

总主编 曹茂盛 李大勇 荆天辅  
总主审 蒋成禹 廖 波 刘永兵

(修订版)

# 材料科学与工程系列教材

根据 1998 年教育部颁布本科最新专业目录编写

崔占全 邱平善 主编  
谢辅洲 孙文山 主审

# 工 程 材 料

哈尔滨工程大学出版社

责任编辑 田宝荣

## 材料科学与工程系列教材

- 工程材料 (修订版)
- 工程材料辅助教材 (修订版)
- 材料近代分析测试方法实验指导
- 陶瓷材料导论
- 材料合成化学
- 新材料概论
- 材料化学实验
- 材料加工助剂

ISBN 7-81073-009-6



9 787810 730099 >

ISBN 7 - 81073 - 009 - 6

TH · 1 定价: 17.00 元

材料科学与工程系列教材

总主编 曹茂盛 李大勇 荆天辅  
总主审 蒋成禹 廖 波 刘永兵

# 工 程 材 料

(修订版)

主 编 崔占全 邱平善  
副主编 高聿为 刘爱东 王世刚  
主 审 谢辅洲 孙文山



A0967133

哈尔滨工程大学出版社

---

### 图书在版编目(CIP)数据

工程材料/崔占全,邱平善主编. —哈尔滨:哈尔滨工程大学出版社,2000.3

材料科学与工程系列教材

ISBN 7-81073-009-6

I. 机… II. ①崔…②邱… III. 机械制造材料-高等学校-教材 IV. TH14

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2000)第 02352 号

---

### 内 容 简 介

本书是材料科学与工程系列教材之一。主要包括:工程材料的基本理论(含材料的性能、材料的结构、材料的凝固、二元合金及铁碳相图、钢的热处理原理及工艺),工程材料(含工业用钢、铸铁、有色金属材料、高分子材料、陶瓷材料、复合材料及功能材料),机械零件的失效、强化及选材等十五章内容。

本教材可供机械类冷加工各专业及相关专业本科生使用,也可供从事工程材料教学的教师及机械设计与制造的工程技术人员参考。

哈尔滨工程大学出版社出版发行  
哈尔滨市南通大街145号 哈工程大学11号楼  
发行部电话(0451)2519328 邮编:150001  
新华书店经销  
肇东粮食印刷厂印刷

\*

开本 787mm×1 092mm 1/16 印张 16.25 字数 378 千字

2001 年 4 月修订版 2001 年 5 月第 1 次印刷

印数:1~5000 册

定价:17.00 元



## 序 言

材料科学与工程系列教材是材料科学与工程系列教材编审委员会组织国内部分高校专家学者共同编写的一套大型系列教学丛书,被列为国家新闻出版署“九五”重点图书出版计划。编写本套丛书的基本指导思想是:总结已有、通向未来、面向 21 世纪,以优化教材链为宗旨,依照为培养材料科学人才提供一个捷径的原则,确定培养目标、编写大纲、书目及主干内容。为了确保图书品位、体现国家水平,编审委员会全体成员对国内外同类教材进行了长期细致的调查研究,广泛征求各参编院校第一线任课教师的意见,认真分析国家教育部新的学科专业目录和全国材料工程类专业教学指导委员会第一届全体会议的基本精神,进而制定了具体的编写大纲。经过全体编审人员的共同努力,现在这套教材即将出版发行,我们热切期望这套大型系列教学丛书能够满足国内高等院校材料工程类专业教育发展的需要,并且在教学实践中得以不断充实、完善和发展。

在本书的编写过程中,注意突出了以下几方面特色:

1. 根据科学技术发展的最新动态和我国高等学校学科归并的现实需求,坚持了加强基础、拓宽专业面、更新教材内容的基本原则。

2. 注重优化课程体系,探索教材新结构,即兼顾材料工程类学科中的金属材料、无机非金属材料、高分子材料、复合材料共性与个性的结合,实现多学科知识的交叉与渗透。

3. 反映当代科学技术的新概念、新知识、新理论、新技术、新工艺,突出反映教材内容的现代化。

4. 坚持体现教材内容深广度适中,够用为原则,增强适用性。

5. 在系列教材编写过程中,进行了国内外同类教材对比研究,吸取了国内外同类教材的精华,重点反映新教材体系结构特色,把握教材的科学性、系统性和适用性。

此外,本套系列教材还兼顾了内容丰富、叙述深入浅出、简明扼要、重点突出等特色,能充分满足少学时教学的要求。

参加本套系列教学丛书编审工作的有哈尔滨工业大学、吉林工业大学、哈尔滨工程大学、燕山大学、哈尔滨建筑大学、哈尔滨理工大学、华东船舶工业学院和齐齐哈尔大学等 8 所院校 50 余名专家学者,他们为本套系列教材编审付出了大量的心血。在此,编审委员会对这些同志无私的奉献致以崇高的敬意。在本套系列教材编审的过程中,得到了全国材料工程类专业教学指导委员会主任吴林教授和哈尔滨工业大学材料科学与工程学院副院长方洪渊教授的指导,中国工程院雷廷权院士应邀出席了本套系列教材的终审讨论会,并就学科建设、课程建设及教材建设提出了许多宝贵意见。在此,一并表示衷心的感谢。

限于编审者的水平,疏漏和不妥之处在所难免,欢迎同行和读者指正。

材料与工程系列教材  
编审委员会  
2000 年 1 月

## 材料科学与工程系列教材编审委员会

主任委员 曹茂盛

副主任委员 张宝生 张显友 荆天辅

委员 (按姓氏笔画排序)

邓启刚 王荣国 李大勇 李庆芬

孙德智 刘永兵 陈 平 杨尚林

张德庆 姜兆华 赵 品 常铁军

崔占全 谢辅洲 蒋成禹 廖 波

戴金辉

## 前 言

本书是根据教育部 1998 年调整的最新专业目录及全国材料工程类专业教学指导委员会的精神所编写的系列教材之一。为适应高等教育的改革需要,本着加强基础、淡化专业、宽口径培养、素质教育的宗旨和各校减少教学时数的实际情况,我们组织编写了“工程材料”一书。本书可作为机械类各专业的通用教材及相关工程技术人员参考书。

“工程材料”是工科院校开设的一门技术基础课,教材体系与内容的改革至关重要。为此,新编教材注意了以下几个问题:

1. 建立以“工程材料”为主的教材体系。
2. 精简传统内容,强化非金属材料及选材的内容。
3. 新增添“功能材料”、“零件失效与强化”等章节。
4. 对新材料、新技术、新工艺有所反映,并指明了未来材料的发展方向。
5. 新编教材体系更加符合教学规律。

作者本着改革的愿望,力图使“工程材料”教材体系更加符合机械类各专业的培养目标。但一个科学的、合理的教材体系的建立并不是一朝一夕就能完成的,也不可能一次完全突破旧框架,仅以此书作为教材改革的一次尝试。

全书共分为十五章。其中绪论、第十、十一、十二及第十三章的“未来材料发展方向”部分由燕山大学崔占全编写;第一、三、五、十三、十四、十五章由哈尔滨理工大学邱平善编写;第二、四章由燕山大学高聿为编写;第六章由哈尔滨工程大学刘爱东编写;第七、九章由齐齐哈尔大学王世刚和高玉芳编写;第八章由燕山大学付瑞东编写。此外,哈尔滨工程大学李莉、傅宇东、鞠刚等参加了部分内容的编校工作。全书由哈尔滨工程大学谢辅洲、哈尔滨理工大学孙文山主审。

本书在编写过程中,参考和引用了一些文献资料的有关内容,并得到了哈尔滨工程大学出版社及材料科学与工程系列教材编审委员会的大力支持与指导,在此一并感谢。

由于编者水平有限,错误及不足之处难以避免,敬请读者批评指正。

编 者

1999 年 12 月

## “工程材料”第二版序

“机械工程材料”自 2000 年 3 月出版以来,不到半年 5 000 册教材就销售一空。但由于时间仓促,第一版教材存在着一些不足之处;为满足广大读者的需要,根据专业发展及教学改革的实际,我们组织有关院校第一线教师对教材进行了改编。新教材除具有第一版的特色外,主要进行了以下几项改革。

1. 将“机械工程材料”更名为“工程材料”,使教材体系更加合理并扩大使用面。

2. 将全书分为三编:①工程材料的基础理论知识;②常用工程材料;③零件的失效、强化与选材。使教材更加系统、条理更加清晰。

3. 修改了第一版教材中的错误。

由于时间仓促,错误及不足之处必然存在,敬请各位读者指正。

编者

2001 年 1 月 10 日



# 目 录

绪论 .....	1
0.1 材料及材料科学.....	1
0.2 工程材料的分类.....	1
0.3 工程材料的课程任务与内容.....	2

## 第一编 工程材料的基础理论知识

第一章 材料的性能 .....	3
1.1 力学性能.....	3
1.2 物理和化学性能.....	8
1.3 工艺性能.....	10
第二章 材料的结构 .....	12
2.1 材料的结合方式.....	12
2.2 金属的晶体结构.....	15
2.3 合金的相结构.....	22
2.4 陶瓷和聚合物的结构特点.....	27
第三章 材料的凝固 .....	29
3.1 液体的结构.....	29
3.2 金属的结晶过程.....	30
3.3 晶粒大小的控制.....	32
3.4 同素异构转变.....	34
3.5 非晶体材料的凝固.....	35
3.6 快速凝固理论的应用.....	36
第四章 二元相图 .....	40
4.1 二元相图的建立.....	40
4.2 二元匀晶相图.....	41
4.3 二元共晶相图.....	43
4.4 二元包晶相图.....	46
4.5 其它类型的二元相图.....	48
4.6 二元相图的分析应用.....	49
4.7 铁碳合金相图.....	51
第五章 金属的塑性变形与再结晶 .....	63
5.1 金属的塑性变形.....	63
5.2 合金的塑性变形.....	68
5.3 塑性变形对组织和性能的影响.....	69

5.4	回复与再结晶	71
5.5	金属的热加工	74
<b>第六章</b>	<b>钢的热处理</b>	<b>76</b>
6.1	概述	76
6.2	钢的加热转变	77
6.3	钢的冷却转变	79
6.4	钢的退火与正火	87
6.5	钢的淬火与回火	89
6.6	钢的表面热处理	97
6.7	表面热处理新技术	103

## 第二编 常用工程材料

<b>第七章</b>	<b>工业用钢</b>	<b>105</b>
7.1	概述	105
7.2	钢中的杂质及合金元素	107
7.3	结构钢	111
7.4	工具钢	123
7.5	特殊性能钢	133
<b>第八章</b>	<b>铸铁</b>	<b>143</b>
8.1	概述	143
8.2	常用铸铁	145
8.3	合金铸铁	156
<b>第九章</b>	<b>有色金属及合金</b>	<b>159</b>
9.1	铝及铝合金	159
9.2	铜及铜合金	165
9.3	钛及钛合金	173
9.4	轴承合金	175
<b>第十章</b>	<b>高分子材料</b>	<b>178</b>
10.1	概述	178
10.2	工程塑料	185
10.3	合成橡胶与合成纤维	191
10.4	合成胶粘剂和涂料	193
<b>第十一章</b>	<b>陶瓷材料</b>	<b>196</b>
11.1	概述	196
11.2	陶瓷材料的组织结构与性能	197
11.3	常用工程结构陶瓷材料	202
<b>第十二章</b>	<b>复合材料</b>	<b>205</b>
12.1	概述	205

12.2	复合材料的增强机制及性能·····	206
12.3	常用的复合材料·····	208
<b>第十三章</b>	<b>功能材料·····</b>	<b>215</b>
13.1	功能材料及其分类·····	215
13.2	弹性材料·····	216
13.3	膨胀材料·····	219
13.4	电阻材料·····	220
13.5	超导材料·····	223
13.6	形状记忆材料·····	224
13.7	其他功能材料·····	227
13.8	未来材料的发展方向·····	228

### 第三编 零件的失效、强化与选材

<b>第十四章</b>	<b>零件的失效与强化·····</b>	<b>229</b>
14.1	零件的失效形式·····	229
14.2	零件失效分析的一般方法·····	230
14.3	零件失效分析举例·····	233
14.4	工程材料的强化与强韧化·····	238
<b>第十五章</b>	<b>零件的选材·····</b>	<b>242</b>
15.1	选材的一般原则·····	242
15.2	典型零件选材及应用举例·····	242
<b>参考文献</b> ·····		<b>249</b>

# 绪 论

## 0.1 材料及材料科学

材料是人类生活和从事生产的物质基础,是衡量人类社会文明程度及劳动力发展水平的标志。因此,历史学家按照人类使用材料的种类和性质差异把历史时代分为石器时代、青铜器时代、铁器时代……今天人类正处在人工合成材料、机敏智能材料的时代。目前,材料的品种、数量和质量已是衡量一个国家科学技术和国民经济水平及国防力量的重要标志之一。人类从钻木取火、油灯照明至核能发电,从人力车、马车到宇宙飞船,从弓箭、火炮到巡航导弹……充分反映了制造生产工具的材料所发挥的重要作用。近代科学技术的发展足迹时刻记录着材料所做出的卓越贡献。18 世纪 60 年代蒸汽机的出现引发了以蒸汽为动力的工具自动化。19 世纪 70 年代由于电磁场理论的发展而导致发电机、电动机的大量采用,从而出现了以电为动力的工业电气化。20 世纪四项重大发现,即原子能、半导体、计算机、激光器的发展及应用,带动了高度信息的工业自动化。如果没有钢铁材料,没有有色金属材料以及非晶、微晶、纳米材料、陶瓷、高分子材料及人工合成材料提供物质保证,这一切均是不可能的。人类日常生活更是如此,试想人们如果离开由材料制成的冰箱、彩电、电饭煲、收录机、空调等生活用品该如何生活? 因此材料已成为人类赖以生存的物质基础。材料、能源、信息已被誉为现代科学技术发展的三大支柱。可以预见,随着科学技术及国民经济的发展材料将起着愈来愈大的作用,21 世纪将是机敏智能材料的新时代。

## 0.2 工程材料的分类

工程材料是指具有一定性能,在特定条件下能够承担某种功能、被用来制取零件和元件的材料。工程材料种类繁多,有许多不同的分类方法。

### 1. 按材料的化学组成分类

#### (1)金属材料

金属材料可分为黑色金属材料(钢和铸铁)及有色金属材料(除钢铁之外的金属材料)。有色金属材料种类很多,按照它们的特性的不同,又可分为轻金属、重金属、贵金属、稀有金属和放射性金属等多种。目前金属材料仍然是应用最广泛的工程材料。

#### (2)无机非金属材料

无机非金属材料包括水泥、玻璃、耐火材料和陶瓷等。它们的主要原料是硅酸盐矿物,又称硅酸盐材料,因不具备金属性质亦称无机非金属材料。

#### (3)高分子材料

高分子材料按材料来源可分为天然高分子材料(蛋白、淀粉、纤维素等)和人工合成高分子材料(合成塑料、合成橡胶、合成纤维)。按性能及用途可分为塑料、橡胶、纤维、胶粘剂、涂

料。

#### (4) 复合材料

由于多数金属材料不耐腐蚀、无机非金属材料脆性大、高分子材料不耐高温,人们把上述两种或两种以上的不同材料组合起来,使之取长补短、相得益彰就构成了复合材料。复合材料由基体材料和增强材料复合而成。基体材料有金属、塑料、陶瓷等,增强材料有各种纤维和无机化合物颗粒等。

### 2. 按材料的使用性能分类

#### (1) 结构材料

结构材料是以强度、刚度、塑性、韧性、硬度、疲劳强度、耐磨性等力学性能为性能指标,用来制造承受载荷、传递动力的零件和构件的材料。其可以是金属材料、高分子材料、陶瓷材料或复合材料。

#### (2) 功能材料

功能材料是以声、光、电、磁、热等物理性能为性能指标、用来制造具有特殊性能的材料,如大规模集成电路材料、信息记录材料、光学材料、充电材料、激光材料、超导材料、传感器材料、储氢材料等都属于功能材料。目前功能材料在通讯、计算机、电子、激光和空间科学等领域中扮演着极重要的角色。

在人类漫长的历史发展过程中,材料一直是社会进步的物质基础与先导。21 世纪,材料科学必将在当代科学技术迅猛发展的基础上,朝着高功能化、超高性能化、复杂化(复合化和杂化)和智能化的方向发展,从而为人类社会的物质文明建设作出更大贡献。

## 0.3 工程材料的课程任务与内容

工程材料是机械制造、机械设计、机械电子等机械类或近机类各专业的技术基础课。其目的是使学生获得有关工程结构和机器零件常用的金属材料和非金属材料的基本理论知识,并使其初步具备根据零件工作条件和失效方式合理选择与使用材料,正确制订零件的冷、热加工工艺路线的能力。

“工程材料”的内容包括:

1. 工程材料的基础理论。即材料的性能、材料的结构、材料的凝固、二元合金及铁碳相图、金属的塑性变形与再结晶、钢的热处理。

2. 工程材料。即工业用钢、铸铁、有色金属及合金、高分子材料、无机非金属材料、复合材料、功能材料。

3. 工程材料零件的失效、强化与选材。即零件的失效与强化,零件的选材。

“工程材料”是以化学、物理、材料力学及金属工艺学和金工教学实习为基础的课程,在学习时应联系上述基础课程的有关内容,以加深对本课程内容的理解。同时本课程又是设计选材的基础,在今后学习有关专业课程时,还应经常联系本书的有关内容,以便进一步掌握所学知识。此外,“工程材料”是一门从生产实践中发展起来,而又直接为生产服务的科学,所以学习时不但要注意学习基本理论,而且要注意联系生产实际及实验室实验。



# 第一编 工程材料的基础理论知识

## 第一章 材料的性能

为了正确地使用工程材料,应充分了解和掌握材料的性能。材料的性能一般分为使用性能和工艺性能。使用性能是指材料制成零件或构件后,为保证其正常工作和一定的工作寿命所必须具备的性能。它包括力学、物理和化学性能等。工艺性能是指材料在冷、热加工过程中,为保证加工过程的顺利进行材料所必须具备的性能。它包括铸造、锻压、焊接、热处理和切削性能等。

### 1.1 力学性能

力学性能是指材料抵抗各种外加载荷的能力,其中包括弹性与刚度、强度、塑性、硬度、韧性及疲劳强度等。

#### 1.1.1 弹性与刚度

在拉伸试验机上对标准试样进行拉伸试验,可得到拉力与伸长的关系图,即拉伸图。图 1-1 是低碳钢的拉伸图。 $oe$  段为弹性变形阶段,即卸载后试样恢复原状,这种变形称为弹性变形。 $e$  点的应力  $\sigma_e$  称为弹性极限。

$$\sigma_e = \frac{F_e}{A_0}$$

式中  $F_e$ ——产生弹性变形所受的最大外力;

$A_0$ ——试样原始横截面积。

材料在弹性范围内,应力与应变的比值  $E$  称为弹性模量,即

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon}$$

式中  $\sigma$  表示外加的应力, $\epsilon$  为相应的应变。

$E$  标志材料抵抗弹性变形的能力,用以表示材料的刚度。 $E$  值主要取决于各种材料的本性,一些处理方法(如热处理、冷热加工、合金化等)对它影响很小。而零件的刚度大小取决于零件的几何形状和材料的种类(即材料的弹性模量)。

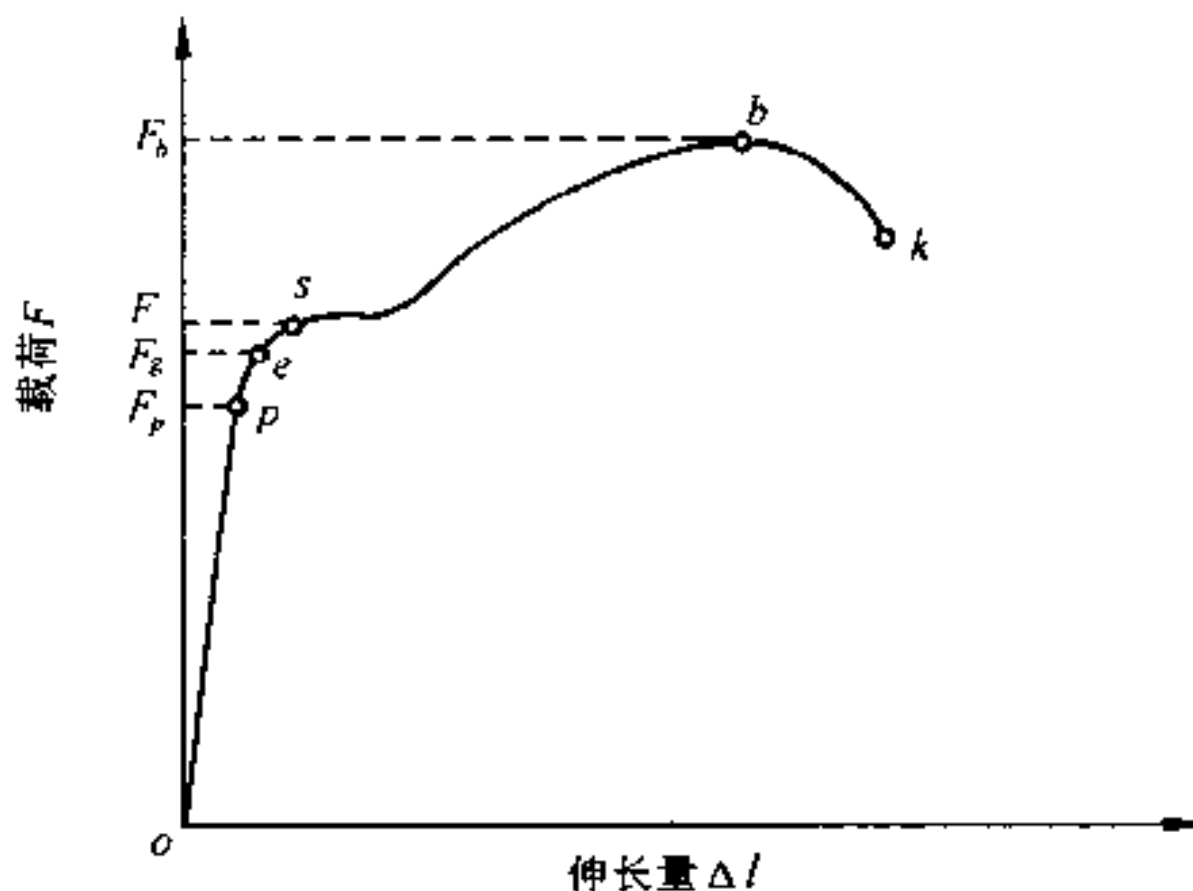


图 1-1 低碳钢的拉伸图

### 1.1.2 强度

材料在外力作用下抵抗变形与断裂的能力称为强度。根据外力作用方式的不同,强度有多种指标,如抗拉强度、抗压强度、抗弯强度、抗剪切强度和抗扭强度等。其中抗拉强度指标应用最为广泛。

如图 1-1,当外力超过  $F_s$  点时,卸载后试样的伸长只能部分恢复。这种不随外力去除而消失的变形称为塑性变形。当外力增加到  $F_s$  点时,图上出现了平台。这种外力不增加而试样继续发生变形的现象称为屈服。材料开始产生屈服时的最低应力  $\sigma_s$  称为屈服强度,即

$$\sigma_s = \frac{F_s}{A_0}$$

式中  $F_s$  为试样开始屈服时所受外力。

工程上使用的材料多数没有明显的屈服现象。这类材料的屈服强度在国标中规定以试样的塑性变形量为试样标距的 0.2% 时的材料所承受的应力值来表示,并以符号  $\sigma_{0.2}$  表示。它是  $F_{0.2}$  与试样原始横截面积  $A_0$  之比,见图 1-2。

材料发生屈服后,其应力与应变的关系曲线如图 1-1 的  $sb$  段,到  $b$  点应力达最大值  $\sigma_b$ , $b$  点以后,试样的截面产生局限“颈缩”,迅速伸长,这时试样的伸长主要集中在缩颈部位,直至拉断。最大应力值  $\sigma_b$  称为抗拉强度,它是零件设计和评定材料时的重要强度指标。

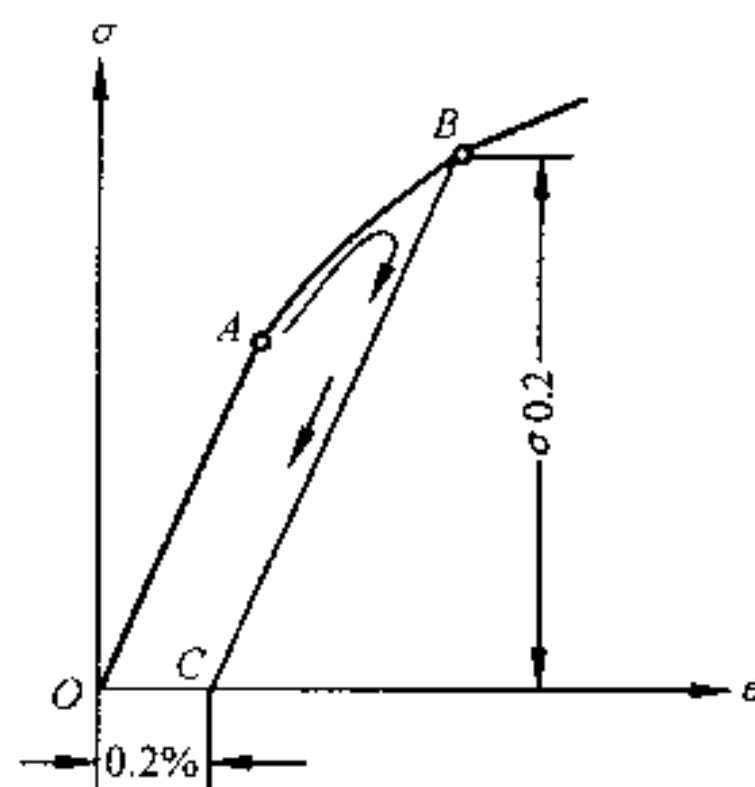


图 1-2  $\sigma_{0.2}$  的确定

$$\sigma_b = \frac{F_b}{A_0}$$

式中  $F_b$  为试样在断裂前所承受的最大外力。

### 1.1.3 塑性

材料在外力作用下,产生永久变形而不破坏的性能称为塑性。常用的塑性指标有延伸率( $\delta$ )和断面收缩率( $\psi$ )。

$$\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \times 100\%$$

式中  $l_0$ ——试样的标距长度;

$l_1$ ——试样拉断后的标距长度。

$$\psi = \frac{A_0 - A_1}{A_0} \times 100\%$$

式中  $A_1$ ——试样拉断后细颈处横截面积。

### 1.1.4 硬度

硬度是指材料对局部塑性变形的抗力。通常,材料越硬,其耐磨性越好。同时通过硬度值可估计材料的近似  $\sigma_b$  值。硬度试验方法比较简单、迅速,可直接在原材料或零件表面上测试,因此被广泛应用。常用的硬度测量方法是压入法,主要有布氏硬度(HB)、洛氏硬度(HR)、维氏硬度(HV)

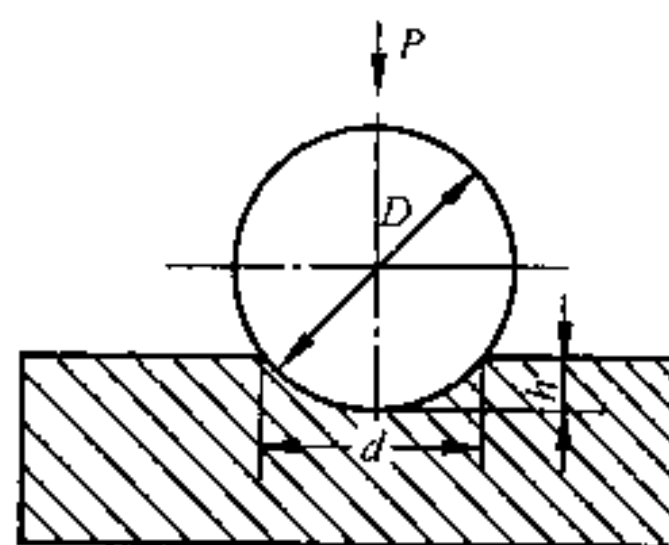


图 1-3 布氏硬度试验原理图

等。陶瓷等材料还常用克努普氏显微硬度(HK)和莫氏硬度(划痕比较法)作为硬度指标。

1. 布氏硬度

试验规范如表 1-1,实验方法如图 1-3。即用直径为  $D$  的淬火钢球或硬质合金球,以相应的压力压入试样表面,保持规定的时间后去除外力,在试样表面留下球形压痕。布氏硬度值是外力除以压痕球冠表面积。在试验中,硬度值不需计算,是用刻度放大镜测出压坑直径  $d$ ,然后对照有关附录查出相应的布氏硬度值。

表 1-1 布氏硬度试验规范

材料	布氏硬度	试样厚度 (mm)	压力 $F$ 与钢球直径 $D$ 的相互关系	钢球直径 $D$ (mm)	压力 $F$ (N)	压力保持时间 (s)
黑色金属	140 ~ 450	6 ~ 3	$F = 30D^2$	10	29 420	10
		4 ~ 2		5	7 355	
		< 2		2.5	1 838	
	< 140	> 6	$F = 10D^2$	10	9 807	10
		6 ~ 3		5	2 452	
		< 3		2.5	613	
有色金属	> 130	6 ~ 3	$F = 30D^2$	10	29 420	30
		4 ~ 2		5	7 355	
		< 2		2.5	1 838	
	36 ~ 130	9 ~ 3	$F = 10D^2$	10	9 807	30
		6 ~ 3		5	2 452	
		< 3		2.5	613	
	8 ~ 35	> 6	$F = 2.5D^2$	10	2 452	60
		6 ~ 3		5	613	
		< 3		2.5	153	

淬火钢球用以测定硬度  $HB < 450$  的金属材  
料,如灰铸铁、有色金属及经退火、正火和调质处理的钢  
材,其硬度值以 HBS 表示。布氏硬度在 450 ~ 650  
之间的材料,压头用硬质合金球,其硬度值用 HBW  
表示。

布氏硬度的优点是具有较高的测量精度,因其  
压坑面积大,比较真实地反映出材料的平均性能。  
另外,由于布氏硬度与  $\sigma_b$  之间存在一定的经验关  
系,如热轧钢的  $\sigma_b = (3.4 \sim 3.6)HBS$ ,冷变形铜合  
金  $\sigma_b \approx 4.0HBS$ ,灰铸铁  $\sigma_b \approx 1.7(HBS - 40)$ ,因此  
得到广泛的应用。但不能测定高硬度材料。

2. 洛氏硬度

试验原理如图 1-4。它是以一定尺寸的淬火钢球或以顶角为  $120^\circ$  的金刚石圆锥压入  
试样表面。试验时,先加初载荷,然后加主载荷。压入试样表面之后,去除主载荷。在保留  
初载荷的情况下,根据试样表面压痕深度( $h = h_0 - h_1$ )确定被测材料的洛氏硬度。

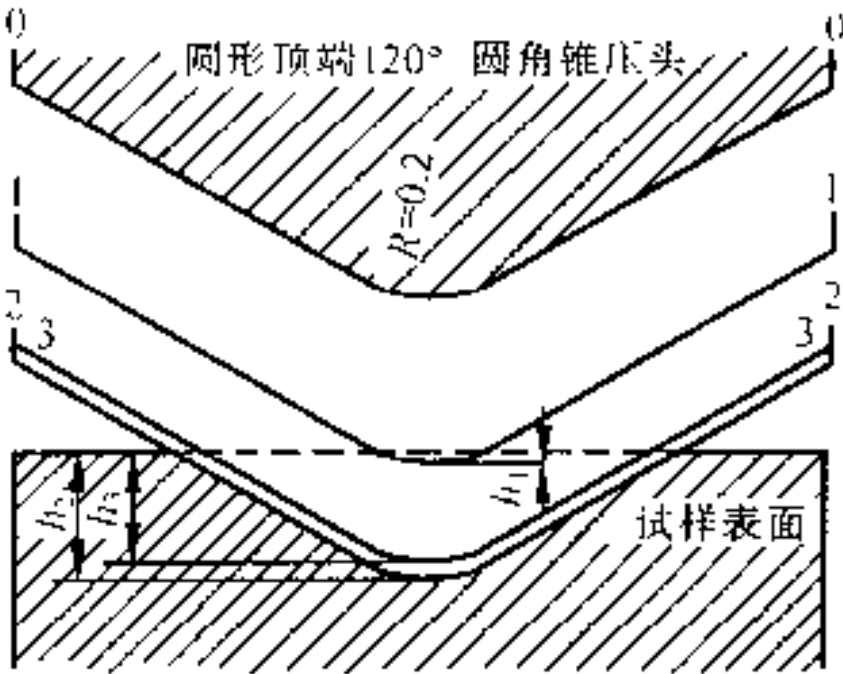


图 1-4 洛氏硬度试验原理图

为了能用一种硬度计测定较大范围的硬度,常用三种硬度标度,如表 1-2 所示。

表 1-2 常用洛氏硬度的试验条件及应用范围

硬度标尺	压头类型	总试验力 (N)	硬度值有效范围	应用举例
HRC	120°金钢石圆锥体	1 471.0	HRC20~67	一般淬火钢件
HRB	$\phi \frac{1}{16}$ 钢球	980.7	HRB25~100	软钢、退火钢、铜合金等
HRA	120°金钢石圆锥体	588.4	HRA60~85	硬质合金、表面淬火钢等

洛氏硬度试验的优点是操作迅速、简便,可由表盘上直接读出硬度值。由于其压痕小,故可测量较薄工件的硬度。其缺点是精度较差,硬度值波动较大,通常应在试样不同部位测量数次,取平均值为该材料的硬度值。

### 3. 维氏硬度

布氏硬度不适用检测较高硬度的材料。洛氏硬度虽可检测不同硬度的材料,但不同标尺的硬度值不能相互直接比较。而维氏硬度可用一标尺来测定从极软到极硬的材料。

维氏硬度试验原理与布氏法相似,也是以压坑单位表面积所承受压力大小来计算硬度值的。它是用对面夹角为  $136^\circ$  的金刚石四棱锥体,在一定压力作用下,在试样试验面上压出一个正方形压痕,如图 1-5 所示。通过设在维氏硬度计上的显微镜来测量压坑两条对角线的长度,根据对角线的平均长度,从相应表中查出维氏硬度值。

维氏硬度试验所用压力可根据试样的大小、厚薄等条件来选择。压力按标准规定有 49N、98N、196N、294N、490N、980N 等。压力保持时间:黑色金属 10~15s,有色金属为  $30 \pm 2s$ 。

维氏硬度可测定很软到很硬的各种材料。由于所加压力小,压入深度较浅,故可测定较薄材料和各种表面渗层,且准确度高。但维氏硬度试验时需测量压痕对角线的长度,测试手续较繁,不如洛氏硬度试验法那样简单、迅速。

#### 1.1.5 韧性

许多机械零件在工件中往往受到冲击载荷的作用,如活塞销、锤杆、冲模和锻模等。制造这类零件所用的材料不能单用在静载荷的作用下的指标来衡量,而必须考虑材料抵抗冲击载荷的能力。材料抵抗冲击载荷而不破坏的能力称为冲击韧性。为了评定材料的冲击韧性,需进行冲击试验。

##### 1. 摆锤式一次冲击试验

冲击试样的类型较多,常用的标准试样如图 1-6 所示。

一次冲击试验通常是在摆锤式冲击试验机上进行的。试验时将带缺口的试样安放在试验机的机架上,使试样的缺口位于两支架中间,并背向摆锤的冲击方向,如图 1-7 所示。

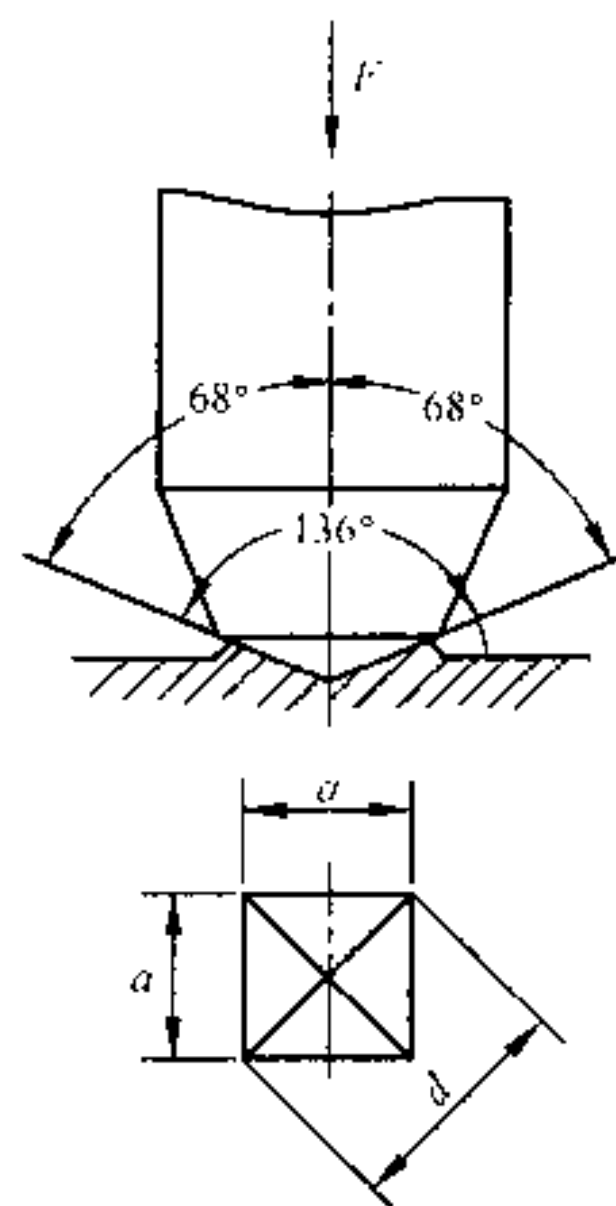
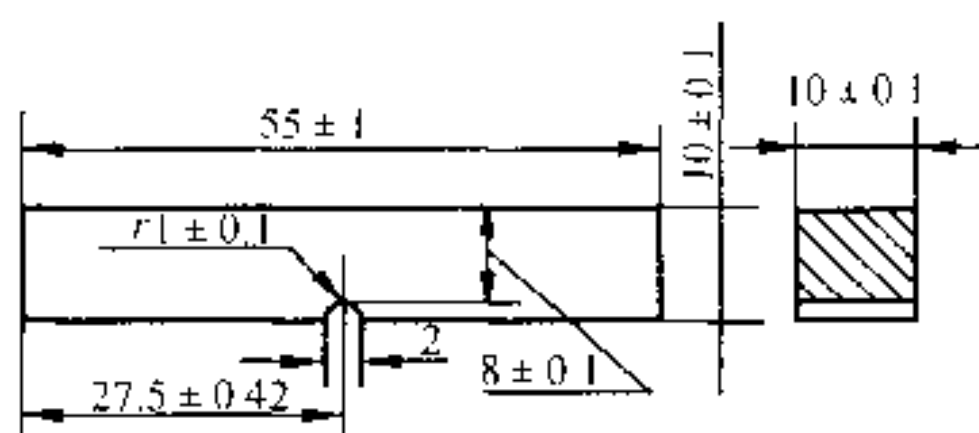
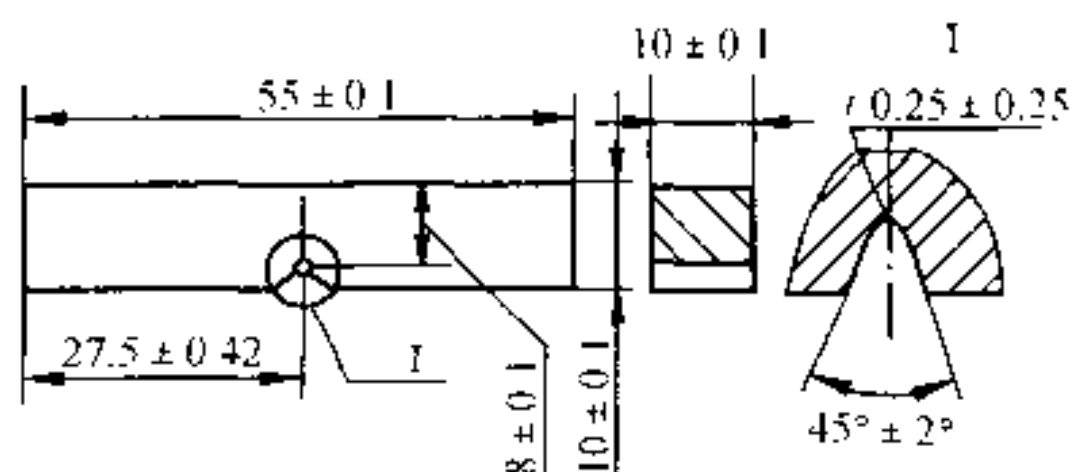


图 1-5 维氏硬度试验原理图



(a) U型缺口试样



(b) V型缺口试样

图 1-6 标准冲击试样

摆锤从一定的高度落下,将试样冲断。冲断时,在试样横截面的单位面积上所消耗的功称为冲击韧性值,即冲击韧度,用符号  $a_k$  表示。由于冲击试验采用的是标准试样,目前一般用冲击功  $A_K$  表示冲击韧性值。

必须说明的是使用不同类型的试样(U型缺口或V型缺口)进行试验时,其冲击吸收功分别为  $A_{KU}$  或  $A_{KV}$ , 冲击韧度则分别为  $a_{KU}$  或  $a_{KV}$ 。

## 2. 小能量多次冲击试验

实践表明承受冲击载荷的机械零件很少用一次能量冲击而遭破坏,绝大多数是小能量多次冲击作用下而破坏的,如凿岩机风镐上的活塞、冲模的冲头等。所以上述的  $a_k$  值是不能代表这种零件抵抗多次小能量冲击的能力。

小能量多次冲击试验是在落锤式试验机上进行的。如图 1-8 所示,带有双冲点的锤头以一定的冲击频率(400、600 周次/min)冲击试样,直至冲断为止。多次冲击抗力指标一般是以某冲击功  $A$  作用下,开始出现裂纹和最后断裂的冲击次数来表示的。

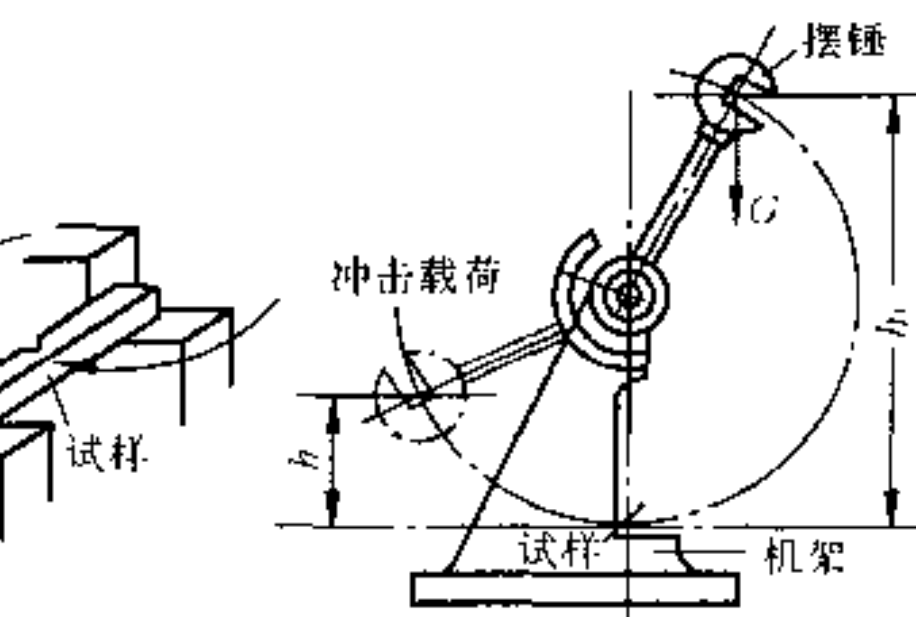


图 1-7 摆锤式一次冲击试验原理图

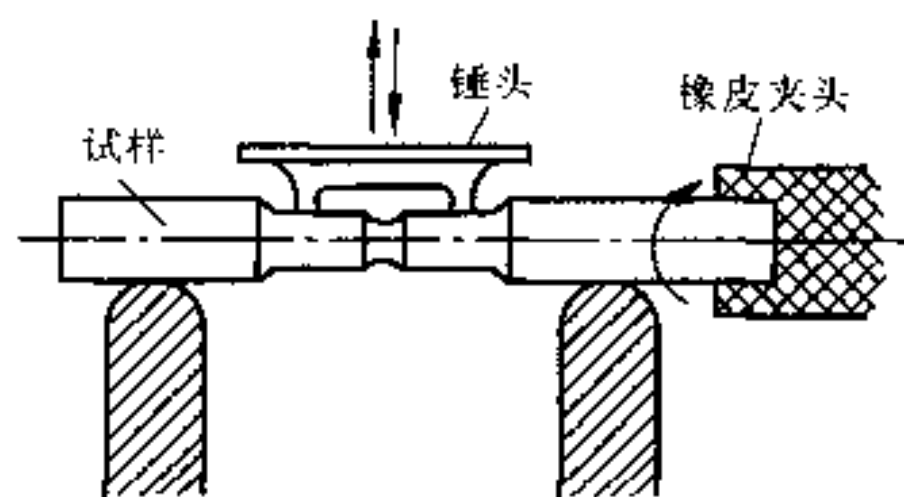


图 1-8 多次冲击弯曲试验示意图

### 1.1.6 疲劳

许多机械零件,如曲轴、齿轮、轴承、叶片和弹簧等,在工作中各点承受的应力随时间作周期性的变化,这种随时间作周期性变化的应力称为交变应力。在交变应力作用下,零件所承受的应力虽然低于其屈服强度,但经过较长时间的工作会产生裂纹或突然断裂,这种现象称为材料的疲劳。据统计,在机械零件失效中大约有 80% 以上的是属于疲劳破坏的。

机械零件之所以产生疲劳断裂,是由于材料表面或内部有缺陷(夹杂、划痕、尖角等)。这些地方的局部应力大于屈服强度,从而产生局部塑性变形而开裂。这些微裂纹随应力循环次数的增加而逐渐扩展,使承载的截面大大减少,以至不能承受所加载荷而突然断裂。

#### 1. 疲劳曲线和疲劳强度



疲劳曲线是指交变应力与循环次数的关系曲线,如图 1-9 所示。曲线表明,金属承受的交变应力越大,则断裂时应力循环次数( $N$ )越少。反之,则  $N$  越大。

同时看到,当应力低于一定值时,试样可经受无限个周期循环而不破坏,此应力值称为材料的疲劳强度,用  $\sigma_r$  表示。对于应力对称循环的疲劳强度用  $\sigma_{-1}$  表示。实际上,材料不可能作无限次交变应力试验。对于黑色金属,一般规定应力循环  $10^7$  周次而不断裂的最大应力称为疲劳极限,有色金属、不锈钢等取  $10^8$  周次。

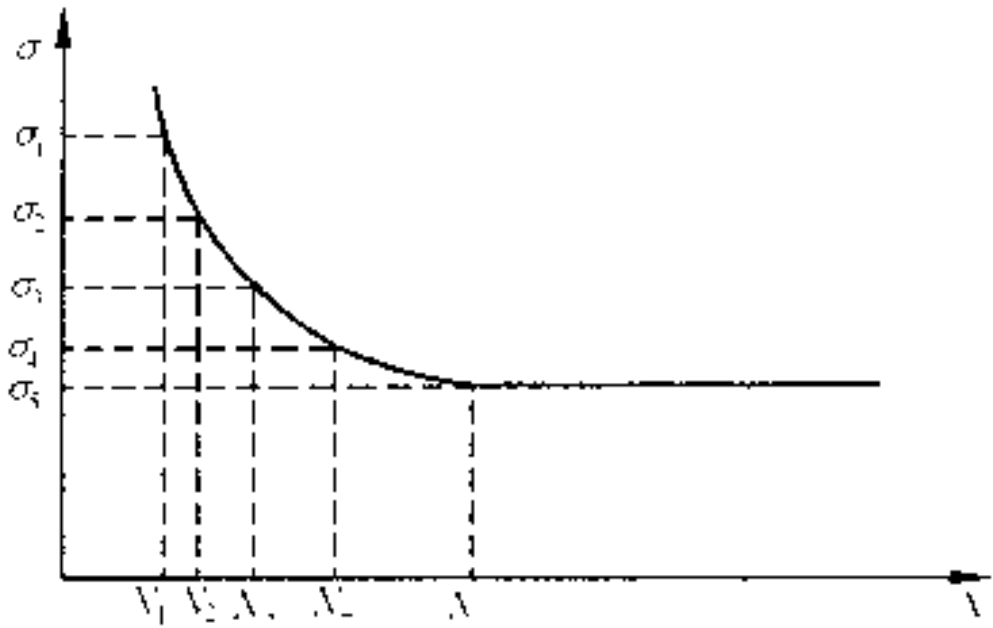


图 1-9 疲劳曲线示意图

### 2. 提高零件疲劳抗力的方法

可通过合理选材,细化晶粒、减少材料和零件的缺陷;改善零件的结构设计,避免应力集中;提高零件的表面光洁度;对零件表面进行强化处理(喷丸处理、表面淬火、渗与镀工艺等)都可提高零件的疲劳强度。

## 1.2 物理和化学性能

### 1.2.1 物理性能

#### 1. 密度

单位体积的物质的质量称为该物质的密度。不同材料的密度不同,如钢为 7.8 左右,陶瓷为 2.2~2.5,各种塑料的密度更小。常用金属的密度见表 1-3。

表 1-3 常用金属的物理性能

金属名称	符号	密度(20℃) (kg/m <sup>3</sup> )	熔点 (℃)	热导率 (W/m·k)	线胀系数 (0~100℃) (10 <sup>-6</sup> /℃)	电阻率 $\rho$ (10 <sup>-6</sup> Ω·cm)
银	Ag	$10.49 \times 10^3$	960.8	418.6	19.7	1.5
铜	Cu	$8.96 \times 10^3$	1 083	393.5	17	1.67~1.68(20℃)
铝	Al	$2.7 \times 10^3$	660	221.9	23.6	2.655
镁	Mg	$1.74 \times 10^3$	650	153.7	24.3	4.47
钨	W	$19.3 \times 10^3$	3 380	166.2	4.6(20℃)	5.1
镍	Ni	$4.5 \times 10^3$	1 453	92.1	13.4	6.84
铁	Fe	$7.87 \times 10^3$	1 538	75.4	11.76	9.7
锡	Sn	$7.3 \times 10^3$	231.9	62.8	2.3	11.5
铬	Cr	$7.19 \times 10^3$	1 903	67	6.2	12.9
钛	Ti	$4.508 \times 10^3$	1 677	15.1	8.2	42.1~47.8
锰	Mn	$7.43 \times 10^3$	1 244	4.98(-192℃)	37	185(20℃)

强度  $\sigma_b$  与密度  $\rho$  之比称为比强度,弹性模量  $E$  与密度  $\rho$  之比为比弹性模量,这都是零件选材的重要指标。

## 2. 熔点

熔点是指材料的熔化温度。陶瓷的熔点一般都显著高于金属及合金的熔点,而高分子材料一般不是完全晶体,所以没有固定的熔点。工业上常用的防火安全阀及熔断器等零件,使用低熔点合金。而工业高温炉、火箭、导弹、燃气轮机、喷气飞机等某些零部件,却必须使用耐高温的难熔材料。

## 3. 导热性

材料传导热量的性能称为导热性,用导热系数  $\lambda$  表示,见表 1-3。导热性好的材料(如铜、铝及其合金)常用来制造热交换器等传热设备的零部件。导热性差的材料(陶瓷、木材、塑料等)可用来制造绝热材料。一般来说金属及合金的导热系数远高于非金属材料。

在制定焊接、铸造、锻造和热处理工艺时,必须考虑材料的导热性,防止材料在加热和冷却过程中形成过大的内应力而造成变形与开裂。

## 4. 导电性

材料传导电流的能力称为导电性。常用其电导率表示,但用其倒数(电阻率)更方便。

通常金属的电阻率随温度的升高而增加。相反,非金属材料的电阻率随温度升高而降低。金属及其合金具有良好的导电性,银的导电性最好,铜、铝次之,故常用做导电材料。但电阻率大的金属可制造电热元件。

高分子材料都是绝缘体,但有的高分子复合材料也有良好的导电性。陶瓷材料虽是良好的绝缘体,但某些成分的陶瓷却是半导体。

## 5. 热膨胀性

材料随着温度变化而膨胀、收缩的特性称为热膨胀性。一般来说,材料受热时膨胀而使体积增大,冷却时收缩而使体积缩小。热膨胀性的大小用线膨胀系数  $\alpha_l$  来表示。表 1-3 列出常见金属的线膨胀系数。体胀系数近似为线胀系数的 3 倍。

一般,陶瓷的热胀系数最低,金属次之,高分子材料的线胀系数最高。

## 6. 磁性

通常把材料能导磁的性能叫做磁性。磁性材料分软磁材料和永磁材料。软磁材料易磁化、导磁性良好,外磁场去除后,磁性基本消失,如电工纯铁、硅钢片等。永磁材料是经磁化后,保持磁场,磁性不易消失,如铝镍钴系和稀土钴等。许多金属,如铁、镍、钴等有较高的磁性,但也有许多金属是无磁性的,如铝、铜、铅、不锈钢等。非金属材料一般无磁性,但最近也出现了磁性陶(铁氧体)等材料。

磁性材料当温度升高到一定值时,磁性消失,这个温度称为居里点,如铁的居里点为  $770^{\circ}\text{C}$ 。

### 1.2.2 化学性能

#### 1. 耐腐蚀性

耐腐蚀性是指材料抵抗各种介质的侵蚀能力。非金属材料的耐蚀性远远高于金属材料。提高材料的耐蚀性,对于节约材料和延长构件使用寿命具有现实的经济意义。

#### 2. 抗氧化性

材料在加热时抵抗氧化作用的能力称为抗氧化性。金属及合金的抗氧化的机理是材料

在高温下迅速氧化后,能在表面形成一层连续而致密并与母体结合牢靠的膜阻止进一步氧化,而高分子材料抗氧化机制则不同。

### 3. 化学稳定性

化学稳定性是材料的耐腐蚀性和抗氧化性的总称。高温下的化学稳定性又称热稳定性。在高温条件下工作的设备(如锅炉、汽轮机、火箭等)上的部件需要选择热稳定性好的材料来制造。

## 1.3 工艺性能

材料工艺性能的好坏,会直接影响制造零件的工艺方法、质量及成本。主要的工艺性能有以下几个方面。

### 1.3.1 铸造性能

材料铸造成型获得优良铸件的能力称为铸造性能。衡量铸造性能的指标有流动性、收缩性和偏析等。

#### 1. 流动性

熔融材料的流动能力称为流动性。它主要受化学成分和浇注温度等影响。流动性好的材料容易充满铸腔,从而获得外形完整、尺寸精确和轮廓清晰的铸件。

#### 2. 收缩性

铸件在凝固和冷却过程中,其体积和尺寸减少的现象称为收缩性。铸件收缩不仅影响尺寸,还会使铸件产生缩孔、疏松、内应力、变形和开裂等缺陷。因此用于铸造的材料其收缩性越小越好。

#### 3. 偏析

铸件凝固后,内部化学成分和组织的不均匀现象称为偏析。偏析严重的铸件各部分的力学性能会有很大的差异,会降低产品的质量。一般来说,铸铁比钢的铸造性能好,金属材料比工程塑料的铸造性能好。

### 1.3.2 锻造性能

锻造性能是指材料是否易于进行压力加工的性能。它取决于材料的塑性和变形抗力。塑性越好,变形抗力越小,材料的锻造性能越好。例如纯铜在室温下就有良好的锻造性能,碳钢在加热状态锻造性能良好,铸铁则不能锻造。热塑性塑料可经挤压和压塑成型,这与金属挤压和模压成型相似。

### 1.3.3 焊接性能

两块材料在局部加热至熔融状态下能牢固地焊接在一起的能力叫做该材料的焊接性。碳钢的焊接性主要由化学成分决定,其中碳含量的影响最大。例如,低碳钢具有良好的焊接性,而高碳钢、铸铁的焊接性不好。某些工程塑料也有良好的可焊性,但与金属的焊接机制及工艺方法不同。

### 1.3.4 热处理性能

所谓热处理就是通过加热、保温、冷却的方法使材料在固态下的组织结构发生改变,从而获得所要求的性能的一种加工工艺。在生产上,热处理既可用于提高材料的力学性能及

某些特殊性能以进一步充分发挥材料的潜力,亦可用于改善材料的加工工艺性能,如改善切削加工、拉拔挤压加工和焊接性能等。常用的热处理方法有退火、正火、淬火、回火及表面热处理(表面淬火及化学热处理)等。

### **1.3.5 切削加工性能**

材料接受切削加工的难易程度称为切削加工性能。切削加工性能主要用切削速度、加工表面光洁度和刀具使用寿命来衡量。影响切削加工性能的因素有工件的化学成分、组织、硬度、导热性和形变强化程度等。一般认为材料具有适当硬度(HBS170~230)和足够脆性时较易切削。所以灰铸铁比钢切削性能好,碳钢比高合金钢切削性好。改变钢的成分和适当热处理能改善切削性能。

## 第二章 材料的结构

材料的成分不同其性能也不同。同一成分的材料可通过改变内部结构和组织状态的方法,改变其性能。组成材料的原子的结构决定了原子的结合方式,按结合方式可将固体材料分为金属、陶瓷和聚合物。根据其原子排列情况,又可将材料分为晶体和非晶体两大类。本章将介绍材料的晶体结构。

### 2.1 材料的结合方式

#### 2.1.1 化学键

组成物质的质点(原子、分子或离子)间的相互作用力叫化学键。由于质点间相互作用情况的不同,形成了不同类型的化学键。物质的化学键主要有离子键、共价键和金属键等。现分别予以介绍。

##### 1. 离子键

当两种电负性相差较大的原子(如碱金属元素与卤族元素的原子)相互靠近时,其中电负性小的原子将失去电子,成为正离子;电负性大的原子将获得电子,成为负离子。两种离子靠静电引力而结合在一起形成离子键。

由于离子键的电荷分布是球形对称的,因此,它在各个方向上和相反电荷的离子相吸引,即无方向性。离子键的另一个特性是无饱和性,即一个离子可以同时和几个异号离子相结合。例如,NaCl 晶体中,每个  $\text{Cl}^-$  离子周围都有 6 个  $\text{Na}^+$  离子,每个  $\text{Na}^+$  离子周围也有 6 个  $\text{Cl}^-$  离子等距离地排列着。离子晶体在空间三个方向上不断延续,就形成了巨大的离子晶体。如图 2-1 为 NaCl 结构。

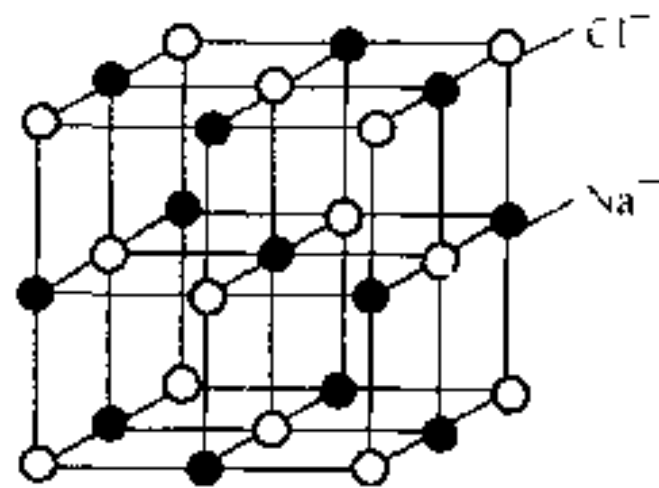


图 2-1 NaCl 晶体结构

离子晶体中,正负离子间有很强的静电吸引力,所以,有较高的熔点。离子晶体如果发生相对移动,将失去电平衡,使离子键遭到破坏,所以以离子键结合的材料是脆性材料。离子的运动不像电子那么容易,所以其导电性很差。

##### 2. 共价键

有些同类原子,例如元素周期表第  $\text{IV}_A$ 、 $\text{V}_A$ 、 $\text{VI}_A$  族中大多数元素或电负性相差不大的原子互相接近时,原子间不产生电子的转移。此时,借共用电子对所产生的力结合,形成共价键。

金刚石、单质硅、碳化硅等属于共价键。实践证明,1 个硅原子与 4 个在其周围的硅原子共享其外壳层能级的电子,使外层能级壳层获得 8 个电子,每个硅原子通过 4 个共价键与 4 个邻近原子结合,如图 2-2。共价键具有方向性。对硅来说,所形成的四面体结构中,每



个共价键之间的夹角约为  $109^{\circ}28'$ 。在外力作用下,原子发生相对位移时,键将遭到破坏,故以共价键结合的材料也是脆性的。为使电子运动产生电流,必须破坏共价键,需加高温、高压,因此,共价键结合的材料具有良好的绝缘性。金刚石中碳原子间的共价键非常牢固,其熔点可高达  $3750^{\circ}\text{C}$ ,是自然界中最坚硬的固体。

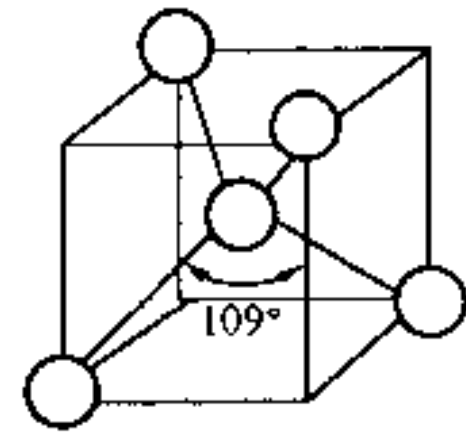


图 2-2 Si 形成的四面体结构

### 3. 金属键

金属原子的结构特点是外层电子少,且易失去。当金属原子相互靠近时,其外层的价电子将脱离原子,而成为自由电子,并为整个金属所共有。它们在整个金属内部运动,形成电子气。这种由金属正离子和自由电子之间相互作用而结合的方式称为金属键。

金属键的模型有两种。一种认为金属原子全部离子化,另一种认为金属键是中性原子间的共价键及正离子与自由电子间的静电引力的复杂结合,如图 2-3 所示。

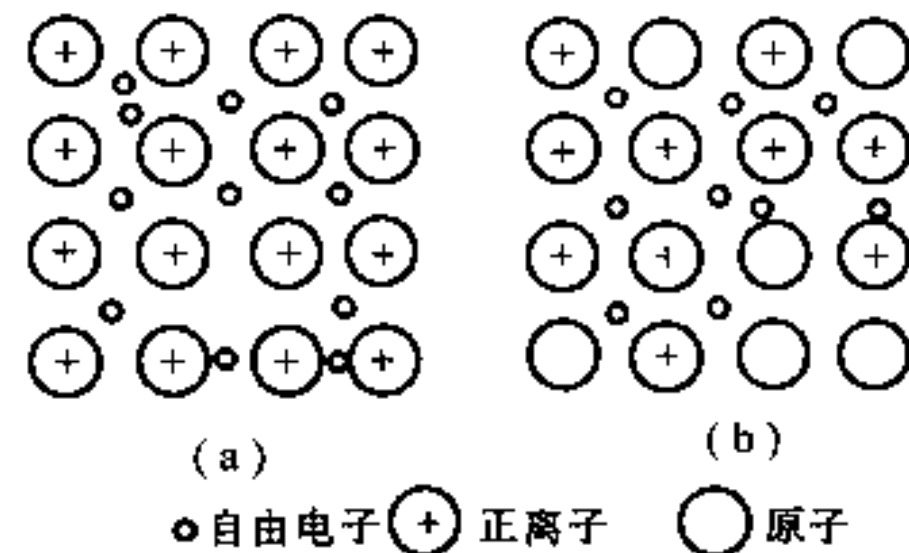


图 2-3 金属键模型

金属键无方向性和饱和性,所以金属的晶体结构大多具有高对称性,利用金属键可解释金属所具有的各种特性。即使金属内部原子面之间产生相对位移,金属键仍旧保持,所以金属具有良好的延展性。在一定的电位差下,自由电子可以在金属中定向运动,而形成电流,显示出良好的导电性能。

随着温度的升高,正离子(或原子)本身振幅增大,将阻碍电子流过,使电阻增大,因此,金属具有正的电阻温度系数。固态下的金属,不仅正离子振动可传递热能,而且电子的运动也能传递热能,所以金属比非金属具有更好的导热性能。金属中自由电子可以吸收可见光的能量,因而金属不透明,而所吸收的能量在电子回复到原来状态时将产生辐射,使金属具有光泽。

### 4. 分子键(范德瓦尔键)

当不易失去或获得电子的原子、分子靠近时,由于各自内部电子不均匀分布产生较弱的静电引力,称为范德瓦尔力。由这种分子力结合起来的键叫分子键或范德瓦尔键。

分子晶体因其结合键能很低,所以其熔点很低。金属及合金以这种键结合的不多,而聚合物通常是链内为共价键结合,而链与链之间则是分子键。

结合键的不同,必然使不同材料表现出不同的特性,见表 2-1。

#### 2.1.2 工程材料的键性

工程上使用的材料中,原子(或离子、分子)间相互作用的性质,有的单纯是一种,更多的是几种键的结合,只有少数是上述 4 种键型的极端情况。如果以 4 种键为顶点,作一个四面体,就可以把工程材料的结合键范围示意在图 2-4 中。

##### 1. 金属材料

金属材料的结合键主要是金属键,也有共价键(如 4 价锡)和离子键(如金属间化合物  $\text{Mg}_3\text{Sb}_2$ )。

##### 2. 陶瓷材料

表 2-1 结合键的特性

	离子键	共价键	金属键
结构特点	无方向性或方向性不明显,配位数大	方向性明显,配位数小,密度小	无方向性,配位数大,密度大
力学性能	强度高,劈裂性良好,硬度大	强度高,硬度大	有各种强度,有塑性
热学性质	熔点高,膨胀系数小,熔体中有离子存在	熔点高,膨胀系数小,熔体中有的含有分子	有各种熔点,导热性好,液态的温度范围宽
电学性质	绝缘体,熔体为导体	绝缘体,熔体为非导体	导体(自由电子)
光学性质	与各构成离子的性质相同,对红外线的吸收强,多是无色或浅色透明的	折射率大,同气体的吸收光谱很不同	不透明,有金属光泽

陶瓷材料的结合键是离子键和共价键,大部分材料以离子键为主。所以陶瓷材料有高的熔点和很高的硬度,但脆性很大。

### 3. 高分子材料

高分子材料又称聚合物,它的结合键是共价键和分子键。由于高分子材料的分子很大,所以分子间的作用力也就很大,因而也具有较好的力学性能。

#### 2.1.3 晶体与非晶体

固态物质按其原子(或分子)的聚集状态可分为晶体和非晶体两大类。当原子(或分子)按一定几何规律作周期性排列而形成的聚集状态,称为晶体。当原子(或分子)为无规则地堆积在一起形成的一种无序的聚集状态,称为非晶体。非晶体的结构状态与液体结构相似,因此,有人称之为被冻结的液体。

非晶体在整体上是无序的,但其原子之间是靠化学键结合在一起的,所以在小范围内观察仍有一定的规律。非晶体的这种小范围的有规律的排列,称为短程有序。而晶体结构中,原子都是有规律的排列,这种有规律的排列称为长程有序。

晶体与非晶体的区别,表现在许多性能方面。非晶态物质无固定的熔点,随着温度的升高,非晶态物质将逐渐软化,最终变为液体。非晶体在各个方向上为各向同性。而晶体有固定的熔点。如纯铁的熔点为  $1538^{\circ}\text{C}$ 、铜的熔点为  $1083^{\circ}\text{C}$ 。单晶体物质在不同方向上具有不同的性能,即各向异性特征。

非晶体结构是短程有序,即在很小的范围内存在有序性,而晶体内部存在缺陷,使之在晶体内部小范围内存在无序性。所以,两者之间尚有共同特点。物质在不同条件下,可形成晶态结构,又可形成非晶态结构。如金属液体在高速冷却条件下,可以得到非晶态金属。玻璃经适当的热处理可形成晶体玻璃。有些物质可以看成是介于有序和无序中间的一种状态,如塑料、液晶等。

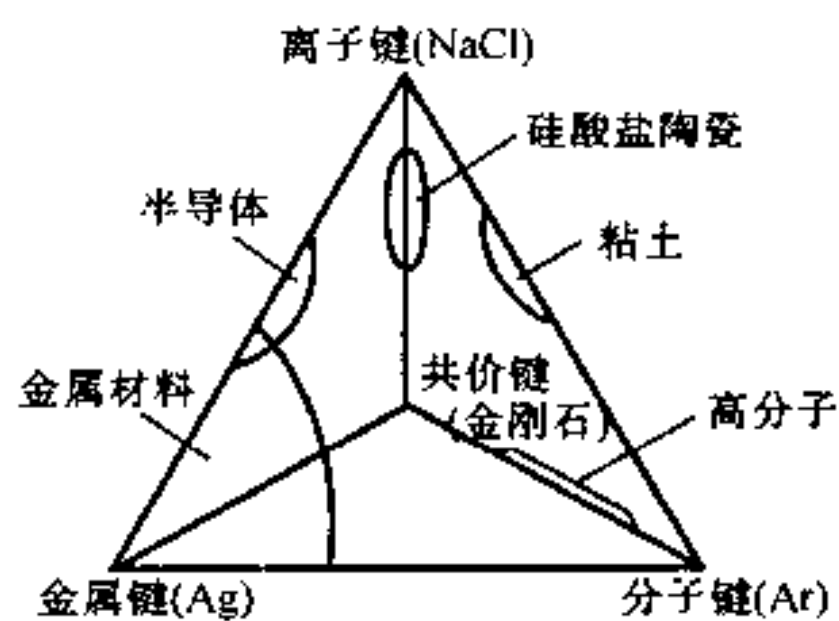


图 2-4 结合键四面体

## 2.2 金属的晶体结构

### 2.2.1 晶体的基本概念

#### 1. 晶格和晶胞

为便于分析各种晶体中的原子排列规律或形式,我们常以通过各原子中心的一些假想联线,把它们在三维空间里的几何排列形式描绘出来,如图 2-5(b)所示。各联线的交点称

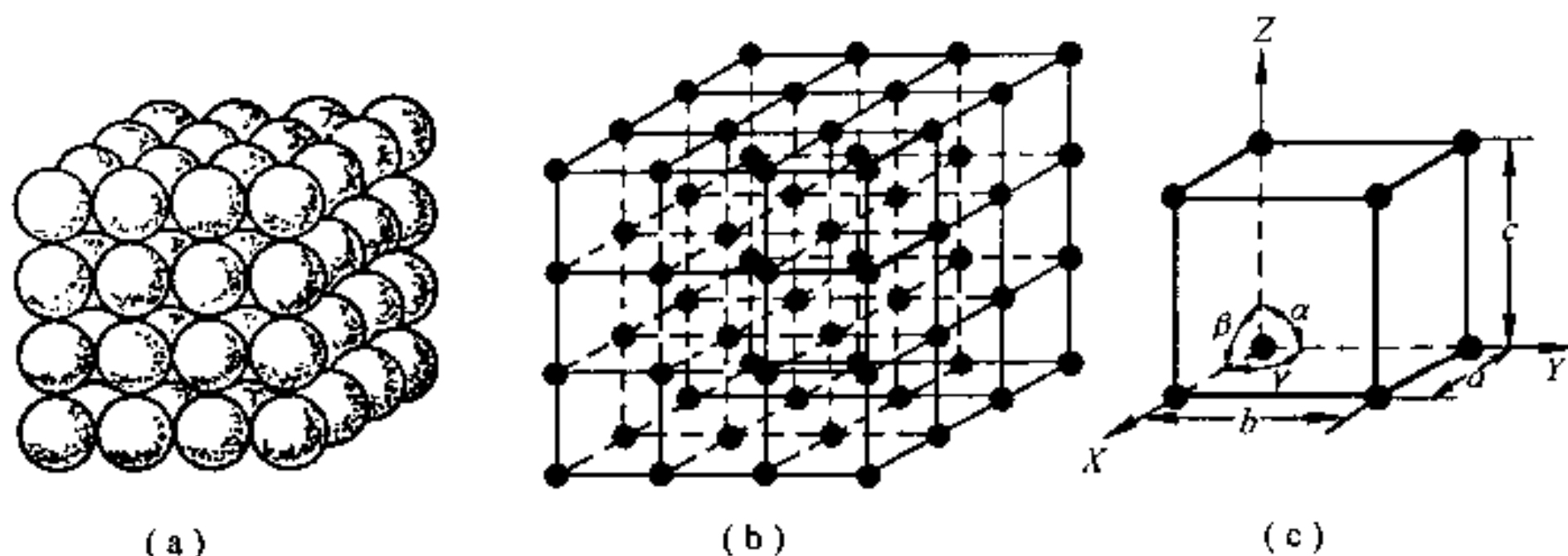


图 2-5 简单立方晶体(a)、晶格(b)及晶胞(c)示意图

为“结点”,在结点上的小圆圈(或黑点)表示各原子的中心位置,我们把这种表示晶体中原子排列形式的空间格子叫“晶格”(或称为点阵)。从晶格中可以确定一个最基本的几何单元来表明其排列形式的特征,即晶胞如图 2-5(c)所示。晶胞是组成晶格的最基本的几何单元。晶胞的各边尺寸  $a$ 、 $b$ 、 $c$  叫晶格常数,其大小以  $\text{\AA}$  ( $1 \text{\AA} = 10^{-10} \text{m}$ ) 计;晶胞各边相互之间的夹角分别以  $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\gamma$  表示。图 2-5 中的晶格常数  $a = b = c$ ,  $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$ , 称为简单立方晶胞。

#### 2. 晶系

各种晶体物质的晶格形式及晶格常数主要由原子结构、原子间的结合力(或结合键)的性质决定。因晶格形式和晶格常数不同,可将所有的晶体分为 7 种晶系,如表 2-2。

表 2-2 晶系

晶 系	棱边长度及夹角关系	举 例
三 斜	$a \neq b \neq c, \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$	$\text{K}_2\text{C}_2\text{O}_7$
单 斜	$a \neq b \neq c, \alpha = \gamma = 90^\circ \neq \beta$	$\beta\text{-S}, \text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$
正 交	$a \neq b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	$\alpha\text{-S}, \text{Ca}, \text{Fe}_3\text{C}$
六 方	$a_1 = a_2, a_3 \neq c, \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$	$\text{Zn}, \text{Cd}, \text{Mg}, \text{NiAs}$
菱 方	$a = b = c, \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	$\text{As}, \text{Sb}, \text{Bi}$
四 方	$a = b \neq c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	$\beta\text{-Sn}, \text{TiO}_2$
立 方	$a = b = c, \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	$\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Cu}, \text{Ag}, \text{Au}$

#### 3. 晶格尺寸和原子半径

晶格尺寸,即晶格常数。

原子半径通常是指晶胞中原子密度最大方向上相邻两原子之间距离的一半。目前尚不能从理论上精确地计算出原子半径。实验表明,原子半径的大小随外界条件、结合键、配位数等因素而变化,并随价电子数的增加先减小后增加。

#### 4. 晶胞所含原子数

晶胞原子数是指一个晶胞内所包含的原子数目。晶体由大量晶胞堆砌而成,故处于晶胞顶角或晶面上的原子就不会为一个晶胞所独有,只有晶胞内的原子才为晶胞所独有。不同晶体结构有不同的原子数与之相对应。

#### 5. 配位数和致密度

晶体中原子排列的紧密程度是反映晶体结构特征的一个重要因素,通常用配位数和致密度这两个参数表示原子排列的紧密程度。

配位数是指晶体结构中,与任一原子最近邻,并且等距离的原子数。

致密度( $K$ )是晶胞中原子所占的体积分数。表示为

$$K = nv/V$$

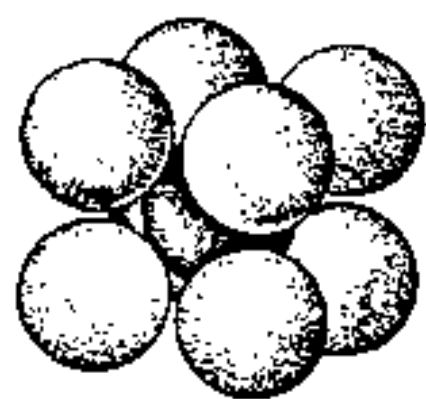
式中: $n$  为晶胞原子数; $v$  为原子体积; $V$  为晶胞体积。

### 2.2.2 常见金属的晶格类型

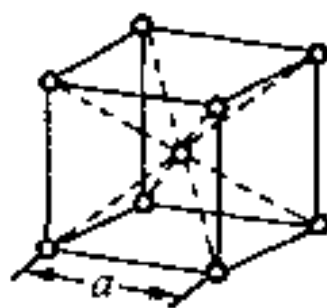
金属晶体大多具有紧密排列的趋向,以致原子排列组合形式的数目大为减少,只有少数几种高对称性的晶格形式。在金属元素中,约有 90% 以上的金属晶体属于以下三种晶格形式。

#### 1. 体心立方晶格

体心立方晶体的晶胞,如图 2-6 所示,是由 8 个原子构成的立方体。立方体的中心还有 1 个原子,其晶格常数  $a = b = c$ ,故通常只用一个常数  $a$  表示。由图可知沿晶胞体对角线方向原子紧密排列,故可计算出其原子半径为  $r = \frac{\sqrt{3}}{4}a$ 。



(a) 模型



(b) 晶胞



(c) 晶胞原子数

图 2-6 体心立方晶胞示意图

因晶胞每个顶点上的原子为其周围 8 个晶胞所共有,实际上每个体心立方晶胞包含的原子数为  $\frac{1}{8} \times 8 + 1 = 2$  个。

晶胞中每个原子最近邻的原子数为 8,所以其配位数为 8。

致密度计算如下:

$$K = nv/V = \frac{2 \times \frac{4}{3}\pi r^3}{a^3} = 0.68(\text{或 } 68\%)$$

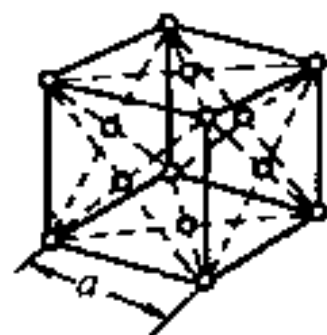
属于这类晶格的金属有  $\alpha$ -Fe、Cr、Mo、W、V、Nb 等。

## 2. 面心立方晶格

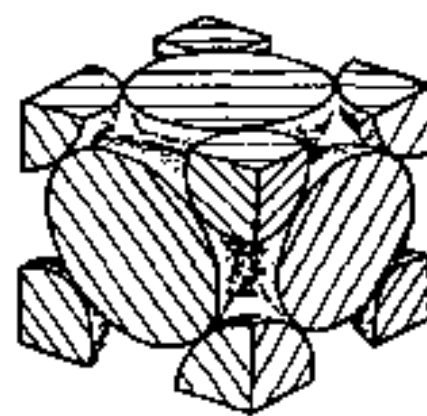
面心立方晶格的细胞,如图 2-7 所示,它也是由 8 个原子构成的立方体。立方体的每一个面的中心还各有 1 个原子,其晶格常数  $a=b=c$ ,故通常也用一个常数  $a$  表示。



(a) 模型



(b) 晶胞



(c) 晶胞原子数

图 2-7 面心立方晶胞示意图

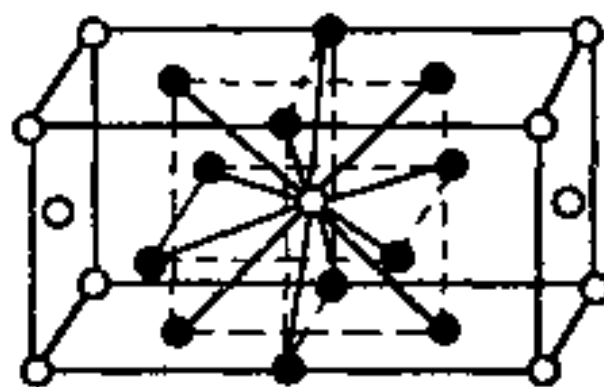
由图 2-7 显然可以看出,这种晶胞中的每个面对角线上原子排列最紧密,故可计算出其原子半径  $r = \frac{\sqrt{2}}{4}a$ 。

晶胞中每个顶点的原子为 8 个晶胞所共同拥有,立方体每个面心上的原子为两个晶胞共同拥有,所以该晶胞的原子数为  $\frac{1}{8} \times 8 + \frac{1}{2} \times 6 = 4$ (个)。

由图 2-8 可知面心立方晶胞中任一原子与之最近邻的原子数为 12 个,故其配位数为 12。

致密度计算如下:

$$K = \frac{nv}{V} = \frac{4 \times \frac{4}{3}\pi r^3}{a^3} = 0.74(\text{或 } 74\%)$$



属于这类晶格的金属有  $\gamma$ -Fe、Ni、Al、Cu、Pb、Au、Rh 等。

## 3. 密排六方晶格

密排六方晶格的晶胞,如图 2-9 所示,是一个正六棱柱。它不仅在由 12 个原子所构成的简单六方体的上下两个六边形底面的中心各有 1 个原子,而且在两个六边形底面中间还有 3 个原子(在六棱柱体内)。其晶格常数用正六边形底面的边长  $a$  和晶胞高度  $c$  表示,二者的比值  $c/a = 1.633$ 。

密排六方晶胞的原子半径  $r = \frac{1}{2}a$ ;晶胞原子数为  $\frac{1}{6} \times 12 + \frac{1}{2} \times 2 + 3 = 6$ (个);配位数为 12;致密度为 0.74(或 74%)。

属于这类晶格结构的金属有 Mg、Zn、Be、Cd 等。

### 2.2.3 立方晶系的晶面、晶向指数

晶体中各种方位上的原子面叫晶面,各个方向上的原子列叫晶向。在研究金属晶体结构的细节及其性能时,需要分析各种晶面或晶向上的原子分布的特点。因此,必须给各种晶面和晶向定出一定的符号,以表示它们在晶体中的方位或方向,便于分析。晶面和晶向的这种符号分别叫做晶面指数和晶向指数。



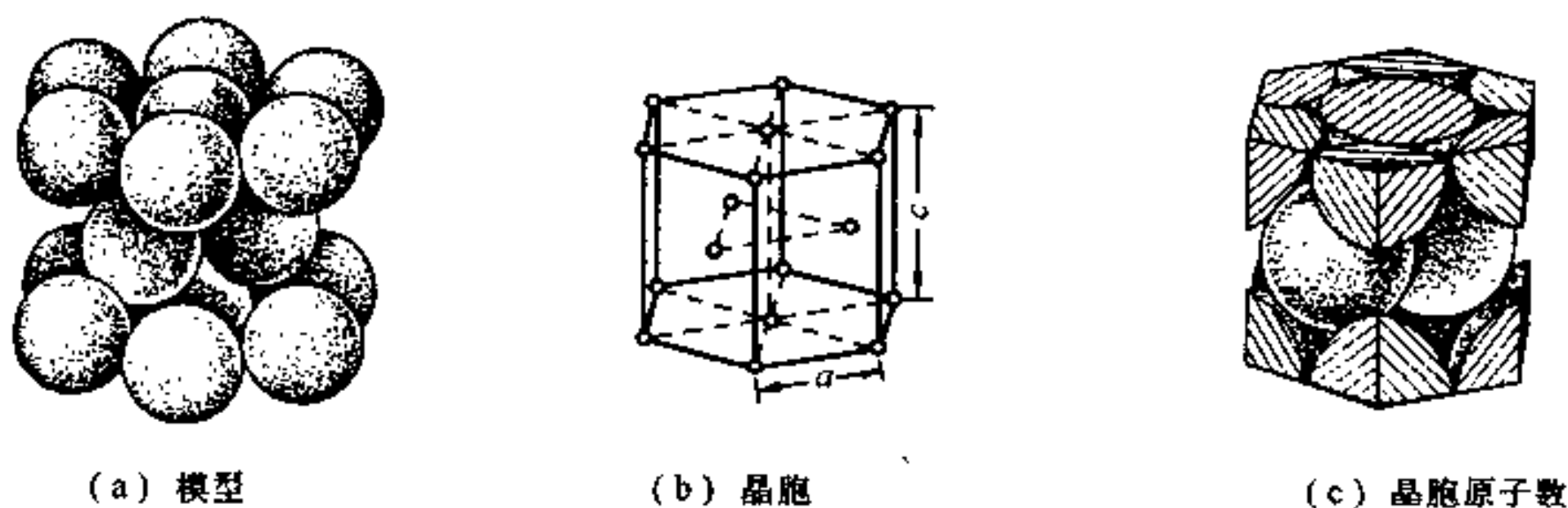


图 2-9 密排六方晶格示意图

### 1. 晶面指数

确定一个晶面的晶面指数,按下面三个步骤进行。

(1)以晶格中某一原子为原点(注意不要把原点放在所求的晶面上),以晶胞的三个棱边作三维坐标的坐标轴,以相应的晶格常数为度量单位,求出所求晶面在三个坐标轴上的截距。

(2)求三个截距值的倒数。

(3)将所得的数值化为最简整数,并用圆括号“( )”括起,即为晶面指数。

晶面指数的一般形式为 $(hkl)$ 。

在立方晶格中,具有特殊意义的晶面如图 2-10 所示,即 $(100)$ 、 $(110)$ 和 $(111)$ 三种晶面。这里要注意的是,所谓晶面指数,并非仅指一晶体中的某一个晶面,而是泛指晶格中所有那些与之相平行的晶面。此外,在一种晶格中,如果某些晶面,虽然它们的位向不同,但是各晶面中的原子排列方式是相同的,如 $(100)$ 、 $(010)$ 和 $(001)$ 等。若无需区别时,则可把这些原子排列方式相同的晶面统一用其中的一组数表示,并加以“ $\{ \}$ ”,如 $\{100\}$ ,称之为晶面族。

### 2. 晶向指数

晶向指数的确定方法按如下步骤进行。

(1)以晶胞中某原子为原点确定三维坐标系,通过原点作平行于所求晶向的直线。

(2)以相应的晶格常数为单位,求直线上任意一点的三个坐标值。

(3)将所求坐标数值化为最简整数,加一方括号“ $[ \ ]$ ”括起,即为晶向指数。

晶向指数的一般形式为 $[hkl]$ 。

在立方晶系中,最具有意义的晶向如图 2-11 所示,即 $[100]$ 、 $[110]$ 、 $[111]$ 等。与晶面指数表示方法类似,如 $[100]$ 、 $[010]$ 、 $[001]$ 等具有相同原子排列的晶向,若无必要区分时,可用其中的一组数表示,并加括号“ $\langle \rangle$ ”括起,即 $\langle 100 \rangle$ ,称之为晶向族。

由图 2-10 和图 2-11 对比可以看出,在立方晶格中,凡指数相同的晶面指数和晶向指数是相互垂直的。

### 3. 晶面及晶向的原子密度

所谓晶面原子密度就是单位面积中的原子数。晶向原子密度就是单位长度上的原子数。在各种晶格中,不同晶面和晶向上的原子密度都是不同的。如表 2-3 为体心立方晶格中各主要晶面和晶向的原子密度。

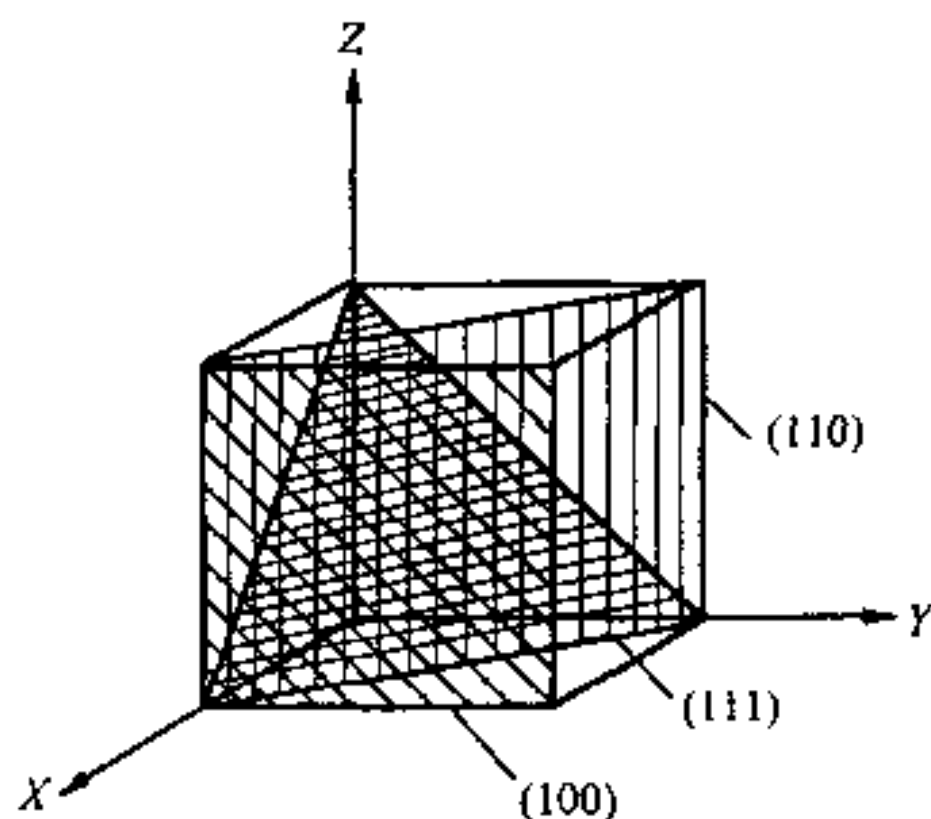


图 2-10 立方晶格中的一些晶面

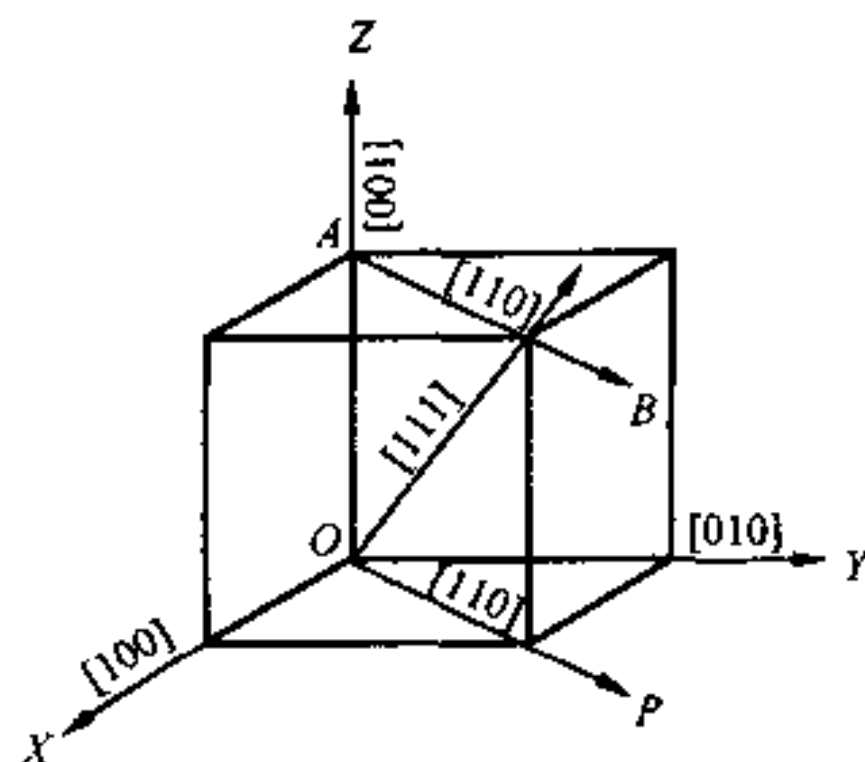


图 2-11 立方晶格中的一些晶向

表 2-3 体心立方晶格中各主要晶面和晶向的原子密度

晶面指数	晶面示意图	晶面密度 (原子数/面积)	晶向指数	晶向密度 (原子数/长度)
{100}		$\frac{\frac{1}{4} \times 4}{a^2} = \frac{1}{a^2}$	$\langle 100 \rangle$	$\frac{\frac{1}{2} \times 2}{a} = \frac{1}{a}$
{110}		$\frac{\frac{1}{4} \times 4 + 1}{\sqrt{2}a^2} = \frac{1.4}{a^2}$	$\langle 110 \rangle$	$\frac{\frac{1}{2} \times 2}{\sqrt{2}a} = \frac{0.7}{a}$
{111}		$\frac{\frac{1}{6} \times 3}{\frac{\sqrt{3}}{2}a^2} = \frac{0.58}{a^2}$	$\langle 111 \rangle$	$\frac{\frac{1}{2} \times 2 + 1}{\sqrt{3}a} = \frac{1.16}{a}$

从表中可见,在体心立方晶格中,具有最大原子密度的晶面为{110},具有最大原子密度的晶向为 $\langle 111 \rangle$ 。同样,通过计算可知,面心立方晶格中,具有最大原子密度的晶面为{111},具有最大原子密度的晶向为 $\langle 110 \rangle$ 。

#### 4. 晶体的各向异性

由于晶体在不同晶面和晶向上的原子密度不同,因而晶体在不同晶面和方向上的性能就一定有差异。晶体的这种“各向异性”的特点,是它区别于非晶体的最重要的标志。

晶体的各向异性不仅在物理性能、化学性能和力学性能上有所表现,而且在酸中的溶解速度等诸多方面都有所表现。在生产中应用晶体的各向异性可获得性能优异的产品。

在工业金属材料中,通常见不到它们具有各向异性的特征,这是因为实际晶体与理想的单晶体相差较远的缘故。下面将进一步讨论实际金属结构。

#### 2.2.4 多晶体结构

如果一块晶体其内部晶格位向完全一致时,我们称该晶体为单晶体。前面我们讨论的

都是指在单晶体条件下的情况。而在工业金属材料中,除非是专门制作,否则,哪怕是很小的一块金属也包含着许许多多的小晶体。每个小晶体的内部,晶格位向都是均匀一致的,而每个小晶体之间,彼此位向不同,如图 2-12 所示。其中每个小晶体的外形多为不规则的颗粒状,故通常把它们叫做晶粒。晶粒与晶粒之间的界面叫晶界。这种实际上由多晶粒组成的晶体结构,我们称之为多晶体。

在钢铁材料中,晶粒的尺寸一般在  $10^{-1} \sim 10^{-3} \text{ mm}$  左右,必须在显微镜下才能看到。在显微镜下所观察到的金属中的各种晶粒的大小、形态和分布叫做显微组织。

在每个晶粒的内部,实际晶格位向也不是非常理想,即每个晶粒内部的晶格位向在不同区域上还有微小的差别,一般仅  $10 \sim 20'$  左右,最大达  $1 \sim 2^\circ$ 。这些在晶格位向上彼此有微小差别的晶内小区域叫做“亚晶”。因其尺寸较小,所以须经高倍显微镜或电子显微镜下才能观察到。

### 2.2.5 晶体缺陷

实际晶体中存在着大量的缺陷,这些缺陷按其几何特点可分为点缺陷、线缺陷和面缺陷。

#### 1. 点缺陷

当晶体中某些原子获得足够高的能量,就可以克服周围原子的束缚,而离开原来的平衡位置,形成空结点,称为空位。与此同时,在某个晶格间隙可能挤进了原子,形成了间隙原子。另外,材料中总存在着一些其它元素或杂质,它们可以占据间隙位置,而形成间隙原子;也可能占据原来原子的位置,成为置换原子。如图 2-13 所示。空位、间隙原子以及置换原子,破坏了原子的平衡状态使晶格发生扭曲——晶格畸变。

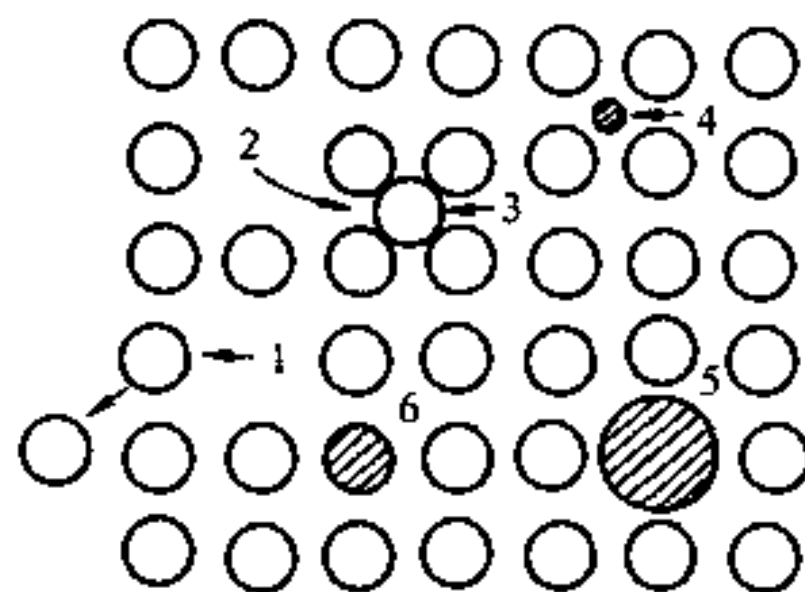


图 2-13 晶体中的点缺陷

点缺陷的存在,使晶体内部运动着的电子发生散射,使电阻增大。点缺陷数目的增加,使晶体的密度减小。过饱和的点缺陷可提高材料的强度和硬度,但降低了材料的塑性和韧性。

#### 2. 线缺陷

晶体中的线缺陷是各种类型的位错。它是晶体中的一列或数列原子发生有规则的错排现象。位错种类很多,但最简单、最基本的类型有两种,一种是刃型位错,另一种是螺型位错。如图 2-14 为常见的一种刃型位错,图中  $EF$  线即为位错线。刃型位错分为正刃位错和负刃位错。图 2-15 为一种螺型位错,图中  $BC$  线为位错线,螺型位错根据其螺旋方向,分为左螺旋位错和右螺旋位错。

晶体中位错的数量,通常用位错密度来表示,即

$$\rho = S/V(\text{cm}/\text{cm}^3)$$

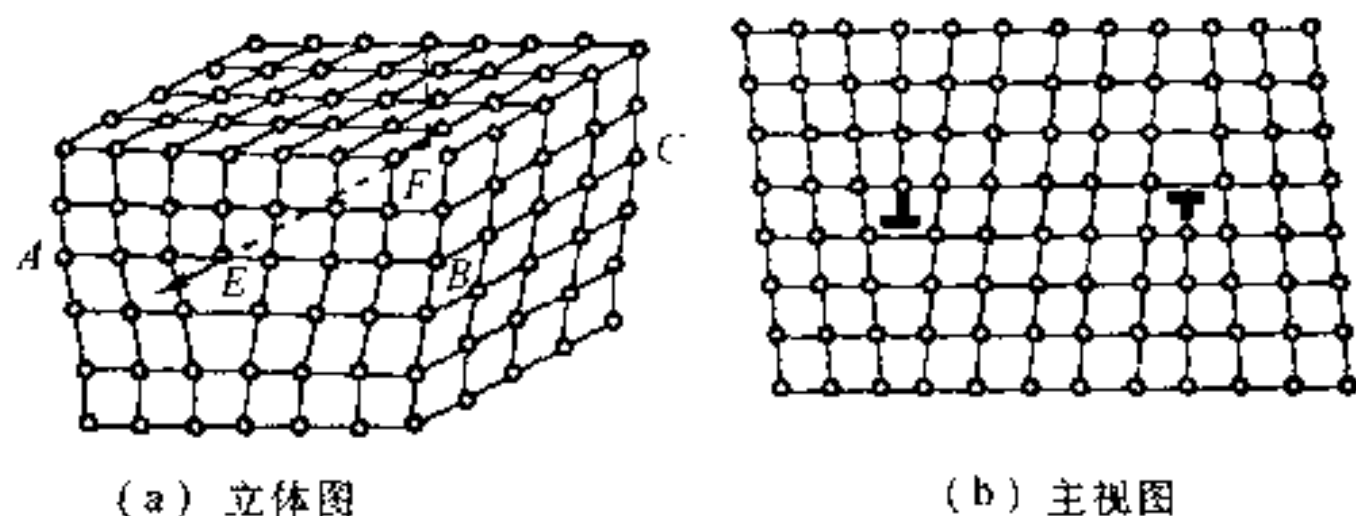


图 2-14 刃型位错示意图

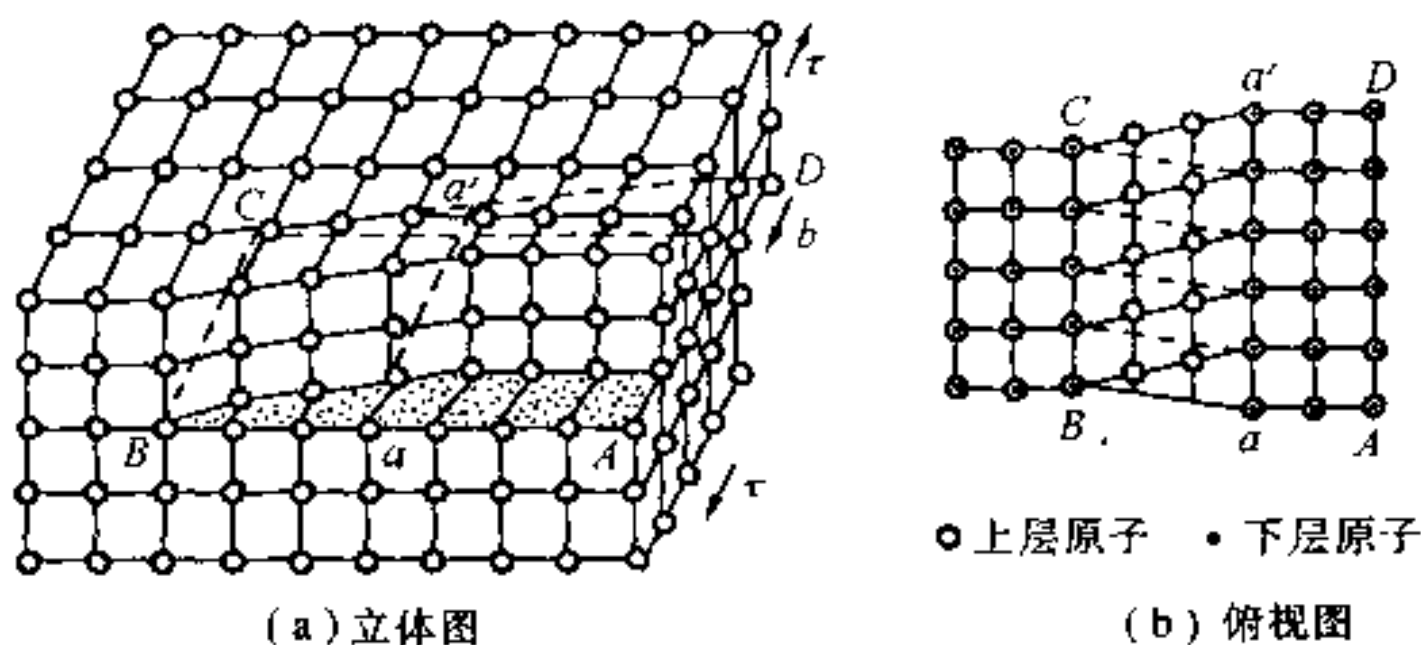


图 2-15 螺型位错示意图

式中： $V$  是晶体的体积； $S$  是该晶体中位错线的总长度。

金属中位错数量很多，甚至相互连接呈网状分布。位错密度约为  $10^6 \sim 10^{12} \text{ cm/cm}^3$ ，在充分退火的金属中其位错密度约为  $10^6 \text{ cm/cm}^3$ ，冷变形金属中位错密度可达  $10^{12} \text{ cm/cm}^3$ 。

位错能引起晶格畸变，位错与晶体中的其它缺陷也会发生交互作用，所以位错的存在对金属的很多性能会产生重大影响。图 2-16 为位错密度与金属强度的关系。从图中可以看出，理想晶体的强度很高，但位错的存在使强度大大下降，当位错数量大量增加以后，强度又提高。事实上，没有缺陷的晶体很难得到。实际生产中一般是采用增加位错的方法提高强度（如加工硬化），但同时也使材料的塑性下降。

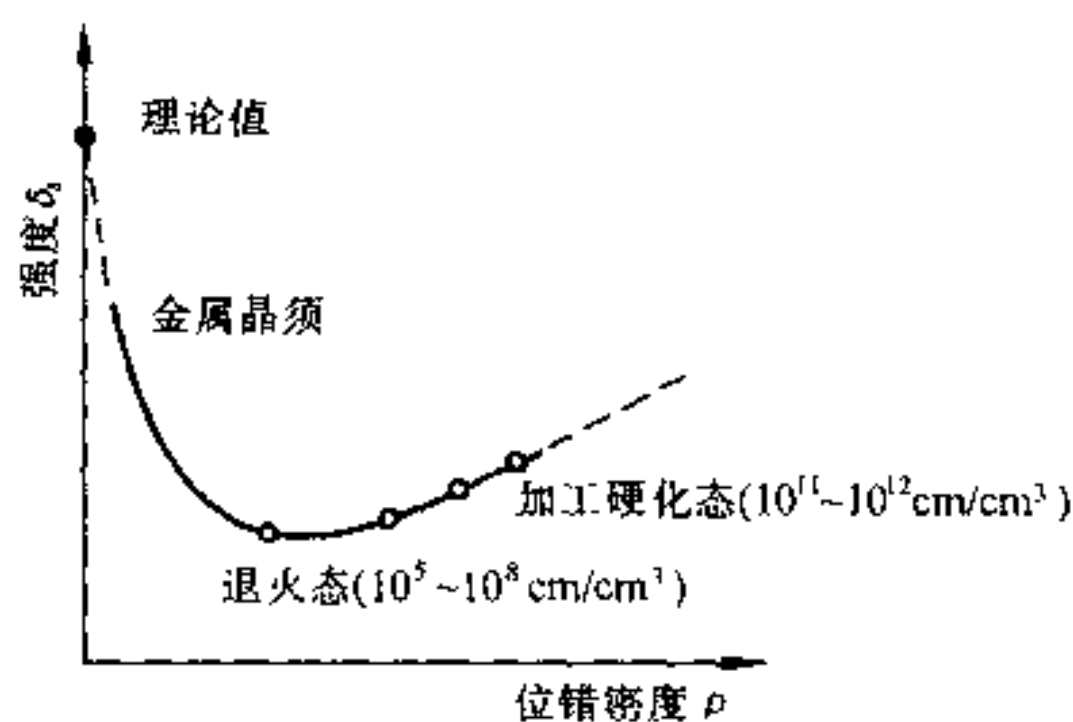


图 2-16 金属强度与位错密度的关系

### 3. 面缺陷

面缺陷即晶界和亚晶界，现分别介绍如下。

#### (1) 晶界

金属中各晶粒位向不同，晶粒之间的交界面就是晶界。晶界的宽度约为 5~10 个原子间距。晶界处原子排列呈不规则状态，晶格畸变很大。如图 2-17(a)所示。

#### (2) 亚晶界

由于晶粒内部原子排列不是非常理想，而是由许多位向差很小的小晶块所组成。这些小晶块称为亚晶粒，尺寸约为  $10^{-4} \sim 10^{-6} \text{ cm}$ ，亚晶粒的交界面称为亚晶界。如图 2-17(b)



所示。

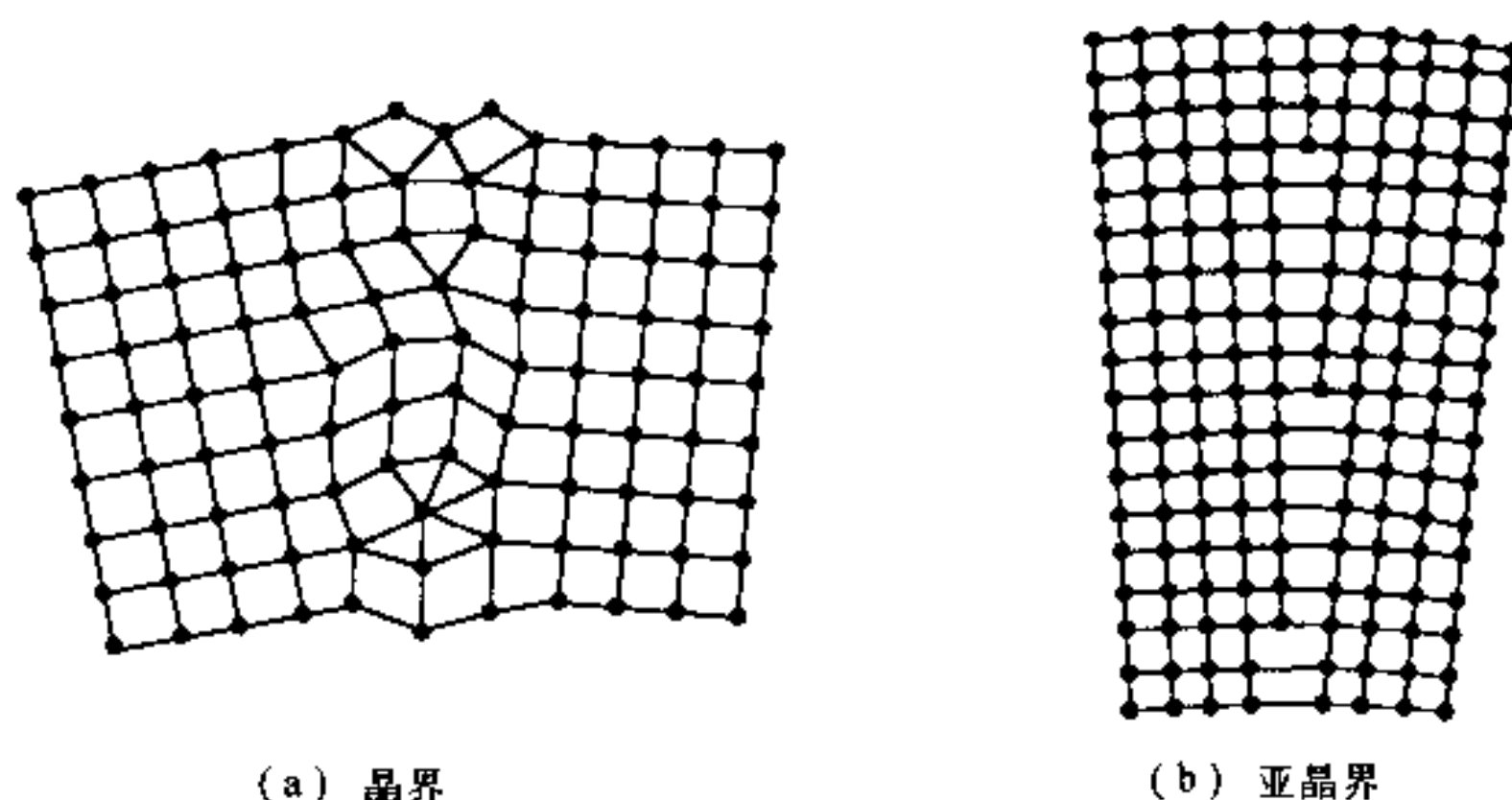


图 2-17 面缺陷示意图

通常晶粒与晶粒之间的位向差较大,亚晶粒之间的位向差很小。位向差大于  $10^{\circ} \sim 15^{\circ}$  的晶界称为大角度晶界。位向差很小的亚晶界为小角度晶界,其结构形式可以看成是位错的规则排列。

面缺陷能提高金属材料的强度和塑性,增加面缺陷的数量(细化晶粒)是改善金属力学性能的有效手段。

## 2.3 合金的相结构

通过熔炼、烧结或其它方法,将两种或两种以上的金属元素或金属与非金属元素结合在一起所形成的具有金属特性的物质称为合金。由于纯金属的力学性能很低,所以工程上所使用的材料均以合金为主,如铁碳合金(钢和铸铁)、黄铜等。

组成合金的元素相互作用会形成各种不同的相。相是指合金中具有同一化学成分、同一结构和原子聚集状态,并以界面相分开的、均匀的组成部分。若合金是由成分、结构都相同的同一种晶粒构成的,各晶粒之间虽有界面分开,仍属于同一种相。若合金是由不同成分、结构的晶粒构成,它们将属于不同的几种相。固态纯金属中一般是一个相,合金则可能是几个相。如铁碳合金室温下有二个相,即铁素体和渗碳体。合金会由于形成条件不同,各相可以以不同的数量、形状、大小和分布方式组合。这样我们可用肉眼或显微镜观察到各种不同的组织。所谓组织是指用肉眼或显微镜观察到的不同组成相的形状、尺寸、分布及各相之间的组合状态。

合金的性能一般由组成合金各相的成分、结构、形态、性能及各相的组合形式共同决定。因此,我们必须首先要了解合金中的相结构。固态合金中的相,可分成两大类即固溶体和金属间化合物。

### 2.3.1 固溶体

所谓固溶体是指以合金中某一组元为溶剂,在其晶格中溶入其它组元原子(溶质)后形成的一种合金相。其特征是仍保持溶剂的晶格类型。固溶体一般用  $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\gamma$ ...来表示。



## 1. 固溶体的分类

按照溶质原子在溶剂晶格中的分布情况不同,固溶体可分为间隙固溶体和置换固溶体。

### (1) 间隙固溶体

溶质原子在溶剂晶格中占据晶格的间隙位置,所形成的固溶体称为间隙固溶体,如图 2-18 所示。由于溶剂晶格间隙尺寸较小且又有限,而能形成间隙固溶体的溶质原子的尺寸虽然较小,但仍比间隙尺寸要大。所以溶质原子的溶入,造成溶剂晶格的畸变,必然造成晶格的不稳定。当晶格中溶质溶入量达到一定数值时,溶质就不能继续溶入,所以间隙固溶体的溶解度是有限的,也称之为有限固溶体。

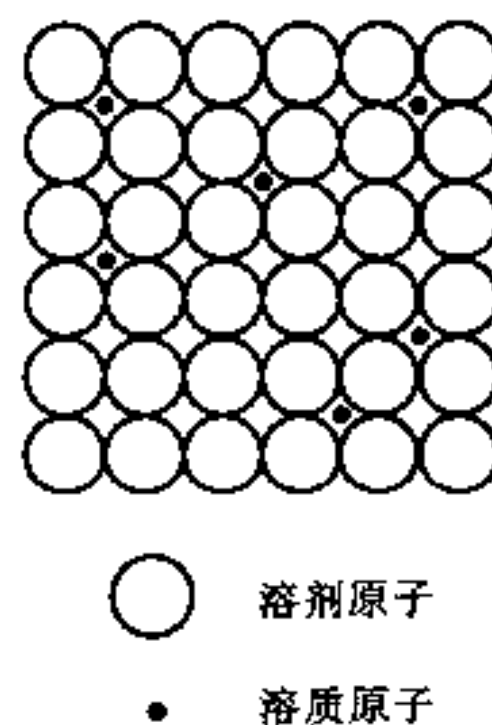


图 2-18 间隙固溶体示意图

### (2) 置换固溶体

溶质原子代替一部分溶剂原子,占据着溶剂晶格中的某些节点位置所形成的固溶体称为置换固溶体,如图 2-19 所示。

置换固溶体中溶质原子的分布通常是任意的,这种固溶体常称为无序固溶体。在某些条件下,如 Cu-Au 合金中,当铜原子数和金原子数的比为 1:1 或 3:1 时,在缓慢冷却到某一温度以下,两种元素的原子将按图 2-20 所示的方式作有规则的排列。这种固溶体称为有序固溶体。无序固溶体转变为有序固溶体的过程称为有序化。发生有序化转变的临界温度称为有序化温度。当固溶体有序化时,将使固溶体的某些物理性能(如比热、电阻率等)和力学性能发生显著的改变,主要是硬度、脆性增加,塑性和电阻率急剧下降。

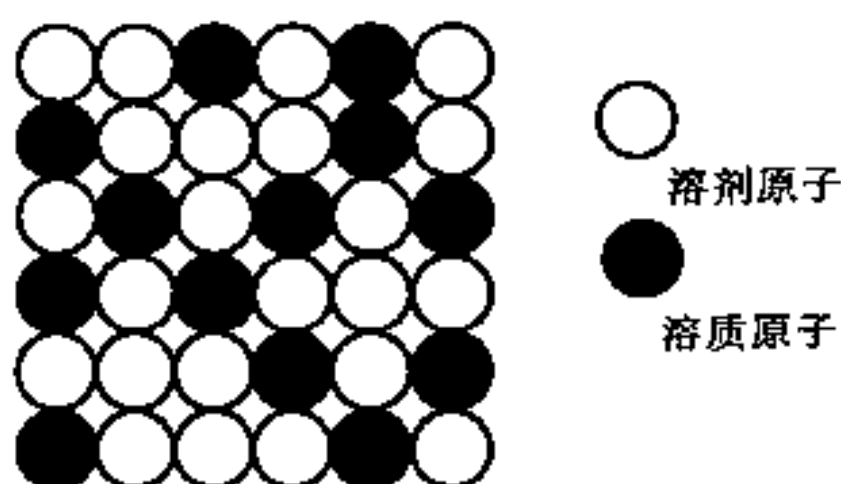


图 2-19 置换固溶体示意图

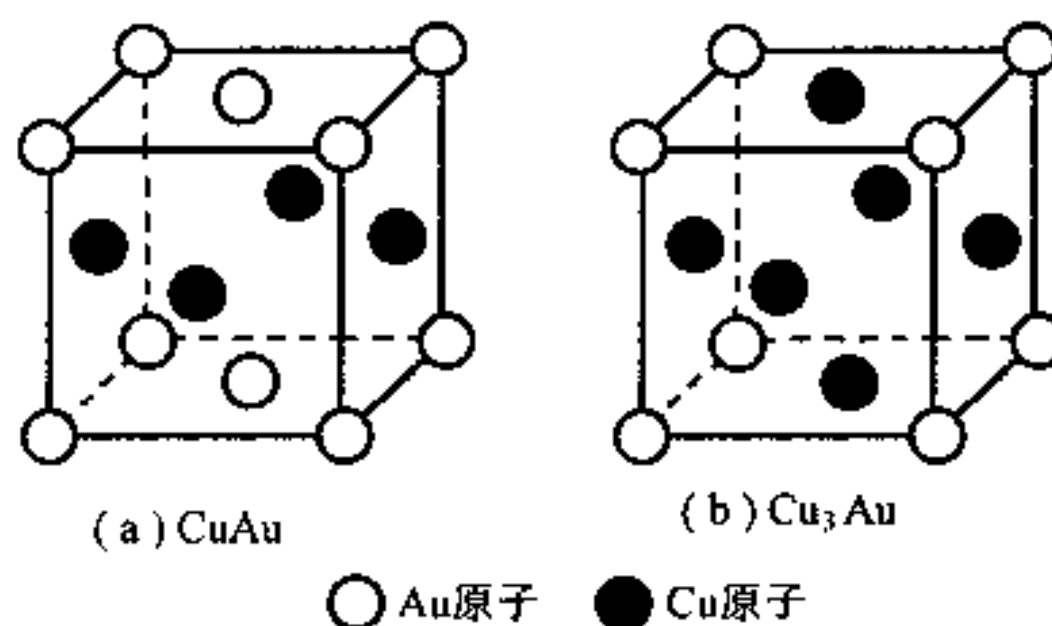


图 2-20 CuAu 和 Cu<sub>3</sub>Au 固溶体的晶格结构示意图

## 2. 固溶体的固溶度

在一定条件下溶质元素在固溶体中的极限浓度叫做溶质元素在固溶体中的固溶度。

通常,溶质元素在固溶体中所能达到的极限浓度不可能是 100%, 即其溶解度是有一定限制的。这种固溶体叫有限固溶体。但是,在某些元素之间,可以形成任何成分比例的固溶体,即不存在极限浓度的限制,称之为无限固溶体。

显然,只有在溶剂与溶质元素之间形成置换固溶体时,才有可能形成无限固溶体,而对于间隙固溶体,只能形成有限固溶体。

影响固溶体固溶度的因素很多,主要有以下几方面。

### (1) 元素的晶体结构

晶体结构类型相同是元素之间形成无限固溶体的必要条件。晶体结构相同,则固溶度越大,反之则越小。

### (2)原子尺寸因素

溶剂原子半径  $r_A$  与溶质原子半径  $r_B$  的相对差  $(r_A - r_B)$ ,对固溶体的固溶度起着重要影响。当  $(r_A - r_B)/r_A$  不超过 14% ~ 15% 时有利于大量固溶,若超过 14% ~ 15% 时固溶度则非常有限。

### (3)电负性因素

两元素之间的电负性相差越大,化学亲和力越大,生成的化合物就越稳定。两元素间的电负性相差越小,越易形成固溶体,且所形成固溶体的固溶度与电负性因素是相对应的。电负性相差越小,固溶度越大。

### (4)电子浓度因素

合金中,价电子数目与原子数目的比值称为电子浓度。研究表明,在尺寸有利的条件下,溶质原子价越高,固溶度越小。一定形式的固溶体只能稳定存在于一定的电子浓度范围之内。

## 3. 固溶体的性能

当溶质含量较少时,固溶体的性能与溶剂基本相同。随着溶质含量的升高,固溶体的性能将发生明显的改变。即随着溶质含量的增多,固溶体的强度、硬度升高,而塑性、韧性有所下降,电阻率逐渐升高,导电性能逐渐下降,磁矫顽力升高等等。

通过溶入某种溶质元素形成固溶体,而使金属的强度、硬度升高的现象称为固溶强化。固溶强化的产生是由于溶质原子溶入后,引起溶剂晶格的畸变,使金属变形困难的缘故,这是材料的一种主要强化途径。在合金中,固溶体一般作为基体相。

### 2.3.2 金属间化合物

合金中,当溶质含量超过固溶体的固溶度时,将出现新相。若新相的晶格结构与合金中另一组成元素相同,则新相是以另一组成元素为溶剂的固溶体。若新相的晶格结构不同于任一组成元素,则新相将是组成元素之间相互作用而生成的另一种新相。其成份在相图中位于组元 A、B 为溶剂的固溶体的最大固溶度之间,故称之为中间相。中间相的结合键主要为金属键,兼有离子键、共价键。因此,中间相具有金属性质,又称金属间化合物。

金属间化合物可以成为合金的基本组成相。金属间化合物一般具有复杂的晶体结构,熔点高,硬而且脆。当合金中出现金属间化合物的时候,通常能提高合金的强度、硬度以及耐磨性,但会降低合金的塑性和韧性。金属间化合物是各类合金钢、硬质合金和许多有色金属的重要组成相。

金属间化合物的种类很多,主要有以下几种类型。

#### 1. 正常价化合物

正常价化合物符合一般化合物的原子价规律,成分固定,可用化学式表示。如  $Mg_2Si$ 、 $Mg_2Sn$ 、 $MnS$  等。

正常价化合物具有很高的硬度和脆性。在合金中,当它在固溶体基体上合理分布时,将会使合金得到强化,而起到强化相的作用。

#### 2. 电子化合物

电子化合物与正常价化合物不同,不遵守原子价规律,而是服从电子浓度规律(电子浓

度的计算方法与固溶体的电子浓度计算方法相同),即当合金的电子浓度达到某一数值,便会形成具有某种晶格结构的化合物相。可见,形成这类化合物的主导因素是合金的电子浓度,故称之为“电子化合物”。但是,应当指出,电子浓度并不是决定电子化合物结构的唯一因素,组成元素的原子尺寸大小及其电化学性质等对其结构也有一定的影响。

这类金属间化合物,当电子浓度为 $\frac{3}{2}$ 时,晶体结构为体心立方晶格,称为 $\beta$ 相;电子浓度为 $\frac{21}{13}$ 时,晶体结构为复杂立方晶格,称为 $\gamma$ 相;当电子浓度为 $\frac{7}{4}$ 时,晶体结构为密排六方晶格,称之为 $\epsilon$ 相。表2-4为合金中常见的电子化合物。

表 2-4 合金中常见的电子化合物

合金系	电 子 浓 度		
	$\frac{3}{2}(\frac{21}{14})\beta$ 相	$\frac{21}{13}\gamma$ 相	$\frac{7}{4}(\frac{21}{12})\epsilon$ 相
	体心立方	复杂立方	密排六方
Cu-Zn	CuZn	Cu <sub>5</sub> Zn <sub>8</sub>	CuZn <sub>3</sub>
Cu-Sn	Cu <sub>5</sub> Sn	Cu <sub>31</sub> Sn <sub>8</sub>	Cu <sub>3</sub> Sn
Cu-Al	Cu <sub>3</sub> Al	Cu <sub>9</sub> Al <sub>4</sub>	Cu <sub>5</sub> Al <sub>3</sub>
Cu-Si	Cu <sub>5</sub> Si	Cu <sub>31</sub> Si <sub>8</sub>	Cu <sub>3</sub> Si

3. 间隙相与间隙化合物

过渡族金属可与H、B、C、N等原子半径较小的非金属元素形成化合物。当金属(M)与非金属(X)的原子半径的比值 $r_X/r_M < 0.59$ 时,形成具有简单晶体结构的间隙化合物,称为间隙相。当金属与非金属原子半径的比值 $r_X/r_M > 0.59$ 时,形成具有复杂晶体结构的间隙化合物,称为具有复杂结构的间隙化合物。

(1)间隙相

在间隙相中,金属原子总是排成面心立方或密排六方点阵结构,少数情况也可排列成体心立方及简单六方点阵结构,非金属原子则填充其间隙位置。

间隙相可用简单的化学式表示,并且一定的化学式对应着一定的晶体结构,见表2-5。

表 2-5 间隙相举例

分子式	间 隙 相 举 例	金属原子排列类型
M <sub>4</sub> X	Fe <sub>4</sub> N, Mn <sub>4</sub> N	面心立方
M <sub>2</sub> X	Ti <sub>2</sub> H, Zr <sub>2</sub> H, Fe <sub>2</sub> N, Cr <sub>2</sub> N, V <sub>2</sub> N, W <sub>2</sub> C, Mo <sub>2</sub> C, V <sub>2</sub> C	密排六方
MX	TaC, TiC, ZrC, VC, VN, TiN, CrN, ZrH	面心立方
	TaH, NbH	体心立方
	WC, NbN	简单六方
MX <sub>2</sub>	TiH <sub>2</sub> , ThH <sub>2</sub> , ZrH <sub>2</sub>	面心立方

图2-21为VC的晶体结构,金属钒为体心立方结构,但在VC结构中却排列成面心立方点阵,碳原子占据全部八面体间隙位置,而构成“NaCl”结构。

间隙相具有极高的硬度和熔点,见表 2-6。虽然间隙相中非金属原子所占的比例很大,但多数间隙相具有明显的金属性,是合金工具和硬质合金的主要强化相。

表 2-6 一些间隙相的熔点及硬度

相的名称	$W_2C$	$WC$	$VC$	$TiC$	$Mo_2C$	$ZrC$
熔点( $^{\circ}C$ )	3 130	2 867	3 023	3 410	$2\,960 \pm 50$	3 805
硬度(HV)	3 000	1 730	2 010	2 850	1 480	2 840

## (2) 间隙化合物

这种化合物种类较多,具有复杂的晶体结构。一般合金钢中常出现的这类间隙化合物为 Cr、Mn、Mo、Fe 的碳化物,或它们的合金碳化物,主要类型有  $M_3C$ 、 $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$  等。

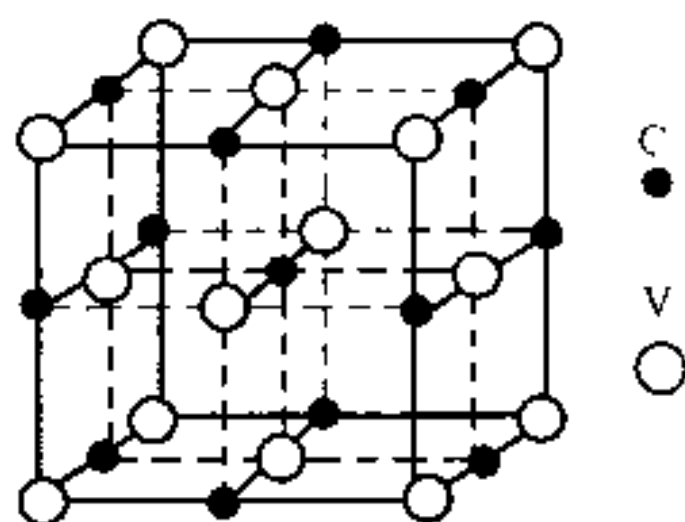


图 2-21 VC 晶体结构

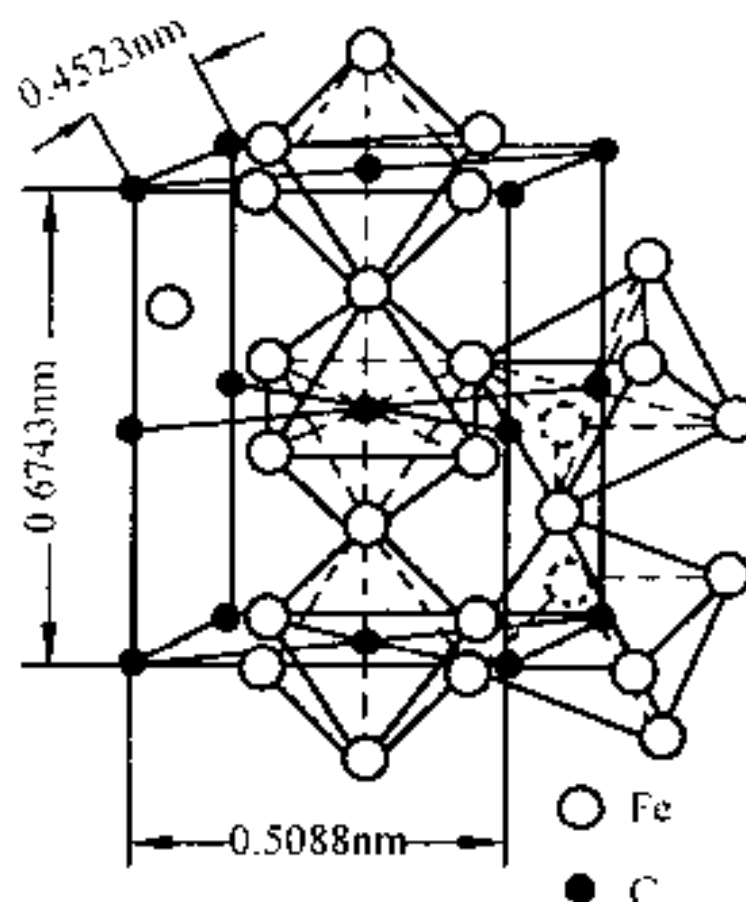


图 2-22  $Fe_3C$  的晶体结构

$Fe_3C$  是钢中最重要的一种具有复杂结构的间隙化合物,其碳原子半径与铁原子半径的比值为 0.61。结构如图 2-22 所示。可看出碳原子构成一个正交晶格(即三个轴间夹角  $\alpha = \beta = \gamma = 90^{\circ}$ ,三个晶格常数  $a \neq b \neq c$ ),在每个碳原子的周围都有 6 个铁原子,而构成八面体。各个八面体的轴彼此倾斜某一角度,每个八面体内都有 1 个碳原子,每个铁原子为 2 个八面体所共有。所以,在渗碳体中,铁、碳原子的比为 3:1,该间隙化合物可用  $Fe_3C$  来表示。

具有复杂结构的间隙化合物中,形成元素也可被其它元素所置换,而形成更为复杂的化合物。如  $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 、 $(Cr, Fe, W, Mo)_{23}C_6$  等。

间隙化合物的熔点及硬度见表 2-7。对比表 2-6 和表 2-7 可知,间隙化合物的熔点和硬度均比间隙相的低,但它也是钢中的主要强化相。

表 2-7 一些间隙化合物的熔点及硬度

相的名称	$Fe_3C$	$Cr_3C_2$	$Cr_7C_3$	$Cr_{23}C_6$	$Fe_3Mo_3C$	$Fe_4Mo_2C$
熔点( $^{\circ}C$ )	1 650	1 890	1 665	1 550	1 400	1 400
硬度(HV)	1 340	1 300	1 450	1 060	1 350	1 070

## 2.4 陶瓷和聚合物的结构特点

### 2.4.1 陶瓷的结构特点

现代陶瓷被看作除金属材料 and 有机高分子材料以外的所有固体材料,所以陶瓷亦称无机非金属材料。陶瓷的结合键主要是离子键或共价键,它们可以是结晶型的,如  $\text{MgO}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{ZrO}_2$  等;也可以是非晶型的,如玻璃等。有些陶瓷在一定条件下,可由非晶型转变为结晶型,如玻璃陶瓷等。

#### 1. 离子晶体陶瓷

属于离子晶体陶瓷的种类很多。主要有图 2-1 所示的  $\text{NaCl}$  结构,具有这类结构的陶瓷有  $\text{MgO}$ 、 $\text{NiO}$ 、 $\text{FeO}$  等;图 2-23 所示为  $\text{CaF}_2$  结构,具有这类结构的陶瓷有  $\text{ZrO}_2$ 、 $\text{VO}_2$ 、 $\text{ThO}_2$  等;图 2-24 所示为刚玉型结构,具有这类结构的陶瓷主要有  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Cr}_2\text{O}_3$  等;图 2-25 所示为钙钛矿型结构,具有这类结构的陶瓷有  $\text{CaTiO}_3$ 、 $\text{BaTiO}_3$ 、 $\text{PbTiO}_3$  等。

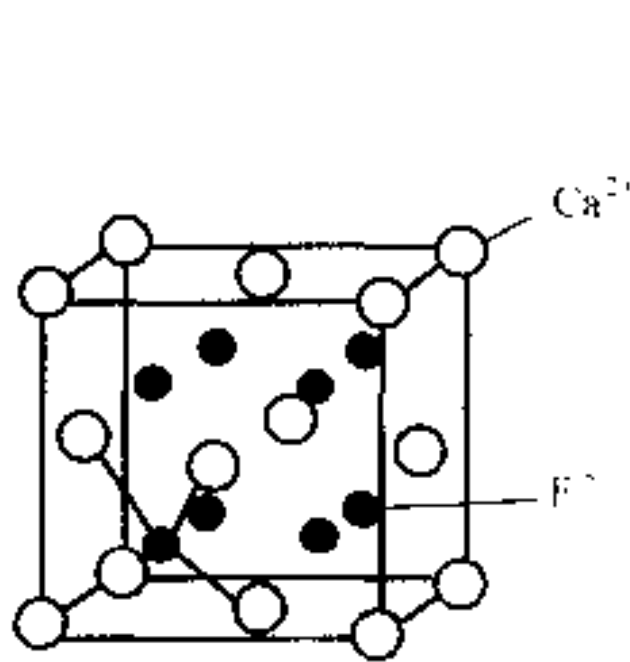


图 2-23  $\text{CaF}_2$  结构

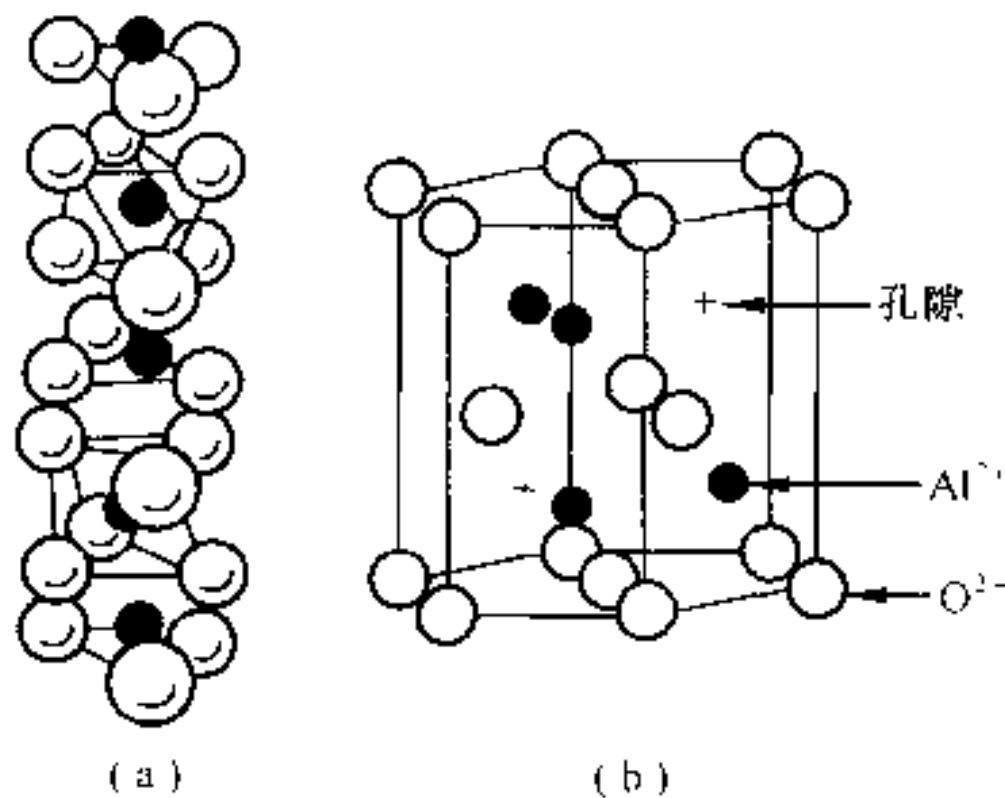


图 2-24  $\text{Al}_2\text{O}_3$  结构

#### 2. 共价晶体陶瓷

共价晶体陶瓷多属于金刚石结构,如图 2-26 所示,或者是由其派生出的结构,如  $\text{SiC}$  结构(图 2-27)和  $\text{SiO}_2$  结构(图 2-28)。

### 2.4.2 聚合物的结构特点

聚合物是以碳为主,同  $\text{H}$ 、 $\text{O}$ 、 $\text{W}$ 、 $\text{Cl}$ 、 $\text{S}$ 、 $\text{Si}$  等原子以共价键结合,形成巨大的分子链,大分子之间以分子键结合所形成的一种固态物质。高分子链之间的几何排列和堆砌结构构成了高聚物的聚集态结构,或称为超分子结构。根据分子在空间排列的规整性,可将高聚物分为结晶型(分子链在空间规则排列)、部分结晶型(分子链在空间部分规则排列)和非晶型(分子链在空间无规则排列)三类。具体详见第十章高分子材料。



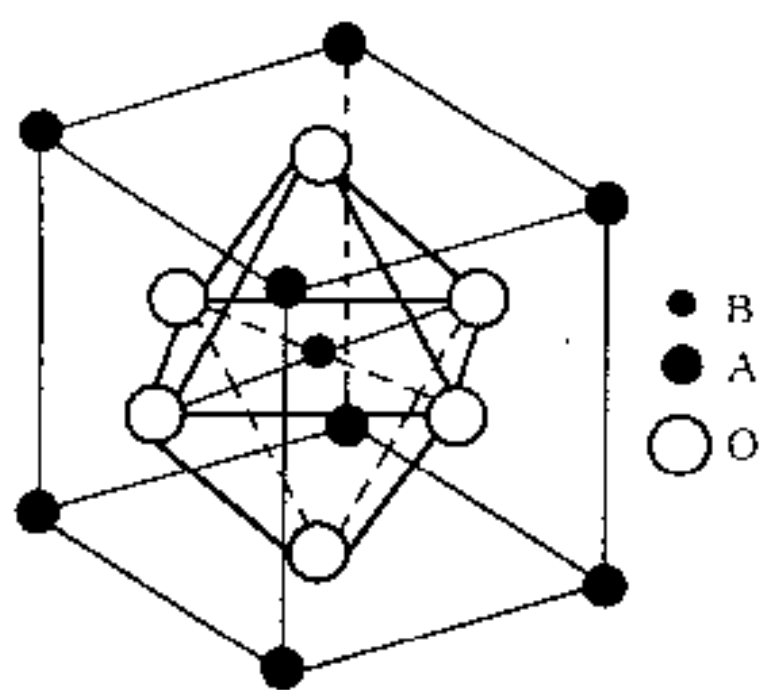
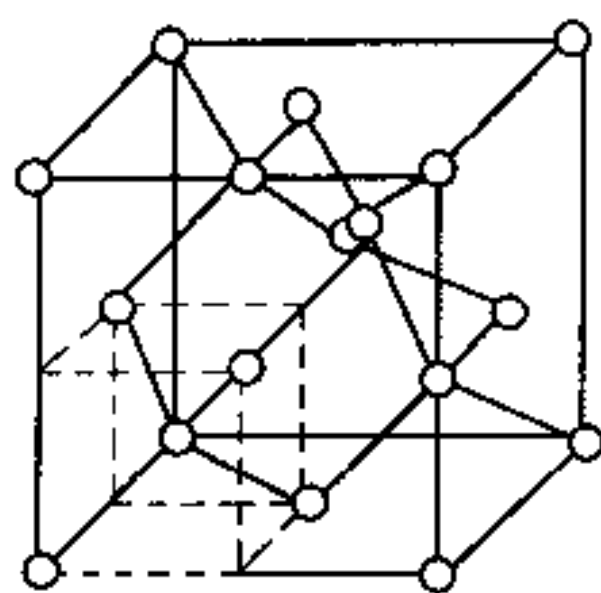
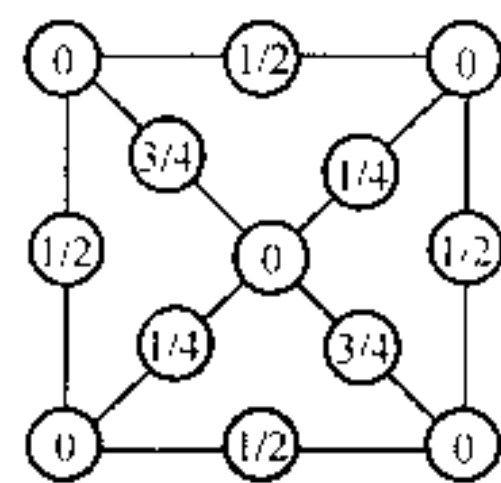


图 2-25 钙钛矿结构



(a) 晶胞



(b) 原子在晶胞底面上的投影

图 2-26 金刚石结构

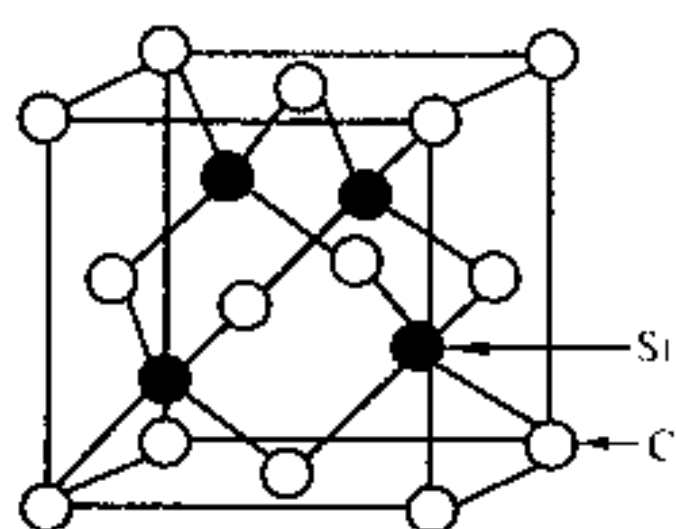


图 2-27 SiC 结构

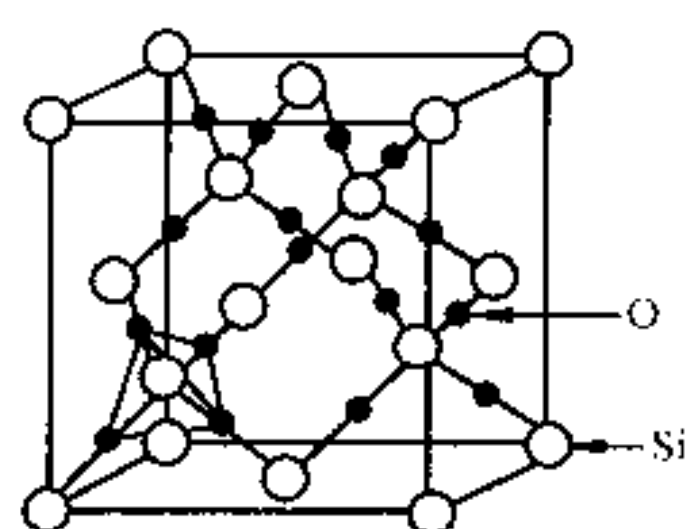


图 2-28 SiO<sub>2</sub> 结构

## 第三章 材料的凝固

物质由液态冷却转变为固态的过程称为凝固。根据凝固过程的条件不同,凝固后的固体可能是晶体或非晶体。了解材料凝固过程及一般规律,对于控制材料内部组织机构、减少铸件缺陷、提高材料性能等有十分重要的意义。

### 3.1 液体的结构

液体具有流动性,而固体的形状是固定的,一般根据流动性来判断物质的状态。

#### 3.1.1 两种类型的凝固

某些材料由液体冷却到某一温度时变成固体,其流动性及物理性能发生突然变化。凝固后的固体是晶体,这种凝固过程叫结晶。金属的凝固过程大部分是结晶过程。

另外有一些材料的液体,如胶的水溶液,在  $100^{\circ}\text{C}$  时具有良好的流动性,冷到室温时就不能流动了。这类液体在冷却过程中是逐渐变硬的,它的物理性质也不会发生突然变化,固化后的物质一般是非晶体。玻璃、聚乙烯、沥青和松香等物质都是这种情况。在特殊条件下,该类物质的液体也可转变成部分晶体或全部为晶态,但该晶体结构与金属的晶体结构的形成机理是不同的。

不同物质所能发生的凝固过程是随条件而变化的。从理论上讲,任何物质都可能出现两类凝固过程。

#### 3.1.2 液体的结构特点

由于液体的易流动性和无定形等宏观特性,往往被认为液体金属的结构与气体相似。认为在液态下原子间的相互作用很弱,原子的运动毫无规则,呈现混乱的排列。但是近代研究表明,液态金属,特别是在接近凝固点时,原子间的距离、原子间的作用力和原子的运动状态并不与气体相似,而与固体金属比较相近。并且证明,在液态金属内部,在短距离的小范围内,原子作近似于固态结构的规则排列,即存在近程有序的原子集团,如图 3-1 所示。这种原子集团是不稳定的,瞬时出现又瞬时消失。液态金属的这种结构不稳定现象称为结构起伏。当这种短程规则排列的原子小集团达到一定尺寸时,有可能成为结晶核心。所以金属由液态转变为固态的凝固过程,实质上就是原子由近程有序状态过渡为远程有序状态的过程。

