

机械工业技师考评培训教材

标准分享网

www.bzfxw.com

# 热处理工 技师培训教材

机械工业技师考评培训教材编审委员会 编



- ★ 机械行业首套技师培训教材
- ★ 按照技师考评要求编写
- ★ 集教材与试题库于一体



机械工业出版社  
China Machine Press

ISBN 7-111-08711-9/ TG·1412

封面设计/电脑制作:李雨桥

## 机械工业技师考评培训教材

- 机械制图
- 机械基础
- 电工与电子基础
- 金属材料及加工工艺
- 车工技师培训教材
- 钳工技师培训教材
- 机修钳工技师培训教材
- 工具钳工技师培训教材
- 铣工技师培训教材
- 磨工技师培训教材
- 焊工技师培训教材
- 铸造工技师培训教材
- 锻造工技师培训教材
- 热处理工技师培训教材
- 电工技师培训教材
- 维修电工技师培训教材
- 冷作工技师培训教材
- 涂装工技师培训教材
- 汽车维修工技师培训教材
- 摩托车调试修理工技师培训教材
- 制冷设备维修工技师培训教材
- 电机修理工技师培训教材

ISBN 7-111-08711-9



9 787111 087113 >

定价: 24.00 元

机械工业技师考评培训教材

# 热处理工技师培训教材

机械工业技师考评培训教材编审委员会 编



机械工业出版社

本书是根据原劳动部、机械工业部颁发的《职业技能鉴定规范(考核大纲)》和《工人技术等级标准》编写的。编写原则是以高级热处理工的专业知识为主,兼顾中级工的要求,并另有一部分提高内容以充分考虑到工人技师和高级技师的知识要求。内容包括:金属材料及金属学基础,钢在加热和冷却时的组织转变,各种金属材料的常规热处理和特殊热处理,热处理工艺设计及热处理缺陷分析,热处理设备和热处理新技术。本书内容精炼、实用,针对性、通用性强。书后所附试题库注重合理性、实用性,并有一部分提高难度的综合性试题。

本书可供高级热处理工、热处理技师、高级技师及本专业技术人员和从事机械工人职业培训的人员参考。

## 图书在版编目(CIP)数据

热处理工技师培训教材/机械工业技师考评培训教材  
编审委员会编. —北京:机械工业出版社, 2001. 3  
机械工业技师考评培训教材  
ISBN 7-111-08711-9

I. 热… II. 机… III. 热处理-技术培训-教材  
IV. TG15

中国版本图书馆CIP数据核字(2001)第01984号

机械工业出版社(北京市百万庄大街22号 邮政编码100037)  
责任编辑:何月秋 版式设计:冉晓华 责任校对:程俊巧  
封面设计:李雨桥 责任印制:郭景龙  
北京京丰印刷厂印刷·新华书店北京发行所发行  
2002年2月第1版·第2次印刷  
890mm×1240mm A5·12.875印张·380千字  
1 001--7 000册  
定价:24.00元

凡购本书,如有缺页、倒页、脱页,由本社发行部调换  
本社购书热线电话(010)68993821、68326677-2527

# 机械工业技师考评培训教材

## 编审委员会名单

主任：郝广发 苏泽民

副主任：施 斌 李超群

委员：(按姓氏笔画排序)马登云 边 萌 王兆山  
王听讲 朱 华 朱为国 刘亚琴 江学卫  
何月秋 张乐福 余茂祚 卓 炜 季连海  
荆宏智 姜明龙 徐从顺

技术顾问：杨溥泉

本书主编：吴元徽

参 编：蔡 璐 王建中 王 预 朱福祥

本书主审：顾惠秋

# 前 言

技师是技术工人队伍中具有高级技能的人才，是生产第一线的一支重要力量，他们对提高产品质量、提高产品的市场竞争力起着非常重要的作用。积极稳妥地开展技师评聘工作，对于鼓励广大技术工人钻研业务、提高技能水平、推动企业生产技术进步以及稳定技术工人队伍有积极的促进作用。

为适应经济发展和技术进步的客观需要，进一步完善技师评聘制度，以加快高级技能人才的培养，拓宽技能人才成长通道，促进更多的高级技能人才脱颖而出，1999年，劳动和社会保障部发出了《关于开展技师考评社会化管理试点工作的通知》，《通知》中提出了如下指导意见：扩大技师考评的对象及职业范围，完善技师考评的依据及内容，改进技师考评方式方法，实行技师资格认定与聘任分开等，并在全国部分省市开始技师考评社会化管理试点。

为配合技师评聘工作的开展，满足机械行业对工人技师培训和考评的需要，加快技师培训教材建设，我们经过到上海、江苏、四川等地进行广泛的调研，并结合《通知》精神，确立了教材编写的总体思路；组织了一批由工程技术人员、教师、技师、高级技师组成的编写队伍，编写了这套《机械工业技师考评培训教材》。全套教材共22种，包括四种基础课教材和车工、钳工、机修钳工、工具钳工、铣工、磨工、焊工、铸造工、锻造工、热处理工、电工、维修电工、冷作工、涂装工、汽车维修工、摩托车调试修理工、制冷设备修理工、电机修理工等18个专业工种教材。

基础课教材以原机械工业部、劳动部联合颁发的机械工业《工人技术等级标准》和《职业技能鉴定规范》相关工种高级工“知识要求”中的“基本知识”和“相关知识”为主编写；专业工种教材则以本工种高级工“知识要求”中的“专业知识”为主编写，在此基础上，加强了工艺分析方面内容的比重，并增加了新知识、新工艺、新技术、

新方法等方面的内容，以适合新形势的需要。

每本书的内容包括两大部分：第一部分为培训教材，第二部分为试题库。试题库后还附有考核试卷样例。教材部分内容精炼、实用，有针对性和通用性，主要介绍应重点培训和复习的内容，不强求内容的系统性；试题部分出题准确、题意明确，有典型性、代表性、通用性和实用性，试题题型有是非题、选择题、计算题和简答题等，并附有答案。书末还附有技师论文写作与答辩要点。

全套教材汲取了有关教材的优点，略去了低起点的内容，同时采用了最新国家标准和法定计量单位。全套教材既适合考前短期培训用，又可作为考前复习和自测使用，也可供技师考评及职业技能鉴定部门在命题时参考。

本书由吴元徽主编，具体编写第一～第七章、全书试题及统稿。蔡璐编写第九～第十三章及对应章节的部分试题，王建中编写第八、十四、十六章及对应章节的部分试题，王预编写第十五章及对应章节的部分试题。全书由顾惠秋主审。

在本书编写过程中得到南京工艺装备厂技工学校梅宜生校长、吴燕军老师的巨大帮助，编者表示衷心的感谢。

由于我们是首次尝试编写技师培训教材，因此教材中难免存在不足和错误，诚恳地希望专家和广大读者批评指正。

机械工业技师考评培训教材编审委员会

# 目 录

## 前 言

<b>第一章 金属材料及金属学基础</b> .....	1
第一节 金属材料基础知识 .....	1
第二节 合金的结构与结晶 .....	7
第三节 金属的塑性变形与再结晶 .....	19
第四节 合金钢的基础知识 .....	24
<b>第二章 钢在加热时的组织转变</b> .....	31
第一节 奥氏体的形成 .....	31
第二节 钢的加热缺陷及其防止措施 .....	39
<b>第三章 钢在冷却时的组织转变</b> .....	42
第一节 过冷奥氏体的等温转变 .....	42
第二节 过冷奥氏体连续冷却转变的近似分析 .....	43
第三节 过冷奥氏体的组织转变类型 .....	46
<b>第四章 钢的退火与正火</b> .....	54
第一节 退火 .....	54
第二节 正火 .....	57
<b>第五章 钢的淬火</b> .....	59
第一节 钢的淬火工艺及种类 .....	59
第二节 钢的淬硬性和淬透性 .....	68
第三节 钢的淬火缺陷及其防止 .....	72
<b>第六章 淬火钢的回火</b> .....	80
第一节 淬火钢在回火时的组织和性能转变 .....	80



第二节	二次硬化、回火脆性及回火稳定性 .....	85
第三节	回火的分类及回火工艺的制定 .....	87
<b>第七章</b>	<b>钢的表面淬火 .....</b>	<b>91</b>
第一节	感应加热表面淬火 .....	91
第二节	火焰加热表面淬火 .....	106
<b>第八章</b>	<b>钢的化学热处理 .....</b>	<b>110</b>
第一节	化学热处理的基本原理 .....	110
第二节	渗碳 .....	114
第三节	渗氮 .....	124
第四节	碳氮共渗及氮碳共渗 .....	134
第五节	其它化学热处理简介 .....	137
<b>第九章</b>	<b>结构钢的热处理 .....</b>	<b>141</b>
第一节	概述 .....	141
第二节	调质钢的热处理 .....	142
第三节	弹簧钢及其典型零件的热处理 .....	148
第四节	滚动轴承钢及其热处理 .....	153
<b>第十章</b>	<b>工具钢的热处理 .....</b>	<b>159</b>
第一节	概述 .....	159
第二节	刃具钢及刃具的热处理 .....	160
第三节	模具钢及其热处理 .....	169
第四节	量具钢及量具的热处理 .....	178
<b>第十一章</b>	<b>特殊性能钢及热处理 .....</b>	<b>182</b>
第一节	不锈钢耐酸钢 .....	182
第二节	耐热钢 .....	189
第三节	其它特殊性能钢 .....	194
<b>第十二章</b>	<b>铸铁及其热处理 .....</b>	<b>199</b>
第一节	铸铁的分类及其石墨化 .....	199

第二节	灰铸铁 .....	203
第三节	可锻铸铁 .....	209
第四节	球墨铸铁 .....	211
<b>第十三章</b>	<b>有色金属及其热处理</b> .....	<b>213</b>
第一节	铝合金 .....	213
第二节	铜合金 .....	219
第三节	钛合金 .....	224
第四节	硬质合金及轴承合金 .....	226
<b>第十四章</b>	<b>热处理工艺设计及热处理缺陷分析基础</b> .....	<b>230</b>
第一节	热处理工艺与机械零件设计的关系 .....	230
第二节	热处理工艺与冷加工的关系 .....	233
第三节	热处理工艺设计的原则和步骤 .....	235
第四节	热处理缺陷分析 .....	236
<b>第十五章</b>	<b>热处理设备</b> .....	<b>241</b>
第一节	热处理设备的过程控制系统 .....	242
第二节	热处理设备简介 .....	267
第三节	热处理设备的验收安装调试注意事项 .....	283
第四节	热处理设备的维护、常见故障及排除程序 .....	286
第五节	热处理安全生产 .....	291
<b>第十六章</b>	<b>热处理新技术</b> .....	<b>295</b>
第一节	激光热处理 .....	295
第二节	形变热处理 .....	298
第三节	离子注入 .....	302
第四节	气相沉积 .....	304
第五节	计算机在热处理中的应用 .....	310
<b>试题库</b>	.....	<b>314</b>
一、是非题	试题 (314~331)      答案 (362~363) .....	314
二、选择题	试题 (331~357)      答案 (363~365) .....	331

三、计算题	试题 (357~359)	答案 (365~368)	.....	357
四、简答题	试题 (359~361)	答案 (368~385)	.....	359
<b>考核试卷样例</b>	.....	.....	.....	<b>386</b>
第一套试卷	.....	.....	.....	386
第二套试卷	.....	.....	.....	390
第三套试卷	.....	.....	.....	393
<b>附录 技师论文写作与答辩要点</b>	.....	.....	.....	<b>398</b>

# 第一章 金属材料及金属学基础

**培训要点** 了解金属材料的基础知识，掌握合金的结构与结晶及金属的塑性变形与再结晶知识，熟悉合金钢的基础知识。

## 第一节 金属材料基础知识

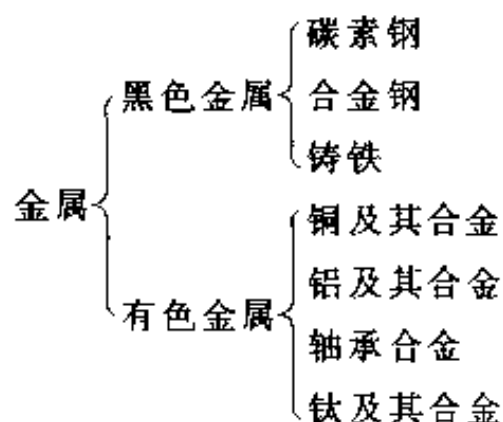
### 一、金属材料的分类

通常把金属材料分为黑色金属和有色金属两大类。

1. 黑色金属 以铁、锰、铬或以它们为主而形成的具有金属特性的物质，称为黑色金属。如碳素钢、合金钢、铸铁等。

2. 有色金属 除黑色金属以外的其它金属材料，称为有色金属，如铜、铝、镁以及它们的合金等。

在机械制造业中，常用金属材料的分类如下：



### 二、金属材料的性能

金属材料的性能一般可分为使用性能和工艺性能两大类。使用性能是指材料在工作条件下所必须具备的性能，它包括物理性能、化学性能和力学性能；工艺性能是指金属材料对诸如铸造、锻造、焊接、切削加工和热处理等加工工艺的适应性。

1. 金属材料的使用性能 力学性能是金属材料最主要的使用性能，所谓金属力学性能是指金属在力作用下所显示与弹性和非弹性反应相关或涉及应力—应变关系的性能。它包括强度、塑性、硬度、韧

性及疲劳强度等。

(1) 强度 金属抵抗永久变形和断裂的能力称为强度。常用的强度判据有屈服点和抗拉强度，其大小通常用应力来表示。根据载荷作用的方式不同，强度可分为抗拉强度 ( $\sigma_t$ )、抗压强度 ( $\sigma_c$ )、抗弯强度 ( $\sigma_{bb}$ )、抗剪强度 ( $\tau_s$ ) 和抗扭强度 ( $\tau_t$ ) 等。一般情况下多以屈服点和抗拉强度作为判断金属材料强度高低的判据。

常用的强度判据是通过拉伸试验测定的。拉伸试验的方法是用静拉伸力对试样进行轴向拉伸，测量力和相应的伸长，一般拉至断裂。

1) 屈服点 试样在试验过程中力不增加（保持恒定）仍能继续伸长（变形）时的应力称为屈服点，用符号  $\sigma_s$  表示，单位是 Pa 或 MPa，计算公式为

$$\sigma_s = \frac{F_s}{A_0} \quad (1-1)$$

式中  $\sigma_s$ ——屈服点 (MPa)；

$F_s$ ——试样屈服时的拉伸力 (N)；

$A_0$ ——试样原始横截面积 ( $\text{mm}^2$ )。

对于无明显屈服现象的金属材料，多测定其规定残余伸长应力  $\sigma_r$ 。 $\sigma_r$  表示试样卸除拉伸力后，其标距部分的残余伸长达达到规定的原始标距百分比时的应力。材料的屈服点表示材料所能允许的最大工作应力，是机械设计的主要依据，也是评定材料优劣的重要指标。

2) 抗拉强度 试样拉断前承受的最大标称拉应力称为抗拉强度。用符号  $\sigma_b$  表示，可按下式计算

$$\sigma_b = \frac{F_b}{A_0} \quad (1-2)$$

式中  $\sigma_b$ ——抗拉强度 (MPa)；

$F_b$ ——试样承受的最大拉伸力 (N)；

$A_0$ ——试样原始横截面积 ( $\text{mm}^2$ )。

抗拉强度表示材料在拉伸力作用下的最大均匀变形的抗力。也是机械零件设计和选材的主要依据之一。

(2) 塑性 断裂前材料发生不可逆永久变形的能力称为塑性。常用的塑性判据是断后伸长率和断面收缩率。它们也是由拉伸试验测得

的。

试样拉断后标距的伸长与原始标距的百分比称为断后伸长率，用符号  $\delta$  表示。

$$\delta = \frac{l_1 - l_0}{l_0} \times 100\% \quad (1-3)$$

式中  $l_0$ ——试样原始标距长度 (mm)；

$l_1$ ——试样拉断后的标距长度 (mm)；

$\delta$ ——断后伸长率 (%)。

试样拉断后，缩颈处横截面积的最大缩减量与原始横截面积的百分比称为断面收缩率，用符号  $\psi$  表示。

$$\psi = \frac{A_0 - A_1}{A_0} \times 100\% \quad (1-4)$$

式中  $A_0$ ——试样原始横截面面积 (mm<sup>2</sup>)；

$A_1$ ——试样拉断后缩颈处的横截面面积 (mm<sup>2</sup>)；

$\psi$ ——断面收缩率 (%)。

金属材料的断后伸长率 ( $\delta$ ) 和断面收缩率 ( $\psi$ ) 数值越大，表示材料的塑性越好。塑性好的金属可以发生大量塑性变形而不破坏，便于通过塑性变形加工成复杂形状的零件。另外塑性好的材料，在受力过大时，首先产生塑性变形而不致于发生突然断裂，因而安全性好。

(3) 硬度 材料抵抗局部变形，特别是塑性变形、压痕或划痕的能力称为硬度。硬度是各种零件和工具必备的性能指标，硬度试验设备简单，操作方便，并不破坏被测试工件，因此广泛用于产品质量的检验。常用的硬度表示法有布氏硬度、洛氏硬度和维氏硬度。

1) 布氏硬度 布氏硬度值是用球面压痕单位表面积上所承受的平均压力来表示。布氏硬度值可按下式计算：

$$\text{HBS (HBW)} = 0.102 \frac{2F}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (1-5)$$

式中 HBS (HBW) ——用钢球或硬质合金球试验时的布氏硬度值；

$F$ ——试验力 (N)；

$D$ ——球体直径 (mm)；

$d$ ——压痕平均直径 (mm)。

由式(1-5)可以看出,当试验力( $F$ )及压头球体直径( $D$ )一定时,压痕直径( $d$ )越小,布氏硬度值越大,也就是硬度越高。而在实际应用中,布氏硬度一般不用计算,而是用专用的读数显微镜量出压痕直径( $d$ ),根据压痕直径的大小,再从专门的硬度表中查出相应的布氏硬度值。

布氏硬度的表示方法规定为:当试验的压头为淬硬钢球时,其硬度符号用HBS表示;当试验压头为硬质合金球时,其硬度符号用HBW表示。符号HBS或HBW之前的数字为硬度值,符号后面按“球体直径/试验力/试验力保持时间(10~15s不标注)”的顺序用数值表示试验条件。

例如:170HBS10/1000/30表示用直径10mm的淬硬钢球,在9807N(1000kgf)的试验力作用下,保持30s时测得的布氏硬度值为170。

530HBW5/750表示用直径5mm的硬质合金球,在7355N(750kgf)的试验力作用下保持10~15s时测得的布氏硬度值为530。

布氏硬度适用于铸铁、有色金属及其合金、各种退火及调质的钢材,特别对软金属,如铝、铅、锡等更为适宜。布氏硬度试验由于压痕较大,故测得的值比较精确,但也正是这个原因,它不适于测定成品及薄片。

2)洛氏硬度 洛氏硬度值(HR)是用洛氏硬度相应标尺刻度满量程值与残余压痕深度增量之差计算硬度值。计算公式如下

$$HR = K - e \quad (1-6)$$

式中 HR——洛氏硬度值;

$K$ ——常数,用金刚石圆锥体压头进行试验时 $K$ 为100;用钢球压头进行试验时 $K$ 为130;

$e$ ——残余压痕深度增量,单位为0.002mm。

为了能用同一台硬度计测定从极软到极硬材料的硬度,可采用不同的压头和总试验力。生产上常用的是A、B和C三种标尺的洛氏硬度,A和C标尺的压头用120°金刚石圆锥,试验力分别为588.4N(60kgf)和1471N(150kgf);而B标尺的压头则用1/16in或1/8in的淬火钢球;试验力为980.7N(100kgf)。分别用HRA、HRB和HRC

表示，其中 HRC 应用的最广泛。

洛氏硬度的表示方法规定为：HR 前面的数字表示硬度值，HR 后面的字母表示所使用的标尺。

例如：50HRC 表示用 C 标尺测定的洛氏硬度值为 50。

洛氏硬度操作简便迅速，可直接从刻度盘上读出硬度值，由于压痕小，可测定成品及薄工件，并且测试的硬度值范围大。但当材料内部组织不均匀时，硬度数据波动大，测量不够准确，故需在被测工件表面上的不同部位测试三点，取其算术平均值，作为所测洛氏硬度值。

3) 维氏硬度 维氏硬度试验采用了布氏硬度法相同的原理，但压头改用相对面夹角为  $136^\circ$  的金刚石正四棱锥体。因此维氏硬度值也是用棱锥形压痕单位面积上所承受的平均压力来表示。用符号 HV 来表示。

在实际应用中，维氏硬度一般不进行计算，只需测出对角线长度  $d$ ，再通过查表求出相应的硬度值。

维氏硬度的表示方法规定为：HV 前面为硬度值，HV 后面按“试验力/试验力保持时间（10~15s 不标注）”的顺序用数值表示试验条件。

例如：640HV30/20 表示用 294.21N (30kgf) 试验力保持 20s 测定的维氏硬度值为 640。

维氏硬度试验是一种较为精确的硬度试验方法，广泛用于研究工作。在热处理工件的质量检验中，主要利用其低载荷来测定不适合用布氏法和洛氏法来测定的薄工件和工件上薄的硬化层的硬度。这是维氏硬度应用方面的主要特点。

(4) 韧性 金属在断裂前吸收变形能量的能力称为韧性。金属的韧性通常随加载速度的提高、温度降低、应力集中程度加剧而减小。目前常用夏比冲击试验（即一次摆锤冲击试验）来测定金属材料的韧性。冲击韧度是衡量金属韧性的常用判据。

冲击韧度是指冲击试样缺口底部单位横截面积上的冲击吸收功，用符号  $a_K$  表示，其值按下式计算：



$$\alpha_k = \frac{A_k}{A_1} \quad (1-7)$$

式中  $\alpha_k$ ——冲击韧度 ( $J/cm^2$ )；

$A_k$ ——冲击吸收功 (J)；

$A_1$ ——试样缺口底部横截面积 ( $cm^2$ )。

冲击韧度越大，表示材料的韧性越好。实践表明，承受冲击载荷的机械零件，很少因一次大能量冲击而遭破坏，绝大多数是在一次冲击不足以使零件破坏的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。它们的破坏是由于多次冲击损伤的积累导致裂纹的产生与扩展，根本不同于一次冲击的破坏过程。对于这样的零件，用冲击韧度来设计显然是不合实际的。研究结果表明：材料的多次冲击抗力取决于材料的强度和塑性的综合性能判据。冲击能量小时，材料的多次冲击抗力主要取决于材料的强度；冲击能量大时，则主要取决于材料的塑性。

(5) 疲劳强度 许多机械零件，如轴、齿轮、弹簧等，它们在工作过程中各点所受的应力往往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循环应力或交变应力。在这种应力作用下，零件所承受的应力低于材料的屈服点，但经过较长时间的工作后也会产生裂纹或突然发生完全断裂。这种材料在循环应力和应变作用下，在一处或几处产生局部永久性累积损伤，经一定循环次数后产生裂纹或突然发生完全断裂的过程称为金属的疲劳。统计表明，在机械零件失效中大约有 80% 以上属于疲劳破坏，因此疲劳破坏是机械零件失效的主要原因之一。

金属在指定循环基数（一般为  $10^7$  或更高）下的疲劳强度称为疲劳极限。金属的疲劳强度受很多因素的影响，归纳起来有工作条件、表面状态、材料本质及残余应力等。改善零件的结构形状、减少零件表面粗糙度值以及采取各种表面强化的方法，都能提高零件的疲劳强度。

2. 金属材料的工艺性能 金属材料的工艺性能直接影响零件加工后的工艺质量，是选材和制定零件加工工艺路线时必须考虑的因素之一。它包括铸造性能、压力加工性能、焊接性能、切削加工性能和

热处理性能等。

(1) 铸造性能 铸造性能是金属在铸造成形过程中获得外形准确、内部健全铸件的能力。铸造性能好坏的判据主要有流动性、收缩性和偏析等。

1) 流动性 金属液体本身的流动能力称为金属的流动性。它主要受金属化学成分和浇注温度的影响。流动性好的金属容易充满整个铸型型腔，获得尺寸精确、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。铸件的收缩性不仅影响铸件的尺寸，还会使铸件产生缩孔、疏松、内应力、变形和开裂等缺陷。

3) 偏析 金属凝固后，内部化学成分和组织的不均匀现象称为偏析。偏析严重时可能使铸件各部分的力学性能产生很大差异，降低了铸件的质量。

(2) 压力加工性能 金属材料在压力加工（锻造、轧制等）下成形的难易程度称为压力加工性能。它与材料的塑性有关，塑性越好，变形抗力越小，金属的压力加工性能就越好。

(3) 焊接性 焊接性是指金属材料在限定的施工条件下焊接成按规定设计要求的构件，并满足预定服役要求的能力。也就是在一定的焊接工艺条件下，获得优良焊接接头的难易程度。一般低碳钢的焊接性好于高碳钢。

(4) 切削加工性能 金属材料接受切削加工的难易程度称为切削加工性能。当金属材料具有适当的硬度和足够的脆性时较易切削。所以铸铁比钢切削加工性能好，一般碳钢比高合金钢切削加工性能好。

(5) 热处理性能 热处理性能是指金属材料通过热处理后改变或改善其性能的能力。热处理性能包括可淬性、氧化脱碳、变形开裂等。

钢制零件通过热处理，可改善其切削加工性能，提高力学性能，延长使用寿命。

## 第二节 合金的结构与结晶

### 一、合金与合金的基本组织

1. 基本概念 合金是指两种或两种以上的金属或金属与非金属，

经熔炼或烧结而成的具有金属特性的物质。合金不仅具备纯金属的基本特性，还具有优良的力学性能和特殊的物理、化学性能。因此，合金的应用要比纯金属广泛得多。在机械制造业中使用的金属材料绝大多数都是合金，如碳素钢、合金钢、铸铁、黄铜、青铜等。

组成合金的最基本的独立的物质叫做组元，简称元。组元可以是金属元素（如 Fe）、非金属元素（如 C、Si）或稳定的化合物（如 Fe<sub>3</sub>C）。

给定组元按不同的比例配制出的一系列成分不同的合金即构成一个合金系。如普通黄铜就是由铜和锌两个组元组成的二元合金系。组元的数目可用来命名合金系，如二元合金系、三元合金系和多元合金系等。也可以用构成合金系的组元来命名合金系，如 Fe-C 合金系，Al-Mg-Si 合金系等。

相是指一个合金系统中的这样一种物质部分，它具有相同的物理和化学性能并与该系统的其余部分以界面分开。如果合金是由成分、结构都相同的同一种晶粒构成的，各晶粒间虽有界面（晶界）分开，但它们仍属同一种相；如果合金是由成分、结构都不相同的几种晶粒构成，则它们将属于不同的几种相。例如，纯铁在常温下是由单相的  $\alpha$ -Fe 组成。当铁中含有碳元素形成碳素钢后，由于铁和碳的相互作用而形成 Fe<sub>3</sub>C，其成分、结构与  $\alpha$ -Fe 完全不同，因此碳素钢中就出现了一个新相 Fe<sub>3</sub>C，称为渗碳体。

所谓的组织是指用金相观察方法，在金属及合金内部看到的涉及晶体或晶粒的大小、方向、形状、排列状况等组成关系的构造情况。也可以说是人们观察到的（包括用肉眼直接观察或借助于仪器观察）合金的特征与形貌。

2. 合金基本相 根据构成合金的各组元之间的相互作用，合金中的基本相结构可分为固溶体和金属化合物（或称中间相）两大类。

(1) 固溶体 合金的组元之间以不同的比例相互混合，混合后形成的固相的晶体结构与组成合金的某一组元的晶体结构相同，这种相就称为固溶体。固溶体的晶体结构是在一种组元的晶格上分布着两种组元的原子。形成固溶体后，晶格保持不变的组元称为溶剂；晶格消失的组元称为溶质。因此，固溶体的晶体结构和溶剂组元的晶体结构相同。

根据溶质原子在溶剂中所处位置不同，固溶体可分为间隙固溶体和置换固溶体两大类：

1) 间隙固溶体 溶质原子分布于溶剂晶格间隙之中而形成的固溶体。如图 1-1a 所示。一般只有当溶质与溶剂原子半径之比小于 0.59 时，才能形成间隙固溶体。所以间隙固溶体中的溶质原子，其尺寸都比较小，通常都是一些原子半径小于  $0.1\text{nm}$  ( $1\text{\AA}$ ) 的非金属元素，例如碳、氧、硼等。

2) 置换固溶体 溶质原子置换了溶剂晶格中某些结点位置上的溶剂原子而形成的固溶体。如图 1-1b 所示。在置换固溶体中，溶质在溶剂中的溶解度主要取决于两者原子直径的差别、它们在周期表中的位置及晶格类型三个条件。一般说来，若两者原子直径差别较小，周期表中的位置相互靠近，晶格类型相同，则这些组元能以任意比例互相溶解，这种固溶体称为无限固溶体。反之，若不能很好地满足上述条件，则溶质在溶剂中的溶解度是有限的，这种固溶体称为有限固溶体。有限固溶体的溶解度和温度有密切关系，温度越高，则溶解度越大。

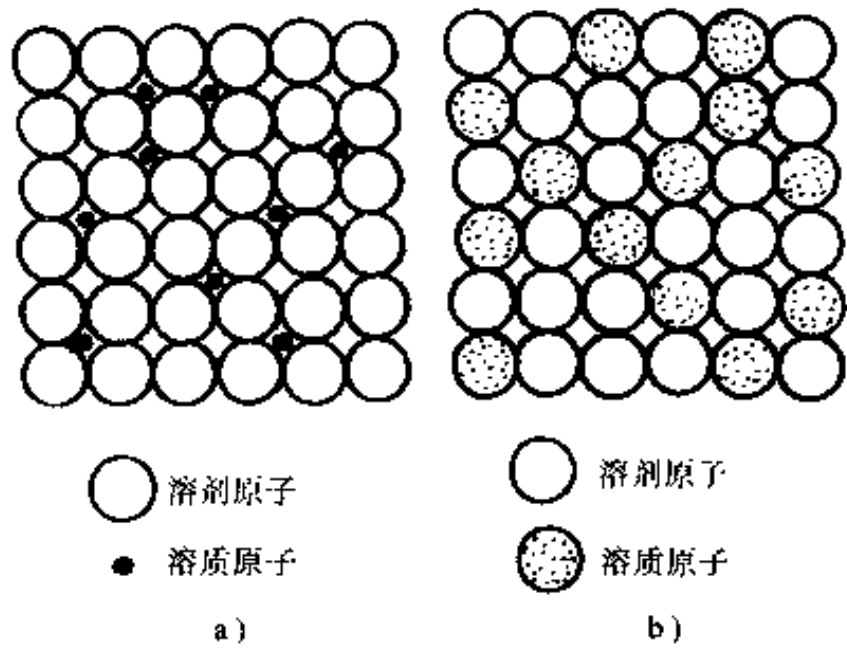


图 1-1 固溶体结构示意图

a) 间隙固溶体 b) 置换固溶体

无论是间隙固溶体还是置换固溶体，由于溶质原子的溶入而使溶剂的晶格发生畸变，阻碍了位错的运动，使位错的滑移变得困难，从而提高了合金抵抗塑性变形的能力，使合金的强度、硬度升高，而塑性、韧性下降。这种通过溶入溶质元素形成固溶体，从而使金属材料的强度、硬度升高的现象称为固溶强化。它是提高金属材料力学性能的重要途径之一。

(2) 金属化合物 金属化合物是合金间发生化合而形成的一种新

相，其晶格类型和性能完全不同于任一组成元素，一般可用分子式表示，且具有一定的金属性质。金属化合物的成分都处在两组元最大溶解度之间，因此也叫中间相。其一般特点是高熔点、高硬度和高脆性。它是许多合金的重要组成相。

3. 合金组织 纯组元、固溶体和金属化合物是构成合金内部组织的基本相。除此之外，在合金的组织中常出现由两种或两种以上的相机械地混合在一起而组成的一种多相组织，称之为机械混合物。机械混合物中各组成相仍保持各自的晶格类型和性能。而机械混合物的性能则取决于各组成相的性能，以及它们的数量、形状、大小和分布情况。

## 二、铁碳合金相图

1. 铁碳合金的基本组织 铁碳合金是以铁和碳为基本组元的二元合金，它的组织是随其成分温度的不同而变化的，但归纳起来仍然是固溶体、金属化合物和机械混合物三种形态。它们是铁素体、奥氏体、渗碳体、珠光体和莱氏体。

(1) 铁素体 铁或其内固溶有一种或数种其它元素所形成的、晶体点阵为体心立方的固溶体。用符号F来表示。 $\alpha$ -Fe是体心立方晶格，晶格间隙半径较小，因此碳在 $\alpha$ -Fe中的固溶度也较小。在727°C时， $\alpha$ -Fe中的最大溶碳量仅为 $w_c=0.0218\%$ ，并随着温度的下降而逐渐减小，至室温时降到 $w_c=0.0008\%$ 以下。铁素体是铁碳合金在室温下的主要组织，起着基体相的作用。由于含碳量甚微，固溶强化作用小，所以铁素体的性能与纯铁相似，即具有良好的塑性、低的强度和硬度。铁素体在770°C以下是铁磁体，有良好的磁性。

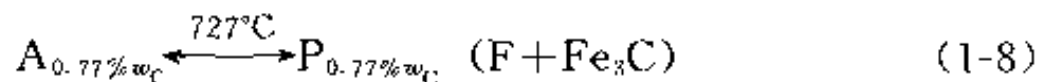
(2) 奥氏体  $\gamma$ -Fe内固溶有碳和（或）其它元素的、晶格结构为面心立方的固溶体。以符号A表示。和铁素体相同，当碳原子溶入 $\gamma$ -Fe形成奥氏体时，也只能是间隙固溶体。可是由于面心立方晶格的空隙较集中，有利于碳原子的溶入，所以奥氏体的固溶度比铁素体大得多，它的最大固溶度为 $w_c=2.11\%$ （1148°C）。奥氏体是铁碳合金的高温组织，在平衡条件下，它的最低存在温度是727°C，此时奥氏体的 $w_c$ 为0.77%。虽然奥氏体的含碳量略高于铁素体，但由于晶格类型的原因，其性能特点仍然是塑性好，而强度、硬度低，是绝大多数钢在高

温进行锻造和轧制时所要求的组织。另外奥氏体的一个重要物理性能是顺磁体，不具有磁性。

(3) 渗碳体 晶格点阵为正交点阵，化学式近似于  $\text{Fe}_3\text{C}$ （碳化三铁）的一种间隙式化合物，称为渗碳体。它的  $w_{\text{C}}$  为 6.69%，是一固定值。渗碳体具有复杂晶格，其性能特点是高硬度、高脆性及高熔点，并且几乎没有塑性，它是铁碳合金中的强化相。通过不同的热处理方法，可以改变渗碳体在铁碳合金中的形态、大小、数量及分布，从而改变材料的性能。这正是热处理的重要原理之一。

过共晶成分的铁基合金的熔体在发生共晶转变之前结晶出来的渗碳体称为一次渗碳体（或先共晶渗碳体），用符号  $\text{Fe}_3\text{C}_1$  表示，由于一次渗碳体是由液相中直接析出，长大很少受阻，所以一般比较粗大；二次渗碳体（或先共析渗碳体）本意是高于共析成分的奥氏体，从高温慢冷下来之际，在发生共析转变之前析出的渗碳体。广义则包括过冷奥氏体在形成珠光体（广义珠光体）之前析出的渗碳体，用符号  $\text{Fe}_3\text{C}_2$  表示，二次渗碳体一般沿奥氏体晶界析出，所以通常呈网状分布；铁碳合金冷却时，由  $\alpha$  铁素体中析出的渗碳体称为三次渗碳体，用符号  $\text{Fe}_3\text{C}_3$  表示，由于碳在铁素体中的溶解度很低，析出的三次渗碳体很少，往往忽略不计。

(4) 珠光体 本意是奥氏体从高温缓慢冷却时发生共析转变所形成的，其立体形态为铁素体薄层和碳化物（包括渗碳体）薄层交替重叠的层状复相组织。广义则包括过冷奥氏体发生珠光体转变所形成的层状复相物。由于珠光体是铁素体和渗碳体所组成的机械混合物，它是平衡条件下  $w_{\text{C}}$  为 0.77% 的奥氏体在  $727^\circ\text{C}$  进行共析转变的产物，以符号 P 表示。



这时珠光体中的铁素体和渗碳体是片层相间的形态，称为片状珠光体。当然，经过一定的处理，可以得到铁素体基体上分布着颗粒状的渗碳体，称为粒状（球状）珠光体。

珠光体的强度、硬度较铁素体高，但塑性、韧性较差。在硬度相同的情况下，球状珠光体的塑性、韧性要好于片状珠光体。由此可见，

珠光体的力学性能主要取决于其组成相的形态、大小和分布。

(5) 莱氏体 高碳的铁基合金在凝固过程中发生共晶转变所形成的奥氏体和碳化物（或渗碳体）所组成的共晶体。就铁—碳二元合金来说，莱氏体是  $w_C = 4.3\%$  的熔体于  $1148^\circ\text{C}$  发生共晶转变所形成的奥氏体和渗碳体所组成的共晶体，用符号 Ld 来表示。由于奥氏体在  $727^\circ\text{C}$  时还将转变成珠光体，所以在室温下的莱氏体由珠光体和渗碳体组成，这种机械混合物称为低温莱氏体，用 L'd 来表示。莱氏体的力学性能和渗碳体相似，硬度很高，塑性很差。

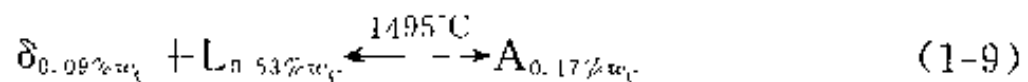
综上所述，上述五种基本组织中，铁素体、奥氏体和渗碳体是铁碳合金的基本相，珠光体、莱氏体则是其基本组织。

2. Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图 工业用铁碳合金的碳的质量分数一般不超过 5%，因此我们所研究的铁碳合金只限于 Fe-Fe<sub>3</sub>C [ $w_C$  为 6.69%] 范围内，故铁碳合金相图也可以认为是 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图。

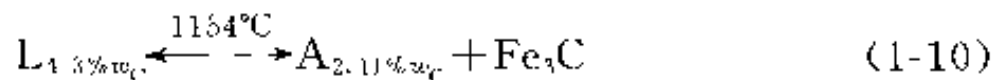
图 1-2 为 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图，它是由三类基本相图（包晶相图、共晶相图和共析相图）所组成。

图中两根纵坐标轴分别是纯铁和渗碳体的单元相图，而 HJB、ECF 和 PSK 分别为包晶线、共晶线和共析线。

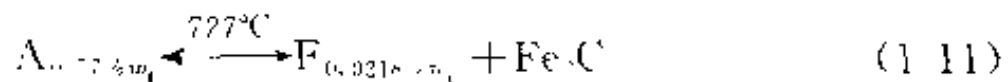
在包晶线上发生包晶转变：



在共晶线上发生共晶转变：



在共析线上发生共析转变：

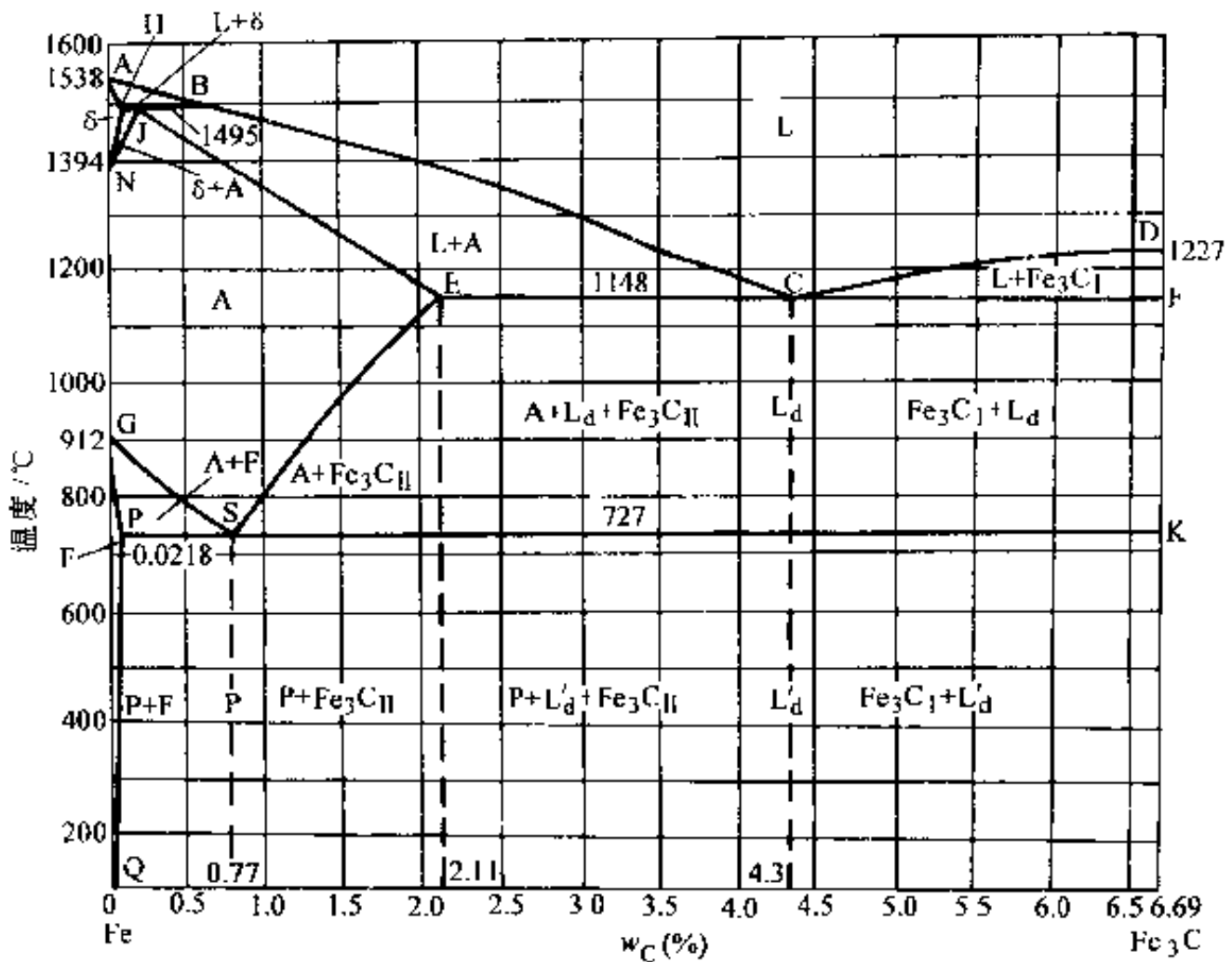


(1) 铁碳合金的平衡结晶冷却过程及其组织 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图中不同含碳量的铁碳合金一般可分成三类。

1) 工业纯铁 ( $w_C \leq 0.0218\%$ )

2) 钢 ( $0.0218\% < w_C \leq 2.11\%$ ) 根据其室温组织的不同，钢又可分为以下三类。

① 亚共析钢 ( $0.0218\% < w_C < 0.77\%$ )。

图 1-2 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图

②共析钢 ( $w_c = 0.77\%$ )。

③过共析钢 ( $0.77\% < w_c \leq 2.11\%$ )。

3) 白口铸铁 ( $2.11\% < w_c \leq 6.69\%$ ) 根据其室温组织的不同, 白口铸铁又可分为以下三类:

①亚共晶白口铸铁 ( $2.11\% < w_c < 4.3\%$ )。

②共晶白口铸铁 ( $w_c = 4.3\%$ )。

③过共晶白口铸铁 ( $4.3\% < w_c < 6.69\%$ )。

(2) 铁碳合金的成分与其组织和性能关系 合金的性能取决于组织, 而合金的组织又是和成分密切相关的。铁碳合金的含碳量不同, 它们室温下的平衡组织也不同。含碳量增大时, 组织按  $F \rightarrow F + P \rightarrow P \rightarrow P + Fe_3C_1 \rightarrow P + Fe_3C_1 + L'd \rightarrow L'd \rightarrow L'd + Fe_3C_1 \rightarrow Fe_3C$  的顺序变化。为了便于分析, 可以把低温莱氏体分解成珠光体和渗碳体两种组织。图 1-3a 所示的是  $F-P-Fe_3C$  三种基本组织随含碳量的变化规律, 图中横坐标表示合金的  $w_c$  从  $0 \sim 6.69\%$ , 纵坐标表示合金中三种组织的比



例、由图可见，当  $w_C$  为 0 时，几乎 100% 是铁素体，随着含碳量的增大，铁素体含量逐渐减少，而珠光体的含量逐渐增大，而当  $w_C$  达到 0.77% 时，则合金完全由珠光体组成，含碳量进一步增大，则珠光体的含量逐渐减小，而渗碳体的含量逐渐增大，直至  $w_C$  达到 6.69% 时，合金全部由渗碳体组成。其中 F—P— $Fe_3C$  相对量的变化都呈直线关系。如果将珠光体再分解为铁素体和渗碳体，如图 1-3b 所示，问题就更简单了，当含碳量很少时为 100% 的铁素体，随着含碳量的增大，铁素体量逐渐减少，而渗碳体量则由零开始相应增加，直至  $w_C$  为 6.69% 时为 100% 的渗碳体。同样两者相对量的变化规律亦呈直线关系。

由于含碳量的变化，引起铁碳合金组织的变化，从而导致铁碳合金的性能发生变化。在铁碳合金中，铁素体硬度、强度低，但塑性、韧性好，作为基体相；渗碳体则很硬、很脆，作强化相。因此，随着含碳量的增加，渗碳体量逐渐增多，铁素体量逐渐

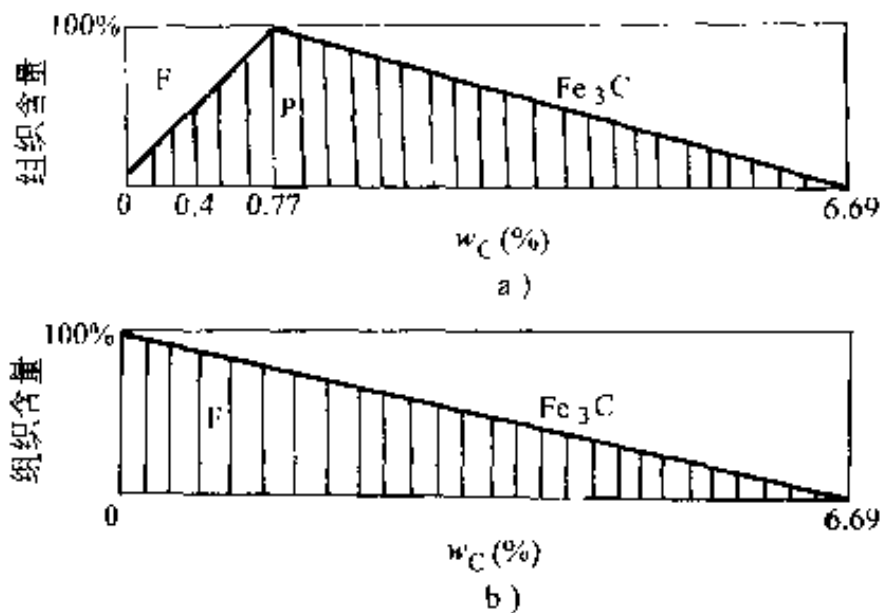


图 1-3 铁碳合金室温平衡组织与含碳量的变化关系

减少，铁碳合金的硬度越来越高，而塑性、韧性越来越低。图 1-4 为试验测得的含碳量与力学性能之间的关系曲线，由图中可见表示韧性的  $a_K$  值曲线下降的幅度比塑性指标  $\delta$  和  $\psi$  要快，这说明韧性指标对渗碳体量的增加，即含碳量的增加更敏感。硬度的变化基本上是随含碳量的增加呈直线上升。而强度是一个对组织形态很敏感的力学性能，在亚共析区，因为只有铁素体和渗碳体两种组织的相对量变化，强度基本上是随含碳量增加而直线上升；当  $w_C$  超过 0.77% 而进入过共析区时，其组织为珠光体和二次渗碳体，由于有二次渗碳体的存在，使强度的增加趋缓；另外，二次渗碳体是在原先奥氏体的晶界处析出的，当  $w_C$  超过 0.9% 后，随着含碳量增加，二次渗碳体含量增多，逐渐形成

网状，大大削弱了晶粒间的结合力，使强度急剧降低。因此在  $w_c$  为 0.9% 处出现强度最大值，而含碳量继续增大，强度则不断下降。

(3) Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图的应用  
 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图在生产实践中主要应用在钢铁材料的选用和热加工工艺的制定两个方面。

1) 作为选用钢铁材料的依据  
 根据 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图所表示的成分组织和性能的关系，如需要强度较高，塑性韧性好，焊接性好的各种金属构件用的钢材，可选用碳的质量分数小于 0.25% 的低碳钢；如需要强度塑性和韧性都比较好的各种机器零件用钢，可选用碳的质量分数在 0.25% ~ 0.60% 之间的中碳钢；如需要强度较高硬度高和耐磨性好的工具用钢，则可选用碳的质量分数高于 0.60% 的高碳钢。

2) 制定铸锻和热处理等热加工工艺的依据 (见图 1-5)

① 在铸造生产上的应用。  
 根据 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图的液相线可以找出不同成分的铁碳合金的熔点，从图 1-5 可以看出钢的熔化和浇注温度都要比铸铁高，靠近共晶成分的铁碳合金不仅熔点低，而且凝固温度区间也较小，故具有良好的铸造性。这类合金适宜于铸造，在铸造生产中获得广泛的应用。

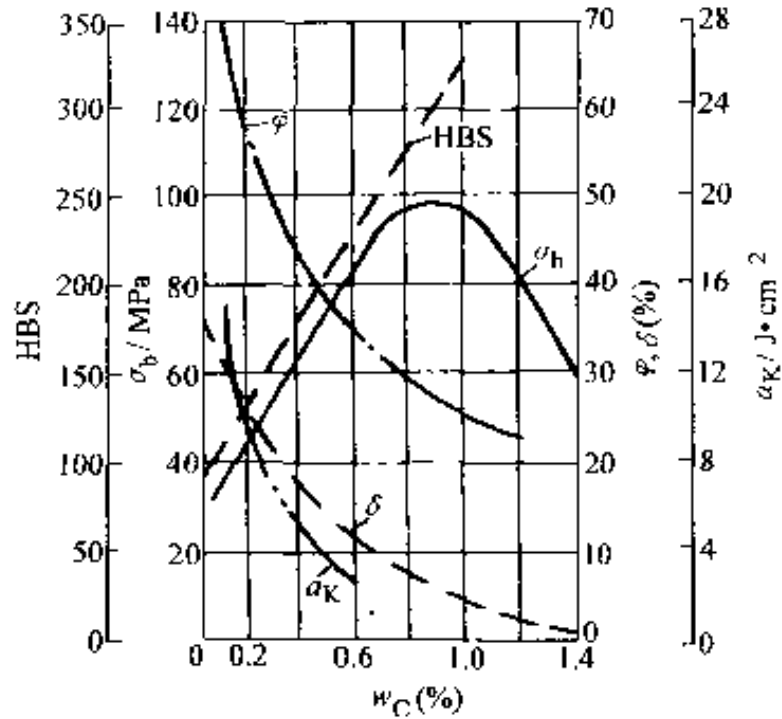


图 1-4 碳钢的力学性能与碳的质量分数的关系

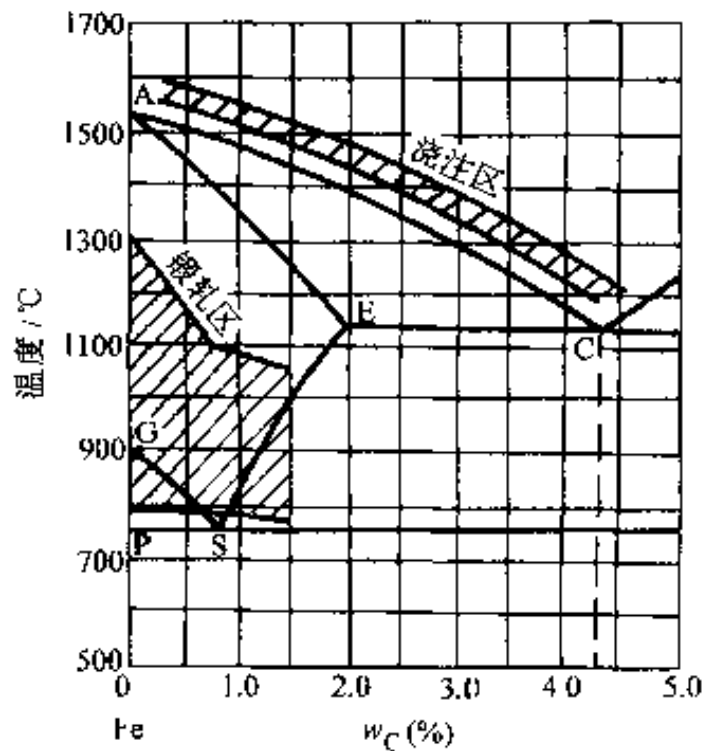


图 1-5 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图与铸、锻等工艺的关系

②在锻造工艺上的应用。由于奥氏体组织具有强度低、塑性好，便于塑性变形加工的特点，因此，钢材轧制和锻造选择在奥氏体区的适当温度范围内。其选择原则是：开始轧制或锻造的温度不能过高，以免钢材氧化严重，甚至发生奥氏体晶界部分熔化，使工件报废；而终止温度也不能过低，以免钢材塑性差，在锻造过程中导致产生裂纹。各种碳素钢合适的锻轧或锻造温度范围如图 1-5 所示。

③在热处理工艺上的应用。根据对工件材料性能要求的不同，各种不同的热处理方法的加热温度都是参考 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图选定的，这将在以后章节中详细讨论。

3. 碳素钢 碳的质量分数小于 2.11% 而不含有特意加入合金元素的钢称为碳素钢，简称碳钢。由于其具有良好的力学性能和工艺性能，且冶炼方便，价格低廉，故在机械制造、建筑和交通运输等工业部门得到广泛应用。

(1) 碳钢中常存元素对其性能的影响 钢中除铁和碳外，在冶炼过程中，不可避免地要带入一些元素（如硅、锰、硫、磷）、非金属夹杂物以及某些气体（如氮、氢、氧等）。它们对钢的性能和质量有一定的影响。

1) 硅 硅是在炼钢后期，以硅铁作为脱氧剂进行脱氧反应后，残留在钢中的元素。硅有很强的脱氧能力，能有效地清除 FeO，改善钢的品质；并能溶于铁素体形成固溶体，提高钢的强度和硬度。所以硅是钢中的有益元素，但含硅量 ( $w_{Si}$ ) 不能超过 0.4%，否则将降低钢的塑性。

2) 锰 锰是炼钢过程中用锰铁脱氧而残留在钢中的。它可溶于铁素体和渗碳体，使钢的强度和硬度提高。此外，由于锰和硫的亲合力较铁和硫的亲合力强，还可以从 FeS 中夺走硫，形成高熔点 (1600°C) 的 MnS，从而减轻硫对钢的有害作用。所以锰是钢中的有益元素，其含量  $w_{Mn}$  一般为 0.25%~0.80%。

3) 硫 硫是在炼钢过程中由矿石和燃料中的焦炭带来的有害元素。它不溶于铁，以化合物 FeS 的形式存在。而 FeS 与 Fe 则形成熔点为 985°C 的低熔点共晶体。因此当钢材进行热加工时，往往由于加热温度超过其熔点而使这些处于晶界的低熔点共晶体熔化，导致钢材开裂，

这种现象称为热脆。因此硫在钢中的含量 ( $w_s$ ) 不得超过 0.05%。

4) 磷 磷是由生铁带入钢中的有害元素。磷在钢中部分溶于铁素体, 部分在结晶时形成脆性很大的化合物  $Fe_3P$ , 使钢在低温下 ( $100^\circ\text{C}$ ) 的塑性和韧性急剧下降, 这种现象称为冷脆性。一般钢中含磷量  $w_p$  限制在 0.04% 以下。

5) 氧、氮、氢 氧及氧化物夹杂物 (如  $Fe_3O_4$ 、 $FeO$ 、 $MnO$ 、 $SiO_2$ 、 $Al_2O_3$  等) 对钢的力学性能不利, 使钢的强度、塑性及疲劳强度降低; 氮的存在虽能提高钢的硬度、强度, 但塑性和韧性则急剧下降, 若炼钢时用铝钛脱氮, 便可消除氮的这种影响; 氢能引起钢的氢脆和白点等缺陷。所以上述三种元素都是钢中的有害杂质。

(2) 碳素钢的分类 根据不同的分类标准和方法可以将碳素钢分成不同的种类。

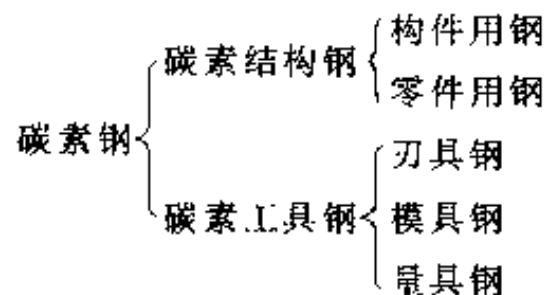
1) 按钢的含碳量分类 按钢的含碳量, 碳钢可分为低碳钢、中碳钢和高碳钢三种。具体划分标准是:

低碳钢—— $0.0218\% \leq w_c \leq 0.25\%$ ; 中碳钢—— $0.25\% \leq w_c \leq 0.60\%$ ; 高碳钢—— $w_c > 0.60\%$ 。

2) 按钢的质量分类 钢的质量好坏一般是以钢中的有害杂质硫、磷含量的多少来确定的。通常分为三个级别:

碳素钢—— $w_s \leq 0.055\%$ ;  $w_p \leq 0.045\%$ ; 优质碳素钢—— $w_s \leq 0.040\%$ ;  $w_p \leq 0.040\%$ ; 高级优质碳素钢—— $w_s \leq 0.030\%$ ;  $w_p \leq 0.035\%$ 。

3) 按钢的用途分类 碳素钢按用途可分为两大类:



构件用钢是用来制造各类工程构件 (如桥梁、船舶和建筑构件等); 零件用钢是用来制造各种机械零件 (如齿轮、轴和螺栓等)。

(3) 碳素钢的牌号及用途 我国国家标准规定钢材的牌号用汉语拼音字母、化学元素符号和阿拉伯数字相结合的方法来表示。碳素钢

一般分为四类：碳素结构钢、优质碳素结构钢、铸钢和碳素工具钢。

1) 碳素结构钢 碳素结构钢价格便宜，产量较大，广泛用于型材、金属构件及要求不高的一般机械零件，通常在供应状态下直接使用。

碳素结构钢的牌号由代表屈服点的字母、屈服点的数值、质量等级符号和脱氧方法符号等四个部分顺序组成。

例如：Q235 A·F 表示屈服点为 235MPa 的 A 级沸腾钢。其中，质量等级分为 A、B、C、D，表示钢中的硫和磷依次增多。脱氧方法符号为：F 沸腾钢；b 半镇静钢；Z 镇静钢；TZ 特殊镇静钢。通常牌号中的 Z 和 TZ 都可以省略。

2) 优质碳素结构钢 优质碳素结构钢主要用来制造各种重要的机器零件，使用前要经过热处理来改善其力学性能。

优质碳素结构钢的牌号用两位数字表示，这两位数字表示该钢中碳的平均质量分数的万分之几。若钢中含锰的质量分数较高 ( $w_{\text{Mn}} = 0.70\% \sim 1.20\%$ )，则在钢牌号后面标出元素符号“Mn”。

例如：45 表示碳的质量分数为 0.45% 的优质碳素结构钢；而 65Mn 则表示碳的质量分数为 0.65% 的较高含锰量优质碳素结构钢。

优质碳素结构钢的牌号有以下几个特点：其一，都是一组两位数字；其二，除了 08 以外，其它钢号数都能被“5”整除；其三，钢号后可能有“Mn”，而不会有其它元素符号，且“Mn”后面不再会带有数字。和碳素结构钢相同，优质碳素结构钢的钢号后面也常附有表示脱氧方法及冶炼特征的字母，如“F”“b”等。例如：08F 为沸腾钢。

3) 铸钢 冶炼后直接铸造成形的钢材称铸钢。它广泛用于制造重型机械的某些零件，如轧钢机机架、水压机横梁和锻锤砧座等。

铸钢的牌号用汉语拼音字头“ZG”再加用短杠分隔的两组数字表示，第一组数字代表屈服点，第二组数字代表其抗拉强度，单位都是 MPa

例如：ZG200 - 400 表示屈服点为 200MPa、抗拉强度为 400MPa 的铸造碳钢。

1) 碳素工具钢 碳素工具钢是用于制造刀具、模具和量具的钢。由

于大多数工具都要求高硬度和高耐磨性，故工具钢的碳的质量分数都在0.70%以上，都是优质钢或高级优质钢。

碳素工具钢的牌号用“碳”的汉语拼音字头“T”和表示碳的平均质量分数的千分含量的数字组成。若质量等级是高级优质钢，则在牌号后面标以字母“A”，否则质量等级为优质钢。

例如：T8表示碳的质量分数为0.8%的优质碳素工具钢；而T12A则表示碳的质量分数为1.2%的高级优质碳素工具钢。

### 第三节 金属的塑性变形与再结晶

在工业生产中，不仅通过使金属材料产生塑性变形的可以获得制成品（例如对经冶炼而得的金属锭进行轧制、挤压、冷拔、锻造和冲压等压力加工方法将金属材料制成成品或半成品），而且还可以改变金属的组织 and 性能。因此，研究金属的塑性变形，对于选择金属材料的加工工艺、改善产品质量及合理使用材料等方面都有十分重要的意义。

#### 一、金属的塑性变形

金属材料因受外力作用而发生变形直至破坏的过程可分为三个阶段：弹性变形阶段、弹性—塑性变形阶段及断裂阶段。对金属材料的组织和性能影响最大的是第二阶段的塑性变形。为了说明塑性变形的复杂过程，先从单晶体的塑性变形谈起。

1. 单晶体的塑性变形 单晶体的塑性变形有两种基本方式，即“滑移”和“孪生”。

滑移优先沿晶体中一定的晶面和晶向发生，晶体中能够发生滑移的晶面和晶向称为滑移面和滑移方向。近代理论和实验证明，晶体滑移时，并不是整个滑移面上的全部原子一起移动，因为那要克服的滑移阻力比实际大千倍。实际上滑移是借助位错的移动来实现的，如图1-6所示。图中位错的半原子面受到前后两边原子的排斥，处于不稳定的平衡位置。只需加上很小的力就能使位错的半原子面移动一个很小的距离，此距离小于一个原子间距（如图1-6a、b、c），但此时位错却前进了一个原子间距（如图1-6d）。大量位错的移动就产生了宏观的塑性变形。

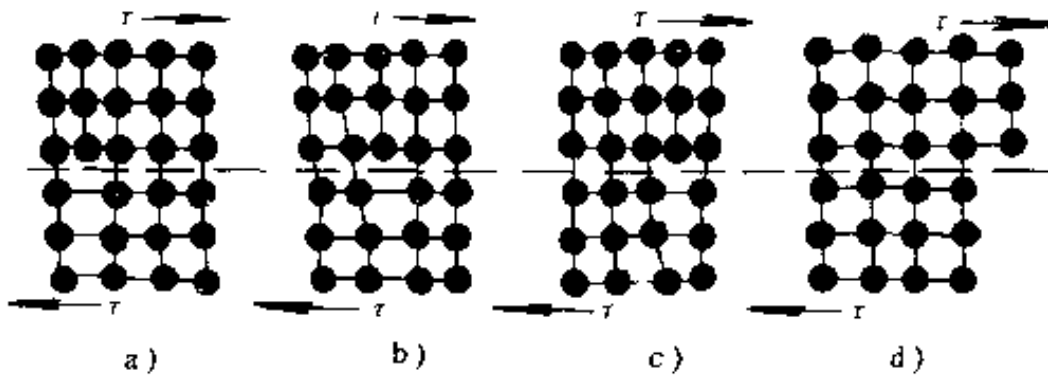


图 1-6 位错运动示意图

孪生是塑性变形的另一种形式。孪生变形也是在切应力的作用下，沿晶体中一定的晶面（孪生面）及晶向（孪生方向）发生的。孪生的结果造成晶体的一部分以孪生面为对称面与另一部分晶体相对称，构成孪晶，图 1-7 为孪生变形示意图。

2. 多晶体的塑性变形 常用的金属材料都是多晶体，由于相邻晶粒的位向不同，且它们之间有一晶界相连接，因此，多晶体的塑性变形具有下列一些特点：

(1) 晶粒位向的影响 由于多晶体中各个晶粒的位向不同，在外力作用下，当处于有利于滑移位置的晶粒要进行滑移时，往往要受到周围不同位向的其它晶粒的约束，使滑移阻力增大，从而提高塑性变形的抗力。

(2) 晶界的作用 晶界对塑性变形有较大的阻碍作用。由于晶界处原子排列比较紊乱，阻碍位错的移动，从而阻碍了滑移的进行，使塑性变形抗力增大，这一现象被称为竹节现象。

(3) 晶粒大小的影响 综上所述，在一定体积的晶体内晶粒的数量越多，晶粒越细，晶界就越多，不同位向的晶粒也越多，从而塑性变形的抗力也就越大。另外晶粒越细，在同样变形条件下，变形可分散在更多晶粒内进行，使晶粒的变形比较均匀，而不致过分集中在少数晶粒内，使其变形严重。又因晶粒越细，晶界就越多，越曲折，越不利于裂纹的传播，从而在其断裂前能承受较大的塑性变形，吸收较

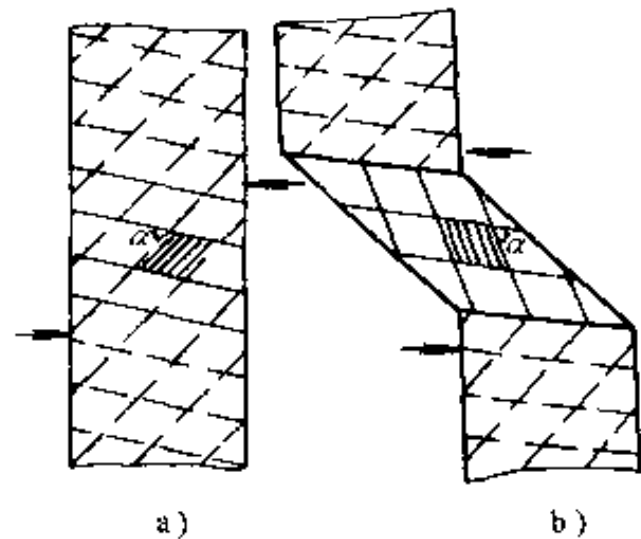


图 1-7 孪生变形示意图

多的功，表现出较好的塑性与韧性。因此，细晶粒的多晶体不仅强度较高，而且塑性、韧性也较好，故生产中要尽一切努力细化晶粒。

## 二、冷塑性变形对金属的性能与组织的影响

1. 冷塑性变形对金属性能的影响 塑性变形后金属性能变化最显著的是力学性能。随着塑性变形程度的增加，金属的强度、硬度提高，而塑性、韧性下降的现象称为形变强化或加工硬化（见图 1-8）。

形变强化也是强化金属的重要工艺手段。例如，像 18-8 型奥氏体不锈钢这一类不能用热处理强化的金属材料，经 40% 轧制变形后屈服强度提高了 3~4 倍，抗拉强度也提高了 1 倍。此外，形变强化可以使金属具有一定的抗偶然超载的能力，提高了构件在使用中的安全性。还有，形变强化也是工件能用塑性变形方法成形的必要条件。例如金属材料在冷冲压弯曲变形中（见图 1-9）， $r$  处

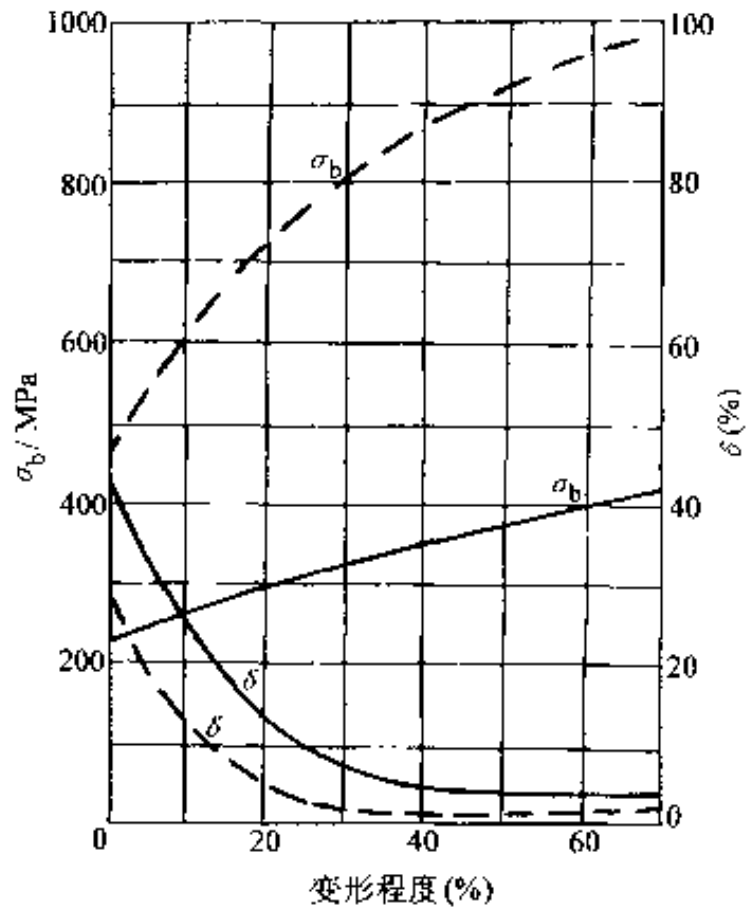


图 1-8 冷塑性变形对金属力学性能的影响

实线—冷轧的纯铜 虚线—冷轧的低碳钢 ( $w_c = 0.3\%$ )

变形最大，首先产生形变强化，随后的变形即转移到其它部分，这样就可得到壁厚均匀的冲压件。

形变强化也有不利的一面。由于材料塑性的降低，给金属材料进一步的冷塑性变形带来困难。为了使金属材料能继续进行变形加工，必须进行中间热处理，以消除形变强化。这就增加了生产成本。

除了力学性能之外，塑性变形也会使金属材料的某些物理、化学性能发生变化，如导电性、导磁性等下降，化学活性增加，腐蚀速度加快等。

2. 冷塑性变形对金属组织结构的影响 金属材料在外力作用下



产生塑性变形时，不仅其外形发生变化，而且显微组织也发生变化，内部晶粒沿着变形方向被拉长，由原来的等轴晶粒逐步变成沿变形方向伸长的类似扁平形纤维状的晶粒，并且晶界也变得模糊，称为冷变形纤维组织，如图 1-10 所示。形成纤维组织后，金属的力学性能具有明显的方向性。

此外，冷塑性变形还会使晶体内部嵌镶块尺寸细碎化，位错密度增加，晶格畸变更严重，从而增大了滑移阻力，这也是产生形变强化的原因。

### 三、回复与再结晶

金属材料经过冷塑性变形之后，由于发生了严重的晶格畸变，位错密度增

加，晶粒破碎，并因金属各部分变形不均匀而引起残余内应力，这都使金属处于不稳定状态，使其具有恢复到原来稳定状态的自发趋势。但在常温下，由于金属原子的活动能力很弱，这一过程很难进行。如对冷塑性变形的金属进行加热，则因原子活动能力增强，就会发生一系列的组织与性能的变化。这种变化伴随着加热温度的升高，可分为回复、再结晶及晶粒长大三个阶段。

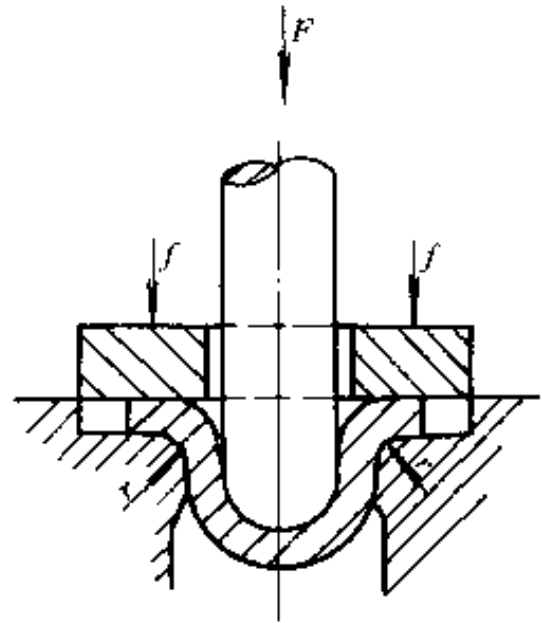


图 1-9 冷冲压示意图

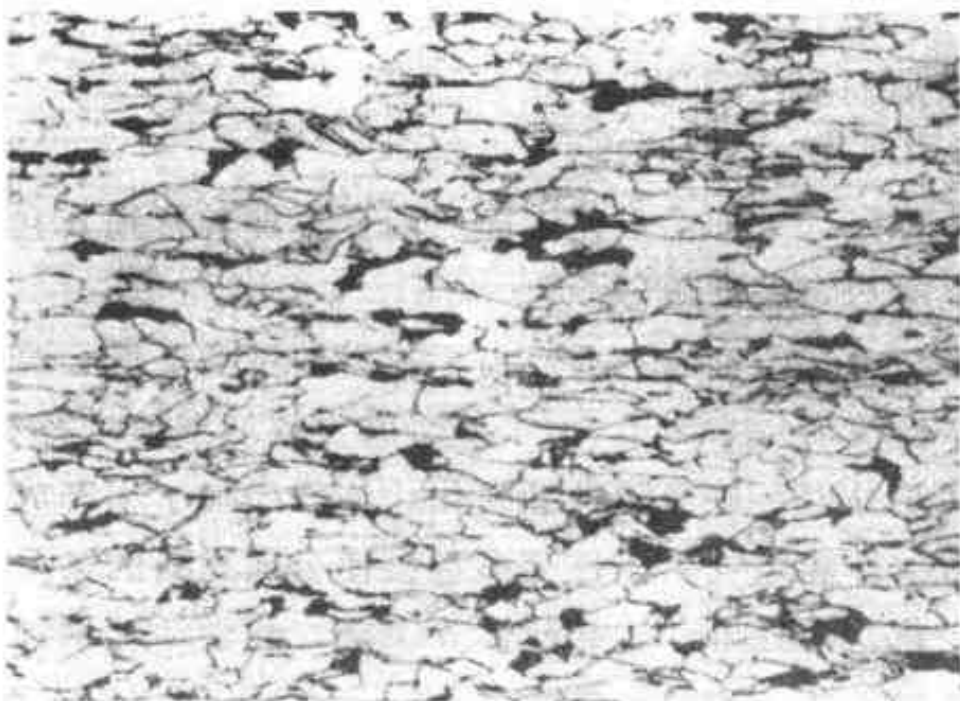


图 1-10 冷塑性变形后的纤维组织 100×

1. 回复 当加热温度不太高时，原子活动能力有所增强，晶格畸变程度大大减轻，金属内应力显著降低，金属的显微组织无明显的变化，因此力学性能也无明显改变，只是某些物理、化学性能，部分地恢复到变形前的状态，这个阶段称为回复。

在工业生产中，为保持金属经冷塑性变形后的高强度，往往采用回复处理，以降低内应力，适当提高塑性。例如冷拔钢丝弹簧加热到 $250\sim 300^{\circ}\text{C}$ ，青铜丝弹簧加热到 $120\sim 150^{\circ}\text{C}$ ，就是进行回复处理，使弹簧的弹性增强，同时消除加工时带来的内应力。

2. 再结晶 对回复后的金属继续加热到较高温度时，由于原子活动能力增加，使畸变晶粒通过形核及晶核长大而形成新的等轴晶粒的过程称为再结晶。再结晶后的晶粒内部晶格畸变消失，位错密度下降，因而金属的强度、硬度显著下降，而塑性、韧性则显著上升。结果使变形金属的组织 and 性能又回到冷塑性变形前的状态。

金属的再结晶过程是在一定的温度范围内进行的。能进行再结晶的最低温度称为再结晶温度。对于工业用纯金属（纯度大于99.9%），其再结晶温度与熔点间的关系可按下列经验公式计算：

$$T_{\text{再}} \approx (0.35 \sim 0.4) T_{\text{熔}} \quad (1-12)$$

式中  $T_{\text{再}}$ ——金属的再结晶温度 (K)；

$T_{\text{熔}}$ ——金属的熔点 (K)。

实际生产中，为了消除形变强化，必须进行中间退火。经冷变形后的金属加热到再结晶温度以上 $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ ，保持适当时间，使形变晶粒重新结晶为均匀的等轴晶粒，以消除形变强化和残余应力的退火工艺，称为再结晶退火。

3. 晶粒长大 再结晶后的金属，一般都得到细小而均匀的等轴晶粒。如果继续升高温度和延长保温时间，再结晶后的晶粒又以互相吞并的方式长大。应当避免这种使晶粒长大而导致晶粒粗化、力学性能变坏的情况。

#### 四、金属的热塑性变形

1. 热加工与冷加工的本质区别 金属的冷塑性变形加工和热塑性变形加工是以再结晶温度来划分的。凡在金属的再结晶温度以上进行的加工，称为热加工，如锻造、热轧等。而在再结晶温度以下进行

的加工称为冷加工，如冷轧、冷拉等。各种金属的再结晶温度不同，冷热加工的温度界限差别极大。例如钨的最低再结晶温度是 1200℃，对钨来说，即使在 1000℃ 高温下的加工仍属冷加工；而锡的最低再结晶温度为 -7℃，即使在室温下的加工，对锡来说已属热加工了。

热加工时，由于金属原子的结合力减小，而且形变强化现象随时被再结晶过程所消除，从而使金属的强度、硬度降低，塑性、韧性增大，因此其塑性变形要比低温时容易得多。

2. 热加工对金属组织和性能的影响 正确的热加工可以改善金属材料的组织和性能。

(1) 消除铸态金属的组织缺陷 通过热加工，可使钢锭中的气孔和缩孔大部分焊合，铸态的疏松被消除，提高了金属的致密度。

(2) 细化晶粒 热加工的金属经过塑性变形和再结晶的作用，只要能避免临界变形度（约 2%~10%）及过高的终锻温度，就可以细化晶粒，提高钢的力学性能。

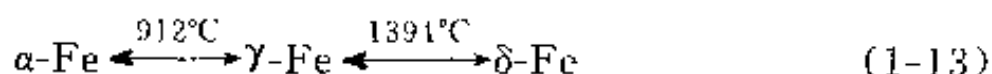
(3) 形成热加工纤维组织（流线） 在热加工过程中，由于铸态组织中的各种夹杂物，在高温下具有一定的塑性，它们会沿着变形方向伸长而形成纤维组织。它使金属材料的力学性能在不同的方向上有明显的差异。通常沿着纤维的方向，其抗拉强度及韧性高，而抗剪强度低。在垂直于纤维的方向上，抗剪强度较高，而抗拉强度较低。

(4) 形成带状组织 如果钢在铸态组织中存在比较严重的偏析，或热加工时终锻（终轧）温度过低时，钢内就会出现与热加工方向大致平行的诸条带所组成的偏析组织，这种组织形态称为带状组织。带状组织是一种缺陷，它也会引起钢材力学性能的各向异性。一般可用热处理的方法消除带状组织。

## 第四节 合金钢的基础知识

### 一、合金元素在钢中的作用

1. 合金元素与铁的作用 纯铁在加热和冷却过程中发生同素异晶转变，转变在恒温下进行。如式 (1-13) 所示：



加入合金元素后，上述转变不在恒温下进行，而在一个温度范围内完成。由于 $\alpha$ -Fe、 $\delta$  Fe与 $\gamma$  Fe的晶体结构不同，所以合金元素在它们中的溶解度也不同。根据合金元素与铁组成的二元相图类型，可将合金元素分为两大类（见图1-11）。

(1) 扩大 $\gamma$ 相区的元素 Ni、Mn、C、N、Cu等都是扩大 $\gamma$ 相区的元素，如图1-11a所示，这类元素的特点是使 $A_3$ 点（Fe-Fe<sub>3</sub>C相图中的GS线）下降， $A_1$ 点（Fe-Fe<sub>3</sub>C相图中的NJ线）上升。若钢中含有大量的Ni、Mn时，可使Fe-Fe<sub>3</sub>C相图中的 $\gamma$ 相区一直延伸到室温以下，因而其室温组织将是奥氏体，这类钢被称为奥氏体钢。

(2) 缩小 $\gamma$ 相区的元素 Si、Cr、Mo、W、Al、Ti等都是缩小 $\gamma$ 相区的元素，如图1-11b)所示，这类元素的特点是使 $A_3$ 点将上升， $A_1$ 点将下降。如果钢中含有大量的Cr和Mo，可使Fe-Fe<sub>3</sub>C相图中的 $\gamma$ 相区完全消失，钢凝固后始终呈铁素体组织，这类钢被称为铁素体钢。

无论是奥氏体钢还是铁素体钢，由于这两类钢都没有 $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ 相变，故不能通过淬火方法强化。

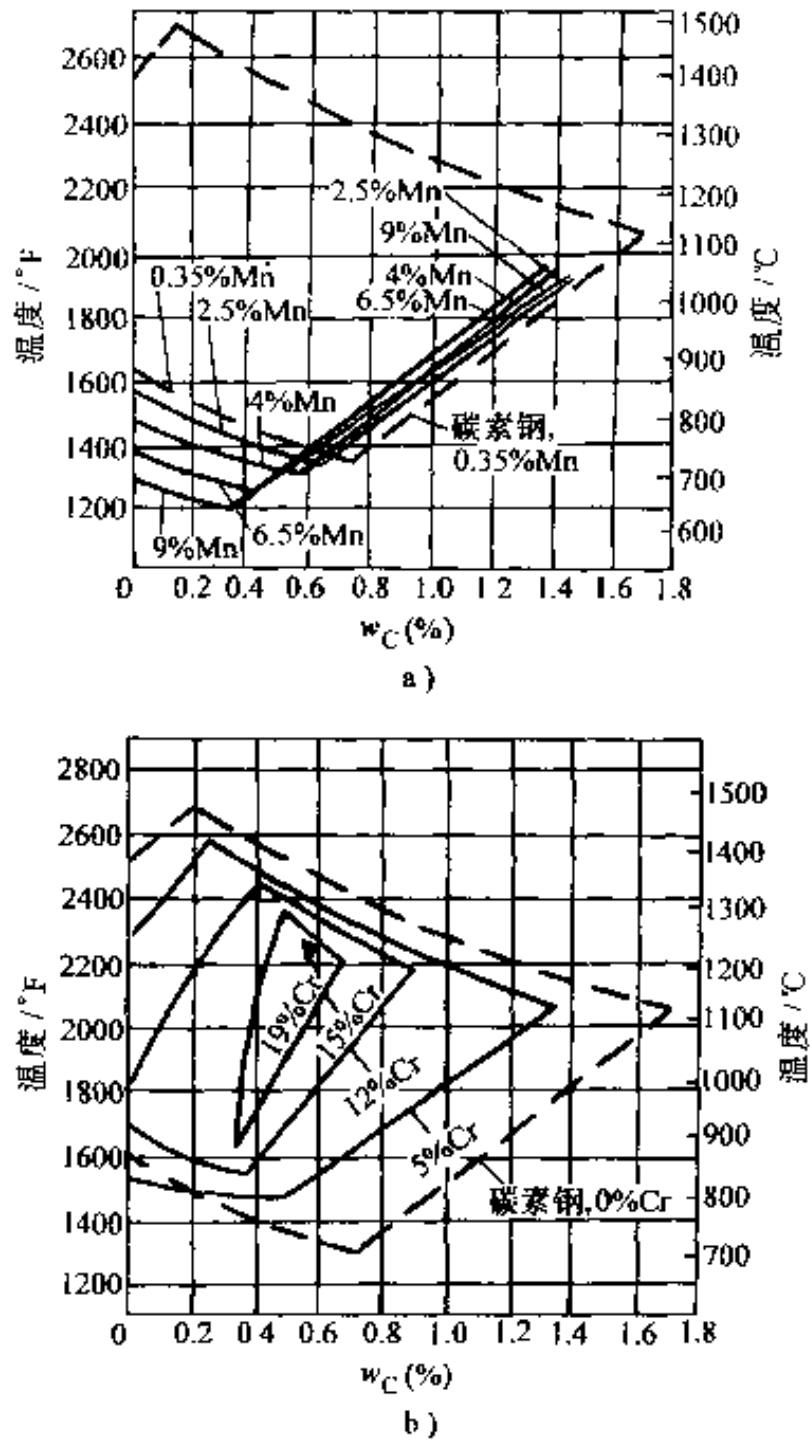


图1-11 合金元素对 $\gamma$ 相区的影响  
a) 扩大 $\gamma$ 相区类型 b) 缩小 $\gamma$ 相区类型  
注：图中Mn、Cr含量均为质量分数

2. 合金元素与碳的作用 钢中合金元素可分为非碳化物形成元素和碳化物形成元素。

(1) 非碳化物形成元素 Ni、Si、Co、Al、Cu、N 等，它们与碳不形成碳化物，在钢中几乎都溶于铁素体和奥氏体中，少数可形成其它化合物。

(2) 碳化物形成元素 按合金元素形成碳化物的稳定程度，它们的由强至弱的大致排列顺序为：Ti、Zr、Nb、V、Mo、W、Cr、Mn、Fe。其中 Ti、Zr、Nb、V 是强碳化物形成元素；Mo、W、Cr 是中强碳化物形成元素；Mn 和 Fe 属于弱碳化物形成元素。

一般情况下弱碳化物形成元素和中强碳化物形成元素数量较少时，它们能部分置换渗碳体中的铁原子，形成合金渗碳体，用  $(Fe, Me)_3C$  表示（其中 Me 表示合金元素）。合金渗碳体的硬度和稳定性均高于渗碳体，还可提高钢的耐磨性，但加热时较难溶入奥氏体中。

强碳化物形成元素和中强碳化物形成元素数量较多时，只要钢中有足够的碳，就倾向于形成特殊碳化物。特殊碳化物按其晶格的形式可分为两类。第一类是具有简单晶格的间隙相碳化物，它们是在合金元素的原子比碳原子大得多的情况下形成的，如 WC、VC、TiC、NbC、ZrC、 $W_2C$  和  $Mo_2C$  等。这类碳化物的熔点、硬度及稳定性都远高于合金渗碳体，加热时很难溶入奥氏体。第二类是具有复杂晶格的碳化物，它们是在合金元素原子和碳原子大小相差不太大的情况下形成的，如  $Cr_{23}C_6$ 、 $Cr_7C_3$  和 MnC 等。这类碳化物的熔点和稳定性都比间隙相低，加热时较易溶入奥氏体中。

### 3. 合金元素对相变点的影响

(1) 对共析点 S 的影响 一般情况下所有合金元素溶入奥氏体中都能使共析含碳量下降，即 S 点左移。但是一些强碳化物形成元素如 V、Ti、Nb、Zr 等加入钢后，将形成稳定的特殊碳化物。这些特殊碳化物很难溶入奥氏体，因此，不仅不能使共析成分降低，反而占用了钢中的含碳量，造成奥氏体中实际含碳量低于钢中的平均含碳量，所以使钢中共析含碳量相应提高，即 S 点右移。

(2) 对共析温度 ( $A_1$ ) 的影响 所有扩大  $\gamma$  相区的元素均降低  $A_1$  温度；反之，所有缩小  $\gamma$  相区的元素均提高  $A_1$  温度。合金元素对  $A_3$  温

度的影响和  $A_1$  是一致的。

## 二、合金钢的分类及编号

1. 合金钢的分类 合金钢的分类方法很多，最常用的是下面三种分类方法。

### (1) 按用途分类

- 1) 合金结构钢 用于制造各种机械零件和工程结构件的钢。
- 2) 合金工具钢 用于制造各种加工工具的钢。
- 3) 特殊性能钢 具有特殊物理、化学性能的钢。如不锈钢、耐热钢、耐磨钢等。

### (2) 按合金元素总含量分类

- 1) 低合金钢 合金元素总含量  $w_{Me} \leq 5\%$ 。
- 2) 中合金钢 合金元素总含量  $5\% < w_{Me} < 10\%$ 。
- 3) 高合金钢 合金元素总含量  $w_{Me} \geq 10\%$ 。

(3) 按质量分类 和碳钢一样，合金钢也可根据钢中杂质（主要是硫、磷）的含量，分为普通钢、优质钢和高级优质钢。

2. 合金钢的编号 我国合金钢牌号采用碳的质量分数、合金元素的种类和质量级别来编号。

(1) 合金结构钢 其牌号采用两位数字+元素符号+数字来表示。前面两位数字表示钢中碳平均质量分数的万分之几，元素符号表明钢中含有的主要合金元素，其后的数字则标明该元素的平均质量分数的百分数。当合金元素的平均质量分数小于 1.5% 时不标数字，如果合金元素的平均质量分数等于或大于 1.5%、2.5%、3.5%… 时，在元素后面标注其近似含量，即相应标注 2、3、4…。例如，20MnV 表示  $w_C = 0.2\%$ ， $w_{Mn} \geq 1.5\%$ ， $w_V < 1.5\%$  的合金结构钢。

(2) 合金工具钢 合金工具钢的牌号和合金结构钢的区别仅在于含碳量的表示方法，它用一位数字表示钢中碳质量分数的千分之几；而当钢中碳的质量分数大于或等于 1.00% 时，则不标含碳量。例如 9SiCr 钢为工具钢， $w_C$  为 0.9%，主要合金元素  $w_{Si}$  和  $w_{Cr}$  均小于 1.5%；而 Cr12MoV 则表示  $w_C$  大于 1.00%，主要合金  $w_{Cr}$  小于 12.5%， $w_{Mo}$  和  $w_V$  均小于 1.5%。

(3) 特殊性能钢 这种钢的牌号与合金工具钢的表示方法相同，

如不锈钢3Cr13表示 $w_C$ 为0.30%， $w_{Cr}$ 小于13.5%。但也有极少数例外，如耐热钢20Cr3W3NbN，其编号方法同结构钢。

某些特殊用途钢，在钢号前加表示用途的汉字或拼音字母，以示区别。如“Y”表示易切削钢；“H”表示焊条用钢等，详见有关标准。对于各种高级优质钢，则在钢号之后加“高”或“A”符号。

另外，某些特殊专用钢如滚动轴承钢，其牌号表示为含碳量不标出，含铬量以千分之几表示，钢号首位以“G”表示滚动轴承钢，例如“GCr15”，表示 $w_C$ 为1.5%。

### 三、合金钢的冶金缺陷

1. 影响合金钢冶金缺陷的基本因素 钢材在冶炼、浇注、轧制过程中，经常会产生各种冶金缺陷，如缩孔、疏松、偏析、气泡、白点、层状断口、非金属夹杂物等。这些冶金缺陷会降低钢的力学性能，严重时可能造成废品。

合金钢比碳钢更容易形成冶金缺陷，其原因是：

(1) 加入合金元素后，钢液的流动性降低，因而钢液中的气体及悬浮夹杂不易去除，容易形成偏析，同时也使浇注时的补缩发生困难。

(2) 合金钢因液相与固相间距大，容易生成粗大的初生相，产生树枝偏析。由于合金元素的扩散能力较差，即使高温扩散退火也无法完全消除这种缺陷。

(3) 合金钢的淬透性较高，导热性能差，冷却时相变应力较大，这会增加钢的残余应力，导致变形和开裂。

(4) 有些合金元素与氧的亲合力较强，冶炼时容易氧化，形成夹杂。

2. 合金钢的主要冶金缺陷 钢的冶金缺陷很多，常见的有以下几种。

(1) 偏析 合金钢中合金元素、夹杂物或气孔等分布不均匀的现象称为偏析。产生偏析的原因是钢的选择性结晶和浇注时杂质元素扩散不充分。偏析属于不能完全避免的缺陷，钢材中允许存在，但必须加以控制。根据偏析形成原因及表现形式的不同，一般可分为树枝偏析、方形偏析等。

1) 树枝状偏析 它是选择结晶的结果。钢液在凝固结晶时,先形成树枝状晶轴,然后在一次晶轴上长出二次晶轴,依此类推,直至晶轴间的钢液全部凝固。由于选择结晶和元素扩散不充分,造成晶轴和晶轴间区域成分的不均匀。枝干碳浓度较低,而迟结晶的枝间碳浓度高。S、P及合金元素的偏析与碳人体相似。枝晶偏析还包括其它杂质元素和气体元素的偏析。氧化物多位于枝干;硫化物多位于枝晶间。

高温扩散退火可以使偏析减轻。

2) 方形偏析 产生原因是铸锭结晶时,在柱状晶末端与等轴晶区之间,聚积了较多的低熔点杂质和孔隙。

(2) 疏松 钢的组织不致密称为疏松。疏松可分为一般疏松和中心疏松,产生原因为:

1) 钢液以树枝状结晶的形式凝固时,枝晶间富集低熔点的杂质,钢液在最后凝固时产生收缩。

2) 气体逸出产生孔隙。

3) 钢中非金属夹杂物经腐蚀脱落,从而留下孔隙。

(3) 残余缩孔 钢液凝固时,由于体积收缩,在冒口端一般都存在缩孔。形成原因是钢锭凝固时体积收缩部分得不到及时补充,致使中心区形成宏观空洞。这是一种不允许的缺陷。

(4) 白点 白点是钢中因氢的析出而引起的一种缺陷,在纵向断口上,它呈现接近圆形或椭圆形的银白色斑点;在侵蚀后的宏观磨片上呈现裂纹。是一种不允许存在的缺陷。检查白点最好在淬火状态下折断,以免试样折断时由于塑性变形而使白点失真。

白点主要发生在珠光体钢、马氏体钢、贝氏体钢的轧件中。白点形成的根本原因是由于钢中存在氢。氢在钢中的溶解度随温度下降而降低,过剩的氢析出后进入钢的缺陷处,如疏松、枝晶间隙处。这些部位的氢聚集到一定程度,在一定温度下,就会在局部形成很高的压力,压力超过钢的抗压强度时,将使钢形成裂纹(白点)。氢的存在并非白点形成的唯一原因。相变应力和热应力对白点的形成起着重要的作用。发生马氏体相变的钢,冷却时容易产生白点,就是因为马氏体相变时产生的应力很大,相变温度比较低,而马氏体塑性很差,故产生白点。



(5) 非金属夹杂物 常见的非金属夹杂物有两类：一类是冶炼浇注过程中，钢中气体与脱氧剂及合金元素物理化学反应的产物，一般为氧化物、硫化物、硅酸盐等；另一类是炉渣及耐火材料侵蚀剥落后进入钢液中形成的产物。

钢中存在夹杂物会降低制品的使用寿命，夹杂严重时，淬火时易开裂，因此应根据技术要求进行控制。

(6) 带状组织 金属材料内与热变形加工方向大致平行的诸条带所组成的偏析组织。例如，钢材内的“铁素体带+珠光体带”，“珠光体带+碳化物带”等。合金元素偏析引起的带状组织，可进行高温扩散退火进行改善。高碳钢的带状碳化物偏析，采用高温扩散退火只能有所改善，但不能完全消除。可以通过反复镦粗、拔长的方法来减轻。

## 第二章 钢在加热时的组织转变

**培训要点** 了解奥氏体形成的机理,熟悉钢在加热时的组织转变、钢的加热缺陷及其防止措施。

### 第一节 奥氏体的形成

热处理是由加热、保温和冷却三个基本环节组成的。在大多数热处理工艺中,钢加热的主要目的是获得奥氏体组织。因此我们把将钢铁加热到  $A_{c3}$  或  $A_{c1}$  点以上,以获得完全或部分奥氏体组织的操作称为奥氏体化。若无特殊说明,则指获得完全奥氏体。金属或合金在加热或冷却过程中,发生相变的温度称为相变点(或临界点)。对于钢和铸铁,用  $A_1$ 、 $A_3$  和  $A_{cm}$  等表示平衡条件下的固态相变点,其中:

$A_1$  表示加热时珠光体向奥氏体或冷却时奥氏体向珠光体转变的温度;  $A_3$  表示亚共析钢加热时先共析铁素体完全溶入奥氏体的温度或冷却时先共析铁素体开始从奥氏体中析出的温度;  $A_{cm}$  表示过共析钢加热时二次渗碳体完全溶入奥氏体的温度或冷却时二次渗碳体开始从奥氏体中析出的温度。一般条件下固态相变时,都有不同程度的过热度或过冷度。因此,为与平衡条件下的相变温度相区别,把在加热时实际相变温度称为  $A_{c1}$ 、 $A_{c3}$  和  $A_{cm}$ ; 而把冷却时实际相变温度称为  $A_{r1}$ 、 $A_{r3}$  和  $A_{r_{cm}}$  (如图 2-1 所示)。

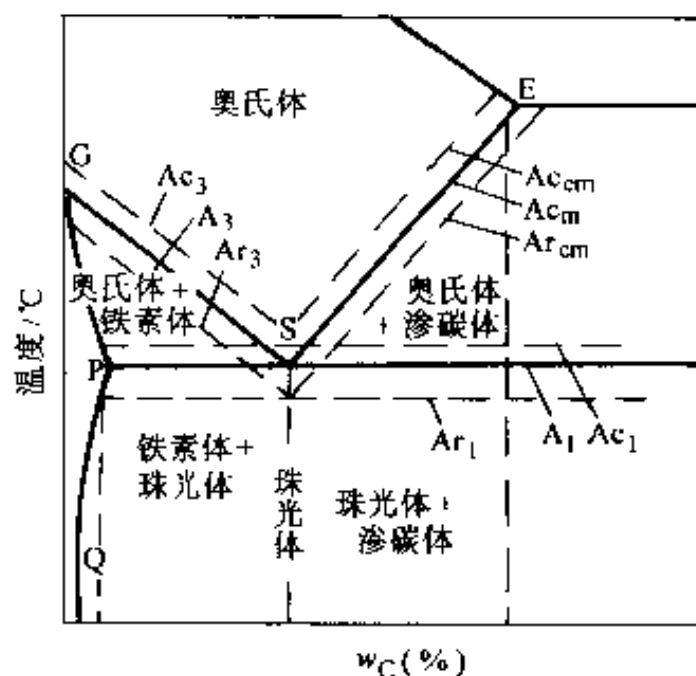


图 2-1 加热(冷却)时临界点的位置

一、奥氏体的形成机理

1. 奥氏体形成的热力学条件 人们经过长期实践和总结发现,自

自然界一切运动,总是从某种高能量不稳定状态,自发地转变为低能量稳定状态。例如,热量总是从高温物体传向低温物体;重物从高处落向低处,电流也总是由高电位流向低电位。从热力学的观点来看,一切自发过程,都是从高自由能状态过渡到低自由能状态,也就是说钢加热时组织转变的推动力是新相奥氏体和旧相珠光体之间的自由能之差。这里自由能是表示系统状态的能量,与系统的内能、体积、压力、温度等有关。自由能的大小能表示系统的稳定程度。在等压、等温的条件下,一切自发转变过程都是朝着自由能减少的方向进行,一直进行到自由能具有最低值为止。这个规律又称为最小自由能原理。如图 2-2 所示,奥氏体自由能( $G_A$ )随温度变化曲线的斜率大于珠光体自由能( $G_P$ )随温度变化曲线的斜率,两曲线的相交点正是 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图中的  $A_1$  点。由图可见,在  $A_1$  点两相自由能相等,不能发生相变。只有在高于  $A_1$  温度,奥氏体自由能低于珠光体自由能,才会发生珠光体向奥氏体的转变。这也正是钢加热形成奥氏体时必须有一定过热度的原因。

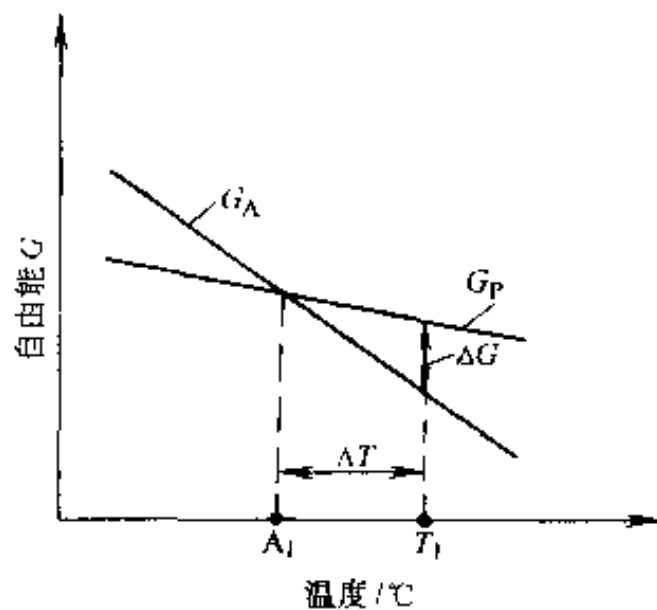


图 2-2 珠光体和奥氏体自由能随温度的变化曲线

2. 奥氏体的形成过程 根据 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图,由铁素体和渗碳体两相所组成的珠光体,加热温度稍高于  $A_{c1}$  时要转变为单相奥氏体。由于新形成的奥氏体和原来的铁素体及渗碳体的含碳量和晶格结构相差很大,所以珠光体转变成奥氏体的整个过程可以看成是由四个基本过程组成,如图 2-3 所示,即奥氏体晶核的形成、奥氏体晶核的长大、残余渗碳体的溶解和奥氏体成分的均匀化。

(1) 奥氏体晶核的形成 奥氏体的晶核通常优先地产生于珠光体中铁素体与渗碳体的相界面上。这是因为两相界面处的原子排列较紊乱,位错和空位的密度较高,处于高能量状态,新相在此形核,则可能消除部分晶体缺陷,使系统的自由能降低;另外由于相界面处碳原子浓度相差很大,有利于获得形成奥氏体晶核所必须的碳浓度。

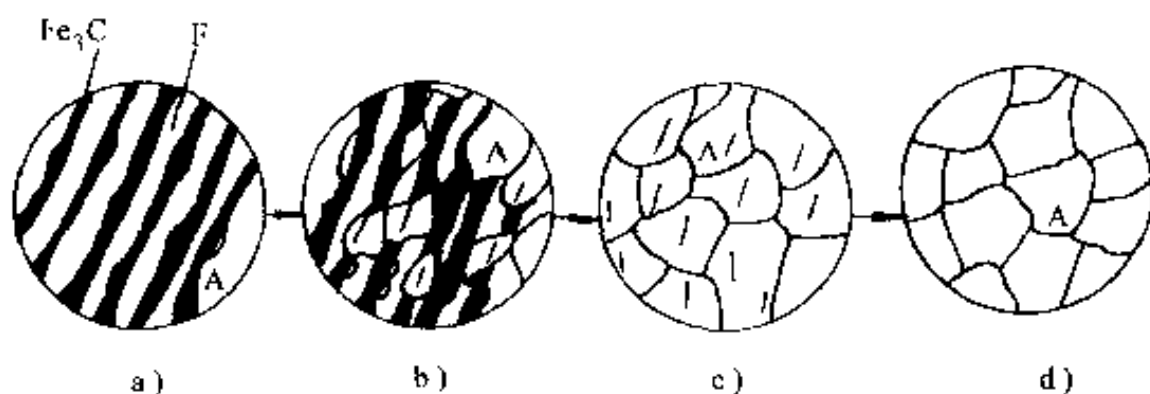


图 2-3 珠光体向奥氏体转变示意图

a) A 形核 b) A 晶核长大 c) A 中残余  $\text{Fe}_3\text{C}$  溶解 d) A 成分均匀化

(2) 奥氏体晶核的长大 处于旧相界上的奥氏体晶核，其一侧是铁素体，另一侧则是渗碳体。它的长大，是依靠铁素体向奥氏体的转变和渗碳体不断溶入奥氏体进行的。一方面，由于铁素体和奥氏体同是铁的同素异晶体，所以奥氏体晶核向铁素体一侧的长大，只需铁原子作短距离的迁移进行晶格改组，从体心立方晶格的铁素体转变成面心立方晶格的奥氏体即可，因此奥氏体晶核向铁素体一侧长大速度较快。只是铁素体含碳量极少，奥氏体向铁素体转变的同时，碳原子必须不断地由奥氏体向铁素体方向扩散，才能保持平衡。另一方面，渗碳体不是铁的同素异晶体，奥氏体向渗碳体方向的长大，不能直接通过晶格的改组进行，而只能通过渗碳体的分解、溶入奥氏体方能实现。因此奥氏体向渗碳体一侧的长大速度要慢一些。而渗碳体由于它的极高的含碳量，其溶入奥氏体正好提供了奥氏体不断向铁素体方向扩散所需的碳原子，这反过来又为渗碳体本身不断溶入奥氏体创造了条件。综上所述，铁素体晶格的改组，渗碳体的分解和溶入以及碳原子的扩散，使奥氏体的晶核得以不断长大，直至铁素体全部转变成奥氏体。

(3) 残余渗碳体的溶解 由于渗碳体溶入奥氏体的速度比较慢，因此当铁素体转变成奥氏体后，还有少量渗碳体未溶入奥氏体。随着时间的延长，这部分残余渗碳体继续不断地溶入奥氏体，直至全部消失，变成单一的奥氏体晶粒。

(4) 奥氏体成分的统一化 由于原子的扩散需要一定的时间，所以当残余渗碳体刚刚溶解完时，奥氏体内部的成分是不均匀的，原先铁素体处含碳量低，渗碳体处含碳量高，因此只有再延长保温时间才

能通过碳原子的扩散使奥氏体内部成分均匀。

通常在同一加热温度条件下，奥氏体形成各个阶段所需的时间是不同的，其中奥氏体均匀化的时间最长。另外，在先形成的奥氏体晶核长大的同时，总会不断有新奥氏体晶核形成、长大。

## 二、影响奥氏体化的因素

从本质上讲，奥氏体的形成是一个渗碳体的溶解、铁素体到奥氏体的点阵重构以及碳在奥氏体中的扩散过程。所以凡是影响扩散的一些因素如温度、成分等都将对奥氏体的形成产生影响。

1. 温度的影响 珠光体向奥氏体的转变遵循形核并长大的规律。试验表明，随着加热温度的升高，奥氏体的形核率和长大速度都急剧增加。这是因为加热温度越高，珠光体与奥氏体的自由能差越大（见图 2-2），转变的动力越大；同时加热温度越高，奥氏体—铁素体相界面与奥氏体—渗碳体相界面之间的浓度差加大，即 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图中 GS 线与 SE 线之间的距离加大，这就增大了奥氏体中碳的浓度梯度，加快了奥氏体的形核和长大速度；另外加热温度越高，原子的扩散能力越大，这也促使奥氏体形成速度加快。

2. 成分的影响 随着钢中含碳量的增加，渗碳体的数量相应增加，而铁素体的数量却相应减少，使得铁素体和渗碳体的相界面总量增多而加速珠光体向奥氏体的转变；另外随着奥氏体中含碳量的增加，碳和铁原子的扩散能力将增大，这有利于残余渗碳体的溶解和铁素体向奥氏体的转变，也有利于加速奥氏体的均匀化。

钢中加入合金元素，并不改变加热时奥氏体形成的基本过程，但影响奥氏体的形成速度。除钴外，大多数合金元素都会减慢碳在奥氏体中的扩散速度，同时合金元素本身的扩散速度也很慢，某些强烈形成碳化物元素，如钛、钒、铈、铌、钼和钨等，会在钢中形成特殊碳化物，其稳定性高于 Fe<sub>3</sub>C，很难分解或溶入奥氏体中，所以合金钢奥氏体均匀化的过程大多比碳钢慢，需要较高的温度和较长的保温时间。

3. 原始组织的影响 对同一成分的钢，晶粒越细，原始组织越分散，即铁素体与渗碳体的相界面越多，奥氏体形成速度越快。另外原始组织中渗碳体的形态对奥氏体的形成速度也有影响，片状珠光体比

粒状珠光体转变速度快，因为前者比后者具有更多的相界面面积。

### 三、奥氏体的晶粒长大及其控制

1. 奥氏体晶粒度的概念 将钢加热到相变点(亚共析钢为  $A_{c3}$ , 过共析钢为  $A_{c1}$  或  $A_{cm}$ ) 以上某一温度并保温给定时间所得到的奥氏体晶粒大小称为奥氏体晶粒度。一般分为八个标准等级(见图 2-4), 1~4 级为粗晶粒, 5~8 级为细晶粒。

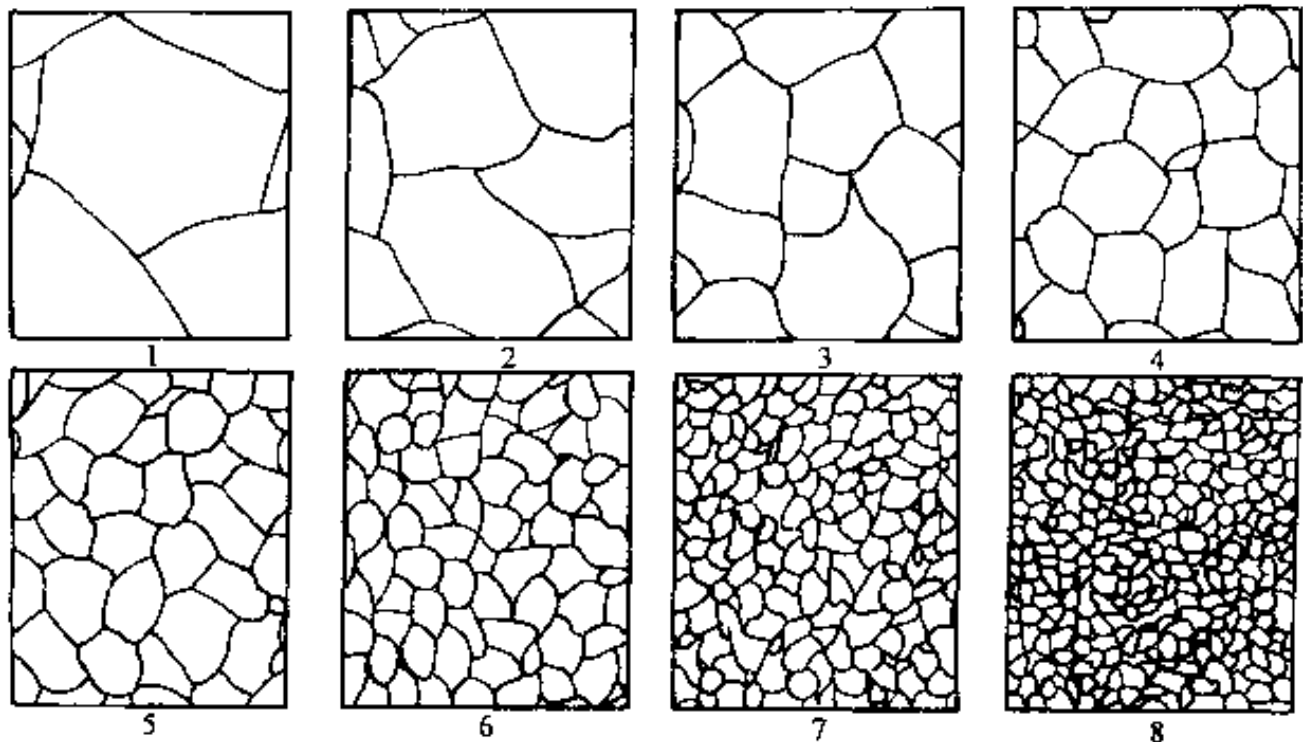


图 2-4 钢的标准晶粒度等级示意图

根据奥氏体的形成过程和晶粒长大情况, 奥氏体晶粒度可分为: 起始晶粒度、实际晶粒度和本质晶粒度三种。起始晶粒度是指珠光体刚刚全部转变为奥氏体时的奥氏体晶粒度。它通常比较细小, 当继续加热或保温时, 它就要长大。实际晶粒度是指钢在实际生产中的具体加热条件下所获得的奥氏体晶粒度, 它的大小直接影响工件的性能。而本质晶粒度是在规定的加热条件下(加热到  $930^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ , 保温 3h 或 8h), 所测得的奥氏体晶粒度。例如, 某钢种在此条件下测得晶粒度为 1~4 级范围, 则称其为本质粗晶粒钢; 若测得晶粒度为 5~8 级, 则称其为本质细晶粒钢。本质晶粒度并不指具体的晶粒, 而仅仅是表现某种钢奥氏体晶粒的长大倾向。

2. 奥氏体晶粒长大及其影响因素 奥氏体的起始晶粒一般都比较细小, 晶界多, 晶界总面积大, 界面能高, 处于高能量状态。这就

必然引起奥氏体晶粒的长大，以减少晶界，降低界面能。尽管奥氏体晶粒长大是一个自由能降低的自发过程，但不同的外界因素可以在不同的程度上促进或抑制其长大过程的进行。这些影响因素主要有：

(1) 加热温度的影响 由于奥氏体的晶粒长大是通过原子的扩散

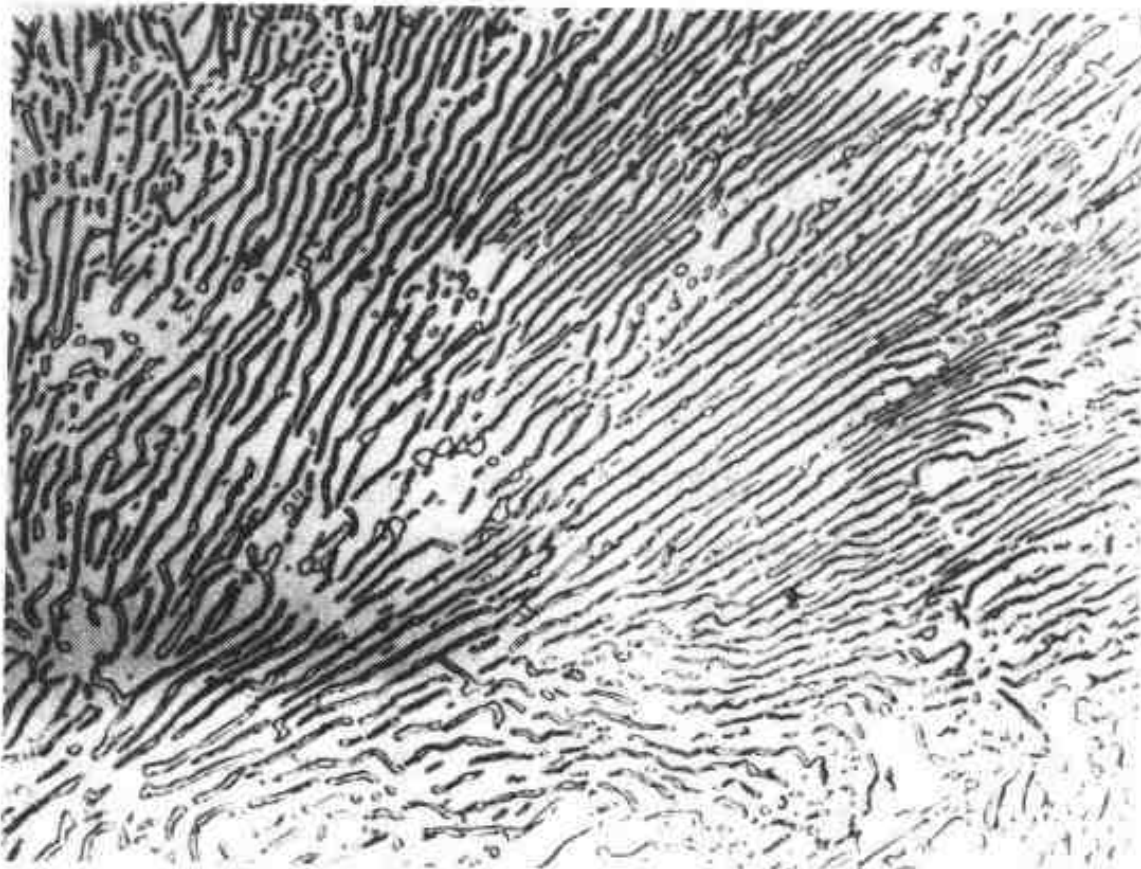
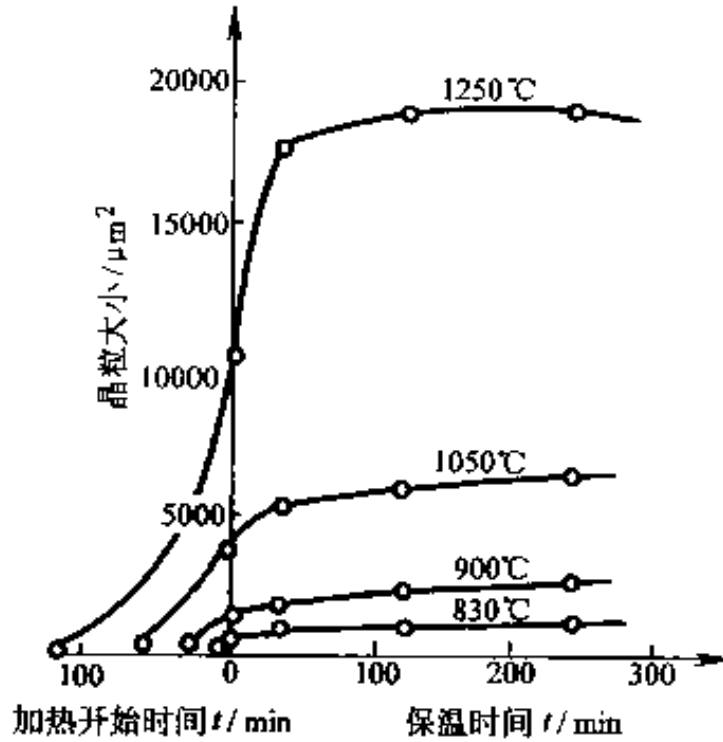


图 2-5 恒温下奥氏体的晶粒长大

来实现的，而原子的扩散能力是随温度升高增大的，因此奥氏体的晶粒也将随温度的增高而急剧长大。

(2) 保温时间的影响 在一定的加热温度下，奥氏体的晶粒将随着保温时间的延长而长大。如图 2-5 所示，一开始晶粒随时间的延长长的较快，然后逐渐减慢，到一定的时间后，即使再延长保温时间，也变化不大。所以时间对晶粒的长大作用不如温度作用大。

(3) 加热速度的影响 加热速度越大，过热度越大，形核率越高，奥氏体起始晶粒度越细。也就是说，快速加热至高温，短时保温，亦可获得细晶粒组织。

(4) 化学成分的影响 钢中的含碳量和合金元素都会对奥氏体晶粒长大有显著影响。

1) 含碳量的影响 在一定的加热温度和相同的加热条件下，当钢中的含碳量不超过一定的限度时，奥氏体晶粒长大倾向随钢中含碳量的增大而增大，如图 2-6 所示。这是因为随着含碳量的增加，碳及铁原子在奥氏体中的扩散速度

增大，从而加速了奥氏体的晶粒长大。从图中可以看出，对应于每一加热温度，都存在着一个晶粒长大最快的碳浓度，这就是该温度下碳在奥氏体中的最大溶解度。含碳量一旦超过该浓度时，就会形成过剩的二次渗碳体，成为晶粒长大的障碍物，阻止晶粒长大。这正如图 2-6 所表示的那样，钢中含碳量超过一定的数值后，奥氏体晶粒长大倾向又有减小的缘故。

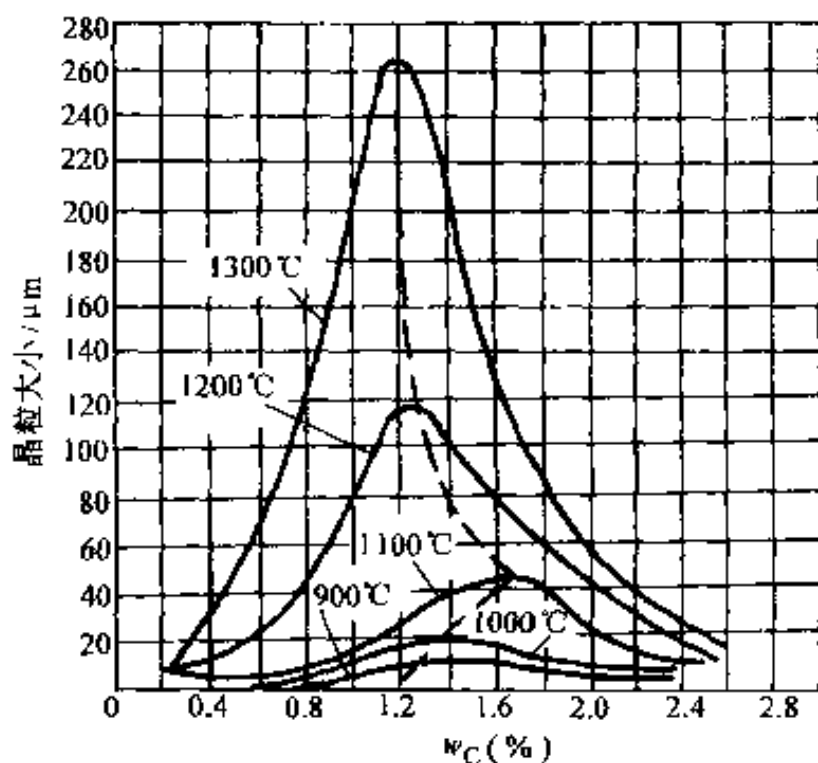


图 2-6 含碳量对奥氏体晶粒长大的影响

2) 合金元素的影响 凡是能生成稳定碳化物的元素如钛、钒、钽、铌、锆、钨、钼及铬，产生不溶于奥氏体的氧化物及氮化物的元素如铝，促进石墨化的元素如硅、镍、钴以及在结构上自由存在的元素如



铜等，都会在不同程度上阻碍奥氏体晶粒的长大。而锰和磷则有加速奥氏体晶粒长大的倾向。铝是目前工业生产中，广泛用于控制奥氏体晶粒度的元素，用铝脱氧的钢中存在着高熔点的弥散的 AlN 质点，它阻碍奥氏体晶界的移动，从而细化了晶粒。一般钢中残余铝含量  $w_{Al} = 0.02\% \sim 0.04\%$  即可获得本质细晶粒钢。总之，按照合金元素对奥氏体晶粒长大的影响，可以分为以下四类：

- ① 强烈阻止奥氏体晶粒长大的元素：铝、钒、钛、锆等。
- ② 中等程度阻止奥氏体晶粒长大的元素：钨、钼等。
- ③ 稍许阻止奥氏体晶粒长大的元素：氧、镍、钴、铜等。
- ④ 促进奥氏体晶粒长大的元素：磷、锰等。

### 3. 控制奥氏体晶粒长大及细化晶粒的措施

(1) 合理选择加热温度和保温时间 加热温度高一些，奥氏体形成速度就快一些，其晶粒长大倾向就越大，实际晶粒度也就越粗。延长保温时间也会出现奥氏体晶粒的长大。但加热温度对晶粒长大的影响要比保温时间的影响显著的多，因此要合理选择加热温度。

(2) 合理选择钢的原始组织 原始组织主要影响起始晶粒度。一般说来，原始组织越细，碳化物弥散度越大，所得到的奥氏体起始晶粒就越细小。从晶粒长大原理可知，起始晶粒越细小，则钢的晶粒长大倾向越大，即钢的过热敏感性增大，在生产上较难控制。因此在生产中对高碳工具钢一般要求其原始组织为碳化物分散度较小的球化退火组织，因为这种粒状珠光体组织不易过热。

(3) 加入一定量的合金元素 晶粒的长大是通过晶界原子的移动来实现的。加入合金元素，使其在晶界上形成十分弥散的化合物，如碳化物、氧化物、氮化物等等，这些弥散的化合物都对晶界的迁移起着“钉扎”作用，即机械阻碍作用，阻碍晶粒长大。另外钢中加入硼及少量稀土元素，主要吸附在晶界上并降低晶界的能量，从而减小晶粒长大的动力，也可限制或推迟晶粒的长大。

细化晶粒的措施，可采用重结晶处理。所谓重结晶，就是将固态金属及合金在加热（或冷却）通过相变点时，从一种晶体结构转变成另一种晶体结构的过程。这里是指钢件加热到临界点稍上温度，使奥氏体重新形核并长大。实际生产中，工件经热加工（铸造、锻造、轧

制、焊接等)后,往往晶粒粗大,力学性能降低。对此,可用重结晶来细化晶粒,例如对于有粗大晶粒的亚共析钢工件,可用完全退火或正火来细化晶粒。

## 第二节 钢的加热缺陷及其防止措施

热处理生产中,许多问题是由钢的加热质量引起的。因此必须研究钢在加热过程中发生的缺陷及其防止措施。常见的加热缺陷主要有欠热、过热、过烧、氧化、脱碳以及变形、开裂等。

### 一、欠热、过热和过烧

欠热、过热和过烧都是加热时的组织缺陷,它们都因加热不当形成非正常组织,导致材料的性能下降甚至报废。

1. 欠热 欠热也叫加热不足,是由于加热温度过低或加热时间太短,未充分进行奥氏体化而引起的组织缺陷。例如钢在退火或正火加热时,由于欠热,就不能消除冶金及热加工过程中存在的偏析、粗大自由铁素体、魏氏组织、网状碳化物等缺陷;淬火加热时,因欠热使亚共析钢淬火组织中出现铁素体或过共析钢淬火组织中出现较多未溶碳化物,造成淬火钢出现软点或硬度不均现象。

2. 过热 将金属或合金在热处理加热时,由于温度过高,晶粒长得很大,以致性能显著降低的现象称为过热。它是一种由于加热温度过高或保温时间过长,使奥氏体晶粒剧烈长大而产生的组织缺陷。它导致工件冷却后组织粗化、力学性能变坏。一般把热处理后实际晶粒度比四级还要粗的作为过热。另外,过热除了引起晶粒粗大,有时还易于促使工件在冷却过程中形成所谓魏氏组织(如图2-7所示),其特征是亚共析钢中的先共析铁素体或过共析钢中的先共析渗碳体从晶界出发以针状或片状伸入晶内,而且定向分布在基体上,这种组织的力学性能比一般的粗大晶粒还要差。总之,过热的工件不仅易于引起淬火时的变形、开裂,更重要的是明显降低了力学性能,而且塑性、韧性的降低尤为明显。

3. 过烧 金属或合金的加热温度达到其固相线附近时,晶界氧化和开始部分熔化的现象称为过烧。过烧不仅奥氏体晶粒剧烈粗化,而且晶界也被严重氧化甚至局部熔化,造成工件报废。过烧一般发生在

钢的轧、锻等热加工过程中，但某些莱氏体高合金钢（如 W18Cr4V、Cr12 等）的淬火热处理中也常有发生，因为它们的淬火加热温度接近其莱氏体共晶熔点。

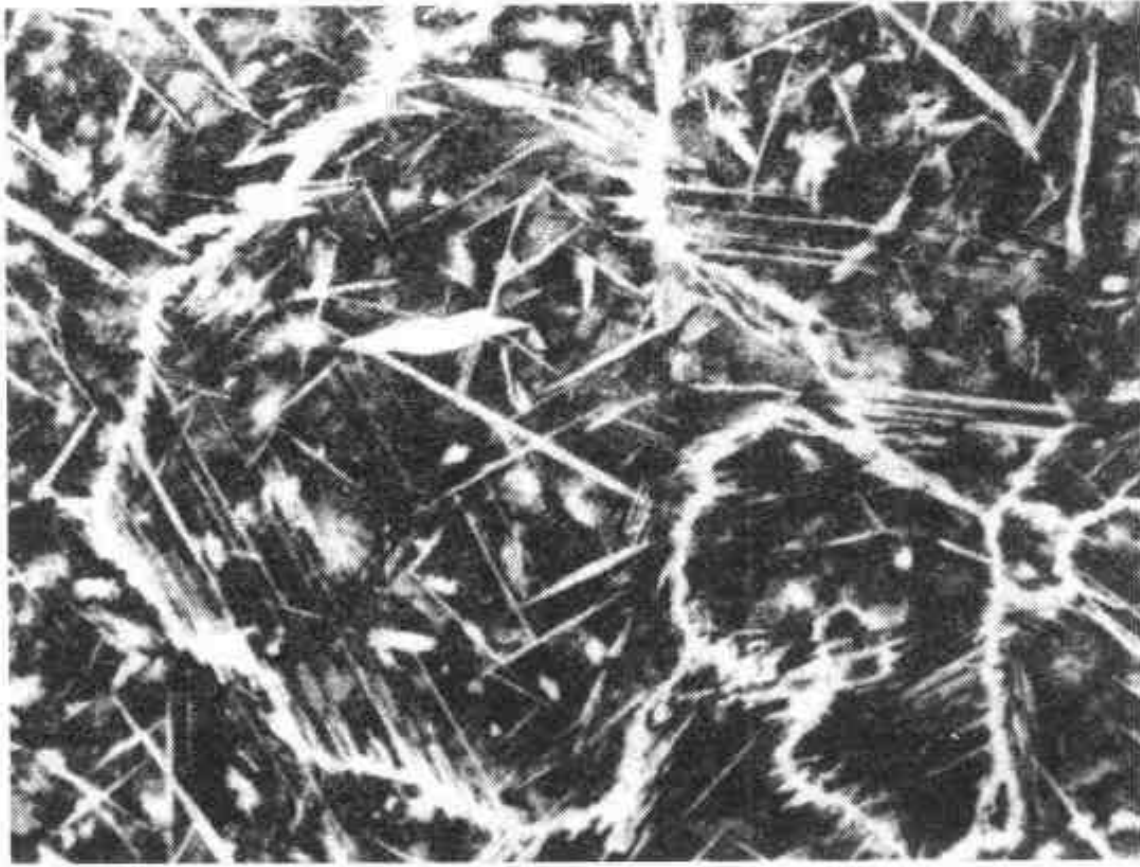


图 2-7 魏氏组织

造成欠热、过热和过烧缺陷的主要原因，可能是工艺不合理、操作不当。还可能由于测温、控温仪表失灵造成。对欠热、过热组织可用正火或退火的返修方法来消除。对过烧工件只能报废。因此对于高温加热的工件应严格控制温度，防止过烧。

