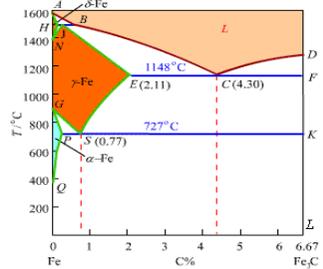
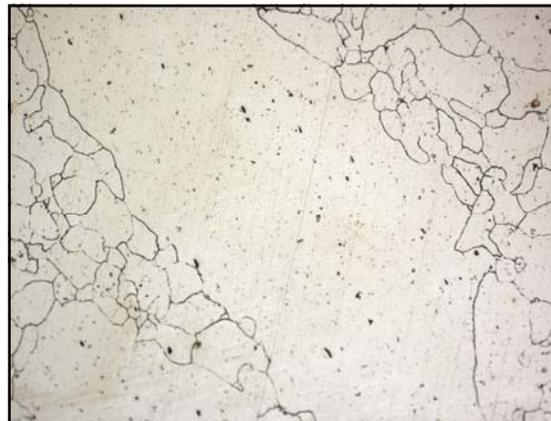


Ch3 过冷奥氏体的等温转变与连续冷却转变

§ 3-1 钢在加热时的奥氏体化过程



- 一、加热温度的确定
- Ac1, Ac3, Accm; (Ar1, Ar3, Arcm)
- +20~30C, 30~50C
- 二、保温时间
- 转变彻底, 晶粒细小, 成份均匀
- 三、转变机理
- F→A, cem(Fe3C)的溶解



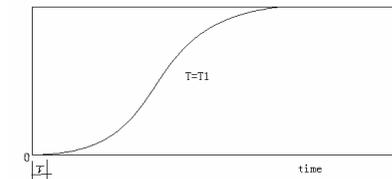
§ 3-2、TTT曲线

1、过冷奥氏体

奥氏体冷却到临界温度以下, 处于热力学不稳定状态, 来不及或未能发生转变的奥氏体称为过冷奥氏体。

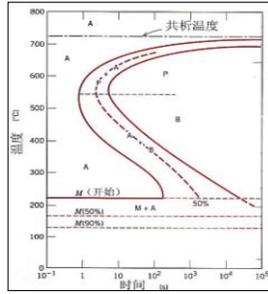
2、等温转变

将奥氏体迅速冷却至某一温度保温, 经过一定的孕育期后, 过冷奥氏体将发生相变, 这种转变称为等温转变。



3、TTT曲线

- 将过冷A各等温转变曲线，综合在一个以时间为横坐标，温度为纵坐标，转变量为曲线分界线的图中，得到一个TTT曲线。
- (Temperature-Time-Transformation)
- 由于其形状如“C”，所以亦称C曲线。如右图所示为共析钢的TTT曲线。
- C曲线表明：在A1温度以上，A是稳定的，不发生相变；在A1温度以下，过冷A不稳定，要发生转变。但转变前，有一亚稳定存在时间，称为孕育期 τ 。对于共析钢而言，在550C附近， τ 最短，不到1S。



4、影响C曲线的因素

- C曲线的形状、位置决定于奥氏体的稳定性及转变特性，这些都与奥氏体的含C量、合金元素及含量、奥氏体原始状态等密切相关。
- (1) 碳含量
 - 一般来说，C%↑ (指的是A中的含碳量，而非简单的钢的含碳量)，奥氏体稳定性增加。
 - 对于过共析钢，只有加热到Accm以上，完全A化后，才能使奥氏体稳定化。否则，若在Ac1温度以上加热，此时A中的C%≈0.8%，而A中Cm数量增多，形成A转变的非均匀形核核心，反而使奥氏体的稳定性降低。
 - 而在实际生产中(热处理)，为了防止奥氏体晶粒粗化，一般对于过共析钢A化温度选在Ac1+30~50C左右。因此，过共析钢的A反而不如共析钢的奥氏体稳定。所以，对于碳钢，共析钢的C曲线最靠右(A最稳定)，亚共析钢随C%减小，过共析钢随C%增加，C曲线左移(A不稳定)。
- 另外，对于过共析钢或亚共析钢，在P转变之前，有一先共析转变。F或Cm。

