

为沸腾钢（脱氧不完全）、镇静钢（脱氧较完全）和半镇静钢三类。

三、按用途分类

钢的用途可分为结构钢、工具钢、特殊钢三大类。

结构钢又分为工程构件用钢和机器零件用钢两部分。工程构件用钢包括建筑工程用钢、桥梁工程用钢、船舶工程用钢、车辆工程用钢。机器用钢包括调质钢、弹簧钢、滚动轴承钢、渗碳和渗氮钢、耐磨钢等。这类钢一般属于低、中碳钢和中合金钢。

工具钢分为刃具钢、量具钢、模具钢。主要用于制造各种刀具、模具和量具，这类钢一般属于高碳、高合金钢。

特殊性能钢分为不锈钢、耐热钢等。这类钢主要用于各种特殊要求的场合，如化学工业用的耐蚀耐酸钢、核电站用的耐热钢等。

四、按金相组织分类

按钢退火态的金相组织可分为亚共析钢、共析钢、过共析钢三种。

按钢正火态的金相组织可分为珠光体钢、贝氏体钢、马氏体钢、奥氏体钢等四种。

在给钢的产品命名时，往往把成分、质量和用途几种分类方法结合起来。如碳素结构钢、优质碳素结构钢、碳素工具钢、高级优质碳素工具钢、合金结构钢、合金工具钢、高速工具钢等

合金元素在钢中的作用

合金元素在钢中可以两种形式存在：一是溶解于碳钢原有的相中，另一种是形成某些碳钢中所没有

的新相。在一般的合金化理论中，按与碳亲和力的大小，可将合金元素分为碳化物形成元素与非碳化物形成元素两大类。常用的合金元素有以下几种：

非碳化物形成元素：Ni、Co、Cu、Si、Al、N、B；

碳化物形成元素：Mn、Cr、Mo、W、V、Ti、Nb、Zr。

此外，还有稀土元素，一般用符号Re表示。

合金元素对钢中基本相的影响

钢的编号

钢种	分类	编号原则	钢种举例	常用热处理	应用举例
碳钢	普通碳钢	Q表示屈服点的字母，用最低屈服强度数值表示	Q235A	/	钢筋
	优质碳素结构钢	两位数字代表含碳量的万分数	45	调质或正火	小轴
	优质碳素工具钢				

铸铁	（优质碳素工具钢）	T表示碳素工具钢，数字代表含碳量的千分数	T13	淬火 后低温回火	锉刀
	灰口铸铁	HT表示灰口铸铁，数字表示最小抗拉强度	HT150	/	端盖
	球墨铸铁	QT表示球墨铸铁，第一组数字表示最小抗拉强度，第二组数字表示最低延伸率	QT600-3	调质	曲轴
	蠕墨铸铁	RuT表示蠕墨铸铁，数字表示最低抗拉强度	RuT420	/	
	可锻铸铁	KT表示可锻铸铁，第一组数字表示最低抗拉强度，第二组数字表示最低延伸率	KTH350-6	/	桥梁

质原子，使得合金的强度硬度提高而塑性韧性有所下降的现象。机制：1.在固溶体中溶质与溶剂原子半径差所引起的弹性畸变，与位错之间产生的弹性交互作用，对在滑移面上运动着的位错，有阻碍作用。2.在位错线上偏聚的溶质原子对位错的钉扎作用。

弥散强化：借助粉末冶金的方法，将第二相粒子加入基体面，起强化作用；当过饱和固溶体进行过时效处理时，可以得到与基体非共格的析出相，此时位错也是以绕过机制通过障碍。

形变组织：由于金属塑性变形，使晶粒具有择优取向的组织。

为共晶：在不平衡结晶条件下，成分在共晶点附近的亚共晶或过共晶合金，也可能得到全部共晶组织。这种非共晶成分的合金所得到的共晶组织。

离异共晶：在先共晶相数量较多，而共晶组织甚少的情況下，有时共晶组织中，与先共晶相同的那一相会依附与先共晶相上先长，剩下的另一相则单独存在于晶界处，从而使共晶组织的特征消失，这种两相分离的共晶组织称为离异共晶。

