

黑色金属材料及其热处理

(上册)

北京航空学院一〇二教研室

一九七二年十月

毛主席语录

我們的教育方針，應該使受教育者在德育、智育、体育几方面都得到发展，成为有社会主义覺悟的有文化的劳动者。

教育必須为无产阶级政治服务，必須同生产劳动相結合。

大学还是要办的，我这里主要說的是理工科大学还要办，但学制要縮短，教育要革命，要无产阶级政治挂帅，走上海机床厂从工人中培养技术人員的道路。要从有实践經驗的工人农民中間选拔学生，到学校学几年以后，又回到生产实践中去。

目 錄

前 言

第一章 合金钢与合金元素简介

第一节 什么是合金钢, 什么是合金元素	(2)
第二节 合金元素与铁的相互作用	(3)
第三节 合金元素与碳的相互作用	(10)
第四节 合金钢的分类与编号	(17)

第二章 调质结构钢及其热处理

第一节 前 言	(20)
第二节 调质结构钢介绍	(24)
2—1 铬对钢性能的影响和铬结构钢	(26)
2—2 锰、硅对钢性能的影响和铬锰硅系结构钢	(31)
2—3 镍、钼 (鎢) 对钢性能的影响和铬镍钼系调质结构钢	(41)
第三节 典型零件的工艺流程	(48)
3—1 飞机零件的生产工艺流程	(48)
3—2 发动机零件的生产工艺流程	(49)
第四节 调质零件的热处理工艺	(51)
4—1 调质零件的预备热处理	(51)
4—2 调质零件的最终热处理	(61)
一、概 述	(61)
二、调质零件的沾火 + 回火处理	(61)
1. 沾火加热问题	(61)
2. 沾火冷却问题	(76)
3. 回火加热问题	(99)
4. 回火冷却与回火脆性	(109)
5. 淬回火热处理生产中的两个实际问题	(112)
6. 典型零件热处理工艺举例	(113)
三、等温沾火	(116)
1. 等温沾火的优缺点及分类	(116)
2. 等温沾火工艺	(119)
3. 等温沾火的设备与介质	(123)
4. 典型零件等温沾火工艺	(130)
4—3 调质热处理的辅助工序	(133)
4—4 调质热处理的检验	(137)

4—5	调质热处理的安全技术	(141)
第五节	调质热处理缺陷及其防止	(147)
5—1	热处理变形与开裂	(147)
5—2	氧化和脱碳	(161)
5—3	硬度不足和软点	(170)
5—4	过热或过烧	(171)
第六节	超高强度钢	(172)
6—1	设计低合金超高强度钢的基本原则	(176)
6—2	低合金超高强度钢典型钢种介绍	(178)
6—3	低合金超高强度钢的优缺点和发展方向	(186)
第七节	弹簧钢及其热处理	(189)
7—1	弹簧钢含碳量的确定和碳素弹簧钢	(189)
7—2	冷加工硬化和冷拉弹簧钢丝	(190)
7—3	弹簧钢的热处理特点	(191)
7—4	弹簧钢的合金化和合金弹簧钢	(194)
7—5	弹簧钢的质量和工艺要求	(196)
7—6	弹簧钢及其热处理小结	(198)
7—7	弹簧钢新钢种介绍	(198)
第八节	滚珠轴承钢及其热处理	(199)
8—1	滚珠轴承的工作条件及对滚珠轴承钢的要求	(199)
8—2	滚珠轴承钢的热处理	(200)
8—3	滚珠轴承零件的尺寸稳定问题	(205)

第三章 化学热处理及化学热处理用钢

第一节	引言	(206)
1—1	齿轮类零件的工作条件及对零件性能的要求	(207)
1—2	解决对零件表面和中心性能要求不同的矛盾的可能方法	(208)
第二节	渗碳钢	(208)
2—1	对渗碳钢的要求	(209)
2—2	渗碳钢的合金化	(210)
2—3	典型钢种介绍	(220)
2—4	其它常用渗碳钢	(227)
第三节	典型零件的工艺流程	(229)
第四节	钢的渗碳	(232)
4—1	概述	(232)
4—2	气体渗碳操作过程	(233)
4—3	气体渗碳原理	(235)
4—4	渗碳工艺参数的影响及选择	(253)
4—5	非渗碳面的防护	(270)
4—6	气体渗碳用渗碳剂及其选择	(272)

4—7	渗碳炉	(279)
4—8	渗碳质量的检验	(282)
4—9	气体渗碳故障分析	(290)
一、	渗碳层表面碳浓度过低	(291)
二、	渗碳层表面碳浓度过高	(291)
三、	渗碳层深度不够要求	(292)
四、	渗碳层深度超过	(292)
五、	渗碳层深度不均	(293)
六、	渗碳层碳化物不均	(293)
七、	非渗碳面进碳	(293)
八、	渗碳后变形	(294)
九、	零件表面氧化、腐蚀	(294)
十、	渗碳过热	(294)
4—10	渗碳后钢的机械性能	(294)
4—11	其它渗碳方法和渗碳工艺的发展	(315)
第五节	渗碳后的热处理	(320)
5—1	渗碳后为什么要热处理	(320)
5—2	渗碳后怎样进行热处理	(320)
一、	渗碳后的淬火	(321)
二、	冷处理	(323)
三、	高温回火	(327)
四、	低温回火	(329)
五、	几种热处理规范	(329)
5—3	渗碳件热处理常见的故障	(332)
一、	表面硬度低	(332)
二、	网状碳化物	(332)
三、	心部(或非渗碳面)硬度过高	(333)
四、	心部铁素体多	(333)
五、	马氏体粗大	(334)
第六节	气体氮化与氮化用钢	(334)
6—1	气体氮化的特点及其应用	(334)
6—2	气体氮化原理	(335)
6—3	氮化操作过程	(339)
6—4	氮化设备	(341)
6—5	氮化工艺参数的影响及选择	(344)
6—6	氮化用钢	(351)
6—7	非氮化面的防护及磷化处理	(362)
6—8	氮化质量的检验	(363)
6—9	氮化的故障及预防与排除	(368)
6—10	其他钢种的氮化	(372)

