

材料加工学

胡亚民 华 林 伍太宾 编著



机械工业出版社
CHINA MACHINE PRESS

材料加工学和材料学对创造新材料,制备、生产、使用和发展新材料起着极其重要的指导作用。本教材主要介绍了固态金属中的扩散、金属及合金的凝固、二元相图、三元相图和固态相变等理论知识及其实际应用,阐述了相变的热力学过程、转变机制和组织形态,并且重点叙述了金属及合金的塑性变形、回复和再结晶的有关理论及其应用。

作者根据多年的教学经验,对传统教学内容作了大胆的精简、充实和更新,在编写本教材时力图从材料成形与控制工程专业的教学要求和教学实践出发,在强化基本概念和基础理论的前提下,适当地控制深度和广度,在反映先进性的同时,着重培养学生把理论应用于解决材料加工和生产实际问题的能力。

本书作为材料工程类硕士研究生教学使用的主修教材,也适合大学本科、专科相关专业作为选修教材使用,本书对科研院所、企业中从事铸造、锻压、焊接等材料加工专业的科技人员用于自学阅读,以提高自己的业务能力和专业知识水平也有很大帮助。

图书在版编目(CIP)数据

材料加工学/胡亚民,华林,伍太宾编著. —北京:机械工业出版社, 2012. 5

ISBN 978-7-111-38194-5

I. ①材… II. ①胡… ②华… ③伍… III. ①工程材料—加工—高等学校—教材 IV. ①TB3

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2012) 第 081983 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:孔 劲 责任编辑:孔 劲 王 珑

版式设计:刘怡丹 责任校对:陈延翔

封面设计:姚 毅 责任印制:乔 宇

北京瑞德印刷有限公司印刷 (三河市胜利装订厂装订)

2012 年 8 月第 1 版第 1 次印刷

169mm × 239mm · 23.25 印张 · 465 千字

0001-3000 册

标准书号: ISBN 978-7-111-38194-5

定价: 48.00 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

策划编辑:(010)88379772

社服务中心:(010)88361066

网络服务

销售一部:(010)68326294

门户网: <http://www.cmpbook.com>

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

前 言

我们在几年前就想编写一本《材料加工学》教材，以满足材料成形与控制工程（铸造、锻压、焊接）专业研究生的教学和学习的需要。其间，我们收集了不少资料，阅读了不少教材，考察了不少企业、科研院所，采访了不少科技人员，征求过许多青年学子、教师对《材料加工学》课程教学改革方面的意见，使得这本教材终于在今年成稿，但还是有不尽如人意之处，只有待出版后请国内同仁、专家学者在阅读、教学和使用的过程中多多提出宝贵意见。

众所周知，材料学是研究材料成分、组织结构和性能之间关系的一门科学，而材料加工学是着重研究材料加工制造，使其达到使用要求和节省能源的一门学科。材料学和材料加工学对创造新材料，制备、生产、使用和发展新材料起着极其重要的指导作用。现代科学技术和工业生产的迅速发展对材料提出了更高的要求，要想改善和提高材料的品质及性能，创造各种新材料，降低生产制作成本，减少能源消耗，就必须在有关理论上取得突破和进展。由于学科之间的互相渗透，特别是从热力学、固体物理学、弹性理论及塑性理论等学科中取得的理论基础，以及X射线分析、透射及扫描电子显微镜分析、电子衍射和电子探针分析等各种近代实验研究手段和方法的应用，大大加深了人们对金属材料内部精细构造的认识，使材料加工学有了很大的发展，达到了一个新的水平。

为了适应上述发展情况，迅速提高教学水平，我们根据多年的教学经验和科研实践，对本教材在内容的选择和结构的安排上作了精心组织，从能使学生和科技人员容易掌握和使用着手，对传统教学内容作了大胆的精简、充实和更新。在编写时从材料成形与控制工程专业的教学要求和教学实践出发，在强化基本概念和基础理论的前提下，力图使学生掌握适当的深度和广度。本教材在反映先进性的同时，更重视结合生产实践，注意培养学生把理论应用于解决材料加工和生产实际问题的能力。

由于材料成形与控制工程（铸造、锻压、焊接）专业的研究生，绝大多数都掌握了一定的金属学知识，有关材料内部微观基本构造的知识在大学本科的相关课程中已有介绍，例如关于晶体结构的基础知识（包括金属

晶体中原子的结合和相互作用、原子聚集状态和分布规律、各种晶体的特点和彼此之间的差异), 关于位错的一些基本性能特征及其应用等, 并且这些内容在有关教材和专著里也都很容易找到, 本着节省篇幅的原则, 本书对这方面的内容没有作专门介绍。

本教材主要介绍了固态金属中的扩散、金属及合金的凝固、相图和固态相变等理论及其实际应用, 阐述了相变的热力学过程、转变机制和组织形态, 叙述了金属及合金的塑性变形、回复和再结晶的有关理论及其应用。

在本教材的出版过程中, 承蒙机械工业出版社孔劲编审的协助和大力支持, 特表谢意。研究生周波、庄武豪、宋燕利、彭潜、许小芳等人在制图和收集资料方面做了不少工作, 在此表示感谢。

