

图9-39 高碳型片状马氏体组织示意图



图9-40 片状马氏体的电镜组织

5 nm 左右, 因此, 片状马氏体又称孪晶马氏体。图9-41表示高碳型片状马氏体在电镜下的精细结构示意图。在片状马氏体中心部位有大量的微细孪晶, 它易于腐蚀, 称之为中脊线。这些孪晶的厚度可达 $\sim 10\mu\text{m}$ 。在含碳量 $w_c > 1.4\%$ 的马氏体片中常常看到这些“中脊”(见图9-38)。孪晶通常不扩展到马氏体的边缘区, 在边缘区存在着高密度的位错。

高碳型片状马氏体的另一个重要特点, 就是存在大量显微裂纹。马氏体形成速度极快, 在其相互碰撞或与奥氏体晶界相撞时将引起相当大的应力场, 高碳马氏体本身又很脆, 不能通过滑移或孪生变形使应力得以松弛, 因此容易形成撞击裂纹(见图9-38)。通常奥氏体晶粒越大, 马氏体片越大, 淬火后显微裂纹越多。显微裂纹的存在增加了高碳马氏体钢件的脆性, 在内应力的作用下显微裂纹将会逐渐扩展成为宏观裂纹, 可以导致工件开裂或使工件的疲劳寿命明显下降。

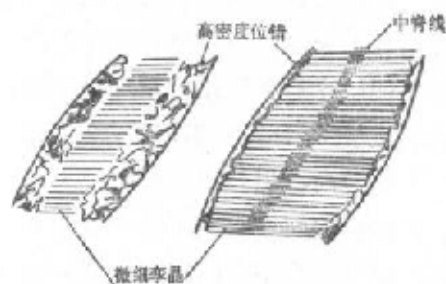


图9-41 片状马氏体亚结构示意图

奥氏体向马氏体转变时, 是形成板条马氏体还是片状马氏体, 主要取决于马氏体的转变温度(M_s 点和马氏体转变终止温度 M_f 点), 而马氏体转变温度主要取决于奥氏体的化学成分, 即碳和合金元素的含量, 其中含碳量的影响最为剧烈(见图9-42)。奥氏体中的含碳量越大, 则 M_s 和 M_f 点越低; 除Co、Al以外, 所有合金元素都降低 M_s 和 M_f 点, 但效果不如碳显著。前已述及, M_s 点是奥氏体和马氏体两相自由能差达到相变所需要最小驱动力值时的温度, C和N在钢中形成间隙固溶体, 对奥氏体和铁素体有强化作用, 对铁素体的强化作用更明显, 从而显著增大马氏体转变时的切变阻力, 故增大相变的驱动力。C和N又是稳定奥氏体元素, 能降低奥氏体和马氏体的平衡温度 I_e 。因此C和N强烈降低钢的 M_s 点。由图9-42可见, 含碳量 $w_c < 0.2\%$ 的奥氏体几乎全部形成板条马氏体, 而含碳量 $w_c > 1\%$ 的奥氏体几乎只形成片状马氏体。含碳量 $w_c = 0.2 \sim 1.0\%$ 的奥氏体则形成板条马氏体和片状马氏体的混合组织。一些资料中, 板条马氏体过渡到片状马氏体的含碳量并不一致, 这主要是由

于淬火速度的影响。增大淬火速度, 形成片状马氏体的最小含碳量降低。

一般认为, 板条马氏体大都在 200°C 以上形成, 片状马氏体主要在 200°C 以下形成。含碳量在 $w_c = 0.2 \sim 1.0\%$ 的奥氏体, 在马氏体区上部温度先形成板条马氏体, 然后在马氏体区下部形成片状马氏体。含碳量越高, M_s 点越低, 形成板条状马氏体量越少, 而片状马氏体量越多。

钢中加入合金元素也会改变所形成的马氏体形态。合金元素 Cr 、 Mo 、 Mn 、 Ni (降低 M_s 点的一些元素) 和 Co (升高 M_s 点的元素) 都加剧形成孪晶马氏体的倾向, 但程度有所不同。如 Cr 、 Mo 等影响较大, 而 Ni 形成孪晶马氏体的倾向较小。

3. 马氏体的性能

马氏体机械性能的显著特点是具有高硬度和高强度。马氏体的硬度主要取决于其含碳量。由图9-43可见, 马氏体的硬度随含碳量的增加而增高。当含碳量小于 0.5% 时, 马氏体的硬度随含碳量的增加而急剧增高。当含碳量增至 0.6% 左右时, 虽然马氏体硬度会有所增高, 但是由于残余奥氏体量增加, 反使钢的硬度有所下降。合金元素对马氏体的硬度影响不大, 但可以提高强度。

马氏体高强度、高硬度的原因是多方面的, 其中主要包括碳原子的固溶强化、相变强化以及时效强化。

间隙原子碳在 α 相晶格中造成晶格的正方畸变, 形成一个强烈的应力场。该应力场与位错发生强烈的交互作用, 从而提高马氏体的强度。这就是碳对马氏体晶格的固溶强化。

马氏体转变时在晶体内造成晶格缺陷密度很高的亚结构, 板条状马氏体的高密度位错网, 片状马氏体的微细孪晶都将阻碍位错运动, 从而使马氏体强化, 这就是所谓相变强化。实验证明, 无碳马氏体的屈服极限为 284MPa , 此值与形变强化铁素体的屈服极限很接近, 而退火铁素体的强度仅为 $98 \sim 137\text{MPa}$ 。这就是说, 相变强化使强度提高了 $147 \sim 186\text{MPa}$ 。

时效强化也是一个重要的强化因素。马氏体形成以后, 碳及合金元素的原子向位错或其它晶体缺陷处扩散偏聚或析出, 钉扎位错, 使位错难以运动, 从而造成马氏体强化。

此外, 马氏体束或马氏体片尺寸越小, 则马氏体强度越高。这是由于马氏体相界面阻碍位错运动而造成的。原始奥氏体晶粒越细, 则马氏体的强度越高。

马氏体的塑性和韧性主要取决于它的亚结构。大量试验结果证明, 在相同屈服强度条件下, 位错型马氏体比孪晶型马氏体的韧性好得多。孪晶马氏体具有高的强度, 但韧性很差。

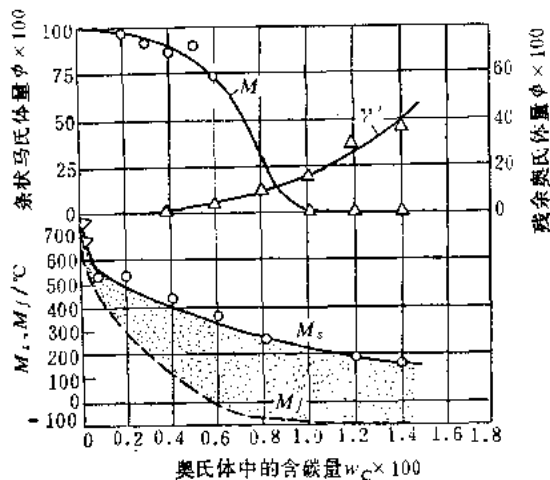


图9-42 奥氏体中的含碳量对马氏体形态的影响

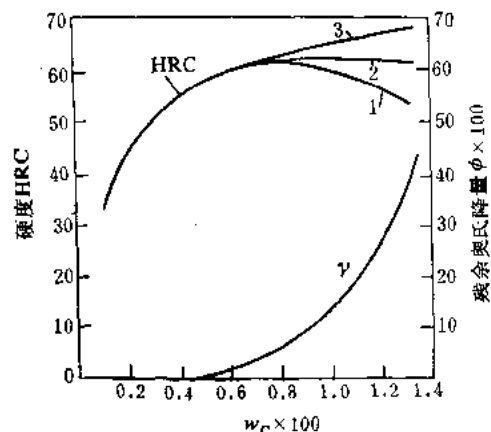


图9-43 淬火钢的最大硬度与含碳量的关系

1—高于 A_{c3} 淬火 2—高于 A_{c1} 淬火 3—马氏体硬度

其性能特点是硬而脆。这是由于孪晶亚结构使滑移系大大减少以及在回火时碳化物沿孪晶面不均匀析出造成的。孪晶马氏体中含碳量高,晶格畸变大,淬火应力大以及存在高密度显微裂纹也是其韧性差的原因。而位错马氏体中的含碳量低,可以进行自回火,而且碳化物分布均匀;其次,胞状亚结构位错分布不均匀,存在低密度位错区,为位错提供了活动余地。由于位错的运动能缓和局部应力集中,延缓裂纹形核或削降已有裂纹尖端应力峰而对韧性有利,此外,淬火应力小,不存在显微裂纹,裂纹通过马氏体条也不易扩展。因此,位错马氏体具有很高的强度和良好的韧性。同时还具有脆性转折温度低、缺口敏感性和过载敏感性小等优点。目前,力图得到尽量多的位错马氏体是提高结构钢以及高碳钢强韧性的重要途径。

此外,马氏体与其它组织组成物,尤其与奥氏体相比,具有最大的比容。 $w_c = 0.2 \sim 1.44\%$ 的奥氏体比容为 $0.12227 \text{ cm}^3/\text{g}$, 而马氏体的比容为 $0.12708 \sim 0.13051 \text{ cm}^3/\text{g}$ 。因此,淬火形成马氏体时由于钢的体积膨胀是淬火时产生较大内应力、引起工件变形甚至开裂的主要原因之一。淬火时钢的体积增加与马氏体的含碳量有关,当含碳量由 0.4% 增加至 0.8% 时,钢的体积增加 $1.13 \sim 1.2\%$ 。

(三) 马氏体转变的特点

马氏体转变是过冷奥氏体在低温范围内的转变,相对于珠光体转变和贝氏体转变具有如下系列特点:

1. 马氏体转变的无扩散性

马氏体转变是奥氏体在很大过冷度下进行的,此时无论是铁原子、碳原子还是合金元素原子,其活动能力很低。因而,马氏体转变是在无扩散的情况下进行的。点阵的重构是由原子集体的、有规律的、近程的迁动完成的。原来与母相相邻的两个原子转变以后仍然相邻,它们之间的相对位移不超过一个原子间距。马氏体转变时只发生点阵结构的变化,母相奥氏体和新相马氏体具有完全相同的化学成分: $\gamma\text{-Fe}(\text{C}) \rightarrow \alpha\text{-Fe}(\text{C})$, 在 Fe-C 和 Fe-Ni

面心立方 体心立方

合金中,马氏体形成速度很高。在 $-20 \sim -195^\circ\text{C}$ 之间,每片马氏体的形成时间约为 $5 \times 10^{-6} \sim 5 \times 10^{-7} \text{ s}$ 。甚至在热力学温度为 4 K 时,形成速度仍然很高。在这样低的温度下,原子扩散速度很小,转变不可能以扩散方式进行。

2. 马氏体转变的切变共格性

马氏体转变时,在预先抛光的试样表面上出现倾动,产生表面浮凸(图9-44)。这个现象说明马氏体转变和母相的宏观切变有着直接的联系。如果在抛光的单晶试样表面刻有直线划痕,则马氏体转变后,划痕由直线变为折线,但无弯曲或中断现象(见图9-45)。这说明马氏体是以切变方式形成的,而且马氏体片和母相奥氏体保持共格,界面上的原子既属于马氏体,又属于奥氏体。新、旧相界面上的平面是一个切变共格界面,又叫惯习面。马氏体转变时,惯习面是一个尺寸、形状不变的平面,也不发生转动。换句话

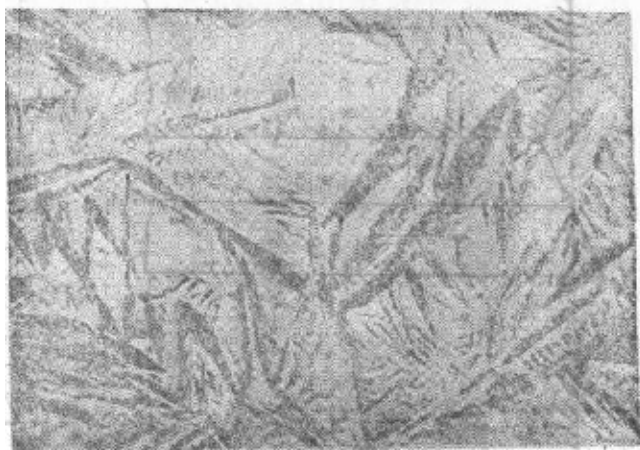


图9-44 马氏体的表面浮凸 650×

说, 马氏体转变是新相马氏体在母相特定的晶面 (惯习面) 上产生的晶体切变过程。其切变共格界面示意图如图9-46所示。

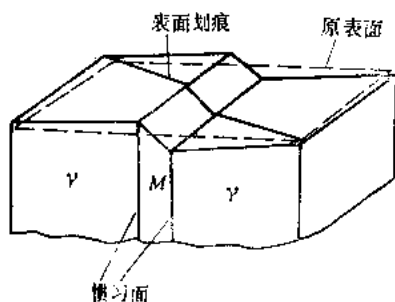


图9-45 马氏体转变时在晶体表面引起倾折示意图

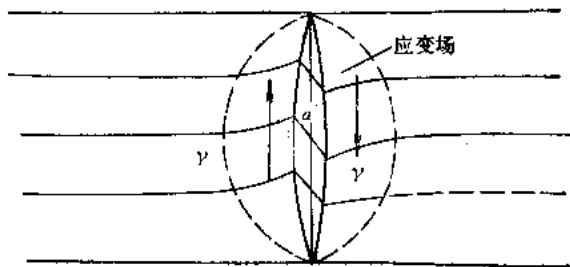


图9-46 马氏体和奥氏体切变共格交界面示意图

关于马氏体转变的切变理论, 自1924年 Bain 以来, 人们设想了各种转变机制。每一种机制模型不同程度地说明马氏体相变的特征, 但有一定的局限性。这里主要介绍两次切变模型 (G-T 模型)。这种模型如图9-47和图9-48所示。第一次切变是沿惯习面在母相奥氏体中发生均匀切变, 产生宏观变形, 在磨光试样表面上形成浮凸。但是这次切变后, 原子排列仍与马氏体不同, 其转变产物是复杂的三棱结构, 还不是马氏体, 不过它有一组晶面间距及原子排列和马氏体的 $(112)_\gamma$ 晶面相同, 如图9-48 a、b 所示。第二次切变是宏观不均匀切变, 在 $(112)_\gamma$ 面的 $[11\bar{1}]_\gamma$ 方向上发生 $12^\circ \sim 13^\circ$ 的切变, 如图9-48 c、d 所示。这一次切变在不继续发生宏观变形条件下, 使原子迁动从三棱点阵转变为体心正方的马氏体结构。当转变温度高时, 是以滑移方式进行第二次切变; 当转变温度低时, 则以孪生方式进行第二次切变。图9-48中 c 表示滑移, d 表示孪生变形。第二次切变的结果便形成了马氏体的亚结构。可见第二次切变的两种方式与马氏体的两种基本形态是对应的。

两次切变模型圆满地解释了马氏体转变的宏观变形、惯习面、位向关系和显微结构变化。

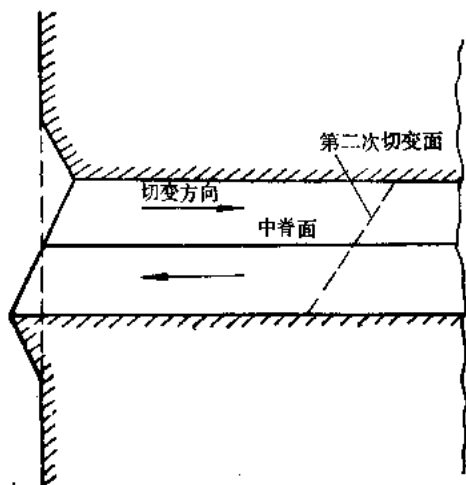


图9-47 G-T 模型示意图

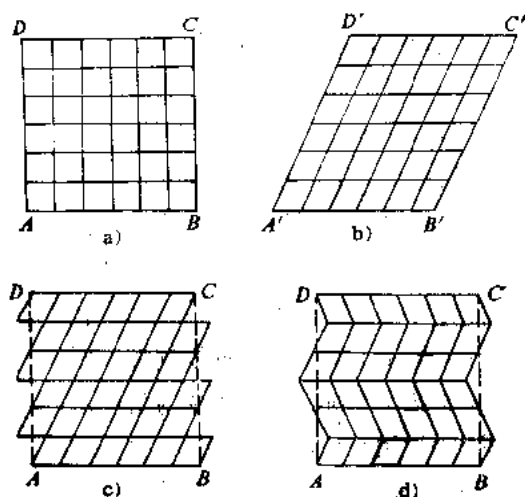


图9-48 G-T 模型切变过程

a) 切变前 b) 均匀切变 (宏观切变) c) 滑移切变 d) 孪生切变

等现象,但没有解决惯习面的不应变、无转动,而且也不能解释碳钢($w_c < 1.4\%$)的位向关系等问题。马氏体转变机理是相当复杂的,许多问题还有待深入研究。

马氏体转变如同其它固态相变一样,也是通过生核和长大的方式进行的。许多试验结果表明,马氏体核胚不是在合金中均匀分布的,而是在母相中某些特定的位置上优先形成的。合金中有利成核的位置是那些结构上的不均匀区域,即位错、层错等某些结构缺陷。此外,晶体生长或塑性变形所造成的形变区以及由于浓度起伏而贫碳的奥氏体体积内也是马氏体形核的部位。

当马氏体与奥氏体晶界存在共格时,马氏体形核及长大速度非常大。由于马氏体转变是原子有规则的集体的短距离的迁动,因此甚至在接近热力学温度零度的温度下仍有很高的转变速度。马氏体长大过程中,由于与母相比容的差别,增大了共格连接区的弹性应力,最终导致塑性变形和共格关系破坏。当生长着的晶体长大至晶粒边界或到达其它结构缺陷大量堆积的地方时,晶格的共格关系也遭到破坏。当共格关系破坏时,马氏体长大也就停止了。

3. 马氏体转变具有一定的位向关系和惯习面

前已述及,马氏体是在奥氏体一定的结晶面上形成的,此面称为惯习面,它在相变过程中不变形、也不转动。惯习面通常以母相的晶面指数来表示。钢中马氏体的惯习面随着含碳量及形成温度不同而异。 $w_c < 0.6\%$ 时为 $\langle 111 \rangle_\gamma$; w_c 在 $0.6 \sim 1.4\%$ 之间,为 $\langle 225 \rangle_\gamma$; w_c 高于 1.4% 时,为 $\langle 259 \rangle_\gamma$ 。随着马氏体形成温度的下降,惯习面向高指数方向变化。低碳马氏体的惯习面一般为 $\langle 111 \rangle_\gamma$,而片状马氏体的惯习面则为 $\langle 225 \rangle_\gamma$ 或 $\langle 259 \rangle_\gamma$ 。因此,同一成分的钢,也可能出现两种惯习面,如先形成的马氏体惯习面为 $\langle 225 \rangle_\gamma$,而后形成的马氏体为高碳钢片状马氏体,其中脊面可以看成为惯习面。

由于马氏体转变时新相和母相始终保持切变共格性,因此马氏体转变后新相和母相之间存在一定的结晶学位向关系。例如, w_c 低于 1.4% 碳钢中马氏体与奥氏体有下列取向关系: $\{110\}_\alpha // \{111\}_\gamma$; $\langle 111 \rangle_\alpha // \langle 101 \rangle_\gamma$ 。这种关系是由库尔久莫夫(Курдюмов)和萨克斯(Sachs)在1934年首先测定的,故称为K-S关系。

西山测定Fe-($w_{Ni} = 30\%$)Ni合金的位向关系为: $\{110\}_\alpha // \{111\}_\gamma$; $\langle 110 \rangle_\alpha // \langle 211 \rangle_\gamma$ 。这种关系称为西山(N)关系。 w_c 高于 1.4% 的碳钢,马氏体与奥氏体的位向关系也符合西山关系。

马氏体与母相之间的位向关系以及具有一定的惯习面对于研究马氏体转变机制、推测马氏体转变时原子的位移规律提供了重要依据。

4. 马氏体转变是在一个温度范围内进行的

马氏体转变动力学的主要形式有变温转变和等温转变两种。等温转变情况仅仅发生在某些特殊合金中(例如Fe-Ni-Mn, Fe-Cr-Ni以及高碳高锰钢等)。马氏体等温转变也可用类似TTT曲线的温度-时间等温图描述。但是等温转变一般都不能使马氏体转变进行到底,完成一定转变量后即停止。

一般工业用碳钢及合金钢,马氏体转变是在连续(即变温)冷却过程中进行的。一定成分的合金要过冷到一定温度 M_s 点以下才能发生马氏体转变。高温奥氏体在 M_s 点以下冷却时,马氏体量随温度的下降而逐渐增加(图9-49)。冷却到一定温度,立即形成一定数量的马氏体。如在某一温度停留不能使马氏体数量增加(见图9-50)。要使马氏体数量增加,必须继续降温冷却(图中曲线1的温度低于曲线2的温度)。可见马氏体转变量只取决于转变

温度（或过冷度 ΔT ），而与保温时间无关。因此，对钢进行热处理时不要企图延长时间来增加马氏体量。马氏体转变量与转变温度的关系可用下列经验公式近似地计算： $\varphi = 1 - \exp(-1.10 \times 10^{-2} \Delta T)$ ，式中的 φ 为转变为马氏体的体积分数， ΔT 为 M_s 点以下的过冷度。这一经验公式与实验结果是相符合的。

对于每一种钢来说，当冷却到某一温度以下时，马氏体转变终止，这时的温度用 M_f 表示。在 $M_s \sim M_f$ 范围内，温度越低，则形成马氏体的数量越多。

降温形成的马氏体，其转变速度极快。低碳马氏体长大速度较慢，达到 100 mm/s ，而高碳马氏体长大速度则可高达 $1 \sim 2 \times 10^6 \text{ mm/s}$ 。因此可以认为，马氏体转变量的增加不是由于已形成马氏体晶体的长大，而是依靠降温过程中新的马氏体片的不断形成。

一般钢淬火都是冷却到室温，如果一种钢的 M_s 点低于室温，则淬火冷却到室温得到的全是奥氏体。高碳钢和许多合金钢，其 M_s 点在室温以上，而 M_f 点在室温以下，则淬火冷却到室温将保留相当数量未转变的奥氏体，这个部分未转变的奥氏体叫做残余奥氏体，常用 γ' 表示。为了尽可能减少残余奥氏体以提高钢的硬度和耐磨性，增加工件的尺寸稳定性，必须在冷至室温之后继续深冷到零度以下，使残余奥氏体继续转变为马氏体。这种低于室温的冷却，生产上叫做“冷处理”。

在很多情况下，即使冷却到 M_f 点以下仍然得不到 100% 的马氏体，而保留一部分残余奥氏体。这是由于奥氏体转变为马氏体时，要发生体积膨胀，最后尚未转变的奥氏体受到周围马氏体的附加压力，失去长大的条件而保留下来的。残余奥氏体的数量与奥氏体中碳的质量分数有关（见图 9-42）。奥氏体中碳的质量分数越多， M_s 和 M_f 点越低，则残余奥氏体量越多。一般低、中碳钢 M_f 点在室温以上，淬火后室温组织中残余奥氏体量很少；高碳钢则不同，随着碳的质量分数增加，残余奥氏体量不断增加。碳的质量分数为 0.6~1.0% 的钢，残余奥氏体量一般不超过 10%，而 w_c 为 1.3~1.5% 的钢，残余奥氏体量可达到 $\varphi_{\gamma'} = 30 \sim 50\%$ 。奥氏体中含有降低 M_s 点的合金元素使残余奥氏体量增加。加快过冷奥氏体的冷却速度将使残余奥氏体量有所减少。

如果过冷奥氏体冷却到 M_s 和 M_f 点之间某一温度时，停止冷却并保持一定时间，那么冷却至该温度保留下来的未转变的奥氏体将变得更为稳定。如果再继续冷却时奥氏体向马氏体的转变并不立即开始，而是经过一段时间才能恢复转变，转变将在更低的温度下进行，而且转变量也达不到连续冷却时的转变量（见图 9-51）。这种因冷却缓慢或在冷却过程停留引起奥氏体稳定性提高而使马氏体转变滞后的现象称为奥氏体稳定化或热稳定化。这种热稳定化现象只在冷却到低于某一温度时才出现，这个温度用 M_c 来表示。钢中奥氏体热稳定化现象

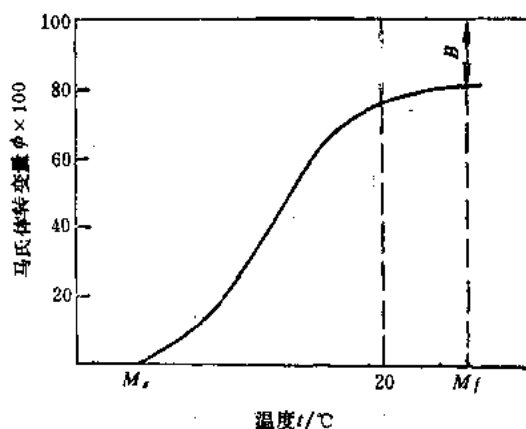


图9-49 马氏体转变量与温度的关系

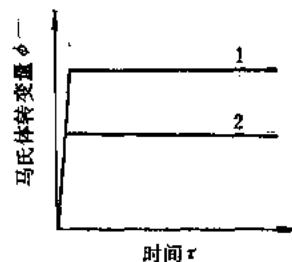


图9-50 马氏体转变量与时间的关系

可能与C、N等间隙原子的存在有关。C、N原子在适当的温度下偏聚于点阵缺陷处并钉轧位错,因而强化了奥氏体,增大了马氏体相变的阻力。

奥氏体热稳定化与在 M_s 点以下停留的温度和时间有关。在某一温度下停留时间越长,在相同停留时间下停留温度越低,奥氏体的热稳定化程度越大,最终得到的马氏体总量越少。

由于奥氏体在淬火过程中受到较大塑性变形或者受到压应力而造成的稳定化现象叫做机械稳定化。前已述及的残余奥氏体就与机械稳定化有关,被包围在马氏体之间的奥氏体处于受压缩状态无法进行转变而残留下来。

在 M_s 点以上对奥氏体进行塑性变形也能引起通常的马氏体转变,变形量越大,马氏体转变量越多,这种现象叫做形变诱发马氏体相变。当温度升高到某一温度时,塑性变形不能使奥氏体转变为马氏体,这一温度称为 M_d 点,叫做形变马氏体点。

如果在 M_d 点以上对奥氏体进行大量塑性变形,可使随后的马氏体转变变得困难,使 M_s 点降低,转变量减少。这就是前面所述的机械稳定化现象。

5. 马氏体转变的可逆性

在某些铁合金以及镍与其它有色金属中,奥氏体冷却转变为马氏体,重新加热时已形成的马氏体又能无扩散地转变为奥氏体。这就是马氏体转变的可逆性。但是在一般碳钢中不发生按马氏体转变机构的逆转变,因为在加热时马氏体早已分解为铁素体和碳化物。

如同奥氏体在 $M_s \sim M_f$ 点范围内转变为马氏体一样,马氏体到奥氏体的逆转变也是发生在一定温度范围内的,逆转变开始点用 A_s 表示,逆转变终了点用 A_f 表示。通常, A_s 温度高于 M_s 温度。对于不同合金, A_s 和 M_s 的温差不同。例如Fe-Ni合金的 A_s 较 M_s 高 410°C ,而Au-Cu合金 A_s 比 M_s 仅高 16°C 。 A_s 和 A_f 温度范围也与奥氏体的成分有关。

对于具有马氏体逆转变而 M_s 和 A_s 相差很小的合金,如Au-Cd、In-Ti以及Cu-Al合金,若将它们冷却到 M_s 以下后,马氏体晶核随温度下降而逐渐长大;当温度回升时,马氏体反过来又同步地随温度的上升而缩小。这种马氏体叫热弹性马氏体,热弹性马氏体的形成是创作形状记忆合金的基础。

(四) 马氏体转变应用举例

利用马氏体及马氏体相变的特点,在创制新型高强度、高韧性材料,发展强韧化热处理新工艺及其它热加工工艺方面有着许多实际应用。

在发展强韧化热处理工艺方面。低碳钢或低碳合金钢采用强烈淬火(w_{NaCl} 或 w_{NaOH} 为5~10%的水溶液或冷盐水中冷却)可以获得几乎全部是板条状的马氏体。不但得到较高的强度和塑(韧)性的良好配合,而且还具有较低的缺口敏感性和过载敏感性。另外,低碳钢本身又具有良好冷成形性、焊接性能等等,因此,这种工艺近年来在矿山、石油、汽车、机车车辆、起重机制造等行业得到了广泛应用。

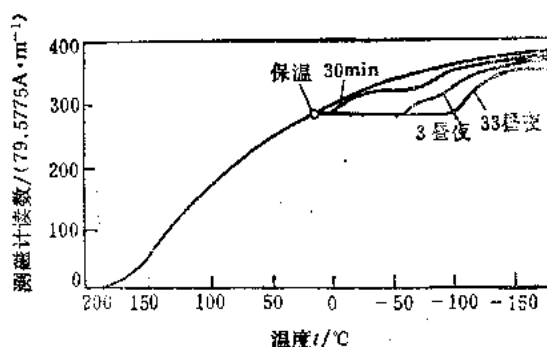


图 9-51

$w_c = 1.17\%$ 的钢经淬火并在室温停留后,继续在不同温度下冷却,马氏体的转变量(纵坐标读数表示马氏体体积 ϕ_M)

中碳 ($w_c = 0.3 \sim 0.6\%$) 低合金钢或中碳合金钢是大量应用的钢种。我们知道, w_c 在 $0.3 \sim 1.0\%$ 范围内将得到板条状和片状马氏体的混合组织。如将这些钢种进行高温加热淬火, 在屈服强度保持不变情况下, 可以大幅度提高钢的韧性。这是由于高温加热使奥氏体化学成分均匀, 消除富碳区, 淬火冷却可以在金相组织中少出现片状马氏体而获得较多量甚至全部的板条马氏体。

对于高碳钢件, 为了获得较多的板条状马氏体, 可以采用较低温度快速、短时间加热淬火方法, 保留较多的未溶碳化物, 降低奥氏体中的含碳量并阻止富碳微区的形成。

在防止焊接冷裂纹方面。马氏体转变点 M_s 和 M_f 对焊接过程形成冷裂纹的敏感性很大。 M_s 点高的钢, 在较高温度下可以形成板条状马氏体, 产生“自回火”现象, 转变过程产生的内应力可以局部消除。此外焊接过程所吸收的氢可以扩散逸出一部分, 从而可以减少形成氢裂的可能性。因此, 焊接结构用钢, 其 M_s 点应不低于 300°C , 如果 M_f 点高于 260°C , 则在 260°C 以前完成马氏体转变, 焊接时不易形成冷裂纹。

焊接结构用钢希望含碳量要低 (不超过 0.2%), 这是由于含碳量低 C -曲线左移, 过冷奥氏体不稳定, 临界淬火速度高, 因而焊接冷却时不易形成马氏体; 另一方面, 即使形成低碳马氏体, 因其强韧性好, 焊接冷裂纹的敏感性也不大。

对于中碳高强度焊接构件, 焊接冷却时容易得到强硬的马氏体组织, 必须采取充分预热、缓冷等措施, 以防片状马氏体的形成。预热温度与含碳量有关, 一般可在 M_s 点附近。焊后应缓冷, 尽量采用多层焊, 必要时焊后立即进行热处理以减少焊接冷裂纹的倾向性。

中锰耐磨铸铁也是利用马氏体的例子。Mn 是一个扩大奥氏体相区、降低 M_s 点并使 C -曲线显著右移的元素。当铸铁中含锰量大于 2% 时, 基体中会出现马氏体。 $w_c = 5.0 \sim 6.0\%$ 的稀土-镁-中锰球墨铸铁, 基体组织中含有 $\varphi = 70 \sim 80\%$ 的马氏体和下贝氏体, 使球铁的抗拉强度大于 400MPa , 硬度大于 HRC48, 显著提高了铸铁的耐磨性, 广泛用来制作球磨机的磨球和煤粉机的锤头等耐磨零件。

六、贝氏体转变

钢在珠光体转变温度以下、马氏体转变温度以上的温度范围内, 过冷奥氏体将发生贝氏体转变, 又称中温转变。贝氏体转变具有珠光体转变和马氏体转变某些共同的特点, 又有某些区别于它们的独特之处。同珠光体转变相似, 贝氏体也是由铁素体和碳化物组成的机械混合物, 在转变过程中发生碳在铁素体中的扩散。但贝氏体转变特征和组织形态又和珠光体不同。和马氏体转变一样, 奥氏体向铁素体的晶格改组是通过切变方式进行的。新相铁素体和母相奥氏体保持一定的位向关系。但贝氏体是两相组织, 通过碳原子扩散, 可以发生碳化物沉淀。因此, 贝氏体转变是有扩散、有共格的转变。

贝氏体, 特别是下贝氏体通常具有优良的综合机械性能。生产上钢从奥氏体状态快速冷却到贝氏体转变温度区发生恒温转变的等温淬火工艺就是为了得到贝氏体组织。因此, 研究贝氏体的组织、性能及其转变特点具有重要意义。

(一) 贝氏体的组织形态

由于奥氏体中含碳量、合金元素以及转变温度不同, 钢中贝氏体组织形态有很大差异。通常在含碳量高于 $w_c = 0.4\%$ 的碳素钢中, 在贝氏体区较高温度范围内 ($600 \sim 350^\circ\text{C}$) 形成的贝氏体叫上贝氏体, 较低温度范围内 ($350^\circ\text{C} \sim M_s$) 形成的贝氏体叫下贝氏体, 其分界温度约为 350°C 。中、高碳钢上贝氏体在光学显微镜下的典型特征呈羽毛状 (图9-52 a)。在电

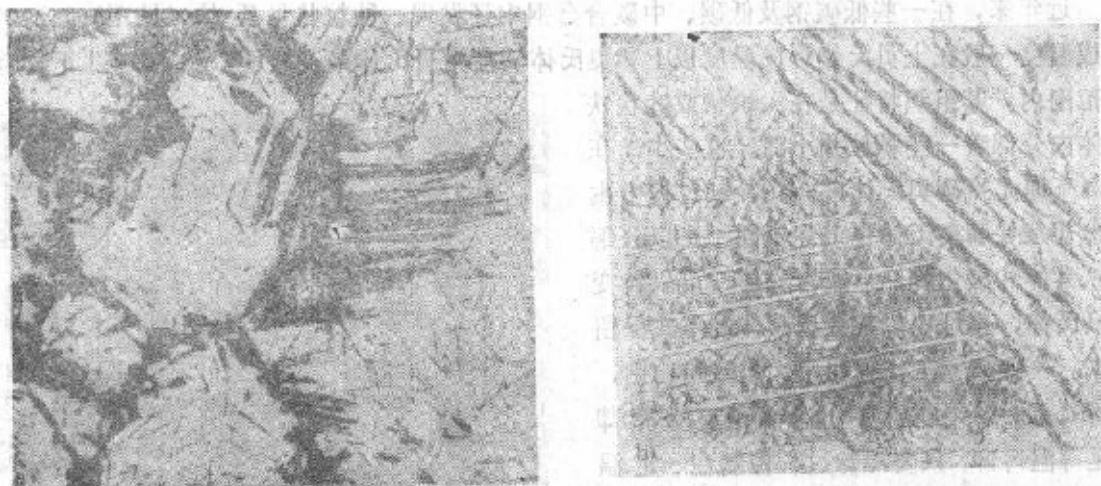


图9-52 上贝氏体的显微组织

a) 上贝氏体金相显微组织 (羽毛状) 500× b) 上贝氏体透射电镜组织 4000×

于显微镜下, 上贝氏体由许多从奥氏体晶界向晶内平行生长的板条状铁素体和相邻铁素体条间存在的不连续的、短杆状的渗碳体所组成 (图9-52 b)。与片状珠光体不同, 上贝氏体中铁素体含过饱和的碳, 其中有位错缠结存在。上贝氏体中铁素体条较宽, 其宽度随形成温度下降而变细。上贝氏体中断续的渗碳体条分布在铁素体之间, 其主轴方向与铁素体板条长轴平行。上贝氏体中铁素体的形态与亚结构和板条马氏体相似, 但其位错密度比马氏体要低 $2 \sim 3$ 个数量级, 约为 $10^8 \sim 10^9 \text{ cm}^{-2}$ 。

下贝氏体组织也是由铁素体和碳化物组成。在光学显微镜下观察, 下贝氏体呈黑色针状 (图9-53 a) 它可以在奥氏体晶界上形成, 但大量的是在奥氏体晶粒内沿某些晶面单独地或成堆地长成针叶状。下贝氏体铁素体的立体形态, 同高碳孪晶马氏体一样, 也是呈双凸透镜状。铁素体内含有过饱和的碳, 其固溶量随形成温度降低而增高, 最高溶碳量 w_c 可达0.3%。在电镜下, 在下贝氏体针状铁素体内分布着微细的具有六方点阵的 ϵ -碳化物, 其成分不固定, 以 Fe_3C 表示。这些碳化物平行排列并与铁素体长轴呈 $55^\circ \sim 65^\circ$ 取向 (见图9-53 b)。下贝氏体中的铁素体亚结构同片状马氏体不同, 它具有高密度位错, 没有孪晶亚结构存在, 其位错密度比上贝氏体中铁素体的高。

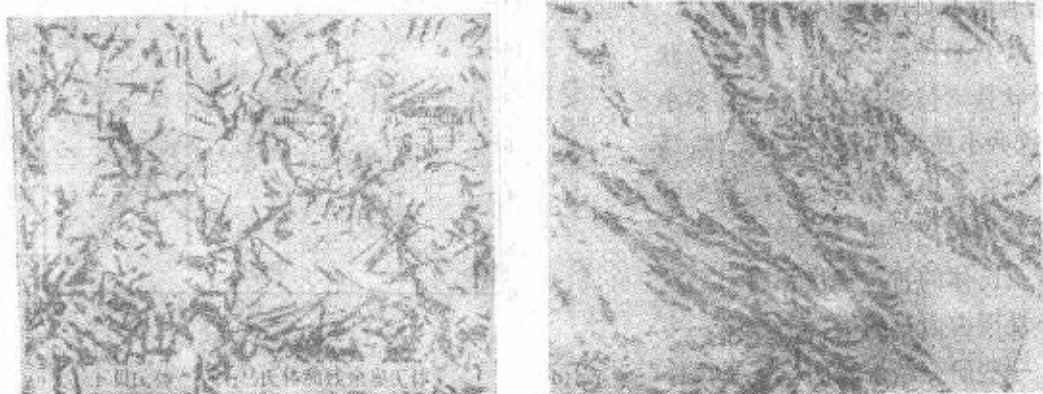


图9-53 下贝氏体显微组织

a) 光学显微镜组织 b) 电子显微镜组织

近年来, 在一些低碳钢及低碳、中碳合金钢中还发现一种粒状贝氏体 (见图9-54)。其形成温度一般在上贝氏体形成温度以上和奥氏体转变为贝氏体最高温度 (B_s 点) 以下的温度范围内。其组织特征是在大块状或针状铁素体内分布着一些颗粒状小岛。这些小岛在高温下原是富碳奥氏体区。在冷却过程中由于冷却条件和奥氏体稳定性不同, 可以分解为铁素体和碳化物, 形成珠光体, 可以转变为马氏体, 也可以以残余奥氏体的形式保留下来。一些研究工作表明, 大多数结构钢, 不管 C-曲线形状如何, 也不管是连续冷却还是等温冷却, 只要冷却过程控制在一定温度范围内, 都可以形成粒状贝氏体, 并且其组织形式也是多种多样的。

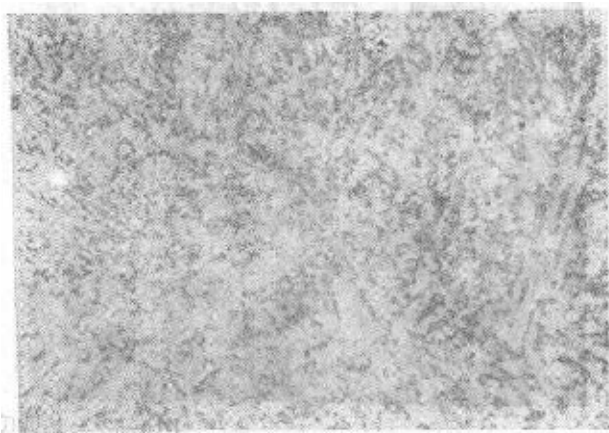


图9-54 25Cr2MnV钢粒状贝氏体 1000×

(二) 贝氏体的性能

贝氏体的机械性能主要取决于其组织形态。贝氏体是铁素体和碳化物组成的复相组织, 其各相的形态、大小和分布都影响贝氏体的性能。贝氏体组织形态与其形成温度有关。一般地说, 随着贝氏体形成温度的降低, 贝氏体中铁素体晶粒变细含碳量变高, 而贝氏体中渗碳体尺寸减小, 数量增多, 其形态也由断续杆状或层状向细片状变化。因此, 贝氏体强度和硬度增加。

上贝氏体形成温度较高, 铁素体晶粒和碳化物颗粒较粗大, 碳化物呈短杆状平行分布在铁素体板条之间, 铁素体和碳化物分布有明显的方向性。这种组织状态使铁素体条间易产生脆断, 铁素体条本身也可能成为裂纹扩展的路径。如图9-55所示, 在400~550℃温度区间形成的上贝氏体不但硬度低, 而且冲击韧性也显著降低。所以在工程材料中一般应避免上贝氏体组织的形成。

下贝氏体中铁素体针细小而均匀分布, 而且在铁素体内又沉淀析出细小、多量而弥散的 ϵ -碳化物, 故位错密度很高。因此下贝氏体不但强度高, 而且韧性也很好, 即具有良好的综合机械性能。生产上广泛采用等温淬火工艺就是为了得到这种强、韧结合的下贝氏体组织。

粒状贝氏体组织中, 在颗粒状或针状铁素体基体中分布着许多小岛。这些小岛无论是残余奥氏体、马氏体, 还是奥氏体的分解产物都可起到复相强化作用。如图9-56所示, 粒状贝氏体的抗拉强度和屈服强度随小岛所占面积的增多而提高。

一些研究结果表明, 下贝氏体比回火高碳马氏体具有更高的韧性、较低的缺口敏感性和裂纹敏感性。这可能是由于高碳马氏体有大量孪晶之缘故。在相同

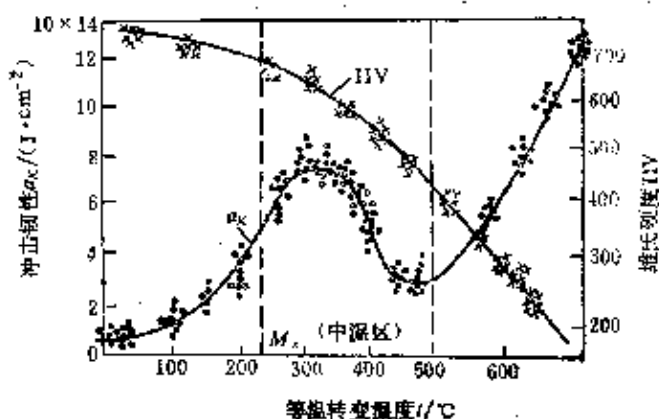


图9-55 等温转变温度对共析钢机械性能的影响

强度水平下,下贝氏体的断裂韧性不如回火板条马氏体,但要高于孪晶型回火马氏体。显然,对于高碳孪晶型马氏体的钢种以及其它中碳结构零件,采用等温淬火工艺是适宜的。

(三) 贝氏体转变的特点

1. 贝氏体转变是一个形核与长大过程

贝氏体转变和珠光体相似,是一个相分解为两个相,其转变过程也是一个形核和长大过程。贝氏体转变通常需要一定的孕育期(见图9-14),在孕育期内,由于碳在奥氏体中重新分布,造成浓度起伏,随着过冷度增大,奥氏体成分越来越不均匀,因而有可能形成富碳区和贫碳区,在含碳较低的部位首先形成铁素体晶核。上贝氏体中铁素体晶核一般优先在奥氏体晶界贫碳区上形成,下贝氏体由于过冷度大,铁素体晶核可在奥氏体晶粒内形成。铁素体形核后,当浓度起伏合适且晶核尺寸超过临界尺寸时便开始长大,在其长大的同时,过饱和的碳从铁素体向奥氏体中扩散,并于铁素体板条之间或在铁素体内部沉淀析出碳化物。因此贝氏体长大速度受碳的扩散所控制。通常,上贝氏体的长大速度取决于碳在奥氏体中的扩散,而下贝氏体的转变速度取决于碳在铁素体中的扩散。因此,贝氏体转变速度远比马氏体低。

