

绪论

一、本课程的任务及在工业生产中的地位

任务：研究固态向变的规律性，研究金属或合金热处理组织与性能之间的关系以及热处理理论在工业生产中和应用。

地位：(1)工业生产领域：工业生产中不可缺少的技术，是提高产品质量和寿命的关键工序，是发挥材料潜力、达到机械零部件轻量化的主要手段。(2)材料研究领域：研制和开发新材料。

列举工业生产切削刀具实例，提出“服役条件” \longleftrightarrow 使用性能 \longleftrightarrow 组织结构 \longleftrightarrow 化学成分(材料)

二、金属热处理的发展概况

中国：古代高水平。春秋战国~明清以前：从出土文物可见。

近代落后。明清~新中国以前：统治者闭关锁国。

现代奋起直追。新中国以前~至今：总体上和发达国家比仍有一定差距。

具体表现在**(1)科研：**个别研究处于世界领先水平，总体研究水平相对落后；**(2)**

生产：工业生产自动化程度不高，能耗较大，特别是技术设备和装备相对落后。

世界范围：十九世纪以前：民间技艺阶段

十九世纪后期：实验技术和科学阶段

现代：理论科学阶段：**X-ray、SEM、TEM**等检测手段的提高和应用，极大地促进了材料科学研究和应用的进一步发展。

固态相变以马氏体相变为核心，围绕马氏体相变展开研究工作，材料工作者经历了一个多世纪的研究，取得了丰硕的研究成果，并用这些成果指导实践，取得了巨大的经济效益。值得指出的是，马氏体相变的研究工作也存在一些未知问题需要继续深入探索。马氏体相变的研究经历以下几个阶段：

(1)1878年德国 **Martens** 首次采用光学显微镜观察到淬火钢的针状组织；

(2)1895年法国 **Osmond** 将钢淬火后的相命名为马氏体；

(3)1926~1927年 **X-ray** 衍射确定钢中马氏体为体心正方结构

(4)近代马氏体相变的研究领域扩大，由金属或合金扩展到无机非金属和高分子材料，马氏体定义(命名)也存在诸多争论。

三、本课程的学习内容

学习内容共分六章。按照教学大纲接续上部分(金属学部分)内容排序为：

- 第一章：金属在加热过程中的相变——奥氏体相变；
- 第二章：金属在冷却过程中的转变图；
- 第三章：珠光体相变；
- 第四章：马氏体相变；
- 第五章：贝氏体相变；
- 第六章：钢在回火过程中的转变。

第一章：金属加热过程中的相变—奥氏体相变

概述：热处理工艺一般由加热、保温和冷却三个阶段组成，其目的是为了改变金属或合金的内部组织结构，使材料满足使用性能要求。

除回火、少数去应力退火，热处理一般均需要加热到临界点以上温度使钢部分或全部形成奥氏体，经过适当的冷却使奥氏体转变为所需要的组织，从而获得所需要的性能。

奥氏体晶粒大小、形状、空间取向以及亚结构，奥氏体化学成分以及均匀性将直接影响转变、转变产物以及材料性能。

奥氏体晶粒的长大直接影响材料的力学性能特别是冲击韧性。

综上所述，研究奥氏体相变具有十分重要的意义。

本章重点：奥氏体的结构、奥氏体的形成机制以及影响奥氏体等温形成的动力学因素。

本章难点：奥氏体形成机制，特别是奥氏体形成瞬间内部成分不均匀的几个C%点，即C₁、C₂、C₃和C₄。

§1-1 奥氏体的组织结构和性能

一、奥氏体的结构：

定义：C溶于 γ -Fe形成的间隙式固溶体。

1.C原子位于 γ -Fe点阵的中心和棱边的中点(八面体间隙处)；

2.C原子进入 γ -Fe点阵间隙位置引起 γ -Fe点阵等称膨胀；C%增加，奥氏体点阵常数增大，但奥氏体的最大溶C量(溶解度)为2.11%

3.C原子在奥氏体中分布是不均匀的，存在浓度起伏；

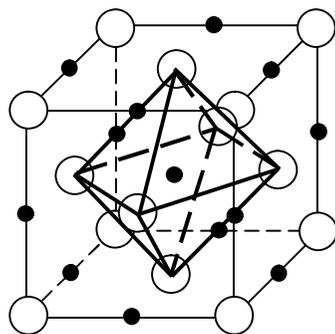


图 1-1

奥氏体长大过程是依靠原子扩散完成的，原子扩散包括(1)Fe 原子自扩散完成晶格改组；(2)C 原子扩散使奥氏体晶核向 α 相和 Fe_3C 相两侧推移并长大。

1.C 原子扩散：一旦奥氏体晶核出现，则在奥氏体内部的 C% 分布就不均匀，由从图 1-3 可见：

C_1 —与 Fe_3C 相接的奥氏体的 C%；

C_2 —与 F 相接的奥氏体的 C%；

C_3 —与 Fe_3C 相接的 F 的 C%；

C_4 —与奥氏体相接的 F 的 C%；

从图 1-3 可以看出，在 T_1 温度下由于 C_1 、 C_2 、 C_3 、 C_4 不同导致奥氏体晶核形成时，C 原子扩散，如图 1-4，扩散的结果破坏了 T_1 温度下 C% 的浓度平衡，迫使与奥氏体相接的 F 和 Fe_3C 溶解恢复 T_1 温度下 C% 的浓度平衡，如此历经“破坏平衡”——“建立平衡”的反复，奥氏体晶核长大。

2.奥氏体晶格改组：(1)一般认为，平衡加热过热度很小时，通过 Fe 原子自扩散完成晶格改组。(2)也有人认为，当过热度很大时，晶格改组通过 Fe 原子切变完成。

3.奥氏体晶核的长大速度：奥氏体晶核向 F 和 Fe_3C 两侧的推移速度是不同的。根据公式：

$$G = -KD_c^g \frac{dc}{dx} \cdot \frac{1}{\Delta C_B} = \frac{K'}{\Delta C_B}$$

式中，K—常数； D_c^g —C 在奥氏体中的扩散系数； $\frac{dc}{dx}$ —相界面处奥氏体中 C 的浓度梯度； ΔC_B —相界面浓度差；“-”表示下坡(高浓度向低浓度处)扩散。

向 F 一侧的推移速度与向 Fe_3C 一侧的推移速度之比：

$$\frac{G_F}{G_{\text{Fe}_3\text{C}}} = \frac{K'}{\Delta C_{BF}} \cdot \frac{\Delta C_{B\text{Fe}_3\text{C}}}{K'} = \frac{\Delta C_{B\text{Fe}_3\text{C}}}{\Delta C_{BF}}$$

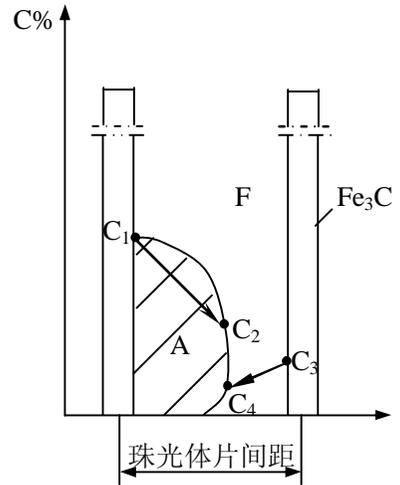


图 1-4

$$780^{\circ}\text{C时}, \frac{G_F}{G_{\text{Fe}_3\text{C}}} = \frac{\Delta C_{\text{BFe}_3\text{C}}}{\Delta C_{\text{BF}}} = \frac{6.67 - 0.89}{0.41 - 0.02} \approx 14.8。表明相界面向 F 一侧的推移速度比向 Fe_3C 一侧的推移速度快 14.8 倍，但是通常片状珠光体的 F 片厚度比 Fe_3C 片厚度大 7 倍，所以奥氏体等温形成时，总是 F 先消失，Fe_3C 剩余。$$

四、残余 Fe₃C 和奥氏体均匀化

$\alpha \rightarrow \gamma$ 结束后，还有相当数量的 Fe₃C 尚未溶解，这些 Fe₃C 被称为残余 Fe₃C。另外在原来 Fe₃C 的部位，C% 较高，而原来 F 部位 C% 较低，必须经过适当的保温后，奥氏体中的 C% 才能趋于均匀。

综上，奥氏体形成分四个阶段：**奥氏体形核；核长大；残余 Fe₃C 溶解；奥氏体均匀化**，其示意图见图 1-5。

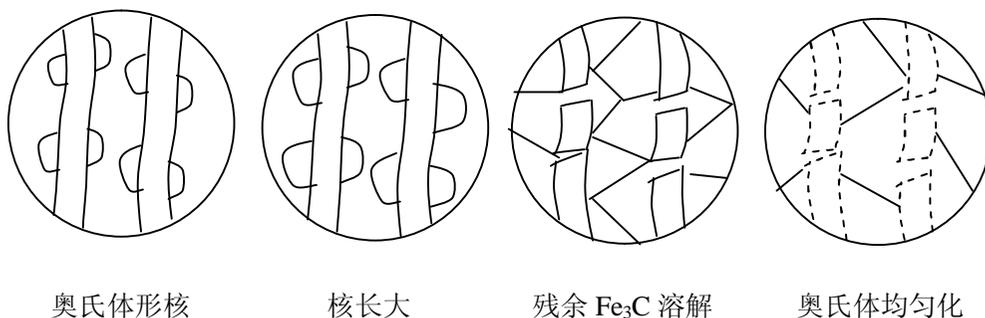


图 1-5

五、非共析钢的奥氏体化过程

和共析钢的奥氏体化对比，非共析钢的奥氏体化过程分两步进行，首先完成 $P \rightarrow A$ ，这与共析钢相同；然后是先析相的奥氏体化过程。这些都是靠原子扩散实现的。值得指出的是，非共析钢的奥氏体化碳化物溶解以及奥氏体均匀化的时间更长。

§1-3 奥氏体等温形成动力学

奥氏体等温动力学是研究奥氏体等温形成速度问题。本课程只讨论共析钢奥氏体等温动力学，对于过共析钢先共析相 Fe₃C 溶解与第三阶段差别不大，故不在讨论；亚共析钢因为(1)组织中有非共析成分；(2)奥氏体转变有两个区间，即两相区和单相区。因此，这里只定性讨论共析钢奥氏体等温动力学。

奥氏体的形成速度取决于形核率 I 和线长大速度 G ，在等温条件下，形核

率 I 和线长大速度 G 均为常数。

一、形核率 I

均匀形核条件下，形核率 I 与温度的关系为：

$$I = C' e^{-\frac{Q}{kT}} \cdot e^{-\frac{\Delta G}{kT}}$$

式中， C' —常数； T —绝对温度； Q —扩散激活能； ΔG —临界形核功； k —玻耳兹曼常数。可见，奥氏体等温形成时，等温温度 T 提高，(1) ΔT 增大，相变驱动力增大， ΔG 降低，形核率 I 增大；(2) C 原子的扩散系数 D_c^g 增大，C 的扩散速度增大，有利于点阵重构，形核率 I 增大；(3) 由相图(图 1-3)可见， $C_2-C_4 = \Delta C$ 减小，奥氏体形核所需的 C 的浓度梯度减小，形核率 I 增大。

二、长大速度 G

奥氏体的线生长速度为相界面的推移速度，

$$G = -KD_c^g \frac{dc}{dx} \cdot \frac{1}{\Delta C_B} = \frac{K'}{\Delta C_B}$$

式中，“-”表示向减小浓度梯度的下坡扩散； k —常数； D_c^g —C 在奥氏体中的扩散系数； $\frac{dc}{dx}$ —相界面处奥氏体中 C 的浓度梯度； ΔC_B —相界面浓度差。

等温转变时： D_c^g 、 $\frac{dc}{dx}$ (由相图决定 $\frac{dc}{dx} = \frac{C_1 - C_2}{\Delta P_0}$) 均为常数， ΔP_0 为珠光体

片间距，平衡冷却时，平均片间距与每一片间距相同。

则： $G = -\frac{K'}{\Delta C_B}$ 。(1) 由于忽略碳在铁素体的扩散，此计算值与实际速度偏

小；(2) 对粒状珠光体亦适用。

讨论：(1) 温度 T 升高， D_c^g 呈指数增加，长大速度 G 增加，(2) 温度 T 升高， C_1-C_2 增加， $\frac{dc}{dx}$ 增加，速度 G 增加；(3) 温度 T 升高， $\Delta C_B = C_2-C_4$ 下降，长大速度 G 增加。

综上：温度 T 升高， $\left\{ \begin{array}{l} \text{形核率 I} \\ \text{长大速度 G} \end{array} \right.$ 均增大

三、等温形成动力学曲线

转变量与转变时间的关系曲线—等温动力学曲线，信息少。

转变温度与转变时间的关系曲线—等温动力学图，信息多。

- 1、曲线的建立
- 金相法
 - 膨胀法
 - 热分析法

四、影响奥氏体等温形成速度的因素

一切影响形核率 I 和长大速度 G 的因素均影响珠光体→奥氏体的因素。

1. 加热温度的影响

(1)加热温度 T 升高，过热度 ΔT 增大，相变驱动力 ΔG 增大，原子扩散速度增加，形核率 I 和长大速度 G 均增加；(2)从等温转变图可知，加热温度 T 升高，奥氏体等温形成的孕育期变小，相变完成时间变短；(3)加热温度 T 升高，由相图(图 1-3)可知 C_1-C_2 增大， dc/dx 增加，奥氏体界面浓度差 ΔC_B 减小，长大速度 G 均增加；(4)加热温度 T 升高，奥氏体向 F 一侧推移速度比向 Fe_3C 一侧推移速度快， F 消失瞬间残余 Fe_3C 量增加，奥氏体中 $C\%$ 降低，相变不平衡程度增加；(5)加热温度 T 升高，形核率 I 增加的速度比长大速度 G 增加的速度快，奥氏体晶粒细化(提高强韧性)。

