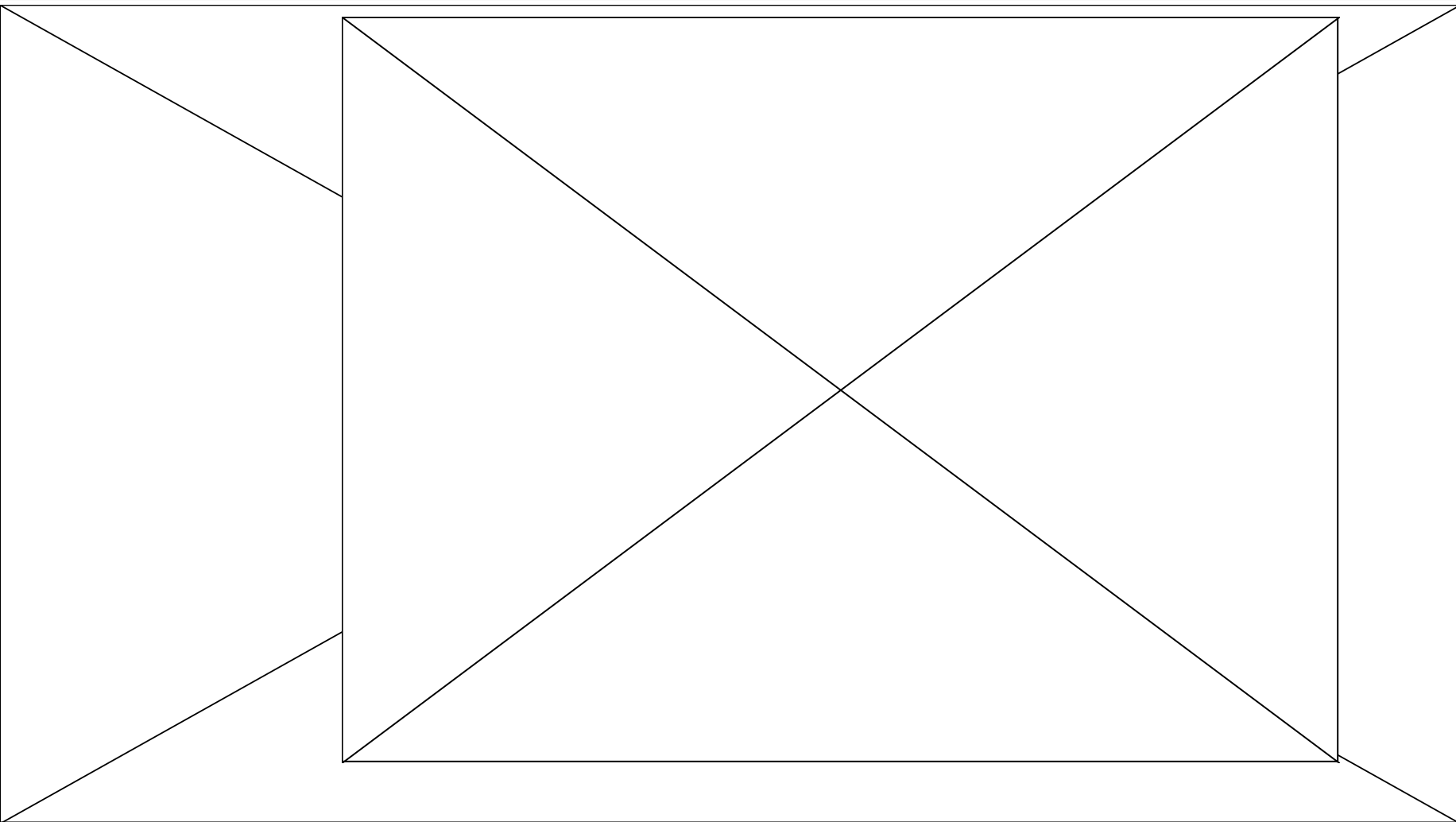




第六章 钢的热处理

- ★ 第一节 钢在加热时的组织转变
- ★ 第二节 钢的冷却时的组织转变
- ★ 第三节 钢的退火和正火
- ★ 第四节 钢的淬火
- ★ 第五节 钢的回火
- ★ 第六节 钢的表面淬火
- ★ 第七节 钢的化学热处理
- ★ 第八节 其他热处理工艺简介

南海钓鱼钩秘方



前言

- 定义：通过加热、保温和冷却工序改变钢的内部组织结构，获得预期性能的工艺。
- 目的：
 - ① 消除前工序产生的缺陷，为后工序的顺利进行创造条件；
 - ② 发挥材料的潜力，赋予工件所需的最终使用性能。

例： **W18Cr4V**车刀：锻造—预先热处理（退火）—机加工—最终热处理（**1270℃**加热淬火+**560℃**回火三次）—磨光

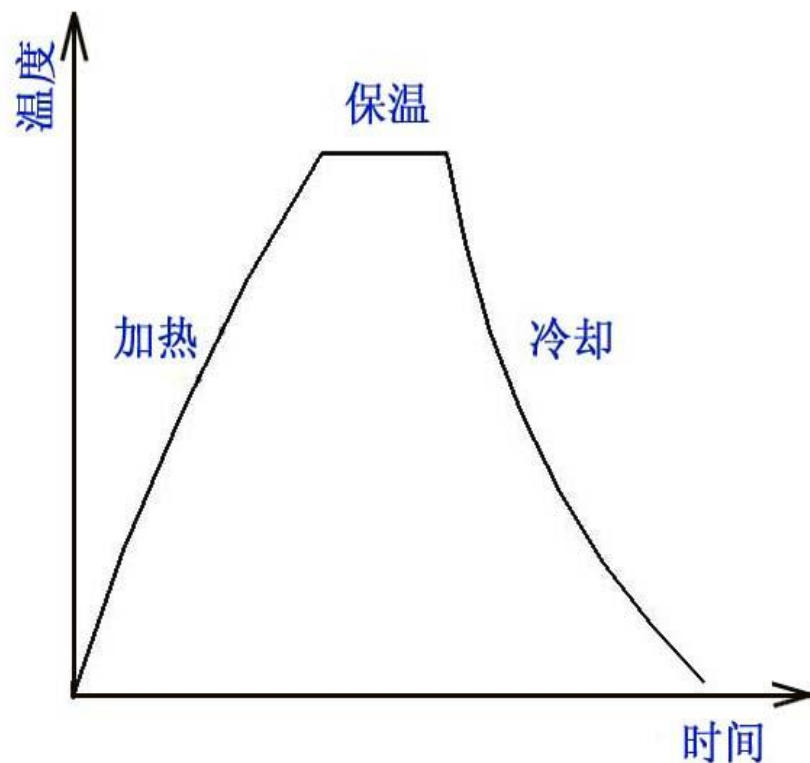


图 6-1 热处理加热曲线示意图



前言

- 热处理强化依据:

固态相变(有同素异构转变, 或溶解度有显著变化的合金)。

* **FF'**间的合金, $\alpha + \beta \Leftrightarrow \beta$ 相变; **F**以左合金, 熔化前无固态相变, 不能热处理强化, 只能用加工硬化提高强度。

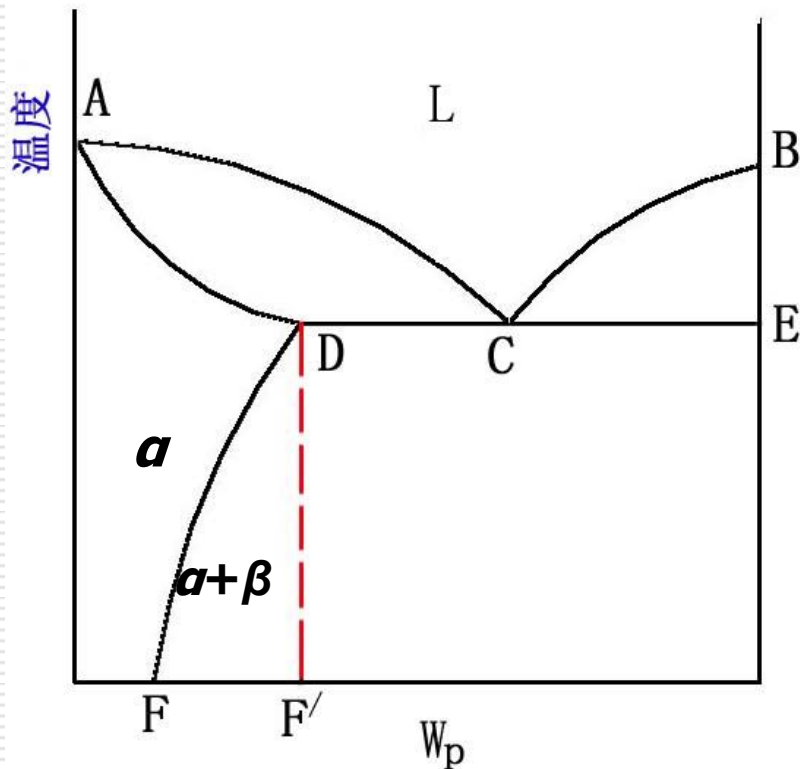
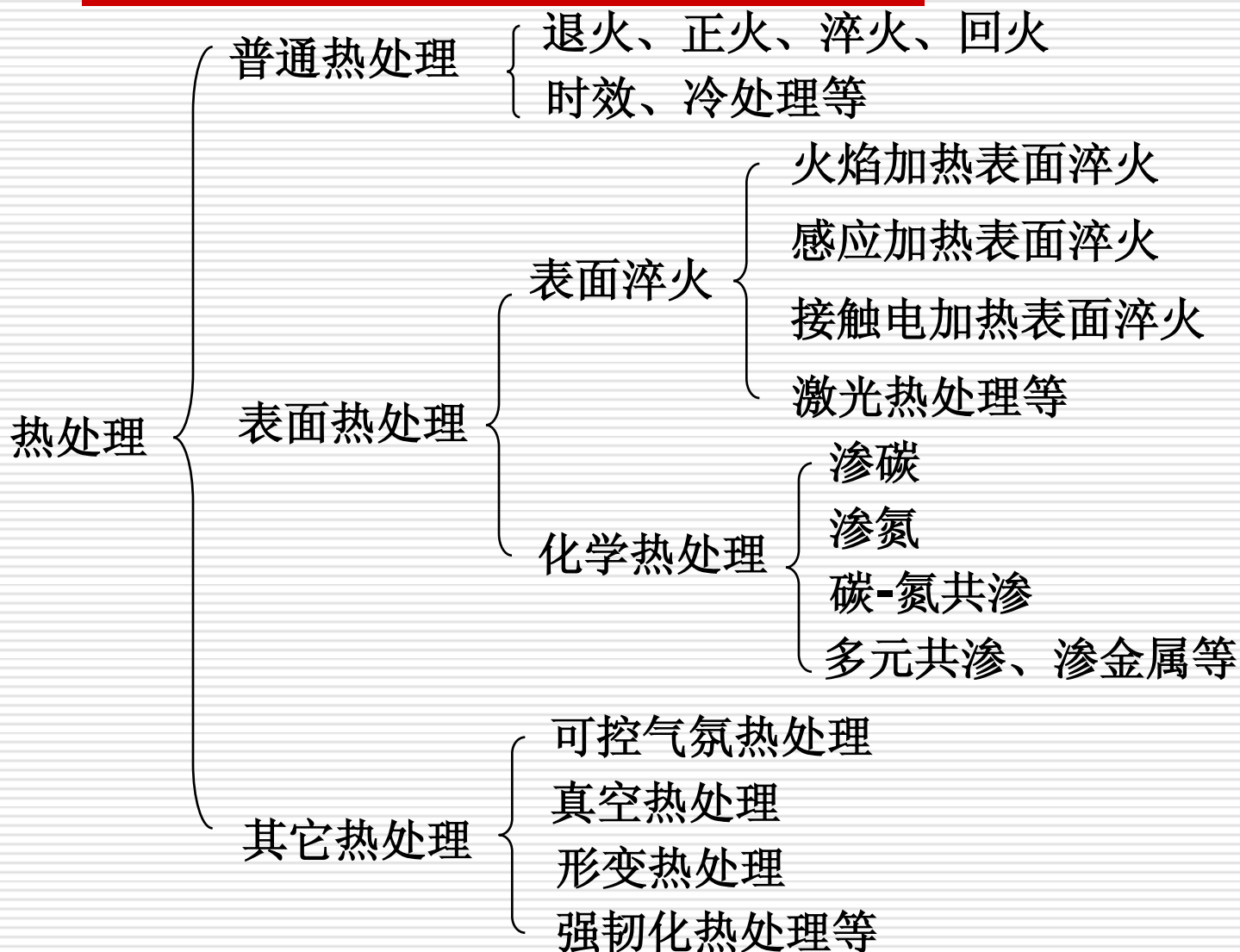


图 6-2 合金相图

热处理的分类



热处理的分类

按热处理在工艺过程中的位置和作用分类：

(1) 预先热处理（如退火、正火等）

(2) 最终热处理（如淬火、回火等）

- 用**T10**钢制造形状简单的冲头，其工艺路线为：
锻造→球化退火(预先热处理)→机加工→
淬火+低温回火(最终热处理)→磨削加工

钢的实际临界点的概念

将共析钢、亚共析钢和过共析钢分别加热到 A_1 、 A_3 和 A_{cm} 以上时，都完全转变为单相奥氏体。

A_1 、 A_3 、 A_{cm} 称为钢组织转变的平衡临界温度。

这些临界点都是在无限缓慢的加热或冷却条件下测得的。在实际生产中的加热或冷却条件下，这些临界点会产生偏移，即总有滞后现象。

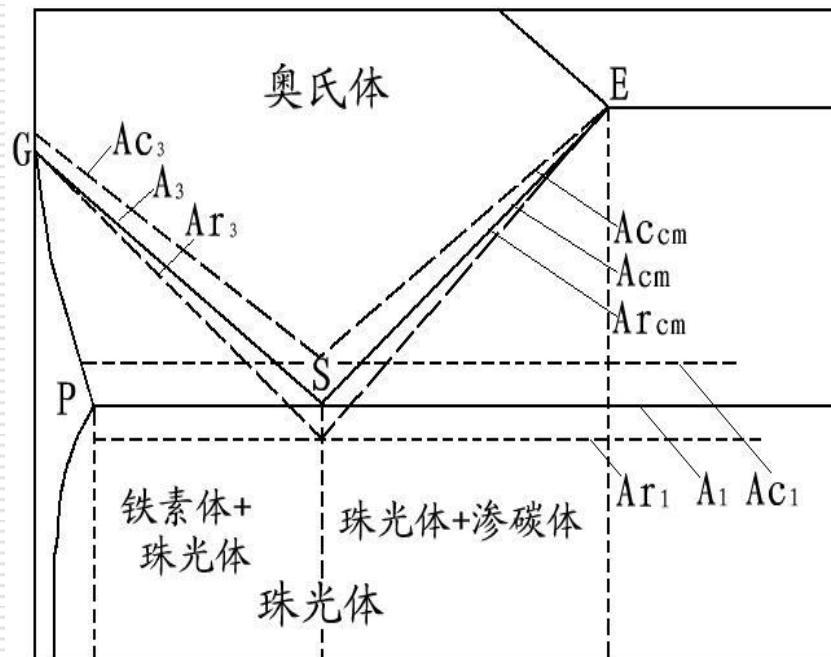


图6-2 钢在加热和冷却时临界点的变动示意图

加热和冷却速度对临界点
 A_1 、 A_3 、 A_{cm} 的影响



钢的实际临界点的概念

(1) 钢的实际临界点含义

| 加热时 | | 冷却时 | |
|-----------------------|--|-----------------------|---|
| Ac₁ | P→γ | Ar₁ | γ → P |
| Ac₃ | α 完全→γ | Ar₃ | γ 开始→α |
| Accm | Fe₃C_{II} 完全→γ | Arcm | γ 开始析出Fe₃C_{II} |

(2) **V_冷 ↑, 偏离平衡点 ↑。**

***一般手册中数据为30~50℃/h加热或冷却所测得的结果。**

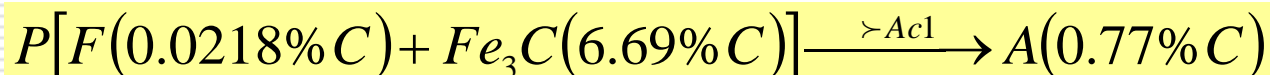
第一节 钢在加热时的组织转变

加热是各种热处理必不可少的第一道工序。加热的目的是为了**使钢获得奥氏体组织，并利用加热规范控制奥氏体晶粒大小**。钢只有处于奥氏体状态才能通过不同的冷却方式使其转变为不同的组织，从而获得所需要的性能。

一、奥氏体的形成

1. 奥氏体形成的基本过程：

(1) 共析钢



体心立方

复杂晶格

面心立方

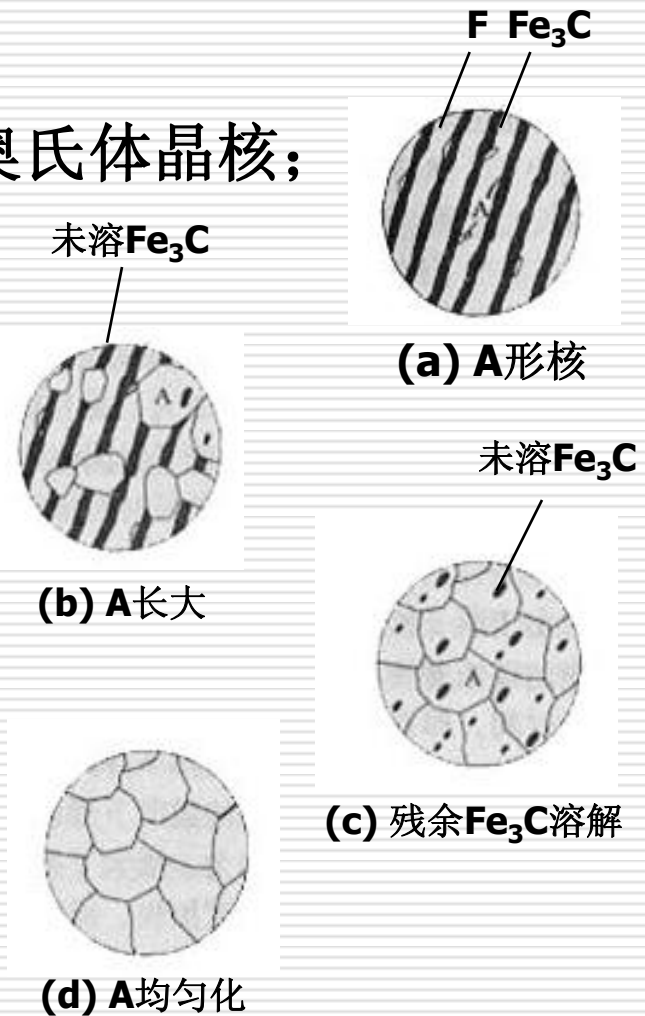
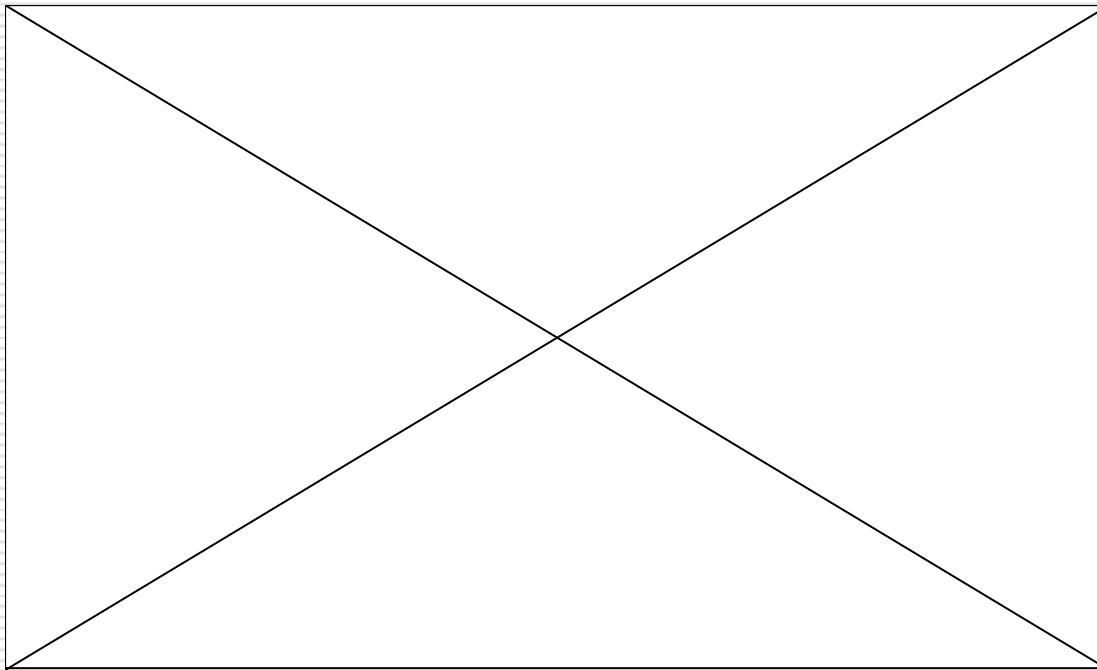
- 奥氏体的形成过程就是铁晶格的改组和铁、碳原子的扩散过程——“**相变重结晶**”。



第一节 钢在加热时的组织转变

四个基本过程：

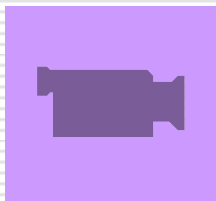
- a:** 自铁素体与渗碳体的相界面处形成奥氏体晶核；
- b:** 奥氏体的长大；
- c:** 残余渗碳体向奥氏体继续溶解
- d:** 奥氏体成分的均匀化



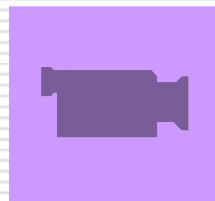
第一节 钢在加热时的组织转变

(2) 亚共析钢和过共析钢

在 $P \rightarrow A$ 完成后，有过剩 α 的转变和 Fe_3C 的溶解， $> A_{c3}$ (A_{cm}) 完成。



亚共析钢奥氏体化
过程.swf



过共析钢奥氏体化
过程.swf

2. 影响奥氏体形成速度的因素

取决于影响形核、长大和原子扩散(D)的因素：

(1) 加热条件

$T_{\text{加热}} \uparrow$ (或 $V_{\text{连续加热}} \uparrow$)，即 $T_{\gamma\text{形成}} \uparrow$ ， γ 形成越快 ($T_{\text{转变}} \downarrow$)



第一节 钢在加热时的组织转变

(2) 原始组织

P越细，**T**_{转变} ↓ ($\therefore V_{\text{形成}}: P_{\text{片}} > P_{\text{球}}, P_{\text{细片}} > P_{\text{粗片}}$)

$\therefore \alpha\text{-Fe}_3\text{C}$ 相界面 ↑，间距 ↓，**C**浓度梯度 ↑，原子扩散距离 ↓，**V**_{形核}长大 ↑。