2. 贝氏体中铁素体的形成是按马氏体转变机构进行的

实验证明,上、下贝氏体形成时,在事先经过抛光的试样表面上可以观察到表面浮凸现象,说明贝氏体转变时铁素体是通过马氏体转变机构,即切变机构转变而成的。贝氏体中铁素体和奥氏体保持共格联系并沿母相奥氏体特定的晶面依靠切变而长大。在中、高碳钢里,上贝氏体中铁素体的惯习面近于 $\{111\}_\gamma$,而下贝氏体的惯习面近于 $\{225\}_\gamma$,分别与低碳马氏体和高碳马氏体的惯习面相同。

贝氏体中铁素体与母相奥氏体也保持严格的结晶学位向关系。例如共析钢在 $350\sim 450^\circ\text{C}$ 之间形成的上贝氏体中,铁素体与奥氏体间存在西山关系: $(111)_\gamma // (110)_\alpha, [211]_\gamma // [110]_\alpha$ 。而共析钢在 250°C 形成的下贝氏体中,铁素体与奥氏体中的位向关系符合K-S关系: $(111)_\gamma // (110)_\alpha, [110]_\gamma // [111]_\alpha$ 。此外,上、下贝氏体中渗碳体与母相奥氏体、渗碳体与铁素体之间也都遵循一定的结晶学位向关系。

为什么在 M_s 点以上贝氏体温度范围内,贝氏体中的铁素体可以通过马氏体机构形成呢?图9-57可示意地说明这个问题。图中在Fe-Fe₃C相图上画出马氏体相变平衡温度 T_0 及 M_s 点。当奥氏体过冷至中温区某一温度 T_1 时,通过奥氏体中碳的扩散重分布,可以造成奥氏体内碳不均匀分布,当其局部某一区域含碳量低于图9-57中的 C_1 时,则其 M_s 点已高于 T_1 温度。如果这一局部区域的尺寸达到临界尺寸,那么相变的驱动力就足以使该区域按马氏体转变机构形成铁素体核心并向奥氏体内一定方向长大。可见,奥氏体中局部含碳量降低为贝氏体转变创造了热力学条件。奥氏体中的含碳量降低,碳在奥氏体中不断脱溶,使新相和母相之间化学自由能差(ΔG_v)增大,并能降低相变时由于比容变化所产生的弹性能。从而使 α 相切变共格型转变能在 M_s 点以上温度进行。

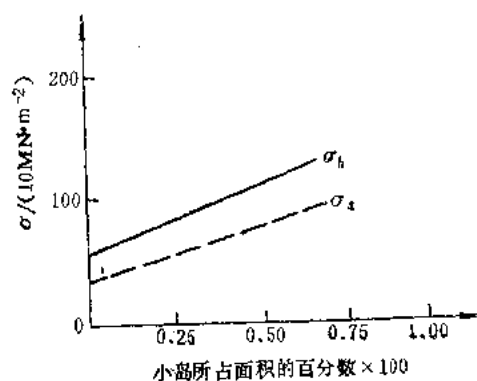


图9-56 粒状贝氏体内小岛面积对强度的影响(每个原奥氏体晶粒)
(钢的化学成分: $w_{\text{Cr}} = 1\%$, $w_{\text{Mn}} = 0.5\%$, 微量B)

3. 贝氏体中碳化物的分布与形成温度有关

奥氏体在中温区不同温度等温，由于贝氏体中碳化物分布不同，可以形成不同类型的贝氏体。

对于低碳钢，如果转变温度比较高，碳原子扩散能力比较强，在贝氏体中铁素体形成的同时，碳原子可以由铁素体通过铁素体-奥氏体相界而向奥氏体进行充分地扩散，从而得到由板条铁素体组成的无碳化物贝氏体（图9-58 a）。由于形成温度高，过冷度小，新相和母相自由能差小，故铁素体板条数量少，板条较宽，板条间距离较大。未转变的奥氏体在继续保温过程中转变为珠光体或冷却至室温时转变为马氏体，也可能以残余奥氏体形式保留下来。

如果奥氏体转变温度较低，处于上贝氏体转变温度范围内，此时碳原子由铁素体通过铁素体-奥氏体相界面向奥氏体的扩散不能充分进行。因此在奥氏体晶界上形成相互平行的铁素体板条的同时，碳仍可从铁素体向奥氏体中扩散。由于碳在铁素体中的扩散速度大于在奥氏体中的扩散速度，故当铁素体板条间奥氏体的碳浓度富集到一定程度时便沉淀出渗碳体，从而得到在铁素体板条间析出断续渗碳体的羽毛状贝氏体（图9-58 b）。

当奥氏体转变温度更低时，碳在奥氏体中的扩散更加困难，而碳在铁素体中的扩散仍可进行。因而使碳原子只能在铁素体内某些特定晶面上偏聚，进而沉淀出 ϵ -碳化物，得到针状的下贝氏体（图9-58 c）。

（四）魏氏组织的形成

在实际生产中， w_c 小于0.6%的亚共析钢和 $w_c > 1.2\%$ 的过共析钢在铸造、热轧、锻造后的空冷，焊缝或热影响区空冷，或者当加热温度过高并以较快速度冷却时，先共析铁素体或先共析渗碳体从奥氏体晶界沿奥氏体一定晶面往晶内生长并呈针片状析出。在金相显微镜下可以观察到从奥氏体晶界生长出来的近于平行的或其它规则排列的针状铁素体或渗碳体加珠光体组织。这种组织称为魏氏组织（图9-59）。前者称为铁素体魏氏组织（图9-59 a），后者称为渗碳体魏氏组织（图9-59 b）。

魏氏组织中铁素体是按切变机构形成的，与贝氏体中铁素体形成机理相似，在试样表面

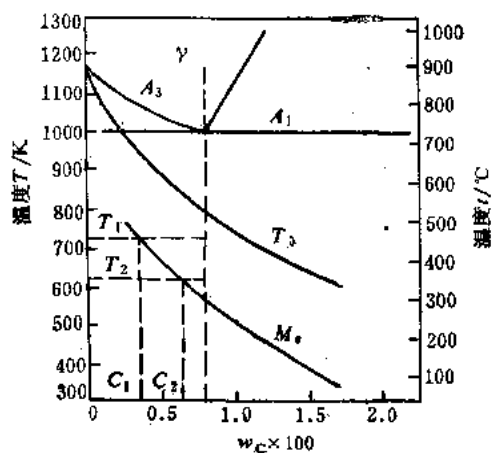


图9-57 贝氏体转变与马氏体转变之关系

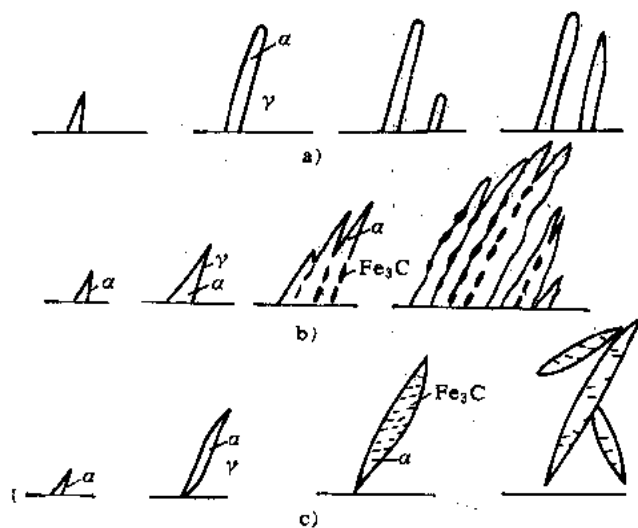


图9-58 贝氏体转变示意图

a) 无碳化物贝氏体 b) 上贝氏体 c) 下贝氏体

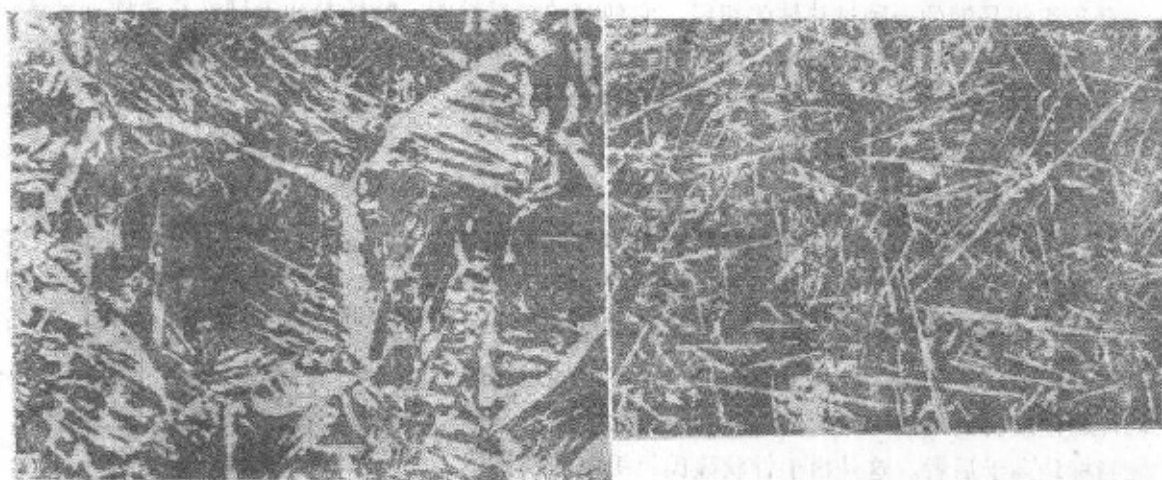


图9-59 铁素体魏氏组织 $500\times$ a) 和渗碳体魏氏组织 $500\times$ b)

上也可能会出现浮凸现象。由于铁素体是在较快冷却速度下形成的，因此铁素体只能沿奥氏体某一特定晶面（惯习面 $\{111\}_\gamma$ ），并以一定晶体学位向关系（K-S关系： $(111)_\gamma // (110)_\alpha$ 、 $(110)_\gamma // (111)_\alpha$ ）切变共格长大，形成针状铁素体。这种针状铁素体可以从奥氏体中直接析出，也可以沿奥氏体晶界首先析出网状铁素体，然后再从网状铁素体平行地向晶内长大。当魏氏组织中的铁素体形成时，铁素体中的碳扩散到两侧母相奥氏体中，从而使铁素体针之间的奥氏体碳浓度不断增加，最终转变为珠光体。按贝氏体转变机构形成的魏氏组织，其铁素体实际上就是无碳贝氏体。

魏氏组织的形成与钢中含碳量、奥氏体晶粒大小及冷却速度（转变温度）有关。图9-60表示各类铁素体及渗碳体的形成温度和含碳量的范围。由图可见，只有在较快冷却速度和一定碳的质量分数范围内才能形成魏氏组织（W区）。钢中碳的质量分数对形成魏氏组织的上限温度的影响和其对GS线和ES

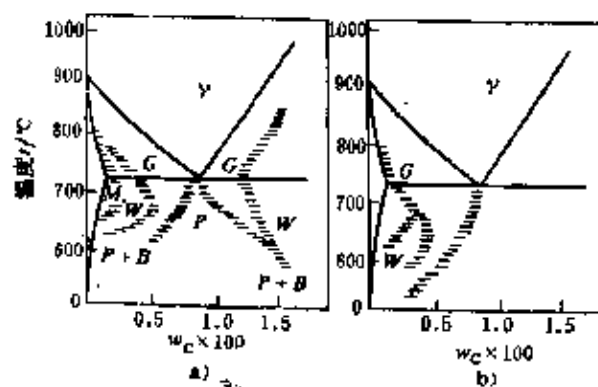


图9-60 铁碳合金中先共析铁素体、先共析渗碳体的形态与转变温度和含碳量的关系

a) 奥氏体晶粒度为0~1号 b) 奥氏体晶粒度为7~8号
M—析出块状组织 W—形成魏氏组织 G—沿奥氏体晶界析出网状组织

线影响相似。对于亚共析钢，碳的质量分数越高，奥氏体晶粒越细，形成魏氏组织的上限温度越低，即在较大过冷度下才能形成魏氏组织。当亚共析钢中碳的质量分数超过0.6%时，由于含碳量高，形成微碳区的几率很小，故魏氏组织难以形成。研究表明（见图9-61），对于亚共析钢，当奥氏体晶粒较细小时，只有含碳量在 $w_c = 0.15 \sim 0.35\%$ 的狭窄范围内，冷却速度较快时才能形成魏氏组织。奥氏体晶粒越细小，越容易形成网状铁素体，而不容易形成魏氏组织。奥氏体晶粒越粗大，越容易形成魏氏组织，形成魏氏组织的含碳量的范围变宽。因此魏氏组织通常伴有粗晶组织。魏氏组织只在一定的冷却速度范围内形成。冷却速度过慢，有利于铁原子的扩散而形成网状铁素体；冷却速度过快，碳原子来不及扩散而抑制魏氏组织的形成。

魏氏组织是钢的一种过热缺陷组织。它使钢的机械性能，特别是冲击韧性和塑性有显著降低，并提高钢的脆性转折温度，因而使钢容易发生脆性断裂。所以比较重要的工件都要对魏氏组织进行金相检验和评级。有关亚共析钢魏氏组织的评定法可见冶金部标准YB31-64。

但是，一些研究指出，只有当奥氏体晶粒粗化，出现粗大魏氏组织铁素体或渗碳体并严重切割基体时，才使钢的强度和冲击韧性显著降低。而当奥氏体晶粒比较小时，即使存在少量针状的魏氏组织铁素体并不显著影响钢的机械性能。在奥氏体晶粒尺寸相同的情况下，通过控制不同冷却速度得到的魏氏组织和粒状组织相比，前者一切性能指标均高于后者。这是由于针状魏氏组织中的铁素体有较细的亚结构、较高的位错密度所致。因此所说的魏氏组织降低钢的机械性能总是和奥氏体晶粒粗化联系在一起的。

当钢或铸钢中出现魏氏组织降低其机械性能时，首先应当考虑是否由于加热温度过高，使奥氏体晶粒粗化造成的。对易于出现魏氏组织的钢材可以通过控制轧制、降低终锻温度、控制锻（轧）后的冷却速度或者改变热处理工艺，例如通过细化晶粒的调质、正火、退火、等温淬火等工艺来防止或消除魏氏组织。

七、过冷奥氏体连续冷却转变曲线及其应用

等温转变曲线反映过冷奥氏体在等温条件下的转变规律，可以用来指导等温热处理工艺。但是，钢的正火、退火、淬火等热处理以及钢在铸、锻、焊后的冷却都是从高温连续冷却至低温。所谓钢的连续冷却转变指的是在一定冷却速度下，过冷奥氏体在一个温度范围内所发生的转变。这种转变可变的外部因素就是过冷奥氏体的冷却速度，研究连续冷却转变实质上就是研究冷却速度对过冷奥氏体分解及分解产物的影响。而这种影响又是通过温度起作用的。连续冷却过程实际上是过冷奥氏体通过了由高温到低温的整个区间。连续冷却速度不同，到达各个温度区间的时间以及在各个温度区间停留的时间也不同。由于过冷奥氏体在不同温度区间分解产物是不同的，因此连续冷却转变得到的往往是不均匀的混合组织。

过冷奥氏体连续冷却转变曲线又叫 CCT 曲线，它是分析连续冷却过程中奥氏体转变过程及转变产物组织和性能的依据，也是制定钢的热处理工艺的重要参考资料。

（一）过冷奥氏体连续冷却转变曲线的建立

通常应用膨胀法、金相法和热分析法测定过冷奥氏体的连续冷却转变曲线。利用快速膨胀仪可将 $\phi 3 \times 10 \text{ mm}$ 试样真空感应加热到奥氏体状态，程序控制冷却速度，并能方便地从不同冷却速度的膨胀曲线上确定转变开始点（转变量 φ 为 1%）、转变終了点（转变量 φ 为 99%）所对应的温度和时间，将试验测得的数据标在温度-时间对数坐标中，连结相同意义的点便得到过冷奥氏体连续冷却转变曲线。图9-62为用膨胀法测得的共析钢连续冷却转变曲线。图中 v_1 、 v_2 、 v_3 ……是不同的冷却速度。为了提高测量精度可配合使用金相法或热分析法，以得到较精确的 CCT 曲线。

（二）连续冷却转变曲线分析

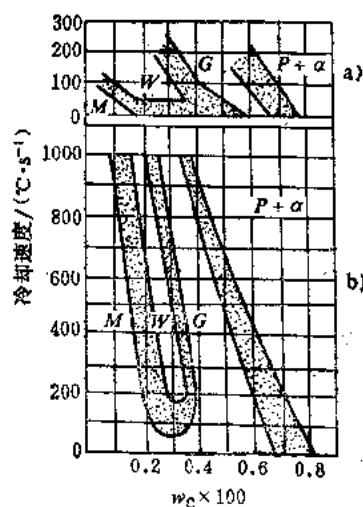


图9-61 亚共析钢析出先共析铁素体形貌与含碳量和冷却速度的关系

a) 奥氏体晶粒粗大
b) 奥氏体晶粒较小

共析钢 CCT 曲线最为简单, 只有珠光体转变区和马氏体转变区, 说明共析钢连续冷却时没有贝氏体形成。图9-62中珠光体转变区左边一条线叫过冷奥氏体转变开始线, 右边一条线叫过冷奥氏体转变终了线, 下面一条线叫过冷奥氏体转变中止线。 M_s 和冷速 v_c 线以下为马氏体转变区。由图9-62还可看出, 过冷奥氏体连续冷却速度不同, 发生的转变及室温组织亦不同。当以很慢速度冷却时 (如 v_1), 发生转变的温度较高, 转变开始和转变终了的时间很长。冷却速度增大, 发生转变的温度降低, 转变开始和终了的时间缩短, 而转变经历的温度区间增大。但是, 只要冷却速度小于冷却曲线 v'_c , 冷却至室温将得到全部珠光体组织, 只是组织弥散程度不同而已。如果冷却速度在 v_c 和 v'_c 之间, 当冷至珠光体转变开始线时, 开始发生珠光体转变, 但冷至过冷奥氏体转变中止线, 则中止珠光体转变, 继续冷却至 M_s 点以下, 未转变的奥氏体转变为马氏体。室温组织为珠光体加马氏体。如果冷却速度大于 v_c , 奥氏体过冷至 M_s 点以下发生马氏体转变, 冷至 M_f 点, 转变终止, 最终得到马氏体加残余奥氏体组织。由此可见, 冷却速度 v_c 和 v'_c 是获得不同转变产物的分界线。 v_c 表示过冷奥氏体在连续冷却过程中不发生分解, 而全部过冷至 M_s 点以下发生马氏体转变的最小冷却速度, 称为上临界冷却速度, 又称临界淬火速度; v'_c 表示过冷奥氏体在连续冷却过程中全部转变为珠光体的最大冷却速度, 又称下临界冷却速度。

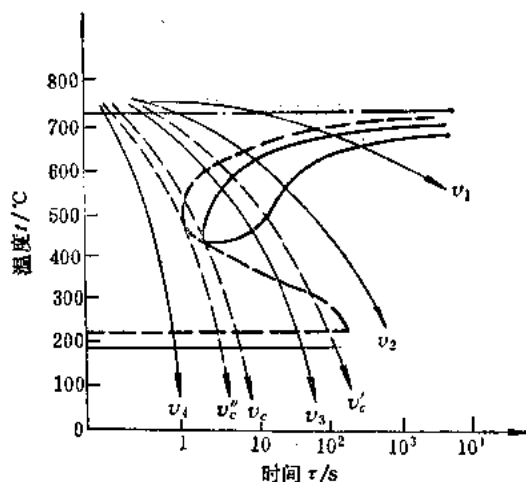


图9-62 共析钢连续冷却转变曲线

图9-63和图9-64分别为亚、过共析钢连续冷却转变曲线图。与共析钢不同, 亚共析钢 CCT 曲线出现了先共析铁素体析出区域和贝氏体转变区域。此外, M_s 线右端下降, 这是由

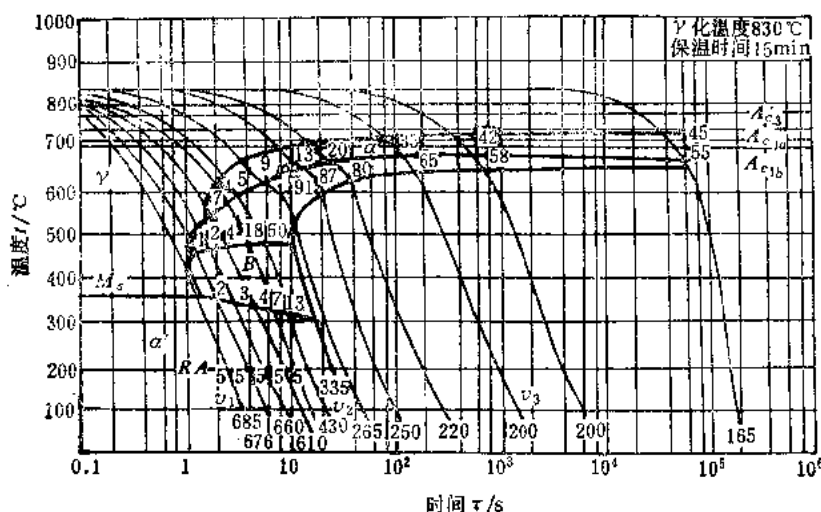


图9-63 亚共析钢的CCT曲线

$$(w_C = 0.46 \quad w_{Si} = 0.26 \quad w_{Mn} = 0.39 \quad w_P = 0.012 \quad w_S = 0.026 \quad w_{Al} = 0.003 \\ w_{Cu} = 0.12 \quad w_{Ni} = 0.215 \quad w_N = 0.06)$$

于先共析铁素体的析出和贝氏体的转变使周围奥氏体富碳所致；过共析钢 CCT 曲线与 共 析 钢较为相似，在连续冷却过程中也无贝氏体区。所不同的是有先共析渗碳体析出区域，此外 M_s 线右端升高，这是由于先共析渗碳体的析出使周围奥氏体贫碳造成的。

现以图9-63为例分析冷却速度对亚共析钢转变产物组织和性能的影响。图中 α 、 P 、 B 、 M 分别代表铁素体、珠光体、贝氏体及马氏体转变区。每一条冷却曲线代表一定的冷却速度，每条冷却曲线下端的数字为室温组织的平均硬度值，各条冷却曲线与连续冷却转变曲线各转变终了线相交的数字表示已转变组织组成物所占

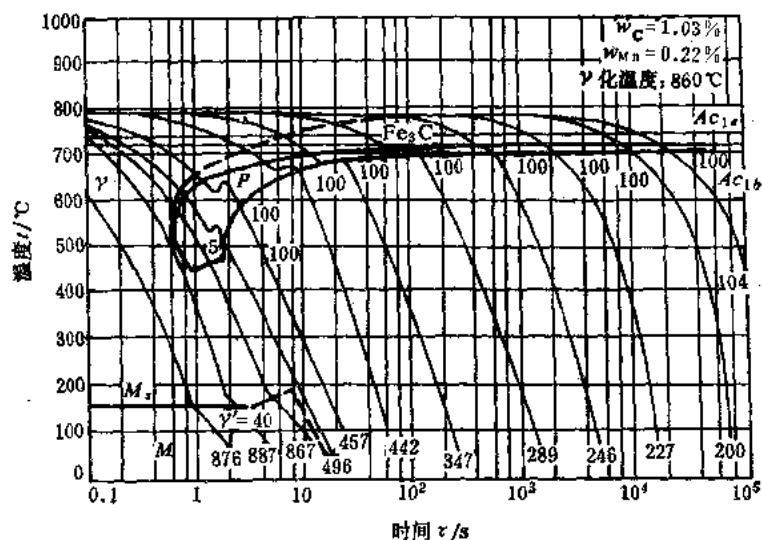


图9-64 过共析钢的CCT曲线

($w_C = 1.03$ $w_{Mn} = 0.22$)

体积分数。图9-63中的 v_1 、 v_2 、 v_3 标志了三种不同的冷却速度，当以速度 v_2 冷却时，与珠光体转变开始线（即先共析铁素体析出终了线）相交处的数字4表示过冷奥氏体有4%转变为先共析铁素体；与过冷奥氏体转变中止线相交处的数字18，表示珠光体转变量占全部组织的18%；而与 M_s 相交处的数字7表示全部组织的7%为贝氏体；剩余71%的奥氏体大部分转变为马氏体并保留少量的残余奥氏体。最终得到铁素体、珠光体、贝氏体、马氏体和残余奥氏体的混合组织，其硬度为430HV。

合金钢连续冷却转变时可以有珠光体转变而无贝氏体转变，也可以有贝氏体转变而无珠光体转变，或者两者兼而有之。具体的连续冷却转变曲线图则由加入钢中合金元素的种类和含量而定。但是合金元素对连续冷却转变曲线的影响规律和对等温转变曲线的影响基本上相似。

由上可见，根据钢的连续冷却转变曲线，可以知道过冷奥氏体在各种不同冷却速度下所经历的转变以及最终得到的组织和性能，同时还能清楚地确定钢的临界淬火速度。这对于确定钢的淬火方法、选择淬火介质提供了重要依据。

(三) CCT 曲线和 TTT 曲线比较

连续冷却转变过程可以看成是无数个温度相差很小的等温转变过程。由于连续冷却时过冷奥氏体的转变是在一个温度范围内发生的，故转变产物是不同温度下等温转变组织的混合。但是由于冷却速度对连续冷却转变的影响，使某一温度范围内的转变得不到充分地发展。因此，连续冷却转变又有不同于等温转变的特点。

如前所述，在共析钢和过共析钢中连续冷却时不出现贝氏体转变，这是由于奥氏体碳浓度高，使贝氏体孕育期大大延长，在连续冷却时贝氏体转变来不及进行便冷却至低温。同样，在某些合金钢中，连续冷却时不出现珠光体转变也是这个原因。

图9-62中虚线为共析钢的 TTT 曲线，实线为同种钢的 CCT 曲线。二者相比，CCT 曲线

中珠光体开始转变线和珠光体转变终了线均在 TTT 曲线的右下方, 在合金钢中也是如此。这说明连续冷却转变和等温转变相比, 转变温度要低, 孕育期要长。

图9-62中与 TTT 曲线珠光体开始转变线相切的冷却速度 v_c' 亦可视为钢的临界冷却速度。显然, v_c' 大于连续冷却转变曲线的 v_c 。因此, 用 v_c' 代替 v_c , 用 TTT 曲线来估计连续冷却过程是不合适的。但是由于连续冷却转变曲线比较复杂而且难以测试, 在没有 CCT 曲线而只有 TTT 曲线的情况下, 也可用 v_c' 定性地分析钢淬火时得到马氏体的难易程度。而且利用 TTT 曲线可以估算连续冷却临界淬火速度 v_c , v_c' 大致等于实际测定 v_c 的 1.5 倍。

(四) 连续冷却转变曲线应用举例

钢的热处理多数是在连续冷却条件下进行的, 因此连续冷却转变曲线对热处理生产具有直接指导作用。

1. 从 CCT 曲线图上可以获得真实的钢的临界淬火速度

钢的临界淬火速度 v_c 是过冷奥氏体不发生分解直接得到全部马氏体 (含残余奥氏体) 的最低冷却速度, 它可直接从 CCT 曲线图上获得。钢的临界淬火速度与 CCT 曲线的形状和位置有关。若某钢 CCT 曲线中珠光体转变孕育期较短, 而贝氏体转变孕育期较长, 那么该钢的临界淬火速度可用与 CCT 曲线中珠光体开始转变线相切的冷却曲线对应的冷却速度表示。反之, 对于珠光体转变孕育期比贝氏体长的钢件, 其临界淬火速度可用与 CCT 曲线贝氏体开始转变线相切的冷却曲线表示之。对于亚共析钢、低合金钢及过共析钢, 临界淬火速度则取决于抑制先共析铁素体或抑制先共析碳化物的临界冷却速度。

临界淬火速度 v_c 表示钢接受淬火的能力, 亦表示钢淬火获得马氏体的难易程度。它是研究钢的淬透性、合理选择钢材和制定正确的热处理工艺的重要依据之一。例如钢淬火时的冷却速度必须大于钢的临界淬火速度 v_c , 而铸、锻、焊后的冷却希望得到珠光体型组织, 则其冷却速度必须小于与 CCT 曲线珠光体转变终了线相切的冷却曲线所表示的冷却速度 (如图9-62中 v_c)。

2. CCT 曲线是制定钢正确的冷却规范的依据

由于钢的 CCT 曲线给出了不同冷却速度下所得到的组织和性能以及钢的临界淬火速度。那么根据钢件的材质、尺寸、形状及组织性能要求, 查出相应钢的 CCT 曲线, 即可选择适当的冷却速度和淬火介质来满足组织性能的要求。通常选择以最小冷却速度而淬火成马氏体为原则。例如某钢 CCT 曲线中, 过冷奥氏体的最短孕育期为 1~2 s, 那么相应尺寸的钢在油中冷却不能淬硬。若最短孕育期为 5~10 s, 则可进行油淬。若最短孕育期为 100 s, 则空冷也可以淬硬。

3. 根据 CCT 曲线可以估计淬火以后钢件的组织和性能

由于 CCT 曲线精确反映了钢在不同冷却速度下所经历的各种转变、转变温度、时间以及转变产物的组织和性能。因此, 根据 CCT 曲线可以预计钢件表面或内部某点在某一具体热处理条件下的组织和硬度。只要知道钢件截面上各点的冷却曲线和该钢的 CCT 曲线, 就可以判断钢件沿截面的组织和硬度分布。而不同直径碳钢及低合金钢棒料在水、油、空气等介质中的冷却曲线已用实验方法测定出来, 根据这些资料可以确定不同直径钢件在水、油和空气中冷却时截面上各点的冷却曲线。

§ 9-4 钢在回火时的转变

所谓回火就是将淬火钢加热到低于临界点 A_1 的某一温度，保温以后以适当方式冷却到室温的一种热处理工艺。

淬火钢的组织主要是马氏体或马氏体加残余奥氏体。马氏体和残余奥氏体在室温下都处于亚稳定状态，马氏体处于含碳过饱和状态，残余奥氏体处于过冷状态，它们都趋于向铁素体加渗碳体（碳化物）的稳定状态转化。但这种转化需要一定的温度和时间条件，因此淬火钢件必须立即回火，以消除或减少内应力，防止变形或开裂，并获得稳定的组织和需要的性能。

为了保证淬火钢回火获得需要的组织和性能，必须研究淬火钢在回火过程中的组织转变，探讨回火钢性能和组织形态之关系，并为正确制定回火工艺（温度、时间等）提供理论依据。

一、淬火钢的回火转变及组织

钢淬火后的组织若为马氏体和残余奥氏体，则这两个介稳定相都有自发向稳定状态转化的趋势。可是在室温下，原子扩散能力很低，这种组织转化很困难，一旦加热到 A_1 以下某一温度进行回火，原子获得活动能力，将促进淬火钢的组织转变。

淬火碳钢回火时，随着回火温度升高和回火时间的延长，相应地要发生如下几种转变。

（一）马氏体中碳的偏聚

淬火马氏体中，过饱和的碳原子处于体心立方晶格扁八面体间隙位置，使晶体产生很大的晶格畸变，处于受挤压状态的碳原子有从晶格间隙位置脱溶出来的自发趋势。但在 $80\sim 100^\circ\text{C}$ 以下很低温度回火时，铁原子和合金元素难以进行扩散迁移，碳原子也只能作短距离的扩散迁移。由于马氏体内存在的大量位错所造成的应力场是低能缺陷位置，碳原子扩散到这些位错线附近的间隙位置将降低马氏体的能量。因此，马氏体中过饱和的碳原子将向这些低能缺陷位置偏聚，其结果可减小缺陷周围应力场并降低马氏体晶格的弹性畸变能。例如含碳量 $w_c < 0.25\%$ 的低碳马氏体，间隙原子进入马氏体晶格中刃型位错旁的张应力区形成所谓“柯氏气团”，使马氏体晶格不呈现正方度，而成为立方马氏体。只有当马氏体中含碳量 $w_c > 0.25\%$ ，晶格缺陷中容纳的碳原子达到饱和时，多余碳原子才形成碳原子偏聚区，从而使马氏体的正方度增大。

亚结构主要是孪晶的片状马氏体，由于低能量的位错位置很少，除少量碳原子向位错线偏聚外，大量碳原子将向垂直于马氏体

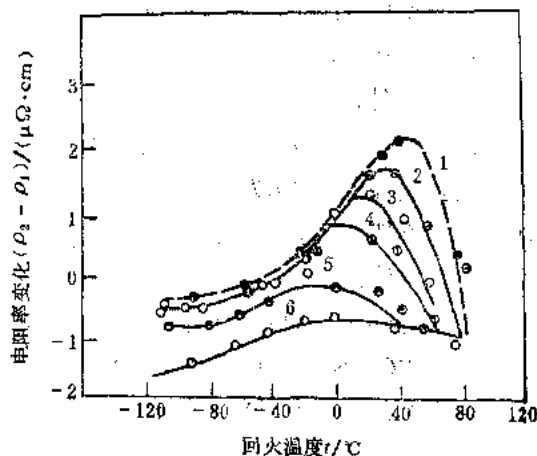


图9-65 Fe-Ni-C合金马氏体在不同温度回火3h后电阻率变化

1— $w_{\text{Ni}} = 15.1\%$, $w_{\text{C}} = 0.96\%$ 2— $w_{\text{Ni}} = 19.0\%$, $w_{\text{C}} = 0.63\%$ 3— $w_{\text{Ni}} = 20.3\%$, $w_{\text{C}} = 0.48\%$ 4— $w_{\text{Ni}} = 24.5\%$, $w_{\text{C}} = 0.28\%$ 5— $w_{\text{Ni}} = 29.0\%$, $w_{\text{C}} = 0.08\%$ 6— $w_{\text{Ni}} = 30.8\%$, $w_{\text{C}} = 0.02\%$

ϵ 轴的 (100) 面富集, 形成小片富碳区, 碳原子偏聚区厚度只有零点几个纳米, 直径约为 1.0 nm。

采用内耗或电阻等实验方法可以证实碳的偏聚区的存在。碳在马氏体一定晶面上富集成晶格明显畸变时, 将使电阻率升高。图 9-65 是不同成分 Fe-Ni-C 合金 (M_s 点为 $-30 \sim -50^\circ\text{C}$) 在液氮温度下淬火得到孪晶马氏体, 经低于 80°C 不同温度回火 5 h 后, 再于液氮温度下测得的电阻率变化结果。由图可见, 在 $0 \sim 80^\circ\text{C}$ 回火, 合金电阻率明显升高。该温度区间电阻率的峰值与碳偏聚区的形成相对应, 而且随着含碳量的增加, 形成的碳偏聚区增多, 电阻率峰值增高。碳偏聚区的形成也使合金的硬度出现相应的峰值。

(二) 马氏体分解

当回火温度超过 80°C 时, 马氏体开始发生分解, 从过饱和 α 固溶体中析出弥散的 ϵ -碳化物。随着马氏体中碳浓度的降低, 晶格常数 c 减小, a 增大, 正方度 c/a 减小。图 9-66 表示 $w_c = 0.96\%$ 的钢在不同温度回火时, 马氏体中含碳量与晶格常数的变化。由图可见, 随着回火温度的升高, 马氏体中含碳量不断降低, 正方度不断减小。尤其在 150°C 以上较高温度回火时, 马氏体中含碳量及正方度下降更为显著。在 260°C 以上回火后, 正方度趋近于 1。回火时间对马氏体中含碳量影响较小 (见图 9-67)。当回火温度高于 150°C 后, 在一定温

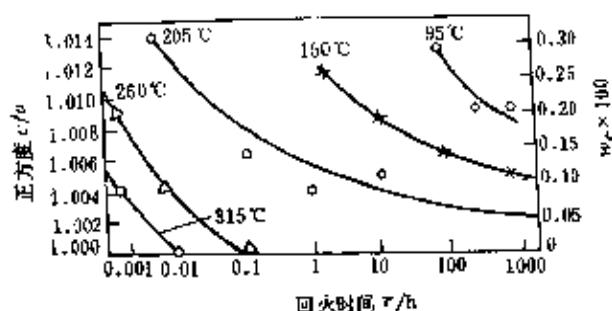


图 9-66 $w_c = 0.96\%$ 的钢回火时马氏体中含碳量、正方度 (c/a) 与回火温度及回火时间的关系

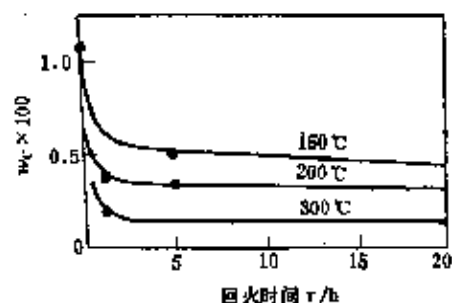


图 9-67 $w_c = 1.09\%$ 的钢在不同温度回火时马氏体中含碳量与回火时间的关系

度下, 随回火时间延长, 在开始 1~2 h 内, 过饱和碳从马氏体中析出很快, 然后逐渐减慢, 随后再延长回火时间, 马氏体中含碳量变化不大。因此钢的回火保温时间常在 2 h 左右。回火温度越高, 回火初期碳浓度下降越多, 最终马氏体碳浓度越低, 由此可见, 回火温度对马氏体的分解起了决定作用。

高碳钢在 350°C 以下回火时, 马氏体分解后形成的低碳 α 相和弥散 ϵ -碳化物组成的复相组织称为回火马氏体。这种组织较淬火马氏体容易腐蚀, 故在光学显微镜下呈黑色针状组织 (见图 9-68)。回火马氏体中 α 相含碳量 $w_c = 0.2 \sim 0.3\%$, ϵ -碳化物具有密排六方晶格, 通常用 $\epsilon\text{-Fe}_3\text{C}$ 表示, 其中 $x = 2 \sim 3$ 。在一般精度电子显微镜下看到的 $\epsilon\text{-Fe}_3\text{C}$ 形态为 100 nm 长度的条状薄片, 但经高分辨率电子显微镜暗场观察, 这种长条薄片是由许多直径为 5 nm 的小粒子所组成 (见图 9-69)。经 X 射线测出, $\epsilon\text{-Fe}_3\text{C}$ 与



图 9-68 $w_c = 1.3\%$ 的钢经 1150°C 淬、 200°C 回火 1 h 后的金相显微组织 1000 \times

母相 α 之间有共格关系(惯习面为 $\{100\}_\alpha$),并保持一定的结晶学位向关系。

马氏体分解过程与回火温度有关。高碳钢在 $80\sim 150^\circ\text{C}$ 回火时,由于碳原子活动能力低,马氏体分解只能依靠 ϵ -碳化物在马氏体晶体内不断生核、析出,而不能依靠 ϵ -碳化物的长大进行。在紧靠 ϵ -碳化物的周围,马氏体的碳浓度急剧降低,形成贫碳区,而距 ϵ -碳化物较远的马氏体仍保持淬火后较高的原始碳浓度。于是在低温加热后,钢中除弥散 ϵ -碳化物外,还存有碳浓度高、低不同的两种 α 相(马氏体)。这种类型的马氏体分解称为两相式分解。

当回火温度在 $150\sim 350^\circ\text{C}$ 之间时,碳原子活动能力增加,能进行较长距离扩散。因此,随着回火保温时间延长, ϵ -碳化物可从较远处获得碳原子而长大,故低碳 α 相增多,高碳 α 相逐渐减少。最终不存在两种不同碳浓度的 α 相,马氏体的碳浓度连续不断地下降。这就是所谓连续式分解。直到 350°C 左右, α 相碳浓度达到平衡浓度,正交度趋近于1。至此,马氏体分解基本结束。



图9-69 $w_c = 0.79\%$ 的钢淬火并经 150°C 回火3 d后透射电子显微图像

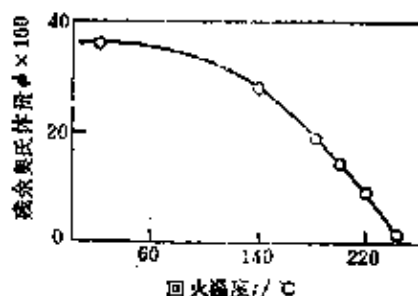


图9-70 $w_c = 1.06\%$ 的钢油淬后残余奥氏体量和回火温度的关系

含碳量低于 $w_c = 0.2\%$ 的板条马氏体在淬火冷却时已发生自回火,绝大部分碳原子都偏聚到位错线附近。则在 $100\sim 200^\circ\text{C}$ 之间回火没有 ϵ -碳化物析出。

(三) 残余奥氏体的转变

钢淬火后总是多少存在一些残余奥氏体。含碳量 $w_c > 0.5\%$ 的碳钢或低合金钢淬火后,有可观数量的残余奥氏体。残余奥氏体随淬火加热时奥氏体中碳和合金元素的含量的增加而增多。高碳钢淬火后于 $250\sim 300^\circ\text{C}$ 之间回火时,将发生残余奥氏体分解。图9-70是 $w_c = 1.06\%$ 的钢于 1000°C 淬火,并经不同温度回火保温30 min后,用X射线测定的残余奥氏体量变化(淬火后残余奥氏体体积分数尚存35%)。随回火温度升高,残余奥氏体量减少。在 140°C 回火时已有少量残余奥氏体开始分解。

残余奥氏体与过冷奥氏体并无本质区别,它们的C-曲线很相似,只是两者的物理状态不同而使转变速度有所差异而已。图9-71是高碳铬钢残余奥氏体和过冷奥氏体的C-曲线。由图可见,残余奥氏体向贝氏体转变速度加快,而向珠光体转变速度则减慢。残余

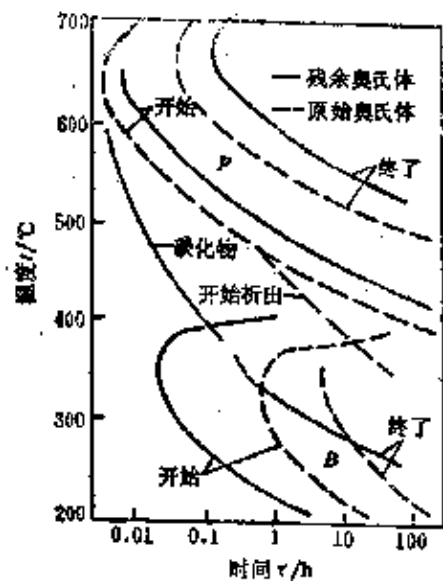


图9-71 铬钢两种奥氏体的C-曲线 ($w_c = 1.0\%$, $w_{Cr} = 4\%$)

奥氏体在珠光体形成温度范围内回火时,先析出先共析碳化物,随后分解为珠光体;在贝氏体形成温度范围内回火时,残余奥氏体则转变为贝氏体。在珠光体和贝氏体转变温度区间也存在一个残余奥氏体的稳定区。

淬火高碳钢在200~300℃回火时,残余奥氏体分解为 α 相和 ϵ -Fe₃C组成的机械混合物,称为回火马氏体或下贝氏体。 α 相中含碳量与马氏体在相同温度下分解后的含碳量或过冷奥氏体在相应温度下形成的下贝氏体中含碳量相近,并且 α 相和 ϵ -Fe₃C亦保持共格关系。

(四) 碳化物的转变

马氏体分解及残余奥氏体转变形成的 ϵ -碳化物是亚稳定的过渡相。当回火温度升高至250~400℃时, ϵ -碳化物则向更稳定的碳化物转变。

碳钢中比 ϵ -碳化物稳定的碳化物有两种:一种是 χ -碳化物,又称 Hägg 碳化物,化学式是Fe₃C₂,具有单斜晶格。另一种是更稳定的 θ -碳化物,即为渗碳体(Fe₃C)。

碳化物的转变主要取决于回火温度,也与回火时间有关。图9-72表示回火温度和回火时间对淬火碳素钢中碳化物变化的影响。由图可见,随着回火时间的延长,发生碳化物转变的温度降低。

