

<<马氏体相变>>

图书基本信息

书名：<<马氏体相变>>

13位ISBN编号：9787030339980

10位ISBN编号：7030339983

出版时间：2012-4

出版时间：科学出版社

作者：刘宗昌 等著

页数：372

字数：490250

版权说明：本站所提供下载的PDF图书仅提供预览和简介，请支持正版图书。

更多资源请访问：<http://www.tushu007.com>

<<马氏体相变>>

内容概要

本书是21世纪以来国内外第一本关于马氏体相变的理论专著。

本书共14章，内容包括金属整合系统，相变过程中原子的移动方式，马氏体相变的特征和定义，过冷奥氏体转变产物的表面浮凸，马氏体组织形貌，马氏体的晶体结构、亚结构，相变热力学，相变动力学，切变机制及其误区，马氏体相变形核-长大机制，有色金属马氏体和陶瓷中的马氏体相变，马氏体的力学性能，淬火开裂理论及应用等。

本书采用继承与创新相结合的方法，综合国内外的最新研究成果，应用科学技术哲学的理论，通过大量的试验观察和理论分析，对马氏体相变从实践上、理论上多方面指出马氏体相变切变机制的误区，阐述马氏体的新概念、马氏体组织、亚结构的形成机理，并提出马氏体相变形核-长大新机制。

本书注重理论与实践的统一，具有创新性、可读性、实用性。

本书可供从事冶金、轧钢、铸造、锻压、焊接、热处理、粉末冶金以及材料开发研究等行业的科研人员、工程技术人员参考，也可作为教学参考书，供金属材料专业及相关专业的本科生、研究生学习。

<<马氏体相变>>

作者简介

刘宗昌，男，1940年生，河北省玉田人，内蒙古科技大学教授。

1965年毕业于北京钢铁学院（现北京科技大学）金属学系。

曾任中国热处理学会理事，内蒙古热处理学会理事长，现任《金属热处理》编委会高级顾问，《材料热处理学报》、《热处理》、《热处理技术与装备》等杂志编委会委员。

从事教学工作47年，讲授“金属学”、“金属热处理”、“金属材料学”、“固态相变”、“自然辩证法”等本科生和研究生课程，并编写本科生、研究生教材7部。

获得多项省部级教学改革成果奖、教学优秀奖、教学名师奖等。

1991年享受政府特殊津贴，1992年被评为冶金部高校先进科技工作者，1993年获全国优秀教师称号，2007年被评为内蒙古教学名师。

多年从事新金属材料、固态相变理论和热处理新技术研究，完成横向、纵向课题共计30多项，为企业创造了显著的经济效益，获省部级科技进步奖10项，专利2项。

在教学、科研实践中深入研究了金属固态相变理论，淘汰了过时的知识，修正了不正确的概念和学说，整合了贝氏体两派的学术观点，批驳了马氏体相变的切变学说，提出了共析分解（珠光体转变）、贝氏体相变、马氏体相变新机制和新理论，发表各类学术论文260余篇。

出版的学术专著以及高等院校本科生、研究生教材有《冶金类热处理及计算机应用》、《钢件淬火开裂及防止方法》、《金属材料工程概论》、《珠光体转变与退火》、《过冷奥氏体扩散型相变》、《金属固态相变教程》、《材料组织结构转变原理》、《金属学与热处理》、《贝氏体与贝氏体相变》、《奥氏体形成与珠光体转变》、《冶金厂热处理技术》、《固态相变》等共14部。

