

金属热处理

简 述

金属热处理是将金属工件放在一定的介质中加热到适宜的温度，并在此温度中保持一定时间后，又以不同速度冷却的一种工艺。

金属热处理是机械制造中的重要工艺之一，与其他加工工艺相比，热处理一般不改变工件的形状和整体的化学成分，而是通过改变工件内部的显微组织，或改变工件表面的化学成分，赋予或改善工件的使用性能。其特点是改善工件的内在质量，而这一般不是肉眼所能看到的。

为使金属工件具有所需要的力学性能、物理性能和化学性能，除合理选用材料和各种成形工艺外，热处理工艺往往是必不可少的。钢铁是机械工业中应用最广的材料，钢铁显微组织复杂，可以通过热处理予以控制，所以钢铁的热处理是金属热处理的主要内容。另外，铝、铜、镁、钛等及其合金也都可以通过热处理改变其力学、物理和化学性能，以获得不同的使用性能。

在从石器时代进展到铜器时代和铁器时代的过程中，热处理的作用逐渐为人们所认识。早在公元前 770~前 222 年，中国人在生产实践中就已发现，铜铁的性能会因温度和加压变形的影响而变化。白口铸铁的柔化处理就是制造农具的重要工艺。

公元前六世纪，钢铁兵器逐渐被采用，为了提高钢的硬度，淬火工艺遂得到迅速发展。中国河北省易县燕下都出土的两把剑和一把戟，其显微组织中都有马氏体存在，说明是经过淬火的。

随着淬火技术的发展，人们逐渐发现淬冷剂对淬火质量的影响。三国蜀人蒲元曾在今陕西斜谷为诸葛亮打制 3000 把刀，相传是派人到成都取水淬火的。这说明中国古代就注意到不同水质的冷却能力了，同时也注意了油和尿的冷却能力。中国出土的西汉(公元前 206~公元 24)中山靖王墓中的宝剑，心部含碳量为 0.15~0.4%，而表面含碳量却达 0.6%以上，说明已应用了渗碳工艺。但当时作为个人“手艺”的秘密，不肯外传，因而发展很慢。

1863 年，英国金相学家和地质学家展示了钢铁在显微镜下的六种不同的金相组织，证明了钢在加热和冷却时，内部会发生组织改变，钢中高温时的相在急冷时转变为一种较硬的相。法国人奥斯蒙德确立的铁的同素异构理论，以及英国人奥斯汀最早制定的铁碳相图，为现代热处理工艺初步奠定了理论基础。与此同时，人们还研究了在金属热处理的加热过程中对金属的保护方法，以避免加热过程中金属的氧化和脱碳等。

1850~1880 年，对于应用各种气体(诸如氢气、煤气、一氧化碳等)进行保护加热曾有一系列专利。1889~1890 年英国人莱克获得多种金属光亮热处理的专利。

二十世纪以来，金属物理的发展和其他新技术的移植应用，使金属热处理工艺得到更大发展。一个显著的进展是 1901~1925 年，在工业生产中应用转筒炉进行气体渗碳；30 年代出现露点电位差计，使炉内气氛的碳势达到可控，以后又研究出用二氧化碳红外仪、氧探头等进一步控制炉内气氛碳势的方法；60 年代，热处理技术运用了等离子场的作用，发展了离子渗氮、渗碳工艺；激光、电子束技术的应用，又使金属获得了新的表面热处理和化学热处理方法。

金属热处理的工艺

热处理工艺一般包括加热、保温、冷却三个过程，有时只有加热和冷却两个过程。这些过程互相衔接，不可间断。

加热是热处理的重要工序之一。金属热处理的加热方法很多，最早是采用木炭和煤作为热源，进而应用液体和气体燃料。电的应用使加热易于控制，且无环境污染。利用这些热源可以直接加热，也可以通过熔融的盐或金属，以至浮动粒子进行间接加热。

金属加热时，工件暴露在空气中，常常发生氧化、脱碳(即钢铁零件表面碳含量降低)，这对于热处理后零件的表面性能有很不利的影响。因而金属通常应在可控气氛或保护气氛中、熔融盐中和真空中加热，也可用涂料或包装方法进行保护加热。

加热温度是热处理工艺的重要工艺参数之一，选择和控制加热温度，是保证热处理质量的主要问题。加热温度随被处理的金属材料 and 热处理的目的不同而异，但一般都是加热到相变温度以上，以获得高温组织。另外转变需要一定的时间，因此当金属工件表面达到要求的加热温度时，还须在此温度保持一定时间，使内外温度一致，使显微组织转变完全，这段时间称为保温时间。采用高能密度加热和表面热处理时，加热速度极快，一般就没有保温时间，而化学热处理的保温时间往往较长。

冷却也是热处理工艺过程中不可缺少的步骤，冷却方法因工艺不同而不同，主要是控制冷却速度。一般退火的冷却速度最慢，正火的冷却速度较快，淬火的冷却速度更快。但还因钢种不同而有不同的要求，例如空硬钢就可以用正火一样的冷却速度进行淬硬。

金属热处理工艺大体可分为整体热处理、表面热处理和化学热处理三大类。根据加热介质、加热温度和冷却方法的不同，每一大类又可区分为若干不同的热处理工艺。同一种金属采用不同的热处理工艺，可获得不同的组织，从而具有不同的性能。钢铁是工业上应用最广的金属，而且钢铁显微组织也最为复杂，因此钢铁热处理工艺种类繁多。

整体热处理是对工件整体加热，然后以适当的速度冷却，以改变其整体力学性能的金属热处理工艺。钢铁整体热处理大致有退火、正火、淬火和回火四种基本工艺。

退火是将工件加热到适当温度，根据材料和工件尺寸采用不同的保温时间，然后进行缓慢冷却，目的是使金属内部组织达到或接近平衡状态，获得良好的工艺性能和使用性能，或者为进一步淬火作组织准备。正火是将工件加热到适宜的温度后在空气中冷却，正火的效果同退火相似，只是得到的组织更细，常用于改善材料的切削性能，也有时用于对一些要求不高的零件作为最终热处理。

淬火是将工件加热保温后，在水、油或其他无机盐、有机水溶液等淬冷介质中快速冷却。淬火后钢件变硬，但同时变脆。为了降低钢件的脆性，将淬火后的钢件在高于室温而低于 650°C 的某一适当温度进行长时间的保温，再进行冷却，这种工艺称为回火。退火、正火、淬火、回火是整体热处理中的“四把火”，其中的淬火与回火关系密切，常常配合使用，缺一不可。

“四把火”随着加热温度和冷却方式的不同，又演变出不同的热处理工艺。为了获得一定的强度和韧性，把淬火和高温回火结合起来的工艺，称为调质。某些合金淬火形成过饱和固溶体后，将其置于室温或稍高的适当温度下保持较长时间，以提高合金的硬度、强度或电磁性等。这样的热处理工艺称为时效处理。

把压力加工形变与热处理有效而紧密地结合起来进行，使工件获得很好的强

度、韧性配合的方法称为形变热处理；在负压气氛或真空中进行的热处理称为真空热处理，它不仅能使工件不氧化，不脱碳，保持处理后工件表面光洁，提高工件的性能，还可以通入渗剂进行化学热处理。

表面热处理是只加热工件表层，以改变其表层力学性能的金属热处理工艺。为了只加热工件表层而不使过多的热量传入工件内部，使用的热源须具有高的能量密度，即在单位面积的工件上给予较大的热能，使工件表层或局部能短时或瞬时达到高温。表面热处理的主要方法有火焰淬火和感应加热热处理，常用的热源有氧乙炔或氧丙烷等火焰、感应电流、激光和电子束等。

化学热处理是通过改变工件表层化学成分、组织和性能的金属热处理工艺。化学热处理与表面热处理不同之处是后者改变了工件表层的化学成分。化学热处理是将工件放在含碳、氮或其他合金元素的介质(气体、液体、固体)中加热，保温较长时间，从而使工件表层渗入碳、氮、硼和铬等元素。渗入元素后，有时还要进行其他热处理工艺如淬火及回火。化学热处理的主要方法有渗碳、渗氮、渗金属。

热处理是机械零件和工模具制造过程中的重要工序之一。大体来说，它可以保证和提高工件的各种性能，如耐磨、耐腐蚀等。还可以改善毛坯的组织和应力状态，以利于进行各种冷、热加工。

例如白口铸铁经过长时间退火处理可以获得可锻铸铁，提高塑性；齿轮采用正确的热处理工艺，使用寿命可以比不经热处理的齿轮成倍或几十倍地提高；另外，价廉的碳钢通过渗入某些合金元素就具有某些价昂的合金钢性能，可以代替某些耐热钢、不锈钢；工模具则几乎全部需要经过热处理方可使用。

金 属 热 处 理

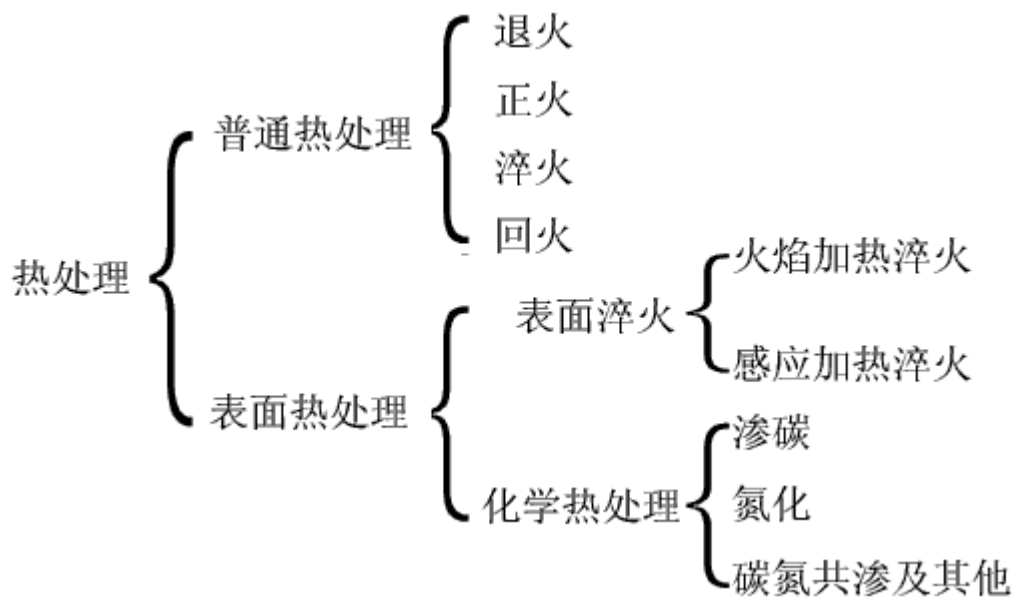
5-1 概述

随着社会和科学技术的发展，对钢材的作用性能要求越来越严格，目前提高钢材性能的方法主要有以下两点：1)，在钢中特意加入一些合金元素，也就是用合金化的手段提高钢材的性能（下一章讨论）；2)对钢进行热处理（这一章的内容）。

钢的热处理有以下途径（三步骤）：固态下进行不同的加热，保温，冷却。

热处理在生产中越来越广泛，据调查，80-90%工件需要进行热处理，象各种工，模具几乎百分之百要求热处理。

根据加热与冷却的不同，热处理可按下面分类：



虽然热处理有很多方法，但它都可归纳为加热，保温，冷却三个步骤，对不同的材料进行不同的热处理，以上三步各部相同，整个这一章我们就讨论的正是这里面的不同与实质。

[<回到篇头>](#)

5-2 钢在加热时的转变

从FE-Fe₃C的分析中我们知道，碳钢在缓慢加热或冷却过程中,经 PSK,GS,E 线时都会发生组织转变，例如 S 点, 冷却到 S 点温度时 A ^{转化}→ P,加热到 S 点时 P ^{转化}→ S,由于在加热过程中, PSK,GS,ES 三条线很重要。以后我们把它们分别简称为 PSK—A₁ 线， GS—A₃ 线， ES—A_{cm} 线，那么在热处理过程中无论是加热还是冷却到这三条线时，温度与这三条上的交点就为平衡临界点。

有一点大家必须明确，以上我们所讨论的 FE-Fe₃C 相。

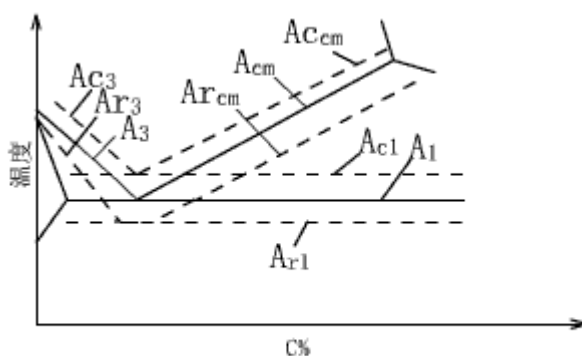


图5-2 碳钢在加热和冷却时的临界点在Fe-Fe₃C相图上的位置

图的制定是在冷却速度非常缓慢的情况下制定的，而实际生产中，我们则选用较大的过冷度和加热度，因此碳钢不可能恰好在平衡临界点上发生转变，而是冷却时在三条线以下的地方，加热时在三条线以上的地方，并且加热和冷却速度越大，组织转变点偏离平衡临界点也越大，这个概念必须有，为了能够区别以上临界点 (A₁, A₃, A_{cm})，我们则将实际加热时的各临界点用 Ac₁, Ac₃, Accm

表示，冷却时的各临界点我们则选用 $Ar_1, Ar_3, Arcm$ 表示。

一. 共析钢的奥氏体化过程

“奥氏体”概念：任何成分的钢在热处理时都要首先加热，加热到 A_1 以上温度时，开始了 $P \xrightarrow{\text{转化}} S$ ，象这种由加热获得的 A 组织我们就称为“奥氏体”，下面我们以前共析钢为例，来分析奥氏体化过程。

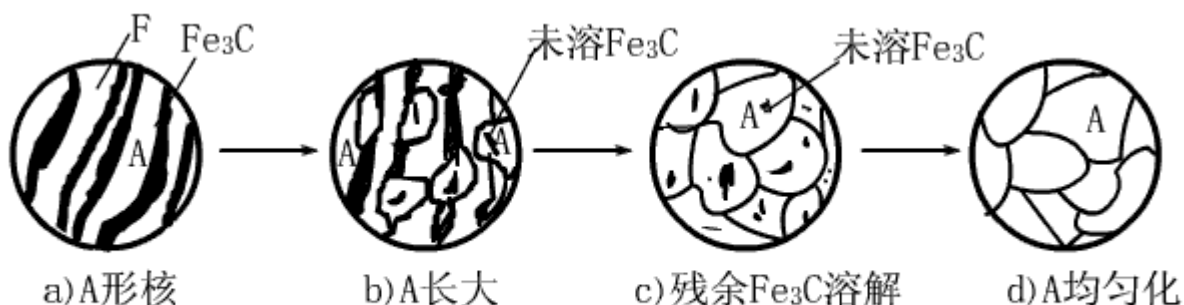


图5-3 共析钢的奥氏体化过程示意图

A_1 点以下的共析钢全为珠光体组织，珠光体是由层片状的铁素体与渗碳体组成的机械混合物，铁素体含碳量很低，在 A_1 点仅为 0.0218%，而渗碳体晶格复杂，含碳量高达 6.69%。当加热到 A_1 点以上时，P 转变成具有面心立方晶格的奥氏体，A 含碳量 0.77%，因此我们可以得出奥氏体化过程必须进行晶格的改组和铁、碳原子扩散。奥氏化过程我们简单分成以下三个方面：

（一）奥氏体晶核的形成和长大

A(奥氏体)晶核是在 F(铁素体)与 Fe_3C (渗碳体)的界面形成的。为什么在这里形成，原因很多，但最主要的原因，是含奥氏体的碳量介于铁素体与渗碳体两者之间，而这里为形核提供了最良好的条件。

（二）残余渗碳体的溶解

A 与 F 的晶格相比较，F 的晶格较接近 A 晶格，但含碳量远远不能满足 A 的需要，因此 A 一方面不断吞吃 F 转变为 A 晶格结构，另一方面又不断溶解 Fe_3C 补充自身含碳量的不足，但是 Fe_3C 的溶解速度远比 F 转变 A 晶格速度快得多。

（三）奥氏体的均匀化

残余渗碳体全部溶解后，A 中的碳浓度在一段时间内仍不均匀，在原来渗碳体处含碳量较高，在原来铁素体处含碳量较低，经过一段时间的保温，原子不断的扩散，这是 A 中的含碳量才变的均匀。

二. 影响奥氏体化的因素

（一）加热温度的影响

$P \xrightarrow{\text{转化}} A$ ，还在 A_1 点以上温度进行，也就是说刚才我们讨论的共析碳钢加热到 A_1 点温度时，并不是立即向 A 转变，而是经过一段时间才开始转变，这段时间我们称为“孕育期”，孕育期以后才开始“奥氏体化”过程。并且在全过程中，加热温度越高 $\uparrow$ ($^{\circ}C$)，孕育期越短 $\downarrow$ (t)，转变时间 $\downarrow$ ，奥氏体化速度 $\uparrow$ (A 化)。以上关系是因为，加热温度 $\uparrow$ ，原子扩散能力 $\uparrow$ ，“A 化”的晶格改组及铁、碳原子扩散也越快。

（二）加热速度的影响

加热速度越快 $\uparrow$ ，转变的开始温度，终止温度 $\uparrow$ ，转变的孕育期和转变所需时间越短 $\uparrow$ ，奥氏体化的速度越快 $\uparrow$ 。

（三）原始组织的影响

刚才我们讲了，A 的晶格是在铁素体与渗碳体的相界面的地方形成的，因此成分相同的钢，P 组织的层片状越细，那么相界面的面积也就越大，形成奥氏体的机会也就越大，形成奥氏体晶核的机会也愈高，A 化的速度也愈快。

三. A 晶粒的长大

（一）A 的晶粒度

晶粒度：是表示晶粒大小的尺度。

起始晶粒度：钢在进行加热时，P 刚转变为 A，由于 A 晶粒此时细小均匀，我们称这时的晶粒为 A 的起始晶粒度。A 晶粒形成后，如果继续升温或保温，A 晶粒会自动长大，加热温度越高保温时间越长，A 晶粒也就长的越大，原因是高温条件下，原子扩散容易，另外大晶粒吞并小晶粒，减小了边界，也减少了表面能，能量总是趋于最低状态，因此 A 晶粒越大也就越稳定。

