。

3. 残余奥氏体转变(200~300℃)——转变第二阶段

(1)残余奥氏体与过冷奥氏体相比，①两者都是 C 在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的固溶体，转变的动力学曲线很相似；②物理状态不同，残余奥氏体在淬火过程中发生了高度塑性变形，存在很大的畸变；③发生了机械稳定化和热稳定化。

(2)对于高碳 Cr 钢，残余奥氏体在珠光体形成先析碳化物和珠光体，在贝氏体区形成贝氏体，在珠光体和贝氏体区之间有稳定存在区。

(3)淬火高碳钢，残余奥氏体转变产物是 α 相和 $\varepsilon\text{-Fe}_x\text{C}$ 的混合组织，称回火马氏体或下贝氏体，此时 α 相的 C%不仅与回火马氏体相近，而且与下贝氏体的 C%相近、结构也相似。残余奥氏体分解可表示为： $A_{\text{残}} \rightarrow M_{\text{回}}$ 或 $B_{\text{下}}(\alpha \text{ 相} + \varepsilon\text{-Fe}_x\text{C})$ ，残余奥氏体转变为马氏体或下贝氏体称为二次淬火。

(4)200~300℃是残余奥氏体反应激烈的温度范围，不是其开始和终了温度，开始转变温度更低。

4. 碳化物转变(270~400℃)——转变第三阶段

碳钢中马氏体过饱和的 C 几乎全部脱溶，但仍具有一定的正方度。形成两种比 $\varepsilon\text{-Fe}_x\text{C}$ 更加稳定的碳化物，即：一种是 $x\text{-Fe}_5\text{C}_2$ ——单斜晶系；一种是 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ ——正交晶系，碳化物形核长大可分为两类，取决于新旧碳化物与母相的位向关系，新旧碳化物与母相位向关系相同则“原位”形核长大；不相同则“单独”形核长大。

低碳马氏体由于 M_s 点较高，淬火冷却时往往析出 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 碳化物称自回火。

最终组织：具有一定过饱和度的 α 相和与其无共格关系的 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 碳化物混合组织——回火屈氏体。

对于合金钢，回火过程中形成细小弥散的与 α 相共格的特殊碳化物，导致钢的硬度增加称为二次硬化。

5. α 相回复再结晶及碳化物聚集长大(>400℃)

主要发生 α 相回复再结晶，同时碳化物聚集长大。

(1) α 相回复： α 相回复包括内应力消除和缺陷的减少或逐渐消失。内应力分三类：

第一类内应力：区域性的，存在于一组晶粒(多个晶粒)和一组晶粒之间。

第二类内应力：晶粒内，晶胞间。

第三类内应力：晶胞内，原子间。

缺陷：淬火马氏体位错、孪晶密度很高，与冷变形金属相似，回复过程中①板条马氏体的位错降低，剩下的位错将重新排列形成二维位错网络——多边化。

这是比较稳定的状态，这些位错网络把板条马氏体晶粒分割成亚晶粒。②片状

马氏体回火温度高于 250℃时孪晶开始消失，400℃孪晶全部消失，前三个阶段回复就开始发生。回复过程马氏体晶粒空间形态不变(板条状马氏体仍板条状，片状马氏体仍片状)。

(2)再结晶：回火温度高于 600℃发生再结晶，板条马氏体形成位错密度很低的等轴 α 相取代板条 α 晶粒——再结晶；片状马氏体回火温度高于 400℃孪晶全部消失，出现胞块组织，温度高于 600℃发生再结晶。这一过程也是形核(亚晶界为核心)、长大过程。

(3)碳化物长大：温度高于 400℃，碳化物已与 α 相脱离共格关系而聚集球化。细粒状弥散的碳化物迅速聚集长大并粗化，满足 $d=k\tau^3$ (碳化物长大公式)，并对 α 相的再结晶有阻碍作用。

(4)最终组织：回复和再结晶的 α 相与聚集长大的粒状碳化物(与 α 相无共格关系)的混合组织称为回火索氏体组织。

值得指出钢在连续加热回火过程中的各种转变，不是单独发生的，而是相互重叠的，每一阶段的回火温度区间也是相互重叠的。

(三) 淬火钢回火时机械性能变化

高温回火：回火索氏体(<250℃=按回火温度的不同，将回火分成 中温回火：回火屈氏体(350~500℃)

1. 硬度

低温回火：回火马氏体($>500^{\circ}\text{C}$)

回火温度升高，硬度总的趋势是下降。

(1) 高碳钢($>0.8\%\text{C}$) 100°C 左右回火时硬度稍有上升，是由于 C 原子偏聚和共格 $\varepsilon\text{-Fe}_3\text{C}$ 析出造成的。

(2) $200\sim 300^{\circ}\text{C}$ 回火时出现硬度平台是由于残余奥氏体转变(使硬度上升)和马氏体大量分解(使硬度下降)两个因素综合作用的结果。

(3) 合金元素能够不同程度上阻碍回火硬度的降低，同时回火时($500\sim 600^{\circ}\text{C}$)可以造成二次硬化。

2、强度和塑性

回火温度升高，强度不断下降，塑性不断上升。

(1) 低温回火时，高碳钢片状马氏体塑性几乎为零，低碳钢具有良好的综合性能。

(2) $300\sim 450^{\circ}\text{C}$ 回火时钢的弹性极限最高(回火屈氏体组织)。

(3) 合金元素加入与相同含碳量的碳钢对比，强度高(回火高于 300°C)。

3、韧性

实验发现钢在 $250\sim 400^{\circ}\text{C}$ 和 $450\sim 600^{\circ}\text{C}$ 回火，出现韧性下降(脆化)现象，称为回火脆性。有两类：

(a) 第一类回火脆性

1. 定义： $250\sim 400^{\circ}\text{C}$ 回火时出现的回火脆性称第一类回火脆性。

2. 特点：

断裂方式为沿晶断裂或穿晶断裂。

与回火冷却速度无关。

(3) 产生第一类回火脆性的工件在更高的温度回火，脆性消失，重新在其脆性温度区回火，也不产生回火脆性，这种特性称回火脆性的不可逆。

(4) 不能用热处理或合金化方法消除第一类回火脆性。

3. 产生机制：

(1) 残余奥氏体转变理论——在此温度回火正是残余奥氏体转变为马氏体或下贝氏体温度区，由于残余奥氏体转变致脆。此观点不能解释低碳钢(含有少量残余奥氏体)回火脆性，并且有些钢残余奥氏体转变温度与此脆性温度不重合。

(2) 杂质偏聚理论——最近研究发现，第一类回火脆性断口有三种，即①沿原奥氏体晶界断裂：低温回火时 P、S、As 向原奥氏体晶界偏聚引起强度降低(能谱分析已经证实)。②沿马氏体板条晶界断裂： $\varepsilon\text{-Fe}_3\text{C}$ 转变为 $\alpha\text{-Fe}_5\text{C}_2$ 或 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 的温度与第一类回火脆性温度相近，新生成的碳化物沿马氏体板条束边界析出造成脆性增加。③穿晶断裂：夹在板条间的残余奥氏体析出碳化物，或片状马氏体的孪晶界析出碳化物，当碳化物粗大甚至有裂纹存在则产生穿晶断裂。

4. 避免方法：

(1) 加入合金元素使回火脆性温度提高。如加入 Mo、Si 等。

(2) 不在此温度区间回火。

(3) 降低杂质元素含量。

(b) 第二类回火脆性

1. 定义： $450\sim 600^{\circ}\text{C}$ 回火时出现的回火脆性称第二类回火脆性。

2. 特点：

(1) 断裂方式为沿晶断裂。

(2) 与回火冷却速度有关(对冷却速度敏感)快冷时不产生第二类回火脆性，慢冷产生第二类回火脆性。

(3) 可逆性——已产生第二类回火脆性钢回火重新加热快冷，回火脆性消失不脆的钢回火慢冷时产生第二类回火脆性。

(4) 与原始组织有关，马氏体的第二类回火脆性 $>$ 贝氏体的第二类回火脆性 $>$ 珠光体的第二类回火脆性。

(5) 第二类回火脆性的等温冷却脆化动力学曲线呈“C”字型。

3. 产生机制(无定论)：

杂质偏聚理论——杂质元素 P、Sn、As、Sb 等向原奥氏体晶界偏聚，合金元素 Ni、Cr、Mn 也在原奥氏体晶界偏聚并促进杂质元素的偏聚，处于韧性状态时没有发现上述杂质元素在原奥氏体晶界偏聚。杂质元素的偏聚引起强度降低。回火 500°C 时，P 在原奥氏体晶界显著偏聚，回火时间增加，P 在原奥氏体晶界的偏聚量增加，超过 500°C 时，P 扩散离去，再次冷至 500°C 时，P 又偏聚在原奥氏体晶界——可逆性。该理论不能解释第二类回火脆性与冷却速度的关系。

4. 避免方法:

(1) 降低杂质元素含量, 减少合金元素 Ni、Cr、Mn 含量。

(2) 加入合金元素 Mo、W 等抑制杂质元素偏聚。

(3) 细化晶粒, 奥氏体晶粒粗大, 单位体积晶界数量减少, 杂质在晶界处含量相对增加, 第二类回火脆性增大。

(4) 回火快冷(对尺寸小的零件、形状不太复杂)。

(5) 采用形变热处理方法减少第二类回火脆性。

亚共析钢采用亚温淬火使 P 溶入到 α 相中, 减少其在奥氏体晶界的偏聚。

第八章 钢的热处理工艺

热处理就是将固态金属或合金采用适当的方式进行加热、保温和冷却以获得所需组织结构的工艺。所以热处理的过程就是按加热→保温→冷却这三阶段进行, 这三个阶段可用冷却曲线来表示(如图所示)。不管是那种热处理, 都是分这三个阶段, 不同的是加热温度、保温时间和冷却速度不同。

热处理工艺的特点是不改变金属零件的外形尺寸, 只改变材料内部的组织与零件的性能。所以钢的热处理目的是消除材料的组织结构上的某些缺陷, 更重要的是改善和提高钢的性能, 充分发挥钢的性能潜力, 这对提高产品质量和延长使用寿命有重要的意义。

钢的热处理种类分为整体热处理和表面热处理两大类。常用的整体热处理有退火, 正火、淬火和回火; 表面热处理可分为表面淬火与化学热处理两类。

1. 退火

退火就是将金属或合金的工件加热到适当温度(高于或低于临界温度, 临界温度即使材料发生组织转变的温度), 保持一定的时间, 然后缓慢冷却(即随炉加热、保温、冷却或者埋入导热性较差的介质中)的热处理工艺。退火工艺的特点是保温时间长, 冷却缓慢, 可获得平衡状态的组织。

钢退火的主要目的是为了细化组织, 提高性能, 降低硬度, 以便于切削加工; 消除内应力; 提高韧性, 稳定尺寸。使钢的组织与成分均匀化; 也可为以后的热处理工艺作组织准备, 根据退火的目的不同, 退火有完全退火、球化退火、消除应力退火等几种。

退火常在零件制造过程中对铸件、锻件、焊件进行, 以便于以后的切削加工或为淬火作组织准备。

2. 正火

将钢件加热到临界温度以上 30~50℃, 保温适当时间后, 在静止的空气中冷却的热处理工艺称为正火。正火的主要目的是细化组织, 改善钢的性能, 获得接近平衡状态的组织。

正火与退火工艺相比, 其主要区别是正火的冷却速度稍快, 所以正火热处理的生产周期短。故退火与正火同样能达到零件性能要求时, 尽可能选用正火。大部分中、低碳钢的坯料一般都采用正火热处理。一般合金钢坯料常采用退火, 若用正火, 由于冷却速度较快, 使其正火后硬度较高, 不利于切削加工。

3. 淬火

将钢件加热到临界点以上某一温度(45 号钢淬火温度为 840~860℃, 碳素工具钢的淬火温度为 760~780℃), 保持一定的时间, 然后以适当速度冷却以获得马氏体或贝氏体组织的热处理工艺

称为淬火。

淬火与退火、正火处理在工艺上的主要区别是冷却速度快，目的是为了获得马氏体组织。也就是说要获得马氏体组织，钢的冷却速度必须大于钢的临界速度。所谓临界速度就是获得马氏体组织的最小冷却速度。钢的种类不同，临界冷却速度不同，一般碳钢的临界冷却速度要比合金钢大。所以碳钢加热后要在水中冷却，而合金钢在油中冷却。冷却速度小于临界冷却速度得不到马氏体组织，但冷却速度过快，会使钢中内应力增大，引起钢件的变形，甚至开裂。

马氏体组织是钢经淬火后获得的不平衡组织，它的硬度高，但塑性、韧性差。马氏体的硬度随钢的含碳量提高而增高。所以高碳钢、碳素工具钢淬火后的硬度要比低、中碳钢淬火后的硬度高。同样马氏体的塑性与韧性也与钢的含碳量有关，含碳量低，马氏体的塑性，韧性就较好。

4. 回火

钢件淬硬后，再加热到临界温度以下的某一温度，保温一定时间，然后冷却到室温的热处理工艺称为回火。

淬火后的钢件一般不能直接使用，必须进行回火后才能使用。因为淬火钢的硬度高、脆性大，直接使用常发生脆断。通过回火可以消除或减少内应力、降低脆性，提高韧性；另一方面可以调整淬火钢的力学性能，达到钢的使用性能。根据回火温度的不同，回火可分为低温回火、中温回火和高温回火三种。

(1) 低温回火

淬火钢件在 250℃ 以下的回火称为低温回火。低温回火主要是消除内应力，降低钢的脆性，一般很少降低钢的硬度，即低温回火后可保持钢件的高硬度。如钳工实习时用的锯条、锉刀等一些要求使用条件下有高硬度的钢件，都是淬火后经低温回火处理。

(2) 中温回火

淬火钢件在 250℃ ~ 500℃ 之间的回火称为中温回火。淬火钢件经中温回火后可获得良好的弹性，因此弹簧、压簧、汽车中的板弹簧等，常采用淬火后的中温回火处理。

(3) 高温回火

淬火钢件在高于 500℃ 的回火称为高温回火。淬火钢件经高温淬火后，具有良好综合力学性能（既有一定的强度、硬度，又有一定的塑性、韧性）。所以一般中碳钢和中碳合金钢常采用淬火后的高温回火处理。轴类零件应用最多。淬火+高温回火称为调质处理。

5. 表面热处理

仅对工件表层进行热处理以改变组织和性能的工艺称表面热处理。

(1) 表面淬火 仅对钢件表层进行淬火的工艺称为表面淬火。其热处理的特点是用快速加热的方法把钢件表面迅速加热到淬火温度（这时钢件的心部温度较低），然后快速冷却，使钢件的一定深度表层淬硬，心部仍保持其原来状态。这样就提高钢件表面硬度和耐磨性，心部仍具有较好的综合力学性能（一般表面淬火前进行了调质处理）。例如齿轮工作时表面接触应力大，摩擦利害，要求表层高硬度，而齿轮心部通过轴传递动力（包括冲击力）。所以中碳钢制造的齿轮是调质处理后，再经表面淬火。表面淬火由于采用的快速加热方法不同有：火焰加热表面淬火、感应加热表面淬火。感应加热表面淬火又由于电源频率不同有高频淬火、中频淬火。

(2) 化学热处理 将金属或合金工件置于一定温度的活性介质中保温，使一种或几种元素渗入它的表面，以改变工件表面的化学成分、组织和性能的热处理工艺称为化学热处理。化学

热处理的过程也是加热→保温→冷却的三个阶段，其不同的是在一定介质中保温。根据渗入元素不同，化学热处理有渗低碳合金钢（如 20，20Cr 钢）；气体渗碳时的渗碳剂为煤油或乙醇；渗碳温度为 900~950℃，煤油或乙醇在该温度下裂解出活性碳原子[C]，[C]就渗入低碳钢件的表层，然后向内部扩散，形成一定厚度的渗碳层。

6. 热处理常用加热设备

热处理中常用的加热设备主要有加热炉、测温仪表、冷却设备和硬度计等。其中加热炉有很多种，常用电阻炉和盐浴炉。

（1）电阻炉 电阻炉是利用电流通过电热元件（如金属电阻丝，SiC 棒等）产生的热量来加热工件。根据其加热的温度不同，可分为高温电阻炉、中温电阻炉和低温电阻炉等。又根据形状不同分为箱式电阻炉和井式电阻炉等多种。这种炉子的结构简单，操作容易，价格较低，主要用于中、小型零件的退火、正火、淬火、回火等热处理。其主要缺点是加热易氧化、脱碳，是一种周期性作业炉，生产率低。

（2）盐浴炉 盐浴炉是用熔融盐作为加热介质（即工件放入熔融的盐中加热）的加热炉。使用较多的是电极式盐浴炉和外热式盐浴炉。盐浴炉常用的盐为氯化钡、氯化钠、硝酸钾和硝酸钠。由于工件加热是在熔融盐中进行，与空气隔开，工件的氧化、脱碳少，加热质量高，且加热速度快而均匀。盐浴炉常用于小型零件及工、模具的淬火和回火。

第九章 工业用钢

工业用钢按化学成分分为碳钢和合金钢两大类。碳钢为含碳量小于 2.11%的铁碳合金。而合金钢是指为了提高钢的性能，在碳钢的基础上有意加入一定量合金元素所获得的铁基合金。

第一节 钢的分类与编号

一、钢的分类

钢的种类繁多，为了便于生产、使用、管理，可按以下几种方法分类：

1、按化学成分分

按化学成分可将钢分为碳素钢和合金钢。碳素钢根据含碳量分为低碳钢（含碳量 $\leq 0.25\%$ ）、中碳钢（含碳量为 0.25~0.6%）和高碳钢（含碳量 $> 0.6\%$ ）。合金钢根据合金元素总量分为低合金钢（合金元素总量 $< 5\%$ ）、中合金钢（合金元素总量为 5~10%）和高合金钢（合金元素总量 $> 10\%$ ）。

