

高等专科学校试用教材

钢铁热处理

安正昆 主编

机械工业出版社

GAOZHUANJIAOCAI

高等专科学校试用教材

钢铁热处理

安正昆 主编



机械工业出版社

钢 铁 热 处 理

安正昆 主编

*

机械工业出版社出版(北京阜成门外百万庄南街一号)

(北京市书刊出版业营业许可证出字第 117 号)

机械工业出版社印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行·新华书店经售

*

开本 $787 \times 1092^{1/16}$ ·印张 $22^{3/4}$ ·字数 559 千字

1985 年 6 月北京第一版·1985 年 6 月北京第一次印刷

印数 0,001—7,800·定价 3.55 元

*

统一书号: 15033·5924

前 言

本书是机械类高等专科学校金属热处理专业试用教材，是根据机械工业部教育局初步审定的招收高中毕业生，学制为三年的教学大纲组织编写的。

本书由安正昆主编，执笔第一至第十一章；徐肯堂协编，执笔第十二至第二十章；杜赓林主审。

在编审过程中，得到机械类对口专业有关兄弟学校和冶金、国防系统有关单位的大力协助并提出了许多宝贵意见，在此深表谢意。

本书还得到西安交通大学、上海交通大学、陕西机械学院、北京钢铁学院、北京航空工业学院、上海工具厂、上海热处理厂、上海机械制造工艺研究所、北京内燃机厂、北京钢铁研究院、机械部机电研究所等单位的支持和帮助，提供了许多宝贵资料、图片，在此表示衷心感谢。

本书也适用于职工大学、业余大学。中等专业学校也可选用，并可供工程技术人员参考。

由于编审者水平有限，一定还存在不少缺点和错误，殷切希望读者批评指正。

目 录

绪论.....	1	§ 7-2 钢加热缺陷及防止措施	119
第一篇 钢的热处理原理		第八章 退火和正火	127
第一章 钢的加热转变	3	§ 8-1 钢的退火	127
§ 1-1 奥氏体的等温形成	3	§ 8-2 钢的正火	135
§ 1-2 奥氏体等温形成动力学	9	第九章 淬火与回火	137
§ 1-3 连续加热时奥氏体的形成	13	§ 9-1 淬火冷却介质	137
§ 1-4 奥氏体晶粒长大及控制	14	§ 9-2 钢的淬透性	148
第二章 钢的过冷奥氏体转变图	20	§ 9-3 淬火工艺	160
§ 2-1 过冷奥氏体等温转变图	21	§ 9-4 钢的回火	169
§ 2-2 过冷奥氏体连续冷却转变图	32	§ 9-5 淬火回火常见缺陷	173
第三章 珠光体转变	41	§ 9-6 真空热处理和形变热处理	175
§ 3-1 珠光体形态与机械性能	41	第十章 淬火应力与变形开裂	181
§ 3-2 珠光体形成机理	44	§ 10-1 淬火应力.....	181
§ 3-3 亚共析钢和过共析钢的珠光体转变	48	§ 10-2 淬火变形与开裂.....	187
§ 3-4 珠光体转变动力学	52	§ 10-3 防止淬火变形和开裂的途径.....	194
§ 3-5 碳化物的相间析出	54	第十一章 表面淬火	198
第四章 马氏体转变	57	§ 11-1 表面淬火的分类、特点和常用材料.....	198
§ 4-1 马氏体形态、晶体结构和性能	57	§ 11-2 感应加热表面淬火物理基础.....	200
§ 4-2 马氏体相变特点	65	§ 11-3 感应加热表面淬火后的组织与性能.....	205
§ 4-3 影响马氏体开始形成温度 (M_s 点) 的因素	72	§ 11-4 感应加热淬火工艺.....	211
§ 4-4 奥氏体的稳定化	74	§ 11-5 感应器设计与制造	228
第五章 贝氏体转变	77	§ 11-6 其它表面淬火方法.....	238
§ 5-1 贝氏体的形态、结构与性能	77	第三篇 钢的化学热处理	
§ 5-2 贝氏体转变特点	83	第十二章 化学热处理基础	245
§ 5-3 影响贝氏体转变的因素	87	§ 12-1 化学热处理的基本过程.....	245
第六章 钢的回火转变	90	§ 12-2 扩散层的结构与组织.....	251
§ 6-1 淬火钢回火时的组织转变	90	第十三章 钢的渗碳	255
§ 6-2 淬火钢回火时机械性能的变化	98	§ 13-1 钢的气体渗碳.....	256
§ 6-3 过冷奥氏体分解产物的回火转变	107	§ 13-2 其它渗碳方法.....	269
第二篇 钢的热处理基本工艺		§ 13-3 渗碳后的热处理.....	274
第七章 钢的加热	109	§ 13-4 渗碳零件的组织性能与常见缺陷.....	276
§ 7-1 确定加热规范的一般原则	109	第十四章 钢的渗氮	281
		§ 14-1 渗氮的基本原理.....	281

§ 14-2	气体渗氮	286
§ 14-3	辉光离子渗氮	294
§ 14-4	渗氮质量检查	299
第十五章	钢的碳氮共渗	303
§ 15-1	液体碳氮共渗	304
§ 15-2	气体碳氮共渗	306
§ 15-3	低温气体氮碳共渗	314
第十六章	其它种类的化学热处 理	319
§ 16-1	渗硼	319
§ 16-2	渗硫	324
§ 16-3	渗金属	326
§ 16-4	碳化物覆层强化	329

第四篇 铸铁热处理

第十七章	铸铁热处理基础	332
§ 17-1	铸铁热处理的特点	332
§ 17-2	铸铁在加热和冷却时的组织转变	334
第十八章	铸铁的退火与正火	340
§ 18-1	消除应力退火	340
§ 18-2	石墨化退火	341
§ 18-3	铸铁正火	344
第十九章	铸铁的淬火与回火	349
§ 19-1	普通淬火与回火	349
§ 19-2	等温淬火	351
第二十章	铸铁的表面强化处理	355
§ 20-1	表面淬火	355
§ 20-2	化学热处理	357