热加工：指在再结晶温度以上的加工过程。

冷加工：指在再结晶温度以下的加工过程。

动态再结晶：在热加工过程中，边加工边发生在金属内部同时的回复再结晶。

特点：1.在稳态，晶粒成等轴状，

包括被位错纠缠所分割的亚晶粒。

2.晶界迁移速度慢。

静态回复和静态再结晶：在随后的冷却过程中发生的回复与再结晶。

晶粒长大：随着加热温度的升高或保温时间延长，晶粒之间就会互相吞并而长大的现象。包括正常长大和反常长大（二次再结晶）。

晶粒长大的驱动力：晶粒长大前后总的界面能差。

影响因素：1.温度越低，长大速度越快。2.杂质及合金元素。3.第二相质点。4.相邻晶粒的位向差。

反常长大：少数晶粒具有特别大的长大能力，逐步吞噬掉周围的大量小晶粒，其尺寸超过原始晶粒的几十倍或上百倍，比临界变形后形成的再结晶晶粒还要粗大得多的过程。

再结晶退火的目的：降低硬度，提高塑性，恢复并改善材料性能。

影响因素：变形程度和退火温度。

再结晶组织：金属在再结晶退火形成的组织。

避免措施：1.适当变形度，较低退火温度，较短保温时间。2.两次变形，两次退火。

退火：形变金属的组织 and 性能在加热时，逐渐发生变化，向稳定态转变的过程。

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，即在再结晶晶粒形成前，所产生的某些亚结构和性能变化过程。温度越高，回复程度越大。

目的：使金属内部缺陷数量减少，储存能降低。

高温回复：1.较高温回复时，不仅

原子有很大的活动能力，而且位错也开始运动起来：同一滑移面上的异号位错可以相互吸引而抵消。2.温度更高时，位错不但可以滑移，而且可以攀移，发生多边化。

多边化：冷变形后，金属加热时，原来处在滑移面上的位错，通过滑移和攀移，形成与滑移面垂直的亚晶界的过程。

驱动力：弹性应变能的降低。

再结晶：冷变形后的金属加热到一定温度，或保温足够长时间，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，并恢复到冷变形水平的过程。

驱动力：预先冷变形所产生的储存能的降低。

再结晶温度的影响因素：1.金属变形度越大，储存能越大，驱动力越大，再结晶温度越低。2.金属的纯度越高，再结晶温度越低。3.形变金属的晶粒越细小，再结晶温度越低。4.一定的加热速度和保温时间，可以降低再结晶温度。

再结晶与同素异构转变的区别：1.相同部分：都经历形核与长大。不同点：再结晶前后各晶粒的晶格类型不变，成分不变；同素异构转变发生了晶格的改变。

固态金属的扩散机制：1.空位扩散机制：温度越高，空位浓度越高，扩散越强烈。2.间隙扩散机制：原子尺寸越小，扩散越强烈。

驱动力：化学位梯度。

发生扩散的满足条件：1.扩散驱动力。2.扩散原子固溶。3.温度足够

回火 T: 在中温回火 (350-500 度), 在板条状或片状成相基底上弥散析出细球化渗碳体的复合组织。弹簧

回火 S: 高温回火 (500-600 度), 等球状下的基底上弥散析出粗球状渗碳体的复合组织。

回火稳定性: 淬火钢在回火时抵抗强度和硬度下降的能力。

回火脆性: 淬火钢回火时的冲击韧度并不是总是随回火温度升高时单调地增大, 有些钢在一定的温度范围内回火时, 其冲击韧度显著下降的脆化现象。

250-400 温度范围内出现的回火脆性低。450-650 温度范围内出现的回火脆性高, 又叫可逆回火脆性。

再结晶退火: 把冷变形后的金属加热到再结晶温度以上保持适当的时间, 使变形晶粒重新转变为均匀等轴晶粒, 同时消除加工硬化和残余内应力的热处理工艺。(当钢处于临界冷变形度 6%-10%, 采用正火或完全退火)

正火: 将钢加热到 Ac_3 (或 A_{cm}) 以上适当温度, 保温以后在空气中冷却得到珠光体类组织的热处理工艺。(实质上完全奥氏体化加伪共析转变)

主要应用以下几个方面: 1) 改善低碳钢的切削加工性能。2) 消除中碳钢的热加工缺陷。3) 消除过共析钢的网状碳化物, 便于球化退火。4) 提高普通结构件的力学性能

淬火: 将钢加热到临界点 AC_3 或 AC_1 以上一定温度, 保温后大于临

界冷却速度的速度冷却得到 M (或下 B) 的热处理工艺。目的: 使奥氏体化后的工件获得尽量多的 M, 然后配以不同温度回火获得各种需要的性能。

工作变形或开裂的原因: 淬火过程中在工件内由于热胀冷缩产生的内应力造成的。

内应力: 1、热应力: 工件加热或冷却时由于内外温差导致热胀冷缩不一致而产生的内应力。前期:

