

向内伸展并抑制相邻枝晶的生长，在淘汰取向不利的晶体过程中，发展成柱状晶组织。

中心等轴晶的形成：内部等轴晶区的形成是由于熔体内部晶核自由生长的结果。随着柱状晶的发展，熔体温度降到足够低，再加之金属中杂质等因素的作用，满足了形核时的过冷度要求，于是在整个液体中开始形核。同时由于散热失去了方向性，晶体在各个方向上的长大速度是相等的，因此长成了等轴晶。

固溶体与金属化合物的区别 固溶体晶体结构与组成它的溶剂相同，而金属化合物的晶体结构与组成它的组元都不同，通常较复杂。固溶体相对来说塑韧性好，硬度较低，金属化合物硬而脆。

影响置换固溶体溶解度的因素 原子尺寸因素；电负性因素；电子浓度因素；晶体结构因素。

相律 相律  $F=C-P+2$  压力为常数时  $F=C-P+1$ 。F 为平衡系统的自由度，C 为平衡系统的组元数，P 为平衡系统的相数。他的含义是：在只受外界温度和压力影响的平衡系统中，它的自由度等于系统的组元数和相数之差加上 2。

杠杆定律

$$\omega_L = \frac{rb}{ab} \times 100\%$$

成分起伏 液相中总会有某些微小体积可能偏离液相的平均成分，

这些微小体积的成分、大小和位置都是在不断地变化着，这就是成分起伏。

枝晶偏析 固溶体合金不平衡结晶的结果，使先后从液相中结晶出的固相成分不同，再加上冷速较快，不能使成分扩散均匀，结果就使每个晶粒内部的化学成分很不均匀。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，在晶粒内部存在着浓度差别，这种在一个晶粒内部化学成分不均匀的现象，称为晶内偏析，又称枝晶偏析。

宏观偏析 在材料宏观范围内出现的成分不均匀偏析。

铁素体与奥氏体 铁素体是溶于  $\alpha$ -Fe 中的间隙固溶体，为体心立方结构，常用符号 F 或  $\alpha$  表示。奥氏体是碳溶于  $\gamma$ -Fe 中的间隙固溶体，为面心立方结构，常用符号 A 或  $\gamma$  表示。碳溶于体心立方晶格  $\delta$ -Fe 中的间隙固溶体，称为  $\delta$  铁素体，以  $\delta$  表示。奥氏体塑性很好，具有顺磁性。

工业纯铁 含铁量为  $\omega_C=99.8\%\sim 99.9\%$ ，塑性和韧性很好，但其强度很低。

渗碳体  $Fe_3C$ ，含碳量为  $\omega_C=6.69\%$ ，可用  $C_m$  表示，具有很高的硬度，但塑性差，低温下具有

一定的铁磁性。

单相区——5 个

相图中有 5 个基本的相，相应的有 5 个相区：

液相区(L)——ABCD 以上区域

$\delta$  固溶体区——AHNA

奥氏体区( $\gamma$ )——NJESGN

铁素体区( $\alpha$ )——GPQ( $Fe_3C$ )——DFK 直线以左

渗碳体区

两相区——7 个

7 个两相区分别存在于两个相应的单相区之间：

$L+\delta$ ——AHJBA

$L+\gamma$ ——BJECB

$L+Fe_3C$ ——DCFD

$\delta+\gamma$ ——HNJH

$\gamma+\alpha$ ——GPSG

$\gamma+Fe_3C$ ——ESKFCE

$\alpha+Fe_3C$ ——PQLKSP+  $Fe_3C$

三相区——3 个

包晶线——水平线 HJB( $L\delta+\gamma$ )

共晶线——水平线 ECF( $L\gamma+Fe_3C$ )

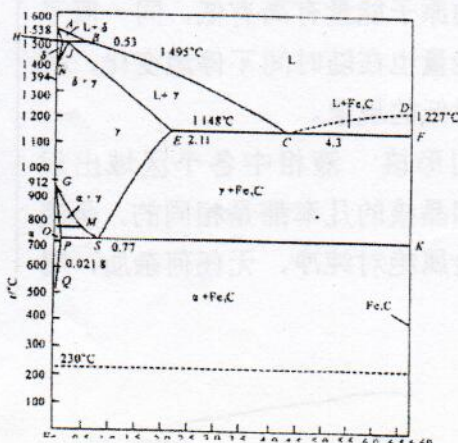
共析线——水平线 PSK( $\gamma+\alpha+Fe_3C$ )

