

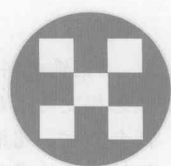
钢铁材料手册下

干勇 田志凌 董瀚 冯涤 王新林 主编

GANGTIE
CAILIAO
SHOUCE



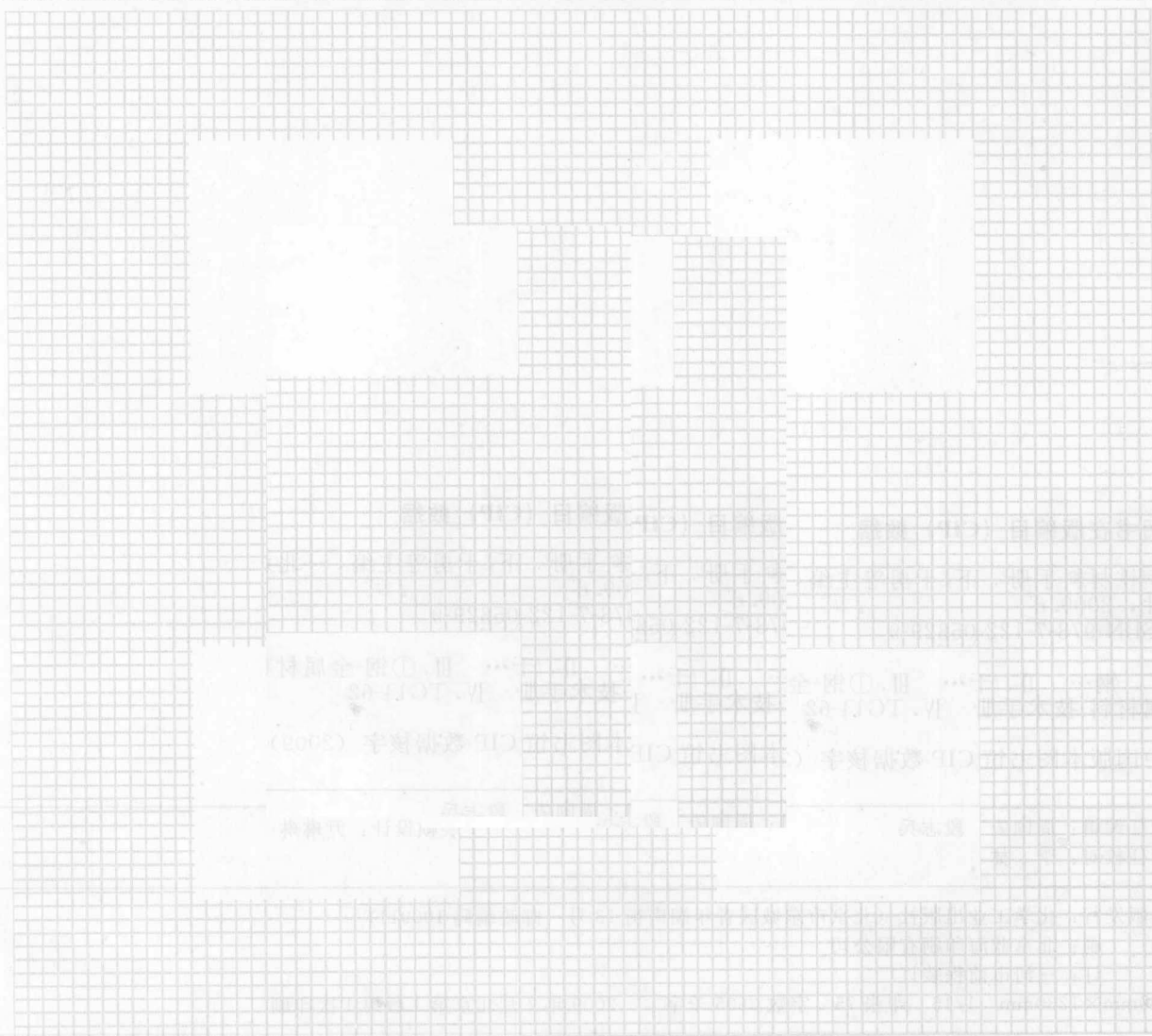
化学工业出版社



钢铁材料手册

[下]

干勇 田志凌 董瀚 冯涤 王新林 主编



化学工业出版社

北京

（此处有模糊文字，可能是地址或电话）

（此处有模糊文字，可能是价格或ISBN）

《钢铁材料手册》是集实用性与先进性于一体的钢铁材料工程工具书。首先介绍了钢铁材料的地位作用、分类、固态相变与微观组织、主要性能以及牌号的表示方法等基础性内容,之后分篇介绍了铁、铸铁与铸钢、非合金钢、低合金钢、超细晶钢、镍基和铁镍基耐蚀合金、电热合金、高温合金、金属功能材料、钢铁焊接材料以及合金钢等钢铁材料的成分、性能、应用特点等等。本书以数据全、标准新、查阅方便为特点,力图将先进的钢铁材料及其加工工艺成形的技术参数、图表及科研成果、实践经验呈献给读者,为广大工程技术人员正确选材,合理用材提供技术依据。

本书是制造业、钢铁材料工程的科技人员,材料科学科研人员、管理人员以及高等院校相关专业师生的“良师益友”。

图书在版编目(CIP)数据

钢铁材料手册. 下/干勇等主编. —北京: 化学工业出版社, 2009. 6
ISBN 978-7-122-05329-9

I. 钢… II. 干… III. ①钢-金属材料-技术手册②铁-金属材料-技术手册 IV. TG14-62

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2009) 第 057711 号

责任编辑: 周国庆 段志兵
责任校对: 李 林

装帧设计: 尹琳琳

出版发行: 化学工业出版社 (北京市东城区青年湖南街 13 号 邮政编码 100011)

印 刷: 北京蓝海印刷有限公司

装 订: 三河市前程装订厂

880mm×1230mm 1/16 印张 75 字数 3605 千字 2009 年 7 月北京第 1 版第 1 次印刷

购书咨询: 010-64518888 (传真: 010-64519686) 售后服务: 010-64518899

网 址: <http://www.cip.com.cn>

凡购买本书, 如有缺损质量问题, 本社销售中心负责调换。

定 价: 210.00 元

版权所有 违者必究

前言

钢铁材料既是传统材料，又是先进材料。以超细组织、高洁净度、高均匀性为特征的新一代钢铁材料，大幅度地提高了钢铁材料的质量和性能。钢铁结构材料的功能化，均质材料的复合化，与环境的协调化，已成为钢铁材料的发展方向。

我国正在进行大规模的经济建设，对钢铁材料的品种、质量和数量均提出了很高的需求。2004年我国的钢产量达2亿7千万吨，约相当于日、美、俄三个产钢大国产量总和，已多年为世界第一产钢大国。在相当长期间内，基础设施建设和制造业的发展，对钢铁材料的需求量仍将保持在高位，这既是挑战又是机遇。钢铁产量的大量增加已给资源、能源供应，交通运输，环境保护带来了巨大压力。钢铁材料的研究、生产和使用部门的共同任务是：提高钢铁材料的质量和性能，延长其使用寿命，降低对资源、能源的消耗和对环境的污染。正确选材，合理用材，提高材料的利用率，已成为广大工程技术人员实际工作中急于要解决的主要问题。

编写本书的目的在于为广大工程技术人员对正确选材，合理用材，以及先进的钢铁材料及其加工工艺成形的技术参数、图表及科研成果、实践经验提供技术依据。

本书分上、下两册，共约500万字。参加编写的主要单位有钢铁研究总院、北京科技大学、清华大学、沈阳铸造研究所、首钢冶金研究院、北京钢丝厂等。干勇、田志凌、董翰、冯涤、王新林任本卷主编。参加各篇编写的人员都是该领域的专家教授，并具有深厚理论知识和丰富的生产实践经验。各篇主编如下。

- | | | |
|------|------------|------------------------|
| 第1篇 | 概论 | 干勇院士 |
| 第2篇 | 钢铁牌号表示方法 | 林慧国教授 |
| 第3篇 | 铁 | 祖荣祥教授 |
| 第4篇 | 铸铁与铸钢 | 陈琦教授 彭兆弟教授 |
| 第5篇 | 非合金钢 | 杨忠民教授 |
| 第6篇 | 低合金钢 | 董瀚教授 雍歧龙教授 刘清友教授 杨才福教授 |
| 第7篇 | 超细晶钢 | 刘正才教授 |
| 第8篇 | 镍基和铁镍基耐蚀合金 | 康喜范教授 |
| 第9篇 | 电热合金 | 唐铝世教授 |
| 第10篇 | 高温合金 | 冯涤教授 |
| 第11篇 | 金属功能材料 | 王新林教授 陈国钧教授 |
| 第12篇 | 钢铁焊接材料 | 田志凌教授 |
| 第13篇 | 合金钢 | 董瀚教授 |

全书力求全面、系统地反映我国钢铁材料的研究开发现状，特别是所取得的最新成果，包括许多首次公布的技术参数。使其成为一部集实用性与先进性于一体的钢铁材料工程工具书。主要供制造业、钢铁材料工程的科技人员使用，也供材料科学科研人员、管理人员和高等院校的师生查阅。

