



高新科技译丛

Direct Strip Casting of Metals and Alloys
Processing, Microstructure and Properties

金属及合金带材铸轧工艺 ——加工、微观组织和特性

【澳】Michael Ferry 著

孙斌煜 译

杨小容 校



国防工业出版社
National Defense Industry Press

高新科技译丛

金属及合金带材铸轧工艺

——加工、微观组织和特性

Direct strip casting of metals and alloys
Processing, microstructure and properties

[澳] Michael Ferry 著

孙斌煜 译

杨小容 校

国防工业出版社

• 北京 •

著作权合同登记 图字：军—2012—239 号

图书在版编目 (CIP) 数据

金属及合金带材铸轧工艺：加工、微观组织和特性/ (澳) 弗瑞 (Ferry, M.) 著；孙斌煜译. —北京：国防工业出版社，2014.1

(高新科技译丛)

书名原文：Direct strip casting of metals and alloys Processing, microstructure and properties

ISBN 978-7-118-08992-9

I. ①金… II. ①弗… ②孙… III. ①金属—带材轧制—生产工艺 ②合金—带材轧制—生产工艺 IV. ①TG335.5

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2013) 第 243700 号

(根据版权贸易合同著录原书版权声明等项目)

Direct strip casting of metals and alloys by Micheal Ferry.

ISBN:978-1-84569-049-6

First published 2006, woodhead publishing limited and CRL Press LLC.

©2006, Woodhead Publishing Limited Allrights Reserved.

本书简体中文版由 Woodhead Publishing Limited 授权国防工业出版社独家发行。
版权所有，侵权必究。

※
国防工业出版社出版发行
(北京市海淀区紫竹院南路 23 号 邮政编码 100048)
北京嘉恒彩色印刷责任有限公司
新华书店经售



*
开本 710×1000 1/16 印张 11½ 字数 223 千字
2014 年 1 月第 1 版第 1 次印刷 印数 1—2000 册 定价 79.00 元

(本书如有印装错误，我社负责调换)

国防书店：(010) 88540777

发行邮购：(010) 88540776

发行传真：(010) 88540755

发行业务：(010) 88540717

缩写列表

AA	铝协会	HRA	热轧和退火
ACB	铰接式激冷块（铸机）	ISP	带材在线生产
AISI	美国钢铁协会	LDR	极限拉伸率
ASTM	美国材料试验协会	ND	法线方向
bcc	体心立方	NNSC	近终形铸造
CAFE	自动划分单元有限元（模型）	ODF	取向分布函数
CBMS	激冷块熔体浇铸	PFC	平面流动铸造
CCC	传统连铸	RD	轧制方向
CCT	连续冷却变化（图表）	SDAS	二次枝晶臂间距
CD	铸造方向	SEM	扫描电子显微镜
CRA	冷轧和退火	SFE	层错能
CSIRO	英联邦科学和工业研究组织	TD	横向
CSP	紧凑式薄板坯连铸连轧生产	TEM	透射电子显微镜
DCAP	非等同道角挤压	TMP	热机械加工
DCC	直接激冷铸造	TRC	双辊（带材）铸轧
DSC	直接带材铸轧	TSC	薄板坯连铸
EBSD	电子背散射	TTT	时间—温度—转变（图表）
fcc	面心立方	UNS	统一编号系统
hcp	密排六方	XRD	X 射线衍射