Fe- $Fe_3C$  相图中的特性点

符号	T/°C	C/%	说明
A	1538	0	纯铁的熔点
B	1405	0.008	包晶转变时液相成分
C	1148	4.30	共晶点
D	1227	6.67	渗碳体的熔点
E	1148	2.11	奥氏体在 Fe 中的最大溶解度
F	1148	6.67	渗碳体的成分
G	727	0	纯铁在 Fe 中的最大溶解度
H	1405	0.008	包晶转变时 Fe 中的最大溶解度
I	1405	0.17	包晶点
J	727	6.67	渗碳体的成分
M	1204	0	铁素体在 Fe 中的最大溶解度
N	727	0.0218	奥氏体在 Fe 中的最大溶解度
Q	727	0.77	共析点
R	600	0.0057	600°C 铁素体在 Fe 中的最大溶解度

包晶转变 发生在 1495°C (水平线 HJB)，反应式为： $L_B+\delta_H \rightarrow \gamma_J$

式中  $L_{0.53}$ ——含碳量为 0.53% 的液





相;  
 $\delta_{0.09}$ ——含碳量为 0.09% 的  $\delta$  固溶体;

$\gamma_{0.17}$ ——含碳量为 0.17% 的  $\gamma$  固溶体, 即奥氏体, 是包晶转变的产物。含碳量在 0.09~0.53% 之间的合金冷却到 1495℃ 时, 均要发生包晶反应, 形成奥氏体。

共晶转变发生在 1148℃ (水平线 ECF), 反应式为:  $L_c \rightarrow \gamma_c + Fe_3C$

共晶转变的产物是奥氏体与渗碳体的机械混合物, 称为莱氏体, 用  $L_d$  表示。凡是含碳量大于 2.11% 的铁碳合金冷却到 1148℃ 时, 都会发生共晶反应, 形成莱氏体。

共析转变发生 727℃ (水平线 PSK), 反应式为:  $\gamma_s \rightarrow \alpha_p + Fe_3C$

共析转变的产物是铁素体与渗碳体的机械混合物, 称为珠光体, 用字母 P 表示。含碳量大于 0.0218% 的铁碳合金, 冷却至 727℃ 时, 其中的奥氏体必将发生共析转变, 形成珠光体。

Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图中的 ES、PQ、GS 三条特性线也是非常重要的, 它们的含义简述如下:

ES 线 ( $A_{cm}$  线) 是碳在奥氏体中的溶解度曲线。奥氏体的最大溶碳量是在 1148℃ 时, 可以溶解 2.11% 的碳。而在 727℃ 时, 溶碳量仅为 0.77%, 因此含碳量大于 0.77% 的合金, 从 1148℃ 冷到 727℃ 的过程中, 将自奥氏体中析出渗碳体, 这种渗碳体称为二次渗碳体 ( $Fe_3C_{II}$ )。

PQ 线是碳在铁素体中的溶解度曲线。727℃ 时铁素体中溶解的碳最多 (0.0218%), 而在 200℃ 仅可以溶

解  $7 \times 10^{-7}\%$  C。所以铁碳合金由 727℃ 冷却到室温的过程中, 铁素体中会有渗碳体析出, 这种渗碳体称为三次渗碳体 ( $Fe_3C_{III}$ )。由于三次渗碳体沿铁素体晶界析出, 因此对于工业纯铁和低碳钢影响较大; 但是对于含碳量较高的铁碳合金, 三次渗碳体 (含量太少) 可以忽略不计。

GS 线 ( $A_3$  线) 是冷却过程中, 奥氏体向铁素体转变的开始线; 或者说是加热过程中, 铁素体向奥氏体转变的终了线 (具有同素异晶转变的纯金属, 其固溶体也具有同素异晶转变, 但其转变温度有变化)。

