

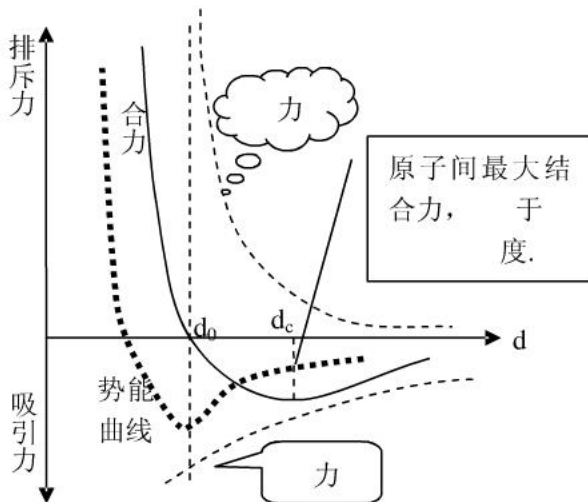
第一章 金属的晶体结构

决定材料性能的三个因素：化学成分、内部结构、组织状态

金属：具有正的电阻温度系数的物质。金属与非金属的主要区别是金属具有正的电阻温度系数和良好的导电能力。

金属键：处以聚集状态的金属原子，全部或大部分贡献出他们的价电子成为自由电子，为整个原子集体所共有，这些自由电子与所有自由电子一起在所有原子核周围按量子力学规律运动着，贡献出价电子的原子则变为正离子，沉浸在电子云中，依靠运动于其间的公有化的自由电子的静电作用结合起来，这种结合方式叫做金属键。

双原子模型：



在 d_0 处原子势能最，其定位。
在 d_c 处原子间的结合力最大，于原子的度。

晶体：原子在三维空间做有规则周期性重复排列的物质叫做晶体。晶体的特性：1、各向异性 2、具有一定的熔点。

空间点阵：为了清晰地描述原子在三维空间排列的规律性，常将构成晶体的实际质点忽略，而将其抽象为纯粹的几何点，称为阵点或节点，这些阵点可以是原子或分子的中心，也可以是彼此等同的原子团或分子团的中心，各个阵点的周围环境都相同。做许多平行的直线将这些阵点连接起来形成一个三维空间格架，叫做空间点阵。

晶胞：从点阵中选取的一个能够完全反映晶格特征的最小几何单元。

晶格常数：晶胞的棱边长度称为晶格常数，在 X、Y、Z 轴上分别以 a、b、c 表示。

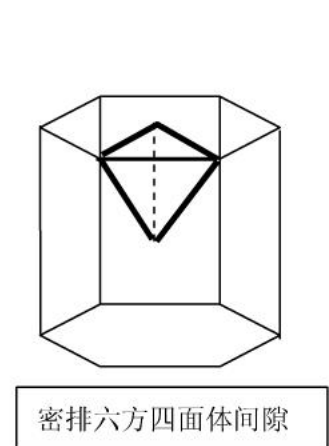
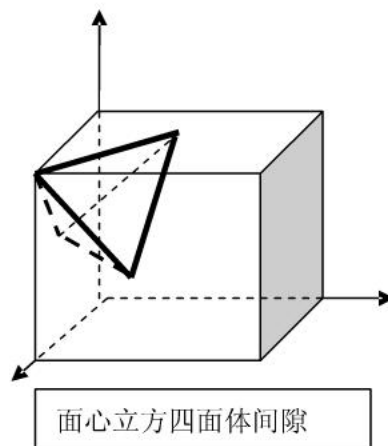
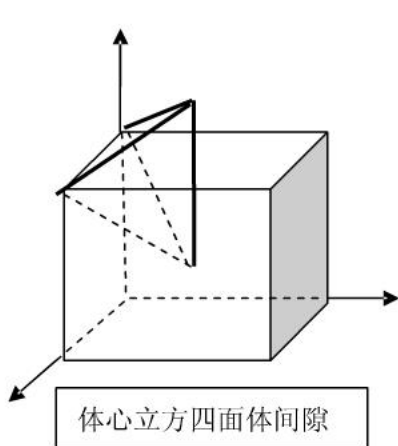
致密度：表示晶胞中原子排列的紧密程度，可用原子所占体积与晶胞体积之比 K 表示。

三种典型的晶体结构：体心立方晶格、面心立方晶格、密排六方晶格。

体心立方晶格： α -Fe、Cr、W、V、Nb、Mo 配位数 8 致密度 0.68 滑移系： $\{110\}^* \langle 111 \rangle$ 共 12 个 堆垛顺序 ABAB

面心立方晶格： γ -Fe、Cu、Ni、Al、Au、Ag 配位数 12 致密度 0.74 滑移系： $\{111\}^* \langle 110 \rangle$ 共 12 个 堆垛顺序 ABCABC

密排六方晶格：Zn、Mg、Be、Cd 配位数 12 致密度 0.74 滑移系： $\{0001\}^* \langle 11\bar{2}1 \rangle$ 堆垛顺序 ABAB



晶向族指数包含的晶向指数：

一、写出 $\langle u \ v \ w \rangle$ 的排列 二、给其中每个晶向加一个负号，分三次加 三、给其中每个晶向加两个负号，分三次加 四、给每个晶向加三个负号

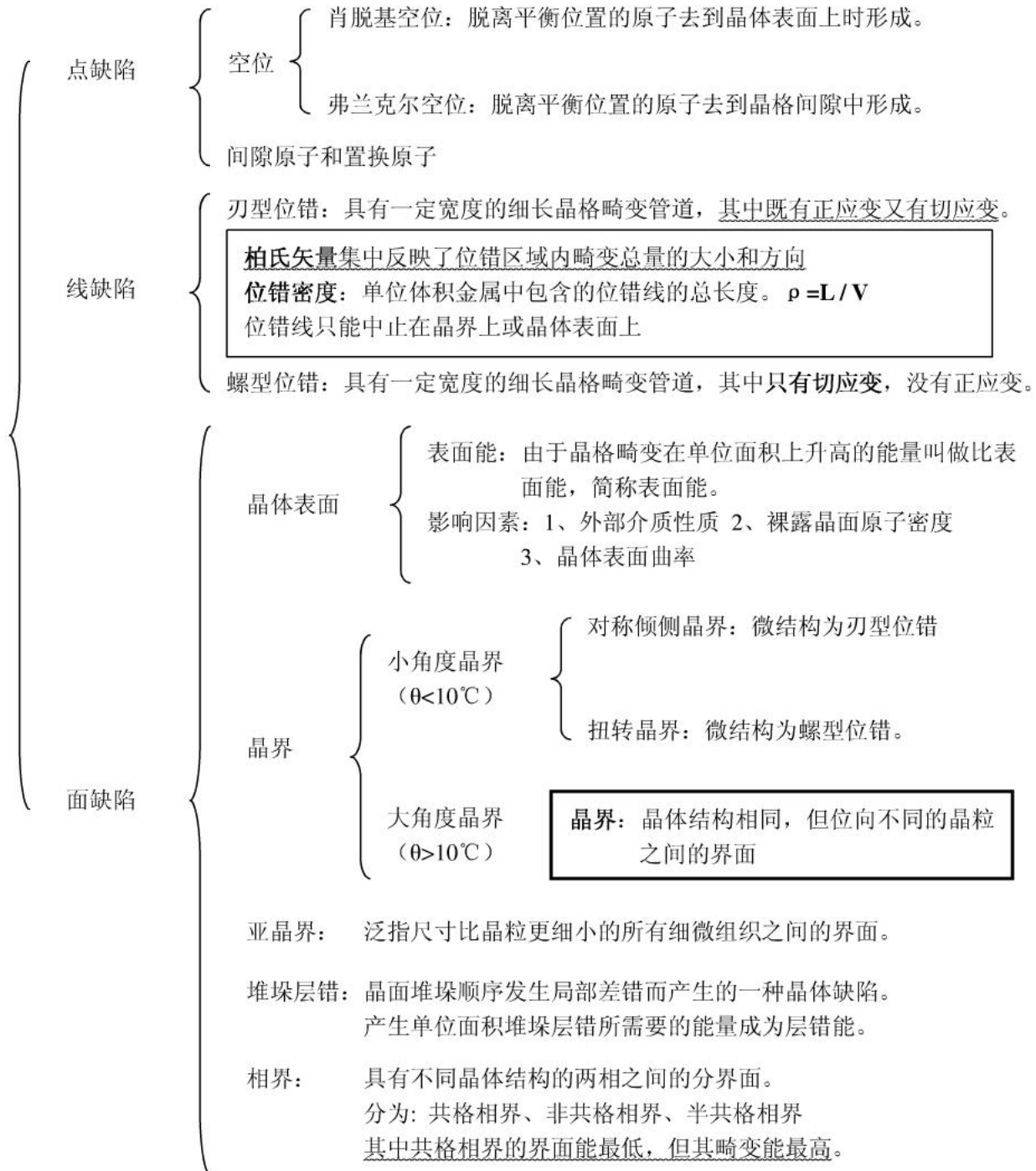
晶面族指数包含的晶面指数：（如果 $h \ k \ l$ 中有一个是零就写出排列各加一个负号，如果有两个零就只写出排列就行。）