欢迎广大教师和研究生关心本教材, 多多为本教材提出宝贵意见, 以便我们今后改正, 为繁荣我国的材料加工学事业和提高研究生教学水平作出贡献。

编者 于武汉

目 录

前言

第 1 章 材料概论	1
1.1 金属材料	1
1.1.1 碳钢与微合金化钢	1
1.1.2 合金钢	4
1.1.3 有色金属	6
1.1.4 铸铁	9
1.2 高分子材料	10
1.2.1 高分子材料的强度与韧性	10
1.2.2 工程塑料与橡胶	13
1.3 工程结构陶瓷材料	14
1.4 复合材料	18
1.4.1 纤维增强	18
1.4.2 纤维增韧	20
1.4.3 纤维增韧复合材料类型及应用	22
第 2 章 固态金属中的扩散	24
2.1 扩散现象的本质	24
2.2 固态金属扩散的条件	27
2.3 扩散方程	28
2.3.1 扩散第一定律	28
2.3.2 扩散第二定律	29
2.3.3 扩散应用举例	31
2.4 扩散问题的热力学分析	39
2.4.1 扩散的驱动力	39
2.4.2 扩散原子的迁移率	40
2.4.3 上坡扩散	40
2.5 扩散类型	41
2.5.1 根据扩散过程中浓度变化分类	41
2.5.2 根据扩散方向与浓度梯度方向的关系分类	42
2.5.3 根据扩散过程中出现新相分类	43
2.6 扩散机制	45
2.7 影响扩散的因素	48
2.7.1 温度	48

2.7.2 晶体结构	49
2.7.3 固溶体类型	50
2.7.4 晶体缺陷	50
2.7.5 浓度	52
2.7.6 合金元素	52
第3章 金属的凝固	54
3.1 液态金属	54
3.1.1 液态金属的一些性质	54
3.1.2 液态金属的结构	57
3.2 溶液的过冷与凝固过程	58
3.3 形核	60
3.3.1 均匀形核	61
3.3.2 不均匀形核	65
3.4 生长	68
3.4.1 液-固界面上原子迁移过程的动力学及温度梯度	68
3.4.2 液-固界面的微观组织	70
3.4.3 晶体生长机制和生长速率	72
3.4.4 纯金属凝固时的生长形态	73
3.4.5 金属凝固后的晶粒大小	76
3.5 金属凝固理论的应用	77
3.5.1 制取单晶体	77
3.5.2 非晶态金属	78
第4章 二元相图与合金的凝固	80
4.1 相平衡与相图	80
4.1.1 相平衡	80
4.1.2 相图的表示和实验测定方法	82
4.2 匀晶相图和固溶体的凝固	87
4.2.1 匀晶相图	87
4.2.2 固溶体的平衡凝固	88
4.2.3 固溶体的不平衡凝固	91
4.2.4 合金凝固时的溶质分布	93
4.2.5 合金中的成分过冷	99
4.2.6 固溶体凝固时的晶体生长	101
4.3 共晶相图及共晶转变	107
4.3.1 共晶相图	107
4.3.2 共晶合金的平衡凝固	108
4.3.3 共晶组织及其形成机理	112
4.3.4 亚共晶及过共晶组织	118

4.3.5 共晶合金的不平衡凝固	119
4.4 包晶相图及包晶转变	124
4.4.1 包晶相图	124
4.4.2 具有包晶转变合金的平衡凝固	124
4.4.3 具有包晶转变合金的不平衡凝固	126
4.4.4 包晶转变的应用	127
4.5 二元相图的分析和使用	128
4.5.1 其他类型的二元相图	128
4.5.2 复杂二元相图的分析方法	134
4.5.3 应用相图判断合金性能和分析合金热处理	138
4.6 铁碳相图和碳钢	140
4.6.1 铁碳相图	140
4.6.2 典型铁碳合金的平衡凝固	142
4.6.3 碳对钢的组织 and 性能的影响	149
4.6.4 杂质元素对钢的组织 and 性能的影响	151
4.7 合金铸件的组织和缺陷	155
4.7.1 铸锭 (件) 的宏观组织	155
4.7.2 枝晶间距	159
4.7.3 偏析	160
4.7.4 缩孔	163
4.7.5 晶粒取向	166
4.7.6 钢锭的组织与缺陷	167
第5章 三元合金相图	172
5.1 三元合金相图的成分表示方法	172
5.1.1 浓度三角形	172
5.1.2 在浓度三角形中具有特定意义的线	173
5.1.3 三元合金相图成分的其他表示方法	174
5.2 三元合金相图中的直线定律和重心定律	175
5.2.1 直线定律	175
5.2.2 重心定律	176
5.3 组元在液态及固态均无限溶解的相图	177
5.3.1 相图分析	177
5.3.2 等温截面	177
5.3.3 变温截面	180
5.4 组元在液态无限溶解、固态完全不溶和具有共晶转变的相图	181
5.4.1 相图分析	181
5.4.2 等温截面	184
5.4.3 变温截面	187

