

金属材料学

Metal Material and Heat Treatment

主讲教师：曾燕屏

第三篇 钢铁材料篇

第四章 结构钢

§ 4-1 工程结构钢

一、工作条件对工程结构钢性能的要求

工程结构钢包括普通碳素结构钢和高强度低合金钢两种，主要用于制造以下工程的结构件：

- 房屋
- 桥梁
- 船舶
- 车辆
- 高压容器
- 大型军事工程
-

工程结构件的特点是：

- (1) 尺寸大，形状复杂，需承受较大的载荷，因此，要求钢材必须具有较高的**强度**(包括屈服强度和抗拉强度)和足够的**韧性**；
- (2) 这类构件的成型工艺大多采用冷弯和焊接，因此，要求钢材必须具有良好的**塑性**与**焊接性能**；
- (3) 这类构件可能长期处于低温或暴露于一定环境介质中，因此，要求钢材必须具有良好的**冷脆性**和**耐候性**。

二、工程结构钢的分类

工程结构钢按使用状态下组织结构的特点(或强度级别)，大致可分为三类：

(1) 铁素体珠光体钢：通常在热轧状态下使用

- σ_b 约314~687MN/m² (32~70kg/mm²)
- σ_s 约196~441MN/m² (20~45kg/mm²)
- 其含碳量多低于0.25% ；

(2) 低碳贝氏体钢：通常在热轧或正火状态下使用

- σ_b 约 $540 \sim 1128 \text{ MN/m}^2$ ($55 \sim 115 \text{ kg/mm}^2$)
- σ_s 约 $412 \sim 883 \text{ MN/m}^2$ ($42 \sim 90 \text{ kg/mm}^2$)
- 含碳量多低于0.2%。

(3) 低碳马氏体钢：通常在淬火回火状态下使用

- σ_b 约 $647 \sim 1128 \text{ MN/m}^2$ ($66 \sim 115 \text{ kg/mm}^2$)
- σ_s 约 $441 \sim 883 \text{ MN/m}^2$ ($45 \sim 90 \text{ kg/mm}^2$)
- 含碳量多低于0.2%。

以上三类钢中，用量最多的是第(1)类。

三、工程结构钢的合金化

1. 铁素体-珠光体钢

(1) 合金元素对铁素体-珠光体钢强度的影响

在铁素体-珠光体钢中，合金元素对钢的强度起下列几种作用：

① 固溶强化作用

各种常用合金元素溶入铁素体中，都使铁素体的强度和硬度有所提高。

每增加0.1%	σ_s 提高约
P	680 MN/m ²
C	294 MN/m ²
Sn	124 MN/m ²
Si	83 MN/m ²
Cu	38 MN/m ²
Mn	32 MN/m ²
Mo	11 MN/m ²

- 最常用的起固溶强化作用的元素是硅和锰；
- 硅、锰增加以后，钢的塑性和韧性会下降；
- 钢中含锰量最多不超过2%，含硅量一般不超过0.8%，特殊者不超过1.5%。

② 细化晶粒作用

- 钢中的强碳化物形成元素Ti、Nb、V等在钢中易形成熔点高、稳定性好、不易聚集长大的碳、氮化物；
- 用铝脱氧会生成细小弥散的AlN质点；
- 这些碳、氮化物弥散分布在奥氏体晶界上，强烈阻止奥氏体晶粒长大，从而细化铁素体晶粒和珠光体团。

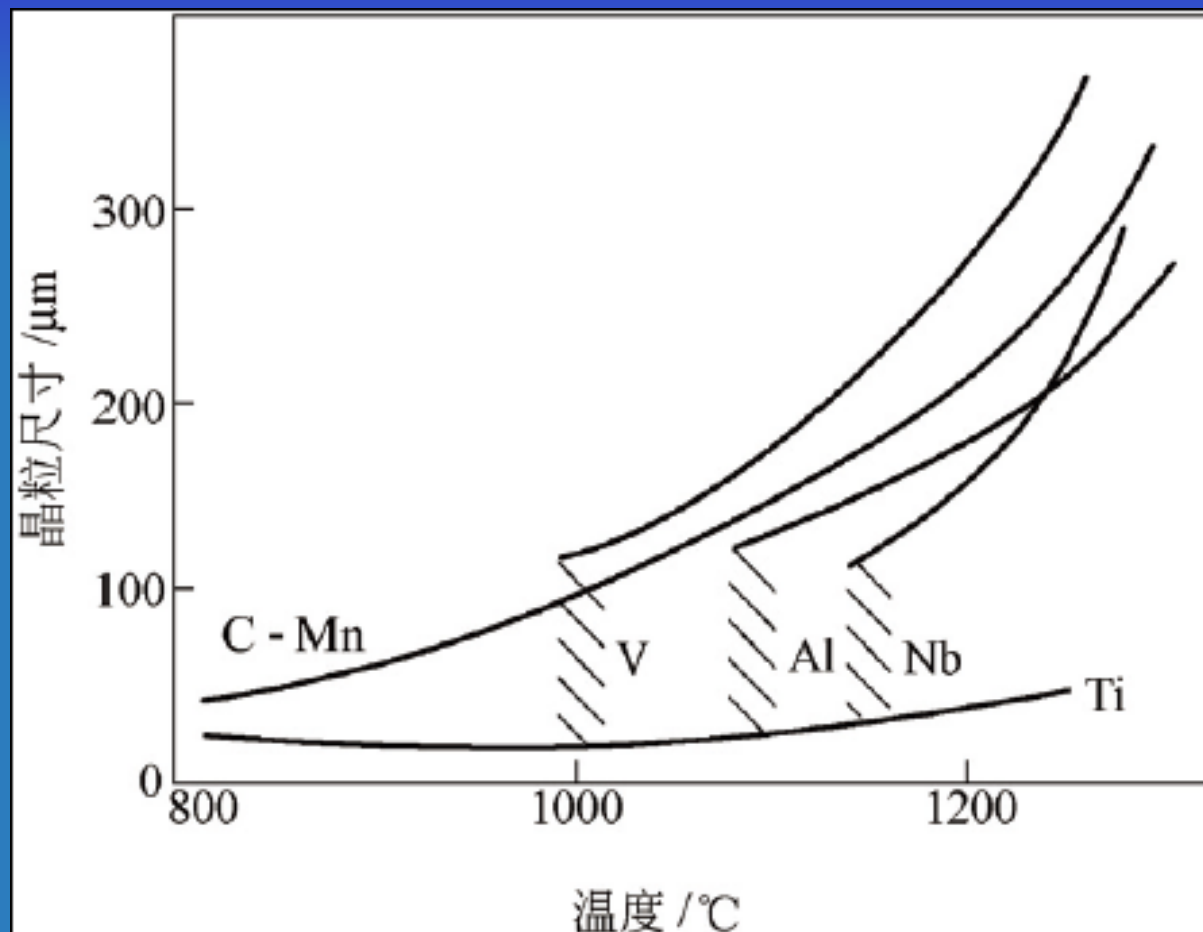


图4-1 各微合金元素对钢奥氏体晶粒长大特征的影响

- 另外，钢中加入降低其 A_{r3} 温度的合金元素，可使奥氏体在更低温度转变而细化铁素体晶粒和珠光体团；
- 能降低钢 A_{r3} 温度的合金元素有弱或非碳化物形成元素Cr、Mn、Ni等；
- 上述细化奥氏体晶粒的措施互相补充，配之以恰当的轧制和热处理工艺，就可以使钢的晶粒细化，强度提高。

