

高等学校教材

金属材料学

西安交通大学 王笑天 主编



机械工业出版社

本书是根据 1983 年 11 月在西安召开的高等工业学校金属材料及热处理专业教材编审委员会会议所确定的金属材料学教学大纲编写的。全书包括钢的合金化基础理论、合金钢、铸铁和有色金属材料四部分内容。

钢的合金化基础理论部分,着重讨论了钢中的合金元素、合金钢的相组成与相变、合金元素对钢的强韧性和工艺性能的影响以及微量元素在钢中的作用。

合金钢、铸铁和有色金属材料部分,则比较全面系统地介绍了工程构件用钢、机器零件用钢、工模具用钢、不锈钢、耐热钢、铸铁和有色金属材料的成分、组织结构、热处理工艺与性能之间的关系以及应用范围。

此外,比较成熟的最新科学成果和各类材料的发展动向,各章均作了适当介绍。为了培养学生总结归纳所学知识、分析和解决问题的能力,各章都安排了由浅入深、由简单到综合的一定数量的习题和作业,并提供了进一步学习的参考文献。

本书可作为高等工业学校金属材料及热处理专业金属材料学课程的教学用书,也可以供从事这方面工作的工程技术人员参考。

金属材料学

西安交通大学 王笑天 主编

*

责任编辑:张蓓玲

*

机械工业出版社出版(北京阜成门外百万庄南里一号)

(北京市书刊出版业营业许可证出字第 117 号)

机械工业出版社印刷厂印刷

新华书店北京发行所发行·新华书店经售

*

开本 $787 \times 1092 \frac{1}{16}$ · 印张 $19\frac{1}{2}$ · 字数 473 千字

1987 年 9 月北京第一版·1987 年 9 月北京第一次印刷

印数 00,001—12,000 · 定价:3.25 元

*

统一书号:15033·6876

序 言

本书是根据 1983 年 11 月在西安召开的高等工业学校金属材料及热处理专业教材编审会议所确定的金属材料学教学大纲编写的。

金属材料学是研究金属材料的成分、组织结构与性能之间关系的一门技术科学，它对生产、使用和发展金属材料起着重要的指导作用。近二十年来，由于现代科学技术和工业生产的迅猛发展，对金属材料提出了种种新的、更高的要求。而科学技术和工业生产对金属材料所提出的性能要求与金属材料本身所能提供的性能之间的矛盾，则构成了金属材料学的基本矛盾。这一矛盾的发展，推动着金属材料学的研究和发展。为了改善金属材料的质量，提高其性能和创造新材料，必须在有关理论和新工艺新技术上，取得新的突破和进展。金属材料的合金化理论、制备工艺与技术、强度与断裂本质的研究发展以及各种近代实验研究手段和方法的应用（包括 X 射线分析、透射和扫描电子显微分析、电子衍射、电子探针和俄歇能谱分析等）大大加深了人们对金属材料微观组织结构与宏观性能关系的认识。因此，目前金属材料学的发展，进入了一个新的历史阶段。

为了适应上述发展的形势，迅速提高教学质量，本书在内容上作了必要的充实和更新。在编写时，力图做到从专业要求出发，在加强基本概念和基础理论的前提下，掌握适当的深度和广度，注意反映比较成熟的最新科学技术成就，同时注意引导学生把理论用于解决金属材料的实际问题。

本书的内容主要包括四个方面，即钢的合金化基础理论、合金钢、铸铁和有色合金材料。第一章至第五章为钢的合金化基础理论部分，着重讨论了钢中的合金元素、合金钢中的相组成与相变、合金元素对钢的强韧性和工艺性能的影响和微量元素在钢中的作用。其目的的一方面在于使学生从理论上掌握合金元素在钢中的作用规律，为研究各种用途的钢种奠定理论基础；另一方面使学生能够运用钢铁冶金基础、金属学原理、热处理原理和金属机械性能的基本知识，解决合金钢中的物理冶金问题，以便起到相互衔接、相互渗透的作用。第六章至第十二章对常用钢铁材料和有色合金材料（包括工程构件用钢、机器零件用钢、工模具用钢、不锈钢、耐热钢、铸铁和有色合金）的成分，组织结构、热处理工艺与性能之间的关系及其应用范围作了比较全面、系统的介绍，目的在于使学生掌握如何根据机件的服役条件和对材料的性能要求，正确地选择材料和合理地制订工艺，并对合金设计的思路，有一初步了解。

为了使学生会总结、归纳所学知识和训练学生分析问题、解决问题的能力，各章均安排了由浅入深，由简单到综合的一定量的习题和作业，并提供了进一步学习的参考文献。

本书第一章至第八章由西安交通大学王笑天教授编写，第九、十两章由浙江大学曹征旺副教授编写，第十一、十二两章由大连工学院崔朝令副教授编写。全书由王笑天教授主编，由大连工学院曹智本教授主审。

在本书的编写过程中，编者充分吸取了 1984 年 11 月金属材料及热处理专业教材分编委会武汉会议对样章提出的评审意见和建议，也注意吸取了 1986 年 2 月在西安交通大学举行

IV

的由部分学校任课教师参加的小型审稿会议对本教材提出的评审意见和建议。参加这次审稿会议的代表有大连工学院曹智本、张立庭、崔朝令；西北工业大学周鹿宾、席守谋；陕西机械学院楼秉哲、谷臣清；浙江大学曹征旺；西安交通大学邵潭华、王笑天。此外，本书在修改订稿过程中，始终得到金属材料教材小组组长、西北工业大学康沫狂教授的热忱帮助和大力支持，在此一并表示衷心感谢。

由于编者学识水平有限，书中难免存在缺点和错误，恳切希望读者批评指正。

编者 1986年6月

目 录

第一章 钢中的合金元素	1	二、合金元素对珠光体转变的影响	26
§ 1-1 基本定义与概念	1	三、合金元素对贝氏体转变的影响	27
§ 1-2 合金元素的分类及铁基二元相图 的类型	1	四、合金元素对马氏体转变 动力学的影响	28
一、合金元素的分类	1	§ 3-4 合金元素对淬火钢回火转变的 影响	29
二、铁基二元相图的类型	2	一、马氏体的分解	29
§ 1-3 合金元素对钢的临界点和 Fe-C 相图的影响	4	二、特殊碳化物的形成及其聚集长大	30
§ 1-4 合金钢的分类与编号	5	三、残余奥氏体的分解	31
一、钢的分类	5	四、 α 相的回复与再结晶	32
二、合金钢的编号方法	6	五、弥散(沉淀)强化	33
第二章 合金钢中的相组成	7	六、合金钢的回火脆性	34
§ 2-1 铁基固溶体	7	习题	36
一、置换固溶体的形成规律	7	进一步阅读文献	36
二、间隙固溶体的形成规律	8	第四章 合金元素对钢的强韧性和工 艺性能的影响	37
§ 2-2 碳化物与氮化物	10	§ 4-1 钢的强化机理与韧化途径	37
一、一般规律	10	一、强化机理	37
二、IV、V 族金属的碳化物与氮化物	11	二、韧化途径	39
三、VI~VII 族金属的碳化物与氮化物	12	§ 4-2 合金化与强韧化机理的综合运用 举例	41
§ 2-3 金属间化合物	13	§ 4-3 合金元素对钢的工艺性能的影响	43
§ 2-4 非金属相	13	一、合金元素对钢的冷态成型性的影响	43
§ 2-5 元素在晶界的偏聚	14	二、合金元素对钢的切削加工性的影响	45
习题	15	三、合金元素对钢的焊接性的影响	47
进一步阅读文献	15	四、合金元素对钢的热处理 工艺性的影响	49
第三章 合金钢中的相变	16	习题	52
§ 3-1 合金元素对相变基本因素的影响	16	进一步阅读文献	52
一、合金元素对 γ 、 α 相自由能的影响	16	第五章 微量元素在钢中的作用	53
二、合金钢中的扩散和碳在铁中的活度	16	§ 5-1 微量元素在周期表中的位置	53
§ 3-2 合金元素对奥氏体形成的影响	19	§ 5-2 微量痕迹元素对钢的性能的有害 影响	53
一、钢的重结晶	19	§ 5-3 微量元素对钢的有益效应	54
二、碳化物和氮化物在奥氏体中的溶 解规律	22	一、净化作用	54
三、奥氏体的晶粒长大	23	二、变质作用	54
§ 3-3 合金元素对过冷奥氏体 分解的影响	24	三、控制夹杂物形态	54
一、合金元素对过冷奥氏体稳定 性的影响	24		