符号列表

a, A, b	常量	D_T	双辊铸轧机铸嘴出口带材厚度
A	金属与铸模之间的界面面积	f_L	液体的体积分数
A_{SL}	固—液界面的表面积	f_s	固体的体积分数
A_{SM}	固—模界面的表面积	$f(\theta)$	形状因子
A_c	金属—模接触界面面积	F_ϵ	辐射率函数
A_v	金属—模气隙界面面积	F_G	几何视角因数
B	JMAK 方程中的动力学函数	g	平面流铸法中铸模铸嘴间隙高度
c_1, c_2	常数	G	温度梯度
C	浓度/成分	$\bar{G}$	加权温度梯度的导函数
C_E	共晶成分	G_c^L	液态中的浓度梯度
C_{Fe-X}	同铁素体或者奥氏体保持平衡的 X 的浓度	G_L	液态中的温度梯度
C_g	液—态或固态中被溶解的气体浓度	G_{min}	界面中稳态最小生长速度
C_L	液—固两相区内液态的成分	G_s	固态中的温度梯度
C_0	合金的平均组分	$\dot{G}$	再结晶晶粒的增长率
C_s	液—固两相区内固态的成分	h	传热系数
C_p	热容量	$\bar{h}$	平均传热系数
C_M^o	枝晶间最大浓度	H_L	液相的热函
C_m^o	枝晶间最小含量	H_s	固相的热函
Cr_{eq}	铬当量	k	平衡分配系数
d_t	带材铸轧时凝固层的厚度	k	热导率
d_T	连铸机出口处带材/中厚板/板坯的厚度	k	玻耳兹曼常数
D	环形通道直径	k_g	在铸模和金属之间气体层的热导率
D	双辊铸轧机铸辊的直径	k_L	液体的热导率
D_{LM}	熔点时的液体扩散系数	k_m	金属的热导率
D_L	液体扩散系数	k_M	铸模的热导率
D_0	在固态扩散下的频率因子	k_s	固体的热导率
D_s	固态扩散系数	k_1, k_2 等	常数
		K	凝固速率常数

K	强度系数	$\bar{R}_i$	界面接触电阻的平均值
L	熔体的流动性	S_L	液相熵值
L_f	融化潜热	S_s	固态熵值
m_L	液相线的梯度	t	时间
M	在 SDAS 方程中的函数	t_f	局部凝固时间
n	枝晶臂间距指数	t_N	结晶形核所需时间
n	JMAK 指数	t_o	再结晶晶核的孕育期
n	形变强化指数	t_s	熔体与模壁的接触时间
n_i^*	单位体积液体里临界半径原 子簇数	T	热力学温度
n_0	单位体积的原子总数	T_E	共晶等温线的温度
n_r	特定半径的原子簇数	T_m	平衡熔点（纯金属或合金）
$\dot{N}$	单位体积的形核率	T_m	金属温度（在金属与铸模界 面间）
$\dot{N}_{het}$	单位体积的异质形核率	T_L	金属浇铸温度
$\dot{N}_{hom}$	单位体积的均质形核率	$T_L(x)$	液—固界面前沿液相线温度
Ni_{eq}	镍当量	T_M	模具温度（在金属与铸模界 面间）
P	常数	T_0	室温（或铸模温度）
P	铸轧金属和铸模之间的接触 压力	$\dot{T}$	冷却速率
P	平面流动铸法的出坯压力	T_1	平均成分 C_0 （合金的平均组 成）的液相温度
q	热通量	T_2	固—液界面的液相温度
$\bar{q}$	平均（界面）热流量	v_F	液流速度
q_{max}	最大（界面）热流量	v_z	垂直方向的浇铸速度
$\dot{q}$	单位体积产生的能量	v_s	基底移动速度
Q_s	溶质原子固体状态体积扩散 的激活能	V_s	液体中形成固态的体积
r	正常的塑性各向异性	V_{cast}	直接激冷铸造中的浇铸速度
r	双辊铸轧机轧辊的径向位置	V_s	模壁上固相球冠的体积
r	晶粒/晶胚半径	w	平面流铸法铸嘴内侧宽度
r^*	临界晶胚形核半径	x, y, z	方向
$\bar{r}$	正常的塑性各向异性均值	X_v	分步再结晶（相变）
R	钢坯半径	α	无量纲数（ $D_s t / L^2$ ）
R	双辊铸轧机的铸辊半径	α	双辊铸轧机金属与模具的接 触长度
R	液—固界面速度	α	热扩散系数
R	通用气体常数	α_L	液态热扩散系数
R_a	基底表面粗糙度的算术平 均值	α_s	固态热扩散系数