钢中含碳量高有利于 χ -碳化物的形成,高碳钢中 χ -碳化物甚至可以一直保持到450℃(见图9-72)。低碳钢的 χ -碳化物极不稳定,存在范围很小,一般不易出现。

χ -碳化物呈小片状平行地分布在马氏体中,尺寸约5 nm,它和母相马氏体有共格界面并保持一定的位向关系。

由于 χ -碳化物与 ϵ -碳化物的惯习面和位向关系不同,所以 χ -碳化物不是由 ϵ -碳化物直接转变来的,而是通过 ϵ -碳化物溶解并在其它地方重新形核、长大的方式形成的。这种所谓“单独形核”的方式,通常叫做“离位析出”。

χ -碳化物和 θ -碳化物的惯习面和位向关系若相同,则当回火温度升高时, χ -碳化物向 θ -碳化物的转变可以在特定的孪晶面(即惯习面 $\{112\}_M$)上形成。这种所谓“就地形核”的方式,又叫做“原位析出”。当 χ -碳化物和 θ -碳化物的惯习面和位向关系不同时,则 χ -碳化物可能首先溶解,然后以“离位析出”的方式形成 θ -碳化物。例如 $w_C=0.86\%$ 的钢淬火后再进行250℃回火,经电子衍射花样分析证明,在 $\{100\}_M$ 面上析出 ϵ -碳化物,同时在 $\{112\}_M$ 面上开始析出 χ -碳化物。当回火温度升高至300℃时, χ -碳化物消失, $\{100\}_M$ 面上尚保留少量 ϵ -碳化物, $\{112\}_M$ 和 $\{110\}_M$ 面上同时析出 θ -碳化物, $\{112\}_M$ 面上的 θ -碳化物是由 χ -碳化物以“原位析出”的方式形成的,而 $\{110\}_M$ 面的 θ -碳化物是由 ϵ -碳化物未经 χ -碳化物而直接由“离位析出”方式形成的。

刚形成的 θ -碳化物与母相仍保持共格关系,当长大到一定大小时,共格关系难以维持,在300~400℃时共格关系陆续破坏,渗碳体脱离 α 相而析出。

当回火温度升高到400℃以后,淬火马氏体完全分解,但 α 相仍保持针状外形,先前形



图9-72 淬火高碳钢 ($w_C=1.34\%$) 回火时碳化物转变温度和时间关系

成的 ϵ -碳化物和 χ -碳化物此时已经消失,全部转变为细粒状 θ -碳化物,即渗碳体。这种由针状 α 相和无共格联系的细粒状渗碳体组成的机械混合物叫做回火屈氏体。图9-73为淬火高碳钢400℃回火时得到的回火屈氏体金相显微组织,其渗碳体颗粒难以分辨。在电子显微镜下可以清楚地看出回火屈氏体中 α 相和细粒状渗碳体(见图9-74)。

(五) 渗碳体的聚集长大和 α 相再结晶

当回火温度升高至400℃以上时,已脱离共格关系的渗碳体开始明显地聚集长大。片状渗碳体长度和宽度之比逐渐缩小,最终形成粒状渗碳体。碳化物的球化和长大过程,根据“粒状珠光体形成”一节理论,是按照曲率半径小的细颗粒溶解和曲率半径大的粗颗粒长大的机制进行的。即无论是片状渗碳体球化或粒状渗碳体长大,都要通过体积较小的渗碳体质点重新溶入 α 相中,而体积较大的粒状渗碳体不断接受从 α 相扩散来的碳原子而长大的方式进行的。淬火碳钢经高于500℃回火后,碳化物已经转变为粒状渗碳体。当回火温度超过600℃时,细粒状渗碳体迅速聚集并粗化。 w_c 为0.34%的钢中的渗碳体颗粒直径与回火温度、回火时间的关系示于图9-75中。

在碳化物聚集长大的同时, α 相的状态也在不断发生变化。当回火温度为400~600℃时,由于马氏体分解、碳化物转变及其聚集球化,使 α 相的晶格畸变大大减少,因此残余在淬火钢中的内应力基本消除。马氏体晶粒不呈等轴状,而是通过切变方式形成的,其位错密度很高,因此和冷塑性变形金属相似,在回火过程中 α 相也会发生回复和再结晶。

板条状马氏体的回复过程主要是 α 相中位错胞和胞内位错线逐渐消失,使晶体的位错密度减少,位错线变得平直。回火温度从400℃到500℃以上时,剩余位错排列成墙,发生多边化,形成亚晶粒, α 相发生明显地回复,此时 α 相的形态仍然保持板条状(见图9-76)。随着回火温度的升高,亚晶粒逐渐长大,亚晶界移动的结果可以形成大角度晶界。

当回火温度超过600℃时, α 相开始发生再结晶,由板条晶逐渐变成位错密度很低的等

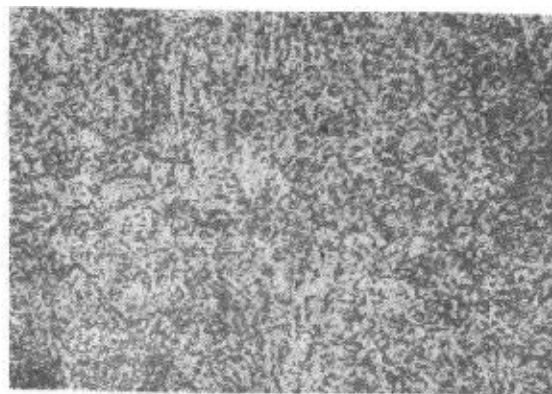


图9-73 $w_c = 0.8\%$ 的钢在850℃淬火并经400℃回火1 h后的组织 500×

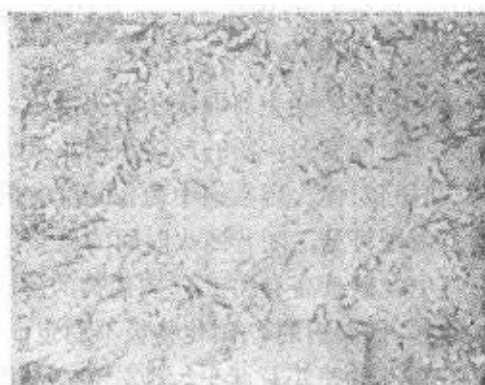


图9-74 $w_c = 0.8\%$ 的钢在820℃淬火并经430℃回火1 h后的透射电镜复型组织 5000×

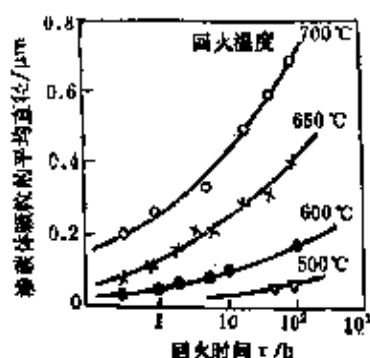


图9-75 $w_c = 0.34\%$ 的钢回火温度和回火时间对渗碳体颗粒直径的影响

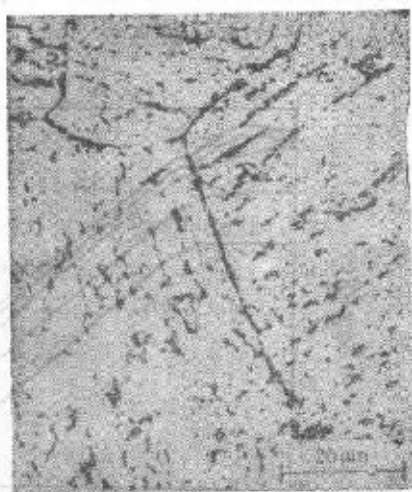


图9-76 淬火低碳钢 ($w_c = 0.18\%$) 中 α 相的回复组织, 600°C 回火 10 min

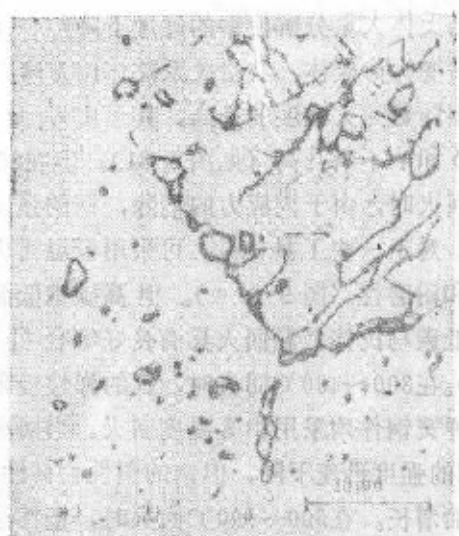


图9-77 淬火低碳钢 ($w_c = 0.18\%$) 中 α 相部分再结晶的组织, 600°C 回火 96 h

轴晶。图9-77为 α 相发生部分再结晶的组织。

对于片状马氏体, 当回火温度高于 250°C 时, 马氏体片中的孪晶亚结构开始消失, 出现位错网络。回火温度升高到 400°C 以上时, 孪晶全部消失, α 相发生回复过程。当回火温度超过 600°C 时, α 相发生再结晶过程。由于再结晶结果, 使 α 相晶粒长大, 马氏体针状形态消失, 形成多边形的铁素体。此时渗碳体也聚集成较大的颗粒。淬火钢在 $500 \sim 650^\circ\text{C}$ 回火得到的这种多边形的铁素体和粗粒状渗碳体的机械混合物叫做回火索氏体。在光学显微镜下能分辨出颗粒状渗碳体 (图9-78), 在电子显微镜下可看到渗碳体颗粒明显粗化 (见图9-79)。

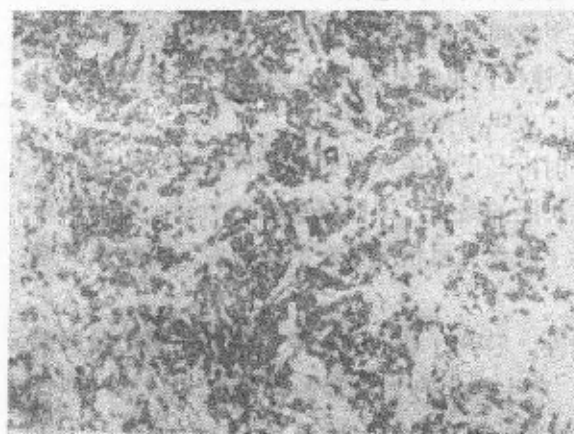


图9-78 $w_c = 0.80\%$ 的钢在 990°C 淬火并经 600°C 回火 1 h 后的组织 $500\times$

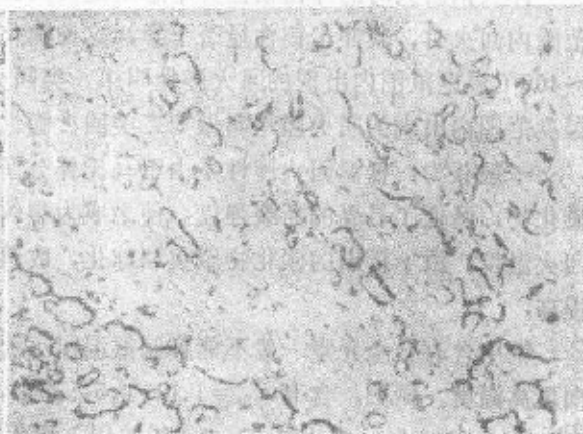


图9-79 $w_c = 0.8\%$ 的钢在 920°C 淬火并经 540°C 回火 1 h 后透射电镜复型组织 $5000\times$

二、淬火钢在回火时性能的变化

淬火钢在回火时硬度变化的总趋势是, 随着回火温度的升高, 钢的硬度不断下降, 如图9-80所示。含碳量 $w_c > 0.8\%$ 的高碳钢在 100°C 左右回火时, 硬度反而略有升高, 这是由于马氏体中碳原子的偏聚以及大量弥散的 ϵ -碳化物析出造成的。回火温度在 $200 \sim 300^\circ\text{C}$ 之间, 高碳钢硬度下降的趋势变得平缓。显然, 这是由于残余奥氏体分解为回火马氏体使钢的硬度升

高以及马氏体大量分解使钢的硬度下降综合作用的结果。回火温度在 300°C 以上时, 由于 ϵ -碳化物转变为渗碳体, 共格关系破坏以及渗碳体的聚集长大而使钢的硬度呈直线下降。

碳钢随着回火温度的升高, 其强度 σ_b 、 σ_s 不断下降, 而塑性 δ 和 ψ 不断升高 (见图 9-81)。但在 $200\sim 300^{\circ}\text{C}$ 较低温度回火时, 由于内应力的消除, 钢的强度和硬度都得到提高。对于一些工具材料, 可采用低温回火以保证较高的强度和耐磨性 (图 9-81 c)。但高碳钢低温回火塑性较差, 而低碳马氏体低温回火具有良好综合机械性能 (图 9-81 a)。在 $300\sim 400^{\circ}\text{C}$ 回火时, 钢的弹性极限 σ_r 最高, 因此一些弹簧钢件均采用中等温度回火。当回火温度进一步提高, 钢的强度迅速下降, 但钢的塑性和韧性却随回火温度升高而增长。在 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 回火时, 塑性达到较高的数值, 并且保留相当高的强度。因此中碳钢采用淬火加高温回火可以获得良好的综合机械性能 (图 9-81 b)。

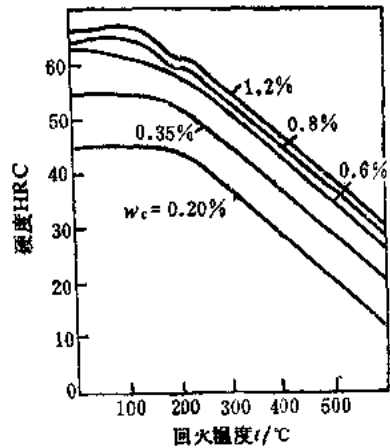


图9-80 回火温度对淬硬钢回火后硬度的影响

合金元素可使钢的各种回火转变温度范围向高温推移, 可以减少钢在回火过程中硬度下降的趋势, 说明合金钢回火稳定性高, 比碳钢具有更高的抵抗回火软化过程的能力, 即回火抗力高。与相同含碳量的碳钢相比, 在高于 300°C 回火时, 在相同回火温度和回火时间情况下, 合金钢具有较高的强度和硬度。反过来, 为得到相同的强度和硬度, 合金钢可以在更高温度下回火, 这又有利于钢的韧性和塑性的提高。

三、回火脆性

淬硬钢回火时的冲击韧性并不总是随回火温度的升高单调地增大, 有些钢在一定的温度范围内回火时, 其冲击韧性显著下降, 这种脆化现象叫做钢的回火脆性 (图 9-82)。钢在 $250\sim 400^{\circ}\text{C}$ 温度范围内出现的回火脆性叫第一类回火脆性, 也叫低温回火脆性; 在 $450\sim 650^{\circ}\text{C}$ 温度范围内出现的回火脆性叫做第二类回火脆性, 也叫高温回火脆性。

一般认为, 低温回火脆性是由于马氏体分解时沿马氏体条或片的界面析出断续的薄壳状碳化物, 降低了晶界的断裂强度, 使之成为裂纹扩展的路径, 因而导致脆性断裂。如果提高回火温度, 由于析出的碳化物聚集和球化, 改善了脆化界面状况而使钢的韧性又重新恢复或提高。

钢中含有合金元素一般不能抑制低温回火脆性, 但 Si 、 Cr 、 Mn 等元素可使脆化温度推向更高温度。例如, 含有 $w_{\text{Si}} = 1.0\sim 1.5\%$ 的钢, 产生脆化的温度提高到 $300\sim 320^{\circ}\text{C}$; 而含 $w_{\text{Si}} = 1.0\sim 1.5\%$ 、 $w_{\text{Cr}} = 1.5\sim 2.0\%$ 的钢, 脆化温度可提高到 $350\sim 370^{\circ}\text{C}$ 。

到目前为止, 还没有一种有效地消除低温回火脆性的热处理或合金化方法。为了防止低温回火脆性, 通常的办法是避免在脆化温度范围内回火。

高温回火脆性通常在 550°C 左右回火保温后缓冷的情况下出现 (图 9-82 下部虚线), 若快速冷却, 脆化现象将消失或受到抑制。因此这种回火脆性可以通过再次高温回火并快冷的办法消除, 但是若将已消除脆性的钢件重新高温回火并随后缓冷时脆化现象又再次出现。为此, 高温回火脆性又称可逆回火脆性。

与低温回火脆性不同, 不是所有钢都有高温回火脆性。碳钢一般不出现这种脆性。钢中

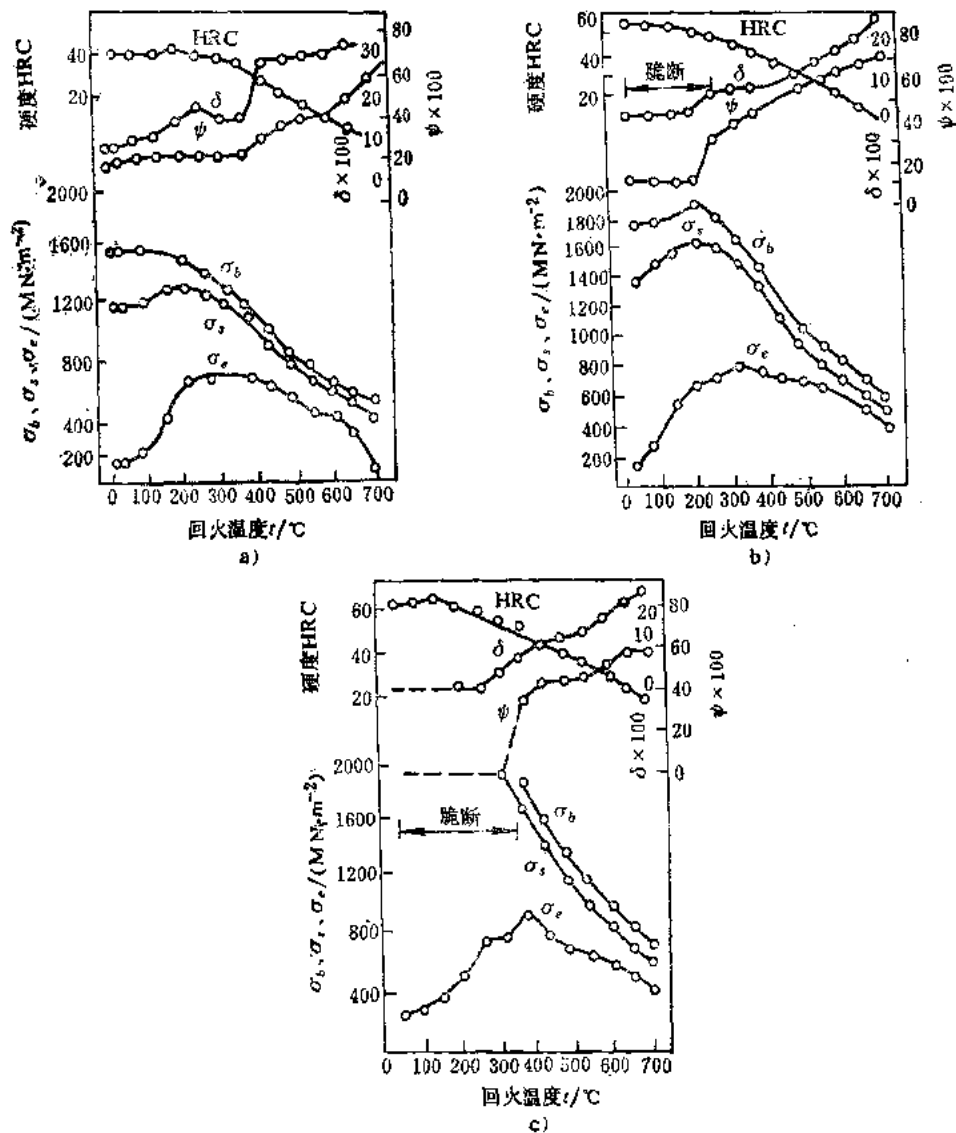


图9-81 淬火钢拉伸性能和回火温度的关系

a) $w_C = 0.2\%$ b) $w_C = 0.41\%$ c) $w_C = 0.82\%$

含有Cr、Mn、P、As、Sb等元素时，会使高温回火脆性倾向增大。如果钢中除Cr以外，还含有Ni或相当的Mn量时，则高温回火脆性更为显著。而W、Mo等元素能减弱高温回火脆性的倾向。例如钢中含有 $w_{Mo} = 0.5\%$ 左右的Mo或 $w_W = 1\%$ 的W时，可以有效地抑制高温回火脆性。

高温回火脆性产生的原因亦有许多说法。目前比较引人注意的是晶界富集这一说法。Sb、Sn、P、As等杂质元素在脆性处理时向原奥氏体晶界偏聚，减弱了奥氏体晶界上原子间的结合力，降低晶界断裂强度是产生高温回火脆性的主要原因。Ni、Cr等合金元素不但促进这些杂质元素的偏聚，而且本身也向晶界偏聚，进一步降低了晶界断裂强度，从而增大了回火脆性倾向。Mo与杂质元素发生交互作用，抑制杂质元素向晶界偏聚，从而减轻了回火脆性倾向。

上述杂质元素偏聚理论能较好地解释高温回火脆性的许多现象,并能有力地说明钢在450~550℃长期停留使杂质原子有足够时间向晶界偏聚而造成脆化的原因。但是却难以说明这类回火脆性对冷速的敏感性。因此近年来又提出了 α 相时效脆化理论,该理论认为高温回火脆性是回火处理时 α 相的时效引起的,时效产生细小的 $\text{Fe}_3\text{C}(\text{N})$ 沉淀,造成对位错的强钉扎作用,从而导致韧性的下降。低频内耗Köster峰值的测定证明了微细 $\text{Fe}_3\text{C}(\text{N})$ 质点对位错强钉扎作用的存在。时效机制理论可以说明回火、铸造或焊接后慢冷时出现高温回火脆性的原因。而偏聚机制理论可解释锅炉、汽轮机零件在455~550℃高温下长时间工作出现的脆性。

防止或减轻高温回火脆性的方法很多。采用高温回火后快冷的方法可抑制回火脆性,但这种方法不适用于对回火脆性敏感的较大工件。在钢中加入Mo、W等合金元素阻碍杂质元素在晶界上偏聚,也可以有效地抑制高温回火脆性。此外,采用在 $A_1 \sim A_3$ 临界区亚温淬火方法,使P等杂质元素溶入残留的少量铁素体中,减轻P等杂质元素在原奥氏体晶界上的偏聚,也可以显著减弱高温回火脆性。还有,选择含杂质元素极少的优质钢材以及采用形变热处理等方法都可以减弱高温回火脆性。

四、淬火后的回火产物与奥氏体直接分解产物的性能比较

同一钢件经淬火加回火处理后,可以得到回火屈氏体和回火索氏体组织;由过冷奥氏体直接分解也能得到屈氏体和索氏体组织。这两类转变产物的组织和性能有什么差别呢?它们都是铁素体加碳化物的珠光体类型组织,但是回火屈氏体和回火索氏体中的碳化物是呈颗粒状的,而屈氏体和索氏体中的碳化物是片状的。碳化物呈颗粒状的组织使钢的许多性能得到改善。图9-83表示在相同硬度下共析钢片状组织和粒状组织的机械性能。硬度在HRC20~35范围内,淬火加回火产物是回火索氏体;而直接分解产物是细珠光体,即索氏体。由图可见,在相同硬度时,两类组织的抗拉强度相近,但回火索氏体组织的 σ_s , δ , ψ 等性能均比过冷奥氏体直接分解产物索氏体高。尤其是硬度在HRC25~30范围内, σ_s 和 ψ 的差别最大。可

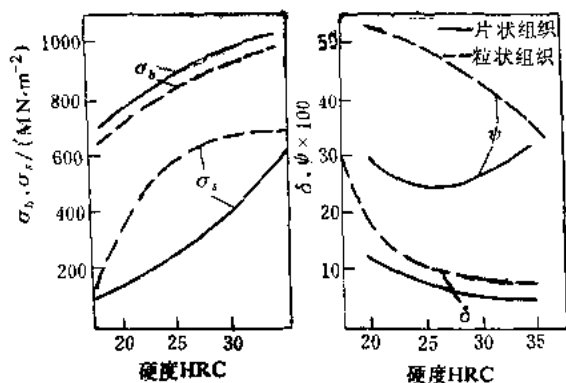


图9-83 $w_c = 0.84\%$ 钢的淬火组织与奥氏体直接分解组织机械性能的比较

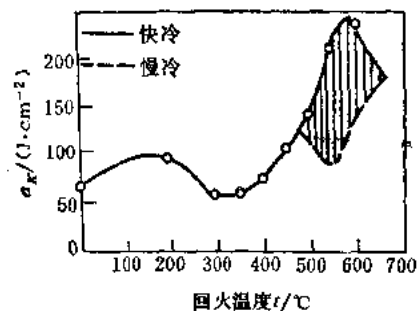


图9-82 $w_c = 0.3\%$, $w_{Cr} = 1.74\%$, $w_{Ni} = 3.4\%$ 钢的冲击韧性与回火温度的关系

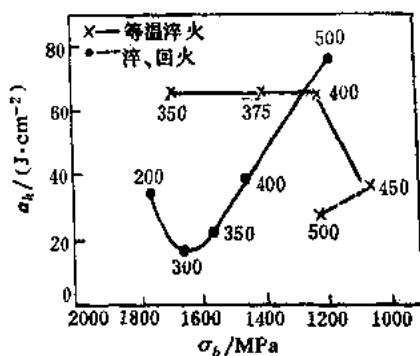


图9-84 40CrNiMo钢经等温淬火和淬、回火处理后冲击韧性的比较

见, 硬度为HRC25~30的回火索氏体组织综合机械性能远比直接分解产物索氏体好得多。这是由于片状碳化物受力时会使基体产生很大的应力集中, 易使碳化物片产生脆断或形成微裂纹。而粒状碳化物造成的应力集中小, 微裂纹不易产生, 故钢的塑性、韧性好。因此, 工程上凡是承受冲击并要求优良综合机械性能的工件都要进行淬火加高温回火处理, 即所谓调质处理, 以得到具有优良综合机械性能的回火索氏体组织。

对于具有回火脆性的钢种, 进行等温淬火获得的下贝氏体比淬、回火获得回火马氏体的性能优越得多。图9-84是在相同强度条件下40CrNiMo钢两种转变产物冲击韧性的比较。图上的数字表示回火温度或奥氏体恒温分解温度。由图可见, 若在回火脆性温度范围内回火, 当硬度、强度相同时, 贝氏体组织的冲击韧性比回火马氏体高。当等温处理温度低于400℃时, 获得下贝氏体组织, 则其冲击韧性显著高于淬、回火组织。当等温处理温度高于400℃时获得上贝氏体组织, 不仅强度降低, 而且冲击韧性也明显下降, 甚至低于淬、回火处理的数值。由此可见, 当回火温度处于低温回火脆性温度区域时, 采用等温淬火获得下贝氏体加残余奥氏体的组织, 可使钢件具有较高的冲击韧性和低的脆性转折温度。所以生产上在条件可能的情况下尽量采用等温淬火方法, 以使钢具有比淬、回火态更高的、优良的综合机械性能。

习 题

- 9-1 金属固态相变有哪些主要特征? 哪些因素构成相变的阻力?
- 9-2 何谓奥氏体的本质晶粒度、起始晶粒度和实际晶粒度, 说明晶粒大小对钢的性能的影响?
- 9-3 试述珠光体形成时钢中碳的扩散情况及片、粒状珠光体的形成过程?
- 9-4 试比较贝氏体转变与珠光体转变和马氏体转变的异同?
- 9-5 简述钢中板条马氏体和片状马氏体的形貌特征和亚结构, 并说明它们在性能上的差异。
- 9-6 试述钢中典型的上、下贝氏体的组织形态、立体模型并比较它们的异同。
- 9-7 何为魏氏组织, 简述魏氏组织的形成条件、对钢的性能的影响及其消除方法?
- 9-8 简述碳钢的回火转变和回火组织。
- 9-9 比较珠光体、索氏体、屈氏体和回火珠光体、回火索氏体、回火屈氏体的组织和性能。
- 9-10 为了要获得均匀奥氏体, 在相同奥氏体化加热温度下, 是原始组织为球状珠光体的保温时间短, 还是细片状珠光体保温时间短? 试利用奥氏体形成机构说明之。
- 9-11 何为第一类回火脆性和第二类回火脆性? 它们产生的原因及消除方法是什么?
- 9-12 比较过共析钢的TTT曲线(见图9-17c)和CCT曲线(见图9-64)的异同点。为什么在连续冷却过程中得不到贝氏体组织? 和亚共析钢CCT曲线中 M_s 线相比较, 过共析钢的 M_s 线有何不同点, 为什么?
- 9-13 阐述获得粒状珠光体的两种方法。
- 9-14 金属和合金的晶粒大小对其机械性能有何影响? 获得细晶粒的方法有哪些?
- 9-15 有一共析钢试样, 其显微组织为粒状珠光体。问通过何种热处理工序可分别得到细片状珠光体、粗片状珠光体和比原组织明显细小的粒状珠光体?
- 9-16 为了提高过共析钢的强韧性, 希望淬火时控制马氏体使其具有较低的碳的质量分数, 并希望有部分板条马氏体。试问如何进行热处理才能达到上述目的?
- 9-17 如何把 $w_c=0.8\%$ 的碳钢的球化组织转变为: ①细片状珠光体②粗片状珠光体③比原来组织更细的球化组织?
- 9-18 如何把 $w_c=0.4\%$ 的退火碳钢处理成: ①在大块游离铁素体和铁素体基体上分布着细球状碳化物; ②铁素体基体上均匀分布着细球状碳化物?
- 9-19 假定将已淬火而未回火(马氏体组织)的 $w_c=0.8\%$ 的碳钢件放入800℃炉内, 上述组织对800℃时奥氏体化时间有什么影响? 如果随后淬火发现零件上有裂纹, 试解释裂纹产生的原因?

第十章 钢的热处理工艺

钢的热处理工艺就是通过加热、保温和冷却的方法改变钢的组织结构以获得工件所要求性能的一种热加工技术。钢在加热和冷却过程中的组织转变规律为制定正确的热处理工艺提供了理论依据,为使钢获得限定的性能要求,其热处理工艺参数的确定必须使具体工件满足钢的组织转变规律性。

根据加热、冷却方式及获得的组织和性能的不同,钢的热处理工艺可分为普通热处理(退火、正火、淬火和回火)、表面热处理(表面淬火和化学热处理)及形变热处理等。

按照热处理在零件整个生产工艺过程中位置和作用的不同,热处理工艺又分为预备热处理和最终热处理。

§ 10-1 钢的退火与正火

退火和正火是生产上应用很广泛的预备热处理工艺。在机器零件加工工艺过程中,退火和正火是一种先行工艺,具有承上启下的作用。大部分机器零件及工、模具的毛坯经退火或正火后,不仅可以消除铸件、锻件及焊接件的内应力及成分和组织的不均匀性,而且也能改善和调整钢的机械性能和工艺性能,为下道工序作好组织性能准备。对于一些受力不大、性能要求不高的机器零件,退火和正火亦可作为最终热处理。对于铸件,退火和正火通常就是最终热处理。

一、退火目的及工艺

退火是将钢加热至临界点 A_{c1} 以上或以下温度,保温以后随炉缓慢冷却以获得近于平衡状态组织的热处理工艺。其主要目的是均匀钢的化学成分及组织,细化晶粒,调整硬度,消除内应力和加工硬化,改善钢的成形及切削加工性能,并为淬火作好组织准备。

退火工艺种类很多,按加热温度可分为在临界温度 (A_{c1} 或 A_{c3}) 以上或以下的退火。前者又称相变重结晶退火,包括完全退火、扩散退火、不完全退火和球化退火。后者包括再结晶退火及去应力退火。各种退火方法的加热温度范围如图10-1所示。按照冷却方式,退火可分为等温退火和连续冷却退火。

(一) 完全退火

完全退火是将钢件或钢材加热至 A_{c3} 以上 $20\sim 30^{\circ}\text{C}$,经完全奥氏体化后进行缓慢冷却,以获得近于平衡组织的热处理工艺。它主要用于亚共析钢 ($w_c=0.3\sim 0.6\%$),其目的是细化晶粒、均匀组织、消除内应力、降低硬度和改善钢的切削加工性。低碳钢和过共析钢不宜采用完全退火。低碳钢完全退火后硬度偏低,不利于切削加工。过共析钢加热至 A_{c3} 以上奥氏体状态缓慢冷却时,有网状二次渗碳体析出,使钢的强度、塑性和冲击韧性显著降低。

在中碳结构铸件、锻(轧)件中,常见的缺陷组织有魏氏组织、晶粒粗大和带状组织等。在焊接工件焊缝处的组织也不均匀,热影响区具有过热组织和魏氏组织,造成很大的内应力。魏氏组织和晶粒粗大能显著降低钢的塑性和冲击韧性。而带状组织使钢的机械性能出

现各向异性,断面收缩率较低,尤其是横向冲击韧性很低。通过完全退火或正火,组织发生重结晶,使钢的晶粒细化、组织均匀,魏氏组织难以形成,并能消除带状组织。

完全退火采用随炉缓冷可以保证先共析铁素体的析出和过冷奥氏体在 A_{r1} 以下较高温度范围内转变为珠光体,从而达到消除内应力、降低硬度和改善切削加工性的目的。

工件在退火温度下的保温时间不仅要使工件烧透,即工件心部达到要求的加热温度,而且要保证全部得到均匀化的奥氏体,达到完全重结晶。完全退火保温时间与钢材成分、工件厚度、装炉量和装炉方式等因素有关。通常,加热时间以工件的有效厚度来计算。一般碳素钢或低合金钢工件,当装炉量不大时,在箱式炉中退火的保温时间可按下式计算: $\tau = KD$ (单位为 min), 式中的 D 是工件有效厚度 (单位为 mm); K 是加热系数,一般 $K = 1.5 \sim 2.0 \text{ min/mm}$ 。若装炉量过大,则应根据具体情况延长保温时间。对于亚共析钢锻、轧钢材,一般可用下列经验公式计算退火保温时间: $\tau = (3 \sim 4) + (0.2 \sim 0.5) Q$ (单位为 h)。式中的 Q 表示装炉量 (单位为 t)。

实际生产时,为了提高生产率,退火冷却至 600°C 左右即可出炉空冷。

完全退火需要的时间很长,尤其是过冷奥氏体比较稳定的合金钢更是如此。如果将奥氏体化后的钢较快地冷至稍低于 A_{r1} 温度等温,使奥氏体转变为珠光体,再空冷至室温,则可大大缩短退火时间,这种退火方法叫做等温退火。等温退火适用于高碳钢、合金工具钢和高合金钢,它不但可以达到和完全退火相同的目的,而且有利于钢件获得均匀的组织 and 性能。但是对于大截面钢件和大批量炉料,却难以保证工件内外达到等温温度,故不宜采用等温退火。

(二) 不完全退火

不完全退火是将钢加热至 $Ac_1 \sim Ac_2$ (亚共析钢) 或 $Ac_1 \sim Ac_{cm}$ (过共析钢) 之间,经保温后缓慢冷却以获得近于平衡组织的热处理工艺。由于加热至两相区温度,仅使奥氏体发生重结晶,故基本上不改变先共析铁素体或渗碳体的形态及分布。如果亚共析钢原始组织中的铁素体已均匀细小,只是珠光体片间距小,硬度偏高,内应力较大,那么只要在 Ac_1 以上、 Ac_2 以下温度进行不完全退火即可达到降低硬度、消除内应力的目的。由于不完全退火的加热温度低,过程时间短,因此对于亚共析钢的锻件来说,若其锻造工艺正常,钢的原始组织分布合适,则可采用不完全退火代替完全退火。

不完全退火主要用于过共析钢获得球状珠光体组织,以消除内应力、降低硬度、改善切削加工性。故不完全退火又称球化退火。实际上球化退火是不完全退火的一种。

(三) 球化退火

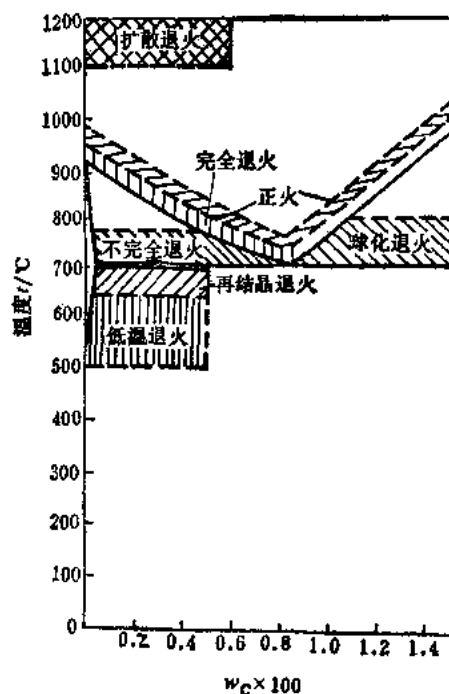


图10-1 退火、正火加热温度示意图

球化退火是使钢中碳化物球化, 获得粒状珠光体的一种热处理工艺。主要用于共析钢、过共析钢和合金工具钢。其目的是降低硬度、均匀组织、改善切削加工性, 并为淬火作组织准备。

过共析钢若为层片状珠光体和网状二次渗碳体时, 不仅硬度高, 难以进行切削加工, 而且增大钢的脆性, 容易产生淬火变形及开裂。为此, 钢热加工后必须加一道球化退火, 使网状二次渗碳体和珠光体中的片状渗碳体发生球化, 得到粒状珠光体。粒状珠光体的形成原理已在第九章 § 9-3 中讨论过, 其关键在于奥氏体中要保留大量未溶碳化物质点, 并造成奥氏体碳浓度分布的不均匀性。为此, 球化退火加热温度一般在 A_{c1} 以上 $20 \sim 30^\circ\text{C}$ 不高的温度下, 保温时间亦不能太长, 一般以 $2 \sim 4\text{ h}$ 为宜。冷却方式通常采用炉冷, 或在 A_{r1} 以下 20°C 左右进行较长时间等温。这样可使未溶碳化物粒子和局部高碳区形成碳化物核心并局部聚集球化, 得到粒状珠光体组织。

如果加热温度过高(高于 A_{c1})或保温时间过长, 则大部分碳化物均已溶解, 并形成均匀的奥氏体, 在随后缓慢冷却中奥氏体易转变为片状珠光体, 球化效果很差。

冷却速度和等温温度也会影响碳化物获得球化的效果, 冷却速度快或等温温度低, 珠光体在较低温度下形成, 碳化物颗粒太细, 弥散度大, 聚集作用小, 容易形成片状碳化物, 从而使硬度偏高。若冷却速度过慢或等温温度过高, 形成碳化物颗粒较粗大, 聚集作用也很强烈, 易形成粗细不等的粒状碳化物, 使硬度偏低。故一般球化退火采用炉冷或采用 A_{r1} 以下较高温度等温。图10-2是碳素工具钢的几种球化退火工艺。图10-2 a 的工艺特点是将钢在 A_{c1} 以上 $20 \sim 30^\circ\text{C}$ 保温后以极缓慢速度冷却, 以保证碳化物充分球化, 冷至 600°C 时出炉空冷。这种一次加热球化退火工艺要求退火前的原始组织为细片状珠光体, 不允许有渗碳体网存在。因此在退火前要进行正火, 以消除网状渗碳体。目前生产上应用较多的是等温球化退火工艺(见图10-2 b), 即将钢加热至 A_{c1} 以上 $20 \sim 30^\circ\text{C}$ 保温4 h 后, 再快冷至 A_{r1} 以下 20°C 左右等温 $3 \sim 6\text{ h}$, 以使碳化物达到充分球化的效果。为了加速球化过程, 提高球化质量, 可采用往复球化退火工艺(见图10-2 c), 即将钢加热至略高于 A_{c1} 点的温度, 尔后又冷至略低于 A_{r1} 温度保温, 并反复加热和冷却多次, 最后空冷至室温, 以获得更好的球化效果。

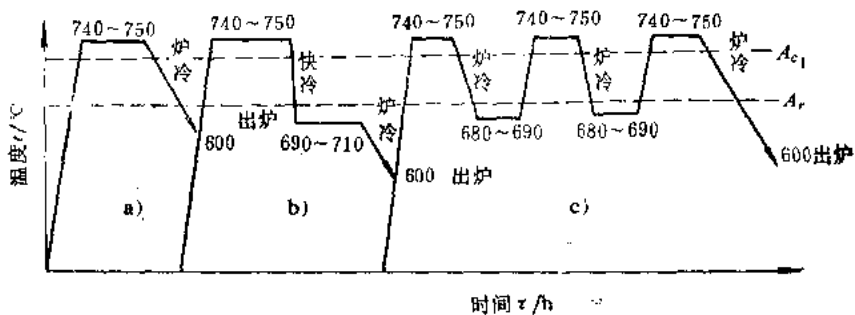


图10-2 碳素工具钢 (T7~T10) 的几种球化退火工艺

(四) 扩散退火

扩散退火又称均匀化退火, 它是将钢锭、铸件或锻坯加热至略低于固相线的温度下长时间保温, 然后缓慢冷却以消除化学成分不均匀现象的热处理工艺。其目的是消除铸锭或铸件在凝固过程中产生的枝晶偏析及区域偏析, 使成分和组织均匀化。为使各元素在奥氏体中充

分扩散, 扩散退火加热温度很高 (见图10-1), 通常为 A_{c_3} 或 $A_{c_{cm}}$ 以上 $150\sim 300^{\circ}\text{C}$, 具体加热温度视偏析程度和钢种而定。碳钢一般为 $1100\sim 1200^{\circ}\text{C}$, 合金钢多采用 $1200\sim 1300^{\circ}\text{C}$ 。保温时间也与偏析程度和钢种有关, 通常可按最大有效截面, 以每截面厚度 25mm 保温 $30\sim 60\text{min}$ 或按每毫米厚度保温 $1.5\sim 2.5\text{min}$ 来计算。此外, 还可视装炉量大小而定。退火总时间可按下式计算: $\tau = 8.5 + \frac{Q}{4}$ (单位为 h)。式中的 Q 是装炉量 (单位为 t)。一般扩散退火时间为 $10\sim 15\text{h}$ 。

由于扩散退火需要在高温下长时间加热, 因此奥氏体晶粒十分粗大, 需要再进行一次正常的完全退火或正火, 以细化晶粒、消除过热缺陷。

高温扩散退火生产周期长, 消耗能量大, 工件氧化、脱碳严重, 成本很高。只是一些优质合金钢及偏析较严重的合金钢铸件及钢锭才使用这种工艺。对于一般尺寸不大的铸件或碳钢铸件, 因其偏析程度较轻, 可采用完全退火来细化晶粒, 消除铸造应力。

(五) 去应力退火和再结晶退火

钢材在热轧或锻造后, 在冷却过程中因表面和心部冷却速度不同造成内外温差会产生残余内应力。这种内应力和后续工艺因素产生的应力叠加, 易使工件发生变形和开裂。焊接件焊缝处由于组织不均匀也存在很大的内应力, 显著降低焊接接头的强度。为了消除由于变形加工以及铸造、焊接过程引起的残余内应力而进行的退火称为去应力退火。除消除内应力外, 去应力退火还可降低硬度, 提高尺寸稳定性, 防止工件的变形和开裂。

钢的去应力退火加热温度较宽, 但不超过 A_{c_1} 点, 一般在 $500\sim 650^{\circ}\text{C}$ 之间。铸铁件去应力退火温度一般为 $500\sim 550^{\circ}\text{C}$, 超过 550°C 容易造成珠光体的石墨化。焊接工件的退火温度一般为 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 。一些大的焊接构件, 难以在加热炉内进行去应力退火, 常常采用火焰或工频感应加热局部退火, 其退火加热温度一般略高于炉内加热。

去应力退火保温时间也要根据工件的截面尺寸和装炉量决定。钢的保温时间为 3min/mm , 铸铁的保温时间为 6min/mm 。

去应力退火后的冷却应尽量缓慢, 以免产生新的应力。

有些合金结构钢, 由于合金元素的含量高, 奥氏体较稳定, 在锻、轧后空冷时能形成马氏体或贝氏体, 硬度很高, 不能切削加工, 为了消除应力和降低硬度也可在 A_1 点以下低温退火温度范围进行软化处理, 使马氏体或贝氏体在加热过程中发生分解。这种处理实质上就是高温回火。

