

第六章 钢铁热处理

- 钢在加热时的组织转变
- 钢在冷却时的组织转变
- 钢的退火与正火
- 钢的淬火
- 钢的回火
- 钢的表面热处理

概述

一、热处理

利用加热、保温、冷却的方法，改变材料的组织与结构，达到改变材料性能的工艺过程称为**热处理**。

意义： 合适的热处理是让材料达到希望的性能，有时是为了便于进行加工，有时让材料满足工作条件的要求。他是合理使用材料、充分发挥材料潜力必不可少方法。热处理过程中材料处于固态下，但内部都有不同程度的固态转变发生。

二、固态转变

固态转变有：

1. 固态物质内部的组织结构的变化称为**固态相变**。
2. 转变过程只有组织结构变化，无新相生成的非相变型，如再结晶转变。

三、固态相变的特点

固态相变中由于母相为固体，原晶体有固定的排列和取向，并不能随意改变其形状或发生流动，转变过程和产物有如下共同特点：

1. 相变阻力大。新相形成除增加界面能外，由于存在体积变化造成应变能，相变阻力大，相变发生在较大的过冷度下。
2. 新相与母相之间存在一定的晶体学位向关系。
3. 母相的晶体缺陷对相变起促进作用。缺陷处形核可得到附加能量补充，同时缺陷的存在可加快扩散过程，有利于新相晶体的生长。
4. 原子扩散迁移成为控制因素，特别是伴随成分改变的相变过程，固体中原子扩散速度慢，在温度较低时，大的相变驱动力可能改变转变类型，如从扩散型改变为协同型。
5. 易出现过渡相，有些反应不能进行到底，过渡相可以长期保留。转变温度较低，原子扩散慢，通常发生在稳定相的成分与母相相差较远时，钢中的渗碳体其实也是过渡相。

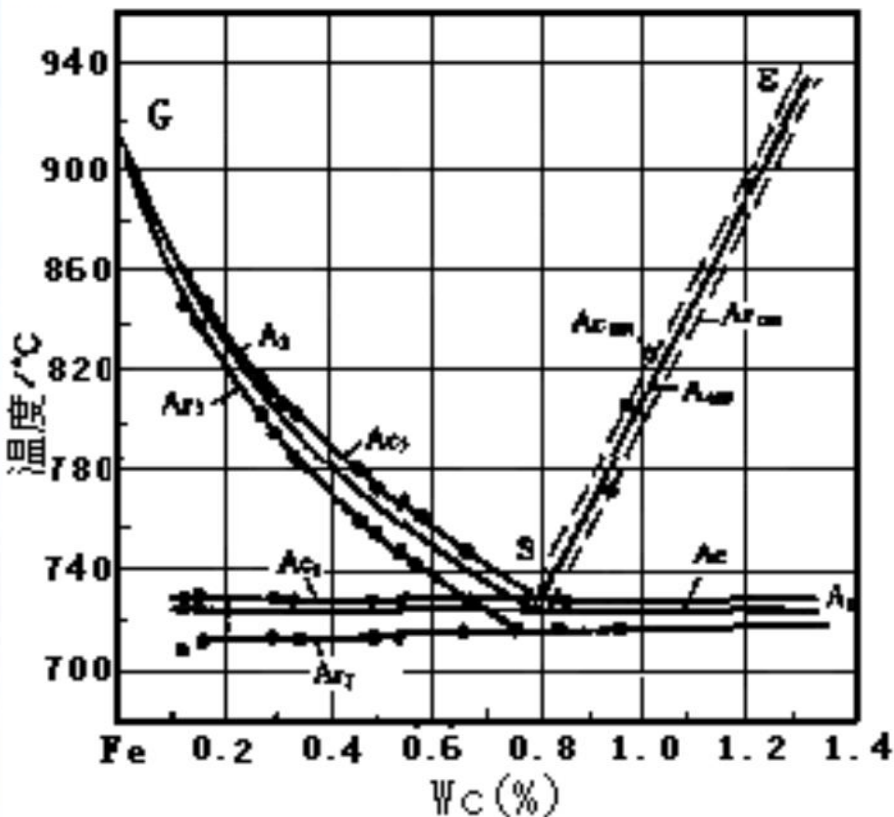
第一节 钢在加热时的组织转变

一、转变温度

对应铁碳相图中的线

PSK线	727°C	A_1
GS线		A_3
ES线		A_{CM}

这些温度点是平衡转变温度，在固态转变中，转变实际发生需要一定的过冷或过热下，显然加热转变的实际发生温度在临界点之上，而冷却转变的实际发生温度在临界点之下。

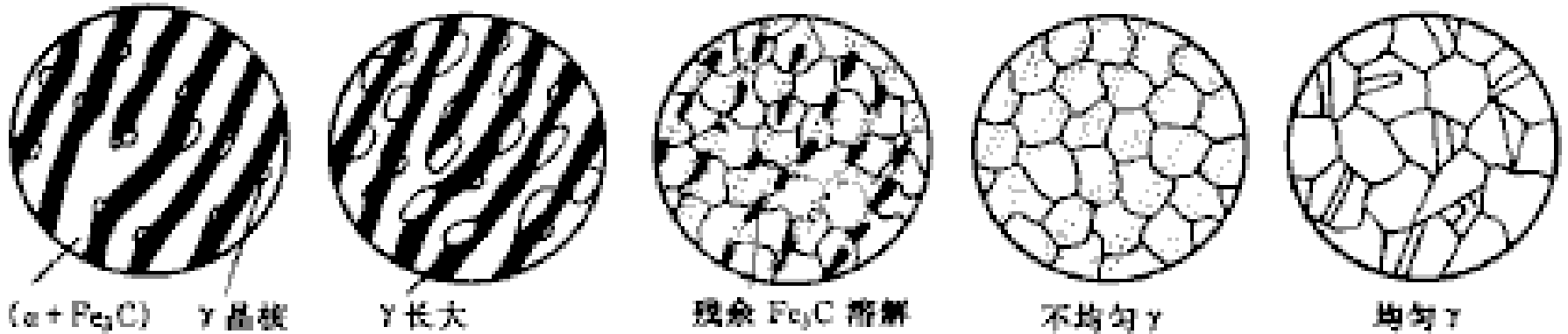


A_{C1} 、 A_{C3} 、 A_{Ccm} 表示加热时的转变温度
 A_{r1} 、 A_{r3} 、 A_{rcm} 表示冷却时的转变温度

第一节 钢在加热时的组织转变

二、奥氏体的形成过程

以共析钢 ($W_c=0.77\%$) 为例，原始组织为层片珠光体。



1. 在铁素体和渗碳体的交界处形成奥氏体的核心；
2. 奥氏体是同时消耗两相来长大；
3. 实际上总是铁素体先消失，随后残余渗碳体的溶解；
4. 奥氏体的均匀化，各处的碳浓度都达到平均成分，随后所含其它合金元素经扩散达到成分均匀；
5. 亚(过)共析钢中过剩相的溶解(温度达到 A_{C3} 或 A_{Ccm} 以上)。

三、影响奥氏体转变的因素

1. **加热温度** 所以加热温度越高，提高原子活动迁移能力，自由能差(动力)大，奥氏体化的进程也越快。
2. **加热速度** 材料处于连续加热，奥氏体化的时间自然短，但是均匀化程度差。
3. **含碳量** 随碳量的增加，渗碳体与铁素体的界面数量也多，转变速度加快。但过共析钢中，二次渗碳体的溶解要求更高的温度，碳量的增加达到均匀化时间会增加。
4. **合金元素** 碳化物形成元素与碳的结合力高于铁，会阻碍碳的扩散迁移；在碳化物消失后，合金元素自己扩散达到均匀，达到均匀奥氏体化的时间要大大延长。
5. **原始组织** 珠光体的层片越细，界面数量多，扩散的距离小，转变速度加快，片状珠光体的转变速度高于球化珠光体。

四、奥氏体晶粒度及其影响因素

1. 奥氏体晶粒度

奥氏体的晶粒度指奥氏体的晶粒尺寸大小，对热处理后的性能有重要影响。在热处理过程中，以后所得到的组织都是有奥氏体转变的产物，奥氏体的晶粒细小，所得到的组织也就细小，通常其力学性能也优越。在奥氏体化的过程中伴随着晶粒的长大，这是自发过程，只有控制好奥氏体化的工艺过程，才能到较细的晶粒。

描述奥氏体晶粒度有以下三种不同的概念：

- 1) **起始晶粒度** 刚刚完成奥氏体化的晶粒大小称为起始晶粒度，原珠光体的层片本身细小，所有的钢这时都是非常细小、均匀的。实际工程意义不大。
- 2) **实际晶粒度** 在具体的加热温度、保温时间的条件下获得的晶粒大小。它决定于钢的成分和奥氏体化的工艺过程。