## 二、氧化与脱碳

1. 氧化 金属加热时，介质中的氧、二氧化碳和水等与金属反应生成氧化物的过程称为氧化。由于氧化物的形成，使工件尺寸减小，表面粗糙度值增大，还会严重影响到淬火时的冷却速度，造成软点或硬度不足。钢氧化时，首先在钢的表面形成一层氧化膜。其后的氧化速度主要取决于氧和铁原子通过氧化膜的速度。随着加热速度的升高，原子扩散速度加快，特别是在  $600^{\circ}\text{C}$  以上时，所形成的氧化膜是以不致密的  $\text{FeO}$  为主，氧和铁原子容易通过它而透入内部，钢的氧化速度急剧增大。而在  $600^{\circ}\text{C}$  以下时，氧化膜则以比较致密的  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ，所以氧化速

度比较慢。

2. 脱碳 加热时由于气体介质和钢铁表面层碳的作用,使表层含碳量降低的现象称为脱碳。钢的加热温度越高,钢中的含碳量越高,钢便越容易脱碳。由于碳的扩散速度较快,所以钢的脱碳速度总是大于其氧化速度,在钢的氧化层下面,通常总是存在一定厚度的脱碳层。脱碳使钢表层含碳量下降,从而导致钢件淬火后表层硬度不足,疲劳强度下降,而且常使钢在淬火时容易形成表面裂纹。

为了防止氧化、脱碳,根据工件的要求和实际情况,可以采用保护气氛加热、真空加热以及用保护涂料及包装加热等方法;在盐浴中加热时,可经常加入盐浴校正剂,以及建立严格的脱氧制度等方法。此外不少单位还对普通箱式炉略加改造采用滴入煤油的方法进行保护,其原理是向炉中滴入煤油以造成与零件含碳量相似的碳势,这样使零件既不脱碳也不渗碳。这种方法可大大改善加热工件的表面质量。

### 三、变形、开裂

热处理工件在加热过程中有产生变形与开裂的可能。产生的原因主要是工件在加热过程中由于不同部位存在着温差而引起的热应力,同时也与工件的装炉方式有关。

工件的加热速度较大,而工件材料的导热性又差,必然造成工件表面与心部温差增加,导致产生较大的热应力;工件形状复杂,厚薄相差悬殊时,若加热时不注意,容易产生热应力集中。当工件内的热应力超过工件材料的屈服强度时,将产生变形;超过抗拉强度时,将导致开裂。

为防止变形、开裂,对形状复杂、截面厚薄相差悬殊及导热性差的材料,应尽可能控制加热速度;对大截面、存在较大残余内应力的铸、锻件,应采用分段预热式加热;采用正确的装炉方式,例如,螺旋圆柱弹簧不宜竖立放置加热,长轴最好悬挂状态加热,薄壁零件不宜堆放加热等。

## 第三章 钢在冷却时的组织转变

**培训要点** 了解过冷奥氏体的等温转变，熟悉过冷奥氏体的连续冷却转变和过冷奥氏体的组织转变类型。

### 第一节 过冷奥氏体的等温转变

钢在冷却时，主要的转变形式有两种：一种是等温转变；另一种是连续冷却转变（如图 3-1 所示）。

#### 一、过冷奥氏体等温转变图

钢经奥氏体化后冷却到相变点以下的温度区间内等温保持时，过冷奥氏体所发生的相转变称为等温转变。属于这种转变方式的有等温退火、等温淬火及分级淬火。由于其等温前的冷却速度很快，奥氏体被过冷到等温温度仍未发生变化。这种在共析温度以下存在的奥氏体被称为过冷奥氏体。金属及合金在一定的过冷度或过热度条件下等温转变时，等温停留开始至相转变开始之间的时间称为孕育期。

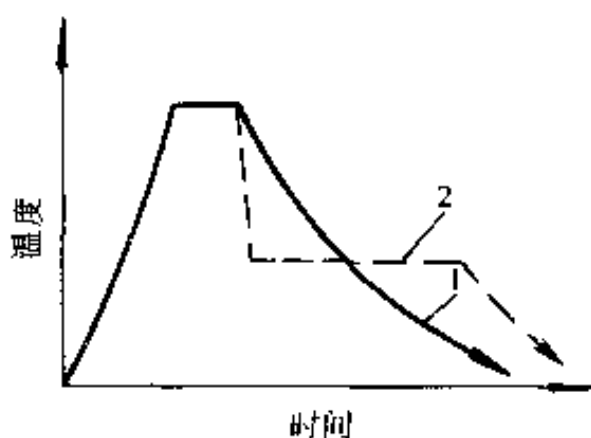


图 3-1 不同方式冷却示意图

1—连续冷却 2—等温冷却

等温转变图又称奥氏体等温转变图，因其形状像英文字母 C 字，故简称

“C 曲线”，是表示过冷奥氏体在不同过冷度下的等温过程中，转变温度、转变时间与转变产物量（转变开始及终止）的关系曲线图。

下面以共析钢为例来加以说明，将  $w_c$  为 0.77% 的共析钢制成若干个一定尺寸的试样，加热到高于  $A_{c1}$  的温度，使其组织成为均匀的奥氏体。然后分别迅速地放入低于  $A_{c1}$  的不同温度（例如 710 °C、650 °C、550 °C、500 °C、450 °C、350 °C…）的熔盐槽中，迫使奥氏体过冷，发生等温转变，并测出过冷奥氏体转变开始和终止时间。把测得的数据描绘在时间—温度坐标图上，分别连接各开始转变点（ $aa'$  上的点）和转变终了

点( $bb'$ 上的点),便得到了如图 3-2 所示的奥氏体等温转变图,即 C 曲线。由图 3-2 可知,在  $A_1$  以上是奥氏体的稳定区域。 $aa'$  为过冷奥氏体转变开始线,在转变开始线左方是过冷奥氏体区(这一段时间称为孕育期); $bb'$  为过冷奥氏体转变终了线,在转变终了线右方,转变已经完成,是转变产物区;在  $aa'$  和  $bb'$  之间是过冷奥氏体与转变产物共存的过渡区;在 C 曲线的下方有两根由连续冷却得到的水平线, $M_s$  为过冷奥氏体转变成马氏体的开始温度线,约为  $230^\circ\text{C}$ , $M_f$  为过冷奥氏体转变成马氏体的终了温度线,约为  $-50^\circ\text{C}$ 。在 C 曲线的拐弯处(约为  $550^\circ\text{C}$ )俗称“鼻子”,孕育期最短,此时奥氏体最不稳定,最容易分解。

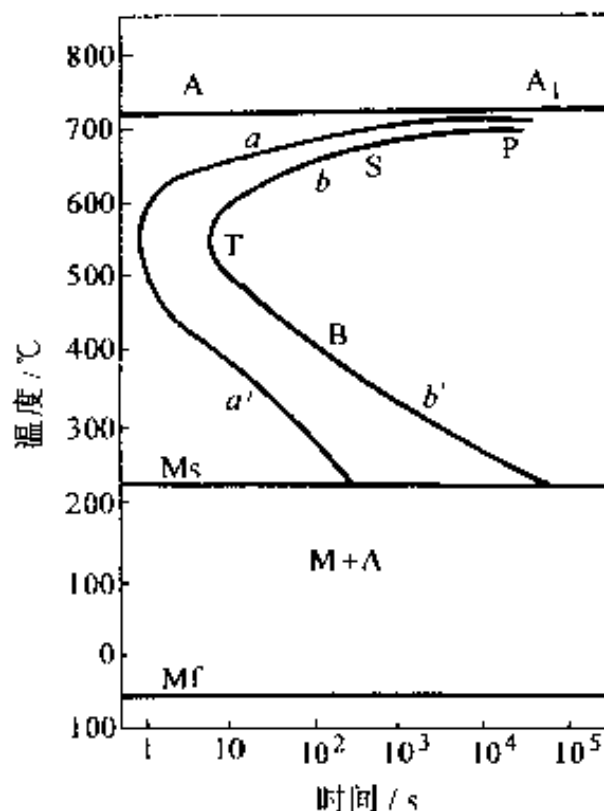


图 3-2 共析钢的过冷奥氏体等温转变图

## 二、影响奥氏体等温转变图的因素

影响 C 曲线形状位置的因素很多,主要有下面几个方面:

1. 含碳量的影响 在正常加热条件下,亚共析钢的 C 曲线,随着含碳量的增加向右移动;过共析钢的 C 曲线,随着含碳量的增加向左移动。故在碳钢中以共析钢过冷奥氏体最稳定。

2. 合金元素的影响 除钴以外的所有合金元素溶入奥氏体后,都增大其稳定性,使 C 曲线右移。

3. 加热温度和保温时间的影响 随着加热温度的提高和保温时间的延长,奥氏体的成分更加均匀,作为奥氏体分解的晶核数量减少,同时奥氏体晶粒长大,晶界面积减少,这些都不利于过冷奥氏体的分解,提高了奥氏体的稳定性,使 C 曲线右移。

## 第二节 过冷奥氏体连续冷却转变的近似分析

在热处理生产中,过冷奥氏体大都是在连续冷却过程中进行转变

的。由图 3-1 可知，所谓连续冷却转变，就是钢经奥氏体化后在不同冷速的冷却过程中过冷奥氏体所发生的相转变。属于这种冷却方式的有普通淬火、退火和正火。

连续冷却转变图，又称奥氏体连续冷却转变图或 CCT 曲线，是指钢经奥氏体化后在不同冷速的连续冷却条件下，过冷奥氏体转变为亚稳态产物时，转变开始及转变终止的时间与转变温度之间关系曲线图。但 CCT 曲线比较复杂，它的测试也很困难，所以迄今为止有关 CCT 曲线的资料仍很缺乏。而关于各种钢 C 曲线的资料则较充分，因此往往借助于钢的 C 曲线来近似地、定性地分析钢在连续冷却时的转变过程及其产物，并以此作为制定热处理工艺及选择有关工艺参数的依据。实践证明这种方法是基本可行的。

在利用 C 曲线近似分析连续冷却转变之前，先大致比较一下这两种曲线。过冷奥氏体连续冷却转变过程可以看作是由无数等温转变过程组成的，等温转变是连续冷却转变的基础。在连续冷却转变过程中

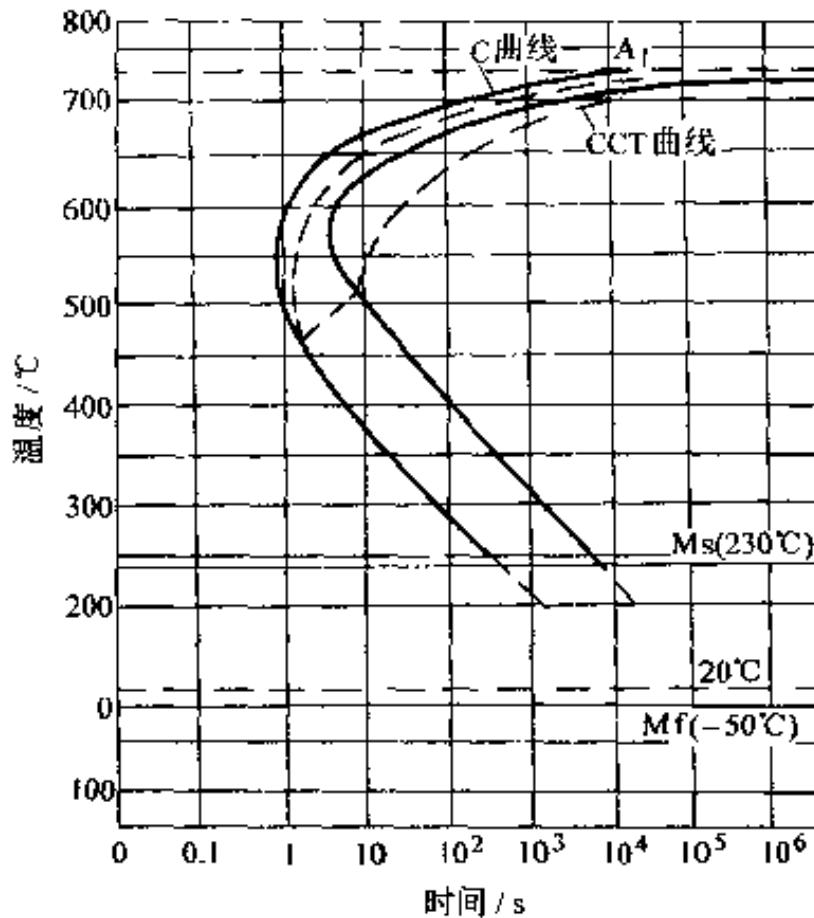


图 3-3 共析钢 C 曲线与 CCT 曲线关系

只能出现在等温转变中出现的转变，而不会出现新的转变，而且每一种转变只能出现在自己的转变温度区域内，一旦过冷到自己的转变温度区以下，便立即中止，接着发生下一个温度区的转变。图 3-3 是共析钢的 C 曲线与 CCT 曲线的比较。由图中可见，CCT 曲线比 C 曲线向右下方移动一些，亦即转变开始时间推迟，温度降低。另外由于过冷奥氏体连续冷却时抑制了贝氏体的产生，所以曲线的下半部消失了。而马氏体转变本来就是在连续冷却条件下的转变，因此 Ms 线无变化。

现在，利用共析钢的 C 曲线来分析过冷奥氏体的连续冷却转变。把代表连续冷却的冷却曲线叠画在等温转变图上（见图 3-4），根据它们和 C 曲线相交的位置，便可大致估计其冷却转变情况。例如，图中

冷却速度  $v_1$  相当于随炉冷却，则奥氏体在  $A_1$  以下附近的温度进行转变，得到较为粗片的珠光体组织； $v_2$  相当于在空气中的冷却速度，可估计出它将转变为索氏体； $v_3$  相当于在油中的冷却速度，则奥氏体在“鼻子”附近分解一小部分，而其余的奥氏体则转变为马氏体，最后得到托氏体和马氏体的混合组织； $v_4$  相当于在水中冷却，它不与 C 曲线相交，过冷奥氏体来不及分解，便被过冷到 Ms 以下进行马氏体转变。 $v_{\text{临}}$  恰好与 C 曲线的开始转变线相切，是奥氏体不发生分解而全部过冷到 Ms 以下向马氏体转变的最小冷却速度，即钢在淬火时为抑制非马氏体转变所需的最小冷却速度，称为马氏体临界冷却速度。它是表示钢材接受淬火能力大小的标志。影响钢材临界冷却速度的主要因素是钢的化学成分，这一特性对于钢的热处理具有非常重要的意义。

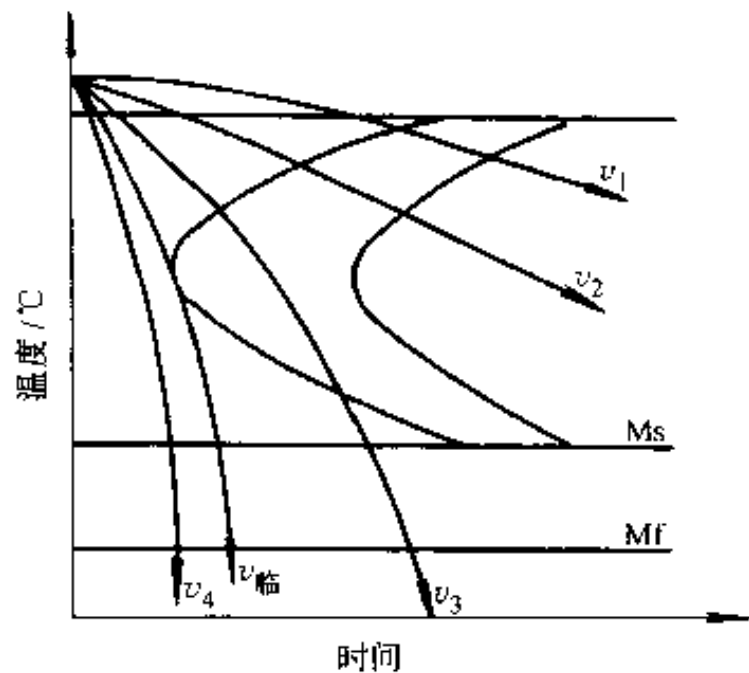


图 3-4 在 C 曲线上估计连续冷却时的组织

织； $v_4$  相当于在水中冷却，它不与 C 曲线相交，过冷奥氏体来不及分解，便被过冷到 Ms 以下进行马氏体转变。 $v_{\text{临}}$  恰好与 C 曲线的开始转变线相切，是奥氏体不发生分解而全部过冷到 Ms 以下向马氏体转变的最小冷却速度，即钢在淬火时为抑制非马氏体转变所需的最小冷却速度，称为马氏体临界冷却速度。它是表示钢材接受淬火能力大小的标志。影响钢材临界冷却速度的主要因素是钢的化学成分，这一特性对于钢的热处理具有非常重要的意义。



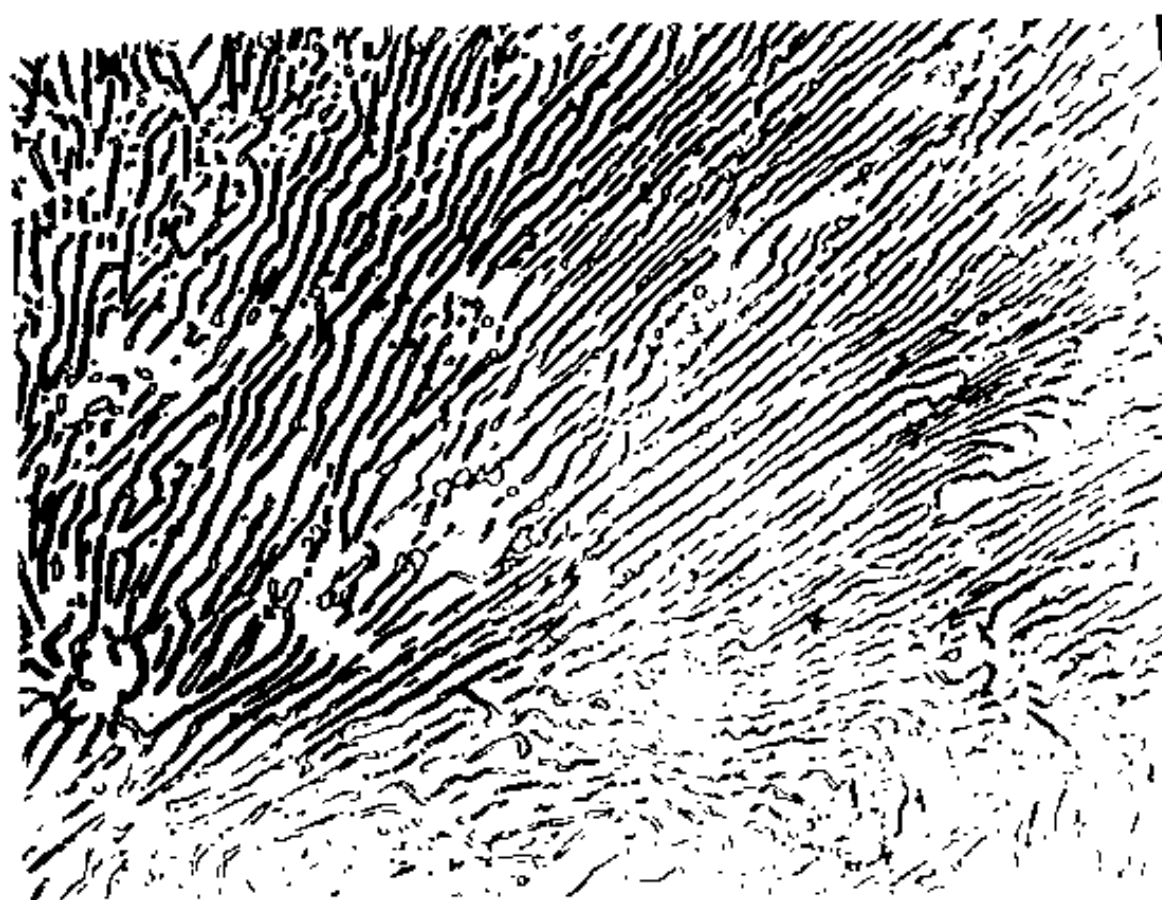
### 第三节 过冷奥氏体的组织转变类型

#### 一、珠光体型转变

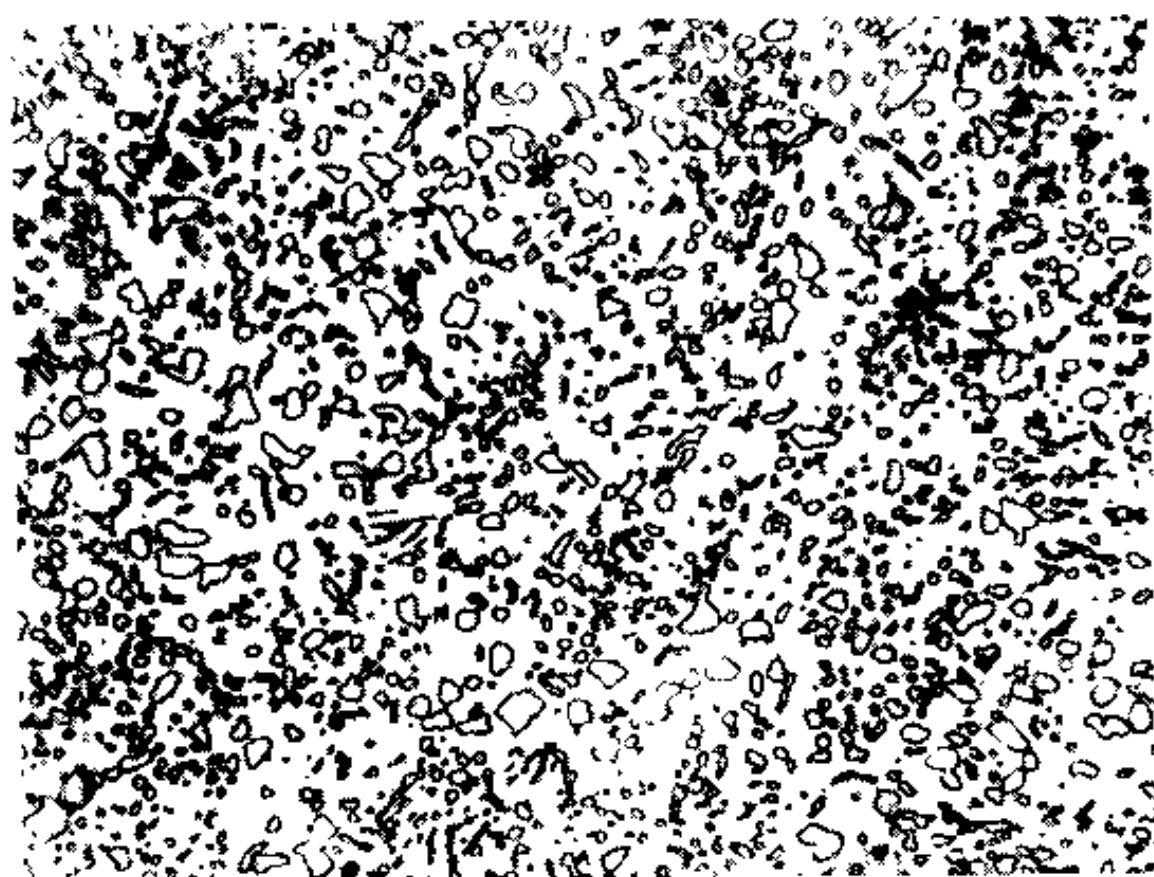
1. 珠光体的组织形态及力学性能 以共析钢为例，在  $A_1$  到“鼻子”之间的等温转变，即  $A_1 \sim 550^\circ\text{C}$  范围内，奥氏体等温分解为铁素体和渗碳体的片层状混合物——珠光体。在珠光体转变区域内，转变温度越低（过冷度越大），则形成的珠光体片层越薄，组织越细密。一般说来，在  $A_1 \sim 650^\circ\text{C}$  之间等温转变，得到粗片状珠光体，简称珠光体，用符号 P 表示，它的硬度较低，小于 25HRC；在  $650 \sim 600^\circ\text{C}$  之间等温转变，得到细片状珠光体，又称索氏体，用符号 S 表示，它的硬度较高，达 25~35HRC；在  $600 \sim 550^\circ\text{C}$  之间等温转变，得到片层更细的珠光体，它的片层只有在电子显微镜下才能分辨清楚，通常把这种极细珠光体称为托氏体，用符号 T 表示，它的硬度更高，可达 35~40HRC。这是因为珠光体的片层越细，珠光体中铁素体和渗碳体的相界面越多，塑性变形抗力越大，因而强度、硬度越高。珠光体的显微组织见图 3-5。

2. 珠光体的形成机理 珠光体的形成过程，包含两个同时进行的过程，一个是碳的扩散，生成高碳的渗碳体和低碳的铁素体；另一个是晶体的点阵重构，由面心立方的奥氏体转变成体心立方点阵的铁素体和复杂斜方点阵的渗碳体。

下面以片状珠光体的形成为例来加以说明。当奥氏体过冷到  $A_1$  以下温度，发生珠光体转变时，其晶核多半产生在奥氏体的晶界上，或其它晶体缺陷（如位错）比较密集的区域。因为这些部位有利于产生能量起伏、成分起伏和结构起伏，晶核就在那些高能量、接近渗碳体的含碳量和类似渗碳体晶体点阵的区域产生。图 3-6 是片状珠光体形成过程示意图。由于能量、成分和结构的起伏，首先在奥氏体晶界上产生了一小片渗碳体（晶核）。这样的晶核，一方面为渗碳体的成长提供的碳原子面积大，另一方面形成渗碳体需要的碳原子扩散距离缩短。这种片状珠光体晶核不仅向纵的方向长大，而且也向横的方向长大，如图 3-6a 所示。渗碳体横向长大时，吸收了两侧的碳原子，而使其两侧的奥氏体含碳量降低，当含碳量降低到足以形成铁素体时，就在渗碳体两侧出现



a)



b)

图 3-5 珠光体显微组织

a) 片状珠光体 b) 粒状珠光体

了铁素体片,如图 3-6b 所示。新生成的铁素体片,除了伴随渗碳体向纵向长大外,也向横向长大。铁素体横向长大时,必然要向侧面的奥氏体中排除多余的碳,因而增高了侧面奥氏体的碳浓度,这就促使了另一片渗碳体的形成,出现了新的渗碳体片。如此连续下去,就形成了许多铁素体—渗碳体相间的片层。珠光体的横向长大,主要是靠铁素体和渗碳体片不断增多实现的。这时,在晶界的其它部分有可能产生新的晶核(渗碳体小片),如图 3-6c 所示。当奥氏体中已经形成了片层相间的铁素体与渗碳体的集团,继续长大时,在长大着的珠光体与奥氏体的相界面上,也有可能产生新的具有另一长大方向的渗碳体晶核,如图 3-6d 所示。这时,在原始奥氏体中,各种不同取向的珠光体不断长大,而在奥氏体晶界上和珠光体—奥氏体相界面上,又不断产生新的晶核,并不断长大,如图 3-6e 所示。直到长大着的各个珠光体晶群相碰,奥氏体全部转变成珠光体时,珠光体形成即告结束。如图 3-6f 所示。

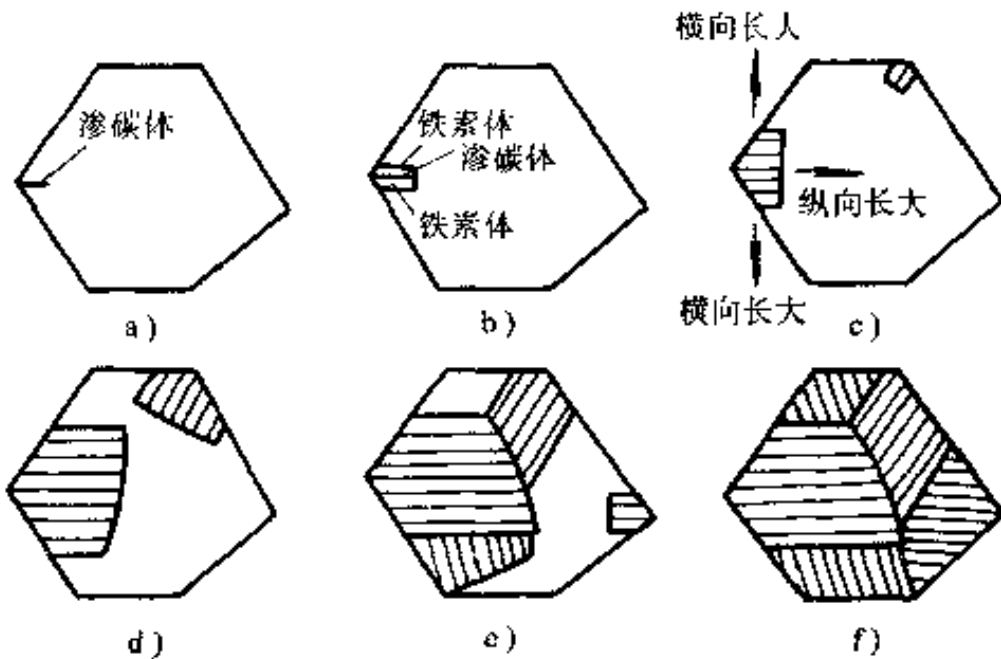
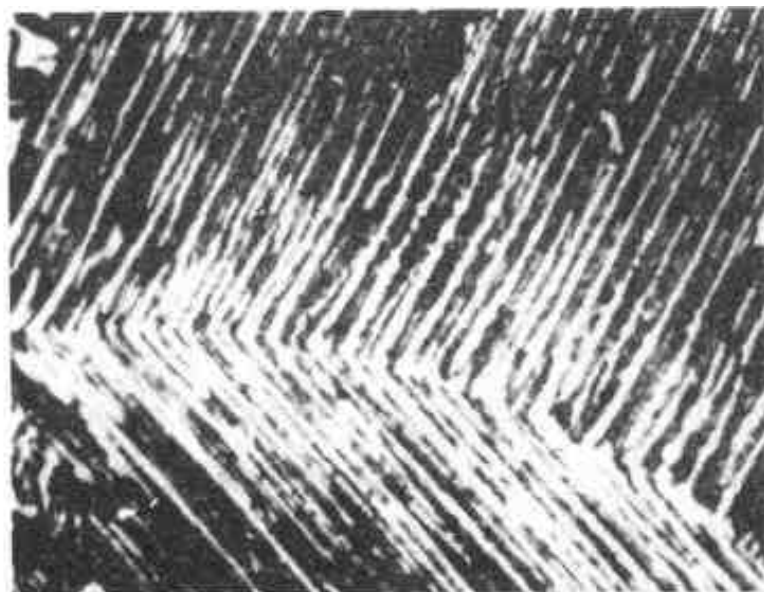


图 3-6 片状珠光体形成过程示意图

## 二、贝氏体型转变

1. 贝氏体的组织形态和力学性能 仍以共析钢为例,当其在  $550^{\circ}\text{C} \sim M_s$  温度范围内等温时,因转变温度较低,原子的活动能力较差,过冷奥氏体虽然仍分解成渗碳体和铁素体的混合物,但铁素体中溶解的碳超过了正常的溶解度。转变后得到的贝氏体组织为含碳量具有一定过饱和程度的铁素体和极分散的渗碳体所组成的混合物,用符号 B 表示。贝氏体有上贝氏体和下贝氏体之分。通常上贝氏体是在  $550$

~350 °C范围内形成的贝氏体，在显微镜下呈羽毛状组织，如图 3-7a 所示。而下贝氏体在 350 °C~Ms 范围内形成的贝氏体，其在显微镜下呈黑色针状组织，如图 3-7b 所示。上贝氏体的硬度约为 40~45HRC，且强度较低，塑性、韧性也较差；下贝氏体的硬度约为 45~55HRC，同时具有较高的强度及较好的塑性和韧性。



a)



b)

图 3-7 贝氏体显微组织 (1000×)

a) 上贝氏体 b) 下贝氏体

2. 贝氏体的形成机理 在贝氏体相变区域内，碳原子还是有一定的扩散能力，而铁和合金元素原子则几乎不能扩散。在其形成温区的上部和下部，碳原子的扩散速度是不同的。另外碳在贝氏体、铁素体和奥氏体中的扩散速度也是有差异的；这些就决定了上、下贝氏体形成过程中的不同规律性。下面分述上、下贝氏体的形成机理。

(1) 上贝氏体 上贝氏体形成时的领先相是铁素体。由于其形成温度较低，碳原子的扩散系数较小，碳原子由铁素体脱溶通过铁素体奥氏体相界面向奥氏体中的扩散过程不能充分进行，结果碳化物便在铁素体板条之间析出而成为上贝氏体。上贝氏体的形成温度越低，过冷度越大，新相和母相之间的体积自由能差值越大，所以形成的铁素体板条的数量就越多。上贝氏体的形成温度越低，碳原子的扩散系数越小，上贝氏体中的渗碳体也就变得越小。

(2) 下贝氏体 下贝氏体形成时的领先相也是铁素体。在下贝氏体转变时，温度再低，碳原子扩散系数更小，碳原子在奥氏体中的扩散相当困难，而在铁素体中的短程扩散尚可进行。结果使铁素体中碳的过饱程度更大，并使碳原子在铁素体的某些晶面上偏聚，进而沉淀出碳化物。由此可见，下贝氏体中的碳化物一般只能在铁素体片内部析出，并且排列成行，以一定的角度（一般为  $55^{\circ}\sim 60^{\circ}$ ）与下贝氏体的长轴相交。

上贝氏体和下贝氏体的转变机理示意图见图 3-8。

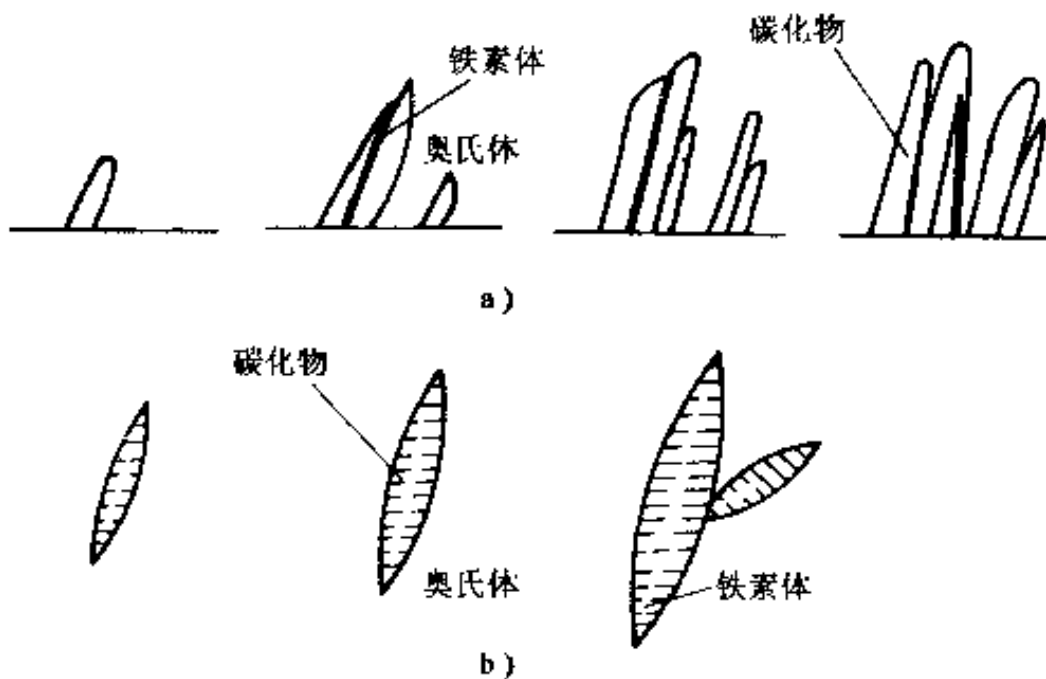


图 3-8 上贝氏体 a) 和下贝氏体 b) 形成机理示意图

### 三、马氏体型转变

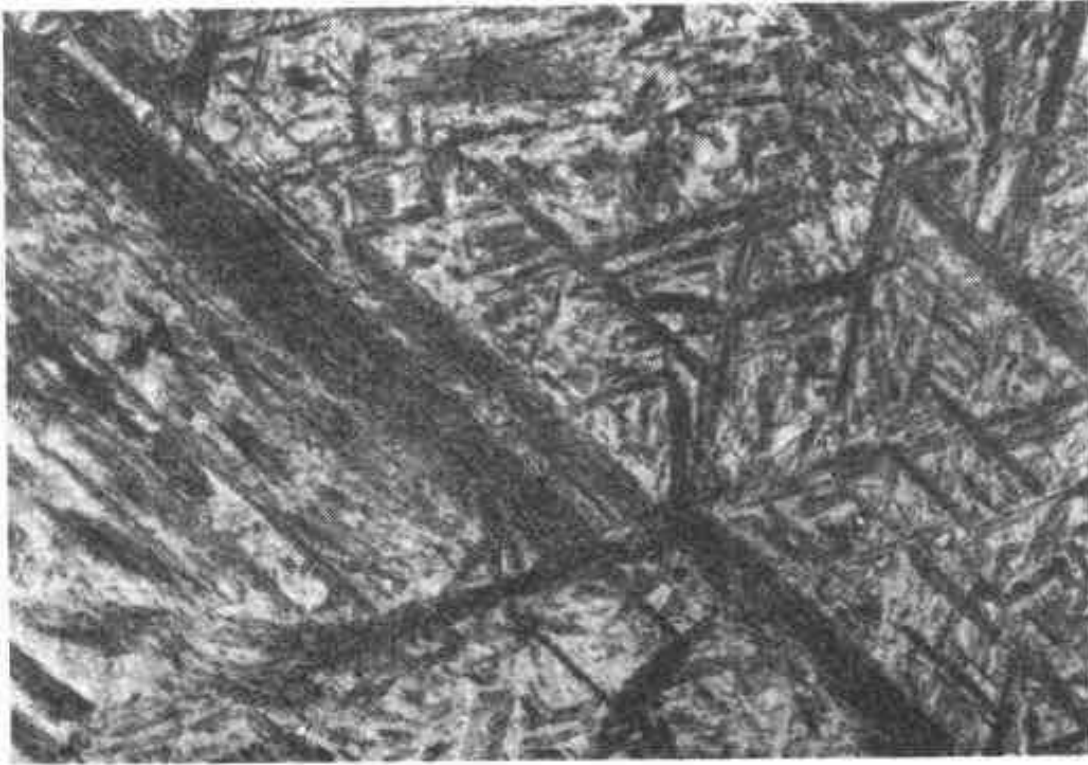
1. 马氏体的组织形态及力学性能 当钢从奥氏体区急剧冷到  $M_s$  时,  $\gamma$ -Fe 晶格迅速向  $\alpha$ -Fe 晶格转变。但由于温度较低, 钢中碳原子完全失去扩散能力, 被迫全部留在  $\alpha$ -Fe 晶格中, 大大超过了碳在  $\alpha$ -Fe 中的正常溶解度。这种碳溶解在  $\alpha$ -Fe 中的过饱和固溶体称为马氏体, 具有体心正方晶格, 且马氏体的碳浓度越高, 则其正方度越大。马氏体的显微组织如图 3-9 所示。图 3-9a 所示为碳的质量分数较低 (0.2%) 的低碳马氏体。其形状为板条状, 故称板条马氏体, 其板条群的大小取决于奥氏体晶粒的大小。由于低碳板条马氏体的亚结构主要是由高密度的位错组成, 所以又叫位错马氏体。板条马氏体的性能特点是具有良好的强度及较好的塑性, 即具有良好的综合力学性能。由于板条马氏体的形成温度较高 ( $>350^{\circ}\text{C}$ ), 它形成后, 过饱和固溶的碳能够进行短距离扩散, 发生偏聚或析出, 即发生自回火。这对提高马氏体的强韧性、防止变形开裂, 起着重要作用。

图 3-9b 所示为碳的质量分数 (1.0%) 较高的高碳马氏体, 每个马氏体片的厚度与径向尺寸相比是很小的, 其断面形状呈针状, 故称针状马氏体或片状马氏体, 由于其亚结构主要为细小孪晶, 所以又称孪晶马氏体。针状马氏体的性能特点是硬度高而脆性大。针状马氏体形成时, 因为马氏体片以极高的速度长大、相互冲击、极易形成显微裂纹。一般认为这是其脆性高的主要原因。

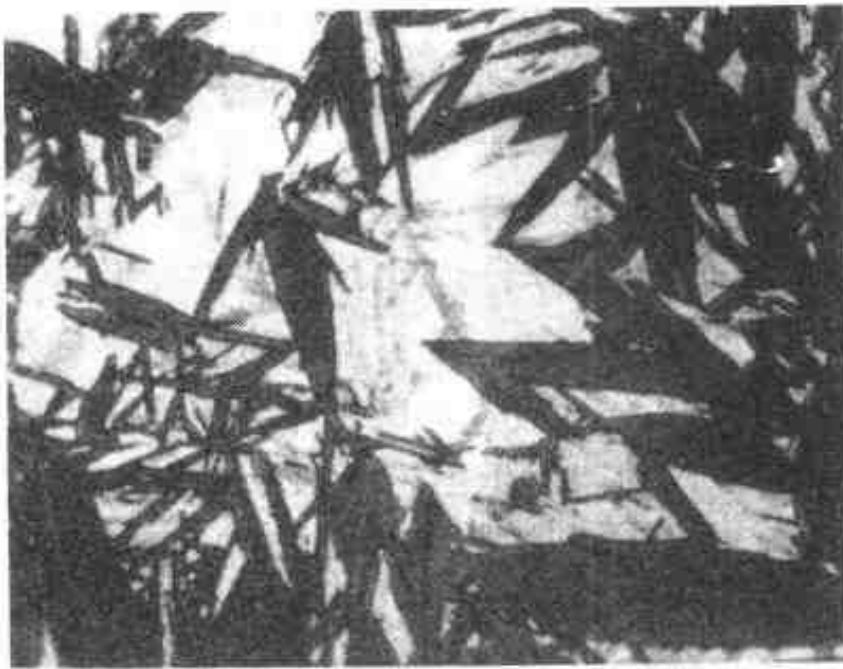
马氏体的硬度主要取决于马氏体中的含碳量。马氏体中由于溶入过多的碳而使  $\alpha$ -Fe 晶格发生畸变, 增加了塑性变形的抗力, 故马氏体的硬度随含碳量的增加而增加。但当钢中的碳的质量分数大于 0.6% 时, 由于  $M_f$  降到  $0^{\circ}\text{C}$  以下, 当过冷奥氏体快冷到室温时, 势必会有较多的奥氏体不发生转变而残留在钢中, 所以此时钢的硬度不再上升。因此把奥氏体在冷却过程中发生相变后在环境温度下残存的奥氏体称为残余奥氏体, 用  $A_R$  表示。

2. 马氏体的形成条件 要得到马氏体组织, 必须把钢加热到奥氏体状态, 然后以大于临界冷却速度的冷速冷却到  $M_s$  点以下温度。所以马氏体的形成条件是一定的冷速 (大于临界冷却速度) 和深度过冷 (低于  $M_s$  点)。大于临界冷却速度是为了抑制珠光体型转变 (或贝氏体

转变); 深度过冷是为了保证系统自由能的降低, 以便为马氏体的形成提供足够的相变驱动力。



a)



b)

图 3-9 马氏体的显微组织

a) 板条马氏体 400× b) 针状马氏体 1000×

3. 马氏体的转变特点 钢中马氏体的转变有着许多不同与珠光体转变的特点。

(1) 转变的非扩散性 由于马氏体转变的温度很低，铁原子和碳原子都失去了扩散能力，同时该转变的进行也无需原子的扩散。故非扩散性是马氏体转变的本质，也是区别与其它转变的主要特征，因此马氏体转变也被称为非扩散型转变。

(2) 转变的非等温性 由于马氏体转变是非扩散型转变，因此没有孕育期（实际是孕育期极短），也无需转变时间（实际是转变速度极快）。由此可以看出，等温是无助于马氏体转变的。当过冷奥氏体冷却到  $M_s$  以下后，马氏体的量随温度的下降而增加，若在某一温度停留，除了瞬间形成一定量的马氏体外，不会因为保温时间的延长而使马氏体的量再增加。要想增加马氏体的量就必须继续降低温度。

(3) 转变的非彻底性 马氏体的转变温度是从  $M_s$  开始，随温度降低而不断进行的。 $M_f$  是马氏体转变终止温度，一般钢材的  $M_f$  都非常低（如共析钢为  $-50^{\circ}\text{C}$ ），在通常冷却条件下，只能冷却到室温，因此马氏体转变不能进行到底。实际上，即使真正冷却到  $M_f$  温度，由于种种原因，马氏体转变还是不能彻底，总还是有一定量的残余奥氏体存在。因此可以认为  $M_f$  是理论意义上的马氏体转变终止温度。

(4) 比容增大 在马氏体、珠光体和奥氏体三种组织中，以马氏体的比容最大，奥氏体比容最小，并且马氏体含碳量越高，其比容越大。因此工件从奥氏体转变成马氏体后体积要增大，由于工件上各部位的形状、尺寸总是不一致的，这就造成各部位间体积变化的不均匀，从而产生相变应力，这是钢在淬火时产生变形甚至开裂的重要原因。



## 第四章 钢的退火与正火

**培训要点** 了解退火及正火的分类、目的、用途，掌握常用的退火、正火工艺，熟悉常见退火缺陷及应对措施和退火、正火的选择原则。

### 第一节 退 火

所谓退火，就是将金属或合金加热到适当温度，保温一定时间，然后缓慢冷却的热处理工艺。

退火的实质是将钢加热奥氏体化后进行珠光体转变。退火后的组织，亚共析钢是铁素体加片状珠光体。共析或过共析钢则是粒状珠光体。总之，退火组织是接近平衡状态的组织。

#### 一、退火的目的

(1) 降低钢的硬度，提高塑性，以利于切削加工及冷变形加工。

(2) 细化晶粒，消除因铸、锻、焊引起的组织缺陷，均匀钢的组织及成分，改善钢的性能或为以后的热处理作准备。

(3) 消除钢中的内应力，以防止变形和开裂。

#### 二、常用的退火工艺及应用

常用的退火方法有完全退火、球化退火、去应力退火、再结晶退火和扩散退火等几种。

1. 完全退火 完全退火又称重结晶退火，是将铁碳合金完全奥氏体化，随之缓慢冷却，获得接近平衡状态组织的退火工艺。

完全退火主要用于亚共析钢，一般是中碳钢及低、中碳合金结构钢锻件、铸件及热轧型材，有时也用于它们的焊接构件。完全退火不适用于过共析钢，因为过共析钢完全退火需加热到  $A_{c3m}$  以上，在缓慢冷却时，渗碳体会沿奥氏体晶界析出，呈网状分布，导致材料脆性增大，给最终热处理留下隐患。

完全退火的加热温度通常推荐为：碳钢  $A_{c3} + (30 \sim 50)^\circ\text{C}$ ；合金钢

$A_{c3} + (50 \sim 70)^\circ\text{C}$ ; 保温时间则要依据钢材的种类、工件的尺寸、装炉量、选用炉型等多种因素来确定。为了保证过冷奥氏体完全进行珠光体转变, 完全退火的冷却必须是缓慢的, 也就是说它的冷却曲线(图 3-4 中的  $v_1$ ) 应大致在  $700 \sim 650^\circ\text{C}$  温度范围内通过 C 曲线上的转变区域, 在实际生产中, 为了提高加热炉的使用效率, 当工件随炉冷至  $500^\circ\text{C}$  左右即可出炉空冷, 由 C 曲线可知, 此时珠光体转变早已结束。

2. 球化退火 球化退火是使钢中碳化物球状化而进行的退火工艺。一般将钢材加热到  $A_{c1}$  以上  $20 \sim 30^\circ\text{C}$ , 保温一段时间, 然后缓慢冷却, 得到在铁素体基体上均匀分布着球状或颗粒状碳化物的组织。

球化退火主要适用于共析钢和过共析钢, 如碳素工具钢、合金工具钢、轴承钢等。这些钢经轧制、锻造后空冷所得组织是片层状珠光体与网状渗碳体, 这样的组织硬而脆, 不仅难以切削加工, 而在以后淬火过程中也容易变形和开裂。而球化退火得到的是球状珠光体组织, 其中的渗碳体呈球形颗粒, 弥散分布在铁素体基体上, 和片状珠光体相比, 不但硬度低, 便于切削加工, 而且在淬火加热时, 奥氏体晶粒不易长大, 冷却时工件变形和开裂倾向小。另外对于一些需要改善冷塑性变形(如冲压、冷镦等)的亚共析钢有时也可采用球化退火。

由于球化退火只是加热到略高于  $A_{c1}$  的温度, 其奥氏体化是“不完全”的, 只是片状珠光体转变成奥氏体, 及少量过剩碳化物溶解。因此, 它不可能消除网状碳化物。如过共析钢有网状碳化物存在, 则必须在球化退火前先行正火, 将其消除, 这样才能保证球化退火正常进行。

球化退火的工艺方法很多, 常用的有以下两种:

(1) 普通球化退火 将钢加热到  $A_{c1}$  以上  $20 \sim 30^\circ\text{C}$ , 保温适当时间, 然后随炉缓慢冷却。冷却的速度应根据不同钢种在  $(20 \sim 50)^\circ\text{C}/\text{h}$  的范围内适当选择, 当缓冷至  $500^\circ\text{C}$  左右即可出炉空冷, 如图 4-1 所示。

(2) 等温球化退火 与普通球化退火工艺同样的加热保温后, 随炉冷却到略低于  $A_{r1}$  的温度进行等温, 等温时间为其加热保温时间的 1.5 倍。等温结束后随炉缓冷至  $500^\circ\text{C}$  左右出炉空冷。和普通球化退火相比, 不仅可缩短周期, 而且可使球化组织均匀, 并能严格地控制退火后的硬度(见图 4-1)。

3. 去应力退火 将钢加热到略低于  $A_1$  的温度（一般取  $500\sim 600^\circ\text{C}$ ），经适当保温后缓冷到  $300^\circ\text{C}$  以下出炉空冷。像这样为了去除由于塑性变形、焊接等而造成的以及铸件内存在的残余应力而进行的退火称为去应力退火。

工件中存在的内应力十分有害，如不及时消除，将使工件在加工及使用过程中发生变形，影响工件精度。此外，内应力与外加载荷叠加在一起还会引起材料发生意外的断裂。因此，锻造、铸造、焊接以及切削加工后的工件应采用去应力退火，以消除加工过程中产生的内应力。

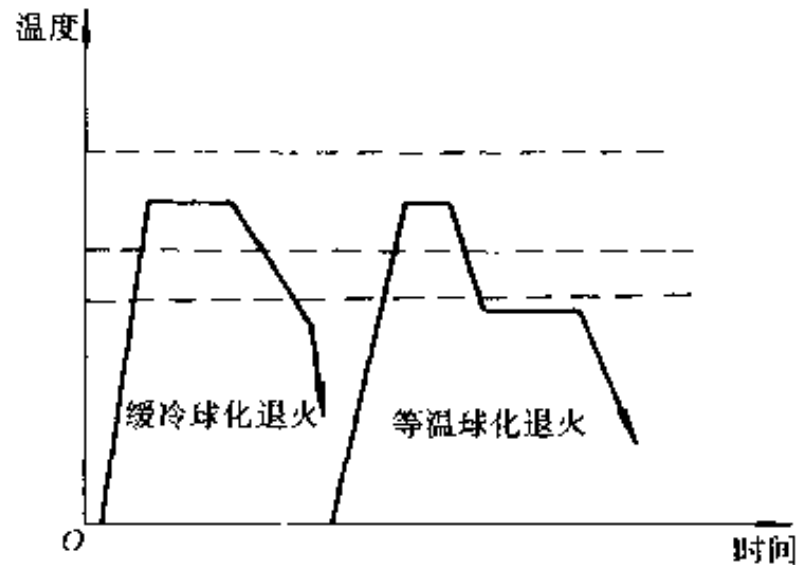


图 4.1 常用球化退火工艺曲线示意图

去应力退火的加热温度低于相变温度  $A_1$ ，因此在整个处理过程中不发生组织转变。内应力主要是通过工件在保温和缓冷过程中消除的。为了使工件内应力消除得更加彻底，在加热时应控制加热速度。一般是低温进炉，然后以  $100^\circ\text{C}/\text{h}$  左右的加热速度加热到规定温度。焊接件的加热温度应略高于  $600^\circ\text{C}$ 。保温时间视情况而定，通常为  $2\sim 8\text{h}$ 。铸件去应力退火的保温时间宜取上限，冷却速度控制在  $(20\sim 50)^\circ\text{C}/\text{h}$ ，冷至  $300^\circ\text{C}$  以下才能出炉。

4. 再结晶退火 再结晶退火又称中间退火，是指经冷变形后的金属加热到再结晶温度以上，保持适当时间，使变形晶粒重新结晶成均匀的等轴晶粒，以消除形变强化和残余应力的热处理工艺。

再结晶退火就是利用材料冷塑性变形后，加热时的再结晶现象，使被拉长、压扁或破碎的晶粒变为均匀的等轴晶粒，来达到消除加工硬化，恢复塑性变形能力，以利于进一步变形加工的目的。

5. 均匀化退火 又称为扩散退火，为了减少金属铸锭、铸件或锻坯的化学成分的偏析和组织的不均匀性，将其加热到高温，长时间保持，然后进行缓慢冷却，以达到化学成分和组织均匀化为目的的退火工艺。

均匀化退火的加热温度一般选在钢的熔点以下  $100\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，通常为  $1050\sim 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，保温时间一般为  $10\sim 15\text{h}$ ，以保证扩散充分进行，达到消除或减少成分或组织不均匀的目的。由于扩散退火的加热温度高、时间长，晶粒必然粗大。为此，必须再进行完全退火或正火，使组织重新细化。

### 三、常见的退火缺陷和应对措施

在钢的退火生产中，如果操作不当，会产生各种退火缺陷。

1. 硬度偏高 常出现于  $w_c$  大于  $0.45\%$  的中碳、高碳钢锻件中，主要原因是退火时的加热温度低，冷却太快或等温温度过低，球化不充分，造成碳化物弥散度过大。有时也和装炉量过大及炉温不均有关。可以通过第二次退火加以消除。

2. 过热 加热温度过高，保温时间过长，炉温不均，都有可能造成过热。它使奥氏体晶粒粗大，冷却较快时，就会出现粗大的魏氏组织。可用完全退火细化晶粒来消除。

3. 球化不完全 工具钢球化退火时，往往会出现球化不完全的组织缺陷。这主要由于球化温度过低、时间太短，片状碳化物未完全溶解的缘故。为此，可对有这种缺陷的钢材再次进行球化退火。

4. 石墨化断口 碳素工具钢的终锻温度高且冷却太慢，退火加热温度太高且保温时间过长，多次返修退火或钢中石墨化元素 Si、Al 等含量过多而 Mn 量过低等，均可使部分渗碳体分解成石墨，断口呈灰黑色，脆性很大，故又称黑脆。出现这种缺陷只能报废，不能返修。

5. 氧化与脱碳 钢在氧化介质中加热退火时出现的现象。防止办法是采用可控气氛加热进行光亮退火。

6. 网状组织 加热温度太高、冷却速度过慢，往往析出网状铁素体（亚共析钢）或网状渗碳体（过共析钢），使力学性能变坏。消除办法是进行正火处理。

## 第二节 正 火

将钢材或钢件加热到  $A_{c_3}$ （或  $A_{c_m}$ ）以上  $30\sim 50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ，保温适当时间后，在静止的空气中冷却的热处理工艺称为正火。由于正火将钢材加热到完全奥氏体化状态，使钢材中原始组织的缺陷基本消除，然后

再控制以适当的冷却速度，所以正火得到以索氏体为主的组织。

正火与退火两者的目的基本相同，但正火的冷却速度比退火稍快，故正火组织比较细，它的强度、硬度比退火钢高。

### 一、正火工艺的应用

1. 低碳钢 由于其退火态的硬度太低，切削加工时会产生粘刀现象，切削性能差。通过正火使它们的硬度适当提高一些，能有效地改善切削性能。

2. 中碳结构钢 由于正火后已具备了一定的力学性能，因此在使用要求不高时可直接作为最终热处理来应用，以代替工艺较复杂的调质处理，起到简化工艺、降低成本的作用。

3. 过共析钢 由于正火加热到  $A_{c_m}$  以上，使原先呈网状的渗碳体全部溶入奥氏体，然后以较快的速度（空冷）冷却，抑制渗碳体在奥氏体晶界的析出，从而能起到消除网状渗碳体的作用，改善过共析钢的组织。

### 二、退火与正火的选择

退火和正火确有某种程度上的相似之处，在实际选用时可从以下三个方面加以考虑：

1. 从切削加工性考虑 一般来说，硬度在  $170\sim 230\text{HBS}$  范围内的钢材，其切削加工性能最好。硬度过高难以加工，且刃具易于磨损；硬度太低，切削时容易“粘刀”，使刃具发热而磨损，且工件的表面粗糙度值高。因此作为预备热处理，低碳钢正火优于退火，而高碳钢正火后硬度太高，必须采用退火。

2. 从使用性能上考虑 对于亚共析钢工件来说，正火比退火具有较好的力学性能。如果零件的性能要求不高，则可用正火作为最终热处理。但当零件形状复杂时，由于正火冷却速度快，有引起开裂的危险，则以采用退火为宜。

3. 从经济上考虑 正火比退火的生产周期短、成本低，且操作方便，故在可能的情况下优先采用正火。

## 第五章 钢的淬火

**培训要点** 掌握钢的淬火工艺及种类，了解钢的淬硬性及淬透性的意义，熟悉钢的淬火缺陷及其防止措施。

### 第一节 钢的淬火工艺及种类

钢的淬火就是将钢加热到  $A_{c3}$  或  $A_{c1}$  点以上某一温度，保持一定时间，然后以适当速度冷却获得马氏体和（或）贝氏体组织的热处理工艺。

淬火的目的是使过冷奥氏体进行马氏体（或贝氏体）转变，得到马氏体（或贝氏体）组织，然后配合以不同温度的回火，获得所需的力学性能。

#### 一、淬火加热温度

淬火加热温度是根据钢的成分、组织和不同的性能要求来确定的。其基本原则是：亚共析钢—— $A_{c3} + (30 \sim 50)^\circ\text{C}$ ；共析钢和过共析钢—— $A_{c1} + (30 \sim 50)^\circ\text{C}$ 。如图 5-1 所示。

1. 亚共析钢 亚共析钢若选用低于  $A_{c3}$  的温度，则此时钢尚未完全奥氏体化，还存在有部分未转变的铁素体。淬火后仍保留在淬火组织中。铁素体的硬度较低，从而使淬火后的硬度达不到要求，同时也会影响其它力学性能。若将亚共析钢加热到远高于  $A_{c3}$  温度淬火，则奥氏体晶粒会显著粗大，而破坏淬火后的性能。所以亚共析钢淬火只能选择略高于  $A_{c3}$  温度，这样既保证完全充分奥氏体化，又保持奥氏体晶粒的细小。生产中在保证晶粒不粗大的情况下，可采用比  $A_{c3} + (30 \sim 50)^\circ\text{C}$  稍高一些的温度（再提高  $20^\circ\text{C}$  左右）。

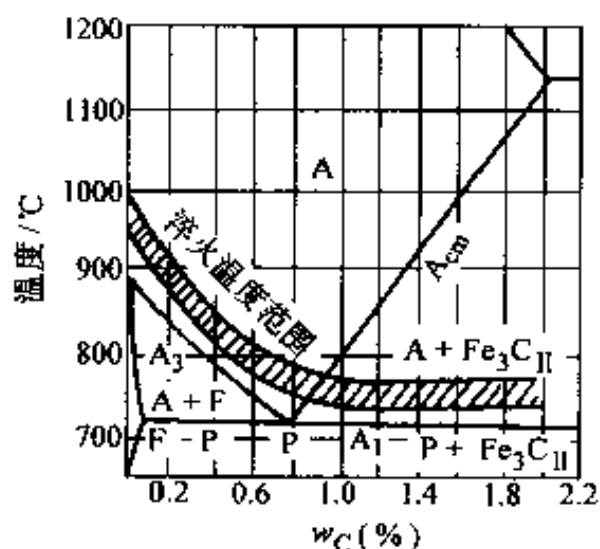


图 5-1 碳钢的淬火加热温度范围

2. 过共析钢 过共析钢的淬火加热温度不能低于  $Ac_1$ ，因为此时钢材尚未奥氏体化。若加热到略高于  $Ac_1$  温度时，珠光体完全转变成奥氏体，并有少量渗碳体溶入奥氏体。此时奥氏体晶粒还较细小，且其碳的质量分数已稍高于共析成分 (0.77%)。如果继续升高温度，则二次渗碳体不断溶入奥氏体，致使奥氏体晶粒不断长大，其碳浓度不断升高，会导致淬火变形倾向增大、淬火组织显微裂纹增多及脆性增大。同时由于奥氏体含碳量过高，使淬火后残余奥氏体数量增多，降低工件的硬度和耐磨性。因此过共析钢的淬火加热温度高于  $Ac_1$  太多是不合适的，加热到完全奥氏体化的  $Ac_{cm}$  或以上温度就更不可取了。

过共析钢的淬火加热温度一般推荐为  $Ac_1 + (30 \sim 50)^\circ\text{C}$ 。实际生产中还可根据情况适当提高  $20^\circ\text{C}$  左右。在此温度范围内加热，其组织为细小晶粒的奥氏体和部分细小均匀分布的未溶碳化物。淬火后除了极少量残余奥氏体外，其组织为片状马氏体基体上均匀分布着细小的碳化物质点。这样的组织硬度高、耐磨性好，并且脆性相对较少。

在具体选择钢的淬火加热温度时，除了遵守上述的一般原则外，还应考虑工件的化学成分、技术要求、尺寸形状、原始组织以及加热设备、冷却介质等诸多因素的影响，对加热温度予以适当调整，如对合金钢零件而言，通常取推荐温度的上限或更高温度。而对于形状复杂、易变形开裂的碳钢零件，则应取推荐温度的下限以减少淬火应力。表 5-1 是一些常用钢的淬火加热温度。

表 5-1 常用钢淬火加热温度的比较 ( $^\circ\text{C}$ )

钢号	临界点		$Ac_3 + 30 \sim 50$	$Ac_1 + 30 \sim 50$	生产中常用淬火加热温度
	$Ac_3$	$Ac_1$			
35	802		832~852		850~870( $Ac_3 + 48 \sim 68$ )
45	780		810~830		830~860( $Ac_3 + 50 \sim 80$ )
50	760		790~810		810~830( $Ac_3 + 50 \sim 70$ )
35SiMn	830		860~880		860~890( $Ac_3 + 30 \sim 60$ )
35CrMn	800		830~850		830~870( $Ac_3 + 30 \sim 70$ )
40Cr	782		812~832		830~860( $Ac_3 + 48 \sim 78$ )
40MnVB	774		804~824		830~870( $Ac_3 + 56 \sim 96$ )

(续)

钢号	临界点		Ac <sub>3</sub> +30~50	Ac <sub>1</sub> +30~50	生产中常用淬火加热温度
	Ac <sub>3</sub>	Ac <sub>1</sub>			
40CrNiMo	774		804~824		840~860(Ac <sub>3</sub> +58~86)
60Si2Mn	810		840~860		840~870(Ac <sub>3</sub> +30~60)
T8		730		760~780	750~800(Ac <sub>1</sub> +20~70)
T10		730		760~780	770~800(Ac <sub>1</sub> +40~70)
9SiCr		770		800~820	860~880(Ac <sub>1</sub> +90~110)
CrWMn		750		780~800	820~860(Ac <sub>1</sub> +70~110)
9Mn2V		730		760~780	780~820(Ac <sub>1</sub> +50~90)
GCr15		745		775~795	830~850(Ac <sub>1</sub> +85~105)

## 二、淬火加热时间

为了使工件内外各部分均完成组织转变、碳化物溶解及奥氏体的成分均匀化，就必须在淬火加热温度保温一定的时间。通常将工件升温和保温时间计算在一起，而统称为加热时间。在具体生产条件下，工件加热时间应根据工件的有效厚度来确定，并用加热系数来综合的表述钢的成分、原始组织、工件的形状尺寸、加热设备及介质等多种因素的影响。估算加热时间的经验公式如下：

$$\tau = \alpha KD$$

式中  $\tau$ ——加热时间 (min)；

$\alpha$ ——加热系数 (min/mm)；

$K$ ——装炉修正系数；

$D$ ——为零件有效厚度 (mm)。

加热系数  $\alpha$  表示工件单位厚度所需要的加热时间，其大小与工件尺寸、加热介质及化学成分有关。一般工件的尺寸越大，则加热系数也越大；盐浴炉的加热速度比箱式炉要快，因此加热系数也就要小一些；合金元素的加入使奥氏体形成时间延长及钢的导热性下降，所以合金钢特别是高合金钢的加热系数要适当增加。 $\alpha$  值的大小一般可通过查阅相关热处理手册获得。

装炉修正系数  $K$  是考虑装炉量的多少而确定的系数，装炉量大



时，其取值也大，一般由经验确定。

工件有效厚度  $D$  的计算可按下述方法确定：

- ①圆柱体以其直径作为有效厚度。
- ②板件以其厚度作为有效厚度。
- ③矩形截面工件以其短边作为有效厚度。
- ④筒类工件以其壁厚作为有效厚度。
- ⑤锥体以离小头  $2/3$  长度处的直径作为有效厚度。
- ⑥球体以球直径的  $0.6$  倍作为有效厚度。
- ⑦形状复杂工件按工作部分厚度计算，或按几处主要截面部位的平均厚度计算。

### 三、淬火介质

工件进行淬火冷却所使用的介质称为淬火冷却介质。理想的淬火介质应具备的条件是使工件既能淬成马氏体，又不致引起太大的淬火应力。这就要求在 C 曲线的“鼻子”以上温度缓冷，以减小急冷所产生的热应力；在“鼻子”处冷速要大于临界冷却速度，以保证过冷奥氏体不发生非马氏体转变；在“鼻子”下方，特别是  $M_s$  点以下温度时，冷速应尽量小，以减小组织转变的应力。钢在理想淬火介质中的冷却速度示意图如图 5-2 所示。

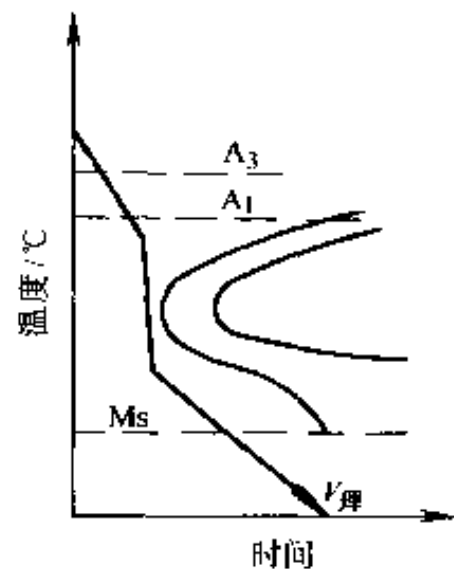


图 5-2 钢在理想淬火介质中的冷却速度示意图

生产中实际使用的淬火介质可分为两大类：一类是工件在冷却过程中会发生物态变化的介质；另一类是不发生物态变化的介质。因其冷却特性的不同，直接影响了工件的冷却速度。

1. 改变物态的介质的冷却过程 这类介质在淬火过程中要发生物态变化，如水、水溶液及油类等。其特点是沸点较低，工件的冷却过程伴随着淬火介质的汽化，因而从工件表面吸收了大量的热量，加速了工件的冷却。汽化是决定这类介质冷却特性的主要因素。工件在它们中的冷却过程一般分为三个阶段，如图 5-3 所示。

(1) 蒸汽膜阶段(图中  $AB$  段) 当工件刚进入介质的瞬间，周围

介质立即被加热而汽化，在工件表面形成一层蒸汽膜。这层蒸汽膜是热的不良导体，它割断了工件和周围的冷却介质，所以在这个阶段工件的冷却速度较慢。

(2) 沸腾阶段(图中  $BC$  段) 当介质从蒸汽膜吸收的热量超过工件的散热时，蒸汽膜就会破裂，工件就与介质直接接触，介质在工件表面剧烈沸腾，不断逸出气泡，带走大量热量。此时工件冷速骤增，是冷却速度最大的阶段。

(3) 对流阶段(图中  $CD$  段) 当工件的温度降到冷却介质的沸点以下时，沸腾便停止，进入对流冷却阶段。在此阶段，工件的冷却速度比蒸汽膜阶段还要慢，而且随工件表面与介质的温差不断减小，其冷速越来越小。

冷却过程三个阶段有两个转换点  $B$  和  $C$ 。 $B$  称为介质的特性温度，是稳定的蒸汽膜破裂时的温度； $C$  称为介质的对流阶段开始温度，一般为介质的沸点温度。

2. 不改变物态的介质的冷却过程 这类介质在淬火过程中不生物态变化，如熔盐、熔碱、熔融金属及气体等。其特点是工件的冷却主要靠辐射、对流和传导来进行，而介质本身并不气化。因此，在工件冷却的全部过程中，决定冷却速度的主要因素是工件与介质的温差，温差越大，冷却速度越快。工件刚进入介质时，温差最大，因而立刻达到最高冷速，此后随温差的减小，冷却速度也逐渐变小。在这类介质的冷却曲线上，没有表明冷却速度明显加快或减慢的转折，即整个冷却过程中冷却速度是平缓降低的。此外，介质本身流动性的好坏也是影响其冷却速度的重要因素。流动性好，则冷却速度大。

3. 常用的淬火介质 常用的淬火介质有水、水溶液、矿物油、熔盐、熔碱等。

(1) 水 水是冷却能力较强的急冷淬火介质。它来源广、价格低、成分稳定不易变质。缺点是在  $C$  曲线的鼻部区 ( $500\sim 650^{\circ}\text{C}$  左右)，水处于蒸汽膜阶段，冷速不够快，会形成“软点”；而在马氏体转变温度

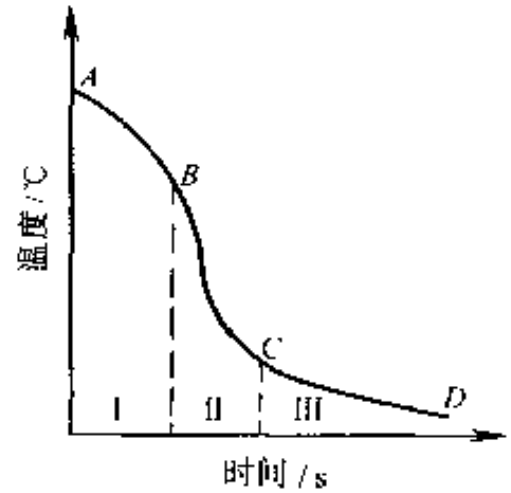


图 5-3 冷却过程的三个阶段示意图

区(300~100°C左右),水处于沸腾阶段,冷速太快,易使马氏体转变速度过快而产生很大的内应力,致使工件变形甚至开裂。另外水温升高、水中含有较多气体或水中混入不溶杂质(如油、肥皂、泥浆等)均会显著降低其冷却能力。因此水适用于截面尺寸不大、形状简单的碳素钢工件的淬火冷却。

(2) 盐水和碱水 在水中加入适量的食盐和碱,使得高温工件浸入后在其表面形成蒸汽膜的同时,析出盐和碱的晶体并立即爆裂,将蒸汽膜破坏,工件表面的氧化皮也被炸碎,这样可以提高介质在高温区的冷却能力。其缺点是介质的腐蚀性大。一般情况下,盐水的浓度为10%,苛性钠水溶液的浓度是30%~50%。它们可用作碳钢及低合金结构钢工件的淬火介质,使用温度应不超过60°C。淬火后应及时清洗并进行防锈处理。

(3) 油 一般采用各种矿物油作为淬火介质。如全损耗系统用油(机油)、变压器油和柴油等。淬火用油一般采用L AN15、32、46油(10号、20号、30号机油)。油的号数越大,粘度越大,闪点越高,冷却能力越低,但使用温度可相应提高。

所谓闪点是指油表面上的蒸气和空气自然混合时与火接触而出现火苗闪光的温度。温度对油的冷却能力不大,生产中油温一般控制在20~80°C。

目前使用的新型淬火油主要有高速淬火油、光亮淬火油和真空淬火油三种。

高速淬火油就是在高温区冷却速度得到提高的淬火油。获得高速淬火油的基本途径有两种:一种是选取不同类型和不同粘度的矿物油,以适当的配比相互混合,通过提高特性温度来提高高温区冷却能力;另一种方法是在普通淬火油中加入添加剂,在油中形成粉灰状浮游物,以缩短蒸气膜阶段,加剧沸腾阶段的进行,从而提高冷却能力。常用的添加剂有磺酸的钡盐、钠盐、钙盐,以及磷酸盐、硬脂酸盐等。生产实践表明,高速淬火油在过冷奥氏体不稳定区冷速明显高于普通淬火油,而在低温马氏体转变区冷速与普通淬火油相接近。这样既可得到较高的淬透性和淬硬性,又能大大减少变形,适用于形状复杂的合金钢工件的淬火。

光亮淬火油能使钢制工件在淬火后保持表面光亮。在矿物油中加入不同性质的高分子添加物，可以获得不同冷速的光亮淬火油。这些添加物的主要成分是光亮剂，其作用是将不溶解于油的老化产物悬浮起来，防止在工件上积聚和沉淀。同时光亮剂也能阻止工件表面积炭胶粒的继续长大，从而提高淬火后工件的光亮度。另外，光亮淬火油添加剂中还含有抗氧化剂、表面活性剂和催冷剂等。我国生产的光亮淬火油有 GZ-1、GZ-2 和 GZ-3 三个型号。

真空淬火油是用于真空热处理淬火冷却的介质。真空淬火油必须具备低的饱和蒸气压，较高而稳定的冷却能力以及良好的光亮性和热安定性，否则会影响真空热处理的效果。国产的真空淬火油有 ZZ-1 和 ZZ-2 两种。

(4) 盐浴和碱浴 盐浴和碱浴属于不发生物态变化的淬火介质。一般用作分级淬火和等温淬火的冷却介质。

(5) 新型淬火介质 主要有聚乙烯醇水溶液和三硝水溶液等。

聚乙烯醇常用质量分数 0.1%~0.3% 之间的水溶液，其冷却能力介于水、油之间。当工件淬入该溶液时，工件表面形成一层蒸汽膜，此外又形成一层凝胶薄膜，两层膜使加热工件冷却。进入沸腾阶段后，薄膜破裂，工件冷却加快，当达到低温时，聚乙烯醇凝胶膜复又形成，工件冷却速度又下降，所以这种溶液在高、低温区冷却能力低，在中温区冷却能力高，有良好的冷却特性。

三硝水溶液由 25% 硝酸钠 + 20% 亚硝酸钠 + 20% 硝酸钾 + 35% 水（均为质量分数）组成。高温（650~500℃）时由于盐晶体析出，破坏蒸汽膜形成，冷却能力接近于水，低温（300~200℃）时由于浓度极高，流动性差，冷却能力接近于油，故其可代替水—油双介质淬火。

另外国内有些厂采用由美国进口的 AQ-251 有机可溶性淬火剂。该淬火剂接近理想冷却速度，使用效果较好。

#### 四、淬火冷却方法

生产实践中应用最广泛的淬火分类是以冷却方式的不同来划分的。主要有单液淬火、双介质淬火、分级淬火和等温淬火等。常用淬火方法冷却曲线示意图如图 5-4 所示。

1. 单液淬火 单液淬火就是将奥氏体化工件迅速浸入某一种淬

火介质中，一直冷到室温的淬火操作方法，见图 5-4 中曲线 *a*。单液淬火选择冷却介质时，必须保证工件在该介质中的冷却速度大于此工件钢种的临界冷却速度，并应保证工件不会淬裂。单液淬火介质有水、盐水、碱水、油及一些专门配制的淬火剂。一般情况下碳素钢淬水，合金钢淬油。

单液淬火操作简单，有利于实现机械化和自动化。其缺点是冷速受介质冷却特性的限制而影响淬火质量。例如，碳素钢工件淬油则由于冷速太慢而淬不硬，淬水或盐水则由于这些介质在  $M_s$  以下冷速仍很高，容易导致工件的变形和开裂。因此，单液淬火对碳素钢而言只适用于形状较简单的工作。

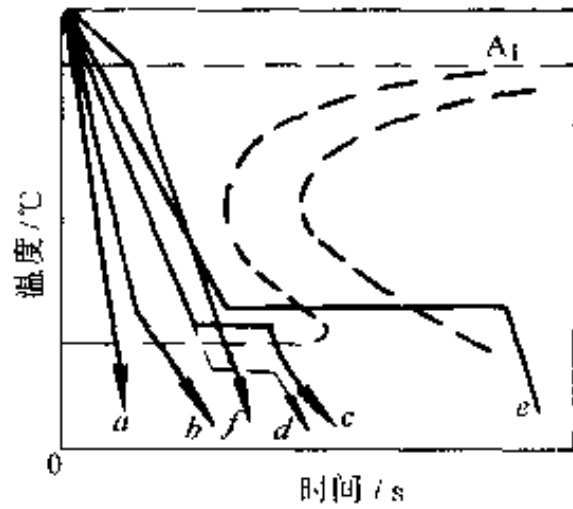


图 5-4 常用淬火方法  
冷却曲线示意图

2. 双介质淬火 双介质淬火就是将钢件奥氏体化后，先浸入一种冷却能力强的介质，在钢件还未达到该淬火介质温度之前即取出，马上浸入另一种冷却能力弱的介质中冷却，如先水后油、先水后空气等，如图 5-4 中的曲线 *b* 所示。其典型例子是碳素工具钢的水淬油冷，即将工件先淬入水中避开 C 曲线的“鼻子”，冷至  $300^{\circ}\text{C}$  左右进行马氏体转变时，再浸入油中缓冷，这样就能有效地减少变形、开裂。

双介质淬火的关键是控制好第一种介质中的冷却时间。时间太短，则会发生非马氏体组织转变而淬不硬；时间太长，则马氏体转变已在快冷过程中开始，这样双介质淬火将失去其意义。因此，在实际操作中必须结合实际经验严格把握。由于双介质淬火受人为因素影响较大，质量不易控制，在应用方面有一定的局限性。

3. 马氏体分级淬火 马氏体分级淬火就是将钢材奥氏体化，随之浸入温度稍高或稍低于钢的上马氏体点的液态介质（盐浴或碱浴）中，保持适当时间，待钢件的内、外层都达到介质温度后取出空冷，以获得马氏体组织的淬火工艺。有时也称为分级淬火，如图 5-4 中的曲线 *c* 所示。

采用马氏体分级淬火，由于在分级温度的停留，使截面温度均匀

后再空冷，这大大减少了工件内外冷速的差别，从而使马氏体转变的不同步性明显降低，能有效地减少相变应力；同时，由于分级淬火的介质冷速较慢，且分级停留，工件匀温后再空冷，其冷速更缓，因此整个淬火过程的热应力也大大减少。综上所述，分级淬火能有效地减小工件淬火的变形、开裂倾向。所以分级淬火适用于变形要求高的合金钢和高合金钢工件，也可用于截面尺寸不大、形状复杂的碳素钢工件。

4. 贝氏体等温淬火 贝氏体等温淬火就是将钢材或钢件奥氏体化，使之快冷到贝氏体转变温度区间（ $260\sim 400^{\circ}\text{C}$ ）等温保持，使奥氏体转变为贝氏体的淬火工艺。有时也称为等温淬火。如图 5-4 中曲线 *e* 所示。贝氏体等温淬火的特征是过冷奥氏体在下贝氏体转变温区，经长时间等温而进行组织转变，产生下贝氏体。由于工件截面上温度均匀，转变基本上同时进行，且下贝氏体比容比马氏体小、韧性好，因此，贝氏体等温淬火过程中产生的相变应力大大低于常规淬火所产生的相变应力，所处理的工件一般变形小，且不会出现淬火裂纹。

等温淬火的组织主要是下贝氏体，它硬度较高，且强度、韧性、塑性及疲劳强度等均比相同硬度的马氏体高。所以等温淬火一般适用于变形要求严格和要求具有良好强韧性的精密零件和工模具。等温淬火的缺点是由于等温盐浴温度较高，冷却能力差，只能应用于尺寸不大的工件。

5. 延迟淬火冷却 延迟淬火冷却是为了减少淬火冷却残余应力和畸变，将钢件奥氏体化后先较缓慢地（一般在空气中）冷却到略高于  $A_{r3}$ （或  $A_{r1}$ ）点，然后进行淬火冷却的热处理工艺，如图 5-4 中曲线 *f* 所示。

工件淬火冷却时，其尖角和薄壁处冷速最快，如果从较高温度直接浸入冷却介质，由于这些部位先于其它部位发生马氏体转变，会产生很大的应力，使这些较薄弱部位极易产生裂纹。因此采取适当的预冷措施，使尖角和薄壁处因散热快而温度降得比其它部位低，减小了淬火时工件（特别是尖角和薄壁处）与介质的温差，使冷速减缓，从而减少了淬火应力，有效地避免裂纹的产生。这种淬火方法尤其适用于壁厚相差较大的工件。

6. 局部淬火 局部淬火就是仅对零件需要硬化的局部进行加热淬火的工艺。局部淬火的主要形式有两种：局部加热局部冷却法和整体加热局部冷却法。前者适用于盐浴炉加热时的工件，后者箱式炉、盐浴炉均可采用。

7. 深冷处理 深冷处理就是钢件淬火冷却到室温后，继续在  $0^{\circ}\text{C}$  以下的介质中冷却的热处理工艺。也称为冷处理。其目的是为了最大限度的减少残余奥氏体，以进一步提高工件淬火后的硬度和防止工件在使用过程中因残余奥氏体的分解而引起的变形。深冷处理仅适用于那些精度要求很高，必须保证其尺寸稳定性的工件。

实际生产中冷处理温度一般不超过  $-80^{\circ}\text{C}$ ，并且在专门的冷冻设备内进行。也可在放有低温介质的保温桶内进行。常用的低温介质是干冰（即固体  $\text{CO}_2$ ）或干冰加酒精，可以达到  $-70\sim -80^{\circ}\text{C}$  的低温。冷处理应在工件淬火后冷却到室温后立即进行，否则由于奥氏体的稳定化作用，会削弱处理效果。

## 第二节 钢的淬硬性和淬透性

淬硬性和淬透性是表征钢材接受淬火能力大小的两项性能指标。它们是选材、用材的重要依据，也是热处理技师必须了解的材料的重要性能。

### 一、淬硬性与淬透性的概念

1. 淬硬性 淬硬性是钢在理想条件下进行淬火硬化所能达到的最高硬度的能力。是表示钢淬火时获得硬度高低的能力，也称为可硬性。决定钢淬硬性高低的主要因素是钢的含碳量，更确切地说是淬火加热时固溶在奥氏体中的含碳量，含碳量越高，钢的淬硬性也就越高。而钢中合金元素对淬硬性的影响不大，但对钢的淬透性却有重大影响。

2. 淬透性 淬透性是指在规定的条件下，决定钢材淬硬深度和硬度分布的特性。即钢淬火时得到淬硬层深度大小的能力，它表示钢接受淬火的能力。淬透性实际上反映了钢在淬火时，奥氏体转变为马氏体的容易程度。

淬火时工件截面上各处的冷却速度是不同的。表面的冷却速度最大，越到中心冷却速度越小，如图 5-5a 所示。如果工件表面及中心的

冷却速度都大于该钢的临界冷却速度，则沿工件的整个截面都能获得马氏体组织，即钢被完全淬透了。如中心部分低于临界冷却速度，则表面得到马氏体，心部获得非马氏体组织，如图 5-5b 所示，表示钢未被淬透。

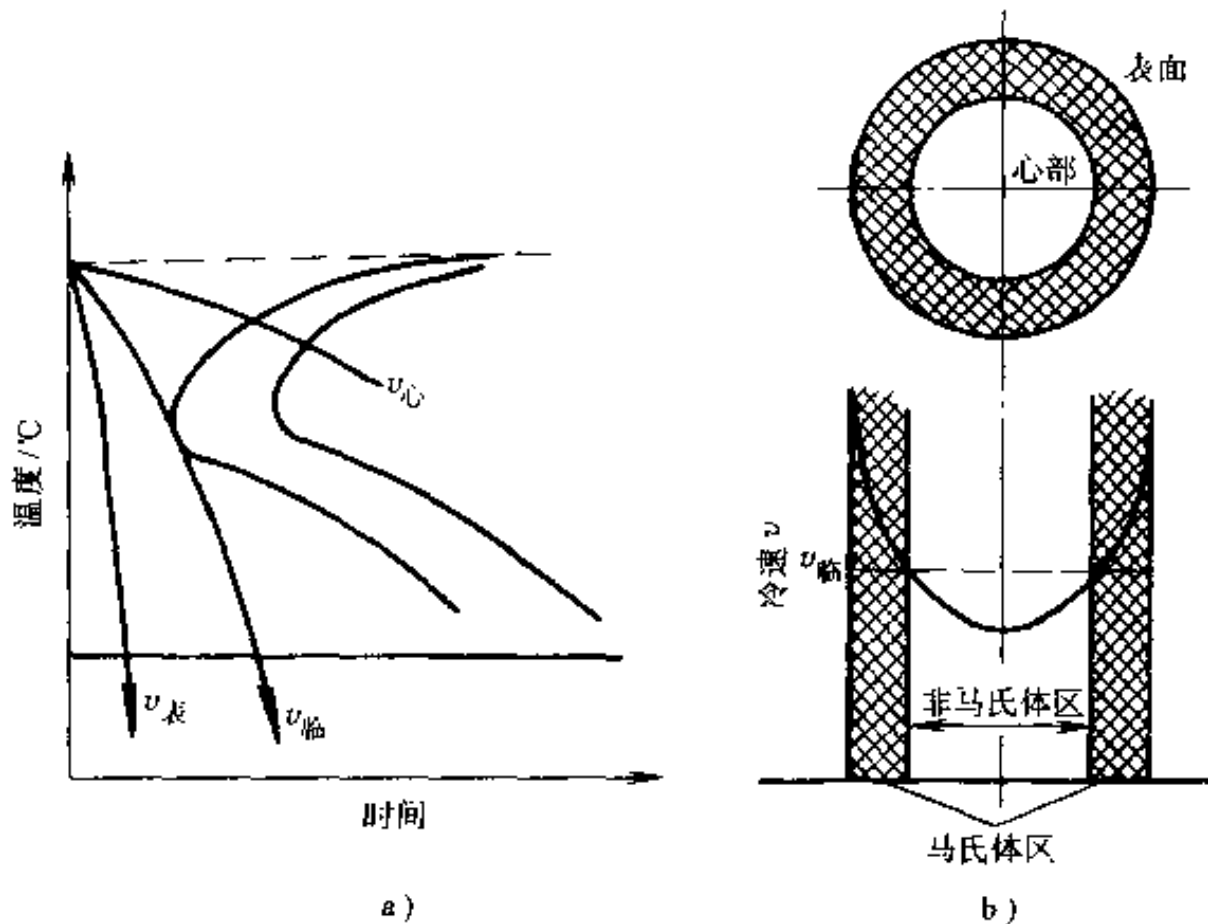


图 5.5 工件淬硬层与冷却速度的关系

临界冷却速度的大小可以用来表示钢淬透性的大小，但因其不便于直接用于生产。因此，实际生产中常以一定条件下淬火后所得的马氏体组织层深度来表示其淬透性的大小。从理论上讲，淬硬层深度应是全淬成马氏体的深度，但由于当非马氏体组织数量不多时，无论用金相或硬度方法都难以区分，而半马氏体区不仅硬度发生陡降，其金相组织的特征也较明显。况且对淬火工件断面进行腐蚀后，会有一条较为明显的白亮淬硬层与非硬化区的分界线，该处正是半马氏体区。所以规定，从淬硬的工件表面量至规定硬度值处的垂直距离称为有效淬硬深度。

还应指出：必须把钢的淬透性和钢件在具体淬火条件下的有效淬硬深度区分开来。钢的淬透性是钢材本身所固有的属性，它只取决于其本身的内部因素，而与外部因素无关；而钢的有效淬硬深度除取决



于钢材的淬透性外，还与所采用的冷却介质、工件尺寸等外部因素有关。例如在同样奥氏体化的条件下，同一种钢的淬透性是相同的，但是水淬比油淬的有效淬硬深度大，小件比大件的有效淬硬深度大。这决不能说水淬比油淬的淬透性高，也不能说小件比大件的淬透性高。可见评价钢的淬透性，必须排除工件形状、尺寸大小、冷却介质等外部因素的影响。

另外，由于淬透性和淬硬性也是两个概念，因此淬火后硬度高的钢，不一定淬透性就高；而硬度低的钢也可能具有很高的淬透性。

## 二、淬透性的测定方法

钢的淬透性的测定方法很多，常用的有临界直径法和端淬法。

1. 临界直径法 钢材在某种介质中淬冷后，心部得到全部马氏体或 50% 马氏体（体积分数）组织时的最大直径称为临界直径，用  $D_c$  表示。 $D_c$  越大，表示这种钢的淬透性越高。 $D_{c,水}$  表示钢在水中的临界直径； $D_{c,油}$  表示钢在油中的临界直径。常用钢材在水、油以及其它介质中的临界直径可通过查阅热处理手册获得。

利用临界直径  $D_c$  可以很容易判断一定尺寸的工件在所选择的冷却介质中能否被淬透。但是对于尺寸超过临界直径的工件， $D_c$  就不可能提供工件截面上硬度的分布情况，故该法在应用上有一定的局限性。

2. 端淬试验 用标准尺寸的端淬试样（ $\phi 25\text{mm} \times 100\text{mm}$ ），经奥氏体化后，在专用设备上对其一端面喷水冷却。冷却后沿轴线方向测出硬度—距水冷端距离的关系曲线的试验方法，是测定钢的淬透性方法之一。其优点是操作简便、适用范围广。国家标准规定了端淬法的标准试样及试验方法，其试验原理如图 5-6 所示。

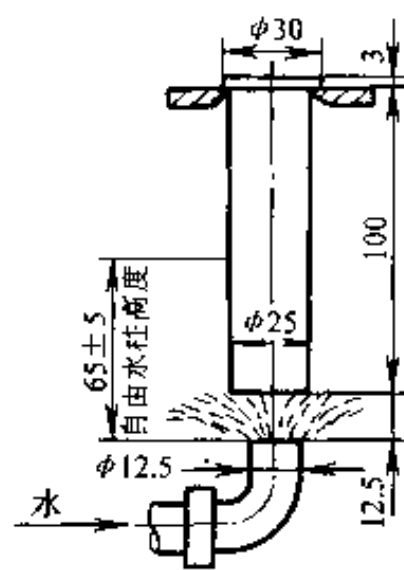


图 5-6 端淬法  
试验原理图

试验时将按规定加热到淬火温度的试样迅速移到端淬装置上，进行喷水冷却。此时，沿试样长度上各部位的冷却速度是不一样的，末端处冷速最快；离末端越远，冷速越慢。试样冷透后取下，磨平两侧（深约 0.4mm）。然后，自离末端 1.5mm 处开始，沿长度方向逐点测定

硬度,将所测得的数据记录并绘制成如图 5-7 的硬度分布曲线,像这样用钢试样进行端淬试验测得的硬度-距末端距离的关系曲线称为淬透性曲线。端淬法就是用淬透性曲线来表示钢的淬透性的。由于钢的淬透性受材料化学成分、晶粒度、冶炼情况等很多因素的影响,故实际测得的数值在一定的范围内波动。因此,各种钢的淬透性曲线实际上是一条淬透性带,如图 5-7 所示。各种钢的淬透性曲线可从有关热处理手册中查出。

### 三、各种因素对淬透性的影响

钢的淬透性主要取决于其临界冷却速度的大小,而临界冷却速度则主要取决于过冷奥氏体的稳定性,因此诸如奥氏体的化学成分(含碳量及合金元素含量)、奥氏体的状态(均匀化程度及晶粒大小)、钢中非金属夹杂物等影响过冷奥氏体稳定性的因素,都将影响钢的淬透性。

1. 化学成分的影响 碳的影响是主要的,当钢中碳的质量分数低于 1.2% 时,随奥氏体中碳浓度的提高,显著降低临界冷却速度,C 曲线右移,钢的淬透性增大;但当含碳的质量分数大于 1.2% 时,钢的临界冷却速度反而升高,C 曲线左移,淬透性下降。这是因为钢中碳的质量分数大于 1.2% 时,实际的淬火温度不足以使碳化物完全溶入奥氏体,未溶碳化物在冷却时,成为新相晶核,而加速了珠光体转变的缘故。其次是合金元素的影响,除钴以外,绝大多数合金元素溶入奥氏体后,均使 C 曲线右移,降低临界冷却速度,从而显著提高钢的淬透性。

2. 奥氏体晶粒大小的影响 奥氏体的实际晶粒度对钢的淬透性有较大的影响,粗大的奥氏体晶粒能使 C 曲线右移,降低了钢的临界冷却速度,所以粗晶粒的钢具有较高的淬透性。但需要注意的是,晶粒粗大将增加钢的变形、开裂倾向和降低韧性。

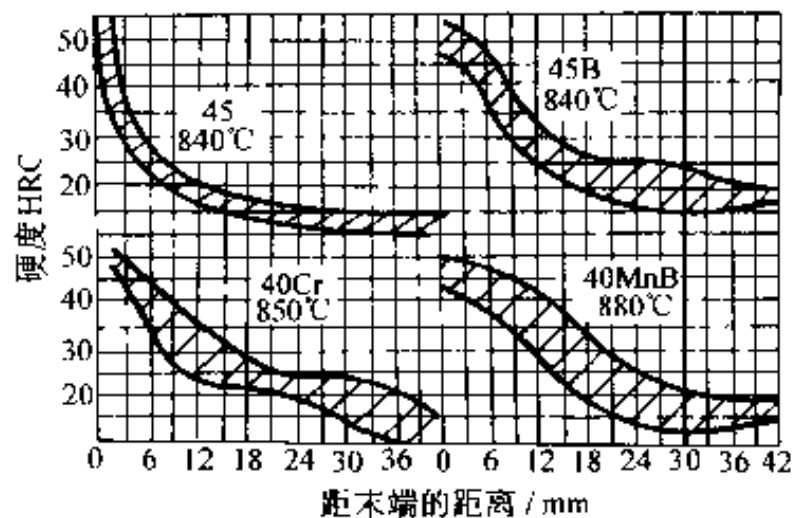


图 5-7 几种钢的淬透性带

3. 奥氏体均匀程度的影响 在相同过冷度条件下,奥氏体成分越均匀,珠光体的形核率就越低,转变的孕育期增长,C曲线右移,临界冷却速度减慢,钢的淬透性越高。

1. 钢的原始组织的影响 钢中原始组织的粗细和分布对奥氏体的成分将有重大影响。片状碳化物较粒状碳化物易溶解,粗粒状碳化物最难溶解,所以实际生产中为了提高钢的淬透性,往往在淬火前对钢进行一次预备热处理(退火或正火),使钢原始组织中的碳化物分布均匀而细小,以提高奥氏体化程度。

### 第三节 钢的淬火缺陷及其防止

淬火冷却变形与淬火冷却开裂是淬火过程中最容易产生的缺陷。实践表明,由于淬火过程中的快冷而在工件内部产生的内应力是导致工件变形或开裂的根本原因。

#### 一、淬火内应力

钢件在加热和冷却的过程中,不仅因热胀冷缩会发生体积变化,而且还会因相变时新旧两相比容的不同而发生体积的变化。由于这些体积变化在整个钢件的截面上不是同时发生的,而是由表面及中心先后发生的,便造成了钢件中的内应力。当内应力数值超过钢的屈服强度时,便引起钢件的变形,超过钢的抗拉强度时,钢便会产生裂纹。工件在没有外力作用,各部位也没有温度差的情况下而存留在工件内的应力称为残余应力或残余内应力。

1. 热应力 工件在加热和(或)冷却时,由于不同部位存在着温度差别而导致热胀和(或)冷缩的不一致所引起的应力,称为热应力。

现以一实心圆柱体为例,说明其冷却过程中内应力的形成及变化规律。这里仅讨论其轴向应力。冷却刚开始时,由于表面冷却快,温度低,收缩多,而心部则冷却慢,温度高,收缩小,表里相互牵制的结果,就在表层产生了拉应力,心部则承受着压应力。随着冷却的进行,表里温差增大,其内应力也相应增大,当应力增大到超过该温度下的屈服强度时,便产生了塑性变形。由于心部的温度高于表层,因而总是心部先行沿轴向收缩。塑性变形的结果,使其内应力不再增大。冷却到一定时间后,表层温度的降低将逐渐减慢,则其收缩量也逐渐

减小。而此时心部则仍在不断收缩，于是表层的拉应力及心部压应力将逐渐减小，直至消失。但是随着冷却的继续进行，表层温度越来越低，收缩量也越来越少，甚至停止收缩。而心部由于温度尚高，还要不断地收缩，结果最后在工件表层形成压应力，而心部则为拉应力，但由于温度已低，不易产生塑性变形，所以这应力将随冷却的进行而不断增大，并最后保留于工件内部，成为残余应力。

由此可见，冷却过程中的热应力开始是使表层受拉，心部受压而最后留下的残余应力则是表层受压，心部受拉。

热应力的大小主要与冷却速度造成截面上的温差大小有关，冷却速度越大，截面上的温差越大，热应力也就越大。此外，淬火温度高，钢件的截面尺寸大或导热性差，也会增大截面温差，增大热应力。

2. 相变应力 热处理过程中由于工件各部位相转变的不同步性所引起的应力，称为相变应力，又称组织应力。

淬火快冷时，当表层冷至  $M_s$  点，即产生马氏体转变，并引起体积膨胀。但由于受到尚没进行转变的心部的阻碍，使表层产生压应力，而心部则为拉应力，应力足够大时，即会引起变形。当心部冷至  $M_s$  点时，也要进行马氏体转变，并体积膨胀，但由于受到已经转变的塑性低、强度高的表层的牵制，因此其最后的残余应力将呈表面受拉，心部受压。由此可见，相变应力的变化情况及其最后状态，恰巧与热应力相反。而且由于相变应力产生于塑性较低的低温下，此时变形困难，所以相变应力更易于导致工件的开裂。

影响相变应力大小的因素很多，钢在马氏体转变温度范围的冷却速度越快、钢件的尺寸越大、钢的导热性越差、马氏体的比容越大，其相变应力就越大。另外，相变应力还与钢的成分、钢的淬透性有关。例如，高碳高合金钢由于含碳量高而增大马氏体的比容，这本应增加钢的相变应力，但随着含碳量升高而使  $M_s$  点下降，又使淬火后存在着大量残余奥氏体，其体积膨胀量减小，残余应力就低。

## 二、淬火变形

1. 淬火变形的形式 淬火变形有两种主要形式，一种是工件几何形状的变化，它表现为尺寸及外形的变化，常称为翘曲变形，系淬火

应力所引起；另一种是体积的变化，它表现为工件体积按比例的胀大或缩小，系相变时的比容变化所引起。实际生产中工件的变形，多是两者兼而有之。

2. 淬火变形的趋向 由热应力、相变应力和相变所引起的变形趋向是不同的。

(1) 热应力引起的变形趋向 工件在热应力的作用下，冷却初期心部受压应力，而且在高温下塑性较好，故心部沿长度方向缩短，再加上随后冷却过程中的进一步收缩，结果其变形趋势是工件沿轴向缩短，平面凸起，棱角变圆。

(2) 相变应力引起的变形趋向 淬火过程中相变应力的变化情况恰巧与热应力相反，所以它引起的变形趋向也与之相反，表现为工件沿最大尺寸方向伸长，力图使平面内凹，棱角突出。

(3) 相变造成的变形趋向 组织转变所引起的体积变化称体积效应，一般总是使工件体积在各个方向上作均匀的膨胀与缩小。不过对圆（方）孔体工件（尤其是壁厚较薄的）来说，则当其体积增大或减小时，往往是高度、外径和内腔等尺寸均同时增大或缩小。这主要是由于体积变化时所引起的内腔周长尺寸变化超过了壁厚方向上的尺寸变化所致。

另外，热处理后组织中的马氏体量越多，或者马氏体中含碳量越高，则其体积膨胀就越多；而如残余奥氏体量越多，则体积膨胀就越少。因此热处理时可以通过控制马氏体和残余奥氏体的相对含量来控制其体积变化，如控制得当，可使其体积既不膨胀，也不缩小。

表 5-2 为上述各种钢件变形的示意图。

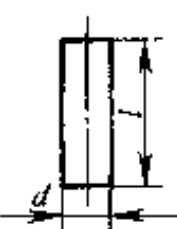
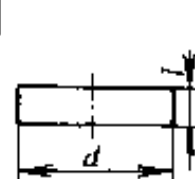
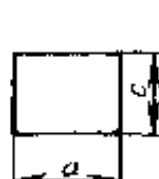

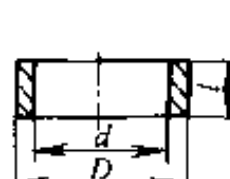




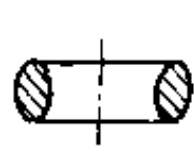

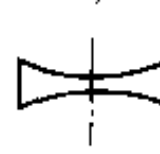


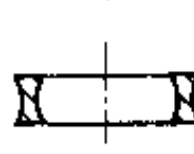

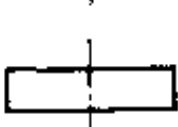
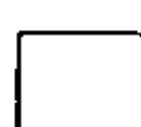

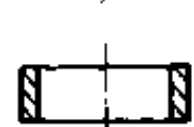
3. 淬火变形的影响因素 淬火变形的影响因素主要包括钢的成分及原始组织、零件的几何形状、热处理工艺本身等等。

(1) 钢的成分的影响 钢的成分中以含碳量对淬火变形的影响最大。随着钢中含碳量的升高，马氏体的比容增大，因组织转变而引起的体积变化及因相变应力而引起的淬火变形便越大。但高碳钢由于残余奥氏体量的增加，抵消了一部分马氏体转变的膨胀作用，而使体积变化相对减小。

随着含碳量的增加，钢中马氏体转变点 ( $M_s$ ) 的温度也降低，这

时开始马氏体转变，钢已处于较低温度，难以塑性变形，这也导致相变应力变形减少，热应力变形明显。

表 5-2 各种典型钢件的淬火变形趋向

	杆件	扁平件	四方体	套筒	圆环
原始状态					
热应力作用	$d^+, l$ 	$d^-, l^+$ 	表面鼓凸 	$d, D^+, l^-$ 	$D^+, d^-$ 
组织应力作用	$d^-, l^+$ 	$d^+, l^-$ 	表面瘪凹 	$d^+, D^-, l^+$ 	$D^-, d^+$ 
组织转变作用	$d^+, l^+$ 	$d^+, l^+$ 	$d^+, c^+$ 	$d^+, D^+, l^+$ 	$D^+, d^+$ 

概括起来可以得出以下结论：对碳素钢来说，在低碳钢中，由于淬火时比容变化较小，特别是淬透性差，故其淬火变形常以热应力为主。中碳钢中，因其淬火时比容变化较大，淬透性也较低碳钢大，且

Ms 点还比较高，故当零件尺寸较小时淬火变形将以相变应力变形为主；当然随着零件尺寸增大，硬化层深度减小，将会逐步过渡到以热应力变形为主。在高碳钢中，由于 Ms 点较低，残余奥氏体较多，故淬火变形主要是热应力变形。

合金钢因为含有多种合金元素，它们大都会明显提高钢的淬透性，使 Ms 点下降，残余奥氏体含量增多，因此减少了相变应力；而且大多数合金还会 C 曲线右移，过冷奥氏体稳定性增加，降低钢的淬火临界冷却速度。所以，一般合金钢可以在冷却速度缓慢的油中完成淬火；而部分高合金钢的淬火，只需在空气中冷却即可。由于合金钢的淬火冷却速度小，淬火应力也小，所以淬火变形的倾向就小。另外由于合金元素的加入，提高了钢的屈服强度，因此显著地减少了淬火应力引起的变形。

综上所述，碳素钢淬火水冷时，热应力起主导作用；合金钢淬火油冷时，相变应力起主导作用。另外实践经验还表明，碳素钢水冷淬火时，淬火开裂的危险尺寸为  $\phi 8 \sim \phi 15\text{mm}$ ，而油淬时的危险尺寸为  $\phi 25 \sim \phi 40\text{mm}$ 。

(2) 钢的原始组织的影响 由于钢淬火前原始组织不同，其比容也就不同，故通过淬火，钢的体积变化就不同。如层片状珠光体的比容不如球状珠光体的大，因此要求淬火后变形小的零件及工具，若淬火前进行一次预先调质处理，可以减少变形。

(3) 零件尺寸及形状对变形的影响 工件的壁厚越大，则在一定条件下其淬透层越浅，因而热应力的作用就越大；反之则以相变应力变形为多。

一般说来，工件截面比较对称，厚薄相差不大，则其变形比较规则、均匀。若工件截面不均匀，则工件淬火时除了表里冷却不一样外，工件各个部位间的冷却也很不均匀，棱角及薄边部分冷却较快，而凹角及沟槽处冷却较慢。因此可以得出这样的结论，截面形状不对称零件在热应力作用下，将向快冷面凸起，在慢冷面未淬透的条件下，变形仍然相同，在慢冷面能淬透的条件下，零件在相变应力作用下变形将向慢冷面凸起。

(4) 热处理工艺的影响 淬火裂纹多数在淬火冷却后期产生的。

也即在马氏体转变温度范围内冷却时,由于淬火冷却介质选择不当,使淬火内应力在工件表面附近所产生的拉应力超过了该温度下钢的抗拉强度而引起的。一般说来,淬火时在 $M_s$ 点以下的快冷是造成淬火裂纹的主要原因。除此之外,零件的设计不良,材料的使用不当以及原材料中存在的缺陷都有可能促使裂纹的形成。因此,分级及等温淬火均是减少淬火变形的有效方法。

### 三、淬火裂纹

淬火裂纹多数在淬火冷却后期产生的。也即在马氏体转变温度范围内冷却时,由淬火内应力在工件表面附近所产生的拉应力超过了该温度下钢的抗拉强度而引起的。一般说来,淬火时在 $M_s$ 点以下的快冷是造成淬火裂纹的主要原因。除此之外,零件的设计不良、材料的使用不当以及原材料中存在的缺陷都有可能促使裂纹的形成。常见的裂纹有以下几种:

1. 纵向裂纹 工件的纵向裂纹又称轴向裂纹,如图 5-8 所示。它多半产生在全部淬透的工件上,往往由于冷却过快、相变应力过大而形成。避免它的有效措施是 $M_s$ 点以下尽量慢冷。

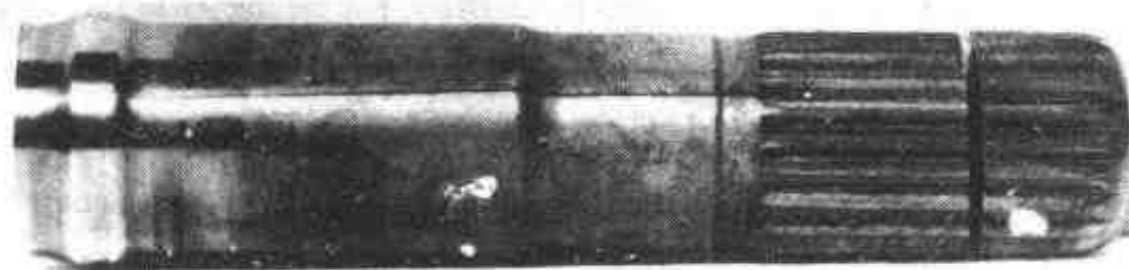


图 5-8 淬火工件的纵向裂纹

热处理工艺及操作不当是造成纵向裂纹的原因。另外,原材料中的既存裂纹、大块非金属夹杂物、严重的碳化物带状偏析等缺陷,增加了工件内的附加应力,并且还降低了工件的强度和塑性,因而也会造成纵向裂纹。

2. 横向裂纹 横向裂纹又称弧形裂纹。产生于淬透层与未淬透心部间的过渡区。截面较大的高碳钢工件往往会出现这类裂纹(图 5-9)。此外,在某些有尖角、凹槽及孔的零件中,由于冷却不均匀及未能淬透,也常常产生这类裂纹。适当提高淬火温度、增加工件的淬透层深度,有助于减少这种裂纹的形成。



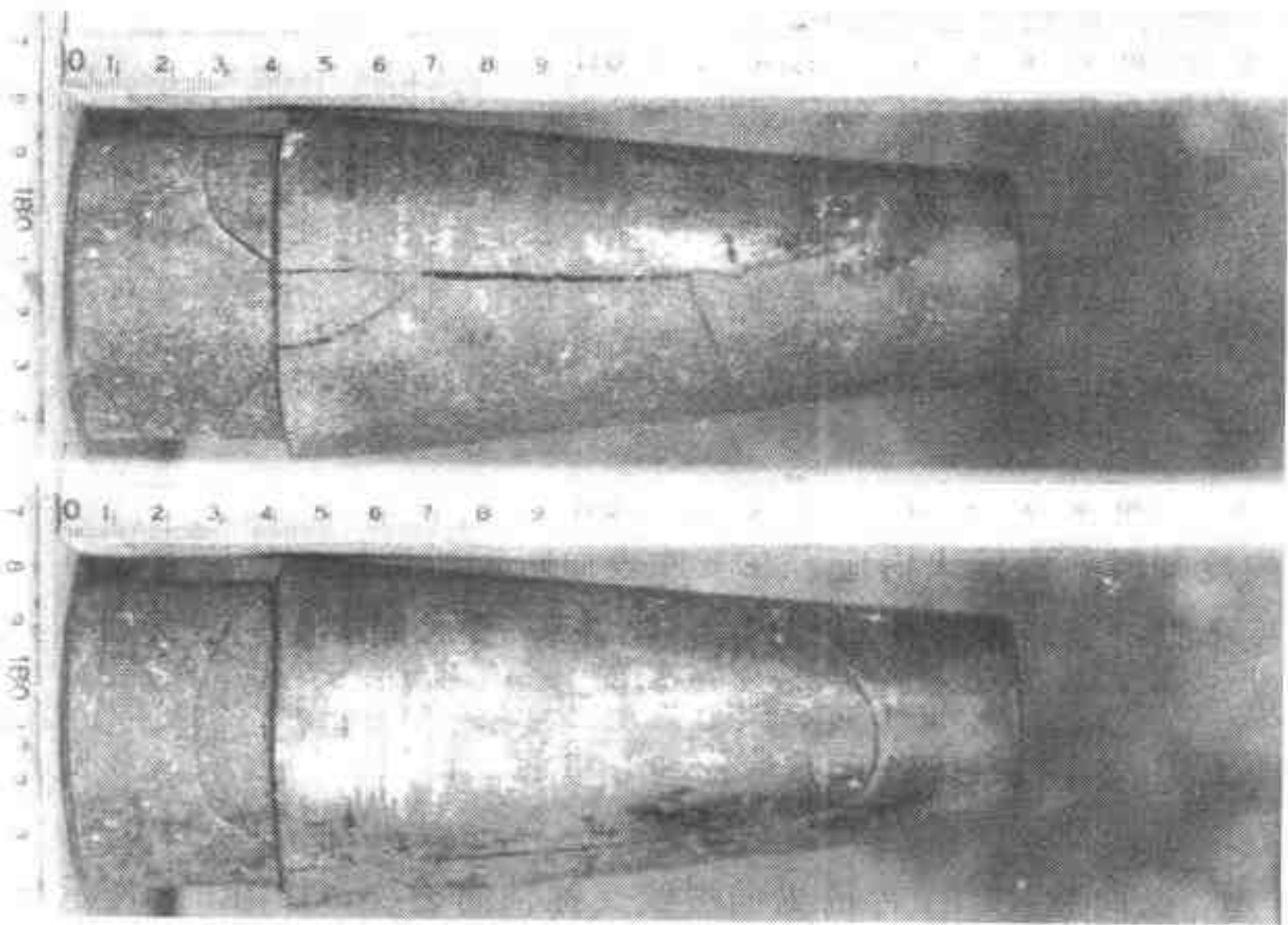


图 5-9 高碳钢工件中的弧形裂纹

3. 应力集中裂纹 有些零件由于结构上的需要，或设计不合理而具有尖角、切口、凹槽等，这些部位往往易于产生应力集中。再加上淬火冷却时的不均匀，常易在这些部位引起裂纹。要避免这类裂纹，最有效的方法是从设计上改变其结构形状，或改用淬透性较好的钢，以便能在较缓和的介质中冷却。另外，在热处理操作上采取一些措施，如在凹角处捆以石棉绳保护等，也有一定的效果。

4. 网状裂纹 网状裂纹是一种表面裂纹，其深度较浅，在 0.01~2mm 范围内。其裂纹往往呈任意方向，构成网状，而与工件外形无关。表面脱碳的高碳钢工件最易形成网状裂。这是因为表面脱碳后，其马氏体比容变小，从而在表面形成拉应力所致。

5. 淬火过热裂纹 淬火加热温度过高必然引起奥氏体晶粒粗大，因而降低了其强度和塑性。在同样冷却条件下，裂纹形成倾向较大，特别是在剧冷时，最易开裂。高碳钢过热后更易开裂。此类裂纹常沿晶界分布，呈不规则状，与工件的外形无必然联系。

#### 四、防止淬火变形及裂纹的措施

为了减少及防止工件淬火变形和裂纹，应合理的设计零件、合理

选材、合理制定热处理技术要求及零件毛坯应进行正确的热加工（铸、锻、焊）和预先热处理。另外，更为重要的是在热处理方面必须注意下述问题。

1. 合理的选择淬火加热温度 在保证淬硬的前提下，一般应尽量选择低一些的淬火温度。但对于一些高碳合金钢工件（如 CrWMn、Cr12MoV 等），可通过适当提高淬火温度来降低  $M_s$  点，增大残余奥氏体量，以控制淬火变形。另外，对厚度较大的高碳钢工件，也可适当提高其淬火温度来防止弧状裂纹。对于容易产生变形、开裂的工件，在淬火前还应先进行去应力退火。

2. 合理的进行加热 应尽量做到均匀加热，减少加热时的热应力。对于大截面、高合金钢、形状复杂、变形要求高的工件，一般都应经过预热，或限制加热速度。另外工件在炉中应自由悬挂，禁止用外力强制装夹。

3. 正确选择冷却方法和冷却介质 尽可能选用预冷淬火、分级淬火和分级冷却方法。预冷淬火对细长或薄的工件减少变形有较好的效果，对于厚薄悬殊的工件，在一定程度上可以起到防止开裂的作用。对于形状复杂、截面相差悬殊的工件，采用分级淬火较好。如高速钢采用  $580\sim 620^{\circ}\text{C}$  分级淬火，基本上避免了淬火变形和开裂。

4. 正确掌握淬火操作方法 正确选择工件淬入介质的方式，保证工件得到最均匀的冷却并沿最小阻力方向进入冷却介质，将冷却最慢的面朝着液体运动。当工件冷至  $M_s$  点以下时，应停止运动。例如，厚薄不均匀的工件，应使厚的部分先淬入；截面变化大的工件，可通过开工艺孔，预留加强肋，孔中塞堵石棉等方法来减少热处理变形；对有凹面或有通孔的工件，应使凹面和孔向朝上淬入，以利排除孔内的气泡。

## 第六章 淬火钢的回火

**培训要点** 了解淬火钢在回火时的组织和性能的转变，熟悉二次硬化、回火脆性及回火稳定性，掌握回火的分类及回火工艺的制定。

### 第一节 淬火钢在回火时的组织和性能转变

回火就是钢件淬硬后，再加热到低于  $A_{c1}$  点以下的某一温度，保温一定的时间，然后冷却到室温的热处理工艺。回火的目的是：合理地调整力学性能，使工件满足使用要求；稳定组织，使工件在使用过程中不发生组织转变，从而保证工件的形状、尺寸不变；降低或消除内应力，以减少工件的变形并防止开裂。

#### 一、回火时的组织转变

钢经淬火后其正常组织为：马氏体+残余奥氏体（亚共析钢和共析钢）；马氏体+碳化物（碳素钢中就是渗碳体）+残余奥氏体（过共析钢）。而钢在室温下的平衡组织只有铁素体和渗碳体，因此，淬火钢中不稳定的马氏体和残余奥氏体组织会自发地向铁素体和渗碳体转变。研究表明：回火加热时，淬火钢的组织转变并非是一个由马氏体和残余奥氏体直接分解转变成铁素体和渗碳体混合物的简单过程，而是随着温度的升高，经历一系列复杂的中间转变，形成不同的中间组织，最终才转变成铁素体和渗碳体。

淬火钢回火时的组织转变大致包括以下几个过程：

1. 碳原子的偏聚 在  $20\sim 100^{\circ}\text{C}$  范围内，虽然铁和合金元素原子尚难以扩散，但碳原子已能做短距离的扩散，在转变为稳定组织的自发倾向驱使下，马氏体中过饱和的碳原子会自发地进行偏聚。

在低碳板条马氏体中，碳原子多偏聚在位错附近的间隙位置中。在高碳片状马氏体中，则碳原子多偏聚在晶体中的一些晶面上。

2. 马氏体的分解 当回火温度超过  $100^{\circ}\text{C}$  时，马氏体开始分解，过饱和固溶的碳原子以  $\epsilon$ -碳化物的形式从马氏体中开始析出。 $\epsilon$ -碳化

物的形式和成分都不同于渗碳体，它是密排六方晶格，其化学式接近于  $\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ 。高碳钢中， $\epsilon$ -碳化物总是以条状或薄片形式析出于马氏体的一定晶面上，通常是由马氏体内原先的碳原子偏聚区域长大而成的。对于含碳量小于 0.3% 的低碳板条马氏体，在小于  $250^\circ\text{C}$  时，一般不析出  $\epsilon$ -碳化物，只是碳原子进一步偏聚在位错缺陷处。

在温度不高（小于  $250^\circ\text{C}$ ）的情况下，由于碳原子难以作长距离扩散，而  $\epsilon$ -碳化物的析出必然造成其周围固溶体贫碳，使碳原子来源枯竭，所以  $\epsilon$ -碳化物的长大是极其有限的。因此在  $200^\circ\text{C}$  以下回火时，马氏体的分解不是依靠  $\epsilon$ -碳化物的长大，而主要是依靠  $\epsilon$ -碳化物的增多而进行的。

在  $150\sim 300^\circ\text{C}$  的温度范围内，碳原子的扩散能力有所提高。此时既有  $\epsilon$ -碳化物的继续析出，也有已析出的  $\epsilon$ -碳化物的稍许长大，故马氏体的分解得以加速进行。

图 6-1 和图 6-2 分别表示马氏体的含量与回火温度和回火时间的变化规律。由图 6-1 可知：提高回火温度，将使马氏体以更大的速度进行分解，而且温度越高，分解后所达到的碳浓度也就越低。由图 6-2 也可看出：对应于一定的回火温度，回火马氏体中的碳浓度是一定的。温度越高，这碳浓度越低。在  $300\sim 350^\circ\text{C}$ ，马氏体中碳浓度降低到 0.1% 左右，此时马氏体分解已近乎完成。至于  $\alpha$  相真正达到平衡成分，则要  $500^\circ\text{C}$  左右温度。

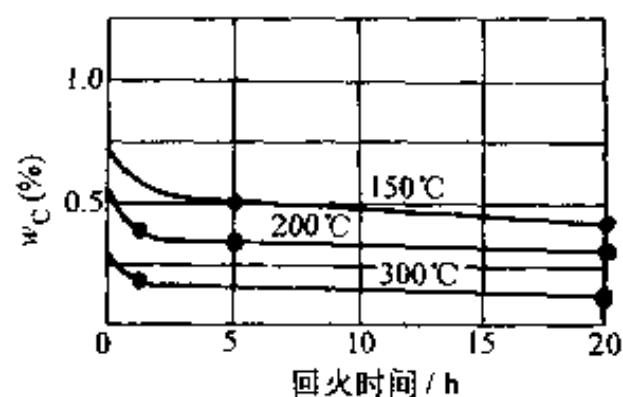


图 6-1 1.09% $w_{\text{C}}$  钢回火时马氏体的  $w_{\text{C}}$  与回火时间和时间的关系

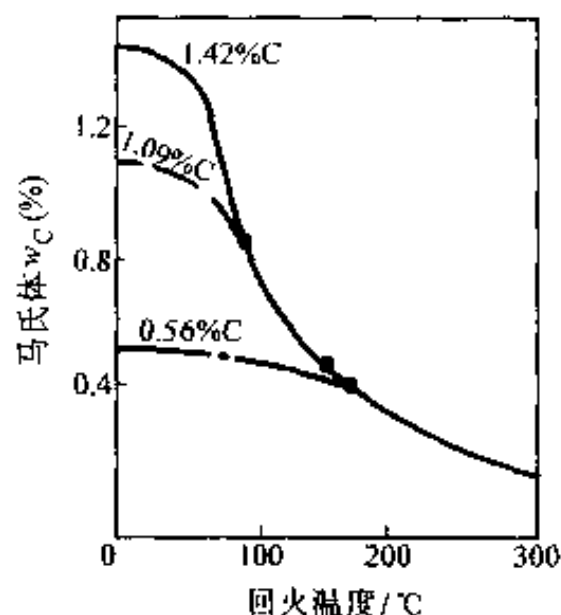


图 6-2 马氏体碳浓度与回火温度的关系

淬火马氏体回火时，碳已经部分地从固溶体中析出并形成了过渡碳化物，此时的基体组织即为回火马氏体。即马氏体分解 ( $<250^{\circ}\text{C}$ ) 得到的、分布在过饱和度降低了的  $\alpha$  固溶体基体上的、高度弥散的  $\epsilon$  碳化物的混合物。

3. 残余奥氏体的转变 碳素钢残余奥氏体的转变温度在  $200\sim 300^{\circ}\text{C}$  之间。一般认为残余奥氏体转变产物与过冷奥氏体在相同温度下的转变产物基本一致，即在较高温度范围内，其转变产物为下贝氏体；在较低温度的转变产物为马氏体，随后分解成回火马氏体。

4. 碳化物的析出、转化和长大 自马氏体分解开始， $\epsilon$ -碳化物就不断地从马氏体中析出。回火温度越高， $\epsilon$ -碳化物的析出量越多。当温度升高到  $250^{\circ}\text{C}$  以上时， $\epsilon$ -碳化物开始逐渐向渗碳体转化。开始阶段转化速度较慢，在  $350\sim 400^{\circ}\text{C}$  温度范围内转化最为剧烈，大量的渗碳体都在这时生成。实际上， $\epsilon$  碳化物并非直接生成渗碳体，而是首先生成其它类型亚稳定碳化物作为中间相（过渡相），然后再转化成渗碳体。在转化的同时， $\epsilon$ -碳化物仍可继续从马氏体中不断析出， $\epsilon$ -碳化物的最高存在温度可达  $350\sim 400^{\circ}\text{C}$ 。

低碳马氏体由于没有析出  $\epsilon$ -碳化物的过程，因此在回火温度高于  $200^{\circ}\text{C}$  时直接析出渗碳体。

渗碳体的形成也经历了形核与长大两个过程。随着回火温度的升高，扩散速度加快，渗碳体的形核与长大过程也加快。渗碳体的初始形态呈极薄的片状，在  $400^{\circ}\text{C}$  以上温度开始显著长大，最终形成粒状渗碳体。温度继续升高，粒状渗碳体不断长大。回火温度越高，渗碳体颗粒的尺寸越大。

5. 铁素体的回复与再结晶 随着回火温度升高，碳化物不断析出，致使  $\alpha$  固溶体中的含碳量接近于平衡，这意味着铁素体开始回复。回复后的铁素体仍保持着原马氏体的板条或片状的外形。马氏体在回火时形成的，实际上是铁素体基体内分布着极其细小的碳化物（或渗碳体）球状颗粒，但因其过于细小以致在光学显微镜下高倍放大也分辨不出其内部构造，只看到其总体是一片黑的复相组织，称为回火托氏体。它是在  $350\sim 450^{\circ}\text{C}$  温度范围内，回火后得到保持马氏体外形，但已经回复的铁素体和弥散分布的极细小渗碳体颗粒的混合物。

当回火温度上升到  $500^{\circ}\text{C}$  以后，回复后的铁素体开始由细小的板条或片状晶粒，逐渐长大成细小的等轴晶粒，这一过程称为铁素体的再结晶。在  $600\sim 700^{\circ}\text{C}$  时，由于铁原子的扩散能力显著提高，铁素体的再结晶最为剧烈。马氏体在回火时形成的，在光学显微镜下放大五六百倍才能分辨出来其为铁素体基体内分布着碳化物(包括渗碳体)球状的复相组织，被称为回火索氏体。即在  $500\sim 650^{\circ}\text{C}$  之间回火，得到细粒状渗碳体和等轴铁素体晶粒所组成的混合物。当回火温度在  $650^{\circ}\text{C}\sim \text{Ac}_1$  之间，渗碳体颗粒和等轴铁素体晶粒都显著长大，得到粗的粒状渗碳体和铁素体所组成的混合物，这种组织被称为回火珠光体，其金相组织基本上和球化退火组织相同。

总之，淬火钢的回火转变是由以上五个过程综合作用的结果，难以用明确的温度范围将它们截然分开，它们有时是互相交错，有时同时进行。

## 二、回火后的力学性能

淬火钢回火时力学性能总的变化趋势是：随着回火温度的上升，硬度、强度降低，塑性、韧性升高。

1. 回火对淬火钢硬度的影响 当回火温度不超过  $200\sim 250^{\circ}\text{C}$  范围时，回火后的组织是回火马氏体，其硬度较淬火马氏体只是稍有下降。高碳钢因弥散状的  $\epsilon$ -碳化物大量析出，在温度低于  $100^{\circ}\text{C}$  时硬度反而略有回升。另外由于其有较多的残余奥氏体，在  $200\sim 250^{\circ}\text{C}$  温度区间，它们将转变成回火马氏体，这会减缓其回火组织硬度下降的速度。对于低碳钢由于既不存在  $\epsilon$ -碳化物的析出，且残余奥氏体量也极少，故不存在这两个变化。

在  $300^{\circ}\text{C}$  以上回火时，各种碳钢的硬度都随回火温度的升高而显著下降。图 6-3 是不同含碳量的碳钢硬度与回火温度的关系。

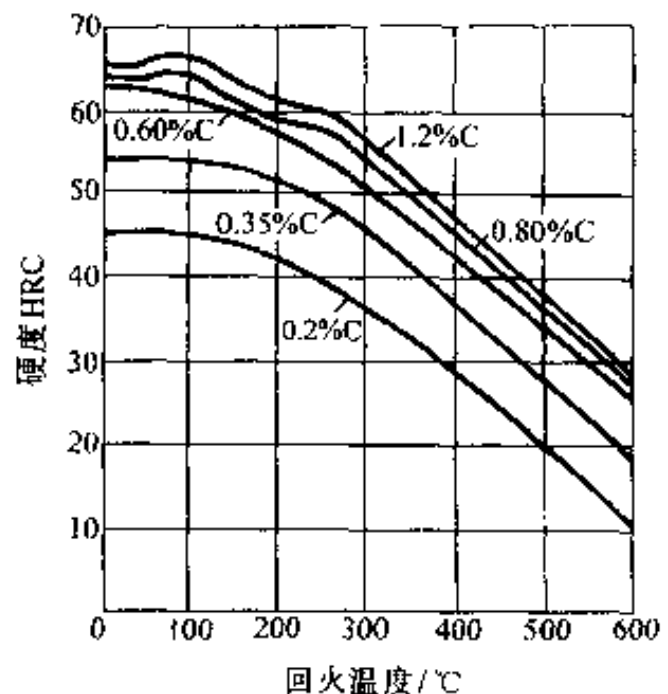


图 6-3 不同含碳量（质量分数）的碳钢回火温度与硬度的关系

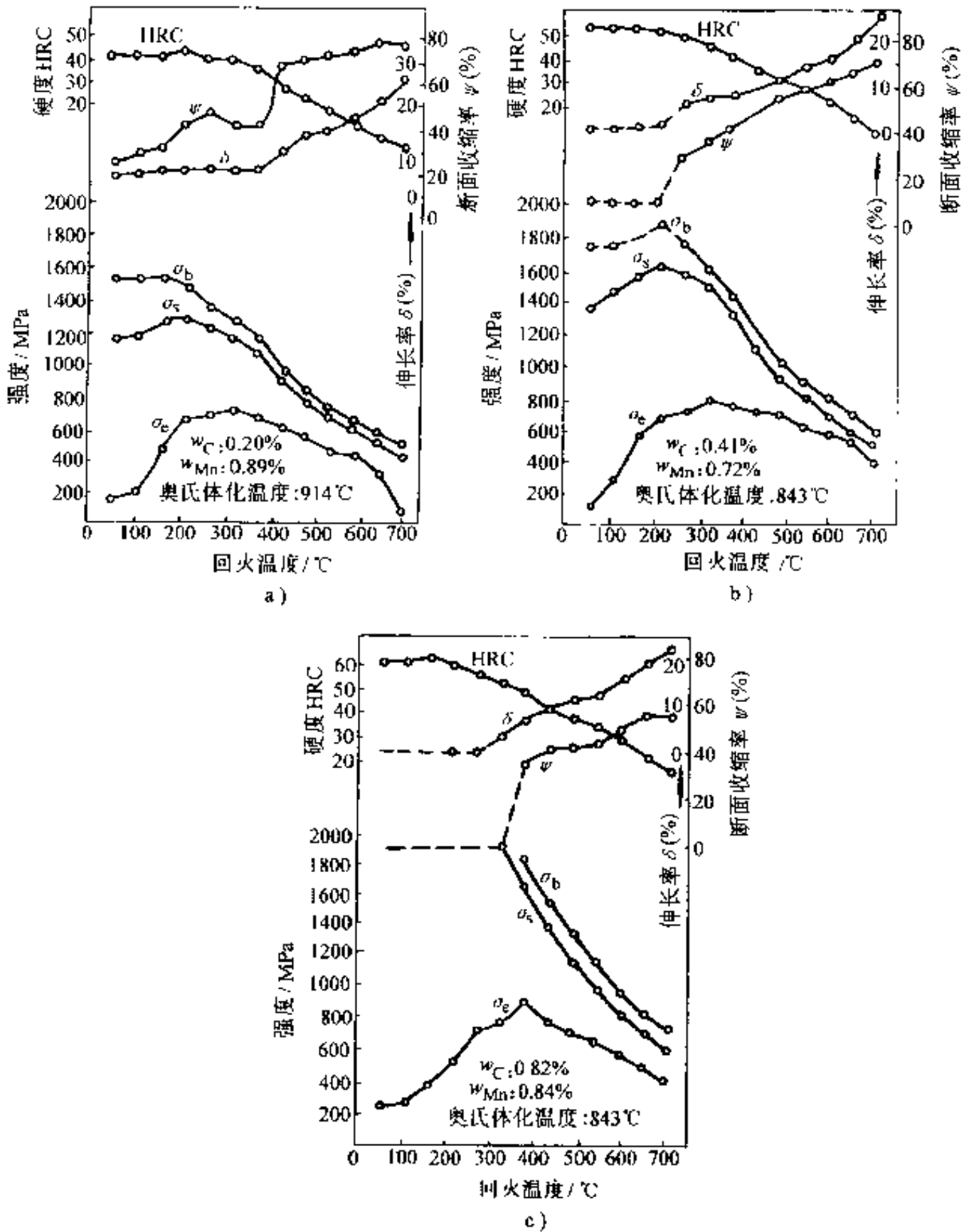


图 6-4 碳钢的力学性能与回火温度的关系

a- 低碳钢( $w_C = 0.2\%$ ) b- 中碳钢( $w_C = 0.41\%$ ) c- 高碳钢( $w_C = 0.82\%$ )

