

钢的热处理原理

著校

G. 克劳斯
谢希文



译

谟文馥
崇希勿
李谢刘

冶金工业出版社

钢的热处理原理

G.克劳斯 著

李崇谟 谢希文 刘纫馥 译

谢希文 校

冶金工业出版社

内 容 简 介

本书是格罗斯曼和贝茵的经典著作《热处理原理》的修订改写本。全书共分十章，对钢的热处理（包括形变热处理和化学热处理）原理作了全面清晰的阐述，反映了这一领域中20年来的最新研究成果，同时还具有理论和实际兼顾的特点。

本书不仅可用作金属材料 and 热处理专业的大学生、研究生和教师的参考书，也可供从事研究和生产工作的冶金学者、设计师、制造工程师、工科大学生和热处理生产的组织管理者参考。

钢 的 热 处 理 原 理

G.克劳斯 著

李崇谟 谢希文 刘纫霞 译

谢希文 校

冶金工业出版社出版

（北京北河沿大街嵩祝院北巷39号）

新华书店北京发行所发行

轻工业出版社印刷厂印刷

850×1168 1/32 印张 8 7/8 字数 233 千字

1987年11月第一版 1987年11月第一次印刷

印数 00,001~6,000册

统一书号：15062·4470 定价2.60元

译者前言

《钢的热处理原理》(Principles of Heat Treatment of Steel)是《热处理原理》(Principles of Heat Treatment)一书(美国M. 格罗斯曼著, E. 贝茵校订)的改写本, 作者是美国科罗拉多矿业学院的AMAX物理冶金教授乔治·克劳斯(George Krauss)。格罗斯曼和贝茵的书在1935年出初版, 1964年出第五版, 是此期间这方面最权威的著作。新本在此基础上增补了近20年来这一领域中的最新研究成果, 同时又保留了原作说理清晰、深入浅出、理论和实际兼顾的长处, 因此也是一本很好的科学著作。对这本美国金属学会(ASM)握有版权的书的介绍中曾预言: “本书必将再次成为钢的热处理方面最广为参阅的书”。他们所推荐的读者对象为: 从事研究和生产工作的冶金学者、设计师、制造工程师、车间工长、提供热处理服务的公司人员以及工科大学生。我们想补充强调的是, 由于书中基本上反映了近年来钢中相变研究的最新结论, 又阐述了钢的热处理的主要方法, 所以, 即便对于金属材料和热处理专业的大学生和研究生, 本书也不失为了一本有价值的参考书。

本书的1~3章由刘勿馥译, 4~7章由谢希文译, 8~10章由李崇谟译。除4~7章由李崇谟校对外, 其余由谢希文总校。由于译者水平和时间的限制, 译文中的问题是一定难免的。对于各方面的读者和评家们将会提出的意见, 译者谨此预致谢忱, 并将意见直寄北京航空学院材料科学与工程系或编辑部转。

译者谨识

一九八四年十月

原 序

本书是根据M.A.格罗斯曼 (Grossmann) 和E.C. 贝茵 (Bain) 的《热处理原理》完全改写而成的。我愿意对这两位作者的贡献表示感谢。他们的许多工作, 尤其是对淬透性概念的发展都收入在本书中。《热处理原理》一书包括了从1935年到1964年间的发展情况。格罗斯曼、贝茵和他们的同时代人对碳钢的热处理和冶金学所作的研究工作如此卓有成效, 以至使人们几乎认为一切都已经清楚。然而, 钢是个奇妙而复杂的东西, 经过最近二十年的不断努力, 人们对它在热处理和机械处理下的变化有了更深入的了解。对受扩散控制的相变和马氏体转变的新的理论探讨, 用透射电子显微技术描述精细结构的特征, 扫描电子显微镜断口金相分析, 新的电子束微区分析技术, 断裂韧性测试, 淬透性的连续检测, 显微组织和精细结构与强度、韧性和延性之间的关系, 所有这些都是最近二十年内才得到高度发展的领域, 也是我在前人为钢热处理奠定的坚实基础上力求增添的东西。我的探索就是要揭示作为多种钢热处理的基础的组织、性能、工艺之间的关系。本书强调了显微组织的由来和特征, 因为人们常常忘记手册中的工艺参数和性能图表正是根据上述内容得出的。