一、写出 $\{h \ k \ l\}$ 的排列 二、给其中每个晶面加一个负号，分三次加

多晶型性：外部条件（温度和压强）改变时，金属内部由一种晶体结构向另一种晶体结构的转变叫做多晶型性。

柏氏矢量：不但可以表示位错的性质，而且可以表示晶格畸变总量的大小和方向的一个矢量。

晶体缺陷：在实际金属材料中存在的一些原子偏离规则排列得不完整性区域。分类如下：



位错：晶体中一系列或若干列原子有规律的错排现象，其特征是在两个方向上的尺寸很小，另一个方向上的尺寸很大。

晶界特性：1、具有晶界能 2、由内吸附和反内吸附现象 3、熔点低，易腐蚀和氧化

4、晶界上缺陷多，原子扩散速度快，新相优先在晶界上形核。

第二章 纯金属的结晶

结晶中的宏观现象：1、发生一定的过冷度 2、有结晶潜热的释放。

相变潜热：1mol 物质从一个相转变为另一个相时，伴随放出或吸收的热量。

结构起伏：（相起伏）在液态金属中存在着不断变化着的微小近程有序原子集团，称为结构起伏。

能量起伏：液相中各微观区域的能量暂时偏离平衡能量的现象。

过冷液相中的结构起伏和能量起伏是形核的基础。

相起伏满足晶核大小超过一定临界值的要求，能量起伏满足新相对形核功的要求。

均匀形核：在液相各区域出现新晶核的几率是相同的形核方式。

形核功：半径为临界晶核半径的晶胚继续长大成为稳定晶核所需要做的最小功。

形核率：单位时间单位体积液相中形成的晶核数目。

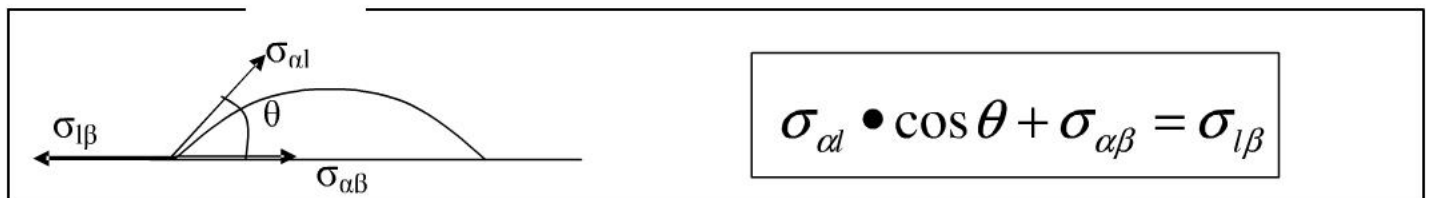
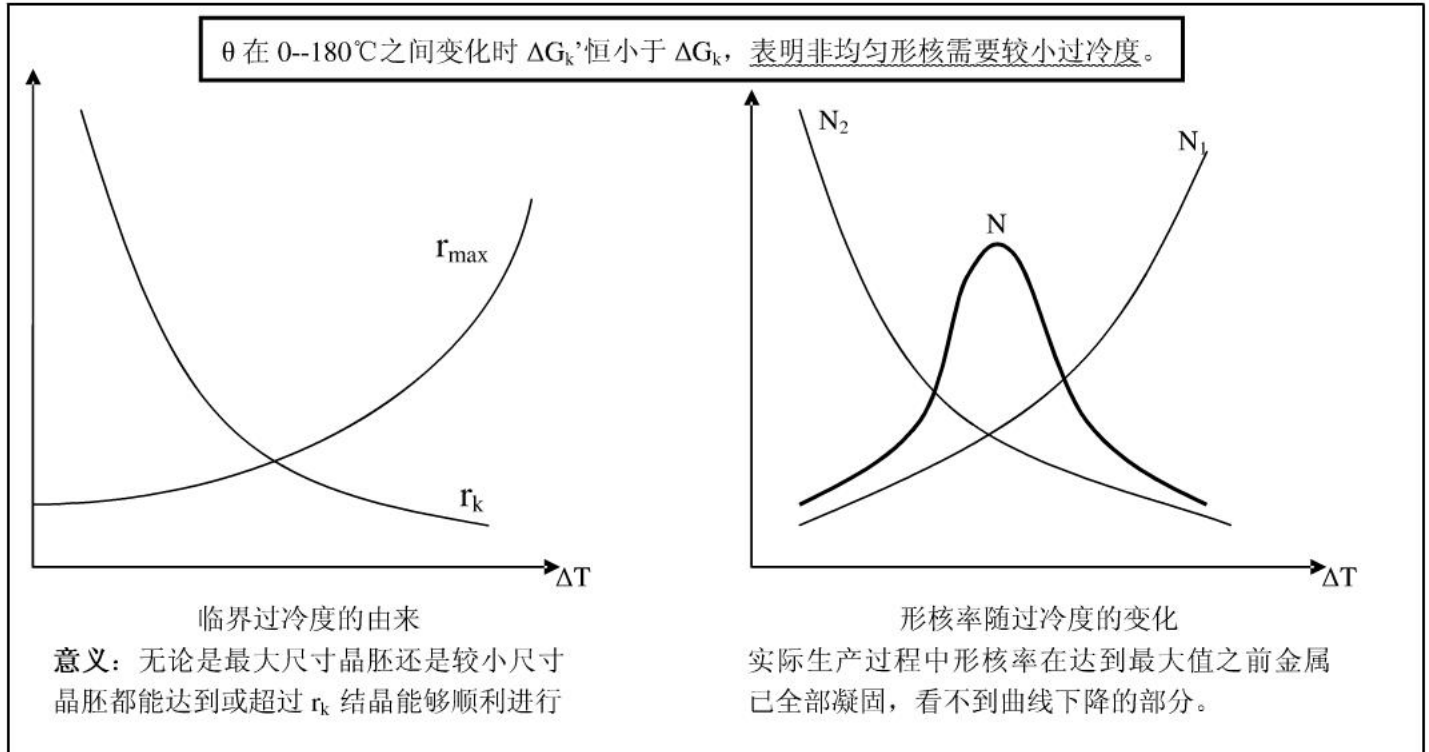
过冷度：金属的实际结晶温度 T_n 与理论结晶温度 T_m 之差，称为过冷度。

临界过冷度：当在某一过冷度时，液态金属中存在的最大的晶胚尺寸 r_{\max} 等于该过冷度下的临界形核半径 r_k 时，晶核就可以稳定存在了，这时的过冷度叫做临界过冷度。

动态过冷度：液固界面向液体中推移时所需的过冷度。

临界晶核半径：晶胚刚好可以自发的长大成为稳定地晶核时的半径叫做临界晶核半径。

影响形核率的两个因素：1、过冷度，过冷度增大临界晶核半径和形核功都减小 2、原子扩散能力。



影响非均匀形核的因素：1、过冷度 2、固体杂质结构 3、固体杂质的形貌 4、过热度的影响

非自发形核晶核的形状和体积是由临界晶核半径 r^* 和接触角 θ 决定的。

点阵匹配原理：两个相互接触的晶体结构越近似，它们之间的表面能就越小。

杰克逊因子： α 用来判断结晶时固液界面的种类。

1、光滑界面（小平面界面） $\alpha > 5$ ； 2、粗糙界面（非小平面界面） $\alpha < 2$ ； 3、混合型界面

| | | |
|------|----------|--|
| 长大机制 | 二维晶核长大机制 | 适用于光滑界面，金属化合物、亚金属和非金属具有光滑界面晶体缺陷在光滑界面生长中起着重要作用。 |
| | 螺型位错长大机制 | |
| | 垂直长大机制 | 晶体缺陷在粗糙界面的生长过程中不起明显作用，长大速度最快。 |
| | | 树枝状生长是具有粗糙界面物质最 的长大方式。 |

如果界面上有近 50% 的位置为固相原子所占据，这样的界面即为粗糙界面，如果界面上有近 0% 或 100% 的位置为晶体原子所占据，则这样的界面称为光滑界面。

晶体生长是平面长大方式还是树枝晶方式取决于界面前沿的温度梯度和固液界面的微观结构。

长大速度：单位时间内晶核长大的线速度称为长大速度，用 G 表示。单位为 cm/s 。

晶粒大小的影响因素：晶粒的大小取决于形核率和长大速度的相对大小。比值 \dot{N}/G 越大晶粒越细小。

铸造时控制晶粒大小的方法：1、控制过冷度 2、变质处理 3、振动、搅动。

变质处理：在浇注前往液态金属中加入形核剂，促进大量非均匀形核来细化晶粒的方法。

柱状晶区的特点：组织致密，各向异性，缺点是存在脆弱界面。

等轴晶区的特点：不存在明显脆弱界面且没有各向异性，裂纹不易扩展。树枝晶发达，组织不够致密，显微缩孔较多。

铸锭组织的控制：1、铸锭模的冷却能力 2、浇注温度和速度 3、熔化温度

铸锭缺陷：一、缩孔：集中缩孔和分散缩孔； 二、气孔：氢 氮 氧； 三、夹杂物：外来夹杂和内生夹杂。四、偏析。

第三章 二元合金的相结构与结晶

组元：组成合金最基本的，独立的物质叫做组元

合金系：由给定的组元以不同的比例配制而成的一系列成分不同的合金。

相：合金中结构相同、成分和性能均一，并以界面相互分开来的组成部分。分为固溶体和中间相两类。

影响相结构的因素：1、负电性因素 2、原子尺寸因素 3、电子浓度因素

组织：人们用肉眼或借助于各种不同倍数的放大工具所观察到的金属材料内部的微观形貌。分为宏观组织、微观组织和电子显微组织。相是组成组织的基本组成部分。组织代表相的大小、分布、和数量。

有序固溶体：又称为超点阵，溶质原子按适当比例并按一定顺序和一定方向围绕溶剂原子分布时就形成有序固溶体。

置换固溶体：指溶质原子位于溶剂晶格的某些节点位置所形成的固溶体。

间隙固溶体：溶质原子填入溶剂原子间的一些间隙中形成的固溶体。

晶格畸变：由于异类原子的溶入或塑性变形等原因造成的点阵中的原子偏离其正常平衡位置的现象。

影响固溶度的因素：1、原子尺寸因素 2、负电性因素 3、电子浓度因素 4、晶体结构因素 5、温度因素

只有 $r_{\text{溶质}}/r_{\text{溶剂}} < 0.59$ 时，才有可能形成间隙固溶体。

金属间化合物一般具有高熔点、高硬度、和脆性大。**分类：**1、正常价化合物 2、电子化合物 3、间隙相或间隙化合物。

正常价化合物：具有严格的化合比，可用化学式，成份固定不变。

电子化合物 { $C=21/14$ 形成具有体心立方结构的 β 相
 $C=21/13$ 形成具有复杂立方晶格的 γ 相
 $C=21/12$ 形成具有密排六方的 ϵ 相

间隙相和间隙化合物 { 间隙相： $r_x/r_m < 0.59$ 时形成的具有简单结构的化合物，具有极高的熔点和硬度，具有金属光泽 是硬质合金的重要组成相。
 间隙化合物： $r_x/r_m > 0.59$ 时形成的具有复杂晶体结构的化合物。渗碳体属此类，硬度比间隙相低些，是碳钢及合金钢中的重要组成相。