绪 论

钢铁热处理，就是把钢铁加热到预定温度，并在此温度保持一定时间，然后以适当的速度冷却下来，从而改变其内部组织结构，得到预期性能（工艺性能、机械性能、物理和化学性能）的一种工艺方法。

现代工业、现代农业、现代国防和现代科学技术的发展与金属材料有着极为密切的关系。在工业生产中，尽管非金属材料的比重越来越大，而金属仍然是基本材料，尤以钢铁为主。金属材料制成的零件，在其加工过程中，要经过铸造、锻造、焊接、切削加工、热处理等一系列工序，热处理则担负着改进工件性能，充分发挥材料潜力，以提高使用寿命的重要任务。就目前机械工业生产状况而言，机床中要经过热处理的工件占总重量的60%~70%，汽车、拖拉机中占70%~80%，而轴承和各种工、模具则几乎全部需热处理。近年来，随着工业的发展、工艺方法的改进和设备性能的提高，对于金属材料及其制件在强韧性、耐高温、抗氧化、耐腐蚀、抗磨损等性能方面的要求更加严格，采用热处理零件的比重还将进一步增大，工艺方法将不断改进和增多。即使在轻工业和日用品的生产如缝纫机、自行车、打火机等方面，需经热处理的工件也占相当大的比例。

金属热处理这门科学技术，是在劳动人民千百年生产实践中发展起来的。早在春秋战国时代，就用热处理方法处理兵器。汉代文献中论述了淬火这一热处理方法，例如：《汉书》、王褒列传中就有“清水淬其锋”的记载。近年出土的西汉古剑，经鉴定其金相组织为马氏体。五代时綦母怀文制刀则有“淬以五牲之脂”及“淬以五牲之溺”之说。类似今日的淬火、回火、退火、渗碳等工艺方法在明末著明科学家宋应星著的《天工开物》一书中有着详细的记载。但在帝国主义侵略下的旧中国，科学技术的发展受到极大的限制和压抑。民生凋敝、工业落后，劳动人民的宝贵经验得不到总结和推广。

解放后，全国人民在中国共产党的领导下，进行了轰轰烈烈的社会主义建设，为我国科学技术的发展开辟了广阔的道路，金属热处理技术也取得了很大成就。三十多年来，我国已建成了一套比较完整的工业体系，近年来，按行业分工调整建立热处理专业厂。可控气氛热处理、真空热处理、感应加热表面淬火、形变热处理、离子渗氮等先进工艺已在生产中逐步得到应用。机械化程度较高的热处理作业炉、热处理作业流水线、联动机，已在一些工厂中投入使用。在金属热处理理论研究方面，近年来也取得了较多成果。为了培养热处理技术人才，不少大、中专院校开设了金属热处理专业，一些研究单位也成立了热处理研究室。目前，在我国已形成了一支具有相当规模的热处理专业技术队伍。

解放以来，我国金属热处理科学技术虽然发展很快，但距四个现代化的需要与世界先进水平相比，还有很大差距。突出的问题是：热处理技术的水平还不高，技术装备还比较落后，材料与能源的消耗指标还比较高，产品质量还比较低。

当前，热处理技术正朝着无公害、节材省能、低成本、高质量、高效率的方向发展。在热处理工艺方面，常规热处理方法得到了新的发展。如超高温淬火、亚温淬火。近年来，水溶性淬火介质的推广，为淬火工艺开辟了新的途径。热处理工艺不断更新。为了节约能源，

不仅推广以高频代替渗碳,用碳氮共渗代替渗碳,以及铸、锻件余热处理,还研制出节能热处理工艺。此外,可控气氛热处理、真空热处理、形变热处理、离子渗氮、多元复合渗、碳化物沉积覆层等新工艺发展得也很快。超高频感应加热和激光,电子束加热方法的研究已日趋深化。

在热处理设备方面,随着热处理工艺的进展,老设备被改造,新设备很快发展起来,如可控气氛底炉、推杆炉、真空炉,中频、高频感应加热设备,浮动离子炉,盐浴加热联动机,连续作业流水线、自动线等大规模采用。国外已将程序控制,电子计算机技术应用于热处理设备上。

随着金属材料科学的迅速发展,大大地促进了热处理理论的研究工作。如晶体缺陷、金属电子理论、相变理论等已深入到金属学和热处理的科学领域并指导着工业实践。今后国内外热处理技术的发展趋势是:

1. 无氧化、脱碳的加热方法与可控气氛热处理的广泛应用;
2. 尽量减少热处理变形和防止开裂;
3. 努力提高工件的耐磨性、疲劳强度和耐腐蚀性;
4. 大力发展提高材料强韧性的热处理方法;
5. 不断提高热处理设备的机械化、自动化程度;
6. 积极推广节能省料的热处理方法;
7. 尽量防止环境污染。

钢铁热处理是金属热处理专业的一门重要的专业理论课,它以物理、化学、物理化学、金属学等课程为基础,使学生系统掌握钢铁成分、热处理、组织结构与性能之间关系的基本规律,能够根据工件的服役条件,为正确选择材料,制定合理的热处理工艺规程,并能分析和解决一般热处理工艺技术问题,也为探索新工艺打下理论基础。

本书共分四篇,计二十章。

第一篇钢的热处理原理,介绍钢在热处理时的基本转变、奥氏体形成、珠光体转变、马氏体转变、贝氏体转变与回火转变。

第二篇钢的热处理基本工艺,介绍退火、正火、淬火、回火等热处理工艺方法。

第三篇钢的化学热处理,介绍化学热处理的基本原理和化学热处理的各种主要工艺方法。

第四篇铸铁热处理,介绍铸铁热处理原理与方法。

这是一门理论性较强的课程,有些概念比较抽象,因此在学习本课程时,要注意加深基本概念的理解,着力弄清各种相变的基本规律和工艺原理,对所开实验要足够重视,在理解基本相变规律和工艺原理的基础上,注意掌握基本的工艺方法和基本技能(实验、热处理组织金相鉴别、操作方法)的训练。

