

金属材料及其成形性能

李晨希 何世海 刘政军 于宝义 编著



化学工业出版社

· 北 京 ·

图书在版编目 (CIP) 数据

金属材料及其成形性能/李晨希等编著. —北京: 化学工业出版社, 2007
ISBN 978-7-5025-9869-3

I. 金… II. 李… III. 钢-热处理 IV. TG161

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2007) 第 001522 号

责任编辑: 丁尚林

文字编辑: 张绪瑞 张燕文

责任校对: 蒋 宇

装帧设计: 王晓宇

出版发行: 化学工业出版社 (北京市东城区青年湖南街 13 号 邮政编码 100011)

印 装: 化学工业出版社印刷厂

787mm×1092mm 1/16 印张 14³/₄ 字数 362 千字 2007 年 3 月北京第 1 版第 1 次印刷

购书咨询: 010-64518888 (传真: 010-64519686)

售后服务: 010-64518899

网 址: <http://www.cip.com.cn>

凡购买本书, 如有缺损质量问题, 本社销售中心负责调换。

定 价: 28.00 元

版权所有 违者必究

前 言

尽管无机非金属材料、有机高分子材料和复合材料等发挥的作用越来越重要，但现在乃至以后相当长的时期内，金属材料作为工程材料仍将发挥极其重要的作用。金属材料广泛地应用于人类生活和生产中，是现代工业和科学技术等方面不可缺少的重要材料。金属材料之所以被广泛应用，是由于它具有优良的使用性能和工艺性能，易于制成性能、形状都能满足使用要求的机械零件、工具和其他制品。

为了能够正确地选用金属材料，合理地制定材料的加工工艺，充分发挥金属的性能潜力，金属材料热加工、材料学、机械制造、冶金工程等领域的科研人员、工程技术人员必须熟悉金属材料的性能，掌握其变化规律。为此，就需要深入研究金属材料的成分、组织结构和性能之间的关系，掌握金属材料中各种组织结构的形成及其变化规律，熟悉金属材料的铸造性能、焊接性能和锻压性能，而这些正是本书所要讨论的内容。

在所有金属中，钢和铸铁是使用最多的金属材料。本书主要介绍钢的热处理原理及工艺，钢的强化机制和改善钢塑性、韧性的途径，合金元素在钢中的作用；铸铁的石墨化过程，灰口铸铁、球墨铸铁、蠕墨铸铁、可锻铸铁、特种铸铁的成分、组织和性能；结构钢、刀具钢、模具钢、量具钢、不锈钢和抗磨钢的分类、成分、组织、性能和用途，这些钢种的焊接性能、铸造性能和锻造性能。

常用的有色金属材料是铝及铝合金、铜及铜合金，最近几年镁合金和钛合金的应用也日益广泛。本书论述了这些金属材料的分类、成分、组织和力学性能、铸造性能、焊接性能和锻压性能。

高温合金主要用于制造航空发动机、航天火箭发动机、工业燃气轮机的耐热部件，也是能源、冶金和化工等工业的重要金属材料。本书介绍了高温合金的特性、分类和合金化原理，高温合金的定向凝固技术、焊接性能和锻造性能。

在本书编写过程中，内容上力求做到理论性、先进性和实用性的结合，重点地论述一些理论性问题，以使读者能深入理解一些工艺问题的实质。在编写中，注意引入近年来国内外一些新的理论和生产技术，以使读者能了解金属材料及其成形性能方面的新发展。还注意引用生产实际中的资料和数据，以求理论与实际结合。本书可供材料、机械、冶金等领域的科研人员、工程技术人员学习或培训使用，也可作为材料成型及控制工程专业及相关专业的教材。

本书的绪论、第 10 章、第 11 章、8.1~8.3、3.2 节由何世海编写；5.4~5.6、6.9、7.1、7.3、7.4、9.4 节由刘政军编写；3.4、4.4、5.2、7.2、8.4、9.1~9.3 节由于宝义编写；其他各章节均由李晨希编写并全书统稿。

由于作者水平有限，书中疏漏和不足之处在所难免，诚恳欢迎广大读者批评指正。

编著者
2007 年 1 月

绪 论

0.1 概述

进入 21 世纪，我国金属材料的产量和品种已跃居世界生产大国的行列。仅就钢铁产量，近几年更是突飞猛进，连续几年位居世界钢铁生产大国之首。据国际钢协（IISI）统计和新华社信息，2004 年、2005 年世界钢铁主要生产国钢铁产量见表 0-1、表 0-2。

表 0-1 2004 年世界钢铁主要生产国钢铁产量

国 家	粗钢产量/10 ⁶ t	占世界总产量比例/%	高炉铁水产量/10 ⁶ t	占世界总产量比例/%
中国	272.5	25.8	257.8	35.7
欧盟 25 国	193.3	18.3	110.9	15.4
独联体国家	113.8	10.8	85.7	11.9
日本	112.7	10.7	83.0	11.5
美国	98.9	9.4	42.3	5.9
韩国	47.5	4.5	27.6	3.8
合计	838.7	79.5	607.3	84.2
世界总计	1054.8	100.0	781.1	100.0

表 0-2 2005 年世界钢铁主要生产国钢铁产量

国 家	粗钢产量/10 ⁶ t	占世界总产量比例/%	高炉铁水产量/10 ⁶ t	占世界总产量比例/%
中国	349.4	30.9	330.4	42.3
欧盟 25 国	186.0	16.5	107.0	13.7
独联体国家	112.7	10.0	82.8	10.6
日本	112.6	10.0	83.1	10.6
美国	103.5	9.2	36.4	4.7
韩国	47.5	4.2	27.3	3.5
合计	956.7	80.8	667.0	85.4
世界总计	1129.8	100.0	781.1	100.0

2004 年世界钢铁产量达到 10.548 亿吨，这是人类历史上钢产量首次突破 10 亿吨。2004 年钢产量比 2003 年增长了大约 1.1 亿吨，其中中国的钢产量增长为 5234 万吨，占世界钢产量增长量的 47.73%。

2005 年中国粗钢产量首次超过 3 亿吨，达到了 3.49 亿吨，相当于全世界产量的 30%左右，相当于产量排名第 2、3、4 位国家全部产量的总和。

据中国国家统计局公布，2004 年、2005 年中国有色金属产量见表 0-3。

表 0-3 中国有色金属产量 /10⁴t

年 份	铜	铝	锡	铅	锌	镍
2004 年	20.351	65.575	1.17247	17.53500	25.371	0.71481
2005 年	25.335	74.121	1.24017	13.34200	26.721	0.91413

除个别金属如镍为我国短缺资源外，其他有色金属多为世界生产大国。

虽然无机非金属材料、有机高分子材料和复合材料等新型材料或先进材料发挥的作用越来越重要，但现在乃至以后相当长的时期内金属材料作为主要材料，仍将发挥极其重要的作用。

元素周期表中化学元素大致可分为金属和非金属元素。第Ⅰ、Ⅱ族及过渡族元素都是典型的金属元素，自ⅢA(硼族)至0族(惰性气体)中以B、Si、Ge、Sb、Te、At等元素为界线，左边为金属，右边为非金属，分界线上的这些元素称为半金属。通常，将金属材料分为黑色金属和有色金属两部分。黑色金属是指钢铁和其他铁基合金，以及铬、锰及其合金。以其他金属为基的合金称为有色金属或非铁合金。诸如Al、Mg、Cu、Ti等及其合金为有色金属。