(3) 化学成分

● **C%** ↑, **Fe₃C** ↑, $\alpha\text{-Fe}_3\text{C}$ 相界面 ↑，碳的扩散能力 ↑，**V**_{形成} ↑

● **Me**: 溶于 γ 时, 除**Mn**、**Ni**等外使钢的临界点 ↑，**T** _{γ 形成} ↑。

除**Co**外，**V**_{形成} ↓。

\therefore 合金钢的 γ 化，相对于**C%**相同碳钢：

T加热要高些，**t**保温也要长些。



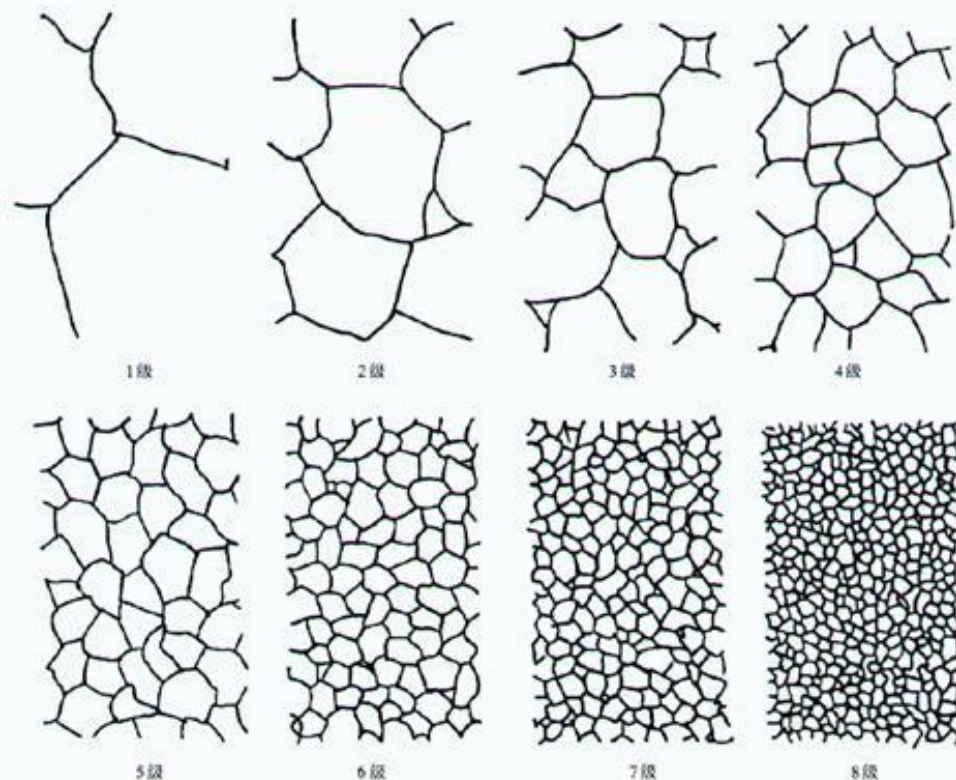
第一节 钢在加热时的组织转变

二、奥氏体晶粒大小及其影响因素

1. 奥氏体晶粒度

表示奥氏体晶粒大小的尺度。

通常按**YB27-77**标准，把钢的晶粒度分为**10级**，**1级**最粗，**10级**最细。



第一节 钢在加热时的组织转变

奥氏体晶粒度分为起始晶粒度、本质晶粒度和实际晶粒度。

(1) 起始晶粒度

——加热时， γ 化刚完成时的晶粒大小。

一般比较细小，但不稳定，将随加热温度升高或保温时间延长而长大。

(2) 实际晶粒度

——具体加热条件下得到的 γ 晶粒大小。

在加热、保温时决定，冷却过程并不改变 γ 晶粒尺寸。



第一节 钢在加热时的组织转变

(3) 本质晶粒度

表示钢的 γ 晶粒在规定条件下的长大倾向。按（YB27-77），把钢加热到 $930\pm 10^{\circ}\text{C}$ ，保温3~8小时后测定晶粒度：

1~4级—本质粗晶粒钢；
高于5级—本质细晶粒钢。

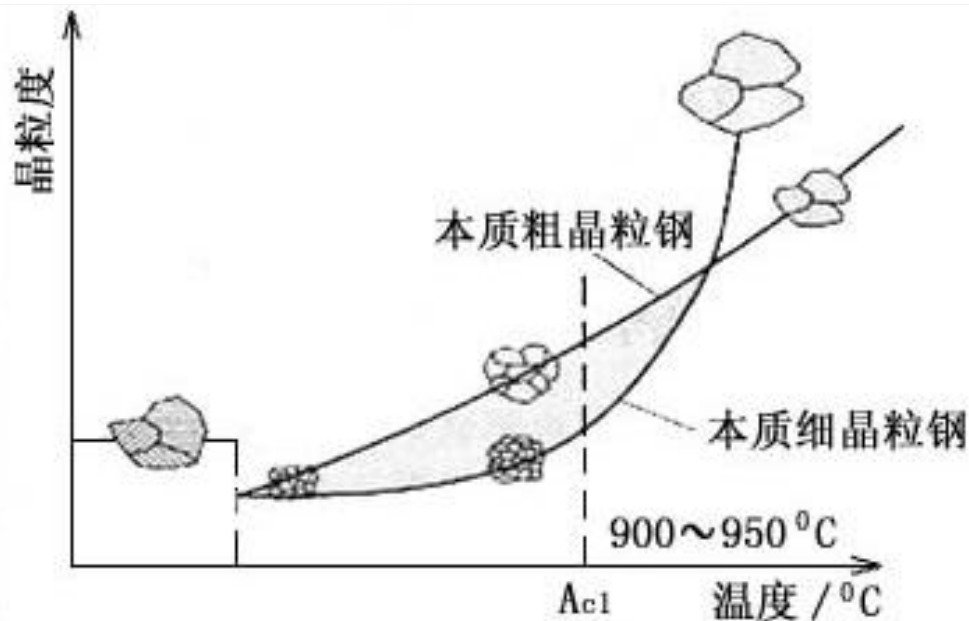


图6-5 加热时钢的晶粒长大倾向示意图

第一节 钢在加热时的组织转变

必须指出：

(1) 本质晶粒度不反映钢实际晶粒的大小，只表示一定温度范围（**930℃**以下） γ 晶粒长大倾向性。

(2) 本质晶粒度是钢重要的工艺性能之一。

本质细晶粒钢有较宽热处理加热温度范围，如在**930℃**渗碳也可直接淬火。相反，对于本质粗晶粒钢，则必须严格控制加热温度，以免引起晶粒粗化而使性能变坏。

(3) 本质晶粒度与化学成分和冶炼方法有关。

一般用**铝脱氧**的为本质细晶粒钢。优质碳素钢和合金钢大都是本质细晶粒钢。

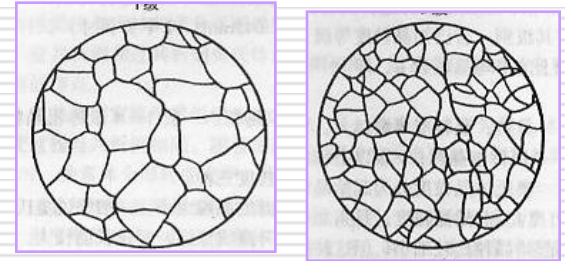


第一节 钢在加热时的组织转变

2. 奥氏体晶粒大小及其影响因素

γ 晶粒长大伴随晶界总面积减少，体系能量降低。所以晶粒长大是一个自发过程。

晶粒长大可视为晶界迁移过程，实质是原子在晶界附近的扩散过程。因此，凡影响晶界原子扩散迁移的因素都会影响 γ 晶粒长大。



一定范围内， γ 晶粒长大倾向随 $C\% \uparrow$ 而增大。

∴ $C\% \uparrow$ ，碳在 γ 中扩散速度也增加。但 $C\%$ 超过一定限度后，会形成过剩 Fe_3C_{II} ，阻碍晶粒长大。

钢中的 Me ，除 Mn 和 P 外，都不同程度地阻碍 γ 晶粒长大。



第二节 钢在冷却时的组织转变

在钢的热处理中，冷却是一个非常关键的工序。

因为在加热、保温时得到的奥氏体，当以不同的冷却条件冷却下来时，会得到性能差异很大的各种组织。

在热处理实际生产中，
奥氏体的冷却方法有两大类：
等温冷却和连续冷却

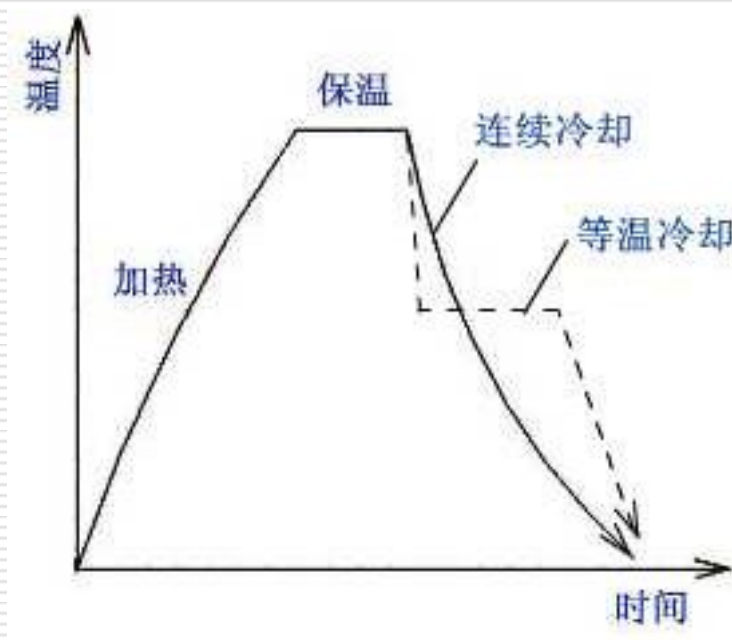


图6-6 奥氏体不同冷却
方式示意图



第二节 钢在冷却时的组织转变

一、过冷奥氏体等温转变曲线

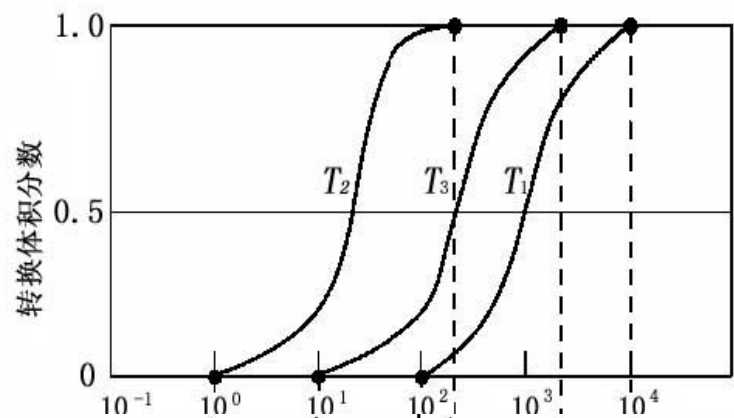
过冷奥氏体等温转变曲线是表示过冷奥氏体等温转变的温度、时间和转变量三者之间的关系曲线图，又称TTT曲线或称C曲线（S曲线）。

钢经加热和保温转变为奥氏体后，将其冷却至临界点以下，奥氏体并不立即发生转变而处于热力学不稳定状态，通常将这种在临界点以下尚未发生转变的不稳定奥氏体称为过冷奥氏体。

第二节 钢在冷却时的组织转变

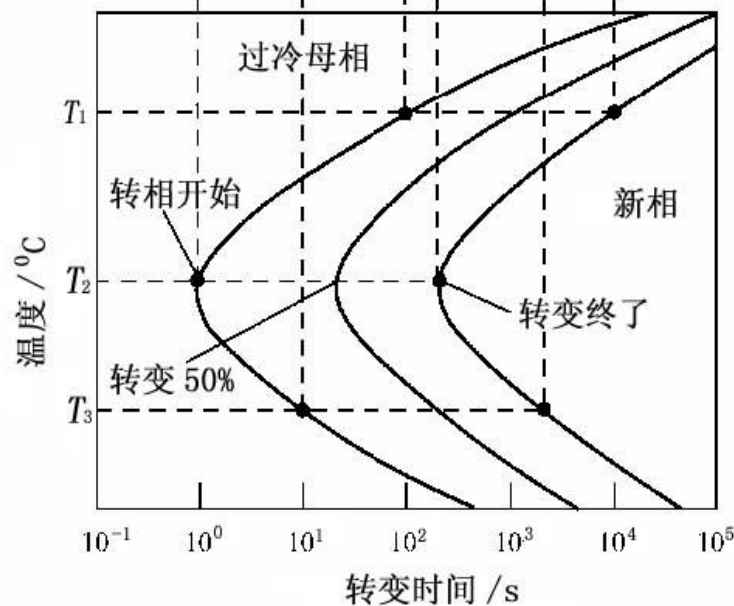
1. C曲线的建立

相变动力学曲线 (a)



(a)

等温转变图 (b)



(b)



第二节 钢在冷却时的组织转变

2. C曲线的分析

线：过冷 γ 转变开始线，

过冷 γ 转变终了线；

M_s （M转变开始温度）

和 M_f （M转变终了温度）线

区：过冷 γ 区；

转变产物区；

过渡区（过冷 γ 与转变产物共存区）。

● 按转变产物分区：

A_1 ~“鼻尖”之间为珠光体型转

“鼻尖”~ M_s 之间为贝氏体型转

M_s ~ M_f 之间为马氏体转变。

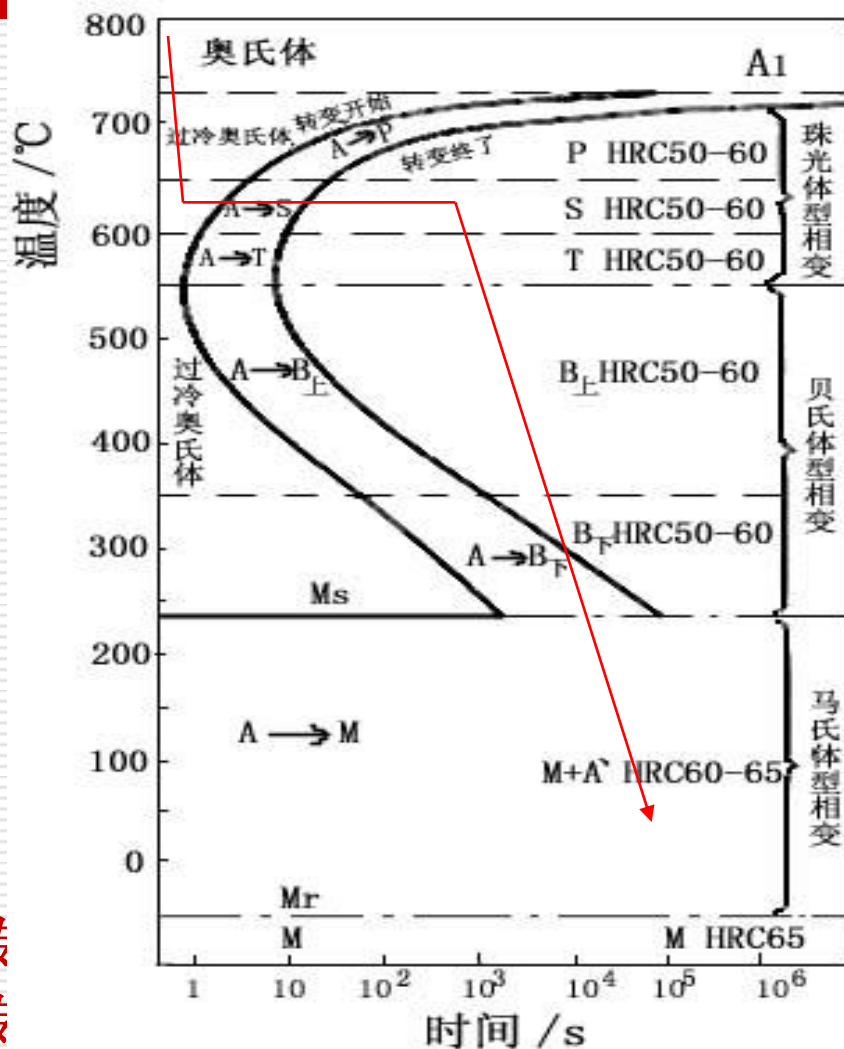


图 6-11 共析钢的 C 曲线



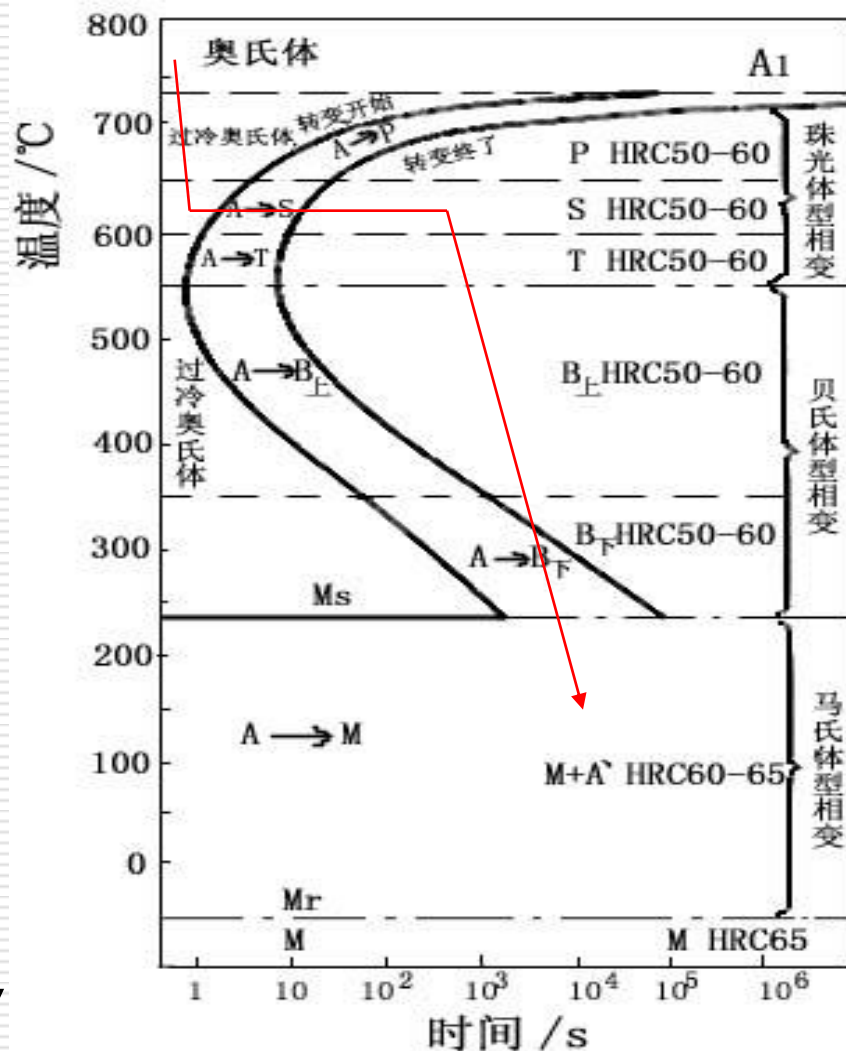
第二节 钢在冷却时的组织转变

- 孕育期：过冷奥氏体转变开始线与纵座标之间的水平距离。

孕育期↑，过冷奥氏体稳定性↑，转变期↑。

- * 鼻尖：孕育期最短处，过冷奥氏体最不稳定，转变最快，
碳钢“鼻尖”~**550℃**。

- * 鼻尖是转变速度极大值处：孕育期随等温温度而变，在鼻尖以上，随等温温度↓而↓；在鼻尖以下，随等温温度↓而↑，



第二节 钢在冷却时的组织转变

3. 影响C曲线的因素

主要是奥氏体成分和奥氏体化的条件。

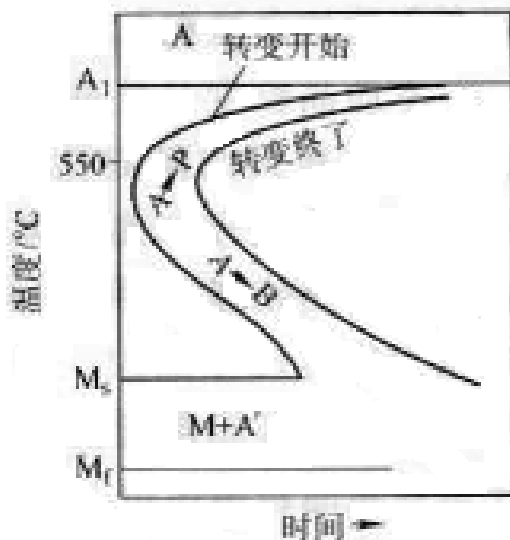
(1) 含碳量的影响

正常加热条件下，

亚共析钢C% \uparrow ，C曲线右移，

过共析钢C% \uparrow ，C曲线左移，

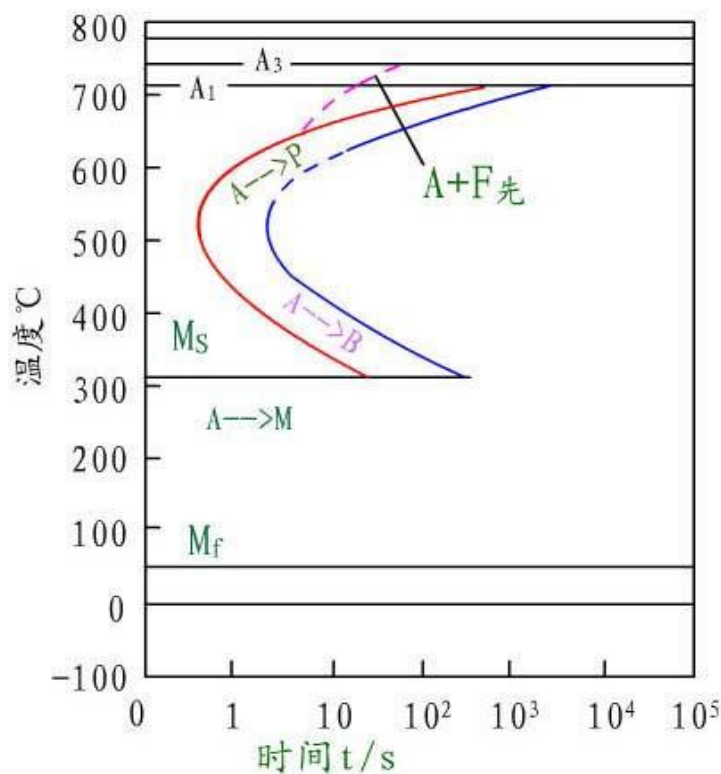
共析钢C曲线最右，过冷奥氏体最稳定。



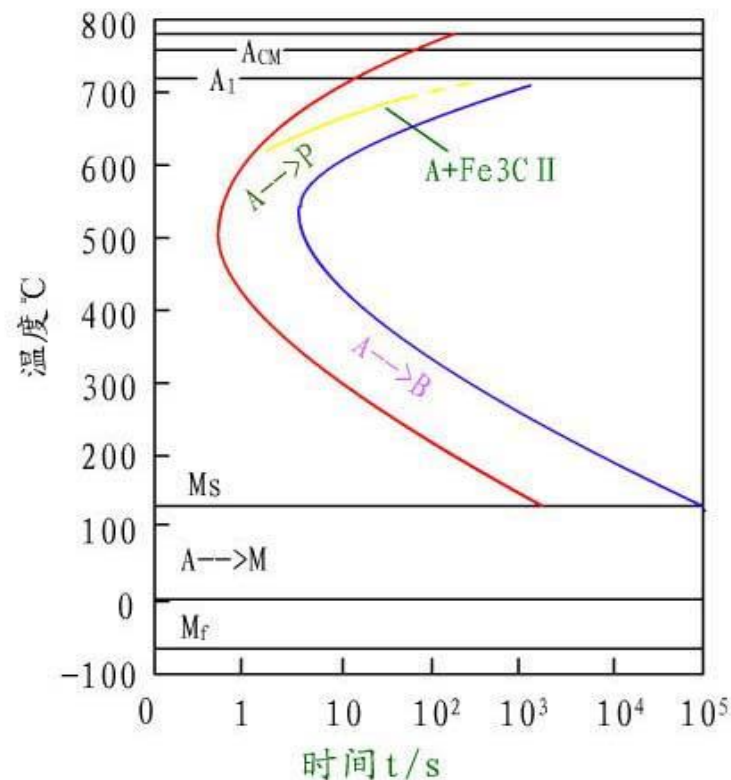
亚共析钢和过共析钢的C曲线上部，各多一条先共析相的析出线：过冷A \rightarrow P前，亚共析钢要先析出 α ，过共析钢先析出 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ 。