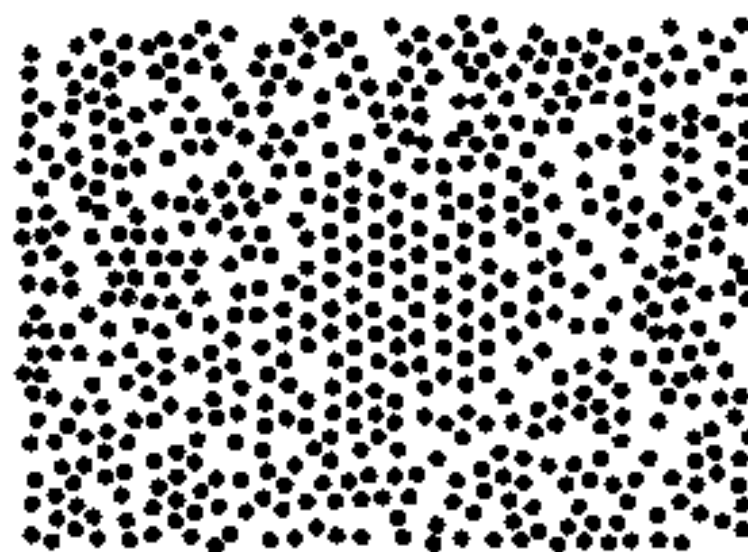


图 3-1 液态金属结构的示意图

## 3.2 金属的结晶过程

金属材料的凝固过程大部分属于结晶。掌握金属结晶过程及其规律,对于控制零件的组织性能是十分重要的。

### 3.2.1 冷却曲线和过冷度

利用热分析法(如图3-2a),将金属材料加热到熔化状态,然后缓慢冷却,记录下液体金属的冷却温度和时间变化关系,作出金属材料的冷却曲线,如图3-2(b)所示。

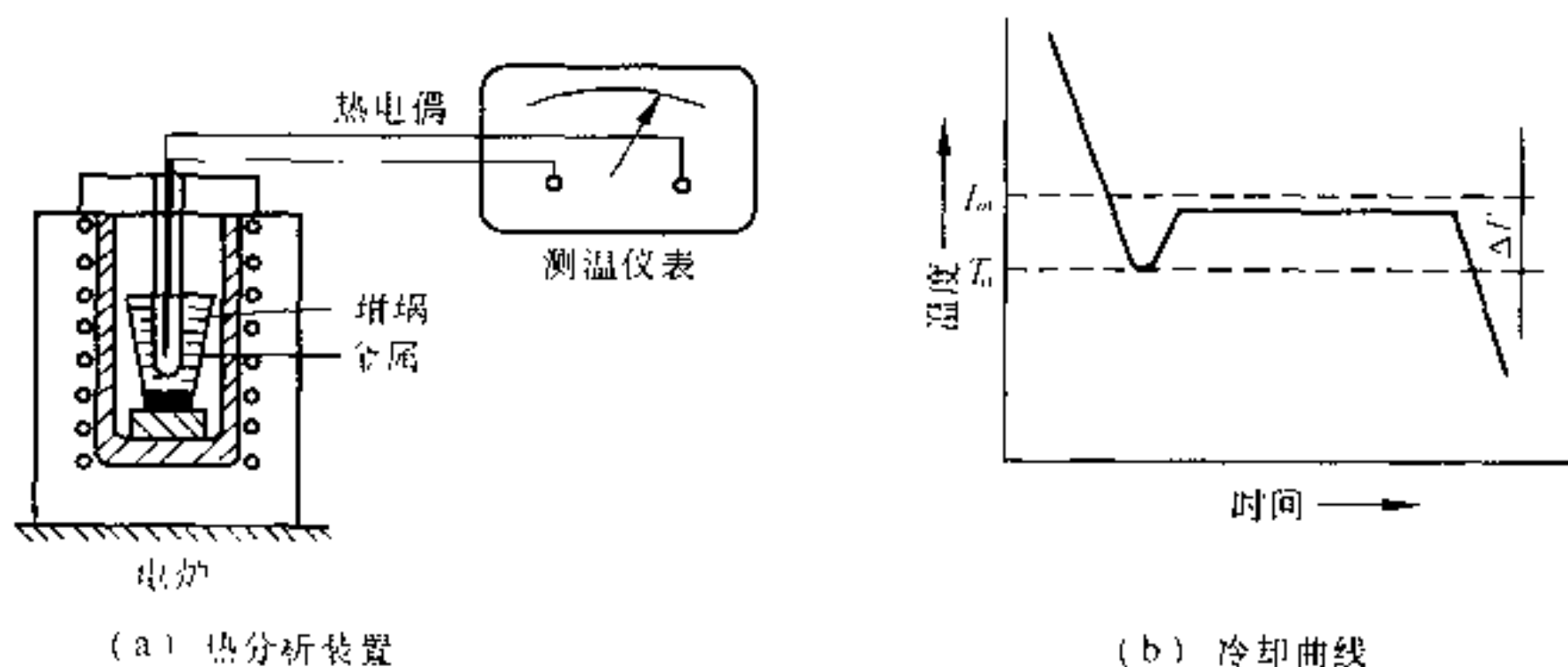


图3-2 热分析装置及纯金属的冷却曲线

由图可见,液态金属在理论结晶温度  $T_m$  时并不产生结晶,而需冷至  $T_m$  以下  $T_n$  时才能结晶。这种现象称为过冷。液态金属在实际结晶温度下结晶时,冷却曲线上出现了一个水平台阶。这是由于结晶时所释放出的结晶潜热补偿了坩埚中液体向周围散失的热量。

理论结晶温度  $T_m$  与实际结晶温度  $T_n$  之差值称为过冷度  $\Delta T$ ,  $\Delta T = T_m - T_n$ 。过冷度的大小除与金属的性质和纯度有关外,主要决定于结晶时的冷却速度的大小。一般冷却速度越大,过冷度就越大,金属的实际结晶温度就越低。

### 3.2.2 金属结晶的热力学条件

一般来说,金属在积聚状态的自由能  $G$  随温度的升高而降低。由于液态金属中原子排列的规则性比固态金属中的差,所以液态金属和固态金属的自由能随温度的变化情况不同。在自由能-温度的关系曲线上,液态的自由能变化曲线比固态的更陡,如图3-3所示。于是必然要相交,其交点所对应的温度就是理论结晶温度  $T_m$ 。此时液态的自由能  $G_L$  和固态的自由能  $G_S$  相等,液态金属和固态金属两相保持平衡。当温度  $T > T_m$  时,则  $G_S > G_L$ ,金属处于液态才是稳定的;当  $T < T_m$  时,  $G_L > G_S$ ,金属的稳定状态是固态。这也是液态金属凝固为什么要过冷的原因。

### 3.2.3 结晶过程的一般规律

在理论结晶温度以下,虽然满足金属结晶的热力学条件,铸型模内的液体并非瞬间全部转变成固体,而是要经历一个形核与长大的过程。这是结晶的普遍规律,见图3-4。

#### 1. 晶核的生成

晶核的生成、存在有两种方式,即自发形核和非自发形核。

所谓自发形核就是在液态下,金属中的近程有序的原子集团,在温度降低到结晶温度以下,并且达到一定的过冷度时,液体中那些超过一定尺寸的近程有序的原子集团开始变得稳定,不再消失,而成为结晶核心而长大。能够自发长大的最小晶核称为临界晶核。这种从液体结构内部自发长出结晶核心的形核方式叫做自发形核。实际结晶温度越低,即过冷度越大,由金属液态向固态转变的驱动力越大,能稳定存在的近程有序的原子集团的尺寸越小,则生成的自发晶核越多。但过冷度过大或温度过低时,原子的扩散能力降低,形核的速率反而减小,如

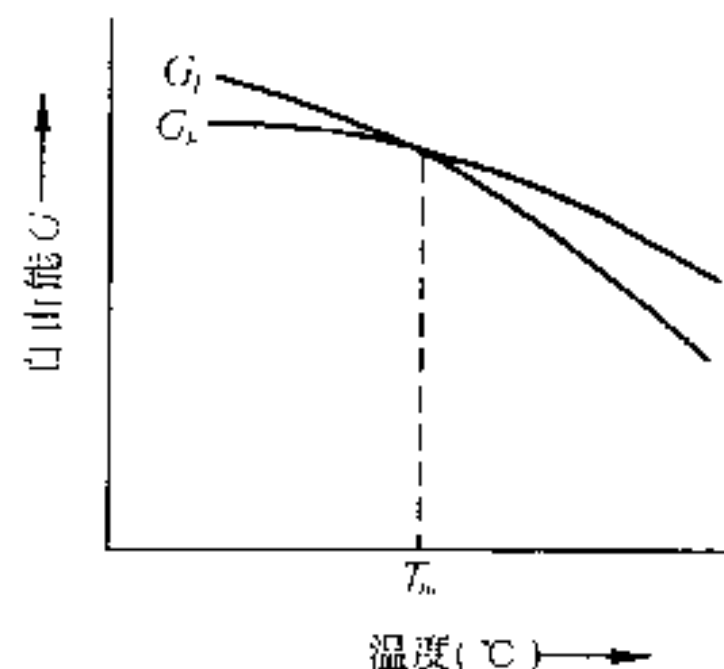


图 3-3 自由能与温度的关系曲线

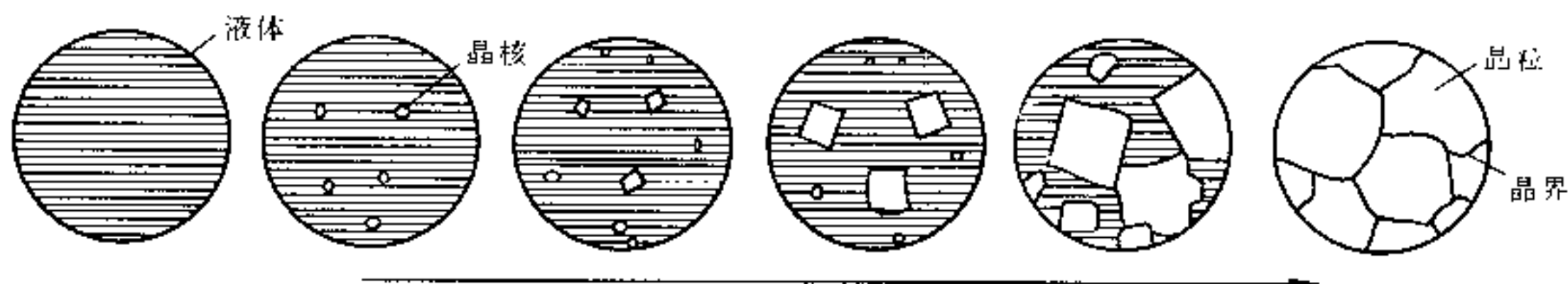


图 3-4 结晶过程示意图

图 3-5 所示。

所谓非自发形核是因为金属往往是不纯净的,内部总含有这样或那样的杂质。杂质的存在常常能够促进晶核在其表面上形成。这种依附于杂质而生成晶核的方式叫做非自发形核。按照形核时能量有利的条件分析,能起非自发生核作用的杂质,必须符合“结构相似、尺寸相当”的原则。只有当杂质的晶体结构和晶格参数与凝固合金相似和相当时,它才能成为非自发形核的核心。有一些难熔的杂质,虽然其晶体结构与凝固金属相差甚远,由于表面的微细凹孔和裂缝中有时能残留未熔金属,也能强烈地促进非自发形核。

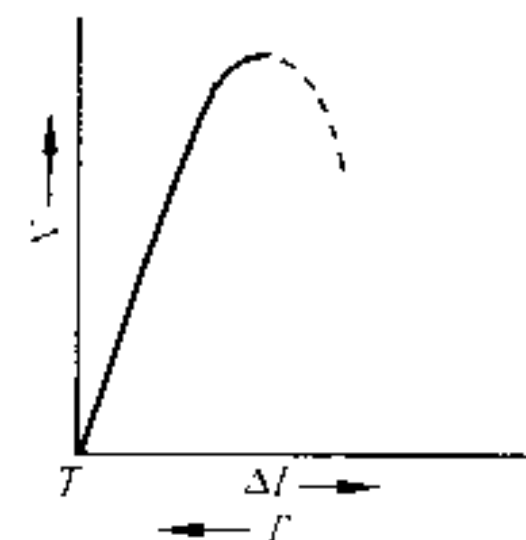


图 3-5 形核率与过冷度的关系

在实际金属和合金的结晶时,往往自发形核和非自发形核是同时存在的,但非自发形核往往起到优先和主导的作用。

## 2. 晶体的生长方式

当晶核形成之后,液相中的原子或原子团通过扩散不断的依附于晶核表面上,使固液界面向液相中移动,晶核半径增大,这个过程称为晶体长大。

晶体长大的形态与界面结构有关,也与界面前沿的温度分布有密切的关系。金属结晶时生长形态有平面推进和树枝状生长两种。

液态金属在铸模中凝固时,通常是由于模壁散热而得到冷却。即液态金属中,距液、固相界面越远处温度越高,则凝固时释放的热量只能通过已凝固的固体传导散出。此时若液固相界面上有偶而凸出部分并伸入液相中,由于液相实际温度高、过冷度小,其长大速度立即减小。因此使固、液相界面保持近乎平而,缓慢地向前推进,称为平面生长。应该指出,晶体的平面长大方式在实际金属的结晶中是较少见的。

当铸模内金属液均被迅速过冷时,靠近模壁的液体首先形核发生结晶,并释放结晶潜热。此时,在固液界面附近一定范围内固液界面温度最高,即处于距液固界面越远,液体温度越低,同时结晶潜热通过模壁和周围过冷的液体而散失。开始时,晶核可以长大成很小

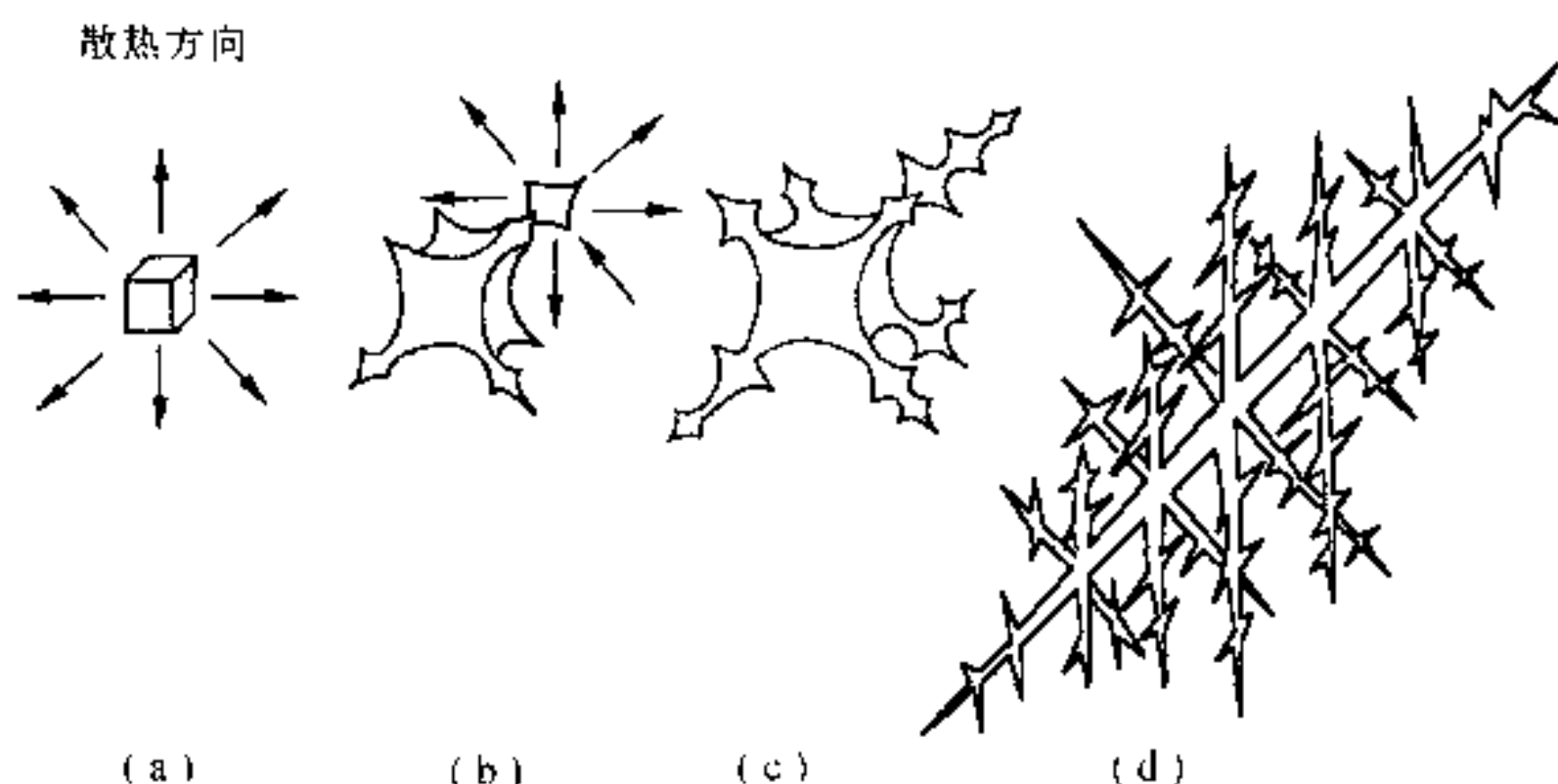


图 3-6 树枝状生长示意图

的、形状规则的晶体。随后,在晶体继续长大的过程中,优先沿一定方向生长出空间骨架。这种骨架形同树干,称为一次晶轴。在一次晶轴增长和变粗的同时,在其侧面生长出新的枝芽,枝芽发展成枝干,此为二次晶轴。随着时间的推移,二次晶轴成长的同时,又可长出三次晶轴。三次晶轴上再长出四次晶轴,等等。如此不断成长和分枝下去,直至液体全部消失。结果得到一个具有树枝状形状的所谓树枝晶,如图 3-6 所示。



图 3-7 纯锡铸锭表面的  
树枝晶金相照片

实际金属的铸态组织多为树枝状结构,在结晶过程中,如果液体供应不充分,金属最后凝固的树枝晶之间的间隙不能被填满,将形成缩孔和疏松等缺陷。同时发现树枝间最后结晶的液体,其成分与已结晶的枝晶有明显的不同,即出现了成分偏析。它将引起铸件力学性能恶化和抗腐蚀性能降低。图 3-7 为树枝晶的金相照片。

### 3.3 晶核大小的控制

金属的晶粒大小对其力学性能有重要的影响,控制晶粒大小是冶金工作者的重要任务。

#### 3.3.1 晶粒大小对力学性能的影响

通常金属是由许多晶粒组成的多晶体,晶粒的大小可以用单位体积内晶粒的数目来表示,数目越多,晶粒越细。为了测量方便,常以单位截面上晶粒数目或晶粒的平均直径来表示。实验表明,在常温下的细晶粒金属比粗晶粒金属有更高的强度、硬度、塑性和韧性(见表 3-1)。这是因为细晶粒受到外力发生塑性变形时,其塑性变形可分散在更多的晶粒内进



行,塑性变形较均匀,应力集中较小;此外,晶粒越细,晶界面积越大,晶界越曲折,越不利于裂纹的扩展。工业上将通过细化晶粒以提高材料强度的方法称为细晶强化。

表 3-1 晶粒大小对纯铁力学性能的影响

晶粒平均直径 ( $\mu\text{m}$ )	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta$ (%)
70	184	34	30.6
25	216	45	39.5
2.0	268	58	48.8
1.6	270	66	50.7

### 3.3.2 细化晶粒的方法

金属结晶后,单位体积中晶粒的数目  $Z$  取决于结晶时的形核率  $N$  和晶粒长大的线速度  $G$ ,它们之间的关系为

$$Z = K \left( \frac{N}{G} \right)^{3/4}$$

当晶粒为球状时,式中系数  $K$  约为 0.9。

可见,结晶时形核率  $N$  越大,晶体长大线速度  $G$  越小,结晶后单位体积内的晶粒数目  $Z$  越大,晶粒就越细小。

因此,控制金属结晶后的晶粒大小,必须控制形核率  $N$  和长大线速度  $G$  这两个因素,主要途径有以下几种。

#### 1. 增加过冷度

液态金属的形核率  $N$ ,长大线速度  $G$  与过冷度  $\Delta T$  之间的关系如图 3-8 所示。金属结晶时,  $N$  和  $G$  都随  $\Delta T$  增加而增大,但  $N$  的增长速度比  $G$  的增长速度大,所以增加过冷度  $\Delta T$  会提高  $N/G$ ,使晶核数目  $Z$  增大,晶粒得到细化。

提高金属凝固的冷却速度即可增加过冷度。实际生产中为了得到细小的晶粒常常采用降低铸型温度和采用导热系数大的金属铸型来提高冷却速度。

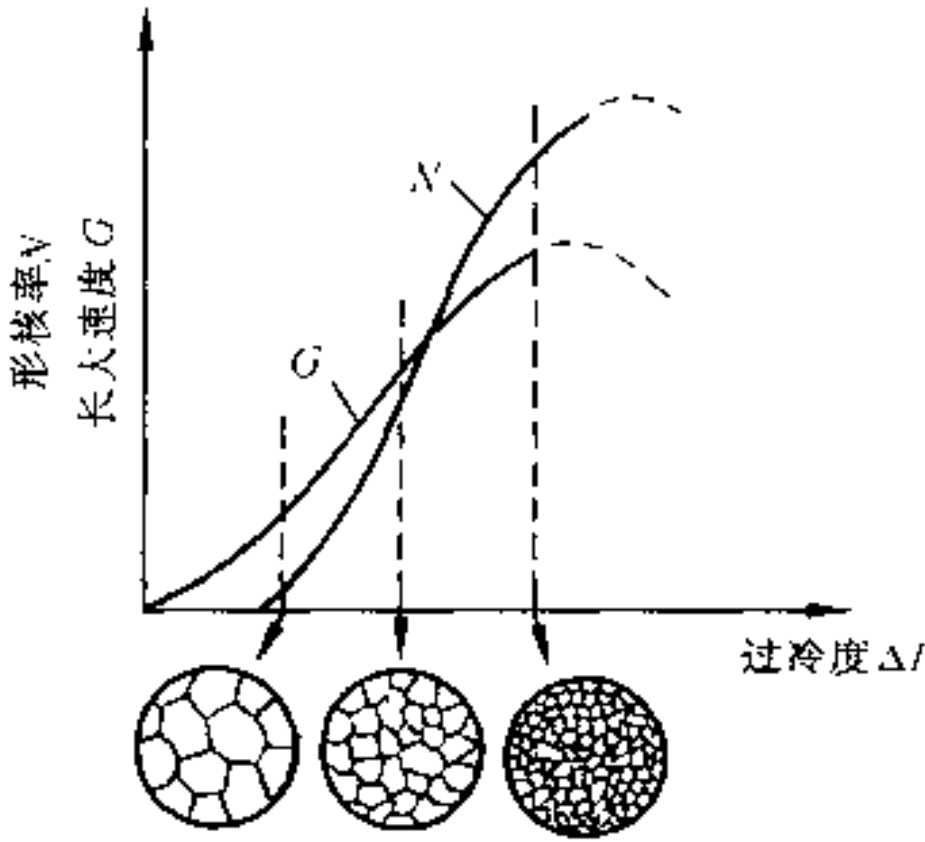
#### 2. 变质处理

提高冷却速度以细化铸件晶粒的方法只能用 图 3-8 形核率和长大线速度与过冷度的关系于小件或薄壁件。对于大型铸件或厚壁铸件,要获得很大的冷却速度是很困难的。为了得到细晶粒铸件,可进行变质处理。

变质处理是在浇注前向液态金属中加入被称为变质剂的某种物质,以增加非自发形核的核心,从而达到细化晶粒的方法。

例如,往铝液中加入钛、硼,往钢液中加入钛、锆、钒等,往铸铁液中加入 Si-Ca 合金都可使晶粒细化。同时往铸铁液中加入 Si-Ca 合金也能使石墨变细。

还有一类变质剂,能附着在晶体前缘强烈地阻碍晶粒长大,降低长大线速度  $G$ 。例如,往铝硅铸造合金中加入钠盐,钠附着在硅的表面,降低硅的长大线速度  $G$ ,阻碍粗大片状硅



晶体形成,使合金组织细化。

### 3. 振动与搅拌

在浇注和结晶过程中实施振动或搅拌也可以达到细化晶粒的作用。搅拌和振动能向液体中输入额外能量以提供形核功,促进晶核形成。另一方面使正在生长的晶体破碎而细化,而破碎的枝晶尖端又能起晶核作用,增加晶核数量,从而细化晶粒。

进行搅拌和振动的方法有机械振动、电磁振动和超声波振动等。

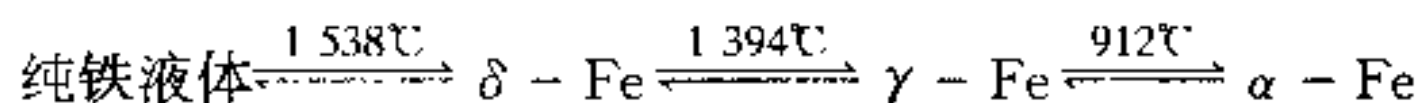
## 3.4 同素异构转变

有些材料在固态下,存在着两种或两种以上的晶格形式。在固态下随温度的改变,由一种晶格转变为另一种晶格的现象,称为同素异构转变。具有同素异构转变的金属有铁、钴、钛、锡、锰等。以不同晶格形式存在的同一金属元素的晶体称为该金属的同素异晶体。同一金属的同素异晶体按其稳定存在的温度,由低温到高温依次用希腊字母  $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\gamma$ 、 $\delta$  等表示。

### 3.4.1 铁的同素异构转变

铁是典型的具有同素异构转变特性的金属。图 3-9 是纯铁的冷却曲线,它表示了冷却时纯铁的结晶和同素异构转变的过程。

由图可见,液态纯铁在  $1538^{\circ}\text{C}$  进行结晶,得到具有体心立方晶格的  $\delta\text{-Fe}$ ,继续冷却到  $1394^{\circ}\text{C}$  时发生同素异构转变, $\delta\text{-Fe}$  转变为面心立方晶格的  $\gamma\text{-Fe}$ ,再冷却到  $912^{\circ}\text{C}$  时又发生同素异构转变, $\gamma\text{-Fe}$  转变为体心立方晶格的  $\alpha\text{-Fe}$ 。如再继续冷却到室温,晶格的类型不再发生变化。这些转变可以用下式表示:



另外,由图 3-10 看到,在  $770^{\circ}\text{C}$  出现了一个平台,该温度下纯铁的晶格没有发生变化,因此它不是同素异构转变,该点是纯铁磁性转变点(居里点)。

应该强调,同素异构转变不仅存在于纯铁中,而且存在于以铁为基的钢铁材料中。这是钢铁材料性能多种多样、用途广泛,并能通过热处理进一步改善其组织和性能的重要因素。

金属或合金加热或冷却时,发生结构转变的温度称为临界温度或临界点。例如  $1538^{\circ}\text{C}$ 、 $1394^{\circ}\text{C}$ 、 $912^{\circ}\text{C}$  等都是纯铁的临界温度或临界点。

金属同素异构转变时要发生原子的重新排列,所以它也是一种结晶过程。为了把这种固态下进行的转变与液态结晶相区别,称之为二次结晶或重结晶。

同素异构转变过程是形核和晶核长大过程,具有一定的转变温度,并有潜热放出或吸收。这种结晶过程一般在旧相的晶界处产生新相晶核,然后逐渐长大,直到旧相全部消失为止。图 3-10 示意了纯铁  $\gamma\text{-Fe}$  向  $\alpha\text{-Fe}$  的转变过程。

### 3.4.2 固态金属同素异构转变的特点

同素异构转变虽然遵循结晶的基本规律,但由于它是在固态中发生的,因此它与液体结晶比较有它自己的特点。

#### 1. 固态转变过冷度较大

一般液态金属结晶的过冷度为几度到几十度,而固态转变过冷度可达几百度。这是因

为在固态下原子的扩散比在液态中困难,转变容易滞后。

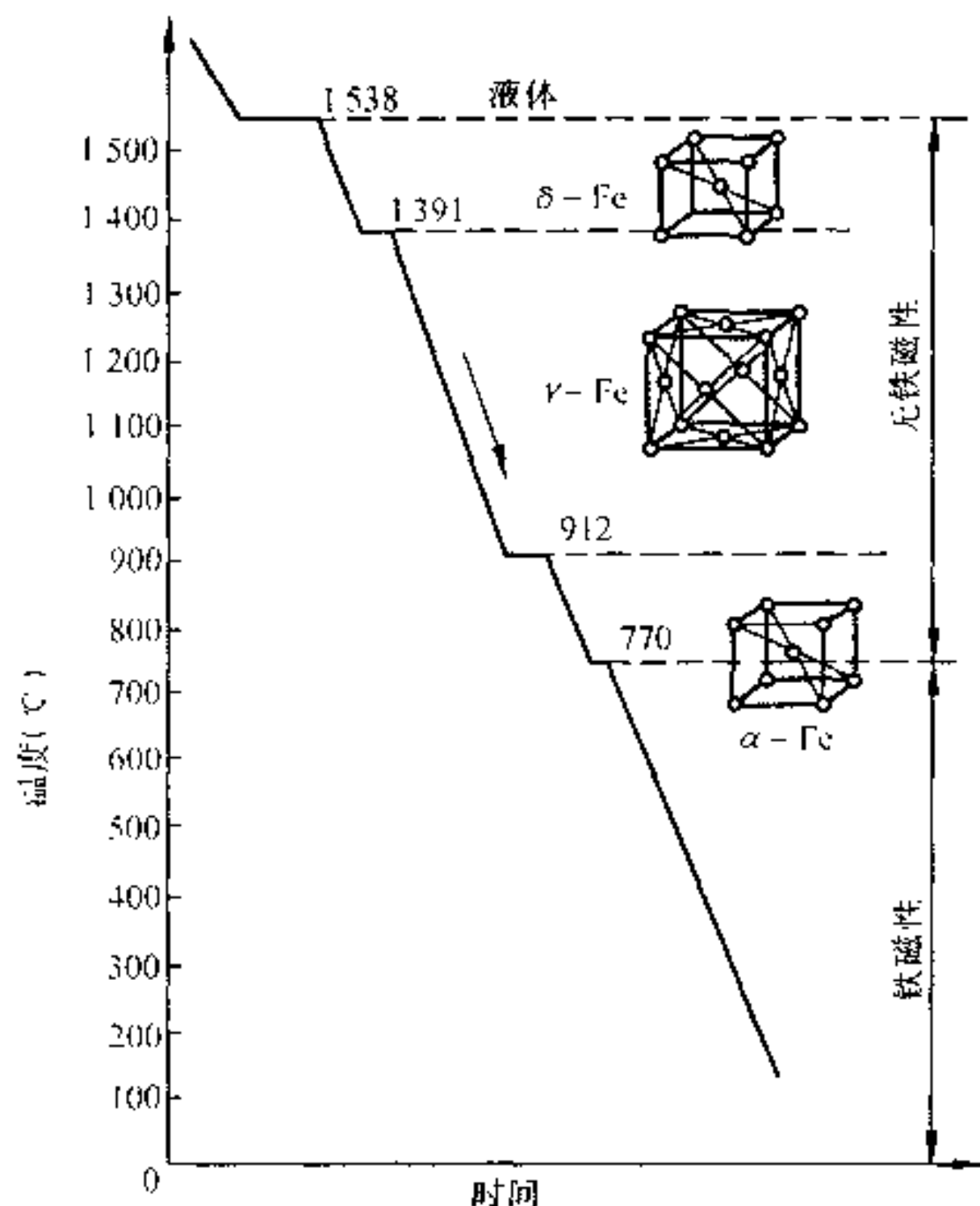


图 3-9 纯铁的冷却曲线

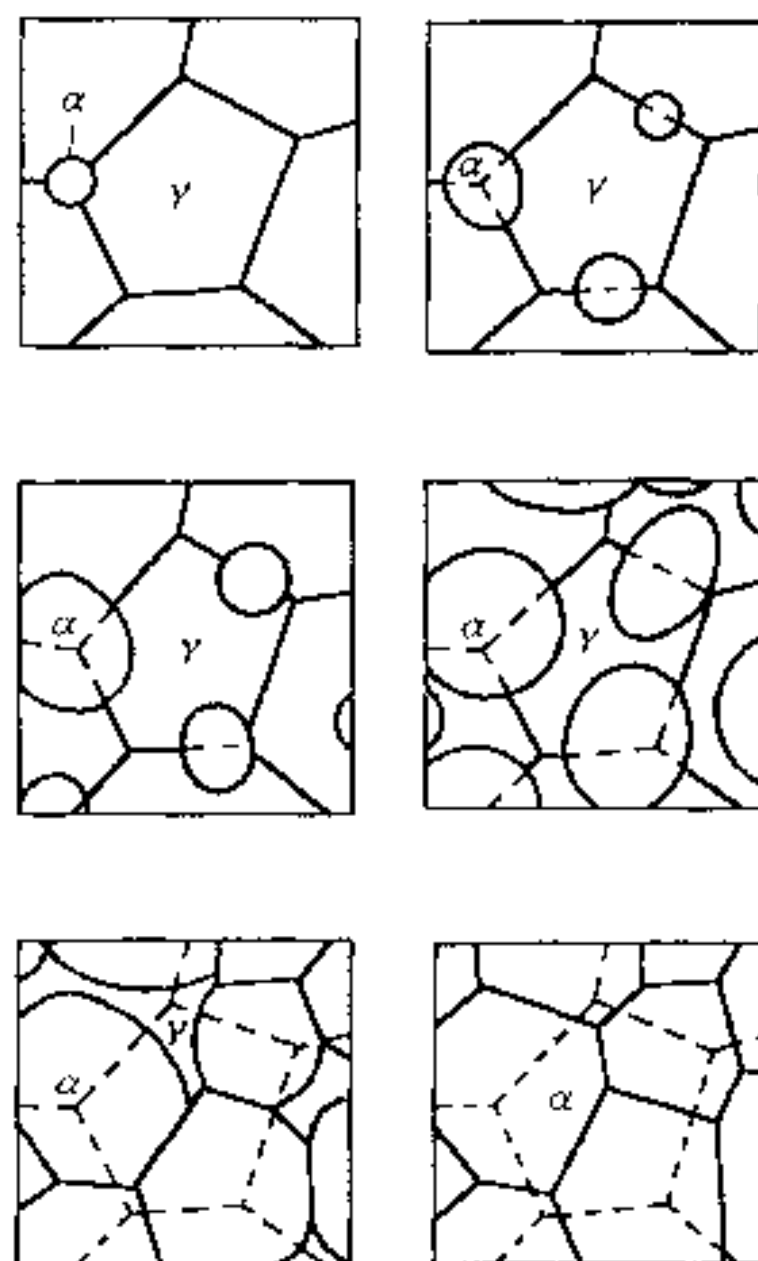


图 3-10  $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$  同素异构转变过程示意图

## 2. 固态转变易产生较大的组织应力

由于不同晶格类型中原子排列的密度不同,在固态转变时会有体积的变化。如  $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe}$  转变时,体积膨胀约 1%,这种由于体积变化产生的内应力称为组织应力。

## 3. 旧相晶粒的大小影响新相的晶粒

这是因为固态相变常常在旧相的晶界形核。当旧相的晶粒较细小时,晶界面积就较大,新相形核就较多,所以转变结束后获得细晶粒组织。

值得注意的是同素异构转变在许多非金属材料中也存在。如  $\text{SiO}_2$  (石英) 和  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (氧化铝) 中存在多种晶型。 $\text{SiO}_2$  在不同温度条件下生成 7 种不同的晶型,而且还能生成非晶态的石英玻璃。 $\text{Al}_2\text{O}_3$  在不同温度条件下可生成 14 种晶型。

# 3.5 非晶体材料的凝固

在高温下,聚合物为相当粘的液体。在一定条件下,可以获得晶体、非晶体或其混合物。聚合物凝固后获得非晶态或晶态的原因,首先取决于高聚物的结构类型,其次与熔体的冷却速度有关。

结构简单的聚合物(直链型或少数侧链)易发生结晶,严重交联的聚合物一般不出现结晶。

高聚物凝固后的结晶度也和工艺条件有关。如聚合物从液态冷却时,冷却速度快,则没有足够的时间允许分子链规则排列,故其结晶度要小些。弹、塑性变形能使分子链沿应力方向择优取向,增加了分子链排列的规则性,故可提高结晶度,使材料强度增加。如把大块的尼龙拉伸或碾压成纤维或薄膜时,分子链择优地沿加工方向排列,可使抗拉强度从  $10^8 \text{ Pa}$  增加到  $10^9 \text{ Pa}$ 。

图 3-11 示意表示聚合物温度与比体积的关系。当温度很高时,聚合物呈相当粘的液体,即图中 A 段;温度降低,液体变得更粘(B 段),呈现某些弹性反应;若聚合物结构为非晶型的,那么继续冷却也不会结晶,沿 ABC 线改变体积;到 C 段,液态结构保留下来,成为柔韧的、橡胶态的过冷液体;冷却到  $T_g$  温度,全部变为非晶态聚合物,也称玻璃态,即图中 D 段,性硬而脆。对于高度倾向于晶态的聚合物,如直链型聚乙烯,冷却时沿途径 ABG 变化。冷到  $T_m$  温度后,由于凝固成晶体,故伴随着体积的急剧的缩小。实际上, G 区也还会存在少量非晶结构。而途径 ABE 路线则表示中间状态,随温度下降,凝固成晶态和非晶态混合物。F 区为玻璃基体中存在微晶区, E 区则为过冷液体基体上存在少量微晶。图中 ABCD、ABEF、ABG 可分别表示在快、中等和非常慢的冷却速度下某些聚合物的状态变化。

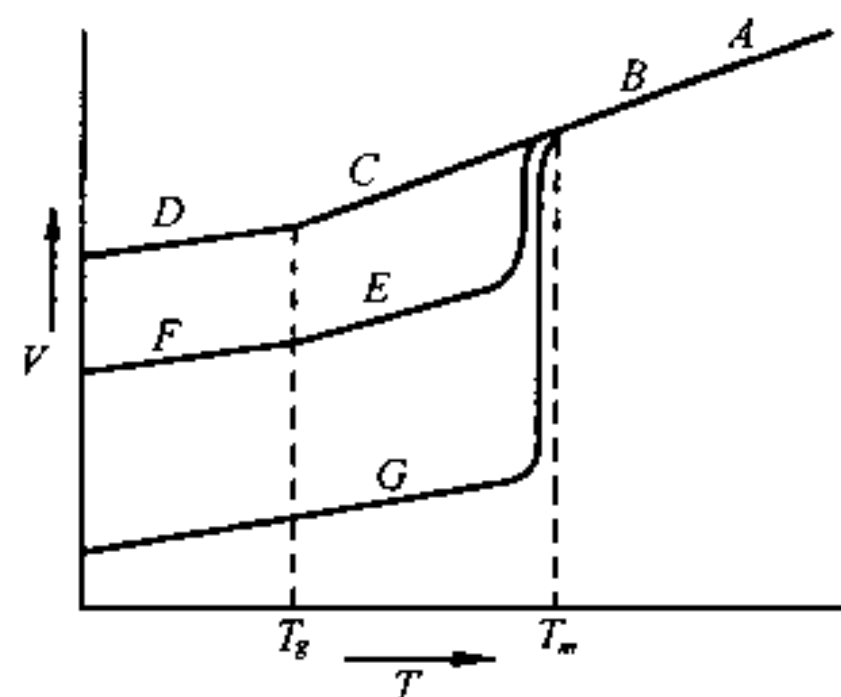


图 3-11 高聚物比体积与温度关系曲线示意图

$T_m$  - 熔点;  $T_g$  - 玻璃化温度

### 3.6 快速凝固理论的应用

长期以来实际应用的金属材料均属于具有一定结构的晶体,它大都是由金属液在铸型中冷却凝固得到的。由于金属液在铸型中冷却速度小,凝固时间长,致使凝固后不但晶粒粗大,而且还会产生许多铸造缺陷。要想消除这些缺陷,关键是提高熔体凝固时的过冷度,增大合金的凝固速度。1960 年熔体快速冷却技术的出现,为研制新合金取得了突破性的进展。

急冷凝固技术是设法将熔体分割成尺寸很小的部分,增加熔体的散热面积,进行高强度冷却,使熔体迅速凝固。这与模铸的同成分合金相比,组织结构发生了很大的变化,性能得到显著的改善,相继出现了非晶态合金、微晶合金、准晶合金、纳米级超细微晶等。

实现快速凝固的方法很多,按工艺原理大致可分为三类,即模冷技术、雾化技术和表面快热技术。模冷技术是将熔体分离成连续和不连续的、截面很小的熔体流,使其与散热条件良好的冷模接触而得到迅速凝固,如熔体旋转法、平面流铸法(见图 3-12)和熔体拖拉法(见图 3-13)等均能得到很薄的金属带和丝。而雾化技术是把熔体在离心力、机械力或高速流体冲击力的作用下,分散成尺寸极小的雾状熔滴,并使其与流体或冷模接触中凝固,得到急冷粉末。常用的有离心雾化法(见图 3-14)和机械雾化法(见图 3-15)。表面快热技术是通过高密度的能束扫描工件表面,使其表面熔化,通过工件自身的吸热、散热得到快速冷却。表面快热技术也包括表面沉积技术,即利用高能来加热金属粉末,使之变成熔滴,然后喷射到工件表面,利用工件自冷,熔滴迅速冷凝沉积在工件表面上。如激光和电子束的表



面熔化法、等离子喷涂沉积法等。

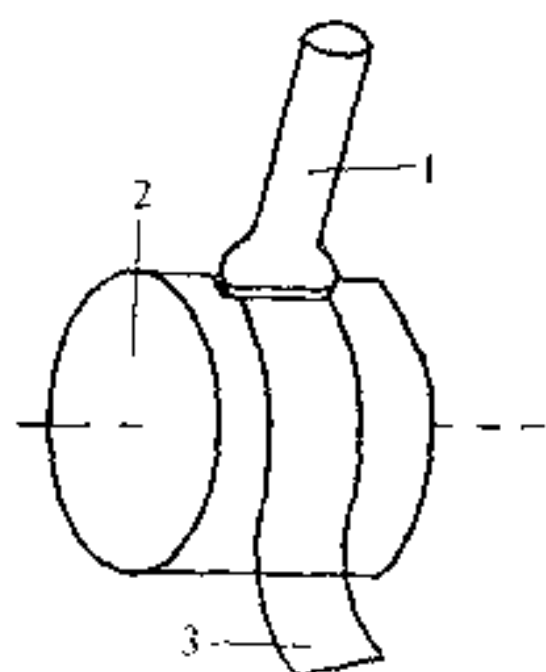


图 3-12 平面流铸造法示意图  
1-石英管;2-辊轮;3-薄带

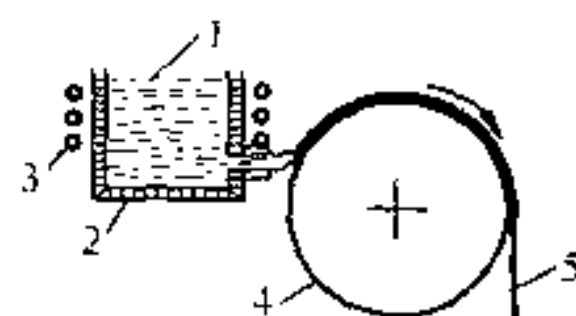


图 3-13 熔体拖拉法示意图  
1-熔体;2-石英管;3-感应线圈;  
4-辊轮;5-薄带

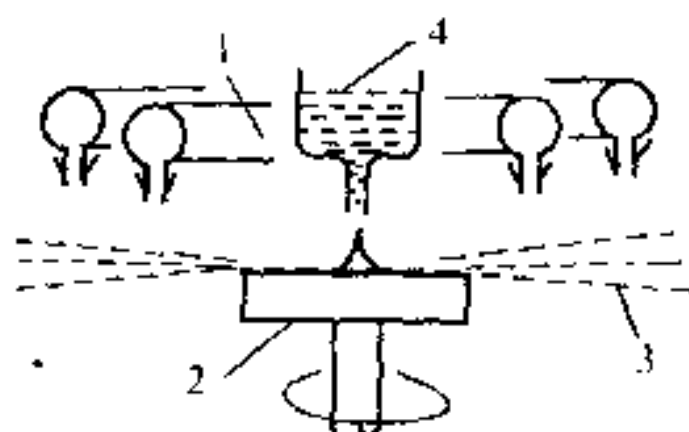


图 3-14 快速凝固雾化法示意图  
1-冷却气体;2-旋转雾化器;  
3-粉末;4-熔体

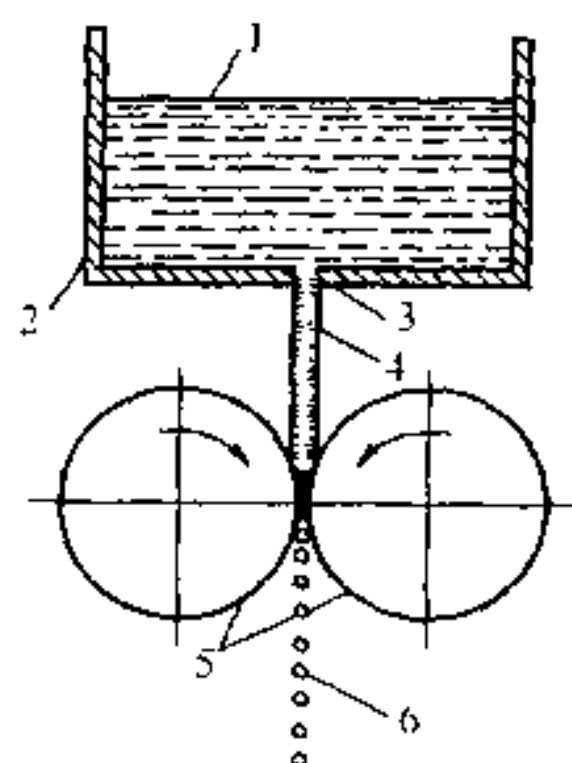


图 3-15 双辊雾化法示意图  
1-熔体;2-石英管;3-喷嘴;  
4-熔体;5-辊轮;6-雾化熔滴

### 3.6.1 非晶态合金

60年代初,利用超冷技术与合金成分的选定,使熔体合金在凝固过程中避免晶化,而获得短程有序结构的非晶态合金,又称金属玻璃。晶态金属与非晶态金属不仅凝固过程不同,而且热力学性质也不同。如形成晶态金属时比容会发生突变,其对应温度  $T_m$  称为理论结晶温度,如图 3-11 所示;而形成非晶态金属时比容却是连续变化的,  $T_g$  是按粘度人为规定的玻璃化温度,即非晶态转变温度,它是随冷却速度的增大而升高。可见,降低  $T_m$ , 提高  $T_g$ , 缩小  $T_m$  与  $T_g$  的温度间隔是制取非晶态金属的根本途径。通过采用合金化的方法向金属中添加合金元素,来降低合金的熔点,增加合金粘度,提高玻璃化温度,以达到缩小  $T_m$  和  $T_g$  的温度间隔。另外,提高冷却速度,使之达到形成非晶态金属的临界冷速。即是增大过冷,缩小  $T_m$  与  $T_g$  的间隔。对纯金属而言,临界冷却速度一般为  $10^8 \text{ K/s}$ ,而合金一般为  $10^6 \text{ K/s}$ 。

非晶态合金多数是由过渡族金属(Fe、Ni、Co)与类金属(B、Si、C、P 等)组成的系统。其中类金属组元含量为 15% ~ 30%,相当于合金的共晶成分范围。这样不但熔点较低,  $T_m$  ~



$T_g$  之差较小,而且由于共晶结构复杂,便于实现非晶态所需的冷却速度。可以形成的非晶态合金系列很多,目前生产应用的多以铁基为主。

非晶态金属具有一系列突出的性能,具有很高的室温强度、硬度和刚度,如 Fe<sub>80</sub>B<sub>20</sub>、Fe<sub>80</sub>Si<sub>10</sub>B<sub>10</sub> 等强度可达 2.9~3.7GPa,远远超过马氏体时效钢。而且非晶态合金还具有良好的韧性和塑性,如 Fe<sub>80</sub>P<sub>13</sub>C 等。这是因为非晶态有特殊的内部结构,具有各向同性的优异性能。又由于非晶态无晶界、相界、位错和成分偏析,所以有一般不锈钢无法比拟的高耐蚀性。在 Fe-Cr-P-C 系中,由于 Cr 可迅速形成极稳定的表面钝化保护膜,增强耐蚀性。如 Fe<sub>70</sub>Cr<sub>10</sub>P<sub>13</sub>C<sub>7</sub> 非晶态合金就是其中一例。由于铁基非晶合金具有高导磁、高磁感、低矫顽力等特性,Fe-B-Si 系合金广泛用于变压器软磁材料,如 Fe<sub>78</sub>B<sub>13</sub>Si<sub>9</sub> 非晶合金等。

### 3.6.2 微晶合金

快速凝固的晶态合金与常规铸造合金相比晶粒尺寸要小得多,模铸材料晶粒尺寸在 mm 级,而急冷凝固材料的晶粒尺寸达  $\mu\text{m}$  或更小。故将这类合金称为微晶合金。急冷凝固材料的晶粒大小与冷却速度有关。晶粒尺寸一般随冷却速度的增加而减小。

作为结构材料所用的微晶合金都是由急冷产品通过冷热挤压、热等静压和冲击波压实法制取的,或由非晶态合金经热处理晶化得来的。在微晶结构材料中因晶粒细小、成分均匀,在热挤压或加热晶化中增加了空位、位错和层错等缺陷密度,形成了新的亚稳相等多种因素,使微晶合金材料具有高强度、高硬度、良好的韧性,较高的耐磨性、耐蚀性,以及抗氧化性、抗辐射稳定性等。它们均比一般晶态金属要高。如 Fe-Ni 微晶合金硬度 HV=700,而同成分的晶态合金一般淬火硬度可达 HV=250。Al-Au 微晶合金的流变强度和断裂强度提高了 3 倍;Al-17%Cu 微晶合金具有了超塑性( $\delta=600\%$ );Al-Cu-Mn-Mg 微晶合金疲劳强度提高七倍。微晶合金还具有良好的物理性能,如高的电阻率、较高的超导转变温度、高的矫顽力等。Fe-Co-V 微晶合金磁矩比铸态合金增加 6~7 倍。

为提高微晶合金的力学性能、耐蚀性和耐热性,加入一定量的 Cr 和高熔点合金元素 Mo、W 等,如 Fe<sub>50</sub>Cr<sub>25</sub>Ni<sub>10</sub>Mo<sub>5</sub>B<sub>10</sub>、Ni<sub>60</sub>Mo<sub>30</sub>B<sub>10</sub>、Co<sub>40</sub>Cr<sub>30</sub>Ni<sub>10</sub>Fe<sub>10</sub>B<sub>10</sub> 等。同非晶态材料一样,微晶合金的开发日益受到重视。

### 3.6.3 准晶态合金

晶体物质的点阵具有周期性和对称性。所谓对称性是指晶体经某种对称操作之后能够复原的一种属性。例如在晶体中取一直线,令晶体绕该线旋转,考察其能否复原的操作就是一种对称操作。若晶体每转 360°能复原一次的称为一次对称轴,复原二次的称为二次对称轴。理论证明,所有晶体物质只有 1、2、3、4、6 五种对称轴,没有五次和高于六次的对称轴,否则将破坏晶体的周期性。图 3-16 表示了二维晶胞的密排图形。若有五次和高于六次的对称轴,晶胞就不能填满空间,形成空隙,所以五次和高于六次的对称轴是难以存在的。

随着急冷技术的发展和研究的深入,人们在 1984 年发现了具有五次对称轴的晶体,原子在晶体内部是长程有序的,并具有准周期性,是介于晶体和非晶体之间的一类晶体,称为准晶体。准晶态不同于非晶态,它也遵循形核与核长大规律完成液→固转变,相变过程受原子扩散的控制。准晶必定在一定冷却速度范围内完成。如 Al-Mn 合金在冷速  $1.7 \times 10^6 \sim 3 \times 10^6 \text{ K/s}$  的范围内才能获得。超过这一范围将出现非晶态。一般需要有 150~200℃ 的过冷度。准晶的形成与合金成分、合金电子浓度、晶体结构等有关。目前在 Al-Mn、Al-Co、

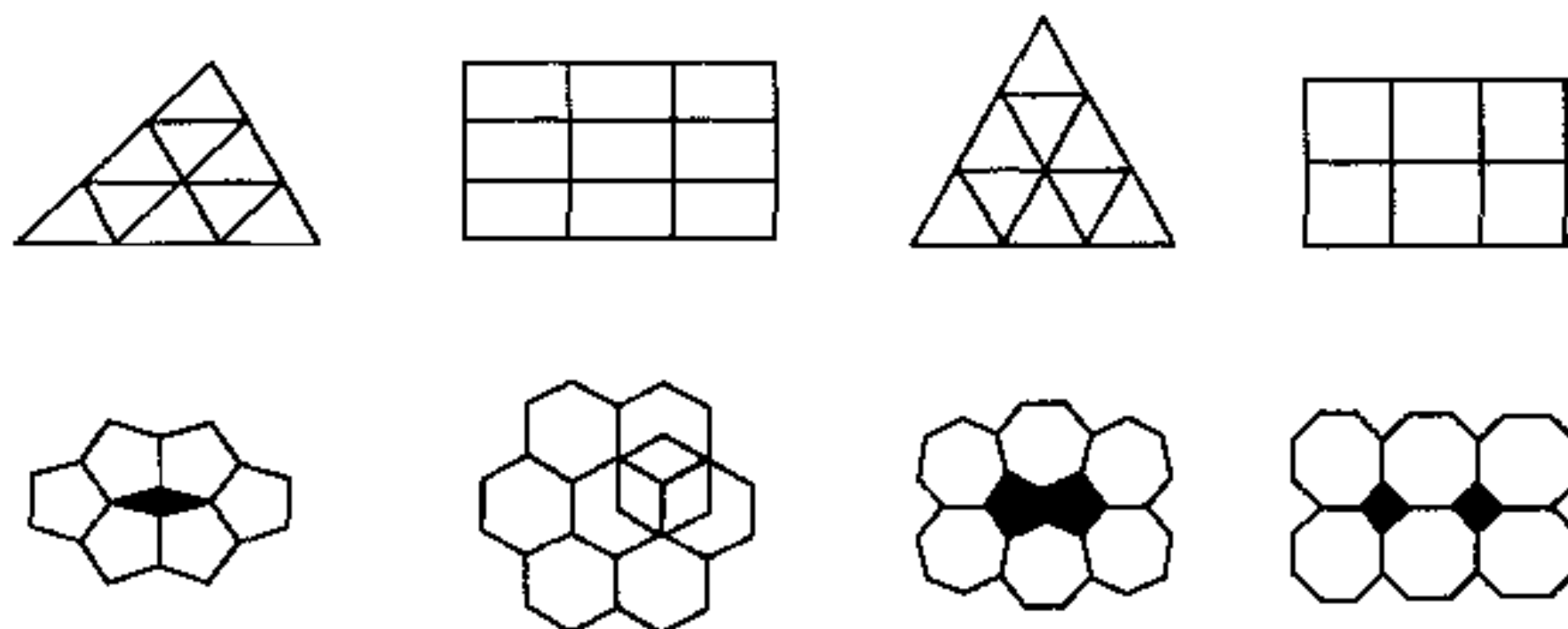


图 3-16 二维晶胞的密排图形

Al-Mn-Fe、Al-V、Pd-U-Si 和 Al-Mn-Si 等合金中都已发现了准晶,并测试了它们的一些物理性能。至今尚未制成大尺寸的准晶材料,它正处在理论研究阶段。

#### 3.6.4 纳米级超细微晶

纳米级超细微晶是指几个原子到几百个原子大小(1~100nm)的结晶集团。纳米级超细微晶一般是采用气化法、高速凝固而制成。最近发展的化学溶胶——凝胶法可生产出高质量纳米级超细微晶。这种工艺也可以形成规模生产。纳米级微晶的主要特点是:

①晶界比例大,当颗粒为 5nm 时,每立方厘米有  $10^{19}$  个晶界,如晶界厚度为 1~2nm 时,晶界原子占 50% 左右;

②晶界状态既不像非晶态的短程有序,也与正常晶界不同,而是类似气体状态。非晶态实际上是处于大块晶体与纳米级微晶之间的状态。纳米级晶体更不稳定,自由能更高。

纳米级超细微晶的性能还没有系统的研究结果。据现有资料,在纳米级金属状态下,Ag 在 Cu 中的扩散速度提高了  $10^{19}$  倍;氢在 Pd 中的溶解度提高 1~2 个量级;Bi 在 Cu 中的溶解度从  $10^{-4}\%$  提高到 4%;超微颗粒的烧结温度也明显下降,如颗粒为 20nm 的镍粉末的烧结温度从 700℃ 下降到 200℃,钨从 2 000℃ 降到 1 100℃;熔点也是如此。特别应该指出的是超细微粒的强度问题,有人以含 C 为 1.8% 的 Fe 的断裂强度为例,发现其断裂强度从 500MPa 增加到 6 000MPa,提高了 10 多倍。

由于纳米级微晶材料的以上特点,为发展新材料开拓了新的途径,不但在金属方面有广阔的前景,对陶瓷材料来说,采用纳米级微晶粉末做原料可能成为解决其脆性的重要途径。

## 第四章 二元相图

物质在温度、压力、成分变化时,状态可以发生改变。相图就是表示物质的状态与温度、压力、成分之间关系的简明图解。利用相图,我们可以了解各种成分的材料在不同温度、压力下的相组成,各种相的成分,相的相对量以及组织的变化规律等。因此,相图是我们研究新材料的主要依据,也是对材料进行热加工(如铸、锻、焊及热处理)时,制定工艺规范的依据。

### 4.1 二元相图的建立

二元相图可通过实验进行测定。其方法是,根据实验数据,在以温度为纵坐标,以组成材料的成分为横坐标的坐标系中,绘制出曲线图。下面以 Cu-Ni 二元合金系为例,说明用热分析方法测定其临界点及绘制相图的过程。

1. 配制一系列成分不同的 Cu-Ni 合金:100% Cu;80% Cu + 20% Ni;60% Cu + 40% Ni;40% Cu + 60% Ni;20% Cu + 80% Ni;100% Ni。
2. 用热分析法测定出所配制合金的冷却曲线,如图 4-1 所示。
3. 找出各冷却曲线上的临界点。
4. 将各个合金的临界点分别标注在温度-成分坐标系中相应的合金成分垂线上。
5. 连接相同意义的临界点,所得的线称为相界线。

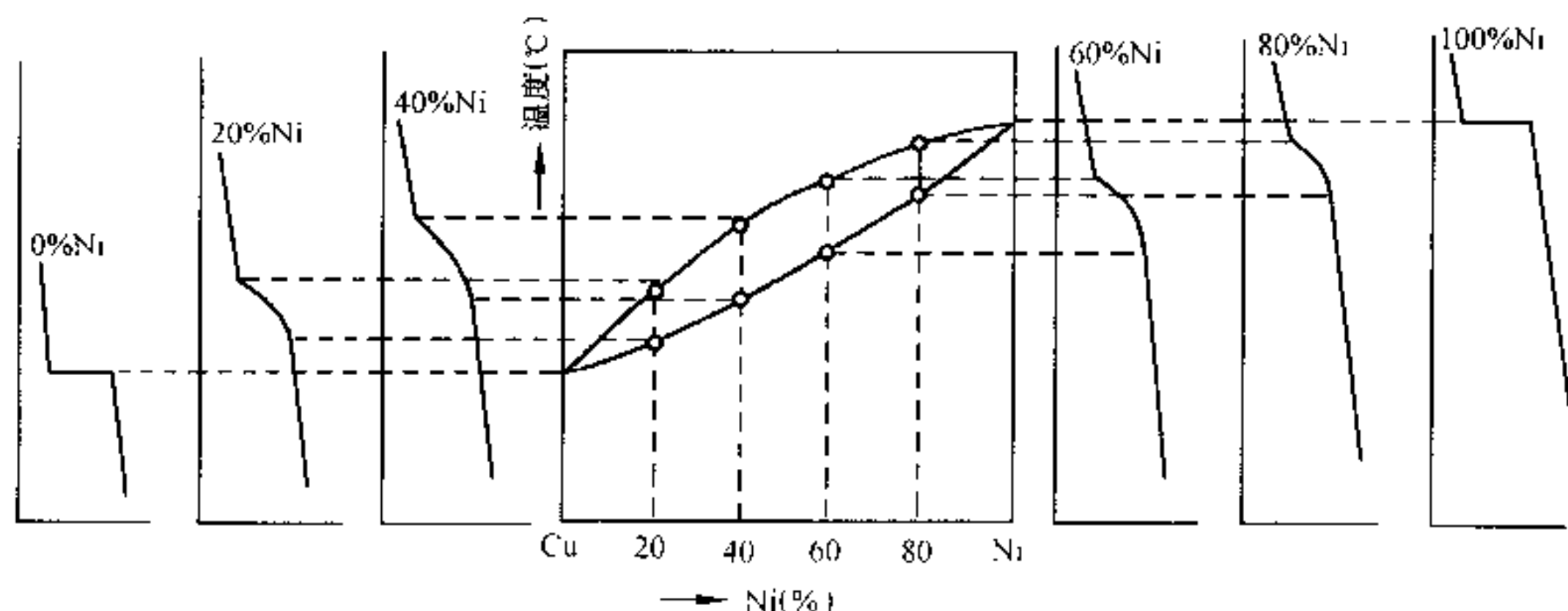


图 4-1 Cu-Ni 合金相图的测定与绘制

这样我们就获得了 Cu-Ni 合金相图。该相图是一种最简单的相图。实际上,许多材料的相图都是比较复杂的,但它们建立相图的方法都是相同的,而复杂的相图可以看成是若干基本的、简单的相图所组成。以下简要分析几种基本类型的相图。

## 4.2 二元匀晶相图

二元合金系中两组元在液态和固态下,均能无限互溶,并由液相结晶出单相固溶体的相图称为匀晶相图。如 Cu-Ni、Fe-Cr、Au-Ag、Fe-Ni、Cu-Au 等二元合金都具有这样的相图。现以 Cu-Ni 合金相图为例进行分析。

### 4.2.1 相图分析

图 4-2 为 Cu-Ni 合金相图。图中 A 为纯铜的熔点(1 083℃),B 为纯镍的熔点(1 455℃)。ALB 为液相线,是各种成分合金在冷却过程中开始结晶、或在加热过程中熔化终了的温度;AaB 为固相线,是各种成分合金在冷却过程中结晶结束、或在加热过程中开始熔化的温度。液相线以上为液相区,以“L”表示;固相线以下为单相固溶体区,以“ $\alpha$ ”表示;固相线和液相线之间为液相加固相两相共存区,以“L +  $\alpha$ ”表示。

### 4.2.2 合金结晶过程分析

以 40% Ni 的 Cu-Ni 合金为例分析其结晶过程,如图 4-2 所示。

当合金自高温液态缓慢冷却到液相线  $t_1$  温度时,开始从液相中结晶出  $\alpha$  固溶体,此时固溶体的成分为  $a_1$ (这时固溶体中含镍量高于合金的含镍量);随着温度的下降, $\alpha$  固溶体的量逐渐增多,剩余的液相逐渐减少;冷至  $t_2$  温度时,固溶体的成分为  $a_2$ ,液相成分为  $l_2$ (这时液相中的含镍量低于合金含镍);当冷至  $t_3$  温度时,固溶体成分为  $a_3$ ,液相成分为  $l_3$ ;当冷至  $t_4$  温度时,成分为  $l_4$  的液相结晶为  $\alpha$  固溶体,此时固溶体成分为  $a_4$ ,即为合金的成分。由此可见,随着温度由  $t_1 \rightarrow t_4$  的缓慢冷却结晶过程中,液相的成分是沿液相线向低镍方向变化,即  $l_1 \rightarrow l_2 \rightarrow l_3 \rightarrow l_4$ ,固相的成分是沿固相线由高镍向低镍方向变化,即  $a_1 \rightarrow a_2 \rightarrow a_3 \rightarrow a_4$ ,之所以合金中的液相和固相的成分在结晶过程中能在不断的变化过程中逐渐趋于一致,是由于结晶过程是在极其缓慢的条件下,液、固相中的原子能进行充分扩散的结果。

### 4.2.3 杠杆定律

杠杆定律是分析相图时的重要工具,可用来确定二相平衡时的相成分和相对量,杠杆定律只适用于二相区。如图 4-3 所示,成分为 X 的合金 I 在  $t_1$  温度出现二相平衡时,过表象点(相图中的点称为表象点)O 引一水平线,该线与相区边界线分别交于 a 和 b,两交点 a、b 所对应的成分  $x_1$  和  $x_2$  即为两平衡相 L 和  $\alpha$  相的成分。

设液相重为  $W_L$ ,固相重为  $W_S$ ,合金总量为  $W_O$ ,则可列出如下方程:

$$W_L + W_S = W_O$$

$$W_L \cdot X_1 + W_S \cdot X_2 = W_O \cdot X$$

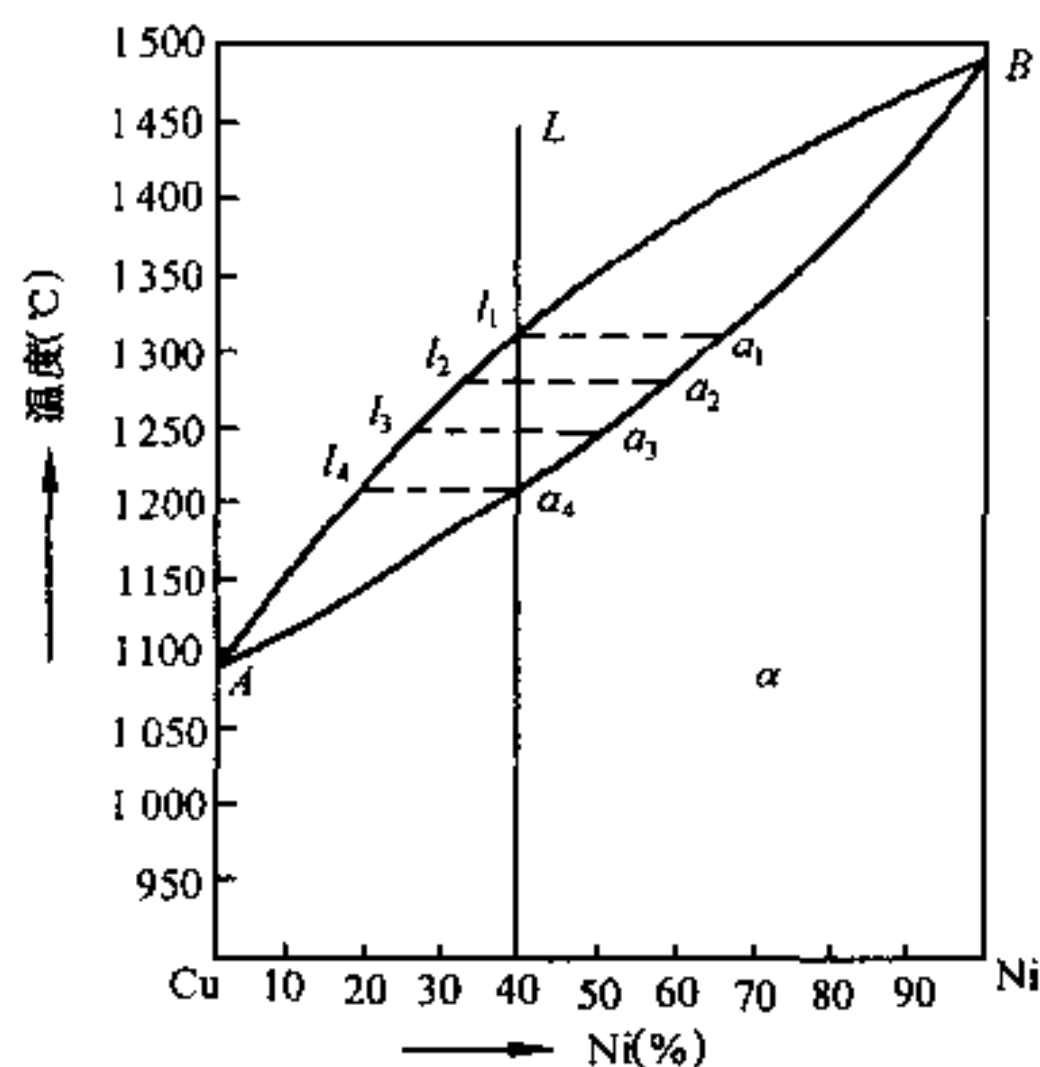


图 4-2 Cu-Ni 二元合金相图

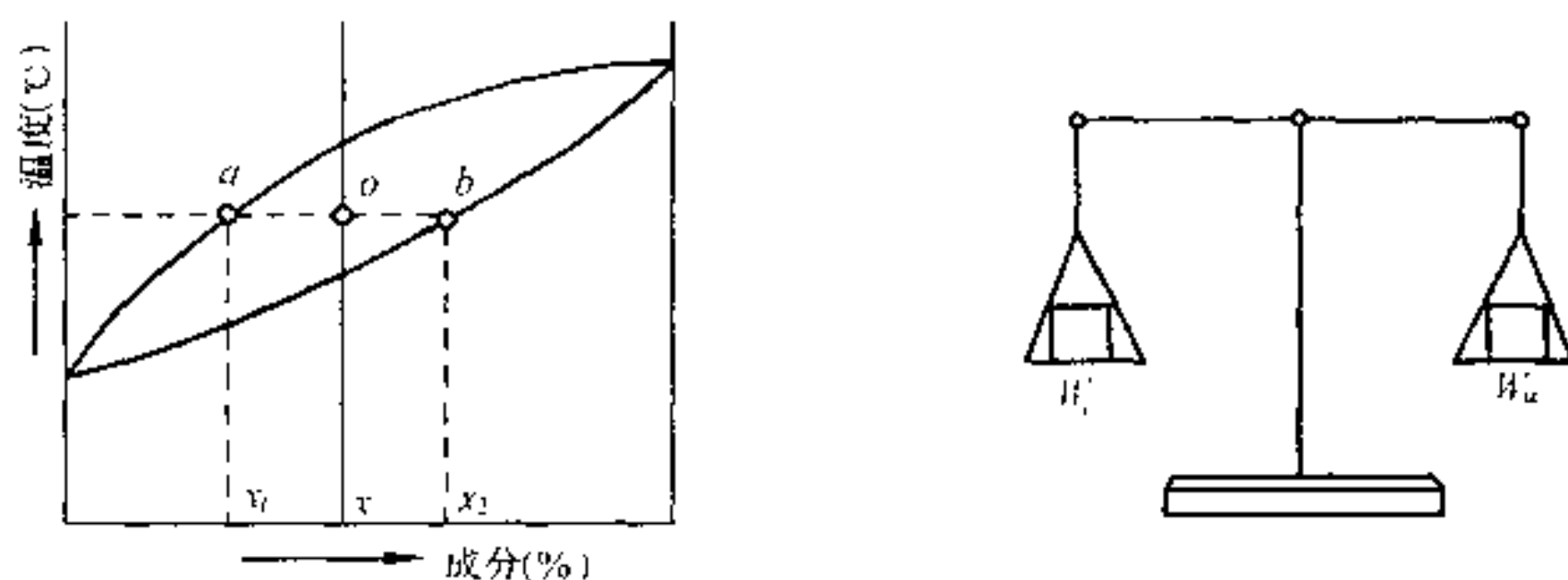


图 4-3 杠杆定理证明

由上两式可得

$$\frac{W_L}{W_O} = \frac{X_2 - X}{X_2 - X_1} \quad \frac{W_S}{W_O} = \frac{X - X_1}{X_2 - X_1} \quad (4-1)$$

将分子、分母换成图 4-3 中的线段表示,则为

$$\frac{W_L}{W_O} = \frac{x x_2}{x_1 x_2} \times 100\%; \quad \frac{W_S}{W_O} = \frac{x_1 x}{x_1 x_2} \times 100\% \quad (4-2)$$

两相的重量比为

$$\frac{W_L}{W_S} = \frac{x x_2}{x_1 x} \quad (4-3)$$

(4-3)式好像力学中的杠杆原理,故称之为杠杆定律。

#### 4.2.4 枝晶偏析

固溶体合金在结晶过程中,只有在极其缓慢的冷却条件下,才能使原子充分扩散,而得到均匀的固溶体。在实际生产条件下,由于冷却速度不是那么缓慢,致使扩散过程落后于结晶过程。因而在一个晶粒中,造成先结晶晶轴(枝干)的成分和后结晶的晶间(枝间)成分上的差异,这种现象称为枝晶偏析(也称为晶内偏析),如图 4-4 所示。

图中可看出  $\alpha$  固溶体是呈树枝状的。先结晶的枝干中因含镍量高,不易被浸蚀,故呈白色;而后结晶部分因含铜量高,易浸蚀而呈黑色。



图 4-4 Cu-Ni 合金枝晶偏析

枝晶偏析的大小,除与冷却速度有关外,还与给定成分的液相线与固相线的垂直距离有关。距离越大,枝晶偏析越严重。枝晶偏析的存在将会严重降低合金的力学性能以及加工工艺性能和耐蚀性能。生产上常把有枝晶偏析的合金加热到高温,长时间保温,使固溶体中原子充分扩散,以达到成分的均匀化。这种热处理方法称为扩散退火或均匀化退火。



## 4.3 二元共晶相图

一个液相冷却到某一温度,在恒温下同时结晶出两个不同的固相的转变,称为共晶转变。转变所得的两相机械混合物称为共晶体。具有共晶转变的相图称为共晶相图。在工业上常见的共晶相图有 Pb-Sb、Pb-Sn、Al-Si、Ag-Cu、Mg-Al、Mg-Si 相图等,图 4-5 所示的 Pb-Sn 相图是典型的二元共晶相图。

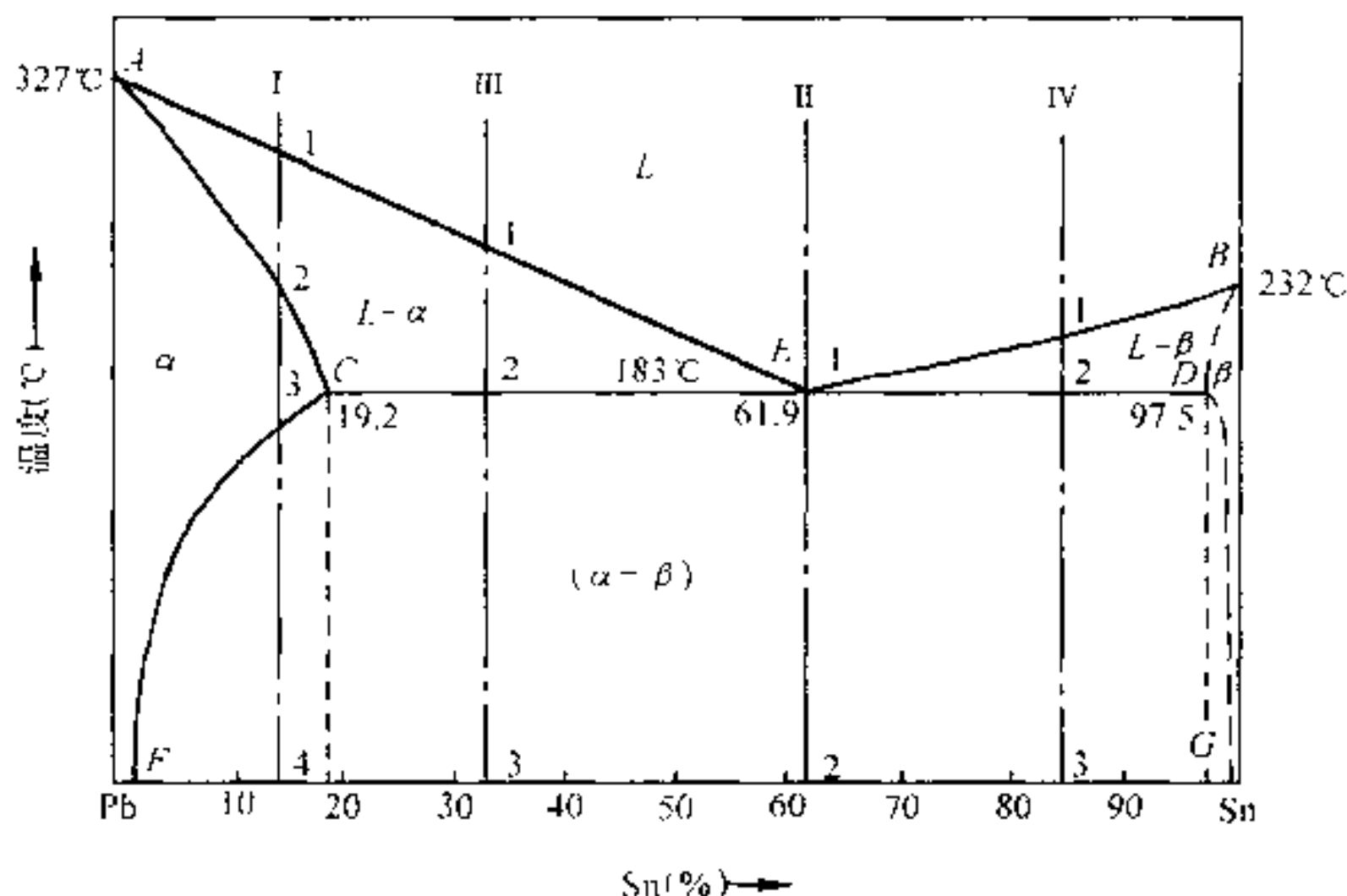
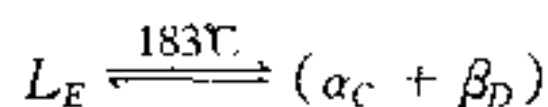


图 4-5 Pb-Sn 二元合金相图

### 4.3.1 相图分析

相图中,组元 Pb 熔点为 327°C,组元 Sn 熔点为 231.9°C。液态下两组元无限互溶,在固态下有限互溶,而形成两个固溶体。 $\alpha$  是以铅为溶剂锡为溶质的固溶体, $\beta$  是以锡为溶剂铅为溶质的固溶体。

相图中,AEB 为液相线,表示从液相中开始结晶出  $\alpha$ (或  $\beta$ ) 固溶体的温度。ACEDB 为固相线,它的下方全部为固相,其中 AC 和 DB 线,分别表示  $\alpha$ 、 $\beta$  固溶体合金的结晶过程全部结束;CED 水平线(183°C)为共晶反应线,表示具有 E 点成分的液相,在恒温下发生共晶转变,同时结晶出成分为 C 和 D 的  $\alpha$ 、 $\beta$  固溶体,即:



凡是成分点位于 CD 之间的合金,在结晶过程中都将发生共晶转变。CF 线和 DG 线称为固溶度线,分别是  $\alpha$ 、 $\beta$  固溶体的固溶度变化曲线,其固溶体的固溶度随着温度的降低而减小。

上述各线将相图分成若干区。如图可知,该相图包含有  $\alpha$ 、 $\beta$ 、L 三个单相区,还有  $L + \alpha$ 、 $L + \beta$ 、 $\alpha + \beta$  三个双相区,在 CED 上为  $L + \alpha + \beta$  三相共存区。

### 4.3.2 合金的结晶过程

#### 1. 合金 I 的结晶过程

合金 I 称为  $\alpha$  固溶体合金,其冷却曲线及结晶过程见图 4-6。由相图可知,合金 I 在

缓冷到2点以前,结晶过程是按照匀晶相图的结晶过程进行的。首先结晶出一次晶 $\alpha$ ,到2点时结晶过程结束,在2~3点之间为均匀的 $\alpha$ 单相组织。当冷至3点温度时与CF线相接触,这时 $\alpha$ 固溶体中溶质浓度为C。当温度继续下降,由于 $\alpha$ 固溶体处于过饱和状态,便从 $\alpha$ 中不断析出细粒状的 $\beta$ 相,称为二次晶,记作 $\beta_{II}$ 。其数量随温度的下降逐渐增加,当冷至室温时二次晶析出量为

$$\beta_{II} \% = \frac{F4}{FG} \times 100\%$$

这类二次晶由于析出的温度很低,不易长大,所以一般都十分细小。

由上述分析可见,合金I在结晶后,其室温下的组织为 $\alpha + \beta_{II}$ 。

## 2. 合金II的结晶过程

合金II称为共晶合金,具有共晶成分(61.9% Sn),其冷却曲线及组织变化如图4-7所示。

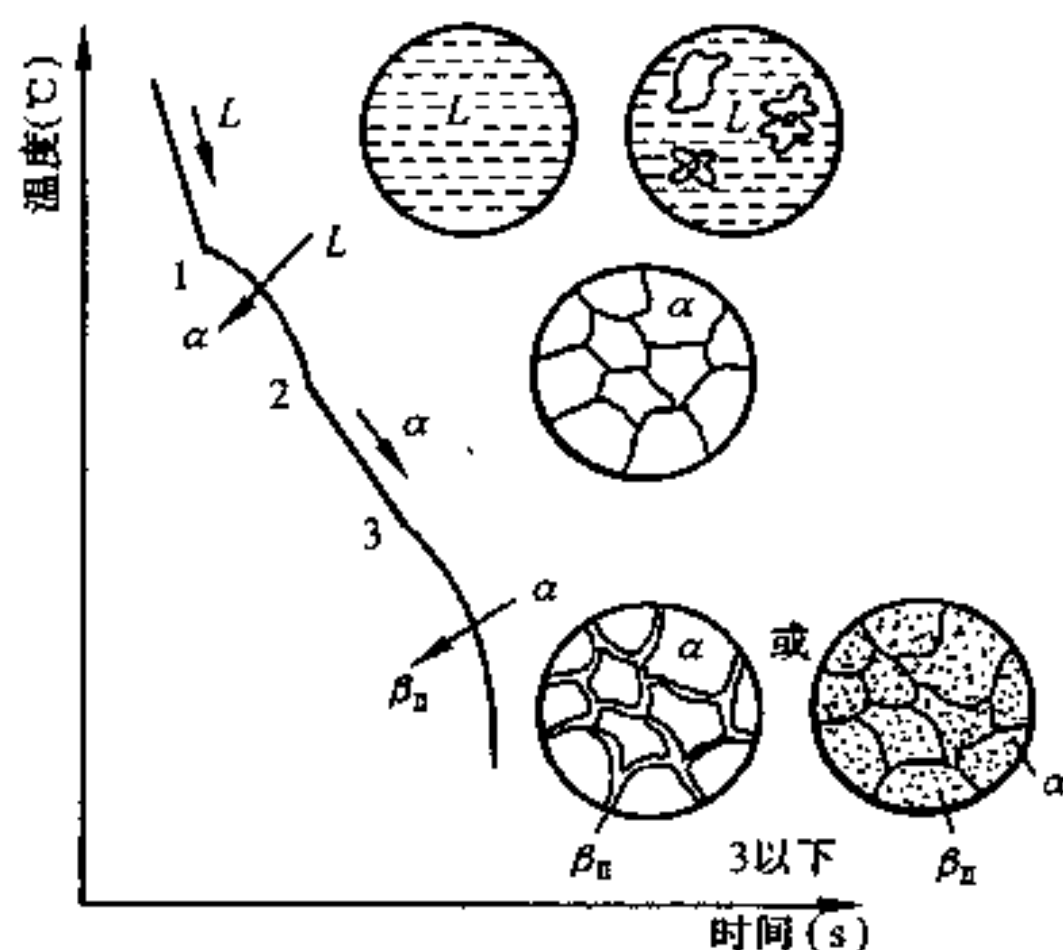


图4-6 合金I的冷却曲线及组织示意图

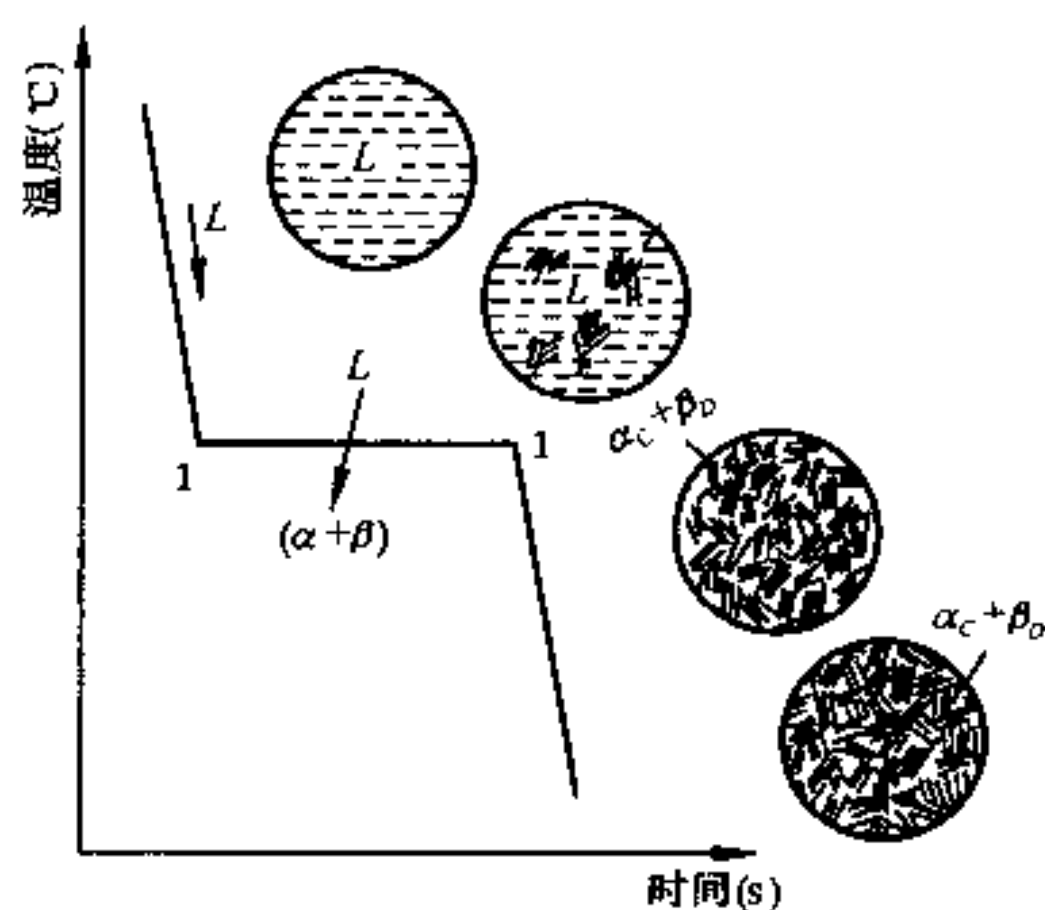
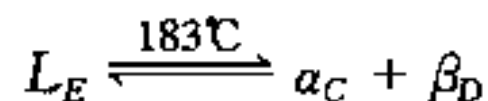


图4-7 合金II的冷却曲线及组织变化示意图

由相图可知,该合金在1点温度(183℃)以上为液相,而在1点温度发生恒温共晶反应,即成分为E点的液相在恒温下析出成分为C的 $\alpha$ 相和成分为D的 $\beta$ 相,即



这时获得细密的( $\alpha_c + \beta_d$ )两相机械混合物。共晶体中 $\alpha$ 和 $\beta$ 固溶体的相对重量可用杠杆定律计算,结果如下:

$$\alpha_c \% = \frac{ED}{CD} \times 100\%$$

$$\beta_d \% = \frac{CE}{CD} \times 100\% \quad \text{或} \quad \beta_d \% = 1 - \alpha_c \%$$

在1点以下,共晶反应结束,在温度不断下降的过程中 $\alpha_c$ 和 $\beta_d$ 的固溶度分别沿CF线和DG线不断变化,分别析出二次晶 $\beta_{II}$ 和 $\alpha_{II}$ 。由于共晶体中析出的二次晶常与共晶体相混在一起,不易分辨,且量又很少,所以一般不予区别。

由上述分析可知,合金II在结晶过程中的反应为“共晶反应+二次析出”,室温组织为( $\alpha + \beta$ )。

### 3. 合金Ⅲ的结晶过程

合金Ⅲ的成分点在 CE 两点之间,称为亚共晶合金。其冷却曲线及组织变化,如图 4-8 所示。

由相图可知,当合金液相缓冷至 1 点温度时,开始从液相中结晶出初晶  $\alpha$  固溶体,称为先共晶  $\alpha$  相。随着温度的下降,先共晶  $\alpha$  相的量不断增加,与此同时,先共晶  $\alpha$  相的成分沿 AC 线向 C 点变化,液相成分沿 AE 线向 E 点变化。当温度降至 2 点(共晶温度)时,先共晶  $\alpha$  相为 C 点成分,剩余的液相成分为 E 点成分。剩余液相发生共晶反应,即  $L_E \xrightarrow{183^\circ\text{C}} \alpha_C + \beta_D$ ,如图 4-8,表示在冷却曲线上是一个水平平台。共晶反应结束后,温度继续下降,先共晶  $\alpha$  相的成分沿 CF 线变化,析出二次相  $\beta_{II}$ ,同时共晶体( $\alpha + \beta$ )中也析出  $\beta_{II}$  和  $\alpha_{II}$ 。但由于前述原因,共晶体中的次生相可以不予考虑,而只考虑先共晶  $\alpha$  相中析出的二次相  $\beta_{II}$ 。

由上述分析可知,合金Ⅲ在结晶过程中的反应为“匀晶反应 + 共晶反应 + 二次析出”其室温下的组织为  $\alpha + \beta_{II} + (\alpha + \beta)$ 。

### 4. 合金Ⅳ的结晶过程

合金Ⅳ的成分点在 E、D 之间,Sn 浓度大于共晶成分,称为过共晶合金。其冷却曲线及结晶过程的组织变化如图 4-9 所示。

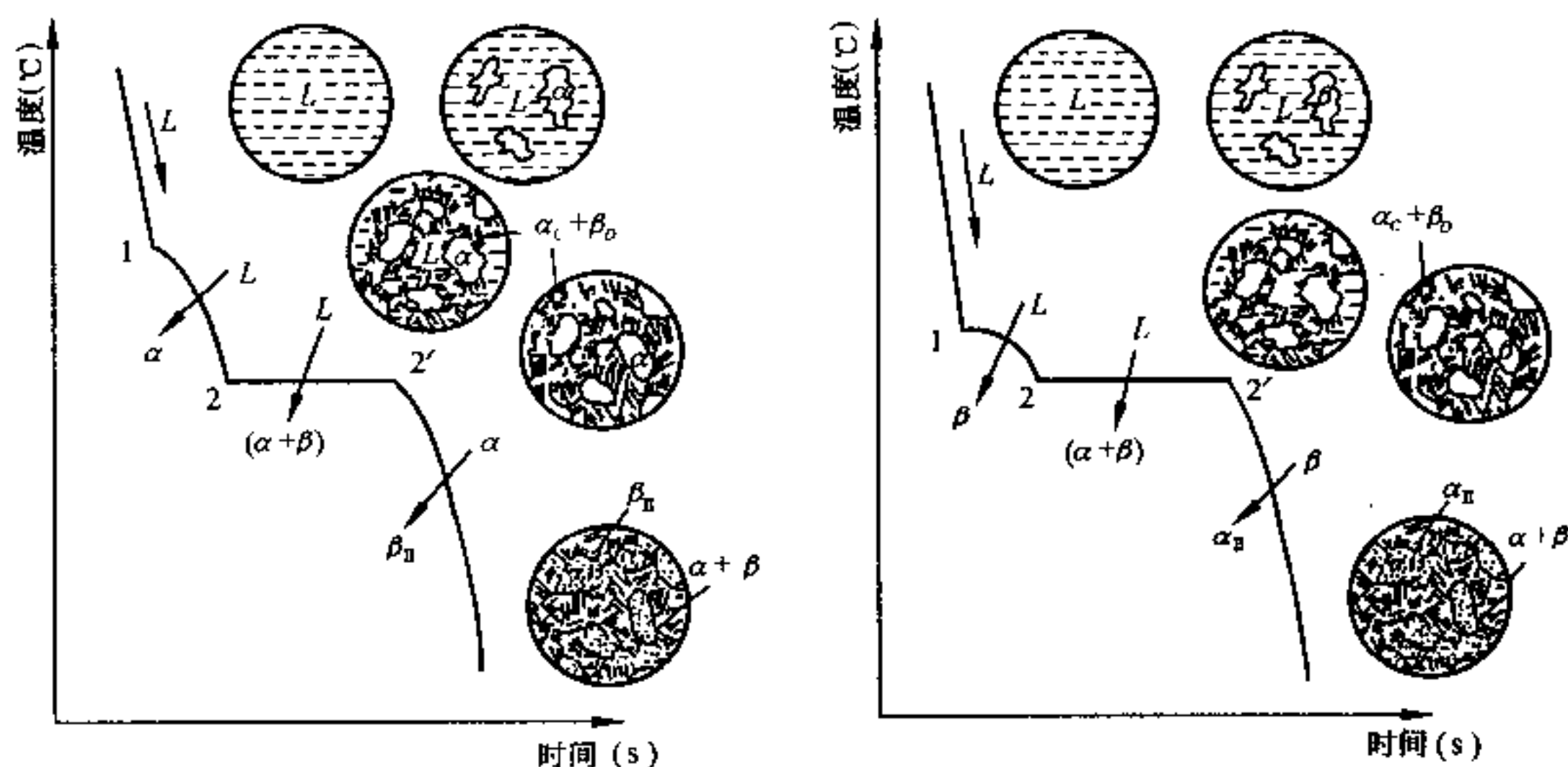


图 4-8 合金Ⅲ的冷却曲线及组织变化示意图

图 4-9 合金Ⅳ的冷却曲线及组织变化示意图

由相图可知,其结晶过程与合金Ⅲ(亚共晶合金)类似,其结晶反应也是“匀晶反应 + 共晶反应 + 二次析出”,只是先共晶相为  $\beta$  固溶体,二次晶为  $\alpha_{II}$ 。所以该合金室温下的组织为  $\beta + \alpha_{II} + (\alpha + \beta)$ 。

综合上述结晶过程分析,可知在 Pb-Sn 合金的结晶过程中,固相仅出现了  $\alpha$ 、 $\beta$  两相。所以我们称  $\alpha$ 、 $\beta$  是该合金的相组成物,图 4-5 中各相区就是以合金的相组成填写的。

不同合金由于形成条件不同,各种相将以不同数量、形状、大小互相结合,形成在显微上可观察到的不同的组织,如  $\alpha$ 、 $\beta$ 、 $\alpha_{II}$ 、 $\beta_{II}$ 、( $\alpha + \beta$ )等。若把合金的组织直接填写在相图中,如图 4-10 所示,即得到以组织组成物填写的 Pb-Sn 相图。这样填写的合金组织与用显

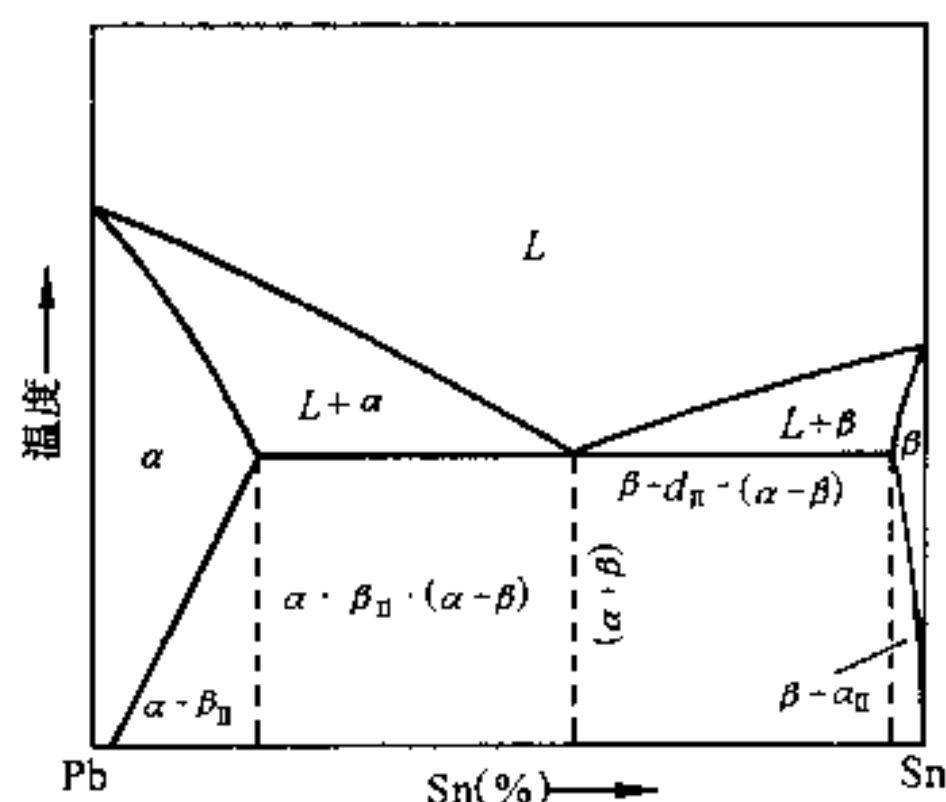


图 4-10 由组织组成物填写的  
Pb-Sn 相图

显微镜看到的金相组织是一致的,因此更加明确具体。

## 4.4 二元包晶相图

一个液相与一个固相相互作用,在恒温下生成一个新的固相的转变称为包晶转变,即  $L + \alpha \rightarrow \beta$ 。具有包晶转变的相图称为包晶相图。在二元合金中 Cu-Zn、Cu-Sn、Ag-Pt、Cd-Hg、Sn-Pb 等合金都有包晶相图,其中 Pt-Ag 合金相图是典型的包晶相,如图 4-11。

### 4.4.1 相图分析

相图中二组元分别是 Pt 和 Ag, A 为 Pt 的熔点(1772°C), B 为 Ag 的熔点(961.9°C)。在液态下两组元相互溶解,在固态下为有限溶解,分别形成以 Pt 为溶剂的  $\alpha$  固溶体和以 Ag 为溶剂的  $\beta$  固溶体。 $\alpha$  固溶体中 Ag 的最大溶解度为 10.5%,  $\beta$  固溶体中 Pt 的最大溶解度为 57.6%。

相图中 AC、CB 线为液相线,分别表示  $\alpha$  和  $\beta$  固溶体从液相中结晶的开始温度。APDB 为固相线,分别表示  $\alpha$ 、 $\beta$  固溶体结晶结束的温度,水平线 PDC 为包晶转变线,即发生  $L_C + \alpha_P \rightarrow \beta_D$  的包晶转变。凡是成分点位于 PC 之间的合金,在结晶过程中都将发生包晶转变。PE 线和 DF 线分别为  $\alpha$ 、 $\beta$  固溶体的溶解度变化曲线,当合金冷至 PE、DF 线以下时,将会分别从过饱和的  $\alpha$ 、 $\beta$  固溶体中析出  $\beta_{II}$  和  $\alpha_{II}$ 。

相图中有三个单相区  $L$ 、 $\alpha$  和  $\beta$ ;有三个二相区,  $L + \alpha$ 、 $L + \beta$ 、 $\alpha + \beta$ ;相图中 PDC 水平线,即三相平衡水平线( $L + \alpha + \beta$ )。

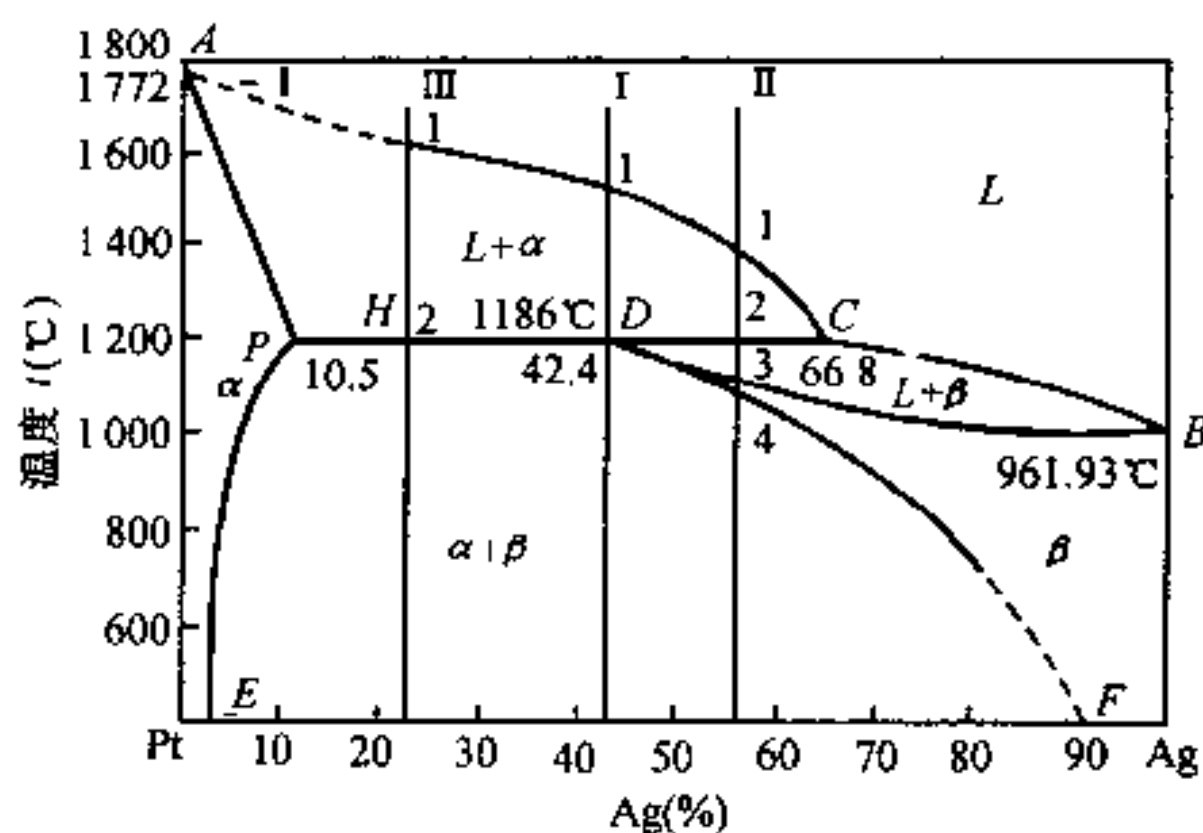


图 4-11 Pt-Ag 二元合金相图

#### 4.4.2 结晶过程分析

##### 1. 合金 I 的结晶过程

合金 I 具有包晶成分(42.4% Ag),其冷却曲线及组织变化如图 4-12(a)所示。

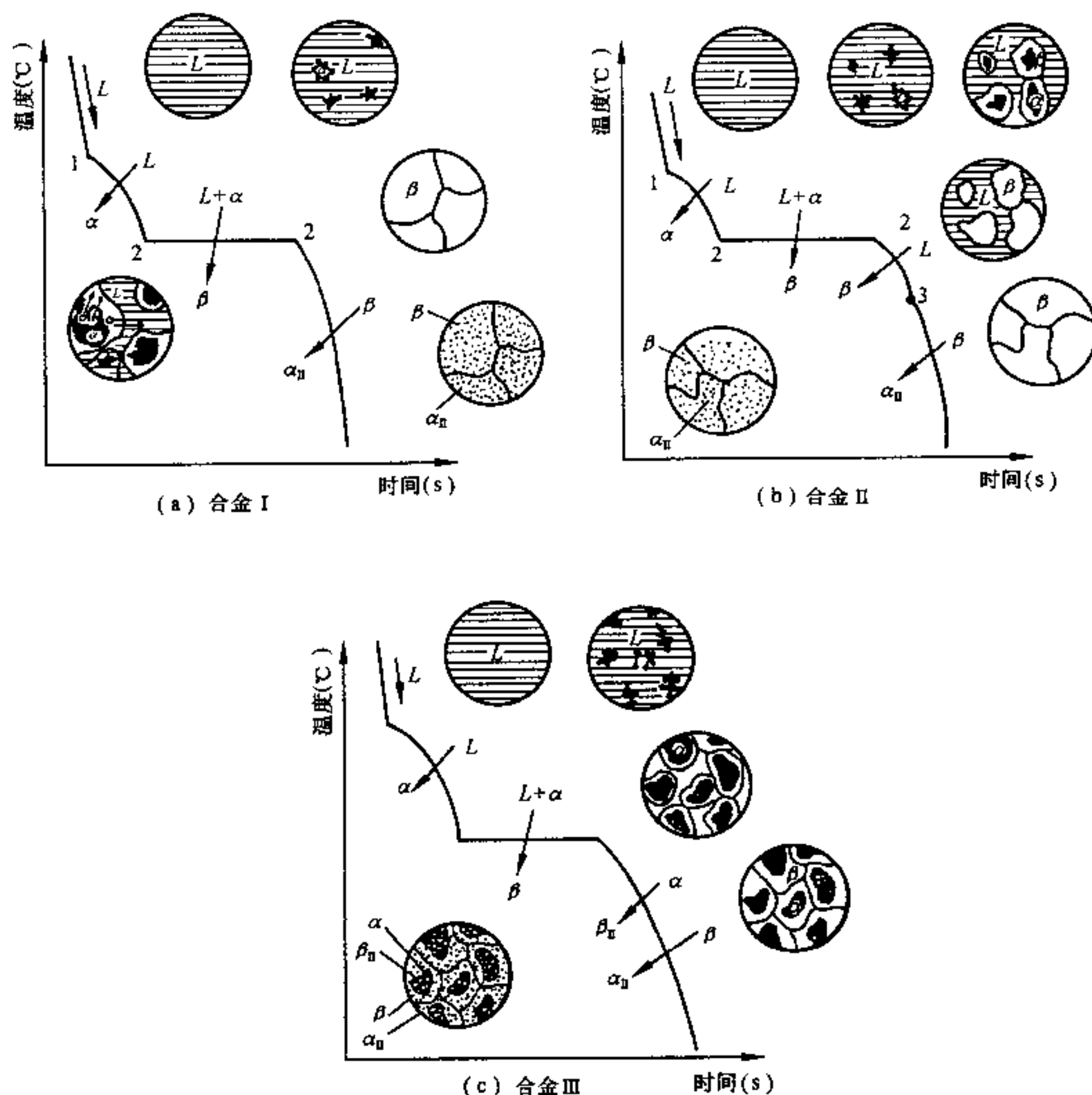


图 4-12 包晶合金的冷却曲线及组织变化示意图

在 1 点温度以上的液相,从 1-2 点温度随温度降低不断结晶出初晶  $\alpha$  固溶体。这期间  $\alpha$  固溶体的成分沿 AP 线向 P 变化,液相成分沿 AC 向 C 变化。在 2 点温度时  $\alpha$  的成分到达 P 点,液相成分到达 C 点,这时将发生包晶转变,即  $L_C + \alpha_P \rightarrow \beta_D$ ,转变结束后液相和  $\alpha$  固溶体全部转变为  $\beta$  固溶体。继续冷却, $\beta$  固溶体的溶解度沿 DF 线变化,这时过饱和的  $\beta$  固溶体将不断析出二次晶  $\alpha_{II}$ 。

所以合金 I 的结晶过程的反应为“匀晶反应 + 包晶反应 + 二次析出”,室温下的平衡组织为  $\beta + \alpha_{II}$ 。

##### 2. 合金 II 的结晶过程



合金Ⅱ含 Ag 为 42.4% ~ 66.8%, 其冷却曲线和结晶过程组织变化如图 4-12(b) 所示。

1 点温度以上时, 为液相。1 点温度开始结晶出初晶  $\alpha$  固溶体。在 1~2 温度区间, 随着温度下降不断析出初晶  $\alpha$  固溶体, 这时  $\alpha$  固溶体成分沿 AP 线向 P 变化, 液相成分沿 AC 线向 C 变化。到 2 点温度时,  $\alpha$  成分为 P, 液相成分为 C, 发生包晶转变  $L_C + \alpha_P \rightarrow \beta_D$ 。由杠杆定律计算, 并与合金Ⅰ比较可知, 合金Ⅱ在包晶反应结束后, 必有液相剩余。在 2~3 温度冷却, 剩余液相按匀晶转变全部转变为  $\beta$  固溶体。3~4 温度之间为  $\beta$  固溶体不发生变化。在 4 点, 与 DF 线接触, 4 点以下由过饱和的  $\beta$  固溶体中析出二次晶  $\alpha_{II}$ 。

所以合金Ⅱ结晶过程的反应为“匀晶反应 + 包晶反应 + 匀晶反应 + 二次析出”。室温的平衡组织为  $\beta + \alpha_{II}$ 。

### 3. 合金Ⅲ的结晶过程

合金Ⅲ成分在 10.5% ~ 42.4% Ag 之间, 其冷却曲线及组织转变图如图 4-12(c) 所示。

当合金冷却到 1 点温度开始结晶出初晶  $\alpha$  固溶体。在 1~2 温度冷却时,  $\alpha$  固溶体的数量不断增加。到 2 点温度时,  $\alpha$  固溶体的成分为 P, 液相成分为 C, 这时将发生恒温包晶转变, 即  $L_C + \alpha_P \rightarrow \beta_D$ 。由杠杆定律计算并与合金Ⅰ比较可知, 该合金在包晶转变后必有  $\alpha$  固溶体剩余。在 2 点温度以下, 继续冷却时,  $\alpha$  固溶体的固溶度沿 PE 线变化, 析出二次相  $\beta_{II}$ ,  $\beta$  固溶体溶解度沿 DF 线变化, 析出二次相  $\alpha_{II}$ 。

所以, 合金Ⅲ结晶过程的反应为“匀晶反应 + 包晶反应 + 二次析出”, 室温下的平衡组织为  $\alpha + \beta_{II} + \beta + \alpha_{II}$ 。

## 4.5 其它类型的二元相图

除了前面讲述的匀晶相图、共晶相图、包晶相图三种最基本的二元相图外, 还有许多其它类型的二元相图, 下面将介绍几种。

### 4.5.1 形成稳定化合物的二元合金相图

稳定化合物是指具有一定熔点, 在熔点以下不发生分解的化合物。如图 4-13 中 Mg-Si 合金二元相图中的  $Mg_2Si$  即为稳定化合物, 其熔点为 1087℃。

$Mg_2Si$  在相图中是一条垂直线, 在分析相图时可将其看作是一个组元, 所以此相图可以看成是两个简单的共晶相图 Mg- $Mg_2Si$  相图和  $Mg_2Si$ -Si 相图, 可分别按各自的共晶相图

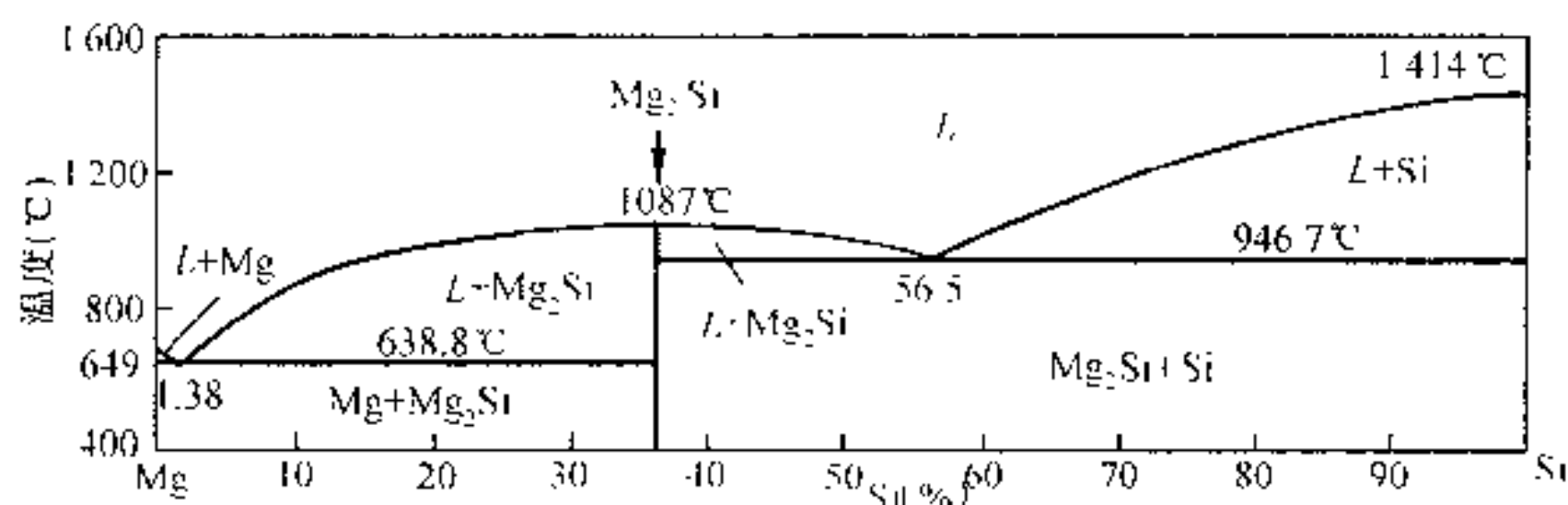


图 4-13 Mg-Si 二元合金相图

进行分析。

#### 4.5.2 具有共析反应的二元合金相图

一定成分的固相在恒温下生成另外两个一定成分的固相的转变叫共析转变。共析转变与共晶转变非常类似,所不同的是反应相不是液相,而是固相。

如图4-14是一种包括共析转变的相图。在水平线 $dec$ 上将发生 $\alpha_e \rightarrow \beta_{1d} + \beta_{2c}$ 。这类相图的分析方法与共晶相图相同,不再叙述。

由于共析反应是在固态下进行的,反应中的原子扩散比较困难,易达到较大的过冷度,从而使生核率较高,所以与共晶组织相比,共析组织要细得多。另外,共析反应往往因固相间的比容不同,会引起内应力。

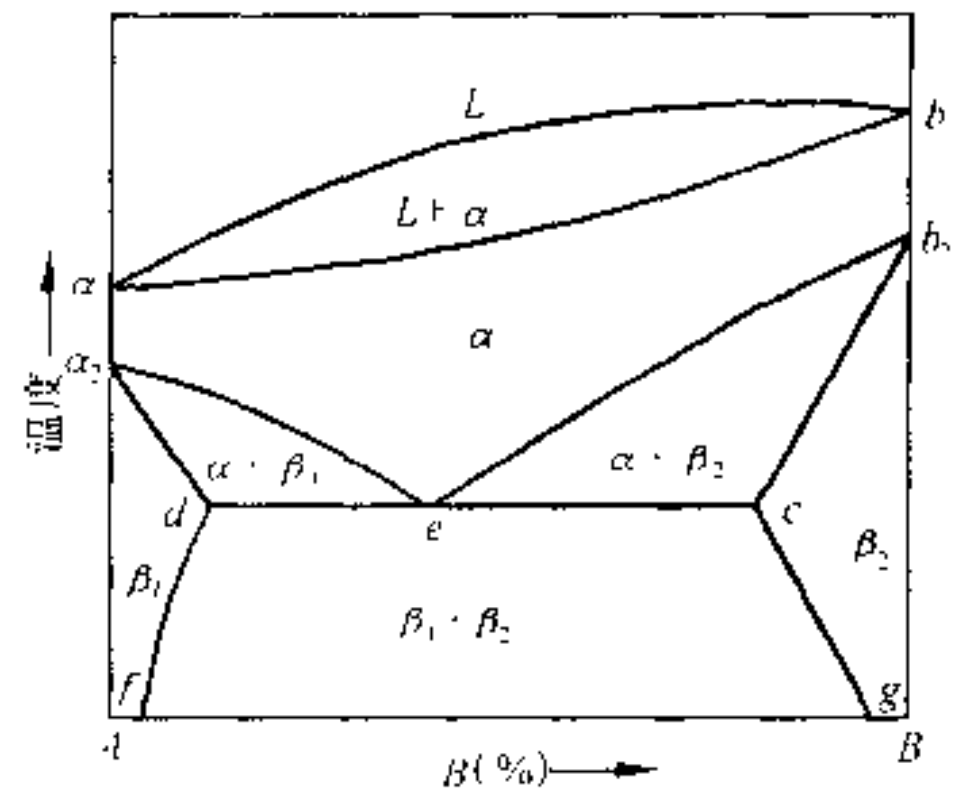


图4-14 具有共析反应的二元合金相图

## 4.6 二元相图的分析和应用

相图是分析合金组织、判断合金性能、确定热加工工艺参数的重要工具,因此掌握二元相图的分析方法、提高分析相图的能力是学习相图的根本目的。

许多二元相图看起来比较复杂,但实际上是一些基本相图的组合,只要掌握各类相图的特点和转变规律就能化繁为简,易于分析。

#### 4.6.1 复杂二元相图的分析步骤

二元相图随合金种类不同而异,在分析复杂的二元相图时,一般可按下面的步骤进行。

1. 先看相图中有无稳定化合物,如有稳定化合物存在,则以它们为界把相图分成几个区域分别进行分析。

2. 根据相区接触法则区别各相区在二元合金相图中,相邻相区的相数差为1(点接触情况例外),两相区一定是两侧单相区相的组合。

3. 找出三相共存水平线,根据水平线相邻的相区情况,确定相变特性点,列出反应式,明确在这时发生的转变类型。这是分析复杂相图的关键步骤。

4. 利用相图分析典型合金的结晶过程及组织。在分析过程中要注意单相区成分就是合金的成分。在两相区,不同温度两相成分均沿其相界线变化,两相的相对量可由杠杆定律确定。三相平衡时,三个相的成分是固定的。

#### 4.6.2 应用相图时要注意的问题

相图只能给出合金在平衡状态下存在的相和相对量,并不表示相的形状、大小和分布,而这些主要取决于相的特性及形成条件。因此,在应用相图来分析实际问题时,既要注意合金中存在的相及相的特征,又要了解这些相的形状、大小和分布的变化对合金性能的影响,还要考虑在实际生产中如何控制。

相图只表示平衡状态的情况,而在实际生产条件下,合金很少能达到平衡状态。在结合相图分析合金在生产中的实际问题时,要注意了解合金在非平衡条件下可能会出现相和

组织。

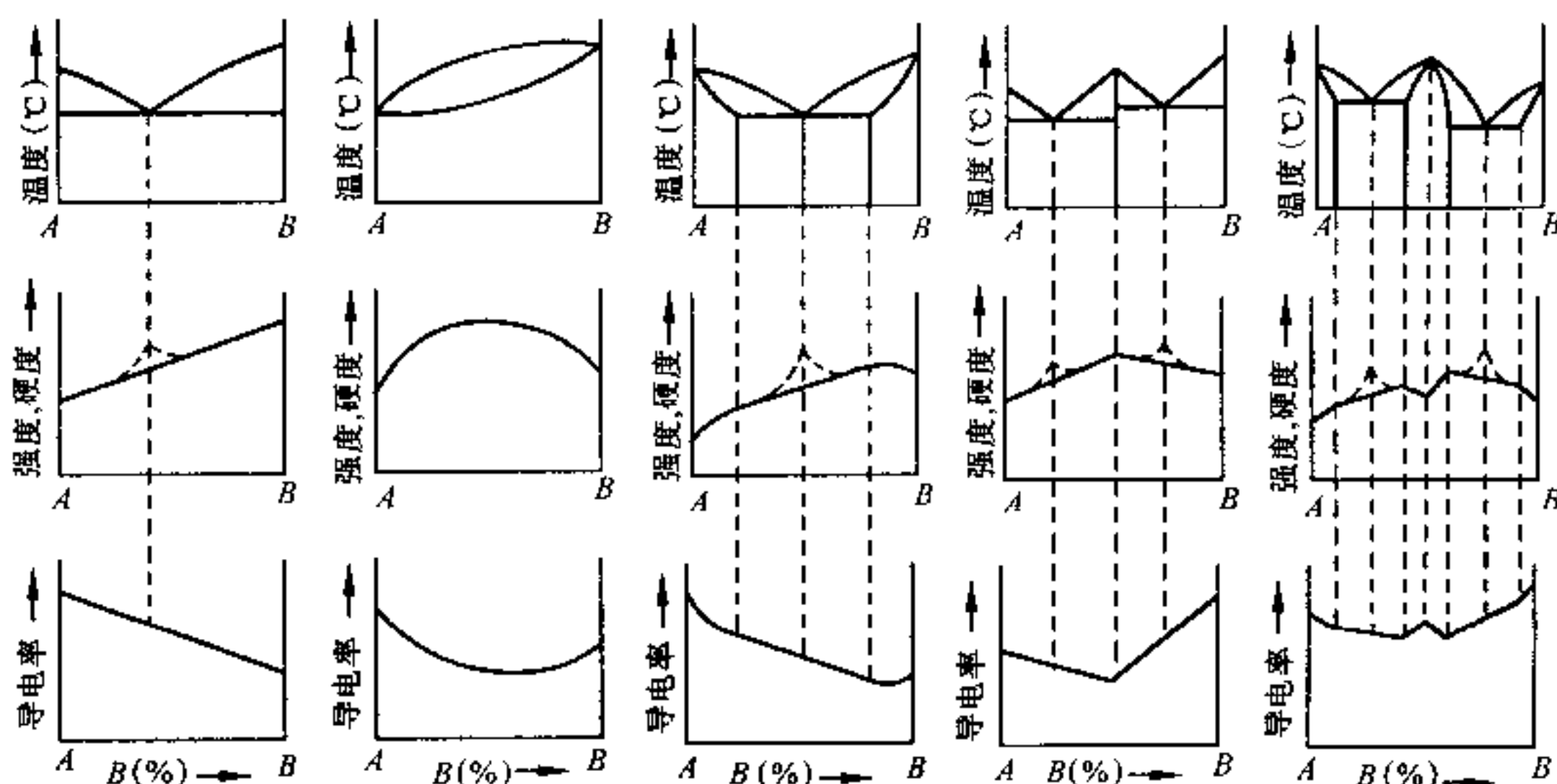


图 4-15 相图与合金硬度、强度及导电率之间的关系

#### 4.6.3 根据相图判断合金的性能

由相图我们可以大致估计合金在平衡状态下的物理性能和力学性能。如图 4-15 所示,它表明了合金硬度、强度和导电率与相图之间的关系。

组织为机械混合物的合金,其性能是各组成相性能的平均值,即性能与合金成分呈直线关系。固溶体的力学性能和物理性能与合金的成分呈曲线关系。当形成稳定化合物时,化合物的性能在曲线上出现奇点。在形成机械混合物的合金中,各相的分散度对组织敏感的性能有较大的影响。例如,共晶合金的组成相若细小分散,则其强度、硬度提高,如图 4-15 中虚线所示。

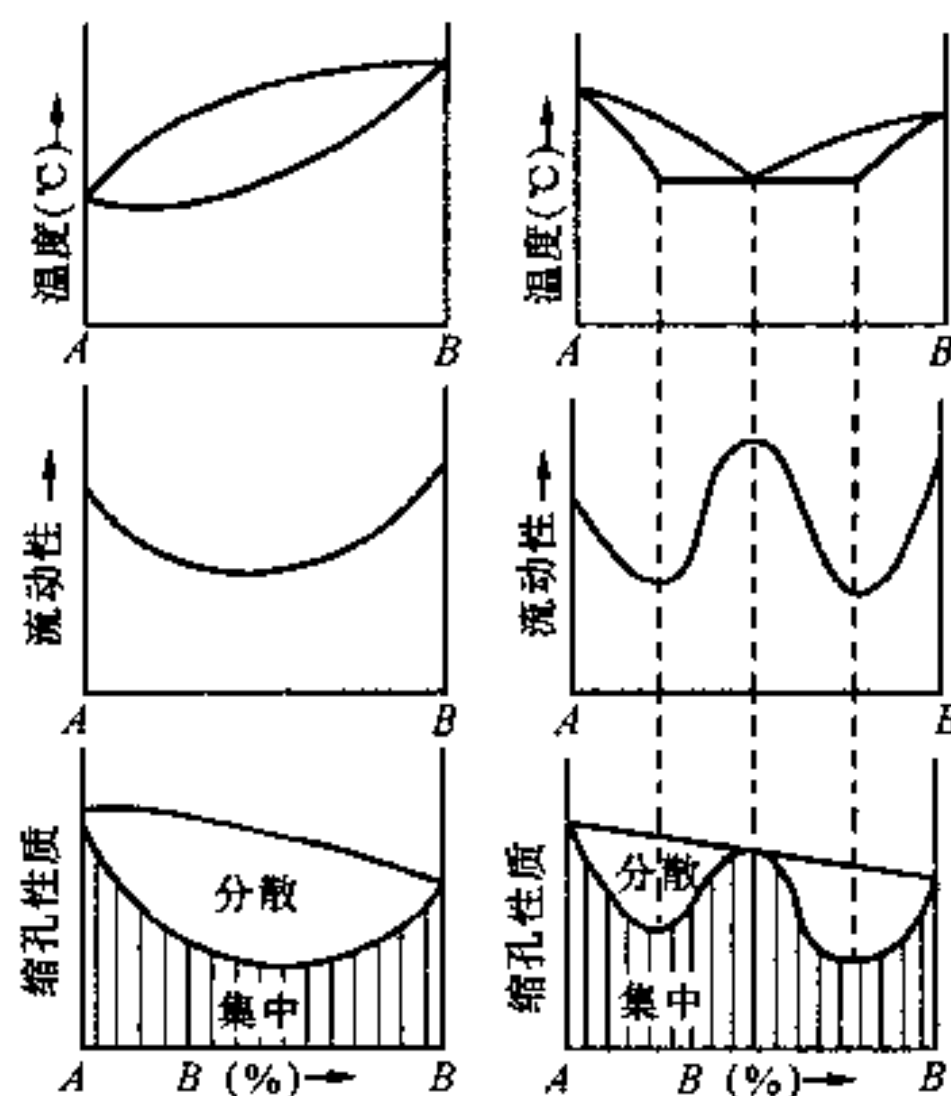


图 4-16 合金的流动性、缩孔性质与相图的关系

图 4-16 所示为相图与合金铸造性能的关系。由图可见,在恒温下结晶的共晶合金,不仅结晶温度一定,而且结晶温度最低,所以具有最好的流动性,并在结晶时易形成集中缩孔。固溶体合金的固相线与液相线距离越大,越易产生偏析;在结晶过程中,树枝越发达,因阻碍液体的流动,从而流动性越差,并会在枝晶内部与枝晶间产生分散缩孔,这对铸造性不利。结晶温度范围越小,流动性越好,并可获得集中缩孔。

## 4.7 铁碳合金相图

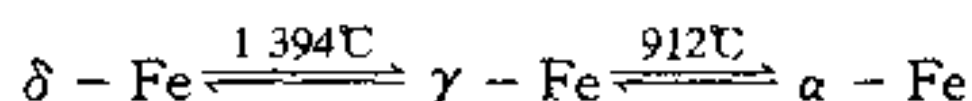
碳钢和铸铁都是铁和碳的合金,是工业上应用最广泛、最重要的金属材料。为了研究和  
使用这种材料,必须了解铁碳合金的组织、结构与成分、温度之间关系及其变化规律,即必须  
掌握铁碳合金相图。铁碳合金相图不但是研究控制钢铁合金组织和相变的重要工具,而且  
是制定钢铁材料热加工工艺的依据。

### 4.7.1 铁碳合金的组元和基本相

#### 1. 铁碳合金的组元

##### (1) 纯铁

纯铁的熔点  $1538^{\circ}\text{C}$ ,在固态下具有多晶型性,当温度变化可发生同素异构转变,即



在  $770^{\circ}\text{C}$  还将发生磁性转变,由高温下的顺磁性转变为低温铁磁性。

纯铁具有强度低、塑性高的特点,其力学性能指标为:

$$\sigma_b = 176 \sim 274\text{MPa}; \quad \sigma_{0.2} = 98 \sim 166\text{MPa}$$

$$\delta = 30\% \sim 50\%; \quad \psi = 70\% \sim 80\%$$

$$\alpha_K = 160 \sim 200\text{J}/\text{cm}^2; \quad \text{HB} = 50 \sim 80$$

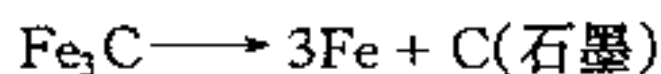
由于纯铁强度很低,所以很少用于制造结构零件,一般仅利用其高磁导率和铁磁性来制造电  
工器件,如铁芯等。

##### (2) 渗碳体( $\text{Fe}_3\text{C}$ )

渗碳体是具有复杂晶格的间隙化合物,其结构如图 2-22 所示。每个晶胞中有一个碳  
原子和三个铁原子,即  $\text{Fe}/\text{C} = 3/1$ ,所以渗碳体用  $\text{Fe}_3\text{C}$  表示其分子结构。 $\text{Fe}_3\text{C}$  的含碳量为  
6.69%。

渗碳体的熔点为  $1227^{\circ}\text{C}$ ,硬度很高( $\text{HB} = 800$ ),塑性几乎为零,是脆硬相。渗碳体在钢  
和铸铁中可呈片状、球状、网状、条状,是碳钢中的主要强化相。它的数量、形状、分布对钢的  
性能有很大影响。 $\text{Fe}_3\text{C}$  在  $230^{\circ}\text{C}$  以下具有铁磁性。

渗碳体是一个亚稳定化合物,在一定条件下,能分解而形成石墨状态的自由碳。



这一现象在铸铁中具有重要意义。

#### 2. 铁碳合金中的基本相

##### (1) 铁素体(F)

碳在  $\alpha - \text{Fe}$  中的间隙式固溶体,称为铁素体。铁素体具有体心立方结构,在  $727^{\circ}\text{C}$  时碳  
的最大溶解度为 0.021 8%,在室温下仅为 0.008%。铁素体的性能与纯铁相似,强度低,塑  
性好, $770^{\circ}\text{C}$  以下具有铁磁性。用符号  $F$  或  $\alpha$  表示。纯铁的组织如图 4-17 所示。

##### (2) 奥氏体

碳在  $\gamma - \text{Fe}$  中的间隙式固溶体,称为奥氏体。奥氏体具有面心立方结构。在  $1148^{\circ}\text{C}$   
时可溶解 2.11% C,具有高的塑性。奥氏体为顺磁性物质,常用符号  $A$  或  $\gamma$  表示。

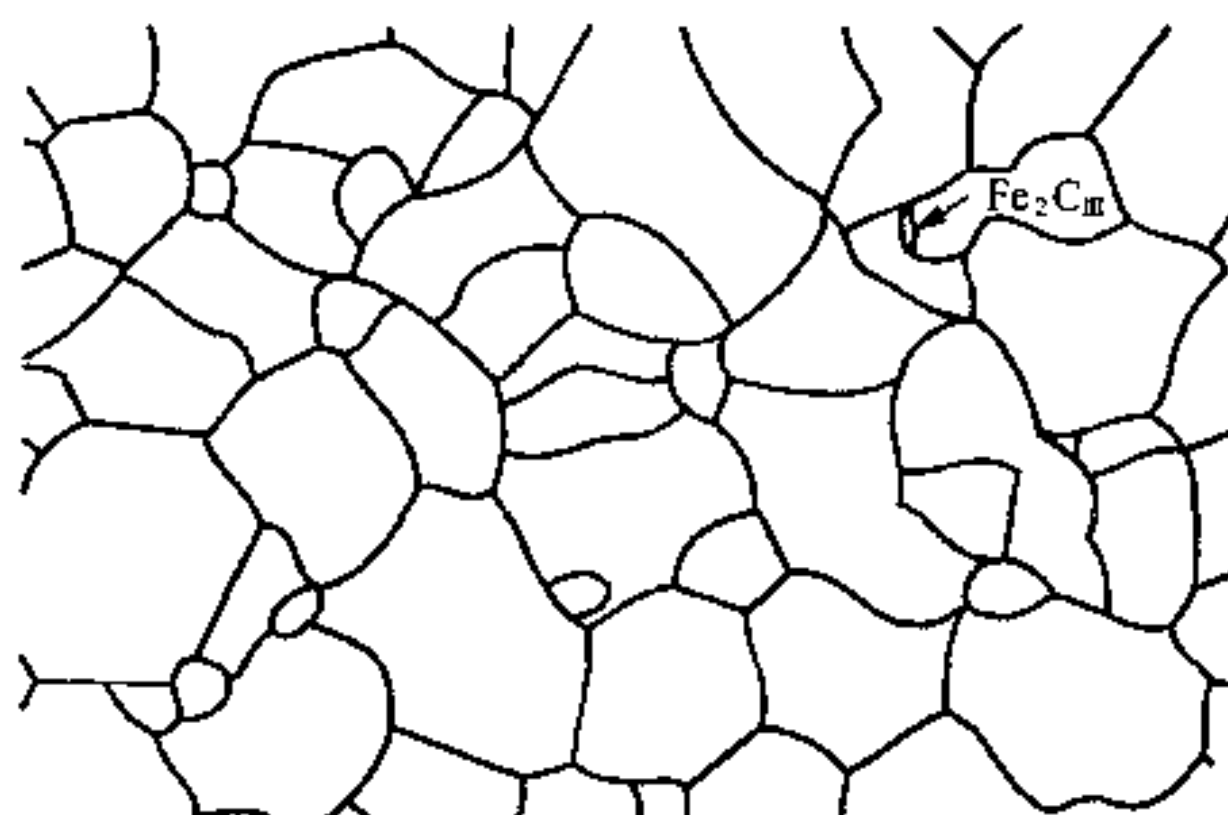


图 4-17 纯铁组织

### 4.7.2 铁碳合金相图分析

铁碳合金相图如图 4-18 所示,由于铁碳合金含碳量超过 5% 时在工业上就没有实用价值,因此,我们只研究 Fe-Fe<sub>3</sub>C 部分。

#### 1. 相图中的特性点

相图中各点的温度、成分及物理意义见表 4-1。

表 4-1 铁碳合金相图中的特性点

符号	温度 (°C)	W <sub>C</sub> (%)	说 明	符号	温度 (°C)	W <sub>C</sub> (%)	说 明
A	1 538	0	纯铁的熔点	J	1 495	0.17	包晶点
B	1 495	0.53	包晶转变时液态合金的成分	K	727	6.69	渗碳体的成分
C	1 148	4.30	共晶点	M	770	0	纯铁磁性转变点
D	1 227	6.69	渗碳体的熔点	N	1 394	0	$\gamma\text{-Fe} \rightleftharpoons \delta\text{-Fe}$ 的转变温度
E	1 148	2.11	碳在 $\gamma\text{-Fe}$ 中的最大溶解度	O	770	$\approx 0.5$	$W_C \approx 0.5\%$ 合金的磁性转变点
F	1 148	6.69	渗碳体的成分	P	727	0.021 8	碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的最大溶解度
G	912	0	$\alpha\text{-Fe} \rightleftharpoons \gamma\text{-Fe}$ 转变温度 ( $A_3$ )	S	727	0.77	共析成分点
H	1 495	0.09	碳在 $\delta\text{-Fe}$ 中的最大溶解度	Q	600	0.005 7	600°C 时碳在 $\alpha\text{-Fe}$ 中的溶解度

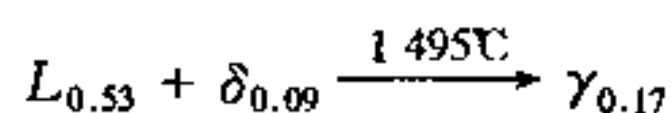
#### 2. 相图中的特性线

ABCD 液相线,其中 AB 线、BC 线和 CD 线分别是液相开始析出  $\delta$  固溶体、 $\gamma$  固溶体和渗碳体的温度。AHJECF 为固相线,表示液相结晶结束的温度,其中 AHJ、JE 分别是  $\delta$  固溶体和  $\gamma$  固溶体结晶结束的温度。HJB、ECF 是三相平衡转变线。

#### 3. 三条水平线

##### (1) HJB 包晶转变线

含碳量介于 0.09% ~ 0.53% 之间的铁碳合金结晶时在 1 495°C,均发生包晶转变,即



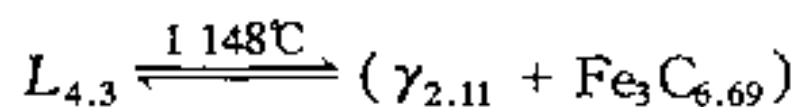
转变的产物为奥氏体。由于参加包晶反应的液相 L 和  $\delta$  固溶体不仅有一定的成分,而且两



者有一定重量百分比,  $L:\delta = HJ:JB$ 。按此比例反应后会得到含碳 0.17% 的奥氏体。若合金成分在 0.09% ~ 0.17% C 之间, 包晶转变后,  $\delta$  固溶体有剩余; 若合金成分点在 0.17% ~ 0.53% C 之间, 包晶转变后有液相剩余, 随后液相转变为  $\gamma$  固溶体; 只有含碳量为 0.17% 时, 才能得到 100% 奥氏体, 该点称为包晶点。

#### (2) ECF 共晶转变线

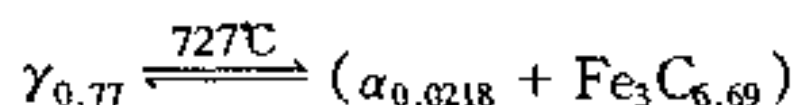
含碳量在 2.11% ~ 6.69% 之间的铁碳合金, 在 1148℃ 时均发生共晶转变, 即



我们把共析反应的产物奥氏体和渗碳体的机械混合物称为莱氏体, 用符号  $L_d$  表示。

#### (3) PSK 共析转变线

含碳量介于 0.0218% ~ 6.69% 之间的铁碳合金, 在 727℃ 时均发生共析转变, 即:



我们把共析反应的产物铁素体和渗碳体的机械混合物称为珠光体, 用符号  $P$  表示。

### 4. 溶解度曲线

#### (1) GS 线

冷却时奥氏体中开始析出铁素体, 或加热时铁素体全部转变为奥氏体的转变曲线, 常称此温度为  $A_3$  温度。

#### (2) ES 线

碳在奥氏体中的溶解度曲线。此温度常称为  $A_{cm}$  温度。当低于此温度时, 奥氏体中将析出渗碳体, 该渗碳体称为二次渗碳体, 记作  $\text{Fe}_3\text{C}_{II}$ , 以区别液相中经 CD 线析出的一次渗碳体 ( $\text{Fe}_3\text{C}_I$ )。

#### (3) GP 线

碳在铁素体中的固溶度线。在铁素体和奥氏体两相区, 当温度变化时, 铁素体中的含碳量沿该线变化。

#### (4) PQ 线

碳在铁素体中的固溶度线(共析温度以下)。在 727℃ 时, 含碳量大于 0.0218% 的铁碳合金中的铁素体的含碳量为 0.0218%, 随着温度的下降, 铁素体中将析出渗碳体, 称为三次渗碳体, 记作  $\text{Fe}_3\text{C}_{III}$ 。

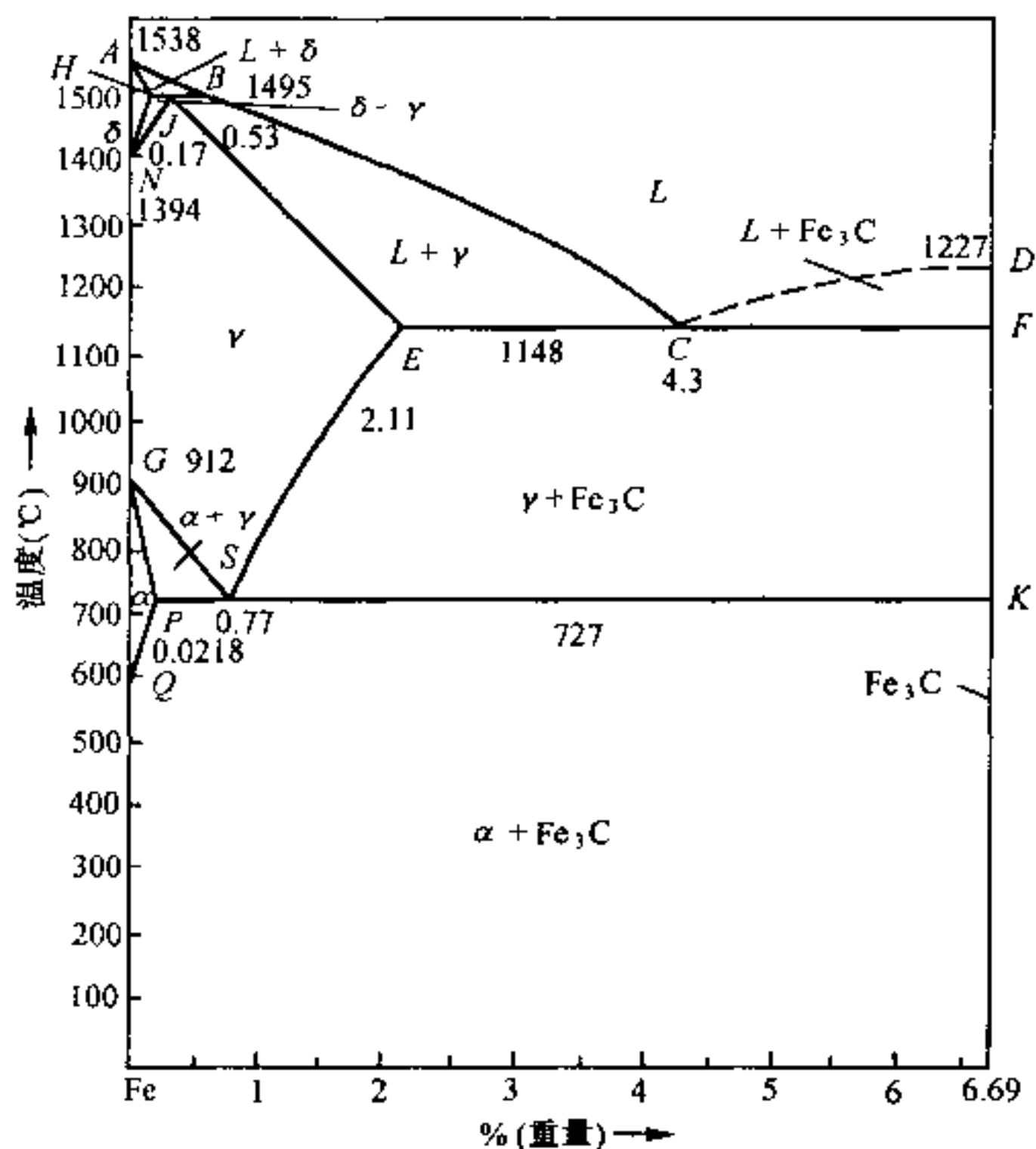


图 4-18 铁碳相图

## 5. Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图的相区

Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图的相区见表 4-2。

表 4-2 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图的相区

相区名称	组成相	相区范围	相区名称	组成相	相区范围
单相区	L	ABCD 以上	二相区	$\delta + \gamma$	HJNH
	$\delta$	AHNA		$\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$	ESKFCE
	$\gamma$	NJESGN		$\alpha + \gamma$	GSPG
	$\alpha$	GPQG		$\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$	PSKFe <sub>3</sub> CQP
	Fe <sub>3</sub> C	DFK			
二相区	$L + \delta$	ABJHA	三相区	$L + \delta + \gamma$	HJB
	$L + \gamma$	JBCEJ		$L + \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$	ECF
	$L + \text{Fe}_3\text{C}$	CDFC		$\gamma + \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$	PSK

### 4.7.3 典型铁碳合金平衡结晶过程

根据铁碳合金的成分和组织可将其分为三类,  $C\% \leq 0.0218\%$  的铁碳合金称为工业纯铁,  $0.0218\% < C\% \leq 2.11\%$  的铁碳合金称为钢,  $C\% > 2.11\%$  的铁碳合金称为铸铁。钢与铸铁是按有无共晶转变来区分的, 钢与工业纯铁是按有无共析转变来区分的。

#### 1. 工业纯铁的平衡结晶过程(合金①)

工业纯铁含碳量小于 0.0218%, 其成分垂线与相图的交点见图 4-19 所示。冷却曲线和平衡结晶过程见图 4-20 所示。

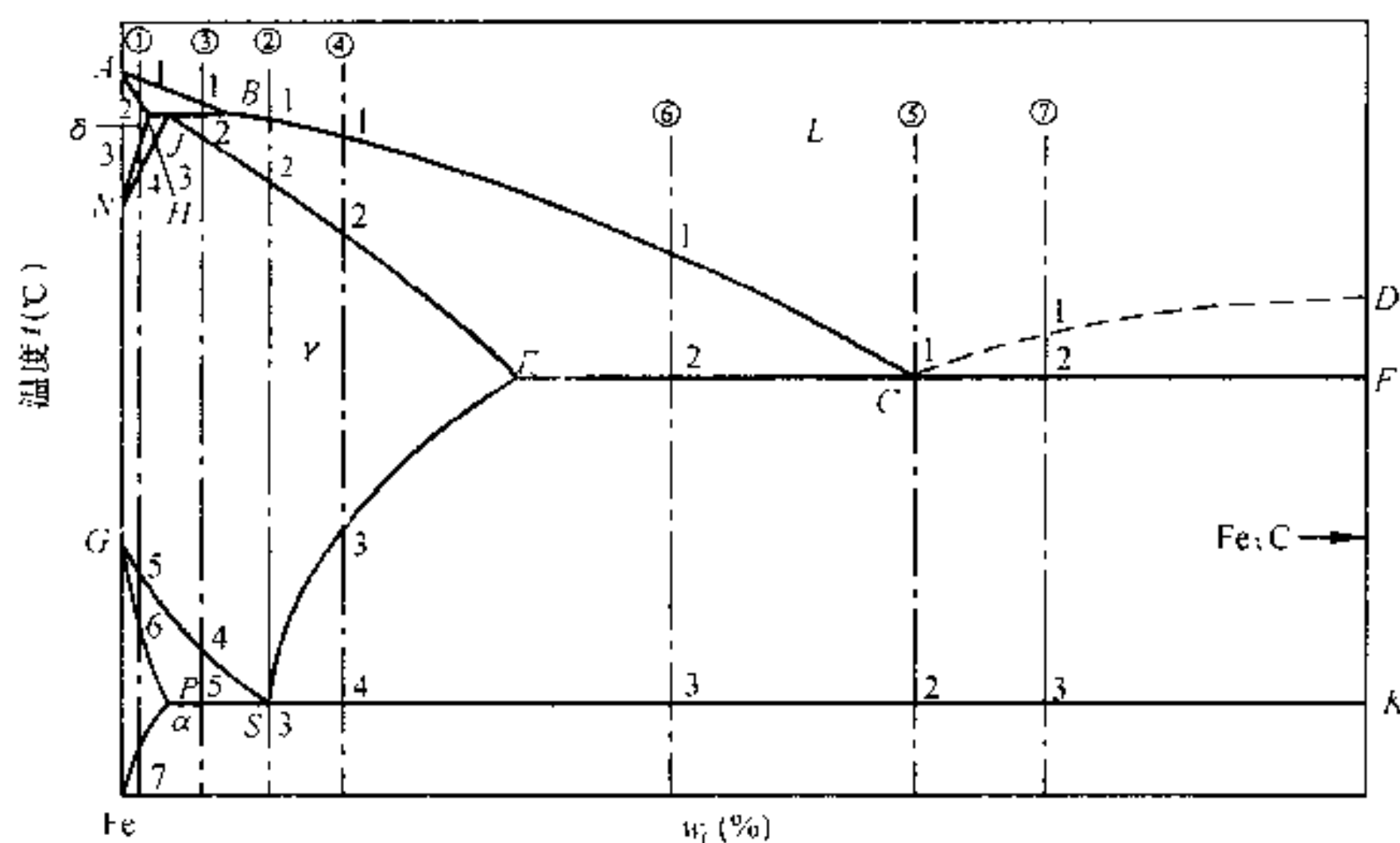


图 4-19 典型铁碳合金冷却时的组织转变过程分析

当合金由高温冷却时, 在 1-2 点温度发生匀晶转变, 即  $L \rightarrow \delta$ , 到 2 点温度液相全部转变为  $\delta$  固溶体。2-3 点温度为  $\delta$  固溶体的自然冷却。3 点温度开始发生  $\delta \rightarrow \gamma$  转变, 到 4 点温度转变结束  $\delta$  固溶体全部转变为  $\gamma$  固溶体。4-5 点温度为奥氏体的自然冷却。5 点温度开始发生  $\gamma \rightarrow \alpha$  转变, 生成铁素体, 到 6 点温度该转变结束, 合金全部转变为铁素体。6