金属材料作为工程材料，必须经过各种形式的加工和处理才能满足工程结构及其各种机器零部件性能的要求。而金属材料的成形性能则是各种金属材料在一定工艺条件下，经过焊接或铸造或锻压而获得的具有使用性能要求的完整构件和机器零部件的能力，亦即金属材料的焊接性能、铸造性能和锻压性能。

0.2 金属材料的焊接性能

众所周知，焊接在航空航天、交通运输、石油化工、锅炉、压力容器、机械制造等诸多领域中是必不可少的重要加工手段。在工业发达国家，钢产量的45%用于焊接结构。在电力建设中，工程结构、蒸汽锅炉的水冷壁、过热器、蒸发器以及省煤器等，都是由优质碳素钢、耐热合金钢以及不锈钢等通过焊接而成。由蒸汽锅炉到蒸汽轮机的主蒸汽管道、旁路和给水等管道也是由不同钢种、不同规格的钢管焊接而成，焊接件占80%以上。在有关标准中，焊接接头分为几类，各类焊接接头有不同的质量要求，从焊接接头表面外观质量到无损探伤，从硬度、光谱分析到严密性试验，凡此种种，都要求对各种金属材料的成分、性能了如指掌，对其焊接性如何更是要求准确掌握，这样才能正确制定工艺措施，获得符合质量要求的产品。

金属焊接性是指金属是否具有适应焊接加工，以及在焊接加工以后是否具有能在使用条件下安全运行的能力。这就是说，金属焊接性包括两方面的概念：一方面是金属的结合性能，即在焊接加工时，金属形成完整焊接接头的能力；另一方面是焊接接头的使用性能，即焊成的焊接接头在使用条件下安全运行的能力。

传统的焊接结构通常采用强度低、韧性良好的低碳钢或低合金钢制造。近几年来，随着焊接技术的不断完善，高强度钢在现代焊接结构中获得了广泛的应用。抗拉强度为750~800MPa的高强度钢已用于桥梁、高压水管、重型电机、海洋结构等领域中。在航天、航海及机器制造业中，超高强度钢的应用也日趋广泛。用来制造固体燃料火箭发动机壳的4340钢，经过合适的热处理，其抗拉强度可达1765.3MPa。另一种常用的超高强度钢是不含碳的马氏体时效钢(如18Ni钢)，焊后经时效处理，可获得1373~2060MPa的高强度，国外已用它来制造飞机零件、大直径固体燃料火箭外壳，以及冷冻机和船体结构等。预计近年内还将有强度极限大于2450MPa的马氏体时效钢用于工程实际中。

0.3 金属材料的铸造性能

区别于其他成形方法，铸造是一种液态金属成形的方法。即将金属加热到液态，使其具

有流动性，然后浇入到具有一定形状型腔的铸型中，液态金属在重力场或外力场（压力、离心力、电磁力、振动惯性力等）的作用下充满型腔，冷却并凝固成具有型腔形状的铸件。

金属的铸造性能通常指流动性、收缩、铸造应力、偏析和吸气倾向、冷热裂倾向等。铸件或铸锭形成过程中产生的某些缺陷，如偏析、缩孔、气孔、非金属夹杂物、裂纹、变形等都与合金的铸造性能有关。即使经过锻造、压延等塑性加工，也不能完全消除它们对金属制品性能的影响。因此，研究铸件的成形性能对获得高质量铸件具有十分重要的意义。

按生产方法分类铸造可分为砂型铸造和特种铸造，而特种铸造又可分为金属型铸造、压力铸造、差压铸造、离心铸造、低压铸造、熔模铸造、陶瓷型铸造、连续铸造、真空吸铸等。按所用合金分类可分为铸铁、铸钢、铝合金铸造、镁合金铸造、铜合金铸造等。各种铸造方法都有其特点和应用范围，究竟应该采用哪一种铸造方法，这要根据铸件的大小、形状、生产批量、对铸件精度和光洁度的要求以及经济性加以综合考虑。

随着科学技术的发展，当前铸造技术发展的趋势是，在加强铸造基础理论研究的同时，发展和革新铸造新工艺及新设备，在稳定提高铸件质量、精度、光洁度的前提下，积极实现铸造生产过程的机械化、自动化，减少公害，节约能源，降低成本，发展专业化生产，使铸造技术进一步成为可与其他成形工艺相竞争的少余量、无余量成形工艺。

0.4 金属材料的锻造性能

锻造是塑性加工的重要分支，它是利用金属材料的可塑性，借助外力的作用产生变形，获得所需形状、尺寸和一定组织性能的锻件。锻造用材料涉及面很宽，既有多种牌号的钢及高温合金，又有铝、镁、钛、铜等有色金属材料。

金属的可锻性是指金属材料在外力作用下产生塑性变形的难易程度。通常用金属材料的塑性和变形抗力来综合衡量。金属材料的塑性越好，变形抗力越小，则可锻性越好。锻造包括自由锻造和模锻。

近年来，自由锻发展的重点是提高大锻件的质量。所采用的技术措施有：①改进锻造工艺，如采用“中心压实法”；②发展探伤技术，并用断裂力学原理计算允许的锻件裂纹尺寸或已知裂纹尺寸的安全服役期；③发展锻焊联合工艺，把大锻件分成几块锻制，然后拼焊成一体，或者将几个钢锭用电渣焊焊成一体，再锻成锻件；④在水压机自由锻方面采用程控联动快锻，使水压机和操作机的动作按预先规定的程序相互配合、协调行动，以改善劳动条件、提高生产率和减小锻件的加工余量；⑤精密锻造工艺和设备。

模锻方面近年来的发展包括：①压力机模锻取代锤上模锻，因为压力机比模锻锤更适应工艺精化及实现机械化、自动化生产的要求；②模锻件的精度不断提高，其重要发展之一是精密模锻；③模锻生产自动化程度日益提高，除了在热模锻压力机上配备机械手实现不同程度的自动化外，还发展了模锻自动线；④模锻过程的计算机模拟和工艺、模具的 CAD/CAM，通过数值模拟可确定变形体内部的温度场、应力场、应变场等，为工艺优化和质量控制提供科学的理论依据。现代制造业对模锻工艺设计和模具制造提出更高的要求，传统的手工设计和模具制造方法已无法适应，采用 CAD/CAM 技术成为解决这个矛盾的有效途径。

第 1 章 钢的热处理原理及工艺

1.1 概述

1.1.1 热处理的目的及应用

热处理的主要目的在于改变钢的性能，包括钢的工艺性能和使用性能。钢的组织决定钢的性能，热处理改变钢的性能是通过改变钢的组织来实现的。钢在固态加热、保温和冷却过程中，会发生一系列组织转变，这些转变具有严格的规律性，在不同条件下会形成不同的组织。因此采用不同的热处理工艺，钢具有不同的性能。

热处理是一种重要的金属加工工艺，广泛用于机械制造业。例如，在机床制造中，60%~70%的零件要经过热处理；在汽车、拖拉机制造中，70%~80%的零件要进行热处理；工模具和滚动轴承等，要 100% 进行热处理。总之，重要零件都须经适当的热处理才能使用。随着工业的不断发展，热处理将发挥更大的作用。