亚共析和过共析钢的C曲线比较



a) 亚共析钢



b) 过共析钢

碳含量对C曲线的影响



第二节 钢在冷却时的组织转变

(2) 合金元素的影响

- 除钴以外，所有溶于 γ 的Me都使过冷 γ 稳定性 \uparrow ，使C曲线右移。

(3) 加热温度和保温时间的影响

$T \uparrow$ ， $\tau \uparrow$ ，C曲线右移。

- ∴ γ 成分均匀化 \uparrow 、未溶碳化物 \downarrow 、晶粒 \uparrow ，晶界面积 \downarrow ，过冷 γ 冷却转变时分解的形核率 \downarrow ，使过冷 γ 稳定性 \uparrow 。



第二节 钢在冷却时的组织转变

二、过冷奥氏体等温转变产物及转变过程

随 ΔT 不同，过冷 γ 将发生**P**、**B**、**M**三种基本类型的转变。

下面以共析钢为例加以说明。

1. 珠光体（P）转变

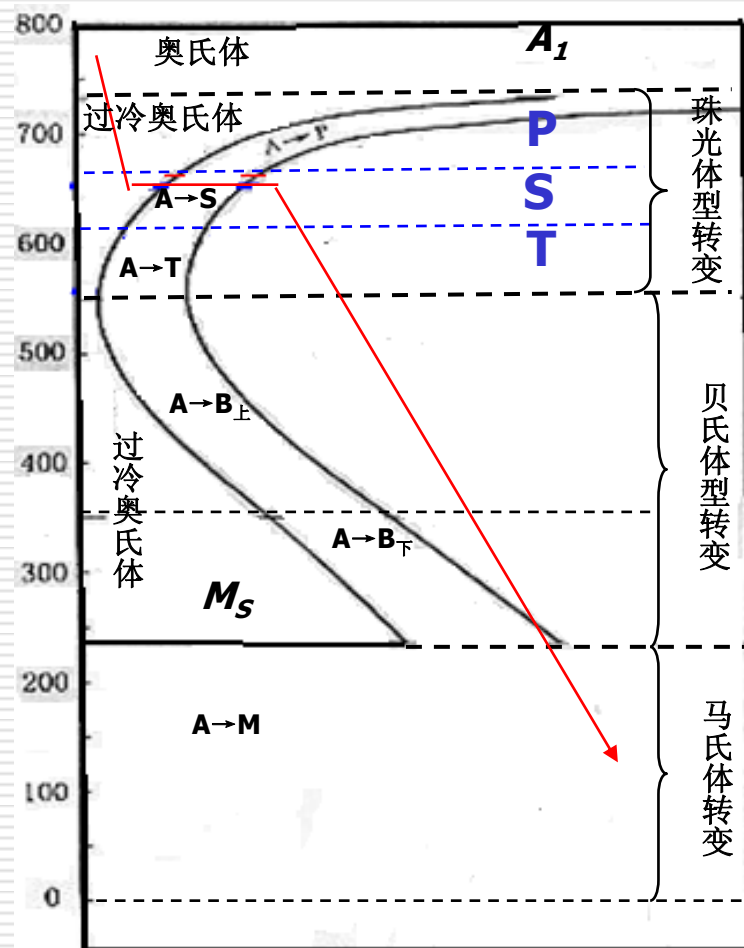
(1) P转变过程

A_1 ~“鼻尖”（约**550℃**）

● 扩散型相变

∴ 转变温度↑，

铁、碳原子扩散速度↑



第二节 钢在冷却时的组织转变

$T < A_1$ ： γ 晶界处形成 Fe_3C 核，通过扩散 Fe_3C 长大（ Fe_3C 周围的 γ 的 $\text{C}\%$ ↓）→这部分 γ 转变为 α （ $\because \alpha$ 的 $\text{C}\%$ ↓，长大时要向侧面的 γ 排挤出多余的碳，使相邻的 γ 的 $\text{C}\%$ ↑）→产生新的 Fe_3C ……，如此交替进行， $\gamma \rightarrow \text{P}$ [$\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$] 片层。各个不同位向长大的晶核成长为 P 集团，一直长大到各个 P 团相碰。

形核、长大过程

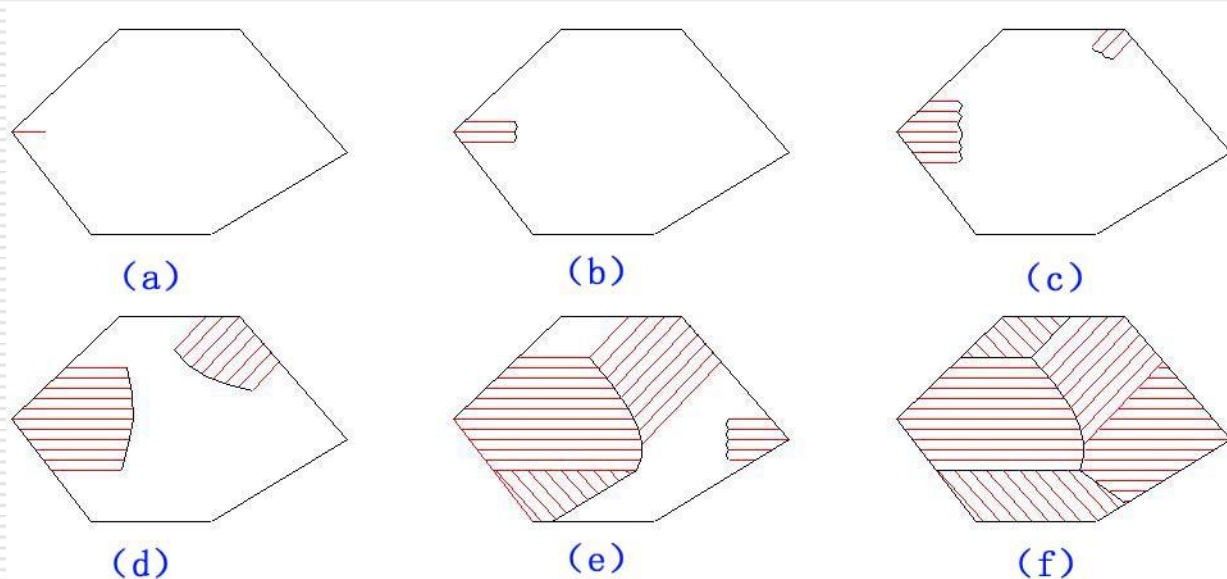


图 6-13 片状珠光体形成示意图

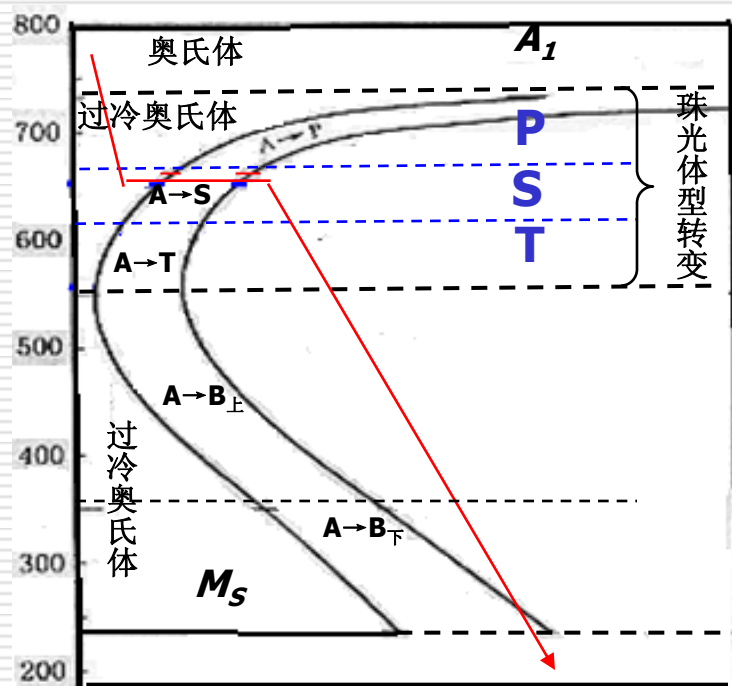


第二节 钢在冷却时的组织转变

(2) 珠光体的组织形态及性能

- $A_1 \sim 650^\circ\text{C}$: 片层较粗的珠光体, 称为珠光体, 用P表示;
 $650 \sim 600^\circ\text{C}$: 片层较细的珠光体, 改称索氏体, 用S表示;
 $600 \sim 550^\circ\text{C}$: 片层极细的珠光体, 改称托氏体, 用T表示。

* P、S、T都是 α 和 Fe_3C 片层相间的机械混合物, 三者无本质区别, 形成温度也无严格界限, 只是片层厚度不同。转变温度 \downarrow , 片层越薄, 相界面越多, 强度和硬度越高, 塑性及韧性也略有改善。



珠光体的组织形态

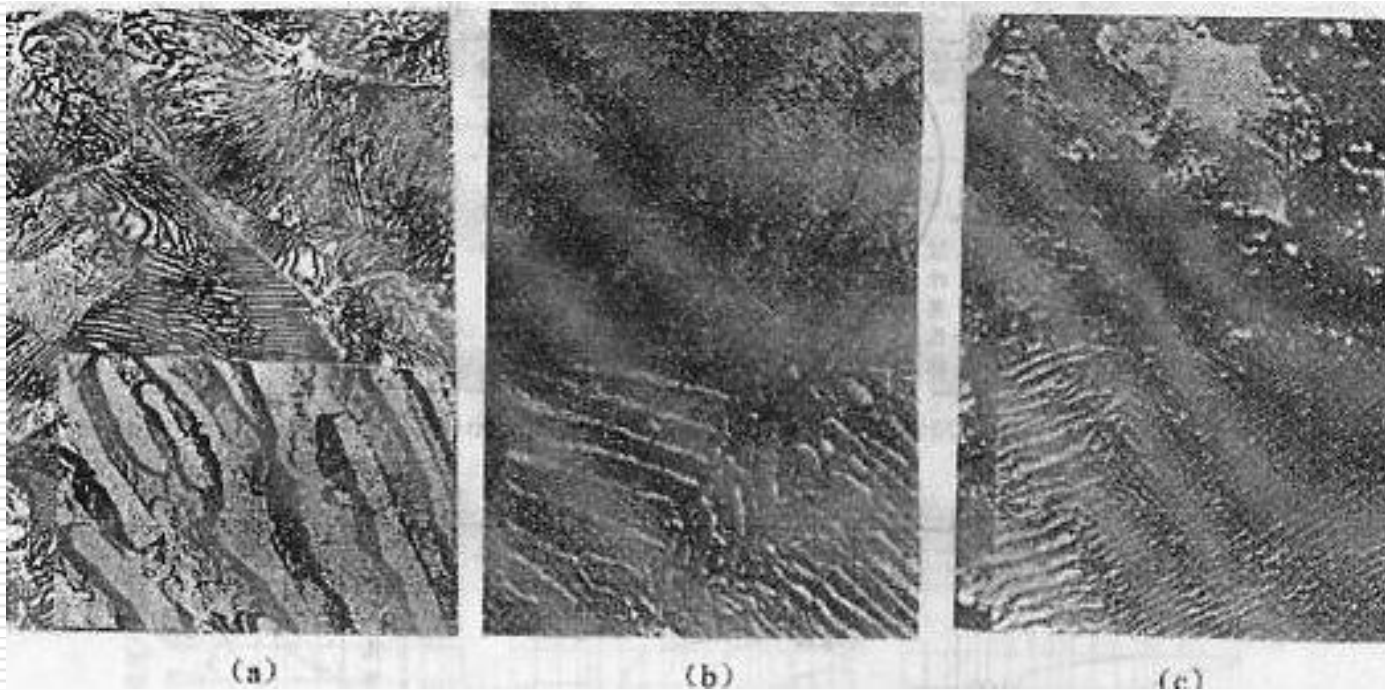


图6-13 珠光体型组织

(a) 珠光体金相组织（上，**400***）与电子显微组织（下，**10000***）；

(b) 索氏体金相组织（上，**1000***）与电子显微组织（下，**15000***）；

(c) 托氏体金相组织（上，**1000***）与电子显微组织（下，**15000***）



第二节 钢在冷却时的组织转变

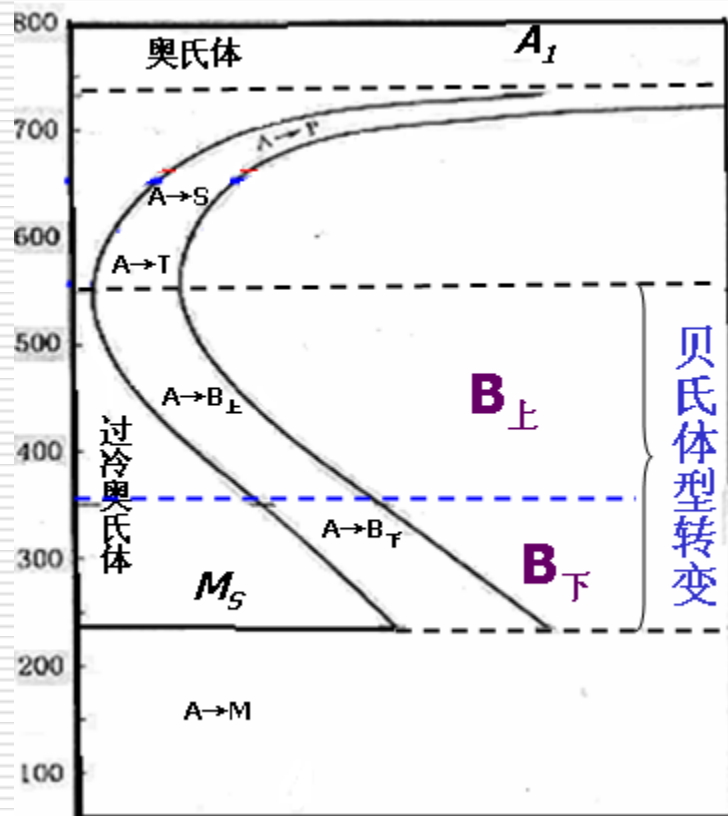
2. 贝氏体（B）转变

(1) B转变过程

“鼻尖”（约**550℃**） \sim **Ms**,
半扩散型相变

① $\because \Delta T \uparrow$, 原子扩散能力 \downarrow , 铁原子已不扩散, 碳原子扩散也不充分。

② 是形核与长大过程。



贝氏体转变过程

- **B_上**: $T \approx 550 \sim 350^\circ\text{C}$, 条状或片状 α 从 γ 晶界向晶内平行生长。随 α 伸长和变宽, C 向条间的 γ 中富集而断续析出 Fe_3C 短棒, γ 消失, 形成 **B_上**。

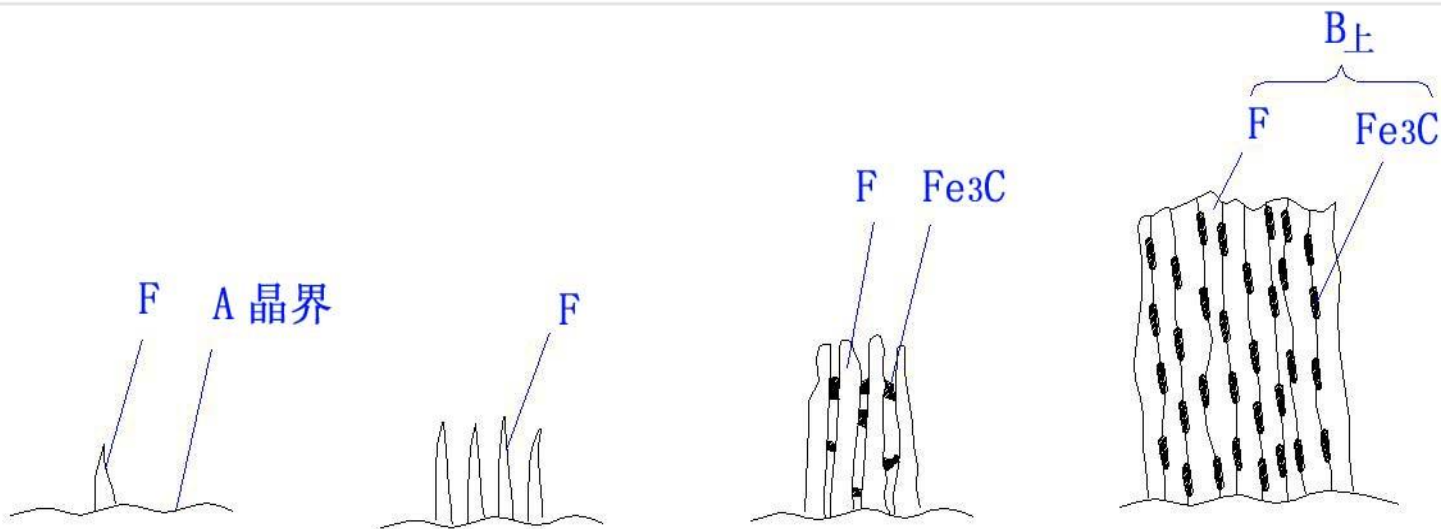


图 6-14 上贝氏体形成过程示意图

贝氏体转变过程

- **B_下**: $T \approx 350^\circ\text{C} \sim \text{Ms}$, 原子扩散能力更低, **a**在 **γ** 晶界或晶内某些晶面长成针状, 初形成的**a**固溶有较多的碳原子, 但碳原子的迁移不能逾越**a**片范围, 结果就在**a**内一定晶面上以断续碳化物小片的形式析出, 从而形成 **B_下**。

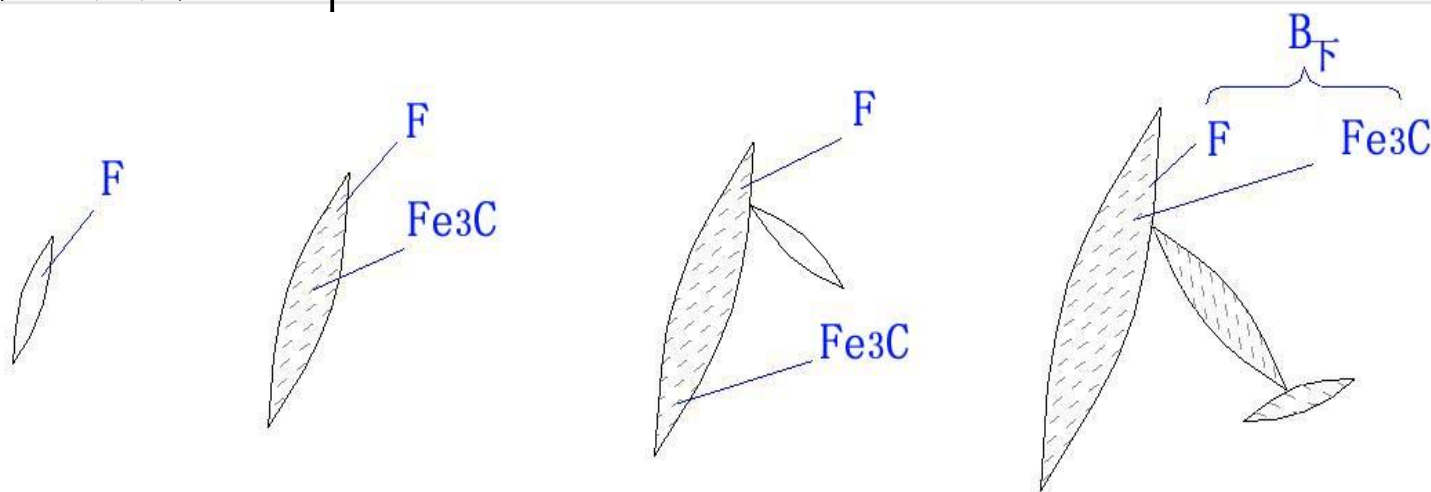


图 6-15 下贝氏体形成过程示意图

第二节 钢在冷却时的组织转变

(2) 贝氏体的组织形态及性能

贝氏体是过饱和的 α 与 Fe_3C 的机械混合物。

转变温度 \downarrow ， α 的过饱和度 \uparrow ， Fe_3C 分布越弥散，硬度 \uparrow 。

● $B_{\text{上}}$: 羽毛状， α 片较宽， Fe_3C 粗且不均匀分布在 α 条间，脆性较大，强度较低。

● $B_{\text{下}}$: 黑针状，在电镜下，碳化物以小片状分布于 α 针内，并与 α 长轴方向呈 $55^\circ \sim 60^\circ$ 角， α 碳的过饱和度 \uparrow ，亚结构是高密度位错， Fe_3C 细小、均匀、弥散地分布在 α 片内， σ_b 、HB、 ψ 、 α_k \uparrow ，即具有优良的综合力学性能，是强化钢材的有效途径之一。



贝氏体的组织形态



上贝氏体的显微组织形态 (**400***)



下贝氏体的显微组织形态 (**400***)



贝氏体的组织形态

* **B**_{粒状}：低中碳合金钢连续冷却（如正火、热轧空冷或焊接热影响区）或等温冷却都可能形成。形成温度约在**B**_上上面。组织特征是较粗大的 α 块内有一些孤立的“小岛”（为富碳 γ ）。



粒状贝氏体组织形态（400*）



第二节 钢在冷却时的组织转变

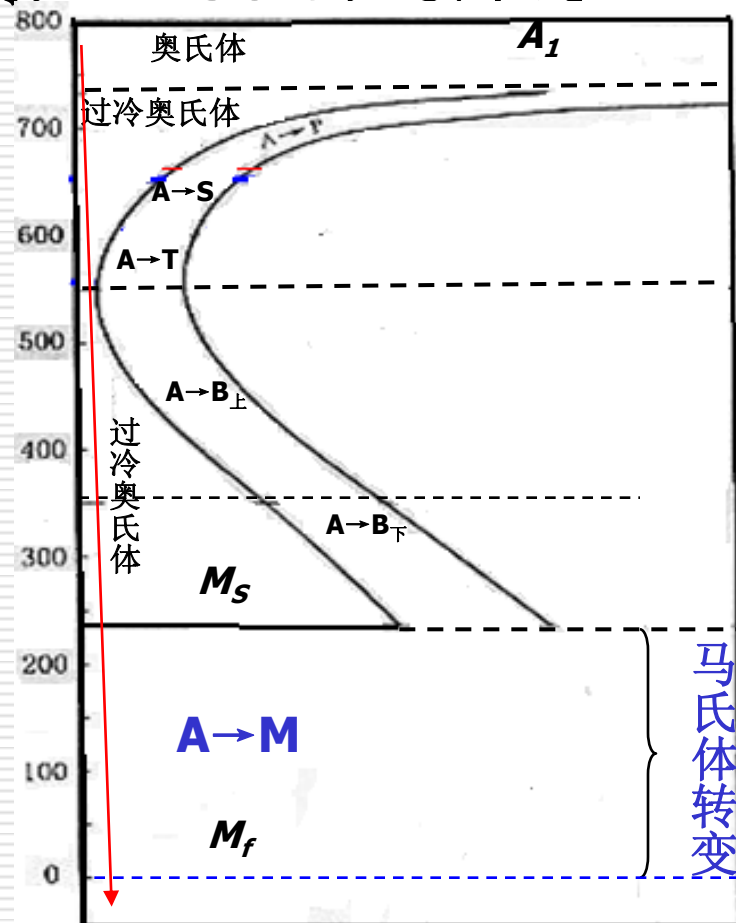
3. 马氏体(M)转变

当奥氏体快速过冷到 **M_s** 点（共析钢： **$\sim 230^\circ\text{C}$** ）以下时将发生马氏体转变；**非扩散型**。

(1) M晶体结构特点

● **M**转变在低温下进行，**Fe、C**均不扩散，只有 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 的晶格改组，而无成分变化，即固溶在奥氏体中的碳，全部保留在 $\alpha\text{-Fe}$ 的晶格中，使 $\alpha\text{-Fe} > \text{平衡C}\%$ 。