在本书编写过程中，得到有关单位和个人的支持与指导。在本书即将出版之际，全体作者表示衷心的感谢。由于编写时间紧迫和编著水平所限，书中不当之处，恳请指正。

干勇 田志凌 董翰 冯涤 王新林

编辑委员会^①

顾问：师昌绪 严东生 李恒德 何光远 陆燕荪 徐匡迪 李学勇 栾恩杰

王淀佐 朱道本 颜鸣皋 黄培云 周 廉 左铁镛

主任：路甬祥

副主任：李成功（常务） 钟群鹏 干 勇 黄伯云 江东亮 徐滨士 王占国

潘健生 杜善义 胡正寰 柳百成 徐祖耀 陈立泉

总策划：宋天虎 黄远东

总编辑：李骏带

秘书长：黄远东（兼）

委员（按姓氏笔画排列）：

丁 辛	丁传贤	干 勇	于月光	才鸿年	马世宁	马冲先	马济民	马眷荣
马福康	王占国	王务同	王尔德	王永岩	王亚军	王至尧	王克光	王克俭
王高潮	王淀佐	王琦安	王新林	王德志	方禹之	尹志民	邓 炬	左铁钊
左铁镛	石力开	石春山	卢世刚	叶小玲	叶光斗	田志凌	田荣璋	史耀武
冯 涂	冯 稷	冯春祥	宁远涛	邢建东	师昌绪	吕 炎	吕反修	同继锋
曲文生	朱万森	朱如瑾	朱绍华	朱道本	仲维卓	任家烈	华 林	刘 明
刘正才	刘世参	刘占阳	刘邦津	刘作信	刘其贤	刘郁丽	刘治国	刘建章
刘晋春	刘清友	刘献明	齐从谦	闫 洪	江东亮	许祖泽	许祖彦	阳明书
孙 坚	孙加林	杜善义	杨 合	杨 武	杨乃宾	杨才福	杨鸣波	杨忠民
杨晓华	杨海波	杨焕文	杨德仁	李 强	李 晋	李 楠	李长久	李龙土
李成功	李光福	李志刚	李明哲	李明辉	李学勇	李虹霞	李恒德	李贺军
李海军	李骏带	李鹤林	严东生	连克仁	肖亚庆	吴 行	吴 昆	吴 诚
吴永声	吴伟仁	吴性良	吴科如	吴恩熙	吴谊群	吴智华	吴德馨	何光远
何季麟	佟晓辉	邱 勇	邱冠周	邱德仁	余金中	邹广田	汪明朴	沈 真
沈万慈	沈德忠	宋天虎	张 力	张 扬	张 华	张 杰	张 金	张 峥
张子龙	张用宾	张立同	张永俐	张吉龙	张旭初	张佐光	张晋远	张康侯
张道中	张新民	陆燕荪	陈 琦	陈文哲	陈世朴	陈立泉	陈运远	陈志良
陈国钧	陈治明	陈南宁	陈祝年	陈晓慈	陈涌海	陈祥宝	陈超志	林慧国
欧阳世翕	卓尚军	易建宏	罗祥林	罗豪甦	果世驹	周 廉	周伟斌	周国庆
郑有焯	柳玉起	柳百成	胡玉亭	胡正寰	南策文	赵万生	赵有文	赵国群
赵金榜	赵梓森	赵慕岳	钟群鹏	施东成	施剑林	姜不居	姜晚霞	祖荣祥
姚 燕	贺守华	耿 林	聂大钧	贾成厂	顾冬红	夏巨湛	夏志华	俸培宗
徐匡迪	徐廷献	徐建军	徐祖耀	徐家文	徐跃明	徐滨士	殷树言	翁宇庆
郭会光	郭景杰	高瑞萍	栾恩杰	唐仁政	唐汝钧	唐志玉	唐昌世	益小苏
涂善东	黄 勇	黄天佑	黄玉东	黄本立	黄远东	黄伯云	黄校先	黄培云
曹勇家	曹湘洪	龚七一	崔 健	康喜范	梁 齐	梁 军	梁志杰	屠海令
隋同波	韩凤麟	彭艳萍	葛子干	董 瀚	董汉山	董首山	董祖珏	董湘怀
蒋力培	蒋建平	傅绍云	储君浩	谢邦互	谢里阳	谢建新	鄢国强	雷天民
路甬祥	解应龙	解思深	雍歧龙	蔡中义	漆 玄	谭 抚	熊守美	靳常青
樊东黎	黎文献	颜永年	颜鸣皋	潘正安	潘叶金	潘振甦	潘健生	燕 瑛
戴国强								

① 本书是原《中国材料工程大典》其中的一卷。《中国材料工程大典》由中国机械工程学会、中国材料研究学会组织编写，中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会及中国复合材料学会参加组织编写。本编辑委员会即为《中国材料工程大典》编委会。

目 录

第13篇 合金钢	1
第1章 概述	3
1 固溶于铁基体中的合金元素	3
2 合金元素与钢中晶体缺陷的相互作用	6
3 钢中的碳化物	8
4 钢中的氮化物	11
5 钢中的硼化物	12
6 钢中的金属间化合物	12
6.1 σ 相	13
6.2 AB_2 相(拉威斯相)	13
6.3 有序相(AB_2 相)	14
7 钢中的非金属相	15
8 合金元素对铁碳相图的影响	15
8.1 合金元素对钢临界点的影响	15
8.2 Fe-C-M三元系	16
9 合金元素对钢在加热时转变的影响	16
9.1 合金元素对奥氏体形成的影响	16
9.2 合金元素对奥氏体成分均匀化的影响	17
9.3 合金元素对奥氏体晶粒长大的影响	17
10 合金元素对过冷奥氏体转变的影响	18
10.1 合金元素对奥氏体转变的主要影响规律	18
10.2 合金元素对珠光体转变的影响	18
10.3 合金元素对贝氏体转变的影响	21
10.4 合金元素对马氏体转变的影响	21
11 合金元素对淬火钢回火时转变的影响	22
11.1 合金元素对马氏体分解的影响	22
11.2 合金元素对回火时残余奥氏体转变的影响	22
11.3 合金元素对碳化物析出的影响	22
11.4 合金元素对金属间化合物沉淀的影响	24
第2章 合金结构钢	25
1 合金结构钢的主要性能特征和合金元素的主要作用	26
1.1 合金结构钢的淬透性	26
1.2 合金元素对淬火钢回火转变的影响	30
1.3 合金元素和杂质元素对淬火回火后钢的力学性能的影响	31
2 调质钢	32
2.1 调质钢的合金化	33
2.2 调质钢的力学性能和合金元素的影响	33
2.3 调质钢的分类	35
2.4 常用调质钢	35
3 渗碳钢	95
3.1 对渗碳钢的性能要求	95
3.2 渗碳钢的合金化	95
3.3 常用渗碳钢	98
3.4 渗碳钢选材原则	144
3.5 失效分析	144
4 渗氮钢	144
4.1 渗氮钢的合金化	144
4.2 常用氮化钢	146

4.3 渗氮钢工艺实践	152
5 微合金非调质钢	153
5.1 非调质钢的分类	153
5.2 非调质钢的特点	154
5.3 非调质钢的合金化	155
5.4 常用非调质钢	158
第3章 合金弹簧钢	169
1 弹簧钢的种类	169
2 低合金弹簧钢的主要合金元素和合金系	170
2.1 低合金弹簧钢的主要合金元素及其作用	170
2.2 低合金弹簧钢的主要合金系	172
3 质量及性能要求	173
3.1 对弹簧钢的质量要求	173
3.2 弹簧钢性能要求	174
4 弹簧钢选择应用	174
4.1 钢材选用	174
4.2 钢号选用	181
5 弹簧钢热处理	183
5.1 制簧后低温回火	183
5.2 制簧后淬火和中温回火	183
5.3 其他形式热处理	183
5.4 注意事项	183
6 主要钢号介绍	184
6.1 65	184
6.2 70	185
6.3 85	185
6.4 65Mn	186
6.5 55Si2Mn	187
6.6 60Si2Mn, 60Si2MnA	188
6.7 55CrMnA, 60CrMnA	189
6.8 60Si2CrA, 60Si2CrVA	190
6.9 55CrSiA	190
6.10 50CrVA	190
6.11 60CrMnMoA	192
6.12 30W4Cr2VA	192
6.13 含硼钢	193
6.14 55SiMnMoV(非标准钢号)	194
6.15 55SiMnMoVNb(非标准钢号)	195
6.16 45CrMoV(非标准钢号)	196
6.17 3Cr13, 4Cr13	197
6.18 1Cr18Ni9(Ti)	198
6.19 弹簧钢各钢号的主要性能、特点及用途	199
7 最新发展	200
7.1 提高设计应力	200
7.2 化学成分及合金系列的变化	200
7.3 钢材品种	202
7.4 生产工艺	202
8 国内外弹簧钢钢号对照	203
9 国外常用簧钢钢号	210
第4章 滚动轴承钢	214
1 合金元素在轴承钢中的作用及冶金质量对轴承钢性能的影响	221
1.1 合金元素在轴承钢中的作用	222