Email : lzchang75@163.com

<<马氏体相变>>

书籍目录

前言第1章 导论1.1 马氏体相变的研究历程1.2 过冷奥氏体转变贯序1.2.1 高温区 中温区 低温区相变的演化1.2.2 从两相共析形核向单相形核的演化1.2.3 相变动力学的演化1.2.4 组织形貌的演化1.2.5 亚结构的演化1.3 过冷奥氏体转变热力学1.3.1 过冷奥氏体共析分解热力学1.3.2 贝氏体相变热力学1.3.3 $B+$ 1 $BF+$ 1 计算模型和分析1.3.4 相变热力学与贝氏体相变机制的关系1.3.5 马氏体相变热力学1.4 相变过程中原子移动方式的演化1.4.1 相变过程中原子迁移的热力学1.4.2 实际金属中的扩散1.4.3 过冷奥氏体相变过程中原子的迁移方式1.4.4 成分不变原子热激活跃迁位移1.4.5 原子位移方式不同是区别相变机制的重要判据1.5 马氏体相变的分类1.5.1 按相变驱动力分类1.5.2 按马氏体相变动力学特征分类1.5.3 表面马氏体1.6 马氏体相变的特征和定义1.6.1 马氏体相变的基本特征1.6.2 马氏体相变的定义1.6.3 马氏体的定义1.6.4 马氏体相变与贝氏体相变的联系和区别参考文献第2章 过冷奥氏体转变产物的表面浮凸2.1 珠光体表面浮凸2.1.1 珠光体表面浮凸的发现2.1.2 SEM观察2.1.3 STM观察2.1.4 金相显微镜观察2.1.5 珠光体表面浮凸的尺度2.2 魏氏组织表面浮凸2.2.1 钢中的魏氏组织形貌2.2.2 魏氏组织表面浮凸现象2.3 贝氏体表面浮凸2.3.1 贝氏体表面浮凸的SEM观察2.3.2 STM观察2.4 马氏体表面浮凸2.4.1 板条状马氏体表面浮凸2.4.2 中碳马氏体表面浮凸2.4.3 高碳马氏体表面浮凸2.4.4 马氏体表面浮凸线膨胀的理论计算2.4.5 N形切变与实际不符2.5 浮凸形成机理及其与相变机制的关系2.5.1 各类相变产物表面浮凸的比较2.5.2 各相比容不同是产生浮凸的根本原因2.5.3 表面浮凸和相变机制参考文献第3章 马氏体的组织形貌3.1 工业用钢的马氏体组织形貌3.1.1 超低碳钢淬火马氏体3.1.2 低碳钢淬火马氏体3.1.3 中碳钢淬火马氏体组织3.1.4 高碳钢淬火马氏体组织3.1.5 铸铁的淬火马氏体组织3.2 铁基马氏体物理本质和典型形貌3.2.1 钢中马氏体的物理本质3.2.2 体心立方马氏体3.2.3 体心正方马氏体3.2.4 Fe-M系合金马氏体3.3 奥氏体的稳定化及残留奥氏体3.3.1 奥氏体的热稳定化3.3.2 热稳定化机制3.3.3 奥氏体的机械稳定化3.3.4 残留奥氏体的形成3.3.5 残留奥氏体的转变参考文献第4章 马氏体的晶体结构和位向关系4.1 钢中马氏体的晶体结构和碳原子的位置4.1.1 钢中马氏体的晶体结构4.1.2 马氏体中碳原子的分布4.1.3 马氏体中碳原子的偏聚4.2 位向关系和惯习面4.2.1 以往的测定结果4.2.2 位向关系的XRD测定4.2.3 位向关系和惯习面的成因4.3 