6—11	氮化新工艺	(376)
第七节	钢的氰化	(378)
7—1	氰化的一般常识	(378)
7—2	结构钢的气体氰化	(379)
7—3	结构钢零件氰化工艺流程的特点	(384)
7—4	结构钢氰化后的组织和性能	(385)
一、	氰化层的组织	(385)
二、	结构钢氰化后的机械性能	(385)
第八节	结构零件热处理工艺规程的编制	(389)
8—1	工艺流程及其贯彻	(389)
8—2	工艺流程的签定	(389)
8—3	生产准备	(392)
8—4	工艺规程的编制	(392)
第九节	铬钢和铬镍钢的代用	(400)
9—1	目前已有的代用钢的一般介绍	(400)
9—2	钒与硼在钢中的作用	(402)
9—3	几个新钢种的介绍	(408)
一、	GC—11 结构钢简介	(408)
二、	ZG—8 铸钢简介	(411)
三、	GC—13 简介	(415)
第十节	化学热处理的安全技术	(417)
10—1	空气污染的防护	(417)
10—2	防止气体发生爆炸	(419)
10—3	渗碳和氰化的安全技术	(420)
10—4	氮化的安全技术	(420)

附 录

附录一	热处理工件的快速加热法	(422)
附录二	热处理变形的某些规律	(426)
附录三	摄氏温度 ($^{\circ}\text{C}$) 和华氏温度 ($^{\circ}\text{F}$) 换算表	(443)
附录四	金属布氏硬度压痕直径与硬度值换算表	(449)
附录五	钢的布氏、洛氏、表面洛氏和维氏硬度值换算成 强度极限的对照表	(454)
附录六	40CrNiMoA 钢硬度与抗拉强度换算表	(463)
附录七	新、旧洛氏硬度基准值对照表	(465)

前 言

本教材是“金属材料及热处理”专业的同名专业课教材，又是一本不成熟的试用教材。

考虑到本专业“材料性能及检验”专门化及“热处理工艺”专门化在材料和热处理知识方面要求的共同性，决定编成一份教材供两个专门化使用。但为了同时满足两个专门化的不同要求，所以在材料和热处理方面的内容都比较多。在不同专门化使用时，应适当取舍。

在无产阶级文化大革命的胜利鼓舞下，尤其是在全国教育工作会议的精神鼓舞下，遵循毛主席的无产阶级教育路线，我们曾对旧的金属学和热处理教材开展了革命大批判。通过批判，初步明确了旧教材中严重的三脱离（脱离无产阶级政治，脱离生产实际，脱离工农兵群众的需要）这一主要问题，并批判了旧教材中所贯穿的唯心主义和形而上学的思想体系。在大批判的收获的基础上，我们力图用毛主席的哲学思想来指导教材的编写，并初步说明一些生产技术问题；先后两次到工厂去向工人师傅和革命技术人员学习并搜集资料；同时注意克服旧教材中的一些其它缺点。

为了尽可能克服旧教材脱离生产实践的缺点，我们还请了有关工厂的许多工人师傅和技术人员为我们编写了一些章节和问题，例如热处理工艺规程的编制，生产故障的分析，以及许多生产中的实际问题，都不是我们自己所能写出来的内容。此外，我们还参考和引用了一些兄弟院校的新编教材以及他们所搜集的工人师傅的经验。因此，应该说这份教材是集体力量的产物。

借这个机会，我们谨向直接，间接帮助编写这份教材的所有同志致以诚挚的谢意。

毛主席指示：“教材要彻底改革”。《全国教育工作会议纪要》上提出：要“坚持政治和业务、理论和实际的统一”。由于我们的路线觉悟不高，理论水平也很低，又长期脱离生产实际，加上受到过去专业方向的限制，所以，虽然得到许多工人师傅和技术人员的帮助，这份教材离上述要求还差得很远；在内容的科学性、实践性和先进性上，在叙述的逻辑性和系统性上，在语言文字的通俗易懂方面，都还存在许多问题，甚至有不少错误。此外，由于多人执笔，最后定稿的时间又很仓促，所以也存在前后有某些重复和不连贯的问题；教材总的份量也显得偏多。

我们诚恳地希望用到和看到这本教材的同志，给我们提出宝贵的意见。

第一章 合金鋼与合金元素簡介

随着我国工农业战线革命和生产的迅猛发展，对工业用钢的要求越来越高，使用的量越来越大，使用的范围也越来越广。在航空工业中，更是大量地使用着各种类型的合金钢。

碳钢虽然有很多优点，例如它经济，易生产，可以大规模地供应使用等等，但是对于航空工业来说，有许多要求不能满足。首先是它的强度低。一般优质碳素结构钢在要求冲击值(a_k)为 8 kg-m/cm^2 左右时，只能达到 $\sigma_b 50\sim 66\text{ kg/mm}^2$ ， $\sigma_s 30\sim 37\text{ kg/mm}^2$ ，而较好的合金结构钢在同样 a_k 值的条件下， σ_b 达 $120\sim 140\text{ kg/mm}^2$ ， σ_s 达 $100\sim 120\text{ kg/mm}^2$ ，更不用说超高强度结构钢了。一般碳钢和合金结构钢的比重没有很大差异，因此碳钢的比强度（即强度与比重之比）比合金钢低得多。这对于航空上的应用自然是不利的。其次，碳钢的沾透性比合金钢低，不仅限制了它做较大截面的零件，而且在热处理时不好控制，很容易产生硬度不足、变形、开裂等缺陷。其三，有很多要求，碳钢根本无法满足，例如高的抗蚀性，高的耐热性，高的耐磨性以及其它各种特殊物理性能如磁性，电性、特殊膨胀性能等等。