-7 温度为铁素体的自然冷却过程。7 点温度以下,因铁素体溶解度变化,而析出三次渗碳体。三次渗碳体呈细颗粒状分布在铁素体基本上或铁素体晶界上。室温下的组织为铁素体 + 三次渗碳体。如图 4-21 所示。

## 2. 共析钢的平衡结晶过程(合金②)

含碳量为 0.77% 的铁碳合金称为共析钢。其成分线与相图交点如图 4-19 所示。冷却曲线和平衡结晶过程如图 4-22 所示。

当合金由高温冷却到 1 点温度时,开始结晶出初晶  $\gamma$  固溶体,在 1-2 点温度发生匀晶转变,即  $L \rightarrow \gamma$ ,在 2 点温度液相全部转变为奥氏体。2-3 点之间温度为奥氏体的自然冷却过程。在 3 点温度 ( $727^{\circ}\text{C}$ ) 发生恒温共析转变,即  $\gamma_{0.77} \xrightarrow{727^{\circ}\text{C}} (\alpha_{0.0218} + \text{Fe}_3\text{C}_{6.69})$ ,得到 100% 的共晶体,即珠光体组织。通常我们称珠光体中的渗碳体为共析渗碳体,共析体中的铁素体和渗碳体具有一定固定比例,用杠杆定律计算如下:

$$\alpha\% = \frac{SK}{PK} \times 100\% = \frac{6.69 - 0.77}{6.69 - 0.0218} \times 100\% = 88.8\%$$

$$\text{Fe}_3\text{C}\% = \frac{PS}{PK} \times 100\% = \frac{0.77 - 0.0218}{6.69 - 0.0218} \times 100\% = 11.2\%$$

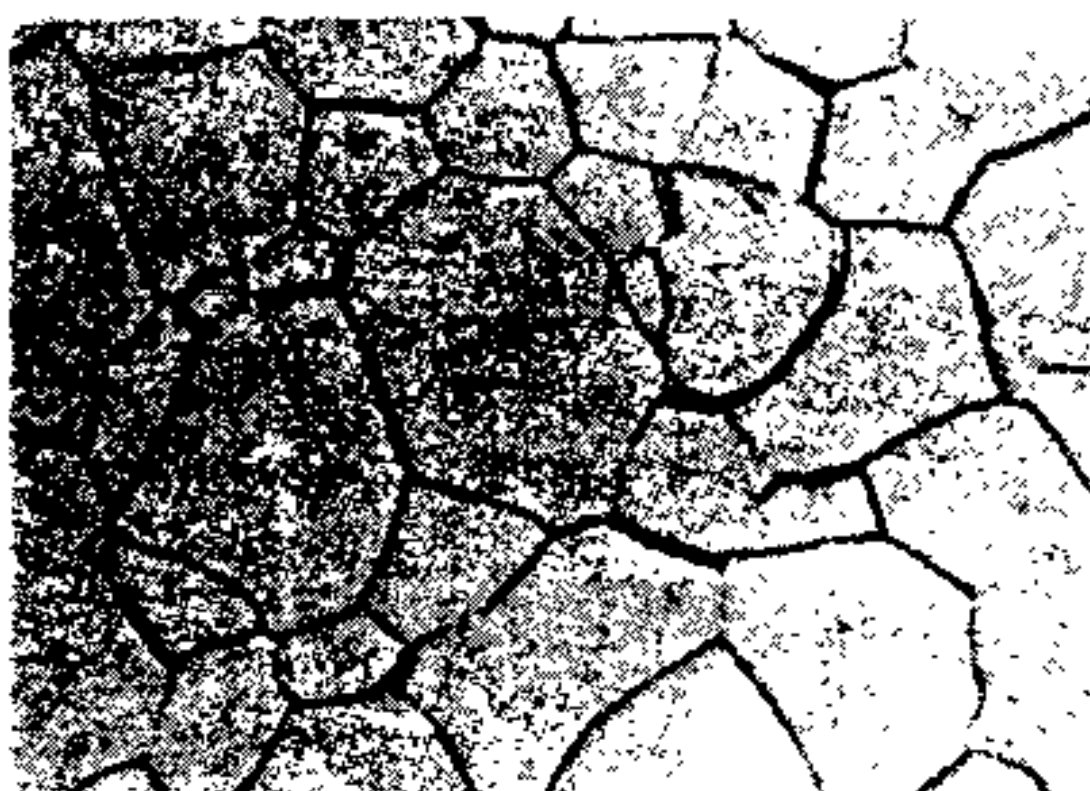


图 4-21 工业纯铁金相组织

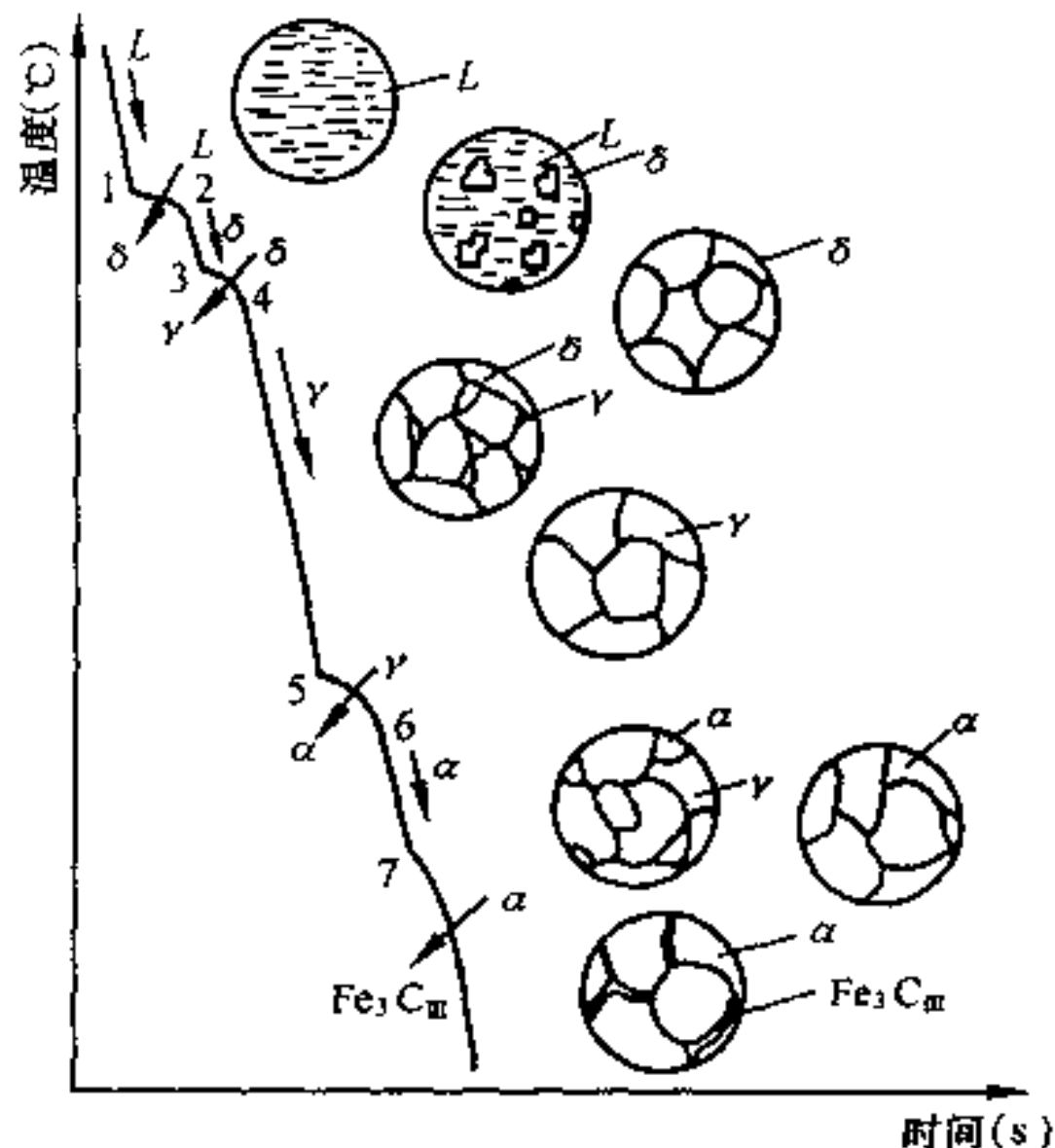


图 4-20 工业纯铁结晶过程示意图

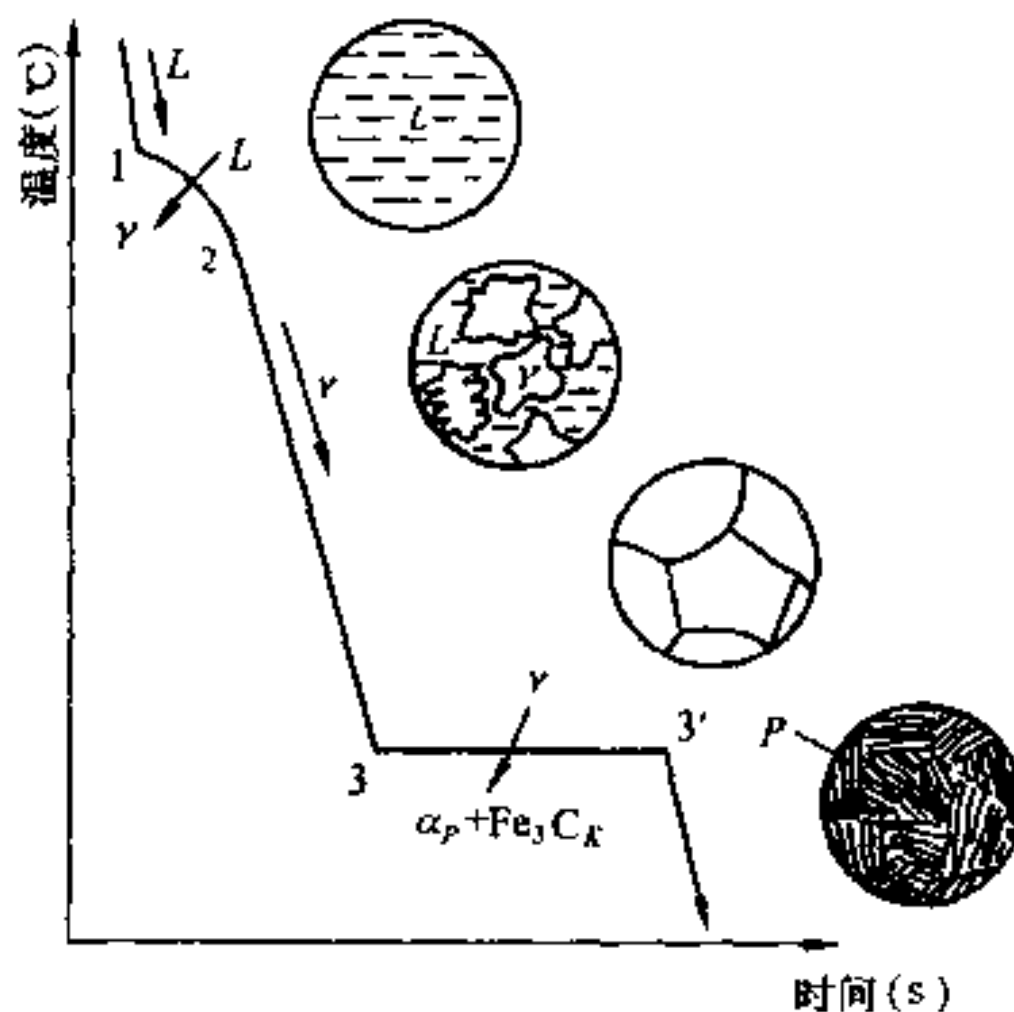


图 4-22 共析钢平衡结晶过程示意图

继续冷却时,由于铁素体固溶度的变化,将析出三次渗碳体,因其数量少并难于区分,一般忽略不计。共析钢在室温下的组织是珠光体,如图 4-23 所示。

### 3. 亚共析钢的平衡结晶过程(合金③)

含碳量在 0.021 8% 到 0.77% 范围内的铁碳合金称为亚共析钢。其成分线与相图的交点见图 4-19。冷却曲线和平衡结晶过程如图 4-24 所示。



图 4-23 共析钢的金相组织

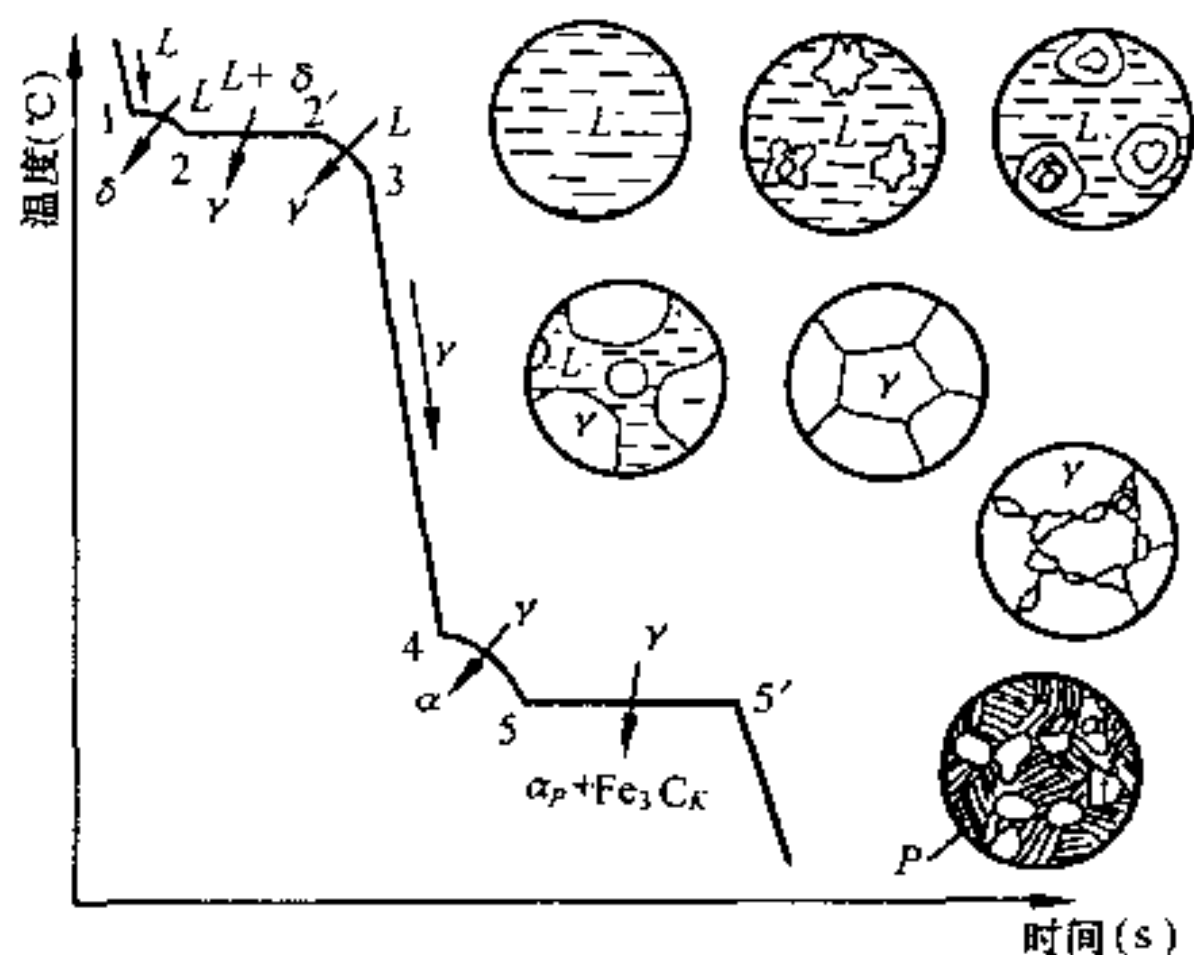


图 4-24 亚共析钢冷却时的组织变化

合金在 1-2 点温度区间析出  $\delta$  固溶体。冷至 2 点温度时发生包晶转变, 即  $L_{0.53} + \delta_{0.09} \xrightarrow{1495^{\circ}\text{C}} \gamma_{0.17}$ , 这时该合金仍有液相剩余。当温度由 2 点冷至 3 点时, 继续发生匀晶转变  $L \rightarrow \gamma$ , 直至所有液相完全转变的  $\gamma$  固溶体。这里需要指出的是, 当含碳量大于 0.53% 的亚共析钢在结晶时, 无包晶转变。3-4 温度为  $\gamma$  固溶体(奥氏体)的自然冷却过程。到 4 点温度时发生  $\gamma \rightarrow \alpha$  的转变, 到 5 点温度前该转变停止进行, 这时先共析铁素体  $\alpha$  的成分为 P, 奥氏体的成分为 S。5 点温度时, 成分为 S 的奥氏体发生共析转变, 生成珠光体, 先共析铁素体则保持不变。在 5 点以下温度, 由于铁素体固溶度的变化, 先共析铁素体将析出三次渗碳体, 珠光体中的铁素体也同时析出三次渗碳体。但由于三次渗碳体的数量很少, 故忽略不计。亚共析钢室温下的组织均为铁素体和珠光体, 含碳量越低, 铁素体越多, 反之铁素体越少, 图 4-25 为亚共析钢的室温金相组织。

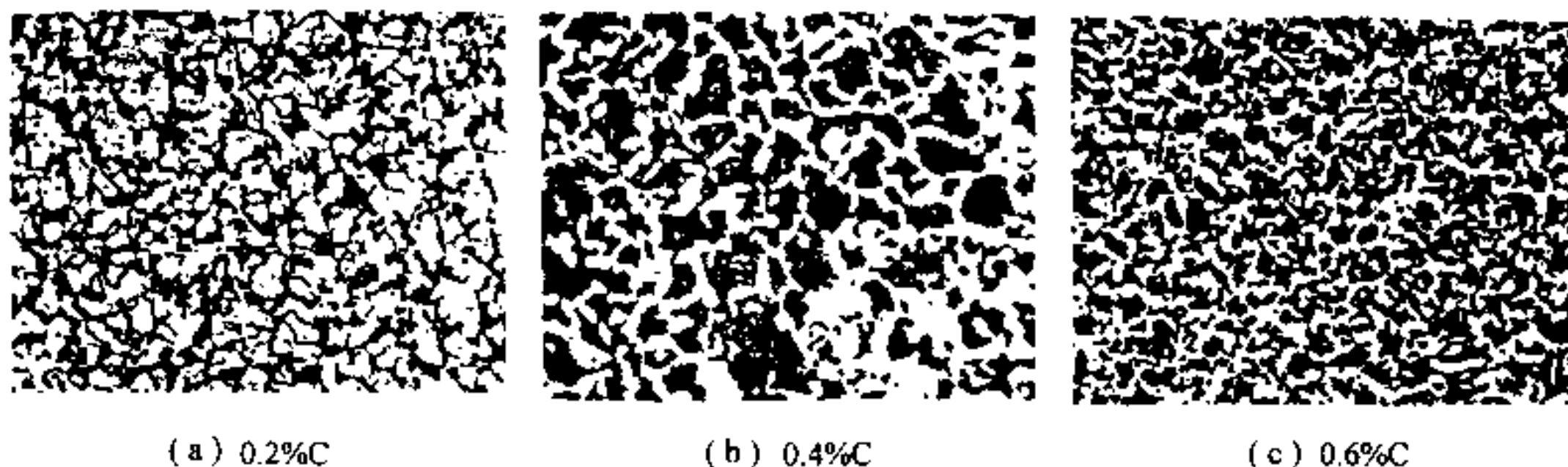


图 4-25 亚共析钢的金相组织

### 4. 过共析钢的平衡结晶过程(合金④)

含碳量在 0.77% ~ 2.11% 范围内的铁碳合金称为过共析钢。其成分垂线与相图交点



如图 4-19 所示。冷却曲线和平衡结晶过程如图 4-26 所示。

合金至高温冷却到 1 点温度时,开始结晶出初晶奥氏体( $\gamma$ )。1-2 点温度发生  $L \rightarrow \gamma$  匀晶转变,并在 2 点温度完全转变为奥氏体。2-3 点温度,为奥氏体的自然冷却过程。3 点温度与  $ES$  线(碳在奥氏体中的固溶度曲线)接触,3 到 4 点温度范围,由于固溶度的变化,析出二次渗碳体。到 4 点二次渗碳体停止析出,这时奥氏体成分为 0.77% C,发生恒温共析转变,即  $\gamma_{0.77} \rightarrow (\alpha_{0.0218} + \text{Fe}_3\text{C}_{6.69})P$ 。4 点以下温度,由于铁素体溶解度的变化将析出三次渗碳体,但由于其数量很少,故忽略不计。所以,一般过共析钢的室温组织为  $P + \text{Fe}_3\text{C}_{II}$ ,如图 4-27。过共析钢随含碳量

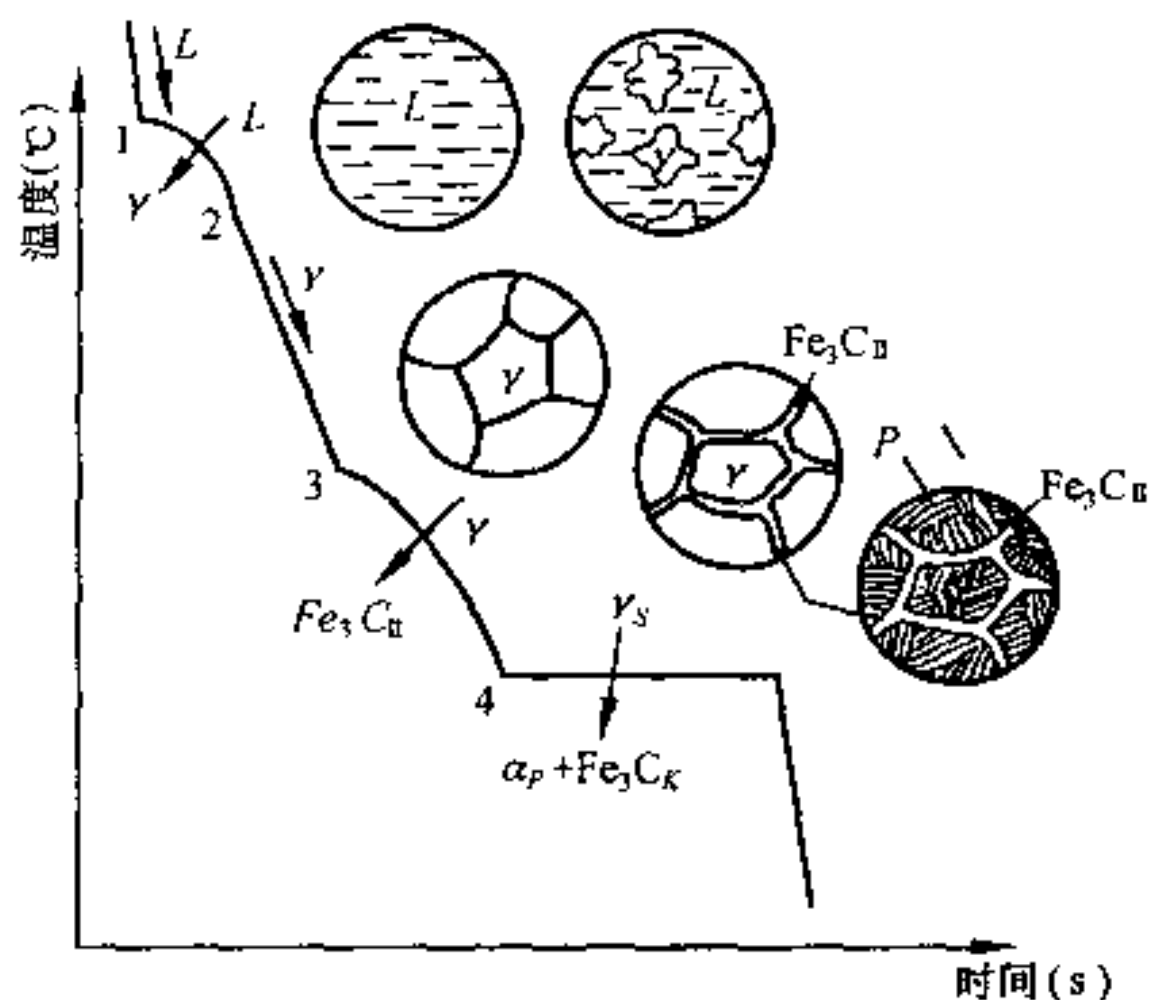
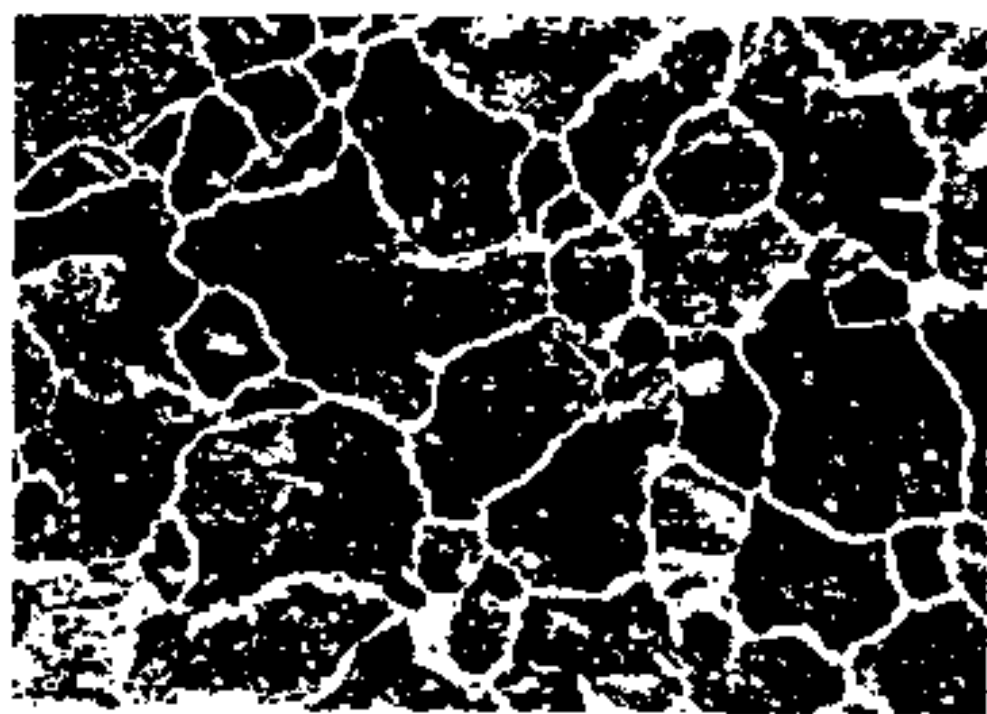
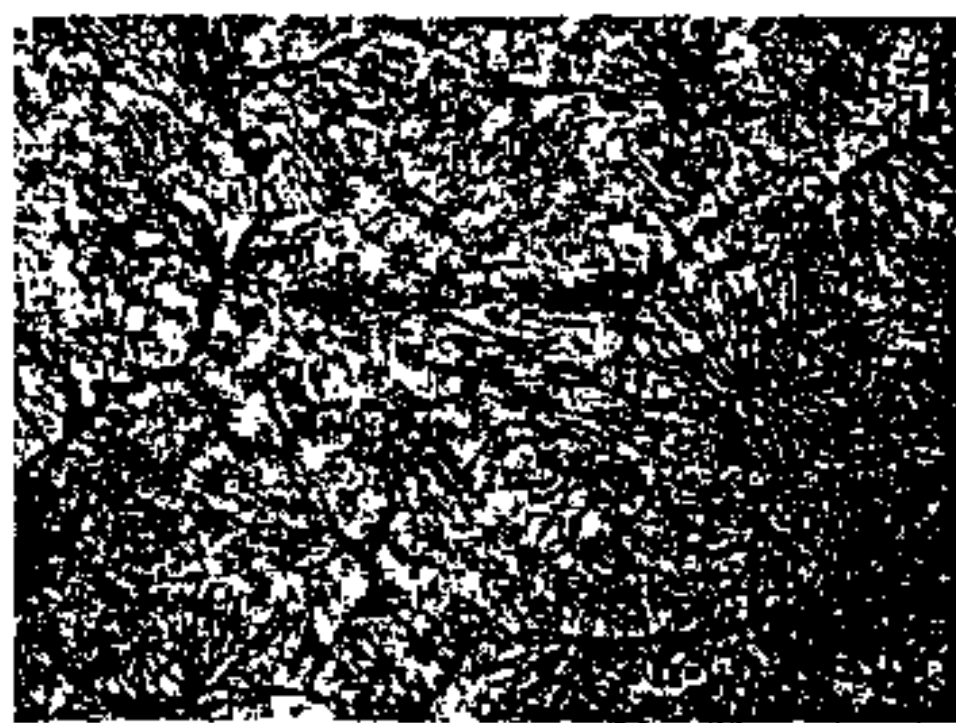


图 4-26 过共析钢冷却时的组织变化



(a) 4%硝酸酒精浸蚀



(b) 苦味酸浸蚀

图 4-27 过共析钢的金相组织

的增加二次渗碳体的量增加。珠光体和二次渗碳体的量可由杠杆定律计算如下:

$$P\% = \gamma\% = \frac{4K}{SK} \times 100\%$$

$$\text{Fe}_3\text{C}_{II}\% = \frac{S4}{SK} \times 100\%$$

#### 5. 共晶白口铸铁的平衡结晶过程(合金⑤)

含碳量为 4.3% 的铁碳合金称为共晶铸铁。其成分线与相图的交点如图 4-19 所示。冷却曲线和平衡结晶过程如图 4-28 所示。

该合金在相图中仅与共晶转变线和共析转变线交于 1、2 两点。在 1 点温度(1 148℃)即共晶温度发生  $L_{4.3} \xrightarrow{1148^\circ\text{C}} Ld(\gamma_{2.11} + \text{Fe}_3\text{C})$  共晶转变,获得奥氏体和渗碳体的机械混合物——莱氏体,其中奥氏体和渗碳体的相对量为:

$$\gamma_{2.11}\% = \frac{CF}{EF} \times 100\% = \frac{6.69 - 4.3}{6.69 - 2.11} \times 100\% = 52\%$$



$$\begin{aligned} \text{Fe}_3\text{C}\% &= \frac{EC}{EF} \times 100\% = \frac{4.3 - 2.11}{6.69 - 2.11} \times 100\% = 48\% \\ &= 1 - \gamma_{2.11}\% = 1 - 52\% = 48\% \end{aligned}$$

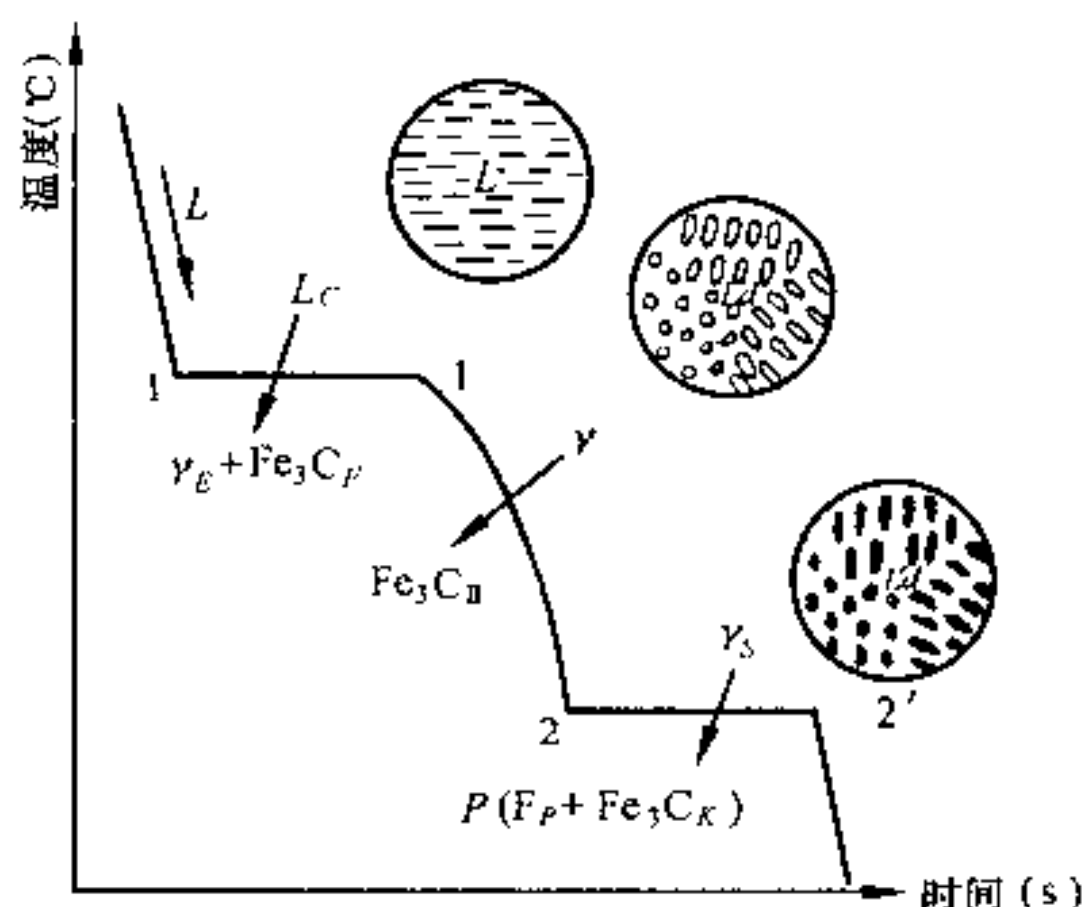


图 4-28 共晶白口铸铁的平衡结晶过程



图 4-29 共晶白口铸铁金相组织

在 1-2 点温度冷却, 由于奥氏体固溶度沿 ES 线变化, 因此奥氏体将不断析出二次渗碳体。至 2 点温度 (727°C), 这时奥氏体成分为 0.77% C, 发生共析转变  $\gamma_{0.77} \xrightarrow{727^\circ\text{C}} (\alpha_{0.0218} + \text{Fe}_3\text{C})\text{P}$  得到珠光体组织。由此可见, 共晶莱氏体组织中的奥氏体冷却后转变为珠光体和二次渗碳体组织, 而共晶渗碳体则不发生改变。我们把室温下获得的由  $P + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}} + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{共}}$  组成的莱氏体称为变态莱氏体。图 4-29 为莱氏体组织, 黑色的颗粒状的珠光体分布在白色的渗碳体基体上。

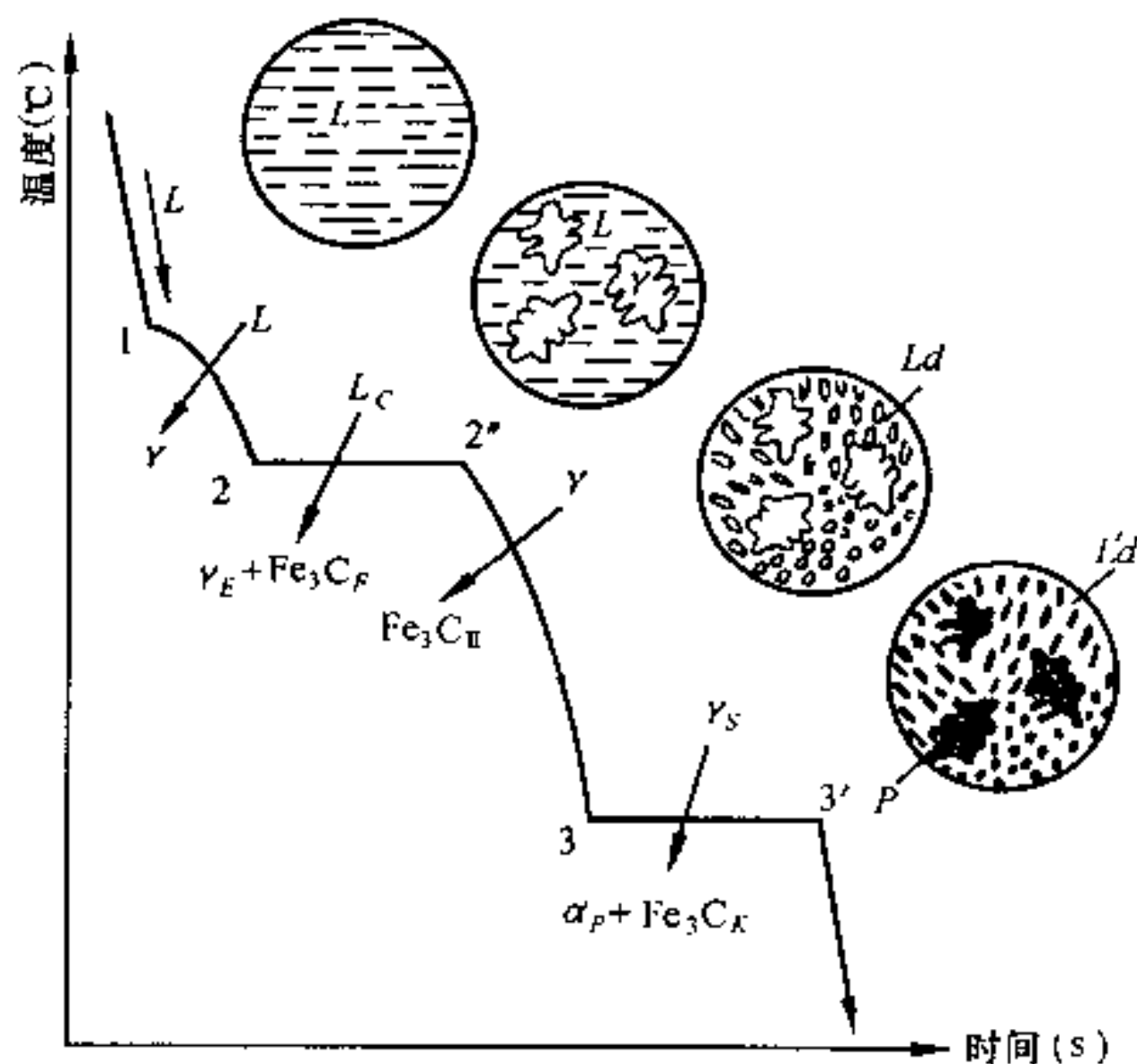


图 4-30 亚共晶白口铸铁的平衡结晶过程

#### 6. 亚共晶白口铸铁的平衡结晶过程(合金⑥)

含碳量为 2.11% ~ 4.3% 的铁碳合金称为亚共晶铸铁, 其成分线(以 3.0% C 为例)与相图的交点如图 4-19 所示。冷却曲线和平衡结晶过程如图 4-30 所示。

该合金自高温冷至 1 点温度, 开始析出先共晶奥氏体, 随着温度的下降, 先共晶奥氏体量不断增多, 液相成分沿 BC 线向 C 变化, 奥氏体成分沿 JE 线向 E 变化。到 2 点温度 (1148°C) 时, 先共晶奥氏体成分为 2.11%, 液相成分为 4.3% C, 发生恒温共晶转变  $L_{4.3} \xrightarrow{1148^\circ\text{C}} (\gamma_{2.11} + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{共}})$  生成莱氏体 (Ld) 组织。共晶转变后组织为先共晶奥氏体 ( $\gamma$ ) 和莱

氏体( $Ld$ )。在2-3温度范围内,合金继续冷却,奥氏体的固溶度沿ES线发生变化,析出二次渗碳体,这时奥氏体的成分由2.11% C降至0.77% C。在3点温度(727℃),成分为0.77% C的奥氏体发生共析转变  $\gamma_{0.77} \xrightarrow{727^\circ\text{C}} (\alpha_{0.0218} + \text{Fe}_3\text{C}_{6.69})$  生成珠光体。共析转变后,先共晶奥氏体转变为珠光体+二次渗碳体( $P + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}$ ),莱氏体转变为变态莱氏体( $Ld'$ )图4-31为亚共晶白口铸铁的组织,其中先共晶奥氏体中析出的二次渗碳体分布在原奥氏体晶粒周围与共晶渗碳体连成一片较难分辨。按杠杆定律可计算出其组织组成物的相对量,如下:

$$Ld'\% = Ld\% = L\% = \frac{E2}{EC} \times 100\% = \frac{3.0 - 2.11}{4.3 - 2.11} \times 100\% = 40.6\%$$

$$\left( \gamma\% = (P + \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}})\% = \frac{2C}{EC} \times 100\% = \frac{4.3 - 3.0}{4.3 - 2.11} \times 100\% = 59.4\% \right)$$

$$\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}}\% = \frac{2C}{EC} \times \frac{S3}{SK} \times 100\% = 0.594 \times \frac{2.11 - 0.77}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 13.4\%$$

$$P\% = \frac{2C}{EC} \times \frac{3K}{SK} \times 100\% = 0.594 \times \frac{6.9 - 2.11}{6.69 - 0.77} \times 100\% = 46\%$$

亚共晶白口铸铁中含碳量越高,变态莱氏体的量越多,珠光体和二次渗碳体量越少。

#### 7. 过共晶白口铸铁的平衡结晶过程(合金⑦)

含碳量为4.3%~6.69%范围内的铁碳合金称为过共晶铸铁。其成分线(以5.0% C合金为例)与相线的交点如图4-19所示。冷却曲线和平衡结晶过程如图4-32所示。



图4-31 亚共晶白口铸铁的金相组织

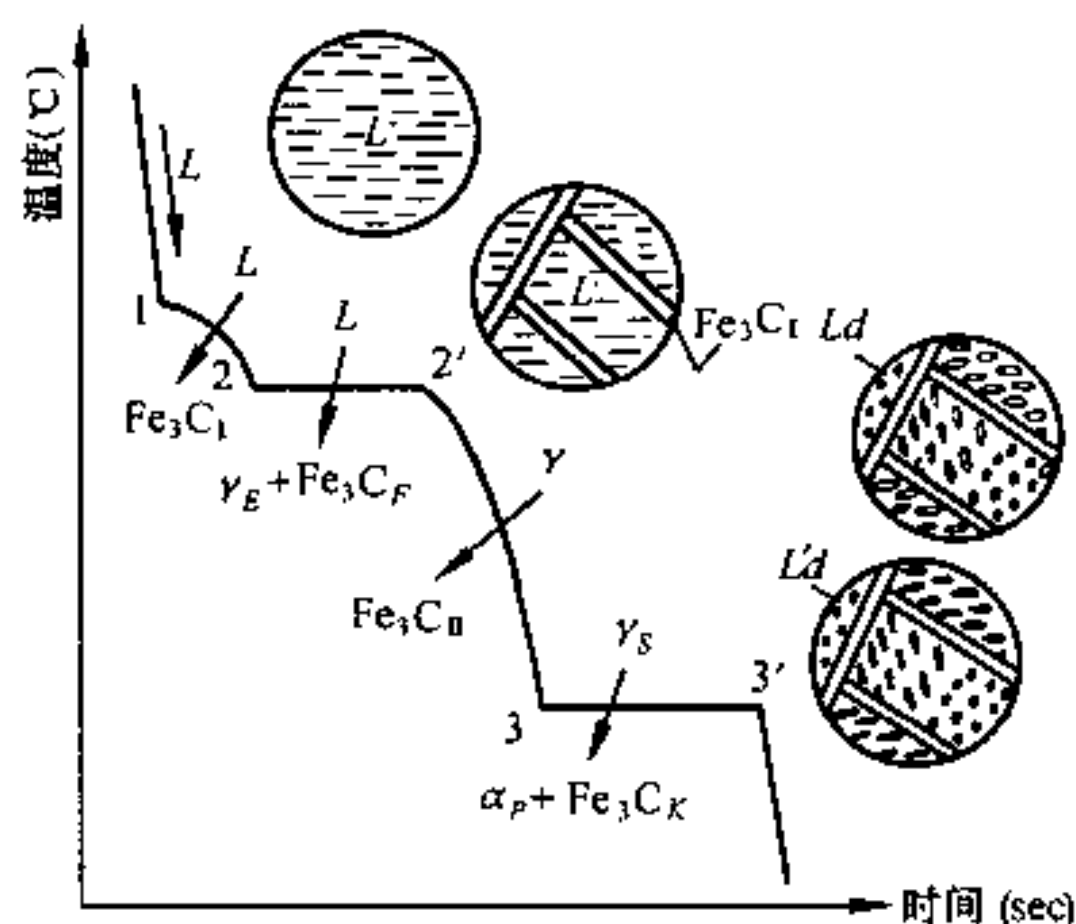


图4-32 过共晶白口铸铁的平衡结晶过程

该合金自高温冷却到1点温度,首先发生  $L \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}_I$  的匀晶转变,渗碳体的析出使液相的含碳量降低,其成分沿CD线向C变化。到2点温度(1148℃),液相成分为4.3%,发生共晶转变  $L_{4.3} \xrightarrow{1148^\circ\text{C}} (\gamma_{2.11} + \text{Fe}_3\text{C}_{6.69})$  生成莱氏体。共晶反应后组织为一次渗碳体( $\text{Fe}_3\text{C}_I$ )和共晶莱氏体。2~3点温度范围内,随温度降低莱氏体中奥氏体析出二次渗碳体。到3点温度时将发生共析转变  $\gamma_{0.77} \rightarrow (\alpha_{0.0218} + \text{Fe}_3\text{C})P$  生成珠光体。此时莱氏体组织转变为变态莱氏体组织。该合金的室温组织为一次渗碳体和变态莱氏体( $\text{Fe}_3\text{C}_I + Ld'$ )。如图4-33为过共晶白口铸铁组织。所有过共晶合金的室温组织均为  $Ld' + \text{Fe}_3\text{C}_I$ ,含碳量

越高,一次渗碳体的量越多,变态莱氏体越少。

由上述分析可知,铁碳合金不论其成分如何其室温下的相组成都是铁素体和渗碳体。但随成分的不同,合金经历的转变有所不同,因而相的相对量、相的形态、分布差异较大,即不同成分的铁碳合金其组织有较大差异。因为合金的性能是由其组织决定的,因此,人们更加关注合金的组织。图 4-34 为用组织组成物标注的铁碳相图。

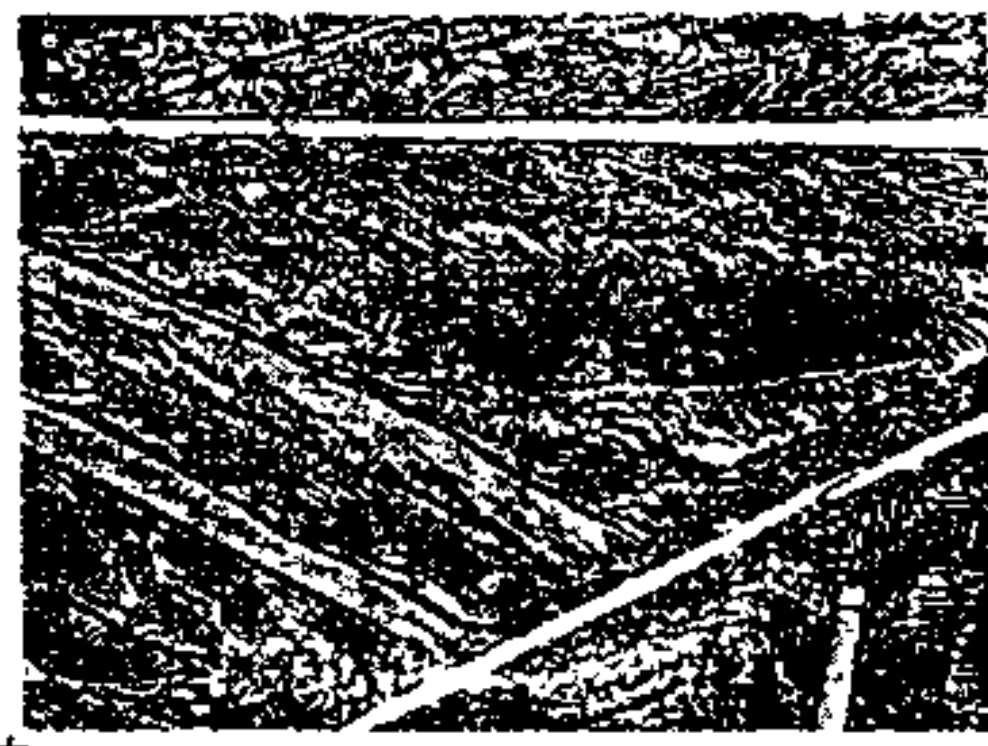


图 4-33 过共晶白口铸铁的金相组织

#### 4.7.4 含碳量对铁碳合金组织和性能的影响

##### 1. 含碳量对室温平衡组织的影响

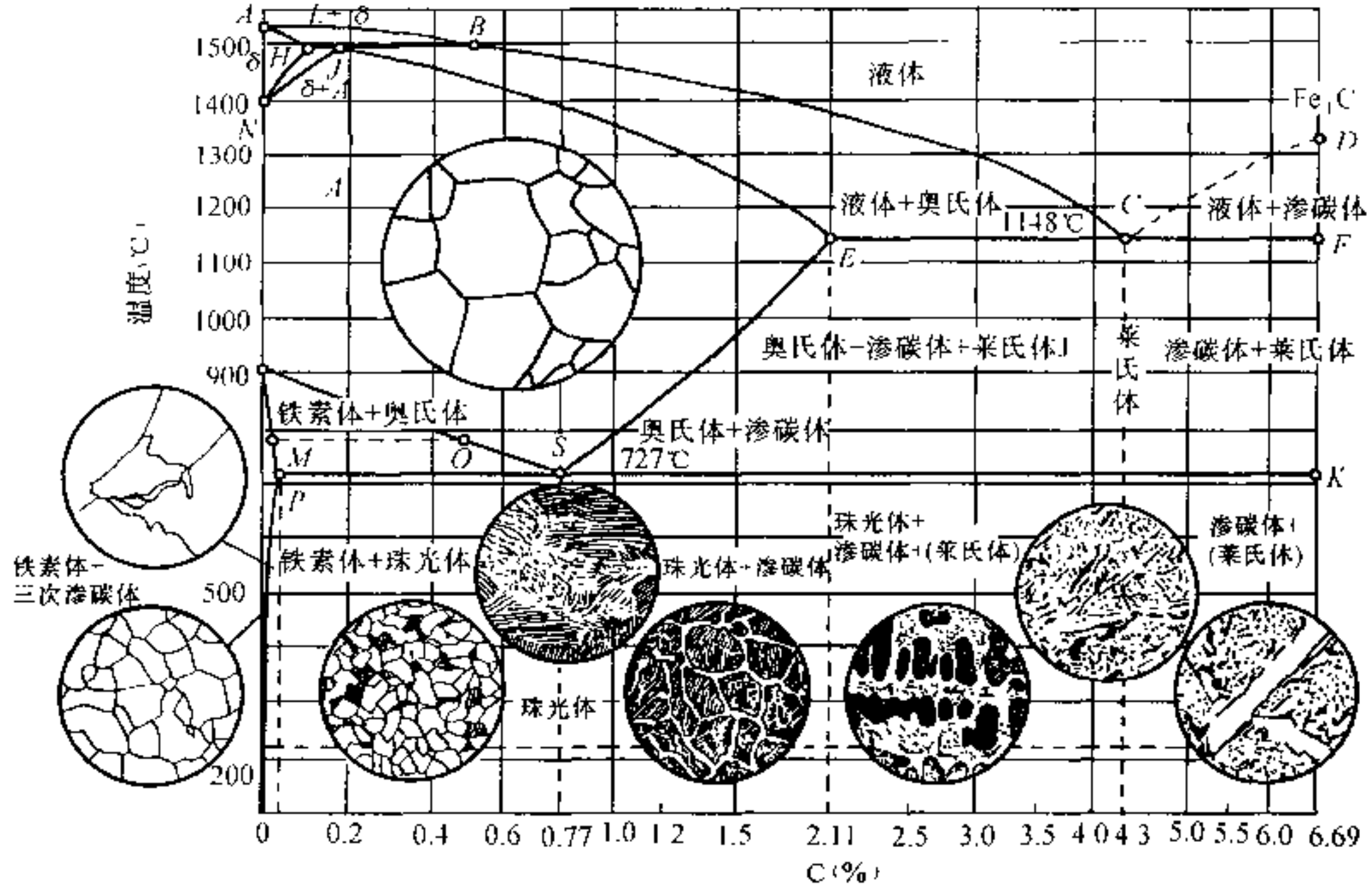
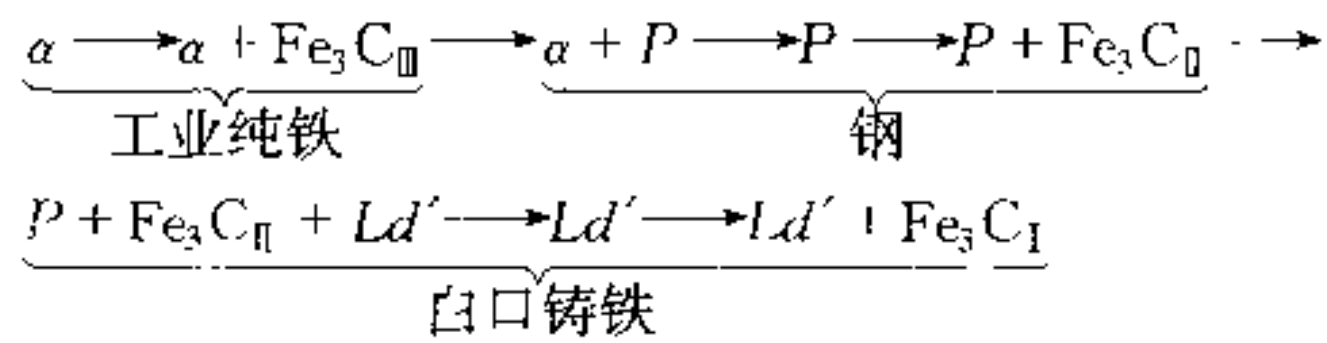


图 4-34 以组织组成表示的 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图

通过前面对铁碳合金结晶过程的分析中已知,随着含碳量由低到高,铁碳合金的组织变化依次为:



工业纯铁的基本组织是铁素体,钢的基本组织是珠光体,白口铸铁的基本组织是变态莱氏体。在铁碳合金中,随着含碳量的增加,渗碳体的形态发生了一系列的变化即  $\text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}} \longrightarrow \text{Fe}_3\text{C}_{\text{共析}} \longrightarrow \text{Fe}_3\text{C}_{\text{II}} \longrightarrow \text{Fe}_3\text{C}_{\text{共晶}} \longrightarrow \text{Fe}_3\text{C}_{\text{I}}$ 。正是由于这种变化,使铁碳合金的组织呈现多

样性。含碳量与铁碳合金的组织组成物和相组成物的关系,如图 4-35 所示。

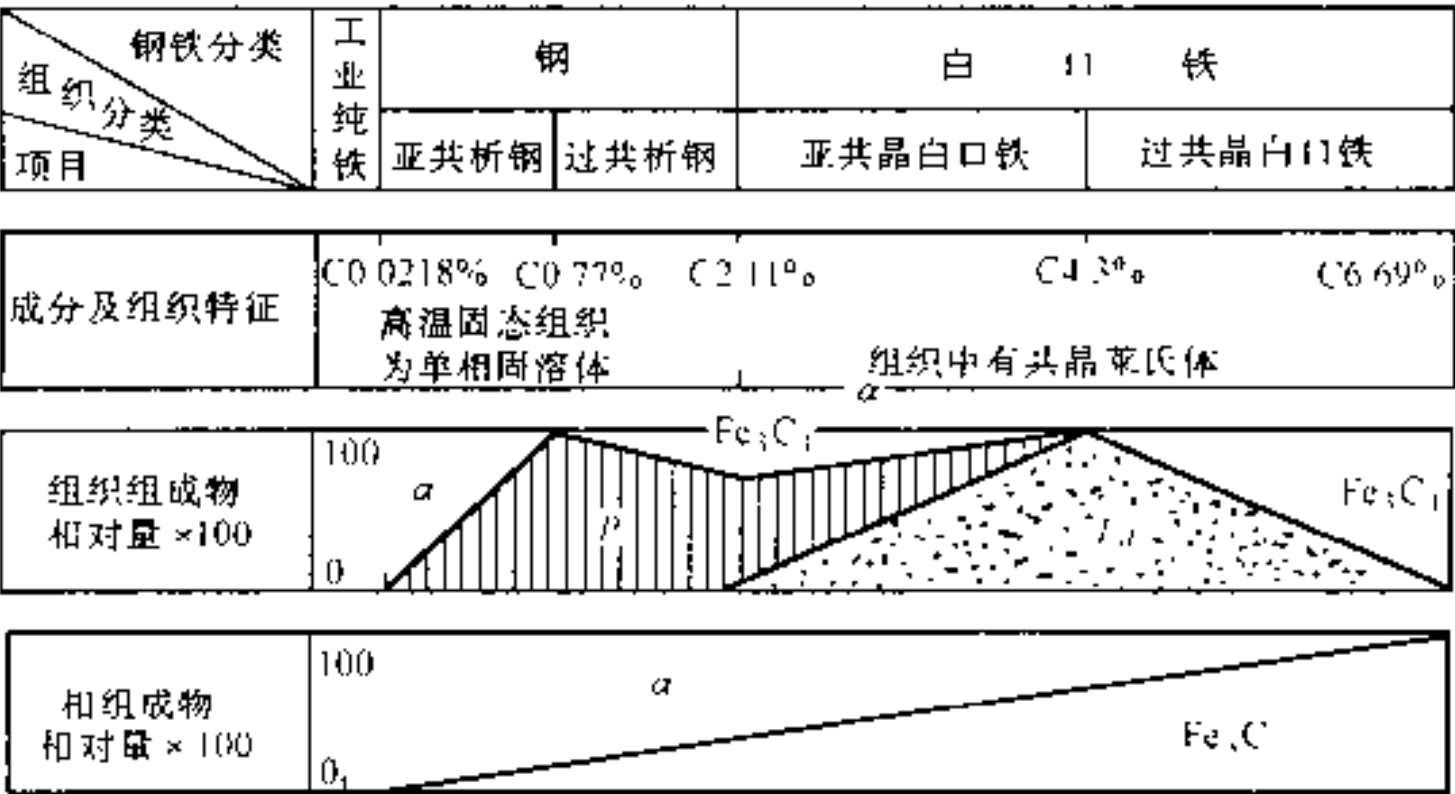


图 4-35 铁碳合金的成分与相和组织的关系

## 2. 含碳量对钢力学性能的影响

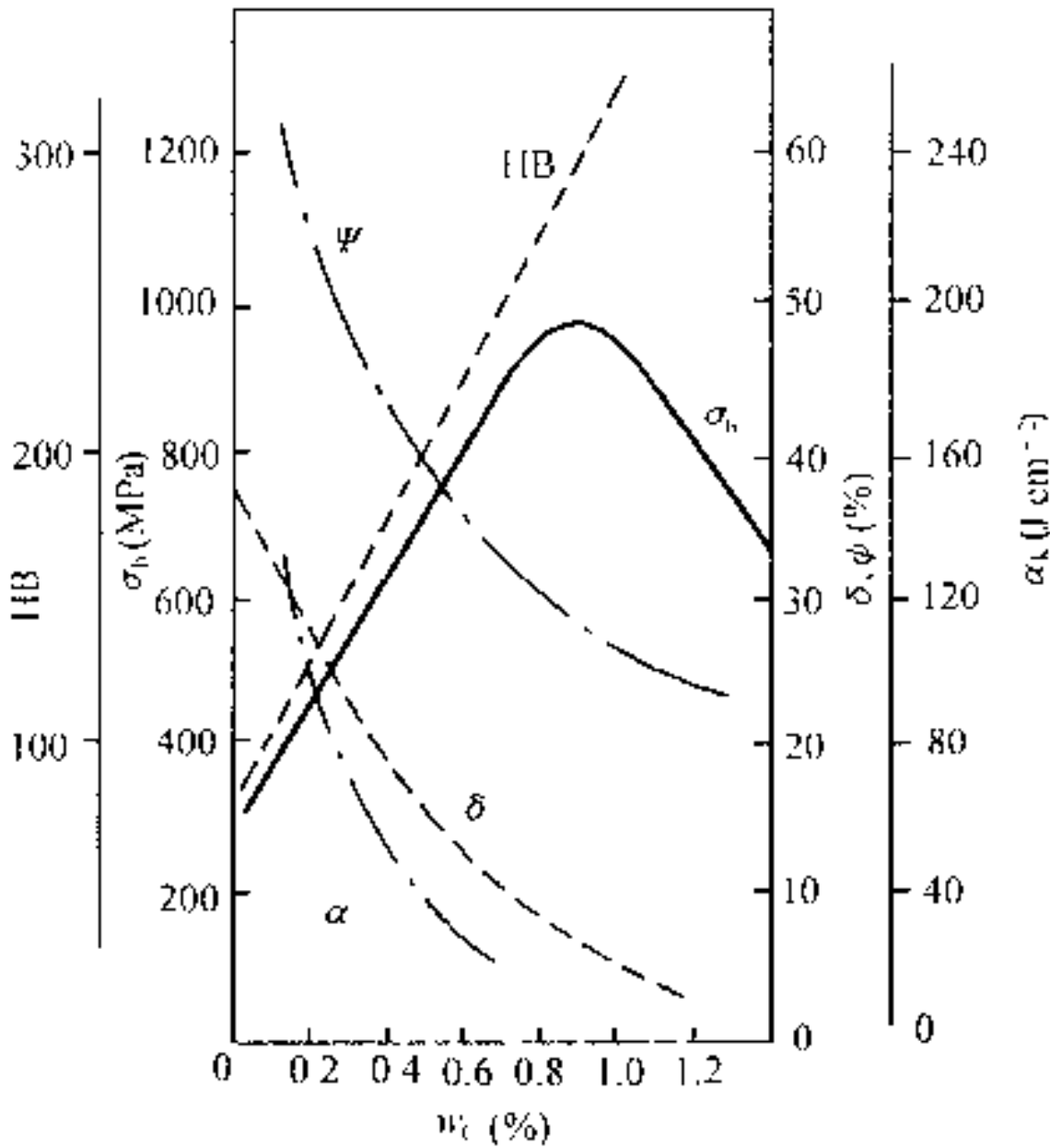


图 4-36 含碳量与钢的力学性能的关系

随着含碳量的变化,铁碳合金的性能也随之变化。在工业纯铁中,铁素体呈多边形晶粒存在,强度很低,塑性、韧性很高。随含碳量增加出现了珠光体,这时铁碳合金强度、硬度明显提高,而塑性、韧性有所下降。含碳量在 1.0% 附近强度出现最大值,如图 4-36 所示。含碳量大于 1.0% 之后,由于脆性的二次渗碳体呈网状分布,使钢的强度下降,并且塑性、韧性很低。所以,工业用钢含碳量一般都要控制在 1.3% C 以下。白口铸铁中莱氏体是以渗碳体为基体,硬度虽高,但脆性很大、强度很低、塑性几乎为零,渗碳体越多,脆性越大。

对切削加工性能来说,一般认为中碳钢(0.3% ~0.5% C)的塑性比较适中,硬度在 HB200 左右,切削加工性能最好。含碳量过高将使硬度偏高,含碳量过低将使塑性提高,而造成粘刀等现象。所以含碳量过高过低,都会降低材料的切削加工性。

对锻造性能来说,低碳钢比高碳钢好。通常钢的锻造是在软相奥氏体状态进行,因为这时奥氏体的塑性好,强度低,便于进行塑性变形。但始锻温度不得过高,以免钢材过烧;终锻温度不得过低,以免钢材塑性差而产生裂纹。

对锻造性能来说,铸铁的流动性比钢好,易于锻造。特别是靠近共晶成分的合金,其结晶温度低、流动性好,更具有良好的铸造性能。远离共晶成分的合金,结晶有一定的温度区间。结晶温度区间越大越容易形成分散缩孔,流动性越差,而且容易产生严重的成分偏析。

对焊接性能来说,低碳钢比高碳钢焊接性能好,更易于焊接。

对热处理性能来说,碳的影响就更加明显,具体的内容将在有关章节中详叙。

综上所述,碳对铁碳合金组织、力学性能和工艺性能的影响实际上反映了铁碳合金相图与各项性能的关系。因此,可以运用相图,对具体的工件进行合理的选材,制定相应的热加工工艺。



## 第五章 金属的塑性变形与再结晶

金属材料在熔炼浇注成为铸锭以后,通常要进行各种压力加工,如轧制、挤压、冷拔、锻造、冲压等压力加工方法,如图 5-1 所示。

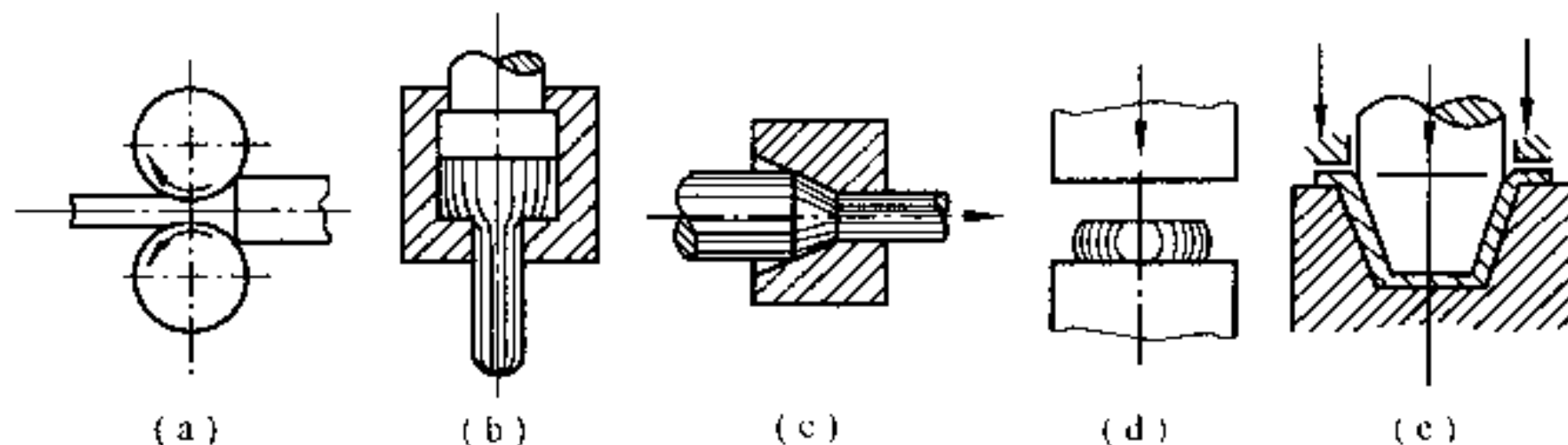


图 5-1 压力加工方法示意图

(a)轧制;(b)挤压;(c)冷拔;(d)锻造;(e)冷冲压

通过压力加工不仅可以将金属材料加工成各种形状和尺寸的制品,而且还可以改变材料的组织和性能。经塑性变形的金属,在加热过程中,又会使其组织发生回复、再结晶和晶粒长大等一系列的变化。分析这些过程的实质,了解各种影响因素及规律,对掌握和改进金属材料的压力加工工艺,控制材料的组织和性能,具有重要意义。

### 5.1 金属的塑性变形

金属在外力的作用下会发生变形。这种变形可分为弹性变形和塑性变形。弹性变形是可逆的,即外力去除后,变形可完全恢复。而塑性变形是不可逆的,在外力去除后变形不能恢复,即是永久变形。

#### 5.1.1 单晶体的塑性变形

单晶体的塑性变形只有在切应力作用下才能产生。常温下,单晶体的塑性变形方式有两种,即滑移和孪生,如图 5-2 所示。

##### 1. 滑移

晶体的一部分沿一定晶面和晶向相对于另一部分发生滑动位移的现象称为滑移。

##### (1) 滑移带

将表面磨制抛光的试样进行适量的塑性变形,则在抛光面上出现许多平行的线条,这是由于发生滑移后试样表面产生高低不一的台阶造成的,称为滑移带(见图 5-3)。

实际上,一条滑移带是由许多密集在一起的滑移线组成。每一条滑移线对应于一个滑移台阶,如图 5-4 所示。

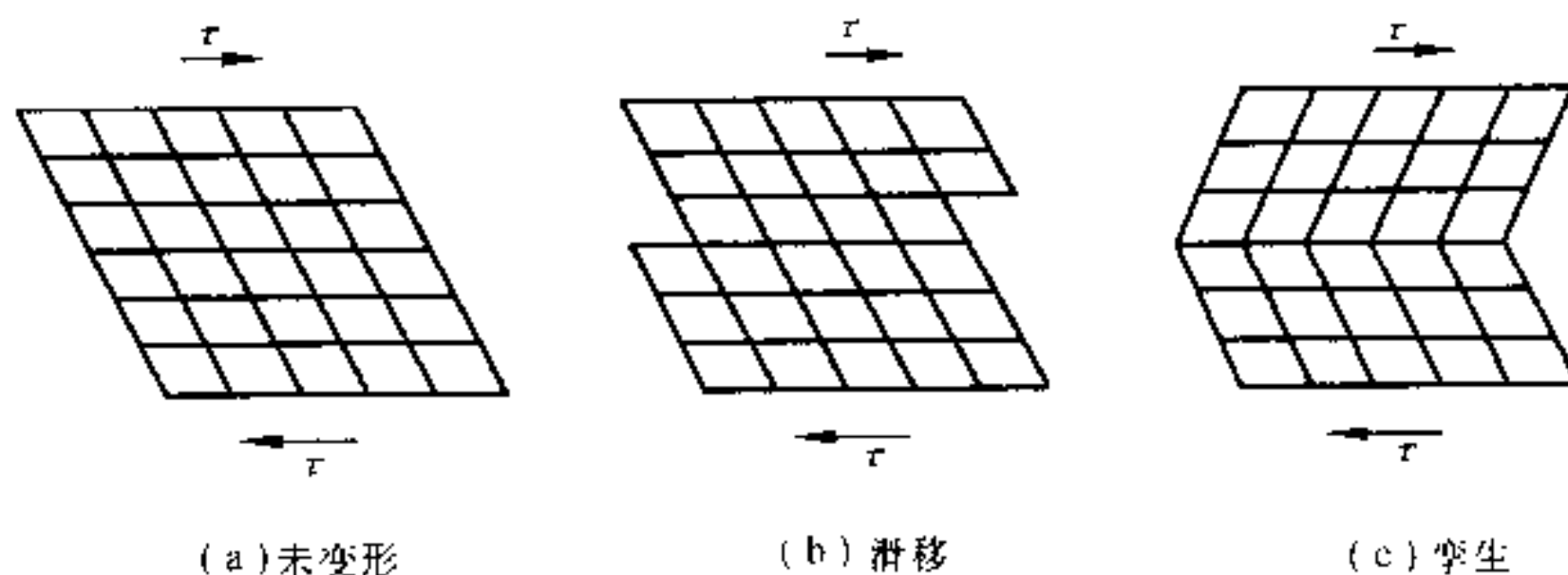


图 5-2 晶体塑性变形的形式

### (2) 滑移系

晶体的滑动通常是沿一定的晶面和一定的方向进行的,此组晶面称为滑移面,该方向称为滑移方向。晶体的滑移面通常是最密集的晶面,而滑移方向则是原子最密集的晶向。一个滑移面和一个滑移方向组成一个滑移系。表 5-1 是三种常见金属结构的滑移系。

一般说来,晶体中滑移面和滑移方向越多则受力时越易发生滑移,即滑移系多的金属其塑性较好。例如,面心立方和体心立方金属滑移系较多,因而塑性高于密排六方结构的金属。



图 5-3 滑移带(铜)500×

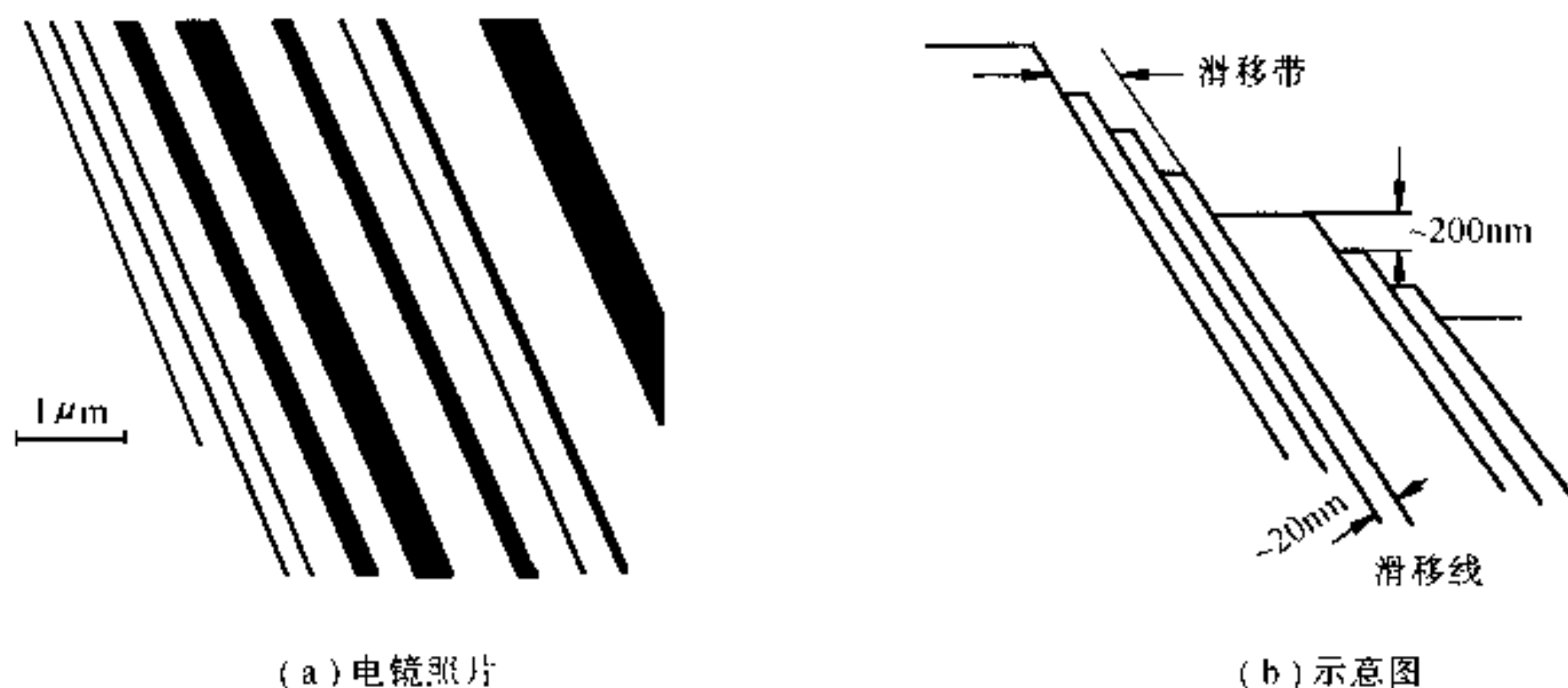


图 5-4 滑移带与滑移线示意图

### (3) 滑移的临界切应力

试样受拉伸时,外力  $P$  对试样某一晶面的作用可分解为垂直于此面的分力  $P_1$  和平行于此面的分力  $P_2$ ,对应的应力为正应力  $\sigma$  和切应力  $\tau$ (见图 5-5)。正应力  $\sigma$  可使试样弹性伸长,在足够大时可使试样断裂。切应力  $\tau$  能使试样沿该晶面滑动。

使滑移系开动的最小切应力称为临界切应力。它取决于晶体的本质和某些形变条件,主要影响因素有金属的类型、成分、形变温度及形变速度等。

表 5-1 三种常见金属结构的滑移系

晶 格	体心立方	面心立方	密排六方
滑 移 面	6 × {110}	{111} × 4	{0001} × 1
滑移方向	$\langle 111 \rangle$ × 2	$\langle 110 \rangle$ × 3	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$ × 3
滑移系数	$6 \times 2 = 12$	$4 \times 3 = 12$	$1 \times 3 = 3$

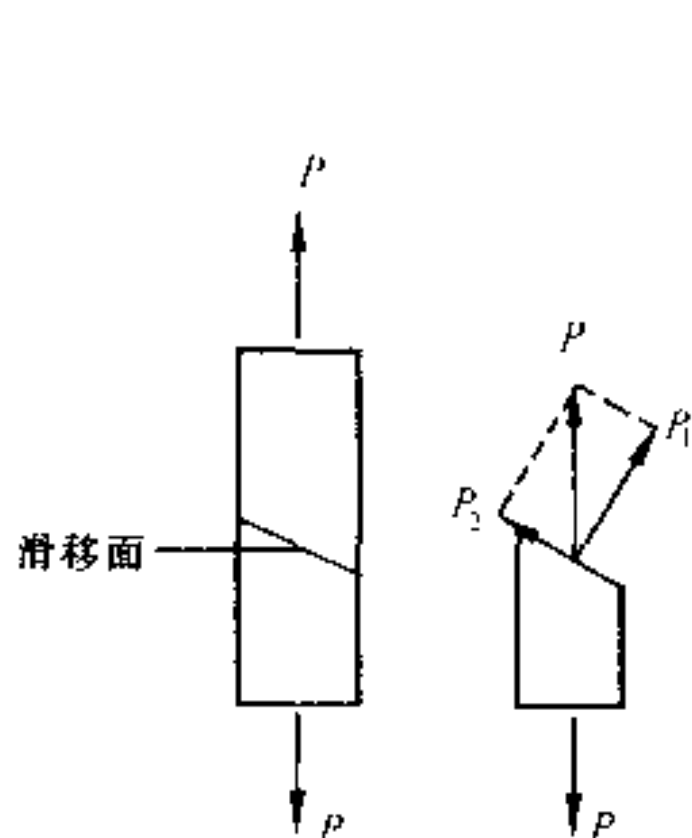


图 5-5 外力在晶面上的分解

## (4) 滑移时晶面的转动

在拉伸试验中,金属晶体除发生滑移外,同时发生转动。这是因为晶体发生滑移后,作用于试样两端的拉力不再处于同一轴线上(见图 5-6)。因此产生一个力矩迫使滑移面转动。转动的结果,滑移面趋向与拉伸轴平行,而使试样两端拉力重新作用于一条直线上。

除滑移的转动外,晶体还会以滑移面的法线为轴发生转动。这种转动的结果使滑移方向与最大切应力方向趋于一致,见图 5-7。

## (5) 滑移的机理

最初设想的滑移过程是晶体的一部分相对于另一部分作整体刚性滑移。但按照这种观点计算的临界切应力比实测的临界切应力大 3~4 个数量级。这说明刚性滑移的设想是不正确的。实验证明,滑移是通过位错在滑移面上的运动来实现的。由图 5-8 可看出,在切应力作用下,晶体中产生了位错。若晶体中存在着一个正刃位错(晶体上半部多半原子面),在切应力的作用下,这个多出的半原子面会由左向右逐步移动;当移出晶体的右边缘时,晶体的上半部就相对于下半部移动了一个原子间距,而大量位错的移动导致晶体发生宏

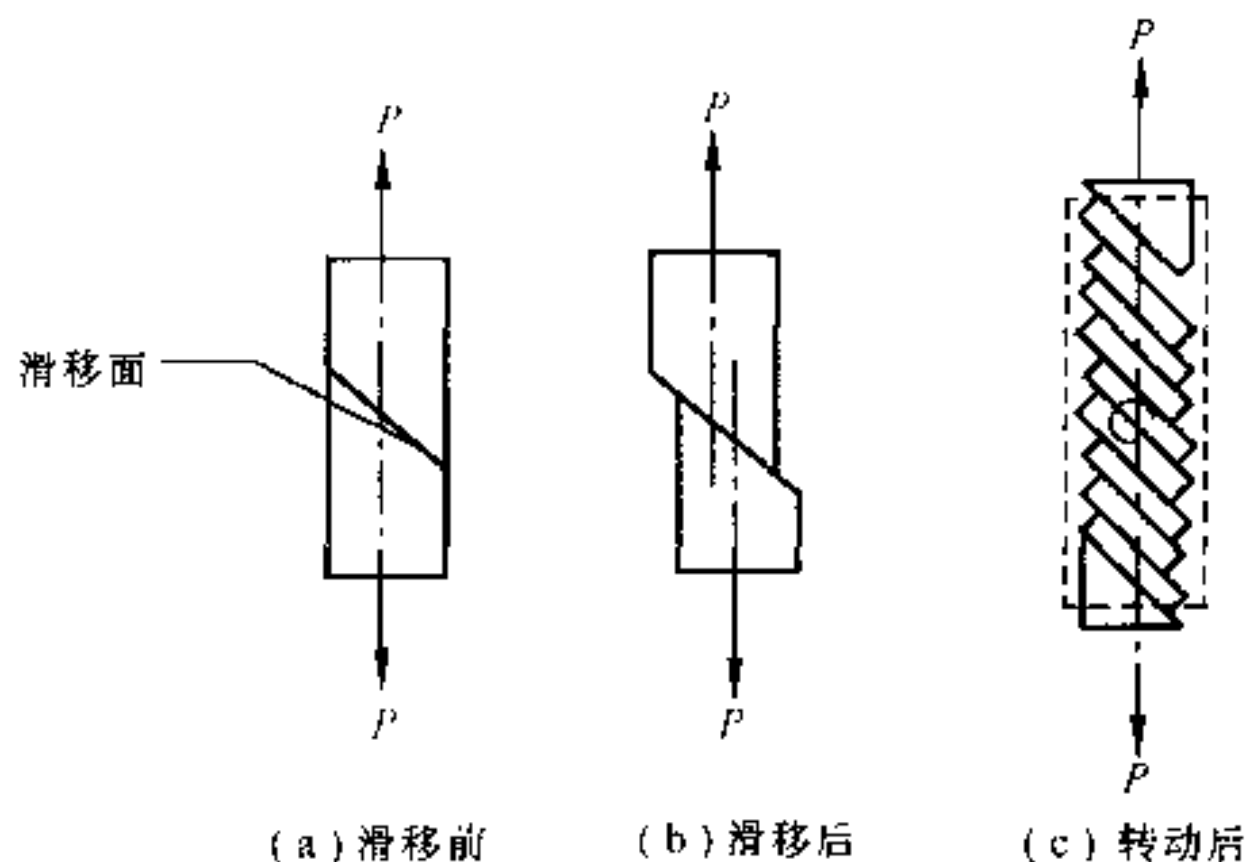


图 5-6 晶体在拉伸力作用下变形示意图

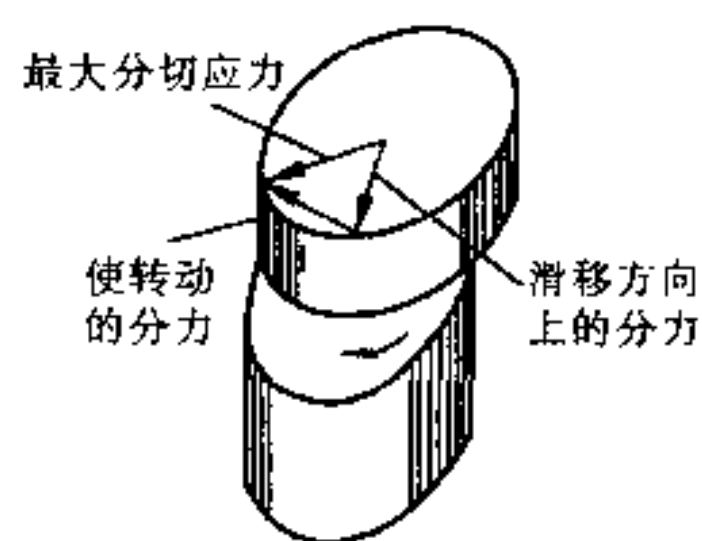


图 5-7 滑移方向转动的示意图

观尺度的塑性变形。

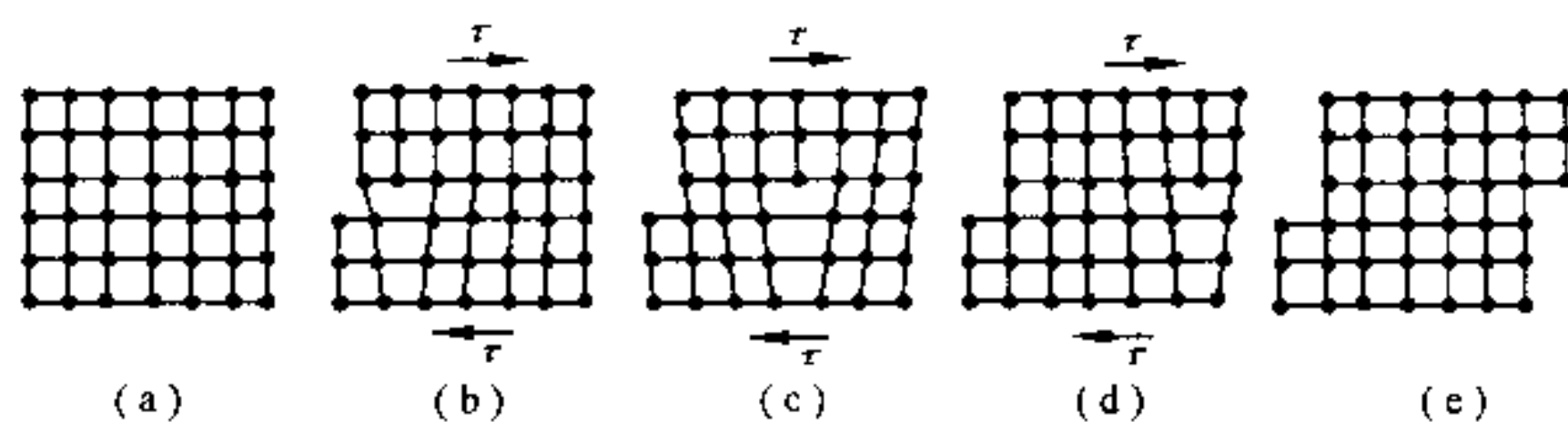


图 5-8 通过位错移动造成滑移的示意图

图 5-9 示意地说明,当位错中心前进一个原子间距时,需要移动的只是位错中心附近的少数原子,而且它们的位移量也不大。因此要使位错中心沿滑移面移动,所需要的切应力是不大的。

## 2. 孪生

孪生是金属进行塑性变形的另一种基本方式。所谓孪生是指晶体的一部分沿一定晶面和晶向,相对于另一部分所发生的切变。发生孪生的部分称为孪生带或孪晶,沿其发生孪生的晶面称为孪生面。孪生的结果,使孪生面两侧的晶体呈镜面对称,如图 5-10 所示。

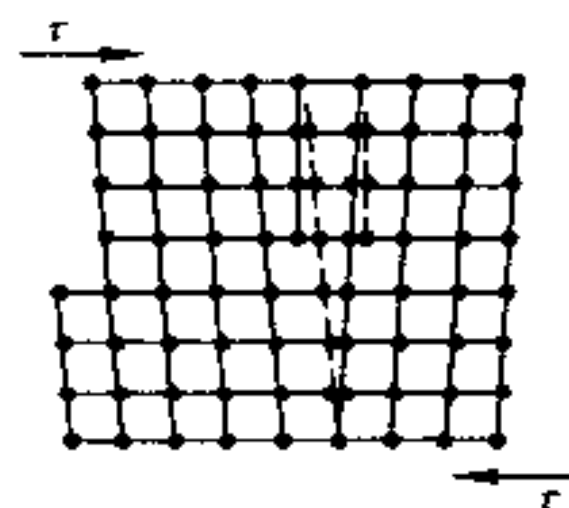


图 5-9 位错运动时的原子位移示意图

孪生与滑移的主要区别有以下几点。

(1)孪生通过晶格切变使晶格位向改变,使变形部分与未变形部分呈镜面对称;而滑移不引起晶格位向的变化。

(2)孪生时,相邻原子面的相对位移量小于一个原子间距,而滑移时滑移面两侧晶体的相对位移量是原子间距的整数倍。

(3)孪生所需要的切应力比滑移大得多,如镁的孪生临界切应力为  $5 \sim 35\text{MPa}$ ,而滑移时临界切应力仅  $0.5\text{MPa}$ 。孪生变形速度快,接近声速。

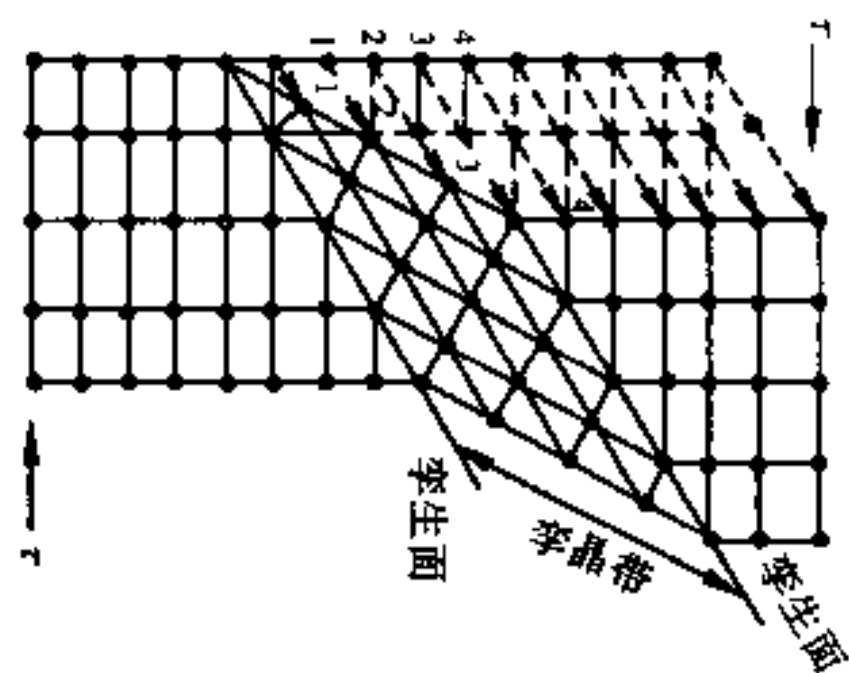


图 5-10 孪生变形示意图

由于密排六方结构的金属滑移系少,故常以孪生方式变形。体心立方结构的金属滑移系较多,只有在低温或受到冲击时才发生孪生变形。面心立方结构的金属一般不发生孪生变形。

### 5.1.2 多晶体的塑性变形

多晶体金属中由于存在大量的晶粒与晶界,所以它的变形比单晶体要复杂的多。尽管如此,多晶体金属的塑性变形的的基本方式仍为滑移和孪生。

#### 1. 晶界和晶粒位向对塑性变形的影响

##### (1)晶界的影响

晶界是相邻晶粒的过渡区域,原子排列比较紊乱,也是杂质原子和各种缺陷集中的地方,因此是位错运动的主要障碍。当晶内位错运动到晶界附近时,受到晶界的阻碍而堆积

(见图 5-11),从而使金属继续变形时抗力增加,强度和硬度增加。双晶粒试样拉伸试验表明,试样往往呈竹节状,晶界处变粗,这说明晶界变形抗力大,变形较小,如图 5-12 所示。还应看到,材料的晶粒越小,同体积的材料的晶界越多,塑性变形的抗力越大。

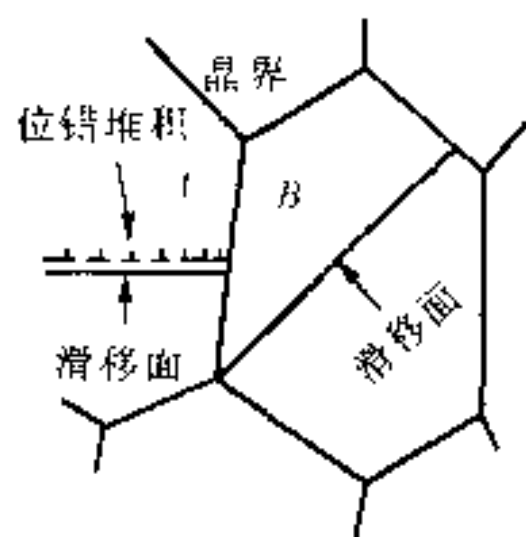


图 5-11 位错在晶界处堆积示意图

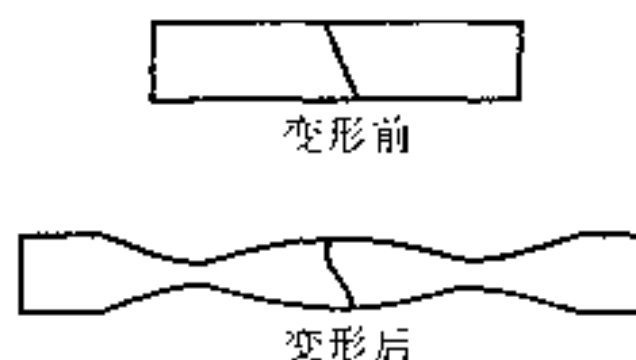


图 5-12 双晶粒试样拉伸变形示意图

## (2) 晶粒位向的影响

由于相邻晶粒之间存在位向差,当一个晶粒发生变形时,周围的晶粒如不发生塑性变形,则必须产生弹性变形来与之协调。这样,周围晶粒的弹性变形就成为该晶粒继续塑性变形的阻力。所以,由于晶粒间相互约束,多晶金属塑性变形抗力大大提高。同时,晶粒越细,相同体积内晶粒越多,晶粒位向的影响越显著。

### 2. 多晶体塑性变形的特点

多晶体塑性变形和单晶体相比有下列特点。

#### (1) 各晶粒的滑移是不等时的

由于多晶体是由许多取向各异的晶粒组成,在外力作用下,因各晶粒中滑移系上取向的差别,则切应力相差很大。使处于有利位向的晶粒首先变形,处于不利位向的晶粒变形极小或不变形,从而使晶粒的滑移一批批的进行。

#### (2) 塑性变形时晶粒间相互协调和配合

由于每个晶粒处于其他晶粒的包围之中,它的变形必须与邻近晶粒相互协调和配合,否则,变形难以进行。如某个晶粒变形,会受到相邻晶粒的阻碍,位错将在晶界处塞积,并产生很大的应力集中。在不断增大的高应力下,产生新的位错而得以滑移,使应力集中松弛,并把变形向更远的晶粒扩展。

#### (3) 只有多个滑移系才能保证变形的连续性

为保证变形连续进行,防止晶界产生空隙和开裂,每个晶粒至少有 5 个独立的滑移系才能随外力适时调整方向,使晶粒之间能协调的变形。如立方系可提供 5 个以上的独立的滑移系,表现出较好的塑性。而密排六方则不能,所以塑性很低。

#### (4) 多晶体变形是不均匀的

多晶体中有的晶粒变形较大,有的可能只产生弹性变形。在一个晶粒内变形量也有差别,晶界变形小于晶粒内部,从而表现出多晶体变形不均匀,并由此产生内应力。

#### (5) 多晶体比单晶体有较高的塑性变形抗力

这是由于晶界和晶粒取向各异所致。



## 5.2 合金的塑性变形

工业上广泛应用的金属材料大都是合金。按其组成相的不同,可分为单相固溶体和多相混合物两种,它们的塑性变形各有不同的特点。

### 5.2.1 单相固溶体塑性变形与固溶强化

单相固溶体的组织与纯金属的组织基本相同,故其塑性变形过程与多晶的纯金属相似,具有相同的变形方式和特点。所不同的是溶质原子的存在,使溶剂晶格发生畸变,增大了位错运动的阻力,使产生滑移的临界切应力远比纯金属大,滑移系的开动也比较困难。这种通过形成固溶体而使金属的强度和硬度升高,而塑性和韧性下降的现象叫做固溶强化。

对于相同的基体金属,溶质元素的性质和量的不同,其强化效果相差很大。

- ①在溶解度范围内,溶质元素含量越高,则强化效果越大。
- ②溶质和溶剂原子的半径相差越大,造成的晶格畸变也越大,则强化效果越高。
- ③间隙式固溶体的强化效果明显大于置换式固溶体的强化效果。
- ④溶质原子和溶剂原子的价电子数目相差越大,其强化效果越明显。

### 5.2.2 多相合金的塑性变形与弥散强化

含有两个或两个以上组成相的合金发生塑性变形时,其变形能力除了决定于基体相的性质以外,在很大程度上还取决于第二相的性质、数量、大小、形状、分布等。合金中的第二相可以是纯金属,也可以是固溶体和化合物,但工业上所用合金的第二相大多是硬而脆的化合物。

#### 1. 第二相以连续网状分布在晶界上

当发生塑性变形时,硬而脆的晶界网络处产生严重的应力集中,造成过早的断裂。

#### 2. 第二相在基体晶粒内呈层片状分布

随着第二相片间距的减小,合金的强度增加,而塑性有所降低。层片状的第二相使塑性降低的数值要比粒状第二相的大些,这是因为它对基体的连续性破坏稍严重些。

#### 3. 第二相以弥散的质点(或粒状)分布在晶内

它可以使合金的强度和硬度显著提高,而塑性和韧性稍有降低。这种由于第二相以细小的形态弥散分布于基体中,从而使合金显著强化的现象称为弥散强化。

弥散强化的原因是第二相在晶内弥散分布,一方面使相界面积显著增多,并使其周围晶格发生畸变;另一方面,这些第二相质点本身成为位错运动的障碍物,增加了位错运动的阻力,使塑性变形抗力增加。因此第二相粒子越细小,分布越均匀,合金的强度越高。

应该指出的是,第二相呈弥散强化时,对合金的塑性和韧性的影响应该是较小的。因为弥散分布的粒子几乎不影响基体的连续性。塑性变形时,第二相质点可随基体相的变形而流动,不会造成明显的应力集中,因此合金仍能达到较大的变形量而不致破裂。

## 5.3 塑性变形对组织和性能的影响

金属经过塑性变形以后,在组织和各种性能上都产生了明显的变化。

### 5.3.1 塑性变形对组织结构的影响

#### 1. 晶粒变形

金属在外力作用下产生塑性变形时,随着变形量的增加,晶粒形状也发生变化。通常晶粒沿变形方向被拉长、变细或压扁,如图 5-13 所示。变形的程度越大,则晶粒形状的改变越大。

当变形量很大时,晶粒变成细条状,晶界变得模糊不清;同时金属中的夹杂物也沿变形方向被拉长,形成所谓纤维组织,如图 5-14。

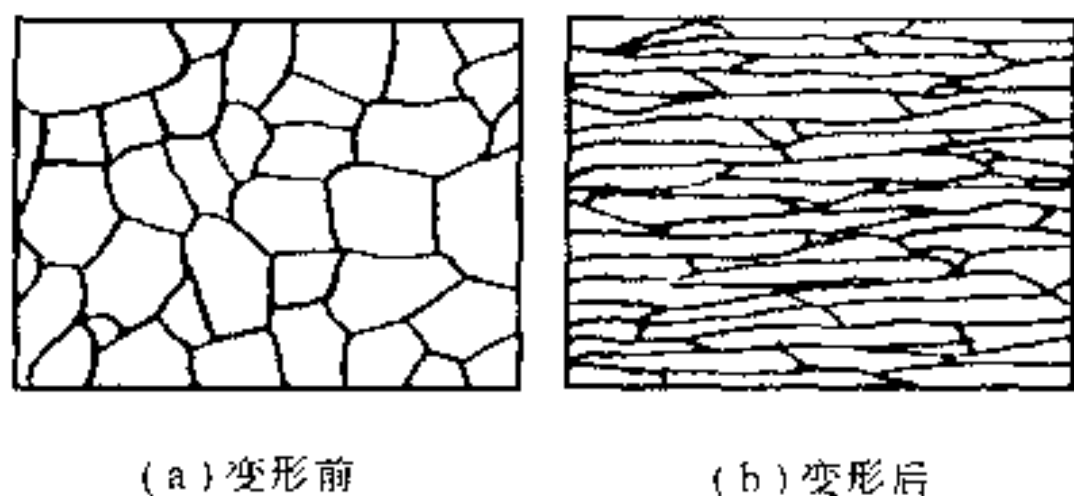


图 5-13 变形前后晶粒形状变化示意图



图 5-14 纤维组织

#### 2. 亚结构形成

金属的塑性变形,除了产生滑移带、孪晶带之外,还会使晶粒逐渐碎化成许多位向略有不同(位向差一般不大于  $1^\circ$ )的小晶块,就象是在原晶粒内又出现许多小晶粒似的,这种组织称为亚结构。每个小晶块称为亚晶粒,亚晶粒边界排列着许多位错。经塑性变形后,亚晶粒将进一步细化( $10^{-4} \sim 10^{-6} \text{ cm}$ ),位错的密度进一步增高。

#### 3. 形变组织的产生

金属在接受拔丝、轧制等单向塑性变形时,各个晶粒在发生滑移变形的同时,还会发生晶体的转动。在变形量较大的情况下,拔丝使各个晶粒的某一晶向转向与拉拔方向平行,轧制时则会使晶粒的某一晶向转向与轧制方向平行,见图 5-15。变形越大,这种现象越明显。这一现象称为“择优取向”。择优取向的结果形成具有明显方向性的组织,称为“织构”。由于是变形过程中产生的,故称为“形变织构”,拔丝产生的织构又称为丝织构,轧制产生的织构又称为板织构。

结构使金属的性能出现各向异性,对金属的力学性能、物理性能和拉伸加工工艺有很大的影响。存在板织构的板材进行冲压器皿时,会因各向异性使变形程度不相同,使器皿壁厚



图 5-15 丝织构与板织构示意图

不均匀和产生“制耳”现象。

但对于用作变压器铁芯的硅钢片,沿 $\langle 100 \rangle$ 方向最易磁化。因此,生产具有 $\langle 100 \rangle [001]$ 立方织构的硅钢片,用于制作变压器、电机等设备,可减少铁损,提高效率、减轻设备的重量。

### 5.3.2 塑性变形对性能的影响

#### 1. 加工硬化

金属材料在塑性变形过程中,随变形量的增加,强度和硬度不断上升,而塑性和韧性不断下降,这一现象称为加工硬化,如图 5-16 所示。

加工硬化是金属材料冷成型加工工艺的保证。如在图 5-1(c)生产线材时,当金属线被拉过模孔后,断面尺寸减小,应力值增加。若金属不产生加工硬化提高承载能力,必然被拉断。因为变形部分已产生加工硬化,停止变形,便将变形转移至尚未变形部分,保证连续均匀地发生变形,得到等径的金属线材。

加工硬化是强化金属的一种方法。如退火状态的 T1 紫铜,其抗拉强度为 214MPa,经冷加工变形 50% 后,抗拉强度可达 360MPa,提高了 1.7 倍。对不能用热处理强化的材料,如铝、铜或不锈钢等单相合金,加工硬化是提高强度的有效方法,常称为形变强化。另外,加工硬化也是工程结构瞬间过载的安全保证,可防止过载引发的塑性变形持续进行。

#### 2. 物理、化学性能的变化

金属经塑性变形后,晶格发生畸变、空位和位错密度增加,使电阻增大、电阻温度系数下降、导磁率下降、磁滞和矫顽力则略有增加。变形提高了金属的内能,使原子活动能力增大,容易扩散,因此会加快腐蚀速度。

### 5.3.3 残余内应力

金属塑性变形后在内部存在着残留应力,也称内应力。按照内应力分布范围大小,通常可分三大类。

第一类内应力,也称宏观应力。这是工件各部分变形不均匀造成的。如轧制厚板时,若变形度较小,则变形量多集中在上下两个表面层。表面的延展受到中心层的制约,对表层存在压应力,而中心受到表层的牵引而产生拉应力。这类内应力在全部残留应力中占有量不

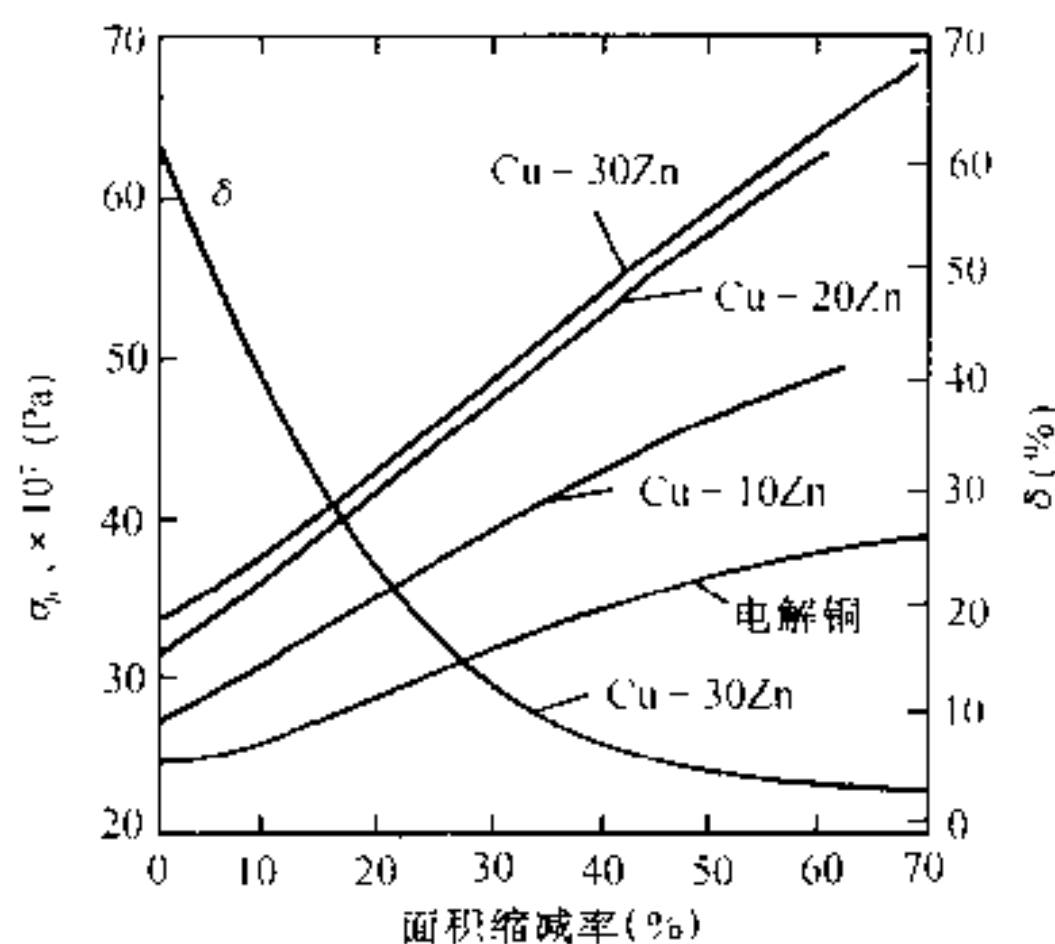


图 5-16 冷变形对铜及其合金力学性能的影响

超过 1%。

第二类内应力,也称微观内应力。这是由于变形时,各晶粒的位向不一致,使变形量和变形方向不一致造成的。它是在晶粒之间或亚晶粒之间保持平衡的内应力。这类应力占有量不超过内应力总量的 10%。

第三类内应力,也称超微观应力。它是由于塑性变形后,金属内部产生晶格缺陷而引起的畸变应力,该类应力占内应力总量的 90% 左右。

内应力的大小与形变条件有关。变形量大、变形不均匀、变形时温度低、变形速率大等都能使内应力增加。

内应力对金属材料的性能会产生不良影响,第一类内应力使工件尺寸不稳定,严重时引起工件开裂。第二类内应力使金属产生晶间腐蚀。第三类内应力则是产生加工硬化的主要原因。但有时内应力是有益的,如齿轮进行表面淬火和喷丸处理,使其表面产生压应力,可抵消工作时齿面受到的张应力,从而提高齿轮的使用寿命。

## 5.4 回复与再结晶

金属经塑性变形后,组织处于不稳定状态,有自发恢复到变形前的组织状态的倾向。在常温下,这种转变一般不易进行。但加热时,由于原子的活动能力增强,变形金属的组织 and 性能会发生一系列的变化。随着加热温度的升高,变形金属相继发生回复、再结晶和晶粒长大三个阶段的变化。图 5-17 显示了三个阶段组织和性能的变化。

### 5.4.1 回复

加热温度较低时,变形金属发生回复过程。此时原子的活动能力不大,变形金属的显微组织不发生显著的变化。加工硬化后的强度和硬度略有下降,塑性略有回升,而内应力和电阻明显下降。例如,钨在 400℃ 下退火 1 小时,残余应力可消除 70% 左右,但硬度基本上不变。金属的变形使空位浓度和位错密度增大。当在低温加热时,空位和位错开始移动,到达表面、晶界等处消失,因而减少了晶格畸变。另外,回复过程中,位错的运动使其变为垂直分布,形成亚晶界,如图 5-18 所示。这一过程称为多边形化,使位错间的作用力减少,因而使晶体过渡为较稳定的状态。

在工业上,常利用回复现象将冷变形金属低温加热,既稳定组织,又保留了加工硬化,这种方法称为去应力退火。例如,用冷拉钢丝卷制弹簧,在卷成弹簧之后都要进行一次 250~300℃ 的低温处理,以消除内应力使其定型。

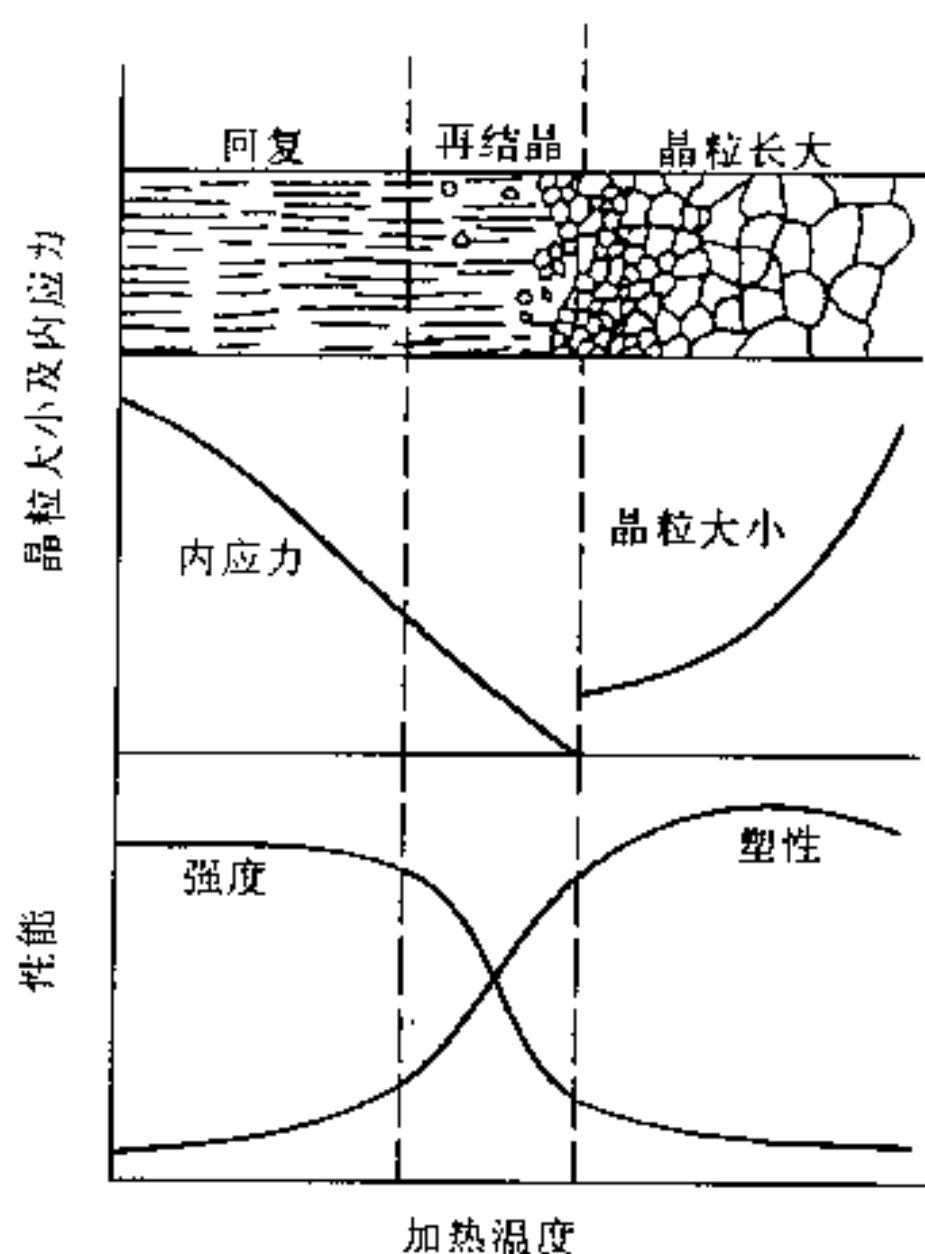


图 5-17 变形金属加热时组织和性能的变化



## 5.4.2 再结晶

### 1. 再结晶

加热温度较高时,变形金属的显微组织发生显著的变化。塑性变形中破碎的、被拉长的晶粒全部转变成均匀而细小的等轴晶粒。因此金属的强度和硬度明显下降,而塑性和韧性显著上升,使所有的性能完全恢复到变形前的水平,这一过程称为再结晶。再结晶是通过生核与核长大方式进行的。再结晶生成的晶体的晶格类型和成分与金属变形前的完全一样。

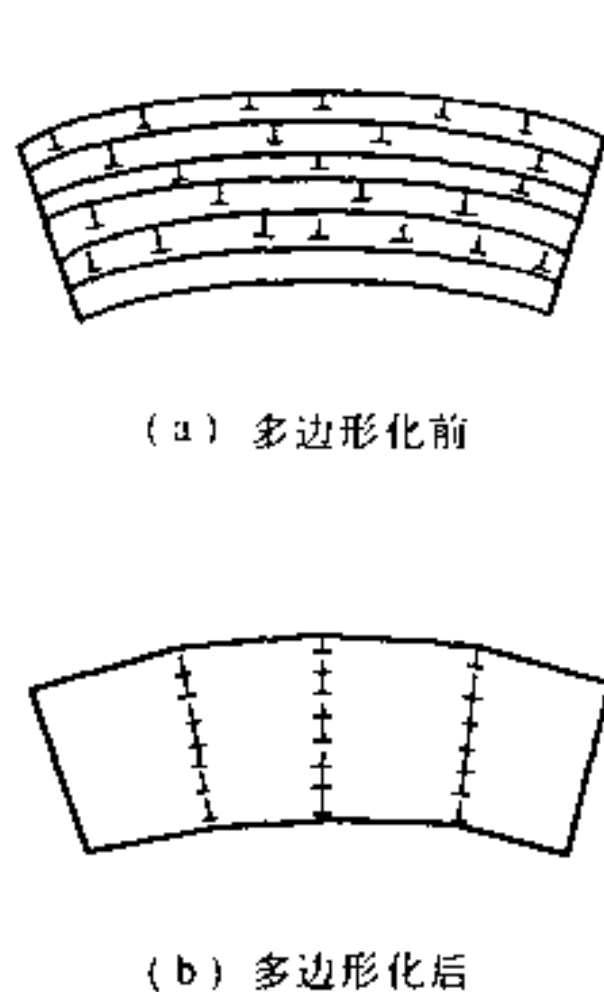


图 5-18 位错在多边形化过程中重新分布图

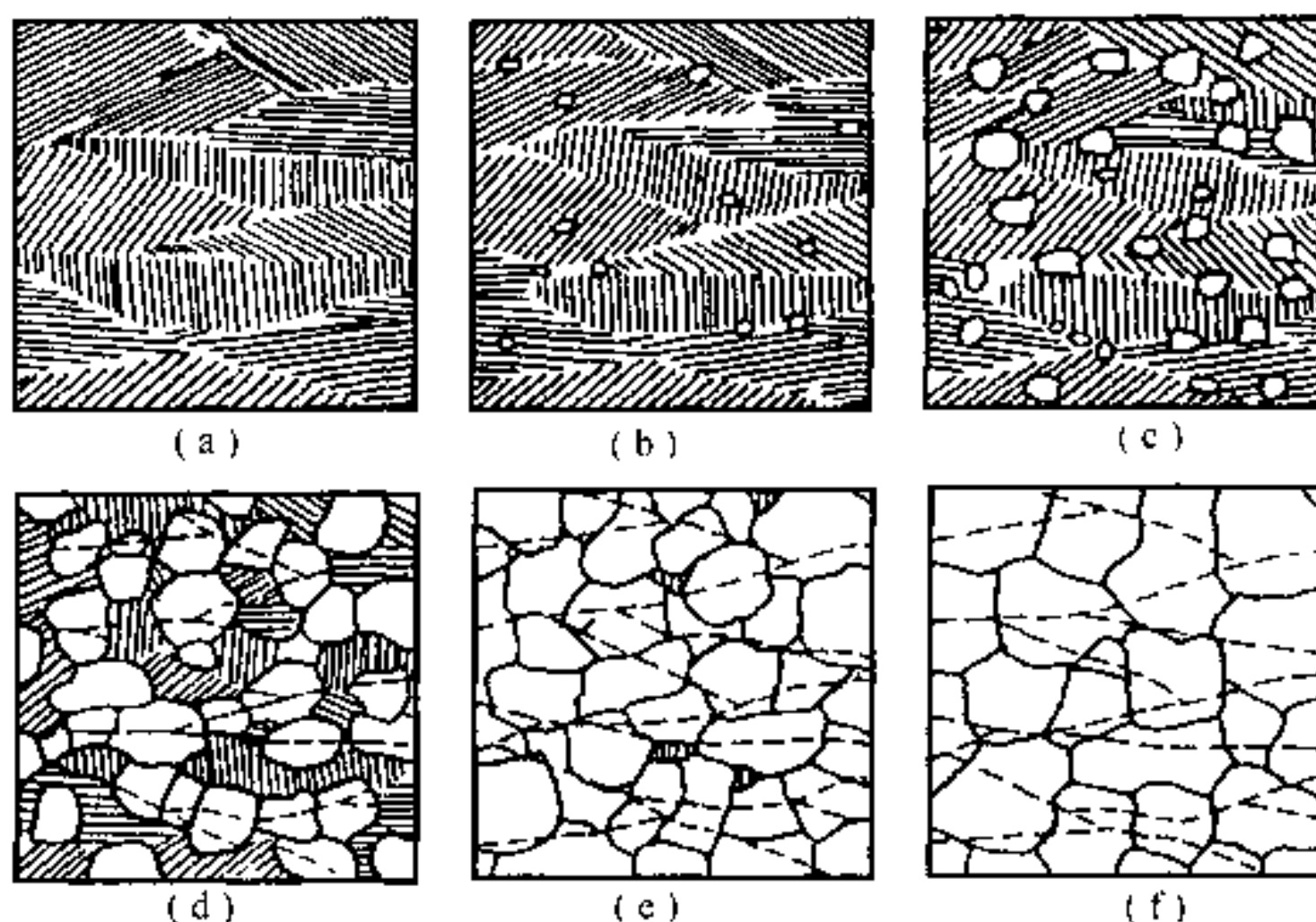


图 5-19 再结晶过程示意图

图 5-19 表示了再结晶的形核与长大过程。图中影线部位代表被压扁或拉长的变形晶粒,白色部位代表再结晶的等轴晶粒。再结晶在亚晶界形核。因为那里位错密度很高,有利于形核。又由于相邻亚晶粒之间的位向差很小,在进一步加热时会出现相邻亚晶粒合并,形成较大的亚晶粒。那些达到一定尺寸的亚晶粒即可成为再结晶晶核。晶核形成之后,随即稳定地向周围变形的和破碎的晶粒中长大,形成新的无畸变的等轴晶粒。在新晶粒形成的同时,不断消耗金属中的内能,使位错密度降低,变形所造成的加工硬化消失,金属的性能全面恢复。

### 2. 再结晶温度及其影响因素

再结晶不是在恒定温度下进行的,而是在相当宽的温度下均可进行。通常规定金属经较大冷塑性变形( $\epsilon > 70\%$ ),加热 1 小时,而再结晶体积达到总体积 95% 的温度称为该金属的再结晶温度。

对于工业纯金属,实践证实,再结晶温度  $T_{\text{再}}$  与熔点  $T_{\text{熔}}$  (绝对温度)之间存在下列近似公式:

$$T_{\text{再}} = (0.35 \sim 0.45) T_{\text{熔}}$$

由此可见,金属的熔点越高,其最低再结晶温度也越高。

影响再结晶温度的主要因素有以下几点。

#### (1) 金属的纯度

在金属中的微量杂质和合金元素,特别是那些高熔点元素,常常会阻碍原子的扩散和晶



界的迁移,显著的提高金属的再结晶温度。例如,纯铁的再结晶温度为 450℃,当加入少量的碳变成低碳钢时,其再结晶温度提高到 540℃。

(2)金属的变形度

金属的冷变形越大,储存的能量越多,再结晶时的驱动力越大,故再结晶温度越低。但当变形度增加到一定数值之后,再结晶温度趋于定值,如图 5-20 所示。

(3)加热速度和加热保温时间

由于再结晶是一个扩散过程,提高加热速度会使再结晶推迟到较高温度发生。而加热保温时间延长,原子扩散较充分,再结晶温度就低。

在工业生产中,把消除工硬化所进行的热处理称为再结晶退火。考虑到影响再结晶的因素较多,并要求缩短退火周期,一般将再结晶温度定的比理论再结晶温度高出 100~200℃。表 5-2 列出常用金属材料去应力退火和再结晶退火的温度范围。

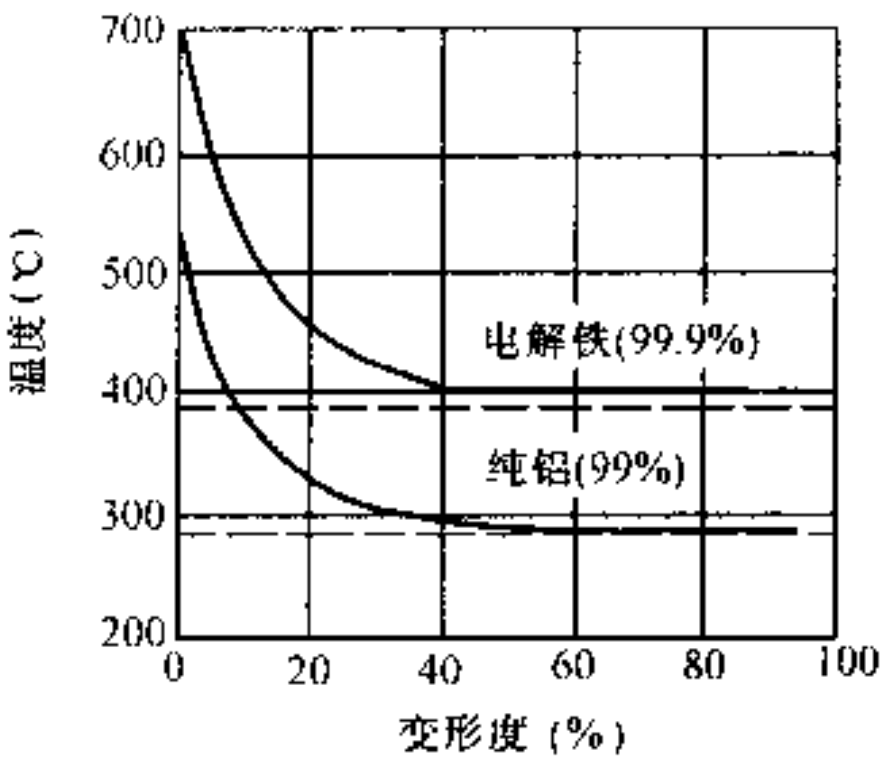


图 5-20 金属再结晶温度与预变形的关系

表 5-2 常见金属材料再结晶退火与去应力退火温度

金属材料		去应力退火温度 $t$ (℃)	再结晶退火温度 $t$ (℃)
钢	碳素及合金结构钢	500~650	630~720
	碳素弹簧钢	280~300	—
铝及铝合金	工业纯铝	≈100	350~420
	普通硬铝合金	≈100	350~370
铜及铜合金(黄铜)		270~300	600~700

3. 再结晶后的晶粒大小

晶粒大小对金属的力学性能具有重大的影响,为此,应当了解影响再结晶后的晶粒大小的因素。

(1)加热温度和保温时间的影响

加热温度越高,保温时间越长,金属的晶粒越大。这是因为晶粒的长大的驱动力依靠晶界能的下降。晶粒长大可以减少金属晶界的总面积,它是通过晶界的迁移来实现的,如图 5-21 所示。当晶界由一个

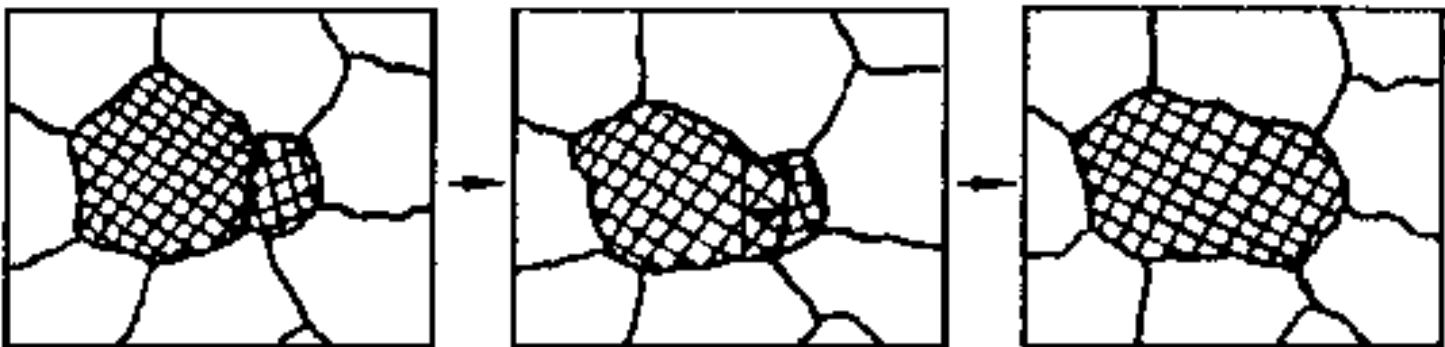


图 5-21 晶粒长大示意图

晶粒向另一个晶内推进时,前者不断长大,后者逐渐缩小,最后被完全“吞食”掉。所以晶粒的长大过程是相邻晶粒的“吞并”过程。而加热温度的提高和保温时间的延长,有利于这种“吞并”过程。

(2)预变形度的影响

当变形度很小时,由于金属晶格畸变很小,不足以引起再结晶,晶粒仍保持原来的形状。

当变形度在 2% ~ 10% 范围内,金属只有部分晶粒变形,变形很不均匀。因此再结晶时生成的晶核少,晶粒的大小极不均匀,从而有利于晶粒的吞并过程,最后得到异常粗大的晶粒,使金属的力学性能下降。当变形量约  $\geq 9\%$  时,金属内部将出现形变组织,具有形变组织的金属在再结晶后的加热过程中,将发生再结晶晶粒的急剧长大现象,再结晶后晶粒的这种急剧长大的现象称为二次再结晶。而使晶粒发生异常长大的变形度称为临界变形度。生产上应尽量避免在这一变形范围内进行加工。

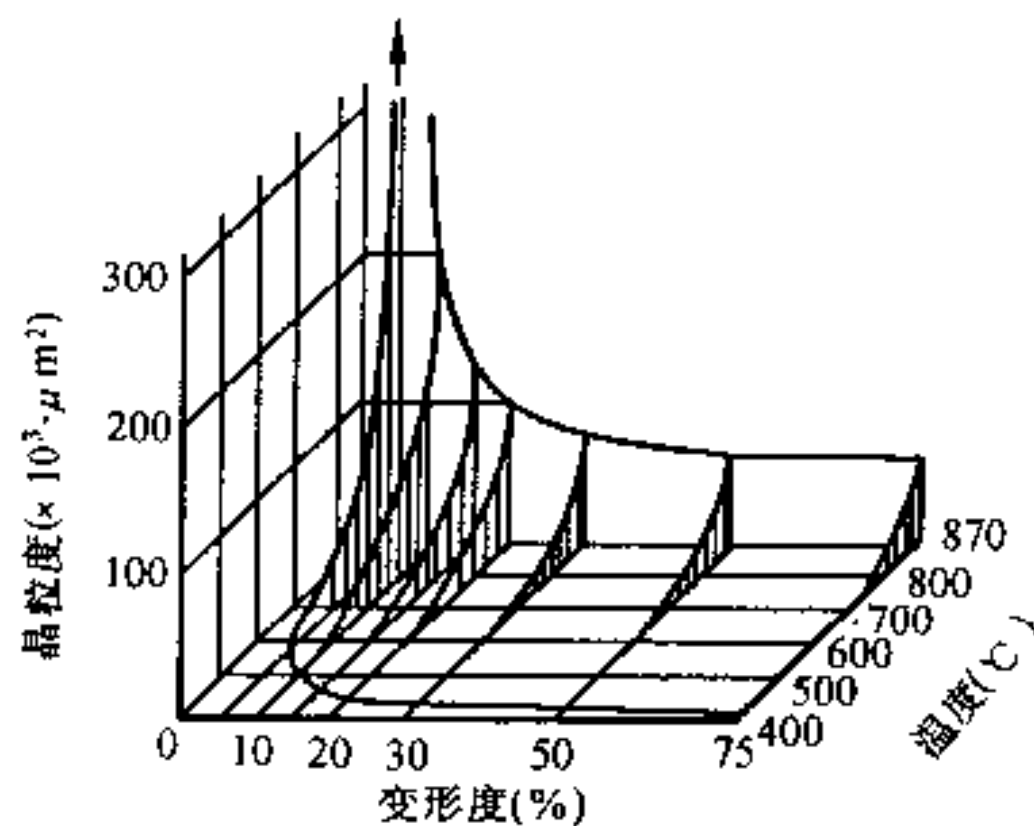


图 5-22 纯铁的再结晶全图

超过临界变形度后,随着变形度的增大,变形越来越均匀,再结晶晶核越来越多,因此再结晶后晶粒细而均匀。达到一定变形度后,晶粒度基本不变。

对于某些金属(如 Fe),当变形度相当大时( $>90\%$ ),再结晶后的晶粒又重新出现粗化,这种现象是因为形成再结晶组织所造成的。

为了生产上使用的方便,通常将加热温度和变形度对再结晶晶粒度的影响综合表达在一个立体图中,如图 5-22 所示,称作再结晶全图。

## 5.5 金属的热加工

### 5.5.1 热加工和冷加工的区别

金属在高温下强度、硬度较低,而塑性、韧性较高。因而在高温下对金属进行加工变形比较容易,因此生产上广泛应用热加工。

金属的冷加工和热加工是以再结晶温度划分的。凡在金属的再结晶温度以下进行的加工变形称为冷加工,而在再结晶温度以上的加工变形称为热加工。例如,铁的最低再结晶温度为  $450^{\circ}\text{C}$ ,在  $400^{\circ}\text{C}$  以下的加工变形属冷加工,锡的最低再结晶温度为  $-7^{\circ}\text{C}$ ,那么锡在室温下进行加工,已属热加工了。

热加工时产生的加工硬化现象随时被再结晶过程产生的软化所抵消,因而热加工不会带来强化效果。

### 5.5.2 热加工对金属组织和性能的影响

金属材料热加工后,其组织与性能发生了明显的变化。

#### 1. 消除铸态组织缺陷

通过热加工可使钢锭中的气孔、缩孔大部分焊合,铸态的疏松被消除,提高了金属的致密度。对于铸态的晶内偏析、粗大柱状晶或大块碳化物,经热加工,在高温压力下使晶粒破碎,促进扩散和再结晶形核。从而消除成分偏析、柱状晶及粗大碳化物,使金属的力学性能得到提高。

#### 2. 细化晶粒

在热加工过程中,变形的晶粒内部不断萌生再结晶晶核,已经发生再结晶的区域又不断发生变形,再重新形核,致使晶核数目大增、晶粒尺寸小,提高了材料的力学性能。但热加工后金属的晶粒大小与变形程度与终止加工温度有关。变形度小,终止加工温度过高,加工后得到的晶粒粗大。相反则得到细小晶粒。但终止热加工温度不能过低,否则会造成形变强化及残余应力,影响金属材料性能。

### 3. 形成锻造流线

在热加工过程中,由于铸态组织中的各种夹杂物,在高温下具有一定塑性,它们会沿着变形方向伸长而形成锻造流线(又称纤维组织)。由于锻造流线的出现,使金属材料的性能在不同方向上有明显的差异。通常是沿流线方向,其抗拉强度及韧性高,其抗剪强度低。在垂直于流线方向上,情况则正好相反,如表 5-3 所示。

表 5-3 碳钢(C0.45%)力学性能与流线方向的关系

性能 取样方向	$\sigma_b$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_{0.2}$ (N/mm <sup>2</sup> )	$\delta$ (%)	$\varphi$ (%)	$a_k$ (J/cm <sup>2</sup> )
纵向	715	470	17.5	62.8	62
横向	675	440	10.0	31.0	30

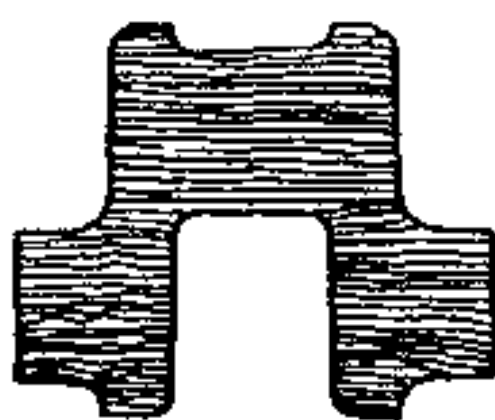
图 5-23 是锻造曲轴与切削加工的曲轴图,很明显,锻造曲轴的流线分布合理,因而其力学性能较高。

### 4. 形成带状组织

热轧低碳钢时,钢中珠光体和铁素体沿轧制方向呈带状或层状分布,称为带状组织。若钢中非金属夹杂物较多,则在热轧后的冷却过程中先共析铁素体可能依附于被拉长的夹杂物,而析出铁素体带,其两侧为珠光体带;若钢中含磷偏高,则铸态树枝晶间富磷贫碳,且在轧制时被延伸拉长。当冷却转变时,这些贫碳区域优先形成铁素体带而呈现带状组织,如图 5-24 所示。带状组织会使钢件的力学性能变坏。



(a) 锻造变形



(b) 棒材切削加工

图 5-23 曲轴锻造流线示意图



图 5-24 钢中的带状组织

一般带状组织可以通过正火处理来消除。但由严重的磷偏析所引起的则较难消除,需用高温扩散退火及随后的正火来改善。



实际热处理加热和冷却时的相变是在不完全平衡的条件下进行的,相变温度与铁碳平衡相图中的相变点之间有一定差异,这样就使钢在热处理时的临界点偏离了铁-碳相图中的临界点。如珠光体向奥氏体转变必须高于  $A_1$  温度才能实现,即有一定的过热度。反之,冷却时要有一定过冷度。

为了区别热处理时加热和冷却的临界点,在字母 A 旁分别加注字母 c 和 r。于是,工程上应用的加热时的临界点为  $A_{c1}$ 、 $A_{c3}$ 、 $A_{cm}$ ,冷却时的临界点为  $A_{r1}$ 、 $A_{r3}$ 、 $A_{rm}$ 。图 6-2 是加热速度和冷却速度为  $0.125^\circ\text{C}/\text{s}$  时铁-碳相图中临界点的移动情况。

## 6.2 钢的加热转变

钢的加热转变是将钢加热到临界温度以上,获得全部或部分奥氏体组织,并使其成分均匀化,即进行奥氏体化的过程。

### 6.2.1 奥氏体形成过程

奥氏体的形成过程遵循结晶过程的一般规律,是通过形核和长大两个基本过程来完成的。下面以共析钢为例加以说明。

奥氏体的形成过程包括奥氏体晶核形成、晶核长大、剩余渗碳体溶解、奥氏体成分均匀化四个基本过程(见图 6-3)。

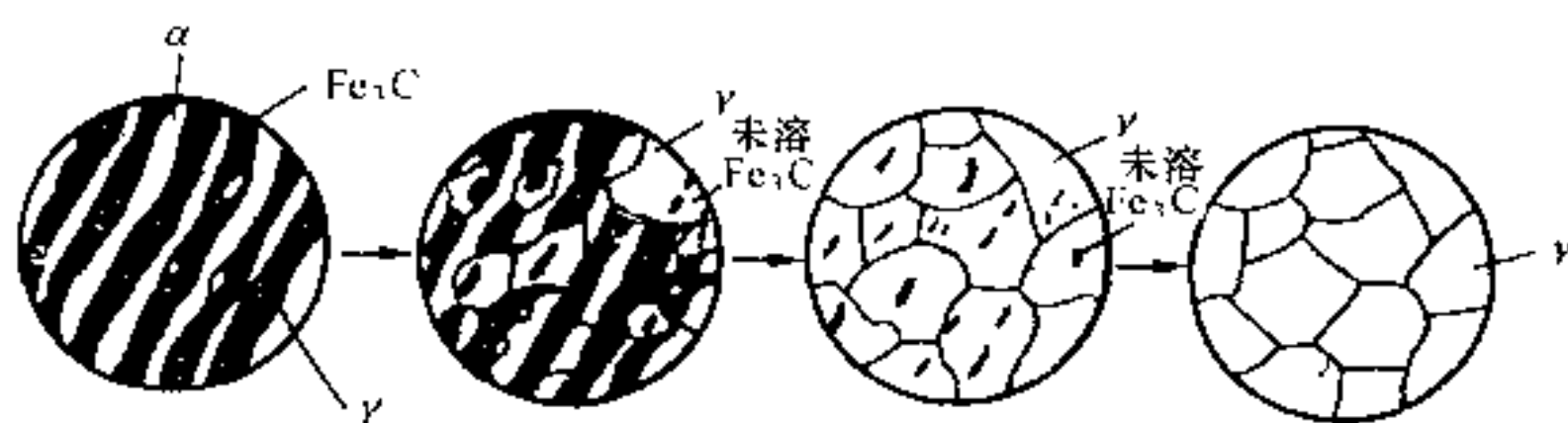


图 6-3 共析钢奥氏体形成过程示意图

#### 1. 奥氏体晶核形成

奥氏体的晶核通常优先在铁素体与渗碳体的相界处形成。这是因为在相界上成分不均匀,且晶格畸变较大,为产生奥氏体晶核提供了浓度和结构两方面的有利条件。

#### 2. 奥氏体晶核长大

奥氏体晶核形成后,晶核的一侧是铁素体,另一侧是渗碳体,从而使其与铁素体相接触处的碳浓度降低,与渗碳体相接触处的碳浓度增高,这就为铁素体转变为奥氏体和渗碳体溶解提供了条件。通过原子扩散,奥氏体向铁素体和渗碳体两侧逐渐长大。

#### 3. 剩余渗碳体溶解

在奥氏体晶核长大过程中,由于铁素体向奥氏体的转变速度比渗碳体溶解速度要快,因而在奥氏体全部形成之后,还残存一定量的未溶渗碳体。它们只能在随后的保温过程中逐渐溶入奥氏体中,直至完全消失。

#### 4. 奥氏体均匀化

由于渗碳体的碳含量(6.69% C)比铁素体的碳含量(0.021 8% C)高得多,因而原先是



渗碳体的区域碳浓度较高、铁素体的区域碳浓度较低。因此必须继续保温,通过碳原子的扩散获得碳含量均匀的奥氏体。

亚共析钢和过共析钢的奥氏体化过程与共析钢基本相同,但由于先共析铁素体或二次渗碳体的存在,为了全都获得奥氏体组织,必须相应加热到  $A_1$  或  $A_{cm}$  以上的温度,使它们全部转变为奥氏体。

### 6.2.2 奥氏体晶粒大小及其影响因素

珠光体向奥氏体转变刚完成时,奥氏体的晶粒很细小(一般称此为起始晶粒度),但随着加热温度升高和保温时间延长,会出现晶粒长大的现象。在给定温度下的奥氏体晶粒度称为实际晶粒度。奥氏体晶粒长大是一个自发过程,因晶界能量较高,通过晶粒长大,晶界面积减少,可降低系统能量。奥氏体晶粒长大是通过晶界两侧原子的扩散,大晶粒吞并小晶粒来完成的。

不同成分的钢,其奥氏体晶粒在加热时的长大倾向也不相同。如图 6-4 所示,按国家冶金部门标准,把钢加热到  $930^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$  保温 8 小时,冷却后测得的晶粒度定为本质晶粒度。本质晶粒度不是晶粒大小的实际度量,在概念上与起始晶粒度和实际晶粒度完全不同。有些钢其奥氏体晶粒随温度的升高迅速长大,这种钢称为本质粗晶粒钢;有些钢奥氏体晶粒长大倾向较小,只有加热到较高温度( $930 \sim 950^{\circ}\text{C}$  以上)时,才显著长大,这种钢称为本质细晶粒钢。

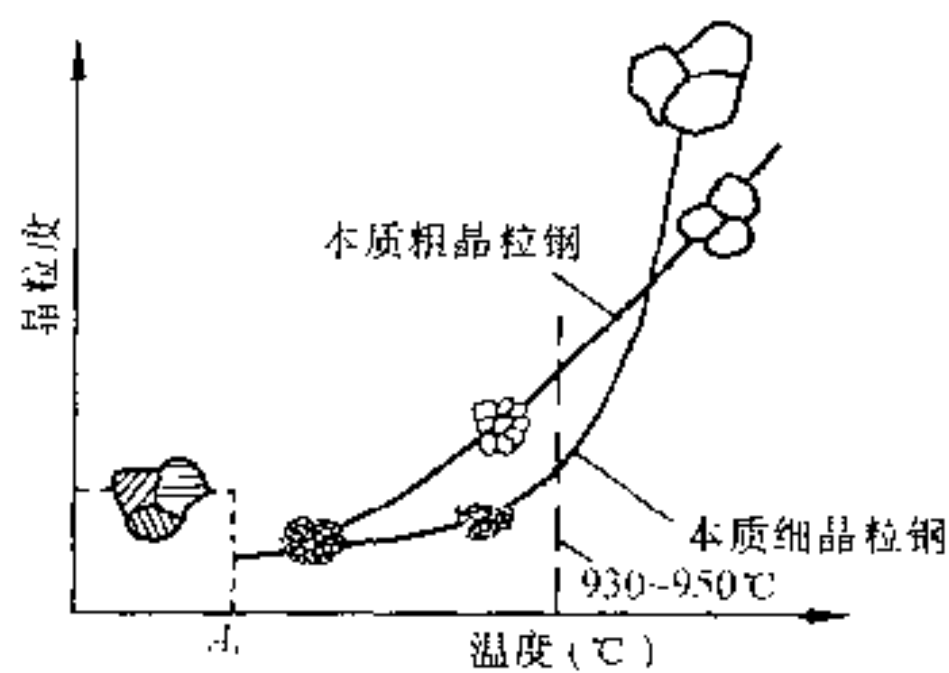


图 6-4 钢的本质晶粒度示意图

我国规定,晶粒度分为 8 级,1 级最粗,8 级最细。按规定条件处理所得奥氏体晶粒度为 1~4 级的钢为本质粗晶粒钢,5~8 级的钢为本质细晶粒钢。需进行热处理的工件,一般应采用本质细晶粒钢制造。在工业生产中,经锰硅脱氧的钢(沸腾钢)一般都是本质粗晶粒钢,而经铝脱氧的钢(镇静钢)则多为本质细晶粒钢。由图 6-4 可见,尽管图中两条曲线有所不同,但晶粒都是随奥氏体化加热温度的升高而长大。因此,为了得到细晶粒组织,应控制奥氏体化的加热温度。此外,碳及合金元素也是影响奥氏体晶粒长大的重要因素。随奥氏体中含碳量的增加,奥氏体晶粒长大的倾向变大。但如果碳以残余渗碳体的形式存在,则由于其阻碍晶界移动,反而使长大倾向减小。同样,在钢中加入形成碳化物的元素(如钛、钒、铌、钽、锆、钨、钼、铬等)和形成氮化物、氧化物的元素(如铝等),都能阻碍奥氏体晶粒的长大。而锰、磷溶于奥氏体后,使铁原子扩散加快,所以会促进奥氏体晶粒长大。

钢的奥氏体晶粒大小直接影响冷却所获得的组织和性能。奥氏体晶粒细时,退火组织亦细,则强度、塑性、韧性较好;淬火马氏体也细,韧性得到改善,因此获得细小的奥氏体晶粒是热处理始终要注意的重要问题。材料选定以后,采用适当的加热温度和保温时间是控制奥氏体晶粒度的主要手段。

