

第二章金属材料组织和性能的控制

Heat treatment

Martensite

4 钢的热处理

钢铁材料是工程材料中最重要的材料之一，在机械制造业中的比例达到90%左右，在汽车制造业中的比例达到70%，在其他制造业中也是最重要的材料之一。绝大部分的钢铁材料必须经过相关处理来提高其性能。

改善钢铁材料性能的途径：

①合金化

通过在钢中加入合金元素，调整钢的化学成分，从而获得优良的性能。

②热处理

将金属在固态下经加热、保温和冷却，以改变金属的内部组织和结构，从而获得优良的性能。



4 钢的热处理

热处理的定义

热处理是指金属在固态下经加热、保温和冷却，以改变金属的内部组织和结构，从而获得所需性能的一种工艺过程。

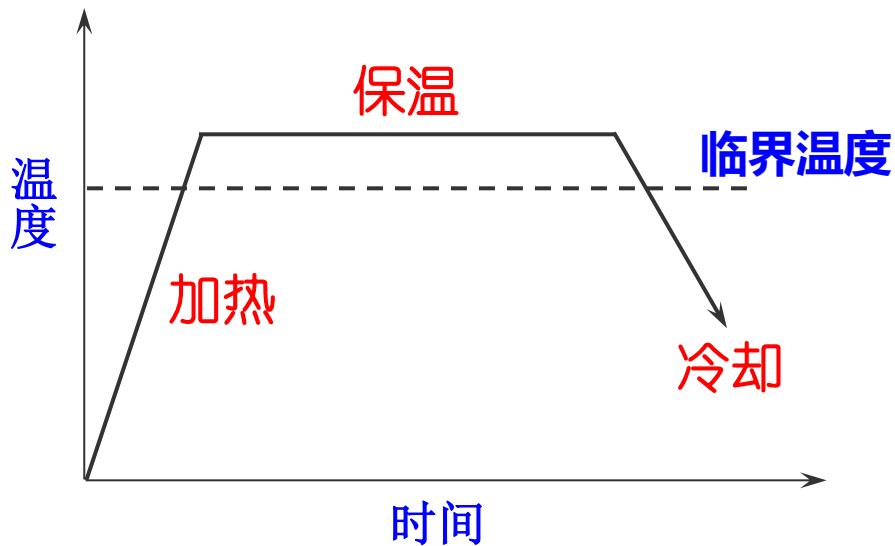
Austenite BCC 最大
间隙interstitial hole

0.104nm

BCC Fe 0.072nm

Carbon diameter

0.154nm



热处理工艺曲线示意图

4 钢的热处理

热处理的三大要素

- ①加热 目的是获得均匀细小的奥氏体组织。
- ②保温 目的是保证工件烧透，并防止脱碳和氧化等。
- ③冷却 目的是使奥氏体转变为不同的组织。

热处理后的组织：

加热、保温后的奥氏体在随后的冷却过程中，根据冷却速度的不同将转变成不同的组织。不同的组织具有不同的性能。

热处理的特点：

热处理不改变工件的形状，仅改变钢的内部组织和结构，从而改变钢的性能。

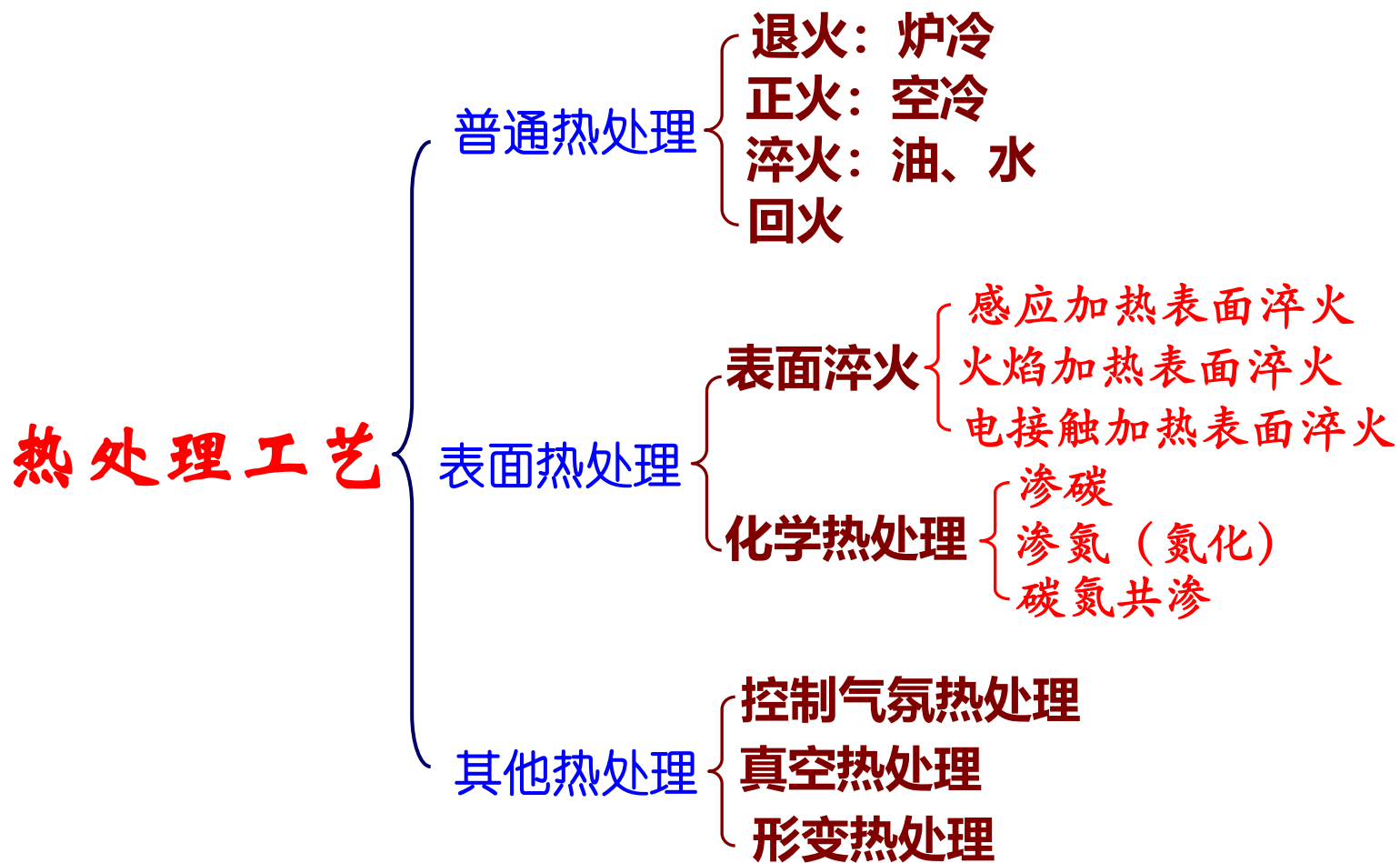
重要结论：

材料是否能够通过热处理而改善其性能，关键条件是材料在加热和冷却过程中是否发生组织和结构的变化。

4 钢的热处理

热处理的类型

按加热、冷却方式及钢的组织、性能不同分类：



4 钢的热处理



4.1 钢在加热时的转变

影响奥氏体转变速度的因素

①加热温度

随加热温度的提高，碳原子扩散速度增大，奥氏体化速度加快。

②加热速度

加热速度越快，过热度越大，发生转变的温度就越高，转变所需的时间就越短。

③钢中碳质量分数

碳质量分数增加时，渗碳体量增多，铁素体和渗碳体的相界面增大，因而奥氏体的核心增多，转变速度加快。

④合金元素

钴、镍（加快）；铬、钼、钒（减慢）

⑤原始组织

4.1 钢在加热时的转变

奥氏体的晶粒度及其影响因素

① 奥氏体晶粒度

实际晶粒度:某一具体热处理或热加工条件下的奥氏体的晶粒度。

本质晶粒度:钢在加热时奥氏体晶粒长大的倾向用本质晶粒度表示。

② 影响奥氏体晶粒度的因素

加热温度和保温时间

加热温度越高，保温时间越长，奥氏体晶粒越粗大。

钢的化学成分

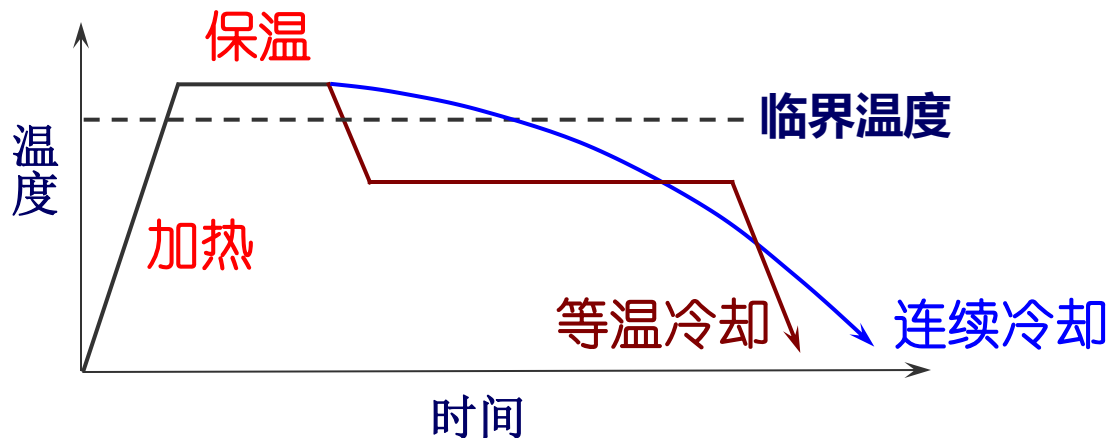
奥氏体总的碳含量增高时，晶粒长大的倾向增大，若碳以未溶解碳化物的形式存在，则它有阻碍晶粒长大的作用。

4.2 钢在冷却时的转变

冷却方式

等温处理：先将A快速冷至临界温度以下某一温度，然后A在该温度下完成组织转变，最后再冷却至室温。

连续冷却：A在逐渐降温至室温的过程中转变成其他组织。



4.2 钢在冷却时的转变

冷却方式

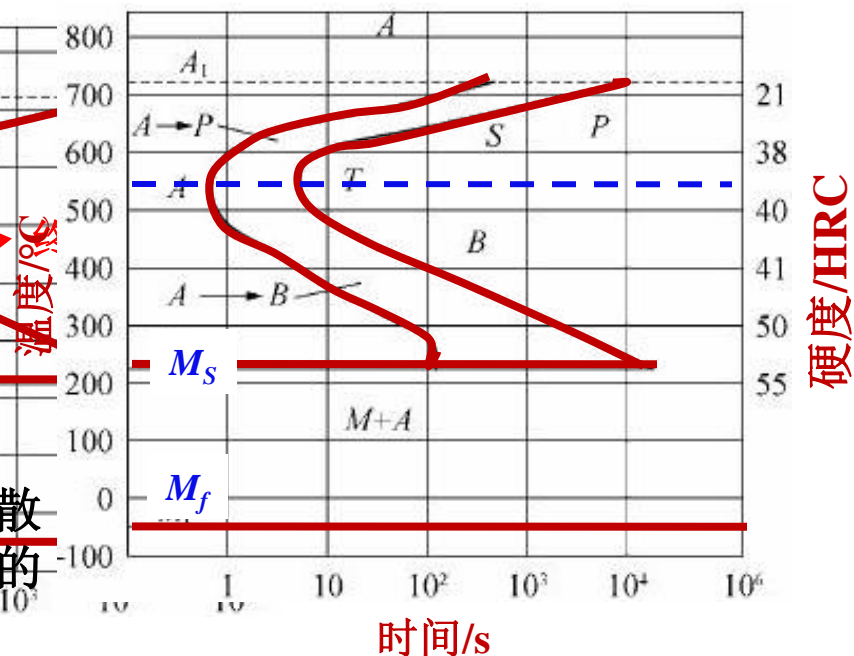
① 过冷奥氏体的等温处理

过冷奥氏体：奥氏体被过冷至临界温度以下即处于不稳定状态，即将发生分解（即奥氏体转变为其他组织转变）。这种状态的奥氏体称过冷奥氏体。

共析钢过冷奥氏体的等温转变

高温转变（珠光体转变区）

组织名称	表示符号	形成温度范围/°C
珠光体	P	$A_1 \sim 650$
索氏体	S	$650 \sim 600$
屈氏体	T	$600 \sim 550$



奥氏体相珠光体的转变是一种扩散型的形核、长大过程，是通过碳、铁的扩散和晶体结构的重构来实现的。

共析钢过冷A的等温转变曲线

4.2 钢在冷却时的转变

冷却方式

①过冷奥氏体的等温处理

过冷奥氏体：奥氏体被过冷至临界温度以下即处于不稳定状态，即将发生分解（即奥氏体转变为其他组织转变）。这种状态的奥氏体称过冷奥氏体。

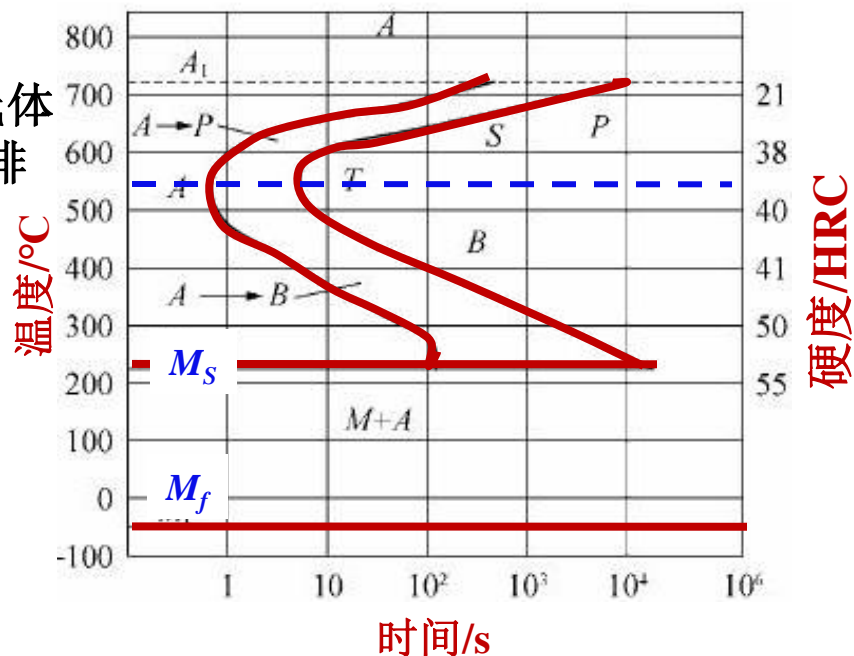
共析钢过冷奥氏体的等温转变

中温转变（贝氏体转变区）：

上贝氏体（350~550℃）：上贝氏体呈羽毛状，小片状的渗碳体分布在成排的铁素体之间。

下贝氏体（350℃~ M_S ）：黑色针状

奥氏体向贝氏体的转变属于半扩散型转变，铁原子不扩散而碳原子有一定扩散能力。上B强度和韧性较差；下B硬度高，韧性好，综合力学性能较好。



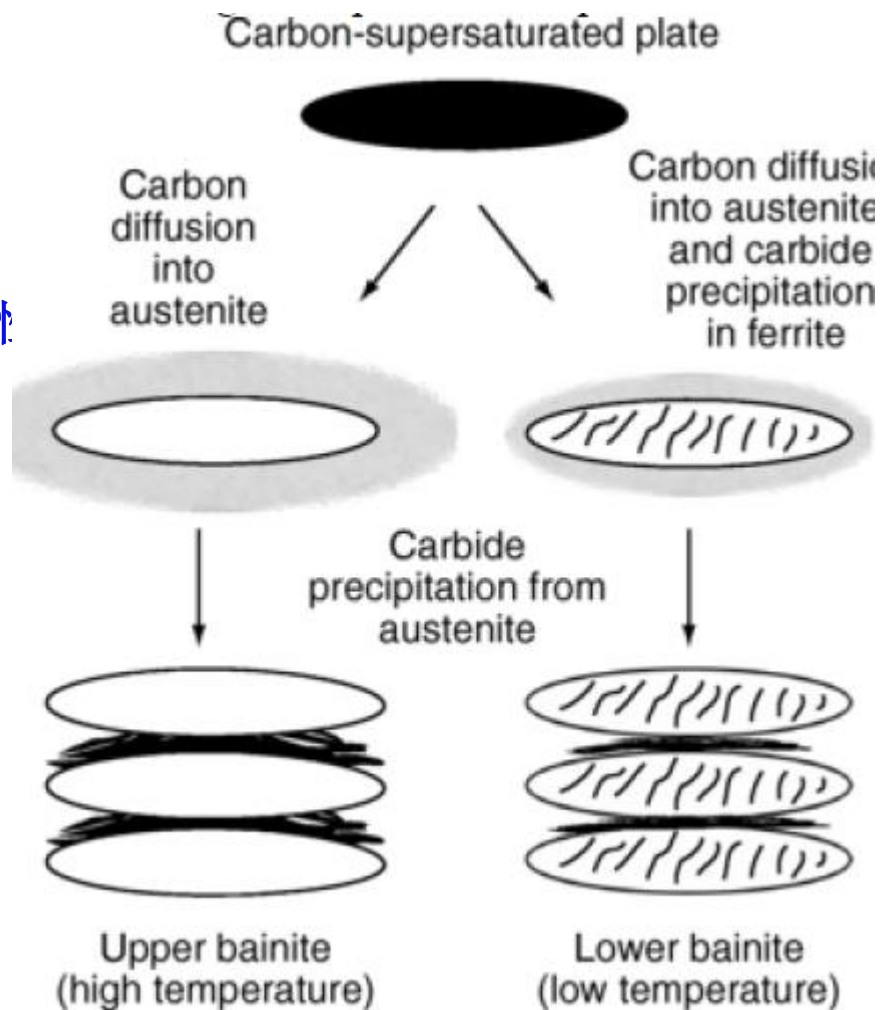
共析钢过冷A的等温转变曲线

4.2 钢在冷却时的转变-贝氏体形貌

冷却方式

奥氏体向贝氏体的转变属于半扩散型转变，铁原子不扩散而碳原子有一定扩散能力。过饱和的板条内扩散析出碳到周围奥氏体中，上贝氏体铁素体内没有碳。上B强度高和韧性好，下B硬度高，韧性好，综合力学性能较好。