2. 回火对钢的强度、塑性和韧性的影响 图 6-4 描述了低碳、中碳及高碳钢的力学性能与回火温度的关系。由图中可看出，钢的强度指标 ( $\sigma_b$ 、 $\sigma_s$ ) 与硬度指标的变化类似，随回火温度的升高而降低。塑

性指标 ( $\delta$ 、 $\psi$ ) 恰好与强度、硬度指标相反, 随回火温度的升高而逐渐增大。冲击韧度值 ( $a_K$ ) 也是随回火温度的升高而增大, 在  $600^{\circ}\text{C}$  左右回火时达最大值。弹性极限 ( $\sigma_r$ ) 在  $300\sim 350^{\circ}\text{C}$  时出现极大值, 这是由于回火托氏体本身强度较高, 以及残余应力大大降低的缘故。

另外淬火钢回火时的力学性能也与它内应力消除的程度有关, 回火温度越高, 淬火内应力消除越彻底, 只有当回火温度高于  $500^{\circ}\text{C}$ , 并保持足够的回火时间才能使淬火内应力基本消除。

## 第二节 二次硬化、回火脆性及回火稳定性

### 一、二次硬化

铁碳合金在一次或多次回火后提高了硬度的现象称为二次硬化, 这种硬化现象是由于特殊碳化物的离位析出和 (或) 残余奥氏体转变为马氏体或贝氏体所致。某些高合金钢 (如高速钢、高铬模具钢等) 尤为突出, 它们在一定温度回火后, 工件硬度不仅不降低, 反而比其淬火态要高得多。

产生二次硬化的原因有以下两个方面:

1. 马氏体转变过程中的弥散强化作用 钢中含有强烈碳化物形成元素如 Cr、Mo、W、V、Ti、Nb 等, 富集于渗碳体中。当回火温度较高时 ( $400^{\circ}\text{C}$  以上), 这些强烈碳化物形成元素在渗碳体中富集到超过其饱和浓度后, 便发生由渗碳体转变为特殊碳化物的过程。这些特殊碳化物比渗碳体更为坚硬, 而且它形成时, 以高度弥散的粒子析出于基体中, 不易聚集长大, 引起  $\alpha$  相固溶碳量增大并钉扎位错阻碍运动, 起着弥散强化作用。

2. 残余奥氏体转变成回火马氏体或下贝氏体 这类钢中的残余奥氏体在回火加热、保温过程中不发生分解, 而在随后的回火冷却过程中转变为马氏体或下贝氏体, 这种现象称为二次淬火。二次淬火也是二次硬化的原因之一, 但它与析出特殊碳化物的弥散强化相比, 其作用较小, 只有当淬火钢中残余奥氏体量很高时, 其作用才较显著。

### 二、回火脆性

一般情况下, 淬火钢回火时其冲击韧度值随回火温度的升高而增大。但某些钢在一定温度范围内回火时, 其冲击韧度比在较低温度回



火时反而显著降低，像这样淬火钢在某些温度区间回火或从回火温度缓冷通过该温度区间的脆化现象称为回火脆性。回火脆性通常可分为第一类回火脆性和第二类回火脆性两类。

1. 第一类回火脆性 钢淬火后在  $300^{\circ}\text{C}$  左右回火时所产生的回火脆性称为第一类回火脆性或低温回火脆性。几乎所有的钢在  $300^{\circ}\text{C}$  左右回火时都将或多或少地发生这种脆性。第一类回火脆性主要和钢的成分有关，钢中含碳量越高，脆化程度越严重。合金元素的种类和含量都不能抑制低温回火脆性，但能将脆性产生推向更高温度。

低温回火脆性的特点是：①只要在此温度范围内回火，其韧性的降低是无法避免的。②具有不可逆性，即将已产生这种脆性的工件在更高温度回火后，其脆性会消失，若在此温度范围内再行回火，脆性将不会重复出现。因此低温回火脆性又称不可逆回火脆性。③脆性出现的同时，不会影响其它力学性能的变化规律。

目前尚无有效方法完全消除低温回火脆性，只有适当缩短回火时间以减轻其影响程度。

2. 第二类回火脆性 含有 Cr、Mn、Cr-Ni 等元素的合金钢淬火后，在脆化温度 ( $450\sim 550^{\circ}\text{C}$ ) 区回火，或经更高温度回火后缓慢冷却通过脆化温度区所产生的脆性，称为第二类回火脆性或高温回火脆性。这种回火脆性还出现在含 Si、Sb、P、Sn、As 等元素的合金钢中。

高温回火脆性的主要特点是：①它的产生与回火后冷却速度有关。回火后快冷（水冷或油冷），不出现脆性，慢冷（空冷）则出现脆性。②具有可逆性。即已经消除了这类回火脆性的钢，再在此温区回火并慢冷，其脆性又会重复出现。若在同样温度回火并快冷，则又能消除脆性。因此高温回火脆性又称可逆回火脆性。

高温回火脆性对钢的性能十分有害，生产中一般采用回火后快冷（水冷或油冷）的办法来防止或减少这类回火脆性。

### 三、回火稳定性

淬火钢在回火时抵抗硬度下降的能力称回火稳定性。由于合金元素对淬火钢在回火时的组织转变起阻碍或延缓作用，推迟马氏体的分解和残余奥氏体的转变，提高铁素体的再结晶温度，使碳化物不易聚集长大，而保持较大的弥散度。因此合金钢的回火稳定性较碳钢为好。

具有较高回火稳定性的钢可采用较高的回火温度，淬火应力消除得更彻底一些，其回火后的综合力学性能也要好一些。

### 第三节 回火的分类及回火工艺的制定

#### 一、回火的分类

按加热温度的不同，回火可分为低温、中温和高温回火三类。

1. 低温回火 回火温度在  $250^{\circ}\text{C}$  以下，回火后的组织为回火马氏体，其硬度一般为  $55\sim 64\text{HRC}$ （低碳钢除外）。由于回火马氏体具有高的硬度和耐磨性以及高强度，同时经低温回火能适当降低淬火应力，减小脆性，因此低温回火主要用于高碳钢制工件（如刀具、量具、冷变形模具、滚动轴承件）以及渗碳件和高频淬火件等。

2. 中温回火 回火温度在  $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ ，回火后组织为回火托氏体，其硬度一般为  $40\sim 50\text{HRC}$ 。淬火钢经中温回火后除了保持较高的硬度和强度以及足够的韧性外，其弹性极限也达到了极大值。因此中温回火广泛地应用于各类弹簧件，也可用于某些模具（如塑料模等）以及要求较高强度的轴、轴套和刀杆等。

3. 高温回火 回火温度在  $500\sim 650^{\circ}\text{C}$ ，回火后的组织是回火索氏体，其硬度一般为  $25\sim 35\text{HRC}$ 。回火索氏体组织既具有一定的硬度、强度，也具有良好的塑性和韧性，即有好的综合力学性能。习惯上将钢件淬火及高温回火的复合热处理工艺称为调质。调质处理广泛用于各种重要的结构零件，尤其是在交变载荷下工作的零件，如汽车、拖拉机、机床上的连杆、连杆螺钉、齿轮和轴类零件等。

#### 二、回火工艺的制定

制定回火工艺的主要参数有：回火温度、回火时间和回火后的冷却速度。

1. 回火温度 工件的力学性能要求（如硬度、强度、塑性、韧性等）是选择回火温度的依据。实际生产中，由于硬度检查简便易行，且硬度和强度在一定范围内有着对应关系，因此常以硬度要求来确定回火温度。实践证明，只要材料选择正确，工艺合理，回火后达到要求硬度，其他力学性能（如塑性、韧性等）一般均能满足使用要求。

常用钢材的回火温度与硬度值关系见表 6-1。

表 6-1 钢材回火

钢种	钢号	淬火规范及硬度			不 同 温 度			
		加热温度 /°C	冷却剂	硬度 HRC	180±10	240±10	280±10	320±10
碳素结构钢	35	860±10	水	>50	51±2	47±2	45±2	43±2
	45	830±10	水	>55	56±2	53±2	51±2	48±2
碳素工具钢	T8, T8A	790±10	水—油	>62	62±2	58±2	56±2	54±2
	T10, T10A	780±10	水—油	>62	63±2	59±2	57±2	55±2
合 金 钢	40Cr	850±10	油	>55	54±2	53±2	52±2	50±2
	50CrVA	850±10	油	>60	58±2	56±2	54±2	53±2
	60Si2MnA	870±10	油	>60	60±2	58±2	56±2	55±2
	65Mn	820±10	油	>60	58±2	56±2	54±2	52±2
	5CrMnMo	840±10	油	>52	55±2	53±2	52±2	48±2
	30CrMnSi	860±10	油	>48	48±2	48±2	47±2	
	GCr15	850±10	油	>62	61±2	59±2	58±2	56±2
	9SiCr	850±10	油	>62	62±2	60±2	58±2	57±2
	CrWMn	830±10	油	>62	61±2	58±2	57±2	55±2
	9Mn2V	800±10	油	>62	60±2	58±2	56±2	54±2
高 合 金 钢	3Cr2W8	1100	分级, 油	~48				
	Cr12	980±10	分级, 油	>62	62	59±2		57±2
	Cr12MoV	1030±10	分级, 油	>62	62	62	60	
	Cr12MoV	1120±10	分级, 油	>14	44	45		
	W18Cr4V	1270±10	分级, 油	>64				

注：1. 水冷却剂为 10%NaCl 水溶液。

2. 淬火加热在盐浴炉内进行，低温回火可用硝盐浴，中温可在硝盐浴或井式炉中进

3. 回火保温时间可参考有效厚度及装炉量，一般碳钢采用 60~90min，合金钢采

温度与硬度对照表

回 火 后 得 到 的 硬 度 HRC								备 注
360 ± 10	380 ± 10	420 ± 10	480 ± 10	540 ± 10	580 ± 10	620 ± 10	650 ± 10	
40 ± 2	38 ± 2	35 ± 2	33 ± 2	28 ± 2	250 ± 20	220 ± 20		
45 ± 2	43 ± 2	38 ± 2	34 ± 2	30 ± 2	HBS	HBS		
51 ± 2	49 ± 2	45 ± 2	39 ± 2	34 ± 2	29 ± 2	25 ± 2		
52 ± 2	50 ± 2	46 ± 2	41 ± 2	36 ± 2	30 ± 2	26 ± 2		
49 ± 2	47 ± 2	44 ± 2	41 ± 2	36 ± 2	31 ± 2	260HBS	具有回火脆性的 钢(40Cr、66Mn、 30CrMnSi 等), 在中温或高温 回火后用清水 或油冷却	
51 ± 2	49 ± 2	47 ± 2	43 ± 2	40 ± 2	36 ± 2			30 ± 2
54 ± 2	52 ± 2	50 ± 2	44 ± 2	35 ± 2	30 ± 2			
50 ± 2	47 ± 2	44 ± 2	40 ± 2	34 ± 2	32 ± 2	28 ± 2		
45 ± 2	44 ± 2	44 ± 2	43 ± 2	38 ± 2	36 ± 2	34 ± 2		32 ± 2
43 ± 2	42 ± 2			36 ± 2		30 ± 2		26 ± 2
53 ± 2	52 ± 2	50 ± 2		41 ± 2		30 ± 2		
56 ± 2	55 ± 2	52 ± 2	51 ± 2	45 ± 2				
54 ± 2	52 ± 2	50 ± 2	46 ± 2	44 ± 2				
51 ± 2	49 ± 2	41 ± 2						
			46 ± 2	48 ± 2	48 ± 2	43 ± 2	41 ± 2	一般采用 560 ~580°C 回火二 次
		55 ± 2		52 ± 2			45 ± 2	
57 ± 2				53 ± 2			45 ± 2	一般采用低 温回火
48	48		51 ± 2	63 ± 2	52 ± 2			一般采用 500 ~520°C 回火二 次
								560°C 三次回 火, 每次 1h

行, 高温回火一般用井式炉。

用 60~120min。

2. 回火时间 回火需保温一定的时间, 目的是使工件心部与表面温度均匀一致, 保证组织转变的充分进行, 以及淬火应力得到充分消除。如回火时间过短, 则会导致回火不充分, 使得一些高碳钢工件在磨削时出现裂纹, 刀具及模具等则会在使用时容易产生崩刃现象, 也会使一些精密零件在使用一段时间后发生形状和尺寸的变化; 但过长的回火时间则会提高成本, 降低设备使用率。

因此, 回火时间的确定必须考虑工件的有效尺寸、回火温度以及加热介质等因素, 见表 6-2。

表 6-2 回火保温时间参考表

低 温 回 火 (150~250°C)							
有效厚度/mm		<25	25~50	50~75	75~100	100~125	125~150
保温时间/min		30~60	60~120	120~180	180~240	240~270	270~300
中、高温回火 (250~650°C)							
有效厚度/mm		<25	25~50	50~75	75~100	100~125	125~150
保温时间 /min	盐浴炉	20~30	30~45	45~60	75~90	90~120	120~150
	空气炉	40~60	70~90	100~120	150~180	180~210	210~240

## 第七章 钢的表面淬火

**培训要点** 了解感应加热表面淬火的基本原理，熟悉其特点及热处理工艺，并能够使用感应加热设备。熟悉火焰加热表面淬火方法及操作步骤

### 第一节 感应加热表面淬火

#### 一、感应加热的基本原理

所谓感应加热淬火就是利用感应电流通过工件所产生的热效应，使工件表面、局部或整体加热并进行快速冷却的淬火工艺。图 7-1 为感应加热示意图。零件放在感应器中，感应器由夹持连接板接在感应加热设备的输出端。当一定频率的交流电通过感应器时，由于电磁感应，会在零件表层产生与感应圈中电流相反的感应电流。这种感应电流沿零件表面形成的封闭回路，称为涡流。在涡流及零件本身电阻的作用下，电能便在零件表层转化为热能，使表层很快加热到淬火温度，再将零件立即进行快冷，就达到了表面淬火的目的。

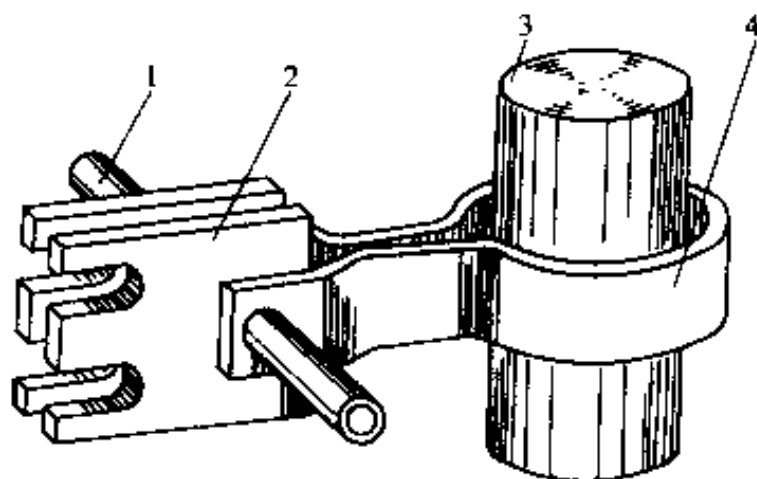


图 7-1 感应加热示意图

1—冷却水管 2—支持连接板  
3—工件 4—感应器

涡流之所以能实现表面加热，这是由交变电流在导体中的分布特点所决定的。其特点为：

(1) 集肤效应 当导体中通过直流电时，导体截面上各处的电流密度是相同的。但当通过交流电时，其电流在导体截面上的分布是不均匀的，导体表面的电流密度大，中心的电流密度小，电流密度自表

面向中心呈指数规律衰减。这种现象被称为交流电的集肤效应。交流电的频率越高，集肤效应就越显著。感应加热淬火就是利用这一特性而实现表面淬火的。

(2) 邻近效应 两个相邻导体通过电流时，如果电流方向相同，由于它们所产生的交变磁场的相互作用，使两导体相邻一侧的感应反电势最大，电流被驱向于导体外侧流过（见图 7-2c）；相反，当电流方向相反时，电流被驱向于两导体相邻一侧，即内侧流过（见图 7-2a），这种现象称为邻近效应。

在感应加热时，零件上的感应电流总是与感应圈中的电流方向相反，所以感应圈上的电流集中于内侧流过，而位于感应圈内被加热零件上的电流则集中于表面，这就是邻近效应与集肤效应相叠加的结果。

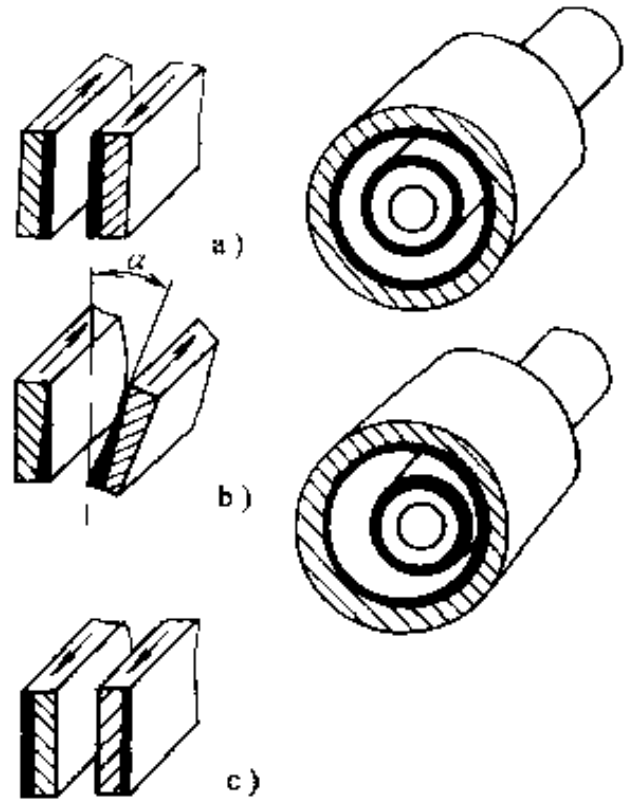


图 7-2 交流电的邻近效应

在邻近效应的作用下，由图 7-2 可见，只有当感应圈与零件间的间隙相等时，感应电流在零件表面的分布才是均匀的。所以零件在感应加热过程中要不断地旋转，以消除或减少因间隙不等所造成的加热不均，获得均匀的加热层。

另外，由于邻近效应的作用，零件上被加热区的形状总是与感应圈的形状相似。因此在制作感应圈时，必须注意到，使其形状适合零件加热区的形状，这样才能取得较好的效果。

(3) 环流效应 当交变电流通过圆环状或螺旋状导体时，由于交变磁场的作用，使其外表面电流密度因自感反电动势增大而降低，而在圆环内侧表面获得最大电流密度，这种现象称作环流效应（见图 7-3）。环流效应用于加热零件外表面能提高热效率及加热速度。但对加热内孔不利，因为环流效应使感应器上的电流远离工件表面，导致加热效率显著降低，加热速度减慢。因此要在感应器上安装磁导率很高

的导磁体，以提高加热效率。

当感应器轴向高度与圆环直径之比值越大时，环流效应越显著。故感应器截面长方形比正方形好，而圆形最差，应尽量少用。

(4) 尖角效应 把外形带有尖角、棱边及曲率半径较小的突出部分工件，置于感应器中加热时，即使感应器与工件之间的间隙相等，由于在工件的尖角处和突出部分通过的磁力线密，感应电流密度大，加热速度快，热量集中，从而会使这些部位产生过热，甚至烧熔，这种现象称为尖角效应。

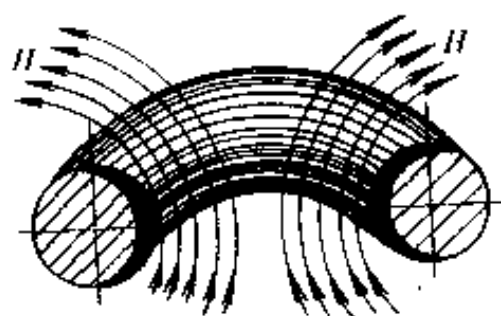


图 7-3 高频电流的环流效应

例如齿轮在进行高频淬火时，尖角部分往往容易过热而开裂。

为避免尖角效应，设计时应将感应器与工件尖角和凸出部分的间隙适当增大，以减少该处磁力线的集中，使工件各处的加热速度和温度尽量均匀一致（见图 7-4）；或将工件尖角及凸出部分改为圆角或倒角，也能得到同样效果。

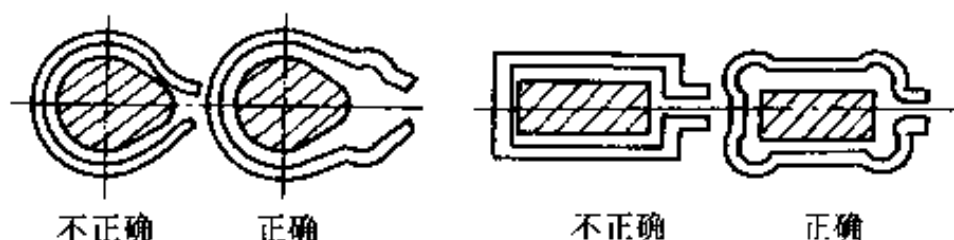


图 7-4 考虑尖角效应的感应器形状

## 二、感应加热的特点及在热处理中的应用

(1) 感应加热能够在一定范围内控制加热层深度。既可以只对零件表面进行加热淬火，也可以进行穿透加热。

(2) 加热速度快，生产效率高。感应加热时的加热速度可高达每秒几百度到几千度，而一般热处理加热炉的加热速度最多不过每秒几度到几十度。

(3) 工件的热处理质量高而稳定。由于其加热速度快，工件表面氧化、脱碳极少，因工件心部未加热，故变形也小。此外在批量生产中，其热处理质量也较其它热处理稳定。

(4) 热效率高。由于感应加热是依靠零件本身发出的热量进行加



热的，故其热损失少。热效率在 60% 以上，是其它加热方式的两倍。

(5) 易实现局部加热和连续加热。

(6) 便于实现机械化和自动化。

感应加热表面淬火的不足之处在于：设备费用昂贵，并要配备专门的淬火机床；加热温度不易测定和控制；设备维护、调整和使用都要求较高技术水平等。

感应加热表面淬火常用于中碳钢和中碳合金钢结构零件，也可用于高碳工具钢和低合金工具钢零件，以及铸铁件等。例如在齿轮、凸轮、曲轴、各种轴类和轧辊等方面得到广泛的应用。

### 三、感应加热的设备

感应加热设备按输出电流频率不同可分为高频、中频、工频和超音频四类，其特点和应用范围见表 7-1。

表 7-1 感应加热设备的种类及主要用途

感应加热设备	频率范围/kHz	功率/kW	特征及应用范围
高频设备	200~	5~500	感应电流透入深度很小(约 0.5~1mm) 主要用于： 1. 小模数齿轮表面淬火 2. 小轴类工件表面淬火
中频设备	1~8	15~1000	感应电流透入深度较大(约 2~10mm) 主要用于： 1. 较大模数齿轮、凸轮轴、曲轴类的表面淬火 2. 中小轴类及轴承套圈的透热淬火
工频设备	0.05	100~2000	感应电流透入深度很大(约 80~100mm) 主要用于： 大型轧辊和大直径零件的表面淬火
超音频设备	30~60	.	感应电流透入深度较大(约 2.5~3.5mm) 主要用于： 1. 中小模数( $m=3\sim6$ ) 齿轮、花键表面轮廓淬火 2. 凸轮轴、曲轴类表面淬火

1. 电子管式高频设备 它是通过高频振荡将 50Hz 交流电变为 100~500kHz 的变频装置。通常是由工频升压、整流、高频振荡及高频降压等四个部分组成，如图 7-5 所示。

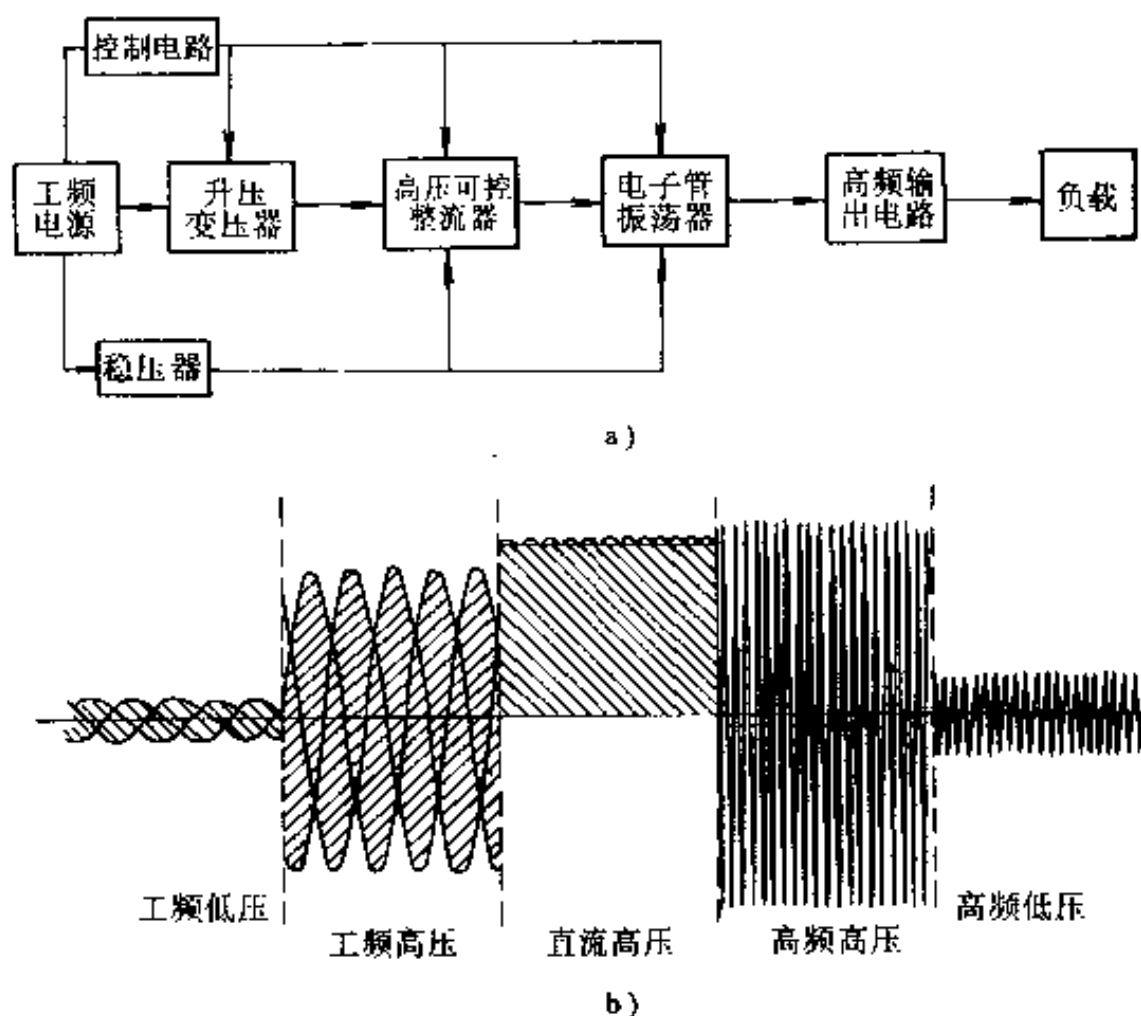


图 7-5 电子管式高频感应设备示意图

a) 流程图 b) 原理图

常用的电子管式高频感应加热设备的型号和技术数据见表 7-2。

表 7-2 电子管式高频感应加热设备的型号及技术数据

型号	振荡功率/kW	设备功率消耗/kVA	振荡频率/kHz	最高阳极电压/kV	振荡管		整流管		冷却水消耗量/(L/h)	主要用途
					型号	数量	型号	数量		
GP8-CR10 GP8-CR15	8	18	300~500	3.1	Fr-89S	1	ZG1-1.25/10	6	540	半导体材料加热, 小型零件热处理
GP30 CR11 GP30 CR16	30	55	200~300	15.0	F-431S	1	ZG1-6/15	7	1000	熔炼、淬火

(续)

型号	振荡功率/kW	设备功率消耗/kVA	振荡频率/kHz	最高阳极电压/kV	振荡管		整流管		冷却水消耗量/(L/h)	主要用途
					型号	数量	型号	数量		
GP60~CR11 GP60 CR13 GP60 CR14	60	100	200~300	15.0	F--431S	2	ZG1 6/15	7	1600	熔炼、 淬火
GP100 C2 GP100 C3	100	180	200~250	15.0	F 433S	1	ZG1 -6/15	7	2500	淬火、 焊接

现以 GP60-CR13 为例说明电子管高频加热设备型号表示的意义：GP 表示高频；60 表示振荡管的额定功率 (kW)；C 表示适用于热处理；R 表示适用于熔炼；13 表示编号。

超音频加热设备的原理和低频设备相同，只是改变了振荡器频率。国内已有超音频设备生产，输出电流频率为 30~40kHz，由于该设备只是超音频振荡回路，所以要与 GP100 和 GP60 型高频设备配套使用，可随设备加热要求变换频率，使高频设备变为一机双频，发挥设备潜力。

2. 发电机式中频设备 中频电流的获得可通过中频发电机或晶闸管变频器两种方法，机械式中频设备多数是通过中频发电机，将工业交流电变频为中频电流的。这种中频电流设备属于机械式设备，它主要由三相异步电动机、中频发电机和降压变压器及控制系统所组成 (见图 7-6)。

现以 BPSD100/8000 为例说明中频变频器型号所表示的意义：BP 表示立式变频器；S 表示水冷却结构型式；D 表示单向推力轴承；100/8000 表示该变频器中的中频发电机的额定输出功率为 100kW，名义频率为 8000Hz。

#### 四、感应加热表面淬火的组织及性能

1. 感应加热表面淬火后的组织 由于感应加热的特点是加热温度高、速度快、时间短，所以过分粗大的原始组织 (如大块铁素体等) 不利于奥氏体的转变和均匀化。因此零件在感应加热前应先进行预备热处理 (正火或调质)，为感应加热的表层准备合适的原始组织，并使心部具有一定的强度和韧性。

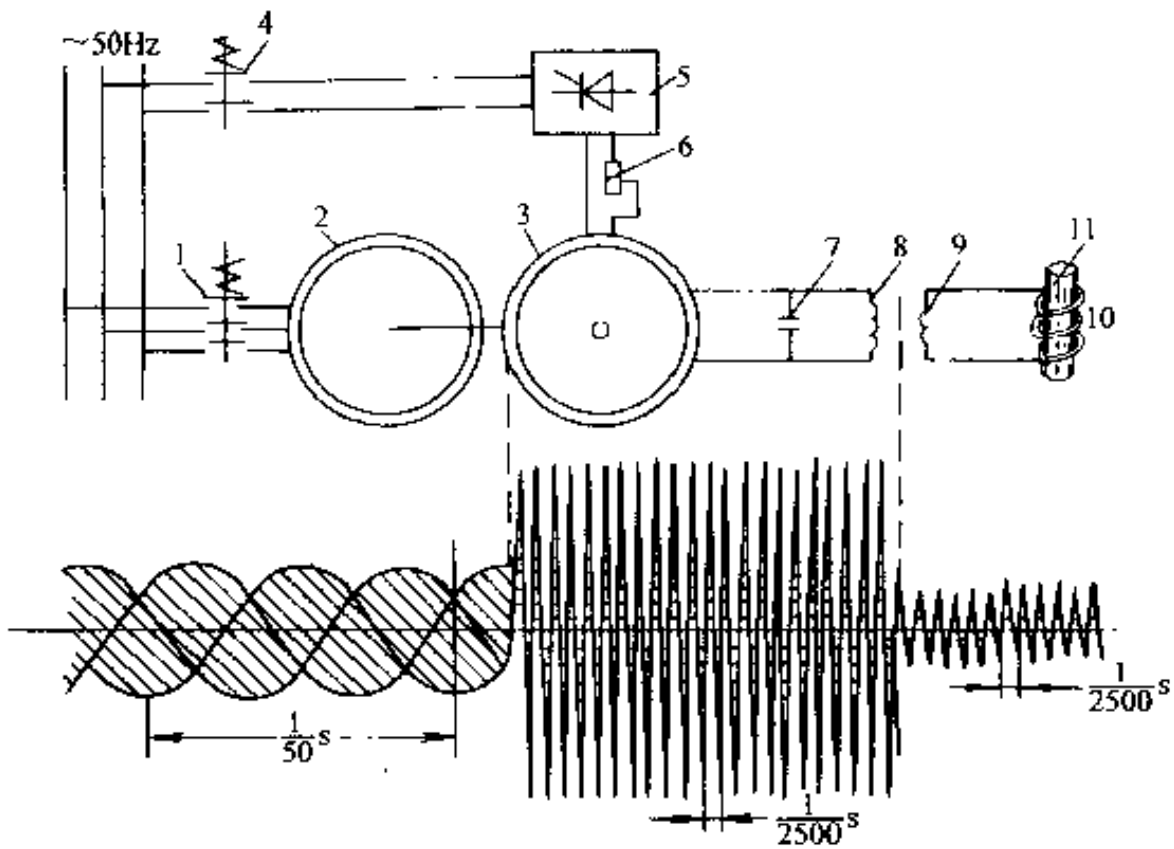


图 7-6 机械式中频加热设备结构和频率变化简图

- 1、4-接触器 2-电动机 3-发电机 5-晶闸管励磁装置 6 调节电阻  
7 电容器 8-降压变压器-次线圈 9-降压变压器二次线圈  
10-感应器 11-工件

工件经感应加热表面淬火后，由于沿截面不同处的加热和冷却情况迥异，分别获得不同的组织。图 7-7 为淬火钢感应加热淬火后的组织、硬度与加热温度之间关系的示意图。由图 7-7 可见，第 I 区加热温度高于  $Ac_3$ ，淬火后得到马氏体组织，故其称为完全淬火层。在这一区间，由于靠近表面处温度较高，往往获得的马氏体较粗大，呈明显的针状，而靠里层温度较低，获得的马氏体较细，多为隐晶状马氏体。这区表面硬度可达 56HRC 左右。第 II 区加热温度在  $Ac_1 \sim Ac_3$  之间，淬火后得到马氏体加未溶铁素体，常称为过渡层。过渡层由表至里铁素体量逐渐增加，所以硬度也逐渐降低。第 III

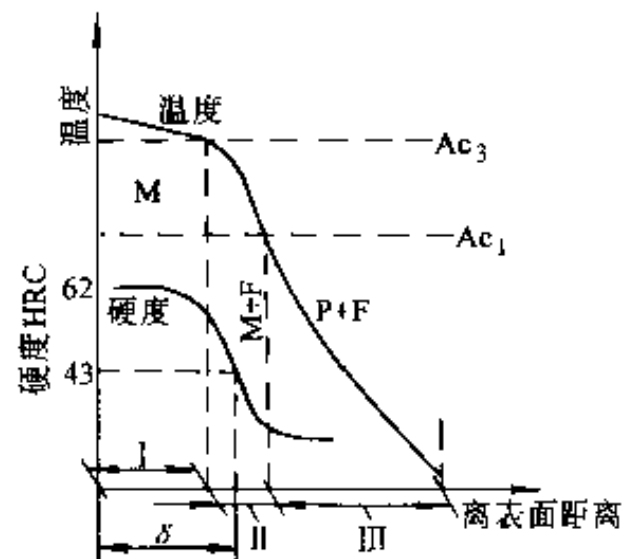


图 7-7 45 钢感应加热  
淬火后组织与硬度的分布

区加热温度低于  $A_{c1}$ ，因此加热过程不产生相变，淬火后仍为原始组织。这层硬度保持原来硬度或略有降低。

2. 感应加热淬火后的力学性能 感应加热表面淬火后工件表面具有较高的强度、耐磨性和高硬度。

(1) 硬度 感应加热表面淬火后零件的硬度比常规淬火要高出 2~3HRC，这种现象被称为超硬现象。产生超硬现象的原因是由于加热速度极快，使晶粒充分细化的结果。这种现象在 200°C 以上回火后，即不复存在。

(2) 疲劳强度 感应加热表面淬火能有效地提高工件抗弯曲和扭转的疲劳强度。一般来说，对小工件能将疲劳强度提高 2~3 倍，大工件则能提高 20%~30%。这是因为工件淬火表面的马氏体晶粒极为细小，碳化物弥散度高，并且产生了有利于提高疲劳强度的残余压应力。

(3) 耐磨性 经感应加热淬火后零件的耐磨性，比常规淬火提高 75%。其原因是感应加热氧化脱碳少，且淬硬层中马氏体晶粒细小。但感应加热淬火件的耐磨性不如渗碳件。

## 五、感应加热淬火工艺

感应加热表面淬火的工艺参数分为热参数和电参数两种。热参数包括加热温度、加热时间和加热速度等；电参数有设备频率、工件单位表面功率以及决定单位表面功率的阳极电压、阳极电流、槽路电压和栅极电流等。生产上一般通过调整电参数来控制热参数，从而保证感应加热表面淬火的质量。

1. 感应加热淬火方法 感应加热淬火方法一般有两种，即同时加热淬火法和连续加热淬火法。

(1) 同时加热淬火法 将工件上需要加热表面的整个部位置于感应器内，一次完成加热，然后直接喷水冷却或将工件迅速置于淬火槽中冷却。这种方法适用于小型零件或淬火面积较小而尺寸较大的零件，如曲轴、齿轮等。

同时加热淬火法加热参数主要是变频设备的输出功率和加热时间，前者通过计算获得，而后者一般用图表法确定。

(2) 连续加热淬火法 即加热和冷却同时进行，前边加热后边冷却。零件不仅转动而且沿轴向移动，对需要淬火部位均匀地进行加热

淬火。这种方法适用于轴类等长型工件的表面淬火，如轴、齿条、机床导轨和大型齿轮等，它的最大优点是使用较小容量的设备，处理大型工件。

连续加热淬火法加热参数主要是设备的输出功率和感应器与工件之间的相对运动速度，前者通过计算取得，而后者则用图表法查取。

2. 淬火温度和加热速度的选择 淬火温度是指感应加热时零件表面的加热温度，它和钢的化学成分、原始组织及加热速度等因素有关。表 7-3 列出了不同钢种的表面淬火温度。由于感应加热速度快、时间短，奥氏体晶粒来不及均匀化及长大，故其加热温度较常规热处理要高。此外其加热温度的测量和控制也较困难，生产上通常凭经验或试淬情况来加以确定。

表 7-3 表面淬火的加热温度（喷水冷却）

钢号	原始组织	预先热处理	炉内加热的淬火温度/ $^{\circ}\text{C}$	表面淬火的加热温度/ $^{\circ}\text{C}$		
				Ac <sub>1</sub> 以上的加热速度 30~60 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 加热时间 2~4s	Ac <sub>1</sub> 以上的加热速度 100~200 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，加热时间 1~1.5s	Ac <sub>1</sub> 以上的加热速度 100~500 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ，加热时间 0.5~0.8s
35	细片状珠光体 + 细块铁素体	正火	840~860	880~920	910~950	970~1050
	片状珠光体 + 铁素体	退火或不处理	840~860	910~950	930~970	980~1070
	索氏体	调质	840~850	860~900	890~930	930~1020
40	细片状珠光体 + 细块状铁素体	正火	820~850	850~910	890~940	950~1020
	片状珠光体 + 铁素体	退火或不处理	820~850	890~940	910~960	960~1010
	索氏体	调质	820~860	840~890	870~920	920~1000
45	细片状珠光体 + 细块状铁素体	正火	810~830	850~890	880~920	930~1000
	片状珠光体 + 铁素体	退火或不处理	810~830	880~920	900~940	950~1020
	索氏体	调质	810~830	830~870	860~900	920~980

(续)

钢号	原始组织	预先热处理	炉内加热的 淬火温度/ $^{\circ}\text{C}$	表面淬火的加热温度/ $^{\circ}\text{C}$		
				$A_{c1}$ 以上的加 热速度 $30\sim$ $60^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 加热 时间 $2\sim 4\text{s}$	$A_{c1}$ 以上的加 热速度 $100\sim$ $200^{\circ}\text{C}/\text{s}$ , 加 热时间 $1\sim$ $1.5\text{s}$	$A_{c1}$ 以上的加 热速度 $100\sim$ $500^{\circ}\text{C}/\text{s}$ , 加 热时间 $0.5\sim$ $0.8\text{s}$
50Mn2	细片状珠 光体+细块 状铁素体	正火	790~810	830~870	860~900	920~930
50Mn	片状珠光 体-铁素体	退火或不处理	790~810	860~900	800~920	930~1000
	索氏体	调质	790~810	810~850	840~880	900~960
65Mn	细片状珠 光体+细块 状铁素体	正火	760~780	810~850	840~880	900~960
	片状珠光 体+铁素体	退火或不处理	770~790	840~880	860~900	920~980
	索氏体	调质	770~790	790~830	820~860	860~920
35Cr	索氏体	调质	850~870	880~920	900~940	950~1020
	珠光体- 铁素体	退火	850~870	930~940	960~1000	1000~1060
40Cr	索氏体	调质	830~850	860~900	880~920	940~1060
45Cr 40CrNiMn	珠光体+ 铁素体	退火	830~850	920~960	940~980	980~1050
40CrNi	索氏体	调质	810~830	840~880	860~900	920~980
	珠光体+ 铁素体	退火	810~830	900~940	920~960	960~1020
T8A T10A	球化组织	退火	760~780	820~860	840~880	900~960
	细片状珠 光体+索氏 体	正火或调质	760~780	780~820	800~860	820~900
CrWMn	珠化不完 全的珠光体	退火	800~830	840~880	860~900	900~950
	细片状珠 光体或索氏 体	正火或调质	800~830	820~860	840~880	870~920

3. 淬硬层深度的确定 淬硬层深度和硬度值是评定感应加热表面淬火质量的两项重要指标。实践证明，淬硬层深度为零件厚度的10%~20%左右时，可以得到良好的综合力学性能。对于要求耐磨性为主的零件，其淬硬层可按磨削余量和使用情况控制在1~7mm之间，直径小的取下限，直径大的取上限。淬硬层的合理分布对提高零件的强度是非常重要的，轴的硬化层应截面圆周均匀分布，轴端应保留2~8mm不淬硬区，以免产生轴端裂纹，在同一轴上相邻两淬硬区应保持10mm以上距离，以避免产生交接裂纹。

4. 感应加热设备的选择 应根据工件的具体情况选择电流频率和设备功率。

(1) 表面淬火电流频率的选择 为保证工件表面淬火层的质量，应使电流的热透入深度 $\Delta_{\text{热}}$ 大于所要求的淬硬层深度 $\delta$ ，即采用较低的频率来满足 $\delta \leq \Delta_{\text{热}}$ ，以使淬火层内同时发热而达到比较均匀的温度。这种加热方式称为透入式加热。经验表明淬硬层深度 $\delta$ 不应小于电流透入深度 $\Delta_{\text{热}}$ 的1/4，而以电流透入深度 $\Delta_{\text{热}}$ 的1/2为最佳。

对于一般碳钢，

$$\Delta_{\text{热}} \approx \frac{500}{\sqrt{f}} \quad (7-1)$$

$$f \approx \frac{25 \times 10^4}{\Delta_{\text{热}}^2} \quad (7-2)$$

式中  $\Delta_{\text{热}}$ ——电流的热透入深度 (mm)；

$f$ ——电流频率 (Hz)。

根据式(7-2)求得的电流频率见表7-4。

表 7-4 按工件淬硬层深度确定的电流频率

电流频率/Hz	工件的淬硬层深度/mm						
	1.0	1.5	2.0	3.0	4.0	6.0	10.0
最高频率	250000	100000	60000	30000	15000	8000	2500
最低频率	15000	7000	4000	1500	1000	500	150
最佳频率	60000	25000	15000	7000	4000	1500	50



表 7-4 中的最高频率、最低频率和最佳频率分别对应于  $\delta = \Delta_{\text{热}}$ 、 $\delta = \Delta_{\text{热}}/4$  和  $\delta = \Delta_{\text{热}}/2$  时的值。

(2) 设备输出功率的选择 由于感应加热是利用感应器将电源能量传递给工件，而使位于感应器内的那段工件受到加热的。所以选择设备输出功率时，只需考虑感应器内那段工件的表面积即可，正是这部分表面不断从感应器上吸取能量。我们可以算出这段工件的表面积：

$$S = \pi Dh \quad (7-3)$$

式中  $D$  —— 工件直径 (cm)；

$h$  —— 感应器高度 (cm)。

所以加热这段工件所需要的设备功率为

$$P = SP_0 = \pi DhP_0 \quad (7-4)$$

式中  $P_0$  —— 设备比功率 ( $\text{kW}/\text{cm}^2$ )，即设备向每平方厘米工件输出的功率。

实际选择比功率时，需结合试淬后的组织、硬度和淬硬层深度等情况进行综合考虑。表 7-5 给出了不同感应加热设备的比功率和允许的最大加热面积。

表 7-5 感应加热设备的比功率和允许的最大加热面积

名称	设 备		设备比功率 / ( $\text{kW}/\text{cm}^2$ )		允许的最大加热面积 / $\text{cm}^2$	
	功率 / kW	频率 / Hz	同时加热	连续加热	同时加热	连续加热
中频	100	2500	0.8	1.25	128	80
		8000				
中频	200	2500	0.8	2.0	256	100
		8000				
高频	60	250000	1.1	2.2	54	27
	100				90	45

综上所述，每个感应加热设备所能加热的最大面积是有限度的，因此在选用加热设备时需加以注意。

5. 感应加热后的冷却 感应加热后通常采用的冷却方法有：

(1) 喷射冷却 淬火冷却介质通过在感应圈或冷却器上许多喷射小孔，喷射到工件加热面上进行冷却的方法。冷却介质喷射压力为 $0.15\sim 0.3\text{MPa}$ 。一般冷却器和感应圈分开，但也有感应圈本身兼冷却器的。这种方法适用于连续加热淬火和同时加热淬火。

(2) 浸液冷却 零件表面同时加热结束后，立即浸入淬火槽中进行冷却的方法。这种方法适用于同时加热淬火。

(3) 埋油冷却 将感应圈和工件浸没在油中，进行加热和冷却的方法。此法适用于油冷的合金钢工件。

一般采用水、体积分数为 $0.1\%\sim 0.3\%$ 的聚乙烯溶液及油等作为感应加热淬火的冷却介质。由于油容易燃烧并会产生大量油烟，影响安全生产，故不能用于喷射冷却，而只能用于合金钢件的埋油冷却。

6. 感应加热淬火后的回火 感应加热淬火后的工件，应及时回火，以减少内应力，防止变形开裂，并稳定组织以达到所需的力学性能。通常回火方法有三种：

(1) 炉中回火 经浸液冷却或连续加热淬火工件以及薄壁工件等，通常在炉中或油浴炉中进行回火。如要求工件表面保持高硬度，则可采用 $150\sim 170^\circ\text{C}$ 低温回火。当回火温度超过 $200^\circ\text{C}$ 时，硬度下降较快。

(2) 自回火 将感应加热好的工件迅速冷却，但不冷透，利用心部余热对淬火表面“自行”加热，达到回火目的。此法适用于同时加热表面淬火较大的工件及形状简单、大量生产的工件。自回火可节省电能，减少变形开裂倾向，但会有温度和硬度不均匀现象。

(3) 感应加热回火 即采用感应加热的方式进行回火的方法。适用于连续加热淬火的长轴、套筒等。为了有效地去除残余应力，这时零件的加热层必须超过淬火层深度，可采用 $15\sim 20^\circ\text{C/s}$ 的较小加热速度进行回火。另外为保证足够的加热层和加热温度的均匀性，感应加热回火的频率应比淬火时的频率略低一些。

## 六、感应加热淬火缺陷及其解决办法

感应加热淬火缺陷及其解决办法见表 7-6。

表 7-6 感应加热淬火缺陷及其解决办法

序号	缺陷名称	产生原因	解决方法
1	硬度低	1. 钢材含碳量低 2. 冷却担任慢 3. 冷却水量不足 4. 加热温度低	1. 碳的质量分数低于 0.3% 的钢不适用表面淬火 2. 及时进行淬火冷却, 适当控制冷却水量、水压 3. 适当提高淬火加热温度
2	淬火裂纹	1. 零件几何形状复杂 2. 过热 3. 重复淬火 4. 材质方面的原因: $w_c$ 大于 0.5% 或钢材中有连续分布的杂质 5. 冷却速度过大	1. 改进感应器设计和调整工艺参数 2. 应在重新淬火前进行退火、正火或高温回火处理 3. 严格控制钢材成分和杂质含量 4. 改变冷却方式或冷却介质
3	放置裂纹	形状复杂、且淬火应力过大	淬火后应立即回火
4	淬火变形	1. 加热、冷却不均匀 2. 原始组织不均匀	1. 改善感应器设计, 改善加热和冷却条件 2. 淬火前进行高温回火或退火、正火及调质
5	研磨裂纹	磨削时吃刀量过大或冷却不足, 使表面出现拉应力造成的	改善磨削加工工艺, 避免磨削时在零件表面上被过度加热

## 七、感应加热淬火典型工艺

小模数齿轮淬火:

工件材料: 45 钢。

工件尺寸: 如图 7-8 所示。技术要求: 齿部硬度 48~54HRC, 齿顶不得过热, 齿根淬火层深度大于 0.5~1mm。

感应器: 结构如图 7-9 所示。小齿轮加热用感应器内径  $d =$

136mm，大齿轮加热用感应器内径  $d=211\text{mm}$ ，感应器高度均为 15mm。

加热设备：GP100 C 开型高频电炉。

工艺说明：采用同时加热淬火法进行处理。其工艺参数见表 7-7。先进行小齿轮淬火，后进行大齿轮淬火。将齿轮装在淬火机床上，开动淬火机床使齿轮升起，进入感应器；齿轮加热至淬火温度后，再开动

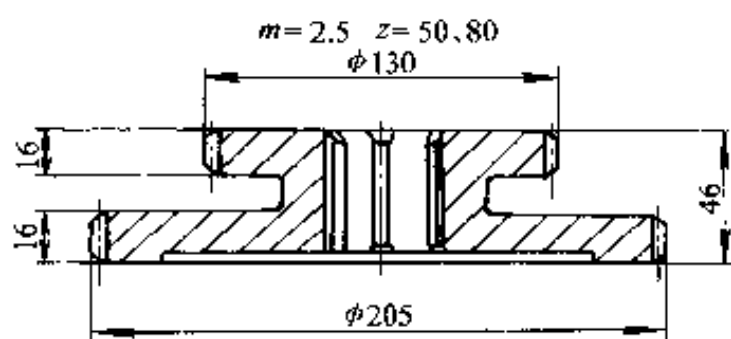


图 7-8 齿轮

机床使齿轮下降，进入喷水器内进行冷却。淬火后的齿轮，应立即在  $180\sim 220^{\circ}\text{C}$  的油槽中回火 1~2h。

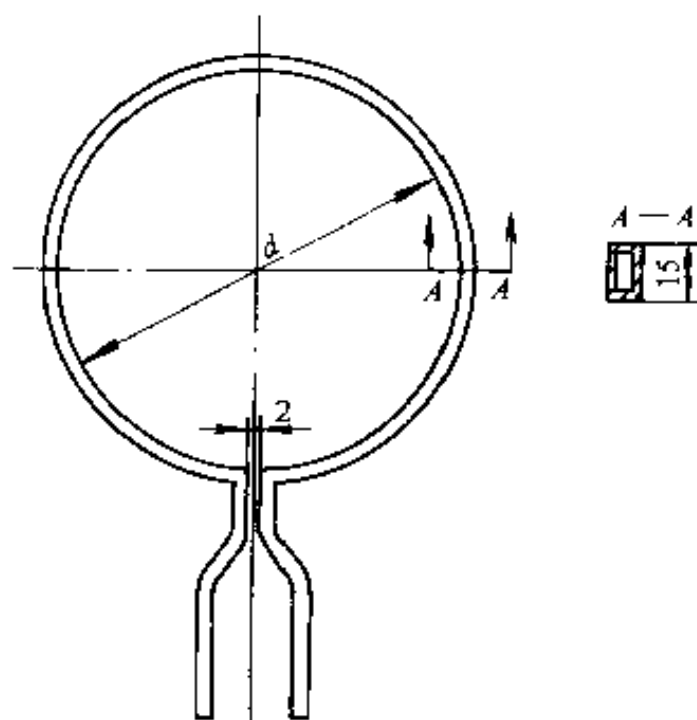


图 7-9 齿轮加热感应器

表 7-7 齿轮高频淬火工艺参数

工件加热部位	电流频率 /Hz	电 气 参 数			加热时间/s	冷却水压力/MPa
		阳极电压 /kV	阳极电流 /A	栅极电流 /A		
小齿轮	$250 \times 10^3$	12~13	8~10	1.6~1.7	9~10	≥0.20
大齿轮	$250 \times 10^3$	12~13	8~10	1.6~1.7	10~12	

## 第二节 火焰加热表面淬火

### 一、火焰加热表面淬火的基本原理和特点

所谓火焰淬火就是应用氧-乙炔（或其它可燃气体）火焰对零件表面进行加热，随之淬火冷却的工艺。

火焰淬火的特点是设备简单，成本低，使用方便灵活，适用于各种形状零件特别是大尺寸工件的局部淬火或表面淬火。其最大缺点是淬火加热时容易过热，淬火质量不易控制，影响因素较多。

### 二、火焰加热方法

根据喷嘴与零件相对运动情况，火焰加热的方法基本上可分为四种：

1. 固定法 淬火零件和喷嘴都不动，用火焰喷嘴直接加热淬火部分，当零件加热到淬火温度后立即喷水冷却（如图 7-10a 所示）。这种方法适用于淬硬面积不大的零件（如气阀顶杆、杆件端部、导轨接头等）。

2. 旋转法 用一个或几个固定火焰喷嘴对旋转（100~200r/min）工件表面进行加热，使其表面加热到淬火温度，然后进行冷却（如图 7-10b 所示）。这种方法适用于小直径的轴和模数小于 5 的齿轮。

3. 前进法 火焰喷嘴和冷却装置沿淬火零件表面作平行移动，一边加热，一边冷却，淬火零件可缓慢移动或不动（如图 7-10c 所示）。这种方法可使很长的工件进行表面淬火加热（如长轴、机床床身及导轨等），也可用于大模数齿轮的逐齿淬火。

4. 联合法 淬火零件沿其轴线作迅速旋转，而喷嘴及喷水装置同时沿零件轴线平行移动（图 7-10d 所示）。该法加热均匀，可作冷轧辊的表面淬火用。

### 三、火焰加热表面淬火设备

火焰加热表面淬火的主要设备有：喷枪、喷嘴、淬火机床、乙炔发生器和氧气瓶。其中喷嘴的形状直接影响着火焰淬火的质量，为了获得均匀加热，要求火焰外形尺寸尽可能与淬火部位的形状尺寸一致，

常用的喷嘴形状（见图 7-11）有以下几种：

- (1) 平行 适用于不同尺寸零件的平面表面淬火加热。
- (2) 翘形 适用于凹槽表面的淬火加热。
- (3) 环形 适用于滚轮、轴类及其他外圆表面或内圆表面淬火加热时用。
- (4) 角形 适用于机床、导轨等角形工件的表面淬火加热之用。
- (5) 钳形 专门用于加热齿轮及类似形状的零件。

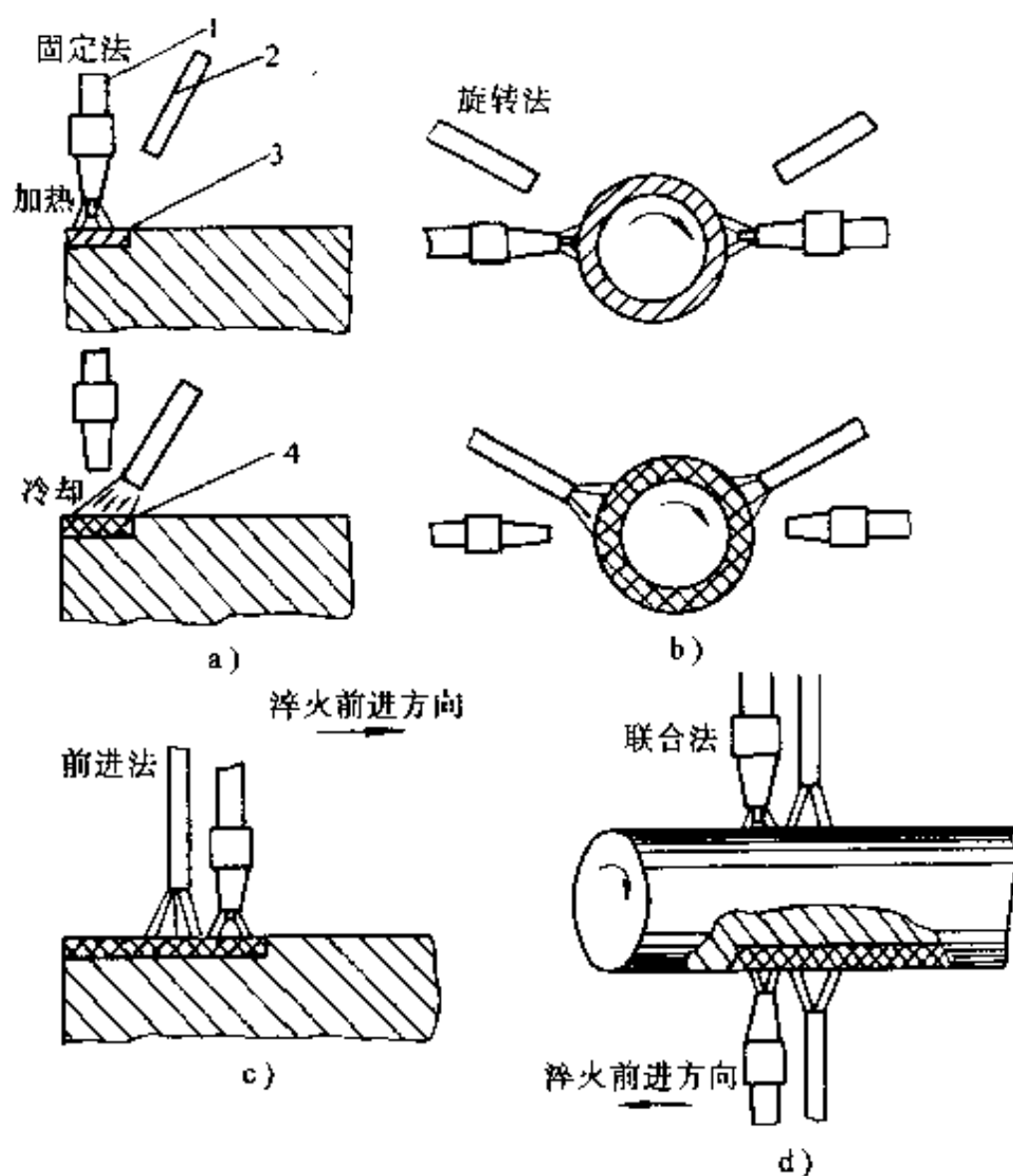


图 7-10 火焰表面淬火方法示意图

1—火焰喷嘴 2 冷却水管 3—加热层 4—淬硬层

#### 四、火焰加热表面淬火的注意事项

1. 淬火前的准备 为使钢的淬硬层深度与硬度均匀一致并具有强韧的心部组织，在淬火前应进行预备热处理（通常是正火或调质）。此外，淬火前必须对淬火表面进行认真的清理和检查，淬火部位不允

许有脱碳层、氧化皮、砂眼、气孔及裂纹等疵病。

2. 预热 合金钢、铸钢件及铸铁件进行火焰表面淬火时，由于材料导热性差，形成裂纹的可能性较大，必须在淬火前进行预热。

3. 加热温度 火焰淬火温度比普通淬火温度要高，在  $A_{c_3}$  以上  $80\sim 100^\circ\text{C}$ ，一般取  $880\sim 950^\circ\text{C}$ 。淬火时加热温度凭经验掌握，并通过调整喷嘴移动速度来控制。

4. 回火 淬火后工件应立即回火，以消除应力，防止开裂。回火温度根据硬度要求而定，一般为  $180\sim 200^\circ\text{C}$ ，回火保温时间为  $1\sim 2\text{h}$ 。

## 五、火焰淬火的操作步骤

火焰淬火一般按下列步骤进行：

1) 根据工件淬火表面的形状和尺寸决定操作方法。

2) 由选定的淬火方法选取喷嘴的形状。

3) 确定氧气或乙炔的流量和工作压力。一般氧气压力为  $0.12\sim 0.4\text{MPa}$ ；乙炔压力为  $0.03\sim 0.12\text{MPa}$ 。氧气与乙炔的混合比为  $1:1.2$ 。

4) 确定喷嘴与工件的距离。一般为  $6\sim 15\text{mm}$ ，工件直径大则适当减小；钢的含碳量高时，则可增大。

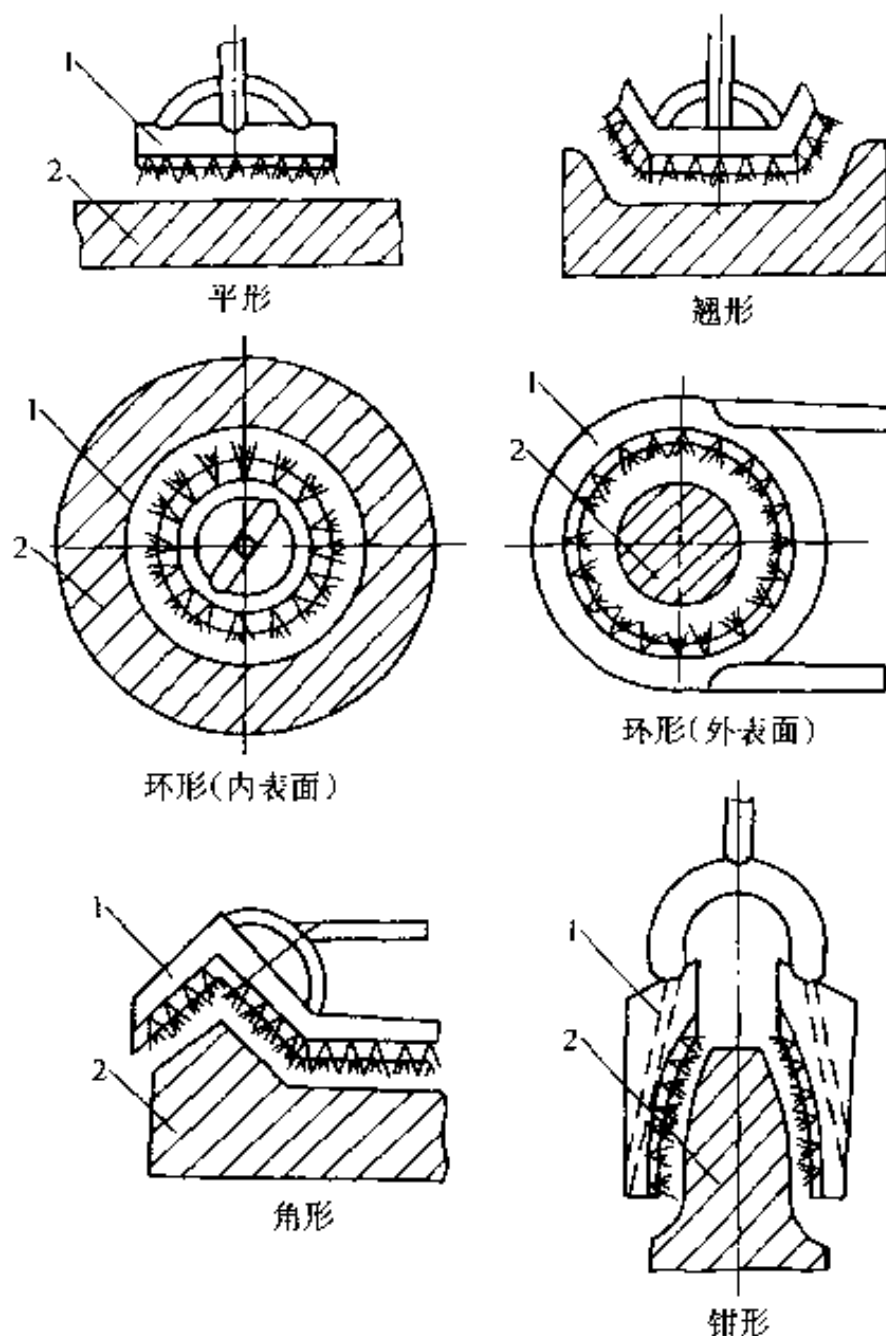


图 7-11 火焰表面淬火常用喷嘴形状

1 喷嘴 2 工件

5) 确定喷嘴移动速度(连续淬火法)和加热时间(同时淬火法)。

6) 选择淬火介质的种类、压力和温度。碳的质量分数在 0.60% 以下的钢可用水淬; 碳的质量分数大于 0.60% 或含铬及锰的低合金钢, 可用 30~40°C 的温水或体积分数为 0.10%~0.50% 的聚乙烯醇水溶液作为冷却介质。

7) 工作时先开少量乙炔气, 点燃后再开大乙炔及调整氧气, 使火焰为中性焰。

8) 工作完后, 先关氧气, 再关乙炔, 等熄灭后再开少量氧气吹出烧嘴中剩余气体, 最后再关掉氧气。



## 第八章 钢的化学热处理

**培训要点** 了解钢的化学热处理基本原理、基本过程及影响化学热处理过程的主要因素,掌握渗碳、渗氮和碳氮共渗的工艺、组织及性能。

### 第一节 化学热处理的基本原理

1. 化学热处理定义、作用 将金属或合金工件置于一定温度的活性介质中,使一种或几种元素渗入它的表层,以改变其化学成分、组织和性能的热处理工艺方法称为化学热处理。

不同的渗入元素,赋予工件表面的性能是不一样的。在工业生产中,化学热处理的作用有两方面:一是强化表面,如渗碳、渗氮、碳氮共渗、渗硼、硫氮共渗等,可以提高工件表面的疲劳强度、硬度和耐磨性;二是改善表面物理、化学性能,如渗铝、渗铬等,可以提高工件表面的抗腐蚀能力、抗氧化能力。

经过化学热处理的工件,其表面和心部具有不同的化学成分、组织和性能,实际上成了一种复合材料构件。如低碳钢经过表面渗碳、淬火后该种钢制的工件表面具有高硬度、高耐磨性的高碳钢淬火后的性能,而心部却保留了低碳钢淬火后所具有的良好塑性、韧性。显然,这是单一的低碳钢或高碳钢所不能达到的。

钢的化学热处理,常以渗入不同的元素来命名。表8-1是常用的化学热处理方法及其用途。

2. 化学热处理的基本过程 化学热处理通常可分为分解、吸收和扩散三个基本过程。

(1) 分解 分解就是渗剂通过一定温度下的化学反应或蒸发作用,形成含有渗入元素的活性介质,然后通过活性原子在渗剂中的扩散运动而到达工件表面。而活性原子是指从某些化合物中刚分解出来的或由离子刚转变而成的新生态原子。介质的分解过程,实质上就是获得

活性原子的过程。例如用煤油或甲烷(CH<sub>4</sub>)渗碳:



用氨(NH<sub>3</sub>)渗氮:



式中,[C]、[N]均表示活性原子。

介质分解出活性原子的速度除了决定于化学反应的本性以外,还和反应的外在条件——介质浓度、分解温度及催化剂有关。

表 8-1 常用的化学热处理方法及其用途

处理方法	渗入元素	用 途
渗 碳	C	提高硬度、耐磨性及疲劳强度
渗 氮	N	提高硬度、耐磨性、疲劳强度及耐腐蚀性
碳氮共渗	C、N	提高硬度、耐磨性及疲劳强度
氮碳共渗	N、C	提高硬度、抗咬合性及抗疲劳强度
硫氮共渗	S、N	减摩、提高抗咬合性、耐磨性及抗疲劳性
硫氮碳共渗	S、N、C	减摩、提高抗咬合性、耐磨性及抗疲劳性
渗 硼	B	提高硬度、耐磨性及耐腐蚀性
渗 铝	Al	提高抗氧化及耐含硫介质的腐蚀性
渗 铬	Cr	提高抗氧化、耐腐蚀及耐磨性

1) 介质浓度:根据质量作用定律,任何化学反应的速度都和反应物浓度的乘积成正比。因此,介质浓度越高,则分解速度越快。

2) 分解温度:几乎所有化学反应速度都随温度的升高而增大。试验指出,温度每提高 10°C,反应速度通常增加 2~4 倍。

3) 催化剂:催化剂对于化学反应的作用主要是降低活化能。催化剂的催化能力与催化剂的性质和使用条件有关,也和催化剂的表面状态及表面积有关。清理工件表面、装夹工件时留有一定间隙等,都能改善催化条件,加快化学反应速度。

(2) 吸收 吸收是指渗入元素的活性原子吸附于工件表面并发生相界面反应,即活性原子与金属表面发生吸附—解吸过程。一般固体表面对气相的吸附分成两类,即物理吸附和化学吸附。物理吸附是固体表

面对气体分子的凝聚作用,吸附速度快,达到平衡也快。吸附大多为多分子层,固体晶格与气体分子之间没有电子的转移和化学键的生成。随着温度的升高,吸附在固体表面上的分子离开固体表面(即解吸现象)愈多。化学吸附则不同,它具有化学反应的基本特征,其结合力类似化学键力,且有明显地选择性。化学吸附只能是单分子层,需要具有一定活性的分子碰撞固体表面,才能产生这种吸附。因此,温度愈高,化学吸附的作用也愈大。

化学热处理的吸附除受温度的影响外,还和工件表面活性有关。工件表面活性指的是吸附和吸收被渗活性原子能力的大小。

工件表面粗糙度愈差,吸附和吸收被渗原子的表面愈大,活性愈大。工件表面愈新鲜,增加了捕获被渗元素气体分子的能力,因而增大了表面活性。

(3) 扩散 扩散是指被吸附的活性原子从工件的表面向内部扩散以及扩散到内部的渗入元素的原子与金属反应而形成固溶体或化合物。金属表面溶入被渗元素的原子后,表面该种元素的浓度增加。因而表面和心部之间存在着明显的浓度差异,这种浓度差异称为浓度梯度。在一定温度下,工件表面的活性原子将沿着浓度梯度由高浓度的工件表面向低浓度的工件心部扩散。

化学热处理的扩散过程大多数是非稳定扩散。其特点是:在扩散过程中,渗层内各区域的浓度是随时间而变化。该扩散过程可按扩散第二定律来描述。以渗碳过程为例,其关系式如下:

$$w_c(x,t) = (w_{cs} - w_{c0}) \operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (8-4)$$

式中  $w_c(x,t)$  一经  $t$  秒钟渗碳后,距表面  $x$  cm 处的碳浓度;

$w_{cs}$  ——零件渗碳后表面碳浓度,即炉内的碳气氛浓度;

$w_{c0}$  ——零件原始的碳浓度;

$\operatorname{erf} \left( \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right)$  ——误差函数( $D$  为扩散系数,单位为  $\text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ;  $t$  为渗碳保温时间,单位为  $\text{s}$ ;  $x$  为距表面距离,单位为  $\text{cm}$ )。

令  $\frac{x}{2\sqrt{Dt}} = \beta$ , 则  $\beta$  与  $\text{erf}(\beta)$  的对应关系值可从表 8-2 查得。

表 8-2  $\beta$  与  $\text{erf}(\beta)$  的对应值 ( $\beta$  为 0~2.7)

$\beta$	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9
0.0	0.0000	0.0113	0.0226	0.0338	0.0451	0.0564	0.0676	0.0789	0.0901	0.1013
0.1	0.1125	0.1236	0.1348	0.1459	0.1569	0.1680	0.1790	0.1900	0.2009	0.2118
0.2	0.2227	0.2335	0.2443	0.2550	0.2657	0.2763	0.2869	0.2974	0.3079	0.3183
0.3	0.3286	0.3389	0.3491	0.3598	0.3694	0.3794	0.3893	0.3992	0.4090	0.4187
0.4	0.4284	0.4380	0.4475	0.4569	0.4662	0.4755	0.4847	0.4927	0.5027	0.5117
0.5	0.5205	0.5292	0.5397	0.5465	0.5549	0.5633	0.5716	0.5798	0.5879	0.5959
0.6	0.6039	0.6117	0.6194	0.6270	0.6346	0.6420	0.6494	0.6566	0.6638	0.6708
0.7	0.6778	0.6847	0.6914	0.6981	0.7047	0.7112	0.7175	0.7238	0.7300	0.7361
0.8	0.7421	0.7480	0.7538	0.7595	0.7651	0.7707	0.7761	0.7814	0.7867	0.7918
0.9	0.7969	0.8019	0.8068	0.8116	0.8163	0.8209	0.8254	0.8299	0.8322	0.8385
1.0	0.8427	0.8468	0.8508	0.8548	0.8586	0.8624	0.8661	0.8698	0.8733	0.8768
1.1	0.8802	0.8835	0.8868	0.8900	0.8931	0.8961	0.8991	0.9020	0.9043	0.9076
1.2	0.9103	0.9130	0.9155	0.9181	0.9205	0.9229	0.9252	0.9275	0.9397	0.9319
1.3	0.9340	0.9361	0.9381	0.9400	0.9419	0.9438	0.9456	0.9473	0.9490	0.9507
1.4	0.9523	0.9539	0.9554	0.9569	0.9583	0.9597	0.9611	0.9624	0.9687	0.9649
1.5	0.9661	0.9673	0.9637	0.9695	0.9706	0.9716	0.9726	0.9736	0.9745	0.9755
$\beta$	1.55	1.6	1.65	1.7	1.75	1.8	1.9	2.0	2.2	2.7
$\text{erf}(\beta)$	0.9716	0.9763	0.9804	0.9838	0.9867	0.9891	0.9928	0.9953	0.9981	0.999

从式(8-4)可知,若已知  $w_{Cs}$ 、 $w_{Co}$ 、渗碳温度下的保温时间  $t$  及扩散系数  $D$ ,可求出距表面  $x$ cm 处的碳浓度,反之亦然。

例:将  $w_{Co}=0.2\%$  的低碳钢,置于  $w_{Cs}=1.3\%$  的气氛中渗碳,渗碳温度为  $927^\circ\text{C}$ ,保温时间 10h,求离表面  $x=0.08$ cm 处的碳浓度为多少? ( $D=2.21 \times 10^{-7} \text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ )

解:先计算  $\beta$  值

$$\beta = \frac{x}{2\sqrt{Dt}} = \frac{0.08}{\sqrt{2.21 \times 10^{-7} \times 36000}} = 0.4484$$

根据表 8-2  $\beta$  与  $\text{erf}(\beta)$  的对应值,可用插入法计算

令  $\text{erf}(\beta) = x'$ , 则

$$\frac{0.45 - 0.4484}{0.45 - 0.44} = \frac{0.4755 - x'}{0.4755 - 0.4662}$$

计算得:  $x' = 0.474$ , 即  $\text{erf}(\beta) = 0.474$

再代入式(8-4)中:

$$w_c = 1.3\% - (1.3 - 0.2)\% \times 0.474 = 0.7786\%$$

从计算结果可知,离表面  $x=0.08$  处的  $w_c$  为  $0.7786\%$

根据扩散定律并结合生产实际,影响扩散的因素主要有以下几个方面:

1) 晶体结构 晶体结构反映了原子在空间的排列情况,若排列密度大,则原子扩散时需克服的阻力也大,扩散系数就越小。如果金属中存在空位或点缺陷,将使原子扩散时需克服的阻力减小,即激活能减少,所以随着空位的增加,扩散速度将加快。

2) 原子尺寸 固溶体中溶质与溶剂尺寸差越大,则晶格畸变越大,导致畸变能增大,使原子处于不稳定状态,因而降低了激活能,使扩散阻力减少,加快扩散速度。

3) 温度 扩散系数随温度的升高而呈指数增大,因此升高温度将明显加快扩散。

4) 浓度 扩散系数随组元浓度的变化而变化,不同元素的变化规律是不同的。如在 Au-Ni 合金中,扩散系数随 Ni 量的增加而减少;在 Fe-C 合金中,扩散系数随含碳量的增加而增大。对能降低熔点的组元来说,因为低熔点组元降低了激活能,使原子扩散阻力减少,所以扩散系数随低熔点组元的增加而增大。

5) 合金元素 加入与碳亲和力强的元素,形成稳定碳化物时,阻碍扩散的进行;若加入微量元素,溶入铁的晶格中,使畸变能增大,减小激活能而增加了扩散速度。

6) 晶粒 晶粒越细,晶界面越多,晶界处的畸变能越大,而使原子在晶界扩散速度加快。

## 第二节 渗 碳

### 一、渗碳概述

1. 渗碳及其目的 为了增加钢表层的含碳量和一定的碳浓度梯度,将钢件在渗碳介质中加热并保温使碳原子渗入表层的化学热处理工艺称为渗碳。这是机器制造中应用最广泛的一种化学热处理工艺。

渗碳的目的是使机器零件获得高的表面硬度、耐磨性及高的接触疲劳强度和弯曲疲劳强度。

2. 渗碳方法 根据所用渗碳剂在渗碳过程中聚集状态不同,渗碳方法可以分为固体渗碳法、液体渗碳法和气体渗碳法。在特定的物理条件进行的渗碳有:真空渗碳、离子渗碳及真空离子渗碳等。

3. 渗碳用钢 渗碳用钢可分为碳素渗碳钢和合金渗碳钢,碳的质量分数一般约为 0.1%~0.3%,碳素渗碳钢主要是 15、20 钢。这类钢经渗碳及随后的淬火、回火处理,其表面硬度可以达到 58~64HRC,具有较好的耐磨性,但是淬透性较低,只适用于心部强度要求不高、承受负载较小的小尺寸零件,如衬套、链条片以及量具、夹具等。合金渗碳钢由于是在低碳钢的基础上加入了各种不同成分配比的合金元素。如:Cr、Mo、Ni、Mn、Ti、V 等,可抑制奥氏体晶粒长大,提高淬透性和增加回火稳定性,并改善了渗碳钢的工艺性能,用于制作轴类、齿轮类、销杆类、链轮类等承受负载较大的零件,按照淬透性的大小,合金钢渗碳钢可分为以下类别:淬透性一般的有 15Cr、20Cr、20MnV;淬透性较好的有 20MnVB、20CrMo、20CrMnTi;淬透性好的有 12CrNiA、12Cr2Ni4A、20CrNi2Mo。

渗碳用钢的选用应根据工件的服役条件及尺寸的大小来确定。对承受一定冲击载荷,有一定耐磨要求的工件(如起重、采矿、运输等设备的普通齿轮),可选用 20CrMo、20CrMnTi 等;对承受重载及尺寸较大的工件(如大型轧钢机减速器齿轮、大型锥齿轮、坦克齿轮等),可选用 12Cr2Ni4A、20CrNi2Mo 等。

4. 渗碳件主要技术要求 对渗层的主要技术要求是渗层含碳量、渗层碳浓度梯度和渗层深度。

对特别要求耐磨的工件,渗碳层  $w_c$  应为 0.9%~1.05%;对既要求有一定的耐磨性,又希望有较高扭转强度和疲劳强度的工件,渗碳层的  $w_c$  应为 0.8%~0.9%。

渗碳层的碳浓度梯度从表及里应平缓地下降,这样有利于渗层和心部牢固结合,减少渗层剥落。为此,对一些零件还规定:过共析层+共析层的深度为总渗碳层深度的 60%~70%。

对小零件及薄壁件,其渗层深度一般不应超过其截面有效厚度的 20%,对齿轮、齿条零件,其渗层深度可取模数的 15%~20%。

5. 渗碳前的预备热处理 为了改善切削加工性能和为渗碳提供

合理的原始组织,保证渗层和心部的质量要求,渗碳前,应根据不同的材料选择适当的热处理方法进行预备处理。表 8-3 所列的是常用渗碳钢毛坯料的预备热处理工艺。

表 8 3 常用渗碳钢毛坯料的预备热处理工艺

钢 号	预备热处理工艺规范	显微组织	硬度 HBS
10 20	正火:900~960°C,空冷	均匀分布的片状珠光体+铁素体	160~190
15Cr 20Cr	淬火:880~940°C;回火:600~650°C	回火索氏体	190~220
12CrNiA 12Cr2Ni4	正火:850~870°C;回火:650~680°C	均匀分布的粒状珠光体+铁素体	200~240
20CrMnTi 20CrMn2TiB 20CrMo 20CrV	正火:950~970°C,空冷	均匀分布的片状珠光体+铁素体	190~220
20CrNi3 20Cr2Ni4A 18Cr2Ni4WA 20CrMnMo	正火:880~940°C,空冷; 回火:650~680°C	粒状珠光体+少量铁素体	220~280 180~230
20Cr2Ni4A 18Cr2Ni4WA (锻造坯料晶粒粗大时)	640±20°C 回火 6~12h,空冷; 920±20°C 正火 4~6h,空冷; 680±20°C 回火 4~6h,空冷	粒状珠光体+少量铁素体	220~280

## 二、气体渗碳

工件在气体渗碳剂中进行的渗碳工艺称为气体渗碳。即将工件置于密封的特制渗碳炉内加热,并通入含碳气体或直接滴入含碳的有机液体,经高温分解后产生活性原子并渗入工件表面,使工件表面增碳的过程。气体渗碳剂一般可分为两大类:一类是液态介质,可以用碳氢化合物有机液体,如煤油、苯、丙酮等直接滴入炉内气化而得渗碳气体,气体在渗碳温度热分解、析出活性碳原子渗入工件表面;另一类是气态介质,可以用事先制备好的一定成分的气体通入炉内,在渗碳温度下分解

出活性碳原子渗入工件表面来进行渗碳。

将苯、醇、煤油等液体渗碳剂直接滴入炉内裂解,进行气体渗碳的工艺称为滴注式气体渗碳法。而事先制备好渗碳气氛,然后通入渗碳炉内进行渗碳的方法,根据渗碳气体的制备方法分为:吸热式气氛渗碳、氨基气氛渗碳等。

1. 滴注式渗碳 将苯、醇、煤油等液体渗碳剂直接滴入炉内裂解,进行气体渗碳称为滴注式渗碳。当用煤油、丙酮等直接滴入渗碳炉内进行渗碳时,由于在渗碳温度热分解时析出活性碳原子过多,往往不能被钢件表面全部吸收,而在工件表面沉积成炭黑、焦油等,阻碍渗碳过程的继续进行,造成渗碳层深度及碳浓度不均匀等缺陷。为了克服这些缺点,目前一般采用两种有机液体同时滴入炉内。一种液体产生的气体碳势较低,作为载气,另一种液体产生的气体碳势较高,作为富化气。这样配合使用,往往可以得到炭黑少、渗速快、碳势易于调节、渗碳质量高的良好结果。渗剂的选择则按如下原则进行:

(1) 应该具有较大的产气量 产气量是指在常压下每立方厘米液体产生气体的体积。产气量高的渗碳剂,当向炉内装入新的工件时,可以在较短时间内把空气尽快地排出。

(2) 碳氧比应大于 1 当分子中碳原子数与氧原子数之比大于 1 时,高温下除分解出大量 CO 和  $H_2$  外,同时还有一定量的活性碳原子析出,因此可选作渗碳剂。碳氧比愈大,析出的活性碳原子愈多,渗碳能力愈强。当分子中的碳氧比等于 1 时,如甲醇( $CH_3OH$ ),则高温下分解产物主要是 CO 和  $H_2$ ,故可选作稀释剂。

(3) 碳当量 碳当量是指产生 1 克分子碳所需该物质的重量。有机液体的渗碳能力除用碳氧比作比较外,通常还以碳当量来表示。碳当量愈大,则该物质的渗碳能力愈弱。丙酮、异丙醇、乙酸乙酯、乙醇、甲醇的渗碳能力依次减弱。

(4) 具有好的安全性和经济性 应充分注意渗剂使用、储存及运输的安全性,同时要考虑供应方便,价格便宜。

滴注式气体渗碳工艺过程,通常可分为升温排气、渗碳(包括强渗和扩散)、降温冷却等三个阶段,如图 8-1 所示,各个阶段的要求不同,应分别加以控制。



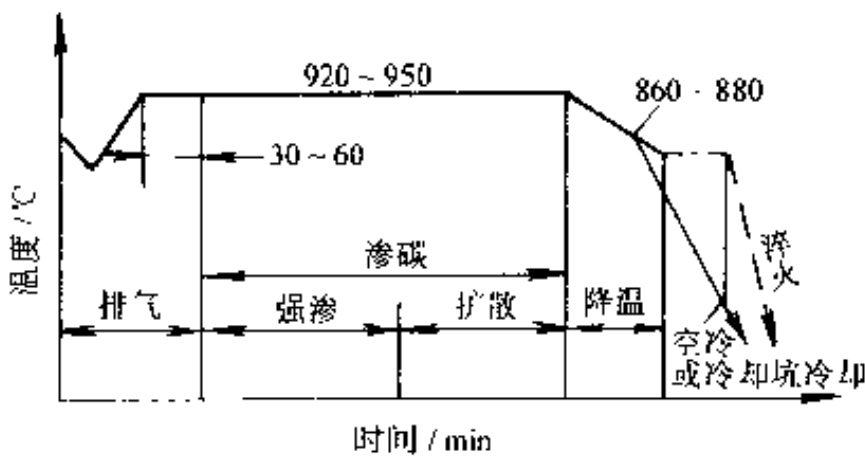


图 8-1 井式炉滴注式气体渗碳工艺过程

1) 升温排气阶段 零件装炉后,炉温大幅度下降,同时还有大量空气进入炉内。因此,本阶段的作用是使炉温迅速恢复到规定的渗碳温度。同时,要尽快排除进入炉内的空气,防止零件氧化。煤油加甲醇渗碳的排气阶段,向炉内大量滴入甲醇,当炉温升高至  $900^{\circ}\text{C}$  以上时,可滴入煤油,使工件顺利进入渗碳阶段。煤油滴量的大小应根据炉子的容积来确定。排气阶段的时间,通常是炉子达到渗碳温度后再延续  $30\sim 60\text{min}$ ,以便完全清除炉内的  $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2\text{O}$ 、 $\text{O}_2$  等氧化脱碳性气体。

2) 渗碳阶段 此阶段的作用是渗入碳原子,并获得一定深度的渗层。这一期间炉温保持不变,炉内压力应控制在  $150\sim 200\text{Pa}$ 。渗剂滴量的控制可分为两种方法:一段法(碳势固定不变),滴量始终保持恒定。其优点是操作简便,缺点是渗速慢,渗层表面碳浓度高,浓度梯度很大。另一种方法是分段法,即前段是强烈渗碳,后段为扩散。前段采用大滴量,维持炉内的高碳势(如  $w_{\text{C}}$  为  $1.3\%\sim 1.5\%$ ),这时工件表面吸收大量的活性碳原子,形成高浓度梯度,以提高渗速。后段采用小滴量,以适当降低炉内碳势,使工件表面的碳逐步向内层扩散,适当降低表面碳浓度,最后获得所要求的表面碳浓度和渗层深度。

分段法虽然操作控制较麻烦,但渗入速度快,能缩短渗碳周期,而且渗层质量好,是值得普遍推广的一种工艺方法。

3) 降温冷却 在渗碳阶段结束前  $1\text{h}$  左右,从炉内取出试样,检查渗层深度,确定准确的渗碳时间。当达到要求的渗层深度时,对需要重新加热淬火的零件,随炉降温至  $860\sim 880^{\circ}\text{C}$ ,然后出炉转入可防止氧

化脱碳的冷却室里冷至室温,对直接淬火的零件,随炉降温至  $810 \sim 840^{\circ}\text{C}$ ,均温  $25 \sim 30\text{min}$ ,然后进行淬火冷却。在以上的降温或均温过程中,应向炉内滴注适量的甲醇或煤油,甲醇滴量可为  $20 \sim 40$  滴/min,煤油可为  $10 \sim 20$  滴/min,炉内压力应控制在  $50 \sim 150\text{Pa}$ ,以防发生氧化脱碳。图 8-2 为齿轮在井式炉中气体渗碳工艺举例。

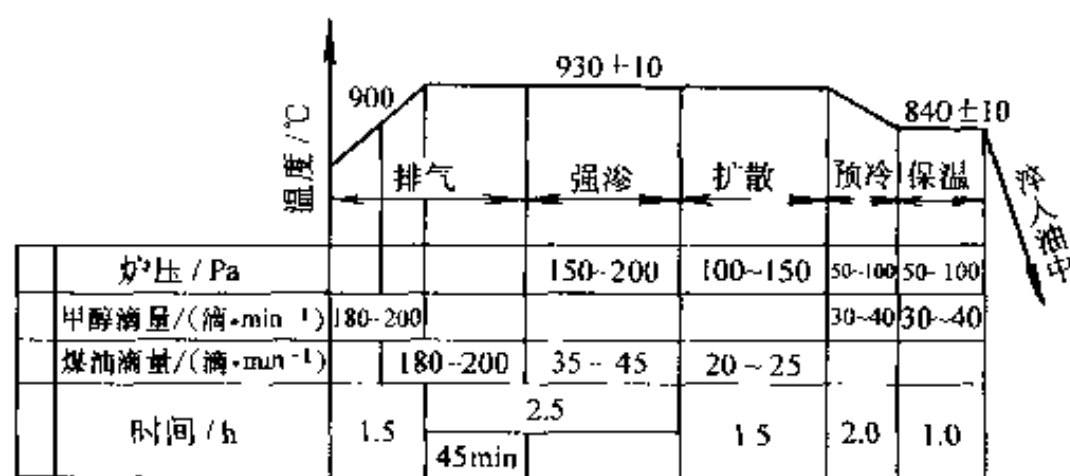


图 8-2 齿轮在井式炉中气体渗碳

#### 技术条件

齿轮名称:变速箱齿轮

钢材:20CrMnTi

要求渗碳层深度:0.8~1.2mm

设备:RJJ-75-9T

2. 吸热式气氛渗碳 吸热式气氛渗碳是将碳氢化合物气体与空气按一定比例混合后,在催化剂的作用和外界供热条件下进行吸热反应而制成的气氛。这种气体的碳势较低,作为渗碳气氛需添加富化气来实现,一般常用丙烷作富化气。炉气碳势的调节可通过调整富化气的流量来获得。

由于吸热式气氛需要有特设的气体发生设备,其启动需要一定的过程,故一般适用于大批量的连续作业炉。

连续式渗碳在贯通式炉内进行。一般贯通式炉分成四个区,以对应于渗碳过程的四个阶段(加热、渗碳、扩散和预冷淬火)。不同区域要求气氛碳势不同,以此对其碳势进行分区控制。表 8-4 为齿轮在连续炉中渗碳工艺举例。

表 8-4 齿轮在连续炉中渗碳工艺

齿轮名称:汽车从动锥齿轮		渗层深度:1.2~1.6mm			
材料:20MnTiB		表面硬度:56~62HRC			
渗碳区段	I—1	I—2	II	III	IV
温度/°C	800	920	950	900	850
吸热式气氛/m <sup>3</sup> ·h <sup>-1</sup>	6	6	5	6	6
丙烷/m <sup>3</sup> ·h <sup>-1</sup>	—	0.1~0.5	0.1~0.25	0.1~0.15	—
装料盘数	1	3	6	4	3
碳势 C <sub>p</sub> (%)			1.0~1.15	0.9~1.10	
推料周期/min	30				

注:渗碳后直接淬油。

气体渗碳是近年来发展最快的一种渗碳方法,目前不仅实现了渗层的可控,而且逐渐实现了生产过程的计算机群控,工人劳动条件大为改善。

### 三、固体和液体渗碳

1. 固体渗碳 固体渗碳是将工件放在填充粒状渗碳剂的密封箱中进行渗碳的工艺方法。固体渗碳剂主要由一定大小的固体炭粒和起催渗作用的碳酸盐组成。其渗碳过程仍是由分解、吸收和扩散三个基本过程组成。加热时,木炭与箱内原有氧气反应生成 CO 气体:



生成的 CO 在钢件表面发生界面反应产生活性碳原子:



活性碳原子被吸收和扩散,形成一定深度的渗碳层。

由此可见,固体渗碳实质上也是依靠 CO 作为渗碳气体进行的,只不过渗碳剂是固体而已。为了维持渗碳所需的活性碳原子,在固体渗碳剂中添加一定数量的碳酸盐作为催化剂,能加速 CO 的形成,从而达到提高渗碳速度的目的。

固体渗碳的主要优点:设备简单、适应性大,操作简便,生产成本较低。其主要缺点:劳动强度大,渗碳质量不易控制,难以提高机械化程度。

2. 液体渗碳 液体渗碳是在熔融盐浴渗碳剂中进行渗碳的一种

工艺方法。

渗碳盐浴一般由三部分组成。第一部分是加热介质,常用 NaCl 和 KCl 混合盐。第二部分是活性碳原子提供物质,早期常用剧毒的 NaCN 或 KCN,现我国已研制开发出无毒性的原料(如“603”无毒液体渗碳剂等)。第三部分是催渗剂,常用  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  或  $\text{BaCO}_3$ 。

液体渗碳的主要优点:渗入速度快,周期较短,渗碳均匀,变形小,渗碳后可以直接淬火。其缺点是:有的液体渗碳盐液中含有氰盐或生成物中含有氰根,毒性很大,对人身健康危害极大,废盐处理也很麻烦等。

#### 四、渗碳后的热处理及其性能

1. 渗碳后的热处理 工件渗碳后,成为表层高碳,心部低碳的一种工件。为了得到所需的性能,应进行适当的热处理。常见的渗碳后热处理工艺方法如下:

(1) 直接淬火 将工件渗碳后,预冷到一定温度,然后立即进行淬火冷却的工艺方法简称直接淬火。该方法适用于气体渗碳或液体渗碳。固体渗碳由于工件装于箱内,出炉开箱都较困难,不易采用直接淬火。

预冷温度是控制淬火质量的关键。预冷是为了减少淬火变形,使渗层析出少量碳化物,以减少残余奥氏体量,提高表层硬度。预冷的温度一般取稍高于心部成分的  $A_{r3}$  点,使心部不析出大量的铁素体,保证心部强度。预冷温度也可以略高于  $A_{r1}$ ,保证表面高硬度及耐磨,且减少残余奥氏体的量,但应以表层内不析出网状碳化物为原则。

直接淬火的优点为:减少加热、冷却次数,简化操作,减少变形及氧化脱碳。缺点为:渗碳时在较高的渗碳温度停留较长的时间,容易发生奥氏体晶粒长大。本质细晶粒钢,在渗碳时不发生奥氏体晶粒的显著长大,可采用直接淬火。

(2) 一次淬火 将渗碳后的工件于空气中或缓冷坑中冷至室温,然后重新加热淬火的工艺方法简称一次淬火。重新加热淬火的温度应根据工件性能要求来定。对心部强度要求较高的零件,淬火加热温度应选为稍高于  $A_{c3}$  点的温度。可使心部晶粒细化,没有游离的铁素体,淬火后具有较好的强韧性。这时对表层渗碳层来说,先共析碳化物溶入奥氏体,淬火后残余奥氏体较多,硬度稍低。

对心部强度要求不高,而表面又要求有较高的硬度和耐磨性时,淬

火温度可选为稍高于  $A_{c1}$  的温度。这样,渗层先共析碳化物未完全溶解,而心部有大量未溶先共析铁素体,淬火后表面硬度、耐磨性较高,心部的强度、硬度较低。应当指出,采用这种淬火方法必须是淬火前表面渗层无网状碳化物。

为了兼顾表面与心部的组织、性能要求,可选用稍低于  $A_{c3}$  点的淬火加热温度,如  $820\sim 850^{\circ}\text{C}$  之间。

一次淬火的优点为:工序较简单,便于操作,质量易于控制。缺点为:只能侧重提高心部或侧重改善表面性能,难以同时满足两者的要求。

(3) 二次淬火 渗碳件进行两次加热淬火的工艺方法简称二次淬火。第一次淬火加热温度选在  $A_{c3} + 30\sim 50^{\circ}\text{C}$  以上,目的是细化心部晶粒,并消除表层网状碳化物。第二次淬火加热温度选在  $A_{c1}\sim A_{c_{cm}}$  之间 ( $760\sim 800^{\circ}\text{C}$ ),目的是细化渗碳层中马氏体晶粒,获得隐晶马氏体、残余奥氏体及均匀分布的细粒状碳化物的渗层组织。

二次淬火的优点为:表层和心部都能得到比较满意的组织和性能。缺点为:加热冷却次数多,周期长,成本高,易产生氧化、脱碳和变形等缺陷。

不论采用哪种淬火方法,渗碳件在最终淬火后均经  $180\sim 200^{\circ}\text{C}$  的低温回火。

2. 渗碳淬火后的组织 根据表面碳含量、钢中的合金元素及淬火温度,渗碳淬火后的组织大致可分为两类:一类是从表面到心部组织依次为马氏体+残余奥氏体→马氏体→心部组织;另一类是马氏体+残余奥氏体+碳化物→马氏体+残余奥氏体→马氏体→心部组织。心部组织在完全淬透的情况下为低碳马氏体,淬火温度较低或淬透性较差时,心部组织为马氏体+游离铁素体或托氏体+游离铁素体。

渗碳层的性能,取决于表面碳含量、碳浓度梯度及淬火后的渗层组织。渗碳层的碳浓度是获得一定渗层组织的前提条件。通常要求渗层碳浓度梯度平缓,表面含碳量控制在  $w_c = 0.9\%$  左右,残余奥氏体控制不大于  $15\%$  (体积分数)。

渗碳层中碳化物的数量、大小、形状和分布对渗层的性能影响很大。表层粒状碳化物增多,将提高表面耐磨性及接触疲劳强度。但碳化物数量过多,并呈网状或条块状分布时,使冲击韧度、疲劳强度等性能

变坏。

心部的硬度取决于心部的组织结构。心部硬度过高,会降低渗碳件冲击韧度;心部硬度过低,易出现心部屈服和渗层剥落现象。

### 五、渗碳件的质量检查

渗碳件的质量检查主要包括以下内容:

1. 硬度 硬度检查应按图样技术要求进行。通常涉及到渗层表面、心部硬度等,一般用洛氏硬度 HRC 标尺测量。

2. 渗层深度 渗层深度是指零件经渗碳后,含碳量高于心部的表面层厚度。在生产中一般采用宏观断口法及显微组织分析法来快速判定层深,从而最终确定渗碳时间。通常是将试样切取横截面经磨光后用 2%~4% 的硝酸酒精溶液腐蚀后观察测量。碳素钢渗碳层深为过共析层+共析层+1/2 过渡层之间的垂直距离,合金钢渗碳层深为过共析层+共析层+全部过渡层之间的垂直距离。渗碳件淬、回火后的有效硬化层深度(DC)是指从表面到硬度为 550HV(试验力 10N)处的距离。其测定结果为产品质量是否合格的终裁依据。

3. 金相组织 金相组织包括硬化层组织及心部组织。硬化层组织中的马氏体形态、残余奥氏体数量及碳化物大小、分布应满足组织评定的级别要求。心部组织的游离铁素体大小、数量也应达到级别评定的技术要求。金相组织一般在显微镜下放大 400 倍观察。

4. 渗碳件常见缺陷及防止措施 渗碳件常见缺陷及防止措施见表 8-5。

表 8-5 渗碳件常见缺陷及防止措施

缺陷形式	形成原因及防止措施	返修方法
表层粗大块状或网状碳化物	渗碳剂活性太高或渗碳保温时间过长 降低渗剂活性,当渗层要求较薄时,保温后期适当降低渗剂活性	1. 在降低碳势气氛下延长保温时间,重新淬火 2. 高温加热扩散后再淬火
表层大量残余奥氏体	淬火温度过高,奥氏体中碳及合金元素含量较高 降低渗剂活性,降低直接淬火或重新加热淬火的温度	1. 冷处理 2. 高温回火后,重新加热淬火 3. 采用合适的加热温度,重新淬火

(续)

缺陷形式	形成原因及防止措施	返修方法
表面脱碳	渗碳后期渗剂活性过分降低, 气体渗碳炉漏气, 液体渗碳时碳酸盐含量过高, 在冷却罐中及淬火加热时保护不当, 出炉时高温状态在空气中停留时间过长	1. 在活性合适的介质中补渗 2. 喷丸处理(适用于脱碳层 $\approx 0.02\text{mm}$ 时)
心部铁素体过多	淬火温度低, 或重新加热淬火保温时间不够	按正常工艺重新加热淬火
渗层深度不够	炉温低, 渗层活性低, 炉子漏气或渗碳盐浴成分不正常 加强炉温校验, 及炉气成分或盐浴成分的监测	补渗
表面硬度低	表面碳浓度低或表面脱碳; 残余奥氏体过多, 或表面形成托氏体网	1. 表面碳浓度低者可进行补渗 2. 残余奥氏体多者可采用高温回火或淬火后补冷处理消除残余奥氏体 3. 表面有托氏体者可重新加热淬火
变形	夹具选择或装炉方式不当, 加热或冷却时热应力或相变应力过大 合理吊挂零件或采用压床淬火	热校
开裂	渗碳后空冷时渗层组织转变不均匀, 或表层有薄的渗碳层 减慢冷速, 使渗层全部发生共析转变; 或快速冷却, 使零件表面得到马氏体和残余奥氏体	-

### 第三节 渗 氮

#### 一、渗氮概述

渗氮就是在一定温度下(一般在  $A_{c1}$  温度下)使活性氮原子渗入工件表面的化学热处理工艺。经渗氮处理的零件具有以下特点:

1. 高硬度和高耐磨性 渗氮后零件表面硬度可以高达  $950\sim$

1200HV,而且到 600°C 仍可维持相当高的硬度。这显然是渗碳淬火处理达不到的。由于硬度高,耐磨性也很好。

2. 较高的疲劳强度 渗氮后的表面产生了较大的残余压应力,能部分抵消在疲劳载荷下产生的拉应力,延缓疲劳破坏过程,使疲劳强度显著提高。

3. 良好的抗咬合性能及抗蚀性 渗氮后的零件在短时间缺乏润滑或过热的条件下,不容易发生卡死或擦伤损坏,具有良好的抗咬合性能。并且抵抗大气、自来水、弱碱性溶液等腐蚀能力强,具有良好的抗蚀性。

4. 变形小 渗氮温度低,一般为 480~580°C,升降温速度又很慢,处理过程心部无组织转变,仍保持调质状态的组织,所以渗氮后的零件变形小。

渗氮的缺点是工艺过程较长,如获得 1mm 深的渗碳层,渗碳处理仅要 6~9h,而获得 0.5mm 的渗氮层,渗氮处理需要 40~50h。其次,渗层也较薄,不能承受太大的接触应力。

## 二、气体渗氮原理

1. 气体渗氮的过程 气体渗氮一般使用无水氨气(或氨+氢、或氨+氮)作为供氮介质。整个渗氮过程如前所述可分为分解、吸附及扩散三个过程,即氨的分解、钢件表面吸收氮原子、氮原子从表面向里扩散。

影响渗氮因素很多,如温度、时间、压力、介质成分以及零件钢材成分和组织等。只有合理地控制这些因素,才能获得满意的渗氮结果。

2. Fe-N 相图 铁氮相图是研究钢渗氮的基础,如渗氮层可能形成的相及组织结构。图 8-3 为 Fe-N 相图,由图可见,Fe-N 系中可以形成以下五种相:

$\alpha$  相——氮在  $\alpha$ -Fe 中的间隙固溶体,亦称含氮铁素体,体心立方点阵。590°C 时,氮在  $\alpha$ -Fe 中的溶解度最大, $w_N$  约为 0.1%。随温度下降,100°C 时  $w_N$  为 0.001%。 $\alpha$  相在缓慢冷却过程中将析出  $\gamma'$  相。

$\gamma$  相——氮在  $\gamma$ -Fe 中的间隙固溶体,亦称含氮奥氏体,面心立方点阵,存在于共析温度 590°C 以上。在 650°C 时,氮的最大溶解度  $w_N$  为 2.8%。缓冷时,在 590°C 发生  $\gamma$  相共析转变,生成共析组织( $\alpha+\gamma'$ );如果快冷,则形成含氮的马氏体。



$\gamma'$ 相——以  $\text{Fe}_4\text{N}$  为基体的固溶体,  $w_{\text{N}}$  的变化范围为 5.7%~6.1%。当  $w_{\text{N}}$  为 5.9% 时, 成分符合  $\text{Fe}_4\text{N}$ , 晶体结构为氮原子占据面心立方晶格的间隙位置上。 $\gamma'$ 相在 680°C 以下稳定存在。680°C 以上转变为  $\epsilon$  相。

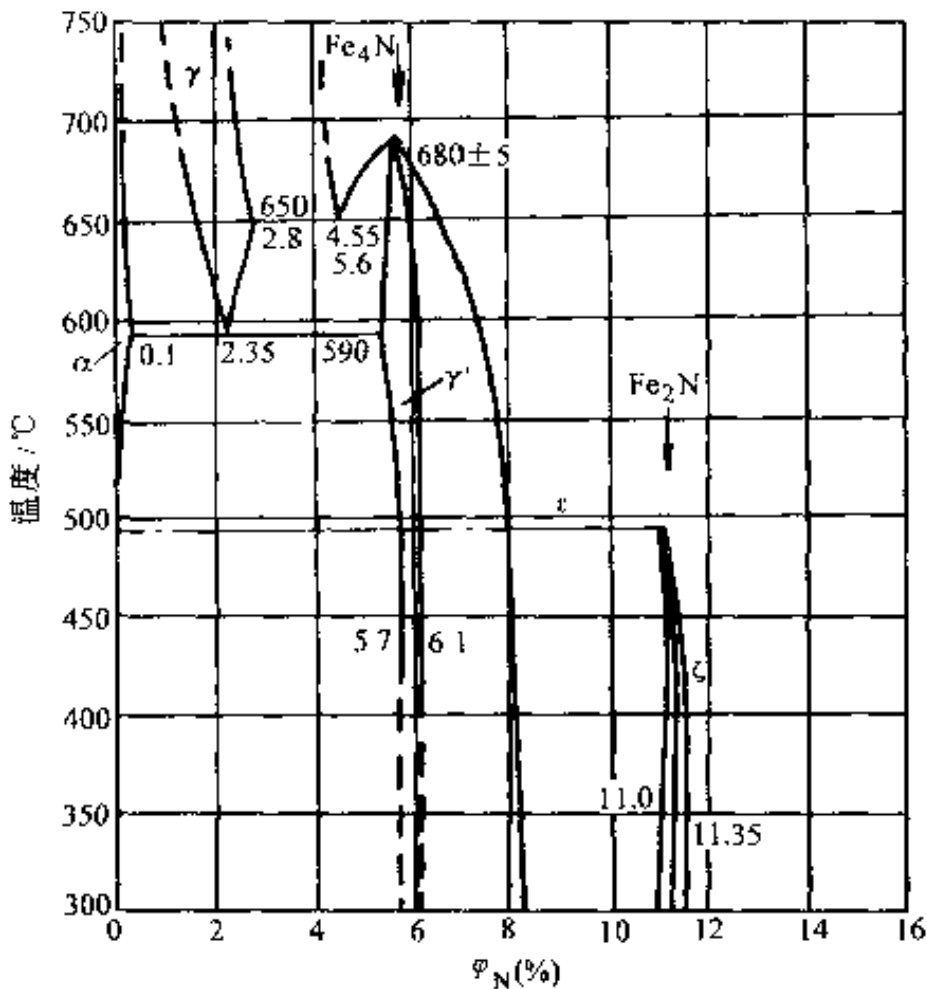


图 8-3 Fe-N 相图

$\epsilon$ 相——以  $\text{Fe}_3\text{N}$  为基体的固溶体,  $w_{\text{N}}$  的变化范围为 8.25%~11.0%, 其晶体结构为在铁原子组成的密集六方晶格的间隙位置上分布着氮原子。随着温度的降低,  $\epsilon$ 相中不断析出  $\gamma'$ 相。

$\zeta$ 相——斜方晶格的间隙化合物, 氮原子有序地分布于它的间隙位置。 $w_{\text{N}}$  的变化范围为 11.0%~11.35%, 分子式为  $\text{Fe}_2\text{N}$ 。温度高于 490°C 时,  $\zeta$ 相转变为  $\epsilon$ 相。

渗氮通常在共析温度(590°C)以下进行。纯铁渗氮后, 缓冷至室温, 渗氮层组织由表及里为  $\epsilon \rightarrow \epsilon + \gamma' \rightarrow \gamma' \rightarrow \gamma' + \alpha \rightarrow \alpha$ 。由于  $\epsilon$ 、 $\epsilon + \gamma'$  和  $\gamma'$  不易浸蚀在光学显微镜下, 称为白亮层, 而  $\gamma' + \alpha$ 、 $\alpha$  浸蚀后易变色发暗。

称为扩散层。

当渗氮温度超过  $590^{\circ}\text{C}$  时,纯铁在室温的渗氮层组织由表及里为  $\epsilon \rightarrow \epsilon + \gamma' \rightarrow \gamma' \rightarrow (\alpha + \gamma')$  共析  $\rightarrow \alpha + \gamma'$ 。

渗氮后快速冷却,能够阻止共析转变与第二相析出。 $\alpha$  相和  $\epsilon$  相中不析出  $\gamma'$  相和  $\zeta$  相, $\gamma'$  也将发生非扩散性转变,成为含氮马氏体。此时室温组织为  $\epsilon \rightarrow \gamma' \rightarrow \text{M}(\text{N}) \rightarrow \alpha$ 。

碳钢与纯铁渗氮层组织大致相同。但其固溶体和化合物中均含有碳, $\epsilon$  相为含碳的氮化物相  $\text{Fe}_{2-3}(\text{C},\text{N})$ , $\alpha$  相是氮与碳在  $\alpha\text{-Fe}$  中的固溶体。由于铁的晶格中有碳原子存在,阻碍氮原子扩散,特别是当钢中存在片状珠光体和渗碳体时,减少了易溶解氮的铁素体量,增大了氮原子的扩散路程。所以,当渗氮工艺参数相同时,随钢的含碳量增加,渗氮层深度相应减小。

合金钢中渗氮层的形成基本上与碳钢相同。不同点是此时的氮不仅与铁发生作用,而且与合金元素也发生作用。如果在  $590^{\circ}\text{C}$  以下进行渗氮,氮首先溶入  $\alpha\text{-Fe}$  中,形成  $\alpha$  相,当氮浓度达到  $\alpha\text{-Fe}$  的饱和浓度后,便与氮化物形成元素发生作用。按照氮与合金元素亲和力的强弱,依次形成氮化物,最后形成铁的氮化物。继续渗氮, $\alpha$  相转变为  $\gamma'$  相。再继续渗氮, $\gamma'$  相转变为  $\epsilon$  相。

3. 合金元素对渗氮过程影响及渗氮强化机理 钢中大部分合金元素都能形成氮化物,如 Ti、Al、V、Nb、W、Mo、Cr 等。由于形成氮化物元素阻碍氮原子扩散,减少渗层深度。而 Mn、Si、Ni 等非氮化物形成元素,也阻止钢对氮的吸收,降低氮浓度,减少渗层深度。

合金元素对渗氮层的强化机理有两种解释:一是认为这些合金氮化物在渗层中呈高度弥散均匀的分布,对渗层起着弥散强化的作用。有人测定出 38CrMoAlA 钢中的氮化物尺寸为  $20 \sim 50\text{nm}$  ( $200 \sim 500 \text{ \AA}$ ),主要分布在嵌镶块的边界上,对滑移有阻碍作用,从而产生显著的强化效果。二是认为 Al、Cr、Mo 等合金元素显著提高渗氮层硬度,是因为随着氮原子向里扩散,在渗层依次发生:

(1) 氮和合金元素的原子偏聚,形成所谓 G-P 区。

(2) 有  $\alpha''$ —— $\text{Fe}_{16}\text{N}$  型过渡氮化物的析出,这些与母相共格的偏聚

区和过渡氮化物的析出,使母相晶格产生很大的弹性畸变,由于与母相共格的偏聚区和过渡氮化物周围的弹性畸变应力场的作用,使位错运动受阻,从而使硬度急剧提高。

### 三、渗氮前的热处理

渗氮处理是工件制造过程中的最后一道工序,工件渗氮后只进行精磨或研磨加工。为了保证心部有良好的综合力学性能,消除加工应力,减小渗氮变形以及为渗氮作为组织准备,因此渗氮前工件一般都需要进行预备热处理。结构钢渗氮前常用的预备热处理是调质处理,以获得回火索氏体组织。

渗氮件调质处理工艺对渗氮质量有很大的影响。若调质处理的温度太低或保温时间不够,调质后有游离的铁素体存在。由于氮在铁素体中的扩散速度较大,该处在渗氮后就会有较高的氮浓度,易形成针状氮化物,使渗氮层脆性增大,容易剥落。因此调质后,表面层不允许出现游离铁素体。相反,若淬火温度过高,淬火后晶粒变粗,氮化物优先沿晶界伸展,渗氮后出现波纹状或网状组织,也使渗氮层脆性增大。

回火温度的高低可决定基体中碳化物的弥散度。因此温度太高,基体中碳化物弥散度减小,渗氮件心部强度、硬度不足,不能起支承硬而脆的渗氮层的作用。回火温度过低,心部强度、硬度过高,零件预备热处理后切削加工困难。并且还会降低渗氮速度。所以,适当的选择回火温度,既能使渗层和心部有较好的性能,又能获得一定的渗速。

对于形状复杂,尺寸稳定性及变形量要求很严的零件,在机加工、粗磨后要酌情进行稳定化处理,以便消除机加工所产生的内应力,保证渗氮处理变形量最小,组织稳定。稳定化处理温度应高于渗氮温度但低于调质回火温度,保温时间一般为4~6h。

38CrMoAlA 钢是国内外普遍采用的渗氮钢,该种钢的特点是渗氮后可以得到很高的硬度,具有良好的淬透性,同时由于 Mo 的加入,抑制了第二类回火脆性。因此,要求表面硬度高、耐磨性好,又要求心部强度高的渗氮零件,普遍选用 38CrMoAlA 钢。

但是这种钢具有下列缺点:在冶炼时易出现柱状断口,易沾污非金属夹杂物,在轧钢中易形成裂纹和发纹,有过热敏感性,加热时脱碳严重,脱碳层将导致渗氮层脆性增加和硬度降低。所以,工件应留有较大

的加工余量,以保证渗氮前切削掉脱碳层。

常用的几种渗氮钢调质处理工艺见表 8-6。

表 8 6 常用的几种渗氮钢的调质工艺

钢 号	淬 火		回 火		调质后硬度	
	温度/°C	冷却介质	温度/°C	冷却介质	HBS	HRC
38CrMoAlA	950±10	油或水	640+30	空冷	241~320	
38CrA	850~870	油或水	510~550	空冷		
40CrNiMoA	840~860	油或水	540~590	空冷	310~363	31~38
18Cr2Ni4WA	860~880	油或水	520~560	油或水	320~363	
50CrVA	850~870	油	440~480	油		43~49

#### 四、气体渗氮工艺

渗氮温度、保温时间和氨分解率是渗氮过程中极其重要的工艺参数,其确定原则如下:

1. 渗氮温度 渗氮温度对渗层表面最高硬度、渗层深度及变形量有很大影响。渗层的硬度随氮化物的增加而升高。渗氮温度在 480~500°C 时氮化物聚集不显著,弥散度大,渗层的硬度最高。超过 580°C 后,氮化物聚集长大,弥散度显著降低,渗层表面硬度也明显下降。

随渗氮温度升高,氮原子的扩散速度显著增大,同时也加快了渗层对活性氮原子的吸收过程,因此渗层深度增加。但温度过高,会使变形增大,心部强度下降。

渗氮温度常在 480~560°C 范围内选择。为了不影响零件调质后的心部强度,渗氮温度一般比调质时的回火温度低 40~70°C。

2. 渗氮时间 渗氮时,保温时间决定氮原子的渗入深度。随着渗氮时间的延长,渗氮层深度不断增加,并呈抛物线规律变化。即开始增加速度快,随着时间延长,渗层深度增加的越来越慢。温度不同,渗层深度增加的速度也不同,温度越低,增加的速度越慢。因此,在较低的渗氮温度下(如 500°C),要想获得较深的渗层是不可能的。只有提高渗氮温度,才能获得较深的渗层。

3. 氨分解率 氨分解率是指在某一温度下,分解出来的氮和氢的混合气体占炉气总体积的百分比,即:

$$\text{氨分解率} = \frac{\text{氢气体积} + \text{氮气体积}}{\text{炉气总体积}} \times 100\% \quad (8.7)$$

对于一定的渗氮温度,氨的分解率有一个合适范围。若氨分解率过低,大

量的氨来不及分解,提供活性氮原子机率小,不仅渗氮速度低,而且还造成浪费。若分解率过高,炉气中几乎全部由分子态的 $N_2$ 和 $H_2$ 组成,所提供的活性氮原子也极少,同时大量的 $H_2$ 吸附在工件表面也将阻碍氮的渗入。表8-7列出了几种渗氮温度与合适的氨分解率范围的对应关系。

表 8-7 几种渗氮温度与合适的氨分解率范围的对应关系

渗氮温度/ $^{\circ}C$	500	510	525	540	600
氨分解率 (体积分数%)	15~25	20~30	25~35	35~50	45~60

氨分解率取决于渗氮温度、氨气流量、炉内压力、零件表面积及有无催化剂等因素。在渗氮过程中,常采用调节氨流量的方法来控制分解率。氨流量越大,在炉内停留时间越短,则氨分解率越低。

用氨分解率来控制氮势的过程是一个比较粗略的方法。其控制精度不高,难以根据需要灵活的控制渗氮介质,以保证渗氮层的组织和性能。随着计算机控制技术的不断发展,炉内氮势已能应用计算机技术进行控制,并在生产上取得了良好的效果。

4. 渗氮工艺方法 表8-8所示几种常用渗氮工艺方法、特点和适用范围。

表 8-8 几种常用渗氮工艺方法、特点和适用范围

渗氮方法	工艺过程	特点	适用范围
一段渗氮	温度 $480\sim 530^{\circ}C$ ,氨分解率 $15\%\sim 35\%$	温度低,工件变形小,硬度高( $1100\sim 1200HV$ ),周期长( $30\sim 80h$ ),渗层脆性较大	要求耐磨、变形小的零件
二段渗氮	第一段温度 $480\sim 530^{\circ}C$ ,第二段温度 $550\sim 565^{\circ}C$ ,第一段氨分解率 $15\%\sim 35\%$ ,第二段 $65\%\sim 85\%$	渗速较小,脆性较小,周期比一段法短,但硬度稍低( $900\sim 1000HV$ )	要求硬度较高、脆性小、抗疲劳性能好的零件
三段渗氮	$520^{\circ}C$ 保持使氮饱和, $560^{\circ}C$ 保持,使氮向内扩散,最后在较低温度保持,使表面氮再饱和以提高硬度	渗速快,周期短,但变形量较大,工艺复杂	要求硬度较高、脆性小、抗疲劳性能好的重要零件

(续)

渗氮方法	工艺过程	特点	适用范围
在 $\text{NH}_3 + \text{N}_2$ 混合气中的渗氮	混合气中含有体积分数为 70%~90% 的 $\text{N}_2$ , 其余与上同	分解出的活性氮原子少, 工件表面氮浓度较低、渗层脆性小	要求硬度较高、脆性小、抗疲劳性能好的零件

不锈钢、耐热钢中的合金元素含量较高,氮的扩散速度较低,因此渗氮时间长,渗氮层浅。另外,由于不锈钢、耐热钢表面存在一层致密的氧化膜( $\text{Cr}_2\text{O}_3$ 、 $\text{NiO}$ )。因此去除这层氧化膜是不锈钢、耐热钢渗氮的关键之一。一般不锈钢、耐热钢工件在渗氮前进行喷砂和酸洗,并在渗氮罐底均匀撒上氯化铵,在加热过程中由氯化铵分解出来的氯化氢将工件表面的氧化膜还原。

### 五、渗氮零件的质量检验和常见缺陷分析

1. 渗氮零件的质量检验 渗氮件的质量检验包括渗层金相组织、渗层深度、表面硬度、渗层脆性等。

(1) 渗层金相组织 渗氮后金相组织的检验包括两部分内容:一是渗氮层的显微组织;二是渗氮零件的心部组织。可按照《钢铁零件渗氮层深度测定和金相组织检验》标准规定的检验方法,判定零件组织级别,并根据标准规定或技术要求判断金相组织是否合格。

(2) 渗层深度 渗氮层由化合物层(白亮层)和氮化扩散层所组成,两者厚度之和为渗氮层深度。渗层深度检查一般为化学侵蚀法和显微硬度法。化学侵蚀法是利用渗氮层的组织与心部组织不同,经化学侵蚀后,在显微镜下可明显地看出其分界线,并能分辨出扩散层。显微硬度法是从零件表面开始,每隔一定的间距,沿着试样的垂直方向测量显微硬度,测至比基体硬度高 30~50HV 处的距离作为渗层深度。显微硬度法测得的比较准确,但操作较复杂,按标准规定,有争议时,应用显微硬度法来仲裁。

(3) 表面硬度 由于渗氮层较薄,一般只能用维氏硬度计或表面洛氏硬度计来测量其硬度。渗氮后的心部硬度可用洛氏硬度计检查。

(4) 渗氮层脆性 经气体渗氮处理的工件,尤其是含铝的钢种,其渗氮层常常会产生脆性。可直接用维氏硬度计的压痕形状评定。渗氮

层的脆性等级判定按 GB/T11354 1989 执行。一般 I、II 级是合格的，III、IV 级是不合格的。脆性等级的检验是渗氮工件的重要检测指标。

2. 渗氮零件常见缺陷及防止措施 表 8-9 列出了渗氮件常见缺陷及防止措施。

表 8-9 渗氮件常见缺陷及防止措施

缺陷类型	产生原因	防止措施
	渗氮温度偏高,采用第一段氨分解率过高或渗氮罐与通氮管久未退氮,启用新渗氮罐	经常校验仪表、热电偶,防止电位差计失灵,氨分解率取下限,渗氮罐与通氮管退氮,新渗氮罐应经过预渗,使分解率平衡控制
渗氮层硬度低或硬度不均匀	工件未洗净,表面有油渍,调质硬度低 材料组织不均匀 密封不良,炉盖等处漏气 装炉不当,气氛循环不良,局部防渗锡层流淌	洗净油污 降低回火温度,提高调质后硬度 调整预备热处理工艺 更换石墨石棉垫,加强密封合理装炉,保证气流畅通,改用其它防渗涂料
渗氮层厚度浅	第二段氨分解率低 装炉不当,零件未经调质处理,零件靠得太近,气氛循环不良	提高氨分解率 合理装炉,保证零件留有 5mm 以上空隙,通过调质处理使基体组织形成均匀致密的回火索氏体
渗氮层脆性大	表面出现相 $\zeta$ ( $\text{Fe}_2\text{N}$ )	渗氮后将氨分解率提高到 70% 以上,于 $500 \sim 570^\circ\text{C}$ 保温 2~4h,通过退氮使 $\zeta \rightarrow \epsilon$ ( $\text{Fe}_2\text{N} \sim 3\text{N}$ )
表面氧化色	冷却时供氮不足,罐内负压而吸入空气 渗氮罐与炉盖处密封不好 干燥剂失效,氨中含水过多 出炉温度过高	适当增大氮流量,保证罐内正压 改进密封措施 更换干燥剂 炉冷至 $200^\circ\text{C}$ 以下出炉

(续)

缺陷类型	产生原因	防止措施
渗氮形成网状脉状或鱼骨状氮化物	渗氮温度太高,原始组织晶粒粗大,零件有尖角、锐边表面脱碳严重 加工粗糙度高 液氮含水量太高 气氛氮势过高	酌量降低并严格控制温度,调质时淬火温度过高应降低,改进设计,尽量避免尖角、锐边,调质处理的淬火工序应在充分脱氧的盐炉或保护气氛炉中进行,或表面脱碳层在机加工时能完全切除 渗氮前的磨削加工后期进给量减小,降低表面粗糙度值 干燥剂应定时烘烤或更换 控制氮分解率,勿使氮势过高
化合物层不致密抗蚀性差	氮浓度低,化合物层偏薄 冷却速度太慢,氮化物分解造成疏松层偏厚 零件锈斑未除净	氮分解率不宜过高 适当调整冷速 入炉前应除净锈斑

## 六、离子渗氮

离子渗氮是在低于 101kPa(1 个大气压)的渗氮气氛中,利用工件(阴极)和阳极之间产生的辉光放电进行渗氮的工艺。

1. 离子渗氮的原理和特点 离子渗氮时将工件置于真空容器中,并充以 133~1333Pa 低压的氮气或氮氢混合气体,以工件为阴极,真空容器的罩壁为阳极。当两极间加直流电压(400~800V)时,两极间的稀薄气体被电离成正离子与电子,从而产生辉光放电。 $N^+$ 、 $H^+$  在电场加速下轰击工件表面,离子所具有的巨大动能,一部分转变成热能加热工件表面,使表面在无需外部热源的情况下温度可达 450~650°C,另一部分使离子直接渗入工件或产生阴极溅射,从工件表面溅射出电子和 C、O、Fe 等原子。被轰击出来的铁原子与获得电子的氮原子化合成 FeN,吸附在工件表面上。在高温与离子轰击作用下,FeN 很快分解成低价氮化物( $Fe_3N$ 、 $Fe_2N$ 、 $Fe_4N$ )和  $\alpha$ -Fe(N)并放出活性氮原子[N]。放出的[N],一部分渗入工件表面并向内部扩散成渗氮层,另一部分返回辉光放电等离子区的气体中,和其它氮气一样重新参加反应。离子渗氮



原理如图 8-4 所示。

离子渗氮的特点有以下几个方面：

1) 渗氮速度快,生产周期短。浅层渗氮的速度比气体渗氮快 2~4 倍。

2) 渗氮质量高。渗层组织易控制,渗层脆性小,致密性好。

3) 变形量小,表面光洁,便于局部渗氮。

4) 无公害,节省能源和气源,改善工作环境和劳动条件。

但离子渗氮设备比较复杂,操作要求严格,某些技术问题(如温度测量与均匀性等)尚需进一步研究解决。

2. 离子渗氮的应用 离子渗氮的适用范围较广,不但可以应用于普通碳钢、合金钢和铸铁,也适用于不锈钢、耐热钢、有色金属以及粉末冶金材料等几乎所有的钢铁材料。

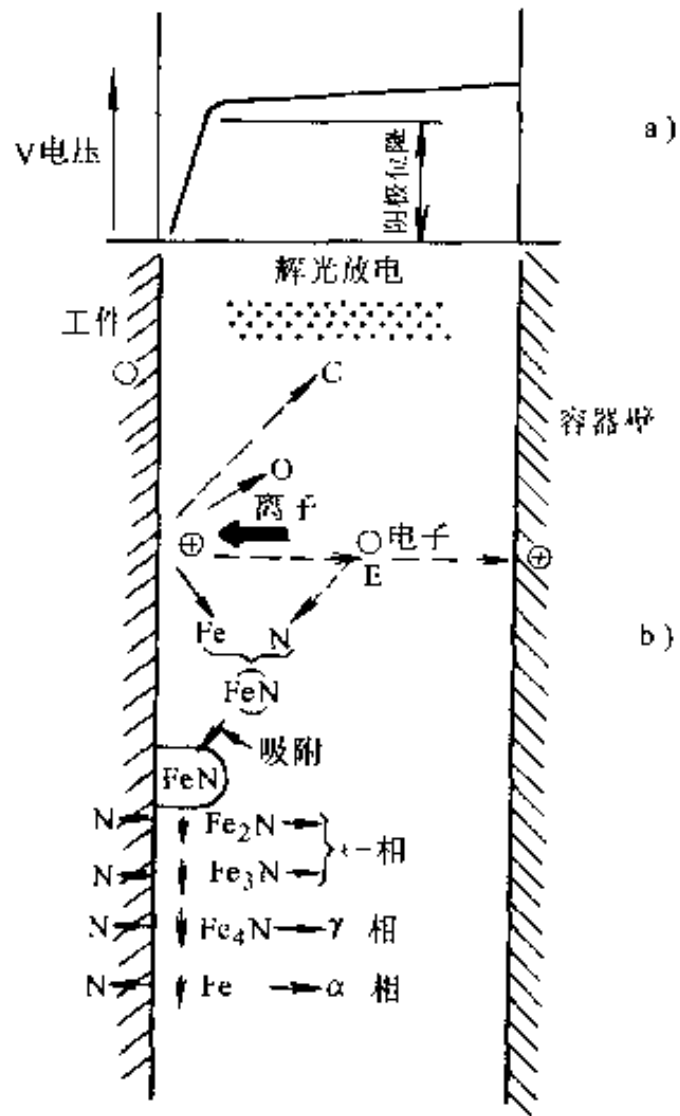


图 8-4 离子渗氮原理图

a) 阴极电位降 b) 表面反应机理

## 第四节 碳氮共渗及氮碳共渗

### 一、碳氮共渗

在一定温度下同时将碳、氮渗入工件表层奥氏体中,并以渗碳为主的化学热处理工艺称为碳氮共渗。碳氮共渗可以在气体介质中进行,也可以在液体介质中进行。

#### 1. 碳氮共渗同渗碳相比有下列特点

(1) 碳、氮同时渗入,渗层表面具有比渗碳更高的硬度、耐磨性和疲劳强度,同时氮降低了奥氏体形成温度,可以在较高温度下进行共

渗,工件不易过热,而且可直接淬火,淬火变形小。

(2) 氮使过冷奥氏体 C 曲线右移,使共渗层淬透性提高,同时可以在较缓和的淬火介质中淬火。碳氮共渗的渗速较快,可以缩短工艺周期。

(3) 碳氮共渗层一般都较浅,渗层深度通常为 0.2~0.8mm。且薄层共渗时,渗层深度小于 0.2mm,因而工件承载能力较低。

## 2. 气体碳氮共渗

(1) 共渗介质 气体碳氮共渗介质可分为两大类:一类是渗碳介质+氮。当采用煤油或苯和氮气进行碳氮共渗时,氮气所占比例一般控制在 40%左右;当利用载气+富化气+氮气进行碳氮共渗时,氮气一般只占炉气总体积的 2%~10%。另一类是含碳、氮的有机化合物,如三乙醇胺 $[N(C_2H_4OH)_3]$ ,甲酰胺 $[H(OH_2)]$ 等。在我国,气体碳氮共渗常采用在井式气体渗碳炉中滴入煤油和通入氮气的方法来实现。