2、按质量分

钢的质量是以磷、硫的含量来划分的。根据磷、硫的含量可将钢分为普通质量钢、优质钢、高级优质钢和特级优质钢。根据现行标准，将各质量等级钢的磷、硫含量列于表 6-1。

表 6-1 各质量等级钢的磷、硫含量%

钢 类	碳 素 钢		合 金 钢	
	P	S	P	S
普通质量钢	≤ 0.045	≤ 0.050	≤ 0.045	≤ 0.045
优 质 钢	≤ 0.040	≤ 0.040	≤ 0.035	≤ 0.035
高级优质钢	≤ 0.030	≤ 0.030	≤ 0.025	≤ 0.025
特级优质钢	≤ 0.025	≤ 0.020	≤ 0.025	≤ 0.015

3、按冶炼方法分

根据冶炼所用炼钢炉不同，可将钢分为平炉钢、转炉钢和电炉钢。根据冶炼时的脱氧程度不同又可将钢分为沸腾钢、镇静钢和半镇静钢。沸腾钢在冶炼时脱氧不充分，浇注时碳与氧反应发

生沸腾。这类钢一般为低碳钢，其塑性好、成本低、成材率高，但不致密，主要用于制造用量大的冷冲压零件，如汽车外壳、仪器仪表外壳等。镇静钢脱氧充分，组织致密，但成材率低。半镇静钢介于两者之间。

4、按金相组织分

按退火组织可将钢分为亚共析钢、共析钢和过共析钢。而按正火组织可将钢分为珠光体钢、贝氏体钢、马氏体钢、铁素体钢、奥氏体钢和莱氏体钢等。

5、按用途分

按用途可将钢分为结构钢、工具钢和特殊性能钢。结构钢包括工程用钢和机器用钢，工程用钢用于建筑、桥梁、船舶、车辆等，而机器用钢包括渗碳钢、调质钢、弹簧钢、滚动轴承钢和耐磨钢。工具钢包括模具钢、刀具钢和量具钢。特殊性能钢包括不锈钢、耐热钢等。

二、钢的编号

(一) 钢铁产品牌号表示方法

我国钢的牌号一般采用汉语拼音字母、化学元素符号和阿拉伯数字相结合的方法表示。

采用汉语拼音字母表示钢产品的名称、用途、特性和工艺方法时，一般从代表钢产品名称的汉字的汉语拼音中选取第一个字母。采用汉语拼音字母，原则上只取一个，一般不超过两个。常用钢产品的名称、用途、特性和工艺方法表示符号见表 9-2。

表 9-2 常用钢产品的名称、用途、特性和工艺方法表示符号（GB/T 221—2000）

名 称	采用的汉字及汉语拼音	采用符号	牌号中的位置	名 称	采用的汉字及汉语拼音	采用符号	牌号中的位置
碳素结构钢	屈 (Qu)	Q	头	船用钢		国际符号	
低合金高强度钢	屈 (Qu)	Q	头	汽车大梁用钢	梁 (Liang)	L	尾
耐候钢	耐侯 (Nai Hou)	NH	尾	矿用钢	矿 (Kuang)	K	尾
保证淬透性钢		H	尾	压力容器用钢	容 (Rong)	R	尾
易切削非调质钢	易非 (Yi Fei)	YF	头	桥梁用钢	桥 (Qiao)	q	尾
热锻用非调质钢	非 (Fei)	F	头	锅炉用钢	锅 (Guo)	g	尾
易切削钢	易 (Yi)	Y	头	焊接气瓶用钢	焊瓶 (Han Ping)	HP	尾
碳素工具钢	碳 (Tan)	T	头	车辆车轴用钢	辆轴 (Liang Zhou)	LZ	头
塑料模具钢	塑模 (Su Mo)	SM	头	机车车轴用钢	机轴 (ji Zhou)	JZ	头
(滚珠) 轴承钢	滚 (Gun)	G	头	管线用钢		S	头
焊接用钢	焊 (Han)	H	头	沸腾钢	沸 (Fei)	F	尾
钢轨钢	轨 (Gui)	U	头	半镇静钢	半 (Ban)	b	尾
铆螺钢	铆螺 (Mao Luo)	ML	头	镇静钢	镇 (Zhen)	Z	尾
锚链钢	锚 (Mao)	M	头	特殊镇静钢	特镇 (Te Zhen)	TZ	尾
地质钻探钢管用钢	地质 (Di Zhi)	DZ	头	质量等级		A. B. C. D. E	尾

1、碳素结构钢和低合金结构钢

这两类钢采用代表屈服点的拼音字母“Q”，屈服点数值（单位为MPa）和表6-2中规定的质量等级、脱氧方法等符号表示，按顺序组成牌号。例如碳素结构钢牌号表示为Q235AF、Q235BZ等；低合金高强度结构钢牌号表示为Q345C、Q345D等。

质量等级由A到E，磷、硫含量降低，质量提高。碳素结构钢牌号中表示镇静钢的符号“Z”和表示特殊镇静钢的符号“TZ”可以省略，低合金高强度结构钢都是镇静钢或特殊镇静钢，其牌号中没有表示脱氧方法的符号。

根据需要，低合金高强度结构钢的牌号也可以采用两位阿拉伯数字（表示平均含碳量的万分之几）和化学元素符号，按顺序表示，如16Mn等。

2、优质碳素结构钢

优质碳素结构钢的牌号以两位数字表示。这两位数字表示钢的平均含碳量的万分之几。

沸腾钢和半镇静钢在牌号尾部分别加符号“F”和“b”。如平均含碳量为0.08%的沸腾钢，其牌号表示为“08F”，平均含碳量为0.10%的半镇静钢，其牌号表示为“10b”。镇静钢一般不标符号，如平均含碳量为0.45%的镇静钢，其牌号表示为“45”。

钢的含锰量为0.70~1.00%时，在牌号后加锰元素符号，如“50Mn”。高级优质钢在牌号后加字母“A”。特级优质钢在牌号后加字母“E”，如“45E”。

3、合金结构钢和合金弹簧钢

合金结构钢和合金弹簧钢牌号由两位数字（表示平均含碳量的万分之几）加上其后带有百分含量数字的合金元素符号组成。当合金元素的平均含量小于1.50%时，只标元素符号，不标含量；当合金元素的平均含量为1.50~2.49%、2.50~3.49%、3.50~4.49%、4.50~5.49%、……时，在相应的合金元素符号后标2、3、4、5……等数字。如30CrMnSi、20CrNi3等。

高级优质钢在牌号后加字母“A”，如30CrMnSiA、60Si2MnA等。特级优质钢在牌号后加字母“E”，如30CrMnSiE等。

4、工具钢

(1) 碳素工具钢

碳素工具钢的牌号由字母“T”与其后的数字组成，如“T9”。高级优质钢在牌号后加字母“A”，如“T10A”。

(2) 合金工具钢和高速工具钢

合金工具钢和高速工具钢牌号的表示方法与合金结构钢基本相同，但一般不标明含碳量数字，如“Cr12MoV”（平均含碳量为1.60%）、“W6Mo5Cr4V2”（平均含碳量为0.85%）。当合金工具钢的含碳量小于1.00%时，含碳量用一位数字标明，这一位数字表示平均含碳量的千分之几，如“8MnSi”。

平均含铬量小于1%的合金工具钢，在含铬量（以千分之一为单位）前加数字“0”，如“Cr06”。

5、轴承钢

高碳铬轴承钢的牌号以字母“G”打头，牌号中不标明含碳量，铬含量以千分之一为单位，如“GCr15”的平均含铬量为1.5%。渗碳轴承钢牌号的表示方法与合金结构钢相同，仅在牌号头部加字母“G”，如“G20CrNiMo”。

6、不锈钢和耐热钢

不锈钢和耐热钢的牌号由表示平均含碳量的数字（以千分之一为单位）与其后带有百分含量数字的合金元素符号组成。合金元素含量表示方法同合金结构钢。含碳量的表示方法为：当平均含碳量 $\geq 1.00\%$ 时，用两位数字表示，如“11Cr17”（平均含碳量为1.10%）；当 $1.00\% > \text{平均含碳量} \geq 0.1\%$ 时，用一位数字表示，如“2Cr13”（平均含碳量为0.20%）；当含碳量上限 $< 0.1\%$ 时，以“0”表示，如“0Cr18Ni9”（含碳量上限为0.08%）；当 $0.03\% \geq \text{含碳量上限} > 0.01\%$ 时（超低碳），以“03”表示，如“03Cr19Ni10”（含碳量上限为0.03%）；当含碳量上限 $\leq 0.01\%$ 时（极低碳），以“01”表示，如“01Cr19Ni11”（含碳量上限为0.01%）。

7、铸钢

以强度为主要特征的铸钢牌号为“ZG”（表示“铸钢”二字）加上两组数字，第一组数字表示最低屈服强度值，第二组数字表示最低抗拉强度值，单位均为MPa，如“ZG200-400”。

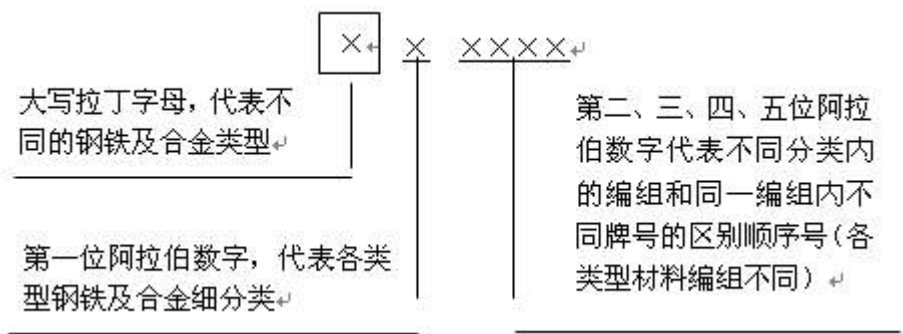
以化学成分为主要特征的铸钢牌号为“ZG”加上两位数字，这两位数字表示平均含碳量的万分之几。合金铸钢牌号在两位数字后再加上带有百分含量数字的元素符号。当合金元素平均含量为0.9~1.4%时，除锰只标符号不标含量外，其它元素需在符号后标注数字1；当合金元素平均含量大于1.5%时，标注方法同合金结构钢，如“ZG15Cr1Mo1V”、“ZG20Cr13”。

(二) 钢铁及合金牌号统一数字代号体系

我国国家标准 GB/T176156—1998 对钢铁及合金产品牌号规定了统一数字代号，与现行的 GB/T221—2000《钢铁产品牌号表示方法》等同时并用。统一数字代号有利于现代化的数据处理设备进行存储和检索，便于生产和使用。

统一数字代号由固定的 6 位符号组成，左边第一位用大写的拉丁字母作前缀（“I”和“0”除外），后接 5 位阿拉伯数字。每个统一数字代号只适用于一个产品牌号。

统一数字代号的结构形式如下：



钢铁及合金的类型及每个类型产品牌号统一数字代号如表 6-3 所示。各类型钢铁及合金的细分类和主要编组及其产品牌号统一数字代号详见国标 GB/T176156—1998。

表 9-3 钢铁及合金的类型与统一数字代号

钢铁及合金的类型	统一数字代号	钢铁及合金的类型	统一数字代号
合金结构钢	A×××××	杂类材料	M×××××
轴承钢	B×××××	粉末及粉末材料	P×××××
铸铁、铸钢及铸造合金	C×××××	快淬金属及合金	Q×××××
电工用钢和纯铁	E×××××	不锈、耐蚀和耐热钢	S×××××
铁合金和生铁	F×××××	工具钢	T×××××
高温合金和耐蚀合金	H×××××	非合金钢	U×××××
精密合金及其他特殊物理性能材料	J×××××	焊接用钢及合金	W×××××
低合金钢	L		

第二节 钢中杂质与合金元素

一、钢中常存杂质元素对性能的影响

钢中的常存杂质元素主要是指锰、硅、硫、磷及氮、氧、氢等元素。这些杂质元素在冶炼时或者是由原料、燃料及耐火材料带入钢中，或者是由大气进入钢中，或者是脱氧时残留于钢中。它们的存在显然会对钢的性能产生影响。

1、硅和锰的影响

硅和锰在钢中均为有益元素，能溶于铁素体中起固溶强化作用，提高钢的强度和硬度。当硅和锰作为杂质元素时，其含量分别控制在 0.5%和 0.8%以下。

2、硫的磷的影响

硫和磷在钢中都是有害元素。

硫在 α -Fe 中的溶解度很小，在钢中常以 FeS 的形式存在。FeS 与 Fe 易在晶界上形成低熔点（985℃）的共晶体，当钢在 1000~1200℃ 进行热加工时，由于共晶体的熔化而导致钢材脆性开裂，这种现象称为热脆性。加锰可消除硫的这种有害作用： $\text{FeS} + \text{Mn} \rightarrow \text{Fe} + \text{MnS}$ ，所生成的 MnS 熔点高（1600℃），从而可避免热脆性。

磷能全部溶于铁素体中，有强烈的固溶强化作用，虽可提高强度、硬度，但却显著降低钢的塑性和韧性，这种现象称为冷脆性。

由于硫、磷对钢的质量影响严重，因此对钢中的硫、磷含量应严格控制。

3、气体元素的影响

氮 室温下氮在铁素体中溶解度很低，钢中过饱和的氮在常温放置过程中会以 Fe_2N 、 Fe_4N 形式析出而使钢变脆，称为时效脆化。在钢中加入 Ti、V、Al 等元素可使氮以这些元素氮化物的形式被固定，从而消除时效倾向。

氧 氧在钢中主要以氧化物夹杂的形式存在，氧化物夹杂与基体的结合力弱，不易变形，易成为疲劳裂纹源。

氢 常温下氢在钢中的溶解度很低。当氢在钢中以原子态溶解时，降低韧性，引起氢脆。当氢在缺陷处以分子态析出时，会产生很高的内压，形成微裂纹，其内壁为白色，称白点或发裂。

二、合金元素在钢中的主要作用

(一) 合金元素对钢中基本相的影响

铁素体和渗碳体是碳素钢中的两个基本相，合金元素进入钢中将对这两个基本相的成分、结构和性能产生影响。

1、溶于铁素体，起固溶强化作用

加入钢中的非碳化物形成元素及过剩的碳化物形成元素都将溶于铁素体，形成合金铁素体，起固溶强化作用。图 6-1 和图 6-2 为几种合金元素对铁素体硬度和韧性的影响，可以看出，P、Si、Mn 的固溶强化效果最显著，但当其含量超过一定值后，铁素体的韧性将急剧下降。而 Cr、Ni 在适当的含量范围内不但能提高铁素体的硬度，而且还提高其韧性。因此，为了获得良好的强化效果，应控制固溶强化元素在钢中含量。

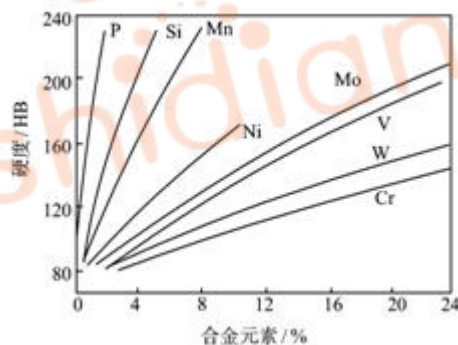


图 6-1 合金元素对铁素体硬度的影响

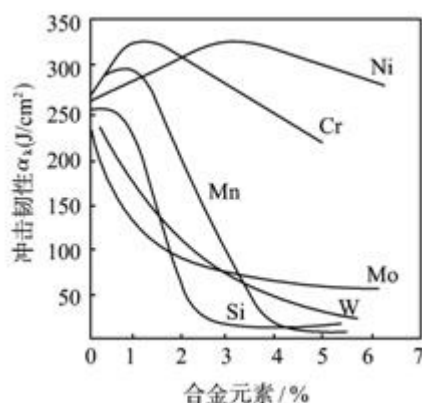


图 9-2 合金元素对铁素体冲击韧性的影响

2、形成碳化物

加入到钢中的合金元素，除溶入铁素体外，还能进入渗碳体中，形成合金渗碳体，如铬进入渗碳体形成 $(Fe, Cr)_3C$ 。当碳化物形成元素超过一定量后，将形成这些元素自己的碳化物。合金元素与碳的亲合力从大到小的顺序为：Zr、Ti、Nb、V、W、Mo、Cr、Mn、Fe。合金元素与碳的亲合力越大，所形成化合物的稳定性、熔点、分解温度、硬度、耐磨性就越高。在碳化物形成元素中，钛、铌、钒是强碳化物形成元素，所形成的碳化物如 TiC 、 VC 等；钨、钼、铬是中碳化物形成元素，所形成的碳化物如 $Cr_{23}C_6$ 、 Cr_7C_3 、 W_2C 等。锰、铁是弱碳化物形成元素，所形成的碳化物如 Fe_3C 、 Mn_3C 等。碳化物是钢中的重要组成相之一，其类型、数量、大小、形态及分布对钢的性能有着重要的影响。

(二) 合金元素对铁碳相图的影响

1、对奥氏体相区的影响

加入到钢中的合金元素，依其对奥氏体相区的作用可分为两类。

一类是扩大奥氏体相区的元素，如 Ni、Co、Mn、N 等，这些元素使 A_1 、 A_3 点下降， A_4 点上升。当钢中的这些元素含量足够高（如 Mn 含量大于 13% 或 Ni 含量大于 9%）时， A_3 点降到零度以下，因而室温下钢具有单相奥氏体组织，称为奥氏体钢。

另一类是缩小奥氏体相区的元素，如 Cr、Mo、Si、Ti、W、Al 等，这些元素使 A_1 、 A_3 点上升， A_4 点下降。当钢中的这些元素含量足够高（如 Cr 含量大于 13%）时，奥氏体相区消失，室温下钢具有单相铁素体组织，称为铁素体钢。