下贝氏体 ($350^{\circ}\text{C} \sim M_s$)：黑色针状
碳扩散慢不完全，
碳化物在板条间和板条铁素体内



4.2 钢在冷却时的转变-贝氏体形貌

冷却方式

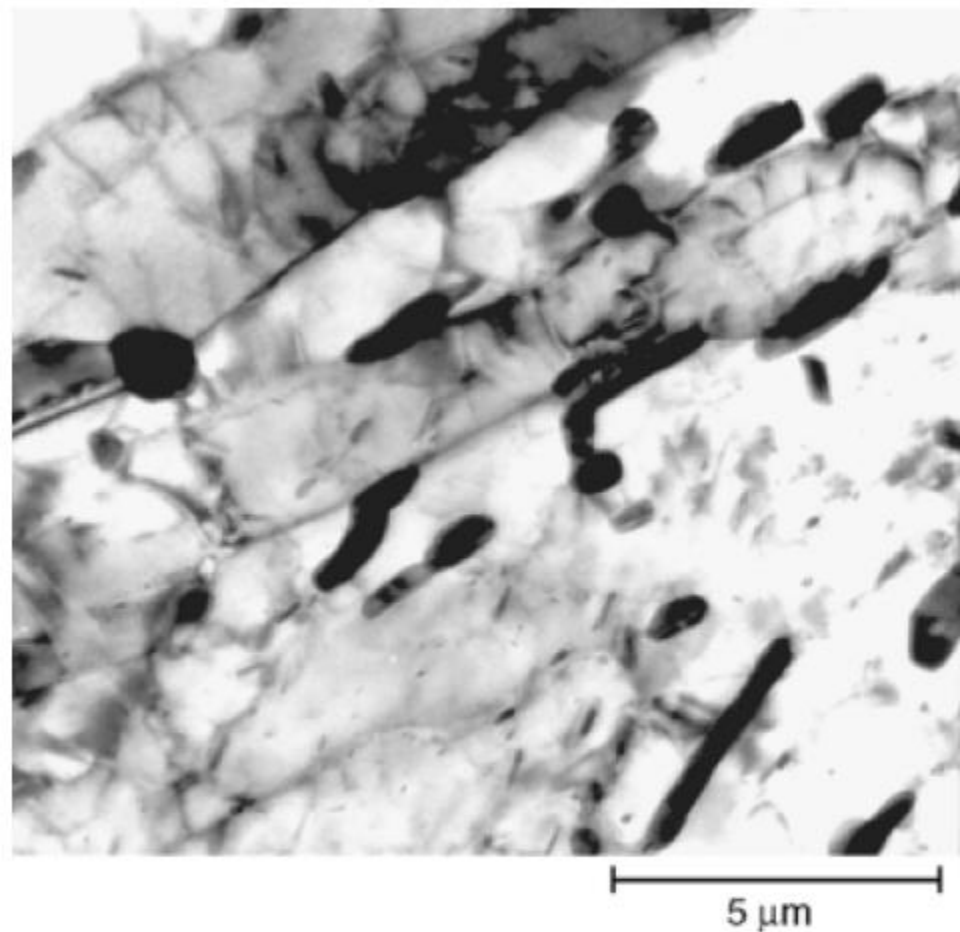


Fig. 15 Microstructure of upper bainite as seen in the transmission electron microscope. Note carbides in the ferrite lath boundaries. Thin foil. Original magnification 5500×

4.2 钢在冷却时的转变-贝氏体形貌

冷却方式

奥氏体向贝氏体的转变属于：
 散型转变，铁原子不扩散而碳原
 一定扩散能力。过饱和的板条内
 析出碳到周围奥氏体中，
 上贝氏体铁素体内没有碳。上B
 下B硬度高，韧性好，综合力学性
 较好。

下贝氏体 ($350^{\circ}\text{C} \sim M_s$): 黑色针
 碳扩散慢不完全，
 碳化物在板条间和板条铁素体内

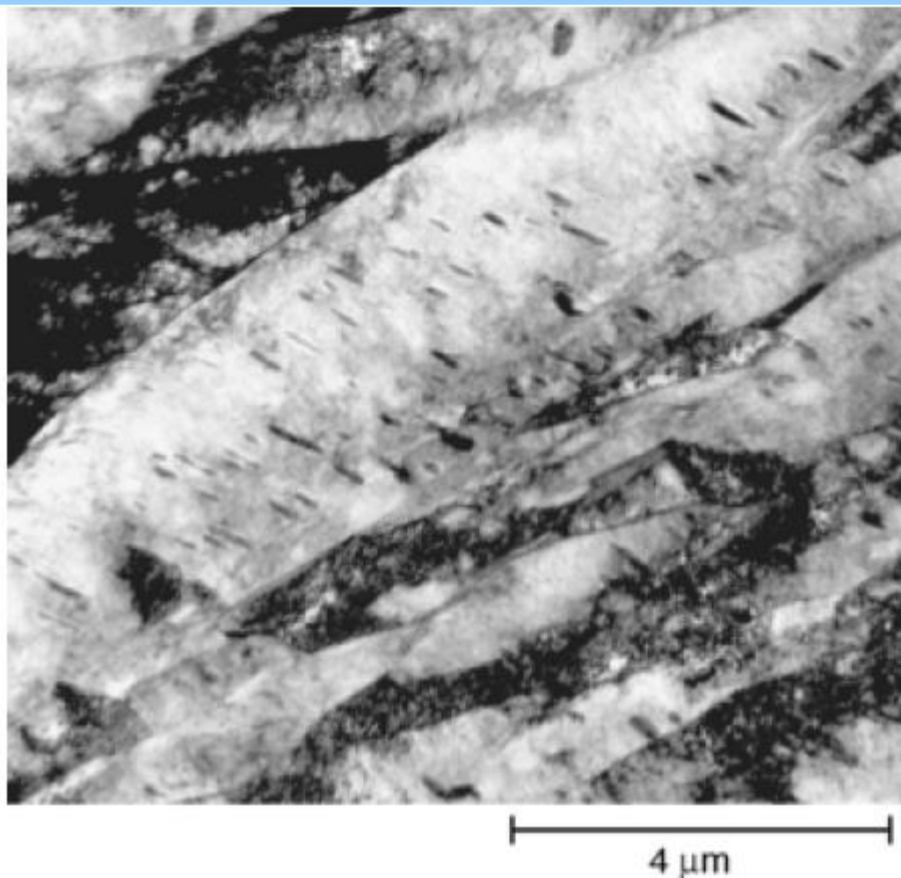


Fig. 16 Microstructure of lower bainite as seen in the transmission electron microscope. Note the carbides at a discrete angular orientation within the ferrite laths. Thin foil. Original magnification 8000

4.2 钢在冷却时的转变

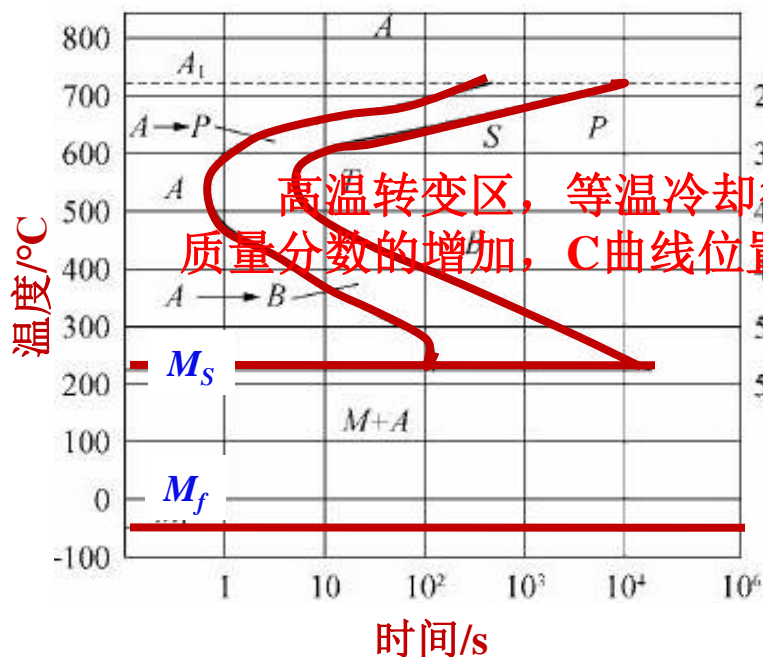
冷却方式

① 过冷奥氏体的等温处理

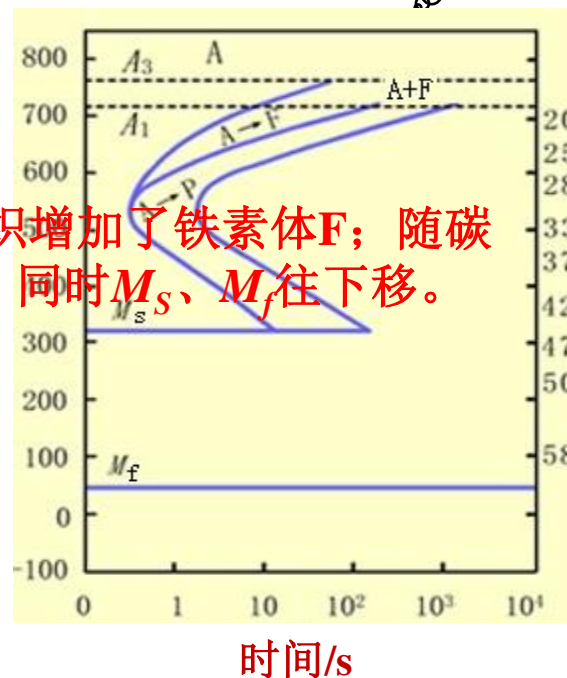
过冷奥氏体：奥氏体被过冷至临界温度以下即处于不稳定状态，即将发生分解（即奥氏体转变为其他组织转变）。这种状态的奥氏体称过冷奥氏体。

区别？

亚共析钢过冷奥氏体的等温转变



共析钢过冷A的等温转变曲线



亚共析钢过冷A的等温转变曲线

高温转变区，等温冷却得到的组织增加了铁素体F；随碳质量分数的增加，C曲线位置向右移，同时Ms、Mf往下移。

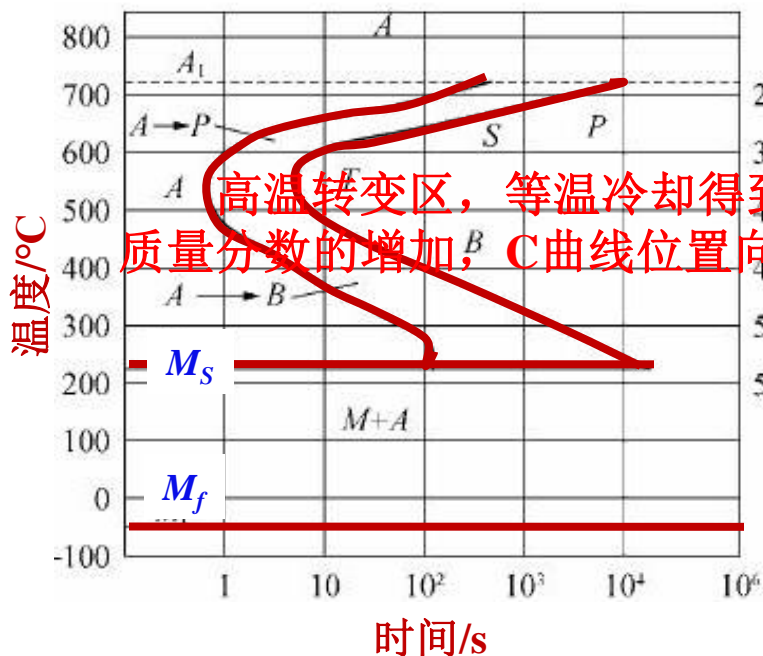
4.2 钢在冷却时的转变

冷却方式

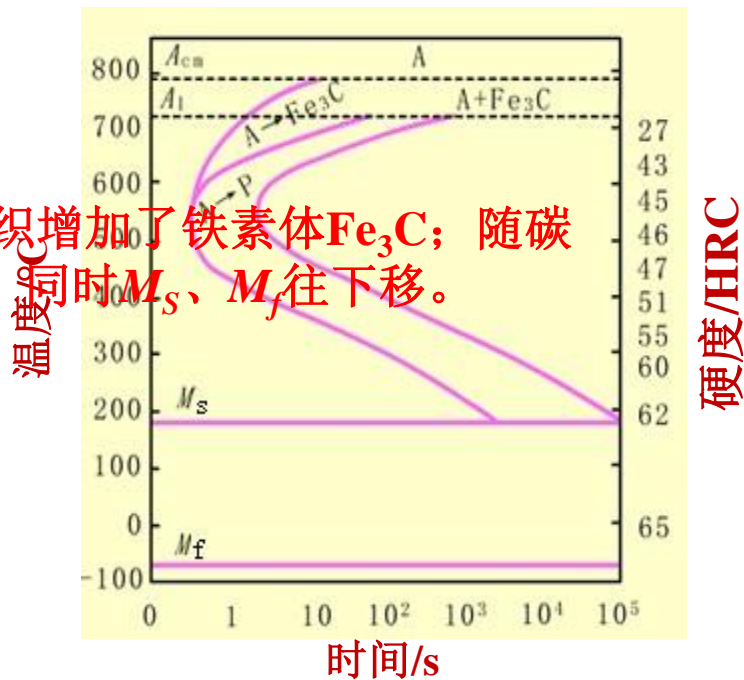
①过冷奥氏体的等温处理

过冷奥氏体：奥氏体被过冷至临界温度以下即处于不稳定状态，即将发生分解（即奥氏体转变为其他组织转变）。这种状态的奥氏体称过冷奥氏体。

过共析钢过冷奥氏体的等温转变



共析钢过冷A的等温转变曲线



过共析钢过冷A的等温转变曲线

4.2 钢在冷却时的转变

冷却方式

②过冷奥氏体的连续冷却

Figure 11.29
Continuous cooling transformation diagram for an alloy steel (type 4340) and several superimposed cooling curves demonstrating dependence of the final microstructure of this alloy on the transformations that occur during cooling. [Adapted from H. E. McGannon (Editor), *The Making, Shaping and Treating of Steel*, 9th edition, United States Steel Corporation, Pittsburgh, 1971, p. 1096.]

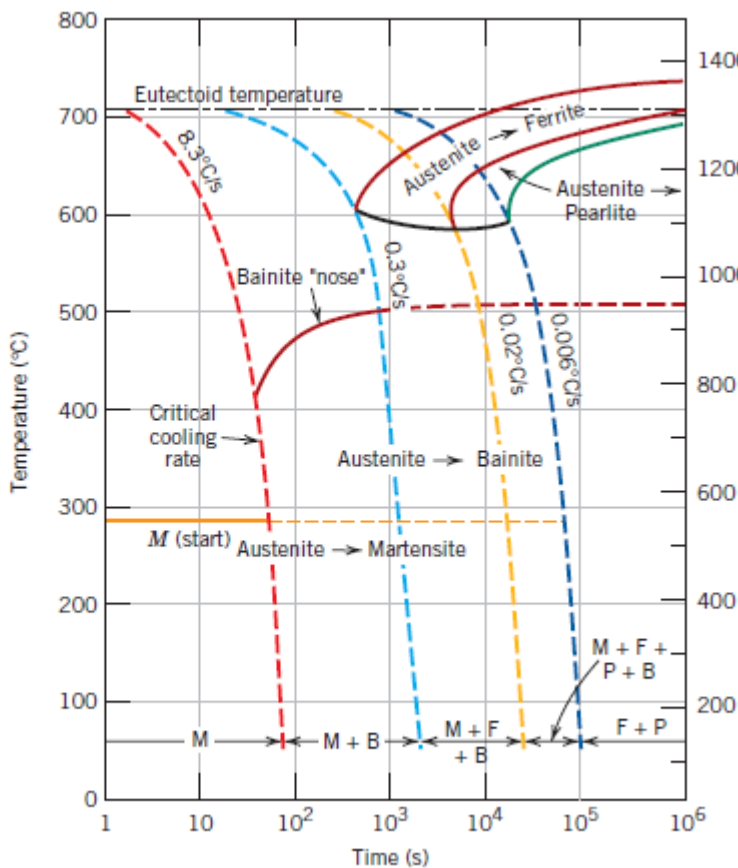
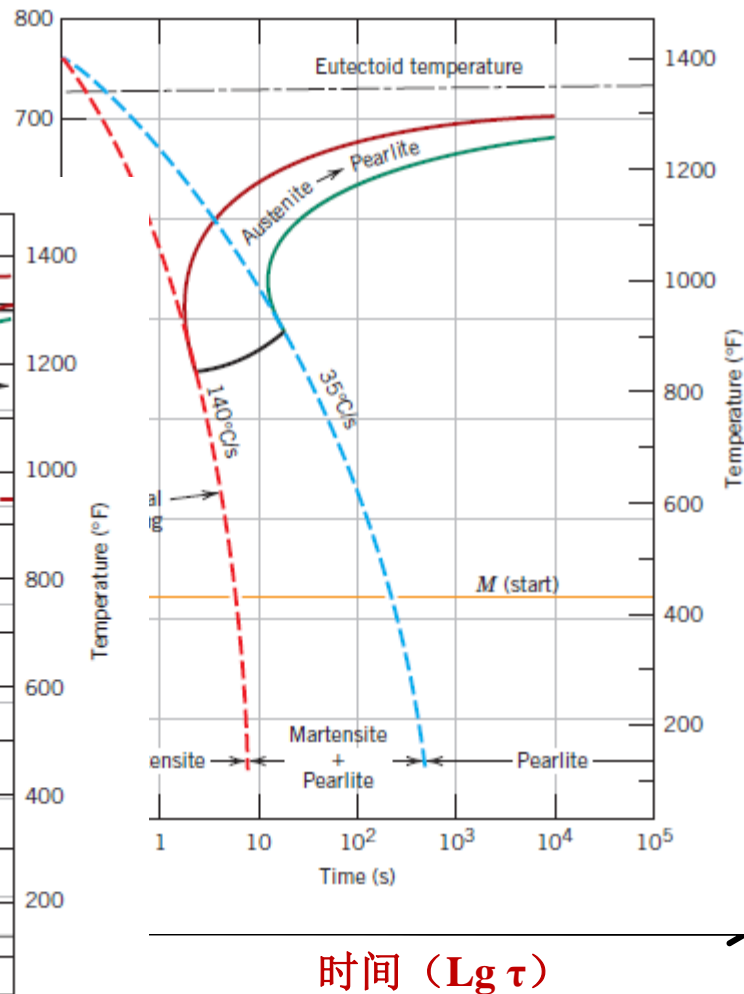


