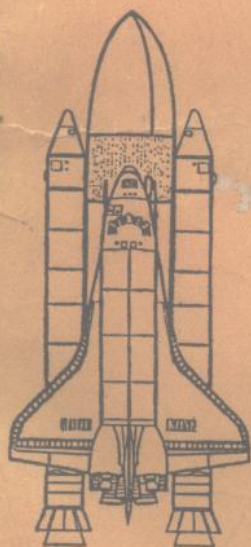


合金钢与高温合金

许昌淦 周鹿宾 合编

合金钢与高温合金



北京航空航天大学出版社

北京航空航天大学

10142

(京)新登字166号

内 容 提 要

本书是为航空院校金属材料及热处理、材料科学及工程专业而编写的教程,主要介绍航空航天工业中常用各种合金钢和高温合金的成份、组织、热处理、性能及用途。着重于根据钢及合金的使用条件和性能要求,系统全面地阐述其合金化原理,并在此基础上介绍某些典型的合金,同时还对各类合金在生产和使用中存在的一些问题作了适当的概括和分析,提出了各类合金的发展方向。本书也可供有关专业工程技术人员参考。



合金钢与高温合金

HEJINGANG YU GAOWEN HEJIN

许昌淦 周鹿宾 合编

责任编辑 袁冬林

*

北京航空航天大学出版社出版

新华书店总店科技发行所发行 各地新华书店经售

北京密云华都印刷厂印装

*

787×1092 1/16 印张:14 字数:358千字

1993年2月第一版 1993年2月第一次印刷 印数:2500册

ISBN 7-81012-367-X/TB·053 定价:3.70元

前 言

本书是根据航空材料科学与工程、航空金属材料及热处理专业《合金钢与高温合金教学大纲》的要求，在北京航空学院与西北工业大学合编的《合金钢与高温合金》(1985年版)的基础上改写的。为使本书在基本理论及理论的系统性方面有所加强，对原有教材作了较大的修改、调整和补充。

本书由北京航空航天大学与西北工业大学合编，其中第二章由西北工业大学周鹿宾、何贵玉编写；第三章由席守谋编写；第六章由何贵玉编写；第一、四、五章由北京航空航天大学许昌淦编写并兼主编。

由于编者水平所限，时间仓促，书中不足和错误之处在所难免，殷切希望读者提出批评和指正，以便今后改进。

编 者

1991年12月

目 录

第1章 合金钢概论

1 合金元素对钢的相组成的影响	(1)
1.1 钢中的元素组成	
1.2 合金元素与铁的作用	
1.3 合金元素与碳的作用	
1.4 碳化物和氮化物相	
1.5 金属间化合物	
1.6 非金属相	
2 合金元素对钢的相变过程的影响	(7)
2.1 合金元素对铁碳平衡组织的影响	
2.2 合金元素对钢相变驱动力的影响	
2.3 合金元素对奥氏体形成的影响	
2.4 合金元素对过冷奥氏体分解的影响	
3 合金钢的分类与编号	(16)
3.1 合金钢的分类	
3.2 合金钢的编号	

第2章 结 构 钢

1 工程构件用钢	(20)
1.1 低合金高强度钢	
1.2 微合金高强度钢	
2 合金调质钢	(26)
2.1 调质零件的工作条件及其对性能的要求	
2.2 调质钢的合金化与性能特点	
2.3 调质钢的热处理特点	
2.4 常用调质钢	
3 贝氏体钢	(38)
3.1 贝氏体钢的合金化	
3.2 影响贝氏体钢性能的工艺因素	
3.3 贝氏体钢的机械性能与应用	
4 低碳马氏体钢	(46)
5 超高强度钢	(48)
5.1 超高强度钢的性能要求和分类	

5.2	低合金超高强度钢	
5.3	中合金超高强度钢	
5.4	高合金超高强度钢——马氏体时效钢	
6	弹簧钢	(57)
6.1	弹簧的服役条件及对弹簧钢的性能要求	
6.2	弹簧钢的合金化及合金弹簧钢	
6.3	弹簧钢的热处理特点及强化处理	
7	滚动轴承钢	(61)
7.1	滚动轴承的工作条件及对其的性能要求	
7.2	滚动轴承钢的成分特点和对冶金质量的要求	
7.3	滚动轴承钢的热处理特点	
7.4	滚动轴承零件的尺寸稳定问题	
8	合金渗碳钢与氮化钢	(67)
8.1	合金渗碳钢	
8.2	氮化用钢	
9	其他结构钢	(77)
9.1	耐磨钢	
9.2	易削钢	
10	合金结构钢的特殊缺陷——白点及层状断口	(82)
10.1	白点	
10.2	钢中的层状断口	

第3章 工 具 钢

1	刀具钢	(86)
1.1	刀具的工作条件和对其基本性能要求	
1.2	碳素刀具钢	
1.3	低合金刀具钢	
1.4	高速钢	
2	冷变形模具钢	(102)
2.1	冷变形模具的工作条件、失效方式和对模具钢的性能要求	
2.2	碳素及低合金冷变形模具钢	
2.3	高铬和中铬冷变形模具钢	
2.4	基体钢	
3	热变形模具钢	(109)
3.1	热变形模具的服役条件、失效方式和对模具钢的性能要求	
3.2	常用的热变形模具钢	
4	提高冷热模具使用性能的途径	(112)
4.1	新型冷热模具材料简介	
4.2	提高模具寿命的热处理工艺	