5.4.4 投影图	190
5.5 组元在液态无限溶解、固态有限溶解和具有共晶转变的相图	191
5.5.1 相图分析	191
5.5.2 典型合金的结晶过程	192
5.6 三元合金相图应用实例	195
5.6.1 Fe-C-Si 三元合金相图	195
5.6.2 Fe-Cr-C 三元合金相图	196
5.6.3 Al-Cu-Mg 三元合金相图	203
5.6.4 Fe-C-P 三元合金相图	204
5.7 三元合金相图中相的平衡和相区接触法则	208
5.7.1 三元合金相图中的两相平衡	208
5.7.2 三元合金相图中的三相平衡	208
5.7.3 三元合金相图中的四相平衡	209
5.7.4 相区接触法则	212
第6章 金属及合金的塑性变形	213
6.1 单晶体的塑性变形	213
6.1.1 滑移	214
6.1.2 孪生	228
6.1.3 晶体的扭折	233
6.2 多晶体的塑性变形	235
6.2.1 多晶体变形的特点	235
6.2.2 晶界(晶粒大小)影响	236
6.2.3 屈服现象	239
6.3 金属塑性变形后的组织和性能	243
6.3.1 塑性变形对金属组织的影响	243
6.3.2 塑性变形后金属性能的变化	246
6.4 合金的塑性变形	253
6.4.1 固溶体的塑性变形	254
6.4.2 多相合金的塑性变形	257
第7章 回复与再结晶	264
7.1 回复	265
7.1.1 回复的作用	265
7.1.2 回复动力学	266
7.1.3 回复的机制	267
7.2 再结晶	273
7.2.1 再结晶动力学	273
7.2.2 再结晶过程中的形核	277
7.2.3 影响再结晶的主要因素与再结晶晶粒大小	281

7.3 晶粒长大	285
7.3.1 晶粒长大的基本知识	286
7.3.2 正常晶粒长大	288
7.3.3 影响晶粒长大的因素	290
7.3.4 异常晶粒长大 (二次再结晶)	296
7.3.5 由表面能提供的晶界移动驱动力	299
7.3.6 再结晶图	300
7.3.7 退火孪晶	301
7.4 再结晶组织	302
7.5 金属材料的热加工	305
7.5.1 动态回复和动态再结晶	306
7.5.2 热加工对金属材料组织与性能的影响	311
7.5.3 超塑性	313
第8章 固态金属中的相变	316
8.1 固态相变的特点及其分类	316
8.1.1 固态相变的特点	316
8.1.2 固态相变的分类	318
8.2 固态相变过程	323
8.2.1 固态相变的形核过程	323
8.2.2 固态相变的生长过程 (相界面的移动)	331
8.3 扩散型相变	335
8.3.1 沉淀 (脱溶)	335
8.3.2 共析转变	340
8.3.3 调幅分解	343
8.4 马氏体相变	346
8.4.1 有色合金的马氏体相变	346
8.4.2 马氏体相变的晶体学	349
8.4.3 马氏体相变的动力学	353
8.4.4 热弹性马氏体与形状记忆效应	355
8.5 贝氏体转变	356
8.5.1 贝氏体的组织形态	357
8.5.2 贝氏体的性能	359
8.5.3 贝氏体转变的特点	359
参考文献	362

第1章 材料概论

金属材料包括黑色金属和有色金属两大类。

黑色金属为铁及铁合金，根据含碳量的不同，又把黑色金属分为工业用钢和铸铁。碳钢具有较好的力学性能和工艺性能，并且价格较低，是应用最广泛的金属材料。合金钢是为了改善和提高碳钢的性能或使之获得某些特殊性能，在碳钢的基础上特意加入某些合金元素而得到的钢种，具有比碳钢更优良的特性。与钢相比，铸铁含 C、Si、S、P 较多，其强度、塑性、韧性较差，不能锻压成形，但它具有优良的铸造性能，良好的减摩性、消振性和可加工性，以及低的缺口敏感性等一系列优点，且生产简便、成本低廉，因此铸铁仍然是机械工程中应用很广泛的一种材料。

有色金属是指除铁碳合金之外的所有金属材料。有色金属产量低、价格高，但因其具有许多其他材料不具有的优良性能，仍是一种不可缺少的金属材料。

工业用钢、铸铁和有色金属及其合金材料构成了国民经济建设所必需的全部金属材料。

尽管高分子材料、陶瓷材料和复合材料等工程材料的应用日益广泛，但金属材料仍然是应用最广泛、用量最大的工程材料，并且随着现代工业的发展和科学技术的进步，对金属材料的性能如强度、硬度、韧性、耐磨性以及比强度、导电性、耐腐蚀性、耐热性等性能的要求也会越来越高。新材料是知识密集、技术密集、资金密集的一类新兴产业，是多学科相互交叉、相互渗透的科技成果，它们体现出了固体物理、有机化学、量子化学、量子力学、固体力学、冶金科学、陶瓷、生物学、微电子学、光电子学等多学科的最高成就。因此，新材料的发展与其他新技术的发展密切相关。