§ 5-4 钢的微合金化	57	二、易削钢	105
一、微合金化的一般规律	57	§ 7-8 机械制造中的材料选择问题	106
二、钢的微合金化技术的发展	58	一、选材的依据	107
习题	58	二、选材的具体方法	109
进一步阅读文献	58	三、钢材选择的典型实例	110
第六章 工程构件用钢	59	习题	112
§ 6-1 低合金高强度钢	60	进一步阅读文献	112
一、对低合金高强度钢的性能要求	60	第八章 工模具用钢	113
二、合金元素在低合金高强度钢		§ 8-1 工模具用钢的性能要求、化学成分	
中的作用	61	与热处理特点	113
三、我国的低合金高强度钢	65	一、工具钢的化学成分特点	113
四、国外低合金高强度钢的概况	66	二、工具钢热处理方面的特点	113
§ 6-2 微合金化低合金高强度钢	67	§ 8-2 刀具用钢	114
一、一般微合金化低合金高强度钢	67	一、刀具的工作条件和对刀具钢的	
二、针状铁素体型微合金化钢	69	基本性能要求	114
三、双相钢	71	二、碳素工具钢	115
§ 6-3 低合金高强度钢的研究发展趋势	72	三、低合金工具钢	116
习题	74	四、高速钢的合金化与热处理	121
进一步阅读文献	74	§ 8-3 冷变形模具钢	135
第七章 机器零件用钢	75	一、冷变形模具的服役条件、失效方式	
§ 7-1 典型机器零件的服役条件、常见失		和性能要求	135
效方式和对钢材机械性能的要求	75	二、碳素及低合金模具钢	136
§ 7-2 成分及热处理对性能的保证	76	三、高铬和中铬模具钢	137
一、机器零件用钢的合金化特点	76	四、基体钢	141
二、含碳量的选择和回火温度的确定	77	§ 8-4 热变形模具钢	142
§ 7-3 调质钢、弹簧钢和滚动轴承钢	79	一、热变形模具的服役条件、失效方式	
一、合金化原则	79	和性能要求	142
二、热处理特点和组织、性能的		二、热变形模具钢的化学成分、热处理	
变化规律	81	工艺特点	143
§ 7-4 渗碳钢和氮化钢	89	三、国内外常用热变形模具钢	143
一、渗碳钢的合金化发展历程及合金元		§ 8-5 典型冷、热变形模具的	
素对渗碳钢的影响	89	材料选择举例	146
二、渗碳钢的热处理特点	90	习题	149
三、氮化用钢	92	进一步阅读文献	149
§ 7-5 低碳马氏体型结构钢	94	第九章 不锈钢	150
§ 7-6 超高强度钢	98	§ 9-1 概论	150
一、低合金中碳马氏体型超高强度钢	99	一、不锈钢的工作条件及其对	
二、中合金中碳二次硬化型超高强度钢	102	性能的要求	150
三、中合金低碳马氏体型超高强度钢	102	二、金属腐蚀的基本概念	151
四、马氏体时效钢	102	三、不锈钢的分类	156
§ 7-7 特殊用途的结构钢	105	§ 9-2 合金元素对不锈钢组织和性能的	
一、高锰耐磨钢	105	影响	157

一、提高钢的耐蚀性的途径	157	一、叶片用钢	203
二、合金元素对铁的极化和电极电位的影响	158	二、排气阀用钢	204
三、合金元素对不锈钢基体组织的影响	159	§ 10-5 奥氏体型热强钢及合金	206
四、合金成分、组织对不锈钢机械性能的影响	162	§ 10-6 镍基高温合金	209
§ 9-3 铁素体不锈钢	163	§ 10-7 耐热钢的研究发展动向	212
一、钢种和成分	163	习题	214
二、平衡组织	164	进一步阅读文献	215
三、铁素体不锈钢的脆性	165	第十一章 铸铁	216
四、铁素体不锈钢的热处理	165	§ 11-1 铸铁的分类及各类铸铁的特征	216
§ 9-4 马氏体不锈钢	166	一、铸铁中的石墨形态与分类	216
一、钢种和成分	166	二、灰口铸铁的基本特征	217
二、平衡组织	167	三、球墨铸铁的基本特征	220
三、Cr13型马氏体类钢的热处理	168	四、蠕墨铸铁的基本特征	222
四、1Cr17Ni2 钢	169	五、可锻铸铁的基本特征	224
§ 9-5 奥氏体不锈钢	171	§ 11-2 铸铁的石墨化	224
一、钢种和成分	171	一、Fe-Fe ₃ C和Fe-C双重状态图	224
二、奥氏体不锈钢的平衡组织	173	二、铸铁石墨化过程的热力学和动力学条件	225
三、奥氏体不锈钢的晶间腐蚀	173	三、铸铁的石墨化过程	226
四、奥氏体不锈钢的热处理	175	四、各类铸铁铸态组织的形成条件	227
五、铬锰及铬锰镍不锈钢	176	五、影响铸铁石墨化的因素	227
§ 9-6 铁素体-奥氏体不锈钢（双相不锈钢）	178	§ 11-3 提高铸铁性能的途径	231
§ 9-7 奥氏体-马氏体不锈钢（超高强度不锈钢）	179	一、灰口铸铁中石墨的生长方式	231
§ 9-8 不锈钢近年来研究发展动向	181	二、铸铁的石墨细化强化——孕育处理	232
习题	183	三、铸铁的石墨球化强化——球化处理	233
进一步阅读文献	184	四、铸铁的石墨蠕化强化——变质处理	235
第十章 耐热钢	185	§ 11-4 铸铁的合金化	237
§ 10-1 概论	185	一、耐热铸铁	237
一、耐热钢的工作条件和对性能的要求	185	二、耐磨铸铁	237
二、钢的抗氧化性能	185	三、耐蚀铸铁	238
三、钢的热强性能	189	§ 11-5 铸铁的热处理	240
四、耐热金属材料的分类	195	一、Fe-C-Si 三元状态图	240
§ 10-2 抗氧化钢	195	二、铸铁热处理原理	241
一、铁素体型抗氧化钢	195	三、铸铁热处理工艺	242
二、奥氏体型抗氧化钢	196	习题	246
§ 10-3 珠光体型热强钢	197	进一步阅读文献	246
一、低碳珠光体型热强钢	197	第十二章 有色金属及其合金	247
二、中碳珠光体型热强钢	202	§ 12-1 铝及其合金	247
§ 10-4 马氏体型热强钢	203	一、概述	247
		二、铝合金的时效强化	248
		三、铝合金的细化组织强化	256
		四、各类铝合金的简介	260

§ 12-2 铜及其合金	267	二、减摩理论简介	288
一、概述	267	三、各类轴承合金简介	288
二、黄铜	272	§ 12-5 其他有色合金	292
三、青铜	274	一、镁及其合金	292
四、白铜	278	二、锌及其合金	296
§ 12-3 钛及钛合金	279	§ 12-6 有色合金的研究发展动向	299
一、纯钛的基本特性	279	一、铝合金的发展	299
二、钛合金的分类及其主要合金的特征	280	二、铜合金的发展	299
三、钛的合金化	282	三、钛合金的发展	300
四、钛合金的热处理	283	四、其他方面的发展	300
§ 12-4 滑动轴承合金	287	习题	300
一、滑动轴承的工作条件及其对性能的要求	287	进一步阅读文献	301
		附录	302

第一章 钢中的合金元素

§ 1-1 基本定义与概念

合金元素是指特别添加到钢中为了保证获得所要求的组织结构、物理-化学和机械性能的化学元素。

钢中常见的化学元素有周期表中的第三周期的 Al、Si；第四周期的 Ti、V、Cr、Mn、Co、Ni、Cu；第五周期的 Nb、Mo；第六周期的 W。近三十年来，又研究了第二周期的 B、N；第五周期的 Zr 以及第六、七周期的稀土元素和 Ta 等作为微合金化元素，加入钢中。此外 H、O、Sn、Sb、As、Bi 也可能作为气体或杂质存在于钢中。

由冶炼时所用原材料以及冶炼方法和工艺操作等所带入钢中的化学元素，则称为杂质。钢中杂质的含量一般限制在下列范围： $Mn \leq 0.5\%$ ， $Si \leq 0.4\%$ ， $Cr \leq 0.3\%$ ， $Ni \leq 0.3\%$ ， $Cu \leq 0.3\%$ ， $Mo \leq 0.10\%$ ， $W \leq 0.2\%$ ， $P \leq 0.025 \sim 0.04\%$ ， $S \leq 0.015 \sim 0.05\%$ 。这样，同一合金元素既可能作为杂质又可能作为添加元素，若属于前者，则影响钢的质量；若属于后者，则决定钢的组织与性能。

合金钢可以定义为在化学成分上特别添加合金元素用以保证一定的生产和加工工艺以及所要求的组织与性能的铁基合金。

合金钢中所添加的个别元素量将高于这种元素视为杂质时的含量。若干合金元素（如 V、Nb、Ti、Zr 和 B）当其含量在 0.1%（B——0.001%）时，可能显著地影响钢的组织与性能，这类钢则称为微合金化钢。

当钢中合金元素总含量小于或等于 5% 时，称为低合金钢。合金元素总含量在 5~10% 范围内，称为中合金钢。合金元素总含量超过 10% 时称为高合金钢，不过这种划分并没有严格的规定。

