

普通高等教育“十二五”规划教材



材料成形 物理基础

刘永长 主 编
师春生 王锦程 余黎明 副主编

 机械工业出版社
CHINA MACHINE PRESS



普通高等教育“十二五”规划教材

材料成形物理基础

主 编 刘永长
副主编 师春生 王锦程 余黎明
参 编 宁保群 乔志霞 王冬江
主 审 阎殿然



机械工业出版社

本书内容根据材料学、材料加工工程专业硕士研究生阶段教学的特点进行组织,注重知识的拓展与深入,同时为了保持知识体系的完整性,对本科阶段学过的知识进行了简要的总结和相应的拓展。全书共分10章,包括显微组织,固体的原子结构,晶体缺陷,合金相与相图,扩散,金属的变形及强化机制,回复、再结晶与晶粒长大,凝固,固态相变,材料成形技术简介。

本书可供从事冶金、轧钢、铸造、锻压、焊接、热处理、粉末冶金以及材料研究等领域的硕士研究生使用,同时也可供从事这些专业的科研人员、技术人员、教师参考。

图书在版编目(CIP)数据

材料成形物理基础/刘永长主编. —北京:机械工业出版社,2011.6
普通高等教育“十二五”规划教材
ISBN 978-7-111-33604-4

I. ①材… II. ①刘… III. ①工程材料—成型—高等学校—教材
IV. ①TB3

中国版本图书馆CIP数据核字(2011)第032672号

机械工业出版社(北京市百万庄大街22号 邮政编码100037)
策划编辑:冯春生 责任编辑:白刚 版式设计:霍永明
责任校对:刘怡丹 封面设计:张静 责任印制:杨曦
北京中兴印刷有限公司印刷
2011年6月第1版第1次印刷
184mm×260mm·16.5印张·402千字
标准书号:ISBN 978-7-111-33604-4
定价:33.00元

凡购本书,如有缺页、倒页、脱页,由本社发行部调换
电话服务

网络服务

社服务中心:(010)88361066

门户网:<http://www.cmpbook.com>

销售一部:(010)68326294

销售二部:(010)88379649

教材网:<http://www.cmpedu.com>

读者购书热线:(010)88379203

封面无防伪标均为盗版

普通高等教育“十二五”规划教材 编审委员会

主任委员 李荣德 沈阳工业大学

副主任委员 (按姓氏笔画排序)

方洪渊 哈尔滨工业大学

朱世根 东华大学

邢建东 西安交通大学

李永堂 太原科技大学

聂绍珉 燕山大学

王智平 兰州理工大学

许并社 太原理工大学

李大勇 哈尔滨理工大学

周 荣 昆明理工大学

葛继平 大连交通大学

委 员 (按姓氏笔画排序)

丁雨田 兰州理工大学

王卫卫 哈尔滨工业大学 (威海)

邓子玉 沈阳理工大学

刘金合 西北工业大学

毕大森 天津理工大学

闫久春 哈尔滨工业大学

张建勋 西安交通大学

李 桓 天津大学

李亚江 山东大学

周文龙 大连理工大学

侯英玮 大连交通大学

赵 军 燕山大学

黄 放 贵州大学

薛克敏 合肥工业大学

文九巴 河南科技大学

计伟志 上海工程技术大学

刘永长 天津大学

华 林 武汉理工大学

许映秋 东南大学

何国球 同济大学

李 尧 江汉大学

李 强 福州大学

邹家生 江苏科技大学

武晓雷 中国科学院

姜启川 吉林大学

梁 伟 太原理工大学

蒋百灵 西安理工大学

戴 虹 西南交通大学

秘 书 长 袁晓光 沈阳工业大学

秘 书 冯春生 机械工业出版社

金属材料工程专业教材编委会

主任委员 许并社 太原理工大学

副主任委员 (按姓氏笔画排序)

文九巴 河南科技大学

何国球 同济大学

武晓雷 中国科学院

刘永长 天津大学

李 强 福州大学

蒋百灵 西安理工大学

委 员 (按姓氏笔画排序)

卫英慧 太原理工大学

马 勤 兰州理工大学

王章忠 南京工程学院

石巨岩 太原理工大学

刘宗昌 内蒙古科技大学

毕大森 天津理工大学

吴 波 福州大学

张厚安 厦门理工学院

李玉海 沈阳理工大学

陆 兴 大连交通大学

庞国星 北华航天工业学院

俞泽民 哈尔滨理工大学

赵玉涛 江苏大学

栾道成 西华大学

高聿为 燕山大学

马 臣 佳木斯大学

凤 仪 合肥工业大学

叶卫平 武汉理工大学

任凤章 河南科技大学

孙康宁 山东大学

严红革 湖南大学

张 志 河南理工大学

张春华 沈阳工业大学

肖平安 湖南大学

周细应 上海工程技术大学

范爱玲 北京工业大学

赵乃勤 天津大学

徐 江 南京航空航天大学

袁泽喜 武汉科技大学

靳惠明 扬州大学

秘 书 长 梁 伟 太原理工大学

秘 书 冯春生 机械工业出版社

前 言

材料成形是发挥材料功能特性的必经途径，只有通过适当的方法加工成形，才能制备出适合工程需求的零件、部件和构件。材料在成形过程中，除了形状发生变化之外，其内部组织结构和性质也随之发生了相应的变化。了解这些变化过程，对材料成形方法的选择和成形过程的组织控制具有重要的意义。本书从物理冶金学的经典知识体系出发，着重讨论材料成形过程中相关的物理基础、热力学和动力学分析方法、组织控制原理与相关成形技术。

