

普通高等教育材料专业规划教材

# 金属热处理 原理与工艺

JINSHU RECHULI  
YUANLI YU GONGYI

胡保全 主编

中国铁道出版社  
CHINA RAILWAY PUBLISHING HOUSE



内容简介

# 普通高等教育材料专业规划教材

本书主要介绍了金属材料热处理的基本原理、工艺、组织、性能、应用。全书共分八章。第一章介绍金属的相变、合金、变形、回火、淬火、退火、正火、调质、表面处理等。第二章介绍钢的热处理。第三章介绍铁基合金的热处理。第四章介绍有色金属的热处理。第五章介绍无机非金属材料的热处理。第六章介绍复合材料的热处理。第七章介绍材料的热处理工艺。第八章介绍材料的热处理应用。

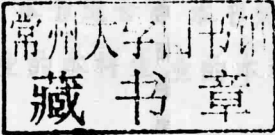
# 金属热处理原理与工艺

胡保全 主编

本书主要以金属热处理原理与工艺为主线，介绍钢、铁基合金、有色金属、无机非金属材料、复合材料以及陶瓷的退火、正火、淬火、回火、调质、表面处理等。全书共分八章。第一章介绍金属的相变、合金、变形、回火、淬火、退火、正火、调质、表面处理等。第二章介绍钢的热处理。第三章介绍铁基合金的热处理。第四章介绍有色金属的热处理。第五章介绍无机非金属材料的热处理。第六章介绍复合材料的热处理。第七章介绍材料的热处理工艺。第八章介绍材料的热处理应用。

通过本书的学习，读者可以掌握金属热处理原理、方法和工艺，并能深入认识合金相变与成分-工艺的关系及对性能的影响，建立合金-工艺-性能三者相互关联、相互影响的观点，并能应用基本理论和专业知识解决生产中的实际问题。

本书力求保持热处理系统性的特点，系统性的介绍热处理的基本原理、工艺、组织、性能、应用。本书可作为高等院校金属材料工程专业专业的本科教材，也可供从事金属材料热处理工作的工程技术人员及新材料研究人员参考。



本书由胡保全主编，由于水平有限，书中难免有不足之处，恳请读者批评指正。



中国铁道出版社  
CHINA RAILWAY PUBLISHING HOUSE

地址: 北京丰台区左门内大街2号  
电话: 010-51873000  
网址: www.crdp.com.cn  
邮编: 100054  
ISBN 7-113-24032-6  
定价: 30.00元

北京: 中国铁道出版社, 2017年12月第1版  
北京: 中国铁道出版社, 2017年12月第1次印刷

## 内 容 简 介

本书主要阐述了金属热处理基本原理和工艺,内容包括固态相变概述、钢加热时奥氏体的形成、钢的过冷奥氏体转变、珠光体转变、马氏体转变、贝氏体转变、钢的回火转变、合金的脱溶沉淀与时效、普通热处理、钢的表面淬火、钢的化学热处理、特种热处理和常用热处理炉简介。

本书适合作为普通高等学校金属材料工程专业教材,也可作为高校其他材料专业的本科生、研究生教材以及材料研究人员及热处理技术人员的参考书。

# 金 属 热 处 理 原 理 与 工 艺

### 图书在版编目(CIP)数据

金属热处理原理与工艺/胡保全主编. —北京:中国铁道出版社,2017. 12

普通高等教育材料专业规划教材

ISBN 978 - 7 - 113 - 24035 - 6

I. ①金… II. ①胡… III. ①热处理 - 高等学校 - 教材  
IV. ①TG15

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2017)第 285084 号

书 名:金属热处理原理与工艺  
作 者:胡保全 主编

策 划:初 祎  
责任编辑:徐盼欣  
编辑助理:初 祎  
封面设计:刘 颖  
责任校对:张玉华  
责任印制:郭向伟

读者热线:(010)63550836

出版发行:中国铁道出版社(100054,北京市西城区右安门西街8号)

网 址:<http://www.tdpress.com/51eds/>

印 刷:虎彩印艺股份有限公司

版 次:2017年12月第1版 2017年12月第1次印刷

开 本:787 mm × 1 092 mm 1/16 印张:18 字数:445 千

书 号:ISBN 978 - 7 - 113 - 24035 - 6

定 价:42.50 元

版权所有 侵权必究

凡购买铁道版图书,如有印制质量问题,请与本社教材图书营销部联系调换。电话:(010)63550836

打击盗版举报电话:(010)51873659

# 前 言

“金属热处理原理与工艺”是金属材料工程专业的必修课程之一,应安排在“金属学原理”课程之后,在学生完成专业认识实习并已基本掌握热处理相关基础知识的情况下进行。

本书主要以金属热处理原理与工艺为主线,介绍了奥氏体、珠光体、贝氏体、马氏体以及钢的回火转变的基本过程、主要特征,转变的晶体学、热力学和动力学,以及组织与性能方面的知识。同时,针对有色金属及其合金的应用领域不断扩大的发展趋势,对一些典型合金的时效相变进行了概要介绍。在热处理原理的基础上,介绍了实现合金相变的手段——热处理方法和工艺,以及钢的表面淬火、化学热处理、特种热处理和一些新发展的相变与热处理技术,并对热处理设备进行了基本介绍。

通过本书的学习,读者可以掌握金属热处理原理、方法和工艺,并更深入地认识合金相变与成分-工艺的关系及对性能的影响,建立成分—工艺—组织—性能相互关联、相互影响的整体概念,了解钢中相变的一般规律,特别是学会掌握并运用基本理论和专业知识,掌握通过热处理方法提高金属材料性能的原理和工艺。

本书力求保持热处理原理与工艺内容的基础性、系统性的特征,并将新的研究成果以简单明了、适合本科生特点的方式提供给读者。本书适合作为普通高等学校金属材料工程专业教材,也可作为高校其他材料专业的本科生、研究生教材以及新材料研究人员及热处理技术人员的参考书。

