

高等学校教材

钢的热处理

(原理和工艺)

(1993年修订版)

胡光立 谢希文 编著

西北工业大学出版社

(陕)新登字 009 号

【内容简介】 本书是根据原航空工业部教材编审室审定的教学大纲，在由国防工业出版社 1985 年出版的“钢的热处理（原理和工艺）”教材的基础上重新修订而成，主要阐述有关钢的热处理的基本原理和工艺，并适当反映了近年来国内外在这方面的某些新理论、新成果和新发展。

本书是高等工科院校金属材料及热处理专业的教材，也可供从事金属材料及热处理工作的工程技术人员参考。

0802/10

~~高等学校教材~~
钢 的 热 处 理
(原理和工艺)
(1993 年修订版)

胡光立 谢希文 编著
责任编辑 雷 鹏
责任校对 长 峰

© 1993 西北工业大学出版社出版
(西安市友谊西路 127 号 邮编 710072)
陕西省新华书店发行
西北工业大学出版社印刷厂印装
ISBN 7-5612-0453-1/TG·20 (课)

开本 787×1092 毫米 1/16 20.25 印张 1 插页 490 千字
1985 年 6 月 (国防) 第 1 版 1993 年 11 月第 2 版 第 1 次印刷
印数: 4 701—9 700 册 定价: 9.50 元

前 言

本书是根据原航空工业部教材编审室 1983 年 9 月审定的《钢的热处理（原理和工艺）》教学大纲，在由国防工业出版社 1985 年出版的同名教材（胡光立、李崇谟、吴锁春编著）的基础上重新修订而成的。

“钢的热处理”是金属材料及热处理专业的必修课程之一，课程应安排在学生学完“金属学原理”课程，完成专业认识实习并初步掌握某些热处理基础知识之后进行。

根据“打好基础、精选内容、逐步更新、利于教学”的原则，结合近年来教学实践的经验，并考虑到读者对原教材的意见和建议，我们在原教材的基础上，对内容作了适当的修改和重写，并增设了“金属固态相变概论”一章，以更好地适应初学者的认识规律；同时也力图体现“原理与工艺相结合”的特点，在加强阐述热处理基本原理的前提下，注意紧密联系实际。但由于篇幅的限制，未能将新近发展起来的某些热处理工艺如离子沉积、电子束热处理等一一编入。

本书不仅可供高等工科院校金属材料及热处理专业学生学习“钢的热处理”课程时使用，也可供从事金属材料及热处理工作的工程技术人员参考。

全书共分十章，其中第二章、第三章及第八章由北京航空航天大学谢希文编写；其余各章由西北工业大学胡光立编写。全书由胡光立主编，西安交通大学刘静华教授主审。在编写过程中，还得到许多同志尤其是国防工业出版社吴芝萍编辑的热情帮助和大力支持，在此一并表示衷心感谢。

由于编者水平所限，加之修订时间仓促，书中的错误和缺点仍在所难免，敬希广大师生和读者批评指正。

编 著 者

1993 年 6 月

目 录

第一章 金属固态相变概论	1
§ 1-1 金属固态相变的主要类型	1
一、平衡转变	1
二、不平衡转变	2
§ 1-2 金属固态相变的主要特点	3
一、相界面	3
二、两相间的晶体学关系 (取向关系与惯习面)	4
三、应变能	5
四、晶体缺陷的作用	5
五、形成过渡相	5
§ 1-3 固态相变时的形核	6
一、均匀形核	6
二、非均匀形核	7
§ 1-4 固态相变时的晶核长大	7
一、新相长大机理	7
二、新相长大速度	9
§ 1-5 固态相变动力学	11
复习思考题	12
参考文献	12
第二章 钢的加热转变	13
§ 2-1 奥氏体的形成	13
一、奥氏体的性能	13
二、奥氏体形成的条件	14
§ 2-2 奥氏体形成的机理	15
一、珠光体类组织向奥氏体的转变	15
二、马氏体向奥氏体的转变	20
§ 2-3 奥氏体形成的动力学	21
一、奥氏体等温形成动力学	21
二、连续加热时奥氏体形成动力学	23
三、奥氏体形成动力学的理论处理	24
四、影响奥氏体形成速度的因素	26
§ 2-4 奥氏体晶粒的长大及其控制	28
一、研究奥氏体晶粒长大的必要性	28
二、晶粒度的概念	28

