

钢的组织形态及其应用

徐修炎等编著

四川人民出版社

钢的组织形态 及其应用

宁江机床厂徐修炎等编著

四川人民出版社

封面设计：邹小工

钢的组织形态及其应用

四川人民出版社出版 重庆新华印刷厂印刷
四川省新华书店重庆发行所发行

开本850×1168毫米1/32印张6.875 插页 24 字数167千
1981年5月第一版 1981年5月第一次印刷
印数：1—3,370册

书号：15118·44

定价：1.40元

序 言

《钢的组织形态及其应用》出版了。我十分高兴地向读者们推荐这本书。

就钢的组织形态来说，不论是它的基本理论、实践和最新研究成果，对不同专业的工程技术人员，都有熟悉或掌握的必要，而对于在金相——热处理领域里从事科研、生产或教学的同志来说，更是关系重大。

早在两千多年前，我们的祖先就能生产钢，而且还掌握了钢的淬火技术，制造出各种工具以至“削铁如泥”的宝剑。从近年出土的西汉古剑经鉴定其金相组织为马氏体的这一事实来看，更雄辩地证明了我们祖先非凡的创造才能。不过，对钢的组织形态的大量深入研究，乃是新近的事情。解放后，我国钢铁工业和机械制造业不断发展，每天都有大量的机件进行各种类型的热处理。人们通过研究和运用“化学成分——组织结构——综合性能”之间的内在联系，抓住控制组织结构这一中心环节，采取有效而经济的工艺措施，以充分发挥材料的潜力，提高机件质量，延长使用寿命。或者掌握和运用组织形态的变化规律，研制和创造新材料，以满足工业生产和科学技术不断增长的需要。

再者，由于钢种和工艺上的千差万别，人们所看到的金相组织往往是千姿百态，而且彼此间的差异非常细微，所以，如果没有一个规律性的认识，就会在具体的组织形态面前，为种种假象所迷惑而束手无策。为使专业工作者，特别是从事专业工作时间不长的新手，都能对钢的组织形态有一个全面的了解和认识。本书作者在总结科研、生产经验的基础上并参考了国内外一百余篇有关资料编写了这本《钢的组织形态及其应用》。本书的出版，对发展金相测试技术，提高机械产品质量乃至繁荣科学技术，都有

重要的意义。

《钢的组织形态及其应用》是一本理论与实践并重的专业书。书中，通过大量生动的实例，结合本学科的基本理论，并充分注意国内外有关组织形态研究的新进展，系统阐述了钢中各种基本组织形态的特征和规律，本书既在理论上有所提高，又能在生产实际中发挥作用。

本书作者曾以本书中的部分内容在我省机械工程学会的专业学术活动中作过讲学和交流，得到各方面的肯定和重视。本书的出版，无疑对学会学术活动的深入开展有所推动。我们期望有更多更好的科技书籍问世，为四化建设多做贡献。

四川省机械工程学会 谭 独

一九八〇年四月

目 录

第一章 概 述.....	1
第一节 铁碳状态图.....	2
第二节 加热时奥氏体的形成及其晶粒长大.....	5
第三节 冷却时奥氏体的转变.....	12
第四节 过冷奥氏体转变产物的分类.....	23
第二章 先共析体的组织形态.....	25
第一节 先共析体转变的一般特征.....	25
第二节 铁素体的组织形态.....	28
第三节 渗碳体的组织形态.....	41
第四节 先共析体组织形态的应用与控制.....	43
第三章 共析体的组织形态.....	57
第一节 片状珠光体的组织形态.....	57
第二节 球状珠光体的组织形态.....	80
第三节 珠光体的性能.....	87
第四节 珠光体组织形态的应用与控制.....	88
第四章 贝氏体的组织形态.....	95
第一节 贝氏体的形成.....	95
第二节 贝氏体组织的形态特征	108
第三节 贝氏体回火后的形态特征	116
第四节 贝氏体的性能	120
第五节 贝氏体组织形态的应用与控制	125
第五章 马氏体的组织形态	132
第一节 马氏体的形成	132