1.1 金属材料

1.1.1 碳钢与微合金化钢

2010 年我国钢产量超过 6 亿 t，占世界总产量的 50% 以上。在各种各样钢的总产量中普通碳素钢所占的比例很大，20 世纪末有人估计美国碳钢产量占其钢总产量的 85%，我国碳钢产量占其钢总产量的 90% 以上。碳钢成本低廉，可以进行铸造、压力加工、切削等，还可通过热处理使力学性能发生变化。碳钢的抗大气腐蚀能力较差，但可以利用表面改性处理提高其耐蚀性。凡具备与普通碳素钢同等良好

综合性能的其他工程材料，其价格都要比普通碳素钢贵。因此，普通碳素钢这种工程材料对于人类是极其重要的。从本质上讲，即使是世界上高度工业化的国家仍然生活在“铁器时代”，即使是将来也必定仍然如此。

普通碳钢的主要品种有薄板、带钢、棒材、线材、管材、型钢、锻件、中厚板和铸件等。碳钢按品质和用途分为普通碳素结构钢、优质碳素结构钢和碳素工具钢三大类。普通碳素钢主要要求保证力学性能，牌号用“Q”加数字表示，Q 为屈服强度的拼音首字母，Q 后面的数字代表屈服强度值。例如 Q235 钢是一种普通碳素结构钢，其屈服强度在 235MPa 左右，随着材质厚度的增加屈服强度要减小。Q235 钢牌号后面的字母 A、B、C、D，表示钢材品质的等级。普通碳素结构钢的化学成分和力学性能见表 1-1。由表 1-1 可知，Q235 钢 A、B、C、D 中的硫含量依次递减，A 和 B 的磷含量相同，C 的磷含量次之，D 的磷含量最少；Q195 钢和 Q275 钢不分等级；Q215 钢和 Q255 钢根据含硫量的不同分为 A、B 两级，A 级的含硫量略高于 B 级。

表 1-1 普通碳素结构钢的化学成分和力学性能

牌号	等级	化学成分（质量分数，%）					力学性能	
		C	Mn	Si	S	P	σ_b /MPa	δ_s (%)
				≤				
Q195		0.06 ~ 0.12	0.25 ~ 0.50	0.30	0.050	0.045	315 ~ 390	33
Q215	A	0.09 ~ 0.15	0.25 ~ 0.55	0.33	0.050	0.045	335 ~ 410	31
	B				0.045			
Q235	A	0.14 ~ 0.22	0.30 ~ 0.68	0.30	0.050	0.045	375 ~ 470	26
	B	0.12 ~ 0.20			0.045			
	C	≤0.18			0.040	0.040		
	D	≤0.17			0.035	0.035		
Q255 ^①	A	0.18 ~ 0.28	0.40 ~ 0.70	0.30	0.050	0.045	410 ~ 510	24
	B				0.045			
Q275		0.28 ~ 0.38	0.50 ~ 0.80	0.35	0.050	0.045	490 ~ 610	20

① Q255 牌号在 GB/T 700—2006 中取消。

随着含硫量、含磷量依次降低，钢材品质依次提高。牌号后面带字母“F”的为沸腾钢，带字母“b”的为半镇静钢，不带字母“F”或“b”的为镇静钢。普通碳素结构钢一般不热处理，在供应状态下直接使用。

对优质碳素结构钢，要求既保证化学成分，又保证力学性能。其牌号用两位数字表示钢中平均碳的质量分数的 10000 倍 $[w(C) \times 10000]$ [⊖]。例如 45 钢中平均碳

⊖ 本教材碳的质量分数用 $w(C)$ 表示，摩尔分数用 $x(C)$ 表示。其余元素类推。

的质量分数 $w(\text{C})$ 为 0.45%，08 钢则表示钢中平均碳的质量分数 $w(\text{C})$ 为 0.08%。

优质碳素结构钢主要用于制造机器零件，多数要经过热处理改善力学性能。碳的质量分数的不同，决定了它们的用途不同。08、08F、10、10F 钢，塑性、韧性好，具有优良的冷成形性能和焊接性，常冷轧成薄板，制作汽车车身、仪表外壳等；15、20、25 钢用于制作尺寸较小、负荷较轻、表面耐磨、心部强度不高的渗碳零件，如活塞销等；30、35、40、45、50 钢多数经过调质处理，具有良好的综合力学性能，即得到强度与塑性、韧性的最佳配合，汽车、拖拉机中很多零件用中碳钢制造，如曲轴、连杆、传动轴和机床主轴小齿轮等；55、65 钢用于制造各种弹簧，在淬火加中温回火或经冷变形后，可获得较高的弹性极限或屈服强度。

碳素工具钢的牌号用“T”加数字表示，T 为“碳”字的汉语拼音首字母，数字表示钢中的平均质量分数 $w(\text{C}) \times 1000$ ，例如 T8、T10 分别表示钢中平均碳的质量分数 $w(\text{C}) = 0.80\%$ 和 1.0% 的碳素工具钢，若为优质碳素工具钢，则在钢号最后加“A”，例如 T12A 等。碳素工具钢一般经淬火加低温回火处理，硬度不小于 60~62HRC，用于尺寸较小的耐磨刀具、模具和量具等。