马氏体相变4.3.1 (hcp)马氏体形貌4.3.2 马氏体相变驱动力4.3.3 马氏体相变机制4.4 马氏体的比体积4.4.1 钢中马氏体的比体积4.4.2 有色金属合金马氏体相变时体积的变化参考文献第5章 马氏体的亚结构及成因5.1 马氏体中的位错亚结构及形成机制5.1.1 板条状马氏体亚结构的观察5.1.2 切变机制不能解释高密度缠结位错的形成5.1.3 关于高密度位错的形成5.2 马氏体中的孪晶亚结构及形成5.2.1 形变孪晶和相变孪晶5.2.2 马氏体组织中的孪晶形貌5.2.3 马氏体孪晶的形成机制5.3 马氏体中的层错亚结构5.3.1 层错和层错能5.3.2 合金元素对层错能的影响5.3.3 钢中马氏体的层错5.3.4 铜合金马氏体的层错5.3.5 马氏体层错成因的探讨5.4 马氏体中脊及成因5.4.1 马氏体中脊的形貌特征5.4.2 中脊形貌的观察5.4.3 马氏体中脊的孪晶结构5.4.4 马氏体中脊的成因参考文献第6章 马氏体相变热力学及马氏体点6.1 马氏体相变驱动力6.1.1 Fe-C合金马氏体相变热力学条件6.1.2 Fe-C合金马氏体相变驱动力的计算6.1.3 相变驱动力典型模型的计算结果6.1.4 Fe-Ni合金马氏体相变驱动力6.1.5 铁基合金fcc hcp()马氏体相变驱动力6.1.6 有色金属合金马氏体相变驱动力6.2 马氏体相变的阻力6.2.1 马氏体相变自由焓的变化6.2.2 马氏体相变阻力 G $M6.2.3$ 有色金属合金马氏体相变的阻力6.2.4 切变过程的能耗和切变阻力6.3 马氏体点及应用6.3.1 马氏体点的定义6.3.2 马氏体点与化学成分关系6.3.3 奥氏体化条件对 M_s 点的影响6.3.4 形变和应力对 M_s 的影响6.3.5 马氏体点在生产实际中的应用参考文献第7章 马氏体相变动力学7.1 变温马氏体相变动力学7.2 等温马氏体相变动力学7.3 爆发型马氏体转变动力学7.4 热弹性马氏体相变7.5 表面马氏体参考文献第8章 马氏体相变的切变机制及其误区8.1 马氏体相变切变机制的研究历程及评价8.1.1 马氏体相变切变机制的研究历程8.1.2 对切变机制的评价8.2 马氏体相变晶体学的经典模型8.2.1 马氏体相变的K-S切变模型和西山模型8.2.2 马氏体相变的G-T模型8.2.3 马氏体相变的B-B双重切变模型8.2.4 依据位向关系设计切变模型的片面性8.3 马氏体相变的唯象学说及评价8.3.1 不变平面应变的概念8.3.2 贝茵应变不是不变平面应变8.3.3 不畸变平面的产生8.3.4 简单切变8.3.5 刚性转动8.3.6 矩阵式描述8.3.7 对表象学说的评价8.4 马氏体相变切变机制的误区8.4.1 误区一:切变过程缺乏热力学可能性8.4.2 误区二:马氏体相变晶体学切变模型与实际基本上不符8.4.3 误区三:切变机制缺乏试验依据参考文献第9章 马氏体相变的形核9.1 马氏体相变形核模型9.1.1 以往的试验观察9.1.2 马氏体相变的形核学说9.2 马氏体相变形核