2. 原始组织的影响

(1)原始组织越细，碳化物越分散，珠光体的层片间距 S_0 越小，相界面越多，形核率 I 越大，同时碳的浓度梯度 dc/dx 增加，长大速度 G 均增加；(2)和粒状珠光体比，片状珠光体相界面大而薄，易于溶解，因此，原始组织为片状珠光体形成速度比粒状珠光体快。

3. 合金元素的影响

C%: (1)随着含碳量的增加，碳化物量增加。珠光体中渗碳体量相对相界面增加形核率 I 增加。碳原子扩散距离减小，扩散速度提高，但渗碳体溶解及奥氏体均匀化时间增加。

合金元素: (1)不影响珠光体转变奥氏体机制。(2)影响碳化物稳定性。(3)影响体中的扩散系数 D_c^s 减小。

(i)强碳化物形成元素 Cr 、 Mn 、 W 、 V 等降低 D_c^s 减小从而使从而影响了残余碳化

物溶解及奥氏体均匀化速度。非强碳化物形成元素 Co、Ni 等使 D_c^s 提高，扩散速度提高。

(ii) Ni、Mn、Cu 可降低 A_1 点使过热度 ΔT 增加、相变驱动力 ΔG 增大，形核率 I 增大、 G 增大，Cr、Mo、Ti、W 可降低 A_1 提高， ΔT 降低， ΔG 降低，形核率 I 降低， G 降低金元素在钢中分布不均匀，

§1-4 钢在连续加热时 P→A

钢在连续加热转变时 P→A 也经历形核、长大、残余 Fe_3C 溶解以及奥氏体均匀化四个阶段，与等温转变比较，尚有下列特点：

一、相变是在一个温度范围内进行的

奥氏体形成的各个阶段分别在一个温度范围内进行的，而且加热速度增大，各个阶段温度范围向高温推移、扩大。

(1) 当缓慢加热时，转变开始 P→A 速度小，相变吸收的热量(相变潜热) q 亦很小，若加热供给的热量 $Q=q$ 则转变在等温下进行 ac 阶段。

(2) 若加热速度较快 $Q>q$ ，除用于转变外有剩余，则温度升高，但由于受 q 的影响使升温减慢 aa_1 而不是直线段 ab 段，当 A 转变量增大 $q>Q$ ；温度下降 a_1c 段，随后转变速度逐步下降，转变量也下降， q 减少， $Q>q$ ；温度复又上升，如 cd 段。见图 1-6。

(3) 快速加热， aa_1 向高温延伸，台阶 a_1c 移向高温，加热速度越高，台阶越陡，难以用 Fe- Fe_3C 相图判断钢的组织。

二、转变速度随加热速度的增大而增大

(1) 加热速度增大，转变开始和终了温度升高，转变所需时间缩短，奥氏体形成速度提高；(2) 奥氏体形成不是在恒温下进行的，在一个相当大的温度范围，加热速度提高，转变温度范围增大。

三、奥氏体成分不均匀性随加热速度的增大而增大

(1) 加热速度增加，碳化物来不及充分溶解，C 及合金元素不能充分扩散，导致奥氏体中 C 和合金元素的浓度很不均匀，奥氏体中含碳量降低；

(2) 对于亚共析钢，加热速度提高，淬火后得到低于平均成分的马氏体及未经转变完全的 F 和碳化物，应该避免；对于过共析钢，加热速度提高，淬火后

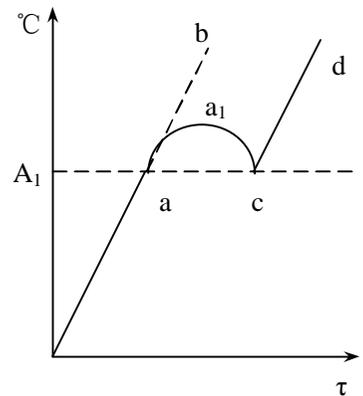


图 1-6

得到低于共析成分的低、中碳马氏体及剩余碳化物，有助于马氏体韧化，有利于实际生产。

四、奥氏体起始晶粒度大小随加热速度的增大而细化

加热速度提高，过热度显著增大，形核率显著增大，加热时间短，奥氏体晶粒来不及长大，可获得超细化晶粒。今年来的快速加热淬火超快速加热及脉冲加热淬火都是依据此原理。

§1-5 奥氏体晶粒长大及控制

一、奥氏体晶粒度

奥氏体晶粒大小用晶粒度表示，通常分 8 级评定，1 级最粗，8 级最细。若晶粒度在 10 以上则称“超细晶粒”。晶粒度级别与晶粒大小的关系为：

$$n = 2^{N-1}$$

式中， n —放大 100 倍视野中单位面积内晶粒个数(个/平方英寸，1 平方英寸=6.45 平方厘米)； N —晶粒度级别，

奥氏体晶粒度有三种，即起始晶粒度、实际晶粒度和本质晶粒度。

- 1.实际晶粒度：**经热处理后获得的实际奥氏体晶粒大小。
- 2.起始晶粒度：**奥氏体形成刚结束，其晶粒边界刚刚相互接触时的晶粒大小。
- 3.本质晶粒度：**根据标准试验方法(YB27—64)，经 $930^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ，保温 3~8 小时后测得奥氏体晶粒大小。

原冶金部标准 YB27—64 规定：晶粒度大小在 5~8 级为本质细晶粒钢，1~4 级为本质粗晶粒钢。本质晶粒度表明了奥氏体晶粒长大倾向，是实际晶粒度的特殊情况。

二、本质晶粒度的测定

- 1.渗碳法：**将试样加热到 $930^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ，渗碳 8 小时获得不低于 1mm 的渗层，缓冷后在渗层的过共析钢部分形成网状 Fe_3C ，借助于网状 Fe_3C 进行晶粒度评定。(由于渗层 C% 增加，不能准确反映原试样的晶粒度，有误差。)
- 2.氧化法：**将样品抛光，在无氧化条件下加热 $930^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ，使晶粒充分长大，然后在氧化气氛下短时间氧化，由于晶界比晶内容易氧化，冷却后试样抛光和腐蚀，即可把氧化的晶界网清晰地显示出来进行晶粒度评定。

三、奥氏体晶粒长大原理

晶界的能量高，在一定温度下奥氏体晶粒会发生相互吞并的现象，大晶粒

吞并小晶粒，使总的晶界面积减小，界面能降低，因此奥氏体晶粒长大在一定条件下是一个自发过程。晶粒长大动力和阻力相互作用使晶界推移，实现奥氏体晶粒长大。

1.晶粒长大动力：奥氏体晶粒长大的动力为其晶粒大小的不均匀性，长大驱动力 G' 与晶粒大小和界面能大小可用下式表示：

$$G' = \frac{2\sigma}{r}$$

式中， σ —单位奥氏体晶界的界面能(比界面能)； r —晶界曲率半径。可见界面能越大，晶粒尺寸越小，则奥氏体晶粒长大驱动力 G' 越大，即晶粒的长大倾向越大，晶界易于迁移。

2.晶界阻力：在实际金属材料中，晶界或晶内存在很多细小难熔的沉淀析出粒子，晶界推移过程中遇到沉淀析出粒子时将发生弯曲，导致晶界面积增大，晶界能量升高，阻碍晶界推移，起钉扎晶界作用，所以，沉淀析出粒子的存在是晶界移动的阻力。当沉淀析出粒子的体积百分数一定时，则粒子越细小，分散度越高，对晶界移动的阻力就越大。

四、影响奥氏体晶粒长大的因素

影响奥氏体晶粒长大的因素很多，主要有以下几点因素：

1.加热温度和保温时间：加热温度越高、保温时间越长，形核率 I 越大，长大速度 G 越大，奥氏体晶界迁移速度越大，其晶粒越粗大。(温度升高，形核率增加， σ 增加， r 降低， σ/r 增加， G' 增大)

2.加热速度：加热速度快，奥氏体实际形成温度高，形核率增高，由于时间短奥氏体晶粒来不及长大，可获得细小的起始晶粒度

3.合金元素：(1) $C\%$ 的影响。 $C\%$ 高， C 在奥氏体中的扩散速度以及 Fe 的自扩散速度均增加，奥氏体晶粒长大倾向增加，但 $C\%$ 超过一定量时，由于形成 Fe_3C_{II} ，阻碍奥氏体晶粒长大。(2)合金元素影响。强碳化物形成元素 Ti 、 Zr 、 V 、 W 、 Nb 等熔点较高，它们弥散分布在奥氏体中阻碍奥氏体晶粒长大；非碳化物形成元素 Si 、 Ni 等对奥氏体晶粒长大影响很小。

五、过热现象

1.过热：由于加热工艺不当(加热温度过高、保温时间过长等)而引起实际奥氏体晶粒粗大，在随后的淬火或正火得到十分粗大的组织，从而使钢的机械性能严重恶化，此现象称为过热。

通过正火、退火的重结晶可以消除过热组织(非平衡组织则难以消除)。

2.过烧：由于加热工艺不当(加热温度过高、保温时间过长等)而引起奥氏体晶界熔化的现象称为过烧。通过正火、退火的重结晶不能消除过烧组织。

第二章：钢的过冷奥氏体转变图

本章重点：“TTT”图和“CCT”图分析，“TTT”图的类型以及影响“TTT”图的因素。

本章难点：影响“TTT”图的因素。

§2-1 过冷奥氏体等温转变冷却图

过冷奥氏体等温转变图 TTT 图或 C 曲线是获得等温转变组织的主要依据，是等温淬火获得马氏体组织或贝氏体组织的主要依据。

一、过冷奥氏体等温转变图的建立

膨胀法、磁性法、电阻法、热分析法、金相法。

二、奥氏体等温转变图的基本类型

奥氏体等温转变图的形状象英文字母 C，因此称“C”曲线或“TTT”图。其形状见右图。“C”曲线有三个转变区(即珠光体、贝氏体和马氏体转变区)；

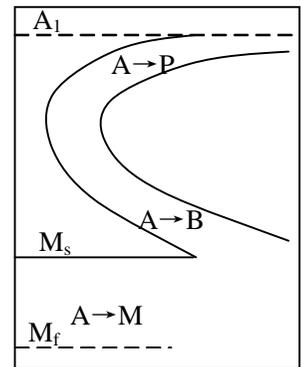
五条线(即 A_1 、第一条“C”曲线、第二条“C”曲线、

M_s 和 M_f)。 A_1 线以上奥氏体稳定存在；以下奥氏体变成亚稳定存在的过冷奥氏体。第一条“C”曲线为奥氏体转变(P、B)开始线，第二条“C”曲线为奥氏体转变(P、B)终了线； M_s 为马氏体转变开始线， M_f 为马氏体转变终了线。“C”曲线类型线共六种，它们分别为：

1.单一的“C”形曲线(B、P 区重合)：碳钢(亚共析钢、共析钢及过共析钢)、含 Si、Ni、Cu、Co 钢等。

2.双“C”形曲线：加入使珠光体转变温度范围上升的 Cr、Mo、W、V 等合金元素，或加入使贝氏体转变温度下降的合金元素。随着合金元素的增加，珠光体和贝氏体转变“C”曲线逐渐分离。并且使珠光体转变速度减慢，对贝氏体转变速度影响较小，见图 1。

3.双“C”形曲线：加入使珠光体转变温度范围上升的 Cr、Mo、W、V 等合金元素，或加入使贝氏体转变温度下降的合金元素。随着合金元素的增加，珠



共析钢“C”曲线

光体和贝氏体转变“C”曲线逐渐分离。并且使贝氏体转变速度减慢，对珠光体转变速度影响较小，见图 2。

合金元素的加入，使 B、P 转变的“C”曲线分离，分别使 B、P 转变的最小孕育期变长。

4.只有贝氏体转变的“C”曲线：合金元素 Mn、Cr、Ni、W、Mo 的加入，使扩

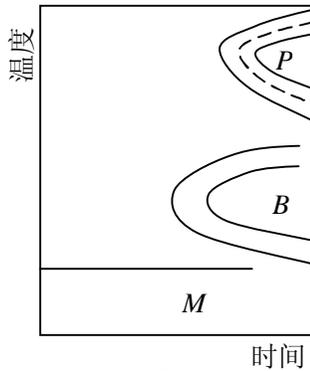


图 1

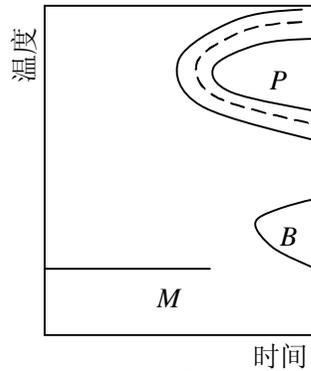


图 2

散型的珠光体相变受到极大阻碍。(贝氏体钢 18Cr2Ni4WA、18Cr2Ni4MoA)

