

高等学校教材

JINSHUCAILIAO
JIRECHULI

金属材料及热处理

田长生 主编

金属材料及热处理

TG15

西北工业大学出版社

TG 15
T58

高等学校教材

金属材料及热处理

田长生 主编

西北工业大学出版社

内 容 简 介

本书内容主要有：钢的热处理原理及工艺；黑色金属及其合金；有色金属及其合金等。书中着重阐述了钢在加热和冷却过程中组织转变的基本规律及其对性能的影响；概括地介绍了基本热处理工艺的目的、应用和工艺特点；对航空常用金属材料作了一般介绍和分析。本书可作为航空高等工科院校热加工（铸、锻、焊）、表面保护专业的教学用书，亦可供有关专业的工程技术人员参考。

高等学校教材
金属材料及热处理
田生霖主编

责任编辑：唐宗焕

※

西北工业大学出版社出版

（西安市友谊西路127号）

陕西省新华书店发行

西北工业大学出版社印刷厂印刷

※

开本 787×1092毫米 1/16 印张 15.75 390千字

1985年5月第一版 1987年5月第二次印刷

印数 2501—7500册

ISBN 7-5612-0006-4/TG·1 定价：2.65元
统一书号：15433·048

再 版 前 言

本书是根据1983年新修订的航空热加工（铸、锻、焊）、表面保护专业用的“金属材料及热处理”教学大纲，对第一版进行修订而写成的。主要有以下特点：

1. 加强了基础理论部分，即钢在加热和冷却过程中的组织转变规律及其对性能的影响。这是上述各专业制定工艺、认识材料和合理使用材料的共同理论基础。

2. 力求按照问题之间的内在联系，安排和叙述各章的内容，注意到了教学的系统性。思路清晰，重点突出，便于自学。

3. 为了帮助学生对基本内容的理解和掌握以及激励学生联系本专业实际的兴趣，进行深入学习，培养独立分析能力。在第一、二章后增写了适量的复习思考题。

本书第一章第二节由西北工业大学胡德林编写。第三章由南昌航空学院谭达吾、彭良清编写。其余由西北工业大学田长生编写并担任主编。

北京航空学院、南昌航空学院等单位参加了大纲讨论和会审定稿工作。西安交通大学张鸿庆担任主审，对书稿提出了宝贵的修改意见，谨致以衷心的感谢。

本书初版后，承读者提出了许多建设性意见，对我们这次修订工作帮助很大。此外，西北工业大学和南昌航空学院有关同志参加了描图、印洗照片及缮写工作，付出了辛勤的劳动。沈阳航空学院也为本书提供了飞机典型零件的图版，给了我们很大的支持，在此一并致谢。

限于编者的水平和经验，书中定有不少缺点和错误，恳切希望读者提出批评指正。

编 者

一九八四年七月

目 录

第一章 钢的热处理原理	1
§ 1-1 前言.....	1
§ 1-2 钢在加热时的转变.....	2
§ 1-3 钢在冷却时的转变.....	18
§ 1-4 珠光体转变.....	29
§ 1-5 马氏体转变.....	33
§ 1-6 贝氏体转变.....	42
§ 1-7 钢在回火时的转变.....	48
复习思考题.....	55
第二章 钢的热处理工艺	57
§ 2-1 钢的加热.....	57
§ 2-2 钢的退火与正火.....	60
§ 2-3 钢的淬火与回火.....	67
§ 2-4 形变热处理.....	76
§ 2-5 钢的表面淬火.....	77
§ 2-6 钢的化学热处理.....	79
§ 2-7 热处理新工艺简介.....	85
复习思考题.....	87
第三章 黑色金属及其合金	88
§ 3-1 概述.....	88
§ 3-2 合金元素在钢中的作用.....	90
§ 3-3 合金元素对钢的性能的影响.....	93
§ 3-4 合金结构钢.....	100
§ 3-5 合金工具钢.....	119
§ 3-6 不锈钢.....	127
§ 3-7 高温合金.....	136
§ 3-8 铸铁.....	147

第四章 有色金属及其合金	152
§ 4-1 铝及其合金.....	152
§ 4-2 钛及其合金.....	180
§ 4-3 铜及其合金.....	195
附录一 黑色金属硬度及强度换算表.....	204
附录二 常用钢材热处理工艺参数.....	209
附录三 国内外部分金属材料牌号对照表.....	235

第一章 钢的热处理原理

§ 1-1 前 言

一、热处理的作用

钢的热处理就是根据钢在固态下组织转变的规律，通过不同的加热、保温和冷却，以改变其内部组织结构，达到改善钢材性能的一种加工工艺。热处理一般是由加热、保温和冷却三个阶段组成的，其基本工艺过程可以用热处理工艺曲线来表示，如图 1-1 所示。

热处理是一种与铸、锻、焊接等加工密切相关的工艺。在铸、锻、焊的成型过程中，由于种种原因，不可避免地会出现这样或那样的缺陷。例如，铸造过程中由于铸件形状复杂、厚薄不均，造成冷却不均、组织变化不均而产生很大的铸造应力，加之从高温缓慢冷却，晶粒易于粗大，锻造时由于终锻温度过高或过低，也会出现粗大的魏氏组织或带状组织，焊接件在焊接过程中的局部加热与熔化，随后的

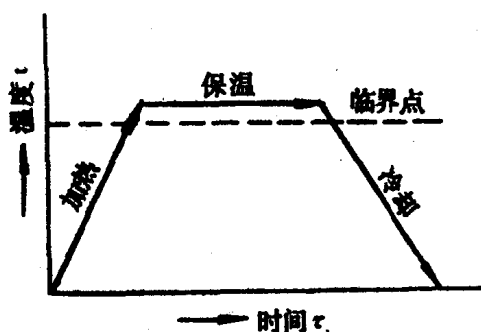


图 1-1 热处理工艺曲线

冷却又较快，必然存在很大的内应力。这些缺陷的存在，将严重地影响构件的使用性能。为了消除上述缺陷需要进行一定的热处理（例如退火），以改善其组织结构和性能。

不仅如此，热处理更重要的作用还在于，它是赋予工件最终性能的关键工序。不少重要零件加工成型后，并不能直接使用，还必须进行最终的热处理，以获得最佳的使用性能、充分发挥钢材性能的潜力。因此，无论在冶金生产、机械制造和航空等工业中，热处理都占有重要的地位。