零件表面承受拉应力, 心部承受压应力。后期: 心部受拉应力, 表面受压应力。2. 组织应力: 工件冷却过程中, 由于内外温差造成组织转变不同时, 引起内外比体积的不同变化而产生的内应力。组织应力

引起的残留应力在热应力正好相反, 表面为拉应力, 心部为压应力。

退火: 将钢加热到临界点 AC_1 以上或以下温度, 保温以后随炉缓慢冷却以获得近于平衡状态组织的热处理工艺。

目的: 均匀钢的化学成分及组织, 细化晶粒, 调整硬度, 消除内应力和加工硬化, 改善钢的成型及切削加工性能, 并为淬火做好组织准备。

完全退火: 将钢件或钢材加热到 AC_3 以上 20-20 度, 保温足够长时间, 使组织完全奥氏体化后缓慢冷却, 以获得近于平衡组织的热处理工艺, 主要用于亚共析钢。

等温退火: 将 A 化后的钢较快地冷至稍低于 A_1 温度等温, 使 A 转变为 P, 再空冷至室温, 则可大大缩短退火时间的退火方法。

不完全退火: 将钢加热到 AC_1 到 AC_3 (亚共析钢) 或 AC_1 到 ACM (过共

析钢) 之间, 经保温后缓慢冷却, 以获得近于平衡组织的热处理工艺。

目的: 主要为了获得球化珠光体, 消除内应力, 降低硬度, 改善切削加工性能, 又称球化退火。

均匀化退火 (扩散退火): 将钢锭或铸件, 锻坯加热到略低于固相线温度下, 长时间保温然后缓慢冷却以消除化学成分不均匀现象的热处理工艺。

目的: 消除铸锭或铸件在凝固过程中产生的枝晶偏析及区域偏析, 使成分和组织均匀化。

去应力退火: 为了消除铸件锻件焊接件及机械加工工件中的残留内应力, 以提高尺寸稳定性, 防止工件变形和开裂, 在精加工或淬火之前将工件加热到 AC_1 以下某个温度, 保温一定时间, 然后缓慢冷却的热处理工艺

回火的目的: 减少或消除淬火应力, 保证相应的组织转变, 提高钢的韧性和塑性, 获得硬度强度, 塑性韧性的适当配合, 以满足各种用途工件的性能要求。

低温回火: 150-250. 回火马氏体, 用于刀具量具, 滚动轴承, 渗碳体及高频表面淬火工件。

中温回火: 350-500. 回火 T, 主要用于各种弹簧零件及热锻模具。

高温回火: 500-650. 回火 S, 适用于中碳结构钢, 或低合金钢制作的重要的机械零件。

过热: 工件在淬火加热时, 由于温度过高, 或者时间过长, 造成奥氏

析钢) 之间, 经保温后缓慢冷却, 以获得近于平衡组织的热处理工艺。

目的: 主要为了获得球化珠光体, 消除内应力, 降低硬度, 改善切削加工性能, 又称球化退火。

均匀化退火 (扩散退火): 将钢锭或铸件, 锻坯加热到略低于固相线温度下, 长时间保温然后缓慢冷却以消除化学成分不均匀现象的热处理工艺。

目的: 消除铸锭或铸件在凝固过程中产生的枝晶偏析及区域偏析, 使成分和组织均匀化。

去应力退火: 为了消除铸件锻件焊接件及机械加工工件中的残留内应力, 以提高尺寸稳定性, 防止工件变形和开裂, 在精加工或淬火之前将工件加热到 AC_1 以下某个温度, 保温一定时间, 然后缓慢冷却的热处理工艺