20 世纪 80 年代至今是微合金钢产品的迅速发展时期，特别是 20 世纪 90 年代后期，世界主要钢铁生产国相继制定和实施了新一代钢铁材料的研发计划，微合金化是钢铁材料的重要发展方向。微合金钢是在普通低碳钢 [$w(\text{C}) = 0.05\% \sim 0.1\%$] 中加入极少量 [一般小于 0.1% (质量分数)] 强碳化物形成元素，如 Nb、Ti、V，或者加入少量 Al，形成氮化物 (AlN)，采用控制轧制工艺过程生产。微合金化低碳钢韧性极好，屈服强度成倍提高，达 350~550MPa，而且成本很低。

微合金化钢强化的主要原因是晶粒细化。控制轧制生产的微合金化钢，铁素体晶粒尺寸可细化到 5~10 μm ，相当于 ASTM 晶粒度 10~12 级。

按照霍尔-佩奇公式：
$$\sigma_s = \sigma_0 + k_y d^{-1/2}$$

式中 d ——晶粒平均直径 (mm)；

k_y ——常数，表征晶界对强度或变形的影响，与晶界结构有关；

σ_0 ——常数，表示晶内对变形的阻力，相当于单晶体金属的屈服强度 (MPa)；

σ_s ——多晶体屈服强度 (MPa)。

若低碳钢为极粗晶粒， $d = 0.25\text{mm}$ ， $d^{-1/2} = 2\text{mm}^{-1/2}$ ， $\sigma_s \approx 100\text{MPa}$ ；

如晶粒细化后 $d = 0.0025\text{mm}$ ， $d^{-1/2} = 20\text{mm}^{-1/2}$ ， σ_s 提高到 500MPa 左右。

微合金化钢还由于晶粒内产生许多细小亚晶，提高了钢的强度，这就是亚晶强化。

此外，微合金化钢还有在奥氏体或铁素体内产生碳化物或氮化物的沉淀强化。

图 1-1 所示为晶粒尺寸对 C-Mn-Nb 钢屈服强度的影响。由图 1-1 还可看出碳化物 (NbC) 沉淀强化可使屈服强度提高 100MPa。相当于这种强度级别的钢，由于

晶粒很细，韧性也很好。

将加入少量 Nb（或 Ti，或 V）的钢锭在控制轧制前均匀加热，使 NbC 完全溶解于奥氏体内。热轧时随着工件温度的降低，NbC 等碳化物从奥氏体中析出。在热轧的最初阶段，奥氏体在变形的同时迅速再结晶，但变形中析出的碳化物和氮化物阻止再结晶的奥氏体晶粒长大，从而所产生的微合金化钢具有极细晶粒和亚晶。操作时，可临时停轧钢坯一段时间，待温度降至奥氏体不能再结晶时，再使其继续轧制变形。

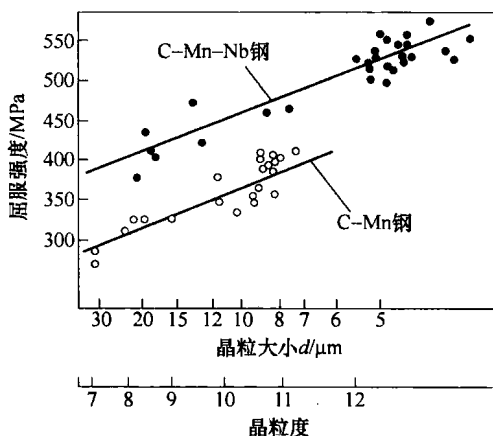


图 1-1 晶粒尺寸对 C-Mn-Nb 钢屈服强度的影响

普通碳钢原则上也可进行控制轧制，但普通碳钢的奥氏体不能再结晶的温度很低，变形相当困难。而 NbC（TiC 或 VC）有强烈的阻碍再结晶作用，致使在比较高的温度（900℃ 以上）时奥氏体不能再结晶，而这时早已再结晶的奥氏体晶粒变成薄饼状，奥氏体的晶界面积大大增加。与此同时，扁平的奥氏体晶粒内还产生了许多变形带。当终轧温度限制在 $\gamma + \alpha$ 两相区时，除在扁平的奥氏体晶界上产生铁素体晶核，在奥氏体晶粒内部的变形带上也可产生铁素体晶核。如果终轧后以较快速度冷却，便可得到非常细小的铁素体晶粒。

1.1.2 合金钢

在结构钢与工具钢中，合金元素的主要作用是增加钢的淬透性。碳钢的淬透性差，在水中淬火冷却时， $\phi 20\text{mm}$ 的试棒中心只产生 50% 马氏体。当不能淬成马氏体而形成贝氏体、铁素体加珠光体等其他非马氏体产物时，即使回火到相同硬度，钢的屈服强度、塑性和韧性都显著降低。因此，重要的结构零件需选用合金钢制造。