根据它所起作用的不同，加热和冷却方法的不同，以及组织和性能变化的不同，钢的热处理工艺通常分为退火、正火、淬火、回火和化学热处理等。

在不同使用条件下，对钢材的性能要求是不同的。即使是同一零件，在其加工过程中，前后性能的要求也不一样。因此热处理的方式也就不同。例如：冲压模具及锻模，由于工作时承受很大的冲击力，所以要求有高的强度和高的韧性，为经久耐用，又必须具有很高的耐磨性。模具往往形状复杂，需要精细地加工成型，因此要求良好的加工性能（低硬度、高可塑性）。为此，在加工成型前，进行退火以降低模具坯料的硬度、改善其加工性能。为了满足高硬、高耐磨性等使用性能的要求，在加工成型后又必须进行淬火和回火。

二、钢的临界温度

钢的热处理的依据就是钢在固态加热、保温和冷却过程中，会发生一系列组织转变。因此铁碳合金相图的左下角（如图 1-2 所示），对于研究钢的相变和制定热处理工艺有重要的

参考价值。

由图可见，钢在缓慢加热和冷却时，其固态组织转变的临界温度是由 PSK 线 (A_1 线)、 GS 线 (A_3 线) 和 ES 线 (A_{cm} 线) 来决定的。共析钢只有一个临界点 A_1 ；亚共析钢则有两个临界点 A_1 和 A_3 ；过共析钢也有两个临界点 A_1 和 A_{cm} 点。

$Fe-C$ 合金相图上的 A_1 、 A_3 和 A_{cm} 都是平衡临界点，都是新旧两相自由能相等的温度。而实际转变过程不可能在平衡临界点进行。加热转变只有在平衡临界点以上（即一定的过热度）才能进行。与此相反，冷却转变也只有在平衡临界点以下（即有一定的过冷度）才能发生。所以实际的加热转变点和冷却转变点都偏离平衡临界点。而且，加热和冷却速度越大，其偏离也越大。通常加热转变点标以“ C ”，冷却转变点标以“ γ ”。碳钢的这些实际转变点在 $Fe-C$ 合金相图上的位置如图 1-2 中虚线所示。其物理意义如下：

- A_{c1} 加热时珠光体转变为奥氏体的温度
- A_{r1} 冷却时奥氏体转变为珠光体的温度
- A_{c3} 加热时先共析铁素体全部转变为奥氏体的终了温度
- A_{r3} 冷却时奥氏体开始析出先共析铁素体的温度
- A_{cm} 加热时二次渗碳体全部溶入奥氏体的终了温度
- $A_{r_{cm}}$ 冷却时奥氏体开始析出二次渗碳体的温度

应当指出，工业碳素钢并不是纯的 $Fe-C$ 合金，里面还含有硅、锰、硫、磷等杂质。这些杂质元素对于碳素钢的平衡临界点是有影响的，不过由于含量少影响不大，一般不超过工业控温的精度范围，因而可忽略不计，仍以 $Fe-C$ 相图来确定钢的临界点。对于合金钢，由于合金元素对平衡临界点有很大的影响，甚至会大大的改变相图的结构，使 A_1 、 A_3 、 A_{cm} 点不再是一个恒定的温度而变成一个温度区间。这时就不能再用 $Fe-C$ 合金相图来确定合金钢的临界点，而必须用三元或多元相图才行。常用钢种在缓慢加热和冷却时的转变点见附录二。

还应指出，在热处理时还必须考虑相变进行的速度、转变产物的组织及转变机理等，因此不仅温度，而且时间和速度也是考虑的重要因素。

§ 1—2 钢在加热时的转变

钢热处理时，一般都要先将钢加热到临界温度以上，以获得奥氏体组织；钢的锻造必须加热至奥氏体单相区进行；钢件焊接时，热影响区的温度一般都将超过临界温度，形成奥氏体组织。因此，研究钢加热时由珠光体转变为奥氏体的过程，具有十分重要的意义。

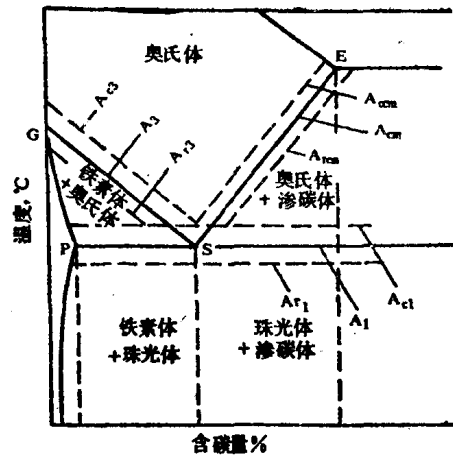
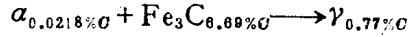


图 1-2 钢的临界点

一、奥氏体的形成过程

钢加热时奥氏体的形成过程，简称奥氏体化。根据 Fe—Fe₃C 相图，由铁素体和渗碳体两相组成的珠光体，加热至 A_{c1} 稍上温度时转变为奥氏体，即：



由于奥氏体和铁素体及渗碳体的晶格类型和碳含量都不同，因此奥氏体化过程包含着奥氏体形核、核长大、残留渗碳体溶解及奥氏体内成分的统一化四个阶段，如图 1-3 形象地表示了共析钢奥氏体形成各个阶段的主要特征。

