

高 等 学 校 教 材

材料热加工基础

CAILIAO REJIAGONG JICHU

杨觉明 上官晓峰 要玉宏 主编

理原理

铸造原理



化学工业出版社

高等学校教材

材料热加工基础

CAILIAO REJIAGONG JICHU

杨觉明 上官晓峰 要玉宏 主编



化学工业出版社

· 北京 ·

本书分为上下两篇。上篇为热处理部分，主要介绍了金属或合金固态相变的一般规律以及其在加热和冷却过程中相变的类型、条件、速度、机制和产物的组织与性能，它既是材料热加工（热处理、铸造、锻压和焊接）的理论基础，也是发展新材料、新工艺的理论基础。下篇为铸造部分，主要分析了铸件形成过程的基本规律及内在联系，以及从液态到固态转变过程中影响金属性能和铸件质量的一些基本因素。

本书既可作为金属材料工程专业的热处理和铸造方向、材料成型与控制工程专业本科生的专业基础课教材，也可作为从事冶金、机械等行业相关科研人员及工程技术人员的参考书。

图书在版编目 (CIP) 数据

材料热加工基础/杨觉明，上官晓峰，要玉宏主编. —北京：
化学工业出版社，2011.1

ISBN 978-7-122-10248-5

I. 材… II. ①杨…②上…③要… III. 金属材料-热加工
IV. TG15

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2010) 第 260632 号

责任编辑：刘丽宏

文字编辑：闫 敏

责任校对：王素芹

装帧设计：刘丽华

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 装：大厂聚鑫印刷有限责任公司

787mm×1092mm 1/16 印张 24½ 字数 600 千字 2011 年 2 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：58.00 元

版权所有 违者必究

前 言

本书是编者结合多年来从事相关课程的教学实践和体会，精心将原金属材料及热处理专业和铸造专业的专业基础课程知识有机地整合在一起，作为金属材料工程专业学生的基础课程教材。书中打破了传统专业界限，突出了材料热加工过程中所涉及的共性理论，系统而全面地阐述了金属或合金从液态到固态转变过程中的基本规律以及固态金属或合金在加热和冷却过程中发生固态相变的基本规律。希望通过本书的学习，使学生掌握比较深入的专业理论知识，提高他们的就业竞争能力，帮助他们在就业后能够很快地承担起热处理和铸造专业方面的技术工作。

本书的内容分为上下两篇，共 15 章。上篇为金属热处理部分，包括本书的前 8 章内容；下篇为铸造部分，包括本书的后 7 章内容。本书的具体内容安排如下。

第 1 章为金属固态相变理论基础，主要从整体上介绍了金属或合金固态相变的一般规律。第 2 章为金属或合金在加热时的组织转变，即奥氏体的形成，主要论述了平衡组织和非平衡组织加热时奥氏体形成的一般规律，并对奥氏体晶粒长大的规律性和控制方法进行了讨论。第 3 章至第 5 章为金属或合金在加热时的组织转变，即珠光体转变、马氏体转变和贝氏体转变。主要内容有：珠光体转变的热力学、动力学、形成过程和形成机理以及组织形态，亚（过）共析钢中先共析相的形态以及钢中的相间沉淀等；马氏体相变的特征、形态学、热力学、动力学、相变机制、力学性能以及奥氏体的热稳定化等内容；贝氏体相变的一般规律，包括形态、热力学、动力学特点、力学性能等。第 6 章为钢的过冷奥氏体转变图，主要介绍了奥氏体等温转变（TTT）图和连续冷却转变（CCT）图的建立、特征和影响因素等。第 7 章为淬火钢回火时的转变，主要介绍了淬火钢回火时的组织变化过程，合金元素对回火转变的影响以及回火时钢的力学性能变化等。第 8 章为合金的脱溶沉淀与时效，主要阐述了合金脱溶沉淀的过程及其热力学和动力学，合金脱溶沉淀时组织和性能变化，以及合金调幅分解的过程、调幅分解组织和性能。第 9 章至第 11 章侧重于铸件形成理论基础方面的论述。第 12 章介绍基于合金结晶基本理论分析的铸态组织。第 13 章介绍铸造性能，即铸造合金的流动性和收缩特性，强调掌握合金铸造性能的重要性。第 14 章是把铸件凝固以及随后的固态冷却过程中铸件内部各部位存在的化学成分不均匀现象、密度不均匀现象与应力场不均匀现象而引起的一系列铸造缺陷有机整合的一章，使学生能系统地了解铸造缺陷产生的原因以及铸件凝固和冷却过程各阶段的内在联系。第 15 章内容是各种铸造方法的简介，主要是为没有选择铸造专业方向的学生提供扩大知识面的机会。

本书在编写过程中，引入了近年来国内外关于热处理和铸造研究发展的一些新的理论成果，以保持内容的先进性。另外，为方便学生的复习和思考，每章都新增了复习思考题，培养学生如何运用所学到的知识来分析和解决实际问题的能力。同时，在介绍铸件形成基础的部分还给出了丰富的例题，以使學生有足够的举一反三的练习机会，加深对相关知识的理解。本书可以作为高等院校金属材料工程专业热处理和铸造方向本科生的专业教材，也可作为从事金属材料工程、机械等行业相关科研及工程技术人员参考书。

本书由西安工业大学杨觉明、上官晓峰和要玉宏主编。其中第 1、4、6、8 章由要玉宏编写，第 2、3、5 章由上官晓峰编写，第 7 章由高巍编写，第 9 章至第 14 章由杨觉明编写，第 15 章由金耀华编写。全书由杨觉明和要玉宏统稿。西安工业大学王正品教授评审了第 1

章至第 8 章，李建平教授评审了第 9 章至第 15 章，并提出了许多宝贵的意见和建议，在此，表示深切的谢意。西安工业大学对本书的编写和出版给予了大力的支持；硕士研究生路婷、张琳、邓薇、冯红飞和杜志杰在本书的资料收集方面做了大量的工作；另外，本书参考并引用了一些书刊、文献和资料的有关内容，在此，编者对为本书付出辛勤劳动的人员以及援引文献的作者表示衷心的感谢！