## 6.3 钢的冷却转变

钢在发生加热转变后,接着进行冷却,发生冷却转变。冷却方式通常有以下两种

①等温冷却,即将钢由加热温度迅速冷却到临界点  $A_1$  以下某一温度,进行保温使其在该温度下发生恒温转变后再冷却到室温,如图 6-5 曲线 1 所示。

②连续冷却,即将钢由加热温度以某种冷却速度连续冷却到室温,使其在临界点以下发生变温连续转变,如图 6-5 曲线 2 所示。

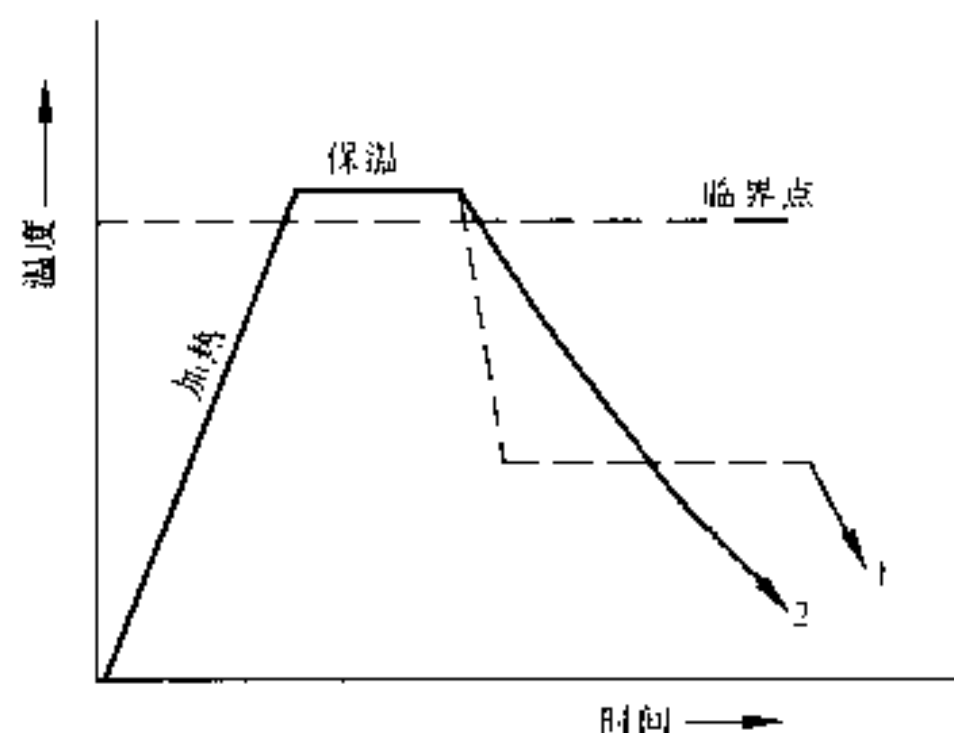


图 6-5 钢的两种冷却方式示意图

1 - 等温冷却; 2 - 连续冷却

### 6.3.1 过冷奥氏体的等温转变

#### 1. 共析钢过冷奥氏体等温转变图—C 曲线

过冷奥氏体等温转变图是过冷奥氏体等温转变的综合动力学曲线,它表明转变所得组织和转变量与转变温度和时间关系,是以钢在不同温度下的等温转变动力学曲线(见图 6-6(a))为基础测定的。即将各温度下的转变开始时间和终了时间标注在温度-时间(对数)坐标系中,并分别把开始点和终了点连成两条曲线,得到转变开始线和转变终了线,如图 6-6(b)所示。根据曲线的形状,过冷奥氏体等温转变图一般简称为 C 曲线。

在 C 曲线的下面还有两条水平线:  $M_s$  线和  $M_f$  线,它们是过冷奥氏体发生低温转变的开始温度和终了温度。

#### 2. 共析钢过冷奥氏体等温转变规律

C 曲线表明,在  $A_1$  以上,奥氏体处于稳定状态,不发生转变,能长期存在;在  $A_1$  以下奥氏体不稳定,要发生转变。转变之前处于过冷状态,过冷奥氏体的稳定性取决于其转变的孕育期,在曲线的“鼻尖”处(约  $550^{\circ}\text{C}$  时)孕育期最短,过冷奥氏体的稳定性最小。“鼻尖”将曲线分成两部分。在上面随温度下降(即过冷度增大)孕育期变短,转变速度加快;在下面,随着温度下降孕育期变长,转变速度减慢。过冷奥氏体转变速度随温度变化

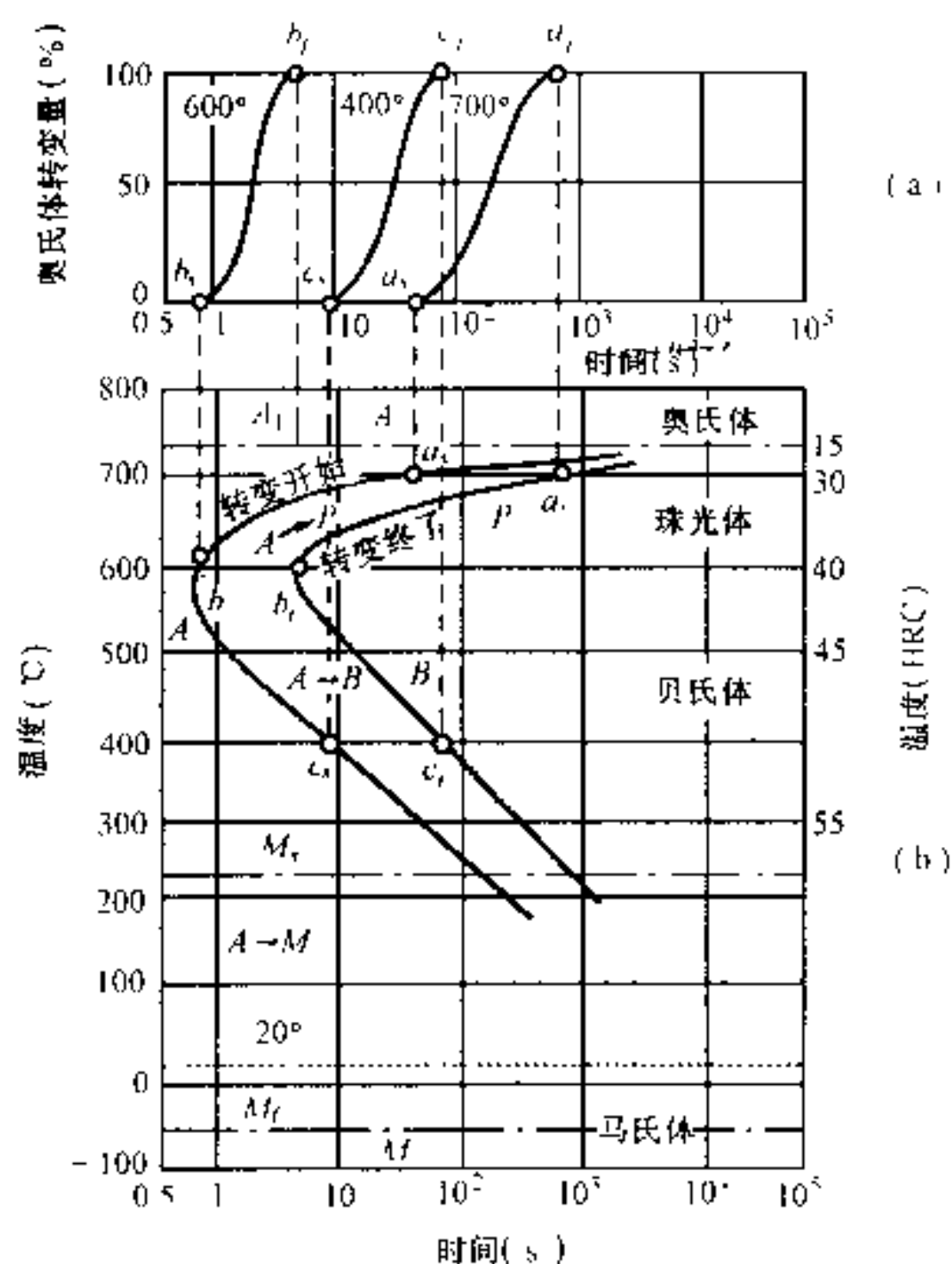


图 6-6 共析钢等温转变图(C 曲线)

(a) 不同温度下的等温转变动力学曲线;

(b) 等温转变图(C 曲线)

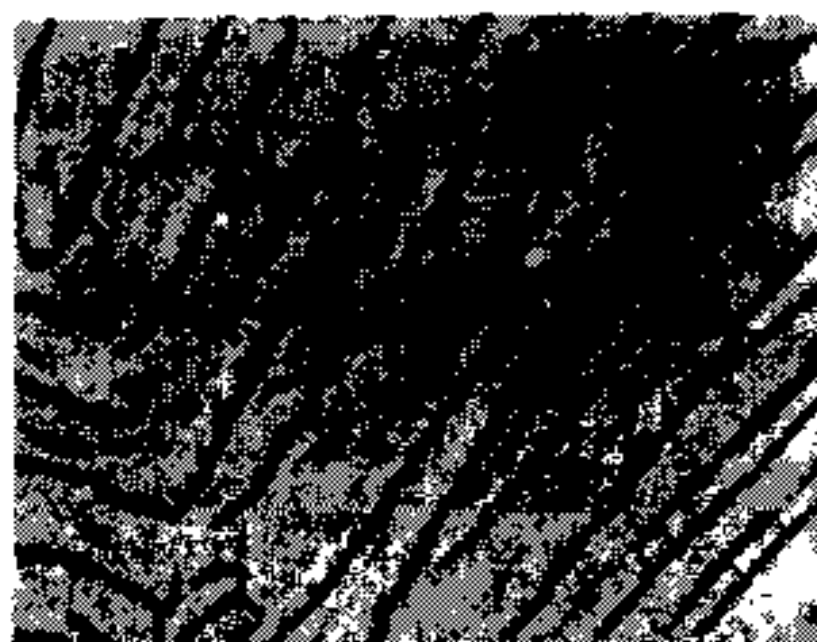
的这种规律,是由两种因素相互作用造成的。随温度降低,一方面,转变动力(奥氏体与其转变产物的自由能差  $\Delta F$ )增大;另一方面,转变所必要的原子扩散能力(扩散系数  $D$ )降低。结果在某个温度(即“鼻尖”温度)出现最佳转变条件,高于此温度时,自由能差  $\Delta F$  起主导作用;低于此温度时,扩散系数  $D$  起主导作用。

### 3. 共析钢等温转变产物的组织和特性

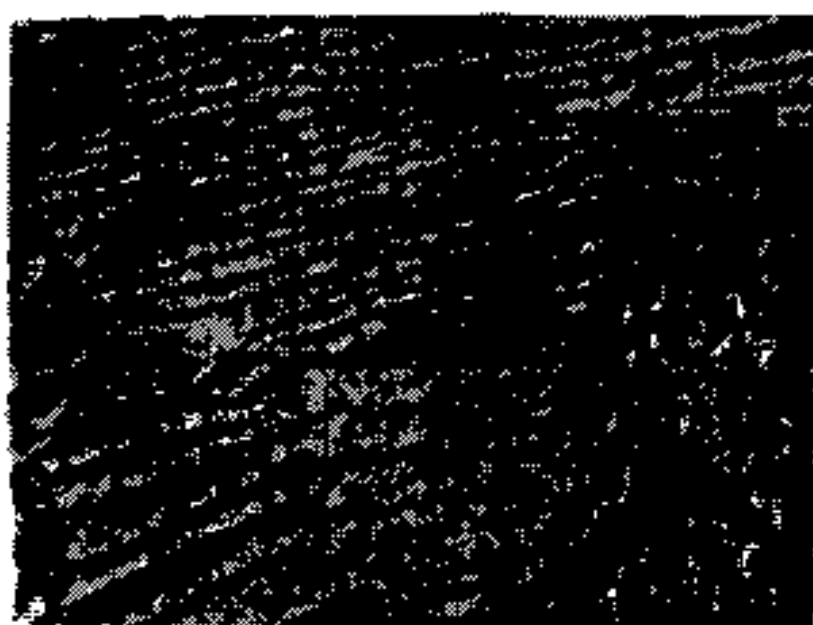
根据转变产物的组织,共析钢的  $C$  曲线可以划分为三个转变区(如图 6-6 所示):珠光体转变区(高温转变),在  $A_1 \sim 550^\circ\text{C}$  之间;贝氏体转变区(中温转变),在  $550^\circ\text{C} \sim M_s$  之间;马氏体转变区(低温转变),温度低于  $M_s$  点( $230^\circ\text{C}$ )。

#### 1) 珠光体类转变

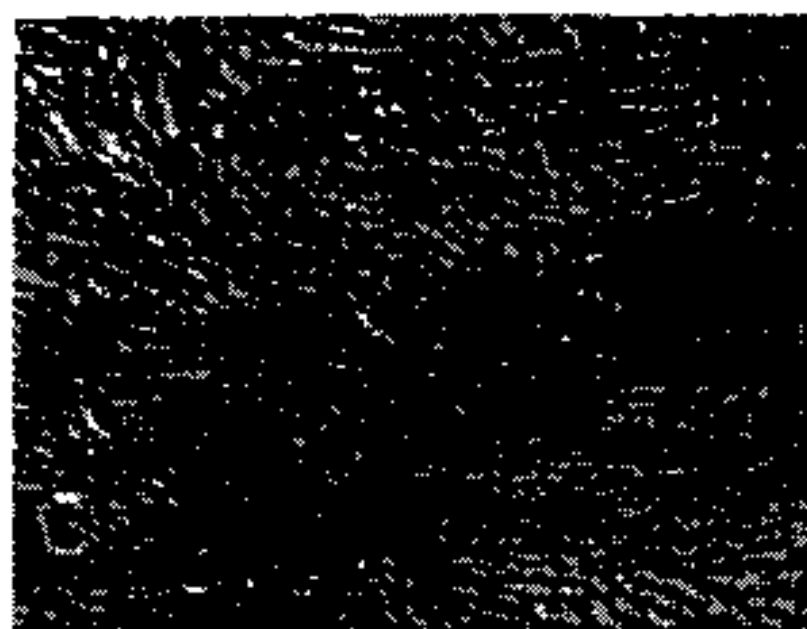
珠光体( $P$ )是铁素体和渗碳体的机械混合物,渗碳体呈层状分布在铁素体基体上。转变温度愈低,层间距愈小。按层间距珠光体组织习惯上分为珠光体( $P$ )、索氏体( $S$ )和屈氏体( $T$ )。它们并无本质区别,也没有严格界限,只是形态上不同。珠光体较粗,索氏体较细,屈氏体最细,见图 6-7。它们的大致形成温度及性能见表 6-1。



(a) 珠光体 3800 ×



(b) 索氏体 3800 ×



(c) 屈氏体 3800 ×

图 6-7 共析钢过冷奥氏体珠光体区转变产物  
(a)珠光体 (b)索氏体 (c)屈氏体

奥氏体向珠光体的转变是一种扩散型的生核、长大过程,是通过碳、铁原子的扩散和晶体结构的重构来实现的。如图 6-8 所示,首先,在奥氏体晶界或缺陷(如位错等)密集处生成渗碳体晶核,并依靠周围奥氏体不断供给碳原子而长大;在此同时,渗碳体晶核周围的奥氏体中碳含量逐渐降低,为形成铁素体创造有利浓度条件,并最终从结构上转变为铁素体。

铁素体的溶碳能力很低,在长大过程中必定将过剩碳排移到相邻奥氏体中,使其碳含量升高,这样又为生成新的渗碳体创造了有利条件。上述过程反复进行,奥氏体就逐渐转变成渗碳体和铁素体片层相间的珠光体组织了。

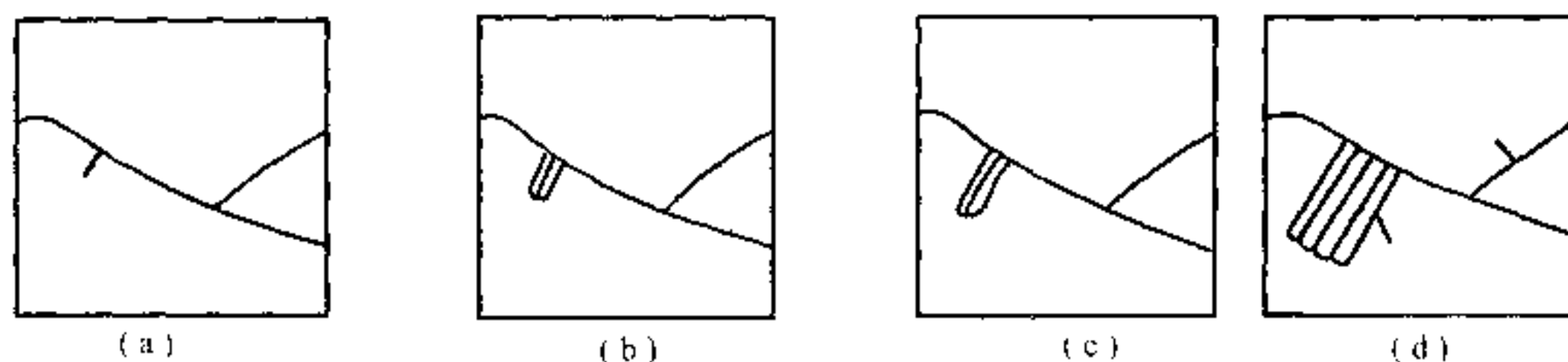


图 6-8 片状珠光体形成机制示意图

## 2) 贝氏体转变

贝氏体(B)是碳化物(渗碳体)分布在碳过饱和的铁素体基体上的两相混合物。奥氏体向贝氏体的转变属于半扩散型转变,铁原子不扩散而碳原子有一定扩散能力。转变温度不同,形成的贝氏体形态也明显不同。通常将  $550^{\circ}\text{C} \sim 350^{\circ}\text{C}$  间形成的称上贝氏体; $350^{\circ}\text{C} \sim M_s$  间形成的叫下贝氏体。

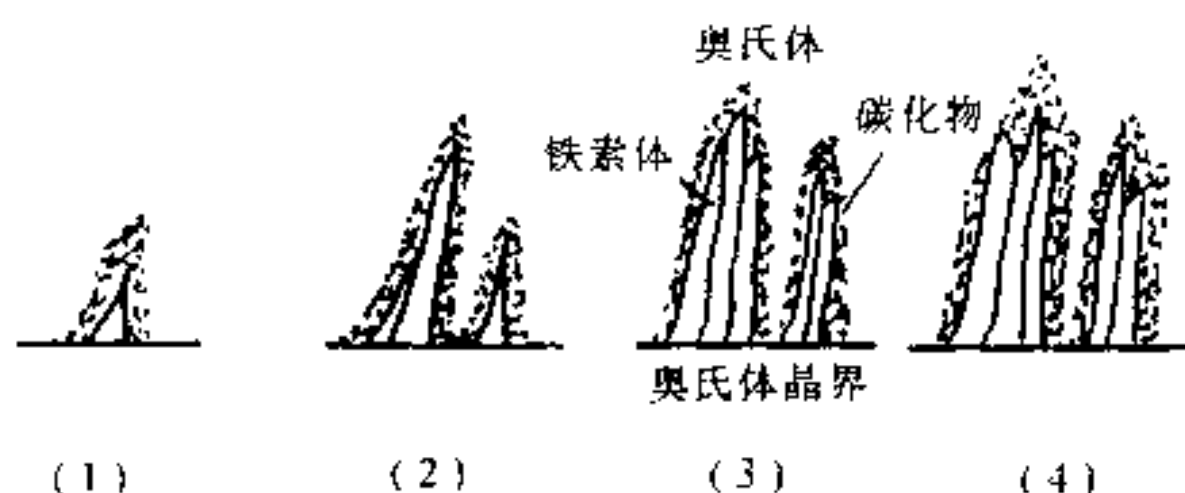


图 6-9 上贝氏体形成机制示意图

上贝氏体的形成过程如图 6-9 所示。先在奥氏体晶界上碳含量较低的地方生成铁素体晶粒,然后向晶粒内沿一定方向成排长大。在上贝氏体温区内,碳有一定扩散能力,铁素体片长大时,它能扩散到周围的奥氏体中,使其富碳。当铁素体片间的奥氏体浓度增大到足够高时,便从中析出小条状或小片状渗碳体,断续地分布在铁素体片之间,形成羽毛状上贝氏体,见图 6-10(a)和图 6-10(b)。

下贝氏体的形成过程如图 6-11 所示。铁素体晶核首先在奥氏体晶界、孪晶界或晶内某些畸变较大的地方生成,然后沿奥氏体的一定晶向呈针状长大。下贝氏体的转变温度较低,碳原子的扩散能力较小,不能长距离扩散,只能在铁素体针内沿一定晶面以细碳化物粒子的形式析出。在光学显微镜下,下贝氏体为黑色针状组织,见图 6-12(a),其电子显微组织见图 6-12(b)。

贝氏体的机械性能与其形态有关。上贝氏体中铁素体片较宽,塑性变形抗力较低;同时,渗碳体分布在铁素体片之间,容易引起脆断,因此,强度和韧性都较差。下贝氏体中铁素体针细小,无方向性,碳的过饱和度大,碳化物分布均匀,所以硬度高,韧性好,具有较好的综合机械性能。

## 3) 马氏体转变





(a) 光学显微照片 1300 ×



(b) 电子显微照片 2300 ×

图 6-10 上贝氏体形态

与珠光体和贝氏体转变不同,马氏体(M)转变不能在恒温下发生,而是在  $M_s \sim M_f$  之间的一个温度范围内连续冷却时完成的。

#### (1) 马氏体的形成

钢奥氏体化后,以大于临界冷却速度的冷速快速冷却到马氏体点( $M_s$ 以下)时,发生马氏体转变。由于转变温度低,铁、碳原子不能扩

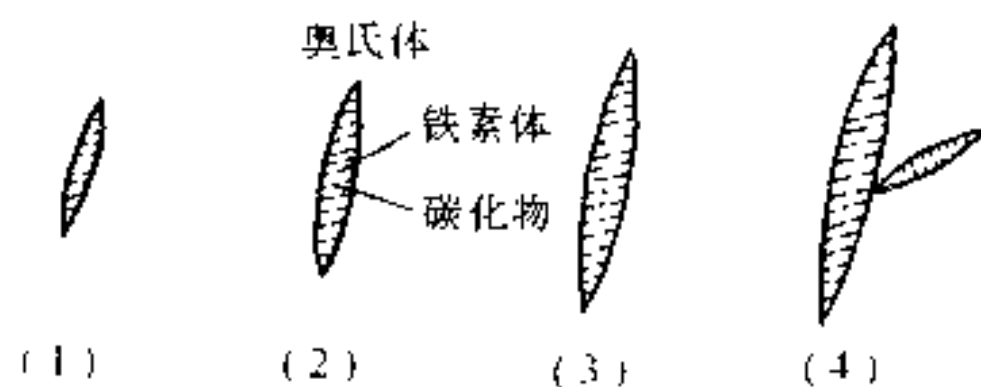


图 6-11 下贝氏体形成机制示意图



(a) 光学显微照片 500 ×



(b) 电子显微照片 4700 ×

图 6-12 下贝氏体形态

散,所以奥氏体向马氏体转变过程中,没有化学成分的变化,只发生点阵的重构。即铁原子集体地进行一些微调整使原来奥氏体的面心立方晶格改组成体心立方晶格,碳原子原地不动,过饱和地留在新组成的晶胞中。因此马氏体是碳在  $\alpha$ -Fe 中的过饱和间隙固溶体,马氏体中的碳浓度与奥氏体中的碳浓度完全相同,马氏体转变是非扩散型转变。马氏体晶体结构如图 6-13 所示。马氏体形成时,马氏体和奥氏体相界面上的原子是共有的,既属于马氏体,又属于奥氏体,这种关系称为共格关系。

#### (2) 马氏体的形态

马氏体的形态与钢的成分、原始奥氏体晶粒大小和形成条件密切相关。奥氏体晶粒越



小,马氏体越细。细奥氏体变成的马氏体在光学显微镜下分辨不出晶体特征,称隐晶马氏体。马氏体的形态一般分板条状和针状(或片状)两种。马氏体的形态主要决定于奥氏体的碳含量。图6-14表明,碳含量低于0.30%时,为板条马氏体;碳含量大于1.0%时,为针状马氏体;碳含量在0.30%~1.0%之间时,为板条和针状马氏体的混合组织。

在光学显微镜下,板条马氏体为一束束由许多尺寸大致相同并几乎平行排列的细板条组成,马氏体板条束之间则成较大角度,如图6-15(a)所示。在一个奥氏体晶粒内,可以形成不同位向的许多马氏体区,见图6-15(b)。高倍透射电镜分析表明,在板条马氏体内有大量位错缠结的亚结构。所以,低碳板条马氏体又称位错马氏体。

在光学显微镜下,针状马氏体呈针状、竹叶状或凸透镜状,在空间形同铁饼。马氏体针之间互相成一定角度( $60^\circ$ 或 $120^\circ$ )。马氏体针多在奥氏体晶体内形成,并限制在奥氏体晶粒范围之内。最先形成的马氏体针较粗大,往往贯穿整个奥氏体晶粒,并将其分割。以后,马氏体则在被分割了的奥氏体中形成。因而马氏体针愈来愈细,如图6-16(a)所示。先形成的马氏体容易被腐蚀,颜色较深。所以,完全转变后的马氏体为大小不同、分布不规则,颜色深浅不一的针状组织,见图6-16(b)。高倍透射电镜分析表明,马氏体内有大量细孪晶带的亚结构。因此,高碳针状马氏体又称孪晶马氏体。

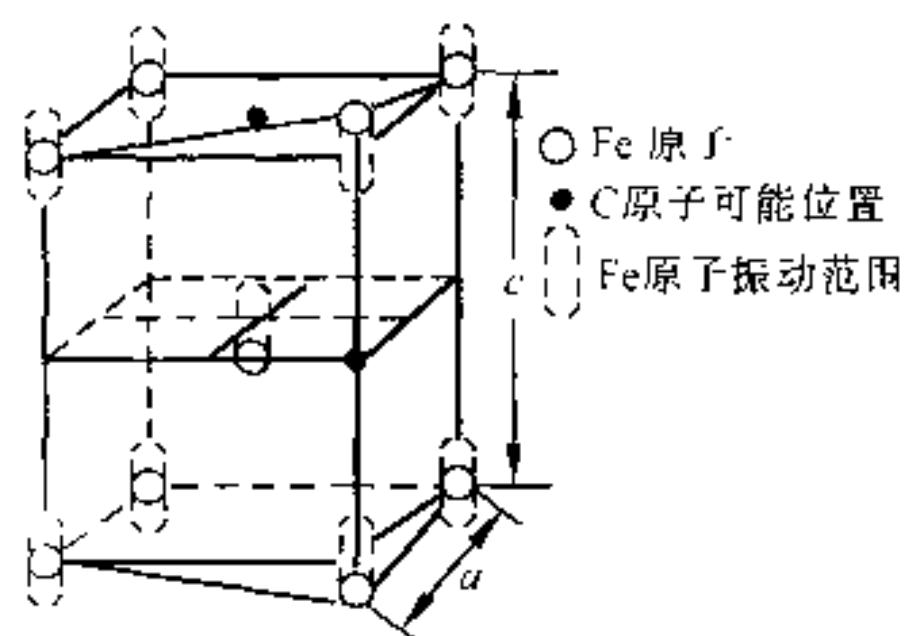


图6-13 马氏体晶体结构示意图

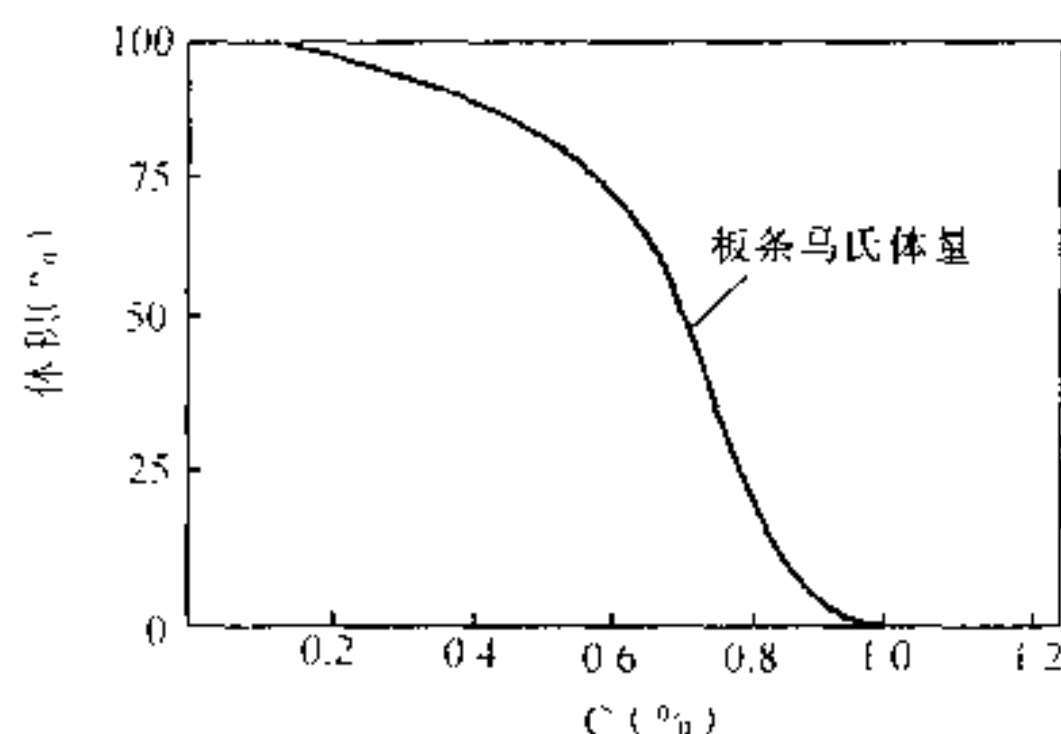
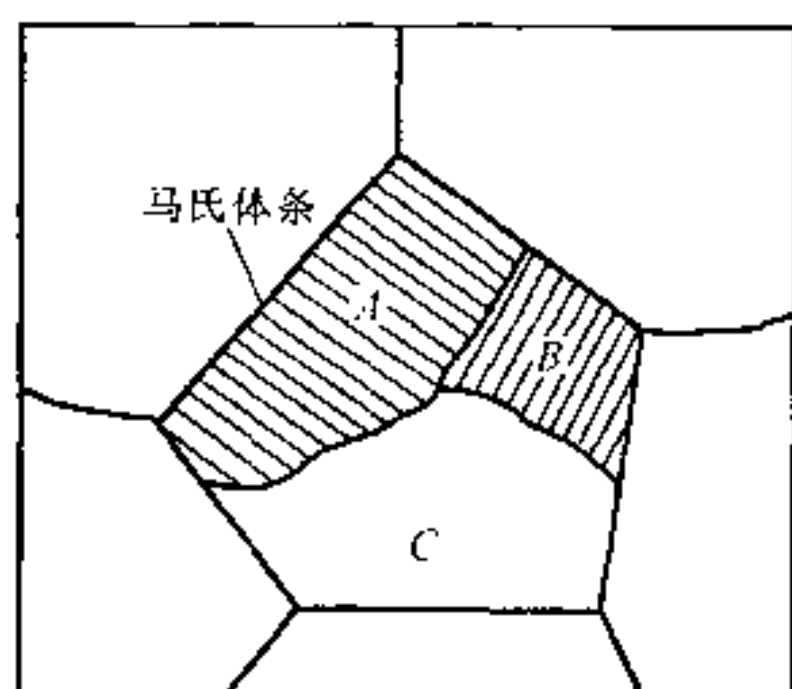
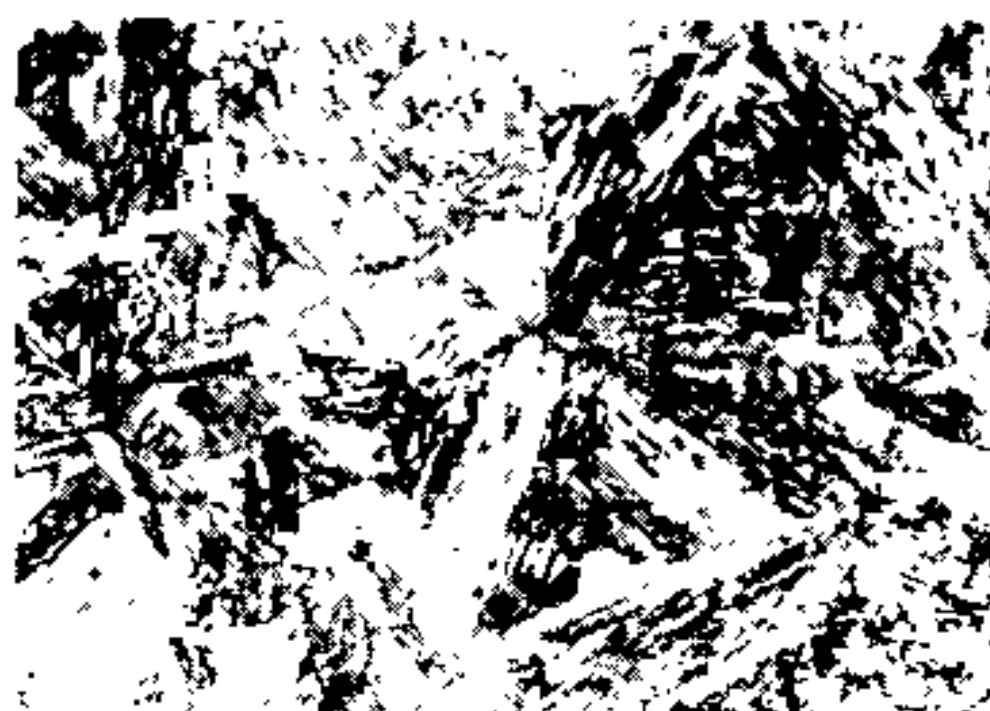


图6-14 碳含量对马氏体形态的影响



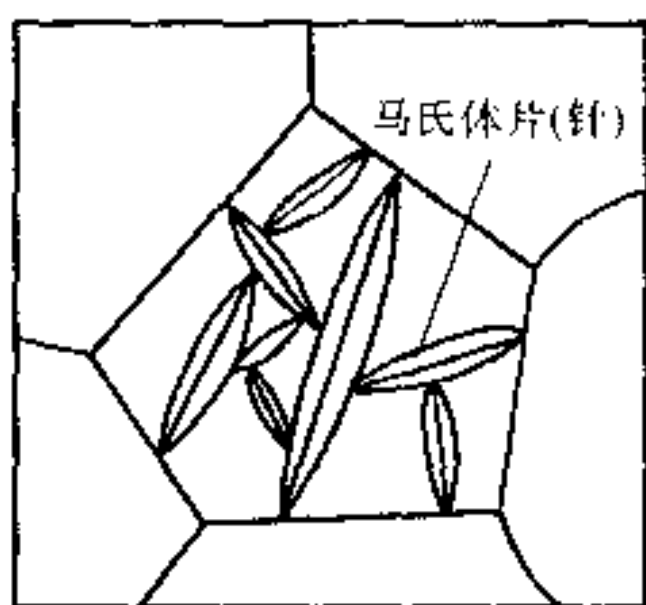
(a) 板条马氏体示意图



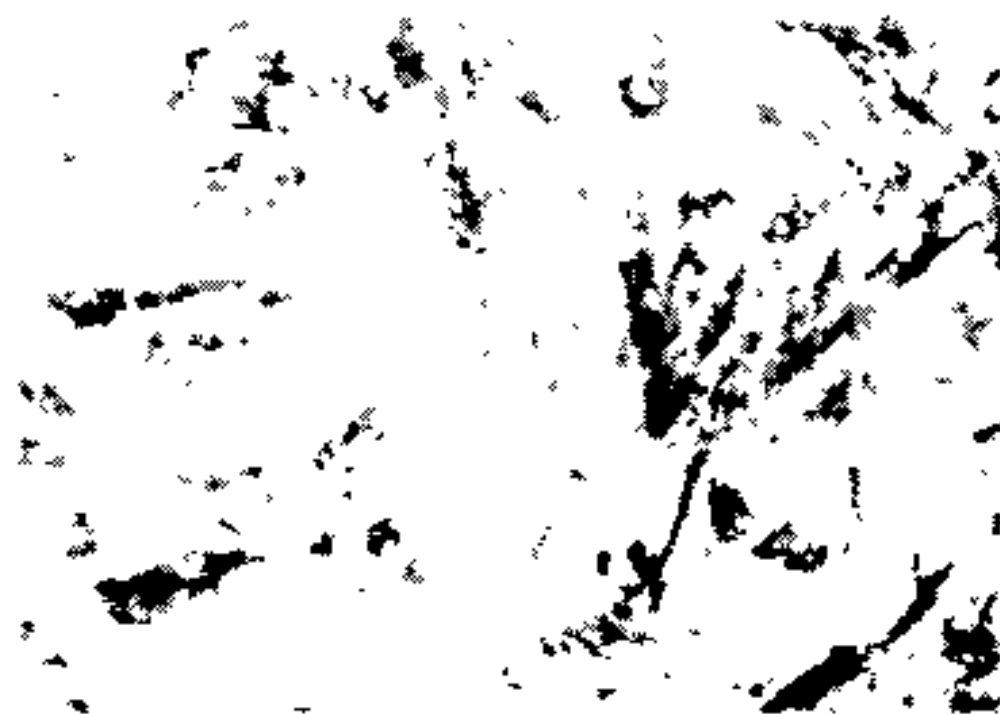
(b) 光学显微照片 400×

图6-15 低碳(板条)马氏体的形态图

### (3) 马氏体的性能



(a) 针状马氏体示意图



(b) 光学显微照片 1600 ×

图 6-16 高碳(针状)马氏体的形态

高硬度是马氏体组织机械性能的主要特点。马氏体的硬度主要受其含碳量的影响,如图 6-17 所示。随马氏体含碳量增加,其硬度也随之升高,当含碳量达到 0.6% 以后,其硬度的变化趋于平缓。合金元素的存在对钢中马氏体的硬度影响不大。马氏体强化是钢的主要强化手段之一,广泛应用于工业生产中。马氏体强化的主要原因是过饱和碳引起的晶格畸变,即固溶强化。此外,马氏体在转变过程中产生的大量晶体缺陷(如位错、孪晶等)和引起的组织细化,以及过饱和碳以弥散碳化物形式的析出都对马氏体的强化有不同程度的贡献。马氏体的塑性和韧性主要取决于其亚结构的形式和碳在马氏体中的过饱和度。高碳针状马氏体的塑性和韧性均很差,而低碳板条马氏体的塑性和韧性却相当好。

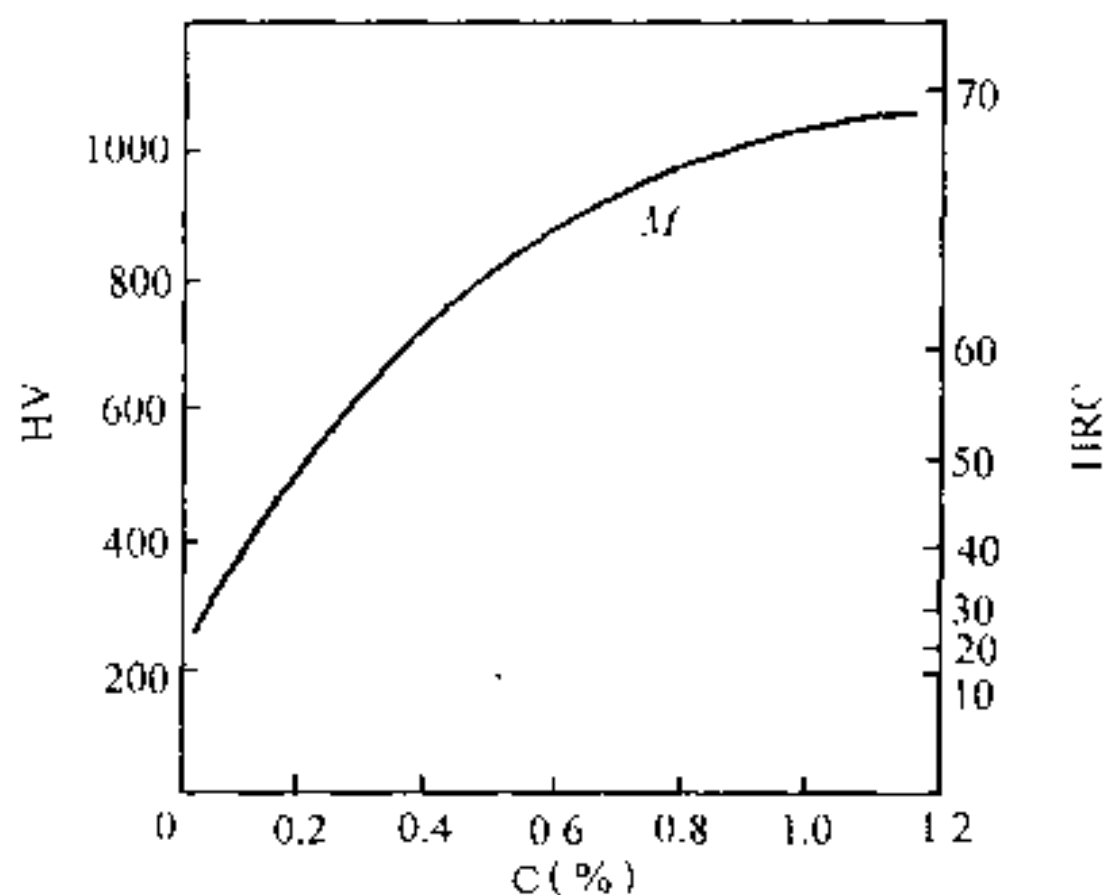


图 6-17 碳含量对马氏体硬度的影响

#### (4) 马氏体转变的特点

①奥氏体向马氏体转变是非扩散型转变。转变形成碳在  $\alpha$  铁中的过饱和固溶体。过饱和碳在  $\alpha$  铁中造成大的晶格畸变,并与晶体中的缺陷发生强烈的交互作用,结果产生很强的固溶强化和加工硬化效应,使马氏体硬度特别高。含碳越多,马氏体硬度越高,其变化关系如图 6-17 所示。

②马氏体的形成速度极快(小于  $10^{-7}$  s)。奥氏体冷却到  $M_s$  点以下时,旋即开始瞬时(无孕育期)地转变为马氏体。马氏体是在  $M_s \sim M_f$  范围内连续降温的过程中不断形成的。降温停止,马氏体量的增长也停止。马氏体量的增多是新马氏体的形成,而不是已有马氏体长大的结果。由于形成速度快,新形成的马氏体要撞击原来形成的马氏体,造成微裂纹,使马氏体变脆,特别是碳含量高时尤为明显。

③马氏体转变是不彻底的,总要残留少量奥氏体,如图 6-18 所示。连续冷却的任何停顿和减慢,都增大奥氏体的稳定性和残余奥氏体的量。 $M_s \sim M_f$  的位置决定于奥氏体的成分,碳含量的增加使其降低。碳含量高于 0.5% 时,  $M_f$  点降至室温以下,所以钢冷至室温也

不能完全转变成马氏体,而要保留一部分残余奥氏体,其量随碳含量增大而增大,如图 6-19 所示。

④马氏体形成时体积膨胀。这在钢中造成很大的内应力,已生成的马氏体对未转变的奥氏体构成大的压应力,也使马氏体转变不能进行到底,而总要保留一部分不能转变的残余奥氏体。

#### 4. 亚共析钢和过共析钢的等温转变

亚共析钢在过冷奥氏体转变为珠光体之前,首先析出铁素体,所以在 C 曲线上还有一条铁素体析出线;过共析钢在过冷奥氏体转变为珠光体之前,首先析出二次渗碳体,所以在 C 曲线上还有一条二次渗碳体析出线,如图 6-20 所示。

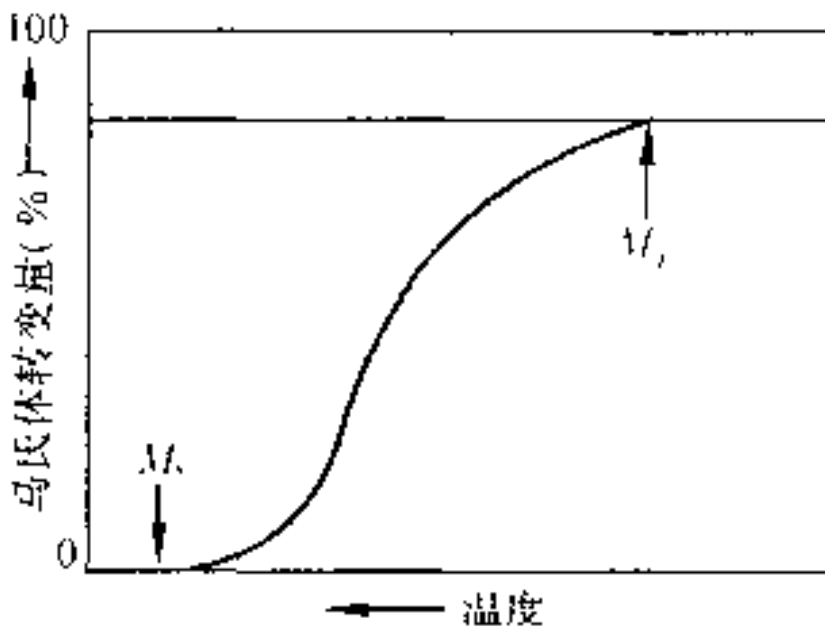


图 6-18 连续冷却时马氏体转变量与温度的关系

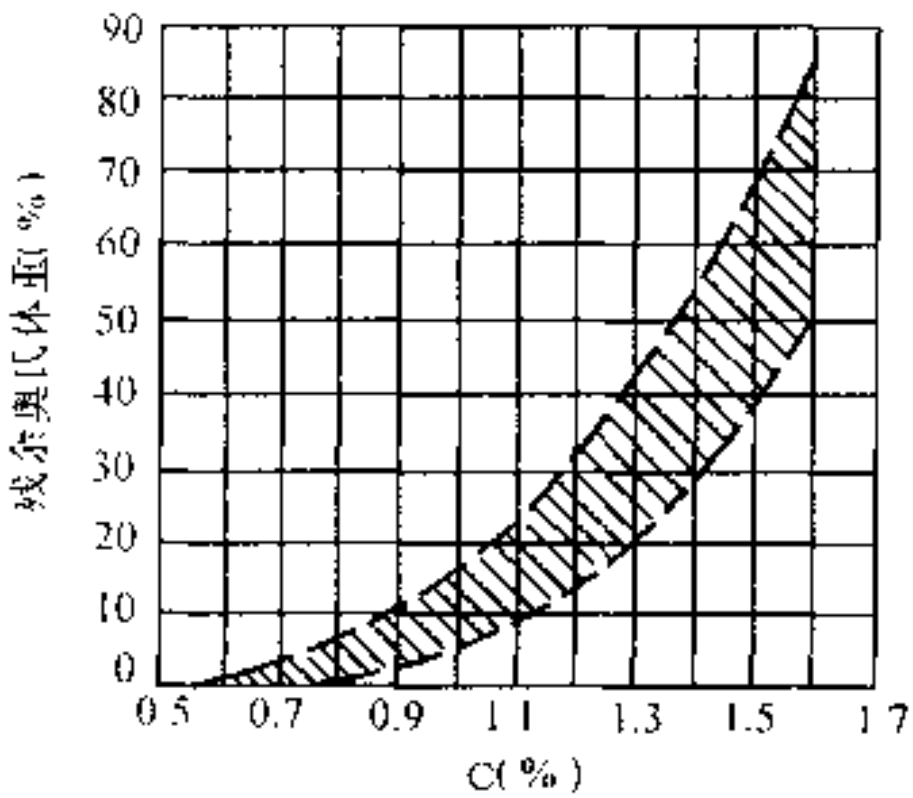


图 6-19 奥氏体的碳含量对残余奥氏体的影响

#### 5. 影响过冷奥氏体等温转变的因素

一切影响奥氏体稳定性和分解特性的因素都能影响过冷奥氏体的等温转变,从而改变 C 曲线的位置和形状。主要的影响因素有奥氏体的成分与加热温度和时间。

表 6-1 共析钢过冷奥氏体等温转变产物的组织和性能

转变类型	组织名称	形成温度(℃)	转变机制	显微组织特征	HB(HRC)
珠光体类转变	珠光体 P	$A_1 \sim 650$	扩散型	$F + Fe_3C$ 片层状小于 $500 \times$ 显微镜下可分辨片层	170~200(~20)
	索氏体 S	650~600		$F + Fe_3C$ 细片层状大于 $1000 \times$ 显微镜可分辨片层	230~320(25~35)
	屈氏体 T	600~550		$F + Fe_3C$ 极细片层状大于 $2000 \times$ 显微镜可分辨片层	330~400(35~40)
贝氏体转变	上贝氏体 $B_U$	550~350	半扩散型只碳原子扩散	光学显微镜下呈羽毛状特征	(42~48)
	下贝氏体 $B_L$	350~ $M_s$		光学显微镜下呈黑色针状特征	(48~58)
马氏体转变	针状马氏体 $M$	$M_s \sim M_f$	非扩散型	光学显微镜下显竹叶状或凸透镜状	(62~65)
	板条马氏体 $M$	$M_s \sim M_f$		光学显微镜下呈一束束细板状	(50~60)

## (1) 碳含量

一般随奥氏体碳含量的增加,奥氏体的稳定性增大,C曲线的位置向右移。对于过共析钢,加热到  $A_{c1}$  以上一定温度时,随钢中碳含量增长,奥氏体碳含量并不增高,而未溶渗碳体量增多。渗碳体作为结晶核心,能促进奥氏体分解,C曲线左移。过共析钢只有在加热到  $A_{cm}$  以上,渗碳体完全溶解时,碳含量的增加才使奥氏体稳定性增加,C曲线右移。因此,在一般热处理加热条件下,共析钢中奥氏体最稳定,C曲线最靠右边,亚共析钢和过共析钢的C曲线相对共析钢C曲线全部左移(见图6-20)。

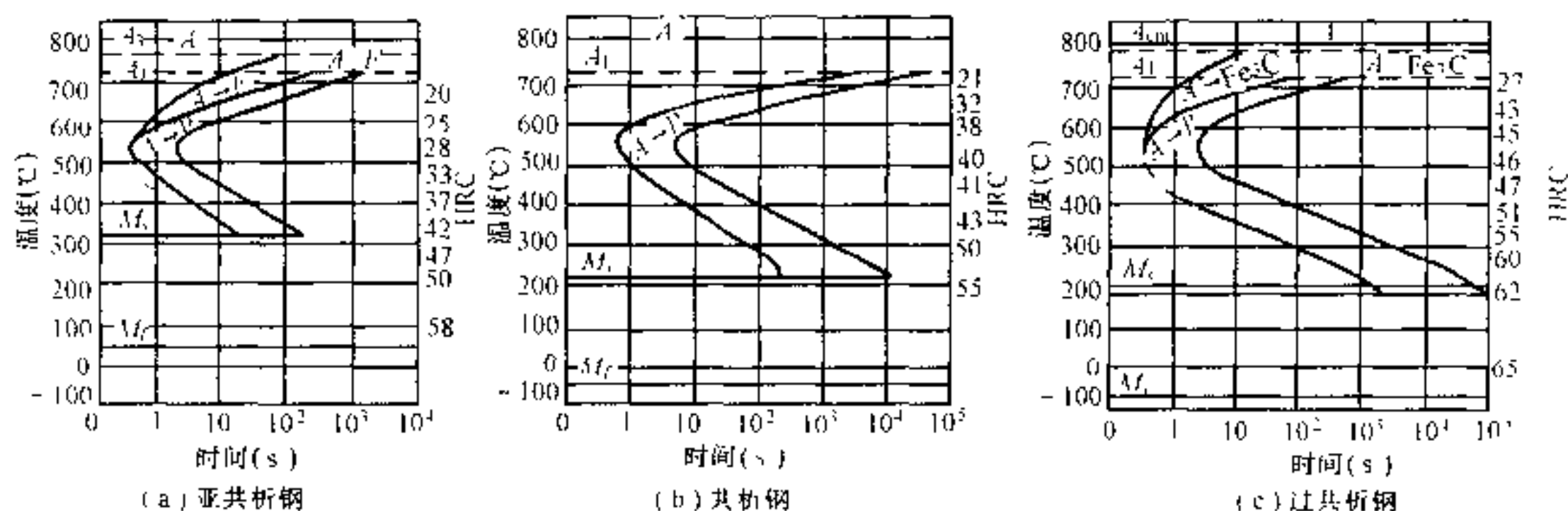


图6-20 共析、亚共析、过共析碳钢C曲线比较

## (2) 合金元素

除钴以外,所有合金元素的溶入均能增大过冷奥氏体的稳定性,C曲线右移。非碳化物形成元素如硅、镍、铜等,只使C曲线的位置右移,不改变其形状(见图6-21(a))。强碳化物形成元素如铬、钼、钨、钒、钛等,由于对珠光体转变和贝氏体转变推迟作用的影响程度不同,不仅使C曲线右移,而且使其形状变化,产生两个“鼻子”,整个C曲线分裂成上下两条。上面的为转变成珠光体的C曲线,下面的为转变成贝氏体的C曲线。两条曲线之间有一个过冷奥氏体的亚稳定区,如图6-21(b)所示。

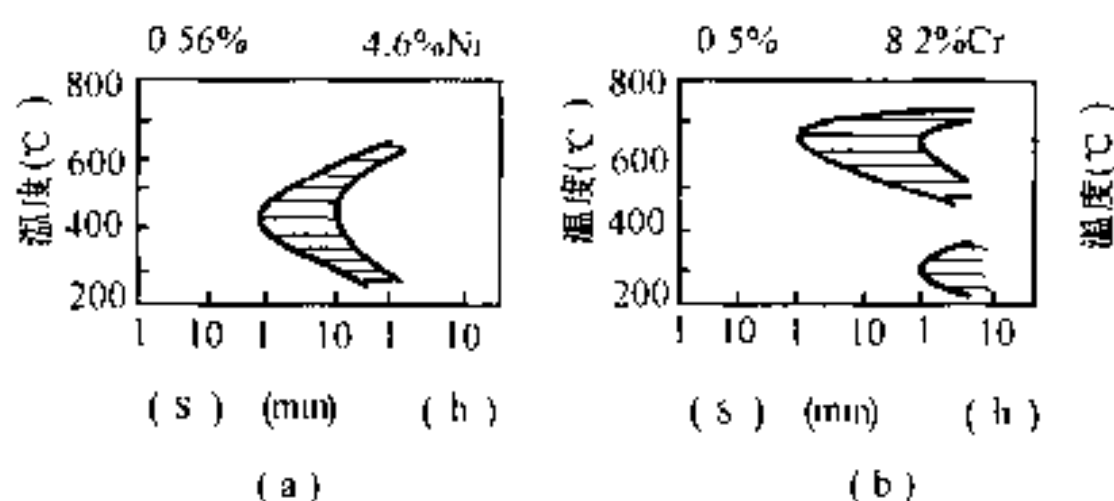


图6-21 合金元素对碳钢C曲线的影响

与碳一样,合金元素只有溶入奥氏体后才能增强过冷奥氏体的稳定性,而未溶的合金碳化物因有利于奥氏体的分解,降低过冷奥氏体的稳定性。

## (3) 加热温度和时间

钢的加热转变温度越高,保温时间越长,则碳化物溶解越完全,奥氏体成分越均匀,晶粒越粗大,晶界面积越小。这些都有利于降低奥氏体分解时的生核率,延长转变的孕育期,C曲线右移。

### 6.3.2 过冷奥氏体的连续冷却转变

#### 1. 过冷奥氏体的连续冷却转变曲线——CCT 曲线

生产中较多采用连续冷却,所以钢的连续冷却转变曲线(CCT 曲线)更有实际意义,将钢加热到奥氏体以不同速度冷却,测出奥氏体转变开始点和终了点的温度和时间,标在温度-时间(对数)坐标系中,分别连结开始点和终了点,就能得到连续冷却转变曲线。图 6-22 为共析钢的 CCT 图,图中  $P_s$  线为过冷奥氏体转变为珠光体的开始线, $P_f$  为转变终了线,两线之间为转变的过渡区, $KK'$  线为转变的中止线,当冷却到达此线时,过冷奥氏体转变中止。由图中可见共析钢在连续冷却时无贝氏体生成。

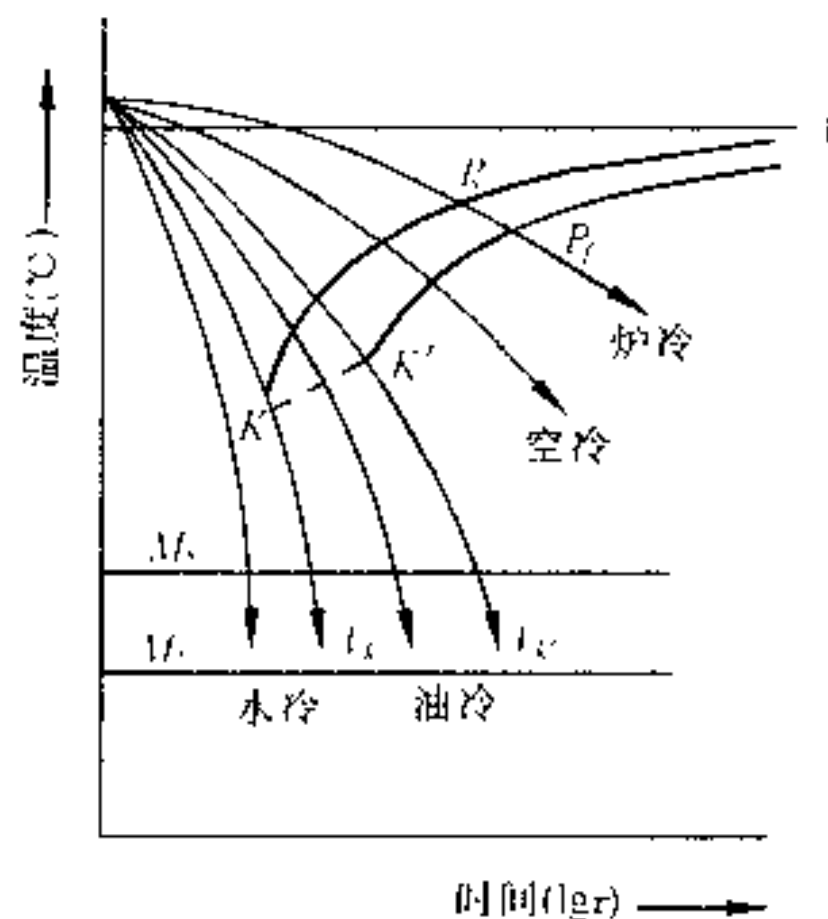


图 6-22 共析钢连续冷却转变曲线示意图

#### 2. 临界冷却速度

如果使钢件在冷却过程中不发生珠光体或贝氏体转变,仅发生马氏体转变,必须把加热到奥氏体状态的钢,以等于或大于  $V_K$  的冷却速度(如图 6-22)进行冷却,一直冷却到  $M_s$  点以下。 $V_K$  是只发生马氏体转变的最小冷却速度,称为临界冷却速度,也称为淬火临界冷却速度。它是钢淬火选择冷却介质的依据。 $V_K$  的大小与 C 曲线的位置有关。如 C 曲线越往右移,则  $V_K$  就越小,越容易在较低冷却速度下获得马氏体组织。冷却速度小于  $V_K$  时,钢将全部转变为珠光体。冷却速度处于  $V_K \sim V_{K'}$  之间(例如油冷)时,在到达  $KK'$  线之前,奥氏体部分转变为珠光体,从  $KK'$  线到  $M_s$  点,剩余的奥氏体停止转变,直到  $M_s$  点以下时,才开始转变成马氏体,超过  $M_f$  点后马氏体转变完成。

## 6.4 钢的退火与正火

### 6.4.1 退火

退火是将组织偏离平衡状态的钢加热到适当温度,保温一定时间,然后缓慢冷却(一般为随炉冷却),以获得接近平衡状态组织的热处理工艺。

退火经常做为预备热处理工序,大量应用于机械制造过程中,以实现以下目的。

(1)改善钢的铸造、锻造、焊接后粗大而不均匀的组织,从而改善机械性能。

(2)降低硬度,提高塑性,从而改善切削加工和冷压加工等的工艺性。

(3)改善组织,消除成分不均匀性,消除

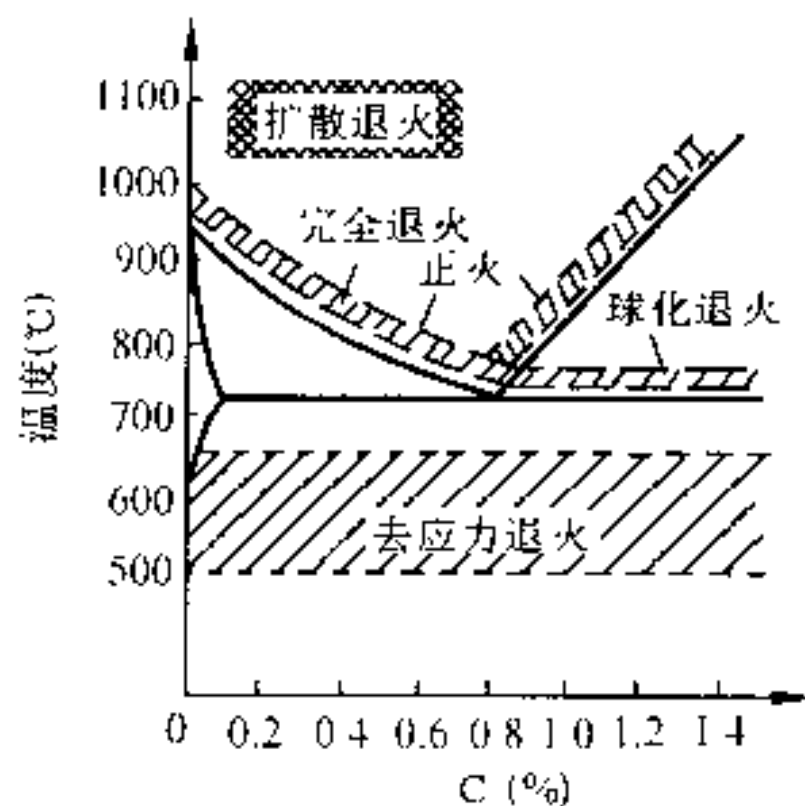


图 6-23 退火与正火工艺加热温度范围



内应力,为零件的后续热处理作准备。

根据处理的目的是要求不同,钢的退火可分为完全退火、等温退火、球化退火、扩散退火和去应力退火等。各种退火的加热温度范围如图 6-23 所示,工艺曲线如图 6-24 所示。表 6-2 介绍了各种常见的退火工艺。图 6-25 为 T8 钢球化退火后的显微组织。

6.4.2 正火

正火是将钢加热到  $A_{c3}$  (对于亚共析钢)和  $A_{cm}$  (对于过共析钢)以上  $30 \sim 50^{\circ}\text{C}$ ,保温适当时间后,在空气中冷却,得到珠光体类组织(一般为索氏体)的热处理工艺。

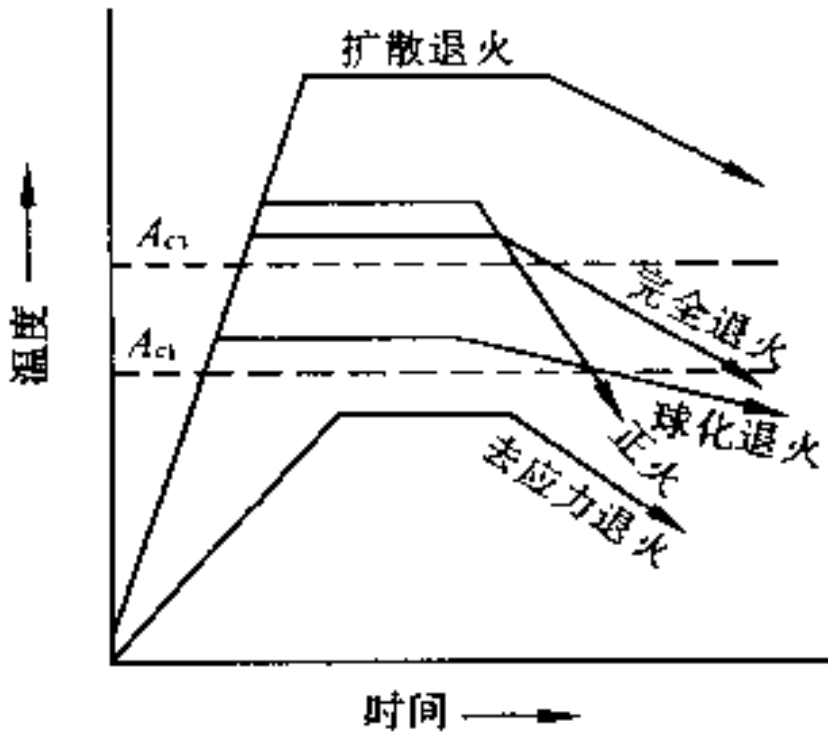


图 6-24 退火与正火工艺曲线示意图

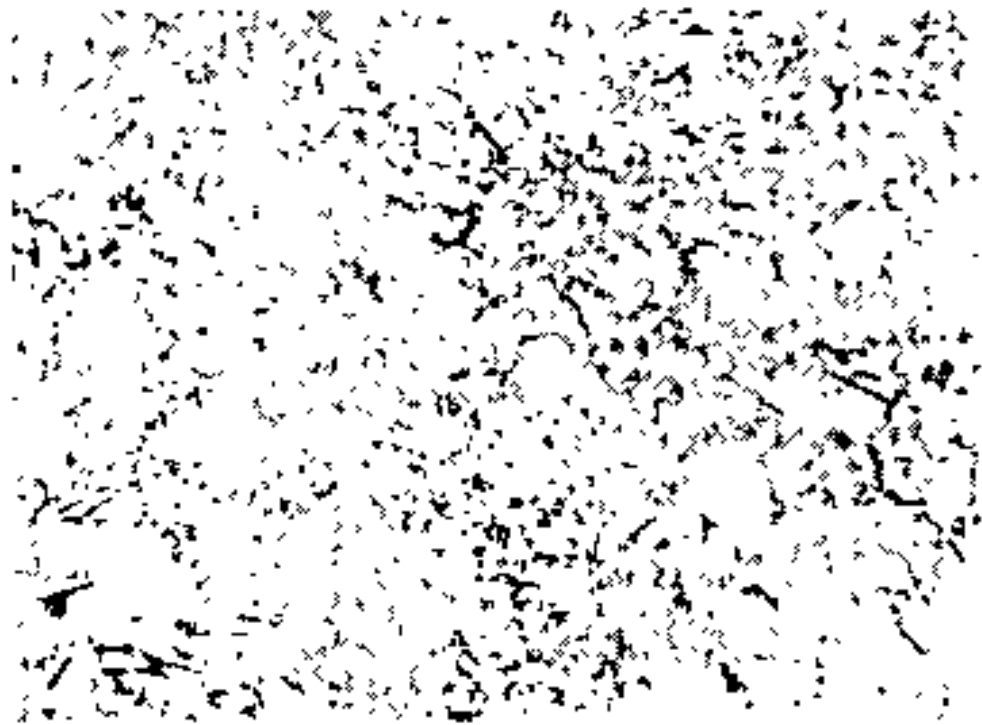


图 6-25 T8 钢球化退火后的显微组织 550×

正火与完全退火的主要区别是冷却速度较快,得到的组织较细,能获得更高的强度和硬度;同时生产周期较短,成本较低。正火常用于以下方面。

(1)作为最终热处理,可以细化奥氏体晶粒,使组织均匀化;减少亚共析钢中铁素体含量,使珠光体含量增多并细化,从而提高钢的强度、硬度和韧性。对于普通结构钢零件,机械性能要求不很高时,可以正火作为最终热处理。

(2)作为预先热处理,截面较大的合金结构钢件,在淬火或调质处理(淬火加高温回火)前常进行正火,以消除魏氏组织和带状组织,并获得细小而均匀的组织。对于过共析钢可减少二次渗碳体量,并使其不形成连续网状,为球化退火作组织准备。

(3)改善切削加工性能,低碳钢或低碳合金钢退火后硬度太低,不便于切削加工。正火可提高其硬度,改善其切削加工性能。

表 6-2 常见的退火工艺

退火种类	目的	工艺特点	其它
完全退火 (重结晶退火)	使中碳以上的亚共析碳钢和合金钢得到接近平衡状态的组织,以降低硬度,改善切削加工性能,并还可消除内应力	加热至 $A_{c3}$ 以上 $30 \sim 50^{\circ}\text{C}$ 保温后随炉冷却	
等温退火	与完全退火相同,但转变较易控制,能获得均匀的预期组织;对于奥氏体较稳定的合金钢,常可大大缩短退火时间	将亚共析钢加热到 $A_{c3}$ (过共析钢加热到 $A_{c1}$ ) 以上 $30 \sim 50^{\circ}\text{C}$ ,保温后快冷到 $A_1$ 以下某一温度并等温保持,然后出炉空冷。	一般作为冷变形加工中间工序

(续表)

球化退火	过共析钢、合金工具钢淬火前的预备热处理,使片状 $\text{Fe}_3\text{C}$ 球化,以降低硬度,改善切削性能	加热至 $A_{c1}$ 以上 $20\sim 30^\circ\text{C}$ ,较长时间保温后随炉冷却	当有网状 $\text{Fe}_3\text{C}$ 存在时,必须先用正火消除 $\text{Fe}_3\text{C}$ 网,再球化退火
扩散退火 (均匀化退火)	减少钢锭、铸件或锻坯的成分偏析和组织的不均匀性	加热到钢的熔点以下 $100\sim 200^\circ\text{C}$ ,长时间保温后炉冷	扩散退火后钢的晶粒很大,因此一般要进行完全退火或正火处理
去应力退火 (低温退火)	为消除铸件、锻件、焊接件、热轧件、冷加工件的内应力,以防止钢件在以后加工或使用过程变形或开裂	加热至 $A_{c1}$ 以下某一温度(对于碳钢为 $500\sim 600^\circ\text{C}$ ),保温后随炉冷却	可以消除内应力约 $50\%\sim 80\%$

## 6.5 钢的淬火与回火

淬火是将钢加热到相变温度以上,保温一定时间,然后快速冷却以获得马氏体组织的热处理工艺。淬火是钢的最重要的强化方法。

### 6.5.1 淬火工艺

#### 1. 淬火加热温度

一般亚共析碳钢的淬火加热温度为 $A_{c3}$ 以上 $30\sim 50^\circ\text{C}$ ,共析和过共析碳钢的淬火加热温度为 $A_{c1}$ 以上 $30\sim 50^\circ\text{C}$ (见图6-26)。如果淬火温度太高,则会形成粗大的马氏体,使机械性能恶化;同时也增大淬火应力,使变形和开裂倾向增大。

亚共析钢淬火加热温度在 $A_{c1}$ 以下时,淬火组织中会保留自由铁素体,使钢的硬度降低。过共析钢淬火加热温度在 $A_{c1}$ 以上时,组织中会保留少量二次渗碳体,有利于提高钢的硬度和耐磨性,同时由于降低了奥氏体中的碳含量,可以改变马氏体的形态,从而降低马氏体的脆性。此外,还可以减少淬火后残余奥氏体的量。

对于合金钢,由于大多数合金元素有阻碍奥氏体晶粒长大的作用,因而淬火加热温度比碳钢高,使合金元素在奥氏体中充分溶解和均匀化,以获得较好的淬火效果。

#### 2. 淬火加热时间

淬火加热时间包括升温时间和保温时间两个阶段。通常以装炉后温度达到淬火加热温度所需时间为升温时间,并以此作为保温时间的开始;保温时间是指钢件烧透并完成奥氏体化所需的时间。

加热时间受钢件成分、尺寸和形状、装炉量、加热炉类型、炉温和加热介质等因素的影响。一般钢的碳含量和合金元素含量越高,零件的尺寸越大,淬火加热时间越长。可根据

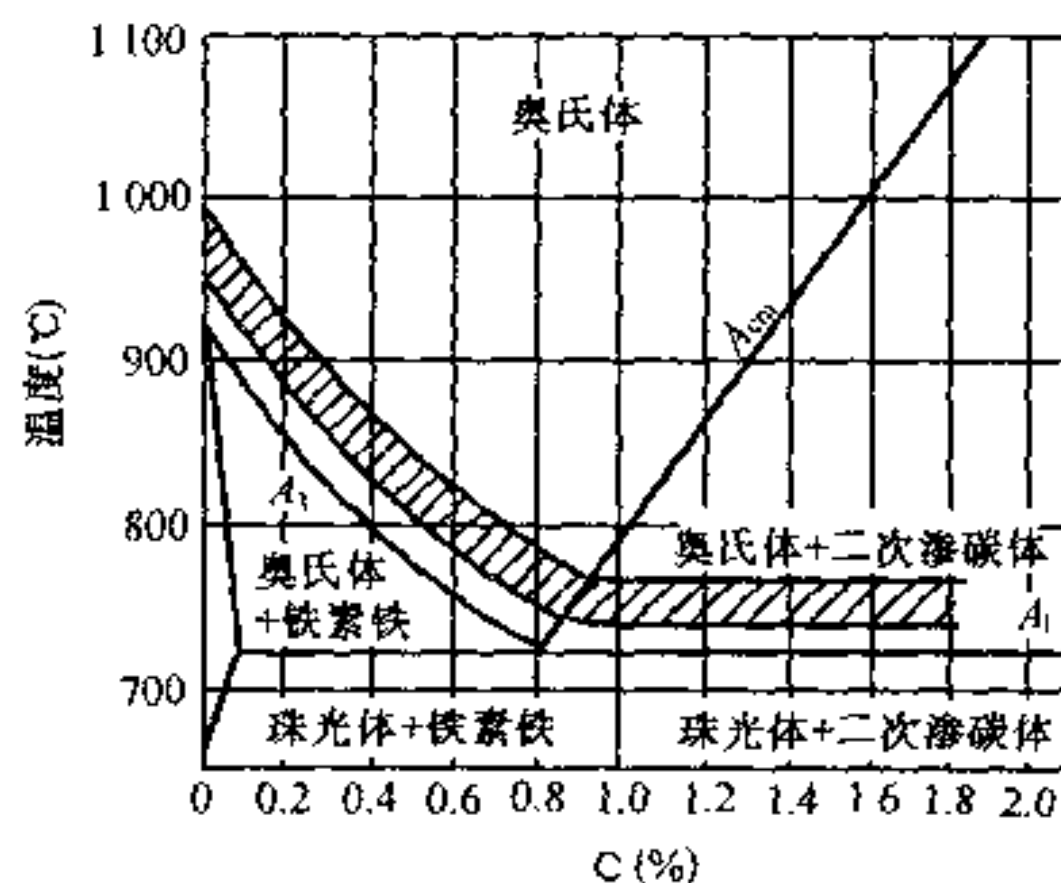


图 6-26 碳钢的淬火温度范围

热处理手册中介绍的经验公式来估算,也可由实验来确定。

3. 淬火冷却介质

冷却是淬火工艺中最重要的工序,一方面必须保证钢件获得马氏体,另一方面不造成开裂并尽可能减少变形。解决这一矛盾的理想淬火冷却曲线如图 6-27 所示。在 650℃ 以上,在保证不形成珠光体类组织的前提下,冷却应尽可能慢,以减少热应力;在 650~400℃ 范围应快速冷却,避免碰上 C 曲线的“鼻尖”,保证全部奥氏体不分解;在 400℃ 以下,则又要求慢冷,以减轻马氏体转变时的相变应力。但至今还未找到这样理想的冷却介质。常用的冷却介质有水、油和无机盐水溶液等(表 6-3)。

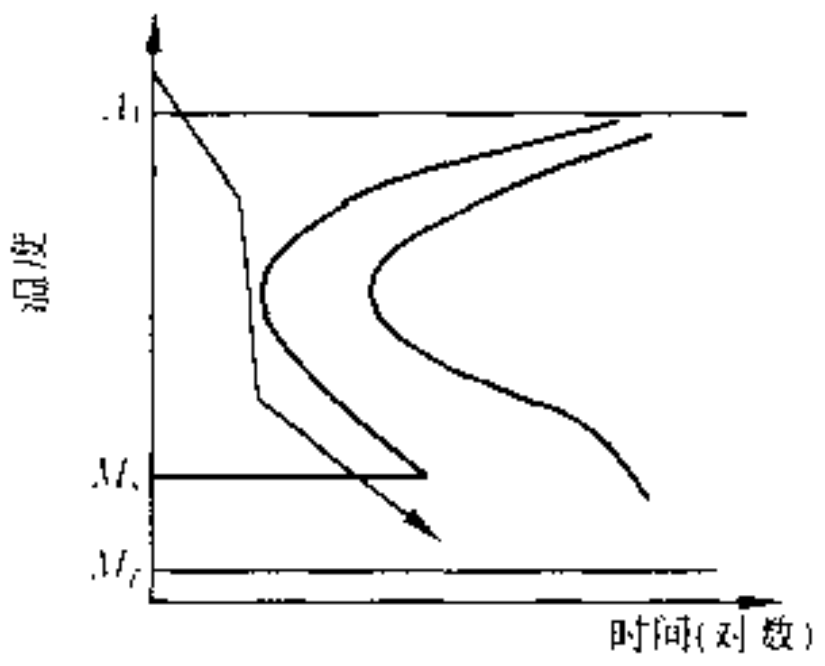


图 6-27 理想淬火冷却曲线示意图

水的缺点是,在 650~550℃ 范围内冷却能力不够强,而在 300~200℃ 范围内冷却能力又很大,因此水在生产上主要用于形状简单、截面较大的碳钢零件的淬火。水中加入某些物质如 NaCl、NaOH、Na<sub>2</sub>CO<sub>3</sub> 和聚乙烯醇等,能改变其冷却能力,以适应一定淬火用途的要求。

淬火用油为各种矿物油。它的优点是 300~200℃ 范围冷却能力低,有利于减少工件的变形;缺点是在 650~550℃ 范围冷却能力低,不利于钢的淬硬,所以油一般用作为合金钢的淬火介质。

为了减少零件淬火时的变形,可用盐浴作淬火介质。熔盐主要用于分级淬火和等温淬火。其特点是沸点高,冷却能力介于水和油之间。常用于处理形状复杂、尺寸较小、变形要求严格的工具等。

表 6-3 常用淬火冷却介质的冷却能力

淬火冷却介质	冷却能力(℃/s)	
	650~550℃	300~200℃
水(18℃)	600	270
10% NaCl 水溶液(18℃)	1100	300
10% NaOH 水溶液(18℃)	1200	300
10% Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 水溶液(18℃)	800	270
矿物机油	150	30
菜籽油	200	35

4. 淬火方法

常用的淬火方法有单介质淬火、双介质淬火、分级淬火和等温淬火等,见图 6-28 和表 6-4。

表 6-4 常见淬火方法的特点及适用范围

淬火方法	操作特点	优缺点评价	适用范围
单介质淬火	加热好的工件直接放入一种淬火介质中冷却	操作简单、易实现机械化、应用较广。但水淬变形开裂倾向大；油淬冷却速度小，大件淬不硬	适于简单形状碳钢(水冷)和合金钢(油冷)件
双介质淬火	加热好的工件先在一种冷却能力较强的介质中冷至300℃左右后，再淬入另一种冷却能力较弱的介质冷却	马氏体转变时产生的内应力小，减少了变形和开裂的可能性。但操作复杂，要求操作人员有实践经验	形状复杂的碳钢件及大型合金钢工件
分级淬火	加热好的工件迅速淬入温度在 $M_s$ 点附近的液体介质中(盐浴或碱浴)，保温适当时间，取出空冷	克服双介质淬火不好掌握的缺点，工件心部和表面温差较小，有效防止开裂和变形。	只适用于小尺寸零件，常用于刀具的淬火
等温淬火	加热好的工件，在温度稍高于 $M_s$ 点的盐浴(或碱浴)炉中，长时间保温，形成下贝氏体，然后再空冷	大大降低钢件的内应力，减少变形，但生产周期长、生产率低	适用于处理形状复杂和精度要求高的小件如弹簧、螺栓、小齿轮等；也可用于高合金钢较大截面零件的淬火

## 5. 淬火缺陷及其预防措施

### (1) 氧化和脱碳

当零件加热的介质中含有氧、二氧化碳和水蒸汽时，高温下工件表面的铁被氧化，表面变得不光。钢表面层中的碳被氧化生成一氧化碳(进而生成  $CO_2$ )，降低了表面含碳量，即造成脱碳。氧化和脱碳使工件表面硬度不足，并降低零件的疲劳强度，同时还增大淬火冷却时零件开裂的可能性。

减少和防止氧化和脱碳的主要措施有：

- ①在空气炉中加热时可用保护涂料将零件加以保护；
- ②零件在熔融的盐浴中加热时，氧化和脱碳程度有明显减轻；

- ③要求更高时可用保护气氛炉或真空炉来加热零件。

### (2) 淬火后硬度不足或出现软点

产生这类缺陷的主要原因有：

- ①亚共析钢加热温度低或保温时间不充分，淬火组织中残留有铁素体；
- ②加热时钢件表面发生氧化、脱碳，淬火后局部生成非马氏体组织；
- ③淬火时冷速不足或冷却不均匀，未全部得到马氏体组织；
- ④淬火介质不清洁，工件表面不干净，影响了工件的冷却速度，致使未能完全淬硬。

### (3) 变形和开裂

这是常见的两种缺陷，是由淬火应力引起的。淬火应力包括热应力(即淬火钢件内部温度分布不均所引起的内应力)和组织应力(即淬火时钢件各部转变为马氏体时体积膨胀不均匀所引起的内应力)。淬火应力超过钢的屈服极限时，引起钢件变形；淬火应力超过钢的强度极限时，则引起开裂。变形不大的零件，可在淬火和回火后进行校直，变形较大或出现裂纹时，零件只能报废。

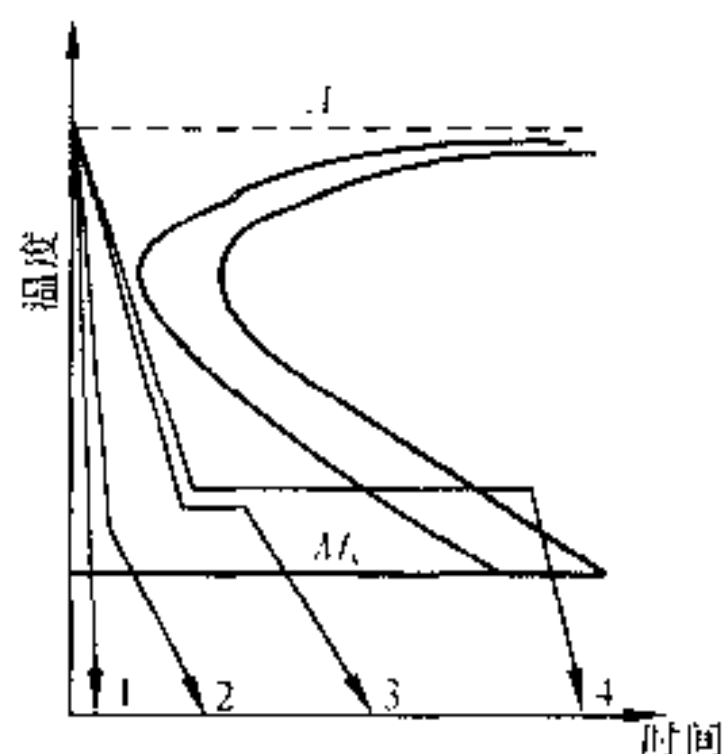


图 6-28 不同冷却方法示意图

1—单介质淬火；2—双介质淬火；  
3—分级淬火；4—等温淬火



减少和防止变形、开裂的主要措施有:

①正确选材和合理设计。对于形状复杂,截面变化大的零件,应选用淬透性好的钢种,以便采用油冷淬火。在零件结构设计中,必须考虑热处理的要求,如尽量减少不对称性,避免尖角等。

②淬火前进行退火或正火,以细化晶粒并使组织均匀化,减少淬火产生的内应力。

③淬火加热时严格控制加热温度防止过热使奥氏体晶粒粗化,同时也可减少淬火时的热应力。

④采用适当的冷却方法,如采用双介质淬火、分级淬火或等温淬火等。淬火时尽可能使零件冷却均匀。厚薄不均的零件,应先将厚的部分淬入介质中。薄件、细长件和复杂件,可采用夹具或专用淬火压床进行冷却。

⑤淬火后及时回火,以消除应力,提高工件的韧性。

### 6.5.2 钢的淬透性

#### 1. 淬透性、淬透层深度和淬硬性

实际淬火工件中,如果整个截面都得到马氏体,即表明此工件已淬透。大的工件表面淬成了马氏体,而心部未得到马氏体,这是因为淬火时,表层冷却速度大于临界冷却速度  $V_K$ ,而内部冷速小于  $V_K$ ,如图 6-29 所示。所以钢的淬透层深度,取决于其临界冷却速度的大小,并与工件的截面尺寸和淬火介质的冷却能力有关。钢的临界冷却速度越小,工件的淬透层越深。一般规定,以表面至半马氏体区(即马氏体和非马氏体组织各占一半)的距离为淬透层深度。半马氏体组织比较容易由显微镜或硬度的变化来确定。半马氏体组织和马氏体一样,硬度主要与碳含量有关,而与合金元素含量的关系不大。

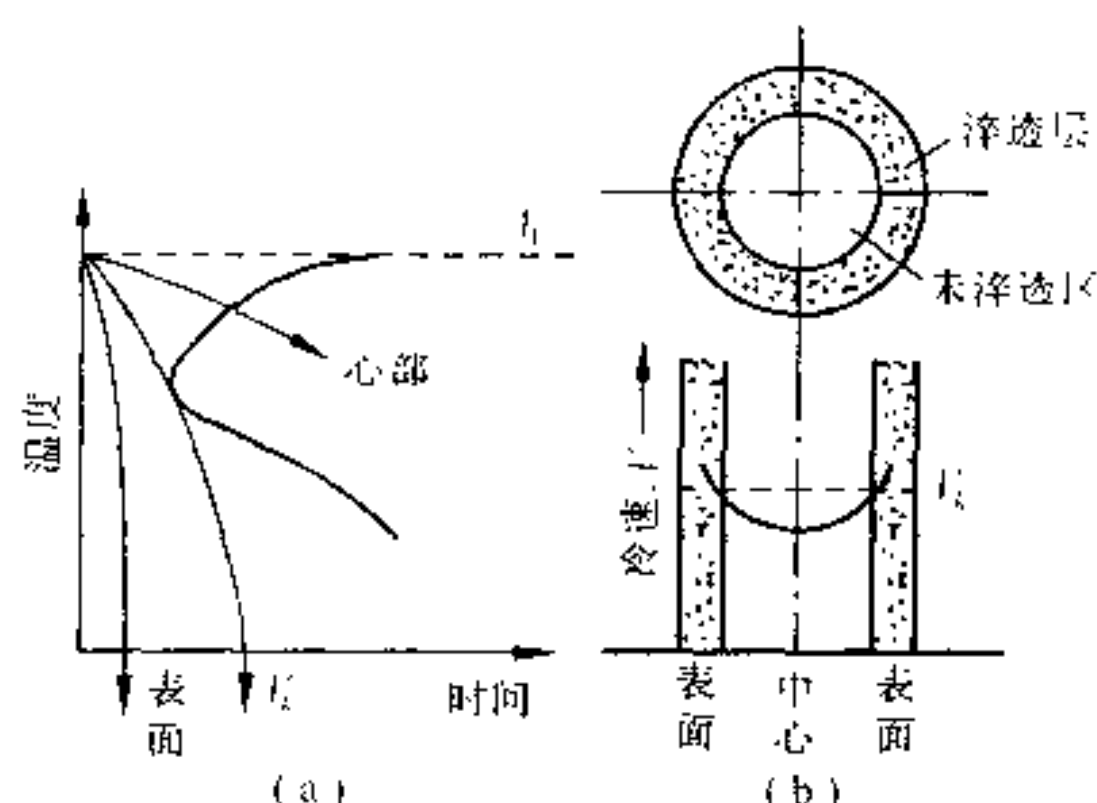


图 6-29 工件截面的冷却速度与淬透层示意图

钢的淬透性表征钢淬火时形成马氏体的能力。一般以圆柱形试样的淬透层深度或沿截面的硬度分布曲线来表示。淬透性是钢在规定条件下的一种工艺性能,是确定的和可比的。淬透层深度是指实际工件在具体条件下淬得的马氏体和半马氏体层的厚度,是变化的,与钢的淬透性及外在因素有关。淬透性和淬硬性不是一回事。淬硬性是指钢淬火时能够达到的最高硬度,主要决定于马氏体的碳含量。

#### 2. 影响淬透性的因素

钢的淬透性由其临界冷却速度来决定。临界冷却速度越小,奥氏体越稳定,钢的淬透性越好。因此,凡是影响奥氏体稳定性的因素,都能影响钢的淬透性。

##### (1) 碳含量

碳含量对钢临界冷却速度的影响如图 6-30 所示。亚共析钢随碳含量的增加,临界冷却速度降低,淬透性增大;过共析钢随碳含量增加,临界冷却速度增大,淬透性下降。碳含量超过 1.2%~1.3% 时,淬透性明显下降。



## (2)合金元素

除钴以外,大多数合金元素溶于奥氏体后,降低临界冷却速度,使C曲线右移,提高钢的淬透性。

## (3)奥氏体化温度

提高奥氏体化温度,将使奥氏体晶粒长大,成分均匀化,从而减少珠光体的生核率,降低钢的临界冷却速度,增加其淬透性。

## 3. 淬透性的测定与淬透性曲线

“结构钢末端淬透性试验法”(GB225-63)也叫“末端淬火法”,是测定钢材淬透性的常用方法。将规定尺寸的试样加热成奥氏体后,立即在标准条件下淬火,由于试样自下端喷水冷却,因此沿试样长度方向冷却速度自下而上递减,试样内组织及硬度也随冷速不同而变化。在试样侧面沿长度方向磨一深度0.2~0.5mm的窄条平面,然后从末端开始,每隔一定距离测量一个硬度值,即可测得试样沿长度方向上的硬度变化(图6-31(b)),所得曲线称为淬透性曲线。

不同钢号的淬透性曲线可查阅有关手册。每个钢种的化学成分有一个波动范围,晶粒度和组织略有差别,所以手册上给出的是每种钢的淬透性带。钢的淬透性值用  $J \frac{HRC}{d}$  表示。其中J表示末端淬火的淬透性,d表示距水冷端的距离,HRC为该处的硬度。例如,40Cr的淬透性  $J \frac{44}{7 \sim 17}$  表示距水冷端7~17mm处试样硬度为HRC44。

热处理中常用临界淬火直径来具体衡量钢的淬透性。临界淬火直径是指钢在某种介质中淬火时心部得到半马氏体组织的最大直径,以  $D_0$  表示。 $D_0$  可由试验来确定,也可用淬透性曲线来推算。

## 4. 淬透性的实际应用

钢的淬透性是机器零件选材和热处理工艺制定的重要依据。淬透性不同的钢材淬火后沿截面的组织和机械性能差别很大,在零件设计时必须慎重考虑所选钢材的淬透性。

### (1)要求整个截面淬透

有些零件,如螺栓、连杆和锤杆等,整个截面均匀受拉、压应力或受大的冲击载荷时,考虑钢材淬透性,应使整个截面淬透。因为淬透了的工件,整个截面性能均匀一致。若中心未淬透,则性能不均匀,特别是冲击韧性在中心明显下降。

### (2)要求一定深度的淬透层

受弯曲、扭转的实心轴类零件及表面要求高耐磨性并受冲击的一些模具,心部一般不要求很高的硬度。选用钢材时淬透性可以小些,只要求淬透层为半径的1/3~1/2即可。

### (3)要求淬透性低的情况

焊接零件一般不选用淬透性高的钢。不然,在焊缝及其附近的热影响区,容易转变成马氏体而增加脆性,导致焊缝开裂。

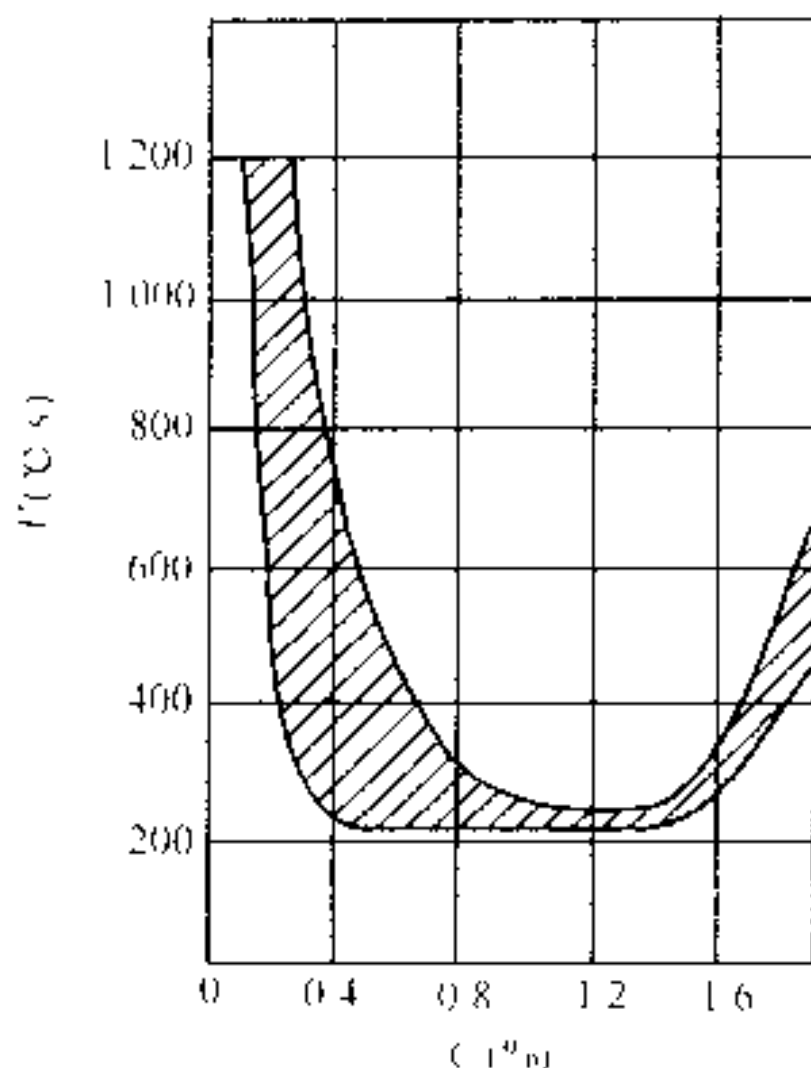


图 6-30 钢中碳含量对临界冷却速度的影响

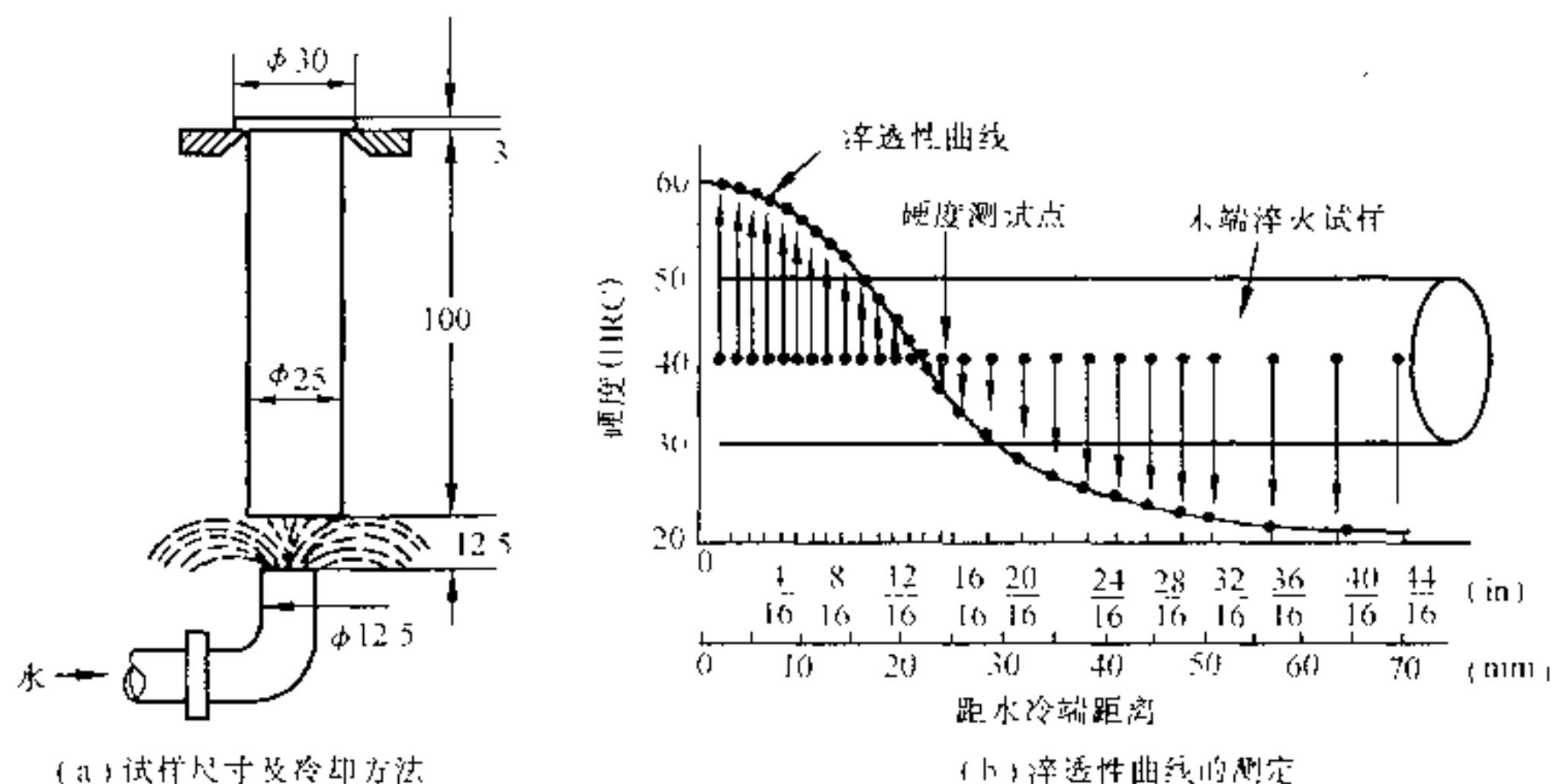


图 6-31 末端淬火法与淬透性曲线的测定

#### (4) 注意尺寸效应

截面尺寸不同的工件,实际淬透深度是不同的。截面小的工件,表面和中心的冷却速度均可能大于临界冷却速度  $V_K$ ,可以完全淬透;截面大的工件只可能表层淬硬;截面更大的工件甚至连表面都淬不硬。这种随工件尺寸增大而热处理强化效果逐渐减弱的现象叫做尺寸效应。应该注意不要把手册中中小尺寸试件的性能数据做为大尺寸零件强度设计的依据。

### 6.5.3 钢的回火

回火是钢件淬火后,为了获得所要求的组织和性能并消除内应力,将其加热到  $A_1$  以下的某一温度,保温一定时间,然后冷却到室温的热处理工艺。淬火钢一般不直接使用,必须进行回火。回火可以达到以下目的:

①获得所需要的机械性能 钢淬火后硬度强度有很大提高,但塑性韧性明显降低,不能直接使用,回火可以提高塑性和韧性,满足性能要求;

②稳定组织和尺寸 钢淬火后组织通常为马氏体加残余奥氏体,使用过程中会自发地产生组织变化,既影响性能也影响尺寸精度。回火可使不稳定的组织趋于稳定,并提高尺寸稳定性;

③消除内应力 淬火钢内往往存在很大的内应力,并导致韧性下降、零件变形和开裂,回火可消除内应力。

#### 1. 钢回火时的组织转变

淬火钢在回火时的组织转变主要发生在加热阶段,因而加热温度是关键因素。随加热时的温度升高,淬火钢的组织大致发生以下四个阶段的变化。如图 6-32 所示。

##### (1) 马氏体分解

在温度低于  $100^\circ\text{C}$  回火时,钢的组织没有变化。马氏体分解主要发生在  $100\sim 200^\circ\text{C}$ ,此时马氏体中的碳以  $\epsilon$  碳化物( $\text{Fe}_3\text{C}$ )的形式析出,使马氏体的过饱和度降低。析出的碳化物以极细小的片状分布在马氏体基体上,这种组织称作回火马氏体,用  $M_{\text{回}}$  表示。在显微镜

下观察,如图 6-33(a)所示,回火马氏体为黑色,而残余奥氏体为白色。

马氏体分解一直进行到 350℃,此时  $\alpha$  相中的含碳量接近平衡成分,但仍保持马氏体的形态。马氏体中的含碳量越高,析出的碳化物越多,对于碳含量小于 0.2% 的低碳马氏体在这一阶段不析出碳化物,只发生碳原子在位错附近的偏聚。

## (2)残余奥氏体的转变

残余奥氏体的分解主要发生在 200 ~ 300℃。由于马氏体的分解,正方度下降,减轻了对残余奥氏体的压力,因而残余奥氏体分解为  $\epsilon$  碳化物和过饱和  $\alpha$ ,其组织与同温度下马氏体的回火产物一样,同样是回火马氏体。应当指出的是,只有大于 0.5% C 的碳钢及合金钢才有显著量的残余奥氏体。

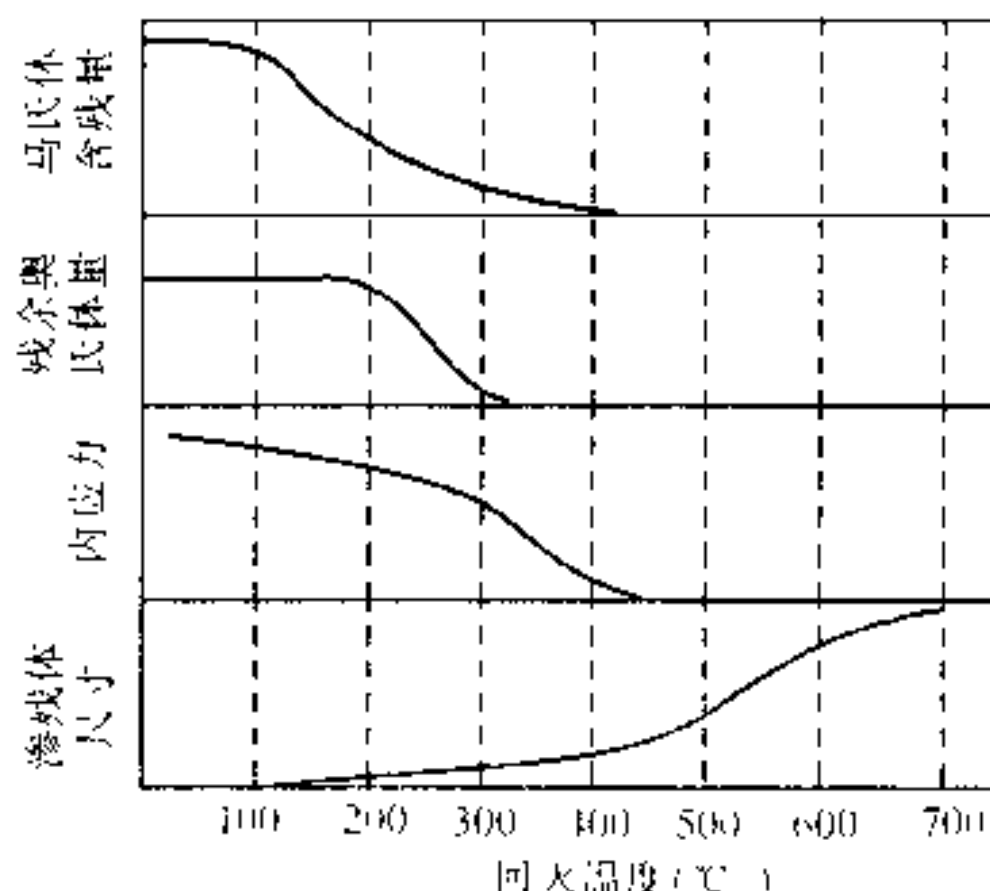
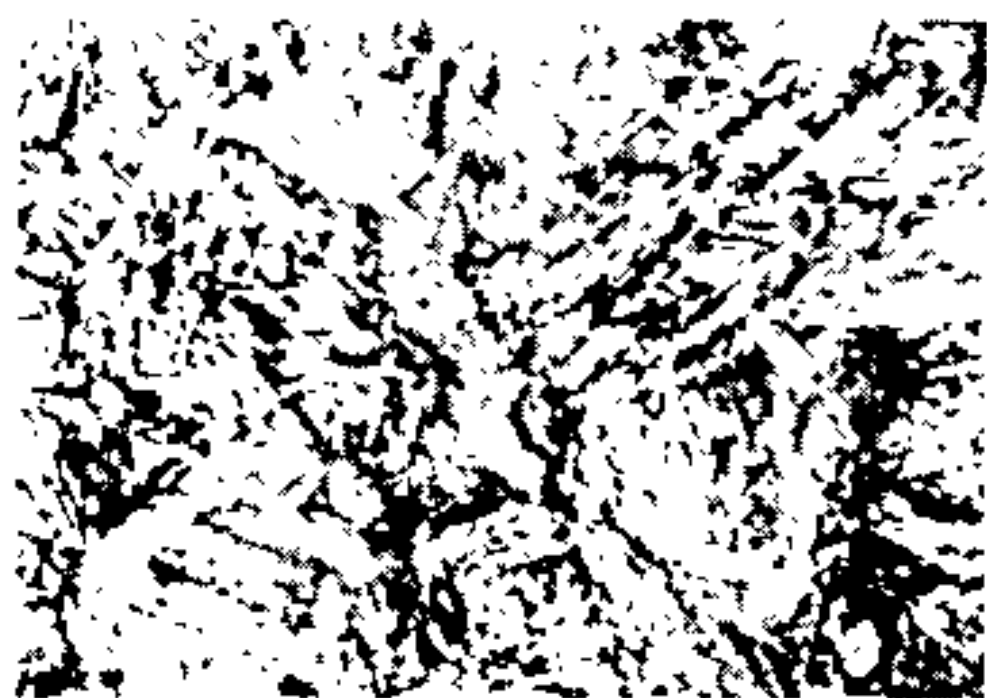
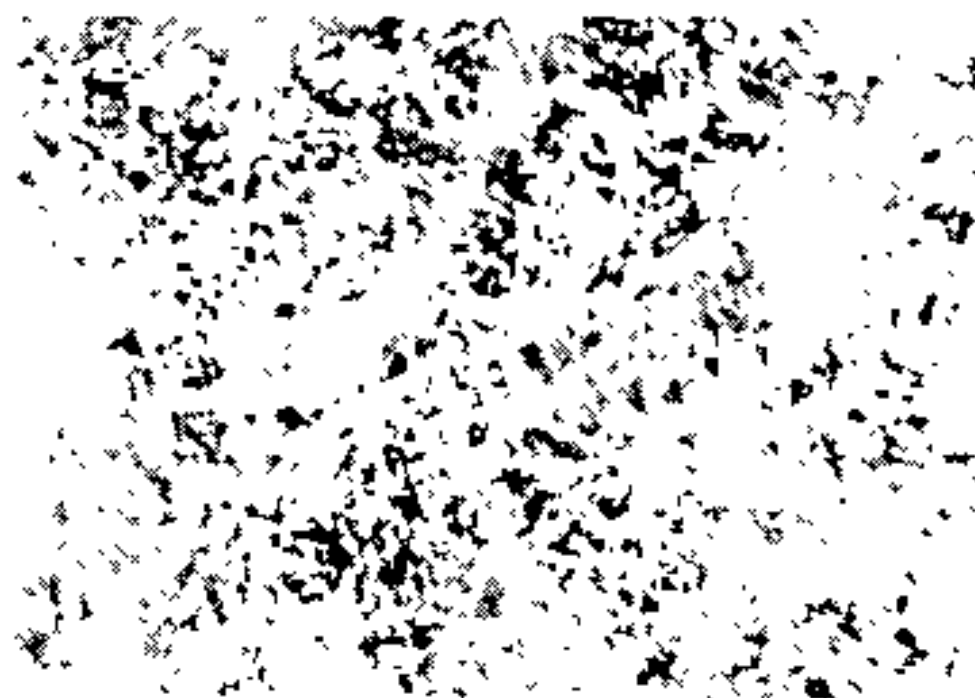


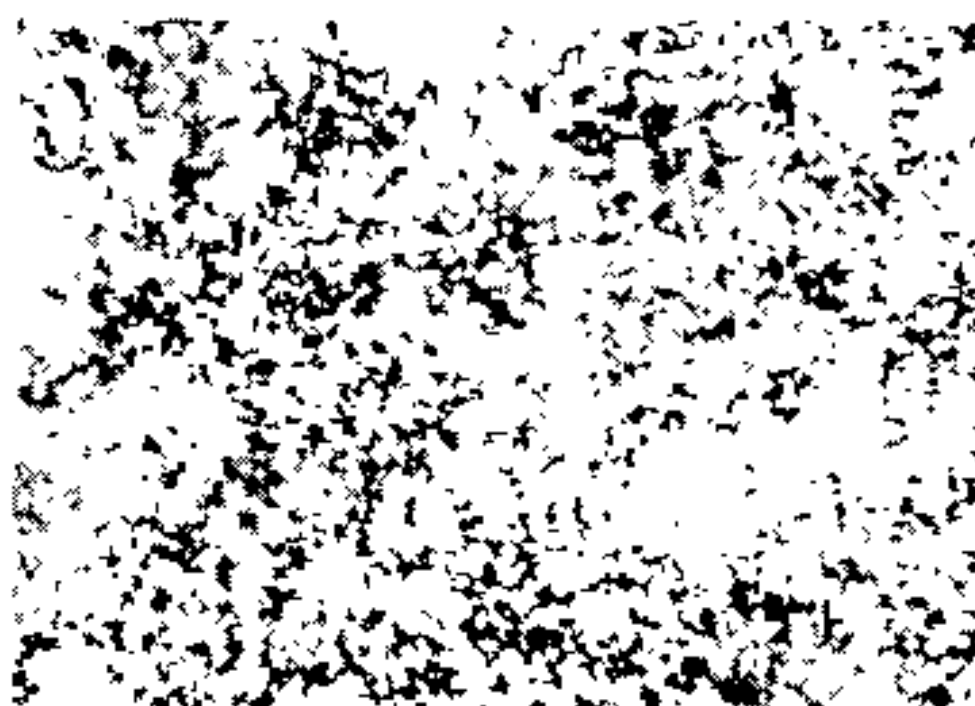
图 6-32 淬火钢回火时的转变



(a)回火马氏体(500×)



(b)回火屈氏体(500×)



(c)回火索氏体(1000×)

图 6-33 淬火钢回火的显微组织

## (3) $\epsilon$ 碳化物转变为 $\text{Fe}_3\text{C}$

该转变主要发生在 250 ~ 400℃。此时亚稳定的  $\epsilon$  碳化物溶入  $\alpha$  相中,同时从  $\alpha$  相中析

出渗碳体。到 350℃ 左右,马氏体中的碳含量已基本上降到铁素体的平衡成分,同时内应力大量消除。此时回火马氏体转变为在保持马氏体形态的铁素体基体上分布着细粒状渗碳体的组织,称作回火屈氏体,用“ $T_{回}$ ”表示,如图 6-33(b)所示。

(4) 渗碳体的聚集长大及  $\alpha$  相再结晶

这一阶段的变化主要发生在 400℃ 以上。渗碳体通过聚集长大形成较大颗粒的渗碳体。同时在 450℃ 以上,铁素体开始发生再结晶,由针片状转变为多边形。这种由颗粒状渗碳体与多边形铁素体组成的组织称作回火索氏体,用“ $S_{回}$ ”表示,如图 6-33(c)所示。

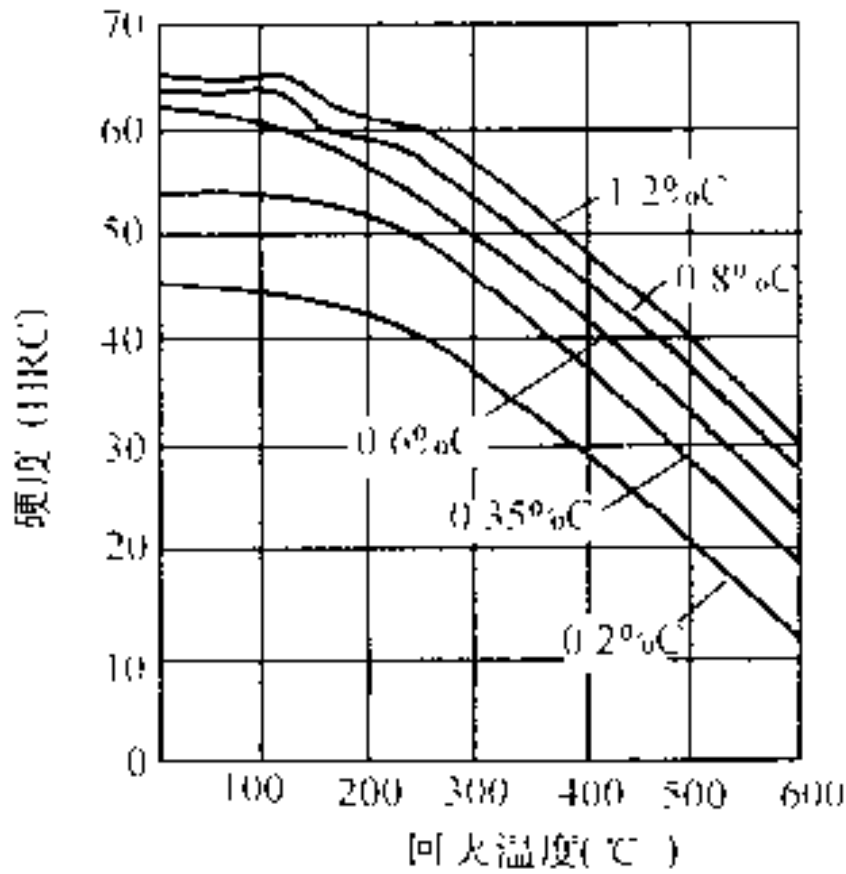


图 6-34 钢的硬度与回火温度的关系

2. 钢回火时的性能变化

(1) 硬度变化

从图 6-34 可见,各种钢在 200℃ 以下回火时,硬度变化不大,保持淬火马氏体的高硬度。200~300℃ 回火后,由于马氏体分解造成的硬度降低已由残余奥氏体转变为下贝氏体带来的硬度升高所补偿,所以硬度的降低不大。对于高碳钢,因为淬火后残余奥氏体量较多,回火后有时还可使硬度略有提高。回火温度继续升高,钢的硬度很快下降。对于碳钢,回火温度每升高 100℃,硬度约下降 HRC10。

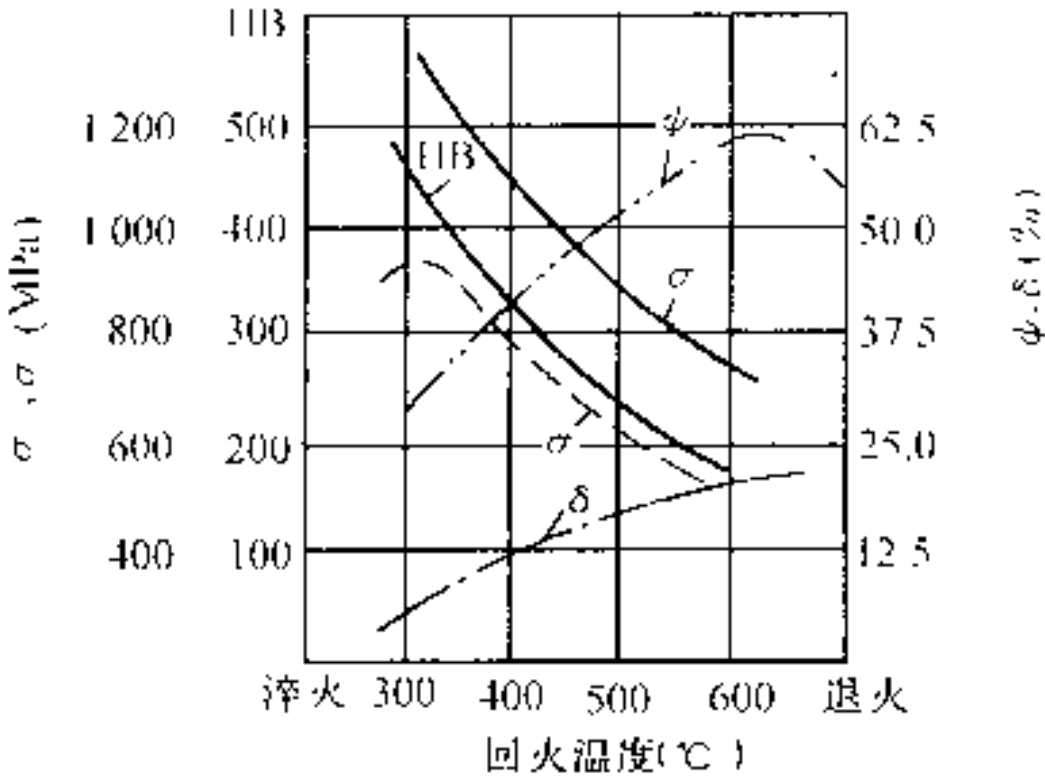


图 6-35 40 钢机械性能与回火温度的关系

(2) 强度与塑性的变化

40 钢的机械性能随回火温度变化的规律

如图 6-35 所示。强度随回火温度升高而降低,塑性随回火温度升高而升高,但超过 650℃ 时反而降低。这是由于回火温度增高,马氏体中的碳不断析出,位错密度下降,内应力减小以及粒状渗碳体粗化等原因。回火温度大于 650℃ 时,由于组织过分粗化而使塑性下降。

3. 回火的分类和应用

按照回火温度和钢件所要求的性能,一般将回火分为三种,见表 6-5。

表 6-5 回火的分类与应用

回火名称	温度区间(℃)	回火组织	回火目的	主要应用
低温回火	150~250	回火马氏体	保持钢淬火后的高硬度(一般为 HRC58~64)和高耐磨性的同时,降低了内应力,提高了工件韧性	主要用于高碳钢、合金工具钢制造的刀具、量具和模具,轴承零件,高强度钢制造的结构件,以及渗碳和表面淬火的零件
中温回火	350~500	回火屈氏体	具有高的弹性极限和屈服强度,并具有一定的韧性,硬度一般为 HRC35~45	主要用于处理各类弹簧以及其它结构钢制造的有相应硬度要求的工装夹具等

(续表)

高温回火	500 ~ 650	回火索氏体	回火索氏体的综合机械性能最好,即强度、塑性和韧性都比较好,硬度一般为 HRC25 ~ 35	通常把淬火加高温回火称为调质处理,它广泛用于各种重要的机器结构件,特别是受交变载荷的零件,如连杆、轴、齿轮等;也可作为某些精密工件、如量具、模具等的预先热处理
------	-----------	-------	---	---

#### 4. 回火脆性

如图 6-36 所示,随着回火温度升高,在 250~400℃ 和 450~650℃ 两个区间存在冲击韧性明显下降的脆化现象,称为钢的回火脆性。

##### (1) 低温回火脆性

淬火钢在 250~350℃ 回火时出现的脆性称为低温回火脆性,也称第一类回火脆性。几乎所有淬火后形成马氏体的钢在该温度范围内回火时,都程度不同地产生这种脆性。目前尚无有效办法完全消除这类回火脆性,所以一般都不在 250~350℃ 范围内进行回火。

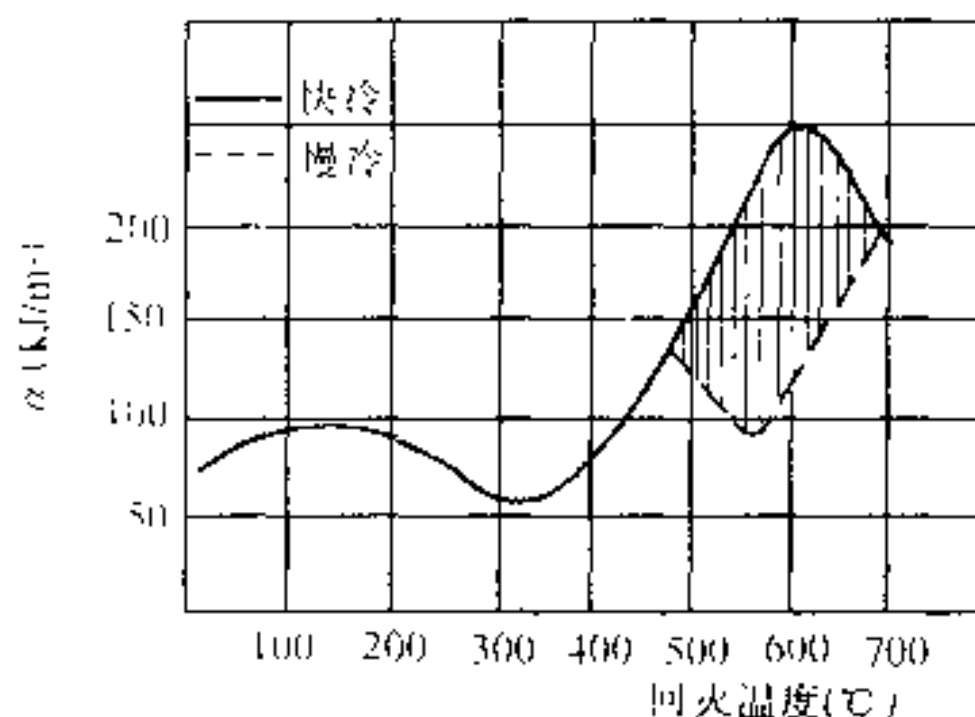


图 6-36 钢的韧性与回火温度的关系

##### (2) 高温回火脆性

淬火钢在 500~650℃ 范围内回火后出现的脆性称为高温回火脆性,又称第二类回火脆性。这类回火脆性主要发生在含 Cr、Ni、Si、Mn 等合金元素的结构钢中。当淬火钢在上述温度范围内长时间保温或以缓慢的速度冷却时,便发生明显的脆化现象。但快速冷却时,脆化现象消失或受到抑制。

关于高温回火脆性产生的原因,一般认为与 Sb、Sn、P 等杂质元素在原奥氏体晶界上偏聚有关。Ni、Cr、Mn 等合金元素促进杂质元素的偏聚,这些元素本身也易在晶界上偏聚,所以增强了这类回火脆性的倾向。

除快冷可以防止高温回火脆性外,在钢中加入 W(约 1%)、Mo(约 0.5%) 等合金元素也可有效地抑制这类回火脆性的产生。

## 6.6 钢的表面热处理

### 6.6.1 钢的表面淬火

表面淬火是只对钢的表面加热、冷却而不改变其化学成分的热处理工艺。按照加热方式有感应加热淬火、火焰加热淬火等表面热处理。目前应用最广的是感应加热表面淬火。

#### 1. 感应加热表面淬火的原理和工艺

感应线圈中通以交流电时,在其内部和周围会产生一个与电流相同频率的交变磁场。若把钢件放在磁场中,则在钢件内部产生感应电流,并由于电阻的作用而被加热。交变电流通过金属,其表面的电流密度大,而中心的电流密度小,并且随电流频率的增加,这种电流密



度的分布特点更加明显。这一现象称“集肤效应”。由于交流电的集肤效应,感应电流在钢件截面上的分布是不均匀的,靠近表面的电流密度最大,而中心几乎为零,如图 6-37 所示。电流透入钢件表层的深度,主要与电流频率有关。对于碳钢,存在以下表达式关系:

$$\delta = \frac{500}{\sqrt{f}}$$

式中,  $\delta$  为电流透入深度(mm);  $f$  为电流频率(Hz)

可见,电流频率愈高,电流透入深度愈小,加热层也愈薄。因此,通过频率的选定,可以得到不同的淬硬层深度。例如,要求淬硬层 2~5mm 时,适宜的频率为 2 500~8 000Hz(中频);要求淬硬层 1~2mm 时,适宜的频率为  $(2\sim3)\times 10^5$  Hz(高频)。

感应加热后,根据钢的导热情况,采用水、乳化液或聚乙烯醇水溶液喷射淬火。淬火后进行 180~200℃低温回火,以降低淬火应力,并保持高硬度和高耐磨性。在生产中,也常采用自回火,即在工件冷却到 200℃左右时停止喷水,利用钢件内部的余热来达到回火的目的。

## 2. 高频表面淬火的组织和性能特点

由于高频感应加热时相变速度极快,一般只需几秒或几十秒钟,因此其组织和性能具有不同一般淬火的特点。

(1)高频感应加热时,钢的奥氏体化是在较大的过热度( $A_{c3}$  以上 80~150℃)下进行的,因此晶核多,且不易长大,淬火后组织为细隐晶马氏体。表面硬度高,比一般淬火高 2~3HRC,而且脆性较低。

(2)表面层淬得马氏体后,由于体积膨胀在钢件表层造成较大的残余压应力,显著提高钢件的疲劳强度。小尺寸零件可提高 2~3 倍,大件也可提高 20%~30%。

(3)因加热速度快,没有保温时间,钢件的氧化脱碳少。另外,由于内部未加热,钢件的淬火变形也小。

(4)加热温度和淬硬层厚度(从表面到半马氏体区的距离)容易控制,便于实现机械化和自动化。由于有以上特点,感应加热表面淬火在热处理生产中得到了广泛的应用。其缺点是设备昂贵、形状复杂的零件处理比较困难。

## 3. 感应加热表面淬火的应用

高频表面淬火一般用于中碳钢和中碳低合金钢,如 45、40Cr、40MnB 钢等。这类钢经预先热处理(正火或调质)后表面淬火,心部保持较高的综合机械性能,而表面具有较高的硬度(>HRC50)和耐磨性。高碳钢也可高频表面淬火,主要用于受较小冲击和交变载荷的工具、量具等。生产上对大尺寸的轴、曲轴等零件常用中频(2 500~8 000Hz)感应淬火来强化零件表面。

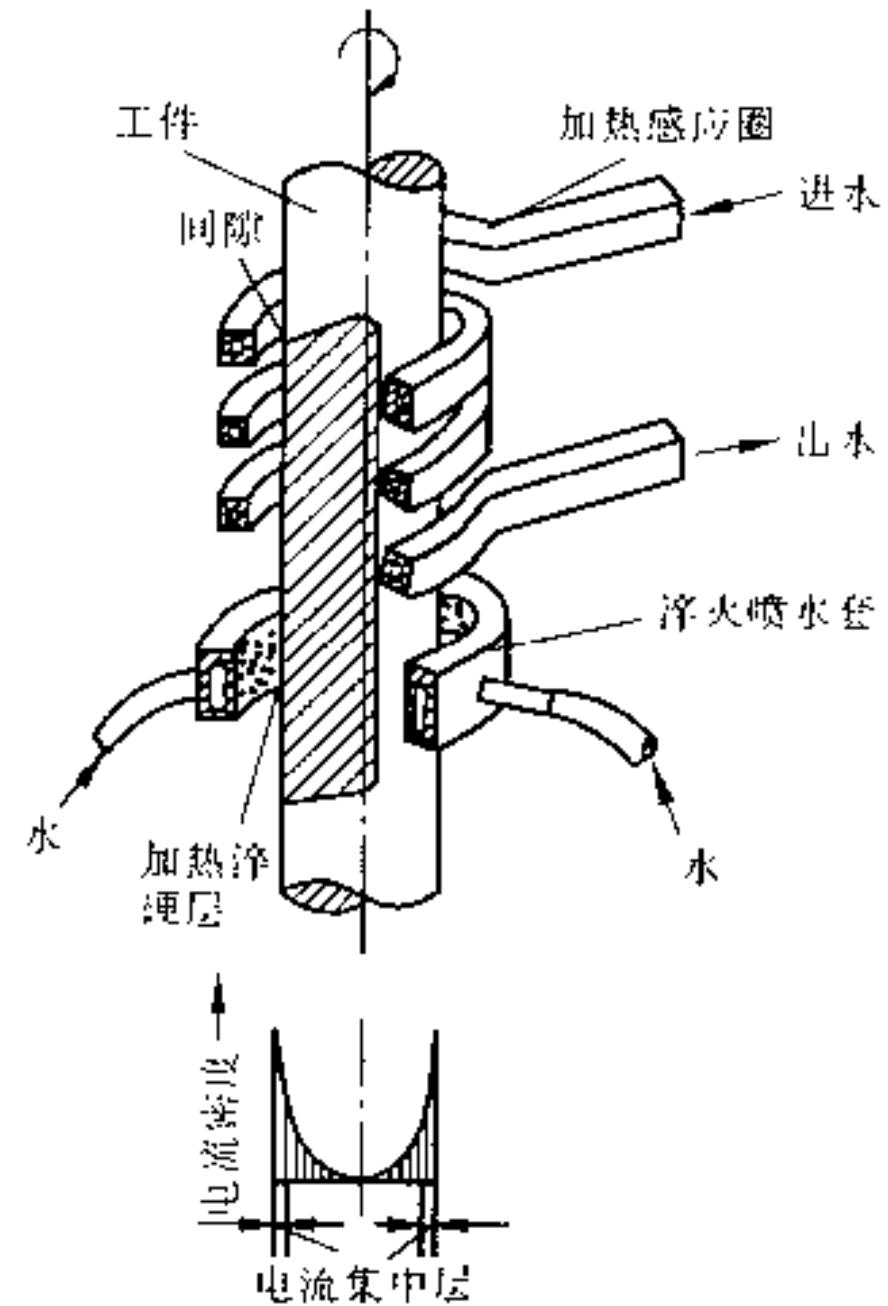


图 6-37 感应加热表面淬火示意图

### 6.6.2 钢的化学热处理

化学热处理是将钢件放在一定的活性介质中加热和保温,使一种或几种活性原子渗入其表面,改变表面的化学成分和组织,从而改善表面性能的热处理工艺。按照表面渗入的元素不同,化学热处理可分为渗碳、氮化、碳氮共渗、渗硼、渗铝等。目前生产上应用最广的化学热处理工艺是渗碳、氮化和碳氮共渗。化学热处理包括以下三个基本过程:

①介质分解 加热时化学介质分解出活性原子 为了增加化学介质的活性,通常加入催化剂来加速反应过程的进行;

②表面吸收 活性原子被钢件表面吸收,然后溶入基体金属铁的晶格中形成固溶体,超过溶解度时还能形成化合物;

③原子扩散 表面吸收了活性原子后,形成了从表面至中心的浓度梯度,在此浓度梯度作用下,溶入原子由表及里扩散形成一定厚度的扩散层。

上述基本过程都和温度有关。温度越高,过程进行速度越快,扩散层越厚。但温度过高会引起奥氏体粗化,使钢变脆。所以,化学热处理在选定合适的处理介质之后,重要的是确定加热温度,而渗层厚度主要由保温时间来控制。

化学热处理能实现以下目的:在保持钢件中心有足够强度和韧性的同时,强化表面,提高表面硬度和耐磨性;提高钢件的疲劳强度;提高钢件的抗蚀性和耐热性等物理化学性能。

#### 1. 渗碳

渗碳是将钢件在渗碳介质中加热和保温,使碳原子渗入表面,从而增加表层的碳含量和获得一定碳浓度梯度的化学热处理工艺。渗碳使低碳(0.15%~0.30%)钢件表面获得高碳浓度(约1.0%),在经过适当淬火和回火处理后,可提高表面的硬度、耐磨性及疲劳强度,而使心部仍保持良好的韧性和塑性。因此渗碳主要用于同时受严重磨损和较大冲击载荷的零件,例如各种齿轮、活塞销、套筒等。渗碳工艺主要用于低碳钢、低碳低合金渗碳钢。

##### (1) 渗碳方法

渗碳所用介质称为渗碳剂。按照渗碳剂的不同,分为固体渗碳、液体渗碳和气体渗碳三种,目前最常用的是气体渗碳。

##### ① 气体渗碳

如图6-38所示,将零件装在密封的渗碳炉中,加热到 $900\sim 950^{\circ}\text{C}$ ,向炉内滴入易分解的有机液体(如煤油、苯、甲醇等)或直接通入渗碳气体(如煤气、石油液化气等),通过反应产生活性碳原子渗入钢件表面。

气体渗碳的优点是渗碳过程可以控制,渗碳层的质量和机械性能较好,生产率高,劳动条件较好。此外,还可实行直接淬火。

##### ② 固体渗碳

如图6-39所示,将零件放入四周填满固体渗碳剂的渗碳箱中,加盖并密封,然后放入炉中加热至 $900\sim 950^{\circ}\text{C}$ ,保温渗碳。固体渗碳剂通常是木炭与碳酸盐(约占15%~20%)的混

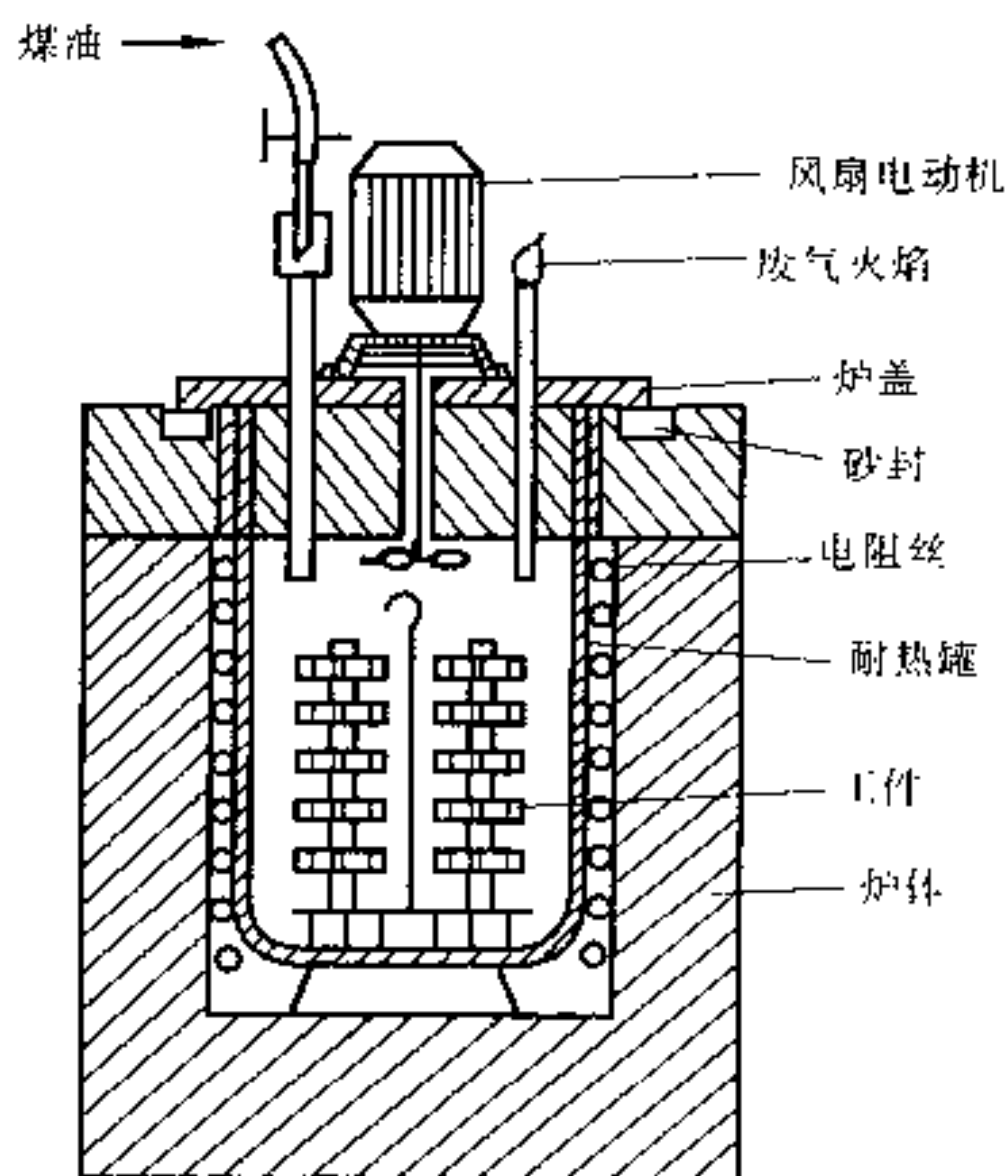


图 6-38 气体渗碳装置示意图

合物。木炭提供所需活性碳原子,碳酸盐( $\text{BaCO}_3$ 或 $\text{Na}_2\text{CO}_3$ )起催化作用,生成活性碳原子,渗入钢表面。

固体渗碳虽然设备简单、容易实现、但质量不易控制、生产率低,劳动条件差,目前应用不多。

## (2) 渗碳工艺

渗碳工艺参数包括渗碳温度和渗碳时间等。奥氏体的溶碳能力较大,因此渗碳加热到 $A_{c3}$ 以上。温度越高,渗碳速度越快;渗层越厚,生产率

也越高。为了避免奥氏体晶粒过于粗大,渗碳温度一般采用 $900\sim 950^\circ\text{C}$ 。渗碳时间则决定于对渗层厚度的要求。在 $900\sim 950^\circ\text{C}$ 温度下,每保温1小时,厚度约增加 $0.2\sim 0.3\text{mm}$ 。低碳钢渗碳后缓冷下来的显微组织见图6-40。表层为珠光体和二次渗碳体(过共析组织),心部为原始亚共析组织(珠光体和铁素体),中间为过渡组织。一般规定,从表面到过渡层的一半处为渗碳层厚度。

零件的渗碳层厚度,决定于其尺寸及工作条件,一般为 $0.5\sim 2.5\text{mm}$ 。例如,齿轮的渗碳层厚度可根据模数 $m\times(0.2\sim 0.5)$ 来确定。工件上不需渗碳的部位应镀铜或涂防渗碳涂料保护。

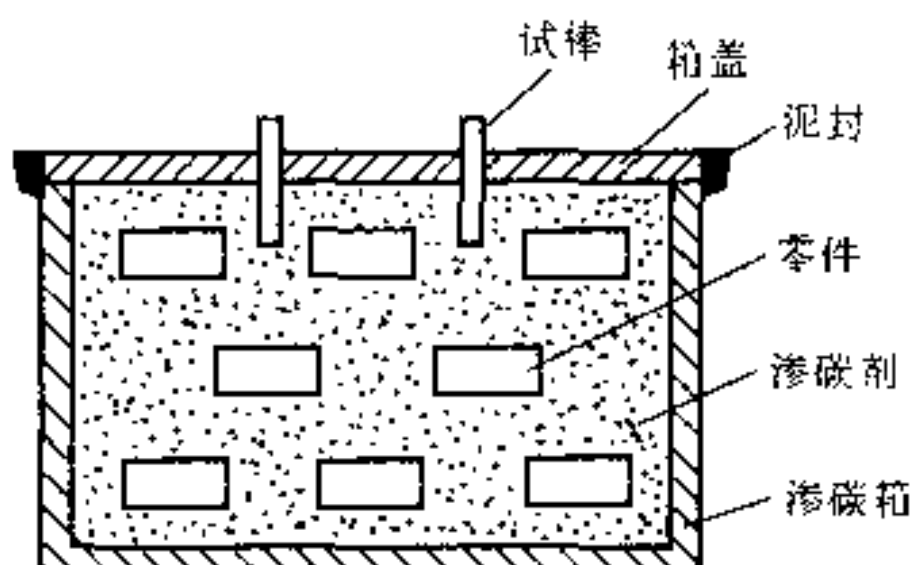


图 6-39 固体渗碳装置示意图

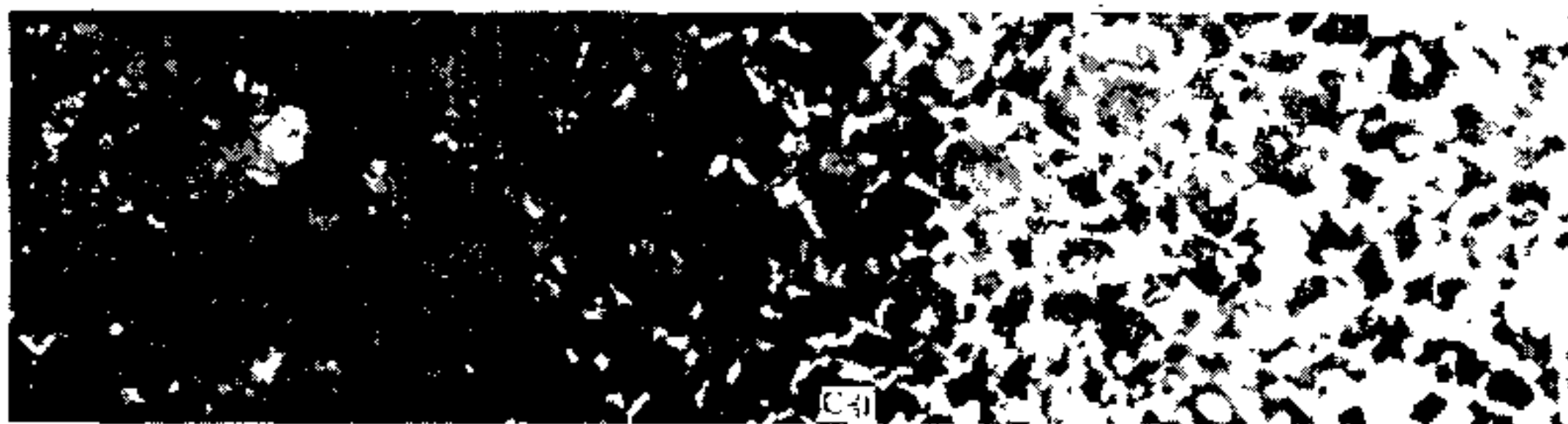


图 6-40 低碳钢渗碳缓冷后的显微组织

## (3) 渗碳后的热处理

渗碳件的淬火方法有以下三种(见图6-41)。

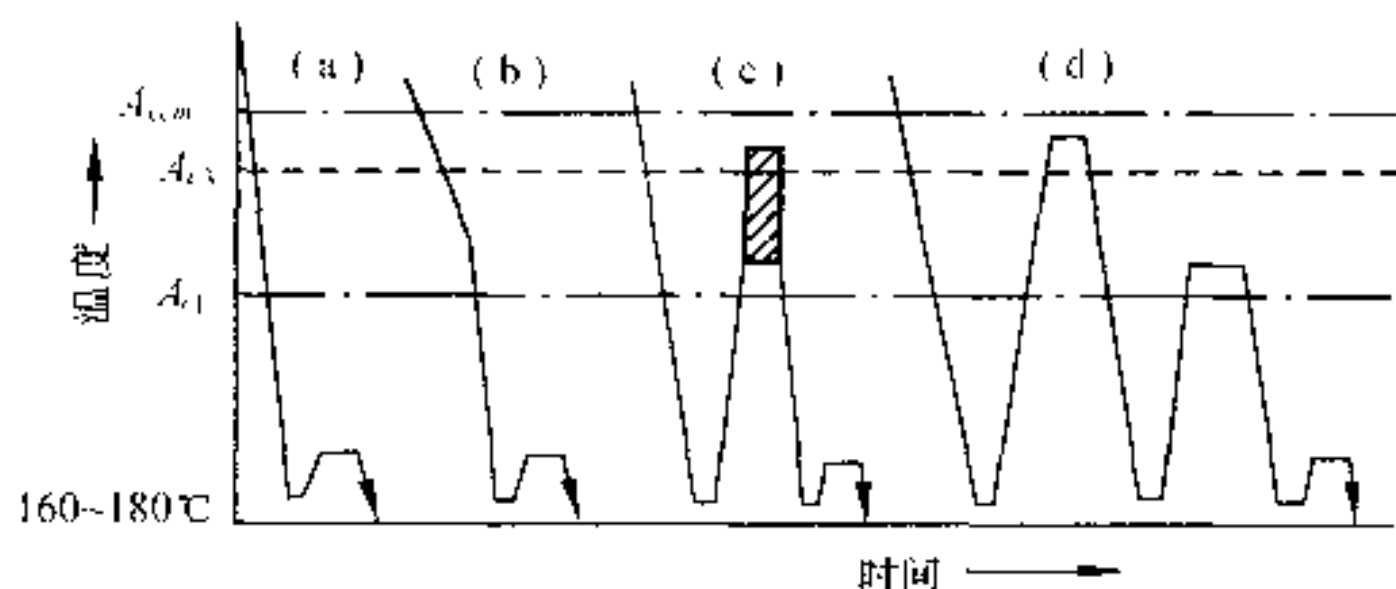


图 6-41 渗碳后的热处理示意图

(a)、(b)直接淬火;(c)一次淬火;(d)二次淬火

### ① 直接淬火

渗碳后直接淬火(图6-41(a))或为了减少淬火变形将工件预冷到830~850℃后淬火(图6-41(b)),工艺简单,成本低,脱碳倾向小。但由于渗碳温度高,淬火后马氏体较粗,残余奥氏体也较多,所以耐磨性较低、变形较大,只用于本质细晶粒钢或耐磨性要求低和承载低的零件。

### ②一次淬火

一次淬火是在渗碳件缓慢冷却之后,重新加热到临界温度以上保温后淬火(见图6-41(c))。对于心部组织要求高的合金渗碳钢,一次淬火的加热温度略高于心部的 $A_{c3}$ ,使其晶粒细化,并得到低碳马氏体组织;对于受载不大但表面性能要求较高的零件,淬火温度应选在 $A_{c1}$ 以上30~50℃,使表层晶粒细化,而心部组织无大的改善,性能略差一些。

### ③二次淬火

对于机械性能要求很高或本质粗晶粒钢,应采用二次淬火(见图6-41(d))。第一次淬火是为了改善心部组织,同时消除表面的网状渗碳体,加热温度为 $A_{c3}$ 以上30~50℃。第二次淬火是为细化表层组织,获得细马氏体和均匀分布的粒状二次渗碳体,加热温度为 $A_{c1}$ 以上30~50℃。二次淬火工艺复杂,生产效率较低,成本高,变形大,所以只用于要求表面高耐磨性和心部高韧性的零件。

渗碳、淬火后进行低温(150~200℃)回火,以消除淬火应力和提高韧性。

## 2. 氮化

氮化是将氮原子渗入钢件表面的化学热处理工艺。氮化的目的在于更大地提高钢件表面的硬度和耐磨性,提高疲劳强度和抗蚀性。

### (1)氮化方法

目前广泛应用的是气体氮化。将零件放在带有进气口、出气口的密封容器中,通入氨,加热到500~600℃。在高温作用下氨分解成活性氮原子,活性氮原子被零件表面吸收、并向内层扩散形成渗氮层。

### (2)氮化工艺

氮化温度一般为500~600℃。氨从200℃开始分解,氮在铁素体中有一定溶解能力,无需加热到高温。零件在氮化前要进行调质处理,所以氮化温度不能高于调质处理的回火温度。氮化时间一般为20~50小时,氮化层厚度为0.3~0.5mm。为了缩短时间,采用二段氮化法,其工艺过程如图6-42所示。第一阶段是使表层获得高的氮含量和硬度;第二阶段是在稍高的温度下进行较短时间的保温,以得到一定厚度的氮化层。为了加速氮化的进行,可采用催化剂。常用的催化剂有苯、苯胺、氯化胺等。催化剂能提高氮化速度0.3~3倍。

氮化前零件须经调质处理,目的是改善机械加工性能和获得均匀的回火索氏体组织,保证较高的强度和韧性。对于形状复杂或精度要求高的零件,在氮化前精加工后还要进行消除内应力的退火,以减少氮化时的变形。