2、合金元素

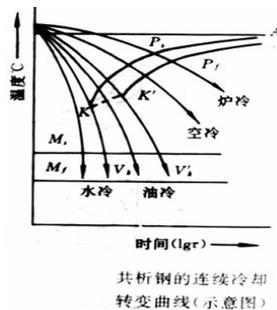
- 除Co、Al外所有合金元素的溶入均增大过冷奥氏体的稳定性。
- 其中B、Mo、W、Cr作用较大，Mn、Ni次之，Si、Cu影响较小。
- 非碳化物或弱碳化物形成元素、Mn只使C曲线右移，基本上不改变形状(一定量)；
- 强碳化物形成元素，不但使C曲线右移，还改变其形状，甚至使C曲线变成双C曲线。
- 同样，这里所有元素的作用，特别是碳化物形成元素，只有溶入A中，才能使A稳定化。反之，若形成了未溶碳化物，则反而使A稳定性下降。

3、奥氏体状态

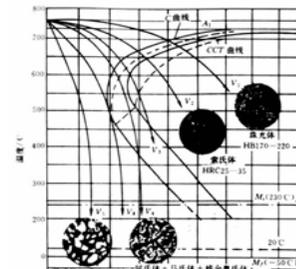
- A晶粒越细小、均匀性越差，未溶第二相越多，则过冷奥氏体分解的孕育期越短，等温转变速度越快，使C曲线左移。

§ 3-3、过冷A的连续冷却转变曲线 (CCT曲线) (Continue-Cooling-Transformation)

- 在实际的热处理过程中，很多情况下冷却为连续冷却过程，而非等温过程，所以过冷A是在连续冷却过程中发生转变的。所对应的转变开始温度、终止温度、时间构成一个CCT曲线。
- 右图为共析钢的CCT曲线。



- 1、曲线特点
 - CCT曲线与同一材料的TTT曲线很相似。一般来说，曲线要往右下方移动。
 - 在共析碳钢(过共析碳钢)中不出现B转变。
- 2、临界冷却速度Vc
- 获得全部马氏体组织(或不出现高温转变)的最低冷却速度。

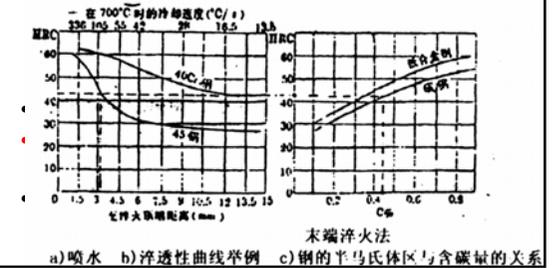


在CCT曲线上，可以直接获得临界冷却速度Vc。
若有TTT曲线，可得临界冷却速度 $V_c = \frac{T_{A1} - T_{Ms}}{\tau_{Ms}} \times 1.5$
若有两个鼻尖，则取 $V_c = \max\{V_{c1}, V_{c2}\}$

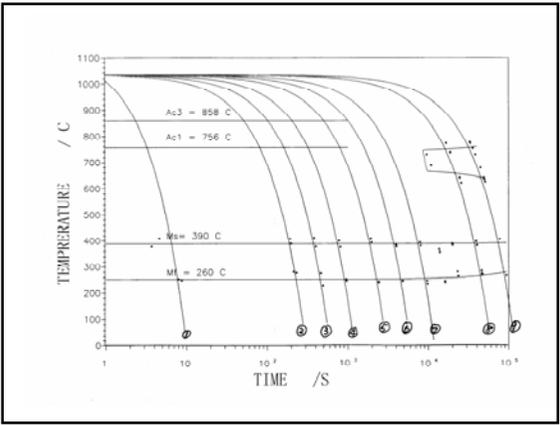
3、连续冷却转变产物

- 由于转变是发生在从高温到低温的整个温度范围，根据冷速的不同，转变产物为复

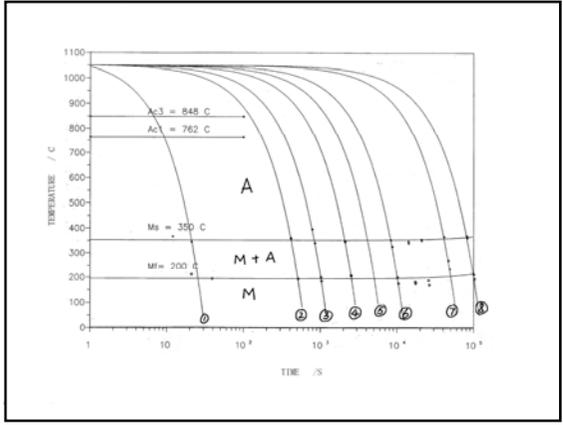
- 表示淬透性可直接用Vc或采用实验测定的方法：
 - (1) 末端淬火法
 - (2) 临界淬透直径法