钢在固态下的组织转变规律就是热处理的原理。根据热处理原理制定的加热温度、保温时间、冷却速度就是热处理工艺。钢的热处理工艺分为如下几类：普通热处理，包括退火、正火、淬火和回火；化学热处理，包括渗碳、氮化、碳氮共渗、渗硼、渗铝、渗铬、渗硅、渗硫等；表面热处理，包括感应加热淬火、火焰加热淬火、电接触加热淬火等；其他热处理，包括控制气氛热处理、真空热处理、形变热处理等。

1.1.2 钢的临界温度

如图 1-1，碳素钢在加热和冷却过程中，经过 PSK 线 (A_1 线) 时会发生珠光体与奥氏体之间的相互转变；经过 GS 线 (A_3 线) 时会发生铁素体与奥氏体之间的相互转变；经过 ES 线 (A_{cm} 线) 时会发生渗碳体与奥氏体之间的相互转变。任一含碳量的碳素钢，在缓慢加热和冷却过程中其固态组织转变的临界点，都可以根据 $Fe-C$ 状态图上的 A_1 线、 A_3 线和 A_{cm} 线来确定。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 点；过共析钢也有两个临界点， A_1 和 A_{cm} 点。

值得注意的是， A_1 、 A_3 和 A_{cm} 点都是平衡临界点，实际转变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才能进行，冷却转变只有在平衡临界点以下才能进行。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，加热和冷却的速度越快，其偏离也越大。为了区别于平衡临界点，通常将加热转变点标以“c”，冷却转变点标以“r”，碳素钢的这些临界点在 $Fe-C$ 合金状态图上的位置如图 1-1 所示。图中，

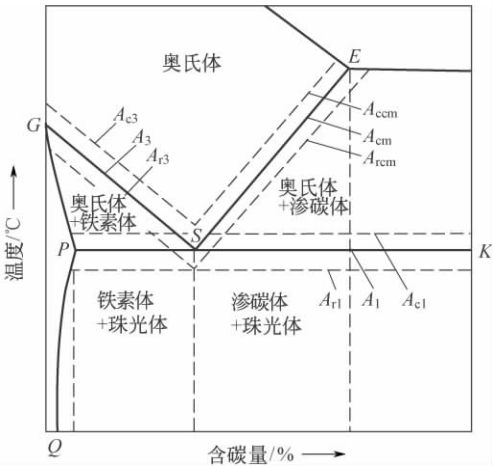


图 1-1 $Fe-C$ 合金状态图上临界点的位置

A_{c1} 表示加热时珠光体向奥氏体转变的开始温度, A_{r1} 表示冷却时奥氏体向珠光体转变的开始温度; A_{c3} 表示加热时铁素体全部转变为奥氏体的终了温度, A_{r3} 表示冷却时奥氏体开始析出铁素体的温度; A_{ccm} 表示加热时二次渗碳体全部溶入奥氏体的终了温度, A_{rcm} 表示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、磷等元素。这些元素对碳素钢的平衡临界点是有影响的, 不过, 由于含量很少影响不大, 因而可以忽略不计, 仍以 Fe-C 二元状态图来确定临界点。合金钢含有较多合金元素, 对平衡临界点有很大影响, 甚至会大大改变相图的结构, 这时就不能再用 Fe-C 二元状态图来确定临界点, 而必须依据三元或多元相图才行。

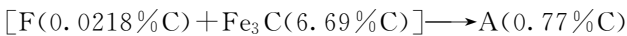
1.2 钢在加热时的转变

有两种不同的加热: 一种是临界点 A_1 以下的加热; 另一种是临界点 A_1 以上的加热。在这两种加热条件下发生的转变是不同的。本节所讲的是钢在加热到 A_1 点以上时所发生的转变。

任何成分的碳素钢加热到 A_1 点以上时, 都会发生珠光体向奥氏体的转变。加热到 A_3 点或 A_{cm} 点以上时, 全部转变成奥氏体。热处理时进行 A_1 点以上加热的目的是为了得到奥氏体, 通常把这种加热转变过程称为“奥氏体化”。加热到 A_1 点温度时奥氏体化开始, 加热到 A_3 和 A_{cm} 点温度时奥氏体化结束, 因此有时也称 A_1 点为下临界点, A_3 和 A_{cm} 点为上临界点。

1.2.1 共析钢的奥氏体化过程

共析钢在室温的平衡组织是单一珠光体, 加热到 A_1 温度以上珠光体转变为奥氏体, 这一转变可表示为:



珠光体由铁素体和渗碳体组成。铁素体呈体心立方晶格, 在共析温度下铁素体的含碳量为 0.0218%; 渗碳体的含碳量为 6.69%, 呈复杂斜方晶格; 奥氏体具有面心立方晶格, 共析成分奥氏体的含碳量为 0.77%。显然, 珠光体向奥氏体转变是由成分相差悬殊, 晶格截然不同的两相混合物转变成为单相固溶体的过程, 因此, 转变过程中必然要进行晶格改组和碳、铁的重新分布, 转变过程只有通过原子的扩散才能完成。奥氏体转变由下述三个阶段构成。

(1) 奥氏体的形核与长大

珠光体加热至 A_1 温度以上时, 经过一段孕育期, 首先在铁素体与渗碳体的相界面上形成奥氏体晶核, 如图 1-2(a) 所示。这是因为奥氏体形核如同液态金属结晶时形核一样, 需要一定的结构起伏、能量起伏和一定的成分起伏条件。在相界面上原子排列较不规则, 存在

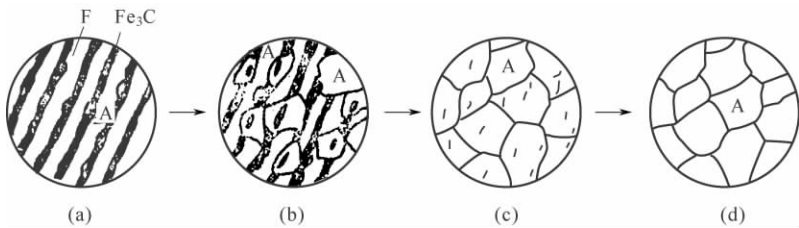


图 1-2 共析成分碳钢奥氏体形成过程示意图

一定的结构缺陷，原子处于高能量状态，同时相界面处与晶体内部相比，成分也不均匀。这些情况使相界面处具备形核的充分条件，因而奥氏体晶核总是优先在铁素体与渗碳体相界面处形核。