本书是依据材料学、材料加工工程专业硕士研究生教学要求和多年课堂教学实践编写的。其内容体系根据研究生阶段教学的特点进行了重新组织，注重知识的拓展与深入，同时为了保持知识体系的完整性，对本科阶段学过的知识进行了简要的总结。全书共分10章，第1章概括介绍了材料显微组织的主要内涵、表征方法及成形过程中的组织控制；第2章介绍了固体的原子结构，内容包括原子间的结合键，晶体、准晶体、非晶体的原子结构特征，以及晶体中的取向关系；第3章系统地阐述了实际晶体中存在的缺陷，包括点缺陷、位错、表面、界面等内容；第4章介绍了合金相与相图，从新的角度出发，重点介绍了合金相与相图的联系，阐述了三元相图的相平衡规律和相图热力学基本原理；第5章系统介绍了扩散的唯象理论、微观机制，以及高速扩散通道和电迁移等知识，对扩散连接作了简要介绍；第6章介绍了金属的变形及强化机制，概括性地探讨了弹性、塑性发生的微观机理和定量描述，并在此基础上介绍了相关的金属强化机制及其应用；第7章论述了回复、再结晶与晶粒长大过程的热力学条件和动力学机制，以及转变过程中的组织变化；第8章系统介绍了凝固热力学，凝固过程中的形核、生长及其相关的经典及现代凝固理论，简要介绍了凝固微观组织的数值模拟方法；第9章详细论述了固态相变过程动力学模型的建立与应用，重点分析了等温转变动力学和等时转变动力学模型；第10章为材料成形技术简介，简要介绍了各种成形加工方法所涉及的基本问题和发展概况，以期读者对材料成形过程及其基本原理能有较全面的了解。

本书可供从事冶金、轧钢、铸造、锻压、焊接、热处理、粉末冶金以及材料研究等领域的硕士研究生使用，同时也可供从事这些专业的科研人员、技术人员、教师参考。

本书第1章由天津大学刘永长、师春生编写，第2、3、4、5章由天津大学师春生编写，第9章由天津大学刘永长、王冬江编写，第6、7、10章由天津大学余黎明、天津理工大学宁保群编写，第8章由西北工业大学王锦程编写。天津商业大学乔志霞、天津理工大学宁保群参加了部分章节内容的整理和修改。全书由天津大学刘永长教授主编，并由河北工业大学阎殿然教授主审。

本书内容在科研、教学实践中几经修改和补充，但仍难免有疏漏和不完善之处，敬请读者批评指正。在撰写时参考并引用了一些书刊、论文资料的有关内容，谨此致谢。

编 者

目 录

前言	
第1章 显微组织	1
1.1 显微组织的定义	1
1.2 显微组织的表征	1
1.3 显微组织的定量描述	2
1.4 显微组织的类型	4
1.5 材料成形过程中的显微 组织控制	5
参考文献	7
第2章 固体的原子结构	8
2.1 原子间的结合	8
2.1.1 离子键	8
2.1.2 共价键	9
2.1.3 金属键	9
2.1.4 弱作用键	10
2.1.5 混合键	11
2.2 晶体结构	11
2.2.1 晶系和空间点阵	11
2.2.2 晶面指数和晶向指数	14
2.3 金属的晶体结构	16
2.3.1 面心立方结构	16
2.3.2 密排六方结构	17
2.3.3 体心立方结构	18
2.3.4 晶体的原子堆积和间隙	18
2.4 准晶体	21
2.5 非晶态合金	22
2.5.1 非晶态结构的表征	22
2.5.2 非晶态合金的结构模型	23
2.6 极射赤道平面投影	24
2.6.1 球面投影	24
2.6.2 极射投影和吴氏网	24
2.6.3 标准投影图	25
2.7 晶体织构与表征	26
2.7.1 晶体取向	26
2.7.2 取向分布的描述	27
2.7.3 织构测量	31
参考文献	32
第3章 晶体缺陷	34
3.1 点缺陷	34
3.1.1 点缺陷的类型	34
3.1.2 点缺陷热力学	35
3.1.3 点缺陷的实验测定	36
3.2 位错	37
3.2.1 位错的基本类型与柏氏矢量	38
3.2.2 位错的弹性性质	40
3.2.3 位错的运动	45
3.2.4 实际晶体中的位错	47
3.2.5 位错的来源和位错的增值	51
3.3 表面和界面	52
3.3.1 金属表面	52
3.3.2 晶界	55
3.3.3 相界面	61
参考文献	63
第4章 合金相与相图	64
4.1 合金的组成	64
4.1.1 基本概念	64