三、奥氏体晶粒长大的特点	30
四、影响奥氏体晶粒长大的因素	30
五、奥氏体晶粒大小的控制及其在生产中的应用	36
六、粗大奥氏体晶粒的遗传及其阻断	37
复习思考题	38
参考文献	39
第三章 珠光体转变与钢的退火和正火	40
§ 3-1 钢的冷却转变概述	40
一、IT 图	40
二、CT 图	42
§ 3-2 珠光体的组织和性能	42
一、珠光体的组织形态和晶体学	42
二、珠光体的机械性能	46
§ 3-3 珠光体转变机理	47
一、一般概述	47
二、珠光体转变的领先相	48
三、珠光体的长大方式	49
§ 3-4 珠光体转变的动力学	51
一、珠光体转变动力学的特点	51
二、珠光体转变动力学研究	51
三、影响珠光体转变动力学的其它因素	55
§ 3-5 先共析转变	58
一、发生先共析转变的条件	58
二、先共析相的形态	59
§ 3-6 合金钢中其它类型的奥氏体高温分解转变	61
一、特殊碳化物珠光体	61
二、纤维状碳化物与铁素体的聚合体	61
三、相间沉淀组织	62
四、合金元素对特殊碳化物形态的影响	64
五、高温区直接转变产物的机械性能	66
§ 3-7 钢的退火和正火	66
一、钢的退火	66
二、钢的正火	70
三、小结	71
复习思考题	72
参考文献	73
第四章 马氏体转变	75
§ 4-1 马氏体的晶体结构和转变特点	75
一、马氏体的晶体结构	75

二、马氏体转变的特点	77
§ 4-2 马氏体转变的切变模型	82
一、Bain 模型	82
二、K-S 模型	83
三、G-T 模型	83
四、K(kelly)-N(Nutting)-V(Venables)模型	86
§ 4-3 马氏体的组织形态	86
一、马氏体的形态	86
二、影响马氏体形态和内部亚结构的因素	92
§ 4-4 马氏体转变的热力学分析	93
一、马氏体转变的驱动力	93
二、 M_s 点的物理意义	93
三、影响 M_s 点的因素	94
§ 4-5 马氏体转变的动力学	97
一、马氏体转变的形核	97
二、马氏体转变动力学的类型	98
§ 4-6 马氏体的机械性能	101
一、马氏体的硬度和强度	101
二、马氏体的塑性和韧性	103
三、马氏体的相变诱发塑性	105
§ 4-7 奥氏体的稳定化	106
一、奥氏体的稳定化现象	106
二、奥氏体的热稳定化	106
三、奥氏体的机械稳定化	108
四、奥氏体稳定化规律在生产中的应用	109
§ 4-8 热弹性马氏体与形状记忆效应	110
一、热弹性马氏体	110
二、热弹性马氏体的伪弹性行为	111
三、形状记忆效应	111
复习思考题	114
参考文献	114
第五章 贝氏体转变	116
§ 5-1 贝氏体的组织形态和亚结构	116
一、上贝氏体	116
二、下贝氏体	118
三、其它各类贝氏体	120
§ 5-2 贝氏体转变的特点和晶体学	123
一、贝氏体转变的特点	123
二、贝氏体转变的晶体学	123

§ 5-3 贝氏体转变过程及其热力学分析	124
一、贝氏体转变过程	124
二、贝氏体转变的热力学分析	126
§ 5-4 贝氏体转变机理概述	127
一、切变机理	127
二、台阶机理	130
§ 5-5 贝氏体转变的动力学	131
一、贝氏体转变动力学的特点	131
二、贝氏体等温转变动力学图	132
三、影响贝氏体转变动力学的因素	134
§ 5-6 贝氏体的机械性能	137
一、贝氏体的强度	137
二、贝氏体的韧性	139
§ 5-7 魏氏组织	142
一、魏氏组织的形态和基本特征	142
二、魏氏铁素体的形成条件和转变机理	143
三、魏氏铁素体对钢机械性能的影响	144
复习思考题	145
参考文献	145
第六章 钢的过冷奥氏体转变图	148
§ 6-1 IT 图	148
一、IT 图的建立	148
二、影响 IT 图的因素	149
三、IT 图的基本类型	153
§ 6-2 CT 图	154
一、CT 图的建立	155
二、CT 图的分析	157
三、CT 图的基本类型	157
§ 6-3 IT 图与 CT 图的比较和应用	159
一、IT 图与 CT 图的比较	159
二、IT 图和 CT 图的应用	160
复习思考题	163
参考文献	164
第七章 钢的淬火	165
§ 7-1 淬火方法及工艺参数的确定	165
一、各种淬火方法	165
二、淬火工艺参数的确定	167
三、等温淬火工艺	169
四、冷处理	170