Figure 11.28
Continuous cooling transformation diagram for a eutectoid iron-



共析钢的连续冷却转变曲线

时间 ($Lg \tau$)

4.2 钢在冷却时的转变

冷却方式

②过冷奥氏体的连续冷却转变

共析钢过冷奥氏体的连续冷却转变

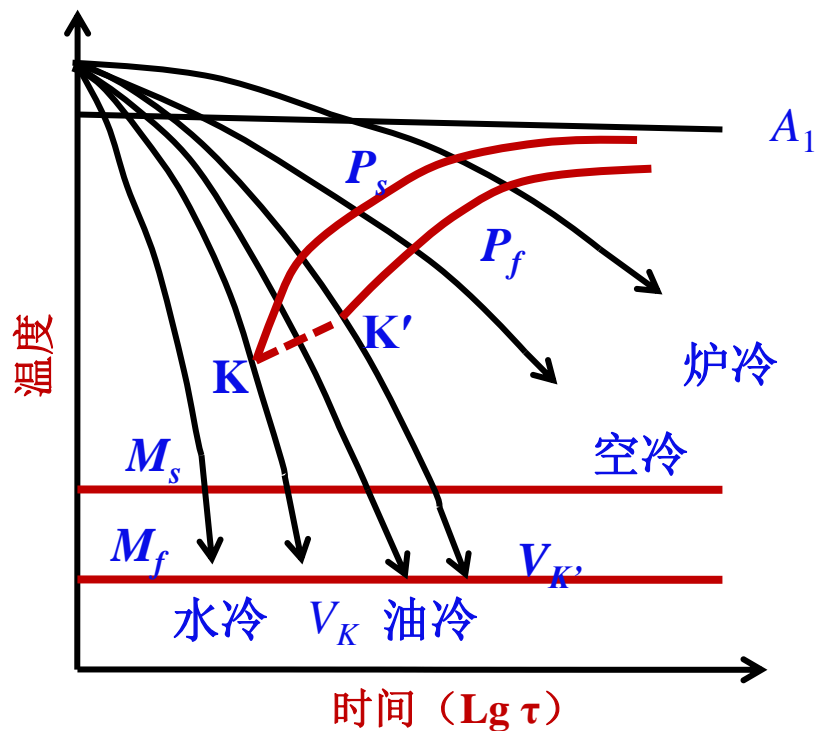
转变过程及产物

炉冷→珠光体（粗片状）

空冷→索氏体（细片状）

油冷→屈氏体+马氏体+
残余奥氏体

水冷→马氏体+残余奥氏体



共析钢的连续冷却转变曲线

4.2 钢在冷却时的转变

冷却方式

②过冷奥氏体的连续冷却转变

共析钢过冷奥氏体的连续冷却转变

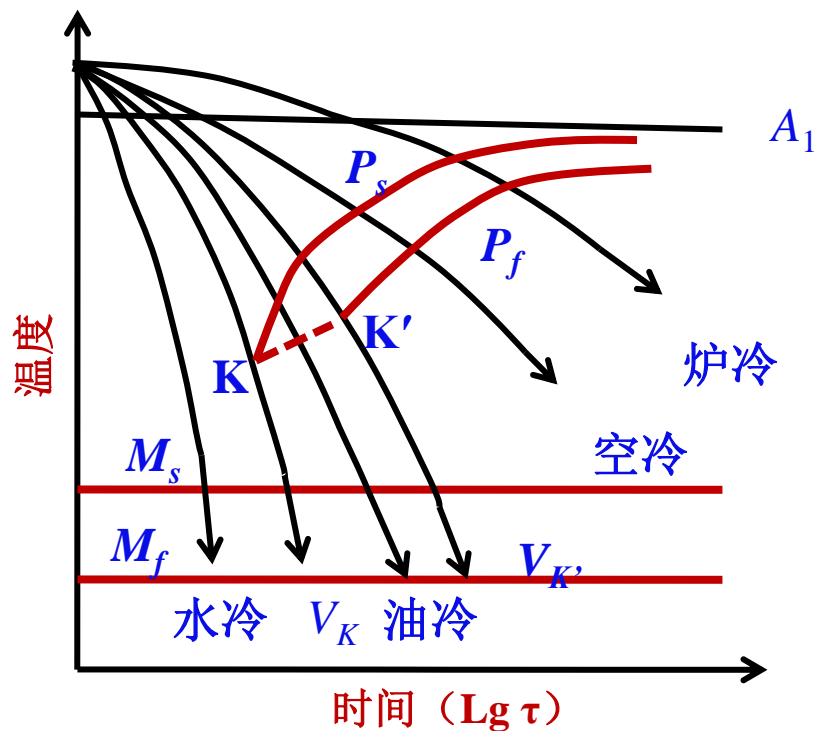
转变过程及产物

炉冷→珠光体（粗片状）

空冷→索氏体（细片状）

油冷→屈氏体+马氏体+
残余奥氏体

水冷→马氏体+残余奥氏体



共析钢的连续冷却转变曲线

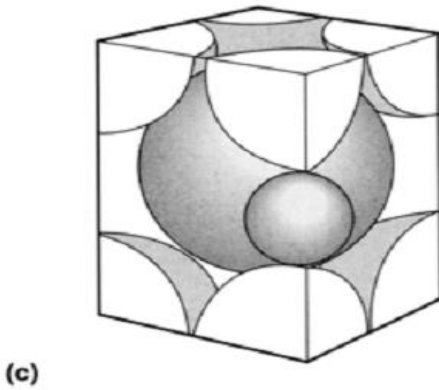
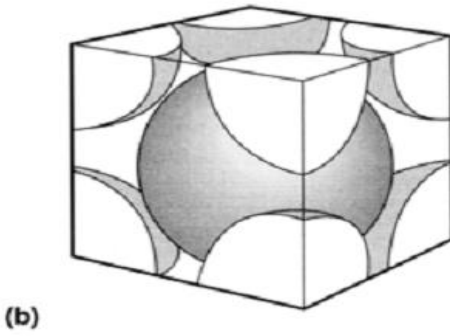
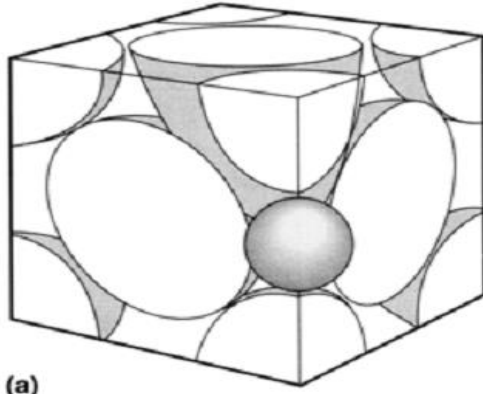


Fig. 1 Crystal structures. (a) Austenite (fcc). (b) Ferrite (bcc). (c) Martensite (bct)

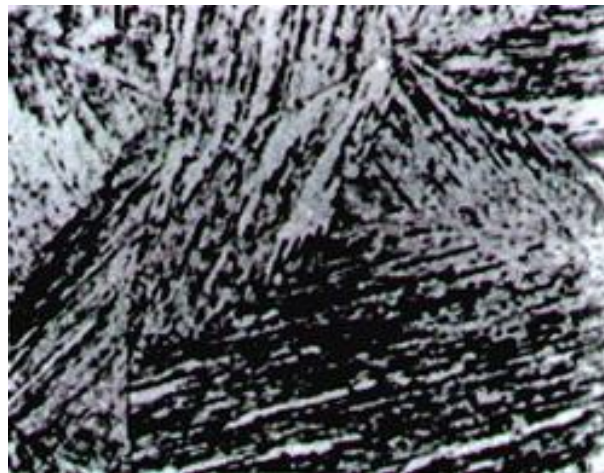
4.2 钢在冷却时的转变

冷却方式

②过冷奥氏体的连续冷却转变

共析钢过冷奥氏体的连续冷却转变

马氏体的形态

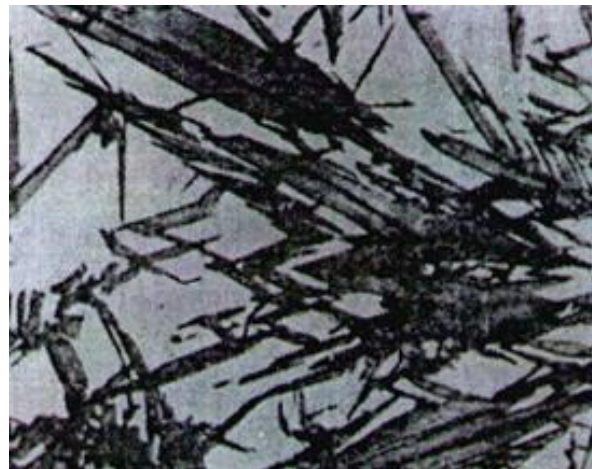


低碳马氏体

$W(C) < 0.25\%$: 板条马氏体

$W(C) > 1.0\%$: 针状马氏体

$0.25\% < W(C) < 1.0\%$: 板条马氏体+针状马氏体



高碳马氏体

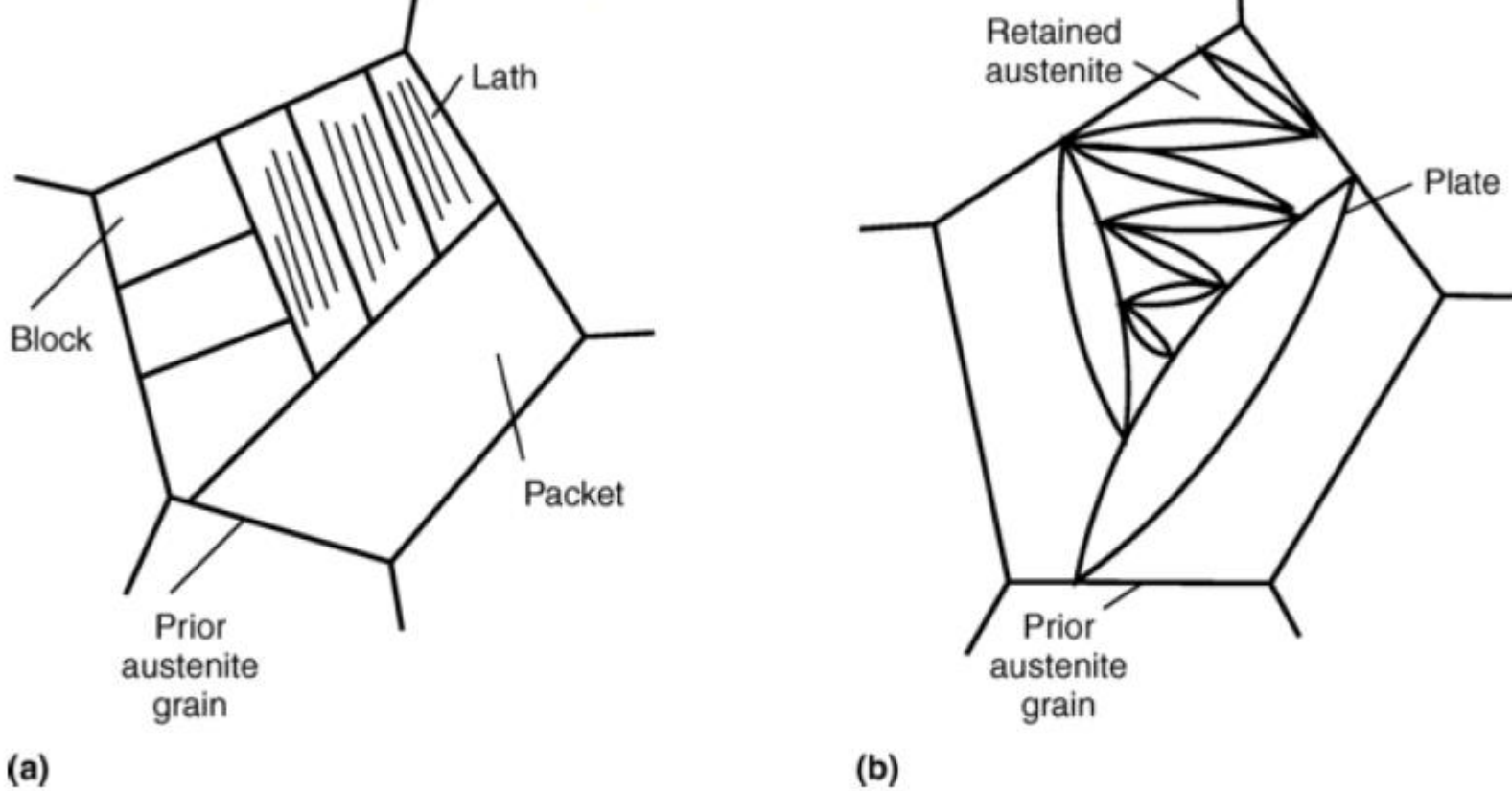
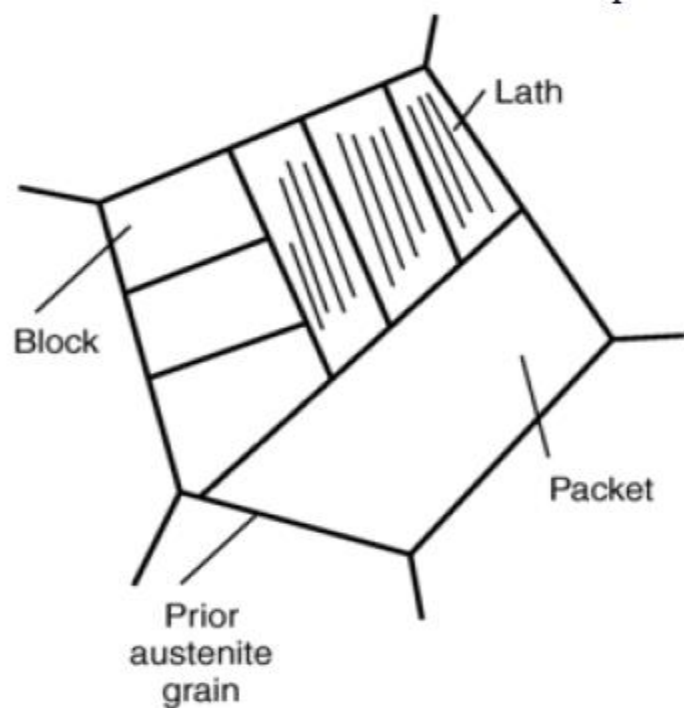


Fig. 5 Martensites. (a) Lath. (b) Plate. Source: Ref 5

刚开始转变形成几个大的板，然后在分割的大板之间后期又形成小的形状崎岖的小板，亚结构由于切变形成孪晶
 马氏体形成速度可 10^6mm/s ，最初的板相互撞击产生很大的动能，造成了微裂纹。板条M之间A不再转变，而为残余奥氏体，光学金相上容易分辨

4.2 钢在冷却时的转变——M结构



(a)

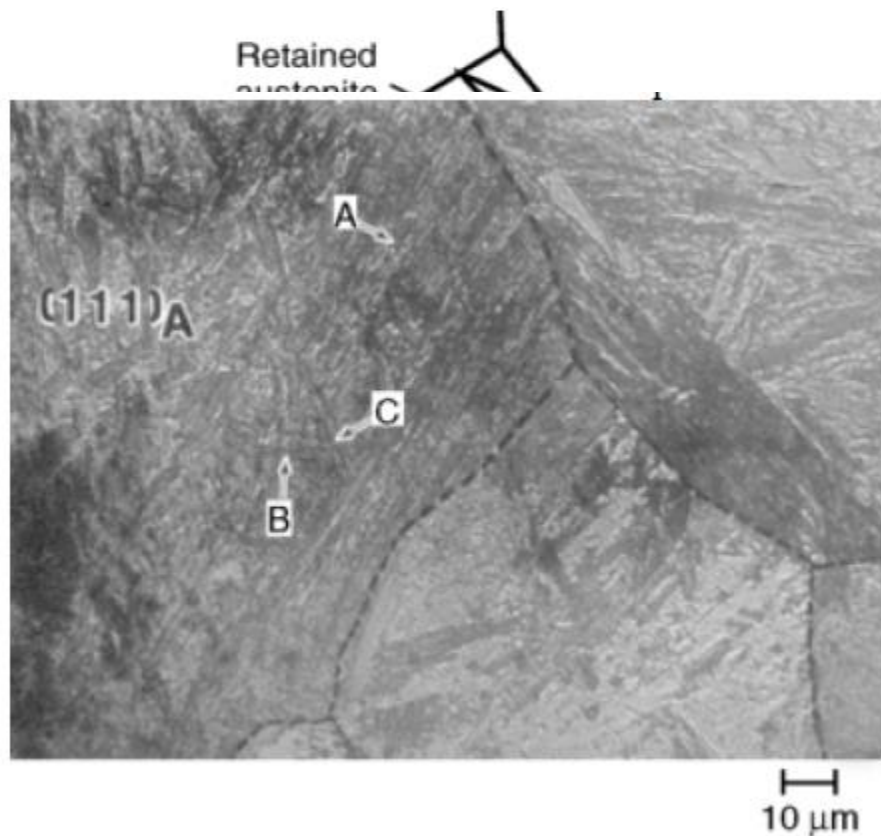


Fig. 5 Martensites. (a) Lath. (b) Plate. Source: K&E 3

Fig. 11 Optical micrograph showing martensite laths in Fe-0.2%C alloy.