回火的目的: 减少或消除淬火应力, 保证相应的组织转变, 提高钢的韧性和塑性, 获得硬度强度, 塑性韧性的适当配合, 以满足各种用途工件的性能要求。

低温回火: 150-250. 回火马氏体, 用于刀具量具, 滚动轴承, 渗碳体及高频表面淬火工件。

中温回火: 350-500. 回火 T, 主要用于各种弹簧零件及热锻模具。

高温回火: 500-650. 回火 S, 适用于中碳结构钢, 或低合金钢制作的重要的机械零件。

过热: 工件在淬火加热时, 由于温度过高, 或者时间过长, 造成奥氏

析钢) 之间, 经保温后缓慢冷却, 以获得近于平衡组织的热处理工艺。

目的: 主要为了获得球化珠光体, 消除内应力, 降低硬度, 改善切削加工性能, 又称球化退火。

均匀化退火 (扩散退火): 将钢锭或铸件, 锻坯加热到略低于固相线温度下, 长时间保温然后缓慢冷却以消除化学成分不均匀现象的热处理工艺。

目的: 消除铸锭或铸件在凝固过程中产生的枝晶偏析及区域偏析, 使成分和组织均匀化。

去应力退火: 为了消除铸件锻件焊接件及机械加工工件中的残留内应力, 以提高尺寸稳定性, 防止工件变形和开裂, 在精加工或淬火之前将工件加热到 AC_1 以下某个温度, 保温一定时间, 然后缓慢冷却的热处理工艺

回火的目的: 减少或消除淬火应力, 保证相应的组织转变, 提高钢的韧性和塑性, 获得硬度强度, 塑性韧性的适当配合, 以满足各种用途工件的性能要求。

低温回火: 150-250. 回火马氏体, 用于刀具量具, 滚动轴承, 渗碳体及高频表面淬火工件。

中温回火: 350-500. 回火 T, 主要用于各种弹簧零件及热锻模具。

高温回火: 500-650. 回火 S, 适用于中碳结构钢, 或低合金钢制作的重要的机械零件。

过热: 工件在淬火加热时, 由于温度过高, 或者时间过长, 造成奥氏

残余奥氏体就越多。

马氏体形成的温度也是碳原子难以扩散的温度，它是由过冷奥氏体按无扩散型转变机制的转变产物，马氏体与过冷奥氏体含碳量相等，晶格同于铁素体体心立方。体心立方晶格的铁素体在室温含约0.008%C，对共析钢马氏体的晶格内含约0.77%C，为此导致体心立方晶格畸变为体心正方晶格，因此马氏体是含过饱和碳的固溶体，是单一的相，同高温、中温转变产物有本质区别。

马氏体的形貌常有针状及板条状两种，前一种一般出现在高碳钢中，后一种一般出现在低碳钢中。“针”或“条”的粗细主要取决于奥氏体晶粒的尺寸大小，奥氏体晶粒越大，“针”或“条”越粗。

马氏体的硬度主要取决于其中含碳量，含碳量越高，马氏体硬度越高。实际淬火钢硬度取决于马氏体，残余奥氏体，以及其它不转变物（铁素体或二次渗碳体）的含量。

马氏体转变的特点

马氏体转变同样是一个形核和长大的过程。它的主要特点是：（1）无扩散性；（2）有共格位向关系；（3）在不断降温的过程中形成；（4）高速长大；（5）马氏体转变的不完全性。

钢的回火

回火一般是紧接淬火以后的热处理工艺，回火是淬火后再将工件加热到Ac1温度以下某一温度，保温后再冷却到室温的一种热处理工艺。

淬火后的钢铁工件

处于高的内应力状态，不能直接使用，必须即时回火，否则会有工件断裂的危险。淬火后回火目的在于降低或消除内应力，以防止工件开裂和变形；减少或消除残余奥氏体，以稳定工件尺寸；调整工件的内部组织和性能，以满足工件的使用要求。

钢在回火时的转变

共析钢在淬火后得到的马氏体和残余奥氏体组织是不稳定的，存在着向稳定组织转变的自发倾向。回火加热可加速这种自发转变过程。根据转变发生的过程和形成的组织，回火可分为四个阶段：

第一阶段（200℃以下）：马氏体分解。

第二阶段（200℃～300℃）：残余奥氏体分解。

第三阶段（250℃～400℃）：碳化物的转变。

第四阶段（400℃以上）：渗碳体的聚集长大与α相的再结晶。

回火脆性 随着回火温度的升高，钢的冲击韧性发生变化。在250℃～350℃和500℃～650℃钢的冲击韧性明显下降，这种脆化现象称为回火脆性

（1）低温回火脆性

淬火钢在250℃～350℃范围内回火时出现的脆性叫做低温回火脆性，也叫第一类回火脆性。几乎所有的钢都存在这类脆性。这是一种不可逆回火脆性，目前尚无有效办法完全消除这类回火脆性。所以一