实际晶粒度：钢在某一具体加热条件下（只临界点以上）实际获得奥氏体晶粒大小，它的大小对钢热处理性能影响很大，实际晶粒度总比起始晶粒度要大，它是钢加热临界点以上的温度且保温一定时间，因此 A 晶粒不同程度的长大。

本质晶粒度：有些钢加热到临界点以后，温度↑，A 晶粒迅速长大粗化↑，我们称它为本质粗晶粒钢，还有一些钢在 930℃ 以下加热，A 晶粒生长很慢，因此晶粒细小，当加热到高温时，A 晶粒急剧长大，我们称这种钢为本质细晶粒钢。

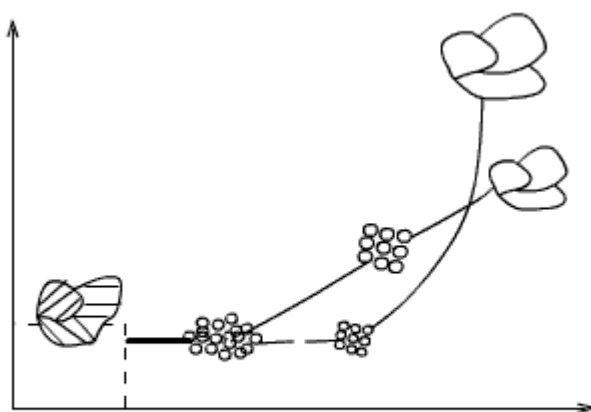


图5-5 钢的本质晶粒度示意图

1—4 晶粒度为本质粗晶粒钢
本质细晶粒钢

5—8 晶粒度为

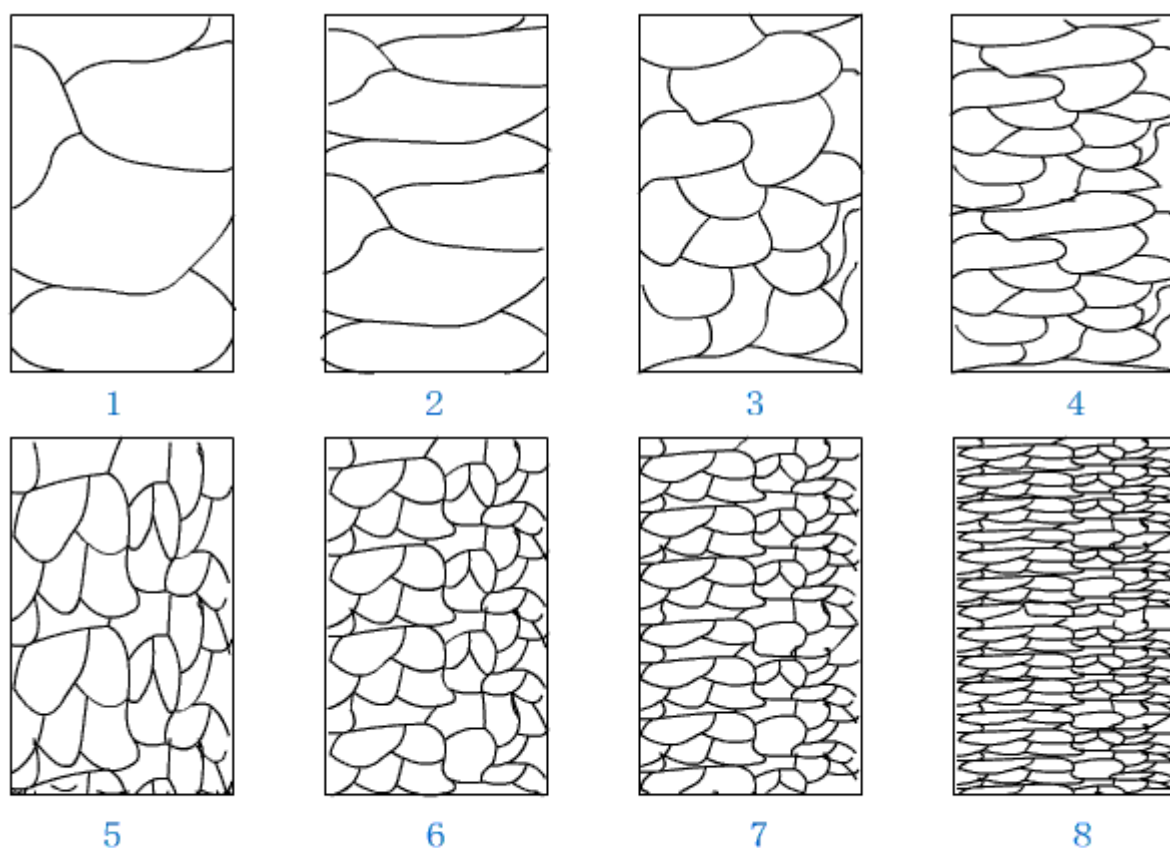


图5-6 标准的晶粒度等级示意图

（二）奥氏体大小对钢机械性能的影响

A 晶粒越细小，热处理后钢的机械性能越高，特别是冲击韧性高，因此处理时，希望能够获得细小而均匀的奥氏体晶粒。

过热的概念：这是金属工艺学的一个术语，钢在加热时，如果温度过高 A 晶粒会长大(粗化)，粗化的晶粒降低材料的机械性能我们称这种缺陷为“过热”，需要控制温度在 950℃ 以下，这样一来，本质晶粒钢不易长大，本质粗晶钢不易过热。

四. 亚共析碳钢与过共析碳钢加热时的转变

（一）奥氏体化的过程

前面我们在分析 Fe-Fe₃C 相图时，知道亚过共析钢与共析钢组织的不同点在于，除了室温组织中有 P 外，亚共析碳钢还有先共析铁素体，过共析钢还有先共析二次渗碳体，因此，亚, 过共析钢的奥氏体化过程, 除了有 P $\xrightarrow{\text{转化}}$ A 外，还有 Fe, Fe₃C 向 A 转化与溶解的过程。

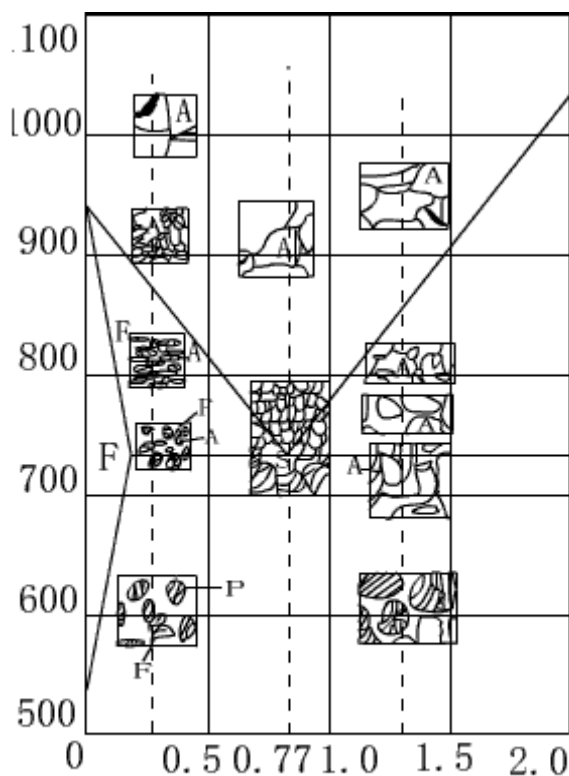


图5-7 亚共析钢和过共析钢加热时的转变示意图

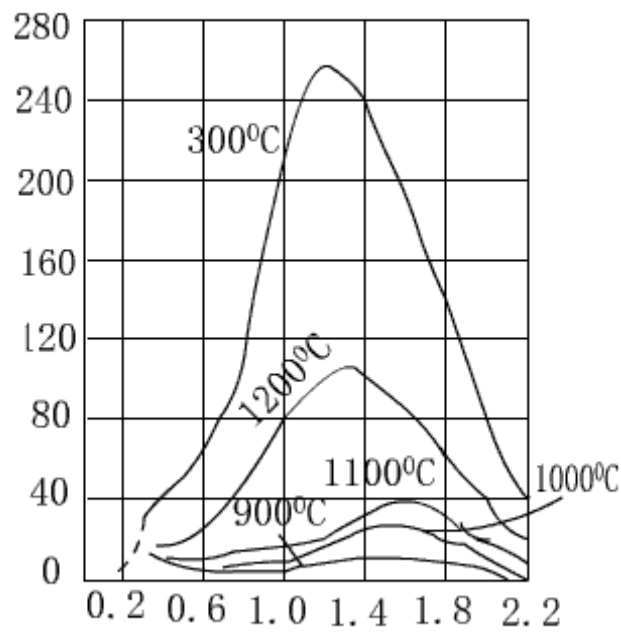


图5-8 钢中含碳量对奥氏体晶粒度的影响

1. 亚共析钢

加热到 AC_1 线以上后 $P \xrightarrow{\text{转变}} A$, 在 Ac_1 - Ac_3 点升温过程中, 共析铁素体 $F \xrightarrow{\text{转变}} A$, 温度到达 Ac_3 点时, 亚共析钢 A 化过程会结束, 获取单一的奥氏体组织。

2. 过共析钢

加热到 AC_1 线以上后 $P \xrightarrow{\text{转变}} A$, 在 Ac_1 - A_{cm} 升温过程中, 先共析 $Fe_3C_{II} \xrightarrow{\text{转变}} A$, 温度超过 A_{cm} 点后, 过共析碳钢的奥氏体化全部结束, 获取单一的奥氏体组织。

(二) 奥氏体的晶粒度

从图中可以看出, 在相同的温度下, 随钢中含碳量增大, A 晶粒尺寸也在增大, 这是因为他们相互碰撞的机会增多, 加快了晶粒的长大, 但含碳量超过一定限度, A 晶粒长大倾向反而减小, 这是由于未溶的渗碳体杂质点阻碍了晶粒长大, 因此钢中含碳量超过某个限度愈多, 那么未溶渗碳体也越多, 阻碍晶粒长大的作用也愈大, 奥氏体晶粒长大倾向也就愈小, 我们可以获取较细小的奥氏体实际晶粒度

5-3 钢在冷却时的转变

上一节我们讨论了钢在加热时的转变, 而这一节的内容是钢在冷却时的转变, 冷却的方式有两种:

- 1) 连续冷却;
- 2) 等温冷却。

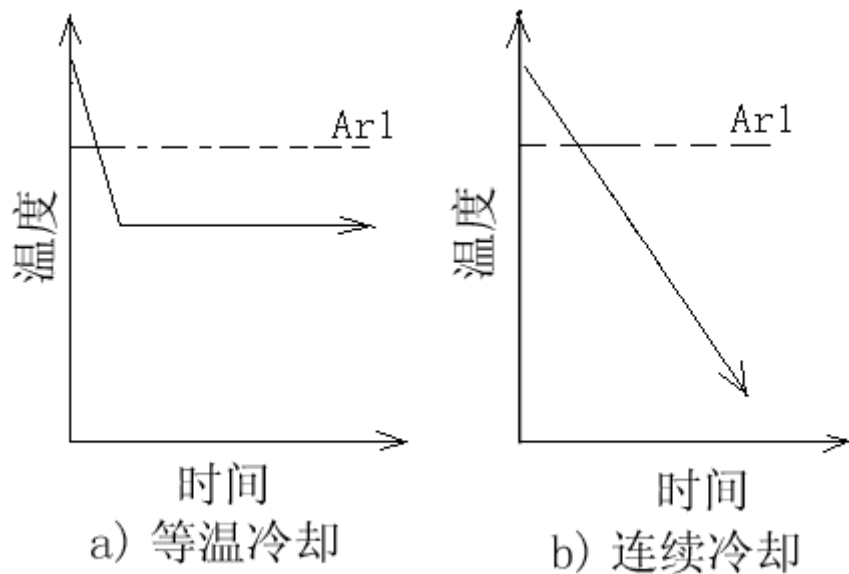


图 5-9 两种冷却方式示意图

1. 等温冷却

是把加热到 A 状态的钢，快速冷却到低于 Ar1 某一温度，等温一段时间，使 A 发生转变，然后再冷却到室温。

2. 连续冷却

把加热到 A 状态的钢，以不同的冷却速度（空冷，随炉冷，油冷，水冷）连续冷却到室温。

表 5-1 45 钢经 8400C 加热后，不同条件冷却后的机械性能					
冷却方法	$\sigma_b, \text{MN/m}^2$	$\sigma_s, \text{MN/m}^2$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	HRC
随炉冷却	530	280	32.5	49.3	15~18
空气冷却	670~720	340	15~18	45~50	18~24
油中冷却	900	620	18~20	48	45~60
水中冷却	1100	720	7~8	12~14	52~6

从这个表中，我们可以发现，同是一种钢，加热条件相同，但由于采用不同的冷却条件，钢所表出的机械性能明显不同。

为什么会出现性能上明显的差别？一句话是由于钢的内部组织随冷却速度的不同而发生不同的变化，导致性能上的差别。

由于 Fe-Fe₃C 相图是在极其缓慢加热或冷却条件下建立的，没有考虑冷却条件对相变的影响，而热处理过程中的过冷奥氏体等温转变曲线和过冷奥氏体连续冷却转变曲线是对这个问题的补充，下面分别讨论。

一. 过冷奥氏体的等温转变曲线

过冷奥氏体 (A) 的概念：

加热到 A 状态的钢快速冷却到 A₁ 线以下后，A 处于不稳定状态，但过冷到 A₁ 点以下的 A 并不是立即发生转变，而是经过一个孕育期后才开始转变。这个暂时处在孕育期，处于不稳定状态的 A，我们就称作“过冷 A”。

(一). 共析碳钢过冷 A 等温曲线的建立

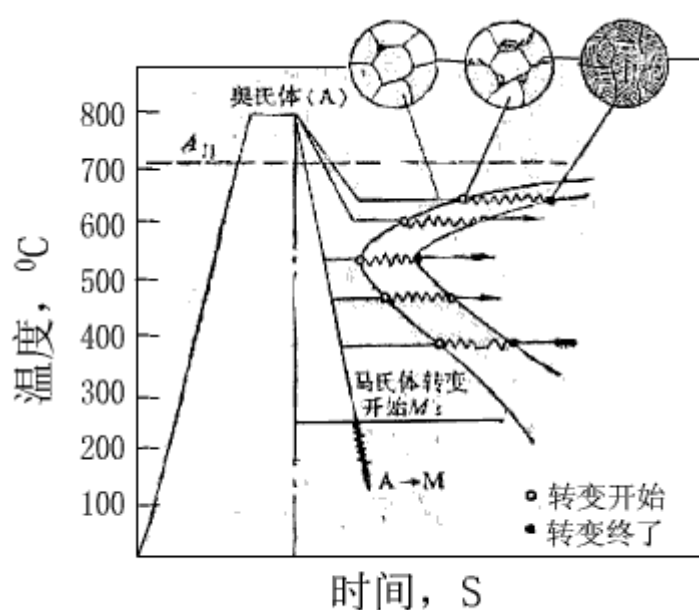


图5-10 共析碳钢奥氏体等温转变曲线建立方法示意图

- 1). 首先将共析碳钢制成许多薄片试样 (Ø10*1.5mm) 并把它们分成若干组；
- 2). 先取一组放到炉子内加热到 AC₁ 以上某一温度保温，使它转变成为均匀细小的奥氏体晶粒；
- 3). 将该试样全部取出迅速放入 AC₁ 以下温度 (选 650°C) 盐炉中，使过冷 A 进行等温转变；
- 4). 每隔一定时间取一试样投入水中，使在盐炉等温转变过程中的 A 在水冷时转变为 M；
- 5). 观察各试样的显微组织

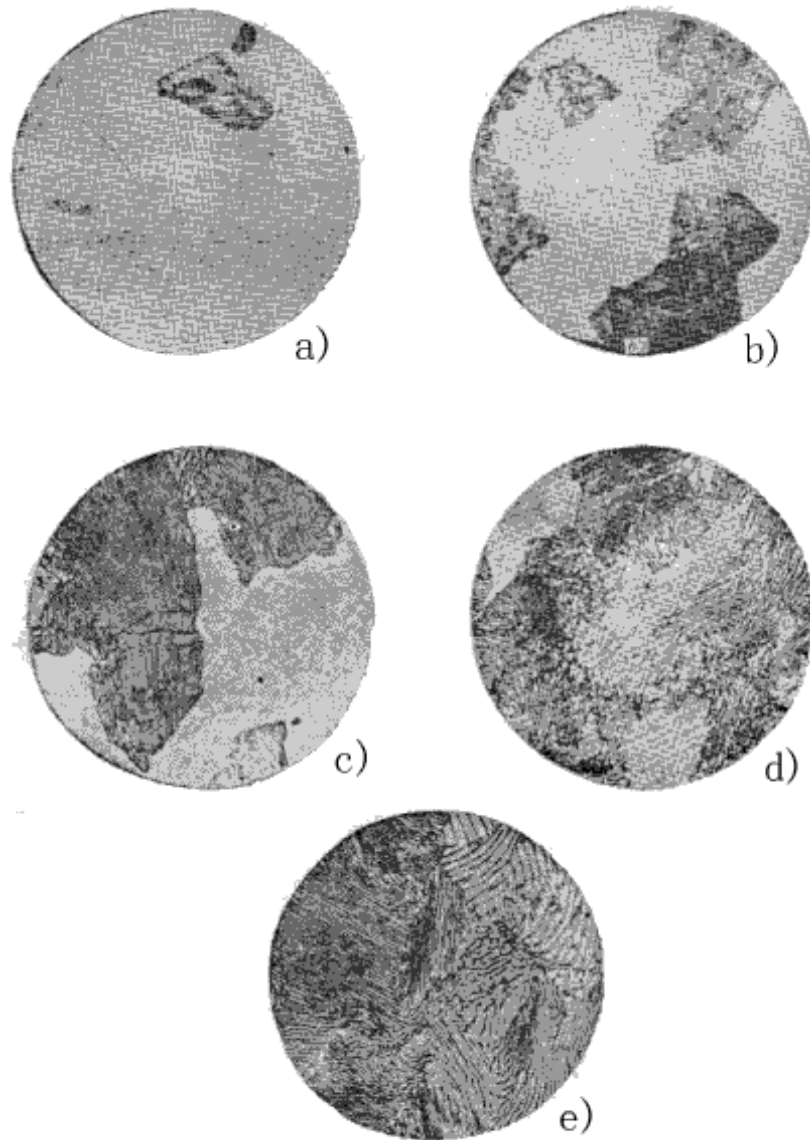


图5-11 过冷奥氏体在705°C时等温

这些图是共析钢由A冷却到750°C,并经不同等温时间再水冷到的显微组织,图中亮白色是M(过冷A转变所生成),黑色是A等温转变产物(A 冷→P)。

6). 找出A转变的开始时间和終了时间随时间的增多,在水冷后试样中A等温转变产物(A 转→P)的量也增多。

(a)图是刚开始转变,黑色是P,白色是M; (e)图是转变结束,产物是P。

7). 相同的方法,将个组加热到A,然后迅速投入不同的温度(600°C, 550°C, 500°C等); 分别找出各温度下A的转变开始和終了时间。

8). 将所有的各温度下找出A开始转变点与转变終了点画在温度—时间坐标图上,并将所有的转变开始点连一条线,所有的转变終了点连一条线,所绘出的

双 C 曲线即是过冷奥氏体等温转变曲线。如果将加热奥氏体化了的共析碳钢，迅速冷却到 230°C 时，即 M_s 线，过冷奥氏体会发生马氏体转变，因此 230°C 是马氏体的转变温度，M 表示马氏体， M_s 是 M 转变开始温度， M_f 是 M 转变终了温度，我们将加热，保温，冷却工艺曲线都舍去，这样我们就得到 5-12 完善的 C 曲线图。