再结晶退火是把冷变形后的金属加热到再结晶温度以上保持适当的时间, 使变形晶粒重新转变为均匀等轴晶粒而消除加工硬化的热处理工艺。钢经冷冲、冷轧或冷拉后会产生加工硬化现象, 使钢的强度、硬度升高, 塑性、韧性下降, 切削加工性能和成形性能变差。经过再结晶退火, 消除了加工硬化, 钢的机械性能恢复到冷变形前的状态。

冷变形钢的再结晶温度与化学成分和形变度等因素有关。纯铁的再结晶温度为 450°C , 纯铜为 270°C , 纯铝为 100°C 。一般来说, 形变量越大, 再结晶温度越低, 再结晶退火温度也越低。不同的钢都有一个临界变形度, 在这个变形度下, 再结晶时晶粒将异常长大。钢的临界变形度为 $6\sim 10\%$ 。一般钢材再结晶退火温度为 $650\sim 700^{\circ}\text{C}$, 保温时间为 $1\sim 3\text{h}$ 。冷变形钢再结晶退火后通常在空气中冷却。

再结晶退火既可作为钢材或其它合金多道冷变形之间的中间退火, 也可作为冷变形钢材

或其它合金成品的最终热处理。

二、正火目的及工艺

正火是将钢加热到 A_{c_1} (或 $A_{c_{cm}}$) 以上适当温度, 保温以后在空气中冷却得到珠光体类组织的热处理工艺。与完全退火相比, 二者的加热温度相同, 但正火冷却速度较快, 转变温度较低。因此, 相同钢材正火后获得的珠光体组织较细, 钢的强度、硬度也较高。

正火过程的实质是完全奥氏体化加伪共析转变。当钢中碳的含量为 0.6~1.4% 时, 正火组织中不出现先共析相, 只有伪共析珠光体或索氏体。碳的含量小于 0.6% 的钢, 正火后除了伪共析体外, 还有少量铁素体。

正火可以作为预备热处理, 为机械加工提供适宜的硬度, 又能细化晶粒、消除应力、消除魏氏组织和带状组织, 为最终热处理提供合适的组织状态。正火还可作为最终热处理, 为某些受力较小、性能要求不高的碳素钢结构零件提供合适的机械性能。正火还能消除过共析钢的网状碳化物, 为球化退火作好组织准备。对于大型工件及形状复杂或截面变化剧烈的工件, 用正火代替淬火和回火可以防止变形和开裂。

正火处理的加热温度通常在 A_{c_1} 或 $A_{c_{cm}}$ 以上 30~50°C (见图 10-1), 高于一般退火的温度。对于含有 V、Ti、Nb 等碳化物形成元素的合金钢, 可采用更高的加热温度, 即为 $A_{c_1} + 100 \sim 150^\circ\text{C}$ 。为了消除过共析钢的网状碳化物。亦可酌情提高加热温度, 让碳化物充分溶解。

正火保温时间和完全退火相同, 应以工件透烧, 即心部达到要求的加热温度为准, 还应考虑钢材成分、原始组织、装炉量和加热设备等因素。通常根据具体工件尺寸和经验数据加以确定。

正火冷却方式最常用的是将钢件从加热炉中取出在空气中自然冷却。对于大件也可采用吹风、喷雾和调节钢件堆放距离等方法控制钢件的冷却速度, 达到要求的组织和性能。

正火工艺是较简单、经济的热处理方法, 主要应用于以下几方面:

1. 改善钢的切削加工性能

碳的含量低于 0.25% 的碳素钢和低合金钢, 退火后硬度较低, 切削加工时易于“粘刀”, 通过正火处理, 可以减少自由铁素体, 获得细片状珠光体, 使硬度提高至 140~190HB, 可以改善钢的切削加工性, 提高刀具的寿命和工件的表面光洁程度。

2. 消除热加工缺陷

中碳结构钢铸件、锻、轧件以及焊接件在热加工后易出现魏氏组织、粗大晶粒等过热缺陷和带状组织。通过正火处理可以消除这些缺陷组织, 达到细化晶粒、均匀组织、消除内应力的目的。

3. 消除过共析钢的网状碳化物, 便于球化退火

过共析钢在淬火之前要进行球化退火, 以便于机械加工并为淬火作好组织准备。但当过共析钢中存在严重网状碳化物时, 将达不到良好的球化效果。通过正火处理可以消除网状碳化物。为此, 正火加热时要保证碳化物全部溶入奥氏体中, 要采用较快的冷却速度抑制二次碳化物的析出, 获得伪共析组织。

4. 提高普通结构零件的机械性能

一些受力不大、性能要求不高的碳钢和合金钢零件采用正火处理, 达到一定的综合力学性能, 可以代替调质处理, 作为零件的最终热处理。

三、退火和正火的选用

生产上退火和正火工艺的选择应当根据钢种、冷、热加工工艺、零件的使用性能及经济性综合考虑。

含碳量 $w_c < 0.25\%$ 的低碳钢，通常采用正火代替退火。因为较快的冷却速度可以防止低碳钢沿晶界析出游离三次渗碳体，从而提高冲压件的冷变形性能；用正火可以提高钢的硬度，改善低碳钢的切削加工性能；在没有其它热处理工序时，用正火可以细化晶粒，提高低碳钢强度。

$w_c = 0.25 \sim 0.5\%$ 的中碳钢也可用正火代替退火，虽然接近上限碳量的中碳钢正火后硬度偏高，但尚能进行切削加工，而且正火成本低、生产率高。

$w_c = 0.5 \sim 0.75\%$ 的钢，因含碳量较高，正火后的硬度显著高于退火的情况，难以进行切削加工，故一般采用完全退火，降低硬度，改善切削加工性。

$w_c = 0.75\%$ 以上的高碳钢或工具钢一般均采用球化退火作为预备热处理。如有网状二次渗碳体存在，则应先进行正火消除之。

随着钢中碳和合金元素的增多，过冷奥氏体稳定性增加，C—曲线下移。因此，一些中碳钢及中碳合金钢正火后硬度偏高，不利于切削加工，应当采用完全退火。尤其是含较多合金元素的钢，过冷奥氏体特别稳定，甚至在缓慢冷却条件下也能得到马氏体和贝氏体组织，因此应当采用高温回火来消除应力，降低硬度，改善切削加工性能。

此外，从使用性能考虑，如钢件或零件受力不大，性能要求不高，不必进行淬、回火，可用正火提高钢的机械性能，作为最终热处理。从经济原则考虑，由于正火比退火生产周期短，操作简便，工艺成本低。因此，在钢的使用性能和工艺性能能满足的条件下，应尽可能用正火代替退火。

§ 10-2 钢的淬火与回火

钢的淬火与回火是热处理工艺中最重要、也是用途最广泛的工序。淬火可以显著提高钢的强度和硬度。为了消除淬火钢的残余内应力，得到不同强度、硬度和韧性配合的性能，需要配以不同温度的回火。所以淬火和回火又是不可分割的、紧密衔接在一起的两种热处理工艺。淬、回火作为各种机器零件及工、模具的最终热处理是赋予钢件最终性能的关键性工序，也是钢件热处理强化的重要手段之一。

一、钢的淬火

将钢加热至临界点 A_{c_2} 或 A_{c_1} 以上一定温度，保温以后以大于临界冷却速度的速度冷却得到马氏体（或下贝氏体）的热处理工艺叫做淬火。淬火的主要目的是使奥氏体化后的工件获得尽量多的马氏体并配以不同温度回火获得各种需要的性能。例如淬火加低温回火可以提高工具、轴承、渗碳零件或其它高强度耐磨件的硬度和耐磨性；结构钢通过淬火加高温回火可以得到强韧结合的优良综合机械性能；弹簧钢通过淬火加中温回火可以显著提高钢的弹性极限。

对淬火工艺而言，为实现淬火首先必须将钢加热到临界点（ A_{c_2} 或 A_{c_1} ）以上获得奥氏体组织，其后的冷却速度必须大于临界淬火速度（ v_c ），以得到全部马氏体（含残余奥氏体）组织。为此，必须注意选择适当的淬火温度和冷却速度。由于不同钢件过冷奥氏体稳定性不

同, 钢淬火获得马氏体的能力各异。实际淬火时, 工件截面各部分冷却速度不同, 只有冷却速度大于临界淬火速度的部位才能得到马氏体, 而工件心部则可能得到珠光体、贝氏体等非马氏体组织。这就需要弄清钢的“淬透性”的概念。此外, 钢在淬火冷却过程中, 由于工件内外温差产生胀缩不一致以及相变不同时还会引起淬火应力, 甚至会引起变形或开裂, 在制定淬火工艺时应予以特别注意。

(一) 淬火应力

工件在淬火过程中会发生形状和尺寸的变化, 有时甚至要产生淬火裂纹。工件变形或开裂的原因是由于淬火过程中在工件内产生的内应力造成的。

淬火内应力主要有热应力和组织应力两种。工件最终变形或开裂是这两种应力综合作用之结果。当淬火应力超过材料的屈服极限时, 就会产生塑性变形, 当淬火应力超过材料的强度极限时, 工件则发生开裂。

工件加热或冷却时由于内外温差导致热胀冷缩不一致而产生的内应力叫做热应力。下面以圆柱形零件为例分析热应力的变化规律。为消除组织应力的影响, 将零件加热到 A_{c1} 以下温度保温后快速冷却 (无组织转变), 其心部和表面温度及热应力变化如图 10-3 所示。

零件从 A_{c1} 温度开始快速冷却时, 零件表面首先冷却, 冷却速度比心

部快得多, 于是零件内外温差增大 (图 10-3 a)。表面层金属温度低, 收缩量大; 心部金属温度高, 收缩量小。同一零件内外收缩变形量不同, 相互间会产生作用力。零件表面冷缩必受尚处高温的心部的阻止, 故表面层承受拉应力, 而心部则承受压应力。到了冷却后期, 表面层金属的冷却和体积收缩已经终止, 心部金属继续冷却并产生体积收缩, 但心部由于受到表面层的牵制作用而受拉应力, 冷硬状态的表面则由于心部收缩而受到压应力 (见图 10-3 b)。中间某个时刻 (τ_2), 由于表层和心部胀缩差别减少, 零件内应力甚至减少至零。当整个零件冷至室温时, 内外温差消失, 冷却后期的应力状态便残余下来。因此, 零件淬火冷却至室温时, 由于热应力引起的残余应力表面为压应力, 心部为拉应力 (见图 10-3 c)。

热应力是由于快速冷却时工件截面温差造成的。因此, 冷却速度越大, 截面温差越大, 则热应力越大。在相同冷却介质条件下, 工件加热温度越高、截面尺寸越大、钢材导热系数和线膨胀系数越大, 工件内外温差越大, 则热应力越大。

工件在冷却过程中, 由于内外温差造成组织转变不同时, 引起内外比容的不同变化而产生的内应力叫做组织应力。如前所述, 钢中各种组织的比容是不同的, 从奥氏体、珠光体、

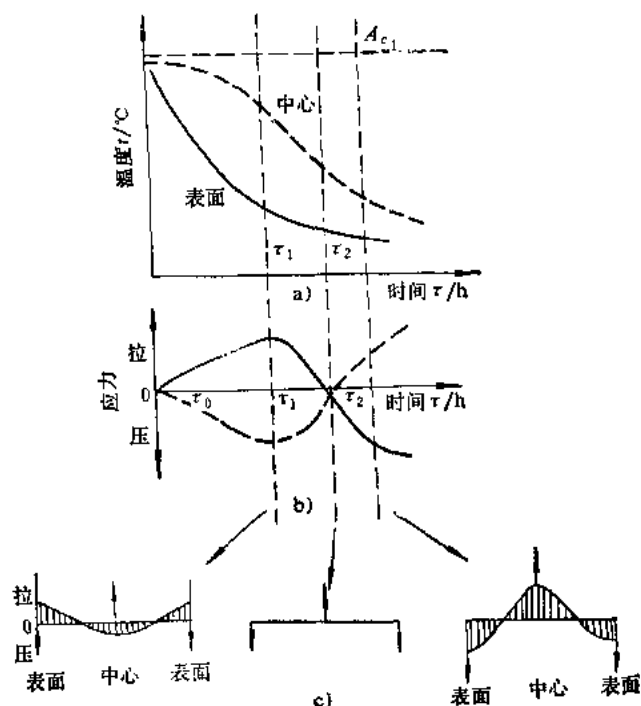


图10-3 圆柱体试样在 A_{c1} 点以下急冷过程中热应力的变化

贝氏体到马氏体,比容逐渐增大。奥氏体比容最小,马氏体比容最大。因此,钢淬火时由奥氏体转变为马氏体将造成显著的体积膨胀。下面仍以圆柱形零件为例分析组织应力的变化规律。选用过冷奥氏体非常稳定的钢,使其从淬火温度极缓慢冷却至 M_s 之前不发生非马氏体转变并保持零件内外温度均匀,从而消除淬火冷却时热应力的影响。

零件从 M_s 点快速冷却的淬火初期,其表面首先冷却到 M_s 点以下发生马氏体转变,体积要膨胀,而此时心部仍为奥氏体,体积不发生变化。因此心部阻止表面体积膨胀使零件表面处于压应力状态,而心部则处于拉应力状态。继续冷却时,零件表面马氏体转变基本结束,体积不再膨胀,而心部温度才下降到 M_s 点以下,开始发生马氏体转变,心部体积要膨胀。此时表面已形成一层硬壳,心部体积膨胀将使表面受拉应力,而心部受压应力。可见,组织应力引起的残余应力与热应力正好相反,表面为拉应力,心部为压应力。

组织应力大小与钢的化学成分、冶金质量、钢件结构尺寸、钢的导热性及在马氏体温度范围的冷速和钢的淬透性等因素有关。

实际工件淬火冷却过程中总是同时存在着热应力和组织应力。在组织转变发生之前,只产生热应力,冷却到 M_s 点以下,则热应力和组织应力同时存在。因此工件淬火冷却过程中的瞬时内应力和最终残余应力(淬火应力)是热应力和组织应力迭加的结果。热应力和组织应力的分布规律正好相反,那么能否认为热应力和组织应力会相互抵消而使工件内不存在淬火应力呢?淬火应力与钢件化学成分、尺寸、钢的淬透性以及淬火介质和冷却方法等许多因素有关。其热应力和组织应力的综合分布是很复杂的。不同条件下热应力和组织应力的大小和分布也不相同。只有搞清具体条件下起主导作用的是热应力还是组织应力,才能有针对性地采取措施减小之,从而达到控制零件变形和防止零件开裂的目的。

淬火工件内应力分布与钢中碳和合金元素的含量有关。钢中含碳量增加,马氏体比容增大,工件淬火后的组织应力增加。但奥氏体中碳的含量增加,使 M_s 点下降,淬火后残余奥氏体量增多,又使组织应力降低。二者综合作用的结果是低碳钢件淬火,热应力起主导作用,随着碳含量增加,热应力作用减弱,但组织应力逐渐增大,从中碳钢至高碳钢,逐渐转为以组织应力为主。

钢中加入合金元素使导热性能下降,增大了工件内外温差,使热应力和组织应力都增大。但多数合金元素使 M_s 点下降,故热应力作用增强。凡提高奥氏体稳定性的合金元素,在淬火易得到马氏体的情况下,都有增强组织应力的作用。反之,过冷奥氏体稳定性差的钢,需急冷才能得到马氏体,因此内应力以热应力为主。

同种钢在相同介质中淬火,工件尺寸也影响内应力的分布。工件尺寸小,内外温差小,热应力作用较小,内外均易得到马氏体,故组织应力起主导作用。随着工件尺寸增大,工件心部不易得到马氏体,热应力型的应力分布越来越显著。

淬火介质和冷却方法对工件内部淬火应力分布也有明显影响。各种淬火介质在不同温度区间冷却能力不同,如在 M_s 点以上高温区冷却速度快,则工件中热应力显著;若在 M_s 点以下冷却速度快,则工件中组织应力较大。碳素钢水淬,热应力作用为主,合金钢油冷,组织应力比较突出。采用等温淬火,热应力起主要作用,组织应力较小。

总之,钢的淬火应力是由于淬火加热或冷却过程中工件内外层温度差造成的。凡是增大工件内外温差的因素都增大工件中的淬火应力,反之亦然。因此,选择适当的淬火加热温度、淬火冷却介质和冷却方式都能控制工件中淬火应力的大小及分布,从而有效地防止淬火工件

的变形与开裂。

(二) 淬火加热温度

淬火加热温度的选择应以得到均匀细小的奥氏体晶粒为原则,以便淬火后获得细小的马氏体组织。淬火温度主要根据钢的临界点确定,亚共析钢通常加热至 A_{c3} 以上 $30\sim 50^{\circ}\text{C}$; 共析钢、过共析钢加热至 A_{c1} 以上 $30\sim 50^{\circ}\text{C}$ 。亚共析钢淬火加热温度若在 $A_{c1}\sim A_{c3}$ 之间,淬火组织中除马氏体外,还保留一部分铁素体,使钢的硬度和强度降低。但淬火温度亦不能超过 A_{c3} 点过高,以防奥氏体晶粒粗化,淬火后获得粗大的马氏体。例如,原始组织为球状珠光体的 T8 钢,如淬火加热温度为 $600^{\circ}\text{C}(<A_{c3})$,则淬火后的硬度与淬火前的退火状态基本相同;如淬火温度为 $780^{\circ}\text{C}(A_{c3}+30\sim 50^{\circ}\text{C})$,则淬火后的硬度能达到 HRC63;如淬火温度提高至 $1000^{\circ}\text{C}(> A_{c3})$,虽然淬火后硬度能达到 HRC63,但是冲击韧性却显著降低。对于低、中碳合金钢,近年来采用加热温度略低于 A_{c3} 点的亚温淬火,保留少量能富集一些有害杂质的韧性相铁素体,不但可以降低钢的冷脆转变温度,减小回火脆性及氢脆敏感性,甚至使钢的硬度、强度及冲击韧性比正常淬火还略有提高。过共析钢的加热温度限定在 A_{c1} 以上 $30\sim 50^{\circ}\text{C}$ 是为了得到细小的奥氏体晶粒和保留少量渗碳体质点,淬火后得到隐晶马氏体和其上均匀分布的粒状碳化物,从而不但可使钢具有更高的强度、硬度和耐磨性,而且也具有较好的韧性。如果过共析钢淬火加热温度超过 $A_{c_{cm}}$,碳化物将全部溶入奥氏体中,使奥氏体中的含碳量增加,降低钢的 M_s 和 M_f 点,淬火后残余奥氏体量增多,会降低钢的硬度和耐磨性;淬火温度过高,奥氏体晶粒粗化、含碳量又高,淬火后易得到含有显微裂纹的粗片状马氏体,使钢的脆性增大;此外,高温加热淬火应力大、氧化脱碳严重,也增大钢件变形和开裂倾向。

对于低合金钢,淬火温度亦应根据临界点 A_{c1} 或 A_{c3} 确定,考虑合金元素的作用,为了加速奥氏体化,淬火温度可偏高些,一般为 A_{c1} 或 A_{c3} 以上 $50\sim 100^{\circ}\text{C}$ 。高合金工具钢含较多强碳化物形成元素,奥氏体晶粒粗化温度高,则可采取更高的淬火加热温度。含碳、锰量较高的本质粗晶粒钢则应采用较低的淬火温度,以防奥氏体晶粒粗化。

(三) 淬火冷却介质

钢从奥氏体状态冷至 M_s 点以下所用的冷却介质叫做淬火介质。介质冷却能力越大,钢的冷却速度越快,越容易超过钢的临界淬火速度,则工件越容易淬硬,淬硬层的深度越深。但是,冷却速度过大将产生巨大的淬火应力,易于使工件产生变形或开裂。因此,理想淬火介质的冷却能力应当如图 10-4 所示。 650°C 以上应当缓慢冷却,以尽量降低淬火热应力; $650\sim 400^{\circ}\text{C}$ 之间应当快速冷却,以通过过冷奥氏体最不稳定的区域,避免发生珠光体或贝氏体转变。但是在 400°C 以下 M_s 点附近的温度区域,应当缓慢冷却以尽量减小马氏体转变时产生的组织应力。具有这种冷却特性的冷却介质可以保证在获得马氏体组织条件下减少淬火应力、避免工件产生变形或开裂。

常用淬火介质有水、盐水或碱水溶液及各种矿物油等。各种介质的冷却特性如表 10-1 所示。

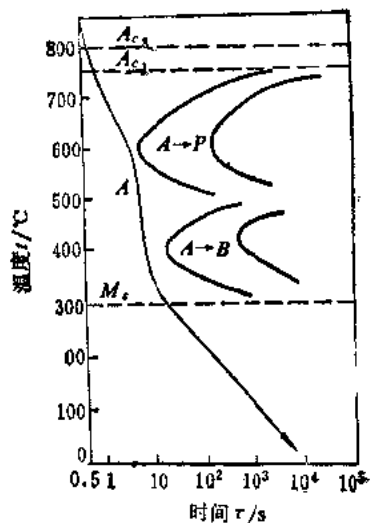


图10-4 钢的理想淬火冷却曲线

表10-1 常用淬火介质的冷却特性

名 称	最大冷却速度时①		平均冷却速度/($^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)①		备 注
	所在温度/ $^{\circ}\text{C}$	冷却速度/($^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)	650~550 $^{\circ}\text{C}$	300~200 $^{\circ}\text{C}$	
静止自来水, 20 $^{\circ}\text{C}$	340	775	135	450	冷却速度系由 ϕ 20mm银棒所测
静止自来水, 40 $^{\circ}\text{C}$	285	545	110	410	
静止自来水, 60 $^{\circ}\text{C}$	220	275	80	185	
10%NaCl浓度的水溶液, 20 $^{\circ}\text{C}$	580	2000	1900	1000	
15%NaOH浓度的水溶液, 20 $^{\circ}\text{C}$	560	2830	2750	775	
5%Na ₂ CO ₃ 浓度的水溶液, 20 $^{\circ}\text{C}$	430	1640	1140	820	
10号机油, 20 $^{\circ}\text{C}$	430	230	60	65	
10号机油, 80 $^{\circ}\text{C}$	430	230	70	55	
3号锭子油, 20 $^{\circ}\text{C}$	500	120	100	50	

① 各冷却速度值均系根据有关冷却速度特性曲线估算的。

水的冷却特性很不理想,在需要快冷的650~400 $^{\circ}\text{C}$ 区间,其冷却速度较小,不超过200 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。而在需要慢冷的马氏体转变温度区,其冷却速度又太大,在340 $^{\circ}\text{C}$ 最大冷却速度高达775 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$,很容易造成淬火工件的变形或开裂。此外,水温对水的冷却特性影响很大,水温升高,高温区的冷却速度显著下降,而低温区的冷却速度仍然很高。因此淬火时水温不应超过30 $^{\circ}\text{C}$,加强水循环和工件的搅动可以加速工件在高温区的冷却速度。水虽不是理想淬火介质,但却适用于尺寸不大、形状简单的碳钢工件淬火。

浓度为10%NaCl或10%NaOH的水溶液可使高温区(500~650 $^{\circ}\text{C}$)的冷却能力显著提高,前者使纯水的冷却能力提高10倍以上,而后的冷却能力更高。但这两种水基淬火介质在低温区(200~300 $^{\circ}\text{C}$)的冷却速度亦很快。

油也是一种常用的淬火介质。早期采用动、植物油脂,目前工业上主要采用矿物油,如锭子油、机油、柴油等。油的主要优点是低温区的冷却速度比水小得多,从而可大大降低淬火工件的组织应力,减小工件变形和开裂倾向。油在高温区间冷却能力低是其主要缺点。但是对于过冷奥氏体比较稳定的合金钢,油是合适的淬火介质。与水相反,提高油温可以降低粘度,增加流动性,故可提高高温区间的冷却能力。但是油温过高,容易着火,一般应控制在60~80 $^{\circ}\text{C}$ 。

上述几种淬火介质各有优缺点,均不属于理想的冷却介质。水的冷却能力很大,但冷却特性不好;油冷却特性较好,但其冷却能力又低。因此,寻找冷却能力介于油水之间,冷却特性近于理想淬火介质的新型淬火介质是人们努力的目标。由于水是价廉、容易获得、性能稳定的淬火介质,因此目前世界各国都在发展有机水溶液作为淬火介质。美国应用浓度为15%聚乙烯醇、0.4%抗粘附剂、0.1%防泡剂的淬火介质,其它国家也在应用类似的淬火介质。国内使用比较广泛的新型淬火介质有水玻璃-碱水溶液,过饱和硝酸盐水溶液,氧化锌-碱水溶液,合成淬火剂等。它们的共同特点是冷却能力介于水、油之间,接近于理想淬火介质。其中合成淬火剂是目前最常用的有机物水溶液淬火剂,其主要成分是聚乙烯醇加少量防腐剂、防锈剂和消泡剂。它的冷却能力介于水、油之间,并可通过改变浓度进行调节。例如在398 $^{\circ}\text{C}$ 时最大冷速为418 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$,650~550 $^{\circ}\text{C}$ 区间的平均冷速为80 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$,300~200 $^{\circ}\text{C}$ 时的平均冷速为190 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 。

(四) 淬火方法

选择适当的淬火方法同选用淬火介质一样,可以保证在获得所要求的淬火组织和性能条件下,尽量减小淬火应力,减少工件变形和开裂倾向。

1. 单一淬火法

它是将奥氏体状态的工件放入一种淬火介质中一直冷却到室温的淬火方法(见图10-5曲线1)。这种淬火方法适用于形状简单的碳钢和合金钢工件。一般来说,碳钢临界淬火速度高,尤其是尺寸较大的碳钢工件多采用水淬;而小尺寸碳钢件及过冷奥氏体较稳定的合金钢件则可采用油淬。

为了减小单液淬火时的淬火应力,常采用预冷淬火法,即将奥氏体化的工件从炉中取出后,先在空气中或预冷炉中冷待一定时间,待工件冷至临界点稍上一点的一定温度后再放入淬火介质中冷却。预热降低了工件进入淬火介质前的温度,减少了工件与淬火介质间的温差,可以减少热应力和组织应力,从而减小工件变形或开裂倾向。但操作上不易控制预冷温度,需要靠经验来掌握。

单液淬火的优点是操作简便。但只适用于小尺寸且形状简单的工件,对尺寸较大的工件实行单液淬火容易产生较大的变形或开裂。

2. 双液淬火法

它是先将奥氏体状态的工件在冷却能力强的淬火介质中冷却至接近 M_s 点温度时,再立即转入冷却能力较弱的淬火介质中冷却,直至完成马氏体转变(图10-5曲线2)。一般用水作为快冷淬火介质,用油作为慢冷淬火介质。有时也可以采用水淬、空冷的方法。这种淬火方法充分利用了水在高温区冷却速度快和油在低温区冷却速度慢的优点,既可以保证工件得到马氏体组织,又可以降低工件在马氏体区的冷却速度,减少组织应力,从而防止工件变形或开裂。尺寸较大的碳素钢工件适宜采用这种淬火方法。采用双液淬火法必须严格控制工件在水中的停留时间,水中停留时间过短会引起奥氏体分解,导致淬火硬度不足;水中停留时间过长,工件某些部分已在水中发生马氏体转变,从而失去双液淬火的意义。因此,实行双液淬火要求工人必须有丰富的经验和熟练的技术。通常要根据工件尺寸,凭经验确定。水淬油冷时,工件入水有啞……啞鸣声,同时发生振动,当鸣声消失或振动停止的瞬间,立即出水入油。也可按每5~6mm有效厚度水冷1s的经验公式计算在水中的时间。

3. 喷射淬火法

它是向工件喷射急速水流的淬火方法。这种方法主要用于局部淬火的工件。由于这种淬火方法不会在工件表面形成蒸汽膜,故可保证比普通水淬得到更深的淬硬层。采用细密水流并使工件上下运动或旋转可保证实现工件均匀冷却淬火。

4. 分级淬火法

它是将奥氏体状态的工件首先淬入略高于钢的 M_s 点的盐浴或碱浴炉中保温,当工件内外温度均匀后,再从浴炉中取出空冷至室温,完成马氏体转变(见图10-5曲线3)。这种淬火方法由于工件内外温度均匀并在缓慢冷却条件下完成马氏体转变,不仅减小了淬火热应力

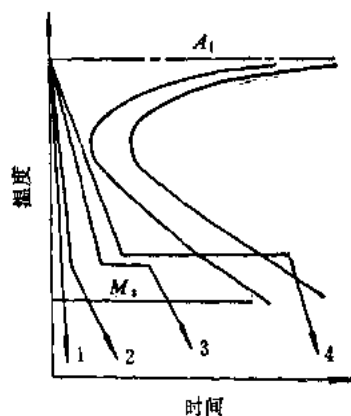


图10-5 各种淬火方法冷却曲线示意图

(比双液淬火小),而且显著降低组织应力,因而有效地减小或防止了工件淬火变形和开裂。同时还克服了双液淬火出水入油时间难以控制的缺点。但这种淬火方法由于冷却介质温度较高,工件在浴炉冷却速度较慢,而等温时间又有限制,大截面零件难以达到其临界淬火速度。因此,分级淬火只适用于尺寸较小的工件,如刀具、量具和要求变形很小的精密工件。

“分级”温度也可取略低于 M_s 点的温度,此时由于温度较低,冷却速度较快,等温以后已有相当一部分奥氏体转变为马氏体,当工件取出空冷时,剩余奥氏体发生马氏体转变。因此这种淬火方法适用于较大工件的淬火。

5. 等温淬火

它是将奥氏体化后的工件淬入 M_s 点以上某温度盐浴中等温保持足够长时间,使之转变为下贝氏体组织,尔后于空气中冷却的淬火方法(见图10-5曲线4)。等温淬火实际上是分级淬火的进一步发展。所不同的是等温淬火获得下贝氏体组织。下贝氏体组织的强度、硬度较高而韧性良好。故等温淬火可显著提高钢的综合机械性能。等温淬火的加热温度通常比普通淬火高些,目的是提高奥氏体的稳定性和增大其冷却速度,防止等温冷却过程中发生珠光体型转变。等温温度和时间应视工件组织和性能要求,由该钢的C-曲线确定。由于等温温度比分级淬火高,减小了工件与淬火介质的温差,从而减小了淬火热应力;又因贝氏体比容比马氏体小,而且工件内外温度一致,故淬火组织应力也较小。因此,等温淬火可以显著减小工件变形和开裂倾向,适宜处理形状复杂、尺寸要求精密的工具和重要的机器零件,如模具、刀具、齿轮等。同分级淬火一样,等温淬火也只能适用于尺寸较小的工件。

除了上述几种典型的淬火方法外,近年来还发展了许多提高钢的强韧性的新的淬火工艺,如高温淬火,循环快速加热淬火,高碳钢低温、快速、短时加热淬火和亚共析钢的亚温淬火等,这里不再一一详述。

(五) 钢的淬透性

对钢进行淬火希望获得马氏体组织,但一定尺寸和化学成分的钢件在某种介质中淬火能否得到全部马氏体则取决于钢的淬透性。淬透性是钢的重要工艺性能,也是选材和制定热处理工艺的重要依据之一。

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马氏体的能力,其大小用钢在一定条件下淬火获得的淬透层的深度表示。一定尺寸的工件在某介质中淬火,其淬透层的深度与工件截面各点的冷却速度有关。如果工件截面中心的冷却速度高于钢的临界淬火速度,工件就会淬透。然而工件淬火时表面冷却速度最大,心部冷却速度最小,由表面至心部冷却速度逐渐降低(见图10-6)。只有冷却速度大于临界淬火速度的工件外层部分才能得到马氏体(图10-6b中阴影部分),这就是工件的淬透层。而冷却速度小于临界淬火速度的心部只能获得非马氏体组织,这就是工件的未淬透区。

在未淬透的情况下,工件淬透层深度如何确定呢?按理淬透层深度应是全部淬成马氏体的区域。但实际工件淬火后从表面至心部马氏体数量是逐渐减少的,从金相组织上看,淬透层和未淬透区并无明显的界限,淬火组织中混入少量非马氏体组织(如 $\varphi = 5 \sim 10\%$ 的屈氏体),其硬度值也无明显变化。因此,金相检验和硬度测量都比较困难。当淬火组织中马氏体和非马氏体组织各占一半,即所谓半马氏体区时,显微观察极为方便,硬度变化最为剧烈(见图10-7)。为测试方便,通常采用从淬火工件表面至半马氏体区距离作为淬透层的深

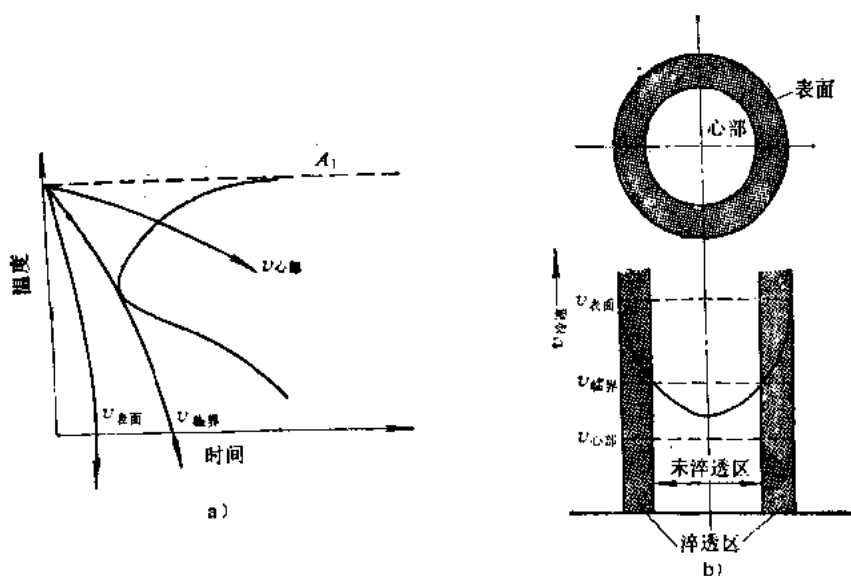


图10-6 工件截面不同冷却速度 a) 与未淬透区 b) 示意图

度。半马氏体区的硬度称为测定淬透层深度的临界硬度。钢的半马氏体组织的硬度与其含碳量的关系如图 10-8 所示。研究表明，钢的半马氏体的硬度主要取决于奥氏体中含碳量，而与合金元素的含量关系不大。这样，根据不同含碳量钢的半马氏体区硬度（图 10-8），利用测定的淬火工件截面上硬度分布（图 10-7）曲线，即可方便地测定淬透层深度。

根据如上所述，应当注意如下两对概念的本质区别。一是钢的淬透性和淬硬性的区别，二是淬透性和实际条件下淬透层深度的区别。淬透性表示钢淬火时获得马氏体的能力，它反映钢的过冷奥氏体稳定性，即与钢的临界冷却速度有关。过冷奥氏体越稳定，临界淬火速度越小，钢在一定条件下淬透层深度越深，则钢的淬透性越好。而淬硬性表示钢淬火时的硬化能力，用淬成马氏体可能得到的最高硬度表示。它主要取决于马氏体中的含碳量。马氏体中含碳量越高，钢的淬硬性越高。显然，淬透性和淬硬性并无必然联系，例如高碳工具钢的淬硬性高，但淬透性很低；而低碳合金钢的淬硬性不高，但淬透性却很好。实际工件在具体淬火条件下的淬透层深度与淬透性也不是一回事。淬透性是钢的一种属性，相同奥氏体化温度下的同一钢种，其淬透性是确定不变的。其大小用规定条件下的淬透层深度表示。而实际工件的淬透层深度是指具体条件下测定的半马氏体区至工件表面的深度，它与钢的淬透性、工件尺寸及淬火介质的冷却能力等许多因素有关。例如，同一钢种在相同介质中淬火，小件比大件的淬透层深；一定尺寸的同一钢种，水淬比油淬的淬透层深；工件的体积越小，表面积越小，则冷却速度越快，淬透层越深。决不能说，同一钢种水淬时比油淬时的淬透性好，小件淬火，

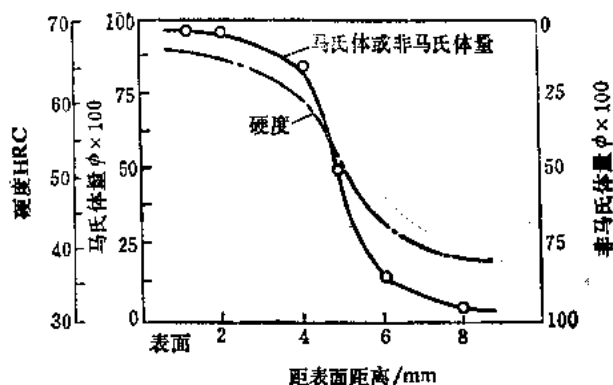


图10-7 淬火工件截面上马氏体量与硬度的关系
($w_c = 0.8\%$)

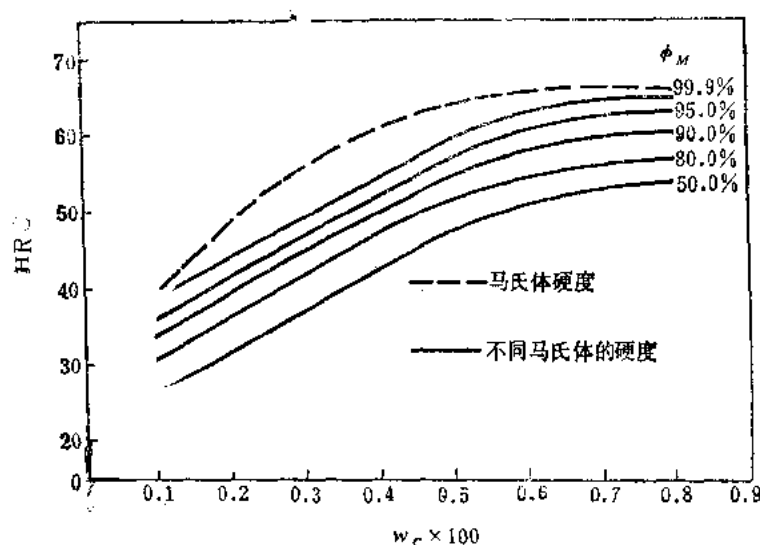


图10-8 钢的半马氏体硬度与含碳量的关系

时比大件淬火时淬透性好。淬透性是不随工件形状、尺寸和介质冷却能力而变化的。

2. 淬透性的测定方法

我国国家标准规定：测定淬透性的方法有临界淬火直径法（GB227—63）和末端淬火试验法（GB225—63）。用这两种方法表示钢的淬透性必须保证在相同试样尺寸和相同淬火介质条件下进行比较，以消除试样截面尺寸和介质冷却能力对淬透层深度的影响。

（1）临界淬火直径法：生产上常用临界淬火直径 D_c 来衡量钢的淬透性，它是钢在某种淬火介质中能够完全淬透（心部马氏体的体积分数为 50% 或 90%、95%）的最大直径。通常采用不同直径的圆棒试样在某介质中淬火后，沿试样截面测量硬度的分布，找出其中心部位刚好达到半马氏体（或 90%、95% 马氏体）区硬度的试样直径，即为钢在该淬火介质中淬火时的临界淬火直径（ D_c ）。显然，在给定淬火条件下，临界淬火直径越大，说明完全淬透的试棒的直径越大，因而钢的淬透性越好。但是用临界淬火直径比较钢的淬透性必须采用相同的冷却介质。因为在其它条件一定时， D_c 值随介质冷却能力而变，介质冷却能力越高， D_c 值越大。例如 $D_{c油} < D_{c水}$ ，这是由于油比水冷却能力低，而并非表示同种钢的淬透性起了变化。

钢的临界淬火直径对于选择钢种、制定热处理工艺和判断热处理后淬透层深度有重要参考价值。例如，若需使零件在淬火时完全淬透，则必须选用 $D_c > D_{零件}$ 的钢。如给定工件所用材料及淬火后的硬度要求，则应选择适当淬火介质满足上述要求。

（2）末端淬火法：图 10-9 为末端淬火法测定钢的淬透性的示意图。采用 $\phi 25 \times 100 \text{ mm}$ 的标准试样，试验时将试样加热至规定温度奥氏体化后，迅速放入试验装置（图 10-9 a）中喷水冷却。显然，试样喷水末端冷却速度最大，随着距末端距离的增加，冷却速度逐渐减小。其组织和硬度也发生相应的变化。试样末端至喷水口的距离为 12.5 mm。喷水口的内径为 12.5 mm，水温为 20~30℃，水柱自由高度调整为 $65 \pm 5 \text{ mm}$ 。这些规定保证了不同钢种获得统一的冷却条件。试样冷却后沿其轴线方向相对两侧面各磨去 0.2~0.5 mm，然后从试样末端起每隔 1.5 mm 测量一次硬度，即可得到硬度与至末端距离的关系曲线（图 10-9 b），这

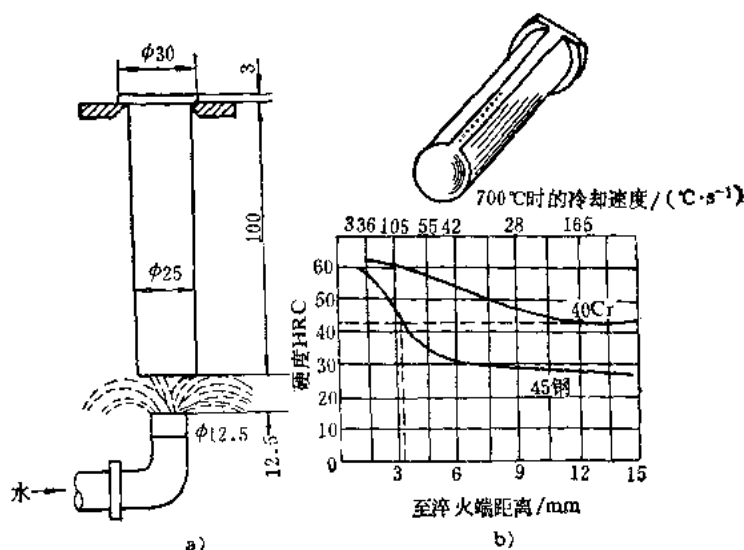


图10-9 末端淬火法示意图

a) 淬火装置 b) 淬透性曲线

就是钢的淬透性曲线。显然，淬透性高的钢，硬度下降趋势较为平坦（图 10-9 b 40Cr 钢），而淬透性低的钢，硬度呈急剧下降的趋势（图 10-9 b 45 钢）。

由于钢的化学成分允许在一个范围内波动，因此手册上给出的各种钢的淬透性曲线通常是一条淬透性带，如图 10-10 所示。

由于试样尺寸及冷却条件是固定的，末端淬火试样距离末端各点的冷却速度也是一定的，故可以把距末端不同距离处的冷却速度标在淬透性曲线的横坐标上。从而把冷却速度和淬火后的硬度联系起来。

根据钢的淬透性曲线，通常用 $J \frac{HRC}{d}$ 表示钢的淬透性。例如， $J \frac{40}{6}$ 表示在淬透性带上距末端 6mm 处的硬度为 HRC40。显然 $J \frac{40}{6}$ 比 $J \frac{35}{6}$ 淬透性好。可见，根据钢的淬透性曲线，可以方便地比较钢的淬透性高低。

利用钢的淬透性曲线，根据钢的半马氏体区硬度和含碳量的关系以及其它一些试验曲线可以求出各种钢棒的临界淬火直径 D_c ，并能预测不同直径的钢材淬火后截面上的硬度分布。

3. 淬透性的实际意义

钢的淬透性是钢的热处理工艺性能，在生产中有重要的实际意义。工件在整体淬火条件下，从表面至中心是否淬透，对其机械性能有重要影响。一些在拉压、弯曲或剪切载荷下工作的零件，例如各类齿轮、轴类零件，希望整个截面都能被淬透，从而保证这些零件在整个

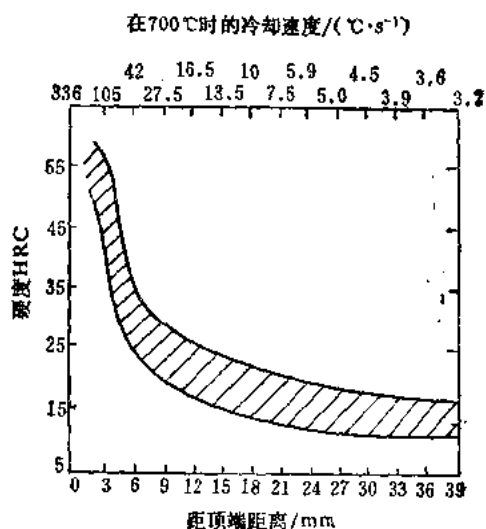


图10-10 45钢的端淬曲线

截面上得到均匀的机械性能。选择淬透性较高的钢即能满足这一性能要求。而淬透性较低的钢,零件心部不能淬透,其机械性能低,特别是冲击韧性更低,不能充分发挥材料的性能潜力。