般都不在250℃～350℃这个温度范围内回火。

（2）高温回火脆性

淬火钢在500℃～650℃范围内回火时出现的脆性称为高温回火脆性，也称为第二类回火脆性。这种脆性主要发生在含Cr、Ni、Si、Mn等合金元素的结构钢中。这种脆性与加热、冷却条件有关。加热至600℃以上后，以缓慢的冷却速度通过脆化温度区时，出现脆性；快速通过脆化区时，则不出现脆性。此类回火脆性是可逆的，在出现第二类回火脆性后，重新加热至600℃以上快冷，可消除脆性。

钢的淬火 将亚共析钢加热到Ac3以上，共析钢与过共析钢加热到Ac1以上（低于Accm）的温度，保温后以大于Vk的速度快速冷却，使奥氏体转变为马氏体的热处理工艺叫淬火。马氏体强化是钢的主要强化手段，因此淬火的目的是为了获得马氏体，提高钢的机械性能。淬火是钢的最重要的热处理工艺，也是热处理中应用最广的工艺之一。

淬火温度的确定

淬火温度即钢的奥氏体化温度，是淬火的主要工艺参数之一。选择淬火温度的原则是获得均匀细小的奥氏体组织。亚共析钢的淬火温度一般为Ac3以上30℃～50℃，淬火后获得均匀细小的马氏体组织。如果温度过高，会因为奥氏体晶粒粗

共析钢中温转变产物的名称与特征

组织名称	形成温度	显微组织特征	硬度 HRC	其它
上贝氏体	400～550℃	铁素体呈平行扁片状，细小渗碳体条断续分布在铁素体之间，在光学显微镜下呈暗灰色羽毛状特征。	40～45	韧性差
下贝氏体	240～400℃	铁素体呈针叶状，细小碳化物呈点状分布在铁素体中，在光学显微镜下呈黑色针叶状特征。	45～55	韧性较好

回火索氏体	500℃～650℃	粒状渗碳体分布在多边形铁素体基体上。	综合机械性能好，强度、塑性和韧性好。	
-------	-----------	--------------------	--------------------	--

质组元浓度超过固溶体浓度极限而形成新相的过程称为反应扩散或相变扩散。反应扩散所形成的新相，既可以是新的固溶体，也可以各种化合物。

扩散驱动力：扩散的驱动力不是浓度梯度，而是化学位梯度。此外，在温度梯度、应力梯度、表面自由能差以及电场和磁场的作用下，也可以引起扩散。

扩散激活能：固态扩散是原子热激活的过程，固态原子从原来的平衡位置跃迁到相邻的平衡位置所必需的能量称为扩散激活能。

影响扩散的因素：温度、键能和晶体结构、固溶体类型、晶体缺陷、化学成分。

菲克第二定律：
$$J = -D \frac{dc}{dx}$$

如果扩散系数与浓度 C 、距离 x 无关，则第二定律可以写为

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2}$$

共析钢的加热转变

从铁碳相图中看到，钢加热到 727℃（状态图的 PSK 线，又称 A1 温度）以上的温度，珠光体转变为奥氏体。这个加热速度十分缓慢，实际热处理的加热速度均高于这个缓慢加热速度，实际珠光体转变为奥氏体的温度高于 A1，定义实际转变温度为 Ac1。Ac1 高于 A1，表明出现热滞后，加热速度愈快，Ac1 愈高，同时完成珠光体向奥氏体转变的时间亦愈短。

共析碳钢（含 0.77%C）加热前为珠光体组织，一般为铁素体相与渗碳体相相间排列的层片状组织，加热过程中奥氏体转变过程可分为四

步进行

第一阶段：奥氏体晶核的形成。由 Fe-Fe₃C 状态图知：在 A1 温度铁素体含约 0.0218%C，渗碳体含 6.69%C，奥氏体含 0.77%C。在珠光体转变为奥氏体过程中，原铁素体由体心立方晶格改组为奥氏体的面心立方晶格，原渗碳体由复杂斜方晶格转变为面心立方晶格。所以，钢的加热转变既有碳原子的扩散，也有晶体结构的变化。基于能量与成分条件，奥氏体晶核在珠光体的铁素体与渗碳体两相交界处产生，这两相交界面越多，奥氏体晶核越多。

第二阶段：奥氏体的长大。奥氏体晶核形成后，它的一侧与渗碳体相接，另一侧与铁素体相接。随着铁素体的转变（铁素体区域的缩小），以及渗碳体的溶解（渗碳体区域缩小），奥氏体不断向其两侧的原铁素体区域及渗碳体区域扩展长大，直至铁素体完全消失，奥氏体彼此相遇，形成一个个的奥氏体晶粒。