5 量具钢	(119)
5.1 量具的工作条件及对量具钢的性能要求	
5.2 常用量具钢	
5.3 量具钢的热处理	

第4章 不 锈 钢

1 概 述	(120)
1.1 腐蚀现象	
1.2 腐蚀的类型	
1.3 耐蚀性及其影响因素	
2 马氏体不锈钢	(125)
2.1 Cr13型不锈钢的成分、组织和热处理	
2.2 Cr13型不锈钢的发展	
2.3 铁素体不锈钢	
2.4 奥氏体不锈钢	
2.5 过渡级不锈钢	
2.6 沉淀硬化不锈钢	
2.7 TRIP钢	

第5章 耐热钢及耐热合金

1 对耐热钢及耐热合金的使用要求	(150)
1.1 火焰筒的工作条件和使用要求	
1.2 涡轮叶片的工作条件和使用要求	
1.3 导向叶片的工作条件和使用要求	
1.4 涡轮盘的工作条件和使用要求	
2 耐热钢和耐热合金强化原理	(151)
2.1 影响热强性的基本因素	
2.2 耐热钢及耐热合金的实际强化方法	
3 珠光体耐热钢	(159)
3.1 低碳珠光体型热强钢	
3.2 中碳珠光体型热强钢	
4 马氏体型耐热钢	(161)
5 奥氏体型耐热钢及铁基耐热合金	(163)
5.1 γ 相为基的固溶强化铁基耐热合金	
5.2 以碳化物为强化相沉淀强化的奥氏体耐热钢	
5.3 以金属间化合物为强化相沉淀强化的铁基耐热合金	
6 镍基耐热合金	(171)
6.1 固溶强化的镍基耐热合金	
6.2 沉淀强化的变形镍基耐热合金	

- 6.3 铸造镍基耐热合金
- 6.4 定向凝固合金
- 6.5 高温复合材料

第6章 金属材料的选用

1 选材的一般原则	(201)
1.1 材料应满足相应的失效抗力	
1.2 材料的工艺性能	
1.3 经济性的考虑	
2 选择钢材方法举例	(205)
2.1 飞机起落架的选材问题	
2.2 轴类零件的选材方法	
复 习 题	(211)
参考文献	(214)

第1章 合金钢概论

合金钢是指加入合金元素的Fe-C合金，在实际使用中是仅次于碳(C)钢的广泛应用的工程材料。加入合金元素提高钢的使用性能和工艺性能。满足在各种高科技和特殊要求条件下的应用。合金钢生产的数量、质量和应用水平，代表着科技的发展水平，是衡量国力的重要标志。

按国家标准，钢定义为“以铁(Fe)为主要合金元素，碳(C)含量一般在2%以下，并含有其他元素的材料”。

1 合金元素对钢的相组成的影响

1.1 钢中的元素构成

钢中除Fe与C两种基本元素外，还可见Al、Ti、V、Cr、Mn、Co、Ni、Cu、Nb、Mo、W、Zr、Ta等金属元素，Si、B等类金属元素，N、H、O等气体元素和Pb、Sn、Sb、As、Bi等重金属杂质元素，以及稀土元素等。这些元素是由于冶炼原材料和工艺方法的限制，不可避免地带进钢内的。元素极限量大致规定为 $<1.00\% \text{Mn}$ 、 $<0.50\% \text{Si}$ 、 $<0.30\% \text{Cr}$ 、 $<0.30\% \text{Ni}$ 、 $<0.10\% \text{Cu}$ 、 $\leq 0.05\% \text{Mo}$ 、 $\leq 0.10\% \text{W}$ 、 $\leq 0.026\% \sim 0.040\% \text{P}$ 、 $\leq 0.015\% \sim 0.050\% \text{S}$ 。其中对钢的性能影响不大，甚至略有改善的称为常存元素；而在一般情况下，对钢起恶化影响的，如P、S等则称杂质，这些不能称为合金元素。合金元素是为保证获得一定组织与性能（包括为生产、加工所需性能）而加入钢中的化学元素，具有这种元素的钢即称为合金钢。

1.2 合金元素与铁的作用

钢是Fe、C两元素组成的体系，而Fe是基体材料。由于Fe是具有同素异构转变的过渡族金属，自 1535°C 冷却结晶为体心立方点阵的 δ 相后，继续冷至 1405°C 以下，发生固态转变，生成面心立方点阵的 γ 相；冷至 910°C 下，又继续转变为体心立方点阵的 α 相。 1405°C 称 A_4 点， 910°C 称 A_3 点。合金元素加入后，即影响到这些同素异构相在平衡状态下的稳定性，如C使Fe的 A_4 点上升， A_3 点下降即属是。以此规律，按对合金元素的影响分为两大类。