<<马氏体相变>>

的新观察9.2.1 在晶粒界上形核9.2.2 在孪晶界上形核9.2.3 在相界面上形核9.2.4 在晶界、晶内均能形核9.2.5 马氏体在表面上形核9.2.6 隐晶马氏体的形核9.3 马氏体形核机制9.4 马氏体临界晶核及形核功9.4.1 以往马氏体晶核的计算9.4.2 马氏体晶核临界尺寸和形核功9.4.3 晶核尺寸和形核功的具体计算参考文献第10章 马氏体长大、马氏体组织的形成10.1 纯铁 马氏体相变机制10.1.1 纯铁 马氏体的产生10.1.2 马氏体的形核10.1.3 马氏体晶核的长大10.2 钢中的马氏体转变机制10.2.1 含碳量对马氏体组织结构的影响10.2.2 非切变长大10.2.3 原子集体协同位移10.3 马氏体的长大10.3.1 钢中马氏体长大的试验观察10.3.2 马氏体的长大过程10.3.3 应变能对马氏体长大的影响10.4 马氏体组织形貌的形成10.4.1 马氏体组织形貌的演化10.4.2 马氏体组织呈现不同形貌的学说10.4.3 应变能是主导马氏体形貌演化的主要因素10.5 隐晶马氏体组织及形成10.5.1 工业用高碳钢隐晶马氏体形貌10.5.2 隐晶马氏体组织的成因10.5.3 隐晶马氏体的形核长大参考文献第11章 有色金属及合金中的马氏体相变11.1 有色金属马氏体形貌及物理本质11.1.1 晶体学特征11.1.2 铜合金中的马氏体形貌11.1.3 Ti及其合金中的马氏体组织11.2 有色金属中马氏体晶体结构特点11.2.1 晶体结构的多样性11.2.2 铜合金马氏体的晶体结构类型11.2.3 Ni-Ti合金马氏体的晶体结构11.3 有色金属合金中的马氏体相变11.3.1 Ti-Ni合金中的马氏体相变11.3.2 铜合金中的马氏体相变11.3.3 Cu-Zn-Al合金中的马氏体相变11.3.4 Cu-Al合金中的马氏体相变11.4 热弹性马氏体和形状记忆效应11.4.1 热弹性马氏体的组织转变11.4.2 超弹性11.4.3 形状记忆材料及应用参考文献第12章 氧化锆陶瓷中的马氏体相变12.1 ZrO₂的晶体结构12.2 ZrO₂体系的相关系12.3 部分稳定ZrO₂中的相变12.4 四方相多晶ZrO₂的相变参考文献第13章 马氏体的力学性能及应用13.1 钢中马氏体的力学性能13.1.1 马氏体的强度和硬度13.1.2 马氏体的韧性和脆性13.1.3 马氏体相变超塑性13.2 马氏体的应用13.2.1 形变热处理13.2.2 应变时效热处理13.2.3 马氏体时效钢参考文献第14章 马氏体的微裂纹与钢件淬火开裂14.1 淬火马氏体显微开裂14.1.1 马氏体显微裂纹的形态14.1.2 马氏体显微裂纹的形成机理14.1.3 影响淬火显微开裂的因素14.1.4 显微裂纹对钢力学性能的影响14.2 马氏体沿晶裂纹及形成机理14.2.1 马氏体沿晶裂纹和断口的观察14.2.2 马氏体中杂质元素的分布14.2.3 淬火马氏体沿晶断裂机制14.3 钢件淬火开裂机理14.3.1 淬火马氏体脆性是钢件开裂的主要原因14.3.2 淬火显微开裂及显微局部应力是钢件宏观淬裂的先导14.3.3 宏观内应力是钢件淬裂的应力条件14.3.4 裂纹形状与应力的关系14.3.5 正常加热温度下钢件淬裂分析14.4 影响淬火开裂的因素14.4.1 钢材冶金质量的影响14.4.2 含碳量及合金元素的影响14.4.3 原始组织的影响14.4.4 零件尺寸和形状的影响14.4.5 加热不当的影响14.4.6 淬火冷却的影响参考文献

<<马氏体相变>>

章节摘录

版权页：插图：第1章 导论 1.1 马氏体相变的研究历程 我国在西汉时期就已进行了钢的淬火，河北易县出土的战国钢剑、辽宁出土的西汉钢剑，都具有淬火马氏体组织。

我国是世界上钢淬火技术先进的国家，具有领先的淬火工匠手艺，但长期对其内部组织结构缺乏科学认识。

人类认识淬火组织的变化规律则是19世纪以后的事情，从那时开始进入材料科学时代。

1878年，德国冶金学家Martens等用金相显微镜观察到淬火钢中的这种“硬相”，首先发现的是高碳针状马氏体。

1895年，法国人Osmond将其命名为马氏体（Martensite）[1]。

20世纪，马氏体相变是材料科学中研究最活跃的学科之一，科学家发现钢、有色金属及合金、陶瓷材料中均有马氏体相变发生。

1924年，Bain发现淬火钢表面存在浮凸（浮雕），并提出了马氏体相变的应变模型，称为贝茵应变模型[2]。

1926~1927年，Fink和库尔久莫夫等分别用X射线技术测得钢中马氏体为体心正方结构，测得回火马氏体正方度的变化，并且认为马氏体是碳在 α -Fe中的过饱和固溶体[3]。