1.2 微量元素对轴承钢的影响	223	2.3 退火组织	370
1.3 轴承钢的冶金质量及其对轴承钢性能的影响	226	2.4 淬火组织	371
2 轴承钢的冶炼与压力加工	233	2.5 回火组织	372
2.1 轴承钢的冶炼与浇铸	233	3 通用高速钢	373
2.2 轴承钢的压力加工	240	3.1 W18Cr4V (T1)	373
3 轴承钢的热处理和表面热处理	245	3.2 W6Mo5Cr4V2 (M2)	375
3.1 轴承钢的热处理	245	3.3 W9Mo3Cr4V (W9)	376
3.2 轴承钢的表面热处理	257	3.4 W2Mo9Cr4V (M1)	378
4 常用轴承钢钢号、化学成分、性能特点及用途	259	3.5 W2Mo9Cr4V2 (M7)	379
4.1 高碳铬轴承钢 (全淬透型轴承钢)	259	3.6 W14Cr4VMnRE (W14RE)	379
4.2 渗碳轴承钢 (表面硬化型轴承钢) 和高温渗碳轴承钢	268	3.7 W7Mo4Cr4V (W7)	380
4.3 不锈钢轴承钢 9Cr18 和 9Cr18Mo	278	4 特种高速钢	382
4.4 高温轴承钢	280	4.1 含钴高速钢	382
4.5 无磁轴承钢 70Mn15Cr2Al3WMoV2	289	4.2 高钒高速钢	383
第5章 合金工具钢	296	4.3 含钴和高钒钢的应用	385
1 合金元素在模具钢中的作用	299	4.4 超硬高速钢	385
1.1 钢中的相	299	4.5 我国研制的特种高速钢	388
1.2 合金元素对钢的组织 and 性能的影响	302	4.6 M35、M42 和 M2Al	393
2 模具钢的生产	305	5 粉末高速钢	396
2.1 模具钢的电弧炉冶炼技术	305	5.1 粉末高速钢的特性	396
2.2 电渣重熔 (ESR) 工艺生产模具钢	307	5.2 法国 ERASTEEL 公司的粉末高速钢	396
2.3 粉末冶金模具钢	308	5.3 美国 CRUCIBLE (坩埚) 公司粉末高速钢	398
2.4 合金模具钢热加工	308	5.4 奥地利 B&HLER (伯乐) 公司粉末高速钢	398
2.5 模具钢的退火	310	5.5 日本日立金属公司的粉末高速钢	399
2.6 提高工模具钢质量水平及消除钢材缺陷的主要措施	310	5.6 日本神户钢铁公司的粉末高速钢	399
3 模具钢的热处理与表面处理	313	6 低合金高速钢	399
3.1 模具钢的热处理	313	6.1 W4Mo3Cr4VSi (W4)	400
3.2 模具钢的表面处理	314	6.2 W3Mo2Cr4VSi (W3)	401
4 常用合金模具钢的性能与应用	315	6.3 W2Mo5Cr4V (D950)	401
4.1 冷作模具钢	315	6.4 WMo4Cr4V2Si (Vasco Dyne)	402
4.2 热作模具钢	338	6.5 Mo4Cr4V (M50)	402
4.3 合金塑料模具钢	349	6.6 W9Cr4V2 (W9V2)	402
5 模具钢的选择与应用	352	7 高速钢的生产工艺和质量	404
5.1 模具钢的分类	352	7.1 高速钢的冶炼和浇注	404
5.2 模具钢选择的基本原则	352	7.2 热加工	405
5.3 模具钢的选用实例	356	7.3 精整与深加工	405
第6章 高速工具钢	360	8 高速钢的热处理	406
1 合金元素在钢中的作用	363	8.1 退火	406
1.1 C 的作用	363	8.2 淬火	406
1.2 W 的作用	365	8.3 回火	408
1.3 Mo 的作用	365	8.4 冷处理和深冷处理	409
1.4 V 的作用	365	8.5 表面强化处理	409
1.5 Cr 的作用	366	9 国外高速钢标准的钢号和化学成分	413
1.6 Nb、Ti、Zr 和 Hf 等元素的作用	366	10 热处理加热用盐浴的成分、配比、特点和用途	416
1.7 Co 的作用	366	第7章 不锈钢	419
1.8 Al 的作用	367	1 不锈钢中的合金元素及其作用	425
1.9 Si 的作用	367	1.1 不锈钢中的铬及其作用	425
1.10 P 的作用	367	1.2 不锈钢中的镍及其作用	432
1.11 S 的作用	367	1.3 不锈钢中的钼及其作用	440
1.12 Mn 的作用	367	1.4 不锈钢中的铜及其作用	445
1.13 稀土元素的作用	367	1.5 不锈钢中的锰及其作用	451
1.14 N 的作用	367	1.6 不锈钢中的氮及其作用	453
2 高速钢的组织及其转变	368	1.7 不锈钢中的碳及其作用	461
2.1 铸态组织	368	1.8 不锈钢中的钛和铌及其作用	466
2.2 碳化物	369	1.9 不锈钢中的硅及其作用	470
		1.10 不锈钢中的铝及其作用	471
		1.11 不锈钢中的钒及其作用	472
		1.12 不锈钢中的钨及其作用	473

1.13 不锈钢中的钴及其作用	474	3.8 20Cr3MoWV (ЭИ415)	946
1.14 不锈钢中的硼及其作用	474	3.9 3Cr13	951
1.15 不锈钢中的硫	474	3.10 2Cr12WMoVNB (18X12BMBЮ, ЭИ993)	956
1.16 不锈钢中的磷	474	3.11 Refractaloy—26 (R—26)	957
2 各类不锈钢的特点及典型牌号的性能	477	3.12 GH145 (Incinelx—750)	959
2.1 奥氏体不锈钢	477	4 炉用耐热钢	962
2.2 铁素体不锈钢	577	4.1 1Cr5Mo (15X5M、T5)	962
2.3 马氏体不锈钢	598	4.2 1Cr6Si2Mo (T5b、P5b)	963
2.4 双相不锈钢 ($\alpha + \gamma$)	622	4.3 2Mn18Al5SiMoTi	967
2.5 沉淀硬化不锈钢	650	4.4 3Cr18Mn12Si2N	969
3 不锈钢的切削加工	652	4.5 2Cr20Mn9Ni2Si2N (101)	970
4 不锈钢的应用和选择	658	4.6 1Cr20Ni14Si2 (X20CrNiSi2012、20X20H14C2)	972
4.1 不锈钢的应用概况	658	4.7 1Cr25Ni20Si2	973
4.2 不锈钢的合理选择	676	4.8 3Cr24Ni7SiNRE	974
第8章 耐热钢	686	5 耐热铸钢	976
1 锅炉用耐热钢	705	5.1 ZG20CrMo (ZG22CrMo)	976
1.1 12CrMoG (12MX)	705	5.2 ZG1Cr11Ni2WMoV	977
1.2 15CrMog	710	5.3 ZG1Cr18Ni9Ti	978
1.3 12Cr1MoVg、12X1MΦ、12VMoCr10	723	5.4 ZG4Cr25Ni20Si2	979
1.4 12Cr2Mog (10CrMo910、STBA24、STPA24、T22、P22、15313)	738	5.5 ZG4Cr28Ni48W5Si2	980
1.5 12Cr2MoWVTiB (102)	748	6 气阀钢及合金	981
1.6 12Cr3MoVSiTiB (Π11)	760	6.1 4Cr9Si2	981
1.7 12MoVWBSiXt (无铬8号)	766	6.2 4Cr10Si2Mo (ЭИ107)	983
1.8 10Cr5MoWVTiB (G106)	770	6.3 8Cr20Si2Ni (XB)	983
1.9 10Cr9Mo1VNb (T91、P91)、X20CrMoVNB91	772	6.4 5Cr21Mn9Ni4N (21-4N)	984
1.10 1Cr18Ni9 (12X18H9、302、SUS302)	782	6.5 4Cr14Ni14W2Mo (ЭИ69Я)	985
1.11 1Cr18Ni9Ti (12X18H10T、17246)	785	6.6 3Cr20Ni10Mn9WMoNbBN (LF)	988
1.12 0Cr18Ni11Ti (TP321H、12X18H12T、17248)	790	6.7 2Cr21Ni12N (21-12N)	989
1.13 1Cr19Ni9 (0Cr19Ni9、TP304H)	794	6.8 GH80A	989
1.14 1Cr19Ni11Nb (0Cr18Ni11Nb、TP347、SUS347TB、OX18H12B)	801	第9章 耐磨钢	993
1.15 0Cr17Ni12Mo2 (TP316H)	808	1 高锰钢	994
2 叶片涡轮耐热钢	812	1.1 高锰钢常用钢号的化学成分、性能特点及用途	994
2.1 1Cr11MoV (15X11MΦ)	812	1.2 高锰钢的成形与加工	997
2.2 1Cr12、1Cr13Mo、2Cr12MoVNBn、0Cr13	813	1.3 高锰钢的热处理与表面处理	997
2.3 1Cr12Mo	817	1.4 高锰钢钢号选择原则、注意事项及选用举例	998
2.4 1Cr12WMoV、15X12BHMΦ (ЭИ802)	822	2 非合金(碳素)钢的耐磨性能	1000
2.5 1Cr11Ni2W2MoV	828	2.1 非合金(碳素)钢的抗磨料磨损性能	1000
2.6 2Cr12NiMoWV (C-422)	833	2.2 非合金(碳素)钢的抗黏着磨损性能	1001
2.7 1Cr12Ni2WMoVNB (GX-8)	845	2.3 非合金(碳素)钢的抗冲蚀磨损性能	1002
2.8 GH2036 (GH36、ЭИ481)	853	2.4 石墨耐磨钢	1003
2.9 GH2696 (GH696、ЭИ696M)	862	2.5 非合金(碳素)耐磨钢的钢号、加工及用途	1003
2.10 1Cr13 (12X13、X10Cr13)	872	3 耐磨合金铸铁	1003
2.11 2Cr13	882	3.1 减摩铸铁	1003
2.12 0Cr14Ni40W4Mo2Ti3Al2BZr (GH2302)	893	3.2 低、中合金白口铸铁及镍硬铸铁	1004
2.13 GH2132 (A286)	894	3.3 高铬白口铸铁	1007
2.14 1Cr15Ni36W3Ti (XH35BT、ЭИ612)	908	3.4 耐磨球墨铸铁	1010
2.15 0Cr15Ni35W3Ti3AlB (XH35BTЮ、ЭИ787)	909	3.5 铸铁磨球的国家标准	1011
2.16 0Cr17Ni4Cu4Nb (17-4PH)	911	4 耐磨合金钢	1011
3 紧固件、转子、弹簧用耐热钢	918	4.1 合金元素的作用	1011
3.1 35CrMo	918	4.2 钢的化学成分、性能特点及用途	1012
3.2 35CrMoV (35CrMoVA)	921	5 耐磨钢(铁)的表面强化	1015
3.3 30Cr1Mo1V	922	5.1 渗碳、碳氮共渗、渗氮	1015
3.4 20Cr1Mo1VNBtiB	926	5.2 渗硼	1016
3.5 30Cr2MoV (27Cr2MoV、P2)	929	5.3 渗硫	1016
3.6 25Cr2Mo1V	938	5.4 渗金属	1016
3.7 25Cr2NiMoV	940		