1.2.1 稳定Fe的 γ 相的元素

按稳定性的大小，又分为两类。

与Fe无限互溶的、开放 γ 相的元素，有Ni、Co、Mn等。所组成二元状态图的代表如图1-1(a)所示。

与Fe有限互溶的、扩大 γ 相的元素，有C、N、Cu、Zn、Au等。如图1-1(b)所示。例

如Fe-C平衡图中，奥氏体最大溶解C量为2.0%，更高含C量时，出现渗碳体化合物。

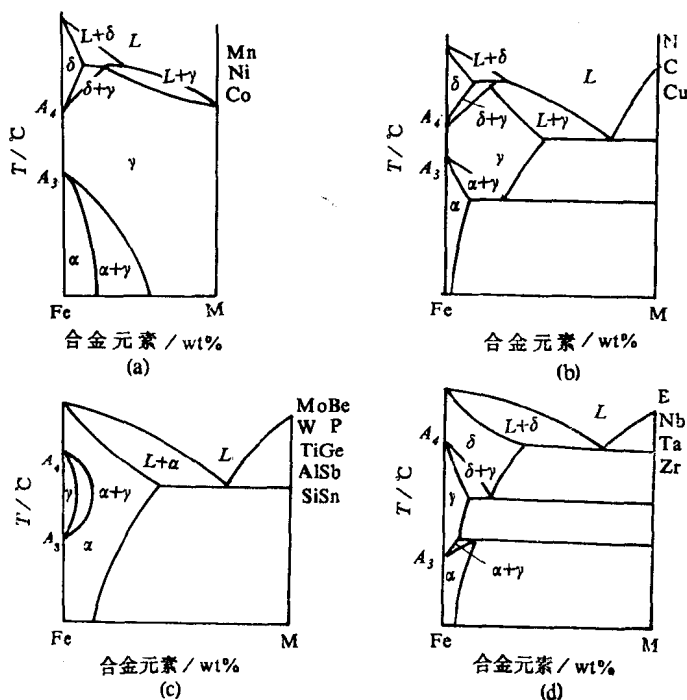


图1-1 Fe-Me组成的二元状态示意图

(a) 开放 γ 区；(b) 扩大 γ 区；(c) 封闭 γ 区；(d) 收缩 γ 区

1.2.2 不稳定Fe的 γ 相元素

与Fe无限互溶，但封闭 γ 区的元素有Ti、V、Mo、W、Cr等，如图1-1(c)所示。与上述两类相反，加入Fe中使 A_3 点提高， A_4 点下降。

与Fe有限互溶，仅缩小 γ 区的元素有B、Zr、Nb、Ta等，如图1-1(d)所示。

影响相区稳定性的原因可以从以下几方面解释，根据Hume-Rothery理论，溶剂与溶质半径之差在8%以下，才组成无限固溶体；相差在8%~15%之间才组成有限固溶体；相差在20%以上则不形成置换式固溶体。50年代Darken和Curry提出代表各元素负电性因素为纵坐标；以原子半径（配位数CN=12时）为横坐标，将溶剂元素为中心作椭圆，溶剂负电性短轴取为 ± 0.4 ，溶剂原子半径长轴取为 $\pm 15\%$ ，则距圆心愈近，溶解度愈高的Darken-Curry图作为判据；1963年Waber等检验了62个溶剂元素的1455个固溶体，其预测准确度达61.7%~84.8%。1919年Gschneidner将上述判据与元素的点阵结构和周期表位置联系起来，提出一个补充校核条件，将预测的准确度提高了20%。总之，不同元素对Fe的作用与相互间原子半径差（尺寸因素）、负电性因素、点阵结构及周期表位置有关。粗略地诠释为，Ni、Co、Mn在周期表位置与Fe接近，原子半径与 γ -Fe相差甚小、Ni及Co、Mn多型性转变中的点阵结构也相同，因而在 γ -Fe中无限互溶。Cr、V与 α -Fe的点阵结构相同，原子半径接近，故无限固溶于 α -Fe中。

C、N的原子半径很小，在Darken-Curry图中，距Fe溶剂中心很远，不形成置换固溶体而形成间隙固溶体。 γ -Fe的点阵间隙显著大于 α -Fe，故C、N的固溶度也要大得多。

B的特殊性也可从Darken-Curry图中得到说明，即其处于Fe溶剂为中心的椭圆边缘，故其形成置换式固溶体的溶解度是很小的。又由于B的原子半径远比C、N等元素大，因而在 α -Fe或 γ -Fe中的溶解度也显得少许多。Fe的Darken-Curry图如图1-2所示。

也可用Zener和Andrew发展的统计热力学方法予以概括，即 α -Fe和 γ -Fe中合金元素的浓度（溶解度）是与热焓的变化成正比的，即

$$C_\alpha/C_\gamma = \beta \exp(\Delta H/RT)$$

式中， C_α 、 C_γ 为合金元素在 α -Fe和 γ -Fe中的溶解度， $\Delta H = H_\gamma - H_\alpha$ 为热焓的变化， β 为常数， R 为气体常数， T 为绝对温度(K)。

由此而形成开放和收缩 γ 区的两类平衡图如图1-3所示，当 $\Delta H > 0$ ，如图1-3(b)所示，即为 $H_\alpha < H_\gamma$ ，有利于铁素体形成。而相反，当 $\Delta H < 0$ ，即 $H_\alpha > H_\gamma$ 时，有利于奥氏体形成，如图1-3(a)所示。