③ 弥散强化作用

- 由于强碳化物形成元素V、Ti、Nb等在钢中有优先形成碳、氮化物的本性，因此，冷却时在铁素体中易析出它们的碳、氮化物。
- 这些碳、氮化物能起弥散强化作用，使钢的强度进一步提高。
- 由于为获得这种弥散强化所需要的合金元素含量非常微少，例如V-0.05~0.12%，Ti-0.03~0.15%，Nb-0.03~0.10%(单独或联合加入)，所以这种合金化常被称为“微合金化”。

(2) 合金元素对铁素体-珠光体钢冲击韧性和脆性转化温度的影响

在铁素体-珠光体钢中：

- **碳**含量增加会使钢的冲击韧性值显著下降，脆性转化温度急剧升高；
- **磷**和**氧**的含量即使很少，也会引起脆性转化温度升高；
- **硅**不仅使铁素体的冲击韧性明显下降，而且当硅含量超过1.0%时，还会使钢的脆性转化温度急剧升高；

- **锰**在1-1.5%范围，可改善钢的冲击韧性，并稍降低钢的脆性转化温度；但随着锰含量的进一步增高，钢的韧性会较明显地降低。
- **镍**能提高铁素体的冲击韧性，并使脆性转化温度略有下降，因此，不少国家一直采用低碳镍钢作为低温用钢。
- **钒、钛、铌**等强碳化物形成元素由于能细化铁素体-珠光体钢的晶粒，因而能提高冲击韧性，降低脆性转化温度。

由此可见，细化晶粒是一种既能提高钢的屈服强度又能明显降低脆性转化温度的方法。

(3) 合金元素对工程结构钢焊接性能的影响

- 通常焊接接头由三个部分组成，即熔化区、热影响区和未受热影响的基体部分。
- 对于熔化区，为了防止熔融金属在凝固过程中发生热裂，或者在冷却到 200°C 以下时发生冷裂，要求对钢和焊条的硫磷含量加以限制，一般都应在 0.05% 以下。对于含磷量高的钢种，应当采取缓冷措施，防止过激冷却。合金含量愈高，愈应缓冷。

- 对于热影响区，由于在焊接时被加热到 A_{C3} 以上，焊接后立即受到基材的快速冷却，因而会产生很大的热应力和组织应力，有时甚至发生马氏体转变，使硬度明显升高，塑性剧烈下降，出现开裂现象。

- 热影响区的这种开裂倾向主要决定于钢的淬硬性和淬透性，而这两者又主要取决于钢的含碳量和合金元素的含量及本性。

- 含碳量愈高和提高淬透性的合金元素愈多，钢的焊裂倾向就愈大，其中，含碳量的影响尤为严重。
- 微合金化对焊接性能不致产生明显的不良影响，这是微合金化的优越性。
- 把其它合金元素对钢的焊接性的影响折合成碳的作用的当量系数，然后加和成钢的总碳当量。
- 碳当量通常被用作钢焊接性好坏的判据。

- 对于抗拉强度在490-590MPa级的钢，其碳当量公式为：

$$C_{\text{当量}} = w(\text{C}) + \frac{w(\text{Mn})}{6} + \frac{w(\text{Si})}{24} + \frac{w(\text{Ni})}{15} + \frac{w(\text{Cr})}{5} + \frac{w(\text{Mo})}{4} + \frac{w(\text{Cu})}{13} + \frac{w(\text{P})}{2} + \frac{w(\text{V})}{10}$$

- ✓ 热影响区的最高硬度为 $HV=(666C_{\text{当量}}+40)\pm 40$ ，当其达到350HV时，热影响区易产生裂纹。
- ✓ 当钢的碳当量在0.47以上时，热影响区的硬度可超过350HV。

铁素体-珠光体钢中具有代表性的钢种有：

- 16Mn (按厚度或直径 $\leq 16\text{mm}$ 计屈服强度属 345MN/m^2 级)
- 16MnNb (屈服强度属 390MN/m^2 级)
- 15MnVN (屈服强度属 440MN/m^2)。

通常铁素体-珠光体钢中，铁素体约占75-90%，珠光体约占25-10%，有时甚至更少。

2. 低碳贝氏体钢

- 以钼钢或钼硼钢为基础；
- 同时加入锰、铬、镍以及其他微合金化元素钒、钛、铌等；
- 如锰钼钢、锰钼硼钢、锰铬钼硼钢、锰钼铌钒钢等。

低碳贝氏体钢中合金元素的作用可归纳如下：

- **钼**能使铁素体析出线明显右移，但并不明显推迟贝氏体转变，这就使过冷奥氏体在空冷条件下就能直接向贝氏体转变，而在此之前没有或者只有部分先共析铁素体析出，不再发生珠光体转变。
- 微量的**硼**能使钢的淬透性明显增加。钼和硼复合作用，可使过冷奥氏体向铁素体的等温转变曲线进一步右移，贝氏体转变开始线明显突出，在空冷条件下得到全部低碳贝氏体组织。