合金渗碳体： Fe_3C 中的铁原子可以被其他金属原子(如 Cr 、 Mn 、 Mo 、 W)所置换，形成的以间隙化合物为基的固溶体。

测定相图临界点的方法：热分析法、金相法、膨胀法、磁性法、电阻法、X 射线衍射分析法。

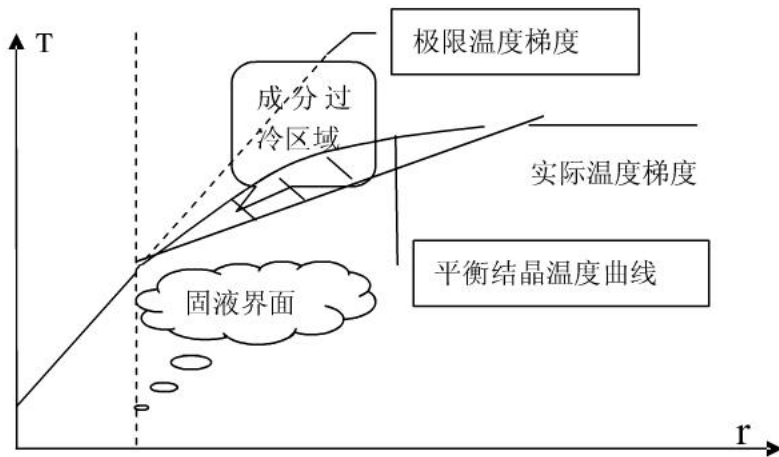
匀晶转变：合金结晶时都是从液相结晶出单相固溶体的结晶过程叫做匀晶转变。

成分起伏：从微观角度看，由于原子运动的结果在任一瞬间，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、和位置都在不断变化叫做成分起伏。

固溶体结晶和纯金属结晶的不同点：1、固溶体结晶时除需要相起伏和能量起伏外还需要成分起伏。

2、异分结晶 3、固溶体合金的结晶是在一定的温度范围内进行的。

成分过冷：在固液界面前方一定范围内的液相，其实际温度低于其平衡结晶温度，在界面前方出现了一个过冷区域，平衡结晶温度与实际温度之差即为过冷度，这个过冷度是由于液相中的成分变化而引起的，故称为成分过冷。出现成分过冷的极限条件是：实际温度梯度与界面处的平衡结晶温度曲线恰好相切。



$$\frac{G}{R} = \frac{mC_0}{D} \frac{1 - K_0}{K_0}$$

对一定合金系， m 、 D 、 K_0 均为常数，生产中常用控制过冷度的方法控制成分过冷区域的大小。

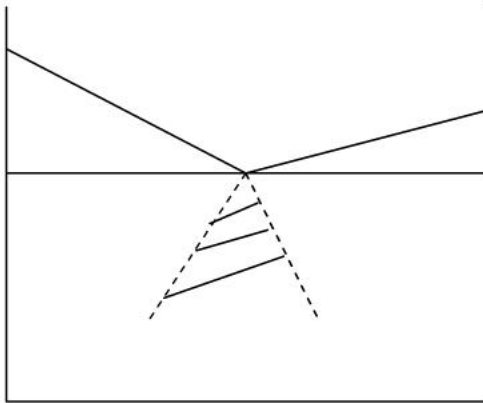
共晶转变：在一定温度下，有一定成分的液相同时结晶出成分一定的两个固相的转变过程。

脱溶：也叫做二次结晶，过饱和的固溶体中析出另一个晶体结构与母相不同的新相的过程。

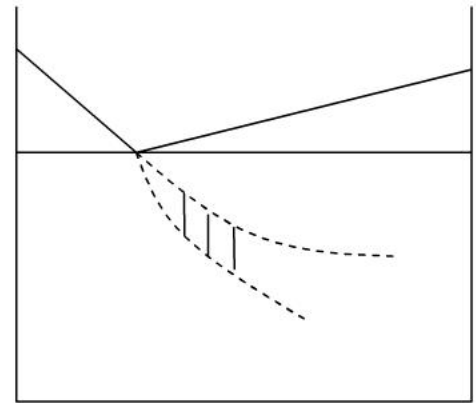
二次结晶析出的相叫做次生相或二次相，二次相优先从晶界析出，其次从晶粒内缺陷部位析出。

共析转变：一定成分的固相，在一定温度下分解为另外两个一定成分固相的转变过程。

伪共晶：在不平衡结晶条件下，非共晶成分的合金得到的共晶组织。



金属---金属型 共晶特有



金属----非金属型 共晶特有

伪共晶区的形状有两类，取决于共晶中两相单独生长时长大速度与过冷度的关系。若随过冷度增大，其中一相长大的速度下降的很快，则为共晶区就会歪斜的偏向该相的一边。而通常晶体结构复杂且具有光滑界面的非金属其长大速度会随过冷度的增大而下降很快。

离异共晶：当先共晶相数量较多而共晶相数量很少时，共晶相中与先共晶相相同的那一相会依附于先共晶相上生长，剩下的另一相则单独存在于晶界处，使共晶组织的特征消失。这种两相分离的共晶称为离异共晶。

枝晶偏析：固溶体晶体通常呈树枝状，由于不平衡结晶使枝干和枝间的化学成分不均匀的现象

影响晶内偏析的因素：1、分配系数 K_0 2、溶质原子的扩散能力 3、冷却速度。

消除晶内偏析的方法：采用扩散退火或均匀化退火的方法（即将铸件加热至低于固相线 100-200℃，进行较长时间保温）

区域偏析：分为正偏析、反偏析和比重偏析。

比重偏析的影响因素：1、合金组元的密度差 2、相图结晶的成分间隔和温度间隔。

防止办法：1、增大冷却速度 2、加入第三种元素 3、热对流和搅拌

反偏析形成的原因：原来铸件中心富集溶质元素的液体，由于铸件凝固时产生收缩在树枝晶之间产生空隙（为负压），加上温度的降低，使液体中的气体析出，形成压强，把铸件中心溶质浓度较高的液体沿着柱状晶之间的空隙压至铸件的外层，形成反偏析。

| | | | |
|----|--------------------------------|----|-------------------------------------|
| 共晶 | $L \rightarrow \alpha + \beta$ | 共析 | $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ |
| 偏晶 | $L1 \rightarrow L2 + \alpha$ | 熔晶 | $\gamma \rightarrow L + \alpha$ |
| 包晶 | $L + \beta \rightarrow \alpha$ | 包析 | $\gamma + \beta \rightarrow \alpha$ |
| 合晶 | $L1 + L2 \rightarrow \alpha$ | | |

根据相图判断合金产生枝晶偏析的倾向：相图上结晶温度范围越大，形成枝晶偏析的倾向性越大。

根据相图判断合金的铸造性能：铸造性能主要表现为：流动性、缩孔、热裂倾向

相图上的成分间隔和温度间隔越大，合金的流动性越差，这是由于在固液界面前沿液体中很容易产生宽的成分过冷区，使整个液体都可以成核，并使枝晶向四周均匀生长，形成较宽的液固两相混合区，这些多枝的晶体阻碍了液体的流动。这种结晶方式称为“**糊状凝固**”。结晶的温度间隔越大则给树枝晶的长大提供了更多的时间，使枝晶彼此错综交叉，更加降低了合金的流动性。若合金具较窄的成分间隔和温度间隔，则固液界面前沿液体中不易产生宽的成分过冷区，结晶自铸件表面开始后循序向心部推进，难于在液相中形核，使固液之间的界面分明，已结晶固相表面也比较光滑，对液体的流动阻力小，这种结晶方式称为“**壳状凝固**”。由于糊状凝固时，枝晶发达，在凝固收缩时由于得不到液体补充形成较多的分散缩孔。

当结晶的温度间隔很大时，将使合金在较长时间内处于半固态，这时的合金强度很低，在已结晶的固相不均匀收缩应力的作用下，有可能使其铸件内部产生裂纹。称为**热裂**。

热脆性：钢中的硫元素在 A 晶界偏聚并发生共晶转变生成低熔点（Fe+FeS）共晶体，在金属热加工时，（Fe+FeS）共晶体很早就熔化使金属开裂称为热裂。

第四章 铁碳合金

纯铁：熔点：1538℃，回想：1495℃、1394℃、1227℃、1148℃、912℃、770℃、727℃、230℃

铁碳相图：有三条水平线、五个单相区、七个两相区。

回想：几个碳浓度：0.0218、0.09、0.17、0.53、0.77、2.11、4.3、6.69

GS：A3 线，由 A 结晶出 F 的开始线； ES：碳在 A 中的溶解度曲线； Acm 线：二次渗碳体的开始析出线。

铁素体：碳溶于 α 铁中的间隙固溶体，体心立方晶格，性能与纯铁基本相同，塑性和韧性很好，但其强度很低居里点也是 770℃，最大溶碳能力 727℃时为 0.0218%。

奥氏体：碳溶于 γ 铁中的间隙固溶体，面心立方晶格，塑性很好，但具有顺磁性，比容最小。最大溶碳能力 1148℃时为 2.11%。

δ 铁素体：碳溶于 δ-Fe 中的间隙固溶体。体心立方晶格，最大溶碳能力 1495℃时为 0.09%。

渗碳体：铁与碳形成的间隙化合物 Fe₃C。属正交晶系，复杂立方晶格。具有很高的硬度，但塑性很差，延伸率接近于零，居里温度为 230℃，又称 A₀ 转变。含碳量 6.69%

室温组织变化规律：F-----F + P -----P-----P + Fe₃CII-----P + Ld' + Fe₃CII-----Ld'-----Ld' + Fe₃CI