∴ **M**是**C**在 **$\alpha\text{-Fe}$** 中的过饱和固溶体。

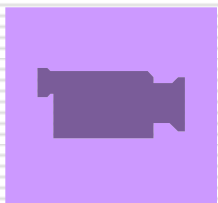


马氏体晶体结构特点

- **α -Fe**过饱和，晶格畸变 \rightarrow 体心正方晶格，即 $a=b\neq c$ ，

c/a 称为马氏体的正方度

一般 >1 ：**M**的**C%** \uparrow ，
 c/a \uparrow ；晶格畸变 \uparrow 。
 $<0.25\%$ C的低碳马氏体， **$c/a\approx 1$** ，称立方马氏体。



马氏体转变
观察

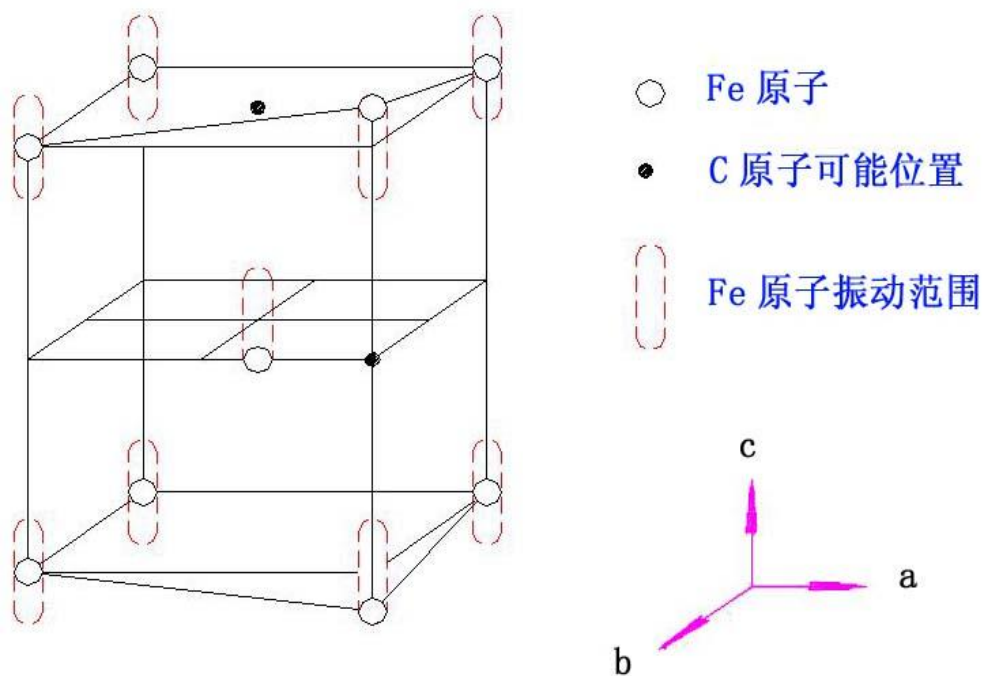
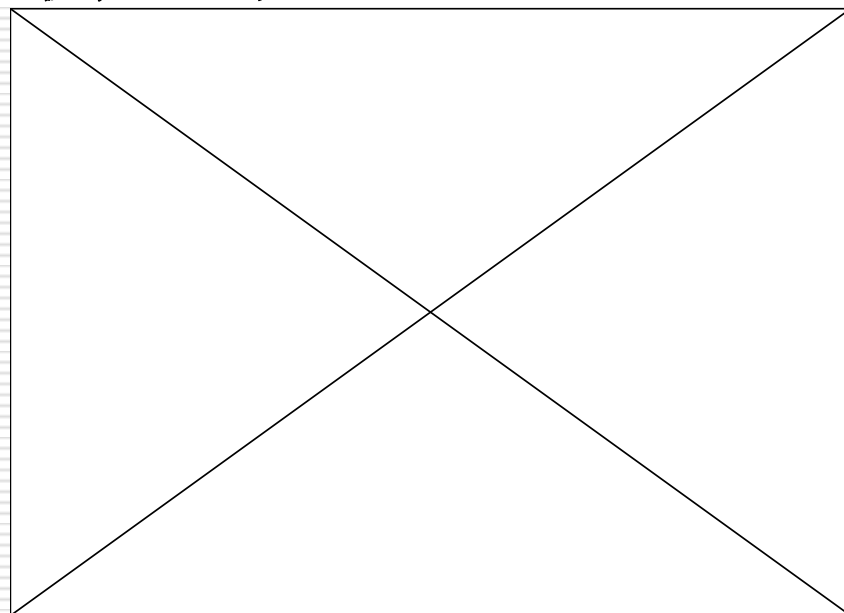


图 6-19 马氏体的晶体结构

第二节 钢在冷却时的组织转变

(2) 马氏体的组织形态特点

- 板条状马氏体: $C\% < 0.2\%$, 亚结构主要是高密度的位错, \therefore 又称位错马氏体。
- 针状马氏体: $C\% > 1.0\%$, 亚结构主要是孪晶, \therefore 又称孪晶马氏体
- $C\%$ 在 $0.2\% \sim 1.0\%$ 时, 为 $M_{\text{板条}} + M_{\text{针}}$ 混合组织。
- * 在一个 γ 晶粒, 先形成的M片横贯整个晶粒, 但不穿越晶界和孪晶界, 后形成的M片不穿越先形成的M片,
 \therefore 越是后形成的M片越小。显然, γ 晶粒越细, 转变后最大M片的尺寸也越小。当M片细小到在光学显微镜下都无法分辨时称隐晶M。



马氏体的组织形态

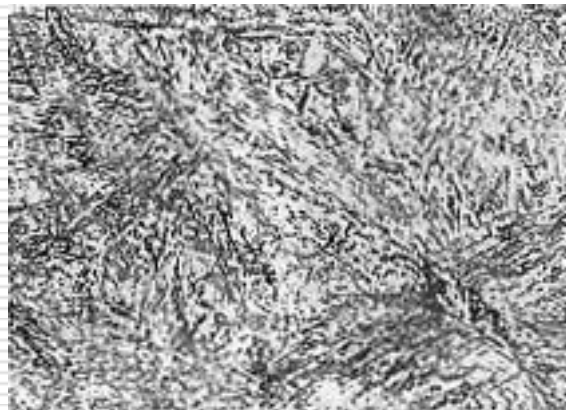
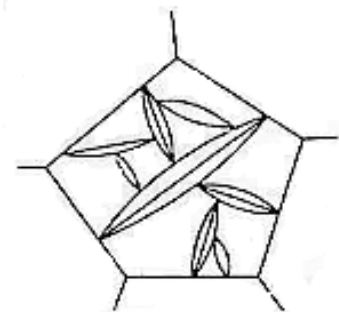
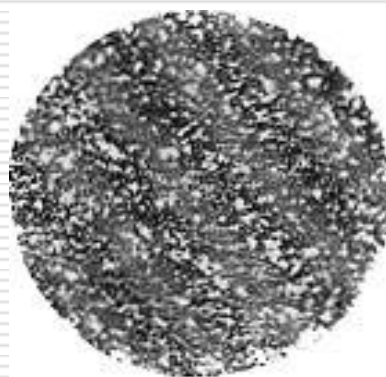


图6-19 板条状马氏体



片状马氏体显微组织示意图



(a)



(b)

图6-20 针状马氏体

(a) T12钢800°C 水淬，隐针马氏体+粒状碳化物 (500*)

(b) T12钢1000°C 油淬，粗大针状马氏体+残余奥氏体 (400*)



第二节 钢在冷却时的组织转变

(3) 马氏体的力学性能特点



含碳量对马氏体硬度的影响

① 高硬度:

- $C\% \uparrow$, 硬度 \uparrow , $C\% > 0.6\%$ 后, 增加平缓。
- M_e 对 M 的硬度影响不大。

② ψ 、 α_k :

取决于其内部亚结构的形式和碳的过饱和度。

- $M_{\text{针}}$: C 过饱和 \uparrow , 晶格畸变 \uparrow , 存在大量孪晶, 且形成时相互接触撞击而易于产生显微裂纹,

∴ 脆性 \uparrow , ψ 、 $\alpha_k \downarrow$ 。

- $M_{\text{板条}}$: 亚结构是高密度位错, $C\% \downarrow$, $T_{\text{形成}} \uparrow$, 有“自回火”现象, 碳化物析出弥散均匀,

∴ $\sigma_b \uparrow$, ψ 、 $\alpha_k \uparrow$ 。



第二节 钢在冷却时的组织转变

(4) 马氏体转变的特点

高速、变温、不完全性

- ① 无扩散性： M 的 $C\%$ = 母相 γ 。
- ② 共格切变性：无扩散，晶格转变以切变机制进行。有“浮凸”现象。
- ③ 变温形成：在 $M_s \sim M_f$ 变温形成，冷却中断，转变很快停止，随后继续冷却， M 可继续形成，但停留会造成 γ 的“陈化稳定”。
- ④ 高速长大：无孕育期，形成速度极快，瞬间形核，瞬间长大。其转变量的增加，不靠原 M 片的长大，而是靠新 M 片的不断形成。
 $\therefore M$ 片的粗细，取决于母相 γ 晶粒大小。



第二节 钢在冷却时的组织转变

⑤ 转变不完全性：即使冷却到 M_f 点，也有部份 γ 未转变而残留下来，称为 A' 。

A' 取决于 M_s (M_f)

- ◆ $C\% \uparrow$, M_s 、 $M_f \downarrow$ ($> 0.5\%C$ 的碳钢, M_f 已 $< 0^\circ C$) , $A' \uparrow$;
- ◆ $Me \uparrow$: M_s 、 $M_f \downarrow$, $A' \uparrow$ 。

A' 的存在：① 影响淬火钢的硬度；

② 影响工件尺寸的长期稳定性。

∴ 对精密件（如量具、精密轴承等）：进行冷处理（ $-80^\circ C$ ），尽量消除 A' 。

第二节 钢在冷却时的组织转变

三、过冷奥氏体连续转变曲线--CCT曲线

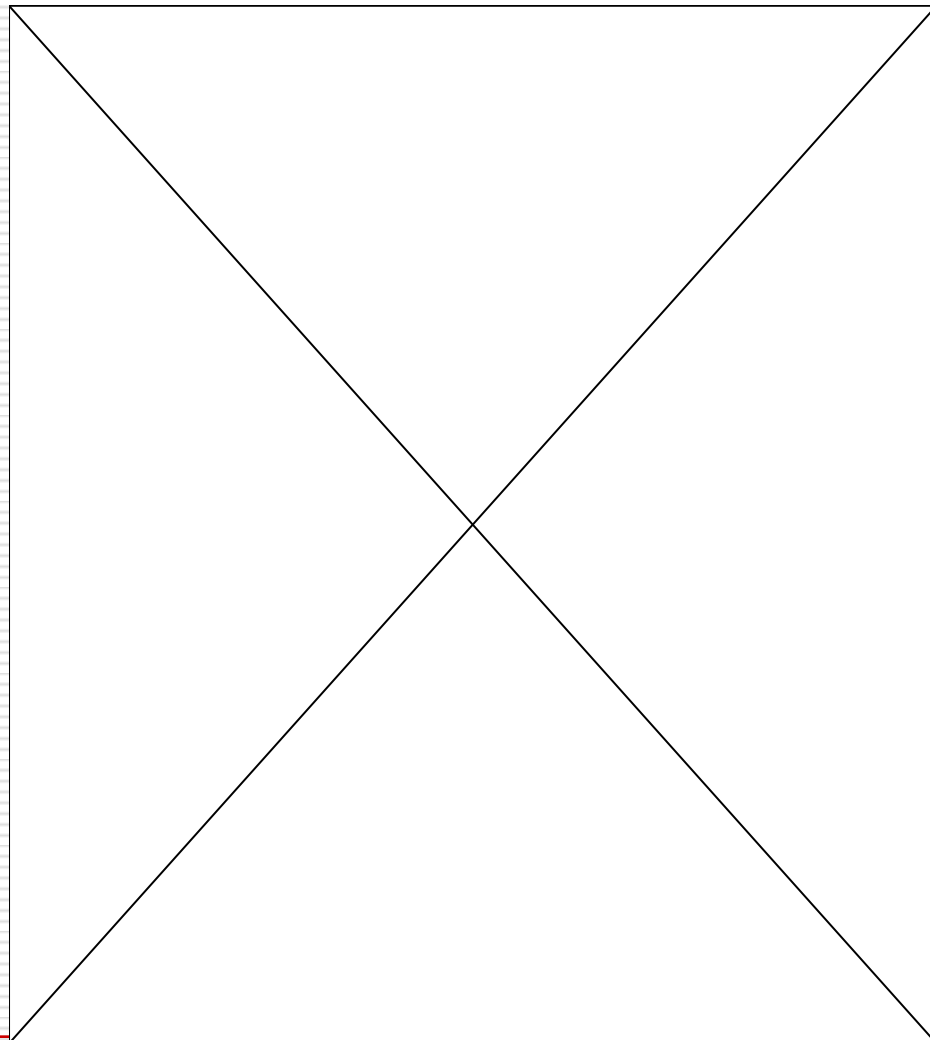
1、CCT曲线的分析：

(1) 共析钢的CCT曲线

无**B**转变区，**P**转变区

下部多一条**P**转变终止线**K'**

Ps和**Pz**为 $\gamma \rightarrow P$ 的开始线和终了线。当连续冷却曲线碰到**K'**线时，剩余过冷**A**就终止向**P**型组织转变而继续冷却，，一直保持到**Ms**点以下而转变为**M**。



第二节 钢在冷却时的组织转变

(2) 亚共析钢的CCT曲线

有**B**转变区，同时多一条**A**→ α 开始线。由于 α 的析出，使**A**中的**C%** \uparrow ，使**Ms**的右端下降。

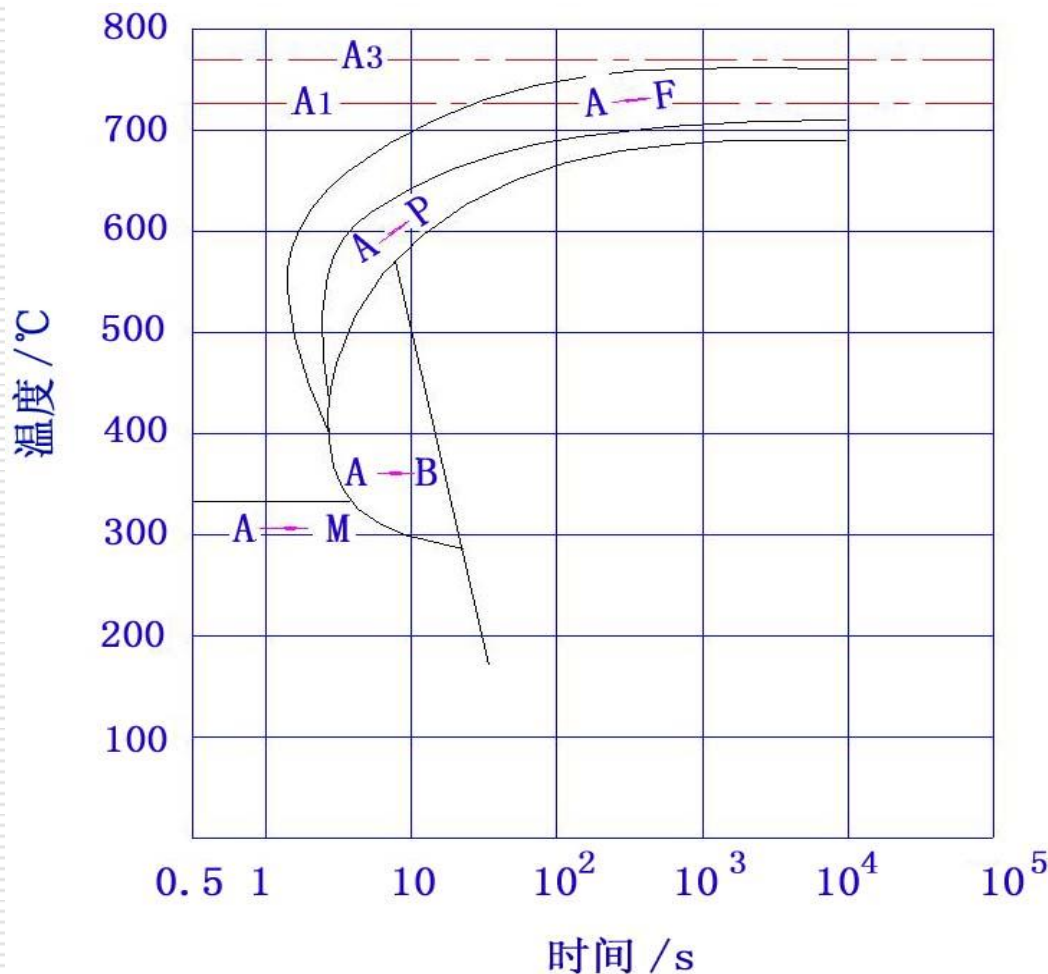


图 6-27 亚共析钢的 CCT 曲线



亚共析钢过冷**A**的连续冷却转变.swf



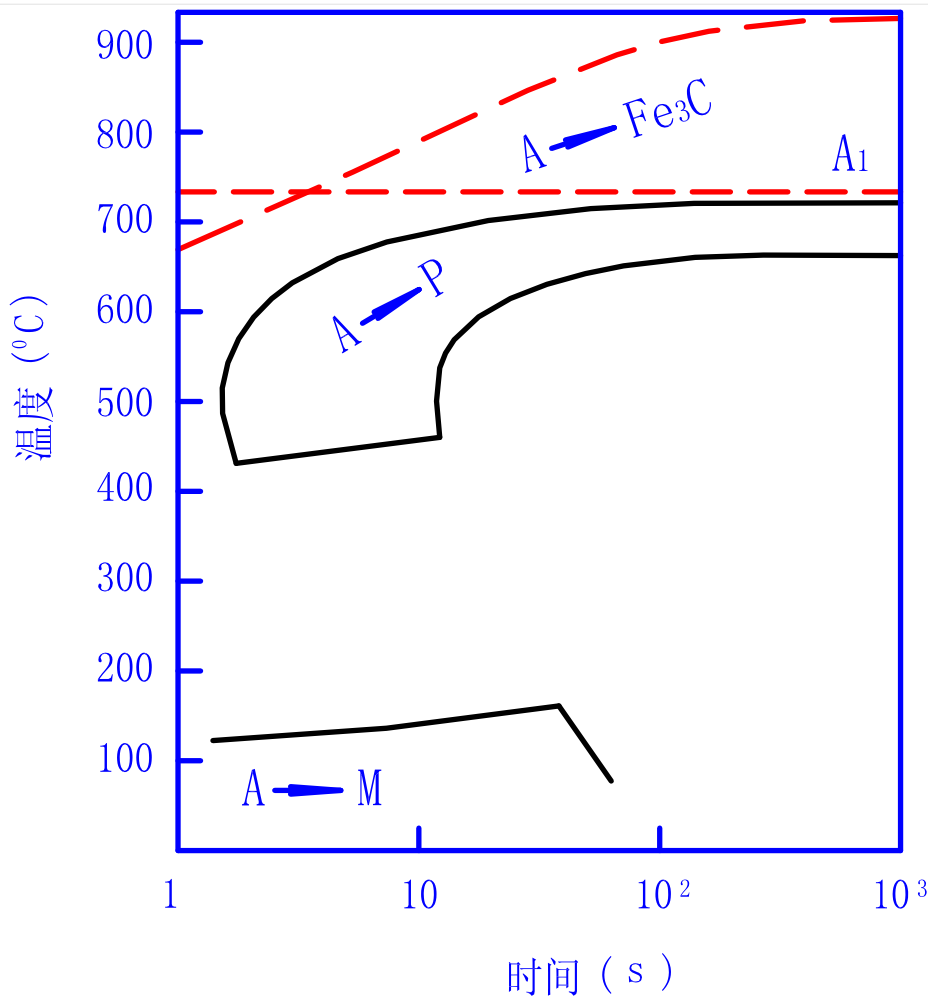
第二节 钢在冷却时的组织转变

(3) 过共析钢的CCT曲线

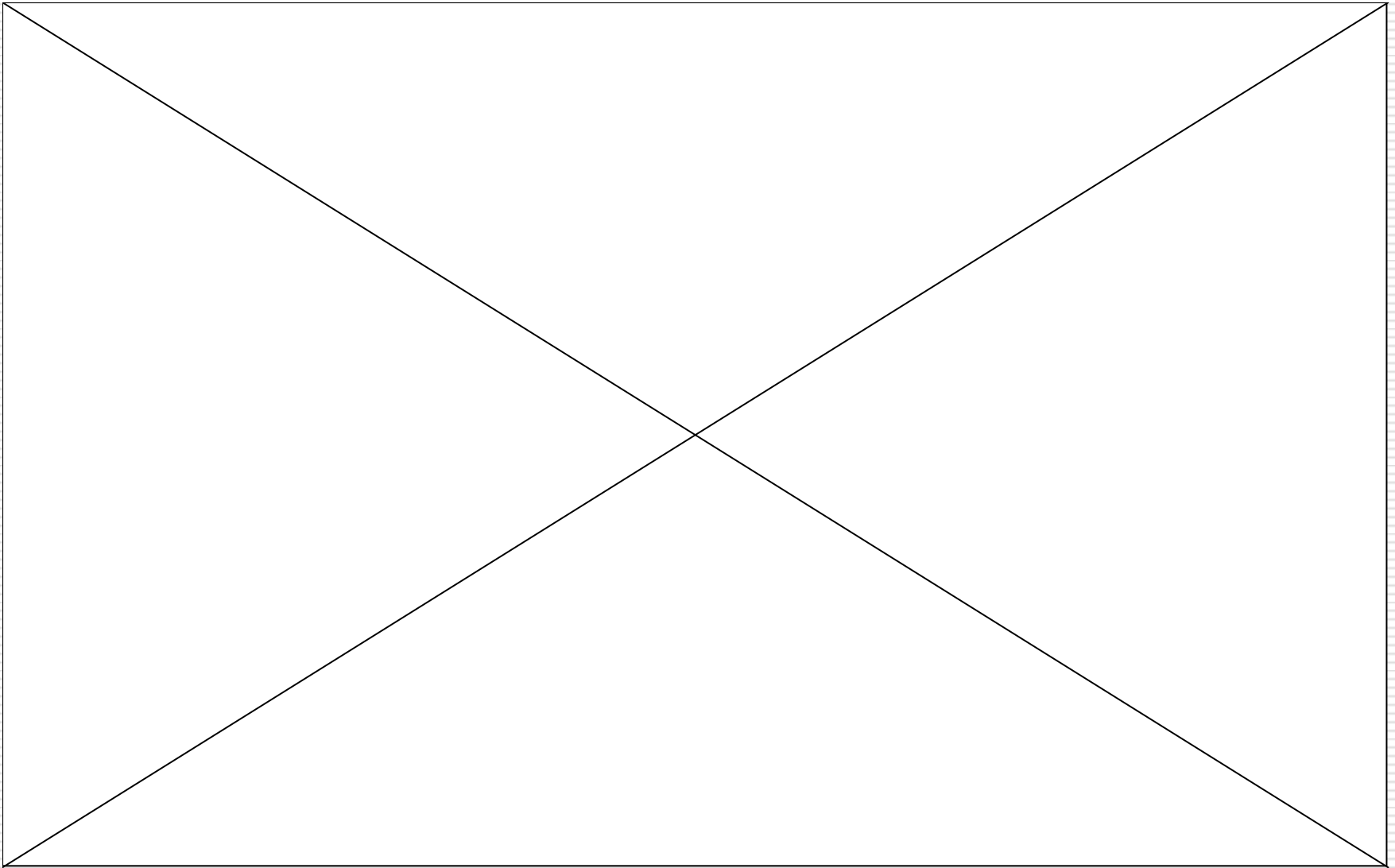
无**B**转变区，多一条**A**析出**Fe₃C**的开始线。由于**Fe₃C**析出，使**A**中的**C%**↓，使**Ms**线的右端升高。