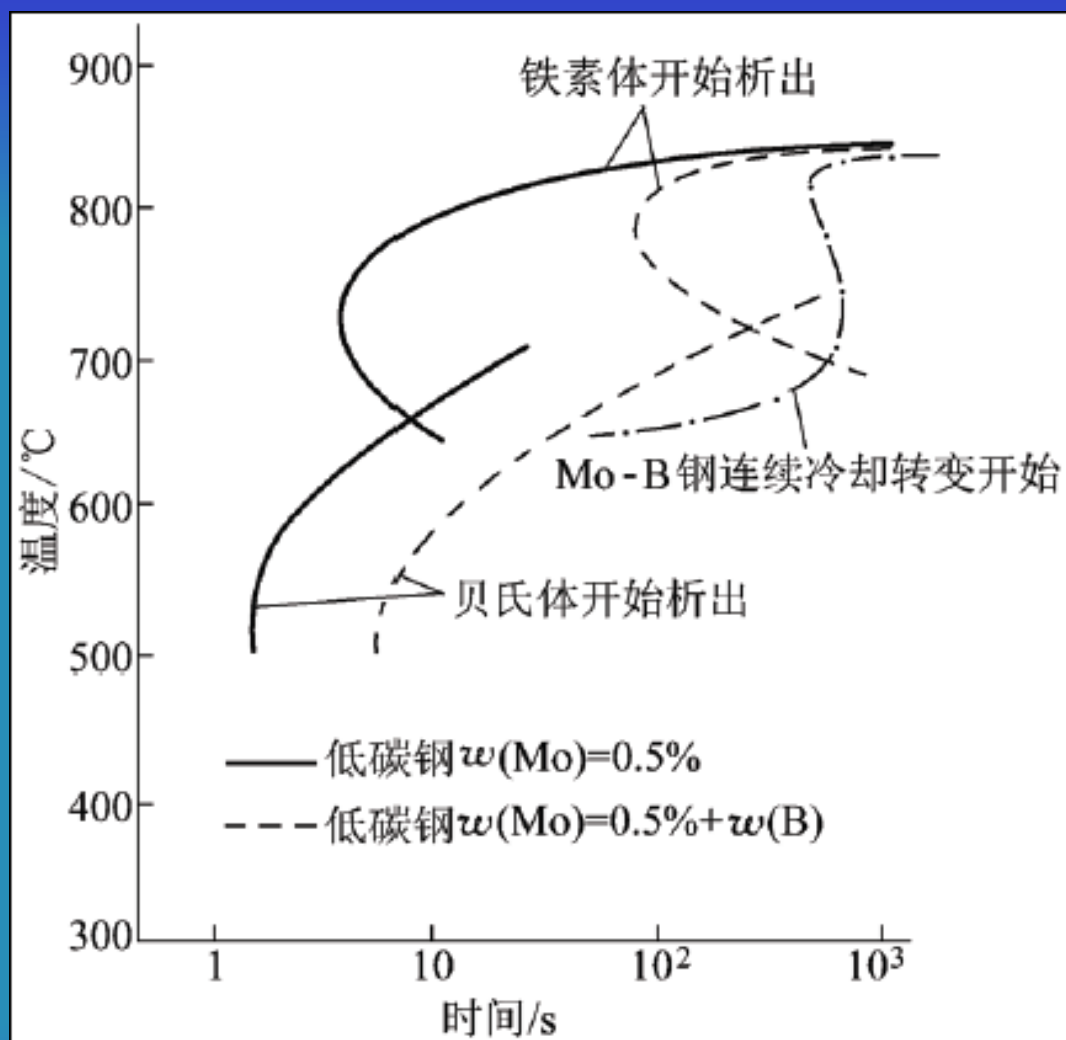


图4-2 低碳钼钢和钼硼钢的过冷奥氏体恒温转变开始曲线

- 加入其它能够增大钢的过冷能力的元素，如锰、铬、镍等，进一步增大钢的淬透性，促使贝氏体转变发生在更低些的温度，以获得下贝氏体型组织。
- 加入强碳化物形成元素V、Ti、Nb等，既可以进一步细化晶粒，又可以产生沉淀强化效果。
- 尽量降低含碳量，以保持一定的韧性和获得良好的焊接性能。

低碳贝氏体钢中具有代表性的钢种为：

- 14MnMoV

屈服强度属490MN/m²级

- 14CrMnMoVBRE

屈服强度属640MN/m²级

3. 低碳马氏体钢

- 低碳马氏体钢中除复合加入钼、铬、锰、镍、硅等合金元素外，还常采用铌和钒微合金化。
- 合金元素的主要作用是提高钢的淬透性，因为这类钢多用于生产厚度较大的中厚板。

4. 双相钢

- 是一类低碳低合金高强度钢；
- 在使用状态下的金相组织：
 - ✓ 由近70-80%的细晶多边形铁素体和30-20%的马氏体组成；
 - ✓ 马氏体以小岛状或纤维状均匀分布在铁素体基体上。

双相钢性能的特点是：

- (1) 屈服强度较低，而抗拉强度却较高；
- (2) 钢的拉伸应力-应变曲线是光滑连续的；
- (3) 加工硬化指数高；
- (4) 均匀延伸率大；
- (5) 塑性应变比(r值)高， $r = \epsilon_w / \epsilon_b$ ；

因此，这类钢具有良好的加工成型性。

根据生产工艺的不同，双相钢可分为两大类：

(1) 退火(热处理)双相钢

- 将轧态或淬火马氏体的原始组织重新加热至($\alpha+\gamma$)两相区，然后空冷或快冷，得到岛状或纤维状马氏体加铁素体的双相组织。
- 可以是普通低碳钢或低合金钢。
- 以硅锰为主要合金元素，有的还加入少量钒。
- 为控制硫化物夹杂的形态，可在钢中加入稀土元素。
- 主要用来生产厚度小于2mm的薄板薄带，用于制造深冲制品。

(2) 热轧双相钢

- 是指终轧后空冷直接得到岛状马氏体加铁素体的双相组织或终轧后经($\alpha+\gamma$)两相区或更低温度适当停留再空冷得到岛状马氏体加铁素体的双相组织。
- 属于锰硅铬钼系，有的还加入少量钒。
 - ✓ 极低的碳和较高的硅含量是为了促使形成相当数量的多边形先共析铁素体；
 - ✓ 加入锰、铬和钼是为了避免奥氏体转变为珠光体与贝氏体。
- 大多用来生产2~4.5mm厚的板带，用于制造汽车上的承重部件。

§ 4-2 机械制造结构钢

一、工作条件对机械制造结构钢性能的要求

机械制造结构钢用于制造各种机械零件：

- 轴类
- 齿轮
- 紧固件
- 轴承
- 高强度结构
-

这些零件被广泛应用于：

- 汽车
- 拖拉机
- 机床
- 工程机械
- 电站设备
- 飞机
- 火箭
- 导弹
-

服役条件：

- 经受着各种载荷的综合作用，如拉、压、弯曲、扭转、冲击、疲劳等；这些载荷有时是静载荷，有时又是动载荷。
- 工作环境很复杂，有的在高温，有的在低温，有的还受腐蚀介质作用。
- 由于服役条件复杂，所以这些零部件的破坏情况也是各式各样的。

