

JINSHU CAILIAO, JIANCE



职业教育金属材料检测类规划教材

金相检验

张 博◎主编

JINXIANG JIANYAN



教师免费下载
www.cmpedu.com

赠电子课件



机械工业出版社
CHINA MACHINE PRESS

本书共分 11 个单元, 包括金属学与热处理基础、钢的宏观检验技术、金相检验设备及试样制备技术、结构钢的金相检验、工模具钢的金相检验、不锈钢的金相检验、铸钢和铸铁的金相检验、钢的化学热处理及表面淬火的金相检验、焊接件的金相检验、非铁金属的金相检验和失效及失效分析基础。

本书使用最新国家或行业标准, 内容全面, 层次分明, 难度适中, 书中列举了许多分析案例, 实用性强, 满足一级和二级理化检验人员考取职业资格证书的需要。为便于教学, 本书配备了电子教案和部分习题答案, 选择本书作为教材的教师可来电索取 (010-88379201), 或登录 www.cmpedu.com 网站注册、免费下载。

本书可作为中、高等职业院校材料类专业、检测类专业教学用书, 也可作为理化检验人员培训用书, 还可供从事金相检验的工作人员及相关技术人员参考。

图书在版编目 (CIP) 数据

金相检验/张博编著. —北京: 机械工业出版社, 2009. 8
职业教育金属材料检测类规划教材
ISBN 978-7-111-27723-1

I. 金… II. 张… III. 金相组织 - 检验 - 职业教育 - 教材
IV. TG115. 21

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2009) 第 119138 号

机械工业出版社 (北京市百万庄大街 22 号 邮政编码 100037)
责任编辑: 齐志刚 版式设计: 张世琴 责任校对: 李秋荣
封面设计: 王伟光 责任印制: 邓 博
北京机工印刷厂印刷 (兴文装订厂装订)
2009 年 9 月第 1 版第 1 次印刷
184mm × 260mm · 13.5 印张 · 329 千字
0 001—3 000 册
标准书号: ISBN 978-7-111-27723-1
定价: 24.00 元

凡购本书, 如有缺页、倒页、脱页, 由本社发行部调换
销售服务热线电话: (010) 68326294
购书热线电话: (010) 88379639 88379641 88379643
编辑热线电话: (010) 88379182
封面无防伪标均为盗版

前 言

本书是为进一步落实《国务院关于大力发展职业教育的决定》的文件精神，根据目前职业教育材料类专业现状并结合职业教育教学改革对教材建设的要求，按职业教育材料类专业教学研讨及教材建设会议讨论通过的大纲而编写的，材料类其他专业也可作为专业辅助课程有选择地学习。

本书编写思路是以材料成分——工艺——组织——性能——金相检验为主线，根据材料的使用类别，分别讨论金相检验的内容。全书共分三个部分：第一部分为金属学与热处理基础；第二部分为金相宏观检验和微观检验，微观检验是核心内容，主要按照金属材料的用途分类编写的，内容包括常用典型金属材料的金相检验，并突出缺陷组织的分析判断；第三部分为失效分析，概括性地介绍了失效分析，并说明金相检验在失效分析中的地位。

本书在借鉴同类书籍的基础上着重突出以下几个特点：第一，内容结合国家和行业现行标准，使检验的依据规范化、标准化。第二，编写内容由浅到深，由基础理论到生产实际。这一特点表现在对材料常规工艺下的正常组织分析讨论的基础上，对易出现的典型组织缺陷也展开分析，结合实例图片说明，使教材内容富有针对性和实用性。第三，图文对照，图片丰富多样。金相检验主要是微观组织分析，所以显微组织图片对学习过程的理解有直接帮助。

本书共分11个单元，其中第一单元的部分内容、第三单元、实验及附录由燕样样编写，第六、十单元由姚永红编写，第九单元由王艳芳编写，第十一单元由李红莉编写，其余部分由张博编写并统稿，陕西汽车集团有限责任公司白培谦高级工程师任主审。

本书金相图片部分取自李炯辉主编的《金属材料金相图谱》，部分为陕西工业职业技术学院金相室燕样样制作，另有一部分来自其他参考资料或实验室；本书在编写过程中还参考了其他许多文献资料，在此向资料的原作者表示感谢。此外，西安航空发动机（集团）有限公司杨健高级工程师、西安煤矿机械有限公司王维发高级工程师、陕西省理化检验学会及西安交通大学材料学院的相关老师给予了编者很大的支持和帮助，在此一并表示感谢。

由于作者水平有限，书中难免有错误或欠妥之处，敬请同行和读者提出批评和建议，以利于今后修改完善。

编 者
2009年3月

目 录

前言

第一单元 金属学与热处理基础 1

- 模块一 金属与合金的晶体结构 1
- 模块二 铁碳合金相图 4
- 模块三 钢在加热及冷却时的组织转变 10
- 模块四 钢的热处理及其组织 18
- 模块五 基本显微组织鉴别 26
- 模块六 热处理常见淬火缺陷 27
- [思考题] 28

第二单元 钢的宏观检验技术 30

- 模块一 酸蚀试验 30
- 模块二 断口检验 33
- 模块三 硫印试验 39
- 模块四 塔形发纹酸浸试验 41
- [思考题] 42

第三单元 金相检验设备及试样制备技术 43

- 模块一 金相试样制备技术 43
- 模块二 金相显微镜 52
- 模块三 显微硬度计 64
- [思考题] 67

第四单元 结构钢的金相检验 68

- 模块一 冷变形钢的金相检验 68
- 模块二 冷变形钢常用金相检验标准 71
- 模块三 调质钢的金相检验 73
- 模块四 弹簧钢的金相检验 75
- 模块五 轴承钢的金相检验 77
- 模块六 钢的脱碳层深度测定法 80
- 模块七 结构钢金相检验分析案例 81
- [思考题] 82

第五单元 工模具钢的金相检验 84

- 模块一 碳素工具钢的金相检验 85
- 模块二 低合金工具钢的金相检验 87
- 模块三 冷作模具钢的金相检验 90
- 模块四 热作模具钢的金相检验 93
- 模块五 高速钢的金相检验 96
- 模块六 钢的共晶碳化物不均匀度评级法 104
- 模块七 工模具钢金相检验分析案例 105
- [CrWMn 钢轧头失效分析案例] 105
- [高速钢淬火后裂纹分析案例] 107
- [思考题] 107

第六单元 不锈钢的金相检验 108

- 模块一 不锈钢金相检验的制样特点 108
- 模块二 常用不锈钢类型 108
- 模块三 不锈钢的金相检验标准 111
- [思考题] 112

第七单元 铸钢和铸铁的金相检验 113

- 模块一 铸钢的金相检验 113
- 模块二 铸铁 118
- 模块三 灰铸铁的金相检验 123
- 模块四 球墨铸铁的金相检验 131
- [思考题] 138