与渗碳相比,氮化层形成速度慢,氮化时间长,生产成本低。零件氮化后一般不再进行热处理,只进行磨削和抛光。无需氮化的地方,应预先镀锡,以防止渗氮。

### (3)氮化件的组织和性能

#### ①氮化层组织

氮化后,工件的最外层为一白色氮化物薄层(称为白亮层),很脆,常用精磨磨去;中间是暗黑色含氮共析体层;心部为原始回火索氏体组织(见图6-43)。



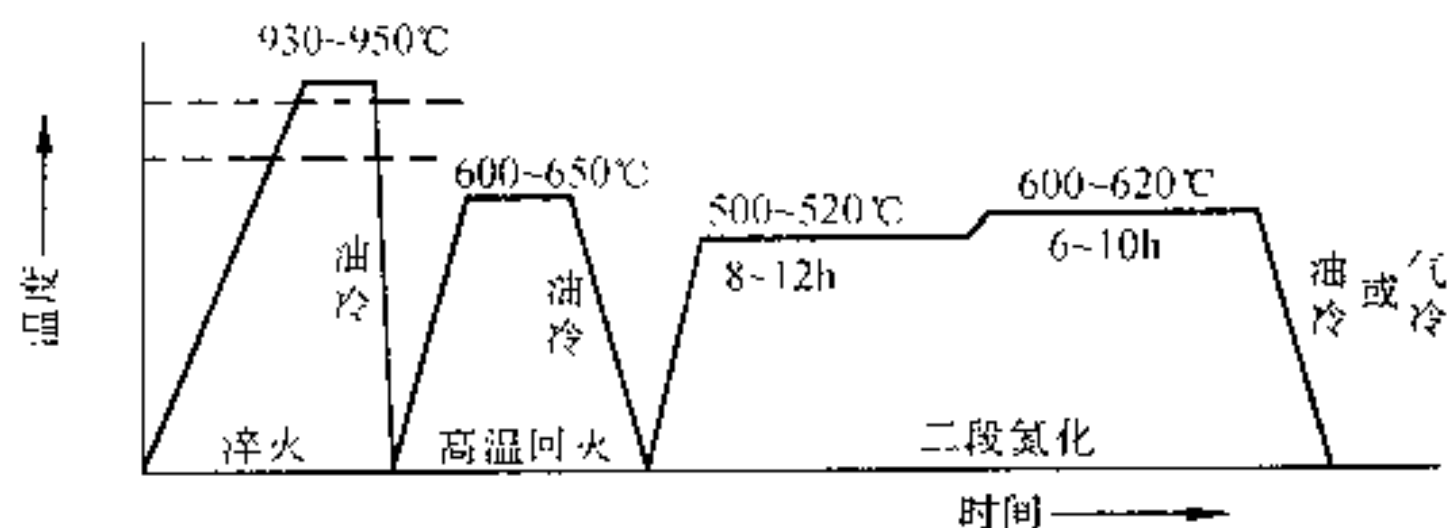


图 6-42 38CrMoAl 钢氮化工艺曲线图



图 6-43 38CrMoAl 钢氮化层的显微组织 400×

## ②氮化件的性能

钢件氮化后具有很高的硬度,可达 HV1 000 ~ 1 100(比渗碳硬度高得多),并且在 600 ~ 650℃ 下保持不下降(渗碳硬度在 300℃ 以上就明显下降),所以具有很高的耐磨性和热硬性。

钢氮化后,渗层体积增大,造成表面压应力,使疲劳强度提高。

氮化温度低,氮化后不再进行淬火,零件变形小。

氮化后表面形成致密的化学稳定性较高的氮化层,所以耐蚀性好,在水中、过热蒸气、碱性溶液中都很稳定。

## (4)氮化的应用

常用的氮化钢有 35CrAlA, 38CrMoAlA, 38CrWVA1A 等。由于氮化工艺复杂,时间长,成本高,所以只用于耐磨性和精度都要求较高的零件或要求抗热、抗蚀的耐磨件,例如发动机汽缸、排气阀、精密机床丝杠、镗床主轴、汽轮机阀门、阀杆等。随着新工艺(如软氮化、离子氮化等)的发展,氮化处理得到了越来越广泛的应用。

## 3. 碳氮共渗

碳氮共渗是同时向零件表面渗入碳和氮的化学热处理工艺,也称氰化。主要有液体和气体碳氮共渗两种。液体碳氮共渗有毒,已很少应用。气体碳氮共渗又分高温和低温两种。

### (1)高温碳氮共渗工艺

与渗碳一样,将钢件放入密封炉内,加热到共渗温度向炉内滴入煤油,同时通以氨气,经保温后钢件表面获得一定深度的共渗层。高温碳氮共渗主要是渗碳,但氮的渗入使碳浓度很快提高,从而使共渗温度降低和时间缩短。碳氮共渗温度为 830 ~ 850℃,保温 1 ~ 2 小时后,共渗层可达 0.2 ~ 0.5mm。

碳氮共渗后淬火,再低温回火。共渗温度较低,不发生晶粒长大,一般可采用直接淬火。



共渗层的组织近似渗碳,在淬火并低温回火后组织是铁的碳氮化合物、回火马氏体和少量残余奥氏体的混合物。

共渗层的性能,由于碳、氮两种元素同时渗入,在硬度、耐磨性、疲劳强度、抗蚀性以及回火抗力的提高上,都优于渗碳层。这是因为含氮马氏体、碳氮化合物更加稳定,硬度也更高。共渗层的淬透性由于氮溶入奥氏体而有明显提高,并且淬火温度较低,所以淬火变形也较小。

高温碳氮共渗主要用于低碳钢、中碳钢和合金结构钢零件,也往往用来处理一些尺寸较小,渗层深度要求不大的零件。

## (2) 低温碳氮共渗

低温碳氮共渗在  $500 \sim 600^{\circ}\text{C}$  温度下进行共渗,形成氮碳共渗层。低温碳氮共渗以渗氮为主,实质上就是软氮化。将钢件放入密封炉内,加热到共渗温度,向炉内通入渗碳性的气体和氮;或者是向炉内滴入含碳、氮的液体渗剂,如三乙醇胺  $(\text{C}_2\text{H}_5\text{O})_3\text{N}$ 、甲酰胺  $\text{HCONH}_2$ ;也可向炉内投入含碳、氮的尿素  $\text{CO}(\text{NH}_2)_2$ 。这些渗剂在高温下将分解出活性的  $[\text{N}]$ 、 $[\text{C}]$  原子,并被钢件表面吸收,向内层扩散,形成共渗层。

共渗层的厚度,在经  $1 \sim 4$  小时处理后,可达  $0.2 \sim 0.5\text{mm}$ 。共渗后空冷可减少零件变形,在油、水中冷却有提高零件疲劳强度的作用。零件共渗后,一般不再热处理和机械加工,可直接使用,所以共渗时零件的尺寸,应是最终尺寸。共渗层的组织,类似氮化。但最表层的白亮层很薄,只有  $1 \sim 10\mu\text{m}$ ,而脆性也没有氮化白亮层那样高。除白亮层外,其余为扩散层。

零件软氮化后的性能,类似氮化。例如疲劳强度的提高,比渗碳、高温碳氮共渗更为显著。硬度虽然不及氮化层,但仍有高的耐磨性。在润滑不良和磨损条件下,软氮化层不易咬合、烧结和擦伤,具有减摩作用。

软氮化工艺适用性很宽,从各种碳钢、合金钢、甚至铸铁零件都可采用,例如有些刀具经软氮化后,提高耐磨性、减少粘刀现象;热加工模具经处理后,不易同加工零件焊合,提高了使用寿命。

## 6.7 表面热处理新技术

表面热处理新工艺和新技术的发展,主要是为了提高零件的强度、韧性,增强零件的抗疲劳和耐磨损能力,减轻加热过程中的氧化和脱碳,减少热处理过程中零件的变形;节约能源,降低成本,提高经济效益;以及减少或防止环境污染等。表面热处理发展新技术很多,本节简要介绍激光加热表面淬火、离子氮化、离子注入和表面气相沉积。

### 1. 激光加热表面淬火

激光加热表面淬火是利用高功率密度的激光束扫描工件表面,将其迅速加热到钢的相变点以上,然后依靠零件本身的传热,来实现快速冷却淬火的表面热处理工艺。

利用激光器发射激光进行表面淬火,具有以下优点。

(1) 淬火冷却无需冷却剂,简化了工艺。因为激光能量高度集中,在百分之几秒到千分之几秒时间内,照射表面即升高到所需温度。在这样短的时间内,热传导来不及进行,故在

照射移动或停止后,照射点周围的冷态金属即起冷却介质的作用,使照射点高温金属迅速冷却,起着淬火冷却的效果。

(2)零件的变形小,表面光洁。因为激光加热表面所需时间极短,加热深度一般为十分之几毫米,加热和冷却造成的应力不足以使零件变形,而且可以认为没有氧化和脱碳,又无外来冷却介质污染表面。所以变形小,表面光洁。这样可使激光表面淬火放在零件精磨之后进行。

(3)可进行局部选择性淬火。因激光方向性好,可精确按几何图形进行选择局部淬火。

## 2. 离子氮化

离子氮化是将零件放在真空容器(离子氮化炉)内,并将零件接在阴极,将容器壁接于阳极。氮化时向真空容器内通入含氮气体(例如  $\text{NH}_3$ ),保持真空压强  $1.3 \sim 13\text{Pa}$ ,并在阴极、阳极间加  $400 \sim 800\text{V}$  的直流电压。在电场作用下,稀薄气体被击穿而发生辉光,气体被电离成  $\text{N}$ 、 $\text{H}$  的正离子和电子。正离子高速地冲击阴极的工件表面,将动能转换成热能,使工件表面加热到氮化温度。氮的正离子在阴极(零件)夺取电子还原成氮原子,并被工件吸收、渗入零件表面,形成氮化层。

离子氮化的最大优点是氮化速度快,氮化时间可为气体氮化的  $1/2 \sim 1/4$ 。此外,氮化质量也更好。

## 3. 离子注入

离子注入是将欲注入金属表面的某种元素在放电室中电离(离子化)后,以小于  $107\text{eV}$  的高电压将离子加速,然后注入金属表面,注入深度可达几百埃至一千埃。这种手段用于半导体掺杂后,大规模集成电路集成度可大幅度提高。70 年代中期,国外已将  $\text{Cr}$  注入普通碳钢中代替不锈钢件,并用离子注入处理耐磨耐冲击齿轮。在普通钢铁材料表面上,可根据使用要求,注入各种元素,进行广泛的改性处理,以获得耐磨抗蚀等优良性能。

## 4. 表面气相沉积

气相沉积主要分化学气相沉积(CVD)和物理气相沉积(PVD)两种。

化学气相沉积是使挥发性化合物气体发生分解或化学反应,并在工件上沉积成膜的方法。利用多种化学反应,可得到不同的金属、非金属或化合物镀层。

物理气相沉积包括真空蒸发、溅射、离子镀三种方法,因为它们都是在真空条件下进行,因此也称为真空镀膜法。

气相沉积镀层的特点是附着力强、均匀、快速、质量好、公害小、选材广,可以得到全包覆的镀层,比常规方法有许多优越性。它能制备各种耐磨膜(如  $\text{TiN}$ 、 $\text{TiC}$ 、 $\text{W}_2\text{C}$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  等)、耐蚀膜(如  $\text{Al}$ 、 $\text{Cr}$ 、 $\text{Ni}$  及某些多层金属等)、润滑膜(如  $\text{MoS}_2$ 、 $\text{WS}_2$ 、石墨、 $\text{CaF}_2$  等)、磁性膜、光学膜、以及其它功能性薄膜。因此在机械制造、航天、原子能、电器、轻工等部门得到了广泛的应用。

## 第二编 常用工程材料

### 第七章 工业用钢

#### 7.1 概 述

工业用钢按化学成分分为碳素钢(简称碳钢)和合金钢两大类。碳钢是含碳量小于2.11%的铁碳合金。钢中除铁、碳之外,还含有少量的锰、硅、硫、磷等杂质。由于碳钢价格低廉、便于获得、容易加工、具有较好的力学性能,因此得到了极广泛的应用。但是,随着现代工业和科学技术的发展,对钢的力学性能和物理、化学性能提出了更高的要求。碳钢即使经过热处理也不能满足要求,从而就发展了合金钢。所谓合金钢就是为了改善和提高碳钢的性能或使之获得某些特殊性能,在碳钢中特意加入某些合金元素而得到的多元的以铁为基的合金。由于合金钢具有比碳钢优良的特性,因而用量比率逐年增大。

##### 7.1.1 钢的分类

###### 1. 按用途分类

按用途可把钢分为结构钢、工具钢、特殊性能钢。

结构钢又可分为工程用钢(如建筑工程用钢、桥梁工程用钢、船舶工程用钢、车辆工程用钢),机器用钢(如调质钢、渗碳钢、弹簧钢、轴承钢、耐磨钢)。

工具钢根据用途不同,可分为刃具钢、模具钢、量具钢。

特殊性能钢可分为不锈钢、耐热钢、耐磨钢等。

###### 2. 按化学成分分类

按钢的化学成分分为碳素钢及合金钢。碳素钢又按含碳量分为低碳钢( $w_c \leq 0.25\%$ )、中碳钢( $w_c = 0.25\% \sim 0.60\%$ )、高碳钢( $w_c > 0.60\%$ )。合金钢按合金元素总含量分为低合金钢( $w_{me} < 5\%$ )、中合金钢( $w_{me} = 5\% \sim 10\%$ )、高合金钢( $w_{me} > 10\%$ )。另外,根据钢中所含主要合金元素种类不同,也可分为锰钢、铬钢、铬钼钢、铬锰钛钢等。

###### 3. 按质量分类

主要按钢中的有害杂质磷、硫含量来分类。可分为普通钢( $w_p \leq 0.045\%$ ,  $w_s \leq 0.05\%$ )、优质钢( $w_p, w_s$ 均 $\leq 0.035\%$ )、高级优质钢( $w_p, w_s$ 均 $\leq 0.025\%$ )。

###### 4. 按冶炼方法分类

可按炉别分为平炉钢、转炉钢、电炉钢。

按脱氧程度可分为沸腾钢、镇静钢、半镇静钢。

###### 5. 按金相组织分类

钢的金相组织随处理方法不同而异。按退火组织分为亚共析钢、共析钢、过共析钢。按正火组织分为珠光体钢、贝氏体钢、马氏体钢及奥氏体钢。

### 7.1.2 钢的编号

我国钢材的编号是按碳含量、合金元素的种类和数量以及质量级别来编号的。依据国家标准规定采用国际化学符号和汉语拼音字母并用的原则。即钢号中的化学元素采用国际化学元素符号表示,如 Si、Mn、Cr 等。仅稀土元素例外,用“RE”表示其总含量。产品名称、用途、冶炼和浇注方法等,采用汉语拼音字母表示,见表 7-1。

表 7-1 名称、用途、冶炼方法及浇注方法代号(部分)

名 称	牌号表示		名 称	牌号表示		名 称	牌号表示	
	汉字	汉语拼音字母		汉字	汉语拼音字母		汉字	汉语拼音字母
平 炉	平	P	滚动轴承钢	滚	G	铸 钢		ZG
酸性转炉	酸	S	高级优质钢	高	A	磁 钢	磁	C
碱性侧吹转炉	碱	J	船用钢	船	C	铆螺钢	铆螺	ML
顶吹转炉	顶	D	桥梁钢	桥	q	容器用钢	容	R
沸腾钢	沸	F	锅炉钢	锅	g	低淬透性钢	低	d
半镇静钢	半	b	钢轨钢	轨	U	矿用钢	矿	K
易切钢	易	Y	焊条用钢	焊	H	电器工业用纯铁	电铁	DT
碳素工具钢	碳	T	高温合金	高温	GH			

#### 1. 普通碳素结构钢

该类钢牌号表示方法是由代表屈服点的字母(Q)、屈服点数值、质量等级符号(A、B、C、D)及脱氧方法符号(F、b、Z、TZ)等四部分按顺序组成。如 Q235 - A、F,表示屈服点数值为 235MPa 的 A 级沸腾钢。质量等级符号反映碳素结构钢中磷、硫含量的多少,A、B、C、D 质量依次增高。

#### 2. 优质碳素结构钢

该类钢的钢号用钢中平均含碳量的两位数字表示,单位为万分之一。如钢号 45,表示平均含碳量为 0.45% 的钢。

对于含锰量较高的钢,须将锰元素标出。即指含碳量大于 0.6% 含锰量在 0.9% ~ 1.2% 者及含碳量小于 0.6% 含锰量 0.7% ~ 1.0% 者,数字后面附加汉字“锰”或化学元素符号“Mn”。如钢号 25Mn,表示平均含碳量为 0.25%,含锰量为 0.7% ~ 1.0% 的钢。

沸腾钢、半镇静钢以及专门用途的优质碳素结构钢,应在钢号后特别标出,如 15g 即平均含碳量为 0.15% 的锅炉钢。

#### 3. 碳素工具钢

碳素工具钢是在钢号前加“碳”或“T”表示,其后跟以表示钢中平均含碳量的千分之几的数字。如平均含碳量为 0.8% 的该类钢,记为“碳 8”或“T8”。含锰量较高者须注出。高级优质则在钢号末端加“高”或“A”,如“碳 10 高”或“T10A”。

#### 4. 合金结构钢

该类钢的钢号由“数字 + 元素 + 数字”三部分组成。前两位数字表示平均含碳量的万分之几,合金元素以汉字或化学元素符号表示,合金元素后面的数字表示该元素的近似含量,单位是百分之几。如果合金元素平均含量低于 1.5% 时,则不标明其含量。当平均含量大



于或等于 1.5% 至 2.0% 时,则在元素后面标“2”依次类推。如为高级优质钢,在钢号后面应加“高”或“A”。如 36Mn2Si 表示含碳量为 0.36%,含锰量为 1.5%~1.8%,含硅量为 0.4%~0.7% 的钢。

### 5. 合金工具钢

该类钢编号前用一位数字表示平均含碳量的千分之几。当平均含碳量大于或等于 1.0% 时,不标出含碳量。如“9Mn2V”钢的平均含碳量为 0.85%~0.95%,而“CrMn”钢中的平均含碳量为 1.3%~1.5%。

高速钢的钢号,一般不标出含碳量,仅标出合金元素含量平均值的百分之几。如“W6Mo5Cr4V2”。

### 6. 滚动轴承钢

该类钢在钢号前冠以“滚”或“G”,其后为铬(Cr)+数字来表示,数字表示铬含量平均值的千分之几。如“滚铬 15”(GCr15),即是铬的平均含量为 1.5% 的滚动轴承钢。

### 7. 不锈钢及耐热钢

这两类钢钢号前面的数字表示含碳量的千分之几,如“9Cr18”表示该钢平均含碳量为 0.9%。但碳含量 $\leq 0.03\%$ 及 0.08% 者,在钢号前分别冠以“00”及“0”。如“00Cr18Ni10”。

### 8. 铸钢

铸钢的牌号前面是“ZG”二字,后面第一组数字表示屈服点,第二组数字表示抗拉强度。如“ZG200-400”表示其屈服强度为 200MPa,抗拉强度为 400MPa。

## 7.2 钢中的杂质及合金元素

### 7.2.1 杂质元素对钢性能的影响

钢中除铁与碳两种元素外,还含有少量锰、硅、硫、磷、氧、氮、氢等非特意加入的杂质元素。它们对钢的性能有一定影响。

#### 1. 锰

锰是炼钢时用锰铁脱氧而残留在钢中的。锰的脱氧能力较好,能清除钢中的 FeO,降低钢的脆性。锰与硫化合生成 MnS,可以减轻硫的有害作用,改善钢的热加工性能。锰大部分溶于铁素体中,形成置换固溶体,发生强化作用。锰对钢的性能有良好的影响,是一种有益的元素。

#### 2. 硅

硅是炼钢时用硅铁脱氧而残留在钢中。硅的脱氧能力比锰强,可以有效地消除 FeO,改善钢的品质。大部分硅溶于铁素体中,使钢的强度有所提高。

#### 3. 硫

硫是在炼钢时由矿石和燃料带来的。在钢中一般是有害杂质,硫在  $\alpha$ -Fe 中溶解度极小,以 FeS 的形式存在。FeS 与 Fe 形成低熔点共晶体(FeS+Fe),熔点为 985℃,低于钢材热加工的开始温度(1150~1250℃)。因此在热加工时,分布在晶界上的共晶体处于熔化状态而导致钢的开裂,这种现象称为热脆。因为 Mn 与 S 能形成熔点高的 MnS(熔点为 1620℃),所以增加钢中锰的含量,可消除硫的有害作用。硫化锰在铸态下呈点状分布于钢中,高温时塑性好,热轧时易被拉成长条,使钢产生纤维组织。钢中硫的含量必须严格控制。



#### 4. 磷

磷是由矿石带入钢中的。它可以溶于铁素体中,使铁素体强化,从而使钢的强度、硬度显著增加。同时可形成脆性很大的化合物  $\text{Fe}_3\text{P}$ ,使室温下(一般为  $100^\circ\text{C}$  以下)钢的塑性和韧性急剧下降,脆性转化温度升高。这种现象称为冷脆。因此钢中含磷量应严格控制。

#### 5. 氧、氮、氢

氧对钢的机械性能不利,使强度和塑性降低,特别是氧化物( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ 、 $\text{FeO}$ 、 $\text{MnO}$ 、 $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ )夹杂,对疲劳强度有很大的影响。因此氧是有害元素。

氮的存在常导致钢的硬度、强度的提高和塑性的下降,而使脆性增大。若炼钢时用  $\text{Al}$ 、 $\text{Ti}$  脱氮,因生成  $\text{AlN}$ 、 $\text{TiN}$ ,可消除氮的脆化效应。

钢中的氢能造成氢脆、白点等缺陷,是有害杂质。

总之,杂质元素对钢的性能和质量影响很大,必须严格控制在牌号规定的范围内。

### 7.2.2 合金元素在钢中的作用

#### 1. 合金元素对钢中基本相的影响

铁素体和渗碳体是碳钢中的两个基本相,合金元素加入钢中时,可以溶于铁素体内,也可以溶于渗碳体内。与碳亲和力弱的非碳化物形成元素,如镍、硅、铝、钴等,主要溶于铁素体中形成合金铁素体。而与碳亲和力强的碳化物形成元素,如锰、铬、钼、钨、钒、铌、锆、钛等,则主要与碳结合形成合金渗碳体或碳化物。

##### (1) 形成合金铁素体

合金元素在溶入铁素体后,由于其与铁的晶格类型和原子半径有差异,必然引起铁素体晶格畸变,产生固溶强化,使铁素体的强度、硬度提高,但塑性、韧性却有下降趋势。图 7-1 和 7-2 为几种合金元素对铁素体硬度和韧性的影响。

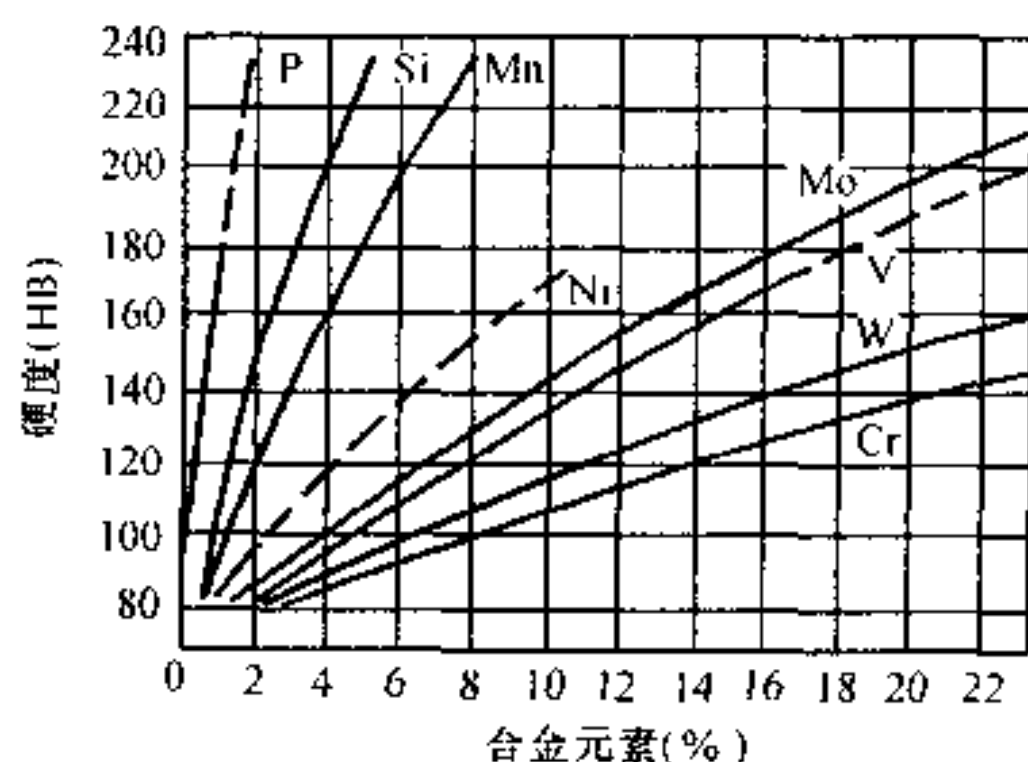


图 7-1 合金元素对铁素体硬度的影响

由图可知,硅、锰能显著地提高铁素体的强度和硬度。但含硅量超过 0.5%,含锰量超过 1.5%时,将降低其韧性。而铬与镍比较特殊,在铁素体中的含量适当时(铬 $\leq 2\%$ ,镍 $\leq 5\%$ ),在显著强化铁素体的同时仍能提高韧性。

##### (2) 形成碳化物

碳化物是钢中的重要组成相之一,碳化物的类型、数量、大小、形状及分布对钢的性能有很重要的影响。在碳钢中,在平衡状态下,可以按碳含量不同,分为亚共析钢、共析钢、过共析钢。通过热处理又可改变珠光体中  $\text{Fe}_3\text{C}$  片的大小,从而获得珠光体、索氏体、屈氏体等。

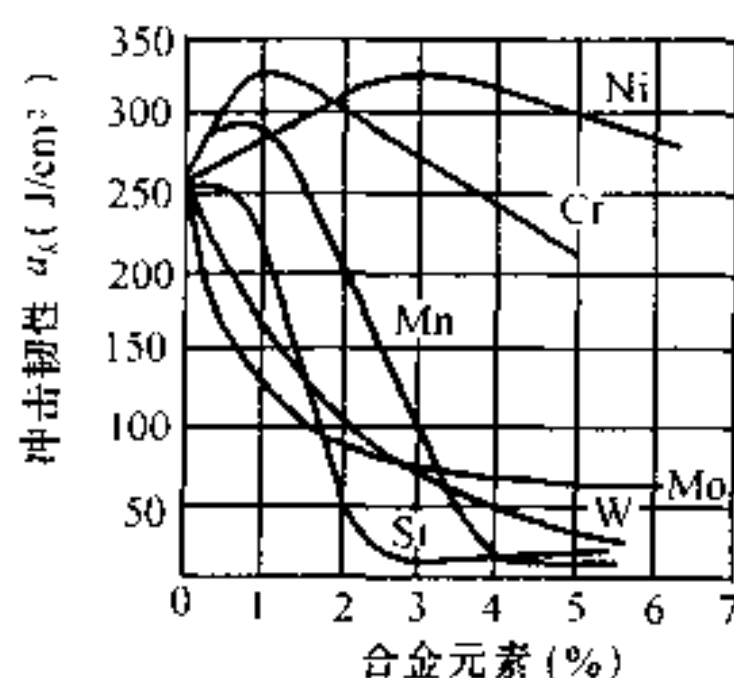


图 7-2 合金元素对铁素体冲击韧性的影响

在合金钢中,碳化物的状况显得更重要。作为碳化物形成元素,在元素周期表中都是位于铁以左的过渡族金属,越靠左,则 d 层电子数越少,形成碳化物的倾向越强。

锰是弱碳化物形成元素,与碳亲和力比铁强,溶于渗碳体中,形成合金渗碳体  $(\text{FeMn})_3\text{C}$ 。这种碳化物的熔点较低,硬度较低,稳定性较差。

铬、钼、钨属于中强碳化物形成元素,既能形成合金渗碳体,如  $(\text{FeCr})_3\text{C}$  等,又能形成各自的特殊碳化物,如  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ 、 $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ 、 $\text{MoC}$ 、 $\text{WC}$  等。这些碳化物的熔点、硬度、耐磨性以及稳定性都比较高。

铌、钒、钛是强碳化物形成元素,它们在钢中,优先形成特殊碳化物,如  $\text{VC}$ 、 $\text{NbC}$ 、 $\text{TiC}$  等。它们的稳定性最高,熔点、硬度和耐磨性也最高。

## 2. 合金元素对热处理和力学性能的影响

合金钢一般都是经过热处理后使用的,主要是通过热处理改变钢的组织来显示合金元素的作用。

### (1) 改变奥氏体区域

扩大奥氏体区域的元素有镍、锰、碳、氮等,这些元素使  $A_1$  和  $A_3$  温度降低,使 S 点、E 点向左下方移动,从而使奥氏体区域扩大。图 7-3 表示锰对奥氏体区域位置的影响。

$\text{Mn}\% > 13\%$  或  $\text{Ni}\% > 9\%$  的钢,其 S 点就能降到零点以下,在常温下仍能保持奥氏体状态,称为奥氏体钢。由于  $A_1$ 、 $A_3$  温度的降低,就直接地影响热处理加热的温度,所以锰钢、镍钢的淬火温度低于碳钢。又由于 S 点的左移,使共析成分降低,与同样含碳量的亚共析碳钢相比,组织中的珠光体数量增加,而使钢得到强化。由于 E 点的左移,又会使发生共晶转变的含碳量降低,在 C% 较低时,使钢具有莱氏体组织。如在高速钢中,虽然含碳量只有  $0.7\% \sim 0.8\%$ ,但是由于 E 点左移,在铸态下会得到莱氏体组织,成为莱氏体钢。

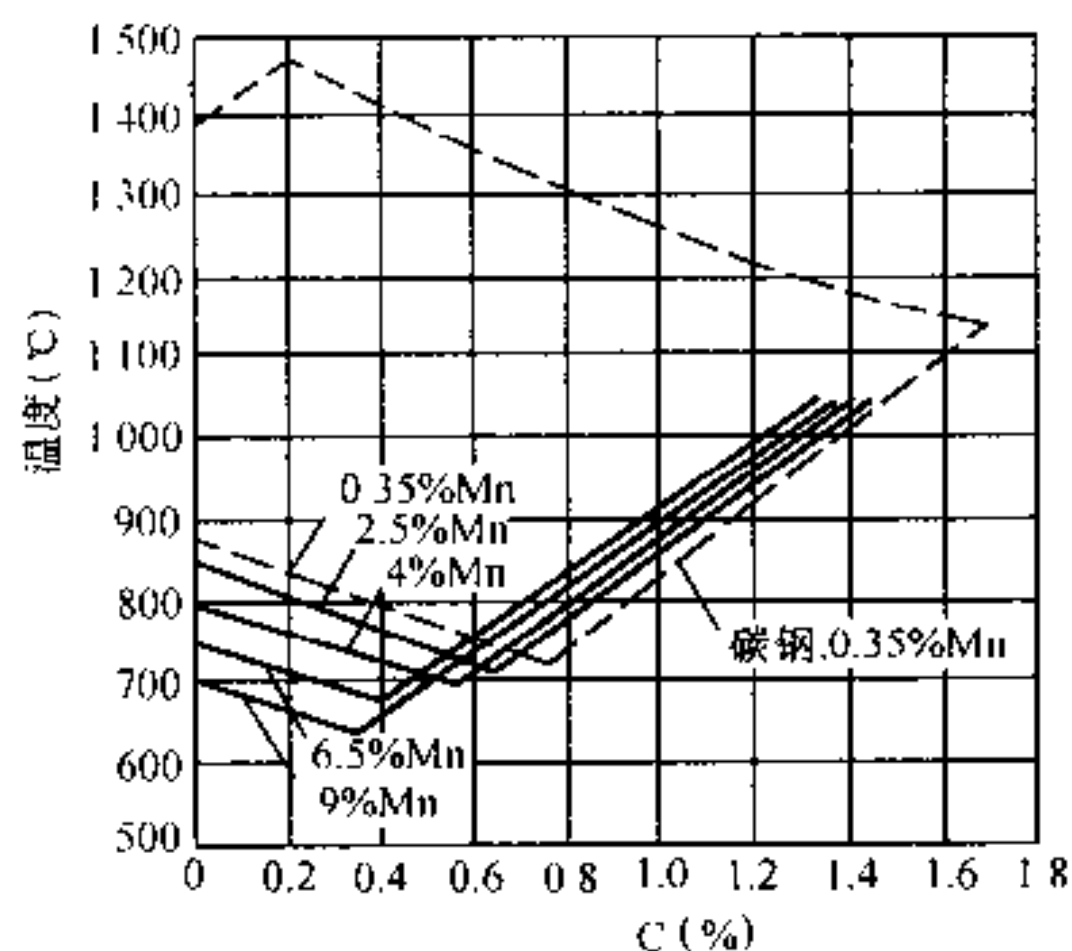


图 7-3 合金元素锰对  $\gamma$  区的影响

缩小奥氏体区域的元素有铬、钨、硅、钨等,使  $A_1$  和  $A_3$  温度升高,使 S 点、E 点向左上方移动,从而使奥氏体的淬火温度也相应地提高了。图 7-4 是铬对奥氏体区域位置的影响。当  $\text{Cr}\% > 13\%$  (含碳量趋于零) 时,奥氏体区域消失,在室温下得到单相铁素体,称为铁素体钢。

### (2) 对奥氏体化的影响

大多数合金元素(除镍、钴外)减缓奥氏体化过程。合金钢在加热时,奥氏体化的过程基本上与碳钢相同,即包括奥氏体的形核与长大,碳化物的溶解以及奥氏体均匀化这三个阶段,它是扩散型相变。钢中加入碳化物形成元素后,使这一转变减慢。一般合金钢,特别是含有强碳化物形成元素的钢,为了得到较均匀的,含有足够数量的合金元素的奥氏体,充分发挥合金元素的有益作用,就需更高的加热温度与较长的保温时间。

### (3) 细化晶粒

碳化物形成元素(如钒、钛、铌、锆等)容易形成稳定的碳化物,铝形成稳定的化合物 $AlN$ 、 $Al_2O_3$ ,它们都以弥散质点的形式分布在奥氏体晶界上,对奥氏体晶粒长大起机械阻碍作用。因此,除锰钢外,合金钢在加热时不易过热。这样有利于在淬火后获得细马氏体;有利于适当提高加热温度,使奥氏体中溶入更多的合金元素,以增加淬透性及钢的机械性能;同时也可减少淬火时变形与开裂的倾向。对渗碳零件,使用合金钢渗碳后,有可能直接淬火,以提高生产率。因此,合金钢不易过热是它的一个重要优点。

### (4) 对 C 曲线和淬透性的影响

大多数合金元素(除钴外)均使 C 曲线右移,临界冷却速度减小,从而提高钢的淬透性,通常对于合金钢就可以采用冷却能力较低的淬火剂淬火,即采用油淬火,以减少零件的淬火变形和开裂倾向。

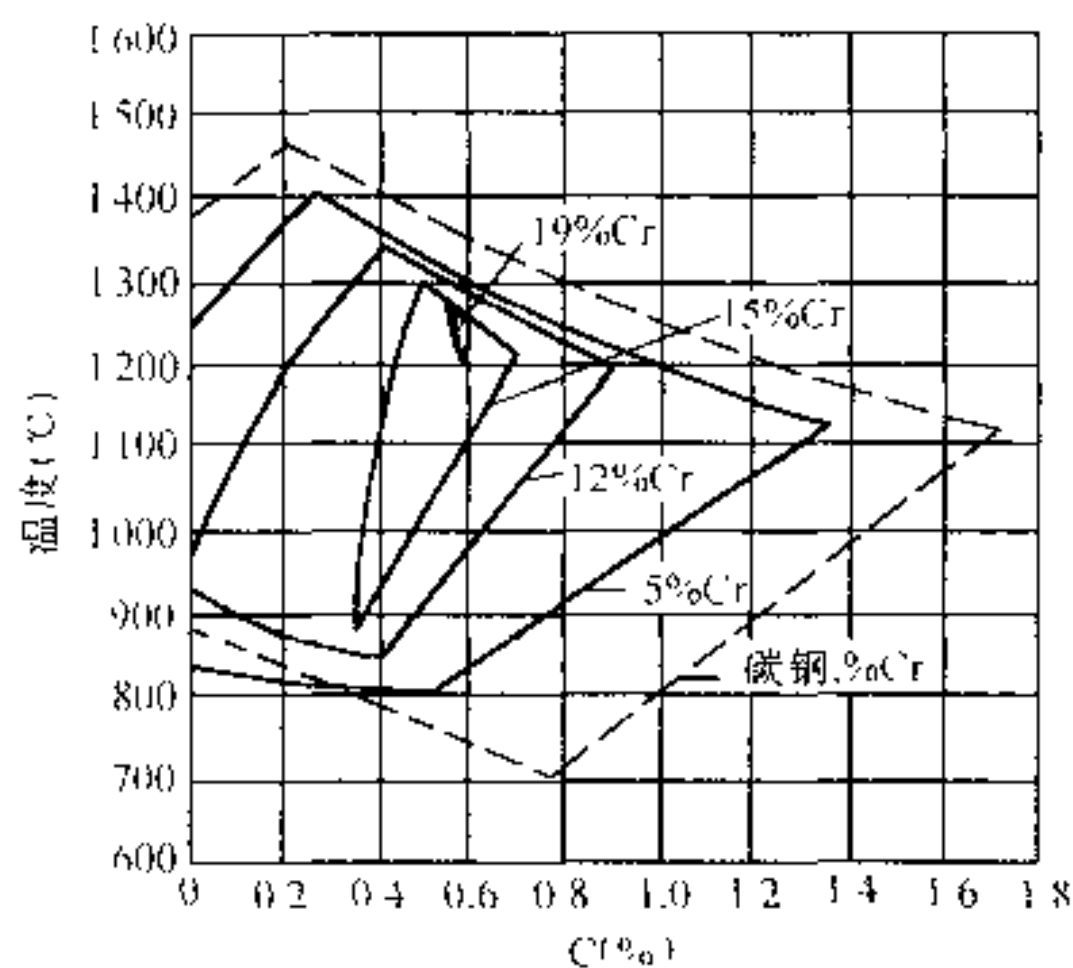


图 7-4 合金元素铬对  $\gamma$  区的影响

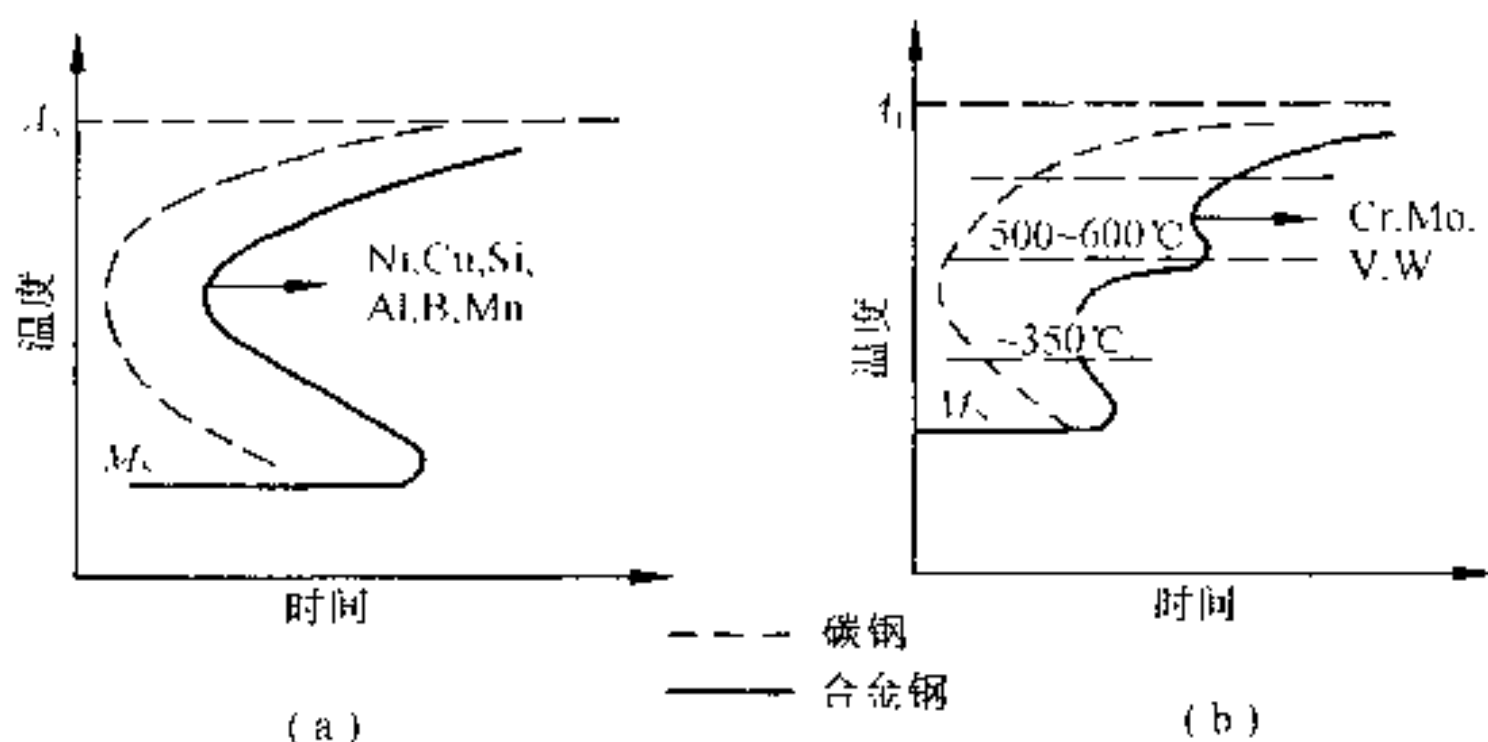


图 7-5 合金元素对 C 曲线的影响

合金元素不仅使 C 曲线位置右移,而且对 C 曲线的形状也有影响。非碳化物形成元素和弱碳化物形成元素,如镍、锰、硅等,仅使 C 曲线右移,见图 7-5(a)表示。而对于中强和强碳化物形成元素,如铬、钨、钼、钒等,溶于奥氏体后,不仅使 C 曲线右移,提高钢的淬透性,而且能改变 C 曲线的形状,将珠光体转变与贝氏体转变明显地分为两个独立的区域,见图 7-5(b)。

合金元素对钢的淬透性的影响,由强到弱可排成下列次序:钼、锰、钨、铬、镍、硅、钒。通过复合元素,采用多元少量的合金化原则,对提高的淬透性会更有效。

### (5) 提高回火稳定性

淬火钢回火时,抵抗硬度下降的能力称为回火稳定性。由于合金元素溶入马氏体,使原子扩散速度减慢,因而在回火过程中马氏体不易分解,碳化物不易析出,析出后也较难聚集长大,从而提高了钢的回火稳定性。由于合金钢的回火稳定性比碳钢高,若要求得到同样的

回火硬度时,则合金钢的回火温度应比碳钢高,回火时间也应延长,因而内应力消除得好,钢的韧性和塑性指标就高。而当回火温度相同时,合金钢的强度、硬度就比碳钢高。

碳化物形成元素如铬、钨、钼、钒等,在回火过程中有二次硬化作用,即回火时出现硬度回升的现象。二次硬化实质上是一种弥散强化。二次硬化现象对需要较高红硬性的工具钢来说具有重要意义。

## 7.3 结构钢

结构钢包括工程用钢和机器用钢两大类。工程用钢主要用于各种工程结构,它们都是用普通碳素钢和普通低合金钢制造的。这类钢具有冶炼简便、成本低,用量大的特点,这类钢使用时一般不进行热处理。而机器用钢一般都经过热处理后使用,主要用于制造机器零件,它们都是用优质碳素钢和合金结构钢制造的。

### 7.3.1 普通结构钢

#### 1. 普通碳素结构钢

##### (1) 用途

适用于一般工程用热轧钢板、钢带、型钢、棒钢等,可供焊接、铆接、栓接构件使用。

##### (2) 成分特点和钢种

普通碳素结构钢平均含碳量为 0.06% ~ 0.38%,并含有较多的有害杂质和非金属夹杂物,但能满足一般工程结构及普通零件的性能要求,因而应用较广。表 7-2 为其牌号、化学成分与力学性能。

碳素结构钢一般以热轧空冷状态供应。Q195 与 Q275 牌号的钢是不分质量等级的,出厂时同时保证力学性能和化学成分。

Q195 钢碳含量很低、塑性好,常作铁钉、铁丝及各种薄板等。Q275 钢属中碳钢,强度较高,能代替 30 钢、40 钢制造稍重要的零件。Q215、Q235、Q255 等钢,当质量等级为 A 级时,出厂时保证力学性能及硅、磷、硫等成分,其他成分不保证。若为其他等级时,力学性能及化学成分均保证。

#### 2. 普通低合金结构钢

##### (1) 用途

该类钢有高的屈服强度、良好的塑性、焊接性能及较好的耐蚀性。可满足工程上各种结构的承载大、自重轻的要求,如建筑结构、桥梁、车辆等。

##### (2) 成分特点

低合金结构钢是在碳素结构钢的基础上加入少量(不大于 3%)合金元素而制成,产品同时保证力学性能与化学成分。它含碳量(0.1% ~ 0.2%)较低,以少量锰(0.8% ~ 1.8%)为主加元素,含硅量较碳素结构钢为高,并辅加某些其他(铜、钛、钒、稀土等)合金元素。

##### (3) 热处理特点

该类钢多在热轧、正火状态下使用,组织为铁素体 + 珠光体。也有淬火成低碳马氏体或热轧空冷后获得贝氏体组织状态下使用。

##### (4) 钢种和牌号

常用普通低合金钢的钢号、成分、性能与用途见表 7-3。

表 7-2 碳素结构钢的化学成分及力学性能(摘自 GB700-88)

牌 号	等 级	化 学 成 分 (%)					力 学 性 能														
		C	Mn	Si	S	P	$\sigma_s$ (MPa)						$\sigma_b$ (MPa)	$\delta_s$ (%)							
				不 大 于					厚度(或直径)(mm)						厚度(或直径)(mm)						
				$\leq 16$	$>16$ ~40	$>40$ ~60	$>60$ ~100	$>100$ ~150	$>150$	$\leq 16$	$>16$ ~40	$>40$ ~60		$>60$ ~100	$>100$ ~150	$>150$					
Q195		0.06~0.12	0.25~0.50	0.30	0.050	0.045	(195)	(185)	—	—	—	—	315~390	33	32	—	—	—	—		
Q215	A	0.09~0.15	0.25~0.55	0.33	0.050	0.045	215	205	195	185	175	165	335~410	31	30	29	28	27	26		
	B				0.045																
Q235	A	0.14~0.22	① 0.30~0.68	0.30	0.050		235	225	215	205	195	185	375~470	26	25	24	23	22	21		
	B	0.12~0.20			0.045																
	C	$\leq 0.18$			0.040																
	D	$\leq 0.17$			0.035																
Q255	A	0.18~0.28	0.40~0.70	0.30	0.050	0.045	255	245	235	225	215	205	410~510	24	23	22	21	20	19		
	B				0.045																
Q275	—	0.28~0.38	0.50~0.80	0.35	0.050	0.045	275	265	255	245	235	225	490~610	20	19	18	17	16	15		

① Q235-A、B级沸腾钢锰含量上限为0.60%。



表 7-3 常用普通低合金钢的钢号、成分、性能及用途(摘自 YB13-69)

使用状态 及组织	等级 $\sigma_s$ (MPa)	钢号	化学成分(%)				交货 状态	力学性能 <sup>①</sup> (不小于)				用途 举例
			C	Si	Mn	其 它		$\sigma_s$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta_s$ (%)	180° 冷弯	
热轧后使用(铁素体+少量珠光体)	300	09MnV	$\leq 0.12$	0.20~0.60	0.80~1.20	V0.40~0.12	热轧	300	400	22	$d=2a$ ②	螺旋焊管、冷型钢、建筑结构
		09MnNb	$\leq 0.12$	0.20~0.60	0.80~1.20	V0.40~0.12	热轧	300	420	23	$d=2a$	机车车辆、桥梁
	350	16Mn	0.12~0.20	0.20~0.60	1.20~1.60	—	热轧	350	520	21	$d=2a$	桥梁、船舶、车辆、压力容器、建筑结构
		16MnCu	0.12~0.20	0.20~0.60	1.25~1.50	Cu0.20~0.12	热轧	350	520	21	$d=2a$	同上,耐腐蚀性较好
热轧后正火(铁素体+少量珠光体)	400	15MnV	0.12~0.18	0.20~0.60	1.20~1.60	V0.40~0.12	热轧	400	540	18	$d=3a$	高中压力容器、车辆、船舶、桥梁、起重机
		15MnTi	0.12~0.18	0.20~0.60	1.20~1.60	Ti0.12~0.20	正火	400	540	19	$d=3a$	造船钢板、压力容器、电站设备
	450	15MnVN	0.12~0.20	0.20~0.50	1.20~1.60	V0.05~0.12 N0.12~0.020	正火+回火	450	600	17	$d=2a$	大型焊接结构、大型桥梁、车、船舶、滚氨罐
正火后高温回火(贝氏体)	500	14MnMoVNB	0.10~0.16	0.17~0.37	1.10~1.60	V0.04~0.10 Mo0.30~0.60	正火+回火	500	650	16	$d=2a$	石油装置、电站装置、高压容器
	550~650	14CrMnMoVB	0.10~0.15	0.17~0.40	1.10~1.60	V0.03~0.06 Mo0.32~0.42	正火+回火	650	750	15	$d=3a$	中温锅炉、高压容器

注:①力学性能是指钢材厚度或直径 $\leq 16\text{mm}$ 者(但 15MnTi 为尺寸 $\leq 25\text{mm}$ , 15MnVN 为尺寸 $\leq 10\text{mm}$ )。

② $d$  为弯心直径,  $a$  为试样厚度。

16Mn 是这类钢的典型钢号,它发展最早、用的最多、产量最大,各种性能匹配较好,屈服强度达 350MPa,它比 Q235 钢的屈服强度高 20%~30%,故应用最广。

### 7.3.2 优质结构钢

这类钢主要用于制造各种机器零件,如轴类、齿轮、弹簧和轴承等所用的钢种,也称机器制造用钢。这类钢根据化学成分分为优质碳素结构钢与合金结构钢。

#### 1. 优质碳素结构钢

##### (1) 用途

优质碳素结构钢主要用来制造各种机器零件。

## (2)成分特点

优质碳素结构钢中磷、硫含量均小于 0.035%,非金属夹杂物也较少。根据含锰量不同,分为普通含锰量(0.25%~0.8%)及较高含锰量(0.7%~1.2%)。这类钢的纯洁度和均匀度较好,因而其综合力学性能比普通碳素结构钢优良。

## (3)钢种和牌号

常用优质碳素结构钢的牌号、化学成分和力学性能见表 7-4。

08F 塑性好,可制造冷冲压零件。10、20 冷冲压性与焊接性能良好,可作冲压件及焊接件,经过适当热处理(如渗碳)后也可制作轴、销等零件。35、40、45、50 经热处理后,可获得良好的综合力学性能,可用来制造齿轮、轴类、套筒等零件。60、65 主要用来制造弹簧。

优质碳素结构钢使用前一般都要进行热处理。

## 2. 合金结构钢

合金结构钢是机械制造、交通运输、石油化工及工程机械等方面应用最广、用量最大的一类合金钢。合金结构钢常在优质碳素结构钢的基础上加入一些合金元素而形成。合金元素加入量不大,属中、低合金钢。

### 1)渗碳钢

#### (1)用途

渗碳钢主要用于制造汽车、拖拉机中的变速齿轮,内燃机上的凸轮轴、活塞销等机器零件。工作中它们遭受强烈的摩擦和磨损,同时承受较高的交变载荷特别是冲击载荷。所以这类钢经渗碳处理后,应具有表面耐磨而心部抗冲击的特点。

#### (2)性能要求

根据使用特点,渗碳钢应具有以下性能。

①渗碳层硬度高,并具有优异的耐磨性和接触疲劳抗力,同时要有适当的塑性和韧性。

②渗碳件心部有高的韧性和足够高的强度,心部韧性不足时,在冲击载荷或过载荷作用下容易断裂;强度不足时,则硬脆的渗碳层缺乏足够的支撑,而容易碎裂、剥落。

③有良好的热处理工艺性能,在高的渗碳温度(900~950℃)下奥氏体晶粒不易长大,并且具有良好的淬透性。

#### (3)成分特点

根据性能要求,渗碳钢的化学成分考虑如下。

①低碳,含碳量一般较低,在 0.10%~0.25%之间,是为了保证零件心部有足够的塑性和韧性。

②加入提高淬透性的合金元素,以保证经热处理后心部强化并提高韧性。常加入元素有 Cr(<2%)、Ni(<4%)、Mn(<2%)等。铬还能细化碳化物,提高渗碳层的耐磨性,镍则对渗碳层和心部的韧性非常有利。另外,微量硼能显著提高淬透性。

③加入少量阻碍奥氏体晶粒长大的合金元素,主要加入少量强碳化物形成元素 V(<0.4%)、Ti(0.1%)、Mo(<0.6%)、W(<1.2%)等。形成的稳定合金碳化物,除了能防止渗碳时晶粒长大外,还能增加渗碳层硬度、提高耐磨性。

#### (4)热处理特点

以 20CrMnTi 制造的汽车变速齿轮为例。其工艺路线为:下料→锻造→正火→加工齿形→渗碳(930℃),预冷淬火(830℃)→低温回火(200℃)→磨齿。正火的目的在于改善锻造

表 7-4 优质碳素结构钢的钢号及力学性能(GB699-88)

钢 号	化 学 成 分 (%)					机 械 性 能					硬 度	
	C	Si	Mn	P	S	屈服点 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	伸长率 (%)	断面收缩率 (%)	冲击韧度 (J/cm <sup>2</sup> )	HBS	
						不 小 于					热轧钢	退火钢
05F	≤0.06	≤0.03	≤0.04	≤0.035	≤0.040	—	—	—	—	—	—	—
08F	0.05~0.11	≤0.03	0.25~0.50	≤0.040	≤0.040	180	300	35	60	—	131	—
08	0.05~0.12	0.17~0.37	0.35~0.65	≤0.035	≤0.040	200	330	33	60	—	131	—
10F	0.07~0.14	≤0.07	0.25~0.50	≤0.040	≤0.040	190	320	33	55	—	137	—
10	0.07~0.14	0.17~0.37	0.35~0.65	≤0.035	≤0.040	210	340	31	55	—	137	—
15F	0.12~0.19	≤0.07	0.25~0.50	≤0.040	≤0.040	210	360	29	55	—	143	—
15	0.12~0.19	0.17~0.37	0.35~0.65	≤0.040	≤0.040	230	380	27	55	—	143	—
20F	0.17~0.24	≤0.07	0.25~0.50	≤0.040	≤0.040	230	390	27	55	—	156	—
20	0.17~0.24	0.17~0.37	0.35~0.65	≤0.040	≤0.040	250	420	25	55	—	156	—
25	0.22~0.30	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	280	460	23	50	90	170	—
30	0.27~0.35	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	300	500	21	50	80	179	—
35	0.32~0.40	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	320	540	20	45	70	187	—
40	0.37~0.45	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	340	580	19	45	60	217	187
45	0.42~0.50	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	360	610	16	40	50	241	197
50	0.47~0.55	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	380	640	14	40	40	241	207
55	0.52~0.60	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	390	660	13	35	—	255	217
60	0.57~0.65	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	410	690	12	35	—	255	229
65	0.62~0.70	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	420	710	10	30	—	255	229
70	0.67~0.75	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	430	730	9	30	—	269	229
75	0.72~0.80	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	900	1 100	7	20	—	285	241
80	0.77~0.85	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	950	1 100	6	30	—	285	241
85	0.82~0.90	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.040	≤0.040	1 000	1 150	6	30	—	302	255
15Mn	0.12~0.19	0.17~0.37	0.70~1.00	≤0.040	≤0.040	250	420	26	55	—	163	—
20Mn	0.17~0.24	0.17~0.37	0.70~1.00	≤0.040	≤0.040	280	460	24	50	—	197	—
25Mn	0.22~0.30	0.17~0.37	0.70~1.00	≤0.040	≤0.040	300	500	22	50	90	207	—
30Mn	0.27~0.35	0.17~0.37	0.70~1.00	≤0.040	≤0.040	320	550	20	45	80	217	187
35Mn	0.32~0.40	0.17~0.37	0.70~1.00	≤0.040	≤0.040	340	570	18	45	70	229	197
40Mn	0.37~0.45	0.17~0.37	0.70~1.00	≤0.040	≤0.040	360	600	17	45	60	229	207
45Mn	0.42~0.50	0.17~0.37	0.70~1.00	≤0.040	≤0.040	380	630	15	40	50	241	217
50Mn	0.48~0.56	0.17~0.37	0.70~1.00	≤0.040	≤0.040	400	660	13	40	40	255	217
60Mn	0.57~0.65	0.17~0.37	0.70~1.00	≤0.040	≤0.040	420	710	11	35	—	269	229
65Mn	0.62~0.70	0.17~0.37	0.90~1.20	≤0.040	≤0.040	440	750	9	30	—	285	229
70Mn	0.67~0.75	0.17~0.37	0.90~1.20	≤0.040	≤0.040	460	800	8	30	—	285	229

组织,保持合适的加工硬度(HB170~210),其组织为索氏体+铁素体。齿轮在使用状态下的组织为:由表面往心部为回火马氏体+碳化物颗粒+残余奥氏体→回火马氏体+残余奥氏体→……而心部的组织分两种情况,在淬透时为低碳马氏体+铁素体。

#### (5) 钢种及牌号

常用渗碳钢的钢号、热处理工艺规范及力学性能见表7-5。

表 7-5 常用渗碳钢(900~950)渗碳钢号、渗碳热处理工艺规范及力学性能

钢 号	毛坯 尺寸 (mm)	热 处 理					力 学 性 能				
		淬火温度 (℃)		冷却 介质	回火 温度 (℃)	冷却 介质	$\sigma_b$	$\sigma_s$	$\delta_5$	$\psi$	$a_k$
		第一次	第二次				(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	(J/cm <sup>2</sup> )
15	25	900		空气			380	230	27	55	
20	25	880		空气			420	250	25	55	
15Mn2	15	900		空气			600	350	17	40	
20Mn2	15	850		水,油	200	水,空气	800	600	10	40	60
20MnVB	15	860		油	200	水,空气	1 100	900	10	45	70
15CrMn	15	880		油	200	水	800	600	12	50	60
20CrMn	15	850		油	200	水	950	750	10	45	60
20CrMnTi	15	880	870	油	200	水,空气	1 100	850	10	45	70
30CrMnTi	15	880	850	油	200	水,空气	1 500		9	40	60
20CrMo	15	860		水,油	500	水	900	700	12	50	100
15CrMnMo	15	850		油	200	水,空气	950	700	11	50	90
20CrMnMo	15	880		油	200	水,空气	1 200	900	10	45	70
15Cr	15	880	800	水,油	200	水	750	500	11	45	70
20Cr	15	880	800	水,油	200	水	850	550	10	40	60
20CrNi	25	850		水,油	460	水,油	800	600	10	50	80
12CrNi3	15	860	780	油	200	水	950	700	11	50	90
12CrNi4	15	860	780	油	200	水	1 100	850	10	50	90
18CrNi4WA	15	950	850	空气	200	水,空气	1 200	850	0	45	100

碳素渗碳钢,多用15、20钢。这类钢价格便宜,但淬透性低,导致渗碳、淬回火后心部强度、表层耐磨性均不够高。主要用于尺寸小,载荷轻,要求耐磨的零件。

合金渗碳钢,常按淬透性大小分为三类。

低淬透性渗碳钢,水淬临界淬透直径为20~35mm。典型钢种为20Mn2、20Cr、20MnV等。用于制造受力不太大,要求耐磨并承受冲击的小型零件。

中淬透性渗碳钢,油淬临界淬透直径约为25~60mm。典型钢种有20CrMnTi、12CrNi3、20MnVB等,用于制造尺寸较大、承受中等载荷、重要的耐磨零件,如汽车中齿轮。

高淬透性渗碳钢,油淬临界淬透直径约100mm以上,属空冷也能淬成马氏体的马氏体

钢。典型钢种有 12Cr2Ni4、20Cr2Ni4、18Cr2Ni4WA 等,用于制造承受重载与强烈磨损的极为重要的大型零件,如航空发动机及坦克齿轮。

## 2)调质钢

### (1)用途

调质钢经热处理后具有高的强度和良好的塑性、韧性,即良好的综合力学性能。广泛用于制造汽车、拖拉机、机床和其它机器上的各种重要零件,如齿轮、轴类件、连杆、高强螺栓等。

### (2)性能要求

调质钢件大多承受多种和较复杂的工作载荷,要求具有高水平的综合力学性能,但不同零件受力状况不同,其性能要求有所差别。截面受力均匀的零件如连杆,要求整个截面都有较高的强韧性。受力不均匀的零件,如承受扭转或弯曲应力的传动轴,主要要求受力较大的表面区有较好的性能,心部要求可低些。

### (3)成分特点

为了达到强度和韧性的良好配合,合金调质钢的成分设计如下。

#### ①中碳

含碳量一般在 0.25%~0.50%之间,以 0.40%居多。碳量过低,不易淬硬,回火后强度不足;碳量过高则韧性不够。

#### ②加入提高淬透性的合金元素 Cr、Mn、Si、Ni、B 等

调质件的性能水平与钢的淬透性密切有关。尺寸较小时,碳素调质钢与合金调质钢的性能差不多,但当零件截面尺寸较大而不能淬透时,其性能与合金钢相比就差的很远了。45 钢和 40Cr 钢相比,40Cr 的强度要比 45 钢高许多,同时具有良好的塑性和韧性。

#### ③加入 Mo、W 消除回火脆性

含 Ni、Cr、Mn 的合金调质钢,高温回火慢冷时容易产生第二类回火脆性。合金调质钢一般用于制造大截面零件,由快冷来抑制这类回火脆性往往有困难。因此常加入 Mo、W 来防止,其适宜含量约为 0.15%~0.30%Mo 或 0.8%~1.2%W。

### (4)热处理特点

以东方红-75 拖拉机的连杆螺栓为例,材质为 40Cr,工艺路线为:下料→锻造→退火→粗机加工→调质→精机加工→装配。在工艺路线中,预备热处理采用退火(或正火),其目的是改善锻造组织、消除缺陷、细化晶粒;调整硬度,便于切割加工;为淬火做好组织准备。

调质工艺采用 830℃加热、油淬得到马氏体组织,然后在 525℃回火。为防止第二类回火脆性,在回火的冷却过程中采用水冷,最终使用状态下的组织为回火索氏体。

对于调质钢,有时除要求综合力学性能高之外,还要求表面耐磨,则在调质后可进行表面淬火或氮化处理。这样在得到表面硬化层的同时,心部仍保持综合力学性能高的回火索氏体组织。

### (5)钢种及牌号

常用调质钢的牌号、成分、热处理、性能与用途见表 7-6。它在机械制造业中应用相当广泛,按其淬透性的高低,可分为三类。

#### ①低淬透性调质钢

这类钢的油淬临界直径最大为 30~40mm,最典型的钢种是 40Cr,广泛用于制造一般尺



表 7-6 常用调质钢的钢号、成分、热处理、性能及用途

类别	钢 号	化 学 成 分 %								热 处 理			力 学 性 能					退火或高温回火态 HBS	用 途
		C	Si	Mn	Mo	W	Cr	Ni	其它	淬火 ℃	回火 ℃	毛坯尺寸 (mm)	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	$\psi$ (%)	$A_k$ (J)		
碳素调质钢	45	0.42~0.50	0.17~0.37	0.50~0.80						830~840	580~640	<100	≥600	≥355	≥16	≥40		167	主轴、曲轴、齿轮
低淬透性	40Cr	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80			0.80~1.10			850	520	25	980	785	≥9	≥45	47	207	轴类、连杆、螺栓、重要齿轮等
	40MnB	0.37~0.44	0.17~0.37	1.10~1.40				B 0.005~0.0085		850	500	25	980	785	≥9	≥45	47	207	主轴、曲轴、齿轮
	40MnVB	0.37~0.44	0.17~0.37	1.10~1.40				V 0.05~0.10 B 0.005~0.0085		850	520	25	980	785	≥10	≥45	45	207	可代替 40Cr 及部分代替 40CrNi 做重要零件
	38CrSi	0.35~0.43	1.00~1.30	0.30~0.60			1.30~1.60			900	600	25	980	835	≥12	≥50	55	225	大载荷轴类、车辆上的调质件
中等淬透性	30CrMnSi	0.27~0.34	0.90~1.20	0.80~1.10			0.80~1.10			880	520	25	1 080	885	≥10	≥45	≥39	229	高强度钢、高速载荷轴类
	35CrMo	0.32~0.40	0.17~0.37	0.40~0.70	0.15~0.25		0.80~1.10			850	550	25	980	835	≥12	≥45	63	229	重要调质件、曲轴、连杆、大截面轴等
	38CrMoAl	0.35~0.42	0.20~0.45	0.30~0.60	0.15~0.25			Al 0.90~1.10		940	640	30	980	835	≥14	≥50	71		氮化零件、镗杆、缸套等
	37CrNi3	0.34~0.41	0.17~0.37	0.30~0.60			1.20~1.60	3.00~3.50		820	500	25	1 130	980	≥10	≥50	47	269	大截面并需高强度、高韧性零件
高淬透性	40CrMnMo	0.37~0.45	0.17~0.37	0.90~1.20	0.20~0.30		0.90~1.20			850	600	25	980	785	≥10	≥45	63	217	相当于 40CrNiMo
	25Cr2Ni4WA	0.21~0.28	0.17~0.37	0.30~0.60		0.80~1.20	1.35~1.65	4.00~4.50		850	550	25	1 080	930	≥11	≥45	71	269	高级调质钢力学性能要求高的大截面零件
	40CrNiMoA	0.37~0.44	0.17~0.37	0.50~0.80	0.15~0.25		0.60~0.90	1.25~1.65		850	600	25	980	835	≥12	≥55	78	269	高强度零件、飞机发动机轴等

寸的重要零件。40MnB、40MnVB 钢是为节省铬而发展的代用钢,40MnB 的淬透性稳定较差,切削加工性能也差一些。

### ②中淬透性调质钢

这类钢的油淬临界直径最大为 40~60mm,含有较多合金元素。典型牌号有 35CrMo 等,用于制造截面较大的零件,例如曲轴、连杆等。加入钼不仅使淬透性显著提高,而且可以防止回火脆性。

### ③高淬透性调质钢

这类钢的油淬临界直径为 60~160mm,多半是铬镍钢。铬、镍的适当配合,可大大提高淬透性,并获得优良的机械性能,例如 37CrNi3,但对回火脆性十分敏感,因此不宜于作大截面零件。铬镍钢中加入适当的钼,例如 40CrNiMo 钢,不仅具有最好的淬透性和冲击韧性,还可消除回火脆性,用于制造大截面、重载荷的重要零件,如汽轮机主轴、叶轮、航空发动机轴等。

## 3)弹簧钢

### (1)用途

弹簧钢是一种专用结构钢,主要用于制造各种弹簧和弹性元件。

### (2)性能要求

弹簧是利用弹性变形吸收能量以缓和震动和冲击,或依靠弹性储能来起驱动作用。根据工作要求,弹簧钢应有以下性能。

#### ①高的弹性极限 $\sigma_e$

以保证弹簧具有高的弹性变形能力和弹性承载能力,为此应具有高的屈服强度  $\sigma_s$  或屈服比  $\sigma_s/\sigma_b$ 。

#### ②高的疲劳极限 $\sigma_r$

因弹簧一般在交变载荷下工作。 $\sigma_b$  愈高, $\sigma_r$  也相应愈高。另外,表面质量对  $\sigma_r$  影响很大,弹簧钢表面不应有脱碳、裂纹、折叠、斑疤和夹杂等缺陷。

#### ③足够的塑性和韧性,以免受冲击时发生脆断。

此外,弹簧钢还应有较好的淬透性,不易脱碳和过热,容易绕卷成形等。

### (3)成分特点

弹簧钢的化学成分有以下特点。

#### ①中、高碳

为了保证高的弹性极限和疲劳极限,因而具有高的强度。弹簧钢的含碳量应比调质钢高,合金弹簧钢一般含碳为 0.45%~0.70%,碳素弹簧钢一般 0.6%~0.9%。

#### ②加入以 Si 和 Mn 为主的提高淬透性的元素

Si 和 Mn 主要是提高淬透性,同时也提高屈服比,而以 Si 的作用最突出。但它热处理时促进表面脱碳,Mn 则使钢易于过热。因此,重要用途的弹簧钢,必须加入 Cr、V、W 等元素,例如 Si-Cr 弹簧钢表面不易脱碳。Cr-V 弹簧钢晶粒细不易过热,耐冲击性能好,高温强度也较高。

### (4)热处理特点

按弹簧的加工工艺不同,可分为冷成型弹簧和热成型弹簧两种。

### ①热成型弹簧

用热轧钢丝或钢板成形,然后淬火加中温(450~550℃)回火,获得回火屈氏体组织,具有很高的屈服强度特别是弹性极限,并有一定的塑性和韧性。这类弹簧一般是较大型的弹簧。

### ②冷成型弹簧

小尺寸弹簧一般用冷拔弹簧钢丝(片)卷成。这有三种制造方法。

a.冷拔前进行“淬铅”处理,即加热到 $AC_3$ 以上,然后在450~550℃的熔铅中等温淬火。淬铅钢丝强度高,塑性好,具有适于冷拔的索氏体组织。经冷拔后弹簧钢丝的屈服强度可达1600MN/m<sup>2</sup>以上。弹簧绕卷成形后不再淬火,只进行消除应力的低温(200~300℃)退火,并使弹簧定形。

b.冷拔至要求尺寸后,利用淬火(油淬)加回火来进行强化,再冷绕成弹簧,并进行去应力回火,之后不再热处理。

c.冷拔钢丝退火后,冷绕成弹簧,再进行淬火和回火强化处理。汽车板簧经喷丸处理后,使用寿命可提高几倍。

### (5)钢种和牌号

常用弹簧钢的牌号、成分、热处理及用途见表7-7。

碳素弹簧钢包括65、85、65Mn等。这类钢经热处理后具有一定的强度和适当的韧性,且价格较合金弹簧钢便宜,但淬透性差。

合金弹簧钢中常见的是60Si2Mn。它有较强的淬透性,油淬临界直径为20~30mm。

50CrVA钢不仅有良好的回火稳定性,且淬透性更高,油淬临界直径达30~50mm。

### 4)滚动轴承钢

#### (1)用途

轴承钢主要用来制造滚动轴承的滚动体(滚珠、滚柱、滚针)、内外套圈等,属专用结构钢。从化学成分上看它属于工具钢,所以也用于制造精密量具、冷冲模、机床丝杠等耐磨件。

#### (2)性能要求

轴承元件的工况复杂而苛刻,因此对轴承钢的性能要求很严,主要是三方面。

##### ①高的接触疲劳强度

轴承元件的压应力高达1500~5000MPa;应力交变次数每分钟达几次甚至更多,往往造成接触疲劳破坏,产生麻点或剥落。

##### ②高的硬度和耐磨性

滚动体和套圈之间不但有滚动摩擦,而且有滑动摩擦,轴承也常常因过度磨损而破坏,因此具有高而均匀的硬度。硬度一般应为HRC62~64。

##### ③足够的韧性和淬透性。

#### (3)成分特点

##### ①高碳

为了保证轴承钢的高硬度、高耐磨性和高强度,碳含量应较高,一般为0.95%~1.1%。

##### ②铬为基本合金元素

铬能提高淬透性。它的渗碳体(FeCr)<sub>3</sub>C呈细密,均匀分布,能提高钢的耐磨性特别是接触疲劳强度。但Cr含量过高会增大残余奥氏体量和碳化物分布的不均匀性,使钢的硬度

和疲劳强度反而降低。适宜含量为 0.4%~1.65%。

表 7-7 常用弹簧钢的钢号、成分、热处理、力学性能(摘自 GB1222-75)及用途

种类	钢号	化学成分(%)						热处理		力学性能(不小于)				用途举例
		C	Si	Mn	Cr	V	其它	淬火 ℃	回火 (℃)	$\sigma_s$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta_{10}$ (%)	$\psi$ (%)	
碳 钢	65	0.62~0.70	0.17~0.37	0.50~0.80	—	—	—	840 油	500	800	1 000	9	35	小 手 φ12mm 的 一般机器上 的弹簧,或 拉成钢丝作 小型机械弹 簧
	85	0.82~0.90	0.17~0.37	0.50~0.80	—	—	—	820 油	480	1 000	1 150	6	30	同 上
	65Mn	0.62~0.70	0.17~0.37	0.09~1.20	—	—	—	830 油	540	800	1 000	8	30	同 上
合 金 弹 簧 钢	55Si- -2Mn	0.52~0.60	1.50~2.00	0.60~0.90	—	—	—	870 油	480	1 200	1 300	6	30	φ20~25mm 弹簧工作温 度 低 于 230℃
	60Si- -2Mn	0.56~0.60	1.50~2.00	0.60~0.90	—	—	—	870 油	480	1 200	1 300	5	25	φ25~30mm 弹簧,工作 温度 低 于 300℃
	50Cr VA	0.46~0.54	0.17~0.37	0.50~0.80	0.80~1.10	0.10~0.20	—	850 油	500	1 150	1 300	10 ( $\delta_5$ )	40	φ30~50mm 弹簧,工 作 温 度 低 于 210℃ 的 气 阀 弹 簧
	60Si- -2Cr VA	0.56~0.64	1.40~1.80	0.40~0.70	0.90~1.20	0.10~0.20	—	850 油	410	1 700	1 900	6 ( $\delta_5$ )	20	φ < 50mm 弹簧,工 作 温 度 低 于 250℃
	55Si- -Mn MoV	0.52~0.60	0.90~1.20	1.00~1.30	—	0.08~0.15	Mo 0.20~0.30	880 油	550	1 300	1 400	6	30	φ < 75mm 弹簧,重 型 汽 车、越 野 汽 车 大 截 面 板 簧

③加入硅、锰、钒等

Si、Mn 进一步提高淬透性,便于制造大型轴承。V 部分溶于奥氏体中,部分形成碳化物(VC),提高钢的耐磨性并防止过热。无 Cr 钢中皆含有 V。

④纯度要求极高

规定 S<0.02%, P<0.027%。非金属夹杂对轴承钢的性能尤其是接触疲劳性能影响很大,因此轴承钢一般采用电冶炼,为了提高纯度并采用真空脱氧等冶炼技术。

(4)热处理特点

①球化退火

目的不仅是降低钢的硬度,以利切削加工,更重要的是获得细的球状珠光体和均匀分布的过剩的细粒状碳化物,为零件的最终热处理作组织准备。

## ②淬火和低温回火

淬火温度要求十分严格,温度过高会过热、晶粒长大,使韧性和疲劳强度下降,且易淬裂和变形;温度过低,则奥氏体中溶解的铬量和碳量不够,钢淬火后硬度不足。如图 7-19 所示,GCr15 钢的淬火温度应严格控制在 820~840℃ 范围内,回火温度一般为 150~160℃。

精密轴承必须保证在长期存放和使用中不变形。引起尺寸变化的原因主要是存在有内应力和残余奥氏体发生转变。为了稳定尺寸,淬火后可立即进行“冷处理”(-60~-80℃),并在回火和磨削加工后,进行低温时效处理(于 120~130℃ 保温 5~10 小时)。

## (5)钢种和牌号

常用滚动轴承钢的钢号、成分、热处理和用途见表 7-8。

表 7-8 滚动轴承钢的钢号、成分、热处理和用途

钢 号	主要化学成分(%)							热处理规范			主要用途
	C	Cr	Si	Mn	V	Mo	RE	淬火(℃)	回火(℃)	回火后(HRC)	
GCr6	1.05~1.15	0.40~0.70	0.15~0.35	0.20~0.40				800~820	150~170	62~66	< 10mm 的滚珠、滚柱和滚针
GCr9	1.0~1.10	0.9~1.2	0.15~0.35	0.20~0.40				800~820	150~170	62~66	20 毫米以内的各种滚动轴承
GCr9SiMn	1.0~1.10	0.9~1.2	0.40~0.70	0.90~1.20				810~830	150~200	61~65	壁厚<14mm 外径<250mm 的轴承套、25~50mm 的钢球、直径 25mm 左右滚柱等
GCr15	0.95~1.05	1.30~1.65	0.15~0.35	0.20~0.40				820~840	150~160	62~66	与 GCr9SiMn 同
GCr15SiMn	0.95~1.05	1.30~1.65	0.40~0.65	0.90~1.20				820~840	170~200	>62	壁厚≥14mm, 外径 250mm 的套圈。直径 20~200mm 的钢球、其他同 GCr15
*GMnMoVRE	0.95~1.05		0.15~0.40	1.10~1.40	0.15~0.25	0.4~0.6	0.07~0.10	770~810	170±5	≥62	代 GCr15 用于军工和民用方面的轴承
*GSiMnMnV	0.95~1.10		0.45~0.65	0.75~1.05	0.2~0.3	0.2~0.4		780~820	175~200	≥62	与 GMnMoVRE 同

我国轴承钢分两类。

### ①铬轴承钢

最有代表性的是 GCr15,使用量占轴承钢的绝大部分。由于淬透性不很高,多用于制造中、小型轴承,也常用来制造冷冲模、量具、丝锥等。

### ②添加 Mn、Si、Mo、V 的轴承钢

在铬轴承钢中加入 Si、Mn 可提高淬透性,如 GCr15SiMn 钢等,用于制造大型轴承。为了节省铬,加入 Mo、V 可得到无铬轴承钢,如 GSiMnMoV、GSiMnMoVRE 等,其性能与 GCr15 相近。



## 7.4 工具钢

工具钢是用来制造刀具、模具和量具的钢。

按化学成分分为碳素工具钢、低合金工具钢、高合金工具钢等。

按用途分为刃具钢、模具钢、量具钢。

### 7.4.1 刃具钢

#### 1. 刃具钢

##### (1) 用途

主要用于制造车刀、铣刀、钻头、等金属切削刀具。

##### (2) 性能要求

刃具切削时受工件的压力,刃部与切屑之间发生强烈的摩擦。由于切削发热,刃部温度可达  $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 。此外,还承受一定的冲击和震动。因此对刃具钢提出如下基本性能要求。

##### ① 高硬度

切削金属材料所用刀具的硬度、一般都在 HRC60 以上。

##### ② 高耐磨性

耐磨性直接影响刀具的使用寿命和加工效率。高的耐磨性取决于钢的高硬度和其中碳化物的性质、数量、大小及分布。

##### ③ 高热硬性

刀具切削时必须保证刃部硬度不随温度的升高而明显降低。钢在高温下保持高硬度的能力称为热硬性或红硬性。热硬性与钢的回火稳定性和特殊碳化物的弥散析出有关。

##### ④ 足够的塑性和韧性

防止刃具受冲击或震动时折断和崩刃。

#### 2. 碳素工具钢

##### (1) 成分特点

碳素工具钢是含碳量为  $0.65\%\sim 1.35\%$  的高碳钢。该钢的碳含量范围可保证淬火后有足够高的硬度。虽然该类钢淬火后硬度相近,但随碳含量增加,未溶渗碳体增多,使钢耐磨性增加,而韧性下降。故不同牌号的该类钢所承制的刃具亦不同。高级优质碳素工具钢淬裂倾向较小,宜制造形状复杂的刃具。

##### (2) 热处理特点

碳素工具钢的预备热处理为球化退火,在锻、轧后进行,目的是降低硬度、改善切削加工性能,并为淬火做组织准备。最终热处理是淬火+低温回火。淬火温度为  $780^{\circ}\text{C}$ ,回火温度为  $180^{\circ}\text{C}$ ,组织为回火马氏体+粒状渗碳体+少量残余奥氏体。

碳素工具钢的缺点是淬透性低,截面大于  $10\sim 12\text{mm}$  的刃具仅表面被淬硬;其红硬性也低,温升达  $200^{\circ}\text{C}$  后硬度明显降低,丧失切削能力;且淬火加热易过热,致使钢的强度、塑、韧性降低。因此,该类钢仅用来制造截面较小、形状简单、切削速度较低的刃具,用来加工低硬度材料。

##### (3) 钢种和牌号

碳素工具钢的牌号、成分及用途见表 7-9。

表 7-9 碳素工具钢的钢号、成分及用途

钢 号	化学成分(%)			硬 度		用途举例
	C	Si	Mn	供应状态 HB(不大于)	淬火后 <sup>1</sup> HRC(不小于)	
T7	0.65~	≤0.35	≤0.40	187	62	承受冲击,韧性较好、硬度适当的工具,如扁铲、手钳、大锤、改锥、木工工具
T7A	0.74					
T8	0.75~	≤0.35	≤0.40	187	62	承受冲击,要求较高硬度的工具,如冲头、压缩空气工具、木工工具
T8A	0.84					
T8Mn	0.80~	≤0.35	0.40~	187	62	同上,但淬透性较大,可制断面较大的工具
T8MnA	0.90		0.60			
T9	0.85~	≤0.35	≤0.40	192	62	韧性中等、硬度高的工具,如冲头、木工工具、凿岩工具
T9A	0.94					
T10	0.95~	≤0.35	≤0.40	197	62	不受剧烈冲击、高硬度耐磨的工具,如车刀、刨刀、丝锥、钻头、手锯条
T10A	1.04					
T11	1.05~	≤0.35	≤0.40	207	62	同 上
T11A	1.14					
T12	1.15~	≤0.35	≤0.40	207	62	不受冲击、要求高硬度耐磨的工具,如锉刀、刮刀、精车刀、丝锥、量具
T12A	1.24					
T13	1.25~	≤0.35	≤0.40	217	62	同上,要求更耐磨的工具,如刮刀、剃刀
T13A	1.35					

注:①淬火后硬度不是指用途举例中各种工具的硬度,而是指碳素工具材料在淬火后的最低硬度。

### 3. 低合金刃量钢

#### (1)成分特点

##### ①高碳

保证刃具有高的硬度和耐磨性。碳含量为 0.9%~1.1%。

##### ②加入 Cr、Mn、Si、W、V 等合金元素

Cr、Mn、Si 主要是提高钢的淬透性, Si 还能提高回火稳定性; W、V 能提高硬度和耐磨性,并防止加热时过热,保持晶粒细小。

#### (2)热处理特点

预备热处理为锻造后进行球化退火。最终热处理为淬火+低温回火,其组织为回火马氏体+未溶碳化物+残余奥氏体。

与碳素工具钢相比较,由于合金元素的加入,淬透性提高了,因此可采用油淬火。淬火变形和开裂倾向小。

#### (3)钢种和牌号

典型钢种见表 7-10。

Cr2 钢,含碳量高,加入 Cr 后显著提高淬透性,减少变形与开裂倾向,碳化物细小均匀,使钢的强度和耐磨性提高。可制造截面较大(20~30mm),形状较复杂的刀具,如车刀、铰刀、刨刀等。

9SiCr 钢,有更高的淬透性和回火稳定性。其工作温度可达 250~300℃。适宜制造形状复杂变形小的刀具,特别是薄刃者,如板牙、丝锥、钻头等。但该钢脱碳倾向大,退火硬度

较高,切削性能较差。

#### 4. 高速钢

高速钢是高合金刀具钢,具有很高的热硬性,在高速切削的刃部温度达  $600^{\circ}\text{C}$  时,硬度无明显下降。

##### (1) 成分特点

###### ① 高碳

碳含量在 0.70% 以上,最高可达 1.5% 左右,它一方面要保证能与 W、Cr、V 等形成足够数量的碳化物;另一方面还要有一定数量的碳溶于奥氏体中,以保证马氏体的高硬度。

###### ② 加入铬提高淬透性

几乎所有高速钢的含铬量均为 4% 左右。铬的碳化物( $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$ )在淬火加热时几乎全部溶于奥氏体中,增加过冷奥氏体的稳定性,大大提高钢的淬透性。铬还提高钢的抗氧化、脱碳能力。

###### ③ 加入钨

钨保证高的热硬性。退火状态下 W 或  $\text{Mo}$  主要以  $\text{M}_6\text{C}$  型的碳化物形式存在。淬火加热时,一部分  $(\text{Fe}, \text{W})_6\text{C}$  等碳化物溶于奥氏体中,淬火后存在于马氏体中。在  $560^{\circ}\text{C}$  左右回火时,碳化物以  $\text{W}_2\text{C}$  或  $\text{Mo}_2\text{C}$  形式弥散析出,造成二次硬化。这种碳化物在  $500\sim 600^{\circ}\text{C}$  温度范围内非常稳定,不易聚集长大,从而使钢产生良好的热硬性。淬火加热时,未溶的碳化物能起阻止奥氏体晶粒长大及提高耐磨性的作用。

###### ④ 加入钒提高耐磨性

V 形成的碳化物 VC(或  $\text{V}_4\text{C}_3$ )非常稳定,极难溶解,硬度较高(大大超过  $\text{W}_2\text{C}$  的硬度)且颗粒细小,分布均匀,因此对提高钢的硬度和耐磨性有很大作用。钒也产生二次硬化,但因总含量不高,对提高热硬性的作用不大。

##### (2) 热处理特点

现以应用较广泛的 W18Cr4V 钢为例,说明高速钢以加工及热处理特点。

W18Cr4V 钢在工厂中得到了广泛的应用,适于制造一般高速切削用车刀、刨刀、钻头、铣刀等。下面就以 W18Cr4V 钢制造的盘形齿轮铣刀为例,说明其热处理工艺方法的选定和工艺路线的安排。

盘形齿轮铣刀(图 7-6)的主要用途是铣制齿轮。在工作过程中,齿轮铣刀往往会磨损变钝而失去切削能力,因此要求齿轮铣刀经淬火回火后,应保证具有高硬度(刃部硬度要求为 HRC63~65)、高耐磨性及热硬性。为了满足上述性能要求,根据盘形齿轮铣刀的规格(模数  $m=3$ )和 W18Cr4V 钢成分的特点来选定热处理工艺方法和安排工艺路线。

盘形齿轮铣刀生产过程的工艺路线如下:

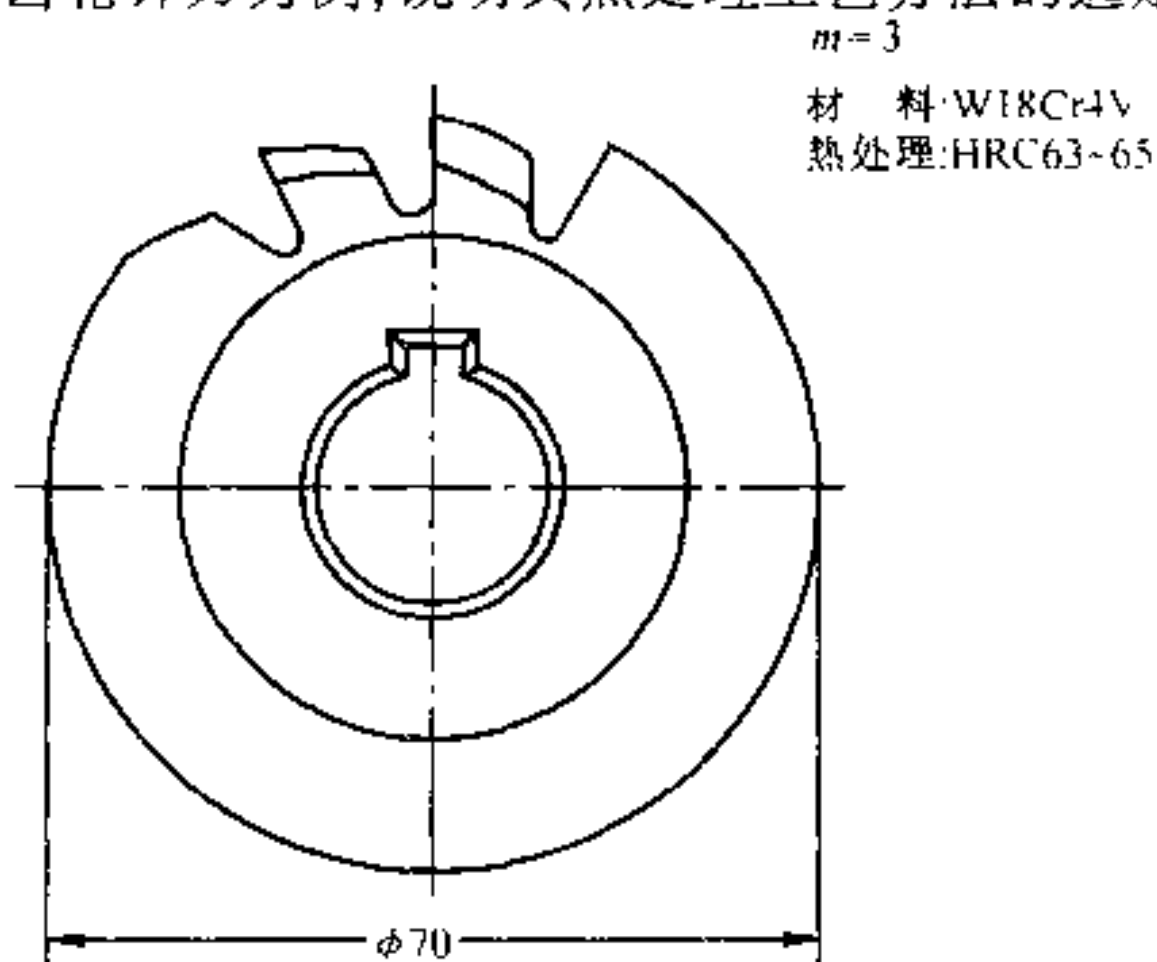


图 7-6 盘形齿轮铣刀示意图

下料→锻造→退火→机械加工→淬火+回火→喷砂→磨加工→成品。

高速钢的铸态组织中具有鱼骨络状碳化物,见图 7-7。这些粗大的碳化物不能用热处理的方法来消除,而只有用锻造的方法将其击碎,并使它分布均匀。锻造退火后的显微组织由索氏体和分布均匀的碳化物所组成,见图 7-8。如果碳化物分布不均匀,将使刀具的强度、硬度、耐磨性、韧性和热硬性均降低,从而使刀具在使用过程中容易崩刃和磨损变钝,导致早期失效。据某厂统计,在数百件崩齿、落齿的刀具中,98%以上都是由于碳化物不均匀所造成。可见高速钢坯料的锻造,不仅是为了成型,而且是为了击碎粗大碳化物,使碳化物分布均匀。

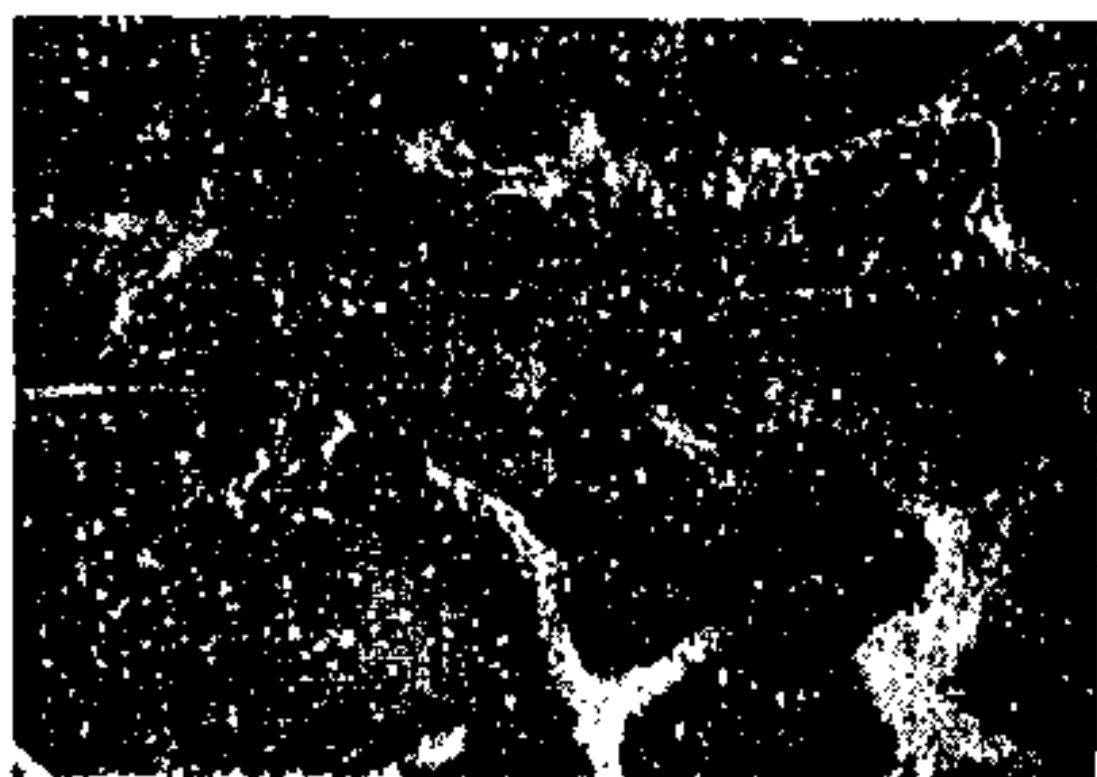


图 7-7 W18Cr4V 钢的铸态组织(500×)

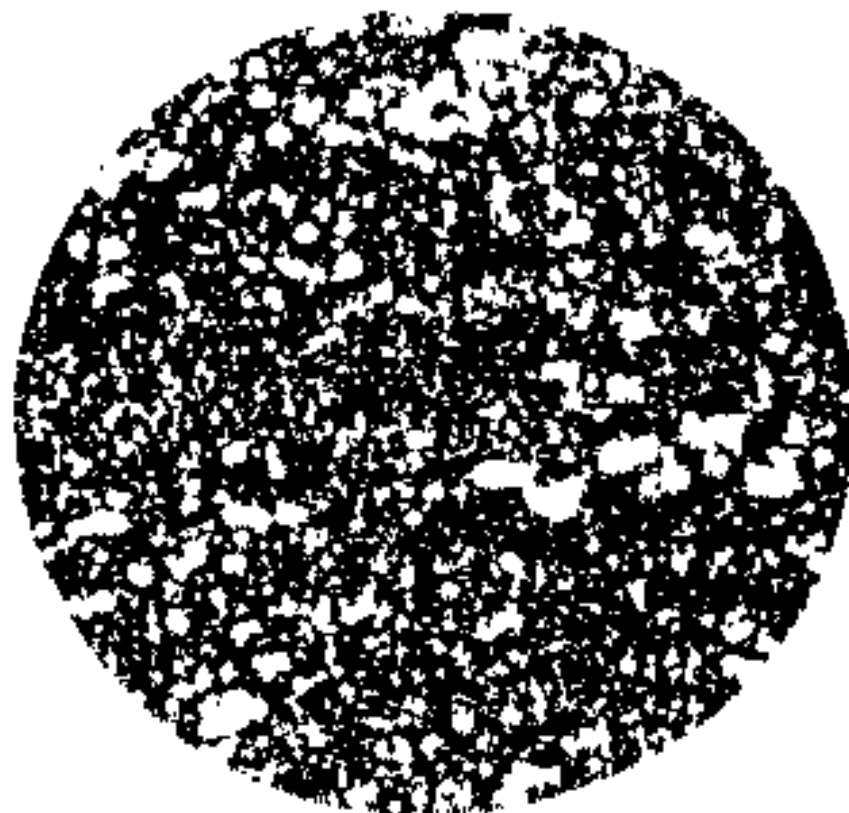


图 7-8 W18Cr4V 钢锻造后的组织(500×)

对齿轮铣刀锻坯碳化物不均匀性要求 $\leq 4$ 级。为了达到上述要求,高速钢锻造反复墩粗、拔长多次,决不应一次成形。由于高速钢的塑性和导热性均较差,而且具有很高的淬透性,在空气中冷却即得到马氏体淬火组织。因此,高速钢坯料锻造后应予缓慢冷却,通常采用砂中缓冷,以免产生裂纹。这种裂纹在热处理时会进一步扩张,而导致整个刀具开裂报废。锻造时如果停锻温度过高( $>1000^{\circ}\text{C}$ )或变形度不大,会造成晶粒不正常长大而出现“蔡状断口”。

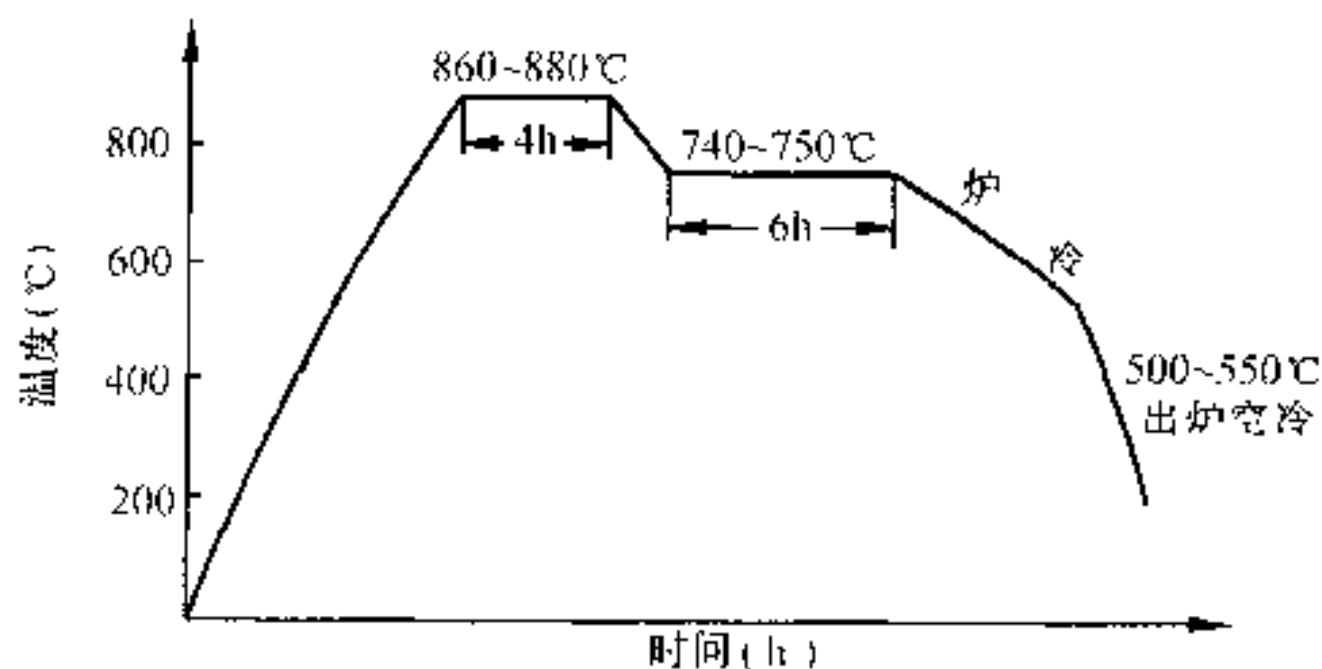


图 7-9 W18Cr4V 钢锻件在电炉中的退火工艺

锻造后必须经过退火,以降低硬度(退火后硬度为 HB207~255),消除应力,并为随后淬火回火热处理作好组织准备。

为了缩短时间,一般采用等温退火。W18Cr4V 钢的等温退火工艺,但为了使齿轮铣刀

在铲削后齿面有较高的光洁度,在铲削前须增加调质处理。即在 900~920℃ 加热,油中冷却,然后在 700~720℃ 回火 1~3 小时。调质后的组织为回火索氏体+碳化物,其硬度 HRC26~32。若硬度低,则光洁度达不到要求。

W18Cr4V 钢制盘形齿轮铣刀的淬火回火工艺如图 7-10 所示。

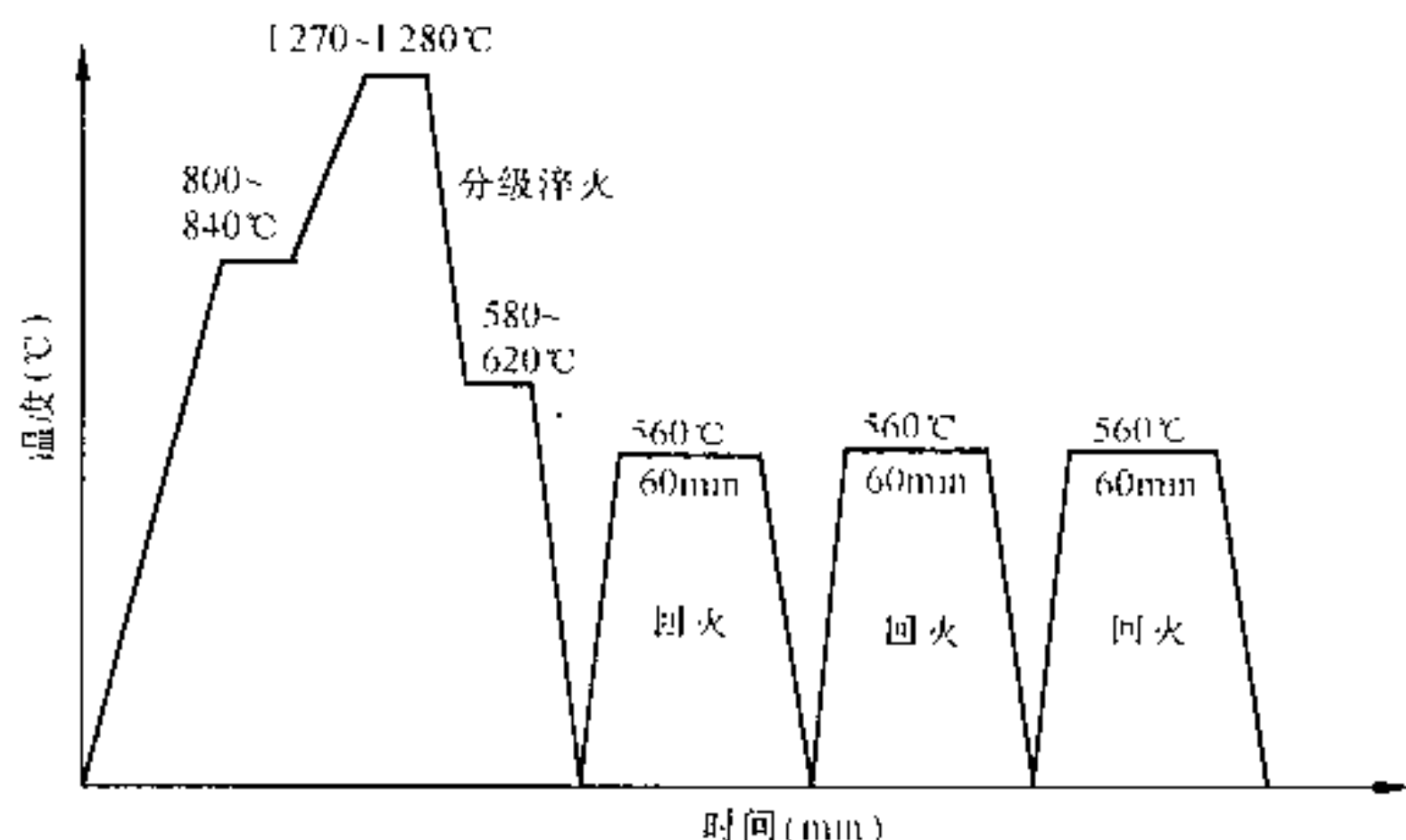


图 7-10 W18Cr4V 钢盘形齿轮铣刀淬火回火工艺

由图可见,W18Cr4V 钢盘形齿轮铣刀在淬火之前先要进行一次预热(800~840℃)。由于高速钢导热性差、差性低,而淬火温度又很高,假如直接加热到淬火温度就很容易产生变形与裂纹,所以必须预热。对于大型或形状复杂的工具,还要采用两次预热。

高速钢的热硬性主要取决于马氏体中合金元素的含量,即加热时溶于奥氏体中合金元素的量。淬火温度对奥氏体成分的影响很大,如图 7-11 所示。

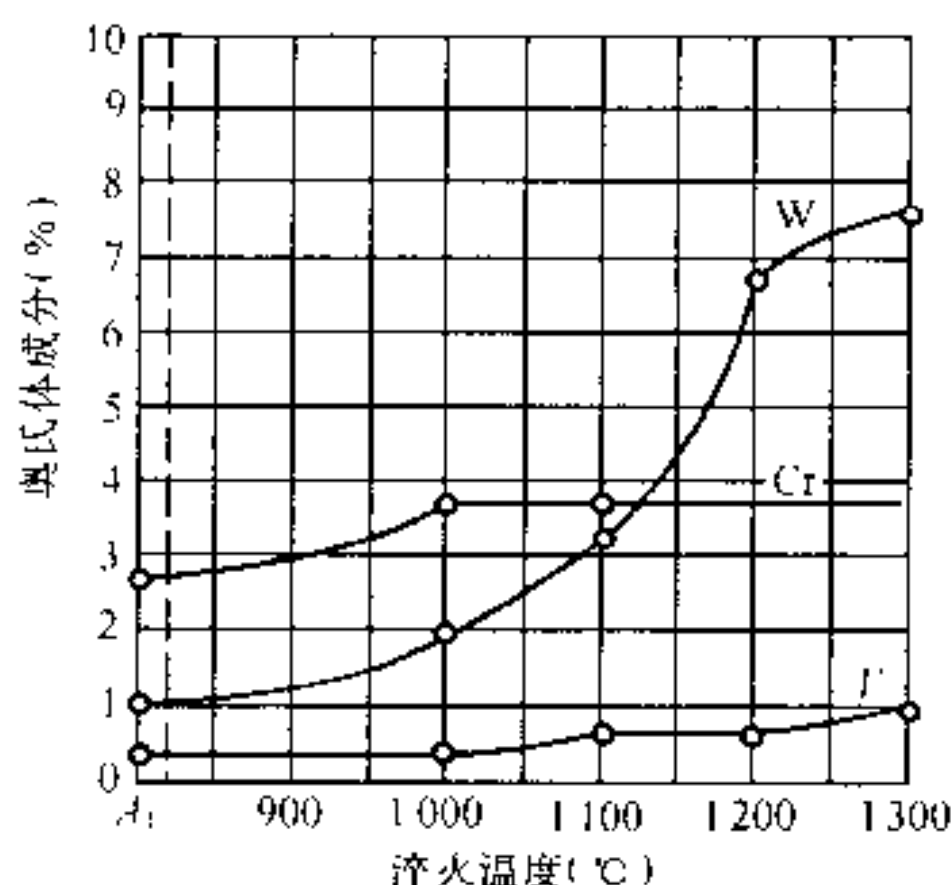


图 7-11 W18Cr4V 钢淬火温度对奥氏体成分的影响

由图可知,对高速钢热硬性影响最大的两个元素——W 及 V,在奥氏体中的溶解度只有在 1000℃ 以上时才有明显的增加,在 1270~1280℃ 时,奥氏体中约含有 7%~8% 的钨、4% 的铬、

10% 的钒。温度再高,奥氏体晶粒就会迅速长大变粗,淬火状态残余奥氏体也会迅速增多,从而降低高速钢性能。这就是淬火温度一般定为 1270~1280℃ 的主要原因。高速钢刀具淬火加热时间一般按 8~15s/mm(厚度)计算。

淬火方法应根据具体情况确定,本例之铣刀采用 580~620℃ 在中性盐中进行一次分级淬火。分级淬火可以减小变形与开裂。对于小型或形状简单的刀具也可采用油淬等。

W18Cr4V 钢硬度与回火温度的关系,见图 7-12。

由图可知,在 550~570℃ 回火时硬度最高。其原因有两点:

①在此温度范围内,钨及钒的碳化物( $W_2C$ ,  $VC$ )呈细小分散状从马氏体中沉淀析出(即



弥散沉淀析出),这些碳化物很稳定,难以聚集长大,从而提高了钢的硬度,这就是所谓“弥散硬化”。

②在此温度范围内,一部分碳及合金元素也从残余奥氏体中析出,从而降低了残余奥氏体中碳及合金元素含量,提高了马氏体转变温度。当随后冷却时,就会有部分残余奥氏体转变为马氏体,使钢的硬度得到提高。由于以上原因,在回火时便出现了硬度回升的“二次硬化”现象。

为什么要进行三次回火呢?因为 W18Cr4V 钢在淬火状态约有 20%~25% 的残余奥氏体,一次回火难以全部消除,经三次回火即可使残余奥氏体减至最低量(一次回火后约剩 15%,二次回火后约剩 3%~5%,三次回火后约剩 1%~2%)。后一次回火还可以消除前一次回火由于奥氏体转变为马氏体所产生的内应力。它由回火马氏体+少量残余奥氏体+碳化物组成。常用高速钢见表 7-10。

#### 7.4.2 模具钢

模具钢一般分为冷作模具钢和热作模具钢两大类。由于冷作模具钢和热作模具钢的工作条件不同,因而对模具钢性能要求有所区别。为了满足其性能要求,必须合理选用钢材,正确选定热处理工艺方法和妥善安排工艺路线。

##### 1. 冷作模具钢

###### (1) 用途

冷作模具钢用于制造各种冷冲模、冷镦模、冷挤压模及拉丝模等。工作温度不超过 200~300℃。

###### (2) 性能要求

冷作模具钢工作时承受很大的压力、弯曲力、冲击载荷和摩擦,主要损坏形式是磨损,也常出现崩刃、断裂和变形等失效现象。因此冷作模具钢应具有以下基本性能。

①高硬度,一般为 HRC58~62;

②高耐磨性;

③足够的韧性与疲劳抗力;

④热处理变形小。

###### (3) 成分特点

###### ①高碳

多在 1.0% 以上,有时达 2%,以保证获得高硬度和高耐磨性。

###### ②加入 Cr、Mo、W、V 等合金元素

加入这些合金元素后,形成难溶碳化物,提高耐磨性。尤其是加 Cr,典型的 Cr12 型钢,铬含量高达 12%。铬与碳形成  $M_7C_3$  型碳化物,能极大地提高钢的耐磨性。铬还显著提高淬透性。

###### (4) 热处理特点

高碳高铬冷模具钢的热处理方案有两种。

###### ①一次硬化法

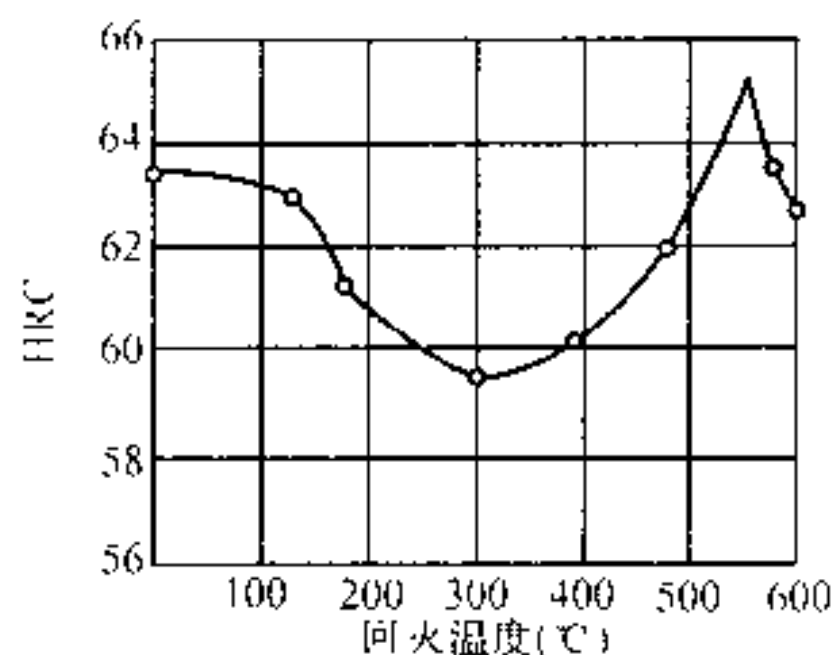


图 7-12 W18Cr4V 钢  
硬度与回火温度的关系

表 7-10 常用合金刀具钢的牌号、成分、热处理及用途

类别	钢 号	化 学 成 分(%)							热 处 理					应用举例
		C	Mn	Si	Cr	W	V	Mo	淬 火			回 火		
									淬火加热 温度(℃)	冷却 介质	硬度 (HRC)	回火温度 (℃)	硬度 (HRC)	
低合金刀具钢	9Mn2V	0.85~ 0.95	1.70~ 2.00	≤0.35	—	—	0.10~ 0.25	—	780~810	油	≥62	150~200	60~62	小冲模、冲模及剪刀、冷压模、雕刻模、料模、各种变形小的量规、样板、丝锥、板牙、铰刀等
	9SiCr	0.85~ 0.95	0.30~ 0.60	1.20~ 1.60	0.95~ 1.25	—	—	—	860~880	油	≥62	180~200	60~62	板牙、丝锥、钻头、铰刀、齿轮铣刀、冷冲模、冷轧辊等
	Cr2	0.95~ 1.10	≤0.40	≤0.35	0.75~ 1.05	—	—	—	830~860	油	≥62	150~170	61~63	切削工具、车刀、刀、插刀、铰刀等,测量工具,样板等。凸轮销、偏心轮、冷轧辊等
	CrW5	1.25~ 1.50	≤0.30	≤0.30	0.40~ 0.70	4.50~ 5.50	—	—	800~820	水	≥65	150~160	64~65	慢速度切削硬金属用的刀具如铣刀、车刀、刨刀等;高压力作用的刻刀等
	CrMn	1.30~ 1.50	0.45~ 0.75	≤0.35	1.30~ 1.60	—	—	—	840~860	油	≥62	130~140	62~65	各种量规与块规等
	CrWMn	0.90~ 1.05	0.80~ 1.10	0.15~ 0.35	0.90~ 1.20	1.20~ 1.60	—	—	820~840	油	≥62	140~160	62~65	板牙、拉刀、量规、形状复杂高精度的冲模等
高速钢	W18Cr4V (18-4-1)	0.70~ 0.80	≤0.40	≤0.40	3.80~ 4.40	17.50~ 19.00	1.00~ 1.40	—	1260~1280	油	≥63	550~570 (三次)	63~66	制造一般高速切削用车刀、刨刀、钻头、铣刀等
	9W18Cr4V	0.90~ 1.00	≤0.40	≤0.40	3.80~ 4.40	17.50~ 19.00	1.00~ 1.40	—	1260~1280	油	≥63	570~580 (四次)	67.5	在切削不锈钢及其它硬或韧的材料时,可显著提高刀具寿命与被加工零件的光洁度
	W6Mo5Cr4V2 (6-5-4-2)	0.80~ 0.90	≤0.35	≤0.30	3.80~ 4.40	5.75~ 6.75	1.80~ 2.20	4.75~ 5.75	1220~1240	油	≥63	550~570 (三次)	63~66	制造要求耐磨性和韧性很好配合的高速切削刀具,如丝锥、钻头等;并适于采用轧制、扭制热变形加工成形新工艺来制造钻头等刀具
	W6Mo5Cr4V3 (6-5-4-3)	1.10~ 1.25	≤0.35	≤0.30	3.80~ 4.40	5.75~ 6.75	2.80~ 3.30	4.75~ 5.75	1220~1240	油	≥63	550~570 (三次)	>65	制造要求耐磨性和热硬性较高的,耐磨性和韧性较好配合的,形状稍为复杂的刀具,如拉刀、铣刀等

在较低温度(950~1 000℃)下淬火,然后低温(150~180℃)回火,硬度可达 HRC61~64,使钢具有较好的耐磨性和韧性,适用于重载模具。

## ②二次硬化法

在较高温度(1 100~1 150℃)下淬火,然后于 510~520℃多次(一般为三次)回火,产生二次硬化,使硬度达 HRC60~62,红硬性和耐磨性较高(但韧性较差)。适用于在 400~450℃温度下工作的模具。Cr12 型钢热处理后组织为回火马氏体、碳化物和残余奥氏体。

Cr12 型钢属莱氏体钢,网状共晶碳化物和碳化物的不均匀分布使材料变脆,以致发生崩刃现象,所以要反复锻造来改善其分布状态。

## (5)钢种和牌号

冷作模具钢选用举例见表 7-11。

表 7-11 冷作模具钢选用举例

冲模种类	钢 号			备 注
	简单(轻载)	复杂(轻载)	重 载	
硅钢片冲模	Cr12, Cr12MoV, Cr6WV	同 左	—	因加工批量大,要求寿命较长,故均采用高合金钢
冲孔落料模	T10A,9Mn2V	9Mn2V, Cr6WV, Cr12MoV	Cr12MoV	
压 弯 模	T10A,9Mn2V	—	Cr12, Cr12MoV, Cr6WV	
拔丝拉伸模	T10A,9Mn2V	—	Cr12,Cr12MoV	
冷挤压模	T10A,9Mn2V	9Mn2V, Cr12MoV, Cr6MV	Cr12MoV, Cr6WV	要求热硬性时还可 选 有 W18Cr4V, W6Mo5Cr4V2
小 冲 头	T10A,9Mn2V	Cr12MoV	W18Cr4V, W6Mo5Cr4V2	冷挤压钢件,硬铝 冲头还可选用超硬高 速钢、基体钢*
冷镦(螺钉、螺母)模 冷镦(轴承钢、球钢)模	T10A,9Mn2V	—	Cr12MoV, 8Cr8Mo2SiV, Cr12Mov, W18Cr4V Cr4W2MoV, 8Cr8Mo2SiV2, 基体钢*	

\* 基体钢指 5CrW2Mo3V、6Cr4Mo3Ni2WV、55Cr4WMo5VCu8,它们的成分相当于高速工具钢在正常淬火状态的基体成分。这种钢过剩碳化物数量少、颗粒细、分布均匀,在保证一定耐磨性和热硬性条件下,显著改善抗弯强度和韧性,淬火变形也较小。

## 2. 热作模具钢

### (1) 用途

用于制造各种热锻模、热压模、热挤压模和铸模等,工作时型腔表面温度可达 600℃ 以上。

### (2) 性能要求

热作模具钢工作中承受很大的冲压载荷、强烈的塑性摩擦、剧烈的冷热循环所引起的不均匀热应变和热应力以及高温氧化,常出现崩裂、塌陷、磨损、龟裂等失效现象。因此热作模具钢的主要性能要求是:

- ①高的热硬性和高温耐磨性;
- ②高的抗氧化能力;
- ③高的热强性和足够高的韧性,尤其是变冲击较大的热锻模钢;
- ④高的热疲劳抗力,以防止龟裂破坏。此外,由于热作模具一般较大,还要求有高的淬透性和导热性。

### (3) 成分特点

#### ①中碳

表 7-12 模具选材举例

名 称	类 型	选 材 举 例	硬度(HRC)
锻 模	高度<250mm 小型热锻模	5CrMnMo, 5Cr2MnMo *	39~47
	高度在 250~400mm 中型热锻模		
	高度>400mm 大型热锻模	5CrNiMo, 5Cr2MnMo *	35~39
	寿命要求高的热锻模	3Cr2W8V, 4Cr5MoSiV, 4Cr5W2SiV	40~54
	热 锻 模	4Cr3W4Mo2VTiNb, 4Cr5MoSiV, 4Cr5W2SiV, 3Cr3Mo3V, 基体钢	39~54
	精密锻造或高速锻模	3Cr2W8V 或 4Cr5MoSiV, 4Cr5W2SiV, 4Cr3W4Mo2VTiNb	45~54
压铸模	压铸锌、铝、镁合金	4Cr5MoSiV, 4Cr5W2SiV, 3Cr2W8V	43~50
	压铸铜和黄铜	4Cr5MoSiV, 4Cr5W2SiV, 3Cr2W8V, 钨基粉末冶金材料, 钼、钛、锆难熔金属	
	压铸钢铁	钨基粉末冶金材料, 钼、钛、锆难熔金属	
挤压模	温挤压和温锻造(300~800℃)	8Cr8Mo2SiV, 基体钢	
	热 挤 压**	挤压钢、钛或镍合金用 4Cr5MoSiV, 3Cr2W8V(>1 000℃)	43~47
		挤压铜或铜合金用 3Cr2W8V(<1 000℃)	36~45
		挤压铝, 镁合金用 4CrMoSiV, 4Cr5W2SiV(<500℃)	46~50
		挤压铅用 45 号钢(<100℃)	16~20

\* 5CrMnMo 为堆焊锻模的堆焊金属牌号,其化学成分为:0.43%~0.53% C, 1.80%~2.20% Cr, 0.60%~0.90% Mn, 0.80%~1.20% Mo。

\*\* 所列热挤压温度均为被挤压材料的加热温度

碳含量一般为 0.3%~0.6%,以保证高强度、高韧性,较高的硬度(HRC35~52)和较高的热疲劳抗力。

②加入较多的提高淬透性的元素 Cr、Ni、Mn、Si 等。Cr 是提高淬透性的主要元素,同时和 Ni 一起提高钢的回火稳定性。Ni 在强化铁素体的同时还增加钢的韧性,并与 Cr、Mo 一起提高钢的淬透性和耐热疲劳性能。

③加入产生二次硬化的 Mo、W、V 等元素,Mo 还能防止第二类回火脆性,提高高温强度和回火稳定性。

#### (4) 热处理特点

对于热模钢,要反复锻造,其目的是使碳化物均匀分布。锻造后要退火,其目的是消除锻造应力、降低硬度(HB197~241),以便于切削加工。最后通过淬火+高温回火(即调质处理),得回火索氏体,以获得良好的综合力学性能,来满足使用要求。

#### (5) 钢种和牌号

对于中小尺寸(截面尺寸 $\leq 300\text{mm}$ )的模具,一般采用 5CrMnMo;对于大尺寸(截面尺寸 $> 400\text{mm}$ )的模具,一般采用 5CrNiMo。模具选材举例见表 7-12。

### 7.4.3 量具钢

#### 1. 用途

量具钢用于制造各种测量工具,如卡尺、千分尺、螺旋测微仪、块规、塞规等。

#### 2. 性能要求

对量具的基本要求是在长期存放与使用中要保证其尺寸精度,即形状尺寸不变。通常引起量具在使用或存放中发生尺寸精度降低的原因主要有磨损和时效效应。量具在多次使用中会与工件表面之间有摩擦作用,会使量具磨损并改变其尺寸精度。实践还表明,由于组织和应力上的原因,也会引起量具在长期使用或存放中尺寸精度的变化,这种现象称为时效效应。在淬火和低温回火状态下,钢中存在有以下三种导致尺寸变化的因素:残余奥氏体转变成马氏体,引起体积膨胀;马氏体分解,正方度下降,使体积收缩;残余应力的变化和重新分布,使弹性变形部分转变为塑性变形而引起尺寸变化。

所以对量具钢的性能要求是:高的硬度和耐磨性;高的尺寸稳定性,热处理变形要小,在存放和使用过程中,尺寸不发生变化。

#### 3. 成分特点

量具钢的成分与低合金刃具钢相同,为高碳(0.9%~1.5%)和加入提高淬透性的元素(Cr、W、Mn 等)。

#### 4. 热处理特点

为保证量具的高硬度和耐磨性应选择的热处理工艺为淬火和低温回火。为了量具的尺寸稳定、减少时效效应,通常需要有三个附加的热处理工序:淬火之前的调质处理、常规淬火之后的冷处理、常规热处理后时效处理。

调质处理的目的是获得回火索氏体组织。因为回火索氏体组织与马氏体的体积差别较小,能使淬火应力和变形减小,从而有利于降低量具的时效效应。

冷处理的目的是为了残余奥氏体转变为马氏体,减少残余奥氏体量,从而增加量具的尺寸稳定性。冷处理应在淬火后立即进行。

时效处理通常在磨削后进行。量具磨削后在表面层有很薄的二次淬火层,为使这部分



组织稳定,需在 110~150℃ 经过 6~36 小时的人工时效处理,以使组织稳定。

5. 钢种和牌号

常见的量具用钢见表 7-13。

表 7-13 量具用钢的选用举例

用 途	选用的钢号举例	
	钢的类别	钢 号
尺寸小、精度不高,形状简单的量规、塞规、样板等	碳素工具钢	T10A、T11A、T12A
精度不高,耐冲击的卡板、样板、直尺等	渗 碳 钢	15、20、15Cr
块规、螺纹塞规、环规、样柱、样套等	低合金工具钢	CrMn、9CrWMn、CrWMn
块规、塞规、样柱等	滚珠轴承钢	GCr15
各种要求精度的量具	冷作模具钢	9Mn2V、Cr2Mn2SiWMoV
要求精度和耐腐蚀的量具	不 锈 钢	4Cr13、9Cr18

7.5 特殊性能钢

用于制造在特殊工作条件或特殊环境(腐蚀介质、高温等)下具有特殊性能要求的构件和零件的钢材,称特殊性能钢。

特殊性能钢一般包括不锈钢、耐热钢、耐磨钢、磁钢等。

这些钢在机械制造,特别是在化工、石油、电机、仪表和国防工业等部门都有广泛、重要的用途。

7.5.1 不锈钢

在化工、石油等工业部门中,许多机件与酸、碱、盐及含腐蚀性气体和水蒸汽直接接触,使机械产生腐蚀。因此,用于制造这些机件的钢除应有一定的力学性能及工艺性能外,还必须具有良好的抗腐蚀性能。所以,如何获得良好的抗腐蚀性能是这类钢合金化和热处理的基本出发点。

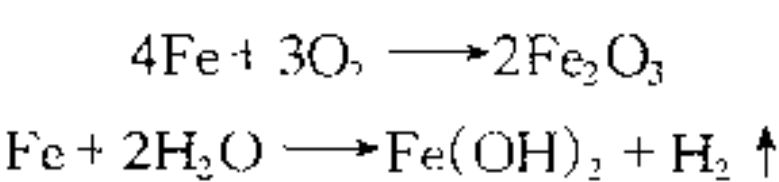
不锈钢是在大气和弱腐蚀介质中耐蚀的钢。而在各种强腐蚀介质(酸)中耐腐蚀的钢,则称耐酸钢。

为了了解这类钢是如何通过合金化及热处理来实现钢的耐蚀性能,首先要了解钢的腐蚀过程及失效形式。

1. 金属腐蚀的概念

腐蚀是由外部介质引起金属破坏的过程。自然界中金属腐蚀的形式很多,但就其本质而言,可分为两大类:化学腐蚀和电化学腐蚀。

化学腐蚀是指金属直接与介质发生化学反应。例如钢的高温氧化、脱碳,在石油、燃气中的腐蚀等。腐蚀过程是铁与氧、水蒸气等直接接触,发生氧化反应。



这些化学反应的结果,使金属逐渐发生破坏。但是如果化学腐蚀的产物与基体结合的牢固且很致密,这时,使腐蚀的介质与基体金属隔离,会阻碍腐蚀的继续进行。因此,防止金属产生化学腐蚀主要措施之一是加入 Si、Cr、Al 等能形成保护膜合金元素进行合金化。

电化学腐蚀是指金属在电解质溶液里因原电池作用产生电流而引起腐蚀。根据原电池原理,产生电化学腐蚀的条件是必须有两个电位不同的电极、有电解质溶液、两电极构成电路。

那么工程上服役的构件及零件是怎样满足上述的电化学腐蚀条件呢?