5.只有珠光体转变的“C”曲线：在中碳高 Cr 钢 3Cr13、3Cr13Si 以及 4Cr13 等钢中出现。

6.在马氏体转变的 M_s 点以上整个温度区间不出现“C”曲线：这类钢通常为奥氏体钢，高温下稳定的奥氏体组织能全部过冷至室温。也可能有过剩碳化物的高温析出。

三、影响因素

1.化学成分：

(1)C%影响

随着奥氏体 C% 增加，过冷奥氏体稳定性提高，“C”曲线右移；当 C% 增加到共析成分，过冷奥氏体稳定性最高。随着 C% 进一步增加，奥氏体稳定性降低，“C”曲线反而左移。同时 C% 越高， M_s 点越低。

非共析钢由于有先析相析出，使奥氏体转变为珠光体的形核部位增加，过冷奥氏体稳定性降低，珠光体转变的孕育期减小，“C”曲线左移。

亚共析钢完全奥氏体化后随着 C% 增加，先析铁素体形核率下降导致先析铁素体含量降低，过冷奥氏体转变为珠光体的形核部位降低，过冷奥氏体稳定性提高，珠光体转变孕育期增加，“C”曲线右移。过共析钢完全奥氏体化后随着 C% 增加，先析渗碳体形核率升高导致先析渗碳体含量增加，过冷奥氏体转变为珠光体的形核部位增加，过冷奥氏体稳定性降低，珠光体转变孕育期减

少，“C”曲线左移。

(2)合金元素影响

合金元素只有溶入到奥氏体中，才能对过冷奥氏体转变产生重要影响。总体上讲，除 Co、Al 外，所有合金元素都增大过冷奥氏体稳定性，使“C”曲线右移。

非碳化物形成元素如 Ni、Si、Cu 等和弱碳化物形成元素如 Mn 只改变“C”曲线位置；碳化物形成元素如 Cr、Mo、V、W、Ti 等既使“C”曲线右移，又使其形状分成上下两部分。

2.奥氏体晶粒尺寸：奥氏体晶粒与奥氏体化条件有关，加热温度高保温时间长，奥氏体晶粒粗大，成分均匀性提高，奥氏体稳定性增加，“C”曲线右移。反之“C”曲线左移。

3.原始组织：钢的原始组织越细小，单位体积内晶界越多，过冷奥氏体转变的形核率越高，同时原始组织越细小有利于 C 原子扩散，奥氏体形成时达到均匀化时间短，相对长大时间长，相同条件下易使奥氏体长大并且均匀性提高，“C”曲线右移。

4.变形：奥氏体比容最小，马氏体比容最大，奥氏体转变时体积膨胀，施加拉应力加速其转变，使“C”曲线左移，施加压应力不利其转变，使“C”曲线右移。

对奥氏体施以适当的塑性变形，使缺陷密度增加(加速原子扩散)或析出碳化物(奥氏体中 C%降低)，降低过冷奥氏体稳定性，使“C”曲线左移。

§2-2 过冷奥氏体连续转变冷却图

一、过冷奥氏体连续转变图的建立

综合应用热分析法、金相法和膨胀法。

第三章：珠光体相变

本章重点：碳钢两类珠光体(即片状和粒状)的组织形态、形成机制以及力学性能，掌握影响珠光体转变动力学因素。

本章难点：珠光体(片状和粒状)的形成机制。

§3-1 珠光体的组织形态、晶体结构与性能

一、珠光体的组织形态

钢中常见的珠光体有片状珠光体和粒状珠光体两种。此外还有不常见的纤维状珠光体和针状珠光体等。

片状珠光体：F 和 Fe_3C 层片相间的机械混合组织。

粒状珠光体： Fe_3C 以粒状分布于 F 基体上形成的混合组织。采用球化处理工艺可以得到粒状珠光体组织。 Fe_3C 的量由钢的 C% 决定； Fe_3C 的尺寸、形状由球化工艺决定。

片状珠光体晶粒尺寸大小可以用片间距大小来表示，相邻两片 Fe_3C (或 F) 的平均距离 S_0 称珠光体的片层间距。见图 3-1。

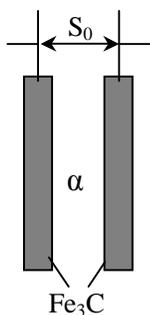


图 3-1

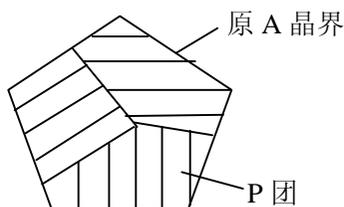


图 3-2

珠光体片层间距方向大致相同的区域称为“珠光体团”、“珠光体领域”或珠光体晶粒。一个原奥氏体晶粒内可以形成几个珠光体晶粒。见图 3-2。

二、珠光体分类

根据珠光体片层间距 S_0 的大小，可将珠光体分为三类：

1. **珠光体：**用 P 表示； $S_0=1500\sim 4500\text{\AA}$ 。光镜下观察到 F 与 Fe_3C 呈层片状。
2. **索氏体：**用 S 表示； $S_0=800\sim 1500\text{\AA}$ 。光镜下难以区分 F 与 Fe_3C 呈层片状，电镜下清晰观察到 F 与 Fe_3C 的片层。
3. **屈氏体：**用 T 表示；是极细的珠光体。 $S_0=300\sim 800\text{\AA}$ 。光镜下无法分辨 F 与 Fe_3C 的层片(呈黑球状)，电镜下清晰观察到 F 与 Fe_3C 的片层。

珠光体片层间距 S_0 的大小，取决于过冷度 ΔT 而与原奥氏体晶粒尺寸大小无关。

$$S_0 = \frac{8.02 \times 10^4}{\Delta T} (\text{\AA})$$

S_0 大小变化的原因：(1)珠光体形成在一个温度范围内进行，先冷却得到的珠光体由于形成温度高，C 原子扩散速度快，扩散距离长，珠光体片层间距 S_0 大。(2)随着温度降低，后冷却得到的珠光体由于 ΔT 增大， ΔG 增大，形核

率 I 增加并且 C 原子扩散速度和距离变小, 使 S_0 变小。

三、珠光体的晶体结构

片状珠光体是 F 和 Fe_3C 层片相间的机械混合组织。粒状珠光体是粒状 Fe_3C 分布于 F 基体上形成的混合组织。其中 F 的晶体结构为体心立方; Fe_3C 为复杂斜方结构。在珠光体形成时, F 与 Fe_3C 具有两类确定的晶体学位向关系。同时, 先共析相 F、 Fe_3C 与原奥氏体也有确定的晶体学位向关系。

§3-2 珠光体的形成机制(以共析钢为例)

一、珠光体形成的热力学条件

(1) 由于 $A \rightarrow P$ 是在较高温度形成, Fe 和 C 原子能够长程扩散, $A \rightarrow P$ 是扩散型相变; (2) 由于缺陷形核, 相变消耗的能量较小, 在较小过冷度 ΔT 条件下 $A \rightarrow P$ 相变即可发生, 见图 3-3。即满足:

$$\Delta G = G_p - G_\gamma \leq 0$$

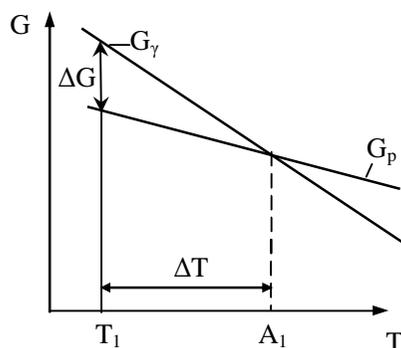


图 3-3

二、片状珠光体的形成机制

	γ	\rightarrow	α	+	Fe_3C
晶体结构:	面心立方		体心立方		复杂斜方
C%:	0.77%		0.0218%		6.67%

1.形核: (1)奥氏体晶界; (2)奥氏体晶内(奥氏体晶内有不均匀或未溶 Fe_3C 时)。满足(1)能量起伏; (2)结构起伏; (3)成分起伏三个条件。

关于 F 和 Fe_3C 谁领先形核过去一直争论, 现在认为都有可能成为领先相。

2.长大: 以 Fe_3C 为领先相讨论, 当珠光体晶核在奥氏体晶界形成(A、F 和 Fe_3C 三相共存)时,

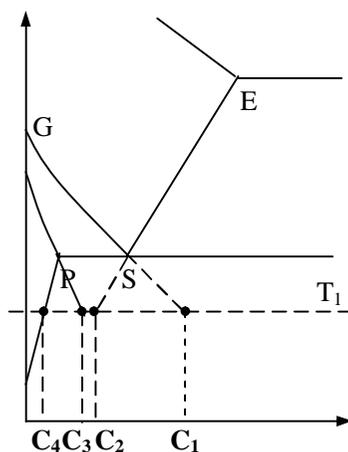


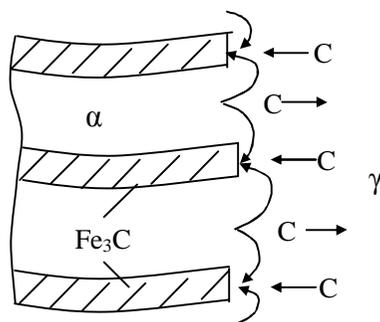
图 3-4

过冷奥氏体中存在 C 浓度不均匀, 见图 3-4。

C_1 —与铁素体相接的奥氏体 C%; 使

C_2 —与 Fe_3C 相接的奥氏体 C%;

C_3 —与奥氏体相接的铁素体 C%;



C_4 —与 Fe_3C 相接的铁素体 $C\%$ 。

(1)由于过冷奥氏体中存在 C 浓度不均匀，导致 C 原子扩散(如图 3-5)， C 原子扩散破坏该温度下的 C 浓度平衡，为了恢复平衡，与铁素体相接的奥氏体形成铁素体排出 C 使碳浓度升高到 C_1 ，与 Fe_3C 相接的奥氏体形成 Fe_3C 使碳浓度降低到 C_2 ，其结果导致 C 原子扩散再次发生。如此反复，珠光体晶核纵向长入奥氏体晶内。

(2)远离珠光体晶核的奥氏体，其含碳量 C_γ 为共析成分的含碳量，因为有 $C_2 \leq C_\gamma \leq C_1$ ，所以，远离珠光体晶核的奥氏体中的 C 原子向与 Fe_3C 相接的奥氏体扩散使其形成珠光体的 Fe_3C ；而与 F 相接的奥氏体中的 C 原子向远离珠光体晶核方向扩散使其形成珠光体的 F 。

(3)在已形成的珠光体中，与奥氏体相接的铁素体中的 C 原子向与 Fe_3C 相接铁素体中扩散。

(4)珠光体晶核一端与母相奥氏体保持不可动的共格晶面，形成一定的晶体学位向关系，另一端(可动)长入奥氏体晶内，完成纵向长大。

(5)为了减少应变能，珠光体呈片状， C 原子扩散路程短，有利于扩散。

(6) Fe 原子自扩散完成晶格改组。

3.横向长大：奥氏体晶核内形成一片 Fe_3C ，立刻就有两边 F 相连，搭桥机制。

4.珠光体分枝长大：(反常长大)

正常的片状珠光体形成时，铁素体与渗碳体是交替配合长大的，但在某些情况下，铁素体与渗碳体不是交替配合长大的。(1)在位错区域形核长大多个 Fe_3C ，成长过程中分枝长大；(2)铁素体与渗碳体具有确定的晶体学位向关系。这两个原因导致珠光体反常长大，见图 3-6。其中(b)和(c)为离异共析组织。

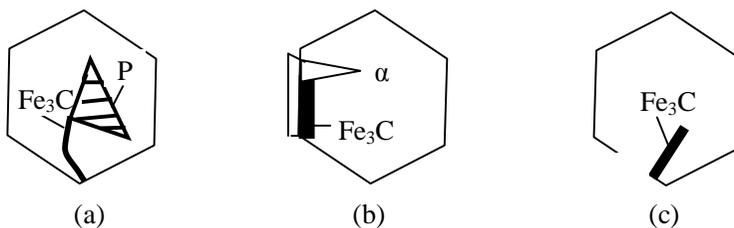


图 3-6

三、粒状珠光体的形成机制

片状 Fe_3C 的表面积大于同体积的粒状 Fe_3C ，从能量考虑， Fe_3C 球化是一个自发过程，根据胶态平衡理论，第二相质点的溶解度与质点的曲率半径有关，

曲率半径越小，其溶解度越高，片状 Fe_3C 的尖角处溶解度高于平面处的溶解度，使得周围铁素体与 Fe_3C 尖角接壤处的碳浓度大于与平面接壤处的碳浓度，引起碳的扩散。扩散的结果破坏了界面的碳浓度平衡，为了恢复平衡， Fe_3C 尖角处将进一步溶解， Fe_3C 平面将向外长大，如此不断进行，最终形成了各处曲率半径相近的粒状 Fe_3C 。

片状 Fe_3C 的断裂与其内部的晶体缺陷有关，若 Fe_3C 片内存在亚晶界，将在亚晶界面上产生一界面张力，从而使片状 Fe_3C 在亚晶界处出现沟槽，沟槽两侧将成为曲面，与平面相比具有较小的曲率半径，因此溶解度较高，曲面处的 Fe_3C 溶解而使曲率半径增大，破坏了界面张力平衡。为了恢复平衡，沟槽进一步加深。如此循环直至 Fe_3C 片溶穿。如图 3-7。