图 9-3 和图 9-4 分别为锰和铬对奥氏体相区的影响。

2、对 S 点和 E 点位置的影响

几乎所有合金元素都使 E 点和 S 点左移，即这两点的含碳量下降。由于 S 点的左移，使碳含量低于 0.77% 的合金钢出现过共析组织（如 4Cr13），在退火状态下，相同含碳量的合金钢组织中的珠光体量比碳钢多，从而使钢的强度和硬度提高。同样，由于 E 点的左移，使碳含量低于 2.11% 的合金钢出现共晶组织，成为莱氏体钢，如 W18Cr4V（平均含碳量为 0.7~0.8%）。

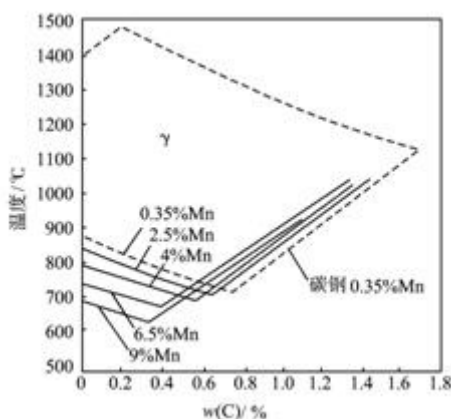


图 9-3 锰对奥氏体相区的影响

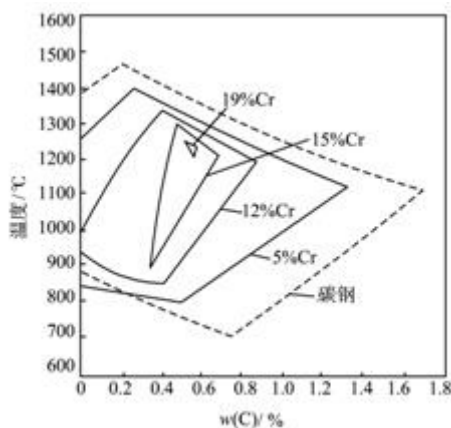


图 9-4 铬对奥氏体相区的影响

(三) 合金元素对钢中相变过程的影响

1、对钢加热时奥氏体化过程的影响

(1) 对奥氏体形成速度的影响

大多数合金元素（除镍、钴以外）都减缓钢的奥氏体化过程。因此，合金钢在热处理时，要相应地提高加热温度或延长保温时间，才能保证奥氏体化过程的充分进行。

(2) 对奥氏体晶粒长大倾向的影响

碳、氮化物形成元素阻碍奥氏体长大。合金元素与碳和氮的亲和力越大，阻碍奥氏体晶粒长大的作用也越强烈，因而强碳化物和氮化物形成元素具有细化晶粒的作用。Mn、P 对奥氏体晶粒的长大起促进作用，因此含锰钢加热时应严格控制加热温度和保温时间。

2、对钢冷却时过冷奥氏体转变过程的影响

(1) 对 C 曲线和淬透性的影响

除 Co 外，凡溶入奥氏体的合金元素均使 C 曲线右移，钢的临界冷却速度下降，淬透性提高。淬透性的提高，可使钢的淬火冷却速度降低，这有利于减少零件的淬火变形和开裂倾向。合金元素对钢淬透性的影响取决于该元素的作用强度和溶解量，钢中常用的提高淬透性元素为 Mn、Si、Cr、Ni、B。如果采用多元少量的合金化原则，对提高钢的淬透性将会更为有效。

对于中强和强碳化物形成元素（如铬、钨、钼、钒等），溶于奥氏体后，不仅使 C 曲线右移，而且还使 C 曲线的形状发生改变，使珠光体转变与贝氏体转变明显地分为两个独立的区域。合金元素对 C 曲线的影响如图 9-5 所示。

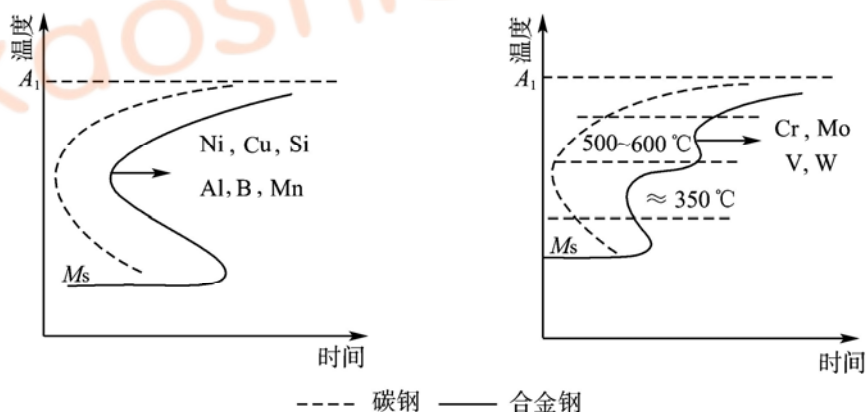


图 9-5 合金元素对 C 曲线的影响

(2) 对 Ms、M_r 点的影响

除 Co、Al 外，所有溶于奥氏体的合金元素都使 Ms、M_r 点下降，使钢在淬火后的残余奥氏体量增加。一些高合金钢在淬火后残余奥氏体量可高达 30~40%，这对钢的性能会产生不利的影响，可通过淬火后的冷处理和回火处理来降低残余奥氏体量。

3、对淬火钢回火转变过程的影响

(1) 提高耐回火性

淬火钢在回火过程中抵抗硬度下降的能力称为耐回火性。由于合金元素阻碍马氏体分解和碳化物聚集长大过程，使回火时的硬度降低过程变缓，从而提高钢的耐回火性。因此，当回火硬度相同时，合金钢的回火温度比相同含碳量的碳钢高，这对于消除内应力是有利的。而当回火温度相同时，合金钢的强度、硬度要比碳钢高。

(2) 产生二次硬化

含有高 W、Mo、Cr、V 等元素的钢在淬火后回火加热时，由于析出细小弥散的这些元素碳化物以及回火冷却时残余奥氏体转变为马氏体，使钢的硬度不仅不下降，反而升高，这种现象称为二次硬化。二次硬化使钢具有热硬性，这对于工具钢是非常重要的。

(3) 防止第二类回火脆性

如第五章所述，在钢中加入 W、Mo 可防止第二类回火脆性。这对于需调质处理后使用的大型件有着重要的意义。

第三节 结构钢

结构钢按用途可分为工程用钢和机器用钢两大类。工程用钢主要是用于各种工程结构，包括碳素结构钢和低合金高强度结构钢，这类钢冶炼简便、成本低、用量大，一般不进行热处理。而机器用钢大多采用优质碳素结构钢和合金结构钢，它们一般都经过热处理后使用。

一、碳素结构钢

碳素结构钢原称普通碳素结构钢，但 88 年国家标准修订后，增加了 C、D 质量等级的优质钢。碳素结构钢含碳量低（0.06~0.38%），硫、磷含量较高。这类钢通常在热轧空冷状态下使用，其塑性高，可焊性好，使用状态下的组织为铁素体加珠光体。碳素结构钢常以热轧板、带、棒及型钢使用，用量约占钢材总量的 70%。适合于焊接、铆接、栓接等。碳素结构钢的牌号、成分、性能及应用如表 9-4 所示。

表 9-4 碳素结构钢的牌号、成分、性能及应用（GB 700—1988）

牌号	等级	化学成份，%			脱氧 方法	力学性能			应用举例
		C	S	P		σ_s , MPa	σ_b , MPa	σ_5 , %	
Q195	—	0.06~ 0.12	≤0.050	≤0.045	F、b、 Z	195	315~ 390	≥33	用于载荷不大的 结构件、铆钉、垫 圈、地脚螺栓、开 口销、拉杆、螺纹 钢筋、冲压件和焊 接件。
Q215	A B	0.09~ 0.15	≤0.050 ≤0.045	≤0.045	F、b、 Z	215	335~ 410	≥31	
Q235	A	0.14~ 0.22	≤0.050	≤0.045	F、b、 Z	235	375~ 460	≥26	用于结构件、钢 板、螺纹钢筋、型 钢、螺栓、螺母、 铆钉、拉杆、齿轮 、轴、连杆 Q235C 、D 可用作重要焊 接结构件。
	B	0.12~ 0.20	≤0.045		Z				
	C	≤0.18	≤0.040	≤0.040	Z				
	D	≤0.17	≤0.035	≤0.035	TZ				
Q255	A	0.18~ 0.28	≤0.050	≤0.045	Z	255	410~ 510	≥24	强度较高，用于承 受中等载荷的零 件，如键、链、拉 杆、转轴、链轮、 链环片、螺栓及螺 纹钢筋等。

二、优质碳素结构钢

优质碳素结构钢的化学成分、力学性能和用途如表 6-5 所示。这类钢硫、磷含量较低（均不大于 0.035%），力学性能优于（普通）碳素结构钢，多用于制造比较重要的机械零件。

表 9-5 优质碳素结构钢的化学成分、力学性能和用途 (GB/T 699—1999)

牌 号	统一 数字 代号	化学成分, %			力 学 性 能					应 用 举 例
		C	Si	Mn	σ_b MPa	σ_s MPa	δ_5 %	φ %	A_{K12} J	
08F	U20080	0.05~0.11	≤0.03	0.25~0.50	295	175	35	60		属低碳钢, 强度、硬度低, 塑性、韧性好。其中 08F、10F 属沸腾钢、成本低、塑性好, 用于制造冲压件和焊接件, 如壳、盖、罩等。15F 用于钎金件。08~25 钢常用来做冲压件, 焊接件和渗碳钢, 制作齿轮、销钉、小轴、螺钉、螺母等。其中 20 钢用量最大。
10F	U20100	0.07~0.13	≤0.07	0.25~0.50	315	185	33	55		
15F	U20150	0.12~0.18	≤0.07	0.25~0.50	355	205	29	55		
08	U20082	0.05~0.11	0.17~0.37	0.35~0.65	325	195	33	60		
10	U20102	0.07~0.13	0.17~0.37	0.35~0.65	335	205	31	55		
15	U20152	0.12~0.18	0.17~0.37	0.35~0.65	375	225	27	55		
20	U20202	0.17~0.23	0.17~0.37	0.35~0.65	410	245	25	55		
25	U20252	0.22~0.29	0.17~0.37	0.50~0.80	450	275	23	50	71	
30	U20302	0.27~0.34	0.17~0.37	0.50~0.80	490	295	21	50	63	属中碳钢。综合力学性能好。多在正火, 调质状态下使用, 主要用于制造齿轮, 轴类零件, 如曲轴、传动轴、连杆、拉杆、丝杆等。其中 45 钢应用最广泛。
35	U20352	0.32~0.39	0.17~0.37	0.50~0.80	530	315	20	45	55	
40	U20402	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80	570	335	19	45	47	
45	U20452	0.42~0.50	0.17~0.37	0.50~0.80	600	355	16	40	39	
50	U20502	0.47~0.55	0.17~0.37	0.50~0.80	630	375	14	40	31	
55	U20552	0.52~0.60	0.17~0.37	0.50~0.80	645	380	13	35		
60	U20602	0.57~0.65	0.17~0.37	0.50~0.80	675	400	12	35		属高碳钢, 具有较高的强度、硬度、耐磨性,
65	U20652	0.62~0.70	0.17~0.37	0.50~0.80	695	410	10	30		
70	U20702	0.67~0.75	0.17~0.37	0.50~0.80	715	420	9	30		
75	U20752	0.72~0.80	0.17~0.37	0.50~0.80	1080	880	7	30		
80	U20802	0.77~0.85	0.17~0.37	0.50~0.80	1080	930	6	30		

85	U20852	0.82~0.90	0.17~0.37	0.50~0.80						多在淬 火、中温 回火状态 下使用。 主要用于 制造弹 簧、轧辊、 凸轮等耐 磨件与钢 丝绳等， 其中65钢 是最常用 的弹簧 钢。
					1130	980	6	30		
15Mn	U21152	0.12~0.18	0.17~0.37	0.70~1.00	410	245	26	55		应用范围 基本同于 相对应的 普通含锰 量钢。由 于其淬透 性，强度 相应提高 了，可用 于截面尺 寸较大， 或强度要 求较高的 零件。其 中65Mn最 常用。
20Mn	U21202	0.17~0.23	0.17~0.37	0.70~1.00	450	275	24	50		
25Mn	U21252	0.22~0.29	0.17~0.37	0.70~1.00	490	295	22	50	71	
30Mn	U21302	0.27~0.34	0.17~0.37	0.70~1.00	540	315	20	45	63	
35Mn	U21352	0.32~0.39	0.17~0.37	0.70~1.00	560	335	18	45	55	
40Mn	U21402	0.34~0.44	0.17~0.37	0.70~1.00	590	355	17	45	47	
45Mn	U21452	0.42~0.50	0.17~0.37	0.70~1.00	620	375	15	40	39	
50Mn	U21502	0.48~0.56	0.17~0.37	0.70~1.00	645	390	13	40	31	
60Mn	U21602	0.57~0.65	0.17~0.37	0.70~1.00	695	410	11	35		
65Mn	U21652	0.62~0.70	0.17~0.37	0.90~1.20	735	430	9	30		
70Mn	U21702	0.67~0.75	0.17~0.37	0.90~1.20						
					785	450	8	30		

注：表中拉伸性能除 75、80、85 三个牌号为 820℃ 淬火加 480℃ 中温回火处理值外，其余均为正火处理值，冲击性能为调质处理（回火温度为 600℃）值，试样毛坯尺寸为 25mm。

三、低合金高强度结构钢

低合金高强度结构钢是在碳素结构钢的基础上，加入少量的合金元素发展起来的，原称普通低合金钢。这类钢的化学成分和力学性能列于表 6-6。

1、性能特点 ① 强度高于碳素结构钢，从而可降低结构自重、节约钢材；② 具有足够的塑性、韧性及良好的焊接性能；③ 具有良好的耐蚀性和低的冷脆转变温度。

2、成分特点 ① 低碳：含碳量≤0.2%，以满足对塑性、韧性、可焊性及冷加工性能的要求；② 低合金：主加合金元素为锰。因为锰的资源丰富，对铁素体具有明显的固溶强化作用。锰还能降低钢的冷脆转变温度，使组织中的珠光体相对量增加，从而进一步提高强度。钢中加入少量的 V、Ti、Nb 等元素可细化晶粒、提高钢的韧性。加入稀土元素 RE 可提高韧性、疲劳极限，降低冷脆转变温度。

3、热处理特点 这类钢大多在热轧状态下使用，组织为铁素体加珠光体。考虑到零件加工特点，有时也可在正火及正火加回火状态下使用。

4、典型钢种及用途 Q345（16Mn）是应用最广、用量最大的低合金高强度结构钢，其综合性能好，广泛用于制造石油化工设备、船舶、桥梁、车辆等大型钢结构，如我国的南京长江大桥就是用 Q345 钢制造的。Q390 钢含有 V、Ti、Nb，其强度高，可用于制造高压容器等。Q460 钢含有 Mo 和 B，正火后组织为贝氏体，强度高，可用于制造石化工业中温高压容器等。新旧低合金结构钢标准牌号对照及用途见表 9-7。

表 9-7 新旧低合金结构钢标准牌号对照及用途

GB/T 1591-94	GB 1591-88	用途
Q295	09MnV、09MnNb、09Mn2、12Mn	汽车、桥梁、车辆、容器、船舶、油罐及建筑结构等
Q345	12MnV、14MnNb、16Mn、16MnRE、18Nb	建筑结构、桥梁、车辆、压力容器、化工容器、船舶、锅炉、重型机械、机械制造及电站设备等
Q390	15MnV、15MnTi、16MnNb	桥梁、船舶、高压容器、电站设备、起重设备及锅炉等
Q420	15MnVN、14MnVTiRE	大型桥梁和船舶、高压容器、电站设备、车辆及锅炉等
Q460		大型桥梁及船舶、中温高压容器（<120℃）、锅炉、石油化工高压厚壁容器（<100℃）

四、渗碳钢

渗碳钢是用于制造渗碳零件的钢种。常用渗碳钢的牌号、化学成分、热处理、性能及用途如表 6~8 所示。

1、用途 渗碳钢主要用于制造要求高耐磨性、承受高接触应力和冲击载荷的重要零件，如汽车、拖拉机的变速齿轮，内燃机上凸轮轴、活塞销等。

2、性能要求 ① 表面具有高硬度和高耐磨性，心部具有足够的韧性和强度，即表硬里韧；② 具有良好的热处理工艺性能，如高的淬透性和渗碳能力，在高的渗碳温度下，奥氏体晶粒长大倾向小以便于渗碳后直接淬火。

3、成分特点 ① 低碳：含碳量一般为 0.1~0.25%，以保证心部有足够的塑性和韧性，碳高则心部韧性下降。② 合金元素：主加元素为 Cr、Mn、Ni、B 等，它们的主要作用是提高钢的淬透性，从而提高心部的强度和韧性；辅加元素为 W、Mo、V、Ti 等强碳化物形成元素，这些元素通过形成稳定的碳化物来细化奥氏体晶粒，同时还能提高渗碳层的耐磨性。

4、热处理和组织特点 渗碳件一般的工艺路线为：下料→锻造→正火→机加工→渗碳→淬火+低温回火→磨削。渗碳温度为 900~950℃，渗碳后的热处理通常采用直接淬火加低温回火，但对渗碳时易过热的钢种如 20、20Mn2 等，渗碳后需先正火，以消除晶粒粗大的过热组织，然后再淬火和低温回火。淬火温度一般为 $A_{c1}+30\sim 50^{\circ}\text{C}$ 。使用状态下的组织为：表面是高碳回火马氏体加颗粒状碳化物加少量残余奥氏体（硬度达 HRC58~62），心部是低碳回火马氏体加铁素体（淬透）或铁素体加托氏体（未淬透）。

5、常用钢种

根据淬透性不同，可将渗碳钢分为三类。

① 低淬透性渗碳钢：典型钢种如 20、20Cr 等，其淬透性和心部强度均较低，水中临界直径不超过 20~35mm。只适用于制造受冲击载荷较小的耐磨件，如小轴、小齿轮、活塞销等。