许多会议上的交流以及许多研究人员的学术著作作为我们对钢及其行为的不断深入了解提供了基础。我广泛引用了公开发表的原始资料, 并希望通过这些引用的参考文献至少能认识某些大学和工业界的科学家以及他们的贡献。参考书目决不是完全的, 但每篇文章可以通过再列出十篇甚至百篇补充资料而展现出一个领域。

特别值得一提的是我与其他研究者的合作。摩里斯·柯恩 (Morris Cohen) 教授激起了我对钢的兴趣, 而我的同事和学

生们的热情进一步支持着这种兴趣。我从每篇论文的研究中都得到教益，我的学生的工作实例在本书中随处可见。

近年来，我在参加美国金属学会热处理方面的活动中受益非浅，起初是作为热处理技术委员会成员，后来又作为《热处理杂志》编辑。这些活动使我了解到对于钢的热处理所作的新探索的规模和复杂性。我要特别感谢诺尔曼·凯茨 (Norman Kates)、戴尔·布林 (Dale Breen)、乔恩·多塞特 (Jon Dossett) 和乔·里奥派尔 (Joe Riopelle)，他们介绍了热处理实践领域的要求。

一个大学的研究工作非常需要外界的支持。我要对美国陆军研究办公室、国家科学基金会、伯利恒钢铁公司、AMAX基金会和美国钢铁学会深表谢意，他们使我和我的学生能积极参与有关钢的行为的研究。我还要感谢格林·爱德华兹 (Glenn Edwards) 教授、汤姆·贝尔 (Tom Bell) 和诺尔曼·布雷尔 (Norman Breyer) 参加部分书稿的有益讨论，并感谢 R.W.K. 霍尼科姆 (Honeycombe)、罗伯特·海埃曼 (Robert Hehemann) 和 Marvin 魏曼 (Marvin Wayman) 等教授提供的显微照片。特别要提到马克·盖布 (Mark Geib) 对某些插图提供的帮助。最后，我要深深感谢我的妻子露丝，感谢她的有效协助和坚定支持，所有这些工作都是她在市中心歌剧院和常青城合唱团繁忙的排练和演出日程之间完成的。

乔治·克劳斯

1979年9月25日于

科罗拉多州常青城

目 录

第一章	相及其结构	1
	铁碳平衡图.....	1
	铁的晶体结构.....	4
	碳的作用.....	6
	Fe-C 合金中的晶体结构.....	7
	合金元素的作用.....	10
	临界温度.....	12
	参考文献.....	15
第二章	珠光体、铁素体和渗碳体	16
	共析转变.....	16
	珠光体组织.....	18
	珠光体转变动力学.....	20
	相间沉淀.....	29
	先共析相.....	32
	先共析相的形成.....	35
	参考文献.....	39
第三章	马氏体和贝氏体	41
	概述.....	41
	马氏体转变动力学.....	45
	马氏体转变晶体学.....	55
	铁合金马氏体形态学.....	60
	片状马氏体.....	61
	条状马氏体.....	68
	贝氏体.....	75
	参考文献.....	81

第四章	等温转变图与连续冷却转变图	84
	等温转变图	84
	连续冷却转变图	87
	连续冷却转变与棒直径	97
	小结	99
	参考文献	100
第五章	产生铁素体和珠光体的热处理	101
	完全退火与均匀化	101
	正火	106
	球化	108
	低温退火与再结晶退火	113
	应力消除	115
	铁素体-珠光体显微组织的机械性能	116
	参考文献	122
第六章	硬度和淬透性	124
	硬度及含碳量	124
	马氏体强度	129
	淬透性的定义	131
	硬度分布	131
	影响冷却速率的因素	136
	急冷度	138
	淬透性的定量	142
	理想尺寸的测定	147
	测定淬透性的乔米尼 (Jominy) 试验	150
	最近的发展	156
	参考文献	157
第七章	钢中奥氏体	159
	奥氏体及其性能	159
	奥氏体的形成	161
	奥氏体晶粒尺寸	170