限于编者水平，书中不当之处恳请广大读者批评指正。

编 者

目 录

上篇 金属热处理

第 1 章 金属固态相变理论基础	3	3.1 珠光体的组织形态与晶体结构	49
1.1 金属固态相变的基本类型	4	3.1.1 珠光体的组织形态	49
1.1.1 平衡转变	4	3.1.2 珠光体的晶体学	50
1.1.2 不平衡转变	5	3.1.3 珠光体的片层间距	52
1.1.3 固态相变的其他分类	6	3.2 珠光体的形成过程	53
1.2 固态相变的特征	8	3.2.1 珠光体形成的热力学条件	53
1.2.1 相界面	8	3.2.2 片状珠光体的形成过程	53
1.2.2 弹性应变能	10	3.2.3 粒状珠光体的形成机理	56
1.2.3 位向关系和惯习面	10	3.3 亚(过)共析钢的珠光体转变	58
1.2.4 原子的扩散速度	11	3.3.1 亚(过)共析钢先共析相的形态	58
1.2.5 亚稳过渡相	11	3.3.2 伪共析组织的形成	59
1.2.6 晶体缺陷	11	3.3.3 钢中的魏氏组织	59
1.3 固态相变的热力学	12	3.4 珠光体转变的动力学	62
1.4 固态相变时的形核和晶核长大	13	3.4.1 珠光体的成核率和长大速度	62
1.4.1 固态相变时的形核	13	3.4.2 珠光体转变动力学图	63
1.4.2 固态相变时的晶核长大	14	3.4.3 影响珠光体转变动力学的因素	64
1.4.3 固态相变动力学方程	18	3.4.4 珠光体转变动力学估算	67
复习思考题	19	3.5 合金元素对珠光体转变的影响	68
第 2 章 奥氏体的形成	20	3.5.1 对 A_1 点和共析碳浓度的影响	68
2.1 奥氏体的组织结构和性能	21	3.5.2 对珠光体转变动力学的影响	69
2.2 奥氏体的形成	22	3.5.3 对珠光体转变过程的影响	69
2.2.1 奥氏体形成的热力学条件	22	3.6 珠光体的力学性能	71
2.2.2 奥氏体的形成机理	23	3.6.1 珠光体的力学性能	71
2.3 奥氏体的等温形成动力学	29	3.6.2 铁素体-珠光体钢的力学性能	73
2.3.1 成核率	29	3.6.3 形变珠光体的力学性能	75
2.3.2 长大速度	29	3.7 钢中碳化物的相间沉淀	76
2.3.3 奥氏体等温形成动力学曲线	30	3.7.1 相间沉淀条件	76
2.3.4 影响奥氏体形成速度的因素	31	3.7.2 相间沉淀机理	77
2.4 连续加热时奥氏体的形成	34	3.7.3 相间沉淀产物的形态与性能	78
2.5 奥氏体晶粒长大及其控制	36	复习思考题	80
2.5.1 奥氏体晶粒度	36	第 4 章 马氏体转变	82
2.5.2 奥氏体晶粒长大原理	38	4.1 钢中马氏体的晶体结构	82
2.5.3 影响奥氏体晶粒长大的因素	40	4.1.1 马氏体点阵常数和碳含量的关系	82
2.6 非平衡组织加热时的奥氏体形成	42	4.1.2 新生马氏体的异常正方度	83
2.6.1 针形奥氏体的形成	42	4.1.3 马氏体的点阵结构及畸变	83
2.6.2 粗大奥氏体晶粒的遗传性及其控制	44	4.1.4 C 原子在马氏体点阵中的分布	84
复习思考题	48	4.2 马氏体转变的主要特点	85
第 3 章 珠光体转变	49	4.2.1 切变共格和表面浮凸现象	85
		4.2.2 马氏体转变的无扩散性	86

4.2.3 具有一定的位向关系和惯习面	87	5.2.6 反常贝氏体	137
4.2.4 马氏体转变非恒温性和不完全性	89	5.3 贝氏体转变的热力学条件及转变过程 ...	137
4.2.5 马氏体转变的可逆性	89	5.3.1 贝氏体转变的热力学条件	137
4.3 马氏体的组织形态	90	5.3.2 贝氏体形成过程	138
4.3.1 马氏体的形态	90	5.3.3 贝氏体铁素体长大机制	141
4.3.2 影响马氏体形态及内部亚结构的 因素	94	5.4 贝氏体转变的动力学	142
4.3.3 Fe-C 合金片状马氏体显微裂纹的 形成	95	5.4.1 贝氏体转变的动力学特点	142
4.4 马氏体转变的热力学条件	97	5.4.2 贝氏体等温转变动力学图	143
4.4.1 马氏体转变的驱动力	97	5.4.3 影响贝氏体转变动力学的因素	143
4.4.2 M_s 点的物理意义	98	5.5 钢中贝氏体的力学性能	147
4.4.3 M_d 点的定义	98	5.5.1 贝氏体的强度	147
4.4.4 影响 M_s 点的主要因素	99	5.5.2 贝氏体的韧性	148
4.5 马氏体转变动力学	103	5.5.3 贝氏体的耐磨性	149
4.5.1 马氏体转变的形核	103	5.5.4 非贝氏体组织对贝氏体混合组织力学 性能的影响	150
4.5.2 马氏体转变的动力学类型	104	复习思考题	150
4.6 马氏体的切变模型	108	第 6 章 钢的过冷奥氏体转变图	152
4.6.1 Bain 模型	109	6.1 过冷奥氏体等温转变图	152
4.6.2 K-S 模型	109	6.1.1 过冷奥氏体等温转变图的建立	152
4.6.3 G-T 模型	111	6.1.2 过冷奥氏体等温转变图的基本类型 ...	157
4.6.4 K(Kelly)-N(Nutting)-V(Venables) 模型	112	6.1.3 影响过冷奥氏体等温转变图的因素 ...	158
4.7 马氏体的力学性能	113	6.2 过冷奥氏体连续冷却转变图 (CCT 图)	161
4.7.1 马氏体的硬度和强度	113	6.2.1 CCT 图的建立	162
4.7.2 马氏体的塑性和韧性	116	6.2.2 冷却速度对转变产物的影响	163
4.7.3 马氏体的相变塑性	117	6.2.3 CCT 图的基本类型	165
4.7.4 马氏体的物理性能	119	6.3 TTT 图与 CCT 图的比较和应用	165
4.8 奥氏体的稳定化	120	6.3.1 TTT 图与 CCT 图的比较	165
4.8.1 奥氏体的热稳定化	120	6.3.2 TTT 图和 CCT 图的应用	166
4.8.2 奥氏体的机械稳定化	123	复习思考题	169
4.8.3 奥氏体稳定化规律在生产中的应用 ...	123	第 7 章 淬火钢回火时的转变	171
4.9 热弹性马氏体与形状记忆效应	124	7.1 淬火钢回火时的组织转变	171
4.9.1 马氏体的逆转变	124	7.1.1 淬火钢回火时的组织转变概况	171
4.9.2 热弹性马氏体	126	7.1.2 淬火碳钢的回火转变	173
4.9.3 热弹性马氏体的伪弹性行为	127	7.2 合金元素对回火转变的影响	178
4.9.4 形状记忆效应	127	7.2.1 合金元素对马氏体分解的影响	178
复习思考题	131	7.2.2 合金元素对残余奥氏体转变的影响 ...	179
第 5 章 贝氏体转变	132	7.2.3 合金元素对碳化物转变的影响	179
5.1 贝氏体转变的基本特征	132	7.2.4 回火时的二次硬化和二次淬火	181
5.2 贝氏体的组织形态和亚结构	133	7.2.5 合金元素对 α 相回复与再结晶的 影响	183
5.2.1 上贝氏体	133	7.3 淬火钢回火时力学性能的变化	183
5.2.2 下贝氏体	134	7.3.1 硬度	184
5.2.3 无碳化物贝氏体	135	7.3.2 强度和塑性	184
5.2.4 粒状贝氏体	135	7.3.3 韧性	184
5.2.5 柱状贝氏体	137	7.4 钢的回火脆性	185