1929年，周志宏等首先将电解铁淬入水银，获得马氏体组织[2]。

此举证明，马氏体也可以是体心立方结构，不为碳所过饱和。

1930年，库尔久莫夫和Sacks首先测得Fe-C合金马氏体与母相奥氏体保持一定的晶体学位向关系，即K-S关系[2]，提出了K-S切变模型。

1933年，Mehl测得在中、高碳钢中马氏体在奥氏体的 $\{225\}$ 晶面上形成，被称为惯习面[2]。

1934年，西山测得Fe-Ni合金马氏体相变时存在西山关系[2]，依此设计了西山切变模型。

1937年，Johansson开始处理Fe-C合金马氏体相变热力学，试图计算马氏体点（ M_s ）[2]。

1938年，Greninger和Mooradian发现在Cu-Zn、Cu-Sn合金中存在马氏体[2]。

20世纪30~50年代，科学家发现高碳钢、Fe-Ni合金中形成马氏体的速率极大，一片马氏体的生成时间为 $(0.5 \sim 3) \times 10^{-7}s$ ，速率相当于1100m/s。

1949年，Greninger和Troiano测定了Fe-22% Ni-0.8%C合金中的马氏体位向，发现了G-T关系[2]。

1951年，Christian首先提出了马氏体相变的层错形核模型[2]。

1952年，张经录首先用金相显微镜观察到Au-Cd合金马氏体的孪晶。

1953年，Frank首先提出Fe-C $\{225\}$ 马氏体与母相间的位错界面模型，促成了K-D位错胞核胚模型的提出。

1953~1954年，由Wech等和Bowles等分别提出了马氏体相变的表象学假说，其一称为“W-L-R理论”，另一个称为“B-M理论”[2]。

1949~1970年，一些学者研究了马氏体相变动力学方程，定量地得出了变温马氏体转变量与温度的关系。

1963年，Wolten首先指出ZrO₂中正方相（t）单斜相（m）的转变马氏体相变[2]。

1964年，Bogers-Burgers双切变模型被提出。

1966年， 等提出了（18R）（hcp）（斜方马氏体）（立方或正方M）的四步切变机制，称为 模型。

1976年，Olson、Cohen提出了一个机制，与K-N-V机制相似，但强调马氏体依靠密排面上的缺陷形核的观点。

1977年，藤田等设计了一个（6R）M的模型，称为藤田模型。

20世纪60年代末70年代初，马氏体相变的协作形变“理论”和范性协作模型，以及多次切变模型先后被提出。

20世纪70年代，Ross等提出复切变模型，但该模型与实际不符[2]。

20世纪70年代，科学家开发了形状记忆合金，开展了热弹性马氏体相变的研究，测得Au-Cu-Zn合金马氏体的长大速率较小，仅为0.32cm/s，Cu-Al-Ni合金的速率仅 $10^{-3} \sim 10^{-6}m/s$ 。

<<马氏体相变>>

20世纪70年代末, Cahn等应用群论阐述相变中母相与马氏体之间的对称关系。

1988年, 徐祖耀在《相变原理》一书中叙述了群论在相变中应用的一般原理。

1999年, 徐祖耀在总结马氏体相变机制时指出: 原始表象学说、现代表象学说、复切变模型、范性协作模型等均远不够成熟[2]。

马氏体相变极为复杂, 具有多种晶体结构、亚结构和丰富多彩的组织形貌, 尤其是对马氏体相变切变机制科学家进行了大量的研究工作。

到20世纪末, 科学家就马氏体相变机制已经提出十余种模型, 但均不能与实际完全相符, 应属假说, 不是成熟的理论。

一百多年来, 马氏体及马氏体相变的研究取得了显著的进步, 马氏体在国民经济中的应用取得了辉煌的成就。

马氏体相变热力学、马氏体相变动力学、马氏体相变组织学、马氏体的性能学、应用马氏体的工艺技术、各种马氏体材料的开发应用等方面的研究均获得了显著进展, 促进了人类社会文明的进步。