(2) 共渗温度 目前应用较多的碳氮共渗温度为 820~860°C。选择共渗温度时,应考虑共渗速度和渗层质量。提高共渗温度使共渗介质的活性增加和扩散系数增大,因此有利于共渗速度加快;提高共渗温度,渗层的氮浓度降低而碳浓度增高,使共渗层接近于渗碳层;此外,提高共渗温度还使工件的变形趋向增大。

(3) 共渗时间 共渗温度确定以后,共渗时间根据渗层深度而定。层深与时间成抛物线规律。

$$x = k \sqrt{\tau} \quad (\text{mm}) \quad (8-8)$$

式中  $x$ ——渗层深度(mm);

$\tau$ ——共渗保温时间(h);

$k$ ——常数,在 860°C 碳氮共渗时,20 钢  $k = 0.28$ ; 20Cr,  $k = 0.30$ ; 40Cr,  $k = 0.37$ ; 20CrMnTi,  $k = 0.32$ 。

3. 碳氮共渗组织和性能 碳氮共渗后一般都采用直接淬火。碳氮共渗层的组织为细针状马氏体+含碳氮残余奥氏体+碳氮化合物。表面是细针状马氏体基体上弥散分布的碳氮化合物;向里是马氏体加残余奥氏体(马氏体为高碳马氏体,残余奥氏体较多);再往里则残余奥氏体量减少,马氏体也逐渐由高碳马氏体过渡到低碳马氏体。

渗层中碳氮含量不同,组织不同。碳氮含量增加,碳氮化合物增加,

耐磨性及接触疲劳强度提高。但含氮量过高,会出现黑色组织,将使接触疲劳强度降低。含氮量过低,使渗层过冷奥氏体稳定性降低,淬火后在渗层中出现托氏体网,共渗件不能获得高的强度和硬度。若气氛中氧势过高(氨气干燥不充分,水分被带入炉内),渗层表面容易形成孔洞及内氧化组织。

碳氮共渗表面的最佳碳氮浓度为: $w_C = 0.8\% \sim 0.95\%$ ;  $w_N = 0.25\% \sim 0.4\%$ 。

## 二、氮碳共渗

氮碳共渗就是在工件表层渗入氮和碳,并以渗氮为主的化学热处理工艺。氮碳共渗可以在气体介质中进行,也可以在液体介质中进行。

### 1. 氮碳共渗同渗氮相比有以下特点

(1) 氮碳共渗处理的工艺时间短,一般为 1~4h,而气体渗氮长达几十小时。

(2) 氮碳共渗处理获得的  $\epsilon$  相,除含有氮以外,还含有少量的碳,含碳的  $\epsilon$  相具有一定的韧性,因而氮碳共渗所形成的白亮层的脆性比渗氮小。

(3) 抗磨渗氮只适用于特殊的渗氮钢,而气体氮碳共渗不受被处理材料的限制,可广泛用于钢铁材料及粉末冶金材料。

(4) 设备简单,操作方便。

### 2. 气体氮碳共渗

(1) 共渗介质 氮碳共渗介质有:尿素、甲酰胺、氨气+渗碳气体、氨气+乙醇等。

(2) 共渗温度 根据 Fe-C-N 三元相图可知,Fe-C-N 三元合金的共析温度为  $565^\circ\text{C}$ ,共析点的  $w_C$  为  $0.35\%$ , $w_N$  为  $1.8\%$ 。在此温度下,氮在  $\alpha\text{-Fe}$  具有最大溶解度,它有利于氮的吸收和扩散。所以氮碳共渗的合适温度为  $570^\circ\text{C}$  左右。对于高温回火的工作,为保证心部硬度,要求氮碳共渗温度比回火温度低  $10\sim 20^\circ\text{C}$ 。例如,高速钢、Cr12MoV 钢可选用  $530\sim 550^\circ\text{C}$ 。

(3) 共渗时间 共渗时间根据渗层深度要求而定,一般为 1~6h。化合物层厚度随处理时间延长而增加,在 1~3h 内增加最快。超过 6h,由于  $\epsilon$  相形成后化合物层中碳浓度增加阻碍氮原子扩散,渗层深度增

加有限。表面硬度约在 2h 左右时获得最大值,大于或小于 2h 硬度都降低。

3. 氮碳共渗组织和性能 钢铁工件的氮碳共渗组织,由表及里依次为  $\text{Fe}_{2-3}\text{N}$ 、 $\text{Fe}_3\text{N}$  和  $\text{Fe}_4\text{N}$  构成的化合物层(如是合金,还是 Cr、W、V、Al、Mo 等合金氮化物)和扩散层(主要是氮在  $\alpha\text{-Fe}$  中的固溶体  $\alpha(\text{N})$ )。

共渗层硬度:氮碳共渗显著提高工件表面硬度及耐磨性,与调质、感应加热淬火相比较,磨损失重分别降低 1~2 个数量级。

共渗层的抗疲劳性能:氮碳共渗后的疲劳强度高于渗碳或碳氮共渗淬火以及感应加热淬火。低、中碳钢可提高 40%~80%;合金结构钢提高 25%~35%;不锈钢提高 30%~40%;灰铸铁提高 20%左右。

共渗层的耐磨性:氮碳共渗后以  $\epsilon$  相为主的化合物层,化学稳定性高,具有良好的耐磨性,与发蓝、镀锌件的耐磨性相当。

应当指出,氮碳共渗目前存在的问题是渗层较薄,不宜用于重载条件下工作的零件,但对一些不承受大的载荷而又需要抗疲劳、抗磨损、抗咬合的工件,氮碳共渗的强化效果十分明显。

## 第五节 其它化学热处理简介

### 一、渗硼

将金属材料置于含硼介质中,经过加热,靠它们之间的化学或电化学反应,将硼元素渗入工件表层的化学热处理工艺称为渗硼。

1. 渗硼的工艺和原理 常用的渗硼工艺有固体渗硼、液体渗硼、气体渗硼等。近年来发展了一些快速、节能的新的渗硼工艺,如感应加热渗硼、真空渗硼和离子渗硼等。

固体渗硼的原理是供硼剂在高温和活化剂的作用下形成气态硼化物,它在零件表面不断化合与分解,释放出活性硼原子并不断被表面吸附和向内扩散,形成稳定的铁的硼化物层。

一般供硼剂可采用硼铁、碳化硼、脱水硼砂等;活化剂可采用氟硼酸钾、氟硅酸钠、氟铝酸钠、碳酸氢铵等;填充剂可采用碳化硅、氧化铝、木炭等。

渗硼加热温度应根据所用钢种、零件的服役条件及渗后热处理的

要求而定。温度过低,渗速太慢,不易达到一定的渗层厚度;温度过高,晶粒易粗大,还会使渗硼层疏松。渗硼时间应根据所用渗剂成分、要求的硼化物层深度、渗箱尺寸而定。

2. 渗硼的组织 and 性能 金属材料渗硼后,根据硼的浓度,其组织由表及里依次为  $\text{FeB} \rightarrow \text{Fe}_2\text{B} \rightarrow$  过渡区  $\rightarrow$  基体组织,即由硼化物层、过渡层和基体组织三部分组成。

由于材料的含碳量和合金元素的含量不同,硼化物层的深度一般在  $0.1 \sim 0.3\text{mm}$  之间,它们的显微组织呈针状楔入基体,其方向垂直于表面。硼化物层具有极高的硬度( $1500 \sim 2000\text{HV}$ )、远非其它表面硬化层所能比拟的耐磨性,并具有良好的耐蚀性、热硬性和抗高温氧化性。

近年来,渗硼工艺发展很快,应用范围越来越广。渗硼最适于易磨损以及在高温、腐蚀介质中工作的零件。渗硼除用于钢铁材料外,还用于硬质合金、有色金属和难熔金属。由于渗硼层脆性较大、渗层较薄,渗硼不适宜那些承载严重冲击、承受接触疲劳及形状复杂、尺寸精度要求高的零件。

## 二、其它多元共渗

将工件表层渗入多于一种元素的化学热处理工艺称为多元共渗。

与单元渗相比,获得同样的渗层深度,多元共渗所需时间要短得多,而且渗入的工艺温度较低,渗层的性能也较优越。这正是多元共渗工艺能得到迅速发展的原因所在。

1. 硫氮共渗 硫氮共渗是使工件表层同时渗入硫和氮的化学热处理工艺。其目的是综合利用渗硫的减摩作用及渗氮的抗磨损作用来提高零件的使用寿命,增加经济效益。

硫氮共渗主要有气体法和液体法,近年来推广应用的有离子法硫氮共渗新工艺。

零件经硫氮共渗后金相组织分为三层,最外层是  $\text{FeS}$ ; 第二层是以  $\text{Fe}_3\text{N}$  为主的氮化物白亮层; 第三层是氮的扩散层,层深不超过  $10\mu\text{m}$ 。提高共渗温度,延长共渗时间,增大氮的供应量均会加大渗层的脆性。

硫氮共渗主要用于要求抗咬合性、耐磨性、疲劳强度高工模具、刀具和零件上,能够大大提高其使用寿命。

2. 硫氮碳共渗 将工件在含有氰盐和硫化物的介质中同时渗入硫、氮和碳的化学热处理工艺叫硫氮碳共渗。

硫氮碳三元共渗是在硫氮共渗工艺基础上发展起来的,经过共渗处理后,零件在组织和性能上综合了渗硫和氮碳共渗二者的优点,具有较好的技术、经济效果。

常见的硫氮碳三元共渗工艺有气体渗硫氮碳共渗、液体渗硫氮碳共渗等。近年来在研究和开发离子渗硫氮碳共渗工艺方面也取得了较大进展。

渗硫氮碳共渗的渗层中,表面上是 $5\sim 20\mu\text{m}$ 厚的硫化物层,该层的下面是由铁的碳氮化合物及含氮马氏体、残余奥氏体等相组成的白亮层,在白亮层的下面则是过渡层和心部原始组织。

由于硫氮碳三元共渗渗层的表面覆盖着一层韧而硬度低的硫化物层,使摩擦接触表面具有良好的磨合性,同时该层的微孔中储有润滑油可充分润滑,加上硫化物本身干摩擦系数很低,所以其韧性、塑性、抗摩擦性和抗咬合性,特别是接触疲劳强度均优于气体氮碳共渗,只是由于硫化物层硬度低,其抗磨粒磨损的能力比气体氮碳共渗渗层差一点。

硫氮碳三元共渗工艺用于要求耐磨性、抗咬合性、抗疲劳性的结构零件、工模具、刀具上,可较显著地提高使用寿命。

### 三、渗铝

将铝渗入工件表层的化学热处理工艺称为渗铝。

1. 渗铝的工艺和原理 常用的渗铝的工艺方法有固体渗铝法、液体渗铝法、气相渗铝法、热喷涂渗铝法、料浆渗铝法和真空蒸镀扩散渗铝法等。快速电加热渗铝是近年来推广应用的一种新的渗铝法。

形成渗铝层的主要机理有两种。固体渗铝、气相渗铝、扩散型料浆渗铝的原理是靠铝或铝铁合金与活化剂(如氯化铵等),在加热时发生反应生成三氯化铝,三氯化铝在零件表面发生反应析出活性铝原子,活性铝原子立即渗入零件表层中;而液体渗铝、热喷涂渗铝、真空镀铝的原理则是借助于熔融的铝液与零件表面材料互熔而形成富铝的合金层(即渗铝层)。

一般供铝剂可采用铝粉、铝铁合金或铝铜铁合金粉。活化剂主要采用卤化物,如氯化铵、氟化钠等,填充剂可采用氧化铝、高岭土等。

渗铝温度一般为  $850\sim 1050^{\circ}\text{C}$ 。温度低,则渗铝速度慢,渗层薄,铝浓度高,脆性大。温度太高,则晶粒急剧长大,力学性能下降。渗铝时间根据渗层厚度要求、渗铝剂成分和温度而定。延长渗铝时间能增加渗层深度,但其效果远不如提高温度那样明显。

2. 渗铝的组织 and 性能 零件渗铝后,通常靠近基体组织的渗层内层是呈柱状的含铝铁素体,铁素体中的含碳量和其它合金元素都很少。因此在这些区域的碳和合金元素将进行再分配。如果钢中碳和合金元素含量较高,则渗层下面将是富碳区。渗铝层的外层组织与渗铝工艺有很大关系。固体渗铝后,外层是呈亮白色的铝铁化合物。液体渗铝后,表层是以机械方式粘附的一层与合金浴成分相同的铝(铁)合金。热浸、电泳和喷涂渗铝后,外层由表及里依次为纯铝层、 $\text{FeAl}_3$ 、 $\text{Fe}_2\text{Al}_7$  等化合物层。

渗铝能够提高钢件和耐热合金的高温性能,改善铁基粉末合金、铜合金和钛合金的表面性能,所以用低级钢材渗铝代替高级不锈钢耐热钢材,如低碳钢渗铝代替在  $800\sim 900^{\circ}\text{C}$  下工作的炉内构件(料盘、炉底板等)及其它耐热件,得到了广泛的应用。

## 第九章 结构钢的热处理

**培训要点** 熟悉调质钢、弹簧钢、滚动轴承钢的化学成分,掌握其热处理特点,熟悉典型零件热处理缺陷产生的原因及改进措施。

### 第一节 概 述

#### 一、对结构钢基本性能的要求

各种机器零件往往要经过锻、轧、挤、拉、拔等冷、热变形加工和切削加工,以及焊接、热处理等工序才能使用。零件服役时的工况很复杂,主要承受拉伸、压缩、弯曲、扭转、冲击载荷以及疲劳、摩擦的作用;而且受到温度、大气、润滑油及腐蚀介质的影响,其损坏的方式和性质也各不相同,所以对结构钢的基本性能提出了以下要求:

- (1) 具有足够高的屈服强度和抗拉强度,以防止过载变形和断裂。
- (2) 具有高的疲劳强度,以防止在交变载荷下产生疲劳破坏。
- (3) 具有足够的韧性,以防止在冲击或过载时发生突然的脆断。
- (4) 具有良好的工艺性能,以便于制造。

#### 二、结构钢的合金化

结构钢是以碳素钢为基础,加入一些合金元素,发展成为合金结构钢。合金结构钢不仅能达到碳素钢的工艺性能,而且具有比碳素钢更好的综合力学性能。

通常加入结构钢的合金元素有铬、硅、镍、钨、钼、钒、钛、硼等。根据淬透性和力学性能要求决定加一种还是多种元素。按各种元素在钢中所发挥的作用,把合金元素分为主加元素和辅加元素。主加元素在钢中的含量较大,主要贡献是提高淬透性和力学性能。辅加元素则是指加入到含有主加元素的钢中,能进一步提高淬透性,降低过热敏感性及回火脆性,消除某些缺陷,对改善材料的性能起着辅助作用的元素。



## 第二节 调质钢的热处理

### 一、对调质钢基本性能的要求

调质钢通常是指在淬火、高温回火(调质)后使用的钢,一般为中碳优质碳素钢和合金结构钢。主要用于制造循环载荷与冲击载荷或各种复合应力下工作的零件。调质钢的合金化及热处理的主要原则是:

1. 良好的综合力学性能 为保证调质零件的使用性能,要求调质钢具有良好的力学性能。综合力学性能是指强度与韧性的配合,以抗拉强度、屈服强度及冲击韧度各项指标作为衡量标准。在保证某一冲击韧度的前提下,使抗拉强度尽可能高。但是,随着对金属材料研究的不断深入,发现上述认识不够完善,在某些特殊情况下,还应考虑使用多冲抗力、断裂韧度和疲劳性能指标。

2. 足够的淬透性 调质钢必须具有足够的淬透性,才能保证零件获得调质后的正常组织(回火索氏体),从而发挥其良好的综合力学性能。因此,淬透性是调质钢性能的一项主要指标。调质零件上马氏体层的厚度,根据其工作时承受的应力类型及大小来确定。例如,汽车上的半轴工作时承受扭转和弯曲应力,表面拉应力最大,愈向心部,应力愈小,所以只要求淬火后半轴表面至 $1/2$ 半径处的范围内能够达到90%以上的马氏体即可。有些重要的螺栓,整个截面在工作时受到大的剪切或拉力。因此要求零件整个截面均淬成马氏体。

### 二、调质钢的化学成分与热处理特点

#### 1. 化学成分特点

(1) 碳的作用 调质钢碳的质量分数一般在 $0.25\% \sim 0.50\%$ 范围内,以此保证淬透性的要求,并保证有足够体积的碳化物相,使其起到弥散强化的作用。含碳量过低,淬火后硬度低,调质后的强度不足;含碳量过高,回火后韧性下降。碳素调质钢通常选择上述范围的上限;合金调质钢由于合金元素的强化作用,其含碳量选上述范围的下限。碳是不利于调质钢冲击韧度的元素,故在保证硬度的前提下,应该把钢中的碳含量限制在较低的范围。

#### (2) 调质钢中合金元素的作用

1) 提高淬透性 在调质钢中加入锰、硅、铬、镍这些元素,目的是

提高钢的淬透性。锰、铬是提高淬透性的最有利的元素,而且价格便宜,所以合金调质钢都以锰、铬为主加元素。镍对淬透性的贡献次之,在含铬的钢中加入镍,可明显增加淬透性。但是由于镍的价格昂贵,所以一般不作为调质钢的主加元素。研究和实践证明,钢中加入微量的硼元素( $w_B=0.001\% \sim 0.005\%$ )能显著提高淬透性。

2) 提高回火稳定性 钢经调质后得到回火索氏体组织,这种组织是在再结晶的细晶粒铁素体上分布着弥散的粒状碳化物,它的强度(或硬度)主要取决于铁素体的强度和碳化物的弥散强化作用。因此,凡是提高回火稳定性的元素,以及能强化铁素体或能增加碳化物的弥散度的元素,均可提高回火后的强度。对铁素体强化效果最佳的元素是硅、锰,其次是镍、钨、钼,再次是铬。

3) 细化奥氏体晶粒 加入调质钢中细化晶粒的元素有钒、钛等。钒在含锰的钢中少部分可溶入奥氏体中,略能提高淬透性,而大部分则以碳化物或氮化物形式存在,从而起到细化晶粒的作用。由于钒的碳化物很难溶于奥氏体中,且达到一定含量时反而会降低淬透性,故应用的较少。

4) 抑制第二类回火脆性 钢中含有铬、锰、镍、硼等元素时,会增加钢对第二类回火脆性的敏感性,当铬、锰、镍同时存在时,产生的影响更甚。抑制第二类回火脆性,除采用回火后快冷外,还可以在钢中加入适量的钼或钨元素。

合金调质钢中合金元素总量一般不超过5%,属于低合金钢。钢中的硫、磷杂质应严格控制,优质钢硫、磷含量要求小于 $w_P$ 为0.040%;高级优质钢 $w_S \leq 0.030\%$ 、 $w_P \leq 0.035\%$ 。

2. 热处理特点 由于调质钢碳含量均在中碳范围,加上合金元素的强烈影响,许多钢在热加工后组织上存在较大的差异。合金元素含量较少的钢,正火后的组织多半为珠光体,合金含量较多的钢,正火后则为马氏体组织。为便于切削加工和改善钢件因热加工不当造成的粗晶和带状组织,需要先进行预备热处理,然后再进行调质处理。

(1) 淬火 钢件在 $A_{c3}$ 以上( $30 \sim 50^\circ\text{C}$ )范围内加热,温度过高,会导致奥氏体晶粒粗大,冷却时加大变形和开裂的倾向。温度过低,奥氏体化不充分,钢的淬透性降低,淬火后组织中会出现游离铁素体,无法

达到强度要求。实际淬火加热温度的选择,视具体情况而定。主要取决于化学成分、工件尺寸和形状,以及淬火介质等因素。零件尺寸较大时,选上限加热温度,取下限加热保温时间。截面变化大、形状复杂,容易变形的零件应取较低的淬火加热温度。例如,小截面碳素钢若用油淬,加热温度应选取上限;而低合金钢若用水淬,则加热温度应选取下限。另外,用冶炼、锻造质量好的合金调质钢制作的大截面零件,采用正确的热处理方法,可获得较深的淬硬层。常用调质钢淬火工艺参数见表9-1。

表 9-1 常用调质钢淬火工艺参数

钢 号	淬 火 温 度/°C		淬 火 介 质	备 注
	盐 炉	空 气 炉		
45	810~830	820~850	盐水、盐水-油	形状复杂零件可用水淬油冷
60Mn	860~820	820~840	油	有过热倾向,有第二类回火脆性
40Cr	820~850	840~860	油	有回火脆性
42CrMo	850~870	860~880	油、盐水	
40CrNiMo	840~860	850~870	油	有白点敏感性
38CrMoAlA	930~960	920~940	油、盐水	有脱碳敏感性

加热时间的确定是根据钢材的化学成分、加热设备、加热方式、工件尺寸及装炉量等因素来确定。合金钢加热时间比碳钢长,当工件截面 $<50\text{mm}$ ,装炉量适中时,盐浴炉加盐时间按 $0.4\sim 0.6\text{min/mm}$ 估算;气体介质加热炉按 $1.5\sim 1.8\text{min/mm}$ 来估算。

淬火冷却以获得马氏体组织为目的,冷却介质及方式根据材料的淬透性、零件的尺寸及形状来选择。一般合金结构钢零件,皆可在油中淬火。而合金含量较高,淬透性很好的钢材,甚至在空气中就能淬上火。

(2) 回火 调质钢一般的回火温度在 $500\sim 650^{\circ}\text{C}$ 之间,具体温度根据调质件的性能确定。合金钢的回火稳定性较高,在性能要求相同的情况下,其回火温度略高于碳钢,时间也略长些。

对于回火脆性敏感的材料,要采用快冷的方式(用水或油冷),以免发生回火脆性。其它钢材可在空气中冷却。

高淬透性的钢或截面尺寸很大、形状复杂的零件,淬火后必须及时

回火,最好在淬火未冷至室温之时( $100^{\circ}\text{C}$ )就进行回火,以防止变形和开裂。

### 三、常用调质钢

调质钢按化学成分可分为碳素调质钢与合金调质钢两大类。常用调质钢的钢号、成分、热处理及用途见《简明热处理工手册》。

1. 碳素调质钢 一般用优质碳素结构钢中的中碳钢作为调质钢,例如 35~50 钢或 40Mn 等,其中 45 钢应用最广。这类钢生产工艺简单,价格便宜。由于碳素钢的淬透性比较低,所以只适合制造小尺寸的零件。一般说来,小截面的碳素钢件若用油淬,则加热温度应选上限。当零件直径大于 60mm 时,调质后的性能与正火性能相近;尺寸大于 100mm 时,表面甚至无法得到马氏体组织。所以,此类钢必须在淬火时使用水作为冷却介质,这样势必增加其变形及开裂的倾向。因此,这类钢适宜制造负荷低,尺寸小,形状简单的工作。

2. 合金调质钢 合金元素加入,极大地提高了这类钢的淬透性以及综合力学性能。按钢的淬透性高低又可将合金调质钢分为低淬透性、中淬透性、高淬透性三类,各类之间没有严格的界限。

(1) 低淬透性调质钢 这类钢的油淬火临界直径为 20~40mm,钢中合金元素种类少,质量分数低,一般不大于 2.5%。常用于中等截面、力学性能要求比碳钢高的调质零件。属于这类钢的有铬钢、锰钢、铬硅钢、硅锰钢、锰钒钢和含硼钢等。

(2) 中淬透性调质钢 这类钢的油淬火临界直径为 40~60mm,通常含有两种以上合金元素,如铬镍钢、铬锰钢、铬钼钢、铬锰硅钢以及一些含硼钢种。这些钢调质后强度高,可作截面较大、承受较重载荷的调质件。常用的牌号有 35CrMo、38CrMoAlA、40Cr.Ni 等。

(3) 高淬透性调质钢 这类钢的油淬火临界直径 $\geq 60\sim 100\text{mm}$ ,合金元素的总含量比上述钢多,主要钢种有铬镍钼钢、硅锰钼钒硼钢等。这类钢调质后强度高,韧性好。可用于制作大截面重负荷的重要零件。

### 四、典型调质零件的热处理及常见缺陷和预防措施

#### 1. 柴油机连杆的选材及热处理

(1) 连杆的工作条件及性能要求 连杆在工作时,除了受到气缸

的爆发力外,还受到往复惯性力和旋转惯性力。承受的载荷有:交变拉、压应力,纵向的弯曲应力和冲击应力。其损害形式主要是疲劳断裂。要求其整个截面都具有良好的综合力学性能,较高的拉伸和疲劳强度及较高的冲击韧度。为满足技术条件的要求,采用40Cr调质处理,以便获得良好的综合力学性能。

(2) 加工路线 下料→锻造成形→调质→机加工;也可以采用锻造余热淬火的工艺,该工艺加工路线为:下料→锻造成形→余热淬火、回火→机加工。

(3) 热处理工艺 连杆锻造成形后,除了个别与其他零件配合的部位需要加工外,其余部分的形状都不再改变,因此连杆表面不能有裂纹、折叠、过烧、氧化等缺陷。

1) 淬火 为了获得均匀的马氏体组织,按理论计算淬火加热温度应选择 $810\sim 850^{\circ}\text{C}$ 。但是为了增加淬硬层深度,减少游离铁素体的含量,以及考虑到加热炉的特点、测温的情况、连杆出炉后表面降温和冷却剂的选用等一系列因素,故生产上将淬火加热温度提高到 $860\pm 10^{\circ}\text{C}$ ,加热时炉内通入保护气氛。

保温时间根据连杆的厚度、装炉量而定,为保证加热时奥氏体成分的均匀,在气体介质炉中加热可按 $1\sim 1.5\text{min/mm}$ 估算时间。

根据40Cr的淬透性,油中淬火足以保证连杆整个截面都能淬透。因此可选用油作冷却剂,为减小变形,油温最好控制在 $40\sim 80^{\circ}\text{C}$ 之间。连杆出炉后垂直入油,停留时间约1min左右,然后取出空冷。

2) 回火 回火温度为 $620\sim 640^{\circ}\text{C}$ ,时间是 $1\sim 2\text{h}$ ,出炉后水冷( $20\sim 40^{\circ}\text{C}$ ),以防止回火脆性的产生。回火后硬度在 $227\sim 255\text{HBS}$ 之间。

连杆热处理常见缺陷及预防或补救措施见表9-2。

## 2. 磨床主轴的热处理

(1) 磨床主轴的工作条件及性能要求 磨床主轴工作时除了承受扭转、弯曲和一些冲击载荷外,轴颈和拆装部分还受到摩擦作用。其损坏形式主要是磨损、咬痕或因变形造成精度丧失而失效,有时也由于疲劳断裂而损坏。所以要求主轴不仅要有较好的综合力学性能,而且还要具有高的硬度和耐磨性,此外,由于主轴对精度的要求很高,所以还要

有良好的尺寸稳定性。根据上述性能要求,主轴应选用中碳调质钢 38CrMoAlA,并在轴颈和拆装部分进行渗氮处理。

(2) 磨床主轴的加工路线 下料→锻造→退火→粗车→调质→精车→去应力处理→喷砂→粗车→探伤→渗氮→精磨。

### (3) 磨床主轴的热处理工艺

1) 退火 锻造后毛坯退火目的是降低硬度,改善加工性能,消除锻造应力,细化晶粒,并为调质处理做好组织准备。由于 38CrMoAlA 钢的脱碳倾向较大,退火温度不宜太高,生产上采用 900~920°C,保温时间 3h,随炉冷却至 500°C 左右出炉空冷,退火后的硬度应在 229HBS 以下。

表 9-2 连杆热处理常见缺陷及预防或补救措施

缺陷名称	危害	产生原因	预防或补救措施
脱碳	疲劳强度降低	1. 锻造加热时间过长 2. 盐浴脱氧不彻底 3. 空气炉加热未通保护气	1. 控制锻造加热时间 2. 盐浴脱氧捞渣 3. 在空气加热炉中通保护气氮
未淬透	硬度低	加热温度低或淬火冷却速度慢	重新加热淬火
淬火裂纹	寿命降低	淬火冷却不当	1. 检查材料成分 2. 碱浴分级淬火
组织不均匀	组织中出現托氏体或贝氏体,降低韧性	1. 加热温度低 2. 保温时间短 3. 冷却速度慢	1. 正确执行淬火工艺 2. 加强中间检查

### 2) 调质处理包括

① 淬火 在井式炉中用夹具吊装加热。加热温度为 930°C,保温 3~5h,油冷。温度太低,铁素体不能完全溶入奥氏体中,渗氮时该铁素体处易形成针状氮化物,引起脆性。温度太高,加剧脱碳倾向,而且奥氏体晶粒粗大,渗氮后易形成网状氮化物,也会增加脆性。

② 回火 在井式炉中加热,最好采用悬挂方式,以防止弯曲变形。回火温度为 630~670°C,保温时间 4~6h,长时间保温是为了充分消除应力,以减少渗氮时的变形。回火后在空气中冷却。

3) 去应力处理 目的是消除机械加工生产的内应力和回火过程中尚未去除的残余应力,保证在渗氮时组织的稳定和不变形。去应力处理的温度低于回火温度约  $20\sim 30^{\circ}\text{C}$ ,在  $630^{\circ}\text{C}$  左右。保温时间  $6\sim 10\text{h}$ ,以便充分消除应力,保温后炉冷至  $350^{\circ}\text{C}$  时,出炉空冷。

4) 渗氮 渗氮前表面进行严格清洗,不允许有任何油污和铁锈。非渗氮部位用镀锡或涂料加以保护。渗氮采用冷炉装料,主轴最好垂直悬挂,以防止变形。装炉后要密封。

采用二段渗氮法,第一阶段,加热至  $500\sim 520^{\circ}\text{C}$ ,保温  $15\text{h}$ ,氮气压力  $1000\sim 2000\text{Pa}$ ,分解率  $15\%\sim 25\%$ 。第二阶段,升温至  $560\sim 580^{\circ}\text{C}$ ,保温  $25\text{h}$ ,氮气压力  $1000\sim 2000\text{Pa}$ ,分解率  $50\%\sim 60\%$ 。二段强烈渗氮后,为减少主轴表面渗氮层脆性,需要进行一段时间的断氮保温,时间为  $2\text{h}$  左右。随后炉冷,当炉温降至  $200^{\circ}\text{C}$  以下时出炉。

### 第三节 弹簧钢及其典型零件的热处理

#### 一、弹簧钢的基本性能要求

弹簧是使用广泛的零件,在工作中主要起储存能量和减轻振动的作用。弹簧钢是用于制造各类弹簧的用钢。根据弹簧的外形可分为板簧和螺旋弹簧。

板簧除了承受巨大的静负荷外,还要承受冲击负荷和振动,所以受力以反复弯曲为主;其失效方式大多是疲劳破坏,因而,要增加板簧的使用寿命,应采取提高其疲劳强度的措施。

螺旋弹簧无论是受拉或受压,其承受的应力主要是扭转应力。破坏方式主要是疲劳。

弹簧工作条件和破坏形式决定了弹簧钢应具有以下基本性能:

(1) 应具有高的强度极限 对减振弹簧,从吸收能量方面考虑,要求有高的弹性极限。为提高强度的利用率,还要求有高的屈强比  $\sigma_s/\sigma_b$ 。

(2) 应具有高的疲劳极限 以免发生早期疲劳失效。一般来说,钢的疲劳极限和强度极限之间有一定的比例关系。强度越高,疲劳极限也越高。由于疲劳性能对零件的表面状态很敏感,所以弹簧的表面质量优良,其使用寿命才可能大幅度提高。

(3) 应具有一定的韧性和较好的工艺性能 以保证弹簧工作时安

全可靠和制造过程中的加工成形。

(4) 对淬火、回火的弹簧钢要求不易脱碳,有足够的淬透性,低的过热敏感性。

此外,某些特殊用途的弹簧还要求有好的导电性、耐腐蚀性和高温下抗松弛性能。

## 二、弹簧钢的化学成分与热处理特点

1. 化学成分 弹簧钢分为碳素弹簧钢和合金弹簧钢。为保证弹簧具有高的弹性极限与疲劳强度,碳素弹簧钢碳的质量分数一般控制在 $0.6\% \sim 0.9\%$ 之间。含碳量过高,不利于加工成形,同时,也因缺口敏感性增大而降低其工作的可靠性;含碳量过低,会使弹簧钢的强度下降。由于碳素弹簧钢的淬透性低,所以只适用于截面小于 $12 \sim 15\text{mm}$ 的小弹簧。

大型弹簧和重要弹簧均用合金弹簧钢制造。由于合金元素使共析点左移,故合金弹簧钢的碳的质量分数为 $0.45\% \sim 0.7\%$ 。最常加入的合金元素有锰、硅、铬、钒、钼等,锰、铬主要提高钢的淬透性。锰、硅起着强化铁素体的作用,提高钢的屈服强度。铬、钼、钒提高钢的回火稳定性;钼、钨还能提高钢的屈服强度。钒和铌是细化晶粒的元素,加入钢中提高强度和韧性,对疲劳极限也有良好的作用。但是硅的加入,使钢在加热时的脱碳倾向增加,从而导致疲劳强度值的降低,因此,在热处理时应当注意防止脱碳。

弹簧钢的冶金质量对疲劳强度有很大影响,所以对磷、硫杂质作了规定,优质钢 $w_P \leq 0.04\%$ , $w_S \leq 0.045\%$ ;高级优质钢 $w_P \leq 0.035\%$ , $w_S \leq 0.03\%$ 。

2. 热处理特点 弹簧的热处理主要有两种:一种是淬火、回火处理;另一种是只做低温消除应力处理。采用何种方式,要根据供货状态决定。当弹簧截面尺寸较大时,供货方式为热轧态,用热成形法制造弹簧,随后进行淬火、回火处理。截面较小的弹簧,冷拉后的力学性能基本达到要求,用户只需在冷卷成型后消除冷卷应力即可使用。

对热轧弹簧而言,热处理时为了尽可能地减少弹簧钢的氧化脱碳程度,淬火温度一般为 $A_{c_3}$ 或 $A_{c_1}$ 以上 $30 \sim 80^\circ\text{C}$ 。淬火温度不宜太高,保温时间不宜过长,以钢材温度均匀为原则。淬火介质一般使用油。尺



寸较大的钢或淬透性很差的碳素弹簧钢才采用水淬油冷,以减少变形。水淬时间要严格控制,以免零件变形开裂。

弹簧钢一般采用中温回火以便获得高的抗拉强度、屈服强度和弹性极限以及适当的塑性和冲击韧度。回火温度在  $400\sim 500^{\circ}\text{C}$  比较合适。回火时间一般为  $30\sim 60\text{min}$ 。为避免回火脆性,回火后要快冷。

弹簧表面的弯曲和扭转应力最大,所以表面状态非常重要。最忌讳的是表面发生氧化脱碳。加热时一定要严格控制炉气,并尽量缩短加热时间。

弹簧热处理常见缺陷及其对策见表 9-3。

表 9-3 弹簧热处理常见缺陷及其对策

缺陷类型	对弹簧性能的影响	缺陷产生的原因	防止及补救措施
脱碳	疲劳寿命降低	1. 空气炉加热未通保护气 2. 盐浴脱氧不彻底	1. 控制加热炉气氛 2. 彻底脱氧捞渣和采用快速加热工艺
淬火后硬度不足	产生残余变形,降低使用寿命	1. 非马氏体组织多 2. 心部出现铁素体 3. 淬火加热温度低 4. 淬火介质冷却能力差	1. 选用淬透性好的钢材 2. 提高淬火介质的冷却能力 3. 在 $A_{r3}$ 以上进入淬火介质 4. 适当提高淬火加热温度 5. 淬火后对金相组织检验
过热	晶粒粗大,脆性增加	1. 淬火加热温度过高 2. 热成形温度过高	1. 正确选择加热温度 2. 适当降低成形温度 3. 校对仪表,保证测温准确
开裂	脆性增加,严重降低寿命	1. 加热温度高,介质冷却能力太强 2. 表面脱碳 3. 回火不及时	1. 严格控制淬火加热温度 2. 淬火时冷至 $250\sim 300^{\circ}\text{C}$ 时,出炉空冷 3. 及时回火

### 三、常用弹簧钢

弹簧钢按化学成分主要分为碳素弹簧钢、锰弹簧钢、硅锰系弹簧钢和铬系弹簧钢四类。常用弹簧钢的钢号、成分、热处理及用途见《简明热处理工手册》。

1. 碳素弹簧钢 一般用优质碳素结构钢中的高碳钢,如 60、65~85 钢。碳素弹簧钢热处理后具有一定的强度和适当的韧性。但其淬透

性低,所以只适合制造尺寸小、不太重要的弹簧。

2. 锰弹簧钢 主要牌号是 65Mn 钢。钢中加入  $w_{Mn}$  为 0.8%~1.2%,使淬透性有所提高,脱碳倾向减小,但有过热倾向。锰钢价格便宜,资源丰富。可用这类钢制造截面尺寸为 8~15mm 左右的小型弹簧。

3. 硅-锰系弹簧钢 最典型的是 55Si2Mn。钢中加入硅、锰元素使铁素体显著强化。硅的加入提高了钢的弹性极限,使屈强比达到 0.8~0.9;硅还提高淬透性和回火稳定性;同时,疲劳强度也有所提高。但是硅具有增加钢材脱碳倾向的缺点,当硅、碳含量较高时会出现石墨化倾向。

4. 铬系弹簧钢 最常用的钢号是 50CrVA。钢中加入  $w_{Cr}$  为 1% 的铬,能提高淬透性、回火稳定性。加入钒是为了形成稳定的 VC 化合物,阻止奥氏体晶粒的长大,从而细化晶粒,提高材料的强韧性。这类钢不但具有高的淬透性和强度,而且回火稳定性也很好,在 500~550°C 回火后,仍具有高的强度极限和屈服极限。所以可用这类钢制造大截面、高负荷的螺旋弹簧,以及工作温度在 300°C 以下的气阀弹簧等。

#### 四、典型弹簧零件的热处理

1. 气阀螺旋弹簧的热处理 常用 50CrVA 钢丝制造的内燃机气阀弹簧外形见图 9-1。气阀弹簧的加工路线是:下料→绕簧→去应力→淬火、中温回火→表面强化→压缩→校正→第二次去应力→检查。

冷卷弹簧成形后,将弹簧加热到 400~500°C,消除因塑性变形产生的内应力,确保淬火时弹簧尺寸不发生大的变化。在硝酸钠盐浴中加热,装炉时保证轴心垂直,以免弯曲变形。

在脱氧良好的盐浴炉中淬火加热,50CrVA 钢常用的淬火温度是 840~880°C。钢丝较细的弹簧,因出炉至淬火入油这段时间内温度下降的过快,影响淬火效果,所以淬火加热温度取上限,870~880°C;反之,取下限温度。保温时间为 1.2~2min/mm。淬火介质用 L-AN15 或 L-AN32(10 号或 20 号机油)。最好用淬压机压住弹簧并定距,然后水平淬入油槽中,以减少变形。如果不具备以上条件,淬火时要注意使弹簧轴线水平平稳入油,并水平缓慢摆动。

油淬火弹簧应在 24h 内进行回火;用水淬火的弹簧应在 4h 内回

火,以防止变形开裂。通常气阀弹簧的回火温度为  $390^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$ ,时间一般为  $30 \sim 60\text{min}$ 。回火后金相组织为托氏体,硬度为  $45 \sim 50\text{HRC}$ 。

弹簧经淬、回火后,如尺寸达不到要求,必须进行校正。校正产生的局部内应力,通过第二次去应力回火来消除,其温度比前一次回火温度低  $20 \sim 30^{\circ}\text{C}$ ,时间为  $5 \sim 15\text{min}$ 。

2. 汽车板簧的热处理 汽车板簧常用  $55\text{Si}2\text{Mn}$  或  $60\text{Si}2\text{Mn}$  钢制造,外形如图 9-2 所示。加工路线为:下料  $\rightarrow$  校直  $\rightarrow$  钻孔  $\rightarrow$  卷耳  $\rightarrow$  淬火、回火  $\rightarrow$  喷丸  $\rightarrow$  装配  $\rightarrow$  预压缩。

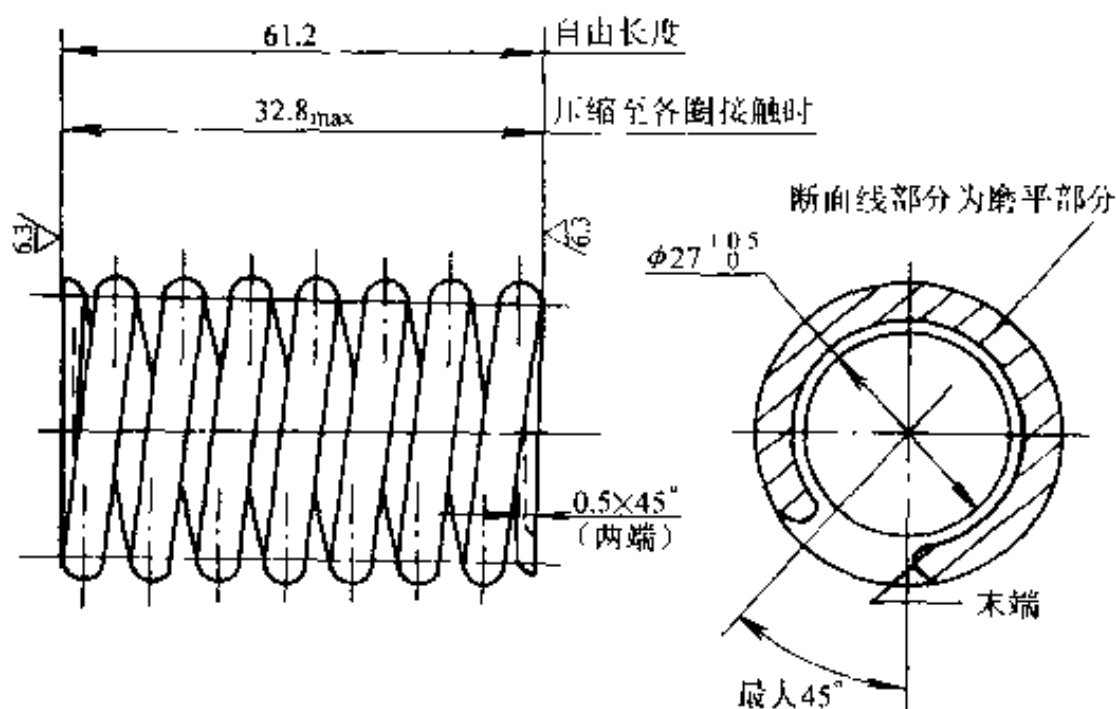


图 9-1 气阀弹簧

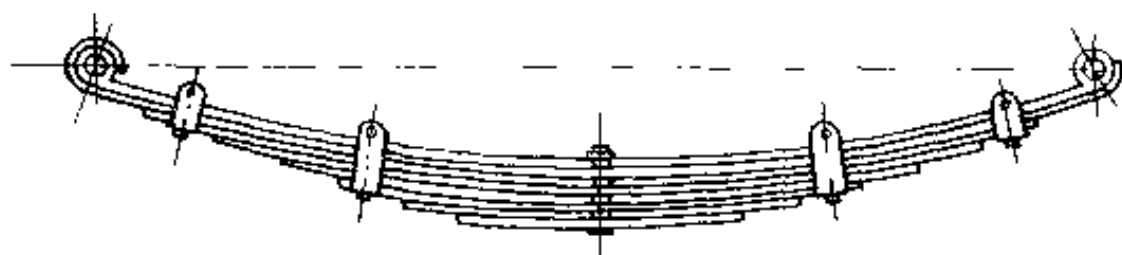


图 9-2 汽车板簧总成结构图

加热温度为  $850 \sim 880^{\circ}\text{C}$ ,加热时间根据板厚来决定,见表 9-4。随后油冷,冷却时间为  $50 \sim 75\text{s}$ 。冷却介质用 10 号轻柴油,油温控制在  $20 \sim 50^{\circ}\text{C}$ 。

采用高温快速回火以提高生产效率和强度。钢板厚度  $\leq 8\text{mm}$  时,回火时间为  $18\text{min}$ 。回火炉后部温度为  $480^{\circ}\text{C} \pm 20^{\circ}\text{C}$ ;前部温度为

680°C±20°C。钢板厚度>8mm时,炉子后部温度为460°C±20°C;前部温度为650°C±20°C。回火时间为30min。

弹簧片装夹好后,根据技术要求弹簧主片、第二片、第三片的拉伸表面要进行喷丸处理。以便提高疲劳寿命。经喷丸处理的钢板,其疲劳寿命一般可达到未喷丸的5~10倍。

表 9-4 板簧厚度与淬火加热时间的关系

钢板厚度/mm	≤6.5	≤8	≤9.5	≤11	≤12
加热时间/min	20~22	22~24	25~28	27~30	29~32

## 第四节 滚动轴承钢及其热处理

### 一、滚动轴承钢的基本性能

滚动轴承钢(简称轴承钢)主要用于制造滚动轴承中的滚珠、滚柱、滚针及套圈等。滚动轴承工作时,一般内套圈常与轴紧配合,并随轴一起转动,外套圈则装在轴承上固定不动。轴承内、外套圈及滚动体均在交变的接触疲劳应力下工作。运转过程中,滚动体与套圈有相对滑动,产生相对摩擦;同时上述工作面还受到润滑油的化学腐蚀。此外,在各种车辆、轧钢机上的轴承,工作时要承受很大的冲击和振动负荷。基于轴承的工作条件和破坏形式。对滚动轴承钢的性能提出以下要求:

- (1) 具有高的接触疲劳强度和抗压强度。
- (2) 高的淬硬性和必要的淬透性以保证在热处理后获得高而且均匀的表面硬度。
- (3) 高的弹性极限,防止在高载荷作用下轴承发生过量的塑性变形。
- (4) 一定的韧性,防止轴承在承受冲击载荷作用时发生破坏。
- (5) 良好的尺寸稳定性,防止轴承在长期存放或使用中因尺寸变化而降低精度。
- (6) 一定的抗腐蚀性能,在大气和润滑剂中应不易生锈或被腐蚀。
- (7) 良好的工艺性能,如冷、热成形性能、切削性能、热处理性能等,以便适应大批量生产的要求。

### 二、滚动轴承钢的化学成分和热处理特点

#### 1. 滚动轴承钢的化学成分

(1) 高碳 为了轴承在淬火和低温回火后得到高硬度、高耐磨性和高的接触疲劳性能。一般将碳的质量分数控制在  $0.70\% \sim 0.80\%$  以上。含碳量太低,无法形成足够数量的碳化物;含碳量过高,会增加碳化物分布的不均匀性,容易生成网状碳化物,影响疲劳寿命。故铬轴承钢中碳的质量分数一般为  $0.95\% \sim 1.15\%$ 。

(2) 主加元素为铬 铬的质量分数小于  $1.65\%$ 。铬除了可以增加淬透性外,部分溶于铁素体,还形成较稳定的合金渗碳体,热处理后得到的细小均匀的碳化物,对钢的耐磨性,尤其是接触疲劳强度十分有利。铬还能提高马氏体的低温回火稳定性,热处理后得到均匀及高的硬度,从而有效地提高钢的耐磨性。但如果钢中  $w_{Cr}$  超过  $1.65\%$ ,则会使淬火后残余奥氏体量增加,使硬度和尺寸稳定性降低。

(3) 加入硅、锰元素 进一步提高淬透性,适合制造大型轴承。但是 Mn 会增加钢的过热倾向,含量过高会引起残余奥氏体量增加。Si 元素会增加钢中的氧化夹杂,故需加以限制。一般  $w_{Mn}$  控制在  $0.90\% \sim 1.2\%$ ;  $w_{Si}$  控制在  $0.40\% \sim 0.70\%$  之间。

(4) 严格控制有害元素硫、磷含量 P 在加热时会促使晶粒长大并增加钢的脆性,降低强度,增加淬火开裂倾向。S 会增加钢中的硫化夹杂。氧、氢、氮气体对轴承钢也是有害的,应尽量减少。

## 2. 滚动轴承钢的热处理

### (1) 预备热处理

1) 正火 如果毛坯锻造工艺不当,出现沿奥氏体晶界析出的二次网状碳化物、粗大的片状珠光体和条状碳化物组织时,因为它们在随后的球化退火过程中不能完全消除,从而影响零件的使用寿命,所以采用正火工艺来消除这些组织。有粗大网状碳化物的 GCr15 钢采用  $900 \sim 950^{\circ}\text{C}$  的加热温度,工件热透后保温  $30 \sim 50\text{min}$ 。冷却速度不小于  $40 \sim 50^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 。

2) 球化退火 经过锻造后的零件,其显微组织为细片状珠光体时,可直接进行球化退火。球化退火的目的是:降低硬度便于切削加工;获得均匀分布的细颗粒状珠光体,为淬火做好准备;改善热处理的综合力学性能;消除加工硬化,增加塑性。GCr15 等钢,通常采用等温球化退火,其工艺是将钢材加热到  $780 \sim 810^{\circ}\text{C}$ ,保温 1h。然后在  $700 \sim 720^{\circ}\text{C}$

保温 3~4h,以便组织全部球化。790°C 被认为是最佳的球化加热温度。因为加热温度过高,大量碳化物溶解,球化结晶核心少,球化后为粗大的球状珠光体或部分片状组织;加热温度偏低,球化退火后组织中仍保留尚未转变的片状珠光体。

(2) 最终热处理 一般采用淬火和低温回火。淬火和低温回火是决定轴承性能的热处理,以 GCr15 为例,淬火温度在 820~840°C。温度太高,就会出现过热组织,使轴承的韧性和疲劳强度下降;温度过低,奥氏体中溶解的 Cr、C 质量分数少,影响淬火后的硬度。

轴承零件淬火组织中的马氏体和残余奥氏体是不稳定相,室温下停留时间过久,将会导致零件尺寸的变化,使轴承的精度降低。所以,轴承淬火后,应及时采用 160°C±5°C 的低温回火。回火时间一般为 2~4h。

### 三、常用滚动轴承钢

高碳铬轴承钢,具有良好的加工性能、稳定的组织和高的硬度、高的耐磨性及接触疲劳强度等优点,故占我国轴承钢使用量的 90% 以上。尤其是 GCr15 钢用量最大,GCr15SiMn 次之,GCr6、GCr9 用量较少。常用轴承钢的牌号、成分及用途见表 9-5。

表 9-5 常用轴承钢的牌号、成分及用途

钢 号	化学成分(质量分数)/(%)				用途举例
	C	Mn	Si	Cr	
GCr6	1.05~1.15	0.20~0.40	0.15~0.35	0.40~0.70	$\phi \leq 1.35\text{mm}$ 滚珠 $\phi \leq 9.4\text{mm}$ 滚柱
GCr9	1.00~1.10	0.20~0.40	0.15~0.35	0.90~1.20	$\phi = 1.35 \sim 25.4\text{mm}$ 滚柱 $\phi = 9.4 \sim 17.2\text{mm}$ 滚柱
GCr9SiMn	1.00~1.10	0.90~1.20	0.40~0.70	0.90~1.20	外径 < 250mm, 壁厚 $\leq 12\text{mm}$ 的套圈
GCr15	0.95~1.05	0.20~0.40	0.15~0.35	1.30~1.65	$\phi = 25.4 \sim 50.8\text{mm}$ 滚珠 $\phi < 28\text{mm}$ 滚珠
GCr15SiMn	0.95~1.05	0.90~1.20	0.40~0.65	1.30~1.65	大型套圈,滚珠及滚柱

#### 四、典型滚动轴承钢的热处理

(1) GCr15 轴承零件的加工路线为

1) 套圈 锻造→球化退火→机械加工→淬、回火→磨削加工至尺寸要求。

2) 滚珠 冷墩→淬火、低温回火。

(2) GCr15 轴承钢的热处理

1) 球化退火 常用的球化退火工艺有一般球化退火和等温球化退火两种,如图 9-3a、b 所示。

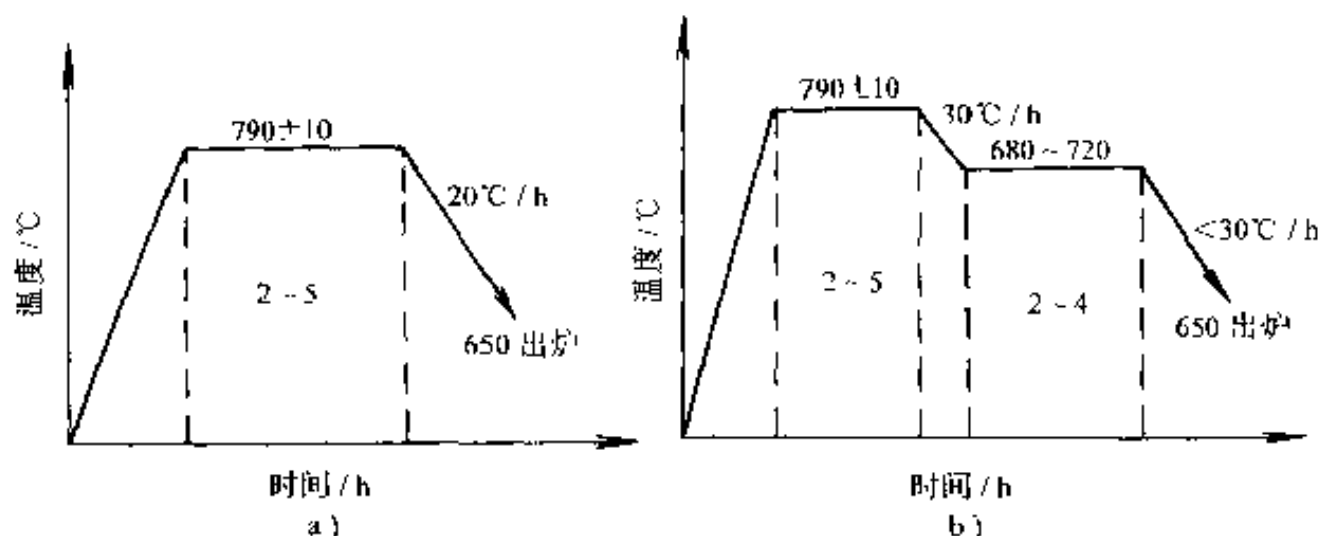


图 9 3

a) 普通球化退火 b) 等温球化退火

①加热温度 球化退火温度一般采用  $A_{c1} + 20 \sim 50^{\circ}\text{C}$ 。加热温度过高,由于碳化物大量溶解和奥氏体成分趋于均匀,将导致片状珠光体形成,无法达到降低硬度的目的。温度过低,片状珠光体溶解不充分,奥氏体成分不均匀,碳化物在冷却时沿原来的片层析出,或呈细小的链状,从而也会造成硬度值的偏高。

②保温时间 锻造组织正常的 GCr15 钢,在  $780^{\circ}\text{C}$  时,珠光体转变需要  $4 \sim 10\text{min}$ ;如果锻造组织中有细网状碳化物存在时,在  $800^{\circ}\text{C}$  保温  $30 \sim 110\text{min}$ 。保温时间由工件的大小、装炉方式、装炉量决定。

③冷却速度 退火冷却速度决定了碳化物的弥散度。冷却速度过快 ( $100 \sim 300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ),将形成极细密的碳化物,使钢的硬度偏高。生产上冷却速度一般控制在  $10 \sim 30^{\circ}\text{C}/\text{h}$  范围内,冷至  $650^{\circ}\text{C}$  出炉空冷。硬度低于  $210\text{HBS}$ 。采用等温球化退火工艺可缩短退火时间,加热  $790^{\circ}\text{C}$  左

右,保温一定时间后,尽快冷却至  $720^{\circ}\text{C}$  左右等温,保温不超过 1h 即可。

## 2) 淬火和低温回火

①淬火 GCr15 钢的淬火温度在  $840^{\circ}\text{C}$  左右。淬火温度偏低,奥氏体中含碳量、含铬量不足,淬透性和淬硬性低;淬火温度过高,碳化物溶解过多,则会引起过热,奥氏体晶粒粗大,淬火后马氏体针粗大,综合力学性能降低,还会使奥氏体含量增多,变形及氧化脱碳加重。淬火温度视工件尺寸、淬火介质而定。尺寸较大的零件采用较高的淬火温度,以提高淬透性,获得较深的淬透深度和较高的硬度。同一规格的轴承零件,在箱式电炉中加热比盐炉加热稍高  $5^{\circ}\text{C}$  左右;淬油比淬水的零件加热温度高  $5\sim 10^{\circ}\text{C}$ 。

为保证轴承硬度和组织的均匀性,冷却时注意搅拌冷却液。可使用滚筒、摇筐、振动淬火机,保证工件冷却均匀。

对于精密轴承零件,为减少淬火后组织中的奥氏体含量,稳定尺寸,淬火后立即进行  $-60^{\circ}\text{C}$  左右的深冷处理,保温时间为 1h。冷处理后零件恢复到室温,在 4h 之内进行回火,以防止开裂。

②低温回火 淬火后组织中的马氏体和残余奥氏体是不稳定相,在室温下长期停留会发生组织转变而导致零件尺寸的变化,从而影响轴承的精度。因此,零件淬火后需要经  $150\sim 170^{\circ}\text{C}$ 、 $2\sim 3\text{h}$  的低温回火。低温回火不仅稳定零件的尺寸,而且消除应力。回火在电炉或油炉中进行,油炉的传热均匀、速度快,回火质量较好,回火时间比电炉回火的时间略短。

套圈、滚子回火后硬度为  $61\sim 65\text{HRC}$ ,金相组织为回火马氏体及均匀分布的细颗粒碳化物和残余奥氏体。

轴承钢淬火缺陷及预防、补救措施见表 9-6。

表 9-6 轴承钢淬火缺陷及预防措施

缺陷类型	产生原因	预防措施
过热针状马氏体	淬火温度高或保温时间长;原材料带状严重;退火组织不良	降低淬火温度;严格控制碳化物不均匀性;提高退火质量



(续)

缺陷类型	产生原因	预防措施
出现托氏体组织	淬火温度偏低或保温时间短;冷却太慢;原材料碳化物不均匀;退火组织不佳	提高淬火加热温度和延长保温时间;增强冷却能力;控制碳化物不均匀程度;提高退火质量
碳化物网大于3级	原材料碳化物网超过3级;停锻温度高,退火温度高,冷却慢	930~950°C正火,然后低温退火,再进行淬、回火
残留碳化物粗大,直径 $\geq 4.2\mu\text{m}$	反复退火;原材料碳化物不均匀	尽量避免反复退火;加强原材料控制
组织合格,但硬度低	淬火温度低、时间短;表面脱碳;冷却速度慢,出油温度高	提高淬火温度,延长保温时间;加强防脱碳措施
表面氧化脱碳、腐蚀	炉子密封不良,工件表面不净,淬火温度高、时间长;锻件脱碳严重	改进炉子密封性;淬火前清洗工件;炉中通保护气氛

## 第十章 工具钢的热处理

**培训要点** 熟悉高速钢的热处理特点；掌握模具钢的选材和热处理；了解工具钢的分类及其性能要求。

### 第一节 概 述

#### 一、工具钢的基本性能要求

工具钢是用于制造刀具、模具和检验尺寸使用的量具。各类工具钢根据其工作条件的不同，对性能的要求也不同。现概述如下：

(1) 高的硬度和耐磨性 以确保工具抗磨损和尺寸的精度。

(2) 足够的强度和塑性 有些细长形状的工具常常断裂损坏，而非磨损失效，所以对这类零件应保证其强度和塑性的要求。

(3) 一定的韧性 对承受冲击载荷的工具，韧性指标尤其重要。

(4) 热稳定性好 工具钢的热稳定性常用加热时能保持一定硬度值的最高温度来表示。在切削速度较高或重负荷条件下，工具有时处于比较高的温度下工作，此时决定工具耐磨性的主要因素是其热稳定性。

(5) 热疲劳性能好 一些热作模具，由于工作表面不断受热和冷却，冷、热循环引起的热应力可使其产生疲劳裂纹，所以这类模具应具有较好的抗热疲劳性能。

(6) 工艺性能好 工艺性能包括热加工和切削加工性能、淬透性、淬硬性、过热敏感性、热处理变形性等。

#### 二、工具钢的分类

工具钢按用途分为刀具钢、模具钢和量具钢三大类。

刀具钢用来制造车刀、刨刀、铣刀、滚刀、钻头、板牙以及锉刀、锯条等。它们有一个或多个刀刃，在切削金属的过程中刀刃受到弯、扭、剪、冲击、振动和摩擦等力的作用，同时这些力还将引起刀刃温度的升高，使其丧失切削能力。因此，要求刀具钢应具有高的强度、硬度

耐磨性和热稳定性。

模具钢按工作温度分为冷作模具钢和热作模具钢两类。冷作模具如冲裁模、冷镦模、搓丝模、拉深模、剪刀片和冷轧辊等。对性能的主要要求是高强度、高耐磨性和足够的韧性。热作模具如锤锻模、挤压模、压铸模等。它们的工作温度较高，模面的温度有周期性的急冷、急热变化，对模具钢的主要性能要求是高温强度、硬度、导热性及抗热疲劳性能等。

量具是用来测量工件的形状和尺寸的工具，如样板、量规、卡尺等。为了保持量具的形状及尺寸的精度性和稳定性，要求量具钢具有高硬度、高耐磨性、高尺寸稳定性和一定的耐蚀性。

### 三、工具钢对冶金质量的要求

为了保证工具钢获得高硬度、良好的热稳定性和耐磨性，以及足够的强度和韧性，通常工具钢的碳的质量分数在 $0.6\% \sim 1.3\%$ 范围内。高的含碳量可以保证淬火后获得高碳马氏体，从而得到高的硬度和切断抗力，以减少和防止工具的损坏。另外，高的含碳量可以形成足够数量的碳化物，保证工具具有高的耐磨性。

工具钢中加入Cr、W、Mo、V等合金元素，其目的是形成一些均匀、细小分布的碳化物，使钢具有高硬度和高耐磨性。

由于工具钢的含碳量较高，其塑性较差。为了改善工具钢的塑性变形能力，并减轻热处理时淬裂的可能性，工具钢对钢材的杂质限制较严，S、P含量（质量分数）一般均限制在 $0.02\% \sim 0.03\%$ 以下。

另外，工具钢的表面质量（脱碳层、裂纹、折叠）、中心疏松、碳化物不均匀性、非金属夹杂物都应符合标准规定。

## 第二节 刀具钢及刀具的热处理

### 一、刀具钢的基本性能要求

刀具的种类繁多，以常见的车刀为例。车刀工作时主要是承受压应力和弯曲应力，并受到较大的机械摩擦作用；除了机床主轴的振动外，很少受冲击作用。由于车刀形状简单，工作时连续切削，速度高，故刃部温度较高。其正常的破坏形式是刃部磨钝。而不是发生折断、崩刃和塑性变形。因而在低速切削时，要求钢材具有高的硬度、高的耐

磨性和适当的弯曲强度。在高速切削时，除以上要求外，高温下还应有高的热稳定性。

虽然不同的刀具工作条件有所差异，但均受到复杂的切削力作用。因此对刀具的基本性能提出以下要求：

(1) 高的硬度和耐磨性 刃部的硬度只有高于被加工材料的硬度时，才能进行切削。通常硬度愈高，耐磨性愈好。

(2) 高的热稳定性 即高温下保持高硬度的能力 ( $\geq 60\text{HRC}$ )，与钢的回火稳定性有关。

(3) 足够的强度与韧性 保证刀具在复杂切削力的作用下及冲击振动时不发生脆性断裂或崩刃。

## 二、碳素刀具钢及低合金刀具钢

### 1. 碳素刀具钢

(1) 成分 碳的质量分数为  $0.65\% \sim 1.35\%$ 。含碳量愈高，钢的耐磨性愈好，而韧性愈差。由于 Si、Mn 元素稍有增加就会增大淬火时的开裂倾向，所以碳素刀具钢中对 Si、Mn 的含量规定较严格， $w_{\text{Si}} < 0.35\%$ ； $w_{\text{Mn}} < 0.40\%$ 。只有在 T8Mn 中，为提高淬透性  $w_{\text{Mn}}$  才提高到  $0.4\% \sim 0.6\%$ 。为提高碳素刀具钢的可锻性，减少其淬裂倾向，应严格控制 S、P 含量。在优质碳素刀具钢中， $w_{\text{S}} \leq 0.030\%$ ， $w_{\text{P}} \leq 0.035\%$ ；在高级优质碳素刀具钢中， $w_{\text{S}} \leq 0.020\%$ ， $w_{\text{P}} \leq 0.030\%$ 。

(2) 特点 碳素刀具钢的优点是容易锻造及切削加工，而且价格便宜，生产量约占全部工具钢的  $60\%$ 。缺点是淬透性低，需要用水作冷却介质（水淬可淬透直径为  $15 \sim 18\text{mm}$ ；油淬可淬透直径仅为  $5 \sim 7\text{mm}$ ），容易产生变形和淬裂。特别是形状复杂的工具。其次，这种钢的回火抗力差，即温度升高时，容易软化。

### (3) 热处理工艺特点

1) 锻造 碳素刀具钢虽然锻造性能较好，但锻造过程中有表面脱碳现象，所以加热时间应尽量缩短。其次，要严格控制锻压比，一般要大于 4。锻造后，空气冷却。

2) 球化退火 目的是改善切削性能，并为最终淬火作组织准备。加热温度一般在  $730 \sim 800^\circ\text{C}$ 。加热时一部分渗碳体溶于奥氏体，残留的渗碳体自发地趋于球形以减少表面能，在随后地缓慢冷却过程中，获

得细而均匀分布的球状珠光体。硬度一般低于 217HBS。

3) 淬火 这种钢对过热较敏感, 晶粒易长大。选淬火加热温度  $760\sim 800^{\circ}\text{C}$  的下限温度, 以防止过热。保温时间按刀具的有效厚度计算。在盐炉中加热, 按  $20\sim 25\text{s}/\text{mm}$  计算。因为碳素刀具钢淬透性低, 除了形状复杂、有效厚度小于  $5\text{mm}$  的小刀具采用油冷外, 一般都选用冷却能力较强的介质。为避免变形和淬裂, 应保证冷却均匀。

4) 回火 淬火后立即回火, 消除淬火应力。通常选择的温度是  $180\sim 210^{\circ}\text{C}$ ; 螺纹工具采用  $200\sim 250^{\circ}\text{C}$ 。回火温度根据工具的种类和用途而定。

2. 低合金刀具钢 低合金刀具钢适合制造截面积大、淬火变形要求小、形状复杂、有较高强度和耐磨性、受力大的刀具。

(1) 化学成分 碳的质量分数为  $0.75\%\sim 1.5\%$ , 高的含碳量是为了保证淬火后具有高强度, 并形成适当数量的合金碳化物, 以增加耐磨性。

低合金刀具钢中通常加入的合金元素有: 铬、硅、锰、钨、钒等, 总质量分数不大于  $4\%$ 。各种元素在钢中的作用如下:

1) 铬 提高钢的淬透性和回火稳定性, 与 Mn 一样还能防止 Si 的石墨化倾向。含铬量过高,  $M_s$  点降低, 淬火后残余奥氏体量增多, 因而一般  $w_{\text{Cr}}$  控制在  $1\%$  左右。

2) 硅 提高钢的淬透性和回火稳定性。但是 Si 是石墨化元素, 在高碳、高温加热时易发生脱碳和石墨化。因此, 必须同时加入 W、Cr、Mn, 以减少脱碳倾向。

3) 锰 提高钢的淬透性。淬火后组织中残余奥氏体含量较多, 可减少钢的变形量。但是 Mn 会增加钢的过热倾向。

4) 钨 与碳结合形成较稳定的碳化物, 细化晶粒, 阻止钢的过热。此外, 碳化物的存在也有利于提高耐磨性。

5) 钒 加入少量的 V, 可形成细小的 VC, 这种碳化物在高温下不容易溶解, 可有效地阻止奥氏体晶粒的长大, 从而降低过热敏感性。

(2) 热处理特点 低合金工具钢的热处理与碳素工具钢基本相同。刀具经毛坯锻造后, 需经球化退火预处理、机械加工, 然后进行淬火和低温回火。

1) 锻造 由于这类钢含碳量高,碳化物较多而且分布不均匀,大规格的钢材这种现象更加严重。所以需要反复锻造。

2) 球化退火 具体工艺参数根据毛坯尺寸、装炉量及炉子类型确定。退火温度过高会增加氧化脱碳的程度;退火温度太低,碳化物太细,硬度会增高,而且碳化物网不容易消除。如果钢中存在严重的网状碳化物,采用退火处理无法使之完全球化,要消除碳化物网,可先进行正火处理,然后再退火。

3) 淬火 由于合金钢的导热性差,所以对形状复杂或截面较大的刃具,淬火加热前要先进行一次预热。温度为 $600\sim 650^{\circ}\text{C}$ 。为便于合金碳化物的溶解,淬火加热温度和保温时间均大于碳素钢的工艺参数。对于形状复杂的工具,加热温度取下限;尺寸大而且形状简单的工具采用上限温度。

低淬透性的钢,直径在 $10\text{mm}$ 以上时,常采用水淬;高淬透性的钢,一般选用油淬;形状复杂、容易变形者,应采用分级淬火或等温淬火。

4) 回火 回火组织为细回火马氏体及粒状合金碳化物和少量残余奥氏体。硬度一般为 $60\sim 65\text{HRC}$ 。经 $2\text{h}$ 回火处理后,钢中的内应力降低,塑、韧性提高。

### 三、高速钢

高速钢是热硬性(热稳定性)、耐磨性很好的高合金工具钢。它的热硬性可达到 $600^{\circ}\text{C}$ ,切削时能长期保持刃口锋利,故又称为“锋钢”。

#### 1. 高速钢中合金元素的作用

(1) 碳 高速钢中碳的质量分数为 $0.7\%\sim 1.65\%$ 。高碳的目的是能与碳化物形成元素的含量保持一定的比例,以便形成足够数量的合金碳化物和保证马氏体中的碳浓度。但是碳含量太高,将加大碳化物的不均匀性,使塑性降低、残余奥氏体含量增加,给锻造、轧制及热处理带来困难。从工艺和韧性角度考虑,希望含碳量低些。但考虑耐磨性,又希望含碳量高些。所以含碳量的选择需要综合考虑。

(2) 钨 提高高速钢热硬性的主要元素之一。在马氏体中W原子与C原子的结合力很强,能够形成稳定的碳化物 $\text{Fe}_4\text{W}_2\text{C}$ 。淬火加热时碳化物一部分溶入奥氏体中,淬火后形成含W的马氏体,这种合金马

氏体具有较高的回火稳定性，并在  $560^{\circ}\text{C}$  左右析出弥散的特殊碳化物  $\text{W}_2\text{C}$ ，产生二次硬化，使高速钢具有高的热硬性和耐磨性。而未溶的碳化物可以起到阻止晶粒长大的作用。

(3) 钒 它是强碳化物形成元素。淬火加热时，部分溶入奥氏体，并在淬火后存在于马氏体中，从而增加马氏体的回火稳定性。回火过程中 VC 以弥散质点分布于马氏体基体上，产生二次硬化。另外，钒还能细化晶粒，降低钢的过热敏感性。但钒的含量太高，锻造性能降低，热处理后不易磨削。

(4) 铬 在高速钢中铬的加入量  $w_{\text{Cr}}$  为 4% 左右，加热时它完全溶入奥氏体中，从而提高钢的淬透性。铬可以与 C、W、Mo 形成碳化物，并在较低温度下大量溶入奥氏体中，使钢的热硬性和淬透性提高。铬还能阻止高温下碳化物的聚集，对抑制晶粒长大有一定的作用。但铬强烈地降低 M<sub>s</sub> 点，因而增加淬火组织中残余奥氏体的数量，使回火次数增加。

(5) 钼 钼的作用与钨相似，一般以  $w_{\text{Mo}}1\%$  代替  $w_{\text{W}}2\%$ 。含钼高速钢中，因为合金元素的减少，碳化物数量及不均匀性也减少，故钼高速钢比钨高速钢具有较高的塑性。但含钼的高速钢加热时氧化倾向严重，容易脱碳与过热。

(6) 钴 高速钢中加入  $w_{\text{Co}}$  为 5%~10% 的钴，可以极大地提高钢的硬度和热硬性，显著提高其切削性能。钴的缺点是降低高速钢的韧性，并且增加钢的脱碳倾向。

高速钢是多元高合金钢，其铸态组织比较复杂，组织中的莱氏体粗大共晶碳化物要通过反复锻造，才能使其均匀地分布于钢中。锻造后的组织一般认为是马氏体、托氏体基体上分布着大小不等的碳化物。这种组织硬度高、内应力大，所以必须进行退火。

## 2. 高速钢的热处理

(1) 退火 锻轧后高速钢需要经过退火以消除内应力，降低硬度，以便切削加工，并为淬火作组织准备。高速钢的退火加热温度为  $A_{c1} + 40 \sim 60^{\circ}\text{C}$ ，一般为  $870 \sim 880^{\circ}\text{C}$ ，保温后以  $\leq 30^{\circ}\text{C}/\text{h}$  的冷却速度冷至  $600^{\circ}\text{C}$  出炉空冷。为缩短退火时间，也可以在  $720 \sim 750^{\circ}\text{C}$  等温一定时间后，再以  $\leq 30^{\circ}\text{C}/\text{h}$  的冷却速度冷至  $600^{\circ}\text{C}$  出炉空冷。退火后组织为

索氏体+细小粒状碳化物。

(2) 淬火前预热 由于高速钢导热性差,为防止加热时工件变形、开裂和缩短高温加热时间以减少脱碳,可采用一次或二次分级预热。对形状简单的刀具,预热温度为 $850\sim 880^{\circ}\text{C}$ ;成形刀具、大型刀具、细长薄片形刀具,预热温度为 $800\sim 820^{\circ}\text{C}$ ;局部淬火的刀具预热温度为 $820\sim 840^{\circ}\text{C}$ ;钴高速钢刀具推荐 $950^{\circ}\text{C}$ 预热。预热时间应比淬火加热时间长1倍。待工件表里温度均匀后,再送入高温炉中加热。

(3) 淬火 淬火温度根据钢的成分、工具的尺寸、工作条件来确定。淬火温度愈高,合金元素溶入奥氏体中的数量愈多,淬火后马氏体的合金浓度亦愈高,回火时高合金含量的马氏体才具有高的热硬性,所以,在不发生过热的前提下,应尽量提高淬火加热温度。生产上通常采用的淬火温度见表10-1。淬火加热时间,在盐炉中按 $8\sim 15\text{s}/\text{mm}$ 计算。采用箱式炉加热,其时间是盐炉加热时间的两倍。当采用上限淬火温度时,保温时间应取下限,反之则取上限。加热温度过高,晶粒显著长大,过热时在晶界形成网状碳化物;过烧时晶界发生熔化,出现莱氏体和黑色组织。

表 10-1 高速钢常用淬火温度

钢 号	W18Cr4V	W12Cr4V4Mo	W9Cr4V2	W6Mo5Cr4V2
淬火温度范围/ $^{\circ}\text{C}$	1260~1310	1220~1260	1220~1250	1200~1240
常用淬火温度/ $^{\circ}\text{C}$	1280	1250	1240	1220

对于容易产生变形和开裂的成型刀具,最好采用分级淬火和等温淬火。分级温度一般为 $550\sim 620^{\circ}\text{C}$ ,保温20min后空冷。对变形要求严格的刀具,可用两次或多次分级,分级温度依次为 $800\sim 820^{\circ}\text{C}$ 、 $550\sim 620^{\circ}\text{C}$ 、 $350\sim 400^{\circ}\text{C}$ 。对大型复杂刀具,采用等温淬火,以减少变形,提高韧性。一般等温温度为 $240\sim 280^{\circ}\text{C}$ ,时间2~4h,空冷至 $100^{\circ}\text{C}$ 时及时回火。等温淬火后组织为碳化物+下贝氏体+马氏体和残余奥氏体。为了消除大量的残余奥氏体,要进行3~4次的回火。

(4) 回火 目的是消除应力,稳定组织,减少残余奥氏体,提高力学性能。图10-1是W18Cr4V钢回火温度与硬度的关系。图中显示W18Cr4V在 $550\sim 570^{\circ}\text{C}$ 回火时,可以获得最高硬度。因为此时各类合金碳化物以细小弥散状态析出,从而提高了钢的硬度,这一现象称



为“弥散硬化”。高速钢经正常的淬火加热，冷却后，一般会有体积分数为30%的残余奥氏体，残余奥氏体在回火冷却中发生的马氏体转变，也会使钢的硬度升高。基于以上两个原因，高速钢这时出现了“二次硬化”现象。

生产中高速钢的回火温度与二次硬化的峰值温度范围一致，均在540~580℃区间。含钴高速钢取上限温度；钨系高速钢取中限温度；钨-钼系取下限温度。

高速钢淬火后如不及时回火，在高温下长期停留或回火冷却速度很慢，会影响残余奥氏体向马氏体的转变，即发生“陈化稳定”现象。

为保证回火充分，生产上每次回火保温时间均采用1h，大型刀具可延长到1.5h。每次回火必须冷却到室温，以保证残余奥氏体转变为马氏体。回火次数一般为三次。对于直径大于80mm和经等温淬火的高速钢刀具，回火次数还应增加。为减少回火次数，可在淬火后立即进行-70~-80℃的深冷处理，然后再回火。

(5) 高速钢热处理缺陷及预防措施见表10-2。

表 10-2 高速钢热处理缺陷及预防补救措施

缺陷	产生原因	预防措施
过热、过烧	1. 温度高、时间长、控温不准 2. 碳化物偏析严重，局部区域含碳量过高 3. 在盐浴炉中加热时靠近或接触电极 4. 淬火前或加热时产生脱碳或增碳	1. 严控加热温度和时间 2. 加强金相检查 3. 过热件返修；过烧件报废
变形、开裂	1. 加热速度太快；加热不均匀；冷却速度太快 2. 加热温度过高、时间过长 3. 原材料碳化物偏析严重，夹杂物超标 4. 淬火后未及时回火或回火不均匀 5. 淬火后清洗过早 6. 表面脱碳或磨削加工冷却不当	1. 正确选择加热温度、时间和冷却介质 2. 加强原材料检查 3. 正确执行各工艺流程

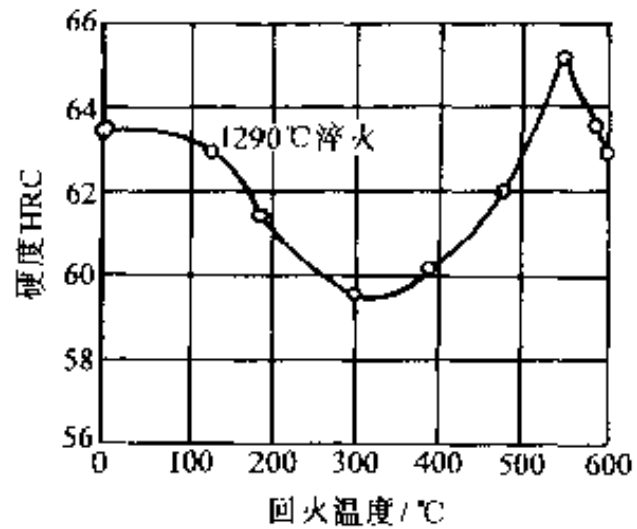


图 10-1 W18Cr4V 钢回火温度与硬度的关系

(续)

缺陷	产生原因	预防措施
硬度不足	1. 淬火加热温度低或加热时间短 2. 淬火加热温度过高, 时间过长 3. 淬火加热温度低或时间短、或回火次数少 4. 冷却不当(未冷至室温) 5. 氧化、脱碳	返修, 退火后重新淬火、回火
淬火脱碳	1. 脱氧不良, 捞渣不彻底 2. 表面氧化皮带入炉内	经常进行盐炉脱氧和捞渣; 保证工件表面清洁
棱状断口	1. 热加工时停锻或停轧温度太高, 变形接近临界变形度 2. 重新淬火前未进行退火	1. 严格控制变形终止温度和最后变形度 2. 重新淬火件必须先进行退火
腐蚀	1. 刀具局部加热时, 在盐浴与空气介质的交界处产生热脆麻点 2. 盐液中有夹杂存在 3. 工件表面不净	淬火、回火后工件及时在沸水中清洗干净

#### 四、典型刀具的热处理

图 10-2 是 M12 圆板牙的结构示意图。圆板牙是内部有刃、纵向有沟槽, 用于切削外螺纹的环形刀具。

1. 工作条件及技术要求 工作时圆板牙的刃部受到弯曲、挤压和摩擦应力的作用。所以要求刃部具有高的强度、硬度和耐磨性, 并有足够的韧性。因其切削速度不高, 故对其热硬性没有太高的要求。综上所述, 圆板牙的技术要求为: 刃部硬度在 60~63HRC 范围内, 热处理变形小, 刃部金相组织为回火马氏体 (<3 级) 及细小均匀的碳化物颗粒。

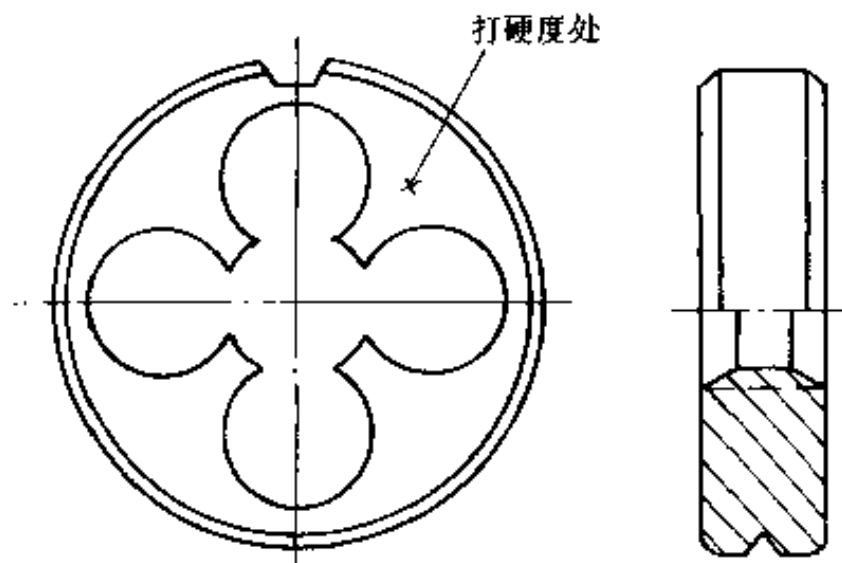


图 10-2 M12 圆板牙的结构示意图

2. 选材 根据技术要求与性能要求, 可选用碳素刀具钢或低合金刀具钢制造板牙。热处理工艺为淬火+低温回火。碳素刀具钢因淬透性低, 需要用水作冷却介质, 这势必会带来变形量大、容易开裂的问题, 而且还存在组织粗、韧性差、工作时容易发生崩刃的问题。所以选用高强度、高淬透性的低合金刀具钢 9SiCr 或 CrWMn 作板牙比较合适。圆板牙的切削刃较薄而且靠近钢材心部, 对心部碳化物偏析、疏松要求较高。9SiCr 钢具有碳化物细、分布均匀、热处理变形小的特点, 这种材料因含 Si 元素, 回火稳定性优良, 故最后选择用 9SiCr 钢制造圆板牙。

3. 生产工艺路线 原材料进厂检查→锻造→球化退火→机械加工→热处理→发蓝处理→检查。

(1) 锻造 目的是使零件成形和改善钢中碳化物的分布状况, 减少淬火变形和开裂, 防止板牙在使用时发生崩刃。

(2) 球化退火 锻造后板牙的金相组织为片状珠光体, 这种组织硬度高, 不容易切削加工, 而且在淬火时容易变形和开裂。所以进行球化退火以消除上述弊病。一般采用等温球化退火, 加热温度为 800~820°C, 经 2~4h 保温后, 炉冷至 700~720°C 等温 6~8h。为防止脱碳, 可在箱式炉中加入木炭或铁屑。

(3) 淬火 淬火加热温度的选择根据未溶碳化物的数量、原材料的球化级别、工具的尺寸来确定。生产上小于 M10 的板牙用 860~870°C; 大尺寸的板牙采用较低的淬火温度; 板牙尺寸大于 M12 时, 采用 850~860°C。加热设备最好使用盐浴炉, 先经过 600~650°C 预热, 再加热至淬火温度。也可以将板牙反复浸入淬火加热盐浴炉中, 以减缓加热速度, 防止板牙变形和开裂。加热时间以厚度计算, 在盐炉中按 30~45s/mm 估算。

冷却时采用分级或等温淬火工艺, 以减少变形。实际生产中采用 180~200°C 等温, 保温 30~45min, 而后空冷。等温淬火后的组织为马氏体 (≤3 级) + 下贝氏体 + 残余碳化物。硬度为 62HRC。

(4) 回火 淬火后应立即回火, 以避免板牙开裂。回火温度为 170~190°C, 保温 1~5h。

### 第三节 模具钢及其热处理

#### 一、冷作模具钢及其热处理

冷作模具钢常用来制造常温下金属变形的模具。如冷冲模、冷镦模、搓丝模、拉丝模等。它们的工作条件基本相同，使用温度都不高，但是模具工作时均受到高的压力或冲击力，与被加工金属之间发生强烈的摩擦。为了保证几何尺寸、减少磨损，提高使用寿命，冷作模具钢应具有高强度、高耐磨性、高硬度和一定的韧性，同时要求热处理变形小，淬透性高。

冷作模具钢使用的钢材分为以下几类：碳素钢和低合金工具钢、高铬及中铬模具钢、基体钢、高速钢等。下面介绍各种钢的特点、用途及热处理工艺。

1. 碳素钢和低合金工具钢 用于冷作模具的碳素钢主要有 T7A、T10A、T11A 几种。这类钢的主要优点是可加工性好，价格便宜。但淬透性差，热处理变形大，耐磨性差，寿命低。因此，只能用来制造尺寸小、形状简单、负荷不大的小冲头、剪刀等模具。

对于精度要求高，形状复杂，尺寸较大，要求热处理变形小的模具，可用低合金工具钢 9Mn2V、CrWMn、GCr15、9CrSi 等钢制造。这类钢具有淬透性高、耐磨性好的特点。

用碳素钢和低合金工具钢制造的冷作模具钢其热处理主要包括球化退火、淬火与低温回火，热处理特点与刃具钢基本相同。由于模具尺寸大、精度要求高，为增加淬透层深度，可适当提高淬火温度，延长保温时间。加热温度一般提高  $10\sim 30^{\circ}\text{C}$ 。采用缓慢升温或分级预热，以防变形。变形要求严格，厚度  $< 35\text{mm}$  碳素钢模具和厚度  $> 35\text{mm}$  的低合金模具钢，可采用碱液分级淬火。回火温度一般为  $100\sim 200^{\circ}\text{C}$ ，回火时注意避开回火脆性温度。

2. 高铬和中铬模具钢 这类钢具有淬火变形小，淬透性好，耐磨性要求高等特点。被广泛地用来制造承受负荷大，生产批量多，耐磨性要求高，热处理变形量小，形状复杂的模具。

(1) 高碳高铬钢 这类钢的典型钢号有 Cr12 和 Cr12MoV。碳的质量分数在  $1.2\%\sim 1.3\%$  范围内， $w_{\text{Cr}}$  约为  $12\%$ 。钢中存在大量的 (Cr、

Fe)<sub>3</sub>C<sub>2</sub>型碳化物，其硬度比渗碳体和 M<sub>6</sub>C 型碳化物高，因而具有高的耐磨性。Cr12 钢由于碳化物数量多，而且分布均匀性差，所以强度和韧性较低。因此主要用于制造一些抗磨损的冷冲模。一般情况下 Cr12 钢碳化物不均匀性的测定是在正常淬火后高温回火状态下进行。

Cr12MoV 钢的使用比较广泛，它比 Cr12 钢的含碳量低，碳化物分布也比较均匀，强度、韧性高，而且耐磨性也很好。加入 Mo、V 后，进一步提高淬透性和耐磨性。主要用于制造冷冲模、挤压模、复杂模具上的镶块、螺纹滚丝模、冷切剪刀等。

高碳高铬钢的淬透性好，锻造后最好能及时退火，获得细粒状珠光体和碳化物组织，以便于机械加工。

高碳高铬型钢有两种热处理方法：

1) 一次硬化法。这种方式采用较低的淬火温度淬火，然后低温回火。Cr12MoV 钢因导热性差，在淬火前通常进行两次预热。第一次温度为 400~500℃；第二次温度为 800~850℃。选用 1030~1050℃ 的淬火加热温度。如果希望获得高的硬度，可取淬火温度上限。低温回火温度在 160~260℃ 之间，保温时间为 2~3h。Cr12 钢只采用一次硬化法，淬火温度为 950~980℃。回火温度为 180~200℃，保温时间为 2~3h。

一次硬化处理使钢具有高的硬度和耐磨性，较小的热处理变形。大多数 Cr12 钢制冷作模具均使用此工艺。

2) 二次硬化法。这种工艺方式是在高的温度下淬火，然后进行多次高温回火，使残余奥氏体在回火时转变为马氏体，以达到二次硬化的目的。Cr12MoV 钢的淬火温度为 1080~1120℃；回火温度为 500~520℃，每次 1h。回火次数为 3~4 次。这种方法可以获得高的硬度和高的热硬性，但韧性降低，工具尺寸会胀大。由于大多数冷作模具不要求热硬性，故此工艺生产上使用的不多。

(2) 高碳中铬钢 这种钢碳的质量分数为 1%，w<sub>Cr</sub> 为 5%~7%。碳化物分布比较均匀。主要钢号有 Cr6WV 和国外使用较广的 Cr5MoV。

Cr6WV 钢的淬火温度为 960~980℃，热油淬火。由于这种钢的淬火开裂倾向比高碳高铬钢大，所以在热处理时应注意预热和采用热介质淬火，并及时回火。回火温度在 160~200℃，保温 1.5~3h。常用

此钢代替高碳高铬钢制造冷冲模、挤压模、冷镦模和搓丝模。它的耐磨性稍低于高碳高铬钢。

3. 基体钢 基体钢是指其成分与高速钢的淬火基体组织化学成分相同的钢。基体钢还没有非常明确的定义，凡是在高速钢基体成分上添加少量其它元素，适当增减含碳量，以改善钢的性能，适应某些用途的钢种，目前均称为基体钢。它具有高速钢高强度、高硬度的特点，又因不存在大量的碳化物，所以其韧性和疲劳强度均得到改善。这种钢的碳化物细小、分布均匀，热处理变形小，适合制造形状复杂、冲击负荷较大或尺寸大的冷作模具。

我国研制和使用的两种基体钢的化学成分见表 10-3。这两种钢都是在 W6Mo5Cr4V2 钢淬火基体成分的基础上，适当提高含碳量，并加入少量的铌、适当的镍，以改善韧性、塑性和疲劳强度。

表 10-3 我国研制和使用的基体钢的化学成分

钢 号	化学成分 (质量分数) (%)							
	C	Cr	W	Mo	V	Nb	Si	Mn
65Cr4W3Mo2VNB	0.6~	3.8~	2.5~	2.0~	0.8~	0.2~	≤0.35	≤0.4
	0.70	4.4	3.0	2.5	1.1	0.35		
6Cr4Mo3Ni2WV	0.55~	3.8~	0.9~	2.8~	0.9~	Ni1.9~	≤0.4	≤0.1
	0.64	4.4	1.2	3.3	1.2	2.2		

65Cr4W3Mo2VNB 钢容易锻造，加热温度为 1120~1150℃，始锻温度为 1100℃，终锻温度为 850~900℃，锻造后空冷。退火采用 860℃±10℃，加热 2~3h，740℃±10℃ 等温 5~6h。淬火加热温度为 1080~1180℃；回火温度范围为 520~580℃，回火两次。

6Cr4Mo3Ni2WV 钢的热处理工艺为 450℃ 及 850℃ 两次预热；然后在 1120℃ 加热，淬油；经两次 520~560℃ 回火，时间均为 2h。

4. 高速钢 加工黑色金属的冷挤压模具，其受力剧烈，服役条件十分严峻，对模具材料要求较高。Cr12 型钢已不能满足使用要求，故采用强韧性较好的 W6Mo5Cr4V2 钢和 W18Cr4V 钢。与高速钢刃具相比，冷挤压模对热硬性并没有很高的要求，而是要求有高的强度和韧

性。因此用于制造冷作模具的高速钢淬火温度比刀具低，采用“低淬、高回火”工艺。W18Cr4V 钢淬火温度为  $1240\sim 1250^{\circ}\text{C}$ ；W6Mo5Cr4V2 钢采用  $1180\sim 1200^{\circ}\text{C}$  温度淬火，然后在  $560^{\circ}\text{C}$  回火 3~4 次。使用结果表明，这两种钢会因韧性差而发生脆断和胀裂。

为了改善高速钢的韧性，我国研制了 6W65Cr4V 钢。它是一种低碳高速钢。其淬火工艺与高速钢相似。淬火前进行一次或二次预热， $1180\sim 1200^{\circ}\text{C}$  温度淬火，保温时间按  $8\sim 12\text{s}/\text{mm}$ （盐浴炉）计算，回火温度为  $560\sim 580^{\circ}\text{C}$ ，时间为  $60\sim 90\text{min}$ ，重复三次。

## 二、典型冷作模具的热处理

下面以冲制硅钢片的凹模为例，介绍如何选用冷作模具材料，并对其热处理生产工艺进行分析。

1. 选材 图 10-3 是凹模外形图。工作时它要承受强大的剪切力、压力、冲击力及摩擦力，所以其表面应有高硬度、高耐磨性、良好的疲劳强度和足够的韧性；另外，为保证凹、凸模的刃口部分配合精确，热处理变形要小。碳钢的耐磨性及热处理变形性能都无法满足上述要求。低合金钢虽然能满足变形小的要求，但耐磨性有欠缺。高碳高铬钢 Cr12MoV 具有耐磨性高、热处理变形小的特点，故选择用这种钢制造凹模。

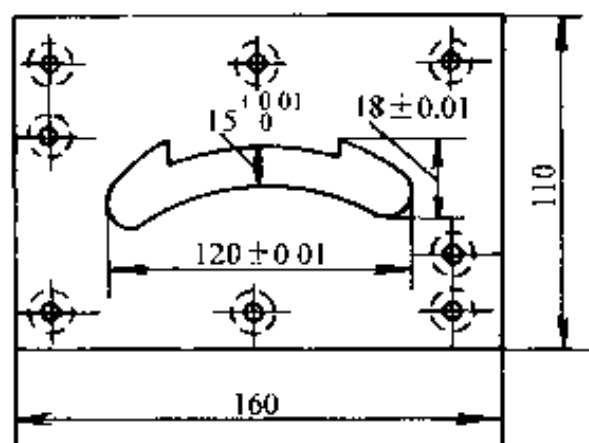


图 10-3 冲硅钢片凹模

2. 加工路线 锻造→球化退火→粗加工→淬火、回火→电加工成形。锻造时应注意选择合适的锻造比，以保证碳化物分布均匀。

(1) 预热 为缩短高温淬火加热时间，减少变形，进行两次预热。第一次  $650\sim 680^{\circ}\text{C}$ ，时间为  $1.5\sim 2\text{h}$ ，然后空冷。第二次  $500\sim 550^{\circ}\text{C}$ ，时间为  $1\text{h}$ ，随后入炉淬火加热。

(2) 淬火 加热温度在  $1020\sim 1040^{\circ}\text{C}$ ，按加热系数  $0.5\text{min}/\text{mm}$  计算，保温  $10\text{min}$ ，出炉预冷片刻，淬入  $140\sim 150^{\circ}\text{C}$  热油中，凹模冷至  $300^{\circ}\text{C}$  时，出油空冷。

(3) 回火 在  $200\sim 220^{\circ}\text{C}$  回火两次，每次  $2\text{h}$ 。

### 三、热作模具钢及热处理

热作模具钢是用来制造使加热的固态或液态金属在压力下成形的模具。前者称为热锻模（包括锤锻模、热墩模等），后者称为压铸模。虽然它们的工作条件不完全相同，但对钢的基本性能要求却是相似的。下面分别介绍热锻模具钢和压铸模具钢及它们的热处理。

1. 热锻模具用钢及热锻模具的热处理 使炽热金属在高温下经冲击加压成形的工具叫热锻模。它在工作时承受很大的冲击力、拉、压力和弯曲力，同时还有金属在模腔中流动产生的强烈摩擦力。所以要求热锻模具钢应具有高的淬透性和硬度，足够的韧性和良好的工艺性能。模腔在工作时温度一般为  $300\sim 400^{\circ}\text{C}$ ，工作期间经常受到喷入型腔的冷却剂的急冷作用。因此，温度的周期变化容易产生热疲劳裂纹，所以要求钢具有高的热强度、高的疲劳和抗氧化性能。

(1) 常用的热锻模具钢 我国主要热锻模具钢的化学成分及用途见表 10-4。

表 10-4 热锻模钢的化学成分及用途

钢号	化学成分（质量分数）（%）						用途
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	
5CrMnMo	0.50~ 0.60	0.25~ 0.60	1.20~ 1.60	0.60~ 0.90	0.15~ 0.30	—	中小型锻模、热压模、小型压铸模
5CrNiMo	0.50~ 0.60	$\leq 0.35$	0.50~ 0.80	0.50~ 0.80	0.15~ 0.30	Ni 1.40~ 1.80	大型锻模、热压模、小型压铸模
5SiMnMoV	0.45~ 0.55	1.50~ 1.80	0.50~ 0.70	—	0.30~ 0.50	0.20~ 0.30	可代替 5CrMnMo 做中小型锻模
5CrMnSiMoV	0.45~ 0.55	0.80~ 1.00	0.80~ 1.10	1.30~ 1.60	0.20~ 0.40	0.20~ 0.30	可代替 5CrNiMo 做大型锻模
4Cr5MoVSi	0.32~ 0.42	0.80~ 1.20	$\leq 0.40$	4.5~ 5.5	1.00~ 1.50	0.30~ 0.50	
4Cr5W2VSi	0.35~ 0.45	0.80~ 1.20	0.15~ 0.40	1.5~ 5.5	W 1.60~ 2.40	0.60~ 1.00	



由表中可以看出热锻模具钢的化学成分特点是：为保证足够的韧性采用中碳；加入提高淬透性的元素 Cr、Ni、Mn 等；添加抑制回火脆性的元素 Mo。

5CrNiMo 和 5CrMnMo 钢在我国应用最广泛。5CrNiMo 钢具有高的淬透性和良好的综合力学性能。适合制造形状复杂、冲击负荷大、大型及特大型锻模、压模。

5CrMnMo 钢以 Mn 代 Ni，强度虽然没有降低，但室温和高温下的塑、韧性降低。而且淬透性比 5CrNiMo 低，过热敏感性稍大。因此 5CrMnMo 钢适合制造中、小型锻模、热压模。

5CrMnSiMoV 钢和 5SiMnMoV 属于硅、锰钢，由于硅、锰元素的作用，钢的疲劳强度和回火稳定性有所提高，综合力学性能良好。实际生产证明，它们可以代替 5CrNiMo 钢，用于制造中型热锻模。

表 10-4 中后三种钢分别是仿制美国 H11 和前苏联 3H1 的钢种。它们均属于空冷硬化的热作模具钢。在中温下具有较好的热强性、高的韧性和耐磨性，以及热疲劳性能。用于制造热锻模，热挤压模，挤铝、锌、铜等有色金属的压铸模。

(2) 热锻模具的热处理 热锻模具的制造工艺路线一般为：锻造→退火→加工成形→淬火、回火。小锻模因形状简单冷却快，硬度高而不容易加工，所以先加工后淬、回火。大、中型锻模先粗加工，再淬、回火及精加工。

1) 锻造 为消除轧材组织的方向性，使其性能尽可能均匀，模具坯料要进行至少 2~3 次的拔长和镦粗。5CrNiMo 和 5CrMnMo 钢的锻造加热温度为 1150~1180℃，终锻温度为 850~880℃。锻造后缓冷，以防产生白点和形成马氏体。大型模具应放入 600℃ 炉内，等温均匀后，再冷至 150~200℃，然后空冷。

2) 退火 为细化组织，消除锻造应力，降低硬度，便于加工，可进行退火处理或高温回火，其工艺参数见表 10-5。

3) 淬火 淬火前需要做以下准备工作：用石棉堵塞或铁皮包裹模具的孔、薄边和棱角部位，以降低该处的冷却速度，防止开裂。在箱式炉加热时，使用（95%干燥铸铁屑+5%木炭或旧渗碳剂）保护剂，以防氧化脱碳。使用专用铁盘，盘底铺 30~40mm 厚的保护剂，锻模

放入其中，四周用保护剂填充，耐火泥密封。小型锻模可在脱氧良好的盐炉中加热。为减小截面的温差和热应力，锻模一般均需预热。预热温度为  $550\sim 600^{\circ}\text{C}$ ，时间为  $6\text{min}/\text{mm}$ 。

表 10-5 热锻模钢坯的退火和高温回火工艺

钢号	退火					高温回火		
	加热温度 / $^{\circ}\text{C}$	保温时 间/h	等温温 度/ $^{\circ}\text{C}$	等温时 间/h	硬度 /HBS	加热温度 / $^{\circ}\text{C}$	保温时间	冷却 方式
5CrMnMo	830~850	4~6			197	650~680	1.5~2min/mm	空冷
5CrNiMo	830~850	4~6	--	--	197~241	650~241	1.5~2min/mm	
5CrMnMoV	760~780	4~6			--	--		
5CrMnSiMoV	870~890	4~6	730	4~5	$\leq 241$			
4Cr5MoVSi	860~870	2~4			$\leq 229$			
4Cr5W2VSi	870	3~4			207~261			

5CrNiMo 的常用淬火温度是  $840\sim 860^{\circ}\text{C}$ ；5CrMnMo 钢是  $830\sim 850^{\circ}\text{C}$ ；加热时间按锻模的高度计算。在箱式炉中预热的锻模，加热时间按  $0.8\sim 1\text{min}/\text{mm}$  计算（模具加热颜色与炉膛颜色一致时开始计算）。在盐浴炉中加热时，加热系数按  $0.4\sim 0.6\text{min}/\text{mm}$  计算（待炉温升至淬火温度后开始计算）。

由于热锻模具钢淬透性好，可采用油冷、硝盐分级或等温淬火，最常用的是油冷。为减少淬火内应力和变形，锻模自炉内取出后，在空气中预冷至  $750\sim 780^{\circ}\text{C}$ ，然后淬油。中、小型模具预冷约  $5\sim 15\text{min}$ ；大型锻模约  $17\sim 40\text{min}$ 。为保证淬火质量，淬火油采用循环冷却，油温不大于  $70^{\circ}\text{C}$ 。冷至  $150\sim 200^{\circ}\text{C}$ ，立即回火，绝不允许冷至室温。小型锻模油冷时间为  $15\sim 25\text{min}$ ；中型锻模油冷时间为  $25\sim 45\text{min}$ ；大型锻模油冷时间为  $45\sim 60\text{min}$ 。出油温度是否合适，其原则是模具表面出油时只冒青烟而无着火现象（此时相当于  $200^{\circ}\text{C}$  左右）发生。

4) 回火 热锻模具的模面回火温度根据其性能要求来确定。锻模淬火后的应力很大，直接装入回火炉加热，容易引起开裂，所以经常先在  $350\sim 400^{\circ}\text{C}$  加热后，再缓慢升温到回火温度。回火时间按  $1.5\sim$

2min/mm 计算，一般不小于 2h。

燕尾可采用单独加热回火和自回火方法。前者是在保证模面硬度后，再用专用炉加热回火。后者是油冷 3~5min 后，把尾部提出油面，使其温度回升，然后再淬油，反复多次，以达到硬度要求。

## 2. 压铸模具钢及其热处理

(1) 压铸模具钢 压铸模是在高温下使熔融金属挤满型腔、压铸成形的模具。由于工作过程中模具与炽热金属反复接触，因此要求压铸模要具有良好的导热性、热疲劳性能和高温性能，并具有高的耐磨性、耐蚀性以及良好的工艺性能。根据浇注金属的温度和种类，可将压铸模具钢分为以下两类：

1) 压铸较低熔点金属的模具用钢 锌合金压铸模可选用 30CrMnSi、40Cr、50CrMnMo 等低合金钢制造。铝、镁合金的压铸模常用 3Cr2W8V 钢制造。

2) 压铸高熔点金属的模具用钢 铜合金、黑色金属的压铸模具常用 3Cr2W8V 钢和  $w_{Cr}$  为 5% 的热作模具钢制造。

(2) 压铸模具钢的热处理 3Cr2W8V 钢是压铸模具中应用最广泛的材料，常用于制造铝合金和铜合金的压铸模，也可用于制造热顶锻模和热挤压模。这种钢含碳量不高，所以导热性好、韧性高。钨的加入可以提高回火稳定性，使钢具有较高的热硬性和热强性。铬可以提高淬透性和抗氧化性。钒细化晶粒、改善韧性，增强二次硬化的效果。下面介绍 3Cr2W8V 钢的热处理：

1) 预处理 3Cr2W8V 钢锻造后常采用等温退火，加热温度为 830~850℃，保温后冷至 720~740℃，等温 3~4h，然后冷至 550℃ 出炉。退火后组织为珠光体+碳化物。

为消除机械加工应力，减小淬火变形，可采用高温回火，其工艺是 650~680℃，保温 3~5h，随炉冷至 400℃ 出炉空冷。

对于形状复杂、变形不容易控制的压铸模，在粗加工后、精加工前要进行调质处理，以达到细化晶粒，改善性能，为最终热处理作准备的目的。

2) 最终热处理 生产中常采用 1050~1100℃ 的淬火加热温度。为了减少变形，一般采用 400~500℃ 及 800~850℃ 两次预热。用于压铸

高熔点金属的模具，可以选用 1100~1150℃。3Cr2W8V 钢淬透性好，所以可采用多种方式冷却，一般用油冷。对于形状复杂的模具必须采用分级或等温淬火。

淬火后要及时回火，这种钢有明显的回火脆性，回火时应注意。回火温度的选择可根据硬度要求来确定，参见表 10-6。回火保温时间为 2~3h，回火次数为 2~3 次。

表 10-6 3Cr2W8V 钢淬火回火温度与硬度的关系

淬火温度 /°C	淬火后硬度 HRC	回火温度 /°C 与硬度 HRC					
		500°C	550°C	600°C	625°C	650°C	700°C
1050	49	46	47	43	40	36	27
1075	50	47	48	44	41	37	30
1100	52	48	49	45	42	40	32
1150	55	49	53	50	47	45	34

#### 四、模具热处理变形及提高模具寿命的方法

1. 减少模具热处理变形的有效措施 模具热处理变形与化学成分、机加工状况、模具几何形状及设计、热处理前的组织和热处理工艺制定等因素有关。为减少模具的变形，在制定热处理工艺时应注意以下几点：

(1) 正确选择淬火加热温度。

(2) 淬火加热前进行预热。模具钢因含有大量的合金元素导热性较差，在加热时容易产生内外温差，从而引起变形。所以应采取缓慢加热的方式升温，最好进行预热。

(3) 选择合适的冷却介质，采用缓冷方式，减少淬火变形。

(4) 及时回火消除淬火后的内应力。

2. 提高模具使用寿命的方法 模具的使用寿命与设计、材料、工艺和使用方法等有着密切的关系，对于热作模具钢而言，使用时应注意以下几点：

(1) 在使用前应先进行的 200~350℃ 预热，因为在 100~300℃ 范围内热膨胀系数变化很大，预热可以减小热疲劳倾向，并且 300℃ 时钢的韧性也有所提高。

(2) 在使用过程中进行冷却。工作过程中对模具进行适当的冷却，可提高其寿命。

(3) 保证模具表面的良好状态。模具表面如有刻痕、细小裂纹等缺陷会阻碍变形金属的流动，使之粘附，从而影响模具的寿命。故模具工作表面应光滑，并经常加以润滑。

(4) 使用期间进行去应力处理。热作模具在使用一段时间后，表面层会产生内应力，该区域最有可能成为裂纹的发源地，所以，热作模具使用一段时间后，应进行中间回火，消除内应力，以达到延长模具使用寿命的目的。

(5) 被加工件表面应清洁。被锻工件表面的氧化皮应去除，否则硬的氧化皮会损伤模具。

(6) 模具设计应减少尖角和棱边，以免引起应力集中。

(7) 形状复杂的零件在最易磨损处使用镶嵌模块。

#### 第四节 量具钢及量具的热处理

##### 一、量具钢的基本性能要求

量具钢是用来制造测量工件尺寸的量具，如大量使用的卡尺、千分尺、量块、塞规、样板等统称为量具。为保证使用要求，提高使用寿命，量具用钢必须具备以下条件：

1. 高的耐磨性和硬度 保证量具在使用时不因磨损而发生尺寸的改变。量具表面的硬度应为 58~64HRC，量块和许多过共析钢制造的量具要求硬度为 58~64HRC。

2. 高的尺寸稳定性 为了使量具具有高的尺寸稳定性，应尽量减少残余奥氏体量，稳定马氏体和消除内应力，从而减少量具在自然时效过程中的变形量。尺寸稳定性是量具最基本的性能要求，特别是精密量具更为重要。

3. 低的表面粗糙度和耐腐蚀性 低的表面粗糙度可以保证量具与被测工件表面的紧密接触；而耐腐蚀性是某些特殊环境下使用的量具应具备的性能。

此外，量具用钢还应具有适当的热膨胀系数、一定的淬透性，小的淬火变形性能和足够的韧性。

## 二、常用量具钢

1. 碳素工具钢和低合金工具钢 这类钢用于制造一般等级的量具。碳素工具钢因淬透性差，水淬时容易引起较大的变形和应力，故仅适用于制造尺寸小、形状简单、精度低的样板、塞规等容易加工的量具。

使用最广泛的是低合金工具钢，如GCr15、CrWMn钢。加入合金元素提高了这类钢的淬透性，减小了淬火变形和自然时效时尺寸的变化，尤其是GCr15钢常用来制造精度高、尺寸要求稳定的量具。如量块、螺纹塞规、千分尺等量具。

2. 高合金工具钢 高铬钢Cr12MoV、Cr12的耐磨性高、淬透性好、热处理变形小，适合于制造使用频率高的量具或量块等基准量具，以及形状复杂、尺寸大的量具。这类钢的缺点是大尺寸的碳化物分布不均匀，不容易进行抛光操作，残余奥氏体量多，为稳定尺寸所进行的热处理比较复杂。

3. 不锈钢 在某些特定环境下使用的量具，保证耐蚀性能，可以使用9Cr18不锈钢。

4. 表面硬化钢 卡板、卡规、光滑塞规这些形状简单、要求不高的量具，可用低碳钢（20、20Cr）渗碳和中碳钢（55、65）表面高频淬火方法制造。渗氮钢38CrMoAlA钢可制造花键环规之类的形状复杂的量具。

## 三、量具钢的成分及热处理

1. 量具钢的成分 为保证高硬度和高耐磨性的要求，量具钢的碳的质量分数一般在0.90%~1.5%之间。加入铬、钨、锰等合金元素，形成合金碳化物，进一步提高了量具钢的耐磨性；同时这些元素提高钢的淬透性，使量具在淬火时可采用缓冷方式，以减少淬火变形和应力。

2. 量具钢的热处理特点 量具热处理的目的就是提高硬度、耐磨性和尺寸稳定性。量具淬火、回火后的组织为回火马氏体+均匀分布的碳化物+残余奥氏体，其组织处于非平衡状态。随时间延长残余奥氏体向马氏体转变，使体积涨大；同时马氏体发生分解析出细小的碳化物，使正方度降低，体积缩小；残余应力的减少和重新分布往往会

使量具尺寸发生变化。特别是过共析碳钢和低合金钢量具，尺寸更容易变化。经表面处理和渗碳的量具，由于仅在薄薄的表层中具有不平衡组织，所以尺寸的变化不大。下面介绍这两类钢的热处理。

#### (1) 过共析钢量具的热处理

1) 调质处理（或球化退火） 目的是获得回火索氏体组织，这种组织与马氏体的比容差别较小，可以减少淬火变形。调质规范是碳素钢水冷，合金钢油冷，然后在  $650\sim 700^{\circ}\text{C}$  保温  $2\sim 3\text{h}$  进行高温回火。

2) 淬火前预热 目的是减少温差，降低内应力；降低淬火加热温度。

3) 淬火 采用低的淬火温度，以减少淬火后的残余奥氏体数量。不采用分级或等温淬火，冷却介质温度不宜过高，一般为室温，工件要冷透。精密量具淬火后，需进行  $-70\sim -80^{\circ}\text{C}$  的冷处理。为避免残余奥氏体的稳定化，淬火与冷处理之间的间隔不超过  $1\text{h}$ 。

4) 回火 为保证量具高的硬度和耐磨性，一般采用  $150\sim 160^{\circ}\text{C}$  低温回火。为提高尺寸稳定性，可适当增加回火时间。

5) 时效处理 精密量具经过上述处理后，在长期使用中还会发生尺寸的变化，其原因是数次回火后，仍存在少量残余奥氏体，如果回火不充分，在常温下马氏体也会发生分解。为保证尺寸进一步稳定，粗磨后产生的应力，需进行再回火来消除。精磨后与研磨前，需要进行  $120\sim 150^{\circ}\text{C}$ 、 $6\sim 36\text{h}$  的时效处理。

(2) 低碳和中碳钢量具的热处理 用低碳钢制作的量具在渗碳后于  $760\sim 780^{\circ}\text{C}$  加热、淬水，随后进行低温回火。中碳钢制作的量具采用高频感应加热淬火，然后进行低温回火。回火温度均为  $150\sim 170^{\circ}\text{C}$ ，时间为  $2\sim 3\text{h}$ 。

#### 四、典型量具的热处理

下面介绍块规的热处理工艺。制造量块所用的材料是 GCr15，技术要求其硬度大于 64HRC，尺寸稳定性为  $\leq 1.5\mu\text{m}/\text{m}\cdot\text{a}$ 。生产工艺路线为：球化退火→机械加工→预热→淬火→冷水冲洗→冷处理→回火→清洗→检验→磨削加工→时效处理→清洗→研磨。

1. 球化退火 为减少淬火变形，获得理想的加工组织。退火加热温度为  $770\sim 780^{\circ}\text{C}$ ，保温  $2\sim 4\text{h}$ ，炉冷至球化温度  $710\sim 720^{\circ}\text{C}$ ，球化

时间为 5~6h, 炉冷至 550°C 出炉空冷。

2. 预热 为消除机加工应力, 减少量块的内外温差, 量块淬火前在盐炉中先进行 550~600°C 的预热。

3. 淬火 预热后的量块转入 830~850°C 盐炉中加热, 保温时间按 0.5~0.7min/mm 计算, 然后淬入 50~60°C 的热油中冷却, 最后经冷水冲洗透。

4. 冷处理 为尽可能地减少奥氏体的数量, 淬火后量块应立即进行 -78°C 的冷处理, 时间为 0.5~1h。

5. 低温回火 将冷处理至室温的量块, 进行 120~140°C 的回火, 保温时间 2~4h。回火硬度为 65~66HRC。

6. 人工时效 为消除磨削应力, 使尺寸进一步稳定, 在磨削加工后, 应在 120°C 热油中进行 36h 的时效处理。



## 第十一章 特殊性能钢及热处理

**培训要点** 熟悉不锈钢耐酸钢和耐热钢的分类及热处理；了解金属腐蚀的原理以及合金元素在特殊性能钢中的作用及其它性能钢的概况。

### 第一节 不锈钢耐酸钢

不锈钢耐酸钢是指在空气、水、盐的水溶液、酸及其它腐蚀介质中具有高度化学稳定性的钢。一般不锈钢是指能够抵抗大气腐蚀的钢；而耐酸钢是指能够抵抗某些强烈侵蚀性介质的钢。因此，不锈钢不一定耐酸，而耐酸钢却同时是不锈钢。

#### 一、金属腐蚀的基本概念

腐蚀或锈蚀是指金属表面受到外部介质作用而逐渐破坏的现象。腐蚀可分为化学腐蚀和电化学腐蚀两种。

1. 化学腐蚀 化学腐蚀是金属在干燥气体或非电解质溶液中发生的纯化学作用。例如金属在高温氧化性气氛中发生的氧化腐蚀。高温下氧、二氧化碳、水及氢的气体与钢的表面接触时，介质的分子被吸附于金属表面，同时分解成为原子，然后介质原子与金属原子之间发生化合作用，首先使钢脱碳，随后使铁氧化。金属在化学腐蚀过程中都要生成某些腐蚀产物，并形成一层膜覆盖在金属表面。对氧化腐蚀而言，就是氧化膜。

如果腐蚀膜很致密、牢固、完整，则它能够使金属与外界介质隔绝，腐蚀将终止或受到阻碍，这种膜的保护作用就是钝化。反之，腐蚀膜不连续、不完整，那么腐蚀继续，直至金属被全部腐蚀破坏。综上所述，膜的产生是化学腐蚀的特征，而膜的性质和结构则决定了金属的耐腐蚀性能。

2. 电化学腐蚀 大部分金属的腐蚀属于电化学腐蚀。当两种电极电位不同的金属相互接触，而且有电解质溶液存在时，将形成微电池，

电极电位低的金属成为阳极而不断被腐蚀；电极电位高的金属成为阴极不受腐蚀。

把锌板和铜板放在装有  $H_2SO_4$  电解液的另一器皿中，并用导线将它们连接起来，如图 11-1 所示。锌板和铜板插入电解液后，各自均产生一定的电极电位，锌比铜金属活泼，所以更容易失去电子，其电位差大。相反铜的电位差小，得到电子，从而形成一个原电池。锌板（阳极）不断失去电子，Zn 离子与  $H_2SO_4$  反应形成  $ZnSO_4$  沉淀，此时锌板遭到了腐蚀。

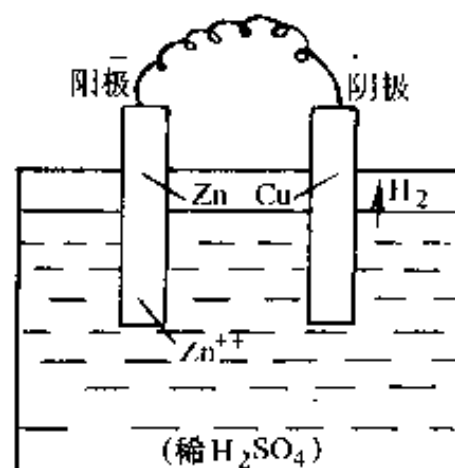
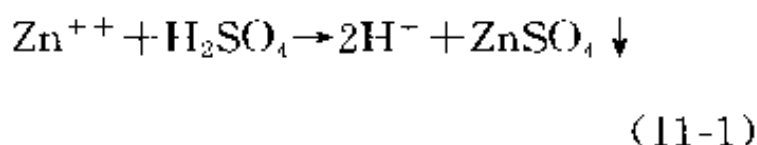


图 11-1 Zn-Cu 原电池  
原理图



在（阴极）铜板上，酸中的氢离子接受电子，生成氢气逸出：



上述腐蚀过程在金属部件上极为常见。当金属暴露在大气中，表面常常会吸附一层很薄的水膜，大气中  $CO_2$  的溶解，使水膜形成了具有导电能力的电解液。不同金属因电极电位不同而形成原电池引起腐蚀。同一金属，由于存在不同的相，各个相的电极电位不同，从而形成原电池，使金属遭受腐蚀破坏。合金钢（因第二相存在）和铸铁（因石墨存在）也会形成原电池，从而被腐蚀。钢中化学成分不均匀、组织不均匀以及应力分布不均匀都会引起上述的电化学腐蚀。

## 二、提高不锈钢耐酸钢耐蚀性的途径

影响不锈钢耐酸钢的耐蚀性因素很多，内在因素有化学成分、组织、内应力；外在因素有腐蚀介质、外加应力等。尤其是钢的化学成分，它决定了电极电位差大小和腐蚀电流的大小。解决工程中的腐蚀问题，可以从提高不锈钢本身的耐蚀性，降低环境介质的腐蚀，改进设计等方面来进行。

1) 在钢中加入铬、镍、硅合金元素，提高金属的电极电位，降低原电池的电动势，从而提高金属抗化学腐蚀的能力。

2) 加入合金元素, 使钢在常温下以单相状态存在, 这样可以减少微电池的数量, 从而提高钢的抗腐蚀能力。

3) 提高钢的冶金质量, 减少杂质数量和化学成分的不均匀性; 减少或消除钢中组织分布、内应力分布的不均匀现象, 把引起电化学腐蚀的内在因素降低到最小限度。

4) 对钢的表面进行保护处理, 如进行电镀、涂漆、发蓝、喷涂、渗金属等工艺, 使钢的表面形成覆盖层, 以防止或减轻金属的腐蚀。

### 三、合金元素对不锈钢组织和性能的影响

#### 1. 各种合金元素在不锈钢中的作用

(1) 碳 碳在钢中有两个优点, 一是强烈稳定奥氏体, 其作用相当于镍的 30 倍。二是能获得强度较高的马氏体类型不锈钢。但碳的不足之处是与铬形成一系列复杂的碳化物, 形成大量的第二相粒子。钢中含碳量越高, 其强度越高, 耐蚀性就越差, 而且恶化机加工性能及焊接性能。因此, 碳在不锈钢中的作用是矛盾的。对于不锈钢而言, 保证耐蚀性是主要目的, 所以不锈钢的含碳量都比较低。大多数钢碳的质量分数为  $0.1\% \sim 0.2\%$ , 一般  $w_C$  不超过  $0.4\%$ 。只有在少数情况下, 如用于制造轴承、弹簧和刃具这些要求高硬度、高耐磨性的零件, 才将  $w_C$  提高到  $0.85\% \sim 0.95\%$ 。但为了保证耐蚀性, 这类钢的含铬量也相应地提高。

(2) 铬 铬是决定不锈钢耐蚀性的主要元素, 是提高铁的电极电位最有效的合金元素。但铁基固溶体的电极电位不是随含铬量的提高而均匀增加, 而是遵循  $n/8$  定律突变式增加。对不锈钢而言,  $w_{Cr}$  不能低于  $12.5\%$ 。为保证耐蚀性能, 总是适当提高铬含量, 所以实际应用的不锈钢其平均  $w_{Cr}$  为  $13\%$  以上。

铬是缩小  $\gamma$  区元素, 当  $w_{Cr}$  超过  $13\%$  时, 铁铬合金不出现高温  $\gamma$  相区。高铬不锈钢 Cr17、Cr25 均属于铁素体不锈钢。

(3) 镍 镍是奥氏体形成元素, 但它只有与铬配合时, 才能充分发挥其作用, 所以不锈钢没有单独以镍作为合金元素的。在  $w_{Cr}$  为  $18\%$  的钢中加入  $w_{Ni}$  为  $8\%$  后, 就可以获得均一的奥氏体组织, 这就是广泛应用的 18-8 型 Cr—Ni 奥氏体不锈钢。这种钢除了具有高的耐蚀性外, 还具有良好的冷变形性能及焊接性能, 并且没有磁性。

(4) 锰 锰是镍的代用元素之一。它与镍一样都是形成奥氏体的元素，其效果为镍的 1/2。锰对提高固溶体电极电位作用不大，所以不锈钢不能单独使用锰作为合金元素。完全用锰代替 Cr—Ni 不锈钢中的 Ni 是不可取的。其原因是 Cr—Mn 钢要获得完全奥氏体组织，除了要具有合适的锰含量外，还要考虑含碳量的影响，含碳量太低很难获得完全奥氏体组织。反之，提高含碳量对耐蚀性能不利；另外简单的 Mn—Cr 不锈钢抗晶间腐蚀能力很低。因此目前工业上应用的都是在 18-8 型 Cr—Ni 钢基础上，以 Mn 代替部分 Ni 或采用同时加 Mn 与 N 的方法来代替全部 Ni。

(5) 氮 氮也是形成奥氏体的元素，可以部分地代替 Ni，其比例为 0.025 : 1。N 对形成奥氏体的作用很显著。如 18-8 型 Cr—Ni 钢，当  $w_N$  为 0.15% 时， $w_{Ni}$  只需 5% 就可以得到奥氏体组织。为节约用 Ni，用 Mn 和 N 代替 Ni 的 CrMnN 不锈钢已获得了一定程度的应用。

(6) 钛和铌的作用 Ti 和 Nb 的主要作用是防止晶间腐蚀。一般认为，晶间腐蚀产生的原因是由于钢中 Cr 的碳化物 ( $Cr_{23}C_6$ ) 在某一温度范围沿晶析出，从而造成晶界附近奥氏体中 Cr 元素的贫化。当加入 Nb 或 Ti 这些强碳化物形成元素后，它们优先与 C 结合成碳化铌或碳化钛，从而避免了贫 Cr 区的形成，防止了晶间腐蚀。

2. 合金元素的综合作用 碳与铬的配合可以形成各类不锈钢组织。 $w_{Cr}$  在 12% 以下，随着含碳量的增加，可以获得马氏体不锈钢。当含碳量较低， $w_{Cr}$  在 13% 时，可获得铁素体不锈钢。当  $w_{Cr}$  从 13% 增加到 27% 时，由于铬含量的增加，稳定铁素体的能力增强，故  $w_C$  也可相应的增加到 0.2%，这时钢的基体仍为铁素体。

Ni 和 Cr 的配合也可以形成各类不锈钢组织。 $w_{Ni}$  高于 8%，而  $w_C$  在 18%~27% 时，可得到单相奥氏体。当  $w_{Ni}$  高于 3%， $w_{Cr}$  高于 18% 后，Cr、Ni 按比例地增加，可得到铁素体-奥氏体双相不锈钢。镍含量较低， $w_{Cr}$  高于 13% 时，得到单相铁素体不锈钢。

#### 四、不锈钢耐酸钢的分类及热处理

根据不锈钢在高温加热、并在空气中冷却后得到的基体组织类型，把不锈钢分为铁素体不锈钢、马氏体不锈钢和奥氏体不锈钢。常用不锈钢及其热处理规范见表 11-1。

表 11-1 常用不锈钢及其热处理规范

类型	牌 号		热 处 理 规 范			
	普通不锈钢	不锈钢耐酸钢	工序名称	温度/°C	时间/h	冷却介质
铁素体型		Cr17 Cr18Si2 Cr25Si2 Cr28	退火	750~800	1~2	空气
马氏体型	2Cr13		完全退火	870~890	2	炉冷 <sup>①</sup>
			不完全退火	740~780	2~6	空气
			淬火	1000~1050		油或空气
			淬火, 回火	150~370	2	空气
	510			2	空气	
	600~700			2	油	
	3Cr13 4Cr13		完全退火	870~890	2	炉冷 <sup>①</sup>
			不完全退火	740~780	2~6	空气
			淬火	980~1100		油或空气
			淬火, 回火	230~370	2~6	空气
	540			2	空气	
	9Cr18		完全退火	880~920	1~2	炉冷 <sup>①</sup>
			不完全退火	730~790	2~6	空气
			淬火	1010~1050		油或空气
			淬火, 回火	230~370	1~2	空气
2Cr13Ni2	不完全退火	780~830	2~6	空气		
	淬火	1030~1050		油或空气		
	淬火, 回火	180~240	1~3	空气		
	9Cr18MoV	完全退火	880~900	1~2	炉冷 <sup>①</sup>	
		不完全退火	730~790	2~6	空气	
		淬火	1010~1050		油或空气	
		淬火, 回火	230~370	1~2	空气	

(续)

类型	牌 号		热 处 理 规 范			
	普通不锈钢	不锈钢耐酸钢	工序名称	温度/°C	时间/h	冷却介质
马氏体型		1Cr11Ni2W2MoVA	退火	730~750	2~6	空气
			淬火	1000~1020		油或空气
			淬火, 回火	550~600 620~680	2	空气
奥氏体型		0Cr18Ni9 1Cr18Ni9 2Cr18Ni9	淬火	1050~1100		水或空气
		1Cr18Ni9Ti	淬火	1050~1100		水或空气
		1Cr18Ni9Nb	稳定化退火	850~900	2~4	空气
		1Cr18Mn8Ni5	淬火	1050~1100		水或空气
		2Cr13Ni4Mn9	淬火	1000~1150		水或空气
		2Cr18Ni8W2	退火	820	2	空气
		1Cr14Mn14Ni	淬火	1050~1080		水或空气
		Cr14Mn14Ni3Ti	淬火	1050~1100		水或空气
	1Cr17Mn9Ni4N	淬火	1075		水或空气	