四、奥氏体晶粒度及其影响因素

1. 奥氏体晶粒度

- 3) **本质晶粒度** 不同的钢在同样的加热条件下，奥氏体的长大倾向性不一样，按冶金部标准，将钢加热到 930 ± 10 °C，保温8小时得到的实际晶粒度作为该钢的本质晶粒度。**本质晶粒度是一材料特性，表示的是钢在奥氏体化时奥氏体晶粒的长大倾向。**其结果小于4级的钢成为本质细晶粒钢。并不是本质细晶粒钢奥氏体化得到的晶粒一定细小，通常加热温度在 930°C 以下，本质细晶粒钢奥氏体化得到的晶粒比本质粗晶粒钢细小，超过这个温度或工艺处理不当，结果可能完全相反。

四、奥氏体晶粒度及其影响因素

2. 影响奥氏体晶粒度的因素

- 1) **加热速度** 速度快用的时间少，转变在较高温度，形核率高，最终晶粒尺寸较细小。
- 2) **保温温度愈高，保温时间长**，奥氏体长大速度快，长大的时间多，晶粒变粗；
- 3) **原始组织**，固相转变组织的遗传性，珠光体细小，奥氏体的晶粒也细小；片状比球状细小，非平衡组织往往也可得到细小的奥氏体晶粒。
- 4) **合金元素(成分)** ①含碳量增加，奥氏体转变加快，生长时间多，奥氏体晶粒的长大倾向增加；②碳化物形成元素(Ti、V、Ta、Nb、Zr、W、Mo、Cr)和碳结合力强，阻碍碳的扩散可阻碍奥氏体晶粒生长；③不和碳作用而溶入基体元素(Si、Ni、Cu)对奥氏体晶粒生长无明显的影响；④Co、P、Mn对奥氏体晶粒的长大有加速作用。

五、加热不当带来的组织缺陷

由于加热设备故障、工艺不合理或操作失误，加热过程中可能引起的缺陷有：

1. **氧化** 加热过程，工件表面和 O_2 、 CO_2 、 H_2O 等气氛接触，工件表面发生氧化，更有甚者氧化气氛延晶界向内扩散造成较深的晶界氧化，这时主要表现晶界处的易氧化元素和氧结合使晶界性能下降，为内氧化。保温时间较长、温度高且表面要求较高，无多的加工余量要注意保护。
2. **脱碳** 含碳量较高的钢在加热和 O_2 、 CO_2 、 H_2O 、 H_2 等结合，生成CO溢出，内层向表层扩散表层向内出现贫碳区，而影响表层性能。可用CO、 CH_4 进行保护甚至渗碳。
3. **过热** 加热温度过高或保温时间过长，造成奥氏体晶粒过大。
4. **过烧** 加热温度太高，晶界过度氧化，甚至局部熔化，过烧工件只能报废。

第二节 钢在冷却时的组织转变

引子

过冷奥氏体：钢奥氏体化后，从高温冷却到 A_1 以下，此时奥氏体并不立即转变，而处于热力学不稳定状态，把这种存在于 A_1 温度以下暂未发生转变的不稳定奥氏体称为过冷奥氏体。

冷却方式：

等温冷却：将钢迅速过冷到临界点(A_{r1})以下某一温度，使奥氏体保持在该温度下进行转变。

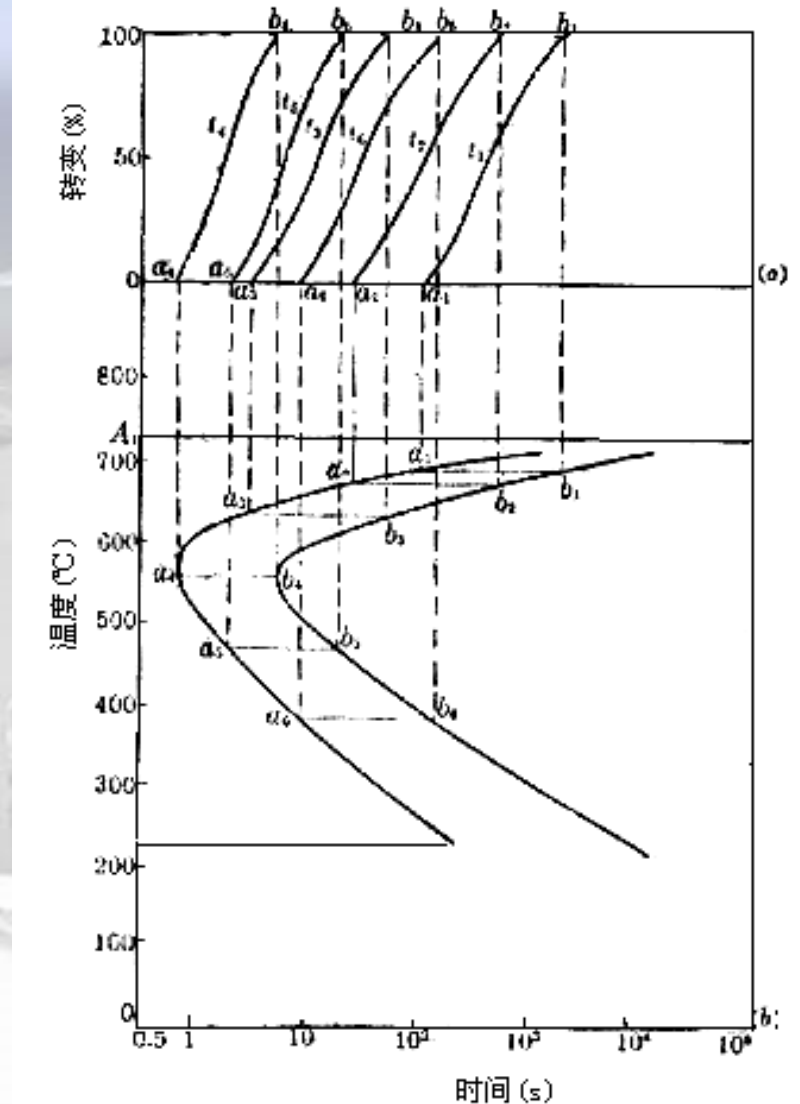
连续冷却：将钢以某一固定速度不停顿地冷却(到室温)，使奥氏体在连续降温的过程中转变。

第二节 钢在冷却时的组织转变

一、共析钢过冷奥氏体等温转变曲线的建立

过冷奥氏体等温转变图，也称 **TTT** (Time-Temperature-Transformation) 曲线，或C曲线。它综合反映了过冷奥氏体在不同温度下等温转变的开始和终了时间及转变产物之间的关系。

快冷到某温度下保温，过冷奥氏体要经过一段时间 a_1 后才开始转变，这个时间称为转变的孕育期。随后随着时间的延长，转变量不断增加。经过时间 b_1 后全部转变完毕。图中横坐标为时间，利用对数坐标 ($\log \tau$)；纵坐标为相对转变量 (%)。然后对转变后的试样进行金相分析。另建一坐标，横坐标还是时间，纵坐标为转变温度，将相同性质的连接起来。

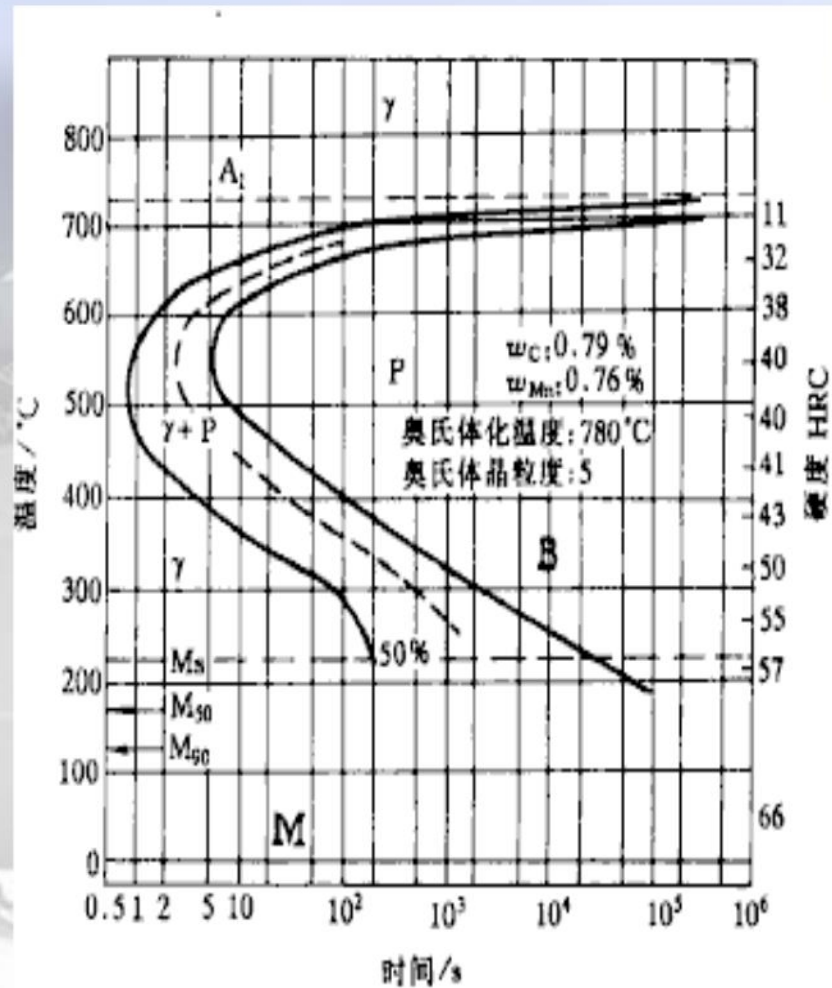


第二节 钢在冷却时的组织转变

一、共析钢过冷奥氏体等温转变曲线的建立

TTT曲线特征

这是实际测定得到的T8钢的等温冷却转变曲线(TTT曲线)，得到象字母“C”的曲线，俗称C曲线。在C曲线上，有一个孕育期最短的点，大约在550—500℃附近，这个点俗称为C曲线的“鼻尖”。随温度降低，鼻尖上部因动力加大而转变速度加快；下部因降低原子活动能力而减慢。当快速冷却的温度低于某一临界值 M_s 后，孕育期消失，到达 M_s 立即发生转变，转变的方式发生了变化， M_s 温度称为马氏体点。