常见的破坏方式：

- (1) **过载变形和断裂**：特别是承受动载荷的构件，由于不正常的超负荷，当应力超过其屈服强度时，构件就要发生变形；当应力超过其断裂强度时，构件就要发生断裂。
- (2) **疲劳破坏**：承受交变载荷的构件在高于一定的应力下长期工作就容易发生疲劳断裂。



- (3) **脆性断裂**：如果钢材的塑性和韧性不足，在承受突然冲击或过载的情况下，由于钢件不能发生相应的塑性形变，以吸收部分冲击能量而松弛钢件所受的应力，钢件就会在只发生少量形变或甚至不发生形变的情况下突然脆断，造成严重的破坏事故。
- (4) **腐蚀破坏**：钢件与腐蚀介质长期接触，特别是有应力作用的情况下，逐渐被腐蚀而损坏。



对机械制造结构钢性能的最基本要求：

- (1) 在零件整个截面上具有足够高的屈服强度和抗拉强度，以防止过载变形和断裂；
- (2) 具有高的疲劳强度以防止交变负荷下的疲劳破坏；
- (3) 在零件整个截面上具有足够的塑性和韧性，以防止冲击或过载下的突然断裂；
- (4) 具有一定的耐蚀性。

其它要求：

在加工过程中具有良好的工艺性能，如冷变形性能，焊接性能等。



根据钢的生产工艺和用途的不同，机械制造结构钢可分为：

- 调质钢
- 低碳马氏体钢
- 超高强度结构钢
- 轴承钢
- 弹簧钢
- 渗碳钢
- 氮化钢
- 易削钢
-

二、调质钢

- 是指淬火高温回火状态下使用的钢。
- 在化学成分上是含0.30~0.50%C的碳素钢或低、中合金钢。
- 根据钢回火稳定性的差异和回火温度的不同，调质钢的显微组织可以是回火屈氏体或回火索氏体。

调质钢合金化及热处理的主要原则是：

- 保证钢具有必需的淬透性，使零件在淬火后具有足够厚的马氏体层，且使马氏体为细的隐晶组织；
- 在高温回火后零件获得所预期的综合性能。

1. 合金元素对调质钢强度的影响

- 回火屈氏体或回火索氏体是铁素体基体上分布着极细小的颗粒状碳化物的组织。
- 它的强度主要决定于铁素体的强度和碳化物对铁素体的弥散强化作用。

铁素体的强度主要与以下两方面有关：

- 铁素体的晶粒大小：晶粒越细，强度越高；
- 合金元素对铁素体的固溶强化作用有关。
 - ✓ 锰、镍、硅等元素高温回火后固溶在铁素体中起固溶强化作用，因而提高铁素体的强度。

碳化物对铁素体弥散强化作用的大小与碳化物的数量、大小和分布有关。

- 为了保证有足够体积的碳化物相起弥散强化作用，调质钢的含碳量一般在0.30~0.50%范围内。
- 当碳化物的含量一定时，碳化物的颗粒越细，分散度越大，对铁素体基体的弥散强化作用就越显著。
- ✓ 铬、钼、钨、钒等元素阻止渗碳体在高温回火时聚集长大和 α 相的再结晶，因而使钢在高温回火后保持较高的强度。

2. 合金元素对调质钢韧性的影响

- 在调质钢中，**碳**是不利于韧性的元素，故在保证钢调质后的硬度及强度的前提下，应把钢中碳含量限制在较低的范围。
- 钢中的**磷**对钢的韧性危害甚大，它不仅降低冲击韧性值，而且还提高脆性转化温度。

- 硅是对调质钢韧性起不良作用的元素。
- 钢中铬含量从1%增加到4%时，钢的脆性转化温度没有多大变化。
- 钢中加入1~1.5%的锰后，如果不发生回火脆化的话，钢的冲击韧性有所改善，脆性转化温度稍有降低；但当钢中含锰量超过2%后，钢的冲击韧性反而恶化，脆性转化温度反而升高。
- 钢中镍含量愈高，脆性转化温度就愈低。

3. 合金元素对高温回火脆性的影响

- 合金元素对钢发生高温回火脆化的倾向有重要的影响

- ✓ 钢中磷是强烈引起高温回火脆性的元素，只有把含磷量限制在 $\leq 0.02\%$ ，磷的不良作用才会大为减轻。
- ✓ 锰、铬和硅也是强烈引起高温回火脆性的元素。
- ✓ 钒对高温回火脆性的影响不大，但硅锰钢中加入 $0.24\sim 0.30\%$ 钒后回火脆化的倾向大为增大。

- ✓ 单纯的镍钢对高温回火脆化的敏感性不大，但是在铬钢中加**镍**则明显促进回火脆化。
- ✓ **钼、钨和钛**是降低结构钢高温回火脆性的元素。在锰钢、铬钢、铬镍钢中加入0.20~0.30%钼就能减小钢的高温回火脆化倾向；加入0.50%钼，钢的高温回火脆化倾向就大为减弱。
- ✓ **稀土**元素能与杂质元素形成稳定的化合物，可大大降低甚至消除钢的高温回火脆性。

● 避免钢发生高温回火脆化，或者减轻钢高温回火脆化的程度，可以采用下列措施：

- (1) 避免在容易发生高温回火脆化的温度范围内回火；如不能避免，则尽可能缩短在这个温度范围内的回火时间；
- (2) 如回火温度正在脆化温度范围内或是在脆化温度范围以上，则零件在回火后采用油冷或水冷；或先将工件油冷或水冷到400℃，然后再移入炉内冷却(以消除在回火冷却时所引起的内应力)；

- (3) 对无法避免在脆化回火温度范围内回火或无法在高温回火后进行快冷的零件，应采用含钼钢种，并尽可能地降低钢中的磷、锡、锑、砷等的含量；
- (4) 对已经感受高温回火脆性的钢，可以重新加热到 650°C 后快冷，使钢恢复到韧性状态。
- 常用的具有代表性的调质钢有：45、40Cr、40CrMo、40CrNiMo等。

三、低碳马氏体钢

- 是在淬火低温回火状态下使用的钢；
- 热处理后的金相组织是回火马氏体。
- 在化学成分上是含0.15~0.25%C的碳素钢或合金钢；

- 回火马氏体组织的强度主要来源于固溶在马氏体中的碳：

$$\sigma_b = 2880w(C) + 800 \text{MPa} \quad (w(C) = 0.2 - 0.5 \text{wt}\%)$$

但当钢中碳含量超过0.30wt%后，钢的韧性特别是断裂韧性下降显著。

- 合金元素的主要作用是提高钢的淬透性。
- 钢中加入1.0%Mn、1.5%Cr、0.5%Mo、1-4%Ni和少量的钒均能改善钢的韧性，降低其脆性转化温度，而镍的作用尤为显著。