本书由胡保全主编。

由于水平有限,书中不妥之处在所难免,恳请读者批评指正。

编 者

2017年9月

# 目 录

## 第 1 章 固态相变概论 ..... 1

- 1.1 金属固态相变的主要类型 ..... 1
  - 1.1.1 按固态相变类型随外界条件不同而引起的变化分类 ..... 1
  - 1.1.2 按原子迁移特征分类 ..... 4
- 1.2 固态相变的主要特点 ..... 4
  - 1.2.1 相变驱动力 ..... 5
  - 1.2.2 相变阻力 ..... 5
  - 1.2.3 位向关系与惯习面 ..... 7
  - 1.2.4 晶体缺陷的作用 ..... 7
  - 1.2.5 形成过渡相 ..... 7
- 1.3 固态相变的形核 ..... 7
  - 1.3.1 均匀形核 ..... 7
  - 1.3.2 非均匀形核 ..... 8
- 1.4 固态相变时的晶核长大 ..... 9
  - 1.4.1 新相晶核的长大规律 ..... 9
  - 1.4.2 新相长大速度 ..... 11
- 思考题 ..... 13

## 第 2 章 钢加热时奥氏体的形成 ..... 14

- 2.1 奥氏体的组织结构及性能 ..... 14
  - 2.1.1 奥氏体的组织与晶体结构 ..... 14
  - 2.1.2 奥氏体的性能 ..... 15
- 2.2 奥氏体的形成 ..... 15
  - 2.2.1 奥氏体的形成条件 ..... 15
  - 2.2.2 奥氏体的形成机理 ..... 16
- 2.3 奥氏体形成动力学 ..... 19
  - 2.3.1 共析钢奥氏体等温形成动力学 ..... 19
  - 2.3.2 奥氏体等温形成动力学分析 ..... 21
  - 2.3.3 影响奥氏体等温转变速度的因素 ..... 22
  - 2.3.4 连续加热时奥氏体形成的特征 ..... 24
- 2.4 奥氏体晶粒长大及控制 ..... 25
  - 2.4.1 奥氏体晶粒度 ..... 25

- 2.4.2 奥氏体晶粒长大与第二相颗粒的影响 ..... 26
- 2.4.3 影响奥氏体晶粒长大的因素 ..... 27
- 2.5 粗大晶粒的遗传与切断 ..... 29
  - 2.5.1 钢在加热时的过热现象 ..... 29
  - 2.5.2 粗大奥氏体晶粒的遗传及其控制 ..... 29
- 思考题 ..... 31

## 第 3 章 钢的过冷奥氏体转变 ..... 32

- 3.1 过冷奥氏体的等温转变图 ..... 32
  - 3.1.1 共析钢过冷奥氏体等温转变图 ..... 33
  - 3.1.2 影响过冷奥氏体等温转变的因素 ..... 34
  - 3.1.3 IT 曲线的基本类型 ..... 38
- 3.2 过冷奥氏体的连续冷却转变图 ..... 39
  - 3.2.1 过冷奥氏体的连续冷却转变动力学图 ..... 40
  - 3.2.2 CT 曲线的基本类型 ..... 42
- 3.3 IT 曲线与 CT 曲线的比较和应用 ..... 42
  - 3.3.1 IT 曲线与 CT 曲线的比较 ..... 42
  - 3.3.2 IT 曲线与 CT 曲线的应用 ..... 43
- 思考题 ..... 44

## 第 4 章 珠光体转变 ..... 45

- 4.1 珠光体的组织形态与性能 ..... 45
  - 4.1.1 珠光体的组织形态 ..... 45
  - 4.1.2 珠光体的性能 ..... 47
- 4.2 珠光体的转变过程 ..... 48
  - 4.2.1 珠光体转变热力学 ..... 48
  - 4.2.2 珠光体转变机理 ..... 49
  - 4.2.3 珠光体转变中的位向关系 ..... 53
- 4.3 珠光体转变动力学 ..... 54
  - 4.3.1 珠光体形核率及长大速度 ..... 54
  - 4.3.2 珠光体等温转变动力学方程 ..... 55

4.3.3 影响珠光体转变动力学的因素	55	第6章 贝氏体转变	101
4.4 先共析转变	58	6.1 贝氏体的组织形态和亚结构	101
4.4.1 先共析转变条件和先共析相形态	59	6.1.1 上贝氏体	101
4.4.2 伪共析转变	61	6.1.2 下贝氏体	102
4.5 钢中碳化物的相间析出	61	6.1.3 无碳化物贝氏体	103
4.5.1 相间析出产物的形态和性能	61	6.1.4 粒状贝氏体	104
4.5.2 相间析出条件	63	6.1.5 反常贝氏体	105
思考题	65	6.1.6 柱状贝氏体( $B_{柱}$ )	105
第5章 马氏体转变	66	6.2 贝氏体转变的特征和晶体学	105
5.1 马氏体的晶体结构和转变特点	66	6.2.1 贝氏体转变的特征	105
5.1.1 马氏体的晶体结构	66	6.2.2 贝氏体转变的晶体学	106
5.1.2 马氏体的转变特点	69	6.3 贝氏体转变热力学分析	107
5.2 马氏体的组织形态和影响因素	72	6.3.1 贝氏体转变热力学条件	107
5.2.1 马氏体的组织形态	72	6.3.2 $B_s$ 点及其与钢成分的关系	108
5.2.2 影响马氏体形态及内部亚结构的因素	76	6.4 贝氏体转变机制	108
5.3 马氏体转变晶体学	78	6.4.1 贝氏体相变的切变理论	108
5.4 马氏体转变热力学	81	6.4.2 贝氏体相变的台阶-扩散理论	110
5.4.1 马氏体相变热力学条件	81	6.5 贝氏体转变动力学	110
5.4.2 影响 $M_s$ 点的因素	83	6.6 贝氏体的力学性能	113
5.5 马氏体转变的动力学	86	6.6.1 贝氏体的强度和硬度	113
5.5.1 变温马氏体转变	86	6.6.2 贝氏体的塑性和韧性	114
5.5.2 等温马氏体转变	87	6.7 魏氏组织	116
5.5.3 自促发形核与瞬间长大	88	6.7.1 魏氏组织的形态和特征	116
5.5.4 表面转变	89	6.7.2 魏氏组织的形成条件	117
5.5.5 热弹性马氏体	89	6.7.3 魏氏组织的形成机理	118
5.6 马氏体的力学性能	90	6.7.4 魏氏组织的力学性能	118
5.6.1 马氏体的硬度和强度	91	思考题	118
5.6.2 马氏体的塑性和韧性	92	第7章 钢的回火转变	120
5.6.3 马氏体的相变诱发塑性	94	7.1 淬火钢回火时的组织变化	120
5.7 奥氏体的稳定化	95	7.1.1 马氏体中碳原子的偏聚	121
5.7.1 奥氏体的热稳定化	95	7.1.2 马氏体的分解	121
5.7.2 奥氏体的机械稳定化	97	7.1.3 残余奥氏体的转变	124
5.8 热弹性马氏体与形状记忆效应	97	7.1.4 碳化物的转变	126
5.8.1 热弹性马氏体	97	7.1.5 碳化物球化、聚集长大和 $\alpha$ 相的回复与再结晶	127
5.8.2 伪弹性与形状记忆效应	98	7.1.6 马氏体的回火产物	129
5.8.3 形状记忆合金应用实例	99	7.2 合金元素对回火的影响	129
思考题	100	7.2.1 提高钢的回火抗力	129