过共析钢过冷**A**的连续冷却转变.swf



CCT与TTT比较（共析钢为例）



CCT与TTT比较（共析钢为例）

CCT曲线有如下特点：

- 1) **CCT**稍偏右下方，说明过冷**A**连续转变温度低于等温转变温度，孕育期也长一些。
- 2) V_k ——获全部**M**（实际有小量**A'**）的最小冷却速度：
 $V_k(\text{TTT曲线}) < V_k'(\text{CCT曲线})$ 。
- 3) 碳钢连续冷却得不到单一**B**，共析钢和过共析钢甚至不发生**B**转变。
- 4) 转变产物不均匀：∵在一个温度范围内连续转变，产物类型可能不止一种；即使同一类型，由于先后转变产物形成温度不同而使组织分散度不同，尤其工件表面和心部因冷速不同而造成组织和性能上的差异。

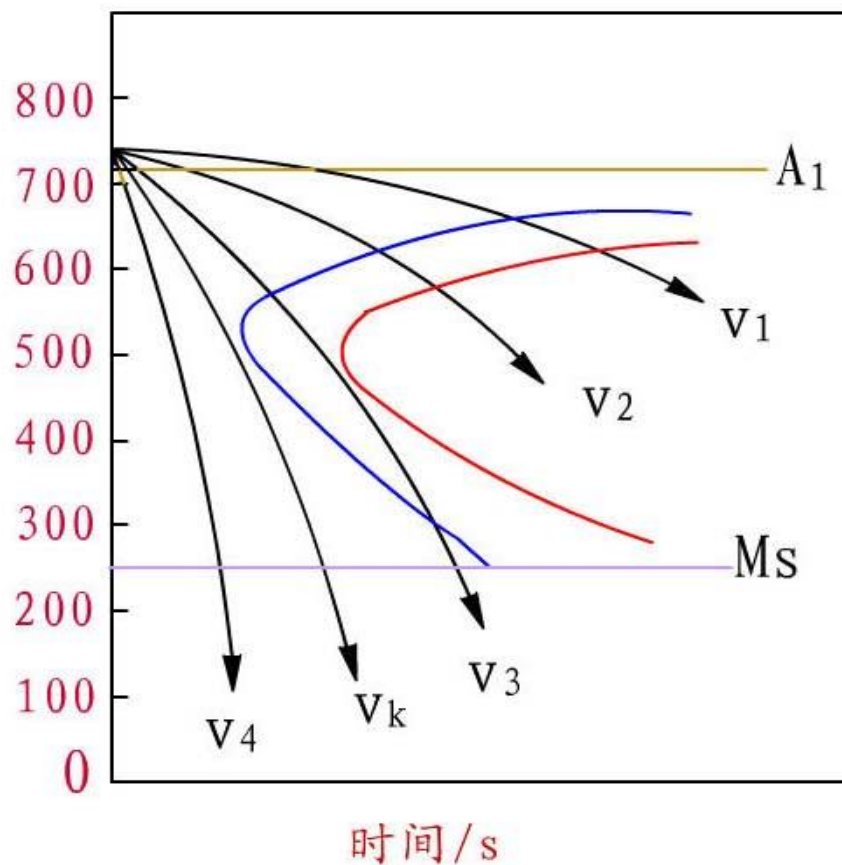


C曲线的应用

(1) TTT曲线的应用

- 确定过冷 γ 在各等温温度下的转变时间，产物和性能，从而根据所需性能制订等温热处理工艺。
- 过冷 γ 连续冷却转变规律与等温转变有相似之处，且TTT测定较方便准确、资料也较全，故有时可近似把TTT用于连续冷却。方法是把冷却曲线叠加在TTT曲线上，则它们与TTT曲线的交点可定性看作 γ 的转变开始点和终了点，从而大致估计不同冷速下转变产物的组织与性能

TTT曲线的应用



应用TTT曲线分析过冷奥氏体的连续冷却转变



TTT曲线的应用

| 共析钢在不同冷却速度下的组织与性能 | | | |
|-------------------------|----------|---------------|------------------|
| 冷却速度 | 相当的热处理工艺 | 获得的组织 | 硬度 HRC |
| V_1 | 退火（炉冷） | P | 15 |
| V_2 | 正火（空冷） | S | 30 |
| V_3 | 油中淬火（油冷） | T+M+A' | 55~59 |
| V_4 | 水中淬火（水冷） | M+A' | 60~64 |



CCT曲线的应用

- 1) 可精确、定量地研究 γ 在各种冷速下获得的组织与性能
冷却速度曲线与各转变终了线相交的数字表示已转变组织组成物所占体积百分数，各冷却速度曲线下端的数字为室温组织的平均硬度值。

如右上角的冷速表示有**60%**的 γ 转变成了 α ，室温组织平均硬度为**HV179**。

- 2) 用CCT曲线，可获真实的 V_K ，制订冷却规范和估计冷却后的组织性能。



CCT曲线的应用

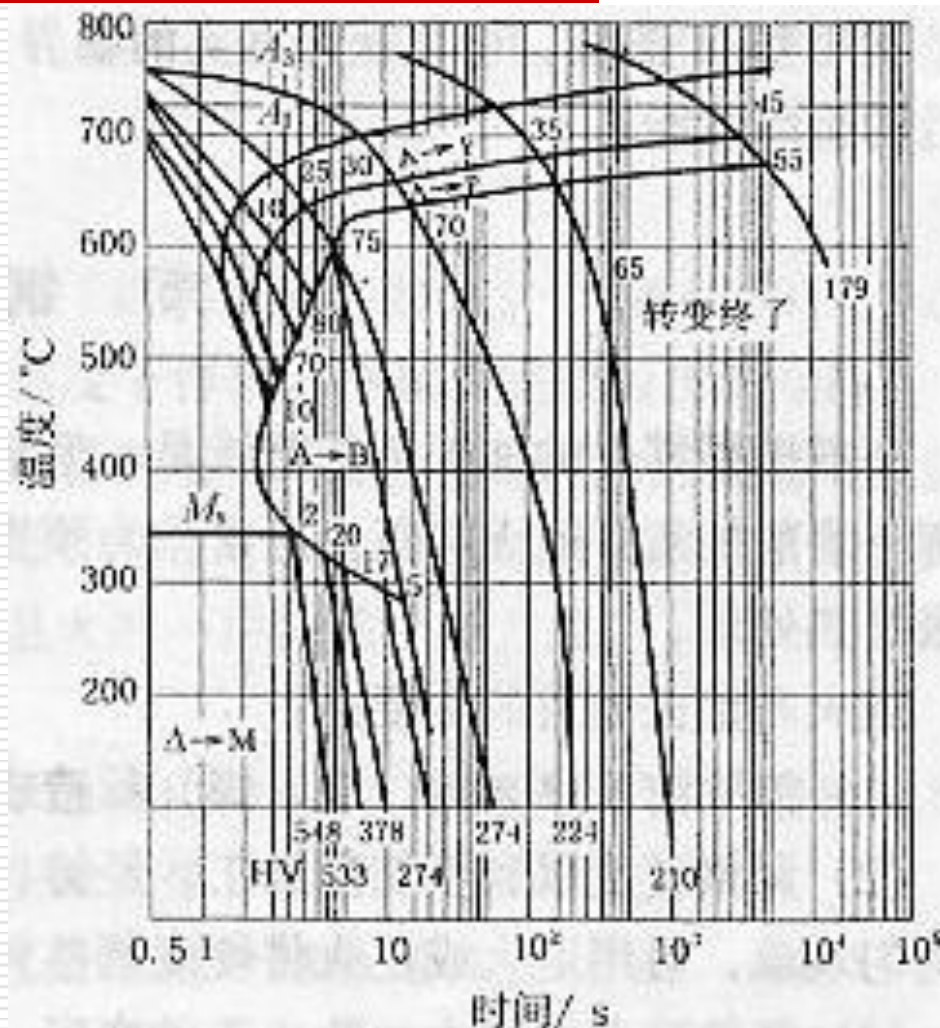


图6-29 45钢的CCT曲线



第三节 钢的退火与正火

一般机械零件的加工工艺路线是：

锻造（铸造）→预先热处理（退火或正火）→切削加工→最终热处理→磨削加工

目的：退火和正火常作预先热处理，但工件要求不高时，也可作为最终热处理。

- （1）消除前工序（铸、锻、焊）的组织缺陷，细化晶粒，提高力学性能。
- （2）消除残余内应力，防止工件变形。
- （3）调整硬度（**HB170~250**），以利于切削加工。
- （4）为最终热处理（淬火回火）作好组织上的准备。



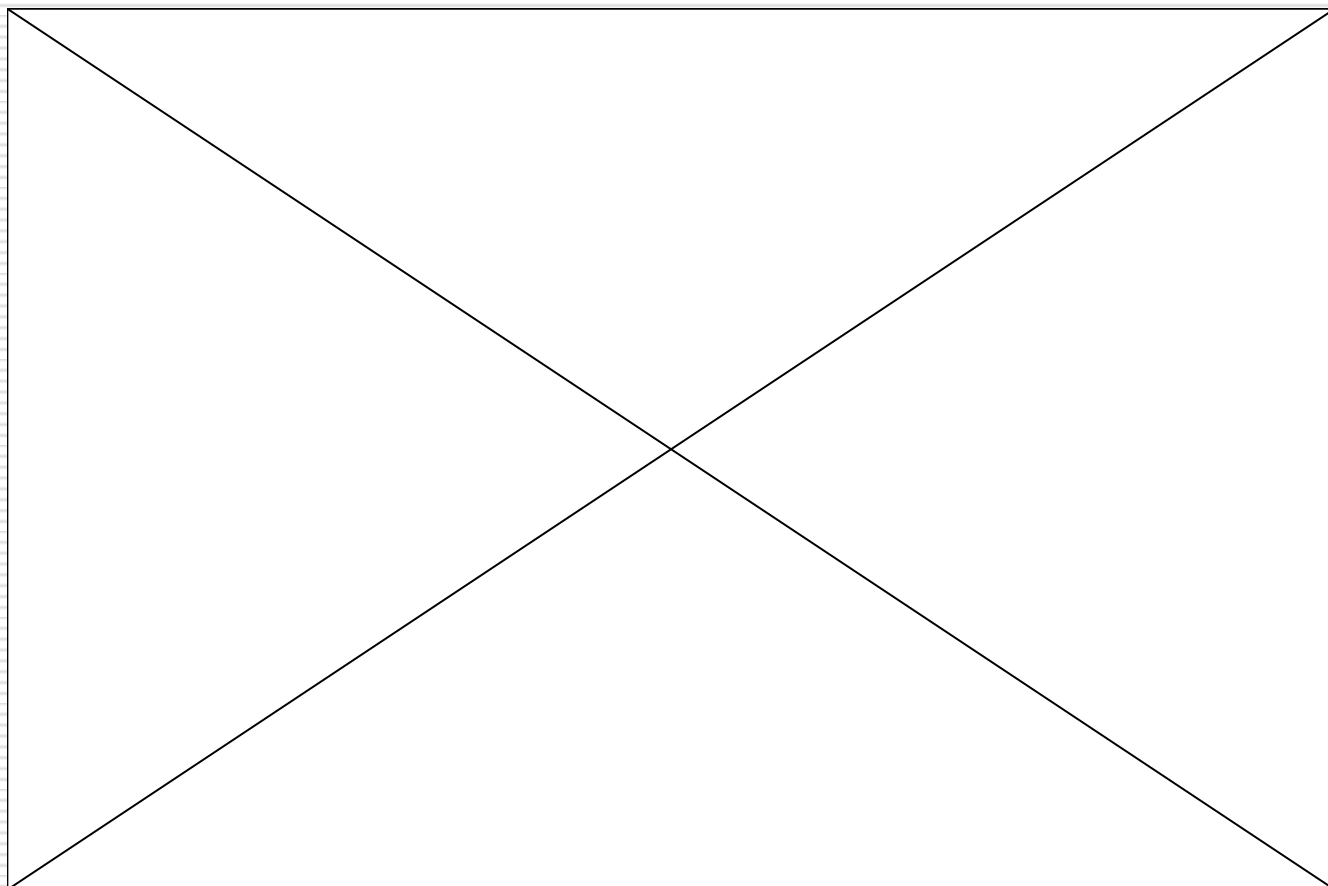
第三节 钢的退火与正火

一、退 火

- 将钢加热到临界点以上或以下，保温后**缓冷**，获得以**P**为主的组织。

- 工艺方法：

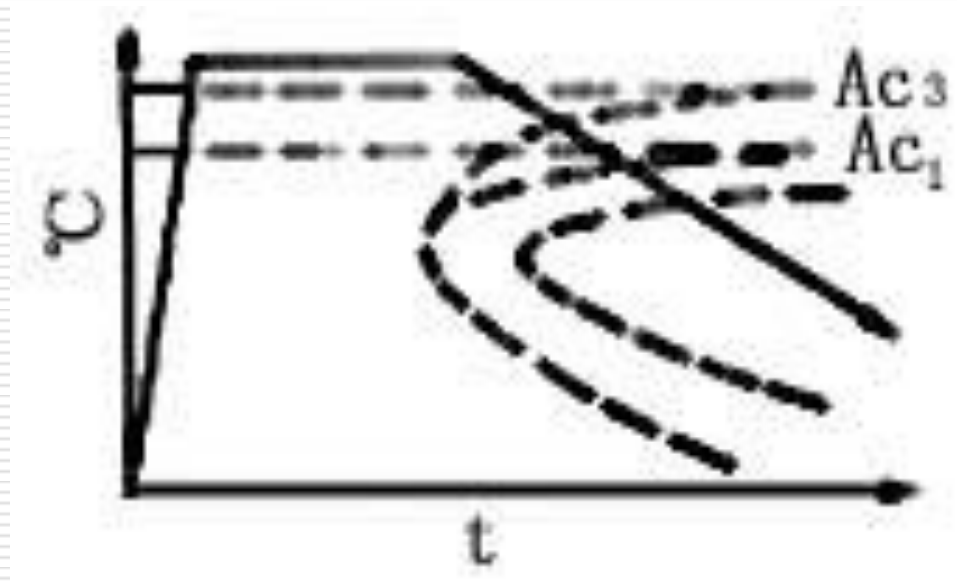
{ 完全退火
等温退火
球化退火
扩散退火
去应力退火
再结晶退火



第三节 钢的退火与正火

1. 完全退火(重结晶退火)

- 主要用于亚共析钢铸、锻件及热轧型材。
- 把钢加热到 $AC_3+30\sim 50^\circ\text{C}$, 保温后随炉缓冷到 500°C 空冷。
- 组织为 $P+a$



第三节 钢的退火与正火

2. 等温退火

- 完全退火和球化退火的一种特殊冷却方式。
- 将钢件加热到 $AC_3+30\sim 50^{\circ}C$ （亚共析钢）或 $AC_1+30\sim 50^{\circ}C$ （过共析钢），保温后快冷到 Ar_1 下某一温度，并在此温度下停留，待相变完成后出炉空冷。

∴ $\gamma \rightarrow P$ 恒温转变，前后可较快冷却，节省工时（特别是对某些合金钢）

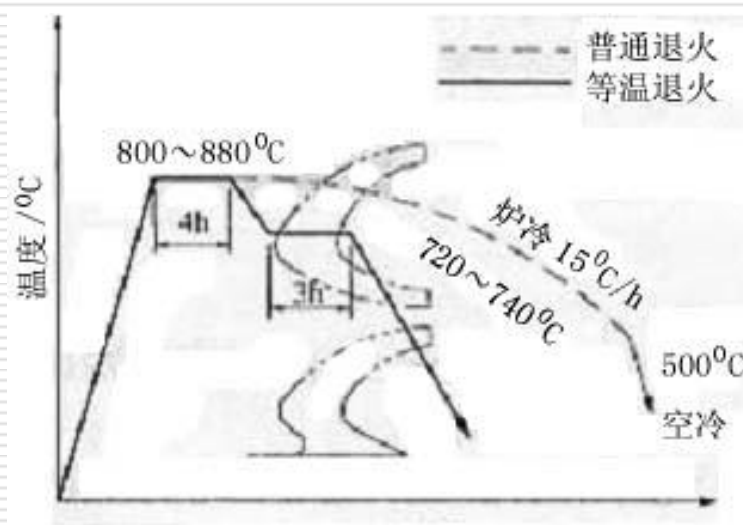


图6-31 高速钢等温退火与普通退火的比较

第三节 钢的退火与正火

3.球化退火

- 共析、过共析钢的不完全退火
(获得 $P_{\text{球}}$ — α 基体上弥散分布着粒状 Fe_3C)
- 目的：降低硬度，改善切削加工性，并为淬火作组织准备。
- $AC_1+20\sim 40^\circ C$ 加热，充分保温使 Fe_3C_{II} 球缓化，然后随炉冷通过 Ar_1 ，或在略低于 Ar_1 等温，细小 Fe_3C_{II} 颗粒成为 P 相变晶核 $\rightarrow P_{\text{球}}$ ，之后再出炉空冷。
- 对有严重网状 Fe_3C_{II} 的钢，球化退火前，应先正火，以消除网状，便于球化。

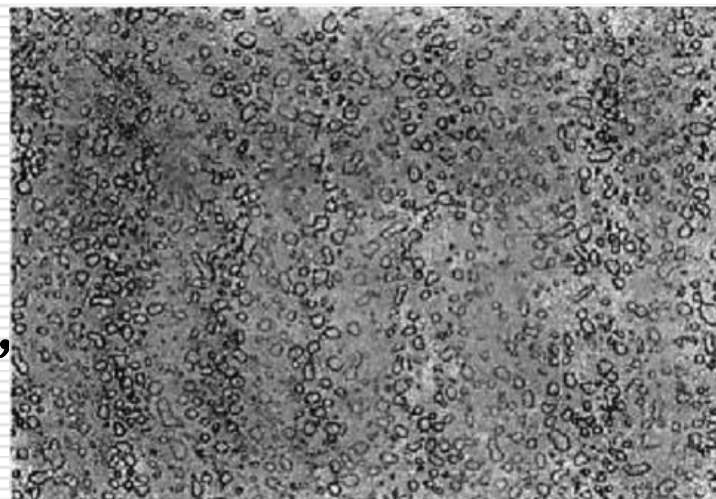


图6-32 T12钢球化退火组织



第三节 钢的退火与正火

4. 扩散退火（均匀化退火）

- 消除成分偏析。主要用于高合金钢的钢锭和铸件。
- 略低于固相线温度（**1050~1150℃**）加热，长时间保温（**10~20**小时）后缓冷。

5. 去应力退火

- 消除工件在铸、锻、焊和切削加工过程中产生的内应力，稳定尺寸，减少变形。
- $< A_{c1}$ （**500~650℃**）加热，保温后缓冷至**300~200℃**出炉空冷。无组织变化。



第三节 钢的退火与正火

二、正火

- 将钢加热到 A_{c3} （亚共析钢）或 A_{cm} （过共析钢）+ $30\sim 50^{\circ}\text{C}$ ，保温后空冷。
- 组织：< $0.6\%\text{C}$ 的碳钢为S+少量F；
> 0.6% 的碳钢则为S。

主要应用：

- （1）作为低中碳钢的预先热处理，调整硬度，改善切削加工性，并为淬火作组织准备。
- （2）消除过共析钢的网状 $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ ，为球化退火作组织准备。
- （3）消除中碳结构钢铸、锻、焊等热加工过热组织缺陷（魏氏组织、晶粒粗大）。
- （4）作为普通结构件的最终热处理，获一定的力学性能，在某些场合可代替调质。



第三节 钢的退火与正火

退火和正火的选择，可从几方面加以考虑：

1) 切削加工性 — **HB170~230**为宜

低、中碳钢宜用正火；

高碳钢，以及含**Me**较多的中碳合金钢，宜用退火。

2) 使用性能

性能要求不高且不再淬火回火的普通结构件，可正火来提高力学性能；

形状比较复杂的零件或大型铸件，用正火有变形开裂危险时，则用退火。

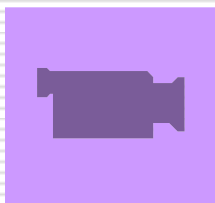
3) 经济性

优先用正火（生产周期短，设备利用率高，节能省时，操作简便）。

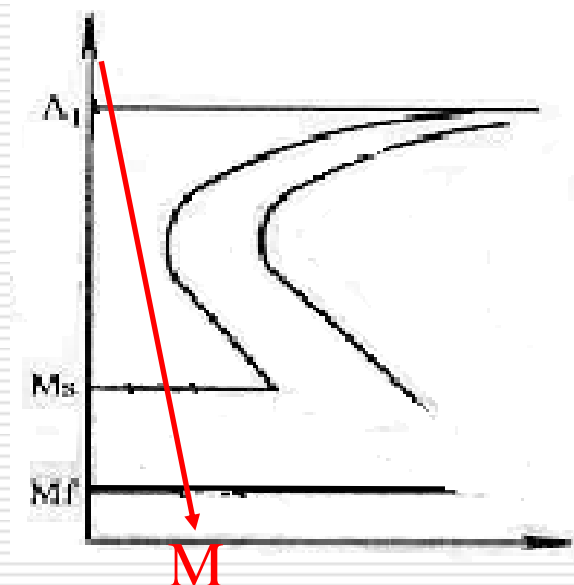
第四节 钢的淬火

- 将钢加热到 $A_{c3}(A_{c1})+30\sim 50^{\circ}\text{C}$ ，保温后快冷，获得以M或B_下为主的组织。
- 目的：与回火配合，赋予工件最终使用性能。

{ 淬火+低温回火：高硬度、高耐磨性；
淬火+中温回火：高弹性；
淬火+高温回火：良好的综合力学性能。



淬火视频



第四节 钢的淬火

一、淬火温度的选择

- 亚共析钢: $A_{c3}+30\sim 50^{\circ}\text{C}$,

组织: $M_{\text{细}}$

- ◆ $T \uparrow$, $M_{\text{粗大}}$, 变形、开裂 \uparrow ;
 - ◆ $T \downarrow$, 出现未溶F, $HB \downarrow$

亚温淬火的淬火温度: $A_{c1}\sim A_{c3}$, 强韧性 \uparrow

- 过共析钢: $A_{c1}+30\sim 50^{\circ}\text{C}$,

组织: $M_{\text{细}} + Fe_3C_{\text{粒}} + A'$ (少量)

若温度升高到 A_{ccm} 以上, 其组织为 $M_{\text{粗}} + A'$ (大量), 此时不但因为没有了 Fe_3C 以及 A' 增多而降低了钢的硬度和耐磨性, 而且还因为 A 晶粒粗大而使淬火 M 片粗大。