	奥氏体晶粒尺寸的控制.....	174
	参考文献.....	185
第八章	钢的回火.....	187
	机械性能的变化.....	187
	合金元素与回火.....	195
	回火时的组织变化.....	199
	脆化现象与回火.....	210
	回火马氏体脆性.....	212
	回火脆性.....	216
	氮化铝脆化.....	218
	液体金属脆化.....	220
	氢脆.....	221
	参考文献.....	224
第九章	特殊热处理.....	228
	残余应力、变形和淬火开裂.....	228
	分级淬火.....	230
	贝氏体等温淬火.....	232
	形变热处理.....	234
	临界区热处理.....	239
	参考文献.....	246
第十章	表面硬化.....	247
	火焰淬火.....	247
	感应加热.....	248
	渗碳：工艺原理.....	251
	渗碳：性能和组织.....	258
	氮化（渗氮）.....	267
	碳氮共渗和铁素体氮碳共渗.....	270
	参考文献.....	273

第一章 相及其结构

钢能经过热处理而产生多种不同的显微组织和性能。通过在一个相或数个相稳定存在的温度范围内加热（从而使显微组织或相分布发生变化）以及通过在不同相稳定存在的温度范围之间加热或冷却（从而产生有利的相变），就可以得到所要求的结果。铁碳平衡相图是钢的一切热处理的基础，这个图给出了钢中不同的相处于稳定态的温度—成分范围，以及各相区间的平衡边界。本章介绍铁碳相图以及钢和铁碳合金中的各种相。

铁碳平衡图

铁碳（Fe-C）相图是一个可用来为某一热处理制定适当操作程序的图形。但是，只应把铁碳相图看作是个指南，因为大多数钢中还含有其他元素，因而会改变相区边界的位置。在本章稍后部分将论及合金元素对铁碳相图上相的关系的影响。由于有些热处理是特别为了要产生不平衡组织，而另外还有一些热处理则是要勉强接近平衡，铁碳相图的使用受到进一步的限制。尽管如此，掌握了在某个相区内接近平衡时钢中发生的变化以及相变引起的结果，就能为钢的热处理提供科学依据。

图1.1为碳含量在7%以下的 Fe-C 平衡图。钢是碳含量小于2%（绝大多数小于1%或更低）的铁、碳和其他元素的合金。因此，对于钢的热处理来说，图中碳含量小于2%的那一部分是最主要的。含碳在2%以上的合金属于铸铁。图1.1实际上是两个图：实线表示 Fe_3C 和铁的几种相之间的平衡；虚线表示石墨和其他相之间的平衡。与 Fe_3C 相比石墨是碳的一种更为稳定的形式，如果经过很长一段时间， Fe_3C 将会分解成石墨。然

而，钢中却很少发生石墨化。因此，Fe-Fe₃C平衡图对于了解钢的热处理更为适用。铸铁中高的碳含量以及通常还有高的硅添加量会促使石墨的形成，因而铸铁工艺更多地要以铁—石墨相图为依据。

图1.1仅在一个大气压力下才严格适用。当压力很高时，相区边界要移动并产生一些新相。例如，高压时纯铁中会出现具有密排六方结构的 ϵ 铁^[1.1]。纯铁中 α 铁、 γ 铁、 ϵ 铁的三相点出现在770K和110千巴（11吉帕）处。

Fe-C相图中Fe-C合金和各种相的成分照例是按重量百分数给出的。除非另有说明，百分数符号（%）都表示重量百分数，本书也采用这种习惯用法。有时用原子百分数表示成分更为适用。Fe-C合金中可按下式将碳的重量百分数换算成原子百分数：

$$\text{碳的原子百分数} = \frac{\text{碳原子数}}{\text{碳原子数} + \text{铁原子数}} \times 100 \quad (1.1)$$

或

$$\text{碳的原子百分数} = \frac{\frac{\text{碳的重量百分数}}{\text{碳的原子量}}}{\frac{\text{碳的重量百分数}}{\text{碳的原子量}} + \frac{\text{铁的重量百分数}}{\text{铁的原子量}}} \times 100 \quad (1.2)$$