§ 1-2 合金元素的分类及铁基二元相图的类型

一、合金元素的分类

通常把铁及其合金称为黑色金属，而所有其它金属及其合金称为有色金属。金属合金元素可以相对地分为下列几类：

铁族金属——属于这一类的是 Co、Ni 和 Mn。

难熔金属——属于这一类的金属，熔点高于铁，即高于 1539℃。这类金属作为合金元素加入钢中的是 W、Mo、Nb 以及 V 和 Cr。

轻金属——属于这一类的合金元素，最常用的是 Ti 和 Al。

稀土金属——属于这一类的是 La（镧）、Ce（铈）和 Nd（钕）等稀土元素。

在 Fe-C 合金中，可以按合金元素与碳的亲合力的大小分为碳化物形成元素和非碳化物

形成元素两类。碳化物形成元素（如 Ti、Zr、V、Nb、Ta、Cr、Mo、W、Mn）在钢中形成碳化物。而非碳化物形成元素（如 Cu、Ni、Co、Si、Al）在钢中不能形成碳化物。合金元素形成碳化物的倾向与原子的电子结构有关，这将在第二章中另行讨论。

二、铁基二元相图的类型

合金元素可以改变铁的同素异晶转变温度 A_3 和 A_4 ，从而改变 Fe-Me 二元相图的类型。合金元素对铁的二元相图的影响，主要可以区分为扩大和缩小 γ 相区两类，这两类中又可以进一步划分为两个次类，如图 1-1 所示。

1. γ 稳定化元素使 A_3 降低， A_4 升高，在较宽的成分范围内，促使奥氏体形成，即扩大了 γ 相区。根据铁与合金元素构成相图的不同，又分为如下两种情况：

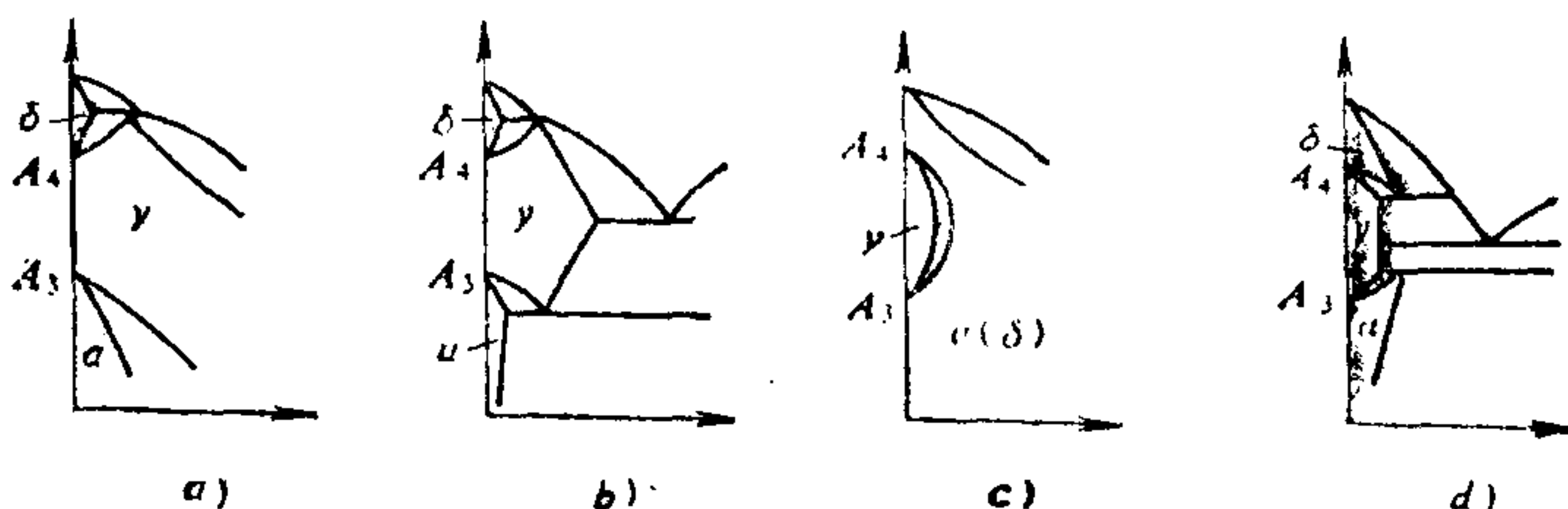


图1-1 铁合金相图的分类

a) 开启 γ 相区 b) 扩展 γ 相区 c) 封闭 γ 相区 d) 缩小 γ 相区

(1) 开启 γ 相区，如图 1-1 a 所示。 α 相及 δ 相分别处于被封闭的区域内。当合金

元素超过某一限量后，可以在室温得到稳定的 γ 相。这一类合金元素就称为开启 γ 相的合金元素。用 Ni 和 Mn 合金化的重要钢种属于这一类。如果加入足够量的 Ni 或 Mn，可完全使体心立方 α 相从相图上消失， γ 相保持至室温。所以 Ni 和 Mn 可使铁的 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变抑制到较低温度，即 A_1 和 A_3 点有所降低，故而由 γ 区淬火到室温较易获得亚稳的奥氏体组织，它们是不锈钢中常用作获得奥氏体的元素。

(2) 扩展 γ 相区，如图 1-1 b 所示。虽然 γ 相区也随合金元素的加入而扩大，但由于固溶度不大，不能使之最终完全开启。这类元素称为扩展 γ 相区的元素。C 和 N 是这种类型的最重要元素。Cu、Zn 和 Au 具有相同的影响。 γ 区借助 C 及 N 而扩展，当 C 含量达到 2.0%（重量），可以获得均匀化的固溶体（奥氏体），它构成了钢的整个热处理的基础。

2. α 相稳定化元素，使 A_1 下降， A_3 升高，在较宽的成分范围内，促使铁素体形成，即缩小 γ 相区。同样也存在两种情况：

(1) 封闭 γ 相区。许多元素限制 γ -Fe 的形成，使相图中 γ 区缩小到一个很小的面积，形成 γ 相圈（图 1-1 c）这意味着这些元素促进了体心立方铁（铁素体）的形成，其结果使 δ 相与 α 相区连成一片。在生成 α 相的区域内合金不能用正常热处理制度（即通过 γ/α 转变区冷却进行热处理）。Si、Al 和强碳化物形成元素 Ti、V、Mo、W、Cr 均属于这一类元素。

(2) 缩小 γ 相区，如图 1-1 d 所示。这类合金元素虽然也使 γ 相区缩小，但由于固溶度小，不能使之完全封闭，故称为缩小 γ 相区元素。B 是这一类型中最有影响的元素，还有碳化物形成元素 Zr、Nb、Ta，均使 γ 相区显著缩小。

沿用 Zene 和 Andrew 发展的方法，上述情况完全可以用热力学来加以描述。设 c_α 和 c_γ 分别为 α 相及 γ 相中合金元素浓度分量，则

$$\frac{c_\alpha}{c_\gamma} = \beta \exp(\Delta H/RT), \text{ 即 } \ln\left(\frac{c_\alpha}{c_\gamma}\right) = \frac{\Delta H}{RT} + A$$

式中 ΔH 是热焓变化，是每单位溶质原子溶于 γ 相中所吸收的热减去每单位溶质原子溶于 α 相中所吸收的热，即 $\Delta H = H_\gamma - H_\alpha$ ， β 和 A 系常数。

对于铁素体形成元素， $H_\alpha < H_\gamma$ ，故 ΔH 为正值。

对于奥氏体形成元素， $H_\alpha > H_\gamma$ ，故 ΔH 为负值。

如若要求不那么精确，以相似的热力学方程表达相界，可得到两个形式基本不同的平衡相图，两相彼此成镜面对称，这取决于 ΔH 是正值还是负值（图 1-2）。当 ΔH 为负值时， γ 区不受限制；当 ΔH 为正值时，则形成 γ 相圈。