因此，我们一方面要看到碳钢的优点，在能够满足要求的地方，根据“多快好省”的原则，尽量使用碳钢，另一方面，又要创制和使用各种合金钢，满足日益发展的航空工业的要求。

人们对合金元素在钢中所起作用的认识，是经过长期的生产斗争和科学实验逐步地丰富起来的。但是迄今为止人们在这一方面的认识还很不全面，不仅对于多种元素在钢中的综合作用和制约关系认识很不足，就是对单个元素的作用也掌握不完全。

毛主席指出：“人们的认识，不论对于自然界方面，对于社会方面，也都是一步又一步地由低级向高级发展，即由浅入深，由片面到更多的方面。”本章对合金元素在钢中的作用阐述，同样也脱离不了这一规律。也就是说，一定会有片面性，不够深入，并且有的可能被将来的实践证明为谬误。希望同志们用辩证唯物论的认识论观点批判地、发展地看待它。

第一節 什么是合金鋼，什么是合金元素

碳钢是碳含量小于2%的铁碳合金。碳钢的强度和其它性能，主要决定于其中碳的含量，热处理状态和显微组织。

合金钢则是除了铁、碳以外，为了获得所需要的组织和性能，以满足使用要求而特意加入了一定量其它元素的钢。也可以简单地说，合金钢就是加入合金元素的钢。

那么，什么是合金元素呢？

凡是为了获得所需要的组织和性能有意加入钢中的元素，均称为合金元素。这里有几点要说明一下：

一、为了使合金钢与碳钢相区别，一般不把碳这个元素包括在合金元素概念之内，虽然碳也是为了获得所需要的组织和性能有意加入铁中的合金元素。

二、大家已经知道，碳钢中除了铁和碳以外，还存在着硅、锰、硫、磷等元素，它们算不算合金元素呢？回答是不算。因为有的是在冶炼钢脱氧时不可避免地引入的如硅和锰；或者是因为原材料中本来存在而又很难除尽，不得不保留下来的如硫和磷。总之一句话，不是为了改变碳钢的性能“有意”加入的，所以把它们叫做杂质。它们的存在，虽然有时也能起到一些有益的作用，但大多数产生不利的影响，特别是硫和磷。对它们的含量要严格控制。在碳素优质钢中硫和磷的含量分别不大于0.045%和0.040%，在高级优质钢中分别不大于0.020%和0.030%。对于锰和硅，由于它们能提高钢的机械性能，为钢中有益夹杂，对它们的含量限制不很严格。在碳素优质钢中硅和锰含量分别为0.17~0.37%和0.3~0.5%；在高级优质钢中只要小于0.6或0.8即可。当我们“有意”地加入更多的硅和锰炼成硅钢、锰钢或硅锰钢时，我们就称它们为合金元素。

三、被加入的合金元素，并不受到合金元素种类、形态和数量的限制。换句话说，不管加入元素是非金属性质的硅、硼，还是金属性质的铬、镍；是在常温常压下呈固态的锰、钨，还是呈气态的氮；是加入量多达20~30%的铬镍，还是只有1~2%的锰、硅乃至只有0.005%的硼，只要是“有意”加入能起到改变钢的组织 and 获得所需性能的作用，我们都叫它合金元素。

由此可见，合金钢与碳钢都含有碳是它们的共性。区别在于合金钢不仅含有铁与碳，还含有其它的合金元素，这是它们的个性。正是由于这个共性，我们可以把碳钢的基本规律用于对合金钢的分析；又由于合金钢加入了合金元素这个性，所以无论在组织和性能方面，合金钢又有自己的特点和优点。

合金元素在钢中所起的作用大致可以分为下述两个方面（将在以后章节分别叙述）：

一、对钢的组织的影响，包括对各种组织的成分，性能以及各种组织的形态、相对量和分布的影响。

二、对钢中相变动力学的影响，而最后都归结为对钢的性能的影响。

合金钢中最常加入的合金元素有 B、N、Al、Si、Ti、V、Cr、Mn、Ni、Cu、Nb、Zr、Mo、W、Co 等。随着科学技术的发展和现代工业的需要，更为特殊的元素如稀土元素和放射性元素已开始得到应用。

但是，在发展合金钢过程中，究竟要不要建立自己的合金钢体系和建立一个什么样的体系问题，一直贯串着两个阶级、两条道路，两条路线的斗争。

我国广大工人，革命干部和技术人员高举“鞍钢宪法”的伟大旗帜，遵照毛主席“独立自主、自力更生”的伟大教导，狠批了刘少奇一伙所推行的“洋奴哲学”、“爬行主义”等修正主义办企业路线，根据我国的资源情况，创建了以 Si—Mn 为基础的合金钢系列，把合金钢的发展提高到一个新的水平，为我国的合金钢品种，质量和产量方面迅速赶上和超过世界先进水平，为“多快好省”地发展我国钢铁工业作出了很大的贡献。

第二節 合金元素与铁的相互作用

合金元素加入碳钢的主要目的是根据各种需要来提高钢的机械性能，或物理、化学性能。这些性能之所以改变，在于事物内部的矛盾性，即决定于加入合金元素的量和该元素与其它元素，尤其是与铁及碳的相互作用。下面我们首先研究合金元素与铁的相互作用。

我们知道，纯铁具有同素异构转变，在 910°C 以下与 1400°C 以上为 α -相与 δ -相，在这温度范围内为 γ -相。各种合金元素在 α -相， δ -相和 γ -相中具有不同的溶解度，并使铁在含有不同附加合金元素时，具有不同的相变温度范围。在纯铁中， α -铁向 γ -铁的转变，象纯物质一样，是在一个恒定的温度下发生的（见图 1—2—1）；而加入任何其他元素就会造成一个或宽或窄的温度范围，在这一温度范围内两相组织 α -相和 γ -相可以在平衡状态下同时存在。按合金元素在 α (δ) 及 γ 相中的溶解度不同，可将它们分为三大类。第一、第二大类中又按其元素在铁中的溶解度分成二组。