但是, 至今没有形成马氏体相变完整的理论体系, 尤其是马氏体相变机制的研究, 马氏体晶体学的研究不够成熟, 仍是学说(假说、模型)较多。

马氏体的概念尚不确切, 马氏体相变的概念尚存在缺点, 因此, 需要科学抽象使其更加正确。

马氏体相变机制的研究尚未见到“佛祖”, 未取得“真经”。

马氏体相变的自组织机制尚需要进一步地深入研究。

无扩散型相变是当原子在某些条件下难以扩散或丧失扩散能力时, 材料的母相通过自组织, 以无扩散方式进行相变, 完成晶格改组。

马氏体相变与中温区的贝氏体相变存在密切的联系, 以往的研究割裂了这一联系使马氏体相变机制的研究陷入了误区。

近年来, 刘宗昌等应用SEM、TEM、STM等设备进行了大量试验观察并结合理论分析指出, 马氏体相变切变机制缺乏试验依据, 相变驱动力不足以进行切变过程, 切变机制难以解释惯习面、位向关系、组织形貌变化、亚结构等试验现象[4, 5], 并提出马氏体相变的新机制[6~10]。

马氏体相变是材料科学中的重要转变之一, 其研究具有重要的理论意义和实际价值。

材料科学家对马氏体相变机理的研究开始于20世纪20~30年代, 马氏体切变机制于1930年被提出, 但电镜等研究手段是在50年代后出现的, 因此, 当时尚未搞清马氏体组织形貌、结构和亚结构的变化规律, 切变机制的提出缺乏试验基础, 出现“理论”偏差在所难免。

材料科学的研究包括马氏体相变的研究, 离不开先进的检测设备, 设备不断更新, 科研成果也不断创新, 只有搞清马氏体的微观实质, 才能把转变机制理论化、科学化。

在此将显微镜的研制应用历程介绍如下。

第一台显微镜是1590年由荷兰密得尔堡一个眼镜店的老板詹森和他的父亲罕斯发明的。

当然, 这台显微镜只能称为显微镜家族中的“始祖”, 无论是放大倍数, 还是分辨能力都是相当低的。

经过不断改进, 到1886年, 德国科学家蔡斯等制作了马蹄形底座的显微镜(1878年德国冶金学家Martens用金相显微镜观察到淬火马氏体组织)。

普通光学显微镜通过提高和改善透镜的性能, 放大率达到1000~1500倍, 但不能超过2000倍。

德国柏林工科大学的年轻研究员卢斯卡在1932年制作出第一台电子显微镜。它是一台经过改进的阴极射线示波器, 成功地得到了铜网的放大像。第一次由电子束形成的图像, 加速电压为7万V, 最初放大率仅为12倍。