§ 7-2 淬火介质	171
一、淬火介质的分类	171
二、有物态变化的淬火介质	172
三、无物态变化的淬火介质	175
四、其它新型淬火介质简介	176
§ 7-3 钢的淬透性	177
一、淬透性的意义	177
二、淬透性的确定方法	179
三、淬透性曲线的应用	181
§ 7-4 淬火缺陷及其防止	185
一、淬火内应力	185
二、淬火变形	187
三、淬火开裂	191
四、减少淬火变形和防止淬火开裂的措施	193
五、其它淬火缺陷及其防止	194
§ 7-5 淬火工艺的新发展	195
一、奥氏体晶粒的超细化处理	195
二、碳化物的超细化处理	197
三、控制马氏体、贝氏体组织形态及其组成的淬火	197
四、使钢中保留适当数量塑性第二相的淬火	198
复习思考题	200
参考文献	200
第八章 回火转变与钢的回火	202
§ 8-1 淬火钢在回火时的组织变化	202
一、碳原子的重新分布——时效阶段(100℃以下)	202
二、过渡碳化物(ϵ/η 或 ϵ')的析出——回火第一阶段(100~200℃)	206
三、残余奥氏体的分解——回火第二阶段(200~300℃)	207
四、过渡碳化物(ϵ/η 或 ϵ')转变为 Fe_3C ——回火第三阶段(200~350℃)	210
五、 Fe_3C 的粗化和球化,以及等轴铁素体晶粒的形成——回火第四阶段(350℃以上)	211
§ 8-2 淬火钢回火后机械性能的变化	213
§ 8-3 合金元素对回火的影响	214
一、提高钢的回火抗力	214
二、引起二次硬化	217
§ 8-4 回火脆化现象	219
一、回火马氏体脆性(TME)	220
二、回火脆性(TE)	222
§ 8-5 回火工艺	227
一、回火温度的确定	228

二、回火时间的确定	229
复习思考题	231
参考文献	232
第九章 钢的化学热处理	235
§ 9-1 化学热处理概述	235
§ 9-2 钢的渗碳	235
一、渗碳原理 (以气体渗碳为例)	236
二、气体渗碳工艺	241
三、固体和液体渗碳简介	242
四、渗碳后的热处理	243
五、渗碳层深度的测量	245
六、渗碳热处理的常见缺陷	245
七、渗碳后钢的机械性能	246
§ 9-3 钢的氮化	249
一、氮化的特点和分类	249
二、铁-氮相图和纯铁氮化层的组织	249
三、气体氮化原理	250
四、氮化前的热处理	254
五、气体氮化工艺	255
六、氮化零件的检验和常见缺陷	257
七、离子氮化	259
八、软氮化	262
§ 9-4 钢的碳氮共渗	264
一、概述	264
二、高温碳氮共渗原理和工艺	264
三、渗层的组织和性能	266
§ 9-5 钢的渗硼	266
§ 9-6 钢的渗铝	270
一、渗铝后钢的性能特点及应用	270
二、渗铝工艺原理	271
三、渗层组织和性能	271
复习思考题	273
参考文献	273
第十章 特种热处理	275
§ 10-1 表面热处理	275
一、感应加热表面热处理	275
二、激光热处理	282
§ 10-2 真空热处理	284
一、关于真空的基本知识	284

二、真空热处理的特异效果和伴生现象·····	285
三、真空热处理的应用·····	288
§ 10-3 形变热处理·····	292
一、形变热处理的分类和应用·····	292
二、形变热处理强韧化的机理·····	297
三、影响形变热处理强韧化效果的工艺因素·····	298
§ 10-4 钢的时效·····	300
一、时效过程的一般原理·····	300
二、影响时效的因素·····	301
三、低碳钢的形变时效·····	302
四、马氏体时效钢的时效·····	303
复习思考题·····	304
参考文献·····	304
附 录·····	306
附录一 常用钢临界点、淬火加热温度及 M_s 点·····	306
附录二 钢的硬度与强度换算表·····	310
附录三 常用物理单位换算系数·····	311

第一章 金属固态相变概论

金属热处理是将固态金属（包括纯金属和合金）通过特定的加热和冷却方法，使之获得工程技术上所需性能的一种工艺过程的总称。热处理之所以能获得这样的效果，是因为固态金属在温度（也包括压力）改变时，其组织和结构会发生变化（通称为固态相变），如能根据其变化规律，采取特定的加热与冷却方法，控制相变过程，便可获得所需的组织、结构和性能。可见，固态相变理论是施行金属热处理的理论依据和实践基础。