奥氏体形核之后，向铁素体和渗碳体两个方向长大，如图 1-3 所示。

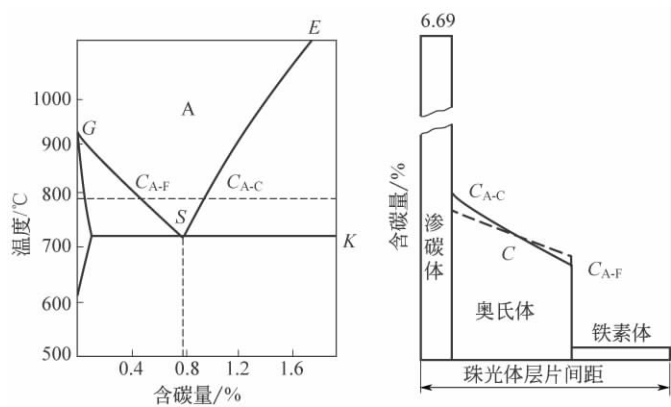


图 1-3 共析钢加热时奥氏体中碳浓度的分布

奥氏体晶核的一面与渗碳体相接触，另一面与铁素体相接触。在 t 温度时，靠近铁素体处奥氏体的含碳量为 C_{A-F} ，靠近渗碳体处奥氏体的含碳量 C_{A-C} ，因此在奥氏体中出现了碳浓度梯度，引起碳在奥氏体中不断地由高浓度处向低浓度处的扩散。随着碳扩散的进行，使奥氏体与铁素体接触处的碳浓度增高，而使奥氏体与渗碳体接触处的碳浓度降低，因此失去了平衡。为了保持平衡，渗碳体势必不断地溶解，碳原子溶入奥氏体，使其含碳量升高而恢复到 C_{A-C} 。与此同时，奥氏体中的碳原子向铁素体中扩散，促使这部分铁素体转变为奥氏体，并使其自身的含碳量降低而恢复到 C_{A-F} 。由于碳浓度失去平衡和恢复平衡的过程反复进行，就使奥氏体不断地向铁素体与渗碳体两个方向长大。

奥氏体的形核与长大过程连续不断地进行，先形成的晶核长大的同时，又有新的晶核在其他相界面处形成并随之长大。一直到各个奥氏体晶粒都彼此接触，珠光体全部消失，这一阶段才告结束。

(2) 残余渗碳体的溶解

实验表明，铁素体向奥氏体转变的速度较快，当铁素体全部消失以后，仍有一部分残余的渗碳体存在，如图 1-2(c) 所示。需要一个继续溶解的过程，残余渗碳体才能完全溶入奥氏体。残余在奥氏体中的渗碳体颗粒，随着保温时间的延长，通过原子的扩散作用逐渐溶入奥氏体中，直至全部消失。在这一过程中奥氏体的含碳量逐渐达到共析成分。一旦渗碳体全部消失，这一阶段便结束。

(3) 奥氏体成分的均匀化

残余渗碳体刚刚溶解完毕时，奥氏体的成分是不均匀的。原来是渗碳体的地方碳浓度较高，原来是铁素体的地方碳浓度较低。只有通过较长时间碳原子的扩散，才能使奥氏体逐渐均匀化，最后得到均匀的单相奥氏体，如图 1-2(d) 所示。至此，奥氏体化过程全部完成。

1.2.2 影响奥氏体化的因素

(1) 加热温度及加热速度的影响

图 1-4 是珠光体向奥氏体等温转变曲线。由图可见，转变要在 A_1 温度以上才能进行，

而且转变需要经过一段孕育期以后才开始，转变温度越高，孕育期越短。图中还表明，加热温度越高，奥氏体的形成越快，转变经历的时间越短。这是因为加热温度越高，珠光体与奥氏体的自由能差越大，转变的动力越大，同时加热温度越高，原子的扩散能力越大。它们都促使奥氏体形成速度加快。

在连续升温加热时，加热速度对于奥氏体化过程有重要影响。图 1-5 是共析碳钢的连续加热奥氏体化曲线。由图可见，加热速度越快珠光体的过热度越大，转变的开始温度越高，终了温度也越高。转变过程是在一个温度区间内完成的。但是，加热速度越快，则转变的孕育期越短，转变所需的时间也越短。

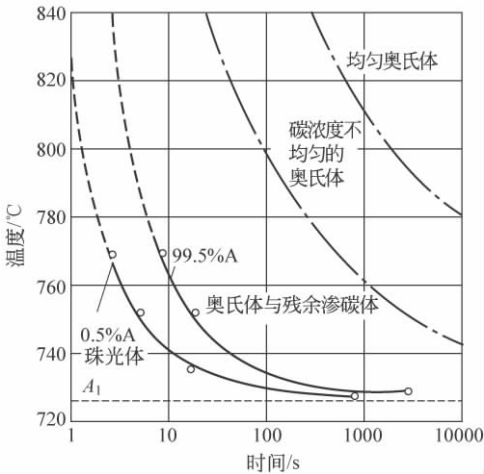


图 1-4 共析碳钢的等温奥氏体化曲线

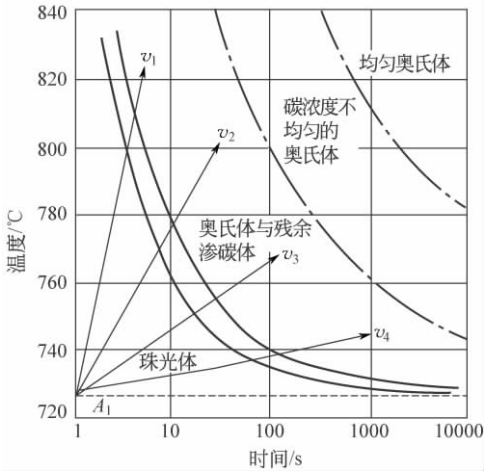


图 1-5 共析碳钢连续加热奥氏体化曲线

(2) 碳及合金元素的影响

随着含碳量的增加，钢中渗碳体的数量增加，铁素体与渗碳体的相界面总量增多，这将使奥氏体形核的基底增多，从而使奥氏体形成的速度加快。

钢中加入合金元素影响奥氏体的形成速度。除钴以外，大多数合金元素都会减慢碳在奥氏体中的扩散速度；合金元素本身的扩散速度较慢；强碳化物形成元素形成的特殊碳化物的稳定性比 Fe_3C 高，很难溶入奥氏体中。所以合金钢的奥氏体化速度比碳素钢慢，特别是高合金钢更要慢得多。

(3) 原始组织的影响

奥氏体形成时晶核大多在铁素体与渗碳体的相界面上形成，因此原始组织的分散度、形态会影响奥氏体化过程。对同一成分的钢来说，原始组织越分散，即铁素体与渗碳体相界面越多，奥氏体形核基底就越多，转变就越快。此外，原始组织中渗碳体的形态对奥氏体的形成速度也有影响，片状珠光体要比粒状珠光体转变的速度快，因为片状珠光体的相界面面积更大。

1.2.3 非共析钢的奥氏体化过程

亚共析钢和过共析钢统称为非共析钢。由 Fe-C 状态图可知，非共析钢与共析钢的组织不同之处在于，除了珠光体之外，还有一部分先共析相：在亚共析钢中是自由铁素体，在过共析钢中是二次渗碳体。因此，非共析钢的奥氏体化要分两步来完成：第一步完成珠光体的奥氏体化，第二步完成先共析相的奥氏体化。亚共析钢加热到 A_1 点以上，珠光体首先变成奥氏体，随后，在 A_1 至 A_3 的升温过程中，自由铁素体逐渐变成奥氏体。当温度超过 A_3 点

时，转变全部完成，得到单相奥氏体。过共析钢与此相似，加热到 A_1 点以上，完成珠光体的奥氏体化，加热到 A_{cm} 点以上，完成二次渗碳体的奥氏体化。

因此，亚共析钢和过共析钢必须加热到上临界点以上，才能全部完成奥氏体化，得到单相奥氏体组织，这种加热称为“完全奥氏体化”。如果是在上、下临界点之间加热，便会得到两相组织，除了奥氏体之外，还有一部分尚未转变的先共析相，这种加热称为“部分奥氏体化”。