4.1.2 相结构的类型	64	5.4 反应扩散	108
4.1.3 相平衡与 Gibbs 相律	65	5.5 高速扩散通道	109
4.2 固溶体与二元相图	65	5.5.1 位错扩散	110
4.2.1 二元相图的特点	65	5.5.2 晶界扩散	111
4.2.2 固溶体	65	5.5.3 表面扩散	112
4.2.3 固溶度与相图类型	67	5.6 电迁移	113
4.3 中间相与二元相图	72	5.7 扩散焊接	114
4.3.1 含有中间相的二元相图	72	5.7.1 概述	114
4.3.2 中间相	73	5.7.2 扩散焊接过程	114
4.4 三元系相图	78	5.7.3 异种金属的扩散焊接	115
4.4.1 三元系统组成表示法	78	参考文献	116
4.4.2 浓度三角形规则	79	第6章 金属的变形及强化机制	118
4.4.3 三元相图中相平衡的空间结构	81	6.1 弹性变形	118
4.4.4 三元相图的基本类型	85	6.1.1 弹性变形的-般规律——Hooke 定律	118
4.4.5 Al-Cu-Mg 三元相图	87	6.1.2 弹性模量	120
4.5 相图热力学基础	88	6.2 应力-应变曲线	121
4.5.1 相平衡的化学势	88	6.2.1 工程应力-应变曲线	121
4.5.2 几何作图法求化学势	89	6.2.2 真应力-应变曲线	122
4.5.3 多相体系中 Gibbs 自由能和 组成的关系	90	6.3 金属的塑性变形	123
4.5.4 Gibbs 自由能-成分曲线导出 相图	92	6.3.1 滑移	123
参考文献	93	6.3.2 孪生	126
第5章 扩散	95	6.4 临界分切应力	128
5.1 唯象理论	95	6.4.1 Schmid 法则	128
5.1.1 Fick 第一定律	95	6.4.2 临界分切应力的位错模型	129
5.1.2 Fick 第二定律	96	6.4.3 位错的热激活运动	131
5.1.3 扩散方程的求解	96	6.5 应变硬化	131
5.1.4 扩散驱动力	100	6.5.1 应变硬化曲线	132
5.2 扩散机制	100	6.5.2 应变硬化的位错模型	132
5.2.1 间隙扩散	101	6.6 多晶体的形变与强度	134
5.2.2 置换扩散	101	6.6.1 多晶体变形的微观特点	134
5.3 扩散的微观理论	104	6.6.2 多晶体的晶粒尺寸强化的 物理机制	135
5.3.1 原子跳跃频率和扩散系数	104	6.7 强化机制与方法	137
5.3.2 原子扩散的随机行走模型	105	6.7.1 固溶强化	137
5.3.3 相关效应	105	6.7.2 弥散强化	138
5.3.4 扩散激活能	106	6.7.3 相变强化	140
5.3.5 扩散系数与浓度的关系	107	6.8 时间相关变形	141
		6.8.1 超塑性	141

6.8.2 蠕变	144	第8章 凝固	172
6.8.3 滞弹性	145	8.1 凝固热力学	172
参考文献	147	8.1.1 凝固的热力学条件	172
第7章 回复、再结晶与晶粒长大	148	8.1.2 溶质再分配及液-固界面 成分	173
7.1 概述	148	8.1.3 非平衡溶质再分配	174
7.1.1 变化方式	148	8.2 形核	175
7.1.2 变化条件	149	8.2.1 均质形核	176
7.2 变形组织	149	8.2.2 非均质形核	177
7.2.1 显微组织的变化	149	8.2.3 瞬态形核理论	178
7.2.2 亚结构细化	150	8.3 生长	179
7.2.3 形变织构	150	8.3.1 液-固界面的微观结构	179
7.2.4 残余应力	151	8.3.2 液-固界面结构模型	180
7.3 回复	151	8.3.3 晶体长大机制	182
7.3.1 回复作用	152	8.3.4 晶体生长动力学	183
7.3.2 回复动力学	153	8.4 液-固界面形态稳定性	184
7.3.3 回复机制	153	8.4.1 成分过冷理论	184
7.4 再结晶能量学	154	8.4.2 M-S界面稳定性理论	185
7.5 再结晶形核与晶界迁移	155	8.4.3 时间相关的界面稳定性理论	187
7.5.1 再结晶形核	155	8.5 枝晶生长凝固理论	187
7.5.2 再结晶核心长大——晶界 迁移	157	8.5.1 自由枝晶生长的数学描述	187
7.6 再结晶动力学与再结晶曲线	157	8.5.2 Ivantsov解	188
7.7 单相合金再结晶	159	8.5.3 最大生长速度假设	189
7.7.1 再结晶温度	159	8.5.4 临界稳定性原理	190
7.7.2 再结晶核心的长大	161	8.5.5 微观可解性条件理论	191
7.8 多相合金再结晶	162	8.5.6 界面波 (Interfacial Wave) 理论	191
7.8.1 第二相颗粒对多相合金再结晶的 影响	162	8.5.7 定向枝晶列生长	192
7.8.2 脱溶对再结晶的影响	163	8.6 共晶凝固理论	193
7.9 晶粒长大	164	8.6.1 共晶组织的分类	193
7.9.1 晶粒的正常长大	165	8.6.2 共晶凝固的数学描述	194
7.9.2 非连续晶粒生长	165	8.6.3 Jackson-Hunt 规则共晶生长 理论	195
7.10 动态回复与动态再结晶	167	8.6.4 Jackson-Hunt 理论的发展	196
7.10.1 动态回复	167	8.6.5 共晶形态稳定性理论	196
7.10.2 动态再结晶	168	8.7 凝固过程微观组织数值 模拟	199
7.11 再结晶织构	169	8.7.1 凝固组织数值模拟的分类	199
7.11.1 再结晶织构形成机制	169	8.7.2 相场法数值模拟	202
7.11.2 再结晶织构的影响	170		
参考文献	170		