纯铁、钢、白口铁

1. 纯铁——含碳量 < 0.0218%, 显微组织为铁素体。

2. 钢——含碳量 0.0218%~2.11%, 特点是高温组织为单相奥氏体, 具有良好的塑性, 因而适于锻造。根据室温组织的不同, 钢又可以分为:

亚共析钢: 含碳量 0.0218%~0.77%, 具有铁素体  $\alpha$  + 珠光体 P 的组织, 且含碳量越高 (接近 0.77%), 珠光体的相对量越多, 铁素体量越少。

共析钢: 含碳 0.77%, 组织是全部珠光体 P。

过共析钢: 含碳量 0.77%~2.11%, 组织是珠光体 P + 渗碳体  $Fe_3C$ 。

3. 白口铁——含碳量 2.11%~6.69%, 特点是液态结晶时都有共晶转变, 因而具有良好的铸造性能。但是即使在高温也是脆性材料, 不能锻造。根据室温组织不同, 白口铁又分为:

亚共晶白口铁: 含碳 2.11%~

4.30%, 组织是珠光体 P + 渗碳体  $Fe_3C$  + 莱氏体  $L_d'$ 。

共晶白口铁: 含碳 4.30%, 组织是莱氏体  $L_d'$ 。

过共晶白口铁: 含碳 4.3%~6.69%, 组织是渗碳体  $Fe_3C$  + 莱氏体  $L_d'$ 。

工业纯铁在缓慢冷却过程中发生的组织转变主要是同素异晶转变和  $Fe_3C_{III}$  的析出。

共析钢从液态冷却到室温要发生三次组织转变: 匀晶转变  $L \rightarrow \gamma$  (奥氏体), 共析转变  $\gamma \rightarrow (\alpha + Fe_3C)$  (珠光体 P),  $\alpha$  中析出三次渗碳体 ( $Fe_3C_{III}$ )。室温下共析钢的组织组成全部为珠光体 (可以忽略  $Fe_3C_{III}$ ), 共析钢只有一种组织 (忽略  $Fe_3C_{III}$ ), 即珠光体 P, 珠光体由  $\alpha$  和  $Fe_3C$  两个相组成。应用杠杆定律可以计算出  $\alpha$  和  $Fe_3C$  两个相的相对量。

亚共析钢 含碳 0.45% 的亚共析钢是应用十分广泛的一种钢, 通常称为 45 号钢。45 钢在液态到室温的冷却过程中将发生以下转变: 匀晶转变  $L_{0.45} \rightarrow L_{0.53} + \delta$ , 包晶转变  $L_{0.53} + \delta \rightarrow \gamma_{0.45}$ , 同素异晶转变  $\gamma_{0.45} \rightarrow \alpha + \gamma_{0.77}$ , 共析转变  $\gamma_{0.77} \rightarrow (\alpha + Fe_3C)$ 。室温下 45 钢的组织为: 铁素体  $\alpha$  + 珠光体 P ( $\alpha + Fe_3C$ )。所有亚共析钢的室温组织都是由铁素体和珠光体组成, 区别仅在于相对量的差别: 含碳量越高 (越接近 0.77% C), 珠光体的量越多、铁素体的量越少。组织组成物  $\omega_\alpha = 49.5\%$ ,  $\omega_P = 50.5\%$ , 相组成物  $\omega_\alpha = 94.3\%$ ,  $\omega_{Fe_3C} = 5.7\%$ 。

过共析钢 在液态到室温的冷却



动来实现的。但产生孪生的位错的柏氏矢量小于一个原子间距。孪生对塑性变形的贡献比滑移小得多。大多数 bcc 金属的孪生临界切应力大于滑移临界切应力，所以滑移先于孪生进行；fcc 金属的孪生临界切应力远大于滑移临界切应力，所以一般不发生孪生变形。