① 退火以 25°C/h 的速度炉冷至 600°C 后在空气中冷却。

1. 铁素体不锈钢及热处理 铁素体不锈钢主要牌号有 0Cr13、Cr17 等。在强烈腐蚀性介质中, 具有良好的抗蚀性和抗氧化性。这类钢可以抵抗硝酸、热磷酸等强腐蚀液的腐蚀。因此被广泛用于化学工业中, 这种钢的缺点是:

1) 在 475°C 因富铬相析出而出现脆性。这种脆性可通过加热到 600~650°C, 保温 1h 后快冷予以消除。

2) 在 600~800°C 区间长时间加热析出  $\sigma$  脆性相。合金从高温以较快的速度冷却, 可以抑制  $\sigma$  脆性相的析出。

3) 在 950°C 以上加热时, 由于晶粒长大也会出现脆性, 此脆性无法通过热处理来消除。这是因为它是单相组织, 无相变之故。

铁素体不锈钢进行热处理的目的, 是为了消除加工应力和获得单一的铁素体组织, 并消除脆性。热处理常采用退火, 退火温度一般为 650~850°C。退火温度过高, 会使部分铁素体转变为奥氏体, 导致冷却

过程中发生部分马氏体转变，而达不到软化的目的。退火保温时间一般为1~2h，也可按90s/mm估算。退火后应快速冷却，以免在475℃时产生脆性。

2. 马氏体不锈钢及热处理 马氏体不锈钢主要有Cr13型和Cr17型两种。Cr13型不锈钢价格低廉，2Cr13主要制作塑性高、耐冲击的零件，如汽轮机叶片、水压机阀等。3Cr13、4Cr13主要制作高硬度且耐腐蚀的零件。如医疗器械的工具用钢、滚动轴承部件等。这类钢可以通过热处理进行强化，其热处理工艺一般为退火、淬火及回火。

退火的目的是降低硬度或消除冷作硬化，以便切削加工与冷变形加工，或者是为消除锻压与焊接后快冷而产生的应力，防止裂纹的产生。锻压后的毛坯，采用完全退火；冷变形后的工件，采用不完全退火；焊接后的零件，上述两种方法均可。

马氏体不锈钢的最终热处理为淬火及回火。目的是提高抗蚀性和抗氧化性，并获得高强度和高硬度；或者是为了获得一定的综合力学性能和较高的热强度。在常温、强腐蚀性介质中工作的零件，为保证钢的抗蚀性，应采用淬火+低温回火工艺。在高温下工作的零件，为获得良好的抗高温氧化性和高温强度，采用淬火+高温回火的工艺。尺寸较大的工件，在淬火前先进行700~900℃的预热，时间为1~3h。淬火后应及时回火，以免产生裂纹。这类钢在400~500℃回火时，其冲击韧度降低，抗蚀性能下降，所以应避开这一温度区间回火。

3. 奥氏体不锈钢及热处理 奥氏体不锈钢具有良好的抗腐蚀性能、高的塑性和焊接性能，并且没有磁性，没有冷脆倾向。但它的价格昂贵，容易产生加工硬化，不利于切削加工。此外，它的导热性比较差。奥氏体不锈钢广泛地应用于航空、造船、汽车、化工、医疗器械等行业。由于这类钢无磁性，所以在仪器仪表工业中应用也很广泛。

由Fe-Ni-C三元相图可知， $w_{Cr}$ 为18%时，若要获得奥氏体组织， $w_{Ni}$ 必须为9%，这种钢习惯上称为18-8型不锈钢，许多Cr-Ni不锈钢都是在Cr-Ni钢的基础上发展起来的。下面介绍18-8型不锈钢的热处理。

(1) 去应力处理 为消除机加工后的应力，常采用300~350℃的去应力退火，时间为1~2h，然后空冷。消除焊接应力和冷加工残余应

力的退火，其温度不低于  $850^{\circ}\text{C}$ ，钢中含有 Ti 和 Nb 时，采用空冷；钢中不含 Ti 和 Nb 时，则应水冷至  $540^{\circ}\text{C}$  以后再空冷，以避免碳化铬析出的温度区间。去应力处理可消除应力腐蚀的敏感性并提高焊接件的尺寸稳定性。

(2) 固溶处理 固溶处理用于消除加工硬化，并获得单一奥氏体组织，以提高钢的抗蚀能力和抗高温氧化性能。为使碳化物及其他化合物充分溶入奥氏体，固溶温度一般为  $1050\sim 1100^{\circ}\text{C}$ 。 $w_{\text{C}}$  越高，固溶温度也越高。但加热温度过高，组织中出现大量铁素体，使钢的热加工工艺性能恶化，同时也降低钢的抗均匀腐蚀的能力。加热时间按  $1\text{min}/\text{mm}$  计算。为防止碳化物的析出，在水中冷却。对于厚度不大的零件，为防止变形，可在空气中冷却。

固溶处理后，钢具有最低的强度和硬度，对于改善加工性能，它是最好的软化处理工艺。固溶处理后，钢具有最好的耐腐蚀性能，这种工艺是防止晶间腐蚀的重要手段。

(3) 稳定化处理 此工艺是针对含 Ti、Nb 的不锈钢而设置的。钢中加入 Ti 或 Nb 可消除晶间腐蚀，但是它们的效果必须通过稳定化处理才能体现出来。在固溶处理时，铬的碳化物全部溶入奥氏体中，Ti 和 Nb 的碳化物则部分溶入奥氏体中。当零件处于  $450\sim 900^{\circ}\text{C}$  温度范围内、并在强烈腐蚀性介质中工作时，溶入奥氏体中的大部分碳仍以  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  形式在晶界析出，晶间腐蚀仍然发生。只有通过稳定化处理，才能保证形成碳化钛、碳化铌，达到防止晶间腐蚀的目的。

稳定化处理的工艺通常为  $850\sim 900^{\circ}\text{C}$  加热，保温  $2\sim 4\text{h}$ ，然后在水中或空气中冷却。

## 第二节 耐 热 钢

### 一、金属的抗氧化性和抗氧化钢

高温下工作的工件，在远低于材料抗拉强度的应力作用下也会破坏，其原因一方面是由于高温下钢被急剧地氧化，形成氧化皮，使截面缩小导致破坏；另一方面是由于温度升高，钢的强度迅速降低的结果。因而耐热钢有两大类：一类是具有高温抗气体腐蚀能力的抗氧化钢；另一类是具有良好热强性及一定高温强度的热强钢。



1. 金属的抗氧化性 钢件在高温下工作发生氧化是不可避免的，但其氧化的速度是可以控制的。加入 Cr、Si、Al 合金元素，改变氧化膜的性质，可以减缓氧化过程，从而提高钢的抗氧化性。

铬是提高钢的抗氧化性的主要元素。实践证明，在 600~700°C 使用的钢件， $w_{Cr}$  为 5% 才能具有足够的抗氧化性；在 800°C 时  $w_{Cr}$  为 12%；950°C 时  $w_{Cr}$  为 20%；1100°C 时  $w_{Cr}$  必须达到 28%。

由于硅会增加钢的脆性，一般作为辅加元素。加入  $w_{Si}$  一般不超过 2%~3%。

铝也是提高钢抗氧化性能的有效元素，在 1000°C 时  $w_{Al}$  为 6% 与  $w_{Cr}$  为 18% 的铬抗氧化水平相当。因为铝会影响钢的强度，加工性能欠佳，氧化膜容易剥落，所以很少单独加入抗氧化钢中。

另外 Cr、W、Mo、V 均提高钢的再结晶温度，从而也就提高了钢的热强性。

2. 抗氧化钢 抗氧化钢广泛用于工业炉中的构件、炉底板、料架、马弗炉、辐射管等。这种用途的钢有铁素体抗氧化钢和奥氏体抗氧化钢两类。常用抗氧化钢的牌号、成分、热处理工艺和最高使用温度见表 11-2。

表 11-2 常用抗氧化钢的牌号、成分及热处理

类型	牌 号	化学成分 (质量分数) (%)						热处理
		C	Mn	Si	Ni	Cr	其它	
铁素体钢	1Cr13Si3	≤0.12	≤0.7	2.3~ 2.8	≤0.60	12.5~ 14.5	—	退火 700~800 (空冷)
	1Cr13SiAl	0.10~ 0.20	≤0.7	1.0~ 1.5	≤0.60	12.0~ 14.0	Al1.0 ~1.8	
奥氏体钢	3Cr18Ni25Si2	0.3~ 0.4	≤1.5	1.5~ 2.50	23.0~ 26.0	17.0~ 20.0	—	固溶处理 1100~ 1150°C
	3Cr18Mn12Si2N	0.22~ 0.30	10.50~ 12.50	1.40~ 2.20	—	17.0~ 19.0	N0.22 ~0.30	
	2Cr20Mn9Ni2Si2N	0.17~ 0.26	8.50~ 11.0	1.80~ 2.70	2.0~ 3.0	18.0~ 21.0	N0.20 ~0.30	

(1) 铁素体抗氧化钢 它是在铁素体不锈钢基础上加入抗氧化合金元素而形成的钢种，其抗氧化性能好，在含硫的气氛中有较好的耐腐蚀性。常用的牌号有 Cr13 型、Cr18 型、Cr25 型钢，它们的使用温度依次为 800~850°C、1000°C 左右和 1050~1100°C。

(2) 奥氏体抗氧化钢 一般使用的奥氏体抗氧化钢也是在奥氏体不锈钢基础上加入 Si、Al 元素形成的钢种。根据化学成分分为 Cr—Ni 系、Cr—Mn—N 系和 Fe—Al—Mn 系三类。

## 二、金属的高温强度和热强钢

1. 金属的高温强度 高温强度是金属在高温下抵抗塑性变形的能力。高温同室温时的强度概念有很大区别，高温下金属的力学性能受到温度、时间和组织变化三个因素的影响。评定高温强度时，使用金属的蠕变极限和持久强度来衡量材料的抗蠕变和抗破断的能力。

(1) 金属的蠕变 金属在再结晶温度以下受到超过其屈服强度的外力作用时，将发生变形，同时伴随产生加工硬化，当硬化程度与外力平衡时，变形就会终止。但是，如果温度超过再结晶温度，即使外力小于常温下的屈服强度，金属也会发生塑性变形，这种塑性变形所产生的加工硬化将被回复与再结晶所消除，因此变形不断发生。回复与再结晶需要一定的时间，所以变形也是时间的函数。蠕变是金属在再结晶温度以上长时间的恒温、恒应力作用下，发生缓慢的塑性变形的现象。产生蠕变的原因是：高温下金属原子扩散能力增大，使那些在低温下起强化作用的因素逐渐减弱或消失。

蠕变极限是表示金属蠕变抗力大小的指标。蠕变极限通常有两种表示方法：一种是在给定温度  $T$  下，在规定时间内达到规定变形量  $\delta$  时所能承受的应力 ( $\sigma$ )；另一种方法是在给定的温度下，使试样产生规定的蠕变速度的应力。

(2) 金属的持久强度 持久强度是指在一定温度下，在规定的持续时间内引起材料断裂的应力值。在一定温度和应力下，材料能支持不断裂的时间愈长，或一定的温度和时间条件下，材料的断裂应力愈高，则材料的持久强度愈好。

蠕变极限是表征材料高温下对塑性变形的抗力，而持久强度是表征材料在高温下对破断的抗力。

2. 热强钢及其热处理 根据钢的组织特点, 可将热强钢分为四类: 珠光体热强钢、马氏体热强钢、铁素体热强钢和奥氏体热强钢。表 11-3 列举了主要热强钢的牌号、热处理工艺及最高使用温度。

表 11-3 常用热强钢牌号、热处理及使用温度

类型	牌 号	热处理工艺		最高使用温度/°C	
		淬火温度/°C	回火温度/°C	抗氧化	热强性
珠光体钢	15CrMo	930~960 (正火)	680~730	—	—
	12Cr1MoV	980~1020 (正火)	720~760	—	—
马氏体钢	1Cr13	1000~1050 水淬、油淬	700~790 油、水、空气	750	500
	2Cr13	1000~1050 水淬、油淬	660~770 油、水、空气	750	500
	1Cr11MoV	1050, 油淬	720~740 空气、油	750	550
	1Cr12WMoV	1000, 油淬	680~700 空气、油	750	580
	4Cr10Si2Mo	1000~1100 油淬、空气	700~800 空气	850	650
奥氏体钢	1Cr18Ni9Ti (18-8)	1000~1100 水	—	850	650
	4Cr14Ni14W2Mo (14-14-2)	1170~1200 固溶处理	750°C 时效	850	750

(1) 珠光体热强钢 珠光体热强钢是指在正火状态下, 显微组织是珠光体和铁素体的这类耐热钢。它们的特点是含碳量低、合金元素少, 工艺性能和导热性能好, 热处理工艺简单, 价格便宜。广泛用于工作温度在 350~600°C 的动力工业和石油工业的构件。低碳珠光体热强钢适合于锅炉管用钢; 中碳珠光体热强钢适合于作叶轮、转子、紧

固件用钢。

珠光体热强钢的热处理一般是正火+高温回火，正火温度一般选择的较高，在 $980\sim 1020^{\circ}\text{C}$ ，以保证碳化物完全溶解并均匀分布。回火温度则应高于使用温度 $100\sim 150^{\circ}\text{C}$ 。

(2) 马氏体热强钢 这类钢的综合力学性能较好，主要分为两类。一类是Cr13型钢，常用于作叶片用钢，前面已经叙述，这里不再重复。另一类是Cr-Si钢，常用牌号有4Cr9Si2、4Cr10Si2Mo等。此类属于气阀钢，经调质处理后，广泛应用于 $700^{\circ}\text{C}$ 以下工作的各种发动机排气阀。调质工艺为加热 $1000^{\circ}\text{C}$ 以上，保温后淬火，常采用空冷或油冷。在高于使用温度 $100^{\circ}\text{C}$ 进行回火，回火时应注意避开 $400\sim 600^{\circ}\text{C}$ 回火脆性区，回火后空冷或油冷。

(3) 铁素体热强钢 这类钢以含铬为主，其成分、牌号和铁素体抗氧化钢相同，除含铬量高外，还加入了一定量的铁素体形成元素Al、Si等。常用于制作受力不大的加热炉构件和电阻丝。

与铁素体不锈钢一样，这类钢有三个脆性温度区，热处理时应引起注意。

(4) 奥氏体热强钢 珠光体和马氏体热强钢一般使用温度在 $650^{\circ}\text{C}$ 以下，使用温度再高的则无法满足要求。奥氏体热强钢具有高的抗氧化性，高的塑性和冲击韧度，良好的焊接性能，用来制造在 $650^{\circ}\text{C}$ 以上工作的汽轮机叶片、发动机气阀等。

根据强化机制可将奥氏体热强钢分为固溶强化奥氏体热强钢，碳化物沉淀强化奥氏体热强钢和金属间化合物强化奥氏体热强钢三类。

固溶强化奥氏体热强钢是在18-8不锈钢的基础上发展的钢种。常用牌号有1Cr18Ni9Ti和1Cr18Ni9Mo等。加入Mo使热强度进一步提高。这种钢的焊接性好、淬火状态下的冲压性能均匀，故用作喷气发动机排气管等部件。其它用途及热处理方式同不锈钢。

碳化物沉淀强化奥氏体热强钢的特点是通过合金碳化物的沉淀析出强化钢的基体。典型牌号有GH36，其热处理工艺为 $1140^{\circ}\text{C}$ 加热，保温 $1.5\sim 2\text{h}$ 后水冷，再进行两次时效。第一次时效温度为 $670^{\circ}\text{C}$ ，时间为 $12\sim 14\text{h}$ ，由于分布均匀细小的VC析出，这时的强度最高，但是塑、韧性差、有缺口敏感性，故再次加热到 $770\sim 800^{\circ}\text{C}$ 二次时效，时间为

10~12h。这种钢适合制造柴油机增压器的涡轮叶片。21-4N (5Cr21Mn9Ni4N) 钢也是碳化物沉淀强化钢。用于在 850°C 左右工作的高速大功率发动机的排气阀。其固溶处理温度为 1175~1185°C，保温 0.5~1h 后水冷，750~850°C 时效 10~14h 后空冷。

金属间化合物强化奥氏体热强钢因含碳量很低，一般  $w_c$  为 0.08%，所以又称为铁基高温合金。GH132 是航空工业广泛使用的一种合金，其热处理为固溶和时效。固溶温度为 980~1000°C，保温 2h，油冷。时效温度 700~720°C，时间为 16h。

### 第三节 其它特殊性能钢

#### 一、超高强度钢

超高强度钢是 20 世纪 40 年代随航空和宇航工业的发展而诞生的钢种。它与普通结构钢强度的区分界限尚无统一的规定，一般认为抗拉强度在 1500MPa 以上的钢，可视为超高强度钢。这类钢大量用于火箭发动机外壳、飞机的起落架、机身骨架和蒙皮、空间飞船壳体、高压容器等方面。由于其优越的耐磨性和热强性，也用于制作冷、热模具和压铸模具。

根据超高强度钢的成分和使用性能的不同，可分为低合金超高强度钢、马氏体时效钢、中合金超高强度钢和沉淀硬化超高强度不锈钢四类。

1. 低合金超高强度钢 这种钢的强度一般在 1500~2000MPa。它是以调质钢为基础发展起来的，热处理工艺的不同点是最终采用淬火和低温回火，获得回火马氏体组织，从而达到获得超高强度的目的。这种钢强度稍高、韧性好，常温特别是低温下的缺口敏感性较低。可用于制作飞机主起落架的支柱、轮叉、机翼主梁等。

我国使用最广泛的钢是 30CrMnSiNi2A。预处理采用等温退火 (900°C 加热，650°C 等温)，或者采用 900°C 加热正火，随后不完全退火 (780°C 加热，炉冷至 650°C 出炉空冷)，以达到改善加工性能的目的。最终处理采用 900°C 油淬，然后于 200~300°C 回火。

低合金超高强度钢在提高强度的同时，其断裂韧度将降低，因而可能出现低应力的脆性破坏。另外热处理时要严格防止脱碳。这类钢

淬火回火后变形比较大，不容易矫正。它们的焊接性能不太好。为弥补以上缺陷发展了马氏体时效钢。

2. 马氏体时效钢 马氏体时效钢具有高的屈服强度和断裂韧性以及良好的工艺性能。这类钢是以铁—镍为基础的高合金钢。基本成分为  $w_C \leq 0.03\%$ ， $w_{Ni}$  为  $18\% \sim 25\%$ ，主要有  $18\%Ni$ 、 $20\%Ni$  和  $25\%Ni$  三种类型。各类马氏体时效钢的化学成分见表 11-4。

表 11-4 马氏体时效钢化学成分表

成分(质量分数)(%)	18%Ni	20%Ni	25%Ni
Ni	17~19	18~20	25~26
Co	8~9	—	—
Mo	3~3.5	—	—
Ti	0.15~0.25	1.3~1.6	1.3~1.6
Al	0.05~0.15	0.05~0.35	0.15~0.35
Nb	—	0.3~0.5	0.3~0.5
C	<0.03	<0.03	<0.03
Mn	<0.1	<0.1	<0.1
P	<0.01	<0.01	<0.01
S	<0.01	<0.01	<0.01
Si	<0.1	<0.1	<0.1
B(加入量)	0.003	0.003	0.003
Zr(加入量)	0.02	0.02	0.02
Ca(加入量)	0.05	0.05	0.05

$18\%Ni$  马氏体时效钢，在  $800^\circ C$  以上加热时，将迅速转变成奥氏体。它的合金化程度很高，过冷奥氏体非常稳定，一般采用空冷就可以获得马氏体。时效温度在  $480^\circ C$  左右。这种钢缺口强度高、高温强度和抗应力腐蚀性能良好，热处理变形小。

3. 中合金超高强度钢 这类钢可分为热作模具钢和基体钢两类。

$4Cr5MoSiV$  是热作模具钢的典型钢种，具有高的淬透性，可以空淬。 $500 \sim 600^\circ C$  回火时，马氏体析出弥散的碳化物相，产生二次硬化。

热处理后残余应力小，具有高的的高温强度，并具有一定的抗氧化性和耐腐蚀性。

用于超高强度钢的基体钢均经过真空熔炼。它们的成分与高速钢的基体相近，具有高速钢的高强度，同时因残余碳化物很少而具有高的疲劳强度。所以可满足超高强度结构钢的要求，可用于制作螺栓、弹簧、武器零件等。常见的钢号有 4Cr5MoSiV (H11) 和 4Cr5MoSiV1 (H13)。

4. 沉淀硬化超高强度不锈钢 常用的 Cr-Ni 不锈钢强度偏低，并且不能通过热处理来改善，只能通过冷变形进行强化。对于截面较大、形状复杂的冲压件，因各处变形程度不同，加工硬化效果不均匀，容易造成性能的不均匀，为了既保证不锈钢的优良焊接性能和压力加工性能，又具有马氏体不锈钢的强度，发展了以下两种类型的超高强度钢。

(1) 奥氏体—马氏体沉淀硬化超高强度不锈钢 这类钢经过固溶处理后，室温组织基本上是奥氏体。当加工完成后，再将钢加热至某一温度，此时因碳化物的析出使奥氏体中的含碳量下降，致使  $M_s$  点升高，从而使冷却后奥氏体转变为马氏体。这时钢的强度大幅度提高，这一过程称为调整处理。随后通过时效处理可进一步强化马氏体，从而获得超高强度。典型钢种有 17-7PH。

(2) 马氏体沉淀硬化超高强度不锈钢 最早使用的马氏体沉淀硬化超高强度不锈钢是 17-4PH。在  $1000\sim 1050^\circ\text{C}$  固溶处理后，得到低碳马氏体，经  $480^\circ\text{C}$ 、1h 的时效，由于含铜相的析出而获得最高的强化效果。

## 二、高耐磨钢

矿山机械所用的破碎机齿板，经常与坚硬的矿石接触，受到高的接触应力和冲击载荷下的强烈磨损。普通的耐磨钢在保证其耐磨性的同时，难以兼顾高的韧性。因此高耐磨钢是在高的冲击载荷及高应力情况下具有高耐磨性的高锰钢。

高锰钢的主要牌号有 ZGMn13 或 Mn13。Mn13 的主要成分是  $w_C$  为  $1.0\%\sim 1.4\%$ ， $w_{Mn}$  为  $10\%\sim 14\%$ ， $w_S\leq 0.03\%$ ， $w_P\leq 0.03\%$ 。高锰钢经高温加热后快冷得到单一的奥氏体组织。此时钢具有很高的韧

性。在受到高的冲击载荷及高的压力作用下，其表面层将迅速产生加工硬化，从而产生高耐磨的表面层，而此时内层仍保持优良的冲击韧度，这就是高锰钢为什么具有高强度、高韧性和高耐磨性的原因。高锰钢要发挥其优良的性能，只有表面层经加工硬化后才能实现。

高锰钢在表面奥氏体相发生加工硬化的同时，还发生马氏体和 $\epsilon$ 相的相变，因而进一步使钢得到强化。由于高锰钢的加工硬化能力强，故切削加工困难，所以常限于铸态使用。为避免因导热性差而产生裂纹，采用低温浇注，铸造后得到的金相组织为奥氏体和碳化物。

为了使碳化物溶解和获得具有良好韧性的奥氏体组织，高锰钢的热处理采用水韧处理，即将钢（ZGMn13）加热到 $1050\sim 1150^{\circ}\text{C}$ ，保温后淬入流动的水中急冷，以保证获得奥氏体和防止碳化物沿奥氏体晶界的析出，导致冲击韧度的下降。加热温度过高、保温时间过长都会引起零件表面脱碳，造成脱碳层在淬火后形成马氏体组织，从而导致零件在工作时表面产生裂纹。

### 三、磁性合金

根据磁导率的不同，可将金属材料分为三类：受磁场微弱吸引的顺磁性物质；受磁场排斥的抗磁性物质；受磁场极大吸引、随磁场强度的变化而变化的铁磁性物质。最后一种金属磁性材料就是磁性合金。

1. 软磁合金及热处理 只有在外磁场作用下才能显示出磁性，去掉外磁场就不显示磁性的材料称为软磁合金。它们广泛用来制造导磁体、变压器、继电器、电机、磁放大器等。最常用的软磁材料有硅钢和坡莫合金。

(1) 硅钢 常用热轧硅钢牌号有 D21、D22、D32 等。这种钢片出厂前已退火处理，用户无需再处理。如果因卷边、冷弯发生塑性变形，可以在 $720\sim 780^{\circ}\text{C}$ 退火，以消除应力。

冷轧硅钢必须严格控制冷轧工艺和退火工艺，才能获得具有更高磁感应强度的一定结构，并具有粗大晶粒的冷轧硅钢片。 $w_{\text{Si}}$ 为 3.25% 的硅钢片处理工艺是：单取向硅钢片连续冷轧至 0.28mm 厚，加热至 $1177^{\circ}\text{C}$ ，最终得到二次再结晶的粗大铁素体，并具有立方取向。

(2) 坡莫合金 硅钢片虽然是应用最广泛的软磁材料，但是它无法满足极弱磁场强度下产生高磁感应强度的要求。坡莫合金具有此项



优点，它是一种高磁导率合金，广泛用于弱磁场中。

坡莫合金在冷轧以后进行高温退火。制造厂在冷冲压之后，为了消除残余应力，可进行低温退火，退火温度为  $750\sim 900^{\circ}\text{C}$ ，保温 3h，然后快冷。

2. 硬磁合金及热处理 硬磁合金具有很大的矫顽力，用来制造永久磁铁。提高矫顽力的途径有：增加材料的内应力和非磁性第二相，如析出相、夹杂物及残余奥氏体。提高内应力可通过提高钢的含碳量，并进行淬火处理；提高非磁性第二相数量，可通过析出沉淀相的热处理来实现。因此，根据材料的结构和生产工艺硬磁合金主要分两类。

(1) 淬火硬化型磁钢 这类材料有碳素钢、钨磁钢、铬磁钢、钴磁钢、铝磁钢。热处理工艺对磁性有很大的影响，组织中有石墨或较大粒状渗碳体，对磁性有较大的损害。因此，材料常进行以下处理：高温正火彻底消除渗碳体网；高温回火降低硬度，便于加工，同时得到均匀细小的碳化物，以便淬火加热；淬火得到马氏体和一部分残余奥氏体及分散的碳化物质点。淬火后不进行回火处理，以保持高的内应力。为保证使用时具有稳定的磁性，常采用  $100^{\circ}\text{C}$  保温  $5\sim 10\text{h}$  的时效处理。

(2) 沉淀硬化型合金 这类合金主要是以 Fe-Ni-Al 为基础的合金，具有沉淀硬化效应。Fe-Ni-Al 三元合金也称阿尔尼合金，加热至  $1100^{\circ}\text{C}$  左右时为单相固溶体，冷却至  $800\sim 900^{\circ}\text{C}$  后分解为  $\alpha$  强磁相（铁基固溶体）和  $\alpha_1$  弱磁相（有序相）， $\alpha_1$  弱磁相析出可提高磁性。

这类钢的热处理方法基本上有两种：一种是固溶处理，即  $\alpha_1$  在高温下全部溶解，然后以某一临界冷却速度冷却，从而获得最大矫顽力，磁钢不再回火；另一种方法是固溶处理后，经空冷或在磁场中冷却，然后根据材料牌号选择回火温度，使  $\alpha_1$  相以弥散状态析出，这时钢具有很高的矫顽力。

## 第十二章 铸铁及其热处理

**培训要点** 掌握灰铸铁、球墨铸铁和可锻铸铁的热处理工艺。

铸铁是碳的质量分数大于 2.11% 的 Fe-C 合金。它是以 Fe、C、Si 为主要组成元素，Mn、S、P 等杂质元素的含量比碳钢高。有时为了提高铸铁的力学性能或物理、化学性能，在普通铸铁中加入一定量的合金元素，这种铸铁称为合金铸铁。

铸铁化学成分中的碳可以化合态的渗碳体存在，亦可以游离态的石墨存在。在机械制造业用的铸铁中，碳主要以游离态的石墨存在。

铸铁的性能与其化学成分和内部组织密切相关。由于铸铁含碳量较高，接近于共晶合金成分，故它的铸造性能很好，并且其生产工艺简单，成本低廉。因此，被广泛应用于机械制造、冶金、矿山、石油化工、交通运输、建筑和国防等工业部门。在各类机械中铸铁件约占机械总重量的 45%~90%，在机床和重型机械中，则约占机械总重量的 85%~90%。高强度铸铁和特殊性能铸铁还可以代替部分昂贵的合金钢和有色金属材料。

### 第一节 铸铁的分类及其石墨化

#### 一、铸铁的分类和编号

根据碳在结晶过程中的析出状态以及凝固后的断口颜色的差异，可将铸铁分为三大类：

白口铸铁——碳绝大多数以渗碳体的形式存在，断口呈银白色。

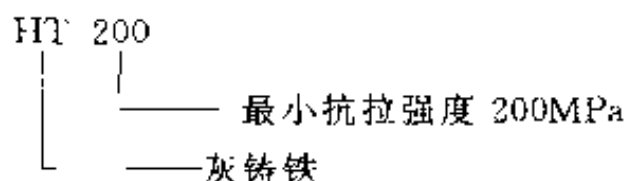
灰铸铁——碳全部或大部分以游离状态的石墨析出，断口呈暗灰色。

麻口铸铁——碳部分以化合态的渗碳体存在，部分以游离状态的石墨析出，断口呈墨白相间的麻点。

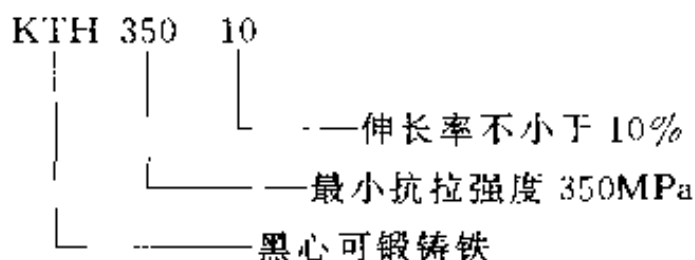
白口铸铁和麻口铸铁脆而硬，故工业上很少使用。工业上大量使用的是灰铸铁。灰铸铁的性能除了与成分、基体组织有关外，还取决

于石墨的形状、大小、数量及分布。灰铸铁通常按石墨的形态又可分为四类：

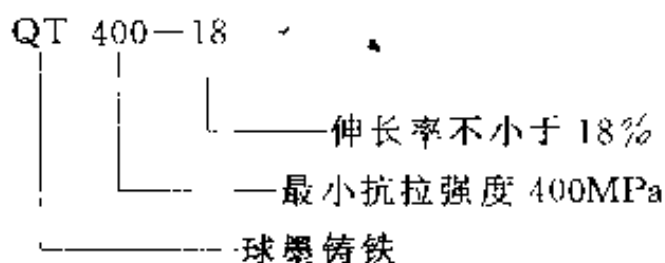
1. 灰铸铁 石墨呈片状分布。牌号用“灰铁”二字汉语拼音的第一个大写字母“HT”和代表抗拉强度的数字表示。示例如下：



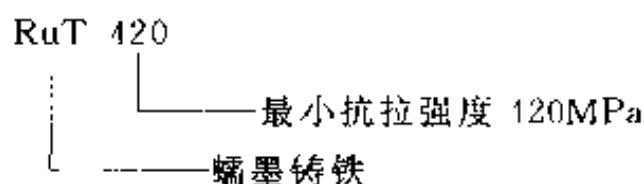
2. 可锻铸铁 石墨呈团絮状分布。牌号用“KTH”代表黑心可锻铸铁；“KTB”代表白心可锻铸铁；“KTZ”代表珠光体可锻铸铁。上述字母均为相应汉字拼音的字首。可锻铸铁牌号的示例如下：



3. 球墨铸铁 石墨呈球状分布。牌号用“QT”和两组数字表示。球墨铸铁牌号的示例如下：



4. 蠕墨铸铁 石墨呈蠕虫状和少量球状分布。牌号用“RuT”和一组数字表示。蠕墨铸铁牌号的示例如下：



## 二、铸铁的石墨化及其影响因素

1. 铸铁的石墨化过程 碳以石墨状态析出的过程称为石墨化。含碳和硅较高的铁液，在缓慢冷却时可从液态中直接结晶出石墨，而不以渗碳体的形式析出。渗碳体只是一个亚稳定相，石墨则是一个稳定相。Fe—C 相图有两种，即铁—石墨相图（虚线表示）和铁—渗碳体相图。为了便于比较和应用，习惯上把这两种相图叠加在一起，称为铁

碳合金双重相图，见图 12-1。铸铁中的碳以石墨的形态从钢中析出的过程称为石墨化。根据 Fe-C 合金双重相图，铸铁的石墨化过程可分为三个阶段。

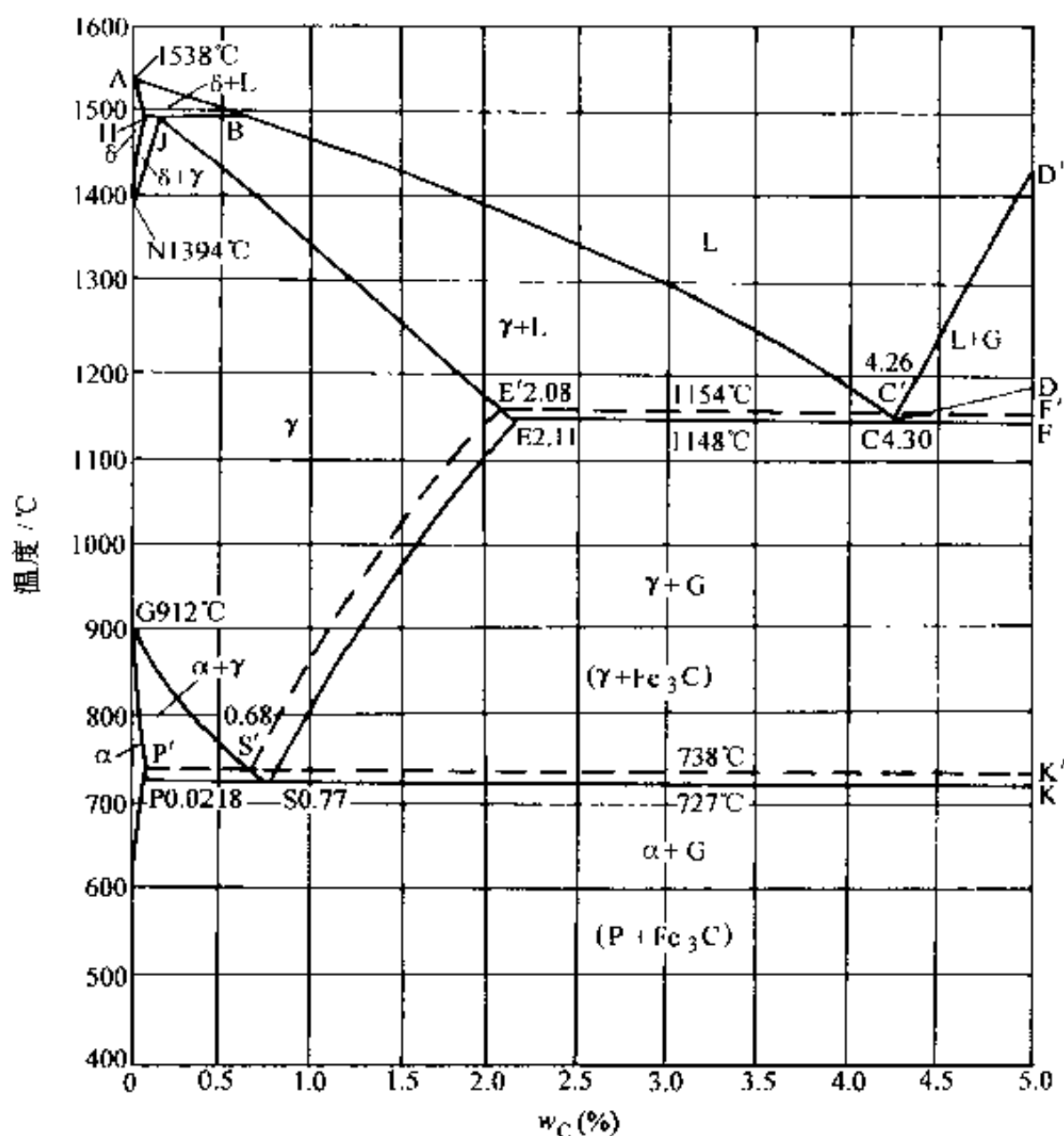


图 12-1 铁碳合金双重相图

第一阶段石墨化：即液相至共晶结晶阶段。包括过共晶成分的液相中直接结晶出一次石墨和共晶转变时形成的共晶石墨，以及一次渗碳体和共晶渗碳体在高温退火时分解析出的石墨。

第二阶段石墨化：即共晶至共析转变之间阶段。包括从奥氏体中直接析出二次石墨和二次渗碳体在此温度区间内分解析出的石墨。

第三阶段石墨化：即共析转变阶段。包括共析转变时，奥氏体转变为铁素体加石墨和共析渗碳体退火时分解为铁素体和石墨。

2. 影响铸铁石墨化的因素 铸铁石墨化程度受到许多因素的影响，但试验证明，铸铁化学成分和结晶时的冷却速度是影响石墨化的主要因素。

### (1) 化学成分

1) 碳和硅 它们都是强烈促进石墨化元素，铸铁中的碳、硅含量愈高，石墨化程度愈充分。因为随着含碳量的增加，液态铸铁中石墨晶核数量也增多，因而促进石墨化；Si 与 Fe 原子的结合力较强，Si 溶于铁素体中不仅会削弱 Fe、C 原子间的结合力，而且还会降低共晶点的含碳量，提高共晶转变温度，以利于石墨的析出。实践证明，铸铁中每增加  $w_{Si}1\%$  时，共晶点的  $w_C$  相应降低  $0.3\%$ ，为了综合考虑碳和硅的影响，通常把含硅量折合成相当的含碳量，再与实际含碳量相加，其总和称为碳当量，即碳当量  $=w_C+1/3 w_{Si}$ 。利用碳当量，可近似估计出铸铁在 Fe-C 相图上的实际位置，因此，调整碳当量是控制组织与性能的基本措施之一。

2) 锰 锰是阻碍石墨化的元素，锰溶入铁素体或渗碳体中，不仅增加 Fe、C 原子的结合力，而且还会使共析转变温度降低，这都不利于石墨的析出。但是 Mn 与 S 能形成 MnS，它能减弱 S 对石墨化的阻碍作用，所以它又间接地起着促进石墨化的作用，因而铸件中含 Mn 量要适当。

3) 硫 硫是强烈阻碍石墨化的元素，因为 S 不仅增加 Fe、C 原子的结合力，而且形成硫化物后常以共晶体形式分布在晶界上，阻碍碳原子的扩散。此外，硫还降低铁液的流动性和促使高温铸件开裂。所以，硫是有害元素，其含量愈低愈好。

4) 磷 磷是微弱促进石墨化的元素。它能提高铁液的流动性，但形成的  $Fe_3P$  常常以共晶体形式分布于晶界上，从而增加铸铁的脆性，致使铸件在冷却时开裂。所以，一般铸铁中的磷含量应严格控制。

综合铸铁中常见的元素，促进石墨化的元素由强至弱的顺序为 Al、C、Si、Ti、Ni、P、Co、Zr；阻碍石墨化的元素由强至弱的顺序为 B、Mg、Fe、V、Cr、S、Mn、W。

(2) 冷却速度的影响 在实际生产中往往发现同一铸件厚壁处为灰口，而薄壁处出现白口的现象。这说明在同一化学成分的情况下，铸

铁结晶时的冷却速度对石墨化程度影响很大。冷却速度越缓慢，越有利于石墨化；反之，则有利于形成白口铸铁。尤其是共析阶段的石墨化，因这时温度较低，如果冷却速度增大，原子扩散更加困难，这一阶段的石墨化将难以充分进行。

冷却速度受到多方面的影响，它与浇注温度、铸型材料的导热能力，以及铸件的壁厚等因素有关。对于壁厚不均匀的铸件，冷却时要得到均匀的组织是比较困难的。通过孕育处理可以防止白口的产生；借助热处理能消除白口，改善铸铁的性能。

## 第二节 灰 铸 铁

### 一、灰铸铁的成分、组织和性能

1. 化学成分 如前所述，化学成分是影响石墨化的主要因素。铸铁的C、Si、Mn是调节组织的元素，P是控制使用的元素，S是应该限制的元素。目前生产中灰铸铁的化学成分为 $w_C = 2.7\% \sim 3.6\%$ ， $w_{Si} = 1.0\% \sim 2.2\%$ ， $w_{Mn} = 0.5\% \sim 1.3\%$ ， $w_P \leq 0.3\%$ ， $w_S \leq 0.15\%$ 。

2. 金相组织 灰铸铁的组织是由片状石墨和金属基体所组成。根据共析阶段石墨化进行的程度不同，基体组织可分为铁素体，铁素体+珠光体和珠光体三种。

化学成分和冷却条件的不同，可导致石墨类型、大小与分布的不同。细小片状形态，且分布均匀的石墨，其力学性能好。灰铸铁中石墨的类型有六种形态，分别如图12-2所示。

A型——石墨呈均匀片状，无方向性分布，其力学性能最好。

B型——石墨呈花朵状分布，外围石墨粗大，而心部石墨细小，其力学性能低于A型。可以通过改善熔炼工艺和进行孕育处理来提高性能。

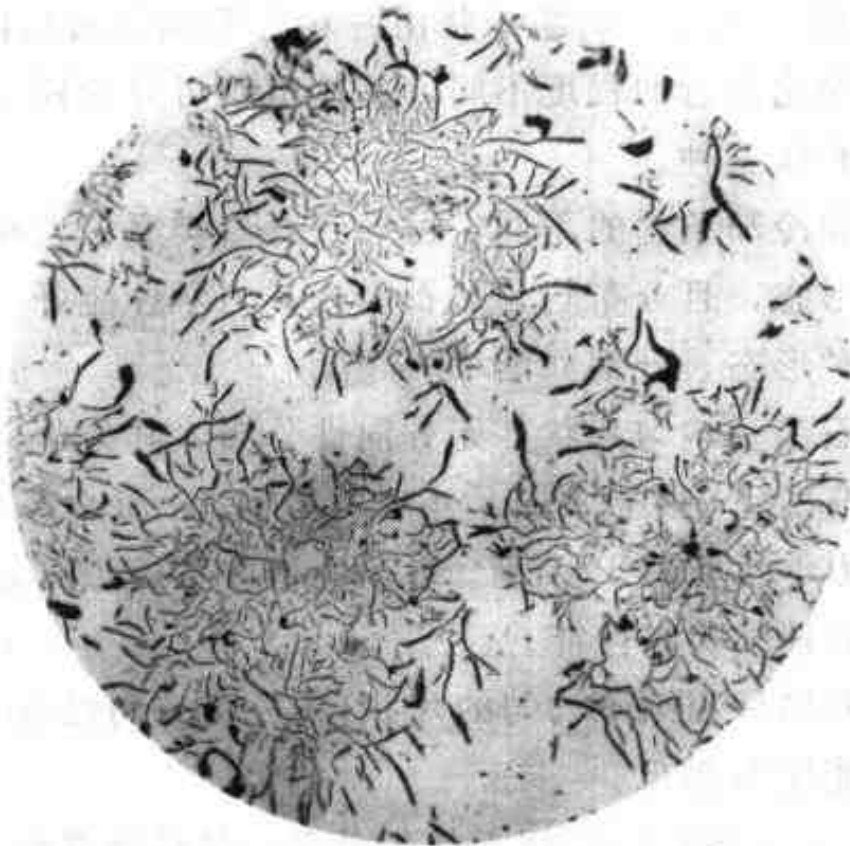
C型——石墨呈粗细不均匀的片状，无一定方向性分布，其力学性能比B型低。

D、E型——石墨在树枝间不均匀分布，是过冷度较大时的产物，故也称为过冷石墨。这种石墨塑性差，是一种有害组织，常采用孕育处理使它们转变成为A型石墨。

F型 石墨呈星形，大小及分布不均匀。



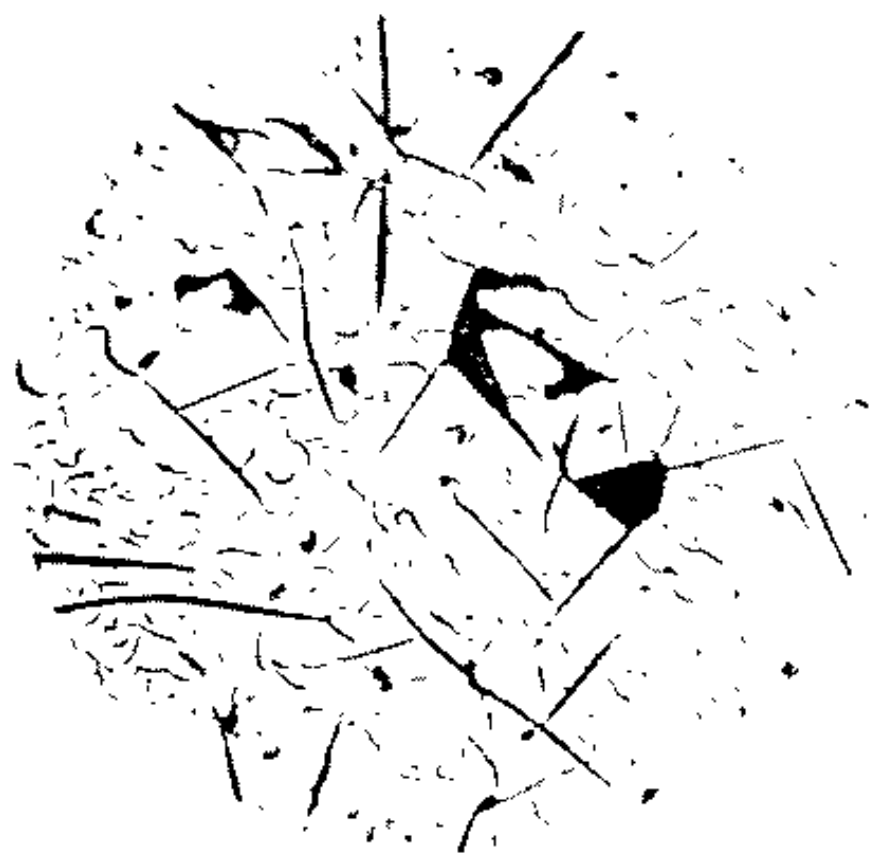
a)



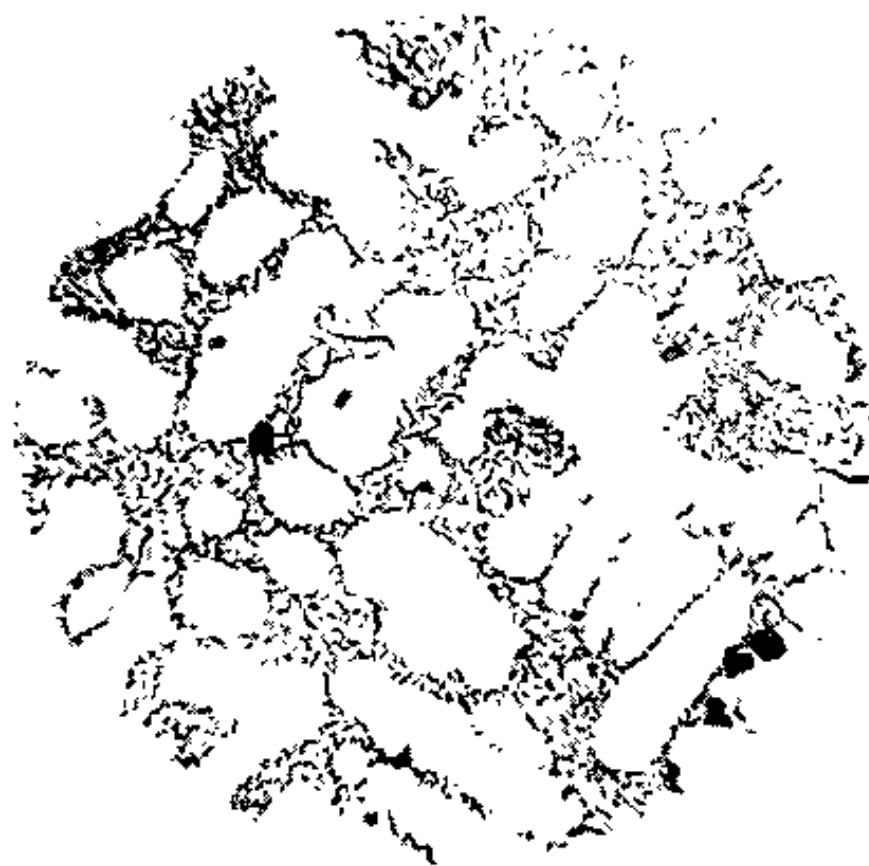
b)

图 12-2 石墨分布形状图 (100×)

a) A型 b) B型



c)



d)

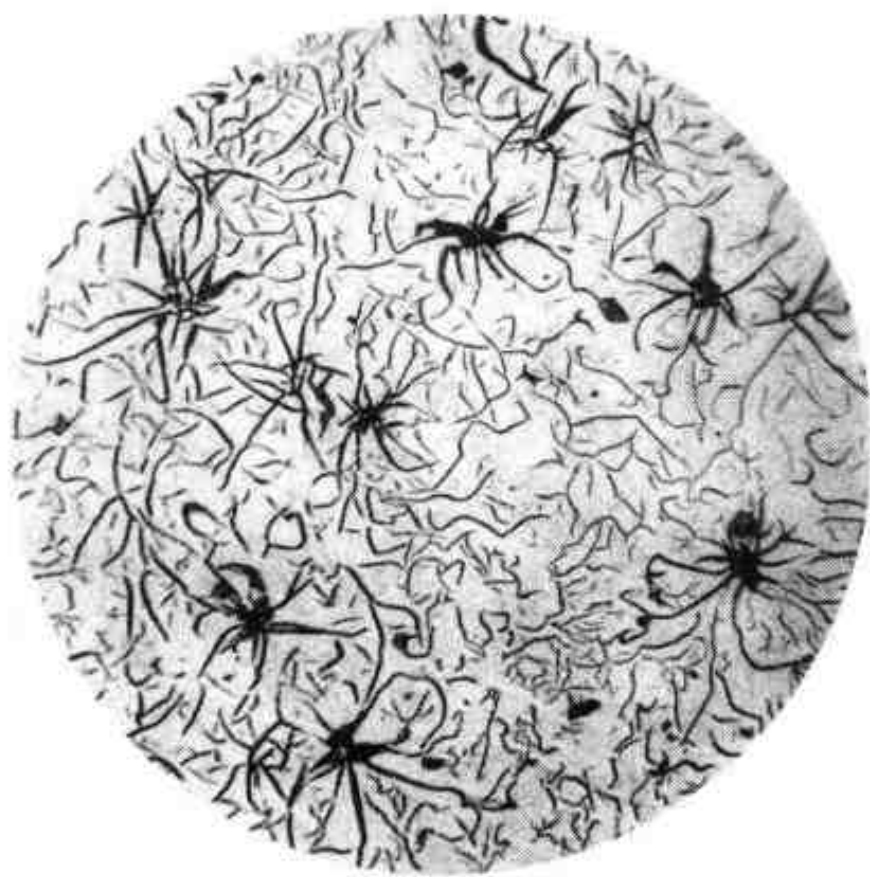
图 12-2 石墨分布形状图 (100×) (续)

c) C型 d) D型





e)



f)

图 12-2 石墨分布形状图 (100×) (续一)

e) E型 f) F型

铸铁组织中除基体和石墨外,还经常出现磷共晶和游离碳化物,它们能提高基体的硬度,但对其它性能是有害的。

### 3. 灰铸铁的性能

(1) 力学性能 由于 Si、Mn 元素可溶于铁素体使其得到强化,所以,灰铸铁的基体强度和硬度不低于相应钢的强度和硬度。但是片状石墨的强度、塑性、韧性几乎为零,硬度也非常低。石墨不仅割裂基体的连续性,而且尖端处导致应力集中,使材料产生脆性断裂。因此,灰铸铁的抗拉强度、塑性、韧性均比相应的钢低得多,但其抗压强度显著高于抗拉强度。

(2) 铸造性能好。

(3) 减摩性好 石墨本身具有润滑作用,而且脱落的石墨孔隙具有储油功能,可减缓摩擦面油膜的破损,从而起到减摩作用。

(4) 减振性好 由于铸铁在受振动时石墨起缓冲作用,它把振动转变为热能,故常用铸铁制作承受振动的机床底座。

(5) 切削加工性能好 石墨割裂了基体的连续性,铸铁的切屑容易脆断,且石墨对刀具有一定的润滑作用,刀具在使用时磨损较小。

(6) 缺口敏感性低 由于灰铸铁含有大量的片状石墨,它相当于许多原始的缺口,这使得铸件对后来人为的制作缺口不那么敏感。所以,铸铁的缺口敏感性比钢小得多。

## 二、灰铸铁的孕育处理

普通灰铸铁的主要缺点是石墨呈粗大片状;壁厚敏感性大,致使铸件不同壁厚部位的组织和力学性能不均匀,为此,通常在浇注前,向铁液中加入少量强烈促进石墨化的物质(即孕育剂)进行处理,此过程称为孕育处理。

生产中常用的孕育剂为硅铁和硅钙合金,其中以  $w_{Si}$  为 75% 的硅铁最常用。孕育剂的作用是促使石墨非自发行核,使石墨细小,并均匀分布,从而提高灰铸铁的力学性能。

需要进行孕育处理的铸铁,铁液化学成分一般为麻口铸铁成分,孕育后得到珠光体基体的灰铸铁组织。一般孕育铸铁的化学成分为  $w_C = 2.7\% \sim 3.4\%$ ,  $w_{Si} = 1.0\% \sim 2.0\%$ ,  $w_{Mn} = 0.6\% \sim 1.3\%$ 。

放入孕育剂的铁液，不宜停留太长时间，否则结晶核心会逐渐熔化或上浮，使孕育作用逐渐消失，这种现象称为“孕育衰退”。

孕育铸铁主要用于动载荷较小，而静载强度要求较高的重要零件，例如气缸、齿轮、凸轮和高压液压筒等。

### 三、灰铸铁的热处理

由于灰铸铁中存在大量的片状石墨，故力学性能差。热处理只能改变基体组织，而不能改善石墨的形状和分布，因此其热处理后产生的强化效果不如钢和球墨铸铁那样显著。所以，生产上灰铸铁热处理种类并不多，比较常用的有以下几种。

1. 消除内应力退火 当铸件形状复杂、壁厚不均匀时，因浇注后各部位冷却速度不同而存在温差，从而在铸件内部产生很大的内应力。它不仅削弱了铸件的强度，而且在随后的切削加工后，由于应力的重新分布而引起变形，甚至开裂。因此，对精度要求较高或大型、复杂的铸件在切削加工前，都要进行一次消除内应力的退火，有时甚至在粗加工后也要进行一次。

消除内应力退火，通常是将铸件以  $60\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{h}$  的速度缓慢加热到  $500\sim 560^{\circ}\text{C}$ ，保温一段时间（ $10\text{min}/\text{h}$ ），然后以  $20^{\circ}\text{C}/\text{h}$  的冷却速度缓冷至  $150\sim 200^{\circ}\text{C}$  后出炉空冷。

若退火温度超过  $560^{\circ}\text{C}$  或保温时间过长，均会引起石墨化，使铸件的强度和硬度降低。

#### 2. 石墨化退火

(1) 高温石墨化退火 铸件薄壁部位在冷却时会时常产生白口；化学成分控制不当、孕育处理不足时，铸件会出现麻口、白口，使切削加工难以进行。出现以上情况时，需要将铸件加热至高温，使渗碳体分解为奥氏体和石墨，即高温石墨化。

高温退火工艺为：低于  $200^{\circ}\text{C}$  装炉，以  $70\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{h}$  的速度升温至  $900\sim 960^{\circ}\text{C}$ ，保温  $1\sim 4\text{h}$ 。根据铸件基体组织的要求选择冷却速度，若基体为铁素体，则可在  $720\sim 760^{\circ}\text{C}$  保温一段时间，炉冷至  $250^{\circ}\text{C}$  以下出炉。

(2) 低温石墨化退火 铸件组织有时虽然是灰口，但是因共析阶段的石墨化进行得不充分，且珠光体的弥散度太高，致使硬度偏高，难

以切削加工。所以，需要进行  $650\sim 750^{\circ}\text{C}$  的低温退火，使共析渗碳体分解为铁素体和石墨。

3. 正火 目的是增加基体中的珠光体组织，提高铸件的强度、硬度和耐磨性，并且可作为表面热处理的预处理。另外，还可以消除铸件原始组织中的白口。

通常正火加热温度为  $850\sim 900^{\circ}\text{C}$ ，若存在游离渗碳体时，加热温度为  $900\sim 960^{\circ}\text{C}$ ，保温时间为  $1\sim 3\text{h}$ ，空冷。

4. 表面淬火 表面淬火的目的是提高铸件表面的硬度和耐磨性。方法有中、高频感应加热、表面淬火法、火焰淬火、接触电阻加热淬火等。铸件表面快速加热到  $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$ ，然后进行喷水冷却，经淬火后表面层组织为马氏体和石墨。

### 第三节 可锻铸铁

可锻铸铁又称马铁。它是由白口铸铁通过退火获得的具有团絮状石墨的铸铁，它具有较高的强度和塑性，故此得名。但是必须指出，可锻铸铁并不能锻造。

#### 一、可锻铸铁的成分、组织和性能

1. 化学成分 目前生产中可锻铸铁的成分为  $w_{\text{C}}=2.2\%\sim 2.8\%$ ， $w_{\text{Si}}=1.2\%\sim 2.0\%$ ， $w_{\text{Mn}}=0.4\%\sim 1.2\%$ ， $w_{\text{S}}$ 、 $w_{\text{P}}<0.2\%$ 。

2. 组织 可锻铸铁根据退火工艺特性的不同，可分为石墨化（又称黑心可锻铸铁）和脱碳可锻铸铁（又称白心可锻铸铁）。目前，我国生产的可锻铸铁多数是黑心可锻铸铁，而白心可锻铸铁由于力学性能较差，故应用甚少。

黑心可锻铸铁退火后得到铁素体基体加团絮状石墨的组织，称为铁素体可锻铸铁；退火后组织为珠光体加团絮状石墨的组织称为珠光体可锻铸铁。

3. 性能 目前我国以生产铁素体可锻铸铁为主，同时也生产少量的珠光体可锻铸铁。铁素体可锻铸铁具有一定的强度和较高的塑性与韧性。珠光体可锻铸铁具有较高的强度、硬度和耐磨性，但是塑性与韧性较差。生产中常用可锻铸铁制作一些截面较薄、形状复杂、工作时受振动而强度、韧性要求高的零件。

## 二、可锻铸铁的生产工艺

可锻铸铁的生产过程分为两个步骤，首先将铸件浇注成白口，然后再经长时间的石墨化退火，使渗碳体分解为团絮状石墨。

1. 孕育处理 为了缩短可锻铸铁的退火周期，在浇注前加 Al-Bi、B-Bi 等孕育剂进行孕育处理。

2. 石墨化退火 一般在中性气氛炉中进行，把白口铸件装箱，周围用硅砂填充，箱盖用耐火泥密封后入炉退火，这种工艺称为黑心可锻铸铁退火。它主要由以下几个过程组成：

(1) 升温 因为铸铁的导热性差，故铸铁应随冷炉缓慢加热至临界点。

(2) 高温石墨化阶段 铸件在  $920\sim 1000^{\circ}\text{C}$  下长时间保温，使白口铸铁中的共晶渗碳体及二次渗碳体石墨化。退火温度愈高，石墨化速度愈快。但是退火温度不宜超过  $1050^{\circ}\text{C}$ ，否则将引起晶粒粗大、石墨粗化。同时过高的温度也会造成零件表面的氧化脱碳。一般铸件的保温时间均在  $10\sim 15\text{h}$  左右。

(3) 中间石墨化阶段 第一阶段石墨化后，自高温随炉冷至  $750\sim 720^{\circ}\text{C}$  的过程中，奥氏体随温度的降低溶解度减小，析出二次石墨。为避免这一过程中二次渗碳体的析出，冷却速度一般以  $40\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{h}$  为宜。

(4) 低温石墨化阶段 低温石墨化阶段是使铸件在  $750\sim 720^{\circ}\text{C}$  相变区内进行缓慢冷却，冷却速度为  $3\sim 5^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 。在共析转变温度区内，奥氏体直接转变为铁素体和石墨；或在低于共析转变温度区进行长时间的保温，使共析渗碳体或少量二次渗碳体分解，以获得铁素体基体组织。

由于这一过程温度较低，铁、碳原子扩散比较困难，所以一般需要  $20\sim 30\text{h}$  的长时间保温。

实践证明， $570\sim 400^{\circ}\text{C}$  温区内缓慢冷却的铸件，其冲击韧度会显著降低，断口呈白亮色，称之为白脆性，其产生原因目前尚不清楚。所以为避免退火后产生白脆性，低温石墨化阶段完成后，铸件随炉冷至  $630\sim 570^{\circ}\text{C}$  时出炉空冷至室温，特别当 Si、P 含量较高时尤为重要。

黑心珠光体可锻铸铁的退火，只需要在高温石墨化后炉冷至 840~860°C 进行中间石墨化，然后直接空冷。另一种获得黑心珠光体可锻铸铁的方法是，将铁素体可锻铸铁正火处理，以得到珠光体基体组织。

## 第四节 球墨铸铁

石墨呈球状分布的铸铁称为球墨铸铁。灰铸铁成分的铁液，在浇注前加入少量的球化剂和孕育剂，即可获得球状石墨的铸铁。由于球状石墨对基体的割裂作用减到最小，从而大大提高了铸件的力学性能和加工性能。通过热处理和合金化，还可进一步提高其性能，因此，在铸铁中球墨铸铁具有最高的力学性能。

### 一、球墨铸铁的组织 and 性能

球墨铸铁的基体组织在铸态下变化比较大，一般很难获得单一的基体组织，而往往得到铁素体+渗碳体+球状石墨这样的混合组织。因此，在铸造后的球墨铸铁，通常要经过不同热处理来获得不同的基体组织。生产中常见的有铁素体基体球墨铸铁；珠光体+铁素体基体球墨铸铁；珠光体基体球墨铸铁；珠光体+贝氏体基体球墨铸铁。

球墨铸铁的抗拉强度、塑性、韧性高于其它铸铁，疲劳极限接近中碳钢，而小能量多次冲击抗力则高于中碳钢。同时由于球墨铸铁中石墨的存在，使它具有与灰铸铁相似的优良性能，如铸造性能好、减摩性和减振性强，易于切削加工等。但球墨铸铁的过冷倾向大，易产生白口现象。

### 二、球墨铸铁的热处理

这种铸铁热处理工艺性较好，凡是钢可以进行的热处理，一般都适合于球墨铸铁。常用的热处理有以下几种：

1. 退火 目的—般是为了获得铁素体基体。根据铸态组织的不同。可分高温和低温退火。由于球墨铸铁白口倾向大，铸态组织有珠光体和渗碳体。为了获得铁素体基体要进行 900~950°C、2~4h 的高温退火。铸态组织没有渗碳体时，只需 720~760°C、保温 2~8h 的低温退火，即可获得铁素体基体。

必须指出，球墨铸铁退火一般要求炉冷到 600°C 左右即空冷。因为在 450~550°C 缓慢冷却，会出现脆性。

2. 正火 正火的目的是使铸态基体下的混合组织转变为珠光体基体，从而提高强度和耐磨性。球墨铸铁的正火也分高温和低温正火两种。高温正火加热温度一般为 $880\sim 920^{\circ}\text{C}$ ，若铸态组织中有渗碳体，正火温度提高到 $965\sim 980^{\circ}\text{C}$ ，保温时间 $1\sim 3\text{h}$ ，然后空冷。对于含硅量高的厚壁铸件，采用风冷，甚至喷雾冷却。低温正火加热温度在 $840\sim 860^{\circ}\text{C}$ ，保温 $1\sim 4\text{h}$ ，空冷。正火后组织为珠光体和铁素体基体。

正火后铸件内有较大的内应力，因此，多数工厂在正火处理后都进行一次消除内应力的退火（常称回火）。即加热到 $550\sim 600^{\circ}\text{C}$ ，保温 $3\sim 4\text{h}$ ，然后出炉空冷。

3. 等温淬火 形状复杂的铸件多采用等温淬火工艺，以获得高的综合力学性能。等温淬火工艺为 $860\sim 920^{\circ}\text{C}$ 加热，保温一定时间，然后迅速放入温度为 $250\sim 350^{\circ}\text{C}$ 的等温盐炉中进行 $0.5\sim 1.5\text{h}$ 的等温处理，随后取出空冷。等温淬火后的组织为下贝氏体+少量残余奥氏体+少量马氏体+球状石墨。因为等温淬火后内应力不大，一般不再回火处理，但组织中马氏体量多时，可进行一次低温回火。

4. 调质处理 对于受力复杂、截面尺寸较大、综合力学性能要求高的铸件，正火和等温淬火难以满足要求，故采用调质处理。其工艺与等温淬火基本相同。加热温度为 $860\sim 920^{\circ}\text{C}$ ，淬火加热温度一般以保证完全奥氏体化为宜，尽量采用低的加热温度，以便获得含碳量较低的马氏体。这样再经回火后，零件的综合力学性能好。反之，淬火后奥氏体中含碳量增加，淬火后残余奥氏体量增加，且马氏体针粗大。淬火后一般采用油冷，然后 $550\sim 600^{\circ}\text{C}$ 回火 $2\sim 6\text{h}$ 。

球墨铸铁除了能进行上述各种热处理外，还可以进行表面热处理和化学热处理。

## 第十三章 有色金属及其热处理

**培训要点** 熟悉铝合金、铜合金的热处理；了解钛合金、硬质合金、轴承合金的特性。

工业上使用的金属材料有黑色金属及有色金属两大类。黑色金属主要是指钢和铸铁。有色金属是指非铁金属及其合金，如 Al、Mg、Ti、Cu 等金属及其合金。

### 第一节 铝 合 金

#### 一、工业纯铝的性能特点

铝是银白色的金属，是自然界储量最丰富的金属元素。工业上使用的纯铝，其纯度质量分数为 99.97%~98%。纯铝的密度小，是钢铁的 1/3 左右。它具有优良的导电、导热性，其导电、导热性仅次于银和铜，居第三位。

由于铝与氧的亲合力很强，在空气中铝的表面可生成致密的氧化膜，因此纯铝在大气中具有良好的耐蚀性。但铝不具备防酸、碱、盐腐蚀的能力。

纯铝具有面心立方晶格，无同素异晶转变，故铝合金热处理原理与钢不同。纯铝强度较低，塑性很好，便于各种冷、热压力加工。

工业纯铝中常见的杂质是铁与硅，纯铝中所含杂质元素愈多，其导电性、耐腐蚀性及塑性愈低。

#### 二、铝合金概述

纯铝的强度低，不适宜作结构材料。为了提高其强度，在纯铝中加入 Si、Cu、Mg、Mn 等合金元素，形成铝合金。这些铝合金一般仍具有密度小、耐蚀、导热等特殊性能。经热处理后铝合金的力学性能可以和钢媲美。根据成分和加工工艺特点，铝合金可分为变形铝合金和铸造铝合金。

以铝为基的二元合金大都按共晶相图结晶，如图 13-1 所示。由图



13-1 可见，成分在 B 点以左的合金，当加热至固溶线以上时，可得到均匀的单相固溶体，其塑性很好，宜于压力加工，故称变形铝合金。通常合金元素总的质量分数小于 5%，但在高强度变形铝合金中，合金元素总的质量分数可达 8%~14%。

变形铝合金又可分为两类：

1) 不能热处理强化的铝合金 即成分小于 D 点的合金，这类合金具有良好的抗蚀性，故称防锈铝。

2) 能热处理强化的铝合金 成分在 B 与 D 之间的合金，这类合金有硬铝、超硬铝和锻铝。

成分位于 B 点右边的合金，适合铸造，故称铸造铝合金，其合金元素总质量分数为 8%~25%。

铸造铝合金中有成分随温度变化的  $\alpha$  固溶体，故能用热处理方式进行强化。但距 B 点越远，合金中  $\alpha$  相越少，强化效果越不明显。

### 三、铝及铝合金牌号的表示方法

1. 铸造铝合金牌号的表示方法 铸造铝合金的牌号用“铸铝”二字的汉语拼音字首“ZL”加三位数字表示。第一位数字是合金的系别：1 是 Al-Si 系合金；2 是 Al-Cu 系合金；3 是 Al-Mg 系合金；4 是 Al-Zn 系合金。第二、三位数是合金的顺序号。例如 ZL102 表示 2 号 Al-Si 系铸造铝合金。

2. 工业纯铝及变形铝合金牌号的表示方法 工业纯铝牌号由“L+顺序号”构成，L 代表铝的汉语拼音字首，顺序号表示杂质含量，顺序号越大，其杂质含量越高。

GB/T3190—1996 新标准对变形铝及铝合金牌号的表示方法进行了修订。新标准规定，采用国际四位数字体系牌号或四位字符牌号。国内国际四位数字体系牌号可直接引用；未命名为国际四位数字体系牌号的变形铝及铝合金，应采用四位字符牌号命名。

国际四位数字体系牌号用四个阿拉伯数字表示，其中第 1 位数字

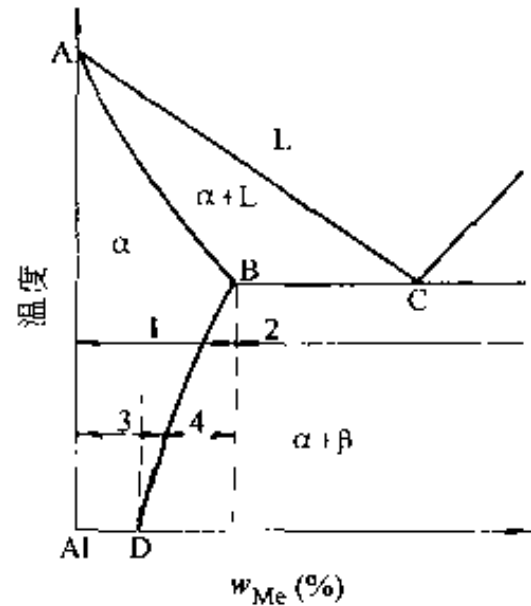


图 13-1 铝合金分类示意图

1—变形铝合金 2—铸造铝合金

3—不能热处理强化的铝合金

4 能热处理强化的铝合金

表示组别, 1×××表示纯铝, 2×××……9×××分别代表变形铝合金中的主要合金元素是Cu、Mn、Si、Mg、Mg+Si、Zn、其它元素、备用组。2×××……8×××牌号中的第2位数字表示改型情况, 最后两位数字没有特殊意义, 仅用来识别同一组中的不同合金。

四位字符体系牌号的第1、3、4位为阿拉伯数字, 它们意义与国际四位数字体系牌号表示方法的规则相同, 牌号中的第2位为英文大写字母, 表示原始合金的改型情况, A表示原始合金; B~Y表示原始合金的改型合金。例如2A06表示主要合金元素为Cu的6号原始铝合金。

#### 四、变形铝合金

变形铝合金按其性能特点可分为防锈铝、硬铝、超硬铝和锻铝几类。常用变形铝合金代号及化学成分见表13-1。

表 13-1 常用变形铝合金牌号及主要化学成分

新牌号	旧牌号	化学成分(质量分数)(%)										用途
		Cu	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ni	Cr	Ti	Al	
5A05	原LF5	0.10	4.8~5.5	0.30~0.6	0.50	0.50	0.20	—	—	—	余量	防锈铝
3A21	原LF21	0.20	0.05	1.0~1.6	0.7	0.6	0.10	—	—	0.15	余量	防锈铝
2A01	原LY1	2.2~3.0	0.20~0.50	0.20	0.50	0.50	0.10	—	—	0.15	余量	硬铝
2A10	原LY10	3.9~4.5	0.15~0.30	0.30~0.50	0.20	0.25	0.10	—	—	0.15	余量	硬铝
7A04	原LC4	1.4~2.0	1.8~2.8	0.20~0.6	0.50	0.50	5.0~7.0	—	0.10~0.25	0.10	余量	超硬铝
6A02	原LD2	0.20~0.6	0.45~0.9	0.15~0.35 或Cr	0.50	0.50~1.2	0.20	—	—	0.15	余量	锻铝
2A14	原LD10	3.9~4.8	0.40~0.8	0.40~1.0	0.7	0.6~1.2	0.30	0.10	—	0.15	余量	

##### 1. 常用变形铝合金

(1) 防锈铝 它是Al-Mn系或Al-Mg系合金。这类合金具有优良的抗腐蚀性能, 并有良好的焊接性和塑性, 适合于压力加工和焊接。这类合金不能进行热处理强化, 一般只能用冷变形来强化。由于防锈铝的切削加工性能差, 故适于制作焊接管道、容器、铆钉、各种生活用具以及其它冷变形零件。

防锈铝代号用“3A”或“5A”加一组顺序号表示。常用的合金有

3A21、5A05 等。

(2) 硬铝 它是 Al-Cu-Mg 系合金，具有强烈的时效强化作用，故称硬铝合金。这类合金具有优良的加工性能和耐热性，但塑性、韧性低，耐蚀性差。常用来制作飞机大梁、空气螺旋桨、铆钉及蒙皮等。

硬铝的代号用“2A”加一组顺序号表示。常用的合金有 2A01、2A11 等。

(3) 超硬铝 Al-Zn-Cu-Mg 系合金是室温强度较高的一类铝合金，其强度值达 500~700MPa，超过高强度硬铝 2A11 合金，故称超硬铝合金。它的主要缺点是抗蚀性差，一般在板材表面包铝，以提高耐蚀性。

超硬铝的代号用“7A”加一组顺序号表示。常用的合金有 7A04。超硬铝主要用于飞机上受力较大的结构件。

(4) 锻铝 Al-Mg-Si-Cu 系合金具有优良的锻造性能，主要用于制作外形复杂的锻件，故称锻铝。它的力学性能与硬铝相近，但热塑性及耐蚀性较高，更适合锻造。

锻铝代号用“6A”或“2A”加一组顺序号表示。常用的合金有 6A02、2A14 等。主要用做航空仪表工业中形状复杂、强度要求高的锻件。

## 2. 变形铝合金的热处理

(1) 退火 消除冷变形产生的残余应力，加热温度一般为 200~300°C。消除加工硬化，应进行中间退火，加热温度在再结晶温度以上，所有的变形铝合金再结晶温度均在 250°C 左右，过烧温度在 500°C 以上，所以快速退火温度一般为 350~415°C。

(2) 淬火与时效 这是可热处理强化铝合金的最终处理工艺。铝合金淬火加热时， $\alpha$  固溶体及第二相（金属间化合物）转变为单相的  $\alpha$  固溶体，淬火时单相的  $\alpha$  固溶体转变为单相的过饱和  $\alpha$  固溶体，但它不发生同素异晶转变，故铝合金的淬火处理也称固溶处理。由于硬脆的第二相消失，塑性有所提高。单纯的固溶强化效果是有限的，硬度提高并不明显。但是随后重新加热到一定温度，强度、硬度显著提高，塑性明显降低，这种处理称为时效。由此可见，铝合金的强化处理包括淬火（固溶）和时效。

淬火温度一般在 500°C 左右，温度范围很窄，一般允许温度波动范

围在  $5\sim 15^{\circ}\text{C}$ 。淬火转移时间一般不超过 35s，对超硬铝合金不超过 25s。形状简单的小尺寸零件，淬火冷却一般采用  $10\sim 30^{\circ}\text{C}$  的水；形状复杂的零件，则采用  $30\sim 50^{\circ}\text{C}$  的热水。

硬铝的过烧温度为  $506\sim 514^{\circ}\text{C}$ ，所以淬火温度一般不超过  $506^{\circ}\text{C}$ 。通常硬铝采用自然时效，时间不少于 4 天。而超硬铝及锻铝一般采用人工时效。另外铝合金零件在较高温度下工作时，也应采用人工时效，时效温度应稍高于工作温度，以保证工作时零件性能的稳定性。

经时效后的铝合金，在切削加工后，还应进行稳定化回火，消除加工产生的应力，稳定尺寸。稳定化回火的温度不高于人工时效温度，一般与人工时效温度相同。时间为  $5\sim 10\text{h}$ ，自然时效的硬铝，常采用  $90^{\circ}\text{C}\pm 10^{\circ}\text{C}$ ，时间为 2h 的稳定化回火。

### 五、铸造铝合金

铸造铝合金种类很多，有 Al-Si 系、Al-Cu 系、Al-Mg 系、Al-Zn 系四种，其中以 Al-Si 系应用最广泛。铸造铝合金的代号用“铸铝”二字的汉语拼音字首“ZL”加三位数字表示。第一位数字是合金的系列：1 是 Al-Si 系合金；2 是 Al-Cu 系合金；3 是 Al-Mg 系合金；4 是 Al-Zn 系合金。第二、三位数是合金的顺序号。例如 ZL102 表示 2 号 Al-Si 系铸造铝合金。合金铸造方法、变质处理及热处理代号如下：S—砂型铸造；J—金属型铸造；R—熔模铸造；K—壳型铸造；B—变质处理；T1—人工时效（不进行淬火）；T2— $290^{\circ}\text{C}$  退火；T4—固溶处理+自然时效；T5—固溶处理加不完全时效（时效温度低或时间短）；T6—固溶处理+人工时效（ $180^{\circ}\text{C}$  以下，时间较长）；T7—固溶处理+稳定化回火；T8—固溶处理+软化处理。常用铸造铝合金见表 13-2。

表 13-2 常用铸造铝合金的代号及主要化学成分

类别	合金牌号	代号	主要元素(质量分数)(%)						
			Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti	Al
铝硅合金	ZAlSi7Mg	ZL101	6.5~7.5	—	0.25~0.45	—	—	—	余量
	ZAlSi12	ZL102	10.0~13.0	—	—	—	—	—	余量
	ZAlSi5Cu1Mg	ZL105	4.5~5.5	1.0~1.5	0.4~0.6	—	—	—	余量
	ZAlSi12Cu2Mg1	ZL108	11.0~13.0	1.0~2.0	0.4~1.0	—	0.3~0.9	—	余量

(续)

类别	合金牌号	代号	主要元素(质量分数)(%)						Al
			Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Ti	
铝铜合金	ZAlCu5Mn	ZL201	-	4.5~ 5.3	-	-	0.6~ 1.0	0.15~ 0.35	余量
铝镁合金	ZAlMg10	ZL301	-	-	9.5~ 11.0	-	-	-	余量
铝锌合金	ZAlZn11Si7	ZL401	6.0~ 8.0	-	0.1~ 0.3	9.0~ 13.0	-	-	余量

### 1. 铸造铝合金的特点及用途

(1) Al-Si 系 这类合金铸造性能好，热裂倾向小，具有较高的抗蚀性。但硬度低，不能进行热处理强化。这类合金常用来制造耐蚀、形状复杂但强度要求不高的零件，如发动机气缸、手提电动或风动工具以及仪表外壳。加入 Mg、Cu 的 Al-Si 系合金 (ZL108) 还有较好的耐热性，常用于制造内燃机的活塞。

(2) Al-Cu 系 由于 Cu 在铝中有较大的固溶度，且随温度而变化，因而，可以通过固溶强化及时效强化提高强度。这类合金最大的特点是耐热性好。最大的缺点是耐蚀性差。主要用于制造在 200~300°C 条件下工作的增压器的导风叶轮、静叶片等。

(3) Al-Mg 系 具有最小的密度和较高的机械强度，比其它铸造铝合金的耐蚀性好，但铸造性能差，热强度低。一般多用于制造在海水中承受较大负荷的零件，也可以用来代替某些耐酸钢零件。

(4) Al-Zn 系 这种合金含锌量高，因此密度大，耐蚀性差，但工艺性能好，铸态下的机械强度较高。主要用于制作工作温度在 200°C 以下，结构形状复杂的汽车及飞机零件、医疗机械和仪器零件。

2. 铸造铝合金的热处理特点及代号 除 ZL102 外，其它铝合金均能热处理强化。与变形铝合金相比，由于铸造铝合金的组织粗大、偏析严重，为防止工件变形或过热，最好在 350°C 以下低温入炉，然后随炉缓慢加热至淬火温度。淬火加热温度一般比较高，保温时间比较长，一般均在 15~20h。此外，因铸件的形状比较复杂，壁厚不均匀，为防止淬火时引起变形开裂；一般采用温度较高的水 (60~100°C) 作淬火冷却介质。最后根据需要采用人工时效处理。

根据铸造铝合金的工作条件和性能要求,选择不同的热处理方法,各种热处理的代号、工艺特点、目的见表 13-3。

表 13-3 铸造铝合金热处理的工艺方法、代号、特点与目的

热处理工艺方法	代号	工艺特点	目的
铸造后直接进入时效	T1	铸件在金属型铸造、压铸以及精铸后,不经淬火直接进行人工时效	改善加工性能,降低工件表面粗糙度值
退火	T2	—	消除铸造应力,稳定尺寸,提高塑性
固溶处理+自然时效	T3	—	提高铸件的强度与耐磨性
固溶处理+不完全人工时效	T5	人工时效温度较低或在正常温度下短时时效	铸件部分强化,保持较好的塑性
固溶处理+人工时效	T6	—	达到最大的强度、硬度
固溶处理+稳定化回火	T7	时效温度接近于工作温度	稳定较高温度下工作零件的组织 and 性能
固溶处理+软化回火	T8	时效温度高于 T7	降低铸件硬度、提高塑性

## 第二节 铜 合 金

### 一、纯铜

1. 纯铜的性质及应用 纯铜外观呈紫色,故俗称紫铜。它无磁性;耐腐蚀性良好;导电性和导热性优良,仅次于银而居于第二位;纯铜具有面心立方晶格,无同素异晶转变,塑性极好,可以进行冷、热压力加工。纯铜属于贵重金属,主要用于各种导电材料、导热材料及配制各种铜合金。

我国工业纯铜按杂质含量分成三个牌号(见表 13-4)。

2. 强化纯铜的途径 纯铜的强度不高,抗拉强度仅为 230~240MPa。虽然采用冷作硬化的方法可以使抗拉强度提高到 400~500MPa,但此时伸长率却急剧下降,所以要满足制作结构件的要求,必须对纯铜进行合金化。合金化可以实现时效强化和过剩相强化,从而获得高强度铜合金。

固溶强化的合金元素主要是锌、铝、锡、锰、镍等,它们最大固溶强化效果可以使铜的强度由 240MPa 提高到 650MPa。

表 13-4 纯铜的化学成分

牌号	代号	元素	化学成分(质量分数)(%)														
			Cu+Ag	P	Bi	Sb	As	Fe	Ni	Pb	Sn	S	Zn	O	杂质总和		
一号铜	T1	最小值	99.95	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
		最大值	—	0.001	0.001	0.002	0.002	0.005	0.002	0.003	0.002	0.005	0.005	0.02	0.05		
二号铜	T2	最小值	99.90	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
		最大值	—	—	0.001	0.002	0.002	0.005	0.005	0.005	0.002	0.005	0.005	0.06	0.1		
三号铜	T3	最小值	99.70	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
		最大值	—	—	0.002	0.005	0.01	0.05	0.2	0.01	0.05	0.01	0.1	0.3			

表 13-5 常用铸造铜合金化学成分

类别	合金牌号	主要化学成分(质量分数)(%)											
		Sn	Zn	Pb	P	Ni	Al	Fe	Mn	Si	Cu		
铸造黄铜	ZCuZn38	—	其余	—	—	—	—	—	—	—	—	—	60.0~63.0
	ZCuZn25Al6Fe3Mn3	—	其余	—	—	—	4.5~7.0	2.0~4.0	0.1~0.5	4.0	—	—	60.0~66.0
	ZCuZn40Mn3Fe1	—	其余	—	—	—	—	0.3~1.5	3.0~4.0	—	—	—	53.0~58.0
铸造锡青铜	ZCuSn10P1	9.0~11.5	—	—	0.5~1.0	—	—	—	—	—	—	—	其余
铸造铅青铜	ZCuPb30	—	—	27.0~33.0	—	—	—	—	—	—	—	—	其余
铸造铝青铜	ZCuAl10Fe3	—	—	—	—	—	8.5~11.0	2.0~4.0	—	—	—	—	其余

表 13-6 常用加工青铜化学成分

类别	牌号	代号	元素	化学成分(质量分数)(%)													
				Sn	Al	Zn	Mn	Fe	Pb	Sb	Bi	Si	P	Cu	杂质总和		
锡青铜	4-3	QSn4-3	最小值	3.5	—	2.7	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
			最大值	4.5	0.002	3.3	—	0.05	0.02	0.002	0.002	0.03	0.002	0.03	0.2		
锡青铜	6.5-0.1	QSn6.5-0.1	最小值	6.0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
			最大值	7.0	0.002	—	—	0.05	0.02	0.002	0.002	0.10	0.25	0.1			
铝青铜	7	QAl7	最小值	—	6.0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
			最大值	0.1	8.0	0.5	0.5	0.5	0.03	—	—	0.1	0.01	1.6			
铍青铜	2	QBe2	最小值	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
			最大值	—	0.15	—	—	0.15	0.005	—	—	0.2	1.80	0.5			
硅青铜	3-1	QSi3-1	最小值	—	—	—	1.0	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
			最大值	0.25	—	0.5	1.5	0.3	0.03	—	—	0.2	—	1.1			

许多元素在固态铜中的溶解度随温度降低而急剧减小，如铍、钛、锆、铬等，因而它们具有时效强化效果。

过剩相的强化在铜合金中应用也十分普通。如黄铜和青铜中的铜锌相、 $\text{Cu}_3\text{Sn}_8$  相等均产生过剩相强化作用。

## 二、铜合金的分类及编号

按化学成分，可将铜合金分为黄铜、青铜及白铜三大类。常用铸造铜合金、加工铜合金牌号及化学成分分别见表 13-5 和表 13-6。

1. 黄铜 黄铜是以锌为主要合金元素的铜合金。按其余合金元素种类又可分为普通黄铜和特殊黄铜；按其生产工艺可分为压力加工黄铜和铸造黄铜。

压力加工黄铜的代号示例如下：H62 “H”为“黄”汉字拼音字母，“62”表示  $w_{\text{Cu}}$  为 62% 和  $w_{\text{Zn}}$  为 38% 的普通黄铜；HMn58-2 表示  $w_{\text{Cu}}$  为 58% 和  $w_{\text{Mn}}$  为 2% 的特殊黄铜，称为锰黄铜。

铸造黄铜的代号示例如下：ZCuZn38 “Z”是“铸”汉字拼音的字母，“Cu”表示基体元素，“Zn”为主要合金元素，“38”表示锌的平均质量分数（%）。

2. 白铜 白铜是以镍为主要合金元素的铜合金。根据性能特点及用途可分为耐蚀白铜和电工白铜两类。Cu-Ni 二元合金称为普通白铜，代号用“白”字汉语拼音字首“B”加镍含量表示。例如 B25 表示  $w_{\text{Ni}}$  为 25% 的普通白铜。

含有其它合金元素的白铜称为复杂白铜或特殊白铜。例如 BMn40-1.5 表示  $w_{\text{Ni}}$  为 40% 和  $w_{\text{Mn}}$  为 1.5% 的复杂白铜，又称锰白铜。

3. 青铜 青铜是除锌和镍以外的其它元素作为主要合金元素的铜合金。根据所含主要合金元素的种类可分为锡青铜、铝青铜、铅青铜、硅青铜、铍青铜等。

青铜代号的表示方法是：“Q”（“青”的汉语拼音字首）+ 第一个主加元素的化学符号及含量 + 其它合金元素的含量。铸造青铜的牌号为：Z——表示铸造，Cu——铜基体元素符号。如 ZCuPb30 表示铸造铅青铜，铅的平均质量分数为 30%。

## 三、黄铜

常用黄铜中  $w_{\text{Zn}}$  在 50% 以内，超过这个含量黄铜的性能变脆没有



使用价值。黄铜具有良好的力学性能，易加工成形，并对大气、海水有相当好的抗蚀能力，且价格比较低。

1. 普通黄铜 普通黄铜在室温平衡状态下，有 $\alpha$ 和 $\beta$ 两个基本相， $\alpha$ 相是塑性较好的固溶体，适宜冷、热压力加工。 $\beta$ 相在室温较脆，但加热到 $450^{\circ}\text{C}$ 以上时，却有良好的塑性，故含此相的黄铜适合进行热压力加工。

普通黄铜的耐蚀性好，与纯铜相近。但 $w_{\text{Zn}}$ 大于7%（尤其是 $w_{\text{Zn}}$ 大于20%），并经冷压加工，则在大气或氨气中易产生应力腐蚀破裂现象。

2. 特殊黄铜 在普通黄铜中加入Al、Si、Mn、Pb等元素的黄铜称为特殊黄铜。除Fe和Pb外，加入的其它元素作用相当于代替一部分锌。Fe和Pb因在铜中的溶解度极小，所以常常独立存在。在黄铜中加入合金元素的目的是获得某些性能，如力学性能、耐磨性、抗蚀性等。

铝黄铜：铝主要用于提高黄铜的强度、硬度和耐磨性。

锡黄铜：锡主要用于提高黄铜的耐蚀性，广泛用于船舶零件。

锰黄铜：锰主要用于提高黄铜的力学性能和耐热性，同时也提高在海水、氯化物和过热蒸汽中的耐蚀性。

硅黄铜：硅主要用于提高黄铜的力学性能和耐磨性，同时提高铸造性能和耐蚀性。

铅黄铜：铅在黄铜中不溶解，呈独立相存在于组织中，因而可提高耐磨性和切削性能。

3. 黄铜的热处理 因为铜无同素异晶转变，所以普通黄铜的强化不能通过热处理实现。黄铜的主要热处理是低温退火和再结晶退火。

(1) 低温退火 目的是消除应力，防止黄铜的应力腐蚀开裂和工件加工时发生变形。退火温度为 $260\sim 300^{\circ}\text{C}$ ，保温1h。

(2) 再结晶退火 目的是消除加工硬化和恢复塑性，为下道冷加工工序做准备。常用的再结晶退火温度为 $550\sim 650^{\circ}\text{C}$ 。各种黄铜的退火温度见表13-7。

表 13-7 几种黄铜的退火温度

合金名称	合金牌号	低温退火温度/°C	再结晶退火温度/°C
普通黄铜	H96	—	540~600
	H90	200	650~720
	H80	260	650~700
	H70	260~270	520~650
	H68	260~270	520~650
	H62	270~300	600~700
	H59	—	600~700
锡黄铜	HSn70-1	300~350	560~580
	HSn62-1	350~370	550~650
铝黄铜	HA177-2	300~350	600~650
锰黄铜	HMn58-2	—	600~650
铅黄铜	HPb59-1	285	600~650

#### 四、青铜

青铜是除黄铜、白铜以外的其余的铜合金。它又可分为普通青铜（锡青铜）和特殊青铜（无锡青铜）。

1. 锡青铜  $w_{Sn}$  小于 5% 的锡青铜经变形和退火后获得单相  $\alpha$  固溶体，它具有良好的塑性。锡超过上述含量，则出现硬脆的  $\delta$  相，使合金变脆，塑性下降。 $w_{Sn}$  大于 20% 以上，塑性极低，强度也急剧下降。所以，用于压力加工的锡青铜  $w_{Sn}$  不超过 6%~7%；用于铸造的锡青铜  $w_{Sn}$  为 10%~14%。

锡青铜对大气、海水及热蒸汽的耐蚀性比纯铜和黄铜好，但耐酸类腐蚀的能力差。它的铸造结晶温度区很宽，冷凝后体积收缩小，可用于生产形状复杂、致密性要求不高的铸件。此外，它具有良好的减摩性、抗磁性和低温韧性。

为了提高锡青铜的某些性能，常加入磷增加其耐磨性；加入锌改善其流动性，并可节省锡；加入铅改善切削加工性能。

为了消除铸造内应力，减轻铸造偏析，改善组织，提高力学性能，铸造锡青铜采用扩散退火，温度一般为 600~700°C，保温时间 4~5h。

为防止脆性相的析出，退火后采用水冷。

2. 铝青铜 它是以铝为主加元素的铜合金。一般  $w_{Al}$  为 5%~10%。铝青铜的流动性好，铸造时形成集中缩孔，容易获得致密的铸件，故其力学性能比锡青铜高。铝青铜的耐蚀性高于锡青铜与黄铜，并有较高的耐热性。

铝青铜可采用淬火+回火方法使合金获得良好的力学性能，高的冲击韧度和疲劳强度。在保护气氛中加热，淬火温度一般为 850~950°C，保温 1~2h，水冷。回火温度根据力学性能而定，要求高强度、高硬度时，回火温度为 250~350°C；要求获得良好的综合力学性能时，回火温度为 500~600°C，保温 1.5~2h，空冷。

3. 铍青铜 它是以铍为主加元素的铜合金。 $w_{Be}$  为 1.6%~2.5%，另外还添加 Ni、Co、Ti 等元素。这种合金具有强度、硬度高，弹性极限和疲劳极限好；而且导热、导电、耐寒性也非常好；同时还有抗磁、受冲击时不产生火花等特殊性能。

铍青铜的强化热处理为固溶处理加时效。固溶温度为  $780 \pm 10^\circ\text{C}$ ，加热时间为 8~25min，加热时采用保护气氛以防氧化。铍青铜冷却时相变进行得很快，所以淬火时在空气中的停留时间不应超过 6s，一般在低于 40°C 的水中冷却。对大型零件，为避免变形开裂亦可用油淬。

铍青铜的时效温度为 300~350°C，时间是 1~2h。弹性零件时效时间为 2~3h。

由于铍青铜在淬火状态时的塑性很高，不利于切削加工。为改善切削加工性能，可在固溶处理后先进行一次半时效处理（260°C 加热，保温 35~45min），切削加工后再进行完全时效处理。

### 第三节 钛 合 金

钛及其合金是 20 世纪 50 年代出现的一种新型结构材料。它密度小、强度高、耐高温和腐蚀，加上资源丰富，已经成为航天、化工、国防等部门广泛应用的材料。

#### 一、纯钛的基本特性

1. 物理性能 纯钛的密度为  $4.507\text{g}/\text{cm}^3$ ，介于铝和铁之间。熔点为 1668°C，比铁的熔点高。在固体下具有同素异晶转变，在 882.5°C 以

上为体心立方晶格的 $\beta$ 相，在 $882.5^{\circ}\text{C}$ 以下为密排六方晶格的 $\alpha$ 相。

2. 化学性能 钛与氧、氮可形成化学稳定性极高的致密氧化物和氮化物保护膜。因此，钛在低温和高温气体中具有极高的抗蚀性。钛在海水中的抗蚀性能优于铝合金和不锈钢。

3. 力学性能 高纯度钛的强度低、塑性好。钛中存在的杂质氧、碳、氮等都会使钛的强度升高，塑性下降。

4. 高温性能 钛在 $550^{\circ}\text{C}$ 以下抗氧化性好；超过这个温度后，基体金属开始吸收氧化膜，并与氧、碳、氮强烈作用，使金属迅速脆化，无法使用。

## 二、钛合金

虽然纯钛具有很多优点，但它的力学性能不高，又不能热处理强化。因此，需要对其进行合金化，以满足近代工业发展的要求，使之在航空、化学及船舶等方面得到更好的应用。

根据退火状态下的组织，钛合金可分为三类。其中TA表示组织为 $\alpha$ 的钛合金；TB表示组织为 $\beta$ 的钛合金；TC表示组织为 $\alpha+\beta$ 的钛合金，三类合金符合后面的数字表示顺序号。下面简要介绍几种合金的特点：

1. TA7合金 合金中加入Al、Sn元素，目的是提高室温强度和高温强度。

2. TC4合金 它是一种高强度 $\alpha+\beta$ 相钛合金。TC4合金通过淬火和时效处理强化后，室温强度可达 $1190\text{MPa}$ ，比退火态提高 $20\%\sim 25\%$ 。

3. TB2合金 这是一种高强度 $\beta$ 型钛合金，具有良好的冷成形性。淬火和时效处理后，室温力学性能为： $\sigma_b=1300\text{MPa}$ ， $\delta_5=5\%$ 。

表13-8列举了部分钛合金牌号及热处理方法。

表 13-8 钛及钛合金棒材的热处理方法

牌号	加热温度，保温时间，冷却方式
TA1	$650\sim 700^{\circ}\text{C}$ ，1h，空冷
TA2	$650\sim 700^{\circ}\text{C}$ ，1h，空冷
TA3	$650\sim 700^{\circ}\text{C}$ ，1h，空冷
TA5	$700\sim 850^{\circ}\text{C}$ ，1h，空冷
TA6	$750\sim 800^{\circ}\text{C}$ ，1h，空冷

(续)

牌号	加热温度, 保温时间, 冷却方式
TA7	750~850°C, 1h, 空冷
TB2	淬火: 800~850°C, 30min, 空冷或水冷 时效: 150~500°C, 8h, 空冷
TC1	700~750°C, 1h, 空冷
TC2	700~750°C, 1h, 空冷
TC4	700~800°C, 1~2h, 空冷
TC6	870°C ± 10°C, 1h, 炉冷至 650°C ± 10°C, 2h, 空冷
TC10	700~800°C, 1h, 空冷

## 第四节 硬质合金及轴承合金

### 一、硬质合金

硬质合金是将一些难熔的化合物粉末和粘结剂混合, 加压成型, 再经烧结而成的一种粉末冶金材料。

硬质合金的特点是: 硬度高, 86~93HRA; 热硬性好 (可保持到 900~1000°C), 耐磨性优良, 它的切削速度比高速钢高, 刀具寿命可提高 5~80 倍。硬质合金可以加工 50HRC 左右的硬质材料。但是, 由于硬质合金硬度太高, 而且太脆, 所以不能进行机械加工, 经常制成一定规格的刀片, 镶焊在刀体上使用。

目前常用的硬质合金有两类:

1. 金属陶瓷硬质合金 这是一种将难熔金属碳化物粉末, 如 WC、TiC 等与粘结剂 Co、Ni 混合, 加压成型, 再烧结而成的一种粉末冶金材料。由于它与烧结陶瓷相似, 故而得名。应用最广泛的有两类:

(1) 钨钴类 合金由 WC 和 Co 组成。主要用于加工铸铁和有色金属。牌号表示方法是: “硬”、“钴”二字汉语拼音字首“YG” + Co 的含量 + 区分 WC 颗粒粗细的字母, “C”、“X”分别表示粗颗粒和细颗粒。例如 YG6C 表示  $w_{Co}$  为 6%, 其余为粗晶 WC。

(2) 钨钴钛类 这类合金由 WC、TiC 及 Co 组成。牌号表示方法是: “硬”、“钛”二字汉语拼音字首“YT” + TiC 的含量。例如 YT15, 表示 TiC 的  $w_{TiC}$  为 15% 的钨钴钛硬质合金。这类合金具有高硬度和热硬性, 抗氧化性和抗腐蚀性很好。主要用于制作切削钢材的刀具。

2. 钢结硬质合金 它是一种新型的工具材料, 其性能介于高速钢

与硬质合金之间，硬质相是难熔金属的碳化物，但粘结相则是钢的基体（高速钢、不锈钢、合金钢等）。钢结硬质合金烧结坯件经退火可进行一般的切削加工；经淬火回火后有相当于金属陶瓷硬质合金的高硬度和耐磨性，还可以进行焊接和锻造，并有耐热、耐蚀、抗氧化等特性。高速钢钢结硬质合金适用制造各种形状复杂的刀具，如麻花钻头、铣刀等，也可制造高温下工作的模具和耐磨零件。

## 二、滑动轴承合金

滑动轴承是指支承轴颈和其它转动或摆动零件的支承件。它是由轴承体和轴瓦两部分构成。轴瓦可直接由耐磨合金制成，或在钢背上浇注成一层耐磨合金内衬。用来制造轴瓦和内衬的耐磨合金称为轴承合金。

1. 对滑动轴承合金的性能要求 轴在旋转时与轴瓦之间产生剧烈摩擦，两种材料的磨损是不可避免的，因轴的生产工艺复杂、成本较高，所以应将轴瓦设计为易损件。轴在工作时，对轴承施加周期性的交变载荷，有时还伴有冲击。滑动轴承的基本作用就是将轴准确定位，并支撑轴颈。因此，轴承合金应具有以下性能：

- 1) 足够的抗压强度和疲劳强度。
- 2) 良好的减摩性和耐磨性。
- 3) 具有一定的塑性、韧性，以承受冲击。
- 4) 具有较小的膨胀系数和良好的导热性，在摩擦条件瞬时不良时，以保证不发生咬合。
- 5) 应具有良好的磨合性。
- 6) 应具有良好的镶嵌性，以保证油中杂质和金属碎屑能嵌入轴承合金中，而不致于划伤轴颈表面。
- 7) 轴承合金的生产制造容易、成本低廉。
- 8) 具有良好的抗蚀性及内衬与钢背结合的有关工艺性。

2. 对滑动轴承合金的组织要求 为满足滑动轴承的工作条件，金相组织有两种。一种是在软基体上均匀分布 15%~30% 的硬质点；另一种是在硬基体上均匀分布软质点。当滑动轴承工作时，软基体或软质点因磨损而凹陷，与它们相对应的硬质点或硬基体，由于较耐磨而凸起。凹陷的部分具有储存润滑油的功能，凸起部分可以支撑轴的压

力，并减少轴与轴瓦的接触面积，以保证近乎理想的摩擦条件。此外，软基体或软质点还有嵌藏外来硬质点的作用，从而避免划伤轴颈。

3. 常用的轴承合金及牌号 轴承合金牌号前的字母“Z”表示“铸造”，其后由基体金属元素及主要合金元素的化学符号组成。主要合金元素后的数字表示该元素的质量分数（%）。当合金元素的质量分数（%）不小于1时，用整数表示之；如果含量小于1，一般不标数字。必要时可用一位小数表示。牌号中主要合金元素按质量分数含量的递减次序排列。当质量分数含量相等时，按其化学符号字母顺序排列，铜基合金要将表征合金系列的元素紧跟在基体元素的后面。

部分铸造轴承合金的化学成分见表 13-9。

(1) 锡基与铅基轴承合金（巴氏合金） 锡基巴氏合金以锡为基础，加入锑、铜等元素，具有良好的减摩性、耐蚀性、导热性和韧性，但疲劳强度较低。工作温度不能超过 150°C。价格较贵。用于汽轮机、发动机的高速轴承。

铅基巴氏合金以铅—锑为基础，加入锡、铜等元素。它的硬度、强度、韧性均低于锡基巴氏合金，且摩擦系数较大，但价格较便宜。常用于制造中、低载荷下中速运行的汽车曲轴、连杆轴承等。

(2) 铜基轴承合金 铜基轴承合金主要有锡青铜、铅青铜、铝青铜等铸造铜基合金。这些合金前面已介绍过，这里只介绍应用最广泛的铅青铜。

铅青铜以铅为主加元素，铜与铅在固态下互不溶解。其组织由铜基体均匀分布着大量铅的软质点。与巴氏合金相比，它具有高的疲劳强度和承载能力，同时，具有优良的减摩性、高的导热性，工作温度可达 320°C，适用于高负荷、高速度的轴承。铅青铜的主要缺点是容易产生密度偏析，浇注前应搅拌，浇注后应快冷，也可加入一些合金元素减轻密度偏析。

(3) 铝基轴承合金 这种合金的特点是密度小，导热性好、承载强度和疲劳强度高，并具有高的高温硬度，优良的耐蚀性和减摩性。它的缺点是线膨胀系数大，工作运转中易与轴咬死，尤其在起动时咬死的危险性更大。

各种轴承合金的性能比较见表 13-10 所示。

表 13-9 铸造轴承合金化学成分(质量分数) (%)

种类	合金牌号	Sn	Pb	Cu	Zn	Al	Sb	Ni	Mo	Si	Fe	Bi	As	其它元素总和
锡基	ZSnSb8Cu4	其余	0.35	3.0~4.0	0.005	0.005	7.0~8.0	-	-	-	0.1	0.03	0.1	0.55
	ZSnSb4Cu4	其余	0.35	4.0~5.0	0.01	0.01	4.0~5.0	-	-	-	-	0.08	0.1	0.50
铅基	ZPbSb16Sn16Cu2	15.0~17.0	其余	1.5~2.0	0.15	-	13.0~17.0	-	-	-	0.1	0.1	0.3	0.6
	ZPbSb15Sn5	4.0~5.5	其余	0.5~1.0	0.15	0.01	14.0~15.5	-	-	-	0.1	0.1	0.2	0.75
铜基	ZCuSn10P1	9.0~11.5	0.25	其余	0.05	0.01	0.05	0.10	0.050	0.020	0.10	0.005	-	P0.5~1.0 S0.05
	ZCuPb30	1.0	27.0~33.0	其余	-	0.01	0.2	-	0.3	0.02	0.5	0.005	0.10	P0.08 1.0
铝基	ZAlSn6Cu1Ni1	5.5~7.0	-	0.7~1.3	-	其余	-	0.7~1.3	0.1	0.7	0.7	-	-	Ti0.2 Fe-Si-Mn ≤1.0

表 13-10 各种轴承合金的性能比较

种类	抗咬合性	磨合性	耐腐蚀性	耐疲劳性	合金硬度 HBS	轴颈硬度 HBS	最高允许使用 温度, °C
锡基巴氏合金	优	优	优	劣	20~30	150	150
铅基巴氏合金	优	优	中	劣	15~30	150	150
锡青铜	中	劣	优	优	50~100	300~400	200
铅青铜	中	差	差	良	40~80	300	220~250
铝基轴承合金	劣	中	优	良	15~50	300	100~150



## 第十四章 热处理工艺设计及 热处理缺陷分析基础

**培训要点** 了解热处理工艺同机械零件设计、冷加工工艺的关系及热处理缺陷产生原因。熟悉热处理工艺设计的原则、步骤及避免热处理缺陷的措施。

### 第一节 热处理工艺与机械零件设计的关系

机械零件设计与热处理工艺的关系，表现在零件所选用材料和对热处理技术要求是否合理，以及零件结构设计是否便于热处理工艺的实现。

#### 一、根据零件服役条件合理选择材料及确定热处理技术条件

1. 合理选材 选材时，应根据零件的服役条件、失效形式找出该零件所选材料的主要力学性能指标。如汽车、拖拉机上的连杆螺栓，在工作时整个截面不仅承受均匀分布的拉应力，而且拉应力是周期变动的。在这种条件下，其失效形式除了由于强度不足引起过量的塑性变形外，还因受周期变动的拉应力而产生疲劳断裂。因此对连杆螺栓材料的力学性能应具有高的屈服强度和高的疲劳强度。

表 14-1 列举了一些零件的服役条件、主要损坏形式及主要力学性能指标。

表 14-1 一些零件的服役条件、主要损坏形式及主要力学性能指标

零件名称	工作条件	主要损坏形式	主要力学性能指标
重要螺栓	交变拉应力	过量塑性变形或由疲劳而造成破断	$\sigma_{0.2}, (\sigma_{-1})_p, HBS$
重要传动齿轮	交变弯曲应力、交变接触压应力、齿表面受带滑动的滚动摩擦、冲击负荷	齿的折断，过度磨损，疲劳麻点	$\sigma_{-1}, \sigma_{bb}$ ，接触疲劳强度，HRC

(续)

零件名称	工作条件	主要损坏形式	主要力学性能指标
曲轴、轴类	交变弯曲应力, 扭转应力, 冲击负荷, 磨损和轴瓦发生摩擦	疲劳破断, 过度磨损	$\sigma_{0.2}, \sigma_{-1}, \text{HRC}$
弹簧	交变应力, 振动	弹力丧失或疲劳破断	$\sigma_s, \sigma_e/\sigma_b, (\sigma_{-1})_s$
滚动轴承	点或线接触下的交变压应力, 滚动摩擦	过度磨损破坏, 疲劳破断	$\sigma_{Hc}, \sigma_{-1}, \text{HRC}$

注:  $(\sigma_{-1})_p$  - 拉压疲劳极限;  $\sigma_b$  - 抗弯强度;  $\sigma_{Hc}$  - 抗压强度;  $\sigma_s$  - 光滑试样对称弯曲应力时的疲劳强度;  $\sigma_e$  - 弹性极限。

由表 14-1 可知, 零件实际受力条件是复杂的, 同时还应考虑到: 短时过载、润滑不良、材料内部缺陷等因素的影响。因此力学性能指标是材料选用的主要依据。

材料手册提供的数据一般是以该材料制成的试样进行力学性能试验测得的。由于实际工件尺寸、形状及热处理条件不同, 往往在工件截面上不能获得与试样处理状态相同的均一组织, 因此实际选材时还应考虑材料的淬透性以及零件尺寸大小等。如 45 钢在完全淬透情况下, 其表面硬度可达 58HRC 以上。但实际淬火时, 随尺寸增大, 淬火后的硬度降低。在水淬情况下试棒直径为 25mm 以下时可得表面硬度在 58HRC 以上; 当直径增大至 50mm 时, 表面硬度下降至 41HRC; 当直径增大至 125mm 时, 表面硬度仅为 24HRC。

材料选择是否恰当, 将关系到热处理工艺过程的全局。当工件热处理获得的性能、成本未能满足预订目标时则需要重新选择材料, 而材料的变更又将使整个热处理工艺改观。如将渗碳齿轮改为感应加热淬火齿轮; 调质钢表面淬火的主轴改为渗氮钢调质后施行渗氮处理等。因此材料与热处理工艺之间的关系是密不可分的。

2. 合理地确定热处理技术条件 合理地确定热处理技术要求是热处理正常生产、保证产品质量、降低生产成本等前提条件, 为此应考虑以下几方面的因素。

(1) 根据零件服役条件, 恰当地提出性能要求 如传动轴主要承受弯曲应力和扭转应力的复合作用, 因此, 对淬火只要求能淬透到零件半径的 1/2 或 1/3 即可。

(2) 热处理要求只能订在所选钢号淬透性和淬硬性允许范围之内。要求大截面零件获得小尺寸试样的性能指标或者要求低碳钢不经化学热处理达到高硬度等都是不合理的。

(3) 热处理要求应该允许有一定的热处理变形。由于零件热处理时受相变应力和热应力作用，因此热处理变形是不可避免的。应根据零件所选的钢号及几何尺寸，给予一定的变形量。这些变形量可通过随后的机加工或调整淬火前的加工尺寸等办法进行修正。

(4) 经济性。提出零件的热处理技术要求应综合考虑该零件的制造成本、使用寿命等经济因素。

## 二、零件的结构设计与热处理工艺性的关系

零件结构设计，直接影响热处理工艺的实现。如果结构不合理，有可能出现热处理变形过大、开裂等现象。因此，从热处理工艺性考虑，在进行零件结构设计时应考虑以下几个问题：

1. 避免尖角和棱角。零件的尖角、棱角部分是淬火应力最为集中的地方，往往是淬火裂纹的起点。因此，在零件结构设计时应避免尖角、棱角。一般原则如图 14-1 所示。

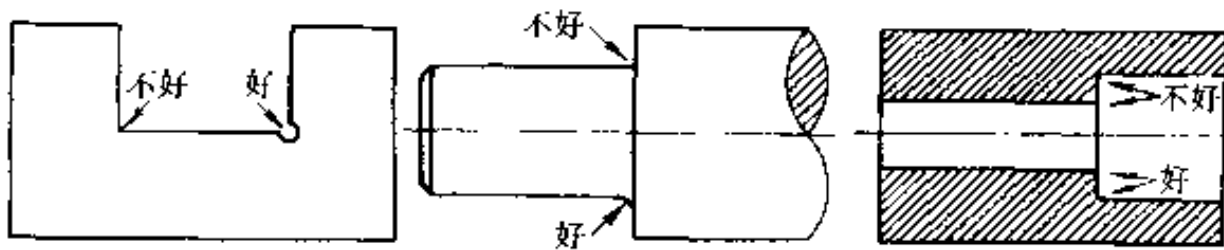


图 14-1 避免尖角、棱角的设计实例

2. 避免厚薄悬殊。厚薄悬殊的零件，在淬火冷却时，由于冷却不均匀而造成的变形、开裂倾向较大。图 14-2 为攻螺纹凸轮的变形情况。

由图 14-2 可知，因桃型凹槽底部太薄，淬火后变形向里凹入。应修改设计，加厚槽底。

3. 采用封闭、对称结构。零件形状为开口或不对称结构时，淬火时淬火应力分布不均，易引起变形。为了减少变形，应尽可能采用封闭、对称结构。

4. 采用组合结构。对形状复杂或截面尺寸变化较大的零件，尽可能采用组合结构或镶拼结构。

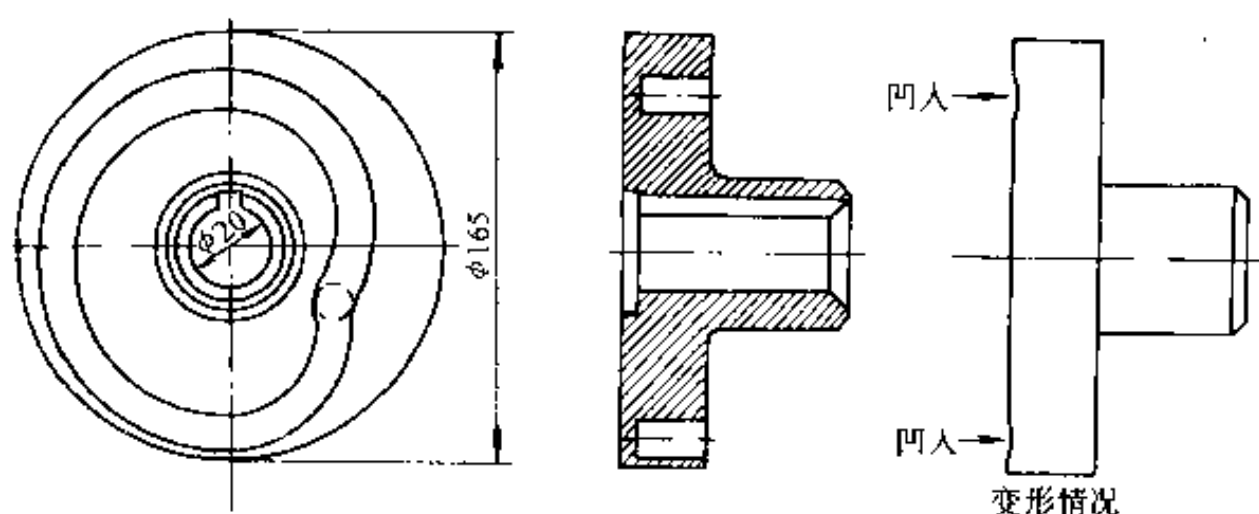


图 14-2 攻螺纹凸轮的变形情况

## 第二节 热处理工艺与冷加工的关系

机械零件一般须经过毛坯制造、切削加工、热处理工艺来完成。因此，热处理工序与其它加工工序先后次序安排是否合理，将直接影响零件加工及热处理质量。

### 一、热处理与切削加工性的关系

钢的切削加工性的好坏与其化学成分、金相组织和力学性能有关，不同成分的钢通过采用各种热处理工艺，获得不同的组织与性能，从而改善钢的切削加工性能。表 14-2 为常用结构钢采用不同热处理工艺后的硬度、组织与机加工表面粗糙度的关系。

表 14-2 常用结构钢采用不同热处理工艺后的硬度、组织与机加工表面粗糙度的关系

钢 号	热处理	硬度 HBS	组 织	机加工表面粗糙度评价
20Cr	正火	156~179	铁素体+索氏体	车削、拉、插尚好
20Cr	调质	187~207	回火索氏体+铁素体	车削好，拉、插不良或尚好
20CrMnTi	正火	160~207	铁素体+索氏体	车削好，拉、插不良
45	正火	170~230	铁素体+索氏体	车削好，拉、插尚好
45	调质	220~250	回火索氏体+少量铁素体	车削好，拉、插不良
40Cr	正火	179~229	索氏体+少量铁素体	车、拉、插均良好
40Cr	调质	230~250	回火索氏体+少量铁素体	车削好，拉、插不良或尚好
35SiMn	正火	187~229	铁素体+索氏体	车、拉、插均良好

为了不致发生“粘刀”现象和刀具的严重磨损，硬度控制在170~230HBS时，钢具有良好的切削加工性能。若想进一步改善表面粗糙度，可将硬度提高到 $\geq 250\text{HBS}$ ，但刀具将受到严重磨损，使用寿命降低。

切削加工对热处理质量也有很大影响。切削加工进刀量大，将引起工件产生切削应力，导致热处理后变形严重，切削加工表面粗糙度值大，特别是有较深的刀痕时，常在这些地方产生淬火裂纹。因此，为了保证热处理质量，必须对进刀量及切削刀痕进行控制。

## 二、工艺路线对热处理的影响

零件加工工艺路线安排的是否合理，将直接影响热处理质量。图14-3是40Cr齿轮简图。

钢制齿轮，靠近齿根有6个 $\phi 35\text{mm}$ 孔，原工艺路线是成形加工后再进行高频淬火。结果发现高频淬火后靠近 $\phi 35\text{mm}$ 孔处的节圆直径将会下凹。将工艺路线修改为高频淬火后再打孔，解决了这一问题。

再如图14-4汽车上的拉条。设计要求材料为T8A钢，淬、回火硬度为58~62HRC，平面度为0.15mm，淬火部位如图14-4所示。原工艺路线采取全部加工成形后再进行淬、回火处理，结果淬火后开口处张开造成废品。将工艺路线改为先加工成如图轮廓线所示封闭结构，淬、回火后再用砂轮片切割成形，减少了变形。

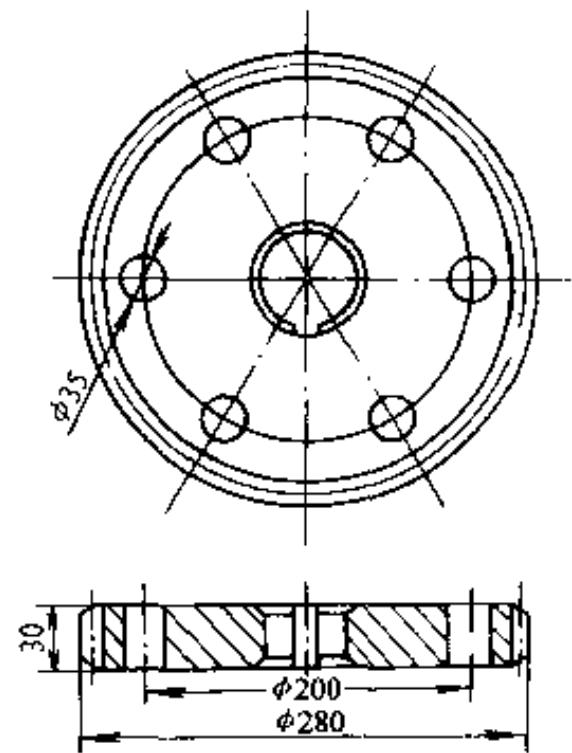


图14-3 40Cr 齿轮简图

高频淬火的齿轮、长轴套、垫圈等零件，在情况允许的条件下，先高频淬火再加工齿轮、长轴套的内孔、键槽或垫圈上的孔，这样可以减少变形，保证精度。

对于某些精密零件为了减小切削加工或磨削加工造成应力对尺寸稳定性的影响，一般在工艺路线中可穿插安排去应力处理或时效处理。

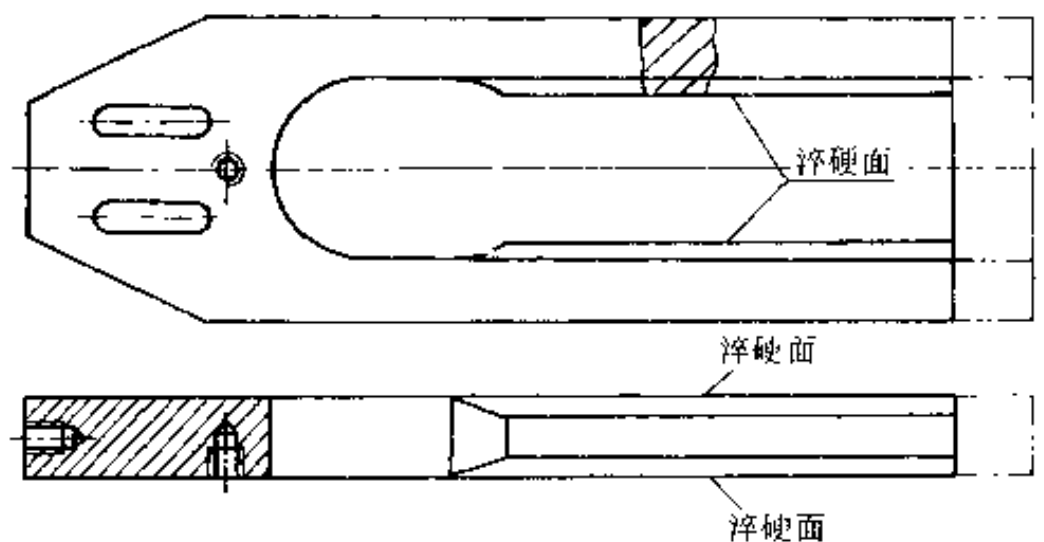


图 11-1 汽车拉条简图

### 第三节 热处理工艺设计的原则和步骤

热处理工艺的最佳方案应该能保证达到零件服役条件所提出的热处理技术要求。一种零件根据技术条件，可以由几种热处理工艺达到，因此应进行工艺方案分析及优化。

#### 一、热处理最优方案设计的原则

1. 可靠性 所确定的工艺路线、工艺规程是以达到零件技术要求为前提，零件批量生产质量可靠稳定。

2. 先进性 尽量采用先进技术。特别是应采用行之有效、切合生产实际的新工艺、新设备，力求做到技术先进、可靠。

3. 经济性 在保证产品质量的前提下，工序简单，操作容易，原材料消耗少，生产效率高，生产成本低，并能合理选用设备，充分发挥现有设备的潜力。

4. 安全无公害 优先选用无公害的热处理工艺方法，保证安全生产，改善劳动条件，降低劳动强度，保证操作人员的身体健康。

#### 二、热处理工艺设计的步骤

(1) 以零件技术要求为依据，提出可能实施的几种热处理工艺方案，并对工艺操作的繁简及质量的可靠性等方面进行分析比较，再根据生产批量的大小，现有设备及国内外热处理技术发展趋势，进行综合技术经济分析，从而确定最经济最完善的工艺方案。

(2) 对选用新材料零件的热处理方案确定一般分三个步骤：首先，

在实验室对所确定热处理工艺进行试验。考查是否达到所需的力学性能指标以及冷、热加工工艺性能如何。其次，需进行必要的台架试验或装车试验，以考核使用性能。第三，进行小批试验及生产试验，以考核生产条件下的各种工艺性能及质量的可靠性。只有达到上述试验要求，才能正式应用在生产中。

(3) 通过参考有关热处理手册、相关材料标准或工艺试验论证后制定热处理工艺规程时，应按不同工艺方法（淬火、渗碳或碳氮共渗、感应加热淬火等）填写相应工艺表格，该表格称为热处理工艺卡片，是操作工人必须遵守的法规文件，其基本内容如下：

1) 零件概况：即零件名称及编号、材料牌号、质量大小、轮廓尺寸及热处理有关尺寸、工艺路线等。

2) 热处理技术要求：热处理工序完成后的质量验收指标。热处理工艺卡上的技术要求比图样上提出的热处理技术要求更详细、更具体。如零件化学热处理后还要进行切削加工，热处理工艺卡上的硬化层深应加上切削量。

3) 零件简图：在工艺卡上应绘制零件简图，便于识别、核对零件，同时局部热处理、硬度检查部位等一目了然。

4) 装炉方式及装炉量。

5) 设备及工装名称、编号。

6) 工艺参数：包括保温时间、冷却方式、冷却介质等。对于化学热处理还涉及到碳势、氮势以及活性介质的流量等。

7) 质量检查的内容、检查方法及抽查率。

## 第四节 热处理缺陷分析

### 一、概述

热处理缺陷种类很多，如：淬火裂纹、淬火变形、黑色组织、渗碳层碳化物过多或网状分布、硬度不合格、回火脆性、硬化层深度不合格等。在生产中，热处理缺陷一旦发生，重者将造成热处理废品，导致经济损失，轻者虽然可以返工修复，但耗时费工。热处理缺陷的危害性如此之大，有必要加强对热处理缺陷的研究，探索各种热处理缺陷产生的原因和影响因素，探讨减少和避免热处理缺陷的措施及补救

方法。

热处理缺陷产生的原因很多，概括起来可分为以下几方面：

(1) 材料选择及结构设计不合理 零件因设计选材不当、热处理技术要求不当、断面急剧变化、锐角过渡等不合理设计都将导致热处理缺陷。本章第一、二节已有介绍，这里不再赘述。

(2) 原材料或毛坯缺陷 原材料缺陷有化学成分波动和不均匀、杂质元素偏多、非金属夹杂物等。毛坯件一般为铸件、锻件，其缺陷有气孔、疏松、白点、折痕、带状组织严重等。这些缺陷将会遗传给下道工序，并在淬火时引发裂纹的产生。

(3) 热处理工艺过程不当 在热处理工艺过程中，产生缺陷的原因有工艺不当、操作不当、设备和环境条件不适合等。如淬火加热温度过高，或淬火加热时间过长，易引起奥氏体晶粒长大，在快速冷却淬火时，形成一种宏观上没有规律性，显微观察为裂纹沿晶界分布特征的淬火裂纹。再如热处理设备炉温均匀性超差或气氛不均匀，可能导致零件硬度不合格或渗层不合格。

由于，热处理缺陷种类很多，产生的原因多种多样。因此，为了防止热处理缺陷发生，要从人、机、料、法、环等方面进行控制，保证热处理质量。

## 二、热处理缺陷分析案例

1. 淬火裂纹 图 14-5 所示盘状零件，材料为 35 钢，淬、回火处理，硬度为 28~32HRC。工艺路线：下料→锻造→机加工→调质→成品。热处理工艺为 840~860℃×10~12min 盐浴炉中加热。淬火：三硝水溶液，再转空气中冷却。500~550℃×25min 回火。该零件曾一度出现批量淬火裂纹。

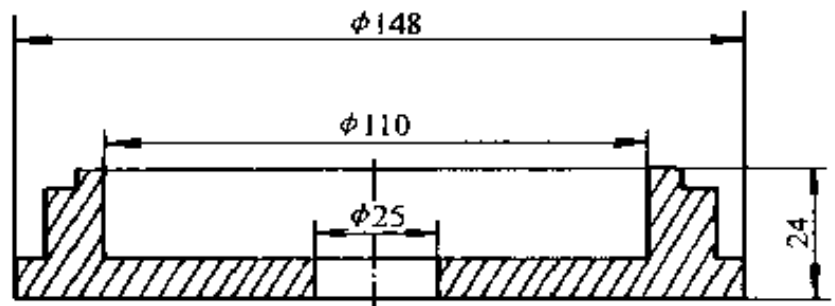


图 14-5 盘状零件简图

(1) 裂纹分析 裂纹起源于零件内孔

(φ25mm)的棱角处，呈放射状向四周伸展，裂纹起始端一般呈直线，向外伸展稍带弧形。经金相分析，裂纹两壁无脱碳现象。裂纹尾端呈尖状，裂纹伸展有力。基体组织正常，纵向中心部位取样夹杂物未发现



异常和超标现象。

(2) 原材料检查 在淬裂的盘状零件上取样做化学成分分析, 碳的质量分数为 0.38%, 符合 GB699 标准中 35 钢的化学成分规定。表明裂纹的产生与材质无关。

(3) 工艺过程检查 现场取三硝水进行密度分析为 1.105~1.107g/mL, 工艺文件规定三硝水密度为 1.45~1.50g/mL。表明三硝水已不符和工艺要求。同时, 现场操作调查还发现零件在三硝水冷透后, 才转入空气中冷却, 违背了三硝水淬—空气冷却的工艺操作要求。

#### (4) 验证及结论

1) 调整三硝水密度 为了证实三硝水密度的作用, 将三硝水密度调整到规定的范围 (1.45~1.50g/mL) 再淬火, 产生裂纹的现象大大减少, 但因在三硝水中停留时间掌握不当, 产生裂纹现象仍不能杜绝。

2) 调整该件在三硝水中停留时间 该件在三硝水中停留时间按每 3~5mm 厚度停留 1s 计算, 仅需在三硝水中冷却 2~3s, 经生产验证后表明杜绝了裂纹的产生。

3) 结论 该件淬火裂纹的产生, 是因淬火冷却介质三硝水密度过低及在三硝水中停留时间过长两个原因综合所致。

#### (5) 改进措施

1) 缩短三硝水的检测周期, 严格控制密度在 1.45~1.50g/mL 内, 并严肃工艺纪律, 加强专职工艺员监督。

2) 将 35 钢改为 40Cr, 并在油中淬火, 从而从根本上杜绝了裂纹的产生。

2. 淬火变形 图 14-6 所示汽车后桥被动锥齿轮, 材料 20CrMnTi, 渗碳淬回火处理, 表面硬度 58~63HRC, 心部硬度 33~45HRC, 渗碳层深度 1.5~1.9mm, 热处理后齿轮内缘平面度不大于 0.20mm, 外缘平面度不大于 0.12mm, 内径变化范围不大于  $\pm 0.16\text{mm}$ 。



图 14-6 汽车后桥被动锥齿轮

工艺路线：下料→锻造→正火→机加工→渗碳淬、回火处理→抛丸、入库。

热处理工艺过程：井式气体渗碳炉加热，渗剂为甲醇+煤油， $930^{\circ}\text{C}\times 7\text{h}$  渗碳，随炉降温至  $860^{\circ}\text{C}\times 0.5\text{h}$  后直接淬火， $180\sim 200^{\circ}\text{C}\times 3\text{h}$  回火。生产中曾出现齿轮内、外缘翘曲和内孔涨大，合格率很低。