金属固态相变的类型很多，有许多金属在不同条件下可能会发生几种不同类型的转变。根据固态相变类型随外界条件不同而引起的变化，可大体上将其分为两大范畴：其一为平衡转变；其二为不平衡转变。本章将扼要介绍金属固态相变的主要类型、特点以及形核与长大方面的基本知识。

§ 1-1 金属固态相变的主要类型

一、平衡转变

固态金属在缓慢加热或冷却时发生的能获得符合状态图的平衡组织的相变称为平衡转变。固态金属发生的平衡转变主要有以下几种：

（一）同素异构转变和多形性转变

纯金属在温度和压力变化时，由某一种晶体结构转变为另一种晶体结构的过程称为同素异构转变。铁、钛、钴、锡等纯金属都会发生这种转变。在固溶体中发生的由一种晶体结构转变为另一种晶体结构的过程则称为多形性转变。钢在加热或冷却时发生的铁素体向奥氏体或奥氏体向铁素体的转变即属这种转变。

（二）平衡脱溶沉淀

设 $A-B$ 二元合金具有如图 1-1 所示的状态图，当成分为 K 的合金被加热到 t_1 温度时， β 相将全部溶入 α 相中而成为单一的固溶体。若自 t_1 温度缓慢冷却，当冷至固溶度曲线 MN 以下温度时， β 相又将逐渐析出，这一过程称为平衡脱溶沉淀。其特点是新相的成分与结构始终与母相的不同；随着新相的析出，母相的成分和体积分数将不断变化，但母相不会消失。钢在冷却时，二次渗碳体从奥氏体中析出，即属这种转变。

（三）共析转变

合金在冷却时由一个固相同时分解为两个不同的固相的转变称为共析转变，可以用反应式 $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$ 表示。共析转变生成的两个相的成分和结构都与原母相（反应相）不同。钢在冷却时由奥氏体转变为

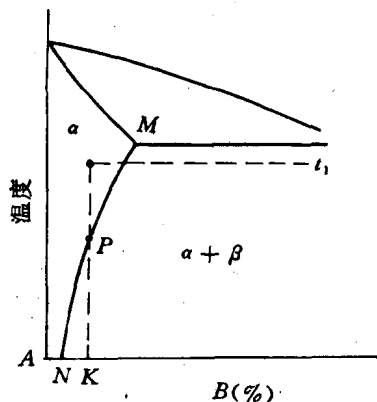


图 1-1 具有脱溶沉淀的二元合金状态图

珠光体（铁素体与渗碳体的混合物），即属这种转变。

（四）调幅（或增幅）分解

某些合金在高温下为均匀的单一固溶体，待冷却至某一温度范围时，将分解成为两种与原固溶体的结构相同，而成分却明显不同的微区的转变称为调幅（或增幅）分解，可以用反应式 $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ 表示。其特点是，在转变初期，新形成的两个微区之间并无明显的界面和成分的突变，但通过上坡扩散，最终使一均匀固溶体变为一不均匀固溶体。

（五）有序化转变

固溶体（包括以中间相为基的固溶体）中，各组元原子的相对位置从无序到有序（指长程有序）的转变过程称为有序化转变。在 Cu-Zn、Cu-Au、Mn-Ni、Fe-Ni、Ti-Ni 等 60 多种合金系中都可发生这种转变。

二、不平衡转变

固态金属在快速加热或冷却时，由于平衡转变受到抑制，可能发生某些不平衡转变而得到在状态图上不能反映的不平衡（或介稳）组织。固态金属发生的不平衡转变主要有以下几种：

（一）伪共析转变

以钢为例。当奥氏体以较快冷速被过冷到 GS 和 ES 的延长线以下温度时（如图 1-2 中虚线所示），将从奥氏体中同时析出铁素体和渗碳体。从这一转变过程和转变产物的组成相来看，与钢中共析转变（即珠光体转变）相同，但其组成相的相对量（或转变产物的平均成分）却并非定值，而是依奥氏体的碳含量而变，故称为伪共析转变。