**固溶强化：**由于固溶体中存在着溶质原子，使得合金的强度和硬度升高，而塑性、韧性下降，这种现象称为固溶强化。

**加工硬化：**在塑性变形过程中，随着金属内部组织的变化，金属的力学性能也将产生明显的变化，即随着变形程度的增加，金属的强度、硬度增加，而塑性、韧性下降，这一现象称为加工硬化或形变强化。

**细晶强化：**通过在均匀材料中加入硬质颗粒，使晶粒内运动的位错在晶界处其运动被阻，使材料的强度、硬度增加，这一现象称为细晶强化。

**弥散强化：**在母体金属中形成析出物(碳化物、氮化物、金属间化合物等)，析出物具有阻碍位错运动的作用，在母相呈微细弥散分布状态，能提高强度，这一现象称为弥散强化。

**冷加工纤维组织** 是纯金属和单相合金在冷塑性变形时和变形度很大的条件下，各晶粒伸长成纤维状形成的组织。

**热加工纤维组织：**在热加工过程中，铸锭中的粗大枝晶和各种夹杂物都要沿变形方向伸长，这样就使晶间富集的杂质和非金属夹杂

物的走向逐渐与变形方向一致，一些脆性杂质破碎成链状，塑性的夹杂物变成条带状、线状或片层状，在宏观试样上沿着变形方向变成一条条细线，这就是热加工钢中的流线。由一条条流线勾划出来的组织，叫做热加工纤维组织。

**形变织构** 与单晶体一样，多晶体在塑性变形时也伴随着晶体的转动过程，故当形变量很大时，多晶体中原为任意取向的各个晶粒会逐渐调整其取向而彼此趋于一致，这一现象称为晶粒的择优取向，这种由于金属塑性变形使晶粒具有择优取向的组织叫做形变织构。

同一种材料随加工方式不同，可能出现不同类型的织构：

(1) **丝织构** 在拉拔时形成，各晶粒的某一晶向平行或近似平行于拉拔方向，

(2) **板织构** 在轧制时形成，各晶粒某一晶面平行于轧制方向，而某一晶向平行于轧制方向。

**回复：**即在加热温度较低时，仅因金属中的一些点缺陷和位错迁移而引起某些晶内的变化。晶粒大小和形状无明显变化。回复的目的是消除大部分甚至全部第一类内应力和一部分第二类和第三类内应力。

**多边形化：**冷变形金属加热时，原来处于滑移面上的位错，通过滑移和攀移，形成与滑移面垂直的亚晶界的过程。多边形化的驱动力来自弹性应变能的降低。多边形化降低了系统的应变能。

**再结晶：**冷变形后的金属加热到一

定温度或保温足够时间后，在原来的变形组织中产生了无畸变的新晶粒，位错密度显著降低，性能也发生显著变化，并恢复到冷变形前的水平，这个过程称为再结晶。再结晶不是相变。再结晶的目的是释放储存能，使新的无畸变的等轴晶粒形成并长大，使之在热力学上变得更为稳定。

**动态回复与再结晶：**在再结晶温度以上进行热加工时，在塑性变形过程中发生的，而不是在变形停止后发生的回复与再结晶。

**回复和再结晶的驱动力：**金属处于热力学不稳定状态，有发生变化以降低能量的趋势，预先冷变形所产生的储存能的降低是回复和再结晶的驱动力。

**再结晶形核机制：**亚晶长大形核机制、晶界凸出形核机制。

**再结晶温度：**经过严重冷变形(变形度在 70%以上)的金属，在约 1h 的保温时间内能够完成再结晶(>95%转变量)的温度。

**扩散机制：**空位扩散机制、间隙扩散机制

**固态金属扩散条件：**扩散要有驱动力、扩散原子要固溶、温度要足够高、时间要足够长。

**下坡扩散：**沿着浓度降低的方向进行的扩散，使浓度趋于均匀化。如铸锭(件)的均匀化退火、渗碳等过程。

**上坡扩散：**沿着浓度升高的方向进行的扩散，使浓度发生两极分化。例如奥氏体向珠光体转变。

**反应扩散：**通过扩散使固溶体的溶



在温度  $A_1$  以下至  $550^{\circ}\text{C}$  左右的温度范围内, 过冷奥氏体转变产物是珠光体, 即形成铁素体与渗碳体两相组成的相间排列的层片状的机械混和物组织。

在珠光体转变中, 由  $A_1$  以下温度依次降到鼻尖的  $550^{\circ}\text{C}$  左右, 层片状组织的片间距离依次减小。根据片层的厚薄不同, 这类组织又可细分为三种。