第一篇 钢的热处理原理

本篇主要讲解钢在加热和冷却过程中，组织转变和性能变化的基本规律。进而阐述钢的成分对这些转变的影响。

本篇为全书的基础。掌握了热处理的基本原理，才能很好地理解热处理工艺，并以正确方法解决生产中的各种热处理工艺技术问题。

第一章 钢的加热转变

在实际生产中，钢的热处理工艺方法繁多。按其在加工路线中的作用和目的，可分为预先热处理和最终热处理两大类；按照钢材组织变化的特征则可分为退火及正火，淬火，回火及时效，表面淬火，化学热处理，形变热处理等。不管哪一种热处理，都是将工件加热到一定温度，保温一定时间，然后以某种速度冷却下来。可见，加热是钢热处理的第一步工序。在绝大多数情况下，钢热处理时总要加热到临界点以上的温度，形成奥氏体组织，然后以预定的速度冷却，得到所要求的组织和性能，所以钢的热处理质量与加热时的奥氏体晶粒度、成分与均匀程度等有着密切的关系。因此，研究奥氏体的形成规律，便具有重要的理论和实践意义。

本章主要讲解钢在加热时奥氏体的形成过程、转变动力学、以及各种因素对奥氏体形成的影响。

§ 1-1 奥氏体的等温形成

一、奥氏体的金相形态、晶体结构及性能

利用高温金相显微镜，可直接观察到奥氏体的金相形态，如图 1-1 所示。这种由多边形等轴晶粒组成的奥氏体单相组织，其晶界较为平直，在某些晶粒中还可以看到孪晶带。

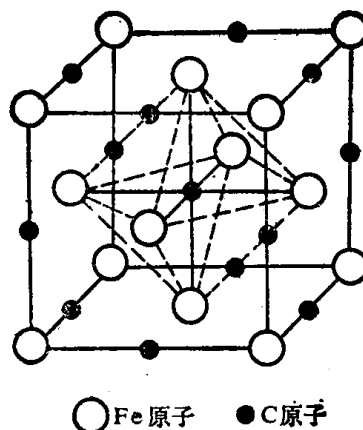
奥氏体是碳在 γ -Fe 中的间隙固溶体 (A)。X 射线结构分析证明：铁原子按面心立方点阵排列，碳原子位于面心点阵中心或棱的中间，即八面体的间隙处，如图 1-2 所示。

如果碳原子全部充满了空隙，则其浓度为 50%。按重量百分数计，则为 20%。但实际上奥氏体含碳量最高只能达到 2.11% (重量)。这是因为 γ -Fe 的点阵常数为 3.64 Å，最大空隙的半径约 0.52 Å，而碳原子半径为 0.77 Å。当一个碳原子占据了一个空隙后，必然引起点阵畸变，使周围的空隙缩小，难以溶入碳原子。所以碳原子在奥氏体点阵中，最多只能占据 10% 的八面体空隙位置，大约 2~3 个 γ -Fe 晶胞中，才有一个碳原子。

氮、氢、氧、硼等元素也可以溶入奥氏体中，形成间隙固溶体。它们和碳一样，均使奥氏体点阵发生畸变，引起点阵常数增大。其它合金元素如 Mn、Si、Cr、Ni、Co 等，则形成



图1-1 奥氏体金相组织形态 1000×

图1-2 碳在 γ -Fe中可能的间隙位置

置换固溶体，也引起点阵畸变，改变点阵常数。奥氏体点阵常数变化和点阵畸变程度，取决于溶质的原子半径、点阵类型及其在奥氏体中的浓度。

奥氏体的屈服极限低而塑性高，所以常把钢加热到奥氏体后进行锻轧压力加工。

奥氏体具有顺磁性。由于点阵中原子紧密排列，配位数大，在钢的各种组织中奥氏体比容最小。这些就是利用磁性法和膨胀法测定奥氏体相变的依据。奥氏体线胀系数比钢的其它任何相都大。在钢的各种相中，除渗碳体外，奥氏体的导热性最差，因此，奥氏体钢加热时，加热速度不宜过大。

奥氏体有比较高的耐蚀性，在显微镜下，多呈白亮色。

二、奥氏体形成与 Fe-Fe₃C 状态图

由图 1-3 Fe-Fe₃C 状态图可以看出，随着含碳量增加，钢在加热前的组织依次为珠光体 P 加铁素体 F （亚共析钢）、珠光体（共析钢）、珠光体加渗碳体 cm （过共析钢）。对亚共析钢来说，温度低于 727°C 时，原始组织不变。当温度高于 727°C 时，原始组织中的珠光体将转变为奥氏体。在共析温度其含碳量为 0.77%。继续升温，铁素体逐渐溶入奥氏体，使奥氏体含碳量逐渐降低，沿 SG 线变化。温度到达 A_3 以上时，铁素体全部溶入奥氏体，转变结束。共析钢在 727°C 以下为百分之百的珠光体，加热至 727°C 以上，全部转变为奥氏体。过共析钢在 727°C 以下，原始组织不变；加热到 727°C 以上，珠光体转变为奥氏体。随着温度的升高，渗碳体逐渐溶入奥氏体中，其含碳量亦增，沿 SE 线变化。当温度到达 A_{cm} 以上时，全部形成奥氏体。反之，当奥氏体冷却时，将发生相反的转变，这在金属学课程中已经阐述，此处不再重复。

综上所述，任何一种含碳量的钢，在加热和冷却时，均可在 Fe-Fe₃C 状态图上找到其发生相变的临界点。在 PSK 线上的临界点称为 A_1 点，在 GS 线上的临界点称之为 A_3 点，在 ES 线上的临界点称之为 A_{cm} 点。必须指出，这些临界点都是在平衡状态下测定的，表示在非常缓慢加热或冷却条件下的相变温度。在实际的加热或冷却速度下，Fe-Fe₃C 状态图已