为了保证使用性能，形状复杂的零件和工具也需选用合金钢制造，这样在热处理时将其在比水冷却速度缓慢的介质中冷却（如油、硝盐等），以减少淬火变形与开裂。

决定合金钢性能的第一位因素是组织。一般在含碳量相同并保证完全淬透的情况下，各种合金钢的常规力学性能（ σ_s 、 σ_b 、 δ 、 ψ 、 a_K ）大致相同。合金元素主要是通过改变组织起作用，而合金元素本身所起的作用是决定合金钢性能的第二位因素。

图 1-2 所示为几种典型的合金钢与普通碳钢的力学性能。在淬火 + 200℃ 回火的条件下，合金钢的强度普遍较普通碳钢高。在相同抗拉强度下，含 Mo 的钢韧性

显著高于普通碳钢，其原因主要是因为含 Mo 的钢在回火时，在马氏体板条界面上不容易形成对钢韧性不利的连续的碳化物膜。

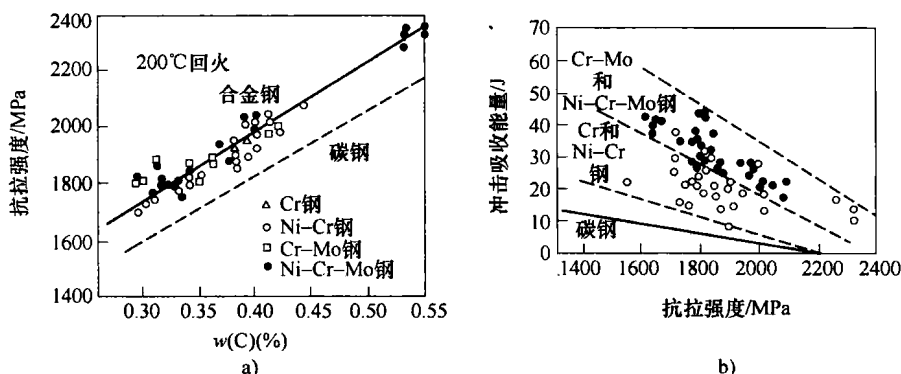


图 1-2 几种典型的合金钢与普通碳钢的力学性能 (淬火 + 200℃ 回火)

a) 抗拉强度 b) 冲击韧性

合金钢的另一个主要优点是具有高的回火抗力，即钢在较高的回火温度下仍能保持高硬度与高强度，这是工具钢与超高强度结构钢的重要特性。冷压力加工用冲头的硬度一般应大于 60HRC，通常采用高速钢或其他冷作模具钢制造。这是因为碳素工具钢将温度控制在 180℃ 以上回火后，硬度急剧降低，而含大量 W 或 Mo 的高速钢，在 600℃ 回火时仍能保持硬度在 60 HRC 以上。再如超高强度钢 300M 在 40CrNiMo 的基础上添加 1.6% (质量分数) 的 Si，Si 阻碍了马氏体回火第二阶段残留奥氏体的分解以及 ϵ 碳化物向渗碳体转变，因而在较高的回火温度下能保持高强度并具有更好的韧性。

合金元素产生的沉淀强化作用是影响钢性能的又一个重要原因。在高合金钢中常利用碳化物或金属间化合物的沉淀强化提高钢的强度或硬度。例如钢中常加入一定量的 Mo 或 V，高温回火时能析出极细的 Mo_2V 或 VC，产生沉淀强化作用。碳化物析出时硬度不但不降低反而升高，这就是所谓的二次硬化现象，如图 1-3 所示。二次硬化现象在超高强度结构钢与模具钢制

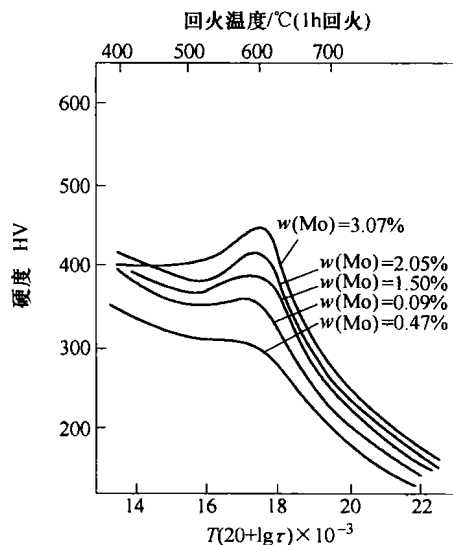


图 1-3 Mo 在 $w(\text{C}) = 0.1\%$ 钢中的
淬火回火后的沉淀强化作用

注：横坐标是表示回火参数的经验公式，它与回火温度和保温时间相对应，其中， T 为回火温度 (K)， τ 为保温时间 (h)。

件中都有应用。另外, 强度很高 (σ_s 达 2000MPa) 又具有良好加工成形性能的马氏体时效钢, 它的含碳量很低, 不能依靠碳化物强化, 而是靠金属间化合物强化, 该钢种含有大量的 Ni、Mo、Ti 等元素, 在回火过程中可析出极细小的金属间化合物 Ni_3Mo 、 Ni_3Ti 等, 这些金属间化合物极细, 比一般合金钢中析出的碳化物尺寸小一个数量级, 这是该合金钢具有高韧性的重要原因。屈服强度只有 700 ~ 800MPa 的钢, 时效 (在 400 ~ 500℃ 回火) 后的屈服强度可提高 2 倍以上。