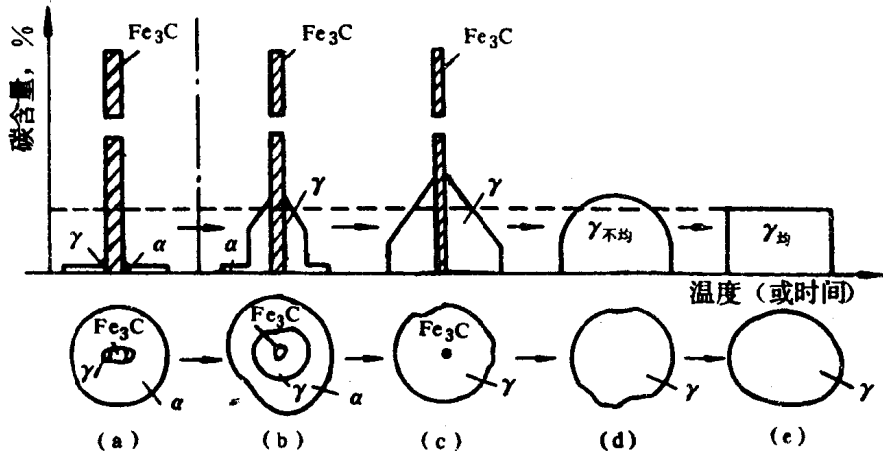


图 1-3 珠光体向奥氏体转变过程

(一) 奥氏体晶核的形成

将钢加热至 A_{c1} 以上温度时，珠光体组织处于不稳定状态，在铁素体与渗碳体界面上择优生成奥氏体晶核，见图 1-3(a) 及图 1-4 所示。这是因为：(1) 在铁素体和渗碳体相界处的浓度起伏较大，有利于达到奥氏体形核所需要的碳浓度；(2) 在铁素体与渗碳体界面处，原子排列不规则，有利于铁原子通过短程扩散，由铁素体的体心立方晶格向奥氏体的面心立方晶格转变；(3) 在铁素体与渗碳体界面处，存在着其它晶体缺陷及杂质等，能量起伏较大。因此，在铁素体与渗碳体界面上有利于形成奥氏体晶核。

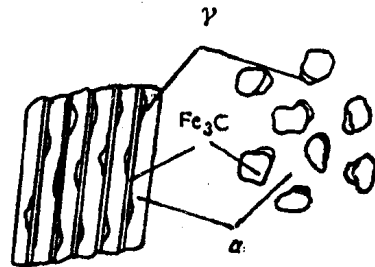
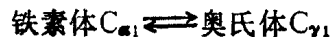


图 1-4 奥氏体形核示意图

(2) 奥氏体晶体长大

奥氏体晶核形成后，便同时向铁素体与渗碳体两侧生长，如图 1-3(b) 所示。这个阶段的实质是铁素体与奥氏体之间的晶格重构，同时渗碳体不断溶入奥氏体中，以及碳在奥氏体中的扩散。

当奥氏体形成后，立即建立了奥氏体与铁素体(即 γ/α)、奥氏体与渗碳体(即 γ/Fe_3C)两个相界。根据 Fe—Fe₃C 相图的相平衡关系，见图 1-5。当加热至 t_1 温度时，在 γ/α 相界处的相平衡关系为：



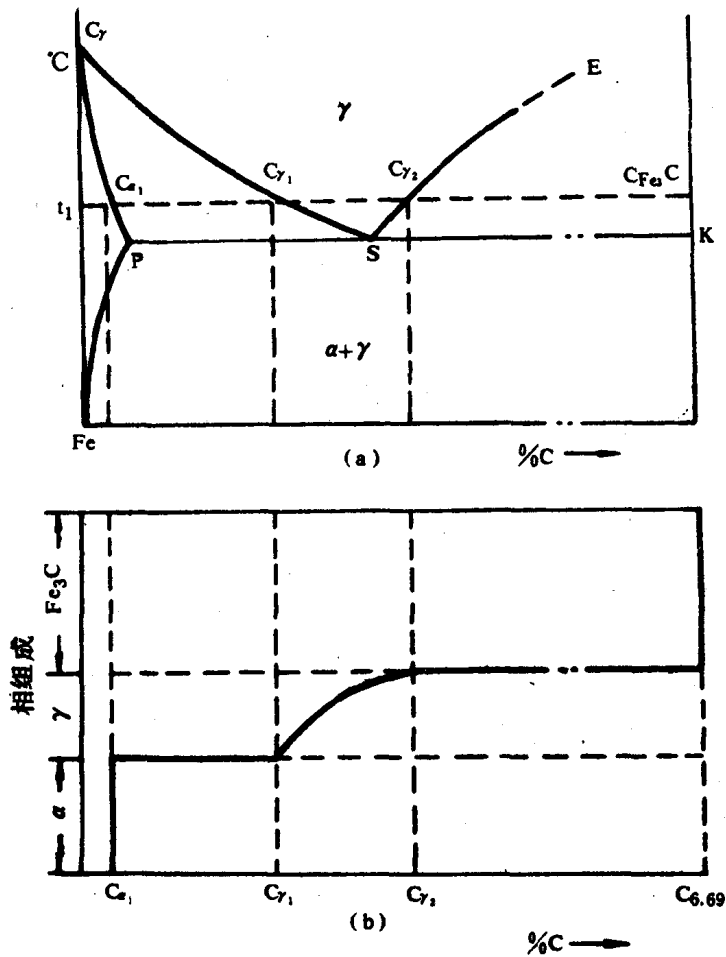


图 1-5 γ/a 与 γ/Fe_3C 相界处的相平衡关系

而在 γ/Fe_3C 相界处的相平衡关系为:



由于在奥氏体的两个相界之间的碳浓度不等, 造成浓度差 $\Delta C = C_{\gamma_1} - C_{\gamma_2}$ 。因此, 奥氏体中的碳就要从高浓度的 γ/Fe_3C 相界面一边, 向低浓度的 γ/a 相界面扩散。扩散结果导致相间不平衡, 如图 1-5(b) 所示。为了保持奥氏体两个相间的局部相平衡, a/γ 相界必须向铁素体相一侧推进, 使界面碳浓度恢复至 C_{γ_1}/C_{a_1} 。同时, γ/Fe_3C 相界向渗碳体一侧推进, 即渗碳体被溶解, 使其界面浓度也恢复至 $C_{\gamma_2}/C_{6.69\%C}$ 。这种“相界扩散移动”的不断进行, 奥氏体晶体就不断长大。

(三) 残留碳化物的溶解

共析钢奥氏体晶体长大终了时, 铁素体与渗碳体两相应同时消失。但是实验证明, 在铁素体完全消失后, 渗碳体还有残留部分未溶解, 这是由于在奥氏体晶体长大过程中, a/γ 相界处的碳浓度差 $\Delta C_1 = C_{\gamma_1} - C_{a_1}$, 显著地小于 γ/Fe_3C 相界处的碳浓度差 $\Delta C_2 = C_{6.69\%C} - C_{\gamma_2}$ 。因此, 在 γ/Fe_3C 界面一侧只须溶解一小部分渗碳体, 就足以维持 γ/Fe_3C 相界平衡。而在 a/γ 界面另一侧必须溶解大量铁素体, 才能维持 γ/a 相间平衡。有人根据奥氏体长大速度的计算, 也证明 γ/a 相界推进速度永远大于 γ/Fe_3C 相界推移的速度。因此, 共析钢中铁