参考文献	205	9.8 孕育动力学模型的建立	228
第9章 固态相变	208	参考文献	231
9.1 固态相变热力学分类	208	第10章 材料成形技术简介	234
9.2 固态相变过程的能量变化	209	10.1 材料成形简介	234
9.2.1 相变驱动力——体积自由能的 下降	209	10.1.1 材料成形的基本过程	234
9.2.2 相变阻力——体积应变能和 界面能的增加	209	10.1.2 材料成型的主要方法	235
9.3 相变动力学模型的建立与应用—— J-M-A-K 模型	210	10.1.3 材料成形理论发展简介	235
9.3.1 形核模型	211	10.2 液态凝固成形	237
9.3.2 生长模型	212	10.2.1 液态凝固成形的基本问题	237
9.3.3 碰撞模型	214	10.2.2 液态成形技术的近期发展及 趋势	237
9.4 等温转变动力学	215	10.3 固态塑性成形	239
9.4.1 等温转变单一形核动力学	215	10.3.1 固态塑性成形的基本问题	239
9.4.2 等温转变混合形核动力学	216	10.3.2 塑性成形技术的近期发展及 趋势	240
9.5 多峰转变动力学	219	10.4 连接成形	241
9.5.1 模型的建立	219	10.4.1 焊接成形工艺	242
9.5.2 对等温多峰重叠反应的处理	220	10.4.2 焊接成形的基本问题	244
9.6 等时转变动力学模型	221	10.4.3 计算机在焊接中的应用	244
9.6.1 一般等时反应动力学模型	221	10.5 粉末烧结成形	245
9.6.2 等时反应动力学解析模型的 建立	222	10.5.1 压制成形	245
9.6.3 等时转变解析模型的速率 形式	225	10.5.2 坯体烧结	247
9.6.4 等时转变数值模型	227	10.6 新型成形技术简介	248
9.7 动力学方程的应用	227	10.6.1 金属注射成形技术	248
		10.6.2 激光快速成形技术	249
		10.6.3 精密成形技术	250
		参考文献	251

第 1 章 显微组织

显微组织是材料研究的要素之一，一切材料的宏观性能都是其微观结构的反映，显微组织对材料的性能影响至关重要。1864 年，Sorby 首先通过显微镜在碳素钢中观察到片状珠光体和马氏体组织，此后人们对材料的研究进入了微观世界，显微组织与材料性能的内在联系不断得到揭示。随着现代显微分析技术的发展，人们对材料的显微组织有了更加直观、清晰的认识，逐步可以达到通过显微组织的控制来优化材料性能的目的。

1.1 显微组织的定义

显微组织是对组成材料的相的类型、形状、数量、大小、分布、取向等特征的描述，如图 1-1 所示。材料科学的重要特点之一是其更加注重对显微组织的研究。具有相同化学成分的材料可以通过成形过程控制显微组织来提高其性能，这方面最典型的例子莫过于钢。通过不同的成形和热处理工艺，可以获得具有不同显微组织（如单相组织有奥氏体、铁素体、马氏体等，复相组织有珠光体、贝氏体、回火马氏体和魏氏组织等）及性能的钢以满足不同的应用需求，这也是钢铁材料得到广泛应用的重要原因。

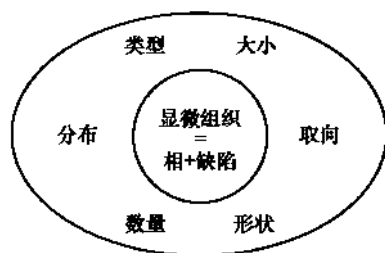


图 1-1 显微组织的含义^[1]

人们有时可能将显微组织与微观结构相混淆，实际上两者研究的尺度范围有差别。显微组织研究的范围从 1nm 左右到几十纳米以上，甚至达到 0.1mm 的大小。而微观结构研究的层次则常常在晶胞尺寸以下^[2]。

1.2 显微组织的表征

早期金相学和材料科学的研究均采用光学显微镜来观察材料表面的组织形貌。由于光学显微镜分辨率较低，在研究材料组织的细节时，受到了很大的制约。从 20 世纪后半期开始，出现了扫描电子显微镜、透射电子显微镜、场离子显微镜、高分辨电子显微镜等实验技术，使显微组织研究得到了极大的加强。随着现代图像显示技术的发展，又出现了可以直接测量显微组织三维分布的显微术。

对于金属材料，经过研磨、抛光、化学腐蚀等一系列处理，就可以通过光学显微镜来观测材料的晶粒结构，相应的图像被称为光学显微图像（图 1-2）。通过光学显微镜进行金相观察仍然是一种重要的材料表征手段，被称为光学金相学。在光学显微镜下所看到的材料显

显微组织包含不同晶体结构和化学成分的宏观相^[4]。

利用放大倍数更高的电子显微镜，可以对显微组织中的亚结构及缺陷进行更为深入的研究。如图 1-3 所示，在铁素体中类似图 1-2 中的晶界部分，在电子显微镜下表现为规律排列的位错。借助电子显微镜和电子探针微量分析仪的图像显微分析与化学显微分析，已经成为现代金相学的标准技术。

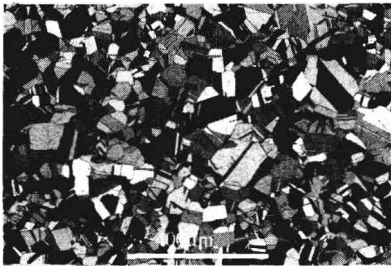


图 1-2 黄铜的再结晶光学显微组织
(含有退火孪晶)^[3]

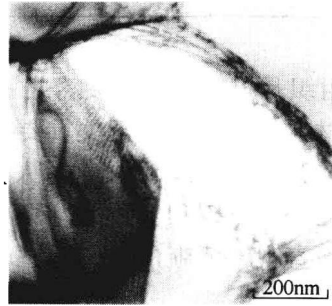


图 1-3 铁素体的透射电子显微镜显微组织
(可以看到由位错组成的小角度晶界)^[5]