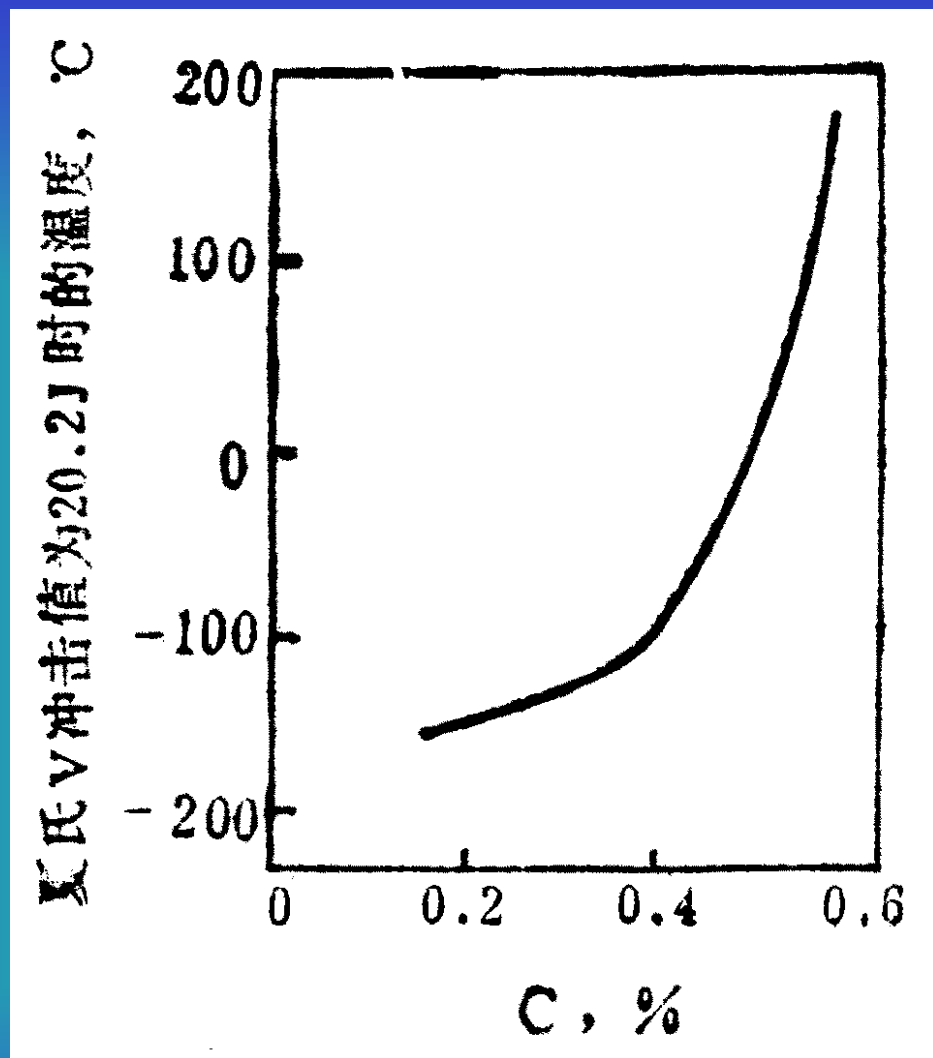


图4-3 碳对200°C回火的Cr-Ni-Mo钢冲击韧性的影响



- 合金元素对钢发生低温回火脆化的倾向有重要的影响

- ✓ 铬、锰是促进低温回火脆化的元素；
- ✓ 钼能减轻低温回火脆性，但不能消除；
- ✓ 硅、铝能推迟 ϵ -碳化物向渗碳体的转变，因而可将低温回火脆化温度范围推向350℃以上。

- 防止淬火钢发生低温回火脆化的措施是：
 - (1) 避免在发生低温回火脆化的温度范围内回火；
 - (2) 加入1.5~2%的**硅**使低温回火脆化的温度范围移向高温约100℃，这样在300℃回火时，既能较好地消除淬火应力，又不致引起回火脆化。
 - (3) 降低磷、锡、锑等杂质元素含量，生产高纯钢；
- 常用的具有代表性的低碳马氏体钢有：**20MnVB、18Cr2Ni4W**。

表4-1 中碳调质钢与低碳马氏体结构钢的力学性能

钢号	淬 火		回 火		机械性能(不小于)				
	温度 (℃)	冷却 介质	温度 (℃)	冷却 介质	σ_b (MN/m ²)	σ_s (MN/m ²)	$\delta_5(\%)$	Ψ (%)	α_K (J/cm ²)
40Cr	850	油	500	水或油	980	784	9	45	58.8
45MnB	840	油	500	水或油	1029	833	10	45	58.8
20Mn2B	880	油	200	空气或油	≥980	≥784	≥9	≥45	≥168.6
20MnVB	880	油	200	油	≥1078	≥882	≥9	≥45	≥168.6

四、低合金超高强度结构钢

- 是以调质结构钢为基础发展起来的一类钢；
- 含碳量一般在0.27-0.45%范围；
- 最终热处理工艺是淬火加低温回火或等温淬火；
- 使用状态下的组织是回火马氏体或下贝氏体。
- 可用作飞机起落架、飞机机身大梁、火箭发动机外壳、火箭壳体、高压容器等；

- 主要采用Cr、Mn、Si、Ni、Mo、V等元素来综合合金化，以提高钢的淬透性、强度和韧性。
- 合金元素对低合金超高强度钢强度、韧性以及低温回火脆性的影响与低碳马氏体钢类似。
- 目前广泛应用的低合金超高强度钢有300M、40CrNiMo、30CrMnSiNi、35Si2Mn2MoV等。

五、高合金超高强度结构钢

按照强韧化机制的不同，高合金超高强度结构钢又可分为以下三类：

- (1) 中、低碳的二次硬化型超强韧钢；
- (2) 金属间化合物脱溶强化型超强韧钢；
- (3) 相变诱起塑性型超强韧钢

1. 马氏体时效钢中合金元素的作用

- 马氏体时效钢是利用金属间化合物在马氏体中弥散析出来强化的；
- 加入Ti、Nb、Mo、Al等合金元素以形成金属间化合物；
- 由于钼能降低结构钢高温回火脆化倾向，故钼还可以防止时效马氏体冲击韧性进一步恶化。

