

目 录

第一篇 钢材的基础

第一章 晶体结构	1
金属材料技术研究所 渡边 敏	
一、金属的晶体结构	1
(一) 晶体与点阵	1
(二) 晶系与布喇菲点阵	1
(三) 晶向与晶面	3
(四) 面间距	4
二、单晶体与多晶体	5
(一) 单晶体与多晶体	5
(二) 单晶体与多晶体性质的差异	6
三、固溶体与合金	6
(一) 固溶体	6
(二) 合金	6
四、纯铁的相变	7
(一) 纯铁的同素异构转变	7
(二) 加热转变和冷却转变	7
五、钢与马氏体转变	8
(一) 铁与碳的固溶体	8
(二) 钢的马氏体转变	9
(三) 马氏体的晶体取向关系	9
(四) 伴随马氏体转变的膨胀	10
六、点阵缺陷	10
(一) 点阵缺陷的种类和特征	10
(二) 塑性变形与位错	10
第二章 平衡状态图	12
金属材料技术研究所 中島宏興	
一、热力学和平衡状态图	12
(一) 相和平衡状态图	12
(二) 相律、杠杆定律	12
(三) 自由能和平衡状态图	13
1. 二元合金的状态图	14
2. 三元合金的状态图	15
3. 压力也作为变数的状态图	16
(四) 平衡状态图的实验求法	17
二、铁系二元合金的状态图	17
三、碳钢的平衡状态图	18
第三章 热处理引起的组织变化	22
石川島播磨重工业株式会社 利岡靖继	
一、热处理的意义	22
二、过冷奥氏体的转变	23
(一) 等温转变	24
(二) 连续冷却转变	25
(三) 顶端淬火法	25
(四) 影响过冷奥氏体转变的因素	28
(五) 淬透性倍数	30
(六) 转变相的机械性能	31
三、退火和正火	32
(一) 退火	32
(二) 正火	34
四、淬火	34
(一) 固溶处理	35
(二) 冷却介质和冷却能力	35
(三) 质量效应	37
(四) 顶端淬火试验法的应用	41
五、回火	41
(一) 回火引起的组织变化	41
(二) 回火引起的机械性能的变化	42
(三) 时效变形	45
(四) 回火脆性	45
(五) 时效	46
六、表面硬化处理	49
(一) 渗碳淬火	49
(二) 氮化	50
(三) 渗硫和渗金属保护处理	51
七、利用等温转变图的热处理和形变热处理	51

第四章 塑性变形和位错.....52

金属材料技术研究所 中村森彦

一、拉伸引起的金属变形	52	(三) 钢铁的强度与位错	59
二、滑移与孪晶	54	(四) 固溶强化	60
(一) 滑移变形	55	(五) 析出强化	61
(二) 孪晶变形	55	(六) 晶界强化	63
(三) 滑移变形的机理	56	(七) 铁的屈服现象	63
三、位错与钢的性能	57	四、加工硬化与回复	64
(一) 位错的性质	57	五、再结晶	66
(二) 位错的增殖	58	参考文献	68

第二篇 钢材的性能、规格和用途

第一章 以强度和韧性为主的钢材.....71

株式会社神戸制钢所 高田 寿

一、强度、韧性与断裂	71	(二) 合金机械结构钢	84
(一) 强度	71	1. 种类和机械性能	84
(二) 韧性	74	2. 确保淬透性的结构钢	85
(三) 合金元素对强度和韧性的影响	76	(三) 机械结构钢的用途	85
(四) 延迟断裂	77	四、表面硬化处理	86
(五) 断裂与断口	78	(一) 渗碳	86
1. 晶内断裂	78	1. 固体渗碳法	86
2. 晶间断裂	80	2. 液体渗碳法	86
二、淬透性及各种因素对淬透性的影响	80	3. 气体渗碳法	86
(一) 淬透性	80	(二) 氮化	88
(二) 评价淬透性的方法	80	(三) 高频淬火和火焰淬火	88
(三) 各种因素对淬透性的影响	81	五、超高强度钢	89
1. 合金元素的影响	81	(一) 马氏体钢	89
2. 晶粒度的影响	83	(二) 二次硬化钢	91
3. 淬透性倍数	83	(三) 形变热处理钢	92
三、机械结构钢	83	(四) PH 不锈钢	95
(一) 碳素机械结构钢	84	(五) 马氏体时效钢	96

第二章 以可焊性为主的钢材.....97

日本钢管株式会社 天明玄之辅 田中淳一

一、钢材的可焊性	98	(一) 焊接用软钢的性质	104
(一) 焊接热影响区的性质	98	1. 强度、韧性和塑性	104
1. 焊接区的热滞后	98	2. 可焊性	105
2. 焊接热影响区的材质	99	3. 其他性能	105
(二) 焊接裂纹敏感性	101	4. 焊接结构用软钢的种类和用途	105
1. 低温裂纹与钢材的化学成分	101	三、高强度钢	106
2. 分层	102	(一) 非调质高强度钢	106
(三) 焊接后热处理的影响	103	1. 强度和韧性	108
1. 消除应力退火(SR)裂纹	103	2. 可焊性	110
2. 消除应力退火脆化	104	3. 其他性能	110
二、焊接结构用软钢	104	4. 非调质高强度钢的种类和用途	110

(二) 调质型高强度钢	114	1. 铝镇静钢	119
1. 强度和韧性	114	2. 低镍钢	119
2. 可焊性	114	3. 8~9% Ni 钢	119
3. 其他性能	115	4. 特殊热处理型 5~7% Ni 钢	119
4. 调质型高强度钢的种类和用途	117	五、具有优良焊接性能的钢	121
四、低温用钢	117	1. 大热量输入自动焊接用高强度钢	121
(一) 低温用钢的性能	117	2. 裂纹敏感性低的高强度钢	121
(二) 低温用钢的种类和用途	118	3. 不易产生分层的钢	122
第三章 以耐腐蚀性为主的钢材	123		
新日本制铁株式会社 细井祐三 岡田秀彌			
一、钢的腐蚀	123	(二) 合金元素对钢耐海水腐蚀性的影响	133
(一) 关于腐蚀的观点	123	(三) 耐海水腐蚀钢的标准和用途	133
1. 阳极和阴极	123	四、不锈钢	136
2. 电池的种类	123	(一) 合金元素对铁的耐酸性的影响	136
3. 电极电位	124	(二) 不锈钢的组织	137
4. 电位-pH图与极化曲线	125	(三) 不锈钢的种类及其特征	139
5. 极化曲线	125	1. 马氏体系不锈钢	139
6. 钝态	126	2. 铁素体系不锈钢	139
(二) 应力与腐蚀(应力腐蚀裂纹)	127	3. 奥氏体系不锈钢	140
(三) 铁在水溶液中的腐蚀	128	4. 双相不锈钢	141
(四) 非金属夹杂物与腐蚀	129	5. 沉淀硬化型不锈钢	142
二、耐大气腐蚀钢	129	(四) 奥氏体系不锈钢耐蚀性方面的缺点	142
(一) 关于钢的耐大气腐蚀性	129	1. 晶间腐蚀	142
(二) 合金元素对钢耐大气腐蚀性的影响	129	2. 点腐蚀和间隙腐蚀	143
(三) 耐大气腐蚀钢的标准和用途	132	3. 应力腐蚀裂纹	143
三、耐海水腐蚀钢	132	(五) 不锈钢的标准和用途	148
(一) 钢被海水腐蚀的特征	132		
第四章 以硬度为主的钢材	152		
大同特殊制钢株式会社 藤原達雄			
一、回火引起的合金钢碳化物的变化	152	(一) 碳素工具钢	162
二、碳化物与耐磨性	154	(二) 合金工具钢	163
三、轴承钢	156	1. 切削工具钢	165
(一) 轴承钢与标准	156	2. 耐冲击钢	166
(二) 轴承钢的性质	156	3. 冷加工用工具钢	166
1. 淬透性	156	4. 热加工用工具钢	167
2. 气体成分和夹杂物含量	157	(三) 高速钢	168
3. 切削性	158	五、中空钢	170
4. 滚动疲劳寿命	158	六、刀具用不锈钢	171
(三) 特殊轴承钢	159	七、高锰钢	172
四、工具钢	160		
第五章 以耐热性为主的钢材	174		
住友金属工业株式会社 行俊照夫			
一、耐热材料的性能要求	174	(二) 短时间抗拉强度	175
二、高温强度	174	(三) 蠕变和蠕变断裂强度	176
(一) 许用抗拉应力	174	三、耐热材料的高温特性	178