5.5 热喷涂(喷焊)和堆焊	1017	性能及用途	1071
5.6 气相沉积和离子注入	1017	4.1 1Cr17Ni2	1071
5.7 电刷镀	1018	4.2 1Cr12Ni3Mo2V	1074
5.8 双金属复合材料及铸渗	1018	4.3 1Cr10Co6MoVNb	1077
6 正确认识、合理选择钢铁耐磨材料	1019	4.4 00Cr13Ni5Mo	1079
第10章 易切削钢	1020	4.5 0Cr18.5Ni9.5Mn3.5P	1081
10.1 易切削元素	1021	4.6 0Cr17Ni7Al	1083
1.1 硫	1021	4.7 0Cr15Ni7Mo2Al	1087
1.2 铅	1022	4.8 0Cr16Ni6	1091
1.3 钙	1022	4.9 0Cr12Mn5Ni4Mo3Al	1096
1.4 磷	1022	4.10 0Cr15Ni7Ti	1102
1.5 硒和碲	1022	4.11 3Cr12Mn18Mo3VB	1105
1.6 其他元素	1023	4.12 1Cr14.5Co13.5Mo5V	1107
10.2 易切削钢钢号、性能及用途	1023	4.13 1Cr16.5Ni4.5Mo3N	1111
2.1 易切削钢种类	1023	4.14 0Cr17Ni4Cu4Nb	1115
2.2 主要易切削钢钢号的性能及应用	1024	4.15 0Cr15Ni5Cu3Nb	1118
10.3 易切削钢的最近发展	1034	4.16 0Cr14Ni8Mo2Al	1119
3.1 低铅和无铅易切削钢	1034	4.17 0Cr13Ni8Mo2Al	1121
3.2 改变钢中夹杂物形态、尺寸,改善被切削性能	1035	4.18 00Cr12Ni8Cu2AlNb	1122
3.3 新工艺、新钢号	1035	5 高强度不锈钢的选择原则、注意事项及选材举例	1124
10.4 材料被切削性能的评定方法	1036	5.1 高强度不锈钢的选择原则	1124
10.5 易切削钢钢号	1037	5.2 高强度不锈钢选择的注意事项	1126
第11章 超高强度钢	1038	5.3 高强度不锈钢的具体用途	1127
11.1 低合金超高强度钢	1038	第13章 低温钢	1128
1.1 合金元素的作用	1038	1 合金化及合金元素的作用	1128
1.2 几种最常使用的低合金超高强度钢	1039	2 分类	1129
1.3 钢的制备工艺	1040	2.1 低碳铝镇静钢	1129
1.4 常用低合金超高强度钢的化学成分及性能	1040	2.2 低温高强度钢	1129
11.2 二次硬化钢	1049	2.3 镍系低温钢	1130
2.1 合金元素的作用	1049	2.4 奥氏体不锈钢	1130
2.2 高Co-Ni二次硬化马氏体钢显微组织的特点	1050	3 性能	1130
2.3 冶炼及工艺性能	1050	4 应用	1131
2.4 常用二次硬化钢的化学成分及性能	1050	5 展望	1131
3 马氏体时效钢	1052	第14章 无磁钢	1132
3.1 合金元素的作用	1053	1 影响无磁钢奥氏体稳定性的因素	1132
3.2 钢中的相	1053	1.1 合金元素的作用	1132
3.3 热处理	1053	1.2 热处理和塑性变形对奥氏体稳定性的影响	1133
3.4 生产工艺及工艺性能	1054	1.3 低温对奥氏体稳定性的影响	1133
3.5 马氏体时效钢的应用	1054	2 无磁钢的分类、生产工艺、性能特点和用途	1134
3.6 常用马氏体时效钢的化学成分及性能	1054	2.1 非不锈钢的无磁钢	1134
第12章 高强度不锈钢	1058	2.2 无磁不锈钢及无磁不锈钢耐蚀合金	1137
12.1 合金元素在不锈钢中的作用	1061	第15章 钎钢	1146
1.1 合金元素在冷作硬化不锈钢中的作用	1061	1 整体钎杆、锥形钎杆用钢	1146
1.2 合金元素在马氏体不锈钢中的作用	1061	1.1 55SiMnMo	1147
1.3 合金元素在沉淀硬化不锈钢中的作用	1062	1.2 95CrMo	1147
1.4 合金元素在时效不锈钢中的作用	1063	1.3 95Cr	1148
1.5 相变诱导塑性不锈钢	1064	1.4 55Si2Mn	1149
12.2 高强度不锈钢的成形和加工	1064	1.5 38CrNi3Mo	1150
2.1 高强度不锈钢的热加工	1064	1.6 38CrSiV	1152
2.2 高强度不锈钢的冷成形	1065	1.7 40SiMnCrNiMoA (Z708)	1153
2.3 高强度不锈钢的切削加工	1065	1.8 24SiMnNi2CrMoA ~ 27SiMnNi2CrMoA 钢 (FF710)	1154
2.4 高强度不锈钢的焊接	1066	1.9 国内外整体钎杆、锥形钎杆常用钢种	1156
12.3 高强度不锈钢的热处理与表面处理	1067	2 螺纹钎杆(钻车钎杆)用钢	1157
3.1 高强度不锈钢的热处理	1067	2.1 35SiMnMoV	1157
3.2 高强度不锈钢的表面热处理	1071		
12.4 常用高强度不锈钢的化学成分、			

2.2	30CrNi3Mo (34CrNi3Mo)	1159	4	连接套用钢	1167
2.3	40SiMnCrMoVA	1160	4.1	20CrMnTi	1168
2.4	30SiMnCrNi2MoVNbA (NV-100)	1161	4.2	20MnVB	1169
2.5	30CrMnSiNi2MoA	1161	5	钎尾用钢	1171
2.6	国内外螺纹钎杆常用钢种	1162	5.1	18Cr2Ni4WA	1171
2.7	其他钢种	1162	5.2	30CrMnSiNi2A	1173
3	钎头用钢	1163	5.3	25SiMnMoVA	1175
3.1	40MnMoV	1164	6	其他钎具用钢	1177
3.2	35CrMoV	1164	6.1	镐钎用钢	1177
3.3	45CrNiMoVA	1165	6.2	全钢钎头	1177
3.4	Q45NiCr1Mo1VA	1166	参考文献		1178
3.5	其他	1167			

第 13 篇

合 金 钢

■ 主 编 董 瀚

■ 编 写 董 瀚 章守华 雍歧龙 惠卫军 祖荣祥
魏果能 马党参 陈再枝 罗 迪 康喜范
刘正东 程世长 朱维翰 苏 杰 王维明
丁雅莉 刘宪民 刘树勋 刘 蕤 杨志勇
梁剑雄 宋为顺 张永权 张英健 胡 铭

第1章 概述

铁是金属中应用最为广泛的元素，以铁为基的 Fe-C 合金是工业中应用最为广泛的合金。在铁和非合金钢中加入合金元素能明显改变其性能，合适的合金化并通过合适的工艺配合可使合金元素的有益作用充分发挥，使钢铁材料得到其原来所不具备的、优良的或特殊的性能，如很多合金钢具有较好的强度和韧性的配合；有的合金钢在低温下具有良好的低温韧性；有的合金钢在高温下具有较高的硬度、强度及抗氧化性；有的合金钢在腐蚀介质中具有良好的耐蚀性；有的合金钢具有良好的工艺性能如热塑性、冷变形性、淬透性及可焊性等。这些性能的获得主要是由于合金元素的加入改变了钢铁材料的内部组织结构的缘故。合金元素加入钢中，产生了异类原子之间的相互作用，如合金元素与铁、碳及合金元素之间的相互作用，由此改变了钢中各组成相的相对稳定性，并产生了许多稳定的亚稳定的新相，从而改变了原有的组织或形成新的组织，获得新的性能或改善原有性能。

人们一般把有意添加并使钢材性能发生有益变化的元素称之为合金元素，而把非有意添加的并使钢材性能发生不利变化的元素称之为杂质元素。然而，任何非铁元素加入钢中均会使钢的性能发生变化，在一定的添加量和一定的工艺条件下这种变化可能是有益于某种性能的，但添加量超过一定的范围或工艺条件的变化也会对该性能产生不利影响；某种元素的加入可能对钢材的某一性能有益而对另一性能不利。因此，我们认为，并没有必要区分合金元素及杂质元素，关键的问题是了解和掌握元素加入钢中后对钢的特定性能的影响规律，并利用这种规律进行合理的控制就可使钢的性能朝人们所希望的方向变化。只要控制得当，传统意义的杂质元素也会变成有益的合金元素，如硫在大多数钢中被认为是杂质元素，但在电工钢中却具有抑制晶粒长大的作用而被称之为晶粒抑制剂，在易切削钢中由于明显改善钢的可切削性而成为重要的合金元素，近年来在采用 CSP 工艺生产的低碳钢中显示出良好的作用；铜由于会导致热脆因而在很多钢中被认为是杂质元素，但在抗大气腐蚀钢中却是重要的合金元素。随着钢铁材料科学与工程技术的不断发展，很多传统意义的杂质元素成为合金元素，而一些原来很难应用的元素（如钙、镁等）也可加入钢中而成为合金元素，合金钢的范围和种类将不断扩大。