复习思考题	190	8.3.2 等温脱溶沉淀动力学图的影响因素 ...	203
第8章 合金的脱溶沉淀与时效	191	8.4 脱溶沉淀时合金性能的变化	204
8.1 脱溶沉淀过程及其热力学	192	8.4.1 冷时效和温时效	204
8.1.1 脱溶沉淀热力学	192	8.4.2 时效硬化机制	205
8.1.2 脱溶沉淀过程	194	8.4.3 回归现象	208
8.2 脱溶沉淀后的显微组织	198	8.5 调幅分解	208
8.2.1 局部脱溶及其显微组织	198	8.5.1 调幅分解的热力学条件	209
8.2.2 连续脱溶及其显微组织	199	8.5.2 调幅分解过程	210
8.2.3 不连续脱溶及其显微组织	199	8.5.3 调幅分解的组织与性能	211
8.2.4 脱溶过程中的显微组织变化	201	复习思考题	214
8.3 沉淀脱溶过程动力学	202	参考文献	216
8.3.1 脱溶沉淀等温动力学图	202		

下篇 铸造

第9章 液态金属的结构和性质	221	10.3.2 平衡凝固条件下的溶质再分配	258
9.1 金属加热过程中的膨胀与熔化	221	10.3.3 非平衡凝固条件下的溶质再分配	259
9.1.1 晶体中的原子结合	221	10.4 例题	264
9.1.2 金属原子的热运动与金属的加热 膨胀	222	复习思考题	269
9.1.3 金属的熔化	223	第11章 凝固过程中的结晶现象	272
9.2 液态金属的结构	224	11.1 液态金属结晶的基本原理	272
9.2.1 液态金属结构的热力学分析	224	11.1.1 液态金属结晶的热力学条件	272
9.2.2 液态金属的X射线衍射分析	225	11.1.2 液态金属的形核	274
9.2.3 液态金属的结构	226	11.1.3 固-液界面结构	276
9.2.4 实际液态金属的结构	226	11.1.4 晶体生长	278
9.3 液态金属的性质	227	11.1.5 晶体的生长表面	280
9.3.1 液态金属的黏滞性	227	11.2 纯金属的结晶	280
9.3.2 液态金属的表面张力	229	11.3 单相合金的结晶	282
9.3.3 液体合金的其他性质	234	11.3.1 凝固过程的成分过冷现象	282
9.4 例题	235	11.3.2 成分过冷对晶体生长的影响	284
复习思考题	236	11.4 共晶合金的结晶	289
第10章 凝固过程中的传输现象	237	11.4.1 共晶合金的结晶方式	289
10.1 凝固过程中的传热	237	11.4.2 规则共晶合金的结晶	290
10.1.1 导热微分方程	237	11.4.3 不规则共晶合金的结晶	294
10.1.2 大型平板铸件的凝固传热	238	11.5 例题	295
10.1.3 凝固潜热与铸件-铸型界面的处理 ...	241	复习思考题	297
10.1.4 影响铸件温度场的因素	242	第12章 铸态组织的控制	299
10.1.5 铸件的凝固方式	243	12.1 宏观铸态组织	299
10.1.6 凝固方式与铸件质量的关系	247	12.1.1 晶粒的游离与增殖	300
10.1.7 铸件的凝固时间	249	12.1.2 等轴晶组织的控制	302
10.2 浇注和凝固过程中液态金属的流动	253	12.1.3 控制铸态组织的一些特殊工艺 方法	303
10.2.1 液态金属的对流	253	12.2 定向凝固技术	305
10.2.2 凝固过程中液态金属的流动	254	12.2.1 定向凝固技术概述	305
10.2.3 枝晶间液态金属的流动	255	12.2.2 定向凝固高温合金	306
10.3 凝固过程中的溶质再分配	257	12.2.3 定向凝固自生复合材料	307
10.3.1 溶质再分配与平衡分配系数	257	12.2.4 单晶生长	308