钢的淬透性越高,能淬透的工件截面尺寸越大。对于大截面的重要工件,为了增加淬透层的深度,必须选用过冷奥氏体很稳定的合金钢,工件越大,要求的淬透层越深,钢的合金化程度应越高。所以淬透性是机器零件选材的重要参考数据。

从热处理工艺性能考虑,对于形状复杂、要求变形很小的工件,如果钢的淬透性较高,例如合金钢工件,可以在较缓慢的冷却介质中淬火。如果钢的淬透性很高,甚至可以在空气中冷却淬火,因此淬火变形更小。

但是并非所有工件均要求很高的淬透性。例如承受弯曲或扭转的轴类零件,其外缘承受最大应力,轴心部分应力较小,因此保证一定淬透层深度就可以了。一些汽车、拖拉机的重负荷齿轮通过表面淬火或化学热处理,获得一定深度的均匀淬硬层,即可达到表硬心韧的性能要求,甚至可以采用低淬透性钢制造。焊接用钢采用淬透性低的低碳钢制造,目的是避免焊缝及热影响区在焊后冷却过程中得到马氏体组织,从而可以防止焊接构件的变形和开裂。

二、钢的回火

回火是将淬火钢在 A_1 以下温度加热,使其转变为稳定的回火组织,并以适当方式冷却到室温的工艺过程。回火的主要目的是减少或消除淬火应力,保证相应的组织转变,提高钢的韧性和塑性,获得硬度、强度、塑性和韧性的适当配合,以满足各种用途工件的性能要求。

对于一般碳钢和低合金钢,根据工件的组织 and 性能要求,回火有低温回火、中温回火和高温回火等几种。

(一) 低温回火

低温回火温度约为 $150\sim 250^{\circ}\text{C}$,回火组织为回火马氏体。和淬火马氏体相比,回火马氏体既保持了钢的高硬度、高强度和良好耐磨性,又适当提高了韧性。因此,低温回火特别适用于刀具、量具、滚动轴承、渗碳件及高频表面淬火工件。低温回火钢大部分是淬火高碳钢和高碳合金钢,经淬火并低温回火后得到隐晶回火马氏体和均匀细粒状碳化物组织,具有很高的硬度和耐磨性,同时显著降低了钢的淬火应力和脆性。对于淬火获得低碳马氏体的钢,经低温回火后可以减少内应力,并进一步提高钢的强度和塑性,保持优良的综合机械性能。

(二) 中温回火

中温回火温度一般在 $350\sim 500^{\circ}\text{C}$ 之间,回火的组织为回火屈氏体。对于一般的碳钢和低合金钢,中温回火相当于回火的第三阶段,此时碳化物开始聚集,基体开始回复,淬火应力基本消失。因此钢具有高的弹性极限,较高的强度和硬度,良好的塑性和韧性。故中温回火主要用于各种弹簧零件及热锻模具。

(三) 高温回火

高温回火温度约为 $500\sim 650^{\circ}\text{C}$,回火组织为回火索氏体。淬火和随后的高温回火叫做调质处理。经调质处理后,钢具有优良的综合机械性能。因此,高温回火主要适用于中碳结构钢或低合金结构钢,用来制作曲轴、连杆、连杆螺栓、汽车半轴、机床主轴及齿轮等重要机器零件。这些机器零件在使用中要求较高的强度并能承受冲击和交变负荷的作用。

除了上述三种回火工艺外,某些不能通过退火来软化处理的高合金钢,可以在 $600\sim$

680℃进行软化回火。

回火工艺包括回火温度和回火冷却方式。钢淬火、回火后的力学性能常以硬度来衡量。图 10-11 为 $w_c = 0.98\%$ 的钢的不同回火温度和回火时间对硬度的影响。由图可见，在各个回火温度下，硬度变化最剧烈的时间一般在最初的半小时内，回火时间超过 1~2 h 后，硬度变化很小。因此，生产上一般工件的回火时间均为 1~2 h。由此可见，淬火钢回火后的硬度主要取决于回火温度。回火温度应根据工件的工作条件、性能要求和钢种等因素确定，同时还应避免低温回火脆性温度区间（约 300℃左右），有高温回火脆性的钢，应尽量采用 600℃ 以上温度回火，回火保温后应当快冷。

为了综合考虑回火温度和回火时间的影响，根据图 10-11 可以归纳出一个回火特性函数：

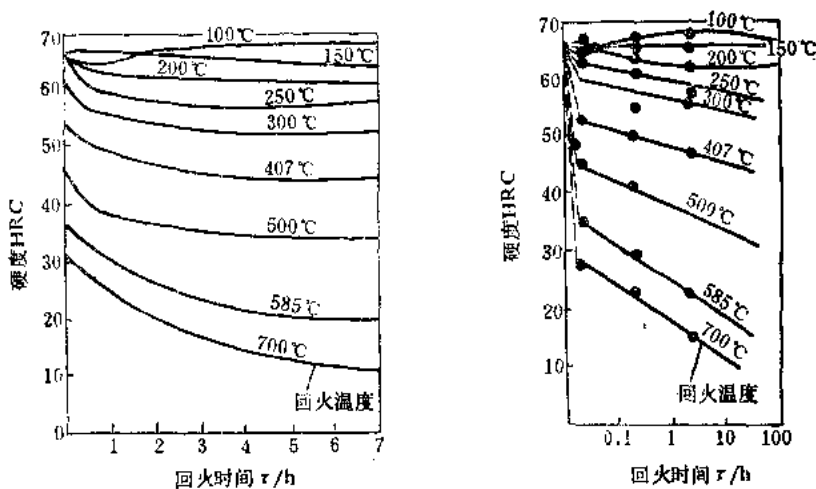


图10-11 回火温度和时间对淬火钢 ($w_c = 0.98\%$) 回火后硬度的影响

$$M = T(C + \lg \tau)$$

式中， M 为淬火钢的回火程度； T 为回火温度，单位为 k ； τ 为回火时间，单位为 s 或 h ； C 为与碳量有关的常数，可从 C 和含碳量关系图中查出。

各种钢淬火回火后的硬度与参数 M 的关系曲线可由手册中查到。利用这种关系曲线，可以根据要求获得的硬度来确定参数 M 值，从而确定回火规程。若先确定回火温度 T ，则可计算出回火时间 τ ；反之亦然。

在要求硬度的一定范围内，回火温度越高，需要回火保温的时间越短；在一定回火温度下，随保温时间的延长，硬度将逐渐下降。

工件回火后一般在空气中冷却。一些重要的机器零件和工模具，为了防止重新产生内应力和变形、开裂，通常都采用缓慢的冷却方式。对于有高温回火脆性的钢件，回火后应进行油冷或水冷，以抑制回火脆性。

三、淬火加热缺陷及其防止

(一) 淬火工件的过热和过烧

工件在淬火加热时，由于温度过高或者时间过长造成奥氏体晶粒粗大的缺陷叫做过热。由于过热不仅在淬火后得到粗大马氏体组织，而且易于引起淬火裂纹。因此，淬火过热的工件强度和韧性降低，易于产生脆性断裂。轻微的过热可用延长回火时间来补救。严重的过热

则需进行一次细化晶粒退火，然后再重新淬火。

淬火加热温度太高，使奥氏体晶界出现局部熔化或者发生氧化的现象叫做过烧。过烧是严重的加热缺陷，工件一旦过烧就无法补救，只能报废。过烧的原因主要是设备失灵或操作不当造成的。高速钢淬火温度高容易过烧，火焰炉加热局部温度过高也容易造成过烧。所以必须加强设备的维修管理，定期校核，才能防止过烧事故。

(二) 淬火加热时的氧化和脱碳

淬火加热时，钢制零件与周围加热介质相互作用往往会产生氧化和脱碳等缺陷。氧化使工件尺寸减小，表面光洁程度降低，并严重影响淬火冷却速度，进而使淬火工件出现软点或硬度不足等新的缺陷。工件表面脱碳会降低淬火后钢的表面硬度、耐磨性，并显著降低其疲劳强度。因此，淬火加热时，在获得均匀化奥氏体的同时，必须注意防止氧化和脱碳现象。

氧化是钢件在加热时与炉气中的 O_2 、 H_2O 及 CO_2 等氧化性气体发生的化学作用。在 $570^\circ C$ 以下的温度加热，钢中的铁元素与 O_2 、 H_2O 及 CO_2 等气体发生氧化反应，主要形成氧化物 Fe_3O_4 。由于这种处于工件表层的氧化物结构致密，与基体结合牢固，氧原子难以继续渗入，故氧化速度很慢。因此，钢在 $570^\circ C$ 以下加热，氧化不是主要问题。但当加热温度高于 $570^\circ C$ 时，表面氧化膜主要由 FeO 组成。由于 FeO 结构松散，与基体结合不牢，容易脱落。因此氧原子很容易透过已形成的表面氧化膜继续向里与铁元素发生氧化。所以，一旦氧化膜中出现 FeO ，便使钢的氧化速度大大加快。由于氧化速度主要取决于氧原子或铁原子通过表面氧化膜的扩散速度，加热温度越高，原子扩散速度越快，钢的氧化速度越大（见图10-12），因此钢在加热时，在保证组织转变的条件下，加热温度应尽可能低，保温时间应尽可能短。采用脱氧良好的盐浴加热或控制气氛加热等方法可以防止钢的氧化。

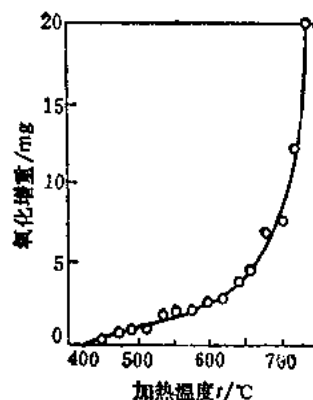
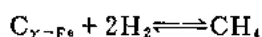
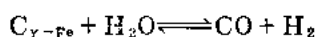
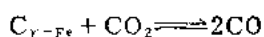
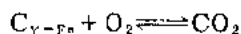


图10-12 钢的氧化速度与加热温度的关系

钢件在加热过程中不仅表面发生氧化，形成氧化铁层，而且钢中的碳也与气氛中的 O_2 、 H_2O 、 CO_2 及 H_2 等发生化学反应，形成含碳气体逸出钢外，使钢件表面含碳量降低，这种现象称为脱碳。脱碳过程中的主要化学反应如下：



由上述反应式可知，炉气介质中的 O_2 、 CO_2 、 H_2O 和 H_2 都是脱碳性气氛。工件表面脱碳以后，其表面与内部产生碳浓度差，内部的碳原子则向表面扩散，新扩散到表面的碳原子又被继续氧化，从而使脱碳层逐渐加深。脱碳过程进行的速度取决于表面化学反应速度和碳原子的扩散速度。加热温度越高，加热时间越长，脱碳层越深。

但是上述反应是一对脱碳和渗碳的可逆反应， CO_2 、 CO 和 CH_4 等属于渗碳性气氛。反应向哪个方向进行，决定于炉气介质的碳势和钢中含碳量的相对高低。所谓碳势是指纯铁在一定温度下于加热炉中加热时，达到既不增碳也不脱碳并与炉气保持平衡时表面含碳量，它

表示炉气对纯铁的饱和能力。显然,要使钢不脱碳也不增碳,应根据钢中含碳量和加热温度调节炉内气氛的碳势,即控制炉气成分与钢中的含碳量保持平衡。如果炉内气氛的碳势低于钢中含碳量,则发生脱碳。反之,则发生渗碳。所以采用控制气氛加热,使气氛中的碳势和钢中含碳量相同是防止脱碳的根本办法。

在空气介质炉中加热时,防止氧化和脱碳最简单的方法是在炉子升温加热时向炉内加入无水分的木炭,以改变炉内气氛,减少氧化和脱碳。此外,采用盐炉加热、用铸铁屑覆盖工件表面,或是在工件表面热涂硼酸等方法都可有效地防止或减少工件的氧化和脱碳。

§ 10-3 其它类型热处理

某些机器零件在复杂应力条件下工作时,表面和心部承受不同的应力状态,往往要求零件表面和心部具有不同的性能。为此,除上述整体热处理外,还发展了表面热处理技术,其中包括只改变工件表面层组织的表面淬火工艺和既改变工件表面层组织,又改变表面化学成分的化学热处理工艺。为进一步提高零件的使用性能和加工零件的质量,降低制造成本,有时还把两种或几种加工工艺混合在一起,构成复合加工工艺。例如把塑性变形和热处理结合在一起,形成形变热处理新工艺等。

一、钢的形变热处理

形变热处理是将塑性变形和热处理有机结合在一起的一种复合工艺。该工艺既能提高钢的强度,又能改善钢的塑性和韧性,同时还能简化工艺,节省能源。因此,形变热处理是提高钢的强韧性的重要手段之一。

根据形变的温度以及形变所处的组织状态,形变热处理分很多种,这里仅介绍高温形变热处理和低温形变热处理。

高温形变热处理是将钢加热至 A_3 以上,在稳定的奥氏体温度范围内进行变形,然后立即淬火,使之发生马氏体转变并回火至需要的性能(见图10-13)。由于形变温度远高于钢的再结晶温度,形变强化效果易于被高温再结晶所削弱,故应严格控制变形后至淬火前的停留时间,形变后要立即淬火冷却。

高温形变热处理适用于一般碳钢、低合金钢结构零件以及机械加工量不大的锻件或轧材。如连杆、曲轴、弹簧、叶片及各种农机具零件。锻轧余热淬火是用得较成功的高温形变热处理工艺。我国的柴油机连杆等调质件已在生产上采用此种工艺。

高温形变热处理在提高钢的抗拉强度和屈服强度的同时,能改善钢的塑性和韧性。表10-2列出了40CrNiMo钢经时效后淬火并经200℃回火2h后的机械性能。和一般热处理相比,形变加时效会使钢的强度有较大幅度的提高,而塑性亦不减小。

形变温度和形变量显著影响高温形变热处理的强化效果。形变温度高,形变至淬火停留时间长,容易发生再结晶软化过程,减弱形变强化效果,故一般终轧温度以900℃左右为

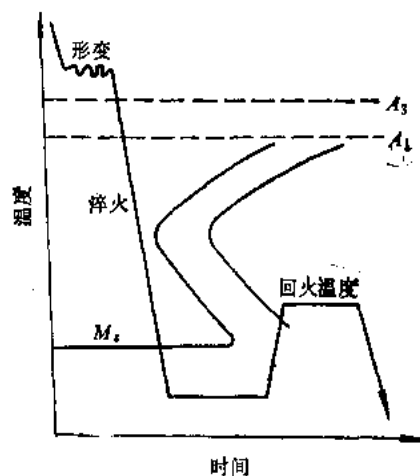


图10-13 高温形变热处理工艺过程示意图

表10-2 钢经不同处理并经200℃回火2h后的机械性能

处 理 工 艺	维氏硬度 HV	抗拉强度 $\sigma_b / (\text{MN} \cdot \text{m}^{-2})$	屈服强度 $\sigma_s / (\text{MN} \cdot \text{m}^{-2})$	延 伸 率 $\delta \times 100$
不变形, 在550℃时效60min淬火	654	2136.4	1734.6	11
低温变形60%, 在550℃时效60min淬火	726	2557.8	2165.8	10
高温变形60%, 在550℃时效60min淬火	715	2401.0	2038.4	10.5

宜。形变量增加, 强度增加, 塑性下降。但当形变量超过40%以后, 反而强度降低, 塑性增加。这是由于明显的变形热效应使钢温度升高, 加快再结晶软化过程, 故高温形变热处理的形变量控制在20~40%之间具有最佳的拉伸、冲击、疲劳性能及断裂韧性。

结构钢高温形变淬火不但能保留高温淬火得到的由薄壳状残余奥氏体包围的板条马氏体组织, 而且还能克服高温淬火晶粒粗大的缺点, 使奥氏体晶粒及马氏体板条束更加细化。若形变后及时淬火, 可保留较高位错密度及其它形变缺陷, 并能促进 ε -碳化物的析出和改变奥氏体晶界析出物的分布。所有这些组织变化都是高温形变热处理获得较高强韧性的原因。

低温形变热处理是将钢加热至奥氏体状态, 迅速冷却至 A_{c1} 点以下、 M_s 点以上过冷奥氏体亚稳温度范围进行大量塑性变形, 然后立即淬火并回火至所需要的性能(见图10-14)。塑性变形可采用锻造、轧制或拉拔等加工方法。该工艺仅适用于珠光体转变区和贝氏体转变区之间(400~550℃)有很长孕育期的某些合金钢。在该温度区间进行变形可防止珠光体或贝氏体相变。低温形变热处理在钢的塑性和韧性不降低或降低不多的情况下, 可以显著提高钢的强度和疲劳极限, 提高钢抗磨损和抗回火的能力。例如用50CrMnSi钢制造的 $\phi 5\text{mm}$ 弹簧钢丝, 奥氏体化后冷至500℃经形变50.5%, 淬火后再经400℃回火, 可使抗拉强度提高392~490 MN/m^2 , σ_{-1} 提高58.8~68.6 MN/m^2 。表10-2中的数据表明, 低温形变热处理比高温形变热处理具有更高的强化效果, 而塑性并不降低。

低温形变热处理使钢显著强化的原因主要是钢经低温形变后, 使亚晶细化, 并使位错密度大大提高, 从而强化了马氏体; 形变使奥氏体晶粒细化, 进而又细化了马氏体片, 对强度也有贡献; 对于含有强碳化物形成元素的钢, 奥氏体在亚稳区形变时, 促使碳化物弥散析出, 使钢的强度进一步提高。由于奥氏体内合金碳化物析出使其碳及合金元素量减少, 提高了钢的 M_s 点, 大大减少了淬火孪晶马氏体的数量。因而低温形变热处理钢又具有良好的塑性和韧性。

低温形变热处理可用于结构钢、弹簧钢、轴承钢及工具钢。经低温形变热处理后, 结构钢强度和韧性显著提高; 弹簧钢疲劳强度、轴承钢强度和塑性、高速钢切削性能和模具钢抗回火能力均得到提高。

形变热处理虽有很大优点, 但增加了变形工序, 设备和工艺条件受到限制, 对于形状复

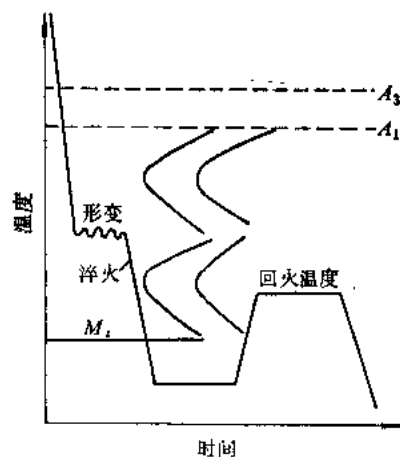


图10-14 低温形变热处理工艺过程示意图

杂的工件、大工件、变形后需要进行切削加工或焊接的工件不宜采用形变热处理。因此，此工艺的应用具有很大的局限性。

二、钢的表面淬火

表面淬火是将工件快速加热到淬火温度，然后迅速冷却，仅使表面层获得淬火组织的热处理方法。齿轮、凸轮、曲轴及各种轴类等零件在扭转、弯曲等交变载荷下工作，并承受摩擦和冲击，其表面要比心部承受更高的应力。因此，要求零件表面具有高的强度、硬度和耐磨性，要求心部具有一定的强度、足够的塑性和韧性。采用表面淬火工艺可以达到这种表硬心韧的性能要求。根据工件表面加热热源的不同，钢的表面淬火有很多种，例如感应加热、火焰加热、电接触加热、电解液加热以及激光加热等表面淬火工艺。这里仅介绍感应加热表面淬火。

(一) 感应加热的原理及工艺

感应加热表面淬火是利用电磁感应原理，在工件表面产生密度很高的感应电流，并使之迅速加热至奥氏体状态，随后快速冷却获得马氏体组织的淬火方法，如图 10-15 所示。当感应圈中通过一定频率交流电时，在其内外将产生与电流变化频率相同的交变磁场。若将工件放入感应圈内，在交变磁场作用下，工件内就会产生与感应圈频率相同而方向相反的感应电流。由于感应电流沿工件表面形成封闭回路，故通常称为涡流。此涡流将电能变成热能，使工件加热。涡流在被加热工件中的分布由表面至心部呈指数规律衰减。因此，涡流主要分布于工件表面，工件内部几乎没有电流通过。这种现象叫做表面效应或集肤效应。感应加热就是利用集肤效应，依靠电流热效应把工件表面迅速加热到淬火温度的。感应圈用紫铜管制做，内通冷却水。当工件表面在感应圈内加热到相变温度时，立即喷水或浸水冷却，实现表面淬火工艺。

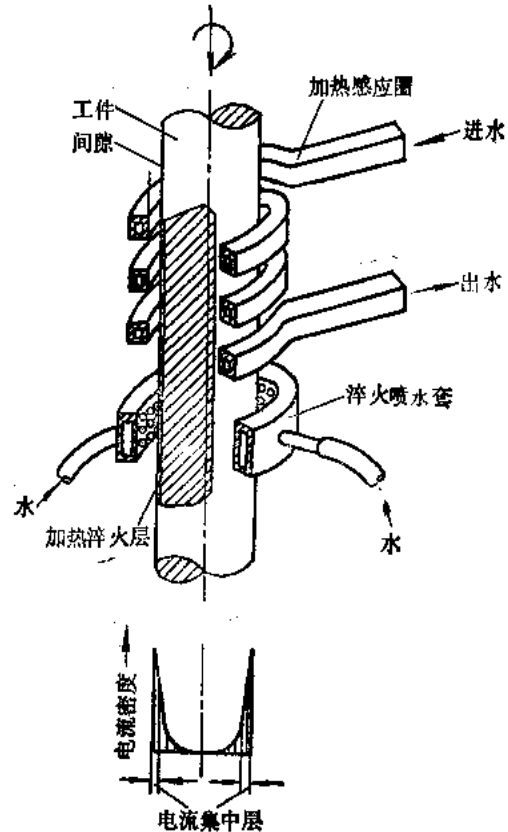


图10-15 感应加热表面淬火示意图

电流透入深度 δ (单位为 mm) 在工程上定义为涡流强度由表向内降低至 I_0/e (I_0 为表面处的涡流强度， $e = 2.718$) 处的深度。钢在 $800 \sim 900^\circ\text{C}$ 范围内的电流透入深度 δ_m 及在室温 20°C 时的电流透入深度 δ_n 与电流频率 f (单位为 Hz) 有如下关系，

$$\delta_m = 500/\sqrt{f}$$

$$\delta_n = 20/\sqrt{f}$$

δ_m 比 δ_n 大几十倍，可见当工件加热温度超过钢的磁性转变点 A_2 时，电流透入深度将急剧增加。此外，感应电流频率越高，电流透入深度越小，工件加热层越薄。因此，感应加热透入工件表层的深度主要取决于电流频率。

生产上根据零件尺寸及硬化层深度的要求选择不同的电流频率。根据不同的电流频率，

可将感应加热表面淬火分为三类:

(1) 高频感应加热表面淬火: 常用电流频率为 $80\sim 1000\text{kHz}$, 可获得的表面硬化层深度为 $0.5\sim 2\text{mm}$ 。主要用于中小模数齿轮和小轴的表面淬火。

(2) 中频感应加热表面淬火: 常用电流频率为 $2500\sim 8000\text{Hz}$, 可获得 $3\sim 6\text{mm}$ 深的硬化层, 主要用于要求淬硬层较深的零件, 如发动机曲轴、凸轮轴、大模数齿轮、较大尺寸的轴和钢轨的表面淬火。

(3) 工频感应加热表面淬火: 常用电流频率为 50Hz , 可获得 $10\sim 15\text{mm}$ 以上的硬化层。适用于大直径钢材的穿透加热及要求淬硬层深的大工件的表面淬火。

感应加热时, 工件单位表面所吸收的电功率 (单位为 kW/cm^2) 叫比功率。比功率的选择要根据频率和所要求的硬化层深度。频率一定时, 要求硬化层深, 比功率要小; 相同硬化层深度时, 频率较高, 比功率要小, 频率较低, 比功率要大。电子管式的高频设备选用的比功率为 $0.5\sim 1\text{kW}/\text{cm}^2$, 机械式的中频设备, 可选用的比功率为 $1\sim 2\text{kW}/\text{cm}^2$ 。

感应加热速度快, 一般不进行保温, 为使先共析相充分溶解, 感应加热表面淬火可采用较高的淬火加热温度。高频加热表面淬火比普通加热淬火温度高 $30\sim 200^\circ\text{C}$ 。

感应加热淬火通常采用喷射冷却法, 冷却速度可通过调节液体压力、温度及喷射时间控制。

工件表面淬火后应进行低温回火以降低残余应力和脆性, 并保持表面高硬度和高耐磨性。回火方式有炉中回火和自回火。炉中回火温度为 $150\sim 180^\circ\text{C}$, 时间为 $1\sim 2\text{h}$ 。自回火即控制喷射冷却时间, 利用工件内部余热使表面进行回火。

为了保证工件表面淬火后的表面硬度和心部强度及韧性, 一般选用中碳钢及中碳合金钢, 其表面淬火前的原始组织应为调质态或正火态。

(二) 感应加热表面淬火的特点

(1) 感应加热时, 由于电磁感应和集肤效应, 工件表面在极短时间里达到 A_{c_3} 以上很高的温度, 而工件心部仍处于相变点之下。中碳钢高频淬火后, 工件表面得到马氏体组织, 往里是马氏体加铁素体加屈氏体组织, 心部为铁素体加珠光体或回火索氏体原始组织。

(2) 感应加热升温速度快, 保温时间极短。和一般淬火相比, 淬火加热温度高, 过热度大, 奥氏体形核多, 又不易长大, 因此淬火后表面得到细小的隐晶马氏体, 故感应加热表面淬火工件的表面硬度比一般淬火的高 $\text{HRC}2\sim 3$ 。

(3) 感应加热表面淬火后, 工件表层强度高, 由于马氏体转变产生体积膨胀, 故在工件表层产生很大的残余压应力, 因此可以显著提高其疲劳强度并降低缺口敏感性。

(4) 感应加热表面淬火后, 工件的耐磨性比普通淬火的高。这显然与奥氏体晶粒细化、表面硬度高及表面压应力状态等因素有关。

(5) 感应加热淬火件的冲击韧性与淬硬层深度和心部原始组织有关。同一钢种淬硬层深度相同时, 原始组织为调质态比正火态冲击韧性好; 原始组织相同时, 淬硬层深度增加, 冲击韧性降低。

(6) 感应加热淬火时, 由于加热速度快, 无保温时间, 工件一般不产生氧化和脱碳问题, 又因工件内部未被加热, 故工件淬火变形小。

(7) 感应加热淬火的生产率高, 便于实现机械化和自动化, 淬火层深度又易于控制, 适于批量生产形状简单的机器零件, 因此得到广泛应用。

感应加热方法的缺点是设备费用昂贵,不适用于单件生产。

感应加热淬火通常采用中碳钢(如40、45、50号钢)和中碳合金结构钢(如40Cr、40MnB),用以制造机床、汽车及拖拉机齿轮、轴等零件。很少采用淬透性高的Cr钢、Cr-Ni钢及Cr-Ni-Mo钢进行感应加热表面淬火。这些零件在表面淬火前一般采用正火或调质处理。感应加热淬火也可采用碳素工具钢和低合金工具钢,用以制造量具、模具、铣刀等。用铸铁制造机床导轨、曲轴、凸轮轴及齿轮等,采用高、中频表面淬火可显著提高其耐磨性及抗疲劳性能。目前国内外还广泛采用低淬透性钢进行高频淬火,用以解决中、小模数齿轮因整内淬硬而使心部韧性变差的表面淬火问题。这类钢是在普通碳钢的基础上,通过调整Mn、Si、Cr、Ni的成分,尽量降低其含量,以减小淬透性,同时附加Ti、V或Al,在钢中形成未溶碳化物(TiC、VC)和氮化物(AlN),以进一步降低奥氏体的稳定性。

三、钢的化学热处理

将金属工件放入含有某种活性原子的化学介质中,通过加热使介质中的原子扩散渗入工件一定深度的表层,改变其化学成分和组织并获得与心部不同性能的热处理工艺叫做化学热处理。和表面淬火不同,化学热处理后的工件表面不仅有组织的变化,而且也有化学成分的变化。可以说,钢的化学热处理即是改变钢的表层化学成分和性能的一种热处理工艺。

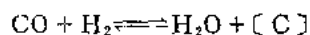
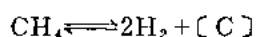
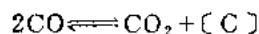
化学热处理后的钢件表面可以获得比表面淬火所具有的更高的硬度、耐磨性和疲劳强度;心部在具有良好的塑性和韧性的同时,还可获得较高的强度。通过适当的化学热处理还可使钢件表层具有减摩、耐腐蚀等特殊性能。因此,化学热处理工艺已获得越来越广泛的应用。

化学热处理种类很多,根据渗入元素的不同,可分为渗碳、渗氮(氮化)、碳、氮共渗、多元共渗、渗硼、渗金属等等。

(一) 化学热处理的一般过程

化学热处理的一般过程通常是由分解、吸附和扩散三个基本过程组成的。

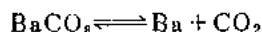
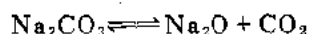
分解是在一定温度下从渗剂中分解出含有被渗元素“活性原子”的过程。例如渗碳就是渗剂中的CO或CH₄等分解出活性碳原子[C]的过程:



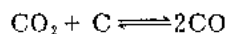
反应产生的活性碳原子就是钢渗碳时表面碳原子的来源。又如气体渗氮,通入氨气与钢件表面产生如下反应: $2\text{NH}_3 \rightleftharpoons 3\text{H}_2 + 2[\text{N}]$ 。这个活性氮原子就是钢渗氮时表面氮原子的来源。

但是,并不是所有被渗元素的物质都可以作为渗剂。化学热处理渗剂不但要含有被渗元素的物质,而且这种物质还必须具有一定的活性。渗剂的活性就是在相界面反应中易于分解出被渗元素原子的能力。例如N₂在普通渗氮温度下不能分解出活性氮原子,因此不能用N₂作为渗氮的渗剂。只有活性原子才能渗入钢中。由于活性原子处于高能状态,它能克服钢件表面铁原子的结合力而渗入钢件表层。为了加速被渗物质的分解,或直接产生被渗物质的活性原子,通常还需要添加一些催渗剂。例如固体渗碳时,加催化剂碳酸钠和碳酸钡就是为了这一目的。

在渗碳温度下,催化剂发生如下分解:



分解出的 CO_2 与碳粒发生作用:



CO 和钢件表面发生如下界面反应, 产生活性碳原子:



具有高能状态的活性原子冲入铁晶格表面原子引力场范围之内, 被铁表面晶格捕获并溶解的过程称为化学热处理的吸附过程。刚分解出的活性原子首先被钢件表面所吸附, 而后是活性原子向固溶体中溶解。一般金属元素多以置换方式溶入; 碳、氮、硼等原子半径小的非金属元素以间隙原子溶入奥氏体中。

一般固体表面对气相的吸附分为物理吸附和化学吸附两种。物理吸附是固体表面对气体分子的凝聚作用。物理吸附大多为多分子层, 固体晶格和气体分子间没有电子转移和化学键形成。在化学吸附过程中, 固体晶格与活性原子之间结合力类似化学键力, 并有明显的选择性。化学吸附只能是单分子层, 吸附的发生需要一定的活化能。吸附速度随温度升高而增大。

吸附能力与钢件的表面活性有关。钢件表面活性表示吸附被渗活性原子的能力大小。钢件表面存在大量的位错露头 and 晶界露头, 这为活性原子的渗入提供了方便的通道, 故表面活性大; 钢件表面粗糙度好, 吸附被渗原子的表面积越大, 表面活性越大。钢件表面越新鲜, 即不存在污垢、氧化锈斑、碳黑或其它有害杂质, 由于原子的自由键力场完全暴露, 捕获被渗元素气体分子的能力强, 因而表面活性越高。所以, 在化学热处理过程中, 对钢件表面用卤化物进行轻微侵蚀, 暴露出新鲜表面, 提高工件表面粗糙度, 可以提高表面活性, 促进化学热处理过程。

扩散是钢件表面吸收并溶解被渗元素活性原子后, 由于造成表面和心部的浓度差而发生被渗元素的原子由高浓度表面向内部定向迁移的现象。扩散的结果是得到一定深度的扩散层。扩散层的特点是渗入元素在表层的浓度最高, 离开表面越远, 浓度越低。工件表面扩散层的厚度和浓度是由分解、吸附和扩散三个基本过程的速度以及它们之间相互关系决定的。若渗入元素扩散速度很慢, 则形成的渗层表面浓度会很高, 而渗层较薄。如果分解和吸附过程不强烈, 虽然可以得到一定厚度的渗层, 但渗层浓度会降低, 渗层厚度也不大。可见, 分解、吸附和扩散三个基本过程是互相联系、互相制约的。但是在一般情况下, 扩散是控制化学热处理过程的主要过程。因为扩散是上述三个基本过程中最慢的一个环节, 故加快扩散速度, 可以加速化学热处理过程。

例如气体渗碳时, 增加渗剂中 CO 和 CH_4 的含量, 可以加快它们的分解速度, 产生更多的活性碳原子。若这些碳原子都能被钢件表面吸收并迅速向钢内部扩散, 则可加快渗碳速度。但是活性碳原子若增加过多, 会使钢件表面很快饱和。那些来不及被工件表面吸收的原子就会相互结合而失去活性, 沉积在工件表面, 形成所谓碳黑。碳黑的形成反而阻碍碳原子的渗入过程, 因而降低渗碳速度。

渗层深度与温度、时间及表面浓度有关。温度越高, 扩散速度越快, 渗层就越深。但温度亦不能过高, 否则会引起奥氏体晶粒粗化, 使钢的性能变坏。所以, 各种化学热处理都有适宜的温度范围。延长保温时间可增加渗层深度。如果渗入元素扩散速度很慢, 则渗层表面

浓度会很高, 渗层也较浅。但是, 表面浓度越高, 扩散速度越快, 在相同扩散时间里, 渗层深度越深。

当表面扩散元素的浓度超过在基体金属中的溶解度极限时, 就会在表面形成化合物。这种扩散引起相结构变化的现象叫做反应扩散。钢在氮化、渗硼、渗铝、渗铬等化学热处理过程中都会发生反应扩散, 甚至会形成多层结构的化合物层。

(二) 钢的渗碳

将低碳钢件放入渗碳介质中, 在 $900\sim 950^{\circ}\text{C}$ 加热保温, 使活性碳原子渗入钢件表面并获得高碳渗层的工艺方法叫做渗碳。齿轮、凸轮、活塞、轴类等许多重要的机器零件经过渗碳及随后的淬火并低温回火后, 可以获得很高的表面硬度、耐磨性以及高的接触疲劳强度和弯曲疲劳强度。而心部仍保持低碳, 具有良好的塑性和韧性。因此, 渗碳可使同一材料制作的机器零件兼有高碳钢和低碳钢的性能。从而使这些零件既能承受磨损和较高的表面接触应力, 同时又能承受弯曲应力及冲击负荷的作用。

根据渗碳剂的不同, 渗碳方法有固体渗碳、气体渗碳和液体渗碳。常用的是前两种, 尤其是气体渗碳应用最为广泛。

固体渗碳是将低碳钢件放入装满固体渗碳剂的渗碳箱中, 并用盖和耐火泥密封后送入炉中加热至渗碳温度保温, 以便活性碳原子渗入工件表层。固体渗剂由一定颗粒度的木炭加碳酸盐 ($w_{\text{B}\cdot\text{CO}_2}$ 或 $w_{\text{Na}_2\text{CO}_3} = 2\sim 5\%$) 混合而成。渗碳温度一般为 $900\sim 930^{\circ}\text{C}$, 渗碳保温时间视层深要求确定, 常常需要十几个小时。固体渗碳加热时间长, 生产率低, 劳动条件差, 渗碳层深度及质量不易控制, 目前已逐渐为气体渗碳所代替。但固体渗碳不需专用设备、工艺简单, 适宜单件或小批量生产。因此, 即使是工业技术先进的国家也不时使用固体渗碳工艺。

气体渗碳是把零件放入含有气体渗碳介质的密封高温炉罐中进行碳的渗入过程的渗碳方法。这种渗碳方法通常把煤油、苯、或甲醇、丙酮等液态碳氢化合物直接滴入高温渗碳炉内, 使其热裂分解为活性碳原子并渗入零件表面。渗碳温度一般为 $920\sim 950^{\circ}\text{C}$ 。但是由渗剂直接滴入炉内进行渗碳时, 由于热裂分解出的活性碳原子过多, 不能全部为零件表面吸收而以碳黑、焦油等形式沉积于零件表面, 阻碍渗碳过程, 而且渗碳气氛的碳势也不易控制。因此近年来发展了滴注式可控气氛渗碳, 即向高温炉中同时滴入两种有机液体, 一种液体 (如甲醇) 产生的气体碳势较低, 作为稀释气体; 另一种液体 (如醋酸乙酯) 产生的气体碳势较高, 作为富化气。通过改变两种液体的滴入比例, 利用露点仪或红外分析仪控制碳势, 使零件表面的含碳量控制在要求的范围内。此外, 从气体发生炉中直接向渗碳炉中通入具有一定成分的可控气氛, 利用 CO_2 红外线分析仪调节炉内碳势, 也能精确控制零件表面要求的含碳量。

低碳钢 ($w_{\text{C}} = 0.15\sim 0.25\%$) 或低碳合金钢渗碳后, 其渗层中含碳量是不均匀的, 表面含碳量最高, 由表层向心部含碳量逐渐降低, 直至原始含碳量。因此渗碳缓冷组织表层为珠光体加二次渗碳体的过共析组织, 往里是共析组织和亚共析组织的过渡区, 直到原始组织,

如图 10-16 所示。渗碳层深度按 $(\text{过共析层} + \text{共析层} + \frac{1}{2} \text{过渡区})$ 计算。

为了充分发挥渗碳层的作用, 使零件表面获得高硬度和高耐磨性, 心部保持足够的强度和韧性, 零件在渗碳后必须进行热处理。对于本质细晶粒钢, 通常渗碳后可预冷至淬火温度

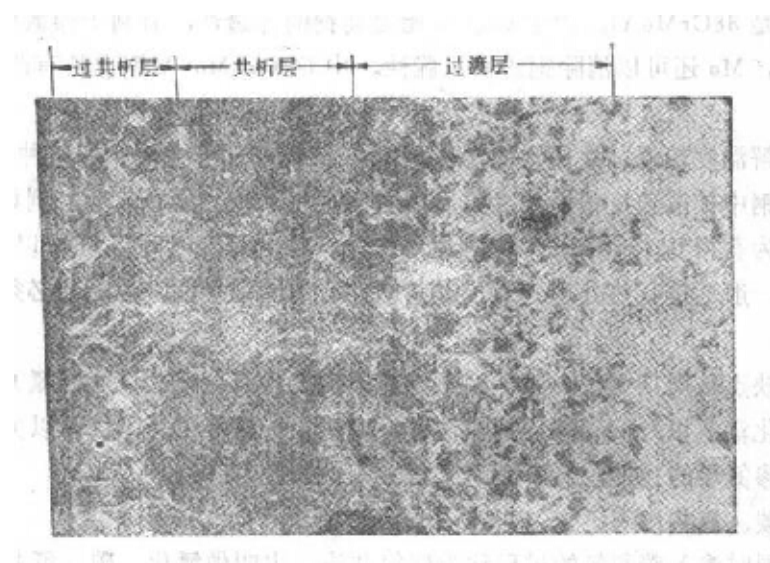


图10-16 低碳钢渗碳缓冷后的渗层组织 100×

直接淬火，然后进行 $180\sim 220^{\circ}\text{C}$ 低温回火。预冷的主要目的是减少零件与淬火介质之温差，减小淬火应力和变形。对于固体渗碳零件、本质粗晶粒钢渗碳后不能直接淬火的零件，也可从渗碳温度直接空冷后再次加热淬火，然后进行低温回火。渗碳件经淬火并低温回火后，表层组织为高碳细针状回火马氏体组织加细粒状渗碳体，硬度为 HRC58~62。心部组织随钢种而异，低碳钢淬透性差，为铁素体加珠光体；低碳合金钢淬透性好，心部由低碳马氏体和少量铁素体组成。根据渗层组织和性能要求，一般零件表层含碳量最好控制在 $w_c=0.85\sim 1.05\%$ 左右，渗层厚度一般为 $0.5\sim 2\text{mm}$ ，渗层碳浓度变化应当平缓。

(三) 钢的渗氮

向钢件表面渗入氮元素，形成富氮硬化层的化学热处理称为渗氮，通常也称为氮化。

和渗碳相比，钢件渗氮后具有更高的表面硬度和耐磨性。氮化后钢件的表面硬度高达 $950\sim 1200\text{HV}$ ，相当于 HRC65~72。这种高硬度和高耐磨性可保持到 $560\sim 600^{\circ}\text{C}$ 而不降低，故氮化钢件具有很好的热稳定性。由于氮化层体积胀大，在表层形成较大的残余压应力，因此可以获得比渗碳更高的疲劳强度、抗咬合性能和低的缺口敏感性。渗氮后由于钢件表面形成致密的氮化物薄膜，因而具有良好的抗腐蚀性能。此外，渗氮温度低 ($500\sim 600^{\circ}\text{C}$)，氮化后钢件不需热处理，因此渗氮件变形很小。由于上述性能特点，渗氮在机械工业中获得了广泛应用，特别适宜许多精密零件的最终热处理。例如磨床主轴、镗床镗杆、精密机床丝杠、内燃机曲轴以及各种精密齿轮和量具等。

目前广泛应用的渗氮工艺是气体渗氮，即将氮气通入加热到渗氮温度的密封渗氮罐中，使其分解出活性氮原子并被钢件表面吸收、扩散形成一定深度的渗氮层。氮气 (N_2) 在 450°C 以上温度时与铁接触后分解： $2\text{N}_2 \rightarrow 3\text{H}_2 + 2[\text{N}]$ ， $\alpha\text{-Fe}$ 吸收活性氮原子，先形成氮在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的固溶体，当含氮量超过 $\alpha\text{-Fe}$ 的溶解度时，便形成氮化物 Fe_3N 和 Fe_2N 。

氮和许多合金元素都能形成氮化物，如 CrN 、 Mo_3N 、 AlN 等，这些弥散的合金氮化物

具有高的硬度和耐磨性,同时具有高的抗腐蚀性。因此 Cr-Mo-Al 钢得到了广泛应用,其中最常用的渗氮钢是 38CrMoAl。由于 Cr、Mo 能提高钢的淬透性,有利于渗氮件获得强而韧的心部组织。此外,Mo 还可以消除钢的回火脆性。中碳 Cr-Mo-V 钢也是有前途的氮化用钢。

由于氨气分解温度较低,故通常的渗氮温度在 500~580℃ 之间。在这种较低的处理温度下,氮原子在钢中扩散速度很慢,渗氮所需时间很长,渗氮层也较薄。例如 38CrMoAl 钢制压缩机活塞杆为获得 0.4~0.6mm 的渗氮层深度,渗氮保温时间需 60 h 以上。

钢件渗氮后一般不进行热处理。为了提高钢件心部的强韧性,渗氮前必须进行调质处理。

渗氮的主要缺点是周期太长。为了缩短渗氮周期,目前出现的快速渗氮方法有辉光离子渗氮、卤化物催化渗氮以及高频感应加热渗氮等。离子渗氮等工艺不仅可以大大缩短渗氮时间,而且降低了渗氮层的脆性,显著提高了钢的韧性和疲劳强度。

(四) 钢的碳、氮共渗

向钢件表层同时渗入碳和氮的过程称为碳氮共渗,也叫做氰化。碳、氮共渗方法有液体和气体碳、氮共渗两种。液体碳、氮共渗使用的介质氰盐是剧毒物质,污染环境,故逐渐为气体碳、氮共渗所替代。根据共渗温度不同,碳氮共渗可分为高温(900~950℃)、中温(700~880℃)及低温(500~570℃)三种。目前工业上广泛应用的是中温和低温气体碳、氮共渗。其中低温气体碳、氮共渗主要是提高耐磨性及疲劳强度,而硬度提高不多,故又称为软氮化,多用于工模具。中温气体碳、氮共渗多用于结构零件。