将这个式子用于一个Fe-0.4C合金时，可得出0.4%碳相当于1.8%（原子百分数）碳，这说明碳的原子量（12）要比铁的原子量（56）轻得多。当钢中除Fe、C外还含有其他元素，换算成原子百分数时要在（1.1）式或（1.2）式的分母中增加由于每种其他元素引起的一项。

钢热处理的工艺和科学是基于在Fe-C系中有奥氏体相区存在。控制奥氏体向其他相的转变，就能使钢得到多种不同的显微组织和性能。通过轧制和锻造等热加工使大截面成为有用的形状和尺寸也是在奥氏体为稳定相的温度范围内进行的。

铁是一种具有同素异形体的元素，在常压下随温度的不同，可以一种以上的晶型存在。 α 铁（铁素体）存在于912°C（1674°F）

以下， γ 铁（奥氏体）存在于 $912^{\circ}\text{C} \sim 1394^{\circ}\text{C}$ （ $1674 \sim 2541^{\circ}\text{F}$ ）之间， δ 铁（ δ 铁素体）存在于 1394°C （ 2541°F ）至纯铁的熔点 1538°C （ 2800°F ）之间。铁的各种晶型处于稳定态的温度范围示于图1.1 Fe-C相图的左端（即纯铁端）。

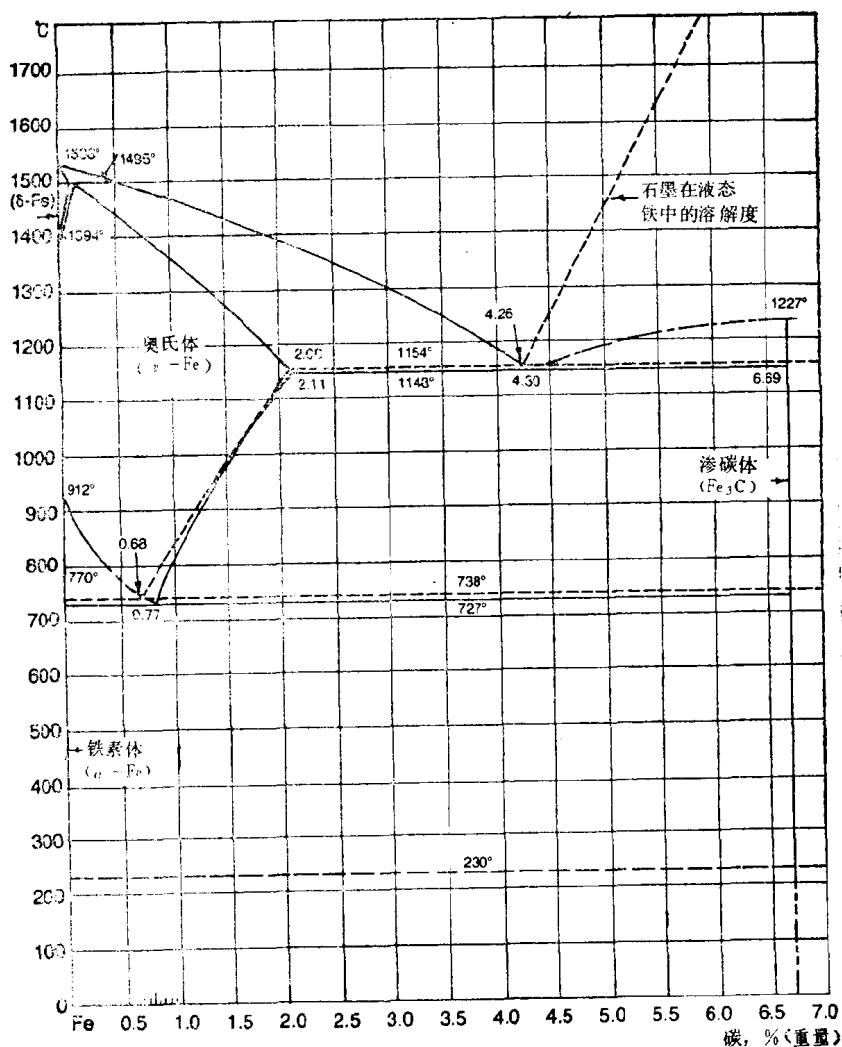


图 1.1 碳含量直到7%的Fe-C平衡图。实线表示 Fe- Fe_3C 相图；虚线表示Fe-石墨相图⁽²⁾

铁的晶体结构

铁素体晶体结构可用其晶胞来表征,如图1.2所示。铁素体属于立方晶系,晶胞的三个轴长均等于 a 并互相垂直。铁素体的空间点阵是体心立方(bcc)。一个晶胞共有两个原子,即坐标为 $a/2$ 、 $a/2$ 、 $a/2$ 的体心原子和座标为 0 、 0 、 0 位于晶胞原点的原子。后者代表晶胞的所有等效顶角原子,每个顶角原子为汇集到该顶角的八个相邻晶胞所共有。晶胞每个顶角的八分之一原子乘以晶胞的八个顶角就构成了一个bcc晶胞中两个原子中的一个。