素体总是先消失，总是残留有渗碳体相，见图1-3(c)所示。

应该指出，实际热处理时加热速度越大（或过热度越大）残留渗碳体数量越多，只有继续加热或保温时，残留渗碳体才能逐渐溶解。

(四)奥氏体均匀化

奥氏体形成时，残留渗碳体刚刚溶解，此时碳在奥氏体内的分布是不均匀的，见图1-3(d)所示。原来为渗碳体的区域，碳浓度较高；而原来为铁素体的区域碳含量较低。这种碳浓度的不均匀性随着加热速度增大而越加严重。因此，只有经继续加热或保温时，使碳原子充分扩散，才能使整个奥氏体中碳浓度趋于均匀，见图1-3(e)所示。

以上奥氏体形成过程的四个阶段，对于任何钢材都是普遍规律。合金钢加热时的第三和第四阶段更为重要，它除了有合金渗碳体的溶解外，还有合金碳化物的溶解，奥氏体的均匀化还包括合金元素的均匀化。

二、奥氏体形成动力学

根据 Fe-Fe₃C 相图，只能定性说明奥氏体的形成过程。实际上，奥氏体都在一定的加热速度下形成。因此研究奥氏体的形成速度，即在一定温度下的形成量和时间的关系，称为奥氏体形成动力学，对于制订热处理工艺规程具有直接的指导意义。

(一)奥氏体等温形成曲线

图 1-6 为共析碳钢的奥氏体等温形成动力学曲线，简称等温奥氏体化曲线。这一条动力学曲线说明在不同温度下开始形成奥氏体、铁素体消失、残留渗碳体溶解及奥氏体均匀化所需要的时间。同时也指出，在高于 Ac₁ 温度保温时，奥氏体并不立即形成，而是需要经过一定孕育期后才开始形成。温度越高，孕育期越短，形成奥氏体所需要的时间也越短，即奥氏体形成速度越快。特别应该指出，残留渗碳体溶解及奥氏体均匀化所需要的时间，占全部奥氏体化时间的大部分。

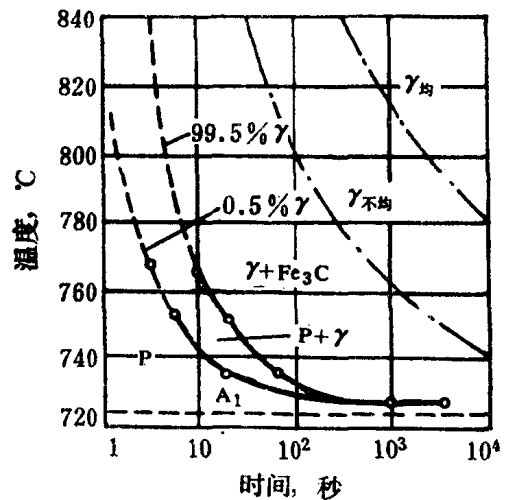


图 1-6 共析钢的等温奥氏体化曲线

亚共析钢与过共析钢的奥氏体形成动力学

与共析钢基本一样，也都由奥氏体形核、核长大、残留渗碳体溶解及奥氏体均匀化几个阶段组成。不过，过共析钢退火后的组织为珠光体和渗碳体，而且钢中渗碳体的数量比共析钢中多，因此残留渗碳体的溶解与奥氏体均匀化需要的时间较长。亚共析钢退火组织为珠光体和铁素体组成，当加热至 Ac₁ 以上温度时，除了有铁素体存在外，还有残留渗碳体存在，就是加热超过 Ac₃ 以上温度时，当铁素体全部转变为奥氏体后，有可能仍有部分残留渗碳体存在。因此，必须有足够的保温时间，才能使残留渗碳体溶解和奥氏体成分的均匀化。

(二)影响奥氏体化的因素

影响奥氏体化过程的外因主要是温度，内因主要是钢中的成分和原始组织等。

1. 温度的影响

奥氏体的形成速度即取决于奥氏体与铁素体自由能差，又受铁、碳等原子扩散所控制。

因此，提高奥氏体的形成温度，增加过热度，可以明显加速奥氏体化过程。生产实践表明，温度是诸因素中最为强烈地影响奥氏体化的过程。

2. 含碳量的影响

钢中含碳量越高，奥氏体的形成速度越快。这是因为碳量高，组织中渗碳体多，增加了铁素体与渗碳体的相界面积，提高了奥氏体的形核率。同时，奥氏体中含碳量的增加，也将增大碳、铁等原子的扩散系数。因此都使奥氏体形成速度增加。图 1-7 表示不同碳含量钢中奥氏体形成 50% 时所需要的时间。

3. 原始组织的影响

原始组织中渗碳体的分散度和形状对奥氏体的形成速度都有明显的影响。在相同成分的钢中，渗碳体越分散，相界面积就越多，成核率便越大；渗碳体的片间距越小，碳的扩散距离缩短，增大奥氏体的长大速度。因此，原始组织中渗碳体越分散，奥氏体的形成速度越大。

原始组织一般分有片状渗碳体与粒状渗碳体，其中前者比后者的奥氏体形成速度大。这是由于片状的比粒状的相界面更大些，它的形核率就较高。同时，片状渗碳体也比较容易溶入奥氏体。实践表明，原始组织中粒状珠光体与片状珠光体相比，残留渗碳体的溶解和奥氏体成分的均匀化都比较慢，如图 1-8 所示。