Fe-Me 实际二元相图的例子则如图 1-3 所示。

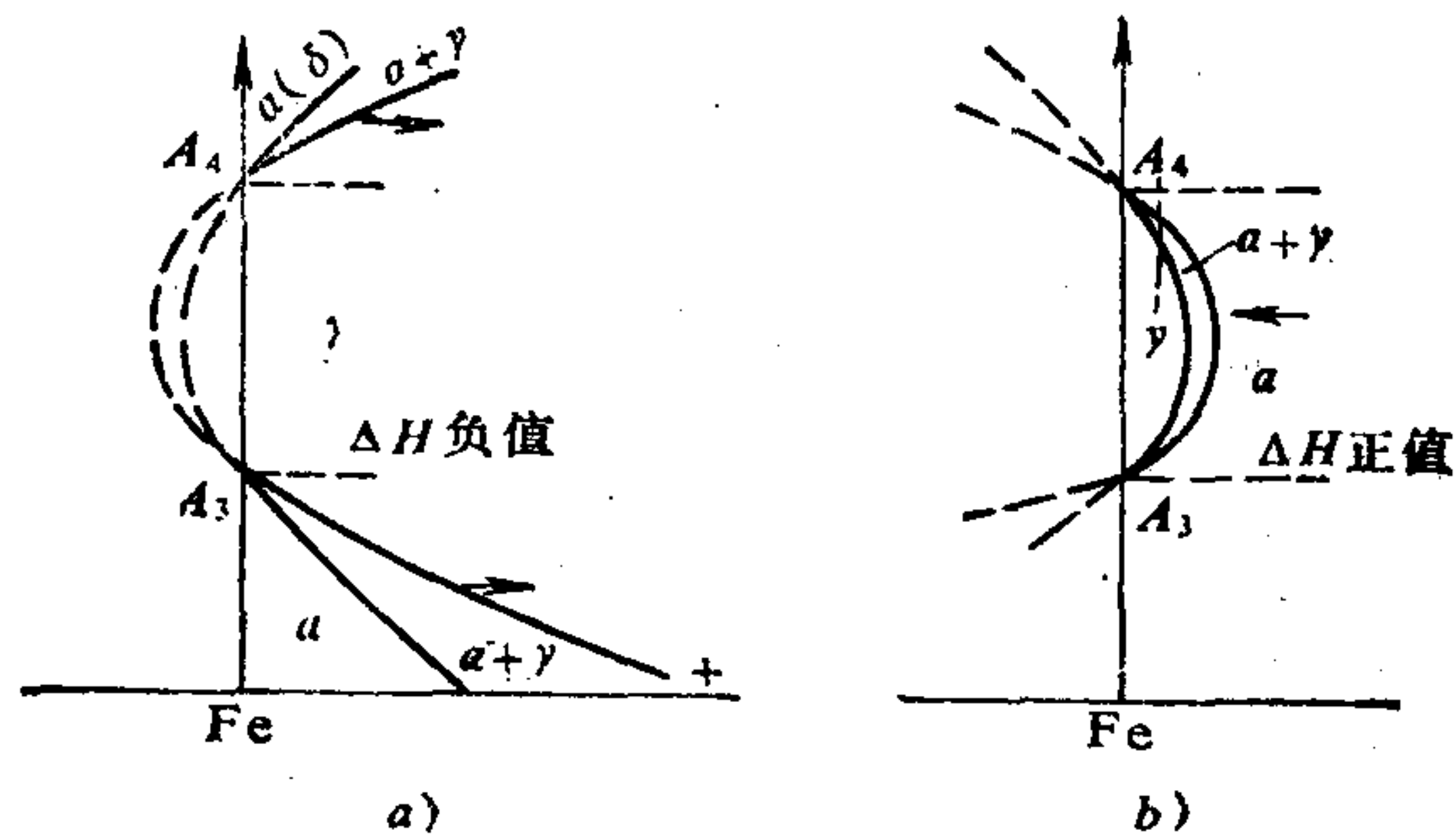


图1-2 两种基本类型相图

- a) ΔH 为负， $H_\alpha > H_\gamma$ ，有利于 γ 形成
b) ΔH 为正， $H_\alpha < H_\gamma$ ，有利于 α 形成