（二）.过冷奥氏体等温转变曲线的分析

转变开始线：由过冷奥氏体（A）开始转变点连接起来的线；

转变终了线：由转变终了点连接起来的线；

A 稳定区域：A1 以上是奥氏体稳定区域；

过冷 A 区域：A1 以下是转变开始以左的区域；

转变产物区：A1 以下是转变终了线以右和 M_s 点以上的区域；

过冷 A 与转变产物共存区：转变开始线和转变终了线之间。

过冷到 A1 线以下的 A 进行等温转变时，都经过一段孕育期，转变开始线与纵坐标之间的距离即表示孕育期。

举例：转变开始线上的某点到纵坐标之间的距离即表示在该温度下等温转变的孕育期。孕育期长，过冷转变稳定，反之稳定性差。观察 C 曲线我们可以发现，在各温度下过冷奥氏体的稳定性不相同，在 C 曲线的鼻尖处，约 550°C 地方，它的孕育期最短，表示过冷 A 最不稳定，由于它的转变速度最快，所以距离纵坐标最近，称“鼻尖”，而在靠近 A1 点和 M_s 点处的孕育期较长，过冷 A 较稳定，转变速度也较慢。

共析碳钢的过冷 A 在三个不同温度区间，发生三种不同的转变

珠光体——A1 点到 C 曲线鼻尖区间（高温转变），转变产物是珠光体，又称珠光体型转变；

贝氏体——C 曲线鼻尖到 M_s 点区间中温转变，转变产物是贝氏体，又称贝氏体型转变；

马氏体—— M_s 点以下是低转变，转变产物是马氏体，又称马氏体型转变。

（三）.过冷奥氏体等温转变产物的组织与性能

1. 珠光体型转变（又称高温转变）

奥氏体过冷到 A1 线以下后，向珠光体转变，首先在 A 晶界处形成渗碳体晶核，然后渗碳体片不断分枝，并且向奥氏体晶粒内部平行长大，我们知道渗碳体

的含碳量较高 6.69%C，而 A 仅 0.77%C，因此 Fe_3C 片长大的同时，必然使与它相临的奥氏体的含碳量不断降低，而后又促使这部分低碳 A 转变为铁素体，这样也就形成了由层片状渗碳体与铁素体组成的珠光体。冷却速度对珠光体型的转变影响很大，随过冷度的增加，珠光体中铁素体和渗碳体的片间距离越来越小。

分辨仪器：

光显 -----→①过冷度较小时，获得片层间距离较大的珠光体组织，“P”；

高光显-----→②过冷度稍大时，获得片层间距离较小的珠光体组织，又称索氏体，“S”；

电显 -----→③过冷度更大时，获得片层间距离更小的珠光体组织，又称屈氏体，“T”；

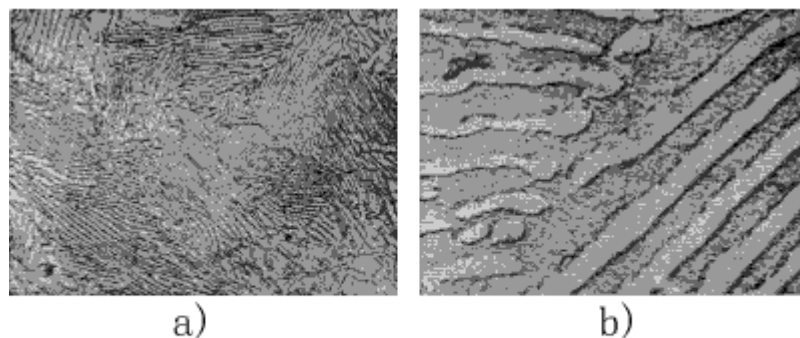


图5-14 珠光体组织

a) 光学显微组织 (200*) b) 电子显微组织 (8000*)

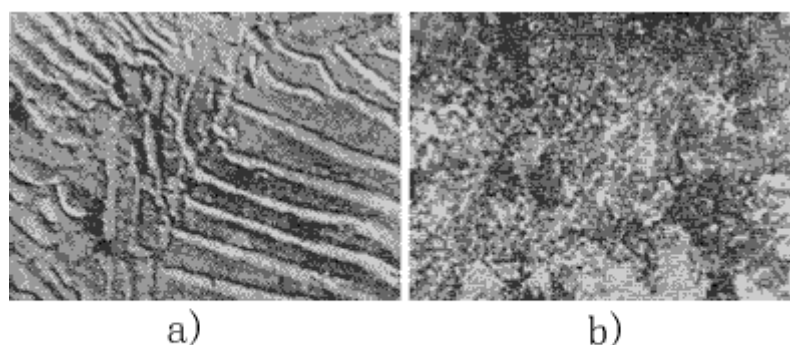


图5-15 索氏体组织

a) 光学显微组织 (1000*) b) 电子显微组织 (1000*)

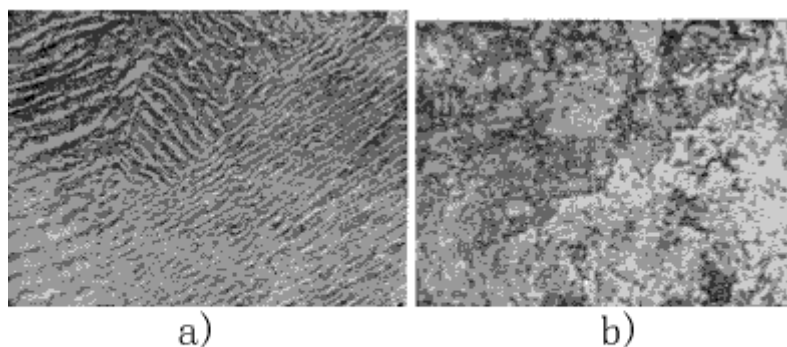


图5-16 屈氏体组织
a) 光学显微组织 (1000*) b) 电子显微组织

珠光体的性能：P 的性能取决于片层间的距离，片层间距离越小↓，塑性变形，抗力能力↑，强度，硬度越高↑。

2. 贝氏体型转变用（符号“B”表示）

上贝氏体：大约在 C 曲线鼻尖至 350℃ 范围内

贝氏体：大约在 C 曲线 350℃ 至 M_s 点温度范围内

贝氏体组织是由含碳过饱和的铁素体与渗碳体组成的两相混合物，因此 A 转变成贝氏体也包含了晶格的改组和碳原子的扩散，它的转变过程同样也是经过了固态下形核的长大来完成的，贝氏体的转变温度比珠光体还低，因此在低温下铁原子只能做很小的位移。而不发生扩散，下面我们介绍一下 $B_{\text{上}}$ 和 $B_{\text{下}}$ ：

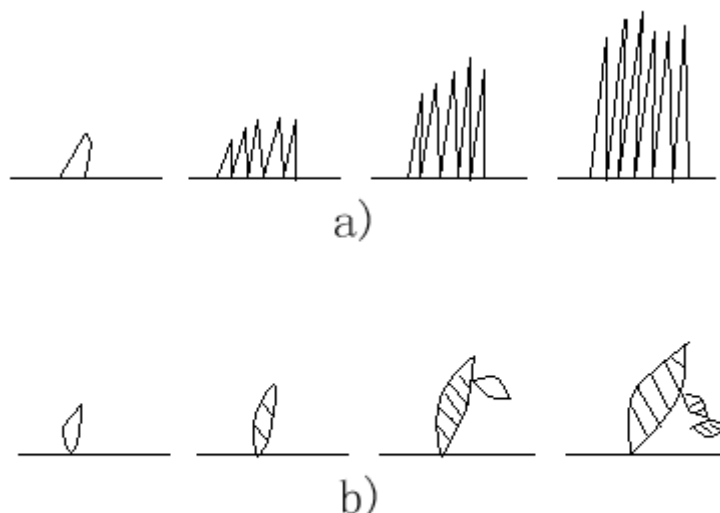


图 5-18 贝氏体形成示意图

a) 上贝氏体 b) 下贝氏体

上贝氏体组织形成过程：

上贝氏体大约是在 C 曲线鼻尖到 350°C 温度范围内形成的，首先是在 A 的低碳区或晶界上形铁素体晶粒，然后向 A 晶粒内长大，形成图中密集而又相互平行排列的铁素体，由于温度低碳原子的扩散能力弱，铁素体形成时只有部分碳原子迁移到相邻的 A 体中，来不及迁出的碳原子固溶于铁素体内，而成为含碳过饱和的铁素体，随着铁素体片的生长和加宽，排列在它们之间的奥氏体含碳量迅速增加，含碳量足够高，便在铁素体片间析出渗碳体，形成上贝氏体，上贝氏体在光学显微镜下呈羽毛状。

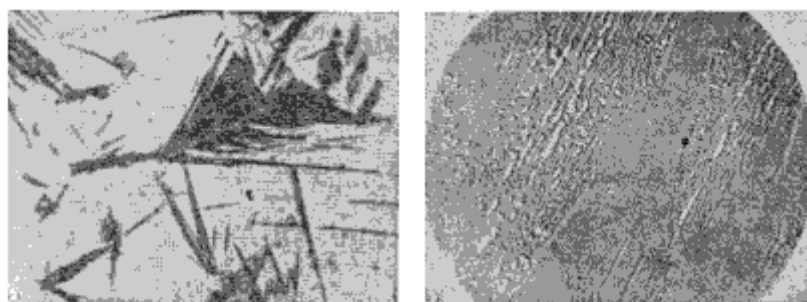


图5-19 上贝氏体组织
a) 光学显微组织 b) 电子显微组织

下贝氏体组织形成过程：

$B_{\text{下}}$ 大约是在 350°C 至 M_s 点温度范围内形成，首先在 A 的贫碳区形成针状铁素体，然后向四周长大，由于转变温度更低，碳原子的扩散能力更弱，它只能在铁素体内作短距离移动，因此在含碳过饱和的针形铁素体内析出与长轴成 $55^{\circ}\sim 60^{\circ}$ 的碳化物小片，这种组织称下贝氏体，下贝氏体在光学显微镜下呈黑色针片状形态。

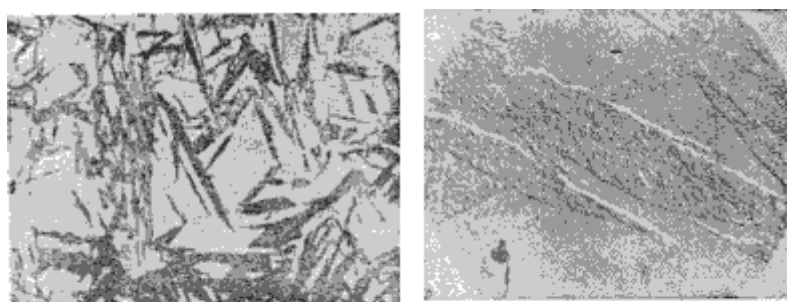


图5-20 下贝氏体组织

B 组织的性能：

$B_{\text{上}}$ 和 $B_{\text{下}}$ 性能相比较， $B_{\text{下}}$ 不仅具有较高的硬度和耐磨性，而且 $B_{\text{下}}$ 的硬度，韧性和塑性均高于 $B_{\text{上}}$ 。

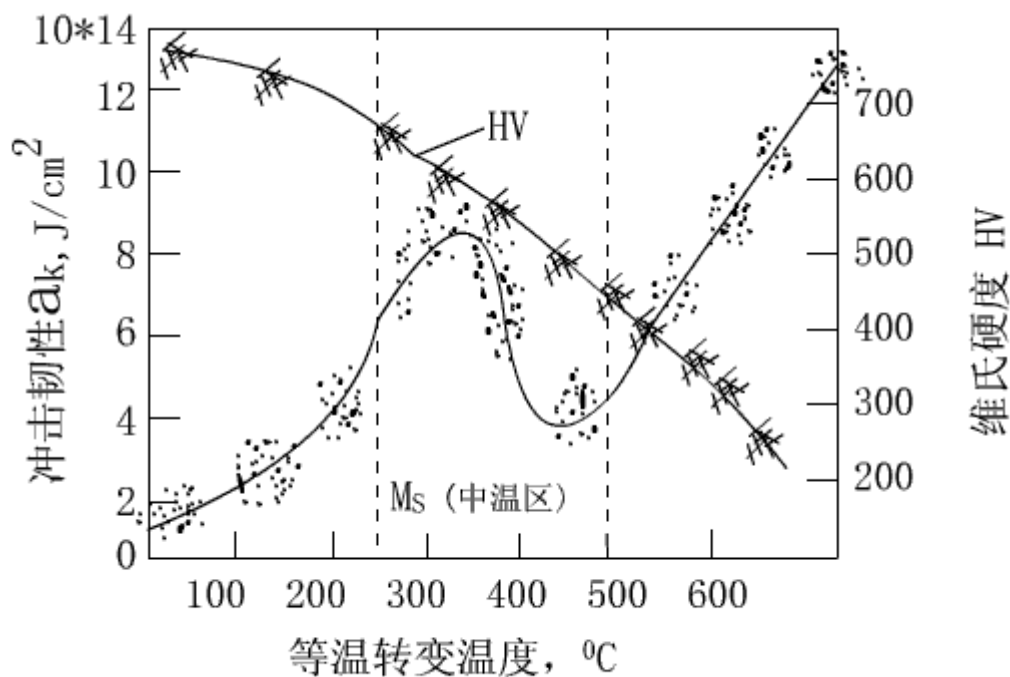


图5-21 共析碳钢的机械性能与等温转变温度的关系

这个图是共析碳钢的机械性能与等温转变温度的关系，从这个图上可以看出，在 350 $^{\circ}C$ 上贝氏体温度转变范围内 B_上的强度，硬度越低，韧性也越低而 B_下相反（350 $^{\circ}C$ 至 M_s ）它的强度，硬度，塑性和韧性的综合机械性能较高，因此生产中常采用等温淬火获取 B_下组织。

奥氏体过冷到 M_s 线以下，发生马氏体转变“M”，由于马氏体转变是在极快的连续冷却过程中进行的，因此马氏体的转变我们放在过冷奥氏体连续冷却转变一节中讨论。

（四）. 亚共析碳钢与过共析碳钢的过冷奥氏体的等温转变

1. C 曲线的形状与位置 p5-22

是亚共析，共析，过共析碳钢的 C 曲线，比较三图，不难看出，三者都具有 A 转变开始线与转变终了线，不过亚共析碳钢的 C 曲线上多出一条先共析铁素体曲线，过共析碳钢曲线上多出一条先共析渗碳体曲线。通常在热处理加热条件下，亚共析碳钢的 C 曲线随含碳量的增加向右移，过共析碳钢的 C 曲线随含碳量的增加向左移，，因此碳钢中共析 C 曲线的鼻尖离纵坐标最远，过冷 A 也最稳定。

2. 先共析相的量与形态

随过冷度的增加，亚共析碳钢和过共析碳钢的先共析铁素体或先共析渗碳体的量在逐渐减小，当过冷度达到一定程度后，这种先共析相就不在析出，而由过冷奥氏体直接转变成极细珠光体（屈氏体），这种 P 的含碳量已不是共析成分（ $C = 0.77\%$ ），这种非共析成分获得的共析组织称伪共析体。转变温度越低 $\downarrow$ ，先共析相的量越少 $\downarrow$ ，珠光体量 $\uparrow$ ，因此钢的性能也就不同。举例：同一成分的亚

共析钢，正火比退火后珠光体量多，且片层间距离小，因此钢的强度和硬度提高，韧性也有所改善。

魏氏组织：当奥氏体晶粒特别粗大（过热的钢或铸件中），并且在一定的冷却条件下，先共析相（F， Fe_3C ）以一定位向呈片状或针状形态在 A 晶粒内部析出，我们称这种组织为魏氏组织。

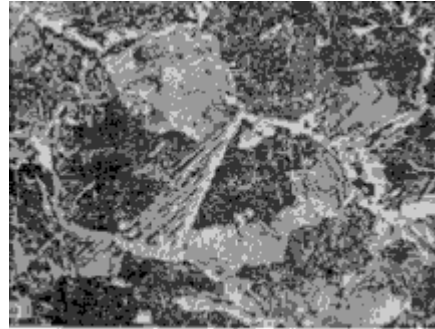


图5-23 亚共析碳钢的魏氏组织 (200*)