1.2.4 奥氏体晶粒度

常用的金属材料都是由无数晶粒组成的多晶体，晶粒的大小对金属的许多性能有很大影响。

(1) 晶粒大小的表示方法

晶粒的大小通常采用晶粒度等级来表示，标准晶粒度等级共分为 8 级，1~4 级为粗晶粒，5~8 级为细晶粒。

(2) 奥氏体晶粒度

珠光体向奥氏体转变刚刚完成时，奥氏体晶粒的大小称为奥氏体的“起始晶粒度”。随着加热温度的升高或保温时间的延长，奥氏体晶粒会自发地长大。这是因为在高温下原子扩散能力强，晶粒长大将减少晶界表面积，使晶体总的界面能减小，从而引起系统自由能降低的缘故。

在相同的加热条件下，不同的钢随着加热温度的升高，奥氏体晶粒长大的倾向并不相同。有些钢在加热至临界温度以后，随着温度的升高，奥氏体晶粒迅速长大；而有些钢的晶粒

则不容易长大。把加热时奥氏体晶粒长大的倾向称为奥氏体的“本质晶粒度”。凡是奥氏体晶粒容易长大的钢称为“本质粗晶粒钢”，反之，奥氏体晶粒不容易长大的钢称为“本质细晶粒钢”。由图 1-6 可以看出，随着加热温度的升高，本质粗晶粒钢的奥氏体晶粒一直长大，逐渐粗化。本质细晶粒钢则不然，在一定温度以下加热时，奥氏体晶粒不易长大，超过一定温度以后，则晶粒急剧长大。所以，本质晶粒度仅表明钢中奥氏体晶粒在加热时长大的倾向，而不表示钢实际晶粒的大小。

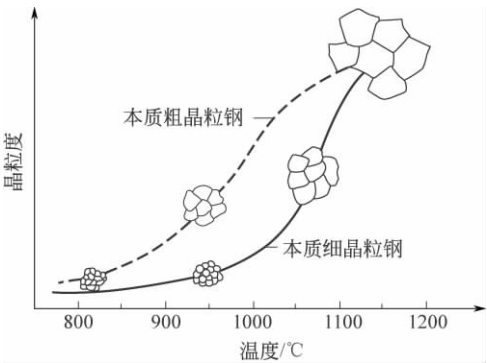


图 1-6 钢的本质晶粒度示意图

钢的成分和冶炼条件决定钢的本质晶粒度。含有钛、钒、钼、铌、钨和钨等合金元素的钢，大多属于本质细晶粒钢。冶炼时采用铝脱氧的钢为本质细晶粒钢，而只用硅、锰脱氧的钢则为本质粗晶粒钢。这是因为钛、钒、铌、钨、钼以及铝等合金元素在钢中形成的化合物微粒，如 TiC 、 ZrC 、 AlN 、 Al_2O_3 等，分布在奥氏体晶界上，机械地阻止奥氏体晶粒长大。但是当温度升得较高时，这些化合物微粒聚集长大或溶解消失，失去阻碍晶界迁移的作用，晶粒便会迅速长大。

(3) 奥氏体晶粒大小对钢力学性能的影响

在某一具体加热条件下所得到的奥氏体晶粒大小，称为奥氏体的“实际晶粒度”。它除与本质晶粒度有关外，还与具体加热条件有关。

奥氏体实际晶粒度直接影响钢热处理后的力学性能。奥氏体晶粒均匀而细小，冷却后奥氏体转变产物的组织也均匀而细小，其强度、塑性、韧性都比较高，尤其对钢淬火后回火的

韧性具有决定性的影响。加热温度过高或者加热时间过长造成奥氏体晶粒过分粗大的现象称为“过热”。淬火组织中的过热，表现为粗大的马氏体；正火组织中的过热，往往造成魏氏组织。过热组织不仅使钢的力学性能下降，而且往往导致工件变形甚至开裂。因此，加热时总是希望得到均匀细小的奥氏体晶粒。

1.3 钢在冷却时的转变

冷却过程是钢热处理的关键工序，它决定着钢在冷却后的组织和性能。实际生产中的冷却方式是多种多样的，经常采用的有炉冷、空冷、油冷、水冷等，这些都是连续冷却。另一种是等温冷却，即将奥氏体化的钢迅速由高温冷却到临界温度以下的某一温度保温，以进行等温转变，然后再冷却到室温。连续冷却和等温冷却如图 1-7 所示。

1.3.1 过冷奥氏体的等温转变

奥氏体在临界温度以上是一稳定相，能够长期存在而不转变。一旦冷却到临界温度以下，则处于热力学的不稳定状态，称为“过冷奥氏体”，过冷奥氏体迟早会转变为新的稳定相。

在不同的过冷度下，奥氏体会发生不同的转变，而且各个温度下的转变速度也不同。反映这些等温转变动力学的实验曲线称为过冷奥氏体等温转变曲线，简称“C 曲线”、“S 曲线”或“TTT 曲线”。

(1) 共析碳钢 C 曲线的建立

测定 C 曲线的方法很多，常用的方法有金相法、磁性法、膨胀法等。其中，金相法最直观，也比较准确，但是比较麻烦。所以，常用金相法与其他方法配合使用。下面以金相法为例，介绍 C 曲线的建立过程。

首先将共析碳钢制成 $\phi 10\text{mm} \times 1\text{mm}$ 的小圆片试样，分为几组，每组有若干个试样。一组试样用于测定一个温度下的转变开始时刻和终了时刻。各组试样都在同样加热条件下奥氏体化，然后把各组试样分别淬入 A_1 点以下不同温度（如 700°C 、 650°C 、 600°C 、 550°C 、 500°C

等）的等温水槽中进行等温。对一组试样而言，每隔一定时间从等温水槽中取出一个试样淬入水中，这样就把不同时刻的等温转变状态固定下来。然后在显微镜下进行金相分析，通常以转变 1% 的时刻作为转变开始时刻，以转变 99% 的时刻作为转变终了时刻。将各个温度的转变开始时刻和终了时刻都绘在“温度-时间”的坐标中，再把所有转变开始点连起来，成为转变开始线；把所有转变终了点连起来，成为转变终了线，便绘成 C 曲线，如图 1-8 所示。