第八单元 钢的化学热处理及表面淬火的金相检验 140

- 模块一 表面处理的方法和金相检验制样特点 140
- 模块二 钢的渗碳层金相检验 142
- 模块三 钢的渗氮层金相检验 148
- 模块四 钢的碳氮共渗层金相检验 151
- 模块五 钢的氮碳共渗层金相检验 152
- 模块六 钢的感应淬火金相检验 153
- 模块七 钢的其他表面处理方法金相检验 155
- 模块八 钢的渗碳层深度测定案例 157

[思考题]	158	模块四 断口分析	193
第九单元 焊接件的金相检验	160	[思考题]	200
模块一 焊接加热和冷却过程的特征	160	实验	201
模块二 焊接接头的组织特征	162	实验一 铁碳合金平衡组织观察	201
模块三 焊接接头金相组织分析	166	实验二 钢的非平衡显微组织观察	201
模块四 焊接接头的裂纹分析	167	实验三 金属的电解抛光及化学抛光	201
[思考题]	173	实验四 钢和铸铁的着色显示	203
第十单元 非铁金属的金相检验	174	实验五 铸铁和铸钢显微组织观察	204
模块一 铝及铝合金的金相检验	174	实验六 表面热处理显微组织观察	204
模块二 铜及铜合金的金相检验	179	实验七 高速钢的显微组织观察	205
模块三 钛合金的金相检验	183	实验八 焊接接头显微组织观察	205
[思考题]	186	实验九 非铁金属显微组织观察	205
第十一单元 失效及失效分析基础	187	附录	207
模块一 失效分析概述	187	金相检验报告	207
模块二 失效分析的思路及方法	188	参考文献	208
模块三 失效分析的程序及步骤	191		

第一单元 金属学与热处理基础



内容导入：金属学是研究金属的结构和性能并建立其成分、结构及性能之间关系的科学。不同的金属元素或合金，具有完全不同的物理、化学和力学性能。即使是化学成分相同的材料，采用不同的加工工艺，也会使性能产生明显的差异，其根本原因是改变了金属的内部结构。因此，只有从研究金属的内部结构着手，才能掌握金属材料变化的规律。

模块一 金属与合金的晶体结构

金属和合金在固态时，通常都是晶体。晶体指原子在三维空间中有规则作周期重复排列的物质，也就是说，在金属和合金中，原子的排列是有规则的，而不是杂乱无章的。

一、纯金属的晶体结构

1. 晶体结构的基本知识

晶体中原子的排列可用 X 射线分析等方法加以测定。晶体中最简单的原子排列方式如图 1-1a 所示。

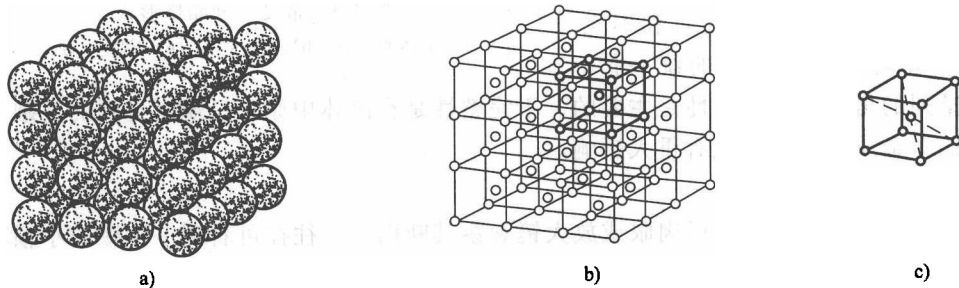


图 1-1 晶体中原子排列示意图

a) 原子堆垛模型 b) 晶格 c) 晶胞

晶体结构是指晶体中的原子或离子、分子等的具体排列式样，也就是它们在三维空间中有规律的周期性的重复排列方式。由于组成晶体的物质质点不同，排列的规律也不一样，所以就存在各种各样的晶体结构。假设晶体中的物质质点都是固定的刚球，那么，晶体就是由这些刚球堆垛而成，其模型如图 1-1a 所示。从图可见，原子在各个方向的排列都是很有规律的。为了便于研究，往往把构成晶体的实际质点忽略掉，而将它们抽象地认为是纯粹的几何点，称为阵点或点阵。这种阵点有规则的周期性重复排列所构成的空间几何图形即称为空间点阵。为了方便，可把点阵用直线连接起来形成空间格子，称为晶格，如图 1-1b 所示。

因为晶格中的阵点排列具有周期性，因此，为了研究方便，常从晶格中选取一个能够完全反映晶格特征的最小几何单元来分析阵点排列的规律性，这个最小的几何单元就称为晶

胞，如图 1-1c 所示。晶胞的大小和形状常用晶胞的棱边长度 a 、 b 、 c 及棱边间的夹角 α 、 β 、 γ 表示，如图 1-2 所示。

2. 纯金属的晶体结构

不同金属具有不同的晶格类型。工业上使用的金属元素中，除一些具有复杂晶格类型的外，绝大多数金属的晶体结构都是比较简单的。其中最常见有三种，即体心立方结构、面心立方结构和密排六方结构，如图 1-3 所示。

具有体心立方结构的金属有 α -Fe、Cr、V、Nb、Mo、W 等 30 多种；具有面心立方结构的金属有 γ -Fe、 β -Fe、Co、Ni、Al、Ag 等；具有密排六方结构的金属有 Zn、Mg、Be、 α -Ti、 α -Co、Cd 等。体心立方结构致密度约为 68%，面心立方和密排六方结构致密度都约为 74%。

二、实际金属的结构

理想状态的晶体其原子是按照一定的几何规律在空间作周期重复排列而构成的。实际使用的金属材料，大都是多晶体（即由许许多多的晶粒组成），在每一晶体内部，由于种种原因（如结晶条件、压力加工、原子的热运动等），其局部区域原子的规则排列往往受到干扰和破坏，而不像理想的晶体那样规则和完整。因此，实际的金属晶体是兼有完整性（规则性）和不完整性（不规则性）两方面的统一体。从原子排列的角度看，完整性是主要的，不完整性是在晶体中原子呈规则排列的基础上出现的，它们对金属材料的性能有重大影响。

1. 多晶体结构

如果将一块金属打断，用肉眼或放大镜观察其断面时，往往可看到一颗颗的小颗粒。如果进一步将其断面磨平、抛光并经腐蚀后，置于金相显微镜下观察，还会清晰地看到这些颗粒的大小、形态和分布情况。这种在金相显微镜下所观察到的金属组织称为显微组织。金属晶体中的这些小颗粒称为晶粒，晶粒与晶粒之间的界面称为晶界，如图 1-4 所示为工业纯铁的显微组织。

如果一块晶体内部的晶格位向完全一致，则这块晶体只有一个晶粒，称为单晶体。而一般金属材料都是由许多晶粒组成的多晶体。在多晶体中，每个晶粒的晶格位向基本上是一致的，但各个晶粒彼此间的位向却不同。