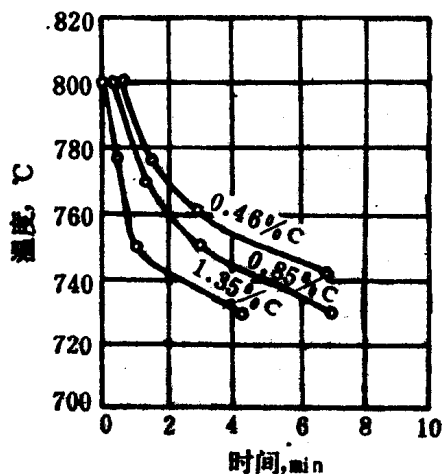


图 1-7 不同含碳量的钢中奥氏体形成 50% 时所需的时间

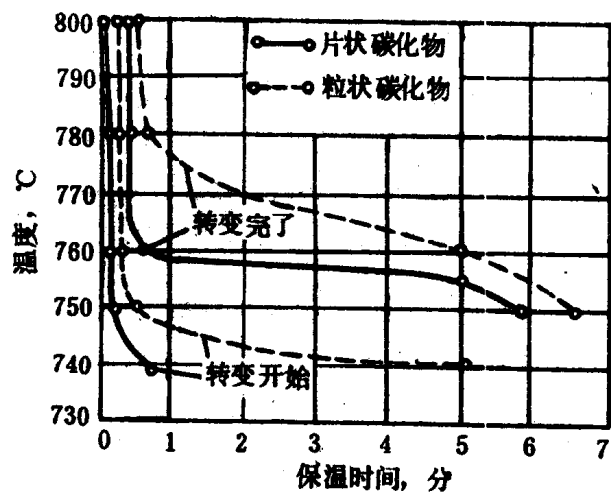


图 1-8 粒状和片状珠光体对奥氏体形成速度的影响

4. 合金元素的影响

钢中合金元素对奥氏体形成的影响主要有两个方面：一方面合金元素影响碳在奥氏体中的扩散系数；另一方面合金元素加入改变碳化物的稳定性。

由于奥氏体的形成速度主要受碳在奥氏体中扩散速度所控制。因此，合金元素对碳在奥氏体中扩散的影响，也就是对奥氏体形成速度影响着重要作用。形成碳化物元素如 Cr、Mo、W 等，降低碳在奥氏体中的扩散系数，如加入 1%W，可使碳在奥氏体中扩散系数减小一半，因而降低奥氏体形成速度。相反，不形成碳化物元素 Ni、Co 等，增大碳在奥氏体中的扩散系数，如加入 4%Co，使碳在奥氏体中的扩散系数增大一倍。

由于奥氏体的形成速度还受碳化物向奥氏体中溶解的难易程度控制，因此加入不同的合金元素及其数量，形成不同稳定性的碳化物，都将影响奥氏体的形成速度。图 1-9 表示钢

中不同含铬量对奥氏体形成速度的影响。图中表明，当加入 2%Cr 或 6%Cr 时，分别形成比渗碳体稳定的合金渗碳体 $(Fe, Cr)_3C$ 以及更为稳定的合金碳化物 $(Fe, Cr)_7C_3$ ，因而延缓了奥氏体的形成。当加入 11%Cr 时，便形成另一种合金碳化物 $(Fe, Cr)_{23}C_6$ ，这种碳化物一方面稳定性较低，容易溶解于奥氏体中，另一方面它的含碳量较低，可以形成较多的碳化物，增加相界面，因而加速奥氏体的形成。如果在钢中加入了强烈形成碳化物的合金元素，如 W、Mo、V、Ti 等，由于形成更为稳定的合金碳化物，它将使奥氏体的形成速度大大降低。

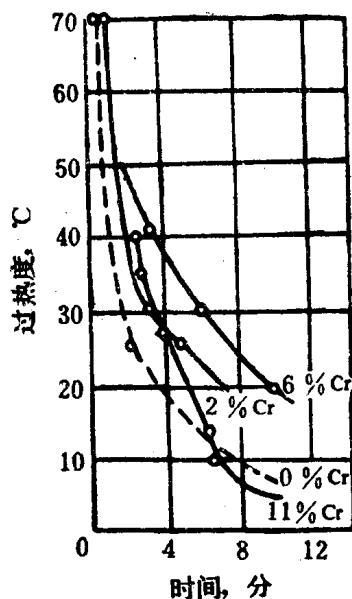


图 1-9 钢中不同铬含量对奥氏体形成的影响 (1% C)

应该强调指出，钢中合金元素的分布是不均匀的。碳化物形成元素主要集中在碳化物相中，而非碳化物形成元素则主要集中在铁素体中。合金元素的这种不均匀分布特征，即使在奥氏体形成及残留碳化物溶解之后，还显著地保留在组织中。因此，残留碳化物全部溶解后，除了进行碳的均匀化外，还进行着合金元素的均匀化。同时，合金元素比碳原子的扩散速度更慢。由此可见，奥氏体合金化后，成分的均匀化更困难，必须延长保温时间，甚至增高温度，以保证获得成分均匀的奥氏体。

(三) 连续加热时奥氏体的形成

钢件实际加热时，一般都是以一定的加热速度连续加热至所需要的温度，所以必须考虑加热速度对奥氏体形成的影响。图 1-10 为 0.7% C 钢不同加热速度对奥氏体形成的影响。

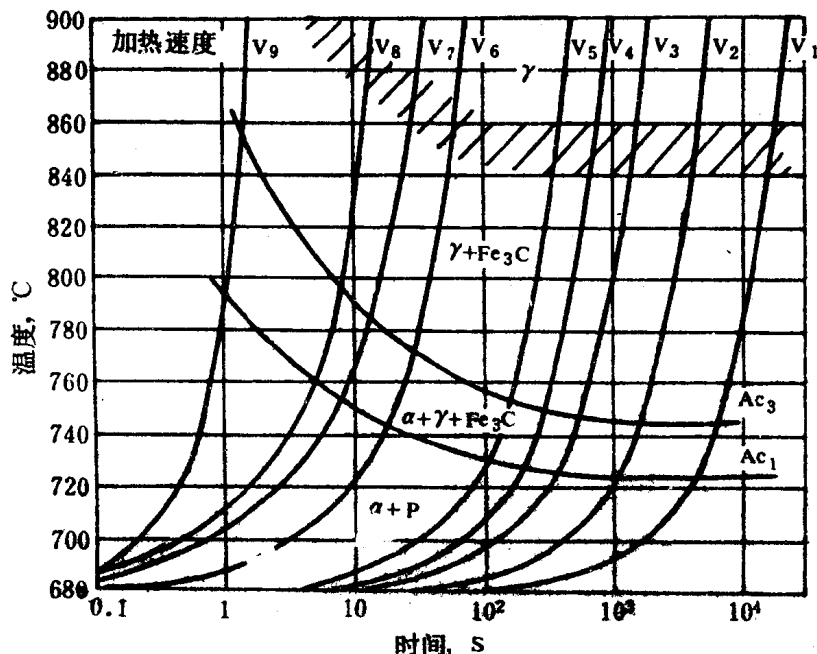


图 1-10 连续加热时奥氏体的形成曲线 (0.7% C) ($V_1 < V_2 < V_3 < V_4 < V_5 < V_6 < V_7 < V_8 < V_9$)