四、锅炉用材料	179	(一) 化学工业用高温装置	187
(一) 锅炉用材料	179	(二) 使用材料的特性和存在问题	188
(二) 锅炉用材料使用上的问题	180	1. Incoloy 800 合金	188
1. 美国 TP 321 钢过热器管发生的事故分析	180	2. 耐热铸钢	189
2. 锅炉管使用中的损坏	183	七、原子能用材料	191
3. 不锈钢过热器管的水垢问题	184	(一) 原子反应堆的特征	191
五、透平用材料	185	(二) 使用材料的特性和存在问题	191
(一) 蒸气透平用材料	185	1. 加压水冷反应堆	191
(二) 燃气透平用材料	185	2. 快中子增殖反应堆	192
六、化学工业用材料	187	3. 高温气体反应堆	194
第六章 以成形性为主的钢材	194		

川崎制铁株式会社 大橋延夫

一、热轧钢板	195	(一) 冷轧钢板的特性与成形性的关系	199
(一) 有关热轧钢板成形性的因素	195	(二) 冷轧钢板的制造要素与深冲成形性的关系	205
二、冷轧钢板	198		
第七章 以电磁特性为主的钢材	208		

新日本制铁株式会社 市山 正

一、钢铁的电磁性能	208	(二) 各向同性硅钢带的性能和用途	213
(一) 磁化和磁性	208	(三) 各向同性硅钢带的制造方法	214
(二) 磁性的方向性	209	(四) 取向硅钢带的性能和用途	215
(三) 磁性的冶金学因素	209	(五) 取向硅钢带的制造方法	215
二、电工纯铁	211	四、坡莫合金	216
(一) 电工纯铁的性能和用途	211	(一) 铁镍合金的特性	216
(二) 电工纯铁的制造方法	211	(二) 坡莫合金的种类、性能和用途	217
三、硅钢板	213	(三) 坡莫合金的制造方法	217
(一) 硅钢板的种类	213		

第八章 以切削性为主的钢材	219
---------------	-----

爱知制钢株式会社 山本俊郎

一、钢的切削性	219	(二) 关于易切削元素改善切削性的机理	223
(一) 切削性的评价标准	219	(三) 含铅易切削钢	224
(二) 切屑的形成机理	219	(四) 含硫易切削钢	225
(三) 切削性与化学成分的关系	220	(五) 含钙易切削钢	226
(四) 切削性与显微组织的关系	220	(六) 复合易切削钢	227
(五) 切削性与硬度、塑性的关系	221	三、易切削不锈钢	227
(六) 切削性与冷加工的关系	221	(一) 易切削不锈钢的种类、标准和用途	227
(七) 适于切削加工的热处理组织	222	(二) 易切削不锈钢的耐蚀性和切削性	228
二、易切削钢	222	参考文献	229
(一) 易切削钢的种类、标准和用途	222		

第三篇 检验与试验方法

第一章 金属物理测量法	235
-------------	-----

川崎制铁株式会社 藤元克己

一、组织观察	235	4. 气体温度计	244
(一) 宏观组织检验	235	(二) 热分析法	244
(二) 显微组织检验	235	(三) 热膨胀测定法	245
1. 试样的制取	235	五、弹性与滞弹性	245
2. 试样的研磨	235	(一) 弹性模量的测定	245
3. 试样的腐蚀	236	1. 杨氏模量的测量方法	245
二、晶体分析(X射线衍射)	239	2. 刚性模量 G 的测量方法	246
(一) X射线的产生及衍射	239	(二) 内耗的测量方法	246
(二) 实验方法	239	1. 内耗的测定	247
1. 劳埃法	239	2. 用振动法(动态法)测量弹性常数	249
2. 转动晶体法(摆动晶体法)	239	3. 内耗测量的实例(Snoek Peak)	250
3. 粉末法(D-S法)	240	六、电学性质的测量	250
4. 计数管法(X射线衍射仪测定法)	240	(一) 电阻测量方法	250
(三) X射线衍射的应用	241	七、磁性测量	251
三、电子显微镜及电子衍射的应用	241	(一) 静态特性(直流磁化特性)的测量	251
(一) 电子显微镜的构造和机能	241	1. 电子磁通计	251
1. 电子显微镜的概念	241	2. 直流磁化特性自动记录装置	252
2. 电子光学系统	242	(二) 交流磁化特性的测量	252
3. 电磁透镜系统	242	(三) 铁损的测量	253
(二) 电子衍射	243	(四) 25厘米爱泼斯坦铁损试验	253
1. 限制视场衍射法	243	(五) 转矩计	254
2. 高分辨率电子衍射	243	八、金属状态的物理分析法	254
四、热性质的测定	243	1. 微区(超微粒子)分析用 FEG 电子显微镜	254
(一) 温度测定法	243	2. 离子测微器	255
1. 热电偶	243	3. 俄歇电子分光光谱和低能电子衍射(LEED)	255
2. 电阻温度计	243	4. X射线荧光光谱法	255
3. 辐射高温计与光学高温计	243	第二章 分析试验	255
第二章 分析试验	255	川崎制铁株式会社 岸高 寿	
一、引言	255	(一) 仪器分析的种类	258
二、化学分析	255	1. 发射光谱分析法	258
(一) 化学分析法的种类	256	2. X射线荧光分析法	259
1. 重量法	256	3. 原子吸收分析法	259
2. 容量法	256	(二) 现行的仪器分析法	260
3. 吸光光度法	256	四、抽样	261
4. 气化法	256	(一) 从液体中取样	261
5. 电量分析法	256	(二) 从固体中取样	261
(二) 现行的化学分析法	256	(三) 从粉块混合物中取样	262
三、仪器分析	258	五、分析误差	262
第三章 材料试验	264	新日本制铁株式会社 南雲道彦	
一、拉伸试验	264	(一) 仪器分析的种类	258
(一) 应力和应变	265	1. 发射光谱分析法	258
(二) 弹性变形和塑性变形	265	2. X射线荧光分析法	259
(三) 拉伸试验机	267	3. 原子吸收分析法	259
1. 油压式万能材料试验机	267	(二) 现行的仪器分析法	260
2. 杠杆式万能材料试验机	268	四、抽样	261
3. 其他拉伸试验机	268	(一) 从液体中取样	261
4. 吨位计及伸长计	268	(二) 从固体中取样	261
5. 试验及试验值的计算程序	269	(三) 从粉块混合物中取样	262
1. 试样平行部分的原始截面积	269	五、分析误差	262