- 5、连续冷却曲线的测定与应用
- 测定：（成分、奥氏体化温度、时间、晶粒度、原始状态。）
- 冷却速度曲线、转变开始温度、终了温度、时间曲线，对应不同冷速的组织特征和性能（硬度）
- 应用：获得的C曲线，可直接指导生产；是材料热处理的依据。若没有得到CCT曲线，可借助于TTT曲线进行估计。



- 材料成分：
- 元素 C Si Mn P S Cr Ni Mo V Nb Cu N Al
- %wt 0.1 0.39 0.42 0.013 0.010 9.19 0.22 0.95 0.22 0.10 0.09 0.02 0.01
- 试样尺寸：直径3mm，高度10mm。
- 相变点测试条件：室温—3C/min—1200C—3C/min—室温。
- 相变点测试结果：
- 项目 Ac1 Ac3 Ar1 Ar3 Ms Mf
- 温度/C 756 858 -- -- 390 260
- CCT曲线测试条件：
- 奥氏体化温度：1030C；保温时间15min。
- 冷却速度：0.5C/min~淬火不同冷速。



- 材料成分：
- 元素 C Mn Si P S Ni
- %wt 0.11 0.7 0.17 0.012 0.008 0.53
- Cr Mo V W Al Nb N Sn
- 10.75 1.07 0.20 0.28 0.01 0.04 0.04 0.009
- 试样尺寸：直径3mm，高度10mm。
- 相变点测试条件：室温—3C/min—1200C—3C/min—室温。
- 相变点测试结果：
- 项目 Ac1 Ac3 Ar1 Ar3 Ms Mf
- 温度/C 762 848 -- -- 350 200
- CCT曲线测试条件：
- 奥氏体化温度：1050C；保温时间15min。
- 冷却速度：0.5C/min~淬火不同冷速。

§ 3-4 珠光体转变（珠光体型转变）

- 一、共析转变
- 共析碳钢A在Ar1温度以下时，将发生

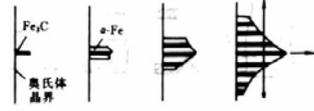
$$\gamma_{0.77} \Rightarrow P(F_{0.0218} + C_{m_{6.69}})$$

$$FCC \rightarrow BCC + \text{复杂单斜}$$

- P为片层状的F+Cm，腐蚀后，在显微镜下观察呈现珠光形态，称之为珠光体。
- 在A → P的过程中，既有成分的改变，也有晶体结构的变化。

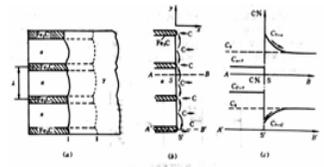
二、珠光体转变的形核和核长大过程

- 珠光体一般在原奥氏体晶界形核，形核时首先在A晶界上形成Cm核，然后再形成F核心，随后再交替形成F+Cm的新的核心，并向A内部长大。一个A晶内形成多个不平行的P团区，直至长满整个A晶粒。
- 由于界面能的因素，新相与母相之间存在着一定的晶体学关系。一些实验结果指出： $(111)_\gamma // (110)_\alpha // \approx (001)_{Fe_3C}$
- 也是由于界面能的关系，在珠光体形成后长时间高温保温，Cm将变成球状。（球化处理）

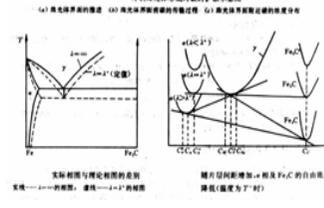


珠光体形核长大过程示意图

- 在珠光体团的长大过程中需要C、Fe原子的扩散。 $F \rightarrow A \rightarrow Cm$
- 随着温度降低，过冷度增大，原子扩散能力减弱，相变驱动力增大，A的稳定性降低，但形成的P片的间距及片层厚度不断减小，得到细片状的P组织。

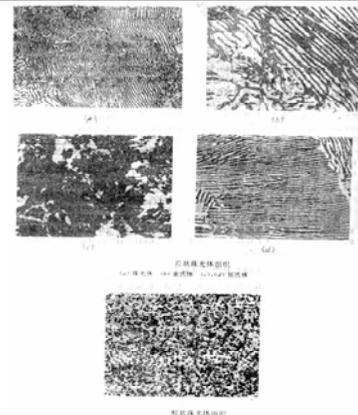


珠光体转变的扩散示意图



珠光体转变的过冷度示意图

- 在工业上，将高温区形成的P称为**珠光体P**，其片层间距 λ 约150nm~450nm。
- 可在低倍光学显微镜下，分辨出片层结构。
- 在中温区形成的P称为**索氏体S**，其 λ 约80nm~150nm，只有在高倍(>400倍)光学显微镜下，才能观测到片层结构。
- 在低温区形成的P称为**屈氏体T**，其 λ 约30nm~80nm。只有在电子显微镜下，才能分辨出片层状特征。