图1-10中曲线说明,连续加热时奥氏体的形成过程也包括奥氏体的形核、核长大、残留碳化物的溶解及奥氏体成分的均匀化等四个阶段。但是,连续加热时由于增大加热速度,临界点 A_{c1} 及 A_{c3} 要升高,因此奥氏体形成过程四个阶段的温度都随着加热速度的增大而向高温移动。当加热速度很大(如 10^5-10^6 °C/sec)时,奥氏体的形成温度不再升高了。

从图1-10中还可以看出,连续加热时,奥氏体是在一个温度范围内形成的。加热速度越大,奥氏体形成温度范围越宽,而形成的时间却缩短了。也就是说,增大加热速度,使奥氏体形成速度加快了。

应该特别指出:快速加热增大了奥氏体成分的不均匀性,如图1-11所示。该图以30°C/秒、130°C/秒以及230°C/秒三种速度加热至不同的温度,测量原珠光体区和原铁素体区的碳含量绘制而成的。从图中可以看出,当以30°C/秒加热至1100°C时,原珠光体区碳浓度为0.33%,而原铁素体区为0.12%,两者相差0.21% C;而当以230°C/秒加热至相同温度时原珠光体区碳浓度为0.69% C,原铁素体区仅含0.04% C,相差达0.65% C。这是由于加热速度增大,碳化物溶解不充分,碳和合金元素来不及充分扩散,从而使奥氏体成分不均匀。因此,对于要求快速加热的钢件,生产上希望原始组织中碳化物越均匀、越弥散,则奥氏体成分就越均匀。

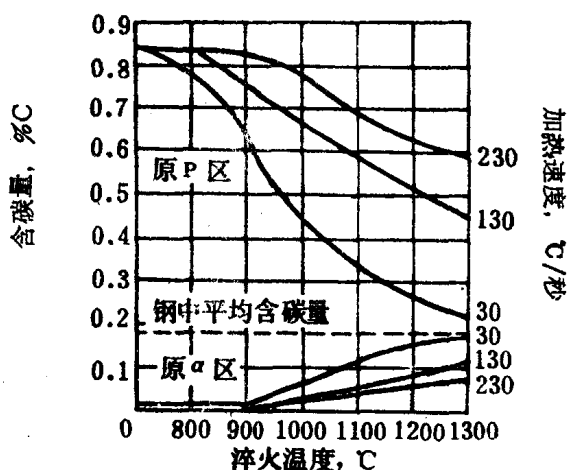


图 1-11 加热速度对奥氏体碳含量不均匀性的影响

三、奥氏体晶粒度及其控制

奥氏体晶粒度及其均匀性是衡量钢件力学性能与工艺性能的重要指标,也是分析服役零件破断失效的主要参考数据。因此,控制奥氏体晶粒度具有重要的实际意义。

(一)奥氏体晶粒度的基本概念

奥氏体形成后,在继续加热过程中奥氏体晶粒大小要发生变化。需要区别三种有关奥氏体晶粒度的概念,即奥氏体起始晶粒度、奥氏体实际晶粒度及奥氏体本质晶粒度。

1. 奥氏体起始晶粒度

将钢加热至临界温度 A_{c3} 以上,奥氏体形成刚刚完成,其晶粒边界刚刚相互接触时的晶粒大小,称为奥氏体起始晶粒度。它取决于奥氏体的成核率和长大速度。在 1mm^2 面积内的晶粒数目 n 与成核率 N 和长大速度 G 之间的关系可用下式表示

$$n = 1.01(N/G)^{12}$$

由此式可知,增大成核率或降低长大速度,是获得细小奥氏体起始晶粒的重要途径。

2. 奥氏体实际晶粒度

在一定热处理加热、焊接或热加工制度下所获得的奥氏体晶粒大小,称为奥氏体实际晶粒度。对于热轧(锻)钢材,它是按热轧(锻)终了时钢中的奥氏体晶粒大小,对于实际零件,一般是指热处理加热状态下的奥氏体晶粒大小。奥氏体实际晶粒度基本决定钢件热处理后基体组成相的晶粒大小。在一般加热速度下,加热温度越高,保温时间越长,奥氏体实际晶粒

越粗大，冷却状态的实际组织也越粗大。

3. 奥氏体本质晶粒度

根据标准试验方法（冶标 YB77-26）规定，允许采用渗碳法、氧化法及直接腐蚀法等将钢材加热至 $930 \pm 10^\circ\text{C}$ ，保温 3—8 小时，然后冷却至室温测定奥氏体晶粒大小，称为奥氏体本质晶粒度。直接用奥氏体晶粒尺寸表示本质晶粒度甚为不便，现统一将不同晶粒尺寸换算成晶粒度级别，其换算公式为：

$$n = 2^{N+3}$$

式中 N —奥氏体晶粒度级别

n —实际每 1mm^2 试样面积中的平均晶粒数目

根据上式计算，奥氏体晶粒度评级标准有 8 级，1 级晶粒最粗，8 级晶粒最细。超过 8 级如 9—13 级以上者称为超细晶粒；也有比 1 级晶粒更粗的，如 0、-1、-2 级等，各种级别均有标准图片供使用时查对，见图 1-12。