2. 屈服点的测定	269	2. 试验机	275
3. 屈服强度的测定	269	(三) 布氏硬度试验	275
4. 抗拉强度的测定	269	(四) 肖氏硬度试验	276
5. 伸长率的测定	269	(五) 硬度的换算	276
6. 断面收缩率的测定	270	(六) 显微硬度试验	276
二、压缩试验	270	五、冲击试验	276
三、弯曲试验和抗弯试验	270	六、断裂韧性试验	279
(一) 弯曲试验	271	(一) 应力放大系数与断裂韧性	279
1. 弯曲试验	271	(二) 断裂韧性试验方法	280
2. 压弯法	271	七、加工性试验	281
3. 卷弯法	271	(一) 胀凸成形性试验	281
4. V形法	271	1. 杯突试验	281
5. 180°弯曲及贴紧弯曲	272	2. 液压胀形试验	282
(二) 抗弯试验	272	(二) 圆筒深冲试验	282
四、硬度试验	273	(三) 圆锥模杯突试验	282
(一) 维氏硬度试验	273	八、疲劳试验	283
1. 维氏硬度	273	九、蠕变试验	285
2. 试验机	274	1. 拉伸蠕变试验方法(JIS Z 2271)	285
3. 压痕的测量	274	2. 拉伸蠕变断裂试验方法(JIS Z 2272)	285
(二) 洛氏硬度试验	274	十、磨损试验	286
1. 洛氏 C 和 B 标度的硬度	275		
第四章 腐蚀试验	286		
新日本制铁株式会社 湯川憲一 岡田秀彌			
一、腐蚀试验概述	286	2. 腐蚀量的表示	290
(一) 腐蚀试验的见解	286	3. 耐蚀性的评价	290
(二) 腐蚀试验中应注意的事项	286	三、实验室的试验方法	291
1. 试样	287	(一) 耐大气腐蚀试验法	291
2. 试验环境	287	(二) 晶间腐蚀试验法	291
二、腐蚀的评价方法	288	(三) 各种晶间腐蚀试验法的意义	293
(一) 耐蚀性的判断方法	288	(四) 点腐蚀、间隙腐蚀试验法	294
1. 外观变化	288	1. 电化学的测定	294
2. 重量及厚度的变化	288	2. 浸渍试验	294
3. 电化学方法	289	(五) 应力腐蚀裂纹的试验法	295
4. 电阻法	289	1. 应力附加法和应力腐蚀裂纹试样的种类	296
(二) 腐蚀试验结果的表示和耐蚀性的评价	290	2. 试剂的选择	297
1. 腐蚀形式的表示	290	四、现场试验	298
第五章 材料检验方法	299		
日本钢管株式会社 天明玄之輔・伊藤 篤			
一、组织检查	299	(四) 断口	308
(一) 宏观组织	299	三、无损检验	309
(二) 奥氏体晶粒度	301	(一) 渗透探伤法	309
(三) 铁素体晶粒度	304	(二) 磁粉探伤法	310
(四) 脱碳层深度	304	(三) 涡流探伤法	310
(五) 显微组织	305	(四) 放射线透射探伤法	311
二、质量检验	306	(五) 超声波探伤法	311
(一) 非金属夹杂物	306	(六) 声波法	313
(二) 发纹	307	参考文献	313
(三) 硫印	308		

第一篇

钢材的基础

第一章 晶体结构

一、金属的晶体结构

(一) 晶体与点阵

金属都是由晶体构成的。所谓晶体即指其原子在三维空间内规则而周期性地排列的固体。由于构成晶体的原子间的结合力相互作用,使能抵抗外力而保持晶体的形状。

晶体的基本性质取决于构成原子的位置或排列。因此,将原子用几何学的点来代替,看作是表示它们位置关系的一种骨架是十分方便的。这样的骨架我们叫它点阵,骨架的交点就叫做阵点^①。

图 1-1 示出了普通点阵的一个示例。图中粗线所包围的平行六面体叫做晶胞,图 1-1(b) 示出了从图 1-1(a) 中取出的一个晶胞。晶胞是表示其晶体特征的最小单位。其形状和大小,可以通过以 O 为原点并从该点引出的三个矢量 a 、 b 、 c 来表示。这三个矢量也可以用来表示点阵位置的坐标轴。此时,叫做 a 轴, b 轴, c 轴,总称为晶轴。因为轴长 a 、 b 、 c 及轴间夹角 α 、 β 、 γ 是该晶胞固有的常数,所以称其为点阵常数。

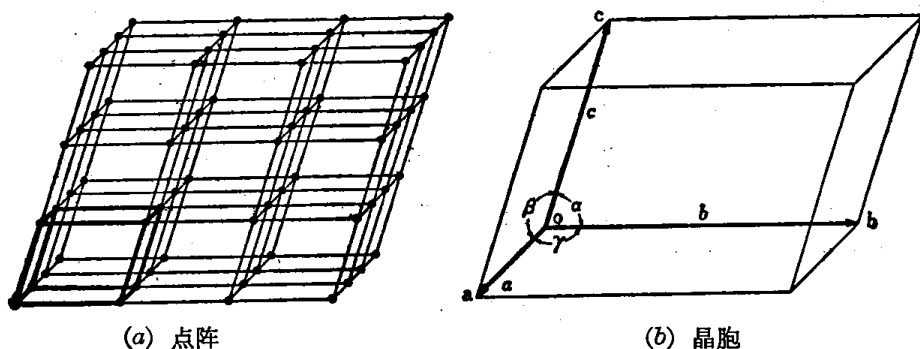


图 1-1 晶体结构

如果假设点阵在三维空间内无限扩展,则可以说,所有阵点相互间均处于完全相同的环境之下。这是点阵重要的基本性质。

(二) 晶系与布喇菲点阵

根据点阵常数的数值可以认为有无数个点阵。然而考虑到点阵的对称性^②,可以把它们分为表 1-1 中所列的 7 个系列。称其为晶系。图 1-2 上示出了各晶系的晶胞。

① 通常原子都存在于阵点上,但在复杂的晶体中也有几个原子形成一组分布在阵点周围的情况。这时,阵点只不过是表示晶胞的几何学的点罢了,因此,严格地说晶体和点阵是可以分开来的。但在本书中大都混同起来使用。

② 利用 X 射线和电子射线研究晶体性质时,基于固有的原子排列,对对称性起着重要的作用。因此,晶体的分类根据晶胞对称性的观点来进行最为妥当。

表 1-1 晶系

晶系	立方	正方	斜方	菱方	六方	单斜	三斜
轴长	$a=b=c$	$a=b\neq c$	$a\neq b\neq c$	$a=b=c$	$a=b\neq c$	$a\neq b\neq c$	$a\neq b\neq c$
轴角	$\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$	$\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$	$\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$	$\alpha=\beta=\gamma=90^\circ$	$\alpha=\beta=90^\circ$ $\gamma=120^\circ$	$\alpha=\gamma=90^\circ$ $\beta\neq 90^\circ$	$\alpha\neq\beta\neq\gamma\neq 90^\circ$

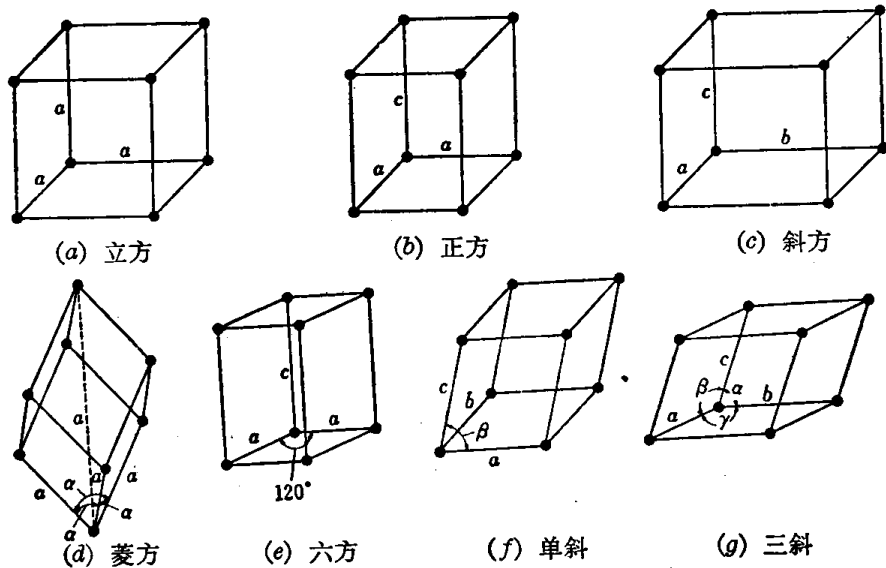


图 1-2 晶系与晶胞

由此可知，所有晶体可分类为这 7 种晶系中的一种，此外，还要考虑能满足作为阵点所需要的条件(即全部阵点都保持同样环境这样一种条件)的其他排列。图 1-3 示出了其中的一个示例。