珠光体、索氏体、屈氏体的显微组织

三、先共析转变



先共析转变示意图

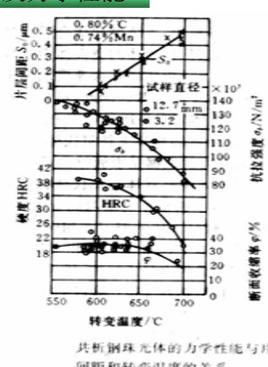
铁素体形核长大示意图

在P转变之前，先共析F₁从相界面往成分，并发生

若冷却速度快，相变的过冷度 ΔT 大，导致 ΔG 大，但扩散困难，铁素体将以半共格关系，在A中长大，形成锯齿状的魏氏组织W。魏氏组织的形成，将使材料性能下降。

四、珠光体的组织特点及力学性能

- 珠光体有粒状和片层状两种。
- 对于片层状P，由于Cm的割裂作用，因而 λ 越小，性能越好：硬度HRC，强度 σ ，塑性 δ ，韧性 α_K 提高。
- 粒状P与片层状P相比，硬度降低，塑性、韧性提高。综合性能更佳。



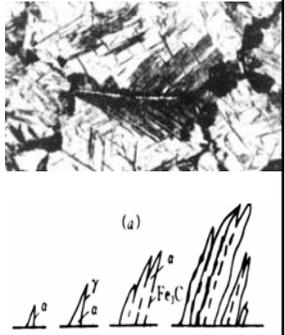
珠光体力学性能与片层间距和转变温度的关系图

§3-5 贝氏体转变

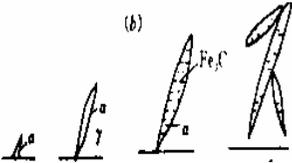
- 一、贝氏体转变
- 钢在珠光体转变温度以下，马氏体转变温度以上的中温区域，过冷奥氏体将发生扩散型的贝氏体相变，又称中温转变。
- 1、相变特征 $\gamma(A) \Rightarrow \alpha(F) + Fe_3C(Cm)$
- 在这里过冷奥氏体转变为具有一定饱和度的F和碳化物，但其形态不同于共析转变的珠光体。
- 相变过程需要形核和长大。在此过程中由于相变温度的降低，原子扩散困难，特别是置换原子的扩散十分困难，在间隙原子C的扩散作用下，形成贫、富C区，在贫C区优先形成F晶核，这与珠光体转变刚好相反。

- 由于低温原子扩散速度慢，所以贝氏体形核的孕育期较长，温度越低， τ 越长。温度下降， ΔT 增大，当 ΔG 足够大时，甚至可发生近似于马氏体相变的形核方式（切变形核）。特别对于高C下贝氏体，几乎是与马氏体一样发生切变方式形核。但这种形核受制于C原子的扩散，因而仍属于扩散型相变。
- 2、贝氏体组织的形态与形成过程
- 1) 上贝氏体 $B_{\text{上}}$
- 上贝氏体（高温贝氏体）常在原奥氏体晶界形核，并向晶内生长。有时，在合金元素的作用下，上贝氏体亦能在奥氏体晶粒内形核。
- 过冷A在其晶界处或晶界附近区域，形成贫碳区和富碳区，在贫碳区生成F晶核，并且成排地向晶内长大，与此同时F条前沿的C原子不断向两侧扩散，而且F中过饱和的C亦向F/A界面扩散。

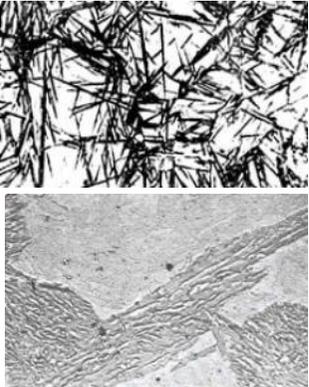
- 由于C在奥氏体中的扩散速度较慢，从而导致F/A界面处C原子富集，并最终形成不连续的碳化物沉淀。
- 形成F大板条及条间Cm的组织形态。（这一形态要在TEM下才能分清）
- 光镜下为羽毛状组织形态，右图。