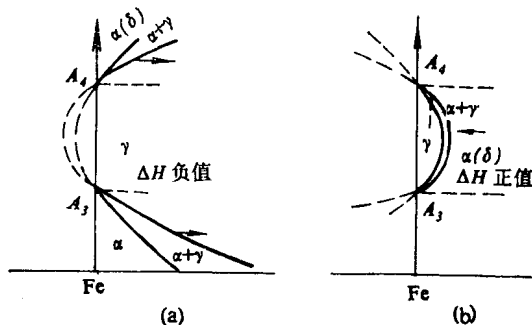


图1-3 开放与收缩 γ 区的两类平衡图的热力学函数

(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

律所决定的。

1.3.1 非碳化物形成元素

在钢中非碳化物形成元素有Ni、Co、Al、Cu、Si、N、P、S等。但这些元素也可能形成氮化物，如AlN等。

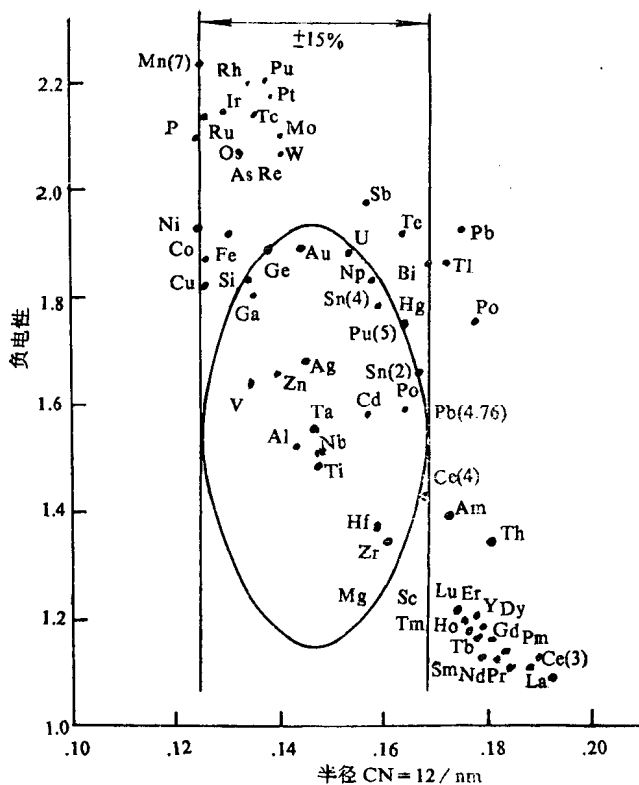


图1-2 以Fe为溶剂核心的Darken-Curry图

1.3 合金元素与碳的作用[1]

按与C是否形成化合物，将合金元素分为非碳化物形成元素和碳化物形成元素两类。显然，这也是构成合金相的一般规律所决定的。

1.3.2 碳化物形成元素

碳化物或氮化物是过渡族金属与C或N之间形成的间隙相。这些元素具有如下的特点：

这些过渡族元素具有 d 层未填满的内层电子轨道。它们属于周期表上第4、5、6周期（即第1、2、3长周期）的Ⅳ族至Ⅷ族B组元素，其电子构造可能形成碳化物及氮化物的点阵结构如图1-4所示。 d 层电子不饱和程度愈大，则金属（M）与非金属（X）间的结合力愈强。各周期中随原子序数增加，即族数加大， d 层电子填满程度增加，M与X间结合力下降。第3周期中由Ti至Ni，第4周期中由Zr至Mo，第5周期中由Hf至W均有相同规律。

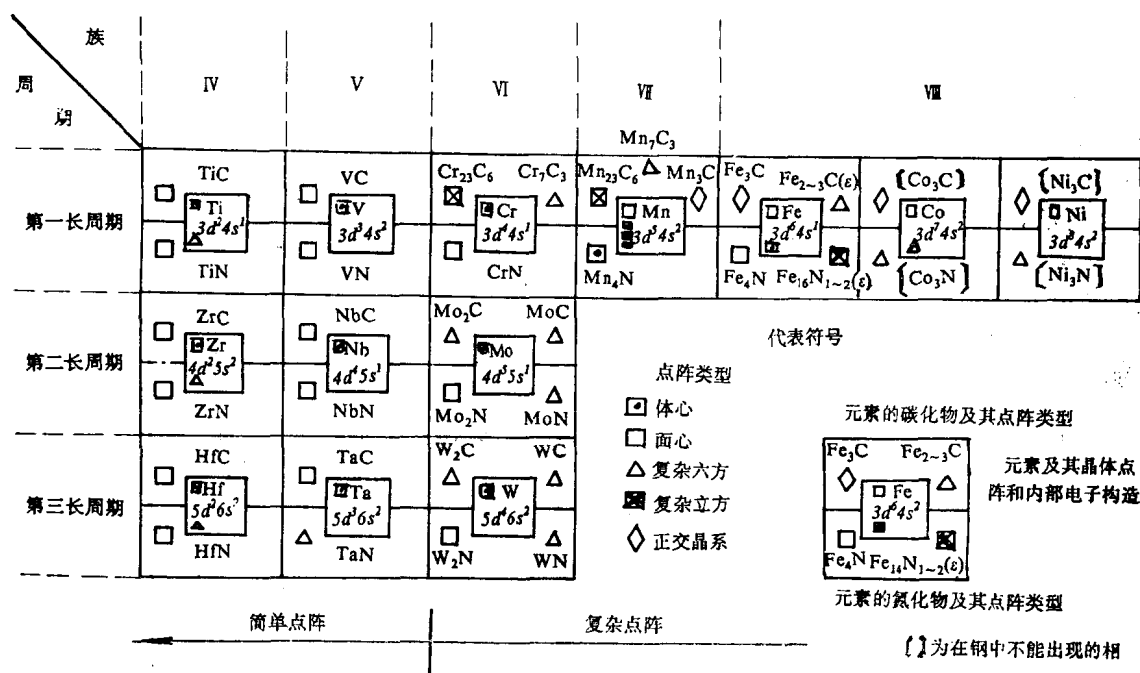


图1-4 钢中部分形成碳化物、氮化物的过渡族元素周期表位置

随 d 层或 s 层电子填满程度的增大，过渡族金属碳化物及氮化物的点阵结构逐渐由简单变为复杂。第Ⅳ和第Ⅴ族金属碳化物与氮化物具有简单NaCl型面心立方点阵，而第Ⅶ族的碳化物及氮化物则为复杂六方点阵，第Ⅷ、第Ⅷ族的Mn和Fe的碳化物及氮化物则具有复杂立方、复杂六方和正交晶系的多样化点阵。

也可用统计热力学的热焓值来表示碳化物、氮化物的结合强度，即稳定性也是符合周期规律的。随着 d 层及 s 层电子填满程度增加，碳化物及氮化物的生成热焓 ΔH_{298k} (kJ/mol)和形成自由能 ΔG_{298k} (kJ/mol)都是逐步降低的，如表1-1所示，其中熔点也是表示碳化物、氮化物的结合强度的。