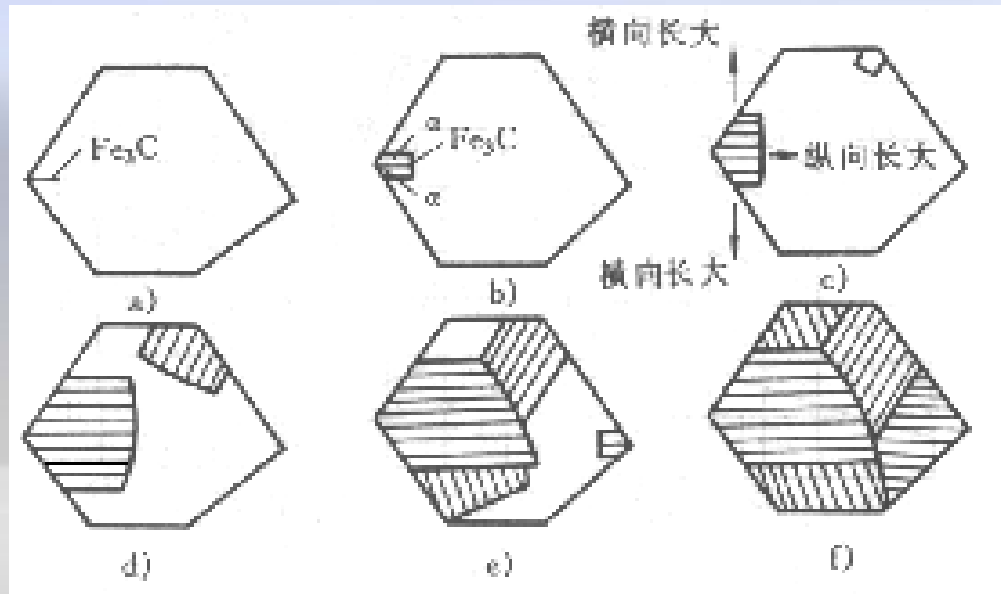


二、珠光体型转变

1. 珠光体的形成

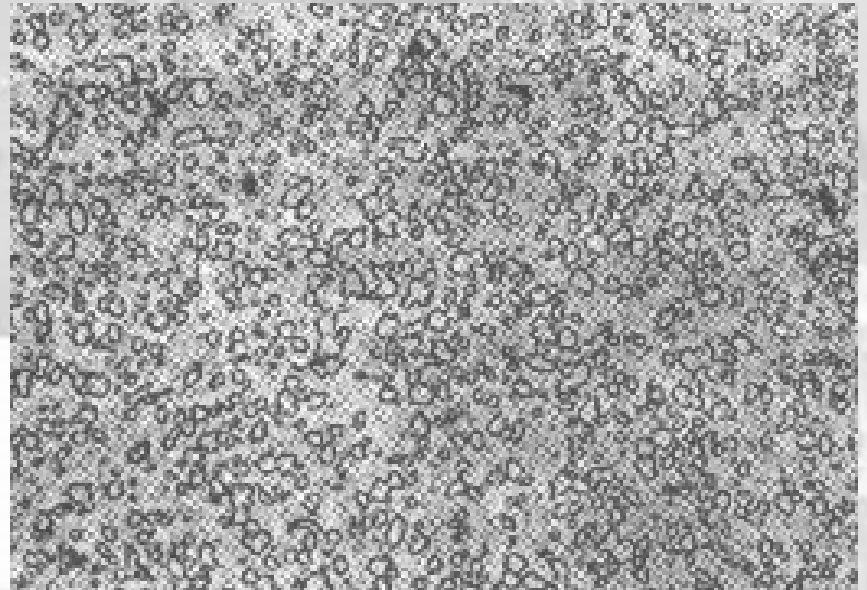
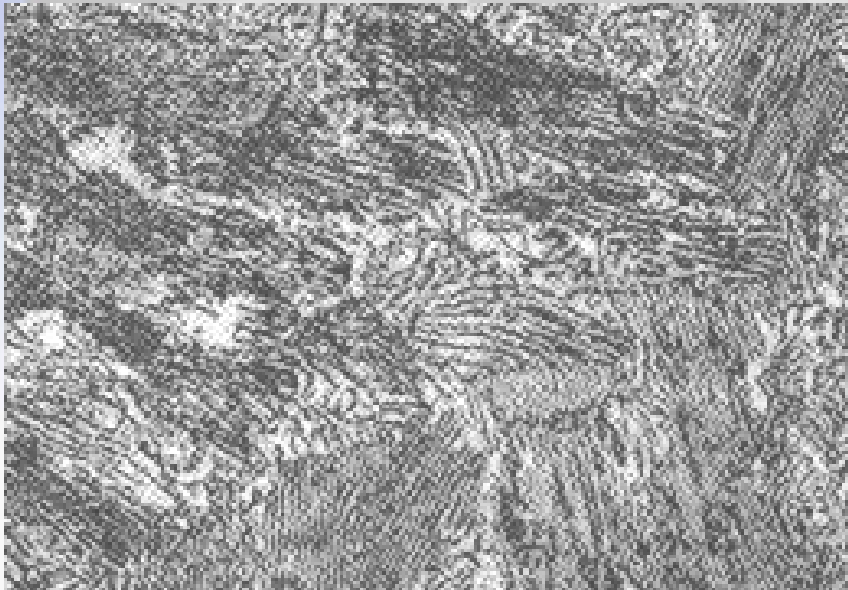
过冷奥氏体在 A_{r1} 到鼻尖(550°C)之间的转变方式基本相同,属于珠光体型转变。

首先在奥氏体晶界处形成 Fe_3C 的核心,然后不断长大,周围奥氏体将发生晶格改组转变为铁素体,铁素体的生成促使渗碳体的长大和形核,长大的渗碳体可以分枝,它们共同生长的结果便得到**层片的分布**。在一个奥氏体晶粒中可能有数处形核,各自分别发展成不同的领域,直到奥氏体完全消失。此外,渗碳体形核与原奥氏体有一定的位向关系,所以珠光体在奥氏体中常为几种特定方向。



2. 转变产物

过冷奥氏体按珠光体型方式发生转变，通常所得产物为铁素体和渗碳体交替分布的层片状组织，随着转变温度的降低，片间距愈细，即不同温度下所得产物的差别是层片间距不同。采用特殊的方式冷却，也可能得到点状(小球)的渗碳体均匀分布在铁素体的基体上，如图所示。工程上对不同片间距的产物有一些习惯的称呼。



第二节 钢在冷却时的组织转变

二、珠光体型转变

转变温度(℃)	片间距(μ)	名称	代号	硬度(HRC)
A _r 1—650	0.4—0.7	珠光体	P (Pearlite)	25—5
650—600	0.25—0.4	索氏体	S (Sorbite)	35—25
600—550	<0.25	屈氏体	T (Troostite)	40—35

3. 珠光体的性能

不同类型的珠光体由于层片间距不同，力学性能在一个较大范围内变化，总体趋势是随着片间距的减小，材料的强度和硬度呈现上升；其塑性和韧性以索氏体为最高，它的组织比珠光体细小且分布均匀，而屈氏体因层片的细小，塑性相铁素体的可变形范围小，强度最高，但塑性却下降了。

三、贝氏体型转变

1. 基本特点

到500℃以下，相变的驱动力较大，铁的扩散系数已经很小，相变过程中来不及扩散，这时碳尽管扩散速度比高温下小了很多，但还能在一定的范围内进行短距离扩散，所以将发生混合型相变，在钢中称为**贝氏体** (Bainite) 转变。