- 加入镍的作用是：

- ✓ 使钢在高温具有单相奥氏体组织；
- ✓ 转变后得到的马氏体基体具有良好的塑性；
- ✓ 镍也是引起沉淀强化的合金元素，例如，在Fe-Ni-Co-Mo-Ti系统中，引起强化的析出相就是镍和钼、钛的金属间化合物 Ni_3Ti 、 Ni_3Mo 、 $(\text{Fe}, \text{Ni}, \text{Co})_2\text{Mo}$ 等。

- 根据钢中含镍量的不同，马氏体时效钢可分为18%Ni、20%Ni和25%Ni三种。

- 加入钴的作用是：
 - ✓ 使钢的马氏体点升高；
 - ✓ 钴也是奥氏体形成元素；
 - ✓ 对马氏体的塑性有好处。
- 马氏体时效钢的含碳量应尽可能低些，一般限制在0.03%以下。
- 应严格控制马氏体时效钢中杂质和残余元素的含量。

2. 马氏体时效钢的热处理工艺

马氏体时效钢的热处理工艺包括两个基本工序：

- (1) **淬火**：使合金元素固溶在马氏体中，为随后的时效工序做好组织上的准备；
- (2) **时效**：借时效强化来达到所要求的强度。

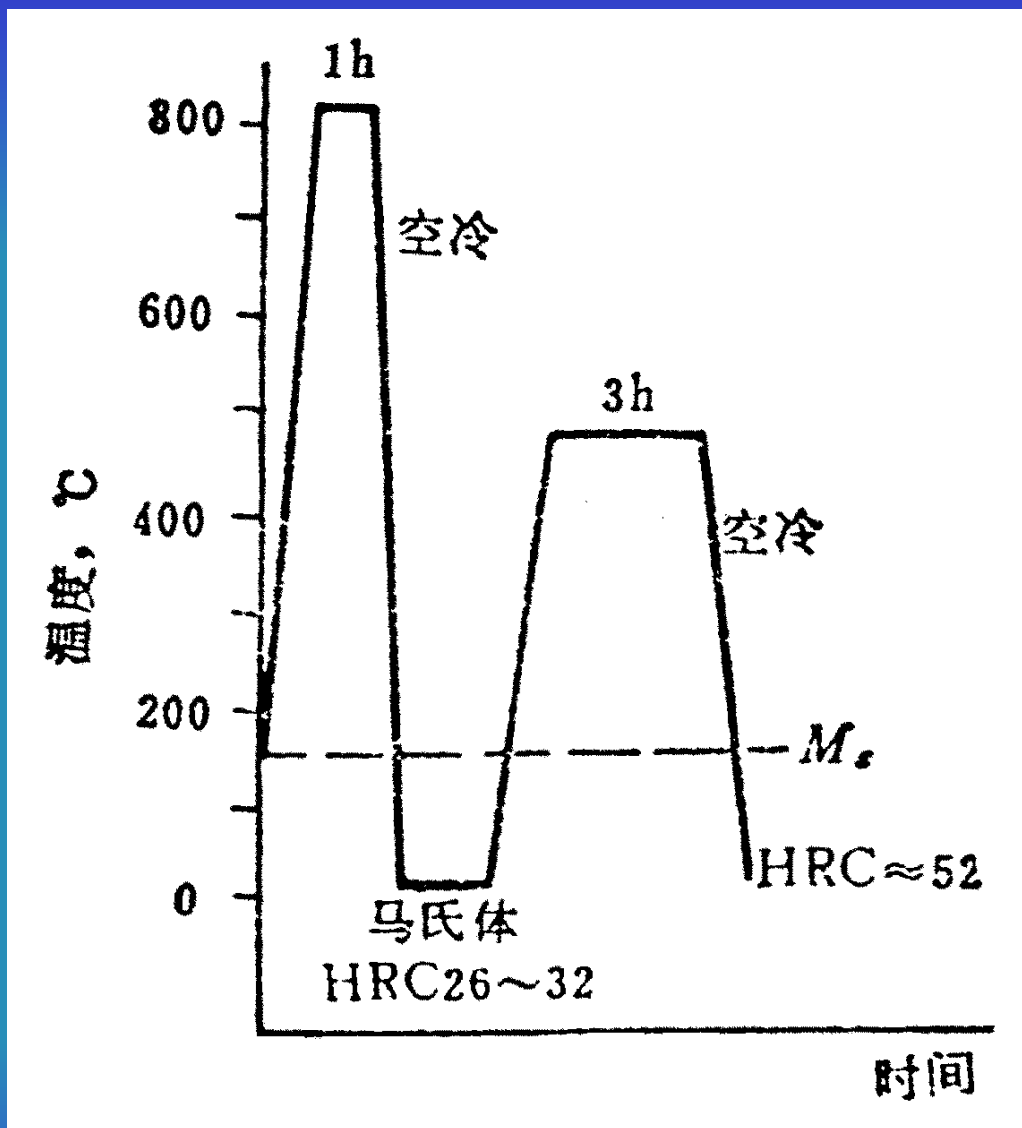


图4-4 18%Ni马氏体时效钢的热处理



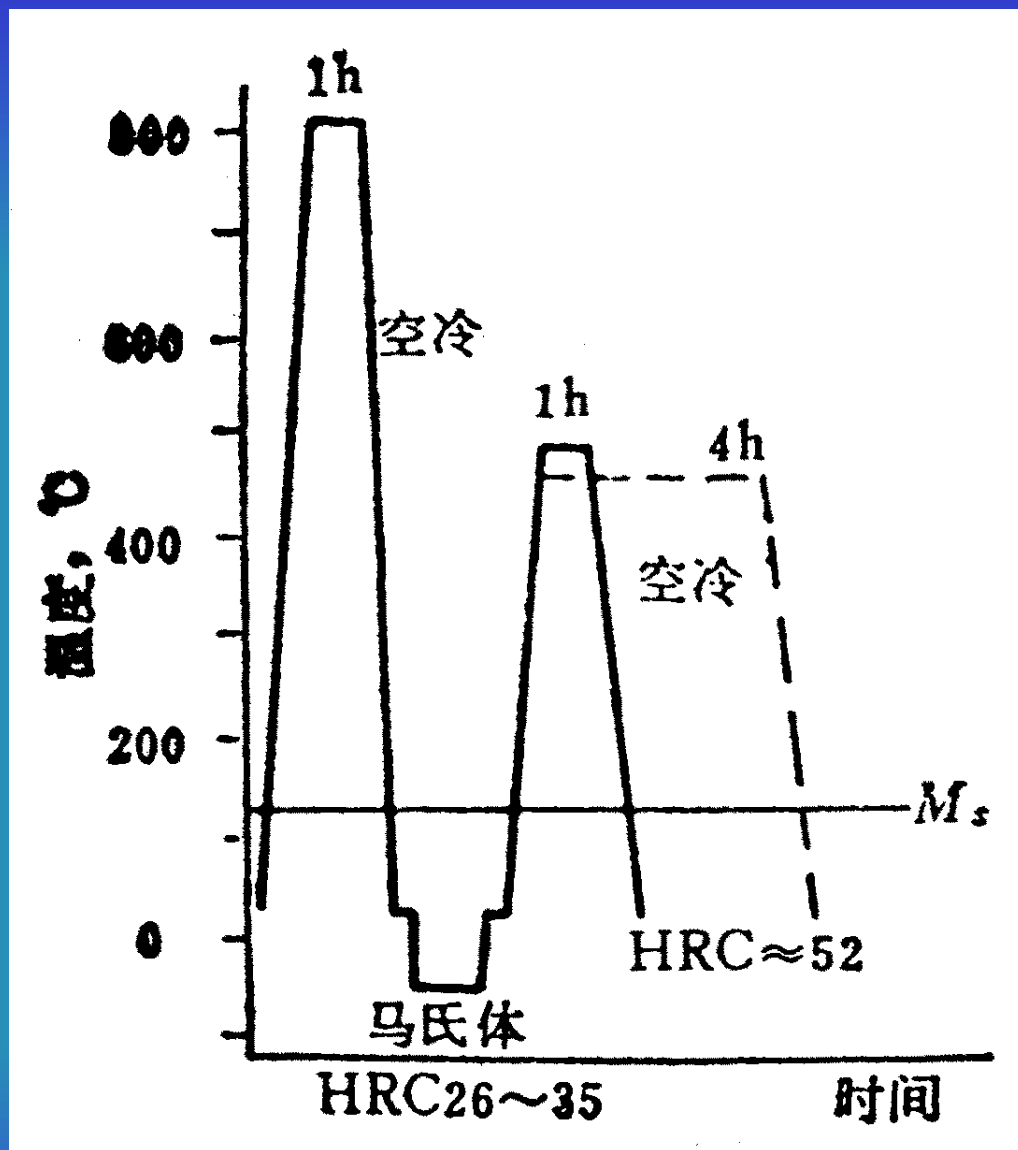


图4-5 20%Ni马氏体时效钢的热处理



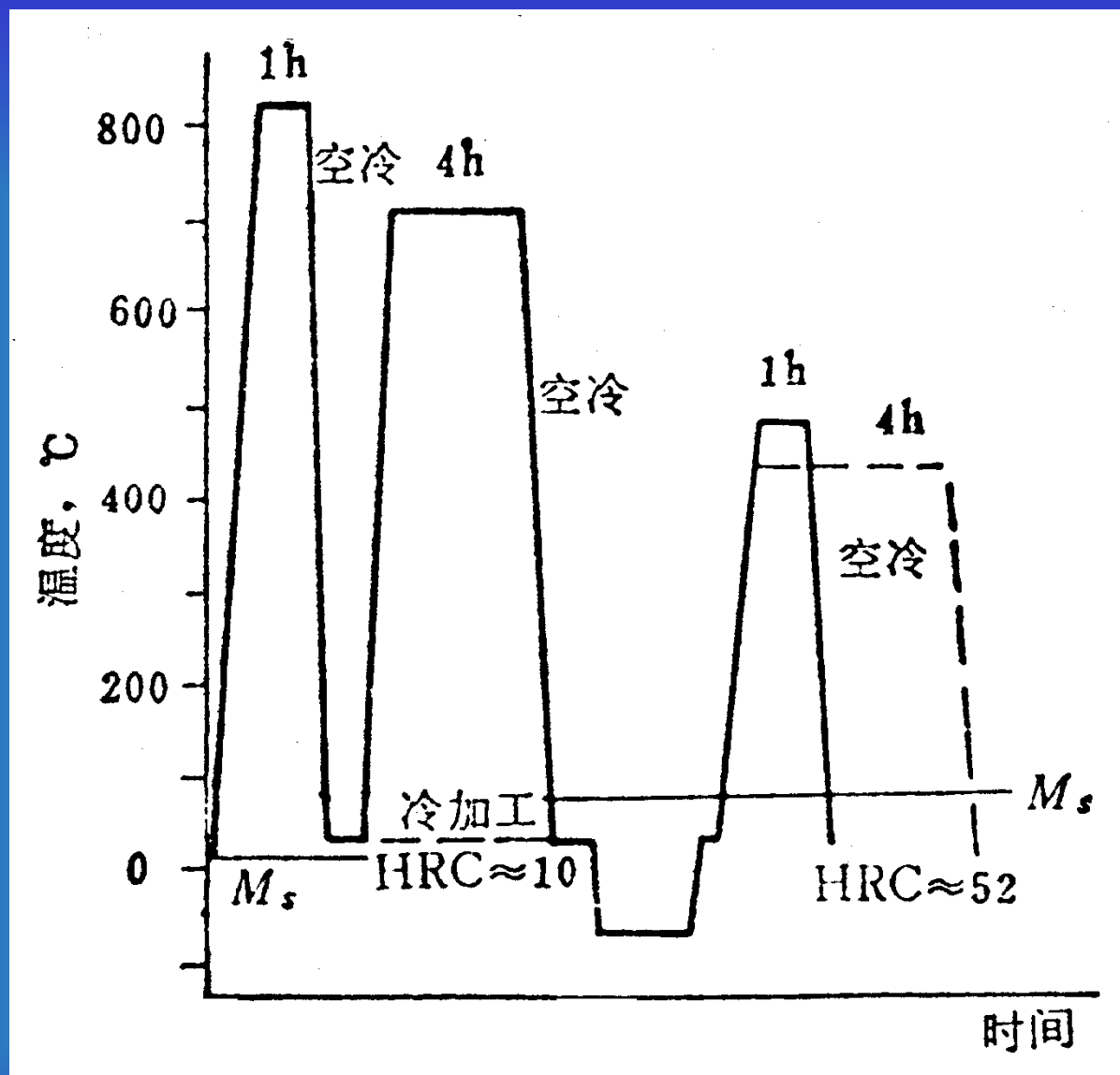


图4-6 25%Ni马氏体时效钢的热处理

3. 马氏体时效钢的机械性能

- 具有很高的强度；
- 具有良好的塑性、韧性和缺口强度值；
- 具有良好的工艺性能，其表现为：

(1) 马氏体时效钢几乎不含碳，热处理时不存在脱碳问题；



表4-2 18%Ni马氏体时效钢的机械性能(棒材)