7.2.2 引起二次硬化 .....	130	9.3.1 回火温度的确定 .....	182
7.3 淬火钢回火时力学性能的变化 .....	132	9.3.2 回火时间的确定 .....	185
7.3.1 硬度的变化 .....	132	9.3.3 回火后的冷却 .....	186
7.3.2 其他力学性能的变化 .....	132	9.4 有色金属的热处理 .....	186
7.4 钢的回火脆性 .....	133	9.4.1 退火 .....	186
7.4.1 低温回火脆性 .....	134	9.4.2 固溶和时效 .....	186
7.4.2 高温回火脆性 .....	135	9.5 淬火工艺的发展及应用 .....	187
7.5 非马氏体组织回火时的变化 .....	137	9.5.1 奥氏体晶粒超细化 .....	187
思考题 .....	139	9.5.2 控制马氏体组织形态的热处理 .....	188
<b>第8章 合金的脱溶沉淀与时效</b> .....	<b>140</b>	9.5.3 改善钢中第二相形态的热处理 .....	190
8.1 概 述 .....	140	思考题 .....	191
8.1.1 合金的固溶和脱溶沉淀 .....	140	<b>第10章 钢的表面淬火</b> .....	<b>192</b>
8.1.2 脱溶沉淀的分类 .....	141	10.1 表面淬火的分类及应用 .....	192
8.2 有色合金中的脱溶 .....	141	10.1.1 表面淬火的分类 .....	192
8.2.1 Al-Cu 合金的脱溶沉淀 .....	141	10.1.2 表面淬火的应用 .....	193
8.2.2 晶体缺陷对时效的影响 .....	145	10.2 感应加热表面淬火 .....	193
8.2.3 合金时效后的性能 .....	147	10.2.1 感应加热基本原理及特点 .....	193
8.3 钢的时效 .....	148	10.2.2 感应加热时钢的相变特点 .....	194
8.3.1 低碳钢的淬火时效 .....	148	10.2.3 高频感应加热淬火后的组织与性能 .....	195
8.3.2 低碳钢的形变时效 .....	149	10.2.4 高频感应表面淬火工艺的制订 .....	197
8.3.3 马氏体时效钢的时效 .....	151	10.2.5 表面淬火用钢 .....	199
思考题 .....	151	10.3 火焰加热表面淬火 .....	200
<b>第9章 普通热处理</b> .....	<b>153</b>	10.3.1 火焰用可燃气体及特性 .....	200
9.1 钢的退火与正火 .....	153	10.3.2 火焰加热表面淬火工艺简介 .....	201
9.1.1 钢的退火 .....	153	10.3.3 影响火焰加热表面淬火质量的 因素 .....	201
9.1.2 钢的正火 .....	158	10.3.4 火焰淬火的优、缺点 .....	202
9.1.3 退火、正火后钢的组织 and 性能 .....	158	10.4 其他表面淬火法 .....	203
9.1.4 退火、正火缺陷 .....	159	10.4.1 电接触加热表面淬火 .....	203
9.2 钢的淬火 .....	161	10.4.2 电解液加热表面淬火 .....	203
9.2.1 淬火的定义、目的及必要条件 .....	161	思考题 .....	204
9.2.2 淬火介质 .....	161	<b>第11章 钢的化学热处理</b> .....	<b>205</b>
9.2.3 钢的淬透性 .....	166	11.1 化学热处理的一般过程 .....	205
9.2.4 淬火工艺 .....	171	11.1.1 渗剂的分解 .....	205
9.2.5 等温淬火工艺 .....	174	11.1.2 吸附 .....	206
9.2.6 冷处理 .....	174	11.1.3 扩散 .....	206
9.2.7 淬火冷却方法 .....	175		
9.2.8 淬火缺陷与防止 .....	176		
9.3 钢的回火 .....	182		

