

回火（金属热处理工艺）

锻件回火是锻件热处理的一道重要工序，回火是将经过淬火的工件重新加热到低于下临界温度 AC_1 （加热时珠光体向奥氏体转变的开始温度）的适当温度，保温一段时间后在空气或水、油等介质中冷却的金属热处理工艺。或将淬火后的合金工件加热到适当温度，保温若干时间，然后缓慢或快速冷却。一般用于减小或消除淬火钢件中的内应力，或者降低其硬度和强度，以提高其延性或韧性。淬火后的工件应及时回火，通过淬火和回火的相配合，才可以获得所需的力学性能。

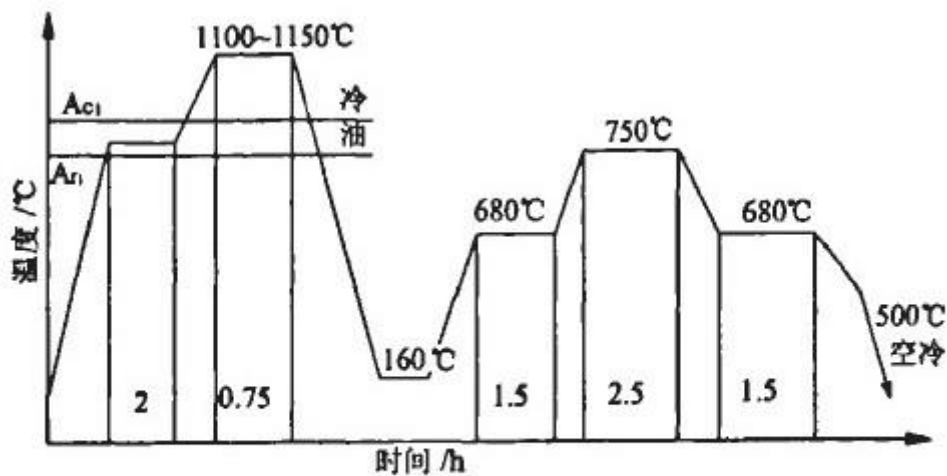


图4 高温固溶处理+高温回火预处理工艺

回火分类

低温回火

锻件在 $150\sim 250^\circ\text{C}$ 进行的回火。

目的是保持淬火工件高的硬度和耐磨性，降低淬火残留应力和脆性

回火后得到回火马氏体，指淬火马氏体低温回火时得到的组织。力学性

能：58~64HRC，高的硬度和耐磨性。

应用范围：主要应用于各类高碳钢的工具、刀具、量具、模具、滚动轴承、渗碳及表面淬火的零件等。

中温回火

锻件在 350~500 ℃之间进行的回火。

目的是得到较高的弹性和屈服点，适当的韧性。回火后得到回火屈氏体，指马氏体回火时形成的铁素体基体内分布着极其细小球状碳化物（或渗碳体）的复相组织。

力学性能：35~50HRC，较高的弹性极限、屈服点和一定的韧性。

应用范围：主要用于弹簧、发条、锻模、冲击工具等。

高温回火

锻件在 500~650℃以上进行的回火。

目的是得到强度、塑性和韧性都较好的综合力学性能。

回火后得到回火索氏体，指马氏体回火时形成的铁素体基体内分布着细小球状碳化物（包括渗碳体）的复相组织。

力学性能：25~35HRC，较好的综合力学性能。

应用范围：广泛用于各种较重要的受力结构件，如车轮锻件、筒类锻件、齿轮锻件及轴类锻件等。

锻件淬火并高温回火的复合热处理工艺称为调质。调质不仅作最终热处理，也可作一些精密零件或感应淬火件预先热处理。

钢的回火

回火是锻件淬硬后加热到 AC_1 (加热时珠光体向奥氏体转变的开始温度) 以下的某一温度，保温一定时间，然后冷却到室温的热处理工艺。

回火一般紧接着淬火进行，其目的是：

- 1、消除工件淬火时产生的残留应力，防止变形和开裂；
- 2、调整工件的硬度、强度、塑性和韧性，达到使用性能要求；
- 3、稳定组织与尺寸，保证精度；
- 4、改善和提高加工性能。因此，回火是工件获得所需性能的最后一道重要工序。通过淬火和回火的相配合，才可以获得所需的力学性能。