魏氏组织使钢的塑性，特别是韧性大为降低，因此生产中常用退火或正火来消除钢中的魏氏组织。

二. 过冷奥氏体的连续冷却转变

上一个大问题我们讨论的是过冷 A 的等温冷却转变，现在我们讨论的是过冷 A 的连续冷却转变。

（一）.共析碳钢过冷奥氏体连续冷却转变曲线的建立

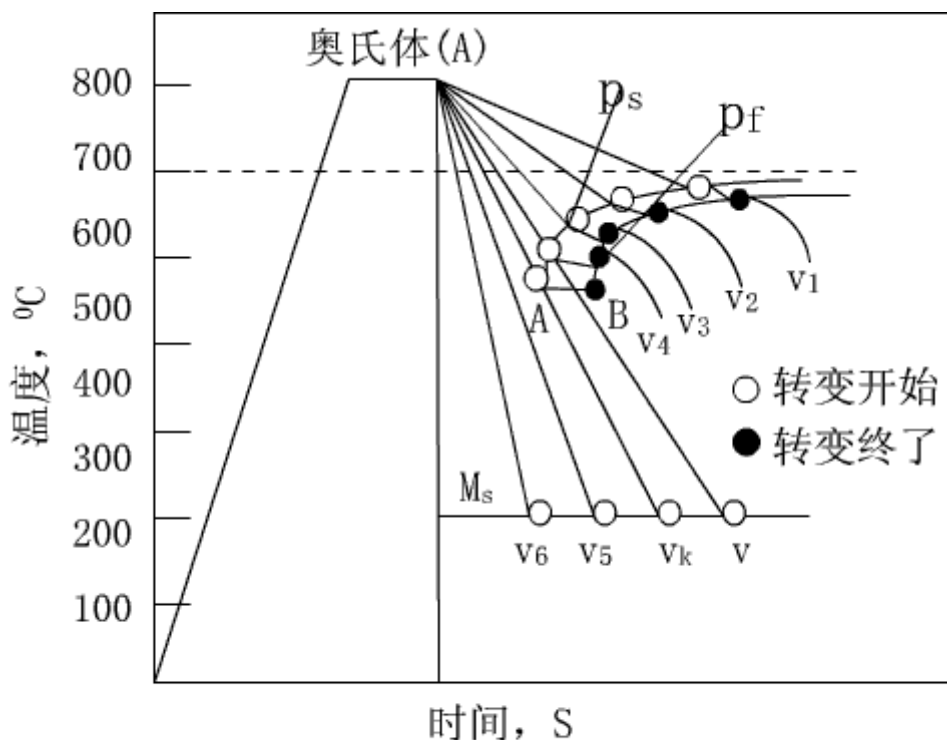


图5-25 共析碳钢过冷奥氏体连续冷却转变曲线建立示意图

首先将一组试件经加热到奥氏体化后，它们以不同冷却速度连续冷却，也就是图中所示的 $V_1 \sim V_6$ 速度，在冷却过程中我们测各试样比容变化，由奥氏体与其转变产物的比容不同，我们即可测出各种冷却速度下奥氏体转变开始和转变終了的时间与温度，用这些测出的数据我们绘出温度——时间坐标图，然后所有转变开始点和转变終了点分别连接起来，这样便可获得过冷奥氏体的连续冷却曲线，注意： V_5 ， V_6 冷却速度的转变开始点连成一水平线，这就是 M 开始转变线—— M_s 线。

(二).共析碳钢过冷 A 连续冷却转变曲线分析

比较 P5-25 与 P5-10 两曲线，连续冷却转变有以下主要特点：

1. P_s 线是 P 体型转变开始线； P_f 线是 P 体型转变終了线；AB 线是 P 体型转变中途停止线，冷却曲线遇 AB 线后，过冷 A 不再发生 P 体型转变，而一直保留到 M_s 线以下，A 直接转变为 M。

2. 连续冷却转变曲线上只有 C 曲线上半部分，而没有下半部分，这说明共析碳钢连续冷却时，只有珠光体型转变，而没有贝氏体转变。

3. P5-25

图中的 V_k 与过冷奥氏体连续冷却转变曲线鼻尖相切，是保证 A 在连续冷却过程中不发生分解而全部冷却到 M 区的最小冷却速度，又称临界冷却速度。

4. 在连续冷却过程中，过冷奥氏体的转变，是在一个温度区间内进行的，随冷却速度的增加，转变温度区间逐渐移向低温并随之加宽，而转变时间则缩短。

5. P5-25

冷却速度 V ，它与转变开始线相交后又与 AB 线相交，因此珠光体型的转变没有结束，剩余的过冷 A 在随后冷却时与 M_s 线相交而开始转变为马氏体，因此最后所得到的产物主要是屈氏体和马氏体的混合组织。

(三). 过冷奥氏体等温转变曲线在连续冷却中的应用

过冷 A 连续冷却转变曲线的测定比较困难，因此有些使用广泛的金属材料的连续冷却曲线至今还没测出，目前生产技术方面多是应用过冷奥氏体等温转变曲线近似地来分析奥氏体连续冷却中的转变。

三. 马氏体转变

当冷却速度大于临界冷却速度 V_k ，且过冷到 M_s 线以下，那么过冷奥氏体发生 M 转变，获得马氏体组织。由于马氏体冷却速度快，转变温度低，因此 A 向 M 转变时 $\gamma-Fe-\alpha-Fe$ 的晶格改变速度极快，过饱和的碳来不及以渗碳体形式自 $\alpha-Fe$ 中析出，而很快由 A 直接转变成碳在 $\alpha-Fe$ 中过饱和固溶体，这就称为马氏体 (M)。由于冷却速度快，转变温度降低的关系 (C 原子来不及移动)，因此有 A 转变为 M，M 中含碳量与原 A 含碳量是相同的。

(一). 马氏体的晶格结构

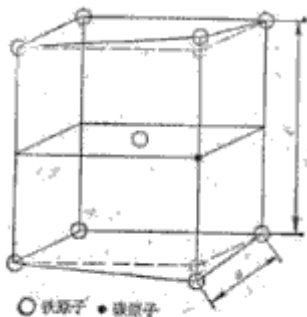


图5-29 马氏体的晶体结构示意图

C 轴的晶格常数大于 a 轴的晶格常数

C/a 称作 M 的正方度

正方度的产生完全是由于 M 中过饱和碳原子强制分布在晶胞的某一晶轴的空隙处，结果使 $\alpha-Fe$ 的体心立方晶格被歪曲，M 含碳量越高 $\uparrow$ ，正方度越大 $\uparrow$ ，

M 比容越大 $\uparrow$ ，由 A $\rightarrow$ M 体积变化越大 $\uparrow$ ，这就是造成高碳钢淬火时容易变形和开裂的原因之一。

（二）. 马氏体的组织形态

M 的形态主要有两种：一种是片状 M（含 C 多）；另一种是板条状 M（含 C 少），钢中含碳量越高，淬火组织中片状 M 就越多，板条状 M 就越少。

图 5-30 电显微镜下 M 组织

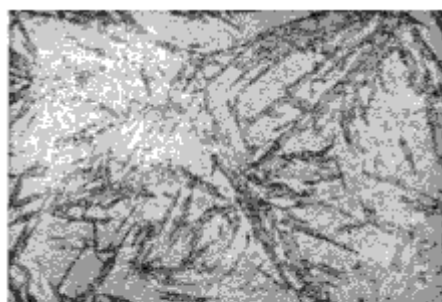


图5-30 粗大片状马氏体(400*)



图5-31 片状马氏体的形成过程示意图

①在显微镜下我们可以看到在同一视场中，许多长短不一与互成一定角度分布的 M，由于片状 M 形成时一般不能穿过 A 晶界，而后形成的 M 又不能穿过先形成的马氏体，所以越是后形成的马氏体片尺寸越少，片状 M 的立体形态是双凸透镜状，而显微镜下所看到的则是金相试面上的 M 截面形态，因而呈针状。

②板条状 M

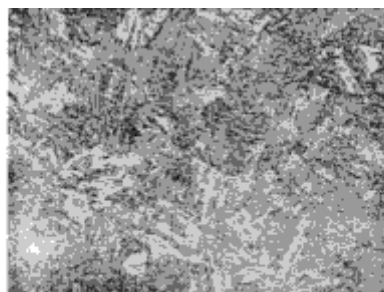


图5-32 板条状马氏体(400*)

它的立体形态呈椭圆形截面的细长条状而它的显微组织在金相试面上是板条状 M 截面形态。

（三）.M 的性能

实验表明：当奥氏体的含碳量大于 1% 的钢淬火后，马氏体形态为片状 M，片状 M 又称高碳 M，当奥氏体的含碳量小于 0.2% 的钢淬火后，M 形态基本为板条状 M，因此又称低碳 M，当 A 的含碳量在 1% 与 0.2% 之间，则为两种马氏体的混合组织。

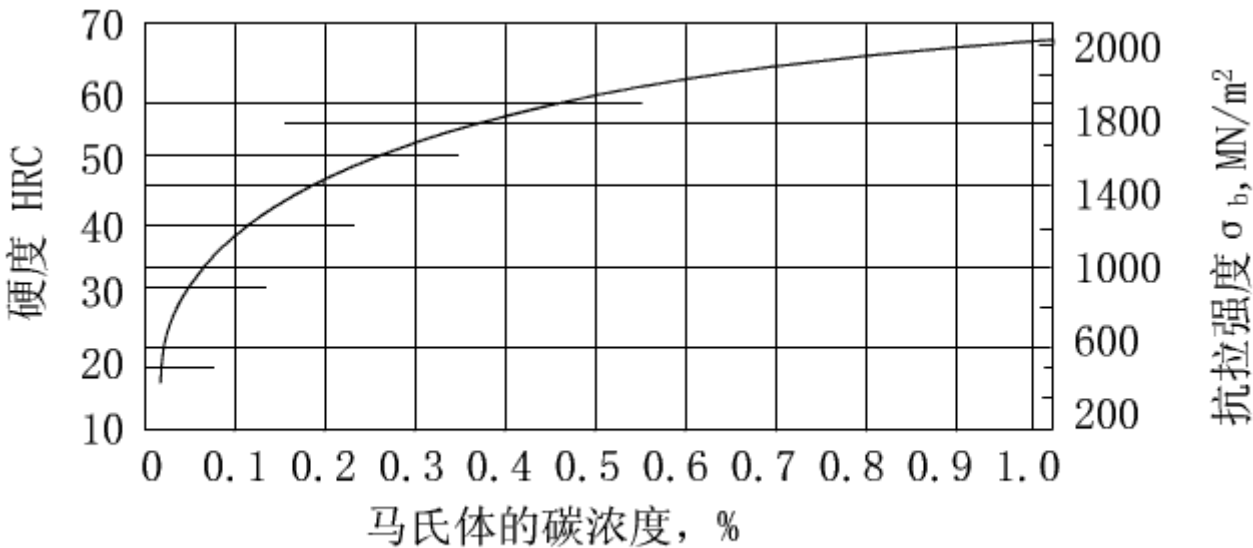


图5-34 马氏体的强度和硬度与其含碳量的关系

M 的含碳量增高，强度与硬度也增高，从图中明显看出，含碳量较低时，强度，硬度增高明显。造成硬度，强度提高的主要原因是过饱和的碳原子使晶格正方畸变，产生固溶炭化，同时在 M 中存在大量的孪晶及位错，它们都会阻碍位错运动，提高塑性变形抗力，从而产生相变强化。另外 M 的塑性和韧性与含碳量有关，高碳片状 M 的塑性，韧性很差，而低碳 M 则不然，它具有较高的塑性与韧性。

表 5-2 板条状马氏体与片状马氏体的性能比较

淬火钢中含碳量，%	马氏体形态	σ_b ,MN/m ²	σ_s ,MN/m ²	HRC	δ , %	ψ , %	σ_b ,J/cm ²
0.25~0.25	板条状	1020~1530	820~1330	30~50	9~17	40~65	60~180
0.77	片状	2350	2040	66	≈1	30	10

P5-22 表为含碳量不同的板条状与片状 M 的性能比较，从表中比较可见，片状 M 性能特点是硬度高而脆性大，板条状 M 不仅强度，硬度较高，而且还有良好的塑性和韧性。以前人们对 M 的概念是“硬而脆”，随着科学技术的发展，对板条状 M（低碳 M）认识不断加深，从而使得低碳 M 在各领域广泛应用，具有

良好的机械性能的低碳 M，对节约钢材，减轻设备重量，延长使用寿命，都有重要意义。钢的组织不同，比容也不同，M 比容最大，A 比容最小，P 居中，且 M 的比容随含碳量增高而增高，钢在淬火后由 A→M，钢件体积必然增大，因而导致淬火件常有变形与开裂事故发生。

（四）.马氏体转变的特点

M 转变与我们前面所介绍的相变一样，它也具有形核与长大两个过程，但它与其它相变相比，又有以下特点：

1. 马氏体转变是无扩散型转变 P，B 体型转变都属于扩散型转变，A→M 由于过冷度极大，依次 A 中的铁，碳原子不能进行扩散，转变是只发生 γ —Fe— α —Fe 转变，过饱和的碳未析出而形成碳在 α —Fe 中的过饱和固溶体，因此说 M 转变是无扩散变。

2. M 转变速度快 M 形成不需要孕育期，形成仅需 10^{-7} 秒（0.1 微秒）。

3. M 转变是在某一温度范围内形成的。过冷奥氏体一大于 V_{1c} 的速度冷却到 M_s 点时，就转变为 M，冷却到 M_f 线时，M 转变结束。实验表明： M_s 与 M_f 点的位置与冷却速度无关，而与 A 的含碳量有关，含碳量越高， M_s 与 M_f 点的温度越低。

4. M 转变的不完全性

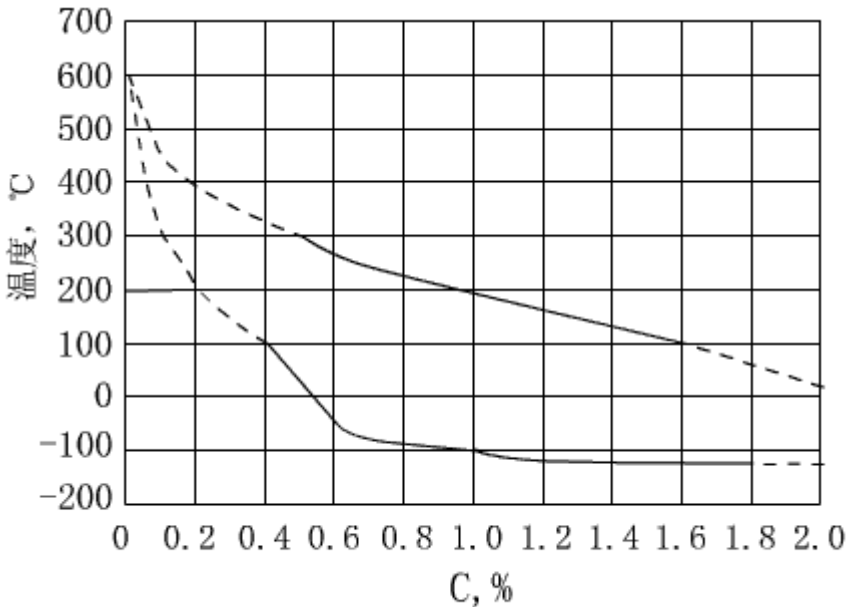


图5-35 奥氏体含碳量对马氏体转变温度的影响

含碳量超过 0.5% 后， M_f 温度将到室温，因此淬火时，在室温下必然有一部分 A 被留下来，这部分 A 称残余 A，含碳量高， M_s 温度高，淬火后残余 A 增多。我们不希望残余 A 出现，但是在保证 M 转变的条件下，A 过冷到 M_f 点以下，仍有少量的参与奥氏体被留下来，这就是我们所说的“马氏体转变不完全性”。追究 M 转变为什么会保留残余 A？原因是 M 转变时，体积要膨胀，体积的膨胀使还没转变的 A 产生多向应力，因此阻止了 A→M，而保留下来 A。

冷处理

残余 A 不仅降低淬火钢的硬度和耐磨性，而且在工件使用过程中，残余 A 会继续转变成 M，使这就要求高精度的工件，如，精密丝杠，精密量具，精密轴承等。为了保证使工件形状，尺寸发生变化，影响工件的尺寸精度，用期间的

精度，淬火工件冷却到室温后，在冷却到-78℃ 或-183℃，来最大限度消除残余A，达到增加硬度，耐磨性与尺寸稳定性的目的，这种处理成“冷处理”。

5-4 钢的退火与正火

一个零件的生产过程，是由许多道工序所组成，在生产工序中为了某一目的，还会穿插多次热处理，热处理可以分为两类：

预先热处理：消除前道工序造成的缺陷，为随后切削加工。最终热处理作准备；

最终热处理：使工件满足使用条件下的性能要求。

一.退火

完全退火，等温退火，扩散退火，球化退火，去应力退火，再结晶退火
退火的目的

1. 降低钢件硬度，利于切削加工， HB=160.230，最适于切削加工，退火后 HB 恰在此中；

2. 消除残余应力，稳定钢件尺寸并防止变形和开裂；

3. 细化晶粒，改善组织，提高钢的机械性能；

4. 为最终热处理（淬火，回火）做组织上的准备。

（一）.完全退火

是将亚共析碳钢加热到 Ac_3 线以上约 20.60℃，保温一定时间，随炉缓慢冷却到 600℃ 以下，然后出炉在空气中冷却。这种退火主要用于亚共析成分的碳钢和合金钢的铸件，锻件及热轧型材，目的是细化晶粒，消除内应力与组织缺陷，降低硬度，提高塑性，为随后的切削加工和淬火做好准备，