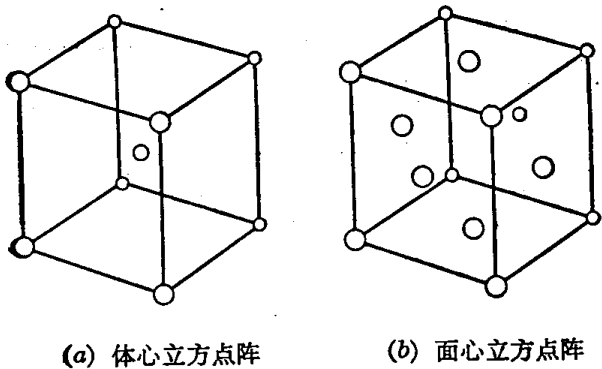


图 1-3 非简单点阵

(a)称之为体心立方点阵，不仅在晶胞的 8 个角上有原子，而且在晶胞中心，即在体心位置上也有原子。(b)称之为面心立方点阵，除了 8 个角之外，在六个面的中心，即面心位置上也各有一个原子。这两种晶胞与表 1-1 的基本晶胞不同，其最大特点是内部也含有原子。这样的晶胞人们称之为非简单点阵。同时，我们把内部不含有原子的叫做简单点阵。

处于非简单点阵特殊位置上的原子，归根到底，与各个角上的原子仍处于完全相同的环境，因此，这样的点阵也满足于晶胞的基本性质。

图 1-4 是以二维表示的体心立方点阵，白圈是各个角的阵点，黑圈是体心的阵点。当然，黑圈并不在纸面上。此时，晶胞以连接白圈的正方形来表示。但是，如果变换一种观察方法，把黑圈看作是各个角的阵点，相反，白圈便占据体心的位置了。在这种情况下，晶胞是连接黑圈的正方形。这一事实表明，白圈和黑圈作为阵点是完全等同的，处于同一环境中。上述关系对于面心立方点阵也同样成立。

上面已经叙述了所有晶体都可以分属于表 1-1 中所列的

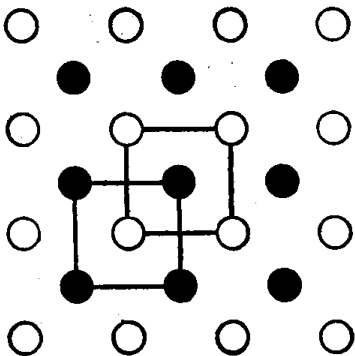


图 1-4 体心立方阵点的等同性

7种中的一种。非简单点阵最终也可还原为简单点阵。图1-5(a)表示仅改变一下晶轴的选择方式便可以使体心立方点阵变为三斜晶系的简单点阵。而其中 b 是占有体心位置的原子。(b)表示在两个面心立方点阵中间存在有体心正方点阵。这可进一步通过选择虚线所示的晶胞还原成(c)的菱方晶系。

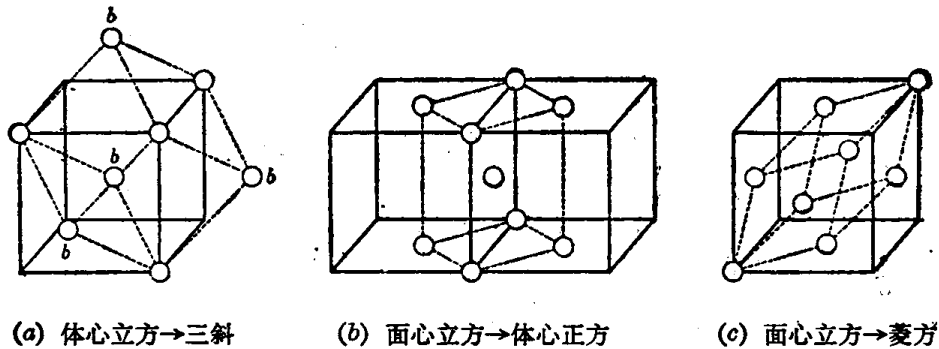


图1-5 非简单点阵向简单点阵的变换

既然非简单点阵包含在简单点阵之中，又何必进一步定义复杂的非简单点阵呢？因为晶体的性质可用X射线和电子束来研究，在这种情况下，晶体的对称性具有特别重要的意义，而且其结果也容易在观测数据上得到反映。在图1-5(c)的情况下，测量所得到的信息作为对称性良好的立方晶胞比作为对称性不好的菱方和正方晶胞来分析要容易得多，因此，选择立方晶系作为晶胞。但并不因为改变晶胞的选择方法而对测量数据本身会产生影响。

如果从既保持三维周期性而又尽量提高对称性的角度考虑各角以外的阵点来选择晶胞，则共计有14种。并以发明者的名字来命名，称之为布喇菲点阵。当然其中也包括7种简单点阵。体心立方点阵和面心立方点阵是布喇菲点阵中的一种。

(三) 晶向与晶面

为了表示晶体内的某个方向，选择晶轴本身作为坐标轴最为方便。此时，任意点的坐标 u 、 v 、 w 可以以各自的轴长为单位来量度。

将坐标 u 、 v 、 w 与原点 O 相连的方向表示为 $[uvw]$ 。当这些指数含有分数时，需将某个数乘以全部指数，化为一组最简单的整数来标记。图1-6的 $\overrightarrow{OA}$ 为 $[100]$ ， $\overrightarrow{OF}$ 为 $[111]$ ， $\overrightarrow{OH}$ 为 $[310]$ 。与某一方向平行的方向都看作是同等的。因此，不通过原点的方向则以通过原点与该方向平行的方向来表示。这种作法可以通过由表示方向的矢量端点的坐标减去起点的坐标来进行。此时，若某指数为负值，就在该指数上面标出负号。这样 $\overrightarrow{EG}$ 便为 $[\bar{1}10]$ ， $\overrightarrow{OI}$ 为 $[12\bar{2}]$ 。存在对称关系的方向，用其中的一组指数来表示，可写成 $\langle uvw \rangle$ 。例如，立方晶系的4面体对角线 $[111]$ 、 $[\bar{1}\bar{1}1]$ 、 $[\bar{1}1\bar{1}]$ 、 $[1\bar{1}\bar{1}]$ 可全部用 $\langle 111 \rangle$ 表示。

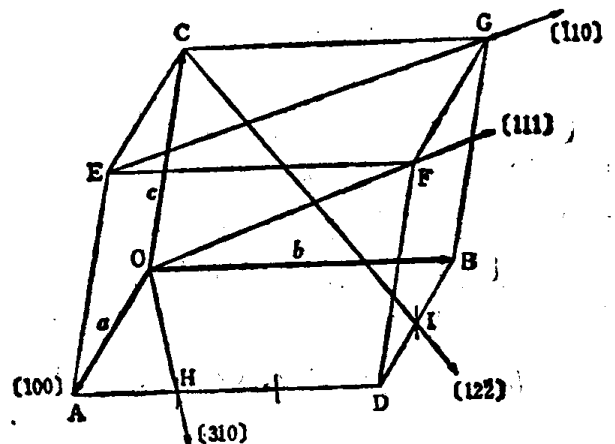


图1-6 晶向
($\overrightarrow{AH}=1/3b$, $\overrightarrow{BI}=1/2a$)

所谓晶面，是指包含有原子的晶体内部的任意平面。这样的面如图1-7所示，就一个晶体来说也可以看出是什么类型的。实际晶体都是三维的，故可进一步看成是具有各种倾斜度的晶面。通常，晶面只有倾斜度是重要的，

与某一晶面相平行的面都是等同的。

晶面也可采用晶胞的晶轴来表示。设某晶面和各晶轴交点距原点长度的倒数为 h 、 k 、 l ，这个晶面即可用 (hkl) 表示之。 h 、 k 、 l 叫做密勒 (miller) 指数，均应将其化为正或负的整数。在图 1-8 中，考虑在 a_1 、 b_1 、 c_1 处与晶轴相交的晶面。若设 $\overline{Oa_1} = 1/2a$ ， $\overline{Ob_1} = b$ ， $\overline{Oc_1} = 2/3c$ ，因长度是以各自的轴长为单位测量的，结果分别得 $1/2$ 、 1 和 $2/3$ 。因此，其倒数为 2 、 1 、 $3/2$ 。将这些值各乘以 2 ，结果以密勒指数表示的面就变为 (423) 。立方晶体典型晶面的密勒指数示于图 1-9。由于与晶轴平行的面其交点处于无限远 (无交点)，所以其指数为零。与表示晶向的情况一样，存在对称关系的晶面可以用

$\{hkl\}$ 表示。例如，立方晶体的六个面 (100) 、 (010) 、 (001) 、 $(\bar{1}00)$ 、 $(0\bar{1}0)$ 、 $(00\bar{1})$ ，即可由 $\{100\}$ 表示。