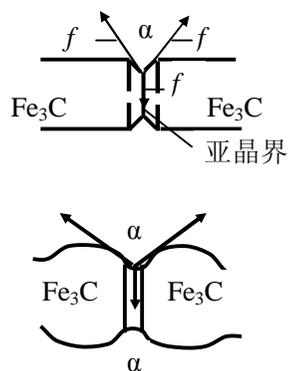


图 3-7

由此可见，如图 3-8，在 A_1 温度以下片状 Fe_3C 的球化是通过 Fe_3C 片的破裂，断开而逐渐球化的。

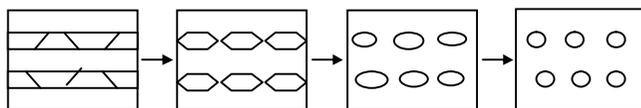


图 3-8

(1)奥氏体化温度较低，保温时间很短，奥氏体中有许多未溶 Fe_3C 或许多高碳区；(2)珠光体转变的等温温度较高，等温时间足够长，或冷却速度缓慢(3)热处理工艺——球化退火可以获得粒状珠光体(粒状渗碳体)。

§3-3 珠光体转变动力学

一、珠光体的成核率 I 和长大速度 G

1.形核率和长大速度与温度的关系

形核率和长大速度与温度的关系见图 3-9。形核率和长大速度与转变温度之间有极大值。

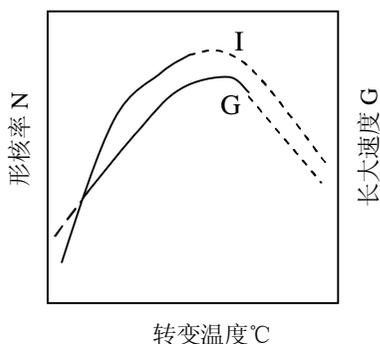


图 3-9 形核率和长大速度与温度的关系示意图

形核率 I: 温度降低， ΔT 增大，

形核率 I 增大，而温度降低使 C 原子和 Fe 原子扩散能力降低导致 I 降低。

长大速度 G: 温度降低，C 原子在奥氏体中的扩散系数降低，使长大速度

降低；但温度降低 $C_1 - C_2 = \Delta C$ 增大，使长大速度 G 增大；并且温度降低， ΔT 增大， S_0 减小，原子扩散距离减小，长大速度 G 增大。

2. 形核率和长大速度与转变时间的关系

当温度一定时，等温时间增加，形核率 I 增加且很快达到饱和。当形核部位全部耗尽后，形核率降为零(与位置有关)。长大速度 G 与等温时间无关。

二、珠光体等温转变的动力学图

珠光体等温转变动力学图见图 3-10。由图可见：
(1) 有孕育期，且孕育期随温度变化有极小值；
(2) 温度降低，转变速度增加，对应鼻温转变温度时转变速度最大，高于或低于该温度，转变速度均降低。
(3) 由图 3-10 可知，转变时间增加，转变量增加，当转变量超过 50% 后，转变量降低(A→P 时对 A 产生压应力抑制 A→P 转变，压应力下 C、Fe 原子扩散和晶格改组困难)。

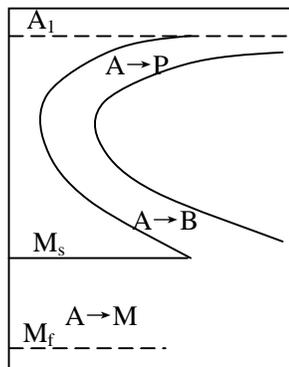


图 3-10

三、影响珠光体转变动力学的因素

1. 化学成分的影响

(1) C%

a) 亚共析钢：C% 增加，先析 F 形核率降低，先析 F 长大需要扩散离去的 C% 增高，使奥氏体转变为珠光体的孕育期增大，导致珠光体转变速度降低。

b) 过共析钢：C% 增加， Fe_3C 的形核率增加，孕育期减小，使奥氏体转变为珠光体的孕育期减小，导致奥氏体转变为珠光体的转变速度提高。

(2) 合金元素

a) 降低 C 在奥氏体中的扩散速度；b) 降低 Fe 原子的自扩散(晶格改组)速度；c) 对临界点的影响。除 Mn、Ni 外，均使 A_1 点升高， ΔT 增大，孕育期减小，“C”曲线左移。d) 对相界面阻碍作用。对于亚共析钢合金元素 Mn、Mo 等阻碍 α/γ 相界面的移动，降低先析 F 形成速度，使奥氏体转变为珠光体的孕育期提高。e) 强碳化物形成元素 V、Ti、Zr、Nb 等溶入奥氏体中稳定奥氏体，使“C”曲线右移。

2. 奥氏体成分均匀性和过剩相溶解情况的影响

奥氏体成分不均匀，珠光体转变的形核率高，C 原子扩散速度高，长大速

度快；未溶 Fe_3C 多，可作为领先相晶核存在使珠光体转变的形核率提高，加速其长大速度。

3. 奥氏体化温度和时间的的影响

奥氏体化温度高时间长，奥氏体晶粒粗大且奥氏体化均匀，使“C”曲线右移，珠光体转变的孕育期、形核率和长大速度均降低，珠光体形成速度降低。

4. 应力和塑性变形的影响

奥氏体化时拉应力或塑性变形，易使点阵畸变和位错增高，促进 C、Fe 原子扩散及点阵重构，促进珠光体的形核长大。奥氏体化时压应力，原子迁移阻力增大，C、Fe 原子扩散困难，减慢珠光体形成速度。

§3-4 亚(过)共析钢的珠光体转变

一、亚(过)共析钢先析相的形态

1. 亚共析钢：

1) 与原奥氏体无共格关系：(1) 铁素体呈等轴状(奥氏体晶粒较细，等温温度较高，冷却速度较慢)；(2) 网状铁素体(奥氏体晶粒较大，冷却速度较快)，如图 3-11a、图 3-11b、图 3-11c。

2) 与原奥氏体有共格关系：片针状铁素体(奥氏体晶粒粗大，成分均匀，冷却速度适中)，如图 3-11d、图 3-11e 和图 3-11e。

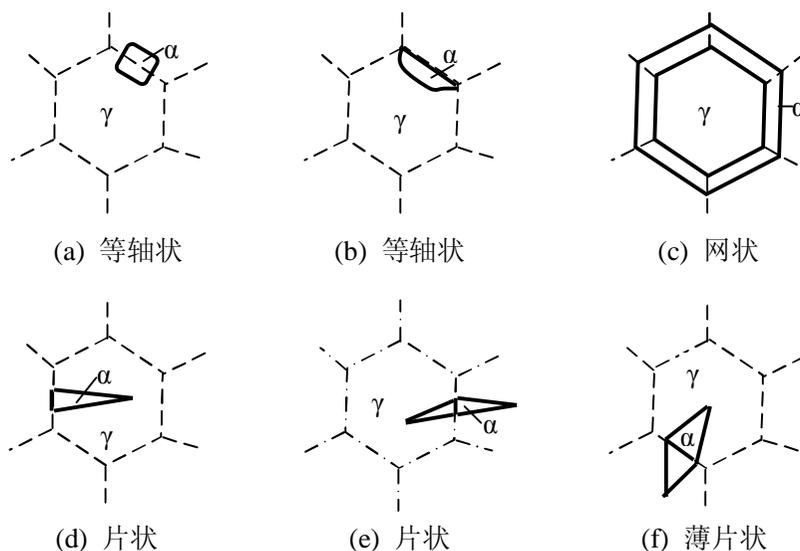


图 3-11 先析铁素体的形态示意图

2. 过共析钢：

- 1)与原奥氏体无共格关系：(1)粒状 Fe_3C (球化工艺)；
- 2)与原奥氏体有共格关系：(2)网状 Fe_3C (奥氏体晶粒较大且成分均匀，冷却速度缓慢)，(3)片针状 Fe_3C (奥氏体晶粒粗大，成分均匀，冷却速度缓慢)。

二、伪共析组织

亚(过)共析钢快冷后抑制先共析相的析出，在非共析钢成分下析出的共析组织($\text{F}+\text{Fe}_3\text{C}$)成为伪共析组织。

三、魏氏组织

工业上将先共析的片(针)状铁素体或片(针)状碳化物加珠光体组织称魏氏组织，用 W 表示。前者称 $\alpha\text{-Fe}$ 魏氏组织，后者称碳化物魏氏组织。

1.亚共析钢

- (1)一次魏氏组织 F ：从奥氏体中直接析出片状(截面呈针状)分布的 F 称一次魏氏组织 F 。
- (2)二次魏氏组织 F ：从原奥氏体晶界上首先析出网状 F ，再从网状 F 上长出的片状 F 称二次魏氏组织 F 。如图 3-12 所示。

两者往往连在一起组成一个整体，人为分为两种是它们的形成机制不同。钢中常见的是二次魏氏组织 F 。亚共析钢魏氏组织 F 单个是片(针)状的，整体分布形态为(1)羽毛状；(2)三角状；(1)两者混合型的。

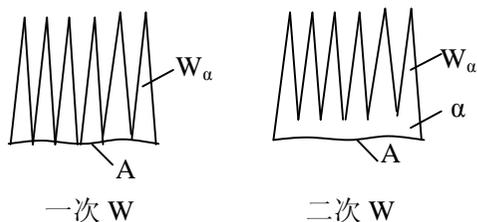


图 3-12 魏氏组织示意图

YB31-64 规定亚共析钢魏氏组织评级标准为 0~5 共 6 级。

- (3)与上贝氏体的区别：上贝氏体是成束分布的， W_α 组织是彼此分离的，束与束交角较大。

2.过共析钢

- (1)一次魏氏组织碳化物：白色针状，基体珠光体组织。
- (2)二次魏氏组织碳化物：网状碳化物上长出针状碳化物，基体为珠光体。

3.魏氏组织形成特征

- (1)钢的成分 $>0.6\%$ ；(2)奥氏体晶粒粗大；(3)冷却速度适中。

§3-5 珠光体的机械性能

珠光体的机械性能取决于(1)层片间距 S_0 ；(2)珠光体团尺寸；(3) F 亚结构。

1.珠光体层片间距 S_0

S_0 减小，相界面增多，相界面阻碍位错运动的能力增加，变形抗力提高，强度提高；另外 S_0 减小， Fe_3C 变薄，易弯曲和滑移使塑性提高。

2.珠光体团尺寸

珠光体团尺寸与珠光体形成温度和原奥氏体晶粒尺寸有关珠光体形成温度低和奥氏体晶粒尺寸细小导致珠光体团尺寸小，单位体积内片层排列方向增多，应力集中可能性降低，导致强度和塑性提高；反之强度和塑性降低。

3.铁素体亚结构

铁素体亚结构为位错，亚结构尺寸越细，位错的量越多，受 Fe_3C 阻碍变形抗力越高，强度越高。

4.粒状珠光体性能

同一成分钢， $P_{\text{粒}}$ 相界面 $P_{\text{片}}$ 少，强度低；塑性好是因为 F 呈连续分布， Fe_3C 颗粒分布在 F 基体上，对位错阻碍作用小。因此 $P_{\text{粒}}$ 表现出(1)切削加工性能好；(2)冷塑性变形性能好；(3)加热时变形或开裂倾向小。

第四章：马氏体相变

概述：(1)钢经奥氏体化后快冷，抑制了扩散相变，在较低温度下发生无扩散相变转变为马氏体，是热处理强化的主要手段，对工业生产有十分重要的意义；(2)上个世纪初把高碳钢淬火后得到的脆而硬、具有铁磁性的针状组织称为马氏体，六十年代以来现代测试技术发展，对马氏体成分-组织-结构-性能之间有了较深刻的认识；(3)在除了钢以外的铁合金、非铁合金、陶瓷材料等发现了马氏体相变；(4)马氏体相变仍存在一些未知的问题(转变机理等)需待研究。

本章重点：马氏体相变的主要特点、马氏体的组织形态及性能、 M_s 点定义及影响因素。

本章难点：马氏体转变的主要特征、马氏体产生异常正方度的原因以及马氏体相变的晶体学位向关系。

§4-1 马氏体的晶体结构

马氏体是 C 在 $\alpha-Fe$ 中的过饱和间隙式固溶体。具有体心立方点阵($C\%$ 极低钢)或体心正方(淬火亚稳相)点阵。

一、马氏体的点阵常数与 $C\%$ 的关系

室温下马氏体的点阵常数与 $C\%$ 的关系由 X-ray 测得：

$$\begin{cases} c = a_0 + \alpha\rho \\ a = a_0 - \beta\rho \\ c/a = 1 + \gamma\rho \end{cases} \quad (12-1)$$

式中, $\alpha = 0.116 \pm 0.002$; $\beta = 0.013 \pm 0.002$;
 $\gamma = 0.046 \pm 0.001$; ρ 马氏体的含碳量(wt.%);
 a_0 : α -Fe 的点阵常数 2.861\AA 。

随 C% 提高, 马氏体点阵常数 c 增大, a 减小, 正方度 c/a 增大, 见图 12-1

二、马氏体的点阵结构及畸变

马氏体为 C 在 α -Fe 中的过饱和固溶体。C 原子处于 Fe 原子组成的扁八面体间隙中心, 此间隙在短轴方向的半径为 0.19\AA , 碳原子半径为 0.77\AA , 室温下 C 在 α -Fe 中的溶解度为 0.006% , 但钢中马氏体的含碳量远远此数。C 原子的溶入 α -Fe 后使体心立方变成体心正方, 并造成 α -Fe 非对称畸变, 这个畸变可视为一个强烈应力场, C 原子位于此应力场中心。