- 合金钢: > 碳钢, 一般为临界点 $+50\sim 100^{\circ}\text{C}$, 某些高合金钢会更高一些。



淬火温度的选择

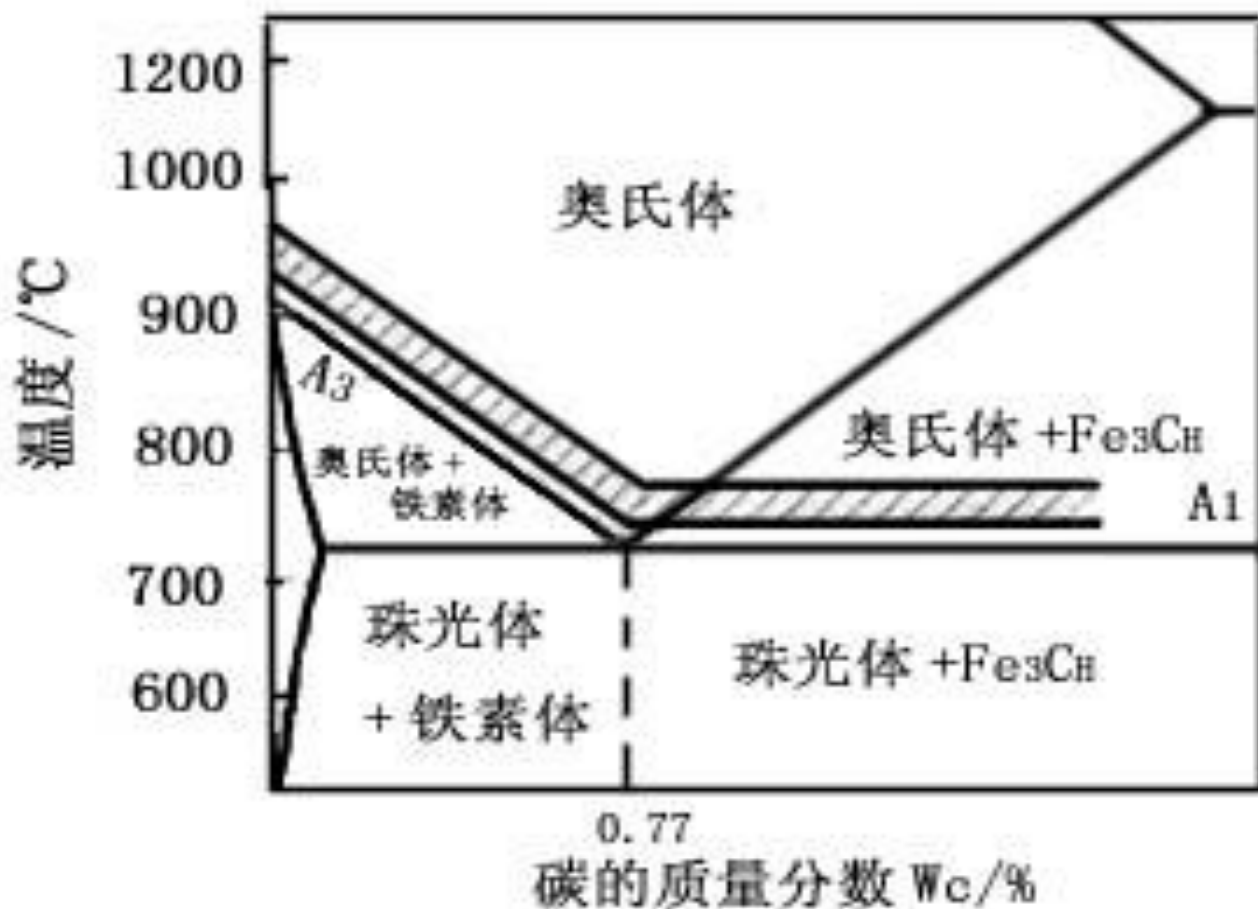


图 6-33 碳钢的淬火加热温度范围



第四节 钢的淬火

二、淬火冷却介质

- 获得**M**： $V_{\text{冷却}} > V_k$ ，但 $V_{\text{冷却}} \uparrow$ ，内应力 \uparrow ，引起变形、开裂。

∴ 以获得**M**的最慢 $V_{\text{冷却}}$ 冷却。

- 理想的淬火冷却曲线如图所示：

- 最常用的淬火介质：

清水、盐水、油

其冷却能力大小依次为：

$$V_{\text{盐水}} > V_{\text{清水}} > V_{\text{油}}$$

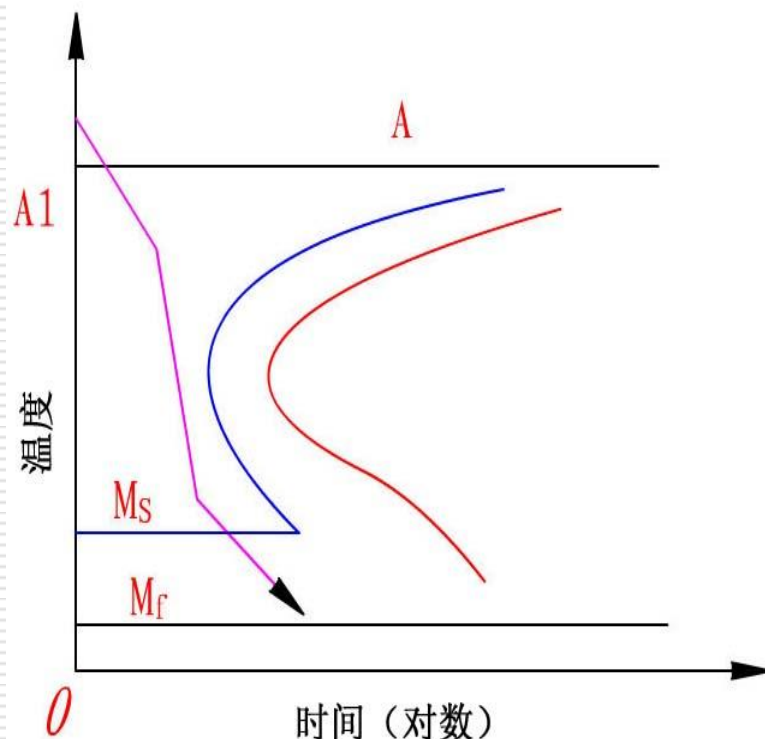


图 6-34 理想淬火冷却曲线示意



第四节 钢的淬火

三、常用淬火方法

无论哪种淬火介质都不能使工件获得理想的淬火冷却速度。为了使工件既淬成马氏体又防止变形和开裂，除选择合适的淬火介质外，还必须采取正确的淬火方法。

1、单液淬火法

碳钢淬水，合金钢淬油

2、双液淬火法

水淬油冷或油淬空冷；防止变形和开裂

3、分级淬火法

4、等温淬火法

获得 $B_{下}$ — 良好的综合力学性能

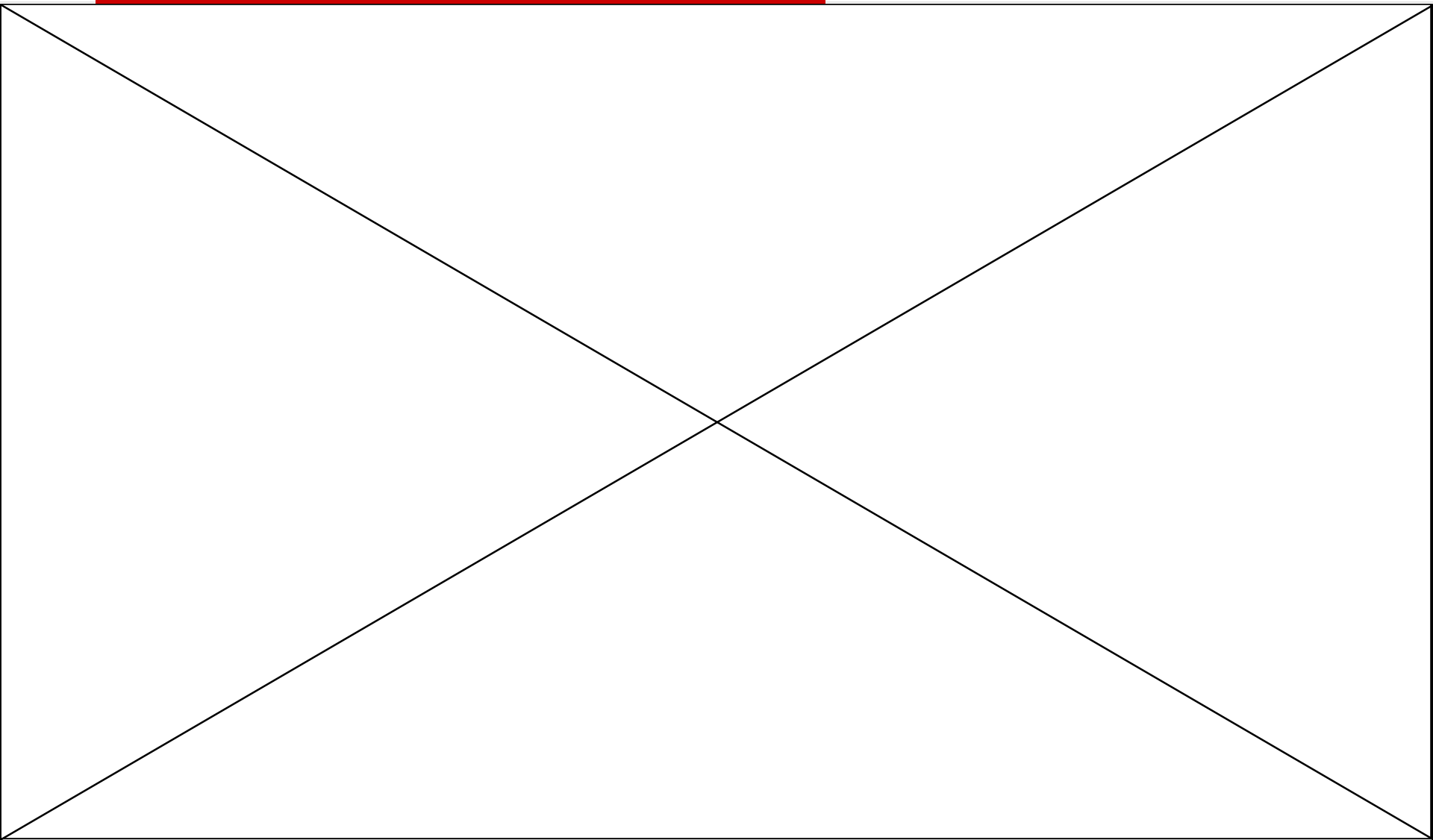
淬火应力 \downarrow ，变形 \downarrow ，用于形状复杂和要求高的小零件。

5、局部淬火

6、冷处理



常用淬火方法



第四节 钢的淬火

四、钢的淬透性(J)

1. 淬透性的概念

- 只有 $V_{\text{冷却}} > V_k$ 的部分才可淬火成M。
- 淬火时截面上获得M的深度称为淬硬层深度。

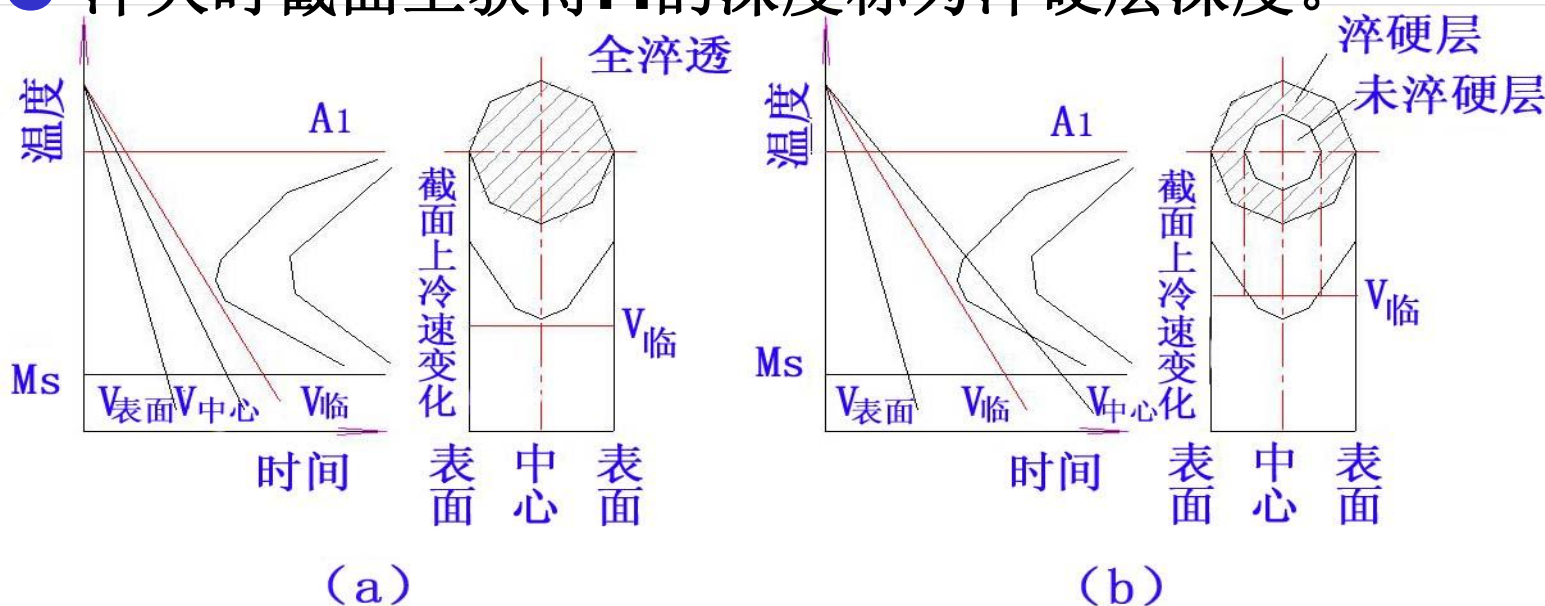


图 6-37 零件淬透情况与截面上冷却速度的关系示意图

(a) 淬透；(b) 未淬透



第四节 钢的淬火

- 淬透性**J**: 钢淬火时获得的淬硬层（也称淬透层）深度 **δ** 的能力。

δ : 工件表面→半**M**区的深度(**HB**变化显著,金相明显分界)。

$\delta \uparrow$, $J \uparrow$

- 淬硬性: 钢在正常淬火条件下其马氏体所能达到的最高硬度。

主要取决于钢的含碳量（加热时固溶于**A**中）。

含碳量 \uparrow , 淬硬性 \uparrow 。



第四节 钢的淬火

2. 影响淬透性的因素

取决于 V_k 的大小，**C**曲线越右， V_k 越小的钢淬透性越好。

影响 V_k 的基本因素是钢的化学成分和奥氏体化条件。

(1) 化学成分的影响

除**Co**外,加热时溶于**A**中的**Me**都使**C**曲线右移, **J**↑。

正常加热条件下：合金钢 > 碳钢。(Me对J起主要作用)

碳钢中，亚共析钢：**C%**↑, **J**↑；

过共析钢：**C%**↑, **J**↓。

∴ 淬透性最好的碳钢是共析钢

(2) 奥氏体化条件的影响

A化温度↑，保温时间↑，**A**晶粒越粗大、成分越均匀，

过冷**A**越稳定，**C**曲线右移, V_k ↓, **J**↑。



第四节 钢的淬火

3. 淬透性 J 与淬硬层深度 δ 关系:

J 是钢的属性之一，主要受内因影响；

δ 除与钢的 J 有关外还受外界因素影响

a: 在其他条件（如工件尺寸、淬火介质）相同时 $J \uparrow$ 的
钢 $\delta \uparrow$

b: 工件尺寸 \downarrow ，淬火介质冷却速度 \uparrow （心部冷却速度 \uparrow ）
 $\delta \uparrow$



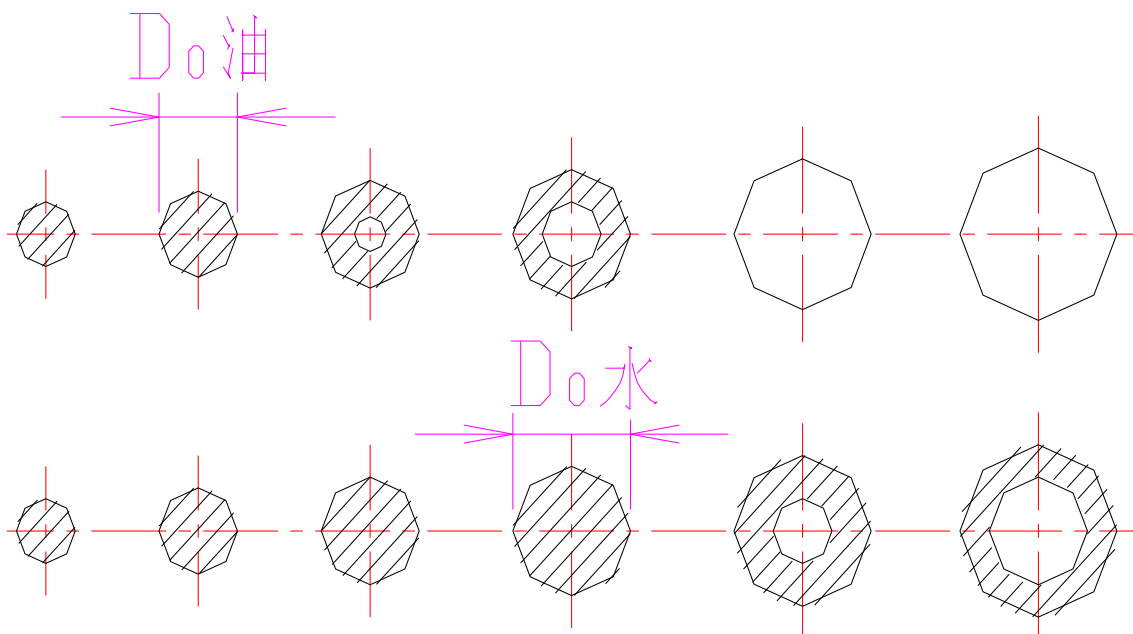
第四节 钢的淬火

4. 淬透性的测定及其表示方法

(1) 临界淬透直径法 (D_0)

截面中心被淬成半马氏体的最大直径 D_0 。

同样条件下, $D_0 \uparrow$, $J \uparrow$ 。



第四节 钢的淬火

(2) 末端淬火法测定淬透性带 (GB225-63)

- ∴ 钢成分波动,
- ∴ 同一钢的**J**曲线不是一条线而是一个范围, 称淬透性带。

表示法: $J \frac{HRC}{d}$

其中: **J**表示末端淬透性, **d**表示半马氏体区至水冷端的距离, **HRC**为该处的硬度。

$J \frac{40}{6}$ 表示距水冷端6mm处硬度为HRC 40



末端淬火法测定淬透性带 (GB225-63)

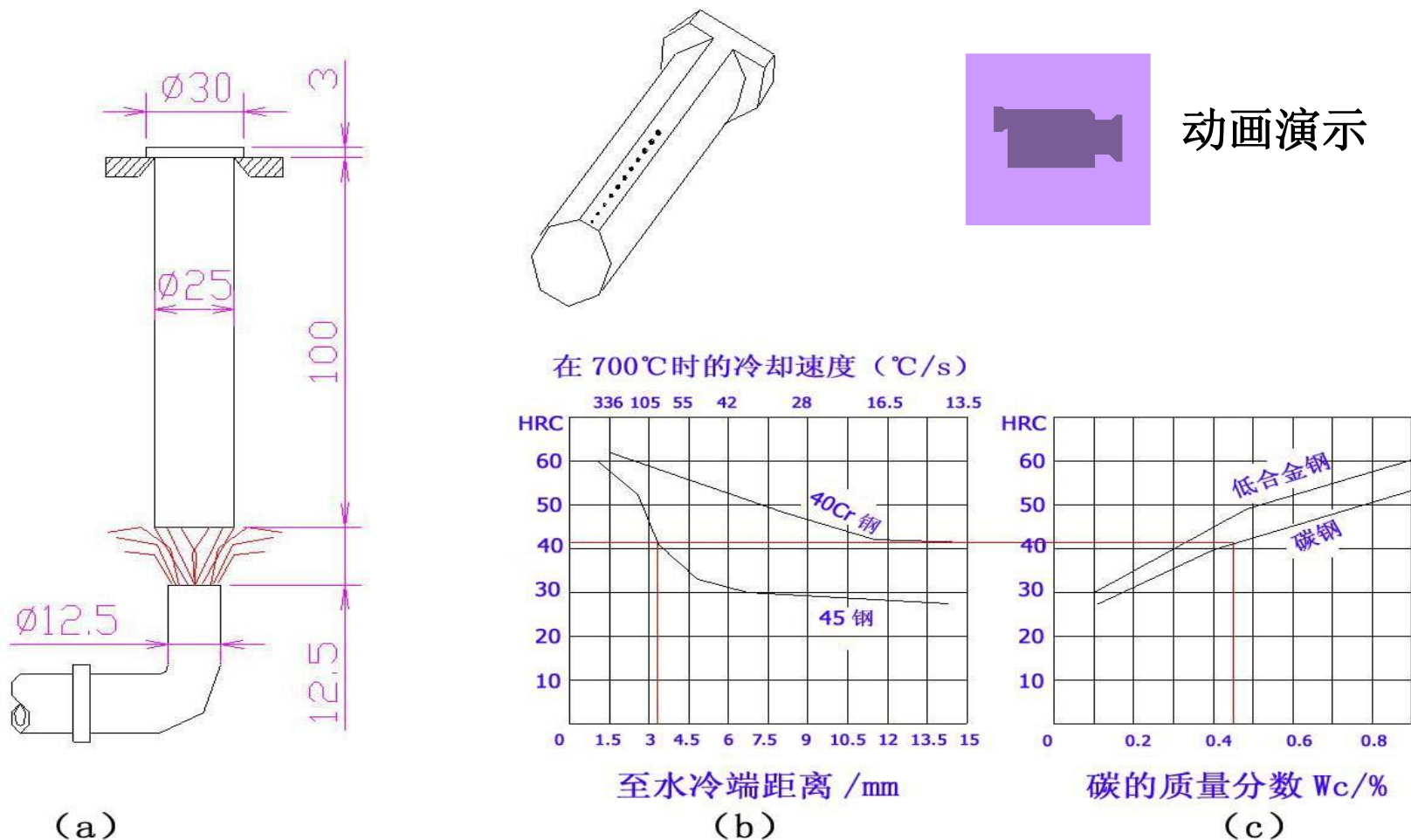


图 6-39 末端淬火法

(a) 喷水; (b) 淬透性曲线举例; (c) 钢的半马氏体 (50%M) 硬度与含碳量的关系



第四节 钢的淬火

5. 淬透性的应用

(1) 根据工件的工作条件确定对钢的淬透性的要求

∴ 未淬透时表面、心部组织性能不同。

如调质，淬透组织为 $S_{回}$ ；未淬透心部为 $S_{片状}$ ，韧性↓。

- ① 联结螺栓、连杆、锻模等（负荷较大，整体均一力学性能），选 $J \uparrow$ 钢，并全部淬透。
- ② 受弯曲、扭转的轴、齿轮类零件，受力表面大、心部小，可选 J 较低的钢， δ ： $1/2$ 到 $1/3$ 半径或厚度即可。
- ③ 表面淬火用钢（要求调质的除外），加热时间短，只加热表面，与 J 大小关系不大。
- ④ 焊接件不应选 $J \uparrow$ 的钢，∴焊缝热影响区易出现淬火组织而使脆性增加，产生裂纹。