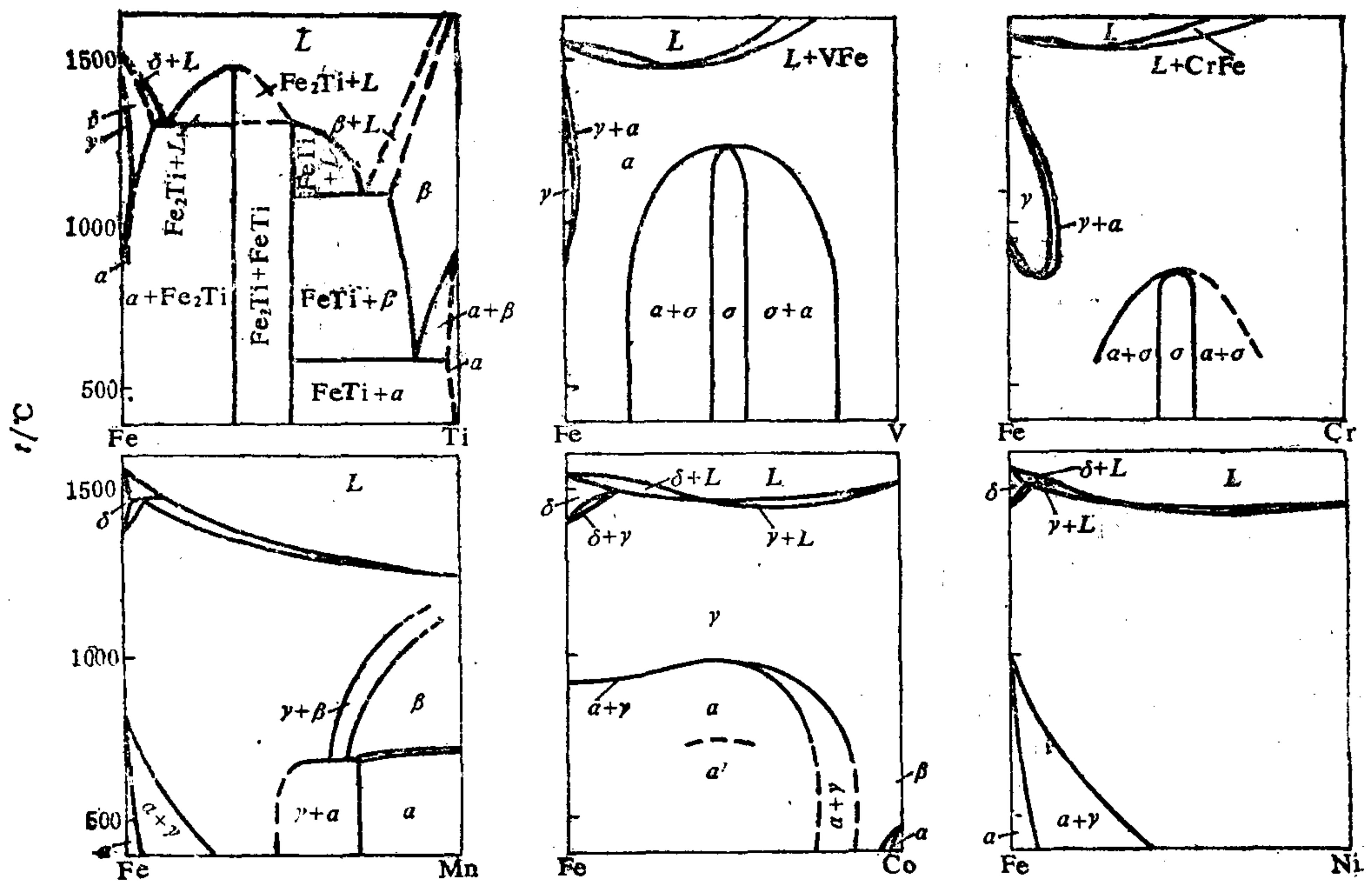


图1-3 Fe-Ti、Fe-V、Fe-Cr、Fe-Mn、Fe-Co和Fe-Ni二元相图的形式

§ 1-3 合金元素对钢的临界点 和 Fe-C 相图的影响

Fe-C 合金相图是对碳素钢进行热处理时选择加热温度的依据。钢中加入了合金元素以后, Fe-C 相图有哪些变化, 这是热处理工作者十分关心的一个问题。

1. 改变了奥氏体区的位置 Fe-C 相图中的奥氏体区即 NJESG 区。合金元素以下列两种方式对奥氏体区 (图1-4 a 和 b) 发生影响。

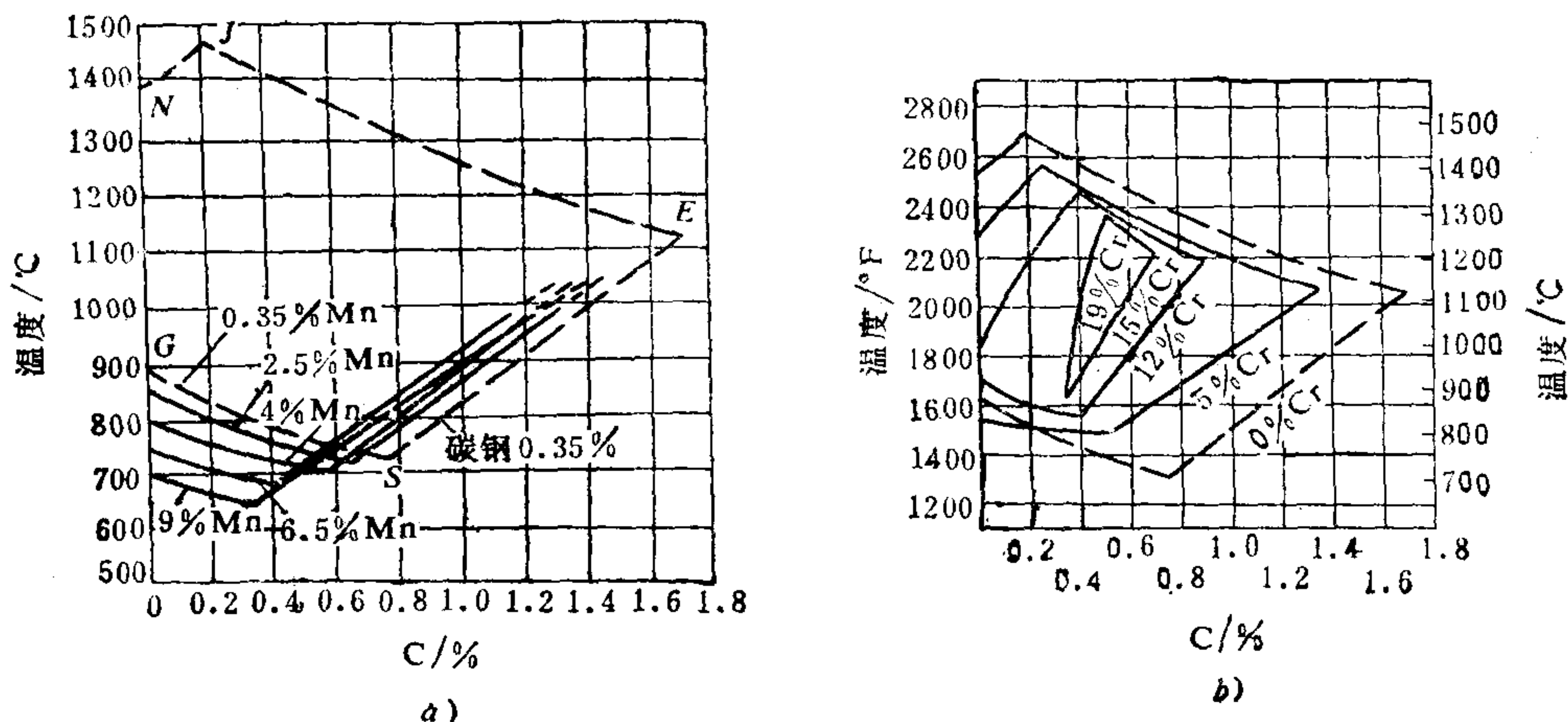


图1-4 合金元素对Fe-C相图中奥氏体区的影响
a) Fe-C-Mn系 b) Fe-C-Cr系

Ni、Co、Mn 以及其它扩大 γ 相区的元素, 均使S点左移而GS线下沉 (图1-4 a)。Cr、W、Mo、V、Ti、Si 以及其它缩小 γ 相区的元素, 均使三元系中的 γ 相逐渐呈楔形, 如图1-4 b 所示。

由图可知, 大多数元素均使ES线左移, E点左移, 这就意味着钢中含碳量不到2%就会出现共晶莱氏体 (例如高速钢和高碳高铬模具钢的铸态组织中就可能出现合金莱氏体)。

2. 改变了共析温度 共析反应涉及 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 的同素异晶转变和碳化物的析出或溶解。由于合金元素的存在, 提高或降低 A_3 , 改变了GS线的斜度, 例如Mn、Ni降低 A_3 , 使GS线斜度变得比较平稳, S点左移, A_1 温度降低。而Cr、Mo、W、V、Si等提高 A_3 , 使GS线斜度增大, 也使S点左移, 而 A_1 却升高。因此, 合金元素对共析温度的影响, 多半与对铁的同素异晶转变温度的影响相一致, 即降低 A_3 的元素也降低 A_1 , 升高 A_3 的元素也升高 A_1 (图1-5)。

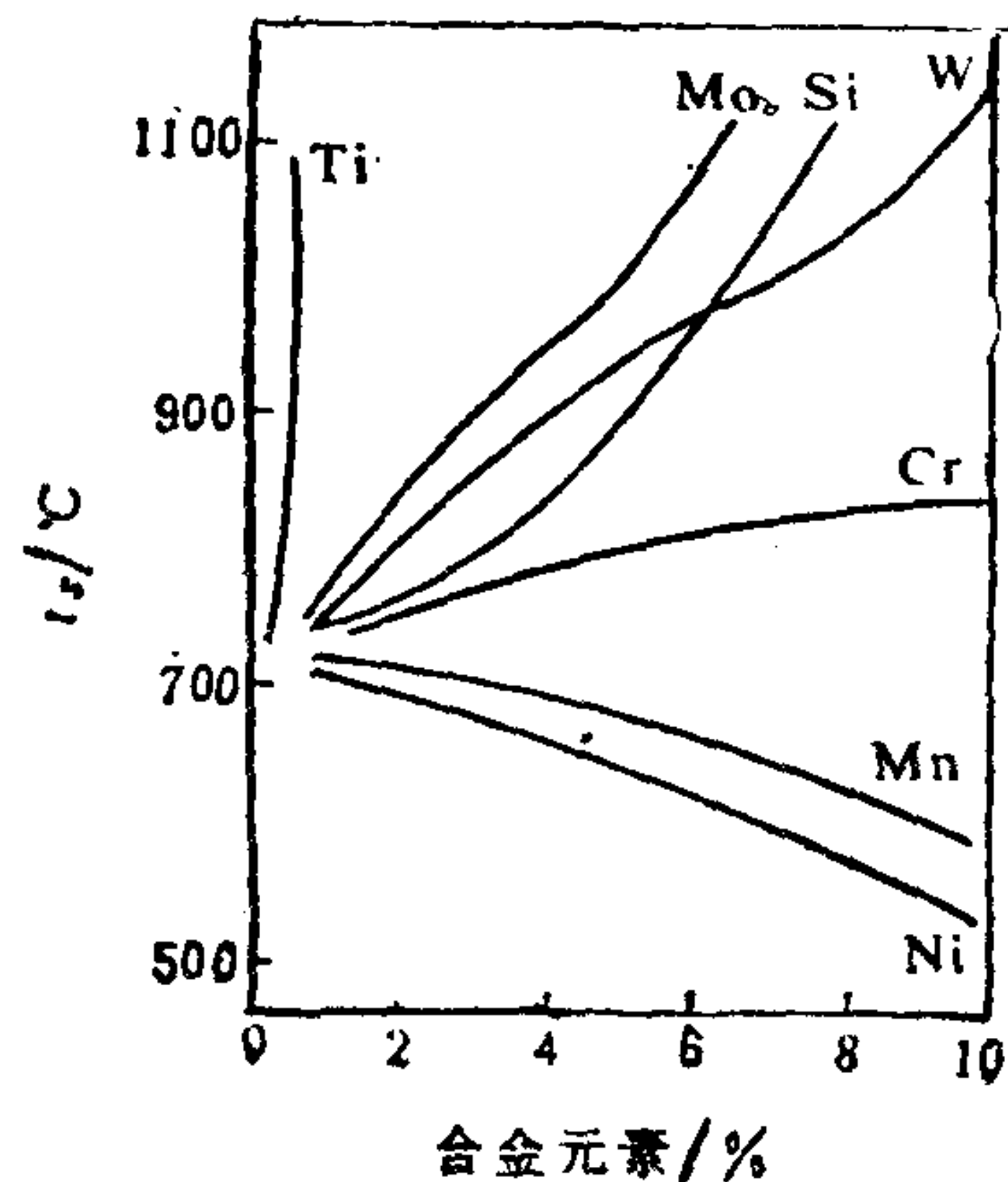


图1-5 合金元素对
共析温度的影响

一般来说, 钢的临界点是通过实验来测定的, 然而合金元素对临界点的影响, 已经通过

大量实验数据的回归分析获得若干经验公式。例如 Andrews 给出了 Ac_3 和 Ac_1 (以摄氏度为计量单位) 在数值上与各元素含量间的关系:

$$Ac_3 = 910 - 203\sqrt{C} - 15.2Ni + 44.7Si + 104V + 31.5Mo + 13.1W$$

$$Ac_1 = 723 - 10.7Mn - 16.9Ni + 29Si + 16.9Cr + 290As + 6.38W$$

这些公式从另一角度描述了合金元素对 Fe-C 相图和钢的相变行为的影响。稳定奥氏体的元素降低 Ac_3 和 Ac_1 可以从其对方程式的负贡献得到证实, 而稳定铁素体或碳化物的元素升高 Ac_3 和 Ac_1 , 则产生正的贡献。

3. 改变了共析体含碳量 如图 1-4 所示, 所有合金元素均使 S 点左移, 这就是说在钢中含碳量不到 0.8% 时, 钢就会变为过共析而析出二次渗碳体, 也就是说合金元素使 S 点左移, 减低了共析体中的含碳量 (图 1-6)。这样, 合金钢加热至略高于 A_1 时, 所得到的奥氏体的含碳量总比碳钢为低。