(2) 对 C 曲线的分析

由共析碳钢的 C 曲线可以看出，过冷奥氏

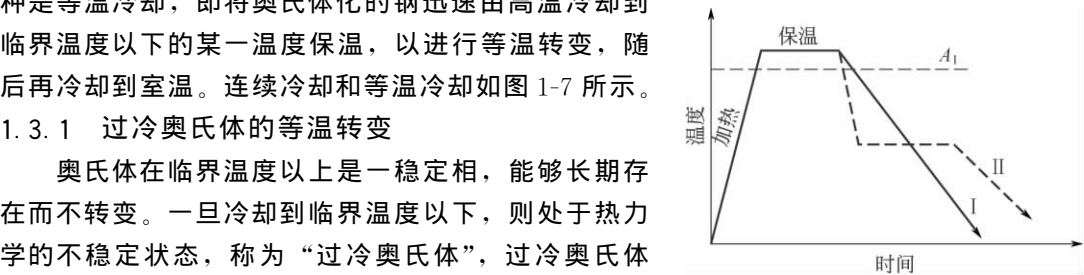


图 1-7 冷却方式示意图

I—连续冷却；II—等温冷却

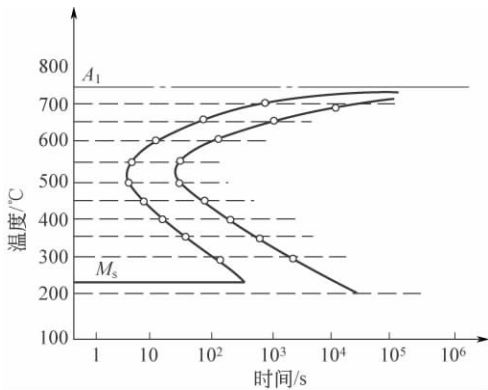


图 1-8 绘制 C 曲线

体在各个温度的等温转变，并不是瞬间就开始的，而是有一段孕育期。孕育期的长短随过冷度而变化，越靠近 A_1 点，即过冷度越小时，孕育期越长。随着过冷度的增大，孕育期缩短，大约在 550°C 达到极小值。此后，孕育期又随过冷度的增大而增加。转变终了时间与过冷度的变化和孕育期相似，所以曲线呈 C 状。孕育期的长短反映出过冷奥氏体稳定性的大小。在孕育期最短处，过冷奥氏体最不稳定，转变最快，这里被称为 C 曲线的“鼻子”。而在靠近 A_1 和 M_s 点的温度，过冷奥氏体比较稳定，因而孕育期较长，转变也较慢。

在 A_1 温度以下，共析成分奥氏体会发生三种不同的转变，三种转变发生在三个不同的温度区域。在 C 曲线的“鼻子”以上部分，即 $A_1 \sim 550^{\circ}\text{C}$ 之间，过冷奥氏体发生珠光体转变，转变产物是珠光体，这一温度区称为珠光体区。在 C 曲线的“鼻子”以下部分，大约 $550^{\circ}\text{C} \sim M_s$ 点之间，过冷奥氏体发生贝氏体转变，这一温度区称为贝氏体区。在 M_s 线以下，过冷奥氏体发生马氏体转变，转变产物是马氏体，这一温度区称为马氏体区。

1.3.2 过冷奥氏体在连续冷却中的转变

在生产实际中，过冷奥氏体大都是在连续冷却过程中进行转变的，因此，研究过冷奥氏体在连续冷却时组织转变的规律有很大实际意义。

前边讲过，奥氏体等温转变的规律可以用 C 曲线表示出来。同样地，连续冷却转变的规律可以用另一种 C 曲线表示出来，这就是“连续冷却 C 曲线”，也称为“热动力学曲线”，简称“CCT 曲线”。

(1) 共析钢过冷奥氏体连续冷却 C 曲线

连续冷却 C 曲线反映了过冷奥氏体连续冷却时的组织转变，与等温冷却 C 曲线相似，它也是通过实验测定出来的。图 1-9 是共析碳钢的连续冷却 C 曲线。共析碳钢的连续冷却 C 曲线最简单，只出现珠光体转变区和马氏体转变区，而没有出现贝氏体转变区。

在共析钢连续冷却 C 曲线图上，珠光体转变区由三条曲线构成：左边一条是转变开始线，右边一条是转变终了线，下边一条是转变中止线。

图中还绘出了不同冷却速度的冷却曲线。当以 v_1 的速度冷却时，冷却曲线与珠光体转变开始线相交时，便发生奥氏体向珠光体转变；与终了线相交时转变结束，奥氏体全部转变为珠光体。当以 v_2 速度冷却时，转变情况如前类似，奥氏体全部形成珠光体，只是转变开始和终了温度都降低了，转变时间缩短了。若以 v_3 速度冷却，则冷却曲线只与转变开始线相交，不再与转变终了线相交，而与转变中止线相交。

这时奥氏体只有一部分转变为珠光体，冷却曲线一旦与转变中止线相交奥氏体就不再转变。当奥氏体冷却到 M_s 线以下时，发生马氏体转变。因此，最终形成珠光体和马氏体。此后，随着冷却速度增大，珠光体转变量越来越少，马氏体量越来越多。当冷却速度大于 v_k 时，如以 v_4 速度冷却，曲线不再与珠光体转变开始线相交，即奥氏体不再发生珠光体转变，而全部被过冷到 M_s 线以下发生马氏体转变，形成马氏体组织。

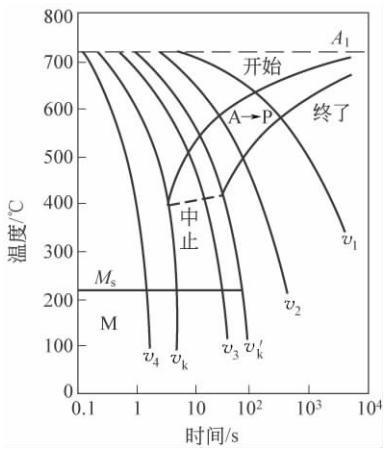


图 1-9 共析碳钢连续冷却 C 曲线

在图 1-9 中， v_k 和 v'_k 是两个临界冷却速度，具有特殊意义。当实际冷却速度小于 v'_k 时，只发生珠光体转变；大于 v_k 时则只发生马氏体转变。所以， v_k 是保证奥氏体在连续冷却过程中不发生分解而全部过冷到

M_s 以下转变为马氏体的最小冷却速度，称为“上临界冷却速度”，也称为“临界淬火冷却速度”。 v'_k 是保证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，称为“下临界冷却速度”，超过 v'_k 的冷却速度将使冷却后的组织中出现马氏体。

(2) 过共析钢和亚共析钢连续冷却 C 曲线

图 1-10 是过共析钢和亚共析钢的连续冷却 C 曲线。由图可见，过共析碳钢的连续冷却 C 曲线与共析钢的极为相似，所不同的是有二次渗碳体的析出线。各种冷却速度下的转变情况也相似，不再重述。冷却曲线旁的数字表示每种组织的形成量，最下面的数字表示转变产