三、新生马氏体异常正方度

实验证明, 许多钢新生成的马氏体(淬火温度得到的马氏体而不是室温的)的正方度与式(12-1)不符, 与式(12-1)比较 c/a 相当低称异常低正方度(Mn 钢); 其点阵是体心正交的($a \neq b \neq c$, a 、 b 轴缩短 c 轴伸长), 与式(12-1)比较 c/a 相当高称异常高正方度(Al 钢、高 Ni 钢); 其点阵是体心正方的($a = b \neq c$, a 、 b 轴伸长 c 轴缩短)。当温度恢复到室温, 正方度又恢复到接近式(12-1)的正方度。C% 增加, 正方度偏差增加。

四、C 原子在马氏体点阵中的分布

1. 亚点阵概念

并非所有的 C 原子都能占据可能位置, 这些可能位置可分为三组, 每一组都构成一个八面体, C 原子分别占据着这些八面体的顶点。由 C 原子构成的八面体点阵称为亚点阵。C 轴称为第三亚点阵; b 轴称为第二亚点阵; a 轴称为第一亚点阵。见图 12-3 所示。

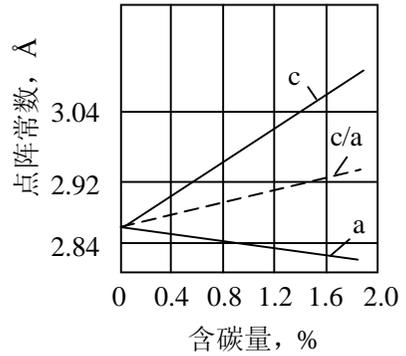


图 12-1

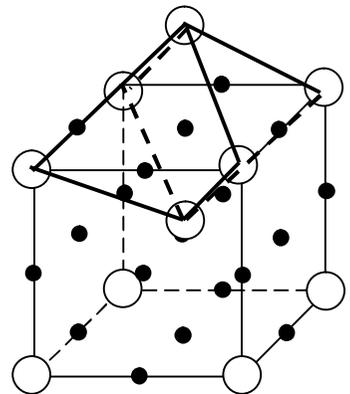


图 12-2

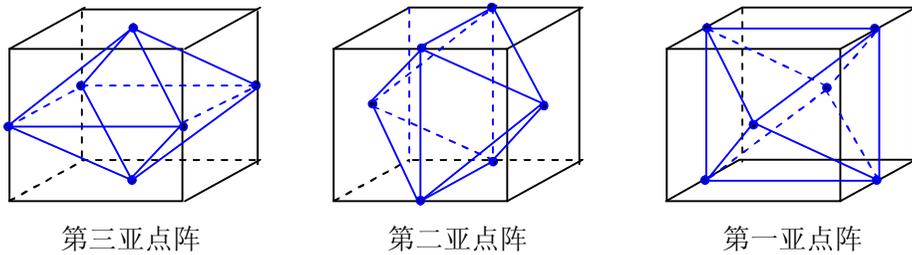


图 12-3

2.产生异常正方度的原理

若 C 原子在三个亚点阵上分布的几率相等，即 C 原子为无序分布时，马氏体应为体心立方结构；实际上马氏体为体心正方结构，则 C 原子在三个亚点阵上分布的几率必然不相等，表明 C 原子可能优先占据其中某一个亚点阵而呈有序分布。

研究表明，C 原子是优先占据第三亚点阵的。但是 C 原子全部占据第三亚点阵时与式(12-1)的测量结果也不吻合。而与 80% C 原子优先占据第三亚点阵，20% C 原子分布在另外两个亚点阵较为符合，即 C 原子在马氏体中是部分有序分布(或部分无序分布)的。

因此：具有异常低正方度的新生马氏体，是因为部分有序分布在第二或第一亚点阵的 C 原子增加的结果，而当两个亚点阵上 C 原子分布几率不相等时，出现 $a \neq b$ 的正交点阵。温度回升到室温，C 原子重新分布，有序度增加，正方度升高。

具有异常高正方度的新生马氏体，其 C 原子接近全部占据第三亚点阵。但计算表明，即使 C 原子全部占据第三亚点阵，马氏体正方度也不能达到实验测得的正方度，所以有人认为，Al 钢或 Ni 钢异常高正方度还与合金元素的有序分布有关。

3.马氏体异常正方度实验证明

采用中子流、电子流以及 γ -射线等辅照后，马氏体正方度下降，随后几个月室温时效正方度又恢复(加热到 70℃ 几分钟即可达到此效果)。这种可逆变化是 C 原子有序-无序转变的有力证明。

4.实验解释

辅照使点阵缺陷密度增大，C 原子发生重新分布，部分 C 原子离开第三亚点阵偏聚到缺陷处导致正方度降低，时效使点阵缺陷密度下降，C 原子又回到第三亚点阵上，C 原子有序度升高，正方度随之上升。

§4-2 马氏体相变的主要特征

一、切变共格和表面浮凸现象

马氏体形成时，和它相交的试样表面发生转动，一边凹陷，一边凸起，并牵动奥氏体突出表面。可见马氏体形成是以切变方式实现的，同时以第二类切应力共格切变，即以惯习面为中心马氏体和奥氏体发生对称倾动，这种界面称“切变共格”界面。

二、马氏体转变的无扩散性

1. 钢中马氏体转变无成分变化，仅有晶格改组： $\gamma\text{-Fe(C)} \rightarrow \alpha\text{-Fe(C)}$ 。
2. 马氏体转变在相当低的温度内进行(Fe-Ni 合金 20~-196°C)，扩散已无可能，并且转变速度极快(5×10^{-6} 秒完成)。
3. 原子协调移动，原来相邻的原子转变后仍相邻(“军队式转变”)，相邻原子的移动位移不超过一个原子间距。

二、具有确定的晶体学位向关系和惯习面

1. K-S 关系: (1.4% 碳钢)

$\{110\}_{\alpha'} // \{111\}_{\gamma}$ (密排面平行); $\langle 111 \rangle_{\alpha'} // \langle 110 \rangle_{\gamma}$ (密排方向平行)。

每一个奥氏体的 $\{111\}_{\gamma}$ 面上，马氏体有 6 中不同的取向，而 $(111)_{\gamma}$ 有四个，因此按 K-S 关系马氏体共有 24 种可能的取向。

2. 西山(N)关系: (Fe-30Ni 合金)

$\{110\}_{\alpha'} // \{111\}_{\gamma}$ (密排面平行); $\langle 110 \rangle_{\alpha'} // \langle 211 \rangle_{\gamma}$ (次密排方向平行)。

每一个奥氏体 $\{111\}_{\gamma}$ 面上，马氏体有 6 中不同取向，而 $(211)_{\gamma}$ 有两个，因此按 K-S 关系马氏体共有 12 种可能的取向; K-S 关系和西山(N)关系如图 12-4。

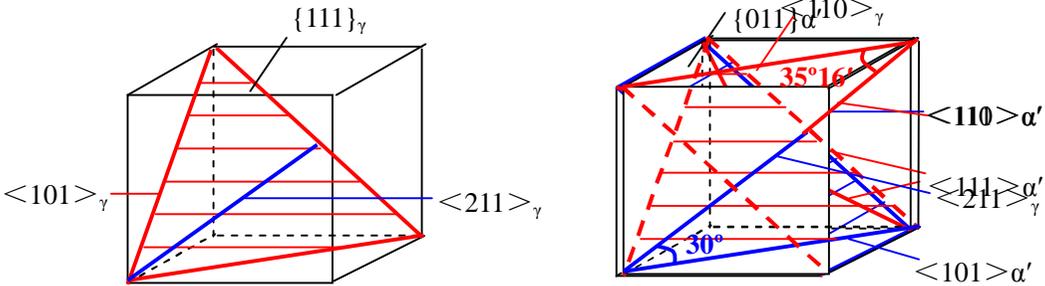


图 12-4

图 12-5

马氏体按 K-S 关系取向为 35°16'，按西山(N)关系取向为 30°，取向相差

5°16′(可以证明, 见图 12-5)

3.G-T 关系:

精确测量(Fe-0.8%C-22%Ni 合金)发现, K-S 关系为:

$\{110\}_{\alpha'} // \{111\}_{\gamma}$ 差 1°; $\langle 111 \rangle_{\alpha'} // \langle 110 \rangle_{\gamma}$ 差 2°。

4.惯习面及其不变性

C%不同及形成温度不同, 惯习面也不同, 钢中常见的惯习面有三种, 即:
(111) $_{\gamma}$, (225) $_{\gamma}$, (259) $_{\gamma}$ 。

- (1)含碳量对惯习面有影响。当 C% < 0.6% 时, 惯习面为 (111) $_{\gamma}$; 0.6% < C% < 1.4% 时, 惯习面为 (225) $_{\gamma}$; C% > 1.4% 时, 惯习面为 (259) $_{\gamma}$;
- (2)随着温度的降低, 惯习面为 (111) $_{\gamma}$ → (225) $_{\gamma}$ → (259) $_{\gamma}$ 。
- (3)惯习面为无畸变、无转动的平面。

四、马氏体相变是在一个温度范围内进行的

- (1)马氏体转变是在不断降温条件下完成的, 有开始转变温度 M_s 和转变结束温度 M_f ;
- (2)马氏体也有等温条件下形成的, 无论降温还是等温转变, 马氏体转变具有不彻底性, 有残余奥氏体剩余, 需冷处理使残余奥氏体转变为马氏体。

五、马氏体转变的可逆性

在某些非 Fe 合金中, 奥氏体冷却转变为马氏体, 重新加热, 已形成的马氏体通过逆转变机制转变为奥氏体, 称为马氏体的可逆转变。把马氏体直接向奥氏体的转变称为逆转变, 逆转变的开始温度为 A_s , 转变结束温度为 A_f 。

§4-3 钢中马氏体的主要形态

一、板条状马氏体

常见于低碳钢、马氏体时效钢、不锈钢中。其显微组织是由许多成群的板条组成, 称板条马氏体。亚结构为位错, 也称位错马氏体。

(1)显微结构。板条马氏体的示意图见图 12-6, 一个原奥氏体晶粒内可以有 3~5 个马氏体板条束(图中 A、B、C、D), 一个板条束内又可以分成几个平行的板条块(如 B 区域); 板条块间成大角晶界, 块界长尺寸方向与板条马氏体边界平行; 每个板条块由若干个板条单晶组成, 板条单晶的尺寸约为 $0.5 \times 5.0 \times 20 \mu\text{m}$ 。即: **板条单晶 → 板条块 → 板条束 → 马氏体晶粒**。稠密的板条单晶之间夹着高度变形的、非常稳定的、厚度约 200Å 的残余奥氏体。

(2)亚结构。高密度位错($0.3\sim 0.9 \times 10^{12}$ 个),局部也有少量的孪晶

(3)位向关系。在一个板条束内,马氏体惯习面接近 $\{111\}_\gamma$;马氏体和奥氏体符合介于K-S关系和西山(N)关系之间的G-T关系最多;符合K-S关系和西山(N)关系的较少,在一个板条束内,存在几种位向关系的原因尚不清楚。

(4)与C%的关系。马氏体的显微组织随合金成分的变化而改变。对于碳钢:

C% $<0.3\%$ 时,板条束和板条块比较清楚;

$0.3\% < C\% < 0.5\%$ 时,板条束清楚而板条块不清楚;

$0.6\% < C\% < 0.8\%$ 时,无法辨认板条束和板条块,板条混杂生长,板条组织逐渐消失并向片状马氏体组织过渡。

(5)与奥氏体晶粒的关系。试验表明,奥氏体晶粒越大,板条束越大,而一个原奥氏体晶粒内板条束个数基本不变,奥氏体晶粒大小对板条宽度几乎没影响。(6)与冷却速度的关系。冷却速度越大,板条束和块宽同时减小,组织变细,因此提高冷却速度有利于细化马氏体晶粒。

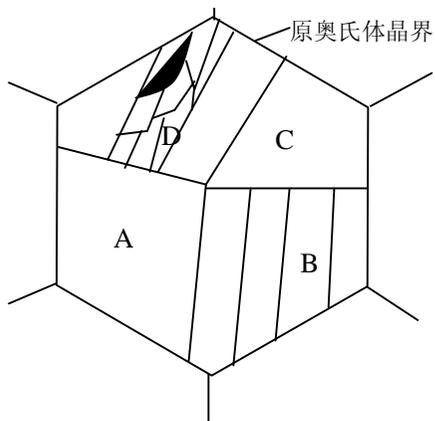


图 12-6 板条马氏体组织结构示意图

二、片状马氏体

常见于淬火高、中碳钢、及Fe-Ni-C钢。空间形态呈凸透镜片形状,称透镜片状马氏体或片状马氏体,试样磨面相截在显微镜下呈针状或竹叶状,又称针状马氏体或竹叶状马氏体,亚结构为孪晶,也称孪晶马氏体。

(1)显微结构。马氏体片间相互不平行,先形成的第一片马氏体贯穿整个原奥氏体晶粒,将奥氏体晶粒分成两部分,使后形成的马氏体片大小受到限制,因此马氏体片的大小不同。

(2)亚结构。孪晶,孪晶的结合部分的带状薄筋是“中脊”(中脊——高密度的相变孪晶区,其形成原因目前尚不清楚)。孪晶间距约为 50\AA ,一般不扩展到马氏体的边界,马氏体片的边界为复杂的位错;也有的片状马氏体无中脊。

(3)位向关系。片状马氏体惯习面接近 $\{225\}_\gamma$ 或 $\{259\}_\gamma$;马氏体和奥氏体符合K-S关系或西山(N)关系。

(4)与C%的关系。片状马氏体的组织形态随合金成分的变化而改变。对于碳钢:C% $<0.3\%$ 时,板条马氏体;