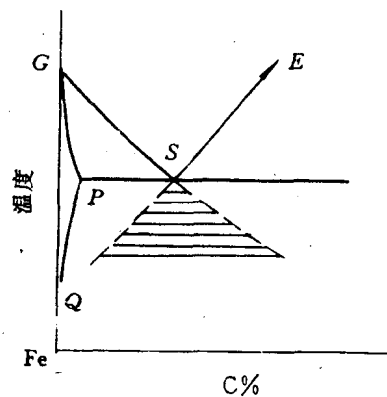


图 1-2 Fe-Fe₃C 状态图左下角

（二）马氏体转变

以钢为例。若进一步提高冷速，使奥氏体来不及进行伪共析转变而被过冷到更低温度，由于在低温下铁和碳原子都难于扩散，这时奥氏体便以一种特殊的机理，即无需借助于原子扩散的方式将 γ 点阵改组为 α 点阵，这种相变称为马氏体转变，其转变产物称为马氏体。马氏体的成分与母相奥氏体的相同。除 Fe-C 合金外，在许多其它合金（如铜合金、钛合金）中也能发生马氏体转变。

（三）块状转变

对于纯铁或低碳钢，在一定的冷速下 γ 相或奥氏体可以转变为与之具有相同成分而形貌呈块状的 α 相。这种块状新相的长大是通过原子的短程扩散使新、母相间的非共格界面推移而实现的。这种相变在新相的形貌上和与母相的界面结构上均与马氏体转变不同，称为块状转变。这种转变在 Cu-Zn、Cu-Ga 合金中也存在。

（四）贝氏体转变

以钢为例。当奥氏体被过冷至珠光体转变和马氏体转变之间的温度范围时，由于铁原子已难于扩散，而碳原子尚具有一定扩散能力，故出现一种不同于马氏体转变的独特的不平衡转变，称为贝氏体转变，又称为中温转变。其转变产物的组成相是 α 相和碳化物，但 α 相的碳

含量和形态,以及碳化物的形态和分布等均与珠光体的不同,称为贝氏体。

(五) 不平衡脱溶沉淀

如图 1-1 所示。若合金 K 自 t_1 温度采取快冷,则 β 相来不及析出,待冷到室温时便得到一过饱和固溶体 α' 。如在室温或低于 MN 线的温度下,溶质原子尚具有一定扩散能力,则在上述温度停留期间,过饱和固溶体 α' 便会自发地发生分解,从中逐渐析出新相,但这种新相在析出的初级阶段,在成分和结构上均与平衡沉淀相有所不同,这种相变称为不平衡脱溶沉淀(也称为时效)。在低碳钢和铝、镁等有色合金中会发生这种转变。

综上所述,尽管金属固态相变的类型很多,但就相变过程的实质来说,其变化不外乎以下三个方面:① 结构;② 成分;③ 有序化程度。有些转变只具有某一种变化,而有些转变则同时兼有两种或三种变化。例如,同素异构转变、多型性转变、马氏体转变、块状转变等只有结构上的变化;调幅分解只有成分上的变化;有序化转变只有有序化程度的变化;而共析转变、贝氏体转变、脱溶沉淀等则兼有结构和成分的变化等等。

由于不同的转变可以获得不同的转变产物,即不同的组织和结构,因此,同一种金属或合金通过不同的热处理,便可获得不同的性能。

§ 1-2 金属固态相变的主要特点

金属固态相变与液态金属结晶一样,其相变的驱动力也是新相与母相的自由能差,而且大多数固态相变(除调幅分解外)都是通过形核与长大过程来实现的,并遵循结晶过程的一般规律。但由于相变是在固态这一特定条件下进行的,故又有其自身的一系列特点。

一、相界面

金属固态相变时,新相与母相之间的界面与金属凝固过程中液-固相界面不同,它是两种晶体的界面,但与一般晶粒边界也不尽相同。根据界面上两相原子在晶体学上匹配程度的不同,可分为共格界面、半共格界面和非共格界面等三类。如图 1-3 所示。

(一) 共格界面

当界面上的原子所占位置恰好是两相点阵的共有位置时,两相在界面上的原子可以一对一地相互匹配(图 1-3(a))。这种界面叫做共格界面。只有对称孪晶界才是理想的共格界面。实际上,两相点阵总有一定差别,或者是点阵结构不同,或者是点阵参数不同,因此两相界面要完全共格,在界面附近就必将产生弹性应变。

(二) 半共格界面

界面上弹性应变能的大小取决于两相界面上原子间距的相对差值,即错配度 δ ($\delta = \frac{a_\beta - a_\alpha}{a_\beta}$)。显然, δ 愈大,弹性应变能便愈大。当 δ 增大到一定程度时,便难以继续维持完全共格,这样就会在界面上产生一些刃型位错,以补偿原子间距差别过大的影响,使界面弹性应变能降低。在这种界面上两相原子变为部分地保持匹配(图 1-3(b)),故称为半(或部分)共格界面。