合金元素与铁、碳及合金元素之间的相互作用是合金内部相、组织结构变化的基础。而这些元素之间在原子结构、原子尺寸及晶体点阵之间的差异，则是产生这种作用的根源。目前钢中常用的合金元素有十几个，分属于元素周期表中不同周期。

第2周期：B、C、N；

第3周期：Al、Si、P、S；

第4周期：Ti、V、Cr、Mn、Co、Ni、Cu；

第5周期：Y、Zr、Nb、Mo；

第6周期：La 族 (RE)、Ta、W。

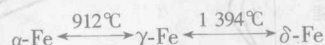
合金元素在钢中主要以固溶于铁基固体中和形成各种第二相（包括单质第二相如铜、石墨等，碳化物如 Fe_3C 、VC、 Cr_{23}C_6 、 Mo_2C 等，氮化物如 Fe_4N 、AlN、TiN 等，硼化物如 Fe_2B 、FeB 等，硫化物如 MnS 、 $\text{Ti}_2\text{S}_2\text{C}_2$ 等，氧化物如 FeO 、 Al_2O_3 、 $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 等，金属间化合物如 Ni_3Al 、FeV、NbFe₃ 等）的形式存在，不同的存在形式所导致的作用效果具有相当大的差别，必须分别加以讨论和分析。

概述

1 固溶于铁基体中的合金元素

合金元素加入钢中后，均或多或少地会固溶于铁基体中而形成铁基固溶体，随着测试精度的不断提高，发现原来一直认为完全不会固溶于铁基体中的元素也具有一定的固溶度。固溶的合金元素将对铁基体的相对稳定性产生一定的影响，从而改变铁的平衡相图。

众所周知，铁在加热和冷却过程中将发生如下的固态多型性相变：



合金元素加入钢中后对 $\alpha\text{-Fe}$ 、 $\gamma\text{-Fe}$ 和 $\delta\text{-Fe}$ 的相对稳定性及多型性固态相变温度 A_3 和 A_4 均有极大的影响。对于那些在 $\gamma\text{-Fe}$ 中有较大的溶解度，并稳定 $\gamma\text{-Fe}$ 而使 $\gamma\text{-Fe}$ 存在的温度范围扩大的合金元素，一般称为奥氏体形成元素；而对在 $\alpha\text{-Fe}$ 中有较大的溶解度，使 $\gamma\text{-Fe}$ 不稳定而使 $\gamma\text{-Fe}$ 存在的温度范围缩小的合金元素，则称为铁素体形成元素。它们对铁的多型性固态相变的影响特点如下：

1) 使 A_3 温度降低， A_4 温度升高的合金元素被称为扩大 γ 相区的奥氏体形成元素，它包括以下两种情况。

开启 γ 相区：这类元素主要有锰、钴和镍 3 种，它们在 $\gamma\text{-Fe}$ 中可以无限固溶，因而使 γ 相区存在的温度范围显著变宽，使 δ 相区和 α 相区明显缩小，当固溶度较大时甚至在室温也仍可使钢保持为单相奥氏体。这些奥氏体形成元素如镍，本身就具有面心立方点阵；而锰和钴的多型体固态相变晶型中，在一定温度范围内存在着面心立方点阵。这种类型的相图如图 13.1-1 所示。但需注意钴的特殊性，它开启 γ 相区，但却使 A_3 温度升高，这使钴产生了一些反常的行为。

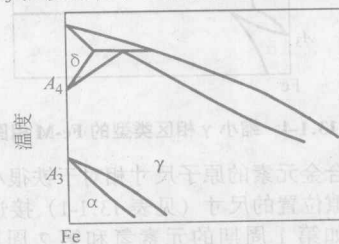
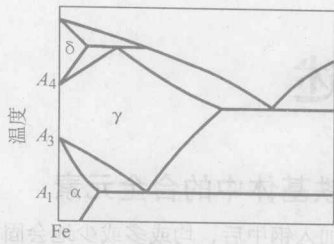
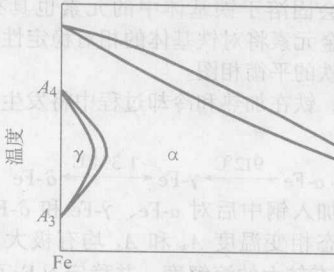


图 13.1-1 开启 γ 相区类型的 Fe-M 相图

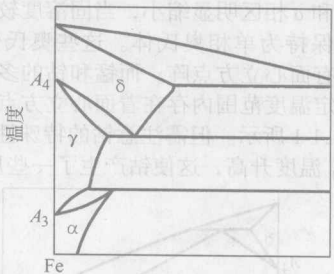
扩大 γ 相区：这类元素主要有碳、氮、铜、金、锌等，它们虽然使 γ 相区扩大，但在 $\gamma\text{-Fe}$ 中是有限溶解的，碳和氮与铁形成间隙固溶体，铜、金、锌则形成置换固溶体，当合金元素含量超过溶解度限时，则将出现石墨、 ϵ -铜等单质相或 Fe_3C 、 Fe_4N 等化合物相。同时，在低于 A_3 温度的某一温度 A_1 将发生 $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$ （或 Fe_4N 、石墨、 ϵ -铜等）的共析相变。显然，由于共析相变的特点， A_1 温度下这些元素在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的固溶度将小于在 $\gamma\text{-Fe}$ 中的固溶度，这种类型的相图如 13.1-2 所示。

2) 使 A_3 温度升高， A_4 温度降低的合金元素被称为缩小 γ 相区的铁素体形成元素，它也包括两种情况。

封闭 γ 相区：这类元素使 A_3 点温度升高， A_4 点温度下降，在一定质量分数时 A_3 、 A_4 点汇合，使得 γ 相区为 α 相区所封闭，在相图上形成 γ 相圈，如图 13.1-3 所示。属于这类元素的有钒、铬、钛、钼、钨、铝、硅、磷、锡、锑、铈等。其中钒和铬在 $\alpha\text{-Fe}$ 中可以无限固溶，其余元素在 $\alpha\text{-Fe}$ 中有限固溶。

图 13.1-2 扩大 γ 相区类型的 Fe-M 相图图 13.1-3 封闭 γ 相区类型的 Fe-M 相图

缩小 γ 相区：这类元素与封闭 γ 相区元素相似，但由于出现了金属间化合物，破坏了 γ 圈的完整性，使得 α -Fe 相区与 δ -Fe 相区被分割开，同时高于 A_3 温度的某一温度将发生 γ -Fe + 金属间化合物 $\rightarrow \alpha$ -Fe 的包析相变。显然，由于包析相变的特点，在该包析相变温度下，这些元素在 α -Fe 中的固溶度将大于在 γ -Fe 中的固溶度。这类元素有硼、锆、铌、钽、硫、铈等。这种类型的相图如 13.1-4 所示。

图 13.1-4 缩小 γ 相区类型的 Fe-M 相图

当固溶的合金元素的原子尺寸相对于铁很小，而与铁晶体结构中的间隙位置的尺寸（见表 13.1-1）接近时，将形成间隙固溶体，如第 1 周期的元素氢和第 2 周期的元素碳、氮、氧、硼等。但元素硼较为特殊，其原子尺寸相对较大（见表 13.1-2），故在铁基体中有可能形成间隙固溶体但也有可能形成置换固溶体。显然，由于间隙位置有限，因而间隙固溶体必然只能是有限固溶的。

表 13.1-1 铁晶体结构中的间隙位置

晶体结构	原子半径/nm	八面体间隙		四面体间隙	
		单胞中间隙位置数目	间隙半径/nm	单胞中间隙位置数目	间隙半径/nm
γ -Fe (fcc, 1 148℃)	0.129 58	4	0.053 67	8	0.029 12
α -Fe (bcc, 727℃)	0.125 30	6	0.019 38	12	0.036 46

表 13.1-2 铁基体中主要间隙固溶元素的原子半径 nm

H	B	C	N	O
0.046	0.097	0.077	0.071	0.060

间隙固溶元素在钢中的固溶度主要受间隙固溶后产生的晶格畸变能所制约，由表 13.1-1 可看出， γ -Fe 点阵结构中的八面体间隙比 α -Fe 点阵结构中的间隙位置的尺寸明显要大，因而各种间隙固溶元素在 γ -Fe 中的固溶度明显大于在 α -Fe 中的固溶度；而从表 13.1-2 可看出，在硼、碳、氮 3 个元素中，氮在铁基体中应具有最大的固溶度，碳次之，硼最小。很多研究者通过热力学计算和试验研究得到了各种间隙固溶元素在钢中的溶度积公式如下：

$$\lg[C]_{\alpha} = 2.38 - 4040/T \quad (\text{Fe}_3\text{C 在 } \alpha \text{ 铁中}) \quad (13.1-1)$$

$$\lg[C]_{\gamma} = 1.36 - 1480/T \quad (\text{Fe}_3\text{C 在 } \gamma \text{ 铁中}) \quad (13.1-2)$$

$$\lg[C]_{\alpha} = 3.60 - 4660/T \quad (\chi \text{ 碳化物 } \text{Fe}_{2.2}\text{C 在 } \alpha \text{ 铁中}, 473 \sim 623 \text{ K}) \quad (13.1-3)$$

$$\lg[C]_{\alpha} = 0.06 - 1335/T \quad (\epsilon \text{ 碳化物 } \text{Fe}_{2.4}\text{C 在 } \alpha \text{ 铁中}) \quad (13.1-4)$$

$$\lg[C]_{\alpha} = 3.81 - 5550/T \quad (\text{石墨在 } \alpha \text{ 铁中}, 573 \sim 1011 \text{ K}) \quad (13.1-5)$$

$$\lg[C]_{\gamma} = 1.50 - 1680/T \quad (\text{石墨在 } \gamma \text{ 铁中}, 1011 \sim 1427 \text{ K}) \quad (13.1-6)$$

$$\lg[N]_{\alpha} = 1.090 - 1813/T \quad (\text{Fe}_4\text{N 在 } \alpha \text{ 铁中}, 368 \sim 863 \text{ K}) \quad (13.1-7)$$

$$\lg[N]_{\gamma} = 0.9402 - 479/T \quad (\text{Fe}_4\text{N 在 } \gamma \text{ 铁中}, 863 \sim 923 \text{ K}) \quad (13.1-8)$$

$$\lg[N]_{\alpha} = -1.009 - 1572/T \quad [\text{N}_2(\text{气}) \text{ 在 } \alpha \text{ 铁中}, 500 \sim 1173 \text{ K}] \quad (13.1-9)$$

$$\lg[N]_{\gamma} = -2.195 + 791/T \quad [\text{N}_2(\text{气}) \text{ 在 } \gamma \text{ 铁中}, 1173 \sim 1350 \text{ K}] \quad (13.1-10)$$