尽管放大率微不足道, 但它却证实了使用电子束和电子透镜可形成与光学像相同的电子像。

经过不断地改进, 1933年卢斯卡制成了二级放大的电子显微镜, 获得了金属箔和纤维的1万倍的放大像。

1939年, 西门子公司制造出世界上最早的分辨技术达到30%的实用电子显微镜, 并投入批量生产。

1954年, 在极端困难的条件下具有电子衍射功能的高分辨电镜(HRTEM) Elmiskopi研制成功。

1957年, 第一台电子探针问世, 可进行表面微区分析。

不久后英国在透射电镜上安装了一台X射线波谱仪(WDS), 可以在几万倍下进行微区(如晶界)分

<<马氏体相变>>

析。

1965年，第一台商用的SEM问世了。

它把电子束发射到标本的表面（而不是穿过标本），然后形成标本外观的精细三维图像。

SEM能把标本放大15万倍。

电镜技术经历了三个标志性阶段：第一阶段，20世纪五六十年代的衍射成像阶段，对厚度几百纳米的薄晶体的缺陷进行了观察。

例如，1955~1956年观察到金属薄膜中的位错缺陷，证明了位错理论。

此后，电镜在材料科学中的应用研究像雨后春笋般地在世界范围内开展起来。

第二阶段，70年代后，对10nm极薄晶体进行了高分辨结构像和原子像的直接观察。

第三阶段，80年代以后发展了对于纳米尺寸微区结构分析，进行高空间分辨率分析电子显微学研究。

1978年，一种新的物理探测系统“扫描隧道显微镜”被德国学者宾尼格和瑞士学者罗雷尔系统地论证了，并于1982年制造成功。

这种新型的显微镜，放大倍数可达3亿倍，最小可分辨的两点距离为原子直径的1/10，也就是说它的分辨率高达0.1%。

鉴于卢斯卡发明电子显微镜，宾尼格、罗雷尔设计制造扫描隧道显微镜的业绩，瑞典皇家科学院决定将1986年诺贝尔物理奖授予他们。

材料科学的几次突破性进展充分说明电子显微镜的重要性。

首先是电子衍射与成像的结合使位错的直接观察得以实现。

在双束（透射束与一个强衍射束）条件下，位错产生的畸变区的衍射强度与基体不同从而显示衬度差异（衍衬像）。

位错等晶体缺陷因此成为20世纪六七十年代的研究热点。

选区衍射使晶体结构分析进入纳米层次。

80年代，高分辨电镜已发展到分辨单个原子的水平，开辟了纳米科技的新纪元。

1.2 过冷奥氏体转变贯序 过冷奥氏体转变作为一个整合系统，分为脱溶、共析分解、贝氏体相变、马氏体相变4个子系统。

脱溶子系统是指：缓冷至温度低于 A_{c3} 时，过冷奥氏体析出先共析铁素体，称为负脱溶；缓冷至温度低于 A_{cm} 时，过冷奥氏体析出先共析碳化物，称为正脱溶；缓冷至温度低于 A_{c1} 时，过冷奥氏体发生共析分解，转变为珠光体组织；在中温区，发生贝氏体相变；在低温区，发生马氏体相变。

这4个子系统是相互关联的，要从整体上对过冷奥氏体转变进行研究，以系统科学的方法研究钢中的固态相变。

在临界点以下温度，存在过冷度时，奥氏体处于不稳定态，即亚稳态，称为过冷奥氏体。

奥氏体结构失稳，新结构的形成过程需要遵循一定的机制。

过冷奥氏体可在不同温度下存在不同的时间，甚至较长时间，其转变需要热力学条件和动力学条件。

相变需要驱动力，相变驱动力包括化学自由能、应变自由能、界面自由焓等。

变形金属的回复、再结晶过程的驱动力是应变储存能；晶粒长大过程的驱动力是界面能；过冷奥氏体的相变驱动力是化学自由能，即两相化学自由能之差。

用于支付相变潜热的释放或吸收。

固态相变产生应变能，界面能则为相变阻力。

两相化学自由能之差（绝对值）大于应变能与界面能等阻力之和时，相变才能自发地进行。

自然事物的演化都遵循最小自由能原理，其转变途径都遵循最小耗能原则。

不管是生命体，还是非生命世界，系统自组织功能都坚持着这个奇妙的法则。

结构演化是在相变驱动力作用下，采取省能的方式，沿着省能的途径、方向进行。

过冷奥氏体的转变也是如此。

过冷奥氏体是一个整合系统，它从高温区 中温区 低温区发生一系列的相变过程，从扩散型相变“半扩散型相变” 无扩散型相变，是一个逐级演化的过程，是系统自组织的，按照省能原则进行系列转变，存在一个相变贯序。