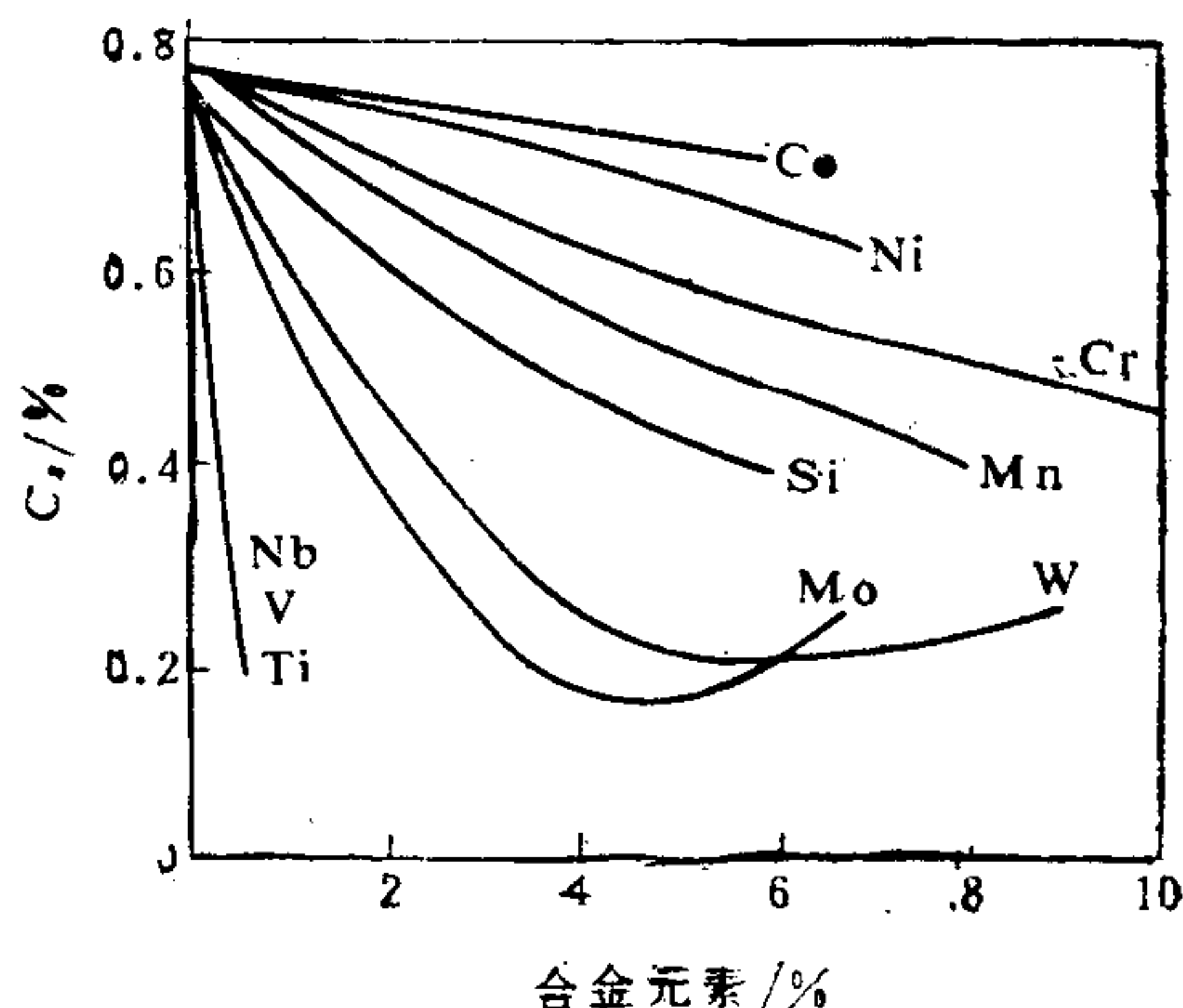


图1-6 合金元素对共析体含碳量的影响

由此可见, 要判断一个合金钢是亚共析还是过共析钢, 不能单纯根据 Fe-C 相图, 而应根据 Fe-C-X 三元相图和多元铁基合金系相图来进行分析。

§ 1-4 合金钢的分类与编号

一、钢的分类

钢的种类很多, 为了便于管理、熟悉、选用和比较, 根据某些特性, 从不同角度出發, 可以把它们分成若干具有共同特点类别。

(一) 按用途分类

1. 工程构件用钢 这类钢应用范围很广, 在建筑、车辆、造船、桥梁、石油、化工、电站、国防等国民经济部门都广泛使用这类钢种制备的工程构件。属于这类钢的有普通碳素钢、低合金高强度钢和微合金化低合金高强度钢。

2. 机器零件用钢 用做各种机器零件, 包括轴类零件、弹簧、齿轮、轴承等。

3. 工模具用钢 工模具用钢可分为量具刃具钢、冷变形模具钢、热变形模具钢等。

4. 特殊性能钢 特殊性能钢可分为抗氧化钢和热强钢、不锈钢耐酸钢、耐磨钢、低温用钢 (或称耐寒钢)、无磁钢、易削钢等。

(二) 按金相组织分类

1. 按平衡状态或退火状态的组织分类, 可以分为亚共析钢、共析钢、过共析钢和莱氏体钢。

2. 按正火组织分类, 可以分为珠光体钢、贝氏体钢、马氏体钢和奥氏体钢。

3. 按加热冷却时有无相变和室温时的金相组织分类, 可分为: 铁素体钢、马氏体钢、奥氏体钢和双相钢 (如 F + A 型不锈钢)。

除了以上的分类方法以外, 还可以按化学成分分为碳素钢和合金钢 (又可以按合金元素

分为铬钢、锰钢等)；可以按工艺特点分为铸钢、渗碳钢、易削钢等；还可以按质量分为普通质量钢、质量钢、优质钢和高级优质钢，它们的区别主要在于钢中所含有害杂质 (S、P) 的多少，通常规定不同质量钢 S、P 最高含量如下：

	P / %	S / %
普通质量钢	0.040	0.050
质量钢	0.035	0.035
优质钢	0.025	0.025
高级优质钢	0.025	0.015

二、合金钢的编号方法

我国合金钢的编号，化学元素采用元素中文名称或国际化学符号。化学成分 (即含量) 表示方法如下：

1. 含碳量 一般以平均含碳量的万分之几表示之。例如平均含碳量 0.05%、0.10%、0.5%……写为 5、10、50……等。不锈钢、耐热钢、高速钢等高合金钢，含碳量一般不予标出，但如果几个钢的合金元素含量相同，仅含碳量不同，此时含碳量用千分之几表示。合金工具钢平均含碳量大于或等于 1.00% 时，碳含量不予标出，碳含量小于 1.00% 时，以千分之几表示。

2. 合金元素含量 除铬轴承钢和低铬工具钢外，合金元素一律按以下原则表示其含量 (以平均含量计)：

(1) 平均含量小于 1.5% 时，钢号中仅表明元素，一般不表明含量。

(2) 平均含量在 1.5~2.49%、2.50~3.49%…22.50~23.49%……等时，应相应地写为 2，3，…23…等。

(3) 为了避免铬轴承钢与其他合金钢表示方法的重复，其含碳量不予标出，铬含量以千分之几表示，并冠以用途名称，例如平均铬含量为 1.5% 的铬轴承钢，其牌号写为“滚铬 15”或 GCr15，低铬合金工具钢的铬含量亦以千分之几表示，但在含量之前加个“0”，例如平均铬含量为 0.6% 的合金工具钢，其牌号写为“铬 06”或“Cr06”。

易削钢在钢号前冠以汉字“易”或符号“Y”。各种高级优质钢则在钢号之后加“高”字或符号“A”。

第二章 合金钢中的相组成

通常，合金元素加入钢中除个别元素如 Pb、Be 以及 Cu 含量超过其溶解度以后，将以自由状态存在钢中以外，一般都要在钢中形成各种相。这些相可能是固溶体和中间相（如碳化物、氮化物和金属间化合物等）也可能是非金属相——非金属夹杂物。一般来说，非金属夹杂物，并不参予钢中的组织转变，因而对组织转变的影响不大，但在相当程度上影响钢的机械性能和物理、化学性能。钢的组织与性能主要取决于相的成分和结构以及它们在组织中的分布和本身之间的交互作用。下面讨论合金钢中相组成的形成规律及其特性。

§ 2-1 铁基固溶体

一、置换固溶体的形成规律

铁基置换固溶体的形成规律，遵循 Hume-Rothery 所总结的一般经验规律。决定组元在置换固溶体中的溶解条件是：溶剂与溶质的点阵相同；原子尺寸因素以及组元的电子结构，即组元在周期表中的相对位置。

运用这些条件分析合金元素在铁中的溶解度时，必须考虑纯铁具有两种同素异晶体： α -Fe 和 γ -Fe（相应地分别为体心立方和面心立方点阵），所以，以 α -Fe 和 γ -Fe 为基的固溶体的形成条件，将是不相同的。