(三) 非共格界面

当两相界面处的原子排列差异很大,即错配度很大时,其原子间的匹配关系便不再维持

(图 1-3(c))。这种界面称为非共格界面。

以上所介绍的几种不同结构的界面具有不同的界面能。由于界面上原子排列的不规则性会导致界面能升高,因此,非共格界面能最高,半共格界面能次之,而共格界面能最低。与此相关,界面结构的不同,对新相的形核、长大过程以及相变后的组织形态等都将产生很大影响。

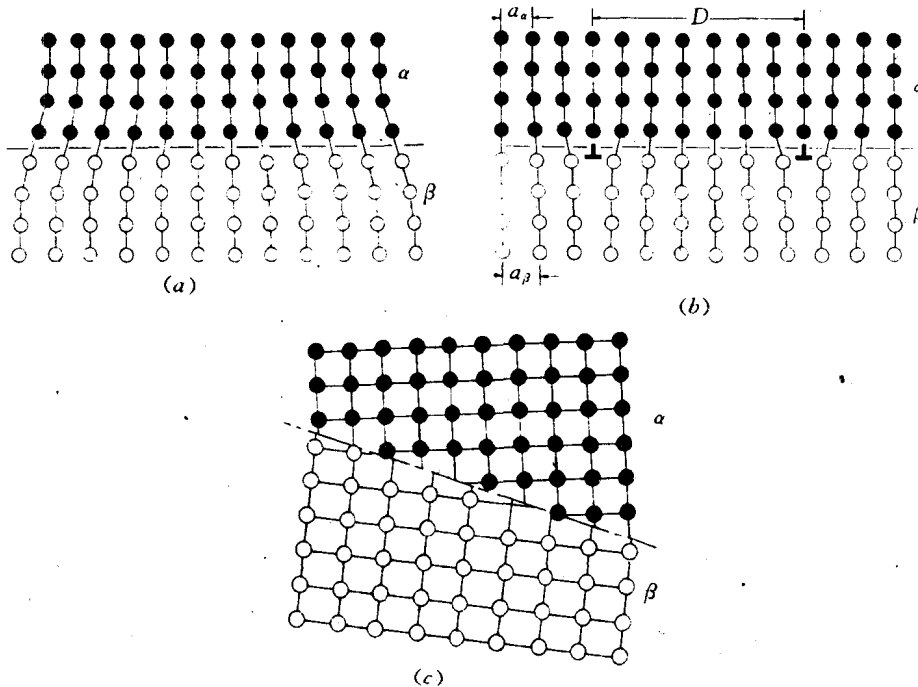


图 1-3 固态相变时界面结构示意图
(a) 共格界面; (b) 半共格界面; (c) 非共格界面

二、两相间的晶体学关系(取向关系与惯习面)

在许多情况下,固态相变时新相与母相间往往存在一定的取向关系,而且新相往往又是在母相一定的晶面族上形成,这种晶面称为惯习面,它通常以母相的晶面指数来表示。惯习面的存在意味着在该晶面上新相和母相的原子排列很相近,能较好地匹配,有助于减少两相间的界面能。惯习面的存在也表明新相与母相间存在一定取向关系的必然性,因为两相的晶体各自相对于惯习面的取向关系是确定的,因而它们彼此间的取向关系也就确定了,结果在两相中便存在着彼此保持平行关系的低指数(密排)晶面和晶向。例如,钢中发生马氏体转变时,马氏体总是在奥氏体的 $\{111\}_\gamma$ 晶面上形成,所以 $\{111\}_\gamma$ 就是惯习面;同时马氏体中的密排面 $\{011\}_\alpha$ 与奥氏体中的密排面 $\{111\}_\gamma$ 相平行,马氏体中的密排方向 $\langle 111 \rangle_\alpha$ 与奥氏体中的密排方向 $\langle 011 \rangle_\gamma$ 相平行。这种晶体学关系可记为:

$$\{011\}_\alpha \parallel \{111\}_\gamma; \quad \langle 111 \rangle_\alpha \parallel \langle 011 \rangle_\gamma$$

不难看出,取向关系与惯习面虽是两个不同的概念,但它们之间却存在着一定的内在联系。

一般说来,当新相与母相间为共格或半共格界面时,两相之间必然存在一定的晶体学取向

关系;若两相间无一定的取向关系,则其界面必定为非共格界面。但有时两相间虽然存在一定的晶体学取向关系,也未必都具有共格或半共格界面,这可能是由于新相在长大过程中,其界面的共格或半共格性已遭到破坏所致。