② 中淬透性渗碳钢：典型钢种如 20CrMnTi 等，其淬透性较高，油中临界直径约为 25~60mm，力学性能和工艺性能良好，大量用于制造承受高速中载、抗冲击和耐磨损的零件，如汽车、拖拉机的变速齿轮、离合器轴等。

③ 高淬透性渗碳钢：典型钢种如 18Cr2Ni4WA 等，其油中临界直径大于 100mm，且具有良好的韧性，主要用于制造大截面、高载荷的重要耐磨件，如飞机、坦克的曲轴和齿轮等。

类别	钢号	统一数字代号	化学成分, %					热处理, °C			力学性能 (不小于)					毛坯尺寸 /mm	应用举例
			C	Mn	Si	Cr	其他	第一次 淬火	第二次 淬火	回火	σ_b , MPa	σ_s , MPa	δ_5 , %	ψ , %	A_{KU2} , J		
低 淬 透 性	15												27	55		25	小轴、小模数 齿轮、活塞销 等小型渗碳 件
	20	U20152											25	55		25	小轴、小模数 齿轮、活塞销 等小型渗碳 件
		U20202	0.12~ 0.18 0.17~ 0.23	0.35~ 0.65 0.35~ 0.65	0.17~ 0.37 0.17~ 0.37			850		200	375 410	225 245					小轴、小模数 齿轮、活塞销 等小型渗碳 件
	20Mn2	A00202	0.17~ 0.24 0.12~ 0.18	0.65 1.40~ 1.80	0.37 0.17~ 0.37			水、 油		水、 空	785	590	10	40	47	15	代替 20Cr 作 小齿轮、小 轴、活塞销、 十字削头等
	15Cr	A20152	0.18~ 0.18 0.24 0.17~ 0.24	0.40~ 0.70 0.50~ 0.80	0.17~ 0.37 0.17~ 0.37	0.70~ 1.00 0.70~ 1.00		880	780~820 水、油	200	735	490	11	45	55	15	船舶主机螺 钉、齿轮、活 塞销、凸轮、 滑阀、轴等
		A20202	0.17~ 0.24	0.50~ 0.80	0.17~ 0.37	1.00		水、 油		水、 空	835	540					机床变速箱 齿轮、齿轮 轴、活塞销、 凸轮、蜗杆等
	20Cr	A01202	0.17~ 0.24	0.80~ 1.30~ 1.60	0.37~ 0.17~ 0.37			880		200	785	590	10	40	47	15	同上, 也用作 锅炉、高压容 器、大型高压 管道等、
								水、 油		水、 空							
	20MnV						0.07~0.12 V	880		200			10	40	55	15	
								水、 油		水、 空							

中淬透性	20CrMn							850		200							齿轮、轴、蜗杆、活塞销、摩擦轮
								油		水、空			10	45	47	15	汽车、拖拉机上的齿轮、齿轮轴、十字头等
	20CrMnTi	A22202	0.17~0.23	0.90~1.20	0.17~0.37	0.90~1.20				200	930	735					
		A26202	0.17~0.23	0.80~1.10	0.17~0.37	1.00~1.30	0.04~0.10		870	水、空	1080	850					
	20MnTiB	A74202	0.17~0.24	1.30~1.60	0.17~0.37	0.70~1.00	Ti		油		1130	930					代替 20CrMnTi 制造汽车、拖拉机截面较小、中等负荷的渗碳件
								860		200			10	45	55	15	
高淬透性	20MnVB	A73202	0.17~0.23	1.20~1.60	0.17~0.37	0.80~1.10	0.0005~0.0005 B 0.0005~0.0035 B 0.07~0.12		850	水、空	1080	885					代替 2CrMnTi、20Cr、20CrNi 制造重型机床的齿轮和轴、汽车齿轮
								油		200			10	45	55	15	
										水、空							
	18Cr2Ni4WA	A52183					0.8~1.2 W	950	850	200	1180	835	10	45	78	15	大型渗碳齿轮、轴类和飞机发动机齿轮
	20Cr2Ni4	A43202	0.13~0.19	0.30~0.60	0.17~0.37	1.35~1.65	4.0~4.5 Ni	空	空	200	1180	1080	10	45	63	15	大截面渗碳件如大型齿轮、轴等
	12Cr2Ni4	A43122	0.10~0.16	0.30~0.60	0.17~0.37	1.25~1.65	3.25~3.65 Ni	油	油	水、空	1080	835	10	50	71	15	承受高负荷的齿轮、蜗轮、蜗杆、轴、方向接头叉等

表 6-8 常用渗碳钢的牌号、化学成分、热处理、性能及用途 (GB/T 699—1999 和 GB/T 3077—1999)

注：① 钢中的磷、硫含量均不大于 0.035%。② 15、20 钢的力学性能为正火状态时的力学性能，15 钢正火温度为 920℃，20 钢正火温度为 910℃。

五、调质钢

调质钢是指调质处理后使用的钢种。常用的调质钢牌号、化学成分、热处理、性能和用途示于表 6-9。

1、用途 调质钢主要用于制造受力复杂的汽车、拖拉机、机床及其他机器的各种重要零件，如齿轮、连杆、螺栓、轴类件等。

2、性能要求 ① 具有良好的综合力学性能，即具有高的强度、硬度和良好的塑性、韧性。② 具有良好的淬透性。

3、成分特点 ① 中碳：调质钢含碳量为 0.25~0.50%。碳低则强度不够，碳高则韧性不足。② 合金元素：主加元素为 Mn、Si、Cr、Ni、B，其主要作用是提高淬透性，其次是强化基体（除 B 之外）铁素体。辅加元素为 W、Mo、V 等，强碳化物形成元素 V 的主要作用是细化晶粒，而 W、Mo 的主要作用是防止高温（第二类）回火脆性。几乎所有合金元素都提高调质钢的耐回火性。

4、热处理特点 调质件一般的工艺路线为：下料→锻造→退火→粗机加工→调质→精机加工。预备热处理采用退火（或正火），其目的是调整硬度、便于切削加工；改善锻造组织、消除缺陷、细化晶粒，为淬火做组织准备。最终热处理为淬火加高温回火（调质），回火温度的选择取决于调质件的硬度要求。为防止第二类回火脆性，回火后采用快冷（水冷或油冷），最终热处理后的使用状态下组织为回火索氏体。当调质件还有高耐磨性和高耐疲劳性能要求时，可在调质后进行表面淬火或氮化处理，这样在得到表面高耐磨性硬化层的同时，心部仍保持综合力学性能高的回火索氏体组织。

近年来，利用低碳钢和低碳合金钢经淬火和低温回火处理，得到强度和韧性配合较好的低碳马氏体来代替中碳的调质钢。在石油、矿山、汽车工业上得到广泛应用，收效很大。如用 15MnVB 代替 40Cr 制造汽车连杆螺栓等，效果很好。

5、典型钢种

根据淬透性不同，可将渗碳钢分为三类。

① 低淬透性调质钢：这类钢的油中临界直径为 30~40mm，常用钢种为 45、40Cr 等，用于制造尺寸较小的齿轮、轴、螺栓等。

② 中淬透性调质钢：这类钢的油中临界直径为 40~60mm，常用钢种为 40CrNi，用于制造截面较大的零件，如曲轴、连杆等。

③ 高淬透性调质钢：这类钢的油中临界直径为 60~100mm，常用钢种为 40CrNiMo，用于制造大截面、重载荷的零件，如汽轮机主轴、叶轮、航空发动机轴等。

六、弹簧钢

1、用途 主要用于制造各种弹簧或类似性能的结构件。弹簧钢的牌号、化学成分、性能及用途见表 6-10。

2、性能要求 弹簧是利用弹性变形来贮存能量或缓和震动和冲击的零件。因此，要求弹簧：① 具有高的弹性极限 σ_e ，尤其是屈强比 σ_s/σ_b ，以保证承受大的弹性变形和较高的载荷；② 具有高的疲劳强度，以承受交变载荷的作用；③ 具有足够的塑性和韧性。

3、成分特点 ① 中高碳：通常情况下，碳素弹簧钢的含碳量为 0.6~0.9%，合金弹簧钢的含碳量为 0.45~0.7%。② 合金元素：主加元素是 Si、Mn，其主要作用是提高淬透性、强化铁素体，Si 还是提高屈强比的主要元素。辅加元素为 Cr、V、W 等，其主要作用是细化晶粒，防止由 Mn 引起的过热倾向和由 Si 引起的脱碳倾向。

4、加工及热处理特点

① 冷成型弹簧——对于钢丝直径小于 10mm 的弹簧，通过冷拔（或冷拉）、冷卷成型。冷卷后的弹簧不必进行淬火处理，只需进行一次消除内应力和稳定尺寸的定型处理，

考试点
kaoshidian.com

表 6-9 常用调质钢的牌号、化学成分、热处理、性能和用途 (GB/T 699—1999 和 GB/T 3077—1999)

类别	钢号	统一数字代号	化学成分, %					热处理, °C		机械性能	
			C	Mn	Si	Cr	其他	淬火	回火	σ_b , MPa	σ_s , MPa
低淬透性	45	U20452	0.42~0.50	0.50~0.80	0.17~0.37	≤0.25		840	600	600	355
	40Mn	U21402	0.37~0.44	0.70~1.00	0.17~0.37	≤0.25		840	600	590	355
	40Cr	A20402	0.37~0.44	0.50~0.80	0.17~0.37	0.80~1.10		850 油	520	980	735
	45Mn2	A00452	0.42~0.49	1.40~1.80	0.17~0.37			840 油	550	885	735
	45MnB	A71452	0.42~0.49	1.10~1.40	0.17~0.37		0.0005~0.0035B	840 油	500	1030	835
	40MnVB	A73402	0.37~0.44	1.10~1.40	0.17~0.37		0.05~0.10V 0.0005~0.0035B	850 油	520	980	735
	35SiMn	A10352	0.32~0.40	1.10~1.40	1.10~1.40			900 水	570	885	735
中淬透性	40CrNi	A40402	0.37~0.44	0.50~0.80	0.17~0.37	0.45~0.75	1.00~1.40Ni	820 油	500	980	735
	40CrMn	A22402	0.37~0.45	0.90~1.20	0.17~0.37	0.90~1.20		840 油	550	980	835
	35CrMo	A30352	0.32~0.40	0.40~0.70	0.17~0.37	0.80~1.10	0.15~0.25Mo	850 油	550	980	835
	30CrMnSi	A24302	0.27~0.34	0.80~1.10	0.90~1.20	0.80~1.10		880 油	520	1080	835
	38CrMoAl	A33382	0.35~0.42	0.30~0.60	0.20~0.45	1.35~1.65	0.15~0.25Mo	940 水、油	640	980	835

高淬透性	37CrNi3	A42372	0.34~0.41	0.30~0.60	0.17~0.37	1.20~1.60	3.00~3.50Ni	820油	500	1130	9
	25Cr2Ni4WA	A52253	0.21~0.28	0.30~0.60	0.17~0.37	1.35~1.65	4.00~4.50Ni 0.80~1.20W	850油	550	1080	9
	40CrNiMoA	A50403	0.37~0.44	0.50~0.80	0.17~0.37	0.60~0.90	0.15~0.25Mo 1.25~1.65Ni	850油	600	980	8
	40CrMnMo	A34402	0.37~0.45	0.90~1.20	0.17~0.37	0.90~1.20	0.20~0.30Mo	850油	600	980	7

注：钢中的磷、硫含量均不大于 0.035%。

考试点
kaoshidian.com

表 6-10 弹簧钢的牌号、化学成分、热处理、性能和用途

牌 号	化 学 成 分, %						热 处 理, °C		力 学 性 能
	C	Mn	Si	Cr	P、S	其他	淬火	回火	σ_b MPa
					不大 于				
65	0.62~0.70	0.50~0.80	0.17~0.37	≤ 0.25	0.035		840	500	980
70	0.72~0.80	0.50~0.80	0.17~0.37	≤ 0.25	0.035		820	480	1080
85	0.82~0.90	0.50~0.80	0.17~0.37	≤ 0.25	0.035		820	480	1130
65Mn	0.62~0.70	0.90~1.20	0.17~0.37	≤ 0.25	0.035		830	480	1000
55Si2Mn	0.52~0.60	0.60~0.90	1.50~2.00	≤ 0.35	0.035		870	480	1275
55Si2MnB	0.52~0.60	0.60~0.90	1.50~2.00	≤ 0.35	0.035	0.0005~0.004B	870	480	1275
55SiMnVB	0.52~0.60	1.00~1.30	0.70~1.00	≤ 0.35	0.035	0.08~0.16V 0.0005~0.0035B	860	460	1373
60Si2Mn	0.56~0.64	0.60~0.90	1.50~2.00	≤ 0.35	0.035		870	480	1275
60Si2MnA	0.56~0.64	0.60~0.90	1.60~2.00	≤ 0.35	0.030		870	440	1569
60Si2CrA	0.56~0.64	0.40~0.70	1.40~1.80	0.70~1.00	0.030		870	420	1765
60Si2CrVA	0.56~0.64	0.40~0.70	1.40~1.80	0.90~1.20	0.030	0.10~0.20V	850	410	1863

55CrMnA	0.52~0.60	0.65~0.95	0.17~0.37	0.65~0.95	0.030		830~860	460~510	1226
60CrMnA	0.56~0.64	0.70~1.00	0.17~0.37	0.70~1.00	0.030		830~860	460~520	1226
60CrMnMoA	0.56~0.64	0.70~1.00	0.17~0.37	0.70~0.90	0.030	0.25~0.35Mo	—	—	—
60CrMnBA	0.56~0.64	0.70~1.00	0.17~0.37	0.70~1.00	0.030	0.0005~0.004B	830~860	460~520	1226
50CrVA	0.46~0.54	0.50~0.80	0.17~0.37	0.80~1.10	0.030	0.10~0.20V	850	500	1275
30W4Cr2VA	0.26~0.34	≤0.40	0.17~0.37	2.00~2.50	0.030	0.50~0.80V 4~4.5 W	1050~ 1100	600	1471

注：① 65 钢的力学性能为正火状态时的力学性能，正火温度为 810℃。② 淬火介质为油。

七、滚动轴承钢

1、用途 滚动轴承钢是用于制造滚动轴承的滚动体和轴承套的专用钢种，分为高碳铬轴承钢、渗碳轴承钢、不锈钢轴承钢和高温轴承钢四类，这里只介绍高碳铬轴承钢。由于高碳铬轴承钢属于高碳钢，因而也可用于制造精密量具、冷冲模和机床丝杠等耐磨零件。

2、性能要求 轴承工作时，滚动体和轴承套之间为点或线接触，接触应力高达 3000~3500MPa，且承受周期性交变载荷引起的接触疲劳，频率达每分钟数万次，同时还承受摩擦。因此要求：① 具有高而均的硬度（HRC61~65）和耐磨性；② 具有高的接触疲劳强度和弹性极限；③ 具有足够的韧性、淬透性和耐蚀性。

3、成分特点 ① 高碳：含碳量一般为 0.95~1.10%，以保证高的硬度和耐磨性。② 合金元素：主加元素是 Cr，其主要作用是提高淬透性，铬还会进入渗碳体形成合金渗碳体，提高耐磨性。此外，铬还有提高耐蚀性的作用。当铬含量高于 1.65%时，会因残余奥氏体量增加而使钢的硬度和稳定性下降。钢中加入 Si、Mn、Mo 会进一步提高淬透性和强度，加入 V 则是为了细化晶粒。

4、热处理特点 高碳铬轴承钢的热处理主要为球化退火、淬火和低温回火。球化退火作为预备热处理，其主要目的是降低硬度，便于切削加工，并为淬火做组织准备。最终热处理是加热到 840℃，在油中淬火，并在淬火后立即进行低温回火（160~180℃），回火后的硬度 HRC>61。使用状态下的组织为回火马氏体加颗粒状碳化物加少量残余奥氏体。为了减少残余

奥氏体量，稳定尺寸，可在淬火后进行冷处理（ $-60\sim-80^{\circ}\text{C}$ ），并在磨削加工后进行低温（ 120°C 左右）时效处理。

5、典型钢种 高碳铬轴承钢的牌号和化学成分示于表 6-11。其中应用最广的是 GCr15 钢，大量用于制造大中型轴承，此外，还常用来制造冷冲模、量具、丝锥等。制造大型轴承也可用 GCr15SiMn。即加热到 $250\sim 300^{\circ}\text{C}$ ，保温一段时间，从炉内取出空冷即可使用。钢丝的直径越小，则强化效果越好，强度越高，强度极限可达 1600MPa 以上，而且表面质量很好。

② 热成型弹簧——通常是在热卷簧后进行淬火加中温回火（ $350\sim 500^{\circ}\text{C}$ ）处理，得到回火托氏体组织，其硬度可达 HRC40~45，从而在保证得到高的屈服强度的条件下又具有足够的韧性。

5、典型钢种

① Si、Mn 弹簧钢：代表性钢种为 65Mn、60Si2Mn，这类钢价格较低，性能高于碳素弹簧钢，主要用于制造较大截面弹簧，如汽车、拖拉机的板簧、螺旋弹簧等。

② Cr、V 弹簧钢：典型钢种为 50CrV，这类钢淬透性高，用于大截面、大载荷、耐热的弹簧，如阀门弹簧、高速柴油机的气门弹簧等。

弹簧的表面质量对使用寿命影响很大，若弹簧表面有缺陷，就容易造成应力集中，从而降低疲劳强度，故常采用喷丸强化表面，使表面产生压应力，消除或减轻弹簧的表面缺陷，以便提高弹簧钢的屈服强度、疲劳强度。例如用于汽车板簧的 60Si2Mn，经喷丸处理后，使用寿命可提高 3~5 倍。

八、耐磨钢

耐磨钢主要是指在冲击载荷作用下发生冲击硬化的高锰钢。高锰钢共包括 5 种牌号，其化学成分和力学性能示于表 6-12。

1、用途和性能要求 高锰钢主要用于既承受严重磨损又承受强烈冲击的零件，如拖拉机、坦克的履带板、破碎机的颧板、挖掘机的铲齿和铁路的道岔等。因此，高的耐磨性和韧性是对高锰钢的主要性能要求。