无论是光学显微镜还是传统的电子显微镜都只能观察到二维图像，利用体现二维和三维几何关系的体视学方法来评估材料的三维信息，不可避免地会丢失复杂的三维细节。近年来发展起来的 X 射线计算机成像技术 (X-ray Tomography) 可以无损地提供材料的三维信息。随着同步加速器、高强度 X 射线源的使用，X 射线三维成像技术将得到广泛应用^[6]。图 1-4 所示为 Al-Si 合金的三维成像及组织中的液相夹杂提取图。

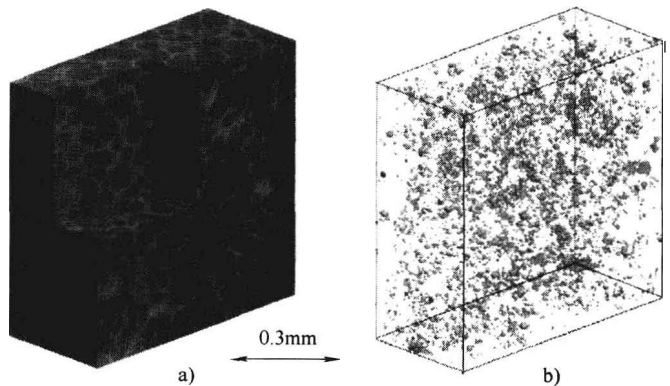


图 1-4 Al-Si 合金的三维成像及组织中的液相夹杂提取图^[7]

1.3 显微组织的定量描述

建立材料的性能与显微组织之间的内在联系需要对显微组织进行定量分析。如经典的 Hall-Petch 经验公式，它描述了金属材料屈服强度 σ_s 和平均晶粒尺寸 d 之间的关系，即

$$\sigma_s = \sigma_0 + k_y d^{-\frac{1}{2}}$$

在给定条件下 σ_0 和 k_y 为常数。通过控制多晶材料的晶粒尺寸，就可以提高材料的性能。

显微组织几何特征的定量表征称为定量金相学或体视学^[7]。定量表征包括对特定显微

组织几何特征的定量分析, 如对晶粒、相、析出颗粒、位错等的数量、尺寸、位置等的精确测定。材料的显微组织是三维的, 因此三维组织的几何特征是人们关注的重点。由于大多数材料是不透明的, 显微观察只能在三维组织的二维截面上展开。从二维的测量来推断三维组织的几何特征, 这是体视学研究的主要内容。

多晶组织中的晶粒大小和晶粒尺寸分布是最基本的显微组织信息。晶粒尺寸分布的特征值(统计学意义上)是平均晶粒大小。最常用的晶粒尺寸测量方法是通过光学显微照片测量晶粒大小。体视学证明以从二维显微照片测量出的平均交叉点间距作为平均晶粒尺寸, 与三维平均晶粒尺寸在同一个数量级。除了晶粒平均尺寸外, 晶粒尺寸的分布也需要考虑。晶粒尺寸分布函数定义为某一特定晶粒大小的统计频率, 可用柱状图表示(图1-5)。

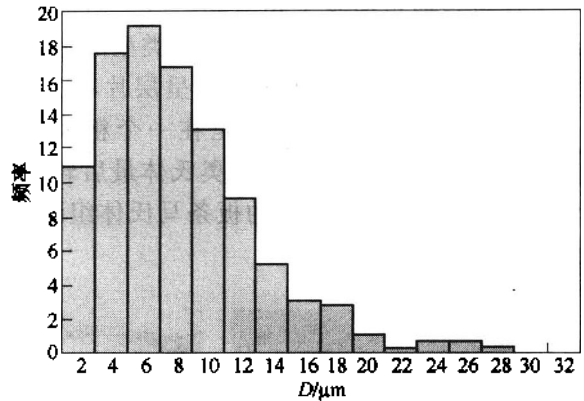


图1-5 Fe-17%Cr板材(70%轧制、1500°C退火250min)的再结晶晶粒大小分布柱状图^[4]

由图1-5可知, 晶粒尺寸分布不符合正态分布, 即晶粒大小出现频率最高的值(中值) D_m 不等于其平均值 D_0 。

(图1-6a, 最大值不在 D_0 点, 即 $D/D_0 = 1$)。将晶粒大小出现频率对晶粒尺寸的对数值($\ln D$)作图, 得到的分布称为对数-正态分布(图1-6b), 晶粒大小呈对称分布, 表示为

$$\omega(x) dx = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} \frac{1}{x} \exp\left\{-\frac{1}{2}\left[\frac{\ln(x/x_m)}{\sigma}\right]^2\right\} dx$$

给定晶粒尺寸 $x = D$, 符合对数-正态晶粒尺寸分布的平均值为 $(\ln D)_0 = (\ln D)_{\text{max}}$ 。

除了分布的平均值以外, 分布宽度也是一个重要参数。一般来说, 它可由标准偏差定义, 即频率降低为最大值的 $1/e$ (e 为欧拉指数) 时对应的晶粒大小与平均晶粒大小的偏差。在正态分布中, 68.3% 的测量值落在中值的标准偏差范围内。

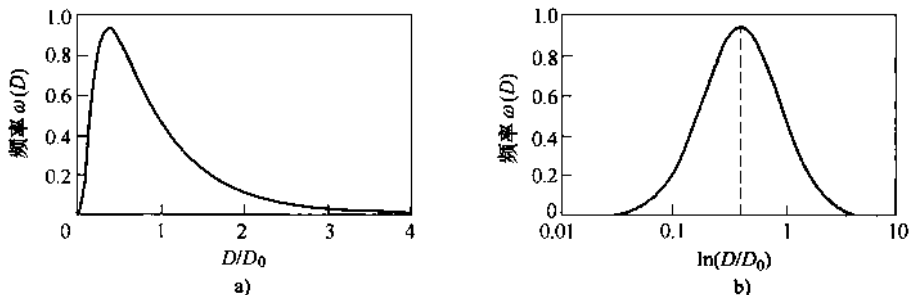


图1-6 晶粒尺寸分布图

a) 晶粒尺寸分布曲线图(对晶粒尺寸中值归一化) b) 以晶粒大小的对数为横坐标的分布图^[4]