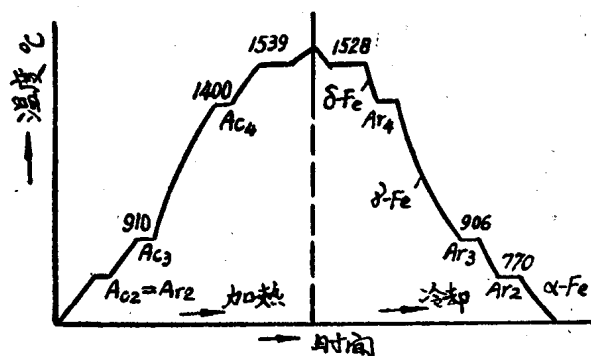


图1—2—1 纯铁的加热和冷却曲线

第一类：使 γ -相区扩大。这一类元素的共同特点，是使 $\gamma \rightleftharpoons \delta$ 相变温度 A_4 点上升， $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 相变温度 A_3 点下降（但 Co 却例外，使 A_3 点上升，当含量超过 45% 时，开始下降）；使稳定的奥氏体存在范围变宽。属于这一类元素中的有的和 γ -铁形成无限固溶体（第一组），如 Ni、Mn、Co 等，见图 1—2—2。另一些则只部分溶解于 γ -铁内（第二组），至于在 α -铁中溶解度则更小，如 C、N、Cu 等，见图 1—2—3。这些元素最初能扩大 γ -铁相区，但是，因为它们在铁中有着有限的溶解度，所以以后 γ 相逐渐缩小，最后使 γ 相区消失。

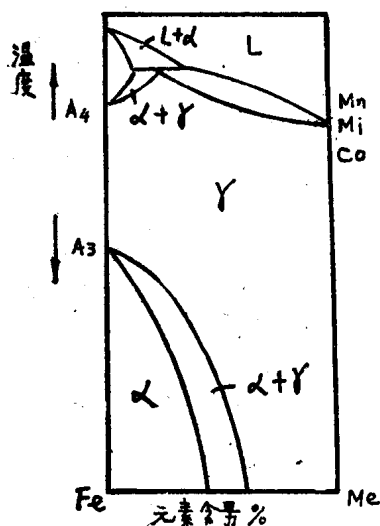


图1—2—2a 合金元素扩大 γ -区，并与 γ -铁形成无限固溶体的 Fe—Me 状态图

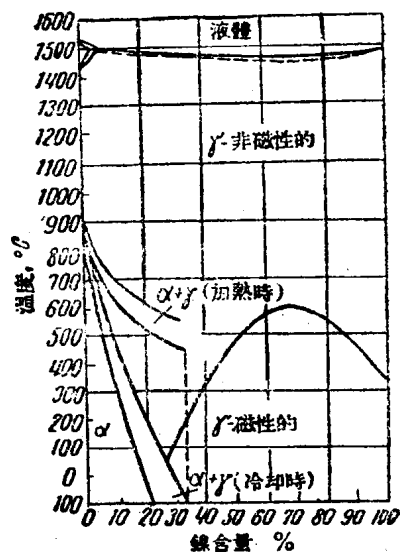


图1—2—2b Fe—Ni 系状态图

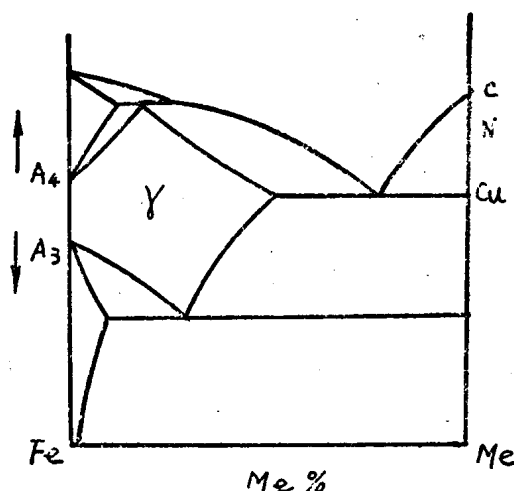
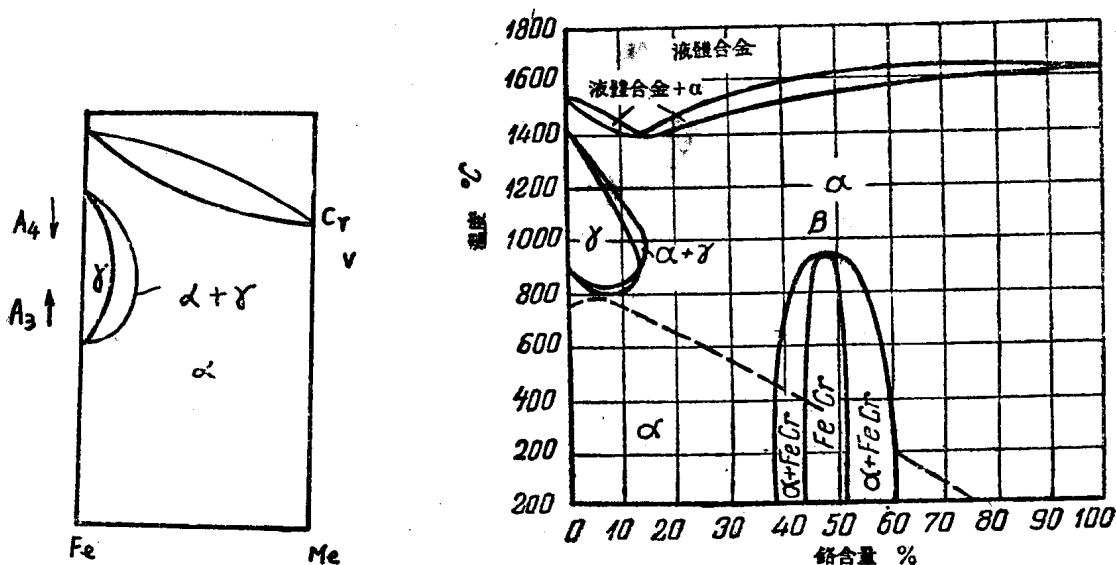