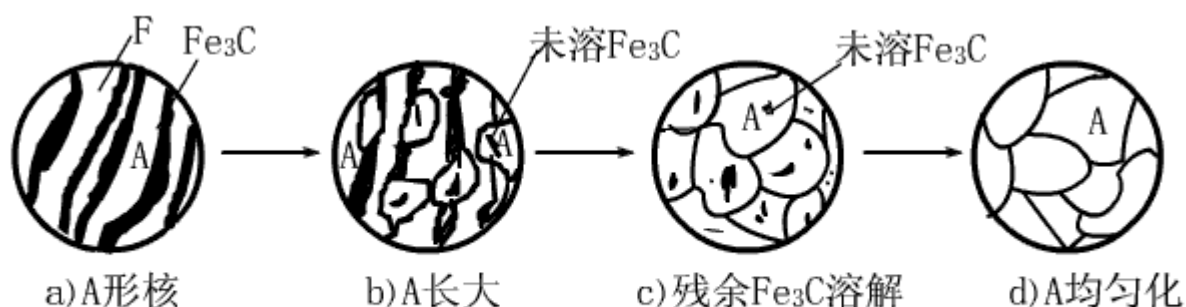


图5-3 共析钢的奥氏体化过程示意图

上图是 30 钢的铸件完全退火前后性能比较 F 的晶粒尺寸越小，强度越高，塑性越高完全退火经加热，保温后，获得晶粒细小的单相 A 组织，必需以缓慢的冷却速度进行冷却，以保证奥氏体在珠光体的上部发生转变

（二）.等温退火

等温退火是为了保证 A 在珠光体转变区上部发生转变，因此冷却速度很缓慢，所需时间少则十几小时，多则数天，因此生产中常用等温退火来代替完全退火。等温退火加热与完全退火相同，但钢经 A 化后，等温退火以较快速度冷却到 A_1 以下，等温应定时间，使奥氏体在等温中发生珠光体转变，然后再以较快速度冷至室温，等温退火时间短，效率高。

（三）.扩散退火（均匀化退火）

实用范围：合金钢铸锭和铸件。

目的：消除和晶偏析是产生的枝晶偏析，使成分均匀，故而又称均匀化退火。

工艺：把铸锭或铸件加热到 A_{c1} 以上，大约 $1000\sim 2000^{\circ}\text{C}$ ，保温 $10\sim 15$ 小时，再随炉冷却。

特点：高温长时间加热。

钢中合金元素含量越高，加热温度也越高，高温长时间加热又是造成组织过热又一原因，因此扩散退火后需要进行一次完全退火或正火来消除过热。

(四).球化退火

使用范围：多用于共析或过共析成分的碳钢和合金钢。

目的：球化渗碳体，硬度下降，改善切削加工性能，为淬火做好准备。

工艺：将过共析钢加热到 A_{c1} 以上约 $20\sim 40^{\circ}\text{C}$ 保温一定时间，然后缓慢冷却到 600°C 以下出炉空冷。

工艺特点：低温短时加热和缓慢冷却。

当加热温度超过 A_{c1} 线后，渗碳体开始溶解，但又未完全溶解，此时片状渗碳体逐渐断开为许多细小的链状或点状渗碳体，弥散分布在奥氏体基体上，同时由于低温短时加热，奥氏体成分也极不均匀，因此在以后缓冷或等温冷却的过程中，以原有的细小深碳体质点为核心，在奥氏体富集的地方产生新核心，均匀形成颗粒状渗碳体。

(五).去应力退火（低温退火）

目的：用于消除铸件，锻件，焊接件，冷冲压件以及机加工件中的残余应力，这些残余应力在以后机加工或使用中潜在地会产生变形或开裂。工艺：将工件缓慢加热到 $600\sim 650^{\circ}\text{C}$ ，保温一定的时间，然后随炉缓慢冷却到 200°C 再出炉空冷。

二. 正火

将钢件加热到临界点 (A_{c3} , A_{cm}) 以上，进行完全奥氏体化，然后在空气中冷却，这种热处理称正火，正火的目的与退火相同，只是温度高于退火，且在空气中冷却。

(一).正火工艺：

正火的加热温度与钢的化学成分关系很大

低碳钢加热温度为 A_{c3} 以上 $100\sim 150^{\circ}\text{C}$

中碳钢加热温度为 A_{c3} 以上 $50\sim 100^{\circ}\text{C}$

高碳钢加热温度为 A_{c3} 以上 $30\sim 50^{\circ}\text{C}$

保温时间与工件厚度和加热炉的形式有关，冷却既可采用空冷也可采用吹风冷却，但注意工件冷却时不能堆放在一起，应散开放置。

(二).正火后的组织与性能

正火实际上是退火的一种特殊情况，两者不同之处主要在于正火的冷却速度较退火快，因此有伪共析组织。

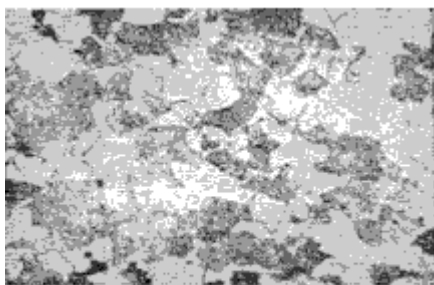


图5-40 40钢的退火组织(400*)

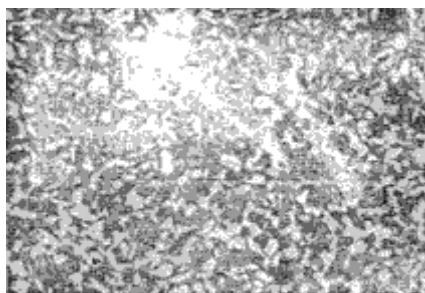


图5-41 40钢的正火组织(400*)

分析这两张图可发现，组织中珠光体量增多，且珠光体层片变小。

表 5-4 45 钢的退火，正火状态的机械性能

状 态	$\sigma_b, \text{MN/m}^2$	$\delta_5, \%$	$\sigma_b, \text{MN/m}^2$	HB
退 火	650~700	15~20	40~60	~150
正 火	700~800	15~20	50~80	~200

通过这个表我们可以看到正火后的强度，硬度，韧性都比退火后的高,塑性并不降低。

(三).正火的应用

正火与退火相似，有以下特点：正火钢的机械性能高，操作简便，生产周期短能量耗费少，因此尽可能选用正火。

正火有以下几方面的应用

1.普通结构件的最终热处理；

正火可以消除铸造或锻造生产中的过热缺陷，细化组织，提高机械性能。

2.改善低碳钢和低碳合金钢的切削加工性；

硬度在 160~230HB 的金属，易切削加工，金属硬度高，不但难以加工，而且刀具易磨损，能量耗费也大，硬度过低，加工又易粘刀，使刀具发热和磨损，且加工零件表面光洁度也很差。

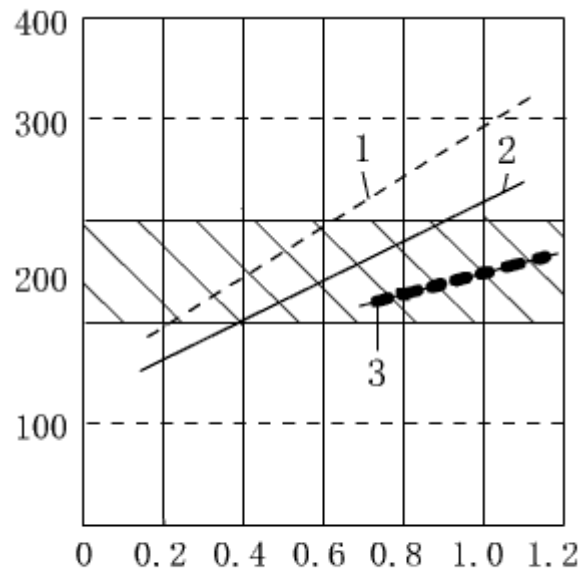


图5-42 碳钢退火和正火后的大致硬度值
 1-正火（片状珠光体组织） 2-退火（片珠光体组织状） 3-球化退火（球状珠光体）

阴影表示切削加工性能较好和低碳合金钢退火硬度一般都在 160HB 以下，且切削加工性不良，但选用正火（1 点划线），由于珠光体量增加，片层间距变细，从而改善了切削加工性能。

3.作为中碳结构钢制作的较主要零件的预先热处理；

正火常用来为较重要零件进行预先热处理。例如，对中碳结构钢正火，可使一些不正常的组织变为正常组织，消除热加工所造成的组织缺陷，并且它对减小工件淬火变形与开裂提高淬火质量有积极作用。

4.消除过共析钢中的网状二次渗碳体，为球化退火作组织准备，这是因为正火冷却速度比较快，二次渗碳体来不及沿 A 晶界呈网状析出。

5.对一些大型或形复杂的零件，淬火可能有开裂的危险，正火也往往代替淬火，回火处理，作为这些零件的最终热处理。

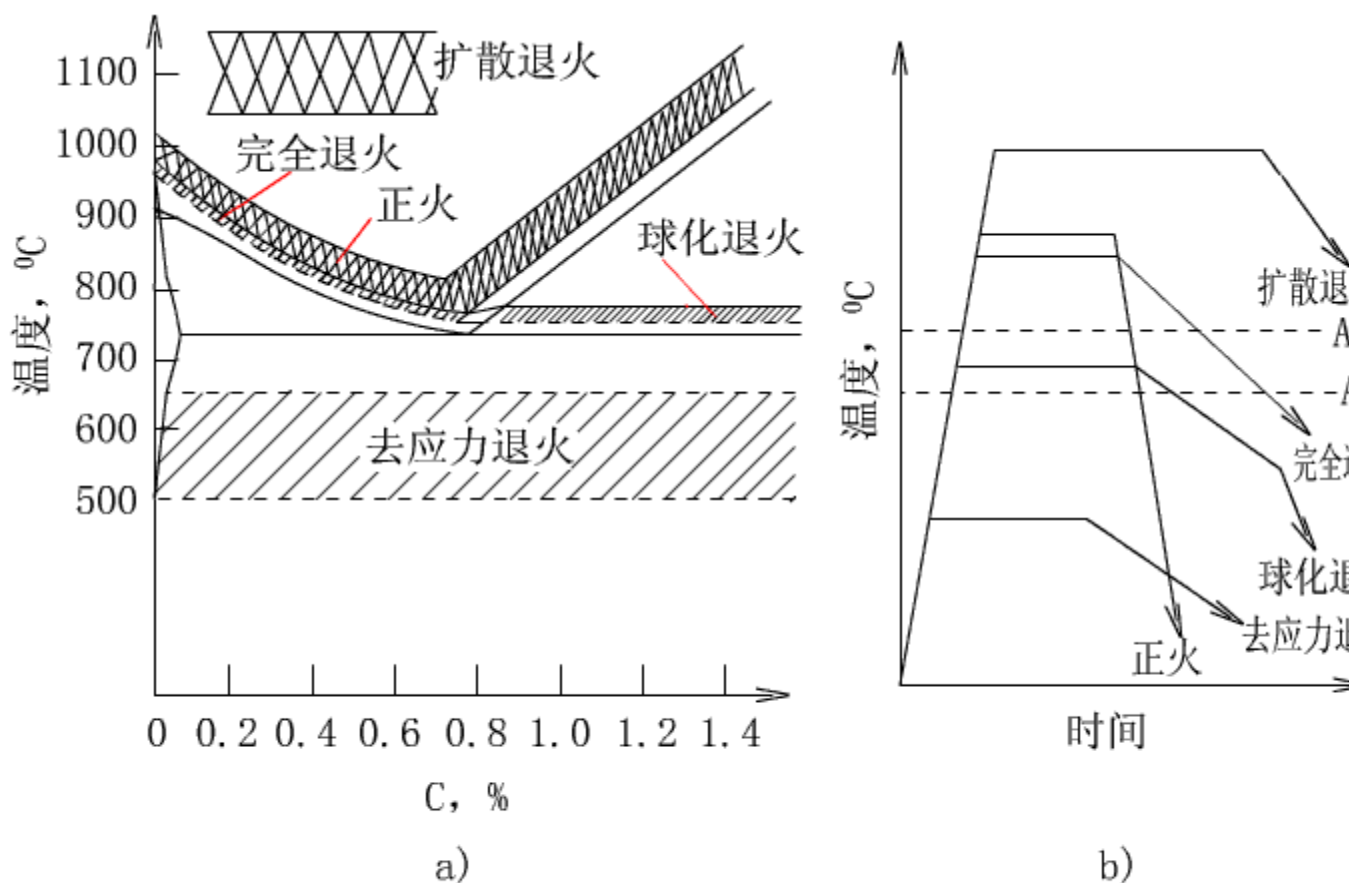


图5-43 各种退火和正火的工艺示意图
a) 加热温度范围 b) 工艺曲线

5-5 钢的淬火

什么是钢的淬火？

首先将钢加热到临界点 (A_{c3}, A_{c1}) 以上，经过一段时间的保温使钢奥氏体化，然后再以大于临界冷却速度 V_k 进行快速冷却，从而发生M转变的热处理工艺，称淬火。

淬火的目的？

为了获取M组织，它是强化钢材最主要的热处理方法。

提示：

M不是热处理所要求的最后组织，淬火后，钢材还要根据不同的需要，进行不同温度的回火，这样可使淬火M获取不同的组织，从而使淬火钢零件具有不同的机械性能，充分满足各种工具与零件的使用要求。

一. 淬火工艺

(一). 淬火加热温度的选择

淬火温度的高低与钢的化学成分有关

亚共析钢 $t = A_{c3} + (30 \sim 70)^\circ\text{C}$

共析钢，过共析钢 $t = A_{c1} + (30 \sim 70)^\circ\text{C}$

亚共析碳钢为什么要加热到 A_{c3} 以上完全A化后淬火呢？

若加热温度选在 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 之间，组织中有一部分铁素体存在，在随后的淬

火冷却中，由于铁素体不发生变化而保留下来，它的存在是钢的淬火组织中存在软点，降低了淬火钢的硬度，同时它的存在还会影响钢的均匀性，影响机械性能，加热 Ac_3 以上太高也不行，钢的氧化脱碳严重，另一方面 A 精粒粗大，淬火后 M 粗大，钢的性能变坏。

过共析钢的淬火加热温度为什么选择在 $Ac_1 \sim Ac_3$ 之间？

首先过共析钢在淬火加热以前，都要经过球化处理，加热到 $Ac_1 \sim A_{cm}$ 之间时组织为 A 和一部分未溶化的 Fe_3C ，淬火后， $A \rightarrow M$ ， Fe_3C 被保留下来， Fe_3C 硬度很高，它的存在，可以提高钢的硬度和耐磨性，如果将过共析钢加热到 A_{cm} 以上淬火，有以下几点不利因素：

- 1. 由于 Fe_3C 完全溶入 A，钢中含碳量增加， M_s 点下降，淬火后残余 A 量增加，反降低了钢的硬度与耐磨性。
- 2. A 精粒粗化，淬火后的 M 粗大，晶微裂纹增多，钢的脆性大为增加。

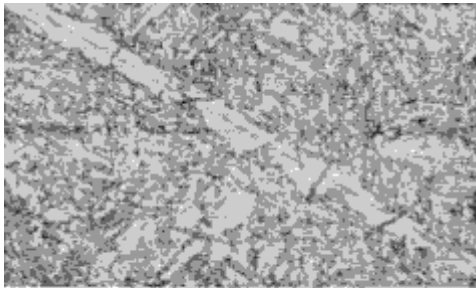


图5-45 带有显微裂纹的粗片状马氏体组织(650×)

上图为 T12 钢加热 A_{cm} 以上淬火后所获取的带有显微裂纹的粗化 M 组织。

- 3. 钢的氧化脱碳严重，降低钢的表面质量。
- 4. 增大淬火应力，增加了工件变形和开裂的倾向。

除了上述钢的淬火加热温度选择原则之外，对同一化学成分的钢，由于工件的形状和尺寸，淬火冷却介质或淬火方法不同，因此淬火加热温度要考虑各种因素的影响，结合具体情况制定。

(二) .加热时间的选择

加热时间指的是升温与保温所需时间，加热时间的长短与很多因素有关，象钢的成分，原始组织，工件形状和尺寸，加热介质，装炉方式，炉温等许多因素有关，确切计算加热时间很困难，课本中只是给出一个经验公式：

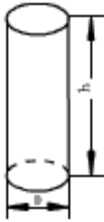
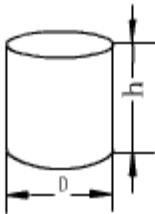
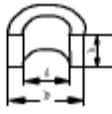
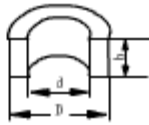
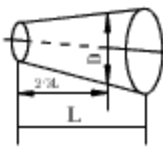
$t=a \cdot D$
t 加热时间； a 加热系数； D 工件有效厚度

表 5-5 常用钢的加热系数

钢的种类	工件直径 mm	<600℃箱 式炉中预 热	750~850℃ 盐浴炉中加 热或预热	800~900℃箱 式炉或井式炉 中加热	1100~1300 ℃高温盐炉 中加热
------	------------	---------------------	---------------------------	----------------------------	---------------------------

碳钢	《50		0.3~0.4	1.0~1.2	
	〈50		0.4~0.5	1.2~1.5	
合金钢	《50		0.45~0.5	1.2~1.5	
	〉50		0.5~0.55	1.5~1.8	
高合金钢		0.35~0.40	0.3~0.35		

表 5-6 工件有效厚度的确定

工作形态	 $D < h$	 $D > h$	 $\frac{D-h}{2} > h$	 $\frac{D-h}{2} < h$	
有效厚度	D	h	h	$\frac{D-h}{2}$	D

(三) .淬火冷却介质

1. 理想淬火冷却速度

前面我们介绍过，加热到 A 状态的钢，冷却速度必须大于临界冷却速度是才能获得要求的 M 组织。

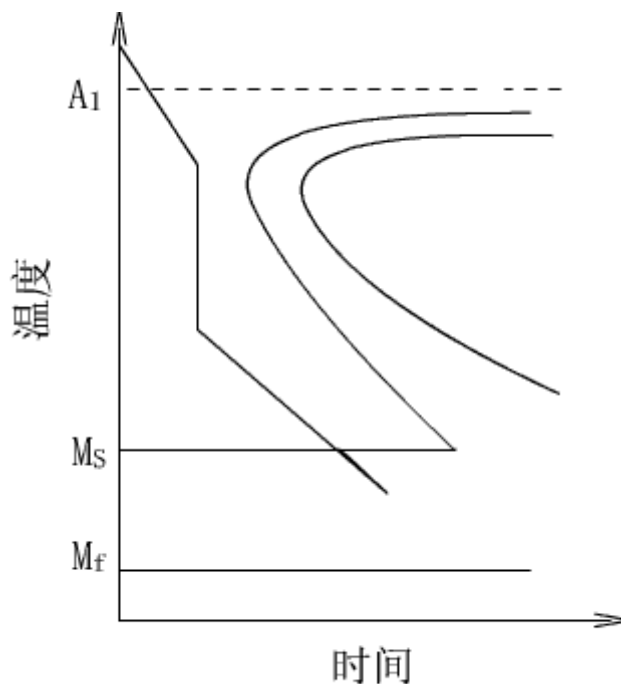


图5-46 理想淬火冷却温度

但是从此图我们可以看出，要获取 M 组织，不需要在整过冷却过程中都快速冷却，关键在 C 曲线鼻尖处，这里奥氏体最不稳定，因此 650 最不稳定，因此 650~550℃ 温度范围内要快速冷却，而在稍低于 A₁ 点和稍高于 M_s 点处过奥氏体较稳定，为了减少淬火冷却中因工件截面内外温度差引起的热应力，冷却速度应缓慢些，特别是 M_s 点处，冷却速度太大，工件体积涨大，组织应力也愈大，易引起变形和开裂。