除 α -Fe或 γ -Fe固溶体组成的基体外，在钢中出现的其他相均可称为第二相。

表1-1 钢中出现碳化物、氮化物的结合能

周期表 上族数	相	熔点 $T_m, ^\circ\text{C}$	生成热 $\Delta H_{298\text{K}}$ kJ/mol	生成自由能 $\Delta G_{298\text{K}}$ kJ/mol
IV	TiC	3140	-183.6	-180.0
	TiN	2950	-336.8	-308.2
	ZrC	3550	-226.9	-
	ZrN	2980	-365.4	-337.0
	HfC	-	-226.9	-
	HfN	-	-369.4	-340.0
V	VC	2830	-83.7	-83.7
	VN	2050	-175.8	-157.8
	NbC	3480	-140.8	-139.2
	NbN	2050	-237.8	-209.3
	TaC	3880	-161.2	-159.5
	TaN	3090	-251.2	-222.7
VI	Cr_7C_3	1665	-26.4	-26.0
	Cr_{15}C_4	1580	-17.9	-18.4
	CrN	1450	-118.0	-85.8
	MoC	-	-10.0	-
	Mo_2C	2410	-22.8	-23.5
	Mo_2N	895	-69.5	-50.2
	WC	2755	-35.2	-35.2
	W_2C	1520	-23.0	-24.5
	W_4N	-	-35.6	-23.0
VII	Mn_3C	1520	-5.0	-
	Mn_{15}C_4	1010	-0.15	-
VIII	Fe_3C	1650	+8.3	+6.6
	Fe_4N	-	-4.6	+7.3

1.4 碳化物和氮化物相

C是构成钢的基本元素，N是在大气中冶炼钢所不可避免的。上面已说明C、N使钢中形成的碳化物及氮化物与周期表位置有很大关系。

先从构成简单间隙相的第IV族、第V族过渡族元素的碳化物与氮化物结构开始叙述。因为C原子半径小于这类过渡金属原子半径的0.59以下，所形成间隙相具有NaCl型结构的简单立方点阵，但并不是所有八面体间隙均被间隙原子所占据，不具备完全的 MC_x 的化学计算成分；而是 MC_x ，其中 $x < 1$ 。所形成间隙相的成分范围为 $\text{TiC}_{1.00 \sim 0.28}$ ； $\text{ZrC}_{1.00 \sim 0.28}$ ； $\text{HfC}_{1.00 \sim 0.56}$ ； $\text{VC}_{0.96 \sim 0.75}$ ； $\text{NbC}_{0.81 \sim 0.58}$ ； $\text{TiN}_{1.20 \sim 0.38}$ ； $\text{ZrN}_{1.00 \sim 0.55}$ ； $\text{HfN}_{1.10 \sim 0.74}$ ； $\text{VN}_{1.00 \sim 0.72}$ 。其中氮化物的 $x > 1$ 是由于氮原子体积比C更小，可以占据除八面体以外的四面体间隙。因此， V_4C_3 亦是 MC_x 的结构，其中 $x = 0.75$ 。这种结构亦称为缺位间隙相。

第VI、VII、VIII族的过渡族金属碳化物首先具有六方点阵的 M_2C 及 MC 型，如 W_2C 、

Mo₂C、WC、MoC等。与上述简单立方点阵的间隙相一样,满足 $r_x/r_M < 0.59$ 的条件,其中 r_x 为C或N原子半径; r_M 为过渡族金属的原子半径。从表1已知,间隙相的熔点高,结合力强,热处理时不易溶于奥氏体中参与相变,且相互间能形成连续固溶体。

当 $r_x/r_M > 0.59$ 时,则形成复杂点阵结构的碳化物及氮化物。如复杂六方点阵的 M_7X_3 型,有 Mn_7C_3 、 $Fe_{2-3}C(\epsilon)$ 、 Co_3N 、 Ni_3N 、 Cr_7C_3 等,每个晶胞含56个金属原子和24个C原子,含3%~4%Cr钢中易出现含30%~50%Cr的 $(Cr, Fe)_7C_3$ 相。此外,还可形成复杂立方点阵的 $M_{23}X_6$ 相。如 $Cr_{23}C_6$ 、 $Fe_{16}N_{1-2}(\epsilon)$ 、 $Mn_{23}C_6$ 等,单个晶胞内含92个金属原子和24个C原子。钢中含5%~8%Cr时,即以 $Fe_8Cr_{15}C_6$ 或 $Fe_{12}Cr_{11}C_6$ 的形式出现,钢中W、Mo尚可置换其中Fe、Cr的原子。当W、Mo原子置换量超过8个金属原子时,则可能出现高W、Mo原子的复杂六方点阵 M_6C 相。其单位晶胞中含96个金属原子和16个C原子,其化学式为 Fe_2W_4C 至 Fe_4W_2C 之间变化(或 Fe_2Mo_4C 至 Fe_4Mo_2C),可表示为 $(W, Mo, Fe)_6C$,或称为 η 碳化物。

最不稳定的碳化物是正交晶系点阵(或斜方晶系)的渗碳体 Fe_3C ,单位晶胞含12个Fe原子,4个C原子。每6个Fe原子构成的三角棱柱间有1个C原子。其中Fe原子可以由Mn、Cr、Mo等元素置换而形成合金渗碳体。

由此可见,除合金元素在周期表上的位置影响到形成碳化物或氮化物的点阵结构和组成外,加入钢中合金元素含量的不同,也起很大的影响。例如,Cr可置换 Fe_3C 中Fe原子,当达到渗碳体内含25%Cr时,则以Fe为主的 $(Fe, Cr)_3C$ 将转变为不同点阵结构的碳化铬,其顺序为 $(Fe, Cr)_3C \rightarrow (Fe, Cr)_7C_3 \rightarrow (Fe, Cr)_{23}C_6$ 。当钢中W、Mo溶入碳化物时,则如前所述将有 M_6C 型碳化物转变。 M_2C 型碳化物中溶Cr量可高达75%原子来置换W原子,但MC型碳化物却只是在W、Mo、V、Ti、Zr、Nb之间溶解,对Fe、Cr、Mn的溶解度极小,甚至完全不溶。