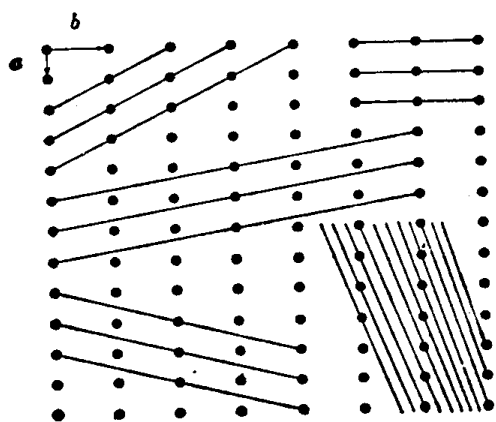


图 1-7 二维表示的晶面

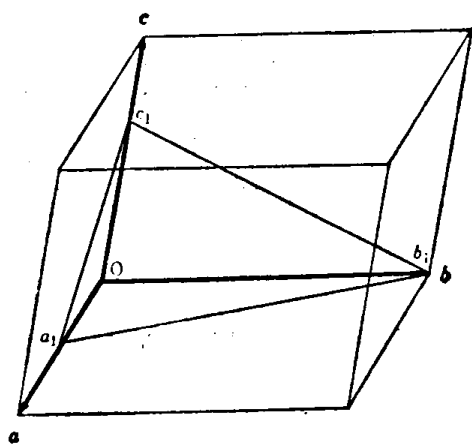


图 1-8 晶胞内的 (423) 面
($\overline{Oa_1} = 1/2a$; $\overline{Ob_1} = b$; $\overline{Oc_1} = 2/3c$)

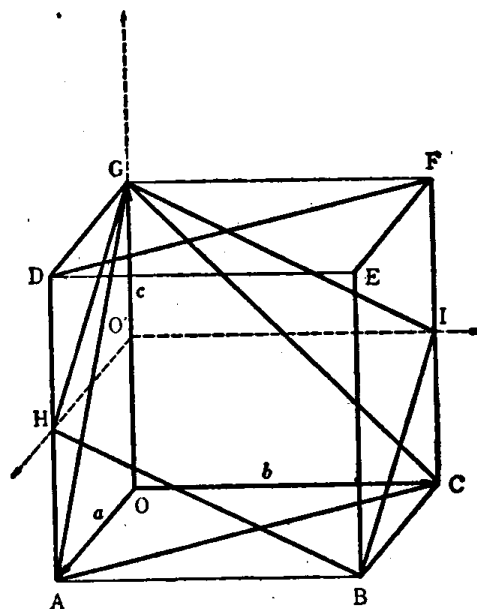


图 1-9 立方晶体典型的晶面
ACG 面 = (111) ; BCFE 面 = (010) ; ACFD 面 = (110) ;
AOGD 面 = (010) , BIGH 面 = (112)

六方晶体晶面指数的表示方法稍有不同。图 1-10 中的粗线所示为晶胞，然而考虑一下用虚线所表示的包含晶胞的六角柱体，便可知对称性是极好的。所以，除 a_1 、 a_2 、 c 等三个轴外，还同时采用了 a_3 轴，以 $(hkil)$ 表示任意晶面。但是，却存在 $h+k=-i$ 的关系。实际上，根据密勒的表示方法确定晶面的 (hkl) 之后，最好按上述关系增加 i 。补加 i 的理由在于可以在存在对称关系的晶面上附加同类指数。这样，只要一看六角柱体的侧面 $(10\bar{1}0)$ 、 $(01\bar{1}0)$ 、 $(\bar{1}100)$ 、 $(\bar{1}010)$ 、 $(0\bar{1}10)$ 、 $(1\bar{1}00)$ ，便可获知是同类的面，而以 (hkl) 表示时却不具有这种优点。

(四) 面间距

两个相邻的平行晶面之间的距离叫做面间距。利用 X 射线衍射研究晶体结构时，面间

① 若将原点移至 O 位置就容易理解 BIGH 面。AOGD 面在其原来状态下很难用指数来表示，但因强调了 (010) 面在 b 轴上平行移动，所以可以使用这样的指数。

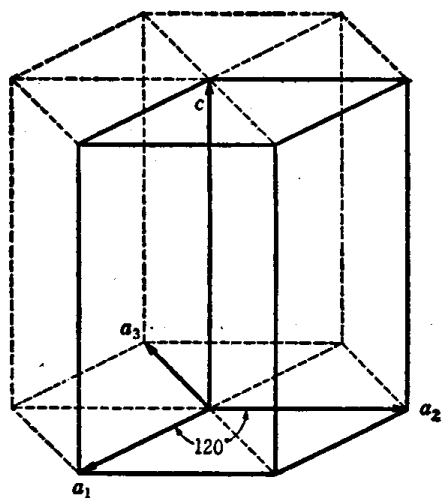


图 1-10 六方晶体的晶胞

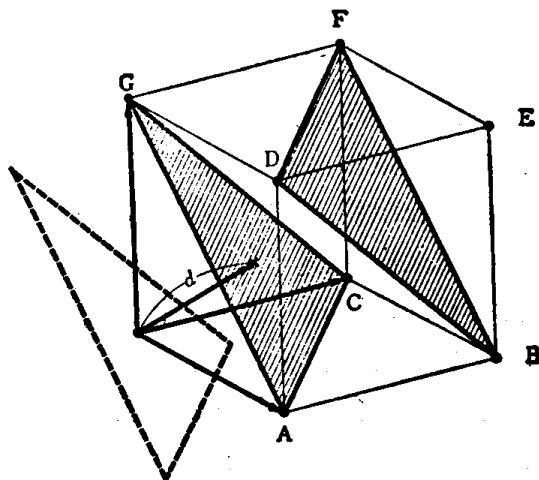


图 1-11 (111) 的面间距

距是最重要的因素。也就是说，在面间距与入射线波长 λ 之间存在著名的布拉格衍射条件关系

$$\lambda = 2d \sin \theta \quad (1-1)$$

式中： θ 为衍射角。因此，作为晶面定义的面必定含有入射线散射源的原子。在图 1-8 的面上，虽不包含有原子，但只要密勒指数为整数，那么在其延长面上便含有阵点。

考虑面间距时，如果平行的两晶面中，至少有一个是由通过原点的面所构成，就很方便。图 1-11 上，(111) 是由含有三个阵点的 AOG 面构成的，可以直接看出，与该面相邻的 (111) 面是 BFD 面。但是，如果考虑通过同样阵点之一的原点 O，而且平行于 AOG 面的 (111) 面，那么面间距 d 便可由自原点 O 到 AOG 面所引垂线的长度来求得。

对于立方晶体，任意晶面 (hkl) 的面间距的值 d ，可由其密勒指数按下式计算。

$$1/d = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} / a \quad (1-2)$$

而 a 则是立方体的点阵常数。

同样，对于立方晶体，(hkl) 晶面还具有这样一种重要的性质，即它与相同指数的 $[hkl]$ 晶向正交。但是，在一般晶系中这一关系并不成立。

二、单晶体与多晶体

(一) 单晶体与多晶体

作为整体由一个晶体构成的晶体叫做单晶体，金属只有在特殊情况下才以单晶体存在，一般都由细小的单晶体的集合体构成，这样的晶体叫做多晶体。构成多晶体的一个个单晶体叫做晶粒，晶粒与晶粒之间的边界叫做晶粒边界，或简称晶界。

晶粒的大小，与金属的种类和处理过程有关，不能一概而论，但大多为 100~300 微米 (1 微米等于 10^{-3} 毫米) 左右。图 1-12 是多晶体的晶界组织的一个示例。表示晶粒大小的方法，除直接表示尺寸的方法而外，还有与用一系列序号定出的标准组织相比较，即用晶粒度序