$\alpha_{<uvw>}$	晶粒对 $<uvw>$ 向的角度	σ	真实应力
	偏差	ϕ	流动熔体中枝晶偏转角
β	连铸的中间包熔池深度	ω^*	临界晶胚附近的原子数
γ_{ML}	铸模—液的界面能	r	吉布斯-汤普逊系数
γ_{SL}	固—液界面能	ΔG	相变时的自由能变化
γ_{SM}	固—铸模的界面能	ΔG_r	超自由能随原子球面聚集的变化
δ	邻近相平面晶格错配度	ΔG_{hom}	均匀形核的自由能变化
δ	液体扩散边界层宽度	ΔG_{het}	异质形核的自由能变化
δ	固—液界面的扰动幅度	ΔG_{het}^*	异质形核的自由能阻力
$\dot{\delta}$	界面扰动幅度的时间依赖	ΔG_{hom}^*	同性成核的自由能阻力
δ_g	界面气体薄膜厚度	Δh	连续铸轧熔池高度变化量 (绝对压下量)
ε	真实应变	ΔP	连续铸轧过程熔融金属静压力的变化值
ε (%)	热轧相对变形率	Δr	平面各向异性
θ	枝晶偏离热流方向的生长角度	ΔS	熔化熵
θ	润湿角	ΔT	传热过程的热驱动力
$\bar{\theta}$	一个细晶/晶粒集合体的平均取向错误	ΔT	过冷度
λ	固—液界面的扰动波长	ΔT_i	金属/铸模界面的温度差
λ_i	枝晶臂间距一次 ($i=1$); 二次 ($i=2$)	ΔT_k	动力学过冷
ν_{LS}	固—液界面上原子的活动频率	ΔT_0	合金两相区 (液—固) 区域的温度
ξ	无量纲不稳定函数	ΔT_N	最大过冷度 (均匀形核)
ρ	密度	ΔT_s	熔体过热度
ρ_s	固体密度	$\Phi, \varphi_1, \varphi_2$	欧拉角
σ	斯忒藩-玻耳兹曼常数		

译者的话

自从 1846 年 Henry Bessemer 第一次用双辊铸轧的方法生产出金属带材,已经经历了 160 余年,在此百年后这项技术成功地用于有色金属带材生产,直到近 30 年来人们逐渐将该技术尝试生产不锈钢和其他金属的带材。美国、德国、英国、法国、意大利、奥地利、俄罗斯、日本、韩国和我国将该项技术推向一个新阶段。为了吸收和学习国外先进技术,译者花费了两年多的时间将其译成中文,并由杨小容博士进行了仔细认真的校对,以便于国内的同行阅读。由于译者英文水平有限,翻译不到位或不准确的地方在所难免,敬请读者批评指正。

作者 Michael Ferry 是澳大利亚悉尼新南威尔士大学材料科学与工程学院的一名教授,多年来从事金属材料带材直接铸轧的工艺技术和显微组织及性能的研究。通过详尽的介绍,呈现在读者面前的是金属材料带材直接铸轧有关世界该领域研究的前沿成果。正像作者所讲的,本书主要介绍了该项技术目前世界发展概况,带材铸轧过程的凝固理论;讨论了各种用于生产金属带材的连续铸轧工艺,以及该工艺的经济效率和环境可持续性的工业化问题;提出了一些影响铸轧机性能的重要工艺和影响带材质量的主要因素,讨论了高速连续铸轧中热量的流动及各种变化对凝固现象的影响;讨论了对铸轧及后续工序中一系列重要商业用黑色和有色金属显微组织转变的处理,讨论了一些铸轧关键工艺参数的改变对铸轧带材显微组织、织构和性能的影响;对通过改变铸轧带材的结构和表面来提高最终产品性能的一些二次加工工艺进行了讨论。

在本书译制过程中,特别要感谢青年教师孙尧,研究生孟繁霞、罗晓峰、杜旋、许春园、李斌、宋明娟等同学;感谢国防工业出版社崔云编辑为出版本书所付出的汗水,感谢在本书译制出版过程中付出辛勤劳动的人们。

译者 2013 年高访期间,在澳大利亚卧龙岗大学姜正义教授的引荐下有幸会见了作者 Michael Ferry 教授,讨论了有关铸轧技术领域感兴趣的话题,参观了他们的实验室,进一步加深了对该书的理解。

另外,要感谢科技部 973 重大专项(编号:2012CB722801)、山西省科技创新项目(编号:201301013)、太原科技大学研究生创新项目(20125009)、太原科技大学学科建设经费对本译著出版的资助。