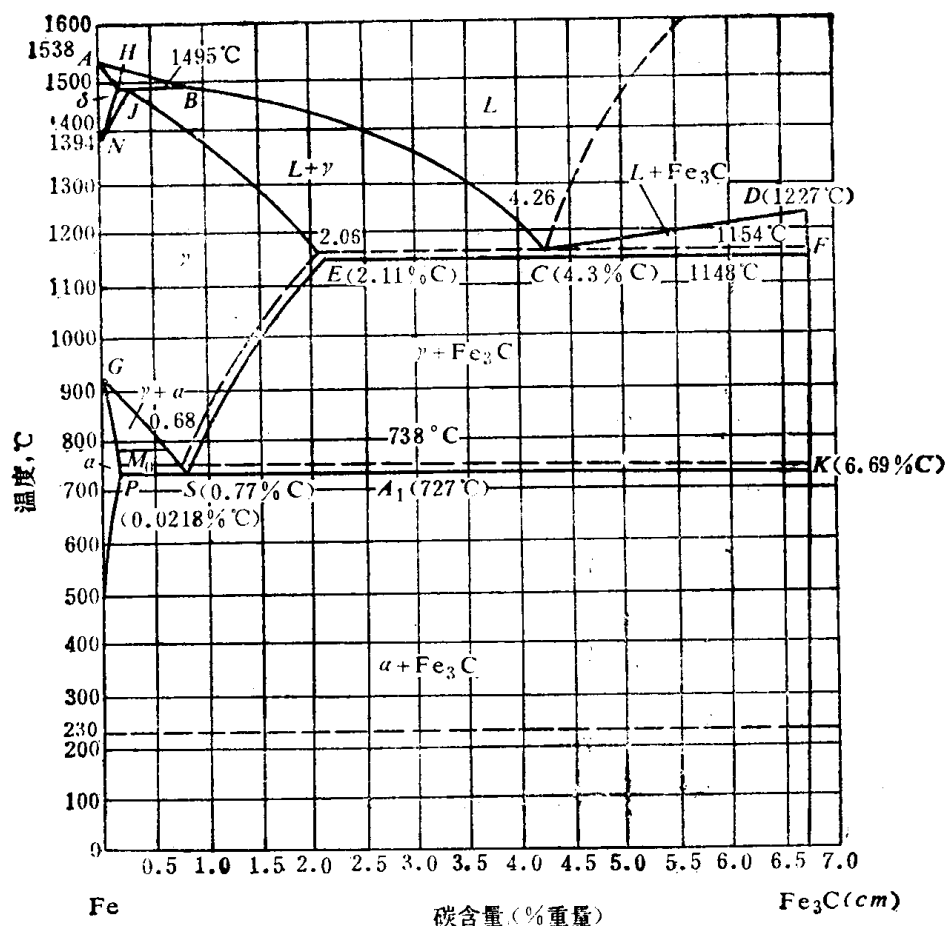


图1-3 Fe-C合金相图

— Fe-Fe₃C相图 - - - - Fe-C(石墨)相图

不能全部说明钢的各种固态相变了，必须进一步揭示在非平衡条件下钢的组织转变规律。

三、奥氏体的形成条件

热力学定律指出，一切自发过程，都是从高自由能状态过渡到低自由能状态。钢中的奥氏体和珠光体的自由能都随温度的升高而降低，然而两者的变化率不同，如图1-4所示。奥氏体自由能随温度变化曲线的斜率大于珠光体自由能随温度变化曲线的斜率，必然在某一点相交，此交点即 Fe-Fe₃C 状态图上的 A₁ 点。由图可见，在 A₁ 点两相自由能相等，不能发生相变。只有高于 A₁ 温度，例如 T₁ 时，才出现新旧两相的自由能差，奥氏体自由能低于珠光体自由能，才会发生珠光体向奥氏体的转变。这是因为只有当新旧两相体积自由能差 ($-\Delta G_v$) 超过新相奥氏体形成所增加的表面能 ΔG_s 和应变能 ΔG_e 之和时，奥氏体才能形成。系统自由能变化如下式：

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_e$$

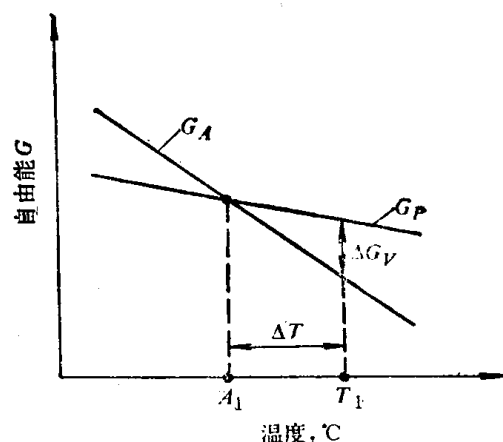


图1-4 珠光体和奥氏体自由能随温度的变化曲线

从上式可知, 新旧两相之间的体积自由能差 ($-\Delta G_v$) 是相变的推动力, 系统总自由能变化为负值时, 才能形成奥氏体。

上述奥氏体形成条件说明, 钢在加热时, 只有超过临界点 A_1 , 即在一定过热度下, 才能由珠光体转变为奥氏体; 反之, 钢在冷却时, 则必须低于 A_1 点, 即在一定过冷度下, 才能由奥氏体转变为珠光体。为了把在实际加热或冷却速度下钢发生转变的临界点与平衡状态的临界点区分开来, 通常把钢加热时的临界点加注“c”字, 写成 A_{c1} 、 A_{c3} 、 A_{ccm} 。冷却时的临界点则加注“r”字, 写成 A_{r1} 、 A_{r3} 、 A_{rcm} 。这些实际临界点的位置是随加热或冷却速度的加大而升高或降低的。图 1-5 是加热或冷却速度为 $0.125^\circ\text{C}/\text{min}$ 时, 对平衡临界点的影响。