Lath or packet M 是指细晶结构的M。条状间距大约0.2微米通常平行一个大的边界。取向相同平行排列的成为一组，称为packet格子。相邻格子被高角度边界隔开，同一个格子内会有多个相同取向的块block

4.2 钢在冷却时的转变——M结构

冷却方式

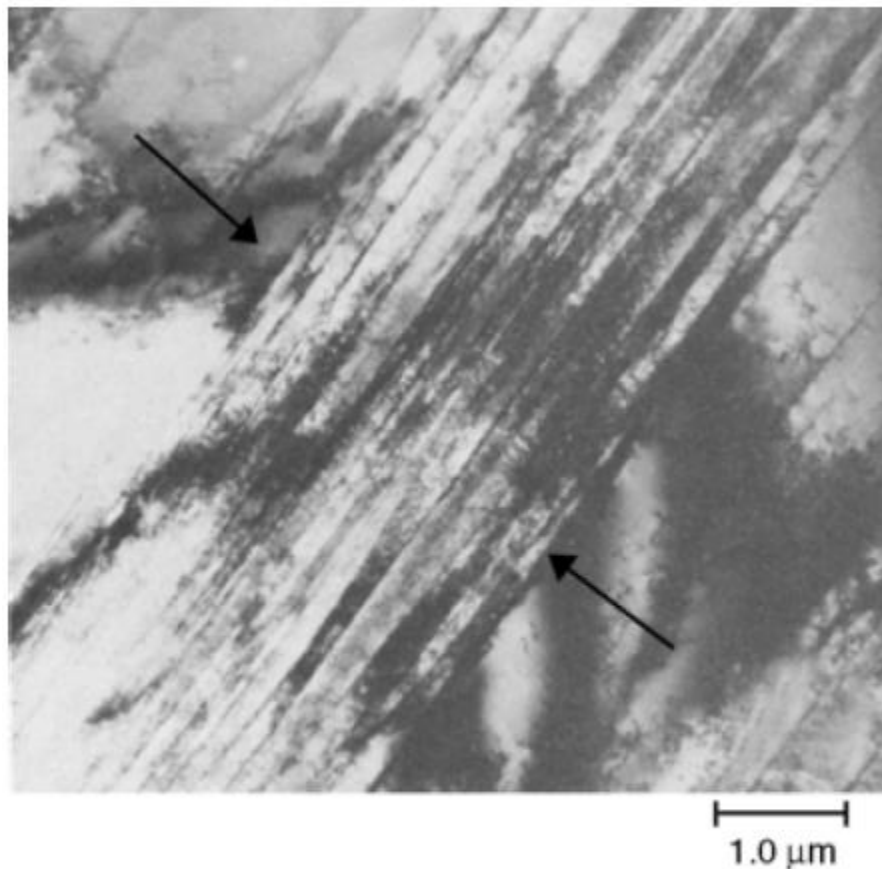


Fig. 12 Transmission electron micrograph showing a packet of martensite laths (between arrows) formed in an Fe-21Ni-4Mn alloy. Source: Ref 10. Reprinted with permission

4.2 钢在冷却时的转变——M结构

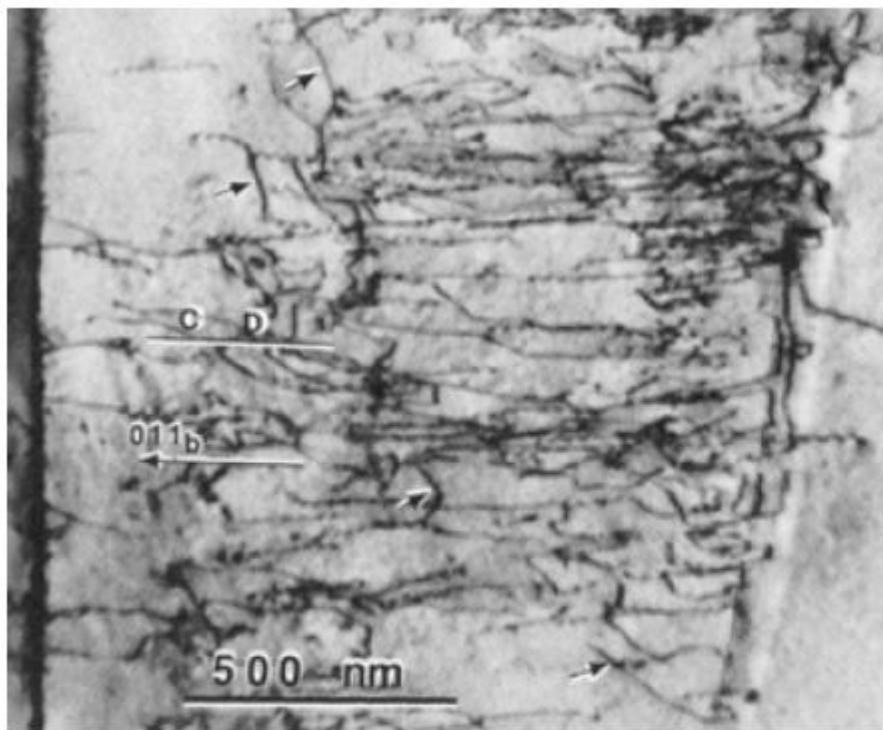


Fig. 14 Bright-field image of martensite dislocations obtained using the $(001)_b$ reflection. Source: Ref 11. Reprinted with permission

网状位错

4.2 钢在冷却时的转变——M结构

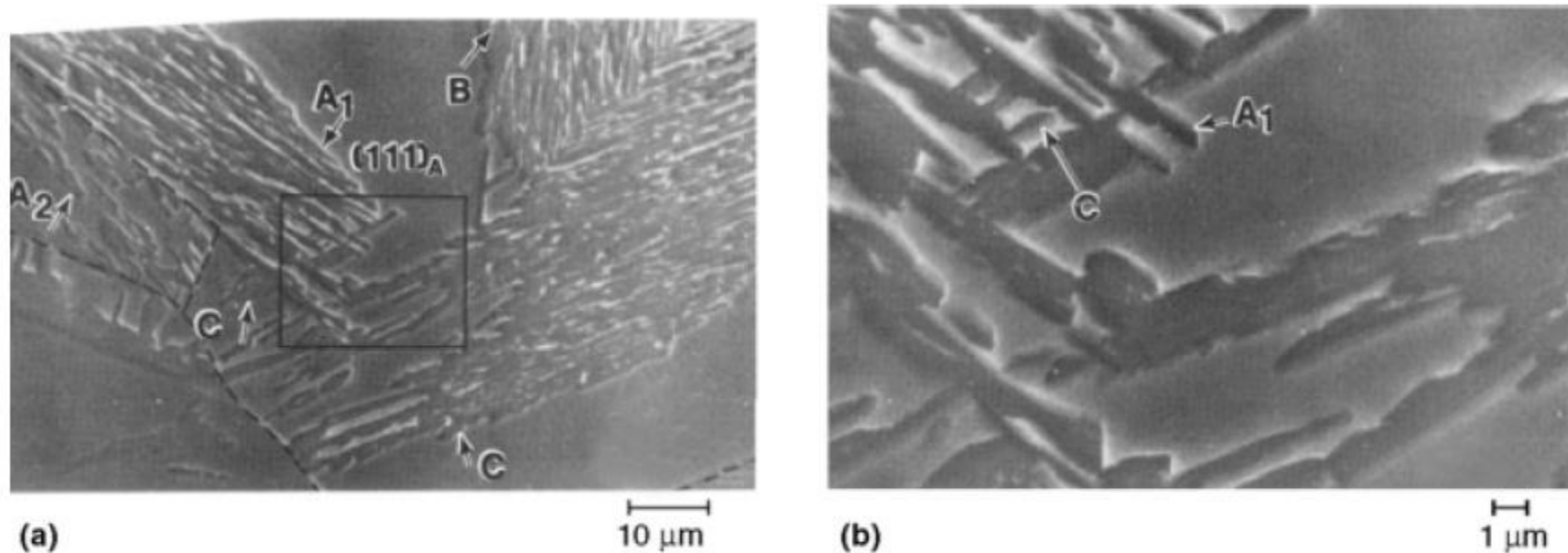


Fig. 15 Scanning electron micrograph showing distribution of martensite laths after removal of a 380 μm layer from the original specimen. (b) High-magnification micrograph of the framed region shown in (a). Source: Ref 12

板条M间的残余A可以在板之间也可在格子之间。C,A₁,B是一个A晶粒内的三个格子，格子之间有残余A。
图b是C局部放大的板条间残余A

4.2 钢在冷却时的转变

冷却方

②过冷奥

共析钢

马氏体

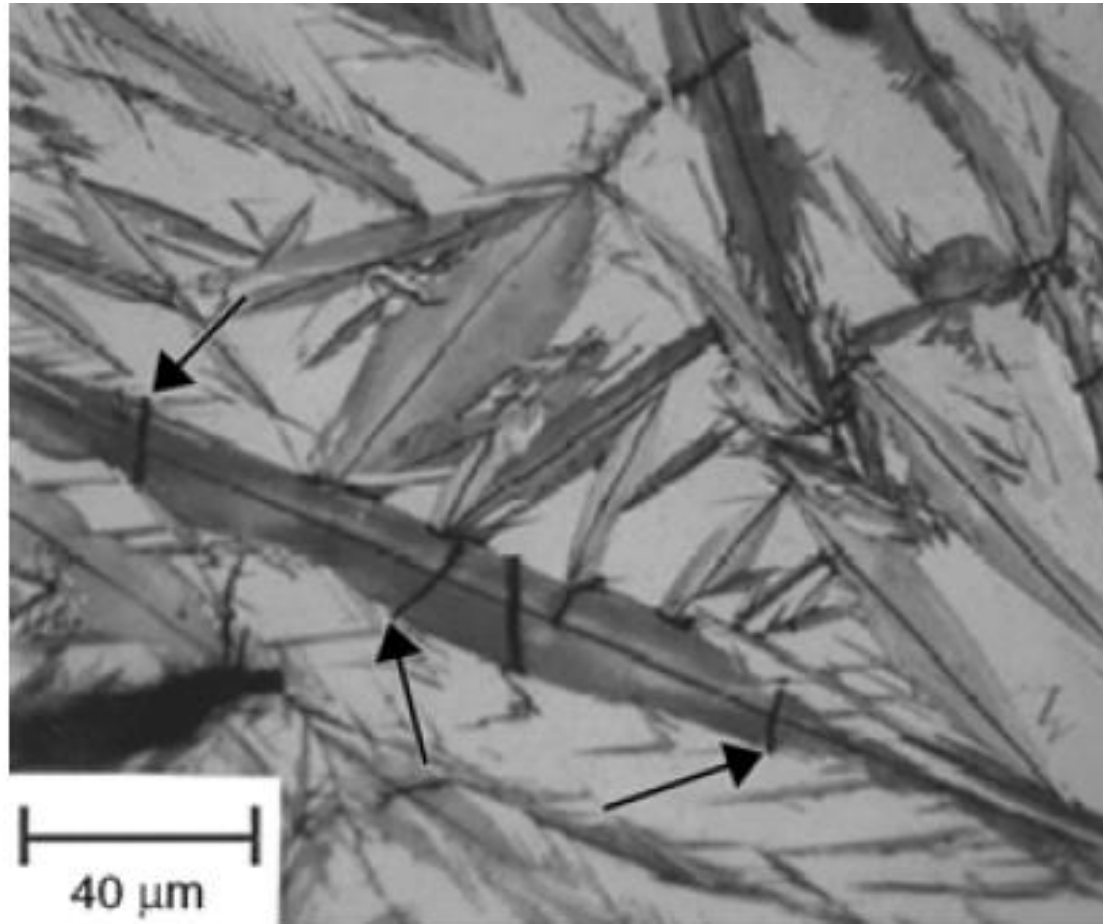


Fig. 6 Plate martensite formed in an Fe-1.86C alloy. Arrows indicate microcracks.

4.2 钢在冷却时的转变——M结构

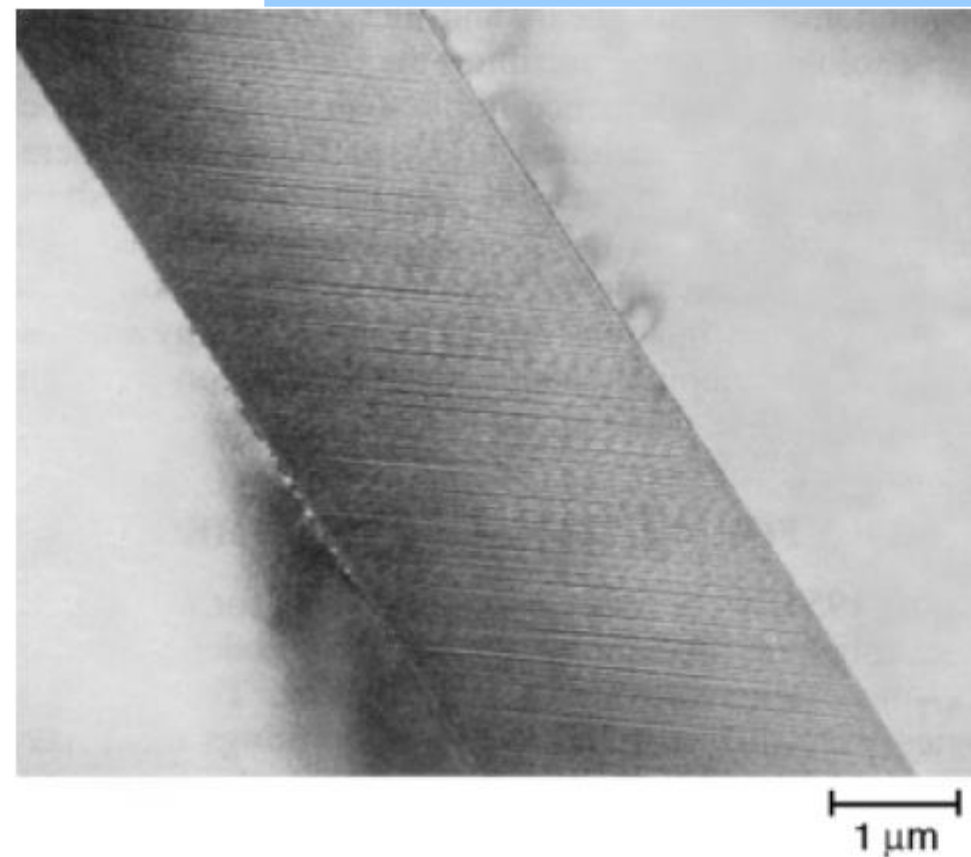


Fig. 10 Transmission electron micrograph showing internally twinned martensite plate in a matrix retained austenite in an Fe-Ni-C alloy. The fine twins in the martensite are transformation twins. Source: Ref 8