2、成分特点 ① 高碳：含碳量为 $0.75\sim 1.45\%$ ，以保证高的耐磨性；② 高锰：含锰量为 $11\sim 14\%$ ，以保证形成单相奥氏体组织，获得良好的韧性。

表 6-11 高碳铬轴承钢的牌号、成分及退火硬度（GB/T 18254-2002）

统一数字代号	牌 号	化 学 成 分, %										退火硬 度 HBW
		C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S,	Ni	Cu	Ni+Cu	
							不 大 于					
B00040	GCr4	0.95	0.15	0.15	0.35	≤0.08	0.025	0.020	0.25	0.20		179~207
		~1.05	~0.30	~0.30	~0.50							
B00150	GCr15	0.95	0.15	0.25	1.40	≤0.10	0.025	0.025	0.30	0.25	0.50	179~207
		~1.05	~0.35	~0.45	~1.65							
B01150	GCr15SiMn	0.95	0.45	0.95	1.40	≤0.10	0.025	0.025	0.30	0.25	0.50	179~217
		~1.05	~0.75	~1.25	~1.65							
B03150	GCr15SiMo	0.95	0.65	0.20	1.40	0.3	0.027	0.020	0.30	0.25		179~217
		~1.05	~0.85	~0.40	~1.70	~0.4						
B02180	GCr18Mo	0.95	0.20	0.25	0.65	0.15	0.025	0.020	0.25	0.25		179~207
		~1.05	~0.40	~0.40	~1.95	~0.25						

注：钢中的氧含量均不大于 15×10^{-6} 。

3、热处理及使用 高锰钢的铸态组织为奥氏体加碳化物，性能硬而脆。为此，需对其进行“水韧处理”，即把钢加热到 1100℃，使碳化物完全溶入奥氏体，并进行水淬，从而获得均匀的过饱和单相奥氏体。这时，其强度、硬度并不高（HB180~200），但塑性、韧性却很好。为获得高耐磨性，使用时必须伴随着强烈的冲击或强大的压力，在冲击或压力作用下，表面奥氏体迅速加工硬化，同时形成马氏体并析出碳化物，使表面硬度提高到 HB500~550，获得高耐磨性。而心部仍为奥氏体组织，具有高耐冲击能力。当表面磨损后，新露出的表面又可在冲击或压力作用下获得新的硬化层。

高锰钢水冷后不应当再受热，因加热到 250℃ 以上时有碳化物析出，会使脆性增加。这种钢由于具有很高的加工硬化性能，所以很难机械加工，但采用硬质合金、含钴高速钢等切削工具，并采取适当的刀角及切削条件，还是可以加工的。

表 6-12 高锰钢的化学成分和力学性能（GB/T 5680—1998）

牌 号	化 学 成 分, %						力 学 性 能 (不 小 于)				HB S ≤
	C	Mn	Si	S	P	其他	σ_s	σ_b	δ_5	α_{ku}	
				≤	≤		MPa	MPa	%	J/cm ²	
ZGMn13-1	1.00~1.45	11.00~14.00	0.30~1.00	0.040	0.090		—	635	20	—	—
ZGMn13-2	0.90~1.35	11.00~14.00	0.30~1.00	0.040	0.070		—	685	25	147	300
ZGMn13-3	0.95~1.35	11.00~14.00	0.30~0.80	0.035	0.070		—	735	30	147	300
ZGMn13-4	0.90~1.30	11.00~14.00	0.30~0.80	0.040	0.070	1.50~2.50Cr	390	735	20		300
ZGMn13-5	0.75~1.30	11.00~14.00	0.30~1.00	0.040	0.070	0.90~1.20Mo					

第四节 工具钢

工具钢是用来制各种工具的钢种。按用途可分为刀具钢、模具钢和量具钢。

一、刀具钢

(一) 用途 主要用于制造各种金属切削刀具，如车刀、铣刀、刨刀及钻头。

(二) 性能要求 ① 高硬度：刀具硬度必须大于被切材料硬度，一般要求 HRC>60。② 高耐磨性：耐磨性不仅取决于硬度，同时还与钢中硬质相的性质、数量、大小和分布有关。③ 高热硬性（或红硬性）：热硬性是指钢在高温下保持高硬度的能力。要求高的热硬性是为了防止刀具在高速切削时因摩擦升温而软化。④ 足够的韧性：避免刀具在受冲击震动时发生崩刃或脆断。

(三) 常用刀具钢

1、碳素工具钢

碳素工具钢为高碳钢，其含碳量为 0.65~1.35%，随含碳量提高，钢中碳化物量增加，钢的耐磨性提高，但韧性下降。碳素工具钢牌号、成分及用途示于表 6-13。

表 6-13 碳素工具钢的牌号、成分及用途 (GB 1298-1986)

牌号	化学成分，%					退火 硬度 HB 不大于	淬火温 度，℃	淬火 硬度 HRC	用 途 举 例
	C	Si	Mn	S	P				
T7	0.65~0.74	≤0.35	≤0.40	0.030	0.035	187	800~ 820	≥62	承受冲击，韧性较好、硬度适当的工具，如扁铲、冲头、手钳、大锤、改锥、木工工具、压缩空气工具
T8	0.75~0.84	≤0.35	≤0.40	0.030	0.035	187	780~ 800		同上，但淬透性较大，可制断面较大的工具
T8Mn	0.80~0.90	≤0.35	0.40~ 0.60	0.030	0.035	187			
T9	0.85~0.94	≤0.35	≤0.40	0.030	0.035	192	760~ 780	≥62	韧性中等，硬度高的工具，如冲头、木工工具、凿岩工具
T10	0.95~1.04	≤0.35	≤0.40	0.030	0.035	197			不受剧烈冲击、高硬度耐磨的工具，如车刀、刨刀、丝锥、钻头、手锯条
T11	1.05~1.14	≤0.35	≤0.40	0.030	0.035	207			不受冲击、要求高硬度高耐磨的工具、如锉刀、刮刀、精车刀、丝锥、量具
T12	1.15~1.24	≤0.35	≤0.40	0.030	0.035	207			
T13	1.25~1.35	≤0.35	≤0.40	0.030	0.035	217			

注：淬火介质均为水。

碳素工具钢的预备热处理一般为球化退火，其目的是降低硬度（HB≤217），便于切削加工，并为淬火作组织准备。最终热处理为淬火加低温回火。使用状态下的组织为回火马氏体加颗粒状碳化物加少量残余奥氏体，硬度可达 60~65HRC。

碳素工具钢的优点是成体低、耐磨性和加工性较好，在手用工具和机用低速工具上广泛应用。缺点是热硬性差（切削温度低于 200℃），淬透性低，只适于制作尺寸不大、形状简单的低速刀具。

2、低合金工具钢

低合金工具钢是在碳素工具钢的基础上加入少量合金元素（≤3~5%）形成的。其在保持高的含碳量（0.75~1.50%）同时，加入了 Cr、Mn、Si、W、V 等合金元素，Cr、Mn、Si 的主要作用是提高淬透性，Si 还有提高耐回火性的作用；W、V 的作用是提高耐磨性，并细化晶粒。

低合金工具钢的热处理特点基本与碳素工具钢相同，采用球化退火作为预备热处理，最终热处理为淬火加低温回火，使用状态下的组织为回火马氏体加颗粒状碳化物加少量残余奥氏体。与碳素工具钢不同的是，由于加入了合金元素，钢的淬透性提高了，因此可采用油淬火，淬火后的硬度与碳素工具钢都处在同一范围，但淬火变形、开裂倾向小。切削温度可达 250℃，仍属于低速切削刀具钢。

低合金工具钢的牌号、成分、热处理及用途如表 6-14 所示。典型钢种是 9SiCr，由于加 Si、Cr 提高了淬透性，其油中临界直径可达 40~50mm，另外，由于 Si 等还提高耐回火

性，使钢在 250~300℃下仍保持 HRC60 以上的硬度。广泛用于制造形状复杂、要求变形小的低速切削刀具，如丝锥、板牙等，也常用作冷冲模。

表 6-14 低合金工具钢的牌号、成分、热处理与用途（GB/T 1299-2000）

统一 数字 代号	钢 组	牌 号	化 学 成 分, %					淬 火		交 货 状 态 硬 度 HB	用 途 举 例
			C	Si	Mn	Cr	其他	温 度 ℃	硬 度 HRC		
T30100	量 具 刀 具 用 钢	9SiCr	0.85 ~0.95	1.20 ~1.60	0.30 ~0.60	0.95 ~1.25		820~ 860 油	≥62	241 ~197	丝锥、板牙、 钻头、铰刀、 齿轮铣刀、 冷冲模、轧 辊
T30000		8MnSi	0.75 ~0.85	0.30 ~0.60	0.80 ~1.10			800~ 820 油	≥60	≤229	一般多用作 木工凿子、 锯条或其它 刀具
T30060		Cr06	1.30 ~1.45	≤0.40	≤0.40	0.50 ~0.70		780~ 810 水	≥64	241 ~187	用作剃刀、 刀片、刮刀、 刻刀、外科 医疗刀具
T30201		Cr2	0.95 ~1.10	≤0.40	≤0.40	1.30 ~1.65		830~ 860 油	≥62	229 ~179	低速、材料 硬度不高的 切削刀具， 量规、冷轧 辊等
T30200		9Cr2	0.80 ~0.95	≤0.40	≤0.40	1.30 ~1.70		820~ 850 油	≥62	217 ~179	主要用于用 作冷轧辊、 冷冲头及冲 头、木工工 具等
T30001		W	1.05 ~1.25	≤0.40	≤0.40	0.10 ~0.30	W 0.80 ~1.20	800~ 830 水	≥62	229 ~187	低速切削硬 金属的刀 具，如麻花 钻、车刀等
T20000	冷 作 模 具 钢	9Mn2V	0.85 ~0.95	≤0.40	1.70 ~2.00	—	V 0.10 ~0.25	780~ 810 油	≥62	≤229	丝锥、板牙、 铰刀、小冲 模、冷压模、 料模、剪刀 等
T20111		CrWMn	0.90 ~1.05	≤0.40	0.80 ~1.10	0.90 ~1.20	W 1.20 ~1.60	800~ 830 油	≥62	255 ~207	拉刀、长丝 锥、量规及 形状复杂精 度高的冲 模、丝杠等

注：各钢种 S、P 含量均不大于 0.030%。

3、高速工具钢（高速钢）

高速钢是制造高速切削刀具用钢。它的主要性能特点是热硬性高，当切削温度达到 600℃时，硬度仍能保持在 HRC55~60 以上。高速钢的淬透性高，空冷即可淬火，俗称“风钢”。

(1) 成分特点 ① 高碳：含碳量为 0.70~1.6%，以保证形成足够量的碳化物。② 合金元素：主要加入的元素是 Cr、W、Mo、V，加 Cr 的主要目的是为了提高淬透性，各高速钢的铬含量大多在 4%左右。铬还提高钢的耐回火性和抗氧化性。W、Mo 的主要作用是提高钢的热硬性，原因是在淬火后的回火过程中，析出了这些元素的碳化物，使钢产生二次硬化。V 的主要作用是细化晶粒，同时由于 VC 硬度极高，可提高钢的硬度和耐磨性。

(2) 加工与热处理

高速钢的加工工艺路线为：下料→锻造→退火→机加工→淬火+回火→喷砂→磨削加工。

① 锻造 高速钢是莱氏体钢，其铸态组织为亚共晶组织，由鱼骨状莱氏体与树枝状的马氏体和托氏体组成（见图 6-6），这种组织脆性大且无法通过热处理改善。因此，需要通过反复锻打来击碎鱼骨状碳化物，使其均匀地分布于基体中。可见，对于高速钢而言，锻造具有成型和改善组织的双重作用。

② 退火 高速钢的预备热处理是球化退火，其目的是降低硬度，便于切削加工，并为淬火作组织准备。退火后组织为索氏体加细颗粒状碳化物，如图 6-7 所示。

③ 淬火 高速钢的导热性较差，故淬火加热时应在 600~650℃和 800~850℃预热二次，以防止变形与开裂。高速钢的淬火温度高达 1280℃，以使更多的合金元素溶入奥氏体中，达到淬火后获得高合金元素含量马氏体的目的。淬火温度不宜过高，否则易引起晶粒粗大。淬火冷却多采用盐浴分级淬火或油冷，以减少变形和开裂倾向。淬火后的组织为隐针马氏体加颗粒状碳化物和较多的残余奥氏体（约 30%），如图 6-8 所示。硬度为 61~63HRC。

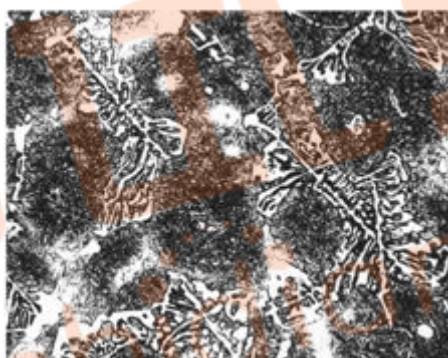


图 6-6 W18Cr4V 钢的铸态组织 400×

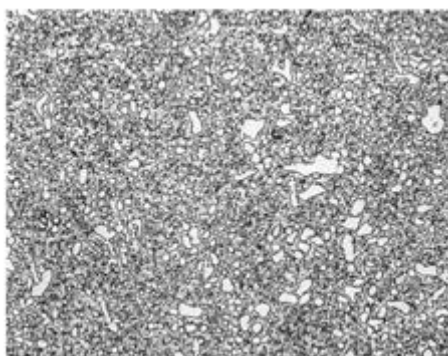


图 6-7 W18Cr4V 钢的退火组织 400×



图 6-8 W18Cr4V 钢的淬火组织 400×

④ 回火 高速钢淬火后通常在 550~570℃进行三次回火，其主要目的是减少残余奥氏体量，稳定组织，并产生二次硬化。在回火过程中，随温度升高，大量细小弥散的钨、钼、钒碳化物从马氏体中析出，使钢的硬度不仅不降，反而明显提高；同时由于残余奥氏体中的碳和合金元素含量下降及所受马氏体的压力降低， M_s 点上升，在回火冷却时转变为马氏体，也使硬度提高，产生二次硬化。W18Cr4V 钢的硬度与回火温度关系如图 6-9 所示。

采用多次回火是为了逐步减少残余奥氏体量，同时每次回火加热都使前一次回火冷却时产生的淬火马氏体回火。经淬火和三次回火后，高速钢的组织为回火马氏体、细颗粒状碳化物加少量残余奥氏体（<3%），如图 6-10 所示。

图 6-11 为 W18Cr4V 钢热处理工艺示意图全图。

(3) 常用钢种

常用的高速钢列于表 6-15。其中最常用的钢种为钨系的 W18Cr4V 和钨—钼系的 W6Mo5Cr4V2。这两种钢的组织性能相似，但前者的热硬性较好，后者的耐磨性、热塑性和韧性较好。主要用于制造高速切削刀具，如车刀、刨刀、铣刀、钻头。

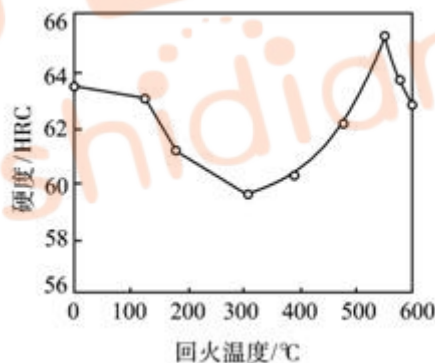


图 6-9 W18Cr4V 钢的硬度与回火温度的关系

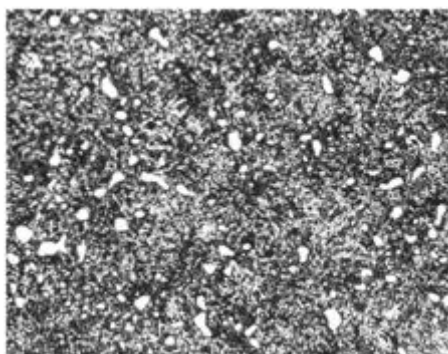


图 6-10 W18Cr4V 钢淬火、回火后的组织 400×

表 6-15 常用高速钢的牌号、成分、热处理及硬度（摘自 GB/T 3080-2001、GB 9943-1988）

牌号	化 学 成 分, %								热 处 理 温 度, °C		退 火 硬 度 HB	淬 火 回 火 HRC
	C	Mn	Si	Cr	W	Mo	V	其他	淬 火	回 火		
W18Cr4V (T51841)	0.70~0.80	0.10~0.40	0.20~0.40	3.80~4.40	17.50~19.00	≤0.30	1.00~1.40		1270~1285	550~570	≤255	≥63
W18Cr4V2Co 5	0.85~0.95	0.10~0.40	0.20~0.40	3.75~4.50	17.50~19.00	0.40~1.00	0.80~1.20	4.25~5.75Co	1280~1300	540~560	≤269	≥63
W6Mo5Cr4V2 (T66541)	0.80~0.90	0.15~0.45	0.20~0.45	3.80~4.40	5.50~6.75	4.50~5.50	1.75~2.20		1210~1230	550~570	≤255	≥63
W6Mo5Cr4V3	1.00~1.10	0.15~0.40	0.20~0.45	3.75~4.50	6.00~7.00	4.50~5.50	2.25~2.75		1200~1230	540~560	≤255	≥64
W9Mo3Cr4V (T69341)	0.77~0.87	0.20~0.45	0.20~0.40	3.80~4.40	8.50~9.50	2.70~3.30	1.30~1.70		1220~1240	540~560	≤255	≥63
W6Mo5Cr4V2A1	1.05~1.20	0.15~0.40	0.20~0.60	3.80~4.40	5.50~6.75	4.50~5.50	1.75~2.20	0.80~1.20 A1	1220~1250	540~560	≤269	≥65