第二节	马氏体的组织形态特征	140
第三节	马氏体回火产物的组织形态	176
第四节	马氏体的性能	181
第五节	马氏体组织形态的应用与控制	188
第六章	钢中混合组织的形态区分	201
第一节	先共析体、共析体与马氏体	201
第二节	先共析体、共析体、贝氏体与马氏体	202
第三节	屈氏体、贝氏体与马氏体	203
第四节	贝氏体与马氏体	203
第五节	其它	203
参考资料		205

前注：本书所有金相图，全部附于书后

第一章 概 述

本书着重介绍的是钢中组织的形态特征及其应用事例。

按照人们观察的着眼点不同,形态学可以分为两种,即三维空间的真实形态和二维空间显微磨片上观察到的形态。就后者而言,在薄膜透射电镜、复型电镜和光学显微镜下呈现出来的形态亦颇有差异。

鉴于现阶段以及今后较长时期内,在工厂试验室中,光学显微镜仍不失为主要的分析手段。所以本书的侧重点是光学显微镜下的形态特征,但也适当的辅以复型电镜、扫描电镜以及薄膜透射电镜的分析结果,以便更深刻地揭露某些现象的本质。

光学显微镜下组织形态特征的完整概念,应该包括相和组织的形态、大小、分布、色彩与相对量。而前四个方面均有相对量的变化。

光学显微镜下,除了相和组织的形态、大小、分布和相对量外,色彩(包括色调、深浅、衬度等)往往也是识别它们和分析问题的重要依据,具有不可低估的研究价值。但是要互相进行比较,必须以适当的腐蚀为前提。所谓适当的腐蚀,其标准就是:从腐蚀过的宏观磨面上看,可以总结成两句话:光亮消除,光泽保留;从微观上看,应该是相界清晰可见,但不同的相应在同一焦距上。

严格说来,相和组织的概念是有区别的。但为了方便起见,在讨论形态时,一般均以“组织”统称之。另外,本书的光学显微照片,除特别注明者外,均以硝酸酒精侵蚀。

第一节 铁碳状态图

人类很早就懂得使用钢铁并对其进行热处理。然而真正开始钢铁的结构和热处理原理的研究，则是近一百年之内的事。这是与各种金属显微镜的相继问世和x-射线分析等手段的运用，从而揭开了金属微观世界的秘密，密切相关的。

通过长期的实践，人们确知，在许多金属中，不仅存在液态到固态或固态到液态的变化，而且在固态中也会因温度的变化而发生晶格的改组。纯铁在 910°C 以上(1390°C 以下)为面心立方晶格， 910°C 以下为体心立方晶格，就是一个典型的事例。这种晶格的改组，称为同素异晶转变。

正是在铁中存在着上述同素异晶转变的事实，才为钢的热处理创造了基本的条件。原则上讲，体心晶格是不能溶解碳的；但如果把铁加热到 910°C 以上，变为面心晶格，则可以溶解一定数量的碳，并使变态点显著降低。在这种情况下，如采用缓冷，碳原子将在晶格改组之先或同时，脱溶而形成 Fe_3C (通称渗碳体)。在常温下，钢中每存在1%的碳，即将形成15%左右的渗碳体。由于渗碳体是一种坚硬的相，所以钢的强度比之纯铁有了明显的提高。特别是，如果从高温施以快冷，由于碳原子来不及析出，从而将形成具有很高硬度的碳在体心立方晶格中的过饱和固溶体——马氏体。

基于钢中含碳量的改变，将显著影响变态点的位置，人们为了寻求钢的最理想的成分和最佳的热处理规范，以使钢具有最好的性能，就不得不首先研究在金相学及热处理上具有重要地位的铁—碳状态图。

对于本书的内容而言，重要的只是状态图的钢段部分(图I-1)。

含碳量不大于2%的铁碳合金称为钢，而商用钢中则很少超

过1.4%的碳。当含碳量为共析成分(0.8%C)时,在常温下全部为片状的渗碳体与铁素体的交替混合物—共析体,通称珠光体。不难想象,当含碳量低于或高于0.8%时,会相应出现游离的铁素体及渗碳体。铁素体就是含碳极少的体心立方铁,亦称为 α -固溶体或 α -Fe。