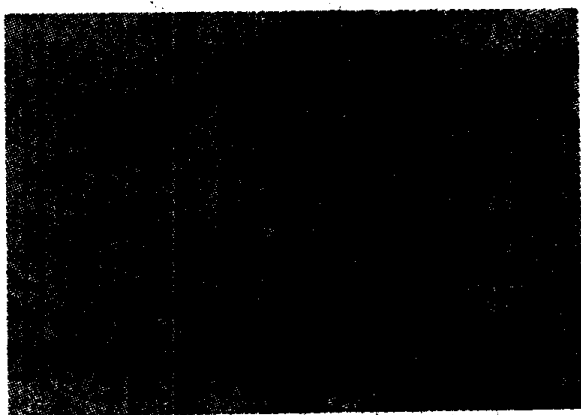


图 1-12 体心立方金属的晶界

号表示的方法。至于具体的测定方法,将在第三篇作详细叙述。

晶粒的起源在于凝固现象。钢液一冷却,便产生许多单晶体的核,通过这些单晶核的长大而进行凝固。鉴于冷速越快,所产生的核越多,而长大又受到抑制,故容易形成细晶粒组织。凝固时所形成的多晶组织并不是一成不变的,而是随热加工和热处理改变的。但是,如果原先是细晶粒组织,那么最终形成细晶粒的倾向就更强烈。

如果利用凝固现象,则可以通过使晶粒从钢液缓慢地长大来制取大的单晶体。单晶体对于金属的基础研究日趋重要。因此,除上述方法外还报道了许多单晶体的制造方法,制造的难易程度视金属的种类而异。

(二)单晶体与多晶体性质的差异

单晶体几乎所有的性质都随晶体方向而呈现各向异性的变化。热膨胀系数和强度等都强烈地依赖于取向的性质。铁的易磁化轴为 $\langle 100 \rangle$,这是人们所熟知的。

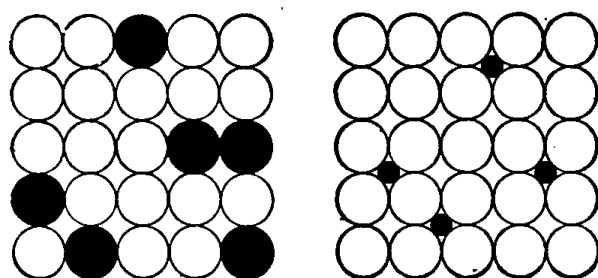
在多晶体中,晶粒的晶体取向一般是相互独立的,因此作为整体的性质都是平均值,并表现出恰似各向同性的行为。

某些多晶体金属,可以通过轧制和热处理使晶粒取向全部与特定方向一致。这样的金属,虽然也是多晶体,但却显示出类似单晶体的取向关系。可作铁心使用的取向硅钢板,以及可供深冲加工用的钢板,就是其典型的示例。

三、固溶体与合金

(一)固溶体

固态下由 A、B 两组元均匀混合在一起所构成的物质叫做固溶体。使两组元混合起来



(a) 置换式固溶体

(b) 间隙式固溶体

图 1-13 固溶体的类型

的方法有两种。在图 1-13 上,设圆圈为溶剂组元 A,黑点为溶质组元 B。如(a)所示,一部分 A 原子的阵点被 B 原子所取代,这叫做置换式固溶体。与此不同,如(b)所示, B 原子侵入到 A 原子点阵的间隙中去,这叫做间隙式固溶体。我们希望两种组元以任意比例形成固溶体,但是,对溶质元素的固溶量一般是有限度的。这个限度就叫做固溶度限,固溶度限一般随温度的升高而增大。

固溶体并不限于两种组元,且有多种组元构成的情况。鉴于浓度与成分几乎具有相同的意义,故也可以使用浓度一词。固溶体的重要性质在于不论取出哪一部分都没有浓度差,整个说来有均匀的成分。实际上随所处部位的不同,大多要产生一些浓度的不均匀,这种现象称为偏析。

(二)合金

由两种以上的组元(至少有一种是金属组元)构成的金属叫做合金。合金也有形成固溶体的,但一般在光学显微镜下都是混合物。当 A 和 B 均为金属组元时,有时也会形成富 A 固溶体和富 B 固溶体的混合物。凡由两种组元构成的合金叫做二元合金,由三种组元构成的合金叫做三元合金。

合金成分一般以重量百分数表示之,而在理论研究时大多采用原子百分数来表示。设

A 组元的重量 % 为 W_A 、原子量为 a_A , B 组元的重量 % 为 W_B 、原子量为 a_B , 则有下列式成立:

$$\begin{aligned} \text{A 组元的原子 \%} &= \frac{W_A/a_A}{W_A/a_A + W_B/a_B} \times 100\% \\ \text{B 组元的原子 \%} &= \frac{W_B/a_B}{W_A/a_A + W_B/a_B} \times 100\% \end{aligned} \quad (1-3)$$

即使 A 和 B 均为金属组元, 也不一定能形成合金。但是当金属组元彼此形成固溶体时, 就形成置换式固溶体。与此不同, 氢, 氧, 氮, 或碳等原子半径小的非金属组元则形成间隙式固溶体。

对合金的性能并没有什么有益的作用, 或反而有害且含量甚少的元素叫做杂质。在钢中, 磷和硫是典型的杂质。

四、纯铁的相变

(一) 纯铁的同素异构转变

也有一些元素其晶体结构随温度和压力而变化。纯铁就是其中一例, 在室温下它是体心立方点阵, 而在高温下则变为面心立方点阵。而且业已查明, 纯铁在高压下将转变为称作 ϵ 相的六方结构。人们把同一元素而结构不同的晶体叫做同素异构体, 并把晶体结构从一种同素异构体转变为另一种同素异构体的现象叫做同素异构转变。同素异构转变是可逆的相变。

图 1-14 所示为纯铁的点阵常数 a 与温度的关系。如果从室温开始升温, a 值便连续增加, 这是点阵常数因原子的热振动而发生变化的缘故, 而晶体结构依然保持为体心立方点阵。然而, 一到达 911°C , a 值便产生不连续的变化。这是因为同素异构转变的结果而变为面心立方点阵的缘故。人们把发生相变的温度叫做转变点。使温度进一步提高到 1392°C , a 值再次发生不连续的变化, 当超过此温度时, 又转变为体心立方点阵。把 911°C 和 1392°C 分别叫做 A_3 转变点和 A_4 转变点。并把低于 A_3 点的纯铁叫做 α 铁, 把 $A_3 \sim A_4$ 点之间的纯铁叫做 γ 铁, 把高于 A_4 点的纯铁叫做 δ 铁, 在 780°C 还发现从铁磁体向顺磁体的转变, 以前把这一温度叫做 A_2 转变点, 把 $A_2 \sim A_3$ 点之间的纯铁叫做 β 铁。但是已经查明在这个区域内晶体结构并未发生变化, 所以现在这些名称已较少使用了。然而, 在处理磁现象时, A_2 点常常和其同义词居里点同时使用。 δ 铁的晶体结构与 α 铁并无差异, 但从温度的角度来看, 不难加以区别, 故仍继续使用了这两个不同的名称。关于 A_1 转变点, 后面还要谈及, 但在纯铁中并不存在。

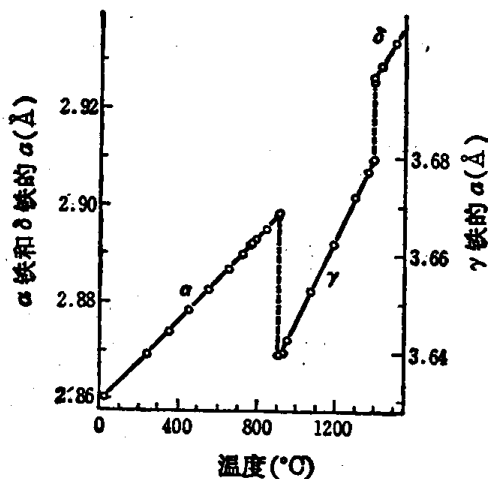


图 1-14 纯铁的点阵常数随温度的变化

(二) 加热转变和冷却转变

在测定转变点时, 测量热膨胀变化的方法比测量点阵常数的方法容易, 所以常常采用前一种方法。

图 1-15 所示为将纯铁加热到 A_3 点以上的温度后、再冷却时膨胀曲线的变化。由图可知, 转变并不在 911°C 产生, 而是在此温度的上下波动。

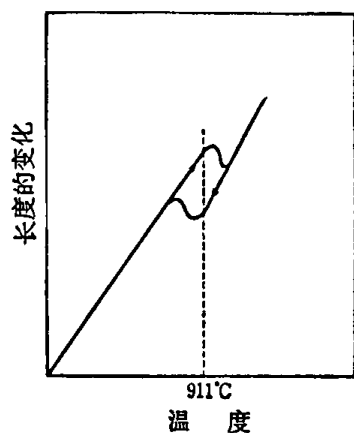


图 1-15 热膨胀引起的纯铁长度的变化

本来转变点是完全确定的, 理应与温度变化的速度无关。但是, 由于晶体结构发生了变化, 所以原子势必产生移动, 在固体中, 这种变化需要时间。因此, 在表观上转变点在加热时向高温方向移动; 冷却时则向低温方向移动, 其移动的程度取决于加热和冷却的速度。实际使用时, 需将两者加以区别, 故而把加热时的转变点叫做 A_c 转变点, 而把冷却时的转变点叫做 A_r 转变点 (c 和 r 是法语加热和冷却的词头)。这些转变点如果不指出加热或冷却的速度, 当然毫无意义, 然而一般却笼统地使用。