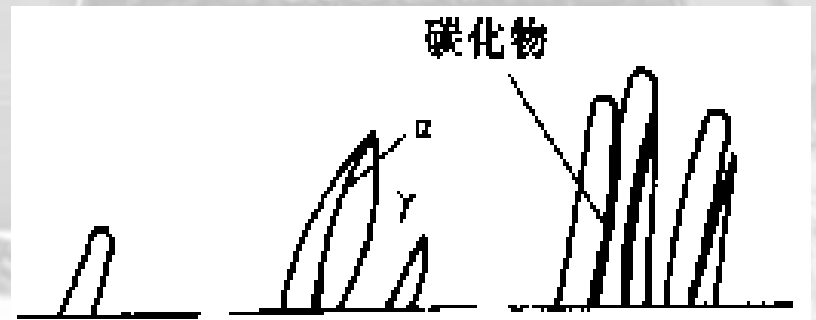
在较大的驱动力下，晶格中的铁原子以切变方式，将其晶格点阵从面心立方改组为体心立方。这时铁原子不改变相邻关系，每个原子相对周围原子发生仅为原来晶格间距几分之一移动，整个晶体结构发生了变化。一方面原子移动距离小，另一方面，要求所有原子同时移动，所以变化阻力大，仅在驱动力足够大时才发生。碳在面心立方中的溶解度大于体心立方晶格，对切变形成了阻力，含碳量愈低，转变愈容易。

三、贝氏体型转变

2. 上贝氏体转变

在“鼻尖”到 350°C 的温度范围内等温，这时铁从fcc向bcc结构转变的趋势相当大，这时碳有一定的扩散能力，类似珠光体型转变，在原奥氏体的晶界形成 Fe_3C 的核心，并慢慢长大，在碳化物的形成生长时，周围的奥氏体的溶碳量明显下降，从fcc向bcc结构转变的阻力就减小，这些铁原子就立即以切变方式发生晶格改组。

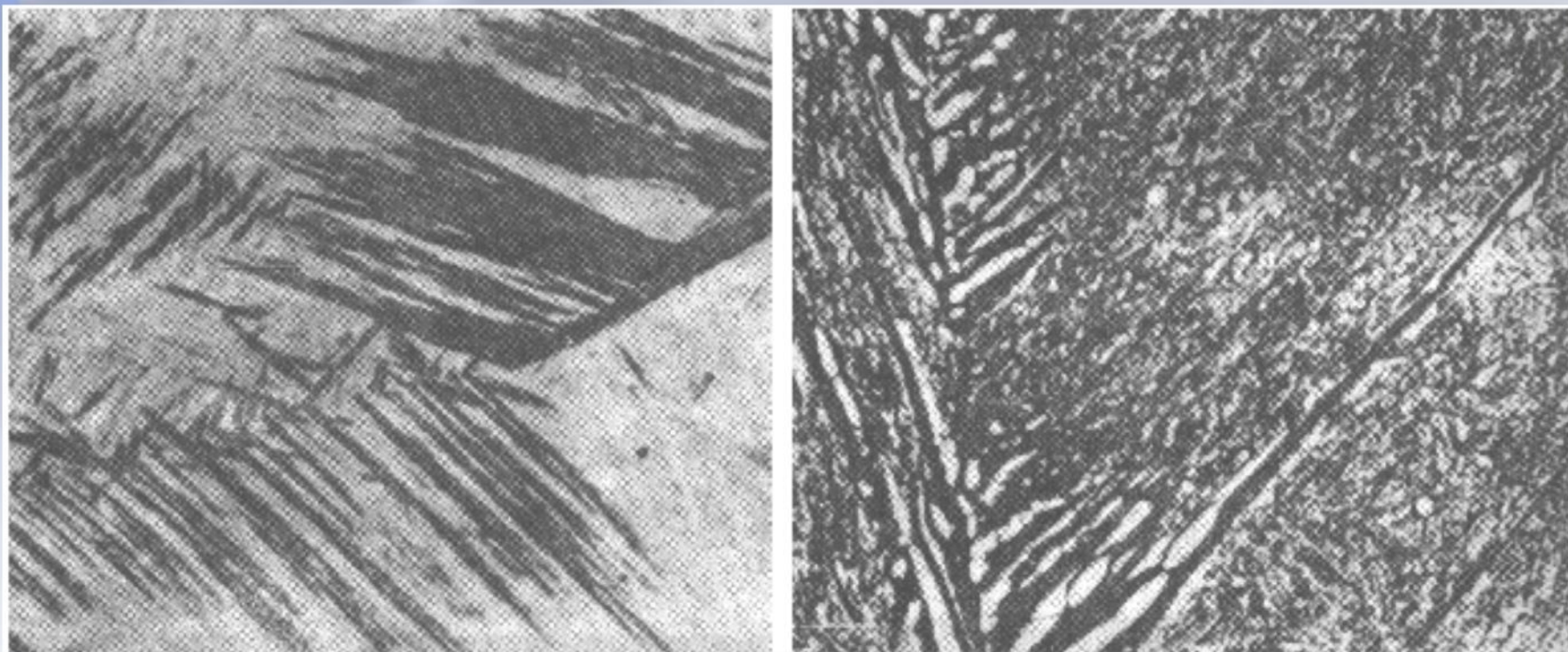
贝氏体的生长方式为从原奥氏体晶界开始，边向奥氏体晶内生长同时不断加宽，其组织为以奥氏体晶界为干线的羽毛状，在羽毛的毛翎之间分布着析出的 Fe_3C ，这种**碳化物存在于平行分布的铁素体片之间的贝氏体称为“上贝氏体”**。



第二节 钢在冷却时的组织转变

三、贝氏体型转变

2. 上贝氏体转变



性能特点：在碳钢中，上贝氏体的力学性能指标并不好，这时的强度和硬度不太高，而韧性很低，工业生产中一般不用这种组织的材料来制造机械零件。

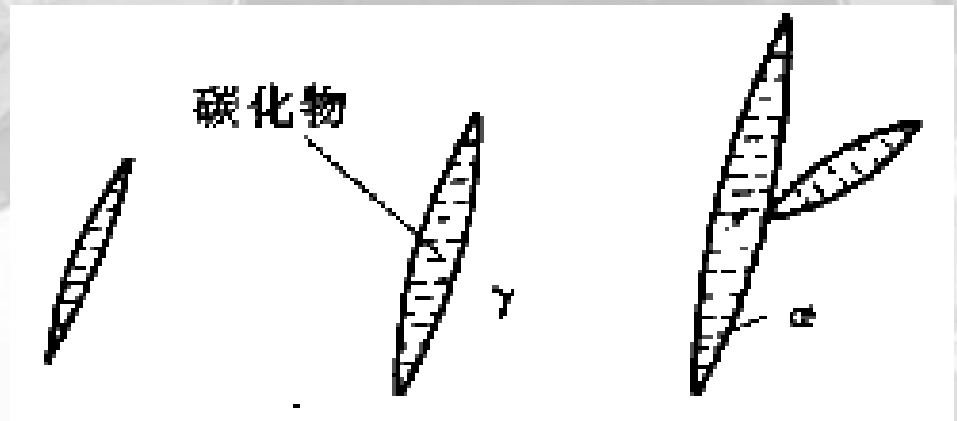
第二节 钢在冷却时的组织转变

三、贝氏体型转变

3. 下贝氏体转变

在 350°C 到 M_s 点(约 230°C)的温度区间, 转变的趋势更大, 但碳的扩散迁移能力又进一步减慢, 当碳在小范围内迁移聚集是, 主体的奥氏体基体就出现贫碳区就可以发生切变, 从奥氏体转变为铁素体。切变区一般为凸镜状, 发展的程度在一个奥氏体晶粒之内, 再形成的在已有的贝氏体和奥氏体晶界或两个已有的贝氏体之间。聚集的碳在转变的铁素体内部形成极细小的碳化物, 不一定是 Fe_3C , 在光学显微镜下看不见, 但它的存