(1) 原材料化学成分分析 锻坯取样化学成分分析结果是： $w_{\text{C}}=0.19\%$ ， $w_{\text{Si}}=0.30\%$ ， $w_{\text{Mn}}=0.99\%$ ， $w_{\text{Cr}}=1.22\%$ ， $w_{\text{Ti}}=0.053\%$ 。符合 GB3077 标准中的 20CrMnTi 化学成分规定。

(2) 锻坯正火试验 锻坯经模锻后， $950\sim 970^{\circ}\text{C}$  经 2h 加热保温，单件分散空冷和风冷。正火件经机械加工后，进行最终热处理。试验表明：正火质量对齿轮内孔变形影响较大，硬度偏低或偏高，金相组织有非平衡组织或带状组织严重，都会影响齿轮内孔涨大变形量及规律性。因此，必须控制正火质量。

(3) 热处理工艺参数试验 将  $930^{\circ}\text{C}$  渗碳改为  $880^{\circ}\text{C}$  碳氮共渗，适当降低淬火温度 ( $830\sim 840^{\circ}\text{C}$ )，淬火油温控制在  $140\sim 160^{\circ}\text{C}$ ，有利于减少被动锥齿轮的变形。

(4) 挂具设计 齿轮的挂装

方式应根据其形状大小和变形要求来选择。被动锥齿轮属扁薄件，平面度要求严格，采用垂直挂装对减少平面度翘曲变形是有利的。

挂具设计应考虑齿轮内、外缘的蓄热量之比与齿轮内、外缘的单位表面积散热量之比，以此调整控制齿轮内、外缘的淬火介质的流量。图 14-7 所示被动锥齿轮挂具。垫板是一个与产品同型号的废齿轮，经磨平齿顶面后使用。其作用相当于给齿轮增加一块“盾牌”，以躲避齿轮在淬火时受淬火介质的冲击。由于在挂具中的齿轮重叠关系，

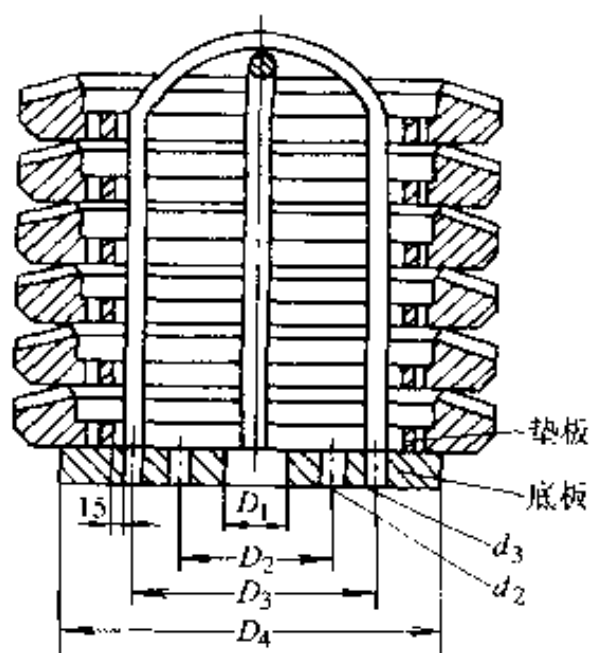


图 14-7 被动锥齿轮挂具简图

因此在底板外层增加 12 个  $d_3$  小孔, 以调整淬火油量的热平衡流量。

(5) 验证与结论 按上述试验方案进行生产验证, 层深、硬度均合格, 内孔尺寸精度、内孔圆度合格为 100%, 内、外缘平面度合格率  $\geq 90\%$ 。因此, 严格控制正火质量, 降低渗碳温度和淬火温度, 采用分级淬火油和相应的挂具, 可使被动锥齿轮的变形合格率大幅提高。

## 第十五章 热处理设备

**培训要点** 了解热处理设备的种类、热处理设备的温度、炉内气氛、冷却、机械动作、电参数等工艺过程控制系统，熟悉典型热处理设备的安装、调试、运行、维护和安全生产。

在热处理生产过程中，各种不同的工艺目的是通过相应的工艺设备实现的。随着现代机械工业的发展，对热处理生产工艺提出了新的要求：产量更大，质量更好，生产效率更高，工艺过程控制更严格，自动化程度更高。这些情况使得热处理生产已不再是仅仅依赖热处理操作工人的技能，更多地是通过热处理设备来保证的。因此了解、熟悉和掌握这些设备的原理、结构、安装调试、操作维护对于热处理工作者也是十分重要的。

根据在生产过程中所完成的任务，热处理车间生产设备可分为主要设备和辅助设备两大类。主要设备用来完成热处理的主要操作工序——加热和冷却；辅助设备则完成各种辅助工序、生产操作、动力供应、安全生产等项任务。表 15-1 是常见的热处理设备分类方法。

表 15-1 热处理设备分类

主要设备	热处理炉	电阻炉
		燃料炉（燃气炉、燃油炉、燃煤炉等）
		可控气氛炉
		真空炉
		浴炉
		流态粒子炉
	热处理加热装置	感应加热装置
		火焰加热装置
		电接触加热装置
		通电加热装置

(续)

主要设备	热处理 加热装置	电解液加热装置 辉光放电加热装置	
	冷却设备	一般冷却设备 冷却校正设备 冷却成形设备 冷处理设备	
		测量和控制仪表	热工测量和控制仪表 气氛测量和控制仪表
		工件处理设备	清洗设备 酸洗设备 喷砂、喷丸设备 发蓝、发黑蒸汽处理设备
检验设备	力学性能检测设备 宏观、微观组织分析设备 探伤设备		
	校正设备		工件变形检测设备 校正压床
		加热、冷却介质制备 及处理装置	可控气氛发生装置 固体、液体介质储存及制备装置 淬火介质的处理系统
起重运输装卸设备			起重机 运输机械、车辆 装卸操作装置
	消防安全设备		

## 第一节 热处理设备的过程控制系统

在热处理生产过程中，正确地测量和控制有关的工艺参数，对于稳定热处理工艺，保证热处理产品质量，提高经济效益是十分重要的。这些工艺参数主要包括：热处理炉的温度、炉内气氛、冷却控制系统

和感应加热淬火设备的电参数,以及热处理设备的机械动作控制系统、

### 一、温度测量控制系统

目前热处理加热炉中主要采用热电偶、补偿导线作为温度传感器,动圈式温度指示调节器(毫伏计)或电子电位差计或电子调节器作为调节显示器构成的热电式温度测量控制系统。

#### 1. 热电偶及补偿导线

(1) 热电偶 热电偶又叫温差电偶,是利用不同金属组成的闭合回路因温度不同而产生的电势差,这种热电势的大小仅与材料的成分和两端的温度有关,测量热电势的大小就可达到测量温度的目的。热处理常用的热电偶有三种,其主要参数见表 15-2。

表 15-2 标准型热电偶

种类 (分度号)	规格			
	测温范围/°C	等级	允许偏差/°C	主要特点
铂铑-铂/S	0~1100	I	±1	高温下抗氧化性好,宜在氧化或中性气氛中使用,不宜在还原性气氛中使用
	1100~1600		$\pm [1 \pm (t - 1100) \times 0.003]$	
	0~600	II	+1.5	
	600~1600		$\pm 0.25\%t$	
镍铬-镍硅 (镍铬-镍铝):K	0~400	I	±1.6	宜在氧化或中性气氛及真空中使用
	400~1100		$\pm 0.4\%t$	
	0~400	II	±3	
	400~1100		$\pm 0.75\%t$	
镍铬-康铜/E	-40~800	I	±1.5 或 $\pm 0.4\%t$	宜在氧化或中性气氛中使用,不宜在还原性气氛中使用
	-40~900	II	±2.5 或 $\pm 0.75\%t$	
	-200~40	III	±2.5 或 $\pm 1.5\%t$	

热电偶在使用时须注意:热电偶在炉内的插入深度应达到 150mm 以上,安装在管道中时应将热电偶的热端迎向气流并插到管道中心线位置。考虑到热电偶在炉内的工作状态,为了能适应对各种热处理设备的测温需要,常在热电偶的外面加装钢、不锈钢或非金属耐热材料(如莫来石、刚玉等)制成的保护管,以提高热电偶的气密性、机械强

度、物理化学稳定性和耐急冷急热性。

除了标准热电偶外,现已发展了用于多点测量的多点式热电偶;测量速度快,且可自由弯曲的铠装热电偶;用于表面温度测量的薄膜热电偶和表面热电偶等特殊热电偶。

(2) 补偿导线 热电偶的分度数据都是以自由端  $t_0=0^{\circ}\text{C}$  为条件的,使用时必须补偿由于自由端温度的增加而减少的电动势。补偿导线的作用是把热电偶的自由端(冷端)移到离热源较远及环境温度较恒定的地方,各种分度型号的补偿导线只能与相应型号的热电偶配套使用。连接时极性不能接反,两连接点的温度应当相等,且不得超过规定的使用温度,否则必须加长热电偶。补偿导线的种类见表 15-3。

表 15-3 补偿导线的种类

热电偶的分度号	补偿导线的型号	补偿导线合金丝		绝缘层着色	
		正 极	负 极	正 极	负 极
S	SC	SPC (铜)	SNC (铜镍)	红	绿
K	KC	KPC (铜)	KNC (康铜)	红	蓝
K	KX	KPX (镍铜)	KNX (镍硅)	红	黑
E	EX	EPX (镍铬)	ENX (铜镍)	红	棕

### (3) 热电偶常见故障及排除方法

1) 故障一 热电势比实际应有的小(二次仪表示值偏低)。

①热电偶内热电极漏电(短路)。将热电极取出、检查。若因潮湿引起,应烘干或更换绝缘瓷管。

②热电偶接线盒内接线柱短路。打开接线盒、清洁接线板,消除造成短路的原因。

③补偿导线短路。将短路处重新绝缘或更换补偿导线。

④热电极变质。把变质部分剪去,重新焊接工作端或更换热电极。

⑤补偿导线与热电偶的种类配置不当。更换规定的补偿导线。

⑥补偿导线与热电极接反。重新装配。

⑦热电偶安装位置或受热长度不合适。改变安装位置或插入深度。

⑧热电偶自由端接点温度过高。准确进行冷端温度补偿。

⑨热电偶种类与二次仪表刻度不一致。更换热电偶及补偿导线。

2) 故障二 热电势比实际应有的大(二次仪表示值偏高)。

①热电偶种类与二次仪表刻度不一致。更换热电偶及补偿导线。

②补偿导线与热电偶的种类配置不当。更换补偿导线。

3) 故障三 二次仪表示值不稳定。

①热电偶接线盒内接线柱与热电极接触不良。清洁接线盒和热电极端部，重新连接好。

②热电极有断续短路。取出热电极，找出断续短路处，加以排除。

③热电极已断或断续连接。重新焊接断开之处，并检查其特性有无改变，若不符合，则应更换。

④热电偶安装不牢固而发生摆动。将热电偶牢固安装。

⑤补偿导线有断续短路或断路现象。找出故障处加以修理或更换补偿导线。

⑥在热处理浴炉中使用时保护管开始破漏。检查保护管或更换之。

4) 故障四 热电偶的热电势变化。

①热电极变质。切去变质部分，重新焊接或更换热电极。

②热电偶安装位置不当。改变安装位置。

③热电偶表面积垢过多。清除保护管积垢或更换保护管。

5) 故障五。热电偶首次使用时热电势偏高或偏低。热电极弯曲焊接后未经热处理，使用一、二次后即稳定正常。

2. 显示仪表 显示仪表可作为模拟量或数字量的指示、记录，也可附加各种装置实现报警、积算、调节和程序控制等功能。常用显示仪表的分类见表 15.4。

表 15-4 常用显示仪表的分类

类 别	结构形式	主要功能	型 号	
模拟量 显示 仪表	动圈式	指示仪	单针指示	XCZ
		调节仪	二位、三位、时间比例调节、电流 PID 调节、时间程序调节	XCT
	自 动 平衡式	电子电位差计	单针、双笔、多点打印记录或指示，带电动、气动调节，旋转刻度指示、色带指示	XW 系列
		电子平衡电桥		XQ 系列（直流）
		电子差动仪		XD 系列（交流）



(续)

类别	结构形式	主要功能	型号
数字显示仪表	显示仪	用数字显示被测温度	XMZ
	显示调节仪	显示、位式调节、报警	XMT
	数字式	人一机联系装置	简称 CRT
	视频式		

(1) 动圈式仪表 动圈式指示仪表的基本结构是一只磁电动圈测量机构，可将很小的直流信号直接转换成较大的指针移位，其指示和调节的参数可以是温度、压力、流量、差压和液位等。这种仪表结构简单，体积小，使用方便，价格低，易于维修，但测量精度不高，使用时不能受振动。动圈式仪表的温度指示调节仪的调节类型有多种，可根据要求实现二位式调节、三位式调节、时间比例调节、连续电流输出 PID 调节，以满足不同精度的控温。

使用时须注意以下事项：

1) 热电偶冷端温度对仪表示值的影响。因无热电偶冷端温度自动补偿装置，使用时须根据热电偶的冷端温度对仪表的示值进行修正，常用的方法是调整仪表机械的零位法。

2) 外接电阻值。配用热电偶的动圈式仪表，其外接电阻值一般规定为  $15\Omega$ ，不足此值时应改变外线调整电阻予以满足。

(2) 电子自动平衡式温度显示与调节仪表 电子自动平衡式温度显示调节仪表可分为两大类：电子电位差计和电子自动平衡电桥，在热处理行业中以前者的使用较广泛。

电子电位差计的工作原理是利用电压平衡原理来测量检测元件或变送器产生的直流电势的。被测电势经滤波单元除去杂散干扰信号后，和测量桥路输出的已知电压相比较，其差值电势，经放大器的放大后带动可逆电动机转动。可逆电动机通过齿轮机构移动测量桥路中滑线电阻的触点，使测量桥路产生的已知电压改变到与被测直流电势相等（即不平衡电压为零）时可逆电动机停止转动，这时由可逆电动机带动的指针可指示被测电势。

电子电位差计的附加调节装置有下列几种类型：

1) 表面定值电接点。在仪表标尺上装有可以任意设定的定值指针作为定值标志, 以此作为位式控制的上下限, 这些接点可用来控制中间继电器和可控硅调节装置调节加热状态, 接通声、光报警。

2) 表内定值电接点。表内定值电接点与表面定值电接点的作用相同, 但在表面上看不见定值指针, 但在表内可拥有多个电接点(6 或 12 个)。

3) 辅助记录。

4) 热电偶断路报警。

5) 程序控制。以一个加热升温曲线的仿形凸轮带动给定指针, 或在碳膜纸上涂有加热升温曲线的导电石墨并与可逆电动机相连, 使得加热过程达到程序控制的目的。

6) 电动 PID 调节。与晶闸管调压系统相连实现对加热温度的高精度自动控制。

7) 气动 PID 调节。与气动放大器、流量计、压力表、喷嘴等气动元件构成对燃气的燃烧系统进行控制, 达到精确控制燃气炉的炉温控制。

3. 温度调节器 随着电子技术的发展, 各种各样的电子调节器越来越多地作为二次仪表, 进入热处理设备行业, 既可单独用于一般单参数(如温度)的自动调节, 又可作为计算机控制的终端, 实现对如温度、压力、流量等模拟量的控制和调整。

(1) TA 系列电子温度调节器 TA 系列电子调节器是一种简单的全电子式自动检测调节仪表, 其显示方法为偏差指示, 也有二位、三位、比例、比例积分、比例积分微分等多种调节方式。输出信号可为继电器“开关”信号、晶体管“开关”信号、连续电流信号(0~10mA)等, 以适应不同的执行机构来控制热处理炉的炉温。与热电偶相配的仪表, 具有热电偶冷端温度自动补偿功能。但当补偿导线过长, 外接电阻大于  $10\Omega$  时, 会对指示产生影响, 使用时应予以注意。

(2) TCW 系列电子温度调节器 TCW 型温度控制器也是一种由单片计算机构成的简易的电子温度程序控制仪表, 可与热电偶、热电阻配合自动测量和温度控制, 这种仪表还可设定一条 8 段温度程序控制曲线和 6 条固定曲线。在曲线上的各段均可设置不同的输出电流的上下限值, 以控制 PID 的调节参数。温度设定和显示、运行段号和 PID

等各种参数均可数字显示、读数直观、清晰，具有连续 PID 或断续 PID 调节，通过计算机处理可以方便地实现上下限报警、断偶指示，并可通过打印机接口输出打印。

(3) 智能型单回路调节器 以微处理器为控制核心，通过附加的功能模块实现多种功能，以取代各种常规模拟仪表，不同的功能组合，只需通过软件程序的组合即可完成。显示直观，操作方便，PID 调整的各种参数可单独设定调整，具有完整的自诊断功能，并有标准的通信接口，可以与计算机系统相连进行信息交换，目前已作为可控热处理炉中重要的控制调节仪表。

单回路调节器主要由单板机、数/模转换、模/数转换、触点输入/输出、键盘显示接口及控制面板组成。面板上装有指针式模拟指示表、自动/手动切换开关及键盘。调节器接受来自各种变送器转换器的统一标准直流模拟电压信号，经模/数转换，通过总线系统进单板微型机，按照事先编好的程序进行计算处理，处理后的数据再经数/模转换模板转换成模拟电流信号输出，送至执行器（如加热调节器、阀门）。单回路控制器的模拟量输入为 1~5（或 1~8）点，操作输出信号为 1 个，因此一个单回路调节器仅能控制 1 个调节回路，但可以有辅助模拟量信号输出（1~3 点）至指示器、报警器等。由于可以方便地将模拟量调节的环节与计算机数字量处理环节联系起来，在燃气、燃油热处理炉中，常用作空燃比控制系统，以控制燃烧过程来达到控制炉温的目的。这种调节器也常用于炉内气氛的调节中。

4. 温度显示调节仪表的调节特性 温度显示调节仪表附有不同类型的调节装置，可根据需要按一定的规律通过执行机构控制热处理炉温的变化。

(1) 两位式调节 又称为“开关”调节。通过单继电器输出（如动圈式温度指示调节器）或单微动开关输出（如电子自动电位差计及电子自动平衡电桥）来实现。当温度未达到给定值时，继电器或微动开关始终吸合，送以全部功率，炉温快速上升；当温度达到给定值时，继电器或微动开关释放，停止送电，炉温因受炉子散热等因素的影响逐渐下降；炉温反复在给定值附近波动。两位式调节的优点是结构简单，费用低廉；但存在着动差、调节精度较低。

(2) 三位式调节 又称为“开—半开—关”调节，具有两个继电器或两个微动开关电接点输出，分别推动两个继电器（或接触器）控制温度上下限两个给定值，构成“升温加热”（二个继电器或开关吸合）、“保温加热”（一个继电器或开关吸合）、“停止加热”（二个继电器或开关全部释放）三种状态。分别对应于炉温低于下限给定值，炉温介于上下限给定值之间，炉温高于上限给定值时接通功率的大小。三位调节可以减轻但不能完全消除炉温的波动，若调节不当反而会加剧温度的波动。

(3) PID 调节 所谓 PID 调节就是对炉温进行比例（P）、积分（I）、和微分（D）调节。

1) 比例调节（P） 时间比例调节是在两位调节的基础上发展起来的，其调节器作用仍然借助于继电器的吸合和释放动作来实现，但继电器的吸合和释放时间随温度偏差的大小而变化，从而起到相当于连续调节加热温度的作用。能实现比例调节作用范围的温度区间占满刻度的百分比称为时间比例的比例带。

当炉温未达到比例带时，继电器一直吸合，电炉送电，炉温很快地上升；当炉温进入比例带时，继电器吸合的时间大于释放的时间，使升温过程变慢；当炉温达到给定值时，继电器吸合时间与释放时间相等；当炉温超出给定值时，继电器将一直处于释放状态，炉温又慢慢地回到给定值。炉内温度与给定值的偏差不同，继电器的开关动作时间是不同的。比例调节中的比例带有固定和可调的两种，在可调比例带中，对温度的变化反应越灵敏，静差也就越小。但过快的调节动作，又会引起系统的不稳定。当比例带小于 1% 时可视为是二位调节。反之，比例带越宽，则反应越迟钝，静差也越大，以致有时无法采用。由图 15-1a 可知，比例调节使炉温波动很小，可有效地克服位式调节的振荡过程，但同时也要产生静差。经人工手动调整给定值，直至炉温达到原工艺温度为止。

比例调节其实是一种电热体的加热电流变化量 ( $\Delta I_p$ ) 与炉温偏差的变化量 ( $\Delta \sigma$ ) 成正比例的调节方式。当炉温的偏差量变化以后，相应地要改变加热电流的大小。若炉温高于给定值时，就要减小加热电流；反之则要增加加热电流。其数学表达式为：

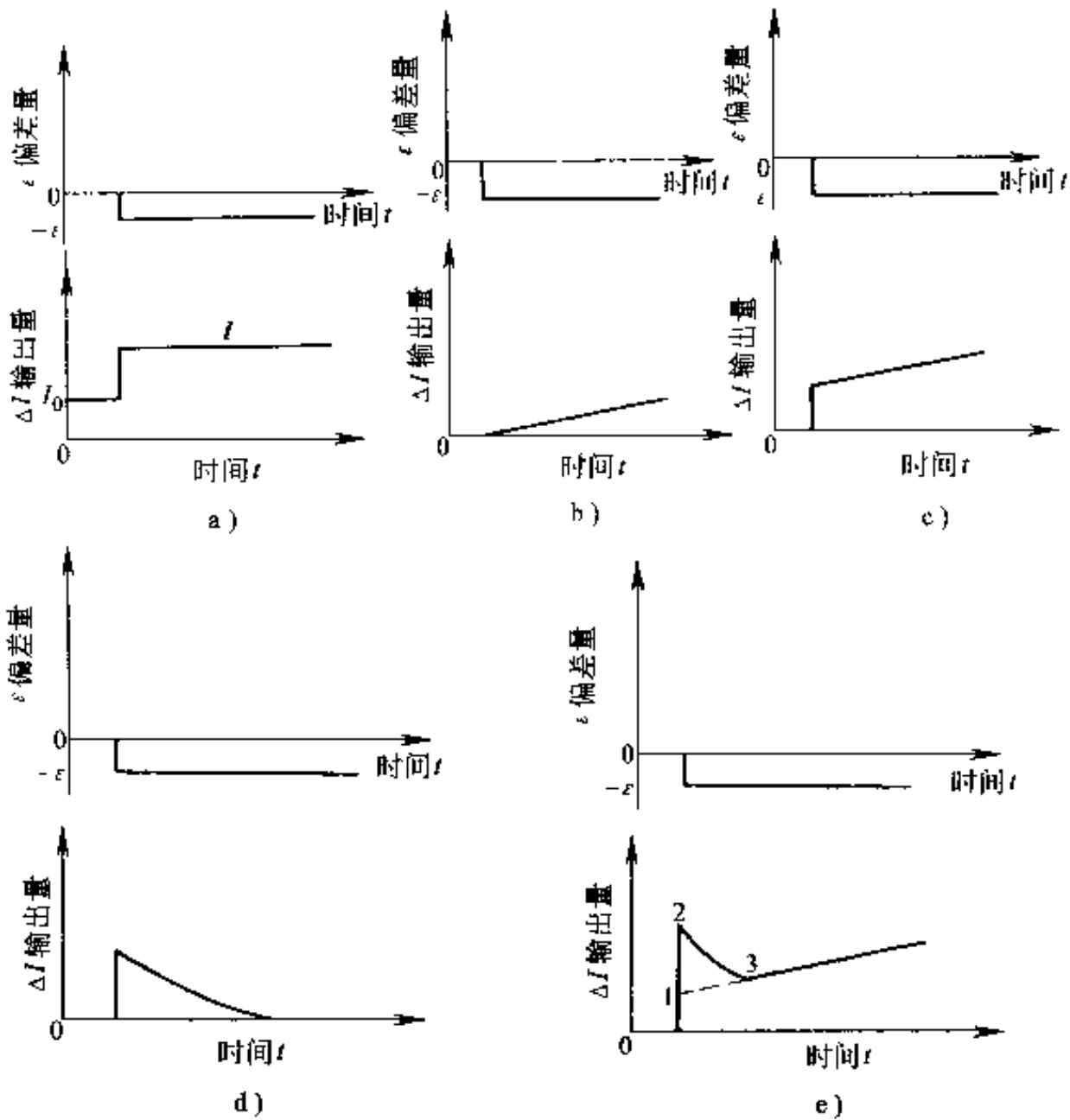


图 15-1 PID 各种调节方式的调节规律

a) 比例调节 (P)    b) 积分调节 (I)    c) 比例  
积分调节 (PI)    d) 微分调节 (D)    e) PID 调节

$$I_p \propto -\Delta\sigma \tag{15-1}$$

或 
$$\Delta I_p = -K_p \Delta\sigma = -\frac{\Delta\sigma}{\delta_p} \tag{15-2}$$

式中“ $-$ ”表示电流的变化与温度偏差的变化方向相反， $K_p$  是比例常数，也就是调节器的放大倍数，其倒数  $\delta_p$  称为比例带，常以百分数表示，其意义是输出量（加热电流）作全程变化时，所需输入的偏差值（温度偏差）的变化在测量范围中所占的百分数。

2) 积分调节 (I) 所谓积分调节，即加热电流变化的速度与温度

偏差的变化量成正比的一种调节方式，只要有偏差存在就不断地改变积分输出，直到偏差消失为止，见图 15-1b。但是它的调节动作缓慢，常与比例调节结合起来形成比例积分调节(PI 调节),PI 调节实际上是 P 调节和 I 调节的迭加见图 15-1c，这样可以有效地取长补短，调节动作快而又能消除残余偏差，使得温度维持在给定值，但对调节动作缺乏预见性。

3) 微分调节 (D) 采用比例积分调节炉温有时达到稳定的时间较长，调节过程中动态偏差也较大，微分调节可有效地改善这种状况。微分调节是指加热电流变化的速度与温度偏差变化的速度成比例，如图 15-1d 所示。可以取得更好的调节效果。

4) PID 调节及整定方法 目前在热处理设备中应用较完善的调节器是比例积分微分调节器，简称 PID 调节器，它可以发挥比例调节的快速性，积分调节的持久性和微分调节的超前控制，获得满意的调节效果。除了用于温度的调节外，根据同样的原理也可用于由电、气执行元件控制调整的压力、流量、压差、液位等多种工艺参量。PID 调节的信号是通过晶闸管触发器—晶闸管整流器调节电流的大小（如加热器电流），通过伺服放大器驱动电动调节阀，通过电/气转换器控制气动调节阀，实现多种对象的控制。PID 调节规律见图 15-1e。

智能型单回路温度调节器的 PID 工程整定方法介绍如下：

根据调节过程曲线和实际操作经验，在闭合调节系统中逐步地试调。一般最初将积分时间置于 $\infty$ ，微分为 0，整定比例度，使得到较好的调节过程曲线，然后将比例度调大 1.2 倍后，将积分时间从大到小进行调整，得到较满意的结果后再向下调节比例度，反复多次，可得到合适的比例度和积分时间，最后再加上微分时间，直到最满意的调节过程曲线为止，当 P、I、D 三种参数不合适时都会发生调节曲线的振荡，反复调节缩小曲线的振荡，以得到调节器合适的参数。

## 二、炉内气氛控制系统

在可控气氛热处理中，要求炉气成分可控制在预定范围内，有效地进行渗碳、碳氮共渗等化学热处理以及防止钢件加热时的氧化、脱碳。因此可控气氛的分析、测量和控制对于可控气氛热处理的质量是十分重要的。在炉内气氛的控制系统中除了包括前述的温度控制系统

外，还有由氧探头、红外仪等炉气成分测量仪表，弹簧管压力表等作为压力传感器、转子流量计等作为流量传感器，配合相关的阀门、风机对可控气氛的制备过程、炉内气氛的主要参数进行检测和控制。

在炉内气氛控制中一个重要的因素是碳势，碳势是表征含碳气氛在一定温度下改变钢件表面含碳量能力的参数，通常可用低碳钢箔在含碳气氛中的平均含碳量来表示。

1. 炉内气氛控制原理 炉气的测量和控制是建立在化学平衡的基础上的，以可控气氛渗碳时的碳势的测量与控制为例，在一定的温度、压力条件下，被处理工件的表面含碳量和合金元素含量、炉内的各种气体  $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2\text{O}$ 、 $\text{O}_2$ 、 $\text{CH}_4$ 、 $\text{CO}$ 、 $\text{H}_2$  的组分分压都对炉气的平衡产生影响，由于上述六种气体均参与了钢的渗碳—脱碳反应，在温度压力不变的条件下，这六种气体分压和钢制零件表面奥氏体的含碳量共七个变量的关系，可由下面几个反应式确定：



在上述七个变量中，其中任意三种气体的含量一经测定，上述反应的平衡常数即可确定，体系的状态也就随之确定了。利用这个原理，通过对三种气体的含量及温度、压力进行控制，达到对气氛中碳势的测定和控制，这种控制方法称为五参数控制，可达到最高的控制精度，但设备复杂，成本也高。在热处理生产实践中更多地是选取一个或两三个影响较大的参数进行控制，将其它次要影响变量视为常量，简化了控制系统，分别被称为单参数、双参数、三参数控制法，成本较低。随控制参数的增加，控制精度随之增加，控制的成本也要上升。

2. 炉内气氛中各气体的作用和控制 在以气体渗碳为主的炉内气氛中主要组成是  $\text{CO}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$ （烷类饱和碳氢化合物）、 $\text{C}_n\text{H}_{2n}$ （烯类不饱和碳氢化合物）、 $\text{H}_2$ 、 $\text{CO}_2$ 、及  $\text{N}_2$ 。除  $\text{N}_2$  为中性气体外， $\text{CO}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_{2n}$  具有渗碳能力， $\text{CO}_2$  和  $\text{H}_2\text{O}$  具有脱碳能力，下面分别说明各种气

体的作用。

(1) CO CO 是渗碳气氛中的主要组成物，在渗碳温度下它在零件表面分解出活性碳原子见式 (15-5)。式中+Q表示放出热能。

由式 (15-5) 可以看出这是一个放热反应，随温度升高，CO 分解出活性碳原子的能力下降，是一种弱的渗碳气氛。

(2) 饱和碳氢化合物 甲烷、乙烷和丙烷在渗碳温度下也会发生分解，析出活性碳原子。如甲烷的分解，见式 (15-3)。

这是一个吸热反应，升高温度会提高甲烷的渗碳活性。在可控气氛中甲烷的体积分数应小于 1.5%，若含量过高，分解出的活性碳原子不能及时被零件表面吸收，将结合成为分子碳，呈炭黑状将会影响渗碳的正常进行。

(3) 不饱和的碳氢化合物 如乙烯、丙烯，性质比较活泼，加热时易聚合。在零件表面形成炭黑或焦炭状的固体沉积物，阻碍渗碳的进行。一般应控制在最低限度（体积分数不超过 0.5%）。

(4) H<sub>2</sub> H<sub>2</sub> 虽然也使钢脱碳，但在高温下作用并不强烈。相反炉内 H<sub>2</sub> 含量高时可以抑制炭黑的产生。同时氢还是强烈还原性气体，能保护钢的表面不被氧化，是渗碳气氛中的重要组成物之一。

(5) CO<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>O、O<sub>2</sub> 这些都是脱碳气体，其含量应严格控制，通常不超过 0.5%（体积分数）。

炉气中各成分除与零件表面相互作用产生氧化或还原、脱碳或增碳等反应外，相互之间也发生反应，并存在着一定的制约关系，其中最主要的是水煤气反应，见式 (15-6)。

炉气中的 CO<sub>2</sub> 和 H<sub>2</sub>O 是相互依赖的，若水的含量多会使 CO<sub>2</sub> 含量增加，降低炉气中的碳势。

### 3. 炉内气氛的常用分析方法

(1) 氯化锂露点仪 氯化锂露点仪的工作原理是利用一种吸湿性盐类——氯化锂的物理特性制成。氯化锂的吸湿能力很强，但随温度的升高而下降，而其导电能力随吸湿后水分的增加而增强，达到饱和含水量时所对应的温度称为平衡温度，不同的平衡温度对应于不同的电阻值。对于可控气氛炉，氯化锂露点仪能够连续测定、记录、控制炉气中的含水量，达到控制工件含碳量的目的。



图 15-2 为氯化锂感湿元件示意图, 在铂电阻温度计表面包上一层玻璃丝织物, 在其上再缠绕相互绝缘的铂金丝, 铂金丝的表面涂以氯化锂后烘干, 将铂金丝的两端加上 24V 或 36V 电压, 这时就可以测量了。向检测室内通入被测气体, 氯化锂吸水后电阻减小, 而铂金丝内的电流增加, 使感湿元件的温度升高, 这又使得氯化锂的吸水量减少……, 如此反复, 直至达到平衡。这时铂电阻温度计的示值为平衡温度。在这个平衡温度下可得到气体的露点。氯化锂露点测定要求被测气体的温度在一定的范围之内, 超出范围, 则露点值失效。氯化锂露点仪的精度可达到  $\pm 1^{\circ}\text{C}$ 、结构简单, 但反应速度慢 (需要 3~4min), 对管路要求严格, 不得含有水分且不适用于含  $\text{NH}_3$  的气氛, 特别是氯化锂测量头的维护较麻烦, 目前的使用量已逐渐减少。

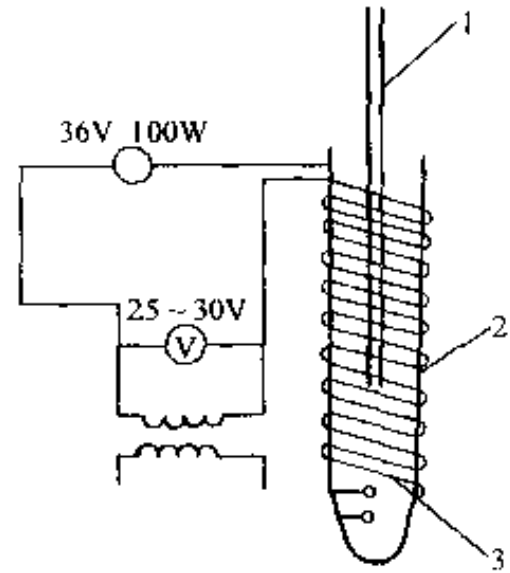


图 15-2 氯化锂感湿元件示意图

1 - 温度计 2 - 玻璃织物 3 - 白金丝

(2) 红外线二氧化碳气体分析仪 红外线二氧化碳气体分析仪的工作原理是利用  $\text{CO}_2$  在红外线波长为  $4.3\mu\text{m}$  处有一个很强的吸收带, 这种吸收与气体的浓度存在一定的关系。在气体浓度较低和吸收层较薄的情况下, 固定入射红外线的波长、强度以及气体吸收层的厚度, 此时气体所透过的红外线强度只与该气体的浓度有关且呈线性关系。因此, 只要对透过的红外线强度进行测量, 便可测定该气体的浓度。

红外线  $\text{CO}_2$  分析仪灵敏度高, 反应快, 误差小, 可以在较宽的环境温度下工作, 也可进行多点断续测量和控制。但结构复杂, 维护技术要求高, 价格较贵。

图 15-3 为红外线  $\text{CO}_2$  气体分析仪组成及工作流程图。

红外仪常用来与滴注式控制气氛炉配套使用, 炉内的气氛经干燥过滤后除去水分和杂质, 引入红外仪对炉气中的  $\text{CO}_2$  含量作连续测定, 并可记录下来。与此同时, 红外仪还将测定的信号送到调节器, 对炉气的实测值与工艺设定的值进行比较计算, 将偏差值按比例积分运算后, 控制滴注管的电磁阀向炉内滴入一个与此偏差值相对应的渗剂

(如煤油)量。图 15-4 为一个滴注式井式气体渗碳炉红外仪碳势自动控制系统示意图。

使用红外仪时应注意保持仪器的清洁与干燥,避免冲击和振动,防止强电磁场的干扰,定期用标准气样进行校正,清洗预处理单元的玻璃过滤球,并更换有关药品。每使用一二个季度后对光学系统的晶片做一次清洗(先用酒精或乙醚擦洗,然后用镜头纸擦净,最后用干燥空气吹一下)。

红外仪的故障分析及解决方法:

①仪器在调光路平衡时指示值为零。光源灯丝烧坏;光源电器连接不可靠;光源稳压器故障。可针对上述情况查清原因后排除。

②仪器在调光路平衡时指示值很大。光路中有污染,查明有污物的晶片,将晶片小心的取出,用清洁棉花蘸酒精或乙醚擦洗,然后用镜头纸擦净,最后用干燥空气吹一下。

③仪表的指示值漂移。检测器漏气或各晶片上有水汽,前者须送维修,后者则烘干晶片即可重新启动。

④仪表的灵敏度下降。放大器电器元件老化或检测器漏气,送维修厂更新或维修。

(3) 氧势检测仪 由于气氛中的氧势与  $\text{CO}/\text{CO}_2$  之间存在一定的比例关系。测量与一氧化碳和二氧化碳处于平衡状态时微量的氧,即可确定气氛中的碳势。氧势

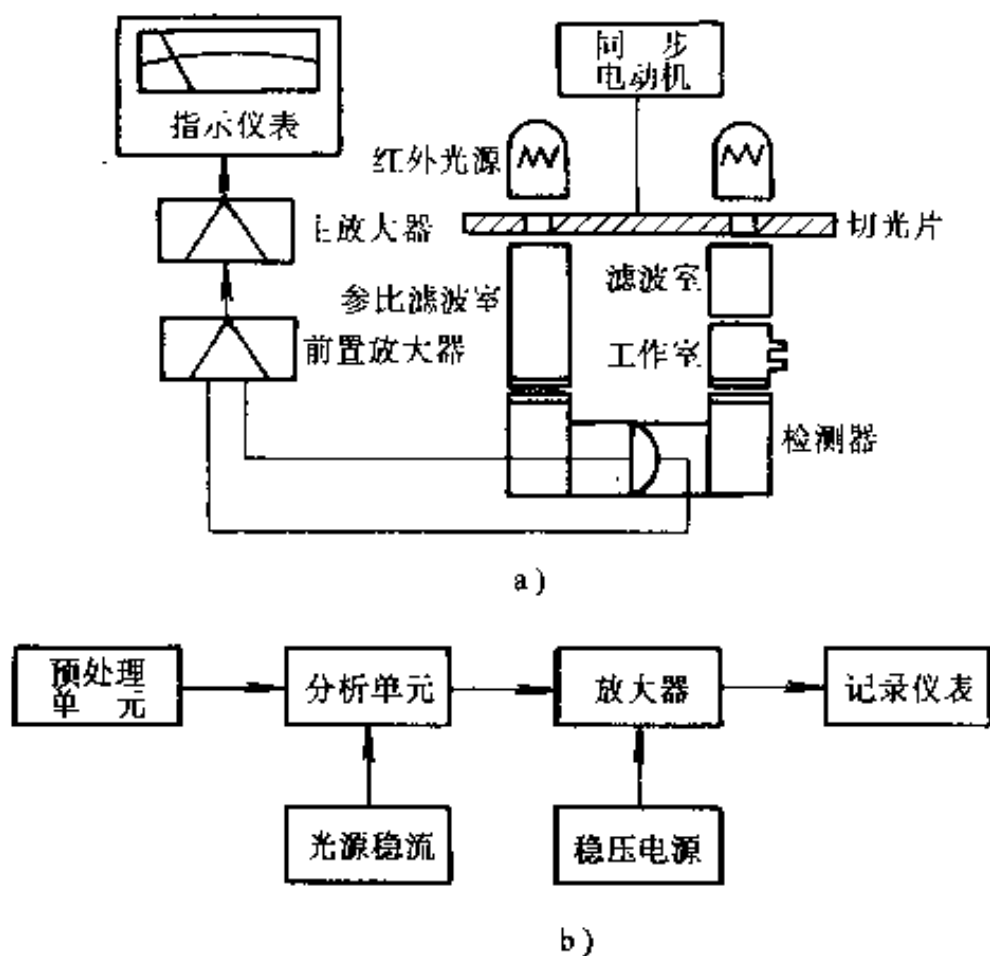


图 15-3 红外线  $\text{CO}_2$  气体分析仪组成 (a) 及工作流程图 (b)

检测仪（氧探头）正是利用此原理进行碳势控制的。

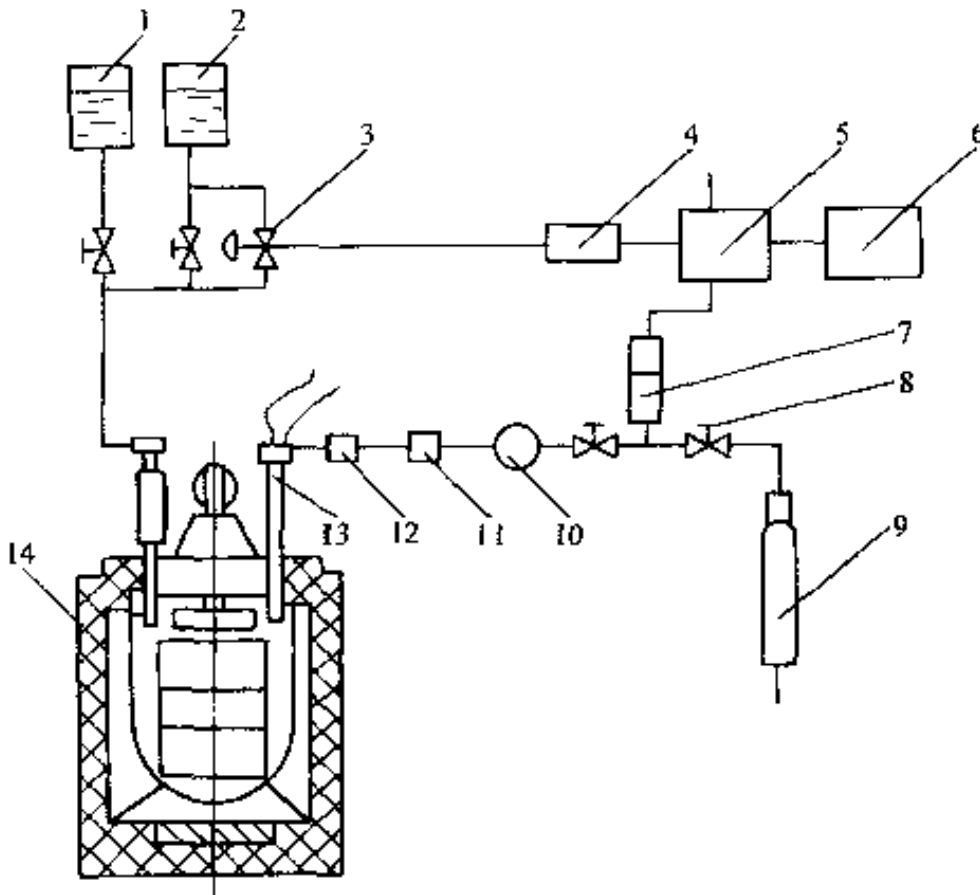


图 15-4 一个滴注式并式气体渗碳炉红外仪碳势  
自动控制系统示意图

- 1- 甲醇 2-煤油 3-电磁阀 4-调节器 5-红外仪 6-记  
录仪 7-流量计 8-开关 9-标准气瓶 (CO<sub>2</sub>) 10-取  
样泵 11-过滤器 12-干燥器 13-冷却器 14-渗碳炉

图 15-5 为固体电解质氧探头。氧势检测仪的主要元件是一个氧浓度差固体电介质电池（氧探头），探头中有二个与固体电解质实现物理接触的导电电极，密封后由于氧离子的使用而获得导电性能。目前固体电解质材料为经过稳定化处理的氧化锆封口管。这种探头可用来测量被测气体与参考气体之间的氧势差。电势的信号通过二次仪表传给记录仪和控制器，利用事先测出的氧势与二氧化碳含量关系曲线对仪器进行标定，即可实现对炉气碳势的自动控制。

氧探头可以直接插入炉膛内测定，无需露点仪或红外线 CO<sub>2</sub> 分析仪取样系统。这样可以避免取样时因气氛冷却引起平衡关系改变所产生的误差。氧探头反应迅速，测量精度高，即使探头上有炭黑沉积仍可满意地工作，且维护简单方便。并可实现一套碳势控制仪多路碳势控

制,每一个通道将来自炉内氧探头和热电偶的信号计算处理后得到该通道气氛的碳势,目前可用一台计算机对八个通道进行精确的控制,每个通道可以是一个单独的炉子,也可以是一台连续炉的一个区域。在碳势仪的面板上可以按通道号显示出碳势设定值、被测计算值、温度、氧势毫伏值等,可按照要求每隔一定的时间自动切换通道并作相应的测量。

图 15-6 为用氧探头控制仪控制一个通道(炉子区域)碳势的原理图。由图可见氧探头将该炉区的氧势毫伏值和温度毫伏值输入到碳势控制仪中,计算后得到炉气碳势,与按工艺要求的碳势设定值进行比较输出偏差,然后通过 PID 调节阀控制富化气的流量来达到碳势控制的目的。

近年来得到很快的发展。使用时应注意防止探头受到热冲击和机械冲击,将探头安装在碳化硅护套内,且插入炉内的温升速度不能太快( $<100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ )。

氧探头故障常与电路系统出现问题有关,因此在发现故障后应及时和电气维修人员一起进行判断处理。

炉内气氛的分析方式还有许多种,其测量原理和特点详见表 15-5。

4. 炉内气氛的控制方式 在对热处理可控气氛进行连续测定和自动控制时,放热式气氛、氨分解气氛、制备氨基气氛在流程设计及工艺上采取措施即可保持气氛基本稳定,一般不设自动控制系统。而对于吸热式气氛和滴注式气氛及各种热处理工作炉用于渗碳、碳氮共渗等工艺时为了保证渗层的

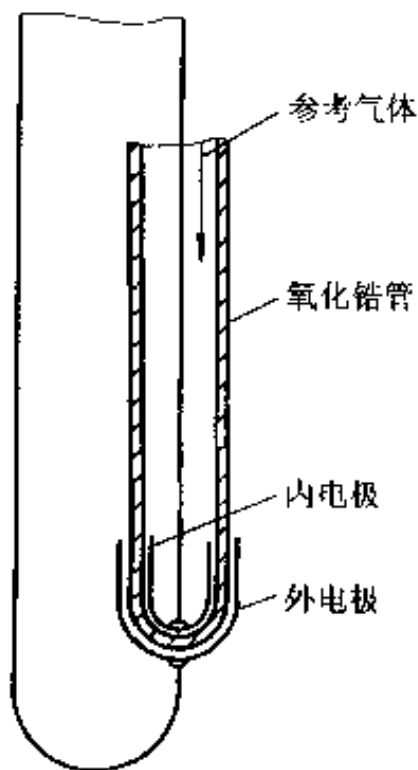


图 15-5 固体电解质  
氧探头示意图

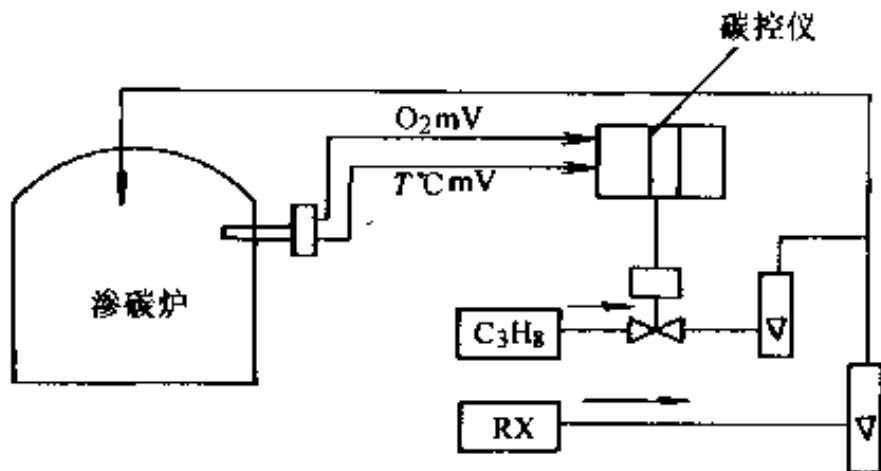


图 15-6 氧探头控制一个通道  
(炉子区域)碳势原理图

质量必须采用炉气自动控制系统。

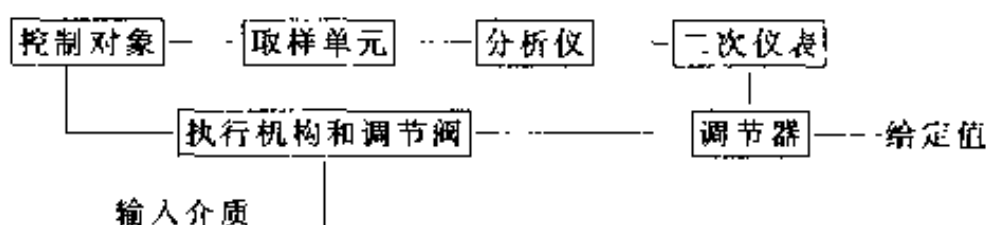
表 15-5 炉内气氛的测量原理和控制方法

分类	测量对象	试验方法	测量原理	测量速度	连续自动调节	附注
测定仪 露点	H <sub>2</sub> O	露点杯法	将气样导向可冷却的镀铬的铜制圆筒外围，凭借读出镀层面的蒸汽强度测出露点		否	
		露室法	用手动泵压缩气样，使之绝热膨胀，求出因温度下降产生雾时的压力和温度		否	手动，操作麻烦，但测量准确
		冷镜面法	使镜面冷却，将气样吹向镜面，镜面上产生蒸汽，由反射光的减少，测出露点	快	可	要求气体清洁
		氯化锂法	利用氯化锂的吸湿性和气样露点的关系测定	慢	可	反应慢，精度一般，不可用于渗氮及碳氮共渗
气体分析仪	多种气体	奥氏分析法	利用各组分的气体特有吸收液与气体接触后，容积的减少量来测算出其含量	慢	否	测量时间性 10min 以上，操作误差大
	多种气体	红外线分析法	利用红外线光谱选择吸收气体成分的方法	快	可	不怕气体污染，灵敏度高，气体碳氮共渗时要用不锈钢导管
	多种气体	气相色谱法	利用气体吸收剂的吸收力因气体种类不同而异的方法，凭借热导管进行分析	快	可	价格较贵，适用于实验室
直接法	碳势	热丝法	利用置于气氛中的低碳钢丝的碳浓度增加后电阻值的变化	快	可	钢丝使用后会变细，应注意及时调整；在气氛中的含碳量大于奥氏体的最大溶解度及有炭黑时测量误差大
	碳势	钢箔法	将低碳钢箔放入要测的气氛中 15~20min 后，使之与气氛的碳势相平衡，取出测量其成分	慢	可	

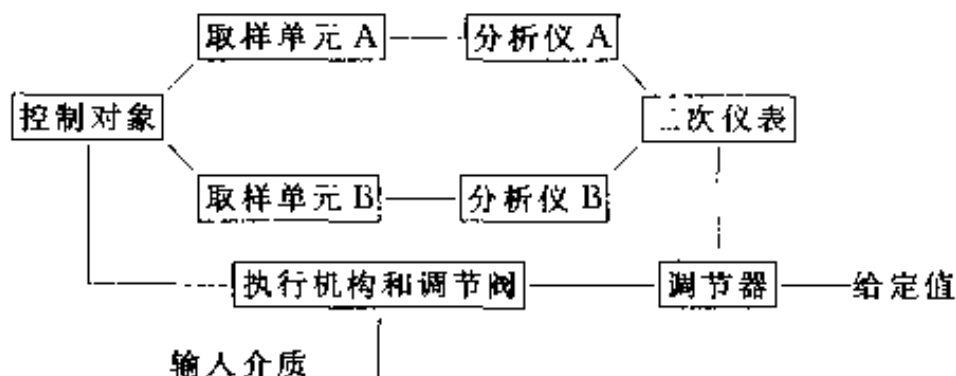
(续)

分类	测量对象	试验方法	测量原理	测量速度	连续自动调节	附注
氧探头	氧势		利用氧化锆浓差电池的原理	快	可	
氨分解率测定仪	氨分解率	吸收法	利用炉气中的氨溶解于水的特点, 而氨分解后的 $H_2$ , $N_2$ 均不溶于水的特点测出未分解的氨量	慢	否	人工操作完成
	氨含量	热导式氨分析仪	与气相色谱仪相同	快	可	对被测气体的杂质含量要求高

自动控制系统的的基本组成方框图见图 15-7。



a) 单参数调节碳势控制系统方框图



b) 双参数综合调节碳势控制系统方框图

图 15-7 自动控制系统的的基本组成方框图

**控制对象**——吸热式气氛发生器或各种工作炉，小型周期炉仅控制一点，而大型连续炉常为分区多点控制。

**测量参数**——单参数的有露点、 $CO_2$  或氧势，多参数的为  $CO_2$  加  $CH_4$ 、 $CO_2$  加氧探头、 $CO_2$  加钢箔法加温度等。

**调节对象**——对于吸热式发生器，调节二次空气或二次原料气的通入量；对于工作炉则调节富化气的添加量或的机液体的滴入量，偶尔也有调节空气添加量的。

(1) 位式控制及比例、积分、微分调节控制 与温度控制相仿，炉气控制也有位式控制（即开关式控制），也有比例、积分、微分调节控制，只不过控制对象是炉气而不是温度，调节对象是的相关气氛的通入量（或相关渗剂液体的滴入量）。除了上述几种方式而外还有些其它的控制方式：

(2) 脉冲比例式调节 用于滴注式气氛，其控制原理见图 15-8。在工艺上渗剂有二种滴入量，一个为常量  $d_1$  另一个为脉冲滴量  $d_2$ 。 $d_1$ 、 $d_2$  的具体量是根据炉子的大小和工艺要求手动调节的。红外仪或氧探头测出炉内的气氛，将输出的信号送至调节器，在调节器将此信号与给定值比较，得出偏差。在时间坐标上有二种交替时间，在时间  $A$  内的滴入量为  $d_1$ ，其作用是让滴入的渗剂气化裂解，在时间  $B$  内由调节器根据偏差的大小进行比例——积分运算，输出调节信号，指令执行机构进行开关式动作。偏差越大， $B$  的时间越长，滴入量就越多；反之，滴入量就越少，直至偏差消失时  $B$  即为零。

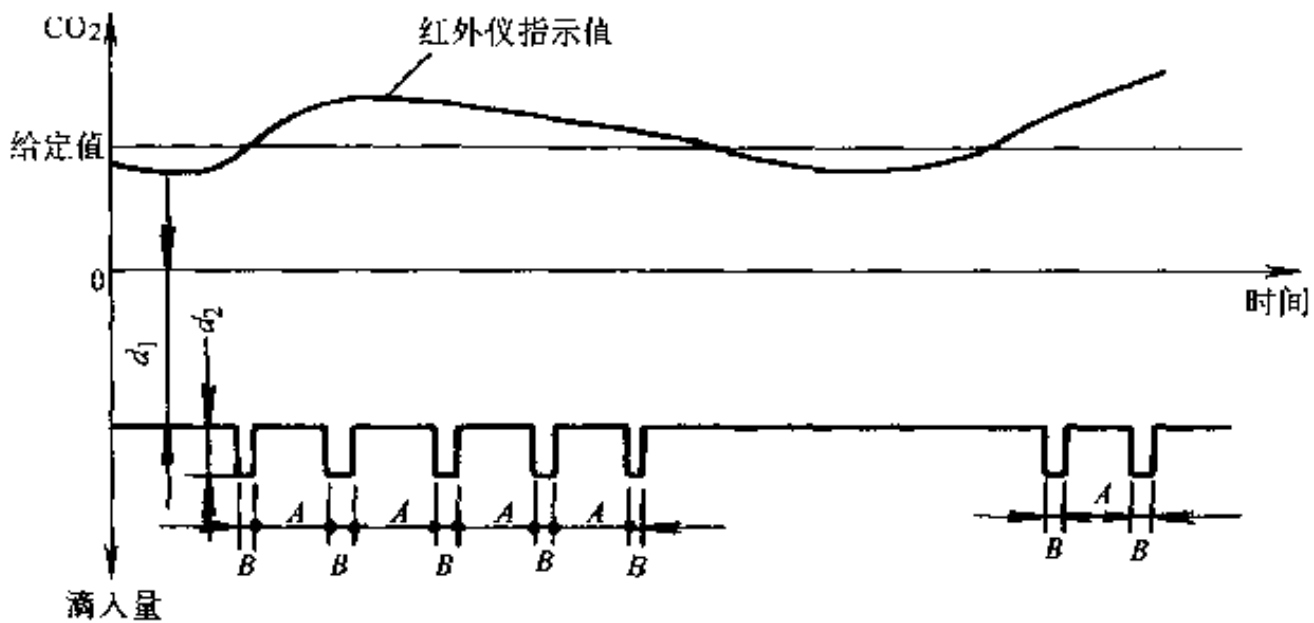


图 15-8 脉冲比例式调节

(3) 大小周期式调节 详见图 15-9。这种调节方式在时间坐标上也有二种交替时间  $A$  和  $B$ ， $A$  为大周期， $B$  为小周期，都可自由选定。在  $A$  周期内，执行机构（如二次空气阀门）停止不动。在  $B$  周期性内执行机构根据分析仪器的测定值与工艺设定值的偏差为正或为负进行

正向或反向的动作，改变被调节介质的输入量，通过反复调节直到偏差为零时为止。

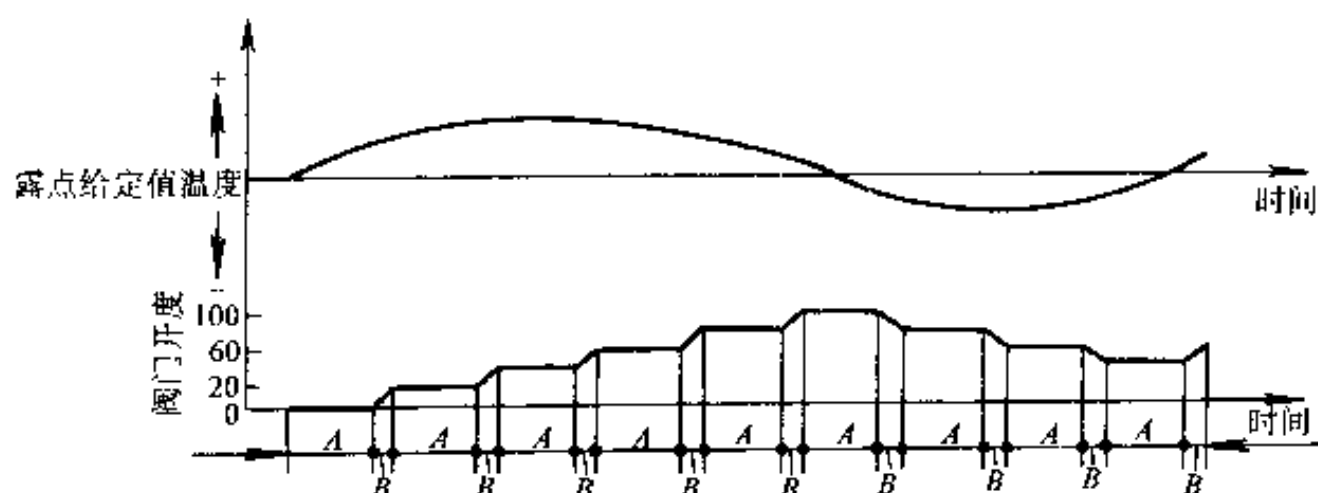


图 15-9 大小周期式调节控制原理图

(4) 间歇比例式控制 其原理见图 15-10。这种控制方式综合了前述二种控制方式的特点，也有大小二种周期。不同之处是在小周期  $B$  内执行机构的动作时间和被调节介质的流量二者都有根据检测仪表的测定值与工艺给定值的偏差进行比例调节，因此调节精度高。

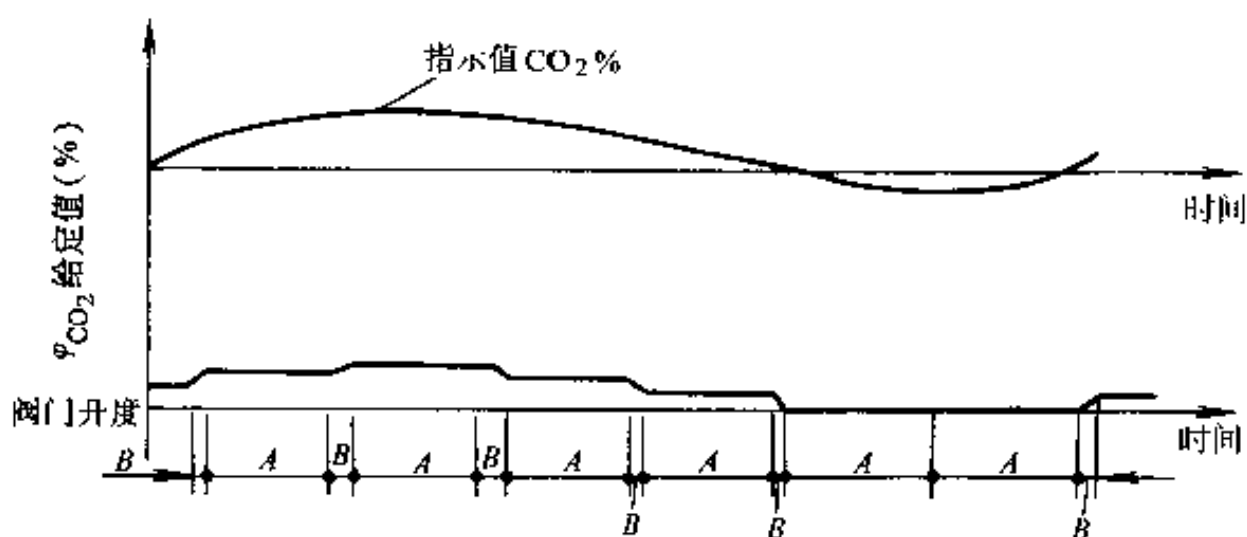


图 15-10 间歇比例式控制原理图

### 三、冷却控制系统

在金属材料热处理的相变过程中，冷却方式特别是淬火冷却方式及其冷却速度的快慢是决定相变淬火生成物的主要因素，因此控制冷却速度和冷却条件也是热处理设备的一项主要内容。

冷却过程的控制，主要包括：冷却介质的浓度和温度，冷却介质



的压力、流速和流量，冷却的开始时间和終了时间。随着热处理工艺的发展，冷却过程的控制越来越受到重视。

1. 淬火介质的循环溢流装置 如图 15-11 所示，在淬火过程中，循环溢流装置的作用是使热的淬火介质溢出，新的淬火介质得以补充，溢流管与淬火槽之间的槽壁上，常开有孔洞，孔洞上装有过滤网，以防杂质阻塞管路。溢流管与进液口之间的距离应尽量远，减少淬火介质流动的局部“短路”，防止由此而造成的温度不均导致零件淬火后的质量偏差。

在可控气氛炉中为了防止空气进入加热室，淬火槽常设有溢流储液室和液面泵，当一批零件浸入淬火槽时，多余的淬火介质经溢流管流入储液室；当零件取出时，多余的淬火介质由液面泵自动地将淬火介质从储液室打回淬火槽。

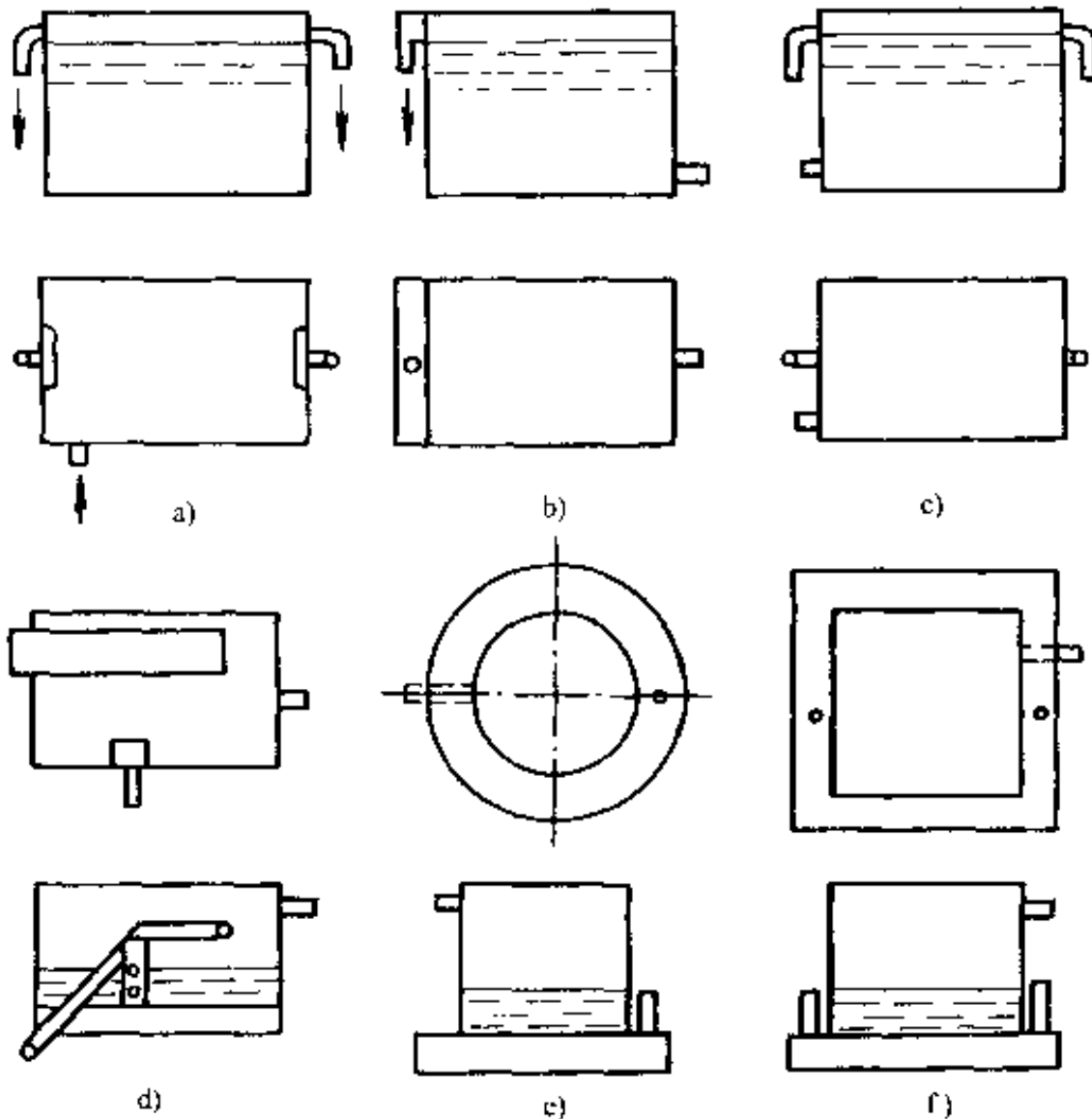


图 15-11 循环溢流装置

2. 淬火介质的控温装置 淬火介质的温度是影响工件淬火效果的重要因素之一，因此严格控制淬火槽中的介质温度，是保证热处理质量的一项重要措施。温度控制主要是进行下列三个方面的控制：加热、冷却、搅拌。

(1) 加热装置 淬火介质的加热装置主要有以下几种：

1) 淬火槽安装管状加热器或加热辐射管，多用于油槽。

2) 利用燃料或电能由淬火槽外部或底部加热，多用于等温淬火槽及分级淬火槽。

3) 在淬火槽中安装蒸汽加热器、热水管、管状电加热器，多用于水溶性淬火介质。

4) 向淬火槽中直接通入蒸汽或热水；仅用于浓度、温度控制不高的水槽。

5) 将炽热的金属块投入介质中加热，用于温度控制要求不高、淬火槽容量较小的水槽。

在各种加热装置中，以 1)、2) 二种方式应用较广，对控温要求较高的还可配有温度自动控制仪表。

(2) 淬火介质的冷却装置 为了保证淬火槽能够正常地连续工作，使淬火介质得到比较稳定的冷却性能，需要将被淬火工件加热了的淬火介质冷却到规定的温度范围内。冷却装置的主要作用是要将淬火介质系统内热量带走。主要有以下几种（见图 15-12）：

1) 自然冷却 如图 15-12a 所示，淬火介质只靠本身自然冷却，冷却效果差，一般仅用于生产量很小的周期性淬火冷却。

2) 搅拌冷却 如图 15-12b、c 所示，分为机械搅拌和压缩空气搅拌两种。搅拌加速介质的流动，降温要比自然冷却的快。机械搅拌可加强淬火介质和工件之间的对流，显著改善淬火介质的冷却性能，应用较广泛。压缩空气搅拌易形成气泡，往往使淬火工件表面氧化和产生软点，因此应用受到限制。

3) 蛇形管及冷却水套冷却 如图 15-12d、e、f 所示，将铜管或钢管盘绕在淬火槽内侧（蛇形管），在淬火槽外部设置冷却水套以冷却水通入其内，降低淬火介质的温度。此法效果比前二种方式好，但仅适用于小型淬火槽。

4) 淬火介质冷却器 在大批量生产的淬火介质系统中, 常配备冷却器使得被加热了的淬火介质及时得到冷却。如塔式冷却器、平板式冷却器、螺旋板式冷却器等(如图 15-13 所示), 利用水冷却来降低淬火介质的温度, 可用于各种水基、油基淬火介质; 而淋浴式冷却器则仅用于水基淬火介质, 使用时将介质喷射到空气中降温, 然后再收集到集液槽中。

5) 淬火油槽及使用注意事项 淬火油槽通常还附有排烟装置以排除淬火时蒸发的油烟雾和其他有害气体, 使之达到国家对环境保护的规定, 减少对操作工人的危害。有的淬火槽还带有灭火装置。

很多热处理车间的油槽常还用以为作双介质淬火(水—油)或冷却器管道漏水等其它原因可将水带入油槽内, 因此应定期除去水分。淬

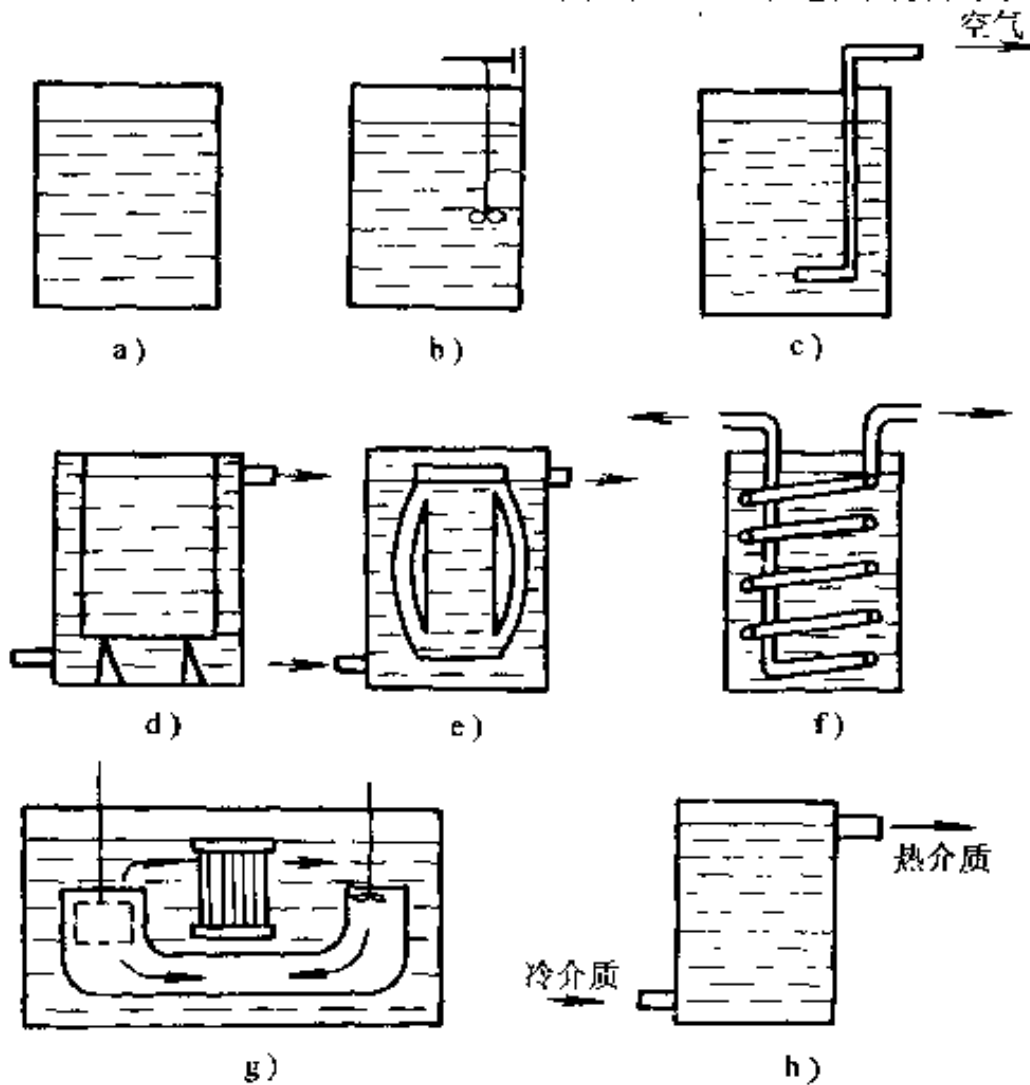


图 15-12 淬火介质的冷却装置

- a) 自然冷却 b) 搅拌冷却 c) 吹送压缩空气  
 d、e) 采用冷却水套 f) 利用蛇形管冷却  
 g) 利用冷却器冷却 h) 置换冷却

火油使用了一定时间后淬火油的粘度增加、闪点升高、冷却能力降低、影响工件淬透性和淬硬性，发生这种“老化”现象时，必须采取有效措施，予以更换，也可通过定期添加新油的办法延缓老化过程。

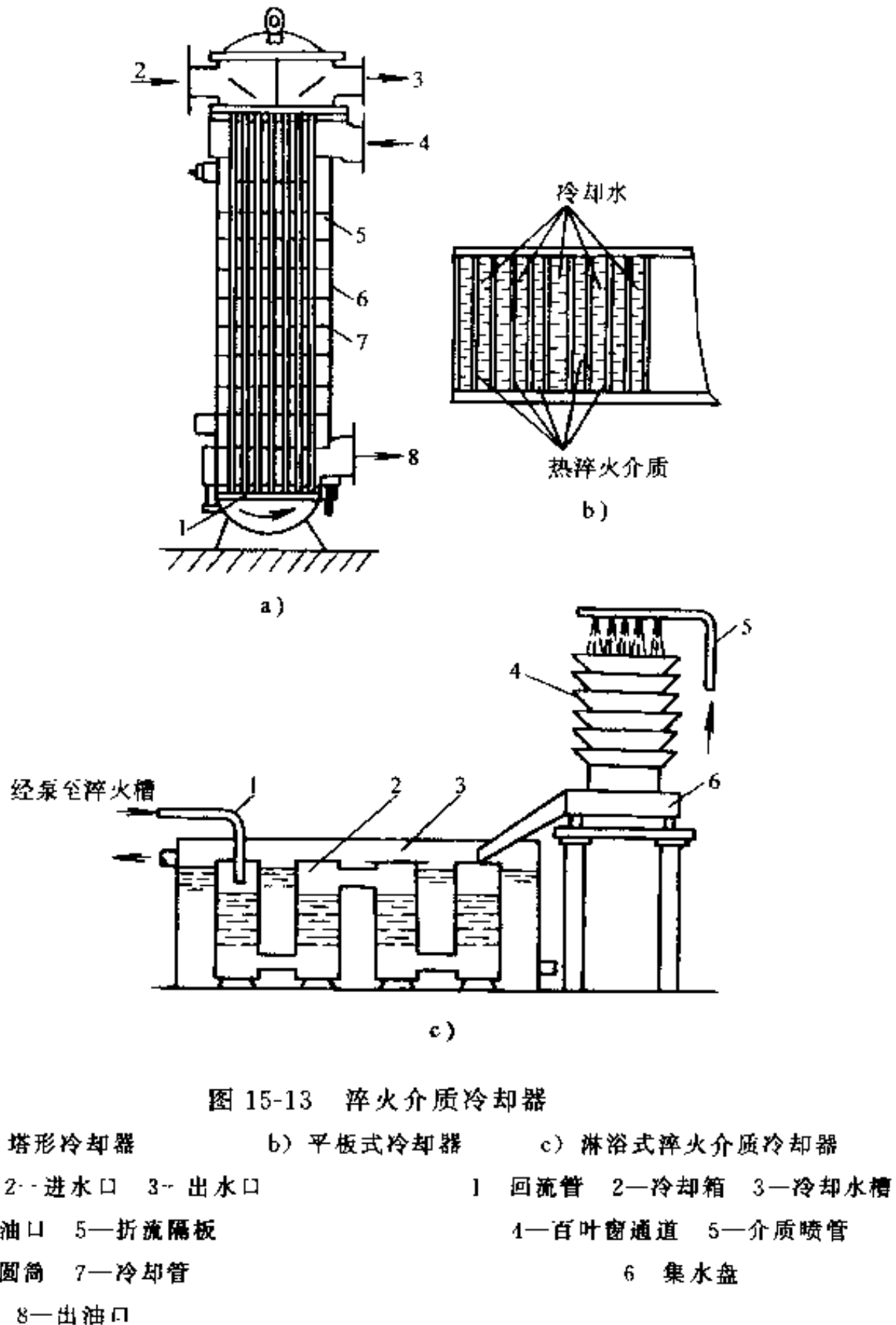


图 15-13 淬火介质冷却器

#### 四、电参数控制系统

随着电气控制技术特别是晶闸管技术的发展，电参数（电流、电压）得到了很好的控制，但在感应加热淬火中由于加热的功率大，时间短，热处理质量不易得到有效的控制。20世纪80年代末发展起来的能量控制器很好地解决了这个问题。

能量控制器是利用工业计算机作为一个数据处理中心，将高频电流、高频电压经转换后送入计算机进行运算处理：

$$\text{瞬时功率} = \text{瞬时电压} \times \text{瞬时电流} \quad (15-7)$$

$$\text{瞬时能量} = \text{瞬时功率} \times \text{加热时间} \quad (15-8)$$

$$\text{能量积分值 } P_r = \int_0^t P(t) dt \quad (15-9)$$

式中  $P_r$  为在  $0 \sim t$  时间内的积分值。

生产中可根据工艺要求设定能量最大值和能量最小值  $P_{\max}$ 、 $P_{\min}$  为能量积分值的上下限，批量生产时，每次加热时采样的监测能量值与设定的  $P_{\max}$ 、 $P_{\min}$  比较，超过  $P_{\max}$  则认为此工件加热时过烧、达不到  $P_{\min}$  时则判定此工件加热不足。这种能量控制器对于监控感应加热淬火的质量起着重要的作用。

#### 五、机械控制系统

在热处理设备中有大量的不连续机械动作的控制及检测，如整条生产线的电机联动和故障处理；多个阀门或燃烧器的开闭以控制炉温及气源的供给；淬火介质开始喷淋时电磁阀的打开并按工艺要求冷却后的关闭等项机械部件的动作，以前这是通过继电器逻辑控制装置来实现的，后来发展成为无触点的顺序控制器，近年来由于小型计算机的发展，将计算机作为顺序控制的中央处理单元，变更软件即可实现控制功能的改变，这就是可编程控制器，简称为 PLC 或 PC。PLC 的主要特点是具有在线修改功能，在用常规继电器逻辑电路实现程序控制时，不但要使用大量的硬件电路，而且在变更控制方案时工作量很大，有时相当于重新设计一套新的装置，费时、费力。而 PLC 可借助于软件来实现上述控制，软件本身具有的可修改性，可以灵活地进行程序的修改。这样就简化了硬件电路，提高了系统的可靠性和通用性。PLC 还可处理工业现场的强电信号，（交流 220V，直流 24V 并可直接

驱动功率部件),能够安全可靠地长期工作在苛刻的工业环境中。可编程控制器(PLC)是一种专门为工业生产的控制环节应用而设计开发的电子系统,它将大量的继电器控制转化为面向 PLC 的梯形图控制,采用存储用户指令的方式,实现对数字量或模拟量的输入/输出,完成预先设定的顺序控制、逻辑运算、数值运算、数据处理,并可定时、计数、故障诊断。由于可靠性高、组合方便、易于编程、维修方便、调试简单等多方面的优势,是目前工业控制的各种控制方式中,应用最广、发展最快的工业自动化装置。热处理设备的机械控制系统越来越多地采用可编程程序控制器(PLC)。有关 PLC 的详细内容可参见本套材料的《可编程控制器》。

## 第二节 热处理设备简介

### 一、真空热处理炉

1. 真空热处理炉的特点及设备简介 所谓真空热处理,就是在低于一个大气压的环境中进行加热的热处理工艺。真空热处理可以有效地解决一般常规热处理方法不能满足的有关氧化、脱碳、表面粗糙度及尺寸精度等较高的工艺要求。近十多年来,这类热处理炉有较大的发展,不仅可以完成真空退火、真空淬火、真空回火、真空渗碳等多项真空热处理工艺,且在自动化及大批量生产方面都有了长足的进步。

根据炉子的结构与加热方式,真空热处理炉基本上可分为两大类:一类是外热式真空热处理炉,另一类是内热式真空热处理炉。二者相比,虽然后者的构造较为复杂,制造安装精度要求高,调试的难度大,造价也比较贵,但因可以实现大型化,便于连续作业,生产效率高,已成为目前真空热处理的主要炉种。

(1) 气淬真空炉 气淬真空炉利用气体(通常是氮气)作为冷却介质,如图 15-14 所示。图 15-14a、b 是两种单室气淬真空炉,加热和冷却是在同一个真空室内进行,因此结构简单,操作维修方便,且占地面积小,但生产效率低,冷却速度慢,使用局限性大。图 15-14c、d 是立式和卧式双室气淬真空炉,这种炉子的加热室和冷却室由中间的真空闸门隔开,工件在冷却室冷却时,加热室不影响冷却,淬火时冷却速度比单室气淬炉要快得多。同时冷却气体只充入冷却室,加热室仍

保持真空，所以可缩短第二次开炉抽真空的时间，加热室内保持的高温有利于第二次装炉后的余热的利用。

图 15-14c 是三室半连续气淬真空炉，由进料室、加热室和冷却室组成，相邻的二室之间由中间真空闸门隔开。虽然它结构复杂，但从提高生产效率，节约能源，降低产品成本的观点来看，这种炉子是今后发展的方向。

(2) 油淬真空炉 油淬真空炉是以真空淬火油作为冷却介质的真空加热炉（图 15-15 为各类油淬真空炉）。由于在真空状态下油的某些性能（如饱和蒸气压等）变化很大，难以满足生产的使用要求，必须使用特别的真空淬火油。

图 15-15a 是单室卧式油淬真空炉，工件在同一个真空室内进行加热和油淬，结构简单、造价低、操作维修方便，但在工件淬油时，所产生的油蒸气污染加热室，导致电热元件和绝缘件的寿命降低。

图 15-15b、c 是立式和卧式双室油淬真空炉，由于在加热室与冷却油槽

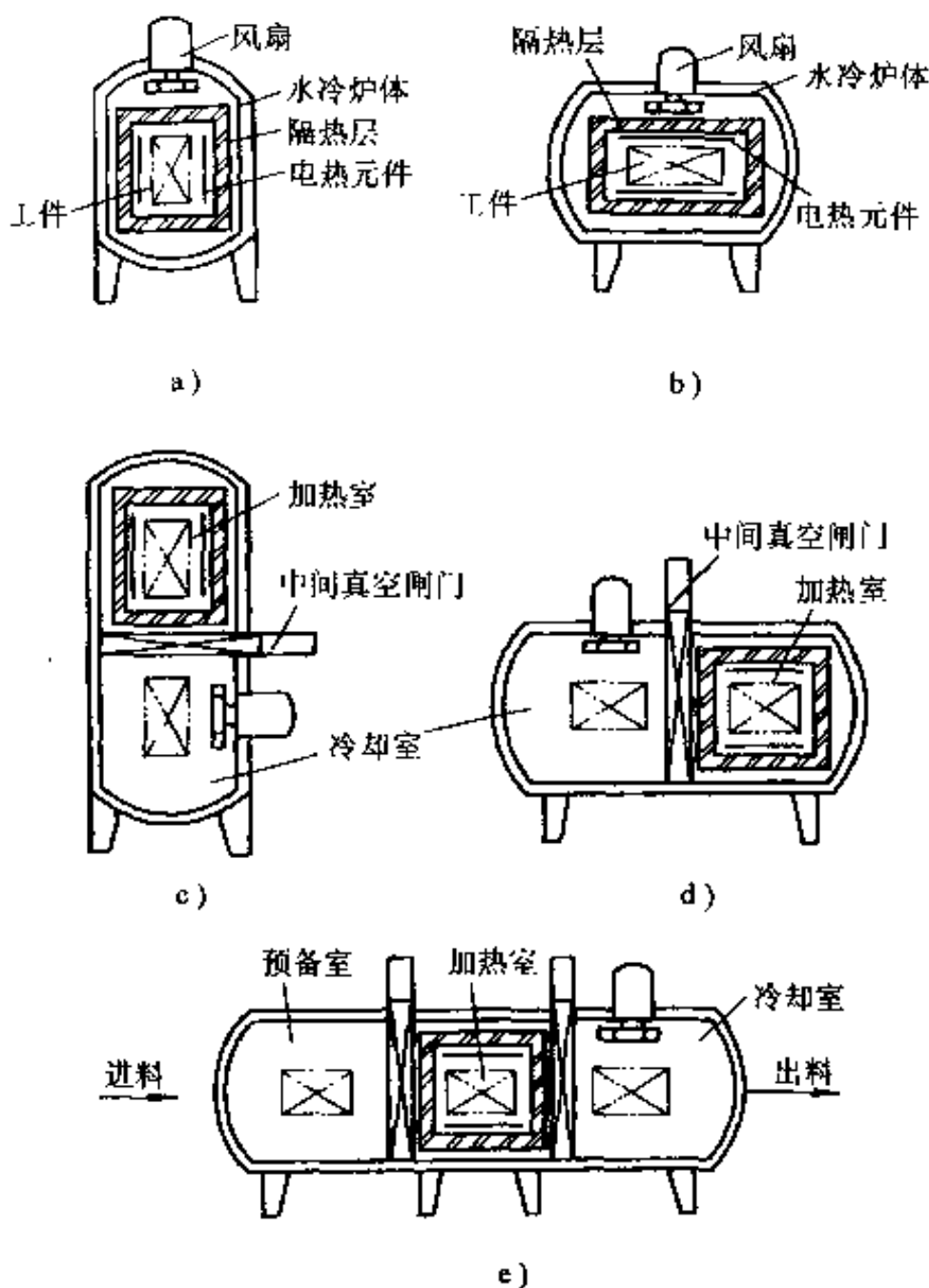


图 15-14 气淬真空炉

- a) 立式单室炉
- b) 卧式单室炉
- c) 立式双室炉
- d) 卧式双室炉
- e) 卧式三室炉

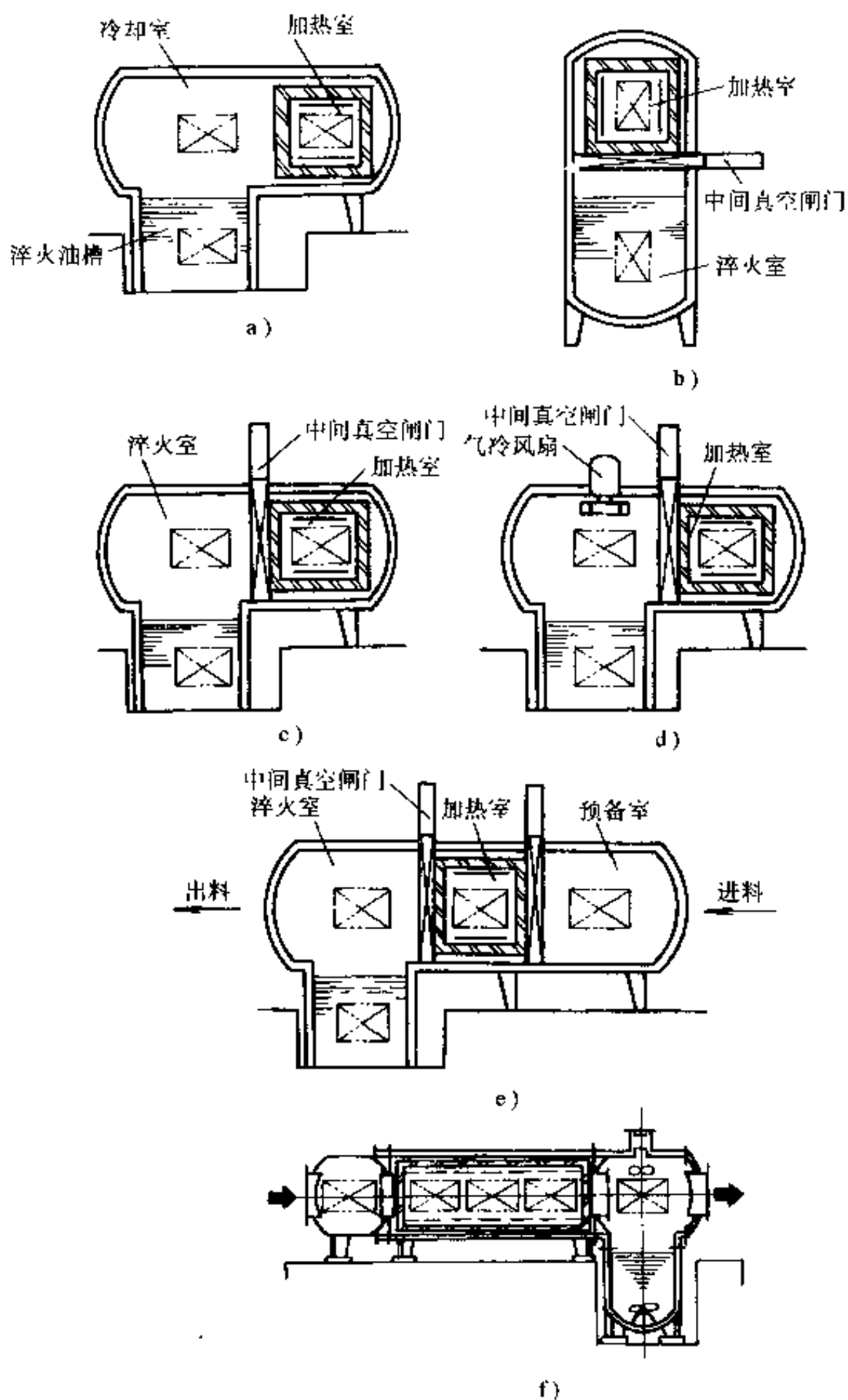


图 15-15 各类油淬真空炉  
 a) 卧式单室炉 b) 立式双室炉 c) 卧式双室炉  
 d) 油淬气冷炉 e) 二室半连续式炉 f) 连续式炉



之间用中间真空隔热闸门隔开，可以有效地防止油淬时的油蒸气侵入加热室，避免了加热室的污染，不致影响绝缘件的绝缘性能，延长了加热元件的使用寿命。虽然结构复杂，造价较高，但生产效率高，节能效果明显。

图 15-15d 是油淬气冷真空炉，可以有效地调整在不同温度区域的冷却速度。

图 15-15e 是三室半连续油淬真空炉，而图 f 是连续式油淬真空炉。这两种炉子代表了大批量生产的真空油淬炉的发展方向。

2. 真空热处理炉的结构特点 真空炉的炉体基本上是一个薄壳压力容器。由于在工作中受到很大的载荷，多采用圆筒形结构，使其强度和稳定性最好。为了防止炉体受热不均匀而产生变形，炉壳应设有水冷装置。同时在炉壳上应尽量少开孔或不开孔，保持其气密性，减少真空度泄漏的机会。

在真空热处理炉中，加热室通常是由隔热屏组成的，其主要作用是隔热、保温及减少热损失。有时隔热屏也作为固定加热器的结构基础。隔热屏基本上可分为四种结构形式：金属反射屏（由高温合金制成）；夹层式隔热屏（耐高温合金制成的内外屏，中间填充硅酸铝纤维）；石墨毡隔热屏（由多层石墨毡用石墨绳或钼丝捆扎在钢板网上）；混合毡隔热屏（内屏为石墨毡，外层为硅酸铝纤维毡，用石墨绳或钼丝捆扎在钢板网上）。隔热屏的结构形式、材料种类对炉子的性能有很大影响。真空热处理的加热器也是由电热元件组成的，由于常规电热元件在真空状态下易挥发，在以辐射传热为主的高温炉中多采用高熔点的纯金属电热材料（铂、钨、钼、钽等）和非金属电热材料（石墨、碳化硅、二硅化钼等）。目前在实际生产中，棒状、板状、带状石墨电热元件应用较广。

3. 真空系统及测量 真空系统直接影响真空热处理炉的技术性能和工艺过程的稳定性。真空系统包括真空泵、真空阀门、真空测量仪表、障板、管道等，如图 15-16 所示。

图 15-16a 是一个低真空系统，真空度在  $133.3 \sim 1.33 \text{ Pa}$  范围。

图 15-16b 是具有机械增压泵的真空气系统，真空度在  $1.333 \sim 1.33 \times 10^{-4} \text{ Pa}$  范围。

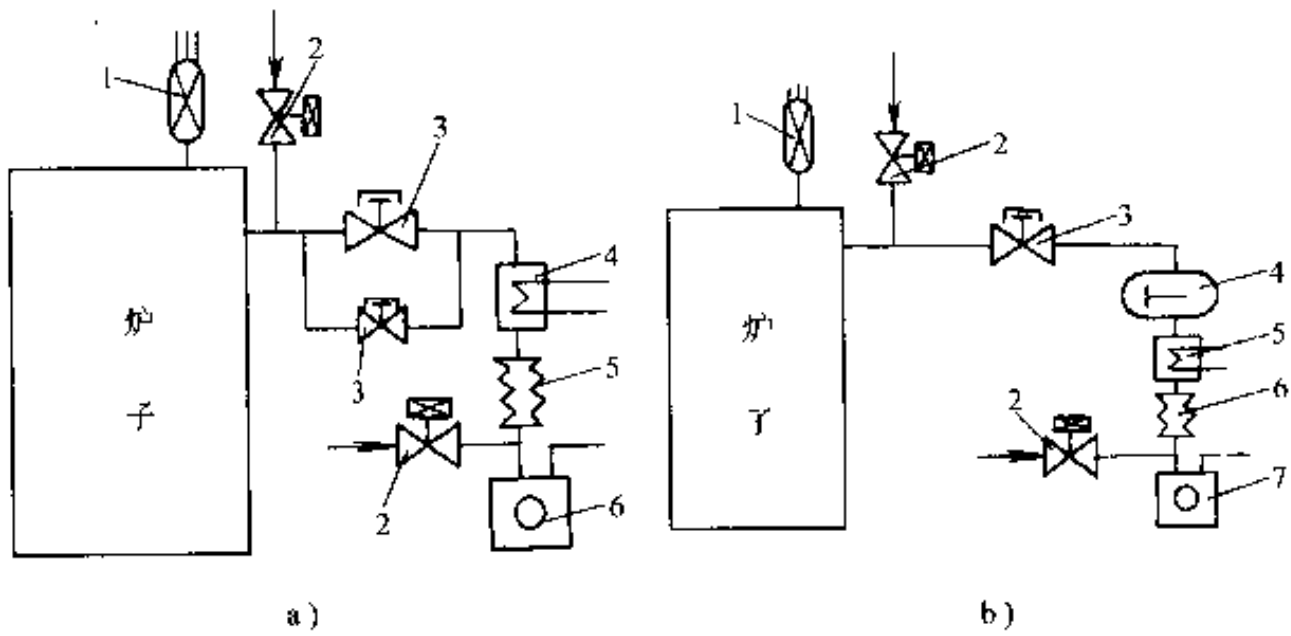


图 15-16 几种典型的真空系统

a) 低真空系统

- 1 热偶规管 2—放气阀
- 3—真空阀门 4· 收集器
- 5—波纹管 6 油封式机械泵

b) 具有机械增压泵的真空系统

- 1—热偶规管 2 放气阀
- 3 真空阀门 4—机械增压泵
- 5· 收集器 6· 波纹管
- 7—前级真空管

c) 高真空系统

- 1 电高规管 2—热偶规管
- 3—放气阀 4 真空阀
- 5—收集器 6—波纹管
- 7 前级真空泵 8—油扩散管
- 9—障板 10—高真空阀

d) 具有增压的高真空系统

- 1—电高规管 2 热偶规管
- 3 放气阀 4—真空阀
- 5 收集器 6 波纹管
- 7—前级真空泵
- 8 增压器 9—油扩散泵
- 10 障板 11 高真空阀

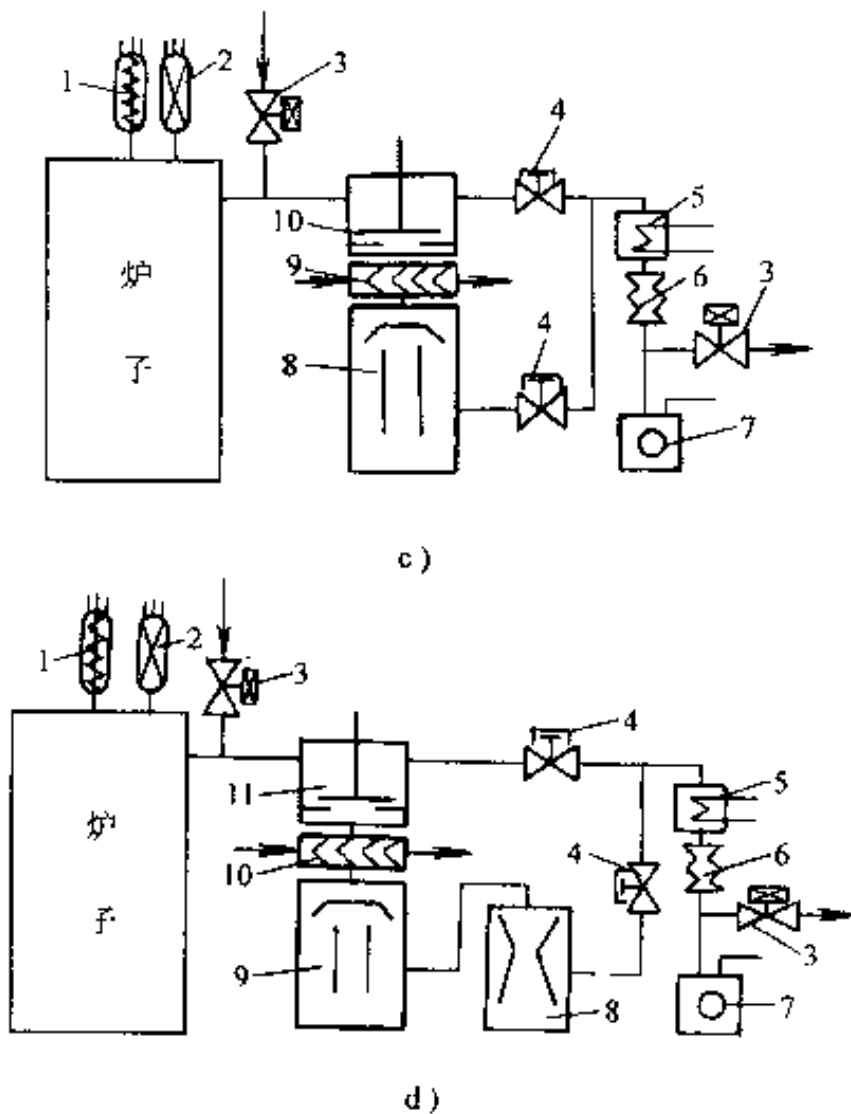


图 15-16c 是高真空系统，真空度在  $1.333 \times 10^{-2} \sim 1.33 \times 10^{-3} \text{Pa}$  范围。

图 15-16d 是具有油增压泵的高真空系统。

测量低于大气压的气体的压强的工具称为真空计。其中直接测量气体的压强的工具称为绝对真空计。通过与压强有关的物理量来间接测量压强的工具称为相对真空计。

静态变形真空计是利用与真空相连的容器表面上受到大气压的作用，以产生的弹性变形来测量压强的工具。常见的有薄膜电阻真空计等。

静态液体真空计是利用 U 形管两端液面差来测量压强。

压缩式真空计，又称为麦克劳真空计，根据气体压缩后压强增加，并由体积与压强的关系计算出被测气体的压强。这种真空计使用普遍，测量精度高，但反应速度慢，不能连续测量，因可作为真空计量的标准器，故而应用较广，它是一种绝对真空计。

热传导真空计是利用真空中气体分子多少与热传导有关的原理制成。常用的有电阻真空计和热偶真空计。此外还有电离真空计、气体放电真空计等。

常用各类真空计的工作范围可参见图 15-17。

## 二、可控气氛及发生装置

可控气氛是指成分控制在预定范围内的炉中气体混合物。采用可控气氛的目的是为了有效地进行渗碳、碳氮共渗等化学热处理以及防止钢件加热时的氧化脱碳。近年来，保护气氛热处理在大批量生产的热处理车间取得了很大的发展。

1. 吸热式气氛 吸热式气氛是在吸热型发生器内通过不完全燃烧反应形成的气体。原料气与空气按氧碳原子比 1:1 混合后经鼓风机加压送入发生炉的反应罐内，加热到  $950 \sim 1050^\circ\text{C}$  在催化剂的作用下进行化学反应。这样的气氛在制备时，通过反应发生炉时要吸收大量的热，故名吸热式气氛。气氛的成分中含有  $\varphi_{\text{CO}} 20\% \sim 40\%$ ， $\varphi_{\text{H}_2} 30\% \sim 40\%$ ， $\varphi_{\text{N}_2} 38\% \sim 45\%$  及微量的  $\text{H}_2\text{O}$ 、 $\text{CO}_2$ 、 $\text{CH}_4$  等其它气体。因为  $\text{CO}$ 、 $\text{H}_2$ 、 $\text{N}_2$  的含量基本稳定，所以可通过  $\text{H}_2\text{O}$ （露点）或  $\text{CO}_2$  含量的调节来控制气氛的碳势。

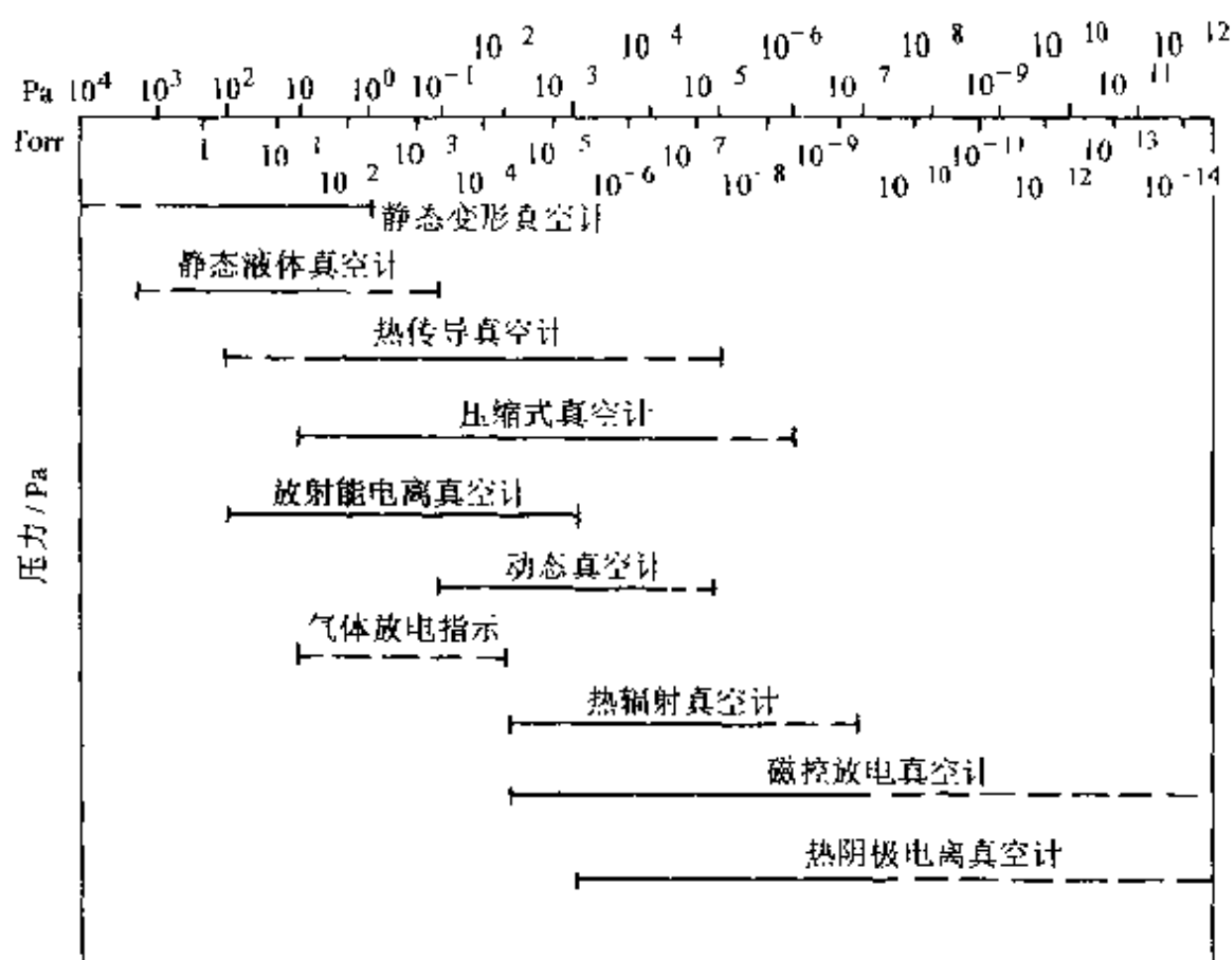


图 15-17 各类真空计的工作范围

注：Torr 为非法定计量单位，1 Torr = 133.322 Pa

吸热式气氛发生装置如图 15-18 所示，发生炉的热源可以采用电能、气体或液体燃料。发生炉的功率和结构与产气量有关，发生炉的炉温与催化剂的种类有关，一般约 1000~1050℃。使用催化剂可以使碳氢化合物接近完全裂解，制取吸热式气氛一般使用 CN-1、CN-2、CN-8 型和其它种类的镍基催化剂。催化剂在使用过程中会逐渐沉积炭黑，降低活性。为防止沉积炭黑和确保完全反应，应不断稍许提高反应温度，在发生炉每使用一定时间（通常是一周）后，在 800~850℃ 向反应炉内通入原料气和空气混合气，在 900~950℃ 加热，使 NiO 还原成为金属镍，恢复其催化性能。

20 世纪 80 年代中期，炉内设置式吸热式气氛发生装置问世，主要由三部分组成：发生炉、气体调节柜和安全保护装置。这主要应归功于新型催化剂的研制，使产气量更大，而产气温度降至 800~950℃ 与热处理工艺温度相适应。因此可将发生器小型化，并可与热处理炉联

成一体。产气消耗的热量仅传统发生炉的 1/5，显著节约能源。图 15-19 为炉内设置式发生器示意图。图 15-20 是炉内设置吸热式气氛发生器在密封箱式炉上的应用示意图。

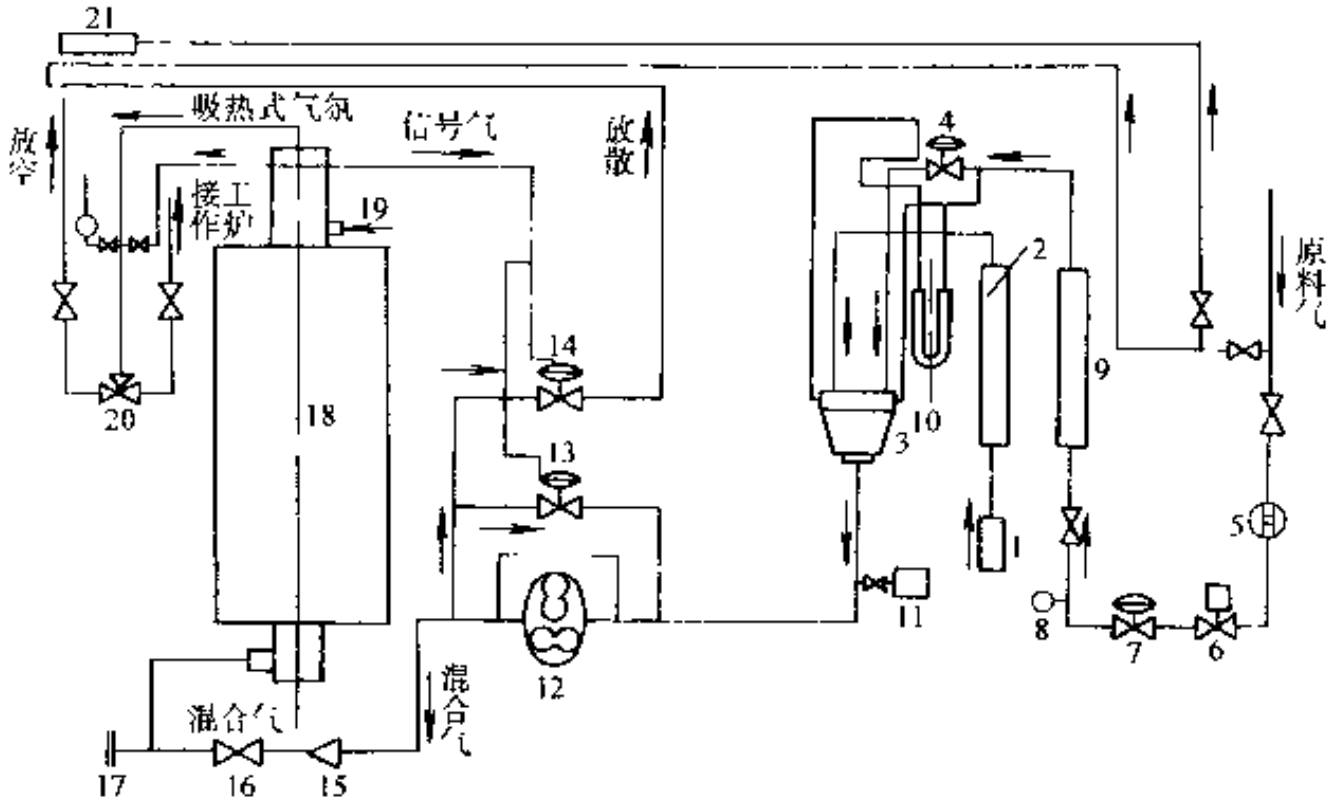


图 15-18 吸热式可控气氛发生装置示意图

- 1—空气过滤器 2—空气流量计 3—混合器 4—零压阀 5—原料气过滤器  
6—电磁阀 7—减压阀 8—压力计 9—原料气流量计 10—U形压差计  
11—二次空气电动阀 12—罗茨鼓风机 13—循环阀 14—放散阀  
15—单向阀 16—防回火截止阀 17—防爆头 18—反应罐  
19—冷却器 20—三通阀 21—引燃嘴

吸热式可控气氛在热处理中主要用于各种碳钢的光亮热处理（正火、淬火、退火）；用作渗碳、碳氮共渗的载体气，但不宜于对含铬量高的钢的加热保护。在低于  $750^{\circ}\text{C}$  时与空气混合时有爆炸的危险，因而不能用于回火。

2. 放热式气氛 将燃料气（如天然气、甲烷、丙烷等）与空气按一定比例混合后，经放热反应而制成的气氛。燃烧反应释放的热量足以维持反应的进行，无需另外供热，故名放热式气氛。

根据混合方式的不同放热式气氛发生炉分为预先混合式和烧嘴混合式两种，其流程图见图 15-21。

空气与原料气(如丙烷)的混合比可在12:1~24:1的范围内变化,因此放热式气氛又分为浓型和淡型两种。浓型放热式气氛反应生成的 $\text{CO}_2/\text{CO}=0.58\sim 0.625$ , $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2=0.13\sim 0.57$ ;淡型放热式气氛的 $\text{CO}_2/\text{CO}=4.2\sim 10$ , $\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2=0.4\sim 0.8$ 。因为此类气氛的 $\text{CO}_2/\text{CO}$ 的比值与防止脱碳的要求值(0.04)相差不多,所以放热式气氛仅能作为防止氧化保护气氛,而不能作为防止脱碳的气氛。放热式气氛是可控气氛中最廉价的一种,主要用于防止金属的氧化,其发生装置结构简单,无需外界热源,气氛制备方便,产气量大,原料气消耗量小。

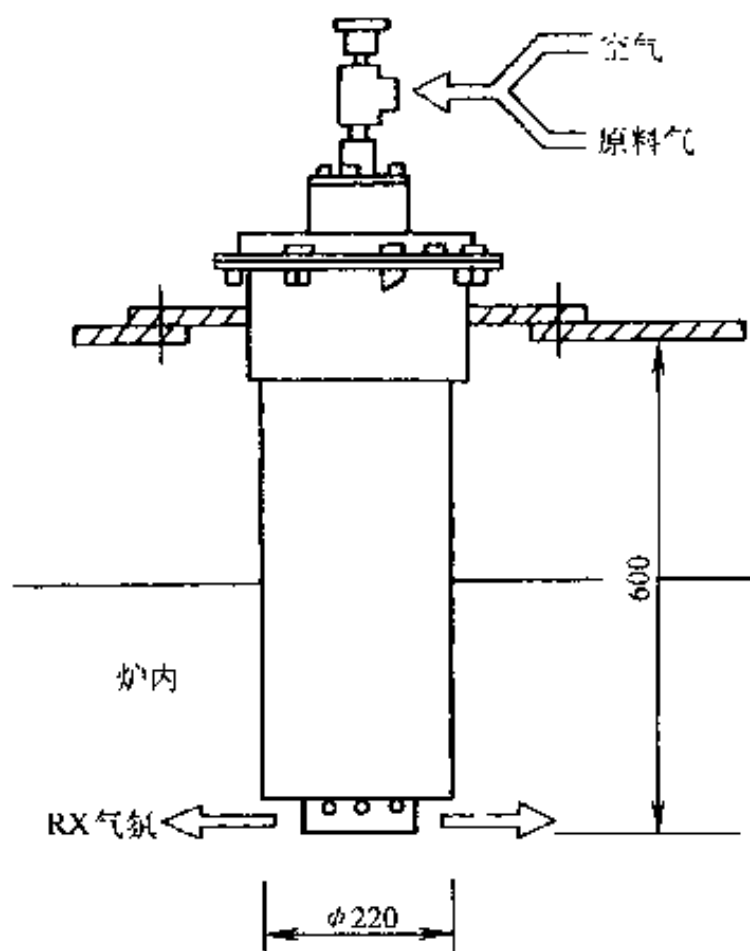
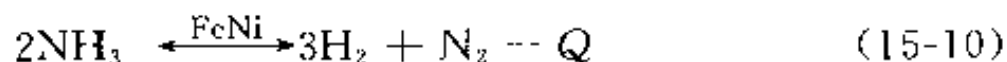


图 15-19 炉内设置式发生器示意图

### 3. 氨分解气氛 吸热式

和放热式气氛都含有二氧化碳、水和一氧化碳气体。对高铬钢来说,气氛中的水和二氧化碳使钢中的铬氧化。而氨分解气氛由氢和氮组成,在此气氛下对高铬钢的光亮退火具有良好的效果。氨分解气氛是以液体氨为原料,将液氨减压气化后在催化剂的作用下,加热到一定的温度后分解获得 $\text{H}_2$ 、 $\text{N}_2$ 的气氛。

制备氨分解气氛的原料是液态氨,气化后在一定的温度下,发生如下反应:



式中  $Q$ ——热量(J)。

由式(15-10)可知,氨分解反应是吸热反应,并且反应是可逆的。升高温度或降低压力将有助于反应向氨分解方向进行。在 $600\sim 700^\circ\text{C}$ 时,氨的分解率(体积分数)达到 $99.88\%\sim 99.95\%$ 。为了缩短反应时间,必须采用催化剂。常用的铁镍催化剂、镍基催化剂等。

氮分解装置产气流程见图 15-22。其主要部件为分解炉、催化剂、蒸发器和干燥器。

分解炉内的反应管装有催化剂。将气态氮通入加热的催化剂后分解产生氢气和氮气。氮分解气氛主要用于低碳钢的钎焊、不锈钢和高铬钢的光亮热处理。

4. 有机液体裂解气氛 有机液体裂解气氛是将甲醇、乙醇、丙酮、煤油、甲酰胺、三乙醇胺等液体有机化合物直接滴入热处理炉内而产生的气氛，或将由上述液体先滴入裂解炉后产生出的气体通入热处理炉内。气氛的成分和碳势可选择不同的有机物的配比改变，这种气氛

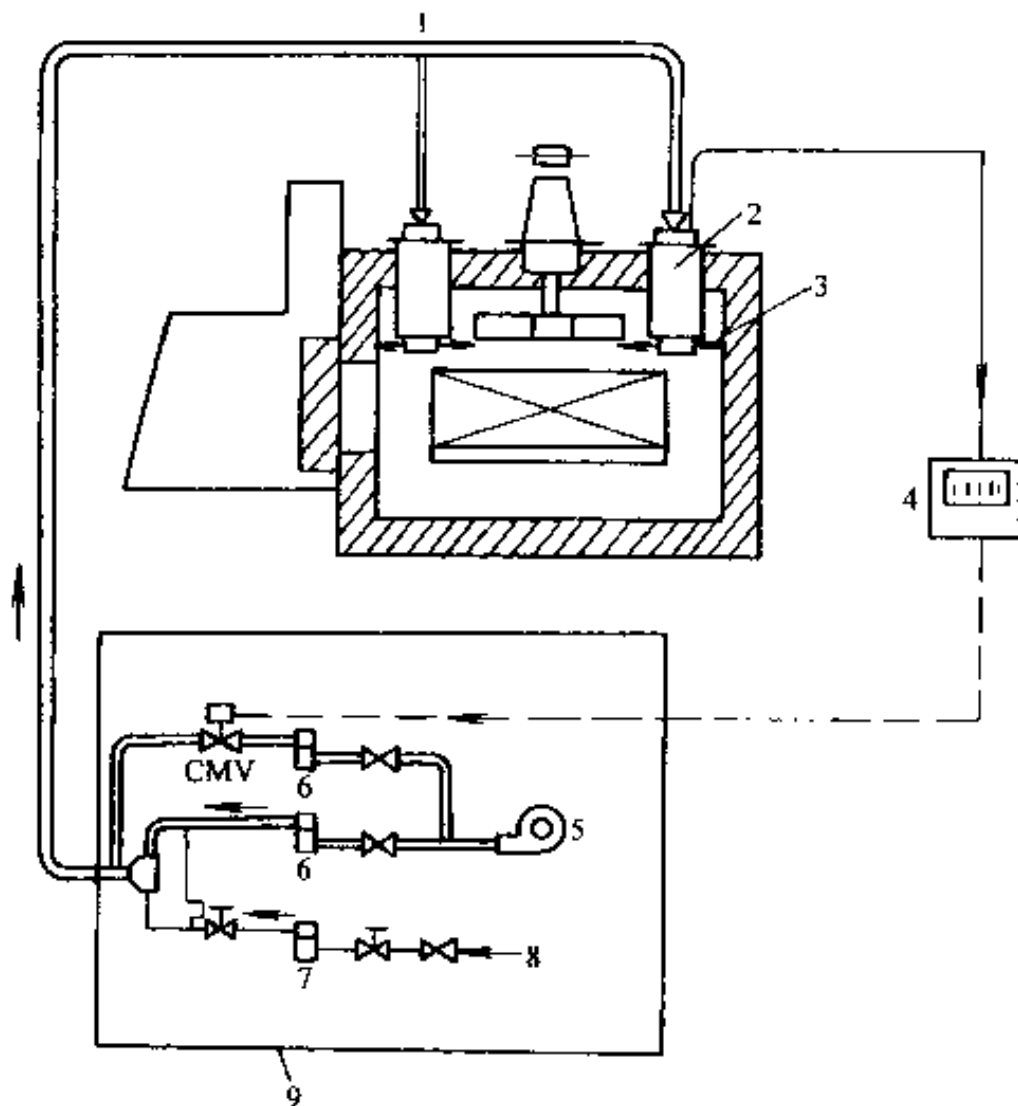


图 15-20 炉内设置吸热式气氛发生器在密封箱式炉上的应用示意图

- 1 混合气体 2 反应罐 3 吸热式气氛 4 气体分析仪
- 5 送风机 6 空气流量计 7 原料气流量计
- 8 原料气 9 控制柜

的制备方式简单、易实施，在中小零件的光亮淬火和渗碳碳氮共渗上应用较为广泛。

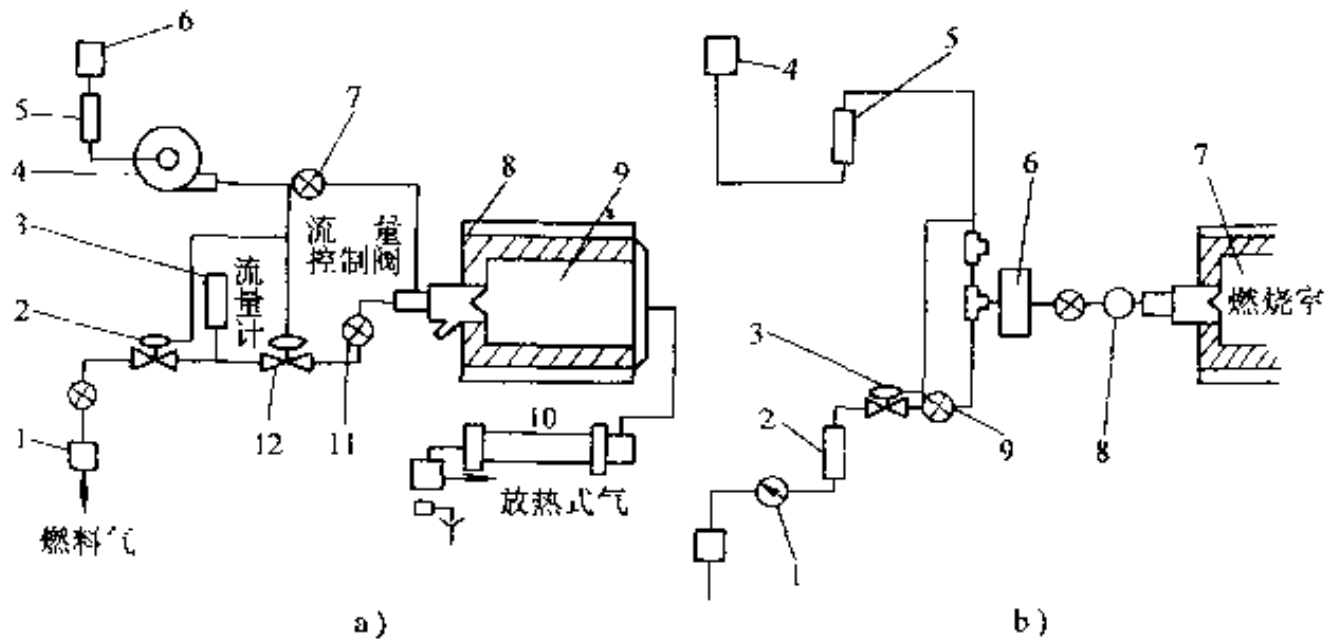


图 15-21 放热式气氛发生炉流程图

a) 预先混合式

b) 烧嘴混合式

1—安全切断阀 2 调节阀 3、5—流量计  
4—鼓风机 6—空气过滤器 7 流量控制  
阀 8 水冷套 9 燃烧室 10 冷却器  
11 比例控制阀 12—调压阀

1—安全切断阀 2、5—流量计 3—调  
压阀 4—空气过滤器 6—压缩机  
7—燃烧室 8—逆止阀  
9—比例控制阀

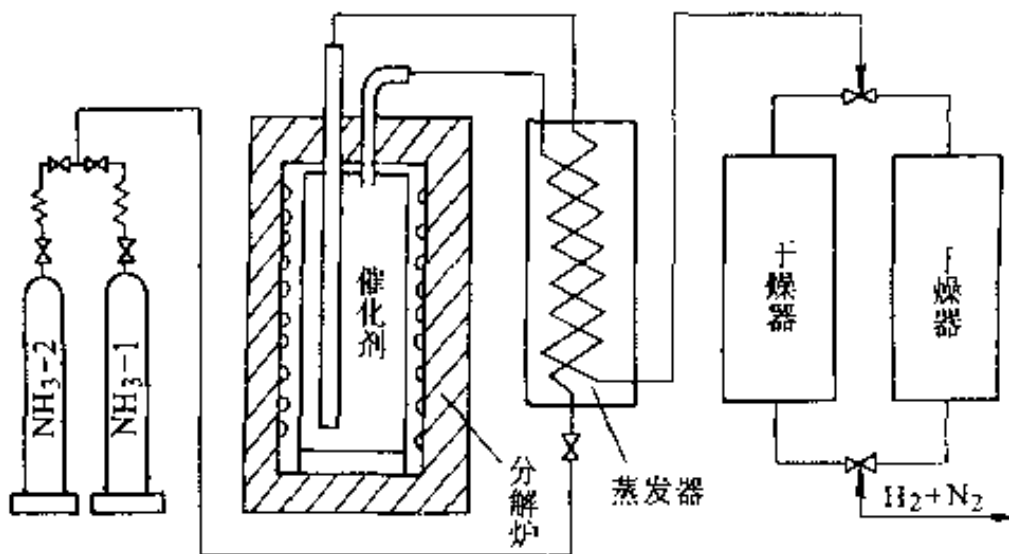


图 15-22 氨分解装置产气流程图

5. 氨基气氛 氮是一种中性气体，利用氮气作保护气氛的叫做氨基保护气氛。氨基气氛的制备方法有两种：由空气与燃料气混合燃烧生成的气氛经过除去二氧化碳和水蒸气等净化方法制取的气氛叫做制



备氨基气氛；而由工业氮气添加其它气体制备产生的气氛称为工业氨基气氛。

(1) 制备氨基气氛的制备 图 15-23 是净化放热式气氛制备氨基气氛流程图。原料可采用煤气、天然气、丙烷等，按不同混合比与空气混合后不完全燃烧，不完全燃烧的产物在转换器内铁—铬催化剂的作用下，使 CO 转变为  $\text{CO}_2$ 。冷却后除去水蒸气，并通过分子筛吸附柱除去  $\text{CO}_2$  和残余的水分，制备成体积分数为 0.5%~15% 的  $\text{H}_2$ ，体积分数为小于 1% 的 CO，体积分数为小于 0.001%  $\text{CO}_2$ ，其余为  $\text{N}_2$ ，露点低于  $-70^\circ\text{C}$  的气体。

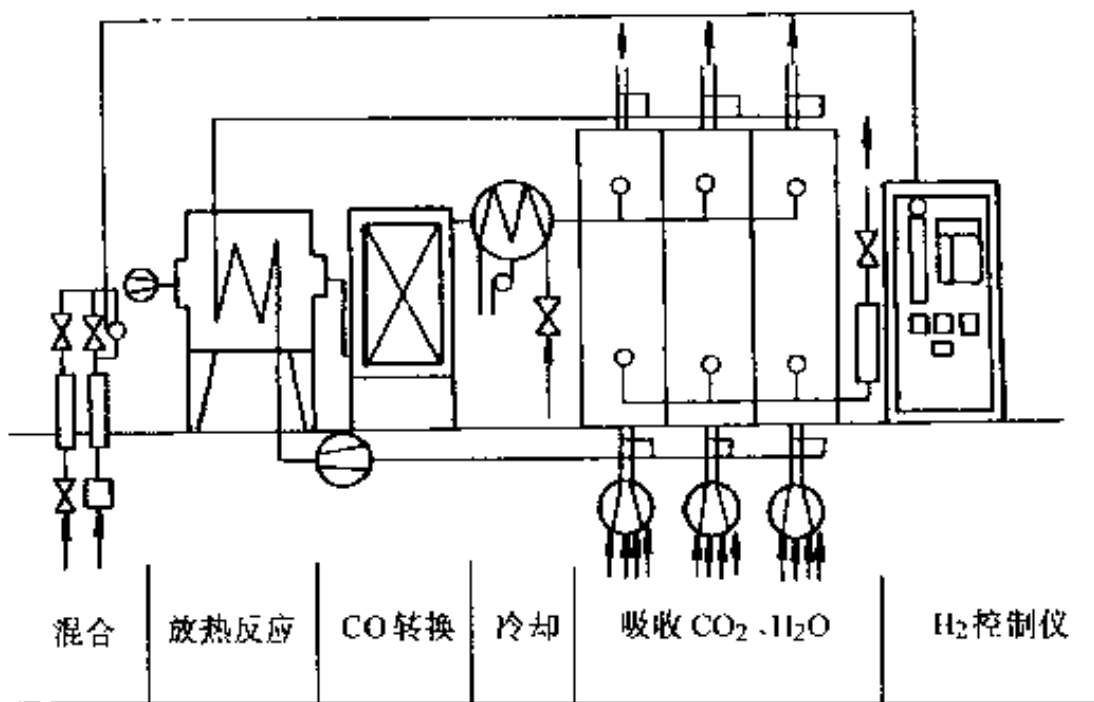


图 15-23 净化放热式气氛流程图

图 15-24 是一种多气源氨基气氛发生器，其工作原理是：碳氢化合物与空气按一定的比例混合燃烧，燃烧气喷冷至室温，经气体压缩机加压至 600~700KPa，再经除油器和干燥塔后进吸附塔，塔内的分子筛吸附燃烧气中的  $\text{CO}_2$  和  $\text{H}_2\text{O}$ ，产品氮气流入贮气塔。两台吸附塔轮流吸附与再生，这种发生器可用多种碳氢化合物为原料，也可用空气为原料。因而得名。

(2) 工业氨基气氛的制备 工业氨基气氛是利用空气分离设备深冷后成为液态（ $-196^\circ\text{C}$  以下）在分馏塔内精馏，制取的氧气和氮气。目前制备的氮气纯度（体积分数）可达 99.99%。