α 铁在室温时的点阵常数是 2.86 埃或 0.286 纳米^[2]。对应于 $\langle 111 \rangle$ 方向的晶胞体对角线就是bcc结构中铁原子相互接触的方向。图1.2表明体心原子有八个最近邻原子,其中心至中心距离为体对角线的一半,即 $a\sqrt{3}/2$ 。原子排列最致密的晶体结构有十二个最近邻原子。因此,比起下面将要介绍的 γ 铁,铁的bcc结构形式是一种空隙更多或较不致密的结构。 α 铁和 γ 铁中

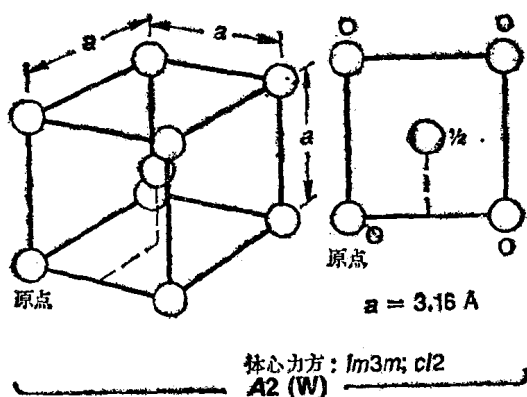


图 1.2 体心立方 (bcc) 的晶体结构。A2是结构 (Strukturbericht) 符号, W (钨) 是具有bcc结构的原型金属。钢中铁素体是bcc^[12]

原子排列的差别就是造成密度较高的 γ 铁在冷却转变为 α 铁时体积会膨胀的原因。

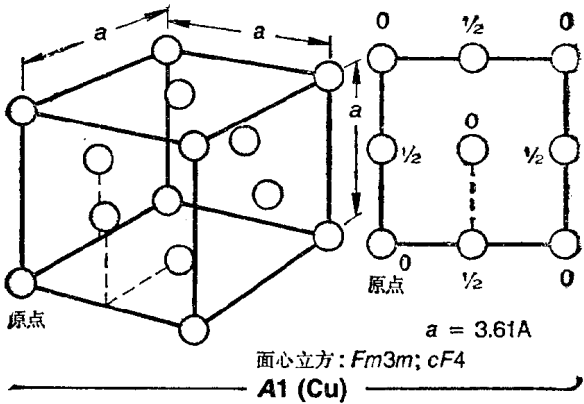


图 1.3 面心立方(fcc)的晶体结构。A1是结构 (Strukturbericht) 符号, Cu (铜)是具有 fcc 结构的原型金属。钢中奥氏体是fcc^[12]

γ 铁或奥氏体的晶胞示于图1.3。奥氏体也属于立方晶系,但为面心立方点阵。每个晶胞共有四个原子,其座标为0、0、0; 0、 $a/2$ 、 $a/2$; $a/2$ 、 $a/2$ 、0; $a/2$ 、0、 $a/2$, 分别对应于晶胞的一个顶角原子和每个面上的中心原子。每个面心原子为两个相邻晶胞所共有,因此立方晶胞的六个面提供三个原子。和上述bcc晶胞一样,八个顶角总共提供一个原子。