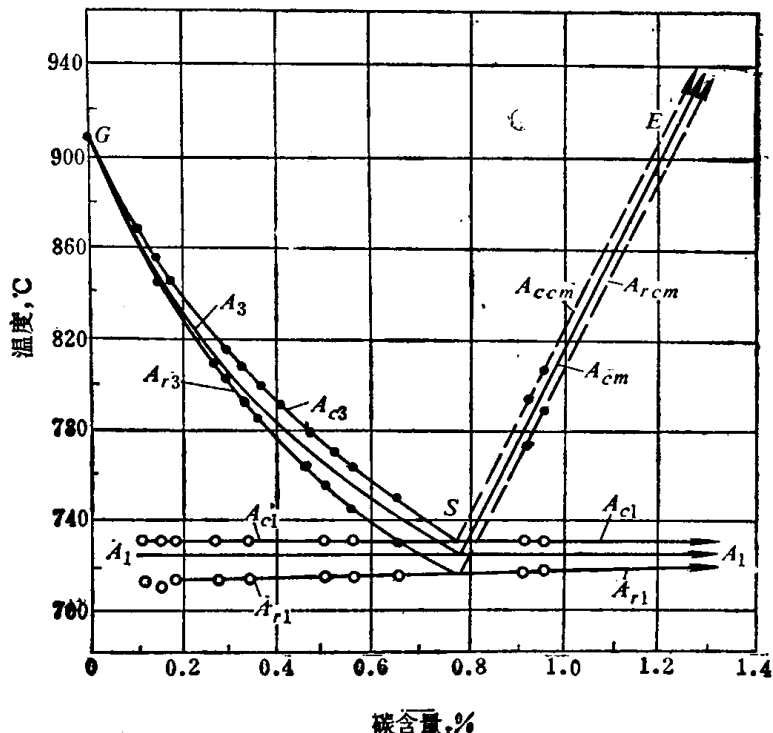


图1-5 加热和冷却速度对临界温度的影响

一般热处理手册上列出的实际临界点数据, 多是在 $30\sim 50^\circ\text{C}/\text{h}$ 的加热或冷却速度下测定的。

四、奥氏体的形成过程

以共析成分的碳钢为例, 当加热到 A_{c1} 以上具备了相变热力学条件后, 珠光体将转变为奥氏体。那么这一转变过程是如何进行的呢? 我们不妨先分析一下转变前后的组织状态。转变前珠光体是铁素体和渗碳体的机械混合物, 铁素体的含碳量不大于 0.021% , 具有体心立方点阵; 渗碳体为复杂的斜方点阵, 含碳量为 6.69% 。转变后的新相奥氏体具有面心立方点阵, 含碳量为 0.77% , 约为铁素体含碳量的 32 倍, 而为渗碳体含碳量的 $1/8$ 。可见由珠光体转变为奥氏体时, 必然产生碳原子的重新分配和铁原子的点阵重建。这一过程只有通过铁原子的自扩散和碳原子的异扩散才能完成。故珠光体向奥氏体的转变属于扩散型相变。

在特定条件下, 奥氏体也可由非平衡组织 (马氏体、贝氏体) 形成, 或非扩散方式形成, 在此不作详细介绍。

高温金相研究证明, 奥氏体形成和一般相变一样, 也是形核与长大的过程。图 1-6 是将层状珠光体组织的共析钢做成薄片试样, 快速加热至 A_{c1} 以上某一温度停置, 在金相显微镜下看到的奥氏体形成过程。可以明显看出: 等温初期, 奥氏体晶核首先在珠光体团的交界处或铁素体与渗碳体片的相界面上形成; 随着时间的延长, 奥氏体晶核靠消耗周围的珠光体而不断长大; 当珠光体完全消失, 奥氏体晶核相互接触后, 仍有残余渗碳体存在; 最后残余渗碳体溶解, 形成均匀的奥氏体。图 1-7 是将粒状珠光体组织的过共析钢薄片快速加热至 746°C 等温停置时, 在金相显微镜下看到的情况。