一般钢的腐蚀就是由电化学腐蚀引起的,但又与一般化学书中介绍的原电池有所不同。在一般原电池中需要有两块电极电位不同的金属极板,而实际钢铁材料是在同一块材料上发生电化学腐蚀,称微电池现象。在碳钢的平衡组织中,除了有铁素体外,还有碳化物。这两个相的电极电位不同。铁素体的电位低(阳极),渗碳体电位高(阴极),这两者就构成了一对电极。加之钢材在大气中放置时表面会吸附水蒸气形成水溶液膜,于是就构成了一个完整的微电池,便产生了电化学腐蚀。

根据电化学腐蚀产生的位置及条件,常常出现各种不同类型的腐蚀形式,如晶间腐蚀、应力腐蚀、疲劳腐蚀等。由上述电池过程可知,为了提高金属的耐腐蚀能力,可以采用以下三种方法。

①减少原电池形成的可能性,使金属具有均匀的单相组织,并尽可能提高金属的电极电位。

②形成原电池时,尽可能减小两极的电极电位差,并提高阳极的电极电位。

③减小甚至阻断腐蚀电流,使金属“钝化”,即在表面形成致密的、稳定的保护膜,将介质与金属隔离。这是提高金属耐腐蚀性的非常有效的方法。

## 2. 用途及性能要求

不锈钢在石油、化工、原子能、宇航、海洋开发、国防工业和一些尖端科学技术及日常生活中都得到广泛应用。主要用来制造在各种腐蚀介质中工作并且有较高腐蚀能力的零件或结构。例如化工装置中的各种管道、阀门和泵、热裂设备零件、医疗手术器械、防锈刀具和量具等等。

对不锈钢的性能要求最主要的是抗蚀性。此外,制作工具的不锈钢,还要求有高硬度、高耐磨性;制作重要结构零件时,要求有高强度;某些不锈钢则要求有较好的加工性能,等等。

## 3. 合金化特点

### (1) 碳含量

耐蚀性要求愈高,碳含量应愈低。因为它增加阴极相(碳化物)。特别是它与铬能形成碳化物[多为 $(Cr, Fe)_3C_6$ ]在晶界析出,使晶界周围基体严重贫铬。当铬贫化到耐蚀所必需的最低含量(约 12%)以下时,贫铬区迅速被腐蚀,造成沿晶界发展的晶间腐蚀(图 7-13),使金属产生沿晶脆断的危险。大多数不锈钢的碳含量为 0.1%~0.2%。但用于制造刀具和滚动轴承等的不锈钢,碳含量应较高(可达 0.85%~0.95%),此时必须相应地提高铬含量。

### (2) 加入最主要的合金元素铬

铬能提高基体的电极电位。铬加入后,铁素体的电极电位的变化随着含铬量的增加不是渐变的,而是突变式的,即含 Cr 量为 12.5%、25%、37.5%(原子比)时,电极电位才能显著地提高。铬是缩小  $\gamma$  区的元素,当铬含量很高时能得到单一的铁素体组织。另外,铬在

氧化性介质(如水蒸气、大气、海水、氧化性酸等)中极易钝化,生成致密的氧化膜,使钢的耐蚀性大大提高。

### (3)同时加入镍

可获得单相奥氏体组织,显著提高耐蚀性。但这时钢的强度不高,如果要获得适度的强度和高耐蚀性,必须把镍和铬同时加入钢中才能达到构件及零件的性能要求。

### (4)加入钼、铜等

Cr 在非氧化性酸(如盐酸、稀硫酸和碱溶液等)中的钝化能力差。加入 Mo、Cu 等元素,可提高钢在非氧化性酸中的耐蚀能力。

### (5)加入钛、铌等

Ti、Nb 能优先同碳形成稳定的碳化物,使 Cr 保留在基体中,避免晶界贫铬,从而减轻钢的晶界腐蚀倾向。

### (6)加入锰、氮等

部分代镍以获得奥氏体组织,并能提高铬不锈钢在有机酸中的耐蚀性。

## 4. 常用不锈钢

根据成分与组织的特点,不锈钢可分为以下几种类型。

### (1)奥氏体型

这是应用最广泛的一类不锈钢。由于通常含有 18% 左右的 Cr 和 8% 以上的 Ni,因此也常被称为 18-8 型不锈钢。这类钢具有很高的耐蚀性,并具有优良的塑性、韧性和焊接性。虽然强度不高,但可通过冷变形强化。这类钢在 450~800℃ 加热时,晶界附近易出现贫铬区,往往会产生晶间腐蚀。为此常采取加入 Ti 或 Nb 以及发展超低碳不锈钢(含碳量  $\leq 0.03\%$ )等防止措施。此外,这类钢应进行固溶处理(950~1100℃ 加热,然后用水迅速冷却至室温),以获得单相奥氏体。

### (2)铁素体型

这类钢含 Cr17%~30%,含碳  $< 0.15\%$ ,加热至高温也不发生相变,不能通过热处理来改变其组织和性能,通常是在退火或正火状态使用。这类钢具有较好的塑性,但强度不高,对硝酸、磷酸有较高的耐蚀性。

### (3)马氏体型

这类钢含 Cr12%~14%,含碳 0.1%~0.4%,正火组织为马氏体。马氏体不锈钢具有较好的力学性能,有很高的淬透性,直径不超过 100mm 均可在空气中淬透。

### (4)沉淀硬化型

这类型的成分与 18-8 型不锈钢相近,但含 Ni 量略低,并加入少量 Al、Ti、Cu 等强化元素。从高温快冷至室温时,得到不稳定的奥氏体或马氏体。在 500℃ 左右时效,可析出大量细小弥散的碳化物,使钢在保持相当的耐蚀性的同时具有很高的强度。这类钢还具有优良的工艺性能。

各种类型不锈钢的牌号、性能、热处理特点分别见表 7-14 和表 7-15。

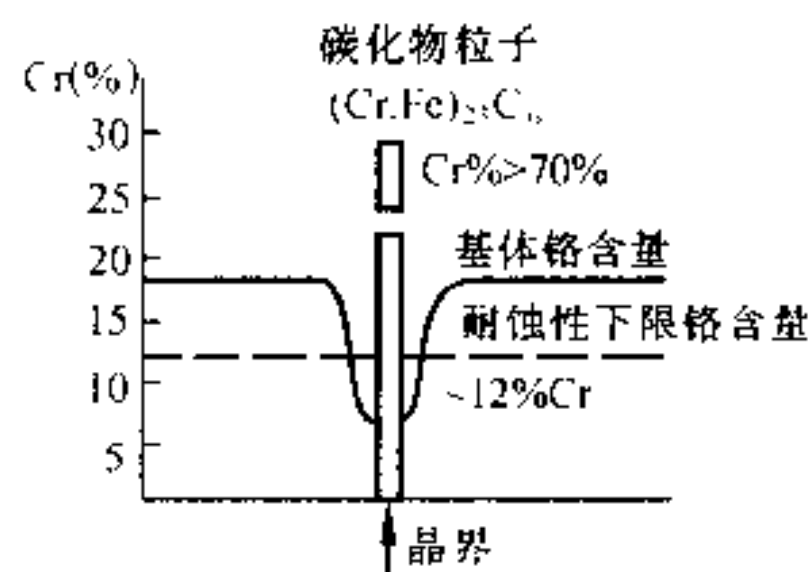


图 7-13 不锈钢(Cr18Ni9)中晶界腐蚀示意图

表 7-14 常用不锈钢的牌号成分、热处理、性能和用途

类型	钢 种	主要化学成分(%)				热处理				力学性能(不少于)						主要用途
		C	Cr	Ni	其它	淬火 (℃)	冷却	回火 (℃)	冷却	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	$\alpha_k$ (J·cm <sup>2</sup> )	HRC	
马氏体类	1Cr13	0.08~0.15	12~14			1 000~1 050	油、水	700~750	油空	600	420	20	60	90		常温下弱腐蚀介质设备、如石油热裂设备、汽轮机叶片等
	2Cr13	0.16~0.24	12~14			1 000~1 050	油、水	650~750	油空	850	650	16	55	60		蒸汽管附近、螺钉、螺帽齿轮等
	3Cr13	0.25~0.34	12~14			1 000~1 050	油	200~300	油空	1 600	1 300	3	—	—	48	作耐磨件如热油泵的轴和阀门、刀具、弹簧等
	4Cr13	0.35~0.45	12~14			1 050~1 100	油	200~300	油空	—	—	—	—	—	50	医疗器械、刀具、量具、滚珠轴承等
	9Cr18MoV	0.85~0.95	17~19		1.0~1.3Mo 0.07~0.12V	1 050~1 075	油	100~200	空	—	—	—	—	—	50	高硬度的滚珠轴承、刀具、耐磨抗蚀件
铁素体类	Cr17、Cr17Ti	≤0.12	16~18		(5×C%~0.8)Ti			700~800	空	450	300	20	—			生产硝酸设备、食品工作设备等
	Cr17Mo2Ti	≤0.10	16~18		1.6~1.8Mo (≥7×C%)Ti			750~800	空	500	300	20	35			醋酸、浓硝酸工业、人造纤维工业设备等
	Cr25Ti	≤0.12	24~27		0.6~0.8Ti			700~800	空	450	300	20	45			生产硝酸及磷酸设备等氮肥工业中
	Cr28	≤0.15	27~30		≤0.2Ti			700~800	空	450	300	20	45			硝酸浓缩设备,承受高温、高浓度硝酸用的设备
奥氏体类	0Cr18Ni9	≤0.16	17~19	8~11		1 080~1 130	水			500	200	45	60			深冲不锈钢零件
	1Cr18Ni9	≤0.12	17~19	8~11		1 100~1 150	水			550	200	45	50			
	1Cr18Ni9Ti	≤0.12	17~19	8~11	≤0.8Ti	1 000~1 100	水			550	200	40	55			飞机蒙皮、隔热板,涡轮发动机的燃气导管等,火箭发动机的液氧、液氮、液氦瓶等,化学工业、硝酸工业、化肥工业的焊接件
	1Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.12	16~19	11~14	1.8~2.5Mo ≤0.8Ti	1 000~1 100	水			550	220	40	55			
	Cr18Ni18Mo2Cu2Ti	≤0.07	17~19	17~19	1.8~2.2Mo ≥0.5Ti 1.8~2.2Cu	1 050~1 100	水			650	230	40	—			
	Cr17Mn13Mo2N	≤0.08	16.5~18	~	12~15Mn 0.2~0.3N 1.8~2.2Mn	1 030~1 070	水			750	450	30	55			可代替 1Cr18Ni9Ti 用于化学、化肥工业的焊接件可代替 1Cr18Ni12Mo2Ti
	Cr18Mn10Ni5Mo3N	≤0.10	17~19	4~8	8.5~12Mn 2.8~3.5Mo 0.2~0.3N	1 100~1 150	水			700	350	45	65			

表 7-15 几种沉淀硬化型不锈钢的成分、热处理和性能

钢 号	主要成分(%)	热 处 理	室温性能			持久强度	
			$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	$\sigma_{100}^{315}$ (MPa)	$\sigma_{100}^{180}$ (MPa)
0Cr17Ni4Cu4Nb (17-4PH)	0.04C-16Cr-4.2Ni- 3.4Cu-0.25Nb- 0.3Mo-0.6Si	固溶处理(1040℃) + 时效(450~510℃)	1 207	1 310	14	—	—
Cr17Ni7Al (17-7PH)	$\leq 0.07\text{C}-17\text{Cr}-7\text{Ni}$ $-1.15\text{Al}-\leq 1.0\text{Mo}$ $-\leq 1.0\text{Si}$	两次时效(Ⅰ)	1 264	1 372	9.0	1 166	—
		冷处理+时效(Ⅱ)	1 490	1 578	7.2	1 294	421
		冷变形+时效(Ⅲ)	1 686	1 793	5.0	1 411	363
Cr15Ni7Mo2 (PH15-7Mo)	$\leq 0.07\text{C}-15\text{Cr}-7\text{Ni}$ $-1.15\text{Al}-2.5\text{Mo}$ $-\leq 1.0\text{Mn}-\leq 1.0\text{Si}$	两次时效(Ⅰ)	1 362	1 431	7.0	—	741
		冷处理+时效(Ⅱ)	1 607	1 754	5.0	1 382	858
		冷变形+时效(Ⅲ)	1 754	1 813	3.0	—	—

### 7.5.2 耐热钢

耐热钢是具有高温抗氧化性和一定高温强度等优良性能的特殊钢。高温抗氧化性是金属材料在高温下对氧化作用的抗力,而高温强度是金属材料在高温下对机械负荷作用具有较高抗力的钢。

#### 1. 耐热钢的抗氧化性及高温强度

##### (1) 金属的抗氧化性

金属的抗氧化性是保证零件在高温下能持久工作的重要条件,抗氧化能力的高低主要由材料的成分来决定。钢中加入足够的 Cr、Si、Al 等元素,使钢在高温下与氧接触时,表面能生成致密的高熔点氧化膜。它严密地覆盖住钢的表面,可以保护钢免于高温气体的继续腐蚀。例如钢中含有 15% Cr 时,其抗氧化度可达 900℃,若含 20%~25% Cr,则抗氧化度可达 1 100℃。

##### (2) 金属的高温强度

金属在高温下所表现的机械性能与室温下是大不相同的。当温度超过再结晶温度时,除受机械力的作用产生塑性变形和加工硬化外,同时还可发生再结晶和软化的过程。当工作温度高于金属的再结晶温度,工作应力超过金属在该温度下的弹性极限时,随着时间的延长金属发生极其缓慢的变形,这种现象称为“蠕变”。金属对蠕变抗力愈大,即表示金属高温强度愈高。通常加入能升高钢的再结晶温度的合金元素来提高钢的高温强度。

金属的蠕变过程是塑性变形引起金属的强化过程在高温下通过原子扩散使其迅速消除。因此,在蠕变过程中,两个相互矛盾的过程同时进行,即塑性变形使金属强化和由温度的作用而消除强化。蠕变现象产生的条件为材料的工作温度高于再结晶温度、工作应力高于弹性极限。

因此,要想完全消除蠕变现象,必须使金属的再结晶温度高于材料的工作温度,或者增加弹性极限使其在该温度下高于工作应力。

对高温工作的零件不允许产生过大的蠕变变形,应严格限制其在使用期间的变形量。



如汽轮机叶片,由于蠕变而使叶片末端与汽缸之间的间隙逐渐消失,最终会导致叶片及汽缸碰坏,造成重大事故。因此,对这类在高温下工作,精度要求又高的零件用钢的热强性,通常用蠕变极限来评定。

蠕变极限,即在一定温度下引起一定变形速度的应力。通常用  $\delta_{\epsilon\%/小时}^T$  表示,如  $\delta_{1\cdot 10^{-5}}^{580} = 95\text{MPa}$ ,表示材料在  $580^\circ\text{C}$  下蠕变速度为  $1 \times 10^{-5} \%$ /小时的蠕变极限为  $95\text{MPa}$ 。

对一些在高温下工作时间较短,不允许发生断裂的工作。如宇宙火箭工作的时间是几十分钟,而送入轨道的一级或二级运载火箭的工作时间仅是几秒钟。在这种情况下,要求构件不会发生断裂,便不能用蠕变极限来评定,而应用持久强度来评定。

持久强度是在一定温度下,经过一定时间引起断裂的应力,通常用  $\sigma_r^T$  表示。其中  $T^\circ\text{C}$ ——试验温度; $\tau$ ——至断裂时间。如果取时间等于 100 小时,则在这段时间内引起断裂的应力就是 100 小时的持久强度。若经 300 小时后引起断裂的应力显然比经 100 小时引起断裂的应力要小。

材料的蠕变极限和持久强度愈高,材料的热强性也愈高。

不同类型的耐热钢使用于不同的温度。

一般来说,马氏体耐热钢在  $300 \sim 600^\circ\text{C}$  范围内使用,铁素体、奥氏体耐热钢用于  $600 \sim 800^\circ\text{C}$ ,  $800 \sim 1000^\circ\text{C}$  则常用镍基高温合金。

## 2. 常用耐热钢

### 1) 抗氧化钢

在高温下有较好的抗氧化性而有一定强度的钢种称为抗氧化钢,又叫不起皮钢。它多用来制造炉用零件和热交换器,如燃气轮机燃烧室、锅炉吊钩、加热炉底板和辊道以及炉管等。高温炉用零件的氧化剥落是零件损坏的主要原因。锅炉过热器等受力器件的氧化还会削弱零件的结构强度,因此在设计时要增加氧化裕量。高温螺栓氧化会造成螺纹咬合,这些零件都要求高的抗氧化性。

抗氧化性取决于表面氧化皮稳定性、致密性及其与基体金属的粘附能力,其主要影响因素是化学成分。

#### (1) 铬

铬是一种钝化元素,含铬钢能在表面形成一层致密的  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  氧化膜,有效地阻挡外界的氧原子继续往里扩散。较高温度使用的钢和合金,含铬量常大于 20%。如含铬 22% 在  $1100^\circ\text{C}$  以下是稳定的,可以形成连续而又致密的氧化膜。

#### (2) 硅

含硅钢在高温时其表面可形成一层  $\text{SiO}_2$  薄膜,它能提高抗氧化性。但过量的硅会恶化钢的热加工工艺性能。

#### (3) 铝

铝和硅都是比较经济的提高抗氧化性的元素。含铝钢在表面形成  $\text{Al}_2\text{O}_3$  薄膜,与  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  相似,能起很好的保护作用。含铝 6% 可使钢在  $980^\circ\text{C}$  具有较好的抗氧化性。含铝 5% 的铁锰铝奥氏体钢可在  $800^\circ\text{C}$  长期使用。过高的铝量会使钢的冲击性能和焊接性能变坏。

#### (4) 稀土元素

曾研究过稀土元素对 Cr28 钢抗氧化的影响,指出镧、铈等稀土元素可进一步提高含铬钢的抗氧化性。认为它们会降低  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  挥发性,改善氧化膜组成,使变为更加稳定的  $(\text{Cr}, \text{La})_2\text{O}_3$ ;又认为它们可促进铬扩散,有助形成  $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 。镧抑制在 1 100~1 200℃ 范围内形成容易分解的  $\text{NiO}$ 。

实际上应用的抗氧化钢大多是铬钢。在铬镍钢或铬锰氮钢基础上添加硅或铝而配制成的。单纯的硅钢或铝钢因其机械性能和工艺性能欠佳而很少应用。

抗氧化性常用钢种有 3Cr18Mn12Si2N、2Cr20Mn9Ni2Si2N 等。它们的抗氧化性能很好,最高工作温度可达约 1 000℃,多用于制造加热炉的变热构件、锅炉中的吊钩等。它们常以铸件的形式使用,主要热处理是固溶处理,以获得均匀的奥氏体组织。

## 2) 热强钢

高温下有一定抗氧化能力和较高强度以及良好组织稳定性的钢种称为热强钢。汽轮机、燃气轮机的转子和叶片、锅炉过热器、高温工作的螺栓和弹簧、内燃机进排气阀等用钢均属此类。

### (1) 热强钢合金化特点

#### ① 铁素体基耐热钢

这类钢的工作温度在 450~600℃ 之间,合金化是:

##### a. 低碳

碳含量一般为 0.1%~0.2%。碳含量愈高,组织愈不稳定,碳化物容易聚集长大,甚至发生石墨化,使热强度大大降低。

##### b. 加入铬

改善钢的抗氧化性,提高钢的再结晶温度以增高温强度。钢的耐蚀性和热强性要求愈高,铬含量也应愈高,可从 1% 直到 3%。

##### c. 加入钼、钒

提高钢的再结晶温度,同时形成稳定的弥散碳化物来保持高的热强性。

#### ② 奥氏体基耐热钢

工作温度可达 600~700℃,其合金化是:

##### a. 低碳

多在 0.1% 以上,可达 0.4%。要利用碳形成碳化物起第二相强化作用。

##### b. 加入大量铬、镍

总量一般在 25% 以上。Cr 主要提高热化学稳定性和热强性, Ni 保证获得稳定奥氏体组织。

##### c. 加入钨、钼等

提高再结晶温度,并析出较稳定的碳化物提高热强性。

##### d. 加入钒、钛、铝等

形成稳定的第二相提高热强性。第二相有碳化物(如 VC 等)和金属间化合物[如  $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$  等]两类,后者强化效果较好。

### (2) 热强钢种类及加工、热处理特点

热强钢常用钢种的牌号、化学成分、热处理、性能及用途见表 7-16。

### 3) 马氏体型热强钢

表 7-16 常用耐热钢的牌号、化学成分、热处理、特性和用途(摘自 GB1221-84)

类型	牌 号	主要化学成分(%)						热处理	特性和用途
		C	Cr	Ni	Si	Mo	其它		
奥氏体型	3Cr18Mn12Si2N	0.22~0.30	17.00~19.00	—	1.40~2.20	—	0.22~0.33	固溶处理 1 100~1 150℃快冷	有较高的高温强度和一定的抗氧化性,并且有较好的抗硫及抗增碳性。用于吊挂支架、渗碳炉构件、加热炉传送带、料盘、炉爪等
	0Cr19Ni9	≤0.08	18.00~20.0	8.00~10.50	≤1.00	—	—	固溶处理 1 010~1 150℃快冷	通用耐氧化钢、可承受 870℃ 以下反复加热炉部件
	2Cr23Ni13	≤0.02	22.00~24.00	12.00~15.00	≤1.00	—	—	固溶处理 1 030~1 150℃快冷	承受 980℃ 以下反复加热的抗氧化钢,加热炉部件
	2Cr22Ni11N	0.15~0.25	20.50~22.50	10.00~12.00	≤1.00	—	N0.15~0.30	固溶处理 1 050~1 150℃快冷 时效处理 750~800℃空冷	以抗氧化为主的汽油及柴油机用排气阀
	5Cr21Mn9Ni4N	0.48~0.58	20.00~22.00	3.25~4.50	≤0.35	—	N0.35~0.50	固溶处理 1 100~1 120℃快冷 时效处理 730~780℃空冷	以经受高温强度为主的汽油及柴油机用排气阀
	0Cr17Ni12Mo2	≤0.08	16.00~18.00	10.00~14.00	≤1.00	2.00~3.00	—	固溶处理 1 010~1 150℃快冷	高温具有优良的蠕变强度,作热交换用部件,高温耐蚀类螺栓
	4Cr14Ni14W2Mo	0.40~0.50	13.00~15.00	13.00~15.00	≤0.80	0.25~0.40	W2.00~2.75	固溶处理 820~850℃快冷	有较高的热强性,用于内燃机重负荷排气阀
	0Cr18Ni11Ti	≤0.08	17.00~19.00	9.00~13.00	≤1.00	—	Ti≥5×C%	固溶处理 920~1 150℃快冷	作在 400~900℃ 腐蚀条件下使用的部件,高温用焊接结构件
马氏体型	1Cr11MoV	0.11~0.18	10.00~11.50	≤0.60	≤0.50	0.50~0.70	V0.25~0.40	淬火 1 050~1 100℃空冷 回火 720~740℃空冷	有较高的热强性,良好的减震性及组织稳定性。用于透平机叶片及导向叶片
	1Cr12WmoV	0.12~0.18	11.00~13.00	0.40~0.80	≤0.50	0.50~0.70	W0.70~1.1 V0.18~0.3	淬火 1 000~1 050℃油冷 回火 680~700℃空冷	有较高的热强性,良好的减震性及组织稳定性。用于透平机叶片、紧固件、转子及轮盘。
	4Cr9Si2	0.35~0.50	8.00~10.00	≤0.60	2.00~3.00	—	—	淬火 1 020~1 040℃油冷 回火 700~780℃空冷	有较高的热强性,作内燃机进气阀,轻负荷发动机的排气阀
	4Cr10Si2Mo	0.35~0.45	9.00~10.50	≤0.60	1.90~2.60	0.70~0.90	—	淬火 1 010~1 040℃油冷 回火 720~760℃空冷	有较高的热强度,作内燃机进气阀,轻负荷发动机的排气阀

常用钢种为 Cr12 型(1Cr11MoV、1Cr12WMoV)、铬硅钢(4Cr9Si2、4Cr10Si2M)等。

1Cr11MoV 和 1Cr12WMoV 钢具有较好的热强性、组织稳定性及工艺性。1Cr11MoV 钢适宜于制造 540℃ 以下汽轮机叶片、燃气轮机叶片、增压器叶片;1Cr12WMoV 钢适宜于制造 580℃ 以下汽轮机叶片,燃气轮机叶片。这两种钢大多在调质状态下使用。1Cr11MoV 马氏体热强钢的调质热处理工艺为:1 050~1 000℃ 空冷,720~740℃ 高温回火(空冷)。

4Cr9Si2、4Cr10Si2Mo 等铬硅钢是另一类马氏体热强钢。它们属于中碳高合金钢。钢中含碳量提高到约 0.40%,主要是为了获得高的耐磨性;钢中加入少量的钼,有利于减小钢的回火脆性并提高热强性。这两种钢经适当的调质处理后,具有高的热强性,组织稳定性和耐磨性。4Cr9Si2 钢主要用来制造工作温度在 650℃ 以下的内燃机排气阀,也可用来制造工作在 800℃ 以下,受力较小的构件,如过热器吊架等。4Cr10Si2Mo 钢比 4Cr9Si2 钢含有较多的铬和钼,因此它的性能比较好,而且使回火脆性倾向减弱。该钢常用来制造某些航空发动机的排气阀,亦可用来制造加热炉构件。

4)奥氏体型热强钢

这类热强钢在 600~800℃ 温度范围内使用。它们含大量合金元素,尤其是含有较多的 Cr 和 Ni,其总量大大超过 10%。这类钢用于制造汽轮机、燃气轮机、舰艇、火箭、电炉等的部件,即广泛应用于航空、航海、石油及化工等工业部门中。常用钢种有 4Cr14Ni14W2Mo、0Cr18Ni11Ti 等。这类钢一般进行固溶处理或固溶+时效处理。

4Cr14Ni14W2Mo 是 14-14-2 型奥氏体钢。由于钢中合金元素综合影响,使它的热强性、组织稳定性及抗氧化性均比上述 4Cr9Si2 和 4Cr10Si2Mo 等马氏体热强钢为高。

7.5.3 耐磨钢

某些机械零件,如挖掘机、拖拉机、坦克的履带板、球磨机的衬板等,在工作时受到严重磨损及强烈撞击。因而制造这些零件的钢除了应有良好的韧性外,还应具有良好的耐磨性。

在生产中应用最普通的是高锰钢。高锰钢铸件的牌号及化学成分见表 7-17。

表 7-17 高锰钢铸件的牌号及化学成分(摘自 GB5680-85)

牌 号	化 学 成 分(%)					适用范围
	C	Mn	Si	S	P	
ZGMn13-1	1.10~1.50	11.00~14.00	0.30~1.00	≤0.050	≤0.090	低冲击件
ZGMn13-2	1.00~1.40				≤0.080	普通件
ZGMn13-3	0.90~1.30		0.30~0.80		≤0.080	复杂件
ZGMn13-4	0.90~1.20				≤0.070	高冲击件

注:ZGMn13 系铸造高锰钢,“-”后阿拉伯数字表示品种代号。

高锰钢铸件适用于承受冲击载荷和耐磨损的零件,但它几乎不能加工,且焊接性差,因而基本上都是铸造成型的,故其钢号即写成 ZGMn13-1、ZGMn13-2 等。

高锰钢铸件的性质硬而脆,耐磨性也差,不能实际应用。其原因是在铸态组织中存在着碳化物。实践证明,高锰钢只有在全部获得奥氏体组织时才呈现出最为良好的韧性和耐磨性。

为了使高锰钢全部获得奥氏体组织,须进行“水韧处理”。水韧处理是一种淬火处理的操作,其方法是钢加热至临界点温度以上(约在 1 060~1 100℃)保温一段时间,使钢中碳化

物能全部溶解到奥氏体中去,然后迅速浸淬于水中冷却。由于冷却速度非常快,碳化物来不及从奥氏体中析出,因而保持了均匀的奥氏体状态。水韧处理后,高锰钢组织全是单一的奥氏体,它的硬度并不高,约在 HB180~220 范围。当它在受到剧烈冲击或较大压力作用时,表面层奥氏体将迅速产生加工硬化,并有马氏体及  $\epsilon$  碳化物沿滑移面形成,从而使表面层硬度提高到 HB450~550,获得高的耐磨性。其心部则仍维持原来状态。

高锰钢制件在使用必须伴随外来的压力和冲击作用,不然高锰钢是不能耐磨的,其耐磨性并不比硬度相同的其它钢种好。例如喷砂机的喷嘴,选用高锰钢或碳素钢来制造,它们的使用寿命几乎是相同的。这是因为喷砂机的喷嘴所通过的小砂粒不能引起高锰钢硬化所致。因此,喷砂机喷嘴的材料就用不着选择高锰钢,一般选用淬火回火的碳素钢即可。

水韧处理后的高锰钢加热到 250℃ 以上是不合适的。这时因为加热超过 300℃ 时,在极短时间内即开始析出碳化物,而使性能变坏。高锰钢铸件水韧处理后一般不作回火。为了防止产生淬火裂纹,可考虑改进铸件设计。

高锰钢广泛应用于既耐磨损又耐冲击的一些零件。在铁路交通方面,高锰钢用于铁道上的辙岔、辙尖、转辙器及小半径转弯处的轨条等。高锰钢用于这些零件,不仅由于它具有良好的耐磨性,而且由于它材质坚韧,不容易突然折断。即使有裂纹开始发生,由于加工硬化作用,也会抵抗裂纹的继续扩展,使裂纹扩展缓慢则易被发觉。另外,高锰钢在寒冷气候条件下仍有良好的机械性能,不会冷脆。高锰钢在受力变形时,能吸收大量的能量,受到弹丸射击时也不易穿透。因此高锰钢也用于制造防弹板及保险箱钢板等。高锰钢还大量用于挖掘机、拖拉机、坦克等的履带板、主动轮、从动轮和履带支承滚轮等。由于高锰钢是非磁性的,也可用于既耐磨损又抗磁化的零件,如吸料器的电磁铁罩。



# 第八章 铸 铁

## 8.1 概 述

铸铁是含碳量大于 2.11% 的铁碳合金。除碳以外,铸铁还含有较多的 Si、Mn 和其它一些杂质元素。为了提高铸铁的机械性能,还可加入一定量的合金元素,组成合金铸铁。

同钢相比,铸铁熔炼简便、成本低廉,虽然强度、塑性和韧性较低,但是具有优良的铸造性能、很高的减摩和耐磨性、良好的消震性和切削加工性以及缺口敏感性低等一系列优点。因此,铸铁广泛应用于机械制造、冶金、石油化工、交通、建筑和国防等工业部门。铸铁和钢有相同的基体。铸铁中的金属基体主要有铁素体、珠光体及铁素体加珠光体三类。由于铁液化学成分、冷却速度以及铁液处理方法不同,铸铁中的碳除少量固溶于铁素体外,其余的既可以形成石墨,也可以形成渗碳体。

本章简要阐述了铸铁的石墨化过程,重点介绍了几种常用铸铁的成分、组织、性能及应用范围。

### 8.1.1 铸铁的分类

依碳在铸铁中的存在形式,铸铁可分为:

#### (1) 白口铸铁

碳大部分或全部以渗碳体形式存在,因断裂时断口呈白亮颜色,故称白口铸铁。

#### (2) 灰口铸铁

碳大部分或全部以游离的石墨形式存在,因断裂时断口呈暗灰色,故称为灰铸铁。

#### (3) 麻口铸铁

碳一部分以渗碳体形式存在,另一部分以游离态石墨形式存在,断口上呈黑白相间的麻点。

依铸铁中的石墨形态,可分为:灰铸铁,石墨呈片状;球墨铸铁,石墨呈球状;可锻铸铁,石墨呈团絮状;蠕墨铸铁,石墨呈蠕虫状。

### 8.1.2 铸铁的石墨化过程

#### 1. 铸铁的石墨化过程

石墨是碳的一种结晶形态, $w_c\% = 100\%$ ,具有六方晶格,原子呈层状排列(图 8-1)。同一层晶面上碳原子间距为 0.142nm,相互呈共价键结合;层与层之间的距离为 0.34nm,原子间呈分子键结合。石墨本身的强度和塑性非常低。

根据成分和冷却速度不同,铁碳合金的结晶过程和组织形成规律,可用 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图和 Fe-C(石墨)相图迭合在一起形成的铁碳双重相图来描述(图 8-2)。图中实线表示 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图,虚线表示 Fe-C(石墨)相图。虚线与实线重合的线条用实线表示。由图可见,虚线在实线的上方或左上方。表明 Fe-C(石墨)系较 Fe-Fe<sub>3</sub>C 系更为稳定。在一定条件下(例如铁液中 C、Si 的含量较高,并且冷却非常缓慢时),可直接从铁液中析出石墨。已形成渗碳体的铸铁在高温下长时间退火,可使渗碳体分解出石墨,即  $\text{Fe}_3\text{C} \rightarrow 3\text{Fe} + \text{C}(\text{石墨})$ 。

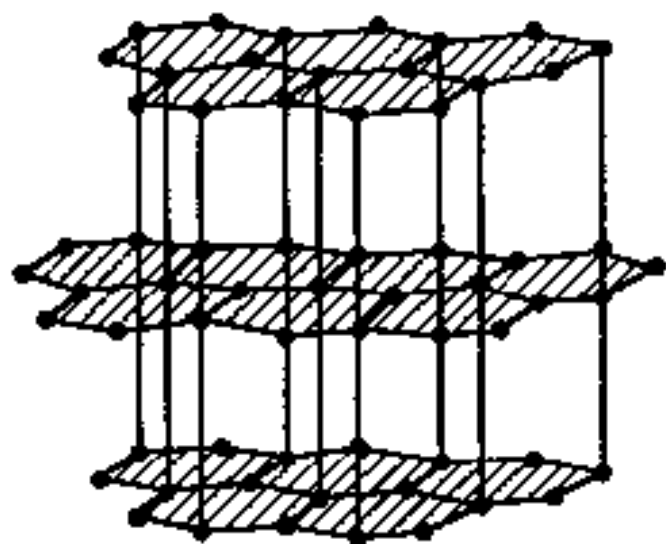


图 8-1 石墨的晶体结构

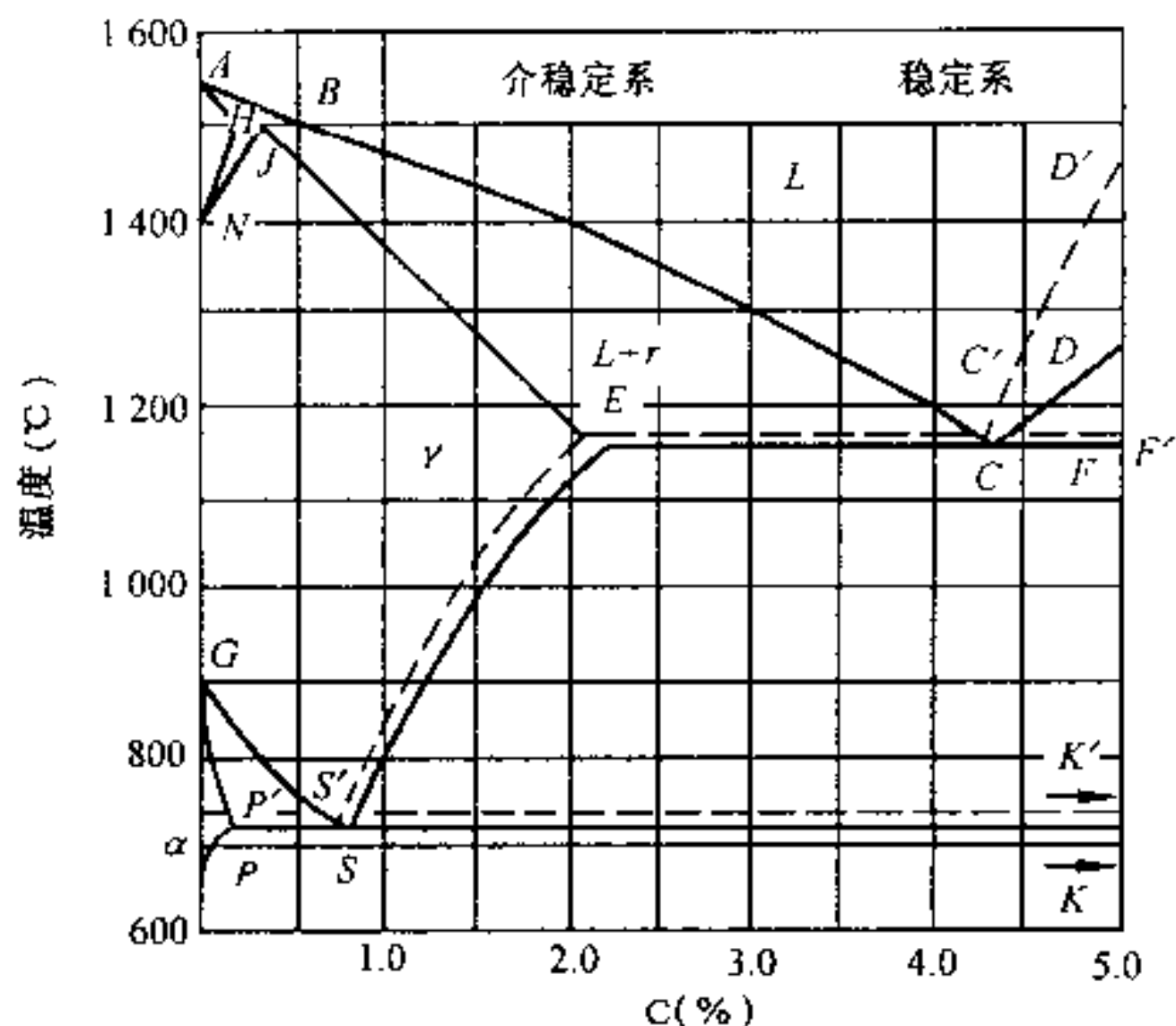


图 8-2 铁碳双重状态图

铸铁中石墨的结晶过程叫石墨化过程。

根据 Fe-C(石墨)系相图,在极缓慢冷却条件下,铸铁石墨化过程可分成三个阶段:

第一阶段,也叫高温石墨化阶段,即由液体中直接结晶出初生相石墨,或在 1154℃ 是通过共晶转变而形成石墨。即  $L_{C'} \rightarrow A_{E'} + C_{\text{共晶石墨}}$ 。

第二阶段,也叫石墨化过程阶段,即在 1154~738℃ 之间的冷却过程中,自奥氏体中析出二次石墨。

第三阶段,也叫低温石墨化阶段,即在 738℃ 时通过共析转变而形成石墨。即  $A_{S'} \rightarrow F_{P'} + C_{\text{共析石墨}}$ 。

铸铁的组织与石墨化过程及其进行的程度密切相关。由于高温下扩散条件较好,所以第一、二阶段的石墨化比较容易进行;而第三阶段的石墨化温度较低,扩散条件差,一定条件下可能全部或部分被抑制,从而得到三种不同的组织,即铁素体+石墨、铁素体+珠光体+石墨、珠光体+石墨。铸铁的一次结晶过程决定了石墨的形态,而二次结晶过程决定了基体组织。下面以共晶成分的铸铁为例,简要描述其石墨化过程(参见图 8-2 和图 8-3)。

共晶成分铁液从高温一直缓冷至 1154℃ 开始凝固,形成奥氏体加石墨的共晶体。此时奥氏体的饱和碳含量为  $w_c = 2.08\%$ 。随着温度下降,奥氏体的溶碳量下降,其溶解度按  $E'S'$  线变化,过饱和碳从奥氏体中析出二次石墨。当温度降至 738℃ 时,奥氏体含碳量达到  $w_c = 0.68\%$ ,发生共析转变,奥氏体形成铁素体加石墨共析体。此时铁素体的固溶度为  $w_c = 0.0206\%$ 。温度再继续下降,铁素体中固溶碳量减少,其溶解度沿  $P'Q$  线变化,冷至室温时,铁素体中含碳量远小于  $w_c = 0.006\%$ 。从铁素体中析出的三次石墨量很少。

## 2. 影响石墨化的因素

铸铁的石墨化程度受许多因素影响,但实验表明,铸铁的化学成分和结晶过程中的冷却速度是影响石墨化的主要因素。

### (1) 化学成分的影响

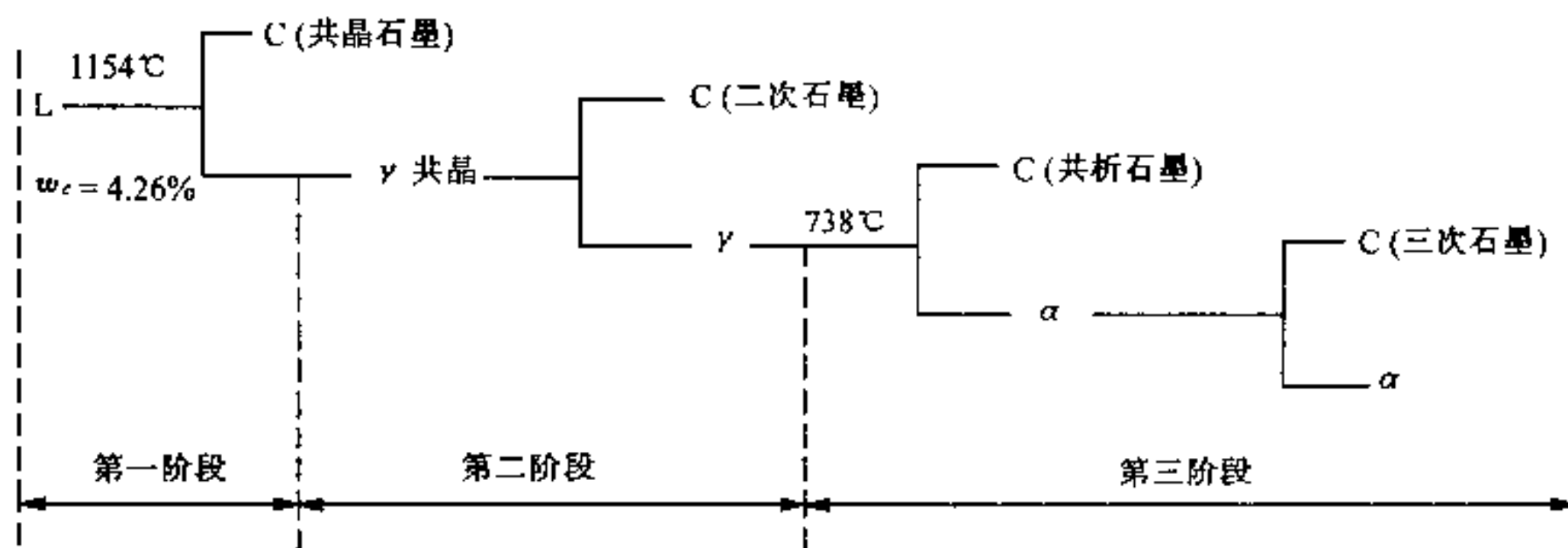


图 8-3 共晶合金石墨化过程

铸铁中的 C 和 Si 是影响石墨化过程的主要元素,它们强烈地促进石墨化进程,此外 Al、Ti、Ni、Cu、P、Co 等元素也是促进石墨化的元素,而 Mn、Mo、Cr、V、W、Mg、Ce 等元素属于阻碍石墨化的元素。Cu 和 Ni 既促进共晶时的石墨化又能阻碍共析时的石墨化。生产中为了避免产生白口或麻口,铸铁中必须加入足够的 C、Si、Al 等促进石墨化的元素。

### (2) 冷却速度的影响

对于同一成分的铁碳合金,在熔炼条件等完全相同的情况下,石墨化过程主要取决于冷却条件。当铁液或奥氏体以极缓慢速度冷却(过冷度很小)至图 8-2 中的  $S'E'F'$  和  $SEF$  之间温度范围时,通常按 Fe-C(石墨)系结晶,石墨化过程能较充分地进行。如果冷速较快,过冷度较大,通过  $S'E'C'$  和  $SEC$  范围共晶石墨或二次石墨来不及析出,而过冷到实线以下的温度时,则将析出  $Fe_3C$ 。实际生产中,在其它条件一定的情况下,铸铁的冷却速度取决于铸件的壁厚。铸件越厚,冷却速度越小,铸铁的石墨化程度越充分。

## 8.2 常用铸铁

### 8.2.1 灰口铸铁

#### 1. 灰口铸铁的化学成分、组织与性能

灰口铸铁的成分范围是 2.7%~3.6% C、1.0%~2.2% Si、0.5%~1.3% Mn、<0.3% P、≤0.15% S,其中 C、Si、Mn 是调节组织的元素,P 是控制使用的元素,S 是应限制的元素。究竟选用何种成分,应根据铸件基体组织及尺寸大小来决定。

灰口铸铁的第一、二阶段石墨化过程均能充分进行,其组织类型主要取决于第三阶段的石墨化程度。根据第三阶段石墨化程度的不同,可分别获得如下三种不同基体组织的灰口铸铁。

#### (1) 铁素体灰口铸铁

若第三阶段石墨化过程得到充分进行,最终得到的组织是铁素体基体上分布着片状石墨,如图 8-4(a)所示。

#### (2) 珠光体 + 铁素体灰口铸铁

若第三阶段即共析阶段的石墨化过程仅部分进行,获得的组织是珠光体 + 铁素体基体

上分布着片状石墨,如图 8-4(b)所示。

### (3)珠光体灰口铸铁

若第三阶段石墨化过程完全被抑制,获得的组织是珠光体基体上分布片状石墨,如图 8-4(c)所示。

灰口铸铁的抗拉强度、塑性及韧性均比同基体的钢低。这是由于石墨的强度、塑性、韧性极低,它的存在不仅割裂了金属基体的连续性,缩小了承受载荷的有效面积,而且在石墨片的尖端处导致应力集中,使铸铁发生过早的断裂。随着石墨片的数量、尺寸、分布不均匀性的增加,灰口铸铁的抗拉强度、塑性、韧性进一步降低。

灰口铸铁的硬度和抗压强度取决于基体组织,石墨对其影响不大。因此,灰口铸铁的硬度和抗压强度与同基体的钢相差不多。灰口铸铁的抗压强度约为其抗拉强度的 3~4 倍,因而广泛用作受压零构件如机座、轴承座等。

此外,灰口铸铁还具有较好的铸造性能、切削加工性能、减摩性、减震性以及较低的缺口敏感性。

### 2. 灰口铸铁的牌号与应用

我国国家标准对灰铸铁的牌号、机械性能及其它技术要求均有新的规定。

灰铸铁根据直径 30mm 单铸试样的抗拉强度进行分级。按 GB9439-88 规定,灰铸铁共有六个牌号(见表 8-1)。灰铸铁牌号由“灰铁”二字汉语拼音字首“HT”和其后的三位数字组成。数字表示最低抗拉强度  $\sigma_b$ 。例如灰铸铁 HT200,表示最低抗拉强度为 200MPa。N 牌号的铸铁,其抗拉强度应在  $n$  至  $(n+100)$ MPa 范围内。



(a) 铁素体基 200×



(b) 铁素体基+珠光体基 500×



(c) 珠光体基 500×

图 8-4 不同基体组织的灰口铸铁

表 8-1 灰口铸铁的牌号与应用范围

牌号	铸件壁厚(mm)		最小抗拉强度 $\sigma_b$ (MPa)	应用范围及举例
	大于	至		
HT100	2.5	10	130	用于制造盖、外罩、手轮、支架、重锤等低负荷、不重要的零件
	10	20	100	
	20	30	90	
	30	50	80	
HT150	2.5	10	175	用于制造支柱、底座、齿轮箱、工作台等承受中等负荷的零件
	10	20	145	
	20	30	130	
	30	50	120	
HT200	2.5	10	220	用于制造气缸、活塞、齿轮、床身、轴承座、联轴器等承受较大负荷和较重要的零件
	10	20	195	
	20	30	170	
	30	50	160	
HT250	4.0	10	270	
	10	20	240	
	20	30	220	
	30	50	200	
HT300	10	20	290	用于制造齿轮、凸轮、车床卡盘、高压液压筒和滑阀壳体等承受高负荷的零件
	20	30	250	
	30	50	230	
HT350	10	20	340	
	20	30	290	
	30	50	260	

### 3. 灰口铸铁的孕育处理

改善灰口铸铁机械性能的关键,是改善铸铁中石墨片的形状、数量、大小和分布情况。可在浇注前向铁水中加入少量(铁水总重量的4%左右)的硅铁、硅钙合金进行孕育(变质)处理,使铸铁在凝固过程中产生大量的人工晶核,获得细珠光体基体上分布有少量细小、均匀分布的石墨片组织。这样的铸铁称为孕育铸铁或变质铸铁。由于其强度、塑性、韧性比普通灰铸铁高,因此常用作气缸、曲轴、凸轮轴等较重要的零件。

### 4. 灰口铸铁的热处理

热处理只能改变铸铁的基体组织,而不能改变石墨的形状和分布状态。因此通过热处理提高灰口铸铁机械性能的效果不大。通常只采用如下几种热处理。

#### (1) 去应力退火



在铸造过程中,产生很大的内应力不仅降低铸件强度,而且使铸件产生翘曲、变形,甚至开裂。因此,铸铁件铸后必须进行消除应力退火,又称人工时效。即将铸件缓慢加热到  $500 \sim 560^{\circ}\text{C}$  适当保温(每  $10\text{mm}$  截面保温  $2\text{h}$ )后,随炉缓冷至  $150 \sim 200^{\circ}\text{C}$  出炉空冷,此时内应力可被消除  $90\%$ 。去应力退火加热温度一般不超过  $560^{\circ}\text{C}$ ,以免共析渗碳体分解、球化,降低铸件强度、硬度和耐磨性。

## (2) 消除白口,改善切削加工性能的退火

铸件冷却时,表层及截面较薄处由于冷却速度快,易出现白口组织使硬度升高,难以切削加工。通常将铸件加热至  $850 \sim 950^{\circ}\text{C}$  保温  $1 \sim 4\text{h}$ ,使部分渗碳体分解为石墨,然后随炉缓冷至  $400 \sim 500^{\circ}\text{C}$ ,再置于空气中冷却,最终得到铁素体基体或铁素体加珠光体基灰铸铁,从而消除白口、降低硬度、改善切削加工性。

### 8.2.2 可锻铸铁

可锻铸铁是由白口铸铁通过高温石墨化退火或氧化脱碳热处理,改变其金相组织或成分而获得的具有较高韧性的铸铁。由于铸铁中石墨呈团絮状分布,故大大削弱了石墨对基体的割裂作用。与灰口铸铁相比,可锻铸铁具有较高的强度和一定的塑性和韧性。可锻铸铁又称为展性铸铁或玛钢,但实际上可锻铸铁并不能锻造。

#### 1. 可锻铸铁的类型

可锻铸铁按化学成分、石墨化退火条件和热处理工艺不同,可分为黑心可锻铸铁(包括珠光体可锻铸铁)、白心可锻铸铁两类。当前广泛采用的是黑心可锻铸铁。

将白口铸件毛坯在中性介质中经高温石墨化退火而获得的铸铁件,若金相组织为铁素体基体上分布着团絮状石墨,其断口由于石墨大量析出而使心部颜色为暗黑色,表层因部分脱碳而呈白亮色的,称为黑心可锻铸铁。若金相组织为珠光体基体上分布团絮状石墨,则称为珠光体可锻铸铁。因其断口呈灰色,习惯上也将其称为黑心可锻铸铁。

白心可锻铸铁是将白口铸件毛坯放在氧化介质中经石墨化退火及脱碳得到的。表层由于完全脱碳形成单一的铁素体组织,其断口为灰色。根据铸件断面大小不同,心部组织可以是珠光体+铁素体+退火碳(即退火过程中由渗碳体分解形成的石墨)或珠光体+退火碳。心部断口为灰白色,故称之为白心可锻铸铁。

#### 2. 可锻铸铁的化学成分特点及可锻化(石墨化)退火

##### (1) 成分范围

为使铸铁凝固获得全部白口组织,同时使随后的石墨化退火周期尽量短,并有利于提高铸铁的机械性能,可锻铸铁的化学成分应控制在  $2.4\% \sim 2.7\% \text{C}$ 、 $1.4\% \sim 1.8\% \text{Si}$ 、 $0.5\% \sim 0.7\% \text{Mn}$ 、 $<0.8\% \text{P}$ 、 $<0.25\% \text{S}$ 、 $<0.06\% \text{Cr}$  范围内。

##### (2) 黑心可锻铸铁石墨化退火工艺

黑心可锻铸铁的石墨化退火工艺如图 8-5 所示。将浇铸成的白口铸铁加热到  $900 \sim 980^{\circ}\text{C}$  保温约  $15$  小时,使渗碳体分解为奥氏体加石墨。由于固态下石墨在各个方向上的长大速度相差不多,故石墨呈团絮状。在随后的缓慢冷却过程中,奥氏体将沿业已形成的团絮状石墨表面析出二次石墨,至共析转变温度范围( $750 \sim 720^{\circ}\text{C}$ )时,奥氏体分解为铁素体加石墨。结果得到铁素体可锻铸铁,其退火工艺曲线如图 8-5 中①所示。如果在通过共析转变温度时的冷却速度较快,则将得到珠光体可锻铸铁,其退火工艺曲线如图 8-5 中②所示。按上述工艺获得的可锻铸铁的显微组织如图 8-6 所示。

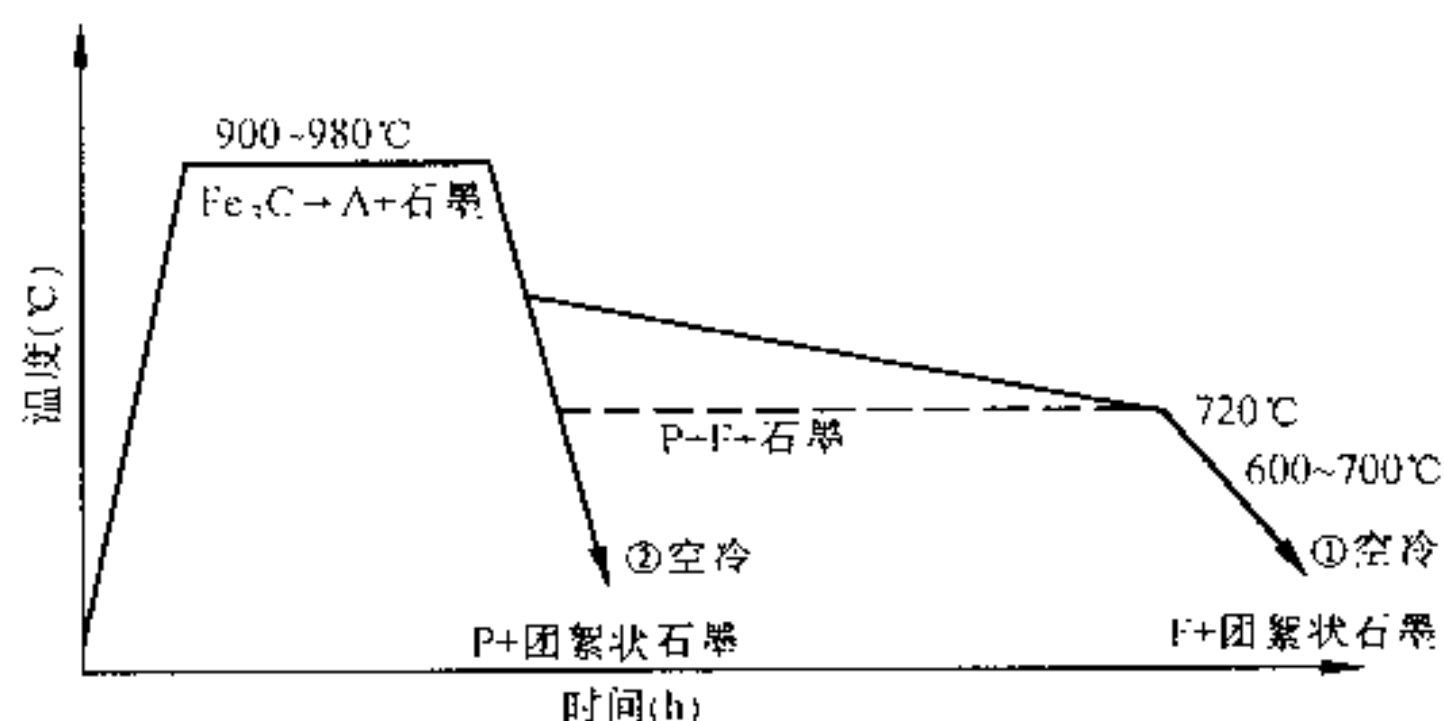
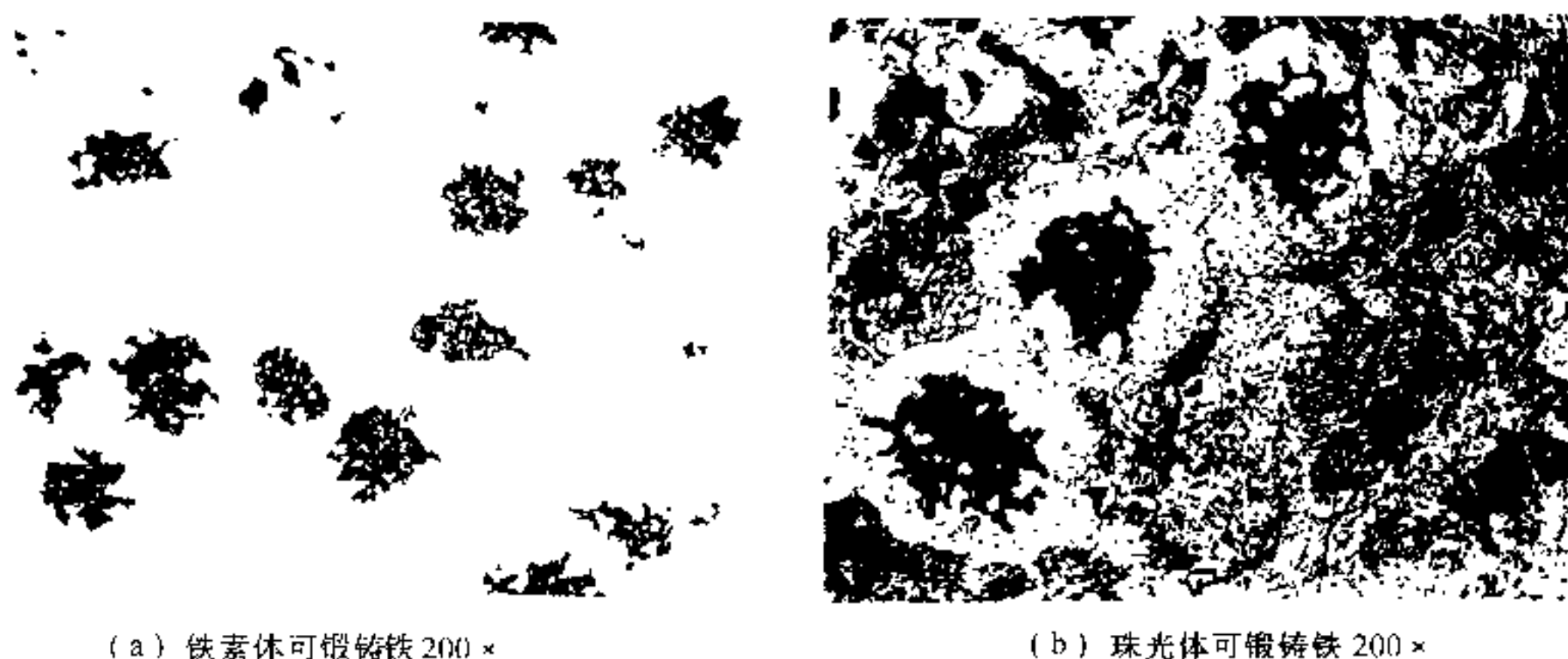


图 8-5 可锻铸铁的石墨化退火



(a) 铁素体可锻铸铁 200 ×

(b) 珠光体可锻铸铁 200 ×

图 8-6 可锻铸铁的显微组织

可锻铸铁的退火周期较长,约 70 小时左右。为了缩短退火周期,常采用如下方法。

#### (1) 孕育处理

用硼铈等复合孕育剂,在铁水凝固时阻止石墨化,在退火时促进石墨化过程,使石墨化退火周期缩短一半左右。

#### (2) 低温时效

退火前将白口铸铁在 300~400℃ 进行 3~6 小时的时效,使碳原子在时效过程中发生偏析,从而使随后的高温石墨化阶段的石墨核心有所增加。实践证明,经时效后可显著缩短退火周期。

### 3. 可锻铸铁的牌号、性能、用途

表 8-2 为国标(GB9440-88)所规定的可锻铸铁的牌号、类型和机械性能。牌号中“KT”是“可铁”二字汉语拼音的第一个大写字母,表示可锻铸铁。其后加汉语拼音字母“H”则表示黑心可锻铸铁,加“Z”表示珠光体基可锻铸铁,加“B”表示白心可锻铸铁。随后两组数字分别表示最低抗拉强度(MPa)和最低延伸率( $\delta\%$ )。各种可锻铸铁的机械性能详见表 8-2。

表 8-2 可锻铸铁的类型、牌号和机械性能(GB9440-88)

类型	牌号		试样直径 $d(\text{mm})$	$\sigma_b \geq$	$\sigma_{0.2} \geq$	$\delta(\%) \geq$	HB
	新牌号	过渡牌号		$(\text{MPa})$		$(L_0 - 3d)$	
黑心可锻铸铁	KTH300-06	—	12 或 15	300	—	6	不大于 150
	—	KTH330-08		330	—	8	
	KTH350-10	—		350	200	10	
	—	KTH370-12		370	—	12	
珠光体可锻铸铁	KTZ450-06	—	12 或 15	450	270	6	150~200
	KTZ550-04	—		550	340	4	180~230
	KTZ650-02	—		650	430	2	210~260
	KTZ700-02	—		700	530	2	240~290
白心可锻铸铁	KTB350-04	—	9	345	—	5	$\leq 230$
			12	350	—	4	
			15	360	—	3	
	KTB380-12	—	9	320	170	15	$\leq 200$
			12	380	200	12	
			15	400	210	8	
	KTB400-05	—	9	360	200	8	$\leq 220$
			12	400	220	5	
			15	420	230	4	
	KTB450-07	—	9	400(40.8)	230(23.5)	10	$\leq 220$
			12	450(45.9)	260(26.5)	7	
			15	480(49.0)	280(28.6)	4	

表 8-3 为各种牌号的可锻铸铁的特性和用途。由表可知,普通黑心可锻铸铁具有一定的强度和较高的塑性与韧性,常用作汽车、拖拉机后桥外壳,低压阀门及各种承受冲击和振动的农机具。珠光体可锻铸铁具有优良的耐磨性、切削加工性和极好的表面硬化能力,常用作曲轴、凸轮轴、连杆、齿轮等承受较高载荷、耐磨损的重要零件。而白心可锻铸铁在机械工业中则应用很少。

### 8.2.3 球墨铸铁

在浇铸前向铁水中加入少量的球化剂(镁或稀土镁)和孕育剂(75% Si 的硅铁),获得具有球状石墨的铸铁,称为球墨铸铁。由于它具有优良的机械性能,加工性能,铸造性能,生产工艺简单,成本低廉,故其得到了越来越广泛的应用。

#### 1. 球墨铸铁的成分、组织、性能

球墨铸铁的成分范围一般为 3.5%~3.9% C, 2.0%~2.6% Si, 0.6%~1.0% Mn, <0.06% S, <0.1% P, 0.03%~0.06% M<sub>g</sub>残, 0.02%~0.06% RE。与灰口铸铁相比,球墨铸铁的碳、硅含量较高,含锰较低,对磷、硫限制较严。碳当量( $C_E = 4.5\% \sim 4.7\%$ )高是为了获得共晶成分的铸铁(共晶点为 4.6%~4.7%),使之具有良好的铸造性能。低硫是因为硫

与镁、稀土具有很强的亲和力,从而消耗球化剂,造成球化不良。对镁和稀土残留量有一定要求,是因为适量的球化剂才能使石墨完全呈球状析出。由于镁和稀土是阻止石墨化的元素,所以在球化处理的同时,必须加入适量的硅铁进行孕育处理,以防止白口出现。

表 8-3 可锻铸铁的特性及用途

牌号	性能及用途
KTH300-06	有一定的韧性和强度,气密性好;适用于承受低动载荷及静载荷、要求气密性好的工作零件,如管道配件等
KTH330-08	有一定的韧性和强度,用于承受中等动载荷和静载荷的零件。如农机上的犁刀、犁柱,机场用的扳手等
KTH350-10 KTH370-12	有较高的韧性和强度,用于承受较高的冲击、振动及扭转负荷下的零件。如汽车、拖拉机上的前后轮壳、差速器壳、转向节壳、制动器等,船用电机壳等
KTZ450-06 KTZ550-04 KTZ650-02 KTZ700-02	韧性低但强度、硬度高,耐磨性好,且切削加工性良好;可用来代替低碳、中碳、低合金钢及有色合金制造的承受较高载荷、耐磨损并要求有一定韧性的重要零件。如:曲轴、凸轮轴、连杆、齿轮、摇臂、活塞环、轴承、犁刀、闸、万向接头、传递链条、矿车轮等
KTB350-04 KTB380-12 KTB400-05 KTB450-07	白心可锻铸铁的特点是:(1)薄壁铸件仍有较好的韧性;(2)有非常优良的焊接性,可与钢钎焊;(3)切削性好,但工艺复杂、生产周期长、强度及耐磨性较差,在机械工业中很少应用。适用于制造壁厚在 15mm 以下的薄壁铸件和焊后不需热处理的零件

球墨铸铁的组织特征为钢的基体加球状石墨。常见的球墨铸铁组织如图 8-7 所示。

球墨铸铁的性能与其组织特征有关。由于石墨呈球状分布时,不仅造成的应力集中小,而且对基体的割裂作用也最小。因此,球墨铸铁的基体强度利用率可达 70%~90%,而灰口铸铁的基体强度利用率仅为 30%~50%。所以,球墨铸铁的抗拉强度、塑性、韧性不仅高于其它铸铁,而且可与相应组织的铸钢相媲美。特别是球墨铸铁的屈强比( $\sigma_s/\sigma_b$ )为 0.7~0.8,几乎比钢高一倍。这一性能特点有很大的实际意义。因为在机械设计中,材料的许用应力是按屈服强度来确定的,因此,对于承受静载荷的零件,用球墨铸铁代替铸钢,就可以减轻机器重量。

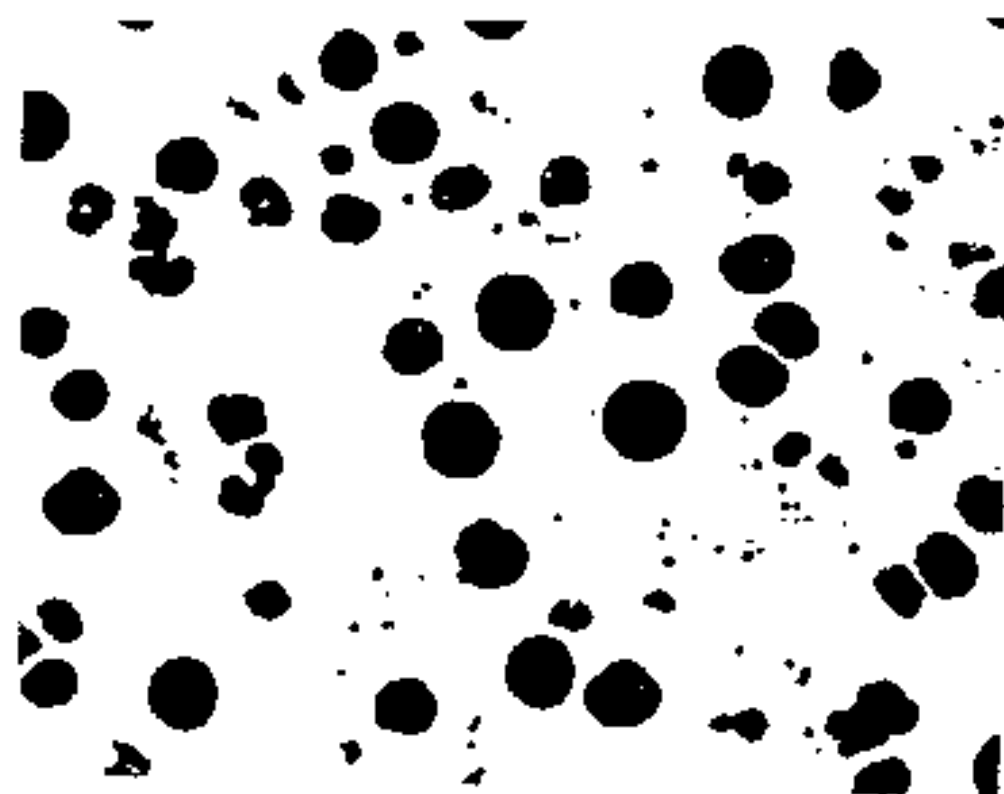
球墨铸铁不仅具有良好的机械性能,同时也保留灰口铸铁具有的一系列优点,特别是通过热处理可使其机械性能达到更高水平,从而扩大了球墨铸铁的使用范围。

## 2. 球墨铸铁的牌号及用途

表 8-4 为国标(GB1348-88)所规定的球墨铸铁的牌号、基体组织和性能。牌号中“QT”是“球铁”二字的汉语拼音的第一个大写字母,表示球墨铸铁的代号,后面两组数字分别表示最低抗拉强度(MPa)和最小延伸率 $\delta(\%)$ 。

表 8-5 为球墨铸铁的特性和用途。由表可知,铁素体基体球墨铸铁具有较高的塑性和韧性,常用来制造受压阀门、汽车后桥壳、机器底座。珠光体基球墨铸铁具有中高强度和较高的耐磨性,常用作拖拉机或柴油机的曲轴、凸轮轴、部分机床上的主轴、轧辊等。贝氏体基球墨铸铁具有高的强度和耐磨性,常用于汽车上的齿轮、传动轴及内燃机曲轴、凸轮轴等。

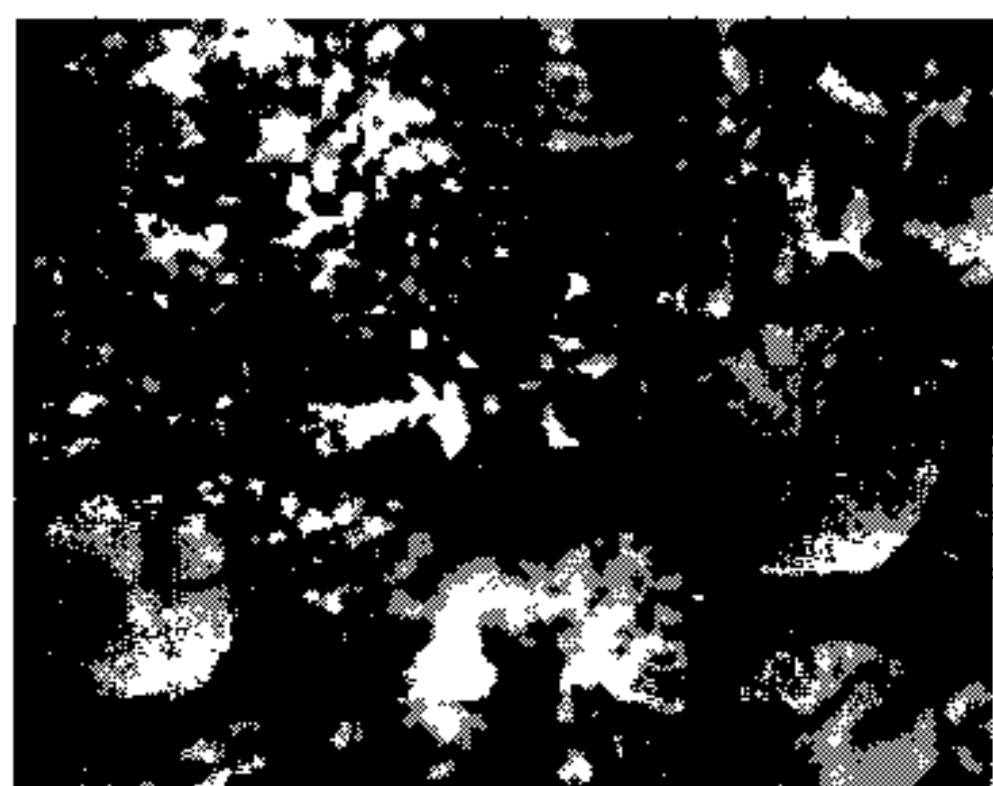




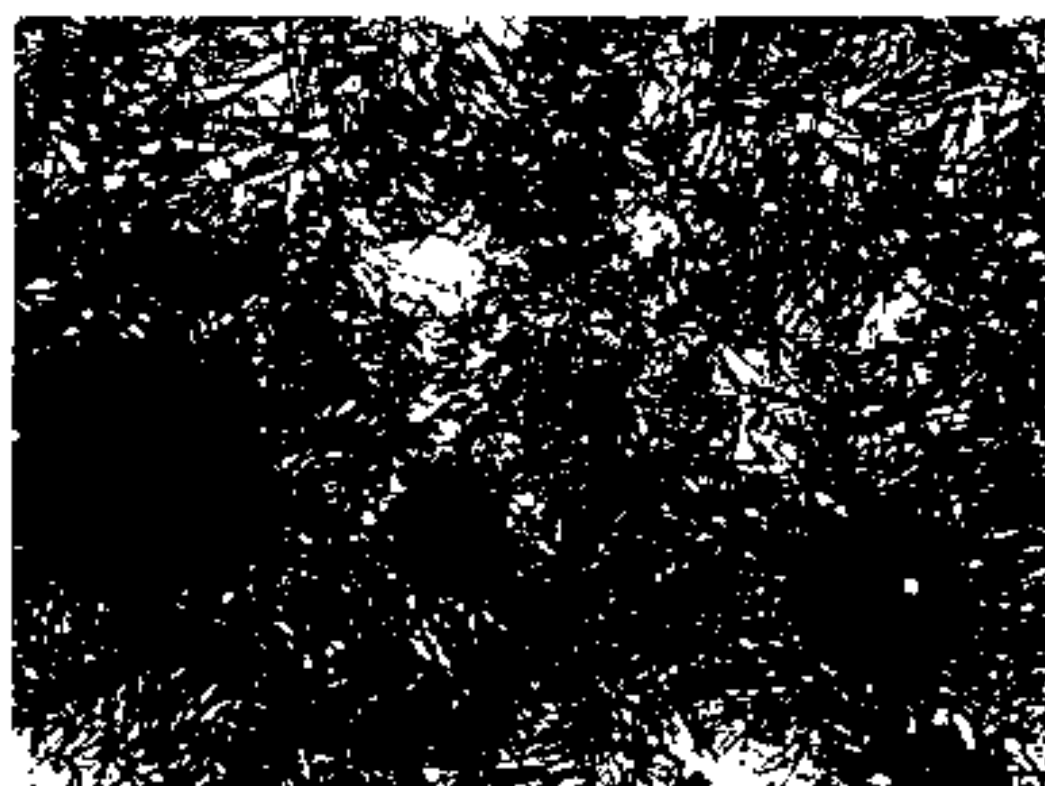
(a) 铁素体基 100 ×



(b) 铁素体-珠光体基 100 ×



(c) 珠光体基 200 ×



(d) 贝氏体基 500 ×

图 8-7 不同基体的球墨铸铁

表 8-4 球墨铸铁的牌号和单铸试块的机械性能(GB1348-88)

牌 号	$\sigma_b$	$\sigma_{0.2}$	$\delta$	供参考	
	(MPa)	(MPa)	(%)	HB	主要金相组织
	最小值				
QT400-18	400	250	18	130~180	铁素体
QT400-15	400	250	15	130~180	铁素体
QT450-10	450	310	10	160~210	铁素体
QT500-7	500	320	7	170~230	铁素体+珠光体
QT600-3	600	370	3	190~270	珠光体+铁素体
QT700-2	700	420	2	225~305	珠光体
QT800-2	800	480	2	245~335	珠光体或回火组织
QT900-2	900	600	2	280~360	贝氏体或回火马氏体



表 8-5 球墨铸铁的特性和用途

牌 号	主 要 特 性	用 途 举 例
QT400-18 QT400-15	焊接性及切削加工性良好,韧性高,脆性转变温度低	① 农机具:犁铧、犁柱、收割机及割草机上的导架、差速器壳、护刃器; ② 汽车、拖拉机的轮毂、驱动桥壳体、离合器壳、差速器壳、拨叉等;
QT450-10	同上,但塑性略低而强度与小能量冲击力较高	③ 通用机械:1.6~6.4MPa 阀门的阀体、阀盖,压塑机上高低压汽缸等; ④ 其它:铁路垫板、电机机壳、齿轮箱、飞轮壳等
QT500-7	中等强度与塑性,切削加工性良好	内燃机的机油泵齿轮,汽轮机中温气缸隔板,铁路机车车辆轴瓦,机器座架、传动轴、飞轮、电动机架等
QT600-3	中等强度,低塑性,耐磨性较好	① 内燃机:5~4000hp 柴油机和汽油机的曲轴,部分轻型柴油机和汽油机的凸轮轴、气缸套、连杆、进排气门座等; ② 农机具:脚踏脱粒机齿条、轻负荷齿轮、畜力犁铧;
QT700-2 QT800-2	有较高的强度和耐磨性,塑性及韧性较低	③ 部分磨床、车床、铣床的主轴; ④ 空压机、气压机、冷冻机、制氧机、泵的曲轴、缸体、缸套; ⑤ 球磨机轴、矿车轮、桥式起重机大小滚轮、小型水轮机主轴等
QT900-2	有高的强度和耐磨性,较高的弯曲疲劳强度、接触疲劳强度和一定的韧性	① 农机上的犁铧、耙片; ② 汽车上的螺旋伞齿轮、转向节、传动轴; ③ 拖拉机上的减速齿轮; ④ 内燃机曲轴、凸轮轴

### 3. 球墨铸铁的热处理

#### (1) 球墨铸铁热处理的特点

球墨铸铁的热处理工艺性较好,因此凡能改变和强化基体的各种热处理方法均适用于球墨铸铁。球墨铸铁在热处理过程中的转变机理与钢大致相同,但由于球墨铸铁中有石墨存在且含有较高的硅及其它元素,因而使得球墨铸铁热处理有如下特点。

① 硅有提高共析转变温度且降低马氏体临界冷却速度的作用,所以铸铁淬火时它的加热温度比钢高,淬火冷却速度可以相应缓慢。

② 铸铁中由于石墨起着碳的“储备库”作用,因而通过控制加热温度和保温时间可调整奥氏体的含碳量,以改变铸铁热处理后的基体组织和性能。但由于石墨溶入奥氏体的速度十分缓慢,故保温时间要比钢长。

③ 成分相同的球墨铸铁,因结晶过程中的石墨化程度不同,可获得不同的原始组织,故其热处理方法也各不相同。

#### (2) 球墨铸铁常用的热处理方法

##### ① 退火

球墨铸铁在浇铸后,其铸态组织常会出现不同程度的珠光体和自由渗碳体。这不仅使铸铁的机械性能降低,且难以切削加工。为提高铸态球铁的塑性和韧性,改善切削加工性能,以消除铸造内应力,就必须进行退火,使其中珠光体和渗碳体得以分解,获得铁素体基球墨铸铁。依铸态组织不同,退火工艺有两种。

**高温退火** 当铸态组织中不仅有珠光体而且有自由渗碳体时,应进行高温退火。其工艺曲线如图 8-8 所示。

**低温退火** 当铸态组织仅为铁素体加珠光体基体,而没有自由渗碳体存在时,为获得铁素体基体,则只需进行低温退火,其工艺曲线如图 8-9 所示。

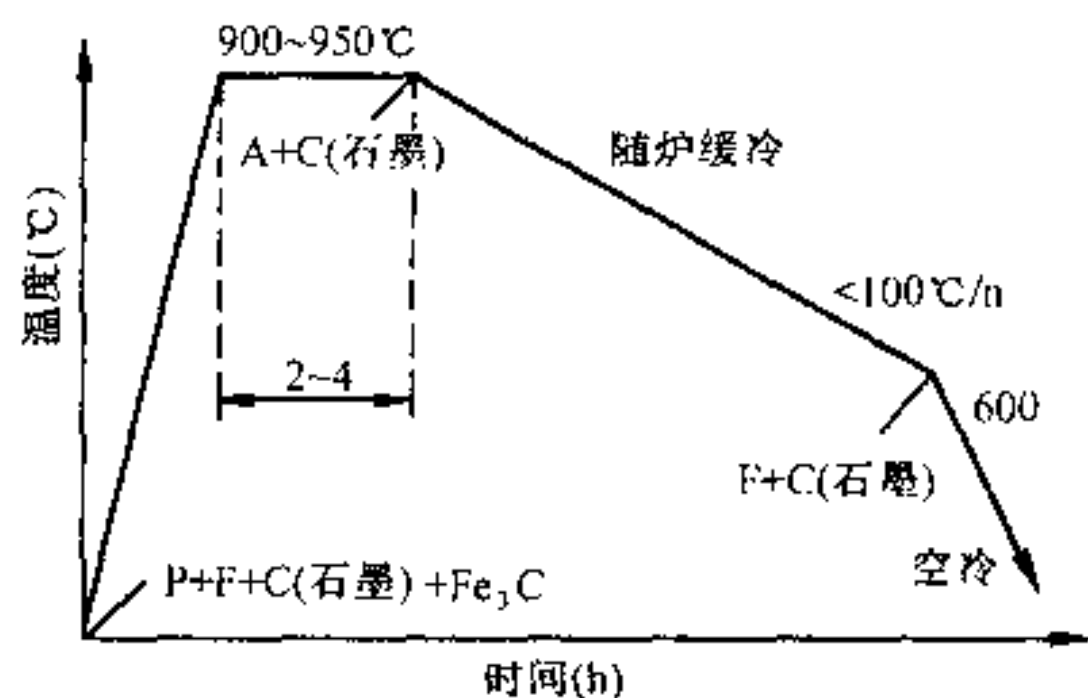


图 8-8 球墨铸铁高温退火工艺曲线

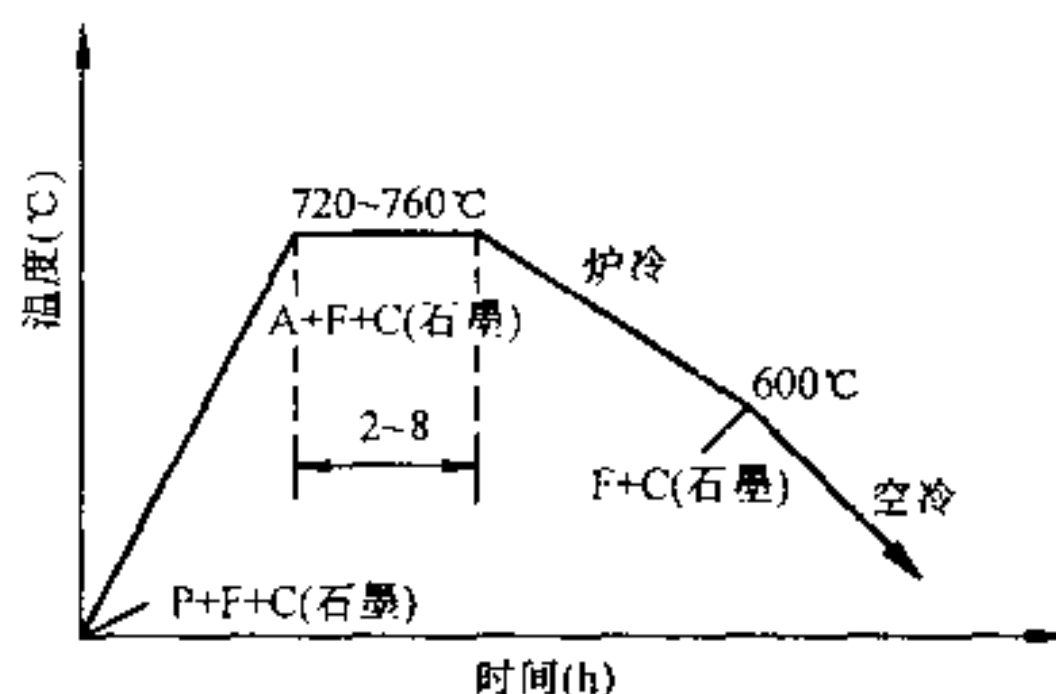


图 8-9 球墨铸铁低温退火工艺曲线

## ②正火

球墨铸铁进行正火的目的,是使铸态下基体的混合组织全部或大部分变为珠光体,从而提高其强度和耐磨性。

**高温正火** 将铸件加热到共析温度以上,使基体组织全部奥氏体化,然后空冷(含硅量高的厚壁件,可采用风冷、喷雾冷却),使其获得珠光体球墨铸铁。正火后,为消除内应力,可增加一次消除内应力的退火(或回火)。其工艺曲线如图 8-10 所示。

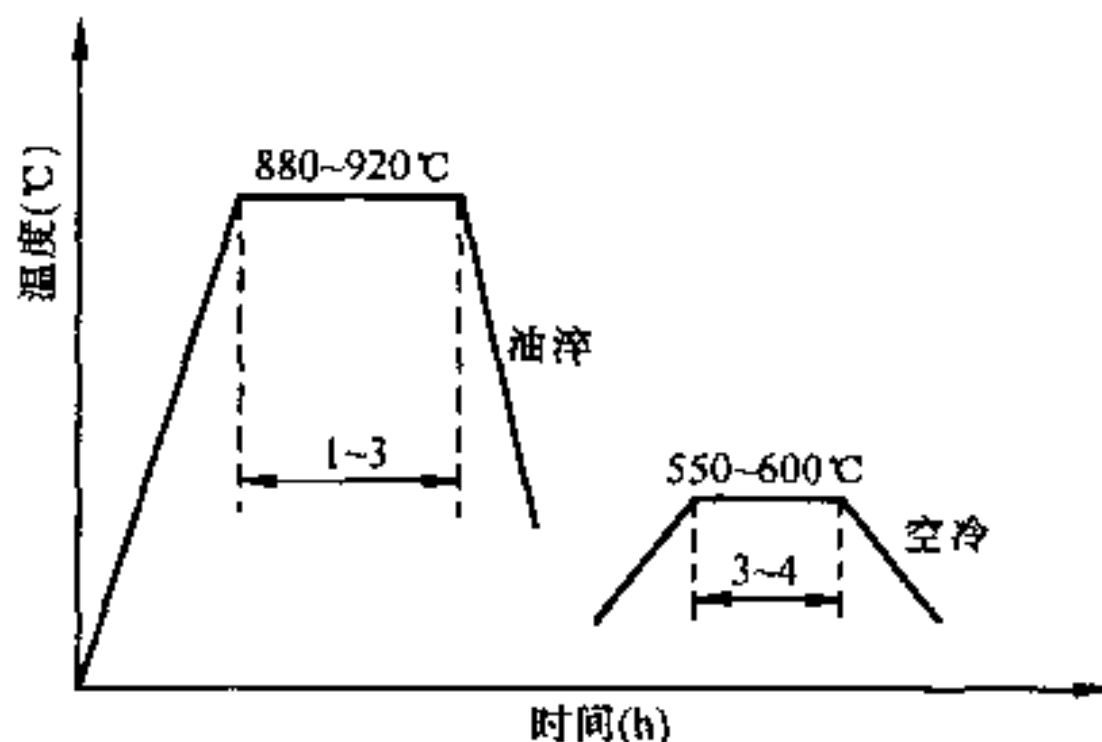


图 8-10 球墨铸铁高温正火工艺曲线

**低温正火** 将铸件加热到共析温度范围内,使基体组织部分奥氏体化,然后出炉空冷,可获得珠光体加铁素体基的球墨铸铁。其塑性、韧性比高温正火高,但强度略低。其工艺曲线如图 8-11 所示。

## ③调质处理

对于受力复杂、截面大、综合机械性能要求较高的重要铸件,可采用调质处理。其工艺曲线如图 8-12 所示。

调质处理后得到回火索氏体加球状石墨,硬度为 245~335HB,具有良好的综合机械性能。柴油机曲轴等重要的零件常采用此种处理方法。球墨铸铁淬火后,也可采用中温或低温回火,获得贝氏体或回火马氏体基组织,使其具有更高的硬度和耐磨性。

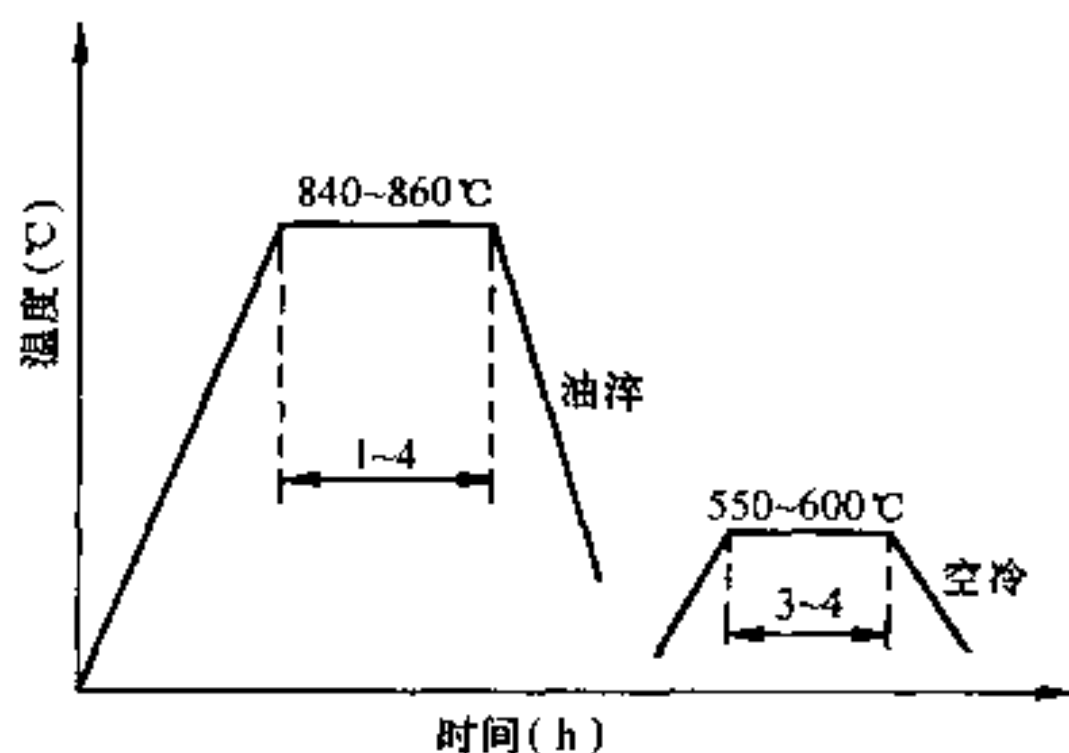


图 8-11 球墨铸铁低温正火工艺曲线

## ④等温淬火

对于一些形状复杂,要求综合机械性能较高,热处理易变形与开裂的零件,常采用等温淬火。

将零件加热到 860~920°C,保温时间约比钢长 1 倍,保温后,迅速放入温度为 250~

300℃的等温盐浴中,进行0.5~1.5小时的等温处理,然后取出空冷,获得下贝氏体加球状石墨为主的组织。其工艺曲线如图8-13所示。

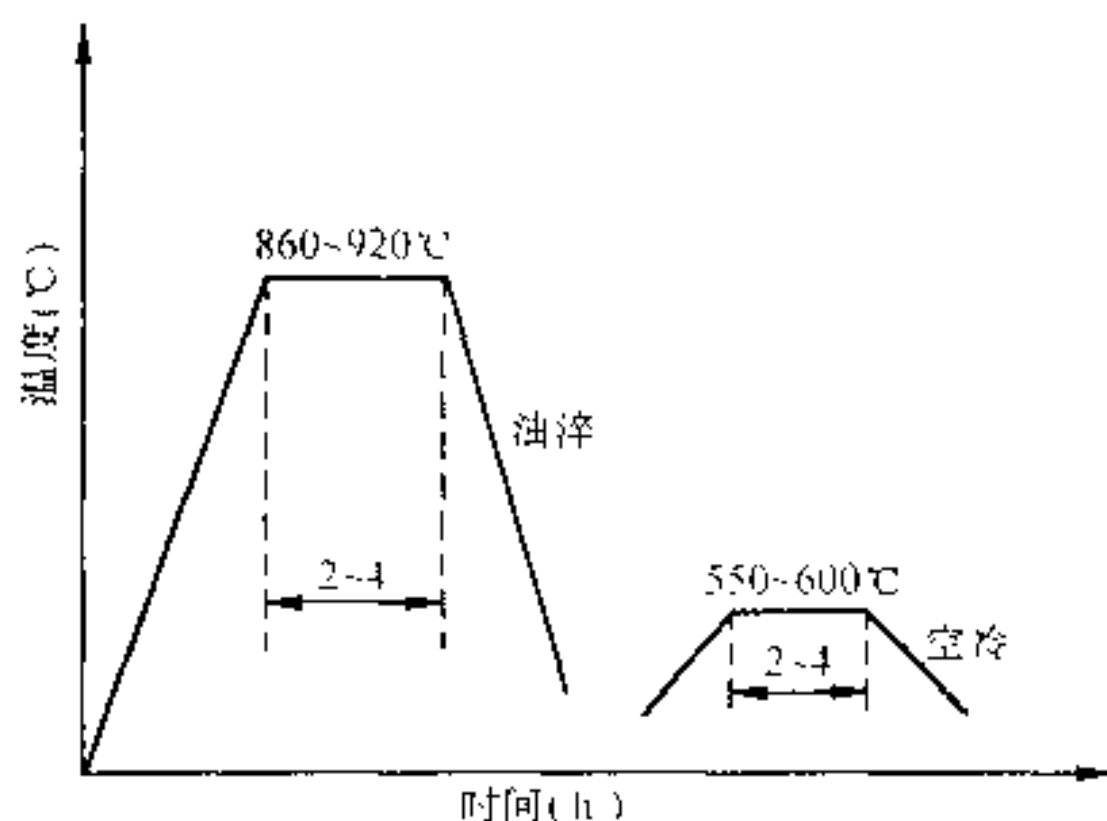


图 8-12 球墨铸铁调质处理工艺曲线

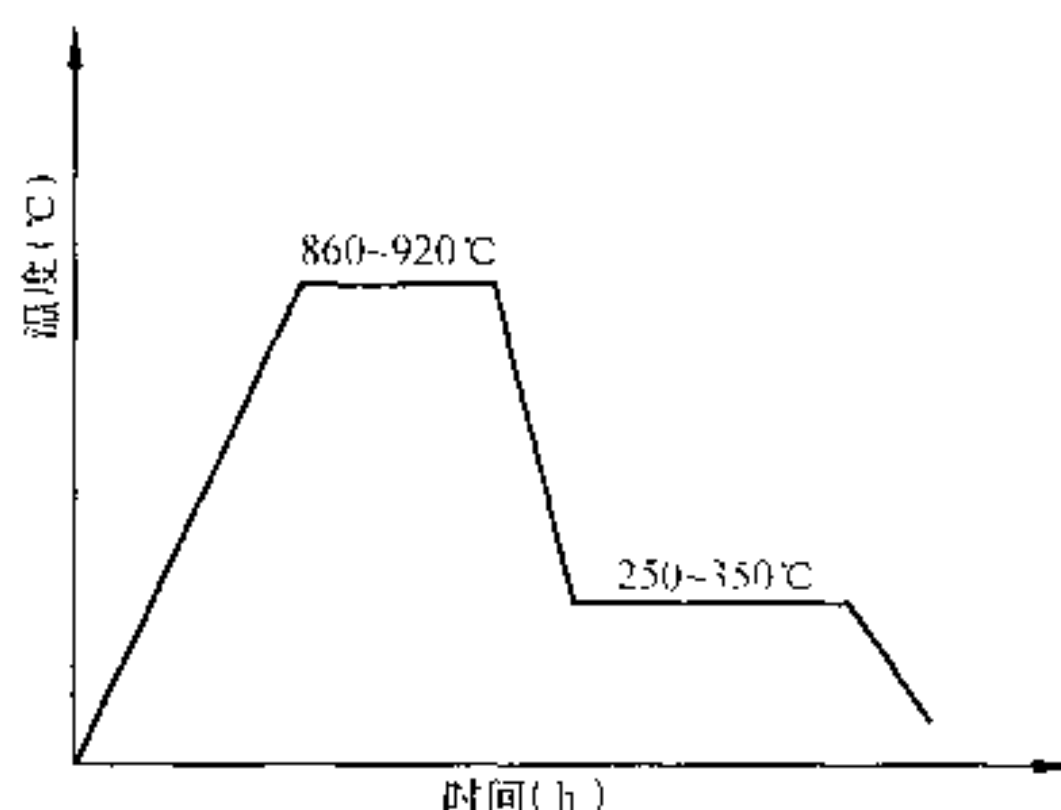


图 8-13 球墨铸铁等温淬火工艺曲线

#### 8.2.4 蠕墨铸铁

在钢的基体上分布着蠕虫状石墨的铸铁,称为蠕墨铸铁。蠕虫状石墨的形状介于片状石墨和球状石墨之间,也称为厚片状石墨。

##### 1. 蠕墨铸铁的获得及蠕化处理

在浇铸前用蠕化剂处理铁水,从而获得蠕虫状石墨的过程称为蠕化处理。常用的蠕化剂有稀土硅钙、稀土硅铁和镁钛稀土硅铁合金。这些蠕化剂除了能使石墨成为厚片状外,均容易造成铸铁的白口倾向增加,因此在进行蠕化处理的同时,必须向铁水中加入一定量的硅铁或硅钙进行孕育处理,以防止白口倾向,并保证石墨细小均匀分布。

如果铸铁结晶时间过长,已加入的足够量的蠕化剂作用会消退,从而形成片状石墨,使蠕墨铸铁衰退为灰口铸铁。这种情况称为蠕化衰退。厚大的铸件由于冷速小而容易造成蠕化衰退。

铸铁金相组织中蠕虫状石墨在全部石墨中所占的比例称为蠕化率。厚大铸件由于蠕化衰退而易得到片状石墨,薄壁铸件则由于冷速快而易使球状石墨比例增加,二者都会导致蠕化率降低。合格的蠕墨铸铁的蠕化率不得低于50%。

##### 2. 蠕墨铸铁的牌号、性能及用途

蠕墨铸铁的牌号是以“蠕”、“铁”汉字拼音的大小写字母“RuT”作为代号,后面的一组数字表示最低抗拉强度值(MPa)。表8-6为原国家机械工业部标准JB4403-87规定的蠕墨铸铁牌号和机械性能。

蠕墨铸铁的机械性能优于灰口铸铁,低于球墨铸铁。但其导热性、抗热疲劳性和铸造性能均比球墨铸铁好,易于得到致密的铸件。因此蠕墨铸铁也称为“紧密石墨铸铁”,适于铸造内燃机缸盖、钢锭模、阀体、泵体等。蠕墨铸铁的性能特点和应用举例列于表8-7。其机械性能可以通过热处理得到。

表 8-6 蠕墨铸铁的牌号和机械性能(JB4403-87)

牌号	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta$ (%)	HB 范围	蠕化率 (%)	主要基体组织
		不小于			不小于	
RuT420	420	335	0.75	200~280	50	珠光体
RuT380	380	300	0.75	193~274		珠光体
RuT340	340	270	1.0	170~249		珠光体+铁素体
RuT300	300	240	1.5	140~217		铁素体+珠光体
RuT260	260	195	3	121~197		铁素体

表 8-7 蠕墨铸铁的性能特点和应用举例

牌号	性能特点	应用举例
RuT420 RuT380	强度高、硬度高,具有高耐磨性和较高导热率。铸件材料中需加入合金元素或正火材料,适于制造要求强度及耐磨性高的零件	活塞环、汽缸套、制动盘、玻璃模具、刹车鼓、钢珠研磨盘、吸淤泵体
RuT340	强度和硬度较高,具有较高耐磨性和导热率,适于制造要求较高强度、刚度和要求耐磨性的零件	带导轨面的重型机床件,大型龙门铣横梁、大型齿轮箱体、盖、座、刹车鼓、起重机卷筒、飞轮
RuT300	强度和硬度适中,有一定的塑、韧性,导热率较高,致密性较好,适于制造要求较高强度并承受热疲劳的零件	排气管、变速箱体、汽缸盖、液压件、钢锭模
RuT260	强度一般,硬度较低,有较高的塑、韧性和导热率,铸件需退火处理,适于制造受冲击和热疲劳的零件	增压器废气进汽壳体,汽车、拖拉机的某些底盘零件

### 8.3 合金铸铁

向灰口铸铁和球墨铸铁铁液中加入一些合金元素,可获得具有某些特殊性能的合金铸铁。合金铸铁与相似条件下使用的合金钢相比,熔炼简便、成本低廉,其具有良好的使用性能。

合金铸铁的牌号是以 H 铸铁代号、元素符号和表示元素名义百分含量的数字表示的。铸铁代号由表示该铸铁特征的汉语拼音的第一个大写正体字母组成,当两种铸铁名称的代号字母相同时,则在该大写字母后面加小写字母加以区别。所加合金元素若为混合稀土元素,用符号“R”表示。当需要标注抗拉强度时,将抗拉强度值(MPa)置于元素符号和含量之后,中间用短线“-”隔开,如耐磨铸铁 MTCu1PTi-50。各种合金铸铁的名称、代号和牌号示例列于表 8-8。本节仅对耐磨铸铁和耐蚀铸铁做一简要介绍。

表 8-8 合金铸铁的名称、代号和牌号表示方法(GB5612-85)

铸铁名称	代号	牌号示例
耐磨铸铁	MT	MTCu1PTi-150
抗磨白口铸铁	KmTB	KmTB.Mn5Mo2Cu
抗磨球墨铸铁	KmTQ	KmTQMn6
冷硬铸铁	LT	LTCrMoR
耐蚀铸铁	ST	STSi15R
耐蚀球墨铸铁	STQ	STQA15Si5
耐热铸铁	RT	RTCr2
耐热球墨铸铁	RTQ	RTQA16

### 8.3.1 耐磨铸铁

白口铸铁、冷硬铸铁及珠光体基体的铸铁都是较好的耐磨材料。为进一步提高铸铁的耐磨性和其它机械性能,常加入 Cr、Mn、Mo、V、Ti、P、B 等合金元素,形成耐磨性更高的合金铸铁。

将铸铁中的含磷量提高到 0.4%~0.7% 左右,即形成高磷铸铁。其中磷形成  $Fe_3P$ ,并与铁素体或珠光体组成磷共晶,呈断续的网状分布在珠光体基体上,形成坚硬的骨架,使铸铁的耐磨性显著提高。在普通高磷铸铁的基础上,再加入 Cr、Mn、Cu、V、Ti、W 等合金元素,就构成了高磷合金铸铁。这样不仅细化和强化了基体组织,也进一步提高了铸铁的机械性能和耐磨性。生产上常用其制造机床导轨、汽车发动机缸套等零件。此外,我国还发展了钒钛铸铁、铬钼铜合金铸铁、锰硼铸铁及中锰球墨铸铁等耐磨铸铁。它们均具有优良的耐磨性。这些铸铁的成分、性能和使用情况见表 8-9。

表 8-9 耐磨铸铁的化学成分、机械性能和使用情况

材料名称	化学成分(%)										
	C	Si	Mn	S	P	Re	Mg	Cu	Ti	Cr	Mo
中锰球铁	3.2~ 3.8	4.0~ 4.8	8.0~ 9.5	<0.05	<0.15	0.015~ 0.05	0.02~ 0.06	—	—	—	—
磷 铜 钛 合金铸铁	2.9~ 3.2	1.2~ 1.7	0.5~ 1.0	<0.12	0.35~ 0.6	—	—	0.6~ 1.0	0.09~ 0.15	—	—
高 磷 合金铸铁	2.9~ 3.5	2.2~ 2.7	0.6~ 1.2	<0.06	0.5~ 0.75	—	—	—	—	—	—
铬 钼 铜 合金铸铁	2.9~ 3.6	1.5~ 2.5	0.7~ 1.0	<0.12	<0.15	—	—	0.7~ 1.2	—	0.1~ 0.25	0.2~ 0.5



续表

材料名称	机械性能				使用情况
	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{bs}$ (MPa)	挠度(mm) (支距=300mm)	硬度	
中锰球铁	400~500	600~800	—	36~45(HRC)	用于制造农机具的易损零件,如犁铧、耙片、翻土板、球磨机的磨球、使用寿命接近或超过 65Mn 钢,成本显著降低
碳 铜 钨 合金铸铁	300	500	2~8		是制造机床床身的好材料,耐磨性比普通孕育铸铁高 1.5~2 倍
高 磷 合金铸铁	200	400	—	190~220(HB)	制造汽车、拖拉机或柴油机的汽缸套
铬 钼 铜 合金铸铁	200~400	400~600	3~3.5	185~260(HB)	耐磨性比一般孕育铸铁高 0.5~1.5 倍,铸件组织紧密,有较高和较均匀的硬度值,适用于各种精密机床铸件

### 8.3.2 耐蚀铸铁

耐蚀铸铁主要应用于化工部门,制作管道、阀门、泵类等零件。为提高其耐磨性,常加入 Si、Al、Cr、Ni 等元素,使铸件表面形成牢固、致密的保护膜;使铸铁组织成为单相基体上分布着数量较少且彼此孤立的球状石墨,并提高铸铁基体的电极电位。

耐蚀铸铁的种类很多,有高硅耐蚀铸铁、高铝耐蚀铸铁、高铬耐蚀铸铁等。其中应用最广泛的是高硅耐蚀铸铁,碳含量 $<1.2\%$ ,硅含量为 $10\% \sim 18\%$ 。这种铸铁在含氧酸(如硝酸、硫酸)中的耐蚀性不亚于 1Cr18Ni9Ti。但在碱性介质和盐酸、氢氟酸中,由于铸铁表面的  $\text{SiO}_2$  保护膜被破坏,使耐蚀性下降。为改善其在碱性介质中的耐蚀性,可向铸铁中加入 $6.5\% \sim 8.5\%$  的 Cu;为改善在盐酸中的耐蚀性,可向铸铁中加入 $2.5\% \sim 4.0\%$  的 Mn。为进一步提高耐蚀性,还可向铸铁中加入微量的硼和稀土镁合金进行球化处理。

## 第九章 有色金属及合金

通常人们把所有的非铁金属及其合金通称为有色金属材料。与黑色金属材料(如钢铁)相比,有色金属具有许多特殊的物理、化学和力学性能,因而成为现代工业中不可缺少的材料。它们的种类很多,本章仅就在工业中应用较广的铝、铜、钛及其合金和轴承合金作一些简单介绍。

### 9.1 铝及铝合金

近年来,铝在工业中已成为仅次于钢的一种重要工业金属,主要在航空、航天工业中有广泛的应用,也是电力工业、日常生活用品中不可缺少的材料。

#### 9.1.1 纯铝

铝的相对密度小,仅为2.7,大约是铁的1/3;熔点为660℃,在冷却过程中无同素异构转变。铝的导电、导热性好,仅次于银、铜和金。铝在空气中有良好的抗蚀性,由于铝与氧亲和力强,在大气中铝极易在表面生成一层致密的氧化膜,阻止了铝的进一步氧化。铝具有面心立方晶格,强度低、塑性好,可以进行各种压力加工,具有良好的加工性能和焊接性能。

纯铝中含有铁、硅、铜、锌等杂质元素,使其性能有所降低。工业纯铝中含有的少量杂质元素主要为铁和硅。它的牌号有L1、L2、…L6等。“L”是铝字的汉语拼音字首,后面的数字表示纯度,数字越大,纯度越低。工业纯铝主要用于制作电线、铝箔及配制合金。

工业纯铝强度很低,故不宜直接用于作结构材料。

#### 9.1.2 铝合金

为提高铝的强度,通常在铝中加入一定量的其它元素以制成具有较高强度的铝合金。

##### 1. 铝合金的分类

根据成分和工艺特点,铝合金可分为形变铝合金和铸造铝合金两类。图9-1为铝合金相图的一般类型。合金成分小于D点的铝合金,在加热至固溶线DF以上时,能得到单相固溶体组织,塑性较好,适于变形加工,因而称为形变铝合金。合金成分大于D点的铝合金,都有共晶组织存在,流动性较好,适于铸造生产,称为铸造铝合金。

##### 2. 铝合金的强化方式

许多铝合金不仅可通过冷变形提高强度,而且可用热处理来大幅度地改善性能,主要是通过固溶强化、时效强化及细化组织强化来实现的。

##### (1) 固溶强化

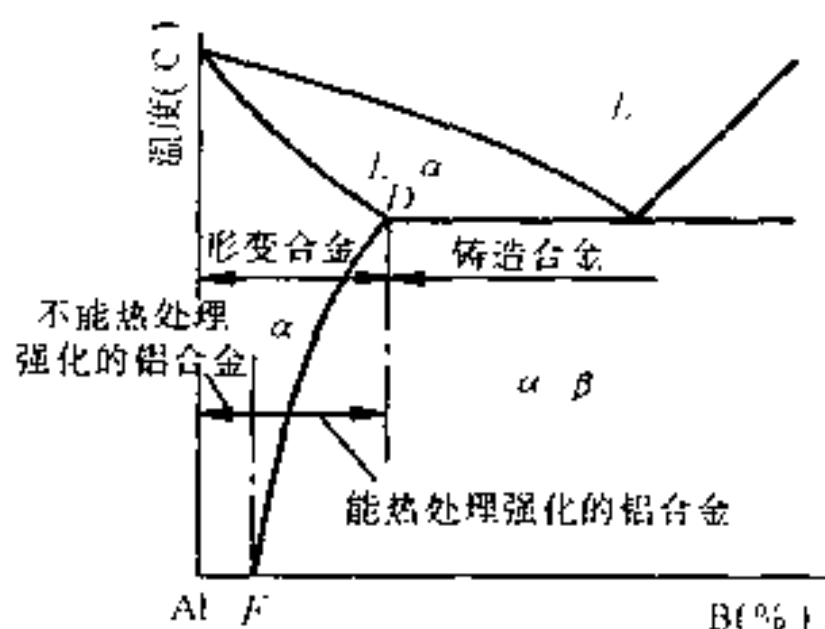


图9-1 铝合金分类示意图

铝合金中经常加入的合金元素有铜、镁、锌、硅、锰。这些元素和铝都能形成有限固溶体,并且都有较大的固溶度(见表 9-1),能产生比钢中更显著的固溶强化效果,使铝合金强度有较大提高。

表 9-1 常用合金元素中铝中的固溶度

元 素 名 称	Zn	Mg	Cu	Mn	Si
极限固溶度(%)	32.8	14.9	5.65	1.82	1.65
室温时固溶度(%)	0.05	0.34	0.20	0.05	0.05

(2)时效强化

铝合金单纯靠固溶强化的效果是有限的,而时效强化可大幅度提高铝合金强度。下面以铝铜合金为例来说明时效强化。

图 9-2 是铝铜合金相图,由图可以看出,铜在铝中的溶解度随温度降低而减小。含铜量在 0.5%~5.7% 的铝铜合金,在固溶线温度以上为  $\alpha$  固溶体,在固溶线温度以下为  $\alpha + \text{CuAl}_2$  组织。把这种成分的合金加热到固溶线温度以上形成单相  $\alpha$  固溶体,然后快速淬火冷却后,可把这种固溶体固定下来,使它保留到室温,得到过饱和固溶体。这种过饱和固溶体是不稳定的,有向稳定状态( $\alpha + \text{CuAl}_2$ )转变的趋势。这种由过饱和固溶体析出强化相的过程,就是时效过程。Al-Cu 合金的时效顺序为  $\alpha_{\text{过饱}} \longrightarrow \alpha + \text{GP 区} \longrightarrow \alpha + \theta'' \longrightarrow \alpha + \theta' \longrightarrow \alpha + \theta(\text{CuAl}_2)$ 。其中 GP 区为铜原子富集区, $\theta''$ 、 $\theta'$  是亚稳定过渡相。控制工艺参数,使时效析出物为 GP 区或  $\theta''$  相时,由于析出相体积小、数量多、分布弥散,可使合金的强度显著提高。这种过程若是在室温下进行,则称之为自然时效;若是在某一温度条件下进行,则称之为人工时效。图 9-3 为含 4% Cu 的铝铜合金的自然时效硬化曲线。由图可见,该铝合金经淬火后其抗拉强度( $\sigma_b$ )仅为 250MPa,但经 4~5 天时效后, $\sigma_b$  可达到 400MPa。这种淬火后铝合金的强度和硬度随时间延长而发生显著提高的现象,称为时效硬化现象。

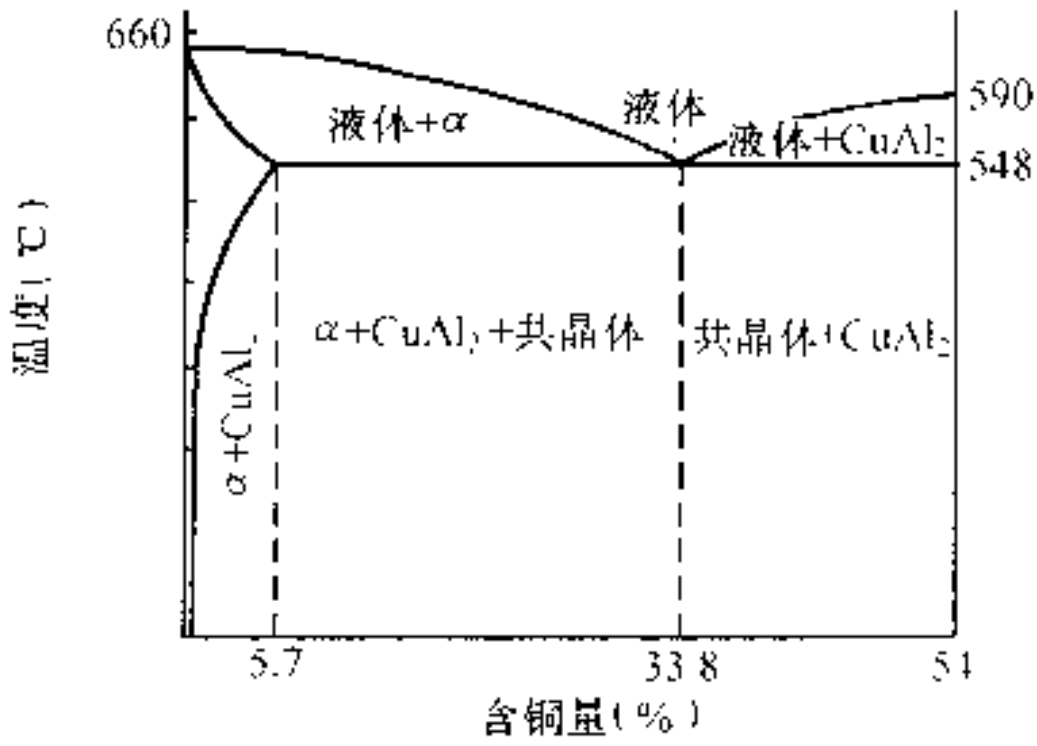


图 9-2 铝铜合金相图

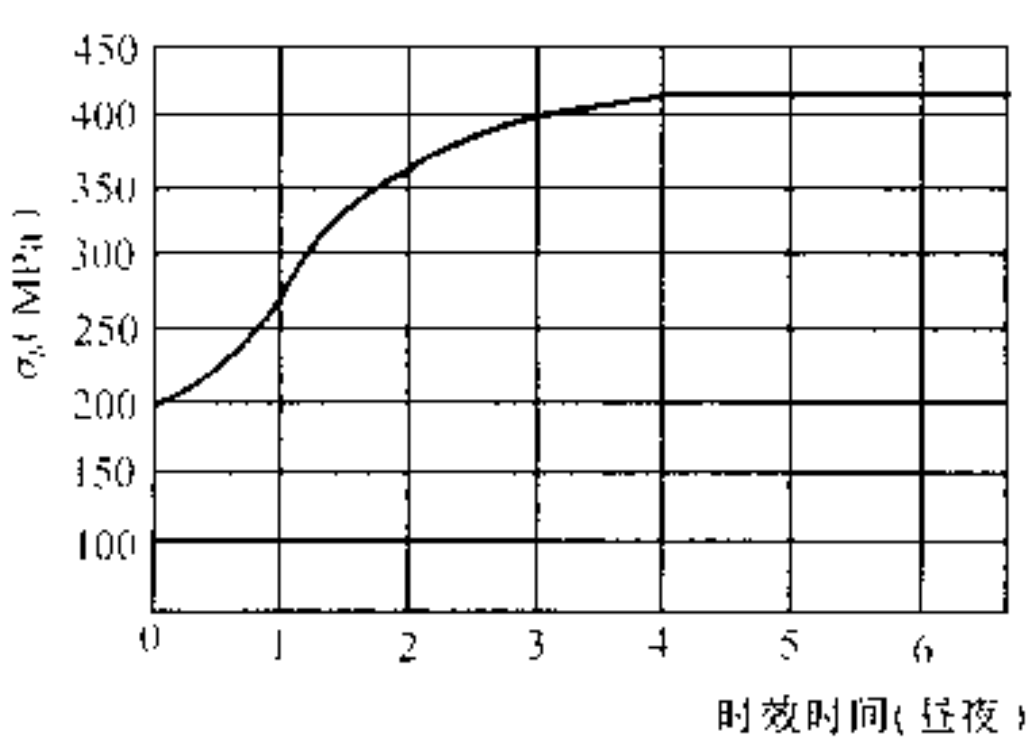


图 9-3 Al-4%Cu 合金自然时效时的硬化曲线

在相图上有固溶度变化的合金,都可以通过时效达到强化。只不过不同合金的时效强化的效果不同。这主要与强化相的结构和特性有关。

时效强化的效果还与时效温度关系密切,图 9-4 为硬铝在不同温度下的时效曲线。温度升高,时效速度加快,但可获得的时效强度峰值降低,这也就是说人工时效虽然比自然时效节省时间,但强化效果差些。降低温度是抑制时效的有效办法。

### (3) 细化组织强化

在铝合金中添加微量合金元素细化组织是提高铝合金力学性能的另一手段。对于不能时效强化或时效强化效果不大的铝合金,常采用加入微量合金元素进行变质处理的方法来细化铝合金的组织,从而提高合金的强度和塑性。例如在铝硅合金中加入微量钠、钠盐或锶来细化组织,可使合金的塑性和强度显著提高。

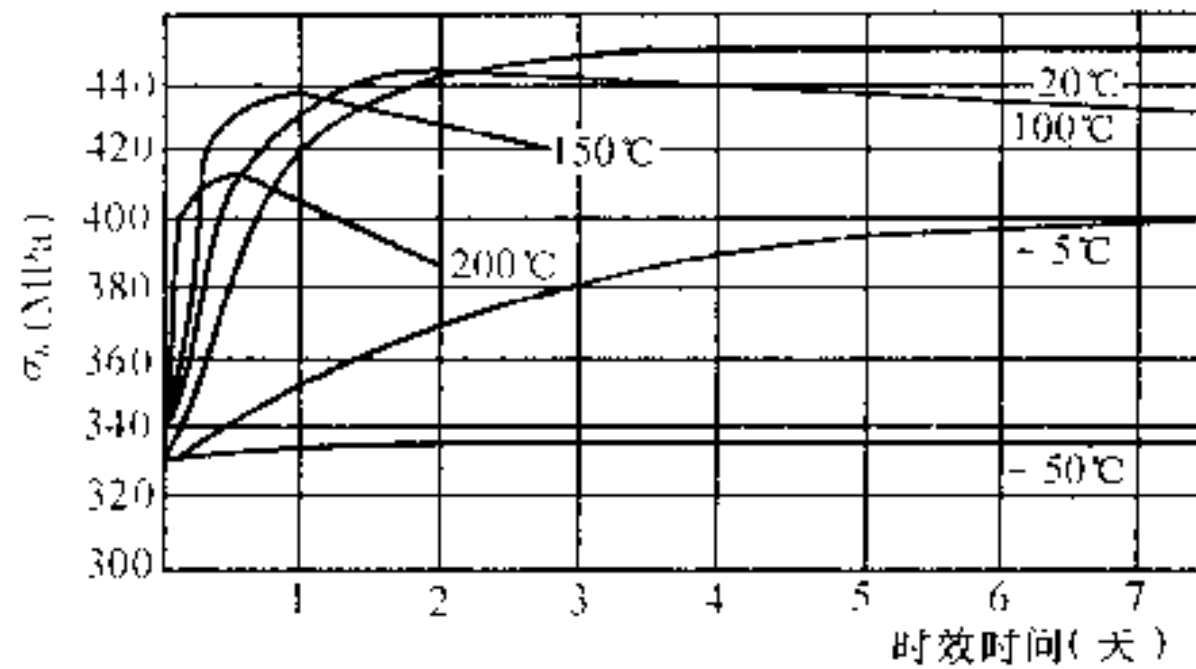


图 9-4 硬铝合金在不同温度下时效曲线

另外,微量钛、锆、铍及稀土等元素的存在,也可显著细化铝合金的晶粒,使其强韧性提高。

### 3. 各种铝合金简介

#### (1) 形变铝合金

根据性能特点和用途,形变铝合金可分为防锈铝合金、硬铝合金、超硬铝合金和锻铝合金。其中,后三类铝合金可进行热处理强化。它们的牌号、成分、性能特点及用途见表 9-2。

##### ① 防锈铝合金

防锈铝合金的代号为“LF”,是“铝”和“防”的汉语拼音字首。

防锈铝合金主要有 Al-Mn 系和 Al-Mg 系。其中锰和镁的主要作用是多产生固溶强化和提高耐蚀性,镁还能使合金的密度减小。这类合金不能进行时效强化,常采用冷变形方法提高其强度。

##### ② 硬铝合金

硬铝合金的代号为“LY”,是“铝”和“硬”的汉语拼音字首。

硬铝合金为 Al-Cu-Mg 系合金。这类合金可以进行时效强化。加入铜和镁是为了形成强化相  $\theta$  ( $\text{CuAl}_2$ ) 相和 S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) 相,使其在时效时能发挥时效硬化作用。

硬铝通常采用自然时效,也可采用人工时效。但应注意,硬铝的固溶处理加热温度范围很窄,在淬火时要严格控制加热温度,一般波动范围不应超过  $\pm 5^\circ\text{C}$ 。若淬火加热温度过高,零件易过烧、熔化;若淬火加热温度过低,则淬火后的固溶体过饱和程度不足,不能发挥出最大时效效果。

硬铝耐蚀性差,特别是在海水中尤甚。若想在海水中使用,外部需包上一层纯铝来保护。

##### ③ 超硬铝合金

超硬铝合金的代号为“LC”,是“铝”和“超”的汉语拼音字首。

超硬铝合金是 Al-Cu-Mg-Zn 系合金。该类合金中有  $\theta$ 、S、 $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ )、T ( $\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$ ) 四种强化相,所以合金的强度在铝合金中是最高的。但合金的抗蚀性差,可以通过提高人工时效温度和包铝方法提高其抗蚀性。

表 9-2 几种变形铝合金的代号、化学成分、性能及用途

类别	代号	化学成分(%)						热处理状态	力学性能			用途
		Cu	Mg	Mn	Zn	其 他	Al		$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	HBS	
防锈铝合金	LF5		4.0~5.5	0.3~0.6			余量	退火	280	20	70	焊接油箱、油管、焊条、铆钉及中载零件
	LF21			1.0~1.6			余量	退火	130	20	30	焊接油箱、油管、铆钉及轻载零件
硬铝合金	LY1	2.2~3.0	0.2~0.5				余量	淬火+自然时效	300	24	70	工作温度不超过 100℃,常用作铆钉
	LY11	3.8~4.8	0.4~0.8	0.4~0.8			余量	淬火+自然时效	420	18	100	中等强度结构件,如骨架、螺旋桨、叶片、铆钉等
	LY12	3.8~4.9	1.2~1.6	0.3~0.9			余量	淬火+自然时效	470	17	105	高强度结构件,航空模锻件及 150℃ 以下工作零件
超硬铝合金	LC1	1.4~2.0	1.8~2.8	0.2~0.6	5.0~7.0	Cr0.1~0.25	余量	淬火+人工时效	600	12	150	主要受力构件,如飞机大梁,桁架等
	LC3	1.8~2.4	1.2~1.6	6.0~6.7		Ti0.02~0.08	余量	淬火+人工时效	520	15	150	用作受力结构的铆钉
锻铝合金	LD5	1.8~2.0	0.4~0.8	0.4~0.8		Si0.7~1.2	余量	淬火+人工时效	420	18	105	形状复杂、中等强度的锻件
	LD7	1.9~2.5	1.4~1.8			Ti0.02~0.1 Ni1.0~1.5 Fe1.0~1.5	余量	淬火+人工时效	415	13	120	高温下工作的复杂锻件及结构件
	LD10	3.9~4.8	0.1~0.8	0.4~1.0		Si0.5~1.2	余量	淬火+人工时效	480	19	135	承受重载荷的锻件

超硬铝合金可以自然时效,也可以人工时效,一般多采用人工时效。

#### ④锻铝合金

锻铝合金的代号为“LD”,是“铝”和“锻”的汉语拼音字首。

锻铝合金是 Al-Mg-Si-Cu 系普通锻造铝合金(如 LD5、LD10)和 Al-Cu-Mg-Fe-Ni 系耐热锻铝合金(如 LD7)。尽管这类合金中的合金元素种类较多,但每种元素的含量都较少,因而具有良好的热塑性。

耐热锻铝合金的化学成分和组成相极其复杂,除了铜和镁外,还加入铁和镍,有的合金还加硅。这种复杂合金化的合金不仅高温性能好,还有高的锻压性能。

锻铝合金一般采用人工时效进行强化。

#### (2)铸造铝合金

用来制造铸件的铝合金称为铸造铝合金。铸造铝合金中含有的主要合金元素有硅、铜、



镁、锰、锌等,合金元素的总量一般比形变铝合金要多一些。常用的铸造铝合金可分为 Al-Si 系、Al-Cu 系、Al-Mg 系、Al-Zn 系四大类,其中 Al-Si 系应用最广。

铸造铝合金的代号为“ZL”,是“铸铝”的汉语拼音字首。各类铸造铝合金的牌号、成分、热处理、性能及用途见表 9-3。

①Al-Si 系铸造铝合金

Al-Si 系铸造铝合金称为硅铝明,其中不含其它合金元素的称为简单硅铝明,除硅外尚含有其它合金元素的(如 Cu, Mg 等)称为特殊硅铝明。

Al-Si 合金相图如图 9-5 所示。简单硅铝明中含有 11%~13% Si 的合金,铸造后几乎全部得到共晶体组织。因而这种合金的流动性很好,铸件发生热裂的倾向小。但是,铸件的致密度不高,这是由于合金的吸气性高,结晶时能生成大量分散气孔因而使铸件的收缩率减小的缘故。所以这种合金适于铸造形状复杂但致密度要求不高的铸件。对于致密度要求较高的铸件,应当消除气体或采用压力铸造。

在一般情况下,简单硅铝明(ZL102)的金相组织主要是粗大的硅的针状晶体和  $\alpha$  固溶体构成的共晶体(见图 9-6(a))。这种粗大的针状硅晶体严重降低合金的强度和塑性。这种针

状组织用热处理方法不能改善,只能采用变质处理。即在浇铸之前向合金溶液中加入占合金重量 2%~3% 的变质剂(常用钠盐混合物为  $2/3\text{NaF} + 1/3\text{NaCl}$ ),可使铸造合金的金相组织显著细化(见图 9-6(b)),使简单硅铝明退火状态的  $\sigma_b$  由 140MPa 提高到 150MPa 以上,  $\delta$  由约 3% 提高到 4% 以上。经变质处理后的组织是细小均匀的共晶体加初生  $\alpha$  固溶体。获得亚共晶组织是由于加入钠盐后,铸造冷却较快时共晶点右移的缘故。

ZL102 铸造性能很好,焊接性能也好,比重小,并有相当好的抗蚀性和耐热性,但不能时效强化,强度较低。因此该合金仅适于制造形状复杂但强度要求不高的铸件。

变质处理后的简单硅铝明,其强度提高不多,满足不了负载较大的零件的要求。为了提

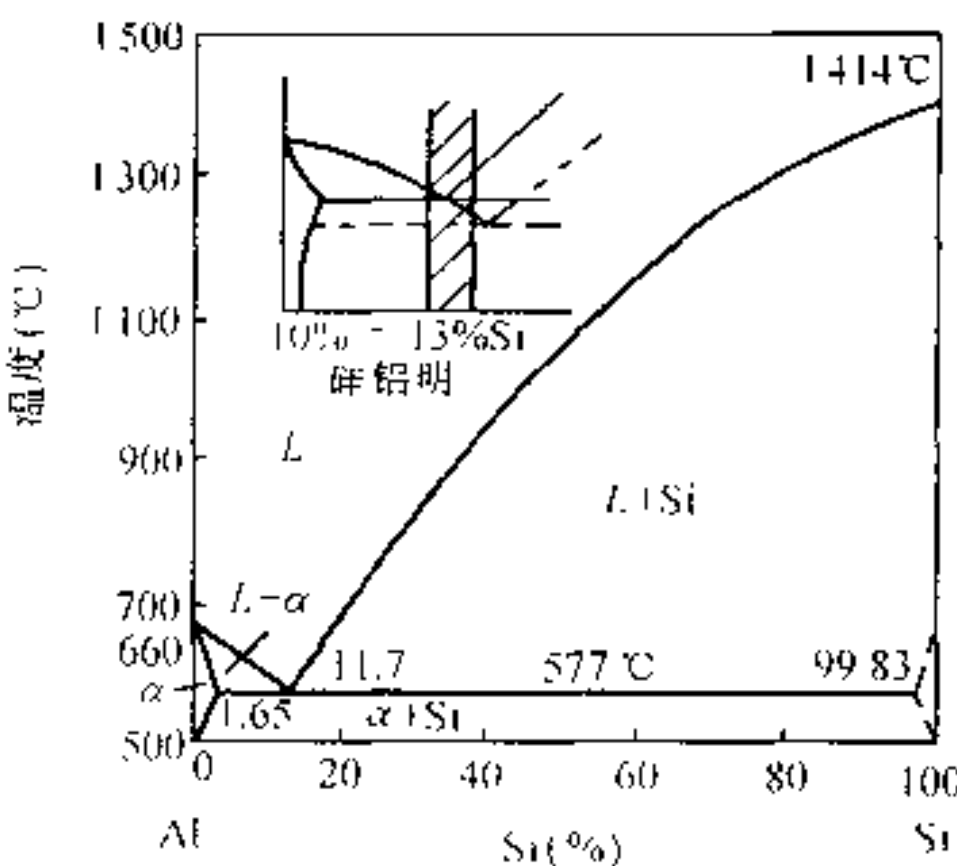


图 9-5 AlSi 合金相图

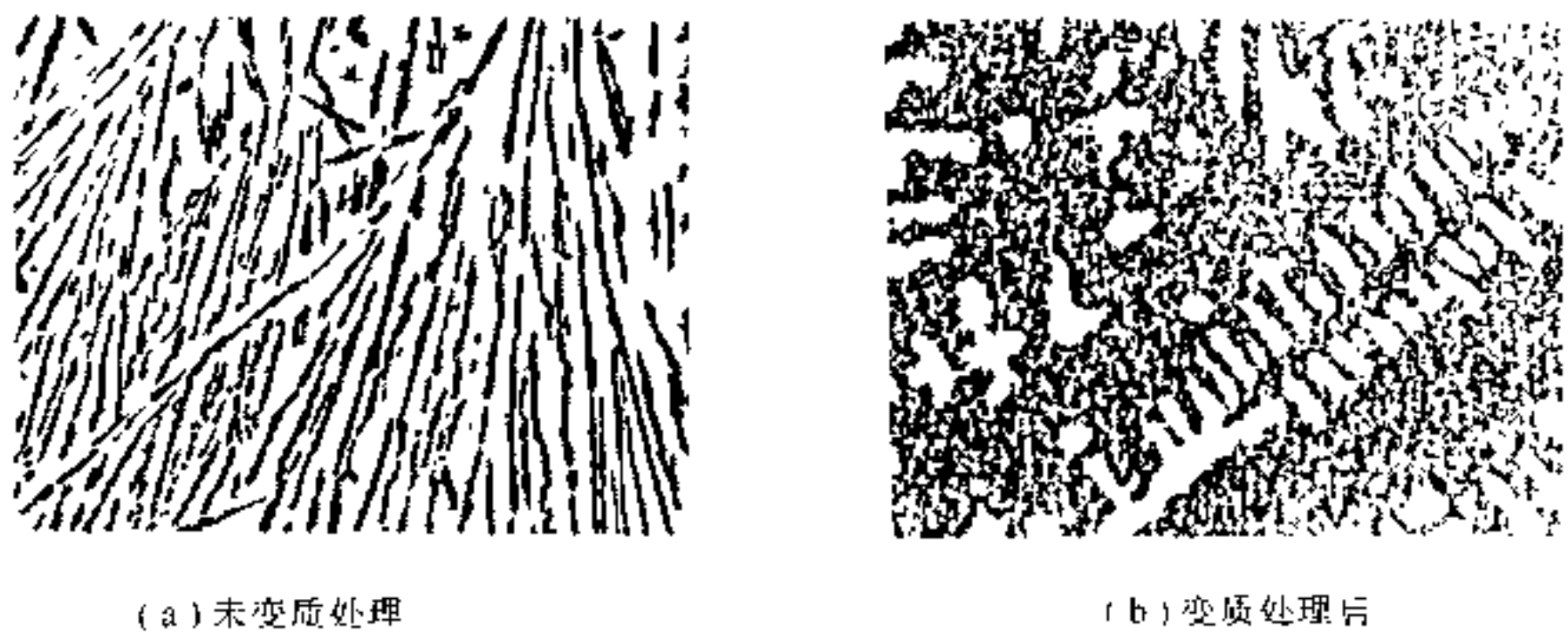


图 9-6 ZL102 合金的铸态组织

表 9-3 常用铸造铝合金牌号、成分、热处理、性能及用途

类别	牌号	代号	化学成分(%)							铸造方法	热处理	力学性能			用途
			Si	Cu	Mg	Mn	Ti	Al	其他			$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	HBS	
铝硅合金	ZAlSi7Mg	ZL101	6.50~7.50		0.25~0.45		0.08~0.20	余量		金属型 砂型	淬火+自然时效 淬火+人工时效	190 230	4 1	50 70	飞机、仪器零件
	ZAlSi12	ZL102	10.00~13.60					余量		砂型 金属型		143 153	4 2	50 50	仪表、抽水机壳体等外型复杂件
	ZAlSi9Mg	ZL104	8.00~10.50		0.17~0.30	0.20~0.50		余量		金属型 金属型	人工时效 淬火+人工时效	200 240	1.5 2	70 70	电动机壳体、气缸体等
	ZAlSi5Cu1Mg	ZL105	4.50~5.50	1.00~1.50	0.40~0.60			余量		金属型 金属型	淬火+不完全时效 淬火+稳定回火	240 180	0.5 1	70 65	风冷发动机气缸头、油泵壳体
	ZAlSi12Cu1Mg1Ni1	ZL109	11.00~13.00	0.50~1.50	0.80~1.30			余量	Ni:0.80~1.50	金属型 金属型	人工时效 淬火+人工时效	200 250	0.5 —	90 100	活塞及高温下工作的零件
铝铜合金	ZAlCu5Mn	ZL201		4.50~5.30		0.60~1.00	0.15~0.35	余量		砂型 砂型	淬火+自然时效 淬火+不完全时效	300 340	8 4	70 90	内燃机汽缸头活塞等
	ZAlCu10	ZL202		9.00~11.00				余量		砂型 金属型	淬火+人工时效 淬火+人工时效	170 170	— —	100 100	高温不受冲击的零件
铝镁合金	ZAlMg10	ZL301			9.50~11.00			余量		砂型	淬火+自然时效	280	9	60	舰船配件
	ZAlMg5Si1	ZL303	0.80~1.30		4.50~5.50	0.1~0.4		余量		砂型 金属型	—	150	1	55	氨用泵
铝锌合金	ZAlZn11Si7	ZL401	6.00~8.00		0.10~0.30			余量	Zn:9.00~13.00	金属型	人工时效	250	1.5	90	结构、形状复杂的汽车、飞机仪器零件
	ZAlZn6Mg	ZL402			0.50~0.60		0.15~0.25	余量	Zn:5.0~6.5 Cr:0.40~0.60	金属型	人工时效	240	4	70	同上

高硅铝明的强度,在 Al-Si 合金的基础上,进一步加入 Cu、Mg 等形成强化相的元素,以获得能进行时效硬化的特殊硅铝明。

#### ②Al-Cu 系铸造铝合金

这是一种比较陈旧的铸造铝合金。由于合金中只含有少量共晶体,故铸造性能不好,抗蚀性及比强度也较一般优质硅铝明为低,故目前大部分已为其它铝合金所代替。在这类合金中,ZL201 的室温强度、塑性比较好,可制作在 300℃ 以下工作的零件。ZL202 塑性较低,多用于高温下不受冲击的零件。

#### ③Al-Mg 系铸造铝合金

这类合金应用最广的是 ZL301。它的优点是耐蚀性好、强度高、比重小(为 2.55)。缺点是铸造性能不及铝-硅合金好,而且铸造工艺较复杂。

#### ④Al-Zn 系铸造铝合金

这类合金中常用的是 ZL401。这种合金的铸造性能很好,经变质处理和时效处理后强度较高。此外由于锌的价格较低,所以这种铸铝价格最便宜。其缺点是抗蚀性不好,热裂倾向大,需变质处理或压力铸造。

铸造铝合金的铸件形状复杂,组织较粗大,并有严重偏析,因此与变形铝合金热处理相比,淬火温度应高些,保温时间要长些,以使粗大析出物尽量溶解,并使固溶体成分均匀化。

## 9.2 铜及铜合金

### 9.2.1 纯铜

纯铜的熔点为 1083℃,在固态时具有面心立方晶体结构,无同素异构转变,比重是 8.9,为镁的 5 倍,比普通钢还重约 15%。

纯铜具有优良的导电性和导热性,仅次于银。这一性能使它成为电力、电工部门的主要材料。铜为抗磁性物质,用铜制作的各种仪器零件不受外来磁场干扰。这一特征在制造各种磁学仪器、定向仪器和其它防磁器械时,具有重要意义。

纯铜在大气、水、水蒸气中基本不受腐蚀,具有良好的抗蚀性。但在氨、氮、盐及氧化性的硝酸和浓硫酸中的耐腐蚀性很差,在海水中也有腐蚀现象。

纯铜的塑性很高,可承受各种形式的冷、热压力加工。因此,铜制品大多是经过适当形成的压力加工制成的。

纯铜主要用作各种导电材料、导热材料及配制各种铜合金。

纯铜中的杂质主要有铅、铋、氧、硫和磷等,它们对纯铜的性能影响极大。如铅、铋可引起铜的“热脆性”,而硫、氧却能导致铜的“冷脆性”。所以,在纯铜中必须控制杂质含量。

工业纯铜有 T1、T2、T3、T4 四个牌号,“T”为铜的汉语拼音字首,其后的数字愈大,纯度愈低。

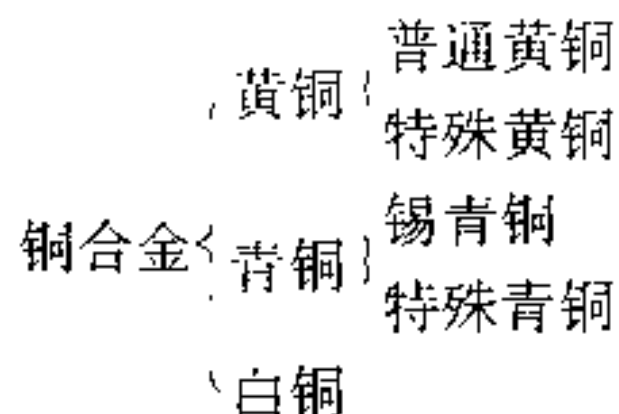
纯铜的强度低,不宜作结构材料。可以利用合金化的方法来提高铜的强度。

在铜中经常加入的合金元素有 Zn、Sn、Al、Si、Be、Mn、Ni、Pb 等。这些合金元素不仅能提高铜的强度,而且还可进一步改善铜的抗蚀性及工艺性能,可形成一系列铜合金。

## 9.2.2 铜合金

### 1. 铜合金的分类及编号方法

铜合金按化学成分可分为黄铜、青铜和白铜三大类。



#### (1) 黄铜

黄铜是指以锌为主要合金元素的铜合金。普通黄铜是 Cu-Zn 二元合金。在此基础上再加入其它合金元素为特殊黄铜。

普通黄铜的编号方法是以汉语拼音 H 起首,后面两位数字表示合金中含铜量的百分数。如 H80,即表示含铜 80% 的普通黄铜。

特殊黄铜的编号方法是用代号 H+ 主要元素符号+铜含量+主加元素的含量。如 HPb59-1,表示含铜为 59%,含 Pb1%,余者为 Zn 的铅黄铜。

#### (2) 青铜

青铜是指除以 Zn、Ni 为主要合金元素以外的铜合金。有锡青铜、铝青铜、硅青铜、铍青铜等。

青铜的编号方法是用代号 Q+ 主要合金符号+主加元素的含量,“Q”为“青铜”。例如, QSn4-3 为 4% Sn、3% Zn 的锡青铜。

#### (3) 白铜

白铜是以镍为主要合金元素的铜合金。其编号为 B+ 镍的百分含量,“B”为“白铜”。如添加第三种元素,则在 B 字后面增附该元素的化学符号和平均含量。如 B30 是含镍 30% 的白铜, BMn3-12 是含 3% Ni 及 12% Mn 的锰白铜。

铜合金按生产工艺及分变形铜合金和铸造铜合金。上面介绍的编号方法是指变形铜合金的合金代号表示方法。铸造铜合金的牌号表示方法是:Z+ 基体金属的元素符号+合金化元素符号+元素的名义百分含量。其中“Z”表示“铸造”。例如,ZCuZn38 表示含锌 38% 的铸造黄铜,ZCuSn10Pb1 表示含 Sn10%、含 Pb1% 的铸造锡青铜。

### 2. 黄铜

#### (1) 普通黄铜

普通黄铜是铜锌二元合金。黄铜的锌含量对其机械性能、铸造性能和抗腐蚀性能都有影响。

黄铜的强度和塑性与含锌量的关系如图 9-7 所示。当黄铜中锌含量在 30% 以下时,黄铜的强度与塑性均随其含锌量的增加而增加。含锌在 30% 时,合金的塑性最高,在此成分范围内的黄铜既有良好的塑性又有较高的强度。它是工业上应用最多的合金。当含锌量在 35% 以上时,合金的塑性随含锌量的增加而迅速下降,但强度还是在提高。含 45% Zn 时,合金强度最高,但塑性已显著下降。含锌量超过 45% 时,合金的强度和塑性均很低,故

工业上应用的黄铜含锌量都在 45% 以下。

工业上常用普通黄铜的成分、性能及用途如表 9-4 所示。

### (2) 特殊黄铜

为了获得更高的强度、抗蚀性和良好的铸造性能,在铜锌合金中加入铝、铁、硅、锰、镍等元素,形成各种特殊黄铜:铅黄铜、锡黄铜、铝黄铜、硅黄铜、锰黄铜、铁黄铜及镍黄铜等。特殊黄铜分压力加工黄铜(以黄铜加工产品的形式供应)和铸造黄铜两类。

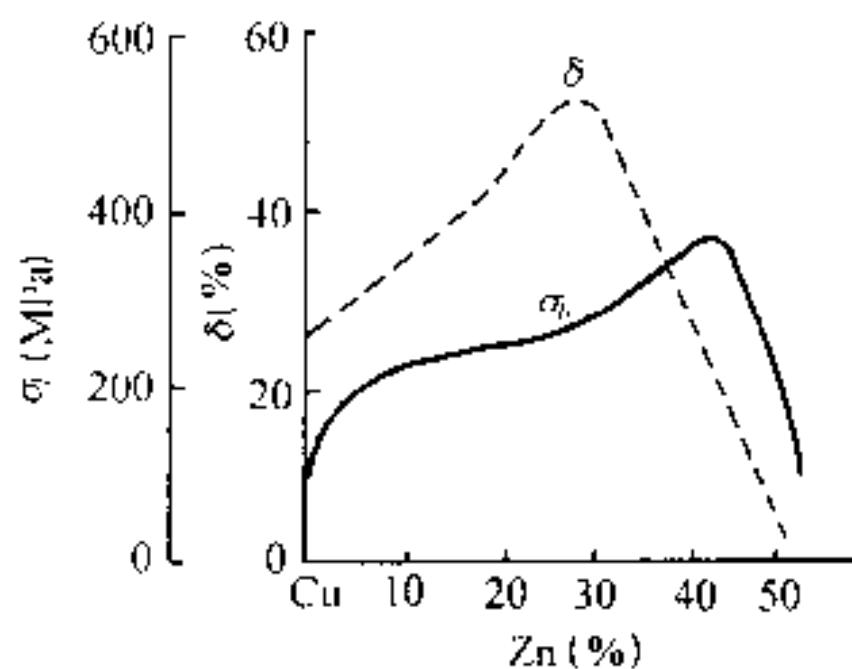


图 9-7 黄铜的机械性能与锌含量的关系

#### ① 铅黄铜

铅能改善切削加工性能,提高耐磨性,对强度影响不大,略微降低塑性。压力加工铅黄铜主要用于要求良好切削性能及耐磨性能的零件(如钟表零件等),铸造铅黄铜可制作轴瓦和衬套。

#### ② 锡黄铜

锡显著提高黄铜在海洋大气和海水中的抗蚀性,并使强度有所提高。压力加工锡黄铜广泛用于制造海船零件。

#### ③ 铝黄铜

铝提高黄铜的强度和硬度(但使塑性降低),改善在大气中的抗蚀性。铝黄铜可制作海船零件及其它机器的耐蚀零件。铝黄铜中加入适量的镍、锰、铁后,还可得到高强度、高耐蚀性的复杂黄铜,用于制造大型蜗杆、海船用螺旋桨等重要零件。

#### ④ 硅黄铜

硅显著提高黄铜的机械性能,耐磨性和耐蚀性。硅黄铜具有良好的铸造性能,并能进行焊接和切削加工,主要用于制造船舶及化工机械零件。

#### ⑤ 锰黄铜

锰提高黄铜的强度,但不降低塑性,也能提高在海水及过热蒸气中的抗蚀性。锰黄铜常用于制作海船零件及轴承等耐磨件。

#### ⑥ 铁黄铜

黄铜中加入铁,同时加入少量锰,可提高再结晶温度和细化晶粒,改善机械性能,使其具有较高的韧性和耐磨性,并在大气和海水中有优良的抗蚀性,因而可制造受摩擦及海水腐蚀的零件。

#### ⑦ 镍黄铜

镍提高黄铜的再结晶温度并细化其晶粒,改善机械性能和抗蚀性,降低应力腐蚀开裂的倾向。镍黄铜的热加工性能良好,在造船和电机制造工业中广泛应用。

常用特殊黄铜的牌号、成分、性能及用途如表 9-4 所示。

## 3. 青铜

工业上应用较多的青铜有锡青铜、铝青铜、铍青铜及硅青铜等。

### (1) 锡青铜



表 9-4 几种黄铜的牌号、成分、性能及用途

类别	牌 号	化学成分(%)						铸造方法	力学性能				用 途
		Cu	Pb	Si	Al	其 他	Zn		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta$ (%)	HBS	
普通黄铜	H70	69.00 ~ 72.00					余量		660		3	150	制造弹壳、 冷凝器管等
	H62	60.50 ~ 63.50					余量		500		3	164	垫圈、弹簧、 螺钉、螺母等
	H59	57.00 ~ 60.00					余量		500		10	103	热轧、热压 零件
特殊黄铜	HPb59-1	57.00 ~ 60.00	0.8 ~ 1.90				余量		650		16	140	销子、螺钉 等冲压或加工件
	HA159-3-2	57.00 ~ 60.00			2.50 ~ 3.50	Ni: 2.00 ~3.00	余量		650		15	150	高强度及化学性能稳定的零件
	HMn58-2	57.00 ~ 60.00				Mn: 1.00 ~2.00	余量		700		10	175	船舶和弱电 流用零件
铸造黄铜	ZCuZn38	60.00 ~ 63.00					余量	砂型 金属型	295 295		30 30	590 685	机械、热压 轧制零件
	ZCuZn33 Pb2	63.00 ~ 67.00	1.00 ~ 3.00				余量	砂型	180	70	12	490	
	ZCuZn40 Pb2	58.00 ~ 63.00	0.50 ~ 2.50		0.20 ~ 0.80		余量	砂型 金属型	220 280	120	150 20	785 885	制做化学性能稳定的零件
	ZCuZn16Si4	79.00 ~ 81.00		2.50 ~ 4.50			余量	砂型 金属型	345 390		15 20	885 980	轴承、轴套

注:铸造黄铜布氏硬度试验力的单位为 N。

以锡为主要合金元素的铜基合金称为锡青铜。锡青铜的力学性能与含锡量的关系如图 9-8 所示。锡含量较少时,合金的组织为  $\alpha$  单相固溶体,随锡含量的增加合金的强度和塑性增大。锡含量大于 6%~7% 后,合金中出现硬脆的  $\delta$  相,塑性急剧下降,但强度继续增高。当含量大于 20% 后,大量的  $\delta$  相使强度显著下降,合金变得很硬很脆,无使用价值。工业中使用的锡青铜,锡含量大多在 3%~14% 之间。锡含量小于 5% 的锡青铜适于冷加工使用,锡含量为 5%~7% 的锡青铜适于热加工,锡含量大于 10% 的锡青铜适于铸造。

锡青铜的铸造收缩率很小,易获得完全符合铸模型腔的铸件。但合金的流动性较差,偏析倾向大,易形成分散缩孔,铸件的致密度低,在高压下易渗漏。

锡青铜在大气、海水、淡水以及蒸汽中的抗蚀性比纯铜和黄铜好,但对酸类的抗蚀性差。锡青铜还具有无磁性、冲击时不产生火花、无冷脆现象和具有极高的耐磨性等特性。

## (2) 铝青铜

以铝为主要合金元素的铜合金称为铝青铜。

铝青铜的力学性能比黄铜和锡青铜高。铝含量对铝青铜的力学性能的影响如图 9-9 所示。含铝量等于 5%~7% 时,塑性最好,适于冷加工。含铝 10% 左右时强度最高,常以铸态使用。图中虚线是经 800℃ 加热后淬火的情况,淬火状态下抗拉强度明显提高的原因是如前面所述的合金自  $\beta$  相区快冷时,共析转变来不及进行,得  $\beta'$  组织的缘故。实际应用的铝青铜含铝量一般为 5%~11%。

铝青铜有良好的铸造性能。它们结晶温度范围很小,流动性好,缩孔集中,易获得致密的铸件,并且不形成枝晶偏析。但是铝青铜的收缩率很大,必须加大冒口尺寸,而且易于形成氧化铝杂质,使铸件质量降低。

铝青铜的耐蚀性优良,在大气、海水、碳酸及大多数有机酸中具有比青铜和锡青铜更高的耐蚀性。铝青铜的耐磨性也比青铜和锡青铜好。此外还有耐寒冷,冲击时不产生火花等特性。

为了进一步提高铝青铜的强度、耐磨性及抗蚀性,可添加适量的铁、锰、镍等元素。

由于铝青铜的强度、抗蚀性和耐磨性均比黄铜和锡青铜还高,所以是应用最广的一种铜合金,也是锡青铜的代用品。铝青铜可制造齿轮、轴套、蜗轮等在复杂条件下工作的高强度抗磨零件,以及弹簧和其它高耐蚀性弹性元件。

### (3) 铍青铜

以铍为基本合金元素的铜基合金(铍含量 1.7%~2.5%)称为铍青铜。图 9-10 为铜铍合金相图。铍溶于铜中形成  $\alpha$  固溶体。铍在铜中的溶解度随温度变化很大,在 866℃ 时最大溶解度为 2.7%,而在室温下仅为 0.2%。因此铍青铜能发生时效硬化。热处理强化后可获得很高的强度和硬度,  $\sigma_b$  可达 1 200~1 500MPa, HB 达 350~400,远远超过其它铜合金,可与高强度合金钢媲美。

铍青铜的机械性能与铍含量及热处理有关(见图 9-11)。铜里添加少量铍就会使合金性能发生很大的变化。随铍含量增加,强度和硬度急剧增高,而塑性下降不多。含量 2% 后,强度和硬度少量增加,但塑性显著降低。

铍青铜的弹性极限、疲劳极限都很高,耐磨性和抗蚀性也很优异。它有极好的导电性和导热性,并有无磁性、耐寒、受冲击时不产生火花等一系列优点。因此,铍青铜主要用于制作

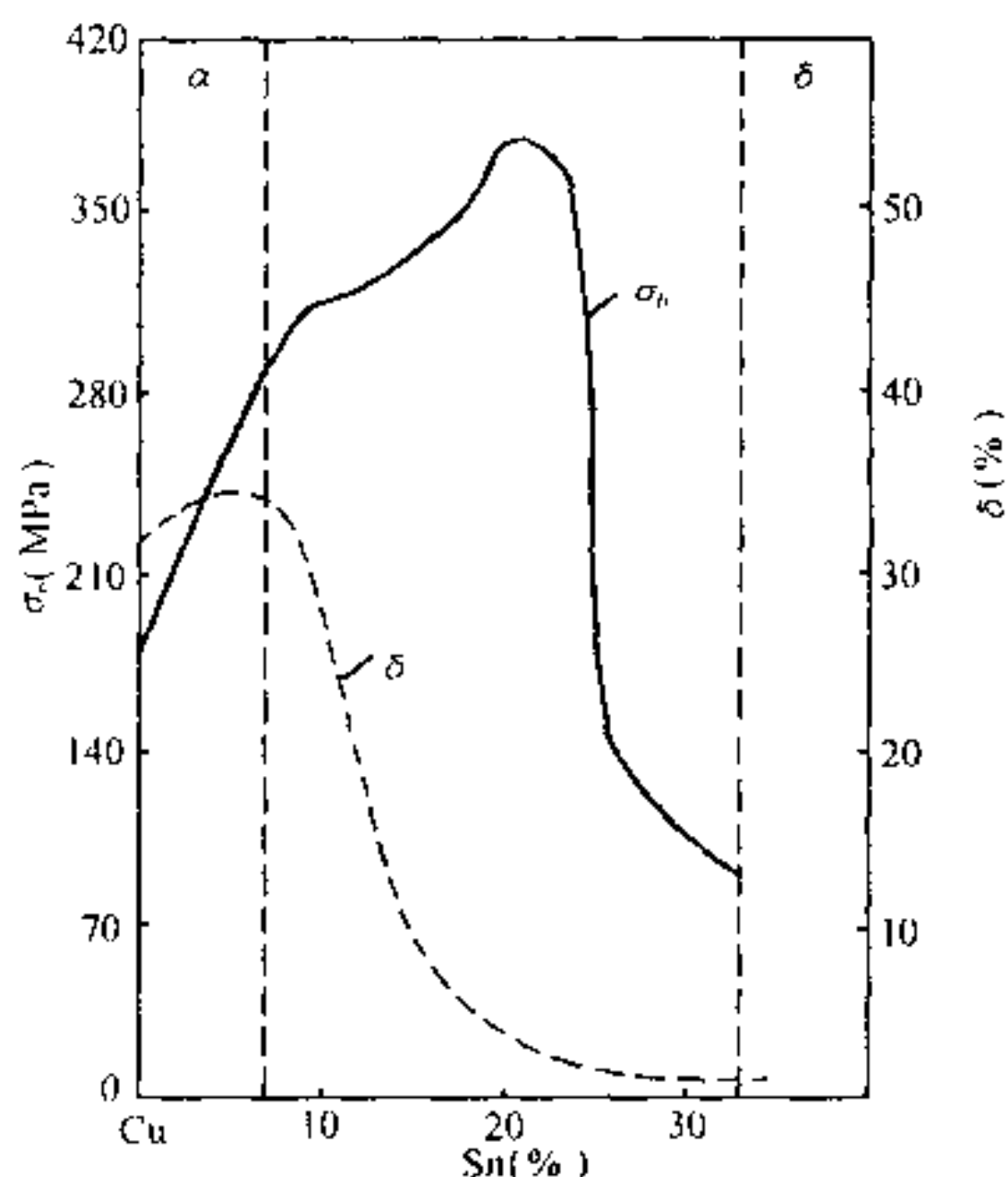


图 9-8 铸造铜锡合金的力学性能与含锡量的关系

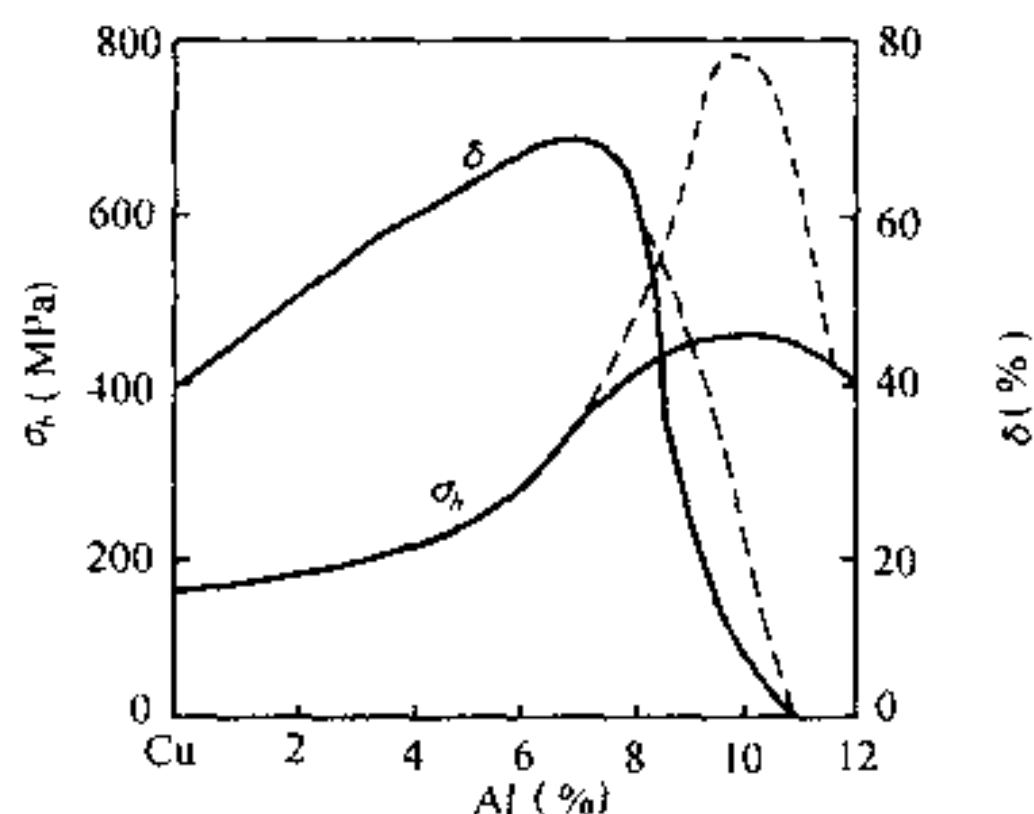


图 9-9 铝含量对铝青铜力学性能的影响

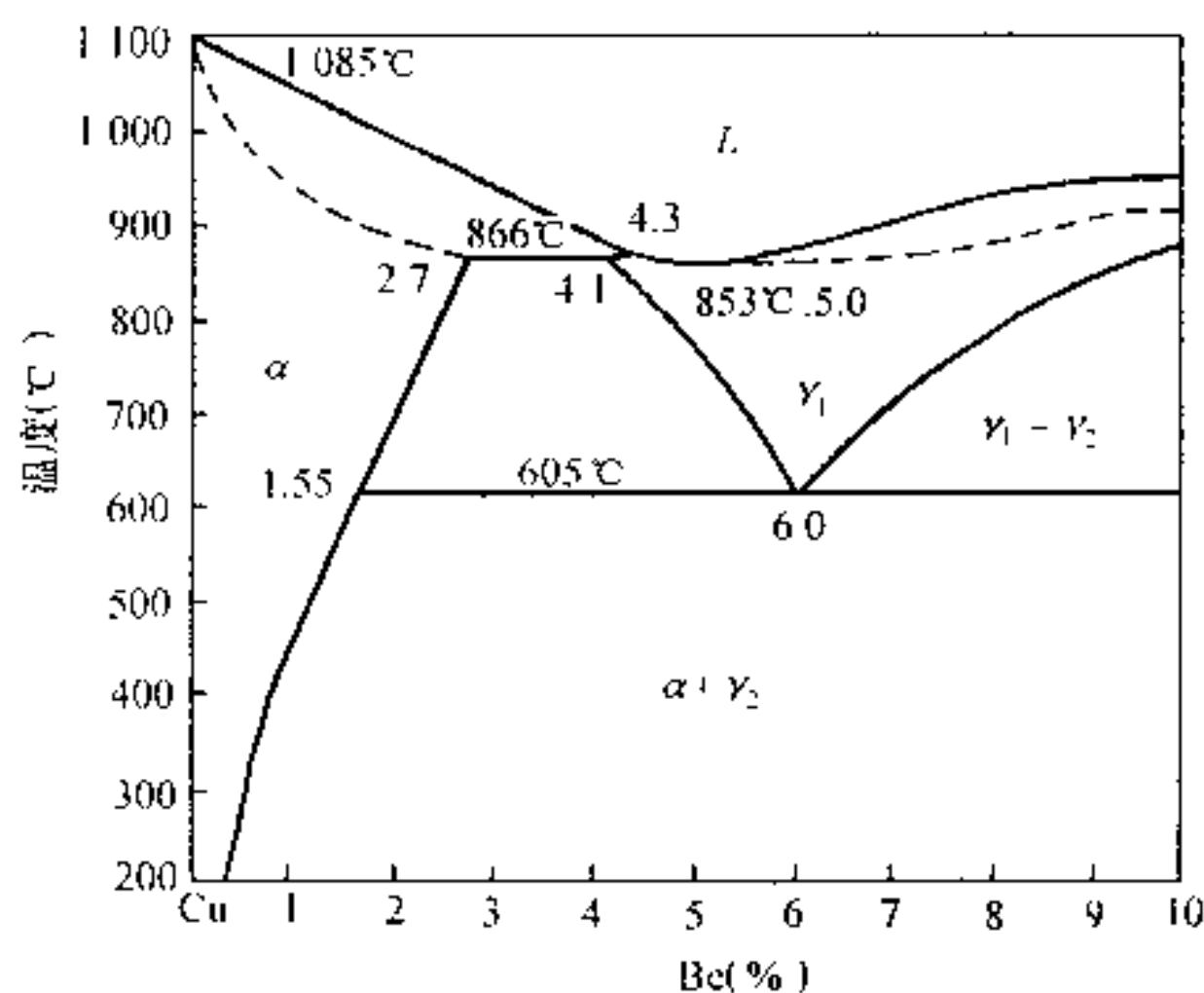


图 9-10 Cu-Be 合金相图(铜端)

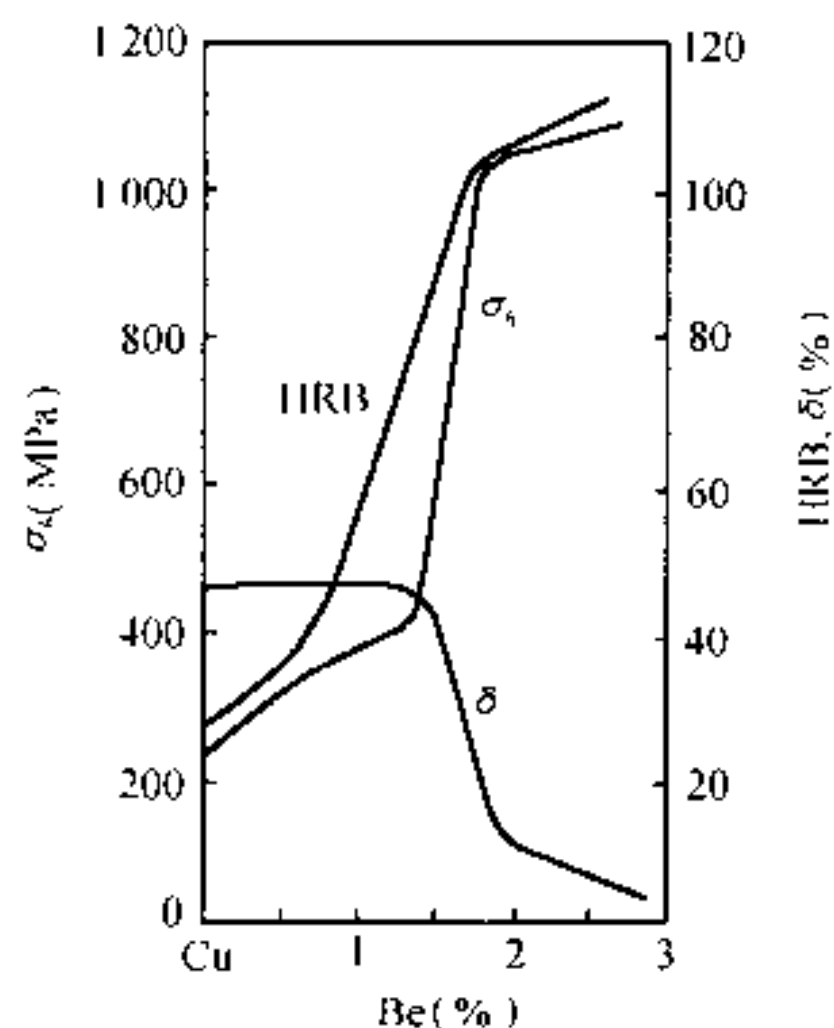


图 9-11 铍青铜的力学性能与铍含量的关系(780℃淬火,300℃时效3小时)

精密仪器的重要弹簧和其它弹性元件,钟表齿轮,高速高压下工作的轴承及衬套等耐磨零件,以及电焊机电极、防爆工具,航海罗盘等重要机件。但铍是稀有金属,故铍青铜价格较贵,在使用上受到限制。