中温气体碳、氮共渗是将钢件放入密封炉内,加热到 820~860℃,并向炉内通入煤油或渗碳气体,同时通入氨气。在高温下共渗剂分解形成活性碳原子[C]和氮原子[N]被工件表面吸收并向内层扩散,形成一定深度的碳氮共渗层。在一定的共渗温度下,保温时间主要取决于要求的渗层深度。一般零件的渗层深度为 0.5~0.8mm,共渗保温时间约为 4~6 h。由于氮的渗入,提高了过冷奥氏体的稳定性,所以钢件碳、氮共渗后可直接油淬,渗层组织为细针状马氏体加碳、氮化合物和少量残余奥氏体。淬火后钢件应进行低温回火。钢件碳、氮共渗后可同时兼有渗碳和渗氮的优点。碳、氮共渗温度虽低于渗碳温度,但碳、氮共渗速度却显著高于单独的渗碳或渗氮。在渗层碳浓度相同的情况下,碳、氮共渗件比渗碳件具有更高的表面硬度、耐磨性、抗蚀性、弯曲强度和接触疲劳强度。但耐磨性和疲劳强度低于渗氮件。

低温气体碳、氮共渗是以渗氮为主的碳、氮共渗过程。当氮和碳原子同时渗入钢中时,很快在表面形成很多细小的含氮渗碳体 $Fe_3(CN)$,这些碳、氮化合物就是铁的氮化物的形成核心,从而加快了渗氮过程,缩短了软氮化的时间。低温碳、氮共渗所用的渗剂一般采用吸热式气氛和氨气混合气,也有用尿素、甲酰胺、三乙醇胺以及醇类加氨气。这些渗剂在软氮化温度下发生分解形成活性[C]、[N]原子。软氮化温度一般为 $560 \pm 10^\circ\text{C}$,保温时间一般为 3~4 h。到达保温时间后即可出炉空冷。为了减少钢件表面氧化以及防止某些合金钢的回火脆性,通常在油或水中冷却。低温碳、氮共渗后,渗层外表面是由 Fe_2N 、 Fe_4N 和 Fe_3C 组成化合物层,又称白亮层。往里为扩散层,主要由氮化物和含 N 的铁素体组成。白亮层硬度比纯气体渗氮低,脆性小,故低温碳氮共渗层具有较好的韧性。共渗层的表面硬度比纯气体渗氮稍低,但仍具有较高的硬度、耐磨性和高的疲劳强度,耐蚀性也有明显提高。低温碳

氮共渗加热温度低、处理时间短、钢件变形小，又不受钢种限制，适用于碳钢、合金钢和铸铁材料。可用于处理各种工模具以及一些轴类零件。

（五）钢的渗硼

用活性硼原子渗入钢件表层并形成铁的硼化物的化学热处理工艺称为渗硼。渗硼能显著提高钢件的表面硬度（1300~2000HV）和耐磨性，同时具有良好的耐热性和抗蚀性。因此近年来渗硼工艺得到了迅速发展。

根据使用的渗硼介质，渗硼方法有固体渗硼、液体渗硼和气体渗硼。目前用得最多的是液体渗硼。液体渗硼就是盐浴渗硼，最常用的盐浴渗硼剂是由无水硼砂加碳化硼、硼铁或碳化硅组成。其中硼砂提供活性硼原子，碳化硅或碳化硼是还原剂。如采用 $17\%w_{(B_2O_3)} + 2\%w_{(SiC)} + 1\%w_{(N+P)}$ 的渗硼盐浴，通常渗硼温度为 $900\sim 950^\circ\text{C}$ ，时间为 $4\sim 6\text{h}$ ，渗硼层深度可达 $0.1\sim 0.3\text{mm}$ 。盐浴渗硼层的组织由化合物层和扩散层组成。常见的化合物层表面是 FeB ，次层是 Fe_2B ，或者是单相 Fe_2B 。由于 FeB 硬度高、脆性大，所以当渗硼层由 FeB 和 Fe_2B 组成时，二者之间将产生应力，在外力作用下容易剥落。因此应当尽可能减少 FeB ，最好获得单相 Fe_2B 。在渗硼过程中，随着硼化物的形成，钢中的碳被排向内侧，所以紧靠化合物层是富碳区，可以形成珠光体型组织，称为扩散层。由于硼化物层的硬度与冷却速度无关，所以有些只要求耐磨、不要求心部强度的钢件渗硼后可以不淬火，采用空冷以减小变形。若要求较高的心部硬度和强度，可以采用油淬或分级淬火，以减小内应力、防止渗层开裂，淬火后应及时回火。由于硼化物层具有很高的硬度，并且淬火、回火之后也不发生变化，因此钢件渗硼后，其耐磨性比渗碳和碳、氮共渗都高，尤其在高温下的耐磨性显得更为优越。渗硼层在 800°C 以下仍保持很高的硬度和抗氧化性，并且在硫酸、盐酸及碱中具有较好的抗蚀性（但不耐硝酸腐蚀）。因此，渗硼处理广泛用于在高温下工作的工模具及结构零件，使其使用寿命能成倍地增加。

习 题

- 10-1 何谓钢的退火？退火种类及用途如何？
- 10-2 何谓钢的正火？目的如何？有何应用？
- 10-3 在生产中为了提高亚共析钢的强度，常用的方法是提高亚共析钢中珠光体的含量，问应该采用什么热处理工艺？
- 10-4 淬火的目的是什么？淬火方法有几种？比较几种淬火方法的优缺点？
- 10-5 试述亚共析钢和过共析钢淬火加热温度的选择原则。为什么过共析钢淬火加热温度不能超过 A_{c1} 线？
- 10-6 何谓钢的淬透性、淬硬性？影响钢的淬透性、淬硬性及淬透层深度的因素是什么？
- 10-7 何谓调质处理？回火索氏体比正火索氏体的机械性能为何较优越？
- 10-8 为了减少淬火冷却过程中的变形和开裂，应当采取什么措施？
- 10-9 现有一批45钢普通车床传动齿轮，其工艺路线为锻造—热处理—机械加工—高频淬火—回火。试问淬火后应进行何种热处理？为什么？
- 10-10 有一 $\phi 10\text{mm} 20$ 钢制工件，经渗碳热处理后空冷，随后进行正常的淬火、回火处理，试分析工件在渗碳空冷后及淬火回火后，由表面到心部的组织。
- 10-11 设有一种490柴油机连杆，直径12mm，长77mm，材料为40Cr，调质处理。要求淬火后心部硬度大于 HRC45，调质处理后心部硬度为 HRC22~33。试制定调质处理工艺。

10-12 写出20Cr2Ni4A钢重载渗碳齿轮的冷、热加工工序安排,并说明热处理工艺所起的作用。

10-13 指出 $\phi 10\text{mm}$ 的45钢(退火状态),经下列温度加热并水冷所获得的组织:700℃、760℃、840℃。

10-14 T10钢经过何种热处理能获得下述组织,

- (1) 粗片状珠光体+少量球状渗碳体;
- (2) 细片状珠光体;
- (3) 细球状珠光体;
- (4) 粗球状珠光体。

10-15 一零件的金相组织是:在黑色的马氏体基体上分布有少量的珠光体组织,问此零件原来是如何热处理的?

第十一章 工 业 用 钢

工业用钢是经济建设中使用最广、用量最大的金属材料,在现代工农业生产中占有极其重要的地位。工业用钢中的碳素钢,由于价格低廉,便于冶炼,容易加工,且通过含碳量的增减和不同的热处理可使其性能得到改善,因此能满足很多生产上的要求,至今仍是应用最广泛的钢铁材料。但是,随着现代科学技术的发展,对钢铁材料的性能提出了越来越高的要求,即使采用各种强化途径,如热处理,塑性变形等,碳钢的性能在很多方面仍然不能满足要求。总起来看,碳钢主要存在以下不足之处:首先,碳钢的机械性能低,以应用十分广泛的A3钢为例,经热轧空冷(相当于正火)后,其屈服强度为 240MN/m^2 ,抗拉强度不足 400MN/m^2 。这样低的强度,势必使机器设备做得十分笨重,不能满足效率高、体积小、重量轻的要求。另一方面它也满足不了航空工业、交通运输业、动力工业、石油化学工业等对机械性能提出的越来越高的要求;其次,碳钢的淬透性低。钢材只有通过淬火获得马氏体组织后才具有高的强度。例如超高强度合金钢 $35\text{Si}2\text{MnMoV}$ 在截面直径为 60mm 时,于油中淬火可以完全淬透, 250°C 低温回火后的 $\sigma_s > 1700\text{MN/m}^2$, $\psi > 40\%$, $a_K > 490\text{kJ/m}^2$ 。对于35钢来说,只有其截面厚度不大于 5mm 的薄零件经在盐水中剧烈冷却淬火,并在 200°C 低温回火后,机械性能才能接近以上水平。但是剧烈的冷却将使零件产生严重的变形甚至开裂,因而当零件的形状复杂、尺寸较大时,碳钢就不能满足要求;第三,现代科学技术的发展对钢材提出了许多特殊性能要求,例如化工部门要求钢材具有耐酸不锈钢性能,仪表工业要求材料具有特殊的电磁性能,汽轮机制造部门则要求钢材具有良好的高温强度等等,这些特殊的物理化学性能只有采用合金钢才能满足。

在碳钢的基础上有意地加入一种或几种合金元素,使其使用性能和工艺性能得以提高的以铁为基的合金即为合金钢。但是应当指出,合金钢并不是在一切性能上都优于碳钢,它确实在不少性能指标上优于碳钢,但也有些性能指标不如碳钢,且其价格比较昂贵,所以必须正确地认识并合理使用合金钢,才能使其发挥出最佳效用。

§ 11-1 钢的分类和编号

生产上使用的钢材品种很多,在性能上也千差万别,为了便于生产、使用和研究,就需要对钢进行分类及编号。

一、钢的分类

(一) 按用途分类

这是主要的分类方法,我国合金钢的部颁标准一般都是按用途分类编制的。根据钢材的用途可以分为三类:

(1) 结构钢:用于制造各种工程结构(船舶、桥梁、车辆、压力容器等)和各种机器零件(轴、齿轮、各种联接件等)的钢种称为结构钢。其中用于制造工程结构的钢又称为工程用钢或构件用钢,它包括碳钢中的甲类钢、乙类钢、特类钢以及普通低合金钢;机器零件

用钢则包括渗碳钢、调质钢、弹簧钢、滚动轴承钢等。

(2) 工具钢：工具钢是用于制造各种加工工具的钢种。根据工具的不同用途，又可分为刃具钢、模具钢、量具钢。

(3) 特殊性能钢：特殊性能钢是指具有某种特殊的物理或化学性能的钢种，包括不锈钢、耐热钢、耐磨钢、电工钢等。

(二) 按化学成分分类

按钢的化学成分可分为碳素钢和合金钢两大类。碳素钢又分为：①低碳钢， $w_c \leq 0.25\%$ ；②中碳钢， $w_c = 0.25 \sim 0.6\%$ ；③高碳钢， $w_c > 0.6\%$ 。合金钢也可分为：①低合金钢，合金元素总含量 $w \leq 5\%$ ；②中合金钢，合金元素总含量 $w = 5 \sim 10\%$ ；③高合金钢，合金元素总含量 $w > 10\%$ 。另外，根据钢中所含主要合金元素种类的不同，也可分为锰钢、铬钢、铬镍钢、硼钢等。

(三) 按显微组织分类

(1) 按平衡状态或退火状态的组织分类，可以分为亚共析钢、共析钢、过共析钢和莱氏体钢。

(2) 按正火组织分类，可分为珠光体钢、贝氏体钢、马氏体钢和奥氏体钢。

(3) 按加热冷却时有无相变和室温时的显微组织分类，可分为铁素体钢、奥氏体钢和复相钢。

(四) 按品质分类

主要是按钢中的P、S等有害杂质的含量分类，可分为：①普通钢， $w_p \leq 0.045\%$ ， $w_s \leq 0.055\%$ ；②优质钢， $w_p \leq 0.040\%$ ， $w_s \leq 0.040\%$ ；③高级优质钢， $w_p \leq 0.035\%$ ， $w_s \leq 0.030\%$ 。

二、钢的编号

我国的钢材编号是采用国际化学符号和汉语拼音字母并用的原则。即①钢号中的化学元素采用国际化学元素符号表示，如Si、Mn、Cr、W……等，其中只有稀土元素，由于其含量不多但种类却不少，不易全部一一分析出来，因此用“RE”表示其总含量；②产品名称、用途、冶炼和浇注方法等，采用汉语拼音字母来表示，如表11-1所列。下面介绍我国的钢材编号方法。

表11-1 名称、用途、冶炼方法及浇注方法代号（摘要）

名 称	牌 号 表 示		名 称	牌 号 表 示		名 称	牌 号 表 示	
	汉 字	汉语拼音字母		汉 字	汉语拼音字母		汉 字	汉语拼音字母
平 炉	平	P	易 切 钢	易	Y	高 温 合 金	高温	GH
酸 性 转 炉	酸	S	碳 素 工 具 钢	碳	T	铸 钢		ZG
碱 性 侧 吹 转 炉	碱	J	滚 动 轴 承 钢	滚	G	磁 钢	磁	C
顶 吹 转 炉	顶	D	高 级 优 质 钢	高	A	螺 纹 钢	螺 纹	ML
沸 腾 钢	沸	F	船 用 钢	船	C	容 器 用 钢	容	R
半 镇 静 钢	半	b	桥 梁 钢	桥	q			
甲 类 钢	甲	A	锅 炉 钢	锅	g			
乙 类 钢	乙	B	钢 轨 钢	钢 轨	U			
特 类 钢	特	C	焊 条 用 钢	焊	H			

(一) 普通碳素结构钢

普通碳素结构钢按照供应时所保证的技术条件分为甲类钢、乙类钢和特类钢，分别用甲、乙、特或字母 A、B、C 表示，其后附有数字 0、1、2……、7。数字越大，含碳量越高，强度指标也越高，但塑性、韧性指标降低。为了表示钢的冶炼方法，一般在钢类及顺序号之间加入代表冶炼方法的字母。例如，三号碱性侧吹转炉甲类钢的钢号为“AJ3”或“甲碱3”，三号顶吹转炉乙类钢的钢号为“BD3”或“乙顶3”，但平炉钢则一律略去字母 P（平），如 A3、B1、C3，分别表示三号平炉甲类钢、一号平炉乙类钢和三号平炉特类钢。

沸腾钢在钢号后加“F”，半镇静钢在钢号后加“b”，镇静钢则不加任何字母，如 A3F、BJ3b 等。

(二) 优质碳素结构钢

钢号用两位数字表示。这两位数字表示平均含碳量的万分之几，如 45 钢表示钢中平均含碳量为 $w_c = 0.45\%$ ，08 钢表示平均含碳量为 $w_c = 0.08\%$ 。

含锰量较高的钢，须将锰元素标出，如平均 $w_c = 0.50\%$ 、 $w_{Mn} = 0.70 \sim 1.00\%$ 的钢，其钢号为“50 锰”或“50 Mn”。

沸腾钢、半镇静钢以及专门用途的优质碳素结构钢，应在钢号后特别标出，如“20 锅”或“20 g”，即平均含碳量为 $w_c = 0.20\%$ 的锅炉钢。

(三) 碳素工具钢

在钢号前加“碳”或“T”以表示碳素工具钢，其后跟以表示含碳量的千分之几的数字，如平均含碳量 $w_c = 0.8\%$ 的钢，其钢号为“碳 8”或“T 8”。含锰量较高者，在钢号后标以“锰”或“Mn”，如“碳 8 锰”或“T8Mn”。如为高级优质碳素工具钢，则在其钢号后加“高”或“A”，如“碳 10 高”或“T10A”。

(四) 合金结构钢

合金结构钢的钢号由三部分组成，即“数字+元素+数字”。前面的两位数字表示平均含碳量的万分之几，合金元素以汉字或化学元素符号表示，合金元素后面的数字，表示合金元素的含量，一般以百分之几表示，当其平均值 $w < 1.5\%$ 时，钢号中一般只标明元素符号而不标明其含量。若其平均值 $w \geq 1.5\%$ 、 $\geq 2.5\%$ 、 $\geq 3.5\%$ ……时，则在元素后面相应地标出 2、3、4……。如为高级优质钢，则在钢号后面加“高”或“A”。如含碳量为 $w_c = 0.36\%$ 、 $w_{Mn} = 1.5 \sim 1.8\%$ 、 $w_{Si} = 0.4 \sim 0.7\%$ 的钢，其钢号为“36Mn 2 Si”。

钢中的 V、Ti、Al、B、RE 等合金元素，虽然它们的含量很低，但在钢中能起相当重要的作用，故仍应在钢号中标出。如 $w_c = 0.20\%$ 、 $w_{Mn} = 1.0 \sim 1.3\%$ 、 $w_V = 0.07 \sim 0.12\%$ 、 $w_B = 0.001 \sim 0.005\%$ 的钢，其钢号为“20MnVB”。

(五) 合金工具钢

合金工具钢的编号原则与合金结构钢大体相同，所不同的只是含碳量的表示方法不同，如平均含碳量 $w_c \geq 1.0\%$ ，则不标出含碳量；如平均含碳量 $w_c < 1.0\%$ 时，则在钢号前以千分之几表示。例如“铬锰”或“CrMn”中的 $w_c = 1.3 \sim 1.5\%$ ，而“9 锰 2 钒”或“9 Mn 2 V”的则为 $w_c = 0.85 \sim 0.95\%$ 。

合金元素的表示方法与合金结构钢相同，只是含铬量低的钢，其含铬量以千分之几表示，并在数字前加“0”，以示区别。如平均 $w_c = 0.6\%$ 的低铬工具钢的钢号为“Cr06”。

在高速钢的钢号中，一般不标出含碳量，只标出合金元素含量平均值的百分之几。如“钨

18 铬 4 钒” (W18Cr4V)、“钨 6 钼 5 铬 4 钒 2” (W6Mo5Cr4V2) 等。

(六) 铬滚动轴承钢

在钢号前注明“滚”或“G”其后为铬 (Cr) + 数字, 数字表示铬含量平均值的千分之几, 如“滚铬 15” (GCr15), 就是铬的平均含量为 $w_{Cr} = 1.5\%$ 的滚动轴承钢。

(七) 不锈钢与耐热钢

钢号前面的数字表示含碳量的千分之几, 如“9 铬 18” (9Cr18) 表示含碳量为 $w_c = 0.9\%$, 但 $w_c \leq 0.03\%$ 及 0.08% 者, 在钢号前分别冠以“00”及“0”, 如“00 铬 18 镍 10” (00Cr18Ni10)、“0 铬 18” (0Cr18) 等。

钢中主要合金元素的含量以百分之几表示, 但在钢中能起重要作用的微量元素如钛、铌、锆、氮……等也要在钢号中标出。

§ 11-2 合金元素在钢中的作用

在碳素钢中加入合金元素后可以改善钢的使用性能和工艺性能, 使合金钢得到许多碳钢所不具备的优良的或特殊的性质。例如合金钢具有较高的强度和韧性, 良好的耐蚀性, 在高温下具有较高的硬度和强度, 良好的工艺性能如冷变形性、淬透性、回火稳定性和可焊性等。合金钢之所以具备这些优异的性能, 主要是合金元素与铁、碳以及合金元素之间的相互作用, 从而改变了钢的内部组织结构的缘故。

一、合金元素在钢中的分布

在钢中经常加入的合金元素有 Si、Mn、Cr、Ni、Mo、W、V、Ti、Nb、Zr、Al、Co、B、RE 等, 在某种情况下 P、S、N 等也可以起合金元素的作用。这些元素加入到钢中之后究竟以什么状态存在呢? 一般来说, 它们或是溶于碳钢原有的相 (如铁素体、奥氏体、渗碳体等) 中, 或者是形成碳钢中原来没有的新相。概括来讲, 它们有以下四种存在形式:

(1) 溶入铁素体、奥氏体和马氏体中, 以固溶体的溶质形式存在。

(2) 形成强化相, 如溶入渗碳体形成合金渗碳体, 形成特殊碳化物或金属间化合物等。

(3) 形成非金属夹杂物, 如合金元素与 O、N、S 作用形成氧化物、氮化物和硫化物等。

(4) 有些元素如 Pb、Cu 等既不溶于铁, 也不形成化合物, 而是在钢中以游离状态存在。在高碳钢中碳有时也以自由状态 (石墨) 存在。

在这四种可能的存在形式中, 合金元素究竟以哪一种形式存在, 主要取决于合金元素的本质, 即取决于它们与铁和碳的相互作用情况。

二、合金元素与铁和碳的相互作用

(一) 合金元素与铁的相互作用

合金元素对铁的同素异晶转变有很大影响, 这一影响主要是通过合金元素在 α -Fe 和 γ -Fe 中的固溶度, 以及对 γ -Fe 存在温度区间的影响表现出来。而这两者又决定于合金元素与铁构成的二元合金相图的基本类型。

1. 无限扩大 γ 区型 (图 11-1 a)

合金元素使 γ 区扩展, 与 γ -Fe 形成无限固溶体, 与 α -Fe 形成有限固溶体。它们均使

A_3 点降低, A_4 点升高。这类元素有 Mn、Ni、Co 等。

2. 有限扩大 γ 区型 (图 11-1 b)

合金元素使 A_3 点降低, A_4 点升高, 与 α -Fe 和 γ -Fe 均形成有限固溶体, 这类元素有 C、N、Cu、Zn 等。

3. 封闭 γ 区、无限扩大 α 区型 (图 11-1 c)

合金元素使 A_3 点上升, A_4 点下降, 以至达到某一含量时 A_3 点与 A_4 点重合, γ 区被封闭, 超过此含量, 则合金不再有 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 相变, 与 α -Fe 形成无限固溶体。这类合金元素有 Si、Cr、W、Mo、P、V、Ti、Al、Be 等。但应指出, 含铬量 $w_{Cr} < 7\%$ 时, A_3 点下降, 含铬量 $w_{Cr} > 7\%$ 后, A_3 点才上升。

4. 缩小 γ 区, 但不使 γ 区封闭型 (图 11-1 d)

合金元素使 A_3 上升, A_4 点下降, 使 γ 区缩小, 但不封闭。这类元素有 B、Nb、Ta、Zr 等。

由此可知, 各种合金元素对铁的同素异晶转变的影响是不同的, 有的与铁相互作用扩大 γ 区, 有的则相反, 缩小或封闭 γ 相区。据此可将合金元素分为两大类, 将扩大 γ 相区的元素称为奥氏体形成元素; 将缩小或封闭 γ 相区的元素称为铁素体形成元素。显然这种分类方法很有实际意义, 例如欲发展具有特殊性能的奥氏体钢时, 需往钢中加入 Ni、Mn、N 等元素; 而欲发展具有特殊性能的铁素体钢时, 则需往钢中加入大量的 Cr、Si、Al、Mo、Ti 等铁素体形成元素。

(二) 合金元素与碳的相互作用

按照与碳的相互作用情况, 可将合金元素分为两大类:

1. 非碳化物形成元素

这一类元素包括 Ni、Si、Co、Al、Cu 等, 以溶入 α -Fe 或 γ -Fe 中的形式存在, 有的可形成非金属夹杂物和金属间化合物, 如 Al_2O_3 、 AlN 、 SiO_2 、 $FeSi$ 、 Ni_3Al 等。另外, Si 的含量高时, 可能使渗碳体分解, 使碳游离呈石墨状态存在, 即有所谓石墨化作用。

2. 碳化物形成元素

这一类元素包括 Ti、Nb、Zr、V、Mo、W、Cr、Mn 等, 它们中的一部分可以溶于奥氏体和铁素体中, 另一部分与碳形成碳化物, 各元素在这两者之间的分配, 取决于它们形成碳化物的倾向的强弱程度及含量。凡元素的原子的次 d 电子层愈不满, 和碳的亲合力愈大, 形成碳化物的倾向就愈强, 这种碳化物也就愈稳定, 愈不易分解。合金元素形成碳化物的稳定程度由强到弱的排列次序为: Ti、Zr、V、Nb、W、Mo、Cr、Mn、Fe, 其中的 Ti、

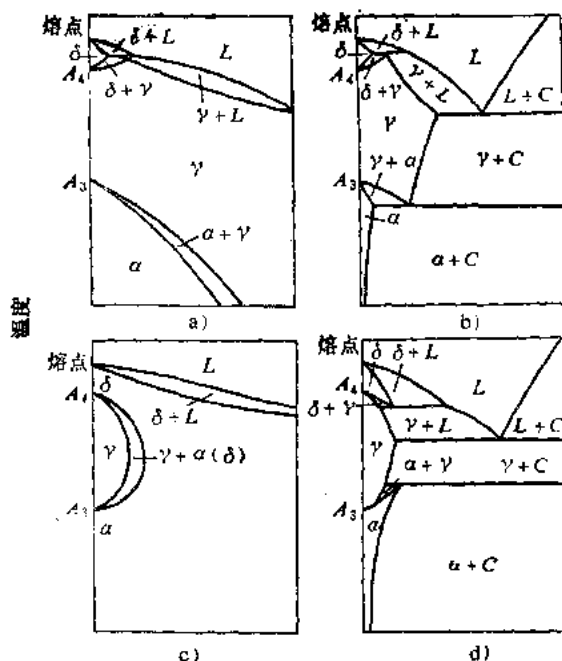


图11-1 铁及其它合金元素平衡相图的类型

L—液相 a、 γ 、 δ —固溶体相 C—化合物

Zr、V、Nb为强碳化物形成元素，它们和碳有极强的亲和力，只要有足够的碳，在适当的条件下，就能形成它们自己特殊的碳化物，仅在缺少碳的情况下，才以原子状态溶入固溶体中；Mn为弱碳化物形成元素，除少量可溶于渗碳体中形成合金渗碳体外，几乎都溶解于铁素体和奥氏体中；中强碳化物形成元素为W、Mo、Cr，当其含量较少时，多半溶于渗碳体中，形成合金渗碳体，当其含量较高时，则可能形成新的特殊碳化物。

根据碳原子半径 r_c 与金属原子半径 r_M 的比值，可以将碳化物分为两类：

(1) 当 $r_c/r_M > 0.59$ 时，形成间隙化合物，如 $Cr_{23}C_6$ 、 Cr_7C_3 、 Mn_3C 、 Fe_3C 、 M_3C (Fe_3Mo_3C 、 Fe_3W_3C)等。

(2) 当 $r_c/r_M < 0.59$ 时，形成间隙相，或称之为特殊碳化物，如WC、VC、TiC、 W_2C 、 Mo_2C 等，与间隙化合物相比，它们的熔点、硬度高，很稳定，热处理时不易分解，不易溶于奥氏体中。

合金元素还可以溶于碳化物中形成多元碳化物，如 Fe_4Mo_2C 、 $Fe_{21}Mo_2C_6$ 、 $Fe_{21}W_2C_6$ 等，其中Fe、W或Fe、Mo的比例常有变化，而且还能溶解其它金属，故常以 M_6C 、 $M_{23}C_6$ 表示。合金元素溶于渗碳体中即为合金渗碳体，如 $(FeCr)_3C$ 、 $(FeMn)_3C$ 等，常以 $(FeM)_3C$ 表示。

三、合金元素对相变的影响

(一) 合金元素对Fe-C相图的影响

由于Fe-C相图是研究钢中相变和对碳钢进行热处理时选择加热温度的依据，因此在研究合金元素对相变的影响之前，应当首先了解合金元素对Fe-C相图的影响。

1. 对奥氏体相区的影响

凡是扩大 γ 相区的元素，如Ni、Co、Mn等均使S点左移、 A_3 线下降（图11-2）；凡是缩小 γ 相区的元素，如Cr、W、Mo、V、Ti、Si等均使 A_3 线上升，如图11-3所示。由这两个图可以看出，大多数元素均使ES线左移，E点左移，这就意味着钢中碳的质量分数不足2%时就会出现共晶莱氏体，例如在 $w_w = 18\%$ 的高速钢中，尽管其 $w_c = 0.7 \sim 0.8\%$ ，但在铸态组织中已出现了莱氏体。此外，扩大 γ 相区的元素如Ni、Mn的含量足够高时，可使 γ 相区扩展到室温以下，得到奥氏体钢；Cr和Si等元素，则限制 γ 相区，甚至使其完全消失，得到铁素体钢。

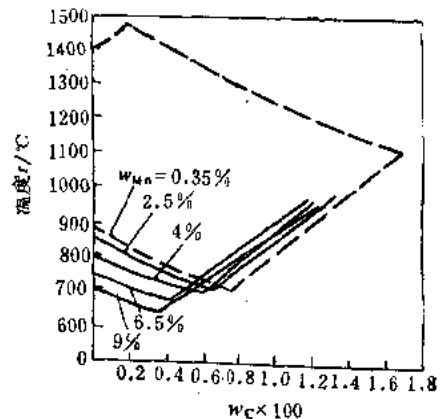


图11-2 Mn对 γ 相区的影响

2. 对共析温度的影响

共析反应涉及到 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 的同素异晶转变和碳化物的析出和溶解。合金元素的存在，将改变钢的共析温度。如扩大 γ 相区的元素降低 A_3 和 A_{11} ，使S点左移，缩小 γ 相区的元素使 A_3 和 A_1 升高，也使S点左移，如图11-4所示。

3. 对共析点位置的影响

所有的合金元素均使S点左移（图11-5），这就意味着钢中含碳量不足 $w_c = 0.77\%$ 时，钢就变为过共析而析出二次渗碳体。例 $w_c = 0.4\%$ 的4Cr13钢已不是亚共析钢而是过共析钢。

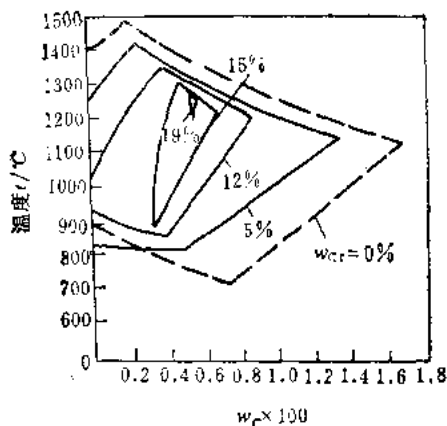
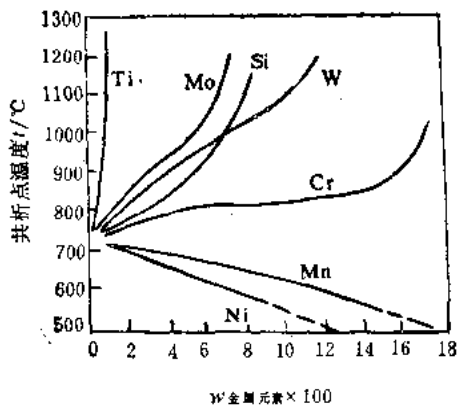
图11-3 铬对 γ 相区的影响

图11-4 合金元素对共析温度的影响

(二) 合金元素对钢加热转变的影响

合金钢热处理时的加热目的通常有两点，一是为了获得成分均匀的奥氏体，希望有尽可能多的合金元素溶解于奥氏体中，只有溶入奥氏体，合金元素才能发挥其提高淬透性的作用。如前所述，除了少数元素之外，大多数元素均减慢奥氏体的形成过程，奥氏体成分均匀化的时间要比碳钢长得多。因此，为了使奥氏体成分均匀化，必须将合金钢加热到更高的温度和保温更长的时间。获得细小晶粒的奥氏体组织是加热的第二个目的，因为奥氏体的晶粒大小决定着冷却转变生成物的实际晶粒大小。所有的合金元素（Mn、P、C、N除外）都有阻碍奥氏体晶粒长大的作用，但作用的强弱程度有所不同。一些强碳化物形成元素，如Ti、V、Zr、Nb都有强烈阻止奥氏体晶粒长大的作用，所以含有这些元素的合金钢即使在高温下加热，也易于获得细晶粒组织。

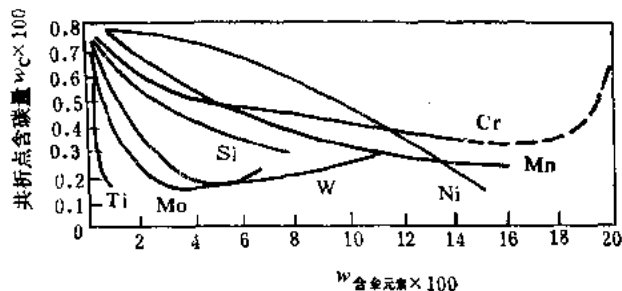


图11-5 合金元素对共析点的影响

(三) 合金元素对奥氏体冷却转变的影响

合金元素对奥氏体冷却转变的影响集中反映在对过冷奥氏体分解曲线的影响上，这在前面已经作过介绍。总之，除Co之外，所有的合金元素均使C-曲线右移，其中碳化物形成元素还使C-曲线的形状发生变化，提高了奥氏体的稳定性，这就提高了钢的淬透性，而提高钢的淬透性往往是合金化的主要目的之一。

1. 合金元素对珠光体转变的影响

合金元素（Co、Al除外）均显著推迟奥氏体向珠光体的转变，其原因是：①珠光体转变时，碳及合金元素需要在铁素体和渗碳体间进行重新分配，由于合金元素的自扩散慢，并且使碳的扩散减慢，因此使珠光体的形核困难，降低转变速度；②扩大 γ 相区的元素如Ni、Mn等均降低奥氏体的转变温度，从而影响到碳与合金元素的扩散速度，阻止奥氏体向珠光体的转

变；③微量元素B在晶界上内吸附，并形成共格硼相（ $M_{23}C_3B_3$ ），可显著阻止铁素体的形核，从而增加了奥氏体的稳定性。

大量事实表明，只要合金元素能够溶入奥氏体，就会或多或少地推迟奥氏体向珠光体的转变，从而降低钢的临界冷却速度，增加钢的淬透性。此外，同时加入两种或多种合金元素，其推迟珠光体转变的作用比单一元素的作用要大得多，如Cr-Ni-Mo、Cr-Ni-W、Si-Mn-Mo-V等合金系就是较为突出的多元少量综合合金化的例子。

2. 合金元素对贝氏体转变的影响

与珠光体转变相比，发生贝氏体转变时，奥氏体的过冷度进一步增大，此时铁与合金元素几乎不能进行扩散，唯有碳可以进行短距离的扩散，因此，合金元素对贝氏体转变的影响主要体现在对 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变速度和对碳扩散速度的影响上。

Cr、Mn、Ni等元素对贝氏体转变有较大的推迟作用，这是因为这三种元素都能降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的转变温度，减小奥氏体和铁素体的自由能差，也就是减少了相变的驱动力。Cr与Mn还阻碍碳的扩散，故推迟贝氏体转变的作用尤为强烈。

Si对贝氏体转变有着颇为强烈地阻滞作用，这可能与它强烈地阻止过饱和铁素体的脱溶有关，因为贝氏体的形成过程是与过饱和铁素体的脱溶分不开的。

强碳化物形成元素W、Mo、V、Ti不同于Mn和Ni，它不是降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的转变温度，而是使之升高，这就增加了奥氏体与铁素体的自由能差，增大转变的驱动力，但由于降低了碳原子的扩散速度，因此对贝氏体转变还是有一定的延缓作用，但比Cr、Mn要小得多。含有W、Mo、V、Ti的钢，贝氏体转变的孕育期短，铁素体-珠光体转变的孕育期长，空冷时容易得到贝氏体组织，如铁素体-珠光体耐热钢12Cr1MoV空冷，即可得到大部分贝氏体组织。

3. 合金元素对马氏体转变的影响

除Co、Al之外，大多数固溶于奥氏体的合金元素均使 M_s 温度下降，其中碳的作用最强烈，其次是Mn、Cr、Ni，再次为Mo、W、Si。每1%质量分数的合金元素对 M_s 点的影响如表11-2所示。

表11-2 元素对钢的 M_s 温度的影响

元 素	C	Mn	Si	Cr	Ni	W	Mo	Co	Al
每1%含量的合金元素使 M_s 下降量/ $^{\circ}\text{C}$	-474	-33	-11	-17	-17	-11	-21	+12	+18

钢中有多种元素共存时，对 M_s 点的影响可以相互促进，下式为计算一般合金结构钢 M_s 温度的一种经验公式：

$$M_s(\text{单位为}^{\circ}\text{C}) = 535 - 317w_C - 33w_{Mn} - 28w_{Cr} - 17w_{Ni} - 11w_{Si} - 11w_{Mo} - 11w_W$$

(四) 合金元素对淬火钢回火转变的影响

回火过程是使钢获得预期性能的关键工序，合金元素的主要作用是提高了钢的回火稳定性（钢对回火时发生软化过程的抵抗能力），使回火过程各个阶段的转变速度大大减慢，将其推向更高的温度，现分述如下。

1. 对马氏体分解的影响

合金元素对马氏体分解的第一阶段（两相式分解）没有影响，马氏体在发生第二阶段分

解时, ϵ 碳化物继续生核, 并从周围的马氏体中获得碳原子的供应而长大, 这时碳原子要作长距离的扩散, 合金元素主要是通过影响碳的扩散而对此阶段的变化发生作用。碳化物形成元素 V、Nb、Cr、Mo、W 等对碳有较强的亲和力, 溶于马氏体中的碳化物形成元素阻碍碳从马氏体中析出, 因而使马氏体分解的第二阶段减慢。在碳钢中, 实际上所有的碳从马氏体中的析出温度都约在 $250\sim 300^{\circ}\text{C}$ 左右, 而在含碳化物形成元素的钢中, 可将这一过程推移到更高的温度 ($400\sim 500^{\circ}\text{C}$), 其中 V、Nb 的作用比 Cr、W、Mo 更强烈。非碳化物形成元素对这一过程影响不大, 但 Si 的作用比较独特。回火温度低时, Si 不发生扩散, 在 ϵ 碳化物和马氏体中的 Si 含量是相等的。由于 Fe_3C 中完全不能溶解 Si, 所以 ϵ 碳化物要转变成 Fe_3C 必须把 Si 全部扩散出去, 但是 Si 的扩散比碳要困难, 因此, Si 可以显著减慢马氏体的分解速度。如 $w_{\text{Si}}=2\%$ 的钢, 可把马氏体的分解温度提高到 350°C 以上。

2. 对残余奥氏体转变的影响

研究表明, 残余奥氏体的转变基本上遵循着与过冷奥氏体相同的规律, 两者的 C-曲线形状也相类似, 只是残余奥氏体的 C-曲线的孕育期显著缩短。对合金元素含量较多的钢来说, 不论是过冷奥氏体还是残余奥氏体, 在其 C-曲线上, 于珠光体和贝氏体转变之间, 均存在一个奥氏体中温稳定区。

合金元素大都使残余奥氏体的分解温度向高温方向推移, 其中尤以 Cr、Mn 的作用最显著。在含有较多的 W、Mo、V 等元素的高合金钢中 (如高速钢), 残余奥氏体在回火过程中析出碳化物。残余奥氏体中的碳及合金元素贫化之后, 使其 M_s 点高于室温, 因而在冷却过程中转变为马氏体。通过这种回火之后, 淬火钢的硬度不但没有降低, 反而有所升高, 这种现象称之为二次淬火 (二次硬化), 如图 11-6 所示。

3. 对碳化物的形成、聚集和长大的影响

合金元素对 ϵ -碳化物的形成没有影响。随着回火温度的升高, 碳钢中的 ϵ -碳化物于 260°C 转变为渗碳体, 合金元素中唯有 Si 和 Al 强烈推迟这一转变, 使转变温度升高到 350°C 。此外, Cr 也有使转变温度升高的作用, 不过比 Si 和 Al 的作用要弱得多。

随着回火温度的升高, 合金元素能够进行明显地扩散时, 开始在 α 相和渗碳体间重新分配: 碳化物形成元素向渗碳体中富集, 置换 Fe 原子, 形成合金渗碳体。非碳化物形成元素将离开渗碳体。与此同时, 将发生合金渗碳体的聚集长大, Ni 对其聚集长大没有影响, 而 Si 和 V、W、Mo、Cr 则对其聚集长大过程起阻碍作用。

在含有强碳化物形成元素较多的钢中, 在回火时可能析出特殊碳化物。特殊碳化物的形成方式有两种, 其一是原位析出, 这种特殊碳化物的形成方式要求渗碳体中溶解较多的合金元素, 这样才能保证其形成。在所有碳化形成元素中, 只有 Cr 在渗碳体中有较高的溶解度 (w_{C} 可达 20%), 所以在铬钢中合金碳化物原位形核较为常见。这种碳化物多为 $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$ 或 $(\text{FeCr})_{23}\text{C}_{12}$ 型, 颗粒比较粗大, 长大速度也较大。特殊碳化物的另一种形成方式为离位

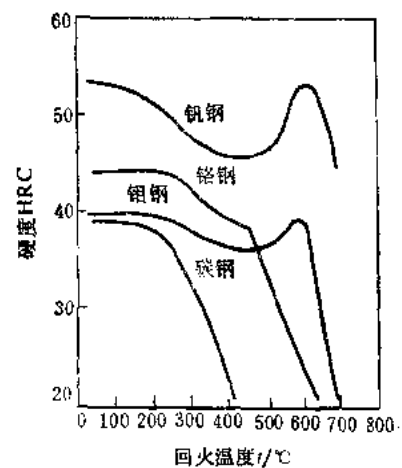


图11-6 合金钢回火时的二次硬化效应

钒钢 ($w_{\text{C}}=0.32\%$ 、 $w_{\text{V}}=1.36\%$)
 钼钢 ($w_{\text{C}}=0.11\%$ 、 $w_{\text{Mo}}=2.14\%$)
 铬钢 ($w_{\text{C}}=0.19\%$ 、 $w_{\text{Cr}}=2.91\%$)
 碳钢 ($w_{\text{C}}=0.10\%$)

析出,其晶核在铁素体基体上直接形成,所有的MC型碳化物均以这种方式形成,如VC、TiC、NbC、ZrC、WC、MoC等,这些碳化物细小弥散,使钢的强度、硬度显著提高,产生二次硬化。

4. 对铁素体回复再结晶的影响

在回火时铁素体的回复与再结晶和变形金属加热时的回复与再结晶相类似,只是前者的晶格畸变是由相变硬化引起的,后者是由冷变形时的加工硬化引起的,因此合金元素的影响也有着相似的规律,即大部分合金元素均延缓铁素体的回复与再结晶过程,其中Co、Mo、W、Cr、V显著提高 α 相的再结晶温度,Si、Mn的影响次之,Ni的影响不大。在碳钢中, α 相高于400°C开始回复过程,500°C开始再结晶。当往钢中加入Co($w_{Co}=2\%$)时,可将 α 相的再结晶温度升高至630°C,几种元素的综合作用可以更显著地提高再结晶温度,例如($w_{Cr}+w_{Mo}+w_W$)=1~2%时,可把再结晶温度提高至650°C。

5. 对回火脆性的影响

关于回火脆性的机理和合金元素的影响已在第九章作了介绍,这里不再赘述。应当着重指出的是,不可能用热处理和合金化的方法消除第一类回火脆性,但Si、Mn等元素可将脆化温度提高至350~370°C。Ni、Cr、Mn增加第二类回火脆性的脆向,而Mo和W则有抑制和减轻回火脆性的倾向。

四、合金元素对钢强韧性的影响

钢中加入合金元素的主要目的是为了更优异的性能,对于结构材料来说,首先是提高其机械性能,即既要有高的强度,又要保证材料具有足够的韧性。金属的强度是指金属对塑性变形的抗力,在发生塑性变形时所需的应力越高,则强度也就越高。韧性是材料可靠性的度量,提高材料的可靠性依赖于韧化。然而材料的强度和韧性常常是一对矛盾,增加强度往往要牺牲材料的塑性和韧性,反之亦然。因此各种钢铁材料在其发展过程中均受这一对矛盾因素的制约。对于某些钢材(例如超高强度钢)来说,当前面临的问题不是片面地追求强化,而是追求韧化,以提高材料的可靠性。