图1—2—3 合金元素扩大 γ 区并在 γ -Fe 中有
限固溶的状态图

第二类：使 γ -相区封闭。这一类的共同特点，是使 $\gamma \rightleftharpoons \delta$ 相变温度 A_4 点下降， $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ 相变温度 A_3 点上升（铬则例外，在含量低于 7% 时使 A_3 点下降，大于 7% 时 A_3 点升高）， γ 区成为一个被 $\gamma + \alpha(\delta)$ 两相区所包围的半月形，并最后使其消失。铬与钒可以与 α -Fe 形成无限固溶体，属于第一组，见图 1—2—4。钼、钨、钛与 α -Fe 部分互溶，属于第二组，此外还有硅、磷、镉、锡、锆、砷、铅等，见图 1—2—5。

第三类：使 γ -相区缩小。这一类元素亦使相图中的 A_4 点下降， A_3 点上升，但是它们不使 γ -相区呈封闭状态，而只是使其缩小。硼、铌、钽、锆属于此类，如图 1—2—6 所示。



a. 封闭 γ 区并与 α -Fe 无限互溶的铁—合金元素
状态图

b. Fe—Cr 系状态图

图 1—2—4

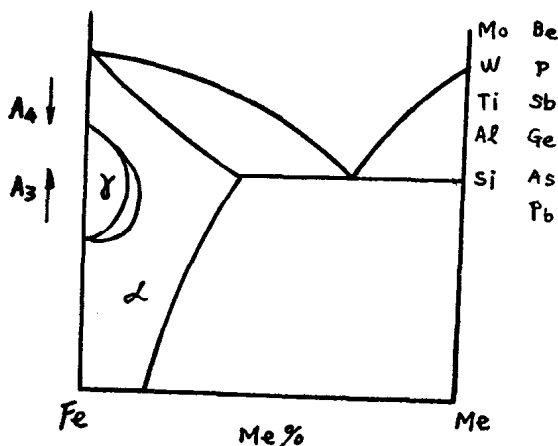


图1—2—5 封闭 γ 区并与 α -Fe有限固溶的铁——合金元素状态图

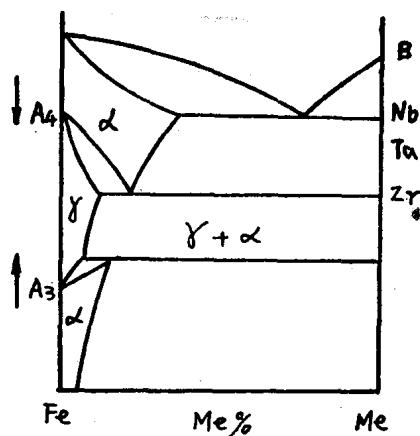


图1—2—6 缩小 γ 区的铁——合金元素状态图

大家可能会问：为什么有的合金元素与铁相互作用能扩大 γ 区，有的相反则是缩小 γ 区呢？目前对这规律性的认识，还不很清楚，而“一个正确的认识，往往需要经过由物质到精神，由精神到物质，即由实践到认识，由认识到实践这样多次的反复，才能够完成。”在这里我们仅用金属学中一些基本知识来进行粗略分析。

从金属学中知道，合金元素与铁原子直径之差在8%以下时，才能形成无限置换固溶体（应当指出，这一条件只是必要的，而不是充分的），差在8~15%时形成有限置换固溶体，差大于20%时则不相溶。从实验测得 α -铁和 γ -铁的原子直径为2.48和2.52 $\text{\AA}$ ，因此能与铁相容的有利直径应该在2.1~2.9 $\text{\AA}$ 区间内。有那些元素在这直径范围里呢？化学周期表告诉我们，各种元素的性能是周期性变化的，而原子的直径也是周期性变化的，如图1—2—7所示。其中虚线间区域的元素都能与铁互溶。C、N虽然位于虚线外，因这类元素的原子直径特别小，能与铁形成间隙固溶体。此外，由于 γ -铁内的空隙尺寸比 α -铁要大，故这类元素在 γ -铁中的溶解度大于在 α -铁中的溶解度，故它们起着扩大 γ 区存在范围的作用。