以上各式中， $[M]$ 代表处于固溶态的 M 元素的质量分数， T 为温度（单位为 K 或 °C）。必须注意，对应的相不同，其固溶度公式也不同，如石墨在铁基体中的固溶度比 Fe_3C 在铁基体中的固溶度略小；而氮气在铁基体中的固溶度比 Fe_4N 在铁基体中的固溶度远远要小得多。此外，式 (13.1-10) 还表明，氮（气）在奥氏体中的平衡固溶度随温度升高而降低，即在较低的温度下反而能得到较大的固溶度，这在工业生产实际中也必须充分注意而进行合理应用。另外， ϵ 碳化物 $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ 在 α 铁中的固溶度公式 (13.1-4) 的计算固溶度比 Fe_3C 明显偏大，其主要原因可能是淬火回火过程中首先析出的 $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ 会重新溶解于 α 铁中而析出 Fe_3C 所致。

Fe_4N 在共析温度 (590℃) 下在 α -Fe 中的固溶度为 0.096 8% N，比 Fe_3C 在共析温度 (727℃) 下在 α -Fe 中的固溶度 0.021 8% C 要高得多。

钢中大多数合金元素都与铁形成置换固溶体，置换固溶体有可能是无限互溶的，也有可能是有限固溶。Hume-Rothery 总结了一次固溶体（端际固溶体）固溶度变化的一般规律如下。

1) 原子尺寸因素 溶质原子与溶剂原子的相对尺寸大小是决定固溶度的最重要因素，其他条件相同时，溶质与溶剂的原子半径相对差 $\Delta r = \frac{|r_{\text{溶质}} - r_{\text{溶剂}}|}{r_{\text{溶剂}}}$ 越大，固溶度越小；

当 Δr 小于 14% ~ 15% 时，有利于形成固溶度很大的固溶体（其他条件也有利时将形成无限固溶体）。

2) 化学亲和力因素 溶质与溶剂间的负电性差越小，固溶度越大；当负电性差很大而可能形成稳定的中间相或金属间化合物时，固溶度明显下降。

3) 电子浓度因素 电子浓度定义为合金中价电子数与原子数的比值 e/a ，若溶剂金属的原子价 V ，溶质金属的原子价 v ，溶质的原子百分浓度为 x ，则有：

$$\frac{e}{a} = \frac{V(100-x) + vx}{100} \quad (13.1-11)$$

极限电子浓度一般在 1.4 左右, 对面心立方点阵的溶剂, 极限电子浓度约为 1.36; 对体心立方点阵的溶剂, 极限电子浓度约为 1.48。超过极限电子浓度, 一般将导致中间相的出现。因而由式 (13.1-11) 可估算最大固溶度。同时由该式还可知, 溶质的原子价越高, 其最大固溶度越低。

4) 晶体点阵因素 当上述各影响因素均有利于固溶时, 溶质与溶剂间相同的晶体点阵类型是决定是否无限互溶的重要条件。即使在有限固溶的情况下, 溶质与溶剂间相同的晶体点阵类型也有利于提高溶质的固溶度。

由此, 各种置换固溶合金元素在钢中的固溶度以及它们扩大或缩小 γ 相区的作用与该元素在周期表中的位置有关。若该元素本身具有面心立方点阵 (或在其固态多型性转变晶体结构中有一种是面心立方点阵), 与铁的电负性相近, 原子尺寸相近, 则有利于扩大 γ 相区; 若该元素本身具有体心立方点阵, 与铁的电负性具有一定差别, 则趋向于缩小 γ 相区。以周期表中第 4 周期元素为例, 其中过渡族元素从 Ti-V-Cr-Mn-Fe-Co-Ni-Cu 的顺序排列, 随原子序数增高, 元素的晶体点阵由体心立方方向面心立方转变, 钛、钒、铬具有体心立方点阵; 锰、铁、钴在其固态多型性转变晶体结构中都有一种是面心立方点阵; 而镍和铜只有单一的面心立方点阵。由此, 它们对铁的 γ 相区的作用规律为, 随着原子序数增高, 该元素由缩小 γ 相区类型变化到扩大 γ 相区类型。其中钴和镍与铁属于同一副族而锰与铁相隔最近, 因而将与 γ -Fe 无限互溶; 铜与铁的电负性有相对较大的差别, 此外铁基固溶体要求 d 层电子参加形成金属键, 而铜主要是 s 层电子参加结合, 铜的 3d 层电子已满, 但它可以分解, 其中一个 3d 层电子可参与铁的金属键结合, 故尽管其也是扩大 γ 相区元素, 但只能有限固溶。从另一方面考虑, 在形成铁基固溶体时, d 层电子是主要参加形成固溶体金属键结合的电子, 由钛到铜, 3d 层电子由 2 个增加到 10 个, 钛为 2 个, 钒为 3 个, 铬为 5 个、锰为 5 个、铁为 6 个、钴为 7 个、镍为 8 个、铜为 10 个。3d 层电子 ≤ 5 个的元素是缩小 γ 相区的, 使 A_3 点上升 A_4 点下降, 如钛和钒; 而 3d 层电子 ≥ 5 个的元素是扩大 γ 相区的, 使 A_3 点下降 A_4 点上升, 如锰、钴、镍、铜。铬则具有过渡性, 铬含量 $< 7.5\%$ 时使 A_3 点下降, 而当铬含量 $\geq 7.5\%$ 时使 A_3 点上升, 但随铬含量的升高总是使 A_4 点明显下降, 因而仍然具有封闭的 γ 相区。此外, 在缩小 γ 相区元素中, 与铁的原子尺寸和电负性相差较小的元素如铬和钒可与 α -Fe 无限互溶, 而钛则只能有限固溶 (形成封闭的 γ 相圈)。

此外, 尺寸因素对固溶度也起着重要作用。周期表中第 5 周期及第 6 周期的元素, 例如锆、铌、钼、钽、钨等, 由于其原子尺寸比铁明显要大, 故毫无例外地属于缩小 γ 相区元素, 且在铁中的溶解度比第 4 周期元素明显要小。硼是一个非常特殊的元素, 其原子半径为 0.097 nm, 它与铁原子半径之比为 0.77, 比铁原子明显偏小但又比铁晶体点阵中的间隙位置尺寸明显要大, 因此, 硼的原子无论是与铁形成间隙固溶体还是置换固溶体都会引起较大的点阵畸变, 故硼不论在 γ -Fe 中还是在 α -Fe 中的固溶度均很小。

可以从热力学来讨论各元素扩大或缩小 γ 相区的作用。用 C_α 和 C_γ 分别表示在温度 T 时某元素在 α 相和 γ 相中的平衡浓度, 若 α 相和 γ 相之间处于平衡状态下, 则可得到:

$$\frac{C_\alpha}{C_\gamma} = \beta \exp\left(\frac{\Delta H}{RT}\right) \quad (13.1-12)$$

$$\text{或} \quad \ln\left(\frac{C_\alpha}{\beta C_\gamma}\right) = \frac{\Delta H}{RT} \quad (13.1-13)$$

式中 β 为常数。对置换固溶体, $\beta = 1$; 对间隙固溶体,

$\beta = 3$ 。 ΔH 为热焓的变化, 即单位溶质元素溶于 γ 相的溶解热减去溶于 α 相的溶解热的差值。 ΔH 值的正负可用来判别元素的类别:

对铁素体形成元素 $H_\alpha < H_\gamma$ 所以 $\Delta H > 0$

对奥氏体形成元素 $H_\alpha > H_\gamma$ 所以 $\Delta H < 0$

由此可得到两种最基本的不同类型的平衡图, 见图 13.1-5, 二者呈镜面反映。图中相平衡边界可由热学方程式来描述。当 $\Delta H < 0$ 时, $C_\alpha < C_\gamma$, γ 相区是开启的; 当 $\Delta H > 0$ 时, $C_\alpha > C_\gamma$ 出现 γ 相圈。图 13.1-5 中箭头表示 ΔH 值增大使相界面移动的倾向。作为一级近似, ΔH 值与温度无关, 实际可视为常数。图 13.1-6 是各元素 ΔH 值的直方图, 其 ΔH 值可用来表示各元素作用能力的“相对强度”的量度。