1.5 金属间化合物

低、中合金钢中的主要第二相是碳化物及氮化物;但高合金钢及高温合金中,则常见的第二相还有 σ 相, Laves相和 B_3A 密排有序结构相等金属间化合物。这些相呈拓扑密排结构,原子直径大小不同的金属元素以一定比例构成复杂的点阵结构,在奥氏体不锈钢、马氏体时效钢、过渡级沉淀硬化不锈钢及高温合金中起重要作用。

1.6 非金属相

指钢中钢与合金元素生成的不具备金属性或金属性极弱的氧化物、硫化物和硅酸盐。一般列为非金属夹杂。

氧化物性脆,有简单氧化物 FeO 、 MnO 、 TiO_2 、 SiO_2 、 Al_2O_3 、 Cr_2O_3 和复杂尖晶石型氧化物 $MgO \cdot Al_2O_3$ 、 $MnO \cdot Al_2O_3$ 等。氧化物夹杂在轧后,沿加工方向呈破碎链状分布。

硫化物具有高的加工塑性,如 MnS 、 FeS 等,沿加工方向伸长,呈纤维状分布。为防止Fe-FeS低熔点共晶(熔点在985°C以下)^[1]在晶界引起的热脆性,加Mn脱S而得到MnS夹杂的熔点即提高至1650°C以上,是改善热脆性的措施。此外,为提高钢的易削性而加入的高S成分,则构成不可缺乏的钢中组成物。

硅酸盐是钢中成分复杂的一类非金属夹杂物。有与硫化物类似的易变形的 $2\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ 及 $\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$ ，沿加工方向伸长；也有不易变形、沿加工方向链状断续分布的不同配比 FeO 、 SiO_2 和 Al_2O_3 的复合化合物。这是冶炼过程中脱硫去氧工艺所遗留的夹杂物，对塑性、断裂韧性、疲劳性能等均有有害。

2 合金元素对钢的相变过程的影响

2.1 合金元素对铁碳平衡组织的影响

在讨论了合金元素分别对Fe和C的作用后，综合考虑在Fe-C系中合金元素的作用。这主要表现在合金元素对Fe-C平衡图的影响上，碳钢的平衡组织是以Fe-C二元平衡图来表示的。合金钢的平衡组织自然建立在合金元素对Fe-C平衡图的影响上了。

开放及扩大 γ 相区的合金元素Ni、Mn、Cu、N等，如像对Fe的影响一样，使Fe-C状态图的 γ 相区扩大如图1-5(a)所示。含Ni量增

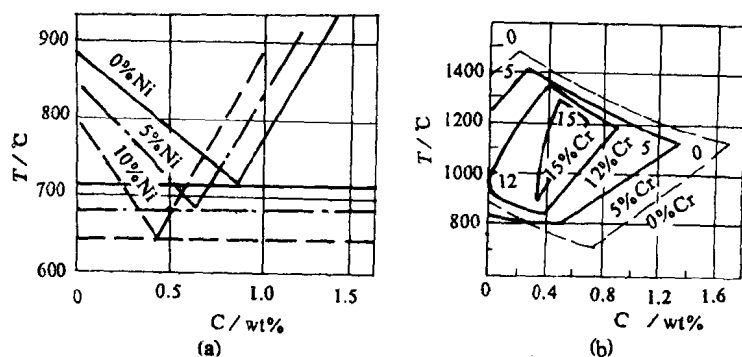


图1-5 Ni、Cr对Fe-C二元状态图的影响

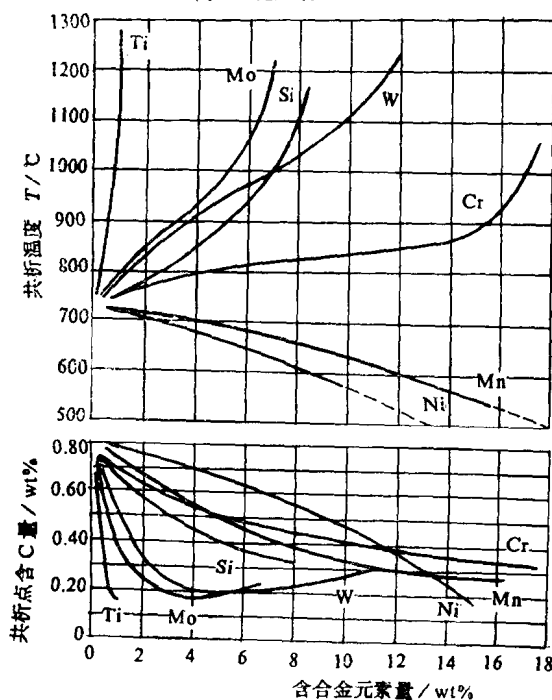


图1-6 合金元素对Fe-C平衡图上S点含C量和共析温度 A_1 的影响

加使 E 、 S 点向左下方移动。图中还表示随含Ni量增加， A_3 与 A_1 点降低， A_4 点是提高的（如图1-1中开放 γ 区元素示意图）。

封闭及缩小 γ 区的元素如Cr、Mo、W、Si、Al、Nb、V、Ti等也像对Fe影响一样，使Fe-C状态图的 γ 区缩小，如图1-5(b)所示。含Cr量增加使 E 、 S 点向左、向上移动，使 A_1 点和 A_3 点提高。Cr的特殊影响是当低于7.5%时， A_3 点是一直降低的，但高于7.5%后则不断提高 A_3 点至19%Cr时 γ 区完全消失，此时含C为0.4%。