钢中的杂质元素：

Mn、Si：来源：炼钢中必加的脱氧剂，Mn 有除硫的作用。

S：炼钢时由矿石和燃料带入钢中，以 FeS 形式存在。**热脆的原因**：形成低熔点（Fe+FeS）离异共晶在晶界处分布。

P：由矿石和生铁等炼钢原料带入钢中，以固溶于铁中形式存在，能剧烈降低钢的韧性。形成冷脆。

P 与 Cu 共存时能显著提高钢的抗大气腐蚀能力。

N：作为间隙原子，主要危害是易使钢产生淬火时效和应变时效。

H：引起氢脆、导致钢产生大量细微裂纹缺陷---白点。严重降低钢的塑性和韧性。多发生于合金钢中。

O：形成氧化物夹杂，在静载荷和动载荷的作用下往往成为裂纹的起点。

冷脆：钢件随温度的降低，发生有塑性的微孔聚集型断裂向脆性的解理型断裂过度的现象。

淬火时效：淬火后的钢材在室温下长期放置或稍加热时，其中的碳、氮等间隙原子逐渐以碳化物或氮化物的形式析出，从而使钢的强度、硬度升高，塑性、韧性下降的现象。

应变时效：冷塑性变形后的钢材，在室温下长期放置或稍加热时，其中的碳、氮等间隙原子逐渐向位错处偏聚，形成钉扎位错的科氏气团，使钢的强度、硬度升高，而塑性、韧性下降的现象。

第五章 金属及合金的塑性变形与断裂

金属在外力作用下的变形过程：弹性变形、弹塑性变形、断裂。

σ_s 表示材料对起始微量塑性变形的抗力。 σ_b 表示材料对最大均匀塑性变形的抗力。 σ_k 表示材料对塑性变形极限抗力。

E、G 表征金属材料对弹性变形的抗力，G 反映了原子间的结合力大小。延伸率和断面收缩率表示材料韧性的两个指标。

流变曲线：指均匀塑性变形阶段的真应力---真应变曲线，

$S = k \cdot \epsilon^n$ ，n 是形变强化指数，表示金属在均匀塑性变形阶段的形变强化能力。

构件刚度：构件产生弹性变形时的难易程度。用 $A \cdot E$ 表示。E 叫做材料刚度。

使材料发生塑性变形的只能是切应力，正应力只能使材料发生正断。 $\tau_m = G / 2 \pi$ 表示材料的理论剪切强度。

滑移：晶体的一部分相对于另一部分沿某些晶面和晶向发生滑动时晶体产生塑性变形的方式。

滑移面总是原子排列最密的面，滑移方向总是原子排列最密的方向。

原因是：在晶体原子密度最大的面上，原子间结合力最强，而面与面之间的距离却最大，所以密排面之间的原子间结合力最弱，而滑移阻力最小。沿原子密度最大的晶向滑动时，阻力也最小。

滑移的位错机制：晶体的滑移不是一部分相对于另一部分同时作整体的刚性移动，而是通过位错在切应力的作用下沿着滑移面逐步移动的结果。当一条位错线移到晶体表面时，便会在晶体表面上留下一个原子间距的滑移台阶，其大小等于柏氏矢量的量值。

临界分切应力：在给定的滑移系上开始滑移所需要的最小分切应力，以 τ_k 表示。与外力无关，是材料常数。

几何硬化：拉伸时随晶体取向的改变，滑移面的法向与外力轴的夹角越来越远离 45° ，从而使取向因子改变，使滑移越来越困难的现象。

多滑移：在两个或更多滑移系上同时进行的滑移。所产生的滑移带常呈交叉形。多滑移发生在滑移第二阶段

交滑移：在滑移的第三阶段，由于晶体取向的改变可能使两个或多个滑移面同时沿着一个滑移方向进行滑移，从而使加工硬化效果下降。滑移时出现曲折或波纹状的滑移带。

晶体的滑移不是晶体的一部分相对于另一部分同时作整体的刚性移动，而是通过位错在切应力的作用下沿着滑移面逐步移动的结果。正是理论计算出的滑移临界切应力与实际测定的结果相差悬殊，才导致了位错学说的诞生。

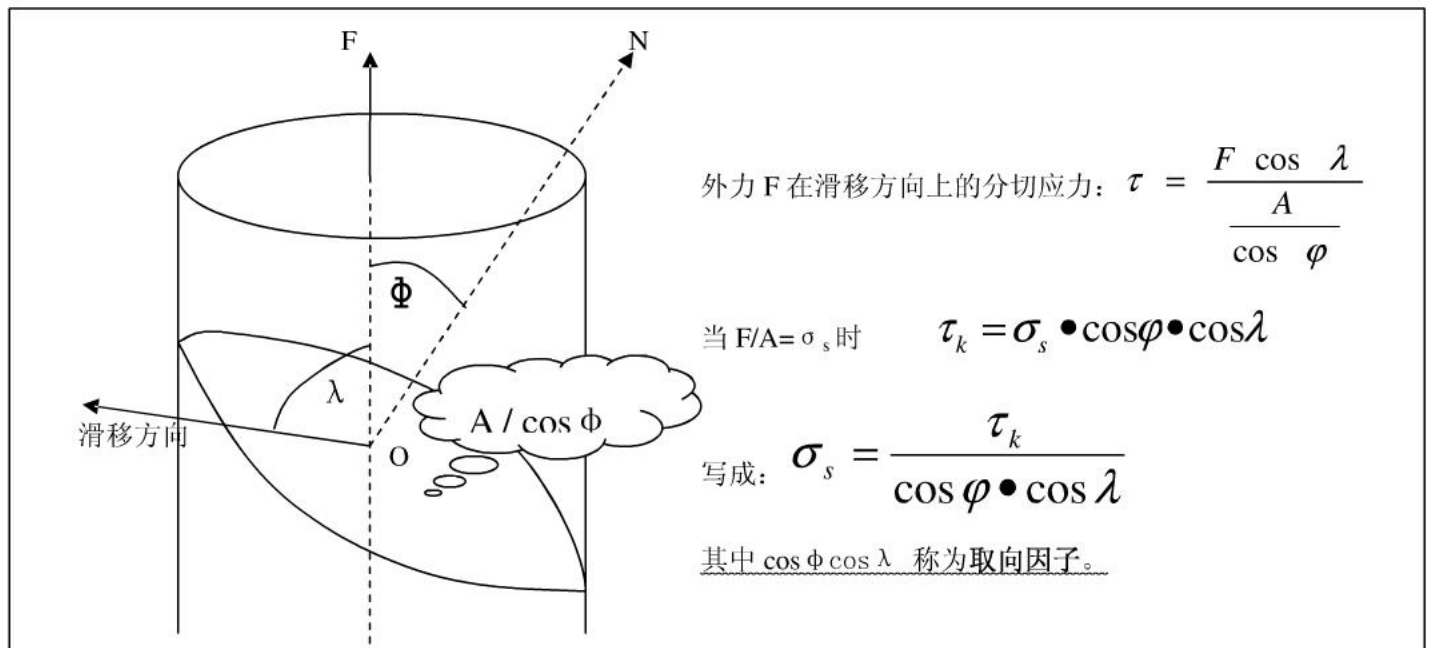
位错的增殖机构为：弗兰克——瑞德 位错源。

加工硬化及原理：金属材料在外力作用下发生塑性变形的过程中，由位错增殖机构产生了越来越多的位错，形成胞状形变亚结构，使亚晶粒细化，提高了基体强度。同时这些位错发生相互交割，一方面形成割阶，增大了位错的长度；另一方面可能形成一种使位错难以运动的固定割阶。成为后续位错运动的障碍。提高了金属的变形抗力。使材料的塑性、韧性下降的现象。

位错塞积群前端产生的应力集中为： $n\tau_0$ 。 τ_0 表示滑移方向的分切应力。

丝织构：在拉拔时形成，特征是各晶粒的某一晶向与拉拔方向平行或接近平行。

板织构：在轧制时行成，特征是各晶粒的某一晶面平行于轧制平面，而某一晶向平行于轧制方向。



孪生：晶体的一部分沿一定的晶面（孪晶面）和一定的晶向（孪生方向），相对于另一部分晶体作均匀的切变，在切变区域内，与孪晶面平行的每层原子的切变量与它距孪晶面的距离成正比，且不是原子间距的整数倍。这种切变不改变晶体的点阵类型，使变形的两部分晶体以孪晶面为分界面，构成镜面对称的位向关系。

多晶体塑性变形与单晶体塑性变形的异同点：

相同点：都以滑移和孪生作为塑性变形的基方式

不同点：1、多晶体塑性变形受到晶界的阻碍，和位向不同的晶粒的影响。2、任何一个晶粒的塑性变形都不是处在自由变形状态，都需要其周围的晶粒发生相应变形来配合，以保持晶粒之间的结合，和整个晶体的连续性。

多晶塑变的特点：1、各晶粒变形的不同时性，2、各晶粒变形的相互协调性，3、各晶粒变形的不均匀性。

晶界强化的原理：1、由于晶界的增多，使位错在晶界处运动受到的阻碍加大。2、由于各晶粒间存在位向差，为了协调变形，要求每个晶粒必须进行多滑移，发生位错的交割，使位错运动困难。3、小晶粒内位错塞积群引起的应力集中小，引起变形开裂的机会少，可以承受大变形量。

多相合金的情况：

- 1、两相的性能相近时
- 2、硬而脆的第二相成连续网状分布在塑性相的晶界上。
- 3、脆性第二相成片状或层状分布在塑性相的基体上。以霍尔配奇公式描述珠光体的强度。
- 4、脆性相成颗粒状分布在塑性相的基体上。分成两种情况：位错绕过第二相(弥散强化)和位错切过第二相(沉淀强化)

冷塑性变形的现象：1、出现滑移带和孪晶，2、出现纤维组织，3、亚结构细化，4、出现变形丝织构和板织构。

制耳现象的原因：冷塑性变形后金属出现织构，多晶体金属将显示出各向异性。因板材各个方向变形能力不同，使冲压出来的工件边缘不齐，壁厚不均，即为制耳。

塑性变形时外力所做的功大部分转化为热能，约 10%留在内部，以弹性应变和增加金属中晶体缺陷的形式存在。

残余应力分类：(残余应力在第一、二、三类内应力中的分配为：1: 10: 100)

- 1、宏观内应力(第一类内应力)，由物体各部分变形不均匀产生，在物体整个范围内处于平衡的力。
- 2、微观内应力(第二类内应力)，由晶粒或亚晶粒变形不均匀产生，在晶粒亚晶粒范围处于平衡的力。
- 3、点阵畸变(第三类内应力)，储存在晶体缺陷中。