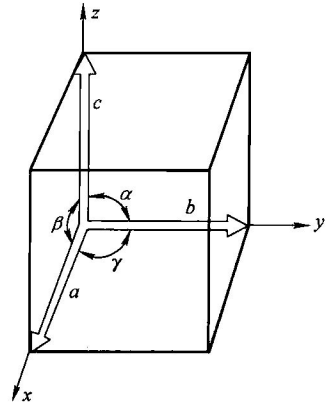


图 1-2 晶胞的晶格常数和轴间夹角表示方法

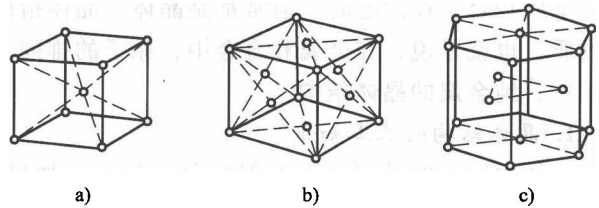


图 1-3 常见三种晶格形式

a) 体心立方 b) 面心立方 c) 密排六方

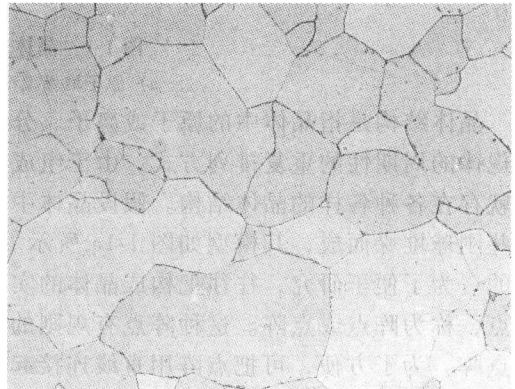


图 1-4 工业纯铁显微组织 (400 ×)

在单晶体中，由于各个方向上的原子密度不同，故单晶体在不同方向上的物理、化学和力学性能也不相同，即具有各向异性。但是，测定实际金属的性能，在各个方向上却基本一致，显不出很大差别，即具有各向同性或伪同向性。这是因为，实际金属是由许多位向不同的晶粒组成的多晶体，一个晶粒的各向异性在许多位向不同的晶粒之间可以互相抵消或补充，故金属呈现出各向同性。

2. 晶体中的缺陷

晶体缺陷对金属性能和组织转变等有很大影响。根据晶体缺陷的几何特点，常分为点缺陷、线缺陷和面缺陷。

(1) 点缺陷 点缺陷是指长、宽、高尺寸都很小的缺陷。最常见的点缺陷是晶格空位和间隙原子，如图 1-5 所示。在晶格空位和间隙原子附近，由于原子间作用力的平衡被破坏，使其周围原子发生靠拢或撑开，因此晶格发生歪曲（亦称晶格畸变），使金属的强度提高、塑性降低。

值得注意的是，晶体中的晶格空位和间隙原子皆处在不断的变化运动中。晶格空位和间隙原子的运动是金属原子扩散的主要形式之一。金属的固态相变和化学热处理过程均依赖于原子扩散。

(2) 线缺陷 线缺陷是在空间的一个方向上尺寸很大，其他两个方向上的尺寸很小的一种缺陷。晶体中的线缺陷通常是指各种类型的位错。位错是晶体中一层或几层原子排错了位置而形成的一种缺陷。

晶体中位错的多少可用位错密度表示。位错的存在对金属的力学性能（如强度、塑性等）产生重要影响。研究证明，如果晶体没有位错，相当于理想晶体，不易塑性变形，强度极高。当晶体有位错存在时，由于结构的不完整性有助于塑性变形的进行，使得实际金属材料的强度低得多。

(3) 面缺陷 面缺陷是在两个方向的尺寸很大，第三个方向的尺寸很小而呈面状的缺陷。这类缺陷主要是指晶界和亚晶界。

1) 晶界。多晶体中两个相邻晶粒之间的位向不同，过渡层原子排列不规则，使晶格处于歪扭畸变状态，因而在常温下会对金属塑性变形起阻碍作用，从宏观上来说，即表现出晶界处具有较高的强度和硬度。晶粒越细小，晶界越多，它对塑性变形的阻碍作用越大，金属的强度、硬度也就越高。

2) 亚晶界。在多晶体的每一个晶粒内，存在着许多尺寸很小、位向差也很小（不超过 2° ）的小晶块，它们互相嵌镶而成晶粒。这些小晶块称为亚晶粒（亦称嵌镶块或亚结构），亚晶粒内部原子的排列位向一致，其边界称为亚晶界。亚晶粒尺寸大小与金属加工条件有关，并对金属的强度有一定的影响，在晶粒大小一定时，亚晶粒越细，屈服强度也越高。

三、合金中的相结构

工业上使用的金属材料大多是合金。合金是由两种或两种以上的金属或金属与非金属经熔炼、烧结或其他方法组合而成并具有金属特性的物质。组成合金最基本的、独立的物质称为组元，简称元。一般地说，组元就是组成合金的元素或是稳定的化合物。当不同的组元组成合金时，这些组元之间由于物理的和化学的相互作用，形成具有一定晶体结构和一定成分的相。

相是指合金中结构相同、成分和性能均一，并以相界面相互分开的组成部分。由一种固

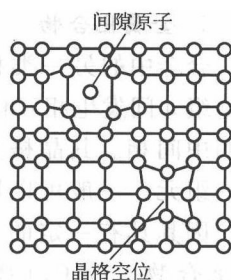


图 1-5 晶格空位和间隙原子示意图

相组成的合金叫单相合金，由几种不同的相组成的合金称为多相合金。不同的相具有不同的晶体结构，合金按相的晶体特点可分为固溶体和金属化合物两大类。

1. 固溶体

合金的组元之间以不同的比例相互混合，混合后形成的固相晶体结构与组成合金的某一组元相同，这种固相就叫固溶体。这一组元称为溶剂，而其他组元称为溶质。固溶体有置换固溶体和间隙固溶体，如图 1-6 所示。置换固溶体中有的溶质能以任意比例溶入溶剂，其溶解度可达 100%，这种固溶体称无限固溶体。间隙固溶体都是有限固溶体，其溶质元素都是属于半径小于 0.1nm 的非金属元素，如 H、O、N、C、B 等。

2. 金属化合物

合金中的另一类相是金属化合物，它是合金组元之间发生相互作用而形成的一种新相，又叫中间相。其晶格类型和性能均不同于任何一组元，一般可以用分子式大致表示其组成。因其具有一定的金属性质，所以称为金属化合物。Fe₃C（碳钢中）、CuZn（黄铜中）、CuAl₂（铝合金中）等都是金属化合物。

3. 机械混合物

纯金属、固溶体、化合物都是组成合金的基本相。由两相或多相按固定比例构成的组织称为机械混合物。组成机械混合物的各个相仍然保持各自的晶体结构和性能，因此，整个机械混合物的性能则取决于构成它的各个相的性能以及各个相的数量、形状、大小及分布状况等。