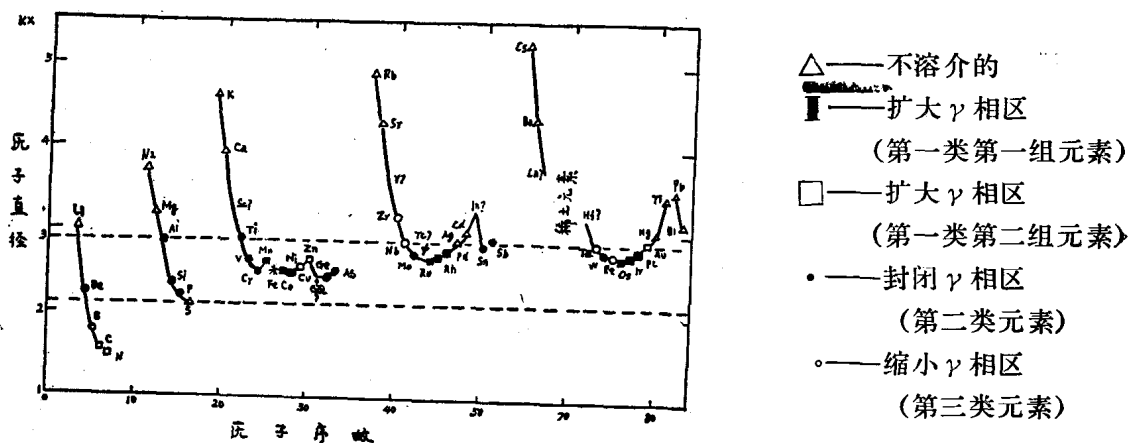


图1—2—7 原子直径和原子序数的关系，及其对 γ -Fe相区的影响

至于 Ni 、 Co 、 Mn 的原子半径与 $\gamma-Fe$ 相差很小，同时化学性很接近（在周期表上位置很靠近），并且晶体的结构相同（或极其近似），因此它们与 γ -铁可以形成无限固溶体。 Cu 与 $\gamma-Fe$ 的晶体结构相同，原子半径非常相近，在周期表中处于相邻的位置，这一切都似乎决定了 Cu 应该在 γ -铁中有很大的溶解度，然而在实际上，铜虽然扩大 γ 固溶体的区域，但溶解度却很小，原因还不清楚，尚待进一步研究。

在缩小 γ 区域的元素中除铝（面心立方晶格）和硅（钻石结构）外，均为体心立方点阵，与 α -铁相同。由于大多数元素的原子直径与铁的原子直径差别较大，故多形成有限固溶体。只有铬与钒不但与 α 铁的结构相同，而且原子半径很接近，故与 α 铁形成无限固溶体。

常用合金元素在 γ -铁和 α -铁中的溶解度见表 1—2—1。

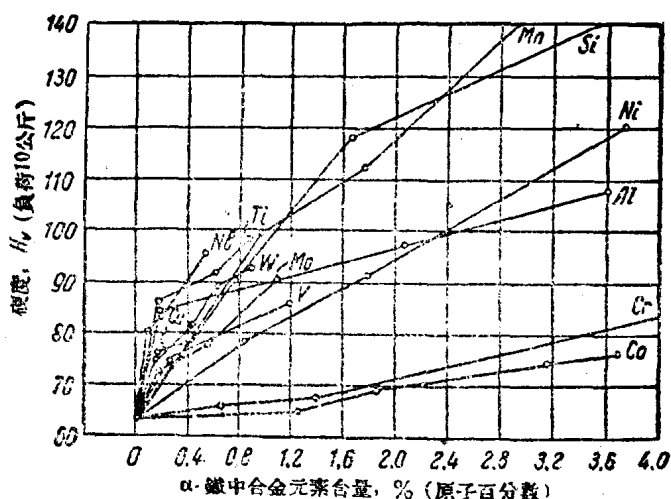
表 1—2—1 合金元素在 $\gamma-Fe$ 和 $\alpha-Fe$ 中的溶解度

元素	溶解度 %		元素	溶解度 %	
	$\gamma-Fe$	$\alpha-Fe$		$\gamma-Fe$	$\alpha-Fe$
Al	1.1 (含碳时稍高些)	36	Nb	2.0	1.8
B	0.018~0.026	~0.008	Ni	无限	~10 (与碳含量无关)
C	2.06	0.02	P	0.2	2.8 (与碳含量无关)
Co	无限	76	Si	~2 (含0.35% C 时为9%)	18.5 (即使含碳时溶解度仍很高)
Cr	12.8 (含0.5% C 时为20%)	无限	Ti	0.63 (含0.18% C 时为1%)	~7 (低温时降低)
Cu	8.5 (含1% C 时为8%)	700°C时1% 室温时0.2%	V	~1.4 (含0.2% C 时为4%)	无限
Mn	无限	~3	W	3.2 (含0.25% C 时为11%)	33 (低温时降低)
Mo	~3 (含0.3% C 时为8%)	37.5 (低温时降低)	Zr	0.7	0.3
N	2.8	0.1			

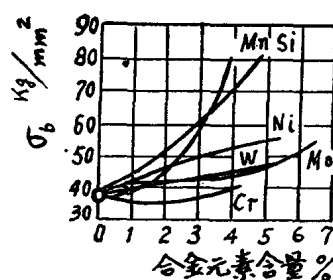
应该指出，上述铁基二元合金中，元素除溶于 γ 或 $\alpha-Fe$ 形成固溶体外，当元素含量高时，还可能形成金属间化合物，例如在 $Fe-Cr$ 、 $Fe-V$ 、 $Fe-Mo$ 等合金系中，可能形成分子式分别为 $FeCr$ 、 FeV 、 $FeMo$ 等金属间化合物，通常称之为 σ 相。在一般的结构钢或工具钢中，看不到这种化合物相的存在，只有在含高 $Cr-Ni$ 的不锈钢或类似的耐热钢中才会遇到，这将在以后章节叙述。

既然合金元素能和铁相互作用，反映在机械性能上有什么变化呢？这是大家所关心的。因为一般钢的相组织为铁素体和渗碳体，而铁素体的机械性能对钢的机械性能具有较大的影响。

合金元素溶入铁素体后，由于它们的原子体积及其结构等和铁原子不同，使铁的晶格发生不同程度的畸变，产生固溶强化。如果溶质原子的半径与溶剂原子的半径差别越大，则晶格歪扭愈厉害强化效果也愈大。结构钢中常用合金元素对铁素体的强化效果见图 1—2—8。