复习思考题	309	14.4.1 热裂形成的温度范围	352
第 13 章 铸造性能	311	14.4.2 热裂的形成机理	352
13.1 液态金属的充型过程	311	14.4.3 影响热裂形成的因素与防止铸件产生热裂的途径	354
13.1.1 液态金属的充型能力	311	14.5 铸件的气孔	356
13.1.2 液态金属充型过程的理论计算	313	14.5.1 气体的溶解与析出	356
13.1.3 影响充型能力的因素及提高充型能力的措施	319	14.5.2 析出性气孔	359
13.2 铸件的收缩	324	14.5.3 反应性气孔	361
13.2.1 收缩基本概念	324	14.6 其他铸造缺陷	363
13.2.2 铸钢与铸铁的收缩	326	14.6.1 冷隔	364
13.2.3 铸件的收缩	329	14.6.2 披缝	364
13.3 例题	330	14.6.3 氧化物夹杂及夹渣	364
复习思考题	330	14.6.4 浇不到	364
第 14 章 铸造缺陷	332	14.7 例题	365
14.1 铸件的偏析	332	复习思考题	366
14.1.1 显微偏析	333	第 15 章 各种铸造方法简介	371
14.1.2 宏观偏析	336	15.1 砂型铸造	371
14.2 铸件的缩孔和缩松	339	15.1.1 砂型铸造的生产过程及其特点	371
14.2.1 缩孔	339	15.1.2 砂型铸造工艺过程简介	372
14.2.2 缩松	344	15.2 特种铸造	374
14.2.3 灰铸铁和球墨铸铁铸件的缩孔和缩松	345	15.2.1 熔模铸造	374
14.2.4 缩孔的影响因素与防止途径	348	15.2.2 金属型铸造	375
14.3 铸造应力及铸件的变形和冷裂	350	15.2.3 压力铸造 (简称压铸)	376
14.3.1 热应力	350	15.2.4 离心铸造	377
14.3.2 机械应力	350	15.2.5 挤压铸造	378
14.3.3 铸件的变形及其防止	351	15.2.6 低压铸造	379
14.3.4 铸件的裂纹及防止	351	15.2.7 实型铸造	380
14.4 铸件的热裂	351	15.2.8 连续铸造	381
		参考文献	382

第1章 金属固态相变理论基础

一个处于热力学平衡状态的物质系统，可以是一个各处物理性质和化学性质完全相同且均匀的体系，也可以由若干个这样有边界可分的均匀部分组成，各部分之间的性质存在着差别。我们把其中的每一个均匀的部分叫做一个相。换句话说，相是指体系中具有相同物理与化学性质的，且与其他部分以界面分开的均匀部分。当体系只有一个相时，该体系为单相系，而当体系中存在两个或两个以上的相时，这样的体系称为复相系。系统中存在的相可以是稳定的、亚稳定的或不稳定的。系统在某一热力学条件下，只有能量具有最小值的相才是最稳定的。系统的热力学条件改变时，自由能会发生变化，相的结构也相应发生变化。物质的气态和液态一般只有一个相，而物质的固态情况较复杂，结晶态可以有多种结构，它们分别属于不同的相。例如水在高压下有六种不同的结晶态，分别属于六种不同的相；又如硫的固态有单斜晶系和正交晶系两种结构，即两种相。

相变是指在外界条件发生变化的过程中，物相在某一特定的条件下（临界值时）发生突变的现象。表现为：

① 从一种结构变化为另一种结构，如气相、液相和固相间的相互转变，或固相中不同晶体结构或原子、离子聚集状态之间的转变。

② 更深层次序结构的变化并引起物理性质的突变，例如，顺磁体-铁磁体转变，顺电体-铁电体转变，正常导体-超导体转变等。这些相变的发生往往伴随某种长程序结构的出现或消失。如金属-非金属转变，液态-玻璃态间的转变等，则对应于构成物相的某一种粒子（原子或电子）在两种明显不同状态之间的转变。

③ 化学成分的不连续变化，例如均匀溶液的脱溶沉淀或固溶体的脱溶分解等。

实际材料中所发生的相变形式可以是上述中的一种，也可以是它们之间的复合。如脱溶沉淀往往是结构和成分变化同时发生，铁电相变总是和结构相变耦合在一起。

当一种（或多种）元素加入到金属中组成合金时，随着各组元相对含量、晶体结构类型、电化学性质、原子相对尺寸、电子浓度和合金的温度等因素的不同，可以得到不同的结构或原子排列方式。这些不同结构和不同原子排列方式的相统称为合金相。所谓合金相（以下简称相）是指合金中具有同一聚集状态、同一结构以及成分和性质完全相同的均匀组成部分。绝大多数实用的金属材料都是由一种或几种合金相所构成的合金。金属（包括纯金属与合金）和陶瓷等固态材料在温度和压力改变时，组织和结构的变化称为固态相变。固态金属及合金中发生的相变可能包含以下几种变化：晶体结构的变化；化学成分的变化；固溶体有序化程度的变化。有些金属或合金的固态相变仅包含一种变化，如纯金属的同素异构转变就只有晶体结构的变化，调幅分解过程只包含化学成分的变化等；有些金属或合金的固态相变包含上述变化中的两种或三种变化，如共析转变既包含晶体结构的变化也包含化学成分的变化，某些产生化合物的脱溶转变则可能包含全部的三种变化等。

金属材料在热处理工程中就会发生固态相变，固态相变也称热处理原理，因此金属固态相变理论是金属热处理原理和工艺的理论基础。热处理就是充分利用材料在加热和冷却过程中发生的相变，而改变内部的组织与结构，改善材料的性能，进而充分发挥材料的潜力。因此，金属固态相变的基本类型、特点以及规律的研究有助于人们合理、科学地优化材料制备工艺，并对材料性能进行能动地设计和剪裁，即通过控制固态相变过程以获得理想的组织和结构，从而使材料获得预期的性能，其重要性是显而易见的。

1.1 金属固态相变的基本类型

金属固态相变种类繁多，性质各异，通常按金属材料的平衡状态图将其分为平衡转变和不平衡转变两类。

1.1.1 平衡转变

在缓慢加热或冷却时所发生的能获得符合平衡状态图的平衡组织的相变都是平衡转变。金属材料在固态下发生的平衡转变主要有以下几种。

(1) **同素异构转变** 纯金属在一定的温度和压力下，由一种结构转变为另一种结构的现像称为同素异构转变。铁、钛、锰和钴都具有同素异构转变的特性。若在固溶体中发生这种结构的转变，则称为多形性转变。如钢在冷却时由奥氏体中析出先共析铁素体的过程就属于多形性转变。

(2) **共析转变** 合金在冷却时由一个固相分解为两个不同固相的转变称为共析转变，可以用反应式 $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ 来表示。例如，钢在冷却过程中由奥氏体母相中同时析出铁素体和渗碳体，得到珠光体组织的过程就是共析转变。在加热时，也可以发生 $\alpha + \beta \rightarrow \gamma$ 的转变。

(3) **包析转变** 合金在冷却时由一个固相与另一个固相相互作用而生成第三个新固相的过程，其反应式类似于包晶反应式，可表达为： $\alpha + \beta \rightarrow \gamma$ 。