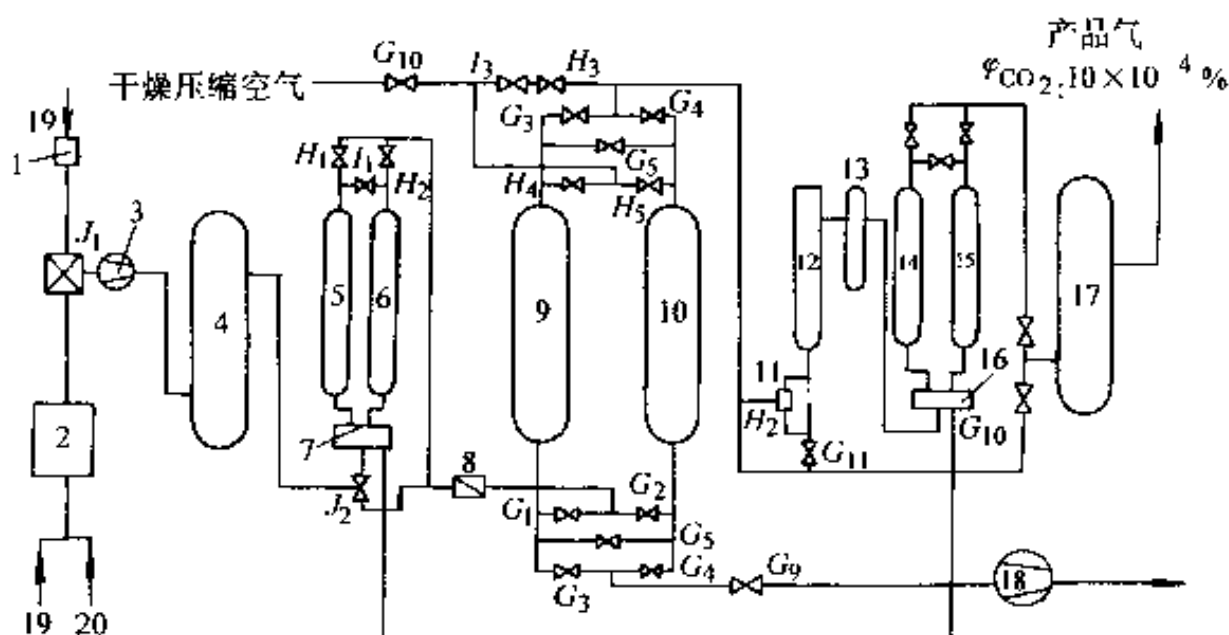


图 15-24 多气源氮基气氛发生器工艺流程图

- 1 空气过滤器 2—燃烧系统 3—气体压缩机 4 贮气除油器 5、6—干燥塔 7、16 二位四通阀 8—调压阀 9、10—吸附塔 11—加氢混合器  
12—除氧塔 13 冷却除水器 14、15—干燥塔 17—贮气塔  
18—真空泵 19 空气入口 20—碳氢化合物入口

近年来利用分子筛变压吸附的方法和薄膜空气制氮法制备工业氮气的技术进展很快。图 15-25 是薄膜制氮及净化装置流程图。

### 三、可控气氛热处理炉

1. 密封箱式电阻炉 密封箱式炉又称多功能炉，见图 15-26。它广泛用于各种机械零件的气体渗碳、碳氮共渗、光亮淬火等多种热处理工艺，工件在可控气氛下加热后在前室进行气冷或油淬，不与空气接触。密封箱式炉有返回式（前出前进）或贯通式，单炉式或双炉式多种设计结构。典型密封箱式炉（前出前进式）主要由前室、炉体、及推拉料机构组成，炉内碳势采用红外线  $\text{CO}_2$  分析仪或氧探头自动控制系统，温度以微处理机控制，机械系统用可编程控制器（PLC）控制，由一台微电脑（PC）对整个炉子的各个部分进行监控，并可根据要求通过 PC 的键盘和显示器实现人机对话，了解和调整炉子的运行状态，查询故障原因，修改有关工艺参数。

密封箱式炉的加热室炉体由抗渗碳砖砌筑炉衬；电热元件用电辐射管或电阻带，由于温度较高、负荷较大，一般不采用电阻丝加热元件；也有以燃气（油）辐射管加热的；随工艺的不同可选用滴注液系

统及各种发生器提供的可控气氛系统。

前室是与加热室相连的为工件进出的预备室并可在前室内淬火(空冷和油淬)。前室内的升降台一般做成双层:上层用于进料及缓冷;下层用于淬火油冷和出料。火帘主要为防止炉门开启进出料时空气进入,火帘在炉门关闭时熄灭;炉门开启时由一个长明火苗点燃。淬火油槽设有循环搅拌器,加热器和油冷却器。

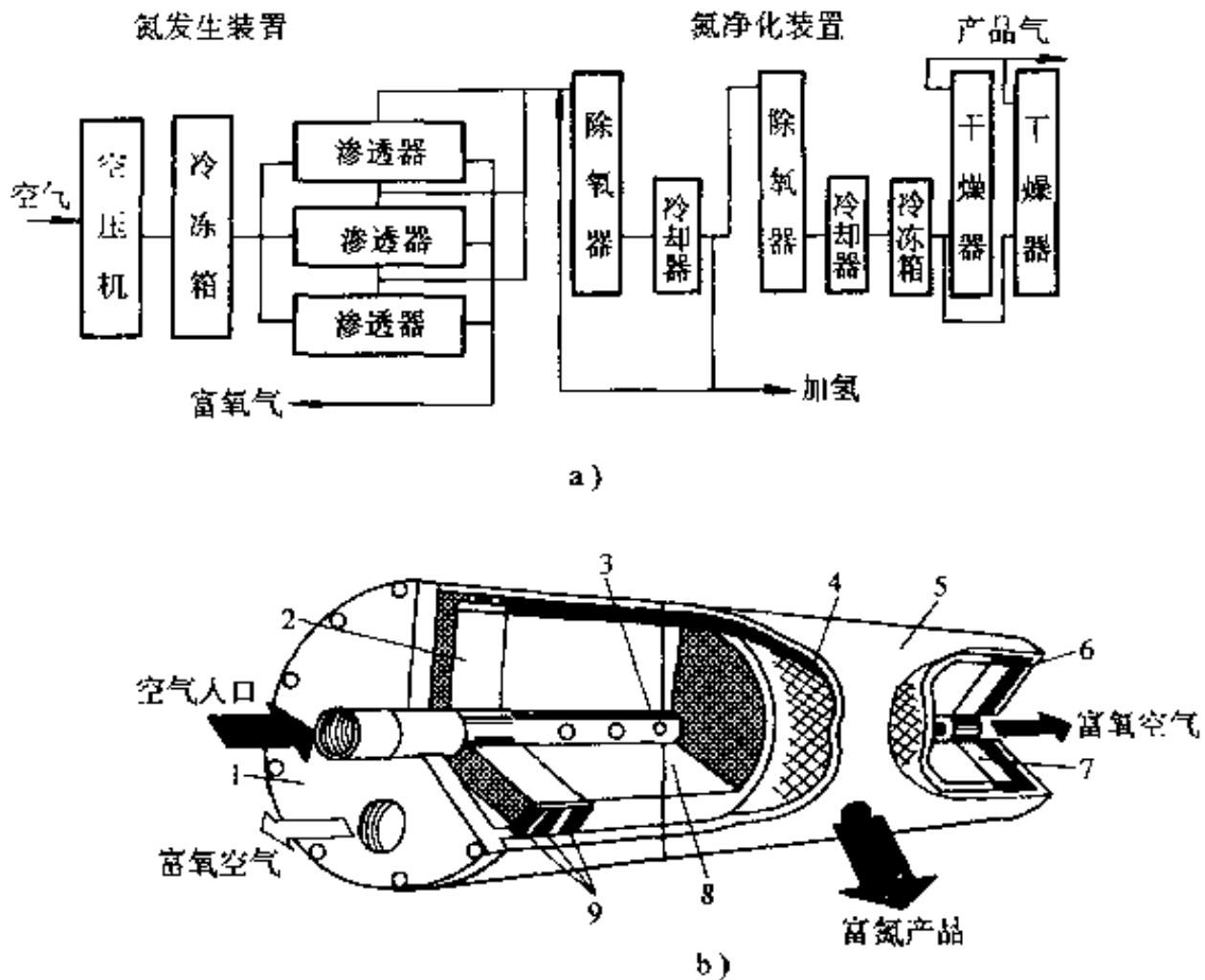


图 15-25 薄膜制氮及净化装置流程图

a) 流程图 b) 薄膜制氮器结构示意图

- 1、6—端板 2、7—环氧树脂片 3—中心分配管 4—塑料网
- 5—带压外壳 8—空心纤维 9—O形环

装卸料工作台用于放置料盘和推拉料机构。

与井式渗碳炉相比,密封箱式炉的零件装炉、出炉及淬火操作都可按一定的程序自动进行。而且炉内的气氛及零件表面含碳量可准确控制,并可实现光亮淬火和在无氧化脱碳的情况下缓冷,适用于多品种而产量不太大的工厂使用。

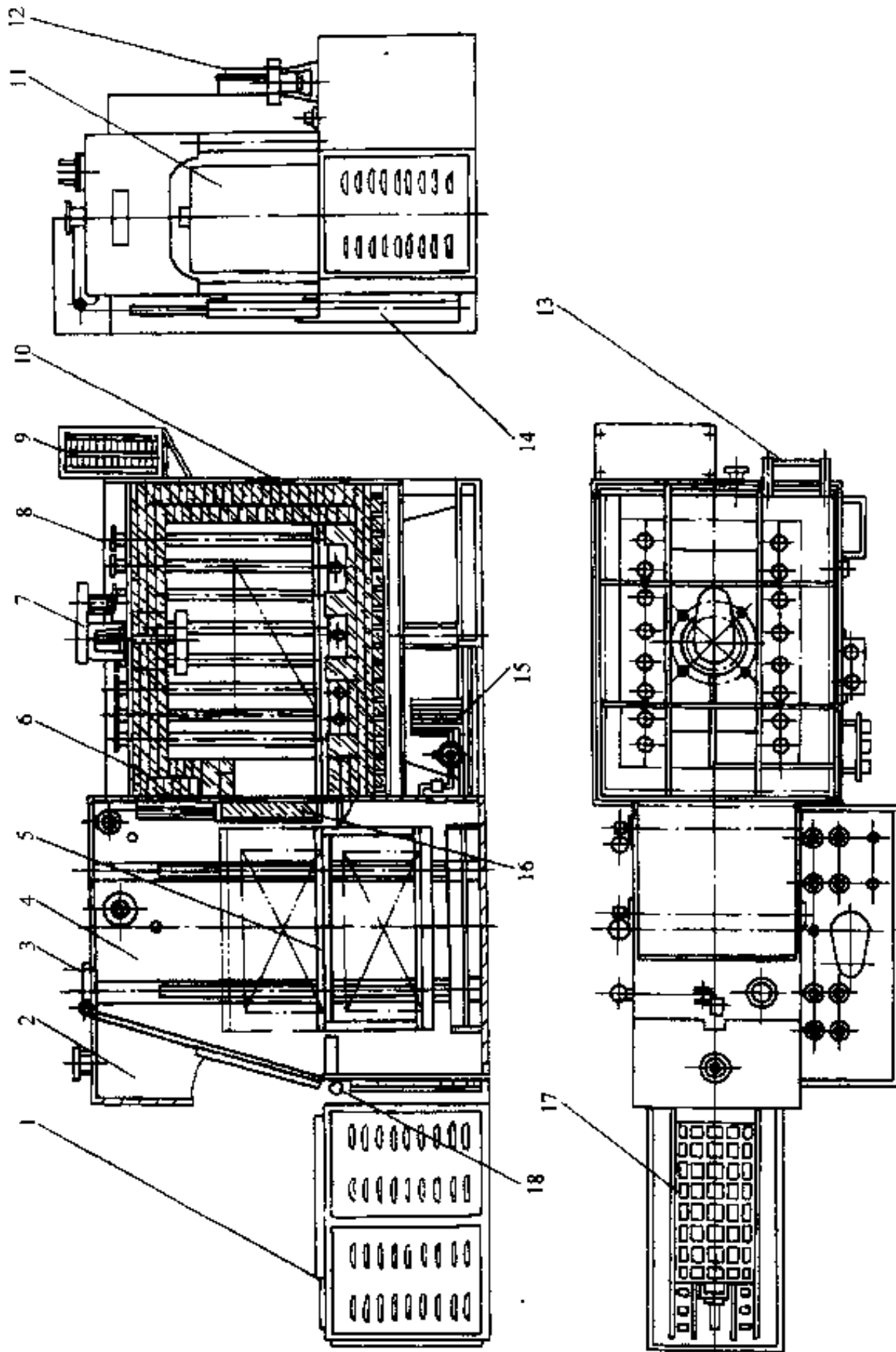


图15-26 密封箱式炉简图

1—推拉料台 2—排烟罩 3—防爆网 4—梯子 5—料室 6—料台 7—炉衬 8—电辐射管 9—变压器 10—炉壳  
 11—前门 12—油搅拌器 13—油冷却器 14—液压缸 15—后炉门 16—料盘 17—火帘

2. 连续式炉 连续式炉是一种贯通式炉，可与淬火槽、清洗机、回火炉等一起构成一条自动生产线，使操作实现机械化、自动化，炉

气成分和零件表面含碳量可控，产品质量稳定、生产效率提高。按动作方式可分为推料式、振底式及滚筒式，既可用电加热，也可用燃气加热，按炉膛结构分为有罐式、无罐式等几种（目前无罐式发展较快）。适用于批量产品的生产，近年来在一些大型热处理车间得到了快速的发展，见图 15-27。连续式炉

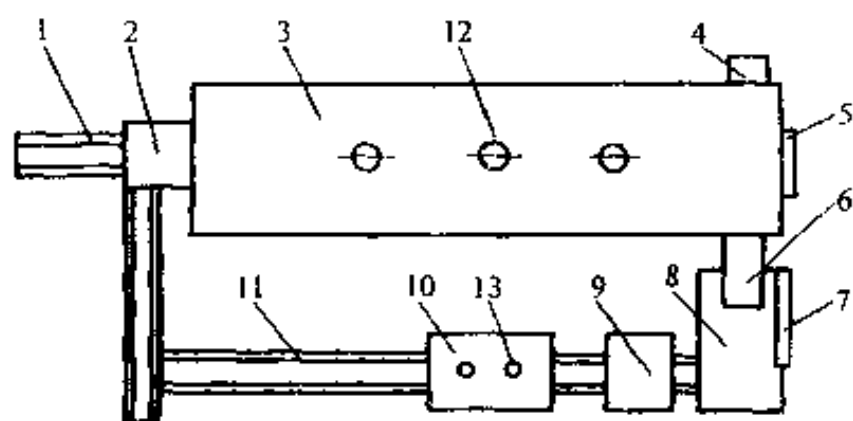


图 15-27 可控气氛渗碳热处理自动线

- 1—进料推杆 2—前室 3 连续式气体渗碳炉炉体  
4—后推料机构 5 后炉门 6—油封罩 7—淬火机构  
8—淬火油槽 9—清洗机 10—回火炉  
11—拉料机构 12—渗碳炉炉风扇  
13—回火炉风扇

气体渗碳（碳氮共渗与此

相近）的主要工艺参数为炉温分布、渗碳气体流量分配及推料（或炉底振动）周期，在一定的炉温和配气条件下，推料周期是决定渗层深度的主要参数。当装炉量较多或零件总表面积较大时，应适当延长推料周期，以保证要求的层深。此类设备近年来有很快地发展，将成为今后热处理设备的当家品种之一。

由图 15-28 可见，连续式气体渗碳炉按炉温可分为以下四个区域：

(1) 加热区 冷零件按一定的周期节拍推入炉内，在本区内要吸收大量的热量，本区的功率较大，以使零件尽快透烧而不致过热。气氛以还原性气氛为主。

(2) 渗碳区 零件要在本区内基本达到层深要求。气氛中加入富化气，其浓度决定了零件渗碳后的表面碳浓度。

(3) 扩散区 本区的作用是调整和控制零件表面碳浓度，使之沿渗层深度均匀下降，因而维持一定的碳势即可。

(4) 预冷淬火区 本区的作用是进一步降低奥氏体中的碳含量，预冷后淬火。

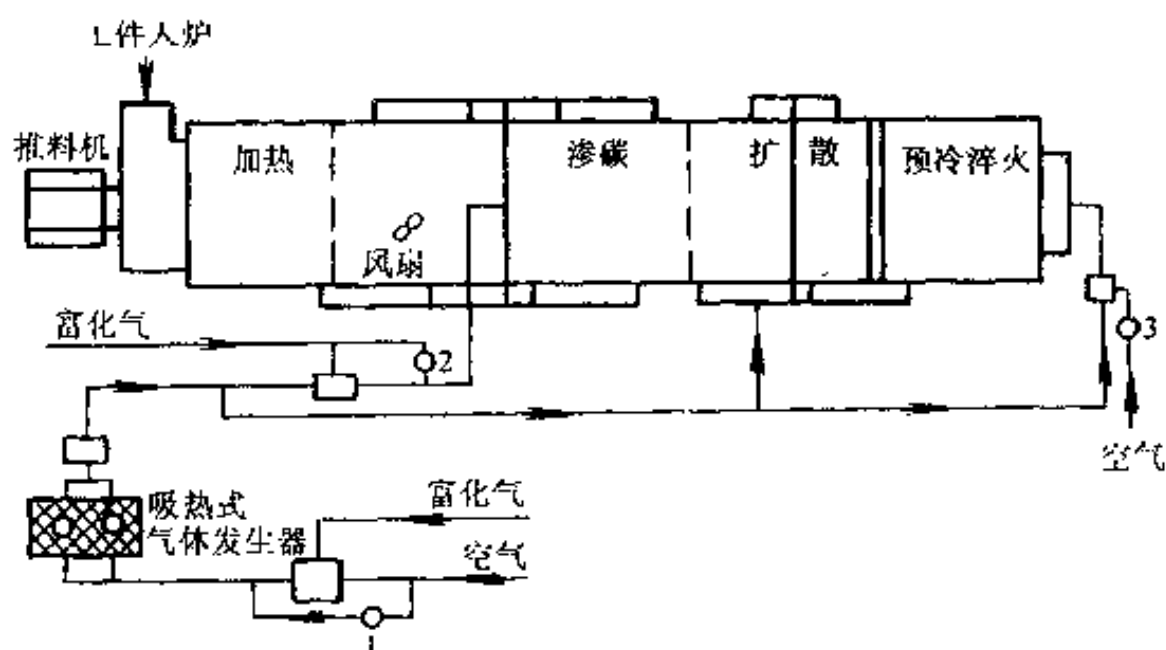


图 15-28 连续式炉气体渗碳工艺过程

注：图中 1、2、3 分别代表吸热式气体、渗碳区及预冷区炉气露点调节阀

### 第三节 热处理设备的验收安装调试注意事项

热处理设备的种类很多，这里仅以电阻加热的密封箱式炉的热处理生产线和真空热处理炉的安装调试过程作一简单介绍。除了少数特殊情况外，国内此类设备的验收分为二个阶段：在设备制造厂的预验收和在用户厂的终验收。

预验收的目的是为了使用单位能够全面地了解设备的情况，及早发现设备在设计制造中的不足之处，并利用制造厂的设计制造力量，及时采取解决措施，不把问题带到使用工厂。由于许多设备制造厂的供电、冷却、加工零件数量等项条件均不及在用户厂方便，至少应冷调试及部分加热载荷试验。而在用户厂进行全面的安装、调试、验收。这类设备由于涉及到的面较宽，常以热处理工作者为主，机械、电气、检验、计量、化学分析等多工种配合、协同作战，才能顺利完成此项工作。这里介绍的仅是一般热处理设备的通用调试方法，各厂应根据本厂设备的特点严格按照设备说明书的指出的步骤进行设备的安装调试。

#### 一、密封箱式炉

##### 1. 调试验收前的准备工作

(1) 安装前首先了解和熟悉设备的有关图样，按基础图检查地基是否符合要求。

(2) 检查炉子及其附件是否齐全，运输过程是否有损坏，炉衬有无开裂，电热元件有无短路和脱离搁砖现象。

(3) 检查电控、温控柜是否安装合理，线路是否全部接通，动作是否灵敏，电源线及各部分设备的绝缘保护。

(4) 电阻炉烘干前应测量电热元件与炉壳是否有短路，烘干后用兆欧表测量其冷态绝缘电阻不小于  $0.5M\Omega$ 。

(5) 炉壳外裸露的带电部分和传动部分应加装保护罩。

(6) 各种气路和水路的管道应按规定涂以不同的颜色以示区别，各管道是否畅通，有关的计量检测仪表如温度计、流量计、压力表等是否能够准确示值，相关的阀门、附件可否正常动作。

(7) 有关的报警及联锁装置（如油温过热、炉温过热、易燃气体在  $760^{\circ}\text{C}$  以下泄露等）是否正常。消防及保安措施是否有效可靠。检查和测量传送装置的安装精度、运动精度是否满足设计要求。

(8) 检查各限位开关动作是否可靠，传感器反应灵敏，二次仪表和 PLC（可编程控制器）检测的信号是否有效可靠。

(9) 检定控温仪表和气氛控制仪表的准确灵敏。可控气氛发生装置安装是否合理，贮气罐应放置在专用的安全隔离房间。

(10) 检测清洗机的喷嘴是否通畅。

2. 电阻加热炉部分 在炉子自然干燥 2~3 天后，按下列工艺（或设备制造厂提供的工艺）烘炉：

100~250 $^{\circ}\text{C}$  15~20h（炉门开启）

250~350 $^{\circ}\text{C}$  8~10h（炉门开启）

350~600 $^{\circ}\text{C}$  8h（炉门关闭）

600~800 $^{\circ}\text{C}$  8h（炉门关闭）

以  $100^{\circ}\text{C}/20\text{min}$  的加热速度加热至炉子的最高使用温度。

加热炉的几项考核验收指标（这些指标值应满足设备的设计要求）：

(1) 空炉升温时间 无负载的空炉子从室温升至额定的工作温度所需的时间（h）。

(2) 炉壁温升 无负载的炉子达到额定工作温度后，保温几小时后，当炉子达到热平衡状态时用表面温度计测量炉体的外壁的温度（ $^{\circ}\text{C}$ ）。

(3) 炉内温度偏差 无负载的炉子达到额定工作温度并保温几小时后，按国家标准用热电偶测量炉内规定的 9 点的温度，最高温度和最低温度的差值 ( $^{\circ}\text{C}$ )，检测炉温的均匀性。

(4) 控温精度 上述测出的炉内温度偏差中的最高温度、最低温度与炉温控制仪表的指示温度的差值。

(5) 密封箱式炉的密封性能 泄露率应符合设计要求。各炉门开关应能保证炉门开启关闭正常和密封。

(6) 测量炉子的升温过程中的功率、各相负载电流的均衡性应符合设计要求。

(7) 检测各火帘及长明点火头的状态，确保在炉气外溢时能充分燃烧。

### 3. 机械及附属设备部分

(1) 先手动检查装料卸料输送升降机构运行状态是否正常，调整结束后，室温下冷态运行时间不少于 2h、额定工作温度下热态空载不小于 2h、满载不小于 4h，以考查其可靠性。

(2) 检测淬火油槽的控温能力、满负荷时的冷却能力和相关冷却器在油温超出时及时介入。

(3) 检测清洗机清洗水泵、喷嘴的工作状态，通过检查清洗后零件的表面状况，了解清洗机的清洗能力。

4. 可控气氛发生装置部分 这里仅以吸热式可控气氛发生装置为例作一简要的介绍。

(1) 检测可控气氛制备装置温度仪表、气氛检测仪表是否正常，管道有无泄漏，将催化剂装入反应罐内，接通冷却水管、并检查冷却水路是否通畅，装好炭黑过滤器的滤芯，检查原料气的成分压力是否符合设备设计说明书的要求。

(2) 参照电阻加热炉的烘炉方式进行烘炉，间隔一定的时间启动罗茨泵，加热烘干催化剂。

(3) 炉子升温到工作温度 1h 后调节各相关的阀门，按照技术要求的混合比例送入原料气，稳定产气后打开相关的检测仪表，对产生的气氛进行自动控制。

(4) 停炉前时按应先烧除炭黑，再关闭样气阀门，停罗茨风机，关



闭原料气、切断电源，炉温冷至 200°C 以下时再关冷却水的顺序停机。

5. 热处理工艺 当设备各项技术指标都达到要求后可进行热处理工艺验收。

按满载进行渗碳（碳氮共渗）、淬火、清洗、回火热处理操作，并按正常的热处理工艺参数进行生产。

在上述工艺进行生产后检验渗速、渗层深度、渗层表面和心部组织、表面和心部的硬度是否合格。

检查回火后的零件的硬度和金相组织是否符合技术要求。

在热处理工艺验收的过程中检测可控气氛的控制系统是否正常工作，用气相色谱仪定期分析炉气成分、用渗碳后零件表面的剥层定碳分析作出渗碳零件的碳浓度曲线，以确定氧探头等碳势测量系统的测量值是否准确；

上述项目验收合格后设备要连续运行一周以上，进行试生产，各项技术指标均达到要求后才能认为验收调试合格。

## 二、真空炉的安装调试

真空炉的安装调试有许多方面与常规炉子相同，如空炉升温时间的测定、额定功率的测定、炉温均匀性的测定等，除此之外，还有一些与真空炉的特点有关的性能测试在调试时应予以注意。

(1) 在空炉的情况下进行真空炉配套的真空系统的极限真空度的测量，真空度应能满足规定的极限真空度的要求。

(2) 对空炉抽真空时间的测量。

(3) 在真空炉抽成极限真空状态后，关闭真空系统的各通气口的阀门，停掉真空泵，在此后的 15min 和 30min 后分别检查炉子的真空度值，以确定炉子的漏气情况。

(4) 在真空炉的工业运行试验中按设计条件规定的装炉量和试验工艺进行，在此条件下应能达到规定的真空度。

## 第四节 热处理设备的维护、常见故障及排除程序

### 一、真空炉

#### 1. 真空炉的维护保养注意事项

(1) 停炉后，炉内需保持在 0.067MPa 以下真空状态。

(2) 炉内的灰尘污物可用酒精或汽油浸湿的绸布擦拭，并使之干燥。

(3) 各真空系统的零部件、密封结构拆装后应用酒精或汽油清洗干净，并等干燥后，涂上真空油脂才能组装。

(4) 进炉的各种工件、料筐、小车等需经清洗干燥后方可入炉，以防水分污物进入炉内。

(5) 真空泵、阀门、测量仪器、热工仪表、电器元件等配套件，应按产品的技术说明书进行维护保养。

2. 真空炉的常见故障和排除方法 真空系统是真空炉的关键，真空炉的加热系统也与常规炉子有所不同。

真空炉常见故障及排除方法见表 15-6。

表 15-6 真空炉常见故障及排除方法

故障形式	产生原因	解决的办法
真空泵部分		
真空度低	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 泵油粘度不足、油量不够、油不清洁</li> <li>2. 油封漏气</li> <li>3. 排气阀门损坏、叶片弹簧断裂、泵缸内腔磨损</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 按要求更换新油、加足油量</li> <li>2. 更换轴端油封</li> <li>3. 修复或更换损坏的零件</li> </ol>
泵运转有异常杂音、并可能导致出现卡死	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 有杂物被抽入油内</li> <li>2. 长期在高压强下工作，导致部分零件的膨胀，间隙过小</li> <li>3. 泵过载</li> <li>4. 泵内腔磨损</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 拆泵修理排除杂物</li> <li>2. 加强泵的冷却，减少机件的热膨胀</li> <li>3. 泵不宜在高压强下长期工作</li> <li>4. 更换磨损的零件</li> </ol>
泵起动困难	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 泵腔内充满了油</li> <li>2. 电动机电路或电动机本身故障</li> <li>3. 传动带太松</li> <li>4. 泵腔内部有异物或润滑不良</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 停泵后应往泵内充入空气</li> <li>2. 排除电动机及电动机电路故障</li> <li>3. 拉紧传动带</li> <li>4. 拆泵修理或加强泵的润滑</li> </ol>
喷油	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 进气口压强过高</li> <li>2. 油量过多</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 降低进气口压强</li> <li>2. 将油量控制在油标规定的范围内</li> </ol>

(续)

故障形式	产生原因	解决的办法
油温过高	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 杂物吸入泵内</li> <li>2. 吸入的气体温度过高、冷却水量不足</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 取出杂物</li> <li>2. 在进气管上加装冷却水套, 增加冷却水的供应量</li> </ol>
机械增压泵		
真空度低	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 转子间、转子与定子间的径向间隙大</li> <li>2. 转子与端盖侧向间隙大</li> <li>3. 前级泵真空度低</li> <li>4. 泵腔内含油的蒸气</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 修理或更换泵、调整间隙</li> <li>2. 更换轴端油封</li> <li>3. 修理和更换前级泵</li> <li>4. 清洗泵并烘干</li> </ol>
泵运转有噪音	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 传动齿轮的精度不足或已损坏</li> <li>2. 轴承损坏</li> <li>3. 转子的动平衡不佳</li> <li>4. 入口处压强过高</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 更换齿轮</li> <li>2. 更换轴承</li> <li>3. 校准转子的动平衡</li> <li>4. 控制进口处的压强</li> </ol>
油扩散泵		
抽速过低	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 泵芯安装不正确</li> <li>2. 泵油加热不足</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 检查喷口的安装位置和间隙</li> <li>2. 检查加热器的加热状况</li> </ol>
真空度低	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 泵油不足、泵油变质</li> <li>2. 泵的冷却不好、泵过热</li> <li>3. 系统和泵内清洁度不够</li> <li>4. 泵芯安装不正确</li> <li>5. 泵漏气</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 加油、换油</li> <li>2. 改善冷却、降低加热器的功率</li> <li>3. 清洗并烘干</li> <li>4. 检查喷口位置和间隙</li> <li>5. 消除漏气</li> </ol>
真空炉体及电气系统		
最高温度达不到额定值	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 隔热屏损坏</li> <li>2. 电热元件老化</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 检修或更换隔热屏</li> <li>2. 更换电热元件</li> </ol>
绝缘电阻低于正常使用值	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 碳纤维与电极接触</li> <li>2. 局部短路</li> <li>3. 绝缘件污染</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 消除碳纤维与电极的接触</li> <li>2. 排除短路部位</li> <li>3. 清洗或更换绝缘件</li> </ol>
温度控制失灵	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 热电偶的断偶丝或污染</li> <li>2. 温控仪表故障</li> <li>3. 热电偶补偿导线接反或短路</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>1. 更换热电偶</li> <li>2. 按仪表检修方式进行</li> <li>3. 重接或排除</li> </ol>

(续)

故障形式	产生原因	解决的办法
自动控制线路工作不正常	1. 仪器仪表有故障、未按规定发信号 2. 中间继电器故障	1. 检修仪表 2. 检修继电器
传送机构不动作或中途中断	1. 机械动作的行程开关故障 2. 电动机故障 3. 液压系统的电磁阀故障	检修相关的行程开关和部件
影响真空热处理零件质量的与设备有关的故障		
油淬零件表面不光亮	1. 炉子的真空度低 2. 淬火冷却油脱气不充分 3. 入油的温度过高	1. 提高炉子的真空度 2. 淬火油必须脱气 3. 按规定温度入油
气淬零件表面不光亮	1. 炉子的真空度低 2. 保护气体的纯度不够 3. 充气管路没有预抽气	1. 提高炉子的真空度 2. 提高保护气体的纯度 3. 每次开炉前应把充气管路预抽干净

## 二、密封箱式炉

以电阻加热的密封箱式炉的热处理生产线为例，简述日常维护及常见故障及排除程序。

### 1. 日常维护

(1) 定期检查炉体的各连接螺钉、接地螺钉是否松动。

(2) 按照设备润滑图中的标志定期、定量的加注润滑油，以防止机械动作出现阻滞。

(3) 定期检查和校正热电偶、控温仪表、气氛检测仪表。

(4) 定期清除电器柜、控制柜内的灰尘，检查各接触器的触点、是否接触良好。

(5) 定期检查各气路、油路、水路的渗漏和阻塞状况，防止堵塞，排除渗漏。检修和清洗各管道中的过滤器、流量计。

(6) 控制仪表及热电偶应定期检查校正，以防温度出现偏差。

(7) 定期检查炉顶、炉衬有无损坏，发现问题及时维修。

(8) 定期检查和清洗淬火油、清洗剂，当发现性能变差时，根据检查结果及时添加或更换。定期检查油温及循环系统，定期检查清洗

机的喷洗系统，保证淬火质量和清洗质量。

(9) 定期检查和析气氛的成分，以保证渗碳质量和渗碳速度。

(10) 定期检查和清理箱式炉的炉底板下和电热元件周围的氧化皮和积炭，防止因此而出现的短路和其它故障。

(11) 停炉时间过长或检修后要在正式生产前须进行空渗，达到技术要求后方可投入生产。

2. 常见故障及分析、排除程序 在连续炉的生产过程中，炉子出现故障除了设备运行状态出现偏差外，常常影响产品质量，造成批量质量事故。因此在日常生产中应密切注意产品的质量检查，出现问题及时分析，查找故障原因，尽快排除。密封箱式炉常见故障分析及排除方法见表 15-7。

表 15-7 密封箱式炉常见故障分析及排除办法

故障现象	原因	排除的措施
密封炉漏气，炉内压力降低，工件热处理后表面出现氧化脱碳，渗层深度不足甚至出现光头（无渗层）的现象	1. 有关密封部件变形开裂 2. 炉门及其它部位的冷却水量不充足、管路因故阻塞不畅而变形漏气	1. 更换密封件 2. 疏通管道保持冷却水通畅
炉温跑偏，炉温失控	工件热处理后的晶粒粗大，表面出现过量残余奥氏体	检修和调校控温仪表
升温时间过长	1. 加热元件损坏、功率不足 2. 保温层质量下降	1. 更换加热元件 2. 检修保温层
炉气成分波动过大渗碳后出现粗大块状、网状的碳化物	渗剂的浓度过高	应检修和调校气氛控制仪表、相关的流量计、控制阀门等
炉气成分波动过大，渗碳后出现工件表面氧化	炉气净化系统出现故障	检查炉气中的净化干燥系统是否需要维修或更换
前室结水，工件缓冷后表面不光亮	前室通水时间过早内壁出现冷凝水	工艺上采取措施只有当工件从加热室进入前室后再通水

(续)

故障现象	原因	排除的措施
炉内气氛不均匀, 工件渗碳后出现表面渗层不均匀	1. 炉内炭黑过多 2. 零件进炉前清洗不净、表面残余有油污和锈蚀 3. 炉气循环不良	1. 清除炭黑 2. 加强热处理前工作的清洗预处理; 检查喷嘴是否堵塞, 清洗剂是否失效, 疏通喷嘴, 更新清洗剂 3. 检查风扇及炉内的导风装置
风机的噪声过大	1. 风扇叶变形或损坏 2. 风扇轴冷却不佳导致变形弯曲 3. 风扇轴润滑不良	1. 维修或更换 2. 检修冷却水路改善风扇轴的冷却条件 3. 定期加注润滑油
淬火工作台不动作	1. 气动、液压介质压力不足或堵塞 2. 电磁阀损坏 3. 导向块变形大, 增加了运动阻力	根据找出的故障原因进行检修处理
零件热处理后变形过大	工卡具是否变形过大、焊接结构的工卡具是否脱焊	及时检修并定期更换工卡具

## 第五节 热处理安全生产

热处理车间、工段的安全管理应符合国家颁布的有关法规或条例, 并设置必要的劳保、消防、急救、环保、通风、照明用品及设备。

热处理车间、工段应根据本单位的情况制定一套符合标准要求的, 更具体的安全操作文件, 并在生产中严格贯彻执行。

热处理设备的安全防护, 应按该设备说明书或技术文件要求严格执行, 并定期检查是否符合规定。

热处理操作人员, 应严格按照各种说明书上的安全使用要求和规定进行操作。

应对热处理操作人员进行安全教育，使其熟悉热处理安全操作知识，并定期考核。

### 一、防火

(1) 热处理车间内部都应根据生产情况，在适当的地点配备必要的消防器材。

(2) 严禁将易燃、易爆物品存放在接近火源处，应放在符合国家有关安全条例规定的专用库房内。

(3) 使用油浴炉时要经常注意仪表指示和油浴炉实际温度，防止由于仪表失灵引起超温失火。

(4) 淬火油槽着火时，应迅速盖好盖子封闭，灭火须用灭火器或其它不燃性气体灭火器，严禁用水灭火。

### 二、防爆

(1) 进入盐浴炉的工件和工具，必须预先经过烘烤，使其干燥。往盐浴炉添加的盐和脱氧剂在入炉前必须经过烘烤，并应缓慢加入。

(2) 严格控制硝盐炉使用温度，不应超过规定的最高温度(650℃)。

(3) 严禁将氰盐、棉织物、木炭及石墨等带入硝盐炉内。

(4) 当加热炉炉温低于760℃，严禁通入吸热式气体。要经常检查发生炉的止回阀和安全阀是否处于正常的状态。煤气炉开始工作前，必须先全部放散混在煤气管道内的残存空气，然后用压缩空气清除掉燃烧室内的全部残存煤气。完成上述程序后，方可开始点火。煤气烧嘴熄灭及引火棒熄灭时，应及时关闭阀门和空气调节环，并再用压缩空气吹净燃烧室内全部残存混合气体，重新点火。

(5) 在贯通式气体渗碳炉升温前，须采用压缩空气清除炉内残存气体。

(6) 热处理生产中使用的各种高压容器(罐、瓶)的贮存、搬运和使用，应符合国家有关规定。

### 三、防中毒

(1) 应根据国家环保的各项有关规定，分类存放和处理热处理过程中的各种废液。禁止将废液直接倾入下水道。

(2) 入炉抢修前，必须关闭该炉的煤气总阀，戴上防毒面具，炉外应有专人监护。

(3) 渗碳、碳氮共渗排出炉外的废气必须点燃。

(4) 严禁在盐浴炉上烘烤食物。

#### 四、防烫（烧）伤

(1) 在热处理操作中应穿戴好防护服装和用具。

(2) 当打开各种火焰炉和可控气氛炉炉门时，不应在炉门正面的近距离内站立和张望。

(3) 清洗机工作前要把机门和橡胶帘关好。

(4) 带温设备抢修时必须切断电源，穿戴好防护服装和用具，并有专人监护；若进入炉膛工作时，炉温应低于 50℃。

(5) 应先切断分开关，然后接通或切断负荷较大的电气设备，不应带负荷拉合总闸。

#### 五、防触电

(1) 各种热处理设备、测温仪表仪器、电气装置、安全装置的绝缘及接地，应保持完好并定期检查。

(2) 在电阻炉中装卸工件时，应先切断电源，并注意工件及工具不得与电热元件碰撞和接触。

(3) 修理热处理电炉时，必须切断该设备的总电源，挂上“正在检修，严禁合闸”的警告牌，并应设专人监护，监护者在修理完毕后方可撤离。

(4) 离子轰击热处理炉工作时，应在电气线路上装保险装置，确保真空罩打开后高压直流自动断开。

(5) 感应加热高频发生器工作时，必须关好全部机柜门，接通高压后严禁到机后活动和打开机门。

(6) 感应加热装置工作时，不许用手触及汇流排上感应器。

(7) 工频设备工作时，非专职电工不准进入高压室；操作高、中频设备必须有两人以上，操作前应按规定穿戴好防护用品，并检查屏蔽和防护遮拦是否良好。

#### 六、防砸伤

(1) 校直工件时垫铁必须放正，手锤用力适度。



(2) 用液压、机械压力机加压校直工件时，两端不得站人。

(3) 经常检查吊运的钢丝绳吊具、夹具等结构是否牢靠，不允许超载使用，发现问题应及时更换。

(4) 大型井式炉工件进出炉时非操作人员不准站在平台上。

(5) 天车吊运重物时，应沿指定吊运通道行走，不允许从人员和重大设备上越过。

(6) 使用连续热处理炉前，必须检查炉子的机械及关键传动部件有无损坏、机械运输轨道上无障碍物。

(7) 工件的堆放高度和宽度不应超过有关规定。

## 第十六章 热处理新技术

**培训要点** 了解激光热处理、形变热处理、离子注入、气相沉积基本原理及组织、性能特点，熟悉计算机在热处理中的应用。

### 第一节 激光热处理

#### 一、激光发生装置

激光发生装置通常由活性媒质、激光装置和光学谐振腔等部分所构成。

活性媒质可以是原子、离子或分子。当它受到外界的激发后，媒质中处于高能阶的粒子数目多于低能阶的粒子数目，这种状态称之为粒子数反转。高能阶的粒子受到外来光子的“撞击”，将发射出同样的光子。这种发生方式称为受激辐射，发射的光称之为激光。由于受激原子辐射的光子与入射光子的波长、相位、偏振度、运动方向相同，所以激光也就是受激辐射产生的相干光。

光学谐振腔由激光器腔体和轴向两端的反射镜组成。根据激活媒质不同，激光器可分为固体激光器和气体激光器。常有的固体激光器有红宝石激光器、掺钕铝石榴石（YGA）激光器、掺钕的玻璃激光器。常见的气体激光器有氦氛激光器和  $\text{CO}_2$  激光器。

激光热处理大都采用  $\text{CO}_2$  激光器。所发生的激光波长为  $10.6\mu\text{m}$ ，此波长具有很好的大气透过率，很多物质对此波长的辐射线具有一定的吸收率。这种激光器还具有输出功率高（ $20\sim 100\text{kW}$ ）、效率高（ $20\%\sim 40\%$ ）并能长时间连续工作等优点。图 16-1 是  $\text{CO}_2$  激光器的原理图。

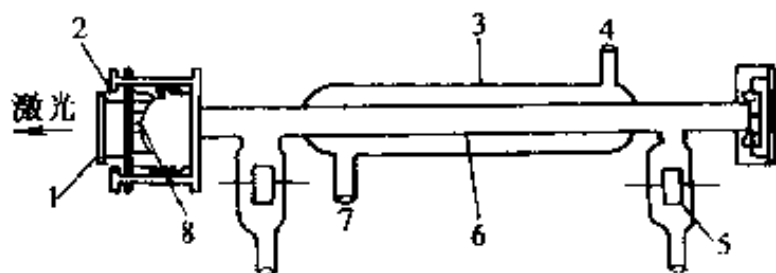


图 16-1  $\text{CO}_2$  激光器的原理图

- 1—KCl 晶片 2—O 圈 3—水冷套管 4—出水口  
5—电极 6—放电管 7—进水口 8—反射镜

激光热处理设备除了激光发生器外，还包括夹持工件的机床系统以及电气控制系统等，以满足工艺参数调整及控制的要求。

## 二、激光热处理原理及其特点

激光加热金属，主要是通过光子同金属材料表面的电子和声子的能量交换，使处理层材料温度升高，在  $10^{-7} \sim 10^{-9}$ s 之内，就能使作用的深度内达到局部热平衡。在金属材料表面形成的这层高温“热层”，继而又作为内部金属加热的热源，并以热传导的方式进行传热。

激光淬火就是以高能量激光作为能源以极快速度加热工件并自冷硬化的淬火工艺。

激光热处理是一种新型的热处理工艺技术，它具有以下特点：

(1) 快速加热，快速冷却 激光加热金属时的速度非常快，随着功率密度的提高，加热速度可达  $10^{10} \text{°C/s}$ 。由于金属具有良好的导热性，在工件有足够的质量情况下，其冷却可达  $10^{23} \text{°C/s}$  以上。

(2) 硬度高，疲劳强度高 激光淬火的硬度比普通淬火的硬度高  $15\% \sim 20\%$ 。因表面具有  $4000 \text{MPa}$  以上的残余压应力，使疲劳强度大大提高。

(3) 精确的局部加热 通过导电系统，激光束可以精确照射到工件的局部表面。特别是针对拐角、不通孔底部、深孔内壁等一般其它热处理工艺难以强化的表面进行处理。

(4) 变形小，劳动条件好 由于不是整体加热，而是小面积扫描加热，所以淬火变形小。在硬化层深度小于  $0.25 \text{mm}$  时，一般无变形，且表面光洁。激光淬火过程无烟雾、噪声小、辐射热也小，且整个操作过程易于实现自动控制，使劳动条件大为改善。

(5) 金属表面对激光束的反射 由于所有金属都是  $10.6 \mu\text{m}$  波长的  $\text{CO}_2$  激光的良好反射体，反射率可高达  $70\% \sim 80\%$ 。所以淬火前要对金属表面施加吸光涂层以增加吸收率。

尽管激光热处理工艺开发时间较短，但进展较快，目前在一些机械产品的生产中已有成功的应用。例如变速箱齿轮、发动机气缸套、轴承圈和导轨等。

## 三、激光热处理工艺技术

在进行激光淬火前需对淬火表面进行黑化处理，即在被加热的表

面涂一层吸光涂层，以提高激光的吸收率。常见的涂层有：涂炭膜、胶体石墨膜或磷酸盐膜等。

钢铁材料进行激光表面淬火的主要工艺参数为：激光束的功率及光斑直径、激光束的扫描速度、涂层材料及工件化学成分。当涂层材料和工件化学成分一定时，激光束功率密度和激光束扫描速度的改变可获得不同的硬化层深度、硬度以及组织，以达到所需的力学性能。它们的关系可用下式描述：

$$H \propto P \sqrt{D_b v} \quad (17-1)$$

式中  $H$ ——硬化层深度 (mm)；

$P$ ——激光束功率 (W)；

$D_b$ ——光斑直径 (mm)；

$v$ ——激光束扫描速度 (cm/s)。

至于硬化层的组织则和工件化学成分有关。一般碳钢的激光硬化层组织基本是细针状马氏体；合金钢为板条马氏体+碳化物以及少量残余奥氏体；铸铁则为细针状马氏体及未溶石墨炭。激光硬化层和基体交界的过渡区组织极为复杂，呈多相状态。未照射部位仍为原始的金相组织。

表 16-1 为六种常用材料的激光淬火工艺参数与力学性能及组织的关系。

表 16-1 常用材料的激光淬火工艺参数与力学性能及组织的关系

材料	功率密度 $\times 10^3 / (\text{W}/\text{cm}^2)$	功率 / W	涂料	扫描速度 / (mm/s)	硬化深度 / mm	硬度 HV	金相组织
20	4.4	700	碳素墨汁	19	0.3	476.8	板条马氏体+少量针状马氏体
45	2	1000	磷化	14.7	0.45	770.8	细针马氏体
T10A	3.4	1200	碳素墨汁	10.9	0.38	926	隐晶马氏体
GCr15	3.4	1200	碳素墨汁	19	0.45	941	隐晶马氏体
40CrNiMoA	2	1000	石墨	14.7	0.29	617.5	隐晶马氏体+合金碳化物
灰铸铁	2	1000	碳素墨汁	14.7	0.29	678	片状马氏体+隐晶马氏体+针状马氏体

由于存在搭接回火软化现象，激光淬火一般不适于工件整体表面淬火。

## 第二节 形变热处理

形变热处理就是将塑性变形和热处理有机结合，以提高材料力学性能的复合工艺。这种方法不但能够得到一般压力加工所达不到的高强度与高塑性、高韧性的良好结合，而且还能大大简化金属材料的生产流程，因而在机械制造业中得到广泛重视。

形变热处理方法很多，常用方法有低温形变热处理及高温形变热处理。

### 一、低温形变热处理

将钢加热到奥氏体状态，保温一定时间后，迅速冷却到过冷奥氏体的亚稳定状态下（即珠光体与贝氏体形成温度范围之间）进行塑性变形，然后立即进行淬火的综合强化工艺称为低温形变热处理。

表 16-2 为某些钢的低温形变淬火与普通淬火力学性能对比。

表 16-2 低温形变淬火与普通淬火的力学性能比较

钢种	抗拉强度/MPa		屈服点/MPa		断后伸长率 (%)		低温形变淬火条件		
	低温形变淬火	普通淬火	低温形变淬火	普通淬火	低温形变淬火	普通淬火	形变量 (%)	形变温度/°C	回火温度/°C
55CrMo3W2V	3200	2200	2900	1950	8	8	91	590	570
0.63C, 3Cr, 1.6Ni, 1.5Si	3200	2250	2250	1700	8	1	90	540	100
5CrNiMo	3100	2100	2300	1650	6	10	71	590	-
0.41C, 2Cr, 1Ni, 1.5Si	2750	—	2750	1800	—	—	93	540	370
38Cr5SiMoV	2700	2000	2450	1550	9	10	91	500	540
0.4C, 5Ni, 1.5Cr, 1.5Si	2700	2200	1950	1750	7.5	2	75	540	—
0.31C, 2Cr, 1Ni, 1.5Si	2600	—	2600	1600	—	—	93	540	370
0.55C, 2.1Si, 0.8Mn	2400	2200	2100	1800	10	6	65	480	-
40CrNiMo	2200	1900	1700	1600	10	10	71	840	100
12%Cr 不锈钢	1700	—	1400	—	13	—	57	430	-
0.3C, 12Cr, 8.5Ni	—	-	1800	420	-	—	90	310	-

(续)

钢种	抗拉强度/MPa		屈服点/MPa		断后伸长率 (%)		低温形变淬火条件		
	低温形变淬火	普通淬火	低温形变淬火	普通淬火	低温形变淬火	普通淬火	形变量 (%)	形变温度/°C	回火温度/°C
0.38C, 24Ni	--	--	1750	1350		--	79	100	150
0.0005C, 25Ni		--	980	840	--		79	260	---
30CrNi4	---		2800	2970	12	2	85		--
40CrSiNiWV	2760	2000	2260	1660	8.5	5.5	85		--
10CrMnSiNiMoV	2800	2110	2250	1840	7.1	8.5	85	---	
27CrNi4Mo	1820	1520	1340	1070	16	18	46	450	250

从表 16-2 可知, 同普通淬火处理相比, 低温形变淬火在保持塑性基本不变的情况下, 抗拉强度提高了 30~70MPa。它适用于要求强度极高的零件, 如飞机起落架、固体火箭蒙皮等。

低温形变淬火的效果同材料化学成分、形变温度及形变量有关。图 16-2 为不同材料经低温形变淬火后的强度变化情况。由图可知, 随着材料含碳量的增加, 其低温形变淬火后的强度增量 (和普通淬火相比) 也在提高。加入合金元素 Mo、Cr、V 等可以提高强化效果。

图 16-3 和图 16-4 分别为形变温度及形变量对力学性能的影响。

低温形变淬火产生的强化效果可保持到很高的回火温度。例如 45CrMnSi 钢经低温形变淬火后的硬度增量 (同普通淬火相比, 约增加 4~5HRC) 可一直保持到 600°C。

## 二、高温形变热处理

将钢加热到奥氏体状态, 保温一定时间, 并在此状态下形变, 随后进行淬火回火的一种工艺方法称为高温形变热处理。

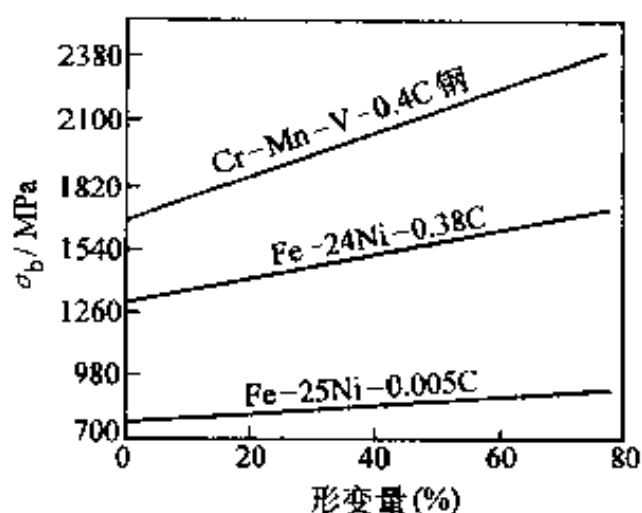


图 16-2 不同材料经低温形变淬火后的强度变化

高温形变热处理对材料没有特殊要求，一般碳钢、低合金钢均可应用。同普通热处理相比，高温形变淬火后经适当温度回火，抗拉强度提高 10%~30%，塑性提高 40%~50%，使钢的综合力学性能得到显著改善。此外，由于钢件表面有较大的残余应力，还可使疲劳强度显著提高。但强化效果不如低温形变淬火。

由于高温形变淬火的形变温度高，形变抗力小，因而在一般压力加工（锻、轧）条件下即可采用，并很容易安排在锻造或轧制生产流程中去。另外，从力学性能组合、工艺实施和对钢材要求的角度而言，高温形变淬火有许多优越性，如锻造余热淬火就是其中的一种。它将锻造和热处理结合起来，省去热处理的重新加热过程，从而节省能源，减少材料的氧化、脱碳和变形，且不需要大功率的设备，生产上容易实现，并大大降低成本，因此近年来发展较快。表 16-3 为锻造余热淬火同普通淬火的力学性能对比。

影响锻造余热淬火质量的主要因素有锻造加热温度、形变量、锻后停留时间、淬火温度、回火温度等。

由于钢的形变温度远高于形变奥氏体的再结晶温度，所以始锻温度不宜过高，应比一般锻造工艺略低一些。

一般最佳的形变量大约为 25%~40%，较小的形变量造成局部形变、晶粒粗细不均匀，对钢的强韧性没有好的作用；形变量太高，会

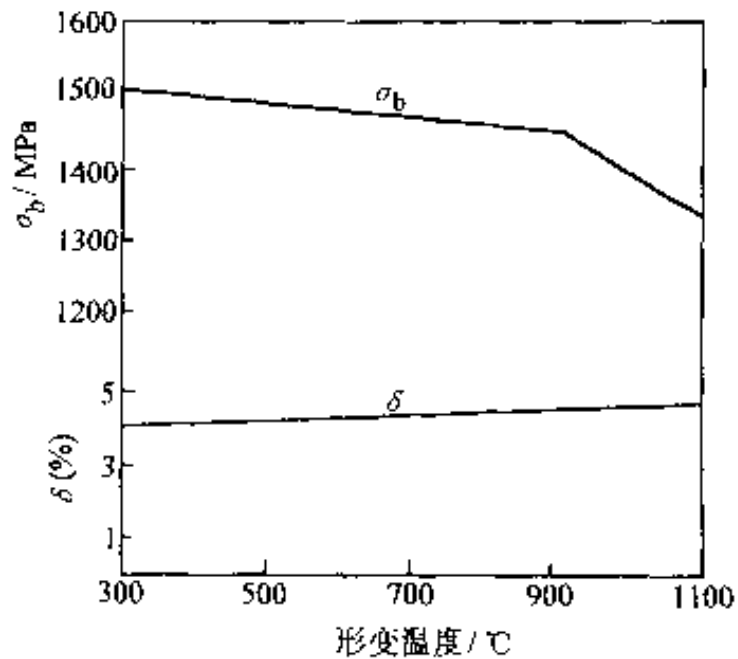


图 16-3 形变温度对力学性能的影响

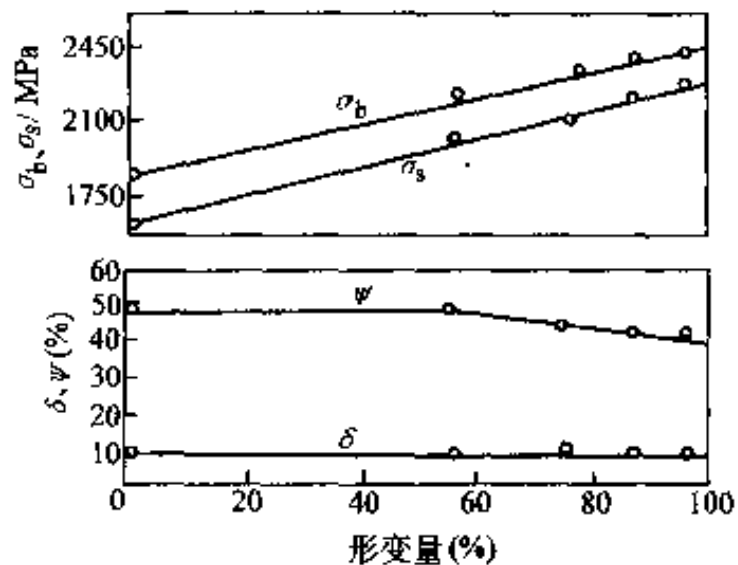


图 16-4 形变量对力学性能的影响

使形变热增加，再结晶晶粒容易长大，从而影响最终的强韧化效果。

高温形变后一般尚需切边、精整等后续工序，而终锻温度均高于奥氏体的再结晶温度。在锻造后淬火前的这段时间内，锻件内部组织结构将发生变化，必然影响锻造余热淬火后的性能。所以，在完成锻造工序后，应尽快淬火，以免停留时间过长，引起奥氏体晶粒的明显长大，使其强韧性低于正常调质状态。

表 16-3 锻造余热淬火同普通淬火的力学性能对比

零件名称/钢号	工 艺	力 学 性 能					
		$\sigma_b$ /MPa	$\sigma_s$ /MPa	$\delta$ /%	$\psi$ /%	$a_K$ /(J/cm <sup>2</sup> )	硬度
4115 连杆/45	锻造余热淬火	820			46	102	260HBS
	普通淬火	770			63	123	221HBS
拖拉机主动升降臂/45	锻造余热淬火	925	778	10.0	42	70	23HRC
	普通淬火	830	635	30.0	57	120	21HRC
S195 连杆/45	锻造余热淬火	942	829	13.6	61	125	27.8HRC
	普通淬火	867	708	21.6	58.1	123	24.4HRC
135 柴油机连杆/40Cr	锻造余热淬火	830	—	21	68	175	250HBS
	普通淬火	770	—	19	66	160	235HBS
高强螺母/20CrMn	锻造余热淬火	868	769	24.0	74.3	—	247HBS
	普通淬火	727	655	22	73.2	—	210HBS
履带链板/40Mn	锻造余热淬火	870	780	2.0	—	89	268HBS
	普通淬火	800	620	21.8	—	85	246HBS

锻造余热淬火温度是指锻后进入冷却介质前的工件表面温度。此温度的高低和始锻温度、形变方法、锻后停留时间等因素有关。一般锻造余热淬火温度比普通淬火温度高得多，有利于提高钢的淬透性。故常用碳钢和合金结构钢锻造余热淬火都可以采用油淬方式。但较高淬火温度对强韧化效果有不利影响。只有适当地降低淬火温度并采用合适的淬火介质，才能发挥锻造余热淬火的效果。

锻造余热淬火后的回火工艺随工件的性能要求不同而异。但它比普通淬火后的钢件具有更高的回火抗力。通常锻造余热淬火工件应及时回火，以免产生锻淬后的搁置裂纹。

### 三、形变热处理的强化机理

一般认为形变热处理获得强化的原因有下列几种：



(1) 细化奥氏体晶粒、改变淬火后马氏体形态及其结构 由于奥氏体晶粒的细化,使得马氏体变得很细,晶界增加。形变热处理也可使马氏体亚结构发生变化,如位错密度的增加等。当形变温度高于铁原子能进行自扩散的温度时,伴随着变形过程发生回复和再结晶过程。变形温度越高,回复、再结晶过程越容易进行。特别是在高温形变热处理时,该因素特别明显。如处理不当会发生聚合再结晶,不仅使上述强化因素消失,甚至可能发生一些缺陷。此时应选择合适的变形温度和变形量,严格控制变形后淬火前的停留时间,尽可能变形后立即淬火。

(2) 使钢碳化物变细、分布弥散均匀 这不仅使强度提高,而且韧性也有提高。如含有Cr、Mo、V等碳化物形成元素的合金钢,在低温形变热处理时,由于在亚稳定奥氏体形成过程中直接析出细小而弥散的合金碳化物,因而在形变热处理后,其屈服强度增加率达每1%形变量达8.8MPa,而不含碳化物形成元素的Fe-Ni-C合金屈服强度每1%形变量达4.9MPa。

(3) 改变脆性相的数量及分布 由此减弱结构钢的可逆和不可逆回火脆性。如高温形变热处理,由于奥氏体状态的塑性变形,改变了奥氏体的晶界结构,显著减弱了可逆和不可逆的回火脆性。

### 第三节 离子注入

所谓离子注入就是在真空中,将元素电离后加高电压,使离子以很高的速度硬挤入工件表面的过程。注入元素的量不受相图、固溶度及原子扩散规律的影响,可以通过测量电荷量来精确地计算注入的数量,可以较好地实现对被注入材料性能的要求。如在钢铁表面注入铬,可以代替不锈钢,提高抗蚀性能;注入铝,形成 $Al_2O_3$ ,改善钢的抗氧化性能;在工具钢中注入氮,如在加工塑料用的高速钢丝锥中注入氮,可提高寿命5倍,而在硬质合金拉丝模中注入氮,则提高寿命11倍。

图16-5为离子注入系统示意图。将注入元素原子在离子源中电离成离子,从离子源引出后经过离子加速器加速,使每个离子获得 $E=qV$ ( $q$ 为离子电荷, $V$ 为离子加速器电压)的能量,再将离子束通过磁

性质量分析器，使能量为  $E$  的不同质量的离子偏转不同的角度，这样可选出特定能量和质量的离子经过聚束扫描注入靶室，然后均匀地注入工件特定的面积。

在离子注入过程中，离子到达金属靶表面时的速度较高，因而穿透金属表面层并与内部原子发生碰撞，在多次交联碰撞、激发电子和离子化过程中，注入的离子损失了原有的动能最后静止

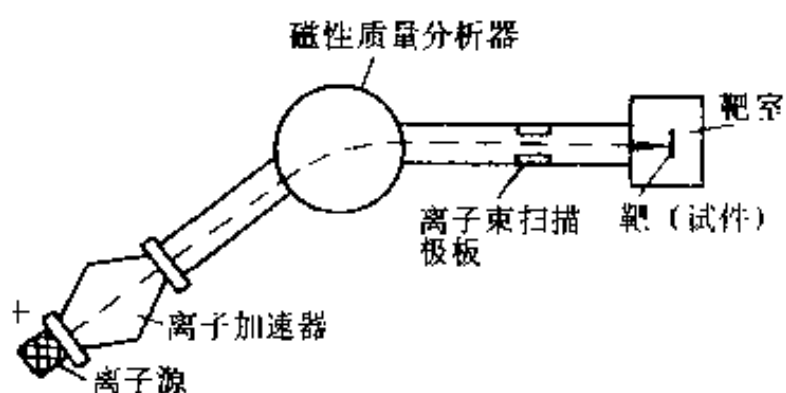


图 16-5 离子注入系统示意图

在金属表面层。与此同时，在金属内部又产生了大量的转换原子、间隙原子和空位。间隙原子及空位移动使金属表面层形成大量位错。

离子注入工艺有以下特点：

(1) 离子注入深度极浅 离子注入深度一般在  $1\mu\text{m}$  以下。由于离子注入深度与注入机能量成正比。目前所用的注入机能量在  $100\sim 200\text{keV}$ ，将氮离子注入到铁中，注入深度仅能达到  $0.1\sim 0.2\mu\text{m}$ 。由于离子注入过程的热效应会使工件温度升高，可使氮原子渗入深度达到  $0.5\mu\text{m}$ 。另外大量离子轰击在金属表面层所产生的空位也能增加氮原子的扩散速度，使氮原子的注入深度最终达到  $1\mu\text{m}$ 。

(2) 离子注入量受离子束流强度及注入时间影响 离子束强度越大，注入时间越长，离子的注入量越多。反之，离子注入量越少。

(3) 注入元素不受热力学相平衡、固溶度等物理冶金因素的影响 由于离子注入到金属材料表面内，既可和表层基体原子形成平衡态，也可形成非平衡态。甚至非晶态。所以能够根据需要自由地选择注入元素和基体材料组合，制备出常规冶金方法不能得到的表面相。

(4) 离子注入层里原子的直接混合 注入层与基体金属间不形成明显的界面，故结合非常牢固，不影响工件的宏观尺寸和表面粗糙度。

(5) 离子注入只需较低温度 ( $200^\circ\text{C}$ ) 即可进行 这样就没有普通热处理高温所带来的工件变形问题，也不改变工件正常的心部组织和性能。

由于离子注入的独特方式，可以强化各种钢及合金，包括软钢、普

通碳钢、淬火工具钢、奥氏体不锈钢以及硬质合金等。

离子注入合金化是一种新型表面强化技术，用离子注入方法可以获得深度为 $1\mu\text{m}$ 左右的近合金层，用来改善材料的性能。如W6Mo5Cr4V2高速钢制成丝锥，离子注入N后，使用寿命提高5倍，疲劳寿命提高10倍等。

#### 第四节 气相沉积

气相沉积是利用气相中发生的物理、化学过程在工件表面形成具有特殊性能的金属或化合物涂层。是一种使工件性能优化的新工艺。根据不同的服役条件的工件表面可分别沉积Si、Ni、Ta或TiC、TiN等覆盖层后，获得良好的耐热、耐腐蚀、耐磨等方面的性能。

根据成膜的机理不同，可分为化学气相沉积（用CVD表示）和物理气相沉积（用PVD表示）。

##### 一、化学气相沉积

通过气相化学反应在金属表面沉积元素或化合物层的工艺方法称为化学气相沉积（Chemical Vapor Deposition），简称CVD法。这种处理具有覆盖速度快、覆盖能力强、覆盖层质量好以及适用材料范围广等特点，因而受到了国内外普遍重视。

化学气相沉积包括沉积物的蒸发气化、发生化学反应、沉积覆盖等三个过程。图16-6是一般化学气相沉积过程的示意图。从图16-6中可知，在较低温度（ $T_1$ ）下加热欲沉积金属的化合物或直接通过化学反应产生沉积金属的气相沉积物，同时在压力差或载运气体的作用下将用作沉积的气相化合物送入反应室，使之与被加热到高温（ $T_2$ ）的工件接触，发生化学反应，在工件表面上沉积金属或化合物的覆盖层。

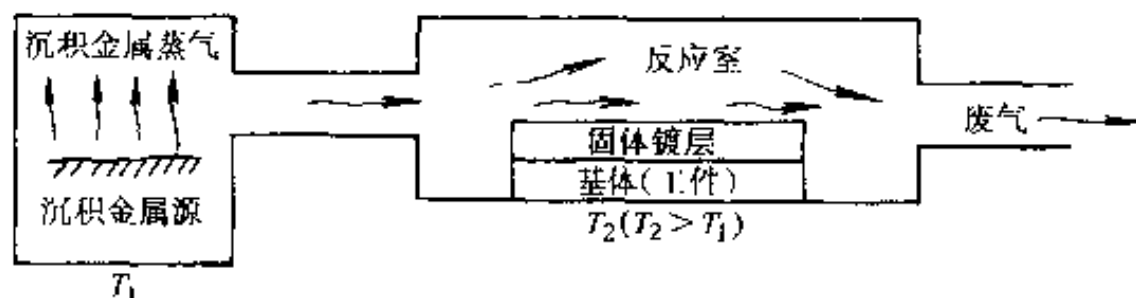


图16-6 化学气相沉积过程示意图

因化学气相沉积是非均相反应，反应所需的活化能比相同的均相反应要低得多。因此，它不仅可用于Cu、Al等易熔金属的沉积，而且也用于难熔金属、合金以及碳化物、氮化物等沉积处理。

下面以工具钢表面化学气相沉积TiC和TiN工艺为例，来说明化学气相沉积过程。图16-7是工件表面沉积TiC和TiN涂层的CVD装置示意图。其沉积的工艺过程是：先抽真空，使反应室R内的压力低于1.33Pa，通氢气洗炉，加热工件到沉积温度（一般为900~1000°C），氢气流再保留一段时间以清洗工件表面的氧化膜和其它污染物，然后根据工艺要求不同，以一定流量分别供给N<sub>2</sub>、CH<sub>4</sub>、TiCl<sub>4</sub>、H<sub>2</sub>和Ar气。其中TiCl<sub>4</sub>是通过加热液态的氯化钛得到。

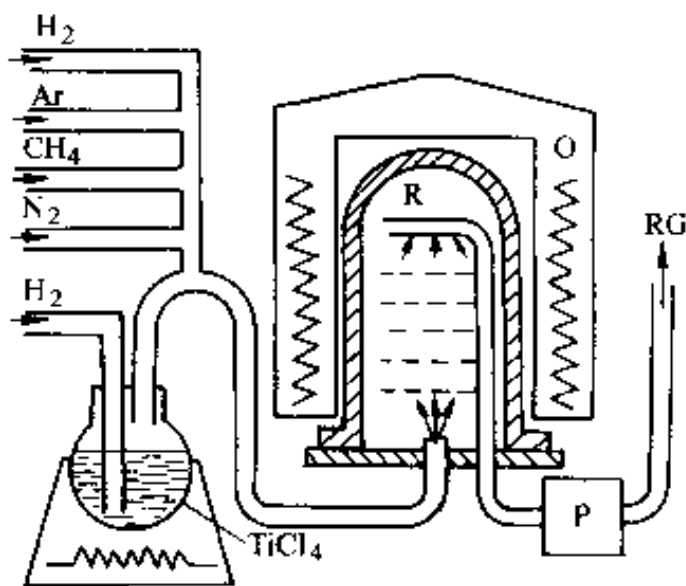
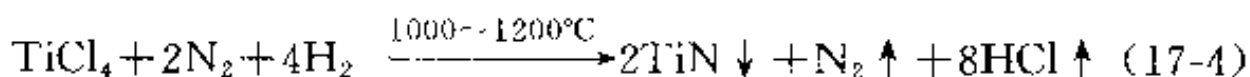
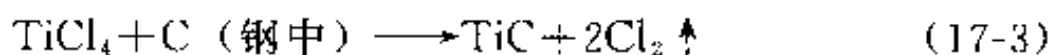
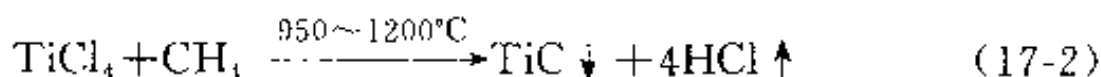


图 16 7 沉积 TiC 和 TiN 涂层的装置示意图

经数小时处理后，在工件表面形成2~10μm厚的沉积层。其化学反应式如下：



影响CVD过程的因素很多，主要有如下几种：

(1) 金属基体的成分 金属基体的含碳量对沉积速度影响很大。如TiC在高碳钢、高合金钢上的沉积速度比低碳钢、低合金钢要快得多。这是因为形成TiC所需的碳是靠反应气体和金属基体提供，如果金属基体的含碳量较高，反应气体和金属基体同时提供碳原子，形成TiC的碳源充足，沉积速度就会加快；反之，沉积速度就会变慢。

(2) 沉积温度 因沉积过程的化学反应都是吸热式反应，提高温度有利于这些反应的继续进行，并可加快反应速度。但温度高又会使金属基体的晶粒粗大及工件的变形增大，因此TiC和TiN的沉积温度

在  $900\sim 1200^{\circ}\text{C}$  为佳。

(3) 沉积时间 由于沉积厚度总是随着沉积时间的延长而增加, 因此, 沉积时间主要取决于所要求的涂层厚度。当然与沉积温度、反应气体的成分等也有关系, 反应速度越快, 沉积时间越短。

(4) 混合气体配比 混合气体的成分对沉积速度和涂层的质量都有较大的影响。只有控制混合气体通入量, 才能提高沉积速度和获得最佳的涂层性能。如沉积 TiC 涂层时, 若混合气体比例控制不当, 不但将使涂层硬度降低, 而且涂层会出现龟裂、剥落, 甚至会出现大量炭黑, 阻碍沉积的进行。

化学气相沉积的涂层具有膜层致密, 膜厚均匀, 与基体结合牢固, 质量稳定, 设备投资少, 成本低等优点。其缺点是沉积工艺的温度高, 沉积处理后再要进行热处理, 因而工件变形较大且反应产物中的 HCl 气体会腐蚀设备和污染环境等。

针对沉积温度太高 ( $900\sim 1200^{\circ}\text{C}$ ) 这一化学气相沉积中的突出问题, 近年来研究、开发降低沉积温度的方法有: 等离子活化、用光和激光进行化学激发、合理选择反应气体等, 都有取得了不少进展。无疑这是化学气相沉积的一个重要的改进方向。

## 二、物理气相沉积

通过真空蒸发或真空溅射等物理过程, 使金属表面沉积元素或化合物的工艺方法称为物理气相沉积 (Physical Vapor Deposition), 简称 PVD 法。由以上定义可知, 物理气相沉积主要是通过三种途径实现反应物与金属界面进行界面反应的, 即金属蒸发产生金属粒子、通过等离子体使金属离解产生金属粒子、通过溅射产生金属粒子。所产生的离子在电场的作用下轰击工件表面并沉积在工件表面, 通过扩散与基体形成冶金结合的界面。同 CVD 法相比, PVD 法的优点主要有: 涂层材料的选择自由度更大, 金属、合金、金属化合物及陶瓷均可; 沉积涂层的工艺温度较低 (一般都有在  $600^{\circ}\text{C}$  以下); 成膜后表面精度高, 可不必再对表面进行加工; 沉积速度快以及无公害等。

1. 真空蒸镀 在真空度为  $1.33\times 10^{-3}\sim 1.33\times 10^{-4}\text{Pa}$  压力下, 用电子源束或电热源加热材料使之蒸发, 蒸发的原子 (或分子) 直接在工件表面形成沉积层的工艺方法称为真空蒸镀, 图 16-8 为真空蒸镀原理示意图。

蒸发粒子的浓度在蒸发源附近最大，离开蒸发源则逐渐降低。为了提高镀层的均匀性，向工件附近通入少量氩气或采用旋转夹具转动工件。为了提高沉积速度，还可以在蒸发源和工件之间设置适当强度的电场，此即所谓的电场蒸镀。

2. 离子镀 先将工作室抽真空至  $10^{-3} \sim 10^{-1}$  Pa，然后通入氩气，使工作室内的真空度维持在  $6.67 \sim 26.66$  Pa。接着在工件上加  $1 \sim 5$  kV 的负压，使蒸发源与工件之间产生辉光放电，使工件周围形成一等离子区。当蒸发粒子通过等离子区时，部分被离子化的粒子在电场作用下，以更大的动能飞向工件并沉积在表面上形成涂层的工艺方法称为离子镀，图 16-9 为离子镀原理示意图。

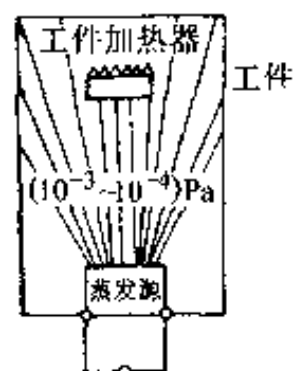


图 16-8 真空蒸镀原理示意图

3. 真空溅射 将沉积层物质作为靶阴极，利用氩离子轰击靶材，产生阴极溅射，把靶材原子溅射到工件上形成沉积层的工艺称为真空溅射，图 16-10 为真空溅射原理示意图。

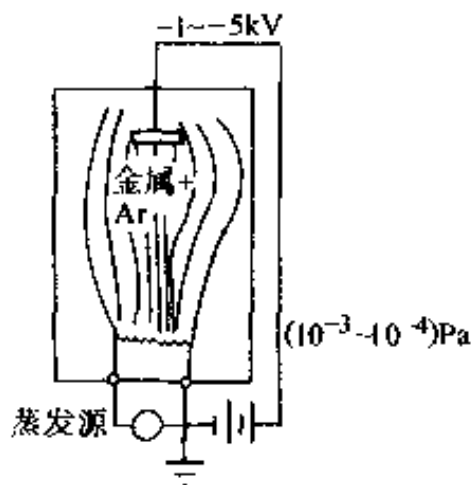


图 16-9 离子镀原理示意图

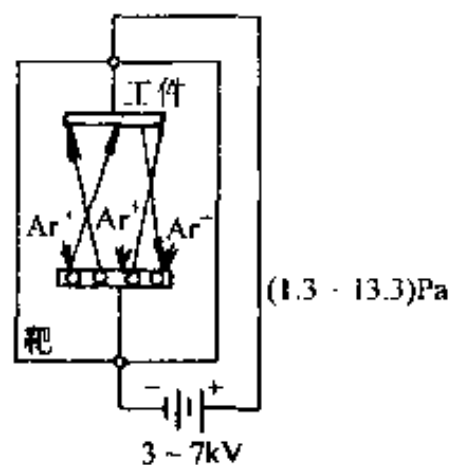


图 16-10 真空溅射原理示意图

由图 16-10 可见，作为工作气体的氩气，压力为  $1.3 \sim 13.3$  Pa，以沉积物质作靶（阴极），并加上数百到数千伏负压，以工件为阳极，通过辉光放电产生的氩离子轰击靶材，使激发出来的原子（或分子）溅射到工件表面上形成沉积层。一般说来，靶和工件的相对几何关系与沉积层的均匀性及沉积面积的大小直接有关。

以上三种基本沉积方法的主要特点见表 16-4。从表 16-4 可知，离

子镀具有沉积速度快，涂层致密等优点。因此，有关 PVD 的研究和改进主要集中在离子镀，并取得了进展。

表 16-4 三种基本沉积方法的主要特点

项 目		真空蒸镀		真空溅射	离子镀	
粒子能量	蒸发原子	0.1~1eV		1~10eV	0.1~1eV	
	离子			—	数百~数千 eV	
蒸发源加热方式		电子加热	电子束	RF	电子加热	电子束
沉积速度 / $\mu\text{m} \cdot \text{min}^{-1}$		0.1~3	1~75	0.01~0.5	0.1~2	1~50
涂层	密度	低温时密度低		密度高	密度高	
	气孔	低温时多		没有	没有	
	附着性	不太好		相当好	非常好	
特 点		1. 工件不带电  2. 主要靠真空金属加热蒸发而沉积到工件表面上		1. 工件为阳极, 靶(要沉积物质如 Ti)为阴极  2. 利用 $\text{Ar}^+$ 轰击靶使其溅射沉积到工件表面上	1. 工件为阴极, 坩埚(内放 Ti 锭)为阳极  2. 工件与蒸发源间形成等离子场 3. $\text{Ti}^+$ 在电场作用下飞向工件并沉积在其表面上 4. $\text{Ti}^+$ 在沉积过程中有离子搅拌现象	

### 三、气相沉积层的特点

(1) 沉积层的组织 在钢和硬质合金表面以 CVD 和 PVD 法形成的覆盖层，其表面光滑，并能保持处理前工件的表面粗糙度，与基体的分界呈平直状态。

PVD 覆盖层的组织结构是致密的粒状晶，CVD 覆盖层则往往形成树枝状晶；PVD 处理温度低，几乎不存在扩散层，而 CVD 处理温度高，有少量扩散层。

沉积涂层厚度受沉积方法、沉积温度、基体材料成分等因素影响。一般采用 CVD 法和溅射法可达数微米至数十微米；采用真空蒸镀和离子镀也能达到数微米。对于工具钢而言，数微米较合适。

(2) 沉积层的性能 沉积层的组织结构决定了沉积层的性能，所以可通过沉积不同的金属或化合物来满足耐磨、耐蚀、抗氧化等服役要求。

碳化钛、氮化钛沉积层的硬度极高。碳化钛沉积层的硬度为 3300~4000HV，氮化钛沉积层的硬度为 2500~3000HV，而一般的淬火钢为 900HV。由于硬度高，所以有优良的抗磨料磨损性能。

碳化钛、氮化钛沉积层的熔点很高 ( $>2800^{\circ}\text{C}$ )，化学稳定性好。金属基体在沉积层中的溶解度小和摩擦系数低，因而具有很好的抗粘着磨损能力，使用中发生冷焊和胶合倾向也很小。

两种沉积层在高温下也具有良好的抗大气氧化能力，TiC 大约可达  $400^{\circ}\text{C}$ ，TiN 大约可达  $500^{\circ}\text{C}$ 。它们的抗腐蚀能力也很强，TiC 具有抵抗低浓度盐酸和硫酸的腐蚀能力，只有在王水及氢氟酸中 TiC 才会被腐蚀。而 TiN 的抗腐蚀能力一般比 TiC 更好。

沉积层还具有美丽光亮的色泽，TiC 沉积层的颜色随金属基体材料而异，从光亮的银色到暗灰色。TiN 沉积层是金黄色，是一种很好的装饰色。

(3) 工业上的应用 因沉积层具有优异的耐磨、耐蚀、抗大气氧化等性能，在工业上的应用前景很大。特别是碳化钛、氮化钛沉积已成功地应用在模具、刀具上，表 16-5 为应用效果。

表 16-5 用离子镀沉积 TiC、TiN 涂层的应用效果

材 料	零 件 名 称	涂 层	寿命延长/倍数
高速钢	切削工具	TiC, TiN	5~10
高速钢	丝锥	TiC	5
高速钢	齿轮滚刀	TiN	8
高速钢	螺钉冲头	TiN	3
模具钢	冲模	TiC, TiN	3~5
Cr13 型不锈钢	纤维切刀	TiC	3~10
45、3Cr2W8	压铸模	TiC, TiN	10 以上



## 第五节 计算机在热处理中的应用

### 一、概述

计算机在热处理中的应用日益广泛，并不断发展。目前，主要有以下几方面的应用：

(1) 设计计算及计算机辅助设计 设计计算涉及到控制气氛平衡常数计算、热处理炉热平衡计算等。计算机辅助设计涉及到热处理设备设计和热处理车间设计等。

(2) 热处理工艺过程控制 建立热处理工艺过程的数学模型，利用计算机对温度、时间、气氛、压力等参数进行控制，并对整个热处理工艺过程进行监测与控制。

(3) 集散控制计算机系统 由一台中央计算机控制分散在各处若干设备的工艺过程，实现对整个车间的自动化控制。

(4) 热处理计算机仿真技术 建立热处理工艺数学模型，通过计算机仿真技术进行试验，预测试验结果，验证并修改数学模型，进行最优化设计等。

计算机能对生产过程进行高精度的检测及控制，其控制原理是对被控对象（过程）的相关参数（如温度、压力、气氛、流量等）进行采样，通过输入通道，将模拟量变为数学量传给计算机。计算机按预定的控制规律（数学模型）对数字信息进行计算，并通过输出通道将计算结果转换成模拟量去控制被控制对象，使被控量达到预期要求。图 16-11 为计算机控制系统原理简图。

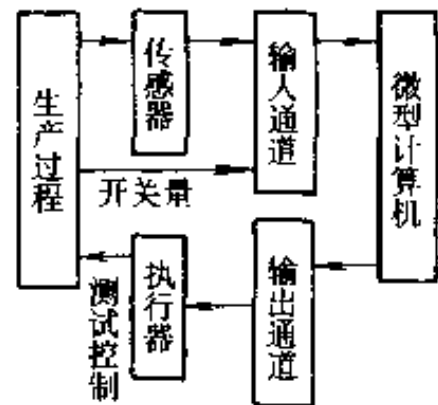


图 16-11 计算机控制  
原理简图

### 二、渗碳工艺过程的计算机控制

(1) 气体渗碳碳势的自动控制 碳势受很多因素的影响，如  $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2\text{O}$ 、 $\text{O}_2$ 、 $\text{CH}_4$ 、 $\text{CO}$ 、 $\text{H}_2$  气压，炉温，被处理工件合金元素等。上述这些影响因素称为自变量，而碳势则称为因变量。若选取影响较大的自变量作为碳势的控制量，其它次要的影响因素则作为恒量来处理，这样的控制系统称为单参数控制系统。若选用两个或三个影响较大的自变量来控制碳势，则称为双参数或三参数控制系统。

单参数控制系统的特点是所需设备较简单，成本较低，但控制精度较差；双参数或三参数控制系统的特点是控制精度高，但设备也较复杂，成本相对也高些。

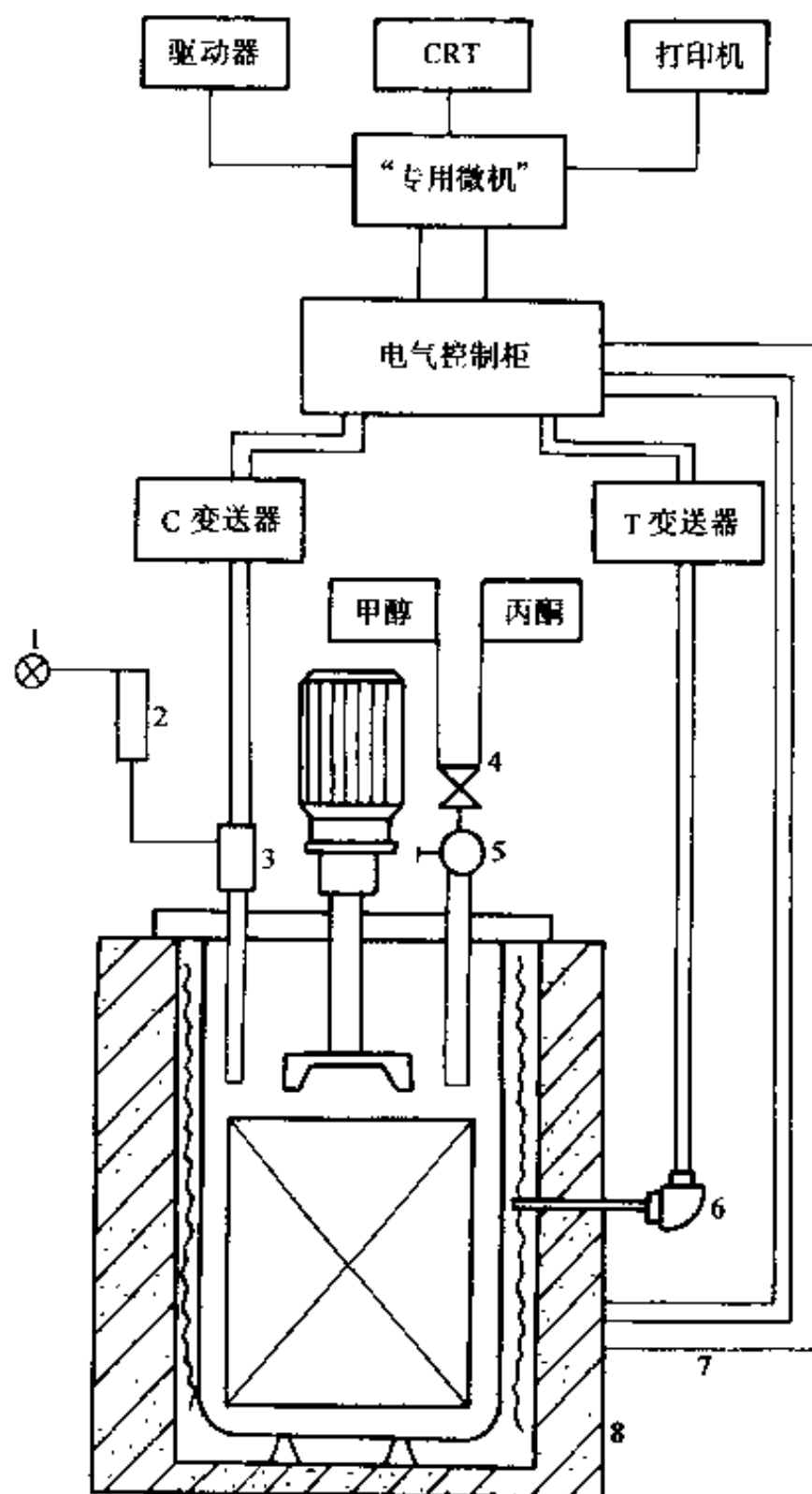


图 16-12 氧探头单参数碳势计算机  
控制系统方框图

- 1 气泵 2 流量计 3 氧探头 4 数控阀 5 滴注器  
6 热电偶 7 电源线 8 井式气体渗碳炉

通常可用露点仪、CO<sub>2</sub> 红外仪或氧探头作为检测原件组成单参数碳势控制系统。这里仅以氧探头单参数碳势计算机控制系统为例，图 16-12 是氧探头单参数碳势计算机控制系统方框图。温度控制精度可达 ±2K，碳势控制精度可达  $w_c \pm 0.05\%$ 。

碳势与氧探头输出的氧浓度电势的数学模型如下：

$$w_c \% = K \times 10^{\left(\frac{E}{a} - b\right)} \quad (16-5)$$

式中  $E$  —— 氧浓度电势 (mV)；

$K$ 、 $a$ 、 $b$  —— 常数，与渗碳剂、温度、钢种、炉况有关，可通过实验测定。

将式 (16-5) 存入计算机，每当测定  $E$  值，计算机就按事先编好的程序，算出当前的碳势，并与给定碳势进行比较，得出碳势偏差值及极性。随后计算机按给定的控制算法，算出控制量，通过 D/A 转换去控制电磁阀的启闭频率，改变液体渗碳剂的滴量，从而使碳势保持在给定值。

(2) 炉温 由热电偶测得的温度信号，经 CPU 按预先编排好的程序处理，获得与温度偏差成 PID 关系的控制量，直接输入晶闸管过零触发器，以控制晶闸管过零触发器，以控制晶闸管输给电炉的电功率，从而达到控制炉温的目的。

(3) 时间管理 依照工艺过程预先选定的预热、加热、渗碳和扩散的时间曲线，进行时间控制。

(4) 其它控制 目前普遍应用的箱式炉中的进料车运动、炉门开启、工件进炉、推料、加热、停炉、冷却、报警等均由计算机控制。

由于计算机具有很强的计算能力，可以很方便地组成各种双参数碳势控制系统或三参数碳势控制系统，获得高精度的碳势控制。

### 三、热处理生产线的计算机控制

计算机控制热处理生产线是计算机集散系统在热处理行业中的应用。这种集中分散系统可以用来同时控制不同工艺的多台炉子，也可以用来控制一条从预热 → 加热 → 淬火 → 清洗 → 回火的生产线，完成热处理工艺参数、机械运动等系统操作。图 16-13 为汽车球头销感应加热淬火热处理生产线计算机控制方框图。由图 16-13 可知，该生产线工艺

控制过程包括清洗→感应加热→回火→无损检测→装料、卸料等，感应淬火控制包括感应圈间隙、淬火电压、加热时间、工件转动、冷却速度等，只要设备性能良好，系统就能运行自如。

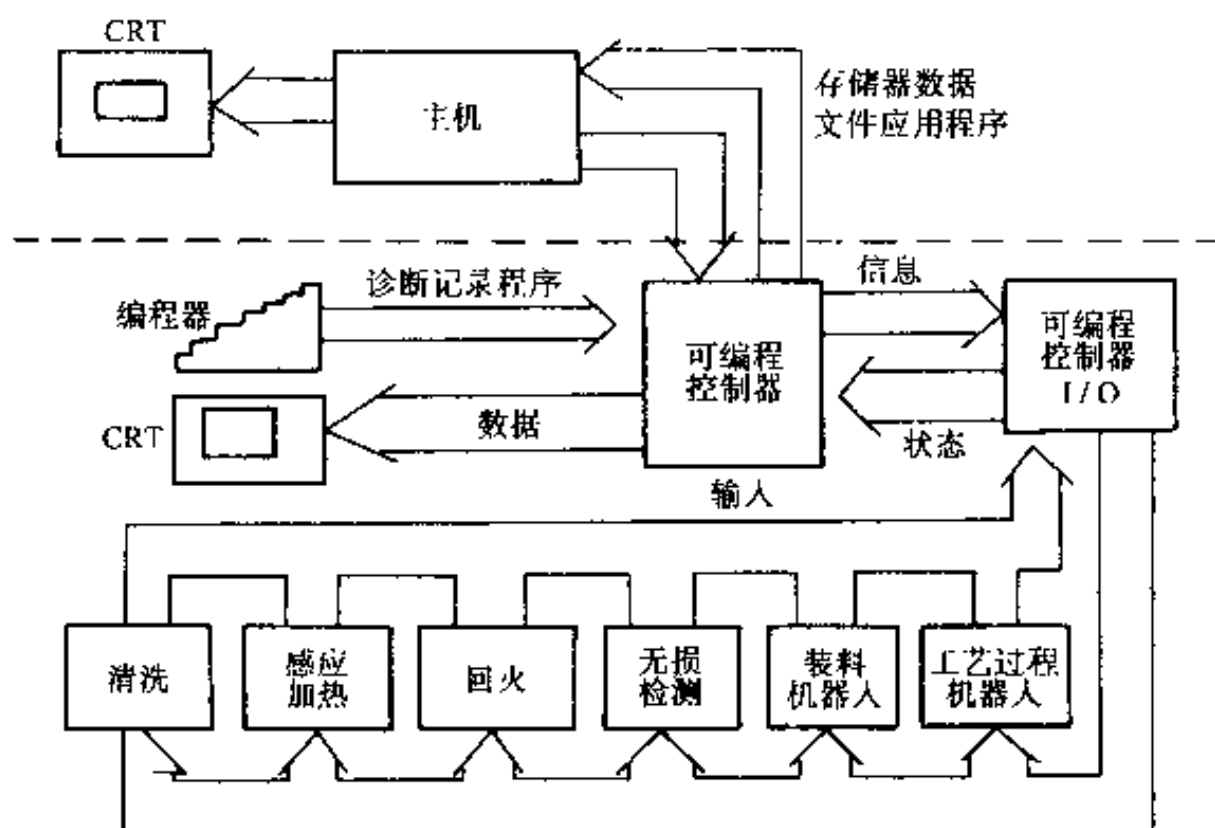


图 16-13 汽车球头销感应加热淬火生产线  
计算机控制方框图

# 试 题 库

## 试 题

### 一、是非题（是画√，非画×）

1. 钢和铸铁都是以铁碳为主的合金。 ( )
2. 钢中的硅、锰、硫、磷等杂质含量一般都低于铸铁。 ( )
3. 沸腾钢脱氧较镇静钢完全，故沸腾钢组织较为致密，力学性能高于镇静钢。 ( )
4. 在平衡状态下，金属的熔点和凝固点是同一温度。 ( )
5. 改善零件的结构形状，减小零件表面的粗糙度以及采取各种表面强化的方法，都能提高零件的疲劳强度。 ( )
6. 所有金属材料在拉伸试验时都会出现显著的屈服现象。 ( )
7. 小能量多次冲击抗力大小主要取决于材料的强度高。 ( )
8. 金属材料的力学性能主要是由其内部组织结构决定的。 ( )
9. 滑移和孪生是金属塑性变形的两种基本方式。 ( )
10. 金属塑性变形的的主要方式是滑移，而滑移的产生又是位错运动的结果，所以位错运动困难的材料其强度都较高。 ( )
11. 对于不能用热处理方法进行强化的材料，可采用形变强化或细化晶粒强化等工艺。 ( )
12. 由于大多数固态金属都是晶体，所以它们都具有各向异性。 ( )
13. 金属面心立方晶格的致密度比体心立方晶格的致密度高。 ( )

14. 金属的理想晶体强度比实际晶体的强度高得多。 ( )
15. 金属结晶时, 过冷度越大, 结晶后晶粒也越粗大。 ( )
16. 在一定温度范围内随着钢过冷度的减小, 所形成的晶粒越小, 故生产中可通过适当减小过冷度的方法来达到细化晶粒的目的。 ( )
17. 金属发生同素异晶转变时, 要吸收或放出热量, 转变是在恒温下进行的。 ( )
18. 金属发生同素异晶转变时, 只是晶格发生变化, 显微组织则不发生变化。 ( )
19. 金属中晶体缺陷的存在会使金属的力学性能降低, 故通常希望金属中的晶体缺陷越少越好。 ( )
20. 一般说晶粒越细小, 金属的强度、硬度越高, 塑性和韧性也越好。 ( )
21. 面缺陷主要是指金属中的晶界和亚晶界。 ( )
22. 晶界上的原子因具有较高的能量而呈现出不稳定性, 所以, 容易导致加热时晶界的氧化。 ( )
23. 晶格中的结点代表原子在晶体中的平衡位置。 ( )
24. 无论是单晶体还是多晶体均能体现出晶体的各向异性。 ( )
25. 常温下的碳素钢中, 由于铁和碳的相互作用而形成了与纯铁中的  $\alpha$ -Fe 成分和结构都不相同的  $\text{Fe}_3\text{C}$  新相, 所以碳素钢是多相组织。 ( )
26. 金属化合物的晶格类型和组成金属化合物的各组元的晶格类型完全不同。 ( )
27. 机械混合物没有确定的相组成数量比, 且各个组成相保持各自原有的晶格和性能。 ( )
28. 温度越高, 原子的活动能力越强, 溶质原子也就越不容易溶入溶剂中, 故一般情况下, 温度越高, 固溶体的溶解度越小。 ( )
29. 纯组元、固溶体和金属化合物均是合金的基本相。 ( )
30. 合金固溶强化的基本原因是晶体的晶格类型发生变化。 ( )

31. 二元合金相图一般都是用实验的方法测得, 其最常用的方法是热分析法。 ( )

32. 间隙固溶体有可能是无限固溶体, 置换固溶体不可能是无限固溶体。 ( )

33. 珠光体的力学性能介于铁素体和渗碳体之间。 ( )

34. 铁素体是固溶体, 由于固溶强化的原因, 其性能硬而脆。 ( )

35. 二次渗碳体是从液态合金中结晶出来的, 而一次渗碳体是从奥氏体中析出的。 ( )

36. 共析渗碳体、共晶渗碳体、一次渗碳体和二次渗碳体是铁碳合金中结构相似而原子数量比不同的四种铁碳化合物。 ( )

37. 亚共析钢属于低碳钢, 共析钢属于中碳钢, 过共析钢属于高碳钢。 ( )

38. 机械混合物的力学性能取决于构成它们的各组成相性能, 以及各相的数量、形状、大小和分布情况。 ( )

39. 球状珠光体和片状珠光体比较, 在硬度相同的情况下, 前者塑性、韧性较好。 ( )

40. 塑性变形会使金属材料的导电性、导磁性下降, 化学活性上升、腐蚀速度加快。 ( )

41. 再结晶是无相变的结晶过程。 ( )

42. 再结晶也是相变过程。 ( )

43. 再结晶过程没有恒定的转变温度。 ( )

44. 再结晶并不能够使变形金属的组织 and 性能回到冷塑性变形前的状态。 ( )

45. 碳钢中的常存杂质硅、锰在不超过规定含量时都是有益元素, 它们都能提高钢的强度。 ( )

46. 铁碳合金在室温下的平衡组织是由铁素体、奥氏体和渗碳体组成。 ( )

47. Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图中没有贝氏体和马氏体两种组织的原因是相图中的组织为稳定的平衡组织, 而这两种组织则是非平衡组织。 ( )

48. 由于一切自发过程都是从高自由能状态过渡到低自由能状态, 所以钢组织转变的推动力是新相和旧相之间的自由能差。( )
49. 影响奥氏体晶粒长大的两个最主要的因素是加热温度和保温时间, 并且加热温度的影响比保温时间更为明显。( )
50. 在热处理生产中选择本质细晶粒钢, 当加热温度过高 ( $>950^{\circ}\text{C}$ ), 奥氏体晶粒仍然细小。( )
51. 本质粗晶粒钢的晶粒在任何加热温度下均比本质细晶粒钢粗大。( )
52. 奥氏体晶核长大过程中向铁素体一侧长大速度快于渗碳体一侧。( )
53. 亚共析钢、共析钢完全奥氏体化过程刚结束时, 奥氏体晶粒是比较细小的, 过共析钢完全奥氏体化后晶粒也是比较细小的。( )
54. 奥氏体晶粒尺寸越小, 其晶粒度等级也越小。( )
55. 凡使 C 曲线右移过冷奥氏体稳定性增加的因素都对珠光体的转变起阻碍作用。( )
56. 间隙化合物一般是由原子直径较大的过渡族金属和原子直径较小的非金属元素所组成。( )
57. 3Cr2W8V 钢因钢中碳的质量分数为 0.3%, 所以它是亚共析钢。( )
58. 高速钢的碳的质量分数为 0.7%~0.8%, 所以它属于过共析钢。( )
59. 滚动轴承钢属于合金结构钢, 不能做工具钢。( )
60. T12 表示平均  $w_{\text{C}}$  为 1.2% 的高级优质碳素工具钢。( )
61. 贝氏体是非扩散型转变。( )
62. 退火碳素钢随含碳量的增加, 其室温组织中的渗碳体量不断增加。( )
63. 在其它条件相同时, 片状珠光体比球状珠光体的奥氏体形成速度快。( )
64. 共析钢过冷奥氏体在连续冷却时, 只有珠光体型和马氏体型转变而无贝氏体型转变。( )
65. 影响钢材临界冷却速度的主要因素是钢的化学成分。( )



66. 为了消除部分碳素工具钢组织中的网状渗碳体，可以采用球化退火。 ( )
67. 马氏体转变时的体积胀大，是淬火钢容易产生变形开裂的主要原因之一。 ( )
68. 含有 Cr、Mn、Ni 等元素的合金结构钢，只有当合金元素溶入奥氏体中，才能提高钢的淬透性。 ( )
69. 淬透性好的钢，淬火后硬度不一定高。 ( )
70. 马氏体由奥氏体直接转变而来，所以，马氏体与转变前的奥氏体含碳量相同。 ( )
71. 马氏体的韧性与含碳量、晶粒大小和亚结构有关。 ( )
72. 位错型和板条状马氏体与孪晶型和片状马氏体相比具有较高的硬度。 ( )
73. 由于板条马氏体的形成温度较高，所以马氏体形成后，过饱和固溶体中的碳能够进行短距离的扩散、偏聚或析出，发生自回火现象。 ( )
74. 片状马氏体脆性高的原因是马氏体以极高的速度长大，相互冲击，极易产生显微裂纹。 ( )
75. 淬火钢的硬度随含碳量的增加而不断升高。 ( )
76. 成分相同的钢，奥氏体晶粒越粗大，成分越均匀，其淬透性越高。 ( )
77. 合金元素的加入将改变碳素钢回火时碳化物转变的性质。 ( )
78. 合金元素一般都推迟淬火钢的铁素体回复、再结晶和碳化物聚集长大诸过程。 ( )
79. 合金元素能提高铁素体的再结晶温度，使钢的回火稳定性增大。 ( )
80. 第一类回火脆性是可逆的。 ( )
81. 回火时的组织转变一般是非扩散性的。 ( )
82. 钢的回火硬度除与回火温度和保温时间有关外，还与冷却速度有关。 ( )
83. 钢淬火后获得不平衡组织，在回火加热时，这种亚稳定组织将

转变为较稳定的组织。 ( )

84. 钢的化学成分中含有 Cr、Mn、Ni 等合金元素和 Sb、P、Sn、As 等杂质元素是产生第二类回火脆性的主要原因。 ( )

85. 截面形状不对称工件热处理时,如果热应力占主导地位,则常常发生工件向慢冷面凸起。 ( )

86. 低碳钢中,淬火变形常以相变应力引起的变形为主。 ( )

87. 在中碳钢中,当零件尺寸较小时,淬火变形常以相变应力为主。 ( )

88. 由热应力所造成的残余应力分布特点是表面为压应力,心部为拉应力。 ( )

89. 在心部完全淬透的情况下,相变应力导致工件最终的应力分布是心部和表面均呈现拉应力。 ( )

90. 具有球状珠光体的钢,淬火时很少出现过热、变形和开裂。 ( )

91. 夹具的结构不应影响工件的加热和冷却,否则将造成工件的变形和硬度的不均匀。 ( )

92. 因不同原因形成的淬火裂纹,在钢件上的分布形式不同,常见的淬火裂纹有纵向、横向、应力集中、网状和淬火过热等五种。 ( )

93. 淬火时,钢件中的内应力超过钢的抗拉强度时,钢件会产生裂纹。 ( )

94. 淬火时,钢件中的内应力超过钢的屈服点时,钢件会产生变形。 ( )

95. 等温淬火对减少热处理变形无任何作用。 ( )

96. 延迟淬火与直接淬火比较,可以显著减少相变应力引起的变形。 ( )

97. 感应加热表面淬火,硬化层深度取决于电流频率,频率越低,硬化层越浅。 ( )

98. 根据邻近效应,设计的感应器应与工件表面的形状相似,且间隙均匀,这样才能保证工件均匀加热。 ( )

99. 感应加热表面淬火能有效地提高工件抗弯曲和扭转的疲劳强

度。 ( )

100. 集肤效应指出当导体中通过交流电时, 导体上的电流密度自表面向中心呈指数规律递增。 ( )

101. 感应加热内孔热效率高, 加热速度快。其原因是由于电学上的集肤效应、邻近效应和环流效应叠加的结果。 ( )

102. 感应加热表面淬火后工件表面硬度比一般淬火要高出 2~3HRC 的“超硬现象”, 原因是加热速度快, 晶粒充分细化的结果。 ( )

103. 感应加热表面淬火常用于中碳钢和中碳合金钢结构零件。 ( )

104. 高频感应加热表面淬火层剥落缺陷是加热温度过高, 内层产生极大内应力所致。 ( )

105. 感应加热表面淬火后, 如回火采用“自回火”的方法, 则适用于同时加热表面淬火较大的工件及形状简单、大量生产的工件。 ( )

106. 火焰加热表面淬火与普通淬火工艺的加热温度相当。 ( )

107. 火焰加热表面淬火温度比普通淬火温度要高, 在  $A_{c_3}$  以上 80~100°C, 一般取 880~950°C。 ( )

108. 火焰淬火前, 工件一般要进行预先热处理退火, 以保证工件心部的强度和韧性。 ( )

109. 火焰表面淬火时, 随着要求的淬硬层深度的增加, 喷嘴移动的速度要加快。 ( )

110. 活性原子是指能与金属或合金发生化学反应的原子。 ( )

111. 通常加快化学热处理的扩散过程能缩短化学热处理的周期。 ( )

112. 化学热处理的渗入原子仅限于直径较小的一些非金属元素的原子。 ( )

113. 固体渗碳实质上是在气体中进行的, 其基本原理和过程与气体渗碳相似。 ( )

114. 通过控制渗碳炉内的碳势，就能达到控制工件表面含碳量的目的。 ( )
115. 相同成分的若干个渗碳件，渗碳层含碳量越高，其扭转强度和疲劳强度也一定高。 ( )
116. 工件渗碳时，渗碳剂活性太高将使渗碳层出现大块状或网状碳化物。 ( )
117. 渗碳件淬火温度过低将导致心部铁素体偏高。 ( )
118. 气体渗碳时，渗碳剂补充速度越快，用量越多，则渗碳层深度和表面碳浓度就一定会增加。 ( )
119. 化学热处理通常可分为分解、吸收和扩散三个基本过程。 ( )
120. 催化剂对于化学反应的作用是提高活化能。 ( )
121. 滴注式气体渗碳常采用甲醇作为稀释剂，这是因为它的碳势较低、产气量大之故。 ( )
122. 井式炉滴注式分段控制气体渗碳进入降温出炉阶段时，渗碳剂滴量可与扩散阶段基本相同。 ( )
123. 由于在  $930^{\circ}\text{C}$  左右长时间渗碳，必使钢件的晶粒粗化，所以渗碳后直接淬火法适用于本质细晶粒钢如 20CrMnTi、20MnB 等制成的工件，而不适用于本质粗晶粒钢制成的工件。 ( )
124. 中碳钢感应淬火硬度后表面硬度一般低于低碳钢或低合金钢渗碳淬火硬度。 ( )
125. 煤油加甲醇分段渗碳，在排气阶段向炉内滴入大量甲醇，目的是提高排气速度，防止炭黑产生。 ( )
126. 渗碳件采用一次淬火时，如对工件心部强度要求较高，选用小于  $A_{r3}$  的淬火加热温度。 ( )
127. 控制气体渗碳炉内的  $\text{CO}$  和  $\text{CH}_4$  的含量，即可控制炉气的碳势。 ( )
128. 渗碳后不经任何热处理即可实现工件表面高硬度 (60HRC 左右)、高耐磨性。 ( )
129. 渗碳层出现魏氏组织是由于渗碳温度过高、时间过长、气氛碳势过高所造成的。 ( )

130. 工件渗氮前的调质处理,其回火温度越高则造成渗氮层深度越浅。 ( )
131. 工件渗氮前的调质处理,其回火温度越低,则渗氮越高。 ( )
132. 渗氮生产中控制氨流量越大,氨分解率越高。 ( )
133. 渗氮零件具有高的耐磨性和良好的抗咬合性。 ( )
134. 38CrMoAlA 钢采用二段渗氮工艺,在第二阶段除提高温度外,还要控制比一段渗氮时氨分解率增高。 ( )
135. 三段渗氮法能提高渗速,缩短渗氮周期,但变形量较大,工艺复杂。 ( )
136. 工件渗氮时第一阶段氨分解率偏高将导致渗氮层硬度低。 ( )
137. 工件渗氮时第二阶段氨分解率偏低将导致渗氮层厚度浅。 ( )
138. 强化渗氮是一种以提高工件表面硬度、耐磨性和抗疲劳性为主要目的的渗氮方法。 ( )
139. 工件渗氮后不经任何热处理即可实现表面高硬度。 ( )
140. 氮碳共渗是指在工件表面渗入氮和碳,并以渗氮为主的化学热处理工艺。 ( )
141. 气体氮碳共渗受被处理材料的限制,仅能用于钢铁材料。 ( )
142. 离子渗氮是把工件放入离子渗氮炉中作为阳极,通过辉光放电现象渗入氮原子的过程。 ( )
143. 离子渗氮不需外部热源即可使工件表面达到 450~650°C 的高温。 ( )
144. 离子渗氮适用于碳钢、合金钢、铸铁和有色金属。 ( )
145. 气体碳氮共渗温度低于渗碳而高于渗氮。 ( )
146. 气体碳氮共渗工艺与气体渗碳工艺相似,有排气、共渗及冷却三个阶段。 ( )
147. 气体碳氮共渗温度高于 900°C 时,就失去了共渗的效果。 ( )

148. 碳氮共渗件淬火后渗层最外表面硬度最高。 ( )
149. 碳氮共渗是指在一定温度下, 同时将碳、氮渗入工件表层奥氏体中, 并以渗碳为主的化学热处理工艺。 ( )
150. 气体碳氮共渗速度显著大于单一渗碳或渗氮, 可大大缩短生产周期。 ( )
151. 气体碳氮共渗在我国常采用在井式气体渗碳炉中滴入煤油和通入氨气方法来实现。 ( )
152. 气体碳氮共渗后, 工件可不经任何热处理即可实现表面高硬度 (大于 60HRC)、高耐磨性。 ( )
153. 气体碳氮共渗时, 渗层表面容易形成孔洞的原因是因为气氛中氧势过高。 ( )
154. 气体碳氮共渗温度比气体渗碳温度高。 ( )
155. 为保证工件氮碳共渗处理质量, 一般共渗温度应在 Fe-N-C 三元合金共析温度范围。 ( )
156. 硫氮共渗主要用于要求抗咬合性、耐磨性、疲劳强度高的工模具、刃具和零件上, 它能大大提高其使用寿命。 ( )
157. 硫氮碳三元共渗工件的韧性、塑性、抗摩擦性和抗咬合性, 特别是接触疲劳强度均优于气体氮碳共渗。 ( )
158. 由于渗铝能够提高钢件和耐热合金的高温性能, 所以用低级钢材渗铝可代替高级不锈钢耐热钢材。 ( )
159. 调质钢的碳的质量分数一般在 0.25%~0.50% 之间, 其中碳素调质钢一般是上述范围的下限, 而合金调质钢取其上限。 ( )
160. 合金含量高的调质钢, 正火后组织一般为马氏体。 ( )
161. 调质处理时, 小截面碳钢件若用油淬, 加热温度应选下限; 低合金钢件若用水淬, 加热温度应选用上限。 ( )
162. 冶炼、锻造质量好的合金调质钢做成大截面零件时, 只要热处理工艺得当, 淬火冷却时可以采用水淬, 以获得更深的淬硬层。 ( )
163. 高淬透性的钢或截面尺寸很大、形状复杂的调质零件, 淬火后最好在冷至室温前就进行回火, 以防止变形和开裂。 ( )
164. 合金调质钢与相同含碳量的碳素钢相比强度、塑性、冲击韧

度都高。 ( )

165. 制造负荷低、尺寸小、形状简单的工件，最好选用合金调质钢。 ( )

166. 截面较小的弹簧，冷拉后的力学性能基本达到要求，只需在冷卷成型后消除冷卷应力即可使用。 ( )

167. 淬火温度过高或热成形温度过高，均会造成弹簧组织中晶粒粗大现象。 ( )

168. 为防止气阀螺旋弹簧变形开裂，油淬火弹簧应在 24h 内进行回火；水淬火弹簧则应在 4h 内进行回火。 ( )

169. 铬轴承钢属高碳合金结构钢，在加热时脱碳倾向较小。 ( )

170. GCr15 钢普通球化退火后，球状珠光体的碳化物颗粒粗细，取决于退火时的冷却速度，冷却速度越大，碳化物颗粒越小。 ( )

171. 对于精密轴承零件，为减少淬火后组织中的奥氏体含量，稳定尺寸，淬火后应立即进行  $-60^{\circ}\text{C}$  左右的深冷处理。 ( )

172. 消除滚动轴承钢中的网状碳化物，可先进行正火处理，然后再球化退火。 ( )

173. 对容易产生变形和开裂的成型刀具，最好采用分级淬火和等温淬火。 ( )

174. 滚动轴承毛坯经正确的锻造工艺成形后，无需正火，可直接进行球化退火预处理。 ( )

175. 低合金刀具钢淬火加热时间比碳素工具钢长些。 ( )

176. 由于 W6Mo5Cr4V2 钢中的钼的复合碳化物比钨的复合碳化物溶解温度低，所以它比 W18Cr4V 钢淬火加热温度可以低一些。 ( )

177. 高速钢 W18Cr4V 既可制作冷作模具，又可制作刀具，无论哪种用途，所采用的淬火加热温度均为  $1240\sim 1250^{\circ}\text{C}$ 。 ( )

178. 高速钢在退火前应反复锻打，以便粗大碳化物能均匀地分布于钢中。 ( )

179. 高速钢在铸造状态下，金相观察有莱氏体组织。 ( )

180. 高速钢淬火后应及时回火的原因是避免发生“陈化现象”。 ( )
181. 高速钢淬火后要经 560°C 回火。也称调质处理。 ( )
182. 导致高速钢二次硬化的根本原因是残余奥氏体在回火时产生了二次淬火及弥散强化。 ( )
183. 对于直径 25~30mm 的碳素工具钢可在碱浴中分级淬火, 碱浴温度一般为 150~180°C。 ( )
184. 某冷作模具要求可加工性好, 价格便宜, 应选 T10A 钢制作此模具, 经合理热处理后即可满足此要求。 ( )
185. Cr12MoV 钢比 Cr12 钢具有更高的强度和韧性。 ( )
186. 大多数冷作模具不要求热硬性, 所以冷作模具在生产中不采用二次硬化法。 ( )
187. 冷作模具要求具有高的强度、硬度和耐磨性以及足够的韧性, 因为它工作时要受到高的压力, 剧烈的摩擦力和高的冲击力。 ( )
188. 所谓基体钢是指成分与高速钢的淬火基体组织化学成分相同的钢。 ( )
189. 基体钢是从高速钢发展起来的一种钢种, 其含碳量及合金元素含量与高速钢正常淬火后的基体组织 (马氏体) 的成分相同。 ( )
190. 3Cr2W8V 钢锻造后要进行完全退火。 ( )
191. 合金元素在不锈钢中的主要作用是提高基体的电极电位; 在钢的表面形成一层氧化膜; 使钢在常温下获得单相状态。 ( )
192. 化学腐蚀是金属在电解质中发生的纯化学反应。 ( )
193. Cr12MoV 钢因为含铬量很高, 所以也是不锈钢。 ( )
194. 电化学腐蚀是在电解液中, 电极电位高的阴极被腐蚀的过程。 ( )
195. 铁素体型不锈钢热处理的目的是消除加工应力和获得单一的铁素体组织, 并消除脆性。 ( )
196. 奥氏体不锈钢固溶处理的目的是为了使其具有优良的耐蚀性。 ( )



197. 奥氏体型不锈钢固溶处理的目的是消除冷作硬化, 并获得单一奥氏体组织。 ( )
198. 不锈钢一定是耐酸钢。 ( )
199. 不锈钢中含碳量越高, 其耐腐蚀性就越好。 ( )
200. Cr13 型马氏体不锈钢可以通过热处理进行强化。 ( )
201. 尺寸较大的马氏体不锈钢零件无需预热, 可直接淬火。 ( )
202. 18-8 型铬镍属于铁素体不锈钢。 ( )
203. 为了消除或减轻晶间腐蚀, 含 Ti、Nb 的 18-8 型铬镍奥氏体不锈钢一定要进行稳定化处理。 ( )
204. 18-8 型铬镍奥氏体不锈钢固溶处理温度过高主要是形成铁素体, 对耐腐蚀性没有影响。 ( )
205. 巴氏合金是高熔点轴承合金。 ( )
206. 基体钢的韧性和疲劳强度优于高速钢。 ( )
207. 铁素体不锈钢在 475°C 时, 因  $\sigma$  相的析出而变脆。 ( )
208. 在外磁场去掉后, 软磁合金仍能够显示磁性。 ( )
209. 高锰钢经淬火获得高碳马氏体可大大提高它的硬度, 从而有很高的耐磨性能, 所以它属于耐磨钢。 ( )
210. 高锰钢耐磨钢为在热处理后获得单一的奥氏体组织, 应进行“水韧处理”, 以使其耐磨并耐冲击。 ( )
211. 铝是提高钢抗氧化性的重要元素, 1000°C 时,  $w_{Al}6\%$  与  $w_{Cr}18\%$  的抗氧化性相当。 ( )
212. 马氏体时效钢是以铁-镍为基础的高合金钢, 它具有高的屈服强度和断裂韧度以及良好的工艺性能。 ( )
213. 一般认为抗拉强度在 1500MPa 以上的钢, 即可称为超高强度钢。 ( )
214. 灰铸铁自液态冷至室温, 其共晶和共析转变线均比原 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图中的 ECF 和 PSK 线温度高。 ( )
215. 灰铸铁件中若出现麻口铸铁件即为废品。 ( )
216. 铸铁中的锰阻碍石墨化, 所以灰铸铁锰含量要尽量低。 ( )

217. 铸铁中的磷对石墨化影响不大,所以灰铸铁中磷含量可控制在较高范围。 ( )
218. 薄壁铸件在铸造生产中易出现白口或麻口组织。 ( )
219. 灰铸铁热处理可显著提高其力学性能。 ( )
220. 可锻铸铁热处理的实质是白口铸铁件的石墨化退火。 ( )
221. 球墨铸铁组织中的球状石墨圆整度越好、球径越小、分布越均匀,球墨铸铁的力学性能越好。 ( )
222. 球墨铸铁的铸态组织中很难获得单一的基体组织,所以要通过不同热处理来获得不同的基体组织。 ( )
223. 球墨铸铁低温正火后由于基体中出现铁素体组织,所以硬度和耐磨性较低。 ( )
224. 球墨铸铁淬火其加热温度应选取下限为宜。 ( )
225. 由于可锻铸铁具有较高的韧性,所以可以进行锻造。 ( )
226. 球墨铸铁的性能主要由其石墨形状决定。 ( )
227. 铸造生产中,同一铸件的表层或薄壁处易形成白口。 ( )
228. 可锻铸铁中的团絮状石墨是从液体中直接析出的。 ( )
229. 球化不良的特征是除有少量的球状石墨外,尚有大量的厚片状石墨存在。 ( )
230. 获得可锻铸铁的必要条件是铸造成白口铸件,而后进行石墨化退火。 ( )
231. 铸造铝合金大多数均能热处理强化。 ( )
232. 铝合金和碳钢一样,淬火后可获得高硬高,而塑性、韧性很低。 ( )
233. 铝合金的淬火又称固溶处理。 ( )
234. 3A21 铝合金强化手段是采用加工硬化。 ( )
235. 硬铝合金淬火加热温度一般在  $550^{\circ}\text{C}$  左右。 ( )
236. 形变铝合金的再结晶温度均在  $250^{\circ}\text{C}$  左右,过烧温度大约在  $500^{\circ}\text{C}$  以上。 ( )

237. 经过时效后的形变铝合金，切削加工后，为消除应力、稳定尺寸，还应进行稳定化处理。 ( )

238. 铸铝合金的淬火+自然时效是为了提高铸件的强度和耐磨性。 ( )

239. 黄铜经过再结晶退火，可防止应力腐蚀开裂。 ( )

240. 为了防止铸铝合金工件变形和过热，最好在 350°C 以下低温入炉，然后随炉缓慢加热至淬火温度。 ( )

241. 铍青铜冷却时相变进行得很快，故淬火空冷的停留时间应在 10s 以内。 ( )

242. 硬质合金是粉末冶金的一种。 ( )

243. 工件在盐浴中加热，浴炉中存在大量的氧化物或溶解态的氧会引起工件氧化、脱碳。 ( )

244. 真空炉的炉体基本上是一个薄壳容器，可以在其容器上根据需要任意开孔。 ( )

245. 为了防止真空炉炉体受热不均匀而产生变形，炉壳应设有水冷装置。 ( )

246. 真空热处理的高温加热器是由电热合金元件组成的。 ( )

247. 铂铑-铂 (S) 热电偶可在还原性气氛中使用。 ( )

248. 铂铑-铂 (S) 宜在氧化或中性气氛中使用，不宜在还原性气氛中使用。 ( )

249. 镍铬-镍硅 (K) 热电偶可在还原性气氛中使用。 ( )

250. 镍铬-镍硅 (K) 热电偶宜在氧化或中性气氛中使用，不宜在还原性气氛中使用。 ( )

251. 铂铑-铂 (S) 热电偶使用补偿导线的型号为 SC。 ( )

252. 铂铑-铂 (S) 热电偶使用补偿导线的型号 KC。 ( )

253. 镍铬-镍硅 (K) 热电偶使用补偿导线的型号为 SC。 ( )

254. 镍铬-镍硅 (K) 热电偶使用补偿导线的型号 KC。 ( )

255. 热电偶的分度数据都是以自由端的温度为室温为条件的，使用时必须补偿由于自由端温度的增加而减少的电动势。 ( )

256. 碳势是表征含碳气氛在一定温度下改变钢件表面含碳量能

力的参数，通常可用低碳钢箔在含碳气氛中的平均含碳量来表示。  
( )

257. 真空热处理的高温加热器是由高熔点的纯金属电热材料（铂、钨、钼、钽等）元件组成的。  
( )

258. 真空热处理的高温加热器是由非金属电热材料（石墨、碳化硅、二硅化钼等）元件组成的。  
( )

259. 气淬真空炉利用气体（通常是氮气）作为冷却介质。  
( )

260. 气淬真空炉利用大气作为冷却介质。  
( )

261. 催化剂在使用过程中会逐渐沉积炭墨，降低活性。  
( )

262. 使用催化剂可以使碳氢化合物接近完全裂解，在使用过程中不会降低活性。  
( )

263. 吸热式气氛发生装置的热源可以采用气体或液体燃料。  
( )

264. 吸热式气氛发生装置的发生炉的镍基催化剂降低活性后，就需要更换新的催化剂。  
( )

265. 由于在真空状态下油的某些性能（如饱和蒸气压等）变化很大，难以满足生产的使用要求，必须使用特别的真空淬火油。  
( )

266. CO 是渗碳气氛中的主要组成物，在渗碳温度下它在零件表面分解出活性碳原子。随温度升高，CO 分解出活性碳原子的能力下降，是一种弱的渗碳气氛。  
( )

267. CO 是渗碳气氛中的主要组成物在渗碳温度下它在零件表面分解出活性碳原子。随温度升高，CO 分解出活性碳原子的能力上升，是一种强的渗碳气氛。  
( )

268. 甲烷、乙烷和丙烷在渗碳温度下会发生分解，析出活性碳原子。随温度升高，分解出活性碳原子的能力上升，是一种强的渗碳气氛。  
( )

269. 甲烷、乙烷和丙烷在渗碳温度下会发生分解，析出活性碳原子。随温度升高，分解出活性碳原子的能力下降，是一种弱的渗碳气氛。  
( )

270. 吸热式可控气氛在热处理中主要用于各种碳钢的光亮热处

理（正火、淬火、退火）；用作渗碳、碳氮共渗的载气。（ ）

271. 放热式气氛在热处理中不能用于各种碳钢的光亮热处理（正火、淬火、退火），也不能用做渗碳、碳氮共渗的载体气。（ ）

272. 热处理车间的油槽因为作双介质淬火（水—油）或冷却器管道漏水等其它原因可将水带人油槽内，这种现象称为“老化”现象。（ ）

273. 激光热处理可以实现极快加热工件表面，再用极快速冷却介质冷却，以达到淬火目的。（ ）

274. 激光束能精确地照射到工件的局部表面，所以能对拐角、不通孔底部等一般其它热处理工艺难以强化的表面进行处理。（ ）

275. 受激辐射时，受激原子辐射的光子与人射光的波长、相位、偏振度、运动方向不相同。（ ）

276. 激光是受激辐射的相干光。（ ）

277. 当涂层材料和工件化学成分一定时，激光硬化层深度与激光束功率、光斑直径扫描速度有关。（ ）

278. 激光热处理常用的  $\text{CO}_2$  激光器，其波长为  $10.6\mu\text{m}$ 。（ ）

279. 激光淬火的硬度比普通淬火的硬度高，但疲劳强度降低。（ ）

280. 由于金属表面对激光束的反射，所以淬火前要对金属表面施加吸光涂层以增加吸收率。（ ）

281. 激光热处理具有快速加热、快速冷却的特点，适用于工件整体的表面淬火。（ ）

282. 形变热处理是将压力加工与热处理有机地结合起来，以获得高强度与高塑性、高韧性良好配合的热处理工艺方法。（ ）

283. 高温形变热处理强化效果比低温形变热处理显著。（ ）

284. 低温形变淬火效果仅同形变温度、形变量有关。（ ）

285. 低温形变淬火同普通淬火相比，在保持塑性基本不变的情况下，抗拉强度明显提高。（ ）

286. 中碳钢锻造余热淬火不能采用油淬方式。（ ）

287. 高温形变热处理对钢材没有特殊要求，是锻造（轧制）和热

处理结合的工艺。 ( )

288. 离子注入是将高能束流的离子打入金属材料表面,从而改变基体表面的物理、化学和力学性能的工艺方法。 ( )

289. 离子注入元素受热力学相平衡、固溶度等物理冶金因素的影响。 ( )

290. 离子注入深度浅,一般在  $1\mu\text{m}$  以下。 ( )

291. 离子注入可以强化各种钢和合金。 ( )

292. 化学气相沉积或 CVD 法是通过气相化学反应在金属表面沉积元素或化合物层的工艺方法。 ( )

293. TiC 在高碳钢、高合金钢上的沉积速度比低碳钢、低合金钢慢。 ( )

294. 利用 CVD 法沉积 TiN 的最佳温度范围是  $900\sim 1200^{\circ}\text{C}$ 。 ( )

295. CVD 沉积温度高,而且沉积后要进行淬、回火处理,使得工件的变形增大。 ( )

296. PVD 沉积温度一般低于  $600^{\circ}\text{C}$ ,但沉积速度快。 ( )

297. PVD 覆盖层的组织结构同 CVD 一样。 ( )

298. 物理气相沉积或 PVD 法是通过真空蒸发或真空溅射等物理过程,使金属表面沉积元素或化合物层的工艺方法。 ( )

299. 物理气相沉积或 PVD 法可分为三种基本类型:真空蒸镀、离子镀、真空溅射,其中,离子镀沉积效果最好。 ( )

300. TiC、TiN 硬度高,化学稳定性好,可以沉积在模具、刃具上提高使用寿命。 ( )

## 二、选择题 (将正确答案的序号填入空格内)

1. 具有共晶转变的二元合金,其中共晶成分的合金\_\_\_\_\_性能好。

a. 铸造 b. 锻造 c. 焊接

2. 强度是指金属材料在外力作用下抵抗变形和破坏的能力。其中抵抗破坏的能力用\_\_\_\_\_衡量。

a. 屈服点 b. 规定残余伸长应力 c. 抗拉强度

3. 要测定灰铸铁的硬度,一般应选用\_\_\_\_\_来测定。

a. 布氏硬度计 b. 洛氏硬度计 c. 维氏硬度计

4. 欲测定某淬火后碳钢件的硬度, 应选用\_\_\_\_\_ 这种硬度测试方法测定。

a. HRA b. HBS c. HRC

5. 洛氏硬度中 C 标尺所用的压头是\_\_\_\_\_。

a. 硬质合金球 b. 120°金刚石圆锥体 c. 淬火钢球

6. 维氏硬度在热处理工艺质量的检验中, 常用来测定\_\_\_\_\_ 和化学热处理的薄形工件或小工件的表面硬度。

a. 厚淬硬层 b. 薄淬硬层 c. 热硬层

7. 金工实习中所用锉刀、銼子刃口应采用\_\_\_\_\_ 的测量方法来测定硬度。

a. HBW b. HV c. HRC

8. 冷冲压成形件应选择力学性能中\_\_\_\_\_ 高的材料。

a. 强度 b. 塑性 c. 硬度

9. 在小能量多次冲击条件下工作的零件, 其使用寿命通常主要取决于材料的\_\_\_\_\_。

a. 强度 b. 塑性 c. 冲击韧度

10. 金属发生晶格结构改变的温度称为\_\_\_\_\_。

a. 临界点 b. 熔点 c. 结晶点

11. 相变过程中的过冷和过热是\_\_\_\_\_。

a. 一种热处理缺陷 b. 合金中原子扩散的条件 c. 促进相变的动力

12. 金属经剧烈冷变形后, 位错密度\_\_\_\_\_。

a. 降低 b. 没有变化 c. 大大提高

13. 同种元素的一系列不同晶格类型的晶体称为\_\_\_\_\_。

a. 同位素 b. 同素异晶体 c. 同素异性体

14. 同素异晶转变可改变金属的\_\_\_\_\_。

a. 晶粒形状 b. 化学成分 c. 晶格类型

15. 金属的等温转变图通常采用\_\_\_\_\_ 方法绘制出来。

a. 显微分析法 b. 热分析法 c. 金相硬度法

16. 晶体与非晶体的根本区别在于\_\_\_\_\_。

a. 内部原子聚集状态是否规则排列 b. 外形是否规则 c. 是否有光泽

17. 由于铁具有\_\_\_\_, 生产中才对钢和铸铁进行各种热处理。

a. 晶体缺陷 b. 各向异性 c. 同素异晶转变

18. 多晶体是由许多原子排列位向不同的\_\_\_\_组成。

a. 晶格 b. 晶胞 c. 晶粒

19. 碳素钢中具有冷脆性的化学元素是\_\_\_\_。

a. 硅 b. 硫 c. 磷

20. 当多晶体进行塑性变形时, 晶界对塑性变形的阻碍作用被称为\_\_\_\_。

a. 加工硬化 b. 竹节现象 c. 各向异性

21. 合金中具有同一化学成分同一聚集状态并以界面相互分开的各个均匀组成部分称为\_\_\_\_\_。

a. 组元 b. 相 c. 合金组织

22. 晶格中原子偏离平衡位置的现象称为\_\_\_\_\_。

a. 位错 b. 晶格畸变 c. 同素异晶转变

23. 晶体缺陷是\_\_\_\_\_。

a. 晶体中出现的各种不规则的原子排列现象 b. 晶体外形的不规则现象 c. 晶体产生的裂纹和变形

24. 合金固溶强化的基本原因是\_\_\_\_\_。

a. 晶粒变细 b. 晶格发生畸变 c. 溶质原子溶入增加了原子密度, 增大了原子间结合力

25. 固溶体具有\_\_\_\_\_的晶体结构。

a. 溶质组元 b. 溶剂组元 c. 介于溶质与溶剂组元之间

26. 一般只有溶质原子半径与溶剂原子半径之比小于\_\_\_\_\_时, 形成间隙固溶体。

a. 0.49 b. 0.39 c. 0.59

27. 金属的塑性变形是通过\_\_\_\_\_实现的。

a. 位错运动 b. 原子的扩散运动 c. 众多原子的变形

28. 从奥氏体中析出的渗碳体为\_\_\_\_\_。

a. 一次渗碳体 b. 二次渗碳体 c. 共晶渗碳体



29. 金属经某种特殊处理后，在金相显微镜下看到的特征与形貌称为\_\_\_\_\_。

a. 晶向 b. 显微组织 c. 晶格

30. 铁碳合金相图中的  $A_1$  线是\_\_\_\_\_。

a. 碳在奥氏体中的溶解度曲线 b. 共析线 c. 共晶线

31. T12 钢  $650^\circ\text{C}$  时的平衡组织为\_\_\_\_\_。

a. 珠光体 b. 珠光体+二次渗碳体 c. 铁素体+二次渗碳体

32. 铁碳合金中，共析转变和共晶转变所获得的组织均为\_\_\_\_\_。

a. 金属化合物 b. 间隙固溶体 c. 机械混合物

33. 冷热加工之间的区别在于\_\_\_\_\_。

a. 冷加工后必然留下加工硬化现象，而热加工后则不会留下加工硬化现象 b. 冷加工时会产生加工硬化，而热加工时根本不产生加工硬化 c. 冷加工不须加热，而热加工则必须加热