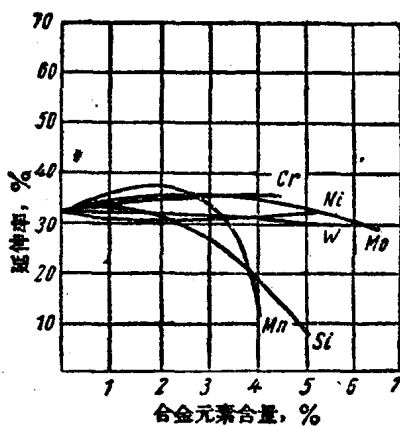
a. 合金元素对铁素体硬度的影响



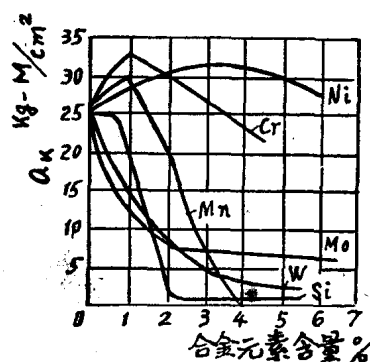
b. 合金元素对铁素体强度极限的影响

图 1—2—8

合金元素对铁素体性能的影响，也完全符合毛主席所指出的事物都是“一分为二”这一辩证法的基本规律：它们在提高铁素体硬度、强度的同时，使铁素体的塑性 (δ) 和韧性 (α_k) 下降，见图 1—2—9。从图中看出，有的元素在加入量较少时（如 Si、Mn 含量 $< 1-2\%$ ，Cr 含量 $< 3-4\%$ ，Ni 含量 $< 5-6\%$ ），还会使塑性及韧性有所提高，但在加入量继续增多时，总的还是使塑性、韧性下降。



a. 合金元素对铁素体延伸率的影响

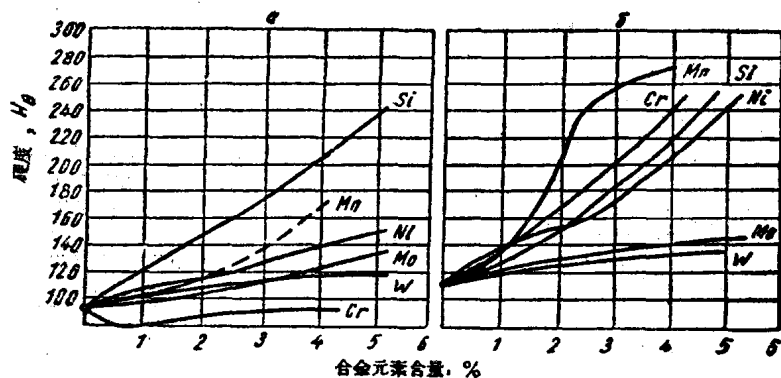


b. 合金元素对铁素体冲击韧性的影响

图 1—2—9

上面讲的是退火状态下合金元素对铁素体机械性能的影响。

改变处理条件，进行淬火时，却发现镍、锰、铬抗塑性变形阻力显著提高，而硅、钨、钼和退火状态无显著差异，见图 1—2—10。



a. 退火状态

b. 淬火状态

图1—2—10 合金元素对退火及淬火铁素体硬度的影响

为什么在快冷与慢冷时 Si 、 Mo 、 W 与 Ni 、 Mn 、 Cr 在性能上有这样显著的差别呢？“唯物辩证法认为外因是变化的条件，内因是变化的根据，外因通过内因而起作用。”事实是这样， Si 、 Mo 、 W 的铁合金，在不同冷却条件下得到的组织是相同的，为多面体铁素体。当铁合金中含 Mn 、 Ni 、 Cr 量较多时，在慢冷条件下得到的组织与前者相同都为多面体铁素体，而在淬火情况下得到针状淬火铁素体（外貌与马氏体组织相似）。由于这种结构上的差别，获得的性能也就不同。这主要是因为 Ni 、 Mn （扩大 γ 区的合金元素）、 Cr （缩小 γ 区的合金元素，当含量 $< 7\%$ 时），均使 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的转变温度 A_s 点随合金元素含量的增加而下降。在快速冷却时，使高温 γ 相过冷至较低温度下（ $300^\circ C$ 以下）按马氏体方式转变为低温 α 相，形成针状铁素体。而 W 、 Mo 、 Si 是缩小 γ 区的合金元素，使 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的转变温度 A_s 点随合金元素含量的增加而增高。也就是说，它们好象阻滞了在快冷时 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变温度的下降，即在较高温变（ $> 500^\circ C$ ）发生相变，这就决定了它不是针状，而是多面体的组织（与退火状态相同），从而消除了相变硬化效果。

淬火强化后的铁素体在以后回火过程中也将发生变化。图 1—2—11 为铬铁素体在淬火回火后硬度的变化。在 $500^\circ C$ 以下硬度保持高水平。温度继续升高，将发生恢复与再结晶现象，硬度开始下降，至 $650^\circ C$ 时接近于平衡状态。