注：① 各钢种 S、P 含量均不大于 0.030%；② 淬火介质为油。

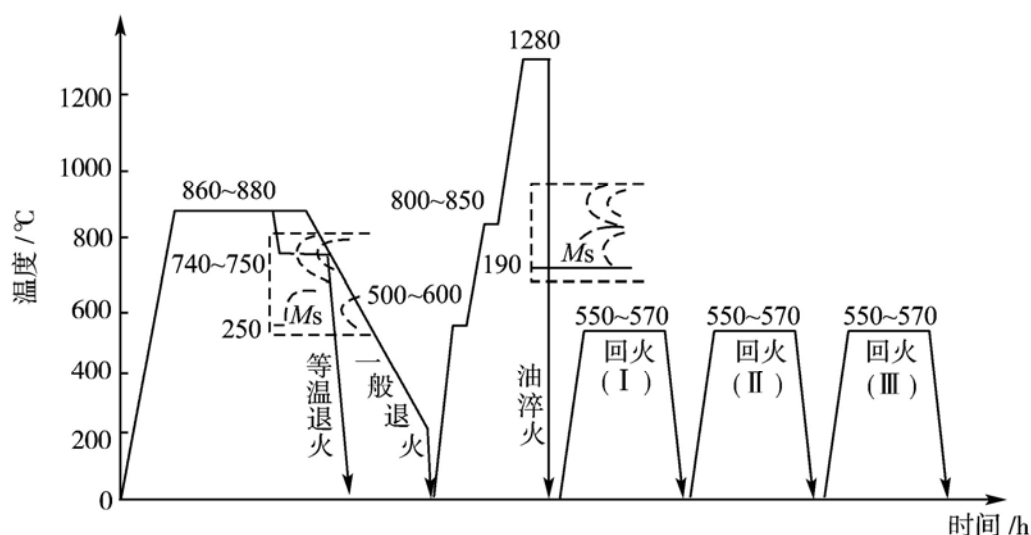


图 6-11 W18Cr4V 钢热处理工艺示意图

二、模具钢

模具钢是用以制造各种冷热模具的钢种，分为冷作模具钢和热作模具钢。

(一) 冷作模具钢

1、用途 冷作模具钢主要用于制造各种冷成型模具，如冷冲模、冷挤压模、冷镦模和拔丝模等，工作温度一般不超过 200~300℃。

2、性能要求 材料在冷态下变形抗力较大，因而冷模具在工作时承受很大的载荷及冲击、摩擦作用，磨损、变形和断裂是其失效的主要形式。为此，要求冷作模具钢具有以下性能：① 高硬度（58~62HRC）和高耐磨性；② 足够的强度和韧性；③ 良好的工艺性能，如淬透性、切削加工性等。

3、冷作模具钢的类型

(1) 碳素工具钢和低合金工具钢 用于制造小尺寸、形状简单、受力不大的模具，如 T8A、9Mn2V、9SiCr、CrWMn 等。

(2) 耐冲击工具用钢 用于制造冶金、机械工业中剪切钢板或型材用的冷剪刀片和热剪刀片，如 4CrW2Si、5CrW2Si 等。合金元素 Cr、W、Si 的作用是提高了淬透性、耐磨性和回火稳定性。耐冲击工具用钢和冷作模具钢的牌号、化学成分及硬度列于表 6-16。

表 6-16 耐冲击工具用钢和冷作模具钢的牌号、化学成分及硬度（GB 1299-2000）

统一 数字 代号	钢 组	牌 号	化 学 成 分, %							淬 火		交 货 状 态 硬 度 HB
			C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	温度, °C/冷 却 剂	硬 度 HRC	
T40124	耐 冲 击 工 具 用 钢	4CrW2Si	0.35 0.45	0.80 1.10	≤0.40	1.00 1.30	2.00 2.50			860~900/油	≥53	217 179 255
T40125		5CrW2Si	0.45 0.55	0.50 0.80	≤0.40	1.00 1.30	2.00 2.50			860~900/油	≥55	207 285
T40126		6CrW2Si	0.55 0.65	0.50 0.80	≤0.40	1.10 1.30	2.20 2.70			860~900/油	≥57	229

T40100		6CrMnSi2Mo1V	0.50 0.65	1.75 2.25	0.60 1.00	0.10 0.50		0.20 1.35	0.15 0.35	885(盐浴) 或 900(炉 控气氛)/油 冷, 58~204 回火	≥58	≤22
T40300		5Cr3Mn1SiMo1V	0.45 0.55	0.20 1.00	0.20 0.90	3.00 3.50		1.30 1.80	≤0.35	941(盐浴) 或 955(炉 控气氛)/ 空冷, 56~204 回 火	≥56	
T21200		Cr12	2.00 2.30	≤0.40	≤0.40	11.50 13.00				950~1000/ 油	≥60	269 217
T21202		Cr12Mo1V1	1.40 1.60	≤0.60	≤0.60	11.00 13.00		0.70 1.20	0.50 1.10	1000(盐浴) 或 1010(炉 控气氛)/空 冷, 200 回 火	≥59	≤25
T21201		Cr12MoV	1.45 1.70	≤0.40	≤0.40	11.00 12.50		0.40 0.60	0.15 0.30	950~1000/ 油	≥58	255 207
T20503		Cr5Mo1V	0.95 1.05	≤0.50	≤1.00	4.75 5.50		0.90 1.40	0.15 0.50	940(盐浴) 或 950(炉 控气氛)/空 冷, 200 回 火	≥60	≤25
T20110	冷 作 模 具 钢	9CrWMn	0.85 0.95	≤0.40	0.90 1.20	0.50 0.80	0.50 0.80			800~830 油	≥62	241 197
T20421		Cr4W2MoV	1.12 1.25	0.40 0.70	≤0.40	3.50 4.00	1.90 2.60	0.80 1.20	0.80 1.10	860~980/油 1020~1040/ 油	≥60	≤26
T20432		6Cr4W3Mo2VNB (0.20~0.35%Nb)	0.60 0.70	≤0.40	≤0.40	3.80 4.40	2.50 3.50	1.80 2.50	0.80 1.20	1100~1160/ 油	≥60	≤25
T20465		6Cr6Mo5Cr4V	0.55 0.65	≤0.40	≤0.60	3.70 4.30	6.00 7.00	4.50 5.50	0.70 1.10	1180~1200/ 油	≥60	≤26
T20104		7CrSiMnMoV	0.65 0.75	0.85 1.15	0.65 1.05	0.90 1.20		0.20 0.50	0.15 0.30	淬火: 870~900/油 或空冷 回火: 150±10/空	≥60	≤23

注: ①各钢种 S、P 含量均不大于 0.030%; ②冷作模具钢 9Mn2V 和 CrWMn 见表 6-14。

(3) Cr12 型冷作模具钢 用于制造受力大的冷模具。

① 成分特点 a. 高碳: 含碳量为 1.40~2.30%, 以保证高的硬度和耐磨性; b. 合金元素: 主加元素是 Cr, 其主要作用是提高淬透性, 辅加元素有 W、Mo、V 等, 这些元素与 Cr 一起形成高硬度的碳化物, 从而提高耐磨性。此外, 这些辅加元素还有细化晶粒作用。

② 热处理特点 Cr12 型钢属莱氏体钢, 其网状共晶碳化物需通过反复锻造来改变其形态和分布。热处理采用淬火加回火处理。当回火温度较低时, 钢的硬度可达 61~64HRC, 耐磨性和韧性较好, 适用于重载模具; 当在较高温度下多次回火时, 会产生二次硬化, 钢的硬度达 60~62HRC, 红硬性和耐磨性都较高, 适用于在 400~450℃ 下工作的模具。热处理后的组织为回火马氏体、颗粒状碳化物及少量残余奥氏体。

③ 常用钢种 Cr12 型冷作模具钢的牌号和化学成分见表 6-16。常用的钢种有 Cr12 和 Cr12MoV，其热处理变形小，主要用于制造截面大、负荷大的冷冲模、挤压模、滚丝模、冷剪刀等。冷作模具钢的选用举例见表 6-17。

表 6-17 冷作模具的选材举例

冲模种类	牌 号			备 注
	简单轻载	复杂轻载	重载	
硅钢片冲模	Cr12, Cr12MoV Cr6WV	Cr12, Cr12MoV、 Cr6WV	——	因加工批量大，要求寿命较长，故采用高合金钢
冲孔落料模	T10A, 9Mn2V	9Mn2V, Cr6WV、 Cr12MoV	Cr12MoV	
压弯模	T10A, 9Mn2V	——	Cr12, Cr12MoV、Cr6WV	
拔丝拉伸模	T10A, 9Mn2V	——	Cr12, Cr12MoV	
冷挤压模	T10A, 9Mn2Cv	9Mn2V, Cr12MoV、 Cr6WV	Cr12MoV, Cr6WV	要求热硬性时还可选用高速钢
小冲头	T10A, 9Mn2V	Cr12MoV	W18Cr4V, W6Mo5Cr4V2	冷挤压钢件，硬铝冲头还可选用超硬高速钢，基体钢 ^①
冷镦模	T10A, 9Mn2V	——	Cr12MoV、8Cr8MoSiV、 Cr12MoV、W18Cr4V、 Cr4W2MoV8Cr8Mo2SiV2 基体钢 ^①	

注：①基体钢指 5Cr4W2Mo3V、6Cr4Mo3Ni2WV 等，它们的成分相当于高速工具钢在正常淬火状态的基体成分。这种钢过剩碳化物数量少，颗粒细，分布均匀，在保证一定耐磨性和热硬性条件下，显著改善抗弯强度和韧性，淬火变形也较小。

(二) 热作模具钢

1、用途 热作模具钢主要用于制造使加热金属或液态金属成型的模具，如热锻模、热压模、热挤压模和压铸模等，工作时型腔表面温度可达 600℃ 以上。

2、性能要求 热模具在工作时承受很大的冲击载荷、强烈的摩擦和剧烈的冷热循环引起的热疲劳，因此要求热作模具钢具有以下性能：① 高温下良好的综合力学性能；② 高的抗热疲劳性能；③ 高的淬透性和良好的导热性；④ 高的抗氧化性。

3、钢种 热作模具钢及其选材举例分别列于表 6-18（含无磁和塑料模具钢）和表 6-19。

① 热锻模钢 是中碳低合金钢，其含碳量为 0.5~0.6%，加入的合金元素为 Cr、Ni、Mn、Mo 等，Cr、Ni、Mn 的主要作用是提高淬透性、强化铁素体，Mo 的主要作用是防止第二类回火脆性。其热处理为淬火加高温回火（调质），使用状态下的组织为回火索氏体。典型钢种如 5CrNiMo、5CrMnMo，前者用于大型热锻模，后者用于中小型热锻模。

② 压铸模钢 是中碳高合金钢，其含碳量一般为 0.3~0.6%，加入的合金元素有 Cr、Mn、Si、W、Mo、V 等，Cr、Mn、Si 的主要作用是提高淬透性，W、Mo、V 的主要作用是提高耐磨性，产生二次硬化，W、Cr 还有提高抗热疲劳的作用。其热处理为淬火后在略高于二次硬化峰值的温度（600℃ 左右）回火，组织为回火马氏体、颗粒状碳化物加少量残余奥氏体。典型钢种如 3Cr2W8V。

表 6-18 热作模具钢和无磁、塑料模具钢的牌号、化学成分及硬度（GB 1299-2000）

统一数字代号	钢组	牌 号	化 学 成 分, %								淬火温度, °C/冷却剂	交货状态 硬度 HB
			C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	其他		
T20102	热作模具钢	5CrMnMo	0.50 0.60	0.25 0.60	1.20 1.60	0.60 0.90		0.15 0.30			820~850/油	241 197
T20103		5CrNiMo	0.50 0.60	≤0.40	0.50 0.80	0.50 0.80		0.15 0.30		Ni1.40 1.80	830~860/油	241 197
T20280		3Cr2W8V	0.35 0.40	≤0.40	≤0.40	2.20 2.70	7.50 9.00		0.20 0.50		1075~1125/油	≤255
T20403		5Cr4Mo3SiMn VA1	0.47 0.57	0.80 1.10	0.80 1.10	3.80 4.30		2.80 3.40	0.80 1.20	Al0.30 0.70	1090~1120/油	≤255
T20323		3Cr3Mo3W2V	0.32 0.42	0.60 0.90	≤0.65	2.80 3.30	1.20 1.80	2.50 3.00	0.80 1.20		1060~1130/油	≤255
T20452		5Cr4W5Mo2V	0.40 0.50	≤0.40	≤0.40	3.40 4.40	4.50 5.30	1.50 2.10	0.70 1.10		1100~1150/油	≤269
T20300		8Cr3	0.75 0.85	≤0.40	≤0.40	3.20 3.80					850~880/油	255 207
T20101		4CrMnSiMoV	0.35 0.45	0.80 1.10	0.80 1.10	1.30 1.50		0.40 0.60	0.20 0.40		870~930/油	241 197
T20303		4Cr3Mo3SiV	0.35 0.45	0.80 1.20	0.25 0.70	3.00 3.75		2.00 3.00	0.25 0.75		1010 盐浴 或 1020 炉 控/空, 550 回火	≤229
T20501		4Cr5MoSiV	0.33 0.43	0.80 1.20	0.20 0.50	4.75 5.50		1.10 1.60	0.30 0.60		1000 盐浴 或 1010 炉 控/空, 550 回火	≤235
T20502		4Cr5MoSiV1	0.32 0.45	0.80 1.20	0.20 0.50	4.75 5.50		1.10 1.75	0.80 1.20		1000 盐浴 或 1010 炉 控/空, 550 回火	≤235
T20520		4Cr5W2VSi	0.32 0.42	0.80 1.20	≤0.40	4.75 5.50	1.60 2.40		0.60 1.00		1030~1050/油	≤229
T23152	无磁模具钢	7Mn15Cr2Al3 V2WMo	0.65 0.75	≤0.80	14.50 16.50	2.00 2.50	0.50 0.80	0.50 0.80	1.50 2.00	Al2.30 3.30	1170~1190 固溶/ 水, 650 700 时效/ 空, HRC≥45	
T22020	塑料模具钢	3Cr2Mo	0.28 0.40	0.20 0.80	0.60 1.00	1.40 2.00		0.30 0.55			淬火: 870~900/油 或空冷回 火: 150±10/空	
T22024		3Cr2MnNiMo	0.32 0.40	0.20 0.40	1.10 1.50	1.70 2.00		0.25 0.40		Ni0.85 1.15		

注: 各钢种 S、P 含量均不大于 0.030%。

表 6-19 热作模具的选材举例

名称	类型	选材举例	硬度 HRC
锻模	高度<250mm 小型热锻模	5CrMnMo、5Cr2MnMo ^①	39~47
	高度在 250~400mm 中型锻模		
	高度>400mm 大型热锻模	5CrNiMo、5Cr2MnMo ^②	35~39
	寿命要求高的热锻模	3Cr2W8V、4CrMoSiV、4Cr5W2VSi	40~54
	热 锻 模	4Cr5MoSiV、4Cr5W2VSi、基体钢	39~54
	精密锻造或高速锻模	3Cr2W8V、4Cr5MoSiV、4Cr5W2VSi,	45~64
压铸模	压铸锌、铝、镁合金	4Cr5MoSiV、4Cr5W2VSi、3Cr2W8V,	43~50
	压铸铜和黄铜	4Cr5MoSiV、4Cr5W2VSi、3Cr2W8V,	
	压铸钢铁	钨基粉末冶金材料, 钼、钛、锆难熔金属	
挤压模	温挤压和温锻(300~800℃)	基体钢	
	热 挤 压 ^②	挤压钢、钛或镍合金用 4Cr5MoSiV、3Cr2W8V(>1000℃)	43~47
		挤压铜合金用 3Cr2W8V (<1000℃)	36~45
		挤压铝、镁合金用 4Cr5MoSiV、4Cr5W2VSi(<500℃)	46~50
		挤压铅用 45 号钢 (<100℃)	16~20

注: ①5CrMnMo 为准焊锻模的堆焊金属牌号, 其化学成分为: 0.43%~0.53%C, 1.80%~2.20%Cr, 0.60%~0.90%Mn, 0.80%~1.20%Mo。②所列热挤压温度均为被挤压材料的加热温度。

三、量具钢

- (一) 用途 量具钢用于制造各种测量工具, 如卡尺、千分尺、块规、塞规及螺旋测微仪等。
- (二) 性能要求 量具在使用过程中要与被测零件接触, 承受磨擦与冲击, 而且本身必须具有高的尺寸精度和稳定性, 因此, 对其性能要求主要为: ① 高的硬度和耐磨性; ② 高的尺寸稳定性, 热处理变形小。
- (三) 量具用钢 量具无专用钢种, 其材料选用如表 6-20 所示。
- 1、碳素工具钢 如 T10A、T12A 等, 用于制造尺寸小、形状简单、精度要求不高的量具。
 - 2、低合金工具钢和轴承钢 如 CrWMn、GCr15 等, 用于制造精度要求高、形状较复杂的量具。
 - 3、表面热处理钢 如低碳钢渗碳、中碳钢表面淬火或氮化, 适合于制造承受磨损和冲击、质量要求较高的量具。
 - 4、不锈钢 如 4Cr13 和 9Cr18, 用于制造接触腐蚀介质的量具。
- (四) 热处理特点 通过适当热处理可减少变形并提高组织稳定性。
- 1、预备热处理采用球化退火或调质处理, 因为球状碳化物稳定性最高。
 - 2、采用下限温度淬火和冷处理, 目的是减少残余奥氏体量。
 - 3、回火后进行长时间低温 (120~150℃) 时效处理, 以消除内应力, 降低马氏体的正方度。

表 6-20 量具用钢的选用举例

用 途	选 用 的 牌 号 举 例	
	钢 的 类 别	钢 号
尺寸小、精度不高，形状简单的量规、塞规、样板等	碳素工具钢	T10A、T11A、T12A
精度不高，耐冲击的卡板、板样、直尺等	渗 碳 钢	15、20、15Cr
块规、螺纹塞规、环规、样柱、样套等	低合金工具钢	CrMn、9CrWMn、CrWMn
各种要求精度的量具	冷作模具钢	9Mn2V、Cr2Mn2SiWMoV
要求精度和耐腐蚀的量具	不 锈 钢	4Cr13、9Cr18