(4) **平衡脱溶转变** 在缓慢冷却的条件下，由过饱和的固溶体析出过剩相的过程，称为平衡脱溶沉淀。其特点是母相不消失，但随着新相的析出，母相的成分和体积分数也不断变化，且新相的成分和结构始终与母相的不同，有时新相的成分也有变化。如钢在冷却时，由奥氏体中析出二次渗碳体的过程就属于平衡脱溶转变，而前面提到的由奥氏体中析出先共析铁素体的过程既是多形性转变，也是平衡脱溶转变。

(5) **调幅分解** 某些在高温下具有均匀单相固溶体组织的合金，当冷却到某一温度范围时可分解为两种结构与母相相同、但成分有明显差别的两个微区的转变称为调幅分解。可以用反应式 $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ 表示。

调幅分解的特点是需要上坡扩散过程（即溶质由低浓度区向高浓度区扩散）。在转变初期形成的两个微区之间并没有明显的界面和成分突变，但通过上坡扩散，使均匀的固溶体变成两相不均匀的固溶体。

(6) **有序化转变** 有序化转变从物质结构上可区分为三种主要类型：位置有序；取向有序；与电子自旋及粒子自旋状态有关的有序等。冶金工作者的注意力集中于位置的有序化转变。许多固溶体（包括以中间相为基的固溶体）在高温时溶质原子与溶剂原子在点阵中的分布是随机的，而在低温时溶质原子与溶剂原子却分别位于某些特定位置上，这种现象称为有序化转变或由无序到有序的转变。其开始发生有序化的温度称为有序化温度或有序化的临界点。有序化以后的固溶体称为有序固溶体，或称超点阵。在 Cu-Zn、Cu-Au 和 Fe-Ni 等许多合金系中都可以发生有序转变，其转变的产物常称为有序金属间化合物。

1.1.2 不平衡转变

当加热或者冷却的速度过快时,上述平衡转变将受到抑制,固态金属可能发生某些平衡状态图上不能反映的不平衡转变,并得到不平衡的相变产物或称亚稳组织,这种转变称为不平衡转变。钢及有色合金中均可发生这类转变。根据合金的状态图可以判断合金中常见的几种非平衡转变的类型。

(1) 伪共析转变 图 1-1 是 Fe-Fe₃C 合金平衡相图的一部分。图中 GS、ES 线的延长线 SG'、SE, 即 GSG'、ESE' 线把相图分成四个区: GSE 以上为奥氏体区、GSE' 以左为先共析铁素体析出区、ESG' 以右为先共析渗碳体析出区、E'SG' 以下为伪共析珠光体析出区。

某些非共析成分的合金奥氏体化后,以较快的速度冷却到 ES 延长线 SE' 与 GS 延长线 SG' 以下 (亦即伪共析珠光体区) 时,先共析相来不及析出,奥氏体直接转变为铁素体和渗碳体的机械混合物,其分解机制和分解产物的组织特征和珠光体转变的完全相同,但其转变产物中的铁素体和渗碳体的比例并不固定,随奥氏体成分而变化,故称为伪共析转变。

(2) 马氏体转变 仍以 Fe-Fe₃C 合金为例,如果冷却速度非常快 (例如淬火),使伪共析相变也来不及进行,合金中的高温奥氏体母相迅速过冷到很低的温度。由于低温下铁原子和碳原子都难以扩散,奥氏体只能以切变的方式由面心立方结构转变成体心立方的结构,切变时其内部的原子来不及进行扩散而保留了含有过饱和碳的母相成分。这种转变称为马氏体相变,其转变产物为马氏体。显然,马氏体的成分与母相相同,但晶体结构与母相不同。除了 Fe-Fe₃C 合金以外,在铜合金、钛合金等其他合金以及陶瓷等无机非金属材料中均能发生马氏体转变。

(3) 贝氏体转变 钢在奥氏体化后被过冷到珠光体转变温度区间以下、马氏体转变温度区间以上这一中温度区间 (所谓“贝氏体转变温度区间”) 转变而成由铁素体及其内分布着弥散的碳化物所形成的亚稳组织,这种亚稳组织称为贝氏体,这种转变称为贝氏体相变,也称为中温转变。由于发生贝氏体转变时,铁等置换原子难以扩散,仅有碳原子可以扩散,因此贝氏体转变既不同于伪共析转变,也不同于马氏体转变。也就是说贝氏体虽由铁素体和碳化物组成,但其形态和分布均与珠光体不同。

另外,关于贝氏体相变的机制有两种观点:一种认为是类似珠光体的非层片状组织,通过扩散形成;另一种认为是类似于马氏体相变,由无扩散切变形成的。20 世纪 70 年代以来,贝氏体相变切变学说和扩散学说两个学派进行了学术论争,使人们加深了对贝氏体相变和贝氏体的物理本质的认识,促进了贝氏体相变理论的发展。在贝氏体相变基础上发展的兼有高强度和高韧性的贝氏体组织钢近年来在国内外得到了广泛的关注和应用。

(4) 块状转变 对纯铁或低碳钢,在一定的冷速 (小于马氏体相变需要的冷速) 下,奥

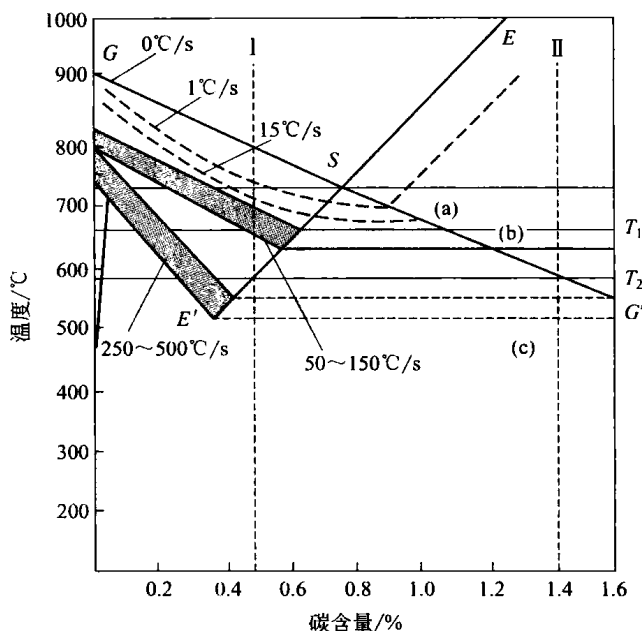


图 1-1 Fe-Fe₃C 合金平衡相图的左下角

氏体通过界面的短程扩散，转变为与之成分相同而形貌呈块状的铁素体，这种转变称为块状转变。这种转变是通过原子的短程扩散使新相和母相间的非共格界面推移实现的，虽然这种转变前后新相和旧相成分相同，但在新相的形貌以及与母相的界面结构上均与马氏体转变不同。除了纯铁和低碳钢外，铜-锌、银-铝、钛-铝等合金也可以发生块状转变。