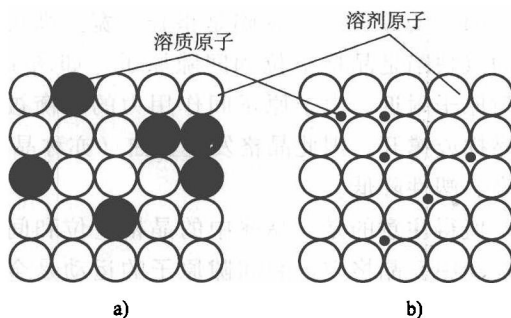


图 1-6 两种类型的固溶体

a) 置换固溶体 b) 间隙固溶体

模块二 铁碳合金相图

钢和铸铁是现代工业中应用最广泛的金属材料，其基本组成是铁、碳元素，故称铁碳合金。铁碳合金相图是一个较复杂的二元合金相图，它全面概括了钢铁材料的组织结构、成分及温度之间的关系，对研究钢铁材料、制订热加工工艺等有重要的指导作用。在介绍铁碳相图之前，先了解纯金属的结晶。

一、纯金属的结晶

金属由液态转变为固态的过程称为凝固。凝固后的固态金属一般都是晶体，所以，这一过程又称为结晶。结晶后所形成的组织，如晶粒形状、大小和分布等，对金属的加工性能和使用性能影响很大。

从图 1-7 中可以看到，金属在结晶之前，温度连续下降，当液态金属冷却到熔点 T_m （理论结晶温度）时，并不开始结晶，而是需要继续冷却到 T_m 以下某一温度 T_n ，液态金属才开始结晶。金属的实际结晶温度 T_n 与理论结晶温度 T_m 之差称为过冷度，用 ΔT 表示， $\Delta T = T_m - T_n$ 。过冷度越大，则实际结晶温度越低。

金属结晶时从液相转变为固相是放热反应过程，从固相转变为液相则为吸热反应过程，当液态金属冷却到 T_n 时，放热补偿了散失到周围环境的热量，所以在冷却曲线上出现了平台。平台延续的时间就是结晶过程所用的时间。

纯金属结晶是由形核与核长大两个过程所组成。结晶时首先在液体中形成具有某一尺寸（临界尺寸）的晶核，然后这些晶核不断凝聚液体中的原子而长大。

二、铁碳合金相图

合金的凝固也是由形核与长大过程来完成，但不完全等同于纯金属的结晶，有匀晶转变、共晶转变、包晶转变等。

1. 相图

相图是表示合金系中的合金状态与温度、成分之间关系的一种图解。通过相图可以了解各种成分的合金在不同温度下存在哪些相，各相的成分及其相对含量。二元相图

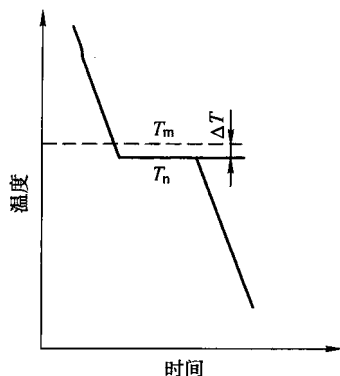


图 1-7 纯金属结晶冷却曲线示意图

是最简单的相图，对二元系合金来说，通常用横坐标表示成分，纵坐标表示温度。建立相图的方法有实验测定法和理论计算法两种，目前用的相图大部分都是根据实验方法建起来的。

合金在结晶过程中，各个相的成分以及它们的相对含量都是不断变化的，为了解相的成分及其相对含量，就需要应用杠杆定律。合金的结晶过程以铁碳合金为例加以说明。

2. 铁碳相图的特性点与特征线

Fe 和 Fe₃C 是组成 Fe-C 相图的两个基本组元，纯铁有同素异构转变，可以形成体心立方和面心立方两种晶格的同素异构体。碳溶于铁的这两种晶格中，形成两种固溶体，它们是相图中的两个基本相，即 α-Fe、γ-Fe。此外 Fe₃C（亦称渗碳体）也是 Fe-C 相图的基本相之一，图 1-8 即为 Fe-C 合金相图。图中各特性点的温度、碳的质量分数及意义见表 1-1。应该注意的是，其特性点的符号是国际通用的，不能随便变换。

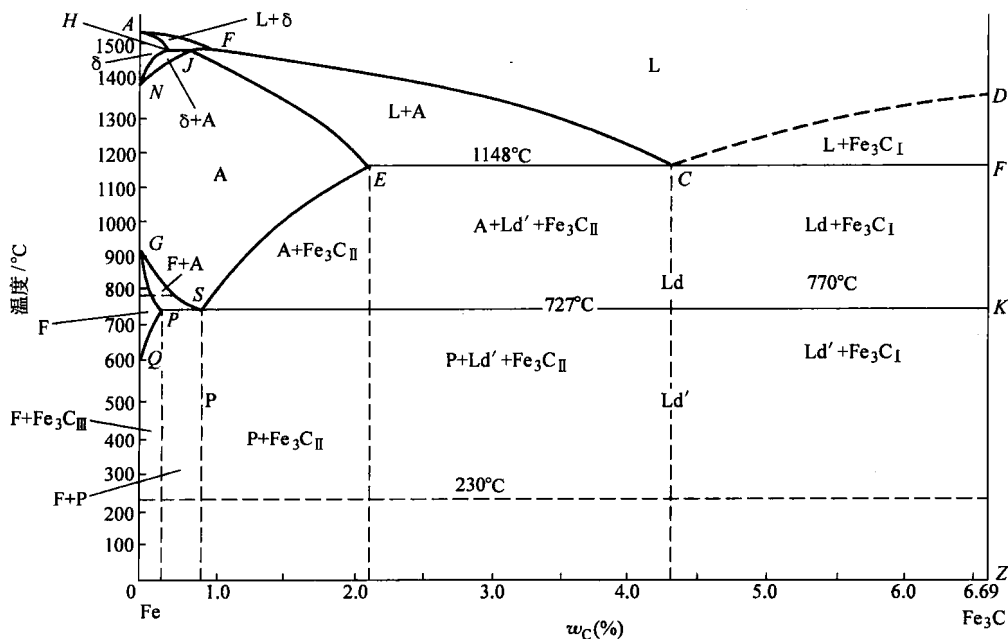


图 1-8 Fe-C 合金相图

表 1-1 铁碳合金相图中的特性点

符号	温度/°C	w _c (%)	说明	符号	温度/°C	w _c (%)	说明
A	1538	0	纯铁的熔点	J	1495	0.17	包晶点
B	1495	0.53	包晶转变时液态合金的成分	K	727	6.69	渗碳体的成分
C	1148	4.30		M	770	0	纯铁的磁性转变点
D	1227	6.69	共晶点	N	1394	0	γ-Fe↔α-Fe的转变温度
E	1148	2.11	渗碳体的熔点	P	727	0.0218	碳在α-Fe中的最大溶解度
G	912	0	碳在γ-Fe中的最大溶解度	S	727	0.77	共析点(A ₁)
H	1495	0.09	α-Fe↔γ-Fe转变温度(A ₃)	Q	600	0.0057	600°C时碳在α-Fe中的溶解度
			碳在δ-Fe的最大溶解度				