译者:孙斌煜
于太原科技大学
2013 年 5 月

前 言

带材直接铸轧是从液态的金属直接生产出金属带材的连续铸轧技术，它减少了产品的二次加工。自从 1846 年 Henry Bessemer 第一次尝试用双辊铸轧的方法生产铅和锡带材以来，已经有很长一段时间了，现在它可以生产一系列不同厚度的黑色和有色合金带材。过去的几十年里，在工艺控制方面取得的显著进展和对高速铸轧各种现象较好的理解，使带材直接铸轧可以与许多传统的连续铸造工艺相竞争，甚至经常超过它。该工艺有很多突出优势，如增加了成本的利用率、能源的效率和环境可持续性。如果可以克服用来生产高质量铸轧带材的各种冶金和技术方面的挑战，带材直接铸轧将可能对制造的前景产生深远的影响。

本书原意是提供带材铸轧的工艺参数对黑色和有色金属的显微组织及性能的影响的最新进展。它适合于冶金、材料科学和机械工程专业大学四年级的学生和研究生使用，也可以作为高速连续铸轧工程师的参考书。需要注意的是，本书没有详细提供带材直接铸轧涉及的机械动力学和控制工艺，但是有兴趣的读者可以参阅参考文献中关于这方面的出版物。

本书共分 6 章，前两章是关于金属和合金带材铸轧的冶金原理的背景知识。第 1 章描述的是带材直接铸轧（DSC）已商业化和有可能商业化生产的合金的物理冶金。由于凝固是铸造性能和高质量带材的基础，所以第 2 章介绍了与凝固现象有关的重要理论和实际特征。第 3 章开始讨论用于生产金属带材的各种连续铸造工艺，并就带材直接铸轧提出了讨论。这章还比较了这些连铸工艺，并特别关注经济和环境制约对 DSC 商业化的影响。第 4 章提出了一些影响铸轧机性能的重要工艺变量和影响带材质量的一些因素，也涉及了高速连续铸轧中热量的流动和影响凝固行为的变量。

带材铸轧发展面临的一个重要的冶金挑战是需要理解铸轧变量和显微组织及性能之间的关系。由于在带材直接铸轧中铸轧机的设计和快速凝固速率的原因，这个工艺能生产具有远离平衡的显微组织的薄带。最后两章介绍了连铸和后续工序中一系列重要商业用黑色及有色合金的显微组织转变。第 5 章主要讲述了一些铸轧关键工艺参数对铸轧带显微组织、织构和性能的影响。第 6 章提供了一些二次加工工艺，这些工艺可以改变对铸轧带材的结构/表面以提高最终产品的性能。

非常感谢过去几年中很多学生、朋友和同事对近终形连铸的激烈讨论。特别要感谢 Bluescope Steel 的朋友和同事，是他们把我介绍到这个吸引人的领域。尤其要感谢 Les Strezov, Kannappar, Mukunthan, Joe Herbertson 和 Rama Mahapatra。从个人层面上讲，我真诚地感谢 Max Hatherly 和 Peter Krauklis 对手稿的认真审阅并提出了很多宝贵的意见和建议。最后，必须感谢在我写这本书过程中妻子 Debbie 及我们的孩子 Matt 和 Meg 的耐心与理解，感谢他们对我的鼓励和支持！

Michael Ferry

澳大利亚，悉尼，新南威尔士大学材料科学与工程学院

目 录

第 1 章 带材直接铸轧合金的冶金学	1
1.1 前言	1
1.2 黑色冶金	1
1.2.1 相稳定性	1
1.2.2 铁的合金化元素	3
1.2.3 相变和直接铸轧的关键钢种	5
1.3 有色合金冶金学	8
1.3.1 铝合金	8
1.3.2 镁合金	10
1.3.3 钛合金	12
1.3.4 铜合金	15
1.3.5 其他的有色合金	15
第 2 章 凝固过程概述	16
2.1 引言	16
2.2 结晶过程中微观组织的形成	16
2.2.1 熔体中晶核的形成	16
2.2.2 形核后的晶粒生长	21
2.3 工艺参数对铸轧组织的影响	29
2.3.1 可能形成的晶粒结构	29
2.3.2 铸模的性能、熔体过热和冷却速率	29
2.3.3 铸造时的液流	31
2.4 典型的铸造缺陷	32
2.4.1 合金元素的偏析	32
2.4.2 其他的铸轧缺陷	35
2.5 结晶过程中的宏观热流	36