金属的断裂过程包括裂纹的萌生和裂纹的扩展。

断裂按微观机制分类：

- 1、纯剪切断裂；2、微孔聚集性断裂：断口特征为纤维状断口。
- 3、解理断裂：断口特征为河流花样，是在正应力作用下的一种穿晶断裂。

裂纹扩展方式分为：1、张开型(I型)；2、滑开型(II型)；3、撕开型(III型)；最危险的是I型。

K_{IC} 称为材料的断裂韧性。K_{IC} 表示平面应变断裂韧性。是材料常数。

第六章 金属及合金的回复与再结晶

退火过程包括：回复、再结晶、晶粒长大三个阶段。

回复：冷塑性变形的金属在加热时，在光学显微组织发生改变前所产生的某些亚结构和性能的变化过程。

回复阶段：(去应力退火过程即为回复过程)

- 1、点缺陷密度显著下降，金属强度、硬度等机械性能变化很小。
- 2、位错多边化是回复发生的标志。
- 3、第一类内应力全部消除。
- 4、亚晶尺寸在接近再结晶温度时显著长大。

位错多边化：在退火过程中，通过刃位错的滑移和攀移，使同号刃型位错沿垂直于滑移面的方向排列成小角度亚晶界。弹性畸变能的降低是其驱动力。

再结晶：冷变形后的金属加热到一定温度之后，在原来的变形组织中重新产生了无畸变的新晶粒。而性能也发生了明显变化，并恢复到完全软化状态。再结晶的驱动力也是弹性畸变能的降低。

再结晶形核方式：1、亚晶长大形核机制(主要发生较大变形度下)2、晶界弓出形核机制。(发生在较小变形度下)

再结晶晶核长大的驱动力：无畸变的新晶粒与周围基体的畸变能差。界面移动方向总是背向其曲率中心的方向。

影响再结晶温度的因素主要有：1、变形程度 2、金属纯度 3、加热速度和时间

影响再结晶晶粒大小的因素：1、变形程度 2、原始晶粒尺寸 3、合金元素和杂质 4、变形温度(温度↑回复程度越大)

再结晶晶粒正常长大的驱动力：晶粒长大前后总的界面能差。

影响再结晶晶粒长大的因素：1、温度 2、杂质及合金元素 3、第二相质点 4、相邻晶粒之间的位向差。

临界变形度：对应于得到特别粗大的再结晶晶粒的变形度叫做临界变形度。再结晶晶粒反常长大叫做二次再结晶。

热加工时钢中的流线：在热加工过程中，钢中含有的各种夹杂物都沿变形方向伸长，脆性杂质被破碎成点链状，塑性夹杂物则变成条带状，在宏观上沿试样变形方向出现一条条细线即为流线。一条条流线勾画出的组织叫做纤维组织。

带状组织：复相合金中的各个相，在热加工时沿着变形方向交替的呈带状分布，这种组织称为带状组织。可用正火消除。

带状组织形成的原因：在铸锭中存在着偏析和夹杂物，压延时偏析区和夹杂物沿变形区伸长成条带状分布，先共析铁素体常依附于它们之上而析出，而铁素体两侧的富碳地带随后转变为珠光体，冷却时即形成带状组织。

第七章 固态扩散

固态扩散是大量原子无序跃迁的统计结果。原子的随机跃迁过程称为原子的醉步。

扩散机理：1、间隙扩散机理 2、换位扩散机理 3、空位扩散机理(原子借不断向其邻近的空位跳动而迁移)

固态扩散发生的条件：1、温度要足够高 2、时间要足够长 3、扩散原子要固溶 4、扩散要有驱动力(是化学位梯度)

固态扩散的分类:

- $\left\{ \begin{array}{l} \text{自扩散: 不伴有浓度变化的扩散。发生在纯金属和均匀固溶体中。} \\ \text{互扩散: 伴有浓度变化的扩散。} \end{array} \right.$
 - $\left\{ \begin{array}{l} \text{上坡扩散: 化学位梯度与浓度梯度方向相反时发生的扩散。} \\ \text{下坡扩散: 化学位梯度与浓度梯度方向相同时发生的扩散。} \end{array} \right.$
 - $\left\{ \begin{array}{l} \text{原子扩散: 扩散时没有新相产生的扩散} \\ \text{反应扩散: 通过扩散使固溶体的溶质浓度超过固溶度极限而形成新相的扩散。} \end{array} \right.$
- 重要特点: 二元系的扩散层中不可能存在两相区。

稳态扩散: 扩散过程中, 各处浓度不随时间变化的扩散称为稳态扩散。

菲克第一定律: 在稳态扩散过程中, 单位时间内通过垂直于扩散方向的单位截面积的扩散流量 J 与浓度梯度成正比。

$$J = -D \frac{dC}{dx} \quad \text{其中: } J \text{ 表示扩散流量, } D \text{ 表示扩散系数, } \frac{dC}{dx} \text{ 表示体积浓度梯度。}$$

关于扩散系数 D : $D = D_0 \exp(-Q/RT)$ D_0 表示扩散常数, Q 表示扩散激活能, R 表示气体常数。

菲克第二定律适用于非稳态扩散。其推导过程如下:

(微小体积中积存的物质质量)=(流入的物质质量)-(流出的物质质量)

则截面积为 A 的微小体积中的物质积存速率:

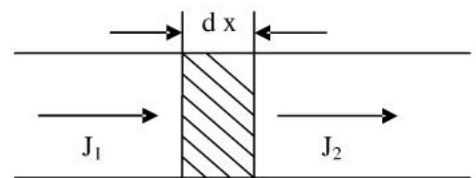
$$J_1 A - J_2 A = -\frac{\partial J}{\partial x} A dx \quad \text{----- ①}$$

而此积存速率也可用体积浓度 C 的变化率 $\frac{\partial C}{\partial t}$ 表示为:

$$\frac{\partial C}{\partial t} A dx \quad \text{----- ②}$$

令 ①=② 并消去 $A dx$ 项得到: $\frac{\partial C}{\partial t} = -\frac{\partial J}{\partial x}$,

此时将菲克第一定律带入得到菲克第二定律: $\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} (D \frac{\partial C}{\partial x})$;



$$\text{当扩散系数 } D \text{ 与浓度无关时: } \frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$$

影响扩散的因素: 在一定条件下, 扩散快慢仅由扩散系数 D 决定。 $D = D_0 \exp(-Q/T)$

- 1、温度是主要影响因素
- 2、晶体结构
- 3、固溶体类型 (不同晶格类型的固溶体扩散激活能不同)
- 4、晶体缺陷 (晶体缺陷出的原子扩散激活能小)
- 5、化学成分 (凡是降低合金熔点的元素均会增加该合金的扩散系数)

第八章 钢的热处理原理

只有在加热或冷却时发生溶解度显著变化或发生固态相变的合金才能进行热处理强化。

固态相变的特点:

- 1、相变阻力大 (比液态结晶的阻力多增加了弹性畸变能一项)

能量方程: $\Delta G_{\text{总}} = -V\Delta G_v + \sigma \cdot S + wV$; 其中 w 表示相变引起的单位体积的弹性应变能。 $w \approx E\varepsilon^2$

新相呈凸透镜状或针状时应变能低而界面能大, 新相呈球状时界面能低而应变能大。所以形成共格相界或半共格相界时, 新相多呈球状, 而形成非共格相界时, 新相多呈凸透镜状或针状。