三、应变能

前已述及,在许多情况下,固态相变时新相与母相界面上的原子由于要强制性地实行匹配,以建立共格或半共格联系,在界面附近区域内将产生应变能,也称为共格应变能。显然,这种共格应变能以共格界面为最大,半共格界面次之,而非共格界面为零。此外,由于新相和母相的比容往往不同,故新相形成时的体积变化将受到周围母相的约束而产生弹性应变能,称为比容差应变能 E_s 。这种比容差应变能的大小与新相的几何形状有关。图 1-4 表示新、母相间为非共格界面的情况下,比容差应变能(相对值)与新相几何形状之间的关系。由图可知,圆盘状新相所引起的比容差应变能最小,针状的次之,而球状的最大。

由共格应变能和比容差应变能所组成的应变能与界面能的总和构成了固态相变的阻力。可见,与液态金属结晶过程相比,固态相变的阻力是较大的。但是,在固态相变阻力中,应变能与界面能究竟何者为主需视具体条件而定。例如,若过冷度很大时,新相的临界晶核尺寸便很小,使单位体积新相的表面积很大,从而导致界面能增大而居主要地位。这时两相间倾向于形成共格或半共格界面,以降低界面能。但要使界面能的降低足以超过由于形成共格或半共格界面所引起的应变能的增加,则必须降低应变能,故新相倾向于形成盘状(或薄片状)。相反,若过冷度很小时,新相的临界晶核尺寸较大,使单位体积新相表面积减小,于是便使界面能减少而居于次要地位。这样,两相间倾向于形成非共格界面,以降低应变能(此时该应变能仅含比容差应变能)。这时若两相比容差很小,该项应变能的影响不大,则新相倾向于形成球状以降低界面能;若两相比容差较大,则新相倾向于形成针状以兼顾降低界面能和比容差应变能。

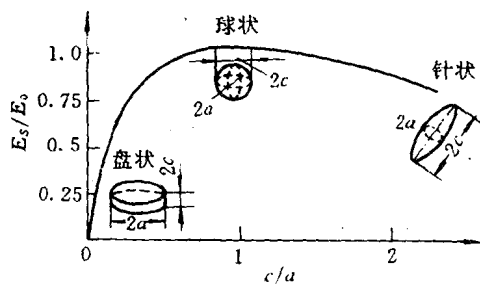


图 1-4 新相几何形状对比容差应变能(相对值)的影响

E_s —新相单位质量应变能;

E_0 —球状新相单位质量应变能

四、晶体缺陷的作用

与液态金属不同,固态金属中存在各种晶体缺陷如位错、空位、晶界和亚晶界等。在缺陷周围,点阵有畸变,储存着畸变能。这样,在固态相变时便释放出来作为相变驱动力的组成部分,因此新相往往在缺陷处优先形核,从而提高形核率;此外,晶体缺陷对晶核的生长和组元扩散过程也有促进作用。总之,晶体缺陷的存在对固态相变具有显著影响。

五、形成过渡相

过渡相也称中间亚稳相,是指成分或结构,或者成分和结构二者都处于新相与母相之间的一种亚稳状态的相。在固态相变中,有时新相与母相在成分、结构上差别较大,故形成过渡相便

成为减少相变阻力的重要途径之一。这是因为过渡相在成分、结构上更接近于母相,两相间易于形成共格或半共格界面,以减少界面能,从而降低形核功,使形核易于进行。但是过渡相的自由能高于平衡相,故在一定条件下仍有继续转变为平衡相的可能。例如,钢中马氏体回火时,往往先形成与马氏体基体保持共格的 ϵ 碳化物(过渡相),随回火温度升高或回火时间延长, ϵ 碳化物有可能转变成与基体呈非共格关系的渗碳体。

§ 1-3 固态相变时的形核

绝大多数固态相变(除调幅分解外)都是通过形核与长大过程完成的。形核过程往往是先在母相基体的某些微小区域内形成新相所必需的成分与结构,称为核胚;若这种核胚的尺寸超过某一临界尺寸,便能稳定存在并自发长大,即成为新相晶核。若晶核在母相基体中无择优地任意均匀分布,称为均匀形核,而若晶核在母相基体中某些区域择优地不均匀分布,则称为非均匀形核。在固态相变中均匀形核的可能性很小,但有关它的理论却是讨论非均匀形核的基础,下面分别作简要介绍。

一、均匀形核

与液态金属结晶相比,固态相变的阻力增加了一项应变能。按经典形核理论,系统自由能总变化为

$$\Delta G = -\Delta g_v V + \sigma S + EV = -\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_e \quad (1-1)$$