第四节 钢的淬火

(2) 安排零件工艺路线时，应考虑J影响

对淬硬层浅的大尺寸工件，应在粗加工后再调质，以免把淬透层车去而起不到热处理应有的作用。

(3) J对热处理工艺有影响

如J↓碳钢制造的大尺寸工件因 δ ↓或没有而使调质失去意义，则用正火更经济些。但如正火不能满足要求，就应考虑更换淬透性较好的合金钢。

(4) 须考虑尺寸效应

审慎选用数据，勿将小试样数据，直接用于大尺寸工件设计。

(5) 淬透性曲线应用举例



第五节 钢的回火

- **回火：**把淬火钢加热到 A_{c1} 以下某一温度保温后进行冷却的热处理工艺。

回火紧接着淬火后进行，除等温淬火外，其他淬火零件都必须及时回火。

- **目的：**

- 1) 降低脆性，减少或消除内应力，防止工件变形或开裂；
- 2) 获得工件所要求的力学性能；
- 3) 稳定工件尺寸：**M**、**A'**不稳定组织，回火可稳定组织，稳定工件尺寸；
- 4) 改善某些合金钢的切削性能

第五节 钢的回火

一、淬火钢在回火时的转变

1. 回火时的组织转变（四个阶段）

(1) 马氏体分解（ $100\sim 350^{\circ}\text{C}$ ）

◆ $T_{\text{回}} < 100^{\circ}\text{C}$ （对碳钢而言，合金钢高些）：
组织基本无变化。

◆ $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ ：

$M_{\text{过饱和}}$ 析出 ϵ 碳化物（ Fe_xC ），过饱和度 \downarrow
组织：“ $M_{\text{回}}$ ”（极细片状 ϵ 分布在 M 基体上），
金相： $M_{\text{回}}$ 黑色， A' 白色。

◆ 到 350°C ： α 的 $\text{C}\%$ 接近平衡，但保留 M 形态。
若 M 的 $\text{C}\% \uparrow, \epsilon \uparrow$ 。

对 $< 0.2\%\text{C}$ 的低碳 M 这一阶段不析出 ϵ ，只发生碳原子在位错附近的偏聚。



第五节 钢的回火

(2) 残余奥氏体的分解 ($200\sim 300^{\circ}\text{C}$)

- ◆ $\because \text{M}$ 分解, $\text{C}/\alpha \downarrow$, 减轻了对 A' 的压应力,
- ◆ A' 分解为 ϵ 碳化物和过饱和 α 相, 组织与 $\text{B}_{\text{下}}$ 或同温度下 $\text{M}_{\text{回}}$ 相似。

(3) ϵ 碳化物转变为 Fe_3C ($300\sim 400^{\circ}\text{C}$)

- ◆ $\epsilon \rightarrow$ 稳定的 Fe_3C , M 中的过饱和碳也以 Fe_3C 形式继续析出。
- ◆ 到 350°C 左右, M 的 $\text{C}\%$ 基本上降到 α 平衡成分, 内应力大量消除。
- ◆ 组织“ $\text{T}_{\text{回}}$ ”： M 形态的 α 基体上分布着细粒状 Fe_3C 。



第五节 钢的回火

(4) 细粒状 Fe_3C 聚集长大及 α 相的再结晶 ($> 400^\circ\text{C}$)

◆ α 开始发生再结晶，由针片状转变为多边形。

◆ 组织“ $\text{S}_{\text{回}}$ ”：多边形 α +粒状 Fe_3C

综上所述，回火温度不同，钢的组织也不同：

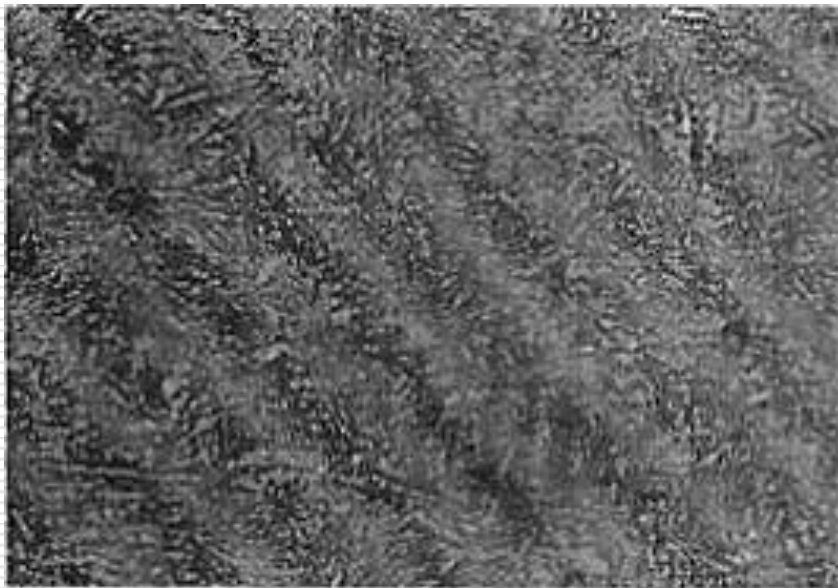
回火温度 $< 300^\circ\text{C}$ ： $\text{M}_{\text{回}}$ ($\epsilon + \text{M}$)，硬度与 $\text{M}_{\text{淬}}$ 相近；

$300 \sim 500^\circ\text{C}$ ： $\text{T}_{\text{回}}$ (M 形态 $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{细粒状}}$)，屈服极限和弹性极限 \uparrow ，一定韧性；

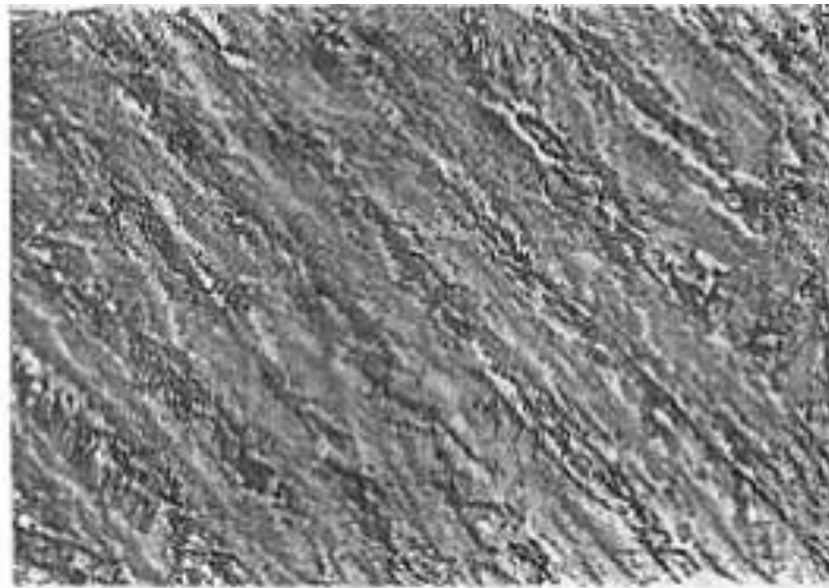
$500 \sim 650^\circ\text{C}$ ： $\text{S}_{\text{回}}$ (多边形 $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{粒状}}$)，良好的综合力学性能



回火马氏体组织



(a)



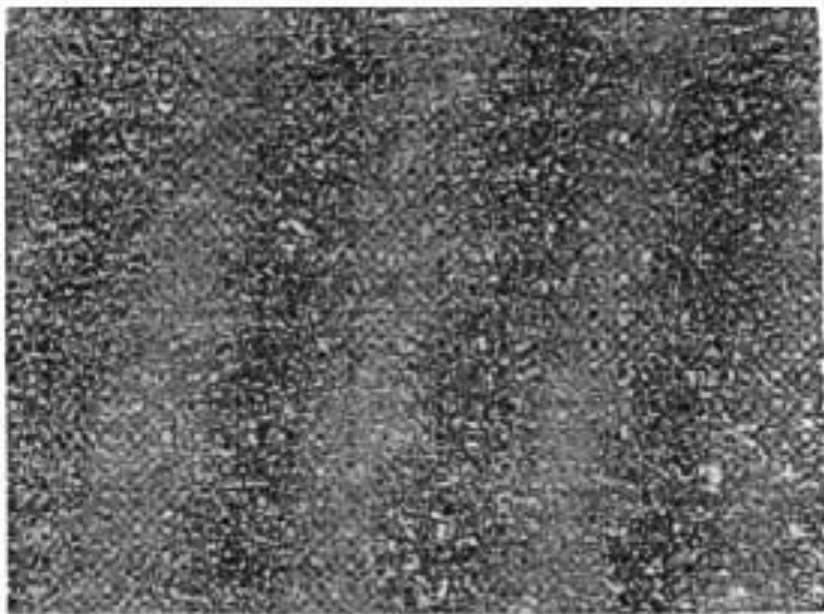
(b)

图 6-46 回火马氏体的金相组织及电子显微组织

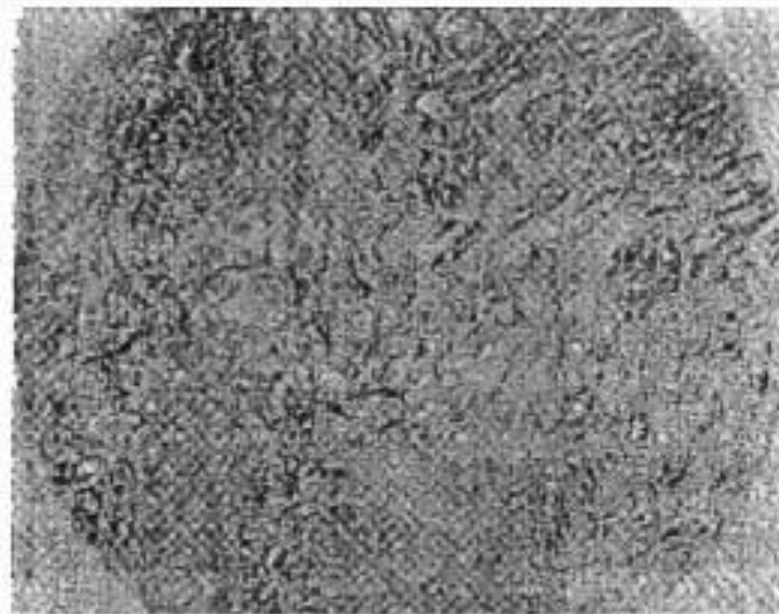
(a) 回火马氏体的金相组织 (800*) (b) 回火马氏体的电子显微组织 (10000*)



回火托氏体组织



(a)



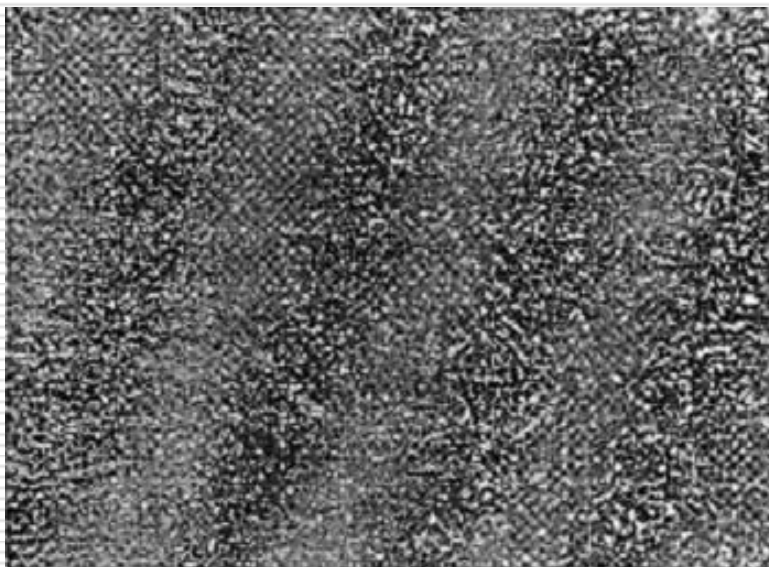
(b)

图 6-47 回火托氏体的金相组织及电子显微组织

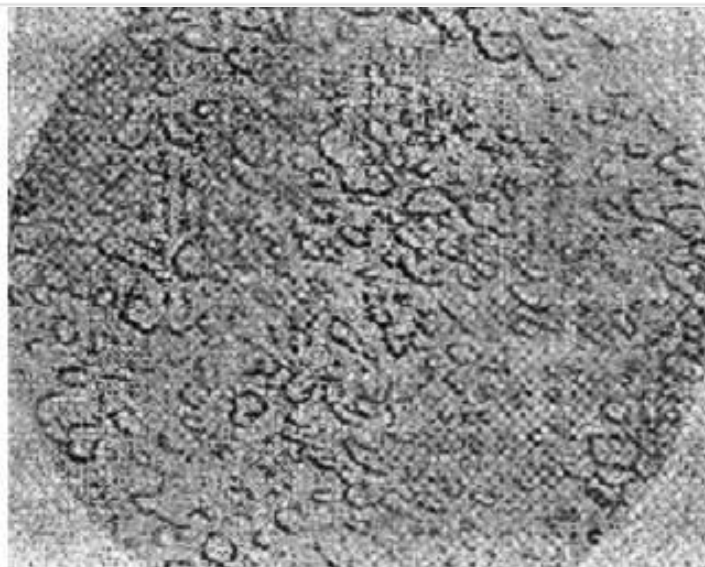
(a) 回火托氏体的金相组织 (400*) (b) 回火托氏体的电子显微组织 (15000*)



回火索氏体组织



(a)



(b)

图 6-48 回火索氏体的金相组织及电子显微组织

(a) 回火索氏体的金相组织 (400*) (b) 回火索氏体的电子显微组织 (15000*)



第五节 钢的回火

2. 回火过程中的性能变化

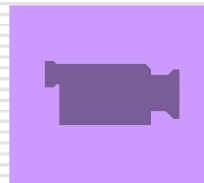
总变化趋势：随回火温度升高， HB 、 $\sigma_b \downarrow$ 、 ψ 、 $\alpha_k \uparrow$ 。

- ◆ $T_{\text{回}} < 200^\circ\text{C}$ ： M 中析出大量 ϵ 产生弥散强化， HB 并不 \downarrow ，对高碳钢，甚至略有升高。
- ◆ $200 \sim 300^\circ\text{C}$ ：高碳钢由于较多 $\text{A}' \rightarrow \text{M}$ ，硬度会再次提高；低、中碳钢 A' 很少，硬度缓慢下降。
- ◆ 300°C 以上：由于渗碳体粗化及马氏体转变为铁素体，钢的硬度呈直线下降。

* $\because \text{Fe}_3\text{C}$ 形态不同， $T_{\text{回}}$ 、 $S_{\text{回}}$ 的 σ_s 、 ψ 、 α_k 比 T 、 S 好，

\therefore 重要零件要求进行淬火和回火。

调质：淬火+高温回火，获得 $S_{\text{回}}$ 的热处理工艺。



40钢力学性能与回火温度的关系.SWF



第五节 钢的回火

二、回火种类及应用

| 回火种类 | $T_{\text{回}}(^{\circ}\text{C})$ | HRC | 组织与性能 | 应用场合 |
|------|----------------------------------|-------|--|-----------------------------|
| 低温回火 | 150~250 | 58~64 | $M_{\text{回}}$ 高硬度 高耐磨性 | 切削刀具、冷作模具、量具、滚动轴承、渗碳件和表面淬火件 |
| 中温回火 | 350~500 | 35~45 | $T_{\text{回}}$ 屈服极限和弹性极限 \uparrow ，一定韧性 | 弹簧和热作模具 |
| 高温回火 | 500~650 | 25~35 | $S_{\text{回}}$ 良好的综合力学性能 | 连杆、螺栓、齿轮、轴类或精密零件预先热处理 |

第五节 钢的回火

此外，还有

- ① 软化回火（某些高合金钢**640~680℃**），以改善切削加工性
- ② 时效，**100~150℃**（**10~15h**），精密零件需高硬度及尺寸稳定性。
- ③ 某些高合金钢淬火后高温回火（如高速钢**560℃**），是使**A'**转变及**M_{回火}**，获**M_回**和碳化物为主的组织。与结构钢调质本质不同。

第五节 钢的回火

三、回火脆性

在某些温度范围回火时，出现 a_k 显著下降的现象。

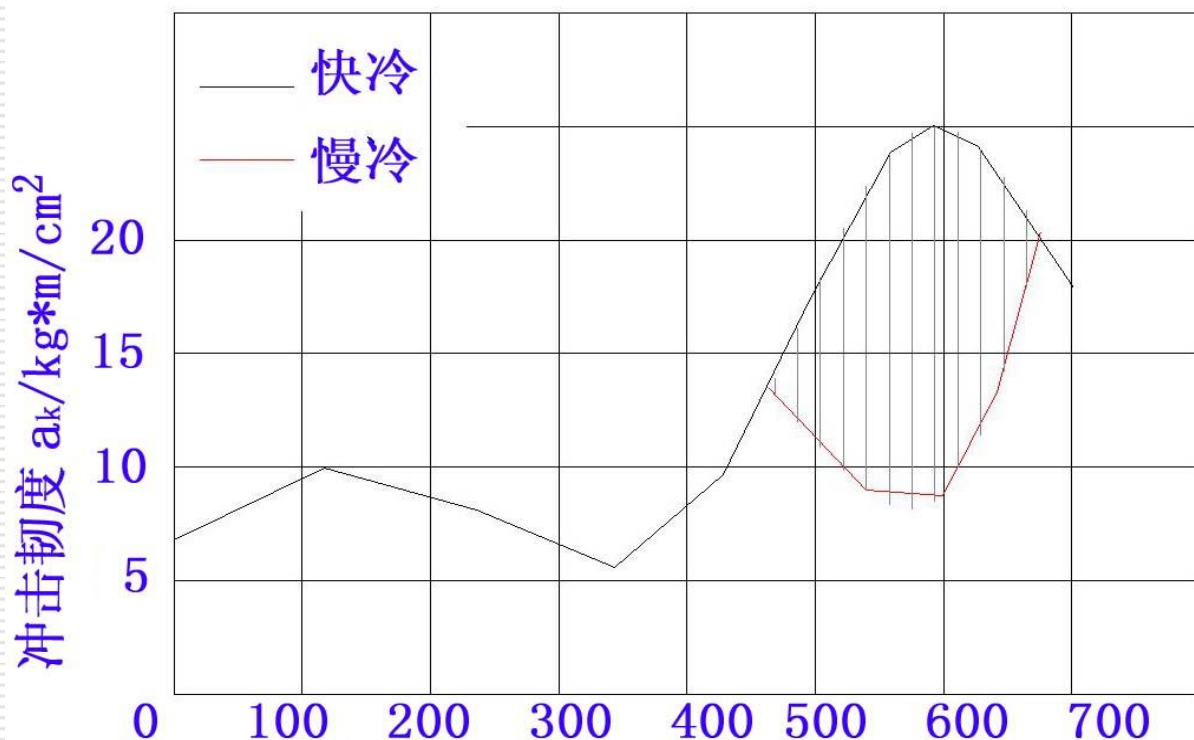


图 6-50 Ni-Cr 钢 (0.3%C、1.47%Cr、3.4%Ni)
的冲击韧度与回火温度的关系



第五节 钢的回火

1. 低温回火脆性 (第一类回火脆性)

250~350℃

沿马氏体晶界析出碳化物的薄片。目前尚无有效办法完全消除，一般只能不在此温度范围回火。

2. 高温回火脆性 (第二类、可逆回火脆性)

500~650℃

发生在含**Cr、Ni、Si、Mn**等合金钢中，在此温度长时间保温或慢冷时发生。

消除或抑制方法：

① 回火后快冷；

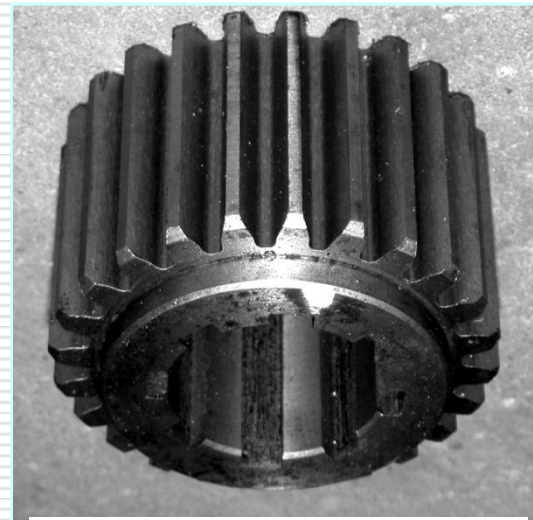
② 加入**W**（约**1%**）、**Mo**（约**0.5%**）等**Me**。



第六节 钢的表面淬火

一. 概述

- 1.用于要求**表硬心韧**，受弯、扭、冲击及强烈磨擦的零件，如齿轮、曲轴、凸轮轴等。
- 2.**不改变钢件化学成分和心部组织**，快速加热将表层**A**化后淬火，强化表面。
- 3.表面淬火用钢为**0.4~0.5%C**的中碳钢或中碳合金钢，如**45**、**40Cr**、**42Mn**等。
- 4.最常用的是**感应加热**。此外还有火焰加热、接触电加热及激光热处理等。



机床变速箱齿轮



第六节 钢的表面淬火

二、感应加热表面淬火

1. 基本原理

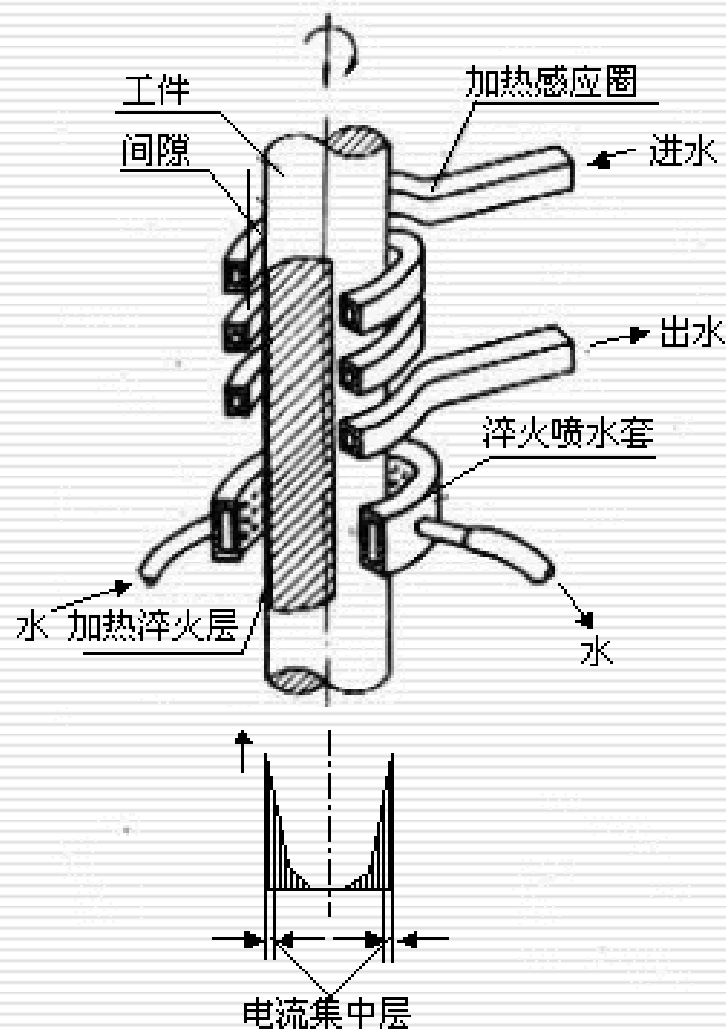
感应器**I**交变电流(交变磁场)

→ 工件感生涡流 → “集肤效应”