综上所述, 奥氏体形成过程为奥氏体形核、晶体长大、残余渗碳体的溶解、碳在奥氏体中

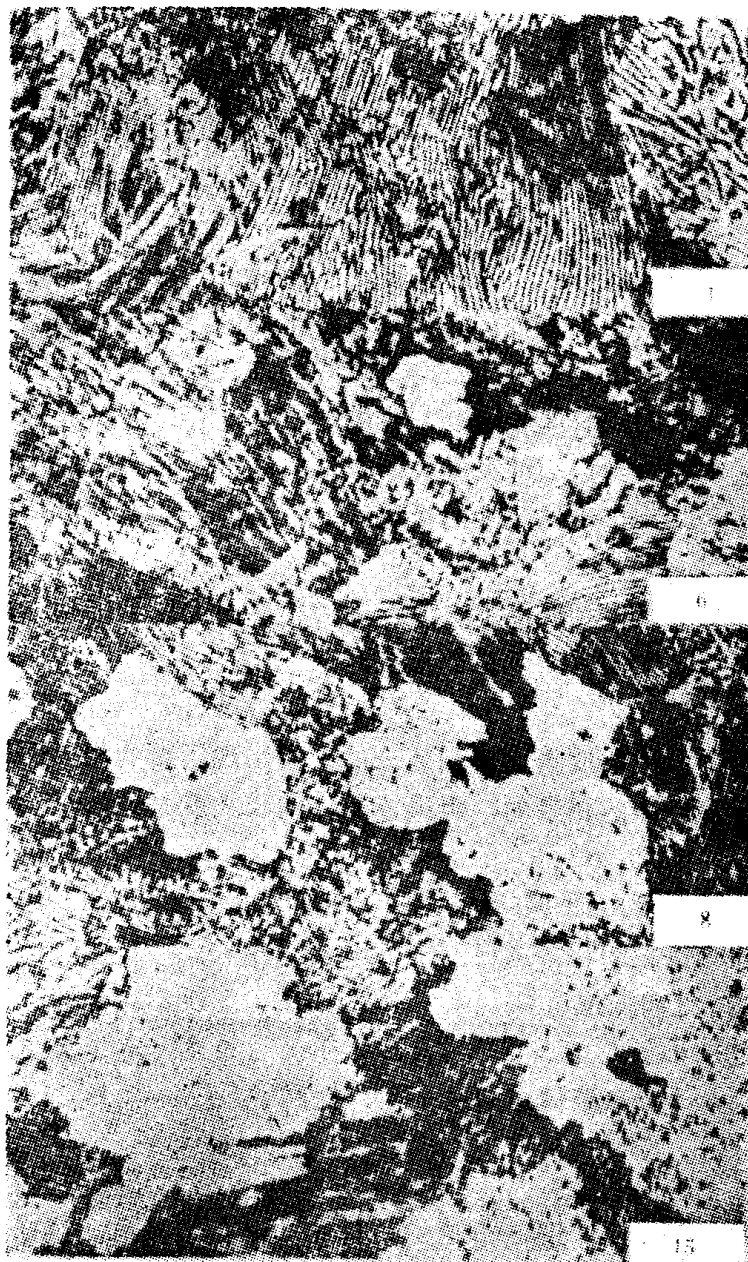


图1-6 共析钢(珠
光体)快速加热至
 A_{c1} 以上的奥氏体
等温形成过程
1000 ×



图1-7 粒状珠光
体快速加热至
746°C的奥氏体形
成过程 2000 ×

a) 原始组织: 粒状
珠光体 b) 746°C
保温 5 s c) 746°C
保温 15 s d) 746°C
保温 60 s

扩散均匀化等阶段。

1. 奥氏体形核

从 Fe-Fe₃C 状态图中可以看出, 要转变成奥氏体, 铁素体的碳浓度就要达到相应温度下奥氏体的碳浓度, 如 740°C 时为 0.66% C, 780°C 时为 0.40% C, 800°C 时为 0.32% C 等。在含碳量很低的铁素体中能否存在这样的高碳区呢? 实验证明, 由于碳原子的热运动, 在铁素体的微观体积内有可能出现与奥氏体成分相当的高碳区, 从而具备了形成奥氏体晶核的浓度条件。另外, 在铁素体中, 总体上铁原子是按体心立方点阵排列的, 但在微观区域内, 由于铁原子的热运动, 某一瞬间, 可能出现类似于面心立方点阵的排列形式, 这种现象称之为结构起伏。最后, 在铁素体微观范围内, 有的能量高, 有的能量低, 存在能量起伏。在 A_{c1} 以上, 当浓度、结构、能量都适宜的微观区域的尺寸大于奥氏体晶核的临界值时, 就可能成为奥氏体的稳定晶核, 并开始长大; 小于临界尺寸的微观区域, 不能成为稳定晶核, 又在铁素体中消失。

奥氏体晶核优先在铁素体与渗碳体相界面上形成。因为相界面上原子排列不规则, 势能高, 铁素体与渗碳体中碳的浓度差大而有利于扩散形核。

2. 奥氏体晶体长大

一旦铁素体与渗碳体在相界面上形成奥氏体晶核之后, 便出现了新的相界面, 即奥氏体与铁素体的相界面和奥氏体与渗碳体的相界面, 奥氏体晶体的长大就是这两个新的相界面分别向铁素体和渗碳体方向推移的结果。

各相在相界面的平衡碳浓度, 可由图 1-8 所示的 Fe-Fe₃C 状态图得知。例如在 T_1 温度, 奥氏体与铁素体和渗碳体相接触的相界浓度分别为 $C_{\gamma-\alpha}$ 及 $C_{\gamma-\text{Fe}_3\text{C}}$, 由于 $C_{\gamma-\alpha} < C_{\gamma-\text{Fe}_3\text{C}}$, 奥氏体内的碳原子从高浓度 $C_{\gamma-\text{Fe}_3\text{C}}$ 处向低浓度 $C_{\gamma-\alpha}$ 处扩散, 如图 1-9 所示。碳的扩散导致与渗碳体相接触的奥氏体浓度降低, 小于 $C_{\gamma-\text{Fe}_3\text{C}}$; 而与铁素体相接触的奥氏体的浓度升高, 大于 $C_{\gamma-\alpha}$, 这就破坏了奥氏体与铁素体及渗碳体之间的平衡, 提高了系统的自由能。为使自由能

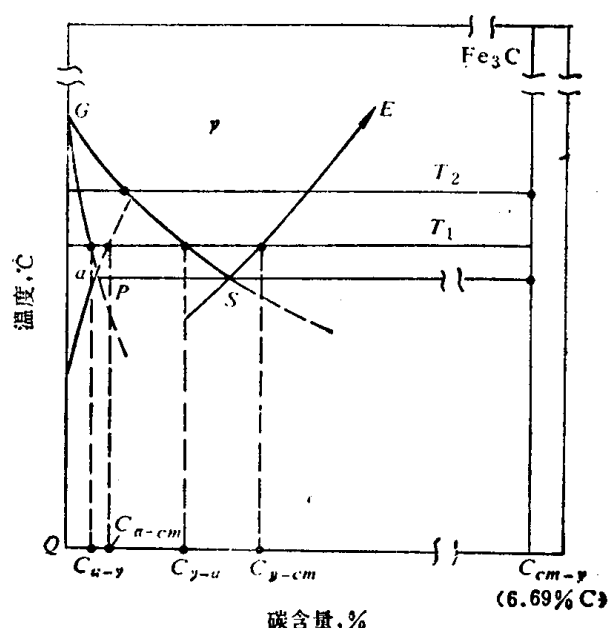


图1-8 奥氏体形成时各相碳浓度和温度的关系

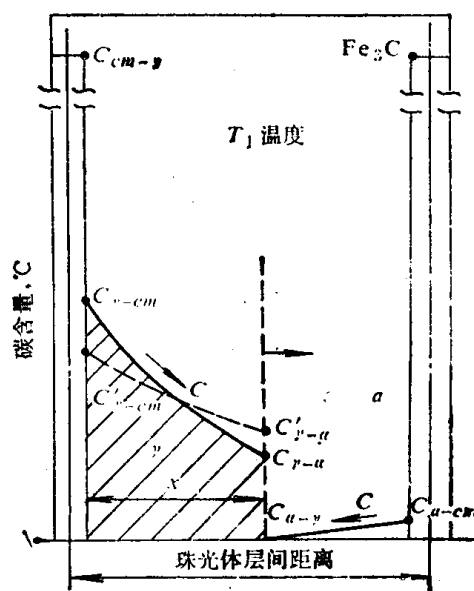


图1-9 各相碳浓度和珠光体层间距离的关系

降低, 恢复平衡, 渗碳体必须溶入奥氏体中以提高碳量, 使碳浓度回升到 $C_{\gamma-cm}$ 。与此同时, 铁素体必须转变为奥氏体, 使奥氏体的碳浓度下降为 $C_{\gamma-f}$ 。这样, 奥氏体的相界面就自然地同时向渗碳体和铁素体中推移, 使奥氏体不断长大, 直至奥氏体互相接触, 转变结束。