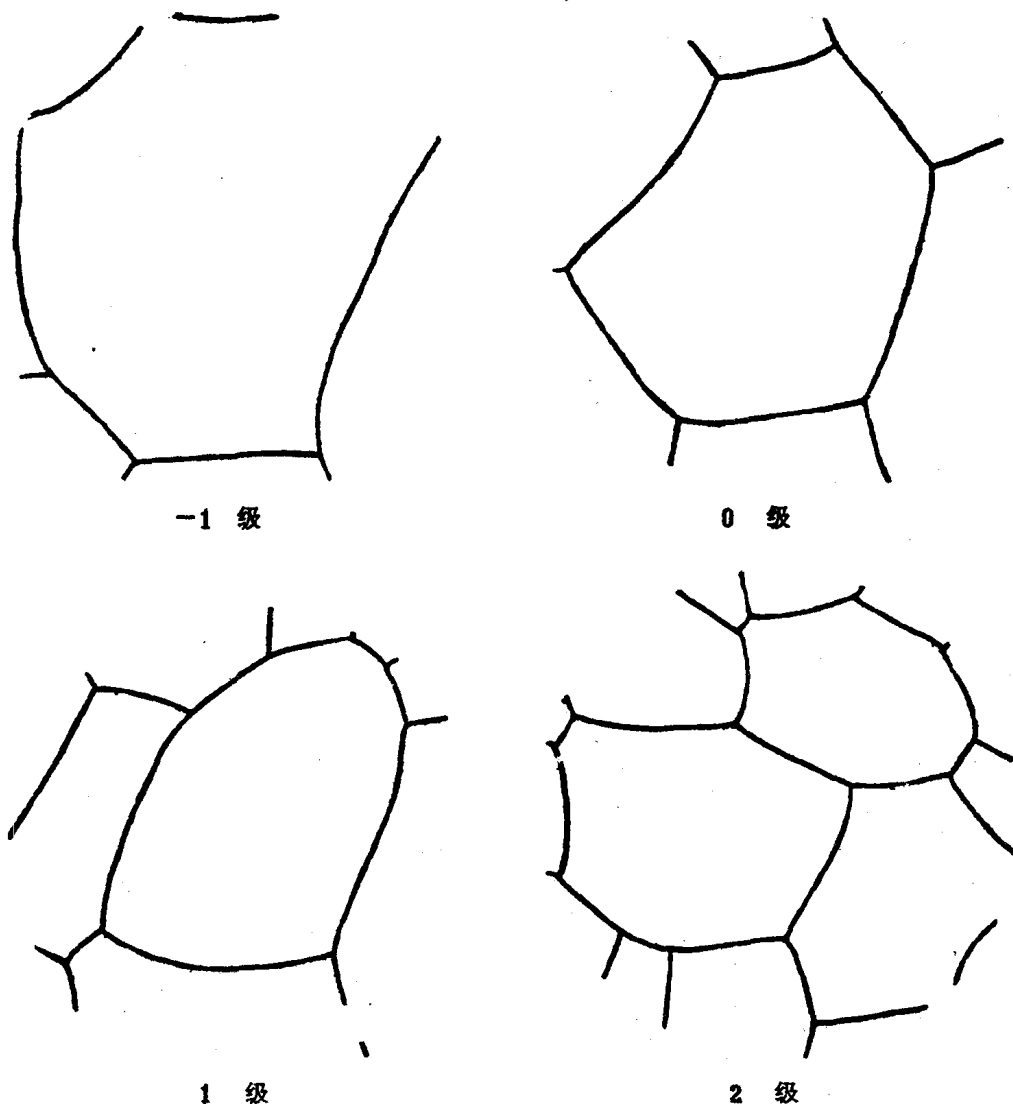
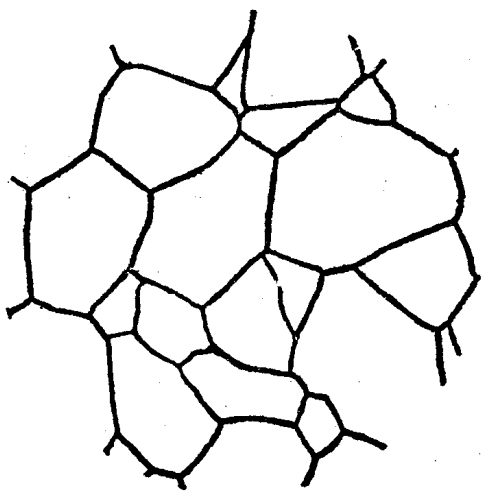
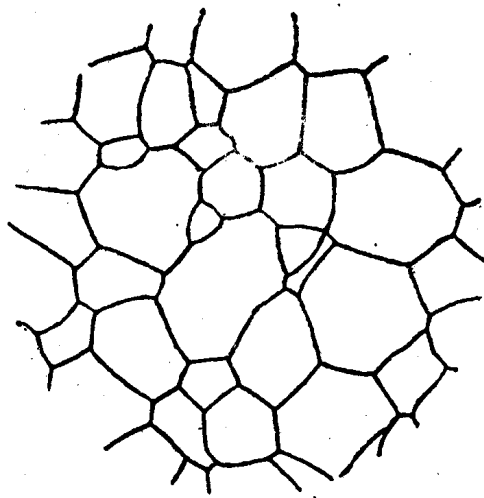