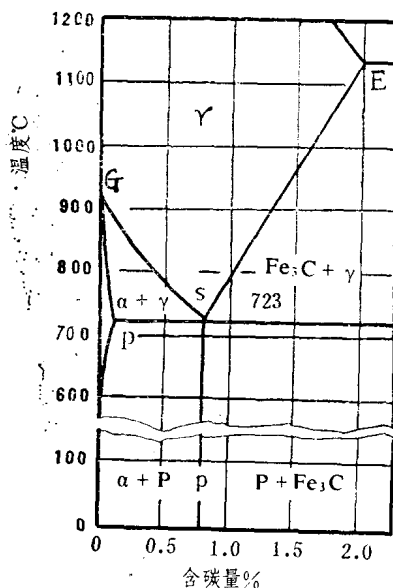
因为状态图只表示在平衡状态下相转变的温度及组织,所以也可称为平衡图。

根据平衡图可知,在极缓慢加热的情况下,具有共析成分的珠光体,将于723℃全部转变为碳在面心立方晶格中的固溶体(称为奥氏体或 γ -Fe)。同理,当具有亚共析和过共析成分的钢加热至 A_3 (A_m)以上,其中珠光体首先发生转变;游离的铁素体和渗碳体逐步溶解,亦即奥氏体中的碳浓度将分别沿着SG线和SE线降低与升高;直至所有的过剩相溶解完毕为止。

如果相反从奥氏体状态冷却下来,那么具有亚共析和过共析成分的钢将分别沿

GS线和ES线析出过剩的铁素体及渗碳体;当温度降至723℃时,剩余的奥氏体中的碳浓度达到0.8%,因而发生珠光体的转变。

一般说,由均匀奥氏体中分解形成的珠光体呈片状;而先共析的铁素体和渗碳体由于总是沿奥氏体晶界析出,所以通常呈网状。



图I-1 铁碳状态图的钢段部分

在平衡图上,相和组织转变的温度(即变态点)亦称为临界点。其中GS、SE称为上临界点,分别以 A_3 及 A_m 表示;PSQ称为下临界点(723°C),以 A_1 表示。

平衡图说明了钢中相变的临界温度与含碳量之间的关系,以及各个区域所存在的组织,因而成为更好的选择钢材成分和制订热处理加热规范的依据。它在金相检验上也有重要的价值。例如在组织平衡或接近平衡的状态下,可以根据珠光体、铁素体的相对量估计钢中的含碳量;参照渗碳层表面渗碳体的形态和裂纹周围铁素体的分布形式,推断渗层的碳浓度和裂纹形成的历史时期,等等。

但是,正如一百年前即已确定的^[1],临界点位置会因冷却或加热速度的影响而被压低或抬高,即转变出现滞后的现象。这种相转变的实际温度与平衡图上临界点温度之间的差距,分别称为过冷度与过热度。在实际生产中,当过冷、过热度不大时,可以在平衡图的基础上作适当的修正后参照应用。此时,临界点的标志在加热时使用代号 A_c ;冷却时,代号 A_r 。相应的,下临界点(723°C)用 A_{c1} (或 A_{r1})表示;GS用 A_{c3} (A_{r3})表示;SE用 A_{cm} (A_{rm})表示。

表I-1

相和组织的名称	名 称 来 历
奥氏体(austenite)	为纪念英国金相学家W.C.Roberts-austen
渗碳体(Cementite)	来自英文Cement, 坚硬之意
铁素体(ferrite)	来自拉丁文ferum, 铁的意思
珠光体(Pearlite)	因其具有珠母之光泽
贝氏体(Bainite)	为纪念美国金相学家E. C. Bain
马氏体(Martensite)	为纪念德国金相学家A. martens

本世纪初,根据过冷奥氏体转变的特性,有人提议以 Ar' 、 Ar'' 及 Ar''' 分别表示后来才明朗化了的珠光体、贝氏体和马氏体转变。不过这已超出了平衡图所能表示的范围。