合金元素还能改变碳钢的平衡组织, 在室温下能获得单一铁素体组织、奥氏体组织或者铁素体-奥氏体组织, 这使合金钢具有了碳钢所不具备的特殊性能, 如良好的低温性能、耐热性、耐蚀性和耐磨性等。

材料的耐蚀性主要取决于合金成分。要使钢能抵抗水气和氧化性介质的腐蚀, 钢中必须保证 $w(\text{Cr}) = 13\%$, 例如所有不锈钢的 $w(\text{Cr})$ 都大于 13%。还可以分别根据不同工艺性能 (如冷变形性能、焊接性和强度) 的要求, 设计各种不同组织类型的不锈钢。

1.1.3 有色金属

一般将钢铁材料称为黑色金属, 将不是钢铁的金属及合金称为有色金属, 也有人把有色金属中的钛、铂、银、金等另称作贵金属, 把密度 ρ 低于 $4.5\text{mg}/\text{m}^3$ 的金属称为轻金属。表 1-2 所示为几种轻合金和钢的力学性能。尽管钢有很高的弹性模量 E 和屈服强度 σ_s , 但铝和钛合金的比刚度和比强度并不比钢低, 甚至还超过钢。因此, 轻金属铝和钛及其合金在工业上的应用越来越广泛。

表 1-2 几种轻合金和钢的力学性能

合金	$\rho/(\text{mg}/\text{m}^3)$	E/GPa	σ_s/GPa	E/ρ	$E^{1/2}/\rho$	$E^{1/3}/\rho$	σ_s/ρ	蠕变温度/℃
铝合金	2.7	71	25 ~ 600	26	3.1	1.5	9 ~ 220	150 ~ 250
镁合金	1.7	45	70 ~ 270	25	4.1	2.1	41 ~ 160	150 ~ 250
钛合金	4.5	120	170 ~ 1280	27	2.4	1.1	38 ~ 280	400 ~ 600
钢	7.9	210	220 ~ 1600	27	1.8	0.75	28 ~ 200	400 ~ 600

这里仅简要介绍铝合金及钛合金。

1. 铝合金

铝合金耐大气腐蚀, 有高的比强度、比刚度和良好的工艺性和高的导电导热性。铝合金主要应用在建筑结构工业、容器和包装工业、电气工业、运输及航空工业等。铝合金按生产工艺可分为变形铝合金、铸造铝合金和烧结铝合金。如果按能否热处理强化还可分为非热处理铝合金和热处理铝合金。

Al-Mg 合金为非热处理铝合金, Al-Cu 合金为热处理铝合金。由 Al-Mg 合金相图 (见图 1-4) 可知, Mg 在 Al 中有很大的溶解度, $w(\text{Mg})$ 最高可达 17.4%, 而

室温下仅为 1.8%。一般可利用溶解度的变化得到过饱和固溶体，然后沉淀强化，然而 Al-Mg 合金并不具有强的沉淀强化性能，它和 Al-Cu 合金完全不同。Al-Mg 合金只能固溶强化和加工硬化。商业上 Al-Mg 合金 $w(\text{Mg})$ 最高可达 5.5%。加热到 450℃ 以上形成单相 α 固溶体，再缓慢冷却至 275℃ 以下应析出 β 相 (Mg_5Al_8)，但因温度低，Mg 和 Al 原子的扩散速度慢，只要稍高的冷速就可抑制 β 相析出，室温下可得到单相的过饱和 α 固溶体。

α 过饱和度越大，固溶强化的程度越大。固溶强化的程度也与溶质和基体原子的错配度有关。理论上预测的固溶强化与屈服强度的关系式为

$$\sigma_s \propto \varepsilon_s^{3/2} c^{1/2} \quad (1-1)$$

式中 ε_s ——溶质与溶剂原子尺寸的错配度；
 c ——溶质原子的含量。

对 Al-Mg 合金来说，当 $w(\text{Mg})$ 为 1.5% 时，退火条件下镁合金的屈服强度为 55MPa（没有过饱和）；当 $w(\text{Mg})$ 为 5.5% 时，因过饱和产生固溶强化，屈服强度为 160MPa。