第五节 特殊性能钢

特殊性能钢是指具有特殊物理、化学性能的钢，本节只介绍不锈钢和耐热钢。

一、不锈钢

在腐蚀性介质中具有抗腐蚀性能的钢，一般称为不锈钢。

(一) 金属腐蚀的概念

如前所述，腐蚀是指材料在外部介质作用下发生逐渐破坏的现象。金属的腐蚀分为化学腐蚀和电化学腐蚀两大类。化学腐蚀是指金属在非电解质中的腐蚀，如钢的高温氧化、脱碳等。电化学腐蚀是指金属在电解质溶液中的腐蚀，是有电流参与作用的腐蚀。大部分金属的腐蚀属于电化学腐蚀。

不同电极电位的金属在电解质溶液中构成原电池，使低电极电位的阳极被腐蚀，高电极电位的阴极被保护。金属中不同组织、成分、应力区域之间都可构成原电池。

为了防止电化学腐蚀，可采取以下措施：

① 均匀的单相组织，避免形成原电池；② 提高合金的电极电位；③ 使表面形成致密稳定的保护膜，切断原电池。

(二) 用途及性能要求

不锈钢主要在石油、化工、海洋开发、原子能、宇航、国防工业等领域用于制造在各种腐蚀性介质中工作的零件和结构。

对不锈钢的性能要求主要是耐蚀性。此外，根据零件或构件不同的工作条件，要求其具有适当的力学性能。对某些不锈钢还要求其具有良好的工艺性能。

(三) 成分特点

1、碳含量 不锈钢的碳含量在 0.03~0.95%范围内。碳含量越低，则耐蚀性越好，故大多数不锈钢的碳含量为 0.1~0.2%；对于制造工具、量具等少数不锈钢，其碳含量较高，以获得高的强度、硬度和耐磨性。

2、合金元素

(1) 铬：铬是提高耐蚀性的主要元素。① 铬能提高钢基体的电极电位，当铬的原子分数达到 1/8、2/8、3/8、…时，钢的电极电位呈台阶式跃增，称为 $n/8$ 规律。所以铬钢中的含铬量只有超过台阶值（如 $n=1$ ，换成质量百分数则为 11.7%）时，钢的耐蚀性才明显提高。② 铬是铁素体形成元素，当铬含量大于 12.7%时，使钢形成单相铁素体组织。③ 铬能形成稳定致密的 Cr_2O_3 氧化膜，使钢的耐蚀性大大提高。

(2) 镍：加镍的主要目的是为了获得单相奥氏体组织。

(3) 钼：加钼主要是为了提高钢在非氧化性酸中的耐蚀性。

(4) 钛、铌：钛、铌的主要作用是防止奥氏体不锈钢发生晶间腐蚀。晶间腐蚀是一种沿晶粒周界发生腐蚀的现象，危害很大。它是由于 Cr_{23}C_6 析出于晶界，使晶界附近铬含量降到 12% 以下，电极电位急剧下降，在介质作用下发生强烈腐蚀。而加钛、铌则先于铬与碳形成不易溶于奥氏体的碳化物，避免了晶界贫铬。

(四) 常用不锈钢

目前应用的不锈钢,按其组织状态主要分为马氏体不锈钢、铁素体不锈钢和奥氏体不锈钢三大类。常用不锈钢的牌号、成分、热处理及用途如表 6-21 所示。

1、马氏体不锈钢

主要是 Cr13 型不锈钢。典型钢号为 1Cr13、2Cr13、3Cr13、4Cr13。随含碳量提高,钢的强度、硬度提高,但耐蚀性下降。

(1) 1Cr13、2Cr13、3Cr13 的热处理为调质处理,使用状态下的组织为回火索氏体。这三种钢具有良好的耐大气、蒸汽腐蚀能力及良好的综合力学性能,主要用于制造要求塑韧性较高的耐蚀件,如气轮机叶片等。

(2) 4Cr13 的热处理为淬火加低温回火,使用状态下的组织为回火马氏体。这种钢具有较高的强度、硬度。主要用于要求耐蚀、耐磨的器件,如医疗器械、量具等。

2、铁素体不锈钢

典型钢号如 1Cr17 等。这类钢的成分特点是高铬低碳,组织为单相铁素体。由于铁素体不锈钢在加热冷却过程中不发生相变,因而不能进行热处理强化,可通过加入钛、铌等强碳化物形成元素或经冷塑性变形及再结晶来细化晶粒。铁素体不锈钢的性能特点是耐酸蚀,抗氧化能力强,塑性好。但有脆化倾向:① 475℃脆性,即将钢加热到 450~550℃停留时产生的脆化。可通过加热到 600℃后快冷消除。② σ 相脆性,即钢在 600~800℃长期加热时,因析出硬而脆的 σ 相产生的脆化。这类钢广泛用于硝酸和氮肥工业的耐蚀件。

第十二章 有色金属及合金

12.1 铝及其合金

一、纯铝

纯铝是一种银白色的轻金属,熔点为 660℃,具有面心立方晶格,没有同素异构转变。它的密度小(只有 2.72g/cm³);导电性好,仅次于银、铜和金;导热性好,比铁几乎大三倍。纯铝化学性质活泼,在大气中极易与氧作用,在表面形成一层牢固致密的氧化膜,可以阻止进一步氧化,从而使它在大气和淡水中具有良好的抗蚀性。纯铝在低温下,甚至在超低温下都具有良好的塑性和韧性,在 0℃~-253℃之间塑性和冲击韧性不降低。

纯铝具有一系列优良的工艺性能,易于铸造,易于切削,也易于通过压力加工制成各种规格的半成品。所以纯铝主要用于制造电缆电线的线芯和导电零件、耐蚀器皿和生活器皿,以及配制铝合金和做铝合金的包覆层。由于纯铝的强度很低,其抗拉强度仅有 90~120MPa/m²,所以一般不宜直接作为结构材料和制造机械零件。

纯铝按其纯度分为高纯铝、工业高纯铝和工业纯铝。纯铝的牌号用“铝”字汉语拼音字首“L”和其后面的编号表示。高纯铝的牌号有 LG1、LG2、LG3、LG4 和 LG5,“G”是高字的汉语拼音字首,后面的数字越大,纯度越高,它们的含铝量在 99.85%~99.99%之间。工业纯铝的牌号有 L1、L2、L3、L4、L4-1、L5、L5-1、和 L6。后面的数字表示纯度,数字越大,纯度越低。

二、铝合金的分类

根据铝合金的成分、组织和工艺特点,可以将其分为铸造铝合金与变形铝合金两大类。变形铝合金是将铝合金铸锭通过压力加工(轧制、挤压、模锻等)制成半成品或模锻件,所以要求有良好的塑性变形能力。铸造铝合金则是将熔融的合金直接浇铸成形状复杂的甚至是薄壁的成型件,所以要求合金具有良好的铸造流动性。

工程上常用的铝合金大都具有与图 9-1 类似的相图。由图可见,凡位于相图上 D 点成分以左的合金,在加热至高温时能形成单相固溶体组织,合金的塑性较高,适用于压力加工,所以称为变形铝合金;凡位于 D 点成分以右的合金,因含有共晶组织,液态流动性较高,适用于铸造,所以称为铸造铝合金。铝合金的分类及性能特点列于表 9-1。



图 12-1 铝合金分类示意图

表 12-1 铝合金的分类及性能特点

分 类	合 金 名 称	合 金 系	性 能 特 点	编 号 举 例
铸造铝合金	简单铝硅合金	AlSi	铸造性能好,不能热处理强化,机械性能较低	ZL102
	特殊铝硅合金	AlSi-Mg	铸造性能良好,能热处理强化,机械性能较高	ZL101
		AlSi-Cu		ZL107
		AlSi-Mg-Cu		ZL105、ZL110
		AlSi-Mg-Cu-Ni		ZL109
	铝铜铸造合金	AlCu	耐热性好,铸造性能与机械性能差	ZL201
	铝镁铸造合金	AlMg	机械性能高,抗腐蚀性较好	ZL301
	铝锌铸造合金	AlZn	能自动淬火,宜于压铸	ZL401
变形铝合金	不能热处理强化的铝合金	防锈铝 AlMn AlMg	抗蚀性、压力加工性与焊接性能好,但强度较低	LF21
				LF5
	可以热处理强化的铝合金	硬铝 AlCu-Mg	机械性能高	LY11、LY12
		超硬铝 AlCu-Mg-Zn	室温强度最高	LC4
		锻铝 AlMg-Si-Cu	铸造性能好	LD5、LD10
		锻铝 AlCu-Mg-F-Ni	耐热性能好	LD8、LD7

对于变形铝合金来说,位于F点以左成分的合金,在固态始终是单相的,不能进行热处理强化,被称为热处理不可强化的铝合金。成分在F和D之间的铝合金,由于合金元素在铝中有溶解度的变化会析出第二相,可通过热处理使合金强度提高,所以称为热处理强化铝合金。

铸造铝合金按加入的主要合金元素的不同,分为Al-Si系、Al-Cu系、Al-Mg系和Al-Zn系四种合金。合金牌号用“铸铝”二字汉语拼音字首“ZL”后跟三位数字表示。第一位数表示合金系列,1为Al-Si系合金;2为Al-Cu系合金;3为Al-Mg系合金;4为Al-Zn系合金。第二、三位数表示合金的序号。如ZL201表示1号铝铜系铸造铝合金,ZL107表示7号铝硅系铸造铝合金。

变形铝合金按照性能特点和用途分为防锈铝、硬铝、超硬铝和锻铝四种。防锈铝属于不能热处理强化的铝合金,硬铝、超硬铝、锻铝属于可热处理强化的铝合金。防锈铝用“LF”和跟在后面的顺序号表示,“LF”是“铝防”二字的汉语拼音字首。硬铝、超硬铝、锻铝分别用“LY”(铝硬)、“LC”(铝超)、“LD”(铝锻)和后面的顺序号来表示。如“LF5”表示5号防锈铝,LY11表示11号硬铝,LC4表示4号超硬铝,LD8表示8号锻铝,余类推。

三、铝合金的强化

铝合金的强化方式主要有以下几种：

1、固溶强化

纯铝中加入合金元素，形成铝基固溶体，造成晶格畸变，阻碍了位错的运动，起到固溶强化的作用，可使其强度提高。根据合金化的一般规律，形成无限固溶体或高浓度的固溶体合金时，不仅能获得高的强度，而且还能获得优良的塑性与良好的压力加工性能。Al—Cu、Al—Mg、Al—Si、Al—Zn、Al—Mn 等二元合金一般都能形成有限固溶体，并且均有较大的极限溶解度（见表 12-2），因此具有较大的固溶强化效果。

表 12-2 常用元素在铝中的溶解度

元素名称	铜	镁	硅	锰	锌
极限溶解度(%)	32.8	14.9	5.65	1.82	1.65
室温时的溶解度(%)	0.05	0.34	0.20	0.06	0.05

2、时效强化

合金元素对铝的另一种强化作用是通过热处理实现的。但由于铝没有同素异构转变，所以其热处理相变与钢不同。铝合金的热处理强化，主要是由于合金元素在铝合金中有较大的固溶度，且随温度的降低而急剧减小。所以铝合金经加热到某一温度淬火后，可以得到过饱和的铝基固溶体。这种过饱和铝基固溶体放置在室温或加热到某一温度时，其强度和硬度随时间的延长而增高，但塑性、韧性则降低，这个过程称为时效。在室温下进行的时效称为自然时效，在加热条件下进行的时效称为人工时效。时效过程中使铝合金的强度、硬度增高的现象称为时效强化或时效硬化。其强化效果是依靠时效过程中所产生的时效硬化现象来实现的。

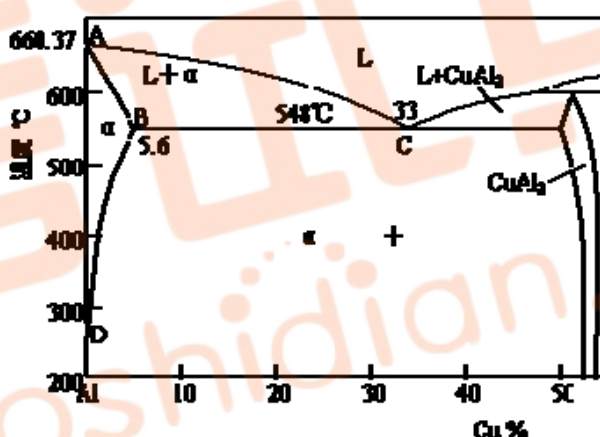


图 12-2 铝—铜二元合金状态图

图 12-2 是 Al—Cu 合金相图，现以含 4% Cu 的 Al—Cu 合金为例说明铝的时效强化。铝铜合金的时效强化过程分为以下四个阶段：

第一阶段：在过饱和 α 固溶体的某一晶面上产生铜原子偏聚现象，形成铜原子富集区（GP[I]区），从而使 α 固溶体产生严重的晶格畸变，位错运动受到阻碍，合金强度提高。

第二阶段：随时间延长，GP[I]区进一步扩大，并发生有序化，便形成有序的富铜区，称为 GP[II]区，其成分接近 CuAl_2 （ θ 相），成为中间状态，常用 θ'' 表示。 θ'' 的析出，进一步加重了 α 相的晶格畸变，使合金强度进一步提高。

第三阶段：随着时效过程的进一步发展，铜原子在 GP[II]区继续偏聚。当铜与铝原子之比为 1:2 时，形成与母相保持共格关系的过渡相 θ' 。 θ' 相出现的初期，母相的晶格畸变达到最大，合金强度达到峰值。

第四阶段：时效后期，过渡相 θ' 从铝基固溶体中完全脱落，形成与基体有明显相界面的独立的稳定相 CuAl_2 ，称为 θ 相。此时， θ 相与基体的共格关系完全破坏，共格畸变也随之消失，随着 θ 相质点的聚集长大，合金明显软化，强度、硬度降低。

图 12-3 是硬铝合金在不同温度下的时效曲线。由图中可以看出，提高时效温度，可以使时效速度加快，但获得的强度值比较低。在自然时效条件下，时效进行得十分缓慢，约需 4~5 天才能达到最高强度值。而在 -50°C 时效，时效过程基本停止，各种性能没有明显变化，

所以降低温度是抑制时效的有效办法。

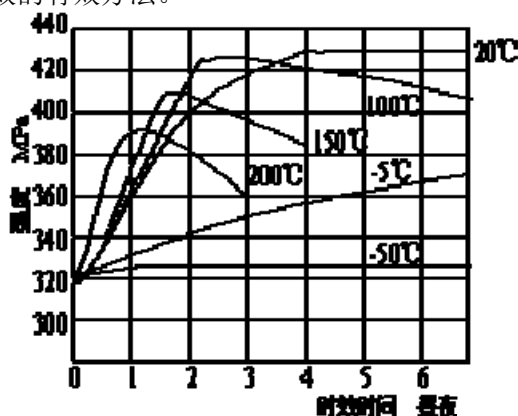


图 12-3 硬铝合金在不同温度下的时效曲线

3、过剩相强化

如果铝中加入合金元素的数量超过了极限溶解度，则在固溶处理加热时，就有一部分不能溶于固溶体的第二相出现，称为过剩相。在铝合金中，这些过剩相通常是硬而脆的金属间化合物。它们在合金中阻碍位错运动，使合金强化，这称为过剩相强化。在生产中常常采用这种方式来强化铸造铝合金和耐热铝合金。过剩相数量越多，分布越弥散，则强化效果越大。但过剩相太多，则会使强度和塑性都降低。过剩相成分结构越复杂，熔点越高，则高温热稳定性越好。

4、细化组织强化

许多铝合金组织都是由 α 固溶体和过剩相组成的。若能细化铝合金的组织，包括细化 α 固溶体或细化过剩相，就可使合金得到强化。

由于铸造铝合金组织比较粗大，所以实际生产中常常利用变质处理的方法来细化合金组织。变质处理是在浇注前在熔融的铝合金中加入占合金重量2~3%的变质剂（常用钠盐混合物： $2/3\text{NaF}+1/3\text{NaCl}$ ），以增加结晶核心，使组织细化。经过变质处理的铝合金可得到细小均匀的共晶体加初生 α 固溶体组织，从而显著地提高铝合金的强度及塑性。

四、变形铝合金

变形铝合金包括防锈铝合金、硬铝合金、超硬铝合金及锻铝合金等。变形铝合金的主要牌号、化学成分、机械性能及主要用途见表9-3。

1、防锈铝合金

防锈铝合金中主要合金元素是Mn和Mg，Mn的主要作用是提高铝合金的抗蚀能力，并起到固溶强化作用。Mg也可起到强化作用，并使合金的比重降低。防锈铝合金锻造退火后是单相固溶体，抗腐蚀能力高，塑性好。这类铝合金不能进行时效硬化，属于不能热处理强化的铝合金，但可冷变形加工，利用加工硬化，提高合金的强度。

2、硬铝合金

硬铝合金为Al-Cu-Mg系合金，还含有少量的Mn。各种硬铝合金都可以进行时效强化，属于可以热处理强化的铝合金，亦可进行变形强化。合金中的Cu、Mg是为了形成强化相 θ 相及S相。Mn主要是提高合金的抗蚀性，并有一定的固溶强化作用，但Mn的析出倾向小，不参与时效过程。少量的Ti或B可细化晶粒和提高合金强度。

硬铝主要分为三种：低合金硬铝，合金中Mg、Cu含量低；标准硬铝，合金元素含量中等；高合金硬铝，合金元素含量较多。

硬铝也存在着许多不足之处，一是抗蚀性差，特别是海水等环境中；二是固溶处理的加热温度范围很窄，这对其生产工艺的实现带来了困难。所以在使用或加工硬铝时应予以注意。

3、超硬铝合金

超硬铝合金为Al-Mg-Zn-Cu系合金，并含有少量的Cr和Mn。牌号有LC4、LC6等。Zn、Cu、Mg与Al可以形成固溶体和多种复杂的第二相，例如 MgZn_2 ， Al_2CuMg ， AlMgZnCu 等。所以经过固溶处理和人工时效后，可获得很高的强度和硬度。它是强度最高的一种铝合金。但这种合金的抗蚀性较差，高温下软化快。可以用包铝法提高抗蚀性。超硬铝合金多用来制