2. 常用淬火冷却介质

表 5-7 常用淬火冷却介质及其冷却特性

淬火冷却介质	最大冷却速度时		平均冷却速度， ^① ℃	
	所在温度，℃	冷却速度，℃/s	650~500℃	300~200℃
静止自来水，20℃	340	775	135	450
静止自来水，60℃	220	275	80	185
10%NaCl 水溶液，20℃	580	2000	1900	1000
15%NaOH 水溶液，20℃	560	2830	2750	775
10 号机油，20℃	433	230	60	65
10 号机油，80℃	430	230	70	55

各冷却速度值均系根据有关冷却速度特性曲线估算。冷却速度特性曲线通常是用导热率高的银制球形试样（Φ20mm），加热后淬入冷却介质中，利用热电偶

测出试样心部温度随冷却时间的变化，并经示波器显示出来。

二. 淬火方法

(一).单液淬火法

把加热工件投入一种淬火冷却介质中，一直冷却至室温的淬火方法。

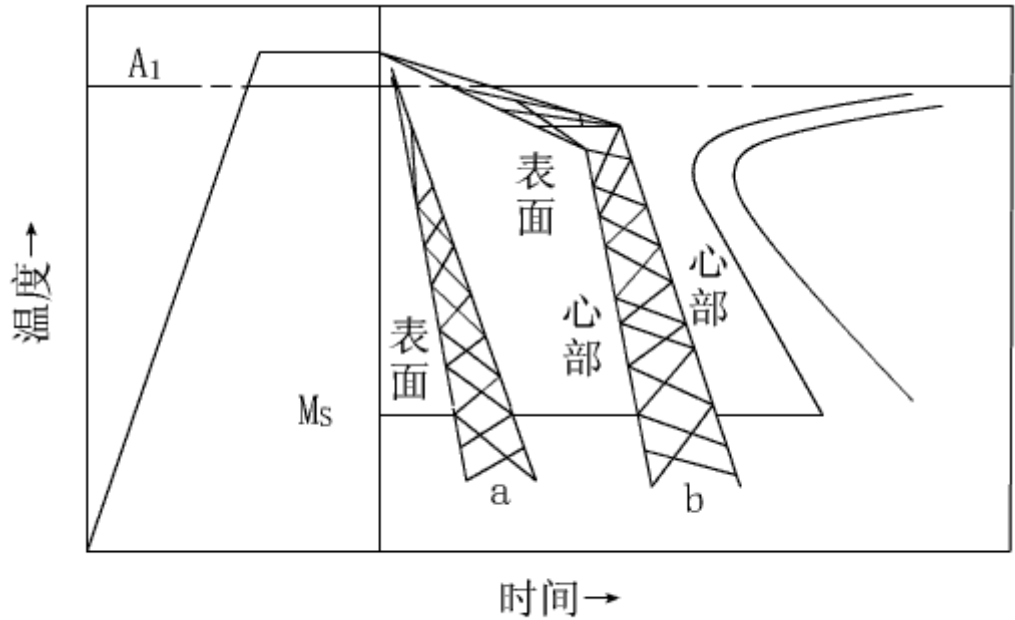


图5-47 单液淬火法与预冷淬火法示意图

曲线 a 所示这是一种常用的方法，特点是操作简便，易实现机械化与自动化，缺点是在 650~550℃ 和 300~200℃ 都不理想

(二).预冷淬火法

将加热的工件从加热炉中取出后，先在空气中预冷一定的温度，然后再投入淬火冷却介质中冷却。

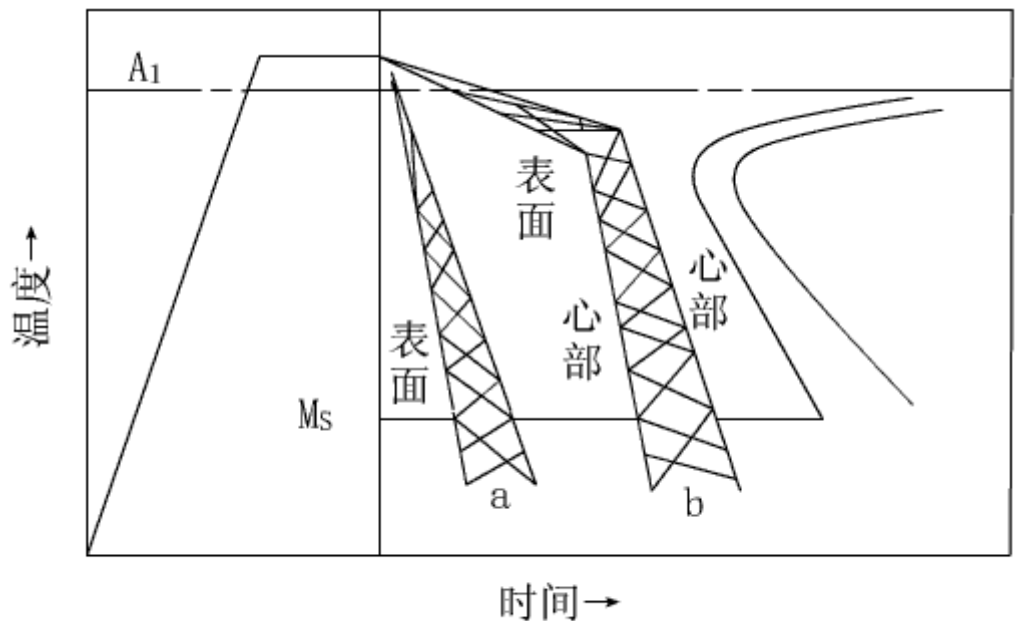


图5-47 单液淬火法与预冷淬火法示意图

曲线 b 所示这种方法即可不降低淬火工件的硬度与淬硬层深度的条件下，使热应力大大减小，因此，它对防止变形和开裂有积极措施。

(三) .双液淬火法

把加热的工件先投入冷却能力较强的介质到稍高于 M_s 点温度，然后立即转入另一冷却能力较弱的介质中，进行发生 M 转变的淬火。

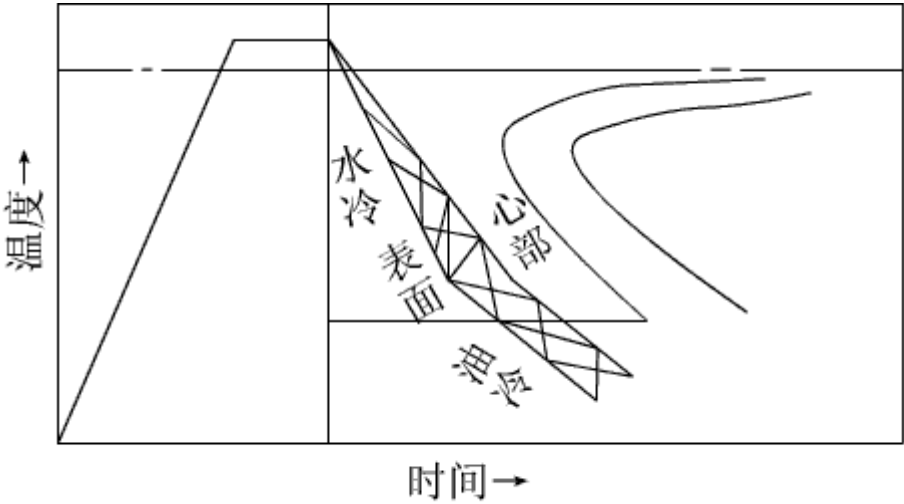


图5-48 双液淬火法示意图

如图所示，即为双液淬火法，双液淬火的关键是要控制好从第一冷却介质进行到第二冷却介质的温度，温度太高（C 点以上）取出缓冷回发生珠光体型转变，太低又发生 M 转变，失去了双液的意义，又达不到双液淬火的目的。

(四) .分级淬火法

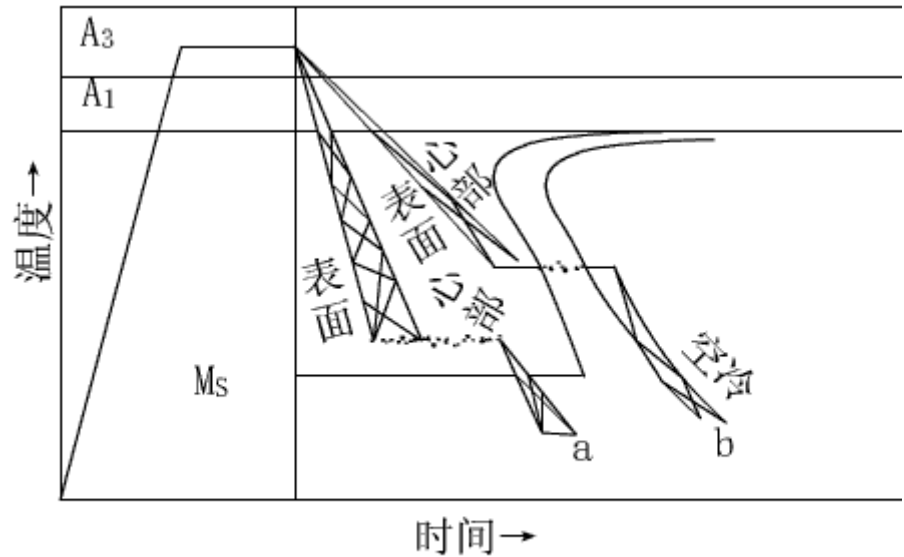


图5-49 分级淬火法与等温淬火法示意图

(a)曲线将加热的工件先投入温度在 M_s 点附近的盐溶或碱溶槽中，停留 2～3 分钟，然后取出空冷，以获得 M 组织的淬火，称分级淬火。分级淬火是通过在 M_s 点附近的保温，消除了工件内外温差，使淬火热应力减到最小，而且在随后

空冷时，可在工件截面上几乎同时形成M组织，所以可减少组织应力的产生，也减少了变形与开裂的倾向。盐溶或碱溶的冷却能力较小，容易使A稳定性较小的钢在分级过程中形成珠光体，故上法只适用于截面尺寸不大，形状较复杂的碳钢及合金钢件，一般直径小于10~15mm的碳钢工件以及直径小于20~30mm的低碳合金钢工具，以及直径小于20~30mm的低碳合金钢工具。过去分级淬火一般都高于Ms点，而现在较多的在略低于Ms点温度，这是因为选在Ms点以下，能增加工件在盐溶中的冷却速度，可以获得更深的淬硬性，注意分级淬火不能在Ms点以下太多，否则就成了单液淬火法了。

(五).等温淬火法

把加热的工件投入温度稍高于Ms点的盐溶或碱溶槽中，保温足够的时间(一般为半小时以上)发生下贝氏体转变后取出空冷，钢等温淬火后组织是贝氏体，故又称为贝氏体淬火。特点：淬火内应力很小，工件不易变形和开裂，而且所获得的下贝氏体组织具有良好的综合机械性能，强度，硬度，韧性也都较高，多用来处理形状复杂，尺寸精度较高，且硬度，韧性也都很高的工件，象各种冷，热冲模，成型工具和弹簧等。另外低碳贝氏体性能不如低碳M好，因此低碳钢不进行等温淬火，等温淬火实用于中碳以上的钢。

(六).局部淬火

三. 淬火缺陷的防止方法

热处理生产中，由于热处理工艺处理不当，常会给工件带来缺陷，如氧化，脱碳，过热，过烧，硬度不足，变形与开裂等。

(一).氧化与脱碳

1.氧化是因为钢在有氧化性气体中加热时，会发生氧化而在表面形成一层氧化皮，在高温下，甚至晶界也会发生氧化。

2.钢在某些介质中加热时，这些介质会使钢表面的含碳量下降，我们称这现象为“脱碳”。减少或防止钢在淬火中氧化与脱碳的方法有：

- 1).采用脱氧良好的盐溶炉加热；
- 2).在可控保护气氛炉中加热；
- 3).在真空炉中加热；
- 4).预留足够的加工余量。

(二).变形和开裂

淬火中变形与开裂只要是淬火时形成内应力所引起的由内应力形成的原因不同，它可分热应力与组织应力两种热应力引起工件变形特点时：使平面边为凸面，直角边钝角，长的方向变短，短的方向增长，一句话，使工件趋于球形。组织应力引起工件变形的特点却与此相反：使平面变为凹面，直角变为钝角，长的方向变长；短的方向缩短，一句话，使尖角趋向于突出。工件的变形与开裂是热应力与组织应力综合的结果，但热应力与组织应力方向恰好相反，如果热处理适当，它们可部分相互抵消，可使残余应力减小，但是当残余应力超过钢的屈服强度是，工件就发生变形，残余应力超过钢的抗拉强度时，工件就产生开裂。为减小变形或开裂，出了正确选择钢材和合理设计工件的结构外，在工艺上可采取下列措施：

- 1.采用合理的锻造与预先热处理；
- 2.采用合理的热处理工艺；
- 3.采用正确的操作方法；

4.对于淬火易开裂的部分，如键槽，孔眼等用石棉堵塞。

5-6 钢的回火

将淬火钢重新加热到 A_1 点以下某一温度，保温一定时间，然后冷却到室温的热处理工艺，称回火。回火是紧接淬火之后的一道热处理工序。

一. 回火的目的

1. 获得工件所需的组织，以改善性能在通常情况下，钢淬火组织为淬火 M 和少量残余 A ，整个组织的性能是强度，硬度很高，但塑性与韧性明显下降，为了调整和改善钢的性能，满足各种工件不同性能的要求，因此需配制适当回火来改变淬火组织。

2. 稳定尺寸，淬火后的 M 和参与 A 都是不稳定的组织，它们具有自发向稳定组织转变的趋势，这将会引起尺寸的改善，我们可以采用回火使淬火组织转变为稳定组织，从而保证工件在使用过程中不再发生形状和尺寸的改变。

3. 消除淬火内应力，工件在淬火后存在很大内应力，如不及时通过回火消除，会引起工件进一步变形甚至开裂。

由以上三点分析我们可以了解到，钢淬火后一般都必须要进行回火处理，回火决定了钢在使用状态的组织和寿命，因此是很主要的热处理工序。

二. 淬火钢的回火转变

(一).回火第一阶段 ($\leq 200^\circ\text{C}$) 马氏体分解

当回火温度达 100°C 以上时，马氏体便开始分解， M 中过饱和的碳原子以 ϵ 碳化物形式析出，碳的析出降低了 M 中碳的过饱和度，它的正方度 c/a 也随之减小，在这一阶段温度较低，马氏体中仅析出一部分过饱和的碳原子，它仍是碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的过饱和固溶体，在回火的第一阶段中钢的硬度并不降低，但由于 ϵ 碳化物的析出，晶格畸变降低，淬火内应力有所减小。

(二).回火第二阶段 ($200\sim 300^\circ\text{C}$) 残余 A 的转变

残余 A 于 200°C 分解，至 300°C 基本结束，残余 A 分解成下贝氏体，在回火第二阶段中，残余 A 转变为下贝氏体的同时， M 还在继续分解， M 的继续分解会使钢的硬度降低，但由于较弱的残余 A 转变成较应的下贝氏体，因此钢的硬度并没有明显降低，但淬火内应力进一步减小。

(三).回火第三阶段 ($300\sim 400^\circ\text{C}$) 碳化物的转变

在回火第三阶段，碳原子从过饱和 α 固溶体中继续析出，同时 ϵ 碳化物也逐渐变为与 α 固溶体不再有晶格联系的渗碳体 (Fe_3C)， α 固溶体中含碳量几乎已将达到平衡含碳量，正方度 c/a 接近于 1，经过第三阶段以后，钢的组织是由铁素体和颗粒状渗碳体所组成，钢的硬度降低，淬火应力到此基本消除。

(四).回火第四阶段 ($>400^\circ\text{C}$) 渗碳体聚集长大与 α 相的再结晶

经过回火第三阶段后，钢的组织虽然已是铁素体和颗粒状渗碳体所组成，但 α 相（铁素体）仍保留原来 M 的板条状或片状，而成为多边形晶粒。

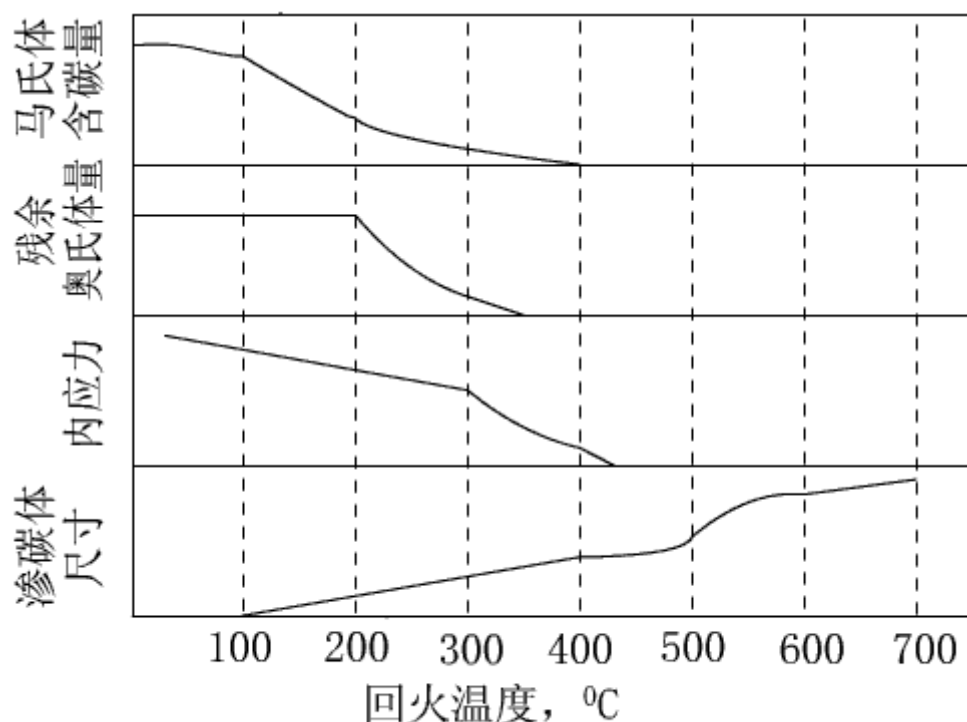


图5-56 淬火钢在回火时的变化

表示淬火钢在回火时的变形随温度的升高，渗碳体尺寸增大↑，内应力减小↓，残余 A 量↑，M 含碳量↓。

三. 回火转变产物的组织与性能

(一). 回火后的组织

回火产物可分为以下四种组织

1. 回火马氏体 (<250°C 回火产物)