2、新相晶核与母相之间存在惯习面和惯习方向。

惯习现象：固态相变时，为了减小新旧两相之间的界面能，新相总是以一定方向在母相的某一特定晶面上形成。

3、母相晶体缺陷对相变形核起促进作用。母相晶粒越细，晶界越多，晶内缺陷越多，则转变越快。

4、易于出现过渡相。固态相变一方面力求使自由能尽可能降低，另一方面又力求沿着阻力最小，做功最少的途径进行。

固态相变的分类：

1、扩散型相变：新相长大主要靠原子进行长距离扩散进行。**相界面为非共格。** $P \rightleftharpoons A$ 的转变属此类。

2、非扩散型相变：新相长大通过切变和转动的机制进行，旧相中的原子有规则的、集体的循序转移到新相中。

转变过程中**相界面始终保持共格关系**。如马氏体相变。

3、半扩散型相变：如贝氏体转变中，奥氏体通过晶格切变转变为铁素体，伴随有碳原子的扩散形成碳化物。

A 的形成过程：1、A 形核 2、A 长大 3、剩余渗碳体溶解 4、A 成分均匀化。

影响 A 转变的因素：

1、加热温度和保温时间（加热温度越高、加热速度越快转变的孕育期和完成转变的时间越短）

2、原始组织（A 转变最快的是淬火态钢，其次是正火态钢，再次是层片状珠光体，最后是粒状珠光体）

3、化学成分（含碳量越高，A 转变越快。）

A 的晶粒度：

1、起始晶粒度：钢在临界温度以上，A 形成刚结束，其晶粒边界刚刚相互接触时的晶粒大小，（通常都是细小的）

2、本质晶粒度：表示钢在一定条件下 A 晶粒长大的倾向性。

测定方法：将钢加热到 $930 \pm 10^\circ\text{C}$ ，保温 3—8h 后测定 A 晶粒的大小。

对照八级奥氏体晶粒度标准金相图片，1—4 级为细晶粒钢，5—8 级为粗晶粒钢。

$n = 2^{N-1}$ 表示放大一百倍时每平方英寸视野中，观察到的平均晶粒数。

$n_0 = 2^{N+3}$ 表示实际每平方毫米平均晶粒数。

影响 A 晶粒大小的因素：

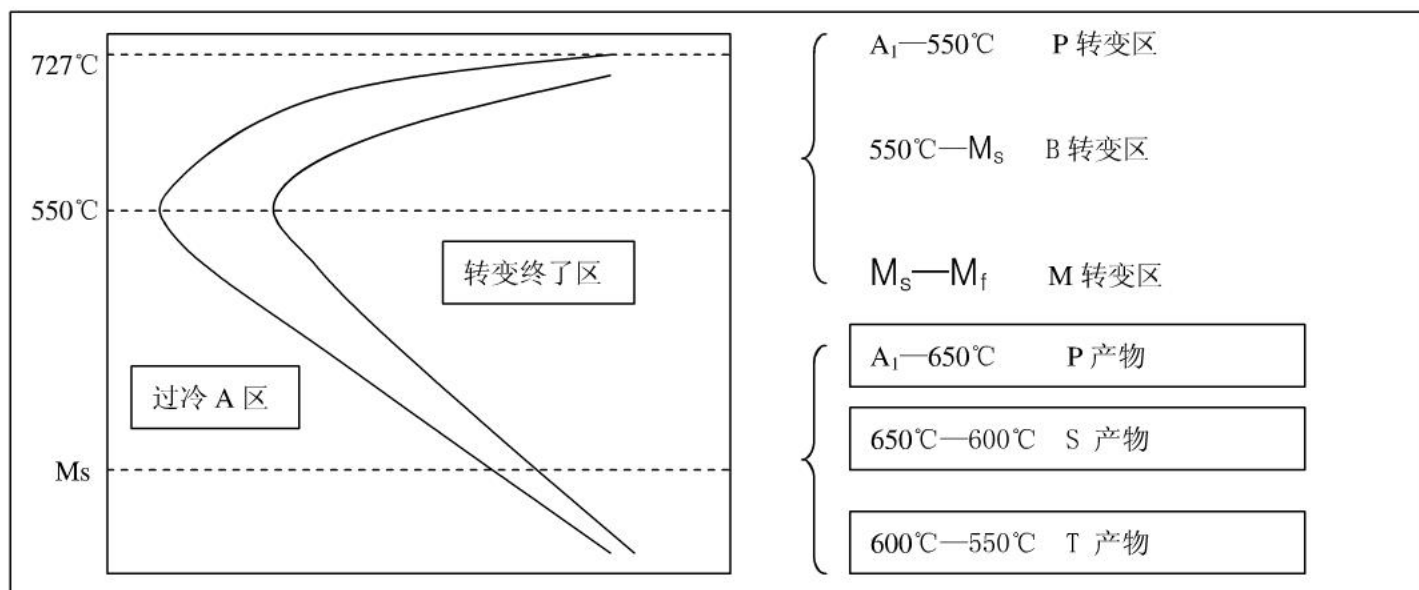
1、加热温度和保温时间（晶粒在每一温度下长大的尺寸是一定的）

2、加热速度（多采用短时快速加热的办法获得细晶粒的 A）

3、化学成分（随碳浓度增加，A 晶粒长大倾向性变大，随后又变小，这是由于过多地碳以未溶碳化物的形式存在。

加入 V Ti Nb 可获得本质细晶粒钢）

5、钢的原始组织



过冷奥氏体：在临界点以下存在且不稳定的将要发生转变的 A。

除 Co 和 Al 外的所有合金元素都使 C 曲线右移。

亚共析钢随含碳量增加 C 曲线右移：随含碳量增加，F 形核几率减小，F 长大需要扩散开去的碳量增加，故减慢了先共析 F 的析出速度，从而减慢了 P 转变速度。

过共析钢随含碳量增加 C 曲线左移：这是由于过共析钢加热温度在 AC_1 — AC_{cm} 之间，随含碳量增加，A 中含碳量并不

增加,反而增加了未溶渗碳体的数量,降低了过冷 A 的稳定性。

P 球团: 单个 P 领域发展为多个 P 领域并占据一个近似球状的区域称为 P 球团。

获得粒状 P 的关键是: 控制 A 化温度,使 A 的碳浓度分布不均匀,或保留大量未溶渗碳体质点,并在 A_1 以下较高温度范围内缓冷。

片状珠光体的形成机理: 是通过形核和长大两个基本过程进行的。早期片状珠光体形成机制认为,首先在奥氏体晶界上形成渗碳体核心,核刚形成时可能与奥氏体保持共格关系,为减小形核时的应变能而呈片状。当按非共格扩散方式长大时,共格关系破坏。此时渗碳体不仅向奥氏体晶粒纵深方向发展,而且也向横的方向长大。渗碳体长大的同时,使其两侧的奥氏体出现贫碳区,从而为铁素体在渗碳体两侧形核创造条件,在渗碳体两侧形成铁素体片后,也随着渗碳体片一起向前发展,同时也往横向长大。铁素体横向长大的同时必然在其与奥氏体界面处附近形成富碳区。这又促使在铁素体两侧形成新的渗碳体片。铁素体和渗碳体如此交替形核并长大形成一个片层相间并大致平行的珠光体领域。当与其它部位形成的各个珠光体领域相遇并占有整个奥氏体时,珠光体转变结束,得到片状珠光体组织。近年来有人提出珠光体形成层片状结构的原因是渗碳体以分枝形式长大的结果。

马氏体: 碳在 α -Fe 中的过饱和间隙固溶体。

马氏体转变: 钢从奥氏体状态快速冷却,在较低温度下发生的无扩散型相变叫做马氏体转变。

M 相变发生的条件: 1、过冷 A 必须以大于临界淬火速度的速度冷却 2、必须过冷到 M_s 点以下。

相变的驱动力: 新相和母相的化学自由能差。**主要阻力为:** 弹性应变能的增加。

有两种晶体结构的 M: 1、体心立方 M (含碳极低的 M); 2、体心正方 M (含碳较高的 M)

M 的组织形态:

1、**板条状 M:** 亚结构为高密度位错,又称为位错 M,其形成后由于温度较高发生自回火,容易形成体心立方 M
空间形态: 扁条状的,每个板条为一个单晶体,相邻的板条之间往往存在薄壳状的残余奥氏体。

性能特点: 高强度、高硬度、韧性和塑性好。

2、**片状 M:** 亚结构为孪晶,又称孪晶马氏体。存在大量显微裂纹。

空间形态: 为双凸透镜状,光学显微镜下呈针状或竹叶状

性能特点: 高强度、高硬度、韧性很差。

M 高强度、高硬度的原因:

1、固溶强化 (过饱和的 C 的溶入造成严重晶格畸变,形成与位错交互作用的强烈应力场)

2、相变强化 (M 相变形成的高密度位错的板条状 M 或者是具有微细孪晶亚结构的片状 M 都阻碍位错的运动)

3、时效强化 (时效后 C 及合金元素的偏聚形成柯氏气团,钉扎位错,提高强度)

M 转变的特点: 1、无扩散性 2、切变共格性 3、存在惯习现象 4、在一个温度范围内进行 5、可逆性

A 热稳定化: 在 M 转变过程中由于在某一温度停留,引起 A 稳定性提高,使 M 转变滞后的现象。

A 机械稳定化: 在 M_d (形变 M 点) 以上对 A 进行大量塑性变形可使随后的 M 转变很困难, M_s 点降低的现象。

形变诱发 M 相变: 在 M_s 点以上 M_d 点以下对过冷 A 进行塑性变形,能够引起通常的 M 转变。

贝氏体是铁素体和碳化物组成的机械混合物。下贝氏体是铁素体和 ϵ 碳化物组成的机械混合物。

600—350℃ 转变形成的是 B_上 特征是 羽毛状。强度低,韧性差。

350— M_s 转变形成的是 B_下 特征是 黑色针状。具有高密度位错,无孪晶亚结构,强度和韧性都很好。

魏氏组织: 含碳量小于 0.6 或大于 1.2 的钢当加热温度过高并以较快速度冷却时,先共析 F 或先共析 C_m 从 A 晶界沿 A 一定晶面往晶内近于平行的生长,并呈针片状析出形成的针状 F+P 或 C_m +P 组织叫做魏氏组织。是钢的一种过热缺陷。

亚共析钢碳的质量分数越高,奥氏体晶粒越细,形成魏氏组织的上限温度越低,即在较大过冷度下才能形成魏氏组织,当亚共析钢中碳的质量分数超过 0.6% 由于含碳量高,形成为碳区的机率很小,故魏氏组织难以形成。

CCT 曲线在 TTT 曲线的右下方,与 C 曲线相比较 A 稳定性高,转变温度低,孕育期长。

钢在回火时的转变:

1、**M 中碳的偏聚 (<80℃):** 对板条 M,由于发生自回火,碳主要偏聚到位错线周围;对片状 M,碳少量偏聚于位错处,大部分碳主要向 (100) 晶面富集。

金属硬度略有提高原因是: 碳原子的偏聚和析出大量弥散的 ϵ 碳化物。

2、**M 的分解:** 从过饱和 α 固溶体中析出 ϵ 碳化物。 ϵ 碳化物具有密排六方晶格。

形成的是回火 M: 碳钢在 350℃ 以下回火时, M 分解后形成的低碳 α 相和弥散的 ϵ 碳化物组成的复相组织。

4、**残余 A 的转变:** A_r 转变为相应回火温度的产物。

5、**渗碳体的聚集长大和 α 相再结晶**： α 相发生再结晶的原因是 α 相是通过过冷 A 共格切变机制形成的，含有高密度位错，与冷塑性变形后的金属相似，所以会发生回复、再结晶。