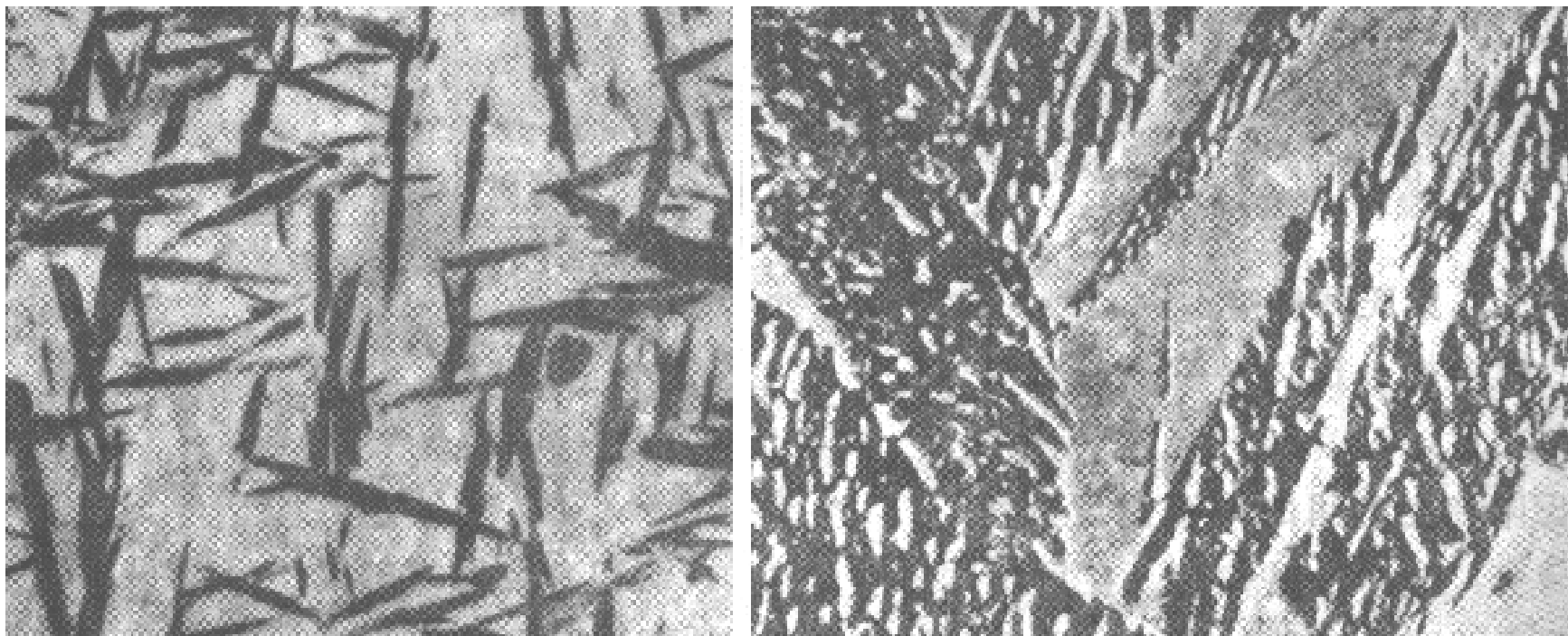
在会使贝氏体制样侵蚀加快成暗色; 在电子显微镜下可以看到它们成细片状, 这种碳化物在贝氏体内的组织称为“下贝氏体”。



第二节 钢在冷却时的组织转变

三、贝氏体型转变

2. 下贝氏体转变



性能特点：下贝氏体有较高的强度和硬度，还有一定的韧性，即有较好的强韧性配合，或称有良好的综合力学性能。在生产实际中这是一种常用的状态，但为了完成下贝氏体转变，不能直接冷却到室温，需要保温设备，并且转变时间长，生产的效率不高。

四、马氏体型转变

1. 转变过程

当钢很快冷却到 M_s (共析钢约为 230°C)以下, 这时碳的可迁移能力也很低, 在巨大的转变驱动力作用下, 铁以切变的方式进行从fcc到bcc的晶格改组, 形成了**碳在铁素体中的过饱和固溶体, 成为“马氏体”**。

由于大量碳的过饱和, 将会给这时的铁素体带来巨大的晶格畸变, 碳原子处在的位置是体心立方的八面体间隙处, 体心立方的八面体间隙是一扁形, 溶入碳原子基本在一个方向变形即可, 为了减小晶格畸变, 碳原子大多在同样的方向, 所以马氏体的晶格点阵严格说来已经不是体心立方, 而是体心正方, 即晶格常数在一个方向被拉长。如果拉长的方向的晶格常数为 c , 另两个方向相等为 a , 对于马氏体来说, c/a 的值一般在 $1-1.05$ 之间。

四、马氏体型转变

2. 转变特点

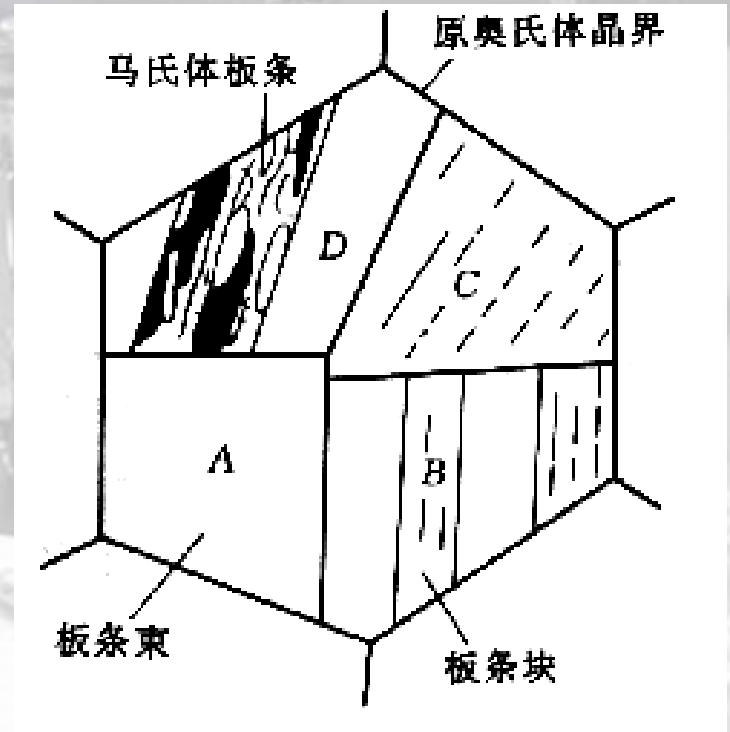
- 1) **速度非常快** 钢从奥氏体向马氏体的转变速度非常快，几乎无法测量，一般认为是以声速发展。
- 2) **转变数量不决定于保温时间，而取决于冷却到的温度** 当奥氏体迅速冷却到 M_s 温度以下，立即发生相应的马氏体转变，继续停留尽管还存在未转变完的奥氏体，但马氏体的数量并不再增加；而是随着温度的降低，马氏体的数量不断增加，一直到某一温度 M_f 以后，马氏体的数量不再增加了。因此，把 M_s 温度称为钢的马氏体点，即过冷奥氏体开始发生马氏体转变的温度，把温度 M_f 称为马氏体转变的结束温度。
- 3) **转变不能进行到底** 就是冷却到 M_f 温度以下，钢中总有一定数量的奥氏体存在不能转变，这部分奥氏体成为残余奥氏体，通常简记为 $A_{残}$ 或 A' 。一般钢的 M_f 温度在室温以下，快速冷却到室温的钢中必然存在一定数量的残余奥氏体。

四、马氏体型转变

3. 马氏体的形态

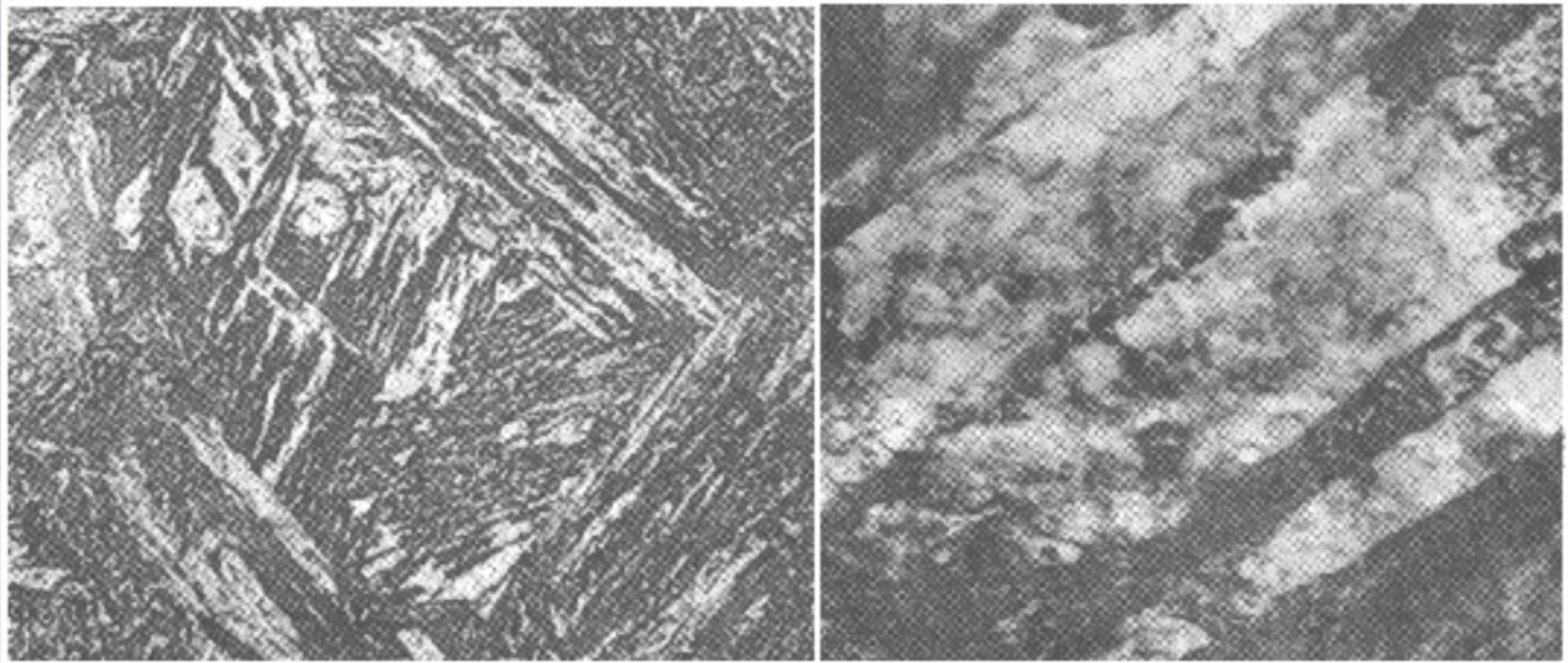
快速冷却得到的马氏体，随着原奥氏体中的含碳量的不同，转变产物的组织形态也不相同，主要有两大类：板条马氏体和透镜状马氏体。