$0.3\% < C\% < 1.0\%$ 时,板条马氏体和片状马氏体混合组织;

} 表明马氏体的亚结构与钢的化学成分

1.0%时<C%时，全部为片状马氏体组织。

并且随着 C%增加，残余奥氏体的含量逐渐增加。

合金元素 Cr、Mo、Mn、Ni 增加形成孪晶马氏体倾向。

(5)与奥氏体晶粒的关系。奥氏体晶粒越大，马氏体片越大。

(6)片状马氏体存在显微裂纹。片状马氏体显微裂纹是其形成时产生的，先形成的第一片马氏体贯穿整个原奥氏体晶粒，将奥氏体晶粒分成两部分，使后形成的马氏体片大小受到限制，因此马氏体片的大小不同。后形成的马氏体片不断撞击先形成的马氏体，由于马氏体形成速度极快，相互撞击，同时还与奥氏体晶界撞击，产生相当大的应力场，另外由于片状马氏体含碳量较高，不能通过滑移或孪生等变形方式消除应力，因此片状马氏体出现显微裂纹。**值得提出的是：**板条马氏体板条之间夹角很小，基本相互平行，相互撞击的几率很小，即使偶有撞击，由于残余奥氏体的存在可以缓解应力，因此，板条马氏体没有出现显微裂纹。

三、影响马氏体形态及亚结构的因素

影响马氏体形态的因素主要是化学成分和马氏体形成温度。

1.化学成分。片状马氏体的组织形态随合金成分的变化而改变。对于碳钢：C% < 0.3%时，板条马氏体；0.3% < C% < 1.0%时，板条马氏体和片状马氏体混合组织；1.0%时 < C%时，全部为片状马氏体组织。并且随着 C%增加，残余奥氏体的含量逐渐增加。合金元素 Cr、Mo、Mn、Ni 增加形成孪晶马氏体倾向。

2.马氏体形成温度。随着马氏体形成温度的降低，马氏体的形态将按下列顺序转化：板条状→蝶状→透镜片状→薄板状；亚结构由位错转化为孪晶。这是由于马氏体转变是在 $M_s \sim M_f$ 温度范围内进行的，对于一定成分奥氏体，可能有：

M_s 点高(C% < 0.3%)的钢：板条状马氏体；

M_s 点略低的钢：板条状和片状混合的马氏体；

M_s 点更低的钢：板条状马氏体不再能形成，转变为片状马氏体；

M_s 点极低的钢：片状马氏体不再能形成，转变为薄板状马氏体。

§4-4 马氏体转变的热力学条件

一、相变的驱动力

$$\Delta G = G_{\alpha'} - G_{\gamma} \leq 0$$

如图 12-7 所示，马氏体相变的驱动力

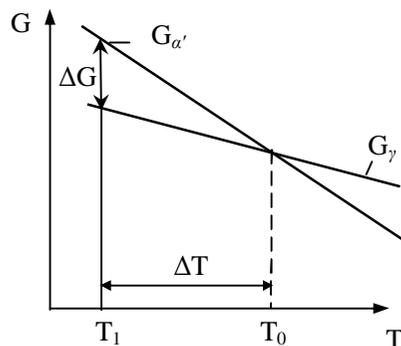


图 12-7

ΔG 必须小于零，即转变温度必须低于 T_0 以下，马氏体转变的开始点 M_s 在 T_0 以下。

二、 M_s 点定义

1. M_s 点定义： 奥氏体和马氏体两相自由能之差达到相变所需的最小驱动力值对应的温度称为 M_s 点。

对于一定成分的合金， T_0 一定， M_s 越低，则 $T_0 - M_s$ 越大，相变所需的驱动力越大。反之，相变所需的驱动力越小。因此：

$$\Delta G = \Delta S(T_0 - M_s) \quad \text{其中，}\Delta S \text{ 为 } \gamma \rightarrow \alpha \text{ 时的熵变。}$$

(1) 对于钢和 Fe 合金， ΔG 很大，马氏体快速长大或爆发式转变；

(2) 对于有色合金(如 Au-Cd)， ΔG 很小，形成热弹性马氏体。

2. A_s 点定义： 马氏体和奥氏体两相自由能之差达到逆转变所需的最小驱动力值对应的温度称为 A_s 点。逆转变驱动力的大小与 $T_0 - A_s$ 成正比。

3. M_d 点定义： 获得形变诱发马氏体的最高温度。

4. A_d 点定义： 获得形变诱发马氏体逆转变的最低温度。

按上述定义， T_0 为 M_d 上限温度(理论温度)；也是 A_d 下限温度(理论温度)。

对于 Co-Ni 合金： M_d 和 A_d 可以重合，即 $M_d = A_d = T_0$ ；

对于 Fe-Ni 合金：即 $T_0 \approx 1/2(M_d + A_d)$ 。

形变诱发马氏体的解释：

如图 12-8 所示，马氏体相变所需的驱动力为 ΔG ，对应相变点为 M_s 。在 T_1 温度($T_1 > M_s$)，马氏体相变的驱动力为 ΔG_1 ，达不到 ΔG ，经形变补充的机械驱动力 ΔG_2 与化学驱动力 ΔG_1 叠加，满足 $\Delta G = \Delta G_1 + \Delta G_2$ ，因此在 T_1 温度下形变，马氏体相变能够进行，即在 T_1 温度下可获得形变诱发马氏体。

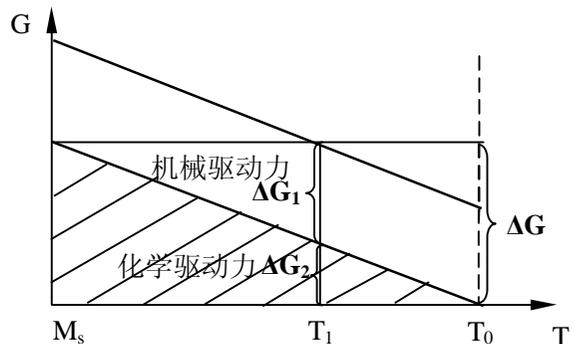


图 12-8

三、影响 M_s 点的主要因素

1. 化学成分

(1) C% 影响： ① 化学成分的影响以 C% 影响最为明显。② C% 升高， M_s 和 M_f

均下降，马氏体转变温度区间移向低温，残余奥氏体量增加。③C%增加， M_s 呈连续下降趋势，当C% $<0.6\%$ 时， M_s 下降比 M_f 下降显著，当C%增加到C% $\geq 0.6\%$ 时， M_f 下降缓慢直至基本不变。

解释：①C%增加，溶入到奥氏体中的C原子增加，对奥氏体固溶强化作用增强，马氏体转变的切变阻力增加，相变所需的驱动力增加， M_s 下降。②C%增加， T_0 降低，故增加了马氏体相变的驱动力，使 M_s 下降。

(2)合金元素：合金元素对 M_s 点影响比较复杂，多种合金元素同时作用的影响和一种合金元素的影响也不相同。总体上①除了Co、Al提高 M_s 外合金元素均有降低 M_s 作用。②强碳化物形成元素加热时溶入奥氏体中很少，对 M_s 点影响不大。③合金元素对 M_s 点的影响表现在影响平衡温度 T_0 和对奥氏体的强化作用。

2.形变于应力

(1)若在 $M_s\sim M_f$ 之间塑性变形， $\Delta G\gamma\rightarrow\alpha'$ 增加，相当于提高 M_s 点，形变会促进马氏体相变。一般形变量越大，马氏体转变量越多；形变温度越低，马氏体转变量越多。(2)马氏体相变引起体积膨胀，施加多向压应力将阻碍马氏体形成，使 M_s 点降低，拉应力或单向压应力促进马氏体形成，使 M_s 点提高。

3.奥氏体化条件

奥氏体化条件对影响具有双重性，加热温度高保温时间长，有利于C和合金元素的原子充分溶入到奥氏体中(固溶强化)，降低 M_s 点；但同时奥氏体晶粒长大，缺陷减少，晶界强化作用降低，切变阻力减小， M_s 点有提高趋势。

4.淬火速度——目前观点不统一

一般认为：淬火速度较低时，即淬火温度较高，“C原子气团”可以形成足够大尺寸并在缺陷处偏聚，强化奥氏体，使 M_s 点降低，淬火速度较高时，即淬火温度较低，抑制了“C原子气团”形成，对奥氏体强化作用降低，使 M_s 点升高。

也有人为：高速淬火 M_s 点升高是淬火应力引起的。

5.磁场

(1)增加磁场只是提高 M_s 点，对 M_s 点以下的马氏体转变和总的转变量无影响。

(2)转变过程中增加磁场，转变量的增加趋势与未加磁场相同，撤去磁场，转变量又回到未加磁场状态。

(3)磁场对 M_s 点影响与形变诱发马氏体影响相似，增加磁能补充了相变所

需的驱动力，使马氏体相变能够产生。

§4-5 马氏体转变的动力学

马氏体相变是一个形核和核长大的过程，但是由于其具有转变速度快的特点，研究其动力学转变特点很困难，可以将马氏体转变的动力学分成三种情况。

一、马氏体降温形成(降温形核、瞬间长大)——生产实际常见

这类马氏体降温形成，马氏体形成速度极快，瞬间形核，瞬间长大，可以认为转变速度取决于形核率 I 而与长大速度无关。

(1)由于降温形成的 ΔG 很大，共格决定了相界面为弹性应变，且势垒低(相对非共格)，阻力相为界面能，很小，因此形核率 I 很大，转变速度极快，可以认为仅取决于形核率而与长大速度无关；(2)爆发式转变如 Fe-Ni-C，当 M_s 点低于 0°C ，爆发量达 20%，深冷 -100°C 时，转变量可达 70%；当 M_s 点高于 0°C ，爆发量达很小，仅为总转变量的百分之几；(3)爆发式转变与温度无关——自促发形核，瞬时长大；(4)细晶粒爆发量较少，晶界是爆发传递的障碍。

二、等温转变(等温形核、瞬间长大)

马氏体等温转变最初在 0.7%C-6.5%Mn-2%Cu 合金中发现，现在高碳钢或高碳高合金钢(轴承钢、高速钢)也发现马氏体等温转变。

(1)等温转变的动力学曲线呈“C”曲线，有孕育期，通过热激活成核——热学性转变；(2)合金元素含量增加，“C”曲线右移，反之左移；(3)等温转变前预冷诱发少量马氏体，可使等温转变开始具有较大速度而不需要孕育期，预先转变马氏体可催化等温转变的马氏体。

三、表面转变

定义：在稍高于合金 M_s 温度时，试样表面会自发形成马氏体，其组织形态、形成速率、晶体学特征都和以 M_s 温度下试样内部形成的马氏体不同，这种产生于表面的马氏体称表面马氏体。

举例： M_s 点略低于 0°C 的 Fe-Ni-C 合金放置在 0°C 一段时间，产生表面马氏体，磨去表面试样仍为奥氏体。

解释：因为试样表面不受压应力作用，内部受三向压应力作用(冷缩热胀的热应力)，使 M_s 点降低(测定的 M_s 点为试样内部的 M_s 点而不是表面 M_s 点)。

(1)表面转变与内部等温转变都有孕育期，因此属于等温转变；(2)马氏体形态为条状，长大速度较慢，惯习面 $\{112\}_\gamma$ ，内部转变为片状马氏体，速度较快，

惯习面 $\{225\}_\gamma$; (3)表面转变会促发内部转变,对马氏体转变动力学研究有干扰。

§4-6 马氏体的机械性能

一、强度和硬度

1.硬度

钢中马氏体的硬度随含碳量的增高而增大,但当 $C\% \geq 0.6\%$, 淬火钢的硬度接近最大值, $C\%$ 进一步增加, 残余奥氏体含量增加, 硬度值增加缓慢甚至下降。

合金元素对马氏体的硬度影响不大。

1.强度

(1)相变强化: 马氏体切变形成造成晶体内产生大量的微观缺陷(位错、孪晶及层错等)使马氏体强化称相变强化。

(2)固溶强化: C 原子过饱和地溶入到 $\alpha\text{-Fe}$ 中产生晶格严重畸变形成畸变偶极应力场, 应力场与缺陷交互作用使马氏体强化。(C% > 0.4% 时形成畸变偶极应力场具有抵消作用, 引起马氏体强化不明显)

(3)时效强化: C 原子偏聚到位错线附近“钉扎”位错引起马氏体强化。-60°C 以上时时效就能进行; 室温下几分钟甚至几秒钟即可产生时效强化。

(4)马氏体形变强化: $\alpha\text{-Fe}$ 本身强度不高, 由于马氏体相变产生塑性变形, 塑性变形产生加工硬化(表现为缺陷增加以及相互缠结)使马氏体强化。

(5)孪晶对马氏体强度的贡献: 孪晶存在时, 马氏体的有效滑移系仅为体心立方金属的四分之一, 因此孪晶存在有阻碍滑移, 提高变形抗力作用。(有争论)

(6)原奥氏体晶粒大小和马氏体板条束大小对强度的影响: 奥氏体晶粒细小, 马氏体晶粒细小(虽然板条块不变, 但板条束变小), 马氏体强度增高, 但总的来看影响不大。细化晶粒对提高马氏体强度作用不明显。