#### (4) 硅青铜

以硅为主要合金元素的铜合金称为硅青铜。硅在铜中的最大溶解度为 4.6%,室温时下降到 3%。硅青铜的机械性能与硅含量的关系如图 9-12 所示。

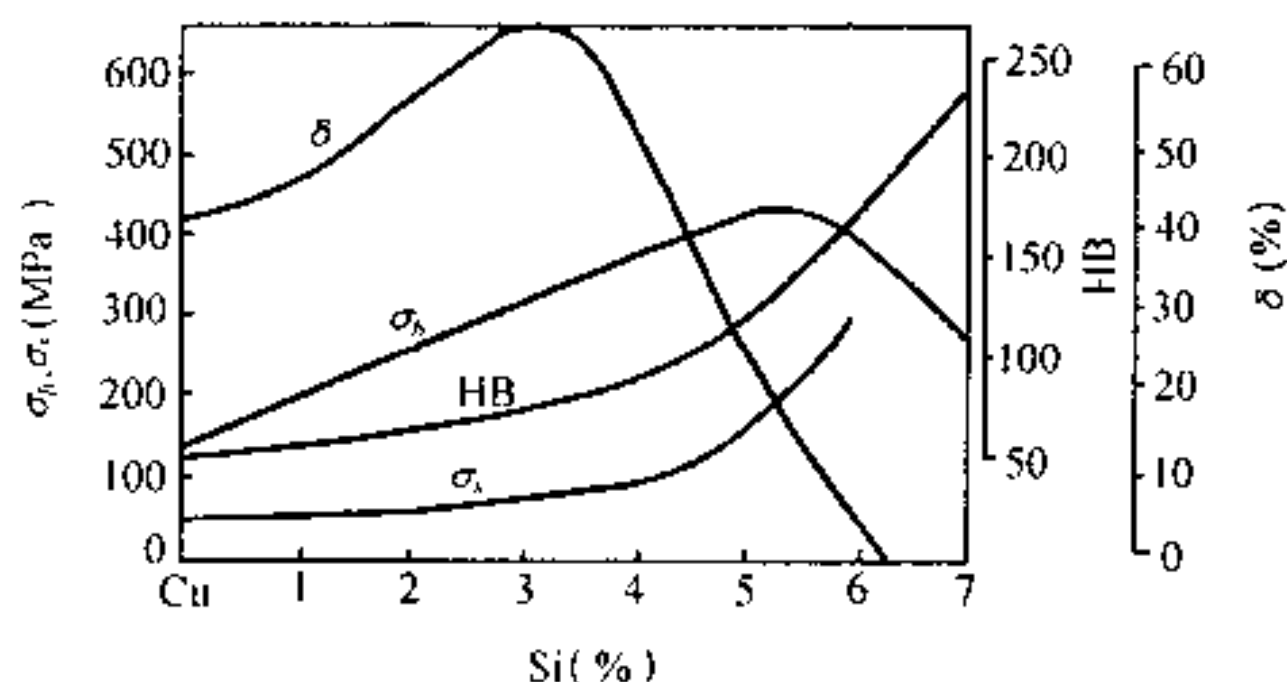


图 9-12 硅青铜的力学性能与硅含量的关系

硅青铜具有比锡青铜高的机械性能和低的价格,而且铸造性能和冷、热压力加工性能都很好。向硅青铜中加入镍,可形成金属间化合物  $\text{Ni}_2\text{Si}$ ,使硅青铜能够通过淬火时效进一步提高合金的机械性能。含镍硅青铜还具有很高的导电性、抗蚀性和耐热性,因而广泛用于航空工业(作导向衬筒等重要零件)和长距离架空的电话线和送电线。

向硅青铜,尤其是含镍的硅青铜中加入 1%~1.5% 锰可以显著提高合金的强度和耐磨性。向硅青铜中加入适当数量的铅可以大大提高合金的耐磨性,能代替磷青铜与铅青铜制作的高级轴瓦。

表 9-5 列出了常用压力和加工青铜的牌号、力学性能和用途。表 9-6 列出了常用铸

造青铜的牌号、成分、性能和用途。

表 9-5 压力加工青铜牌号及力学性能

组别	合金牌号	材料状态	力学性能		用 途
			$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	
锡青铜	QSn6.5-0.1 QSn6.5-0.4 QSn7-0.2	M Y T	300 500 600	38 5 1	耐磨零件, 弹簧及其它机械、电气零件
	QSn4-3 QSn4-0.3	M Y T	300 500 600	38 3 1	扁弹簧, 圆弹簧管配件和化工器械
	QSn4-4-4 QSn4-4-2.5	M Y	$\geq 300$ $\geq 520$	35 5	航空工业、汽车拖拉机工业用轴承和轴套的衬垫
	QAl5	M R Y	280 280 600	33 35 2.5	在海水中工作的零件
	QAl7	R Y	350 650	— 5	重要弹簧和弹簧零件
	QAl9-2	R M Y	450 450 600	15 18 5	船舶零件及电气设备零件
铝青铜	QAl10-3-1.5	R	550	12	航空与机器制造业高强度和耐腐蚀零件
	QMn5	R M Y	300 300 340	30 30 3	高温时要求有足够强度的零件
	QMn1.5	M	210	30	蒸汽零件
	QSi3-1	M Y T	350 600 700	40 3 1	弹簧和弹簧零件, 在腐蚀介质中工作零件
硅青铜	QBe2	CS CYS	1 150 1 200	2 1.5	用于高速高压和高温下工作齿轮、轴承和轴套
	QBe1.9	CS CYS	1 150 1 200	2 1.5	用于重要用途的弹簧及弹簧零件
铍青铜	QCr0.5	淬火 + 回火	480	11	电焊机的电极, 电动机的整流子

#### 4. 白铜

以镍为主要合金元素的铜合金称为白铜。普通白铜仅含铜和镍, 其编号为 B + 镍的平均含量。“B”为“白铜”。例如, B19 表示含 19% Ni 的普通白铜。普通白铜中加入锌、锰、铁等元素后分别叫做锌白铜、锰白铜、铁白铜。编号方法为: B + 其它元素符号 + 镍的平均含量 + 其它元素平均含量。例如, BZn15-20 表示含 15% Ni、20% Zn 的锌白铜。

在固态下, 铜与镍无限固溶, 因此工业白铜的组织为单相  $\alpha$  固溶体。普通白铜的机械性能与镍含量的关系如图 9-13 所示。它有较好的强度和优良的塑性, 能进行冷热变形。冷变形能提高强度和硬度。它的抗蚀性很好, 电阻率较高。主要用于制造船舶仪器零件、化工机械零件及医疗器械等。锰含量高的锰白铜可制作热电偶丝。

表 9-6 几种青铜的牌号、成分、性能及用途

类别	牌 号	化学成分(%)						铸造方法	力学性能				用 途
		Sn	Pb	Al	Mn	Cu	其 他		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta$ (%)	HBS	
锡青铜	ZCuSn5-Pb5-Zn5	4.00~6.00	4.00~6.00			余量	Zn: 4.00~6.00	砂型金属型	200	90	13	590	耐磨零件、耐磨轴承
	ZCuSn10-Pb5	9.00~11.00	4.00~6.00			余量		砂型金属型	195 245		10 10	685 685	
	ZCuSn10-Zn2	9.00~11.00				余量	Zn: 1.00~3.00	砂型金属型	240 245	120 140	12 6	685 785	
铅青铜	ZCuPb10-Sn10	9.00~11.00	8.00~11.00			余量		砂型金属型	180 220	80 140	7 5	635 685	轴承
	ACuPb30		27.00~33.00			余量		金属型	—	—	—	245	曲轴、轴瓦、高速轴承
铝青铜	ZCuAl9-Mn2			8.00~10.00	1.50~2.50	余量		砂型金属型	390 440	— —	20 20	835 930	弹簧及弹性零件等
铝青铜	ZCuAl10-Fe3Mn2			9.00~11.00	1.00~2.00		Fe: 2.00~4.00	砂型金属型	490 540		15 20	1080 1175	高强度和耐磨、耐蚀件
铍青铜	QBe2					余量	Be: 1.9~2.2 Ni: 0.2~0.5	热处理方法 淬火时效	500 1250		35 2~4	100 330	重要弹簧、弹性零件、高速高压齿轮、轴承等
	QBe1.7					余量	Be: 1.6~1.85 Ni: 0.2~0.4 Ti: 0.1~0.25	热处理方法 淬火时效	440 1150		50 3.5	HV85 HV360	

注:除铍青铜外,布氏硬度试验力单位为 N。



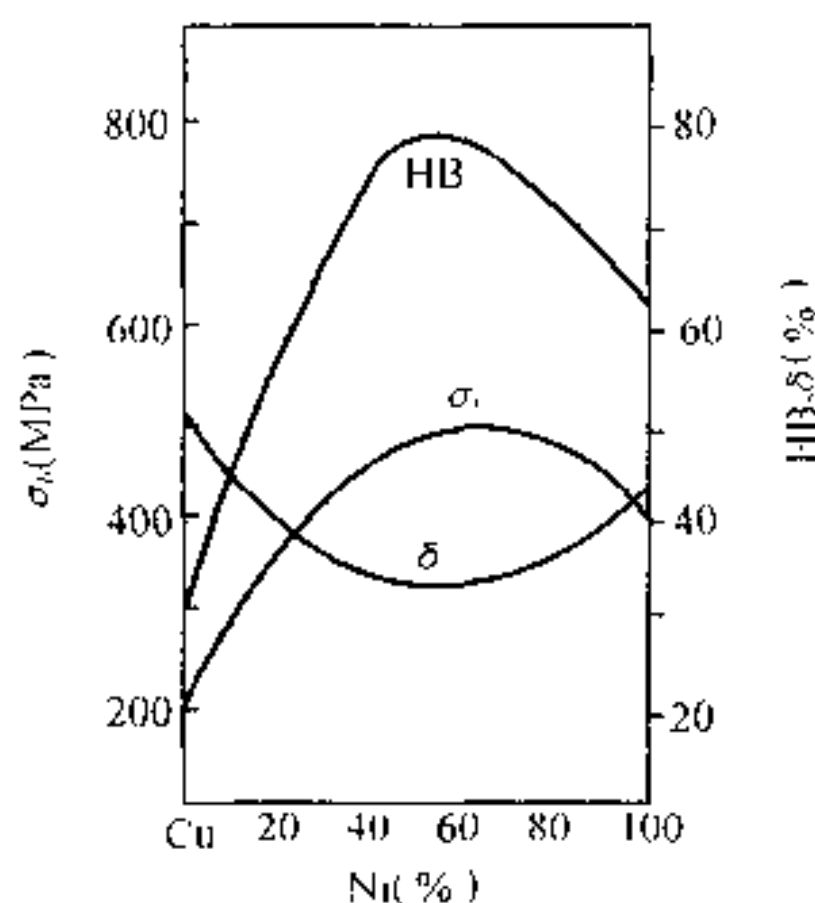


图 9-13 普通白铜的力学性能与镍含量的关系

## 9.3 钛及钛合金

钛及钛合金具有重量轻、比强度高、耐高温、耐腐蚀以及良好低温韧性等优点,同时资源丰富,所以有着广泛应用前景,已成为航空、造船及化工工业中不可缺少的材料。但由于钛在高温时异常活泼,因此,钛及其合金的熔炼、浇铸、焊接和热处理等都要在真空或惰性气体中进行,加工条件严格、成本较高,使它的应用受到限制。

### 9.3.1 纯钛

纯钛是银白色金属,它与其它常用金属相比,具有如下特性。

纯钛的比重为 4.5,与铝、镁等金属一样,为轻金属。纯钛及其合金均无磁性。

纯钛的熔点为 1 668℃,比铁镍都高。其热膨胀系数小、导热性差。

纯钛塑性好、强度低、容易加工成形,可制成细丝和薄片。

钛在大气和海水中有优良的耐蚀性,在硫酸、盐酸、硝酸、氢氧化钠等介质中都很稳定,但不能抵抗氢氟酸的侵蚀作用。

钛的抗氧化能力优于大多数奥氏体不锈钢。

钛在固态有两种结构:882.5℃以下为密排六方晶格,称  $\alpha$ -Ti;882.5℃以上直到熔点为体心立方晶格,称  $\beta$ -Ti。在 882.5℃时发生同素异构转变  $\alpha$ -Ti  $\rightleftharpoons$   $\beta$ -Ti,它对强化有很重要的意义。

工业纯钛中含有氢、碳、氧、铁、镁等杂质元素,少量杂质可使钛的强度和硬度显著升高,塑性和韧性明显降低。工业纯钛按杂质含量不同分为 TA1、TA2、TA3 等三种,牌号中的“T”为钛字的汉语拼音第一个字母,A 表示其退火组织为  $\alpha$  单相组织,后面的数字表示顺序号。编号越大杂质越多。工业纯钛的力学性能和化学性能与不锈钢相似。它的特点是:强度不高(和钛合金相比),塑性好,易于加工成形,冲压、焊接、切削加工性及耐蚀性良好,但耐热性较差。

工业上常用的工业纯钛是 TA2。工业纯钛主要用于工作温度 350℃ 以下,受力不大但

要求高塑性的冲压件和耐蚀结构零件。例如航空、化工、导弹、航天、舰艇等方面。

### 9.3.2 钛合金

为了进一步提高钛的性能,常常加入合金元素进行强化。根据添加元素种类,可得4种类型相图。如图9-14所示,(a)为添加Zr的完全固溶型相图;(b)为添加铝、氮、氧、锡、碳、镓等的 $\alpha$ 相稳定型相图;(c)为添加铌、钽、钼、钒等的 $\beta$ 相稳定型相图;(d)为添加银、铜、钴、铬、铁、氢、锰、镍、钨、铋、硅等的 $\beta$ 共析型相图。

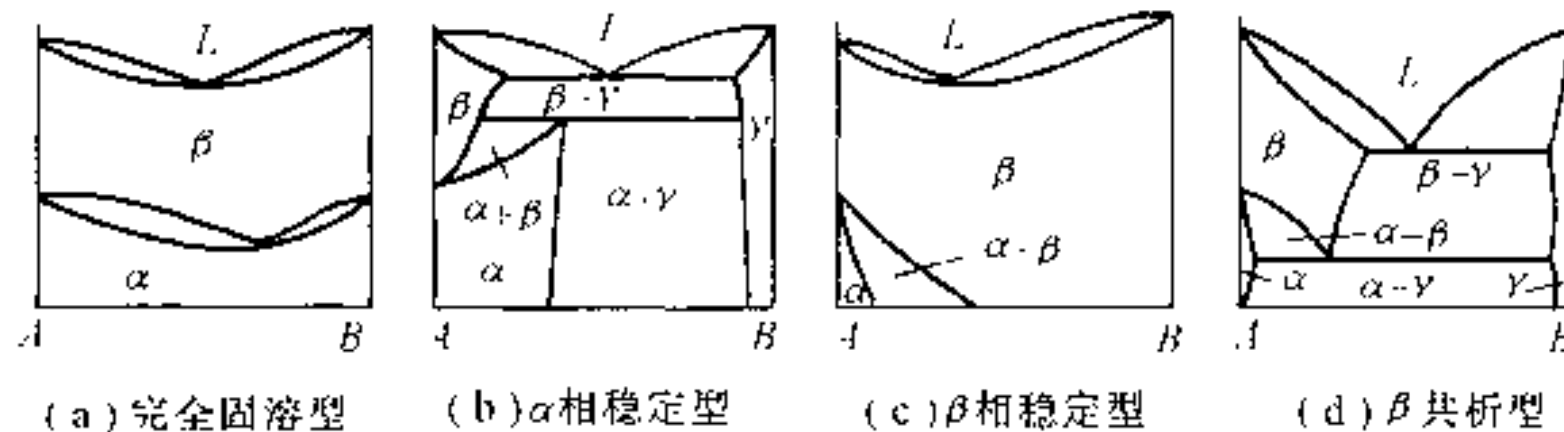


图9-14 钛合金相图的类型(A—钛;B—添加元素)

根据钛合金热处理的组织,可把钛合金分为三大类: $\alpha$ 类钛合金(主要有TA1、TA2、…TA8等8个牌号)、 $\beta$ 类钛合金(主要有TB1、TB2两个牌号)和 $\alpha + \beta$ 类钛合金(主要有TC1、TC2、…TC10等10个牌号)。

$\alpha$ 类钛合金退火状态的组织为 $\alpha$ 固溶体或 $\alpha$ 固溶体加微量金属间化合物。其室温强度低于其它类型钛合金,但在高温(500~600℃)下的强度和蠕变强度却居钛合金之首。该类属于耐热型钛合金,一般用于500℃以下。这类钛合金耐蚀性好,易于焊接,在-253℃超低温下,仍有很好的塑性及韧性。常用的为Ti-5Al-2.5Sn合金(TA7),在退火状态下,其常温的 $\sigma_b = 850\text{MPa}$ ,500℃时的 $\sigma_b = 400\text{MPa}$ 。

$\beta$ 类钛合金热处理强化效果显著,淬火状态组织为 $\beta$ 固溶体,是合金元素含量比较大的钛合金。它的特点是在淬火状态具有很好的塑性,可以冷成型。淬火时效后可获得高强度,如Ti-3Al-8Mo-11Cr合金(TB1),经淬火时效后其 $\sigma_b = 1\,300\text{MPa}$ , $\delta_5 = 5\%$ 。这类钛合金耐热性较差,一般在350℃以下使用,由于熔炼工艺较复杂等原因,目前应用还不够广泛,处于研究阶段。

$\alpha + \beta$ 类钛合金退火状态的组织为 $\alpha + \beta$ ,兼有 $\alpha$ 及 $\beta$ 类的特点。这类钛合金有强度高、塑性好的优良综合力学性能,应用最广泛。有代表性的钢种为Ti-6Al-4V合金(TC4)。Ti-6Al-4VTC4合金是应用最多、最广的一种 $\alpha + \beta$ 钛合金。经热处理后具有良好的综合力学性能,强度较高、塑性良好。退火状态下 $\sigma_b = 950\text{MPa}$ , $\delta = 10\%$ , $\psi = 30\%$ 。对要求较高强度的零件可进行淬火加时效处理。处理后 $\sigma_b$ 可达1166.2MPa, $\delta = 13\%$ 。该合金在400℃时有稳定的组织和较高的蠕变抗力,又有很好的抗海水和抗热盐应力腐蚀的能力。故广泛用来制作于400℃长期工作的零件,如飞机压气机盘、航空发动机叶片、火箭发动机外壳及其它结构锻件和紧固件。

## 9.4 轴承合金

滑动轴承是汽车、拖拉机、机床及其它机器中的重要部件。轴承合金是制造滑动轴承中的轴瓦及内衬的材料。轴承支撑着轴,当轴旋转时,轴瓦和轴发生强烈的摩擦,并承受轴颈传给周期性载荷。因此轴承合金应具有以下性能。

- ①足够的强度和硬度,以承受轴颈较大的单位压力。
- ②足够的塑性和韧性,高的疲劳强度,以承受轴颈的周期性载荷,并抵抗冲击和振动。
- ③良好的磨合能力,使其与轴能较快地紧密配合。
- ④高的耐磨性,与轴的摩擦系数小,并能保留润滑油,减轻磨损。
- ⑤良好的耐蚀性、导热性、较小的膨胀系数,防止摩擦升温而发生咬合。

轴瓦材料不能选用高硬度的金属,以免轴颈受到磨损;也不能选用软的金属,防止承载能力过低。因此轴承合金应既软又硬。组织的特点是,在软基体上分布硬质点,或者在硬基体上分布软质点。若轴承合金的组织是软基体上分布的硬质点,则运转时软基体受磨损而凹陷,硬质点将凸出于基体上,使轴和轴瓦的接触面积减小,而凹坑能储存润滑油,降低轴和轴瓦之间的摩擦系数,减小轴和轴承的磨损。另外,软基体能承受冲击和震动,使轴和轴瓦能很好的结合,并能起嵌藏外来小硬物的作用,保证轴颈不被擦伤。

轴承合金的组织是硬基体上分布软质点时,也可达到上述同样目的。

常用的轴承合金按主要成分可分为锡基、铅基、铝基、铜基等数种,前两种称为巴氏合金,其编号法为Z+基本元素符号+合金化元素符号+合金化元素含量,其中“Z”表示“铸造”。当合金元素种类为两种及两种以上时,按其含量从高到低顺序排列。例如,ZSnSb11Cu6表示含11% Sb和6% Cu的锡基铸造轴承合金。

### 9.4.1 锡基轴承合金

锡基轴承合金(锡基巴氏合金)是一种软基体硬质点类型的轴承合金。最常用的牌号是ZSnSb11Cu6。其组织可用锡锑合金相图来分析(见图9-15)。 $\alpha$ 相是锑溶解于锡中的固体,为软基体。 $\beta'$ 相是以化合物SnSb为基的固溶体,为硬质点。铸造时,由于 $\beta'$ 相比较轻,易发生严重的比重偏析,所以加入铜,生成Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>。使其作树枝状分布,阻止 $\beta'$ 相上浮,有效地减轻比重偏析。Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>的硬度比 $\beta'$ 相高,也起硬质点作用,进一步提高合金的强度和耐磨性。

锡基轴承合金的摩擦系数和膨胀系数小,塑性和导热性好,适于制作最重要的轴承,如汽轮机、发动机和压气机等大型机器的高速轴瓦。但锡基轴承合金的疲劳强度降低,许用温度也较低(不高于150℃)。

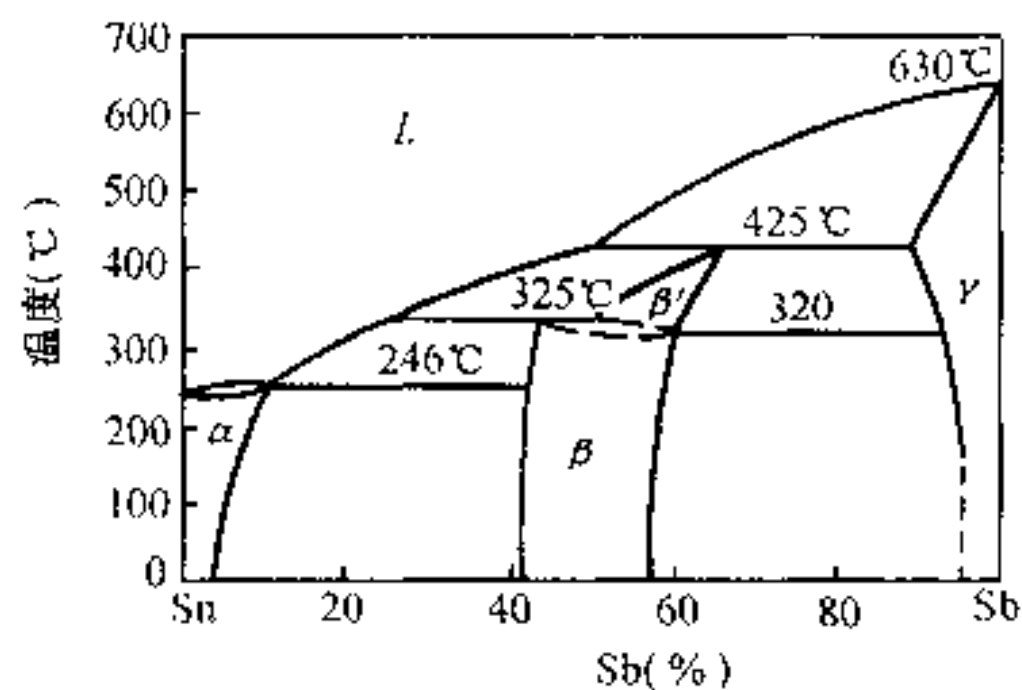


图9-15 Sn-Sb合金相图

### 9.4.2 铅基轴承合金

铅基轴承合金(铅基巴氏合金)也是一种软基体硬质点类型的轴承合金。铅锑系的铅基轴承合金应用最广,典型牌号有 ZPbSb16Sn16Cu2,成分为 16% Sb、16% Sn、2% Cu,其余为 Pb。图 9-16 为铅锑合金相图。 $\alpha$  为锑在铅中的固溶体。含 15%~17% Sb 的 Pb-Sb 合金的组织为  $(\alpha + \beta) + \beta$ 。 $(\alpha + \beta)$  共晶体为软基体, $\beta$  相为硬质点。但由于基体太软, $\beta$  相很脆易破碎,且有严重的比重偏析,性能不好,所以在铅锑系的铅基轴承合金中再加入锡和铜。锡是为了生成化合物 SnSb,并得到以 SnSb 为基的固溶体作为硬质点。铜是为了形成化合物 Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>,防止比重偏析,同时亦起硬质点作用,可用于制造中、低载荷的轴瓦,例如汽车、拖拉机曲轴的轴承等。

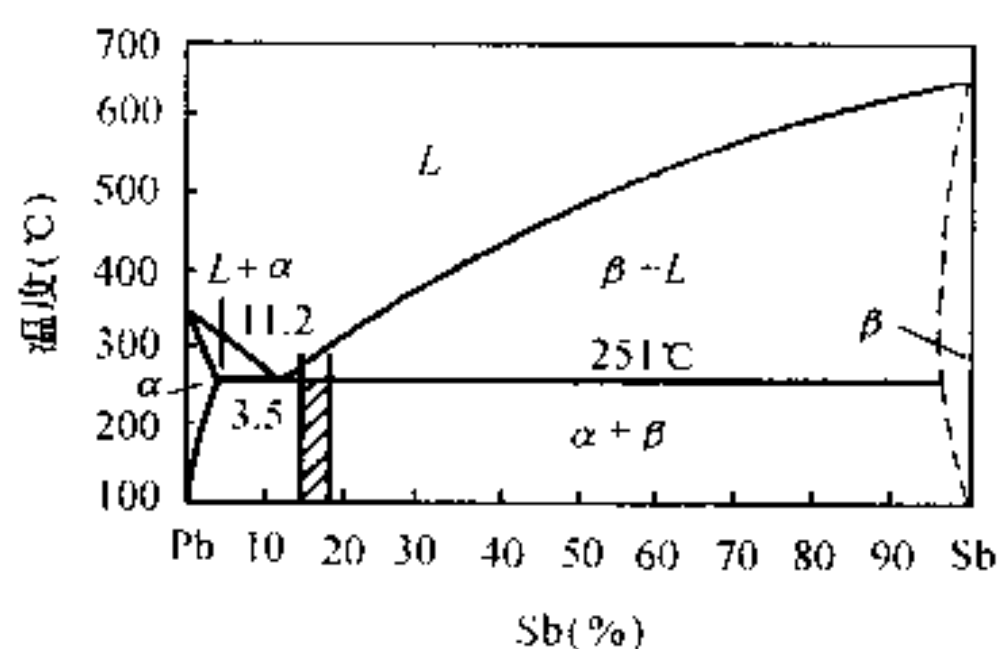


图 9-16 Pb-Sb 合金相图

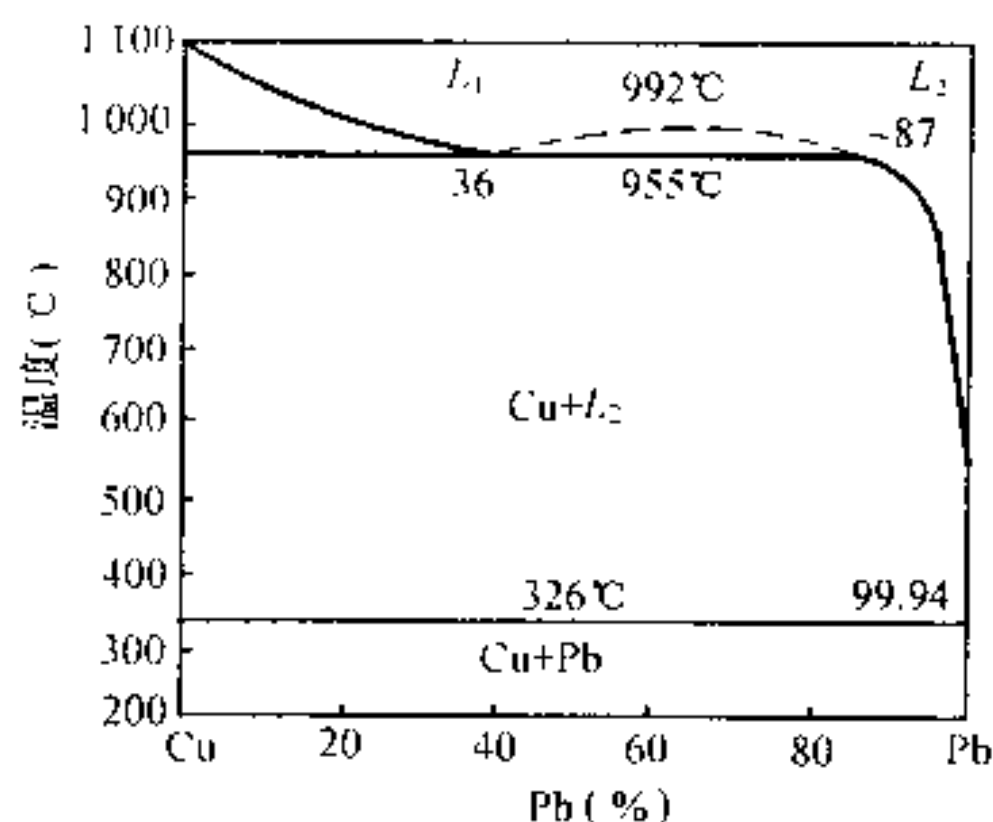


图 9-17 Cu-Pb 合金相图

### 9.4.3 铜基轴承合金

铜基轴承合金有铅青铜、锡青铜等,常用的有 ZCuPb30、ZCuSn10Pb1 等合金。

ZCuPb30 的成分为 30% Pb,其余为 Cu。这是一种硬基体软质点类型的轴承合金。Cu-Pb 合金相图见图 9-17。铜和铅在固态时互不溶解,室温显微组织为 Cu+Pb。Cu 为硬基体,粒状 Pb 为软质点。该合金与巴氏合金相比,具有高的疲劳强度和承载能力,优良的耐磨性、导热性和低的摩擦系数,能在较高温度(250℃)下正常工作,因此可制造大载荷、高速的重要轴承,例如航空发动机,显微组织为  $\alpha + \delta + \text{Cu}_3\text{P}$ , $\alpha$  固溶体为软基体, $\delta$  相和  $\text{Cu}_3\text{P}$  为硬质点。该合金具有高的强度,适于制造高速度、高载荷的柴油机轴承。

由于锡基、铅基轴承合金及不含锡的铅青铜的强度比较低,承受不了大的压力。所以使用必须将其镶铸在钢的轴瓦上,形成一层薄而均匀的内衬,做成双金属轴承。含锡的铅青铜,由于锡溶于铜中使合金强化,获得高的强度,所以不必做成双金属,而可直接做成轴承或轴套使用。

几种常见轴承合金的代号、成分、性能及用途见表 9-7。

表 9-7 几种轴承合金的代号、成分、性能及用途

类别	代 号	化学成分(%)					力学性能			用 途
		Sb	Sn	Pb	Cu	其 他	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	HBS	
锡基	ZCuSnSb11-6	10~12	余量		5.5~6.5		90	6	30	1500kW 以上高速汽轮机、400kW 涡轮机、高速内燃机轴承
	ZCuSnSb8-4	7.0~8.0	余量		3.60~4.0		80	10.6	24	大型机械轴承、轴套
铅基	ZCuPbSb16-16-2	15.0~17.0	15.0~17.0	余量	1.5~2.0		78	0.2	30	汽车、轮船、发动机等轻载荷轴承
	ZCuPbSn15-5-3	14.0~16.0	5.0~6.0	余量	2.5~3.0				32	机车车辆、拖拉机轴承
铜基	ZCuPb30			30	余量		60	4	25	高速高压航空发动机、高压柴油机轴承
	ZCuSn10P1		9.0~11.0		余量	P: 0.6~1.2	250	5	90	高速高载柴油机轴承



# 第十章 高分子材料

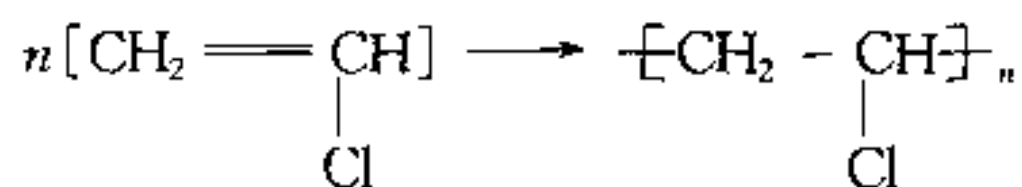
## 10.1 概 述

### 10.1.1 高分子材料的基本概念

#### 1. 高分子化合物的组成

高分子材料是以高分子化合物为主要组分材料。高分子化合物是分子量很大的化合物,每个分子可含几千、几万甚至几十万个原子。高分子材料可分为有机高分子材料(塑料、橡胶、合成纤维等)和无机高分子材料(松香、纤维素等)。有机高分子材料是由相对分子量大于  $10^4$ ,且以碳、氢元素为主的有机化合物组成(亦称高聚物)。

高分子化合物的分子量虽然很大,但其化学组成并不复杂,都是由一种或几种简单的低分子化合物通过共价键重复连接而成。这类能组成高分子化合物的低分子化合物叫单体(见表 10-1),它是合成高分子材料的原料。由一种或几种简单的低分子化合物通过共价键重复连接而成的链称分子链。大分子链中的重复结构单元叫链节。链节的重复次数即链节数叫聚合度。例如,聚氯乙烯分子是由  $n$  个氯乙烯分子打开双键,彼此连接起来形成的大分子链。可用下式表示:



其中氯乙烯  $n \left[ \begin{array}{c} \text{CH}_2 = \text{CH} \\ | \\ \text{Cl} \end{array} \right]$  就是聚氯乙烯  $\left[ \begin{array}{c} \text{CH}_2 - \text{CH} \\ | \\ \text{Cl} \end{array} \right]_n$  的单体,  $\left[ \begin{array}{c} \text{CH}_2 - \text{CH} \\ | \\ \text{Cl} \end{array} \right]_n$

就是聚氯乙烯分子链的链节, $n$  就是聚合度。聚合度反映了大分子链的长短和分子量的大小,可见高分子化合物的分子量( $M$ )是链节的分子量( $M_0$ )与聚合度( $n$ )的乘积。

$$M = M_0 \times n$$

高分子材料是由大量的大分子链聚集而成,每个大分子链的长短并不一样,其数值呈统计规律分布。所以,高分子材料的分子量是大量大分子链分子量的平均值。

#### 2. 高分子化合物的聚合

由低分子化合物合成高分子化合物的基本方法有以下两种。

##### (1) 加聚反应(加成聚合反应)

由一种或多种单体相互加成,或由环状化合物开环相互结合成聚合物的反应称加聚反应。在此类反应的过程中没有产生其它副产物,生成的聚合物的化学组成与单体的基本相同。其中由一种单体经过加聚反应生成的高分子化合物称均聚物,而由两种或两种以上单体经过加聚反应生成的高分子化合物称共聚物。

##### (2) 缩聚反应

由一种或多种单体互相缩合生成聚合物,同时析出其它低分子化合物(如水、氨、醇、卤

化氢等)的反应称缩聚反应。与加聚反应类似,由一种单体进行的缩聚反应称均缩聚反应,由两种或两种以上的单体进行的缩聚反应称共缩聚反应。

表 10-1 常见单体及结构

单位名称	单体结构式	高聚物名称
乙 烯	$\text{CH}_2=\text{CH}_2$	聚乙烯
丙 烯	$\text{CH}_3-\text{CH}=\text{CH}_2$	聚丙烯
苯乙烯	$\text{CH}_2=\text{CH}-\text{C}_6\text{H}_5$	聚苯乙烯
氯乙烯	$\text{CH}_2=\text{CH}-\text{Cl}$	聚氯乙烯
四氟乙烯	$\text{CF}_2=\text{CF}_2$	聚四氟乙烯
丙烯腈	$\text{CH}_2=\text{CH}-\text{CN}$	丁腈橡胶
甲基丙烯酸甲酯	$\begin{array}{c} \text{O} \\ \parallel \\ \text{CH}_2=\text{C}-\text{C}-\text{O}-\text{CH}_3 \\   \\ \text{CH}_3 \end{array}$	聚甲基丙烯酸甲酯 (有机玻璃)
三聚甲醛	$\begin{array}{c} \text{CH}_2-\text{O} \\ \diagup \quad \diagdown \\ \text{O} \quad \text{CH}_2 \\ \diagdown \quad \diagup \\ \text{CH}_2-\text{O} \end{array}$	聚甲醛
双 酚 A	$\begin{array}{c} \text{CH}_3 \\   \\ \text{HO}-\text{C}_6\text{H}_4-\text{C}-\text{C}_6\text{H}_4-\text{OH} \\   \\ \text{CH}_3 \end{array}$	聚碳酸酯

### 3. 高分子化合物的分类及命名

#### (1) 高分子化合物的分类

高分子化合物的分类方法见表 10-2。

#### (2) 高分子化合物的命名

常用高分子材料大多数采用习惯命名法,即在单体前面加“聚”字,如聚氯乙烯等。也有一些在原料名称后加“树脂”二字,如酚醛树脂等。

有很多高分子材料采用商品名称,它没有统一的命名原则,对同一种材料可能各国的名称都不相同。商品名称多用于纤维和橡胶。如聚乙内酰胺称尼龙 6、锦纶、卡普隆;丁二稀和苯乙烯共聚物称丁苯橡胶等。

有时为了简化,往往用英文名称的缩写表示,如聚氯乙烯用 PVC 等。

#### 10.1.2 高分子化合物的结构

高分子材料的应用状态多样,性能各异。其性能不同的原因是不同材料的高分子成分、结合力及结构不同。高分子化合物的结构比低分子化合物复杂得多,但按其研究单元不同可分为分子内结构(高分子链结构)、分子间结构(聚集状态结构)。

##### 1. 高分子链结构(分子内结构)

##### (1) 高分子链结构单元的化学组成

表 10-2 高分子化合物的分类

分类方法	类 别	特 点	举 例	备 注
按性能及用途	塑料	室温下呈玻璃态,有一定形状,强度较高,受力后能产生一定形变的聚合物	聚酰胺、聚甲醛、聚砜、有机玻璃、ABS、聚四氟乙烯、聚碳酸酯、环氧、酚醛塑料	其中塑料、橡胶、纤维称为三大合成材料
	橡胶	室温下呈高弹态,受到很小力时就会产生很大形变,外力除后又恢复原状的聚合物	通用合成橡胶(丁苯、顺丁、氯丁、乙丙橡胶)特种橡胶(丁腈、硅、氟橡胶)	
	纤维	由聚合物抽丝而成,轴向强度高、受力变形小,在一定温度范围内力学性能变化不大的聚合物	涤纶(的确良)、锦纶(尼龙)、腈纶(奥纶)、维纶、丙纶、氯纶(增强纤维有芳纶、聚烯烃)	
	胶粘剂	由一种或几种聚合物作基料加入各种添加剂构成的,能够产生粘合力的物质	环氧、改性酚醛、聚氨酯 $\alpha$ -氨基丙烯酸酯、厌氧胶粘剂	
	涂料	是一种涂在物体表面上能干结成膜的有机高分子胶体的混合溶液对物体有保护、装饰(或特殊作用:绝缘、耐热、示温等)作用	酚醛、氨基、醇酸、环氧、聚氨酯树脂及有机硅涂料	
按聚合物反应类型	加聚物	经加聚反应后生成的聚合物,链节的化学式与单体的分子式相同	聚乙烯、聚氯乙烯等	80% 聚合物可经加聚反应生成
	缩聚物	经缩聚反应后生成的聚合物,链节的化学结构与单体的化学结构不完全相同,反应后有小分子析出	酚醛树脂(由苯酚和甲醛缩合、缩水去水分子后形成的)等	
按聚合物的热行为	热塑性塑料	加热软化或熔融而冷却固化的过程可反复进行的高聚物,它们是线型高聚物	聚氯乙烯等烯类聚合物	
	热固性塑料	加热成型后,不再熔融或改变形状的高聚物它们是网状(体型)高聚物	酚醛树脂、环氧树脂	
按主链上的化学组成	碳链聚合物	主链由碳原子一种元素组成的聚合物	$\text{—C—C—C—C—}$	
	杂链聚合物	主链除碳外,还有其它元素原子的聚合物	$\text{—C—C—O—C—}$ $\text{—C—C—N—}$ $\text{—C—C—S—}$	
	元素有机聚合物	主链由氧和其它元素原子组成的聚合物	$\text{—O—Si—O—Si—O—}$	

在周期表中只有ⅢA、ⅣA、ⅤA、ⅥA中部分非金属、亚金属元素(如N、C、B、O、P、S、Si、Se等)才能形成高分子链。其中碳链高分子产量最大,应用最广。由于高聚物中常见的C、H、O、N等元素均为轻元素,所以高分子材料具有比重小的特点。

高分子链结构单元的化学组成不同,则性能不同。这主要是不同元素间的结合力大小不同所致。表10-3为高聚物中一些共价键的键长和键能。

表 10-3 高聚物中一些共价键的键长和键能

键	键长( $\text{\AA}$ )	键能(kcal/mol)	键	键长( $\text{\AA}$ )	键能(kcal/mol)
C—C	1.54	83	C=O	1.21	179
C=C	1.34	146	C—Cl	1.77	81
C—H	1.10	99	N—H	1.01	0.3
C—N	1.47	73	O—H	0.96	111
C≡N	1.15	213	O—O	1.32	25
C—O	1.46	66			

## (2) 高分子链的形态

高分子链可有不同的几何形态,如图 10-1 所示。

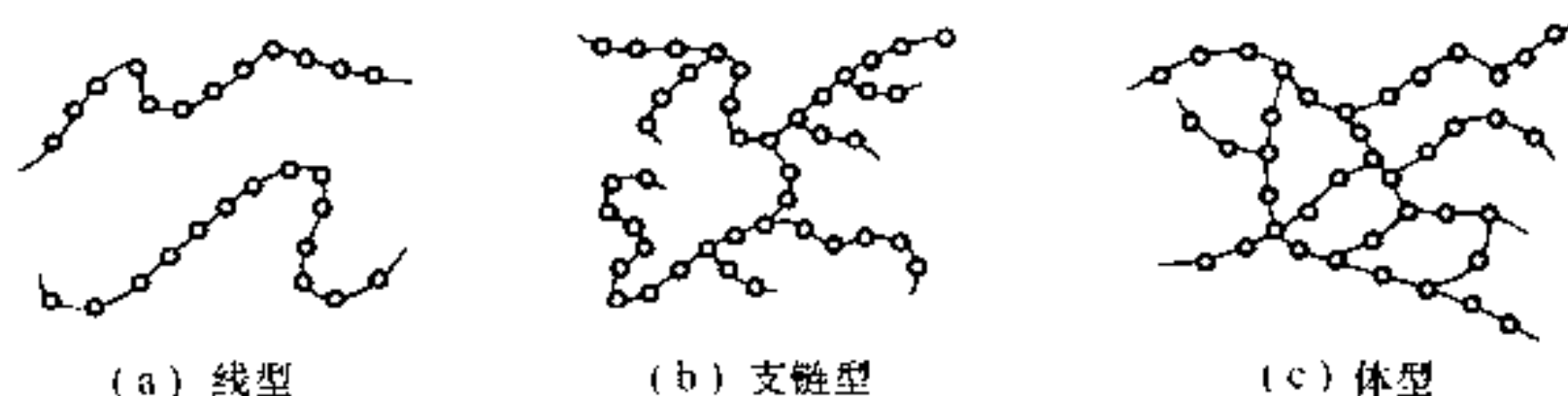


图 10-1 高分子链的形态

## ① 线型分子链

由许多链节组成的长链,通常是卷曲成线团状。这类结构高聚物的特点是弹性、塑性好,硬度低,是热塑性材料的典型结构。

## ② 支链型分子链

在主链上带有支链。这类结构高聚物的性能和加工都接近了线型分子链高聚物。

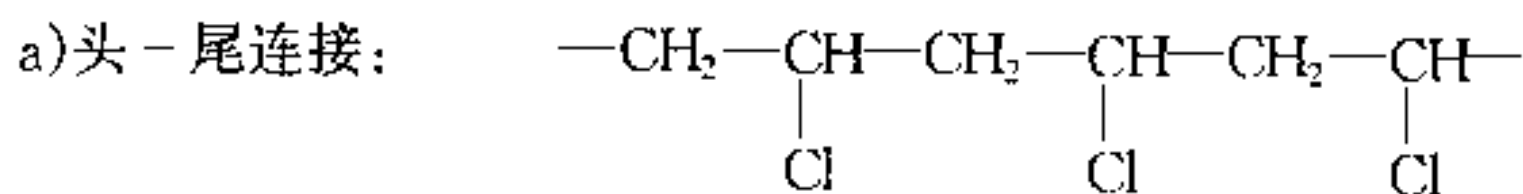
## ③ 体型分子链

分子链之间有许多链节互相横向交联。具有这类结构的高聚物硬度高、脆性大、无弹性和塑性,是热固性材料的典型结构。这种结构亦称网状结构。

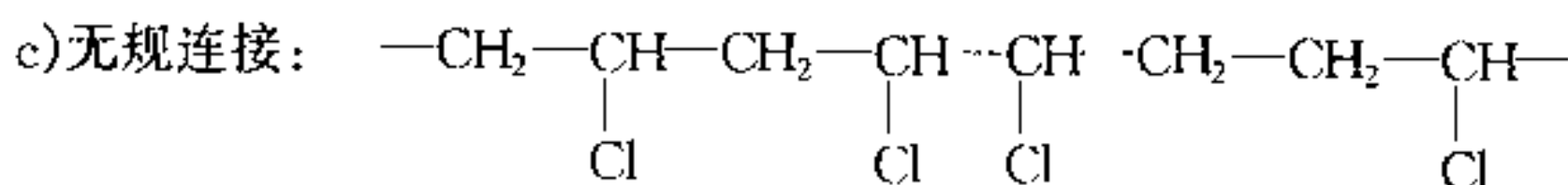
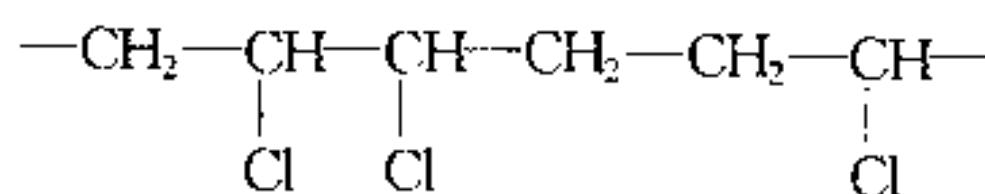
## (3) 高分子链中结构单元键接方式

任何高分子都是由单体按一定的方式链接而成。

## ① 均聚物中聚乙烯单体的连接方式



## b) 头-头或尾-尾连接:



## ② 共聚物中单体的连接方式(以 A、B 两种单体共聚为例)

- a) 无规共聚:  $\text{—ABBABBAABAABAA—}$   
 b) 交替共聚:  $\text{—ABABABABABABAB—}$   
 c) 嵌段共聚:  $\text{—AAAABBAAAABB—}$   
 d) 接枝共聚:  $\text{—}\Lambda\Lambda\Lambda\Lambda\Lambda\Lambda\Lambda\Lambda\Lambda\Lambda\text{—}$   
                   |                  |  
                   B                B  
                   B                B  
                   B                B

#### (4) 高分子链的构型(链结构)

所谓高分子链的构型是指高分子链中原子或原子团在空间的排列方式,即链结构。按取代基 R 在空间所处的位置及规律不同,可有以下三种立体构型(见图 10-2)。

##### ① 全同立构

取代基 R 全部处于主链一侧。

##### ② 间同立构

取代基 R 相间地分布在主链两侧。

##### ③ 无规立构

取代基 R 在主链两侧作不规则的分布。

高分子链的构型不同,则性能不同。例如全同立构的聚丙烯容易结晶,熔点为  $165^{\circ}\text{C}$ ,可纺成丝,称丙纶丝;而无规立构的聚丙烯其软化温度为  $80^{\circ}\text{C}$ ,无实用价值。

#### (5) 高分子链的构象

高分子链的主链都是通过共价键连接起来的。它有一定的链长和链角(C—C 键长为  $0.154\mu\text{m}$ ,链角为  $109^{\circ}28'$ )。在保持键长和键角不变的情况下,它们可以任意旋转,这就是单键的内旋转。如图 10-3 所示。

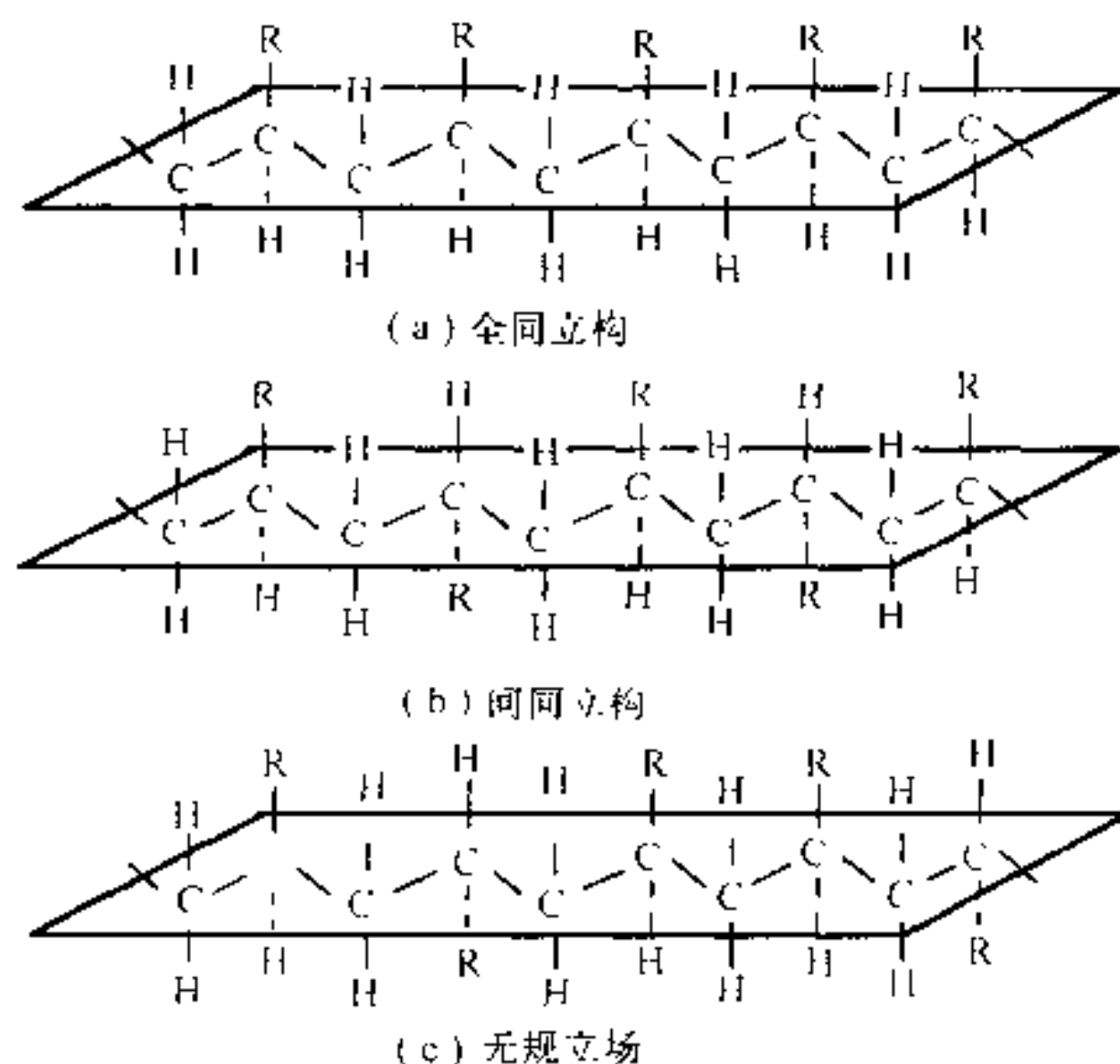


图 10-2 乙烯类高聚物的构型

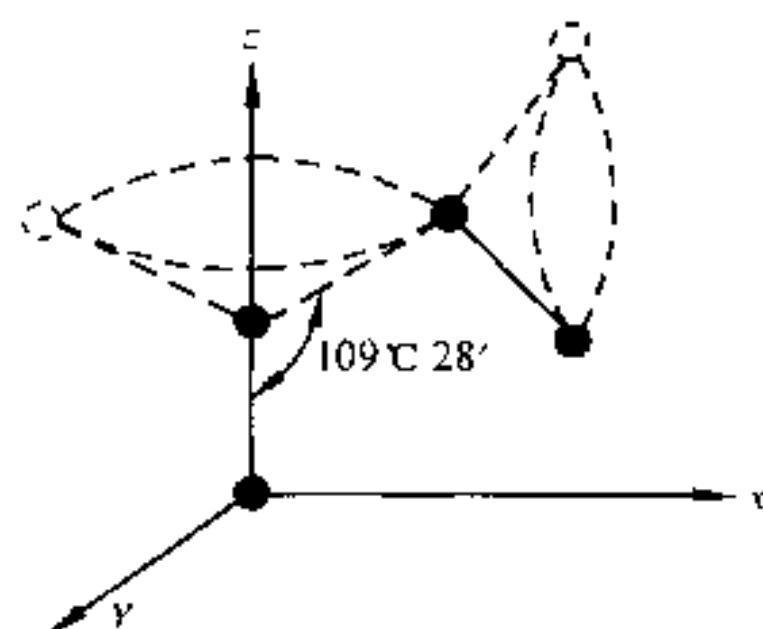


图 10-3 C—C 键的内旋转示意图



单键内旋转的结果,使原子排列位置不断变化。高分子键很长,每个单键都在内旋转,而且频率很高(室温下乙烷分子可达  $10^{11} \sim 10^{12}$  Hz),这必然造成高分子的形态瞬息万变。这种由于单键内旋所引起的原子在空间占据不同位置所构成的分子键的各种形象,称为高分子链的构象。高分子链构象不同时,将引起大分子链的伸长或回缩,通常将这种由构象变化而引起大分子链的伸长或回缩的特性称为大分子链的柔顺性。高分子链的内旋转愈容易,其柔顺性愈好。具有较好柔顺性的聚合物其强度、硬度、熔点较低,但弹性和塑性好;刚性分子链聚合物则强度、硬度、熔点较高,弹性、韧性差。

## 2. 高分子的聚集态结构(分子间结构)

高分子化合物的聚集态结构是指高聚物内部高分子链之间的几何排列和堆砌结构,也称超分子结构。依分子在空间排列的规整性可将高聚物分为结晶型、部分结晶型和无定型(非晶态)三类。结晶型聚合物分子排列规整有序,此高聚物的聚集状态亦称晶态;无定形聚合物分子排列杂乱不规则,此高聚物的聚集状态亦称非晶态;部分结晶型的分子排列情况介于二者之间,此高聚物的聚集状态亦称部分晶态。高聚物的三种聚集状态结构如图 10-4 所示。

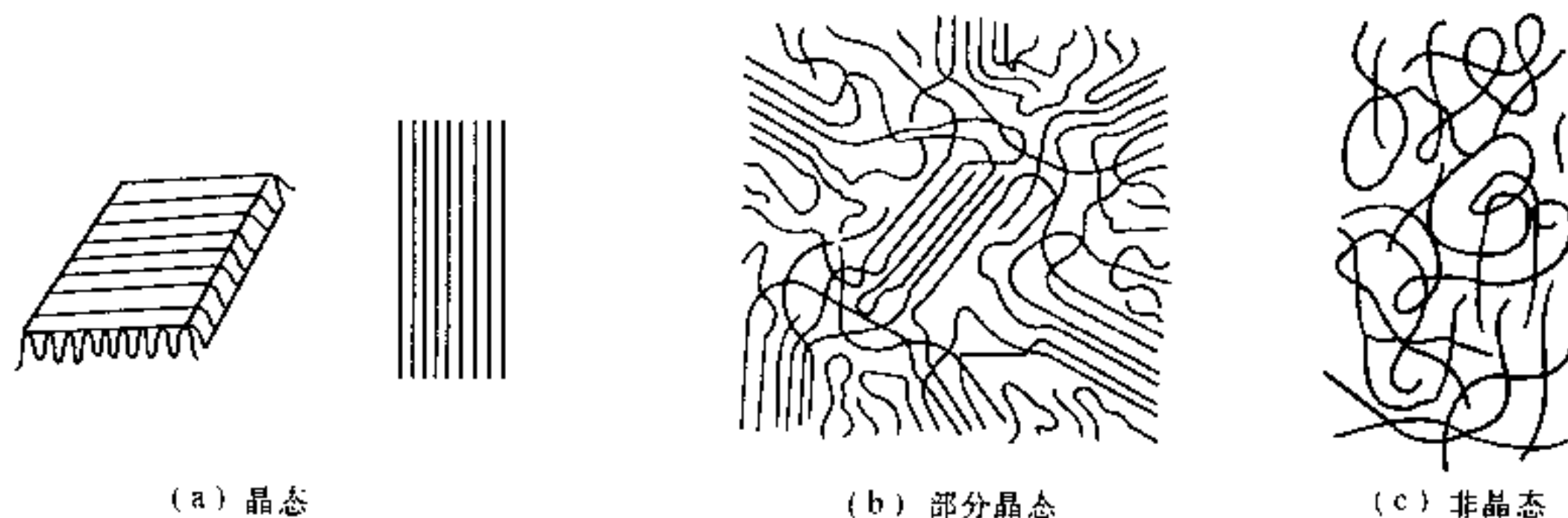


图 10-4 聚合物三种聚集态结构示意图

在实际生产中获得完全晶态的聚合物是很困难的,大多数聚合物都是部分晶态或完全非晶态。晶态结构在聚合物中所占的重量百分数或体积百分数称结晶度。结晶度越高,分子间作用力越强,因此聚合物的强度、硬度、刚度和熔点越高,耐热性和化学稳定性也越好;而与键运动有关的性能,如弹性、延伸率、冲击强度则降低。

### 10.1.3 高分子化合物的力学状态

高聚物的性能与其在一定温度下的力学状态有关,因此了解高聚物的力学状态及其特点十分必要。

#### 1. 线型非晶态高分子化合物的力学状态

此类聚合物在恒定应力下的变形-温度曲线见图 10-5。 $T_x$  为脆化温度, $T_g$  为玻璃化温度, $T_f$  为粘流温度, $T_d$  为化学分解温度。

##### (1) 玻璃态

$T_x < T < T_g$  时,由于温度低,分子热运动能力很弱,高聚物中的整个分子链和键段都不能运动,只有键长和键角可作微小变化。高聚物的力学性能与低分子固体相似,在外力作用下只能发生少量的弹性变形,而且应力和应变符合虎克定律。

高聚物呈玻璃态的最高温度为玻璃化温度( $T_g$ )。处于玻璃态的高聚物具有较好的力学性能。在这种状态下使用的材料是塑料和纤维。

当  $T < T_g$  时,由于温度太低,分子的热振动也被“冻结”,键长和键角都不能发生变化。此时施加外力时会导致大分子链断裂,高聚物呈脆性。高聚物呈脆性的最高温度称脆化温度。此时高聚物失去使用价值。

## (2)高弹态

$T_g < T < T_f$  时,由于温度较高,分子活动能力较大,因此高聚物可以通过单键的内旋转而使链段不断运动,但尚不能使整个分子链运动,此时分子链呈卷曲状态称高弹态。处于高弹态的高聚物受力时可产生很大的弹性变形(100%~1000%),外力去除后分子链又逐渐回缩到原来的卷曲状态,弹性变形随时间变化而逐渐消失。在这种状态下使用的高聚物是橡胶。

## (3)粘流态

$T_f < T < T_d$  时,由于温度高,分子活动能力大,不但链段可以不断运动,而且在外力作用下大分子链间也可产生相对滑动。从而使高聚物成为流动的粘液,这种状态称为粘流态。产生粘流态的最低温度称为粘流温度。

粘流态是高聚物成型加工的状态,将高聚物原料加热至粘流态后,可通过喷丝、吹塑、注塑、挤压、模铸等方法加工成各种形状的零件、型材、纤维和薄膜等。

## 2. 其它类型高聚物的力学状态

线型结晶高聚物按结晶度可分为完全晶态和部分晶态两类。对于一般分子量的完全晶态线型高聚物来说,因有固定的熔点  $T_m$ ,而没有高弹态。对于部分晶态线型高聚物,因为高聚物内部既存在着晶态区又存在着非晶态区,所以在  $T_g \sim T_m$  之间出现一种既韧又硬的皮革态。这是因为在  $T_g \sim T_m$  之间非晶态区处于高弹态,具有柔韧性;晶态区具有较高的强度和硬度,两者复合成了皮革态。

对于体型非晶态高聚物,因具有网状分子,所以交联点的密度对高聚物的力学状态有重要影响。若交联点密度小,链段仍可以运动,此高聚物具有高弹态,弹性较好(如轻度硫化的橡胶)。若交联点密度很大,则链段不能运动,此时材料的  $T_g = T_f$ ,高弹态消失,高聚物就与低分子非晶态固体一样,其性能硬而脆(如酚醛塑料)。

### 10.1.4 高分子材料的老化及其改性

高分子材料在长期储存和使用过程中,由于受氧、光、热、机械力、水蒸汽及微生物等外因的作用,使性能逐渐退化,直至丧失使用价值的现象称为老化。老化的根本原因是在外部因素的作用下,高聚物分子链产生了交联与裂解。所谓交联反应,就是指高聚物在外部因素作用下,使高分子从线型结构转变为体型结构,从而引起硬度、脆性增加,化学稳定性提高的过程。所谓裂解反应,就是指大分子链在各种外界因素作用下,发生链的断裂,从而使分子量下降变软、变粘的过程。由于交联反应使高分子材料变硬、变脆及开裂,由于裂解反应使高分子材料变软、变粘的现象即老化现象。

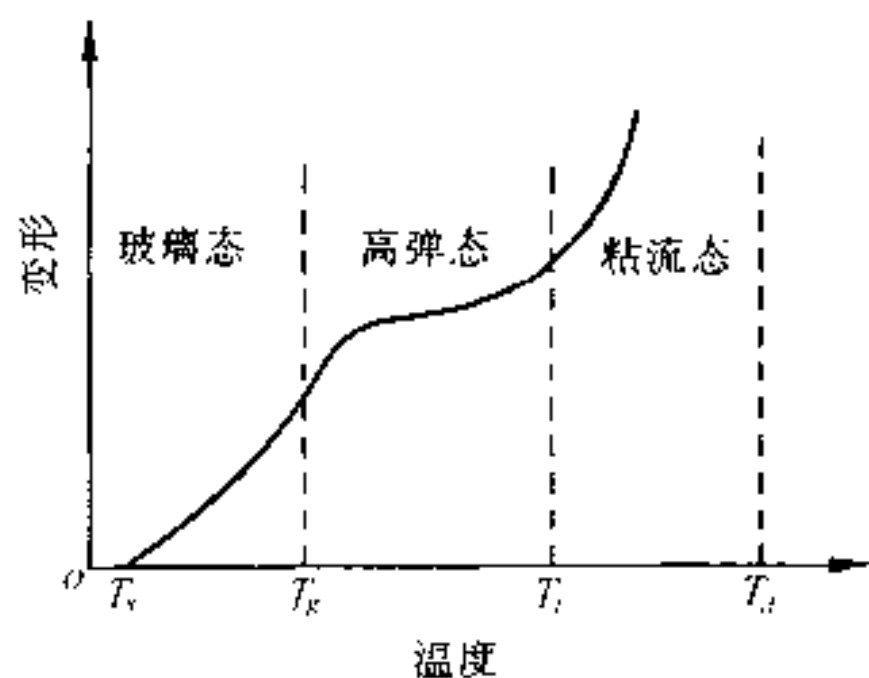


图 10-5 线型非晶态高聚物的变形、温度曲线示意图

老化是影响高分子材料制品使用寿命的关键问题,必须设法加以防止。目前采用的防老化措施有三种。

①改变高聚物的结构。例如将聚氯乙烯氯化,可以改变其热稳定性。

②添加防老剂。高聚物中加入水杨酸脂、二甲苯酮类有机物和炭黑可防止光氧化。

③表面处理。在高分子材料表面镀金属(如银、铜、镍)和喷涂耐老化涂料(如漆、石蜡)作为防护层,使材料与空气、光、水分及其它引起老化的介质隔绝,以防止老化。

为了改善高聚物的性能,需要对其进行改性。利用物理或化学的方法来改进现有高聚物性能称聚合物的改性。其方法主要有两类:一类是物理改性,是利用填料来改变高聚物的物理、力学性能;另一类是化学改性,通过共聚、嵌段、接枝、共混、复合等化学方法使高聚物获得新的性能。聚合物的改性问题是当前高分子材料研究的一个重要方向。

## 10.2 工程塑料

### 10.2.1 塑料的组成与分类

#### 1. 塑料的组成

塑料就是在玻璃态下使用的,具有可塑性的高分子材料。它是以树脂为主要成分,加入各种添加剂,可塑制成型的材料。

##### (1)树脂

树脂是塑料的主要成分。它胶粘着塑料中的其它一切组成部分,并使其具有成型性能。树脂的种类、性质以及它在塑料中占有的比例大小,对塑料的性能起着决定性的作用。因此,绝大多数塑料就是以所用树脂命名。

##### (2)添加剂

为改善塑料某些性能而必须加入的物质称添加剂。按加入目的及作用不同,可以分为以下几类。

##### ①填料

为改善塑料的某些性能(如强度等),扩大其应用范围、降低成本而加入的一些物质称填料。它在塑料中占有相当大的比重,其用量可达20%~50%。加入铝粉可提高光反射能力和防老化;加入二硫化铝可提高润滑性;加入石棉粉可提高耐热性等。

##### ②增塑剂

用来提高树脂的可塑性与柔顺性的物质。常用熔点低的低分子化合物(甲酸脂类、磷酸脂类)来增加大分子链间距离,降低分子间作用力,从而达到增加大分子链的柔顺性之目的。

##### ③固化剂

加入后可在聚合物中生成横跨链,使分子交联,并由受热可塑的线型结构变成体型结构的热稳定塑料的一类物质(例如在环氧树脂中加入乙二胺等)。

##### ④稳定剂

提高树脂在受热和光作用时的稳定性,防止过早老化,延长使用寿命。常用稳定剂有硬脂酸盐、铅的化合物及环氧化合物等。

##### ⑤润滑剂

为防止在塑料成型过程中粘在模具或其它设备上而加入的,同时可使制品表面光亮美观的物质(如硬脂酸等)。

⑥着色剂

为使塑料制品具有美观的颜色及适合使用的要求而加入的染料。

⑦其它

发泡剂、催化剂、阻燃剂、抗静电剂等。

## 2. 塑料的分类

### (1)按树脂特性分类

①依树脂受热时的行为分热塑性塑料和热固性塑料。

②依树脂合成反应的特点分聚合塑料和缩合塑料。

### (2)按塑料的应用范围分类

#### ①通用塑料

指产量大、价格低、用途广的塑料。主要指聚烯烃类塑料、酚醛塑料和氨基塑料。它们占塑料总产量的 3/4 以上,大多数用于生活制品。

#### ②工程塑料

做为结构材料在机械设备和工程结构中使用的塑料。它们的力学性能较高,耐热、耐腐蚀性也较好,是当前大力发展的塑料(如聚酰胺等)。

#### ③特种塑料

具有某些特殊性能的塑料。如医用塑料、耐高温塑料等。这类塑料产量少、价格贵,只用于特殊需要的场合。

## 10.2.2 塑料制品的成型与加工

### 1. 塑料制品的成型

塑料的成型工艺形式多样,主要有注射成型、压制成型、浇铸成型、挤出成型、吹塑成型、真空成型等。

### 2. 塑料的加工

#### (1)机械加工

塑料具有良好的切削加工性,可用金属切削机床对其进行车、铣、刨、磨、钻及抛光等各种形式的机加工。但塑料的散热性差、弹性大,加工时容易引起工件的变形、表面粗糙,有时可能出现分层、开裂,甚至崩落或伴随发热等现象。因此应注意刀具角度、冷却介质及切削量等。

#### (2)塑料的连接

塑料间、塑料与金属或其它非金属的连接,除用一般的机械连接方法外,还有热熔接、溶剂粘接、胶粘剂粘结等。

#### (3)塑料制品的表面处理

为改善塑料制品的某些性能、美化其表面、防止老化、延长使用寿命,通常采用表面处理。主要方法有涂漆、镀金属(铬、银、铜等)。镀金属可以采用喷镀或电镀。

## 10.2.3 塑料的性能特点

### 1. 用于工程上的塑料的优点

#### (1)相对密度小



一般塑料的相对密度为 0.9~2.3,因而比强度高。这对运输交通工具来说是非常有用的。

(2)耐腐蚀性能好

塑料对一般化学药品都有很强的抵抗能力,如聚四氯乙烯在煮沸的“王水”中也不受影响。

(3)电绝缘性能好

塑料电绝缘性能好,因此大量应用在电机、电器、无线电和电子工业中。

(4)减摩、耐磨性能好

摩擦系数较小,并耐磨。可作轴承、齿轮、活塞环、密封圈等。在无机油润滑的情况下也能有效地进行工作。

(5)有消音吸震性

制作传动摩擦零件可减小噪音、改善环境。

## 2. 塑料的缺点

(1)刚性差

塑料的弹性模量只有钢铁材料的 1/100~1/10。

(2)强度低

塑料强度只有 30~100MPa,用玻璃纤维增强的尼龙也只有 200MPa,相当于铸铁的强度。

(3)耐热性低

大多数塑料只能在 100℃ 以下使用,只有少数几种可以在超过 200℃ 的环境下使用。

(4)膨胀系数大、导热系数小

塑料的线膨胀系数是钢铁的 10 倍,因而塑料与钢铁结合较为困难。塑料的导热系数只有金属的 1/600~1/200,因而散热不好,不利于作摩擦零件。

(5)蠕变温度低

金属在高温下才发生蠕变,而塑料在室温下就会有蠕变出现,称为冷流。

(6)有老化现象

(7)在某些溶剂中会发生溶胀或应力开裂

### 10.2.4 常用工程塑料

#### 1. 常用热塑性工程塑料

(1)聚酰胺(尼龙、锦纶、PA)

聚酰胺是最早发现能够承受载荷的热塑性塑料,在机械工业中应用比较广泛。尼龙 6、尼龙 66、尼龙 610、尼龙 1010、铸型尼龙和芳香尼龙是应用于机械工业中的几种。由于其强度较高,耐磨、自润滑性好,且耐油、耐蚀、消音、减震,被大量用于制造小型零件(齿轮、蜗轮等)替代有色金属及其合金。但尼龙容易吸水,吸水后性能及尺寸将发生很大变化,使用时应特别注意。

铸型尼龙(MC 尼龙)是通过简便的聚合工艺使单体直接在模具内聚合成型的一种特殊尼龙。它的力学性能、物理性能比一般尼龙更好,可制造大型齿轮、轴套等。

芳香尼龙具有耐磨、耐辐射及很好的电绝缘性等优点,在 95% 的相对湿度下性能不受影响,能在 200℃ 长期使用,是尼龙中耐热性最好的品种。可用于制作高温下耐磨的零件,Ⅱ级绝缘材料和宇宙服等。

(2)聚甲醛(POM)



它是以线型结晶高聚物聚甲醛树脂为基的塑料。其结晶度可达 75%,有明显的熔点和高强度、高弹性模量等优良的综合力学性能。其强度与金属相近,摩擦系数小并有自润滑性,因而耐磨性好。同时它还具有耐水、耐油、耐化学腐蚀,绝缘性好等优点。其缺点是热稳定性差,易燃,长期在大气中曝晒会老化。

聚甲醛塑料价格低廉,且性能优于尼龙,故可代替有色金属和合金并逐步取代尼龙制作轴承、衬套、齿轮等。

### (3) 聚砜(PSF)

它是以透明微黄色的线型非晶态高聚物聚砜树脂为基的塑料。其强度高,弹性模量大,耐热性好,最高使用温度可达  $150\sim 165^{\circ}\text{C}$ ,蠕变抗力高,尺寸稳定性好。其缺点是耐溶剂性差。

主要用于制作要求高强度、耐热、抗蠕变的结构件、仪表零件和电气绝缘零件。如精密齿轮、凸轮、真空泵叶片、仪器仪表壳体、仪表盘、电子计算机的积分电路板等。此外,聚砜具有良好的可电镀性,可通过电镀金属制成印刷电路板和印刷线路薄膜。

### (4) 聚碳酸酯(PC)

它是以透明的线型部分结晶高聚物聚碳酸酯树脂为基的新型热塑性工程塑料。其透明度为 86%~92%,被誉为“透明金属”。它具有优异的冲击韧性和尺寸稳定性,有较高的耐热性和耐寒性,使用温度范围为  $-100\sim +130^{\circ}\text{C}$ ,有良好的绝缘性和加工成型性。缺点是化学稳定性差,易受碱、胺、酮、酯、芳香烃的侵蚀,在四氯化碳中会发生“应力开裂”现象。

主要用于制造高精度的结构零件,如齿轮、蜗轮、蜗杆、防弹玻璃、飞机挡风罩、座舱盖和其它高级绝缘材料。如波音 747 飞机上有 2 500 个零件用聚碳酸酯制造,重量达 2 吨。

### (5) ABS 塑料

它是以丙烯腈(A)、丁二烯(B)、苯乙烯(S)的三元共聚物 ABS 树脂为基的塑料。它兼有聚丙烯腈的高化学稳定性和高硬度、聚丁二烯的橡胶态韧性和弹性、聚苯乙烯的良好成型性。故 ABS 塑料具有较高强度和冲击韧性,良好的耐磨性和耐热性,较高的化学稳定性和绝缘性,以及易成型、机械加工性好等优点。缺点是耐高、低温性能差,易燃、不透明。

ABS 塑料应用较广。主要用于制造齿轮、轴承、仪表盘壳、冰箱衬里以及各种容器、管道、飞机舱内装饰板、窗框、隔音板等。

### (6) 聚四氟乙烯(PTFE、特氟隆)

它是以线型晶态高聚物聚四氟乙烯为基的塑料。其结晶度为 55%~75%,熔点为  $327^{\circ}\text{C}$ ,具有优异的耐化学腐蚀性,不受任何化学试剂的侵蚀,即使在高温下及强酸、强碱、强氧化剂中也不受腐蚀,故有“塑料之王”之称。它还具有较突出的耐高温和耐低温性能,在  $-195\sim +250^{\circ}\text{C}$  范围内长期使用其力学性能几乎不发生变化。它摩擦系数小(0.04),有自润滑性,吸水性小,在极潮湿的条件下仍能保持良好的绝缘性。但其硬度、强度低,尤其抗压强度不高,且成本较高。

主要用于制作减摩密封件,化工机械中的耐腐蚀零件及在高频或潮湿条件下的绝缘材料,如化工管道、电气设备、腐蚀介质过滤器等。

### (7) 聚甲基丙烯酸甲酯(PMMA、有机玻璃)

它是目前最好的透明材料,透光率达 92%以上,比普通玻璃好。它的相对密度小(1.18),仅为玻璃的一半。还具有较高的强度和韧性,不易破碎,耐紫外线和防大气老化,易

于加工成型等优点。但其硬度不如玻璃高,耐磨性差,易溶于极性有机溶剂。它耐热差(使用温度不能超过 180℃),导热性差,膨胀系数大。

主要用途是制作飞机座舱盖、炮塔观察孔盖、仪表灯罩及光学镜片,亦可作防弹玻璃、电视和雷达标图的屏幕、汽车风档、仪器设备的防护罩等。

2. 热固性塑料

热固性塑料的种类很多,大都是经过固化处理获得的。所谓固化处理就是在树脂中加入固化剂并压制成型,使其由线型聚合物变成体型聚合物的过程。这里只介绍以下两类。

(1) 酚醛塑料

它是以酚醛树脂为基,加入木粉、布、石棉、纸等填料经固化处理而形成的交联型热固性塑料。它具有较高的强度和硬度,较高的耐热性、耐磨性、耐腐蚀性及良好的绝缘性。广泛用于机械、电器、电子、航空、船舶、仪表等工业中,例如齿轮、耐酸泵、雷达罩、仪表外壳等。缺点是质地较脆、耐光性差、色彩单调(只有棕、黑色)。

(2) 环氧塑料(EP)

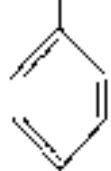
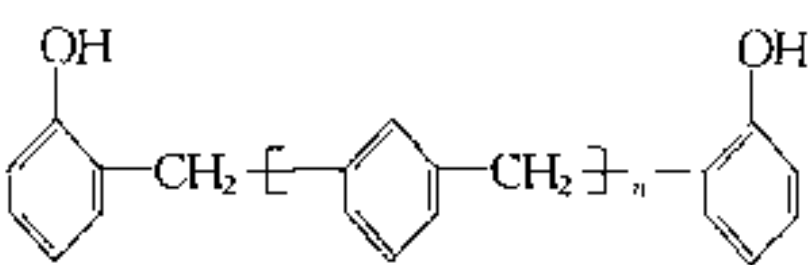
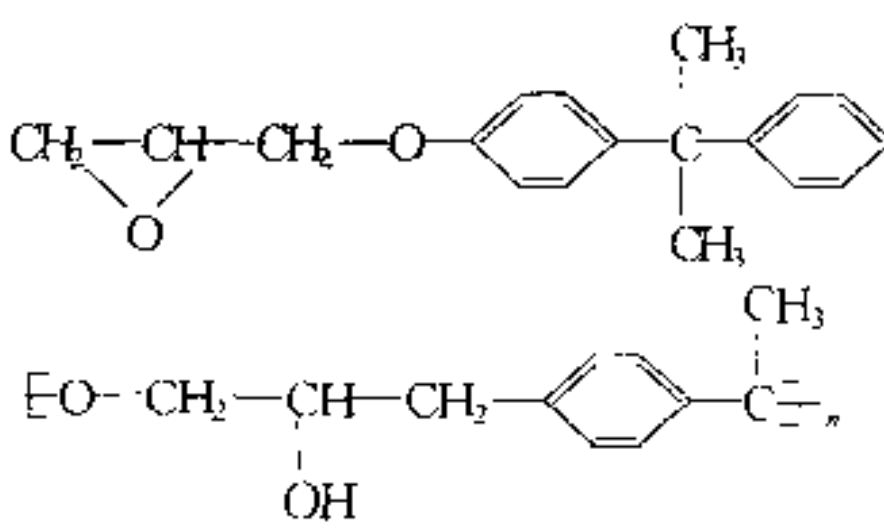
它是以环氧树脂为基,加入各种添加剂经固化处理形成的热固性塑料。具有比强度高,耐热性、耐腐蚀性、绝缘性及加工成型性好的特点。缺点是价格昂贵。主要用于制作模具、精密量具、电气及电子元件等重要零件。

常用工程塑料的性能及应用见表 10-4。

表 10-4 常用工程塑料的分子结构式、性能和应用

名称 (代号)	结 构 式	密 度 (g·cm <sup>-3</sup> )	抗拉 强度 MPa	缺口冲击 性 (J·cm <sup>-2</sup> )	特 点	应用举例
聚酰胺 (尼龙) (PA)	$[-NH(CH_2)_m - NHCO - (CH_2)_n - 2CO]_n$	1.14~ 1.16	55.9~ 81.4	0.38	坚韧、耐磨、耐疲 劳、耐油、耐水、抗 霉菌、无毒、吸水 性大	轴 承、齿 轮、凸 轮、 导板、轮胎 帘布等
聚甲醛 (POM)	$CH_3 - \underset{\text{O}}{\underset{\parallel}{C}} - O [CH_2O]_n \underset{\text{O}}{\underset{\parallel}{C}} - CH_3$	1.43	58.8	0.75	良好的综合性能, 强度、刚度、冲击、 疲劳、蠕变等性能 均较高,耐磨性 好,吸水性小,尺 寸稳定好	轴 承、衬 垫、齿 轮、 叶 轮、阀、 管道、化工 容器
聚砜 (PSF)	$[-\text{C}_6\text{H}_4 - \underset{\text{CH}_3}{\underset{\parallel}{C}} - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{S} - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O}]_n$	1.24	84	0.69~ 0.79	优良的耐热、耐 寒、抗蠕变及尺寸 稳定性,耐酸、碱 及高温蒸汽,良好 的可电镀性	精密齿轮、 凸轮、真空 泵叶片、仪 表壳、仪表 盘、印刷电 路板等
聚碳酸酯 (PC)	$[-\text{C}_6\text{H}_4 - \underset{\text{CH}_3}{\underset{\parallel}{C}} - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} - \text{C}(=\text{O}) - \text{O}]_n$	1.2	58.5~ 68.6	6.3~7.4	突出的冲击韧性, 良好的机械性能, 尺寸稳定性好,无 色透明、吸水性 小、耐热性好、不 耐碱、酮、芳香烃、 有应力开裂倾向	齿 轮、齿 条、蜗 轮、 蜗杆、防弹 玻璃、电容 器等

续表

名称 (代号)	结 构 式	密 度 (g·cm <sup>-3</sup> )	抗拉 强度 MPa	缺口冲击 韧性 (J·cm <sup>-2</sup> )	特 点	应用举例
共聚丙烯腈-丁二烯-苯乙烯 (ABS)	$\left[ \begin{array}{c} \text{CH}_2 - \text{CH} \\   \\ \text{CN} \end{array} \right]_x \left[ \text{CH}_2 - \text{CH} = \right. \\ \left. \text{CH} - \text{CH}_2 \right]_y \left[ \text{CH}_2 - \text{CH} \right]_z \left[ \text{C}_6\text{H}_4 \right]_n$ 	1.02 ~ 1.08	34.3 ~ 61.8	0.6 ~ 5.2	较好的综合性能, 耐冲击, 尺寸稳定性好	
聚四氟乙烯 (F-4)	$\left[ \text{CH}_2 - \text{CF}_2 \right]_n$	2.11 ~ 2.19	15.7 ~ 30.9	1.6	优异的耐腐蚀、耐老化及电绝缘性, 吸水率小, 可在-180℃ ~ +250℃长期使用。但加热后粘度大, 不能注射成型	化工管道、泵、气管、衬里、电绝缘屏等
聚甲基丙烯酸甲酯 (有机玻璃) (PM-MA)	$\left[ \text{CH}_2 - \text{C} \begin{array}{c} \text{CH}_3 \\   \\ \text{COOCH}_3 \end{array} \right]_n$	1.19	60 ~ 70	1.2 ~ 1.3	透明度高, 密度小, 强度高, 韧性好, 耐紫外线和防大气老化, 但硬度低, 耐热性差, 易溶于极性有机溶剂	光学镜片、飞机座舱盖、窗玻璃、汽车风挡、电视屏幕等
酚 醛 (PF)		1.24 ~ 2.0	35 ~ 140	0.06 ~ 2.17	机械性能变化范围宽, 耐热性、耐磨性、耐腐蚀性好, 良好的绝缘性	齿轮、耐酸泵、刹车片、仪表外壳、雷达罩等
环 氧 (EP)		1.1	69	0.44	比强度高, 耐热性、耐腐蚀性好, 易于加工成型, 但价格昂贵	模具、精密量具、电气元件等

## 10.3 合成橡胶与合成纤维

### 10.3.1 橡胶

#### 1. 橡胶的组成

橡胶是以高分子化合物为基础的具有显著高弹性的材料。它是以生胶为原料加入适量的配合剂而形成的高分子弹性体。

##### (1) 生胶

它是橡胶制品的主要组分,其来源可以是天然的,也可以是合成的。生胶在橡胶制备过程中不但起着粘结其它配合剂的作用,而且是决定橡胶制品性能的关键因素。使用的生胶种类不同,则橡胶制品的性能亦不同。

##### (2) 配合剂

配合剂是为了提高和改善橡胶制品的各种性能而加入的物质。主要有硫化剂、硫化促进剂、防老剂、软化剂、填充剂、发泡剂及着色剂等。

#### 2. 橡胶的性能特点

橡胶最显著的性能特点是具有高弹性,其高弹性主要表现为在较小的外力作用下,就能产生很大的变形,且当外力去除后又能很快恢复到近似原来的状态;高弹性的另一个表现为其宏观弹性变形量可高达 100%~1 000%。同时橡胶具有优良的伸缩性和可贵的积储能量的能力,良好的耐磨性、绝缘性、隔音性和阻尼性,一定的强度和硬度。橡胶成为常用的弹性材料、密封材料、减震防震材料、传动材料、绝缘材料。

#### 3. 橡胶的分类

按原料来源橡胶可分为天然橡胶和合成橡胶两大类;按应用范围又可分为通用橡胶与特种橡胶两类。天然橡胶是橡树上流出的乳胶经加工而制成的;合成橡胶是通过人工合成制得的,具有与天然橡胶相近性能的一类高分子材料。通用橡胶是指用于制造轮胎、工业用品、日常用品的大量面广的橡胶,特种橡胶是指用于制造在特殊条件(高温、低温、酸、碱、油、辐射等)下使用的零部件的橡胶。

#### 4. 常用橡胶材料

##### (1) 天然橡胶

天然橡胶是从天然植物中采集出来的一种以聚异戊二烯为主要成分的天然高分子化合物。它具有较高的弹性、较好的力学性能、良好的电绝缘性及耐碱性,是一类综合性能较好的橡胶。缺点是耐油、耐溶剂较差,耐臭氧老化性差,不耐高温及浓强酸。主要用于制造轮胎、胶带、胶管等。

##### (2) 通用合成橡胶

###### ① 丁苯橡胶

它是由丁二烯和苯乙烯共聚而成的。其耐磨性、耐热性、耐油、抗老化性均比天然橡胶好,并能以任意比例与天然橡胶混用,价格低廉。缺点是生胶强度低、粘接性差、成型困难、硫化速度慢,制成的轮胎弹性不如天然橡胶。主要用于制造汽车轮胎、胶带、胶管等。

###### ② 顺丁橡胶

它是由丁二烯聚合而成。其弹性、耐磨性、耐热性、耐寒性均优于天然橡胶,是制造轮胎的优良材料。缺点是强度较低,加工性能差、抗撕性差。主要用于制造轮胎、胶带、弹簧、减震器、电绝缘制品等。

### ③氯丁橡胶

它是由氯丁二烯聚合而成。氯丁橡胶不仅具有可与天然橡胶比拟的高弹性、高绝缘性、较高强度和高耐碱性,而且具有天然橡胶和一般通用橡胶所没有的优良性能,例如耐油、耐溶剂、耐氧化、耐老化、耐酸、耐热、耐燃烧、耐挠曲等性能,故有“万能橡胶”之称。缺点是耐寒性差、密度大,生胶稳定性差。氯丁橡胶应用广泛,它既可作通用橡胶,又可作特种橡胶。由于其耐燃烧,故可用于制作矿井的运输带、胶管、电缆;也可作高速三角带及各种垫圈等。

### ④乙丙橡胶

它是由乙烯和丙烯共聚而成。具有结构稳定、抗老化能力强,绝缘性、耐热性、耐寒性好,在酸、碱中抗蚀性好等优点。缺点是耐油性差、粘着性差、硫化速度慢。主要用于制作轮胎、蒸汽胶管、耐热输送带、高压电线管套等。

## (3)特种合成橡胶

### ①丁腈橡胶

它是由丁二烯与丙烯腈聚合而成。其耐油性好、耐热、耐燃烧、耐磨、耐碱、耐有机溶剂,抗老化。缺点是耐寒性差,其脆化温度为 $-10^{\circ}\text{C} \sim -20^{\circ}\text{C}$ ,耐酸性和绝缘性差。主要用于制作耐油制品,如油箱、贮油槽、输油管等。

### ②硅橡胶

它是由二甲基硅氧烷与其它有机硅单体共聚而成。硅橡胶具有高耐热性和耐寒性,在 $-100 \sim 350^{\circ}\text{C}$ 范围内保持良好弹性,抗老化能力强、绝缘性好。缺点是强度低,耐磨性、耐酸性差,价格较贵。主要用于飞机和宇航中的密封件、薄膜、胶管和耐高温的电线、电缆等。

### ③氟橡胶

它是以碳原子为主链,含有氟原子的聚合物。其化学稳定性高、耐腐蚀性能居各类橡胶之首,耐热性好,最高使用温度为 $300^{\circ}\text{C}$ 。缺点是价格昂贵,耐寒性差,加工性能不好。主要用于国防和高技术中的密封件,如火箭、导弹的密封垫圈及化工设备中的里衬等。常见橡胶的种类、性能和用途见表10-5。

表 10-5 橡胶的种类、性能和用途

性 能	通用橡胶						特种橡胶				
	天然橡胶 NR	丁苯橡胶 SBR	顺丁橡胶 BR	丁基橡胶 HR	氯丁橡胶 CR	乙丙橡胶 EPDM	聚氨酯 UR	丁腈橡胶 NBR	氟橡胶 FPM	硅橡胶	聚硫橡胶
抗拉强度(MPa)	25~30	15~20	18~25	17~21	25~27	10~25	20~35	15~30	20~22	4~10	0~15
伸长率 $\rho$ (%)	650~900	500~800	450~800	650~800	800~1 000	400~800	300~800	300~800	100~500	50~500	100~700
抗撕性	好	中	中	中	好	好	中	中	中	差	差
使用温度上限(℃)	<100	80~120	120	120~170	120~150	150	80	120~170	300	-100~300	80~130



续表

性 能	通用橡胶						特种橡胶				
	天然橡胶 NR	丁苯橡胶 SBR	顺丁橡胶 BR	丁基橡胶 HR	氯丁橡胶 CR	乙丙橡胶 EPDM	聚氨酯 UR	丁腈橡胶 NBR	氟橡胶 FPM	硅橡胶	聚硫橡胶
耐磨性	中	好	好	中	中	中	好	中	中	差	差
回弹性	好	中	好	中	中	中	中	中	中	差	差
耐油性		—	—	中	好	—	好	好	好	—	好
耐碱性	—	—	—	好	好	—	差	—	好	—	好
耐老化	—	—	—	好	—	好	—	—	好	—	好
成 本		高			高				高	高	
使用性能	高强绝 缘防震	耐磨	耐磨 耐寒	耐酸碱 气密 防震 绝缘	耐酸碱 耐燃	耐水 绝缘	高强 耐磨	耐油 耐水 气密	耐油 耐酸碱 耐热 真空	耐热 绝缘	耐油 耐酸碱
工业应用举例	通用制 品、轮胎	通用制 品、胶 布、胶 板、轮胎	轮胎、 耐寒 运输带	内胎、 水胎、 化工衬 里、防 震器	管道、 胶带	汽车配 件、散 热管、 电绝缘 件	实心胎 胶辊、 耐磨件	耐油 垫圈、 油管	化工衬 里、高 级密封 件、高 真空胶 件	耐高低 温零件 、绝缘 件	丁腈改 性用

### 10.3.2 合成纤维

凡能保持长度比本身直径大 100 倍的均匀条状或丝状的高分子材料均称纤维。它可分为天然纤维和化学纤维。化学纤维又可分为人造纤维和合成纤维。人造纤维是用自然界的纤维加工制成,如叫“人造丝”、“人造棉”的粘胶纤维和硝化纤维、醋酸纤维等。合成纤维是以石油、煤、天然气为原料制成的,它发展很快。产量最多的有六大品种(占 90%)。

涤纶又叫的确良,具有高强度、耐磨、耐蚀,易洗快干等优点,是很好的衣料纤维。

尼龙在我国又称锦纶,其强度大、耐磨性好、弹性好,主要缺点是耐光性差。

腈纶在国外叫奥纶、开米司纶,它柔软、轻盈、保暖,有人造羊毛之称。

维纶的原料易得,成本低,性能与棉花相似且强度高。缺点是弹性较差,织物易皱。

丙纶是后起之秀,发展快,纤维以轻、牢、耐磨著称。缺点是可染性差,日晒易老化。

氯纶难燃、保暖、耐晒、耐磨,弹性也好,由于染色性差,热收缩大,限制了它的应用。

## 10.4 合成胶粘剂和涂料

### 10.4.1 合成胶粘剂

#### 1. 胶接特点

用粘接剂把物品连接在一起的方法叫胶接,也称粘接。和其它连接方法相比,它有以下特点。

①整个胶接面都能承受载荷,因此强度较高,而且应力分布均匀,避免了应力集中,耐疲

劳强度好。

②可连接不同种类的材料,而且可用于薄形零件、脆性材料以及微型零件的连接。

③胶接结构重量轻,表面光滑美观。

④具有密封作用,而且胶粘剂电绝缘性好,可以防止金属发生电化学腐蚀。

⑤胶接工艺简单,操作方便。

胶接的主要缺点是不耐高温,胶接质量检查困难,胶粘剂有老化问题。另外,操作技术对胶接性能影响很大。

## 2. 胶粘剂的组成

胶粘剂又称粘结剂、胶合剂或胶水。它有天然胶粘剂和合成胶粘剂之分,也可分为有机胶粘剂和无机胶粘剂。主要组成除基料(一种或几种高聚物)外,尚有固化剂、填料、增塑剂、增韧剂、稀释剂、促进剂及着色剂。

## 3. 胶粘剂的选择

为了得到最好的胶接结果,必须根据具体情况选用适当的胶粘剂的成分,万能粘剂是不存在的。胶粘剂的选用要考虑被胶接材料的种类、工作温度、胶接的结构形式以及工艺条件、成本等。

## 4. 常用胶粘剂

### (1) 环氧胶粘剂

基料主要使用环氧树脂,我国应用最广的是双酚 A 型。它的性能较全面,应用广,俗称“万能胶”。为满足各种需要,有很多配方。

### (2) 改性酚醛胶粘剂

酚醛树脂胶的耐热性、耐老化性好,粘接强度也高,但脆性大、固化收缩率大,常加其它树脂改性后使用。

### (3) 聚氨酯胶粘剂

它的柔韧性好,可低温使用,但不耐热、强度低,通常作非结构胶使用。

### (4) $\alpha$ 氰基丙烯酸酯胶

它是常温快速固化胶粘剂,又称“瞬干胶”。粘接性能好,但耐热性和耐溶性较差。

### (5) 厌氧胶

这是一种常温下有氧时不能固化,当排掉氧后即能迅速固化的胶。它的主要成分是甲基丙烯酸的双酯,根据使用条件加入引发剂。厌氧胶有良好的流动性和密封性,其耐蚀性、耐热性、耐寒性均比较好,主要用于螺纹的密封,因强度不高仍可拆卸。厌氧胶也可用于堵塞铸件砂眼和构件细缝。

### (6) 无机胶粘剂

高温环境要用无机胶粘剂,有的可在  $1\ 300^{\circ}\text{C}$  下使用,胶接强度高,但脆性大。种类很多,机械工程中多用磷酸-氧化铜无机胶。

## 10.4.2 涂料

### 1. 涂料的作用

涂料就是通常所说的油漆,是一种有机高分子胶体的混合溶液,涂在物体表面上能干结成膜。涂料的作用有以下几点。

#### (1) 保护作用

避免外力碰伤、摩擦,也防止大气、水等的腐蚀。

## (2)装饰作用

使制品表面光亮美观。

## (3)特殊作用

可作标志用,如管道、气瓶和交通标志牌等。船底漆可防止微生物附着,保护船体光滑,减少行进阻力。另外还有绝缘涂料、导电涂料、抗红外线涂料、吸收雷达涂料、示温涂料以及医院手术室用的杀菌涂料等。

## 2. 涂料的组成

### (1)粘结剂

粘结剂是涂料的主要成膜物质,它决定了涂层的性质。过去主要使用油料,现在使用合成树脂。

### (2)颜料

颜料也是涂膜的组成部分,它不仅使涂料着色,而且能提高涂膜的强度、耐磨性、耐久性和防锈能力。

### (3)溶剂

溶剂用以稀释涂料,便于施工,干结后挥发。

### (4)其它辅助材料

如催干剂、增塑剂、固化剂、稳定剂等。

## 3. 常用涂料

酚醛树脂涂料应用最早,有清漆、绝缘漆、耐酸漆、地板漆等。

氨基树脂涂料的涂膜光亮、坚硬,广泛用于电风扇、缝纫机、化工仪表、医疗器械、玩具等各种金属制品。

醇酸树脂涂料涂膜光亮、保光性强、耐久性好,适用于作金属底漆,也是良好的绝缘涂料。

聚氨酯涂料的综合性能好,特别是耐磨性和耐蚀性好,适用于列车、地板、舰船甲板、纺织用的纱管以及飞机外壳等。

有机硅涂料耐高温性能好,也耐大气腐蚀、耐老化,适于高温环境下使用。

为拓宽高分子材料在机械工程中的应用,人们用物理及化学方法对现有的高分子材料进行改性;积极探索及研制性能优异的新的材料;采用新的工艺技术制取以高分子材料为基的复合材料,从而提高了其使用性能。

功能高分子材料是近年来发展较快的领域。一批具有光、电、磁等物理性能的高分子材料被相继开发,应用在计算机、通讯、电子、国防等工业部门;与此同时生物高分子材料在医学、生物工程方面也获得较大进展;可以预计未来高分子材料将在高性能化、高功能化及生物化方面发挥着日益显著的作用。

# 第十一章 陶瓷材料

## 11.1 概 述

### 11.1.1 陶瓷的概念

陶瓷是人类应用最早的材料之一。传统上的“陶瓷”是陶器和瓷器的总称,后来发展到泛指整个硅酸盐(玻璃、水泥、耐火材料和陶瓷)和氧化物类陶瓷。现代“陶瓷”被看作除金属材料 and 有机高分子材料以外所有固体材料,所以陶瓷亦称无机非金属材料。所谓陶瓷是指一种用天然硅酸盐(粘土、长石、石英等)或人工合成化合物(氮化物、氧化物、碳化物、硅化物、硼化物、氟化物)为原料,经粉碎、配制、成型和高温烧制而成的无机非金属材料。由于它的一系列性能优点,不仅用于制作像餐具之类的生活用品,而且在现代工业中已取得越来越广泛的应用。在有些情况下,其它材料无法满足性能要求时,陶瓷成为目前唯一能选用的材料。例如内燃机火花塞,用陶瓷制作可承受的瞬间引爆温度达  $2500^{\circ}\text{C}$ ,并可满足高绝缘性及耐腐蚀性的要求。一些现代陶瓷已成为国防、宇航等高科技领域中不可缺少的高温结构材料及功能材料。陶瓷材料、金属材料及高分子材料被称为三大固体材料。

### 11.1.2 陶瓷的分类

陶瓷种类繁多,性能各异。按其原料来源不同可分为普通陶瓷(传统陶瓷)和特种陶瓷(近代陶瓷)。普通陶瓷是以天然的硅酸盐矿物为原料(粘土、长石、石英),经过原料加工、成型、烧结而成,因此这种陶瓷又叫硅酸盐陶瓷。特种陶瓷是采用纯度较高的人工合成化合物(如  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{ZrO}_2$ 、 $\text{SiC}$ 、 $\text{Si}_3\text{N}_4$ 、 $\text{BN}$ ),经配料、成型、烧结而制得。陶瓷按用途分为日用陶瓷和工业陶瓷。工业陶瓷又分为工程陶瓷和功能陶瓷。按化学组成为氮化物陶瓷、氧化物陶瓷、碳化物陶瓷等。按性能分为高强度陶瓷、高温陶瓷、耐酸陶瓷等。陶瓷分类见表 11-1。

### 11.1.3 陶瓷的制造工艺

陶瓷的生产制作过程虽然各不相同,但一般都要经过坯料制备、成型与烧结三个阶段。

#### 1. 坯料制备

当采用天然的岩石、矿物、粘土等物质作原料时,一般要经过原料粉碎—精选(去掉杂质)—磨细(达到一定粒度)—配料(保证制品性能)—脱水(控制坯料水分)—练坯、陈腐(去除空气)等过程。

当采用高纯度可控的人工合成的粉状化合物作原料时,如何获得成分、纯度、粒度均达到要求的粉状化合物是坯料制备的关键。制取微粉的方法有机械粉碎法、溶液的沉淀法、气相沉积法等。

原料经过坯料制备后,依成型工艺的要求,可以是粉料、浆料或可塑泥团。

#### 2. 成型

陶瓷制品的成型方法很多,主要有以下三类。

##### (1) 可塑法

可塑法又叫塑性料团成型法。在坯料中加入一定量水或塑化剂,使其成为具有良好塑

性的料团,然后利用料团的可塑性通过手工或机械成型。常用的有挤压和车坯成型。

表 11-1 陶瓷的种类

普通陶瓷	特种陶瓷					
	按性能分类	按化学组成分类				
		氧化物陶瓷	氮化物陶瓷	碳化物陶瓷	复合瓷	金属陶瓷
日用陶瓷	高强度陶瓷	氧化铝瓷	氮化硅瓷	碳化硅瓷	氧氮化硅铝瓷	
建筑陶瓷	高温陶瓷	氧化锆瓷	氮化铝瓷	碳化硼瓷	镁铝尖晶石瓷	
绝缘陶瓷	耐磨陶瓷	氧化镁瓷	氮化硼瓷		锆钛酸铝铜瓷	
化工陶瓷	耐酸陶瓷	氧化铍瓷				
多孔陶瓷 (过滤陶瓷)	压电陶瓷					
	电介质陶瓷					
	光学陶瓷					
	半导体陶瓷					
	磁性陶瓷					
	生物陶瓷					

(2)注浆法

注浆法又叫浆料成型法。它是把原料配制成浆料然后注入模具中成型,分为一般注浆成型和热压注浆成型。

(3)压制法

压制法又叫粉料成型法。它是将含有一定水份和添加剂的粉料在金属模中用较高的压力压制成型(和粉末冶金成型方法相同)。

3. 烧结

未经烧结的陶瓷制品称为生坯。生坯是由许多固相粒子堆积起来的聚积体,颗粒之间除了点接触外,尚存在许多空隙,因此没有多大强度,必须经过高温烧结后才能使用。烧结是指生坯在高温加热时发生一系列物理化学变化(水的蒸发,硅酸盐分解,有机物及碳化物的气化,晶体转型及熔化)并使生坯体积收缩,强度、密度增加,最终形成致密、坚硬的具有某种显微结构烧结体的过程。生坯经初步干燥后即可涂釉或送去烧结。烧结后颗粒由点接触变为面接触,粒子间也将产生物质的转移(如图 11-1 所示)。这些变化均需一定的温度和时间才能完成,所以烧结的温度较高,所需的时间也较长。常见的烧结方法有热压或热等静压法、液相烧结法、反应烧结法。

11.2 陶瓷材料的组织结构与性能

11.2.1 陶瓷的组织与相结构

陶瓷的性能除了取决于它的化学成分及结合键外,还和显微组织及相结构有关。陶瓷



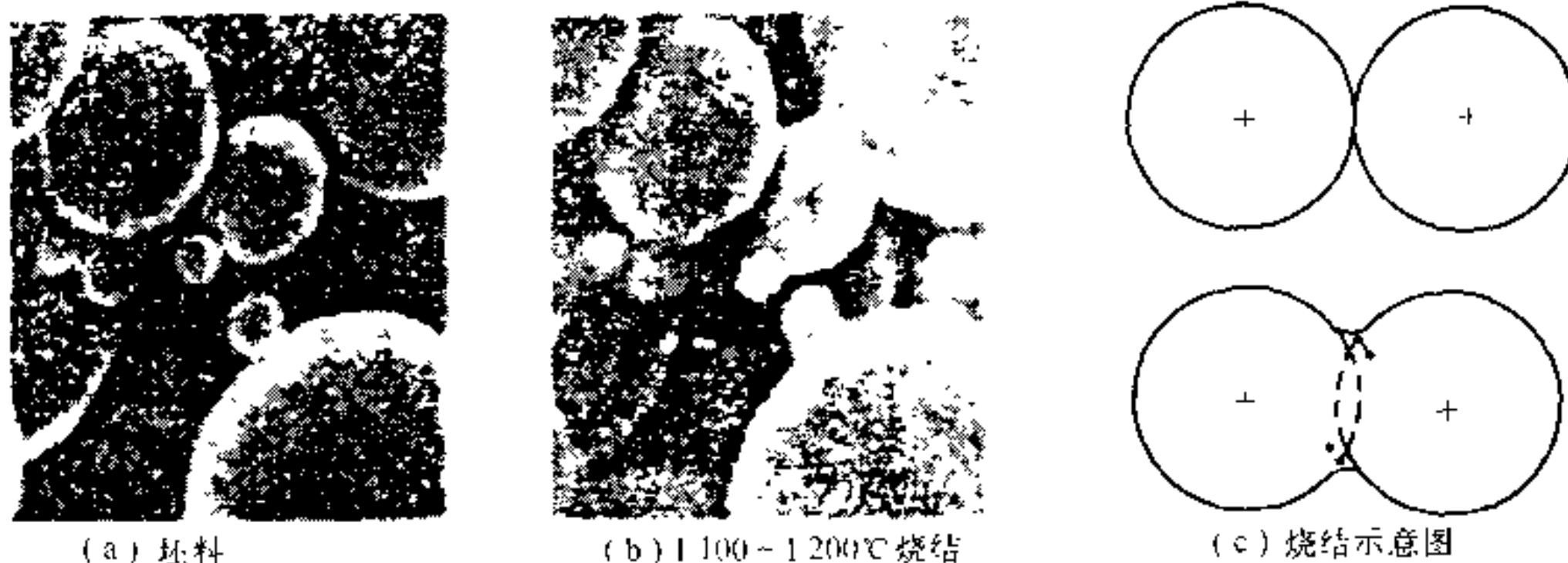


图 11-1 粉料烧结显微照片

的显微组织如图 11-2 所示。由图中可知,陶瓷的显微组织主要由晶相、玻璃相、气孔三部分组成。

### 1. 晶相

晶相是陶瓷材料的主要组成相,最常见的结构有氧化物结构和硅酸盐化合物结构。

#### (1) 氧化物结构

这类物质的结合键以离子键为主。尺寸较大的负离子( $O^{2-}$ )占据结点位置组成密排晶格(h、c、p和f、c、c),尺寸较小的金属正离子(如 $Al^{3+}$ 、 $Mg^{2+}$ 等)处于晶格间隙之中,如图 11-3 所示。如果氧离子占据面心立方晶格结点位置,而金属离子占据全部八面体,则氧离子与金属离子数之比为 1:1,构成 AX 型结构;如果金属离子占据全部四面体间隙,则氧离子与金属离子数之比为 1:2,即构成  $AX_2$  型结构。如果氧离子构成密排六方晶格,金属离子占据八面体间隙的三分之二,则氧离子与金属离子之比为 3:2,形成  $A_2X_3$  型化合物。陶瓷中常见各种氧化物结构见表 11-2。



图 11-2 长石瓷瓷相图

表 11-2 陶瓷中常见的各种氧化物结构

结构类型	晶体结构	主要化合物
AX 型	面心立方	碱金属卤化物(NaCl) 碱土金属氧化物 $MgO$ , $BaO$ , $CaO$
$AX_2$ 型	面心立方 简单四方	$CaF_2$ (萤石), $ThO_2$ , $UO_2$ 等 $TiO$ (金红石), $SiO_2$ (石英)等
$A_2X_3$ 型	菱形晶系	$\alpha-Al_2O_3$ (刚玉)
$ABX_3$ 型	简单立方 菱形晶系	$CaTiO_3$ , $BaTiO_3$ 等 $FeTiO_3$ , $LiNbO_3$ 等
$AB_2X_4$ 型	面心立方	$MgAl_2O_4$ (尖晶石)等 100 多种

#### (2) 硅酸盐化合物结构

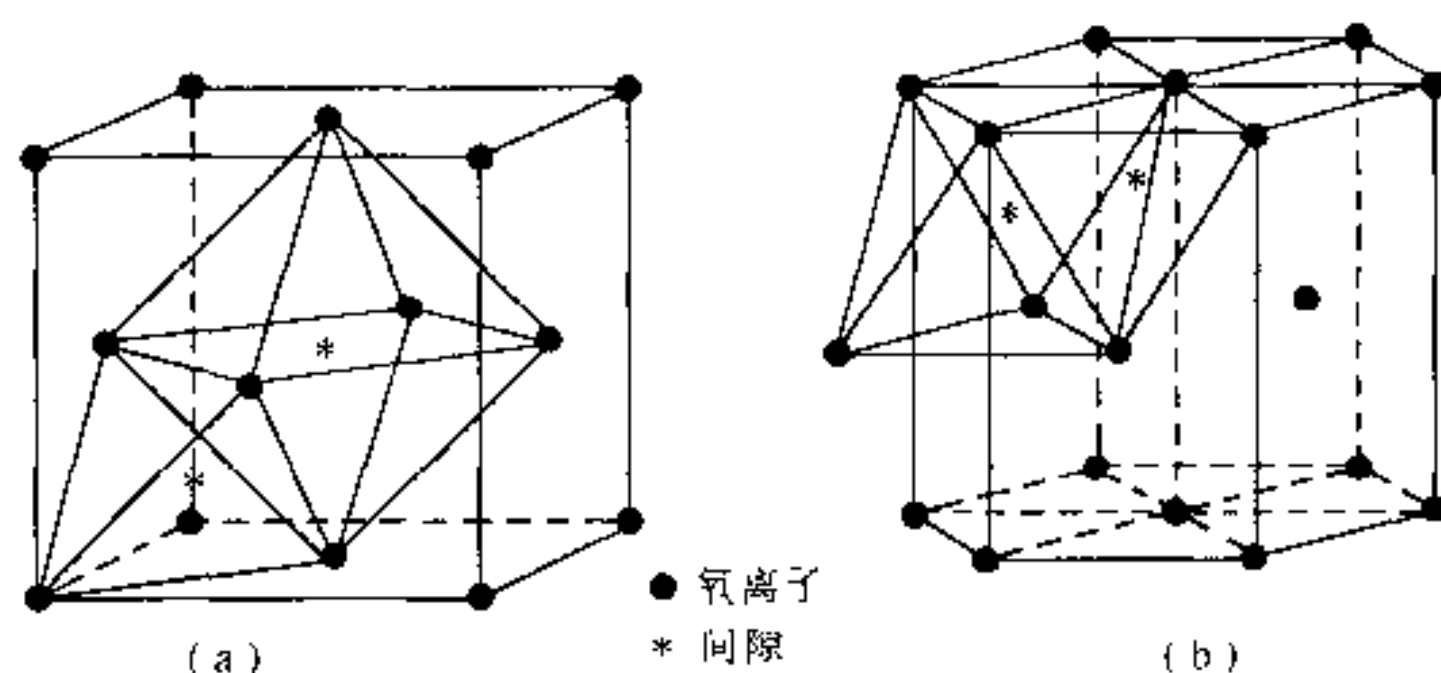


图 11-3 氧离子晶格中的八面体间隙和四面体间隙

(a)面心立方晶格中的八面体间隙和四面体间隙；

(b)密排六方晶格中的八面体间隙和四面体间隙

硅酸盐的结构特点是氧离子形成四面体,硅离子位于四面体中心,组成硅氧 $[\text{SiO}_4]$ 四面体。四面体之间以共有顶点的氧离子相互连接起来(如图 11-4)。由于连接方式不同,则形成了不同的硅酸盐结构(如岛状、层状、架状等)。

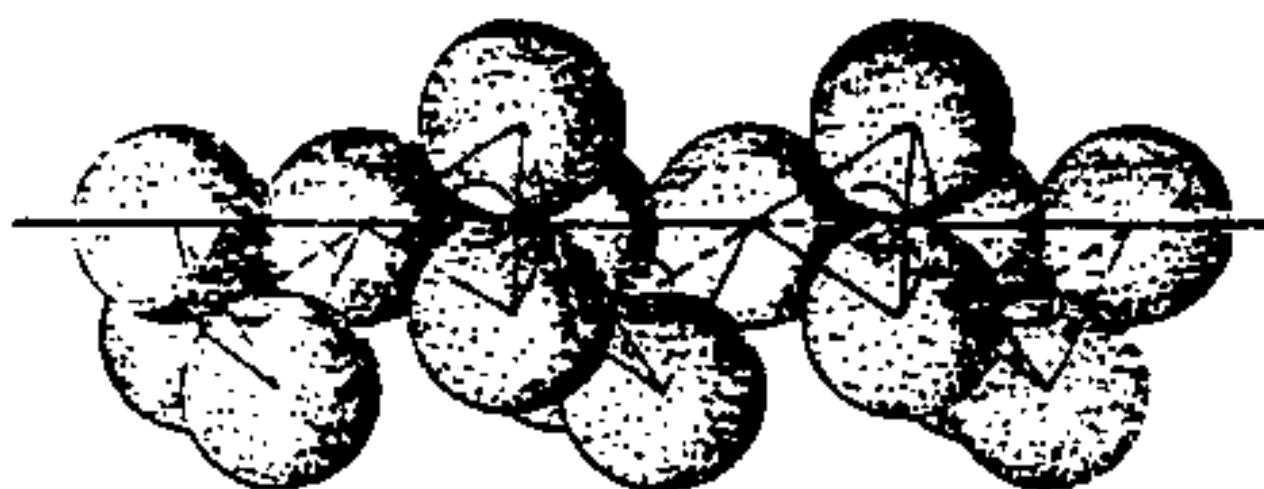


图 11-4 链状连接的 $[\text{SiO}_4]$ 四面体

陶瓷材料的晶相有时不止一个,此时可将其分为主晶相、次晶相、第三晶相等。陶瓷材料的力学性能、物理、化学性能主要取决于主晶相。

## 2. 玻璃相

玻璃相是在陶瓷烧结时各组成物和杂质产生一系列物理化学变化后形成的一种非晶态物质。其结构是由离子多面体(如 $[\text{SiO}_4]$ 四面体)构成的无规则排列的空间网格。见图 11-5。

玻璃相是陶瓷材料中不可缺少的组成相,其作用是粘结分散晶相,降低烧结温度,抑制晶相的晶粒长大和填充气孔。玻璃相熔点低、热稳定性差,在较低温度下即开始软化,导致陶瓷在高温下产生蠕变、强度低于晶相。因此,工业陶瓷必须控制玻璃相的含量。一般为 20%~40%,特殊情况下可达 60%。

## 3. 气相

气相是指陶瓷孔隙中的气体即气孔。它是在陶瓷生产过程中形成并被保留下来的,对陶瓷性能有显著的影响。有利的一面是气孔使陶瓷密度减小并能吸收震动,不利的一面是它同时使陶瓷强度降低、介电损耗增大、电击穿强度下降、绝缘性降低。因此应控制工业陶瓷中气孔的数量、形状、大小和分布。通常气孔体积百分比(气孔率)为 5%~10%。但保温陶瓷和过滤多孔陶瓷等需增加气孔率,此时气孔率可高达 60%。

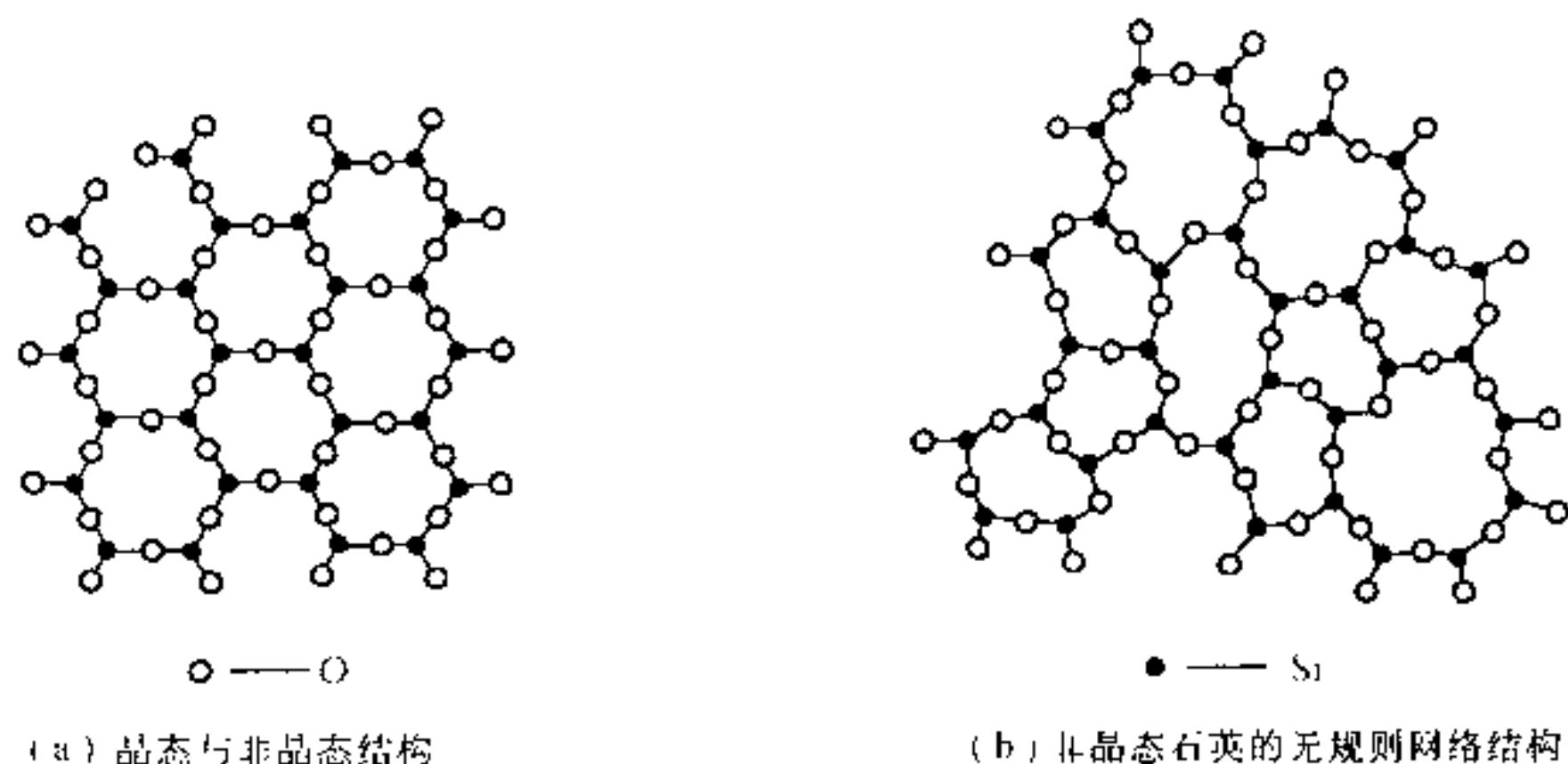


图 11-5 晶态与非晶态的石英结构

### 11.2.2 陶瓷材料的性能特点

#### 1. 陶瓷材料的力学性能

和金属相比,陶瓷的力学性能有如下特点。

##### (1) 高硬度

大多数陶瓷的硬度比金属高得多(见表 11-3)。由表可知陶瓷的莫氏硬度均在 7 以上,故其耐磨性好,常用作耐磨零件(如轴承、刀具等)。

##### (2) 高弹性模量、高脆性

陶瓷和金属的室温拉伸应力-应变曲线如图 11-6 所示。由图可知,陶瓷在拉伸时几乎没有塑性变形,在拉应力作用下产生一定弹性变形后直接脆性。所以它是脆性材料,且冲击韧性、断裂韧性均很低,其中断裂韧性约为金属的 1/60~1/100。而陶瓷的弹性模量均比金属高,而且弹性模量随气孔率和温度增高而降低。不同材料的弹性模量见表 11-4。

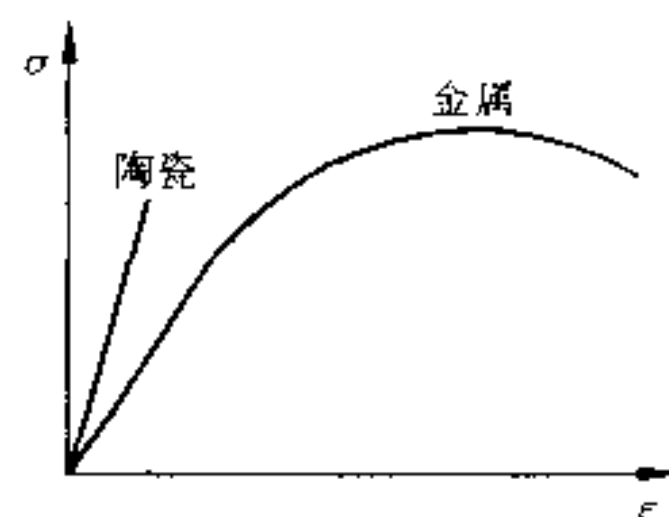


图 11-6 陶瓷与金属的拉伸应力-应变曲线示意图

表 11-3 几种陶瓷和金属的硬度对比

陶 瓷	莫氏硬度	金 属	莫氏硬度
长石瓷	7.0	金	2.5
滑石瓷	8.0	铝	2.9
氧化铝(刚玉)	9.0	铜	3.0
氧化锆	8.0	铁	4.5
氧化硅(石英)	7.0	铂	4.3
碳化硅	9.2	钨	4.8
碳化硼	9.3	铌	6.5
金刚石	10.0	钼	7.0

表 11-4 几种不同材料的弹性模量

材 料	温度(℃)	弹性模量 E(10 <sup>4</sup> MPa)
石英玻璃(SiO <sub>2</sub> )	20	7
MgO	20	32
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	20	42
反应烧结 Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	20	16
热压烧结 Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	20	32
热压烧结 Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub>	1 400	26
热压 SiC	20	45
热压 SiC	1 400	40
碳素钢	20	20~22
铜	20	9.8~11.8
铝	20	5.9~7.4

### (3) 低抗拉强度及较高的抗压强度

由于陶瓷内部存在大量气孔,其作用相当于裂纹,所以陶瓷拉伸时在拉应力作用下气孔使裂纹迅速扩展而导致脆断,故抗拉强度低。而在压缩时,由于在压应力作用下气孔不会使裂纹扩展,所以其抗压强度( $\sigma_{bc}$ )远高于抗拉强度( $\sigma_b$ )。铸铁 $\frac{\sigma_b}{\sigma_{bc}}$ 为 1/3,而陶瓷 $\frac{\sigma_b}{\sigma_{bc}}$ 为 1/10。在应用陶瓷材料时应充分注意它的这一性能特点。

### (4) 优良的高温强度和低热震性

陶瓷的高温强度好,在高温下不仅保持高硬度,而且基本保持其室温下的强度;且具有高的蠕变抗力及抗高温氧化性,故广泛用作高温材料。但陶瓷承受温度急剧变化的能力(抗热震性)差,当温度剧烈变化时容易破裂,因此,烧结和使用时一定注意。

## 2. 陶瓷材料的物理、化学性能

### (1) 热性能

陶瓷具有高熔点(>2 000℃)、热膨胀系数小、低导热性、热容量小等热性能。且随着气孔率的增加,膨胀系数、导热性、热容量均降低,所以多孔或泡沫陶瓷可作绝热材料。

### (2) 电性能

大多数陶瓷有较高的电阻率、较小的介电常数和介电耗损,因此可作绝缘材料;少数半导体陶瓷、压电陶瓷等已成为无线电技术和高科技领域中不可缺少的材料;超导陶瓷已成为高温超导材料的重要组成部分。由此可见陶瓷材料的电性能范围很广。

### (3) 化学稳定性

陶瓷具有优良的抗高温氧化性及良好的抗蚀能力。它不但对酸、碱、盐有良好的抗蚀能力,还能抵抗熔融金属的侵蚀(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 坩锅)。

### (4) 其它性能

一些陶瓷具有较好的磁性,可作磁性材料(磁芯、磁头);一些陶瓷具有光学特性,可作激光材料、光纤材料、透光材料等;利用陶瓷在人体内的相容性好及无特殊反应性,可制作生物

陶瓷材料等。做为功能材料,陶瓷有着广泛的应用前景。

## 11.3 常用工程结构陶瓷材料

### 11.3.1 普通陶瓷

普通陶瓷是以粘土( $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ )、长石( $\text{K}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$ ;  $\text{Na}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 6\text{SiO}_2$ )、石英( $\text{SiO}_2$ )为原料,经配料、烧结而制成。其组织中主晶相为莫来石( $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ ),占25%~30%;次晶相为 $\text{SiO}_2$ ,占10%~35%;玻璃相占35%~60%,气相占1%~3%。其中玻璃相是以长石为熔剂,在高温下溶解一定量的粘土和石英后经凝固而形成的。这类陶瓷质地坚硬,不会氧化生锈、不导电,能耐1200℃高温,加工成型性好,成本低廉。其缺点是因含有较多的玻璃相,故强度较低,且在高温下玻璃相易软化,所以其耐高温性能及绝缘性能不如特种陶瓷。

这类陶瓷的产量大,广泛用于电气、化工、建筑、纺织等工业部门。用来制作工作温度低于200℃的耐蚀器皿和容器、反应塔管道、供电系统的绝缘子、纺织机械中的导纱零件等。

### 11.3.2 特种陶瓷

#### 1. 氧化物陶瓷

##### (1) 氧化铝陶瓷

它是 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 为主要成分,含有少量的 $\text{SiO}_2$ 的陶瓷, $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 为主晶相。根据 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 的含量不同分为75瓷(75% $\text{Al}_2\text{O}_3$ ),又称刚玉——莫来石瓷;95瓷(95% $\text{Al}_2\text{O}_3$ )和99瓷(99% $\text{Al}_2\text{O}_3$ ),后两者又称刚玉瓷。氧化铝陶瓷中 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 含量愈高,玻璃相愈少,气孔也愈少,其性能愈好,但工艺复杂,成本高。

氧化铝瓷强度高于普通瓷2~3倍,有的甚至高5~6倍;硬度高,仅次于金刚石、碳化硼、立方氮化硼和碳化硅,有很好的耐磨性;耐高温性能好,含 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 高的刚玉瓷有高的蠕变抗力,能在1600℃高温下长期工作;耐腐蚀性及绝缘性好。缺点是脆性大,抗热震性差,不能承受环境温度的突然变化。主要用于制作内燃机的火花塞、火箭和导弹的导流罩、轴承、切削刀具以及石油化工用泵的密封环、纺织机上的导线器、熔化金属用的坩锅及高温热电偶的套管等。

##### (2) 其它氧化物陶瓷

###### ① 氧化镁陶瓷

主晶相为 $\text{MgO}$ ,是离子晶体,耐高温并抗熔融金属浸蚀。可制作坩锅用来熔炼高纯度的Fe、Mo、Mg、U、Th及其合金。

###### ② 氧化锆陶瓷

主晶相为 $\text{ZrO}_2$ ,是离子晶体,耐高温及腐蚀。室温下为绝缘体,在1000℃以上为导体。可作熔炼Pt、Pb、Ph等金属的坩锅和高温电极。

###### ③ 氧化铍陶瓷

主晶相为 $\text{BeO}$ ,是离子晶体,导热性好与金属相近,抗热震性好。可制作高频电炉的坩锅及高温绝缘的电子元件。由于Be的吸收中子截面小, $\text{BeO}$ 陶瓷也可用于核反应堆的中子



减速剂和反射材料。

## 2. 氮化物陶瓷

### (1) 氮化硅陶瓷

它是以  $\text{Si}_3\text{N}_4$  为主要成分的陶瓷,  $\text{Si}_3\text{N}_4$  为主晶相。按其制造工艺不同分为热压烧结氮化硅( $\beta\text{-Si}_3\text{N}_4$ )陶瓷和反应烧结氮化硅( $\alpha\text{-Si}_3\text{N}_4$ )陶瓷。热压烧结氮化硅陶瓷组织致密, 气孔率接近于零, 强度高。反应烧结氮化硅陶瓷是以 Si 粉或 Si-SiN<sub>4</sub> 粉为原料, 压制成型后经氮化处理而得到的。因其有 20%~30% 气孔, 故强度不及热压烧结氮化硅陶瓷, 但和 95 陶瓷相近。氮化硅陶瓷硬度高; 摩擦系数小, 只有 0.1~0.2; 具有自润滑性, 可以在没有润滑剂的条件下使用; 蠕变抗力高, 热膨胀系数小; 抗热震性能在陶瓷中最佳, 比  $\text{Al}_2\text{O}_3$  瓷高 2~3 倍; 化学稳定性好, 抗氢氟酸以外的各种无机酸和碱溶液的侵蚀, 也能抵抗熔融非铁金属的侵蚀。此外, 由于氮化硅为共价晶体, 因此具有优异的电绝缘性能。

反应烧结氮化硅因在氮化过程中可进行机加工, 主要用于形状复杂、尺寸精度高的耐热、抗蚀、耐磨、绝缘制品, 如石油、化工泵的密封环、高温轴承、热电偶导管。热压烧结氮化硅陶瓷只用于形状简单的耐磨耐高温零件, 如切削刀具等。

近年来在  $\text{Si}_3\text{N}_4$  中添加一定数量的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  构成新型陶瓷材料, 称为赛纶(Sialon)陶瓷。它可用常压烧结方法就能达到接近热压烧结氮化硅陶瓷的性能, 是目前强度最高并有优异的化学稳定性、耐磨性和热稳定性的陶瓷。

### (2) 氮化硼陶瓷

氮化硼陶瓷的主晶相是 BN, 属于共价晶体, 其晶体结构与石墨相仿为六方晶格, 故有白石墨之称。此类陶瓷具有良好的耐热性和导热性, 其导热率与不锈钢相当; 热膨胀系数小(比其它陶瓷及金属均低得多), 故其抗热震性和热稳定均好; 绝缘性好, 在 2000℃ 的高温下仍是绝缘体; 化学稳定性高, 能抵抗铁、铝、镍等熔融金属的侵蚀; 硬度较其它陶瓷低, 可进行切削加工; 有自润滑性。常用于制作热电偶套管、熔炼半导体及金属的坩锅、冶金用高温容器和管道、玻璃制品成型模、高温绝缘材料等。此外, 由于 BN 有很大的吸收中子截面, 可作核反应堆中吸收热中子的控制棒。

## 3. 碳化物陶瓷

碳化硅陶瓷其主晶相是 SiC, 碳化硅是键能高而稳定的共价晶体。根据其烧结工艺不同, 可分为反应烧结碳化硅和热压烧结碳化硅陶瓷。此类陶瓷的最大优点是高温强度高, 而室温强度稍低; 在 1400℃ 时其抗弯强度保持在 500~600MPa, 而其它陶瓷在 1200℃~1400℃ 时强度已显著降低。其次, 导热性好, 仅次于氧化铍陶瓷; 热稳性、抗蠕变性能、耐磨性、耐蚀性都优于  $\text{Si}_3\text{N}_4$ 。主要用于制作火箭尾喷管的喷嘴、浇注金属用的浇道口、炉管、燃气轮机叶片、热交换器及核燃料的包封材料等。常用工程结构陶瓷的种类、性能和用途见表 11-5。

脆性大、韧性低、难以加工成型是制约结构陶瓷发展及应用的主要原因。近年来, 国内外都在陶瓷的成分设计、改变组织结构、创建新的工艺等方面加强了研究, 以期达到增韧及扩大品种的目的。“利用  $\text{ZrO}_2$  进行相变增韧”、“纤维补强增韧”以及应用特殊工艺及方法制造“微米陶瓷”及“纳米陶瓷”等增韧技术都取得了一定进展, 这无疑会使结构陶瓷在工程结构中的应用范围进一步扩大。

表 11-5 常用工程结构陶瓷的种类、性能和应用

名称		密度 ( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ )	抗弯强度 (MPa)	抗拉强度 (MPa)	抗压强度 (MPa)	膨胀系数 ( $10^{-6}\text{C}^{-1}$ )	应用举例
普通陶瓷	普通工业陶瓷	2.3~2.4	65~85	26~36	460~680	3~6	绝缘子、绝缘的机械支撑件、静电纺织导纱器
	化工陶瓷	2.1~2.3	30~60	7~12	80~140	4.5~6	受力不大、工作温度低的酸碱容器、反应塔、管道
特种陶瓷	氧化铝瓷	3.2~3.9	250~450	140~250	1 200~2 500	5~6.7	内燃机火花塞、轴承、化工、石油用泵的密封环、火箭和导弹导流罩、坩埚、热电偶套管、刀具等
	氮化硅瓷 反应烧结	2.4~2.6	166~206	141	1 200	2.99	耐磨、耐腐蚀、耐高温零件,如石油、化工泵的密封环,电磁泵管道、阀门、热电偶套管、转子发动机刮片,高温轴承,刀具等
	热压烧结	3.10~3.18	490~590	150~275	—	3.28	
	氮化硼瓷	2.15~2.2	53~109	25 (1 000℃)	233~315	1.5~3	坩埚、绝缘零件、高温轴承、玻璃制品成型模等
	氮化镁瓷	3.0~3.6	160~280	60~80	780	13.5	熔炼 Fe、Cu、Mo、Mg 等金属的坩埚及熔化高纯度 U、Th 及其合金的坩埚
	氮化铍瓷	2.9	150~200	97~130	800~1 620	9.5	高绝缘电子元件、核反应堆中子减速剂和反射材料、高频电炉坩埚等
	氮化锆瓷	5.5~6.0	1 000~1 500	140~500	144~2 100	4.5~11	熔炼 Pt、Pd、Rh 等金属的坩埚、电极等

在结构陶瓷发展的同时,种类繁多、性能各异的功能陶瓷也不断涌现。导电陶瓷、压电陶瓷、快离子导体陶瓷、磁性陶瓷、光学陶瓷(例如光导纤维、激光材料)、敏感陶瓷(例如传感器陶瓷)、超导陶瓷、陶瓷集成等陶瓷材料在各个领域中正发挥着巨大的作用。

## 第十二章 复合材料

### 12.1 概 述

#### 12.1.1 复合材料的概念

随着现代机械、电子、化工、国防等工业的发展及航天、信息、能源、激光、自动化等高科技的进步,对材料性能的要求越来越高。除了要求材料具有高比强度、高比模量、耐高温、耐疲劳等性能外,还对材料的耐磨性、尺寸稳定性、减震性、无磁性、绝缘性等提出特殊要求,甚至有些构件要求材料同时具有相互矛盾的性能。如既导电又绝热;强度比钢好而弹性又比橡胶强,并能焊接等。这对单一的金属陶瓷及高分子材料来说是无能为力的。若采用复合技术,把一些具有不同性能的材料复合起来,取长补短,就能实现这些性能要求,于是现代复合材料应运而生。

所谓复合材料是指由两种或两种以上不同性质的材料,通过不同的工艺方法人工合成的,各组分间有明显界面且性能优于各组成材料的多相材料。为满足性能要求,人们在不同的非金属之间、金属之间以及金属与非金属之间进行“复合”,使其既保持组成材料的最佳特性,同时又具有组合后的新特性。有些性能往往超过各组成材料的性能的总和,从而充分地发挥了材料的性能潜力。“复合”已成为改善材料性能的一种手段,复合材料已引起人们的重视,新型复合材料的研制和应用也愈来愈广泛。

#### 12.1.2 复合材料的分类

1. 复合材料种类很多,按照基体材料可将复合材料分为两类

①非金属基复合材料,它又可分为:无机非金属基复合材料,如陶瓷基、水泥基复合材料等;有机材料基复合材料,如塑料基、橡胶复合材料。

②金属复合材料,如铝基、铜基、镍基、钛基复合材料等。

2. 按照增强材料可将复合材料分为三类

①纤维增强复合材料。如纤维增强塑料、纤维增强橡胶、纤维增强陶瓷、纤维增强金属等。

②粒子增强复合材料。如金属陶瓷、烧结弥散硬化合金等。

③叠层复合材料,如双层金属复合材料(巴氏合金-钢轴承材料)、三层复合材料(钢-铜-塑料三层复合无油滑动轴承材料)。在这三类增强材料中,以纤维增强复合材料发展最快、应用最广。复合材料的分类见表 12-1。

#### 12.1.3 复合材料的命名

1. 强调基体时以基体为主来命名。例如金属复合材料。

2. 强调增强材料时则以增强材料为主命名。如碳纤维增强复合材料。

3. 基体与增强材料并用。这种命名法常用以指某一具体复合材料,一般将增强材料名称放在前面,基体材料的名称放在后面,最后加“复合材料”而成。例如,“C/Al 复合材料”即为碳纤维增强铝合金复合材料。

表 12-1 复合材料的种类

增强体		基 体							
		金属	无机非金属				有机材料		
			陶瓷	玻璃	水泥	碳素	木材	塑料	橡胶
金 属		金属基 复合材料	陶瓷基 复合材料	金属网 嵌玻璃	钢筋水泥	无	无	金属丝 增强塑料	金属丝 增强橡胶
无 机 非 金 属	陶瓷纤维 粒料	金属基 超硬合金	增强陶瓷	陶瓷增强 玻璃	增强水泥	无	无	陶瓷纤维 增强塑料	陶瓷纤维 增强橡胶
	碳素纤维 粒料	碳纤维 增强金属	增强陶瓷	陶瓷增强 玻璃	增强水泥	碳纤增强 碳复合材料	无	碳纤维 增强塑料	碳纤碳黑 增强橡胶
	玻璃纤维 粒料	无	无	无	增强水泥	无	无	玻璃纤维 增强塑料	玻璃纤维 增强橡胶
有 机 材 料	木 材	无	无	无	水泥木丝板	无	无	纤维板	无
	高聚物纤维	无	无	无	增强水泥	无	塑料合板	高聚物纤维 增强塑料	高聚物纤维 增强橡胶
	橡胶胶粒	无	无	无	无	无	橡胶合板	高聚物合金	高聚物合金

4. 商业名称命名。如“玻璃钢”即为玻璃纤维增强树脂基复合材料。

## 12.2 复合材料的增强机制及性能

### 12.2.1 复合材料的增强机制

#### 1. 纤维增强复合材料的增强机制

纤维增强复合材料是由高强度、高弹性模量的连续(长)纤维或不连续(短)纤维与基体(树脂或金属、陶瓷等)复合而成。复合材料受力时,高强度、高模量的增强纤维承受大部分载荷,而基体主要作为媒介,传递和分散载荷。

单向纤维增强复合材料的断裂强度  $\sigma_c$  和弹性模量  $E_c$  与各组分材料性能关系如下:

$$\sigma_c = k_1 [\sigma_f V_f + \sigma_m (1 - V_f)]$$

$$E_c = k_2 [\sigma_f V_f + E_m (1 - V_f)]$$

式中:  $\sigma_f$ 、 $E_f$  分别为纤维强度和弹性模量;  $\sigma_m$ 、 $E_m$  分别为基体材料的强度和弹性模量;  $V_f$  为纤维体积分数;  $k_1$ 、 $k_2$  为常数, 主要与界面强度有关。纤维与基体界面的结合强度, 还和纤维的排列、分布方式、断裂形式有关。

为达到强化目的, 必须满足下列条件:

①增强纤维的强度、弹性模量应远远高于基体, 以保证复合材料受力时主要由纤维承受外加载荷。

②纤维和基体之间应有一定结合强度, 这样才能保证基体所承受的载荷能通过界面传



递给纤维,并防止脆性断裂。

③纤维的排列方向要和构件的受力方向一致,才能发挥增强作用。

④纤维和基体之间不能发生使结合强度降低的化学反应。

⑤纤维和基体的热膨胀系数应匹配,不能相差过大,否则在热胀冷缩过程中会引起纤维和基体结合强度降低。

⑥纤维所占的体积分数、纤维长度  $L$  和直径  $d$  及长径比  $L/d$  等必须满足一定要求。一般是纤维所占的体积分数愈高、纤维愈长、愈细,增强效果愈好。

## 2. 粒子增强型复合材料的增强机制

粒子增强型复合材料按照颗粒尺寸大小和数量多少可分为:弥散强化的复合材料,其粒子直径  $d$  一般为  $0.01 \sim 0.1 \mu\text{m}$ , 粒子体积百分数  $V_p$  为  $1\% \sim 15\%$ ; 颗粒增强的复合材料, 粒子直径  $d$  为  $1 \sim 50 \mu\text{m}$ , 体积百分数为  $V_p > 20\%$ 。

### (1) 弥散强化的复合材料的增强机制

弥散强化的复合材料就是将一种或几种材料的颗粒( $< 0.1 \mu\text{m}$ )弥散、均匀分布在基体材料内所形成的材料。这类复合材料的增强机制是:在外力的作用下,复合材料的基体将主要承受载荷,而弥散均匀分布的增强粒子将阻碍导致基体塑性变形的位错运动(例如金属基体的绕过机制)或分子链运动(高聚物基体时)。特别是增强粒子大都是氧化物等化合物,其熔点、硬度较高,化学稳定性好,所以粒子加入后,不但使常温下材料的强度、硬度有较大提高,而且使高温下材料的强度下降幅度减少,即弥散强化复合材料的高温强度高于单一材料。强化效果与粒子直径及体积百分数有关,质点尺寸越小、体积百分数越高,强化效果越好。通常  $d = 0.01 \sim 0.1 \mu\text{m}$ ,  $V_p = 1\% \sim 15\%$ 。

### (2) 颗粒增强复合材料的增强机制

颗粒增强复合材料是用金属或高分子聚合物为粘接剂,把具有耐热性好、硬度高但不耐冲击的金属氧化物、碳化物,氮化物粘结在一起而形成的材料。这类材料的性能既具有陶瓷的高硬度及耐热的优点,又具有脆性小、耐冲击等方面的优点,显示了突出的复合效果。由于强化相的颗粒较大( $d > 1 \mu\text{m}$ ),它对位错的滑移(金属基)和分子链运动(聚合物基)已没有多大的阻碍作用,因此强化效果并不显著。颗粒增强复合材料主要不是为了提高强度,而是为了改善耐磨性或者综合的力学性能。

## 12.2.2 复合材料的性能特点

复合材料虽然种类繁多、性能各异,但不同种类的复合材料却有一些相同的性能特点。

### 1. 比强度和比模量高

强度和弹性模量与密度的比值分别称为比强度和比模量。它们是衡量材料承载能力的一个重要指标,比强度愈高,在同样强度下,同一零件的自重愈小;比模量越大,在重量相同的条件下零件的刚度越大。这对高速运动的机械及要求减轻自重的构件是非常重要的。表 12-2 列出了一些金属和纤维增强复合材料性能的比较。由表可见,复合材料都具有较高的比强度和比模量,尤其是碳纤维-环氧树脂复合材料,其比强度比钢高 7 倍,比模量比钢大 3 倍。

### 2. 良好的抗疲劳性能

由于纤维增强复合材料特别是纤维-树脂复合材料对缺口应力集中敏感性小,而且纤维和基体界面能够阻止疲劳裂纹扩展和改变裂纹扩展方向,因此复合材料有较高的疲劳极



限(图 12-1)。实验表明,碳纤维增强复合材料的疲劳极限可达抗拉强度的 70%~80%,而金属材料的只有其抗拉强度的 40%~50%。

表 12-2 金属与纤维增强复合材料性能比较

性能 材 料	密度 ( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ )	抗拉强度 ( $10^3\text{MPa}$ )	拉伸模量 ( $10^5\text{MPa}$ )	比强度 ( $10^6\text{N}\cdot\text{m}\cdot\text{kg}^{-1}$ )	比模量 ( $10^8\text{N}\cdot\text{m}\cdot\text{kg}^{-1}$ )
钢	7.8	1.03	2.1	0.13	27
铝	2.8	0.47	0.75	0.17	27
钛	4.5	0.96	1.14	0.21	25
玻璃钢	2.0	1.06	0.4	0.53	20
高强碳纤维-环氧	1.45	1.5	1.4	1.03	97
高模碳纤维-环氧	1.6	1.07	2.4	0.67	150
硼纤维-环氧	2.1	1.38	2.1	0.66	100
有机纤维 PRD-环氧	1.4	1.4	0.8	1.0	57
SiC 纤维-环氧	2.2	1.09	1.02	0.5	46
硼纤维-铝	2.65	1.0	2.0	0.38	75

### 3. 破断安全性好

纤维复合材料中有大量独立的纤维,平均每平方厘米面积上有几千到几万根。当纤维复合材料构件由于超载或其它原因使少数纤维断裂时,载荷就会重新分配到其它未破断的纤维上,因而构件不致在短期内突然断裂,故破断安全性好。

### 4. 优良的高温性能

大多数增强纤维在高温下仍能保持高的强度,用其增强金属和树脂基体时能显著提高它们的耐高温性能。例如铝合金的弹性模量在 400℃ 时大幅度下降并接近于零,强度也显著降低;而碳纤维、硼纤维增强后,在同样温度下强度和弹性模量仍能保持室温下的水平,明显起到了增强高温性能的作用。

### 5. 减震性能好

因为结构的自振频率与材料的比模量平方根成正比,而复合材料的比模量高,其自振频率也高。这样可以避免构件在工作状态下产生共振,而且纤维与基体界面能吸收振动能量,即使产生了振动也会很快地衰减下来,所以纤维增强复合材料具有很好的减震性能。例如用尺寸和形状相同而材料不同的梁进行振动试验时,金属材料制作的梁停止振动的时间为 9s,而碳纤维增强复合材料制作的梁需 2.5s。

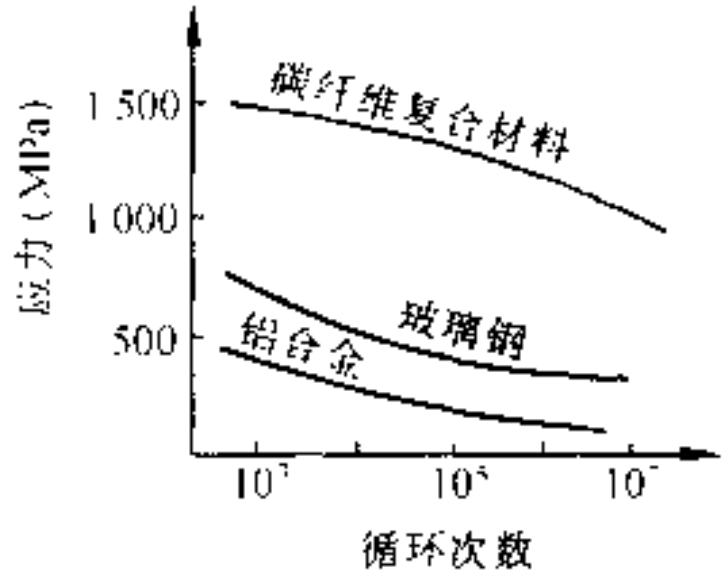


图 12-1 三种材料的疲劳强度

## 12.3 常用的复合材料

### 12.3.1 纤维增强复合材料

#### 1. 常用增强纤维

纤维增强复合材料中常用的纤维有玻璃纤维、碳纤维、硼纤维、碳化硅纤维、Kevlar 有机

纤维等,这些纤维除可增强树脂之外,其中碳化硅纤维、碳纤维、硼纤维还可增强金属和陶瓷。常用增强纤维与金属丝性能比较如表 12-3 所示。

表 12-3 常用增强纤维与金属丝性能对比

性能 纤维	密度 ( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ )	抗拉强度 ( $10^3\text{MPa}$ )	拉伸模量 ( $10^5\text{MPa}$ )	比强度 ( $10^6\text{N}\cdot\text{m}\cdot\text{kg}^{-1}$ )	比模量 ( $10^8\text{N}\cdot\text{m}\cdot\text{kg}^{-1}$ )
无碱玻纤	2.55	3.40	0.71	1.40	29
高强度碳纤(Ⅱ型)	1.74	2.42	2.16	1.80	130
高模量碳纤(Ⅰ型)	2.00	2.23	3.75	1.10	210
Kevlar49	1.44	2.80	1.26	1.94	875
硼 纤	2.36	2.75	3.82	1.20	160
SiC 纤维(钨芯)	2.69	3.43	4.80	1.27	178
钢 丝	7.74	4.20	2.00	0.54	26
钨 丝	19.40	4.10	4.10	0.21	21
钼 丝	10.20	2.20	3.60	0.22	36