Shear mechanism caused Twinned martensite

4.2 钢在冷却时的转变——M结构

冷却方式

高碳板条M和低碳片状M其中一个区别：板条M中央有脊

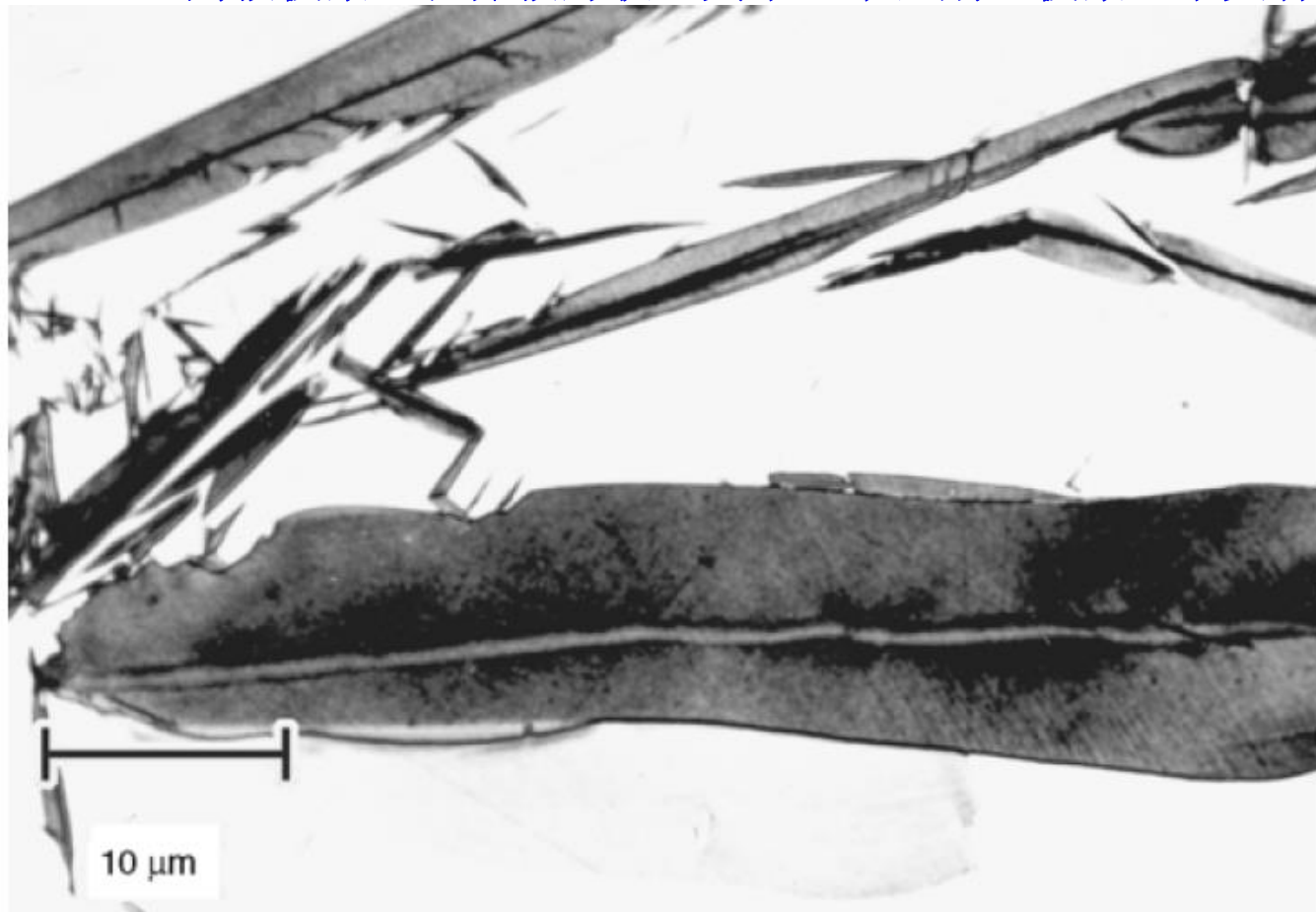


Fig. 21 Microstructure of plate martensite showing its midrib. The light region between the martensite plates is retained austenite. 2% nital etch. Original magnification 1000×

4.2 钢在冷却时的转变

冷却方式

②过冷奥氏体的连续冷却转变

共析钢过冷奥氏体的连续冷却转变

马氏体的性能特点

a.马氏体的硬度很高，马氏体的碳质量分数越大，马氏体硬度越高。

高碳马氏体：硬而脆，塑性、韧性极差

低碳马氏体：强度高，塑性、韧性也较好

b.马氏体的比容比奥氏体大，奥氏体转变为马氏体时体积会膨胀。

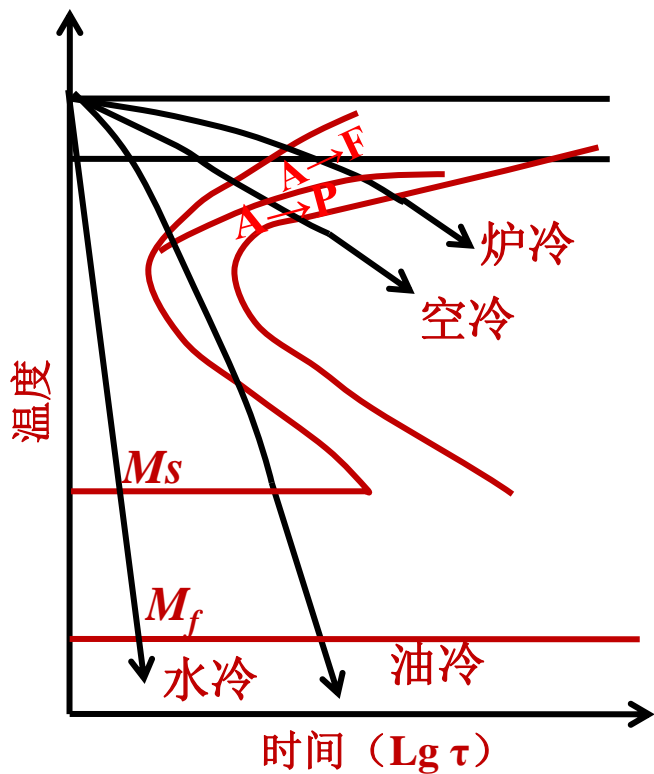
马氏体是铁磁相，奥氏体是顺磁相。

4.2 钢在冷却时的转变

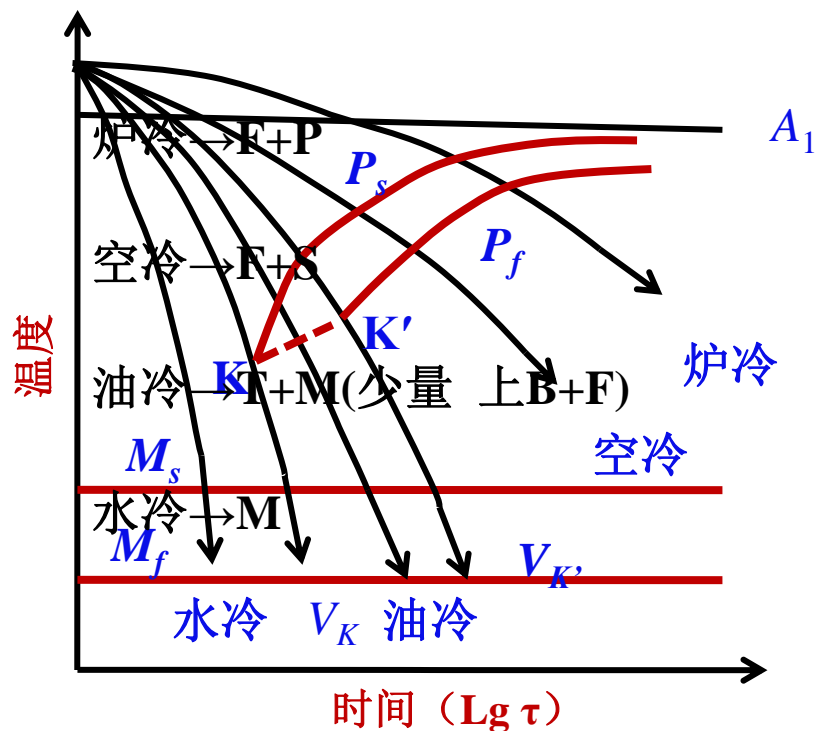
冷却方式

②过冷奥氏体的连续冷却转变

亚共析钢过冷奥氏体的连续冷却转变



亚共析钢的连续冷却转变曲线



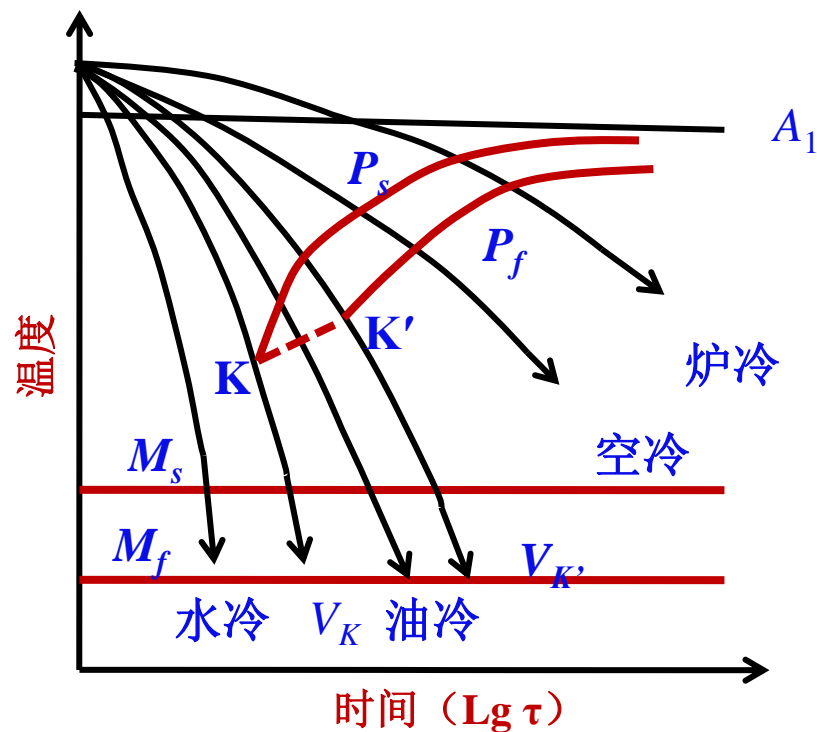
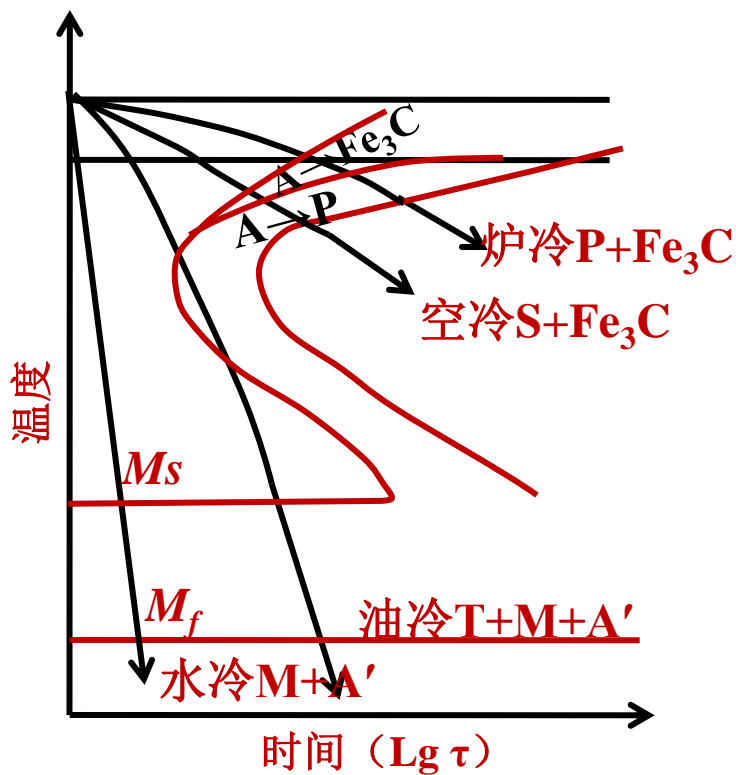
共析钢的连续冷却转变曲线

4.2 钢在冷却时的转变

冷却方式

② 过冷奥氏体的连续冷却转变

过共析钢过冷奥氏体的连续冷却转变



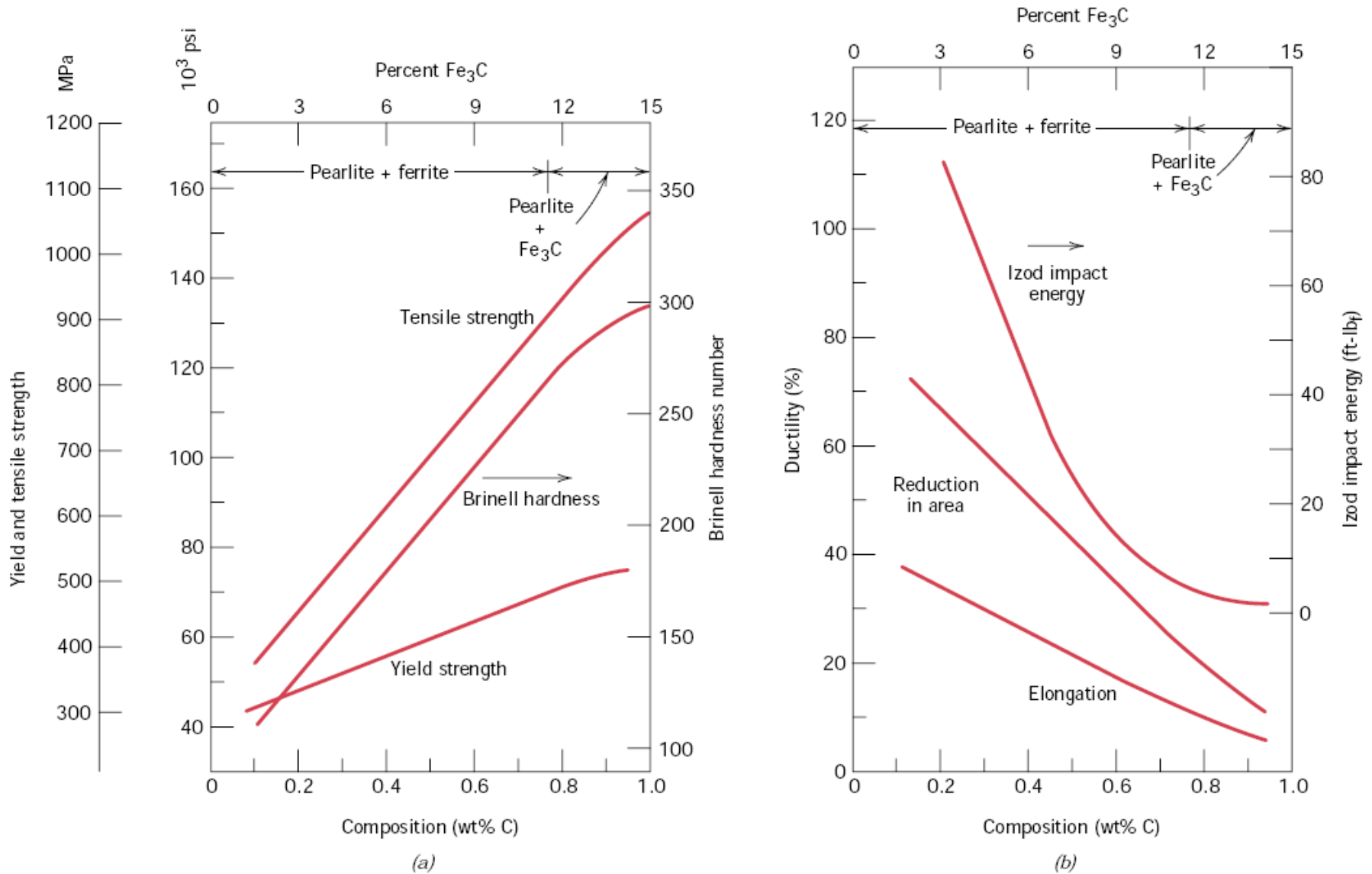


FIGURE 11.21 (a) Yield strength, tensile strength, and Brinell hardness versus carbon concentration for plain carbon steels having microstructures consisting of fine pearlite. (b) Ductility (%EL and %RA) and Izod impact energy versus carbon concentration for plain carbon steels having microstructures consisting of fine pearlite. (Data taken from *Metals Handbook: Heat Treating*, Vol. 4, 9th edition, V. Masseria, Managing Editor, American Society for Metals, 1981, p. 9.)