第一种是珠光体, 其形成温度为  $A_1 \sim 650^{\circ}\text{C}$ , 片层较厚, 一般在 500 倍的光学显微镜下即可分辨。用符号“P”表示。

第二种是索氏体, 其形成温度为  $550^{\circ}\text{C} \sim 600^{\circ}\text{C}$ , 片层较薄, 一般在 300~1000 倍光学显微镜下才可分辨。用符号“S”表示。

第三种是屈氏体, 其形成温度为  $500^{\circ}\text{C} \sim 550^{\circ}\text{C}$ , 片层极薄, 只有在电子显微镜下才能分辨。用符号“T”表示。

实际上, 这三种组织都是珠光体, 其差别只是珠光体组织的“片间距”大小, 形成温度越低, 片间距越小。这个“片间距”越小, 组织的硬度越高, 屈氏体的硬度高于索氏体, 远高于粗珠光体。

#### 珠光体转变过程

奥氏体转变为珠光体的过程也是形核和长大的过程。当奥氏体过冷到  $A_1$  以下时, 首先在奥氏体晶界上产生渗碳体晶核, 通过原子扩散, 渗碳体依靠其周围奥氏体不断地供应碳原子而长大。同时, 由于渗碳体周围奥氏体含碳量不断降低, 从而为铁素体形核创造了条件, 使这部分奥氏体转变为铁素

体。由于铁素体溶碳能力低 ( $<0.0218\%\text{C}$ ), 所以又将过剩的碳排挤到相邻的奥氏体中, 使相邻奥氏体含碳量增高, 这又为产生新的渗碳体创造了条件。如此反复进行, 奥氏体最终全部转变为铁素体和渗碳体片层相间的珠光体组织。珠光体转变是一种扩散型转变, 即铁原子和碳原子均进行扩散。

#### 贝氏体转变及其组织

过冷奥氏体在  $550^{\circ}\text{C} \sim M_s$  (马氏体转变开始温度) 的转变称为中温转变, 其转变产物为贝氏体型, 所以也叫贝氏体转变。贝氏体用符号“B”表示, 它仍是由铁素体与渗碳体组成的机械混和物, 但其形貌与渗碳体的分布与珠光体型不同, 硬度也比珠光体型的高。

根据贝氏体的组织形态和形成温度区间的不同又可将其划分为上贝氏体 (B<sub>上</sub>) 与下贝氏体 (B<sub>下</sub>)。上贝氏体的形成温度为  $550^{\circ}\text{C} \sim 350^{\circ}\text{C}$ , 它的硬度比同样成份的下贝氏体低, 韧性也比下贝氏体差, 所以上贝氏体的机械性能很差, 脆性很大, 强度很低, 基本上没有实用价值。下贝氏体的形成温度为  $350^{\circ}\text{C} \sim M_s$ , 它有较强的强度和硬度, 还有良好的塑性和韧性, 具有较优良的综合机械性能, 是生产上常用的组织。获得下贝氏体组织是强化钢材的途径之一。

#### 贝氏体的转变过程

在中温区发生奥氏体转变时, 由于温度较低, 铁原子扩散困难, 只能以共格切变的方式来完成原子的迁移, 而碳原子则有一定的扩散能力, 可以通过短程扩散来完成原子

迁移, 所以贝氏体转变属于半扩散型相变。在贝氏体转变中, 存在着两个过程, 一是铁原子的共格切变, 二是碳原子的短程扩散。

当温度较高 ( $550^{\circ}\text{C} \sim 350^{\circ}\text{C}$ ) 时, 条状或片状铁素体从奥氏体晶界开始向晶内以同样方向平行生长。随着铁素体的伸长和变宽, 其中的碳原子向条间的奥氏体中富集, 最后在铁素体条之间析出渗碳体短棒, 奥氏体消失, 形成上贝氏体。当温度较低 ( $350^{\circ}\text{C} \sim M_s$ ) 时, 碳原子扩散能力低, 铁素体在奥氏体的晶界或晶内的某些晶面上长成针状。尽管最初形成的铁素体固溶碳原子较多, 但碳原子不能长程迁移, 因而不能逾越铁素体片的范围, 只能在铁素体内一定的晶面上以断续碳化物小片的形式析出, 从而形成下贝氏体。