五、钢与马氏体转变

(一) 铁与碳的固溶体

人们把含碳在 0.022% 至约 2% 范围内的 Fe-C 合金称做钢。其细节将在下一章介绍, 这里只就作为钢的基础的关于铁与碳的固溶体问题加以说明。

碳与铁形成间隙式固溶体。 α 铁或 δ 铁与碳的固溶体被命名为铁素体。碳对铁素体的固溶度限很小。另一方面, γ 铁与碳的固溶体叫做奥氏体, 其固溶度限要比铁素体的固溶度限大得多。同时, 铁素体可简称为 α 固溶体, 或仅以 α 及 F 表示之。同样, 奥氏体可简称为 γ 固溶体, 或仅以 γ 及 A 表示之。

在体心立方点阵和面心立方点阵中, 碳的间隙位置是不同的。图 1-16 所示为实际的体心立方点阵的原子排列。其中, 铁原子近似于球体、相互紧密排列, 箭头表示碳可能嵌入的一个间隙位置, 这个位置相当于体心立方点阵的面心位置, 每个晶胞共计有 6 个。图 1-17(a) 是用相邻的两个体心立方点阵对该位置所作的图解。为了便于理解, 铁原子用小圆圈画出。碳原子进入以 O 表示的黑点位置, 而该位置是由 6 个铁原子 ABCDEF 所构成的八面体的中心。设铁原子半径为 R , 则计算表明, 在这个位置上可内接 $0.154R$ 的球。就碳原子的进入来说, 其尺寸显得太小, 故铁素体的碳固溶量很小。本来, 由 ABCE 构成的四面体中心 T

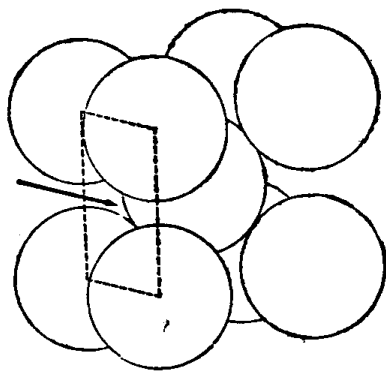
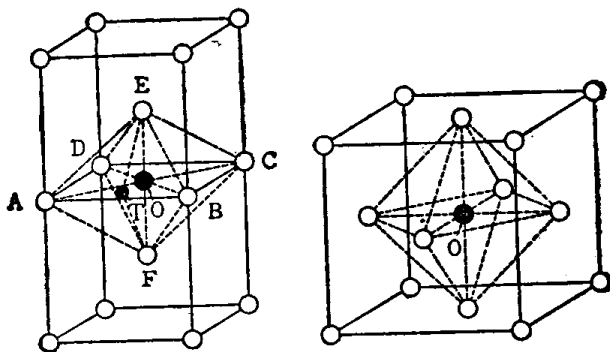


图 1-16 体心立方点阵和碳原子的间隙位置



(a) 体心立方点阵 (b) 面心立方点阵

图 1-17 体心立方点阵和面心立方点阵的间隙位置

图中: O—八面体中心; T—四面体中心

空隙最大, 在这里可进入 $0.291R$ 的球。然而业已查明, 由于种种原因, 实际上碳的间隙位置却是 O 点。图 1-17(b) 示出面心立方点阵的情况。 O 点是八面体的中心, 这个位置相当于面心立方点阵的体心位置。这里几乎是面心立方唯一最大的空隙, 可以内接 $0.41R$ 的球。众所周知, 实际上碳也进入这个位置。面心立方点阵的碳固溶度限之所以比体心立方点阵大得多, 其原因就在这里。

(二) 钢的马氏体转变

钢中也存在 A_3 和 A_{cm} 转变点, 而这两个转变点的温度即为碳含量的函数。其细节将在本章介绍“碳钢的平衡状态图”时加以说明, 这里先介绍一下与淬火有关的钢的特征现象——马氏体转变。

将钢加热到 A_3 和 A_{cm} 点之间的温度便形成奥氏体; 随后将其置于诸如水之类的介质中, 促其快冷的操作叫做淬火。本来, 在冷却过程中至 A_{ms} 点理应产生相变, 但此时由于在奥氏体状态固溶有大量的碳, 所以相变的状况完全不同。同时相变产生的组织也已经不是体心立方结构的铁素体, 而是体心正方点阵即体心正方结构的极硬的组织, 这种组织称之为马氏体。

形成体心正方点阵的原因, 系原来处于面心立方点阵体心位置的碳原子由于快冷而原封不动地被冻结下来, 同时只有体心立方点阵的特定晶轴在一个方向上受到强烈的畸变。图 1-18 表示了这种情况。左图表示在体心立方点阵中八面体的正常排列。右图则是由于碳原子进入心部的间隙位置而发生畸变的情况。实际上, 被碳原子占据的面心立方点阵的八面体位置是很少的, 在奥氏体固溶度限为 2% C 时, 碳原子也只占据所考虑的八面体位置的十分之一左右。图 1-19 所示为碳含量对奥氏体和马氏体点阵常数的影响。

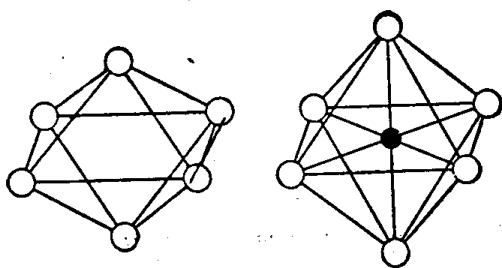


图 1-18 由于碳原子的间隙而引起的体心立方点阵的畸变^[1]

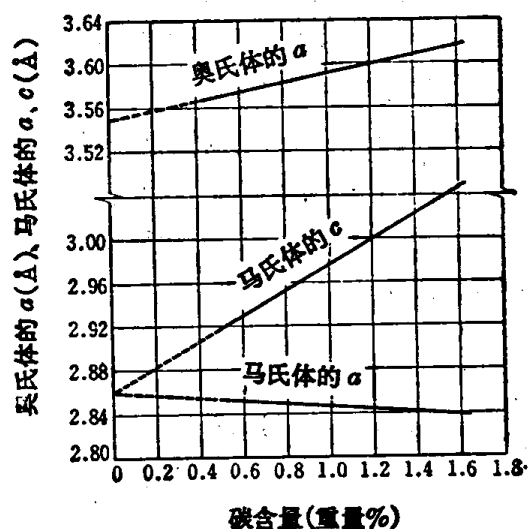


图 1-19 钢的碳含量与奥氏体及马氏体点阵常数的关系^[3]

(三) 马氏体的晶体取向关系

这里所说的晶体取向关系, 是指原来的奥氏体和因其转变而产生的马氏体之间的结晶学关系。如果指出了某个特定的晶面和在这个面上的特定晶向, 那么晶体在空间内的取向便可确定下来。因此, 两个晶体之间的取向关系可以通过找出它们共同的晶面和晶向来决定。