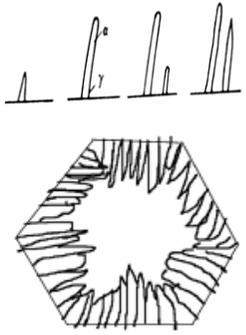
- 2) 下贝氏体 $B_{\text{下}}$
- 下贝氏体（低温贝氏体）：由于相变驱动力较大，原子扩散又很难进行，可同时在晶界和晶内形核，为了降低相变驱动力，常以一定晶体学位向形核。
- 由于相变温度低，C原子的扩散能力进一步降低，不可能形成很低C含量的贫碳区，但由于相变驱动力 ΔG 增大，因而过冷奥氏体仍能在一定程度的贫碳区形核并长大。
- 当形成F后，由于F晶格比
- A晶格疏松，C原子扩散容易，所以仍在F形核后在其内部形成Cm沉淀相，这种Cm沉淀相呈薄片状，并与F针保持一定的位向关系（析出面），一般与F针主轴方向呈 $55^\circ \sim 65^\circ$ 夹角。



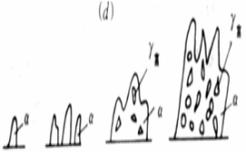
- 若形成 $B_{\text{下}}$ 的温度较高，则Cm为 Fe_3C ；若温度较低，则Cm为 $\epsilon-Fe_xC$ 。
- 光镜下，
- $B_{\text{下}}$ 为黑色针状；
- 电镜下，
- $B_{\text{下}}$ 为大针（片）F+Cm薄片



- 3) 无碳化物贝氏体
- 在亚共析钢中，当贝氏体的转变温度较高时，首先在奥氏体晶界上形成铁素体晶核，随着C的充分扩散，F长大形成条状。F中的C原子通过A/F界面扩散至A中。由于温度高，A/F界面处的C能进一步向A中扩散，从而不在F条界面两侧形成Cm，得到无碳化物贝氏体。中心高碳的A将继续转变为其它产物。如右图所示。

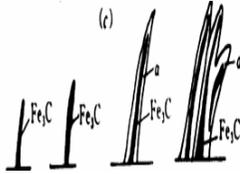


- 4) 粒状贝氏体
- 在较高温度区域，由于C原子能够较快地在F与A中扩散，在贫碳区形成F晶核并长大的同时，C原子扩散至A中，并最终形成孤立岛状的高碳A区，在这些高碳岛状A中，由于C含量太高，并且无可继续扩散的能力（去处），（奥氏体十分稳定）因而不能发生相变成为残余A，或在随后的冷却过程中转变为 $A'+M$ 。（这些M针很细，在光镜OM下很难分辨）



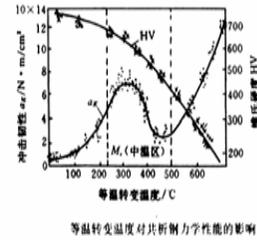
5) 反常贝氏体

上述几种贝氏体都是以F作为领先相。如果钢的C含量很高（一般为过共析钢），而贝氏体的转变温度较低时，将首先在奥氏体晶界析出渗碳体，针状渗碳体纵向长大时也侧向长大，这样针状渗碳体周围的奥氏体C含量降低，从而形成铁素体。铁素体长大时，C从铁素体脱溶并扩散到相邻的A中，因此又促进针状渗碳体的形成，结果得到如右图所示的成排分布的反常贝氏体。这里碳化物的形态与珠光体型转变不同，为片片状，而不是层片状。



二、贝氏体组织的性能

- 贝氏体的力学性能主要取决于其组织形态，特别是F和Cm的形态、大小、数量等对力学性能有很大影响。
- 对于B_上：F呈条状分布，Cm分布在F条间，割裂了F条的相互联系。造成硬度较低（比P、B_下、M低），且韧性、韧性较差。因此在一般情况下，应避免形成B_上组织。
- 对于B_下：F呈细小针状分布（相对于条状F，比M针稍粗大），且分布均匀，另外F针内Cm呈弥散、细片状分布，故在F针内还有大量的位错分布。因此B_下不但强度高，而且韧性也好，即具有优良的综合力学性能。



一般来说，低碳钢淬火得低碳板条马氏体；而中高碳钢可采用等温淬火工艺，得到B_下组织。获得具有极高强度和较好韧性的材料。