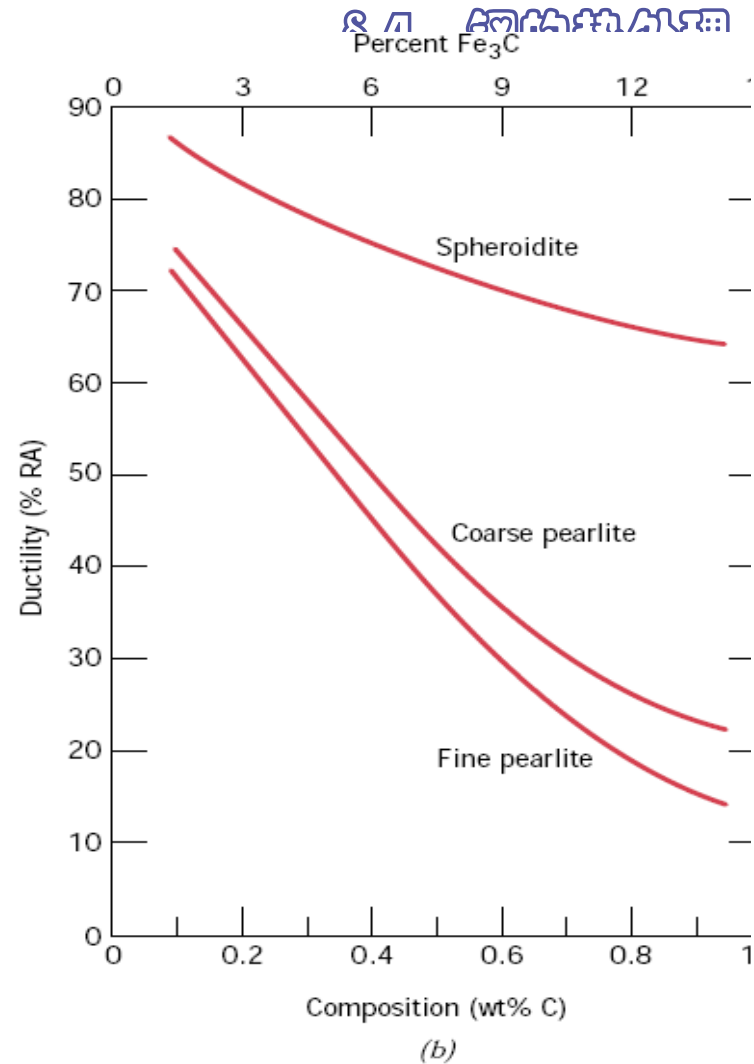
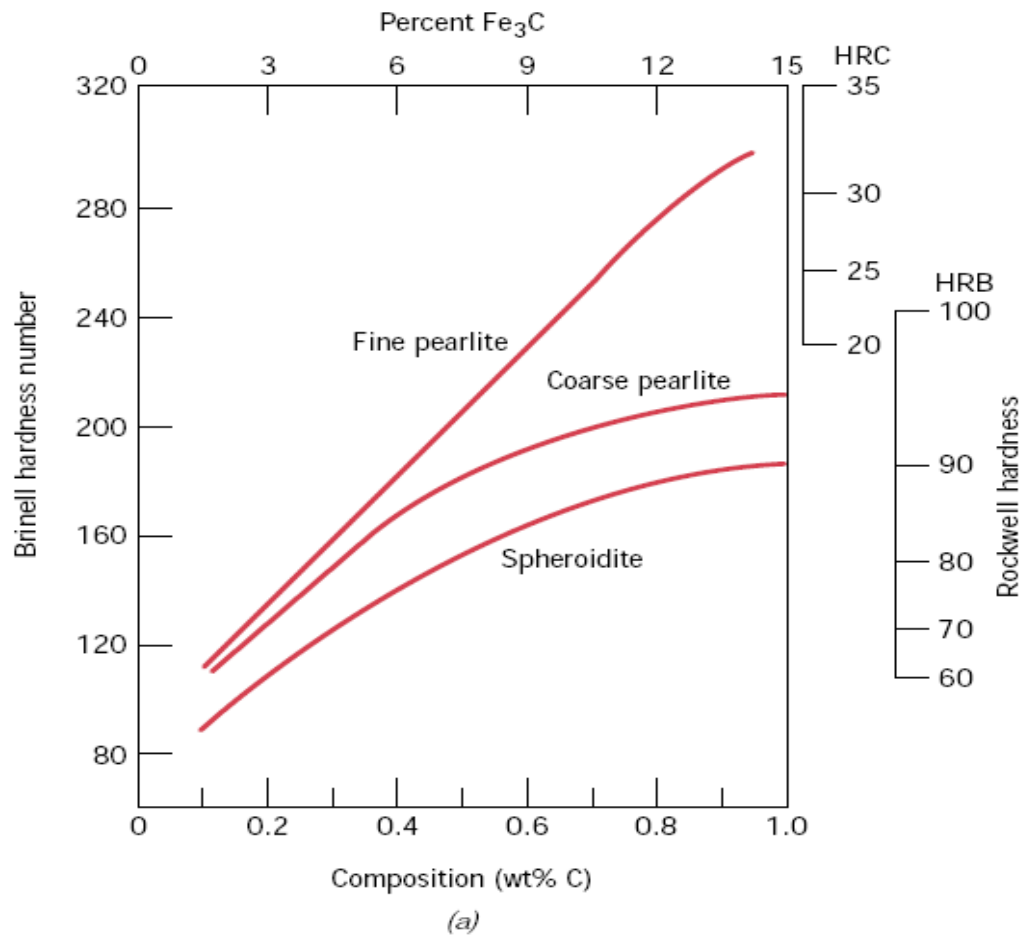
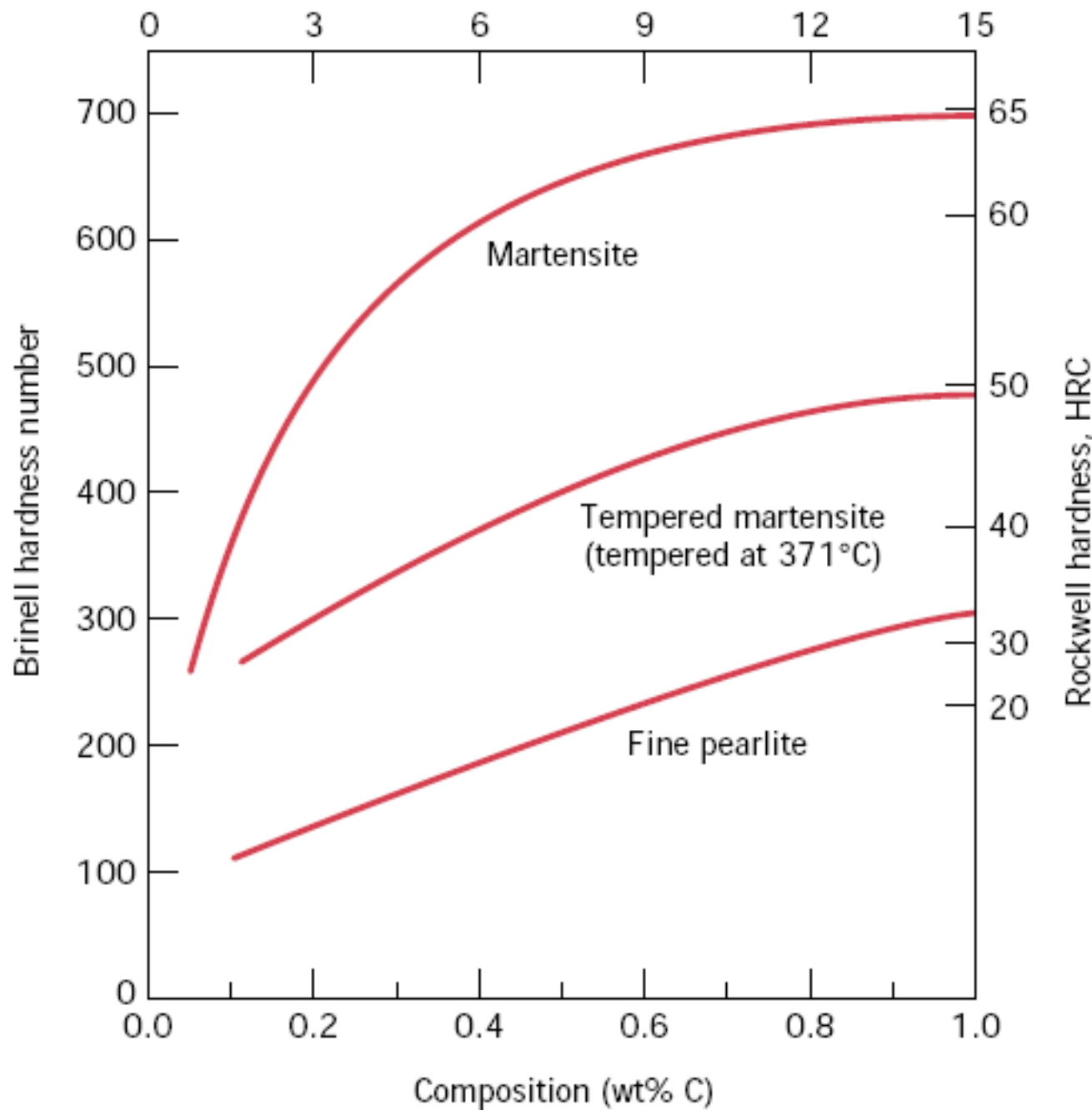


FIGURE 11.22 (a) Brinell and Rockwell hardness as a function of carbon concentration for plain carbon steels having fine and coarse pearlite as well as spheroidite microstructures. (b) Ductility (%RA) as a function of carbon concentration for plain carbon steels having fine and coarse pearlite as well as spheroidite microstructures. (Data taken from *Metals Handbook: Heat Treating*, Vol. 4, 9th edition, V. Masseria, Managing Editor, American Society for Metals, 1981, pp. 9 and 17.)

4.3 钢的普通热处理

M硬度主要取决于碳，和微观组织关系不大（不像P）

脆性大，几乎没有韧性——间隙碳原子阻碍位错，同时体心滑移方向少，



ness as a function of carbon concentration for: (a) as-quenched martensitic, tempering; (b) as-quenched martensitic [tempering at 371°C (700°F)], and (c) fine pearlite in low-alloy steels. (Adapted from C. Bain, *Functions of Alloying Elements*, American Society for Metals, 1939, p. 36; and R. E. Grange, C. R. Hribova, and F. Porter: *Metall. Trans.*, Vol. 8A, p. 1776.)

4.3 钢的普通热处理

普通热处理：4 把火

退火，正火

淬火+回火



4.3 钢的普通热处理

退火和正火的目的

- 调整硬度以便切削加工
适于机加工的硬度：HB170 ~ 230
- 细化晶粒，改善组织
- 消除残余内应力
防止工件淬火时变形或开裂
- 为最终热处理（淬火和回火）作好组织上的准备
获得粒（球）状珠光体

退火和正火通常属于预备热处理

4.3 钢的普通热处理

退火 (anneal)

定义：退火是将钢加热至临界点 A_{c1} 以上或以下温度，保温后缓慢冷却下来以获得近于平衡状态组织的热处理工艺。

通常是随炉冷却

退火的种类：

- ①完全退火：加热温度： $A_{c3} + 20 \sim 30^{\circ}\text{C}$ 。主要用于亚共析钢。
- ②等温退火：加热温度：高于 A_{c3} （或 A_{c1} ）的某一温度。
主要适用于合金钢。
- ③球化退火：加热温度： A_{c1} 附近。主要用于共析成分和过共析成分的钢，是使钢中的碳化物球状化的工艺，以获得粒（球）状珠光体。
- ④扩散退火：加热温度：略低于相图上的固相线。用于消除偏析。
- ⑤去应力退火：加热温度：加热至低于 A_{c1} 的某一温度。用于消除残余应力。



4.3 钢的普通热处理

正火(normalizing)

定义： 钢材或钢件加热到 A_{C3} （对于亚共析钢）、 A_{C1} （对于共析钢）、 A_{CCM} （对于过共析钢）以上 $30\sim 50^{\circ}\text{C}$ ，保温、空冷的热处理称为正火。正火后的组织，亚共析钢： $F+S$ ，共析钢： S ，过共析钢： $S+Fe_3C_{II}$ 。

正火的目的： ①作为最终的热处理；②作为预先的热处理（消除二次渗碳体）；③改善切削加工性能

退火和正火的选用

- 1、 $C\% < 0.25\%$ 的低碳钢宜采用正火代替退火作为预备热处理。
- 2、 $0.25\% < C\% < 0.50\%$ 的中碳钢，可采用退火或正火作为预备热处理。
- 3、 $0.50\% < C\% < 0.75\%$ 的中、高碳钢，采用完全退火。
- 4、 $C\% > 0.75\%$ 的高碳钢，首先用正火消除网状 Fe_3C ，再进行球化退火。

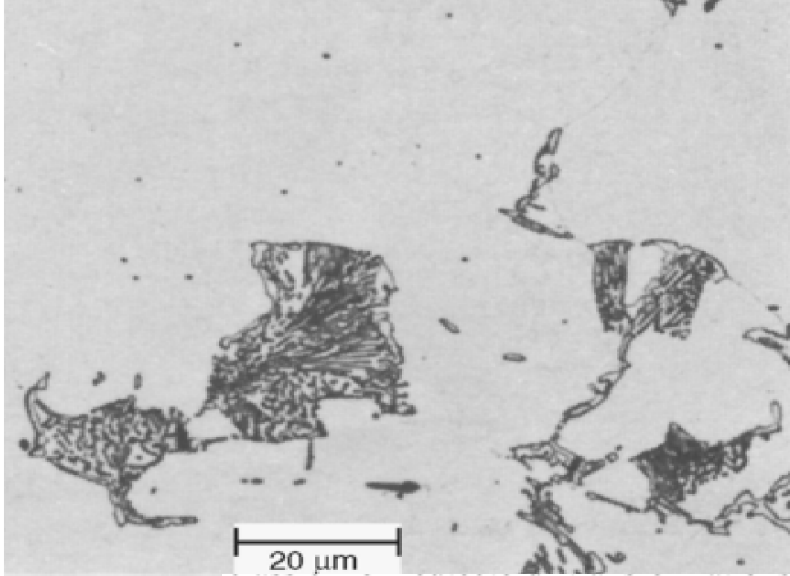


Fig. 8 Microstructure of UNS G10080 steel showing the lamellar morphology of the cementite in the patches of pearlite.

Transformation Structures” in this Volume). For example, pearlite in low-carbon UNS G10080 steel is seen in Fig. 8. Note the lamellar morphology of the cementite in the patches of pearlite. This steel was slow cooled during transformation from austenite to pearlite, and the pearlite interlamellar spacing is coarse. Another example can be seen in Fig. 9 for a faster cooled low-carbon steel, where dark patches of pearlite appear at the ferrite grain boundaries. The lamellar morphology of the cementite is not apparent in this micrograph, because the interlamellar spacing of the ferrite and cementite plates is not resolved, even at this magnification of 1000 \times .

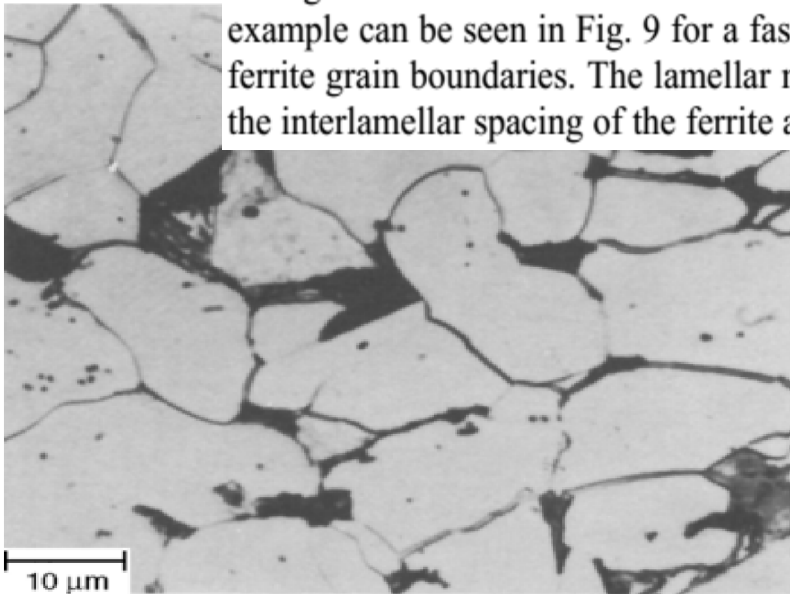
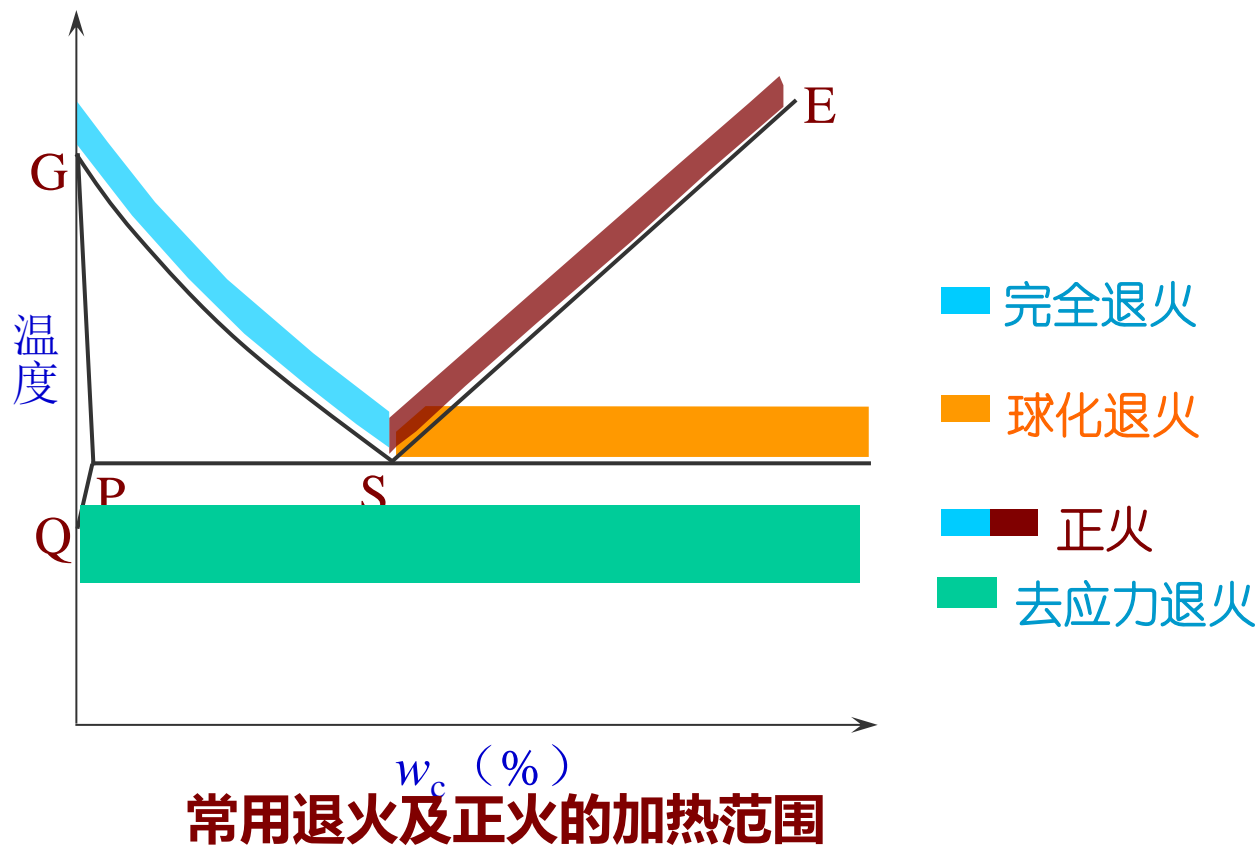


Fig. 9 Microstructure of a normalized UNS G10080 steel showing unresolved pearlite islands in a ferritic matrix. 4% picral etch. 1000 \times

4.3 钢的普通热处理

普通热处理：4 把火



4.3 钢的普通热处理

淬火(quench)