第 3 章 连铸工艺和带材直接铸轧工艺	38
3.1 引言	38
3.2 连铸工艺的类型	39
3.2.1 铸锭、方坯和板坯的连铸 ($d_T > 100\text{mm}$)	39
3.2.2 薄板坯连铸 ($10\text{mm} < d_T < 100\text{mm}$)	43
3.2.3 带材直接铸轧 ($d_T < 50\text{mm}$)	45
3.2.4 熔体淬火工艺 ($d_T \ll 1\text{mm}$)	48
3.3 带材直接铸轧 (DSC) 的出现	49
3.3.1 铸轧工艺发展概述	49
3.3.2 铁合金带材铸轧的复兴	51
3.3.3 带材直接铸轧的现状	52
3.4 DSC 工艺和其他连铸工艺之间的比较	54
3.4.1 带材铸轧的工艺特征和优势	54
3.4.2 带材铸轧的经济可行性分析	57
3.4.3 能源和环境的考虑	58
第 4 章 带材直接铸轧工艺参数及铸轧带材质量	60
4.1 引言	60
4.2 带材铸轧工艺控制的概述	60

4.3	带材直接铸轧工艺中重要的工艺参数	62
4.3.1	熔体控制	62
4.3.2	铸模特性和铸轧	64
4.3.3	二次加工和工艺	69
4.4	带材直接铸轧中的带材变形	69
4.4.1	单辊/带铸轧机	69
4.4.2	双辊铸轧机	70
4.4.3	双带和激冷式铸机	72
4.4.4	铸速对带材特性的影响	72
4.4.5	影响铸轧带材厚度的因素	74
4.5	带材铸轧中的传热	76
4.5.1	热传递的主要模式	76
4.5.2	带材铸轧过程传热的变化	78
4.5.3	带材铸轧中影响传热的因素	80
4.6	铸轧带材质量	87
4.6.1	内部缺陷的控制	87
4.6.2	铸态带材的表面状况	88
4.6.3	力学性能和其他性能	89
第 5 章 铸态微观结构、组织和性能		90
5.1	引言	90
5.2	带材铸轧显微组织的基本特征	90
5.2.1	流动金属中枝晶的生长	90
5.2.2	二次枝晶臂间距	91
5.3	黑色合金的带材铸轧	93
5.3.1	低碳钢	93
5.3.2	奥氏体不锈钢	97
5.3.3	铁素体不锈钢	102
5.3.4	其他黑色合金	106

5.4	有色合金的带材铸轧	107
5.4.1	铝合金	107
5.4.2	镁合金	112
5.4.3	铜合金	114
5.4.4	其他有色合金	114
第 6 章 二次加工和制造		116
6.1	引言	116
6.2	二次加工的范围	116
6.3	带材铸轧后的热量控制途径	117
6.3.1	直接冷却卷曲	117
6.3.2	直接热处理工艺	118
6.4	热轧工艺	120
6.4.1	传统热轧	120
6.4.2	在线热轧	121
6.4.3	通过控制轧制细化铁素体晶粒	122
6.5	低温轧制工艺	123
6.5.1	冷轧中微观结构的发展	123
6.5.2	轧制织构	124
6.5.3	带材铸轧低碳钢的温轧	127
6.6	静态退火工艺	128
6.6.1	退火方法	128
6.6.2	定量再结晶	129
6.6.3	带材铸轧金属的再结晶行为	129
6.7	终端制造(加工)方法	135
6.7.1	成型和可成形性	135
6.7.2	表面处理及镀层	140
附录 A 带材直接铸轧的模拟和模型化		142
A.1	引言	142
A.2	实验技术	142
A.2.1	薄膜状急冷	142

A.2.2 基底浸入	143	B.2 结构的测量	147
A.2.3 实验室级和中试规 模带材铸轧机	143	B.3 取向和结构的表现	148
A.3 数学技术	144	B.3.1 极图	148
A.3.1 热传输的模型化	144	B.3.2 反极图	149
A.3.2 流体流动的模型化	146	B.3.3 取向分布函数	149
A.3.3 微观结构模型化	146	B.4 金属带材中的典型结构	151
附录 B 结构的描述和它们的 解释	147	B.4.1 凝固结构	151
B.1 引言	147	B.4.2 在二次加工过程中 结构的生长	151
		参考文献	153