相的含量可以通过测定某一相在截面上的面积率或所截线段的百分比及观察点数的百分比来确定, 因此可以利用计点法、截线法、面积法来实现。相的形态对材料性能有很大影响, 表示相的形态的参数如长短轴之比、等效直径、形状因子都可以进行定量确

定。此外，界面曲率、第二相颗粒的平均间距、均匀程度等也是描述显微组织的重要参数。

1.4 显微组织的类型

工程材料通常由多个相组成，可根据各相的形貌来分辨典型显微组织。钢作为使用最广泛的金属材料，具有许多不同类型的组织（图 1-7）。图 1-7a 为共析转变形成的珠光体组织，其中铁素体和珠光体呈层片状分布。图 1-7b 为奥氏体 - 铁素体双相组织。图 1-7c 为魏氏组织，其特征是在一个粗大的奥氏体晶粒内形成许多平行的针状铁素体，在针状铁素体之间的残留奥氏体最后转变为珠光体。图 1-7d 为典型的透镜片状马氏体组织。图 1-7e 为典型的板条马氏体组织。图 1-7f 为具有细的羽毛状物的下贝氏体组织。

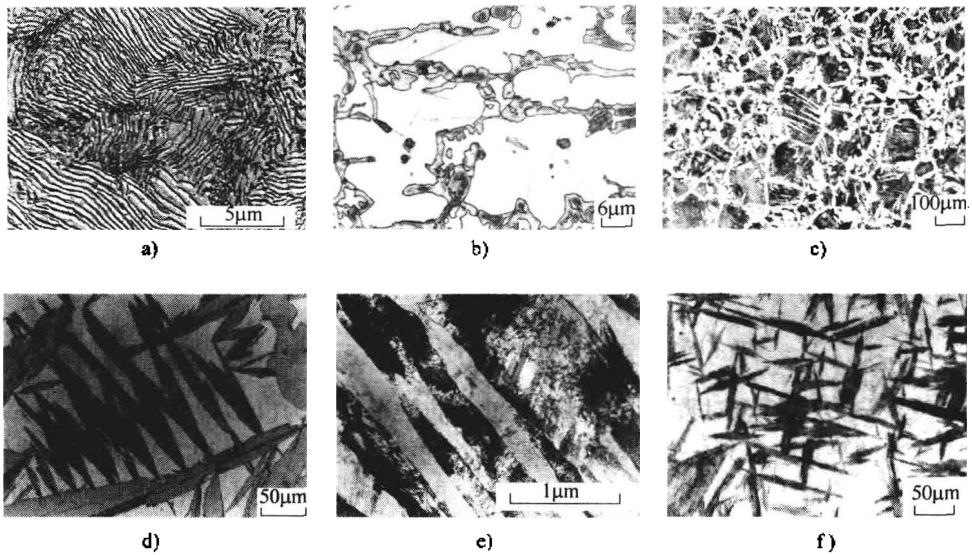


图 1-7 钢的典型显微组织

- a) 共析钢中的珠光体（复型）^[9] b) HDR 双相不锈钢组织（白色基体为奥氏体，其余组织为铁素体）^[5]
 c) 45 钢中的魏氏组织^[5] d) Fe-30%Ni-0.31%C 钢中的片状马氏体组织^[10] e) 板条马氏体组织^[9]
 f) Fe-0.3%C-4%Cr 钢中的下贝氏体组织^[10]

金属凝固过程中形成的共晶组织也体现出显微组织的多样性。共晶组织形成时由于两相同时形成，其显微组织特征为一相以颗粒状存在于另一相的基体上，或两相以片层状存在。如图 1-8a 所示为 Sn-50% In 合金中白色的球状富 Sn 相分布在富 In 相基体上。而在图 1-8b 中，Al-13%Si 合金中呈多角状的 Si 分布在 Al 基体上。图 1-8c 为 Al-33%Cu 合金中 CuAl_2 相和 Al 固溶体形成的具有片层结构的共晶组织。图 1-8d 中，Mg-37%Sn 合金的 Mg 固溶体基体中的 Mg_2Sn 相呈“汉字状”。这些显微组织提供了深入研究材料加工工艺和性能的丰富信息。