Fe-C 合金相图中的 ABCD 为液相线, AHJECF 是固相线, 相图中有五个单相区, 它们是:

ABCD 以上——液相区, 用符号 L 表示。

AHNA——固溶体区, 用符号 δ 表示。

NJESGN——奥氏体区, 用符号 A 或 γ 表示。

GPQG——铁素体区, 用符号 F 或 α 表示。

DFKZ——渗碳区, 用 Fe₃C 或 C_m 表示。

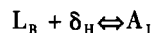
相图中有七个两相区, 它们是 L + δ、L + A、L + Fe₃C、δ + A、F + A、A + Fe₃C 及 F + Fe₃C。

Fe-C 合金相图上有三条水平线, 即 HJB——包晶转变线, ECF——共晶转变线, PSK——共析转变线。

此外, 相图上还有两条磁性转变线: 770°C 虚线为铁素体的磁性转变线, 230°C 虚线为渗碳体的磁性转变线。

3. 相图分析

(1) 包晶转变 (水平线 HJB) 在 1495°C 恒温下, 碳的质量分数为 0.53% 的液相与碳的质量分数为 0.09% 的 δ 铁素体发生包晶反应, 形成碳的质量分数为 0.17% 的奥氏体, 其反应式为:



进行包晶反应时, 奥氏体沿 δ 相与液相的界面成核, 并向 δ 相和液相两个方向长大, 包晶反应终了时, δ 相和液相同时耗尽变成单一的奥氏体相。

此类转变仅发生在碳的质量分数为 0.09% ~ 0.53% 的铁碳合金中。

(2) 共晶转变 (水平线 ECF) 共晶转变发生在 1148°C 的恒温下, 由碳的质量分数为 4.3% 的液相转变由碳的质量分数为 2.11% 的奥氏体和碳的质量分数为 6.69% 的渗碳体所组成的混合物, 称为莱氏体, 用 L_d 表示。其反应式为:



在莱氏体中, 渗碳体是连续分布的相, 而奥氏体则呈颗粒状分布在其上, 由于渗碳体很脆, 所以莱氏体的塑性是很差的, 无实用价值。

凡碳的质量分数在 2.11% ~ 6.69% 的铁碳合金都发生共晶转变。

(3) 共析转变 (水平线 PSK) 共析转变发生在 727°C 恒温下, 是由碳的质量分数为

0.77% 的奥氏体转变成碳的质量分数为 0.0128% 的铁素体和渗碳体所组成的混合物, 称为珠光体, 用符号 P 表示。其反应式为:



珠光体组织是片层状的, 其中的铁素体体积大约是渗碳体的 8 倍, 所以在金相显微镜下, 较厚的片是铁素体, 较薄的片是渗碳体。

所有碳的质量分数超过 0.0218% 的铁碳合金都发生共析反应。共析转变温度常标为 A_1 温度。

此外, Fe-C 合金相图中还有三条重要的固态转变线。

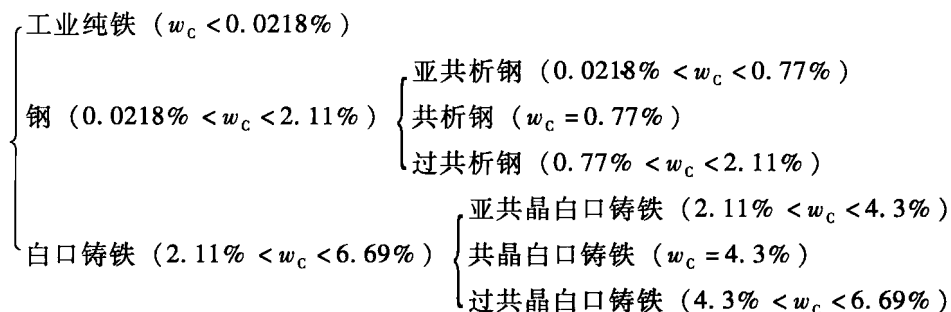
GS 线——奥氏体中开始 (冷却时) 析出铁素体或铁素体全部溶入 (加热时) 奥氏体的转变线, 常称此温度为 A_3 温度。

ES 线——碳在奥氏体中的溶解度线, 此温度常称为 A_{cm} 温度。低于此温度时, 奥氏体中仍将析出 Fe_3C , 把它称为二次 Fe_3C , 记作 Fe_3C_{II} , 以区别从液体中经 CD 线直接析出的一次渗碳体 (Fe_3C_I)。

PQ 线——碳在铁素体中的溶解度线, 在 727°C 时, 碳的质量分数在铁素体中的最大溶解度仅为 0.0218%, 随着温度的降低, 铁素体中的溶碳量是逐渐减少的, 因此, 铁素体从 727°C 冷却下来, 会析出渗碳体, 称为三次渗碳体, 记作 Fe_3C_{III} 。

三、铁碳合金的平衡结晶过程及其组织

Fe-C 合金相图根据碳的质量分数及组织特征可分为三个部分, 即



现以工业纯铁和钢为例, 分析铁碳合金平衡结晶及组织变化过程。所选取的合金成分在相图上的位置如图 1-9 所示。

1. 工业纯铁

碳的质量分数为 0.01% 的合金在相图中的位置如图 1-9 I 线, 结晶过程如图 1-9 I-I 所示。合金溶液冷却到 1 点开始结晶出 δ 铁素体, 至 2 点结晶结束, 合金全部为 δ 铁素体。 δ 铁素体冷却到 3 点时, 开始发生固溶体的同素异构转变 $\delta \rightarrow A$ 。转变时, A 的晶核优先在 δ 相的晶界上形成, 然后长大。到 4 点合金全部变为单相奥氏体 A。奥氏体冷到 5~6 点间又发生同素异构转变 $A \rightarrow F$ 。同样, 铁素体也是在奥氏体的晶界上优先形核而后长大。到 6 点合金组织全部为铁素体 F。铁素体冷到 7 点时, 碳在铁素体中的溶解度达到饱和, 温度再下降便析出三次渗碳体 Fe_3C_{III} 。三次渗碳体也是从铁素体的晶界上析出的, 由于数量很少, 一般沿铁素体晶界呈断续片状分布。由于渗碳体的析出, 铁素体中的含碳量沿 PQ 线变化, 至室温时, 几乎降到零。