在 Al-Mg 合金中还常附加冷变形所引起的加工硬化，与屈服强度的关系为

$$\sigma_s \propto \varepsilon^n \quad (1-2)$$

式中 ε ——变形量；
 n ——铝合金的 n 值取 1/6 ~ 1/3。

对 $w(\text{Mg})$ 为 5.5% 的 Al-Mg 合金可采用冷变形再使屈服强度提高一倍。

多数高强度铝合金都通过热处理沉淀强化。它们的热处理都是先高温固溶处理，然后快速淬火得到过饱和单相固溶体，继而自然时效（室温）或人工时效（150 ~ 180℃）。在时效过程中形成 G. P. 区（关于 G. P. 区的介绍参见本教材 8.3.1 节）或介稳定的中间过渡相，它们的尺寸很小并与基体保持共格关系，位错通过它们时只能切过或者是刚刚可以绕过，这时可获得最高强度。随着时效时间的增长或温度的升高，第二相粗化质点间距增加（见图 1-5），强度迅速降低。从静强度看，最佳的强化效果在质点间距小于 100nm 时。Al-Cu 合金淬火时效时，析出相的演变过程及质点间距的变化如图 1-5 所示。当析出相 θ' 的质点间距达 1 μm 时，

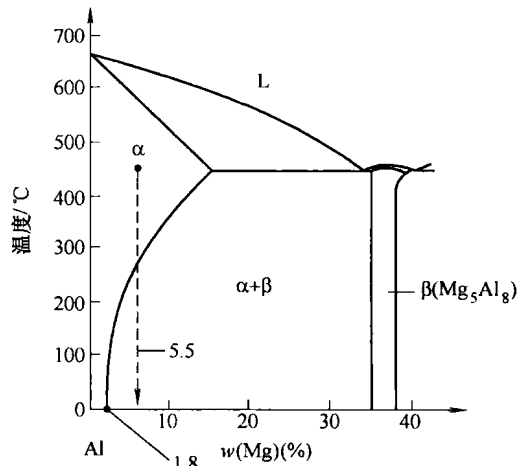


图 1-4 Al-Mg 合金相图（富铝端局部）

照奥罗万公式计算位错绕过时所需克服的阻力 $\tau = \frac{Gb}{L}$ (G 为切变模量, b 为位错的柏氏矢量, L 表示受位错作用的两个固定结点之间的距离, 也就是“析出相 θ' 的质点间距”) 很小, 所以时效时间要合适。过长的时效时间会使铝合金强度大大降低。

2. 钛合金

钛合金的生产以每年大约 7% 的增长率递增, 它主要应用于航空和化工两大工业部门。20

世纪 90 年代末, 美国的 F-22 战斗机所使用的 F119 发动机不仅用钛合金制作叶片, 而且发动机机匣、加力燃烧室筒体及尾喷管还用了新发展的阻燃钛合金。2006 年范堡罗航展上的 V-22 “鱼鹰” 飞机上也采用了精密钛铸件, 美国 2007 年国际拨款法要求将精密铸造钛合金引入美国军队的现代化装备, 以使飞机更轻更坚实耐用。

纯钛在室温下为密排六方结构 (HCP)。HCP 结构滑移系少, 通常较脆, 但纯钛在室温下可冷轧, 其厚度减缩率超过 90% 时也不会出现明显裂纹。钛塑性较好与两个因素有关, 一是其轴比 c/a 小 ($c/a = 1.587$)。由于基面的面间距并非最大, 滑移阻力不是最小, 所以钛的主要滑移面不是 (0001)。钛的主要滑移面是 $\{10\bar{1}0\}$ 棱柱面和 $\{10\bar{1}1\}$ 棱锥面, (0001) 基面也可参与变形。因此, 它比 Zn、Mg、Ca 的有效滑移系多。另一个因素是有相当多的孪晶变形, 孪晶对变形的作用比 Zn、Mg、Ca 中孪晶的作用大得多。

与体心立方金属相比, 纯钛没有冷脆现象。只要精细地去除杂质 (主要是氧), 钛及其合金在极低温下也会具有较好的塑性, 可用作贮放液氢燃料 (-253°C) 的容器, 是宇航工业中的压力容器材料, 它的比强度几乎是不锈钢的两倍。

钛合金有较高的高温强度, 工作温度可达 550°C , 而铝合金只能在 200°C 以下使用。

钛很容易与氧生成稳定的氧化薄膜, 在很多环境介质中的腐蚀抗力比铝合金、不锈钢或铜合金高。

纯钛有同素异构转变。纯钛在 883°C 以上为体心立方结构, 称 β 结构, 在 883°C 以下为密排六方结构, 称 α 结构。在钛中加入不同的合金元素, 有的能稳定 α 相, 有的能稳定 β 相。最常用的钛合金 Ti-6Al-4V 是 $\alpha + \beta$ 两相结构, 淬火后有马氏体转变 (转变成 α 马氏体)。但钛合金淬火强化后的 α 马氏体远不及钢中马氏

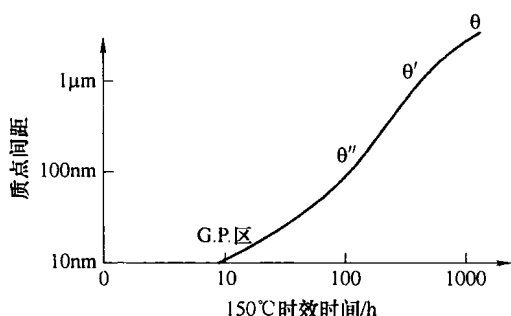


图 1-5 Al-Cu 合金淬火时效质点间距与时间的关系