定义： 淬火是将钢加热至 A_{c3} 或 A_{c1} 以上一定温度，保温后以大于临界冷却速度 v_k 冷却下来，以获得马氏体的热处理工艺。

淬火的目的是：

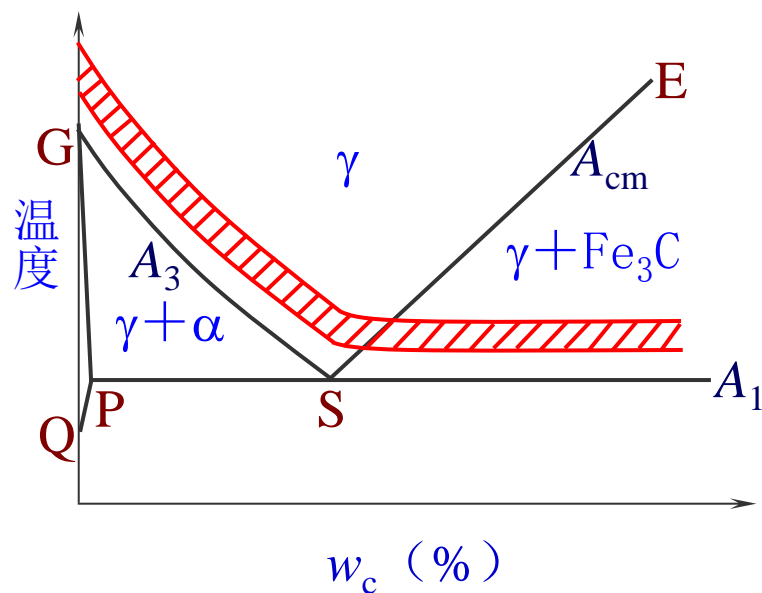
获得马氏体，提高钢的力学性能。

淬火工艺参数的确定

① 淬火加热温度

淬火加热温度（或称淬火温度）即钢的奥氏体化温度。确定原则是获得均匀细小的奥氏体组织。

淬火加热温度可依据 $Fe-Fe_3C$ 相图选择。亚共析钢 $A_{c3}+30 \sim 50^\circ C$ ；共析钢和过共析钢 $A_{c1}+30 \sim 50^\circ C$ 。



碳钢的淬火温度范围

4.3 钢的普通热处理

淬火(quench)

定

大于临界

淬火工艺

② 淬火加

加热

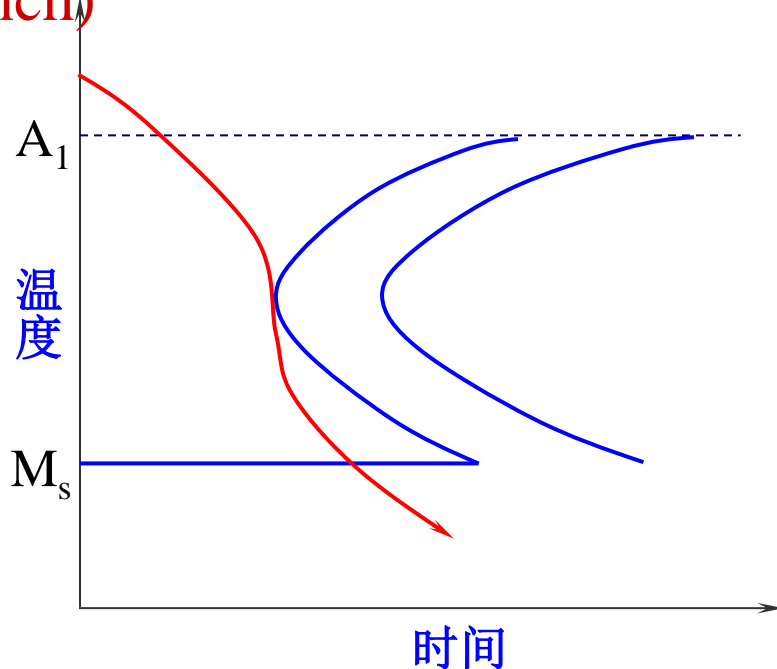
加热

③ 淬火介

两个问题

冷却

冷却



理想淬火介质的冷却曲线

温度，保温后以
处理工艺。

理想淬火介质的冷却特性：

当冷却至“鼻尖”温度前冷却较慢，以充分降低热应力。

在“鼻尖”温度附近具有较大的冷却能力，避免产生非马氏体组织。

在Ms点附近冷却尽量缓慢，以减少M转变时产生的组织应力。

4.3 钢的普通热处理

淬火(quench)

定义： 淬火是将钢加热至 A_{c3} 或 A_{c1} 以上一定温度，保温后以大于临界冷却速度 v_k 冷却下来，以获得马氏体的热处理工艺。

淬火工艺参数的确定

③ 淬火介质

常用淬火介质：

水：550~650℃，200~300℃冷却能力较大；主要适用于碳钢。

油：550~650℃，200~300℃冷却能力低；主要适用于合金钢

盐水：主要适用于碳钢

有机溶液：适用于不同材质。

4.3 钢的普通热处理

淬火(quench)

定义： 淬火是将钢加热至 A_{c3} 或 A_{c1} 以上一定温度，保温后以大于临界冷却速度 v_k 冷却下来，以获得马氏体的热处理工艺。

淬火工艺参数的确定

④ 淬火方法

a、单液淬火法 → M

操作简单，易实现机械化。用于尺寸不大、形状简单的工件。

b、双液淬火法 → M

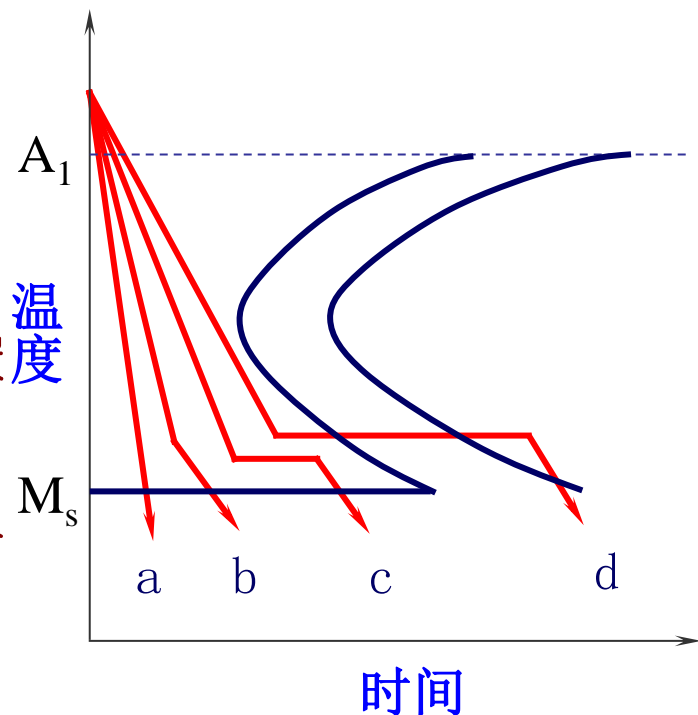
操作复杂，不易掌握。用于形状复杂的高碳钢工件及尺寸较大的合金钢工件。

c、分级淬火法 → M

工艺较复杂。用于尺寸较大、形状复杂的合金钢工件。

d、等温淬火法 → $B_{下}$

用于形状复杂和要求较高的小工件。



各种淬火方法示意图

4.2 钢的普通热处理

淬火(quench)

定义： 淬火是将钢加热至 A_{c3} 或 A_{c1} 以上一定温度，保温后以大于临界冷却速度 v_k 冷却下来，以获得马氏体的热处理工艺。

钢的淬透性

1. 淬透性的概念

钢的淬透性是指奥氏体化后的钢在淬火时获得淬透层深度的能力。简单地讲，淬透性就是钢淬火时获得马氏体的能力。

① 淬透性的大小

淬透性的大小用规定条件下钢淬火后获得的淬硬层的深度表示。

淬硬层深度： 由工件表面到半马氏体区域的深度。

② 淬透性与淬硬性的区别

淬透性表示钢淬火后获得淬透层深度的能力，是钢本身的固有属性。

淬硬性表示钢淬火后能达到的最高硬度，是钢在淬火时的硬化能力，取决于钢的含碳量。

4.3 钢的普通热处理

淬火(quench)

定义： 淬火是将钢加热至 A_{c3} 或 A_{c1} 以上一定温度，保温后以大于临界冷却速度 v_k 冷却下来，以获得马氏体的热处理工艺。

钢的淬透性

2. 淬透性的测定及其表示方法

①末端淬透法——通过端淬试验测定淬透性，淬透性的数值为 $J \frac{HRC}{d}$ 。

②临界淬透直径法——用钢在某种淬火介质中能够完全淬透的最大直径 D_0 表示。

3. 影响淬透性的因素

决定淬透性的因素是过冷奥氏体的稳定性，即过冷奥氏体的稳定性越高，淬透性越好，反之，淬透性越差。

重要结论： 凡是使钢的C曲线向右移的因素，均提高钢的淬透性。

a: 碳的质量分数

b: 合金元素

c: 奥氏体化温度

d: 钢中未溶第二相

C曲线的位置

4.3 钢的普通热处理

回火(temper)

定义：回火是将淬火钢加热到 A_{c1} 以下某一温度，保温后再冷却到室温的一种热处理工艺。

回火的目的：

①降低或消除残余内应力，防止工件变形或开裂。

淬火钢内部应力高、脆性大，直接应用有变形甚至开裂的危险。

②减少或消除残余奥氏体，稳定工件尺寸。

马氏体和残余奥氏体是亚稳定组织，在一定条件下要发生转变。

③调整工件的组织 and 性能，满足工件的使用要求。

**淬火钢的硬度高且脆性大，通过回火可调整组织和性能。
淬火后应及时回火！**

“蜀江爽烈”，适宜于淬刀，而“汉水钝弱”，不能用来淬力，

4.3 钢的普通热处理

回火(temper)

定义：回火是将淬火钢加热到 A_{c1} 以下某一温度，保温后再冷却到室温的一种热处理工艺。

回火的分类：

①低温回火：150 ~ 250℃ 

特点：细小的片状 ϵ - Fe_xC 均匀分布在M基体上。

组织： $M_{回}$ (ϵ 碳化物 + α 固溶体) + 残余奥氏体。

目的： 提高工件韧性，保证淬火后的高硬度和高耐磨性。

②中温回火：350 ~ 500℃ 

特点： 细粒状 Fe_3C 均匀分布在保持M形态的F基体上。

组织： 回火屈氏体 (具有高的弹性极限和屈服强度) 。

目的： 处理各类弹簧

martensite (BCT, single phase) \rightarrow tempered martensite (α + Fe_3C phases)

4.3 钢的普通热处理

回火(temper)

定义：回火是将淬火钢加热到 A_{c1} 以下某一温度，保温后再冷却到室温的一种热处理工艺。

回火的分类：

③高温回火：500 ~ 650℃ 

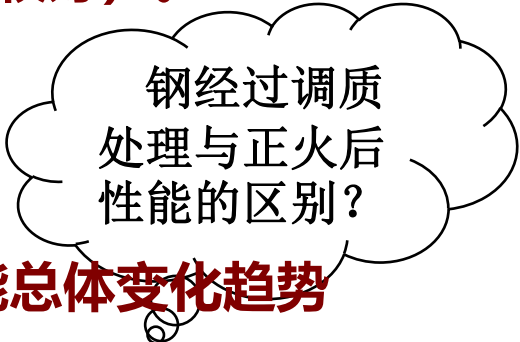
特点：细粒状 Fe_3C 均匀分布在多边形的F基体上。

组织：回火索氏体（强度、塑性和韧性都比较好）。

调质处理：淬火+高温回火

回火过程中的性能变化

回火过程中，钢的性能随组织变化，性能总体变化趋势是：随回火温度升高，钢的强度和硬度降低、塑性和韧性升高（回火温度过高，塑性下降）。



钢经过调质处理与正火后性能的区别？

4.3 钢的普通热处理

回火(temper)

定义：回火是将淬火钢加热到 A_{c1} 以下某一温度，保温后再冷却到室温的一种热处理工艺。

回火脆性：

淬火钢在某些温度回火时，其冲击韧性显著下降的现象称为回火脆性。

①第一类回火脆性

出现的温度范围：250 ~ 400°C。

特点：淬火钢一旦在这一温度范围回火，就极可能产生这类回火脆性，且无法消除。

解决办法：避免将淬火钢在该温度范围内回火。

第一类回火脆性又称为低温回火脆性、不可逆回火脆性。

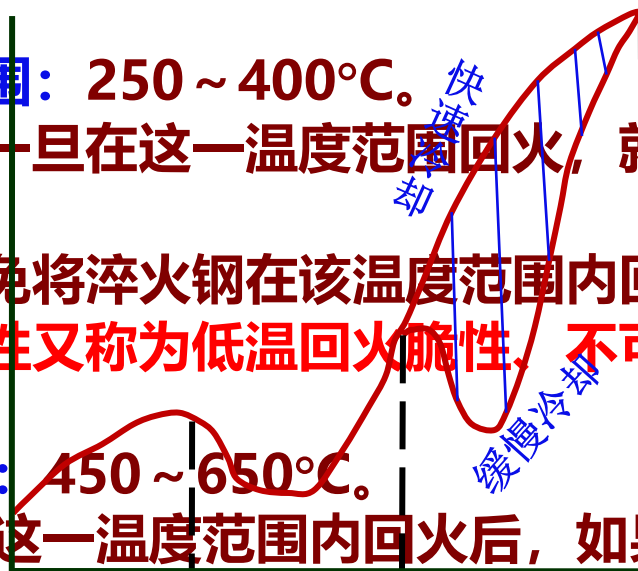
②第二类回火脆性

出现的温度范围：450 ~ 650°C。

特点：淬火钢在这一温度范围内回火后，如果缓冷则会出现回火脆性，如果快冷则不产生回火脆性。

解决办法：产生第二类回火脆性的钢可重新回火后进行快速冷却。

第二类回火脆性又称为高温回火脆性、可逆回火脆性。



4.3 钢的普通热处理——

格子状平行排列的条状马氏体转变为大的针状晶粒acicular grains.

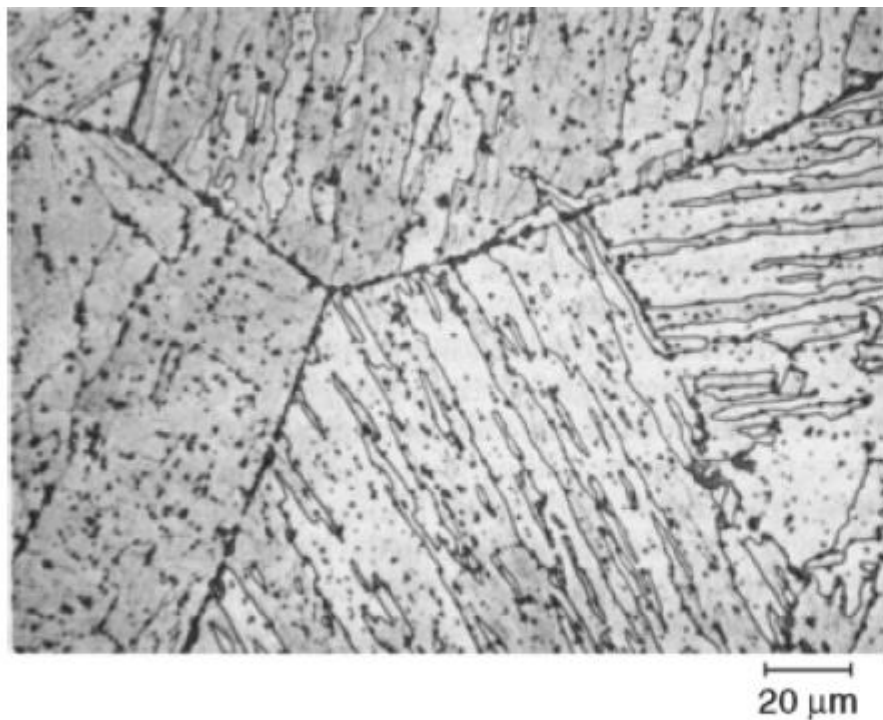


Fig. 19 Microstructure of lath martensite in an Fe-0.2C alloy after tempering at 700 °C (1290 °F) for 2 h. Nital etch. Magnification: 500×. Source: Ref 3