板条马氏体 奥氏体中的含碳量较低时，指小于0.3%Wt时，形成的马氏体为板条状，也称为低碳马氏体。组织形貌为一个原奥氏体晶粒可以有几个板条束，在板条束中有时又可以分成几个平行的板条块，在板条内分布着稠密的平行的马氏体板条。稠密的板条之间是一层连续的高度变形的极薄的奥氏体薄膜(约20nm)，马氏体内有大量位错。



第二节 钢在冷却时的组织转变

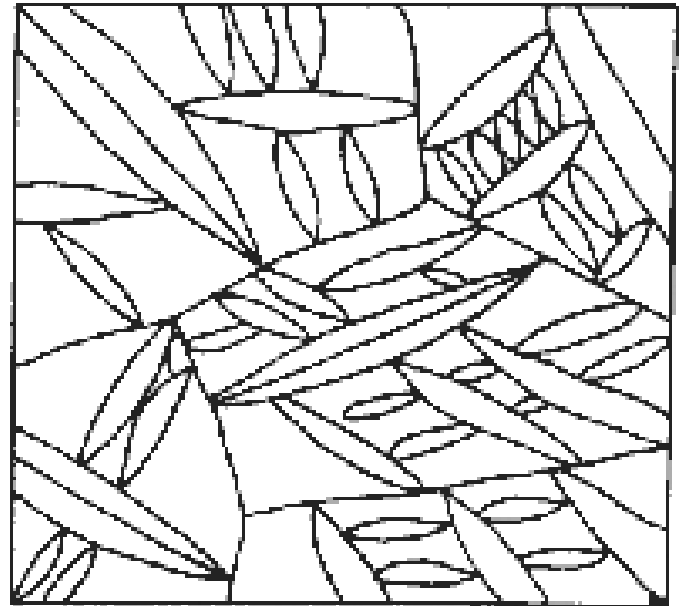
四、马氏体型转变 3. 马氏体的形态



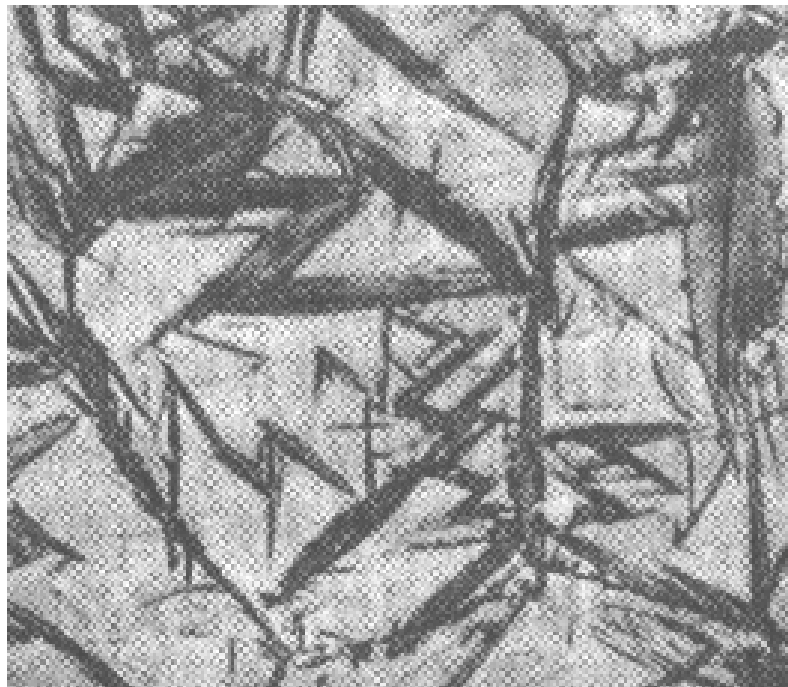
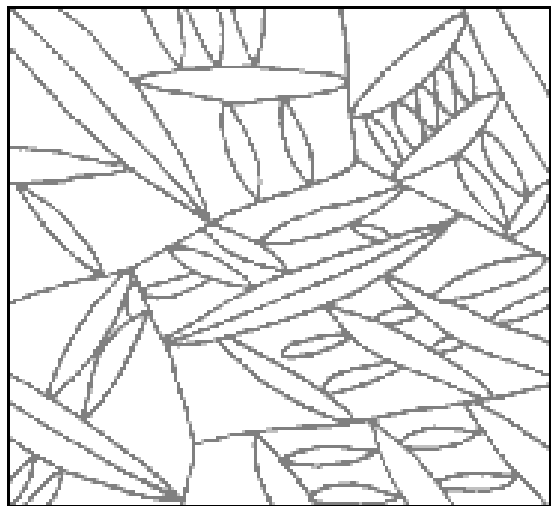
特点：得到的低碳板条马氏体过饱和度不大，位错的强化结构有较高的强度和韧性，具有良好的综合力学性能。如0.2%C淬火后，HRC50、 $\sigma_b=1500\text{MPa}$ 、 $a_k=150-180\text{J/cm}^2$ 。

四、马氏体型转变 3. 马氏体的形态

片状马氏体 奥氏体的含碳量大于1.0%时，得到的马氏体形状呈针片状或竹叶状，故称为片状马氏体，其立体形态是双凸透镜片状，所以又称为透镜马氏体或高碳马氏体。在一个原奥氏体晶粒中，首先形成一个贯穿整个晶粒的马氏体片，以后形成的马氏体片尺寸受到限制，在已经存在的马氏体和奥氏体晶界或马氏体片之间，越后形成的马氏体片越小。马氏体片之间互不平行，最后的三角区为残余奥氏体。



四、马氏体型转变 3. 马氏体的形态



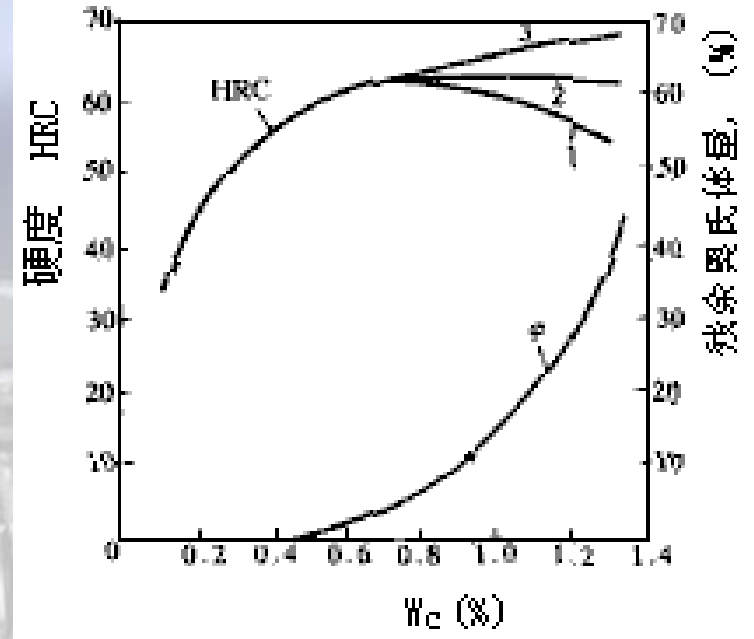
性能特点：得到的高碳片状马氏体过饱和度大，严重的晶格畸变产生大的内应力，大片之间易产生显微裂纹。片状马氏体具有高的硬度和强度，但塑性和韧性很低。HRC60、 $a_k = 1\text{J}/\text{cm}^2$

四、马氏体型转变

3. 马氏体性能

马氏体一般是很硬的，**硬度随马氏体中的含碳量的提高而增加**，同时残余奥氏体的数量也正增加。原因时过饱和的碳引起的晶格畸变和马氏体转变体积膨胀造成周围的强烈塑性变形，形成的高密度的位错或孪晶带来的加工硬化。