合金元素对材料性能的影响是通过对组织的影响而起作用的,因此必须根据合金元素对相平衡和相变影响的规律来掌握对机械性能的影响。钢材除了具有优良的机械性能之外,还应具有良好的工艺性能(如铸造性能、冷成型性能、压力加工性能、切削性能、焊接性能以及热处理工艺性能等),在机械制造业中,为了保证制造出优良合格的产品,如果钢材的工艺性能不能满足要求,那么尽管其机械性能优异,也很难被生产厂家所接受。为此,有必要讨论合金元素对工艺性能的影响,但是,由于钢种不同,对工艺性能的要求也不同,因此材料的工艺性能将分散到不同的章节中予以介绍。

(一) 强化途径

使金属强度增大的过程称为强化,既然塑性变形是由于位错的滑移运动造成的,那么强化的途径就在于设法增大位错运动的阻力,从组织上造成位错运动的障碍。在钢铁材料中,能有效阻止位错运动、提高材料强度的途径主要有以下几个方面。

1. 固溶强化

根据固溶强化的规律,间隙原子的强化作用比置换原子大10~100倍,因此间隙原子碳是提高钢的强度的最重要的元素,然而在室温下它在铁素体中的溶解度十分有限,因此其固溶强化作用受到限制。在置换原子中, Si和Mn是强化作用较大的元素,在合金钢中得到广泛,

应用。应当指出,固溶强化的一个显著特点是随着溶质原子的增多,强度、硬度上升,而塑性、韧性下降,强化效果越大,则塑性韧性下降得越多,使材料的可靠性受到较大的损害,因此为了使钢既具有较高的强度,又有适当的塑性,对溶质浓度应当加以控制。

2. 晶界强化

细化晶粒不但可以提高钢的强度,而且可以提高钢的塑性和韧性,这一点是其它强化方式所不具备的。根据霍尔-配奇关系,钢的强度与晶粒直径的平方根成反比,为此,可向钢中加入 Al、Ti、V、Zr、Nb 等元素,形成难溶的第二相粒子,这些粒子越弥散细小,数量越多,则对奥氏体化时晶界迁移的阻力越大,从而细化奥氏体晶粒。奥氏体晶粒越细小,则冷却转变后得到的铁素体、马氏体等的尺寸越小。

3. 第二相强化

第二相粒子可以有效地阻碍位错运动。运动着的位错遇到滑移面上的第二相粒子时,或切过,或绕过,这样滑移变形才能继续进行。这一过程要消耗额外的能量,需要提高外加应力,所以造成强化。但是第二相粒子必须十分细小,粒子越弥散,其间距越小,则强化效果越好。合金元素的作用主要是为造成均匀弥散分布的第二相粒子提供必要的成分条件。例如,在高温回火条件下,要使碳化物呈细小均匀弥散分布,并防止其聚集长大,需要往钢中加入碳化物形成元素 Ti、V、Zr、Nb、Mo、W 等元素。

对于珠光体来说,它的强度也适用于霍尔-配奇关系,珠光体的片间距越细小,则其强度越高。为此需要往钢中加入一些增加过冷奥氏体稳定性的元素,如 Cr、Mn、Mo 等,使 C-曲线右移,在同样的冷却条件下,可以得到片间距细小的珠光体,同时还可细化铁素体晶粒。

第二相粒子对钢的塑性有危害作用。首先,在断裂过程中,孔坑的萌生与第二相质点有关,在外力的作用下,第二相粒子折断或沿其界面开裂,就形成了孔坑。第二相数量越多,则孔坑生成的可能性就越大。其次,钢的塑性与第二相质点的分布状态有关,当第二相均匀分布时,对塑性的危害较小,若沿晶界分布,则对塑性的危害很大。第三,钢的塑性还与第二相的形状有关,若为针状或片状,则对塑性危害很大,若为球状,则危害较小。总之,为了改善钢的塑性,希望第二相质点为均匀弥散分布的细小球状颗粒。

此外,第二相的种类对塑性也有影响,当第二相为硫化物或氧化物时,在塑性变形时易于沿其界面开裂,使孔坑易于在变形的早期阶段形成;当第二相为碳化物时,一方面它本身的强度高,另一方面与基体结合得比较好,在变形时不易开裂,也不易沿界面分离,因此使钢在形成孔坑之前可以经受相当大的塑性变形,所以碳化物对塑性的危害较小。

综上所述,当用第二相强化时,可采用下述方法改善钢的塑性:

(1) 控制碳化物的尺寸、数量、形状及分布,如用强碳化物形成元素,采用淬火高温回火等。

(2) 尽可能减少钢中的夹杂物,如减少硫、氧的含量,并往钢中加入 Ca、Zr、RE 等,与硫形成难熔的球状硫化物。

(3) 将片状珠光体改变为粒状珠光体。

4. 位错强化

如前所述,金属中的位错密度越高,则位错运动时越容易发生相互交割,形成割阶,造成位错缠结等位错运动的障碍,给继续塑性变形造成困难,从而提高金属的强度。这种用增

加位错密度提高金属强度的方法称为位错强化,其强化量 $\Delta\sigma$ 与金属中的位错密度 ρ 的平方根成比例:

$$\Delta\sigma = \alpha G b \rho^{1/2}$$

式中, G 为金属的切弹性模量; b 为位错的柏氏矢量; α 为强化系数。金属中的位错密度与变形度有关,变形度越大,位错密度便越大,钢的强度便显著提高,但塑性明显下降。

合金元素的作用是在塑性变形时使位错易于增殖,加入合金元素细化晶粒,造成弥散分布的第二相和形成固溶体等,都是增加位错密度十分有效的方法。

应当指出,不仅塑性变形可以增加位错密度,而且钢中的相变,尤其是马氏体转变,不论是在母相还是在新的相中,均能形成大量的位错。此时合金元素的作用在于提高钢的淬透性,这也是马氏体能够提高钢的强度的一个重要原因。

(二) 韧化途径

韧性是指材料对断裂的抗力,它是材料可靠性的度量,是一个十分重要的机械性能指标,通常用冲击韧性 a_K 、断裂韧性 K_{IC} 和脆性转折温度 t_b 等表示。在第六章曾介绍了三种型式的断裂,即微孔聚集型断裂、解理断裂和沿晶断裂,由于它们断裂的机理不同,所以改善和提高韧性的途径也不同,下面分别进行分析。

1. 提高微孔聚集型断裂抗力的途径

微孔聚集型断裂在宏观上有两种表现形式,一种是宏观塑性断裂,在断裂之前有较大的塑性变形,于中、低强度钢中较为多见;另一种是宏观脆性断裂,或称低应力断裂。从宏观上看,在断裂之前不产生塑性变形,但从微观上看,在局部区域仍存在一定的塑性变形,这种断裂在高强度钢中比较突出。两种表现形式的断口均为孔坑型。根据这种断裂的微观机制,提高断裂抗力的途径主要有:

(1) 尽量减少钢中第二相的数量。由于孔坑主要起源于第二相,如氧化物、硫化物夹杂和碳化物、氮化物等。为了减少孔坑的形成,第二相数量,其中尤其是夹杂物的数量越少越好。夹杂物的形状对韧性也有影响,为此可往钢中加入稀土元素,使硫化物呈球状,这样可显著提高钢的韧性。

(2) 提高基体组织的塑性。固溶强化的规律是,随着钢的强度的提高,其塑性和韧性即不断下降。对于高强度钢来说,随着钢的强度的提高,其基体组织的强度也必然随之提高,于是裂纹在扩展时引起的塑性变形较小,消耗的功也少,使裂纹易于扩展。为了提高基体组织的塑性,应当控制钢中的固溶强化元素的含量,其中首先是间隙原子碳的含量,其次是强化效果较大的置换原子 Si、Mn、P 的含量。

(3) 提高组织的均匀性。提高组织均匀性的目的在于防止塑性变形的不均匀性,减少应力集中。为此希望强化相,其中主要是碳化物,呈细小弥散均匀分布,而不要沿晶界连续分布。例如淬火钢经调质处理后,其组织十分均匀,可以大大提高钢的韧性。

2. 提高解理断裂抗力的途径

解理断裂的一个重要特征就是冷脆性。因此,钢的韧性常用冷脆转折温度 t_b 来表示。根据解理断裂的微观机理可知,晶粒越细,则裂纹的形成和扩展的阻力越大。因此,加入合金元素细化晶粒是一个十分重要的强韧化方法。另外一种方法是向钢中加入 Ni,在一般常用的合金元素中, Ni 具有明显降低冷脆转折温度的作用,这是 Ni 的一个重要特性。此外,由于面心立方金属没有冷脆倾向,所以当以体心立方为基体组织的钢不能满足要求时,可以采

用奥氏体钢。

3. 提高沿晶断裂抗力的途径

沿晶断裂的类型很多,例如回火脆性、过热、过烧等都是沿晶断裂。造成沿晶断裂的原因主要有两点,一是溶质原子如P、As、Sb、Sn等在晶界偏聚,降低原子间结合力,导致晶界弱化,使裂纹易于在晶界形成并扩展;二是第二相如MnS、Fe₃C等沿晶界分布,使裂纹易于在晶界形成。为此,要提高沿晶断裂抗力,就要防止溶质原子沿晶界分布与第二相沿晶界析出,如对第二类回火脆性来说,加入Mo、W等元素对晶界偏聚有抑制作用。钢的过热和过烧常与MnS在奥氏体晶界的析出有关,为此,应减少钢中硫的含量,也可加入稀土元素,使之形成难熔的稀土硫化物,并严格控制热处理工艺,即可提高钢的韧性。

§ 11-3 构件用钢

一、概述

构件用钢用于制作各种大型金属结构,如桥梁、船舶、屋架、车辆、锅炉、容器等工程构件,通常又称工程用钢。一般说来,这些构件的工作特点是不作相对运动,承受长期静载荷;有一定使用温度要求,如有的(锅炉)使用温度可到250℃以上,而有的则在寒带条件下工作,长期承受低温作用;通常在野外(如桥梁)或海水中(如船舶)使用,承受大气和海水的侵蚀。

根据以上工作条件,要求构件在静载荷长期作用下结构稳定,需有较高的刚度;不允许产生塑性变形和断裂,因而要求材料具有较高的屈服极限和抗拉强度,且塑性韧性较好;由于长期处于低温及环境介质中工作,因而要求钢材必须有较小的冷脆倾向性和耐腐蚀性。

构件用钢必需具有良好的工艺性能。为了制成各种构件,需要将钢厂供应的棒材、板材、型材、管材、带材等钢材先进行必要的冷变形,制成各种部件,然后用焊接或铆接的方法连接起来,因而要求钢材必须具有良好的冷变形性和可焊性,构件用钢的化学成分的设计和选择,首先必须满足这两方面的要求,其使用性能的要求往往退居第二位。这一点与其它钢种的情况有所不同。

根据构件的工作条件和性能要求,构件用钢大多采用低碳钢($w_c \leq 0.25\%$)和含有少量合金元素的低合金钢。由于一般构件的尺寸大,形状复杂,不能进行整体淬火与回火处理,所以大部分构件是在热轧空冷(正火),有时也在正火、回火状态下使用,其基本组织为大量铁素体加少量珠光体。

二、构件用钢的机械性能特点

(一) 屈服现象

屈服现象是低碳钢所具有的机械性能特点,其表现是在应力-应变曲线上出现屈服齿或屈服平台。屈服现象出现的原因是由于间隙原子C、N所形成的柯氏气团对位错有很强的钉扎作用,必须在较大的外加应力下才能使位错挣脱气团的钉扎而移动,这一应力值就是应力-应变曲线上的上屈服点;位错一旦挣脱了气团的钉扎,就可以在较低的应力下运动,这就是应力-应变曲线上的下屈服点,此时试样继续延伸而应力保持定值或作微小波动,这就是应力-应变曲线上的屈服齿或屈服平台。待产生一定程度的伸长后,应力又随应变而继续上升。

屈服现象有时会影响到构件的表面质量,例如汽车蒙皮用低碳钢板,冲压前的表面质量

很好,但冲压后却在某些部分出现一种水波纹状的表面皱折(图11-7),使钢板表面粗糙不平,破坏了表面外观。消除的方法有①预变形法,即预先进行超过屈服点的小量变形,使位错挣脱柯氏气团的钉扎,消除屈服点;②减少间隙溶质元素,或加入一些固定C、N原子的强碳化物形成元素Ti、Nb等,使C、N与之结合成稳定的化合物而从固溶体中消除出来,这样柯氏气团就无从产生了。

(二) 应变时效和淬火时效

构件用钢经冷塑性变形后,在室温放置较长时间或稍经加热后,其强度、硬度升高,塑性、韧性下降,这种现象称为应变时效。前已指出,低碳钢在开始塑性变形时位错挣脱柯氏气团的钉扎而运动,当多数位错都挣脱柯氏气团后,流变应力开始增高,产生加工硬化现象。如此时卸载放置或稍加热时,存在于 α -Fe间隙中的C、N原子,通过扩散重新聚集于位错周围,形成柯氏气团,故屈服现象重又出现(图11-8),与此同时,塑性降低,冷脆倾向增加。

淬火时效是低碳钢加热到接近于 A_{c1} 温度淬火,于室温放置或稍经加热后,其强度提高而塑性韧性下降的现象。淬火时效是过饱和的 α 固溶体脱溶沉淀的结果。在室温或较高温度放置时,C、N原子将向位错和晶界偏聚,然后析出弥散的与母相共格的亚稳相 ϵ 碳化物(Fe_3C)和 α' 氮化物(Fe_4N),时效时间延长,则亚稳相与母相脱离共格,转变为稳定相渗碳体(Fe_3C)或 γ' 相(Fe_4N)。

应变时效和淬火时效都增加钢的冷脆倾向,提高钢的脆性转折温度。在制造各种构件时,经常采用弯曲,卷边,冲孔、剪裁等产生局部塑性变形的工艺操作,将引起应变时效,而焊接广泛应用于各种钢结构的生产,将会引起淬火时效。有时两种时效可以同时进行。如一种锅炉用钢板,在刚刚变形之后,其 σ_K 值为 $120J/cm^2$,放置十天后至 $35J/cm^2$ 。用优质焊条焊接的钢板焊缝,三个月后,其 σ_K 值由 $91J/cm^2$ 降至 $33J/cm^2$ 。当这些结构在较低温度下工作时,这种影响就更为严重。在工业生产中广泛应用焊接结构之后,一些船舶和桥梁因时效而出现突然断裂的现象已屡见不鲜,所以对低碳钢的时效现象必须给予足够重视。

(三) 冷脆倾向性

用低碳钢材制造的各种工程构件,室温下的强度不高,塑性韧性良好,但是当温度降低时,可能由微孔聚集型的塑性断裂转变为脆性的解理断裂。这一现象称为冷脆,如图11-9所示。温度对于钢的屈服强度 σ_s 和解理断裂应力 σ_f 都有影响,温

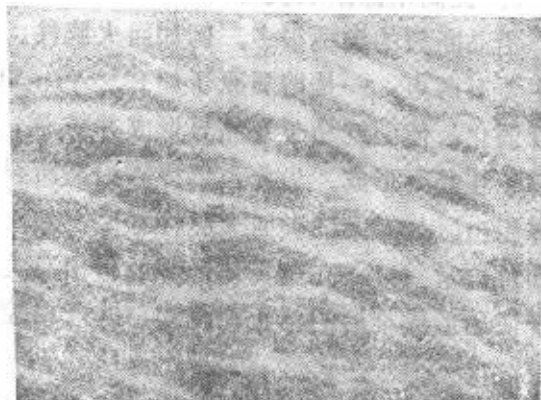


图11-7 低碳钢板表面的皱折

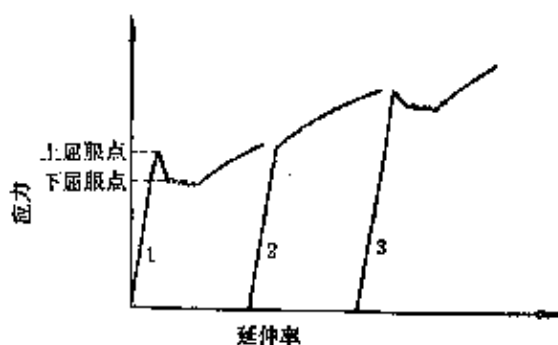


图11-8 低碳钢的屈服现象及应变时效

1—屈服现象 2—卸载后立即加载 3—卸载后放置再加载

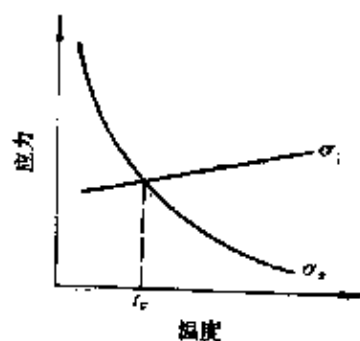


图11-9 温度对于钢的屈服强度 σ_s 和解理断裂应力 σ_f 的影响

度降低时, 钢的屈服强度迅速升高, 解理断裂应力略有降低。在低温时, $\sigma_s > \sigma_f$, 受力时工件内部的应力先达到 σ_f , 发生脆断; 在较高温度, $\sigma_f > \sigma_s$, 受力时工件内部的应力先达到 σ_s , 钢材产生塑性变形, 然后断裂。

构件上的缺口和裂纹会大大提高材料的冷脆转折温度 t_c , 应变时效和淬火时效, 由于提高了钢的 σ_s , 而对解理断裂应力 σ_f 影响不大, 因而提高了脆性转折温度。材料的组织状态对钢的冷脆倾向也有重要影响, 降低脆性转折温度的重要措施是细化晶粒, 因为细化晶粒可以显著提高钢的解理断裂应力, 从而使 t_c 明显下降。所以通常希望得到细小均匀的铁素体晶粒和适量的细片状珠光体。如果在钢中出现针状铁素体或魏氏组织, 甚至形成少量的上贝氏体, 则将使钢的塑性韧性降低, 脆性转折温度甚至上升至室温以上。

冶炼方法和钢材轧制工艺对冷脆倾向也有很大影响。如平炉钢优于侧吹转炉钢, 镇静钢优于沸腾钢, 这主要与钢中的硫、磷、氮、氧等杂质元素有关。侧吹转炉和沸腾钢的杂质多, 而镇静钢的杂质少, 尤其是用铝脱氧时, 铝与钢中的氮形成 AlN , 一方面清除氮的有害作用, 另一方面可细化晶粒, 使冷脆倾向减小。同样, 控制轧制的工艺规程, 如降低终轧温度, 提高轧后的冷却速度, 均可得到细小的晶粒组织, 降低钢的冷脆倾向。

三、合金元素对构件用钢性能的影响

(一) 对机械性能的影响

构件用钢的合金化必须在保证构件工作安全可靠的前提下尽可能地提高屈服强度和抗拉强度, 从而达到减轻构件重量, 节约钢材的目的。在设计上通常希望 σ_s/σ_b 值为 $0.65 \sim 0.75$, 实际上这是为超载提供一个安全系数, 是一种塑性贮备。

由于构件用钢是在热轧空冷状态下使用, 所以合金元素提高强度的途径主要有固溶强化、细化晶粒、增加珠光体数量及沉淀强化等方法。

所有溶入铁素体中的合金元素均能提高其硬度、抗拉强度和屈服强度, 如图11-10、图11-11和图11-12所示。从图中可以看出, 除P外, Si、Mn的固溶强化作用最大, Ni次之, W、Mo、V、Cr的强化作用较小。合金元素对塑性和韧性的影响示于图11-13和图11-14。Cr、W、Mn、Si的含量 $w < 1\%$ 时, 使断面收缩率 ψ 有所增加, 超过1%后, 则使之下降, 唯独Ni在 $w_{Ni} < 5\%$ 范围内均使塑性增加, $w_{Si} \leq 1\%$ 、 $w_{Mn} \leq 1\%$ 、 $w_{Cr} \leq 1.2\%$ 、 $w_{Ni} \leq 3.5\%$ 时使 a_K 升高, 超过以上含量时使 a_K 有不同程度的降低, 其中Mn使 a_K 急剧降低, Cr使 a_K 下降较慢, 而Ni则使 a_K 下降得很慢。总之, Ni的影响最为有利, 既提高强度, 又不降低韧性, Cr、Mn、Si在一定含量范围内也有一定的有利影响。

所有的合金元素均使Fe-C相图的S点左移, 从而在同样含碳量条件下使珠光体的数量增加。由于珠光体比铁素体有较高的强度, 所以钢的强度增加。

强碳化物形成元素 V、Ti、Nb 在热轧空冷过程中, 从奥氏体沉淀析出弥散细小的碳化物 V_4C_{10} 、 TiC 、 NbC , 产生沉淀强化作用。

应当指出, 合金元素的以上强化作用均使钢的塑性韧性下降, 尤其是使钢的冷脆倾向增加, 脆性转折温度提高, 降低构件的安全可靠性。唯独细化晶粒是一种既强化又韧化的有效措施。为此, 一方面可加入

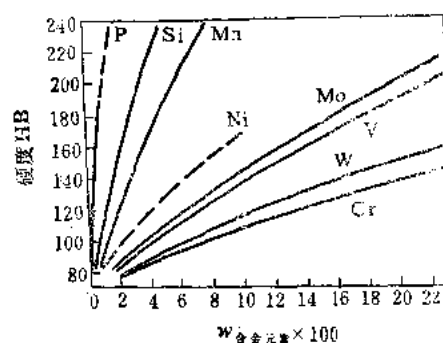


图11-10 合金元素对铁素体的固溶强化作用

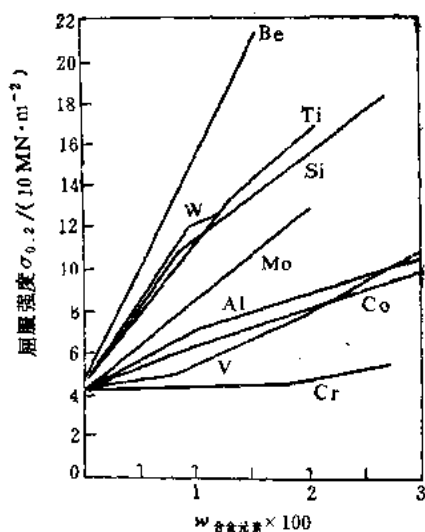


图11-11 合金元素对铁素体抗拉强度的影响

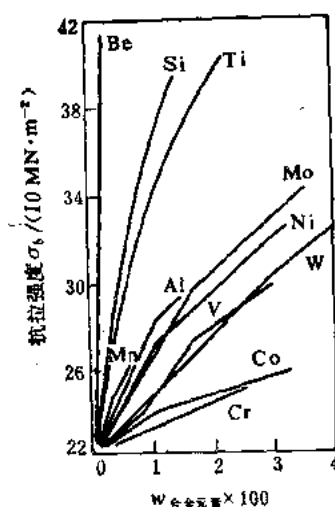


图11-12 合金元素对铁素体屈服强度的影响

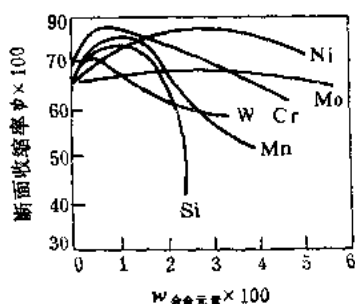


图11-13 合金元素对铁素体断面收缩率的影响

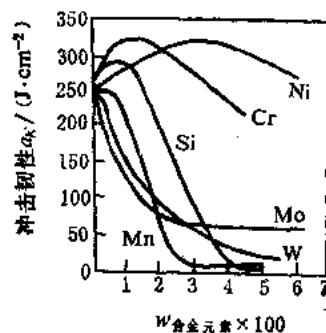


图11-14 合金元素对铁素体冲击韧性的影响

铝和碳化物形成元素V、Ti、Nb等，以细化奥氏体晶粒；另一方面可加入Mn、Ni等元素，增加过冷奥氏体的稳定性，在热轧空冷或正火条件下得到细小的铁素体晶粒和较多的细珠光体。

（二）对焊接性的影响

钢的焊接性是指在简单可行的焊接条件下，钢材焊接后不产生裂纹，并获得良好的焊缝区的性能。焊缝区可分为三个组成部分，即熔化区、热影响区和未受热影响的基体部分。对于熔化区，如钢材或焊条中的S、P含量较高，在凝固过程中将产生热裂纹，因而必须控制S、P的含量。对于热影响区，由于受熔化区的加热作用，使其温度远超过钢的临界点，奥氏体晶粒显著长大，在冷却时受到周围未被加热的基体金属的激冷，造成极大的过冷度，甚至发生马氏体转变，造成很大的热应力和组织应力，使硬度明显升高，塑性韧性明显下降，因而在热影响区经常出现裂纹，称之为冷裂纹。这种开裂倾向的大小反映了钢的焊接性能的优劣，它主要取决于钢的淬透性和淬硬性，而这两者又取决于钢中的含碳量及合金元素的本性和含量，钢中碳及提高淬透性元素的含量越多，则钢的开裂倾向越大。

为了估计钢的焊接性的好坏，通常采用碳当量的概念，即把单个合金元素对热影响区硬化倾向的作用折算成碳的作用，再与钢中碳的质量分数加在一起，用这个碳当量[C]来判断。

钢的焊接性。实践证明,碳当量大于0.4~0.5%时,钢就不具有良好的焊接性。这方面有一些经验公式,例如:

$$[C] = w_C + \frac{w_{Mn}}{6} + \frac{w_{Cr}}{5} + \frac{w_{Mo}}{4} + \frac{w_{Ni}}{15} + \frac{w_{Si}}{24} + \left(\frac{w_{Cu}}{13} + \frac{w_P}{2} \right)$$

从上式中可以看出, Mn、Cr、Mo等元素显著提高碳当量,如 $w_{Mn}=1.5\%$ 时,就相当于 $w_C=0.25\%$,此时钢中的 w_C 就不能超过0.20%。这就说明,为了保证构件用钢的焊接性能,构件用钢只能是低合金化或微合金化,且 w_C 应在0.20%以下。

(三) 对抗大气腐蚀性能的影响

在钢中加入适量的Cr、Ni、Ti等元素,可提高铁素体的电极电位,从而提高其耐蚀性。此外, Cr还促使在钢的表面形成致密的氧化膜,将金属表面与腐蚀介质隔开,从而阻碍其腐蚀过程。合金元素Cu加入钢中有利于在表面形成致密的保护膜,同时它溶入铁素体后尚可提高其电极电位,有利于提高钢的耐蚀性。Cu的加入量常在 $w_{Cu}=0.25\%$ 左右,若大于0.50%时,将导致热脆。P也是提高耐蚀性的元素,当P与Cu共存时,效果更好,但由于P增加钢的冷脆性,所以对其用量应加以限制。

四、常用的构件用钢

(一) 普通碳素构件用钢

普通碳素构件用钢简称普碳钢,产量约占钢总产量的70~80%,其中大部分用作钢结构,少量用作机器零件。由于普碳钢易于冶炼、价格低廉,性能也基本满足了一般工程构件的要求,所以在工程上用量很大。

为了满足工艺性能和使用性能的要求,含碳量一般均较低。根据国家标准将普碳钢分为甲类钢、乙类钢,特类钢三类。表11-3列出了甲、特两类钢的机械性能及冷弯性能指标,表11-4列出了三类钢的化学成分。

普碳钢通常以热轧状态供应,一般不经热处理强化,所以甲类钢应用较多,只保证机械性能及工艺性能便可。其中的A1、A2有较高的延伸率,易于加工,常用做螺钉、炉体部件、农业机械等。A3至A5具有较高的强度和硬度,延伸率也较大,大量用做建筑结构,轧制成工字钢、槽钢、角钢、钢板、钢管及其它各种型材。A3钢既有较高的塑性又有适中的强度,成为应用最广泛的一种普通碳素构件用钢,既可用做较重要的建筑构件、车辆及桥梁等的各种型材,又可用于制做一般的机器零件,也可进行热处理。

乙类钢的用途与甲类钢基本相同。

特类钢大部分用做比较重要的机器零件,可以代替优质碳素钢使用。共有四个钢号,其中C2钢相当于10~15号钢, C3相当于15~20号钢, C4相当于20~30号钢, C5相当于35~40号钢。

此外尚有一些专门用钢,如造船钢、桥梁钢、压力容器钢等。它们除严格要求规定的化学成分和机械性能外,还规定某些特殊的性能检验和质量检验项目,例如低温冲击韧性、时效敏感性、气体、夹杂和断口等。专门用钢一律为镇静钢。

(二) 普通低合金构件用钢

普通低合金构件用钢,简称普低钢,是一种含有少量合金元素,具有较高强度的构件用钢,由于强度高,就可使1t普低钢抵1.2~2.0t普碳钢使用,从而可减轻构件重量,提高使用的可靠性并节约钢材。目前已广泛应用于建筑、石油、化工、铁道、造船、机车车辆、锅

表11-3 甲类钢及特类钢的机械性能和工艺性能 (GB700—65)

钢 号					机 械 性 能						180度冷弯试验, d 为弯心直径, a 为试样厚度	
碱性平炉钢		侧吹碱性转炉钢		侧吹酸性转炉钢	σ_s ($\text{MN}\cdot\text{m}^{-2}$) (不小于)			σ_b ($\text{MN}\cdot\text{m}^{-2}$)	延伸率 δ $\times 100$ (不小于)			
					第一组	第二组	第三组		δ_5	δ_{10}		
甲类钢	特类钢	甲类钢	特类钢	甲类钢								
A0 A0F	—	AJ0 AJ0F	—	AS0 AS0F	—	—	—	≥ 320	22	18	$d = 2a$	
A1 A1F	—	—	—	—	—	—	—	320~400	33	28	$d = 0$	
A2 A2F	C2 C2F	AJ2 AJ2F	CJ2 CJ2F	—	320	200	190	340~420	31	26	$d = 0$	
A3	C3	AJ3	CJ3	AS3	240	230	220	380~400	27	23	$d = 0.5a$	
								410~430	26	22		
								440~470	25	21		
A3F	C3F	AJ3F	CJ3F	AS3F	240	220	210	380~400	27	23	$d = 0.5a$	
								410~430	26	22		
								440~470	25	21		
A4 A4F	C4 C4F	AJ4 AJ4F	CJ4 CJ4F	AS4 AS4F	260	250	240	420~440	25	21	$d = 2a$	
								450~480	24	20		
								490~520	23	19		
A5	C5	AJ5	CJ5	AS5	280	270	260	500~530	21	17	$d = 3a$	
								540~570	20	16		
								580~620	19	15		
A6	—	AJ6	—	AS6	310	300	300	600~630	19	15	—	
								640~670	16	13		
								680~720	15	12		
A7	—	AJ7	—	—	—	—	—	700~740	14	11	—	
								≥ 750	11	9		
									10	8		

注: 1. 第一、二、三组钢材系按尺寸划分。

2. 直径或厚度为12~25mm的3号钢的室温冲击值, 钢板不小于70 J/cm²(横向), 条钢不小于80 J/cm²(纵向, 甲类钢) 或100 J/cm²(纵向, 特类钢)。

表11-4 普通碳素钢的化学成分 (GB700—65)

炉 种	钢 号			化 学 成 分 $\times 100$				
	甲类钢	乙类钢	特类钢	w_C	w_{Si}	w_{Mn}	w_P (不大于)	w_S (不大于)
碱 性 平 炉 钢	A0	B0	—	≤ 0.23	—	—	0.070	0.060
	A0F	B0F	—	≤ 0.23	—	—	0.070	0.060
	A1	B1	—	0.06~0.12	0.12~0.30	0.25~0.50	0.045	0.055
	A1F	B1F	—	0.06~0.12	≤ 0.05	0.25~0.50	0.045	0.055
	A2	B2	C2	0.09~0.15	0.12~0.30	0.25~0.50	0.045	0.055
	A2F	B2F	C2F	0.09~0.15	≤ 0.07	0.25~0.50	0.045	0.055
	A3	B3	C3	0.14~0.22	0.12~0.30	0.40~0.65	0.045	0.055
	A3F	B3F	C3F	0.14~0.22	≤ 0.07	0.30~0.60	0.045	0.055
	A4	B4	C4	0.18~0.27	0.12~0.30	0.40~0.70	0.045	0.055
	A4F	B4F	C4F	0.18~0.27	≤ 0.07	0.40~0.70	0.045	0.055
	A5	B5	C5	0.28~0.37	0.15~0.35	0.50~0.80	0.045	0.055
	A6	B6	—	0.38~0.49	0.15~0.35	0.50~0.80	0.045	0.055
	A7	B7	—	0.50~0.62	0.15~0.35	0.50~0.80	0.045	0.055

表11-5 我国常用的几种普低钢的牌号、成分、机械性能与大致用途

级别	牌 号	化 学 成 分 ×100								机 械 性 能				用 途
		w _C	w _{Mn}	w _{Si}	w _V	w _{Ti}	w _{Nb}	w _P	w _{其他}	厚度或 直径 mm	σ_s (MN·m ⁻²)	σ_b (MN·m ⁻²)	$\delta \times$ 100	
300 MPa 级	12Mn	≤0.16	1.10 ~1.50	0.2 ~0.6						≤16 17~25	300 280	450 440	21 19	船舶、低压锅炉、容器、油罐
	09MnNb	≤0.12	0.8 ~1.2	0.2 ~0.6			0.015 ~0.05			≤16 17~25	300 280	420 400	23 21	
350 MPa 级	16Mn	0.12 ~0.20	1.2 ~1.6	0.2 ~0.6						≤16 17~25	350 290	520 480	21 19	船舶、桥梁、车辆、大型容器、 大型钢结构、起重机械
	12MnPRE	≤0.16	0.6 ~1.0	0.2 ~0.5				0.07 ~0.12	≤0.2	6~20	350	520	21	
400 MPa 级	16MnNb	0.12 ~0.20	1.0 ~1.4	0.2 ~0.6			0.015 ~0.05			≤16 17~25	400 380	540 520	19 18	桥梁、起重机
	10MnPNbRE	≤0.14	0.8 ~1.2	0.2 ~0.6			0.015 ~0.05	0.06 ~0.12	≤0.2	≤10	400	520	19	
450 MPa 级	14MnVTiRE	≤0.18	1.3 ~1.6	0.2 ~0.6	0.04 ~0.1	0.09 ~0.16			≤0.2	≤12 13~20	450 420	560 540	18 18	港口工程结构、造船、石油升架 桥梁、高压容器、电站设备、大 型船舶
	15MnVN	0.12 ~0.16	1.2 ~1.6	0.2 ~0.5	0.05 ~0.12					(w _N) 0.012~0.02 ≤10 ≤17	480 450	630 600	17 19	
500 MPa 级	14MnMoVBRE	0.10 ~0.16	1.1 ~1.7	0.2 ~0.4	0.04 ~0.1					6~10	500	650	16	中温高压容器(<500℃)
										(w _{Mo}) 0.35~0.65 w _B 0.0015~0.006				
650 MPa 级	18MnMoNb	0.17 ~0.23	1.35 ~1.65	0.17 ~0.37			0.025 ~0.050	≤0.045		16~38 40~55	≥520 ≥500	≥650 ≥650	≥17 ≥16	锅炉、化工、石油的高压厚壁容器 (<500℃)
										(w _{Mo}) 0.45~0.65 w _S ≤0.04				
	14CrMnMoVB	0.10 ~0.16	1.1 ~1.6	0.17 ~0.40	0.03 ~0.06					6~20	650	750	15	中温高压容器 (400~560℃)

炉容器、农机农具等许多部门。我国自1957年开始试制第一个普低钢16Mn以来,已建立起适合我国资源情况的普低钢系统,产量已占钢总产量的15%。

按照使用状态下的金相组织可将普低钢分为三类,即铁素体-珠光体钢、贝氏体钢和马氏体钢。我国常用的普低钢牌号、成分、机械性能与大致用途列于表11-5,下面仅介绍几种常用的普低钢。

16Mn是普低钢中生产量和使用量最大的钢种,屈服强度达 350MN/m^2 ,比A3钢高20~30%,因而结构重量可减轻20~30%。Mn的作用是使铁素体固溶强化,增加过冷奥氏体的稳定性以细化晶粒。它具有良好的综合机械性能、焊接性能及冷变形性能,应用十分广泛。

在16Mn基础上分别加入V、Ti、Nb即形成15MnV、15MnTi、16MnNb等普低钢,其屈服强度达 400MN/m^2 。V、Ti、Nb的作用一方面是细化晶粒,另一方面造成沉淀强化,进一步提高钢的强度。这些钢有较好的韧性及较小的时效敏感性,可用于制造万吨远洋巨轮等大型金属结构及高压容器等。

当要求钢的强度达 500MN/m^2 以上时,可采用热轧空冷后获得贝氏体组织的贝氏体钢。贝氏体钢合金化时的主要着眼点是加入一些Mo、B等推迟珠光体转变而对贝氏体转变影响很小的元素,正火后即可得到大量贝氏体组织, σ_s 显著提高,再加入Mn、Cr、V、RE等元素进一步提高钢的强度和综合性能。RE不仅可以净化钢材,而且使钢材表面氧化膜致密,因而使钢材具有一定的耐热性,可在 500°C 以下使用,多用于石油、化工的中温高压容器。我国常用的钢号有14MnMoVBRE和18MnMoNb等。

五、铸钢

在实际生产中,有许多形状复杂的零件或大型部件难以用压力加工的方法成形,此时通常用铸钢制造。特别是近年来铸造技术的进步,精密铸造的发展,铸钢件在组织、性能、精度和表面光洁程度等方面都已接近锻钢件,可在不经切削加工或只需少量切削加工后使用,

表11-6 碳素铸钢的钢号、成分、机械性能及用途 (摘自GB979—67)

钢号①	化 学 成 分 $\times 100$			机械性能②(不小于)					用途举例
	w_C	w_{Mn}	w_{Si}	$\frac{\sigma_s}{(\text{MN}\cdot\text{m}^{-2})}$	$\frac{\sigma_b}{(\text{MN}\cdot\text{m}^{-2})}$	$\delta_5 \times 100$	$\psi \times 100$	$\frac{a_K}{(\text{J}\cdot\text{cm}^{-2})}$	
ZG15	0.12~0.22	0.35~0.65	0.20~0.45	200	400	25	40	60	各种形状的机件,如机座、变速箱壳体
ZG25	0.22~0.32	0.50~0.80	0.20~0.45	240	450	20	32	45	机座、机盖、箱体,在 450°C 以下工作的管附件
ZG35	0.32~0.42	0.50~0.80	0.20~0.45	280	500	16	25	35	飞轮、轧钢机架、连杆、联轴器、水压机工作缸、横梁
ZG45	0.42~0.52	0.50~0.80	0.20~0.45	320	580	12	20	30	齿轮、齿轮圈、辊子及重载荷机架,耐磨零件
ZG55	0.52~0.62	0.50~0.80	0.20~0.45	350	650	10	18	20	起重运输机中齿轮、联轴器及重要机件

① ZG后数字表示钢的平均含碳量的万分之几。Ⅱ级铸钢,钢号后不写级别。Ⅰ、Ⅱ须在钢号后注明,如ZG35Ⅰ、ZG35Ⅱ、ZG35。

② 机械性能试验试样为正火+ $620\sim 680^\circ\text{C}$ 回火状态。

能大量节约钢材和成本,因此铸钢得到了更加广泛的应用。

铸钢中的 $w_c = 0.15 \sim 0.60\%$, 碳的含量过高, 塑性不足, 易产生龟裂。锰的含量与普碳钢相近。硅有改善钢液流动性的作用, w_{Si} 比普碳钢略高, 约为 $0.20 \sim 0.45\%$ 。 w_s 、 w_p 则限制在 $0.04 \sim 0.06\%$ 范围内。通常按 w_s 、 w_p 的不同, 将相同成分的铸钢分为Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ级, Ⅰ级钢 $w_s < 0.04\%$ 、 $w_p < 0.04\%$, Ⅱ级铸钢的 $w_s < 0.05\%$ 、 $w_p < 0.05\%$, Ⅲ级铸钢的 $w_s < 0.06\%$ 、 $w_p < 0.06\%$ 。我国常用碳素铸钢的牌号、成分、性能及用途列于表11-6。牌号中的“ZG”表示铸钢, 其后的数字表示平均含碳量。

为了进一步改善铸钢的机械性能, 常在碳素铸钢基础上加入Mn、Si、Cr、Ni、Mo、Ti、V等合金元素, 制成合金铸钢, 如ZG35SiMn、ZG40Cr、ZG35CrMnMo等。当要求特殊理化性能时可采用特殊铸钢, 如耐蚀铸钢, 耐热铸钢及耐磨铸钢等。

铸钢的特点是晶粒粗大, 偏析严重、铸造内应力大及易形成魏氏组织, 使塑性和韧性显著下降。为了消除或减轻这些铸钢组织中的缺陷, 应进行完全退火或正火, 以消除魏氏组织、细化晶粒, 消除铸造内应力, 改善铸钢的机械性能。此外, 对某些局部表面要求耐磨的中碳铸钢铸件, 可采用局部表面淬火, 如铸钢大齿轮, 可逐齿进行火焰淬火。较小的中碳铸钢件, 可采用调质以改善其机械性能。

§ 11-4 机 器 零 件 用 钢

一、概述

机器零件用钢是指用于制造各种机器零件, 如轴类零件、齿轮、弹簧和轴承等所用的钢种, 也称为机器制造用钢。

机器零件在工作时承受拉伸、压缩、剪切、扭转、冲击、震动、摩擦等力的作用, 或几种力的同时作用, 在零件的截面上产生拉、压、切等应力。这些应力值可以是恒定的或变化的, 在方向上可以是单向的或反复的, 在加载方式上可以是逐渐的或骤然的。其工作环境也很复杂, 有的在高温, 有的在低温, 有的还受腐蚀介质的作用。其破坏方式也是各式各样的。一般说来, 根据机器零件的工作条件, 对机械性能提出以下要求:

(1) 机器零件在常温或温度波动不大的条件下, 承受反复同向或反复交变载荷, 因而要求机器零件用钢有较高的疲劳强度。

(2) 机器零件有时承受短时超负荷作用, 因而要求机器零件用钢要具有高的屈服强度、抗拉强度以及较高的断裂抗力, 以防机器零件在使用过程中产生大量塑性变形或断裂, 造成事故。

(3) 机器零件工作时往往相互间有相对滑动或滚动, 产生磨损(这样会引起零件尺寸变化)及接触疲劳破坏, 因而要求机器零件用钢具有良好的耐磨性及接触疲劳强度。

(4) 机器零件的形状往往比较复杂, 不可避免地存在不同形式的缺口如台阶、键槽、油孔、螺纹等, 这些缺口都会造成应力集中, 使零件易于产生低应力脆断, 因而要求机器零件用钢应具有较高的韧性(如 K_{IC} 、 a_K 等), 以降低缺口敏感性。

由此可见, 机器零件用钢对机械性能的要求是多方面的, 不但要求钢材具有高的强度、塑性和韧性, 而且要求钢材具有有的疲劳强度和耐磨性。显然, 这些要求比构件用钢要高得多, 因此必须对机器零件用钢进行热处理强化, 充分发挥钢材的性能潜力, 以满足机器零

件的结构紧凑、运转快速、安全可靠以及零件间要求公差配合等方面的要求。

除了对机械性能的要求之外, 机器零件用钢还要求有良好的工艺性能。通常机器零件的生产工艺是: 型材→改锻→毛坯热处理→切削加工→最终热处理→磨削等。在这些生产工艺中, 尤以两大生产工艺最为重要, 一是切削加工, 二是热处理 (包括预备热处理和最终热处理)。因为切削加工性能的优劣往往成为选择机器零件用钢的重要依据, 而热处理是使机器产品结构紧凑、保持尺寸精度、保证安全运行并影响到切削加工性能的重要工艺, 所以对机器零件用钢的工艺性能要求是切削加工性能和热处理工艺性能, 其它工艺性能如冶炼性能、铸造性能、压力加工性能等, 虽然也应有所要求, 但一般问题不大。

机器零件用钢通常为优质钢和高级优质钢, 使用状态为淬火加回火态。回火温度可按不同情况加以选择, 有低温回火、中温回火和高温回火之分。根据不同钢种对性能的不同要求, 钢中的含碳量有以下几个级别: 渗碳钢和低碳马氏体钢 $w_c=0.2\%$; 调质钢 $w_c=0.4\%$; 弹簧钢 $w_c=0.5\sim0.7\%$; 轴承钢 $w_c=1.0\%$ 。钢中的合金元素总量常小于 3.5% , 属于低合金钢范畴, 一般不大于 10% 。由此可见, 影响机器零件用钢机械性能的主要因素有三个, 即①钢中含碳量; ②回火温度; ③合金元素的种类和数量。而且在淬火时能够保证完全淬透的情况下, 又以前两个因素为主, 而合金元素往往只起辅助作用。