#### 马氏体转变及其组织

##### 马氏体组织及其性能特点

过冷奥氏体在马氏体开始形成温度  $M_s$  以下转变为马氏体, 这个转变持续至马氏体形成终止温度  $M_f$ 。在  $M_f$  以下, 过冷奥氏体停止转变。除 Al、Co 元素外, 溶解到奥氏体中的元素均使  $M_s$ 、 $M_f$  下降。碳含量增多,  $M_s$ 、 $M_f$  点降低。经冷却后未转变的奥氏体保留在钢中, 称为残余奥氏体。在  $M_s$  与  $M_f$  温度之间过冷奥氏体与马氏体共存。在  $M_s$  温度以下, 转变温度越低, 残余奥氏体量越少。随奥氏体中含碳量的增加  $M_s$  和  $M_f$  均会降低, 可见在同样的冷却速度下 (或冷却介质中), 奥氏体中含碳量越高, 马氏体中的



高。4.时间足够长。

上坡扩散：沿着浓度升高的方向发生的扩散。

反应扩散：通过扩散使固溶体的溶质组元浓度超过固溶体极限而形成新相的过程。特点：1.在界面处产生浓度梯度。2.二元系的扩散层中每一层都为单相层。

起始晶粒度：将钢加热到临界温度以上，奥氏体边界刚刚相互接触时的晶粒大小。

实际晶粒度：钢在具体热处理中，获得的实际奥氏体晶粒大小。

本质晶粒度：标准试验方法，930度正负10，加热保温三小时，测得的晶粒大小。

影响奥氏体晶粒大小的因素：1.加热温度越高，保温时间越长，晶粒大小越大。2.加热速度越大，过热速度越大，形核度增加大于长大速度，晶粒越小。3.一定含碳量的时候，碳含量越高，晶粒长大倾向越大，超过一定含碳量，相反。4.原始组织越细小，碳的弥散度越大，晶粒越细小。

过冷奥氏体：在临界温度以下存在且不稳定的，将要发生转变的奥氏体。

片状珠光体通过球化退火工艺得到粒状珠光体的方法：1.将钢奥氏体化，通过控制奥氏体温度和时间，使奥氏体的碳浓度分布不均匀，或保留大量未溶渗碳体质点，并在A1温度线以下较高温度范围内缓冷。2.将钢加热到略低于A1温度长时间保温。

形成片状珠光体的驱动力：铁素体和渗碳体之间相界面的减少。

伪共析体：偏离共析成分的亚共析钢或过共析钢，过冷到伪共析区所形成的全部珠光体组织。

马氏体转变：钢从奥氏体状态快速冷却抑制其扩散性分解，在较低温度下，低于MS点发生的无扩散形相变。

钢中的马氏体有两种结构：体心立方和体心正方，其中体心正方在含碳量较高的钢中出现。

临界淬火速度：淬火获得全部马氏体组织的最小冷却速度。

板条状马氏体：特点：一条条细条状组织，条与条之间，以小角度分开，束与束之间以大角度分开。

片状马氏体：双凸透镜状，存在大量的显微裂纹。

这两种不同形状的马氏体形成因素主要取决于奥氏体中碳含量和转变开始温度MS。含碳量小于0.2%，全部板条状马氏体；大于1%，全部片状。

碳对马氏体晶格的固溶强化：间隙原子碳处于 $\alpha$ 相晶格的扁八面体间隙中，造成晶格的正方畸变而形成一个应力场，该应力场与位错发生强烈的交互作用，从而提高马氏体强度的现象。