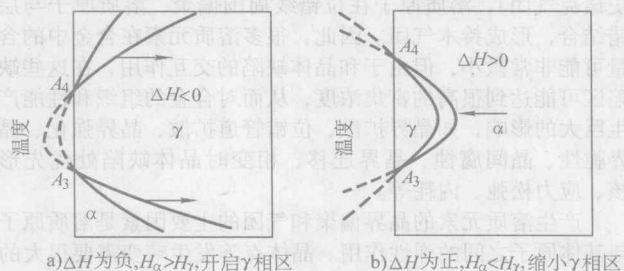


图 13.1-5 两种最基本的不同类型的平衡图

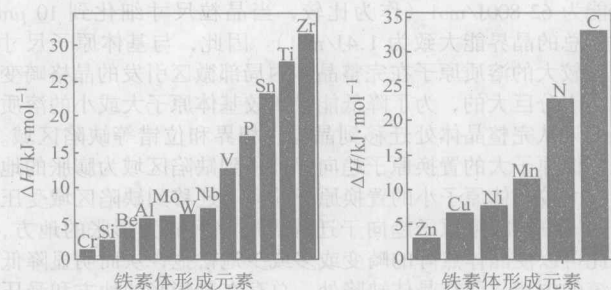


图 13.1-6 各元素 ΔH 值的直方图

各种合金元素在铁基体中的最大固溶度见表 13.1-3。

表 13.1-3 各种合金元素在铁基体中的最大固溶度

元素	最大固溶度/%		元素	最大固溶度/%	
	α -Fe 中	γ -Fe 中		α -Fe 中	γ -Fe 中
Co	80.4 (162℃)	无限	Cr	无限	11.5 (986℃)
Ni	4.81 (492℃)	无限	V	无限	1.26 (1 156℃)
Mn	3.27 (248℃)	无限	Ti	8.39 (1 287℃)	0.69 (1 157℃)
Cu	1.80 (843℃)	7.23 (1 098℃)	Al	52.3 (792℃)	0.78 (1 197℃)
C(Fe ₃ C)	0.021 8 (727℃)	2.11 (1 148℃)	Si	14.8 (963℃)	1.73 (1 164℃)
N(Fe ₄ N)	0.097 (590℃)	2.64 (650℃)	Mo	36.4 (1 453℃)	2.82 (1 141℃)
B(Fe ₂ B)	0.004 1 (914℃)	0.015 (1 176℃) ²	W	34.6 (1 547℃)	4.33 (1 119℃)
P	2.47 (1 049℃)	0.31 (1 146℃)	Nb	1.23 (957℃)	1.61 (1 184℃)
S(FeS)	0.022 (914℃)	0.62 (1 366℃)	Zr	约 0.3	约 0.7

注: 1. 括号内的温度表示在该温度下具有最大固溶度。除 Zr 外, 全部数据引自 Thermo-Calc。

2. 若与液态铜平衡, 则最大固溶度为 11.65% (1 434℃)。

3. 若与液相平衡, 则最大固溶度为 0.022% (1 359℃)。

在铁基固溶体中, 由于溶质原子与铁之间的差异, 有时还会出现溶质原子的偏聚现象或短程有序。如 Fe-Cr、Fe-Mo、Fe-V、Fe-Cu 等合金和 Fe-Ni-Co-Mo 钢中都发现溶质原子的偏聚现象, 而在 Fe-Al、Fe-Si、Fe-Cr-Al、Ni-Cr、Ni-Al 和

Ni-Mo 等合金中都存在短程有序现象。

2 合金元素与钢中晶体缺陷的相互作用

金属和合金中的晶体缺陷包括晶界、相界、亚晶界、位错、层错、空位等，而溶质原子本身也是一种点缺陷，在这些晶体缺陷附近，原子排列的周期性受到一定程度的破坏，发生晶体点阵的畸变，与完整的无缺陷晶体比较，这些晶体缺陷区将具有较高的畸变能量。合金元素或杂质元素固溶于铁基体后，从降低系统总能量考虑，基于溶质原子的尺寸因素和电子因素，它们将会与这些晶体缺陷产生交互作用。溶质原子与晶界结合，形成晶界内吸附，或称溶质原子的晶界偏聚；溶质原子与位错结合，形成某些气团（如柯垂耳气团、史诺克气团），溶质原子在位错线周围偏聚、溶质原子与层错结合，形成铃木气团。因此，很多溶质元素在合金中的含量可能非常微小，但由于和晶体缺陷的交互作用，在这些缺陷区可能达到很高的富集浓度，从而对合金的组织 and 性能产生巨大的影响，如晶界扩散、位错管道扩散、晶界强化、晶界脆性、晶间腐蚀、晶界迁移、相变时晶体缺陷处优先形核、应力松弛、内耗等。

产生溶质元素的晶界偏聚和气团的主要因素是溶质原子与基体原子之间的弹性作用。晶体点阵发生畸变需要很大的能量，如把 α -Fe 晶体点阵沿空间三个方向均匀弹性拉长 10%，所需应力为 15 450 MPa，相应的弹性应变能即晶格畸变能为 62 800 J/mol（作为比较，当晶粒尺寸细化到 10 μ m 时，总的晶界能大致为 1.4 J/mol）。因此，与基体原子尺寸相差较大的溶质原子在完整晶体内局部微区引发的晶格畸变是十分巨大的，为了降低能量，较基体原子大或小的溶质原子将从完整晶体处迁移到晶界、相界和位错等缺陷区域。较基体原子大的置换原子趋向于迁移到缺陷区域为膨胀的地方，而较基体原子小的置换原子趋向于迁移到缺陷区域受压缩的地方，间隙原子趋向于迁移到缺陷区域为膨胀的地方，由此可以使晶体点阵的畸变或多或少地松弛，从而明显降低系统的内能。而在晶体缺陷处，总存在着膨胀的地方和受压缩的地方，如晶界处由于原子排列的混乱，有的地方原子排列稀疏将为膨胀，有的地方原子排列拥挤将受压缩；正刃型位错线上方受压缩，而下方为膨胀。因此，溶质原子向晶体缺陷处的偏聚过程一般均是自发进行的。

考虑偏聚的平衡热力学，McLean 借助统计力学，假设晶界是无规则的理想固溶体、偏聚元素之间无相互作用，由此导出了溶质原子在晶体缺陷处内吸附的关系式：

$$C_g = \frac{C_0 \exp(\Delta U/RT)}{1 - C_0 + C_0 \exp(\Delta U/RT)} \quad (13.1-14)$$

式中， C_g 为晶体缺陷区域的溶质偏聚浓度； C_0 为溶质在基体内的平衡固溶浓度； ΔU 为溶质元素在完整晶体点阵内和在晶体缺陷区域所产生的晶格畸变能的差值； T 为热力学温度。

当 C_0 远小于 1 时，式 (13.1-14) 可简化为：

$$C_g = C_0 \exp(\Delta U/RT) \quad (13.1-15)$$

影响溶质偏聚程度的因素首先是溶质元素引起的 ΔU 值，由于溶质元素在完整晶体点阵内固溶所导致的晶格畸变能总是大于其在晶体缺陷区域时所产生的晶格畸变能，因而 ΔU 总是正值，一般情况下， ΔU 值在 0 ~ 20 kJ/mol 范围内。图 13.1-7 给出溶质原子在晶体缺陷处的富集系数 C_g/C_0 随晶格畸变能的差值 ΔU 和温度 T 的变化。

溶质与基体的原子尺寸差是造成溶质元素在完整晶体点阵内产生晶格畸变的主要原因，溶质与基体的原子尺寸差越大，溶质元素在完整晶体点阵内固溶所导致的晶格畸变能越大，从溶质和铁基体原子尺寸（转换成配位数为 12 时的原子直径）的差别可以估计晶格畸变能，表 13.1-4 给出了钢中主要合金元素的原子尺寸及其与铁原子尺寸的相对差别。

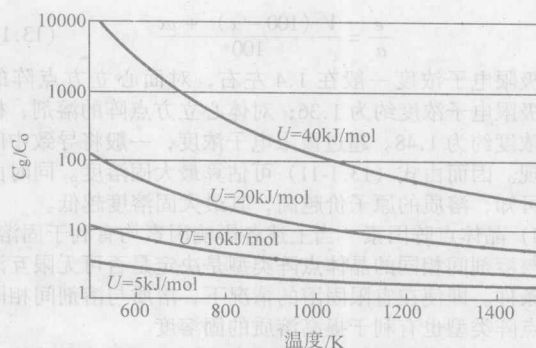


图 13.1-7 溶质原子在晶体缺陷处的富集系数 C_g/C_0 随晶格畸变能差值 ΔU 和温度 T 的变化

表 13.1-4 钢中主要合金元素的原子尺寸及其与铁原子尺寸的相对差别

元 素	Fe	Cr	Mn	Co	Ni	Cu	V	Ti	Al
配位数 12 时的 原子直径/nm	0.255 40	0.257 00	0.258 50	0.250 60	0.249 10	0.255 60	0.269 70	0.292 30	0.286 3
与铁原子尺寸 的相对差别/%	—	0.63	1.21	-1.88	-2.47	0.08	5.60	14.45	12.10
元 素	Mo	Nb	Zr	W	Ta	Si	P	S	B
配位数 12 时的 原子直径/nm	0.280 30	0.294 10	0.320 50	0.282 00	0.294 20	0.267 00	0.200 00	0.028 00	0.190 00
与铁原子尺寸 的相对差别/%	9.75	15.15	25.49	10.42	15.19	4.54	-21.7	-18.6	-25.6

应该指出，由于晶体缺陷区的尺寸很小，故溶质原子在晶体缺陷处的偏聚还会受到相当大的限制，如晶界偏聚区宽度一般只有几个原子层厚，在纳米（nm）数量级，如钢中磷的晶界偏聚宽度约 6 nm，铈的晶界偏聚宽度约 7 nm；而位错偏聚区原则上仅限于位错管道几个原子直径的线状区域。由此，一方面由于偏聚位置的有限（由原子的尺寸因素考虑，并非缺陷区所有原子位置都能接纳溶质原子，只有与完整晶格内原子尺寸的偏差达到一定临界值以上的原子位置，即晶格畸变能差达到相当的程度时，才能接纳溶质原子）而限制了溶质在晶体缺陷处的富集系数 C_g/C_0 的最大值（一般的富集系数很少超过 10^4 ）；另一方面由于可完全消除溶质原子晶格畸变的位置更为有限，因而溶质原子进入缺陷区后仍要产生一定程度的晶格畸变，因此， ΔU 应该为溶质元素在完整晶体点阵内所产生的晶格畸变能与其在缺陷区域所产生的晶格畸变能之差，而溶质元素在缺陷区域所产生的晶格畸变能增大， ΔU 将明显减小，由此就使缺陷富集系数 C_g/C_0 显著减小。