(5) 非平衡脱溶沉淀 与平衡脱溶不同，固溶体自高温急冷到固态溶解度曲线以下，由于冷却速度快，沉淀产物来不及析出，形成了过饱和固溶体。然后在室温或加热到其溶解度曲线以下的温度，这种不稳定的过饱和固溶体中会析出成分与结构均与平衡沉淀相不同的新相，这种转变过程称为非平衡脱溶沉淀（或时效）。淬火钢在回火时，从过饱和的马氏体中析出与 Fe_3C 不同的新相，如 $\epsilon\text{-Fe}_{2.4}\text{C}$ 和 $\chi\text{-Fe}_5\text{C}_2$ 等不平衡相；另外对于很多有色合金，非平衡脱溶是最主要的强化手段之一。例如 Al-4Cu 合金，在平衡脱溶下的抗拉强度为 150MPa，而通过快速冷却再非平衡脱溶析出强化相后，其抗拉强度可以达到 350MPa。

1.1.3 固态相变的其他分类

固态相变种类繁多，除了按相变过程分类以外，通常还按热力学、动力学、长大方式进行分类。

按相变时热力学函数的变化特征，固态相变分为一级相变和高级相变（二级或二级以上）；按动力学（即相变时原子迁移特征），固态相变又可分为扩散型相变、过渡型相变和非扩散型相变；按长大方式分为形核-长大型相变和连续型相变。

(1) 按热力学分类 平衡态热力学理论指出，在等温等压的条件下，体系内各种自发进行过程的方向及其平衡态的判据为： $(\Delta G)_{\text{TP}} \leq 0$ 。这一判据表明：

① 在给定温度、压力条件下，若存在 $G_{\text{II}} - G_{\text{I}} < 0$ ，则 I 相可自发地转变为 II 相，反之则不可能。

② 在任何相变点上，平衡共存两相的吉布斯自由能函数必须连续、相等。但作为自由能函数的各阶导数（对应于系统的熵、体积、比热容等），在相变点却可能发生不连续的跃迁。

厄任费斯特（P. Ehrenfest）根据相变的这一热力学特征，首先提出按自由能函数导数连续情况来定义相变的级别：一个系统在相变点有直到 $(n-1)$ 阶连续的导数，但 n 阶导数不连续，则该相变定义为 n 级相变。

发生相变的两相化学位 μ_1 和 μ_2 相等，但两相化学位对温度和压力的一阶偏微分不相等，则这种相变称为一级相变。即：

$$\begin{aligned} \mu_1 &= \mu_2 \\ \left(\frac{\partial \mu_1}{\partial T}\right)_p &\neq \left(\frac{\partial \mu_2}{\partial T}\right)_p \\ \left(\frac{\partial \mu_1}{\partial p}\right)_T &\neq \left(\frac{\partial \mu_2}{\partial p}\right)_T \end{aligned} \quad (1-1)$$

由热力学函数关系式

$$\begin{aligned} \left(\frac{\partial \mu}{\partial T}\right)_p &= -S \\ \left(\frac{\partial \mu}{\partial p}\right)_T &= V \end{aligned} \quad (1-2)$$

将式(1-2)代入式(1-1)，得

$$\begin{aligned} V_1 &\neq V_2 \\ S_1 &\neq S_2 \end{aligned} \quad (1-3)$$

故在发生一级相变时，将伴随有熵 S 和体积 V 的变化，也就是说发生相变时，除了体积变化之外，还有相变潜热释放。

图 1-2 示出了一级相变中自由能、熵和比热容随温度的变化。绝大多数的相变属于一级相变，如物质的三态（气、液、固）转变、金属及合金的结晶、固溶体的脱溶、马氏体相变等。

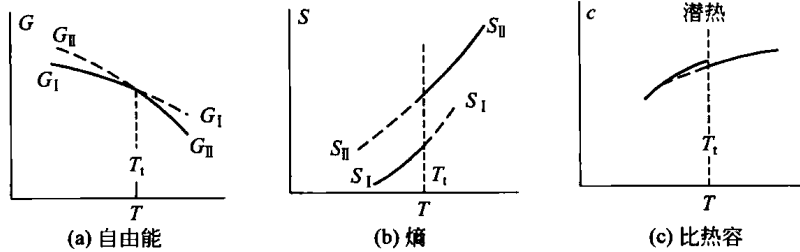


图 1-2 一级相变中有关热力学函数的变化

二级相变的热力学特点是发生相变时，平衡两相的化学位相等，两相化学位的一阶偏微分相等，但两阶偏微分不等，即：

$$\begin{aligned}
 \mu_1 &= \mu_2 \\
 \left(\frac{\partial \mu_1}{\partial T} \right)_p &= \left(\frac{\partial \mu_2}{\partial T} \right)_p \\
 \left(\frac{\partial \mu_1}{\partial p} \right)_T &= \left(\frac{\partial \mu_2}{\partial p} \right)_T \\
 \left(\frac{\partial^2 \mu_1}{\partial T^2} \right)_p &\neq \left(\frac{\partial^2 \mu_2}{\partial T^2} \right)_p \\
 \left(\frac{\partial^2 \mu_1}{\partial T \partial p} \right) &\neq \left(\frac{\partial^2 \mu_2}{\partial T \partial p} \right) \\
 \left(\frac{\partial^2 \mu_1}{\partial p^2} \right)_T &\neq \left(\frac{\partial^2 \mu_2}{\partial p^2} \right)_T
 \end{aligned} \tag{1-4}$$

同样，由热力学函数关系式

$$\begin{aligned}
 \left(\frac{\partial^2 \mu}{\partial T^2} \right)_p &= -\frac{\partial S}{\partial T} = -\frac{c_p}{T} \\
 \left(\frac{\partial^2 \mu}{\partial p^2} \right)_T &= \frac{V}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial p} \right)_T = KV \\
 \left(\frac{\partial^2 \mu}{\partial T \partial p} \right) &= \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_p = \frac{V}{V} \left(\frac{\partial V}{\partial T} \right)_p = \alpha V
 \end{aligned} \tag{1-5}$$