高碳马氏体虽很硬，但塑性和韧性却很差，并且内部存在巨大的内应力，如共析钢淬火得到的片状马氏体力学性能：硬度达60HRC，冲击韧性仅 $1\text{J}/\text{cm}^2$ 。低碳的板条马氏体的硬度虽不算很高，却具有一定的塑性和相当好的韧性，0.2%C碳钢淬火得到的板条马氏体力学性能指标：硬度35—40HRC，屈服强度800—1000MPa，伸长率9—17%，冲击韧性60—180 J/cm^2 。

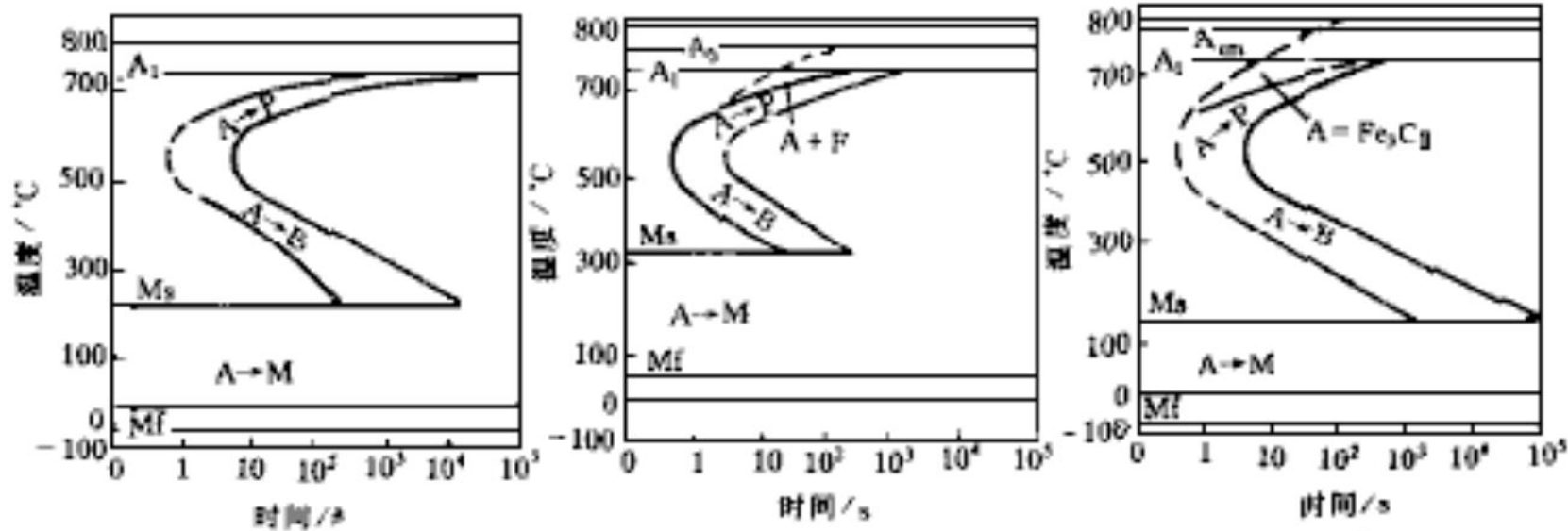


第二节 钢在冷却时的组织转变

五、影响C曲线的因素

1. 含C量的影响

钢的碳含量偏离共析点成分，平衡转变时存在先共析相的析出转变，在C曲线的上方有一条先共析相析出线，上趋近于 A_{c3} 或 A_{cm} ，下到C曲线的鼻尖处，如图所示。在亚共析钢中为铁素体的开始析出线，而过共析钢则为二次渗碳体的开始析出线。



五、影响C曲线的因素

奥氏体中的含碳量对C曲线有明显的影响，注意奥氏体的含碳量和钢的含碳量在转变的过程中是不一致，如钢的含碳量各不相同，但缓慢冷却到 A_1 温度，奥氏体的含碳量均向S点看齐。与共析钢相比，在亚共析钢中，随着含碳量的增加，C曲线右移，即转变的孕育期和转变时间都加长；在过共析钢中，随着含碳量的增加，C曲线也左移，即转变的孕育期和转变时间都减少，先析出的碳化物会促使奥氏体的分解，所以共析钢的奥氏体是最稳定的。在一般的碳钢中，鼻子处的孕育期仅不到一秒钟。

2. 加热温度和保温时间

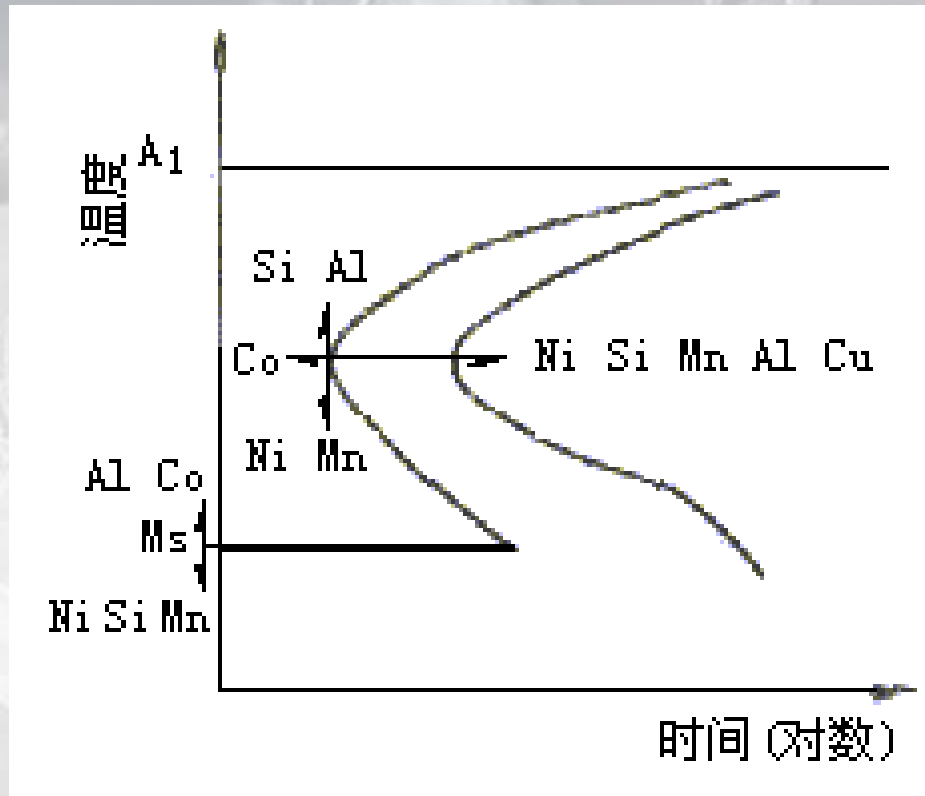
随着加热温度的提高，保温时间的加长，奥氏体的均匀化程度高，不利于转变形核，不利于过冷奥氏体的分解，或称奥氏体的稳定性得到提高，C曲线右移。

第二节 钢在冷却时的组织转变

五、影响C曲线的因素

3. 合金元素的影响

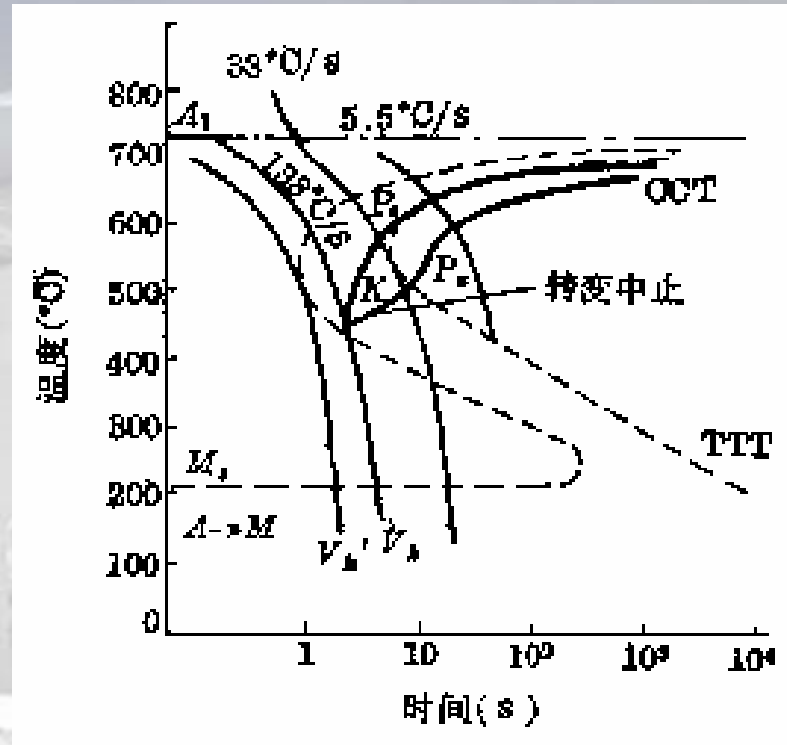
除Co以外，几乎所有元素都会使C曲线右移，即提高奥氏体的稳定性。此外，大量合金元素的加入，还会改变C曲线的形状，具体的分析到合金钢章节再讲。