合金元素均使钢的共析点含C量减小。影响强烈的次序及对共析点温度(A_1)的影响如图1-6所示。以Ti、Mn、W等降低共析点含碳量最剧烈，相应提高共析温度的作用也最大。

2.2 合金元素对钢相变驱动力的影响

相变驱动力决定于热力学和动力学两大主要因素上。如以钢相变时 γ 相与 α 相之间存在自由能差 $\Delta F_{\gamma-\alpha}$ 为例,当合金元素减小 $\Delta F_{\gamma-\alpha}$ 时,则使相变推动力减小,因而反应相稳定性增加,需更大过冷度推动才发生相变。C、Mn、Cr、Ni等合金元素均使奥氏体转变为马氏体的自由能差降低,相应即降低马氏体点 M_s ;而相反Co、Al等却有提高 $\Delta F_{\gamma-\alpha}$ 的作用,因而使钢的 M_s 点提高。Mo、W等元素对自由能差的影响小,在热力学上对相变驱动力的影响不大。

从动力学上主要决定于钢中合金元素和Fe、C原子的扩散过程,包括自扩散与异扩散的能力。几种钢内常见元素在 α 相和 γ 相中的异扩散和Fe原子自扩散的能力如表1-2所示。

表1-2 几种元素的自扩散与异扩散能力

溶剂	溶质	激活能 Q kJ/mol	扩散常数 D_0 cm ² /s	扩散系数 D_γ cm ² /s	温度范围 °C
γ -Fe	C	135	0.15	1.5×10^{-7}	900~1050
	Fe	269	0.18	2.2×10^{-12}	1060~1390
	Co	364	3.0×10^2	2.4×10^{-12}	1050
	Cr	405	1.8×10^4	5.8×10^{-11}	1050
	Cu	253	3.0	1.5×10^{-10}	800~1200
	Ni	280	0.77	7.7×10^{-13}	930~1050
	P	293	2.83×10	3.6×10^{-12}	1200~1350
	S	202	1.35	1.5×10^{-9}	1200~1350
	W	376	1.0×10^3	1.2×10^{-11}	1050~1250
α -Fe	C	80	6.2×10^{-3}	1.8×10^{-5}	-
	N	76	3.2×10^{-3}	1.6×10^{-6}	-
	Co	226	0.2	2.1×10^{-11}	700~790
	Cr	343	3.0×10^4	-	-
	Ni	258	9.7	2.7×10^{-11}	700~900
	P	230	2.9	2.0×10^{-10}	860~900
	W	293	3.3×10^2	-	-
	Fe	240	0.5	-	700~750

由表中可以看出,置换原子比间隙原子的扩散要慢几个数量级;同一原子在 α 相内扩散比在 γ 相内快。合金元素加入钢中对C、Fe及合金元素的扩散都会发生影响,其中对C的扩散激活能和扩散系数的影响最为重要,因为这是钢相变过程中最活跃的因素。

Cr、Mn、Mo、Ti、Nb等提高C在 γ 相内扩散激活能 Q ,降低扩散系数 D_γ° ;Ni、Co则相反,降低 Q ,提高 D_γ° 。这与碳化物形成元素降低C在 γ 相内活度,而非碳化物形成元素提高C在 γ 相内活度有关。Si在提高C的活度的同时,却降低Fe原子在 γ 相内自扩散能力,因而总的的影响是与Ni、Co相反,提高了钢的 Q ,降低 D_γ° 。碳化物形成元素对Fe原子自扩散有相同的影响。

因为组元的活度 a_i 与原子百分浓度 N_i 间有联系,即 $a_i = \gamma_i N_i$, γ_i 为活度系数。真实扩散系数

$$D_r = D_0 [V^{-1}(\partial a_i / \partial x)]^{-1}$$

V 为相的摩尔体积, D_0 为有效扩散系数。 C 在合金化与未合金化铁中活度系数的比值 γ_c^*/γ_c 为相对活度系数 f_c , 用此表明合金元素对钢中 C 的活度的影响。

比较合金元素对 C 活度的影响, 则其自由能变化为

$$\begin{aligned}\Delta G &= RT \lg(a_c^*/a_c) = RT \lg(\gamma_c^* N_c / \gamma_c N_c) \\ &= RT \lg(\gamma_c^* / \gamma_c) = RT \lg f_c\end{aligned}$$

当 $f_c > 1$ 时, 合金元素使 C 的活度增加; 反之则下降。 f_c 的含义可理解为 C 原子在 γ 相或 α 相中聚集的程度。图1-7为合金元素对 1000°C 下 C 在 γ 相中相对浓度系数 f_c 的影响, 从图中看出 f_c 值随合金元素的克分子浓度增加而线性地变化。

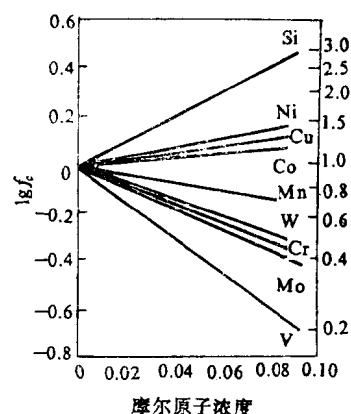


图1-7 合金元素对 1000°C 下 γ 相中 f_c 的影响

2.3 合金元素对奥氏体形成的影响

合金元素对钢加热全过程的影响有以下三方面。

2.3.1 钢的重结晶过程

钢加热第一阶段, 即发生相变重结晶。当加热前组织为无序组织, 即铁素体 + 碳化物时, 加热产生单纯重结晶; 而当原始组织为有序组织, 如马氏体、贝氏体、魏氏组织铁素体等有位向排列的组织时, 则可能以有序机制过渡为奥氏体, 不发生重结晶。奥氏体切变式转变所引起相强化所产生的再结晶, 将在更高的温度下完成。这两种重结晶与钢的合金化程度和加热速度密切相关。