由此，基体中缺陷处的原子排列混乱程度将明显影响溶质偏聚程度，原子排列越混乱，溶质原子在完整晶体点阵内所产生的晶格畸变能与其在缺陷区域所产生的晶格畸变能之差就越大，溶质偏聚程度就越严重。由此，钢中的晶界、相界、亚晶界、孪晶界、位错等缺陷处的溶质偏聚程度将不会相等；同样是晶界，相邻晶粒的位向差不同，溶质偏聚程度也会有差别。

此外，对非金属溶质元素来说，除了原子尺寸差别的影响外，其化学键的特性将造成基体晶格畸变的非对称性，因而在同样的尺寸差别下晶格畸变能还要明显增大；因此，尽管在表 13.1-4 中仍然给出了它们的原子尺寸及其与铁原子尺寸的相对差别，但只能在非金属溶质原子间进行比较。

间隙固溶原子的偏聚行为则主要与间隙原子尺寸和基体间隙位置尺寸的相对差别有关（见表 13.1-1 和表 13.1-2），当间隙原子尺寸小于基体间隙位置尺寸时将基本不会发生晶格畸变，这是与置换固溶原子不同之处。钢中硼、碳、氮等

元素的原子尺寸均明显大于基体间隙位置尺寸,因而将发生明显的在晶体缺陷处的偏聚。

由表 13.1-4 和图 13.1-7 可看出,铬、锰、钴、镍、铜、钒等元素固溶于钢中时,其所造成的晶格畸变较小,相应的晶格畸变能也就很小,因而基本不会发生在晶体缺陷处的偏聚;而锆、钛、钽、铌等金属溶质元素及硼、磷、硫等非金属溶质元素则会发生非常显著的偏聚。另一方面,溶质元素在铁基体中的固溶度是溶质尺寸因素和电子因素的综合反映,固溶度越小的合金系,其在晶体缺陷处的偏聚也越显著,故由表 13.1-3 的最大固溶度也可推测合金元素的偏聚倾向。相关的试验测试结果见图 13.1-8。而在 Fe-M 二元系中,产生强烈晶界偏聚的元素见表 13.1-5。

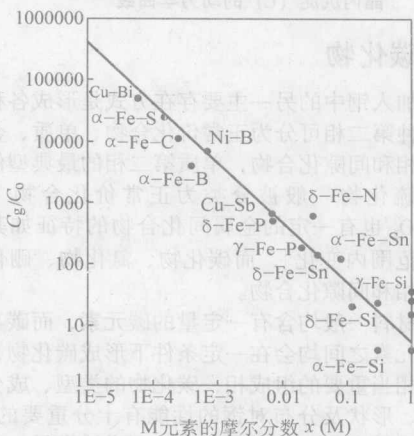


图 13.1-8 晶界偏聚富集系数 C_g/C_0 与固溶度的关系

表 13.1-5 铁中产生强烈晶界偏聚的元素

周期	IV 族	V 族	VI 族
2	C	N	O
3	Si	P	S
4	Ge	As	Se
5	Sn	Sb	Te
6		Bi	

由式 (13.1-15) 还可看出,温度明显影响溶质在晶界的偏聚浓度。假定在一定温度范围内 U 值不随温度改变,则随着温度的降低, C_g/C_0 值将迅速增大,即晶界偏聚浓度迅速升高;反之,随着温度的升高, C_g/C_0 值将迅速降低,晶界偏聚现象逐渐减弱。另一方面,由于晶格畸变能还取决于溶质元素和基体的弹性模量,而高温下弹性模量将迅速降低,使得 ΔU 值明显减小,因而将进一步减弱晶界偏聚现象。例如,硼是相当强烈的晶界偏聚元素,其在奥氏体晶界的偏聚显著提高钢的淬透性,但含硼钢的淬透性将随淬火温度的升高而下降,830℃左右加热钢的淬透性最高,在 1100℃加热时含硼钢与无硼钢的淬透性已基本相当,说明此时硼已均匀分布在奥氏体中,晶界偏聚现象已基本消失。又如,磷在原奥氏体晶界的偏聚是产生高温回火脆性的主要原因,在 400~600℃温度范围内回火将使磷产生明显的晶界偏聚导致产生回火脆性,而已产生回火脆性的钢重新加热到 650℃以上将可使磷的晶界偏聚程度明显降低,再通过快冷至室温即可消除回火脆性现象。

此外,溶质原子在晶体缺陷处的偏聚还是一个溶质扩散过程,只有在溶质原子能够有效扩散的温度范围才能发生偏聚,并且需要一定时间才能达到该温度下的溶质在晶体缺陷的平衡偏聚浓度 C_g 。氢原子扩散激活能很小,在 0℃以下就可迅速扩散,并与位错结合形成柯垂耳气团;碳、氮原子需要在室温附近至 200℃左右产生晶界偏聚或柯垂耳气团;而

磷原子在 350℃以上才会产生显著的在原奥氏体晶界的偏聚;钼、铌等高熔点金属原子则只有在 500℃以上才发生明显的晶界偏聚。

晶界偏聚动力学表明,达到最终平衡偏聚浓度的 50% 和 90% 所需的时间 t_{50} 和 t_{90} 分别为:

$$t_{50} = 0.591 \frac{\alpha^2 d^2}{4D} \quad (13.1-16)$$

$$t_{90} = 30.8 \frac{\alpha^2 d^2}{4D} = 52 t_{50} \quad (13.1-17)$$

式中, α 为溶质在晶界的富集系数 (C_g/C_0); D 为晶界厚度; D 溶质元素在该温度下在铁基体中的扩散系数,其随温度的降低而呈指数规律地降低,由此导致达到一定程度的偏聚的时间随温度的降低而呈指数规律地增大。

由此,溶质原子在基体晶体缺陷处的平衡偏聚程度随温度和时间变化曲线将呈现 C 曲线的形式,高温下尽管可迅速达到平衡偏聚,但平衡偏聚程度很小;较低的温度下尽管平衡偏聚程度非常大,但由于原子扩散非常缓慢而不会发生;只有在一定的温度范围且需要一定的扩散时间才会出现明显的偏聚。准确掌握不同溶质元素的偏聚温度范围和所需时间,就可有效地控制溶质原子的偏聚过程,从而利用溶质偏聚的有利作用而避免其有害作用。如前所述,已产生回火脆性的含磷钢重新加热到 650℃以上并快冷至 350℃以下即可消除回火脆性现象,就是这方面成功的应用实例。

此外,一种溶质元素的偏聚还会对另一种溶质元素的偏聚产生明显的影响,它们之间的相互作用有以下几种情况。(1) 各溶质元素对偏聚位置的相互竞争,偏聚倾向强烈的优先偏聚元素由于优先占据了偏聚位置而将减弱其他元素的偏聚,如硼、铋由于优先偏聚而会明显降低硫在晶界的偏聚浓度。(2) 改变偏聚元素的扩散激活能从而影响偏聚速度,增大偏聚元素扩散激活能的另一溶质元素的存在将明显减缓偏聚元素的偏聚速率,反之则加快偏聚速率。如铋能减慢铋在铁晶界的偏聚速度;锰降低磷在 α -Fe 中的扩散激活能而加快磷的偏聚,而钼则由于增大磷在 α -Fe 中的扩散激活能而减缓磷的偏聚。(3) 溶质元素之间在晶界发生强烈的相互作用,形成共偏聚或原子团,如淬火钢高温回火时锰和磷、镍和铋等形成共偏聚而促进回火脆性。

Guttmann 考虑了原子对之间的交互作用,研究了多元系中溶质元素在晶界的共偏聚,如钢中合金元素 M (Mn、Cr、Ni、Mo、Ti 等) 与杂质元素 I (如 P、Sn、Sb、As 等) 之间发生的交互作用,由此导出了第 i 组元在晶界平衡偏聚浓度的公式:

$$C_i^g = \frac{C_i^0 \exp(\Delta H_i/RT)}{1 + \sum_{j=1}^{n-1} C_j^g [\exp(\Delta H_j/RT) - 1]} \quad (13.1-18)$$

式中, C_i^g 、 C_i^0 分别为第 i 个溶质元素在晶界的平衡偏聚浓度和在基体中的平衡浓度; ΔH_i 为第 i 个溶质元素在合金中发生晶界偏聚的自由焓的变化。

式 (13.1-18) 研究的是包括了 n 个溶质元素的系统,可处理 $n-1$ 个溶质元素对第 i 个溶质元素的晶界偏聚程度的影响。

为了估价合金元素 M 和杂质元素 I 之间相互作用程度, Guttmann 采用二者形成化合物时的生成热 ΔH_{MI}^∞ (298 K 时的标准生成热) 作为相互作用的自由焓的变化值。 ΔH_{MI}^∞ 负值相当大时, M 和 I 之间将形成稳定的化合物沉淀析出, ΔH_{MI}^∞ 负值小或甚至为正值时很难形成共偏聚,而 ΔH_{MI}^∞ 负值适中时将产生强烈的晶界共偏聚。M-I 间的标准生成热及共偏聚倾向见表 13.1-6, ΔH_{MI}^∞ 负值相当大的 Mn-S 系主要以硫化物析出,而 Mn-Sb、Ni-Sb、Ni-P 的 ΔH_{MI}^∞ 负值适中,产生强烈的晶界共偏聚倾向,这是结构钢高温可逆回火脆性的主