从共析分解到贝氏体相变是一个从量变到质变的演化过程。

<<马氏体相变>>

共析分解与贝氏体相变既存在本质上的区别，又有密切的联系。

但是，据文献记载 [11, 12]，20世纪60年代后期，扩散学派的某些学者坚持认为：贝氏体相变是共析分解的延续，贝氏体是“扩散的、非协作的两种沉淀相竞争的台阶生长的共析分解产物”。他们将贝氏体相变与共析分解混为一谈，没有注意到贝氏体相变的过渡性质。

马氏体相变的研究早于贝氏体相变，因此是在尚未搞清中温转变的情况下，就开始了低温区的马氏体相变研究，缺乏系统整合与逐渐演化的理念，使马氏体相变理论研究孤立于贝氏体相变和共析分解之外而“封闭”地进行，而且是在没有通过电子显微镜、STM等设备详细观察新旧相组织、结构等情况下，过早地提出了贝氏体、马氏体相变机制，从而导致相变机制的研究出现误区。

由于马氏体相变的切变机制首先被提出（比贝氏体相变机制早提出近30年），故贝氏体相变机制（1953年）应用了马氏体相变的切变学说，16年后（1969年）美国冶金学家Aaronson等指出切变阻力太大，贝氏体相变驱动力不足以完成切变过程 [13]。

切变确实是耗能太大的过程，不是省能途径，马氏体相变也不例外，不能以切变方式进行，因为有比切变省能的途径来完成马氏体转变。

从2008年起，刘宗昌等连续四评马氏体相变的切变学说，指出切变机制缺乏试验依据，耗能过大，不符合省能原则，缺乏热力学可能性，其晶体学切变模型基本上与实际不符 [14 ~ 17]。

过冷奥氏体整合系统的高温区转变、中温区相变、低温区转变之间都存在极为密切的关系，从组织形貌、亚结构到相变机制均存在相关性，是一个不可分割的整体，是一个整合系统，从共析分解到贝氏体相变再到马氏体相变存在一个转变贯序。

表1.1列举了过冷奥氏体整合系统转变的驱动力、原子位移方式、晶格转变、位向关系和转变产物形貌的演化的概况。

1.2.1 高温区 中温区 低温区相变的演化 钢中的共析分解发生在A1 ~ Bs之间的高温区段，是过冷奥氏体在高温区的平衡分解或接近平衡的相变，其相变产物 珠光体，是平衡组织或准平衡组织。

贝氏体相变是发生在Bs和马氏体相变温度之间的中温转变，是过冷奥氏体在中温转变区发生的非平衡相变，其相变产物是非平衡组织 贝氏体。

在某些合金钢中，珠光体和贝氏体相变之间还存在一个过冷奥氏体的亚稳区，即所谓海湾区，从而把珠光体转变和贝氏体相变完全分开，如图1.1所示为H13（相当于4Cr5MoV1Si）钢退火用TTT图，可见，600 以上发生共析分解，得到珠光体组织；400 ~ Ms进行贝氏体相变；400 ~ 600 为过冷奥氏体亚稳平衡的海湾区。

在Ms点以下发生马氏体相变，从贝氏体相变过渡到马氏体相变是存在某种联系的。

铁原子和替换原子在高温区的共析分解过程中是能够长程扩散的，而且是依靠扩散形成富含碳原子和合金元素的碳化物。

但温度越低，扩散越困难，在中温区，只有碳原子能够长程扩散，合金元素的原子在中温区，难以扩散。

在贝氏体相变中，铁原子和替换原子一般是不扩散的，这是导致贝氏体相变不同于共析分解的重要原因。

<<马氏体相变>>

编辑推荐

《马氏体相变》可供从事冶金、轧钢、铸造、锻压、焊接、热处理、粉末冶金以及材料开发研究等行业的科研人员、工程技术人员参考，也可作为教学参考书，供金属材料专业及相关专业的本科生、研究生学习。

<<马氏体相变>>

版权说明

本站所提供下载的PDF图书仅提供预览和简介，请支持正版图书。

更多资源请访问:<http://www.tushu007.com>