第 1 章 带材直接铸轧合金的冶金学

1.1 前 言

带材直接铸轧是一种近终形连铸技术，近些年来用于生产一系列的铝、铜、锌和铅合金以及最近变得具有商业潜质的各种钢种。其他重要金属的大规模生产受到限制，但是在中试规模生产镁金属上已有相当大的进展。大体而言，多数的金属和合金都能直接铸轧成板材和带钢。但是，要准确了解这些材料的冶金性能以判断它们是否适合铸轧成薄带坯。从冶金学的观点，需要考虑这些合金的熔点、凝固范围、液态和固态时的抗氧化性、导热性、金属的流动性、金属的腐蚀性能和液—固与固—固转变的数量及类型。本章提供了理解在带材直接铸轧时不同金属和合金的组织演变所需的冶金背景。特别强调了铁、铝、镁、铜和钛合金，因为它们最可能用该工艺进行大规模生产。

1.2 黑色冶金

第 3 章简要地回顾了各种合金系直接铸轧技术的发展，包括自 1980 年以来铁合金直接铸轧技术的迅速推广情况。在讨论用这种铸轧途径生产铁合金铸态结构之前，简要说明这些工程材料的一些重要冶金特性是重要的。大量有用的铁合金能够通过控制其合金元素、铸轧条件、热处理和机械加工等工艺来生产 (Leslie, 1981; Snha, 1989; Honeycomb 和 Bhadeshia, 1995)。

铁作为众多工程合金的主要组成成分，具备吸引力的因素包括：①其生产相对便宜；②具有很高的熔化温度 (1538℃)，即允许热活化超过一定温度范围；③具有几种有用的相变，这可以获得不同的显微组织、力学和物理性能。图 1.1 给出了很多商用铁合金的分类。

该图中给出的大多数合金含碳，通常划分成钢 (<2.11%C (质量)) 和铸铁 (>2.11%C (质量))。到目前为止，这些是使用最广泛的铁合金，但是应该注意的是，许多其他铁合金也是非常重要的。钢可进一步划分为亚共析钢 (<0.77%C (质量)) 和过共析钢 (>0.77%C (质量))，铸铁同样可划分为亚共晶铸铁 (<4.30%C (质量)) 和过共晶铸铁 (>4.30%C (质量))。

1.2.1 相稳定性

表 1.1 中给出了铁的一些典型性能。铁在元素周期表中位于密排立方体元素 Co、Ni 和 Cu 的左边。在铁的左边，元素 Ti、V、Cr 和 Mn 为体心立方体晶体

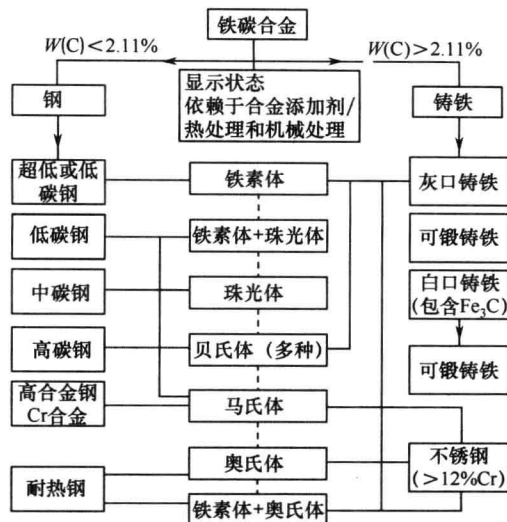


图 1.1 在环境温度下显示预期相态的铁碳合金的分类方案 (Ferry, 2005)

表 1.1 适于带材直接铸轧的各种纯金属的典型性能 (Polmear, 1995)