第三阶段：残余渗碳体的溶解。由于铁素体转变为奥氏体速度远高于渗碳体的溶解速度，在铁素体完全转变之后尚有不少未溶解的“残余渗碳体”存在，还需一定时间保温，让渗碳体全部溶解。

第四阶段：奥氏体成分的均匀化。即使渗碳体全部溶解，奥氏体内的成分仍不均匀，在原铁素体区域形成的奥氏体含碳量偏低，在原渗碳体区域形成的奥氏体含碳量偏高，还需保温足够时间，让碳原子充分扩散，奥氏体成分才可能均匀。

珠光体转变为奥氏体并使奥氏体

成分均匀必须有两个必要而充分条件：一是温度条件，要在 Ac1 以上加热，二是时间条件，要求在 Ac1 以上温度保持足够时间。在一定加热速度条件下，超过 Ac1 的温度越高，奥氏体的形成与成分均匀化需要的时间愈短；在一定的温度（高于 Ac1）条件下，保温时间越长，奥氏体成分越均匀。

还要看到奥氏体晶粒由小尺寸变为大尺寸是一个自发过程，在 Ac1 以上的一定加热温度下，过长的保温时间会导致奥氏体晶粒的合并，尺寸变大。相对之下，相同时间加热，高的加热温度导致奥氏体晶粒尺寸的增大倾向明显大于低的加热温度的奥氏体晶粒长大倾向。奥氏体晶粒尺寸过大（或过粗）往往导致热处理后钢的强度降低，工程上往往希望得到细小而成分均匀的奥氏体晶粒，为此可以采用：途径之一是在保证奥氏成分均匀情况下选择尽量低的奥氏体化温度；途径之二是快速加热到较高的温度经短暂保温使形成的奥氏体来不及长大而冷却得到细小的晶粒。

晶粒度：工程上把奥氏体晶粒尺寸大小定义为晶粒度，并分为 8 级，其中 1~4 级为粗晶粒，5 级以上为细晶粒，超过 8 级为超细晶粒。

影响奥氏体晶粒大小的因素：加热温度和保温时间、加热速度、钢的化学成分、钢的原始组织。

钢在冷却时的转变：钢在奥氏体化后的两种冷却方式：等温冷却方式、连续冷却方式

珠光体转变及其组织

过程中, 首先进行匀晶转变, 形成单相固溶体 γ ; 当温度到达 ES 线以下时, 过饱和的固溶体 γ 中析出渗碳体 (二次渗碳体 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$), 奥氏体 γ 的成分变到共析点 S(0.77%C); 共析转变 $\gamma_{0.77} \rightarrow (\alpha + \text{Fe}_3\text{C})$, 形成珠光体 P。因此, 过共析钢的室温组织为珠光体 $\text{P}(\alpha + \text{Fe}_3\text{C}) + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ 。对于过共析钢, 随着含碳量增高, 钢中 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ 的量增大。由于大量的 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ 会形成网状结构, 造成钢的脆性急剧增高, 所以实际生产中使用的钢含碳量一般都低于 1.5%; 另外, 含有网状 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ 的钢不能直接使用, 需要经过锻造 (压碎 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ 网) 或相应的热处理后才能使用。

共晶白口铁 在从液态缓慢冷却到室温的过程中, 首先在 1148°C 进行共晶转变, 液相全部凝固成为高温莱氏体 Ld (共晶组织), 在 1148°C 到 727°C 之间, 莱氏体中的奥氏体 γ 将按照 ES 线的变化趋势析出二次渗碳体 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$, 而奥氏体在 727°C 时的含碳量降到 0.77%; 此时, 奥氏体进行共析转变, 将全部转变成珠光体 P。经过共析转变的莱氏体, 称为低温莱氏体, 用符号 Ld' 表示, 以区别 Ld。珠光体中的渗碳体叫做共析渗碳体, 共晶组织中的渗碳体叫做共晶渗碳体。

亚共晶白口铁 冷却过程中组织转变与共晶白口铁类似, 只是在共晶转变之前, 液相中先结晶出奥氏体。到达 1148°C 时, 剩余的液相成分为 4.3%C, 再往下面, 液相的转变就与共晶白口铁一样了。先结晶出来的奥氏体和共晶奥氏体一样,