11.2 钢的渗碳 .....	207	12.1.3 真空热处理的应用 .....	238
11.2.1 渗碳件的主要技术要求和渗碳用钢 .....	207	12.2 形变热处理 .....	242
11.2.2 固体渗碳 .....	209	12.2.1 相变前进行形变的形变热处理 .....	243
11.2.3 液体渗碳 .....	210	12.2.2 相变过程中进行形变 .....	249
11.2.4 气体渗碳 .....	210	12.2.3 相变后进行形变 .....	250
11.2.5 渗碳后的热处理 .....	212	12.3 激光表面热处理 .....	251
11.2.6 渗碳层深度测量 .....	214	12.3.1 激光束表面改性原理 .....	251
11.2.7 渗碳后钢的组织与性能 .....	214	12.3.2 激光束表面改性技术及应用 .....	252
11.2.8 渗碳后的质量检验 .....	217	思考题 .....	254
11.3 钢的渗氮 .....	218	<b>第13章 常用热处理炉简介</b> .....	255
11.3.1 渗氮的特点和分类 .....	218	13.1 热处理电阻炉 .....	255
11.3.2 Fe-N 相图和氮化层组织 .....	218	13.1.1 热处理电阻炉的基本类型 .....	255
11.3.3 氮化前的热处理 .....	219	13.1.2 普通型间隙式箱式电阻炉 .....	256
11.3.4 气体渗氮原理 .....	220	13.1.3 井式电阻炉 .....	257
11.3.5 气体氮化工艺 .....	222	13.1.4 台车炉及罩式电阻炉 .....	258
11.3.6 渗氮件的质量检验 .....	223	13.2 热处理浴炉 .....	259
11.3.7 离子渗氮 .....	224	13.2.1 浴炉的特性 .....	259
11.4 钢的碳氮共渗 .....	225	13.2.2 按溶液分类的浴炉 .....	260
11.4.1 碳和氮同时在钢中扩散的特点 .....	225	13.2.3 按加热方式分类的浴炉 .....	260
11.4.2 中温碳氮共渗工艺 .....	226	13.3 可控气氛热处理炉 .....	261
11.4.3 低温氮碳共渗工艺(软氮化) .....	228	13.3.1 可控气氛热处理炉的分类 .....	261
11.5 钢的渗硼 .....	229	13.3.2 可控气氛热处理炉的结构特点 .....	261
11.5.1 渗硼层的组织性能 .....	229	13.3.3 密封箱式炉 .....	261
11.5.2 渗硼法 .....	229	13.3.4 推杆式光亮淬火连续炉 .....	262
11.5.3 渗硼前处理和渗硼后热处理 .....	230	13.4 真空热处理炉 .....	263
11.6 渗金属 .....	230	13.5 表面热处理设备 .....	266
11.6.1 钢的渗铝 .....	231	13.5.1 感应加热设备 .....	266
11.6.2 钢的渗铬 .....	232	13.5.2 等离子渗氮炉 .....	267
思考题 .....	233	思考题 .....	269
<b>第12章 特种热处理</b> .....	235	<b>附录A 常用钢临界点、淬火加热温度及 <math>M_s</math> 点</b> .....	270
12.1 真空热处理 .....	235	<b>附录B 钢的硬度与强度换算表</b> .....	274
12.1.1 关于真空的基本知识 .....	235	<b>参考文献</b> .....	277
12.1.2 真空热处理的伴生现象及其特异效果 .....	236		



# 第1章

## 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,往往发生成分、晶体结构、组织形貌和性能的变化(通称为固态相变)。在变化过程中,当不产生化学成分、晶体结构的转变,只发生组织形貌的变化时,则不属于相变,如金属的形变和再结晶。若能根据固态金属加热和冷却的变化规律,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。

### 1.1 金属固态相变的主要类型

金属固态相变的类型很多,有许多金属在不同条件下可能发生几种不同类型的转变:按固态相变类型随外界条件不同而引起的变化,可将其分为平衡转变和不平衡转变;按原子迁移特征,可分为扩散型相变和无扩散型相变;按热力学分类,可分为一级相变和二级相变。下面介绍前两种分类。

#### 1.1.1 按固态相变类型随外界条件不同而引起的变化分类

##### 1. 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相图所示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六种:

##### 1) 同素异构转变

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。许多固态金属元素和非金属元素具有多种晶体结构,从元素周期表中查出具有多型性的元素列在表 1.1 中。不同的晶体结构存在于不同的温度、压力下。

表 1.1 元素的多型性

元素符号	元素名称	原子序数	晶 型	元素符号	元素名称	原子序数	晶 型
Fe	铁	26	α 体心立方 γ 面心立方 δ 体心立方 ε 密集六角	Mn	锰	25	α 复杂立方 β 复杂立方 γ 面心四方 δ 面心立方

续表

元素符号	元素名称	原子序数	晶型	元素符号	元素名称	原子序数	晶型
Cr	铬	24	$\alpha$ 体心立方 $\beta$ 密集六角	Hf	铪	72	$\alpha$ 密集六角 $\beta$ 体心立方
Ce	铈	58	$\alpha$ 面心立方 $\beta$ 密集六角	La	镧	57	$\alpha$ 密集六角 $\beta$ 面心立方
Ca	钙	20	$\alpha$ 面心立方 $\beta$ 密集六角	Co	钴	27	$\alpha$ 密集六角 $\beta$ 面心立方
$C_{\text{金刚石}}$ $C_{\text{石墨}}$	碳	6	钻石立方 六角	U	铀	92	$\alpha$ 正交 $\beta$ 四方 $\gamma$ 体心立方
W	钨	74	$\alpha$ 体心立方 $\beta$ 复杂立方	Zr	锆	40	$\alpha$ 密集六角 $\beta$ 体心立方
Np	镎	93	$\alpha$ 正交 $\beta$ 四方 $\gamma$ 体心立方	S	硫	16	$\alpha$ 正交 $\beta$ 单斜

Fe 与 C 形成 Fe-C 合金,碳含量为 0.021 8% ~ 2.11% 的 Fe-C 合金称为钢。Fe-C 合金中加入合金元素形成 Fe-M-C 系合金,构成合金钢及铁基合金,形成多种置换固溶体、间隙固溶体、碳化物、金属间化合物等,导致复杂多变的固态相变。

## 2) 多型性转变

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称为多型性转变。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于这种转变。

同素异构转变和多型性转变是固态相变的主要类型,是固态相变的根源之一。

## 3) 共析转变

冷却时,固溶体同时分解为两个不同成分和结构的相的固态相变称为共析转变,可以用反应式  $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$  表示。共析分解生成的两个相的结构和成分都与反应相不同,如钢中的珠光体转变,  $\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ , 是一分为二的过程,是两相共析、共生的过程。