按回火温度范围，回火可分为低温回火、中温回火和高温回火。

碳钢的回火过程

淬火碳钢回火过程中的组织转变对于各种钢来说都有代表性。回火过程包括马氏体分解，碳化物的析出、转化、聚集和长大，铁素体回复和再结晶，残留奥氏体分解等四类反应。根据它们的反应温度，可描述为相互交叠的四个阶段。

第一阶段回火（250℃以下） 马氏体在室温是不稳定的，填隙的碳原子可以在马氏体内进行缓慢的移动，产生某种程度的碳偏聚。随着回火温度的升高，马氏体开始分解，在中、高碳钢中沉淀出 ϵ -碳化物，马氏体的正方度减小。高碳钢在 50~100℃回火后观察到的硬度增高现象，就是由于 ϵ -碳化物在马氏体中产生沉淀硬化的结果（见脱溶）。 ϵ -碳化物具有密排六方结构，呈狭条状或细棒状，和基体有一定的取向关系。初生的 ϵ -碳化物很可能和基体保持共格。在 250℃回火后，马氏体内仍保持含碳约 0.25%。含碳低于 0.2%的马氏体在 200℃以下回火时不发生 ϵ -碳化物沉淀，只有碳的偏聚，而在更高的温度回火则直接分解出渗碳体。

第二阶段回火（200~300℃） 残留奥氏体转变。回火到 200~300℃的温度范围，淬火钢中原来没有完全转变的残留奥氏体，此时将会发生分解，形成贝氏体组织。在中碳和高碳钢中这个转变比较明显。含碳低于 0.4%的碳钢和低合金钢，由于残留奥氏体量很少，所以这一转变基本上可以忽略不计。

第三阶段回火（200~350℃） 马氏体分解完成，正方度消失。 ϵ -碳化物转化为渗碳体（Fe₃C）。这一转化是通过 ϵ -碳化物的溶解和渗碳体重新形核长大方式进行的。最初形成的渗碳体和基体保持严格的取向关系。渗碳体往往在 ϵ -碳化物和基体的界面上、马氏体界面上、高碳马氏体片中的孪晶界上和原始奥氏体晶粒界上形核。形成的渗碳体开始时呈薄膜状，然后逐渐球化成为颗粒状的 Fe₃C。

第四阶段回火（350~700℃） 渗碳体球化和长大，铁素体回复和再结晶。渗碳体从 400℃开始球化，600℃以后发生集聚性长大。过程进行中，较小的渗碳体颗粒溶于基体，而将碳输送给选择生长的较大颗粒。位于马氏体晶界和原始奥氏体晶粒间界上的碳化物颗粒球化和长大的速度最快，因为在这些区域扩散容易得多。

铁素体在 350~600℃发生回复过程。此时在低碳和中碳钢中，板条马氏体的板条内和板条界上的位错通过合并和重新排列，使位错密度显著降低，并形成和原马氏体内板条束密切关联的长条状铁素体晶粒。原始马氏体板条界可保持稳定到 600℃；在高碳钢中，针状马氏体内孪晶消失而形成的铁素体，此时也仍然保持其针状形貌。在 600~700℃间铁素体内发生明显的再结晶，形成了等轴铁素体晶粒。此后，Fe₃C 颗粒不断变粗，铁素体晶粒逐渐长大。

合金元素的影响

对一般回火过程的影响 合金元素硅能推迟碳化物的形核和长大，并有力地阻滞 ϵ -碳化物转变为渗碳体；钢中加入 2%左右硅可以使 ϵ -碳化物保持到 400℃。在碳钢中，马氏体的正方度于 300℃基本消失，而含 Cr、Mo、W、V、Ti 和 Si 等元