造受力大的重要构件，如飞机大梁、起落架等。

4、锻铝合金

LD5、LD7、LD10 等属于这类铝合金。锻铝合金为 Al-Mg-Si-Cu 系和 Al-Cu-Mg-Ni-Fe 系合金。合金中的元素种类多但用量少，具有良好的热塑性，良好的铸造性能和锻造性能，并有较高的机械性能。这类合金主要用于承受重载荷的锻件和模锻件。锻铝合金通常都要进行固溶处理和人工时效。

五、铸造铝合金

铸造铝合金按照主要合金元素的不同，可分为四类：Al-Si 铸造铝合金，如 ZL101、ZL105 等；Al-Cu 铸造铝合金，如 ZL201、ZL203 等；Al-Mg 铸造铝合金，如 ZL301、ZL302 等；Al-Zn 铸造铝合金，如 ZL401、ZL402 等。

各类铸造铝合金的牌号、机械性能及用途见表 9-4。

1. Al-Si 铸造铝合金

Al-Si 铸造铝合金通常称为铝硅明，铝硅明包括简单铝硅明（Al-Si 二元合金）和复杂铝硅明（Al-Si-Mg-Cu 等多元合金）。含 11~13%Si 的简单铝硅明（ZL102）铸造后几乎全部是共晶组织。因此，这种合金流动性好，铸件产生的热裂倾向小，适用于铸造复杂形状的零件。它的耐腐蚀性能高，有较低的膨胀系数，可焊性良好。该合金的不足之处是铸造时吸气性高，结晶时能产生大量分散缩孔，使铸件的致密度下降。由于 Al-Si 合金组织中的共晶硅呈粗大的针状，使合金的机械性能降低，所以必须采用变质处理。

内燃机中的活塞，是在高速、高温、高压、变负荷下工作的，所以要求制造活塞的材料必须比重小、高耐磨、高的耐蚀性、耐热性，还要求活塞材料的线膨胀系数接近汽缸体的线膨胀系数。复杂铝硅明基本上能满足这一要求，它是制造活塞的理想材料。

2. Al-Cu 铸造铝合金

Al-Cu 合金的强度较高，耐热性好，但铸造性能不好，有热裂和疏松倾向，耐蚀性较差。

ZL201 的室温强度高，塑性比较好，可制作在 300℃ 以下工作的零件，常用于铸造内燃机汽缸头、活塞等零件。ZL202 塑性较低，多用于高温下不受冲击的零件。ZL203 经淬火时效后，强度较高，可作结构材料铸造受中等载荷和形状较简单的零件。

3. Al-Mg 铸造铝合金

Al-Mg 合金（ZL301、ZL302）强度高，比重小（约为 2.55），有良好的耐蚀性，但铸造性能不好，耐热性低。Al-Mg 合金可进行时效处理，通常采用自然时效。多用于制造承受冲击载荷，在腐蚀性介质中工作的，外形不太复杂的零件，如舰船配件、氨用泵体等。

4. Al-Zn 铸造铝合金

Al-Zn 合金（ZL401、ZL402）价格便宜，铸造性能优良，经变质处理和时效处理后强度较高，但抗蚀性差，热裂倾向大。常用于制造汽车、拖拉机的发动机零件及形状复杂的仪器零件，也可用于制造日用品。

铸造铝合金的铸件，由于形状较复杂，组织粗糙，化合物粗大，并有严重的偏析，因此它的热处理与变形铝合金相比，淬火温度应高一些，加热保温时间要长一些，以使粗大析出物完全溶解并使固溶体成分均匀化。淬火一般用水冷却，并多采用人工时效。

12.2 铜及铜合金

铜及铜合金具有以下性能特点：

1. 有优异的物理化学性能。纯铜导电性、导热性极佳，许多铜合金的导电、导热性也很好；铜及铜合金对大气和水的抗腐蚀能力也很高；铜是抗磁性物质。

2. 有良好的加工性能。铜及某些铜合金塑性很好，容易冷、热成型；铸造铜合金有很好的铸造性能。

3. 有某些特殊的机械性能。例如优良的减摩性和耐磨性（如青铜及部分黄铜）；高的弹性极限及疲劳极限（铍青铜等）。

4. 色泽美观。

由于有以上优良性能，铜及铜合金在电气工业、仪表工业、造船工业及机械制造工业部门中获得了广泛的应用。但铜的储藏量较小，价格较贵，属于应节约使用的材料之一，只有在特殊需要的情况下，例如要求有特殊的磁性、耐蚀性、加工性能、机械性能以及特殊的外

观等条件下，才考虑使用。

一、纯铜（紫铜）

纯铜是玫瑰红色金属，表面形成氧化铜膜后，外观呈紫红色，故常称为紫铜。纯铜主要用于制作电工导体以及配制各种铜合金。

工业纯铜中含有锡、铋、氧、硫、磷等杂质，它们都使铜的导电能力下降。铅和铋能与铜形成熔点很低的共晶体（Cu+Pb）和（Cu+Bi），共晶温度分别为 326℃ 和 270℃，分布在铜的晶界上。进行热加工时（温度为 820℃~860℃），因共晶体熔化，破坏晶界的结合，使铜发生脆性断裂（热裂）。硫、氧与铜也形成共晶体（Cu+Cu₂S）和（Cu+Cu₂O），共晶温度分别为 1067℃ 和 1065℃，因共晶温度高，它们不引起热脆性。但由于 Cu₂S、Cu₂O 都是脆性化合物，在冷加工时易促进破裂（冷脆）。

根据杂质的含量，工业纯铜可分为四种：T1、T2、T3、T4。“T”为铜的汉语拼音字头，编号越大，纯度越低。工业纯铜的牌号、成分及用途见表 12-5。

表 12-5 紫铜加工产品的牌号、成分及用途

类 别	牌 号	含铜量 (%)	杂 质 %		杂质总量 (%)	用 途
			Bi	Pb		
一号铜	T1	99.85	0.002	0.005	0.05	导电材料，制作电阻，电度表
二号铜	T2	99.90	0.002	0.005	0.1	导电材料，制作电阻，电度表
三号铜	T3	99.70	0.002	0.01	0.3	一般用铜材，电气开关，电阻、铜灯
四号铜	T4	99.50	0.003	0.05	0.5	同上

纯铜除工业纯铜外，还有一类叫无氧铜，其含氧量极低，不大于 0.003%。牌号有 TU1、TU2，主要用来制作电真空器件及高导电性铜线。这种导线能抵抗氢的作用，不发生氢脆现象。纯铜的强度低，不宜直接用作结构材料。

二、黄铜

铜锌合金或以锌为主要合金元素的铜合金称为黄铜。黄铜具有良好的塑性和耐腐蚀性，良好的变形加工性能和铸造性能，在工业中有很强应用价值。按化学成分的不同，黄铜可分为普通黄铜和特殊黄铜两类。表 12-6 是常用黄铜的牌号、成分、性能和用途。

1. 普通黄铜

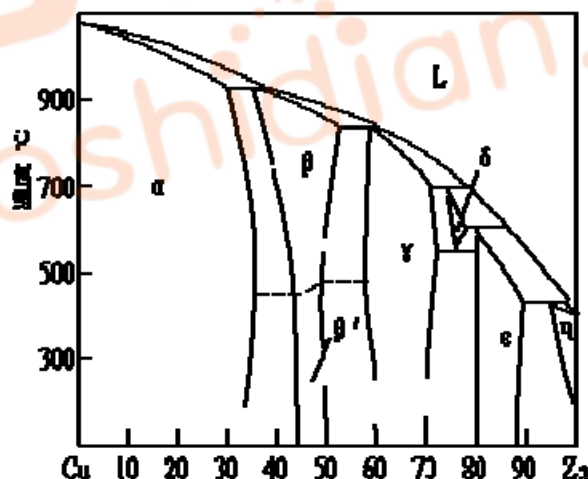


图 12-4 Cu-Zn 合金相图

普通黄铜是铜锌二元合金。图 12-4 是 Cu-Zn 合金相图。α 相是锌溶于铜中的固溶体，其溶解度随温度的下降而增大。α 相具有面心立方晶格，塑性好，适于进行冷、热加工，并有优良的铸造、焊接和镀锡的能力。β' 相是以电子化合物 CuZn 为基的有序固溶体，具有体心立方晶格，性能硬而脆。

黄铜的含锌量对其机械性能有很大的影响。当 Zn≤30%~32% 时，随着含锌量的增加，强度和延伸率都升高，当 Zn>32% 后，因组织中出现 β' 相，塑性开始下降，而强度在 Zn=45% 附近达到最大值。含 Zn 更高时，黄铜的组织全部为 β' 相，强度与塑性急剧下降。

普通黄铜分为单相黄铜和双相黄铜两种类型,从变形特征来看,单相黄铜适宜于冷加工,而双相黄铜只能热加工。常用的单相黄铜牌号有 H80、H70、H68 等,“H”为黄铜的汉语拼音字首,数字表示平均含铜量。它们的组织为 α ,塑性很好,可进行冷、热压力加工,适于制作冷轧板材、冷拉线材、管材及形状复杂的深冲零件。而常用双相黄铜的牌号有 H62、H59 等,退火状态组织为 $\alpha + \beta'$ 。由于室温 β' 相很脆,冷变形性能差,而高温 β 相塑性好,因此它们可以进行热加工变形。通常双相黄铜热轧成棒材、板材,再经机加工制造各种零件。

2. 特殊黄铜

为了获得更高的强度、抗蚀性和良好的铸造性能,在铜锌合金中加入铝、铁、硅、锰、镍等元素,形成各种特殊黄铜。

特殊黄铜的编号方法是:“H+主加元素符号+铜含量+主加元素含量”。特殊黄铜可分为压力加工黄铜(以黄铜加工产品供应)和铸造黄铜两类,其中铸造黄铜在编号前加“Z”。例如:HPb60-1 表示平均成分为 60%Cu,1%Pb,余为 Zn 的铅黄铜;ZCuZn31Al2 表示平均成分为 31%Zn,2%Al,余为 Cu 的铝黄铜。

锡黄铜:锡可显著提高黄铜在海洋大气和海水中的抗蚀性,也可使黄铜的强度有所提高。压力加工锡黄铜广泛应用于制造海船零件。

铅黄铜:铅能改善切削加工性能,并能提高耐磨性。铅对黄铜的强度影响不大,略为降低塑性。压力加工铅黄铜主要用于要求有良好切削加工性能及耐磨的零件(如钟表零件),铸造铅黄铜可以制作轴瓦和衬套。

铝黄铜:铝能提高黄铜的强度和硬度,但使塑性降低。铝能使黄铜表面形成保护性的氧化膜,因而改善黄铜在大气中的抗蚀性。铝黄铜可制作海船零件及其它机器的耐蚀零件。铅黄铜中加入适量的镍、锰、铁后,可得到高强度、高耐蚀性的特殊黄铜,常用于制作大型蜗杆、海船用螺旋桨等需要高强度、高耐蚀性的重要零件。

硅黄铜:硅能显著提高黄铜的机械性能、耐磨性和耐蚀性。硅黄铜具有良好的铸造性能,并能进行焊接和切削加工。主要用于制造船舶及化工机械零件。

锰黄铜:锰能提高黄铜的强度,不降低塑性,也能提高在海水中及过热蒸汽中的抗蚀性。锰黄铜常用于制造海船零件及轴承等耐磨部件。

铁黄铜:黄铜中加入铁,同时加入少量的锰,可起到提高黄铜再结晶温度和细化晶粒的作用,使机械性能提高,同时使黄铜具有高的韧性、耐磨性及在大气和海水中优良的抗蚀性,因而铁黄铜可以用于制造受摩擦及受海水腐蚀的零件

镍黄铜:镍可提高黄铜的再结晶温度和细化其晶粒,提高机械性能和抗蚀性,降低应力腐蚀开裂倾向。镍黄铜的热加工性能良好,在造船工业、电机制造工业中广泛应用。

表 9-6 常用黄铜牌号、成分、性能和用途

类别	牌 号	化 学 成 分 (%)		状 态	机械性能			用 途
		Cu	其 它		σ_b (MPa)	δ (%)	HB	
黄铜	H66	95.0~97.0	Zn 余量	T L	240 450	30 2	45 120	冷凝管, 散热器管及导电零件
	H62	60.5~63.5	Zn 余量	T L	330 600	40 3	56 164	铆钉、螺帽、垫圈、散热器零件
特殊黄铜	HPb59-1	57.0~60.0	Pb: 0.8~0.9 Zn 余量	T L	420 530	45 5	75 140	用于热冲压和切削加工制作的各件零件
	HMn58-2	57.0~60.0	Mn: 1.0~2.0 Zn 余量	T L	400 700	40 10	90 178	腐蚀性条件下工作的重要零件和机电工业零件
	HSn90-1	88.0~91.0	Sn: 0.25~0.75 Zn 余量	T L	280 520	40 4	38 148	汽车、拖拉机弹性套管及其它弹性零件
铸造黄铜	ZnZn38	60.0~63.0	Zn 余量	S J	295 295	30 30	39 69	一般结构件及耐磨零件, 如法兰、阀座、支架等
	ZnZn31Al2	66.0~68.0	Al: 2.0~3.0 Zn 余量	S J	295 300	12 15	79 89	制作电机、仪表等压铸件及船舶机械中的耐磨件
	ZnZn38Mn2Pb2	57.0~60.0	Mn: 1.5~2.5 Pb: 1.5~2.5 Zn 余量	S J	245 345	10 14	69 79	一般用途结构件, 船舶仪表等使用的外壳简单的零件, 如套筒、轴瓦等
	ZnZn16Si4	79.0~81.0	Si: 2.5~4.5 Zn 余量	S J	345 390	15 20	89 98	耐磨零件, 内燃机零件, 在气、水、油中的零件

表中符号的意义: T—退火状态; L—冷变形状态; S—砂型铸造; J—全量型铸造。

三、青铜

青铜原指铜锡合金, 但是, 工业上习惯把铜基合金中不含锡而含有铝、镍、锰、硅、铍、铅等特殊元素组成的合金也叫青铜。所以青铜实际上包含锡青铜、铝青铜、铍青铜和硅青铜等。青铜也可分为压力加工青铜 (以青铜加工产品供应) 和铸造青铜两类。青铜的编号规则是: “Q+主加元素符号+主加元素含量 (+其它元素含量)”, “Q” 表示青的汉语拼音字母。如 QSn4-3 表示成分为 4%Sn、3%Zn、其余为铜的锡青铜。铸造青铜的编号前加 “Z”。

1. 锡青铜

锡青铜是我国历史上使用得最早的有色合金, 也是最常用的有色合金之一。它的机械性能与含锡量有关。当 $Sn \leq 5\% \sim 6\%$ 时, Sn 溶于 Cu 中, 形成面心立方晶格的 α 固溶体, 随着含锡量的增加, 合金的强度和塑性都增加。当 $Sn \geq 5\% \sim 6\%$ 时, 组织中出现硬而脆的 δ 相 (以复杂立方结构的电子化合物 $Cu_{31}Sn_8$ 为基的固溶体), 虽然强度继续升高, 但塑性却会下降。当 $Sn > 20\%$ 时, 由于出现过多的 δ 相, 使合金变得很脆, 强度也显著下降。因此, 工业上用的锡青铜的含锡量一般为 $3\% \sim 14\%$ 。Sn $< 5\%$ 的锡青铜适宜于冷加工使用, 含锡 $5\% \sim 7\%$ 的锡青铜适宜于热加工, 大于 10% Sn 的锡青铜适合铸造。除 Sn 以外, 锡青铜中一般含有少量 Zn、Pb、P、Ni 等元素。Zn 提高低锡青铜的机械性能和流动性。Pb 能改善青铜的耐磨性能和切削加工性能, 却要降低机械性能。Ni 能细化青铜的晶粒, 提高机械性能和耐蚀性。P 能提高青铜的韧性、硬度、耐磨性和流动性。

2. 铝青铜

以铝为主要合金元素的铜合金称为铝青铜。铝青铜的强度和抗蚀性比黄铜和锡青铜还高, 它是锡青铜的代用品, 常用来制造弹簧、船舶零件等。

铝青铜与上述介绍的铜合金有明显不同的是可通过热处理进行强化。其强化原理是利用淬火能获得类似钢的马氏体的介稳定组织, 使合金强化。铝青铜有良好的铸造性能。在大气、海水、碳酸及大多数有机酸中具有比黄铜和锡青铜更高的耐蚀性, 此外, 还有耐磨损、冲击时不发生火花等特性。但铝青铜也有缺点, 它的体积收缩率比锡青铜大, 铸件内容易产生难熔的氧化铝, 难于钎焊, 在过热蒸汽中不稳定。

3. 铍青铜

以铍为合金化元素的铜合金称为铍青铜。它是极其珍贵的金属材料, 热处理强化后的抗拉强度可高达 $1250 \sim 1500 \text{ MPa}$, HB 可达 $350 \sim 400$, 远远超过任何铜合金, 可与高强度合金钢媲美。铍青铜的含铍量在 $1.7\% \sim 2.5\%$ 之间, 铍溶于铜中形成 α 固溶体, 固溶度随温度变

化很大，它是唯一可以固溶时效强化的铜合金，经过固溶处理和人工时效后，可以得到很高的强度和硬度。

铍青铜具有很高的弹性极限、疲劳强度、耐磨性和抗蚀性，导电、导热性极好，并且耐热、无磁性，受冲击时不发生火花。因此铍青铜常用来制造各种重要弹性元件，耐磨零件（钟表齿轮，高温、高压、高速下的轴承）及防爆工具等。但铍是稀有金属，价格昂贵，在使用上受到限制。

考试点
kaoshidian.com