奥氏体的点阵常数约为3.56埃(0.356纳米),比铁素体的大。但是,奥氏体是密排结构,而且每个晶胞有四个原子,因此它的密度比铁素体大。对应于 $\langle 110 \rangle$ 方向的面面对角线是fcc结构的密排方向,由此,可确定与12个最近邻原子的中心至中心原子间距为 $a\sqrt{2}/2$ 。

奥氏体还可以看成是由原子密排面堆垛且每三层顺序重复一次而得的结构。密排的 $\{111\}$ 面相对于晶胞的取向很容易判断,因为每个 $\{111\}$ 面都是由晶胞的三个面对角线确定的。奥氏体中的密排面十分重要,因为使奥氏体的机械形变得以进行的位错运动就

发生在 $\{111\}$ 面上，而晶粒内称为孪晶的显微组织也是以 $\{111\}$ 面为界面的。孪晶的特点是：将孪晶和相邻基体分开的面两侧的原子成镜面对称^[3]。奥氏体中孪晶的形成通常是由于 $\{111\}$ 面堆垛生长过程中偶然错堆形成的，这种偶然错堆是在奥氏体处于稳定态的温度范围内加热或退火过程中进行再结晶和晶粒长大时产生的。

最后，纯铁中可能形成的第三个相是 δ 铁素体。这是一种体心立方结构，在晶体学上与 α 铁完全一样。 δ 铁素体只在接近铁的熔点时才形成。它在碳钢热处理方面通常只有学术研究价值，因为在较低温度下它就被奥氏体所取代，而奥氏体通常是工业热处理的起始组织。但是由于 δ 铁素体是钢、铁铸锭和焊接件凝固时最先形成的相，所以它可能会产生枝晶偏析或合金元素及杂质元素的浓度梯度^[4]。在奥氏体范围内将钢进行热加工和均匀化处理，一般会大大减少凝固过程中产生的偏析，实际应用中也允许有一定程度的偏析存在。然而，热处理过程中发生的问题偶而也可能来源于熔融的钢最初形成 δ 铁素体时产生的偏析。

碳的作用

在铁中加入碳后会在上述的相和相平衡中产生一些重要变化。铁素体和奥氏体在容纳碳的能力上的差别，不仅导致形成Fe—C相图的重要特点，而且还导致形成 Fe_3C 。bcc铁素体和fcc奥氏体晶体结构的变化是碳原子进入到铁原子之间的间隙或间隙位置上。因此，Fe—C合金和钢中的奥氏体和铁素体是间隙固溶体。

碳是一种稳定奥氏体的元素，它能增大钢中奥氏体形成范围。图1.1示出，随着碳的加入，奥氏体区由912至1394°C (1675至2540°F) (纯铁的奥氏体区范围) 扩展到温度和成分都比较宽广的范围。碳在奥氏体中的最大溶解度在1148°C (2018°F) 时可达2.11%。铁素体溶解碳的能力比奥氏体低得多：溶解度在727°C

(1340°F) 时最大, 但也只有0.02%, 随后连续减小。从铁素体相区非常小这一点就突出表明了碳在铁素体中的溶解度是很有限的 (见图1.1)。图1.4 为 Fe-C 相图低碳端的放大部分, 图中示出了铁素体的温度-成分范围, 以及碳在铁素体中溶解度随温度降低而减小的情况。室温时碳在铁素体中的溶解度几乎是可以忽略的。

当碳在奥氏体中的溶解度超出极限时, 在铁碳合金和钢中会出现一个新相, 即碳化铁或渗碳体。渗碳体具有多种形状、排列和尺寸, 它和铁素体一起使钢中存在着多种多样的显微组织。渗碳体的多种形状直接与加热的历史或热处理有关。渗碳体、铁素体和奥氏体固溶体的晶体结构将在下面讨论, 而那些产生特有的显微组织的相的组合和形成则将在以后各章中讨论。