六、过冷奥氏体的连续冷却曲线

1. CCT(Continuous Cooling Transformation)曲线

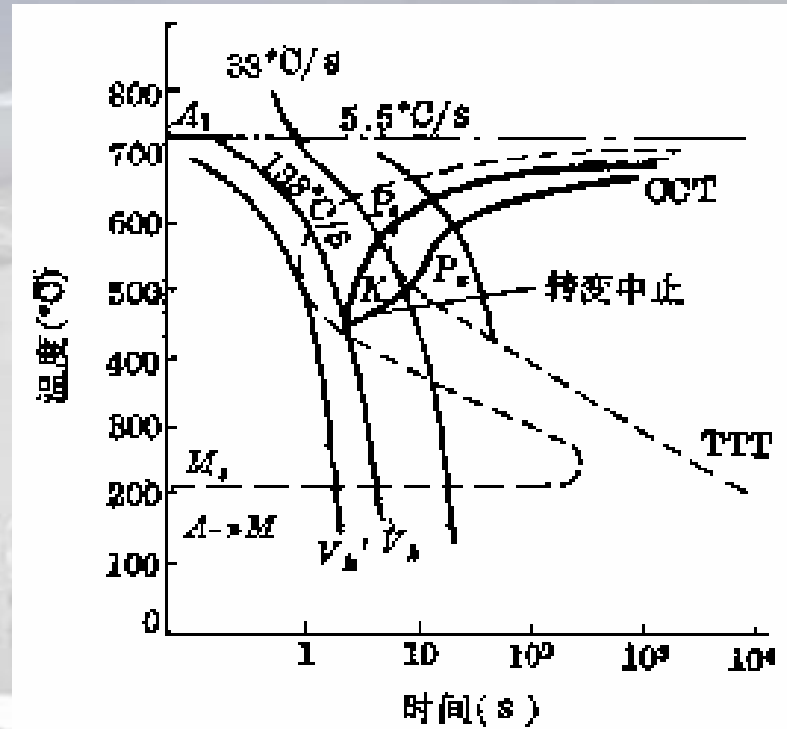
将奥氏体化后的材料置于某一特定的介质中冷却，随着时间的推移，材料的温度不断下降，奥氏体的分解过程在不同的温度下进行，得到的组织就较复杂。冷却环境不同，或冷却介质不同，材料的冷却速度也就不相同，得到的产物也不相同，对应的性能将不相同。这就是连续冷却过程，为了研究连续冷却过程的转变规律，许多钢也建立了相应的冷却曲线，即**连续冷却曲线**，也称**CCT曲线**。



六、过冷奥氏体的连续冷却曲线

2. 曲线的建立

将钢奥氏体化后，以不同的冷却速度冷却到室温，测量出奥氏体的开始分解和转变结束的时间，在标注温度—时间(对数坐标)图中，先画出温度—时间关系曲线，标出奥氏体开始分解的时间和转变结束时间，下方同时记录转变产物的硬度，最后将不同冷却速度下的相同性质的点连接所得到的曲线就得到CCT曲线。



六、过冷奥氏体的连续冷却曲线

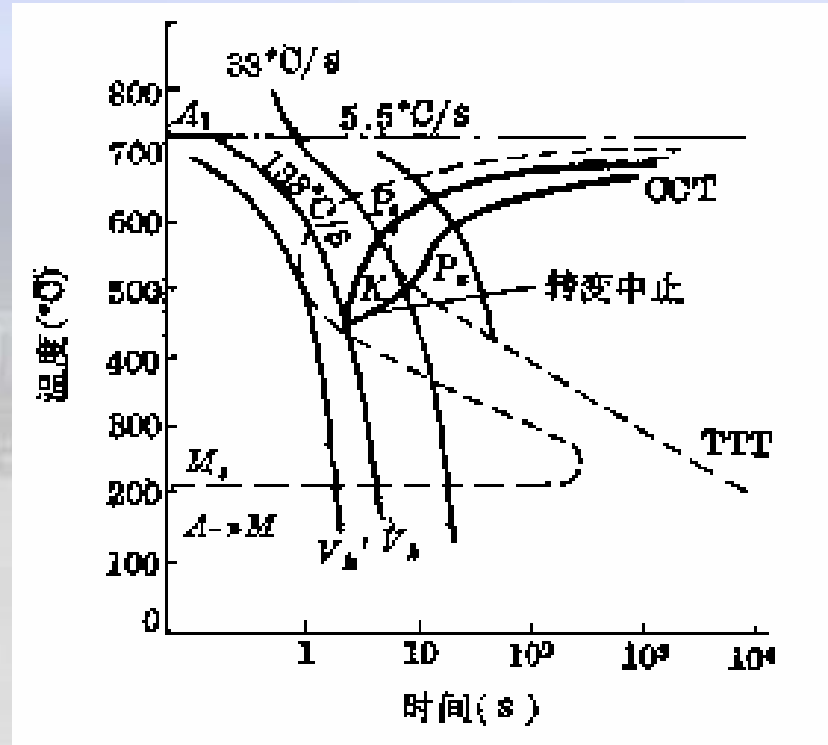
2. 碳钢的CCT曲线分析

如果将TTT曲线用虚线画在同一图中，比较后发现：

①珠光体型转变对应转变曲线没有明显的差别，开始和结束点滞后，CCT曲线在TTT曲线的右下方。达到同样的温度，等温转变在较低温度下所处的时间比连续冷却长。

②贝氏体转变被抑制不能发生，在CCT曲线上有一奥氏体转变中止线，只有部分奥氏体分解，随后的一段时间内，剩余的奥氏体并不发生转变，直到马氏体点后，发生马氏体转变，所得组织为T+M+A'；

③马氏体点及以下的状态，连续冷却曲线和等温冷却转变曲线没有明显的差别。



六、过冷奥氏体的连续冷却曲线

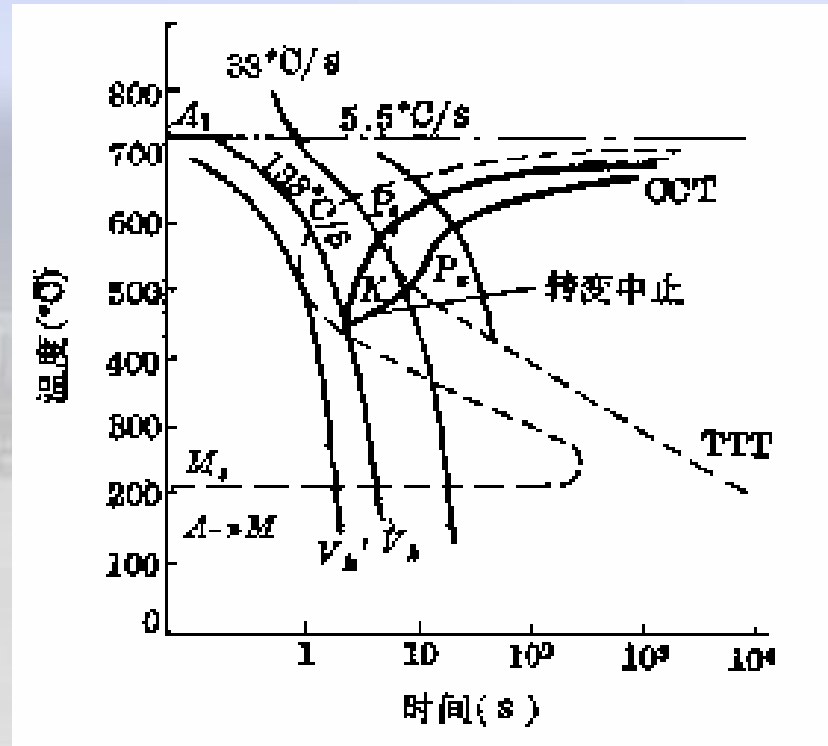
3. 碳钢连续冷却转变的组织

①冷却速度小于 $5^{\circ}\text{C}/\text{S}$ 时，如随炉冷却过程，得到珠光体。随着冷却速度加快，转变类型相同，组织从珠光体、索氏体、屈氏体，即层片不断细化，同一冷却速度不同的转变阶段转变产物也有一定的差别。

②冷却速度大于 $V_K=138^{\circ}\text{C}/\text{S}$ 时，不与曲线相交，全部得到 $\text{M}+\text{A}'$ ，这

冷却速度称为**临界冷却速度**或上临界冷却速度。把 $V_K'=33^{\circ}\text{C}/\text{S}$ 称为下临界冷却速度，小于这个速度冷却则无马氏体转变。

③在上下临界冷却速度之间，如在油中冷却，通过了珠光体型转的开始线，未通过转变结束线，而通过转变的停止线，得到的组织为 $\text{T}+\text{M}+\text{A}'$



以上内容仅为本文档的试下载部分，为可阅读页数的一半内容。如要下载或阅读全文，请访问：<https://d.book118.com/366131034034010215>