## 4) 平衡脱溶

设 A-B 二元合金具有如图 1.1 所示的相图,当成分为 K 的合金被加热到  $t_1$  温度时,  $\beta$  相将全部溶入  $\alpha$  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,  $\beta$  相又将逐渐析出,这一过程称为平衡脱溶。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,母相的成分将不断变化,但母相不会消失。例如,奥氏体中析出二次渗碳体,铁素体中析出三次渗碳体,就属于这种转变。

## 5) 调幅分解

某些合金在高温时形成单相均匀的固溶体,缓慢冷却到某一温度范围内时,通过上坡扩散,分解为两相,其结构与原固溶体相同,但成分不同,是成分不均匀的固溶体,这种转变称为调幅分解,

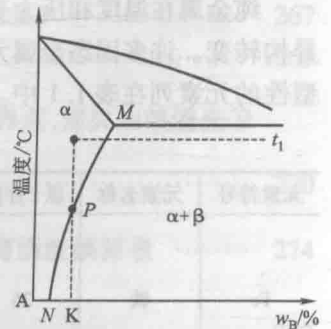


图 1.1 具有脱溶沉淀的 A-B 二元合金相图

用反应式  $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$  表示。

### 6) 有序化转变

在平衡条件下,固溶体中各组元原子的相对位置由无序到有序的转变过程称为有序化转变。Fe-Al 合金、Au-Cu 合金、Cu-Zn 合金等合金系中均可以发生有序化转变。例如,在 Fe-Al 系平衡图中,铝含量为 0% ~ 36% 的 Fe-Al 合金存在有序和无序转变。铝含量为 13.9% ~ 20% 的 Fe-Al 合金,从 700 °C 以上的无序  $\alpha$  相缓冷下来时,发生  $\alpha \rightarrow \beta(\text{Fe}_3\text{Al})$  转变,  $\text{Fe}_3\text{Al}$  为有序固溶体,具有体心立方结构。

## 2. 不平衡转变

固态金属在快速加热或冷却条件下,平衡转变受到抑制,将发生平衡图上不能反映的转变类型,获得不平衡组织或亚稳状态的组织。钢中及有色合金中都能发生不平衡转变,如钢中可以发生伪共析转变、马氏体转变、贝氏体转变、不平衡脱溶和块状转变等。

### 1) 伪共析转变

如图 1.2 所示,当奥氏体过冷到阴影区时,奥氏体同时满足了析出铁素体和渗碳体的条件,无论是亚共析钢还是过共析钢,都能够获得单一的珠光体组织。这种珠光体组织中的铁素体和渗碳体的比例与平衡共析转变得到的珠光体不同,若是亚共析钢冷却得到的伪珠光体,其中的铁素体含量较多;若是过共析钢,则其伪珠光体中的渗碳体量较多。

某些非共析成分的钢,当奥氏体以较快的速度冷却时,发生同时析出铁素体和渗碳体的共析转变,形成伪珠光体组织,这一过程称为伪共析转变。

### 2) 马氏体转变

在钢中,将奥氏体以较大的冷却速度过冷到低温区,原子难以扩散,则奥氏体以无扩散方式发生转变,即在  $M_s$  点以下发生马氏体转变,得到马氏体组织,如板条状马氏体、片状马氏体、凸透镜状马氏体、蝶状马氏体等组织形态。

钢中马氏体相变是过冷奥氏体中所有原子集体协同的位移,经无扩散地进行的晶格重构的相变。

在有色金属及合金中,以及非金属材料中均存在马氏体相变。

### 3) 贝氏体转变

钢中的奥氏体过冷到中温区,在珠光体和马氏体转变温度之间,由于铁原子难于扩散,而碳原子尚具有一定的扩散能力,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(也称中温转变)。

钢中的贝氏体相变是过冷奥氏体在中温区发生的过渡性相变,形成以贝氏体铁素体为基体,在贝氏体铁素体基体上可能分布着渗碳体或  $\epsilon$ -碳化物,或残留奥氏体等相的整合组织。

### 4) 不平衡脱溶

在图 1.1 中,若合金 K 自  $t_1$  温度采取快冷,则  $\beta$  相来不及析出,一直冷却到较低温度下,得到过饱和固溶体  $\alpha'$ 。在室温或加热到其溶解度曲线以下的温度进行等温保持,从过饱和固溶体  $\alpha'$  中析出一种新相,这种新相在析出的初始阶段,在成分与结构上均与平衡沉淀相不同,这种相变称为不平衡脱溶沉淀(也称时效)。在低碳钢和铝、镁等有色金属中会发生这种转变。

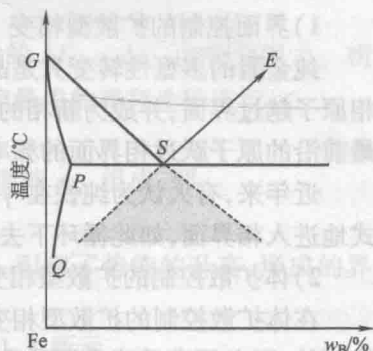


图 1.2 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图

### 5) 块状转变

钢和合金中的块状转变也是一种不平衡转变。例如,在冷却速度足够快时, $\gamma$ 相可能通过块状相变的机制转变为 $\alpha$ 相。块状相变与马氏体转变相比,虽然转变前后的新相、旧相成分相同,但是,新相形态和界面结构均不同于马氏体。块状相变时,新相与旧相的交界面处原子有短距离的扩散,转变产物呈块状。纯铁及 Fe-Ni、Fe-Mn、Cu-Zn、Ti-Ag 等合金中均存在块状转变。