式中 ΔG —— 系统自由能总变化;

V —— 新相体积;

Δg_v —— 单位体积新相与母相的自由能差;

σ —— 新相、母相间单位面积界面能(简称比界面能或表面张力);

E —— 新相单位体积应变能。

式(1-1)中 $\Delta g_v V$ (即 ΔG_v)项为体自由能差即相变驱动力,当低于平衡转变温度时 Δg_v 为负值; σS (即 ΔG_s)和 EV (即 ΔG_e)项为相变阻力。可见,只有当 $|\Delta g_v V| > \sigma S + EV$ 时,才能使 $\Delta G < 0$,即形核成为可能。由式(1-1)可导出固态相变时的临界形核功为

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\sigma^3}{3(-\Delta g_v + E)^2} \quad (1-2)$$

可见,由于存在应变能,将使临界形核功增大。

与金属凝固过程相似,固态相变均匀形核时的形核率可以用下式表示

$$\dot{N} = N\nu \exp\left(-\frac{Q + \Delta G^*}{KT}\right) \quad (1-3)$$

式中 $\dot{N}$ —— 形核率;

N —— 单位体积母相中的原子数;

ν —— 原子振动频率;

Q —— 原子扩散激活能;

K —— Boltzmann 常数;

T —— 相变温度(K)。

由于固态下 Q 值较大,且固态相变时 ΔG^* 值也较高,故与凝固过程相比,固态相变的均匀

形核率要小得多。

二、非均匀形核

前已指出,母相中的晶体缺陷可以作为形核位置,因此,金属固态相变主要依赖于非均匀形核,其系统自由能总变化为

$$\Delta G = -\Delta g_v V + \sigma S + EV - \Delta G_d \quad (1-4)$$

该式与式(1-1)相比,多了一项 $-\Delta G_d$,它表示非均匀形核时由于晶体缺陷消失而释放出的能量。因此, $-\Delta g_v V - \Delta G_d$ 是相变驱动力,这将导致临界形核功的降低,从而大大促进形核过程。各种晶体缺陷对形核的具体作用如下。

(一) 空位

空位可通过加速扩散过程或释放自身能量提供形核驱动力而促进形核。此外,空位群亦可凝聚成位错而促进形核。

(二) 位错

位错可通过多种形式促进形核:(1) 新相在位错线上形核,可借形核处位错线消失时所释放出来的能量作相变驱动力,以降低形核功;(2) 新相形核时位错并不消失,而依附于新相界面上构成半共格界面上的位错部分,以补偿错配,从而降低应变能,使形核功降低;(3) 溶质原子在位错线上偏聚(形成柯氏气氛),使溶质含量增高,便于满足新相形成时所需的成分条件,使新相晶核易于形成;(4) 位错线可作为扩散的短路通道,降低扩散激活能,从而加速形核过程;(5) 位错可分解形成由两个分位错与其间的层错组成的扩展位错,使其层错部分作为新相的核胚而有利于形核(详见 § 4-2)。

(三) 晶界

大角晶界具有高的界面能,在晶界形核时可使界面能释放出来作为相变驱动力,以降低形核功。因此,固态相变时晶界往往是形核的重要基地。晶界形核时,新相与母相的某一个晶粒有可能形成共格或半共格界面,以降低界面能,减少形核功。这时共格的一侧往往呈平直界面,新相与母相间具有一定的取向关系。但大角晶界两侧的晶粒通常无对称关系,故晶核一般不可能同时与两侧晶粒都保持共格关系,而是一侧为共格,另一侧为非共格。为了降低界面能,非共格一侧往往呈球冠形,如图 1-5 所示。

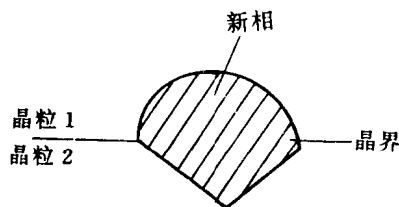


图 1-5 晶界形核时一侧为共格界面的晶核形状

§ 1-4 固态相变时的晶核长大

一、新相长大机理

继新相形核之后,便开始晶核的长大过程。新相晶核的长大,实质上是界面向母相方向的迁移。依固态相变类型和晶核界面结构的不同,其晶核长大机理也不同。

有些固态相变,如共析转变、脱溶转变、贝氏体转变等,由于其新、母相的成分不同,新相晶核的长大必须依赖于溶质原子在母相中作长程扩散,使相界面附近的成分符合新相的要求;而