钢中基本相和组织名称的来历,大约可以分为三个方面,即象形示性、纪念发现者或名流及由同义的拉丁文演变而来,详如表I—1所示。

第二节 加热时奥氏体的形成及其晶粒长大

钢在加热时奥氏体形成的温度及其范围,也可由平衡图来说明。由室温缓慢的加热到 A_1 以下时,除铁素体中的含碳量略有增高外,没有任何相变发生。当加热温度高于 A_1 时,由于珠光体的自由能大于奥氏体的自由能,因而转变为奥氏体。如果具有游离铁素体或渗碳体的亚共析或过共析钢,当温度升高至其相应的 A_3 或 A_{cm} 时,则游离相全部溶解。因此,在 A_1 以上,GSE线以下,为奥氏体与未溶铁素体或渗碳体的两相区;GSE线以上才属于全奥氏体区。用高温金相显微镜观察,在一个视场中,奥氏体是由若干个呈多边形的晶粒所组成,并在晶粒中常出现孪晶(图I-2)。

(一) 奥氏体的形成过程

奥氏体的形成也是一个成核、长大过程。无论是在共析、亚共析还是过共析钢中,它的晶核通常优先产生于珠光体中铁素体和渗碳体的界面上。因为在相界面上的位错、空位密度比较高,奥氏体在这里生核容易获得必要的能量与浓度起伏。随着保温时间的延长,已形成的晶核长大,并不断产生新的晶核。一般说,奥氏体向铁素体中的扩展速度比较快,而渗碳体的溶解速度较慢。因此,当具有粗片状珠光体组织的钢加热淬火时,如果保温不足,往往在淬火后钢的组织中可以观察到在马氏体的基体上存在着残余的渗碳体片层。

当残余碳化物全部溶尽时,奥氏体中的碳浓度仍然是不均匀

的；为了使其扩散均匀，还需要一段保温时间。

因此，概括起来说，奥氏体的形成可以分为四个阶段：晶核的形成、晶体的长大、过剩相的溶解和奥氏体成分的均匀化。

(二) 连续加热时奥氏体的形成

在实际生产中，大都采用连续加热的方法。对于连续加热时奥氏体的形成，已有的研究结果，大致可以总结如下：

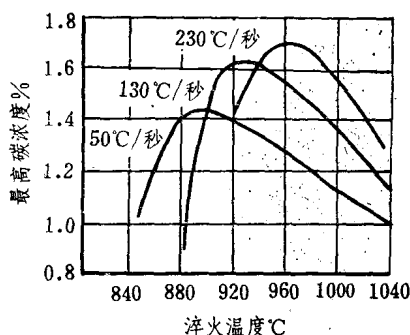
1. 大量的实验资料表明，转变温度 A_{c1} ，随加热速度的增大而升高。如0.83% C钢，当加热速度为10℃/秒、160℃/秒及850℃/秒时， A_{c1} 点的位置相应为768℃、798℃及815℃左右（ A_{c3} 点的位置也将同时升高），即出现所谓的“热滞”现象。

2. 奥氏体的形成符合于相变的一般规律，也是一个成核、长大的过程。其形成的速度决定于成核率 N （晶核数/毫米³·秒）和长大速度 G （直径线速度，毫米/秒）。提高加热温度也就等于提高加热速度，其结果一方面使扩散速度增加，一方面也由于加大两相自由能的差，从而使要求的临界晶核尺寸减小，所以 G 、 N 值同时增大。例如，温度从740℃提高到800℃，成核率 N 增加了270倍，长大速度 G 增加了82倍。因此，过热度愈大，奥氏体形成的速度愈快，并且孕育期愈短。实验的结果完全证明了上述结论。例如2毫米厚的0.83% C钢，转变速度与转变温度之间的关系大致如下：

730℃	65秒开始转变	90分结束
740℃	10秒开始转变	1000秒结束
760℃	2秒开始转变	30秒结束
780℃	0.8秒开始转变	6秒结束
800℃	立即开始转变	1秒结束