性 质	Fe	Al	Mg	Cu	Ti
原子序数	26	13	12	29	22
原子质量	55.85	26.98	24.31	63.55	47.90
在 25℃时的晶体结构	bcc	fcc	hcp	fcc	hcp
熔点/℃	1538	660	650	1083	1668
沸点/℃	2862	2480	1100	2563	3290
热导率/(W/(m·K))	78	238	156	397	26
在 20℃时的电阻	10.1	2.7	4.2	1.7	54
密度/(kg/m ³)	7870	2690	1750	8960	4510
弹性模量/GPa	210	79	45	130	120
模量比 (E/ρ_r)	27	26	26	14	26
同素异形转变	$\delta \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$	—	—	—	$\beta \rightarrow \alpha$

结构 (bcc)。

铁或者以体心立方结构 ($1394^{\circ}\text{C} > T_{\alpha} < 912^{\circ}\text{C}$) 形式存在或者以面心立方结构 (fcc) ($912^{\circ}\text{C} < T_{\gamma} < 1394^{\circ}\text{C}$) 形式存在, 这取决于温度。由于这些不同的同素异形转变 ($\delta \leftrightarrow \gamma \leftrightarrow \alpha$), 铁的许多物理性质, 比如体积和导电性, 都在随着这些临界温度的变化而不连续地变化。fcc 与 bcc 之间转换的一个显著结果是其自身扩散系数大小的改变 (式 2.42b)。表 1.2 给出了铁与其他合金化元素的 D_0 和 Q 值, 在较大的 Q 值时通常有较低的扩散率。当铁从密集的体心立方结构向更开放的面心立方结构转变时, 铁自身的扩散率以两个数量级的速度增长。这在相转变时有重要意义 (Honeycombe 和 Bhadeshia, 1995)。

表 1.2 各种置换和间隙元素在铁中的 D_0 和 Q 的近似值
(Honrycombe 和 Badeshia, 1995)

状 态	元 素	激活能, Q / (kJ/mol)	频率因子 D_0 / (mm ² /s)	温度范围/℃
α 铁	Fe	240	200	700~750
	C	80	0.62	700~750
	N	76	0.3	700~750
	Co	226	20	700~790
	Ni	358	970	700~900
γ 铁	Fe	284	49	900~1050
	C	135	15	900~1050
	Co	364	3000	1050~1250
	Ni	280	77	930~1050
δ 铁	Fe	239	190	1400~1450

1.2.2 铁的合金化元素

大量的元素被添加到铁中以生产出各种具有不同显微结构和性能的合金 (图 1.1)。如图 1.2 所示的韦尔分类法有效地把大多数主要合金元素分成四类, 每类产生一个特殊的二元相图。一种合金元素会扩大 γ 区 (奥氏体稳定剂), 也会缩小 γ 区 (铁素体稳定剂)。元素也可能形成富铁化合物来减小 γ 区。总的功效是铁的两种晶体结构的溶解焓不同, 导致奥氏体稳定温度区的增大或减少 (Honeycombe 和 Bhadeshia, 1995)。合金元素同样可以分成下面三种主要类型: 形成间隙固溶体的元素、形成置换固溶体的元素和那些与铁的晶格完全互不相溶的元素。

1. 间隙合金

元素 H、C、N 和 O 的原子半径比 Fe 元素的小得多, 而且这些元素易于在面心立方体和体心立方体晶格中占领空隙的位置。图 1.2 (a) 说明在面心立方晶格提供了更低应变能位置的情况下, 包含间隙元素的合金是如何保证 γ 区稳定的。在铁的两种晶体结构中, 这些元素都具有很高的扩散率, 尤其是在较疏松的体心立方结构中, 并且比那些较大的置换元素更容易移动 (图 1.3 和表 1.2)。然而, 由于体心立方体晶格不利的几何形状, 间隙元素的溶解度低 (特别是在 α 铁 (铁素体) 中)。这些间隙元素的溶解度随温度变化而显著降低, 这种关系类似于温度对扩散率的影响, 即