碳的质量分数为 0.0218% 的合金, 冷却到室温时所析出的三次渗碳体的量最多, 应用

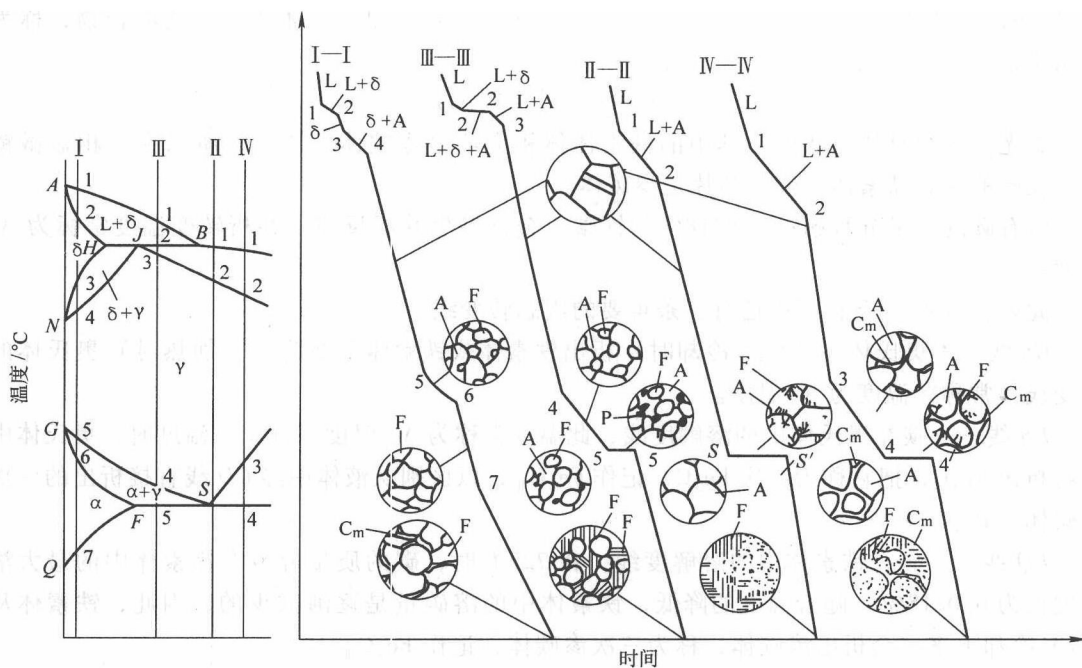


图 1-9 工业纯铁和钢的结晶过程组织转变示意图

杠杆定律计算如下：

$$\text{Fe}_3\text{C}_{\text{最大}} = \frac{0.0218}{6.69} \times 100\% \approx 0.33\%$$

由于含碳量极低，三次渗碳体的含量极少，所以实际组织中是看不到三次渗碳体的。工业纯铁的实际显微组织如图 1-4 所示。

2. 共析钢

其结晶过程如图 1-9 II-II 所示。合金溶液冷却到 1 点时开始结晶出奥氏体。1~2 点间按匀晶转变结晶，奥氏体开始以树枝状生长，最后得到多面体的奥氏体晶粒。在继续冷却时，碳的质量分数为 0.77% 成分的奥氏体冷到 S 点 (727°C) 时，就发生共析转变，转变在恒温下进行，至 S' 转变结束，得到珠光体组织，珠光体一般呈片状，如图 1-10 所示。珠光体中的渗碳体称为共析渗碳体。

由于珠光体中的渗碳体数量较铁素体少，因此片状珠光体中渗碳体形成窄条，铁素体形成宽条。金相试样浸蚀后，铁素体和渗碳体的相界面凹陷下去，在直射光的照射下，变成了黑色线条。当放大倍数较大时，可以看到渗碳体四周有一圈黑线围着。若放大倍数较低，显微镜的鉴别能力又小于渗碳体片层厚度时，只能看出一条黑线，这条黑线就代表渗碳体边缘的两条界线，也表示渗碳体相。同理，当放大倍数更小或珠光体很细密时，甚至其中的铁素体与渗碳体也无法分辨，珠光体只是灰暗的一片。

3. 亚共析钢

以碳的质量分数为 0.45% 的合金为例，其结晶过程如图 1-9 III-III 所示。合金在 1~2 点间结晶出 δ 铁素体，冷到 2 点 (1495°C) 时，δ 铁素体的碳的质量分数为 0.09%，液相的碳的质量分数为 0.53%。此时液相和 δ 铁素体发生包晶转变，转变在恒温下进行。由于合金

的碳的质量分数 (0.45%) 大于包晶点 J 的碳的质量分数为 (0.17%), 所以包晶转变结束时, 除了 δ 铁素体和部分液相转变为奥氏体外, 还剩余有一定量的液相, 这些液相在 2 ~ 3 点的温度间继续结晶出奥氏体, 其成分沿 JE 变化。而原来包晶转变产物, 即成分为 $w_c = 0.17\%$ 的奥氏体, 其成分也沿 JE 线变化。冷至 3 点, 合金全部由碳的质量分数为 0.45% 的奥氏体所组成。

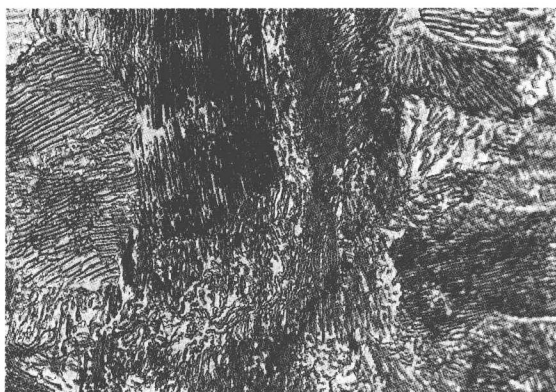


图 1-10 共析钢中的显微组织 (400 ×)

当奥氏体冷到 4 点时, 开始从奥氏体中析出铁素体, 称之为先共析铁素体。在 4 ~ 5 点间, 由于低碳成分的铁素体不断析出, 奥氏体的量不断减少, 而剩余奥氏体的含碳量不断升高, 沿 GS 线从 4 点向 S 点变化, 先共析铁素体的含碳量沿着 GP 变化。当温度冷到 5 点 (727°C) 时, 先共析铁素体的碳的质量分数达 0.0218%, 而剩余奥氏体的碳的质量分数到达 0.77%, 因此剩余奥氏体就要发生共析转变, 生成珠光体。此时合金组织为珠光体和铁素体。

在 5 点以下冷却时, 不论是共析铁素体或是珠光体中的铁素体, 其含碳量均沿 PQ 降低, 多余的碳以三次渗碳体形式析出, 但数量很少, 显微组织中无法辨认, 可予以忽略。所以碳的质量分数为 0.45% 的亚共析钢, 其室温组织是铁素体和珠光体。

所有亚共析钢冷却到室温后, 均由铁素体和珠光体组成。随着钢中含碳量增高, 珠光体量增加而铁素体量减少。因此通常可以近似地根据共析钢的显微组织来估计它的含碳量: 钢中碳的质量分数 $w_c \approx P \times 0.77\%$, 式中 P 为珠光体在显微镜的视场中所占的面积百分比。