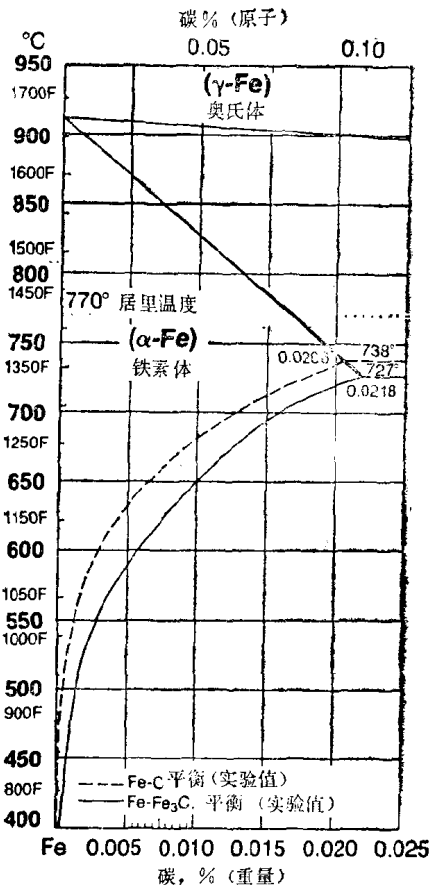


图 1.4 Fe-C相图的富铁端, 示出铁素体相区范围以及碳的溶解度随温度下降而减小的情况^[12]

Fe-C合金中的晶体结构

钢中铁素体和奥氏体的结构与纯铁中相应的相之间的主要区

别在于引进了碳原子。在体心立方结构和面心立方结构中，有两类间隙空位能够成为碳原子的存在位置。图1.5和图1.6分别示出面心立方结构和体心立方结构中的八面体间隙和四面体间隙。这两类间隙名称是由该间隙周围铁原子形成的多面体的面的数目定出的。位于八面体间隙位置的碳原子有六个最近邻铁原子，而位于四面体间隙位置的碳原子则有四个最近邻铁原子。

不同类型间隙的尺寸差别很大。在奥氏体中，假定球状铁原子是相切的，一个八面间隙可以容纳一个半径为0.052纳米的原子，而一个四面体间隙则只能容纳一个半径为0.028纳米的原子^[5]。碳原子的半径为0.07纳米，因而 尽管要使某些点阵膨胀，碳原子还是进入八面体间隙中比较容易。

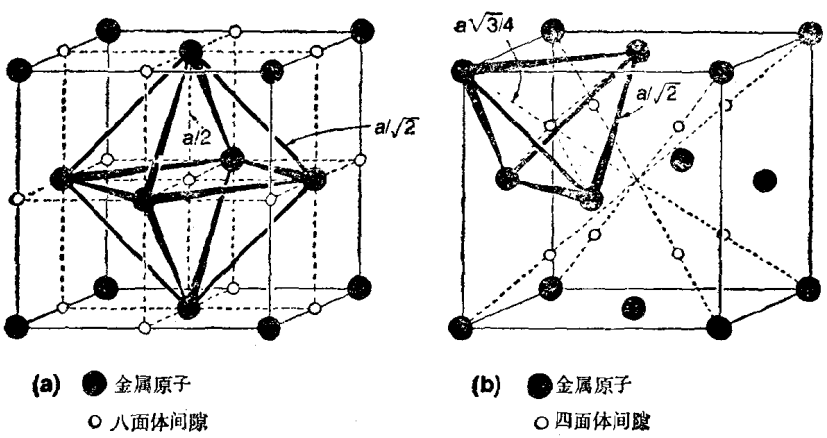


图 1.5 面心立方结构中的八面体间隙 (a) 和四面体间隙 (b)^[5]

铁素体中的间隙位置要小得多，这也就解释了为什么碳的溶解度非常有限。铁素体中的一个四面体间隙位置能够容纳一个半径为0.035纳米的间隙原子，而一个八面体间隙位置则只能容纳半径为0.019纳米的间隙原子。然而，铁素体中的八面体间隙位置是不对称的（见图1.6），碳原子只能困难地取代距离为 $a/2$ 的两个原子，而不是那些距离为 $a/\sqrt{2}$ 的原子。碳原子似乎是优先进