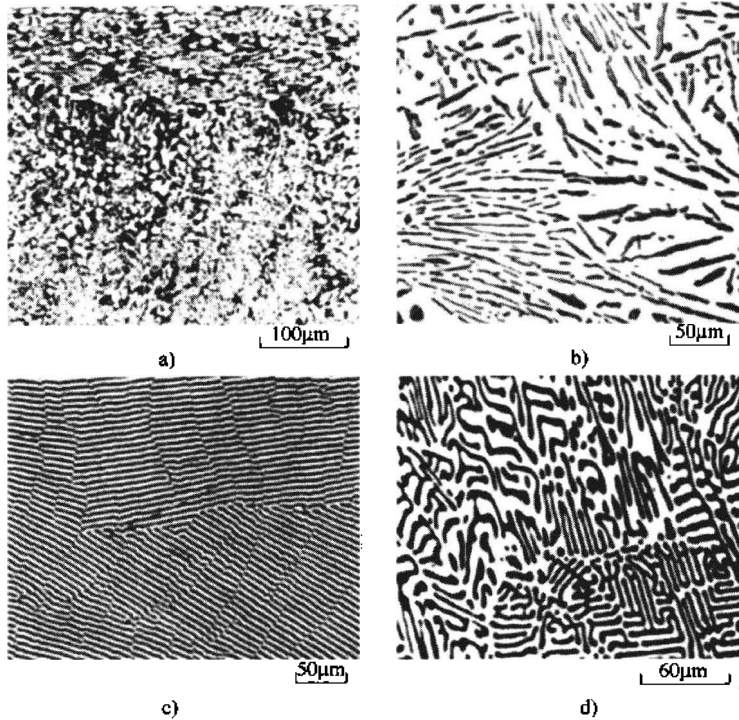


图 1-8 共晶组织特征

- a) Sn-50% In 合金中以球状分布在富 In 相基体中的富 Sn 相 b) Al-13% Si 合金中分布在 Al 基体上的多角状 Si 相
c) Al-33% Cu 合金中层片状的 CuAl_2 相和 Al 固溶体相 d) Mg-37% Sn 合金的 Mg 基体中的汉字状 Mg_2Sn 相^[8]

1.5 材料成形过程中的显微组织控制

材料组织决定其使用性能。而材料的最终显微组织，取决于凝固初期的组织演化和后续冷却过程中的固相转变过程。因此，开展以实现材料显微组织控制为目标的应用基础研究，具有重要的科学意义和应用前景。下面拟从非平衡包晶合金凝固组织形成过程、固态块状相变临界条件确定和新型铁素体耐热钢研发为例，来说明对材料成形过程的理解是实现材料显微组织控制的前提条件。

许多重要材料的成形过程与包晶反应有关，然而，同包晶合金的重要性相比，人们对包晶反应的认识非常有限。传统教科书中介绍平衡包晶反应是“等温下由初生相同残留液相反应生成次生相的过程，其中次生相的长大为溶质原子在次生相中的扩散速度所控制”。由于实际凝固过程往往是在非平衡条件下进行的，过去对非平衡凝固包晶合金组织中的相析出与演化规律的认识非常有限。现在采用深过冷快速凝固技术可系统地澄清包晶合金凝固过程中初生相与次生相的竞争形核与生长的科学问题。图 1-9 所示为深过冷实验测定的 Ti-Al 合金中各相析出的过冷度区间与亚稳延长线的对比图。从图中可以看出，对不同成分的 Ti-Al 合金，随着金属熔体过冷度的增加，初生相依次为 β 相、 α 相、 γ 相，这充分表明了包晶合金凝固组织的多变性。而采用有效实验手段（改变形核衬底和外延生长）可实现块体亚稳

材料的制备。

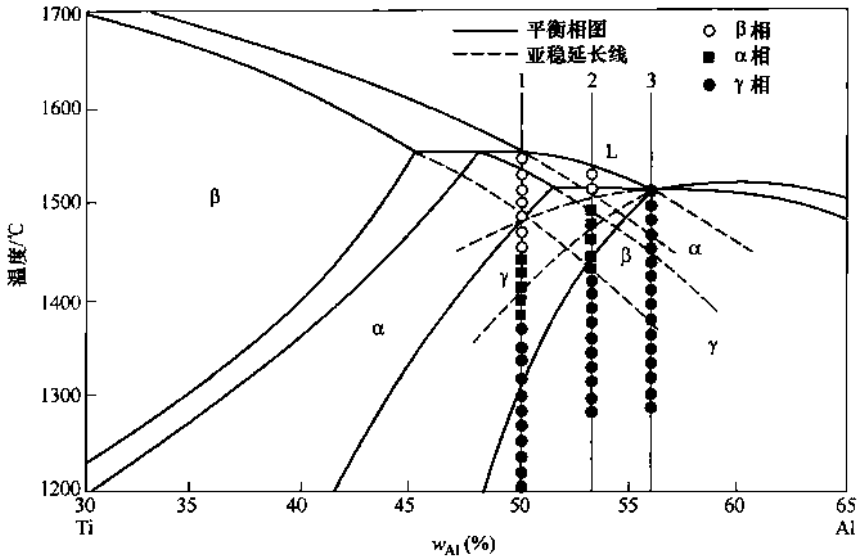


图 1-9 深过冷实验测定的 Ti-Al 合金中各相析出的过冷度区间与亚稳延长线的对比^[11]

金属及合金中的固相转变极为复杂。就纯铁而言，随着温度的降低将发生 $\delta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$ 的转变过程。一直以来，科学家对 $\gamma \rightarrow \alpha$ 的相变过程进行了深入细致的实验研究和理论分析。铁中加入碳形成合金以后，相应的相变过程也变得更加复杂。迄今为止，许多相变机理尚未完全澄清，如过冷奥氏体 \rightarrow 贝氏体相变的扩散-台阶机制、切变机制和原子热激活跃迁机制等；又如块状相变临界条件的确定一直存在争议，从热力学上来说，块状相变在低于奥氏体和铁素体吉布斯 (Gibbs) 自由能相等的 T_0 温度以下就可以发生，但更多的材料学家却认为块状相变发生的临界条件是在同成分的相变产物固溶线温度开始。最新结果表明，块状相变发生的温度随着碳含量的增加，由铁素体单相区逐渐进入奥氏体和铁素体两相区内，如图 1-10 所示的 Fe-C 相图中的黑点所示。