母相通过相界原子的热激活跃迁而形核、长大的成分不改变的,形成块状相的相变。

### 1.1.2 按原子迁移特征分类

固态相变发生相的晶体结构的改造或化学成分的调整,需要原子迁移才能完成。按其迁移特征分为扩散型相变和无扩散型相变。

#### 1. 扩散型相变

相变时,在新旧相界面处,在化学位差的驱动下,旧相原子单个、无序、统计地越过界面进入新相,在新相中,原子打乱重排,新旧相原子排列顺序不同,界面不断向旧相推移,称为相界面热激活迁移。它被原子扩散控制,是扩散激活能和温度的函数。

扩散型相变又分为界面控制的和体扩散控制的两种。

##### 1) 界面控制的扩散型相变

纯金属的多型性转变只是晶体结构的变化,而不发生成分的改变。新相的形成仅需要旧相原子越过界面,并成为新相的一员,是依靠原子自扩散完成的。因此,界面推移速度取决于最前沿的原子跃过相界面的频率和新旧相原子化学位差。

近年来,有人认为纯铁在 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变时,相界面上的原子就近转入新相,而母相原子替补式地进入相界面,如此循环下去,相界面则不断向母相一侧迁移,新相不断长大。

##### 2) 体扩散控制的扩散型相变

在体扩散控制的扩散型相变中,由于新相成分与母相不同,相界面的迁移除了受界面机制控制外,还必须满足溶质原子重新分布的要求。因此,其界面的迁移需要溶质原子在母相晶格中长程扩散。

#### 2. 无扩散型相变

无扩散型相变新旧相的结构不同,但化学成分相同,界面处母相一侧的原子不是单个、无序、统计地跃过相界面进入新相,而是集体、定向地协同位移。相界面在推移过程中保持共格或半共格关系。

金属固态相变具有自组织机制,扩散与无扩散的原子跃迁方式是在外界条件变化时通过系统自组织调节的。例如,一定成分的奥氏体在 $A_1$ 温度下,以扩散方式进行共析分解;而温度降至 $M_s$ 点时,则以无扩散方式进行马氏体转变;而在 $B_s$ 与 $M_s$ 温度之间,则发生贝氏体相变。贝氏体相变具有“过渡”性。

## 1.2 固态相变的主要特点

固态相变分为有核转变和无核转变两类。大多数金属固态相变是形核-核长大相变。极少数固态相变是无核转变,如调幅分解。在形核-核长大相变中又分为扩散形核及无扩散形核两种。

在固态相变过程中,无论形核与否,相变均需要驱动力,同时相变又遇到阻力。相变驱动力是导致系统自由能下降的因素,相变阻力是导致系统自由能升高的因素。

### 1.2.1 相变驱动力

在单元系液体结晶成固相时,驱动力为固液相自由能之差  $\Delta G_V$ 。阻力为新相的表面能  $\Delta G_S$ 。基本能量关系为

$$\Delta G = \Delta G_V + \Delta G_S \quad (1.1)$$

在固态相变中,由于新旧相之间存在比容差和晶体位向的差异,而这些差异产生在一个新旧相有机结合的弹性的固体介质中,在核胚及周围区域内将产生弹性应力场,该应力场包含的能量就是相变的新阻力—应变自由能  $\Delta G_E$ 。则有

$$\Delta G = \Delta G_V + \Delta G_S + \Delta G_E \quad (1.2)$$

式中:  $\Delta G_V$  为相变驱动力,它是新旧相自由能之差,当

$$\Delta G_V = \Delta G_S + \Delta G_E < 0 \quad (1.3)$$

时,相变将自发地进行。

### 1.2.2 相变阻力

固态相变在  $\Delta G_V$  驱动下,进行相变将遇到阻力,式(1.2)中的  $\Delta G_S + \Delta G_E$  为相变阻力。相变过程具有自组织功能,它总是选择阻力最小(省能原则)、速度最快的有利途径进行。

#### 1. 界面能

以  $\sigma$  表示界面能,则界面能  $\sigma$  由结构界面能  $\sigma_{st}$  和化学界面能  $\sigma_{ch}$  组成,即

$$\sigma = \sigma_{st} + \sigma_{ch}$$

(1) 结构界面能是由于界面处的原子键合被切断或被削弱,引起了势能的升高,形成的界面能。

新旧相界面分为共格界面、半共格界面、非共格界面,如图 1.3 所示。

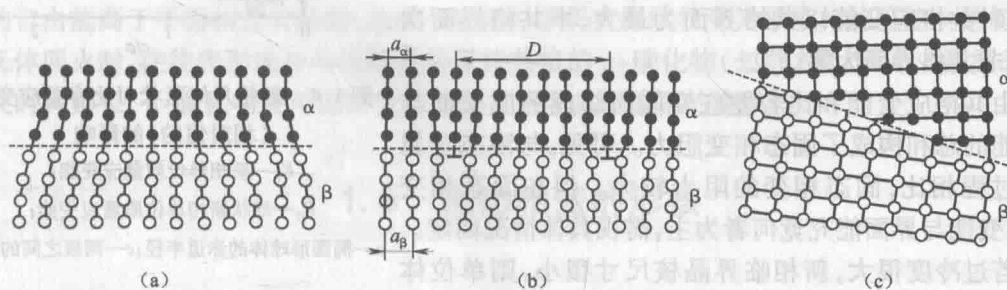


图 1.3 固态相变时界面结构示意图

(a) 共格界面; (b) 半共格界面; (c) 非共格界面

$a_\alpha$ — $\alpha$  相界面上原子间距;  $a_\beta$ — $\beta$  相界面上原子间距;  $D$ —位错间距

晶界、相界处原子排列混乱,原子键合受到不同程度的破坏,除保留部分结合能外,会引起原子对的势能升高,这就是结构界面能  $\sigma_{st}$  的来源。

完全共格界面在相变中很少见。在脱溶初期,过渡相与母相之间有时可以保持完全共格界面。完全共格界面能很小,计算时可以忽略。如果具有完全共格界面的两相点阵常数不同,界面处的原子就有一定程度的错配,为保持原子的一一匹配,晶界两侧的原子各自的间距会发生相应的位移,引起结构界面能变大。而且,由于晶界处的硬匹配造成弹性应力场,将会导致