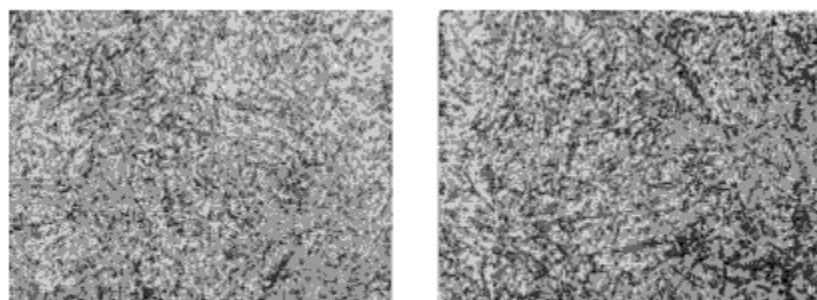


图5-57 45钢的淬火马氏体与回火马氏体显微组织
a) 淬火马氏体(500*) b) 回火马氏体(500*)

上图为 45 钢的淬火马氏体和回火马氏体显微组织，它是有过饱和的 α 固溶体（铁素体）和与晶格相联系的 ϵ 碳化物所组成，回火 M 仍保留原来 M 的片状或板条状的形态。

2. 回火屈氏体 (350~500°C 回火产物)

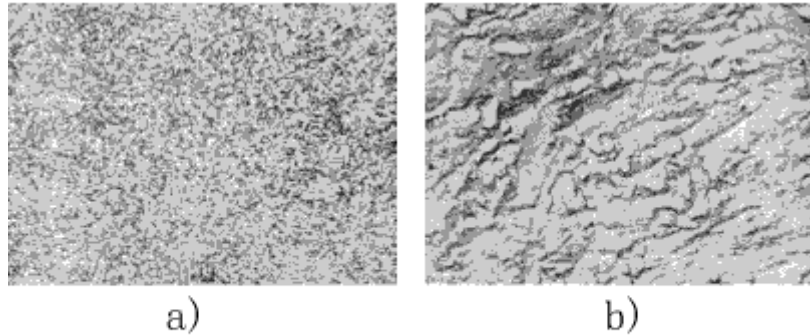


图5-58 45钢的回火屈氏体显微组织
a) 光学显微组织(500*) b) 电子显微组织(7500*)

上图为 45 钢的回火屈氏体的显微组织，它是有尚未发生再结晶的铁素体和细小均匀渗碳体颗粒所组成的，由于这时铁素体尚未再结晶，因此仍保留着原来 M 的形态。

3. 回火索氏体（500~650℃ 回火产物）

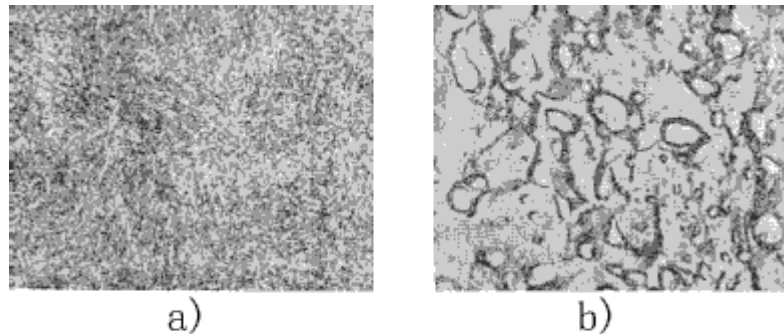


图5-59 45钢的回火索氏体显微组织
a) 光学显微组织(500*) b) 电子显微组织(7500*)

上图为 45 钢的回火索氏体显微组织，它是有在结晶的铁素体和均匀分布的细条状渗碳体组成，这时铁素体已发生再结晶，因此它失去了原有 M 的片状或板条状的形态。

4. 回火珠光体（650℃~A1 点回火产物）

它是有多边形的铁素体和颗粒状的渗碳体组成的镜相显微组织与球化退火后显微组织相似。

（二）.回火时机械性能的变化

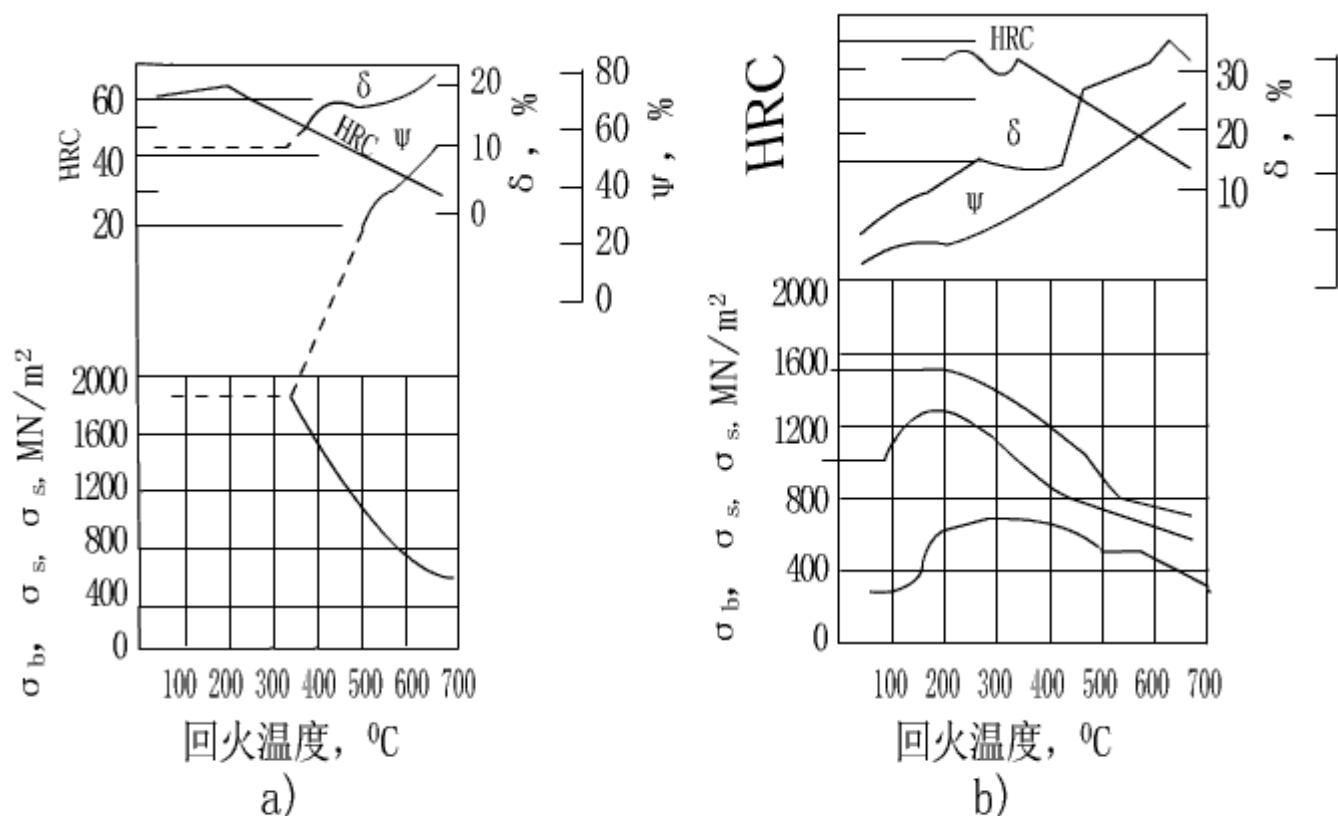


图5-60 钢的机械性能与回火温度的关系
a) 含0.82%C的钢 b) 含0.20%C的钢

是两种不同成分的钢的机械性能与回火温度的关系

四. 回火的种类及应用

(一). 低温回火 (150~250°C)

组织：低温回火的组织为回火 M；

目的：是在于保持淬火钢的高硬度和高耐磨性，降低淬火内应力和脆性，以免使用是崩裂刀具或过早损坏，它主要用于高碳的切削刀具，量具，冷冲模具，滚动轴承。渗碳体回火后硬度一般为 HRC58-64。

(二). 中温回火 (350~500°C)

组织：中温回火所得组织为回火屈氏体；

目的：是为了获取较高的屈服强度，弹性极限，较高的韧性，主要用于处理各种弹簧和模具的热处理，回火后的硬度 HRC35~50。

(三). 高温回火 (500~650°C)

组织：高温回火所得组织为回火索氏体；

目的：是为了获得强度，硬度和塑性，韧性较好的综合机械性能；

调质处理：淬火后高温回火的热处理称调质处理；调质处理多用于重要的结构零件，连杆，螺栓，齿轮及轴类，回火后的硬度一般为 HB 200~330。

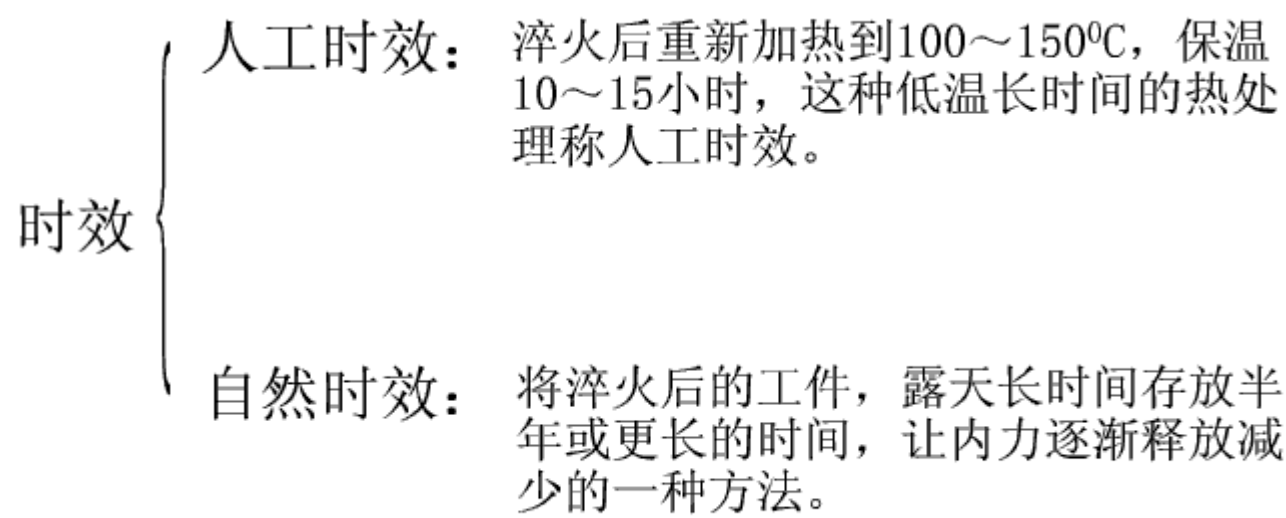
表 5-9 45 钢经调质和正火后的性能比较

热处理状态	$\sigma_b, \text{MN/m}^2$	$\delta, \%$	$a_k, \text{J/cm}^2$	HB	组织
正火	700~800	15~20	50~80	163~	细珠光体+铁素

				220	体
调质	750~850	20~25	80~120	210~250	回火索氏体

5-9 表 钢经正火后和调质处理后的硬度值接近,但为什么主要的零件一般都选用调质处理而不采用正火? 这是由于调质处理后的组织为回火索氏体,其中渗碳体为颗粒状,而正火所得到的索氏体中渗碳体呈片状,调质钢不仅硬度高,且塑性与韧性也高于正火状态。

调质处理一般作为最终热处理,但也可以作为表面淬火和化学热处理的预先热处理。为了保持淬火后的高硬度及尺寸稳定性,淬火后又可进行时效处理(温度低于低温回火)。



五. 回火脆性

发生在 250~350℃, 随温度升高, 韧性不仅没提高, 反而降低。

5-7 钢的淬透性

一. 淬透性的意义

淬透性表示的是钢在淬火时所能得到的淬硬层深度。

注意: 钢的淬透性和钢的淬硬性是两个完全不同的概念, 淬硬性指的是钢在淬火能达到的最高硬度。用不同的钢制成相同形状和尺寸的工作件, 在同样条件下淬火, 淬透性好的钢淬硬层较深, 淬透性差的钢淬硬层较浅。

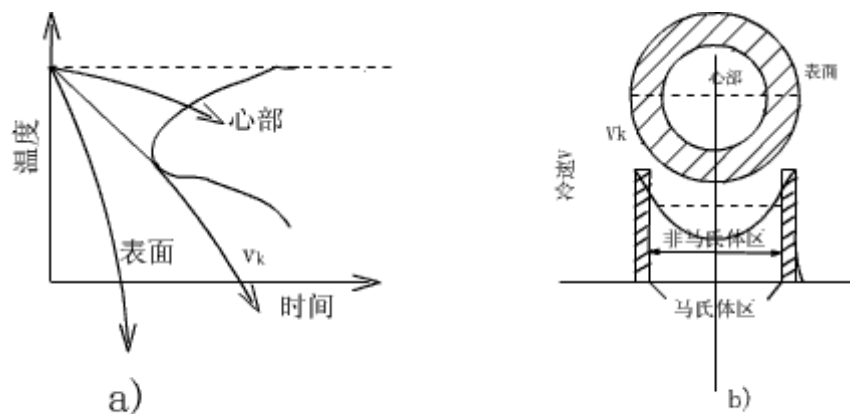


图5-61工件淬硬与冷却速度的关系

这个图反映了淬火时工件截面上各处冷却速度不同，以圆棒为例，淬火时表面部分冷却速度最大，愈到中心冷却速度愈小，表面部分冷却速度大于该钢的临界冷却速度，淬火后获得M组织，而心部则获取珠光体。

二．影响淬透性的因素

凡是能够增加过冷奥氏体稳定性的因素，或者说凡是使C曲线位置右移，减小临界冷却速度的因素，都能提高钢的淬透性。

(一).钢的化学成分

在亚共析成份范围内，随含碳量增加，C曲线右移，因此使钢的临界冷却速度减小，使钢的淬透性提高，过共析钢随含碳量增加，C曲线左移，钢的临界冷却速度增大，淬透性降低。

(二).合金元素的影响

除钴和铝(>2.5%)以外的合金元素能使C曲线右移，也就是说能降低临界冷却速度，使钢的淬透性提高。

(三).奥氏体化条件

奥氏体化温度越高，成分越均匀。奥氏体越稳定，因此临界冷却速度越小，淬透性越高。

三．淬透性的测定与表示方法

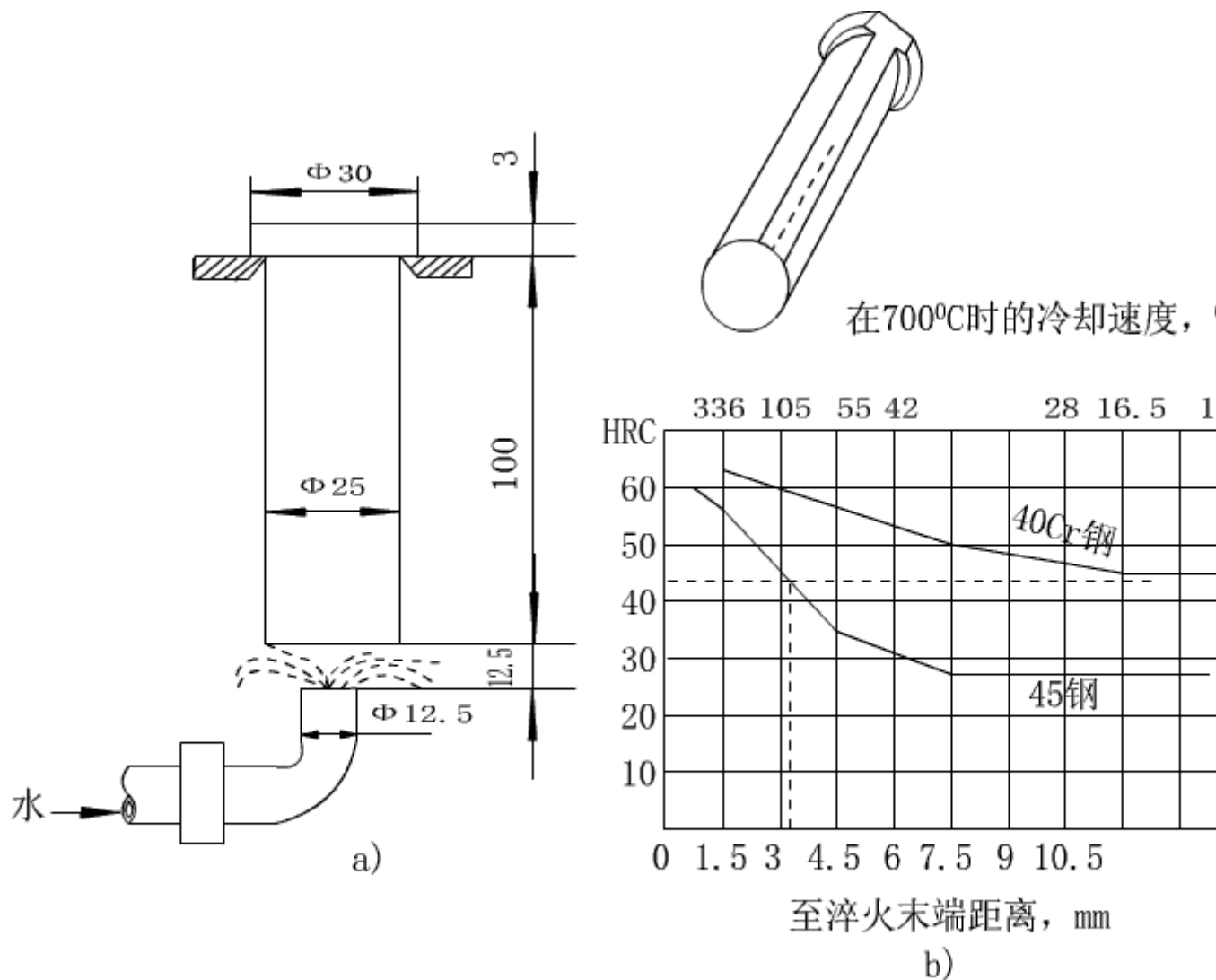


图5-64 末端淬火法
a) 淬火装置示意图 b) 淬透示意图

(一). 图 5 — 6 4 (a)