相变强化：马氏体转变时，在晶体内部造成密度很高的晶格缺陷，无论板条状马氏体中的高密度位错，还是片状马氏体中的孪晶，都阻碍位错运动，从而使马氏体强化的现象。

马氏体转变的特点：马氏体转变无扩散性，切变共格性，具有特定的

惯习面和位相关系，在一个温度范围内进行，可逆。

马氏体转变动力学的主要形式变温和等温转变两种。

钢在珠光体转变温度以下，马氏体转变温度以上的温度范围内，过冷奥氏体将发生贝氏体转变，又称中温转变。（F+C组成的机械混合物）特点：扩散，有共格的转变

600-350度 上贝：由许多从奥氏体晶界向晶内平行生长的条状铁素体和相邻铁素体条间存在的断续的，短杆状的渗碳体组成的。

Ms-350度 下贝：黑丝针叶状，双凸透镜状，高密度位错。

B转变特点：形核与长大过程 B中铁素体的形成是按M转变机制进行的 B中碳化物的分布与形成温度有关。

回火：将淬火钢加热到低于临界点A1的某一温度保温一段时间，使淬火组织转变为稳定的回火组织，然后以适当的方式冷却到室温的一种热处理工艺。

残余奥氏体（200-300度）：高温区回火时，先析出碳化物，随后分解为珠光体。低温区回火时，将转变为贝氏体。

回火S：淬火钢在500-600度回火得到的回复或再结晶S的铁素体的粗粒状渗碳体机械混合物。

调质处理：淬火加高温回火，获得回火S组织的复合热处理工艺。

回火组织：回火M：在低温回火（150-250度），屈服极限大大加强，硬度也大大增大，主要用作工具钢。



合金钢	低合金结构钢	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	16Mn	/	桥梁
	渗碳钢	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	20Cr	渗碳后淬火、低温回火	活塞销
	调质钢	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	40Cr	调质	进气阀
	弹簧钢	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	55Si2Mn	淬火后中温回火	汽车板簧
	滚动轴承钢	G表示滚动轴承钢,数字表示含碳量的千分数	GCr15	淬火后低温回火	轴承内圈
合金结构钢		Y表示易切削结构钢,数字表示含碳量的千分数	Y30	调质	切削加工生产线

合金工具钢	刀具钢	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	9SiCr	淬火后低温回火	丝锥
	碳含量0.7~1.4%,主加碳化物形成元素W、Cr、V、Mo	碳含量0.7~1.4%,主加碳化物形成元素W、Cr、V、Mo	W18Cr4V	高温淬火后三次回火	铣刀
	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	Cr12	整体调质,表面氢化	冷冲模
	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	5CrMnMo	淬火后多次回火	热锻模
	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	1Cr18Ni9Ti	固溶处理	医疗器械
特殊性能钢		数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	1Cr11MoV	调质	锅炉吊钩
耐热钢		数字表示含碳量的千分数,化学元素符号表示主加元素,后面的数字表示所加元素的百分数	1Cr11MoV	调质	锅炉吊钩

耐磨钢	ZGMn13	水韧处理	挖掘机的铲斗

晶体缺陷包括: 1.点缺陷: 空位间隙原子造成的晶格畸变比空位严重。2.线缺陷: 位错: 刃型位错, 螺旋型位错。面缺陷: 晶界和亚晶界。

刃型位错: 1.有一额外半原子面。2.位错线具有一定宽度的细大晶格畸变管道。即有正应变和切应变。3.位错线与滑移方向相垂直, 位错运动方向与滑移方向平行。

螺旋型位错: 1.没有额外半原子面。2.螺旋形位错是一个具有一定宽度的细大晶格畸变管道。只有切应变。3.位错线与滑移方向平行, 位错运动方向与位错线垂直。

滑移: 晶体中一部分相对于另一部分晶体沿一定的滑移面和滑移方向所做的切变过程。

滑移系: 一个滑移面和该面上的一个滑移方向合起来组成的。

加工硬化: 金属随着变形量的增加强度硬度升高, 塑性韧性降低的现象。

细晶强化: 用细化晶粒增加晶界, 提高金属强度的方法。作用: 提高材料的强度, 改善材料的塑性和韧性。

固溶强化: 由于固溶体中存在着溶



大而得到粗大的马氏体组织,使钢的机械性能恶化,特别是使塑性和韧性降低;如果淬火温度低于  $A_{c3}$ ,淬火组织中会保留未溶铁素体,使钢的强度硬度下降。

#### 加热时间的确定

加热时间由升温时间和保温时间组成。由零件入炉温度升至淬火温度所需的时间为升温时间,并以此作为保温时间的开始。保温时间是指零件烧透及完成奥氏体化过程所需要的时间。加热时间通常根据经验公式估算或通过实验确定。生产中往往要通过实验确定合理的加热及保温时间,以保证工件质量。