二、马氏体的韧性

马氏体的韧性主要取决于马氏体的亚结构

低碳钢马氏体亚结构为位错

高碳钢马氏体亚结构为孪晶

1.高碳钢板条马氏体的韧性

(1)亚结构为孪晶, 有效滑移系少。(2)回火时碳化物沿孪晶界不均匀析出增加脆性。(3)马氏体内部存在显微裂纹。

2.低碳钢板条马氏体的韧性(1)马氏体形成时容易产生“自回火”, 松弛了淬火

应力，碳化物分布比较均匀(合金钢)。(2)位错网形成的胞状位错亚结构分布不均匀，存在低密度位错区，为位错移动提供了余地，而位错开动可以缓解应力集中提高塑性。(3)无显微裂纹存在。(4)塑性变形时，位错的运动(滑移)比孪生容易进行。

综上，马氏体的韧性主要取决于亚结构，而亚结构取决于 C%。

三、马氏体的相变塑性

相变塑性——金属及合金在相变过程中塑性增大，往往在低于母相屈服极限时发生塑性变形，这种现象称相变塑性。

马氏体的相变塑性——钢在马氏体相变的同时产生相变塑性的现象称马氏体的相变塑性。

(1)马氏体形成时可缓解或松弛局部应力集中，防止裂纹形成，即使形成裂纹也会由于马氏体相变使裂纹尖端应力集中得到松弛，从而抑制微裂纹扩展，提高塑性和断裂韧性。

(2)由于塑性变形区有形变马氏体形成，随着形变量的增加，形变强化指数提高，变形抗力增加，导致已塑性变形区再发生塑性变形困难，从而抑制颈缩的形成，使随后的变形发生其它部位，提高了塑性变形能力。

四、物理性能

(1)马氏体比容最大；导致淬火变形、开裂，导致产生残余奥氏体。(2)马氏体为铁磁相，C%增加，磁饱和强度降低；(3)电阻率高。

§4-7 奥氏体的稳定化

定义：奥氏体由于内部结构在外界条件的影响下发生了某种变化，使其向马氏体转变发生迟滞的现象称为奥氏体稳定化。

分类：奥氏体稳定化分为热稳定化和机械稳定化两种。

一、奥氏体的热稳定化

1.定义：淬火时因缓慢冷却或在冷却过程中停留引起过冷奥氏体稳定性提高，使马氏体转变迟滞现象成为过冷奥氏体的热稳定化。

2.产生机理：C、N 原子在适当温度下(热稳定化温度)向点阵位错处偏聚，钉扎位错，不仅强化奥氏体，使马氏体相变切变阻力增大，同时钉扎马氏体核坯，阻碍其长大，因此发生 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 必须附加化学驱动力以克服溶质原子的钉扎力。

3.反稳定化：将稳定化的过冷奥氏体加热到一定温度以上，由于原子的热运动

增强，溶质原子会扩散离去，使稳定化作用下降甚至消失，称为反稳定化。这个加热温度称为反稳定化温度。

4.影响热稳定化的因素：

(1)等温温度。等温温度升高，C、N原子偏聚速度增大，达到最大稳定化时间缩短，稳定化速度增大。

(2)等温时间。等温时间延长，C、N原子偏聚量增加，奥氏体稳定化程度增加。

(3)化学成分。①C、N原子影响最重要，无C的Fe-Ni合金无热稳定化现象，C、N原子总量大于0.01%就产生稳定化现象。C%增加，稳定化作用增加。②强碳化物形成元素Cr、Mo、V促进热稳定化作用；Ni、Si等非碳化物形成元素对热稳定化无影响。

二、奥氏体的机械稳定化

1.定义：在 M_s 点以上温度对过冷奥氏体进行塑性变形，会使随后的马氏体转变发生困难， M_s 点下降，引起过冷奥氏体稳定化称为机械稳定化。

2.产生机理：由于塑性变形引入缺陷(或使缺陷增加)，破坏了母相与新相(或其核坯)之间的共格关系，使马氏体转变时原子运动发生困难。

3.影响机械稳定化因素：

①已转变马氏体量。已转变马氏体量增加，对周围奥氏体机械作用增强，奥氏体切变阻力增大，机械稳定化程度增加。②马氏体相变会造成母相塑性变形引入缺陷(或使缺陷增加)，破坏了母相与新相(或其核坯)之间的共格关系，因而产生机械稳定化。

M_s 点以下等温停留，热稳定化和机械稳定化往往同时产生。

第五章：贝氏体相变

钢中贝氏体是过冷奥氏体在中温区转变的产物，这由钢的冷却转变图(“C曲线”或CCT曲线)得知。其转变温度位于珠光体温度和马氏体转变温度之间，因此称为中温转变。这种转变的动力学特征和产物的组织形态，兼有扩散型转变和非扩散型转变的特征，称为半扩散型相变。

一般将具有一定过饱和度的 α 相和 Fe_3C 组成的非层状组织称为贝氏体。

§5-1 贝氏体转变的热力学

钢中过冷奥氏体转变为贝氏体，必须满足：

$$\Delta G = G_B - G_\gamma \leq 0$$

贝氏体转变属于半扩散型相变，除新相表面能 $S\sigma$ 外，还有母相与新相比容不同产生的应变能和维持两相共格关系的弹性应变能 ϵV ，则贝氏体形成时系统自由能也可以表示为：

$$\Delta G = V\Delta g_v + S\sigma + \epsilon V \leq 0$$

与马氏体相变比较，贝氏体转变时碳的扩散降低了 α 相的过饱和含碳量，弹性应变能 ϵV 减小；碳的脱溶使贝氏体与奥氏体的比容差降低，相变时由于体积变化引起的应变能减小，使 α 相的自由能降低，新相与母相自由能差 ΔG 增加，相变驱动力增大，因此贝氏体转变开始温度 B_s 在 M_s 之上。

另外，与珠光体转变相比，贝氏体形成时 α 相的过饱和程度比珠光体 α 相的过饱和程度大，新相与母相的弹性应变能 ϵV 比珠光体转变时的弹性应变能 ϵV 大，贝氏体转变开始温度 B_s 在 P_s 之下。因此，贝氏体转变的开始温度介于 M_s 和 P_s 之间。

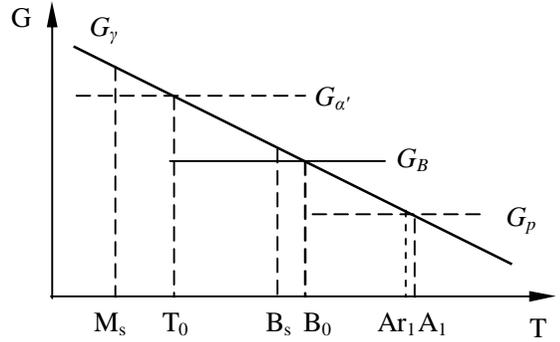


图 13-1

§5-2 贝氏体的组织形态

一、上贝氏体

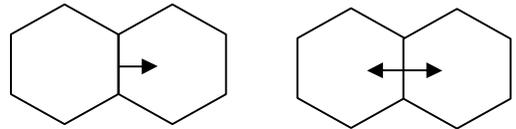


图 13-2

过饱和的平行条状 α 相和夹于 α 相条间的断续条状 Fe_3C 的混合物。形状如羽毛，又称羽毛状贝氏体。在原奥氏体晶界形核，沿晶界一侧或两侧向晶内长大。见图 13-2。

(1)形成温度：中高碳钢 $350\sim 550^\circ C$ ；又称高温贝氏体；形成温度低， α 相条变薄，碳化物弥散度增大，细化晶粒。

(2)亚结构：位错缠解。比板条马氏体低 2~3 个数量级，形成温度越低，位错密度越大。

(3)光镜下， α 相呈条状或针状，少数呈椭圆状或矩形；电镜下清晰可见断续条状 Fe_3C 分布于 α 相条间，也可能分布在 α 相条内。

(4)C% 增加， α 相条增多、变薄， Fe_3C 量增加、变细，碳化物由粒状 \rightarrow 链珠状 \rightarrow 断续条状。

合金元素 Si、Al、增加奥氏体的稳定性，抑制 Fe_3C 析出，使残余奥氏体数量增多。

二、下贝氏体

过饱和的片状 α 相和其内部沉淀的 Fe_3C 的混合物。形状为针状、片状或竹叶状。各针状物间有一定交角。碳化物细小、弥散，呈粒状和细片状排列成行，与 α 相长轴方向成 $55^\circ\sim 65^\circ$ 。

(1)形成温度：中高碳钢 $350^\circ\text{C}\sim\text{M}_s$ ；又称低温贝氏体。

(2)亚结构：缠解位错。比上贝氏体位错密度高，未发现孪晶。

(3)光镜下， α 相呈暗黑色针状或片状，各针状有一定交角；电镜下清晰可见排列成行的粒状或片状 Fe_3C 分布于 α 相条内，与 α 相长轴方向交成 $55^\circ\sim 60^\circ$ ，也可能分布在 α 相条外。

(4)下贝氏体 α 相内含有过饱和 C 原子，其固容量比上贝氏体高。上贝氏体的 α 相平行，下贝氏体的 α 相有交角。

I 双磨面金相分析——对同一试样的两个垂直表面进行金相观察，以分析组成物的立体形态。

二、贝氏体分类

关于贝氏体分类目前很难统一

(1)按光镜组织则以 α 相形貌为依据。 α 相成簇分布呈条状为上贝氏体；呈针状或片状为下贝氏体。

(2)按电镜组织则以碳化物形貌和分布为依据。碳化物呈断续条状或杆状分布在 α 相之间为上贝氏体；呈粒状或细片状分布在 α 相之中为下贝氏体。

§5-3 贝氏体的形成

一、贝氏体的形成过程

过冷奥氏体冷却到贝氏体转变温度区，在贝氏体转变开始前，过冷奥氏体内部 C 原子产生不均匀分布，出现许多局部贫碳区和富碳区，在贫碳区产生 α 相晶核，当其尺寸大于该温度(贝氏体转变温度)下的临界晶核尺寸时， α 相晶核不断长大，由于过冷奥氏体所处的温度较低，Fe 原子的自扩散困难，只能按共格切变方式长大。C 原子从 α 相长大的前沿向两侧奥氏体中扩散，而且 α

相内过饱和 C 原子不断脱溶。(1)高温时 C 原子穿过 α 相界扩散到奥氏体中或在相界面沉淀成碳化物；(2)低温时 C 原子在 α 相内部一定晶面上聚集并沉淀成碳化物；或同时在 α 相界面和 α 相内部沉淀成碳化物。

因此贝氏体的形成取决于形成温度和过冷奥氏体含碳量。

二、上贝氏体的形成过程

首先在过冷奥氏体晶界处或晶界附近贫碳区生成贝氏体 α 相晶核，如图 13-3(a)，并且成排地向晶粒内长大。同时条状 α 相长大前沿的 C 原子不断向两侧扩散，而且 α 相多余的 C 也将通过扩散向两侧的界面移动。由于 C 在 α 相中的扩散速度大于在奥氏体中的扩散速度，在较低温度下，C 在晶界处发生富集，如图 13-3(b)，当富集的 C 浓度相当高时，在条状 α 相间形成 Fe_3C ，而转变为典型的上贝氏体。如图 13-3(c)和图 13-3(d)。

当上贝氏体的形成温度较低或钢的含碳量较高时，上贝氏体形成时与 α 相条间沉淀碳化物的同时，在 α 相条内也沉淀出少量的多向分布的 Fe_3C 小颗粒，如图 13-3(c')和图 13-3(d')。

三、下贝氏体的形成过程

在中高碳钢中，如果贝氏体转变温度比较低时，首先在奥氏体晶界或晶粒

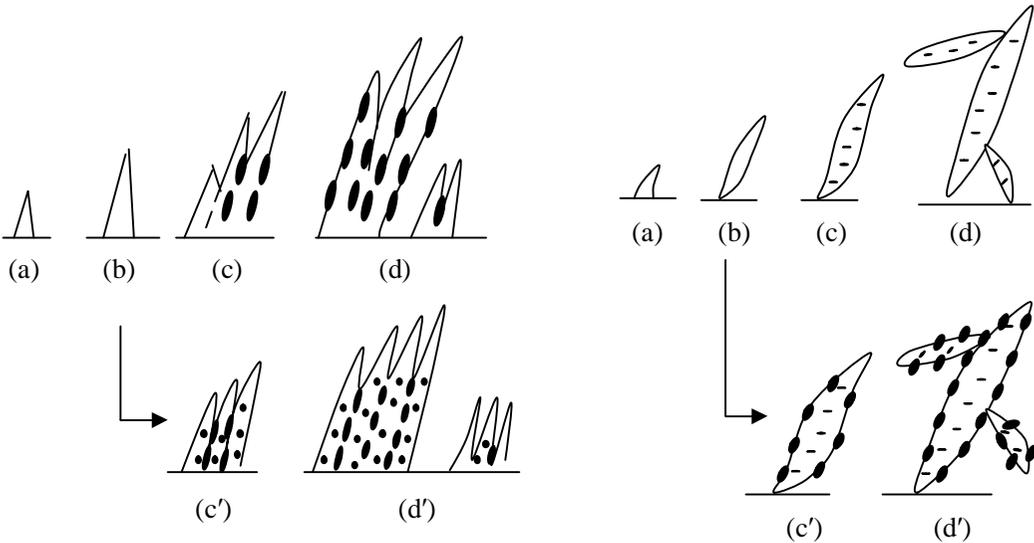


图 13-3

图 13-4

内部某些贫碳区形成 α 相晶核(图 13-4a)，并按切变共格方式长大成片状或透镜状(图 13-4b)。由于转变温度较低，C 原子扩散困难，较难迁移至晶界，和 α

相共格长大的同时, C 原子只能在 α 相的某些亚晶界或晶面上沉淀为细片状碳化物(图 13-4c), 和马氏体转变相似, 当一片 α 相长大后, 会促发其它方向片状 α 相形成(图 13-4d), 从而形成典型的下贝氏体。