低合金结构钢与工具钢原始组织为铁素体 + 碳化物 (包括铁素体 + 珠光体、珠光体或珠光体 + 渗碳体等不同组织组成物), 加热至临界点以上所发生的相转变与再结晶过程与碳钢基本上相同。只是合金元素影响到新相的形成、扩散、长大的速率而已。

重要的在于原始有序组织加热时所表现出的组织遗传性问题。原苏联 В. Д. Садовский 首先研究了经轧制、锻造、铸造或焊接成型的有序马氏体或贝氏体组织, 加热至高于 A_{c1} 时, 可能形成与其原始晶粒形状、大小、位向相同的奥氏体组织; 即称此为组织遗传性。合金化程度与加热速度对组织遗传的影响如图1-8所示。图中影线部分为出现组织遗传影响的范围, 无线空格区不出现组织遗传现象。当加热速度提高至 1000°C/s 以上, 出现组织遗传。合金化程度高, 组织遗传是不可避免的。如高速钢二次淬火的蔡状断口现象, 马氏体时效钢的粗大晶粒复原均属是。

以 100°C/s 快速加热淬火钢时, 相当于发生类似高合金钢中的马氏体逆转变。而降低加热速度, 则相当于发展回火及正火过程, 原始有序组织的发展得到控制, 出现奥氏体形成的扩散机制, 重结晶生核, 生长细晶奥氏体。使奥氏体晶粒细化的另一途径是在高温奥氏体再结晶区, 因相变和热应力而产生的形变再结晶。若加热速度过低, 也不利于晶粒细化。在 $100 \sim 150^\circ\text{C/min}$ 中速加热时, 马氏体首先分解, 此时将不会有马氏体直接逆转变为奥氏体的粗大晶粒遗传现象。图1-8所示中等合金化程度的钢, 如 20CrNi3A、37CrNi3A 和 30Cr-

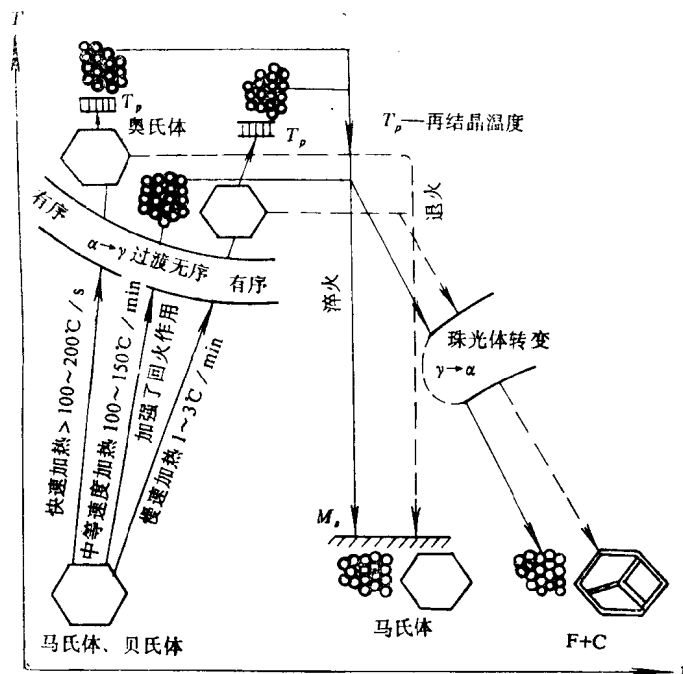


图1-8 钢中合金化程度与加热速度对组织遗传影响示意图

MnSiA钢等，添加Ti、V、Nb进一步合金化，特别在预备热处理曾出现高温过热时，快速加热极易出现组织遗传性。这类钢是可以通过调整加热速度来消除组织遗传性的。同时，快速加热淬火前，很容易通过事先预先热处理，使Cr、W、Mo、V、Ti等碳化物沿马氏体界面析出，起阻碍有序逆转变的作用。

2.3.2 碳化物及氮化物在奥氏体中的溶解

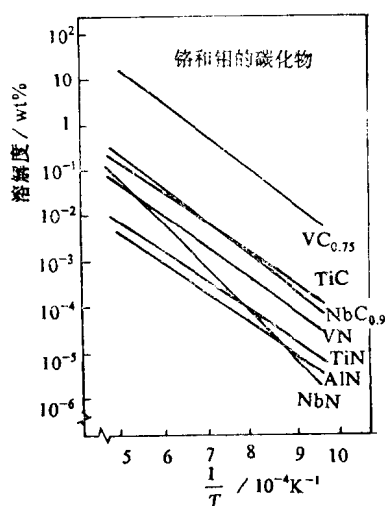


图1-9 奥氏体中部分碳化物和氮化物的溶解度

碳化物及氮化物在加热的奥氏体中溶解的充分程度决定了奥氏体的成分和均匀性。这首先与碳化物、氮化物在平衡状态下的溶解度有关。不同碳化物、氮化物在奥氏体内溶解度与加热温度 T 的关系见图1-9所示。Cr、Mo、V的碳化物具有较大的溶解度，并且，所有碳化物、氮化物的溶解度均随温度的降低而下降。

图1-9中表示强碳化物形成元素V、Ti、Nb，增加碳化物和氮化物的活度系数，阻止其溶入奥氏体；而非碳化物形成元素Si、Ni、Co等，增加了C、N在奥氏体内的活度系数，使扩散加速，促进其溶入奥氏体。这些作用都是在合金元素充分地溶入 γ 相中，才对溶解过程起作用。如果是已沉淀出的碳化物及氮化物，则只有在加热温度和时间达到这些