二、机器零件用钢的合金化特点

机器零件用钢中加入的合金元素主要有Cr、Mn、Si、Ni、Mo、W、V、Ti、B和Al等数种, 或者是单独加入, 或者是几种同时加入, 它们在钢中的主要作用是, 提高钢的淬透性; 降低钢的过热敏感性; 提高回火稳定性; 抑制第二类回火脆性; 改善钢中非金属夹杂物的形态和提高钢的工艺性能等。其中有些内容前面已经作过介绍, 现只就以下几个方面进行分析。

(一) 提高钢的淬透性

淬透性虽是一种热处理工艺性能, 并非机械性能指标, 但是, 合金元素可以通过提高钢的淬透性而影响钢的机械性能。如前所述, 马氏体相变及其随后的回火是综合利用了固溶强化、晶界强化、位错强化和第二相强化, 获得马氏体已成为钢的最重要强化手段。在相同硬度的条件下, 淬火回火钢的 $\sigma_{0.2}$ 、 δ 、 ψ 远高于未淬透 (或未淬火) 的钢, 前者的冲击韧性 (图11-15) 和疲劳强度 (图11-16) 也显著优于后者。非马氏体组织的出现对淬火低温回火钢的危害尤大, 它不但降低钢的强度, 使塑性韧性恶化, 而且显示出明显的冷脆倾向, 特别是当亚共析钢淬火后出现铁素体时, 使脆性转折温度显著提高。对于淬火高温回火钢来说, 尽管马氏体和非马氏体组织经高温回火后的硬度相近, 但非马氏体组织使钢的塑性和韧性,

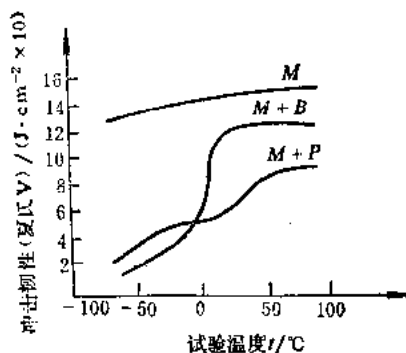


图11-15 钢的组织对冲击韧性的影响
(35CrNiMo钢淬火回火到 $\sigma_0=880\text{MN/m}^2$)

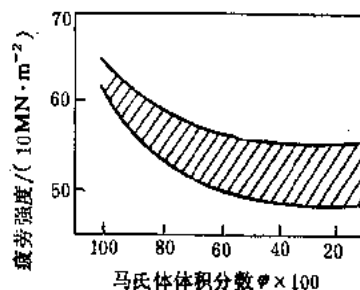


图11-16 钢的组织对淬火回火后钢的疲劳强度的影响
(全部试样都热处理到HRC36)

特别是冷脆倾向明显变差,并降低钢的疲劳强度。这就是机器零件用钢必须具备足够淬透性的重要原因。由此可见,合金元素的作用首先是通过淬透性来影响钢的机械性能的,只要淬透性提高了,钢的机械性能就能得到改善。钢的截面尺寸越大,合金元素所表现的这种有利影响就越显著。

大量的试验结果表明,含有不同元素的机器零件用钢(含碳量相同),在完全淬透的情况下,当回火到相同的 σ_s 时,各种淬火回火钢的其它各种常规机械性能指标(σ_b 、 δ 、 ψ 、 α_K 等)大致相同(图11-17),这种情况称为淬火回火钢机械性能的相似性。在这里,合金元素的主要作用是保证有足够的淬透性,并不是直接保证钢的机械性能,只要能保证钢完全淬透,合金元素之间就可以互相代用。对于一般常用的机器零件用钢而言,只要满足了淬透性的要求(含碳量相当),就可以加以选用或相互代用。

但是,这并不意味着不同的合金元素对钢的机械性能的影响完全相同,对于重要的机器零件用钢而言,就要考虑不同合金元素的特殊作用。例如,往钢中加入Ni能显著改善淬火低温回火钢的韧性,随着 w_{Ni} 的增加, α_K 值不断提高(图11-18),而 t_c 不断下降(图11-19)。由图可以看出,随着 w_{Cr} 和 w_{Mn} 的不断增加, σ_K 和 t_c 的变化规律与Ni的有很大不同。试验是在钢的基本成分及热处理规程相同的条件下比较的。在高强度范围内,Ni还能明显降低钢的缺口敏感性(图11-20),而同样在相同的 σ_b 下,Cr和Mn都使钢的缺口强度显著下降。因此,通常在重要的机器零件用钢中都加入Ni,主要是为了有良好的韧性和较小的缺口敏感性,当与Cr和Mo相配合使用时,效果更好。

钢中加入一种合金元素,往往难于全面改进性能,所以重要的合金钢都含有好几种合金元素。根据合金元素的作用可以将其分为主加元素和辅加元素两类。主加元素是指这些元素分别的或复合的加入钢中,对增大钢的淬透性和提高钢的综合机械性能起主导作用,Si、Mn、Cr、Ni等元素属于此类。辅加元素则是经常加入到含有上述主加元素的钢中,起着降

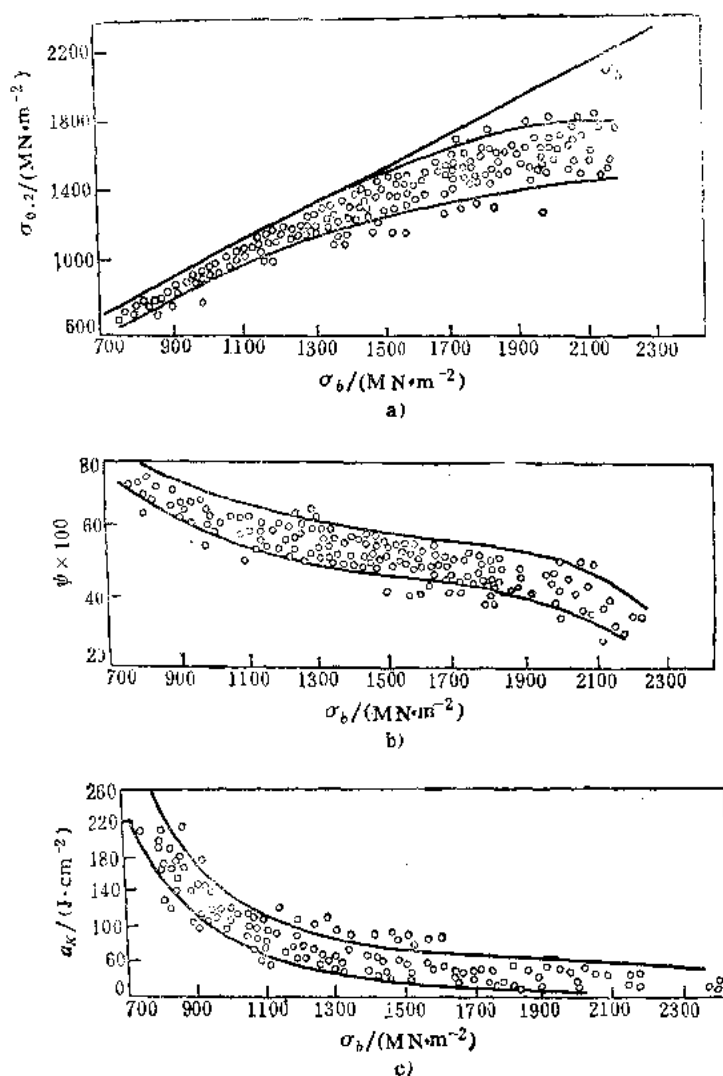


图11-17 不同成分的淬火回火钢的 σ_s 与其它机械性能指标的关系

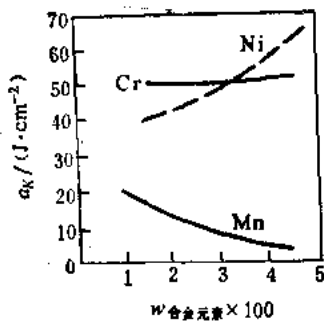


图11-18 Ni、Cr、Mn对低温回火钢
($w_c = 0.34 \sim 0.4\%$) 的冲击韧性的影响

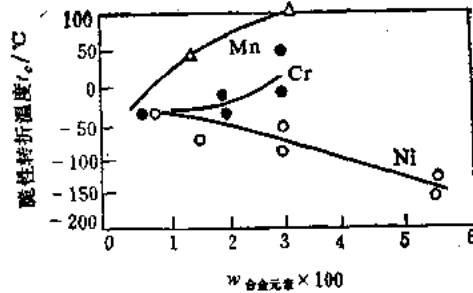


图11-19 Ni、Cr、Mn对低温回火钢的脆性
转折温度 t_c 的影响
($w_c = 0.21 \sim 0.27\%$)

低钢的过热敏感性与回火脆性, 改善夹杂物的形态, 进一步提高钢的淬透性, 改善钢材性能的作用。辅加元素在钢中的质量分数不需要过高, 通常在千分之几范围内变动。Mo、W、V、Ti、B、RE等属于此类。

(二) 含碳量的选择和回火温度的确定

碳是机器零件用钢中的最重要的元素, 它不但直接决定了马氏体的硬度, 而且对马氏体的形态及其回火后的性能都有很大影响。回火是热处理的最后一道工序, 回火温度的确定就决定了钢的最后组织状态, 因此从这一意义上来说, 回火工艺在某种程度上决定了零件的使用性能和寿命。由于不同机器零件的工作条件及失效方式不同, 对机械性能的要求也不同, 因而在含碳量及回火温度的选择上, 必须有针对性地进行考虑。现以含碳量分别为 $w_c = 0.2\%$ 、 $w_c = 0.4\%$ 、 $w_c = 0.6 \sim 0.7\%$ 、 $w_c = 1.0\%$ 的钢为例, 讨论其机械性能随回火温度变化的情况。

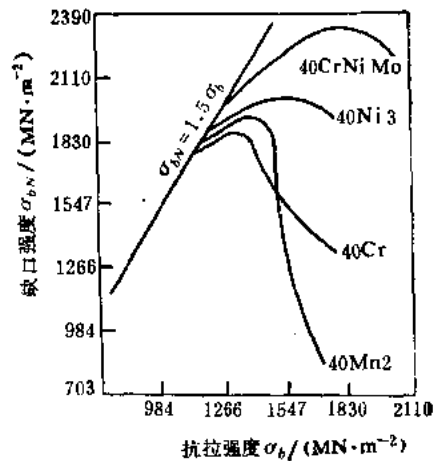


图11-20 四种钢的抗拉强度与
缺口强度关系的比较

淬火钢在回火处理时, 其机械性能的一般变化规律是, 随着回火温度的升高, 强度下降, 塑性升高, 韧性的变化比较复杂, 分别在第一类和第二类回火温度范围内出现谷值。钢中碳的含量不同, 其机械性能的变化也存在着各自的特殊性。淬火钢经低温回火后, 低碳(合金)钢的组织为位错马氏体、少量残余奥氏体和弥散分布的碳化物, 它在具有很高强度的同时, 还具有良好的塑性和韧性, 缺口敏感性低, 脆性转折温度下降到 -60°C 以下, 使用上比较安全可靠。例如 $18\text{Cr}2\text{Ni}4\text{W}$ 钢经淬火低温回火后, 可以达到很高的机械性能 ($\sigma_s = 1200 \sim 1300 \text{ MN/m}^2$, $\psi = 50 \sim 60\%$, $a_K = 120 \sim 140 \text{ J/cm}^2$)。对于中碳(合金)钢来说, $w_c = 0.4\%$ 时, 淬火后得到的是位错马氏体和孪晶马氏体的混合组织, 若也在低温回火, 尽管强度很高 ($\sigma_s = 1600 \sim 1700 \text{ MN/m}^2$), 但断裂韧性 K_{Ic} 下降, 有较高的缺口敏感性。如果在高温回火 ($550 \sim 600^\circ\text{C}$), 其组织为回火索氏体, 则可获得良好的综合机械性能, 在仍具有较高强度的同时, 塑性韧性得到明显改善, 断裂形式为微孔聚集型, 脆性转折温度很低, 当出现第二类回火脆性时, 钢的韧性即受到很大损害。对于 $w_c = 0.6 \sim 0.7\%$ 的碳钢或合金钢, 若在 300°C 以下回火, 由于未能消除淬火内应力和高碳马氏体的固有脆性, 所以都呈现脆性断裂, 在单向拉伸条件下,

较难准确地测定各项机械性能指标。当在350℃附近回火时,其弹性极限和屈服强度均达到峰值,并具有很高的疲劳强度。此时的组织为回火屈氏体。

钢的耐磨性和接触疲劳强度与钢的表面硬度有关,表面硬度越高,则其耐磨性越好,接触疲劳强度也越高。所以为了保证钢有较好的耐磨性和接触疲劳强度,钢淬火后应进行低温回火。已知马氏体的硬度与钢中含碳量有关,随着钢中 w_c 的增多,马氏体的硬度也随之提高,当钢中的碳达 $w_c=1.0\%$ 时,淬火低温回火后,其组织为回火马氏体和粒状碳化物。由于碳化物具有很高的硬度,所以此时钢将具有很高的耐磨性和接触疲劳强度。如果进一步增加钢中含碳量,在组织中出现网状碳化物或条状碳化物时,便使接触疲劳强度下降。所以轴承钢中的 $w_c=1.0\%$,就可以保证轴承对耐磨性和接触疲劳强度的要求。

(三) 提高钢的切削加工性

钢的切削加工性能是一种重要的工艺性能,对于大生产显得尤为重要,有时为了提高切削速度,发挥自动机床的加工能力,延长刀具使用寿命,常常不得不牺牲一部分使用性能而保证钢材的切削加工性能。

常用的以改善钢的切削加工性能的合金元素有S、Te、Pb、Se或Ca等元素,或者是单独加入,或者同时加入其中的几个元素。这些元素加入钢中之后,与钢中其它元素形成非金属夹杂物或金属间化合物,如MnS、CaS、MnTe、PbTe、MnSe、PbSe、 $2CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$ 等。还有的是以其本身金属态存在,如Pb。这些夹杂物不溶于或几乎不溶于铁中,在钢锭压延时,沿延伸方向伸长,成为条状或纺锤状。它们的硬度一般均很低,类似无数个微小缺口,破坏钢的连续性,减少切削时把金属撕裂所需要的能量,切屑易断,减少刀具磨损,显著提高了切削加工性能。另一方面,由于这些夹杂物以细小条状或纺锤状形态存在,不会显著影响钢的纵向机械性能。

钢的硬度和组织对钢的切削加工性能也有明显影响。一般认为,当钢的硬度为179~229 HB时,其切削性能最佳。低碳钢的硬度太低,切削时容易粘刀,应采用正火处理,提高片状珠光体的数量,改善切削性能。高碳钢由于硬度高而难于加工,为此应进行球化处理,使硬度降低。具体地说,对于过共析钢可采用球化退火,对于亚共析钢可采用退火或正火继而进行高温回火处理。

三、渗碳钢

(一) 渗碳钢的工作条件及对性能的要求

所谓渗碳钢是指经渗碳处理后使用的钢种,碳氮共渗用钢与渗碳钢大体相同,可将之归于一类。

不少机器零件如汽车、拖拉机上的变速齿轮,内燃机上的凸轮、活塞销以及部分量具等,均采用渗碳钢制造,现以齿轮为例分析其工作条件及对使用性能的要求。

(1) 齿轮工作时,从啮合点到齿根整个齿面上均受有脉动的弯曲应力作用,而在齿根危险断面上造成最大的弯曲应力。在脉动弯曲应力作用下,可使齿轮产生弯曲疲劳破坏。破坏形式是断齿。

(2) 齿轮工作时,通过齿面接触传递动力。在接触应力的反复作用下,会使工作齿面产生接触疲劳破坏。破坏形式主要有麻点剥落与硬化层剥落两种。

(3) 齿轮工作时,两齿面相对运动(包括滚动与滑动),产生摩擦力,因而要求齿面有较高的耐磨性。

(4) 齿轮工作时, 有时还会承受强烈的冲击载荷, 要求齿轮有较高的强韧性。

由此可见, 齿轮的工作条件是很复杂的, 为了满足这些要求, 齿轮用钢不但应有高的耐磨性、接触疲劳强度、弯曲疲劳强度和屈服强度, 而且还应有较高的塑性和韧性。为此可采用低碳(合金)钢渗碳(或碳氮共渗)后进行淬火及低温回火处理, 即可达到目的。经渗碳处理后, 使零件表层为高碳钢($w_c > 0.8\%$), 淬火并低温回火后的组织为回火马氏体和粒状碳化物, 它具有高的硬度、耐磨性和接触疲劳强度; 零件的心部仍为低碳钢, 其组织为位错马氏体(全部淬透)或部分铁素体(未淬透), 它具有很高的强度、塑性和韧性。此外, 由于表层和心部含碳量不同, 因而在表层形成压应力, 这将显著提高钢的弯曲疲劳强度。

(二) 渗碳钢的化学成分

根据机器零件的工作条件及对性能的要求, 渗碳钢的化学成分有以下特点:

1. 低碳

含碳量一般为 $w_c = 0.10 \sim 0.25\%$ 。渗碳钢的含碳量实际上是渗碳零件心部的含碳量, 这对于保证心部有足够的塑性和韧性是十分必要的。若含碳量过低, 表面的渗碳层易于剥落; 含碳量过高, 则心部的塑性和韧性下降, 并使表层的压应力减少, 从而降低弯曲疲劳强度。

2. 加入提高淬透性的合金元素。

提高心部的强度将提高齿轮的承载能力, 并防止渗层剥落。而心部的强度则取决于钢中含碳量及淬透性。当淬透性足够时, 心部得到全部位错马氏体组织; 如淬透性不足, 则出现非马氏体组织。常加入的合金元素有Cr、Ni、Mn、Mo、W、Si和B等。Ni对渗层和心部的韧性和强度都十分有利, 因而高级渗碳钢中都含有较多的Ni。

3. 加入阻止奥氏体晶粒长大的元素

渗碳操作是在 $910 \sim 930^\circ\text{C}$ 高温下进行的, 为了阻止奥氏体晶粒长大, 渗碳钢用以铝脱氧的本质细晶粒钢。Mn在钢中有促进奥氏体晶粒长大的倾向, 所以在含Mn渗碳钢中常加入少量的V、Ti等阻止奥氏体晶粒长大的元素。

此外, 为了提高渗层的碳浓度、渗层深度和渗入速度, 可加入碳化物形成元素Cr、Mo、W等, 非碳化物形成元素Si、Ni等则降低渗层碳浓度及厚度。但是碳化物形成元素过多, 则导致渗层碳浓度分布曲线过陡, 块状碳化物增多, 降低渗层性能, 所以对钢中合金元素的种类及数量必须全面考虑。

(三) 常用的渗碳钢

常用渗碳钢的牌号、成分、机械性能及应用列于表11-7, 按强度级别或淬透性大小, 可将渗碳钢分为三类:

1. 低强度渗碳钢

其强度级别 σ_s 在 800MN/m^2 以下, 又称为低淬透性渗碳钢。常用的有15、20、20Mn、20MnV、15Cr等。由于这类钢的淬透性低, 因此只适用于对心部强度要求不高的小型渗碳件, 如套筒、链条、活塞销等。

2. 中强度渗碳钢

其强度级别 σ_s 在 $800 \sim 1200\text{MN/m}^2$ 范围内, 又称为中淬透性渗碳钢。常用的钢号有20Cr、20CrMnTi、20MnVB、20MnTiB等。这类钢的淬透性与心部的强度均较高, 可用于制造一般机器中较为重要的渗碳件, 如汽车、拖拉机的齿轮及活塞销等。

3. 高强度渗碳钢

表11-7 常用渗碳钢的成分、热处理情况、机械性能和用途

钢号	主要化学成分						热处理温度/°C			机械性能				毛坯尺寸/mm	用途
	wC	wMn	wSi	wCr	wNi	toV	渗碳	预备处理	淬火	回火	σ_b (MN·m ⁻²)	σ_s (MN·m ⁻²)	$\delta \times 100$	$\psi \times 100$	α_k (J·cm ⁻²)
15	0.12~0.19 0.15	0.35~0.65 0.50	0.17~0.37 0.25				930	880~1000 空	770~800 水	200	≥500	≥300	15	≥55	
20Mn2	0.17~0.24 0.20	1.40~1.80 1.60	0.20~0.40 0.30				930	850~870 油	770~800 油	200	820	600	10	47	60
20Cr	0.17~0.24 0.20	0.50~0.80 0.60	0.20~0.40 0.30	0.70~1.00 0.80			930	880 水, 油	800	200	850	550	10	40	60
20MnV	0.17~0.24 0.20	1.30~1.60 1.50	0.20~0.40 0.30			0.07~0.12	930		880 水, 油	200	800	500	10	40	70
20CrV	0.17~0.24 0.20	0.50~0.80 0.60	0.20~0.40 0.30	0.80~1.10 0.90		0.10~0.20	930	880	800	200	850	800	12	45	70
20CrMn	0.17~0.24 0.20	0.80~1.20 1.00	0.20~0.40 0.30	0.80~1.20 0.90			930		850 油	200	950	750	10	45	60
20CrMnTi	0.17~0.24 0.20	0.80~1.10 0.90	0.20~0.40 0.30	1.00~1.30 1.10			930	830 油	870 油	200	1100	850	10	45	70
20Mn2TiB	0.17~0.24 0.20	1.50~1.80 1.60	0.20~0.40 0.30				930		860 油	200	1150	950	10	45	70
20SiMnVB	0.17~0.24 0.20	1.30~1.60 1.50	0.50~0.80 0.60			0.07~0.12	930	860~880 油	780~800 油	200	≥1200	≥1000	≥10	≥45	≥70
18Cr2Ni4WA	0.13~0.19 0.15	0.30~0.60 0.40	0.20~0.40 0.30	1.35~1.65 1.50	4.00~4.50 4.20		930	950 空	850 空	200	1200	850	10	45	100
20Cr2Ni4A	0.17~0.24 0.20	0.30~0.60 0.40	0.20~0.40 0.30	1.25~1.75 1.50	3.25~3.75 3.50		930	880 油	780 油	200	1200	1150	10	45	80
15CrMn2SiMo	0.13~0.19 0.15	0.20~0.40 0.30	0.4~0.7 0.5	0.4~0.7 0.5					860 油	200	1200	900	10	45	80

其强度级别 σ_s 在 1200MN/m^2 以上, 又称高淬透性渗碳钢。常用的牌号有 $20\text{Cr}2\text{Ni}4\text{A}$ 、 $18\text{Cr}2\text{Ni}4\text{WA}$ 、 $15\text{CrMn}2\text{SiMo}$ 等。由于具有很高的淬透性, 心部强度很高, 因此这类钢可用于制造截面较大的重负荷渗碳件, 如航空发动机齿轮、轴、坦克齿轮等。

(四) 渗碳钢的热处理

渗碳钢的热处理一般是渗碳后进行淬火及低温回火, 以获得高硬度的表层及强而韧的心部。根据钢的成分的差异, 常用的热处理方法有:

1. 渗碳后预冷直接淬火及低温回火

这种方法适用于合金元素含量较低又不易过热的钢, 如 20CrMnTi 、 20CrTi 等。

2. 一次淬火

渗碳后缓冷至室温, 重新加热淬火并低温回火。适用于渗碳时易过热的碳钢及低合金钢工件, 或固体渗碳后的零件等。

3. 两次淬火

渗碳后缓冷至室温, 重新加热两次淬火并低温回火。适用于本质粗晶粒钢及对性能要求很高的工件, 但因生产周期长, 成本高, 易脱碳氧化和变形, 目前生产上已很少采用。

对于合金化程度较高的 $18\text{Cr}2\text{Ni}4\text{A}$ 、 $20\text{Cr}2\text{Ni}4\text{WA}$ 等钢种, 如渗碳后预冷淬火, 渗层中的残余奥氏体过多, 会使硬度降低。为此, 生产上采用渗碳空冷后进行一次高温回火, 然后再进行加热淬火和低温回火。

四、调质钢

(一) 调质钢的工作条件及对性能的要求

经过调质处理使用的结构钢称为调质钢。许多机器设备上的重要零件如机床主轴、汽车拖拉机的后桥半轴、柴油发动机曲轴、连杆、高强度螺栓等, 都是在多种应力负荷下工作的, 受力情况比较复杂, 要求具有比较全面的机械性能——不但要有很高的强度, 而且要求有良好的塑性和韧性, 即要求良好的综合机械性能, 才能承受较大的工作应力, 防止由于突然过载等偶然原因造成的破坏。调质钢经调质处理后具有较高的 σ_b 、 $\sigma_{0.2}$ 、 σ_{-1} 、 δ 、 ψ 、 a_K 和 K_{IC} 等性能指标, 脆性转折温度 t_K 也很低, 可以满足以上这些机器零件对使用性能提出的要求。

调质钢具有良好的综合机械性能的原因, 与其经调质处理后的组织为回火索氏体有关, 这种组织状态有以下几个特点:

(1) 在铁素体基体上均匀分布的粒状碳化物起弥散强化作用, 溶于铁素体中的合金元素起固溶强化作用, 从而保证钢有较高的屈服强度和疲劳强度。

(2) 组织均匀性好, 减少了裂纹在局部薄弱地区形成的可能性, 可以保证有良好的塑性和韧性。

(3) 作为基体组织的铁素体是从淬火马氏体转变而成的, 晶粒细小, 使钢的冷脆倾向性大大减小。

(二) 调质钢的化学成分

1. 中碳

含碳量一般为 $w_c = 0.30 \sim 0.50\%$, 以保证有

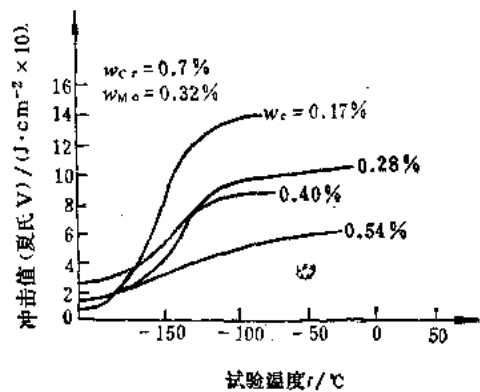


图11-21 钢中碳的含量对马氏体高温回火后冲击韧性的影响

表11-8 常用调质钢的成分、热处理、机械性能和用途

钢 号	主 要 化 学 成 分 $\times 100$						热 处 理		机 械 性 能					退火 状态 HB	用 途		
	w_C	w_{Mn}	w_{Si}	w_{Cr}	w_{Ni}	w_{V}	w_{KZ}	淬火 $^{\circ}C$	回火 $^{\circ}C$	毛坯 尺寸 mm	σ_s ($MN \cdot m^{-2}$)	σ_b ($MN \cdot m^{-2}$)	δ_5 $\times 100$			ψ $\times 100$	α_K ($J \cdot cm^{-2}$)
45	0.42~0.50 0.50	0.50~0.80 0.80	0.17~0.37					830~840 水	580~640 空	<100		≥ 650	≥ 350	≥ 17	≥ 38	≥ 45	主轴承、曲轴、齿轮、柱等
45Mn2	0.42~0.49 0.49	1.40~1.80 1.80	0.20~0.40					840 油	550 水、油	25		900	750	10	45	60	代替 $\phi < 50mm$ 的 40Cr 作重要螺栓和轴类件等
40MnB	0.37~0.44 0.44	1.10~1.40 1.40	0.20~0.40				(w_B) 0.001~0.0035	850 油	500 水、油	25		1000	800	10	45	60	代替 $\phi < 50mm$ 的 40Cr 作重要螺栓和轴类件等
40MnVB	0.37~0.44 0.44	1.10~1.40 1.40	0.20~0.40			0.05~0.10	(w_B) 0.001~0.001	850 油	500 水、油	25		1000	800	10	45	60	可代替 40Cr 及部分代替 40CrNi 作重要零件, 也可代替 38CrSi 作重要销钉
35SiMn	0.32~0.40 0.40	1.10~1.40 1.40	1.10~1.40					900 水	550 水、油	25		900	750	15	45	60	除低温 ($< -20^{\circ}C$) 韧性稍差外, 可全面代替 40Cr 和部分代 40CrNi
40Cr	0.37~0.45 0.45	0.50~0.80 0.80	0.20~0.40 0.40	0.80~1.10				850 油	500 水、油	25		1000	800	9	45	60	作重要调质件, 如轴类、连杆螺栓、进气阀和重要齿轮等
38CrSi	0.35~0.43 0.43	0.80~0.60 0.60	1.00~1.30 1.30	1.30~1.60				900 油	600 水、油	25		1000	850	12	50	70	作承受大载荷的轴类件及车辆上的重要调质件
40CrMn	0.37~0.45 0.45	0.80~1.20 1.20	0.20~0.40					840 油	520 水、油	25		1000	850	9	45	60	代 40CrNi
30CrMnSi	0.27~0.34 0.34	0.80~1.10 1.10	0.80~1.20 1.20	0.80~1.10				880 油	520 水、油	25		1100	900	10	45	50	高强度钢, 作高速载荷的轴类、车轴上的内衬摩擦片等
35CrMo	0.32~0.40 0.40	0.40~0.70 0.70	0.20~0.40 0.40	0.80~1.10	0.15~0.25			850 油	550 水、油	25		1000	850	12	45	80	重要调质件, 如曲轴、连杆及代 40CrNi 作大截面轴类件

(续)

钢号	主要化学成分					热处理		机械性能				退火状态 HB	用途				
	wC	wMn	wSi	wCr	wNi	wV	wB	淬火 温度 °C	回火 温度 °C	硬度 HRC	σ_k (MN·m ⁻²)			σ_s (N·m ⁻²)	δ_5 $\times 100$	ψ $\times 100$	$\frac{a_k}{(J·cm^{-2})}$
38CrMoAl	0.35~0.42 A	0.30~0.60 0.40	0.20~0.40 1.65	1.35~1.65	0.15~0.25			940 水, 油	640 水, 油	30	1000	850	14	50	90	228	作高压零件, 如高压 阀门、缸套等
40CrNi	0.37~0.44 A	0.50~0.80 0.40	0.20~0.40 0.75	1.00~1.40				820 油	500 水, 油	25	1000	800	10	45	70	241	作较大截面和重要的 曲轴、主轴、连杆等
37CrNi3	0.34~0.41 A	0.30~0.60 0.40	0.20~0.40 1.60	1.20~3.50				820 油	500 水, 油	25	1150	1000	10	5			作大截面并需要高强 度、高韧性的零件
*35SiMn 2MoVA	0.32~0.42 A	1.55~1.85 0.90	0.60~0.90		0.40~0.50	0.05~0.10		870 水, 油	650 空		1100	950	12	50	80		作大截面、重载荷的 轴、连杆、齿轮等, 可 代替40CrNiMo
40CrMnMo	0.37~0.45 A	0.90~1.20 0.40	0.20~0.40 1.20	0.90~1.20	0.20~0.30			850 油	600 水, 油	25	1000	800	10	45	80	217	相当于40CrNiMo的 高级调质钢
25Cr2Ni4 WA	0.21~0.28 A	0.30~0.60 0.37	0.17~0.37 1.65	1.35~4.50				850 油	550 水	25	1100	950	11	45	90		制造机械性能要求很 高的大断面零件
40CrNiMo	0.37~0.44 A	0.50~0.80 0.40	0.20~0.40 0.90	1.25~1.75 0.25	0.15~0.25			850 油	600 水, 油	25	1000	850	12	55	100	269	作高强度零件, 如航 空发动机轴, 在 <500 °C 工作的燃气发动机承 力零件
45CrNiMo	0.42~0.49 A	0.50~0.80 0.40	0.20~0.40 1.10	1.30~1.80 0.30	0.20~0.30			860 油	450 油	试样	1500	1350	7	35	40	269	作高强度、高弹性零 件, 如车辆上扭力轴等

注: 钢号前标有“*”者为新钢种, 供参考。

足够的碳化物起弥散强化作用。但是碳是不利于调质钢冲击韧性的元素(图11-21),故在选择钢中含碳量时,在满足强度要求的前提下,应将其限制在较低的范围内,从而提高钢的韧性,增加零件工作时的安全可靠性能。

2. 加入提高淬透性的合金元素

对调质钢而言,合金化的主要着眼点是提高钢的淬透性,在设计钢的成分时,必须保证钢有足够的淬透性,只有淬火得到马氏体,才能使钢具有良好的综合机械性能。如果淬透性不足,淬火后得到了非马氏体组织,则钢的 $\sigma_{0.2}$ 、 δ 、 ψ 、 α_K 等性能将显著下降。

对调质钢淬透性的要求是根据零件的实际受力情况确定的,对于承受单向拉压或剪切应力的零件,要求心部至少有 $\varphi = 50\%$ 的马氏体,重要的零件如柴油机上的连杆与连杆螺栓等,甚至要求心部有 $\varphi = 95\%$ 以上的马氏体。对于承受弯曲、扭转等应力的零件(如轴类零件),应力由表面至心部逐渐减少,最大应力位于表面,此时没有必要使零件心部淬透,淬火后一般只要求离表面 $1/4$ 半径处保证获得 $\varphi = 80\%$ 以上马氏体即可。调质钢中常用的提高淬透性的元素有Mn、Cr、Mo、B、Si、Ni等。

3. 加入防止第二类回火脆性的元素

调质钢的回火温度正好处于第二类回火脆温度范围内,钢中含有Mn、Cr、Ni、B元素时,会增大回火脆性的敏感性,除了回火后快速冷却外,可加入抑制回火脆性的元素Mo和W。

4. 加入细化奥氏体晶粒的元素

回火索氏体中的铁素体晶粒越细小,则钢的强韧性越好,为了细化铁素体晶粒,首先必须细化奥氏体晶粒,常用的元素有W、Mo、V、Ti等。

(三) 常用调质钢

调质钢在机械制造中应用十分广泛,常用调质钢的热处理,机械性能及应用如表11-8所示。根据淬透性的高低,可以将其分为三类:

1. 低淬透性调质钢

这类钢的油淬临界直径最大为30~40mm,典型钢种有45、40Cr、40MnB等。45钢是比较便宜的钢种,淬透性小,用于对机械性能要求不高的零件,40Cr钢有较高的机械性能和工艺性能,应用十分广泛,可用于制造汽车、拖拉机上的连杆、螺栓、传动轴及机床主轴等零件。40MnB是为节约Cr而发展起来的一种代用品,性能与40Cr相近,唯淬透性稳定性稍差,切削加工性能也差一些。

2. 中淬透性调质钢

这类钢的油淬临界直径为40~60mm,典型钢种有40CrMn、35CrMo等。由于淬透性较好,可用于制造截面尺寸较大的中型甚至大型零件,如曲轴、齿轮、连杆等。

3. 高淬透性调质钢

这类钢的油淬临界直径在60mm以上,大多含有Ni、Cr等元素。为了防止回火脆性,钢中还含有Mo,如40CrNiMo等,用于制造大截面承受重载荷的重要零件,如航空发动机轴等。

(四) 调质钢的热处理

1. 预备热处理

调质钢经热加工之后,必须经过预备热处理以降低硬度,便于切削加工,消除热加工时

成的组织缺陷(如带状组织)、细化晶粒、改善组织,为最终热处理做好准备。对于合金元素含量较低的钢,可进行正火或退火处理;对于合金元素含量较高的钢,正火处理后可能得到马氏体组织,尚需再在 A_c 以下进行高温回火,使其组织转变为粒状珠光体,降低硬度,便于切削加工。

2. 最终热处理

调质钢的最终热处理是淬火加高温回火。合金钢的淬透性比较高,可以采用较慢的冷却速度淬火,一般都用油淬,以避免出现热处理缺陷,调质钢的最终性能取决于回火温度,当要求强度较高时,采用较低的回火温度,反之选用较高的回火温度。回火温度范围一般为 $500\sim 650^{\circ}\text{C}$ 。

某些零件除了要求有良好的综合机械性能外,还要求工件(局部)表面有较高的耐磨性,这时零件经调质处理后,还应对零件(局部)表面进行感应加热淬火,最后低温回火,表层硬度可达HRC56~58。

应当指出,调质钢不一定非得进行调质处理,根据工作条件的要求,当零件的韧性不需要太高,而强度成为主要矛盾时,调质钢可以在中、低回火状态下使用,相应地其显微组织为回火屈氏体和回火马氏体。它们比回火索氏体有较高的强度,但冲击韧性较低。例如模锻锤杆经中温回火,凿岩机活塞经低温回火后均显著提高了零件的使用寿命。

(五) 低碳马氏体钢

调质钢经调质处理之后的主要不足之处是强度较低,其原因与调质处理后使钢获得中碳回火索氏体组织有关。为了提高钢的强度,就需要相应地改变其组织状态,降低回火温度,例如用中碳回火马氏体代替中碳回火索氏体,强度水平即可大大提高,但随之而来的是韧性(K_{IC})的显著降低。如何提高钢的韧性呢?自从60年代人们搞清了低碳马氏体的精细结构之后,就为发展低碳马氏体钢提供了依据。如前所述,在低碳马氏体上分布着大量的位错,它不但强度高,塑性韧性也好,缺口敏感性小,其机械性能在许多方面优于调质钢。例如20MnVB钢经 800°C 淬油, 200°C 回火之后,其 $\sigma_s \geq 1079\text{MN/m}^2$, $\sigma_{0.2} \geq 883\text{MN/m}^2$, $\psi \geq 45\%$, $a_K \geq 68.7\text{J/cm}^2$ 。而40Cr钢 850°C 淬油, 500°C 回火之后的 $\sigma_s = 981\text{MN/m}^2$, $\sigma_{0.2} = 785\text{MN/m}^2$, $\psi = 45\%$, $a_K = 58.9\text{J/cm}^2$ 。由此可见,如将常用的渗碳钢和普低钢(如16Mn)经淬火获得低碳马氏体并低温回火后,可以满足机械制造业中不少零件的使用性能要求。表11-9列出了这些钢种在低碳马氏体状态下的常规机械性能。

目前,低碳马氏体钢已经在很多工业部门得到了应用。如某汽车厂采用15MnVB低碳马氏体钢代替40Cr调质钢,证明低碳马氏体螺栓具有良好的综合机械性能,在 200°C 回火后,强度性能达到了40Cr钢调质处理后的水平,而冲击韧性又显著超过了40Cr钢。

五、弹簧钢

(一) 弹簧的工作条件及对性能要求

弹簧钢是指用于制造各种弹簧的钢种。在各种机器设备中,弹簧的主要作用是吸收冲击能量,缓和机械的振动和冲击作用。例如用于汽车拖拉机和机车上的板弹簧,它们除了承受车厢及载物的巨大重量外,还要承受因地面不平所引起的冲击载荷和振动,使汽车、火车等车辆运转平稳,以免某些零件因受冲击而过早地破坏。此外,弹簧还可储存能量使其它机件完成事先规定的动作,如汽阀弹簧、高压油泵上的柱塞簧、喷嘴簧等,可以保证机器和仪表的正常工作。根据以上的工作条件,弹簧钢应具有以下性能:

表11-9 若干低碳马氏体型结构钢的常规机械性能

钢 号	状 态	硬度 HRC	$\sigma_{0.2}$	σ_b	$\delta_5 \times 100$	$\psi \times 100$	σ_K
			(MN·m ⁻²)	(MN·m ⁻²)			J·cm ⁻²
15	940℃淬10%NaOH①水溶液, 200℃回火	36	940	1140	9.8	39	59
20	910℃淬10%盐水, 200℃回火	44	1310	1530	11.1	45	41
16Mn	900℃淬10%盐水, 200℃回火	45	1220	1440	11.4	40.1	49.8
20Mn	880℃淬10%盐水, 200℃回火	44	1260	1500	10.8	42.5	95
20Mn2	880℃淬10%盐水, 250℃回火	45	1265	1500	12.4	52.5	83
20MnV	880℃淬10%盐水, 200℃回火	45	1245	1435	12.5	43.3	89~126
20Cr	880℃淬10%NaCl, 200℃回火	45	1200	1450	10.5	49	≥70
C20; MnTi	880℃淬10%NaOH水溶液, 200℃回火	45	1310	1510	12.2	57	80~100
20CrMnSi	880℃淬水, 200℃回火	47	1315	1575	13	53	93~107
15MnB	880℃淬10%NaCl水溶液, 200℃回火	43	1169	1390	14.8	63.9	112
15MnVB	880℃淬10%NaCl水溶液, 200℃回火	43	1133	1353	12.6	51	95
20MnVB	880℃淬10%NaCl水溶液, 200℃回火	45	1245	1435	12.5	43	—
20Mn2TiB	870℃淬10%盐水, 200℃回火		1230	1450	11.3	55	104
25MnTiB	850℃淬油, 200℃回火		1330	1535	12.5	54	96
25MnTiBRe	850℃淬油, 200℃回火		1345	1700	13	57.5	95
26SiMn2MoV	900℃淬油, 250℃回火		1238	1511	13.4	58.5	160
25SiMn2MoV	900℃淬油, 250℃回火		1378	1676	11.3	51.0	68
18Cr2Ni4WA	890℃淬油, 220℃回火		1214	1496	$\delta_{10} = 9.3$	38.1	—
20Cr2Ni4A	880℃淬油, 250℃回火	44.5	1192	1437	13.8	59.6	—

① 10%NaOH水溶液表示的是 $w(\text{NaOH}) = 10\%$ 的水溶液, 以下与此相同。

(1) 高的弹性极限或屈服极限和高的屈强比 ($\sigma_{0.2}/\sigma_b$), 以保证弹簧有足够高的弹性变形能力, 并能承受大的载荷。

(2) 高的疲劳极限, 以保证弹簧在长期的振动和交变应力作用下不产生疲劳破坏。

(3) 为了满足成形的需要和可能承受的冲击载荷, 弹簧钢应具有一定的塑性和韧性。此外, 一些在高温及易蚀条件下工作的弹簧, 还应具有良好的耐热性和抗蚀性。

表11-10 弹簧钢的成分、热处理、机械性能和用途

钢 号	主要化学成分 × 100						热处理温度/°C		机 械 性 能				用 途
	w_C	w_{Mn}	w_{Si}	w_{Cr}	w_V	$w_{其他}$	淬 火	回 火	σ_b ($MN \cdot m^{-2}$)	σ_s ($MN \cdot m^{-2}$)	δ_{10}	ψ	
65	0.62~0.70	0.50~0.80	0.17~0.37				840油	480	1000	800	9	35	截面<12~15mm的小弹簧
65Mn	0.62~0.70	0.90~1.20	0.17~0.37				830油	480	1000	800	8	30	截面<25mm的各种螺旋弹簧、板弹簧
60Si2Mn	0.57~0.65	0.60~0.90	1.50~2.00				870油或水	460	1300	1200	5	25	截面<25mm的各种螺旋弹簧、板弹簧
70Si3MnA	0.66~0.74	0.60~0.90	2.40~2.80				850油	420	1800	1600	5	20	截面<25mm的各种螺旋弹簧、板弹簧
50CrVA	0.46~0.54	0.50~0.80	0.17~0.37	0.50~0.10~0.10~0.20			850油	520	1300	1100	10	45	制造截面≤30mm的重载荷板簧和螺旋弹簧, 以及工作温度<400°C的各种弹簧
50CrMnA	0.46~0.54	0.80~1.00	0.17~0.37	0.95~1.20			840油	490	1300	1200	6	35	车辆、拖拉机上用的直径≤50mm的圆弹簧和板弹簧
65Si2 MnWA	0.61~0.69	0.70~1.00	1.50~2.00			(w_W) 0.80~1.20	850油	420	1900	1700	5	20	制造高温(≤350°C)、截面≤50mm强度要求较高的弹簧
55SiMnMoVNb	0.52~0.60	1.00~1.30	0.40~0.70	0.08~0.15	0.01~0.03	(w_{Nb}) 0.30~0.40 (w_{Nb}) 0.01~0.03	830油	530	≥1400	≥1300	≥7	≥35	代50CrVA作大截面的板簧
60Si2MnBRe	0.56~0.64	0.6~0.9	1.6~2.0			(w_B) 0.001~0.005 (w_{Re}) 0.15~0.20	870油	460±25	≥1600	≥1400	≥5	≥20	制造较大截面板簧和螺旋弹簧

注: 钢号前标有“*”者为新钢种, 供参考。