如果钢的含碳量相当高, 而且下贝氏体的转变温度又不过低时, 形成的下贝氏体不仅在片状 α 相中形成 Fe_3C , 而且在 α 相边界上也有少量 Fe_3C 形成, 如图 13-4c'和图 13-4d'。

§5-4 钢中贝氏体的机械性能

钢中贝氏体的机械性能主要取决于其显微组织形态, 即取决于 α 相和 Fe_3C 的显微组织形态。

一、 α 相的显微组织形态

1. 贝氏体 α 相中相对细晶的呈条状(上贝氏体)或呈针状(下贝氏体)比相对粗晶的呈块状(粒状贝氏体)具有较高的强度和硬度。贝氏体转变温度降低, α 相由块状→条状→针片状。
2. 贝氏体中 α 相晶粒(亚晶粒)越小, 强度越高, 韧性越好(可以通过控制①过冷奥氏体晶粒大小和②控制冷却速度来控制 α 相晶粒大小)。
3. 与平衡状态的 α 相对比, 贝氏体中 α 相过饱和度大, 导致固溶强化引起强度增加, 但塑性和韧性降低很少。
4. 贝氏体中 α 相的亚结构为缠结位错(相变应变产生的), 而且下贝氏体比上贝氏体位错密度高, 因此强度比上贝氏体高。

二、碳化物的显微组织形态

1. 碳化物尺寸相同时, 其含量(取决于钢的含碳量)越多, 强度和硬度越高, 塑性和韧性越低。
2. 成分一定时, 贝氏体转变温度降低, 碳化物尺寸减小, 数量(不是含量)增加, 即弥散分布, 强度高韧性高, 因此下贝氏体比上贝氏体性能好得多。
3. 粒状碳化物不易产生应力集中, 韧性好; 上贝氏体碳化物呈断续杆状(条状或层状)的脆性大; 下贝氏体碳化物呈细片状强度高。

三、非贝氏体组织形成对机械性能的影响(略)

第六章： 淬火钢的回火转变

本章重点：

(1)淬火钢回火的组织转变过程和与之相对应的基本组织；(2)掌握并区分相似名称的各种显微组织(如淬火马氏体和回火马氏体；奥氏体、过冷奥氏体和残余奥氏体；索氏体和回火索氏体；屈氏体和回火屈氏体；平衡态 α 相和非平衡态 α 相)。

本章难点：

淬火钢回火的组织转变过程

回火是淬火后将零件加热到低于临界点某一温度，保持一定时间，然后以适当的冷却方式(避免回火脆性时快冷；防止热应力缓冷；否则对冷却速度无限制)冷却到室温的热处理操作

回火的目的是①为了使亚稳定的 α' 相转变为接近平衡相或平衡相，以便获得所需要的相对稳定组织与性能②消除或减小内应力。

§6-1 回火时物理性能的变化

1.比容变化：马氏体>回火马氏体>回火屈氏体>回火索氏体>残余奥氏体。

2.相变潜热：过冷奥氏体保存了奥氏体相变时吸收的潜热，淬火形成马氏体释放了一部分潜热，仍保留部分潜热，这部分潜热在回火过程中不断放出。残余奥氏体转变将使体积变大，放出相变潜热。

3.电阻率：回火初期阶段(回火温度低于 100℃时)，由于 C 原子向位错线偏聚(板条马氏体)使电阻率降低；向某些晶面富集(片状马氏体)使电阻率升高。

§6-2 淬火钢回火时组织转变

1.马氏体中 C 原子偏聚(<100℃)

①由于转变温度较低，Fe 与合金元素原子难以扩散；C、N 溶质原子只能做短程偏聚，板条马氏体晶内存在大量位错，C、N 原子向位错线附近偏聚。

②片状马氏体由于位错较少，除了少量 C、N 原子向位错线附近偏聚，大量溶质原子向孪晶面(110) $_{\alpha}$ 偏聚，形成厚度几个 Å 直径十几个 Å 的富碳区。

③板条马氏体中 C、N 原子向位错线附近偏聚，降低弹性畸变能；而片状马氏体由于 C、N 原子向孪晶面(110) $_{\alpha}$ 偏聚，使弹性畸变能可能升高。

④C+ \perp → \perp C；

2.马氏体分解(80~250℃)——转变第一阶段

回火温度超过 80℃马氏体开始分解，马氏体中 C%降低，c 轴减小，a 轴变大，正方度 c/a 降低，马氏体转变成回火马氏体。

片状马氏体

(1)碳化物转变取决于回火温度，也和时间有关，随着回火时间的延长，转变温度可以降低。

(2)是否出现 χ -Fe₅C₂ 与钢的 C% 有关，C% 增加有利于 χ -Fe₅C₂ 产生(板条马氏体不易产生 χ -Fe₅C₂)。

(3)回火时碳化物析出的惯习面和位向关系与碳化物类型有关。中、低碳钢：

χ -Fe₅C₂ 的惯习面为 {112}_χ；位向关系为 $(\bar{1}\bar{0}0)_{\chi} // (121)_{\alpha'}$ ， $(010)_{\chi} // (101)_{\alpha'}$ ， $[001]_{\chi} // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{\alpha'}$ 。

θ -Fe₃C 的惯习面为 {110}_θ 或 {112}_θ；位向关系为 $(001)_{\theta} // (112)_{\alpha'}$ ， $(010)_{\theta} // (1\bar{1}\bar{1})_{\alpha'}$ ， $[100]_{\theta} // [1\bar{1}0]_{\alpha'}$ 。

(4)碳化物形核长大可分为两类，取决于新旧碳化物与母相的位向关系，新旧碳化物与母相位向关系相同则“原位”形核长大；不相同则“单独”形核长大。

①在原碳化物基础上发生成分变化和点阵重构称“原位形核长大转变”。

②原碳化物溶解，新碳化物在其它位置重新形核长大称“单独形核长大转变”。

ε -Fe_xC 与 χ -Fe₅C₂ 和 θ -Fe₃C 的惯习面和位向关系不同，单独形核长大； χ -Fe₅C₂ 和 θ -Fe₃C 的惯习面和位向关系可能相同也可能不同，既可以“原位形核长大转变”，也可以“单独形核长大转变”。

(5)低碳马氏体由于 Ms 点较高，淬火冷却时往往析出 θ -Fe₃C 碳化物称自回火。

(6)最终组织：具有一定过饱和度的 α 相和与其无共格关系的 θ -Fe₃C 碳化物混合组织——回火屈氏体。

对于合金钢，回火过程中形成细小弥散的与 α 相共格的特殊碳化物，导致钢的硬度增加称为二次硬化。

5.α 相回复再结晶及碳化物聚集长大(>400℃)

主要发生 α 相回复再结晶，同时碳化物聚集长大。

(1) α 相回复： α 相回复包括内应力消除和缺陷的减少或逐渐消失。内应力分三类：

第一类内应力：区域性的，存在于一组晶粒(多个晶粒)和一组晶粒之间	} 受 C 扩散控制	存在零件内
第二类内应力：晶粒内，晶胞间。		
第三类内应力：晶胞内，原子间。		

缺陷：淬火马氏体位错、孪晶密度很高，与冷变形金属相似，回复过程中①板条马氏体的位错降低，剩下的位错将重新排列形成二维位错网络——多边化。这是比较稳定的状态，这些位错网络把板条马氏体晶粒分割成亚晶粒。②片状马氏体回火温度高于 250℃ 时孪晶开始消失，400℃ 孪晶全部消失，前三个阶段

回复就开始发生。回复过程马氏体晶粒空间形态不变(板条状马氏体仍板条状,片状马氏体仍片状)。

(2)再结晶:回火温度高于 600℃发生再结晶,板条马氏体形成位错密度很低的等轴 α 相取代板条 α 晶粒——再结晶;片状马氏体回火温度高于 400℃孪晶全部消失,出现胞块组织,温度高于 600℃发生再结晶。这一过程也是形核(亚晶界为核心)、长大过程。

(3)碳化物长大:温度高于 400℃,碳化物已与 α 相脱离共格关系而聚集球化。细粒状弥散的碳化物迅速聚集长大并粗化,满足 $d=k\tau^3$ (碳化物长大公式),并对 α 相的再结晶有阻碍作用。

(4)最终组织:回复和再结晶的 α 相与聚集长大的粒状碳化物(与 α 相无共格关系)的混合组织称为回火索氏体组织。

值得指出钢在连续加热回火过程中的各种转变,不是单独发生的,而是相互重叠的,每一阶段的回火温度区间也是相互重叠的。

§6-3 淬火钢回火时机械性能变化

按回火温度的不同,将回火分成

{	高温回火:回火索氏体(<250℃)
	中温回火:回火屈氏体(350~500℃)
	低温回火:回火马氏体(>500℃)

一、硬度

回火温度升高,硬度总的趋势是下降。

(1)高碳钢(>0.8%C)100℃左右回火时硬度稍有上升,是由于 C 原子偏聚和共格 ϵ -Fe_xC 析出造成的。

(2)200~300℃回火时出现硬度平台是由于残余奥氏体转变(使硬度上升)和马氏体大量分解(使硬度下降)两个因素综合作用的结果。

(3)合金元素能够不同程度上阻碍回火硬度的降低,同时回火时(500~600℃)可以造成二次硬化。

二、强度和塑性

回火温度升高,强度不断下降,塑性不断上升。

(1)低温回火时,高碳钢片状马氏体塑性几乎为零,低碳钢具有良好的综合性能。

(2)300~450℃回火时钢的弹性极限最高(回火屈氏体组织)。

(3)合金元素加入与相同含碳量的碳钢对比,强度高(回火高于 300℃)。

三、韧性

实验发现钢在 250~400℃ 和 450~600℃ 回火，出现韧性下降(脆化)现象，称为回火脆性。

(一)第一类回火脆性

1.定义：250~400℃ 回火时出现的回火脆性称第一类回火脆性。

2.特点：(1)断裂方式为沿晶断裂或穿晶断裂。

(2)与回火冷却速度无关。

(3)产生第一类回火脆性的工件在更高的温度回火，脆性消失，重新在其脆性温度区回火，也不产生回火脆性，这种特性称回火脆性的不可逆。

(3)不能用热处理或合金化方法消除第一类回火脆性。

3.产生机制：

(1)**残余奥氏体转变理论**——在此温度回火正是残余奥氏体转变为马氏体或下贝氏体温度区，由于残余奥氏体转变致脆。此观点不能解释低碳钢(含有少量残余奥氏体)回火脆性，并且有些钢残余奥氏体转变温度与此脆性温度不重合。

(2)**杂质偏聚理论**——最近研究发现，第一类回火脆性断口有三种，即①沿原奥氏体晶界断裂：低温回火时 P、S、As 向原奥氏体晶界偏聚引起强度降低(能谱分析已经证实)。②沿马氏体板条晶界断裂： $\epsilon\text{-Fe}_x\text{C}$ 转变为 $\gamma\text{-Fe}_5\text{C}_2$ 或 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ 的温度与第一类回火脆性温度相近，新生成的碳化物沿马氏体板条束边界析出造成脆性增加。③穿晶断裂：夹在板条间的残余奥氏体析出碳化物，或片状马氏体的孪晶界析出碳化物，当碳化物粗大甚至有裂纹存在则产生穿晶断裂。

4.避免方法：

(1)加入合金元素使回火脆性温度提高。如加入 Mo、Si 等。

(2)不在此温度区间回火。

(3)降低杂质元素含量。

(一)第二类回火脆性

1.定义：450~600℃ 回火时出现的回火脆性称第二类回火脆性。

2.特点：(1)断裂方式为沿晶断裂。

(2)与回火冷却速度有关(对冷却速度敏感)快冷时不产生第二类回火脆性，慢冷产生第二类回火脆性。

(3)可逆性——已产生第二类回火脆性钢回火重新加热快冷，回火脆性消失不脆的钢回火慢冷时产生第二类回火脆性。

(4)与原始组织有关，马氏体的第二类回火脆性 > 贝氏体的第二类回火

脆性>珠光体的第二类回火脆性。

(5)第二类回火脆性的等温冷却脆化动力学曲线呈“C”字型。

3.产生机制(无定论):

杂质偏聚理论——杂质元素 P、Sn、As、Sb 等向原奥氏体晶界偏聚，合金元素 Ni、Cr、Mn 也在原奥氏体晶界偏聚并促进杂质元素的偏聚，处于韧性状态时没有发现上述杂质元素在原奥氏体晶界偏聚。杂质元素的偏聚引起强度降低。回火 500℃时，P 在原奥氏体晶界显著偏聚，回火时间增加，P 在原奥氏体晶界的偏聚量增加，超过 500℃时，P 扩散离去，再次冷至 500℃时，P 又偏聚在原奥氏体晶界——可逆性。该理论不能解释第二类回火脆性与冷却速度的关系。

4.避免方法:

- (1)降低杂质元素含量，减少合金元素 Ni、Cr、Mn 含量。
- (2)加入合金元素 Mo、W 等抑制杂质元素偏聚。
- (3)细化晶粒，奥氏体晶粒粗大，单位体积晶界数量减少，杂质在晶界处含量相对增加，第二类回火脆性增大。
- (4)回火快冷(对尺寸小的零件、形状不太复杂)。
- (5)采用形变热处理方法减少第二类回火脆性。
- (6)亚共析钢采用亚温淬火使 P 溶入到 α 相中，减少其在奥氏体晶界的偏聚。