回火屈氏体 ($T_{\text{回}}$) 组织

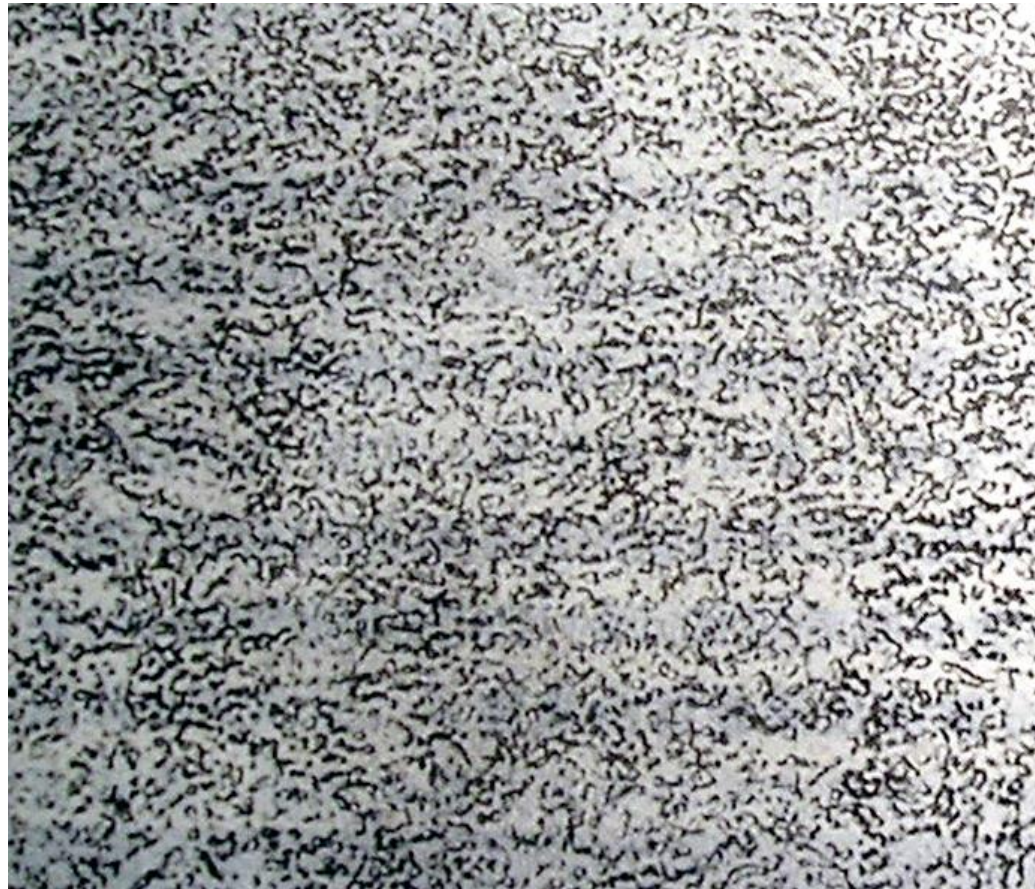


4.3 钢的普通热处理



回火马氏体 ($M_{\text{回}}$) 组织

4.3 钢的普通热处理



回火索氏体 ($S_{回}$) 组织



Table 2 Tempering reactions in steel

Temperature		Reaction and symbol (if designated)	Comments
°C	°F		
-40 to 100	-40 to 210	Clustering of two to four carbon atoms on octahedral sites of martensite; segregation of carbon atoms to dislocation boundaries	Clustering is associated with diffuse spikes around fundamental diffraction spots of martensite.
20–100	70–210	Modulated clusters of carbon atoms on (102) martensite planes (A2)	Identified by satellite spots around electron diffraction spots of martensite
60–80	140–180	Long period ordered phase with ordered carbon atoms arranged (A3)	Identified by superstructure spots in electron diffraction patterns
100–200	210–390	Precipitation of transition carbide as aligned 2 nm diam particles (T1)	Recent work identifies carbides as eta (orthorhombic, Fe ₂ C); earlier studies identified the carbides as epsilon (hexagonal, Fe ₂₄ C).
200–350	390–660	Transformation of retained austenite to ferrite and cementite (T2)	Associated with tempered martensite embrittlement in low- and medium-carbon steels
250–700	480–1290	Formation of ferrite and cementite; eventual development of well-spheroidized carbides in a matrix of equiaxed ferrite grains (T3)	This stage now appears to be initiated by chi-carbide formation in high-carbon Fe-C alloys.
500–700	930–1290	Formation of alloy carbides in Cr-, Mo-, V-, and W-containing steels. The mix and composition of the carbides may change significantly with time (T4).	The alloy carbides produce secondary hardening and pronounced retardation of softening during tempering or long-time service exposure around 500 °C (930 °F).
350–550	660–1020	Segregation and cosegregation of impurity and substitutional alloying elements	Responsible for temper embrittlement

Source: Ref 5



4.3 钢的表面热处理

表面淬火是将钢快速加热至奥氏体化温度，然后快速冷却，仅使工件表面层获得淬火组织（M），而心部仍保持工件原始组织的热处理工艺。

表面处理的目的是：

赋予工件“外硬内韧”的性能。

表面淬火用材料及表面淬火后的组织：

1. 表面淬火用材

典型材料：中碳钢和中碳合金钢。

2. 预备热处理

典型工艺：调质处理。如果心部性能要求不高，可采用正火。

3. 表面淬火后的组织

预备热处理为调质：表面M_□，心部S_□。

预备热处理为正火：表面M_□，心部F + S。

4.4 钢的化学处理

化学热处理是将钢放在一定的活性介质中加热和保温，使介质中的活性原子渗入工件表层，从而改变工件表面化学成分和组织，进而改变其性能的热处理工艺。

化学热处理的目的：

赋予工件“外硬内韧”的性能。

化学热处理的基本过程

1、分解

加热时，活性介质分解出活性原子。

2、吸收

活性原子被钢件表面吸附并向钢的固溶体中溶解。

3、扩散

钢件表面吸收并溶解的活性原子向内部迁移。

4.4 钢的化学处理

渗碳

渗碳是将低碳钢 (0.1 ~ 0.25%C) 置于高碳介质中加热、保温, 使工件表面获得高碳成分的化学热处理工艺。

渗碳的目的:

提高工件表层的C%, 从而提高表面硬度和耐磨性、疲劳强度, 同时保持心部的良好韧性。

1、渗碳方法

主要有气体渗碳、固体渗碳和液体渗碳三种。最常用的是气体渗碳。

气体渗碳法:

气体渗碳是将工件置于密封的气体渗碳炉内, 加热使其奥氏体化, 然后向炉内滴入渗碳剂或直接通入渗碳气氛, 使碳原子渗入到工件表层, 进而提高工件表层的C%。

渗碳温度: 920~950°C

渗碳层表面含碳量: 以0.85~1.05%为宜。

渗碳层深度: 一般为0.5~2.5mm。可根据工件承载能力确定。

4.4 钢的化学处理

2、渗碳后的热处理

淬火 + 低温回火。

① 预冷直接淬火 + 低温回火

将工件从渗碳温度预冷至略高于 A_{r1} 的温度后立即淬火，然后在 $160\sim 180^{\circ}\text{C}$ 下低温回火。

② 预冷一次淬火 + 低温回火

将工件渗碳后先缓冷至室温，然后再重新加热进行淬火和低温回火。

③ 预冷二次淬火 + 低温回火

渗碳缓冷后进行两次加热淬火，最后进行低温回火。

3、渗碳热处理后渗层及心部的组织与性能

表层：高碳M回 + 渗碳体 + A'（少量），HRC58~62。

工件表层具有高的硬度、耐磨性和疲劳强度。

心部：淬透时：低碳M回。

未淬透时：F + S。

工件心部具有良好的韧性和足够的强度。

钢的热处理

热处理的工程应用

实例1: 螺栓的热处理

汽车车轮固定螺栓用45钢制造，需要强度高，韧性好，具有很好的综合机械性能。

其最终热处理工艺为：

830°C ~ 840°C加热、保温，用水淬火。

580°C ~ 620°C回火，回火后油冷。

组织为回火S。

抗拉强度大于600MPa，冲击功大于39J。

热处理的工程应用

实例2: 链条滚轮的热处理

自行车链条滚轮用15钢制造，需要较高的强度，表面要求硬度高、耐磨。

其最终热处理工艺为：

920°C ~ 930°C渗碳，预冷至830°C ~ 850°C，用水淬火。

180°C ~ 200°C回火。

表面组织为高碳回火M + Fe_3C_{II} + 残余A。

心部组织为低碳回火M。

表面硬度达60HRC ~ 62HRC。

钢的热处理

热处理的工程应用

实例3: 锯条的热处理

手用锯条用T10钢制造，刃部要求硬度高、耐磨，锯条两端要求有一定的韧性。

其最终热处理工艺为：

760°C ~ 770°C加热，用水淬火。

180°C ~ 200°C回火。

锯条两端用盐浴加热进行350°C ~ 400°C回火。

刃部组织为高碳回火M + Fe_3C_{II} + 残余A，硬度达60 HRC ~ 62HRC。锯条两端组织为回火T + Fe_3C_{II} ，具有一定的韧性。

钢的热处理

本节小结

过冷奥氏体的转变产物

钢在冷却时，过冷奥氏体的转变产物分为：

高温转变产物：

珠光体 (P)、索氏体 (S)、屈氏体 (T)

中温转变产物

上贝氏体 (上B)、下贝氏体 (下B)

低温转变产物

马氏体 (低碳M、高碳M)

其他转变产物

铁素体 (F)、二次渗碳体 (Fe_3C_{II})

钢的热处理

钢的热处理工艺

- (1)退火 (完全退火、等温退火、球化退火、扩散退火、去应力退火)
- (2)正火
- (3)淬火
- (4)回火 (低温回火、中温回火、高温回火)
- (5)表面处理
- (6)化学热处理 (渗碳、氮化、碳氮共渗)

钢的合金化

合金元素与铁、碳的作用

在铁碳合金中加入其它元素，称为合金化。合金元素加入钢中，一是与铁形成**固溶体**，二是与碳形成**碳化物**，三是存在夹杂物中；若为高合金钢则还能形成金属化合物。

溶于铁中形成固溶体

1、扩大 γ 相区元素

Mn、Ni、Co、C、N、Cu

2、缩小 γ 相区元素

Cr、Mo、W、V、Ti、Al、Si、B、Nb、Zr

形成碳化物

1、碳化物形成元素

Mn、Cr、Mo、W、V、Nb、Ti、Zr

2、非碳化物形成元素

Ni、Co、Cu、Al、N、B

5.1 钢的合金化

合金元素对Fe—Fe₃C相图的影响

1、对奥氏体和铁素体存在范围的影响

扩大 γ 相区的元素均扩大Fe—Fe₃C相图中奥氏体存在的区域，甚至在室温下得到单相奥氏体组织，如：12Cr18Ni9。

缩小 γ 相区的元素均缩小Fe—Fe₃C相图中奥氏体存在的区域，甚至在室温下得到单相铁素体组织，如：10Cr17。

2、对Fe—Fe₃C相图临界点（S和E点）影响

扩大 γ 相区的元素使Fe—Fe₃C相图中的共析转变温度下降，缩小 γ 相区的元素使其上升。几乎所有的合金元素都使共析点、共晶点和E的碳质量分数降低。

5.1 钢的合金化

合金元素对钢热处理的影响

合金元素对加热时转变的影响

1、对奥氏体形成速度的影响

Cr、Mo、W、V与碳形成难溶于奥氏体的合金碳化物，阻碍碳的扩散，减慢了奥氏体形成的速度。需要提高加热温度和保温时间。

Co、Ni等非碳化物形成元素，增大了奥氏体的扩散速度，加快了奥氏体的形成速度。

Al、Si、Mn对奥氏体形成速度无影响。

2、对奥氏体晶粒大小影响

强烈阻碍晶粒长大的元素：V、Ti、Nb、Zr等，细化晶粒。

中等阻碍晶粒长大的元素：W、Mo、Cr

对晶粒长大影响不大的元素：Si、Ni、Cu。

促进晶粒长大元素：Mn、P、B

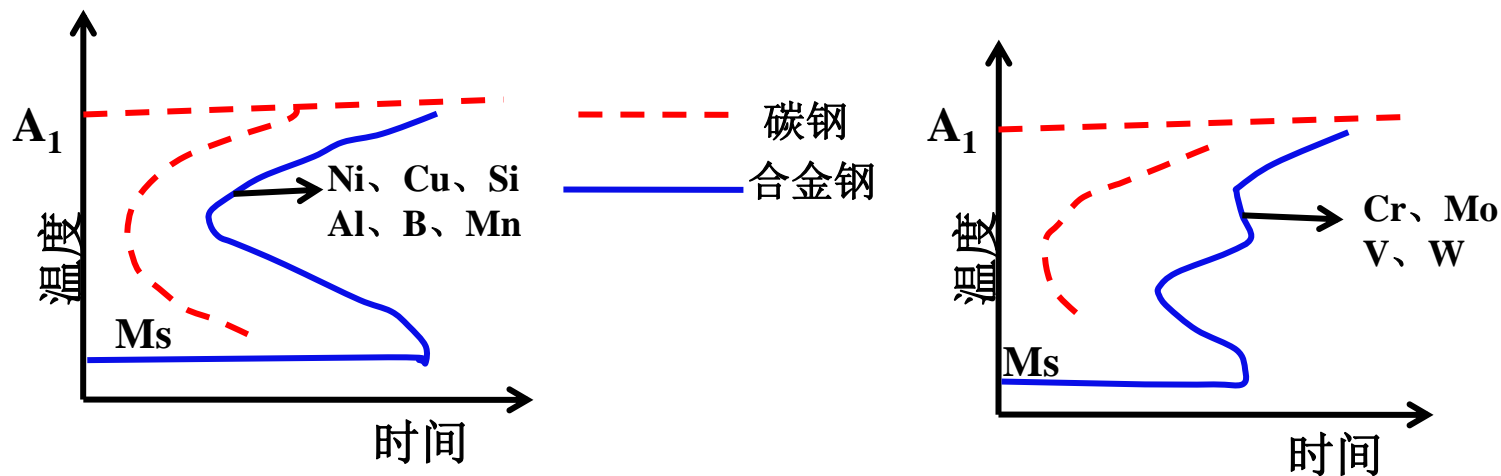
5.1 钢的合金化

合金元素对钢热处理的影响

合金元素对过冷度的影响

除Co以外，所有合金元素都增大过冷奥氏体的稳定性，推迟珠光体类型组织的转变，使C曲线右移，即提高钢的淬透性（溶于奥氏体）。

除Co、Al以外多数合金元素都使 M_s 、 M_f 点下降，是淬火后残余奥氏体增多；Mn、Cr、Ni、Mo、W、Si。



合金元素对碳钢C曲线的影响

5.1 钢的合金化

合金元素对钢热处理的影响

合金元素对回火转变的影响

1、提高回火稳定性

回火稳定性：钢在回火时抵抗软化的能力。

合金元素：V、Si、Mo、W、Ni、Co

作用：推迟马氏体分解和奥氏体的转变；提高铁素体的再结晶温度，使碳化物难以聚集长大而保持较大的弥散，因此提高回火软化的抗力。

2、产生二次硬化

二次硬化：硬度不随回火温度的升高单调降低。



沉淀硬化?

3、增大回火脆性

和碳钢一样，合金钢也产生回火脆性，而且更明显！

第一类回火脆性：由相变机制本身决定。→1% ~ 3%的硅

第二类回火脆性：主要与某些杂质元素以及合金元素本身在原奥氏体晶界严重偏聚。→Mo或W

5.1 钢的合金化

合金元素对钢的工艺性能影响

合金元素对钢热加工的影响

1、铸造性能

合金元素在钢中形成的碳化物和氧化物质点，增大钢的粘度，降低了流动性。

2、锻造性能

合金元素溶入固溶体中，或在钢中形成碳化物，都使钢的热变形抗力提高和热塑性明显下降而容易锻裂。

3、焊接性能

合金元素提高了钢的淬透性，促使脆性组织马氏体形成，使焊接性能变坏。

合金元素对钢冷加工性能的影响

合金元素溶于固溶体，加剧钢的加工硬化，使钢变硬、变脆，易开裂或难以继续变形。

一般合金钢的切削性能比碳钢差。

5.1 钢的合金化

合金元素对钢的工艺性能影响

合金元素对钢热处理工艺性能的影响

加入Mn、Si会增大钢的过热敏感性。Mn、Cr、Ni增加高温回火脆性，Mo、W消除高温回火脆性。Si促进脱碳，Cr降低脱碳。

合金元素对钢的性能的影响

1、对力学性能的影响

提高强度——位错强化、细晶强化、固溶强化、第二相强化

2、合金元素对钢的其它性能的影响

W、Mo、V:提高热硬性

Cr、W、Mo、Al:提高耐热性

Cr、Ni: 提高耐蚀性

W、Mo、V、Ti: 提高耐磨性

5.2 合金化的工程应用

碳钢的淬透性低，在制造大尺寸和形状复杂的零件时，不能保证性能均匀和形状不变。

碳钢的强度和屈强比较低，使工程结构和设备笨重。

普通碳钢Q235钢的 σ_s 为235 Mpa。

低合金结构钢Q345 (16Mn)的 σ_s 则为345 MPa以上。

40钢的 σ_s / σ_b 仅为0.43。

合金钢35CrNi3Mo的 σ_s / σ_b 高达0.74。

5.2 合金化的工程应用

碳钢回火稳定性差。在进行调质处理时，很难保证韧结合，综合机械性能不高。

碳钢在抗氧化、耐蚀、耐热、耐低温、耐磨损等方面往往较差，不能满足特殊使用性能的需求。

为了提高钢的性能，在铁碳合金中特意加入合金元素，所获得的钢称为合金钢。

5.2 合金化的工程应用

实例1:

40钢的碳质量分数为0.4%，调质处理后 σ_s 最低为355MPa。

只能制造强度、韧性要求不高的螺栓、轴类零件。

如果冶炼时加入质量分数为1%的Cr，成为低合金结构钢40Cr，调质处理后 σ_s 最低为785MPa。

淬透性和强度得到提高。

可以制造强度、韧性要要求高的螺栓、连杆。

5.2 合金化的工程应用

实例2:

20钢的碳质量分数为0.2%，其耐蚀性、耐热性差。只能制造常温、无腐蚀性介质作用条件下使用的零件。如果冶炼时加入质量分数为13%的Cr，成为不锈钢 **20Cr13** (2Cr13)，耐蚀性、耐热性大大提高。

可以制造高温、腐蚀性介质作用条件下使用的零件，如汽轮机叶片、化工设备用耐蚀螺栓、螺母、轴类等零件。

钢的合金化

本节小结

常用合金元素

非碳化物形成元素： Ni、Co、Cu、Si、Al、N、B

碳化物形成元素： Zr、Ti、Nb、V、W、Mo、Cr、Mn

合金元素作用

强化作用： 固溶强化、细晶强化、第二相强化、
二次硬化

改善热处理性能： 提高淬透性、回火稳定性，
消除回火脆性 (Mo、W)

提高其它性能： 红硬性、耐蚀性、耐磨性