回火脆性：有些钢在一定温度范围内回火时，其冲击韧性显著下降的脆化现象叫做回火脆性。

第一类回火脆性（250—400℃）

出现原因：由于 M 分解时沿 M 条或片的界面析出断续的薄壳状碳化物，降低了晶界的断裂强度，使之成为裂纹扩展的路径，因而导致脆性。

防止办法：1、合金元素不能消除之，只能将其推向更高的温度。2、避免在该温度回火。

第二类回火脆性（450—650℃）

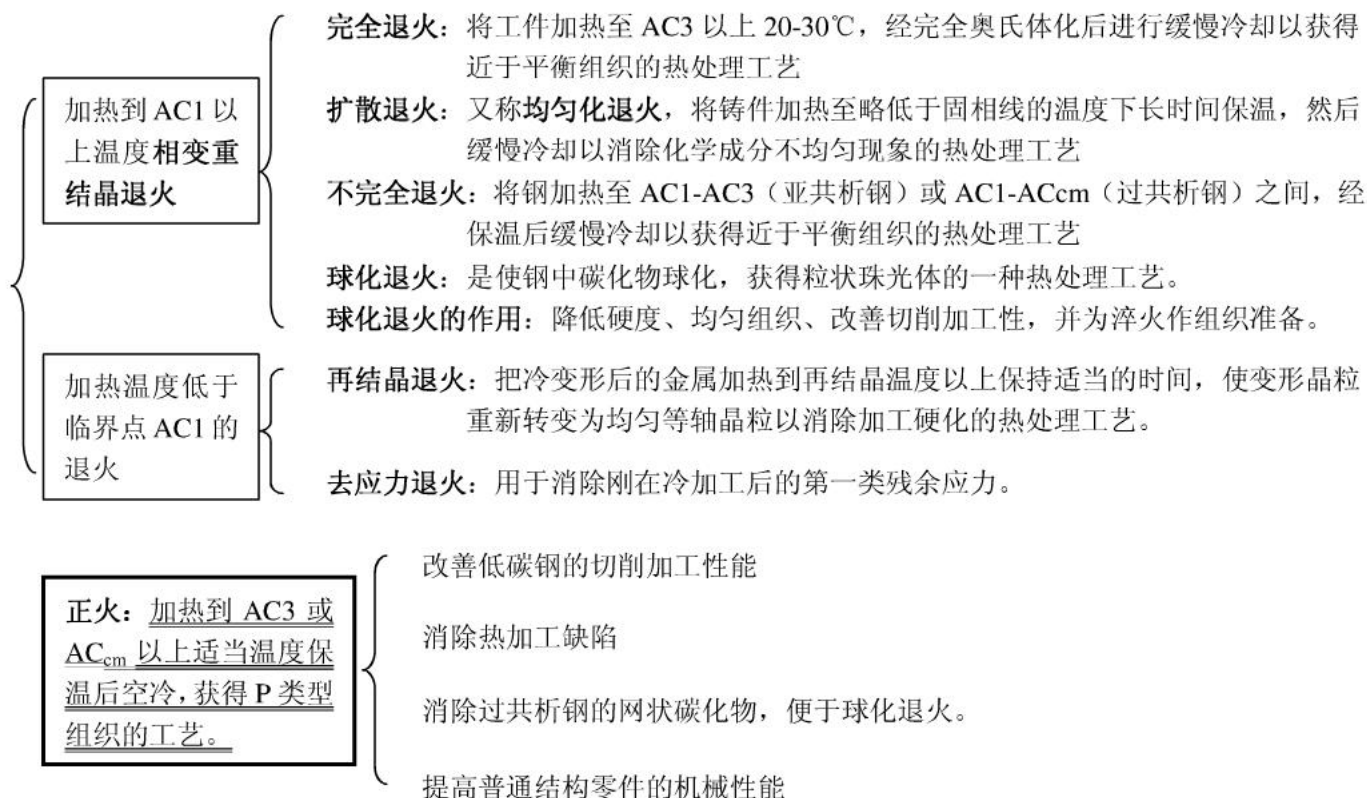
出现原因：杂质元素向原 A 晶界偏聚，减弱了晶界上原子间的结合力。降低了晶界断裂强度，出现脆性。

防止办法：1、再次高温回火并快冷的方法 2、加入 M_0 、W 等阻止杂质元素在晶界上偏聚的合金元素。

第九章 钢的热处理工艺

热处理分类：1、普通热处理（四把火） 2、表面热处理（表面淬火和化学热处理） 3、形变热处理

退火目的：1、均匀化学成分及组织 2、调整硬度，改善切削加工性能 3、消除内应力



工艺选用原则： $\omega(C) < 0.25$ 正火； $\omega(C) < 0.5$ 正火； $\omega(C) > 0.5—0.75$ 完全退火； $\omega(C) > 0.75$ 球化退火

对于像高速钢一类含合金元素较多的钢则要用高温回火来改善切削加工性能

淬火：将钢加热到 AC3 或 AC1 以上一定温度，保温后以大于临界冷却速度的速度冷却，得到 M（或 B 下）的工艺。

常用淬火介质：水、盐水、碱水溶液及各种矿物油等。

淬火方法：1、单一淬火法 2、双液淬火法 3、喷射淬火法 4、分级淬火法 5、等温淬火

淬火热应力：工件加热或冷却时由于内外温度差导致热胀冷缩不一致而产生的内应力叫做热应力

淬火组织应力：工件在冷却过程中由于内外温差造成组织转变不同时，引起内外比容的不同变化而产生的内应力。

淬火加热温度：亚共析钢 AC3 以上 30—50℃；过共析钢 AC1 以上 30—50℃

选择以上加热温度的原因：

1、亚共析钢若在 Ac1 以上加热时，淬火组织中除 M 外还保留一部分 F，降低钢的强度和硬度。但还不能超过 Ac3 过高，以防止 A 晶粒粗化。

2、过共析钢在 Ac1 以上加热是为了得到细小的 A 晶粒和保留少量 Cm 质点。淬火后得到隐晶 M 和其上均匀分布的粒状碳化物。若在 AC_{cm} 以上加热，碳化物将全部融入 A 中，使 A 含碳量增加降低 Ms 点，淬火后残余 A 增多，降低钢的硬度和耐磨性。

理想淬火冷却介质：650℃以上应缓冷；以尽量降低淬火热应力。650—400℃应快冷，以避免发生 P 和 B 转变。

400℃以下 Ms 点附近应缓冷，以尽量减小组织应力。

淬透性：表示 A 化后的钢在淬火时获得 M 的能力。大小用钢在一定条件下淬火获得的淬透层深度表示。

通常从淬火工件表面至半 M 区距离作为淬透层的深度。

淬硬性：表示钢淬火时的硬化能力，用淬成马氏体可能得到的最高硬度表示，它主要取决于 M 中含碳量的大小。

临界淬火直径法：采用不同直径的圆棒试样在某介质中淬火之后，沿试样截面测量硬度分布，找出其中心部位刚好达到半 M 区硬度的试样直径，即为钢在该淬火介质中的临界淬火直径。

淬火加热缺陷：

1、过热：工件在淬火加热时由于温度过高或时间过长造成 A 晶粒粗大的缺陷。

2、过烧：淬火加热温度过高，使 A 晶界出现局部溶化或者氧化的现象。

3、氧化：钢在 570℃以下的氧化产物为 Fe_3O_4 ，所以氧化不是主要问题。

钢在 570℃以上的氧化产物为 FeO ，结构松散，容易脱落，使钢氧化速度加快。

4、脱碳：钢在加热过程中，表层的碳与空气中的 O_2 ， H_2O ， CO_2 ， H_2 反应形成含碳气体逸出钢外，使钢件表层含碳量降低的现象。

低温回火：温度：150—250℃ 组织：回火 M，特别适用于 高碳钢和高碳合金钢。

作用：减小内应力，并进一步提高钢的强度和塑性，保持优良的综合机械性能。

中温回火：350—500℃ 回火 T，主要用于 各种弹簧零件及热作模具钢。

高温回火：温度：500—650℃ 组织：回火 S，用于 中碳钢或低合金结构钢。

作用：经调质处理后，获得优良的综合机械性能。

表面淬火：将工件表层迅速加热至淬火温度，然后迅速冷却，仅使表面层获得 M 的热处理工艺。选用中碳钢且心部组织为正火态或调质态。

表面淬火的作用：使零件表面具有高的强度、硬度和耐磨性，而心部保持一定的强度、足够的塑性和韧性。

化学热处理：将金属工件放入含有某种活性原子的化学介质中，通过加热使介质中的原子扩散渗入工件一定深度的表层，改变其化学成分和组织并获得与心部不同性能的热处理工艺。

化学热处理可使钢件表面具有：高硬度，高耐磨性，高疲劳强度。

化学热处理的过程包括：分解、吸附、扩散三个阶段。

渗碳的特点：适用于低碳钢件，可获得很高表面硬度，耐磨性以及高的接触疲劳强度和弯曲疲劳强度。由于心部仍然保持低碳，具有良好的塑性和韧性，使零件既能承受磨损和较高接触应力，同时又能承受较大冲击负荷作用。渗碳钢件必须进行热处理（淬火加低温回火）

渗氮的特点：钢件渗氮后具有更高的表面硬度和耐磨性，更高的疲劳强度和热稳定性，渗氮温度低，氮化后钢件不需热处理。但是渗氮周期很长、渗氮层很薄且具有一定脆性，不适于承受大的冲击载荷。

表面淬火作用：使零件表面具有高的强度、硬度和耐磨性，同时心部具有一定的强度、足够的塑性和韧性。

一般选用中碳钢及中碳合金钢，其表面淬火前的原始组织应为调质态或正火态。

集肤效应：由于电磁感应在金属工件中产生涡流，涡流主要分布于工件表面，而内部几乎没有电流通过的现象。

第十章 工业用钢

碳钢的主要缺点：1、机械性能低 2、淬透性低 3、不能满足特殊性能的需要。

合金钢：在碳钢的基础上有意地加入一种或几种合金元素，使其使用性能和工艺性能得以提高的以铁为基的合金。

| | | | | |
|-----|------|-------------------------|-----|--------------------|
| 碳素钢 | 低碳钢 | $W(C) \leq 0.25\%$ | 普通钢 | $W_p \leq 0.045\%$ |
| | 中碳钢 | $0.25\% < W(C) < 0.6\%$ | | $W_s \leq 0.055\%$ |
| | 高碳钢 | $W(C) \geq 0.6\%$ | | $W_p \leq 0.040\%$ |
| 合金钢 | 低合金钢 | $W(m) \geq 5\%$ | 优质钢 | $W_s \leq 0.040\%$ |
| | 中合金钢 | $5\% < W(m) < 10\%$ | | $W_p \leq 0.035$ |
| | 高合金钢 | $W(m) \geq 10\%$ | | $W_p \leq 0.030\%$ |

合金元素在钢中的存在形式:

1、溶入铁素体。2、形成强化相。3、形成非金属夹杂物。4、以游离状态存在 (Pb、Cu、石墨)

晶间腐蚀: 是一种常见的局部腐蚀。腐蚀沿着金属或合金的晶粒边界或它的邻近区域发展, 晶粒本身腐蚀很轻微, 这种腐蚀便称为晶间腐蚀。

屈服现象产生的原因: (只在低碳钢中产生) 间隙原子 C、N 在位错处偏聚形成的科氏气团对位错有很强的钉扎作用, 必须在较大外加应力下才能使位错挣脱气团的钉扎而移动。对应于应力应变曲线的上屈服点。位错一旦挣脱了气团的钉扎, 就可以在较低的应力下运动, 对应于应力应变曲线的下屈服点, 此时试样继续延伸而应力保持定值或做微小波动, 即应力应变曲线上的屈服平台。待产生一定程度的伸长后, 应力又随应变而继续上升。(影响钢件的表面质量)