对上述科学问题迫切需要在科学事实的基础上，从复杂体系整合的高度去研究和思考^[13]。

基于材料成形过程的显微组织控制是材料性能得以实现的关键所在，如新型高 Cr 铁素体耐热钢的发展。以往的传统热处理方法只能使 T91 钢中的马氏体板条细化到一定程度，并形成尺寸偏大、分布不均匀、相对数量较多的 $M_{23}C_6$ 型碳化物颗粒，MX 型碳氮化物析出量较少 (图 1-11)。高温下 $M_{23}C_6$ 型碳化物的粗化溶解限制了其高温性能的进一步提高，而细小

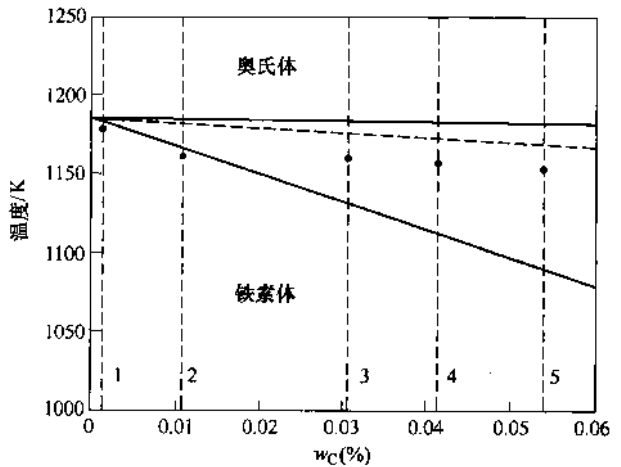


图 1-10 二元超低碳 Fe-C 合金块状相变热力学条件^[12]
(图中实线为相界，黑点为测定的块状相变起始温度，虚线为 γ 相和 α 相 Gibbs 自由能相等的 T_0 温度)

弥散的 MX 型碳氮化物能较长时间地保持稳定, 起到钉扎位错、阻碍位错运动的作用^[14], 因此, 通过改变成形过程, 确保组织中生成尽可能多的 MX 型颗粒, 是发展新型高 Cr 铁素体耐热钢的关键所在。新型耐热钢的发展与能源、动力和机械工业的进步紧密相关, 为了解决日益突出的能源短缺及环境污染问题, 世界各国的火力发电机组为了提高热效率而希望逐步提高蒸汽工作温度, 因此, 采用先进技术和工艺提高耐热钢在蒸汽环境下的使用温度, 以期提高锅炉管热交换效率的研究就具有相当重要的意义。总之, 材料显微组织形成与控制规律的研究任重道远, 迫切需要建立在科学事实基础上的系统研究。

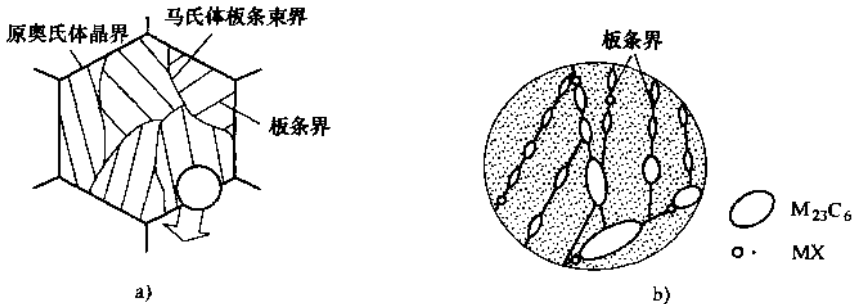


图 1-11 高 Cr 铁素体耐热钢典型组织示意图^[14]

a) 马氏体板条组织 b) 碳氮化物分布

参考文献

- [1] Sheng H W. Physical Foundations of Materials Science CSI 685 [2009-10-15]. <http://sites.google.com/a/gmu.edu/csi685/>.
- [2] 张金升, 等. 陶瓷材料显微结构与性能 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2007.
- [3] <http://www.msm.cam.ac.uk/doitpoms/miclib/micrograph.php?id=429> [2009-10-20].
- [4] Gottstein G. Physical foundations of materials science [M]. Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2004.
- [5] 钢铁研究总院结构材料研究所, 等. 钢的显微组织图像精选 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009.
- [6] Exner H E. 体视学和三维显微术: 可选的还是相互竞争的显微组织定量分析技术 [J]. 中国体视学与图像分析, 2003 (8): 244-250.
- [7] Salvo L, Cloetens P, Maire E, et al. X-ray micro-tomography an attractive characterisation technique in materials science [J]. Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, 2003, B(200): 273-286.
- [8] Voort G F V. ASM handbook vol. 9: Metallography and microstructures [M]. Ohio: ASM International, 2004.
- [9] Zlateva G, Martinova Z. Microstructure of metals and alloys: an atlas of transmission electron microscopy images [M]. Taylor & Francis Group; CRC Press, 2008.
- [10] Bhadeshia H K D H. Bainite in steels: transformations, microstructure and properties [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2001.
- [11] Liu Y C, Yang G C, Zhou Y H. Phase competition in the undercooled hypoperitectic $Ti_{47}Al_{53}$ alloy [J]. Mater. Lett., 2002, 57: 315-324.
- [12] Liu Y C, Sommer F, Mittemeijer E J. Critical temperature for massive transformation in ultra-low-carbon Fe-C alloys [J]. Inter. J. Mater. Res., 2008, 99: 925-932.
- [13] 刘宗昌. 钢的系统整合特性 [J]. 钢铁研究学报, 2002, 14 (5): 35-41.
- [14] 严泽生, 刘永长, 宁保群. 高 Cr 铁素体耐热钢相变过程及强化 [M]. 北京: 科学出版社, 2009.