图 2-1 示意地示出了合金元素在 α -Fe 和 γ -Fe 中的溶解规律，它们是建立在相应的 Fe-Me 相图的基础上的。示意图表示为元素的周期规律形式，它包括了生产实际中在铁中形成置换固溶体的所有合金元素。

Ni、Co、Mn、Cr 与 V 与铁形成无限固溶体。其中 Ni、Co 和 Mn 形成以 γ -Fe 为基的无限固溶体，而 Cr 和 V 则形成以 α -Fe 为基的无限固溶体。这里符合溶剂与溶质点阵相同的第一个条件。如果组元的点阵不同，则不能形成无限固溶体。但对形成无限固溶体来说，这个条件是必须的，但不是充分的。即不是所有相同点阵的元素，都能得到无限固溶体。比如 α -Fe-Mo 系和 α -Fe-W 系（均系体心立方点阵）以及 γ -Fe-Cu 系、 γ -Fe-Al 系（均为面心立方点阵）。虽然铁与合金元素的点阵相同，但在这些合金系中只形成有限固溶体。

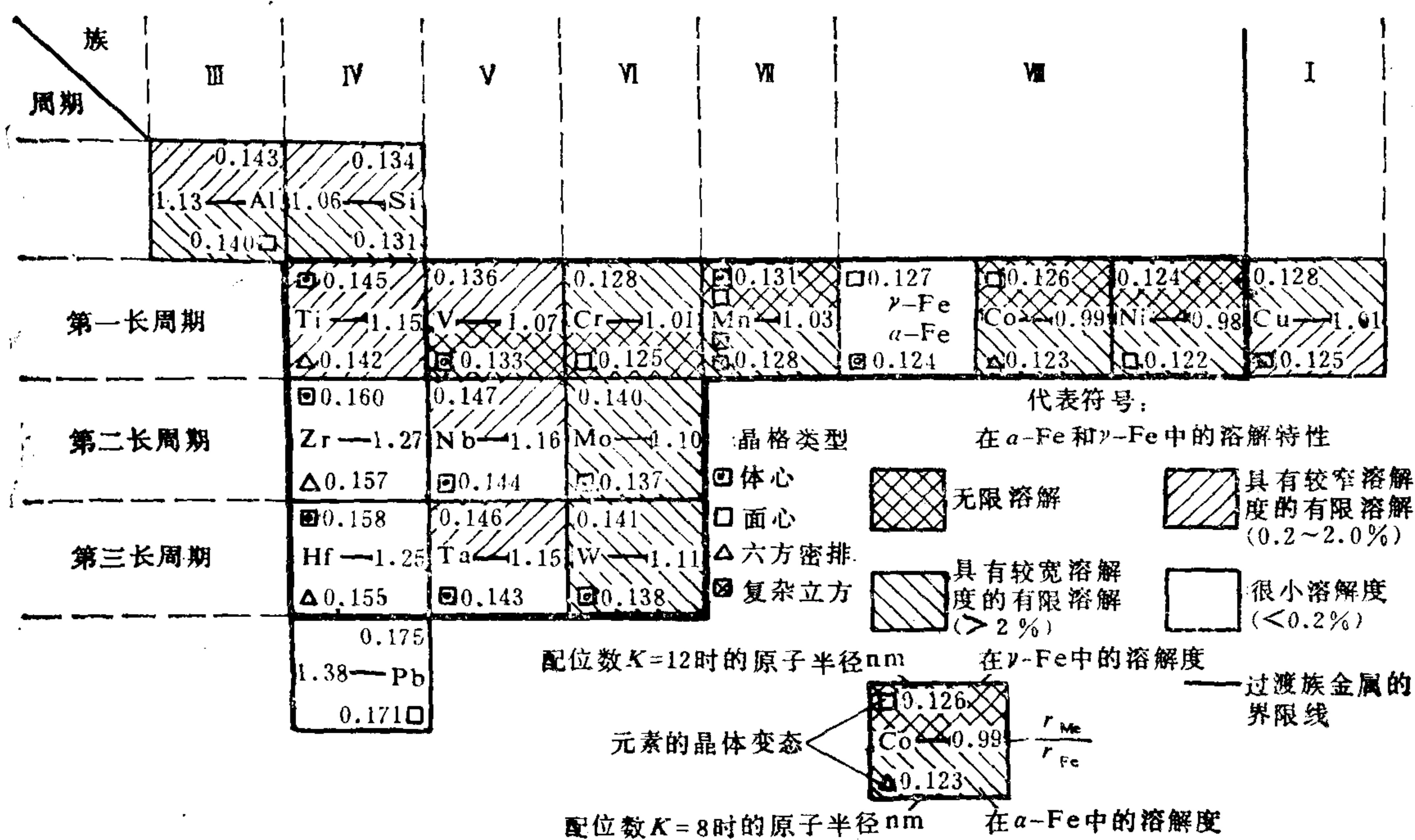
形成固溶体的第二个必要条件是所谓原子尺寸因素。当形成无限或有限固溶体时，溶质与溶剂的原子半径差，应不大于 $\pm 15\%$ 。铁基和其他难溶金属基的无限固溶体，二者之差应不大于 $\pm 8\%$ 。因此，对铁基固溶体来说，原子尺寸的最大偏差，可以引用下列资料：

	α -Fe	γ -Fe	r_M/r_F
无限固溶体	0.111~0.131nm	0.117~0.137 nm	0.92~1.08
有限固溶体	0.105~0.143nm	0.108~0.146 nm	0.85~1.15

r_M ——合金元素的原子半径；

r_F ——Fe 的原子半径。

由上述资料和图 2-1 可以看出，Ni、Co、Mn、Cr 和 V 的原子尺寸与相同点阵的铁的同

图2-1 合金元素在 α -Fe 和 γ -Fe 中溶解规律示意图

素异晶体的原子尺寸之差，不超过 8%，因此这些元素与 Fe 可以组成无限固溶体。Mo 和 W 具有的原子尺寸因素超过 8%（分别为 10% 和 11%），因此，它们与 Fe 的两个同素异晶体只能形成具有较宽溶解度的有限固溶体。原子半径在尺寸因素极限（15%）附近的一些元素（Ti、Nb、Ta）只能形成具有较窄溶解度的有限固溶体。尺寸因素超过 15% 的一些元素（Zr、Hf、Pb）在铁中具有很小的溶解度。

尺寸因素对于形成置换固溶体，虽然是必要的条件，但是也还不是充分的条件。合金元素在铁中的溶解度极限还取决于这些元素在周期表中的相互排列的位置。元素与铁在同一周期以及排列在最接近 V ~ VIII 族时，将在铁中具有最大溶解度。众所周知，远离铁的过渡族元素， d 层和 s 层电子结构的差异较大，金属的原子价和元素的电化学性能的差异也大，换句话说，即化学亲和力很不相同，而电子结构决定元素的原子尺寸。因此，无论尺寸因素也好，无论化学亲和力也好，都是相互联系的参量，它们决定元素在 Fe 中的溶解度。

必须指出：上述铁基固溶体的形成规律，是对 Fe-Me 二元系而言的。在实际钢和合金中将可能形成多元的固溶体。对具体的多元系固溶体的形成规律将需要根据相应的合金钢的资料进行具体分析。

二、间隙固溶体的形成规律

铁的间隙固溶体是 Fe 与较小原子尺寸的间隙元素所组成的。一般间隙元素的原子半径 (r_x) 如下所列：

间隙元素	B	C	N	O	H
原子半径 r_x/nm	0.091	0.077	0.071	0.063	0.046

间隙固溶体是间隙相的一部分（间隙相也包括碳化物、氮化物、硼化物、氧化物、氢化

物以及其它过渡族元素与间隙元素的化合物)。间隙固溶体总是有限固溶体,其溶解度取决于溶剂金属的晶体结构和间隙元素的原子尺寸。间隙固溶体的有限溶解度决定了它保持溶剂金属的点阵,而间隙原子仅占据溶剂金属点阵的八面体或四面体间隙。部分间隙总是没有被填满。体心立方、面心立方和六方密排点阵的间隙尺寸列在下面;而图 2-2 示出了 α -Fe 和 γ -Fe 中八面体和四面体间隙的位置。