在以后的冷却过程中依次析出二次渗碳体 (难以明显看出) 和进行共析转变。室温下亚共晶白口铁的平衡组织为: $\text{P} + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}} + \text{Ld}'$ 。

过共晶白口铁 在从液态到室温的冷却过程中, 先从液相中结晶出来的是一次渗碳体 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{I}}$, 剩余的液相在 1148°C 进行共晶转变。因此, 过共晶白口铁的室温组织为: $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{I}} + \text{Ld}'$ 。

碳对钢性能的影响 碳钢的组成相只有铁素体和渗碳体两种, 组织组成物有先共析铁素体、珠光体和二次渗碳体三种。由于铁素体硬度低、塑性好, 渗碳体硬度非常高、塑性为 0; 所以, 由铁素体和渗碳体均匀混合的珠光体具有良好的综合性能, 即具有良好的强度和硬度, 同时也具有较好地塑性和韧性。对于亚共析钢, 随着含碳量的增加, 珠光体的相对量提高, 钢的强度、硬度增高, 塑性、韧性下降。对于过共析钢, 随着含碳量的增加, 二次渗碳体数量增加, 并且形成网状结构, 不仅造成钢的塑性、韧性下降, 同时也使强度下降; 只有硬度增高。

单晶体金属塑性变形

单晶体塑性变形有“滑移”和“孪生”等不同方式, 大多数情况以滑移方式发生。正应力只能引起晶格的弹性伸长, 或进一步把晶体拉断, 切应力可使晶格在发生弹性歪扭之后, 进一步造成滑移。通过大量的晶面滑移, 最终使试样拉长变细。
滑移: 晶体的一部分相对于另一部分沿一定晶面发生相对的滑动。

滑移变形要点:

(1) 滑移只能在切应力的作用下发生

(2) 滑移常沿晶体中原子密度最大的晶面和晶向发生。

这是因为只有在最密晶面 (滑移面) 之间的面间距及最密晶向 (滑移方向) 之间的原子间距才最大, 因而原子结合力最弱, 所以在最小的切应力下使能引起它们之间的相对滑动。

(3) 滑移时晶体的一部分相对于另一部分沿滑移方向位移的距离为原子间距的整数倍, 滑移的结果会在晶体的表面上造成台阶。

(4) 滑移的同时必然伴有晶体的转动, 沿外力方向。

滑移系: 滑移面数与滑移方向数的乘积。滑移系越大, 金属滑移的可能性越大, 即金属塑性越好。

孪生: 当晶体在切应力的作用下发生孪生变形时, 晶体的一部分沿一定的晶面 (孪生面) 和一定的晶向

(孪生方向) 相对于另一部分晶体作均匀地切变, 在切变区域内, 与孪生面平行的每层原子的切变量与它距孪生面的距离成正比, 并且不是原子间距的整数倍。这种切变不会改变晶体的点阵类型, 但可使变形部分的位向发生变化, 并与未变形部分的晶体以孪晶界为分界面构成了镜面对称的位向关系。通常把对称的两部分晶体称为孪晶, 而将形成孪晶的过程称为孪生。

滑移与孪生的异同: 孪生是原子的相对切变距离小于孪生方向上一个原子间距。孪生也是通过位错运

晶体结构	体心立方 bcc	面心立方 fcc	密排六方 hcp
原子数	2	4	6
原子间距			a
配位数	8	12	12
致密度	0.68	0.74	0.74
四面体间隙半径	0.126a	0.06a	0.06a
八面体间隙半径	0.067a	0.146a	0.146a
四面体间隙数	12	8	8
八面体间隙数	6	4	4

晶向指数 $[UVW]$ ，晶向族 $\langle uvw \rangle$ ；晶面指数 (hkl) ，晶面族 $\{hkl\}$ ；六方晶系晶向指数 $[uvw] \rightarrow u = (2U-V)/3$ ， $v = (2V-U)/3$ ， $t = -(u+v)$ ， $v = W \rightarrow [uvtw]$

空间点阵和晶体点阵：为便于了解晶体中原子排列的规律性，通常将实体晶体结构简化为完整无缺的理想晶体。若将其中每个原子抽象为纯几何点，即可得到一个由无数几何点组成的规整的阵列，称为空间点阵，抽象出来的几何点称为阵点或结点。由此构成的空间排列，