#### 淬火冷却介质的确定

淬火过程是冷却非常快的过程。为了得到马氏体组织,淬火冷却速度必须大于临界冷却速度  $V_k$ 。但是,冷却速度快必然产生很大的淬火内应力,这往往会引起工件变形。淬火的目的是得到马氏体组织,同时又要避免产生变形和开裂。

对于理想的淬火冷却曲线,只要在“鼻尖”温度附近快冷,使冷却曲线躲过“鼻尖”,不碰上  $C$  曲线,就能得到马氏体。也就是说,在“鼻尖”温度以上,在保证不出现珠光体类型组织的前提下,可以尽量缓冷;在“鼻尖”温度附近则必须快冷,以躲开“鼻尖”,保证不产生非马氏体相变;而在  $M_s$  点附近又可以缓冷,以减轻马氏体转变时的相变应力。但是到目前为止,还找不到完全理想的淬火冷却介质。常用的淬火冷却介质是水、盐或碱的水溶液和各种矿物油、植物油。

#### 淬火方法

选择适当的淬火方法同选用淬火介质一样,可以保证在获得所要求的淬火组织和性能条件下,尽量减小淬火应力,减少工件变形和开裂倾向。

(1) 单液淬火 它是将奥氏体状态的工件放入一种淬火介质中一直冷却到室温的淬火方法。这种方法操作简单,容易实现机械化,适用于形状简单的碳钢和合金钢工件。

(2) 双液淬火 它是先将奥氏体状态的工件在冷却能力强的淬火介质中冷却至接近  $M_s$  点温度时,再立即转入冷却能力较弱的淬火介质中冷却,直至完成马氏体转变。

(3) 分级淬火 它是将奥氏体状态的工件首先淬入略高于钢的  $M_s$  点的盐浴或碱浴炉中保温,当工件内外温度均匀后,再从浴炉中取出空冷至室温,完成马氏体转变(见图 6-16 曲线 3)。

(4) 等温淬火 它是将奥氏体化后的工件在稍高于  $M_s$  温度的盐浴或碱浴中冷却并保温足够时间,从而获得下贝氏体组织的淬火方法。

钢的淬透性

(1) 淬透性的概念 钢的淬透性是指奥氏体化后的钢在淬火时获得淬硬层(也称为淬透层)深度的能力,其大小用钢在一定条件下淬火获得的淬硬层深度来表示。

(2) 影响淬透性的因素 影响淬透性的主要因素是化学成分,除  $Co$  以外,所有溶于奥氏体中的合金元素都提高淬透性。另外,奥氏体的

均匀性、晶粒大小及是否存在第二相等因素都会影响淬透性。

(3) 淬透性的测定及其表示方法 淬透性的测定方法很多,目前应用得最广泛的是“末端淬火法”,简称端淬试验。试验时,先将标准试样加热至奥氏体化温度,停留 30~40min,然后迅速放在端淬试验台上喷水冷却。

钢的淬硬性:表示钢淬火时的硬化能力,用淬成的马氏体可能得到的最高硬度表示。它主要取决于马氏体中的含碳量。含碳量越高,淬硬性越高。

#### 钢的分类

##### 一、按化学成分分类

按钢材的化学成分可分为碳素钢和合金钢两大类。

碳素钢按含碳量多少可分为低碳钢 ( $C\% \leq 0.25\%$ )、中碳钢 ( $C\% = 0.25\% \sim 0.60\%$ ) 和高碳钢 ( $C\% > 0.6\%$ ) 三类。

合金钢按合金元素的含量又可分为低合金钢(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  $> 10\%$ ) 三类。

合金钢按合金元素的种类可分为锰钢、铬钢、硼钢、铬镍钢、硅锰钢等。

##### 二、按冶金质量分类

按钢中所含杂质硫、磷的多少,可分为普通钢( $S\% \leq 0.055\%$ ,  $P\% \leq 0.045\%$ )、优质钢( $S\%$ ,  $P\% \leq 0.040\%$ ) 和高级优质钢( $S\% \leq 0.030\%$ ,  $P\% \leq 0.035\%$ ) 三类。此外,按冶炼时脱氧程度,可将钢