式中， c_p 为比定压热容， K 等温压缩系数， α 等压膨胀系数。

将式(1-5)代入式(1-4)，得，在相同温度下

$$S_1 = S_2, \quad V_2 = V_1, \quad c_{p1} \neq c_{p2}, \quad K_1 \neq K_2, \quad \alpha_1 \neq \alpha_2 \tag{1-6}$$

可见，发生二级相变时，无潜热和体积变化。但比热、压缩系数、体积膨胀系数要发生变化。

图 1-3 给出了典型二级相变体系中热力学函数变化的情况。目前所发现的二级相变比一级相变少得多，如磁性转变、部分有序化转变属于二级相变。三级以上的相变极为罕见。

(2) 按动力学分类 前已提及，按照原子迁移的动力学，即原子迁移方式，将固态相变分为扩散型相变、非扩散型相变以及介于二者之间的过渡型（或称半扩散型）相变。

扩散型相变时，相界面的移动是通过原子近程或远程无规则的迁移来进行的，因此扩散

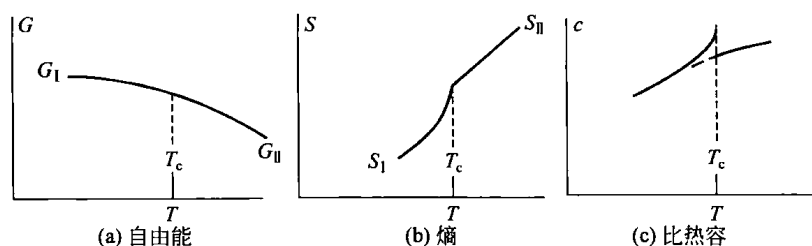


图 1-3 二级相变中有关热力学函数的变化

型相变也称为“非协同型”转变。在这类相变中，扩散是相变的主要控制因素。扩散型相变的形核和长大都要依靠原子的扩散，扩散结果取决于温度与时间。因此只有当温度足够高，原子活动能力足够强时，才能发生扩散型相变。多数在较高温度下发生的相变，如同素异构转变、多晶型转变、共析转变等均属于扩散型相变。

非扩散型相变时，新相长大不是通过原子扩散，原子仅作有规则的迁移而使晶体点阵发生改组，也称为“协同型”转变。迁移时，原子的移动距离不超过原子间距，而且相邻原子的相对位置保持不变。最典型的非扩散型相变例子就是前面提到的马氏体相变。

中间过渡型相变是介于扩散与非扩散相变之间的相变，如具有短程原子扩散的块状转变，和具有扩散与非扩散相变综合特性的中温贝氏体转变都属于这种类型。

(3) 按长大方式分类 形核-长大型相变指由程度大、但范围小的浓度起伏开始发生相变，并形成新相核心，然后核不断长大的相变过程。相变所形成的新相与原有母相之间有相界面隔开，界面两侧两相的成分和结构均不一样。大部分金属中的固态相变属于形核-长大型相变。

连续型相变不需要新相的形核过程，也称为无核相变，是由程度小而范围广的浓度起伏连续地长大形成新相的过程。形成的新相与原有的母相之间没有明显的相界面。调幅分解就属于典型的连续型相变或无核相变。

1.2 固态相变的特征

大多数金属中的固态相变为形核-长大型扩散相变，其相变驱动力与液固转变一样，仍为新相与母相的自由能的差。但是与液-固相变相比较，由于金属固态相变时的母相和新相都为固态晶体，其原子排列有着特定的结构，而且原子的键合也比较牢固，同时在母相中还存在着空位、位错和晶界等晶体缺陷，这些必然会导致金属固态相变具有许多不同于金属液态结晶的独有的特点。

1.2.1 相界面

金属固态相变时新相和母相都是固相，因此它的第一个特点就是根据新相和母相原子在相界面上的晶体学匹配程度的不同，可分为共格界面、半共格界面和非共格界面，如图 1-4 所示。

(1) 共格界面 所谓共格界面是指界面上新相和母相晶体结构相同、点阵常数相等，或者两相晶体结构和点阵常数稍有差异但存在一组特定的晶体学平面使两相原子之间产生完全匹配。此时，界面原子同时位于两相晶格的结点上，即彼此衔接的界面上的原子为两相所共有，这种界面称为共格界面，如图 1-4(a) 和 (b) 所示。

共格界面两侧保持一定的位向关系，沿界面两相具有相同或近似的原子排列，两相在界

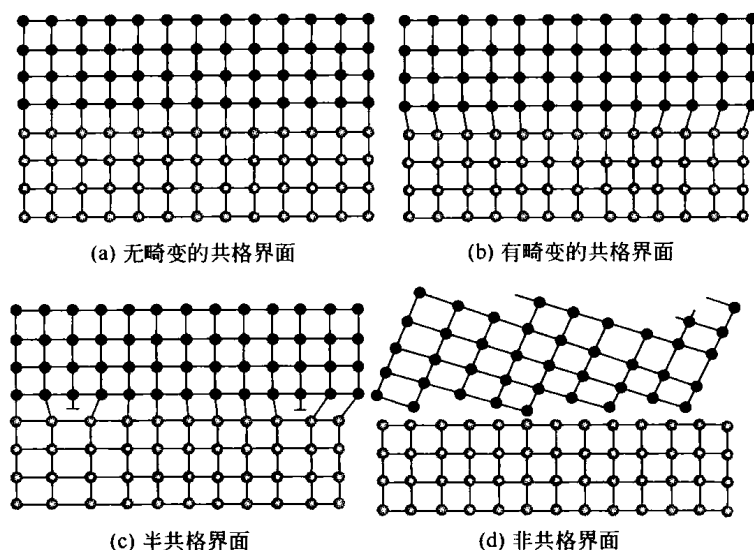


图 1-4 固态相变界面结构示意图

面上原子匹配得好，界面上能量高。孪晶面（界）是理想的完全共格界面。

(2) 半共格界面 新相与母相在晶体结构或者点阵常数上通常存在一定的差别，两相界面上原子间距的相对差值越大，弹性应变能越大。达到一定程度时，难以维持完全共格，在界面上产生一些刃型位错，以降低界面的弹性应变能。这时界面上两相原子变为部分匹配，故称为半共格界面或部分共格界面，见图 1-4(c)。