(1)玻璃纤维

玻璃纤维是将熔化的玻璃以极快的速度拉成细丝而制得。按玻璃纤维中  $\text{Na}_2\text{O}$  和  $\text{K}_2\text{O}$  的含量不同,可将其分为无碱纤维(含碱量 $<2\%$ )、中碱纤维(含碱量 $2\%\sim12\%$ )、高碱纤维(含碱量 $>12\%$ )。随含碱量的增加,玻璃纤维的强度、绝缘性、耐腐蚀性降低,因此高强度复合材料多用无碱玻璃纤维。

玻璃纤维的特点是强度高,其抗拉强度可达  $1\,000\sim3\,000\text{MPa}$ ;弹性模量比金属低得多,为 $(3\sim5)\times10^4\text{MPa}$ ;密度小,为 $2.5\sim2.7\text{g}/\text{cm}^3$ ,与铝相近是钢的  $1/3$ ;比强度、比模量比钢高;化学稳定性好;不吸水、不燃烧、尺寸稳定、隔热、吸声、绝缘等。缺点是脆性较大,耐热性低, $250^\circ\text{C}$  以上开始软化。由于价格便宜、制作方便,是目前应用最多的增强纤维。

(2)碳纤维

碳纤维是人造纤维(粘胶纤维、聚丙烯腈纤维等)在  $200\sim300^\circ\text{C}$  空气中加热并施加一定张力进行预氧化处理,然后在氮气的保护下,在  $1\,000\sim1\,500^\circ\text{C}$  的高温下进行碳化处理而制得。其含碳量可达  $85\%\sim95\%$ 。由于其具有高强度,因而称高强度碳纤维,也称Ⅱ型碳纤维。这种碳纤维是由许多石墨晶体组成的多晶材料,其结构如图 12-2 所示。

如果将碳纤维在  $2\,500\sim3\,000^\circ\text{C}$  高温的氩气中进行石墨化处理,就可获得含碳量为  $98\%$  以上的碳纤维。这种碳纤维中的石墨晶体的层面有规则的沿纤维方向排列,具有高的弹性模量,又称石墨纤维或高模量碳纤维,也称Ⅰ型碳纤维。

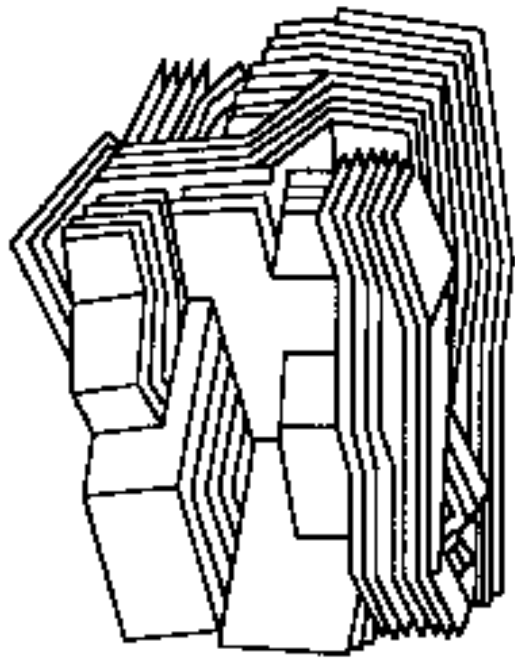


图 12-2 碳纤维结构示意图

与玻璃纤维相比,碳纤维具有密度小( $1.33\sim2.0\text{g}/\text{cm}^3$ ),弹性模量高( $2.8\sim4\times10^5\text{MPa}$ )为玻璃纤维的  $4\sim6$  倍;高温及低温性能好,在  $1\,500^\circ\text{C}$  以上的惰性气体中强度仍保持不变,在  $-180^\circ\text{C}$  下脆性也不增加;导电性好、化学稳定性高、摩擦系数小、自润滑性能好。

缺点是脆性大、易氧化、与基体结合力差,必须用硝酸对纤维进行氧化处理以增加结合力。

(3) 硼纤维

它是用化学沉积法将非晶态的硼涂覆到钨丝或碳丝上而制得的。具有高熔点(2 300℃)、高强度(2 450~2 750MPa)、高弹性模量( $3.8 \sim 4.9 \times 10^5$  MPa)。其弹性模量是无碱玻璃纤维的 5 倍与碳纤维相当,在无氧条件下的 1 000℃ 时其模量值也不变。此外,它还具有良好的抗氧化性、耐腐蚀性。缺点是密度大、直径较粗及生产工艺复杂、成本高、价格昂贵,所以它在复合材料中的应用远不及玻璃纤维和碳纤维广泛。

(4) 碳化硅纤维

它是用碳纤维作底丝,通过气相沉积法而制得。具有高熔点、高强度(平均抗拉强度达 3 090MPa)、高弹性模量( $1.96 \times 10^5$  MPa)。其突出优点是具有优良的高温强度,在 1 100℃ 时其强度仍高达 2 100MPa。主要用于增强金属及陶瓷。

(5) Kevlar 有机纤维(芳纶、聚芳酰胺纤维)

目前世界上生产的主要芳纶纤维是由对苯二胺和对苯甲酰为原料,采用“液晶纺丝”和“干湿法纺丝”等新技术制得。其最大特点是比强度、比弹性模量高。其强度可达 2 800 ~ 3 700MPa,比玻璃纤维高 45%;密度小,只有  $1.45\text{g/cm}^3$ ,是钢的 1/6;耐热性比玻璃纤维好,能在 290℃ 长期使用。此外,它还具有优良的抗疲劳性、耐蚀性、绝缘性和加工性,且价格便宜。主要纤维种类有 Kevlar-29、Kevlar-49 和我国的芳纶 II 纤维。

2. 纤维-树脂复合材料

(1) 玻璃纤维-树脂复合材料,亦称玻璃纤维增强塑料,也称玻璃钢。按树脂性质可将其分为玻璃纤维增强热塑料(即热塑性玻璃钢)和玻璃纤维增强热固性塑料(即热固性玻璃钢)。

① 热塑性玻璃钢

它是由 20%~40% 的玻璃纤维和 60%~80% 的热塑性树脂(如尼龙、ABS 等)组成。它具有高强度和高冲击韧性、良好的低温性能及低热膨胀系数。热塑性玻璃钢的性能如表 12-4 所示。

表 12-4 几种热塑性玻璃钢的性能

性 能 基 体 材 料	密度 ( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ )	抗拉强度 (MPa)	弯曲模量 ( $10^2$ MPa)	热膨胀系数 ( $10^{-50}/^\circ\text{C}$ )
尼龙 60	1.37	182	91	3.24
ABS	1.28	101.5	77	2.88
聚苯乙烯	1.28	94.5	91	3.42
聚碳酸酯	1.43	129.5	84	2.34

② 热固性玻璃钢

它是由 60%~70% 玻璃纤维(或玻璃布)和 30%~40% 热固性树脂(环氧、聚酯树脂等)组成。主要优点是密度小、强度高,其比强度超过一般高强度钢和铝合金及钛合金,耐腐蚀性、绝缘性、绝热性好;吸水性低、防磁、微波穿透性好,易于加工成型。缺点是弹性模量低、热稳定性不高,只能在 300℃ 以下工作。为此更换基体材料,用环氧和酚醛树脂混溶后做基体或用有机硅和酚醛树脂混溶后为基体制成的玻璃钢。前者热稳定性好、强度高,后者耐高

温可作耐高温结构材料。热固性玻璃钢的性能如表 12-5 所示。

表 12-5 几种热固性玻璃钢的性能

性能 基体材料	密度 ( $\text{g}\cdot\text{cm}^{-3}$ )	抗拉强度 (MPa)	弯曲模量 ( $10^2$ MPa)	抗弯强度 (MPa)
聚酯	1.7~1.9	180~350	210~250	210~350
环氧	1.8~2.0	70.3~298.5	180~300	70.3~470
酚醛	1.6~1.85	70~280	100~270	270~1100

玻璃钢主要制作要求自重轻的受力构件及无磁性、绝缘、耐腐蚀的零件。例如,直升飞机机身、螺旋桨、发动机叶轮;火箭导弹发动机壳体、液体燃料箱;轻型舰船(特别适于制作扫雷艇);机车、汽车的车身,发动机罩;重型发电机护环、绝缘零件,化工容器及管道等。

### (2)碳纤维-树脂复合材料

亦称碳纤维增强塑料。最常用的是碳纤维和聚酯、酚醛、环氧、聚四氟乙烯等树脂组成的复合材料。其性能优于玻璃钢,具有高强度、高弹性模量、高比强度和比模量。例如碳纤维-环氧树脂复合材料的上述四项指标均超过了铝合金、钢和玻璃钢。此外碳纤维-树脂复合材料还具有优良的抗疲劳性能、耐冲击性能、自润滑性、减摩耐磨性、耐腐蚀性及耐热性。缺点是纤维与基体结合力低,材料在垂直于纤维方向上的强度和弹性模量较低。

其用途与玻璃钢相似,如飞机机身、螺旋桨、尾翼,卫星壳体、宇宙飞船外表面隔热层,机械轴承、齿轮、磨床磨头等。

### (3)硼纤维-树脂复合材料

主要由硼纤维和环氧、聚酰亚胺等树脂组成。具有高的比强度和比模量,良好的耐热性。例如硼纤维-环氧树脂复合材料的拉伸、压缩、剪切和比强度均高于铝合金和钛合金。而其弹性模量为铝的3倍、为钛合金的2倍;比模量则是铝合金及钛合金的4倍。缺点是各向异性明显,即纵向力学性能高而横向性能低,两者相差十几~几十倍;此外加工困难,成本昂贵。主要用于航天、航空工业中制作要求刚度高的结构件,如飞机机身、机翼等。

### (4)碳化硅纤维-树脂复合材料

碳化硅纤维与环氧树脂组成的复合材料具有高的比强度、比模量。其抗拉强度接近碳纤维-环氧树脂复合材料,而抗压强度为后者的2倍。因此,它是一种很有发展前途的新型材料。主要用于制作宇航器上的结构件、飞机的门、机翼、降落传动装置箱。

### (5)Kevlar纤维-树脂复合材料

它是由Kevlar纤维和环氧、聚乙烯、聚碳酸酯、聚脂等树脂组成。最常用的是Kevlar纤维与环氧树脂组成的复合材料,其主要性能特点是抗拉强度大于玻璃钢,而与碳纤维-环氧树脂复合材料相似;延性好,与金属相当;其耐冲击性超过碳纤维增强塑料,具有优良的疲劳抗力和减震性;其疲劳抗力高于玻璃钢和铝合金,减震能力为钢的8倍,为玻璃钢的4~5倍。主要用于制作飞机机身、雷达天线罩、火箭发动机外壳、轻型船舰、快艇等。

## 3. 纤维-金属(或合金)复合材料

纤维增强金属复合材料是高强度、高模量的脆性纤维(碳、硼、碳化硅纤维)和具有较韧性及低屈服强度的金属(铝及其合金、钛及其合金、铜及其合金、镍合金、镁合金、银铅等)组成。此类材料具有比纤维-树脂复合材料高的横向力学性能、高的层间剪切强度、冲击韧性



好、高温强度高,耐热性、耐磨性、导电性、导热性好,不吸湿、尺寸稳定性好、不老化等优点。但由于其工艺复杂、价格较贵,仍处于研制和试用阶段。

#### (1)纤维-铝(或合金)复合材料

##### ①硼纤维-铝(或合金)复合材料

硼纤维-铝(或合金)基复合材料是纤维-金属基复合材料中研究最成功、应用最广的一种复合材料。它是由硼纤维和纯铝、形变铝合金、铸造铝合金组成。由于硼和铝在高温易形成  $AlB_2$ , 与氧易形成  $B_2O_3$ , 故在硼纤维表面要涂一层  $SiC$  以提高硼纤维的化学稳定性。这种硼纤维称为改性硼纤维或硼矽克。

硼纤维-铝(或铝合金)基复合材料的性能优于硼纤维-环氧树脂复合材料,也优于铝合金、钛合金。它具有高拉伸模量、高横向模量,高抗压强度、剪切强度和疲劳强度。主要用于制造飞机和航天器的蒙皮、大型壁板、长梁、加强肋、航空发动机叶片等。

##### ②石墨纤维-铝(或铝合金)基复合材料

石墨纤维(高模量碳纤维)-铝(或合金)基复合材料是由 I 型碳纤维与纯铝或形变铝合金、铸造铝合金组成。它具有高比强度和高温强度在  $500^{\circ}C$  时其比强度为钛合金的 1.5 倍。主要用于制造航天飞机的外壳,运载火箭大直径圆锥段、级间段,接合器,油箱,飞机蒙皮,螺旋桨,涡轮发动机的压气机叶片,重返大气层运载工具的防护罩等。

##### ③碳化硅纤维-铝(或合金)复合材料

它是由碳化硅纤维和纯铝(或铸造铝合金、铝铜合金等)组成的复合材料。其性能特点是具有高比强度和比模量、硬度高。用于制造飞机机身结构件及汽车发动机的活塞、连杆等。

#### (2)纤维-钛合金复合材料

这类复合材料由硼纤维或改性硼纤维、碳化硅纤维与钛合金( $Ti-6Al-4V$ )组成。它具有低密度、高强度、高弹性模量、高耐热性、低热膨胀系数的特点,是理想的航天航空用结构材料。例如碳化硅改性硼纤维和  $Ti-6Al-4V$  组成的复合材料,其密度为  $3.6g/cm^3$  比钛还轻,抗拉强度可达  $1.21 \times 10^3 MPa$ ,弹性模量可达  $2.34 \times 10^5 MPa$ ,热膨胀系数为  $1.39 \sim 1.75 \times 10^{-6}/^{\circ}C$ 。目前纤维增强钛合金复合材料还处于研究和试用阶段。

#### (3)纤维-铜(或合金)复合材料

它是由石墨纤维和铜(或铜镍合金)组成的材料。为了增强石墨纤维和基体的结合强度,常在石墨纤维表面镀铜或镀镍后再镀铜。石墨纤维增强铜或铜镍合金复合材料具有高强度、高导电性、低的摩擦系数和高的耐磨性,以及在一定温度范围内的尺寸稳定性。用来制做高负荷的滑动轴承、集成电路的电刷、滑块等。

#### 4. 纤维-陶瓷复合材料

用碳(或石墨)纤维与陶瓷组成和复合材料能大幅度提高陶瓷的冲击韧性和抗热震性、降低脆性,而陶瓷又能保护碳(或石墨)纤维,使其在高温下不被氧化。因而这类材料具有很高强度和弹性模量。例如碳纤维-氮化硅复合材料可在  $1400^{\circ}C$  温度下长期使用,用于制造喷气飞机的涡轮叶片。又如碳纤维-石英陶瓷复合材料,冲击韧性比纯烧结石英陶瓷大 40 倍,抗弯强度大 5~12 倍,比强度、比模量成倍提高,能承受  $1200 \sim 1500^{\circ}C$  的高温气流冲击,是一种很有前途的新型复合材料。

除上述三大类纤维增强复合材料外,近年来研制了多种纤维增强复合材料,例 C/C 复



合材料,混杂纤维复合材料等。

### 12.3.2 叠层复合材料

叠层复合材料是由两层或两层以上不同材料结合而成。其目的是为了将组成材料层的最佳性能组合起来以得到更为有用的材料。用叠层增强法可使复合材料强度、刚度、耐磨、耐腐蚀、绝热、隔音、减轻自重等若干性能分别得到改善。常见叠层复合材料如下。

#### 1. 双层金属复合材料

双层金属复合材料是将性能不同的两种金属,用胶合或熔合铸造、热压、焊接、喷涂等方法复合在一起以满足某种性能要求的材料。最简单的双金属复合材料是将两块具有不同热膨胀系数的金属板胶合在一起。用它组成悬臂梁,当温度发生变化后,由于热膨胀系数不同而产生预定的翘曲变形,从而可以作为测量和控制温度的简易恒温器,如图 12-3 所示。

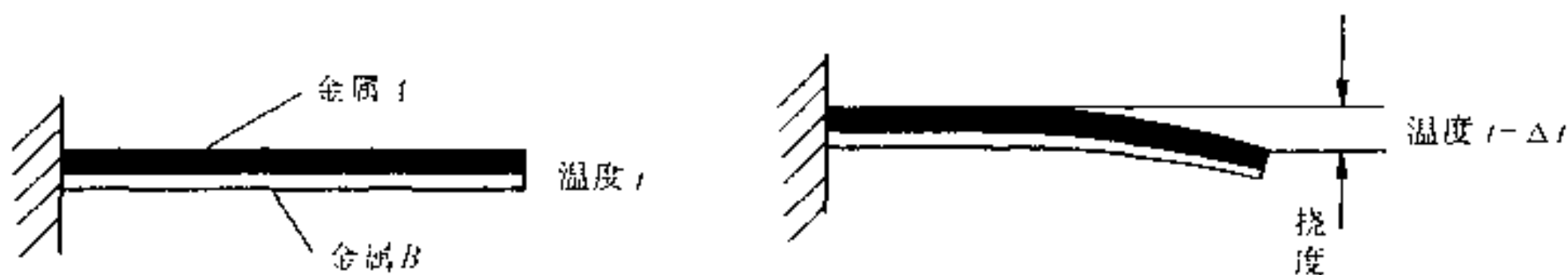


图 12-3 简易恒温器

此外,典型的双金属复合材料还有不锈钢-普通钢复合钢板、合金钢-普通钢复合钢板。

#### 2. 塑料-金属多层复合材料

这类复合材料的典型代表是 SF 型三层复合材料,如图 12-4 所示。它是以钢为基体,烧结铜网或铜球为中间层,塑料为表面层的一种自润滑材料。其整体性能取决于基体,而摩擦磨损性能取决于塑料表层,中间层系多孔性青铜。其作用是使三层之间有较强的结合力,



图 12-4 塑料-金属三层复合材料

- 1 塑料层 0.05-0.3mm;
- 2 多孔性青铜中间层 0.2~0.3mm;
- 3 钢基体

且一旦塑料磨损露出青铜亦不致磨伤轴。常用于表面层的塑料为聚四氟乙烯(如 SF-1)和聚甲醛(如 SF-2)。此类复合材料常用作无油润滑的轴承,它比单一的塑料提高承载能力 20 倍、导热系数提高 50 倍、热膨胀系数降低 75%,因而提高了尺寸稳定性和耐磨性。适于制作高应力(140MPa)、高温(270℃)及低温(-195℃)和无油润滑条件下的各种滑动轴承,已在汽车、矿山机械、化工机械中应用。

### 12.3.3 粒子增强型复合材料

#### 1. 颗粒增强复合材料( $d > 1\mu\text{m}$ , $V_p > 20\%$ )

金属陶瓷和砂轮是常见的颗粒增强复合材料。金属陶瓷是以 Ti、Cr、Ni、Co、Mo、Fe 等金属(或合金)为粘结剂与以氧化物( $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{MgO}$ 、 $\text{BeO}$ )粒子或碳化物粒子( $\text{TiC}$ 、 $\text{SiC}$ 、 $\text{WC}$ )为基体组成的一种复合材料。其中硬质合金是以 TiC、WC(或 TaC)等碳化物为基体,以金属 Ni、Co 为粘结剂,将它们用粉末冶金方法经烧结所形成的金属陶瓷。无论氧化物金属陶瓷还是碳化物金属陶瓷,它们均具有高硬度、高强度、耐磨损、耐腐蚀、耐高温和热膨胀系数小的优点,常被用来制作工具(例如刀具、模具)。砂轮就由  $\text{Al}_2\text{O}_3$  或  $\text{SiC}$  粒子与玻璃(或聚合物)等非金属材料为粘结剂所形成的一种磨削材料。

## 2. 弥散强化复合材料( $d=0.01\sim0.1\mu\text{m}$ , $V_p=1\%\sim15\%$ )

弥散强化复合材料的典型代表是 SAP 及 TD-Ni 复合材料。SAP 是在铝的基体上用  $\text{Al}_2\text{O}_3$  质点进行弥散强化的复合材料。TD-Ni 材料就是在镍中加入 1%~2% Th。在压实烧结时,使氧扩散到金属镍内部氧化产生了  $\text{ThO}_2$ 。细小  $\text{ThO}_2$  质点弥散分布在镍的基体上,使其高温强度显著提高。SiC/Al 材料是另外一种弥散强化复合材料。

随着科学技术的进步,一大批新型复合材料将得到应用。C/C 复合材料、金属化合物复合材料、纳米级复合材料、功能梯度复合材料、智能复合材料及体现复合材料“精髓”的“混杂”复合材料将得到发展及应用。21 世纪将是复合材料的时代。

## 第十三章 功能材料

随着科学技术的发展,对各种的机械系统的要求不仅是具有足够的力学指标,而且还要求具有可靠性高、多功能化、微型化和智能化等特性。要实现这一目标不仅要采用以强度为主要功能的结构材料,而且还必须采用许多功能材料。利用这些具有特殊性能的材料已经制造出许多高附加值的高科技产品,开拓出很多经济新领域,开发出大量的新技术。

### 13.1 功能材料及其分类

功能材料是指利用物质的各种物理和化学特性及其对外界环境的敏感反应,实现各种信息处理和能量转换的材料。有时也把具有特殊力学性能的材料包括在功能材料之内。

功能材料的分类方法很多。按材料的类别可分为金属功能材料、无机非金属功能材料(即陶瓷功能材料)、有机高分子功能材料和功能复合材料等四类;按材料的使用状态来分则有多晶、单晶、非晶、微粉、纤维和薄膜等功能材料;按材料的使用特性来分,有机械功能材料、热学材料、电学材料、磁学材料等等,见表 13-1。

表 13-1 功能材料的分类

类别	功 能	应用(材料)举例
机械功能材料	弹性,刚性 粘性流动性 摩擦磨损 形状记忆	弹性材料,超弹性合金 流体物质,超塑性材料,润滑材料,超流动性材料 耐磨材料 形状记忆材料
热学材料	热膨胀 导热性 绝热性 蓄热性,吸热性	低膨胀材料,定膨胀材料(封接材料),热双金属 良传热材料,热流体 保温保冷材料 高热容量材料,蓄热材料
电学材料	导电性 电阻与电热 超导性 半导性 绝缘性 离子导电	导电材料 精密电阻材料,电热材料 超导材料 半导体材料 绝缘材料,电介质,铁电体,驻极体 固体电解质
磁性材料	软磁性 硬磁性	软磁材料,磁记录材料 永磁材料

续表

类别	功 能	应用(材料)举例
声学材料	声的产生、传输、接收、吸收、变换、检拾、重发、控制	音响材料,吸声材料,弹性表面波材料
光学材料	发光、集光柱、透光性、偏光性、光反射性、导光性、光色性	激光材料,发光材料,反射合金,光吸收材料,透光材料,分光,偏光材料,光导纤维,光色材料
化学功能材料	催化性,离子选择性,物质选择性,沉降性,表面活性,耐蚀性	吸着剂,吸收剂,吸藏剂,触媒,过滤材料,活性剂,反应促进剂,耐蚀材料,扩散促进剂
生物化学功能材料	生体同化性,催化性,透过性	人造器官材料,人造骨材料,齿科材料
原子能和放射功能材料	射线屏蔽性,中子反射性,中子减速性,中子吸收性	反应堆材料,中子减速材料,中子吸收材料
功能转换材料	热电转换 光热转换 光电转换 力电转换 磁光转换 电光转换 声光转换 ⋮	测温材料,加热和致冷材料 太阳集热器材料,反射聚光器材料 光敏电阻,光电转换材料 压电材料 磁光材料 电光材料 声光材料 ⋮

## 13.2 弹性材料

以弹性功能为主要功能的材料称为弹性材料。主要有弹性合金和非金属弹性材料两大类。

### 13.2.1 弹性合金

弹性合金主要有高弹性合金和恒弹性合金。

#### 1. 高弹性合金

这类合金要求有高的弹性极限  $\sigma_e$  和低的弹性模量,即  $\sigma_e/E$  值高,从而使元件的弹性后效变小,工作稳定。同时要求有高的疲劳强度和好的加工性能。

高弹性合金按成分可分为钢、铜合金、镍基和钴基合金三类。

弹簧钢是指通常使用的经适当热处理的中碳钢、高碳钢和低合金弹簧钢,以及在高温、

腐蚀等特殊工作条件下使用的耐热钢、不锈钢和高速钢等。这类钢的化学成分见表 13-2, 力学性能和用途见表 13-3。

表 13-2 某些特殊性能弹簧钢和弹性合金的化学成分

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V	其它	附注
W18Cr4V	0.70 0.80	≤0.40	≤0.40	≤0.030	≤0.030	3.80 4.40	-	≤0.30	17.5 19.0	1.0 1.4		
3Cr13	0.25 0.34	≤0.60	≤0.80	≤0.035	≤0.030	12.0 14.0	-	-	-	-	-	
4Cr13	0.35 0.45	≤0.60	≤0.80	≤0.035	≤0.030	12.0 14.0	-	-	-	-	-	
1Cr18Ni9	≤0.12	1.0	≤2.0	≤0.035	≤0.030	17.0 19.0	8.0 11.0	-	-	-	-	
1Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤1.0	≤2.0	≤0.035	≤0.030	17.9 19.0	8.0 11.0	-	-	-	Ti: 5×1(C% ~0.02)~0.8	GB 1220-75
1Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.12	≤1.0	≤2.0	≤0.035	≤0.030	16~19	11~14	1.8 2.5	-	-	Ti: 5×(C% ~0.02)~0.8	
0Cr17NiAl	≤0.09	≤1.0	≤1.0	≤0.035	≤0.030	16~18	6.5 7.5	-	-	-	Al: 0.75~1.5	
0Cr12Ni4Mn5- Mo3Al	≤0.09	≤0.8	4.4 5.3	-	-	11~12	4~5	2.7 3.3	-	-	Al: 0.5~1.0	YB/Z 7-75
0Cr15Ni7Mo2Al	≤0.09	≤1.0	≤1.0	≤0.035	≤0.030	14~16	6.0 7.5	2.0 3.0	-	-	Al: 0.75~1.5	GB 1220-75
00Ni18Co9Mo- 5TiAl	≤0.30	≤0.10	≤0.10	0.010	0.010	-	18.0 19.0	4.7 5.1	-	-	Co: 8.0~9.5 Ti: 0.5~0.8 Al: 0.05~0.15 B: <0.003 Zr: <0.02 Ca: <0.05	
Cr14Ni25Mo (A-286)	≤0.08	0.4 1.0	1.0 2.0	0.040	0.030	13.5 16.0	24.0 28.0	1.0 1.5	-	0.1 0.5	Ti: 1.9~2.3 Al: ≤0.35 B: 0.003~0.01	
Ni36CrTiAlMo8	≤0.05	≤0.5	0.8 1.2	0.020	0.020	11.5 13.0	35.0 37.0	7.0 9.0	-	-	Ti: 2.7~3.2 Al: 0.9~1.2	
Ni42CrTiAl	≤0.05	0.5 0.8	0.5 0.8	-	-	5.3 5.9	41.5 43.5	-	-	-	Ti: 2.4~3.0 Al: 0.4~0.8	
Inconel718	≤0.10	≤0.75	≤0.50	-	-	17.0 21.0	50~55	2.8 3.3	-	-	Nb: 4.5~5.75 Ti: 0.3~1.3 Al: 0.2~1.0 Fe18, Co≤1.0 Cu≤0.75	
Co40NiCrMo	0.07 0.12	≤0.5	1.8 2.2	-	-	19~21	15~17	6.4 7.3	-	-	Co: 39~41	



表 13-3 某些特殊性能弹簧用钢和弹性合金力学性能的实测数据及用途举例

钢 号	热处理	力 学 性 能					用途举例
		$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	HRC	
3Cr13	1 050℃ 油淬, 450℃ 回火	1 750	$\sigma_{0.2}$ 1430	15	46	17~50	适于耐腐蚀的弹簧
1Cr18Ni9Ti	冷拔钢丝 $\phi 1\text{mm}$	1 800~2 000		—	—	—	适于在腐蚀性较强介 质中的弹簧
	冷拔钢丝 $\phi 4\sim 5\text{mm}$	1 400~1 600	—	—	—	—	
0Cr17Ni7Al	I. 1 050℃ 空冷 $\rightarrow$ 950℃ 10 分 + 4 分/毫米, 空冷 $\rightarrow$ 730℃, 8 小时 $\rightarrow$ 510℃, 1 小时, 空冷;	I 1 580 II 1 860	1 520 1 820	$\delta_4$ 6 $\delta_4$ 2	— —	47 49	加工性能好, 可作 耐腐蚀弹簧、耐高 温弹簧
0Cr15Ni7Mo2Al	II. 1 050℃ 空冷 $\rightarrow$ 60% 以 上冷加工 $\rightarrow$ 480℃, 1 小 时, 空冷	I 1 640 II 1860	1 520 1820	$\delta_4$ 6 $\delta_4$ 2	— —	48 50	
0Cr12Ni4Mn- 5Mo3Al	冷加工 60% $\rightarrow$ 520℃ 空冷	1 850	—		—	—	
00Ni18Co9Mo5 TiAl	820℃ 30 分空冷 $\rightarrow$ 480℃ 3 小时空冷	2 060	$\sigma_{0.2}$ 2 040	11.8	57	52~55	
Cr14Ni25Mo (A-286)	980℃ 1 小时油淬 $\rightarrow$ 30% 冷加工 $\rightarrow$ 650~700℃ 8~ 16 小时空冷	1 270~1 380	$\sigma_{0.2}$ 1 100~1210	$\delta_4$ 10~16	43~52	—	耐高温弹簧, 转子 发动机的刮片弹簧
Ni36CrTiAlMo8	1 000~1 050℃ 水淬 $\rightarrow$ 750℃ 4 小时空冷	1 400~1 500	$\sigma_{0.2}$ 1 100~1 150	6~7	—	46	高弹性合金
Ni42CrTiAl	910℃ $\pm$ 10℃ 水淬 600℃ 3 小时空冷	1 200~1 250	$\sigma_{0.2}$ 800~1 000	10~15		35~38	恒弹性合金, 用于钟 表游丝、弹簧天平, 测压、测力仪表等
Inconel718	1 040℃ 1 小时空冷 $\rightarrow$ 720℃ 8 小时, 炉冷 50℃/h $\rightarrow$ 620℃ 8 小时空冷	1 390	$\sigma_{0.2}$ 1 185	25	48		镍基耐热弹性合 金, 最高使用温度 600℃, 最低使用温 度 -253℃, 可制转 子发动机刮片弹簧
Co40NiCrMo	1 100~1 151℃ 水冷加工 $\rightarrow$ 400~450℃ 4 小时空冷	2 500~2 700	$\sigma_{0.2}$ 2 300~2 500	8~5		54~58	高强度弹性合金, 用于钟表弹簧、测 量弹簧

3Cr13、4Cr13、1Cr18Ni9Ti 等不锈钢在腐蚀介质中使用。含较多 Ni、Cr 和一定量 Al、Ti 的时效强化奥氏体钢, 如 Ni36CrTiAlMo8 等, 有较高的弹性性能、良好的抗蚀性和耐热性, 是一种弱铁磁性的优良弹性材料。

铜合金除有优良的弹性和工艺性外, 还有良好的导电性、导热性和非铁磁性。常用的有黄铜(H62、H68)、锡磷青铜(QSn6.5-0.4、QSn7-0.2、QSn6.5-1.5)等。铍青铜(QBe1.7、QBe1.9、QBe2 等)经淬火时效后, 具有很好的弹性。铜合金的缺点是工作温度不能高于 200℃, 在某些介质中抗蚀性不好。

镍基合金(如含 2%~2.5%Be 的 Ni-Be 二元合金)经淬火后得到过饱和固溶体, 再经时效处理析出细小弥散的第二相, 因而强化了合金。这类合金能耐高温, 具有良好的抗蚀性、抗氧化性、切削性能和焊接性等。

钴基合金如 Co40NiCrMo 等, 具有较高的强度和抗疲劳性能, 高的抗蚀性和无铁磁性。

## 2. 恒弹性合金

这类合金要求在一定温度范围内弹性模量恒定或变化很小,即弹性温度系数很小,对于游丝等材料,还要求它们是非铁磁性的。

应用较广的恒弹性材料有 Fe-Ni 和 Fe-Ni-Cr 合金。例如 Ni42CrTiAl(见表 13-2, 13-3)合金 是一种用于钟表游丝、弹簧天平、测压和测力仪表等恒弹性材料。这类合金在温度升高时,其弹性模量的降低与因力致伸缩引起弹性模量的升高相抵消,从而获得恒弹性。

13.2.2 非金属弹性材料

线型高分子化合物的分子链室温下常呈现卷曲状态,纠缠在一起,像一团不规则的线团,此时,整个分子的能量最低。当受到外力拉伸时,卷曲的分子链因具有柔顺性而被拉得直一些;但外力去除后,分子恢复到原来卷曲的形状,如图 13-1 所示。这就使材料显示出形变量很大的特点而具有较好的弹性。

许多高聚物都具有上述性能,其中弹性最佳的是橡胶类物质。它们的弹性模量比其他固体物质小 1 万倍以上。在外力不大的情况下就可发生较大的形变。因此往往把橡胶类物质的弹性变形叫高弹性变形。一般钢、铜等的弹性形变量只有原试样的 1%,而橡胶的高弹性则可达 1000%。因此成为常用的密封材料、减振防振材料及传动材料。

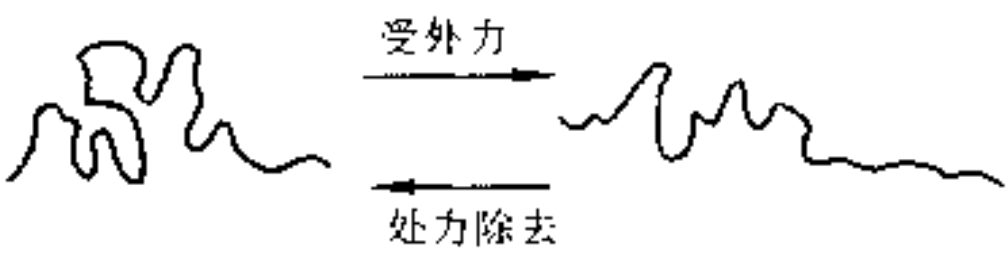


图 13-1 高分子化合物的弹性

13.3 膨胀材料

材料随着温度变化而膨胀、收缩的特性称为热膨胀性。热胀系数是衡量材料热膨胀能力的物理参数。所谓膨胀材料是指具有特殊膨胀系数的材料,常用的膨胀材料有低膨胀、定膨胀材料和热双金属三类。

13.3.1 低膨胀材料

固体受热时若不能自由膨胀,则会产生很大的内应力,至使构件破坏。因此,许多精密仪器、标准量具、微波谐振腔、液态空气容器等使用低膨胀材料,如因瓦合金(见表 13-4)和石英等。

表 13-4 低膨胀合金(因瓦 Invar 合金)

名 称	成 分	晶系	磁 性	$\alpha(1/^{\circ}\text{C})$	$T_c$ 或 $T_N(^{\circ}\text{C})$
Ne-Ni 因瓦	35Ni-65Fe	立方	铁磁	$1.2 \times 10^{-6}$	232
超因瓦	32Ni-64Fe-4Co	立方	铁磁	0.0	230
不锈因瓦	37Fe-52Co-11Cr	立方	铁磁	0.0	127
Fe-Pt 因瓦	75Fe-25Pt	立方	铁磁	$-30 \times 10^{-6}$	80
Fe-Pd 因瓦	69Fe-31Pd	立方	铁磁	0.0	340
Cr 基因瓦	94Cr-5.5Fe-0.5Mn	立方	反铁磁性	$-1 \times 10^{-6}$	-45
Mn 基因瓦	$\alpha$ -Mn	立方	反铁磁性	$<10^{-6}(4.2\text{K})$	-178
Gd-Co 因瓦	67Co-33Gd	立方	亚铁磁	$-3 \times 10^{-6}$	-160
Y2Fe17 因瓦	10.5Y-89.5Fe	六角	铁磁	-	-29
非晶态 Fe-B 因瓦	83Fe-17B	非晶态	铁磁	$(1-2) \times 10^{-6}$	-320

注:(1)除指明温度外, $\alpha$  都是室温值。  
(2)  $T_c$  为铁磁物质的居里点,  $T_N$ (奈耳点)是反铁磁物质的居里点。

表 13-5 定膨胀合金(可伐 Kovar 合金)

名称	成 分 %				线膨胀系数 $\alpha(10^{-6}/^{\circ}\text{C})$				用 途
	Ni	Fe	Co	Cr	0~300℃	0~400℃	0~500℃	0~600℃	
4J42	41.5~42.5	余			4.4~5.6	5.4~6.6			与软玻璃、陶瓷封接
4J43	42.5~43.5	余			5.6~6.2	5.6~6.8			杜美丝芯材
4J45	44.4~45.5	余			6.5~7.7	6.5~7.7			与软玻璃、陶瓷封接
4J54	53.5~54.5	余			10.2~11.4	10.2~11.4			与云母封接
4J58	57.5~58.5	余			11.73	11.92	12.07	12.28	精密机床基尺
4J6	41.5~42.5	余		5.5/6.3	7.5~8.5	9.5~10.5			与软玻璃封接
4J28		余		27~29			10.4~11.6		与软玻璃封接
4J29	28.5~29.5	余	16.8~17.5		4.7~5.5	4.6~5.2	5.9~6.4		与硬玻璃封接
4J34	28.5~29.5	余	19.5~20.5		6.2~7.5	6.2~7.6	6.5~7.6	7.8~8.4	与 95% $\text{Al}_2\text{O}_3$ 封接
4J36	36~37	余	5~6	Cu3~4	5.5~6.5	5.6~6.5	7.0~8.0	$\leq 9.5$	与 95% $\text{Al}_2\text{O}_3$ 封接

### 13.3.2 定膨胀材料

在某一温度范围内具有一定膨胀系数的材料称为定膨胀材料。这类材料应用于电真空工业中,用来与玻璃、陶瓷等相封接,要求与被封接材料的膨胀系数相匹配。相应的合金有可伐合金(见表 13-5),例如 4J42 合金含 Ni 为 42%,其余为 Fe。有的可伐合金还含有 Cr、Co 等合金元素。

### 13.3.3 热双金属材料

热双金属是由两层膨胀系数不同的合金片沿层间接触面焊合在一起的复合材料。高膨胀系数的合金片为主动层,低膨胀系数的合金为被动层。受热时双金属片向被动层弯曲,将热能转换成机械能,故可作各种测量和控制仪表的传感元件。例如 5J11 合金是由 Mn75Ni15Cu10(主动层)与 Ni36(被动层)组成。

## 13.4 电阻材料

在电路中起电阻功能的实体元件所用的材料称为电阻材料,它主要有合金、炭膜、石墨某些金属氧化物以及半导体材料等。

这类材料广泛应用于电机、电器、仪表和电子工业等部门。其一般要求是具有高而稳定

的电阻值、小的电阻温度系数以及足够的机械强度,同时要求对铜的热电势小,耐蚀性好,易于切削和焊接。

根据用途的不同,常用电阻材料可分下列几类。

13.4.1 调节元件用电阻合金

这类材料主要用于电流(电压)调节与控制元件的绕组,具有机械强度高、抗氧化和耐蚀性能好、工作温度较高等特点,如表 13-6 所示。

表 13-6 调节元件用电阻合金的性能和特点

名称	主要成分 (%)			电阻率 $\rho_{20}(10^{-8} \Omega \cdot m)$	电阻温度系数 $\alpha (10^{-6}/^{\circ}C)$	与铜的接触电势 $E_{\alpha} (\mu V/^{\circ}C)$	密度 $(\rho \times 10^3 kg/m^3)$	抗拉强度 $\sigma_b (MPa)$	延伸率 $\delta(\%)$	最高工作温度 $(^{\circ}C)$	特点
康铜	Ni 39~41	Mn 1~2	Cu 余	48	-50	-43	8.9	392.3 / 588.4	15~30	500	抗氧化性能良好
新康铜	Mn 10.8~12.5	Al 2.5~4.5	Fe Cu 1.0~1.6 余	48	-50	0.3~0.5	8.0	292.3 / 539.4	15~30	500	不含镍,抗氧化性能比康铜差,价较廉
镍铬	Cr 20~23	Ni 余		109	-70	3.5~4.0	8.4	637.4 / 784.5	10~30	500	焊接性能较差
镍铬铁	Cr 15~18	Ni 55~61	Fe 余	112	-150	<1	8.2	637.4 / 784.5	20~35	500	焊接性能较差
铁铬铝	Cr 12~15	Al 3.5~5.5	Fe 余	126	-120	3.5~4.5	7.4	588.4 / 735.5	10~30	500	焊接性能较差

13.4.2 精密元件用电阻合金

它主要用于制造标准电阻、电阻箱、绕线电阻及仪表附加电阻等。其电阻温度系数小、稳定性好,对铜热电势小,常用材料及其性能如表 13-7 所示。

在要求化学稳定性较好、接触电阻较低时,可采用贵金属电阻合金,如铂基、金基和银基电阻合金,但它们的电阻率稍低、价格昂贵。

13.4.3 传感元件用电阻合金

它主要用来制造应变、温度、压力等的传感元件,把上述参数的变化转换成电阻的变化。其性能特点是转换灵敏度高,复现性和互换性好,反应快,漂移小,且稳定性好,其中应变元件用的电阻材料及性能见表 13-8。

表 13-7 精密元件用电阻合金的性能和特点

名称		主要成分 %				电阻率 $\rho_{20}$ ( $\times 10^{-8} \Omega \cdot m$ )	电阻温度系数		对铜的 热电势 $E_a$ ( $\mu v/^{\circ}C$ )	密度 $\gamma$ ( $\times 10^3 kg/m^3$ )	抗拉强度 $\sigma_b$ (MPa)	延伸率 $\delta$ (%)	工作 温度 ( $^{\circ}C$ )	特点
							$\alpha$ ( $10^{-6}/^{\circ}C$ )	$-\beta$ ( $10^{-6}/^{\circ}C$ )						
锰铜类	通用型锰铜	0级	Mn	Ni	Cu	47	-2~2	~0.7	$\leq 1$	8.4	392.3~539.4	10~30	5~45	电阻稳定性高, 焊接性能好, 抗氧化性较差
		1级	11~13	2~3	余		-3~5							
		2级					-5~10							
	滑线锰铜		Mn	Ni	Al	45	~40	$\leq 0.5$	$\leq 2$	8.4	392.3~539.4	10~30	20~30	抗氧化性较好, 焊接性能好。电阻对温度曲线较平坦, 工作温度较高
镍铬基合金	硅锰铜		Mn	Si	Cu	35	-3~5	~0.25	$\leq 1$		329.3~539.4	10~30	5~45	电阻对温度曲线较平坦, 宽温度范围内的阻值误差比通用型锰铜小
	镍铬铝铁		Cr	Al	Fe	133	-20~20		$\leq 2$	8.1	784.1~980.7	10~25	-65 125	机械强度高, 耐磨, 但焊接性较差, 又名卡玛合金
	镍铬铝铜		Cr	Al	Cu	133	-20~20		$\leq 2$	8.1	784.1~980.7	10~25	-65 125	焊接性比镍铬铝铁略好
	镍铬锰硅		Cr	Mn	Si	135	-20~20		$\leq 2$	8.1	784.1~980.1	10~25	-65 125	焊接性比镍铬铝铜略好
	镍铬铝钒		Cr	Al	V	170	-30~30		$\leq 5$	8.1	~1569	~15	-65 125	焊接性能较差
	镍锰铬钼		Mn	Cr	Mo, Ni	190	~50~50		$\leq 7$		~1569	6~10	-65 125	焊接性能较好



表 13-8 应变元件用电阻合金的性能和特点

类型	名称	主要成分 (%)	电阻率 $\rho$ (20℃)( $\times 10^{-8}\Omega\cdot m$ )	平均电阻 温度系数 $\alpha_a$ ( $10^{-6}/^\circ C$ )	电阻对温 度关系线 性范围 ( $^\circ C$ )	应变灵敏 系数 $K$	抗拉强度 $\sigma_b$ (MPa)	对铜热电 动势 $E_a(\mu V/^\circ C)$	特点
铁基	铁镍铬铂	Ni32~37, Cr6~9, Mo, Fe 余量	113	100~470	20~230	2.1~3.6	$\approx 1176.8$	$\approx 3.5$	1. 高温下抗氧化性能比镍基好, 工作温度较高;
	铁铬铝	Cr20~23, Al3~7, V, Mo, Fe 余量	145	-40~40	-	2.7	$\approx 784.5$		2. 高温上蠕变大; 3. 冷加工性能较差; 4. 原料丰富, 成本低
镍基	镍铜	Ni40~45, Mn1~4, Cu 余量	48	-20~20	20~300	2.0	392.3~ 686.5	43	1. 冷加工性能较好, 易拉制成细线;
	镍铬	Cr20~30, Ni 余量	110	$\approx 70$	20~400	2.2	686.5~ 1372.9	$\approx 4$	2. 电阻对温度关系的直线性较好;
	镍铬铝铁	Cr18~23, Al1~3, Fe1~3, Ni 余量	133	10~10	20~400	2.1	882.6~ 1274.9	$\approx 3$	3. 工作温度一般不高于 400℃
贵金属基	铂铑	W8, Pt 余量	66	$\approx 230$	0~700	3.5~4	882.6	6.1	1. 高温下抗氧化性能好, 稳定性好;
	铂钨钼	Pd40, Mo10, Pt 余量	86	$\approx 130$	0~400	2.5	823.8	0.8	2. 除金钨铁外, 电阻对温度关系的直线性较好;
	铂钨铌	W7.5, Re5.5, Pt 余量	84	$\approx 88$	0~800	2.8	$\approx 1372.9$	3.6	3. 原材料贵重;
	金钨铌	Pd48, Fe10, Au 余量	160~178	-20~20	非线性	$\approx 2.0$	1274.9	1	4. 随温度升高, 应变灵敏系数下降较大

## 13.5 超导材料

一般金属的直流电阻率随温度的降低而减小, 在接近绝对零度时, 其电阻率就不再继续下降而趋于一个有限值。但某些导体的直流电阻率在某一低温下陡降为零, 被称为零电阻现象或超导电现象。通常将具有这种超导电性质的物体称为超导体。超导体有电阻时称为处于正常态, 以零电阻为特征的状态称为超导态。电阻突变为零的温度则称为超导转变温度或临界温度  $T_c$ 。

超导体在临界温度  $T_c$  以下, 不仅具有完全导电性, 还具有完全的抗磁性, 即置于外磁场中的超导体内部的磁感应强度恒为零。完全导电性和完全抗磁性是超导体的两个基本属性。

已经发现具有超导性的物质有数千种, 但能承载强电流的实用超导体为数不多。目前实际应用的超导材料有元素超导体 Nb 和 Pb, 用于制造通讯电缆、高 Q 值谐振腔、超导电子器件等; 合金超导体, 如 Nb-Ti 及 Nb-Zr 合金; 化合物超导体, 如  $Nb_3Sn$  和  $V_3Ga$ , 主要用于制造超导磁体。超导材料在制造远距离大功率同轴通讯电缆、高速大容量电子计算机中

的逻辑元件和存储元件、小型化天线、微波发生器、精密测量仪器、磁流体等很多方面都具有美好的前景。

但是,超导体的应用目前还存在许多障碍。由于超导体的临界转变温度  $T_c$  很低,如直到 1973 年在  $Nb_3Ge$  中得到  $T_c = 23.3K$  的材料。这样低的温度只有在液氮制冷下才能得到。氮的资源稀少,制备技术复杂,成本很高,使超导技术的应用严重受限。直到 1986 年,发现了一种氧化物陶瓷超导体  $Ba-La-Cu-O$ ,  $T_c = 30K$ , 给高温超导体的研究带来了光明。

从 1987 年开始,  $T_c$  值有很大提高,已使超导体在液氮(77K)条件下工作。液氮比液氦便宜 30 倍,且资源丰富,容易制取,为超导体的实际应用提供方便。短短几年,超导体材料的发展已经历了三代。第一代镧系,如  $La-Cu-Ba$  氧化物,  $T_c = 91K$ ; 第二代钇系,如  $Y-Ba-Cu$  氧化物,我国已制出  $T_c = 92.3K$  的钇系超导薄膜;第三代铋系,如  $Bi-Sr-Ca-Cu$  氧化物,  $T_c = 114 \sim 120K$ 。铊系,如  $Tl-Ca-Ba-Cu$  氧化物,  $T_c = 122 \sim 125K$ 。此外,1990 年发现一种新的不含铜的钒系复合氧化物,  $T_c$  高达 132K。

研究表明,超导体不但可用于超导发电机,而且在超导电动机、超导输电、超导贮能、磁浮列车、磁流体发电、核聚变等应用领域富有成效。

## 13.6 形状记忆材料

某些金属和高聚物有一种奇妙现象,当受外力超过了弹性极限,产生明显变形,卸载或随后稍微加热时,就象有记忆力一样,能完全恢复原形,这就是形状记忆效应。如图 13-2(a)是变形前笔直的金属丝,(b)是被弯曲,随后被加热、变直的(c和d),最后恢复原形。

一般将卸载后能恢复原形的特性称为材料的超弹性,将卸载后靠加热而引起形状恢复的特性叫做形状记忆效应,它们都属形状记忆。

### 13.6.1 形状记忆的机理

#### 1. 形状记忆合金的记忆机理

形状记忆合金材料加热淬火后,得到热弹性马氏体。该马氏体与母相之间的分界面共格性好,所以马氏体相在加热和冷却时,会连续的收缩与长大。当温度超过  $A_s$  点时马氏体逆转变为母相。若在马氏体状态下施加压力,马氏体晶格取向变化,产生变形。这种变形后的马氏体在加热后发生可逆相变,转变为母相状态,使全部晶格都恢复原状,变形即可消失,如图 13-3 所示。

记忆材料的超弹性是利用应力诱发马氏体相变。诱发产生的马氏体在外力下,晶格取向变化,发生变形。一旦外力消除,变形消失,且诱发的马氏体发生逆相变为母相,见图 13-4。

#### 2. 高聚物的形状记忆机理

高聚物的形状记忆机理是高聚物在高能射线作用下产生辐射交

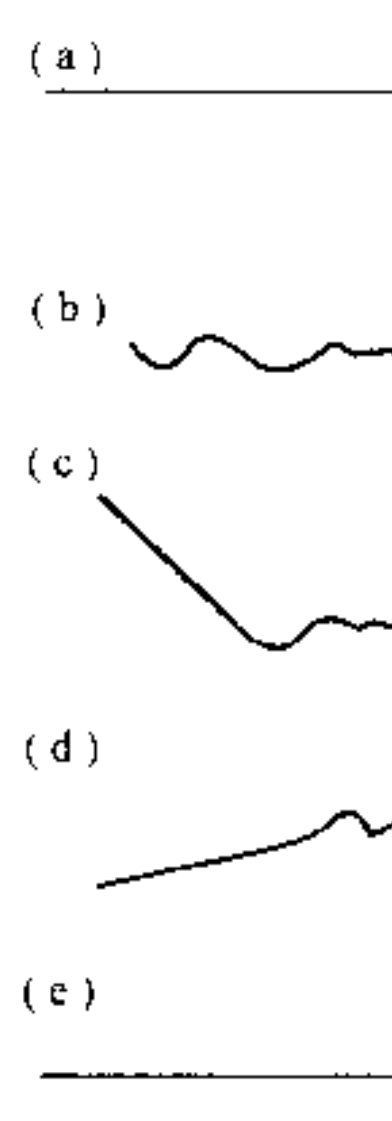


图 13-2 形状记忆效应

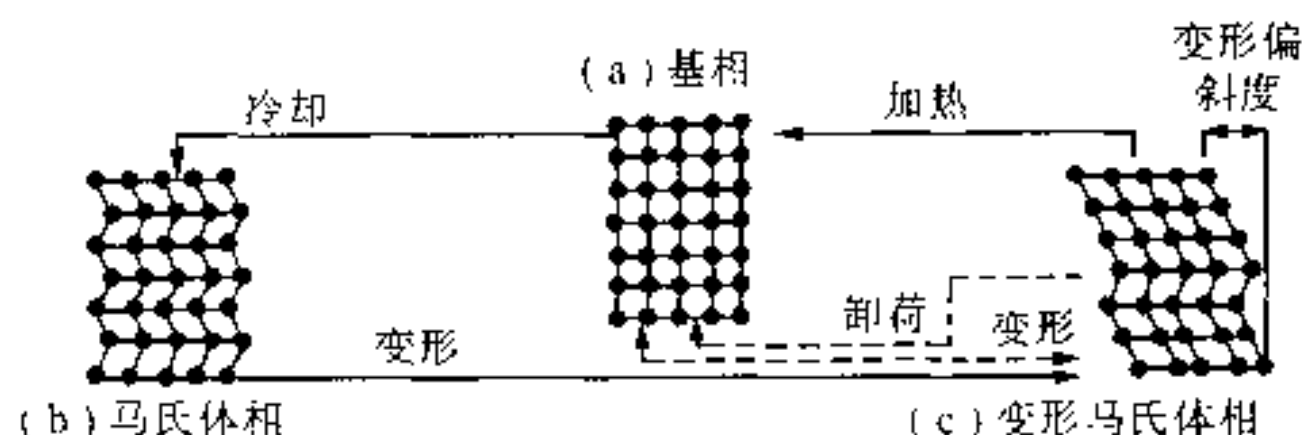


图 13-3 记忆合金的记忆原理

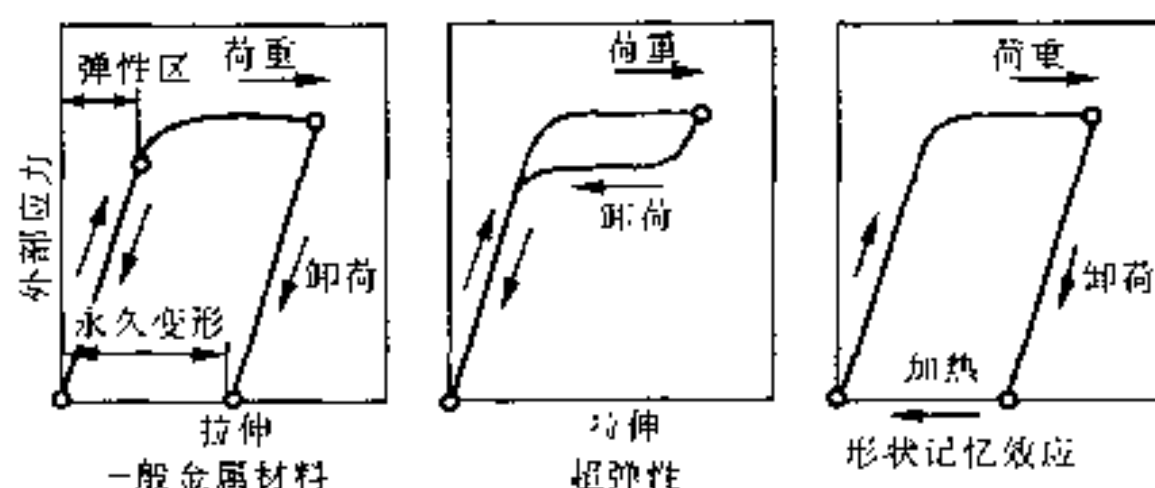


图 13-4 超弹性材料和普通金属材料的比较

联反应。当温度超过熔点达到高弹态区域时,由于结晶态熔融,对它施加外力可以随意改变其外形。若此时降温冷却到结晶熔点以下时,由于它再次结晶,高分子链被“冻结”,它的形状被固定下来。一旦温度再次升到熔点以上(对聚氯乙烯类高分子则升高到玻璃化转变温度以上)时,它又恢复到原来的形状,显示出形状记忆效应,见图 13-5。

### 13.6.2 形状记忆材料及其应用

形状记忆材料主要是形状记忆合金和高聚物形状记忆材料两大类。

#### 1. 形状记忆合金

目前发现的形状记忆合金见表 13-9,常用的材料有 NiTi 和铜基记忆合金。

形状记忆合金应用如下。

##### ①形状恢复的应用

宇宙飞船的月面天线、人体凝血过滤器、人造脑盖骨和脊椎骨等,为了携带和安装方便,预先作成工作时所需形状,加热淬火成马氏体态。在马氏体态下进行变形以便于携带和安装。安装后靠阳光或体温发生相变,恢复其本来形状而发挥作用。

##### ②形状恢复和逆变态应力的作用

用于作连接销、管接头、电气接线柱等。如美国海军 F14 战斗机的油压系统的接头中的应用。至今已用了 30 万个以上的接头,未发生一件事故。连接销的应用见图 13-6。

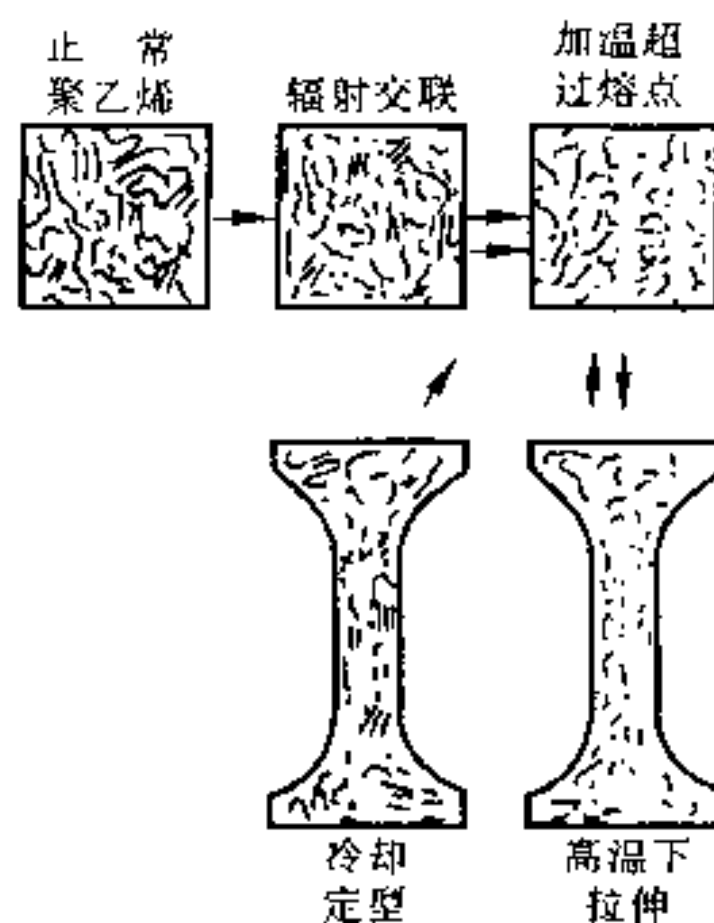


图 13-5 高聚物的形状记忆原理

表 13-9 呈现形状记忆效应的合金

合 金	成 分	$M_s(^{\circ}\text{C})$	$A_s - M_s(^{\circ}\text{C})$	有序 无序	体积 变化
Ag-Cd	44~49(at)%Cd	-190~50	-15	有序	-0.16
Au-Cd	46.5~50(at)%Cd	300~100	-15	有序	-0.41
Cu-Al-Ni	14~14.5(wt)%Al-3~4.5(wt)%Ni	-140~100	-35	有序	-0.30
Cu-Au-Zn	23~28(at)%Au-45~47(at)%Zn	-190~40	-6	有序	-0.25
Cu-Sn	~15(at)%Sn	-120~30		有序	
Cu-Zn	38.5~41.5(wt)%Zn	-180~-10	-15	有序	-0.50
Cu-Zn-X	有不同的(wt)% (X=Si, Sn, Al, Ga)	-180~100	-10	无序	
InTl	18~23(at)%Tl	60~100		有序	-0.20
Ni-Al	36~38(at)%Al	-180~100	-4	有序	-0.42
Ti-Ni	49~51(at)%Ni	-50~100	-10	有序	-0.34
Fe-Pt	~25(at)%Pt	~-130	-30	有序	0.8~0.5
	~30(at)%Pd	~-100	-4	无序	
Fe-Cu	5~35(at)%Ni	-250~180	-25	无序	

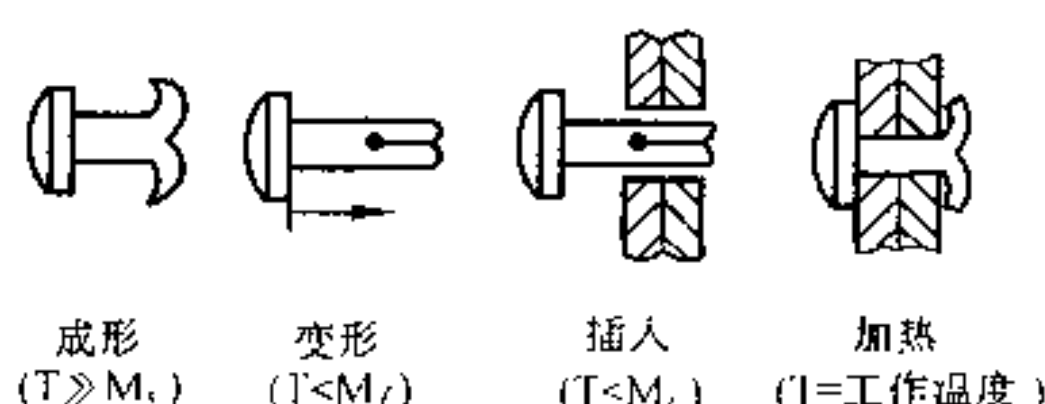


图 13-6 记忆合金连接销的应用

## ③用作温度传感器和执行元件

这方面的应用见图 13-7。图中可见,一旦温度达到上限,由于记忆合金的逆转变,记忆簧伸长,带动杆右移,从而切断电源。反之,当温度降至下限时,记忆合金转变为马氏体,记忆簧收缩,在偏动弹簧的推动下使杆左移,接通电源。它用于温室温度调节、淋浴器水温调节等。

## ④热能向机械能转换

图 13-8 是用 NiTi 记忆合金制造的一个发动机装置。轮系的链条是用记忆合金制作。利用记忆合金在高温和低温时链条的伸缩带动轮系转动。

## 2. 高聚物形状记忆材料

这类形状记忆材料应用较多的是聚乙烯和聚氯乙烯两类高分子材料,用以制造热收缩管或膜,在管道的保温及防腐工程上得到了广泛的应用。同时利用高聚

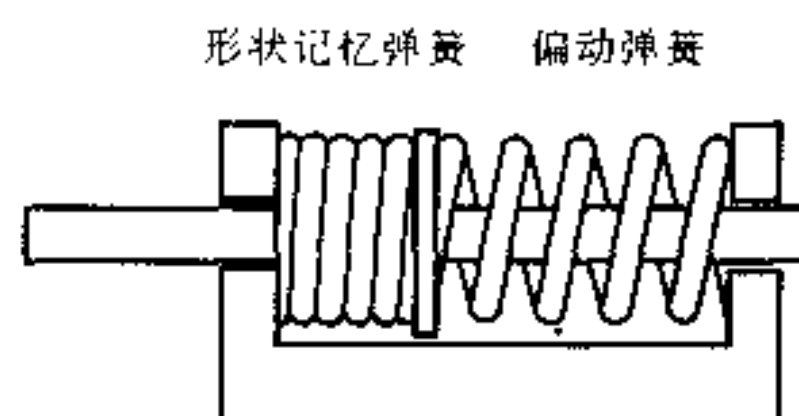
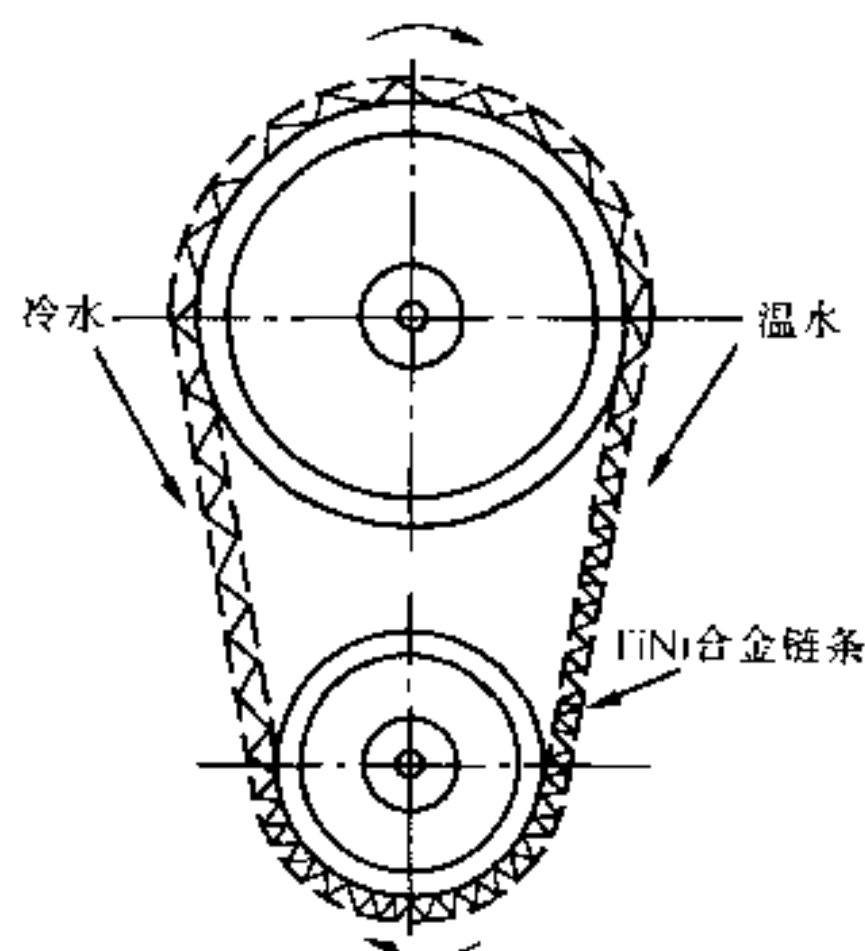


图 13-7 用作温度调节的装置

图 13-8 用记忆合金制作  
能源转换装置

物的记忆效应制成自控温电热带。随着人们对这一材料认识的深入,市场开发越来越广,人们已用于作温控开关、缓冲器,直至制作儿童玩具等。

## 13.7 其他功能材料

上述6种功能材料在机械行业应用较广。下面简单介绍一些其他功能材料,以便于机械设计人员选用。

### 13.7.1 贮氢材料

石油、煤炭和天然气的长期过量开采已濒临枯竭的今天,氢是一种非常重要的能源。但氢的存贮遇到困难,用容器贮存氢气很不方便,因为体积太大。用钢瓶存贮氢气液体,其温度必须保持在 $-253^{\circ}\text{C}$ 以下,这得需要极好的绝热保护层,费用相当高。利用许多金属(或合金)可固溶氢形成含氢的固溶体,在一定温度和压力下,金属氢化物分解释放氢。

最早发现 $\text{Mg}-\text{Ni}$ 合金具有贮氢功能,后来又开发了 $\text{La}-\text{Ni}$ 、 $\text{Fe}-\text{Ti}$ 贮氢合金。目前已投入使用的贮氢合金主要有稀土系、钛系、镁系等。另外在核反应堆中的金属氢化物、非晶态贮氢合金及复合贮氢材料已引起人们的极大兴趣。

### 13.7.2 磁性材料

磁性材料可分为软磁材料、硬磁材料、磁记录材料及一些特殊用途的磁性材料,如稀土永磁材料、室温磁致冷材料、新型的多层膜磁记录材料、有机铁磁材料、准晶材料、非晶材料、铁氧体材料、铁电反铁磁材料等。

### 13.7.3 半导体材料

半导体材料的发展与器件紧密相关。而材料的质量的提高和新型半导体材料的出现,又优化了半导体器件性能,产生了新的器件。

典型半导体材料有硅和锗、砷化镓、碲镉汞材料等。

半导体微结构材料是导体异质结、超晶格和量子阱材料的统称。异质结是由两种不同半导体材料所组成的结。超晶格材料是由两种或两种以上不同材料的薄层周期地交替生长而构成的材料。当两个同样的异质结背对背接起来,构成一个量子阱。

半导体陶瓷是由一种或数种金属氧化物,采用陶瓷制备工艺制成的多晶半导体材料,可制成各种敏感器件。主要的半导体材料有PTC半导体陶瓷、NTC半导体陶瓷、CTR半导体陶瓷和压电半导体陶瓷等。

### 13.7.4 光学材料

光学材料主要是光介质材料,是传输光线的材料。它们以折射、反射和透射的方式改变光的方向、强度和位向,使光线按预定的要求传输,也可以吸收或透过一定波长范围的光线而改变光线的光谱成分。今介绍部分光学材料。

红宝石激光晶体( $\text{Al}_2\text{O}_3:\text{Cr}^{3+}$ )是由刚玉单晶( $\alpha-\text{Al}_2\text{O}_3$ )为基质,掺入 $\text{Cr}^{3+}$ 激活离子所组成的。钕钇铝石榴石激光晶体是由 $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ 作为基质, $\text{Na}^{3+}$ 作为激光离子而成。半导体激光材料是半导体器件P-N结二极管在电流正向流动时引起的激光振荡。

光纤材料是用高透明电介质材料制成的非常细(外径约为 $125\sim 200\mu\text{m}$ )的低损耗导光纤维。目前主要有石英玻璃光纤、多组分玻璃光纤、晶体光纤等。

红外线材料是能够透过红外线的材料。主要有碱卤化合物晶体、碱土-卤族化合物晶



体、氧化物晶体、无机盐晶体及半导体晶体等。发光材料是物质把吸收的能量直接转换成特征辐射的现象,如 ZnS、CdS 等。

光色材料是受光着色,停止光照时又可逆地退色。如含卤化银的玻璃(光色玻璃)和掺稀土元素(Sm)和铕(Eu)的氟化钙( $\text{CaF}_2$ )光色晶体等。

液晶材料是在低温时为晶体,加热后变为液体的发光材料,如脂肪族化合物、芳香族化合物和甾族化合物等。

#### 13.7.5 精细功能陶瓷

精细陶瓷不仅有良好的绝缘体,也有电子导电体、离子导电体、半导体及其他导电材料。如导电陶瓷、介电铁电陶瓷、气敏陶瓷和湿敏陶瓷、铁氧体、生物陶瓷、高温超导陶瓷等。它们在不同的应用领域内正日新月异地为人类作出巨大贡献。

### 13.8 未来材料的发展方向

材料科学的进步促进了国民经济和现代科学技术的发展,而国民经济和现代科学技术的进步又为新材料的发展提供了方向和技术。新材料是知识密集、技术密集、资金密集的一类新兴产业,是多学科相互交叉和渗透的科技成果,它们无不体现了出固体物理、有机化学、量子化学、固体力学、冶金科学、陶瓷科学、生物学、微电子学、光电子学等多学科的最新成就。因此,新材料的发展与其它新技术的发展是密切相关的。

目前,由于对新材料的需求日益增长,人们希望在材料研制中尽可能地增加理论预见性、减少盲目性。客观上由于现代物理化学等基础科学的深入发展,提供了许多新的原理与概念,更重要的是计算机信息处理技术的发展,以及各种材料制备及表征评价技术的进展,使材料研制及设计出现一些新的特点。

①在材料的微观结构设计方面,将从显微构造层次( $\sim 1\mu\text{m}$ )向分子、原子层次( $1\sim 10\text{nm}$ )及电子层次( $0.1\sim 1\text{nm}$ )发展(研制微米、纳米材料)。

②将有机、无机和金属三大类材料在原子、分子水平上混合而构成所谓“杂化”(Hybrid)材料的构思设想,探索合成材料新途径。

③在新材料研制中,在数据库和知识库存的基础上,利用微机进行新材料的性能预报,利用微机模拟揭示新材料微观结构与性能的关系。

④深入研究各种条件下材料的生产过程,运用新思维,采用新技术,来开发新材料,进行半导体超晶格材料的设计,即所谓“能带工程”或“原子工程”就是一例。它通过调控材料中的电子结构,按新思维获取由组成不同的半导体超薄层交替生长的多层异质周期结构材料,从而极大的推动了半导体激光器的研制。

⑤选定重点目标,组织多学科力量联合设计某种新材料。如按航天防热材料的要求而提出的“功能梯度”材料(FGM)的设想和实践。

在漫长的人类历史发展过程中,材料一直是社会进步的物质基础和先导。可以预见 21 世纪材料科学必将在当代科学技术迅猛发展的基础上,朝着高功能化、超高性能化、复杂化(复合化和杂化)和智能化的方向发展,从而为人类社会的物质文明建设作出更大的贡献。

## 第三编 零件的失效、强化与选材

### 第十四章 零件的失效与强化

零件的失效是指零件丧失设计功能的现象。如一部机床失去加工精度,一架飞机在空中失事,都是失效。失效分析的任务是找出失效的主要原因,并制订改进措施,对零件进行强化和韧化处理,防止同类事故发生。失效分析是提高产品质量和减少损失的重要手段。

#### 14.1 零件的失效形式

##### 14.1.1 过量变形失效

###### 1. 过量弹性变形失效

零件受外力作用产生弹性变形,如果弹性变形过量,将使设备不能正常工作。如车床主轴工作中发生过量弹性弯曲变形,不仅产生振动,而且会使零件加工质量下降,还会使轴与轴承配合不良而失效。

###### 2. 过量塑性变形失效

零件受大于屈服载荷的外力作用,将产生塑性变形,使其零件间的相对位置发生变化,致使整个机器运转不良,引起失效。例如变速箱中齿轮的齿形受强载荷发生了塑性变形,齿形不正确。轻者造成啮合不良,发生振动的噪音;重者发生卡齿或断齿,引起设备事故。

###### 3. 蠕变变形失效

受长期固定载荷的零件,在工作中,特别是在高温下发生蠕变。当其蠕变量超过规定范围时,处于不安全状态,严重时可能与其他零件相碰,产生失效。如锅炉、汽轮机、燃汽轮机、航空发动机及其他热机的零部件,由于蠕变所致的变形、应力松弛都会使机械零件失效。

##### 14.1.2 断裂失效

断裂失效是机械零件失效的主要形式,根据断口形貌和断裂原因,可分下列几种。

###### 1. 韧性断裂失效

零件在断裂前产生明显的塑性变形,零件尺寸发生明显的变化,一般断面减小,且断口呈纤维特征。韧性断裂往往是在设计的承载能力小于实际工作时所施加的载荷而发生的。

###### 2. 低温脆断失效

设备在低于材料的脆性转变温度  $T_f$  以下工作时,因材料的冲击韧性大大降低而变脆产生的失效。

###### 3. 疲劳断裂失效

零件在交变应力作用下突然断裂的现象称为疲劳断裂,断裂前往往没有明显征兆。

###### 4. 蠕变断裂失效

材料蠕变变形量超过一定范围时,产生颈缩和裂纹,而很快断裂失效。

#### 5. 介质和应力联合作用下的断裂失效

这类失效包括应力腐蚀脆断和氢脆,它们都属于低应力延迟性断裂。

#### 14.1.3 表面损伤失效

表面损伤失效的种类很多,主要有磨损失效、腐蚀失效和表面疲劳失效三种。

##### 1. 磨损失效

相互接触的零件相对运动时,表面发生磨损。磨损使零件尺寸减小,精度降低,甚至产生咬合、剥落,而不能工作。

##### 2. 腐蚀失效

由于化学或电化学腐蚀而造成材料的损耗,引起零件尺寸和性能的变化,导致失效。

##### 3. 表面疲劳失效

相互接触的两个运动表面,在工作过程中承受交变接触应力的作用,使表面层材料发生疲劳而脱落,造成机械零件失效。根据疲劳损伤程度,可分成麻点(浅层剥落)与剥落(深层剥落)两种形式。

实际上零件的失效形式往往不是单一的。随外界条件的变化,失效形式可从一种形式转变为另一种形式。如齿轮的失效,往往先有点蚀、剥落,后出现断齿等多种形式。

## 14.2 零件失效分析的一般方法

失效分析是一门交叉、边缘、综合的新兴学科,涉及多门学科和技术。掌握正确的分析方法才能找到合乎实际的失效原因和补救、预防措施。

#### 14.2.1 失效分析的实施步骤

为保证失效分析顺利的进行,应根据失效的具体情况与分析的目的制定失效分析计划,按计划有条不紊的进行。

##### 1. 保护失效现场

失效现场的一切证据应保持原状、完整无缺和真实不伪,是正确有效分析的前提。

##### 2. 侦察失效现场和收集背景材料

收集失效零件的残骸,进行观察、测量并记录零件损坏的位置、尺寸变化和断口特征,收集表面剥落物和腐蚀产物。观察相邻零件的损坏情况,判断零件损坏顺序。

收集有关零件的设计、材料、加工、安装、使用、维护等方面的资料。

##### 3. 制定失效分析计划

根据现场侦察和背景材料的综合分析制定失效分析计划,确定进行分析试验的目的、内容、方法和实施方式。

##### 4. 执行失效分析计划

严格执行计划,同时要有详细的记录,随时分析试验结果。

##### 5. 综合评定分析结果

失效分析人员对现场发现、背景材料和各项实验结果做综合分析,确定失效的过程和原因,作出分析结论。

##### 6. 研究补救和预防措施

根据分析和结论,提出补救和预防措施。它涉及设备的设计结构、制造技术、材料技术、运行技术、修补技术以及质量管理的改进,乃至技术规范、标准和法规的修定建议。

#### 7. 起草失效分析报告

内容一般应包括下列项目:题目、任务来源(任务下达者及下达日期、任务内容及分析目的)、各项试验过程及结果、分析结果、补救和预防措施或建议、附件(原始记录、图片等)、失效分析者签名及日期。

#### 8. 评审失效分析报告

由失效分析人员、设备制造厂商代表、用户代表、管理部门代表、司法部门代表和聘请的专家组成评审委员会对失效分析报告进行评审,提出评审决议。

#### 9. 提出失效分析报告

分析报告通过评审后,按评审决议制定报告的正式文本,内容除上述7中所列之外,还增加3项:评审意见、呈送及抄送单位、密级。

#### 10. 反馈系统

把失效分析结果反馈到企业、情报部门、质量管理部门、可靠性研究中心、数据中心、数据交换网等,以推动技术革命和提高产品质量。

### 14.2.2 失效分析的方法

常用的失效分析思路有两类,一是残骸分析法,它以物理、化学的方法分析失效机理;二是安全系统工程分析法,常采用统计、图表和逻辑推理的方法分析。

#### 1. 残骸分析法

它是以服役条件、断口特征和失效抗力指标为线索的分析方法。即要找到零件的服役条件、失效模式和失效原因之间的内在联系。

“断口”是断裂失效的重要证据,但断口分析必须辅以残骸的“失效抗力的分析”,才能得出断裂的真实原因。失效抗力指标分析法见图14-1。该分析法的关键是在零件服役的基础上,通过残骸分析的理化检验,找到造成失效的主要抗力指标,研究这一指标与材料成分、组织、状态的关系。通过工艺改革和结构改进提高失效抗力指标,最后通过台架模拟试验或直接进行使用考验,达到预防零件失效的目的。

#### 2. 失效树分析法

失效树分析法是用数理逻辑符号,把不希望发生的各种现象(导致失效发生的各种潜在原因)沿其发生的经过而展成树的形式,分析事故发生的途径、原因及发生的概率的方法。是一个从结果到原因的所谓逆方向分析。失效树的事件之间用逻辑符号(见表14-1)连接,失效树的建立方法简述如下。

第一级:顶事件。即失效或故障事故。

第二级:导致顶事件发生的直接原因的事件。根据它们与顶事件的关系用相应的逻辑符号连接。

第三级:导致二级故障事件发生的直接原因的故障事件。把它们用适于其间的逻辑门与第三级故障事件相连接。

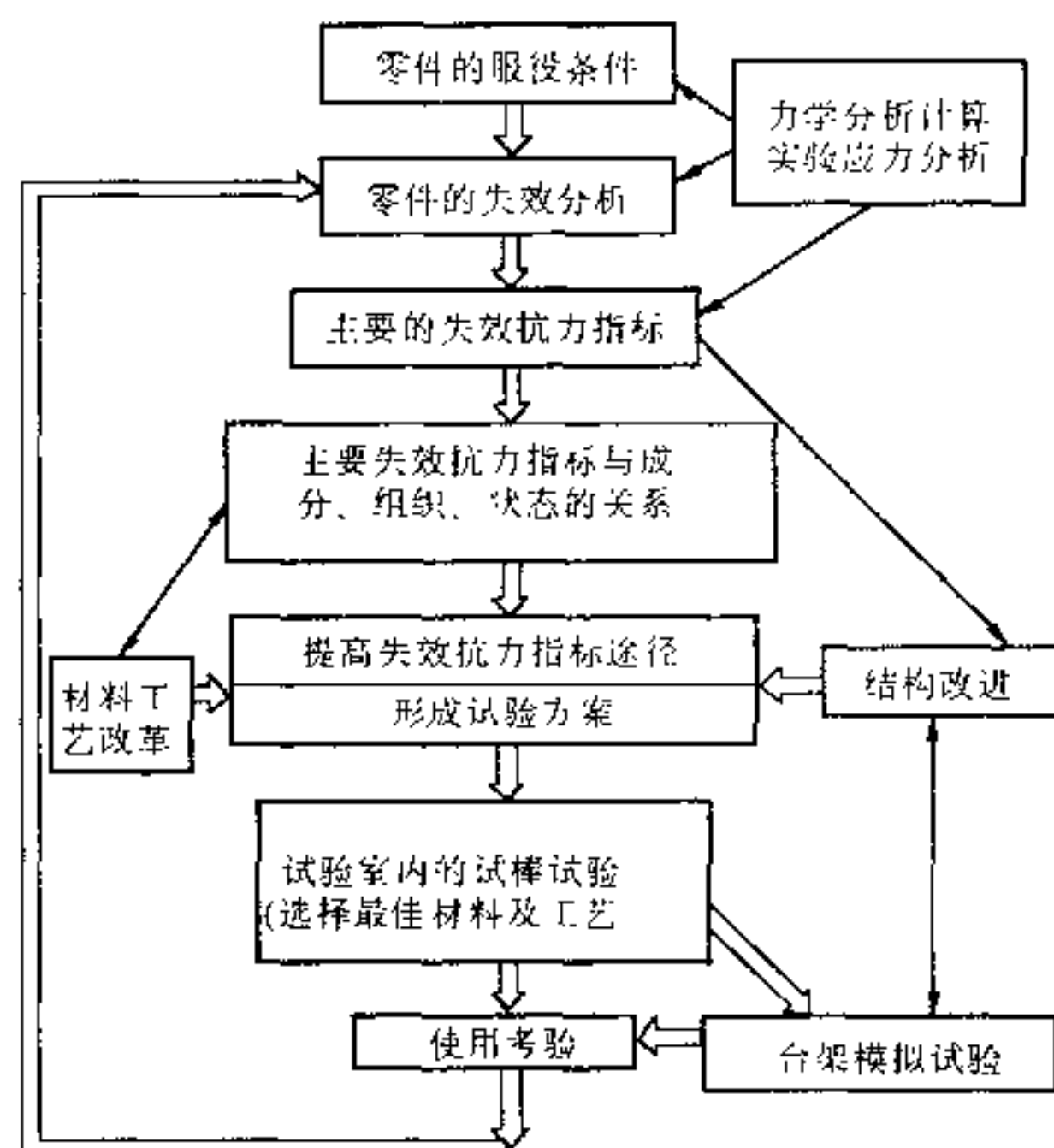


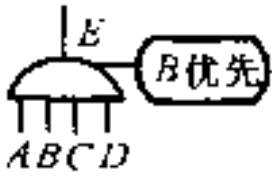
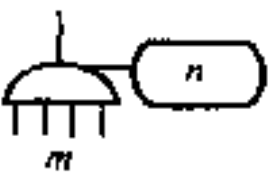
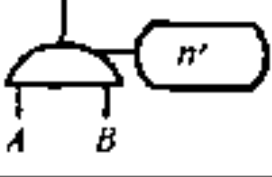
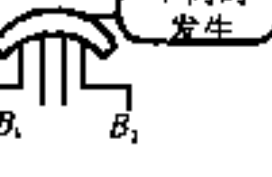
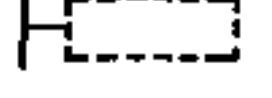
图 14-1 以失效抗力指标为主线的分析示意图

表 14-1 FIA 采用的符号

序号	符号	名称	说 明
1		要说明的故障 (顶事件)	最终要说明的故障
2		基本事件 (底事件)	发生故障的根本原因。即可以单独获得发生故障的概率的基本现象(底事件)。有时用虚线,表示人为错误引起的底事件
3		故障现象 (故障事件)	由底事件到顶事件中间的故障现象(事件)。其上、下应与逻辑门连接
4		转移符号	条件完全相同的故障,或同一故障在失效树上不同位置出现,为减少重复工作量使树简化,由一处转出,再一处转入
5		“与”门	输入现象 A、B、C 同时存在时,输入现象 D 才必然出现的逻辑乘法
6		“或”门	输入现象 A、B 中,无论哪一个存在时,输出现象 C 均能出现的逻辑加法
7		“禁”门	表示只有因素 B 存在时,A 现象的输入才能导致 C 的输出



续表

	序号	符号	名称	说 明
修正门	8		优先与门	输入事件中某一事件要优先输入, 输出事件才能发生。图例中 $B$ 要优先输入。 $B \cap A$ 或 $C, D$
	9		表决与门	$m$ 个输入事件中有任意 $n$ 个 ( $m > n$ ) 发生, 则输出事件 $E$ 才发生。 $n$ 称作表决与门
	10		相依与门	输入事件 $A, B$ 互相依存, $A$ 输入时 $B$ 必然发生, 则顶事件就发生。称之相依与门
	11		互斥或门	当或门中输入事件是互相排斥的, 即一个输入事件发生, 而其它事件都不发生, 则输出事件发生
分方法	12		方法符号	上、下通道间要采取的分析方法

如此进行下去, 一直连接到底事件为止。这就是一棵以顶事件为“根”, 中间事件为“节”, 底事件为“叶”的倒置的失效树, 如图 14-2 所示。

另外, 失效分析中还有用统计图表法、特性因素图法、失效模式影响和致命度计算法等。

## 14.3 零件失效分析举例

引起零件失效的原因大体可分为设计、材料、加工和安装使用等四个方面。对于某一零件的失效, 它可能有多种原因。因此必须逐一考察, 找到真正的失效原因, 下面举例说明。

### 14.3.1 材料缺陷引起的失效

70Cr3Mo 钢大型冷轧支承辊粗加工后停放在车间, 伴随一声巨响, 辊身中部垂直轴线方向裂成两段。

#### 1. 宏观断口分析

断口比较平齐, 呈脆性断裂特征, 见图 14-3。断口上未发现冶金缺陷, 但却见到自内向外呈放射状的断裂台阶。可见裂纹是在内部萌生后向外扩展开裂的。在图 14-4 位置套取 7 根棒料, 分别进行断口、金相组织、化学成分、氢含量及力学性能分析。

#### 2. 微观断口分析

断口呈解理 + 准解理断裂。断口心部发现有碳化物偏析, 定性分析为铬的碳化物。该材料很脆, 对裂纹扩展很敏感。断口是许多以非金属夹杂物或碳化物小颗粒为源而形成的脆性断裂, 见图 14-5。

在图 14-4 上 1、2、3、4 位置发现有碎条状氢脆断口(图 14-6a)和较多的穿晶或沿晶的二次裂纹(图 14-6b)。

#### 3. 金相组织

检验结果如表 14-2 所示。

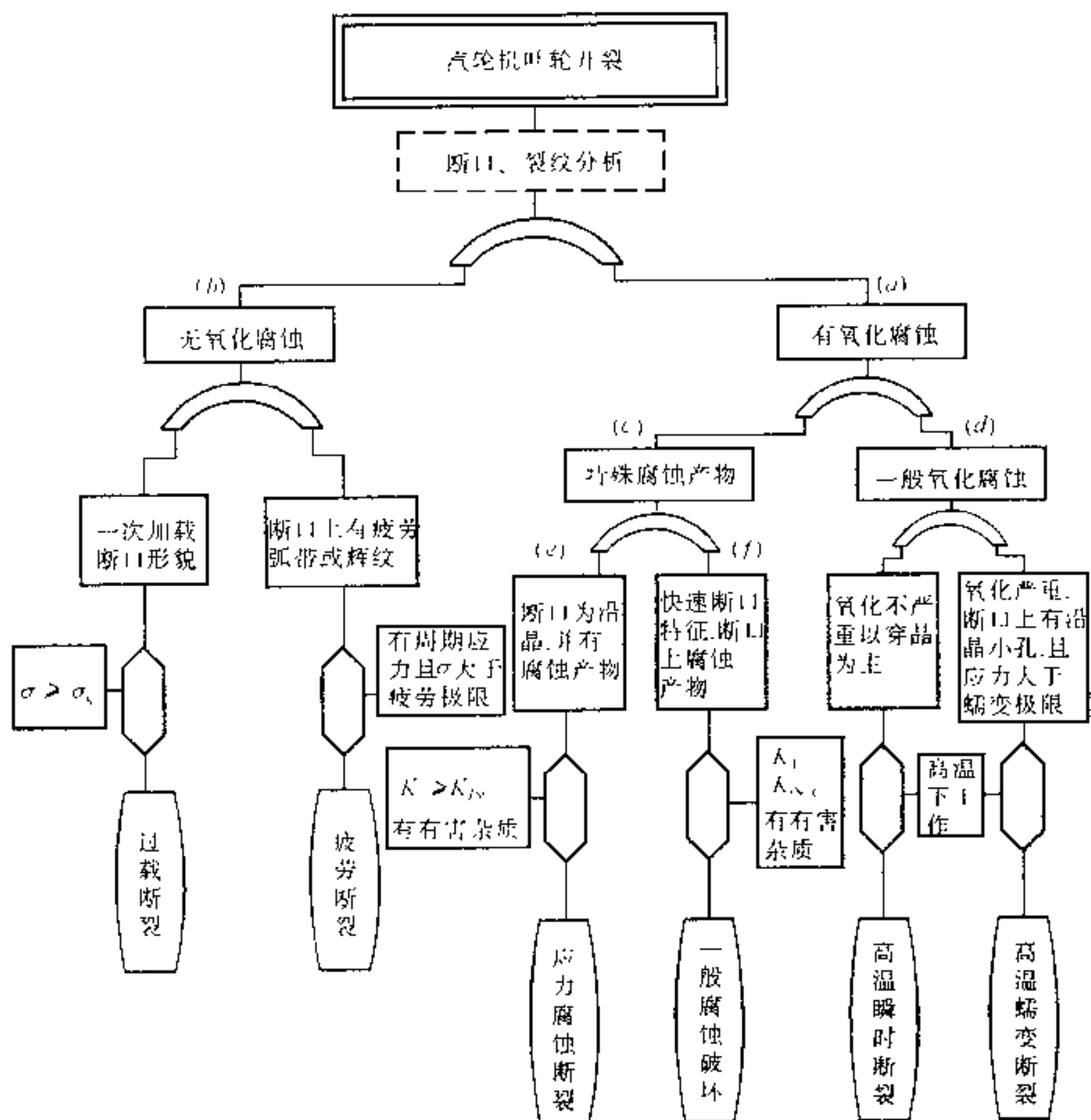


图 14-2 汽轮机叶轮开裂失效分析的故障树

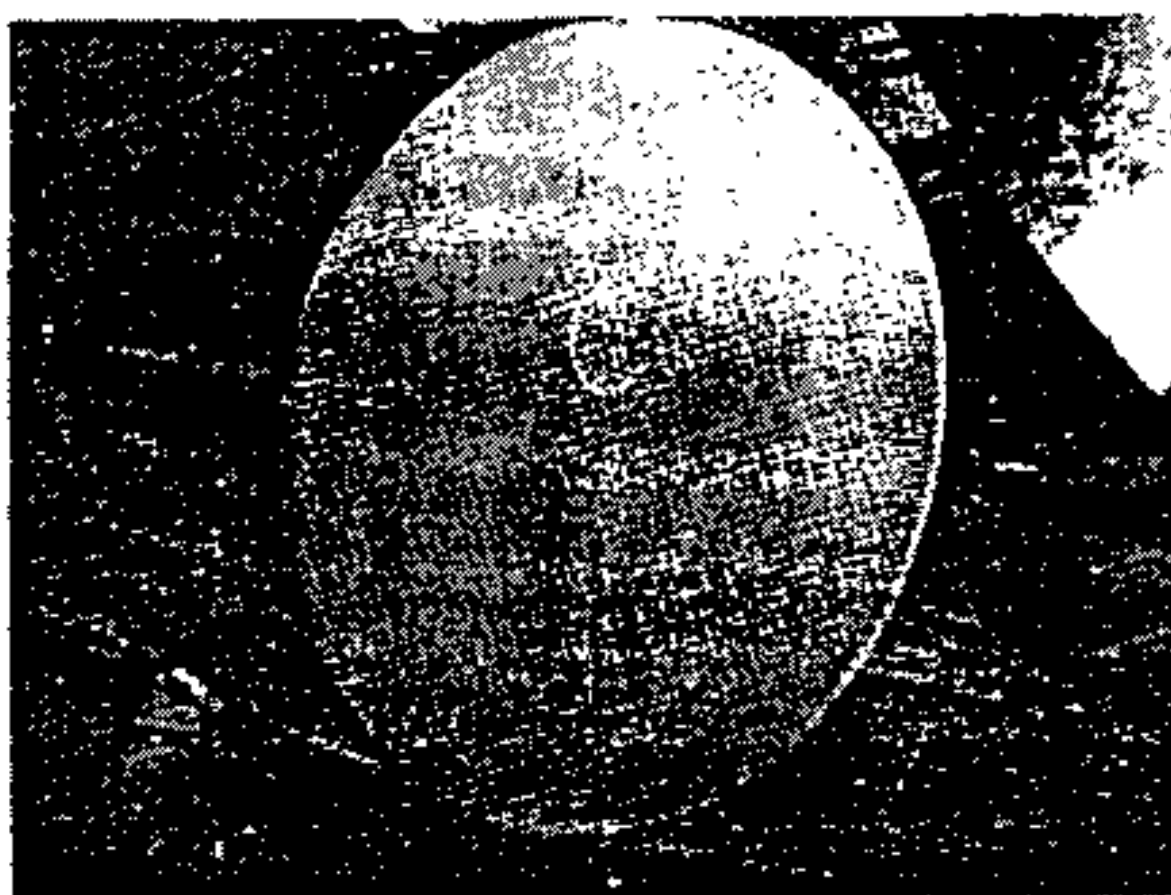


图 14-3 支承辊宏观断口

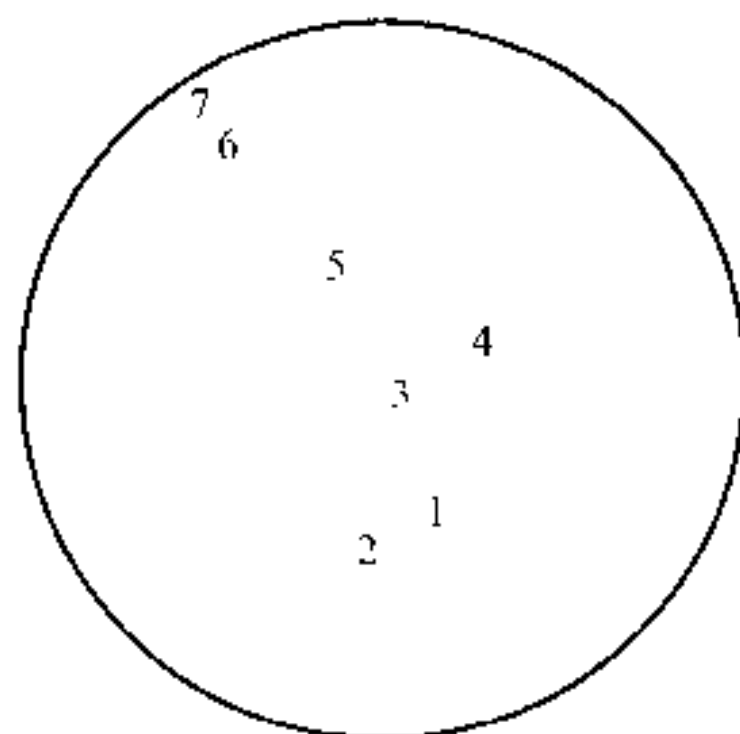


图 14-4 从断口上取样位置示意图

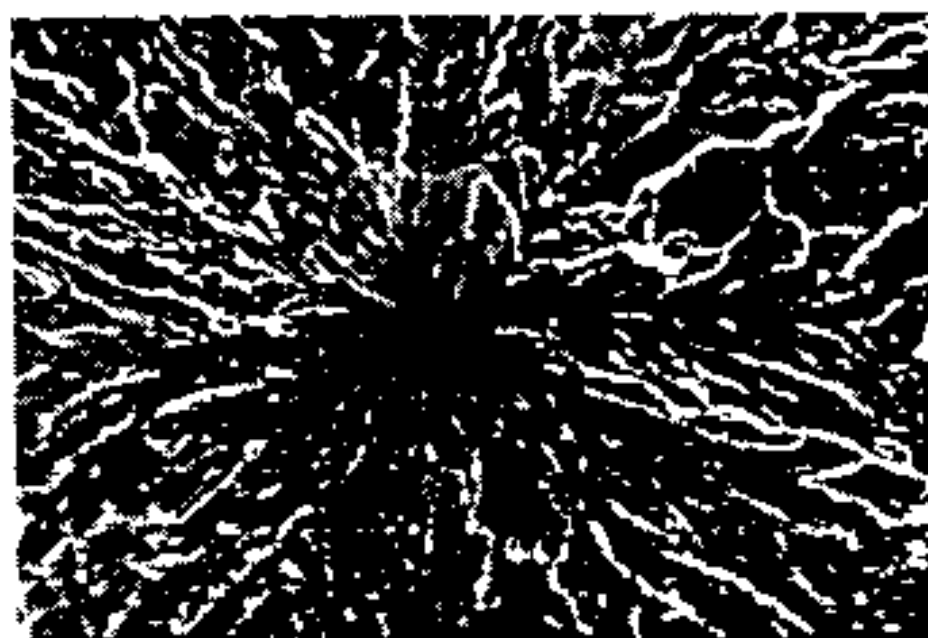
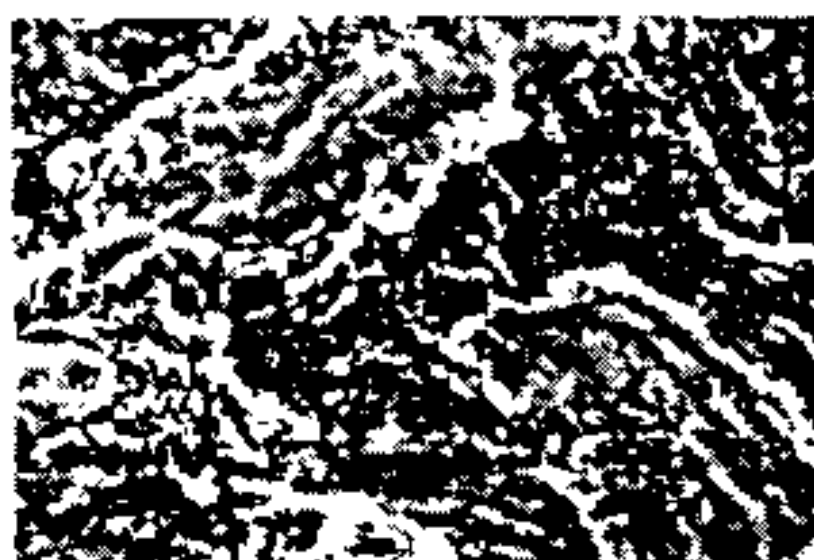


图 14-5 以碳化物颗粒为源的脆性断裂  $\times 350$



(a) 氢脆断口  $\times 700$



(b) 沿品和穿品的二次裂纹  $\times 1050$

图 14-6 支承辊中心部位断口

表 14-2 金相组织

试样号	1、2、3、4、5	6	7
金相组织	层片状珠光体 + 网状碳化物	层片状珠光体 + 索氏体	索氏体

#### 4. 力学性能

测试结果见表 14-3。

表 14-3 力学性能

性 能 试 样 号	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\phi$ (%)	$\delta$ (%)	$a_k$ (J/cm <sup>2</sup> )
1	878.0	606.0	11.0	11.0	
2	860.0	594.0	14.0	13.0	
3	890.0	555.0	16.0	11.5	
4					10.0
5	857.0	495.0	23.0	15.0	10.0
6	730.0	368.0	44.0	22.5	12.5
7	765.0	412.0	52.5	24.0	55.0

#### 5. 化学成分

分析结果见表 14-4。

表 14-4 化学成分

化学成分(%)	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
试 样 号							
1	0.70	0.54	0.66	0.010	<0.005	3.13	0.69
2	0.67	0.54	0.64	0.011	<0.005	3.09	0.67
3	0.77	0.54	0.66	0.014	<0.005	3.21	0.71

## 6. 氢含量

氢含量分析结果见表 14-5。

表 14-5 氢含量

试 样 号	1	2	3	4
氢 含 量				
(ppm)	1.30	0.80	0.70	0.80

## 7. 分析

70Cr3Mn。材质对氢脆的敏感性随碳含量的增加而增加,随含铬量的增加而增加。断口心部含碳、铬都高,氢脆严重。断口的微观分析证明了这一点。但从氢含量数据来看并不高,这主要是由于轧辊断裂后放了一个多月才取样。定氢试样加工完后放置一周时间才分析,氢已经大部逸出。

氢脆对断面收缩率影响最大,位于心部的几个试样断面收缩率低是该处氢含量较高所致。

此辊预备热处理的理想组织为球状珠光体,而该轧辊心部组织为层状珠光体+网状碳化物。这种组织对裂纹的敏感性强。断口上穿晶或沿晶的二次裂纹即是很好的例证。

此辊经中温回火,热应力较高。应力能促使自固溶体中脱溶的氢原子向应力场扩散、聚集。进入显微裂纹内的氢原子结合成氢分子,在裂纹内产生很高的氢气压力,与内应力叠加引起钢的脆断。

## 8. 结论

轧辊内存在的热应力是轧辊置裂的主要原因。轧辊内较高的氢含量和热处理后心部层片状珠光体+网状碳化物组织都是造成多源脆性开裂的重要原因。

### 14.3.2 切削热引起失效

旋压轮材质是 GCr15,加工工艺为下料→锻造成型→去应力退火→粗车→正火→球化退火→精车→淬火→回火→打磨。加工成型后发现轮缘凸起处沿纵向有自上而下的裂纹。

#### 1. 组织观察

利用金相显微镜观察裂纹,看到轮缘凸起部分有几处白色区域,如图 14-7 所示。裂纹起源于白亮区,并看到材料有严重的带状碳化物偏析。

#### 2. 硬度

从试样表面到内部的硬度分布见图 14-7 右侧。

#### 3. 成分

用电子探针测得白亮层含 2.33%Cr,靠近白亮层处含 1.48%Cr,内部带状碳化物偏折处含 2.5%Cr。

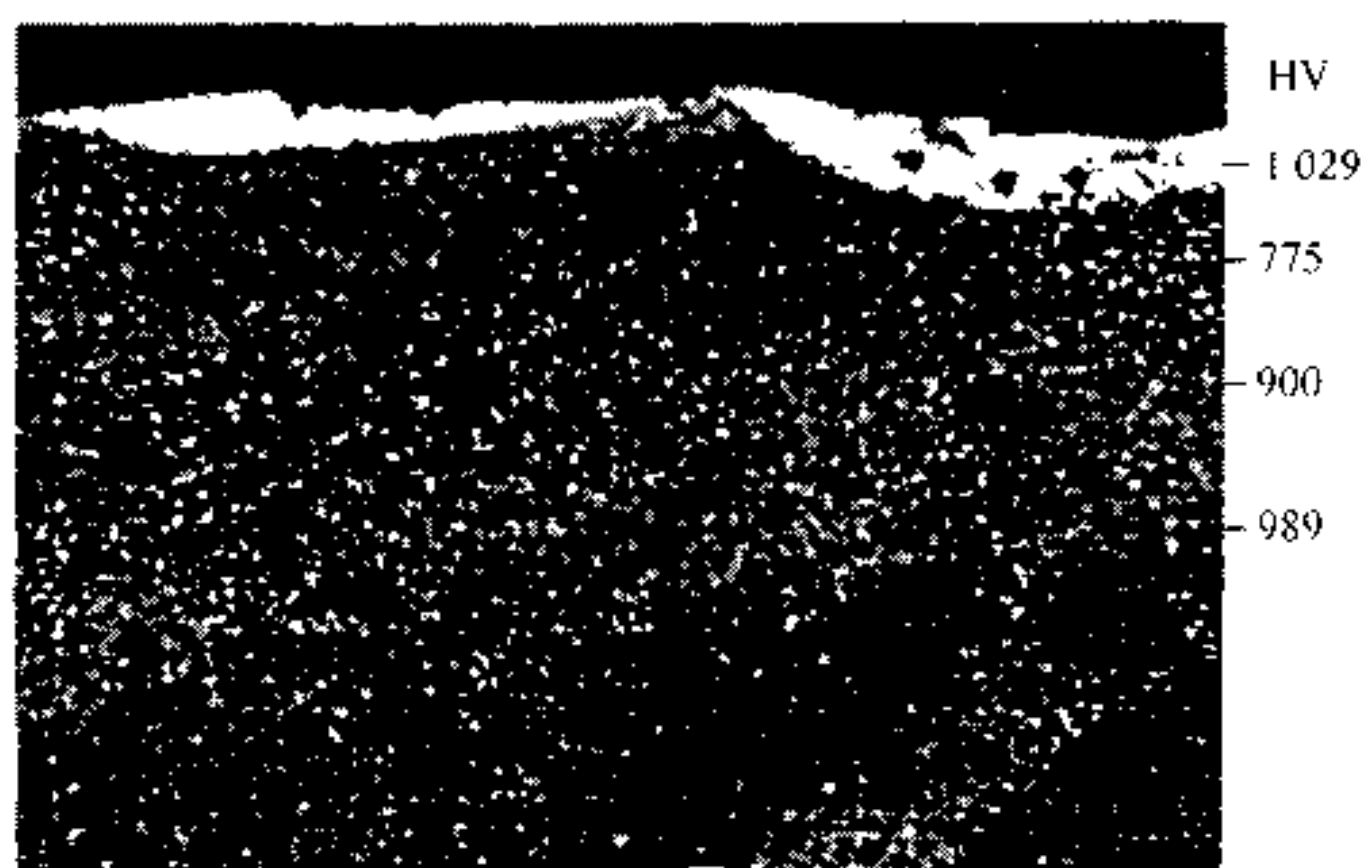


图 14-7 轮缘凸起部位的白亮区×200

#### 4. 分析

材料中存在带状碳化物偏析。淬火加热时偏析处碳化物大量溶入奥氏体,使马氏体点降低和残余奥氏体量增加。钢中较多的碳化物和残余奥氏体使钢的导热性变差,磨削表面瞬时被快速加热,表面温度高于相变点,由冷却液使之快速冷却,表层发生二次淬火而产生白亮区。因此在旋压轮凸缘处产生较大的拉应力。白亮区的硬度高达 HV1 029,经 500℃回火,白亮区变暗,出现回火组织,证明白亮区为淬火组织。

#### 5. 结论

原材料有带状碳化物偏析。磨削过程中拉应力、组织应力及表层二次淬火导致在凸缘处产生纵向裂纹。

#### 14.3.3 设计不当引起零件失效

对于弹簧的设计来说,设计人员遵循设计的弹簧有正确的应力分布,消除和减缓共振,防止过早疲劳等,但也有疏漏。如由于长度设计不合理而造成奔驰 2626K38 型翻斗载重汽车后钢板簧的早期疲劳断裂就是一例。

##### 1. 原始情况

该车从当时的西德进口,路面质量、路面坡度、拐弯半径等条件均比原设计规定的优越,使用保养正常。28 台车只行驶 3 000~7 000km,就先后都发生板簧的严重断裂。

##### 2. 观察分析

宏观观察发现,断裂的弹簧主要集中在每付弹簧的第一、第二片,而且断口均分布在距端头 200~250mm 处。断口有单疲劳源的、双疲劳源的及多疲劳源的,瞬断区在断口上占的比例较大,个别断口上有肉眼可见的大块夹杂。化学成分分析得知相当于西德标准的 58CrV4 钢,接近我国的 50CrVA 钢。力学性能试验得  $\sigma_b = 1\,274 \sim 1\,441\text{MPa}$ ,  $\sigma_s = 1\,274 \sim 1\,333\text{MPa}$ ,  $\delta = 10\% \sim 14\%$ ,  $\psi = 43\% \sim 48\%$ ,  $a_{k\text{纵向}} = 29.4 \sim 35.3\text{J/cm}^2$ ,  $a_{k\text{横向}} = 9.8 \sim 11.8\text{J/cm}^2$ ,在冲击断口上出现垂直于断口的裂纹。经扫描电镜观察发现裂纹两侧有大量硫化物夹杂,这亦为硫印所证实。金相测得在疲劳源区硫化物夹杂高达 5 级。断口经扫描电镜分析还发现了不少硅酸盐灰杂,分析证明板簧中存在残余缩孔。

原设计要求采用 1 200-20 或 1 200-22.5 轮胎,其后桥的轴间距为 1 350mm。而这 28 台车实际装的是 1 200-24 轮胎,轴间距加大到 1 450mm。由弹簧受力分析得知,当轴间



距 1 350mm 时,这种板簧上的应力分布较均匀,满载时  $\sigma_{\max} = 416.7\text{MPa}$ 。如同样板簧用在轴间距为 1 450mm 的车上,应力分布极不均匀,在第二片端部形成一处极高的应力区。静载时  $\sigma_{\max} = 658.0\text{MPa}$ 。假如动载系数为 3,则最高应力水平可达 1 960MPa 以上。

### 3. 结论

由于轮胎的更换使后桥板簧长度不合理,造成第 2、3 片间的级差过大,使应力分布极不均匀,在第二片的近端部形成一极高的应力区。再加上材质的缺陷,有大量夹杂物。从而造成过早的疲劳断裂

### 4. 改进措施

只有改进设计,严格控制材质,才能有效地解决过早的疲劳断裂问题。

## 14.4 工程材料的强化与强韧化

随着科学技术的发展,对工程材料不仅要求有高的强度,而且要有足够的塑性和韧性。这些性能都同材料的组织、结构有密切的关系。因此可通过各种措施,改变其组织和结构,以及使其复合,从而达到强化与强韧化。

### 14.4.1 工程材料的强化方法

工程材料的强化方法很多,主要有固溶强化、形变强化、细化组织强化、第二相强化、相变强化和复合强化等。

#### 1. 固溶强化

当两种或两种以上元素形成合金时,溶质原子溶入溶剂的晶格中。由于溶质原子与溶剂原子尺寸的差异,在溶入地点,晶格将产生很大的畸变,从而产生强度升高的现象,称为固溶强化。几乎所有的工程材料都可不同程度地进行固溶强化。普通低合金高强度钢、铝锌合金、单相黄铜、TA 类钛合金等都是主要依靠固溶强化来实现强化的。

#### 2. 形变强化

金属经过冷态下的塑性变形,其强度随变形量的增加而有很大的提高,同时塑性随之降低,这种现象称为加工硬化或形变强化。利用形变强化的现象来提高金属的强度,在工业上应用很广。例如,0.9%~1.0%C 的碳素钢经冷态拉拔,可使钢丝的强度高达 2 940MPa 左右。特别是对于纯金属及不能用热处理进行强化的合金,这种方法格外重要。形变之所以引起材料的强化,是由于塑性变形,使位错增多。由于位错运动的相互阻碍,使滑移困难,从而使强度提高。

#### 3. 细化组织强化

在晶界两侧的晶粒或亚晶粒的位向是有差异的。当运动着的位错一旦遇到晶界就会在其附近堆集起来。若晶粒细小,晶界面积就增加,则可增加了阻碍位错运动的作用,使强度增加。同时,晶界还可以阻止裂纹扩展,使材料的塑性和韧性得到改进。这是其他材料强化方法所不能比拟的。如对铸铁的孕育处理就是为了细化晶粒。向某些钢中加入强烈碳化物形成元素(V、Ti 等),以阻止加热时晶粒长大。

对于陶瓷材料来说,提高陶瓷原料的纯度、消除气相、提高密度和均匀度、细化晶粒可提高陶瓷材料的强度。如果把陶瓷材料制成很细的纤维,甚至细至晶须,其强度可提高 1~2 个量级。

#### 4. 第二相强化

对于金属材料来说,第二相质点弥散分布在基体中时,会产生显著的强化效果,称为弥散强化。第二相的强化作用与第二相的形状、大小、数量以及它在基体中的分布方式有密切的关系。与第二相本身的性质(强度、塑性、应变硬化等)有关,与两相间相互作用和匹配情况有关。如铝铜合金、铍青铜等合金,通过固溶-时效处理,由于第二相沉淀析出而获得强化。当第二粒子很小、弥散度很高时,此时异相界面面积所占比例很大。这个界面对位错运动的阻碍作用很大,从而获得很高的强度。

对于常用塑料来说,它的强化主要依靠塑料中的填充剂、固化剂和稳定剂。填充剂有粉状的(云母粉、炭粉等)、纤维状的(棉纤维、玻璃纤维、碳纤维等)、层状的(棉布、玻璃布等)。固化剂有六亚甲基四胺、乙二胺等。稳定剂有硬脂酸盐、铅化合物等。它们的作用和金属中的第二相强化相类似。

#### 5. 相变强化

在钢铁材料中,通常是利用相变方式来强化的,如贝氏体相变和马氏体相变强化。这种相变强化是多种强化效果的综合,因此强化效果显著。

陶瓷材料亦可利用相变进行强化。例如将硅粉在氮气炉中,在 $1\ 200^{\circ}\text{C}$ 和 $1\ 400^{\circ}\text{C}$ 下分别进行的预氮化处理和终氮化处理,得到高强度的氮化硅陶瓷。同理,将石英、碳、木屑装在电炉里在 $1\ 900\sim 2\ 000^{\circ}\text{C}$ 的高温下制成碳化硅材料等。

#### 6. 复合强化

由两种或两种以上不同性质的材料,通过不同工艺制成的复合材料,其性能优于各组成材料。如水泥和骨料(砂子和石子)组成的混凝土,用炭黑和填料复合成的橡胶,由 $\text{WC}-\text{Co}$ 组成的硬质合金,由玻璃纤维和树脂组成的玻璃钢等,都是复合材料。复合材料中硬质相对强度的提高起主要作用。复合材料的基体和增强材料可以是金属、高聚物,也可为陶瓷材料。

复合材料的性能还与增强相的几何排列方式有关。图14-8给出了三种最普通的组成排列的方式。在纤维复合材料中,以沿纤维长轴进行整齐排列的复合材料强度最高。

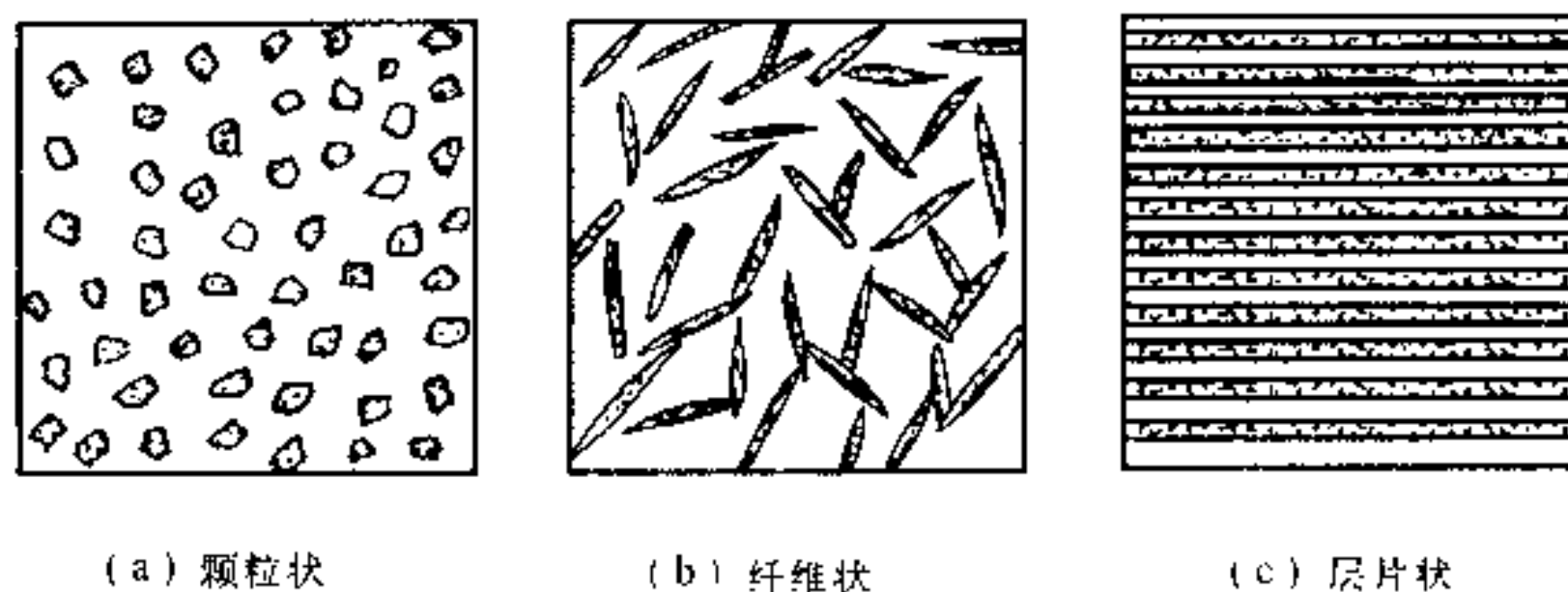


图 14-8 各种复合材料中增强相的排列方式

#### 14.4.2 工程材料的强韧化

材料强韧化处理的目的是防止构件脆性断裂,它是通过常规的工艺手段,提高材料的强韧性和零件的承载能力,以减少零件体积和重量的综合处理方法。主要方法如下。

##### 1. 细化晶粒

晶粒细小均匀,不仅强度高,而且韧性好,同时还可降低冷脆转变温度。因此晶粒细化是钢材、铝合金和陶瓷材料的重要强韧化途径之一。

## 2. 调整化学成分

钢材中随碳、氮、磷含量增加,冲击韧性下降,冷脆转变温度升高且范围变宽。钢中加入镍和少量锰可提高韧性,并降低冷脆转变温度。故降低有害杂质含量、降低碳含量,用镍、锰进行合金化可提高钢的韧性。而常用塑料可通过添加增塑剂(樟脑、氧化石蜡等)来增加强韧性。

## 3. 形变热处理

形变热处理是将形变强化(锻、轧等)与热处理强化结合起来,使金属材料同时经受形变与相变,从而使晶粒细化、位错密度升高、晶界发生畸变,达到提高综合力学性能的目的。常见的形变热处理有高温形变淬火(如图 14-9a)、中温形变淬火(14-9b)和高温形变正火(边形变边正火冷却)。

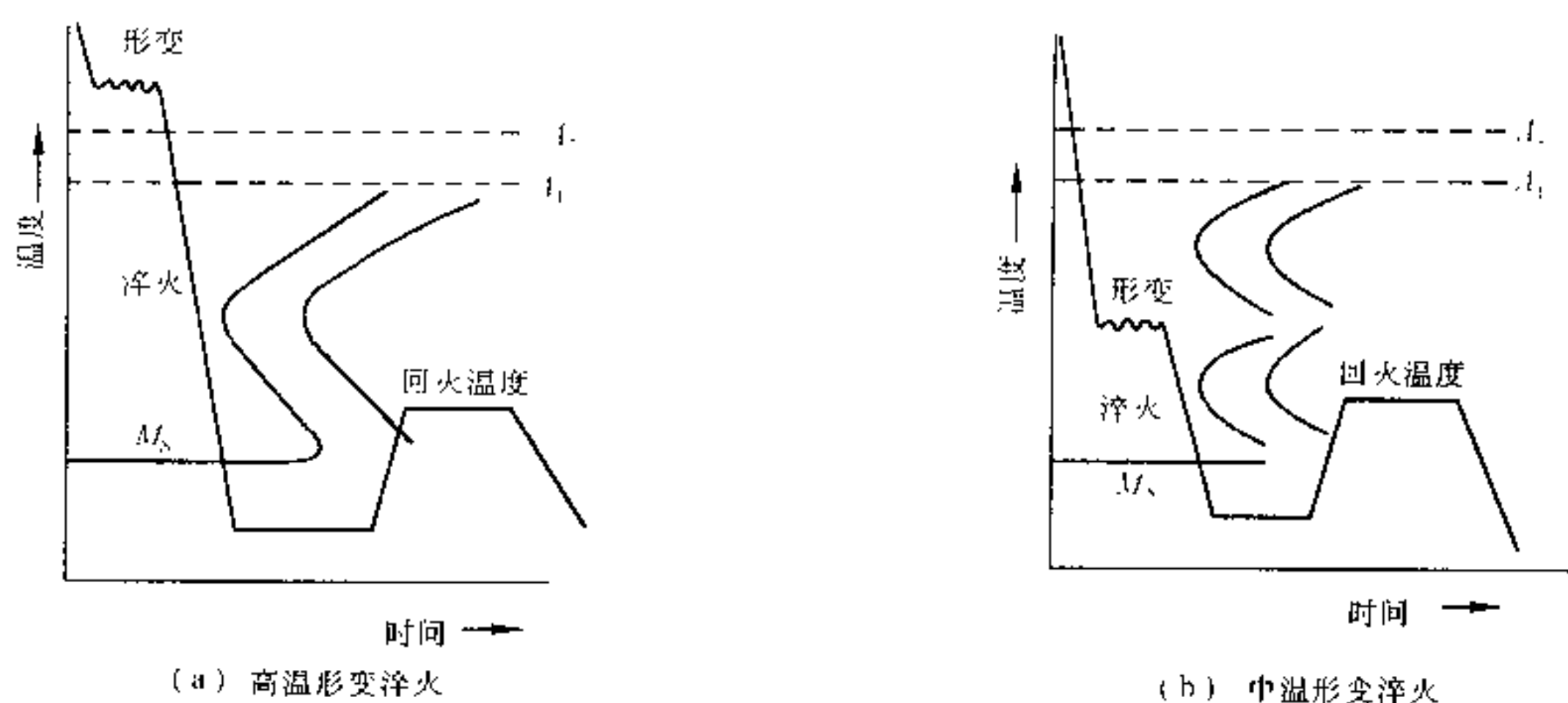


图 14-9 形变淬火工艺曲线示意图

## 4. 复相热处理

复相热处理是将钢处理成不同比例、形态和分布状况的两相混合物的一种新型热处理工艺。通过复相热处理,一般希望获得铁素体或马氏体基体上分布着不同类型、状态和数量的第二相组织。实践证明,复相热处理在提高材料的强韧性配合和疲劳极限、改善低温力学性能、抑制回火脆等方面有明显的效果。目前应用的双相钢有铁素体-马氏体钢、马氏体-铁素体钢、马氏体-贝氏体钢、马氏体-奥氏体钢、铁素体-马氏体-奥氏体钢等。

## 5. 钢的亚温淬火

亚共析钢的正常淬火工艺是加热到  $AC_3 + 30 \sim 50^\circ\text{C}$  的完全淬火。但是在正常淬火与回火之前,进行一次(或数次)加热温度在  $AC_1 \sim AC_3$  之间的亚临界温度淬火,能进一步提高钢的韧性、降低脆性转变温度以及减小高温回火脆性。目前已应用于低碳锰钢、中碳多元合金钢,如 35CrMnSi, 40CrMnSiTiV 等。

亚温淬火改善亚共析钢强韧性的原因是由于获得了塑性较高的适量残余铁素体,使钢中产生脆化的杂质元素(如 P、Sn、Sb 等)富集于残余铁素体中,可避免在晶界处偏聚,且奥氏体晶粒比一般淬火更加细化等。

## 6. 高温淬火

对于低、中碳钢采用比正常淬火更高一些温度淬火可以获得低碳马氏体组织,从而获得优良的强韧性能。例如,低碳钢渗碳煤铲,低碳钢米筛经低碳马氏体淬火后,强度及韧性大幅度提高,寿命成倍增长。如热锻模(5CrNiMo)提高淬火温度后,能使奥氏体均匀化,淬火后得到低碳马氏体为主和少量残余奥氏体组织,从而提高了锻模的冲击韧性。

另外,对于含碳化物形成元素的合金结构钢和工具钢,采用淬火温度高出  $AC_3$  300℃ 左右的超高温淬火,也可大幅度改善钢的韧性。

# 第十五章 零件的选材

零件使用的材料种类繁多,如何合理的选择材料,就成为一项重要的工作。

## 15.1 选材的一般原则

产品不仅要求质量好,还要求加工方便、成本低廉。为此,应遵循下列选材原则。

### 15.1.1 选材的使用性能原则

零件在使用过程中都要承受一定的载荷,有时还要受周围环境(如温度、接触介质等)的影响。这些都是导致零件发生失效的重要因素。材料的使用性能是指材料能保证零件正常工作所必须具备的性能。它包括力学性能、物理性能和化学性能等。

不同的零件对材料的使用性能要求是不同的。如机械零件大多在弹性范围内工作,常以强度指标为主要性能指标。而与腐蚀介质接触的材料,耐腐蚀性则是选材的主要依据。因此,对某个零件进行选材时,首先掌握其工作条件及失效形式,然后根据主要使用性能及其他因素选择合适的材料。必要时,还需进行实验室试验、台架试验来最后确定所用的材料。

### 15.1.2 选材的工艺性能原则

材料的选择也必须考虑材料加工的难易程度。如果一种材料能满足某零件的使用性能,但加工极为困难,这种材料则是不可取的。

材料的工艺性能主要是切削加工性能、材料的成型(铸造、锻压、焊接)性能和热处理性能(包括淬透性、变形大小、氧化、脱碳倾向等)。当工艺性能和力学性能相矛盾时,有时正是从工艺性能的考虑使得某些力学性能显然合格的材料不得不放弃,此点对大批量生产的零件尤为重要。因此大批量生产时,工艺周期的长短和加工费用高低,常常是生产的关键。

### 15.1.3 选材的经济性原则

经济性涉及材料成本的高低,供应是否充分,加工工艺过程是否复杂,成品率高低等。

在我国目前情况下,以铁代钢、以铸代锻、以焊代锻是经济的。选材时尽量采用价格低廉、加工性能好的铸铁或碳钢,在必要时选用合金钢。对于一些只要求表面性能高的零件,可选用价廉的钢种,然后进行表面强化处理来达到性能要求。

另外,在考虑材料的经济性时,切忌单纯以单价比较材料的优劣,而应当以综合效益(如材料单价、加工费用、使用寿命、美观程度等)来评价材料的经济性高低。

## 15.2 典型零件选材及应用举例

### 15.2.1 齿轮零件的选材

#### 1. 齿轮的工作条件及损坏形式

齿轮工作时,通过齿面的接触传递动力,周期地受弯曲应力和接触应力作用。在啮合的



齿面上,还承受强烈的摩擦,有些齿轮还承受冲击。因此,齿轮的主要损坏形式有齿面接触疲劳、磨损及轮齿折断。

## 2. 齿轮材料的性能要求

根据齿轮的工作条件和失效形式的分析,齿轮材料应具有高的弯曲疲劳强度和接触疲劳强度、高的耐磨性、足够的韧性以及良好的切削加工性能。另外,还要求有良好的热处理性能,如热处理变形量小等。

## 3. 齿轮类零件的选材

齿轮材料主要是中碳结构钢和渗碳钢、塑料等。对于工作条件较好、转速中等、载荷不太大而工作平稳的机床类齿轮,一般采用中碳钢调质处理,而后采用高频淬火进行表面强化,在有些情况下也可采用塑料制造。对于齿轮受力较大、受冲击频繁的汽车、拖拉机齿轮采用渗碳钢并经渗碳、淬火与低温回火处理,有些情况下也可采用粉末冶金齿轮、塑料齿轮等。

表 15-1 给出了一些在不同条件下工作的齿轮选用的金属材料及热处理情况,表 15-2 给出了常用塑料齿轮的选材情况。

表 15-1 金属齿轮的选材、热处理及应用

类别	圆周速度	压力	冲击	钢号	热处理技术要求*	应用举例
I	高速 10~15 m/s	<700 MN/m <sup>2</sup>	大中 微	18CrMnTi、20CrMnMoVB 18CrMnTi、20CrMnMoVB 18CrMnTi、20Mn2B	20CrMnMoVB S-C-59 18CrMnTi S-C-59 20Mn2B S-C-59	1. 精密机床主轴传动 齿轮; 2. 精密分度机械传动 齿轮; 3. 精密机床最后一对 齿轮; 4. 变速箱的高速齿轮; 5. 精密机床走刀齿轮; 6. 齿轮泵齿轮
		<400 MN/m <sup>2</sup>	大中 微	18CrMnTi 18CrMnTi、20Cr 38CrMoAl、40Cr、42SiMn	18CrMnTi S-C-59 20Cr S-C-59 40Cr G54	
II	中速 6~10 m/s	<1 000 MN/m <sup>2</sup>	大中 微	18CrMnTi、20Cr 20Cr、40Cr、42SiMn 40Cr	18CrMnTi S-C-59 20Cr S-C-59 40Cr G50	1. 普通机床变速箱齿 轮; 2. 普通机床走刀箱齿 轮; 3. 切齿机床、铣床、螺 纹机床的分度机的变 速齿轮,车床、铣床、 磨床、钻床中的齿轮; 4. 调整机构的变速齿 轮
		<700 MN/m <sup>2</sup>	大中 微	20Cr 40Cr、45 45	20Cr S-C-59 40Cr G50 45 G50	
		<400 MN/m <sup>2</sup>	大中 微	40Cr、42SiMn 45 45	40Cr G48 45 G48 45 G45	

续表

类别	圆周速度	压力	冲击	钢号	热处理技术要求*	应用举例
Ⅲ	低速 1~6 m/s	<1 000 MN/m <sup>2</sup>	大	40Cr、20Cr	40Cr G45	一切低速不重要齿轮,包括分度运动的所有齿轮,如大型、重型、中型机床(车床、牛头刨床、磨床)的大部分齿轮,一般大模数、大尺寸的齿轮
			中	45	45 G42	
			微	45	45Cr G42	
		<700 MN/m <sup>2</sup>	大	20Cr、45	40 G42	
			中	45、40Cr	40Cr T230-260	
			微	45	45 G42	
		<400 MN/m <sup>2</sup>	大	40Cr、45	40Cr T220-250	
			中	45、50Mn2	45 T220-250	
			微	45	45 Z	

\* 热处理符号 S-C-59 表示渗碳淬火,硬度为 HRC56~62;G42 中 G 表示高频淬火,42 表示洛氏硬度值;T230-260 中 T 表示调质,后面数字表示布氏硬度值;Z 表示正火。

表 15-2 塑料齿轮的选材及应用

塑料品种	性能特点	适用范围
尼龙 6 尼龙 66	有效高的疲劳强度与耐振性,但吸湿性大	在中等或较低载荷、中等温度(80℃ 以下)和少无润滑条件下工作
尼龙 610、1010、9	强度与耐热性略差但吸湿性较小,尺寸稳定性较好	同上条件,可在湿度波动较大的情况下工作
MC 尼龙	强度、刚性均较前两种高,耐磨性也较好	适用于铸造大型齿轮及蜗轮等
玻纤增强尼龙	强度、刚度、耐热性均优于未增强者,尺寸稳定性也显著提高	在高载荷、高温下使用,传动效果好,速度较高时应用油润滑
聚甲醛	耐疲劳、刚性高于尼龙,吸湿性很小,耐磨性好,但成型收缩率大	在中等轻载荷,中等温度(100℃ 以下)无润滑条件下工作
聚碳酸酯	成型收缩率特小,精度高,但耐疲劳强度较差,并有应力开裂的倾向	可大量生产,一次加工。当速度高时,应用油润滑
玻纤增强聚碳酸酯	强度、刚性、耐热性可与增强尼龙媲美,尺寸稳定性超过增强尼龙,但耐磨性较差	在较高载荷、较高温度下使用的精密齿轮。速度较高时用油润滑
聚苯撑氧(PPO)	较上述不增强者均优,成型精度高,耐蒸汽,但有应力开裂倾向	适用于在高温水或蒸汽中工作的精密齿轮
聚酰亚胺	强度、耐热性高,成本也高	在 260℃ 以下长期工作的齿轮

### 15.2.2 轴类零件的选材

轴是机械设备的基础零件之一,一切回转运动的零件都装在轴上。

#### 1. 轴的工作条件

轴传递扭矩,承受交变扭转载荷,同时也往往承受交变弯曲应力;轴颈处承受较大的摩擦作用;同时轴还承受一定的过载和冲击载荷。

#### 2. 轴的失效形式

轴类零件失效形式有疲劳断裂、过载断裂、磨损和过量变形等。

3. 轴的性能要求

根据轴的工作条件和失效分析,轴的材料必须具有良好的综合力学性能,即强度、塑性和韧性的良好配合,以防止过载和冲击断裂;应有高的疲劳强度,防止疲劳断裂;同时有良好的耐磨性,防止轴颈磨损。

4. 轴类零件的选材

轴类零件的选材时主要考虑强度,同时兼顾材料的冲击韧性和表面耐磨性。所以轴类零件一般用中碳钢或中碳合金钢制造。

今以 C620 车床主轴为例,讨论其选材及其热处理工艺,该轴的简图如图 15-1 所示。

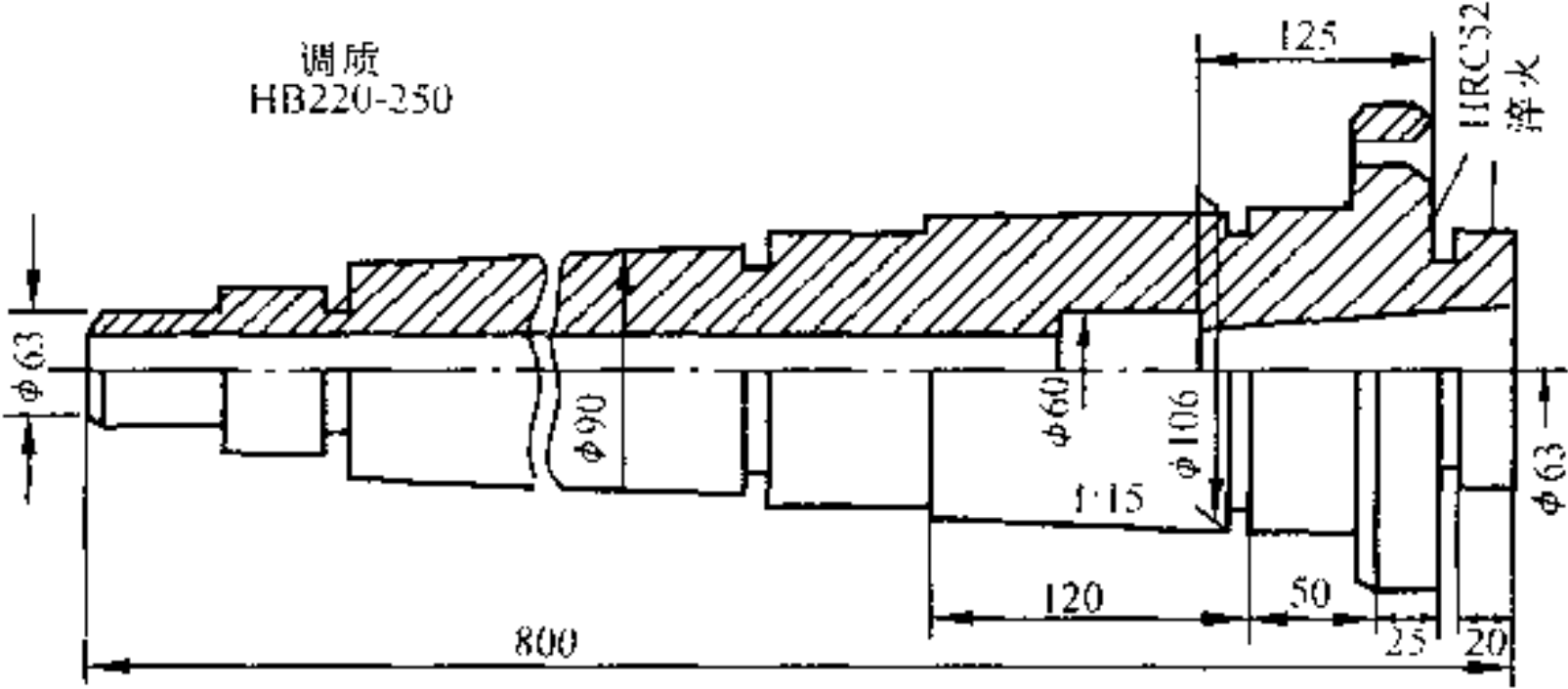


图 15-1 C620 车床主轴简图

该主轴受交变弯曲与扭转的复合应力,但载荷和转速均不高,冲击载荷也不大,所以有一般综合力学性能即可满足要求。但大端的轴颈、锥孔与卡盘、顶尖之间有摩擦,这些部位要求有较高的硬度与耐磨性。

机床主轴的工作条件、用材及热处理见表 15-3。

表 15-3 机床主轴工作条件、用材及热处理

序号	工作条件	材料	热处理	硬度	原因	使用实例
1	1. 与滚动轴承配合; 2. 轻、中载荷,转速低; 3. 精度要求不高; 4. 稍有冲击,疲劳忽略不计	45	正火或调质	HB220~250	热处理后具有一定的机械强度;精度要求不高	一般筒式机床
2	1. 与滚动轴承配合; 2. 轻、中载荷,转速略高; 3. 精度要求不太高; 4. 冲击和疲劳可以忽略不计	45	整体淬火或局部淬火	HRC40~45	有足够的强度;轴颈及配件装拆处有一定硬度;不能承受冲击载荷	龙门铣床、摇臂钻床、组合机床等
3	1. 与滑动轴承配合; 2. 有冲击载荷	45	轴颈表面淬火	HRC52~58	毛坯经正火处理具有一定机械强度;轴颈具有高硬度	C620 车床主轴
4	1. 与滚动轴承配合; 2. 受中等载荷,转速较高; 3. 精度要求较高; 4. 冲击和疲劳较小	40Cr	整体淬火或局部淬火	HRC42 或 HRC52	有足够的强度;轴颈和配件装拆处,有一定的硬度;冲击小,硬度取高值	摇臂钻床、组合机床等

续表

序号	工作条件	材料	热处理	硬度	原因	使用实例
5.	1. 与滑动轴承配合; 2. 受中等载荷, 转速较高; 3. 有较高的疲劳和冲击载荷; 4. 精度要求较高	40Cr	轴颈及配件装拆处表面淬火	HRC $\geq$ 52 HRC $\geq$ 50	毛坯须预备热处理有一定机械强度; 轴颈具有高耐磨性; 配件装拆处有一定硬度	车床主轴、磨床砂轮主轴
6	1. 与滑动轴承配合; 2. 中等载荷, 转速很高; 3. 精度要求很高	38Cr-MoAl	调质、氮化	HB250~280	有很高的心部强度; 表面具有高硬度; 有很高的疲劳强度; 氮化处理变形小	高精度磨床及精密镗床主轴
7	1. 与滑动轴承配合; 2. 中等载荷, 心部强度不高, 转速高; 3. 精度要求不高; 4. 有一定冲击和疲劳	20Cr	渗碳、淬火	HRC56~62	心部强度不高, 但有较高的韧性; 表面硬度高	齿轮铣床主轴
8	1. 与滑动轴承配合; 2. 重载荷, 转速高; 3. 较大冲击和疲劳载荷	20Cr-MnTi	渗碳、淬火	HRC56~62	有较高的心部强度和冲击韧性; 表面硬度高	载荷较重的组合机床

### 15.2.3 常用机械的用材资料

下面介绍了一些有关汽车发动机、锅炉和汽轮机、燃气轮机等机械的主要零件的用材资料, 供机械设计选材时参考, 见表 15-4 至表 15-6。

表 15-4 汽车发动机零件用材概况

代表性零件	材料种类及牌号	使用性能要求	主要失效方式	热处理及其它
缸体、缸盖、飞轮、正时齿轮	灰口铸铁 HT200	刚度、强度、尺寸稳定	产生裂纹、孔臂磨损、翘曲变形	不处理或去应力退火。也可用 ZL104 铝合金做缸体缸盖、淬火后时效
缸套、排气门座等	合金铸铁	耐磨、耐热	过量磨损	铸造状态
曲轴等	球墨铸铁 QT600~2	刚度、强度、耐磨、疲劳抗力	过量磨损、断裂	表面淬火, 圆角滚压、氮化, 也可以用锻钢件
活塞销等	渗碳钢 20、20Cr、18CrMnTi、12Cr2Ni4	强度、冲击、耐磨	磨损、变形、断裂	渗碳、淬火、回火
连杆、连杆螺栓、曲轴等	调质钢 45、40Cr、40MnB	强度、疲劳抗力、冲击韧性	过量变形、断裂	调质、探伤
各种轴承、轴瓦	轴承钢和轴承合金	耐磨、疲劳抗力	磨损、剥落、烧蚀破裂	不热处理(外购)

续表

代表性零件	材料种类及牌号	使用性能要求	主要失效方式	热处理及其它
排气门	耐热气阀钢 4Cr3Si2、6Mn20Al5MoV Nb	耐热、耐磨	起槽、变宽、氧化烧蚀	淬火、回火
汽门弹簧	弹簧钢 65Mn、5CrVA	疲劳抗力	变形、断裂	淬火、中温回火
活塞	有色金属高硅铝合金 ZL108、ZL110	耐热强度	烧蚀、变形、断裂	淬火及时效
支架、盖、罩、档板、油底壳等	钢板 Q235、08、20、16Mn	刚度、强度	变形	不热处理

表 15-5 锅炉和汽轮机主要零件的用材情况

零件名称	失效方式	工作温度	用材情况
水冷壁管或省煤器管	爆管(蠕变或持久断裂或过度塑性变形)、热腐蚀疲劳	<450℃	低碳钢管如 20A
过热器管		<550℃ >580℃	珠光体耐热钢,如 15CrMo 同上,12Cr1MoV
蒸气导管		<510℃ >540℃	同上,15CrMo 同上,12Cr1MoV
汽包		<380℃	20G 或 16MnG 等低合金高强度钢
吹灰器		短时达 800℃ ~1 000℃	马氏体耐热钢 1Cr13 奥氏体不锈钢 1Cr18Ni9Ti
固定、支撑零件(吊架、定位板等)		长时达 700℃ ~1 000℃	Cr6SiMo 或奥氏体耐热钢 Cr20Ni14Si2、Cr25Ni12 等
汽轮机叶片		<480℃ 的后级叶片	1Cr13、2Cr13
汽轮机叶片	疲劳断裂、应力腐蚀开裂	<540℃ <580℃ 前级叶片	Cr11MoV Cr12WMoV
转子	断裂	<480℃	34CrMo
	疲劳或应力腐蚀开裂	<520℃	17CrMo1V(焊接转子) 27Cr2MoV(整体转子)
	叶轮变形	<400	34CrNi3Mo(大型整体转子) 33Cr3MoWV(同上)
紧固零件(螺栓,螺母等)	螺栓断裂 应力松弛	<400℃	45
		<430℃	35SiMn
		<480℃	35CrMo
		<510℃	25Cr2MoV



表 15-6 燃气轮机主要零件的用材情况

零件名称	失效方式	工作温度	用材情况
叶片	蠕变变形 蠕变断裂 蠕变疲劳或热疲劳断裂	<650℃	奥氏体耐热钢, 如 1Cr17Ni13W, 1Cr14Ni18W2NbB Re 等
		750℃	铁基耐热合金, 如 Cr14Ni40MoWTiAl
		850℃	镍基合金, 如 Nimonic90
		900℃	同上, 如 Nimonic100
		950℃	同上, 如 Nimonic115 In100, Mar-M246 等
转子及涡轮盘		<540℃	珠光体耐热钢, 如 20Cr3MoWV
		<650℃	铁基合金, 如 Cr14Ni26MoTi
		<630℃	同上, 如 Cr14Ni35MoWTiAl
火焰筒及喷嘴		<800℃	铁基合金, 如 Cr20Ni27MoW
		<900℃	镍基合金, 如 Inconel718 等
		<980℃	同上, 如 In868, HastelloyX 等

## 参考文献

1. 郑明新. 工程材料. 北京: 清华大学出版社, 1993
2. 王焕庭等. 机械工程材料. 大连: 大连理工大学出版社, 1991
3. 沈莲. 机械工程材料与设计选材. 西安: 西安交通大学出版社, 1996
4. 崔忠圻. 金属学及热处理. 北京: 机械工业出版社, 1989
5. 马泗春. 材料科学基础. 西安: 陕西科学技术出版社, 1998
6. 刘国勋. 金属学原理. 北京: 冶金工业出版社, 1980
7. 胡庚祥等. 金属学. 上海: 上海科技出版社, 1980
8. 李 超. 金属学原理. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1989
9. 王笑天. 金属材料学. 北京: 机械工业出版社, 1987
10. 殷景华等. 功能材料概论. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1999
11. 王建安. 金属学与热处理. 北京: 机械工业出版社, 1980
12. 石德珂等. 材料科学基础. 西安: 西安交通大学出版社, 1995
13. 沈莲. 机械工程材料. 北京: 机械工业出版社, 1990
14. 刘云旭. 金属热处理原理. 北京: 机械工业出版社, 1981
15. 徐祖耀. 马氏体相变与马氏体. 北京: 科学出版社, 1981
16. 师昌绪. 新型材料与材料科学. 北京: 科学出版社, 1988
17. 崔 昆. 钢铁材料及有色金属材料. 北京: 机械工业出版社, 1981
18. 周祖福. 复合材料学. 武汉: 武汉工业大学出版社, 1995
19. 浙江大学等. 机械工程非金属材料. 上海: 上海科技出版社, 1984

[ G e n e r a l   I n f o r m a t i o n ]

书名 = 工程材料

作者 =

页数 = 2 4 9

S S 号 = 1 0 9 3 4 1 4 1

出版日期 =