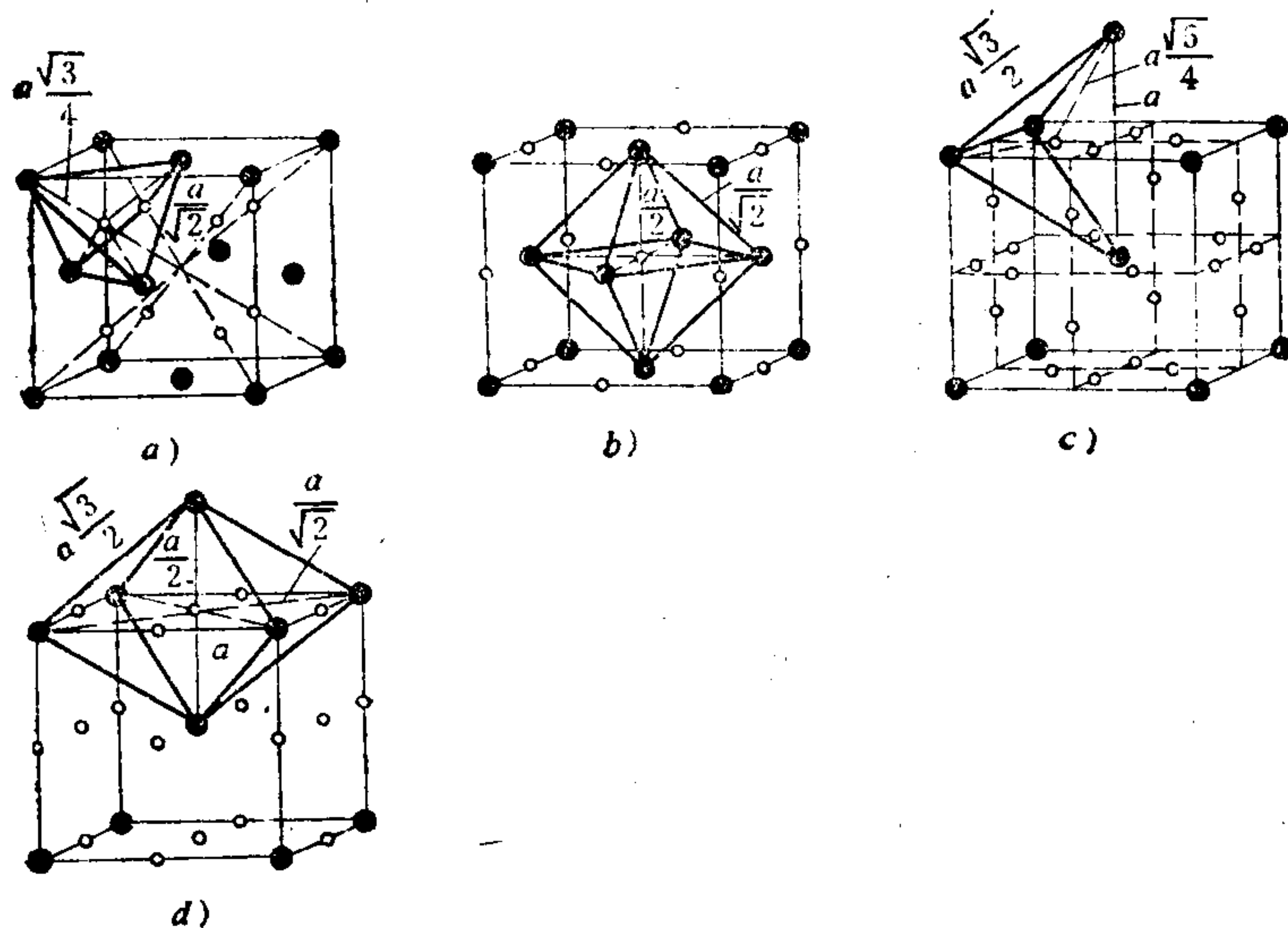


图2-2 在面心立方 (a、b) 和体心立方(c、d)点阵中八面体 (b、d)和四面体(a、c)间隙位置

	体心立方点阵	面心立方点阵	六方密排点阵
八面体间隙能容纳的最大球半径	$0.154r_M$	$0.41r_M$	$0.412r_M$
四面体间隙能容纳的最大球半径	$0.291r_M$	$0.22r_M$	$0.222r_M$

r_M ——金属固溶体点阵结点中的原子半径。

通常,间隙原子在固溶体中优先占据的位置,对 α -Fe 为八面体间隙,对 γ -Fe 为八面体或四面体间隙。比较 C、N 原子尺寸与上述点阵中存在的间隙大小以后,十分清楚, C、N 原子进入到铁的点阵中必将引起晶格畸变。因而, C 或 N 在 α -Fe 中并不占据比较大的四面体间隙,而是位于八面体间隙中更为合适。这是由于间隙原子溶入以后相邻两个铁原子移动引起的应变比较轻微。对四面体间隙来说,有四个相邻铁原子,移动这四个原子需要更高的应变能。因此,四面体间隙位置对碳和氮原子来说,并不是优先占据的位置。

间隙原子的溶解度随其原子尺寸的减小而增加,即按 B、C、N、O、H 的顺序而增加。C 和 N 在 α -Fe 中的溶解度曲线如图 2-3 所示。如前所述, N 具有比 C 为小的原子半径,因此,它在 α -Fe 中溶解度较大。在 γ -Fe 中 N 的最大溶解度也高于碳(相应地为 2.8 和 2.0%)。C 和 N 在 γ -Fe 中的最大溶解度显著地高于 α -Fe,这是由于面心立方晶格间隙大于体心立方晶格,而间隙的数目则相反,即 α -Fe 具有比较疏松排列的特性。

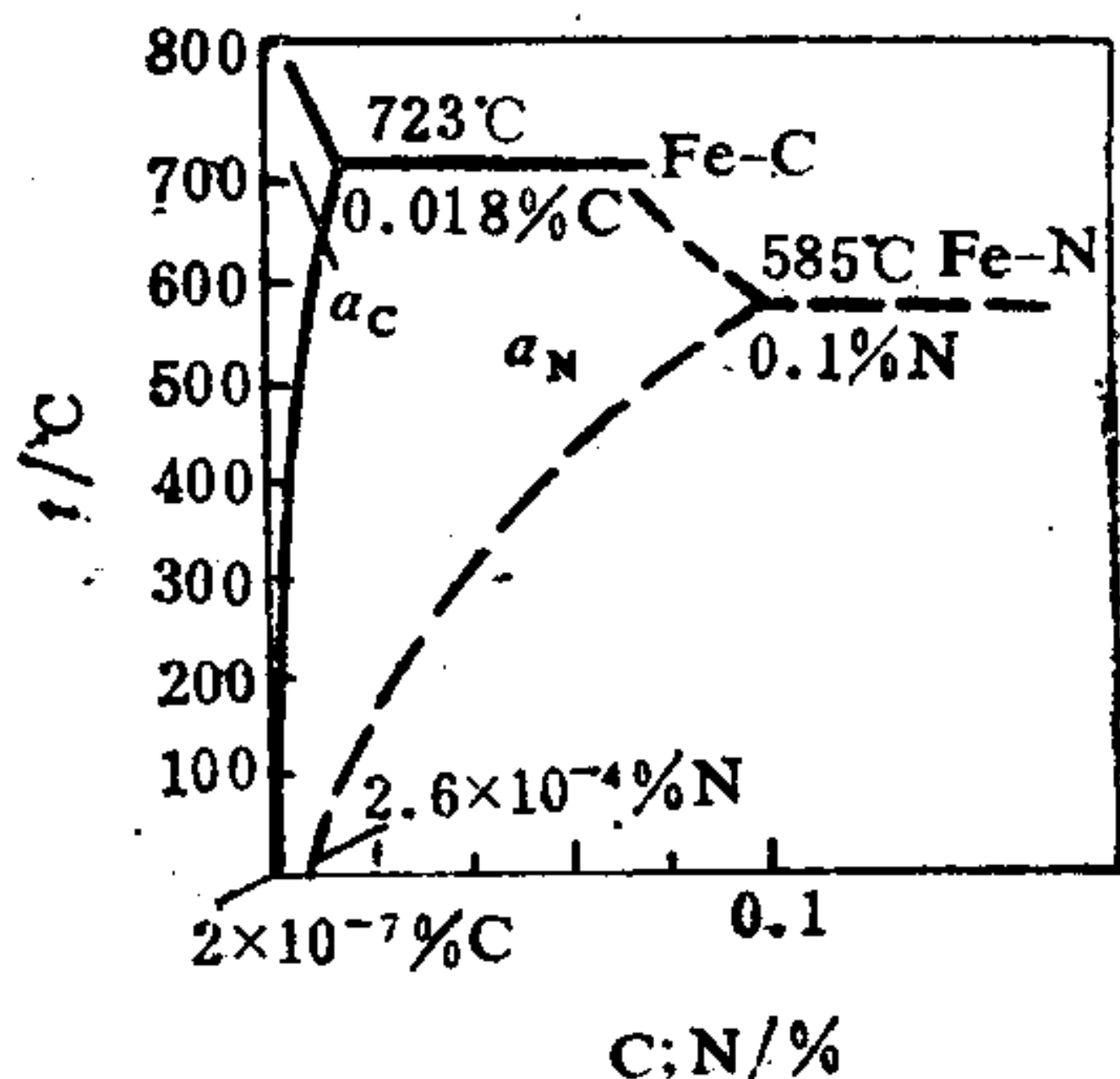


图2-3 C(实线)和N(虚线)在 α -Fe 中溶解度和温度的关系