素的钢，在 450℃甚至 500℃回火后仍能保持一定的正方度。说明这些元素能推迟铁碳过饱和固溶体的分解。反之，Mn 和 Ni 促进这个分解过程（见合金钢）。

合金元素对淬火后的残留奥氏体量也有很大影响。残留奥氏体围绕马氏体板条成细网络；经 300℃回火后这些奥氏体分解，在板条界产生渗碳体薄膜。残留奥氏体含量高时，这种连续薄膜很可能是造成回火马氏体脆性（300~350℃）的原因之一。合金元素，尤其是 Cr、Si、W、Mo 等，进入渗碳体结构内，把渗碳体颗粒粗化温度由 350~400℃提高到 500~550℃，从而抑制回火软化过程，同时也阻碍铁素体的晶粒长大。

特殊碳化物和次生硬化 当钢中存在浓度足够高的强碳化物形成元素时，在温度为 450~650℃范围内，能取代渗碳体而形成它们自己的特殊碳化物。形成特殊碳化物时需要合金元素的扩散和再分配，而这些元素在铁中的扩散系数比 C、N 等元素要低几个数量级。因此在形核长大前需要一定的温度条件。基于同样理由，这些特殊碳化物的长大速度很低。在 450~650℃形成的高度弥散的特殊碳化物，即使长期回火后仍保持其弥散性。图 4 表明，在 450~650℃之间合金碳化物的形成对基体产生强化作用，使钢的硬度重新升高，出现峰值。这一现象称为次生硬化。

钢在回火后的性能

淬火钢回火后的性能取决于它的内部显微组织；钢的显微组织又随其化学成分、淬火工艺及回火工艺而异。碳钢在 100~250℃之间回火后能获得较好的力学性能。合金结构钢在 200~700℃之间回火后的力学性能的典型变化如图 5 所示。从图 5 可以看出，随着回火温度的升高，钢的抗拉强度 σ_b 单调下降；屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 先稍升高而后降低；断面收缩率 ψ 和伸长率 δ 不断改善；韧性（用断裂韧度 K_{1c} 为指标）总的趋势是上升，但在 300~400℃之间和 500~550℃之间出现两个极小值，相应地被称为低温回火脆性与高温回火脆性。因此，为了获得良好的综合力学性能，合金结构钢往往在三个不同温度范围回火：超高强度钢约在 200~300℃；弹簧钢在 460℃附近；调质钢在 550~650℃回火。碳素及合金工具钢要求具有高硬度和高强度，回火温度一般不超过 200℃。回火时具有次生硬化的合金结构钢、模具钢和高速钢等都在 500~650℃范围内回火。

回火脆性

低温回火脆性 许多合金钢淬火成马氏体后在 250~400℃回火中发生的脆化现象。已经发生的脆化不能用重新加热的方法消除，因此又称为不可逆回火脆性。引起低温回火脆性的回火软化性，原因已作了大量研究。普遍认为，淬火钢在 250~400℃范围内回火时，渗碳体在原奥氏体晶界或在马氏体界面上析出，形成薄壳，是导致低温回火脆性的主要原因。钢中加入一定量的硅，推迟回火时渗碳

体的形成，可提高发生低温回火脆性的温度，所以含硅的超高强度钢可在 300~320℃回火而不发生脆化，有利于改进综合力学性能。

高温回火脆性 许多合金钢淬火后在 500~550℃之间回火，或在 600℃以上温度回火后以缓慢的冷却速度通过 500~550℃区间时发生的脆化现象。如果重新加热到 600℃以上温度后快速冷却，可以恢复韧性，因此又称为可逆回火脆性。已经证明，钢中 P、Sn、Sb、As 等杂质元素在 500~550℃温度向原奥氏体晶界偏聚，导致高温回火脆性；Ni、Mn 等元素可以和 P、Sb 等杂质元素发生晶界协同偏聚 (cosegregation)，Cr 元素则又促进这种协同偏聚，所以这些元素都加剧钢的高温回火脆性。相反，钼与磷交互作用，阻碍磷在晶界的偏聚，可以减轻高温回火脆性。稀土元素也有类似的作用。钢在 600℃以上温度回火后快速冷却可以抑止磷的偏析，在热处理操作中常用来避免发生高温回火脆性。

更多锻件百科知识请关注 中国锻件网 www.duanzaochina.com