(热处理: 815℃保温1小时空冷+480℃保温3小时空冷)

强度级别	1400级	1700级		2100级
熔炼方法	大气熔炼	大气熔炼	真空熔炼	真空熔炼
屈服极限(MN/m ²)	1324~1422	1668~1864	—	2010~2060
强度极限(MN/m ²)	1373~1520	1717~1913	—	2060~2110
延伸率(%)	14~16	10~12	—	12
断面收缩率(%)	65~70	48~58	—	60
缺口抗拉强度(K _t >10, MN/m ²)	2158~2403	2550~2648	2698~2845	3040~2992
缺口强度/抗拉强度	1.6	1.5	1.5	1.5
V形缺口冲击值	—	24~35	—	—
21℃(J)	81~149	16~20	34~40	—
-196℃(J)	40~81	—	—	—

表4-3 20%Ni和25%Ni马氏体时效钢的机械性能(真空熔炼)

热处理	815℃1小时 +480℃3小时	815℃1小时+冷轧 50%+480℃3小时	815℃1小时+705℃4小 时+冷处理+435℃1小时	815℃1小时+冷轧 60%+480℃1小时
屈服极限(MN/m ²)	1716	1815	1765	1864
强度极限(MN/m ²)	1766	1864	1864	1962
延伸率(%)	11	12	12	13
断面收缩率(%)	45	57	53	57
缺口抗拉强度(K _t > 10, MN/m ²)	2550	2700	1962	2500
缺口强度/抗拉强度	1.4	1.5	1.1	1.3
V形缺口冲击值	20~27	—	—	—



(2) 马氏体时效钢含有大量合金元素，固溶处理后空冷即可得到马氏体，因而，热处理时的变形非常小，淬火开裂的危险性也很小。

(3) 马氏体时效钢在固溶处理之后为低碳马氏体，这种组织硬度不高，加工硬化率也低，因而钢的冷变形性能和切削加工性能很好；

(4) 马氏体时效钢的焊接性能也比较好，焊接后不必重新固溶处理，直接时效硬化就可以了。

4. 马氏体时效钢的强化机理

马氏体时效钢强度的来源主要有以下三个方面：

① **固溶强化**：由于在马氏体时效过程中有沉淀相析出，因此固溶体中合金元素的浓度较低，固溶强化对强度的贡献较小，一般不超过 $100\sim 250\text{MN/m}^2$ 。

② **相变强化**：马氏体时效钢在奥氏体向马氏体转变的过程中发生相变冷作硬化，由此引起的强度增值可达 $500\sim 600\text{MN/m}^2$ 。

③ **时效强化**：时效强化后马氏体时效钢的强度可达 2000MN/m^2 。

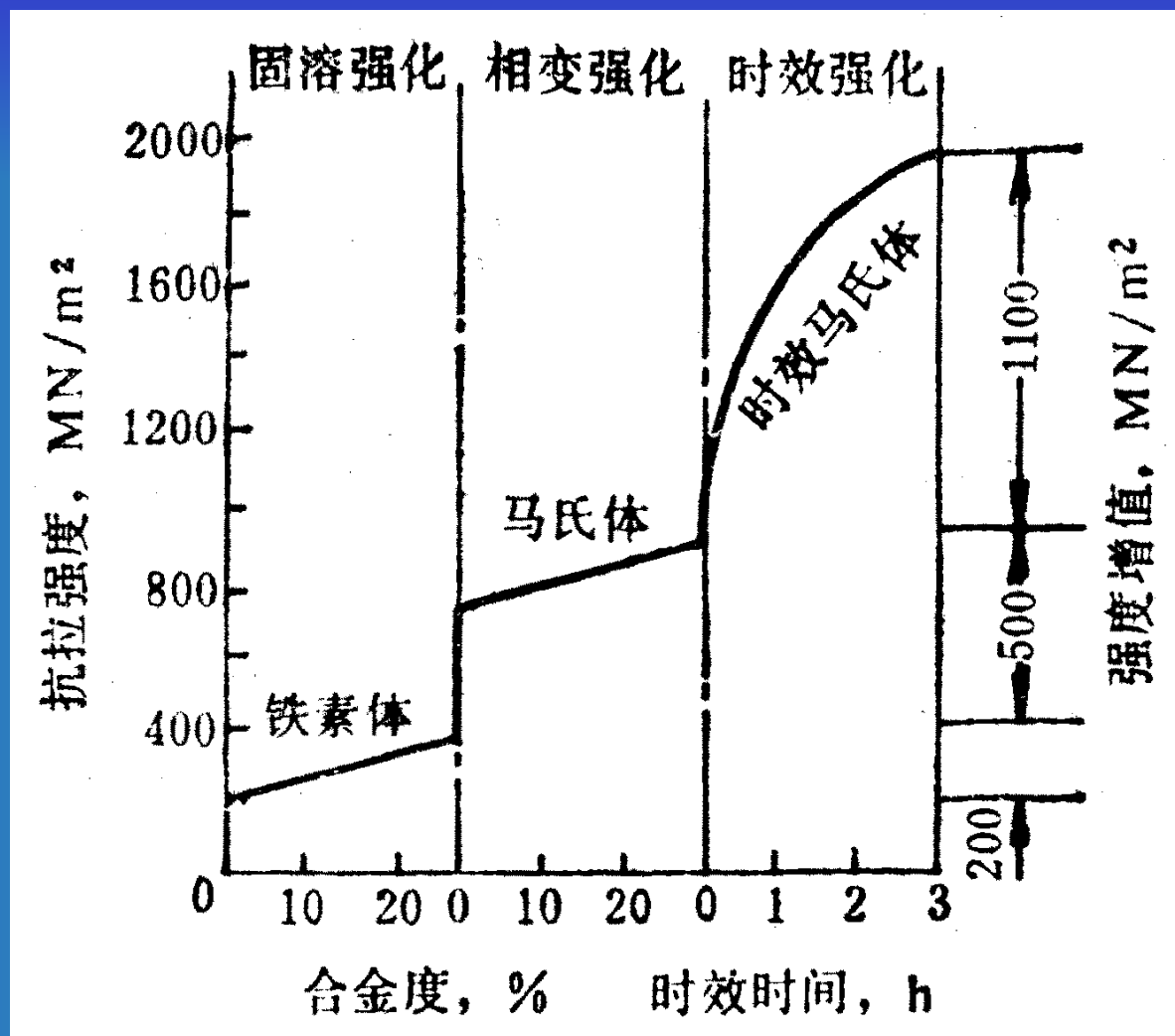


图4-7 各种强化机理对马氏体
时效钢强度的贡献示意图