→ 表层电阻使之迅速加热淬硬。



视频



第六节 钢的表面淬火

- 加热（电流渗入）深度主要取决于电流频率：
对中碳钢及中碳合金钢：

$$\delta = \frac{500 \sim 600}{\sqrt{f}}$$

式中： **δ** —感应电流渗入深度（**mm**）；

f —电流频率（**Hz**）。

可见， **$f \uparrow$** ，集肤效应 **\uparrow** ， **$\delta \downarrow$** ，工件淬硬层越薄。



第六节 钢的表面淬火

2. 感应加热的分类及应用

| 分类 | 频率f (Hz) | 淬硬层 深mm | 应 用 |
|-----|--------------|------------|---|
| 高频 | 250~ 350K | 0.5~2.0 | 45、40Cr、40MnVB等中小模数 齿轮、中小尺寸的轴类零件 |
| 超音频 | 30~40K | | 模数3~6的齿轮等零件沿齿廓分布 的淬硬层 |
| 中频 | 2.5~8K | 2~10 | 45、40Cr、9Mn2V、球墨铸铁等 中等模数齿轮、大模数齿轮的单齿淬 火、凸轮轴、曲轴等。 |
| 工频 | 50 | 10~20 | 大直径零件，如火车车轮、9Cr2W 钢制造的冷轧辊等，较大直径零件的 穿透加热淬火 |



第六节 钢的表面淬火

3. 感应加热表面淬火前、后的热处理及组织

- 预先热处理：调质或正火

为表面淬火作组织准备，获得最终心部组织。

- 表面淬火后低温回火（ $\sim 200^{\circ}\text{C}$ ）

减少残余内应力和降低脆性。

- 组织：

表层 $\text{M}_{\text{回}}$ ，心部 $\text{S}_{\text{回}}$ （调质）或 $\text{S}+\alpha$ （正火）

- 工艺路线：

锻造 \rightarrow 正火或退火 \rightarrow 粗机加工 \rightarrow 调质 \rightarrow 精机加工 \rightarrow
感应加热表面淬火 \rightarrow 低温回火 \rightarrow 精磨。



第六节 钢的表面淬火

4. 感应加热表面淬火的特点

与普通淬火比较

- 1) $V_{\text{加热}} \uparrow$, $T_{\text{保温}} \downarrow$, 过热度大, **A**形核多, 不易长大, 表层可获得细小隐晶**M**, 硬度比普通淬火高**HRC2~3**, 且脆性较低;
- 2) **M**转变体积膨胀使工件表面存在残余压应力, 因而有较高的疲劳强度;
- 3) $V_{\text{加热}} \uparrow$, $T_{\text{保温}} \downarrow$, 无氧化脱碳、表面质量好。内部未加热, 淬火变形小;
- 4) 生产率高, 易实现机械化与自动化。淬硬层深度也易于控制。
- 5) 缺点: 设备较昂贵, 维修调整保养技术要求高, 形状复杂感应器制造较难。



第六节 钢的表面淬火

三、其他表面淬火方法简介

● 火焰加热表面淬火

乙炔—氧或煤气—氧火焰，直接加热工件表面到淬火温度后随即喷水冷却，硬化层深度一般为**2~10mm**。

设备简单，成本低，灵活性大。但不易控制，淬火质量不够稳定。

适用于单件、小批量生产件或大型零件的表面淬火。

● 电接触加热表面淬火

● 激光热处理

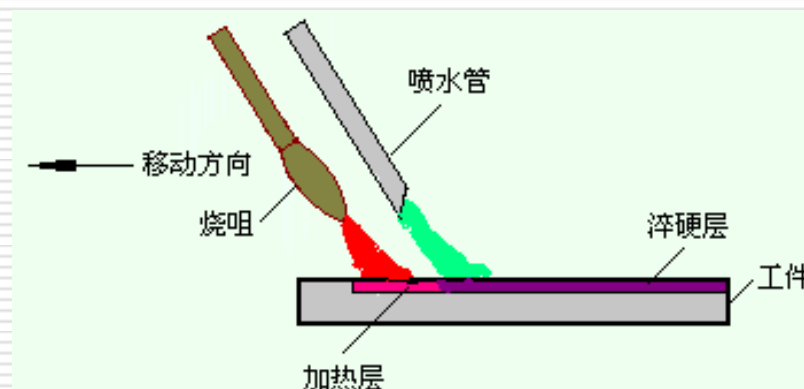
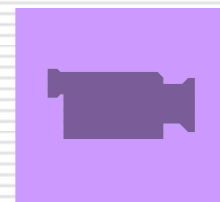


图6-52 火焰加热表面淬火示意图

第七节 钢的化学热处理

一. 概述

改变工件表层的化学成分和组织来获得所需性能的一种热处理工艺。

1. 化学热处理的主要作用：

- 1) 提高工件表层硬度、耐磨性与疲劳强度，使心部在具有一定强度的情况下，有足够的塑性和韧性。
如渗碳、渗氮、氰化（碳、氮共渗）等；
- 2) 提高工件的表层的耐腐蚀性。如渗氮、渗硅等；
- 3) 提高工件表层的抗氧化性。如渗铝等。

第七节 钢的化学热处理

2. 基本过程:

分解、吸附和扩散。

1) 介质（渗剂）的分解

介质中的化合物在一定的温度下发生化学分解，释放出活性原子。例如：



2) 工件表面的吸收

工件表面吸收的活性原子向固溶体溶解或与钢中的某些元素形成化合物。

3) 渗入元素的扩散

有浓度梯度，由表向内扩散。表、内浓度差越大，温度越高，扩散越快，渗层越厚。



第七节 钢的化学热处理

二、钢的渗碳

- 表层渗入碳原子，使表层**C% ↑**，淬火后**HB、耐磨性 ↑**，心部韧性 ↑——“**表硬心韧**”。
- 用于承受磨损并受冲击、交变载荷的汽车、拖拉机传动齿轮，内燃机的活塞销等。

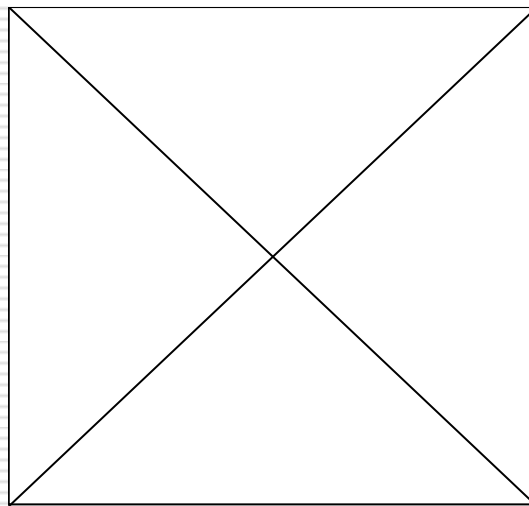


汽车齿轮

1. 渗碳方法

气、固和液体渗碳。

常用气体和固体渗碳，近几年来，还有真空渗碳。



第七节 钢的化学热处理

(1) 气体渗碳

● 设备：专用气体渗碳炉，温度**900~950℃**

● 渗碳气氛的供给方式：

- ① 将富碳气体（如煤气、液化石油气等）直接通入炉内。
- ② 将易分解的煤油、苯、丙酮、甲醇等有机物液体滴入炉内高温裂解。

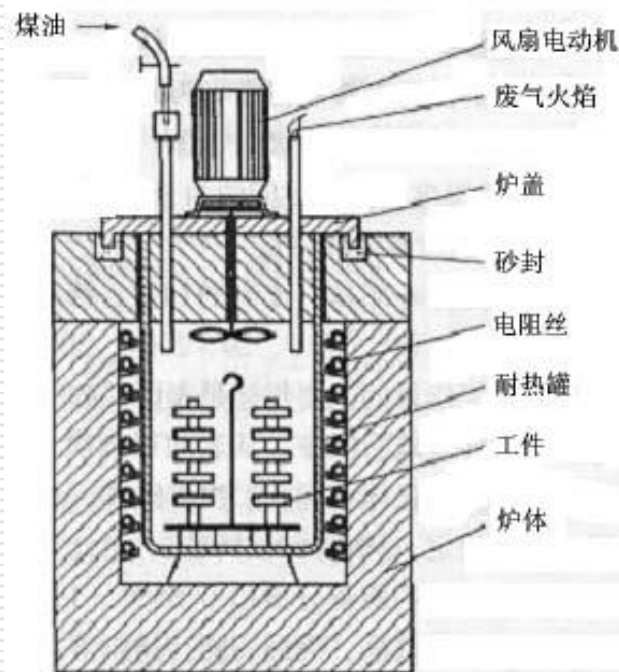


图6-54 气体渗碳示意图

第七节 钢的化学热处理

- 渗碳层厚度：与渗碳温度及保温时间有关

920℃渗碳层厚度与保温时间的关系

| 渗碳时间 (h) | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 |
|------------|-------------|-------------|-------------|-------------|-------------|
| 渗碳层厚度 (mm) | 0.4~ 0.6 | 0.6~ 0.8 | 0.6~ 0.8 | 1.0~ 1.4 | 1.2~ 1.6 |

- 特点：生产效率高，渗层质量好，劳动强度低，便于直接淬火。

第七节 钢的化学热处理

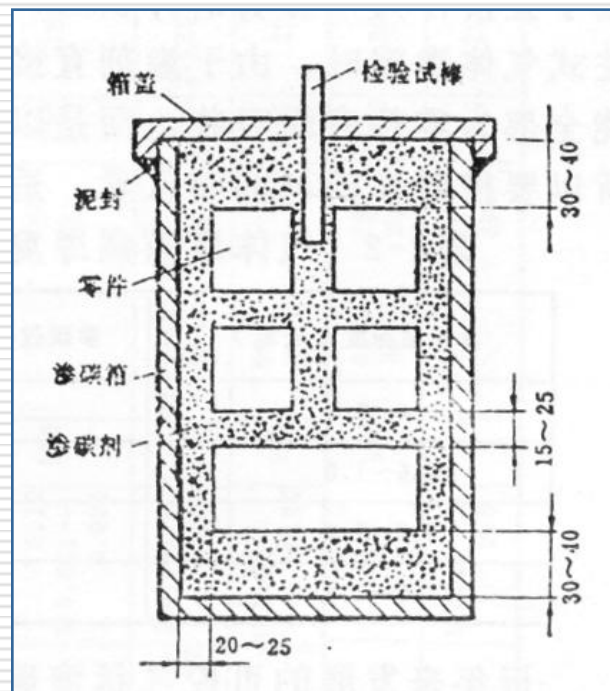
(2) 固体渗碳

工件埋在固体渗碳剂中，装箱密封，在一般加热炉加热。

- 渗剂：主渗剂（木炭粒）+催渗剂（ BaCO_3 ）。
- 渗碳速度：约每保温一小时，平均渗入**0.1mm**。

- 特点：优点是设备简单，成本较低，大小零件都可用。

缺点是渗速慢，生产率低，劳动条件差，渗碳后不易直接淬火。



第七节 钢的化学热处理

(3) 真空渗碳

- 设备：真空渗碳炉，抽真空，升温至渗碳温度后，通入渗碳气体。
- 特点：
 - ∴ 无氧化性气体等不纯物质，零件无吸附气体。
 - ∴ 工件表面活性大，渗速快（获同样渗层厚度，时间约为普通气体渗碳**1/3**），表面光亮。



卧式双室真空渗碳炉



第七节 钢的化学热处理

2. 渗碳用钢和渗碳层质量

渗碳用钢:

0.15~0.25%C的低碳钢和低碳合金钢

如**15、20、20Cr、20CrMnTi、20CrNi、18Cr2Ni4W**等

渗碳层质量:

主要指标是表面碳浓度，渗层厚度和碳浓度梯度

- 低碳钢渗碳后缓冷，从表向里为过共析、共析、亚共析组织

组织: 表层 (**$P+Fe_3C_{II}$**) → 过渡层 → 心部原始组织 **$P+F$**

- 表面碳浓度**0.85~1.05%**:

C% ↓，耐磨性，疲劳强度 ↓；**C% ↑**，渗层脆，易剥落。



第七节 钢的化学热处理

- 渗碳层厚度(表面→过渡层 $1/2$ 处)的选择: 机器零件, 通常为 $0.5\sim 2\text{mm}$ 。

碳浓度梯度应平缓, 太陡, 则易剥落。

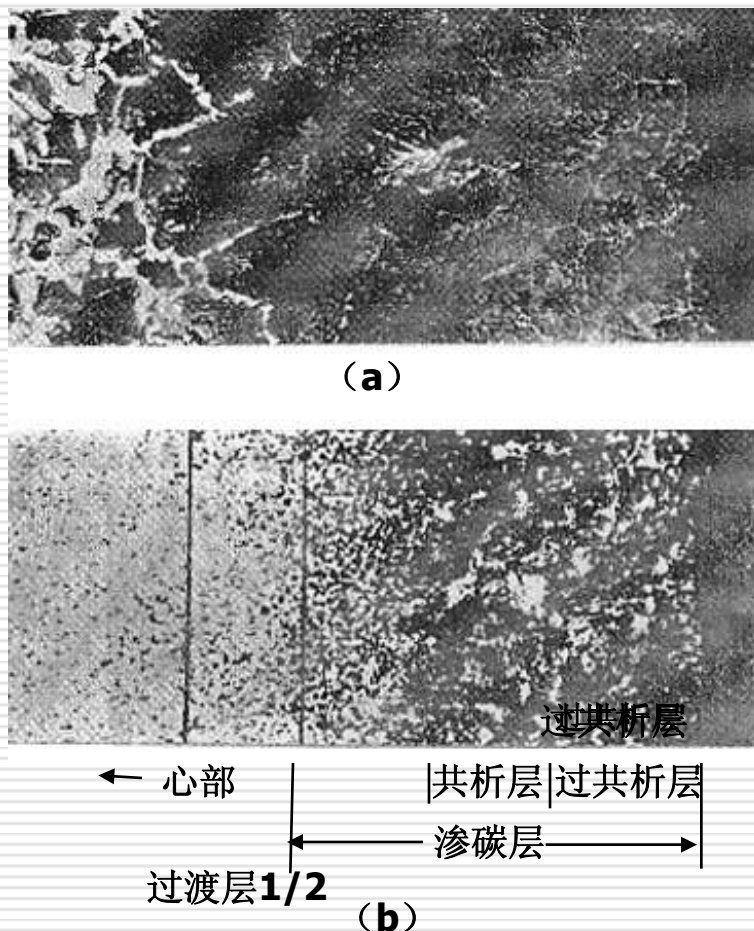


图6-55 低碳钢渗碳缓冷后的金相组织及渗碳层的测量

(a) 低碳钢渗碳缓冷后的金相组织 ($200\times$); (b) 渗碳层的测量 ($100\times$)



第七节 钢的化学热处理

3. 渗碳后的热处理及其组织

(1) 渗碳后的热处理

淬火+低温回火

淬火方法有三种：

① 预冷淬火法

适用于本质细晶粒钢和性能要求不高的工件

② 一次淬火法

渗碳后缓冷，再重新加热淬火。

淬火温度应兼顾表层和心部，使表层不过热而心部得到充分的强化。

- ◆ 如要强化心部则加热到 A_{c3} 以上完全淬火，
- ◆ 强化表层则应加热到 A_{c1} 以上不完全淬火。



第七节 钢的化学热处理

③ 二次淬火

渗碳缓冷后再进行两次淬火或正火加一次淬火

- ◆ 第一次淬火或正火是为细化心部晶粒和消除 Fe_3C 网状， $T_{\text{加热}} > \text{心部} A_{c3}$ 。
- ◆ 第二次淬火， $T_{\text{淬火}}$ 选表层 A_{c1} 以上，可细化表层组织，对心部影响不大。

工艺复杂，周期长，成本高，且工件变形、氧化脱碳倾向增大，应尽量少用。



第七节 钢的化学热处理

(2) 渗碳热处理后的组织

渗碳件经淬火+**170~200℃**低温回火后，

表层： **$M_{\text{回}}$** +粒状碳化物+少量 **A'** ，硬度：**HRC58~64**。

心部：淬透时为低碳回火马氏体，

未淬透时为索氏体+铁素体

● 渗碳零件的工艺路线：

锻造→正火→机械加工→渗碳 → 淬火→低温回火→磨
└ 去碳机加工 ┘

不需渗碳的部位，可镀铜防渗，或渗碳后用机加工去除该部份渗层再淬火。



第七节 钢的化学热处理

三、钢的渗氮

1. 渗氮方法

气体渗氮、抗蚀渗氮、离子渗氮等。

(1) 气体渗氮---抗磨渗氮 (硬氮化)

- 设备：专用设备或井式渗氮炉，氨分解出活性氮原子。
- 温度：**500~570℃**。
渗氮时间很长，如**0.5mm**左右的氮化层，需渗**40~60**小时。

井式气体渗氮炉



第七节 钢的化学热处理

(2) 抗蚀渗氮

获薄而致密的白色氮化物层。钢及铸铁均可，尤以低碳钢效果最好。

- 目的：对水、湿气、蒸汽及弱碱溶液等有一定抗蚀能力，但不耐酸液的腐蚀。
- 温度：**550~700℃**，**1~3**小时， **$\delta \approx 0.015 \sim 0.06\text{mm}$** 。

(3) 离子渗氮

- 真空容器为阳极，工件为阴极，通**400~700V**直流电使电离后氮离子高速轰击工件表面而升温到**450~650℃**。氮离子在阴极上捕获电子形成氮原子渗入工件。



第七节 钢的化学热处理

●离子渗氮优点：

周期短，仅为气体渗氮的 **$1/3 \sim 1/4$** ，

如**38CrMoAlA**， **$0.53 \sim 0.7\text{mm}$** 氮化层，气体氮化需**70**小时，而离子氮化仅需 **$15 \sim 20$** 小时。

韧性和疲劳强度：比气体渗氮的高，变形也较小。

氮除溶于 **$\alpha\text{-Fe}$** 外，还形成合金氮化物（ **Fe_2N** 、 **Fe_4N** 、 **AlN** 、 **CrN** 等）。



第七节 钢的化学热处理

2. 渗氮层组织

- 最外层为白亮层，抗腐蚀，硬而脆，易剥落，
抗磨渗氮：愈薄愈好，或磨去；
抗蚀渗氮：希望获均匀致密的白亮层，耐腐蚀
- 往里是含氮碳化物和合金氮化物，然后氮浓度逐渐降低，过渡到原始组织。

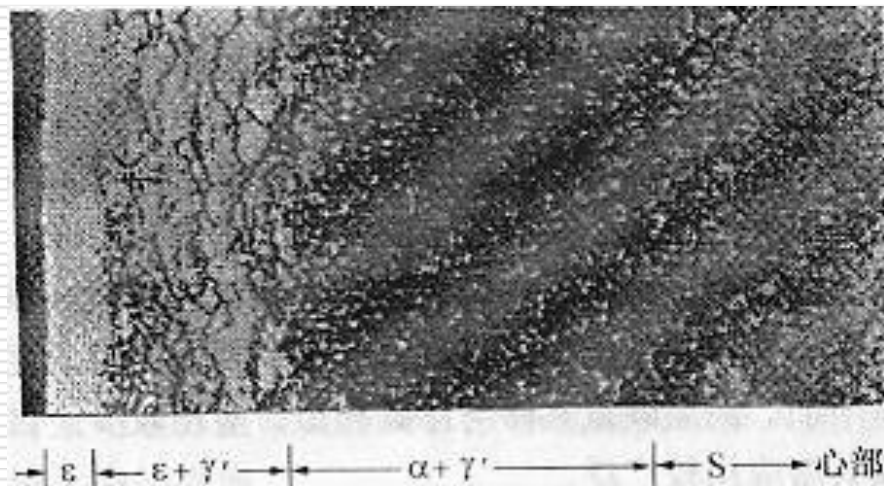


图6-56 38CrMoAl钢渗氮层组织

第七节 钢的化学热处理

3. 氮化用钢及氮化处理的技术条件

(1) 典型的氮化钢是**38CrMoAlA**

(2) 氮化层厚度的选择，视工件不同而定，但一般不超过**0.6~0.7mm**。

(3) **38CrMoAlA**钢制零件进行气体氮化的工艺路线为：
锻→退火→粗加工→调质→精加工→去应力退火
→粗磨→氮化→精磨→时效→研磨

第七节 钢的化学热处理

(4) 氮化处理的技术要求

- 渗氮前应进行调质，以保证心部力学性能和提高渗氮层质量。
- 为减少变形，切削加工后进行去应力退火（ $T < \text{调质回火温度}$ ）。磨后低温时效。
- 渗氮层很薄，放精磨余量在直径方向不应超过 **0.1~0.15mm**。
- 对不需渗氮的部位可镀铜或镀锡防渗，亦可放**1mm**余量，渗氮后磨去。

第七节 钢的化学热处理

4. 渗氮的特点及应用

与渗碳相比，氮化的特点有：

- 表面硬度高（**HV1000~1200**），耐磨性好，具有良好的热硬性（**650~650℃**）。
- 疲劳强度高，氮化后表层比容量大，产生较大的残余表面压应力所致。
- 氮化层具有较高的抗腐蚀能力。
- 处理温度低，且随后不需淬火回火，零件变形很小
- 周期长，生产率低，成本高，氮化层薄。

主要用于精密耐磨传动件或耐热、耐磨及耐腐蚀件。如高精度机床丝杠、镗床及磨床主轴、精密传动齿轮和轴、气轮机阀门及阀杆、发动机汽缸和排气阀、热作模具等。

第七节 钢的化学热处理

四、钢的碳氮共渗

因早期用含氰根（**CN**）的盐浴作渗剂，固有“**氰化**”之称。

● 分类

- ① 按处理介质分：气、液、固体氰化。（液体氰化有毒，固体氰化少用。常用气体氰化）。
- ② 按处理温度分：高温氰化、中温氰化和低温氰化。

● 共渗层的碳、氮含量

低温时，以渗氮为主；随 $T_{\text{共渗}} \uparrow$ ， $N\% \uparrow$ ， $C\% \uparrow$ 。

高温氰化与渗碳相似，应用较少。

目前以中温气体碳氮共渗和低温气体碳氮共渗应用较广。

中温气体碳氮共渗的主要目的是提高钢件的硬度、耐磨性和疲劳强度；低温气体碳氮共渗则以提高钢件的耐磨性和抗咬合性为主。



第七节 钢的化学热处理

1. 中温气体碳氮共渗

以渗碳为主，其工艺与渗碳相似

(1) 常用方法：在井式气体渗碳炉内滴入煤油，并通入氨气。

(2) 共渗剂：煤油+氨；煤气+氨气；甲醇+丙烷+氨气；
三乙醇胺+尿素等。

(3) 共渗温度：820~860℃

氮能扩大 γ 区,降低临界点，增加碳的扩散速度，固共渗温度比单纯渗碳低，渗速也较快。保温时间取决于要求的共渗层深度。



第七节 钢的化学热处理

(4) 随后热处理:

直接淬火和低温回火

(5) 渗层组织:

表层: 含碳、氮的 $M_{\text{回}}$ +少量的碳氮化合物+少量 A'

心部: 为低碳或中碳 $M_{\text{回}}$

淬透性差的钢也可能出现极细 P 和 F

(6) 特点:

与渗碳相比, 硬度接近或略高, 耐磨性和疲劳强度则较优, 且处理温度低、变形小、生产周期短。常用于形状较复杂、要求热处理变形小的小型零件, 如缝纫机、纺织机零件及各种轻载齿轮等。



第七节 钢的化学热处理

2. 低温气体碳氮共渗：气体软氮化

(1) 共渗剂：氨气和渗碳气体的混合气、尿素等

(2) 共渗温度：520~570℃，处理温度低，以渗氮为主但因有活性碳原子与活性氮原子同时存在，渗速大为提高。一般保温时间为**1~3h**

- 渗层深度为**0.01~0.02 mm**

- 共渗层的硬度：比纯气体氮化低。但仍具有较高的硬度、耐磨性和高的疲劳强度。渗层韧性好而不易剥落，并有减摩的特点，在润滑不良和高磨损条件下，有抗咬合、抗擦伤的优点。耐磨性也有明显提高。由于处理温度低，时间短，所以零件变形小。

- 气体软氮化不受钢种限制，适于碳钢、合金钢和铸铁等材料。可用于处理各种工模具以及其它耐磨件。