两相界面上原子间距的相对差值称为错配度，用 δ 表示。错配度 δ 不同，新相与母相的界面原子的排列方式也往往不同。错配度 δ 可定义为：

$$\delta = \frac{a_\alpha - a_\beta}{a_\alpha} \quad (1-7)$$

式中， a_α 和 a_β 分别表示相界两侧 α 相和 β 相的点阵常数，且 $a_\alpha > a_\beta$ 。由此可以求得相界上位错的间距 D 。

$$D = \frac{a_\beta}{\delta} \quad (1-8)$$

当 δ 很小时， D 很大， α 相和 β 相在相界面上几乎没有位错而趋于共格，即成为共格界面；当 δ 很大时， D 很小， α 相和 β 相在相界面上位错密度太大而几乎完全错配，形成非共格界面。

(3) 非共格界面 当新相和母相在界面上的晶体结构或晶格常数差别很大时，即错配度 δ 很大时，界面原子完全不匹配，就形成非共格界面，如图 1-4(d) 所示。这种界面与大角度晶界非常相似，大约由几个原子层厚的原子排列混乱区组成。

一般认为，错配度 $\delta < 0.05$ ，新相和母相可以构成完全的共格界面； $0.05 < \delta < 0.25$ ，两相易形成半共格界面；而 $\delta > 0.25$ ，两相则构成非共格界面。

界面能是相变的阻力，界面能越高，生成新相的形成功越高。共格界面的原子

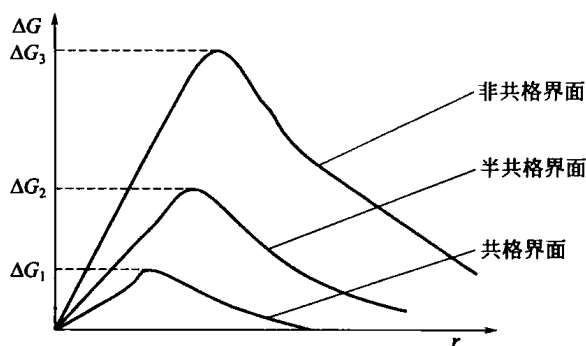


图 1-5 晶核半径不同界面的形成功

匹配最好，界面能最低；非共格界面的原子匹配最差，界面能最高；半共格界面的界面能介于二者之间。因此，共格界面、半共格界面、非共格界面新相的形成依次升高，即 $\Delta G_3 > \Delta G_2 > \Delta G_1$ ，如图 1-5 所示。当过冷度很大时，生成新相的临界尺寸很小，单位面积的新相有较大的表面积，在这种情况下，界面能对形核能量起重要作用，阻碍形核，故多形成具有界面能较低的共格或半共格界面的亚稳定相，以降低形成功，使形核容易进行。

1.2.2 弹性应变能

除了界面能之外，新相与母相建立界面时，由于相界面原子排列的差异会引起弹性应变能。与液态金属结晶只需克服液-固界面能相比，固态相变的阻力包括界面能和弹性应变能两部分。

金属固态相变的弹性应变能包括共格应变能和比体积差应变能。共格应变能是指固态相变时新相和母相界面原子形成共格和半共格界面所产生的应变能。显然这种弹性应变能以共

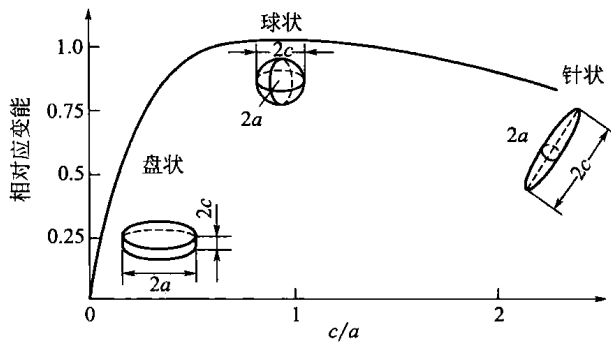


图 1-6 新相粒子的几何形状对应变能相对值的影响
 a —椭圆形球体的赤道半径； $2c$ —两极之间的距离

格界面最大，半共格界面次之，非共格界面为零。但非共格界面的表面能最大。而比体积差应变能是指由于新相和母相比体积往往不同，新相形成时的体积变化会受到周围母相的约束而引起弹性应变能。这种由比体积引起的应变能的大小还与新相的几何形状有关，图 1-6 表示出在非共格界面情况下，由新、旧两相比体积差引起的应变能（相对值）与新相几何形状的关系。可见，圆盘形新相引起的比体积差应变能最小（ $c/a \ll 1$ ），

针状次之（ $c/a \gg 1$ ），而球状最大（ $c/a = 1$ ）。

另外，界面类型对应变能和界面能的影响不一致。新旧相界面为共格时，可使界面能降低，但增加共格应变能；当界面不共格时，片状新相应变能最小，但界面能较高；球状新相界面能最低，但应变能最大。

应变能和界面能何时起支配作用取决于具体条件：

① 当过冷度大时，临界晶核尺寸就小，单位体积新相的表面积很大，则界面能起支配作用，此时两相易形成共格界面以降低界面能；

② 当过冷度小时，临界晶核尺寸就大，单位体积的新相表面积较小，则界面能不起支配作用，此时易形成非共格界面。若两相比容差别较大，则弹性应变能起支配作用，形成准片状新相以降低弹性应变能；若两相比容差别较小，弹性应变能所起作用不大，则易形成球状新相以降低界面能。

1.2.3 位向关系和惯习面

在许多情况下，为了降低界面能量，金属固态相变时新相与母相之间往往存在一定的位向关系，它们通常以低指数、原子密度大而又匹配较好的晶面彼此平行而构成一定取向关系的界面。而且，在这个界面上，两相的密排方向尽量也平行。例如钢中发生由面心立方的奥氏体向体心立方的马氏体转变时，马氏体中的密排面 $\{110\}_\alpha$ 与奥氏体中的密排面 $\{111\}_\gamma$ 相互平行，马氏体中的密排方向 $\langle 111 \rangle_\alpha$ 与奥氏体中的密排方向 $\langle 110 \rangle_\gamma$ 相互平行，通常具有这个特征的位向关系称为 K-S 关系。