称为晶体点阵；与此相应，上述空间点阵称为晶格。

热过冷 纯金属在凝固时，其理论凝固温度 (T_m) 不变，当液态金属中的实际温度低于 T_m 时，就引起过冷，这种过冷称为热过冷。

成分过冷 在固液界面前沿一定范围内的液相，其实际温度低于平衡结晶温度，出现了一个过冷区域，过冷度为平衡结晶温度与实际温度之差，这个过冷度是由于界面前沿液相中的成分差别引起的，称为成分过冷。成分过冷能否产生及程度取决于液固界面前沿液体中的溶质浓度分布和实际温度分布这两个因素。

动态过冷度 当界面温度 $T_i < T_m$ ，熔化速率 $<$ 凝固速率时，晶核才能长大，这时的过冷度称为动态过冷度。即只有液固界面取得动态过冷度，才能使晶核长大。

结构起伏 液态金属中大量不停“游动”着的原子团簇不断地分化组合，由于“能量起伏”，一部分金属原子（离子）从某个团簇中分化出去，同时又会有另一些原子组合到该团簇中，此起彼伏，不断发生着这样的涨落过程，似乎原子团簇本身在“游动”一样，团簇的尺寸及其内部原子数量都随时间和空间发生着改变的现象。

能量起伏 液态金属中处于热运动的原子能量有高有低，同一原子的能量也在随时间不停地变化，时高时低的现象。

均匀形核 液相中各个区域出现新相晶核的几率都是相同的，是液态金属绝对纯净、无任何杂质，喝

不喝型壁接触，只是依靠液态金属的能量变化，由晶胚直接生核的理想过程。临界半径

非均匀形核 液态金属中总是存在一些微小的固相杂质点，并且液态金属在凝固时还要和型壁相接触，于是晶核就可以优先依附于这些现成的固体表面上形成，需要的过冷度较小。临界半径

非均匀形核的临界球冠半径与均匀形核的临界半径是相等的。

晶核长大的微观结构：光滑界面和粗糙界面。

晶粒大小的控制 控制过冷度；变质处理：振动、搅动。

表面细晶区的形成：当液态金属浇入温度较低的铸型中时，型壁附近熔体由于受到强烈的激冷作用，产生很大的过冷度而大量非均质生核。这些晶核在过冷熔体中也以枝晶方式生长，由于其结晶潜热既可从型壁导出，也可向过冷熔体中散失，从而形成了无方向性的表面细等轴晶组织。

柱状晶区的形成：在结晶过程中由于模壁温度的升高，在结晶前沿形成适当的过冷度，使表面细晶粒区继续长大（也可能直接从型壁处长出），又由于固-液界面处单向的散热条件（垂直于界面方向），处在凝固界面前沿的晶粒在垂直于型壁的单向热流的作用下，以表面细等轴晶凝固层某些晶粒为基底，呈枝晶状单向延伸生长，那些主干取向与热流方向相平行的枝晶优先

体晶粒粗大的缺陷。

过烧：淬火加热温度太高，使奥氏体晶界出现局部融化，或者发生氧化的现象。

钢从奥氏体状态冷却至 M_S 点以下所用的冷却介质，叫做淬火介质。

介质冷却能力越大，冷却速度越快，越容易超过钢的临界淬火速度，工件越容易淬硬，淬硬层深度越深

水，盐水，碱水以及各种矿物油

矿物油的优点：低温区的冷却速度比水小很多，可大大降低淬火工件的组织应力，减少工件变形开裂的倾向

方法：1.单液淬火法：将加热到奥氏体状态的工件放入某种淬火介质中，连续冷却至介质温度的淬火方法，适用于形状简单的碳钢和合金钢工件（采用预冷淬火法）

2.双液淬火法：将加热到奥氏体状态的工件先在冷却能力较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.分级淬火法：将奥氏体状态的工件，首先淬入温度略高于钢的 M_S 点的盐浴中保温，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（适用于尺寸较小的工件，如刀具量具和要求变形很小的精密工件）

4.等温淬火：将奥氏体化的工件淬入 M_S 点以上某温度盐浴中，等温保持足够长时间，使之转变为 FB 组织，然后取出空气中冷却的淬火

方法（适用于处理形状复杂，尺寸要求精密的工具，和主要的机器零件）

淬透性：钢在淬火时，获得马氏体的能力，临界淬火温度越低，淬透性越好。

淬透层深度：由表面测得 50% 马氏体这个位置的距离。

淬硬性：钢在正常淬火条件下，获得马氏体组织的最高硬度，取决于马氏体中的含碳量。