成核率 N 和长大速度 G 这两个参数是具有“组织敏感性”的。原始组织珠光体的分散度愈大，奥氏体形成的速度愈快；另外，当分散度差不多时，片状珠光体转变为奥氏体的速度比粒状珠光体快。

3. 奥氏体中成分的均匀程度也与加热速度有关。在 0.4% C 钢中，加热速度与奥氏体中出现最高碳浓度的关系如图 (I-3) 所示。不难看出，随着加热速度的增加，最高碳浓度(极大值)的位置由左向右，由下向上移动。如加热速度为 130℃/秒时，于 920℃ 出现一个极大值，即当加热到 920℃ 时奥氏体中的最高碳浓度达到极大值，为 1.6% C；当加热速度增加到 230℃/秒时，出现极大值的温度提高到 960℃，最高碳浓度相应为 1.7% C。欲使成分趋于均匀化，必须加热到更高的温度，或保温更长的时间。



图I-3 含0.4%C钢加热速度和温度与奥氏体中最高碳浓度之间的关系

4. 转变不是在一个恒定的温度，而是在一个温度范围内进行。

(三) 奥氏体的晶粒长大及其影响

当全部奥氏体化以后，如果继续提高加热温度，在成分均匀化的同时，奥氏体晶粒将合并长大，且其最终的大小将在冷却时被固定下来。所以，奥氏体晶粒度的概念，应包含有起始晶粒度、实际晶粒度及本质晶粒度三种不同含义的内容。

起始晶粒度是指珠光体刚刚全部转变为奥氏体时奥氏体的晶粒度。

实际晶粒度是指在具体热加工或热处理条件下实际获得的奥氏体晶粒度。

而所谓本质晶粒度，则是指的奥氏体晶粒度的长大倾向。在实际生产中发现，不同牌号、炉号的钢，晶粒长大的倾向并不相同。这大致可分为两类：一类，在 930~940℃ 的温度以下加热，

晶粒长大的倾向很小，可是超过此温度范围，则长大的速度剧增；另一类，则当加热的温度超过 A_{C3} 时便迅速长大。一般来说，本质晶粒度它不是由于热加工、热处理不当造成的，而是钢材本身固有的特性。所以相对而言，前者可以称为本质细晶粒钢，后者则可称为本质粗晶粒钢。不难理解，所谓本质晶粒度不能成为晶粒大小的实际量度，而只代表奥氏体晶粒长大倾向的大小。

但是，生产中为了鉴别钢材的本质晶粒度如何，可以根据我国冶金部规定的标准(YB27-64)工艺来测定。即将钢加热至 930°C 并保温 $3\sim 8$ 小时后，测定奥氏体的实际晶粒度。目前，对一般钢材奥氏体晶粒的显示，可不必采用手续麻烦的氧化法、渗碳法，而通常都是采用在加热后施以淬火，然后用饱和的苦味酸水溶液外加少量的新洁尔灭和海欧牌洗涤剂热蚀。这种方法既简便又可靠。经上述处理后，当实际晶粒度为 $1\sim 4$ 级时，定为本质粗晶粒钢； $5\sim 8$ 级时，定为本质细晶粒钢。

奥氏体晶粒度的等级一般分为 8 级。1 级最粗，8 级最细。但是为了适应实际生产的需要，可以在原公式的基础上向更粗或更细两个方向增加级别。

评定晶粒度等级方法很多，但以测量直径法最准确最方便。根据经典的公式 ($n = 2^{N-1}$)，我们推导出奥氏体的晶粒等级和其直径之间具有下述关系^[2]：

$$N = 17.33 - 6.64 \log d$$
 (常用对照数据如下表所示)。N 代表晶粒等级；d 为晶粒直径，以微米(μ)表示。

实际晶粒度的等级一般根据平均值确定，如果晶粒大小极不均齐，可以分别表示各别的大小及其所占的视场面积。

1. 奥氏体晶粒长大的物理本质

一般认为，奥氏体晶粒长大的原因有二：

(1) 由于晶界是自由能较高的地区，晶粒长大，晶界总面积减少，体系的自由能降低。如果奥氏体晶粒间的界面张力 σ 为一个常数，且等于 850 尔格/厘米²，则可得到总界面能 (σ_{Σ}) 在 1 厘

d(μ)	9	12.7	18	25.4	36	51	72
logd	0.955	1.103	1.254	1.405	1.555	1.706	1.857
N(级)	11	10	9	8	7	6	5

d (μ)	102	141	203	299	407	576
logd	2.009	2.148	2.308	2.475	2.609	2.760
N(级)	4	3	2	1	0	-1