由图 1-8 和图 1-9 中还可以看出, 在奥氏体、铁素体、渗碳体三相共存时, 铁素体中也存在碳浓度差, 即铁素体与渗碳体相接触的界面碳浓度 $C_{\alpha-cm}$ 大于铁素体与奥氏体相接触的界面碳浓度 $C_{\alpha-\gamma}$, 从而使铁素体中的碳从靠近渗碳体的前沿向靠近奥氏体的前沿扩散。这种扩散也促进奥氏体形成。

3. 残余渗碳体的溶解

由于奥氏体与铁素体相界面的浓度差远比奥氏体与渗碳体相界面的浓度差小; 同时, 奥氏体与铁素体的结构差别也比奥氏体与渗碳体的结构差别小。所以, 奥氏体向铁素体方向推进的速度要大得多, 铁素体总是比渗碳体消失得早。当奥氏体晶体彼此接触, 珠光体形态消失以后, 还有一部分渗碳体残余下来。只有继续保温, 残余渗碳体才会逐渐溶入奥氏体中, 直至消失。

4. 碳在奥氏体中扩散均匀化

当残余渗碳体完全溶入奥氏体后, 虽然得到了单一的奥氏体, 但是奥氏体的成分还不均匀, 原来渗碳体存在的地方含碳量高, 原来铁素体存在的地方含碳量低。只有继续保温, 通过碳的扩散, 奥氏体中的成分才能均匀化。

综上所述, 整个奥氏体形成过程可以用图 1-10 表示出来。图中 a) 为奥氏体形核, b) 为奥氏体晶体长大, c) 为残余渗碳体溶解, d) 为奥氏体均匀化, e) 为均匀的奥氏体多边形晶粒。

亚共析钢和过共析钢只有加热至 A_{c3} 或 A_{cm} 以上经过充分保温后, 才能获得单一奥氏体组织。其转变过程与共析钢基本相同, 只是还有一个光共析相的溶解过程。

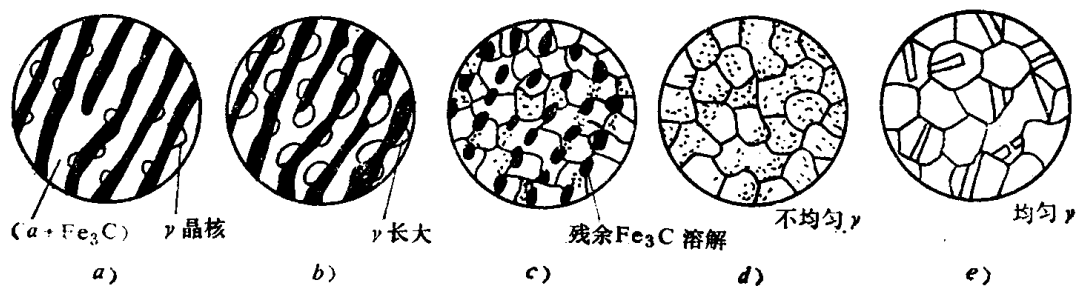


图1-10 珠光体向奥氏体转变示意图

§ 1-2 奥氏体等温形成动力学

奥氏体等温形成动力学是研究一定温度下奥氏体形成量与保温时间关系的问题, 对于实际生产有着重要意义。

一、奥氏体等温形成动力学曲线

为了研究奥氏体等温形成动力学, 可以采用如下实验方法: 将共析碳钢切成若干小薄片, 分别快速加热至临界点以上, 并在各种温度等温停置, 用磁性法或淬火法测量并记录保

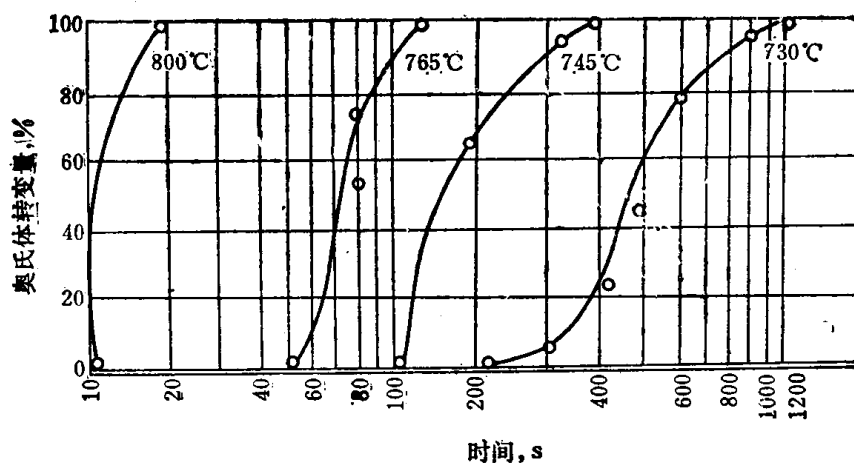


图1-11 含碳0.86%的碳钢奥氏体等温形成动力学曲线

温时间与奥氏体形成量的数据，然后在奥氏体转变量-保温时间坐标图上绘制奥氏体等温形成动力学曲线。图 1-11 为含碳 0.86% 的碳钢在 730°C、745°C、765°C、800°C 等温测得的动力学曲线。从图中可以看出：