在图 1-20 中, 用虚线表示存在于两个面心立方点阵中的体心正方点阵。直线 GA 和 GI 同时包含在面心立方点阵的 AOG 面和体心正方点阵的 $AIGJ$ 面内, 因此这两个面平行。而直线 GA 可以选作在同一晶面内的一个共同的方向。所以, 若按照图 1-20 所示设定坐标

轴,则可得到下列的晶体取向关系:

$$(111)_\gamma // (110)_{\alpha'}, [10\bar{1}]_\gamma // [1\bar{1}1]_{\alpha'} \tag{1-4}$$

其中 α' 表示马氏体。由于这一关系是 Kurdjumov 和 Sacks 利用 X 射线衍射试验得到的,所以称作 K-S 关系。在不含碳的 Fe-30Ni 合金中形成立方结构的马氏体,此时有如下的关系成立:

$$(111)_\gamma // (110)_{\alpha'}, [11\bar{2}]_\gamma // [1\bar{1}0]_{\alpha'} \tag{1-5}$$

上述的关系只不过是把转变前后的晶体取向联系起来而已,若考虑到点阵常数的变化,那么仅仅是点阵的膨胀和收缩即不能满足这个关系。在实际的马氏体转变时,构成面心立方点阵的原子独自地同时发生位移,而且经微小的调整使畸变达到最小之后,才能最终达到上述

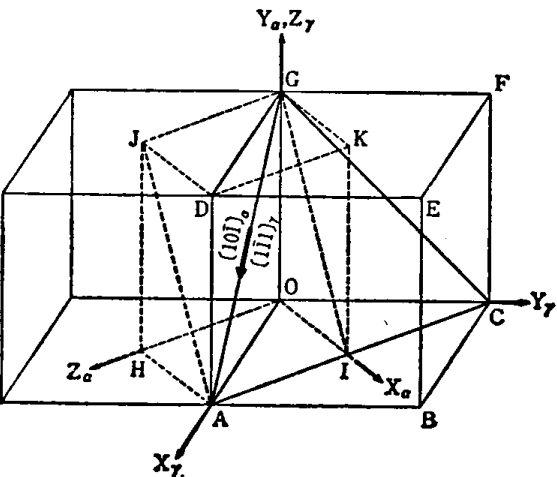


图 1-20 奥氏体和马氏体的点阵关系^[4]

关系。然而,涉及其细节已超出本书的范围了。

(四) 伴随马氏体转变的膨胀

马氏体转变是伴随有明显体积膨胀的相变。众所周知,这是淬火时产生淬火应变和裂纹的原因。我们试从结晶学的观点来考虑这个问题。

在图 1-3 上,面心立方各角上的原子共有 8 个,因为这些原子均为相邻接的 8 个晶胞所共有,所以纯粹属于一个晶胞的只有 $1/8 \times 8 = 1$ 个。而面心的原子则与相邻的 1 个晶胞所共有,所以是 $1/2 \times 6 = 3$ 个,也就是说共计有 4 个原子属于面心立方晶胞。而在体心立方点阵中,根据同样的计算,2 个原子属于同一个晶胞。因此,根据体积关系考虑,由 $1/2 a_\gamma^3 \rightarrow a_\alpha^2 \cdot c_\alpha$ 这种变化,就可以计算出膨胀系数。用图 1-19 计算,例如,0.9% C 的马氏体的体积膨胀系数约为 4%。

六、点 阵 缺 陷

(一) 点阵缺陷的种类和特征

实际的点阵都不是完整的,点阵内部存在有许多缺陷。虽然这些缺陷有各种不同的类型,但总称为点阵缺陷。表 1-2 汇列了它们的种类和特征。

表 1-2 点阵缺陷

种 类	名 称	特 征
点缺陷	(原 子) 空 位	阵点的原子缺位者,对扩散起重要作用
	间 隙 原 子	原子进入间隙者
线缺陷	位 错	晶体错排连成线状者,对塑性变形起重要作用
面缺陷	孪晶堆垛层错	以特定的晶面为边界,上下原子排列或堆积交错者

(二) 塑性变形与位错

人们把由于外力作用,导致上下两部分晶体沿着所谓滑移面的特定晶面而发生偏离特

定方向的现象,叫做塑性变形。表 1-3 列出了晶系、滑移面和滑移方向。在体心立方点阵中,滑移面有 $3 \times 4 = 12$ 个,滑移方向 $\langle 111 \rangle$ 有 4 个,共计有 48 个组合。把这种组合叫做滑移系。面心立方点阵的滑移系因有 4 个 $\{111\}$ 面和 3 个 $\langle 110 \rangle$ 方向,故共计为 12 个。在密排六方点阵中,1 个 (0001) 基面上有 3 个 $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ 方向,共计有三种组合。

表 1-3 滑移面和滑移方向

点 阵 类 型	滑 移 面	滑 移 方 向
体 心 立 方	$\{110\}$ $\{112\}$ $\{123\}$	$\langle 111 \rangle$
面 心 立 方	$\{111\}$	$\langle 110 \rangle$
密 排 六 方	(0001)	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$

塑性变形是由于位错运动而产生的。现在我们可以想象一下使一块大地毯移动的情形。如果拿起一端一下子拉拽整块地毯,显然需要用相当大的力,但若将其端部弄出皱纹,使皱纹顺次移动,那么用较小的力就可以了。金属的塑性变形也与此相似。在图 1-21 (a) 上,设 $ABB'A'$ 面为滑移面, DD' 为位错,它是与上例皱纹相当的点阵缺陷。位错线 DD' 从 AA' 的位置向 BB' 的位置运动。与地毯类似,可知 $ADD'A'$ 是已完成滑移并恢复正常晶体的区域,而 $DBB'D'$ 则仍系未滑移的区域。晶体错排集中在 DD' 周围,上半部分晶体额外插入了一排以 $DEE'D'$ 表示的晶面。用 $\perp$ 符号表示这种位错。这个多余的晶面随着滑移的进行顺次移向右侧,最后在 BB' 端形成与 AA' 端相同的一个原子间隔的滑移面而穿过晶体。所以人们把在滑移面的滑移方向上间隔一个原子的矢量叫做伯格斯矢量,用 $\mathbf{b}$ 表示。这种位错叫刃型位错,其最大的特点是位错线与 $\mathbf{b}$ 垂直。

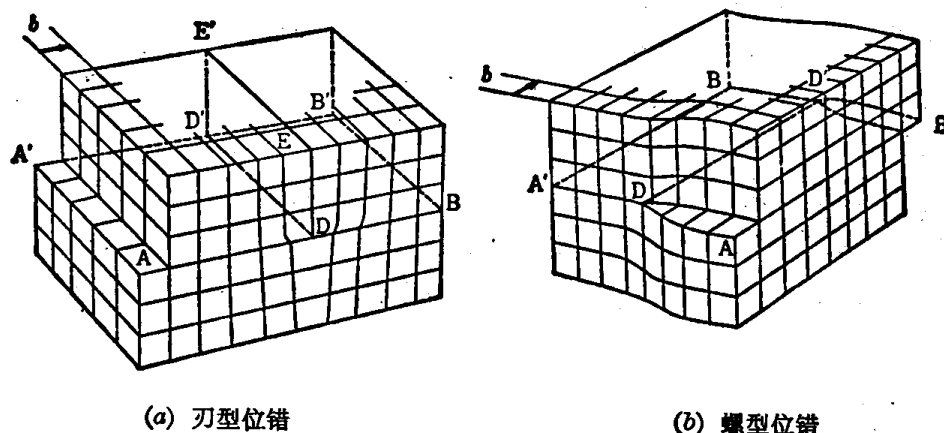


图 1-21 位错示意图

位错的另一种类型称之为螺型位错。图 1-21 (b) 中,滑移面 $ABB'A'$ 上,已滑移的右半部晶体 $DABD'$,与未滑移区域 $A'DD'B$ 的边界构成位错线 DD' 。随 DD' 向 $A'B'$ 方向进一步移动而进行滑移。此时,尽管位错线移到左方,但却向 $\mathbf{b}$ 的方向上发生滑移。亦即,位错线与 $\mathbf{b}$ 平行,这一点是螺型位错的最大特点。如图 1-22 所示,由于这个特点,螺型位错可以从一个滑移面移至另一个滑移面。人们把这种滑移称为交叉滑移。而刃型位错却不产生这种现象。