体积应变能  $\epsilon$  增加。

当错配度增大到一定程度时,完全共格界面被破坏,界面上出现位错,形成部分共格,即半共格。半共格界面与小角度晶界相似。在界面上配置位错,以减少界面能。半共格界面能取决于位错的类型和密度,可以在很大范围内变化,两相晶格的错配度是影响半共格界面能的主要因素。错配度  $\delta$  反映了新旧相界面适应性。 $\delta$  值小,适应性好,则界面能低,相变形核时由界面能引起的相变阻力小,形核功小。相反,界面适应性差的非共格界面,其界面能在相变阻力中占相当大的分量。

非共格界面与大角度晶界相似,原子排列最混乱,原子键合被破坏的程度最大,因此结构界面能最大。实际金属材料中的非共格界面能为  $7 \times 10^{-5} \text{ J/cm}^2$ 。

(2) 化学界面能是由于界面原子的结合键与两相内部原子键合的差别,而导致的界面能量的升高。以 A-B 二元系为例,两相浓度差越大,化学因素导致的界面能上升越大。

## 2. 弹性应变能阻力

新相形核时,在核的周围有限范围内引起弹性应变,形成应力场。如果两相的力学性能差别不大,则应变能在两相中协调分布。

弹性应变能分为非共格应变能和共格应变能两类。

(1) 非共格应变能:非共格相形成时,应变能与新旧相比容差、新相形状、母相的力学性能有关。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,用  $E_s$  表示。这种比容差应变能的大小与新相几何形状有关。图 1.4 表示新旧相间为非共格界面情况下比容差应变能(相对值)与新相几何形状之间的关系。由图可见,盘状新相所引起的比容差应变能最小,针(棒)状的次之,而球状的最大。

(2) 共格应变能: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。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。

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阻力。可见,与液态金属结晶过程相比,固态相变的阻力较大。但在固态相变中,应变能与界面能究竟何者为主,需视具体情况而定。

若过冷度很大,新相临界晶核尺寸很小,则单位体积新相表面积很大,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,故新相通常呈盘状(或薄片状)。

若过冷度很小,新相的临界晶核尺寸较大,则单位体积新相表面积减小,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(此时应变能仅含比容差应变能)。新相倾向形成非共格界面,以降低应变能。这时若两相比容差小,新相倾向形成球状以降低界面能;若比容差大,新相倾向形成针状,兼顾降低界面能和比容差应变能。

以上论述了固态相变的驱动力和阻力,相变驱动力为系统自由能的降低,新旧相自由能之

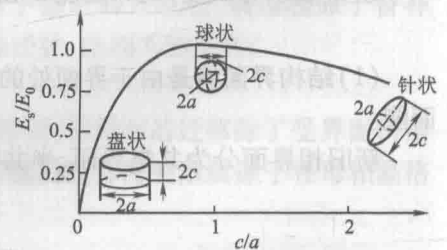


图 1.4 新相几何形状对比容差应变能(相对值的)影响

$E_s$ —新相单位质量应变能;

$E_0$ —球状新相单位质量应变能;

$a$ —椭圆形球体的赤道半径; $c$ —两极之间的距离

差为负值,其绝对值大于阻力时,相变才能进行下去。驱动力与阻力的绝对值相等时为相变临界状态。

### 1.2.3 位向关系与惯习面

在许多情况下,固态转变时新相与母相之间往往存在一定的晶体学位向关系,而且新相通常在母相一定晶面上开始形成,这个晶面称为惯习面,一般以母相的晶面指数来表示。例如,钢中发生马氏体转变时,奥氏体密排面 $\{111\}_\gamma$ 与马氏体密排面 $\{110\}_\alpha$ 相平行;奥氏体密排方向 $\langle 110 \rangle_\gamma$ 与马氏体密排方向 $\langle 111 \rangle_\alpha$ 相平行。这种位向关系,可表示为

$$\{111\}_\gamma // \{110\}_\alpha; \quad \langle 110 \rangle_\gamma // \langle 111 \rangle_\alpha \quad (1.4)$$

一般来说,当新相与母相之间为共格或半共格界面时,必然存在一定的位向关系;有时两相之间虽然存在一定的位向关系,但未必具有共格或半共格界面,这可能是在新相长大过程中,由于界面的共格或半共格界面关系已经遭到破坏而引起的。

### 1.2.4 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,存储着畸变能。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,因此新相通常在缺陷处优先形核,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。

### 1.2.5 形成过渡相

过渡相也称为中间亚稳相,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,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的自由能,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 $\epsilon$ -碳化物(过渡相),随回火温度升高或回火时间延长, $\epsilon$ -碳化物有可能转变成与基体呈非共格关系的渗碳体。

## 1.3 固态相变的形核

固态相变的形核分为扩散形核与无扩散形核。固态相变比液-固相变复杂得多,已知固态相变增加了表面能、弹性应变能、缺陷能等。晶体缺陷具有能量 $\Delta G_d$ ,对形核产生一定影响。当 $\Delta G_d$ 时,晶核将均匀形成,称为均匀形核。当 $\Delta G_d > 0$ 时,晶核将在具有缺陷能 $\Delta G_d$ 的晶体缺陷处形成,称为不均匀形核。固态相变过程几乎都是非均匀形核。不均匀是绝对的,均匀是特例。

### 1.3.1 均匀形核

均匀形核时新旧相成分可以相同,也可以不相同。本节讨论成分相同的相变,如纯金属的晶型转变,对有成分变化的相变也有参照作用。

母相中任何形核地点都具有相同的驱动力和阻力,因而形核的概率也相同,即满足  $\Delta G_d = 0$  时,形核是均匀的。按经典形核理论,系统自由能总变化为

$$\Delta G = -\Delta g_v V + \sigma S + EV = -\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_E \quad (1.5)$$