将试样加热至规定淬火温度后，置于支架上，然后从试样末端喷水冷却，由于试样末端冷却速度最快，越往上冷却的越慢，然后我们沿试样长度方向便能测出各种冷却速度下的不同组织与硬度。

图 5 — 6 4 (b)这个图就是从喷水冷却的末端每隔一定距离测一硬度点，最后绘成此图“淬透性曲线”，由此可见，45 钢比 40Cr 钢硬度下降的快，因此 40Cr 比 45 钢淬透性好。

(二). 临界淬透直径

四. 淬透性与机械性能的关系淬透性对钢的机械性能的影响很大

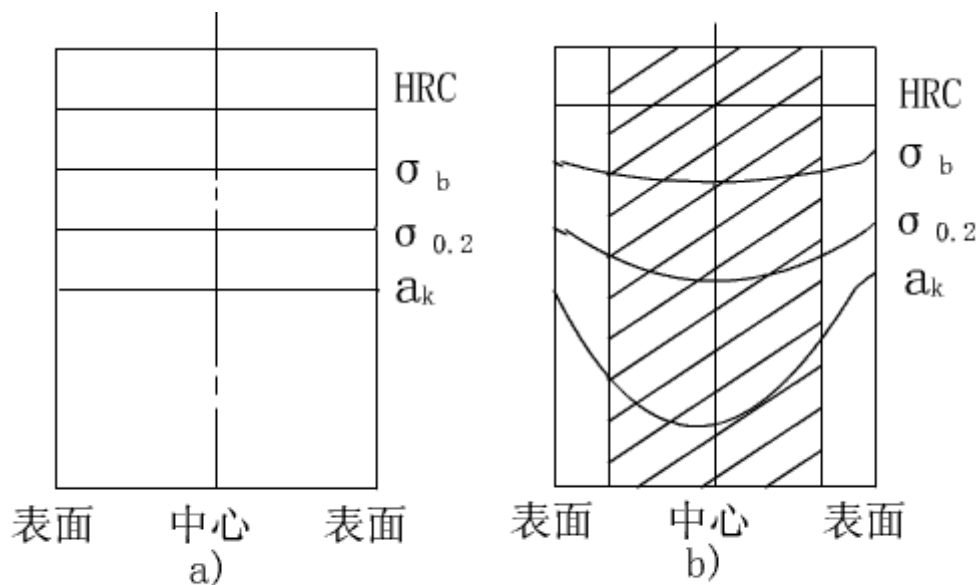


图6-65 淬透性对调质后钢的机械性能影响
a) 已淬透 b) 未淬透

这是用淬透性不同的两种钢材制成的直径相同的轴，已经过调质处理，比较后可见淬透性好的钢材，轴的整个截面都能淬透，淬透性差的轴（b）未淬透，机械性能比较好，二者硬度相同，淬透性差的轴，机械性能越接近心部机械性能越低，韧性表现最明显。

5-8 钢的表面淬火

表面淬火是一种不改变钢的化学成分，但改变表层组织的一种局部热处理方法。例如：生产中，有许多零件是在弯曲，扭曲等受力复杂的条件下工作的。这时候零件表层受到比心部高的多的应力作用，而且表面还要不断地被磨损，因此必须使工件表层得到强化，使它具有较高的强度，硬度，耐磨性及疲劳极限，而心部为了能承受冲击载荷的作用，仍应保持足够的塑性与韧性，在这种情况下，以往所介绍的热处理已失效应，至此我们提出钢的表面淬火和化学热处理。

方法：快速加热使钢的表面奥氏体化，不等热量传至中心，立即淬火冷却，这样我们就可获得表层硬而耐磨的 M 组织，心部仍保持原来塑性，韧性较好的退火，正火，或调质状态的组织。

表面淬火方法较多，常用的有以下两种：1.感应加热表面淬火；2.火焰加热表面淬火。

一. 感应加热表面淬火

（一）. 感应加热的基本原理

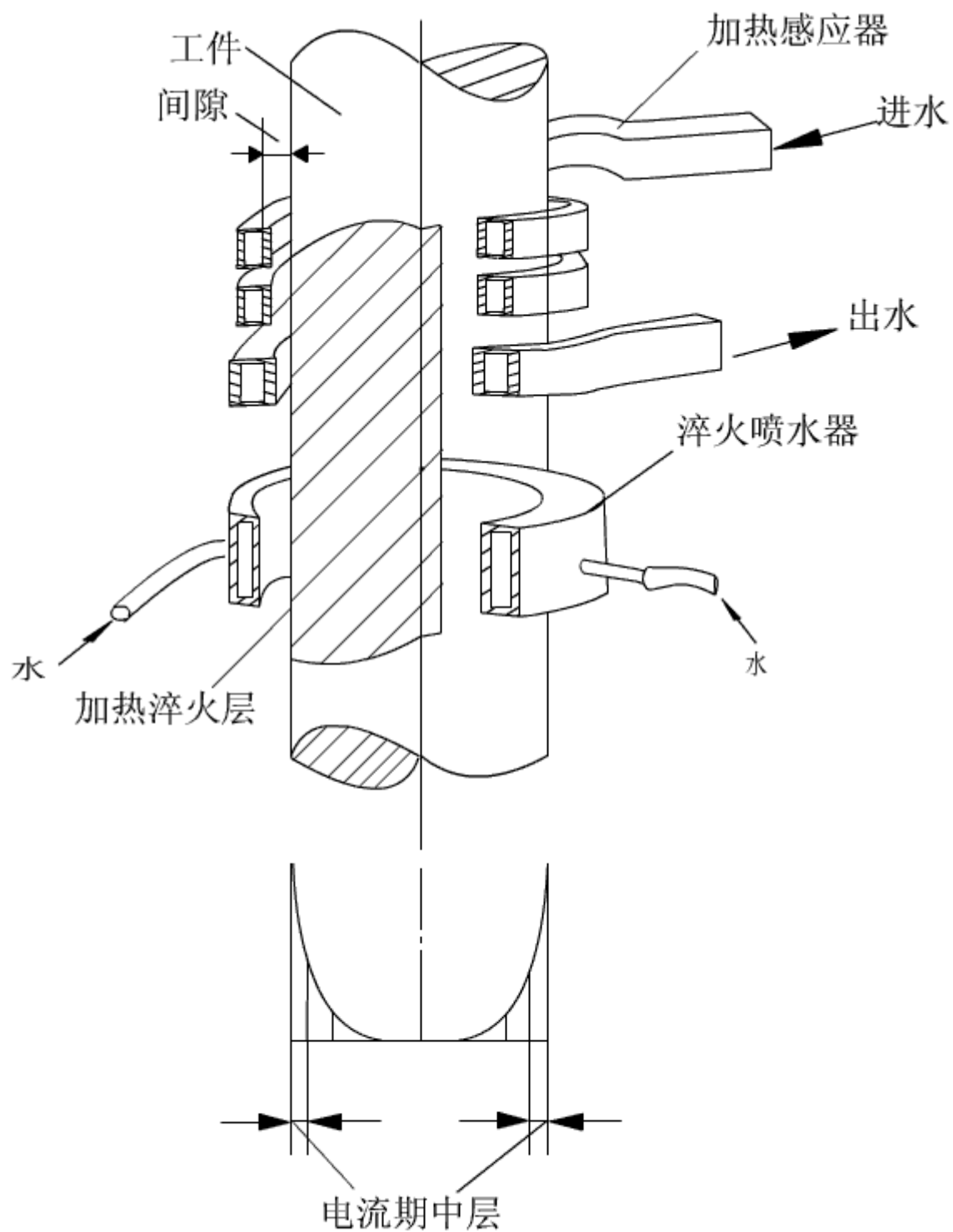


图5-66 感应加热表面淬火示意图

这是一个感应加热表面淬火的示意图，把工件放入有空心铜管绕成的感应器（线圈）内，当线圈通入交变电流后，立即产生交变磁场，那么在工件中就会产生频率相同，方向相反的感应电流，感应电流在工件内形成回路，称“涡流”，且电流密度在工件表面分布不均匀，表面密度大，中心密度小，在工件基本电阻的作用下，表层迅速被加热到淬火温度时而心部仍接近室温，在立即喷水冷却后，

就达到表面淬火的目的。

（二）.感应加热频率的选用

1.高频感应加热

频率为 200.300KHZ，淬硬层深度为 0.5~2mm，主要用于淬硬层较薄的中，小型零件。如：小模数齿轮，中，小型轴的表面淬火。

2.中频感应加热

频率为 500~10000HZ，淬硬层深度 2~8mm，主要用于处理淬硬层要求较深的零件。如：直径较大的轴类和模数较大的齿轮等。

3.工频感应加热

频率 50HZ,淬硬层深度可达 10~15mm，要求淬硬层较深的大直径零件，如轧辊，火车车轮。

4.超频感应加热

频率 20~40HZ,如：中，小模数的齿轮，花键轴，链轮。

二．火焰加热表面淬火

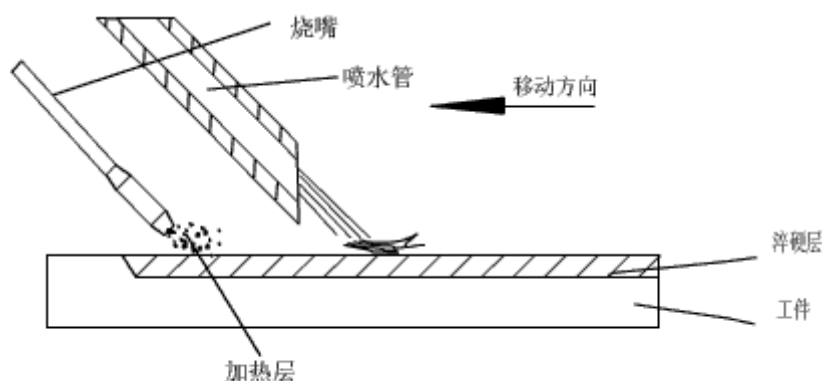


图5-69 火焰加热表面淬火示意图

火焰加热表面淬火是以高温火焰为热源的一种表面淬火法。火焰为乙炔—氧火焰，最高温度 3200℃，另外还有煤气—氧火焰，最高温度 2000℃,它是将工件快速加热到淬火温度，在随后喷水冷却后，获得所需的表层硬度和淬硬层硬度。

5-9 钢的化学热处理

一．概述

化学热处理是把钢制工件放置于某种介质中，通过加热和保温，使化学介质中某些元素渗入到工件表层，从而改变表层的化学成分，使心部与表层具有不同的组织与机械性能。

特点：与其他热处理相比较，不仅它的组织发生了变化，而且化学成分也发生了变化。

（一）.化学热处理的作用

- 1.强化表面：提高工件某些机械性能，如：硬度，耐磨性，疲劳极限。
- 2.保护工作表面：提高工件的物理，化学性能，如：耐高温，耐腐蚀性。

（二）.化学热处理的种类

1.扩散元素使非金属元素能与铁形成间隙固溶体，如渗碳，氮化几渗硼，它们一般都会明显增加钢的表面硬度及耐磨性。

2.扩散元素使金属元素能与铁形成置换固溶体，如渗铬，渗铅，渗硅。渗铬可提高耐磨性和耐腐蚀性；渗铅可增加高温抗氧化性；渗硅可提高耐酸能力。总之是改善表面的物理，化学性能。

(三).化学热处理的过程

- 1.分解：化学介质要首先分解出具有活性的原子；
- 2.吸收：工件表面吸收活性原子而形成固溶体或化合物；
- 3.扩散：被工件吸收的活性原子，从表面想内扩散形成一定厚度的扩散层。

二. 钢的渗碳

渗碳是把钢放在渗碳介质中，加热到单相奥氏体区，保温一定时间，使碳原子渗入钢表层的过程。

(一).渗碳的目的及用途

有许多的零件，它们在工作时，受力复杂，如汽车，拖拉机的变速齿轮，活塞销，摩擦片及轴类，对这些零件德望要求是表面硬而耐磨，心部强度，韧性要好，且疲劳强度要高，这些性能，仅是选材和加热是很难满足的，高碳钢淬火，低碳钢淬火，感应加热表面淬火都不理想。因此提出渗碳。

(二).渗碳方法

1. 固体渗碳法

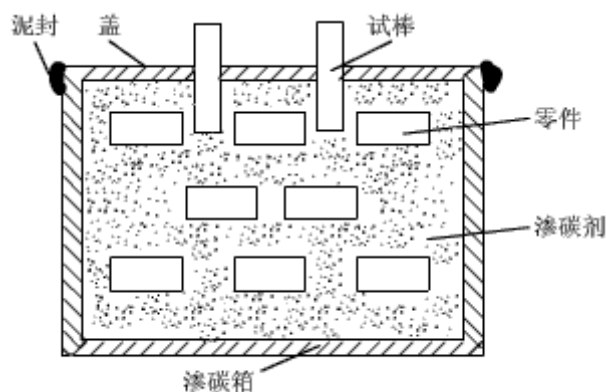


图5-70 固体渗碳装置箱示意图

零件放在渗碳箱中，四周填满固体渗碳剂，用盖和耐火泥将箱密封，然后放入加热炉，加热到 $900\sim 950^{\circ}\text{C}$ ，保温一定时间后出炉，就可以获得表层渗碳工件。

2. 气体渗碳法

把工件置于密封的加热炉中，通入渗碳剂，加热到渗碳温度 $900\sim 950^{\circ}\text{C}$ 。

(三).渗碳体的技术要求

1. 渗碳层最佳含碳量 $0.85\sim 1.05\%$ 。

(1).表面层含碳量过低，淬火+低温回火所得到的是含碳量较低的回火 M，这些 M 硬度低，耐磨性差，疲劳极限也低。

(2).表面含碳量过高，渗碳层会出现大量块状或网状渗碳体，渗碳层变脆，易脱落，残余 A 的增加。也会使表面硬度，耐磨性下降。

2. 合理的渗碳深度

下列属经验公式

轴类： $\xi = (0.1\sim 0.2) R$ R—半径 (mm)

齿数： $\xi = (0.2\sim 0.3) m$ m—模数 (mm)

薄片工件： $\xi = (0.2 \sim 0.3) t$ t —厚度（mm）

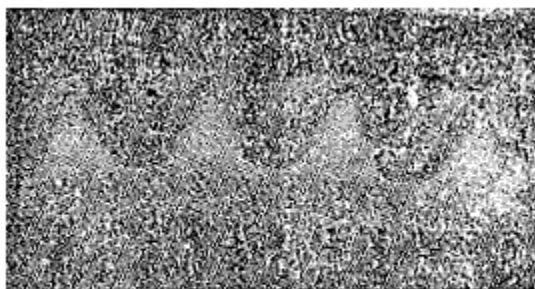


图5-72 渗碳层按齿廓分布的渗碳齿轮

这是渗碳齿轮，要求渗碳件按零件轮廓均匀分布，均匀的渗碳层有利于提高渗碳齿轮的性能，延长它的寿命。

（四）.渗碳后的组织与热处理

1. 渗碳后的组织

渗碳后，工件表层含碳量为 0.85~1.05%，从表层到心部含碳量逐渐减少，心部为原来低碳钢的含碳量。

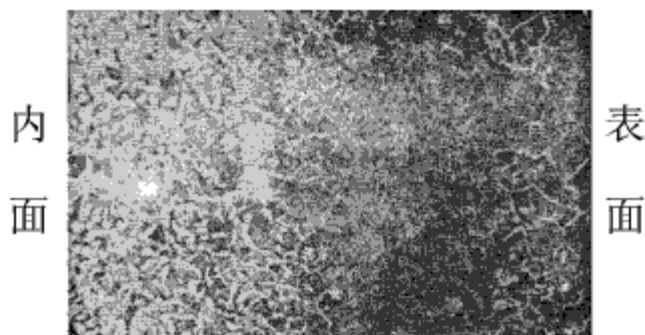


图5-73 低碳钢渗碳缓冷后的组织

这是一个低碳钢渗碳缓冷后的组织，最外层是过共析钢，往里是共析钢，再往里是亚共析钢的过度层，最里边的心部是原始组织。

2. 渗碳后的热处理

工件渗碳后必须进行热处理，只有这样才能发挥出渗碳层的作用，渗碳后常见的有以下三种热处理方法：

（1）.直接淬火法

工件的渗碳温度为 900~950°C,渗碳后+先预冷+淬火+低回预冷的目的是为了减少淬火变形与开裂，并使表层析出一些碳化物，降低残余 A，提高表层硬度，预冷温度略高于 Ar_3 ,目的是为避免析出铁素体。

（2）.一次淬火法

渗碳后出炉缓冷+再加热到淬火温度进行淬火+低回

（3）.二次淬火法

渗碳+缓冷+第一次淬火（或正火）（细化心部组织，消除表层网状渗碳体，加热到（850~900℃）；

渗碳+缓冷+第二次淬火（或正火）（改善碳化层组织与性能 750~800℃）；

渗碳+缓冷+低回。