米³的样品内与晶粒半径之关系为:

$$\sigma_{\Sigma} = 3/2r \cdot 850(\text{尔格})$$

这里 r 为晶粒半径, 并且没有考虑样品的表面积。

由上式可知, 晶粒从 8 级长大到 4 级和 1 级, 总的界面能相应从 980730 下降到 255000 及 85000 尔格。但是, 由于界面能的下降速率与 r^2 成反比, 所以晶粒愈大, 长大的倾向愈小。

(2) 晶粒的长大, 不仅在于界面的减少, 而且兼有晶界趋于平直化的自然倾向。平衡的晶粒边界应该具有 120° 的交角, 且晶界完全平直化。一个弯曲的晶粒边界平直化时, 晶界移向曲率之中心; 凸向邻近晶粒的晶界将很快趋于平直化。因此, 大晶粒邻近的小晶粒, 晶界常常移向其中心, 而致使小晶粒被吞掉; 几个大晶粒间的小晶粒, 将被它们所瓜分。

当然, 上面所谈到的两点因素可能是相互关联的。

2. 影响奥氏体晶粒长大的因素

奥氏体晶粒的长大, 基本是一个晶界移动的过程。一切影响其晶界移动的因素, 都将影响奥氏体晶粒的长大。

A、奥氏体化的温度越高, 晶粒长大越明显。一定的温度下

有一定大小的晶粒尺寸与其相对应。但是，过分延长时间，不能使晶粒再长大。

B、随着钢中碳浓度的增加，奥氏体晶粒长大的倾向也增大；但当含碳量超过某一限度时，晶粒反而细小。例如900℃加热时，含碳量以1.2%为限^[3]。这要辩证的来看问题，一方面当奥氏体中的碳浓度增加时，奥氏体长大的倾向性总是增大，但同时一切未溶的碳化物又均有阻止奥氏体晶粒长大的效能，因而含碳量超过某一限度时，晶粒反而细小。

C、残铝量的影响，有人认为，残铝量是钢中晶粒度的量度，当 $Al < 0.005\%$ 时为本质粗晶粒钢； $> 0.015\%$ 时，为本质细晶粒钢。在此之间，晶粒有明显的长大倾向^[4]。一般则认为，当钢中的残铝量为0.02~0.04%时，即可获得本质细晶粒钢。至于其它元素，除锰、磷相反外，均有阻止奥氏体晶粒长大的作用，只是程度不同而已。

D、原始组织对奥氏体的晶粒长大也有一定的影响。原始组织珠光体极细或者为片状，不仅加速转变为奥氏体的速度，而且有可能提高奥氏体的溶解度，故易产生过热现象，这对于高碳工具钢和滚珠轴承钢尤为明显。因此，这些钢的原始组织以球状为佳，但又不可太粗；过分粗大，也容易造成过热现象。

根据上面的研究结果，即可采取相应的措施来达到细化晶粒的目的。除此而外，还可运用重复加热、冷却的方法，达到超细化晶粒的目的。

3. 奥氏体晶粒大小的影响

A. 奥氏体晶粒的粗化，将使过冷奥氏体的稳定性增加，并对贝氏体、珠光体的转变有延缓作用，但对马氏体的转变无明显影响（有的人认为还可以略使 M_s 点升高）。

比较而言，奥氏体晶粒的粗化对珠光体转变的影响大于对贝氏体。因此，在某些钢中，正常温度加热正火（淬火）不易得到贝氏体，但高温加热正火却往往获得部分的贝氏体。