式中:  $\Delta G$  为系统自由能变化;  $V$  为新相体积;  $\Delta g_v$  为单位体积新相与母相的自由能差;  $\sigma$  为新相、母相间单位面积界面能(简称比表面能或表面张力);  $E$  为新相单位体积应变能。假设新相核心是半径为  $r$  的球,而且界面能和应变能是各向同性的,则式(1.5)可以写成

$$\Delta G = -\frac{4}{3}r^3\Delta g_v + 4r^2\sigma + \frac{4}{3}r^3E \quad (1.6)$$

临界晶核的半径  $r^*$  必须满足

$$\frac{\partial \Delta G}{\partial r} = 0 \quad (1.7)$$

则由式(1.6)可得

$$r^* = \frac{2\sigma}{\Delta G_v - \Delta G_E} \quad (1.8)$$

$$\Delta G^* = \frac{16\sigma^3}{3(\Delta G_v - \Delta G_E)^2} \quad (1.9)$$

### 1.3.2 非均匀形核

固态金属中是有大量晶体缺陷的,如晶界、相界、孪晶界、位错、层错等,这些地点存在缺陷能。晶核在此处形成时,缺陷能将贡献给形核功,因而,形核功小于均匀形核功。晶体通过自组织功能选择在晶体缺陷处优先形核,由于缺陷是不均匀的,所以称为非均匀形核。

晶体缺陷对形核的促进作用表现在以下五个方面:

- (1) 母相界面有现成的一部分,因而只需部分重建。
- (2) 原缺陷能可以贡献给形核功,形核功变小。
- (3) 界面处扩散速率比晶内快得多。
- (4) 相变引起的应变能可较快地通过晶界流变而松弛。
- (5) 溶质原子易于偏聚在晶界处,这有利于提高形核率。

非均匀形核时,系统自由能变化总变化为

$$\Delta G = -\Delta G_v + \Delta G_s + \Delta G_E - \Delta G_d \quad (1.10)$$

式(1.10)与式(1.5)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,  $-\Delta G_v - \Delta G_d$  是相变驱动力,这将导致临界形核功的降低,大大促进形核过程。各种晶体缺陷对形核的具体作用如下:

#### 1. 晶界形核

晶界形核受界面能和晶界几何状态的影响,即与界面、界棱、界隅有关。晶界形核有不同的形状,图 1.5 中的(a)、(b)、(c)分别为界面、界棱、界隅形核的形状;(d)为在相界面处的非共格形核;(e)为以平面表示的晶核,向晶界的一侧长大,为共格或半共格界面。

#### 2. 位错形核

位错能促进形核,研究认为:

- (1) 围绕着位错形核后,位错消失的部分释放出相应的畸变能。
- (2) 对于半共格界面形核,原有的位错可以作为补偿错配的界面位错,使形核时的能量增值减小。

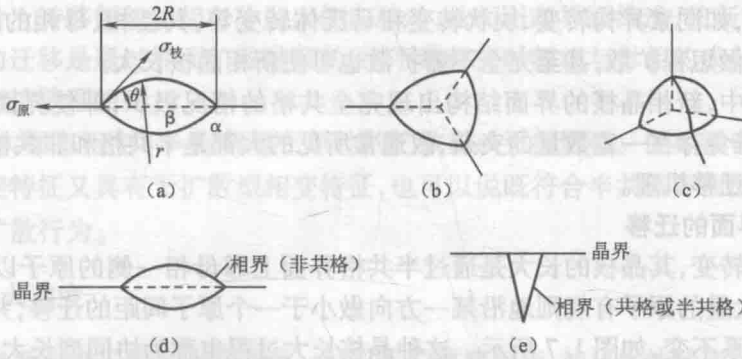


图 1.5 晶界形核的各种形貌

(a) 界面处形核的形状; (b) 界棱处形核的形状; (c) 界隅处形核的形状;  
(d) 相界面处的非共格形核; (e) 以平面表示的晶核

(3) 溶质原子常在位错线上偏聚, 位错又是扩散的通道, 此处容易满足新相成分上的需求。

位错形核已经被大量实验所证实, 图 1.6 示出了 Fe-1.03Cu 合金 550 °C 时效  $10^5$  s 的组织, 显示富铜相在铁素体基体中的位错线上析出。

总之, 在位错线上非共格形核时, 位错应变能得到释放, 界面位错补偿点阵错配, 使界面能降低。因此, 位错形核也是固态相变中不均匀形核的一种主要机制。

### 3. 空位形核

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

总之, 具有形核-长大模式的固态相变必须具备各自组织条件, 存在起伏和非线性相互作用。起伏是相变的诱因, 核胚达到临界晶核尺寸是相变的起点。

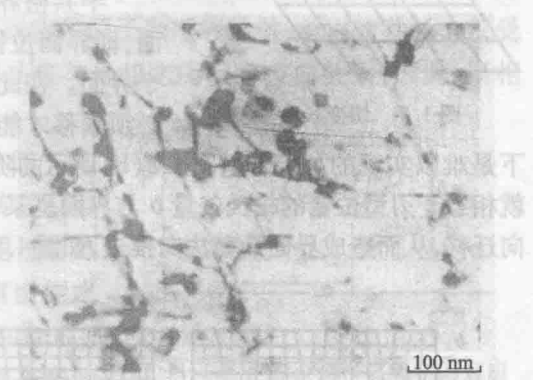


图 1.6 Fe-1.03Cu 合金富铜相在位错线上析出

## 1.4 固态相变时的晶核长大

### 1.4.1 新相晶核的长大规律

固态相变中新相的长大是通过新相与母相相界面的迁移进行的, 新相与母相的成分有时相同, 有时不同; 界面可能是共格、非共格、半共格的, 界面上还可能存在其他相, 这些使得界面的迁移形式多样化。新相长大有多种类型, 如协同型转变和非协同型转变、扩散控制和界面控制、连续长大和台阶机制长大等。

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位移。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, 由于其新相、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做长程扩散, 使相界面附近的成分符合新相的要求;