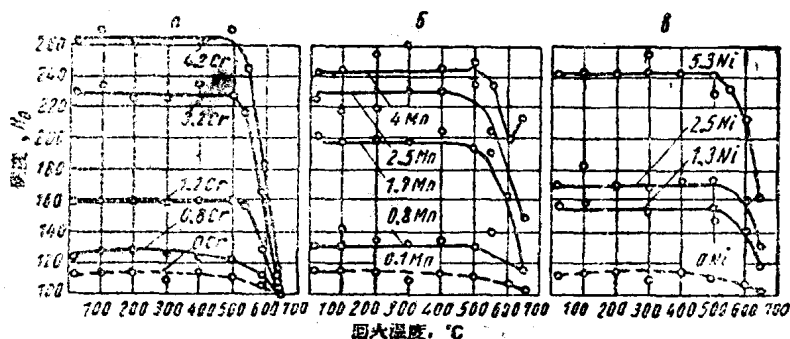
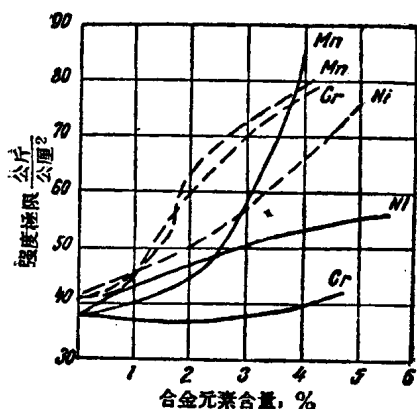
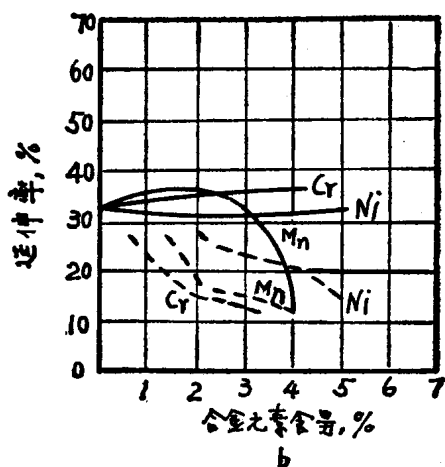


图1—2—11 回火温度对不同含铬量淬火铁素体硬度的影响



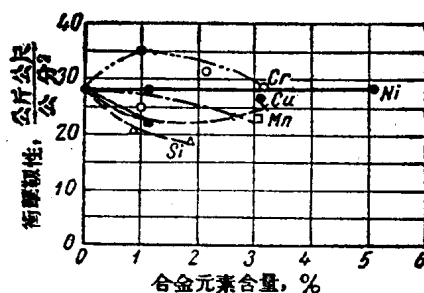
a. 对强度极限的影响



b. 对延伸率的影响

图1—2—12 合金元素对淬火回火状态铁素体性能的影响

由图 1—2—12 可知：“调质”铁素体比“退火”铁素体有较高强度极限，而塑性和韧性却有所下降，所以在含 Cr 、 Mn 、 Ni 等元素的合金钢中，珠光体与回火索氏体中的铁素体的性能是不同的。这在以后进一步分析合金钢在不同状态下的性能时是有用的。



c. 对冲击韧性的影响

第三節 合金元素与碳的相互作用

毛主席教导我们：“世界上的事情是复杂的，是由各方面的因素决定的，看问题要从各方面去看，不能只从单方面看。”

大家知道，结构钢的组织一般是铁素体和碳化物。它可以由奥氏体直接分解而来（如在退火、正火等热处理操作之后产生），也可以由马氏体分解而来（即先沾成马氏体，后经回火）。实验表明，不仅铁素体影响钢的性能，而且碳化物的数量、形状和分散度更强烈地影响钢的性能。所以，我们不仅要讨论合金元素与铁的相互作用，而且还要讨论合金元素对钢中碳的相互作用。按照合金元素与碳之间的相互作用，可以把它们分成二类：

一、在钢中不形成碳化物的元素——包括镍、钴、铝、铜、硅、氮等。它们在钢中与碳不形成碳化物，而是常溶入铁中，或与其它元素形成化合物，如氮可与铁或钢中其它元素形成氮化物；此外，如硅不仅不与碳化合形成碳化物，反而可以促使碳游离呈石墨状态存在，起着石墨化的作用，或在热加工时使钢件表层易于脱碳。

二、在钢中能形成碳化物的元素——包括锰、铬、钨、钼、钒、铌、钛等。它们在元素周期表上均属过渡族元素，即属于第 4、5、6 长周期中的 VB 、 VB 、 VB 、 VB 族。

族 周期	ⅣB	ⅤB	ⅥB	ⅦB	Ⅷ		
4	Ti(钛)	V(钒)	Cr(铬)	Mn(锰)	Fe(铁)	Co(钴)	Ni(镍)
5	Zr(锆)	Nb(铌)	Mo(钼)	Tc(锝)			
6	Hf(铪)	Ta(钽)	W(钨)	Re(铼)			

它们所以能形成碳化物，是因为这些合金元素都有一个未填满的 d ——电子层，见表 1—3—1。当金属和碳结合时，碳首先将其电子填入金属原子的 d 一层，使其形成碳化物。与铁原子比较，在周期表铁左边的过渡族金属与铁的距离越远， d 一层的电子越是不满，需要碳供给的电子数目愈多，因而和碳的亲合力愈强，即与碳形成碳化物的倾向愈强烈，所形成的碳化物愈稳定，愈不易分解。按照 d 一层不满的程度，亦即形成碳化物稳定的程度，可将它们依次（由强至弱）排列如下：

Ti, Nb, Zr, V, Mo, W, Cr, Mn, Fe

一般称 Ti 、 Nb 、 Zr 、 V 为强烈碳化物形成元素； Cr 、 Mn 为弱碳化物形成元素； Mo 、 W 介于其间。

表 1—3—1 合金元素原子的电子层

原 子 序 数	元 素	K			L			M			N				O			P
		1s	2s	2p	3s	3p	3d	4s	4p	4d	4f	5s	5p	5d	6s			
22	Ti	2	2	6	2	6	2	2										
23	V	2	2	6	2	6	3	2										
24	Cr	2	2	6	2	5	5	1										
25	Mn	2	2	6	2	6	5	2										
26	Fe	2	2	6	2	6	6	2										
27	Co	2	2	6	2	6	7	2										
28	Ni	2	2	6	2	6	8	2										
29	Cu	2	2	6	2	6	10	1										
30	Zn	2	2	6	2	6	10	2										
40	Zr	2	2	6	2	6	10	2	6	2	—	4						
41	Nb	2	2	6	2	6	10	2	6	4	—	1						
42	Mo	2	2	6	2	6	10	2	6	5	—	1						
73	Ta	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	3	2			
74	W	2	2	6	2	6	10	2	6	10	14	2	6	4	2			