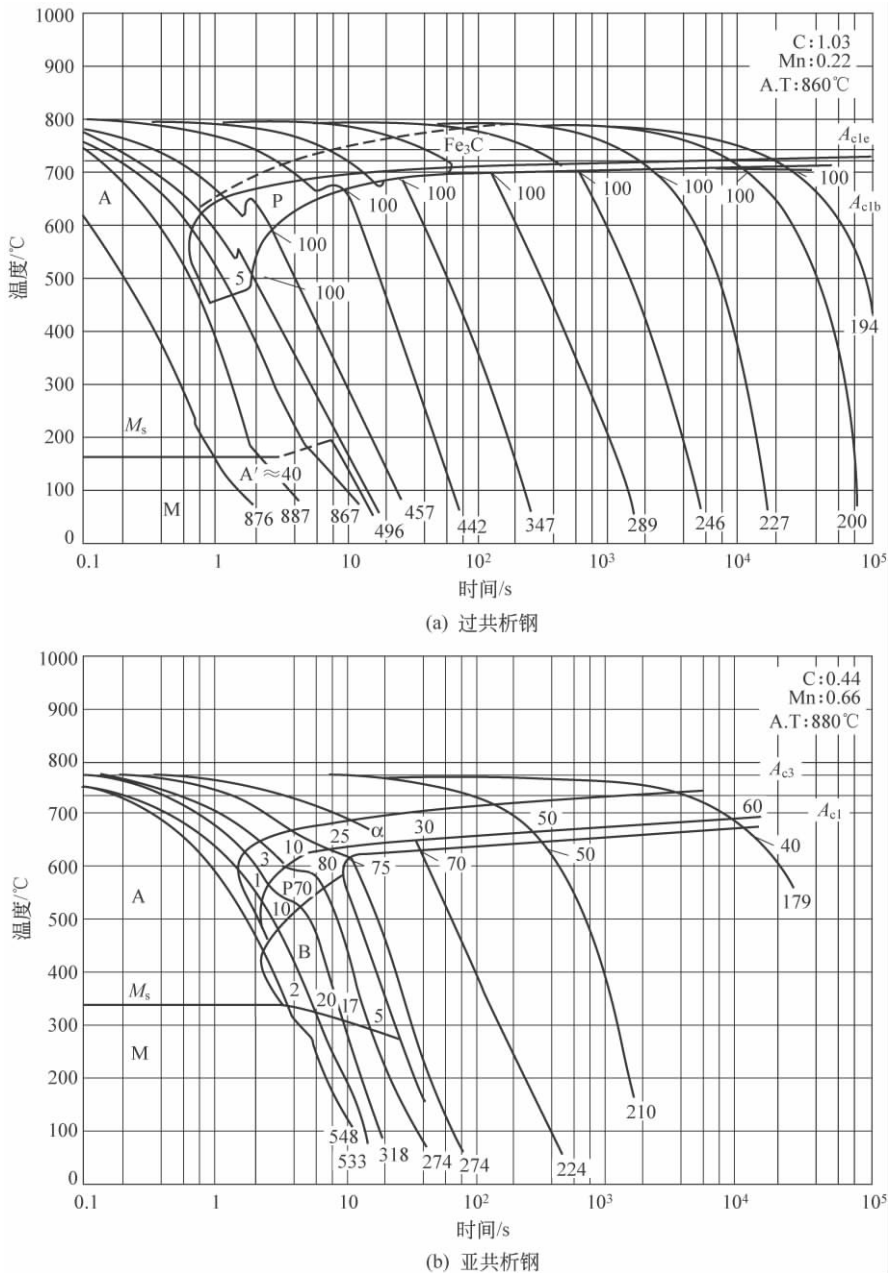


图 1-10 连续冷却 C 曲线
(A. T 为奥氏体化温度)

物的维氏硬度。需要指出两点：一是过共析碳钢在连续冷却时也得不到贝氏体；二是图中 M_s 线右端的升高是由于二次渗碳体的析出，使周围奥氏体贫碳所致。

亚共析钢的连续冷却 C 曲线与共析钢的大不相同，主要是出现铁素体析出区和贝氏体转变区，还有 M_s 右端降低。由图可以看出，随着冷却速度的增大，铁素体析出量越来越少，直至为零；珠光体转变量先增后减，直至为零；贝氏体转变量也是先增后减，直至为零；马氏体转变量则越来越多。与此同时，随着冷却速度的增大，转变产物的硬度越来越高，特别是马氏体的增多使硬度大大提高。

过去认为，碳素钢在连续冷却过程中不会形成贝氏体。实际上，对于共析钢和过共析钢是如此，对于亚共析钢则不然。亚共析碳钢的奥氏体在一定冷却速度范围内连续冷却时，都会形成贝氏体。至于合金钢的奥氏体，无论是亚共析、共析还是过共析成分，在连续冷却过程中，一般都会形成贝氏体。当然也有些钢是例外。

(3) 连续冷却 C 曲线与等温冷却 C 曲线的比较

过冷奥氏体连续冷却转变过程可以看成是由无数等温转变过程组成的，等温转变是连续冷却转变的基础。在连续冷却转变过程中只能出现在等温转变中出现的转变，而不会出现新的转变。而且连续冷却转变过程中的每一种转变只能出现在自己的转变温度区域内。

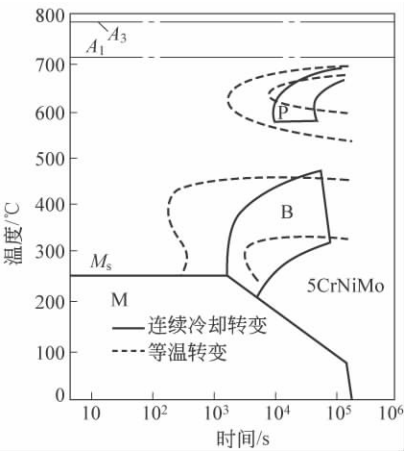
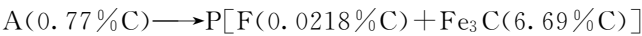


图 1-11 连续冷却 C 曲线与等温冷却 C 曲线的关系

图 1-11 是 5CrNiMo 合金钢连续冷却 C 曲线与等温冷却 C 曲线的关系。可以看出，连续冷却 C 曲线位于等温 C 曲线的右下方。这说明连续冷却转变比等温转变的过冷度要大一些，即获得相同的组织，连续冷却转变的温度要低，孕育期要长。在连续冷却过程中，冷却曲线可能穿过多个转变区，因此冷却后往往得到混合组织，如 P+M、F+P+B+M 等组织。

1.3.3 珠光体转变

珠光体转变发生在 C 曲线“鼻端”以上，即 $A_1 \sim 550^\circ\text{C}$ 温度范围内。由于过冷度较小，因此，奥氏体向珠光体的转变是在碳和铁原子扩散都很容易的条件下进行的。共析成分的奥氏体过冷到珠光体转变区内等温停留时，发生共析转变，形成珠光体。珠光体转变的共析反应式为



珠光体转变是由一个单相固溶体分解为成分相差悬殊、晶格截然不同的两相混合组织。因此，转变时必须进行碳的重新分布和铁的晶格重构。这两个过程是依靠碳原子和铁原子的扩散来完成的，所以，珠光体转变是典型的扩散性转变。

(1) 片状珠光体的形成

过冷奥氏体向片状珠光体的转变也是形核与长大的过程。当奥氏体被过冷到 A_1 以下温度时，首先在奥氏体晶界上形成珠光体晶核。若奥氏体中存在未溶解的碳化物微粒，它们也可作为现成晶核而长大。珠光体晶核是由渗碳体晶核与铁素体晶核共同组成的。研究表明，在珠光体转变过程中渗碳体领先形核或铁素体领先形核都是可能的。

如图 1-12 所示，假定在奥氏体晶界上首先形成一个 Fe_3C 晶核，因为 Fe_3C 的含碳量高于奥氏体，它的形成和长大，必然要从周围奥氏体吸收碳原子而造成周围奥氏体局部贫碳，