$$\log[C_{\text{Fe-X}}(T)] = A + B/T \quad (1.1)$$

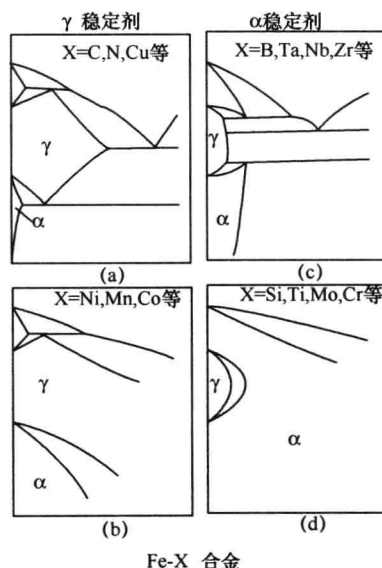


图 1.2 铁合金二元相图的韦尔分类法
(a), (b) 奥氏体稳定剂; (c), (d) 铁素体稳定剂。

式中： A, B 为常量； X 为平衡相或者亚稳相，如石墨、 Fe_2B 、 Fe_3C 和 Fe_3N_4 等与铁素体或奥氏体处于平衡态。表 1.3 给出了不同间隙元素在铁素体和奥氏体中的最大溶解度值，表明氢在铁素体中具有最大的溶解度。表 1.3 还说明了元素 C 和 N 在铁素体的两种形态中的溶解度比在奥氏体中的要低得多。

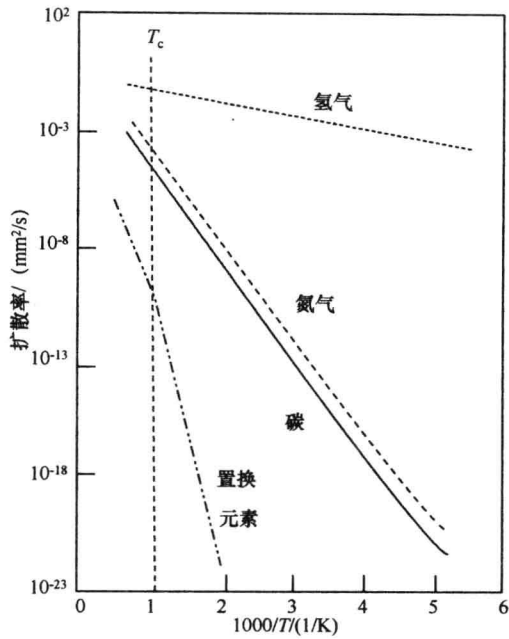


图 1.3 不同置换和间隙元素在 α 铁中的平均扩散率随温度的变化

在重要的铁碳相图中，石墨通常不与铁素体或奥氏体同时存在，这是由于它具有很高的形核活化和渗碳体相 (Fe_3C) 或其他易形成的不稳定碳化物。图 1.4 所示为 Fe-C 平衡态相图与 $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$ 亚稳态相图的不同，表明了相界中的微小差异。 $\text{Fe-Fe}_3\text{C}$ 相图可能是最重要的二元相图。它有下列有用特性：①可进行不同类型的恒定相转变(包晶转变、共晶转变和共析转变)；②在 727°C 时 C 在 α 铁中的溶解度只有 0.022% (质量)，而在同一温度下，在 γ 铁中 C 的溶解度达到 0.77% (质量)。

2. 置换式合金

有许多置换元素能部分或完全溶解在铁的两种晶体结构中。在元素周期表中最大溶解度接近 Fe 的元素有 Cr、Ni、Co、Mn 和 V。具有面心立方体或密排六方结构的合金元素，可使 γ 区扩大 (图 1.2 (a) 和 (b))，而能与 Cu、Ag 和 Cu 形成电子化合物的元素 (图 1.2 (c)) 或者当铁与体心立方晶格的过渡金属如 V、Ti、Mo、W 和 Cr 合金化时 (图 1.2 (d))，则使得 γ 区减小。由于这些元素完全限制了 γ 区，奥氏体的缺失导致几种重要分解产物不能产生 (珠光体、贝氏体和马氏体)。这些合金是非热处理产品，因为这种相转变不能被开发用来控制微观结构和性能。

大多数铁合金都包含置换和间隙元素的组合物，这导致了原子种类之间的各种复杂的相互反应。例如，扩散转变的速率通常是由反应较缓慢的置换元素 (如图 1.3 中扩散率较低的元素) 来控制，这些元素在奥氏体分解过程中易于形成非平衡的微观结构。除此之外，元素能通过在点阵中形成原子复合物 (Mn-C 等) 或形