各种不同含碳量的亚共析钢的显微组织如图 1-11 所示。

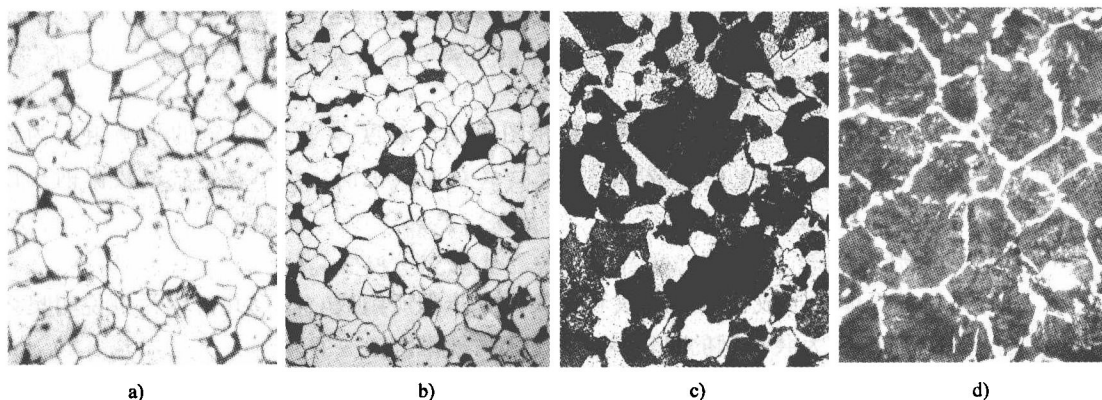


图 1-11 亚共析钢的显微组织 (400 ×)

a) 10 钢 b) 20 钢 c) 45 钢 d) 65 钢

4. 过共析钢

以碳的质量分数为 1.2% 的合金为例。其结晶过程如图 1-9 中 IV-IV 所示。合金冷却到 1 点后, 由液相中结晶出奥氏体。到 2 点时, 全部凝固为奥氏体。当冷到 3 点时, 奥氏体中含碳量达到饱和, 温度再下降就开始析出二次渗碳体, 它是沿奥氏体晶界析出的, 所以在显微

组织上呈网状分布。用4%的硝酸酒精溶液浸蚀后，二次渗碳体呈白色、连续、均匀网状，如图1-12a所示。碱性苦味酸钠煮沸热蚀后，二次渗碳体呈黑色网状，如图1-12b所示。由于渗碳体的析出，剩余奥氏体的含碳量沿ES线变化而逐渐减少。当冷到4点（727℃）时，奥氏体中碳的质量分数达到0.77%。此时，奥氏体发生共析转变而形成珠光体，至4'点转变结束，温度再下降后组织基本不变，也就是在共析转变前奥氏体和二次渗碳体的相对量。

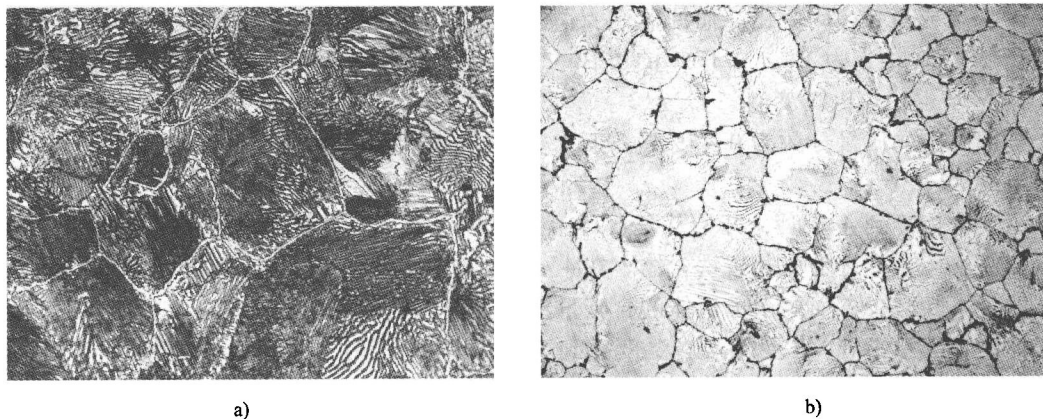


图 1-12 过共析钢的显微组织（400×）

a) 4% 硝酸酒精溶液浸蚀 b) 碱性苦味酸钠煮沸热蚀

【想一想】

利用杠杆定律计算，在退火状态的过共析钢 T12 中，二次渗碳体的数量和珠光体的数量应分别是多少？

模块三 钢在加热及冷却时的组织转变

一、钢在加热时的组织转变

加热是热处理的第一道工序。由 Fe-Fe₃C 相图可知，温度在 A₁ 以下钢的平衡组织为铁素体和渗碳体，当温度超过 A₁（对共析钢）或 A₃（对亚共析钢）或 A_{cm}（对过共析钢）以上，钢的组织为单相奥氏体。

1. 奥氏体的形成过程

实验证明，奥氏体的形成也是由形核和长大两个步骤所组成。现以共析钢为例说明奥氏体的形成过程。图 1-13 为共析钢的奥氏体形成过程示意图。

亚共析钢和过共析钢的奥氏体形成过程与共析钢基本相同，但只有当前者的加热温度超过 A₃，后者的加热温度超过 A_{cm} 并保温足够时间，才能获得均匀单相的奥氏体。

2. 影响奥氏体形成速度的因素

- (1) 加热温度 加热温度越高，原子扩散能力越强，奥氏体形成就越快。
- (2) 原始组织 在化学成分相同时，钢的原始组织越细，奥氏体的形成速度就越快。
- (3) 化学成分 钢中含碳量越高，奥氏体的形成速度越快。

3. 奥氏体晶粒的长大

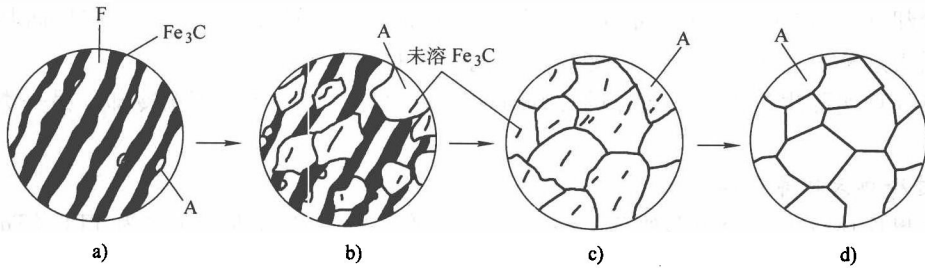


图 1-13 共析钢的奥氏体形成过程示意图

a) 奥氏体的形核 b) 奥氏体的长大 c) 剩余 Fe_3C 的溶解 d) 奥氏体均匀化

奥氏体晶粒大小是评定钢加热时质量的重要标准之一，对钢的冷却转变过程及其所获得的组织与性能有很大影响，对于热处理实践也具有重要意义。

(1) 奥氏体晶粒度 晶粒大小用晶粒度表示（通常晶粒度分成 8 级）。目前世界上通用的方法是用与标准金相图片相比较来确定晶粒度的级别。具体操作可按照 GB/T 6394—2002《金属平均晶粒度测定方法》进行。