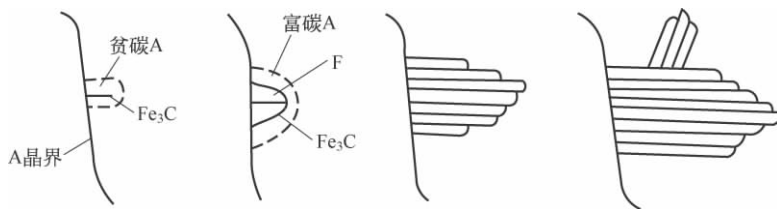


图 1-12 片状珠光体形成过程示意图

这将促使铁素体晶核在 Fe_3C 两侧形成，即形成珠光体晶核，并随即向奥氏体晶粒内部长大。珠光体的纵向长大是依靠 Fe_3C 片和铁素体片向前生长，横向长大则是依靠两者的交替形核与增厚进行的。 Fe_3C 片侧向增厚使相邻奥氏体贫碳，促使铁素体形核与长大；而铁素体侧向增厚必然向周围奥氏体排出碳原子，造成周围奥氏体富碳，促使 Fe_3C 的形核与长大，如此反复进行就形成了铁素体与渗碳体层片相间的混合组织。一个珠光体晶核长大的同时，在奥氏体晶界的其他地方又会产生新的珠光体晶核并随之长大。如此不断生核和长大，直至各珠光体团彼此相遇、奥氏体全部转变成珠光体为止。

金相研究表明，珠光体中的渗碳体有些是以分枝形式长大的。在 Fe_3C 分枝长大过程的同时，位于 Fe_3C 片之间的奥氏体则相应地逐渐转变为铁素体，最后形成层片相间的珠光体组织。

深入研究奥氏体转变产物的组织，发现在 C 曲线图的上部，不同过冷度下奥氏体等温转变产物虽然都是层片状的珠光体类型组织，但是随着过冷度的增大，铁素体与渗碳体层片越来越薄，层片间距越来越小。在过冷度很小的情况下，得到层片较厚的珠光体，如图1-13所示。过冷度稍大的情况下，得到层片较薄的细珠光体，如图 1-14 所示，这种组织又称“索氏体”，以符号 S 表示。当过冷度再增大，得到层片极细的“极细珠光体”，它在最高倍光学金相显微镜下也分辨不清楚，需要用电子显微镜才能分辨清楚，如图 1-15 所示，这种组织又称“屈氏体”，以符号 T 表示。



图 1-13 片状珠光体 (×500)

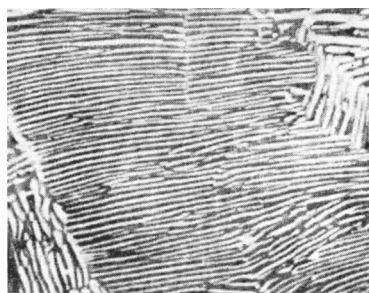


图 1-14 片状索氏体 (×5000)

珠光体、索氏体和屈氏体实质上都是铁素体和渗碳体组成的层片相间的机械混合物。其形成温度范围没有严格的界限。它们的力学性能主要取决于层片间距的大小。层片间距越小、相界面越多，强度、硬度越高，塑性也有所改善。

过冷奥氏体等温转变的温度越低，珠光体型组织的层片间距越小，力学性能越好。这是因为珠光体型组织，主要是靠分散在基体中的渗碳体片来强化，即依靠渗碳体与铁素体的相界面对位错运动产生很大的阻碍而提高强度和硬度。因而渗碳体片越厚，则层片间距越大，相界面积越小，强化作用也越小。同时，渗碳体片越厚越不容易变形，容易脆裂形成微裂纹，从而降低了钢的塑性和韧性。所以，珠光体层片间距越大强度越低塑性越差。反之，渗

碳体片越薄，相界面越多强化作用越大，而且越容易随铁素体一起变形而不脆裂，故强度高，塑性也有所改善。

(2) 粒状珠光体

珠光体中的渗碳体除了以片状形态存在外，还可以呈粒状形态分布于铁素体基体中，这种组织称为粒状珠光体，其金相组织如图 1-16 所示。

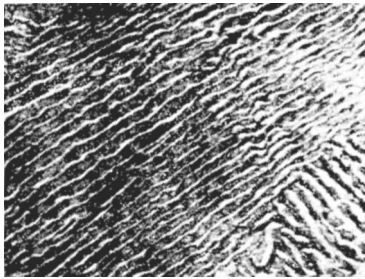


图 1-15 片状屈氏体 (×15000)

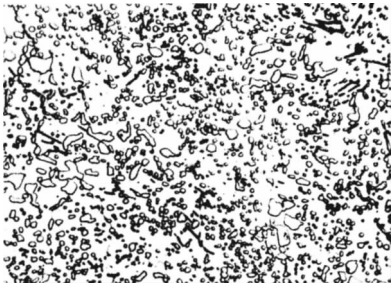


图 1-16 粒状珠氏体 (×550)

对于相同含碳量的钢，粒状珠光体比片状珠光体具有较低的硬度和强度，而塑性较高。这是因为后者比前者具有较多的相界面。粒状珠光体常是高碳工具钢要求的组织，这种组织不仅提高了高碳工具钢的切削加工性能，而且减小了钢件淬火变形及开裂的倾向。

1.3.4 马氏体转变

奥氏体被迅速过冷至 M_s 点以下便发生马氏体转变，马氏体以符号 M 表示。马氏体是碳在 α -Fe 中的过饱和固溶体，具有很高的强度和硬度。钢在淬火时发生强化和硬化，就是由于形成马氏体的缘故。所以，马氏体转变是强化金属的重要途径之一。

马氏体转变发生在比较低的温度区内，在马氏体转变过程中，铁和碳原子都不能进行扩散，因而不发生浓度变化，马氏体和奥氏体具有同样的化学成分。在马氏体转变过程中，只发生铁的晶格重构，由面心立方晶格变成体心正方晶格，而且是以非扩散机理进行的。马氏体转变是典型的非扩散性相变，也称为切变型相变。

(1) 马氏体的晶体结构

马氏体是碳在 α -Fe 中过饱和的固溶体。由于碳的过饱和溶解，使 α -Fe 晶格由体心立方变为体心正方晶格， c 轴比其他两个 a 轴长一些，即晶格常数 $c > a$ 。比值 c/a 称为马氏体的正方度， c/a 值随马氏体中含碳量的增加而呈线性增大。

钢中奥氏体的比体积最小，马氏体的比体积最大。奥氏体向马氏体转变时，必然发生体积膨胀，引起内应力。而且马氏体的正方度越大，比体积也越大，引起的内应力也越大。所以奥氏体向马氏体转变时钢容易出现变形或裂纹。

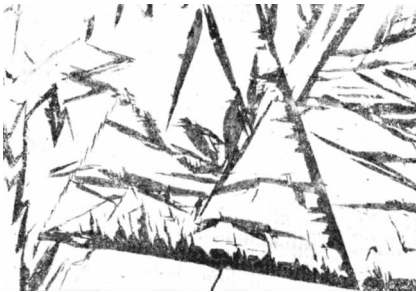


图 1-17 片状马氏体 (×500)

(2) 马氏体的组织形态

淬火钢中的马氏体，按其金相形态可以分为两种主要类型：一种是片状马氏体，另一种是条状马氏体。片状马氏体主要出现在高碳钢淬火组织中，所以也称为“高碳马氏体”；条状马氏体主要出现在低碳钢组织中，所以也称为“低碳马氏体”。

① 片状马氏体 在光学显微镜下，片状马氏体呈针片状或竹叶状，各针片之间呈一定角度，如图 1-17