1. 在临界温度以上等温时，不是马上就形成奥氏体，而需经过一定时间。从等温开始至出现奥氏体这段时间，称为孕育期。温度愈高，孕育期愈短。

2. 奥氏体形成速度在整个过程中是不同的。开始阶段速度较慢，以后逐渐加快。奥氏体形成量超过 50% 时，速度又开始减慢，直至转变结束。

3. 等温温度愈高，完成奥氏体转变经历的时间愈短，形成速度愈快。

为什么会出现上述现象呢？这是因为奥氏体形成属于扩散相变，新相形核需要时间，等温停置一段时间后才能察知转变，其值随等温温度升高、过热度加大而减小。奥氏体形成过程先慢后快的原因，在于开始时奥氏体形核数目少，形成速度慢；随着等温时间延长，晶核数目增加，且在晶体长大过程中相界总面积加大，形成速度不断加快。当奥氏体量形成 50% 时，晶体之间互相接触，接触部分停止长大，形成速度又逐渐减慢，直至转变结束。至于温度对转变速度的影响，则是因为奥氏体形成过程受自由能差和扩散速度两个因素所制约。自由能差取决于过热度，温度愈高，过热度愈大，自由能差愈大，形核率愈高；同时扩散速度也随温度升高而加大，转变愈快，经历时间愈短。

表 1-1 中的数据证实了上述结论。例如：等温温度从 740°C 提高到 800°C 时，形核率增长 270 倍，长大速率增长 80 余倍。

二、奥氏体等温形成图

为了研究方便，可以把共析钢奥氏体等温形成动力学曲线上转变开始时间和终了时间的

表1-1 奥氏体形核率 N 、长大速度 G 和温度之间的关系

转变温度 $^{\circ}\text{C}$	过 热 度 ① $^{\circ}\text{C}$	形核率 N $1/\text{mm}^3 \cdot \text{s}$	长大速度 G mm/s	转变一半所需时间 s
740	17	2280	0.005	100
760	37	11000	0.01	9
780	57	51500	0.026	3
800	77	61600	0.041	1

① 以 $A_1 = 723^{\circ}\text{C}$ 为标准计算过热度

数据描绘到温度-时间坐标上, 连接各开始点得一条转变开始线; 连接各转变終了点, 得一条转变終了线。这就是共析钢的奥氏体等温形成图, 如图 1-12 b) 所示。但是 1-12 b) 是珠光体转变为奥氏体刚结束时的情况, 实际上为了得到均匀的奥氏体, 还要经过残余渗碳体溶解和扩散均匀化阶段。如果把奥氏体形成的四个阶段都表示在奥氏体等温形成图上, 就得到图 1-13 所示的完整图形。图中第一条曲线表示形成了 6.5% 的奥氏体, 可看作奥氏体形成开始线; 第二条曲线表示已形成 99.5% 的奥氏体, 可看作形成終了线; 第三条曲线表示残余渗碳体全部溶解; 第四条曲线表示奥氏体成分已基本均匀。

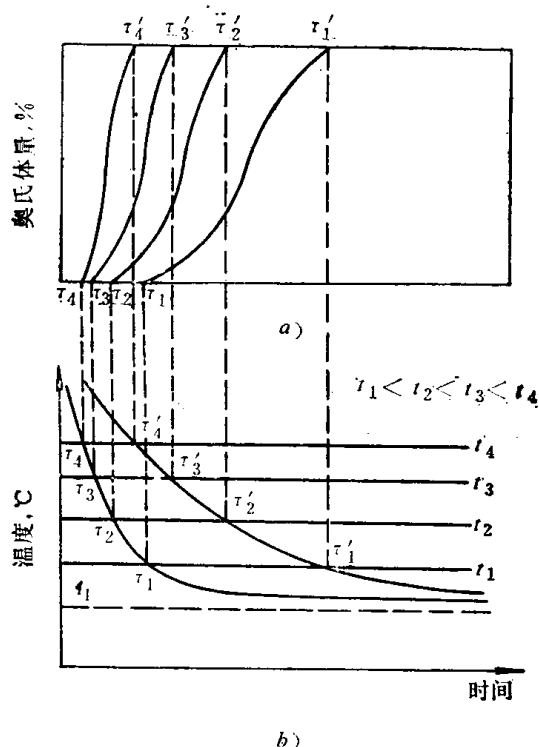


图1-12 共析钢奥氏体形成图的绘制示意图

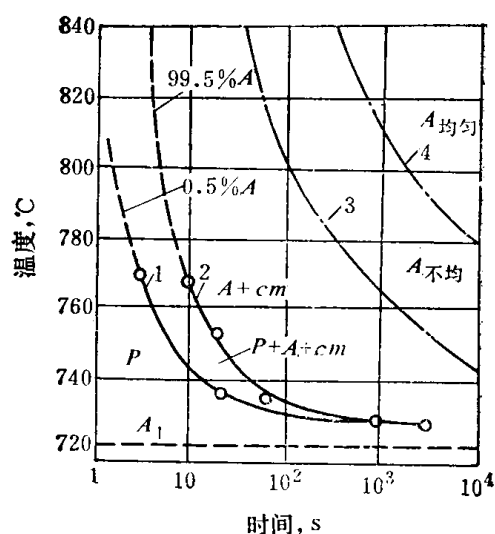


图1-13 共析钢奥氏体等温形成图

以 780℃ 等温转变为例, 从图中查出孕育期只有 0.8 s, 形成 99.5% 的奥氏体也不到 10 s。而要使残余渗碳体全部溶解, 则需几百秒。为使奥氏体均匀化, 要历时千秒以上。可见工件加热时需要一定的保温时间。

用同样的方法, 也可以绘制出亚共析碳钢和过共析碳钢的奥氏体等温形成图, 如图 1-14 和图 1-15 所示。可以看出, 这两个图形和共析钢的奥氏体等温形成图基本相同, 只是亚共析钢多了一条铁素体溶解完了线。

同理, 合金钢的奥氏体等温形成图也可按上述方法绘制出来。一般合金钢的奥氏体等温形成图中的曲线比碳钢的奥氏体形成曲线偏右, 而且多一条表示合金元素扩散均匀的曲线。这说明合金钢奥氏体等温形成需要更长的时间。

三、影响奥氏体形成速度的因素

如前所述, 奥氏体形成速度取决于奥氏体的形核率和长大速度; 而形核率和长大速度则受加热温度, 原始组织状态和化学成分等因素的影响。研究这些因素对奥氏体形成速度的影响, 对制定热处理工艺具有重要意义。

1. 温度