消除屈服现象的办法: 1、预变形法: 预先进行超过屈服点的少量变形; 2、减少间隙原子: 加入 Ti、Nb 等固定 C、N。

| | | | |
|---------|-------|--------|--|
| 结构钢 | 工程结构钢 | 甲类钢 | 普碳钢: 甲乙特类钢分别以 ABC+1—7 的数字表示 优碳钢: 45#, 50Mn, 20g (含碳万分数) 碳素工具钢: T8, T10A (含碳千分数) 合金结构钢: 含碳万分数、合金元素百分数 $W(m) \geq 1.5\%$ 标 2 余次类推。 合金工具钢: 含碳千分数、合金元素百分数 Cr 前加零表示为千分数。 滚动轴承钢: GCr15, Cr 为千分数 不锈钢与耐热钢: 含碳千分数、合金元素百分数 00 表示含碳 ≤ 0.03 ; 0 表示含碳 ≤ 0.08 |
| | | 乙类钢 | |
| 机械零件用结构 | | 特类钢 | |
| | | 普低钢 | |
| | | 渗碳钢 | |
| | | 调质钢 | |
| 工具钢 | 刃具钢 | 弹簧钢 | |
| | | 滚动轴承钢 | |
| | | 碳素刃具钢 | |
| | | 低合金刃具钢 | |
| 模具钢 | | 高速钢 | |
| | | 冷作模具钢 | |
| | | 热作模具钢 | |
| | | 量具钢 | |
| 特殊性能钢 | | 不锈钢 | |
| | | 耐热钢 | |
| | | 耐磨钢 | |
| | | 电工钢 | |

无限扩大 γ 区型: Mn、Co、Ni

有限扩大 γ 区型: C、N、Cu、Zn

无限扩大 α 区型: Si、Cr、Al、Mo、Ti

有限扩大 α 区型 B、Zr、Nb、Ta

除 Co 之外的所有合金元素都使 C 曲线右移, Ms 点下降, 其中碳化物形成元素还使 C 曲线的形状发生变化。

Ni 的重要特性是具有明显降低冷脆转折温度的作用。

钢的过热过烧常与 MnS 在 A 晶界析出有关, 防止办法:

- 1、减少钢中含硫量
- 2、加入 RE 使之形成难溶的稀土硫化物。

金属强化途径: 1、固溶强化 2、晶界强化 3、第二相强化 4、位错强化 (产生位错方法: M 相变, 冷塑性变形)

工程结构用钢必须首先满足的性能条件是: 1、良好的冷变形性 2、良好的焊接性能

焊缝区可分为: 熔化区、热影响区、未受热影响的基体部分。

热影响区常出现的缺陷是**冷裂纹**, 原因是对于热影响区, 由于受溶化区的加热作用, 使其温度远超过钢的临界点, 奥氏体晶粒显著长大, 在冷却时受到周围未被加热的基体金属的激冷, 造成极大的过冷度, 甚至发生马氏体转变, 造成很大的热应力和组织应力, 使硬度明显升高, 塑性、韧性明显下降, 因而在热影响区经常出现裂纹, 称之为冷裂纹。这种开裂倾向的大小反映了钢的焊接性能的优劣, 它主要取决于钢的淬透性和淬硬性。而这两者又取决于钢中的含碳量及合金元素的本性和含量。常用碳当量判断钢的焊接性能的好坏。

碳当量: 把单个合金元素对热影响区硬化倾向的作用折算成 C 的作用, 在与钢中碳的质量分数加在一起, 形成[C]。普碳钢常以热轧态供应, 不经热处理强化。

普低钢: 16Mn、15MnV、15MnNb 热处理: 淬火加低温回火。

合金元素作用: 1、对 F 产生固溶强化, 2、阻止 A 晶粒长大, 细化晶粒, 3、V、Ti、Nb 可以产生沉淀强化。

铸钢的组织特点: 晶粒粗大, 偏析严重, 铸造内应力大, 易形成魏氏组织, 需正火或完全退火处理。

机械零件用钢常用优质钢和高级优质钢, 使用状态为淬火加回火态。

影响其性能的因素: 1、含碳量 2、回火温度 3、合金元素的种类及含量。

渗碳钢: (低碳钢) 20Cr、20Mn、20CrMnTi, 热处理: 渗碳后进行淬火+低温回火。用于齿轮类零件。

合金元素作用: 提高淬透性、阻止 A 晶粒长大。

调质钢: (中碳钢) 40Cr、40CrMn、40CrNiMo, 热处理: 调质。用于轴类零件。

合金元素作用: 提高淬透性、防止第二类回火脆性、细化 A 晶粒。

弹簧钢: (中高碳) 60Si2Mn、50CrV、65Mn, 热处理: 淬火+中温回火。主要要求性能为强度。

合金元素作用: 提高淬透性、固溶强化、提高钢的弹性极限。

滚动轴承钢: (高碳) GCr15, 热处理: 球化退火+淬火+低温回火。要求性能: 高接触疲劳强度、高耐磨、高硬度。

Cr 的作用: 1、提高淬透性、2 形成合金渗碳体, 使碳化物均匀细小, 提高钢的耐磨性和接触疲劳强度。

淬火后组织为: 隐晶 M 机细小均匀分布的碳化物和少量残余 A。

工具钢要求的性能: 1、高硬度、高耐磨 2、热稳定性和红硬性。

热稳定性: 钢在使用变热过程中仍然保持其原始金相组织和性能的能力。

常用低合金刀具钢: 9SiCr、CrWMn。

高速钢: 由大量 W、Mo、Cr、Co、V 等元素组成的高碳、高合金钢。主要性能: 具有很高的红硬性。

高速钢中的碳化物分布不能由热处理来改善, 而只能用锻打或轧制的方法。

合金元素 W、Mo、V、Cr 的作用: 形成硬度很高的碳化物, 在回火时弥散析出产生强烈的二次硬化效应。

Cr 主要是提高淬透性、耐磨性、和耐蚀性能。Co 可显著提高钢的红硬性。

高速钢分为 W 系、Mo 系、W—Mo 系。典型钢种: W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2

热处理: 轧后退火以降低硬度利于切削加工, 淬火加热应进行 500—650℃, 800—850℃两次预热。淬火采用分级淬火 分级温度为 580—600℃。淬火后在 560℃进行三次回火。以尽量多地消除残余 A。

二次硬化: 淬火高速钢在 500—600℃温度范围内回火时, 由于细小弥散的 W_2C 、VC 型特殊碳化物从 M 析出, 使钢的强度、硬度明显升高的现象。

二次淬火: 含有较多 W、Mo、V 的高合金钢中, 残余奥氏体在回火过程中析出碳化物, 使参与奥氏体中的碳及合金元素贫化, 使其 Ms 点高于室温, 因而在冷却过程中转变为马氏体, 称为二次淬火。

冷作模具钢: (高碳钢) 要求性能高强度、高硬度、高耐磨、足够的韧性。与刀具钢相比要求更高的淬透性, 对红硬性要求低些。

合金元素作用：1、提高淬透性 2、形成弥散的特殊碳化物产生二次硬化效应 3、阻止 A 晶粒长大，细化晶粒。

典型冷作模具钢钢种：Cr12 型，如 C12、Cr12Mo、Cr12MoV，**热处理：**淬火+低温回火。

热作模具钢：（中碳钢）包括热锻模、热挤压模、压铸模三类。要求性能为高回火稳定性、高耐磨、高抗热疲劳性能。
中碳既能保证淬火后获得一定的硬度，同时也具有良好的淬透性和导热性。

合金元素作用：1、提高淬透性 2、提高回火稳定性 3、提高钢的临界点 A_{c1} 。 避免产生组织应力提高抗热疲劳性能。

典型热作模具钢钢种：5CrNiMo、5CrMnMo、3Cr2W8V **热处理：**淬火+高温回火。

高温回火的原因是为了增加回火稳定性，提高钢的断裂韧性。

量具钢（高碳钢）要求高的尺寸稳定性、高硬度、高耐磨。为此要尽量减少不稳定组织和降低内应力。

金属腐蚀的形式有两种：化学腐蚀（金属直接与周围介质发生纯化学作用）、电化学腐蚀（金属在酸碱盐等电解质溶液中由于原电池的作用而引起的腐蚀）钢的实际腐蚀速度比计算值要小得多是由于产生了极化作用，减小了腐蚀电流。

Cr 是决定不锈钢耐蚀性的主要元素，它能提高铁的电极电位，故提高其耐蚀性。

n/8 规律：当 Cr 与 Fe 形成固溶体后，Fe 的电极电位随着 Cr 量增加成突变式变化（n/8 规律），Cr 的摩尔比达 12.5%、25%……即达 1/8，2/8……n/8 时铁的电极电位突然显著升高，腐蚀则跳跃式的显著减弱。

M 不锈钢：Cr13 型不锈钢。1Cr13、2Cr13、3Cr13、4Cr13，**热处理：**淬火+低温回火。

F 不锈钢：主要缺点是：韧性低、脆性大。引起脆性的原因：1、晶粒粗大 2、475℃脆性 3、 σ 相脆性。

A 不锈钢：0Cr18Ni9Ti、1Cr18Ni9Ti、2Cr18Ni9Ti 即 18-8 型不锈钢，加入 Ti、Nb 是为了消除晶间腐蚀。加入 Mo、Cu 是为了提高耐蚀性。热处理工艺：固溶处理+稳定化处理+去应力处理。

固溶处理：将合金钢加热到全部奥氏体状态，使所有的碳化物和合金元素全部融入到 A 中，然后快速冷却获得单相 A 组织的热处理工艺。

蠕变：如果在高温下给钢件加一比该温度下屈服极限还低的恒定的应力，那么在温度和载荷的长时间的作用下，钢将以一定的速度产生塑性变形，这一现象称为蠕变。

耐热钢包括**热稳定钢**和**热强钢**。为提高钢的抗氧化性，首先要防止 FeO 形成或提高其形成温度。

热稳定钢：是在高温下抗氧化或抗高温介质腐蚀而不破坏的钢。

热强钢：是在高温下有一定抗氧化能力并具有足够强度而不产生大量变形或断裂的钢。

| |
|-----------------------|
| 高锰钢是具有特殊性能的耐磨钢，属于奥氏体钢 |
|-----------------------|