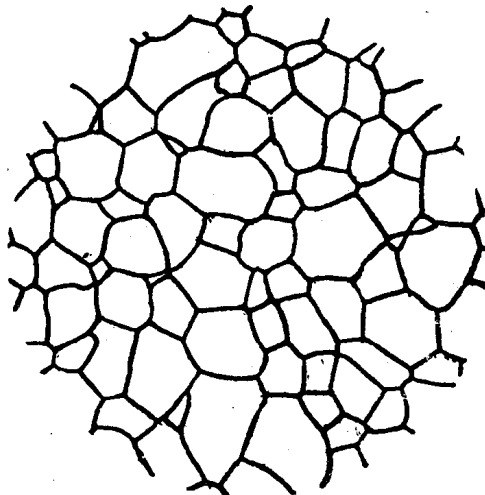
图 1-12 奥氏体晶粒度级别



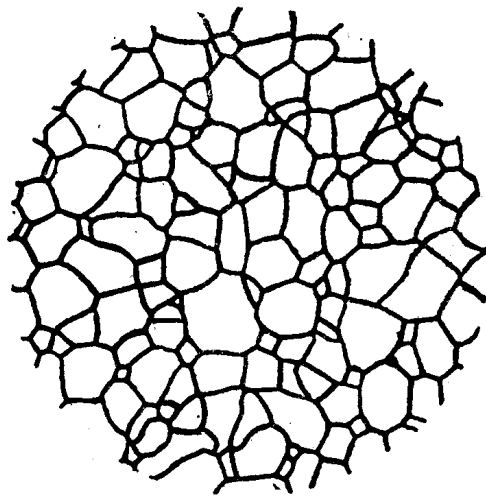
3 级



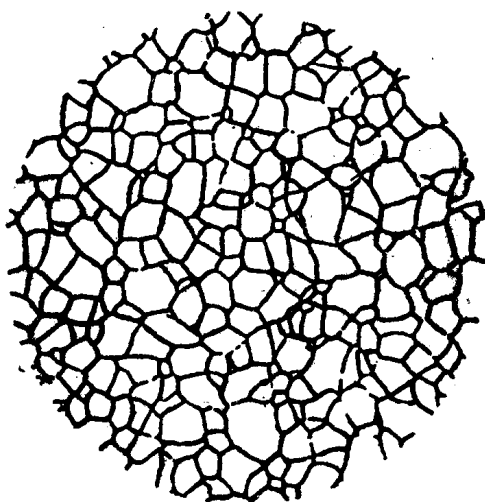
4 级



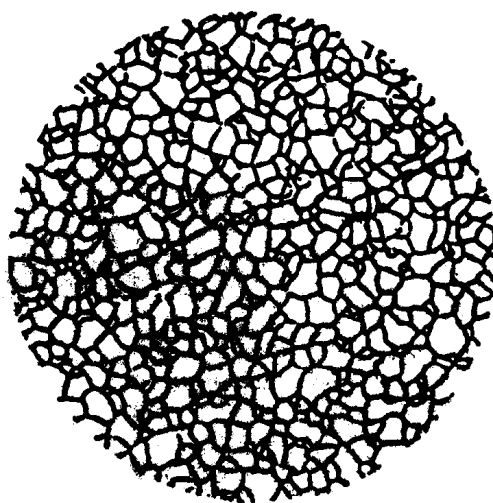
5 级



6 级



7 级



8 级

图 1-12 奥氏体晶粒度级别

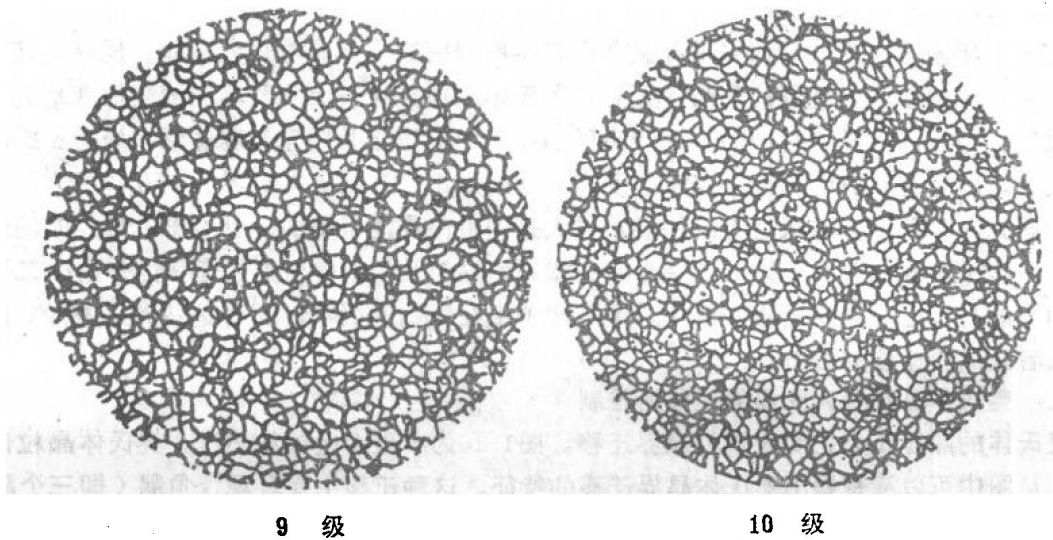


图 1-12 奥氏体晶粒度级别

奥氏体本质晶粒度仅表示钢材加热时晶粒长大的倾向。这种长大倾向有两种情况，如图 1-13 所示。图中曲线 (a) 表示随着奥氏体化温度的升高或奥氏体化时间的延长，奥氏体晶粒逐渐长大的过程，这种长大过程称正常长大。一般用硅脱氧的钢属于这一类长大倾向。图中曲线 (b) 表示在较低的奥氏体化温度时晶粒长大甚微 (或不长大)，当加热至一定温度时，晶粒骤然增大，然后长大速度又减小。这一类长大过程称异常长大。一般用铝脱氧的钢均属于此类。

奥氏体晶粒异常长大的温度称为奥氏体晶粒粗化温度。若此温度高于奥氏体本质晶粒度检验温度 (930℃)，则本质晶粒度级别较高，一般是合格的；反之，由于出现奥氏体晶粒异常长大，晶粒度不合格率往往很高。应该指出，多数情况下在 100 倍放大率下的大部分晶粒仍较细小 (> 5 级)，但少数晶粒长得很大，一般为 1—3 级，而所占面积大于 10% (或 12%)，这种现象称为混晶，如图 1-14 所示。技术条件规定，具有混晶的组织奥氏体本质晶粒度不合格。

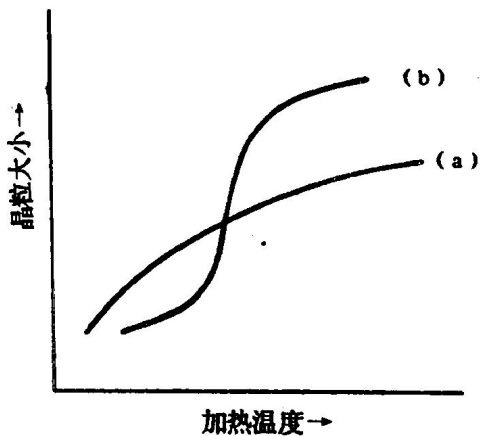


图 1-13 奥氏体晶粒长大倾向

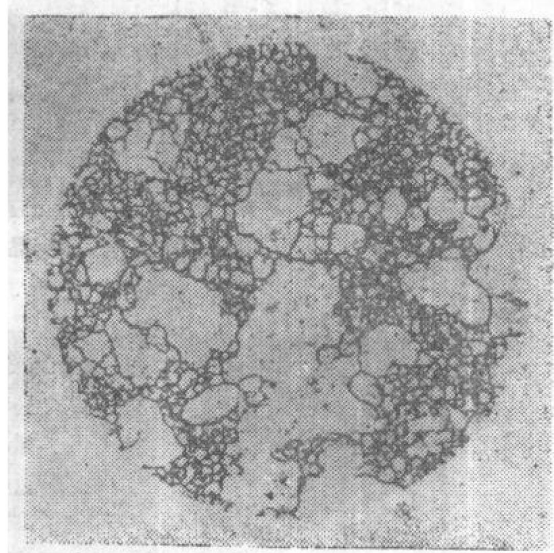


图 1-14 奥氏体晶粒混晶组织