1) 起始晶粒度。奥氏体转变刚刚完成，其晶粒边界刚刚相互接触时的奥氏体晶粒的大小称为奥氏体的起始晶粒度。一般起始晶粒度总是十分细小、均匀的。

2) 实际晶粒度。钢在某一具体的热处理或热加工条件下获得的奥氏体实际晶粒的大小称为奥氏体的实际晶粒度。它取决于具体的加热温度和保温时间。实际晶粒度总比起始晶粒大，实际晶粒度对钢热处理后获得的性能有直接的影响。

3) 本质晶粒度。本质晶粒度是表示钢在一定的条件下奥氏体晶粒长大的倾向性。凡随着奥氏体化温度升高，奥氏体晶粒迅速长大的称为本质粗晶粒钢。相反，随着奥氏体化温度升高，在 930°C 以下时，奥氏体晶粒长大速度缓慢的称为本质细晶粒钢。超过 930°C ，本质细晶粒钢的奥氏体晶粒也可能迅速长大，有时，其晶粒尺寸甚至会超过本质粗晶粒钢。钢的本质晶粒度与钢的脱氧方法和化学成分有关，一般用 Al 脱氧的钢为本质细晶粒钢，用 Mn、Si 脱氧的钢为本质粗晶粒钢。含有碳化物形成元素（如 Ti、Zr、V、Nb、Mo、W 等）的钢也属本质细晶粒钢。

(2) 影响奥氏体晶粒长大的因素

1) 加热温度和保温时间。加热温度升高，原子扩散速度呈指数关系增大，奥氏体晶粒急剧长大。保温时间延长，奥氏体晶粒长大。

2) 加热速度的影响。加热速度越大，奥氏体转变时的过热度也越大，奥氏体的实际形成温度也越高，起始晶粒度则越细。

3) 含碳量的影响。在一定含碳量范围内，随着碳含量的增加，奥氏体晶粒长大倾向增大，但当含碳量超过某一限度时，奥氏体晶粒反而变得细小。

4) 合金元素的影响。当钢中含有能形成难熔化合物的合金元素（如 Ti、Zr、V、Al、Nb、Ta 等）时，会强烈阻止奥氏体晶粒长大，并使奥氏体粗化温度升高。但不形成化合物的合金元素，如 Si、Ni、Cu 则影响不大。Mn、P、S、N 等元素溶入奥氏体后，削弱 $\gamma\text{-Fe}$ 原子间的结合力，加速铁原子的自扩散，所以，会促进奥氏体晶粒长大。

二、钢在冷却时的组织转变

钢经过加热和保温后，将以不同的方式冷却下来，获得预期的性能。钢在加热后得到的

奥氏体冷却到 A_1 以下，是不稳定相，这种不稳定的奥氏体叫过冷奥氏体，它将向其他组织转变，因为这种过冷奥氏体的自由能高于其他组织的自由能。

在热处理实际生产中，奥氏体的冷却方法有两大类，第一类是等温冷却；另一类是连续冷却。

1. 过冷奥氏体等温转变图

过冷奥氏体等温转变图形如英文字母“C”，故又称为C曲线，亦称为TTT（Time Temperature Transformation）图。共析钢的过冷奥氏体等温转变图，如图1-14所示。

(1) 等温转变图分析 图中最上面的一条水平虚线为钢的临界点 A_1 ，下方的一条水平线 M_s 为马氏体转变开始温度，另一条水平线 M_f 为马氏体转变终了温度。 A_1 与 M_s 之间有两条C曲线，左边一条为过冷奥氏体转变开始线，右边一条为过冷奥氏体转变终了线。

A_1 线以上是奥氏体稳定区， M_s 线与 M_f 之间的区域为马氏体转变区，过冷奥氏体冷却到 M_s 以下时将发生马氏体转变。两条C曲线之间的区域为过冷奥氏体转变区，在该区域过冷奥氏体将向珠光体或贝氏体转变，在转变终了线右侧区域为过冷奥氏体转变产物区。

在 A_1 温度以下，过冷奥氏体转变开始线与纵坐标之间的水平距离称为过冷奥氏体在该温度下的孕育期。从图可见，在不同温度下等温，其孕育期是不同的。在 550°C 左右共析钢的孕育期最短，转变速度最快，此处俗称为等温转变图的“鼻尖”。过冷奥氏体转变终了线与纵坐标之间的水平距离来表示在不同温度下转变完成所需要的总时间。

(2) 影响等温转变图的因素 下列各种因素主要影响等温转变图的形状和位置。

1) 含碳量的影响。与共析钢比较，亚共析钢和过共析钢的等温转变图都多出一条先共析相析出曲线。在发生珠光体转变以前，亚共析钢会先析出铁素体，过共析钢则先析出渗碳体。

2) 合金元素的影响。一般情况下，除 Co 和 Al ($w_{Al} > 2.5\%$) 以外的所有溶入奥氏体中的合金元素，都会增加过冷奥氏体的稳定性，使等温转变图向右移，并使 M_s 点降低。其中 Mo 的影响最为强烈。加入微量的 B 可以明显地提高过冷奥氏体的稳定性。

3) 奥氏体状态的影响。晶粒细化有利于新相的形核和原子的扩散，有利于先共析相和珠光体转变，但晶粒度对贝氏体和马氏体转变的影响不大。

奥氏体的均匀程度也会影响等温转变图的位置，成分越均匀，奥氏体的稳定性越好，奥氏体转变所需时间越长，等温转变图往右移。奥氏体化温度越高，保温时间越长，则奥氏体晶粒越粗大，成分越均匀，从而增加了它的稳定性，使等温转变图右移，反之则向左移。

2. 过冷奥氏体连续转变图

共析钢的过冷奥氏体连续转变图如图1-15所示，它只有珠光体转变区和马氏体转变区，无贝氏体转变区。珠光体转变区由三条线构成，图中左边一条线为过冷奥氏体转变开始线，右边一条为转变终了线，两条曲线下面的连线为过冷奥氏体转变终止线。 M_s 线和临界冷却

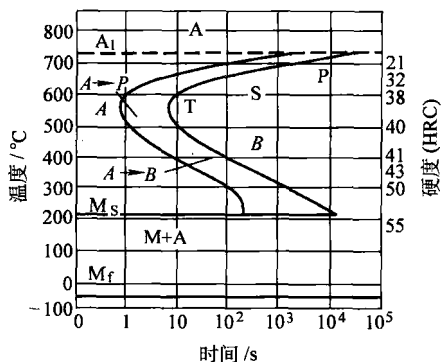


图 1-14 共析钢的过冷奥氏体等温转变图