34. 塑性变形也使晶粒内部发生变化，除产生滑移带、孪晶带外，还会使晶粒破碎，形成\_\_\_\_\_。

a. 简单结构 b. 复杂结构 c. 亚结构

35. 由于纤维组织和带状组织的出现，使金属的性能在不同的方向上有明显的差异，纵向性能\_\_\_\_\_ 横向性能。

a. 优于 b. 相同 c. 差于

36. 塑性变形和晶格畸变，会使金属的\_\_\_\_\_ 降低。

a. 抗蚀能力 b. 抗疲劳能力 c. 强化能力

37. 普通、优质和高级优质碳钢是按\_\_\_\_\_ 进行区分的。

a. 力学性能的高低 b. 杂质 S、P 含量的多少 c. 碳含量的多少

38. 铁碳合金的室温组织属于\_\_\_\_\_。

a. 金属化合物 b. 单一固溶体 c. 机械混合物

39. 在下列三种钢中，\_\_\_\_\_ 钢的弹性最好。

a. T10A b. 65Mn c. 20

40. 应选择\_\_\_\_\_ 钢制造冲压件。

a. 08F b. 45 c. 65Mn

41. 制作形状复杂的高速切削刀具应选用\_\_\_\_\_ 钢。

- a. 20Cr2Ni4A b. W6Mo5Cr4V2 c. 50CrVA
42. 3Cr13Mo 是\_\_\_\_\_。
- a. 不锈钢 b. 合金工具钢 c. 合金结构钢
43. 柴油机连杆常用\_\_\_\_\_材料制造。
- a. 1Cr18Ni9 b. 40Cr c. GCr15
44. 下列金属材料中较易形成冶金缺陷是\_\_\_\_\_。
- a. 合金钢 b. 碳素钢 c. 铸铁
45. 由合金元素偏析引起的带状组织要通过\_\_\_\_\_来改善。
- a. 正火 b. 等温退火 c. 高温扩散退火
46. 相变的热力学条件是\_\_\_\_\_。
- a. 新相的温度必须低于旧相的温度 b. 新相的自由能必须低于旧相的自由能 c. 新相的浓度必须低于旧相的浓度
47. 奥氏体晶粒自发长大的原因是\_\_\_\_\_。
- a. 降低自由能 b. 增大晶界总面积 c. 提高自由能
48. 在规定加热条件下所测得的晶粒度称为\_\_\_\_\_。
- a. 起始晶粒度 b. 本质晶粒度 c. 实际晶粒度
49. 钢在奥氏体化时, 温度越高, 保温时间越长, 则\_\_\_\_\_。
- a. 过冷奥氏体越稳定, C 曲线越靠左 b. 过冷奥氏体越稳定, C 曲线越靠右 c. 过冷奥氏体越不稳定, C 曲线越靠右
50. 同一种钢, 影响奥氏体晶粒长大首先要考虑的主要因素是\_\_\_\_\_。
- a. 原始组织和奥氏体化程度 b. 加热温度 c. 保温时间
51. 在同一加热温度条件下, 奥氏体形成的各个阶段所需时间是不同的, 其中\_\_\_\_\_的时间最长。
- a. 奥氏体的形核和长大 b. 奥氏体均匀化 c. 残余渗碳体溶解
52. 碳素钢的过热, 常以出现\_\_\_\_\_为特征。
- a. 魏氏组织 b. 晶界氧化和熔化 c. 裂纹
53. 在热处理生产中, 零件图样的技术要求中允许的晶粒度等级指的是\_\_\_\_\_。
- a. 实际晶粒度 b. 本质晶粒度 c. 起始晶粒度

54. 共析钢加热为奥氏体后, 冷却时所形成的组织主要决定于\_\_\_\_\_。
- a. 奥氏体加热时的温度 b. 奥氏体加热时的均匀化程度 c. 奥氏体冷却时的转变温度
55. 不论高温还是低温, 原始组织是片状珠光体的奥氏体形成速度与粒状珠光体的相比\_\_\_\_\_。
- a. 小 b. 一样 c. 大
56. 亚共析钢和过共析钢, 在珠光体形成前, 将先析出的铁素体或渗碳体, 称为\_\_\_\_\_。
- a. 先析出相 b. 共析相 c. 共晶相
57. 珠光体、索氏体和托氏体是过冷奥氏体\_\_\_\_\_转变产物。
- a. 高温 b. 中温 c. 低温
58. 在热处理生产中应尽可能避免在钢的组织中出现\_\_\_\_\_组织。
- a. 下贝氏体 b. 马氏体 c. 过冷奥氏体
59. 影响C曲线形状和位置的主要因素是\_\_\_\_\_。
- a. 温度 b. 化学成分 c. 加热速度
60. 凡使C曲线\_\_\_\_\_的元素都提高过冷奥氏体的稳定性。
- a. 右移 b. 左移 c. 不改变
61. 马氏体转变时, 晶格结构的改组是依靠\_\_\_\_\_进行。
- a. 滑移方式 b. 切变方式 c. 扩散方式
62. 中、高碳钢马氏体晶格是\_\_\_\_\_晶格。
- a. 体心立方晶格 b. 复杂立方晶格 c. 体心正方晶格
63. 高碳片状马氏体脆性较大的原因是\_\_\_\_\_。
- a. 有显微裂纹存在 b. 固溶度太高 c. 残余奥氏体存在于马氏体片间界面处
64. 低碳板条状马氏体中板条群的大小取决于\_\_\_\_\_。
- a. 冷却速度的大小 b. 奥氏体碳含量的多少 c. 奥氏体晶粒的大小
65. 由高温奥氏体转变成马氏体将造成体积增大, 其原因是\_\_\_\_\_。

a. 热胀冷缩 b. 热应力增大 c. 组织转变比容增大

66. 临界冷却速度是表示钢材接受\_\_\_\_\_能力大小的标志。

a. 淬火 b. 正火 c. 退火

67. 冷却速度对热处理冷却时的过冷奥氏体转变过程有决定性影响的原因就在于\_\_\_\_\_。

a. 铁的晶体结构改组随冷却速度的增大而减慢 b. 原子间的作用力随温度降低而增大, 当温度降到低温时, 原子的析出变得十分困难 c. 碳通过扩散而从奥氏体中析出的过程随冷却速度增大而变慢, 当冷速增大到一定程度时, 碳原子的迁移变得十分困难

68. 马氏体的数量只取决于\_\_\_\_\_。

a. 等温时间 b. 转变温度 c. 冷却速度

69. 钢的马氏体转变开始温度  $M_s$  和结束温度  $M_f$ , 主要取决于\_\_\_\_\_。

a. 奥氏体的化学成分 b. 奥氏体的冷却速度 c. 热处理的冷却方式

70. 由于钢中的碳及合金元素的增加, 导致钢的加热时间增加, 其影响因素是钢的\_\_\_\_\_。

a. 导热性 b. 红硬性 c. 成分均匀性

71. 淬硬钢在\_\_\_\_\_以下温度范围内回火时, 马氏体晶体将进行碳原子的偏聚。

a.  $100^{\circ}\text{C}$  b.  $150^{\circ}\text{C}$  c.  $200^{\circ}\text{C}$

72. 在热处理生产中属于连续冷却的方式有\_\_\_\_\_。

a. 等温淬火 b. 分级淬火 c. 正火

73. 为了消除加工硬化恢复塑性变形能力应采用\_\_\_\_\_退火。

a. 去应力 b. 再结晶 c. 扩散

74. 对于合金工具钢, 为缩短退火周期, 使球化组织更均匀, 质量更易于控制, 最广泛的球化退火方法是\_\_\_\_\_。

a. 普通球化退火 b. 等温球化退火 c. 调质球化退火

75. 低碳钢为便于机械加工, 常预先进行\_\_\_\_\_。

a. 淬火 b. 正火 c. 球化退火

76. 高碳钢为便于机械加工, 常预先进行\_\_\_\_\_。

a. 淬火 b. 正火 c. 球化退火

77. 如果过共析钢中存在严重的网状渗碳体，球化退火前应进行\_\_\_\_\_的预先热处理。

a. 正火 b. 完全退火 c. 调质

78. T10 钢轧制或锻造后晶粒非常粗大，应选用预先热处理是\_\_\_\_\_。

a. 球化退火 b. 正火 c. 先正火后球化退火

79. 等温球化退火在等温温度下的等温时间一般为加热保温时间的\_\_\_\_\_倍。

a. 1.5 b. 2 c. 2.5

80. 再结晶退火的加热温度应高于材料最低再结晶温度\_\_\_\_\_。

a. 50~100°C b. 100~200°C c. 200~250°C

81. \_\_\_\_\_是降低钢的淬透性的元素。

a. 钴 b. 铬 c. 硼

82. 深冷处理的目的是\_\_\_\_\_。

a. 保证工件尺寸的稳定性 b. 消除工件的残余内应力 c. 降低工件淬火后的硬度

83. T10 钢与 20CrMnTi 钢相比，T10 钢的\_\_\_\_\_。

a. 淬透性好，但淬硬性低 b. 淬透性差，但淬硬性高 c. 淬透性低、淬硬性也低

84. 盐水溶液在碳钢过冷奥氏体不稳定区(500~600°C)的冷却能力比水大的原因是\_\_\_\_\_。

a. 在红热工件的表面析出的盐立即爆炸将蒸汽膜破坏的缘故  
b. 在水中加入氯化钠后便不会形成蒸汽膜 c. 淬火时由于盐的爆炸加快了对流

85. 盐水作为冷却介质时，它的最佳浓度为\_\_\_\_\_。

a. 30%~50% b. 10% c. 0.1%~0.3%

86. 分级淬火中分级的目的是\_\_\_\_\_。

a. 使工件在介质中停留期间完成组织转变 b. 使奥氏体成分趋于均匀 c. 使工件内外温差较为均匀并减少工件与介质间温差

87. 马氏体的形态在某些程度下还取决于形成温度，一般认为在

\_\_\_\_\_ 温度下形成片状马氏体。

- a.  $>350^{\circ}\text{C}$  b.  $<200^{\circ}\text{C}$  c.  $200\sim 350^{\circ}\text{C}$

88. 某钢件在淬火后需要进行深冷处理, 如果它淬火后在室温停留的时间越长, 则\_\_\_\_\_。

- a. 奥氏体稳定性越强, 处理效果越差 b. 奥氏体稳定性越弱, 处理效果越好 c. 奥氏体稳定性越强, 处理效果越好

89. 过共析钢淬火后的正常组织为\_\_\_\_\_。

- a. 隐针马氏体 b. 隐针马氏体+少量残余奥氏体 c. 隐针马氏体+少量残余奥氏体+均匀细小碳化物

90. 尺寸不大的高速钢刀具淬火(得到马氏体组织), 为减小变形和开裂, 最好选用\_\_\_\_\_。

- a. 油冷淬火 b. 分级淬火 c. 等温淬火

91. 尺寸不大的冷作模具, 变形要求严格, 并要求有良好的强韧性配合, 最好选用\_\_\_\_\_。

- a. 双介质淬火 b. 等温淬火 c. 分级淬火

92. 高碳钢可以采用\_\_\_\_\_方法, 以达到淬火后组织中板条状马氏体增多, 提高强韧性。

- a. 低温短时加热 b. 高温短时加热 c. 高温长时加热

93. 在实际生产中, 一般规定自工件表面至马氏体组织占\_\_\_\_\_的深度作为淬硬层深度。

- a. 50% b. 90% c. 95%

94. 钢的淬硬性主要决定于\_\_\_\_\_。

- a. 含碳量 b. 合金含量 c. 冷却速度

95. 钢的淬透性主要决定于\_\_\_\_\_。

- a. 冷却介质 b. 含碳量 c. 合金元素

96. 确定碳素钢淬火加热的主要依据是\_\_\_\_\_。

- a. Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图 b. C 曲线 c. 钢的 M<sub>s</sub> 线

97. 工件在淬火过程中导致尺寸变化的根本原因是\_\_\_\_\_。

- a. 组织转变(相变) b. 热应力和相变应力 c. 工件形状设计不合理

98. 高碳钢淬火水冷时, \_\_\_\_\_起主导作用。

a. 相变应力 b. 热应力 c. 载荷应力

99. 合金钢淬火油冷时, \_\_\_\_\_ 起主导作用。

a. 相变应力 b. 热应力 c. 载荷应力

100. 实践经验表明, 碳素钢油冷淬火时, 淬火开裂的危险尺寸约为 \_\_\_\_\_。

a.  $\phi 16 \sim 24\text{mm}$  b.  $\phi 8 \sim 15\text{mm}$  c.  $\phi 25 \sim 40\text{mm}$

101. 实践经验表明, 碳素钢水冷淬火时, 淬火开裂的危险尺寸约为 \_\_\_\_\_。

a.  $\phi 2 \sim 7\text{mm}$  b.  $\phi 8 \sim 15\text{mm}$  c.  $\phi 25 \sim 40\text{mm}$

102. T12 钢制作的  $\phi 20\text{mm}$  塞规, 用 10% 食盐水溶液淬火, 淬火后表面有网状裂纹, 其产生原因是 \_\_\_\_\_。

a. 表面脱碳 b. 冷却太快 c. 淬火加热温度太高

103. T12 钢制作的  $\phi 20\text{mm}$  塞规, 在 10% 食盐水溶液淬火, 淬火后表面产生纵向裂纹的可能原因是 \_\_\_\_\_。

a. 表面脱碳 b. 淬火加热温度过低 c. 冷却速度过快

104. 相比而言, 碳素钢中 \_\_\_\_\_ 过热后更易开裂。

a. 高碳钢 b. 低碳钢 c. 中碳钢

105. 一个零件经淬火后发现裂纹, 裂纹的起点在零件内部, 断口呈灰色粗糙状态, 这是由于 \_\_\_\_\_ 造成的。

a. 淬火前裂纹已存在, 淬火时再次扩大 b. 淬火过程中因成分不均匀, 产生过大的残余应力 c. 过热或原始组织粗大

106. 经多次淬火后的钢件表面出现网状裂纹的原因是 \_\_\_\_\_。

a. 设计不合理 b. 表面脱碳 c. 原材料表面有裂纹

107. 碳素钢在  $200 \sim 300^\circ\text{C}$  回火时, \_\_\_\_\_。

a. 残余奥氏体开始转变 b. 马氏体中碳原子进行偏聚 c. 铁素体进行回复与再结晶

108. 回火索氏体与索氏体相比, 其综合力学性能 \_\_\_\_\_。

a. 好些 b. 差些 c. 差不多

109. 工件一旦产生第二类回火脆性, 可采取 \_\_\_\_\_ 方法来消除。

a. 重新加热到原来回火温度, 保温一定时间后缓慢冷却 b. 重新加热到原来回火温度, 保温一定时间后快速冷却 c. 先进行一次退

火，然后重新回火

110. 下列合金钢中，\_\_\_\_\_回火稳定性高。

a. 20Cr b. 60Si2Mn c. Cr12MoV

111. \_\_\_\_\_是防止或减少高温回火脆性的较为行之有效的方法。

a. 回火后缓冷 b. 回火后空冷 c. 回火后油冷或水冷

112. 低碳马氏体随回火温度升高，大约在高于\_\_\_\_\_时将直接析出渗碳体。

a. 150°C b. 200°C c. 250°C

113. 滚动轴承零件要求硬度 $\geq 60\text{HRC}$ ，最终热处理应选用\_\_\_\_\_。

a. 调质 b. 淬火+中温回火 c. 淬火+低温回火

114. 热绕弹簧硬度要求45HRC左右，最终热处理选用\_\_\_\_\_。

a. 淬火+低温回火 b. 淬火+中温回火 c. 调质

115. 45钢制轴要求综合力学性能好，硬度在30HRC左右，最终热处理应选用\_\_\_\_\_。

a. 淬火+低温回火 b. 淬火+中温回火 c. 调质

116. 表面淬火零件淬火后的硬度，应大于或等于图样规定硬度值的下限加\_\_\_\_\_。

a. 1HRC b. 2HRC c. 3HRC

117. 制作感应圈时，根据\_\_\_\_\_效应，为获得较好的加热效果，应使其形状适合零件加热区的形状。

a. 集肤 b. 邻近 c. 环流

118. 为避免尖角效应，设计感应圈时应该将工件尖角和凸出部分的间隙适当地\_\_\_\_\_，使工件各处的加热速度和温度才能比较均匀一致。

a. 增大 b. 减小 c. 均匀

119. 根据环流效应，当感应器轴向高度与圆环直径之比值愈大时，感应器的截面为\_\_\_\_\_最好。

a. 正方形 b. 长方形 c. 圆形

120. 感应加热表面淬火后，为实现表面高硬度耐磨，要及时进行



\_\_\_\_ 回火。

- a. 低温 b. 中温 c. 高温

121. 不同频率的电流在钢中的透入深度是不同的，频率越高，电流透入深度越\_\_\_\_\_。

- a. 越深 b. 越浅 c. 适中

122. 连续加热淬火法最大优点是使用\_\_\_\_\_的设备，处理大型工件。

- a. 较小容量 b. 较大容量 c. 中等容量

123. 连续加热淬火时的工件与感应器之间\_\_\_\_\_是重要参数，一般用图表查取。

- a. 相互位置 b. 相互关系 c. 相对移动速度

124. 感应加热淬火的冷却方式一般采用\_\_\_\_\_。

- a. 流水冷却 b. 空冷 c. 喷射冷却

125. 感应加热回火使用的频率应该比该零件感应淬火时使用的频率\_\_\_\_\_。

- a. 高些 b. 低些 c. 相同

126. 感应加热零件在加热和淬火冷却时应该旋转，其目的是增加零件的加热和冷却的\_\_\_\_\_。

- a. 效率 b. 均匀性 c. 速度

127. 中碳钢和中碳低合金钢制造的形状简单的零件，感应加热淬火时可以使用\_\_\_\_\_作为淬火剂。

- a. 淬火油 b. 有机水溶液 c. 自来水

128. 自行回火是利用零件感应加热淬火后其内部尚存的\_\_\_\_\_，待其返回淬火层，使淬火层得到回火。

- a. 热量 b. 能量 c. 温度

129. 感应器的间隙越小，感应器的加热效率就越\_\_\_\_\_。

- a. 高 b. 低 c. 不高

130. 由于感应加热氧化脱碳少，淬硬层中马氏体晶粒细小。所以一般说来，感应加热表面淬火件的耐磨性要比普通淬火件提高\_\_\_\_\_左右。

- a. 35% b. 55% c. 75%

131. 感应加热表面淬火后零件表面硬度比一般淬火要高出

\_\_\_ HRC，这种现象被称为“超硬现象”。

a. 2~3 b. 4~5 c. 6~7

132. 当工件需局部高频淬火时，为避免在中间过渡区产生早期疲劳损坏，一般要求两局部淬硬区之间距离不应小于\_\_\_\_\_。

a. 5mm b. 10mm c. 15mm

133. 直径较大的轴采用火焰表面淬火最好选用\_\_\_\_\_。

a. 固定法 b. 旋转法 c. 前进法

134. 感应加热表面淬火件疲劳强度比常规热处理高，原因在于\_\_\_\_\_。

a. 表层存在着残余压应力区 b. 表层存在着残余拉应力区 c. 表层和心部力学性能不一致

135. 火焰加热表面淬火调整氧—乙炔火焰为\_\_\_\_\_。

a. 碳化焰 b. 中性焰 c. 氧化焰

136. 火焰表面淬火喷嘴与工件表面的距离一般为\_\_\_\_\_。

a. 3~6mm b. 6~15mm c. 15~25mm

137. 火焰加热表面淬火后的工件要立即回火，回火温度一般为\_\_\_\_\_。

a. 150~180°C b. 180~200°C c. 200~220°C

138. 火焰加热表面淬火温度比普通淬火温度要高，通常为  $A_{c3}$  以上\_\_\_\_\_。

a. 40~60°C b. 80~100°C c. 100~120°C

139. 一般生产条件下，化学热处理中渗入原子的\_\_\_\_\_过程是最慢的过程，整个化学热处理过程的速度受扩散速度所控制。

a. 分解 b. 吸收 c. 扩散

140. 固体渗碳时加入催渗剂的作用是为了促进一氧化碳的\_\_\_\_\_。

a. 分解 b. 扩散 c. 形成

141. 为了使碳原子渗入钢中的速度加快，就必须使钢处于\_\_\_\_\_状态。

a. 奥氏体 b. 铁素体 c. 铁素体+奥氏体

142. 渗碳后采用一次淬火，为了保证心部有较高的强度，工件的

加热淬火温度应稍高于 \_\_\_\_\_ 点的温度。

- a.  $A_{c1}$  b.  $A_{c2}$  c.  $A_{cm}$

143. 齿轮渗碳层深度一般取其模数的 \_\_\_\_\_。

- a. 10%~15% b. 15%~20% c. 20%~25%

144. 某齿轮渗碳件工作时主要承受弯曲和疲劳载荷, 其渗层表面含碳量最好是 \_\_\_\_\_。

- a. 0.7%~0.8% b. 0.8%~0.9% c. 1.15%左右

145. 小零件及薄壁件的渗层深度一般不应超过其截面有效厚度的 \_\_\_\_\_。

- a. 10% b. 15% c. 20%

146. 坦克变速齿轮最好选用 \_\_\_\_\_ 钢。

- a. 20Cr b. 20CrMnTi c. 12Cr2Ni4A

147. 为实现同样的渗碳效果, 需要渗碳介质量少的是 \_\_\_\_\_。

- a. 甲醇 b. 乙醇 c. 煤油

148. 井式炉滴注式分段控制气体渗碳时, 强烈渗碳碳势控制在 \_\_\_\_\_, 使工件表面形成高浓度梯度, 以提高渗速。

- a.  $w_c=1.3\% \sim 1.5\%$  b.  $w_c=1.5\% \sim 1.7\%$  c.  $w_c=1.7\% \sim 1.9\%$

149. 20CrMnTi 钢制件在井式炉内用分段控制法渗碳完成后, 如需进行直接淬火, 一般要随炉冷至 \_\_\_\_\_ $^{\circ}\text{C}$ , 并保温 25~30min 出炉淬火。

- a. 840~860 b. 820~840 c. 800~820

150. 井式炉滴注式气体渗碳, 当炉温达到渗碳温度后, 排气阶段时间应延续 \_\_\_\_\_, 以便完全清除炉内的  $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2\text{O}$ 、 $\text{O}_2$  等氧化脱碳性气体。

- a. 10~30min b. 30~60min c. 60~120min

151. 煤油加甲醇渗碳的排气阶段, 向炉内大滴量滴入甲醇, 当炉温升高至 \_\_\_\_\_ $^{\circ}\text{C}$  以上时, 改滴入较多量煤油, 使工件顺利进行渗碳保温阶段。

- a.  $900^{\circ}\text{C}$  b.  $870^{\circ}\text{C}$  c.  $850^{\circ}\text{C}$

152. 渗碳后采用直接淬火法, 工件渗碳后出炉预冷温度略高于

\_\_\_\_ 可保证心部强度。

- a.  $Ar_3$  b.  $Ac_1$  c.  $Ac_1$

153. 渗碳后采用直接淬火法, 工件出炉后预冷温度略高于\_\_\_\_ 可保证表面高硬度、耐磨, 且减少残余奥氏体量。

- a.  $Ar_1$  b.  $Ar_3$  c.  $Ac_1$

154. 工件经渗氮处理后其硬度及耐磨性均比渗碳处理\_\_\_\_\_。

- a. 低 b. 相差不多 c. 高

155. 金相检验渗碳层深度时, 将试样切取横截面经磨光后用体积分数为\_\_\_\_\_的硝酸酒精溶液腐蚀后观察测量。

- a. 2%~4% b. 4%~10% c. 10%~12%

156. 渗碳件在最终淬火后常选用的回火温度是\_\_\_\_\_°C。

- a. 150~200 b. 200~220 c. 220~240

157. 一汽车变速箱齿轮, 选用低碳合金钢 (20CrMnTi) 的锻件毛坯, 为满足工作条件对力学性能的要求, 机加工后需进行表面强化处理, 应选用\_\_\_\_\_的表面热处理方法。

- a. 渗碳处理 b. 渗氮处理 c. 感应加热表面淬火

158. 在渗氮过程中, 常采用调节\_\_\_\_\_来控制氮分解率。

- a. 炉内压力 b. 氮流量 c. 渗氮温度

159. 一般渗氮温度选择在 510~525°C 时, 氮分解率 (体积分数) 控制在\_\_\_\_\_。

- a. 35%~50% b. 20%~35% c. 15%~25%

160. 碳钢渗氮后正常的白层组织是\_\_\_\_\_。

- a.  $\xi + \epsilon + (\epsilon + \gamma')$  b.  $\epsilon + (\epsilon + \gamma') + \gamma'$  c.  $\epsilon + (\epsilon + \gamma') + (\gamma' + \alpha)$

161. 正常的渗氮件出炉后, 其外观呈\_\_\_\_\_颜色。

- a. 银白色 b. 蓝色 c. 灰色

162. 碳氮共渗表面的最佳碳氮浓度为\_\_\_\_\_。

- a.  $w_C = 0.6\% \sim 0.8\%$ ;  $w_N = 0.25\% \sim 0.4\%$  b.  $w_C = 0.8\% \sim 0.95\%$ ;  $w_N = 0.25\% \sim 0.4\%$  c.  $w_C = 0.8\% \sim 0.95\%$ ;  $w_N = 0.12\% \sim 0.25\%$

163. 离子渗氮在阴阳极间加上\_\_\_\_\_直流高压电即可造成炉内

气体电离。

a. 200~400V b. 500~700V c. 700~900V

164. 工件渗氮前的热处理工序最好采用\_\_\_\_\_处理。

a. 调质处理 b. 正火 c. 退火

165. 精密渗氮件, 渗氮前要进行1~2次稳定化处理, 处理的温度是\_\_\_\_\_。

a. 低于渗氮温度 b. 高于调质回火温度 c. 高于渗氮温度, 低于调质回火温度

166. 渗氮温度超过\_\_\_\_\_°C, 其氮化物弥散度显著变小, 氮化层表面硬度大大降低。

a. 600 b. 580 c. 560

167. 某精密零件要求渗层浅, 表面硬度高, 适宜采用\_\_\_\_\_渗氮处理工艺。

a. 一段渗氮 b. 二段渗氮 c. 三段渗氮

168. 38CrMoAlA钢采用一段渗氮时, 渗氮温度一般选用\_\_\_\_\_°C。

a. 510~520 b. 530~550 c. 550~570

169. 如38CrMoAlA钢采用二段渗氮工艺, 第二阶段渗氮温度一般应当提高到\_\_\_\_\_°C。

a. 530~540 b. 540~550 c. 550~565

170. 某热处理车间采用连续式作业炉生产批量较大的气体碳氮共渗件, 常选用\_\_\_\_\_作为共渗介质。

a. 液体渗碳剂+氮气 b. 载气、富化气+氮气 c. 载气、富化气+氨气

171. 氮碳共渗白亮层的脆性比渗氮白亮层的脆性\_\_\_\_\_。

a. 高 b. 低 c. 相差不大

172. 在常用温度下进行碳氮共渗直接淬火后, 表层组织为\_\_\_\_\_。

a. 细针状马氏体 b. 细针状马氏体+碳氮化合物 c. 细针状马氏体+含碳氮残余奥氏体+碳氮化合物

173. 气体碳氮共渗生产中一般选用\_\_\_\_\_°C。

a. 820~860 b. 860~880 c. 880~900

174. 凡气体碳氮共渗温度与淬火加热温度相近的钢, 一般采用\_\_\_\_\_热处理。

a. 直接淬火+低温回火 b. 共渗后重新加热淬火+低温回火  
c. 共渗后二次加热淬火+低温回火

175. 低碳合金钢渗碳与碳氮共渗比较, 在共渗层表面含碳量相同的情况下, 碳氮共渗层比渗碳层耐磨性和疲劳强度\_\_\_\_\_。

a. 低 b. 高 c. 相差不多

176. 气体氮碳共渗温度一般应在 570°C 左右, 而高速钢刀具为保证整体强度和热硬性, 共渗温度比其回火温度\_\_\_\_\_。

a. 稍高 b. 稍低 c. 低得多

177. 45 钢要获得回火索氏体, 应进行\_\_\_\_\_。

a. 淬火+中温回火 b. 等温淬火 c. 淬火+高温回火

178. 35CrMo 调质钢属于\_\_\_\_\_。

a. 低淬透性钢 b. 中淬透性钢 c. 高淬透性钢

179. 经喷丸处理后, 齿轮表面形成\_\_\_\_\_。

a. 压应力 b. 切应力 c. 拉应力

180. 对于承受扭转载荷的调质钢制轴类零件, 淬火后心部马氏体达到体积分数\_\_\_\_\_为宜。

a. 95% b. 80% c. 50%

181. 调质处理的大型工件中的残余应力是\_\_\_\_\_。

a. 热应力 b. 相变应力 c. 载荷应力

182. 小吨位模锻锤杆(承受小能量多次冲击力)材料为 45Cr, 技术要求 40HRC 左右。最终热处理采用\_\_\_\_\_。

a. 淬火+低温回火 b. 淬火+中温回火 c. 调质

183. 同一炉号、直径均为  $\phi 12\text{mm}$  的 40Cr 试棒, 在相同的加热温度条件下, 分别用油淬和食盐水溶液淬火, 盐水淬火试棒硬度稍高于油淬试棒的原因是\_\_\_\_\_。

a. 油冷速度慢, 产生自回火 b. 油冷速度慢, 产生非马氏体组织  
c. 盐水冷却速度快, 淬火后马氏体位错密度高

184. 为保证低碳马氏体的强度、硬度, 淬火后的回火温度一般选

用\_\_\_\_\_°C左右。

a. 200 b. 300 c. 350

185. 弹簧钢淬火后一般采用\_\_\_\_\_温度回火。

a. 300~350°C b. 350~400°C c. 400~500°C

186. 50CrVA 气阀螺旋弹簧水淬火后应在\_\_\_\_\_内进行回火。

a. 24h b. 4h c. 10h

187. 厚度大于 8mm 的 60Si2Mn 板簧回火时, 炉子前部温度应为

\_\_\_\_\_。

a. 550°C±20°C b. 600°C±20°C c. 650°C±20°C

188. GCr15 钢为消除粗大网状碳化物要进行正火, 一般情况下正火温度应选取\_\_\_\_\_°C, 保温 30~50min。

a. 850~900 b. 900~950 c. 950~1000

189. GCr15 钢淬火后, 为获得高接触疲劳强度和高硬度, 回火温度最好选择\_\_\_\_\_。

a. 200~220°C b. 180~200°C c. 150~170°C

190. GCr15 钢制精密轴承零件, 淬火、深冷处理后在\_\_\_\_\_低温回火。

a. 6h b. 4h c. 8h

191. GCr15 钢制轴承圈经球化退火后发现条、块状碳化物, 这种现象产生的原因是\_\_\_\_\_。

a. 退火温度过高 b. 退火温度过低 c. 退火温度高、保温时间长

192. 碳素工具钢工作温度超过\_\_\_\_\_°C, 硬度下降至 60HRC 以下。

a. 300 b. 250 c. 200

193. T10 钢轧制或锻造后晶粒非常粗大, 其预先热处理应选用\_\_\_\_\_。

a. 球化退火 b. 正火 c. 先正火后球化退火

194. 碳素工具钢淬火加热温度可按  $A_{c1} + (30 \sim 70)^\circ\text{C}$  原则考虑, 其中\_\_\_\_\_条件下选择较高的淬火加热温度。

a. 原始组织是粗大球化组织 b. 小截面及水冷工件 c. 形状复

杂、截面尺寸变化较大件

195. 淬火后的碳素工具钢，回火温度超过 \_\_\_\_ $^{\circ}\text{C}$  后，其硬度和耐磨性急剧下降。

- a. 180 b. 200 c. 250

196. 碳素刃具钢，油淬可淬透直径为 \_\_\_\_。

- a. 15~20mm b. 10~12mm c. 5~7mm

197. 形状复杂的低合金刃具钢件，淬火加热温度应选其淬火加热温度的 \_\_\_\_。

- a. 上限 b. 中值 c. 下限

198. 低合金刃具钢淬火加热前， \_\_\_\_ 预热。

- a. 不进行 b. 进行一次 c. 进行二次

199. 9SiCr 钢淬火后硬度达 63~64HRC，强度也较高，生产中常采用的加热温度是 \_\_\_\_ $^{\circ}\text{C}$ 。

- a. 850~860 b. 860~870 c. 880~890

200. 小尺寸碳素钢冷作模具，要求淬火后变形量极小时，采用 \_\_\_\_。

- a. 油冷 b. 热油冷 c. 碱浴分级淬火

201. Cr12MoV 中因为 \_\_\_\_，所以具有高的耐磨性。

- a. 含碳量高 b. 渗碳体多 c. 合金碳化物  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  多

202. 为改变高速钢铸态组织中碳化物分布的不均匀性，应进行 \_\_\_\_ 处理。

- a. 扩散退火 b. 正火 c. 锻造

203. 高速钢的退火温度一般取  $\text{Ac}_1 +$  \_\_\_\_。

- a. 20~30 $^{\circ}\text{C}$  b. 30~40 $^{\circ}\text{C}$  c. 40~60 $^{\circ}\text{C}$

204. 高速钢在正常的淬火加热、冷却情况下，一般有 \_\_\_\_ 左右的残余奥氏体，有待以后的多次回火或深冷处理消除。

- a. 20% b. 25% c. 30%

205. 高速钢等温淬火后的组织是 \_\_\_\_。

a. 碳化物 + 下贝氏体 + 马氏体 + 残余奥氏体 b. 碳化物 + 下贝氏体 + 马氏体 c. 碳化物 + 下贝氏体 + 残余奥氏体

206. 高速钢退火后的组织是 \_\_\_\_。



a. 索氏体+细小粒状碳化物 b. 珠光体+细小粒状碳化物 c. 铁素体+索氏体+细小粒状碳化物

207. W18Cr4V 钢等温淬火的等温温度是\_\_\_\_\_。

a. 220~240 b. 240~280 c. 280~300

208. 高速钢淬火后进行回火处理,大约回火温度达\_\_\_\_\_℃左右时硬度、抗弯强度达到最高值。

a. 570 b. 600 c. 500

209. 高速钢淬火后的三次回火,促使残余奥氏体转变,其转变是在\_\_\_\_\_中完成的。

a. 回火加热 b. 回火保温 c. 回火冷却

210. 高速钢滚刀淬火后没有裂纹,但在一次回火后表面发现网状裂纹,这是由于\_\_\_\_\_而造成的。

a. 表面脱碳 b. 回火加热速度太快 c. 回火时脱碳

211. 高速钢淬火组织中出现晶粒粗大、碳化物拖尾,有呈角状趋势或有沿晶界呈网状分布趋势,这种缺陷称为\_\_\_\_\_。

a. 过热 b. 过烧 c. 萘状断口

212. 高速钢中不均匀分布的粗大共晶碳化物应通过\_\_\_\_\_方法来消除。

a. 提高加热温度 b. 锻造 c. 正火

213. 高速钢过热的特征是\_\_\_\_\_。

a. 晶界熔化 b. 晶界形成碳化物网 c. 脱碳

214. 大型高速钢刀具的预热温度为\_\_\_\_\_。

a. 800~820℃ b. 700~750℃ c. 600~700℃

215. 高速钢和 Cr12 型模具钢测定碳化物不均匀性应在\_\_\_\_\_状态下进行。

a. 正常淬火 b. 退火 c. 调质

216.  $\phi 20\text{mm}$  麻花钻选用 W18Cr4V 钢,推荐的淬火温度是\_\_\_\_\_℃。

a. 1250~1260 b. 1265~1275 c. 1280~1290

217. 在重载条件下工作,如要求高耐磨性、精度高的冷模具,最好应当选用\_\_\_\_\_钢。

a. T10A b. Cr12MoV c. CrWMn

218. Cr12 型钢不完全退火后的组织是\_\_\_\_\_。

a. 球状珠光体 b. 细粒状珠光体+碳化物 c. 珠光体+碳化物

219. Cr12MoV 淬火前第一次预热温度为\_\_\_\_\_°C。

a. 200~300 b. 400~500 c. 600~700

220. 为防止热锻模钢 (5CrNiMo) 变形和开裂, 淬火加热温度为 830~850°C, 先在空气中预冷至\_\_\_\_\_°C 左右, 然后淬入油中, 冷至 200°C 左右出油后再及时回火。

a. 750~780 b. 730~750 c. 700~730

221. 中型 5CrNiMo 热锻模钢淬火前预冷时间为\_\_\_\_\_。

a. 17~40min b. 5~15min c. 50~60min

222. 5CrNiMo 钢制小型锤锻模, 淬火油冷时间一般为\_\_\_\_\_。

a. 15~25min b. 25~45min c. 45~60min

223. 3Cr2W8V 钢锻造后要进行退火处理, 退火组织为\_\_\_\_\_。

a. 珠光体 b. 球状珠光体 c. 珠光体+碳化物

224. 形状复杂的 3Cr2W8V 钢制压铸模具, 预备热处理最好采用\_\_\_\_\_。

a. 退火 b. 正火 c. 调质

225. 3Cr2W8V 钢制压铸模形状极为复杂, 要求变形小, 淬火冷却方法应选用\_\_\_\_\_法。

a. 空冷 b. 分级 c. 油冷

226. 为减少 GCr15 钢制块规的奥氏体数量, 淬火后量块应进行\_\_\_\_\_。

a. 多次回火 b. 深冷处理 c. 人工时效

227. 量具回火后进行时效处理的目的是\_\_\_\_\_。

a. 提高耐磨性 b. 稳定尺寸 c. 降低硬度

228. 在铁铬合金中平均  $w_{Cr}$  达到\_\_\_\_\_时, 铁的电极电位由负变正, 使抗腐蚀能力显著提高。

a. 12.5% b. 12% c. 11.5%

229. 医疗手术刀选用\_\_\_\_\_材料制作。

a. W18Cr4V b. 4Cr13 c. Cr12MoV

230. 汽轮机叶片所用材料应该是\_\_\_\_\_。

a. 1Cr13 b. 40Cr c. W18Cr4V

231. \_\_\_\_\_ 受磁场极大的吸力，导磁率随磁场强度的变化而变化。

a. 顺磁性物质 b. 铁磁性物质 c. 抗磁性物质

232. 金属材料的腐蚀多数是\_\_\_\_\_的结果。

a. 电化学腐蚀 b. 化学腐蚀 c. 应力腐蚀

233. 不锈钢中 Ni 与 Cr 的配合主要是\_\_\_\_\_。

a. 提高铁素体的电极电位 b. 获得单一奥氏体 c. 钝化

234. 有一种零件其工作温度在 600°C 以下，应选用\_\_\_\_\_制作。

a. 珠光体耐热钢 b. 马氏体耐热钢 c. 奥氏体耐热钢

235. 铁素体不锈钢在 500~800°C 长时间加热，会造成钢的脆性，一般情况下是由于\_\_\_\_\_所致。

a. 析出碳化物 b. 出现  $\sigma$  相 c. 晶粒粗大

236. 金属产生化学腐蚀的环境\_\_\_\_\_。

a. 钢的高温加热 b. 潮湿气氛 c. 油中浸泡

237. 在下列不锈钢中，属于热处理能强化的钢是\_\_\_\_\_。

a. 1Cr18Ni9Ti b. 1Cr28 c. 4Cr13

238. \_\_\_\_\_ 属于马氏体热强钢。

a. 12CrMoV b. 4Cr10Si2Mo c. 1Cr18Ni9Ti

239. 5CrNiMo 钢制锤锻模，加热淬火后，冷至\_\_\_\_\_回火。

a. 室温 b. 200~300°C c. 150~200°C

240. 18-8 型铬镍奥氏体不锈钢热处理的目的是\_\_\_\_\_。

a. 提高强度 b. 提高硬度 c. 提高耐蚀性

241. 18-8 型铬镍奥氏体不锈钢固溶处理常用加热温度是\_\_\_\_\_°C。

a. 1050~1100 b. 950~1000 c. 900~950

242. 含铌和钛的 18-8 型铬镍奥氏体不锈钢固溶处理后的稳定化处理温度\_\_\_\_\_。

a. 低于碳化铬溶解温度 b. 高于碳化铬溶解温度而低于碳化铌或碳化钛溶解温度 c. 高于碳铌或碳化钛溶解温度

243. 18-8 型铬镍奥氏体不锈钢固溶处理时冷却一般选择\_\_\_\_\_。

方法。

a. 空冷 b. 水冷 c. 油冷

244. 马氏体时效钢属于\_\_\_\_\_。

a. 超高强度钢 b. 合金钢 c. 耐磨钢

245. 12CrMoV 钢是\_\_\_\_\_型热强钢。

a. 珠光体 b. 铁素体 c. 奥氏体

246. 将 Cr18Ni9TiA 不锈钢加热到 1100~1150°C, 保温后水冷, 这种工艺称为\_\_\_\_\_。

a. 奥氏体化 b. 固溶处理 c. 稳定化处理

247. 稳定化处理加热温度选取原则是\_\_\_\_\_ 的温度。

a. 高于  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  完全溶解 b. 低于  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  完全溶解 c. 高于 VC、NbC 完全溶解

248. \_\_\_\_\_基体的热强钢具有最高的热稳定性和较高的再结晶温度。

a. 奥氏体 b. 珠光体 c. 马氏体

249. 机床的床身选用灰铸铁是因为它的\_\_\_\_\_好。

a. 强度、韧性 b. 抗压性能 c. 润滑作用

250. 管接头最好用\_\_\_\_\_制造。

a. 球墨铸铁 b. 可锻铸铁 c. 灰铸铁

251. \_\_\_\_\_是强烈阻碍石墨化的元素。

a. Mn b. S c. P

252. 白口铸铁中的碳主要以\_\_\_\_\_的形式存在。

a. 渗碳体 b. 片状石墨 c. 团絮状石墨

253. 铸铁（白口铸铁除外）的回火稳定性好，是由于\_\_\_\_\_。

a. 石墨的作用 b. 硫、磷的作用 c. 硅的作用

254. 灰铸铁制机床导轨表面淬火前最好进行一次\_\_\_\_\_处理。

a. 正火 b. 去应力退火 c. 石墨化退火

255. 在黑心可锻铸铁的生产中, 要获得铁素体基体就要使一定成分的白口铸铁\_\_\_\_\_。

a. 第一、二阶段石墨化全部进行 b. 第一阶段石墨化充分进行, 第二阶段石墨化部分进行 c. 第一阶段石墨化充分, 第二阶段石墨化

没有进行

256. 某球墨铸铁件要求有较高的强度、较好的塑性和韧性，热处理最好采用\_\_\_\_\_。

- a. 淬火+低温回火 b. 淬火+中温回火 c. 调质

257. 铁素体基体球墨铸铁感应加热表面淬火前要进行\_\_\_\_\_处理。

- a. 正火 b. 高温石墨化退火 c. 低温石墨化退火

258. 室温强度最高的变形铝合金是\_\_\_\_\_。

- a. 防锈铝 b. 超硬铝 c. 锻铝

259. 铝合金时效强化的根本原因是\_\_\_\_\_。

- a. 细化晶粒 b. 组织结构改变 c. 消除内应力

260. 在高温条件下使用的铝合金，为满足使用性能的要求，要选择\_\_\_\_\_的人工时效温度。

- a. 稍高于使用温度 b. 稍低于使用温度 c. 大大高于使用温度

261. 变形铝合金淬火冷却介质常用清水，为保证强度，水温不应超过\_\_\_\_\_。

- a. 100°C b. 80°C c. 60°C

262. 黄铜退火质量主要指标中的\_\_\_\_\_与半成品随后冷变形加工性能有很大关系。

- a. 力学性能 b. 组织类型 c. 晶粒度大小

263. 下面有色金属中抗蚀性高的材料是\_\_\_\_\_。

- a. 黄铜 b. 锡青铜 c. 铝青铜

264. 锡青铜常用的热处理方法是\_\_\_\_\_。

- a. 完全退火 b. 再结晶退火 c. 去应力退火

265. 硫、氧与铜形成共晶温度较高的共晶体，它致使铜在\_\_\_\_\_时出现冷脆性现象。

- a. 冷加工 b. 热加工 c. 机加工

266. 轴承合金中承受力大，导热性好，耐磨性好，制造容易的合金是\_\_\_\_\_。

- a. Al-Sn 合金 b. Sn-Cu-Sb 合金 c. Cu-Pb 合金

267. 水基淬火介质的加热装置可用\_\_\_\_\_方式：

a. 管状加热器 b. 加热辐射管 c. 利用燃料或电能由淬火槽外部或底部加热。

268. 铂铑-铂 (S) 热电偶使用补偿导线的型号为\_\_\_\_\_。

a. SC b. KC c. KX

269. 镍铬-镍硅 (镍铬-镍铝) (K) 热电偶使用补偿导线的型号为\_\_\_\_\_。

a. SC b. KC c. KX

270. 在以气体渗碳为主的炉内气氛中主要组成由  $\text{CO}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$  (烷类饱和碳氢化合物)、 $\text{C}_n\text{H}_{2n}$  (烯类不饱和碳氢化合物)、 $\text{H}_2$ 、 $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2\text{O}$  及  $\text{N}_2$ 。属于中性气体的是\_\_\_\_\_。

a.  $\text{CO}$  b.  $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$  c.  $\text{N}_2$

271. 在以气体渗碳为主的炉内气氛中主要组成由  $\text{CO}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$  (烷类饱和碳氢化合物)、 $\text{C}_n\text{H}_{2n}$  (烯类不饱和碳氢化合物)、 $\text{H}_2$ 、 $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2\text{O}$  及  $\text{N}_2$ 。属于渗碳性气体的是\_\_\_\_\_。

a.  $\text{CO}$  b.  $\text{H}_2$  c.  $\text{CO}_2$

272. 在以气体渗碳为主的炉内气氛中主要组成由  $\text{CO}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$  (烷类饱和碳氢化合物)、 $\text{C}_n\text{H}_{2n}$  (烯类不饱和碳氢化合物)、 $\text{H}_2$ 、 $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2\text{O}$  及  $\text{N}_2$ 。属于渗碳性气体的是\_\_\_\_\_。

a.  $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$  b.  $\text{H}_2$  c.  $\text{CO}_2$

273. 在以气体渗碳为主的炉内气氛中主要组成由  $\text{CO}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$  (烷类饱和碳氢化合物)、 $\text{C}_n\text{H}_{2n}$  (烯类不饱和碳氢化合物)、 $\text{H}_2$ 、 $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2\text{O}$  及  $\text{N}_2$ 。属于脱碳性气体的是\_\_\_\_\_。

a.  $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$  b.  $\text{C}_n\text{H}_{2n}$  c.  $\text{CO}_2$

274. 在以气体渗碳为主的炉内气氛中主要组成由  $\text{CO}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$  (烷类饱和碳氢化合物)、 $\text{C}_n\text{H}_{2n}$  (烯类不饱和碳氢化合物)、 $\text{H}_2$ 、 $\text{CO}_2$ 、 $\text{H}_2\text{O}$  及  $\text{N}_2$ 。属于脱碳性气体的是\_\_\_\_\_。

a.  $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$  b.  $\text{H}_2$  c.  $\text{H}_2\text{O}$

275. 油基淬火介质的加热装置可用下列\_\_\_\_\_方式:

a. 蒸汽加热管 b. 加热辐射管 c. 热水管

276. 在可控气氛分析方式中可连续测量控制的有\_\_\_\_\_。

a. 奥氏分析法 b. 氮分解率测定仪 c. 红外线分析法

277. 下列原因中——与风机的噪声过大无关：

a. 风扇叶变形或损坏 b. 风扇轴冷却不佳导致变形弯曲 c. 空气过滤器阻塞。

278. 油淬零件表面不光亮与设备无关的故障是：\_\_\_\_\_。

a. 真空淬火油变质 b. 炉子的真空度低 c. 入油的温度过高

279. \_\_\_\_\_严禁带入硝盐炉内

a. 水 b. 氯化盐 c. 氰盐

280. \_\_\_\_\_不允许带入硝盐炉内

a. 水 b. 氯化盐 c. 石墨

281. 渗碳、碳氮共渗排出炉外的废气必须\_\_\_\_\_。

a. 点燃 b. 排出室外 c. 送环境保护处理后排放

282. 当加热炉炉温为  $700^{\circ}\text{C}$  时，可通入\_\_\_\_\_。

a. 吸热式气体 b. 煤气 c. 氮气

283. 硝盐炉最高使用温度是\_\_\_\_\_。

a.  $550^{\circ}\text{C}$  b.  $600^{\circ}\text{C}$  c.  $650^{\circ}\text{C}$

284. 在可控气氛分析方式中可连续测量控制的有：\_\_\_\_\_。

a. 氨分解率测定仪 b. 露点杯法 c. 氧探头测仪法

285. 气淬真空炉的冷却介质是\_\_\_\_\_。

a. 空气 b. 氮气 c. 二氧化碳

286. 验收电炉内温度偏差按国家标准是用热电偶测量炉内规定的\_\_\_\_\_温度，最高温度和最低温度的差值 ( $^{\circ}\text{C}$ )，以确定炉内温度的均匀性。

a. 4点 b. 6点 c. 9点

287. 电极盐浴炉的加热方式主要是\_\_\_\_\_。

a. 对流传热 b. 传导传热 c. 辐射传热

288. 高温空气炉加热方式主要是\_\_\_\_\_。

a. 对流传热 b. 传导传热 c. 辐射传热

289. 低温空气炉加热方式主要是\_\_\_\_\_。

a. 对流传热 b. 传导传热 c. 辐射传热

290. 激光热处理主要是利用激光对工件进行表面强化处理，采用的激光器是\_\_\_\_\_。

a. 红宝石激光器 b. CO<sub>2</sub> 激光器 c. 氦氖激光器

291. 激光加热金属，主要是通过\_\_\_\_\_同金属材料表面的电子和声子的能量交换，使处理层材料温度升高。

a. 电子 b. 离子 c. 光子

292. 当一束高能光子照射在金属局部表面上，使该表面的薄层快速加热到奥氏体化温度，表层获得马氏体组织采用\_\_\_\_\_。

a. 喷油冷却 b. 聚乙烯醇水溶液冷却 c. 基体金属自身导热冷却

293. 同普通淬火相比，低温形变淬火具有\_\_\_\_\_。

a. 强度高、塑性高 b. 硬度高、冲击韧度低 c. 强度提高、塑性不变

294. 同普通淬火相比，高温形变淬火后并经适当的温度回火，其力学性能具有\_\_\_\_\_。

a. 抗拉强度提高、塑性也提高 b. 抗拉强度提高、但疲劳强度降低 c. 抗拉强度提高、但韧性降低

295. 形变热处理一般最佳形变量为\_\_\_\_\_。

a. 25%~40% b. 10%~25% c. 40%~60%

296. 化学气相沉积是非均相反应，反应所需的活化能\_\_\_\_\_相同的均相反应。

a. 高于 b. 等于 c. 低于

297. PVD 沉积温度一般\_\_\_\_\_。

a. 600°C 以下 b. 600~700°C c. 700~900°C

298. PVD 同 CVD 相比，工件变形\_\_\_\_\_。

a. 大 b. 小 c. 一样

299. 离子镀同真空蒸镀相比，涂层附着性\_\_\_\_\_。

a. 一样 b. 高 c. 低

300. PVD 同 CVD 相比，沉积温度\_\_\_\_\_。

a. 相同 b. 高 c. 低

### 三、计算题

1. 有一直径  $d_0=10\text{mm}$ ， $L_0=100\text{mm}$  的低碳钢试样，拉伸试验时测得  $F_s=21\text{kN}$ ， $F_b=29\text{kN}$ ， $d_1=5.65\text{mm}$ ， $L_1=138\text{mm}$ 。求此试样的  $\sigma_s$ 、 $\sigma_b$ 、 $\delta$ 、 $\psi$ 。



2. 现有一种铁碳合金。其室温显微组织中珠光体面积分数占 75%，铁素体的面积分数为 25%。请问该合金属于哪类钢？它的含碳量为多少？

3. 在拉拔铜材的过程中，需要进行中间再结晶退火，计算再结晶退火温度。铜的熔点为 1083°C。

4. 钨在 1100°C 时加工，是冷加工还是热加工？为什么？（已知钨的熔点为 3410°C）。

5. 某合金显微组织中，珠光体面积占 56%，铁素体面积占 44%。估计此合金的大致硬度是多少？（已知珠光体硬度为 200HBS，铁素体硬度为 80HBS）。

6. 计算室温时 45 钢中铁素体与珠光体的质量分数各占多少？

7. 某工厂仓库积压了一批碳钢（退火状态），因管理不善，不知道次批钢材的化学成分。现抽出一根棒料，经金相分析发现其组织为珠光体和铁素体，其中铁素体占 80%，问此批钢材的含碳量大约是多少？

8. 利用纯铜冷态电流透入深度公式： $\Delta_{20^{\circ}\text{C}} \approx \frac{67}{\sqrt{f}}$  (mm) 计算 2.5kHz、8kHz 和 150kHz 电流的纯铜冷态电流透入深度。

9. 利用结构钢热态电流透入深度的公式： $\Delta_{800^{\circ}\text{C}} \approx \frac{500}{\sqrt{f}}$  (mm) 计算 25kHz 和 150kHz 电流的结构钢热态电流透入深度。

10. 已知一块钢箔片碳质量分数为 0.077%，质量  $w_1 = 1.1745\text{g}$ ，送到炉内进行 15~20min 渗碳，在无氧化的情况下取出称重， $w_2 = 1.1859\text{g}$ ，求炉内气氛碳势？

11. 将碳浓度  $w_{\text{CO}} = 0.2\%$  的低碳钢，置于碳浓度  $w_{\text{C}} = 1.2\%$  的气氛中渗碳，渗碳温度为 927°C，保温时间 10h，已知渗碳层某处碳浓度  $w_{\text{C}}$  为 0.7% 时，求该处离表面的距离  $x$  的值（碳在  $\gamma\text{-Fe}$  中的扩散系数  $D$  为  $2.21 \times 10^{-7} \text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ）。

12. 将碳浓度为  $w_{\text{CO}} = 0.2\%$  的低碳钢，置于碳浓度  $w_{\text{C}} = 1.2\%$  的气氛中渗碳，渗碳温度为 927°C，若离表面 0.04mm 处的碳浓度要求为 1.0%，需保温多少时间？（ $D = 2.21 \times 10^{-7} \text{cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ ）。

13. 已知硝盐炉的炉膛尺寸为 600mm × 500mm × 800mm（长 × 宽

×高), 最高工作温度  $500^{\circ}\text{C}$ 。试求炉子所需的功率。硝盐的单位体积功率为  $40\text{kW}/\text{m}^3$ 。

14. 已知埋入式电极盐炉的炉膛尺寸为  $600\text{mm} \times 500\text{mm} \times 800\text{mm}$  (长×宽×高), 最高工作温度  $950^{\circ}\text{C}$ 。试求炉子所需的功率。设此盐炉的单位体积功率为  $300\text{kW}/\text{m}^3$ 。

15. 已知箱式电阻炉的功率为  $45\text{kW}$  采用三相星形接法, 试求各相电热元件的工作电阻 (电源电压为三相  $380\text{V}$ )。

16. 已知箱式电阻炉的功率为  $45\text{kW}$  采用三相三角形接法, 试求各相电热元件的工作电阻 (电源电压为三相  $380\text{V}$ )。

#### 四、简答题

1. 冷塑性变形对金属的力学性能有什么影响?
2. 指出下列名词及其区别: 渗碳体、一次渗碳体、二次渗碳体和三次渗碳体。
3. 晶粒粗细对金属材料产生什么样的影响?
4. 相变的实质是什么?
5. 铁碳合金相图 (即  $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$  相图) 有何用途?
6. 合金元素在钢中有何作用?
7. 控制奥氏体晶粒长大的方式有哪些?
8. 生产中如何利用奥氏体的稳定化现象?
9. 简述去应力退火温度、时间对残余应力的影响。
10. 简述退火及正火后出现网状组织的原因, 并提出挽救措施。
11. 理想的淬火介质应具有什么特性?
12. 生产中使用的淬火介质有几类?
13. 马氏体的形成条件是什么?
14. 简述钢中碳化物偏析会增加热处理变形的原因。
15. 原材料中缩孔残余、白点、发纹、非金属夹杂物等缺陷对热处理的影响如何?
16. 简述贝氏体的力学性能。
17. 马氏体为什么具有高硬度?
18. 板条马氏体塑性、韧性高于片状马氏体的原因何在?
19. 简述奥氏体中含碳量对马氏体点和马氏体转变类型的影响。

20. 影响淬透性的主要因素有哪些?
21. 淬硬性和淬透性有何区别?
22. 简述淬透性在设计和生产中的实际意义。
23. 什么是热应力及相变应力? 它们对淬火件的变形有何影响?
24. 简述淬火热应力、相变应力及组织转变所引起的变形趋向。
25. 怎样防止工件的淬火变形及开裂?
26. 淬火零件开裂的原因是什么?
27. 常见的淬火裂纹有几种类型? 它们的形成原因是什么?
28. 为什么合金钢的淬火变形倾向小于碳素钢?
29. 截面不均匀的零件, 淬火时怎样浸入冷却介质中?
30. 具有凹形的零件, 淬火时怎样浸入冷却介质中? 为什么?
31. 感应加热表面淬火零件的常用材料是什么?
32. 高频淬火的相转变特点是什么?
33. 什么是放热式和吸热式可控气氛? 它们的各自特点是什么?
34. 渗碳件的性能有什么特点?
35. 渗碳温度一般是多少? 为什么选择此温度区域?
36. 渗碳层深度不一致, 浓度不均匀的原因是什么?
37. 如何防止渗碳件的变形和开裂?
38. 常用渗氮钢 38CrMoAlA 有何特点?
39. 简述渗氮件的性能。
40. 与普通气体渗氮相比, 离子渗氮有何特点?
41. 简述造成渗氮层厚度浅的原因及防止措施。
42. 有两个 T10 钢小试样 A 和 B, A 试样加热到  $750^{\circ}\text{C}$ , B 试样加热到  $850^{\circ}\text{C}$ , 均充分保温后在水中冷却, 哪个试样的硬度高? 为什么?
43. 调质钢中合金元素的作用主要有哪些?
44. 调质钢预备热处理的目的是什么?
45. 简述弹簧高温形变热处理强化的原因。
46. 高速钢刀具淬火后为什么要及时回火?
47. 高速钢及高合金钢为什么要进行多次回火?
48. 冷作模具钢常用材料有哪些? 如何选用?
49. 为什么 Cr12 型模具钢在退火前要反复锻造?

50. 量具热处理的主要特点是什么？
51. 防止金属腐蚀有哪些措施？
52. 简述铬在不锈钢中的耐蚀作用。
53. 简述奥氏体不锈钢产生晶间腐蚀的原因？
54. 简述不锈钢的固溶处理及目的。
55. 经固溶处理的奥氏体不锈钢为何还需进行稳定化处理？
56. 耐热钢中的主要合金元素有哪些？各自在钢中所起的作用是什么？
57. 奥氏体状态的高锰钢为什么十分耐磨？
58. 影响石墨化的因素有哪些？
59. 简述灰铸铁表面淬火的目的是及淬火方法。
60. 铝合金是如何分类的？
61. 铸铝合金热处理的特点是什么？
62. 什么是硬质合金？其性能特点是什么？
63. 热处理最优方案设计的原则是什么？
64. 简述可控气氛炉中各种气体的作用。
65. 真空热处理的加热器是用什么材料制成的？为什么？
66. 简述热电偶测温的原理。
67. 连续式气体渗碳炉按炉温可分为几个区域？其作用是什么？
68. 什么叫有机液体裂解气氛？
69. 密封箱式炉的主要用途是什么？
70. 为什么在油淬真空热处理炉中必须使用专用的淬火油？
71. 简述加热炉的几项考核验收指标。
72. 简述真空炉的安装调试的特点。
73. 简述真空炉的维护保养注意事项。
74. 试述 PID 调节的特点及应用范围。
75. 简述激光加热金属的原理。
76. 激光热处理有哪些特点？
77. 简述形变热处理的强化机理。
78. 离子注入工艺有什么特点？
79. 什么是气相沉积？
80. 用微机控制热处理工艺过程的优点何在？

## 答 案

### 一、是非题

1. ✓	2. ✓	3. ×	4. ✓	5. ✓	6. ×
7. ✓	8. ✓	9. ✓	10. ✓	11. ✓	12. ×
13. ✓	14. ✓	15. ×	16. ×	17. ✓	18. ×
19. ×	20. ✓	21. ✓	22. ✓	23. ✓	24. ×
25. ✓	26. ✓	27. ✓	28. ×	29. ✓	30. ×
31. ✓	32. ×	33. ✓	34. ×	35. ×	36. ×
37. ×	38. ✓	39. ✓	40. ✓	41. ✓	42. ×
43. ✓	44. ×	45. ✓	46. ×	47. ✓	48. ✓
49. ✓	50. ×	51. ×	52. ✓	53. ×	54. ×
55. ✓	56. ✓	57. ×	58. ×	59. ×	60. ×
61. ×	62. ✓	63. ✓	64. ✓	65. ✓	66. ×
67. ✓	68. ✓	69. ✓	70. ✓	71. ✓	72. ×
73. ✓	74. ✓	75. ×	76. ✓	77. ×	78. ✓
79. ✓	80. ×	81. ×	82. ×	83. ✓	84. ✓
85. ×	86. ×	87. ✓	88. ✓	89. ×	90. ✓
91. ✓	92. ✓	93. ✓	94. ✓	95. ×	96. ✓
97. ×	98. ✓	99. ✓	100. ×	101. ×	102. ✓
103. ✓	104. ✓	105. ✓	106. ×	107. ✓	108. ✓
109. ×	110. ×	111. ✓	112. ×	113. ✓	114. ✓
115. ×	116. ✓	117. ✓	118. ×	119. ✓	120. ×
121. ✓	122. ✓	123. ✓	124. ✓	125. ✓	126. ×
127. ✓	128. ×	129. ✓	130. ×	131. ✓	132. ×
133. ✓	134. ✓	135. ✓	136. ✓	137. ✓	138. ✓
139. ✓	140. ✓	141. ×	142. ×	143. ✓	144. ✓
145. ✓	146. ✓	147. ✓	148. ×	149. ✓	150. ✓
151. ✓	152. ×	153. ✓	154. ×	155. ✓	156. ✓

157. ✓	158. ✓	159. ✕	160. ✓	161. ✕	162. ✓
163. ✓	164. ✓	165. ✕	166. ✓	167. ✓	168. ✓
169. ✕	170. ✓	171. ✓	172. ✓	173. ✓	174. ✓
175. ✓	176. ✓	177. ✕	178. ✓	179. ✓	180. ✓
181. ✕	182. ✓	183. ✓	184. ✓	185. ✓	186. ✓
187. ✓	188. ✓	189. ✓	190. ✕	191. ✓	192. ✕
193. ✕	194. ✕	195. ✓	196. ✓	197. ✓	198. ✕
199. ✕	200. ✓	201. ✕	202. ✕	203. ✓	204. ✕
205. ✕	206. ✓	207. ✓	208. ✕	209. ✕	210. ✓
211. ✓	212. ✓	213. ✓	214. ✓	215. ✓	216. ✕
217. ✕	218. ✓	219. ✕	220. ✓	221. ✓	222. ✓
223. ✓	224. ✓	225. ✕	226. ✕	227. ✓	228. ✕
229. ✓	230. ✓	231. ✓	232. ✕	233. ✓	234. ✓
235. ✕	236. ✓	237. ✓	238. ✓	239. ✕	240. ✓
241. ✕	242. ✓	243. ✓	244. ✕	245. ✓	246. ✕
247. ✕	248. ✓	249. ✕	250. ✓	251. ✓	252. ✕
253. ✕	254. ✓	255. ✕	256. ✓	257. ✓	258. ✓
259. ✓	260. ✕	261. ✓	262. ✕	263. ✓	264. ✕
265. ✓	266. ✕	267. ✓	268. ✓	269. ✕	270. ✓
271. ✕	272. ✕	273. ✕	274. ✓	275. ✕	276. ✓
277. ✓	278. ✓	279. ✕	280. ✓	281. ✕	282. ✓
283. ✕	284. ✕	285. ✓	286. ✕	287. ✓	288. ✓
289. ✕	290. ✓	291. ✓	292. ✓	293. ✕	294. ✓
295. ✓	296. ✓	297. ✕	298. ✓	299. ✓	300. ✓

## 二、选择题

1. a	2. c	3. a	4. c	5. b	6. b
7. b	8. b	9. a	10. a	11. c	12. c
13. b	14. c	15. b	16. a	17. c	18. c
19. c	20. a	21. b	22. b	23. a	24. b
25. b	26. c	27. a	28. b	29. b	30. b

31. b	32. c	33. a	34. c	35. a	36. a
37. b	38. c	39. b	40. a	41. b	42. a
43. b	44. a	45. c	46. b	47. a	48. b
49. b	50. b	51. b	52. a	53. a	54. c
55. c	56. a	57. a	58. c	59. b	60. a
61. b	62. c	63. a	64. c	65. c	66. a
67. c	68. b	69. a	70. a	71. a	72. c
73. b	74. b	75. b	76. c	77. a	78. b
79. a	80. b	81. a	82. a	83. b	84. a
85. b	86. c	87. b	88. a	89. c	90. b
91. b	92. a	93. a	94. a	95. c	96. a
97. b	98. b	99. a	100. c	101. b	102. a
103. c	104. a	105. c	106. b	107. a	108. a
109. b	110. c	111. c	112. b	113. c	114. b
115. c	116. c	117. b	118. a	119. b	120. a
121. b	122. a	123. c	124. c	125. b	126. b
127. c	128. a	129. a	130. c	131. a	132. b
133. c	134. a	135. b	136. b	137. b	138. b
139. c	140. c	141. a	142. a	143. b	144. b
145. c	146. c	147. c	148. a	149. b	150. b
151. a	152. a	153. a	154. c	155. a	156. a
157. a	158. b	159. c	160. b	161. a	162. b
163. b	164. a	165. c	166. b	167. a	168. b
169. c	170. c	171. b	172. c	173. a	174. a
175. b	176. b	177. c	178. b	179. a	180. c
181. a	182. c	183. c	184. a	185. c	186. b
187. c	188. b	189. c	190. b	191. c	192. c
193. c	194. a	195. c	196. c	197. c	198. b
199. b	200. c	201. c	202. c	203. c	204. c
205. a	206. a	207. b	208. a	209. c	210. a

211. a	212. b	213. a	214. a	215. a	216. c
217. b	218. b	219. b	220. a	221. b	222. a
223. c	224. c	225. b	226. b	227. b	228. a
229. b	230. a	231. b	232. a	233. b	234. a
235. b	236. a	237. c	238. b	239. c	240. c
241. a	242. b	243. b	244. a	245. a	246. b
247. a	248. a	249. b	250. b	251. b	252. a
253. c	254. a	255. a	256. c	257. a	258. b
259. b	260. a	261. b	262. c	263. c	264. b
265. a	266. a	267. a	268. a	269. b	270. c
271. a	272. a	273. c	274. c	275. b	276. c
277. c	278. a	279. c	280. c	281. a	282. c
283. c	284. c	285. b	286. c	287. a	288. c
289. a	290. b	291. c	292. c	293. c	294. a
295. a	296. c	297. a	298. b	299. b	300. c

### 三、计算题

1. 解 (1) 求  $A_0$ 、 $A_1$

$$A_0 = \frac{\pi d_0^2}{4} = \frac{3.14 \times 10^2}{4} \text{mm}^2 \approx 78.50 \text{mm}^2$$

$$A_1 = \frac{\pi d_1^2}{4} = \frac{3.14 \times 5.65^2}{4} \text{mm}^2 \approx 25.06 \text{mm}^2$$

(2) 求  $\sigma_s$ 、 $\sigma_b$

$$\sigma_s = \frac{F_s}{A_0} = \frac{21000 \text{N}}{78.50 \text{mm}^2} \approx 267.52 \text{MPa}$$

$$\sigma_b = \frac{F_b}{A_0} = \frac{29000}{78.5} = 369.43 \text{MPa}$$

(3) 求  $\delta$ 、 $\psi$

$$\delta = \frac{L_1 - L_0}{L_0} \times 100\% = \frac{138 - 100}{100} \times 100\% = 38\%$$

$$\psi = \frac{A_0 - A_1}{A_0} \times 100\% = \frac{78.5 - 25}{78.5} \times 100\% \approx 68.15\%$$

答 此试样的  $\sigma_s$ 、 $\sigma_b$ 、 $\delta$ 、 $\psi$  分别为 267.52MPa、369.43MPa、38%、



68.15%。

2. 解 设合金碳的质量分数为  $x$ , 且室温时铁素体碳的质量分数为 0%。

珠光体 P 的  $w_C$  为 0.77%

$$P\% = \frac{x}{0.77\%} = 75\%$$

$$x = 0.77\% \times 75\% \approx 0.57\%$$

答 属于亚共析钢,  $w_C$  为 0.57%。

3. 解  $T_{\#} \approx 0.4 \times (1083 + 273) - 273 \approx 270^\circ\text{C}$

4. 解  $T_{\#} \approx 0.4 \times (3410 + 273) - 273 \approx 1200^\circ\text{C}$

答 因为加工温度低于再结晶温度  $1200^\circ\text{C}$ , 所以属于冷加工。

5. 解 按相图与性能的对应规律, 合金的硬度应与含碳量呈直线关系, 具体值取决于组织组成物的硬度和相对量。所以

$$\text{合金的硬度} = 200\text{HBS} \times 56\% + 80\text{HBS} \times 44\% \approx 147\text{HBS}$$

6. 计算 45 钢中铁素体与珠光体的质量百分数各占多少?

解 设铁素体的含量为  $w_F$ , 且室温时铁素体碳的质量分数为 0%。

珠光体中  $w_C$  为 0.77%, 根据杠杆原理:

$$w_F = \frac{0.77 - 0.45}{0.77} \times 100\% \approx 42\%$$

则  $w_P = 100\% - 42\% = 38\%$

答 45 钢中铁素体和珠光体的质量百分数各占 42% 和 38%。

7. 解 设铁素体、珠光体及钢的含碳量分别为  $w_F$ 、 $w_P$ 、 $w_C$

根据题意  $w_P = 100\% - w_F = 100\% - 80\% = 20\%$ , 根据杠杆原理:

$$\frac{w_P}{w_F} = \frac{w_C}{0.77 - w_C} \quad \text{即} \quad \frac{20\%}{80\%} = \frac{w_C}{0.77 - w_C}$$

$$w_C \approx 0.15\%$$

答 由上述计算可知, 这批材料碳的质量百分数为 0.15%。

8. 解 分别把 2.5kHz、8kHz、150kHz 代入公式即可求得纯铜冷态电流透入深度。

9. 解 分别把 25kHz、8kHz、150kHz 代入公式即可求得纯铜冷态电流透入深度。

10. 解: 炉内碳势应为钢箔片原碳的质量分数与新渗入的碳的质量分数之和。

$$w_c = \frac{w_2 - w_1}{w_2} \times 100\% + C\% = \frac{1.1859 - 1.1745}{1.1859} \times 100\% + 0.077\% \\ = 1.038\%$$

答 测试称重后确定炉气中碳势  $w_c$  为 1.038%。

11. 解 将上述已知条件代入式(8-4): 得

$$0.7\% = 1.2\% - (1.2 - 0.2)\% \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{2.21 \times 10^{-7} \times 36000}}\right)$$

即  $\operatorname{erf}(5.6x) = 0.5$ ,  $\therefore$  令  $\operatorname{erf}(5.6x) = \operatorname{erf}(\beta) = 0.5$

则根据表(8-2)可用插入法计算:

$$\frac{0.48 - x}{0.48 - 0.47} = \frac{0.5027 - 0.5}{0.5027 - 0.49}$$

$$x = 0.4773\text{mm}$$

答 该处离表面的距离为 0.4773mm。

12. 解 将上述已知条件代入式(8-4)式: 得

$$1.0\% = 1.2\% - (1.2 - 0.2)\% \operatorname{erf}\left(\frac{0.04}{2\sqrt{2.21 \times 10^{-7} \times t}}\right)$$

$$\operatorname{erf}\left(\frac{0.04}{2\sqrt{2.21 \times 10^{-7} \times t}}\right) = 0.2 \quad \text{即} \quad \operatorname{erf}(\beta) = 0.2$$

根据表 8-2 可用插入法计算:  $\frac{0.18 - \beta}{0.18 - 0.17} = \frac{0.2009 - 0.2}{0.2009 - 0.19}$

计算可得:  $\beta \approx 0.18$ ,  $t \approx 5586.3\text{s} \approx 1.55\text{h}$

答 需保温 1.55h。

13. 解 炉子的容积  $V = 0.6 \times 0.5 \times 0.8 = 0.24\text{m}^3$

炉子的功率  $P = KV = 40 \times 0.24 = 9.6\text{kW}$

答 炉子所需的功率为 9.6kW。

14. 解 炉子的容积  $V = 0.6 \times 0.5 \times 0.8 = 0.24\text{m}^3$

炉子的功率  $P = KV = 300 \times 0.24 = 72\text{kW}$

答 炉子所需功率为 72kW。

$$15. \text{ 解 } R = \frac{U^2}{P} = \frac{\left(\frac{380}{\sqrt{3}}\right)^2}{\frac{45000}{3}} \Omega = 3.21 \Omega$$

答 各相电热元件的工作电阻是  $9.63 \Omega$ 。

$$16. \text{ 解 } R = \frac{3U^2}{P} = \frac{3 \times 380^2}{45000} \Omega = 9.63 \Omega$$

答 各相电热元件的工作电阻是  $9.63 \Omega$ 。

#### 四、简答题

1. 答 冷塑性变形对金属力学性能最显著的影响是形变强化或加工硬化，即随着塑性变形程度的增加，金属的强度、硬度提高，而塑性、韧性下降。

2. 答

(1) 渗碳体 晶格点阵为正交点阵、化学式近似于  $\text{Fe}_3\text{C}$  (碳化三铁) 的一种间隙式化合物，称为渗碳体。以符号“ $\text{Cm}$ ”来表示。它的  $w_c$  为  $6.69\%$ ，是一固定值。渗碳体具有复杂晶格，其性能特点是高硬度高脆性及高熔点，并且几乎没有塑性，它是铁碳合金中的强化相。通过不同的热处理方法，可以改变渗碳体在铁碳合金中的形态、大小、数量及分布，从而改变材料的性能。这正是热处理的重要原理之一。

(2) 一次渗碳体 过共晶成分的铁基合金的熔体在发生共晶转变之前结晶出来的渗碳体称为一次渗碳体 (或先共晶渗碳体)，用符号  $\text{Fe}_3\text{C}_1$  表示，由于一次渗碳体是由液相中直接析出，长大很少受阻，所以一般比较粗大。

(3) 二次渗碳体 又称先共析渗碳体，本意是高于共析成分的奥氏体，从高温慢冷下来之际，在发生共析转变之前析出的渗碳体。广义则包括过冷奥氏体在形成珠光体 (广义珠光体) 之前析出的渗碳体，用符号  $\text{Fe}_3\text{C}_2$  表示，二次渗碳体一般沿奥氏体晶界析出，所以通常呈网状分布。

(4) 三次渗碳体 铁碳合金冷却时，铁碳合金冷却时，由  $\alpha$  铁素体中析出的渗碳体称为三次渗碳体，用符号  $\text{Fe}_3\text{C}_3$  表示，由于碳在铁素体中的溶解度很低，析出的三次渗碳体很少，往往忽略不计。

3. 答 晶粒越细，晶界越多，钢的强度也越高。而且，由于晶界

把塑性变形限定在一定的范围内，晶粒细化可以把塑性变形分布在更多的晶粒内，从而提高钢的塑性；同时，晶界又是裂纹扩展的阻力，晶粒越细，晶界越多，从而改善钢的韧性。因此，细化晶粒已成为热处理过程中使钢强韧化的重要方法之一。

4. 答 合金在相变温度的两侧各有一个自由能较低的稳定状态，合金在加热或冷却过程中跨越这个温度时，便会由原来的稳定状态转变为新的稳定状态，这就是相变的实质。

5. 答

(1) 选择材料 根据铁碳合金相图，可以把铁碳合金分为低碳钢、中碳钢、高碳钢和铸铁等，因其成分不同，其性能也不同，从而为不同工件的选材提供了依据。

(2) 判断与分析铁碳合金 若已知钢及铸铁的成分，可以推断其平衡态组织和主要性能特点；若不知成分，可根据平衡组织推断钢的牌号及铸铁的种类。

(3) 制定热加工工艺 根据液相线，确定不同成分的铁碳合金的浇注温度；轧锻温度应在奥氏体单相区；根据铁碳相图还可以确定碳钢的退火温度、淬火温度及正火温度等。

6. 答

(1) 强化铁素体 大多数合金元素都能溶于铁素体，产生固溶强化。

(2) 形成合金碳化物 合金碳化物的种类、性能和在钢中的分布状态会直接影响到钢的性能及热处理时的相变。如当钢中存在弥散分布的特殊碳化物时，将显著提高钢的强度、硬度与耐磨性。

(3) 细化晶粒 几乎所有的合金元素都抑制钢在加热时的奥氏体晶粒长大。

(4) 提高淬透性 除钴外，所有合金元素当它们溶解于奥氏体后，都能增加过冷奥氏体的稳定性，推迟珠光体的转变，使C曲线右移，提高钢的淬透性。

(5) 提高钢的回火稳定性 合金元素在回火过程中，推迟马氏体的分解和残余奥氏体的转变，提高铁素体的再结晶温度，使碳化物不易聚集长大，而保持较大的弥散度。

## 7. 答

(1) 选用本质细晶粒钢或含有碳化物形成元素的合金钢。

(2) 控制原始组织，保证获得的细小组织，以便奥氏体的形成，从而达到缩短保温时间，防止奥氏体晶粒长大的目的。

(3) 严格控制加热和保温时间或采用快速加热。

## 8. 答

(1) 为防止因奥氏体稳定化而削弱深冷处理效果，应在淬火后立即进行深冷处理。

(2) 可利用奥氏体的稳定化调整残余奥氏体量，以达到减少工件淬火变形或改善钢的强韧性的目的。

(3) 通过稳定化处理提高残余奥氏体的稳定性，使精密工件的尺寸保持稳定。

9. 答 钢中的残余应力通常在加热到  $450^{\circ}\text{C}$  以上时，其原子因获得足够的能量会发生重新排列，恢复到无晶格畸变的状态，即再结晶。所以，工件内的残余应力随温度升高和时间的延长而降低。

10. 答 加热温度过高或冷却速度过慢，均会使钢中的先共析相沿奥氏体晶界析出。亚共析钢析出铁素体网，过共析钢析出二次渗碳体网，它们均使钢的力学性能下降。亚共析钢淬火加热在  $A_{c3}$  以上，网状铁素体可消失；过共析钢的奥氏体化温度在  $A_{c1} \sim A_{cm}$  之间，淬火加热时网状渗碳体一般不能消除，所以必须在淬火前进行一次正火。

11. 答 理想的淬火介质是使零件既能淬成马氏体，又不致于产生太大的应力。这种介质在 C 曲线的“鼻子”以上温度有较快冷却特性，在鼻温处具有保证奥氏体不分解的冷却能力，而在  $M_s$  点以下进行马氏体转变时，冷却速度也应尽量小，以减少组织转变应力。其次，冷却介质的成分和性能应当稳定，不容易变质，安全无害。

12. 答 生产中使用的淬火介质可分为两大类：一类是淬火过程中发生物态变化的介质，如水、水溶液及油类等。其特点是沸点低，工件的冷却过程伴随着淬火介质的气化，加速了工件的冷却；另一类是淬火过程中不发生物态变化的介质，如熔盐、熔碱、熔融金属等。其特点是工件的冷却主要靠辐射、对流和热传导来进行，而介质本身不气化。

13. 答 要得到马氏体组织, 必须把钢加热到奥氏体状态, 然后以大于临界冷却速度的冷速冷却到  $M_s$  点以下温度。所以马氏体的形成条件是一定的冷速(大于临界冷却速度)和深度过冷(低于  $M_s$  点)。大于临界冷却速度是为了抑制珠光体型转变(或贝氏体转变); 深度过冷是为了保证系统自由能的降低, 以便为马氏体的形成提供足够的相变驱动力。

14. 答 当钢中的碳化物偏析超出规定范围时, 淬火加热时会造成奥氏体成分不均匀, 随后淬火在相变应力的作用下, 使工件产生较大的变形。带状碳化物的存在, 使淬火变形表现出一定的方向性, 沿碳化物带的方向伸长较多, 垂直于碳化物的方向则伸长较小或缩短。偏析愈严重, 变形的不均匀性愈明显。

15. 答 这些缺陷均会破坏金属基体的连续性, 降低钢的力学性能。在淬火时, 它们都起着局部缺口的作用, 造成较大的应力集中, 容易引起淬火裂纹。

16. 答 奥氏体在贝氏体区等温时, 随着等温温度的降低, 其硬度和强度逐渐升高。贝氏体的塑性和韧性低于珠光体而高于马氏体。上贝氏体的碳化物比较粗大, 而且分布不均匀, 塑性和韧性很差。下贝氏体中的碳化物弥散度大, 分布均匀, 硬度接近马氏体的硬度, 而且具有良好的塑性和韧性。

17. 答 马氏体的高硬度主要取决于含碳量和组织结构。

(1) 碳的固溶强化 马氏体中过饱和的碳引起晶格的严重畸变, 从而导致强烈的固溶强化。固溶的碳越多, 硬化作用越大。

(2) 亚结构硬化 马氏体中的高密度位错、细小孪晶等都会阻碍塑性变形, 从而造成硬化。

(3) 弥散硬化 马氏体在淬火过程中、室温停留期间及外力作用下, 会发生碳原子沿晶界缺陷处偏聚或碳化物的弥散析出, 从而产生弥散硬化。

18. 答 片状马氏体的形成速度很快, 片与片之间的相互碰撞容易产生显微裂纹, 这些显微裂纹在随后的加工过程中有可能发展成微裂纹, 在其他外力作用下微裂纹可能形成宏观裂纹。而板条马氏体的板条束相互平行, 碰撞的机会少, 而且这种马氏体可以通过变形来松

弛应力，故不容易产生显微裂纹。所以板条马氏体在宏观上表现为高的塑性和韧性。

#### 19. 答

(1) 对马氏体点的影响 随着奥氏体含碳量的增加马氏体点  $M_s$  和  $M_f$  点都逐渐降低；当奥氏体含碳量超过 0.6% 时，钢的  $M_s$  点降低到  $0^\circ\text{C}$  以下，淬火冷却到室温时会存在较多的残余奥氏体。

(2) 对马氏体转变类型的影响 随着奥氏体含碳量的增加，板条马氏体量减少，片状马氏体量增加。

20. 答 淬透性是钢的固有属性。它主要取决于临界冷却速度的大小。临界冷速越小，钢的淬透性越好。而临界冷速主要取决于过冷奥氏体的稳定性。因此，凡影响过冷奥氏体稳定性的因素，如奥氏体的化学成分（碳及合金元素的含量），奥氏体的状态（成分的均匀程度，奥氏体晶粒大小等）以及钢中非金属夹杂物等都将影响钢的淬透性。除钴和铝（ $w_{Al}$  大于 2.5%）外，所有溶入奥氏体的合金元素都增加奥氏体的稳定性，使 C 曲线右移，提高钢的淬透性；若提高淬火加热温度，使奥氏体晶粒长大及钢的成分均匀化，也能增加过冷奥氏体的稳定性，提高钢的淬透性。

21. 答 淬硬性是指淬火后可达到的硬度的高低，而淬透性是指淬火能够获得淬硬层的深浅。因此，淬硬性好的钢，淬透性不一定好。例如，含碳量高的高碳工具钢，淬成马氏体可达 66HRC 的高硬度；但淬透性并不好；而低、中碳合金钢，淬成马氏体后，一般硬度不会高于前者，但可获得比高碳钢较厚的马氏体层，即淬透性好。

22. 答 钢的淬火组织主要取决于它的淬透性。淬透性在设计和生产中有着重要的意义。淬透性好的钢，淬火时可采用缓和的冷却方法，从而可减少变形和开裂。尺寸大、形状复杂的工件，一般选用淬透性好的合金钢制造，以获得较好的淬火效果。对于截面均匀承载的构件和切削工具，应保证完全淬透。而工作时表面应力大，心部应力小的零件或只要求表面硬化的零件，如齿轮、凸轮等，使用一般淬透性的钢即可。

#### 23. 答

(1) 热应力是因为工件在淬火冷却时表里存在温差，由于热胀冷

缩的不一致而造成的内应力；而相变应力是由于工件在淬火时表、里组织转变的不一致所引起的内应力。

(2) 热应力引起的工件变形趋向是沿轴向缩短，平面凸起，棱角变圆，即使工件趋向球形，如同一个内部承受较高的流体静压力的容器；相变应力引起的工件变形的特点与热应力相反，如同容器内部被抽成真空一样，使平面变凹，直角变尖，长的方向更长，短的方向更短，即使尖角趋向突出。

#### 24. 答

(1) 热应力引起的变形趋向 工件在热应力的作用下，冷却初期心部受压应力，而且在高温下塑性较好，故心部沿长度方向缩短，再加上随后冷却过程中的进一步收缩，结果其变形趋势是工件沿轴向缩短，平面凸起，棱角变圆。

(2) 相变应力引起的变形趋向 淬火过程中相变应力的变化情况恰巧与热应力相反，所以它引起的变形趋向也与之相反，表现为工件沿最大尺寸方向伸长，力图使平面内凹，棱角突出。

(3) 相变造成的变形趋向 组织转变所引起的体积变化称体积效应，一般总是使工件体积在各个方向上作均匀的膨胀与缩小。不过对圆（方）孔体工件（尤其是壁厚较薄的）来说，则当其体积增大或减小时，往往是高度、外径和内腔等尺寸均同时增大或缩小。这主要是由于体积变化时所引起的内腔周长尺寸变化超过了壁厚方向上的尺寸变化所致。

#### 25. 答

(1) 合理地选择淬火加热温度 在保证淬硬的前提下，一般应尽量选择低一些的淬火温度。但对于一些高碳合金钢工件（如CrWMn、Cr12Mo等），可通过适当提高淬火温度来降低 $M_s$ 点，增大残余奥氏体量，以控制淬火变形。另外，对厚度较大的高碳钢工件，也可适当提高其淬火温度来防止弧状裂纹。对于容易产生变形、开裂的工件，在淬火前还应先进行去应力退火。

(2) 合理的进行加热 应尽量做到均匀加热，减少加热时的热应力。对于大截面、高合金钢、形状复杂、变形要求高的工件，一般都应经过预热，或限制加热速度。另外工件在炉中应自由悬挂，禁止用



外力强制装夹。

(3) 正确选择冷却方法和冷却介质 尽可能选用预冷淬火、分级淬火和分级冷却方法。预冷淬火对细长或薄的工件减少变形有较好的效果,对于厚薄悬殊的工件,在一定程度上可以起到防止开裂的作用。对于形状复杂、截面相差悬殊的工件,采用分级淬火较好。如高速钢采用  $580\sim 620^{\circ}\text{C}$  分级淬火,基本上避免了淬火变形和开裂。

(4) 正确掌握淬火操作方法 正确选择工件淬入介质的方式,保证工件得到最均匀的冷却和沿最小阻力方向进入冷却介质,并将冷却最慢的面朝着液体运动。当工件冷至  $M_s$  点以下时,应停止运动。

26. 答 淬火裂纹多数在淬火冷却后期产生的。也即在马氏体转变温度范围内冷却时,由于淬火冷却介质选择不当,使淬火内应力在工件表面附近所产生的拉应力超过了该温度下钢的抗拉强度而引起的。一般说来,淬火时在  $M_s$  点以下的快冷是造成淬火裂纹的主要原因。除此之外,零件的设计不良、材料的使用不当以及原材料中既存的缺陷都有可能促使裂纹的形成。

27. 答 常见的淬火裂纹有:纵向裂纹、横向裂纹、应力集中裂纹、网状裂纹和淬火过热裂纹。形成淬火裂纹的主要原因有:①热处理工艺不当。如冷却过快、过热、脱碳、淬火后未及时回火等。②原材料存在缺陷。如非金属夹杂物超过规定标准、材料有严重偏向、气孔、白点现象、局部有锻造折迭等。③零件设计不合理。如工件截面有突变,有尖角、棱角,形状复杂。④选材不合理。如使用的材料淬透性太低,要求的临界冷却速度过高等。

28. 答 淬火变形主要是由于相变应力和热应力引起的,这些应力受淬火冷却速度的影响,冷却越快,淬火应力和淬火变形就越大。合金钢因为含有多种合金元素,它们大都会明显提高钢的淬透性,使  $M_s$  点下降,残余奥氏体含量增多,因此减少了相变应力;而且大多数合金元素还会使 C 曲线右移,过冷奥氏体稳定性增加,降低钢的淬火临界冷却速度。所以,一般合金钢可以在冷却速度缓慢的油中完成淬火;而部分高合金钢的淬火,只需在空气中冷却即可。由于合金钢的淬火冷却速度小,淬火应力也小,所以淬火变形的倾向就小。另外由于合金元素的加入,提高了钢的屈服强度,因此显著地减少了淬火应力引

起的变形。相比之下，碳素钢因过冷奥氏体的稳定性低，必须快冷才能通过C曲线的“鼻温”，否则，就淬不上火。所以碳钢一般采用冷却能力较强的盐水淬火，从而造成淬火工件的内应力增大，变形开裂的倾向也随之加大。

29. 答 应使厚的部分先淬入，这样可以使各处的冷却速度趋于一致。

30. 答 这样形状的零件应凹面朝上浸入冷却介质。否则将在低凹槽内产生气泡，致使凹面的冷却受阻，最终使该面无法淬硬。

31. 答 感应加热表面淬火零件常用材料是中碳结构钢、中碳低合金结构钢及球墨铸铁等。由于这些材料的导磁率在居里点以下是相当高的，因此感应加热的效率也是相当高的。

32. 答

(1) 相转变是在很大的过热度下进行的，形核率剧增，形成的奥氏体晶粒很细，工件淬火时容易得到细针状或隐晶马氏体组织，从而获得较高的力学性能。

(2) 由于加热速度快，扩散过程进行的不充分，所以奥氏体化不均匀。因此高频淬火温度比一般的淬火温度高。

(3) 交变磁场、热应力和相变应力对相变都有影响，综合作用的结果是不仅增加奥氏体的不稳定性，而且使奥氏体中亚结构密度增加。所以高频淬火比普通淬火的硬度高。由于高频加热速度快、时间短，奥氏体成分不均匀、冷却时容易分解，故应提高淬火介质的冷却能力。

33. 答 可控气氛是碳氢化合物与一定比例的空气混合燃烧生成的气体。放热式气氛常用甲烷、丙烷、液化石油气、天然气等作原料气。以丙烷为原料气时，空气与丙烷混合后放出热量，所以称放热式气氛。它可以防止工件氧化，但由于含较多的 $\text{CO}_2$ ，故不能阻止工件的脱碳。吸热式气氛是将碳氢化合物与空气混合，在高温下通过Ni催化剂而生成的以 $\text{CO}$ 、 $\text{H}_2$ 、 $\text{N}_2$ 为主要成分的可控气氛。因为上述过程需要外热源供热，所以称吸热式气氛。它的优点是可调性好，故应用范围广。如无氧化脱碳淬火，脱碳后的复碳等。但这种气氛成本高，不适合含铬高的合金钢和不锈钢的光亮热处理。

34. 答 低碳钢和低合金钢渗碳后经热处理，可兼有高碳钢和低

碳钢两种不同的性能特点：表面与高碳钢相同，硬度高、耐磨性好，心部为具有较高强度和良好塑性、韧性的低碳马氏体或下贝氏体组织。此外，由于渗碳工件表面与心部的碳浓度不同，淬火后体积的变化也不同，可造成工件表面十分有益的残余压应力，从而提高抗疲劳性能。

35. 答 渗碳温度一般为  $910\sim 930^{\circ}\text{C}$ ，低碳钢加热到此温度时为单相奥氏体，奥氏体可固溶  $w_{\text{C}}=1.2\%$  左右。由于奥氏体的六面体间隙半径大于铁素体六面体间隙半径，所以，高温低碳钢能渗碳。另外，此温区不会引起晶粒粗大，故选上述渗碳温度。

36. 答 炉温不均匀；气氛不均匀；工件表面的油污或未清除干净的锈迹以及钢的反常组织都会导致渗碳层不均匀。

37. 答

(1) 变形 渗碳后变形主要是夹具选择及装炉方法不当，零件自重产生变形；加热和冷却过程中因热应力和相变应力导致变形。防止方法：合理吊挂零件，对易变形的工件采用压床淬火或热校。

(2) 开裂 渗碳后空冷时渗层组织转变不均匀所致，空冷时在表层先形成极薄的一层托氏体，在其下面是未转变的奥氏体，随后的冷却中转变成马氏体，使表层产生拉应力而导致开裂。另外，如果表层有薄的脱碳层也将导致开裂。防止方法：减慢冷却，使渗层全部发生共析转变或快速冷却，使零件表面得到马氏体和残余奥氏体组织。

38. 答 38CrMoAlA 钢是国内外普遍采用的渗氮钢，该种钢的特点是渗氮后可以得到很高的硬度，具有良好的淬透性，同时由于 Mo 的加入，抑制了第二类回火脆性。因此，要求表面硬度高、耐磨性好，又要求心部强度高的渗氮零件，普遍选用 38CrMoAlA 钢。

但是这种钢具有下列缺点：在冶炼上易出现柱状断口，易沾污非金属夹杂物，在轧钢中易形成裂纹和发纹，有过热敏感性，加热时脱碳严重，脱碳层将导致渗氮层脆性增加和硬度降低。所以，工件应留有较大的加工余量，以保证渗氮前切削掉脱碳层。

39. 答

(1) 硬度 渗氮层具有极高的硬度和耐磨性。

(2) 疲劳强度 渗氮零件的疲劳强度显著提高；有缺口的零件提高幅度更大。

(3) 耐蚀性 渗氮层中的  $\epsilon$  相致密度高，化学稳定性强，因而具有很好的耐蚀性。

40. 答 优点是：

(1) 大大缩短渗氮周期。

(2) 渗层质量高 阴极溅射作用不但能抑制脆性层的形成，使渗氮层的韧性和疲劳极限明显提高，而且也可抑制工件因氮原子的渗入而引起的尺寸胀大，使工件变形量减小，同时表面也很光亮。

(3) 省电、节氮，劳动条件好，不污染环境。

(4) 适用范围广：

但其缺点是投资大、装炉量小、测温困难，大功率设备灭弧较困难，质量也不够稳定。

41. 答 原因是：第二段氨分解率低；装炉不当，零件靠的太近，气氛循环不良；零件未经调质处理。可采取以下措施预防：提高氨分解率；合理装炉，保证零件留有 5mm 以上空隙；通过调质处理使基体组织形成均匀致密的回火索氏体。

42. 答 A 试样硬度高。因为 A 试样加热温度低，仍有渗碳体存在；A 试样加热温度低，淬火后形成的残余奥氏体量少。所以，A 试样硬度高。

43. 答

(1) 提高淬透性 在调质钢中加入锰、硅、铬、镍这些元素，目的是提高钢的淬透性。锰、铬是提高淬透性的最有利的元素，而且价格便宜，所以合金调质钢都以锰、铬为主加元素。研究和实践证明，钢中加入微量的硼 ( $w_B$ ) 0.001%~0.005% 能显著提高淬透性。

(2) 提高回火稳定性 钢经调质后得到回火索氏体组织，这种组织是在再结晶的细晶粒铁素体上分布着弥散的粒状碳化物，它的强度（或硬度）主要取决于铁素体的强度和碳化物的弥散强化作用。因此，凡是提高回火稳定性的元素，以及能强化铁素体或能增加碳化物的弥散度的元素，均可提高回火后的强度。对铁素体强化效果最佳的元素是硅、锰，其次是镍、钨、钼，再次是铬。

(3) 细化奥氏体晶粒。

(4) 抑制第二类回火脆性 钢中含有铬、锰、镍、硼等元素时，会

增加钢对第二回火脆性的敏感性，当铬、锰、镍同时存在时，产生的影响更甚。抑制第二类回火脆性，除采用回火后快冷外，还可以在钢中加入适量的钼或钨元素。

44. 答 预备热处理的目的是降低硬度、细化晶粒、消除不良组织和防止白点产生。碳钢和合金元素含量较低的钢，预备热处理采用正火或退火；合金元素较多淬透性较好的钢，可采用正火、高温回火或完全退火处理。

45. 答 形变时晶界扭曲为锯齿状，提高了晶界强度，而且使晶体位错密度增加，提高金属抗塑性变形能力，在随后回火时，超显微的合金碳化物析出，金属进一步强化。

46. 答 因为高速钢淬火后的组织中残余奥氏体量高达 20%~30%，残余应力高，钢的脆性大，为防止残余奥氏体稳定化，避免变形开裂，必须立即回火。

47. 答 因为它们都具有高的合金含量和碳含量，并且合金元素和碳大部分溶于奥氏体中，从而使钢的  $M_s$  点大为降低，残余奥氏体增加。因此，一次回火残余奥氏体并不能完全转变，必须在同一规范下进行 2~4 次回火，才能使其转变趋于完成。

48. 答 冷作模具钢常用材料有以下三种，根据具体情况合理选用。

(1) 碳素工具钢 价格便宜，加工性能好，淬火后硬度高，锻造及热处理容易，但淬透性、耐磨性差，使用寿命短，淬火变形、开裂倾向大。因此常用于制造形状简单、尺寸不大，受力小，使用寿命要求不高的模具。

(2) 低合金工具钢 中等尺寸、形状复杂、使用寿命要求较长的模具常用低合金工具钢制造。常用材料有 9SiCr、9Mn2V、GCr15、CrWMn 等。

(3) 高合金工具钢 一些负荷较大，大批量生产的大型模具应选用高合金工具钢制造，如 Cr12MoV，Cr12 等。

49. 答 由于 Cr12 型模具钢中的碳、铬含量较高，钢中有大量分布不均匀的初生莱氏体碳化物，仅通过热处理无法改变这些碳化物的分布状况。所以在热处理前必须先进行反复锻造把大块碳化物打碎，使

其呈细小颗粒状，均匀分布，以防止淬火时变形、开裂和产生软点。

50. 答 量具在获得高硬度和高耐磨性的同时，应采取各种有效措施来保证其在使用时的尺寸长期稳定，量具在热处理过程中由于奥氏体转变成马氏体，而马氏体的不断分解及残余应力的松弛都会使尺寸发生变化，因此量具热处理时要尽量减少残余奥氏体量。热处理淬火时在不影响硬度的情况下，要采用下限温度淬火。如有必要，还可进行深冷处理。

51. 答

(1) 加入 Cr、Ni 等合金元素，提高基体的电极电位。

(2) 使钢在常温下获得单一的固溶体组织。

(3) 用热处理手段，消除钢中组织、应力、成分等不均匀现象。

(4) 涂镀保护层，使金属与外界腐蚀介质隔绝。

52. 答 铬是决定不锈钢抗腐蚀性能的主要元素。铬能使不锈钢在氧化介质中产生钝化现象，即在表面形成一层很薄的膜（约 10nm），在这层膜内富集了铬，钢中含铬量越高，抗腐蚀性能越强。这是因为：当  $w_{Cr}$  超过 12.5% 时，即可使纯铁成为单一铁素体组织；铬能有效地提高电极电位。使原来纯铁的电极电位由负变正，腐蚀显著减弱。

53. 答 奥氏体在 450~850°C 的温度保温时，沿晶界析出富铬的碳化物，从而导致晶界附近贫铬，造成耐蚀性下降，最终产生晶间腐蚀。

54. 答 不锈钢的固溶处理就是将奥氏体不锈钢加热到高温，使碳化物充分溶入奥氏体中，然后快冷到室温获得单相奥氏体组织的工艺方法。固溶处理的目的是使奥氏体型不锈钢获得单相奥氏体组织，从而提高防电化学腐蚀的能力。虽然固溶处理与普通淬火相似，但固溶处理过程中不发生相变，只是原来可能析出的碳化物充分溶入奥氏体中，钢的组织室温时仍为奥氏体。

55. 答 虽然在固溶处理后，奥氏体不锈钢中的碳化物被溶解，但是由于碳化铬沿晶界析出，使钢的晶间腐蚀倾向增加。因此，固溶处理后还须进行一次稳定化处理，将钢加热到 850~900°C，保温 2~6h，然后空冷或水冷。稳定化处理后，碳化铬中的碳原子转移至碳化钛或碳化铌中，从而提高了奥氏体不锈钢抵抗晶间腐蚀的能力。

56. 答 主要合金元素有 Cr、Si、Al、及 W、Mo、V 等。前三种元素的作用，是使钢的表面在高温下与介质中的氧结合成致密的高熔点氧化膜，它覆盖在金属表面，从而阻止了钢表面的继续氧化。Cr、W、Mo、V 均提高钢的再结晶温度，从而也就提高了钢的热强性。

57. 答 由于高锰钢中锰含量特别高，锰又是扩大  $\gamma$  相区、增加奥氏体的稳定性元素，所以高锰钢在室温下为奥氏体组织。实验证明，高锰钢随着变形量的增加，硬度急剧上升，耐磨性也显著提高。这是因为高锰钢在受到剧烈冲击和强大压力作用而变形时，不仅奥氏体发生加工硬化，而且伴有马氏体相变发生，零件表面的硬化效果异常显著，硬度可达 52~56HRC。

58. 答

(1) 化学成分 促进石墨化的元素按由强至弱的顺序为 Al、C、Si、Ti、Ni、P、Co、Zr；阻碍石墨化的元素按由强至弱的顺序为 B、Mg、Fe、V、Cr、S、Mn、W。

(2) 冷却速度 缓冷有利于扩散，使石墨化得以充分进行；快冷则阻碍石墨化，促进白口化。

59. 答 灰铸铁表面淬火的目的是提高铸件表面硬度和耐磨性。主要的淬火方法有火焰加热表面淬火、中高频感应加热表面淬火及电接触加热自冷淬火等方法。

60. 答 铝合金可分为变形铝合金和铸造铝合金。如图 13-1 所示。

成分在 B 点以左的合金，当加热至固溶线以上时，可得到均匀的单相固溶体，其塑性很好，宜于压力加工，故称变形铝合金。通常合金元素总质量分数小于 5%，但在高强度变形铝合金中，合金元素总质量分数可达 8%~14%。变形铝合金又可分为两类：①不能热处理强化的铝合金：即成分小于 D 点的合金，这类合金具有良好的抗蚀性，故又称防锈铝。②能热处理强化的铝合金：成分在 B 与 D 之间的合金，这类合金有硬铝、超硬铝和锻铝。

成分位于 B 点右边的合金，适合铸造，故称铸造铝合金，其合金元素总质量分数为 8%~25%。铸造铝合金中有成分随温度变化的  $\alpha$  固溶体，故能用热处理方式进行强化。但距 B 点越远，合金中  $\alpha$  相越

少，强化效果越不明显。

61. 答 与变形铝合金相比，由于铸造铝合金的组织粗大、偏析严重，为防止工件变形或过热，最好在  $350^{\circ}\text{C}$  以下低温入炉，然后随炉缓慢加热至淬火温度。淬火加热温度一般比较高，保温时间比较长，一般均在  $15\sim 20\text{h}$ 。此外，因铸件的形状比较复杂，壁厚不均匀，为防止淬火时引起变形开裂，一般采用温度较高的水 ( $60\sim 100^{\circ}\text{C}$ ) 作淬火冷却介质。最后根据需要采用人工时效处理。

62. 答 硬质合金是将一些难熔的化合物粉末和粘结剂混合，加压成型，再经烧结而成的一种粉末冶金材料。

硬质合金的特点是：硬度高， $86\sim 93\text{HRA}$ ；热硬性好（可保持到  $900\sim 1000^{\circ}\text{C}$ ），耐磨性优良。它的切削速度比高速钢高，刀具寿命可提高  $5\sim 80$  倍。硬质合金可以加工  $50\text{HRC}$  左右的硬质材料。但是，由于硬质合金硬度太高，而且太脆，所以不能进行机械加工，经常制成一定规格的刀片，镶焊在刀体上使用。

63. 答

(1) 可靠性 所确定的工艺路线、工艺规程是以达到零件技术要求为前提，零件批量生产质量可靠稳定。

(2) 先进性 尽量采用先进技术。特别是应采用行之有效、切合生产实际的新工艺、新设备，力求做到技术先进、可靠。

(3) 经济性 在保证产品质量的前提下，工序简单、操作容易、原材料消耗少、生产效率高、生产成本低，并能合理选用设备，充分发挥现有设备的潜力。

(4) 安全无公害 优先选用无公害的热处理工艺方法，保证安全生产、改善劳动条件、降低劳动强度、保证操作人员的身体健康。

64. 答 炉内气氛中主要组成是  $\text{CO}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$ （烷类饱和碳氢化合物）、 $\text{C}_n\text{H}_2$ （烯类不饱和碳氢化合物）、 $\text{H}_2$ 、 $\text{CO}_2$ 、及  $\text{N}_2$ 。其中  $\text{N}_2$  为中性气体外， $\text{CO}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$ 、 $\text{C}_n\text{H}_2$  具有渗碳能力， $\text{CO}_2$  和  $\text{H}_2\text{O}$  具有脱碳能力。

65. 答 真空热处理的加热器也是由电热元件组成的，由于常规电热元件在真空状态下易挥发，在以辐射传热为主的高温炉中多采用高熔点的纯金属电热材料（铂、钨、钼、钽等）和非金属电热材料



(石墨、碳化硅、二硅化钼等)。目前在实际生产中，棒状、板状、带状石墨电热元件应用较广。

66. 答 热电偶又叫温差电偶，是利用不同金属组成的闭合回路因温度不同而产生的电势差，这种热电势的大小仅与材料的成分和两端的温度有关，测量热电势的大小就可达到测量温度的目的。

67. 答 连续式气体渗碳炉按炉温可分为以下四个区域：

(1) 加热区 冷零件按一定的周期节拍推入炉内，在本区内要吸收大量的热量，本区的功率较大，以使零件尽快透烧而不致过热。气氛以还原性气氛为主。

(2) 渗碳区 零件要在本区内应基本达到层深要求。气氛中加入富化气，其浓度决定了零件渗碳后的表面碳浓度。

(3) 扩散区 本区的作用是调整和控制零件表面碳浓度，使之沿渗层深度均匀下降，因而维持一定的碳势即可。

(4) 预冷淬火区 本区的作用是进一步降低奥氏体中的碳含量，预冷后淬火。

68. 答 有机液体裂解气氛是将甲醇、乙醇、丙酮、煤油、甲酰胺、三乙醇胺等液体有机化合物直接滴入热处理炉内而产生的气氛，或将由上述液体先滴入裂解炉后产生出的气体通入热处理炉内。

69. 答 密封箱式炉又称多功能炉，它广泛用于各种机械零件的气体渗碳、碳氮共渗、光亮淬火等多种热处理工艺。

70. 答 由于在真空状态下普通淬火油的某些性能（如饱和蒸气压等）变化很大，难以满足生产的使用要求，必须使用特别的真空淬火油。

71. 答

(1) 空炉升温时间 无负载的空炉子从室温升至额定的工作温度所需的时间 (h)。

(2) 炉壁温升 无负载的炉子达到额定工作温度后，保温几小时后，当炉子达到热平衡状态时用表面温度计测量炉体的外壁的温度 (°C)。

(3) 炉内温度偏差 无负载的炉子达到额定工作温度并保温几小时后，按国家标准用热电偶测量炉内规定的 9 点的温度，最高温度和

最低温度的差值 ( $^{\circ}\text{C}$ ), 检测炉温的均匀性。

(4) 控温精度 上述测出的炉内温度偏差中的最高温度、最低温度与炉温控制仪表的指示温度的差值。

(5) 密封箱式炉的密封性能 泄露率应符合设计要求。各炉门开关应能保证炉门开启关闭正常和密封。

(6) 测量炉子的升温过程中的功率、各相负载电流的均衡性应符合设计要求。

(7) 检测各火帘及长明点火头的状态, 确保在炉气外溢时能充分燃烧。

72. 答 真空炉的安装调试有许多方面与常规炉子相同, 如空炉升温时间的测定、额定功率的测定、炉温均匀性的测定等, 除此之外, 还有一些与真空炉的特点有关的性能测试在调试时应予以注意。

(1) 在空炉的情况下进行真空炉配套的真空系统的极限真空度的测量, 真空度应能满足规定的极限真空度的要求。

(2) 对空炉抽真空时间的测量。

(3) 在真空炉抽成极限真空状态后, 关闭真空系统的各通气口的阀门, 停掉真空泵, 在此后的 15min 和 30min 后分别检查炉子的真空度值, 以确定炉子的漏气情况。

(4) 在真空炉的工业运行试验中按设计条件规定的装炉量和试验工艺进行, 在此条件下应能达到规定的真空度。

73. 答

(1) 停炉后, 炉内需保持在  $0.067\text{MPa}$  以下真空状态。

(2) 炉内的灰尘污物可用酒精或汽油浸湿的绸布擦拭, 并使之干燥。

(3) 各真空系统的零部件、密封结构拆装后应用酒精或汽油清洗干净, 并等干燥后, 涂上真空油脂才能组装。

(4) 进炉的各种工件、料筐、小车等需经清洗干燥后方可入炉, 以防水分污物进入炉内。

(5) 真空泵、阀门、测量仪器、热工仪表、电器元件等配套件, 应按产品的技术说明书进行维护保养。

74. 答 目前在热处理设备中应用较完善的调节器是比例积分微

分调节器，简称PID调节器，它可以发挥比例调节的快速性、积分调节的持久性和微分调的超前控制，获得满意的调节效果。除了用于温度的调节外，根据同样的原理也可用于由电、气执行元件控制调整的压力、流量、压差、液位等多种工艺参量。PID调节的信号是通过晶闸管触发器-晶闸管整流器调节电流的大小(如加热器电流)，通过伺服放大器驱动电动调节阀，通过电/气转换器控制气动调节阀，实现多种对象的控制。

75. 答 激光加热金属，主要是通过光子同金属材料表面的电子和声子的能量交换，使处理层材料的温度升高，在 $10^{-7}\sim 10^{-9}$ s之内，就能使作用的深度内达到热平衡。在金属材料表面形成的这层高温“热层”，继而又作为内部金属加热的热源，并以热传导的方式进行传热。

76. 答

(1) 快速加热，快速冷却 加热速度可达 $10^{10}\text{°C/s}$ ，冷却速度可达 $10^{23}\text{°C/s}$ 。

(2) 硬度高，疲劳强度高 激光淬火比普通淬火硬度提高 $15\%\sim 20\%$ ，疲劳强度则大大提高。

(3) 精确局部加热 可以对拐角、不通孔底部、深孔内壁等一般热处理工艺难以强化的表面进行处理。

(4) 变形小，劳动条件好 由于小面积扫描加热，几乎没有变形。激光淬火过程无烟雾、噪声小、辐射热也小。

77. 答

(1) 细化奥氏体晶粒，改变淬火后马氏体形态及其结构。形变使得奥氏体晶粒细化，导致马氏体变得很细，晶界增加；形变也使马氏体的亚结构发生变化，位错密度大大增加。

(2) 使钢碳化物变细、分布弥散均匀。形变加速了合金元素的扩散，促进了细小、弥散碳化物的沉淀，不仅使强度提高，而且韧性也有提高。

(3) 改变脆性相的数量及其分布。由此显著减弱结构钢的可逆和不可逆的回火脆性。

78. 答

(1) 离子注入的深度极浅，一般只在  $1\mu\text{m}$  以下。

(2) 离子注入量受离子束流强度及注入时间影响，离子束强度越大，注入时间越长，离子注入量越多。

(3) 注入元素不受热力学相平衡、固溶度等物理冶金因素的影响，所以能够根据需要自由地选择注入元素和基体材料组合，制备出常规冶金方法不能得到的表面相。

(4) 离子注入层里原子直接混合，注入层与基体金属间不形成明显的界面，故结合非常牢固，且不影响工件的宏观尺寸和表面粗糙度。

(5) 离子注入只需较低的温度即可进行，这样既不存在变形问题，也无需改变工件正常的心部组织和性能。

79. 答 气相沉积是气相中的纯金属或化合物在零件表面沉积，形成具有特殊性能膜层的方法，是一种表面强化工艺。根据成膜机理的不同，可分为化学气相沉积 (CVD) 和物理气相沉积 (PVD)。其中化学气相沉积是在相当高的温度下，气态反应物质经热解、化合等反应，在零件表面沉积出所需要的膜层。物理气相沉积是用真空蒸镀、真空溅射、离子镀等物理方法，在零件表面沉积出所需要的膜层。气相沉积法可以沉积纯金属层，也可以获得化合物膜层，使零件具有所需的性能。

80. 答 微机代替人控制热处理工艺过程可排除人为因素；稳定热处理质量；实现热处理工艺过程的最优化。例如气体渗碳，可以按事先规定的碳势随时间和温度的变化曲线，采用微机同时控制炉温和炉气碳势。

# 考核试卷样例

## 第一套试卷

一、是非题（是画√，非画×，画错倒扣分；每题 1.2 分，共 24 分）

1. 由于大多数固态金属都是晶体，所以它们都具有各向异性。 ( )
2. 球状珠光体和片状珠光体比较，在硬度相同的情况下，前者塑性、韧性较好。 ( )
3. 在热处理生产中选择本质细晶粒钢，当加热温度过高 ( $>950^{\circ}\text{C}$ )，奥氏体晶粒仍然细小。 ( )
4. 3Cr2W8V 钢因钢中碳的质量分数为 0.3%，所以它是亚共析钢。 ( )
5. 淬火钢的硬度随含碳量的增加而不断升高。 ( )
6. 在心部完全淬透的情况下，组织应力导致工件最终的应力分布是心部和表面均呈现拉应力。 ( )
7. 根据邻近效应，设计的感应器应与工件表面的形状相似，且间隙均匀，这样才能保证工件均匀加热。 ( )
8. 催化剂对于化学反应的作用是提高活化能。 ( )
9. 渗氮生产中控制氨流量越大，氨分解率越高。 ( )
10. 离子渗氮不需外部热源即可使工件表面达到  $450\sim 650^{\circ}\text{C}$  的高温。 ( )
11. 合金含量高的调质钢，正火后组织一般为马氏体。 ( )
12. 消除滚动轴承钢中的网状碳化物，可先进行正火处理，然后再球化退火。 ( )
13. 高速钢的碳的质量分数为 0.7%~0.8%，所以它属于过共析

钢。 ( )

14. 奥氏体不锈钢固溶处理的目的是为了使其具有优良的耐蚀性。 ( )

15. 获得可锻铸铁的必要条件是铸造成白口铸件，而后进行石墨化退火。 ( )

16. 吸热式可控气氛在热处理中主要用于各种碳钢的光亮热处理(正火、淬火、退火)；用做渗碳、碳氮共渗的载体气。 ( )

17. 由于在真空状态下油的某些性能(如饱和蒸气压等)变化很大，难以满足生产的使用要求，必须使用特别的真空淬火油。 ( )

18. 激光束能精确地照射到工件的局部表面，所以能对拐角、不通孔底部等一般其它热处理工艺难以强化的表面进行处理。 ( )

19. 离子注入是将高能束流的离子打入金属材料表面，从而改变基体表面的物理、化学和力学性能的工艺方法。 ( )

20. 物理气相沉积或 PVD 法是通过真空蒸发或真空溅射等物理过程，使金属表面沉积元素或化合物层的工艺方法。 ( )

二、选择题(将正确答案的序号填入空格内；每题 1.5 分，共 36 分)

1. 洛氏硬度中 C 标尺所用的压头是\_\_\_\_\_。

a. 硬质合金球 b. 120°金刚石圆锥体 c. 淬火钢球

2. 由于铁具有\_\_\_\_\_，生产中才对钢和铸铁进行各种热处理。

a. 晶体缺陷 b. 各向异性 c. 同素异晶转变

3. 金属的塑性变形是通过\_\_\_\_\_实现的。

a. 位错运动 b. 原子的扩散运动 c. 众多原子的变形

4. 普通、优质和高级优质碳钢是按\_\_\_\_\_进行区分的。

a. 力学性能的高低 b. 杂质 S、P 含量的多少 c. 碳含量的多少

5. 3Cr13Mo 是\_\_\_\_\_。

a. 不锈钢 b. 合金工具钢 c. 合金结构钢

6. 相变的热力学条件是\_\_\_\_\_。

a. 新相的温度必须低于旧相的温度 b. 新相的自由能必须低于旧相的自由能 c. 新相的浓度必须低于旧相的浓度

7. 同一种钢，影响奥氏体晶粒长大的首先要考虑的主要因素是

\_\_\_\_\_。

a. 原始组织和奥氏体化程度 b. 加热温度 c. 保温时间

8. 马氏体转变时, 晶格结构的改组是依靠\_\_\_\_\_进行。

a. 滑移方式 b. 切变方式 c. 扩散方式

9. \_\_\_\_\_是降低钢的淬透性的元素。

a. 钴、b. 铬 c. 硼

10. 盐水溶液在碳钢过冷奥氏体不稳定区(500~600°C)的冷却能力比水大的原因是\_\_\_\_\_。

a. 在红热工件的表面析出的盐立即爆炸将蒸汽膜破坏的缘故

b. 在水中加入氯化钠后便不会形成蒸汽膜 c. 淬火时由于盐的爆炸加快了对流

11. 相比而言, 碳素钢中\_\_\_\_\_过热后更易开裂。

a. 高碳钢 b. 低碳钢 c. 中碳钢

12. 下列合金钢中, \_\_\_\_\_回火稳定性高。

a. 20Cr b. 60Si2Mn c. Cr12MoV

13. 制作感应圈时, 根据\_\_\_\_\_效应, 为获得较好的加热效果, 应使其形状适合零件加热区的形状。

a. 集肤 b. 邻近 c. 环流

14. 感应加热零件在加热和淬火冷却时应该旋转, 其目的是增加零件的加热和冷却的\_\_\_\_\_。

a. 效率 b. 均匀性 c. 速度

15. 坦克变速齿轮最好选用\_\_\_\_\_钢。

a. 20Cr b. 20CrMnTi c. 12Cr2Ni4A

16. 碳钢渗氮后正常的白层组织是\_\_\_\_\_。

a.  $\xi + \epsilon + (\epsilon + \gamma')$  b.  $\epsilon + (\epsilon + \gamma') + \gamma'$  c.  $\epsilon + (\epsilon + \gamma') + (\gamma' +$

$\alpha)$

17. GCr15 钢制轴承圈经球化退火后发现仍有片状珠光体存在, 其片间距较粗, 还有条、块状碳化物, 这种现象产生的原因是\_\_\_\_\_。

a. 退火温度过高 b. 退火温度过低 c. 退火温度高、保温时间长

18. 为改变高速钢铸态组织中碳化物分布的不均匀性, 应进行

\_\_\_\_\_处理。

a. 扩散退火 b. 正火 c. 锻造

19. 3Cr2W8V 钢制压铸模形状极为复杂，要求变形小，淬火冷却方法应选用\_\_\_\_\_法。

a. 空冷 b. 分级 c. 油冷

20. 含铌和钛的 18-8 型铬镍奥氏体不锈钢固溶处理后的稳定化处理温度\_\_\_\_\_。

a. 低于碳化铬溶解温度 b. 高于碳化铬溶解温度而低于碳化铌或碳化钛溶解温度 c. 高于碳化铌或碳化钛溶解温度

21. 铝合金时效强化的根本原因是\_\_\_\_\_。

a. 细化晶粒 b. 组织结构改变 c. 消除内应力

22. 油基淬火介质的加热装置可用\_\_\_\_\_方式。

a. 管状加热器 b. 加热辐射管 c. 利用燃料或电能由淬火槽外部或底部加热

23. 当一束高能光子照射在金属局部表面上，使该表面的薄层快速加热到奥氏体化温度，表层获得马氏体组织采用\_\_\_\_\_。

a. 喷油冷却 b. 聚乙烯醇水溶液冷却 c. 基体金属自身导热冷却

24. PVD 同 CVD 相比，工件变形\_\_\_\_\_。

a. 大 b. 小 c. 一样

### 三、计算题（每题 5 分，共 10 分）

1. 某合金显微组织中，珠光体面积占 56%，铁素体面积占 44%。估计此合金的大致硬度是多少？（已知珠光体硬度为 200HBS，铁素体硬度为 80HBS）

2. 已知一块钢箔片碳质量分数为 0.077%，质量  $w_1 = 1.1745\text{g}$ ，送到炉内进行 15~20min 渗碳，在无氧化的情况下取出称重， $w_2 = 1.1859\text{g}$ ，求炉内气氛碳势？

### 四、简答题（每题 5 分，共 30 分）

1. 马氏体为什么具有高硬度？

2. 渗碳温度一般是多少？为什么选择此温度区域？

3. 高速钢及高合金钢为什么要进行多次回火？



4. 什么是硬质合金？其性能特点是什么？
5. 简述铬在不锈钢中的耐蚀作用。
6. 简述形变热处理的强化机理。

## 第二套试卷

一、是非题（是画√，非画×，画错倒扣分；每题 1.5 分，共 36 分）

1. 滑移和孪生是金属塑性变形的两种基本方式。 ( )
2. 金属中晶体缺陷的存在会使金属的力学性能降低，故通常希望金属中的晶体缺陷越少越好。 ( )
3. 本质粗晶粒钢的晶粒在任何加热温度下均比本质细晶粒钢粗大。 ( )
4. 马氏体由奥氏体直接转变而来，所以，马氏体与转变前的奥氏体含碳量相同。 ( )
5. 由热应力所造成的残余应力分布特点是表面为压应力，心部为拉应力。 ( )
6. 感应加热内孔热效率高，加热速度快。其原因是由于电学上的集肤效应、邻近效应和环流效应叠加的结果。 ( )
7. 火焰淬火前，工件一般要进行预先热处理退火，以保证工件心部的强度和韧性。 ( )
8. 由于在 930°C 左右长时间渗碳，必使钢件的晶粒粗大，所以渗碳后直接淬火法适用于本质细晶粒钢如 20CrMnTi、20MnB 等制成的工件，而不适用于本质粗晶粒钢制成的工件。 ( )
9. 渗碳层出现魏氏组织是由于渗碳温度过高、时间过长、气氛碳势过高所造成的。 ( )
10. 工件渗氮后不经任何热处理即可实现表面高硬度。 ( )
11. 离子渗氮不需外部热源即可使工件达到 450~650°C 的高温。 ( )
12. 由于渗铝能够提高钢件和耐热合金的高温性能，所以用低级钢材渗铝可代替高级不锈钢耐热钢材。 ( )

13. 调质处理时,小截面碳钢件若用油淬,加热温度应选下限;低合金钢件若用水淬,加热温度应选用上限。( )

14. 消除滚动轴承钢中的网状碳化物,可先进行正火处理,然后再球化退火。( )

15. 高速钢W18Cr4V既可制作冷作模具,又可制作刃具,无论哪种用途,所采用的淬火加热温度均为 $1240\sim 1250^{\circ}\text{C}$ 。( )

16. 基体钢是从高速钢发展起来的一种钢种,其含碳量及合金元素含量与高速钢正常淬火后的基体组织(马氏体)的成分相同。( )

17. 尺寸较大的马氏体不锈钢零件无须预热,可直接淬火。( )

18. 马氏体时效钢是以铁—镍为基础的高合金钢,它具有高的屈服强度和断裂韧性以及良好的工艺性能。( )

19. 薄壁铸件在铸造生产中易出现白口或麻口组织。( )

20. 形变铝合金的再结晶温度均在 $250^{\circ}\text{C}$ 左右,过烧温度大约在 $500^{\circ}\text{C}$ 以上。( )

21. 工件在盐浴中加热,浴炉中存在大量的氧化物或溶解态的氧会引起工件氧化、脱碳。( )

22. 由于金属表面对激光束的反射,所以淬火前要对金属表面施加吸光涂层以增加吸收率。( )

23. 形变热处理是将压力加工与热处理有机结合起来,以获得高强度与高塑性、高韧性良好配合的热处理工艺方法。( )

24. TiC、TiN硬度高,化学稳定性好,可以沉积在模具、刃具上提高使用寿命。( )

二、选择题(将正确答案的序号填入空格内;每题1.5分,共24分)

1. 碳素钢中具有冷脆性的化学元素是\_\_\_\_\_。

a. 硅 b. 硫 c. 磷

2. 从奥氏体中析出的渗碳体为\_\_\_\_\_。

a. 一次渗碳体 b. 二次渗碳体 c. 共晶渗碳体

3. 由于纤维组织和带状组织的出现,使金属的性能在不同的方向上有明显的差异,纵向性能\_\_\_\_\_横向性能。

a. 优于 b. 相同 c. 差于

4. 奥氏体晶粒自发长大的原因是\_\_\_\_\_。
- a. 降低自由能 b. 增大晶界总面积 c. 提高自由能
5. 影响C曲线形状和位置的主要因素是\_\_\_\_\_。
- a. 温度 b. 化学成分 c. 加热速度
6. 高碳片状马氏体脆性较大的原因是\_\_\_\_\_。
- a. 有显微裂纹存在 b. 固溶度太高 c. 残余奥氏体存在于马氏体片间界面
7. 对于合金工具钢，为缩短退火周期，使球化组织更均匀，质量更易于控制，应用最广泛的球化退火方法是\_\_\_\_\_。
- a. 普通球化退火 b. 等温球化退火 c. 调质球化退火
8. 如果过共析钢中存在严重的网状渗碳体，球化退火前应进行\_\_\_\_\_的预先热处理。
- a. 正火 b. 完全退火 c. 调质
9. 在铁铬合金中平均含铬量达到\_\_\_\_\_时，铁的电极电位由负变正，使抗腐蚀能力显著提高。
- a. 12.5% b. 12% c. 11.5%
10. T12钢制作的 $\phi 20\text{mm}$ 塞规，在10%食盐水溶液淬火，淬火后表面产生纵向裂纹的可能原因是\_\_\_\_\_。
- a. 表面脱碳 b. 淬火加热温度过低 c. 冷却速度过快
11. \_\_\_\_\_是防止或减少高温回火脆性的较为行之有效的办法。
- a. 回火后缓冷 b. 回火后空冷 c. 回火后油冷或水冷
12. 根据环流效应，当感应器轴向高度与圆环直径之比值愈大时，感应器的截面为\_\_\_\_\_最好。
- a. 正方形 b. 长方形 c. 圆形
13. 小零件及薄壁件的渗层深度一般不应超过其截面有效厚度的\_\_\_\_\_。
- a. 10% b. 15% c. 20%
14. 形变热处理一般最佳形变量为\_\_\_\_\_。
- a. 25%~40% b. 10%~25% c. 40%~60%
15. 离子镀同真空蒸镀相比，涂层附着力\_\_\_\_\_。

a. 一样 b. 高 c. 低

16. 高速钢淬火后进行回火处理, 大约回火温度达\_\_\_\_ °C 左右时硬度、抗弯强度达到最高值。

a. 570 b. 600 c. 500

### 三、计算题 (每题 5 分, 共 10 分)

1. 某工厂仓库积压了一批碳钢(退火状态), 因管理不善, 不知道此批钢材的化学成分, 现抽出一根棒料, 经金相分析发现其组织为珠光体和铁素体, 其中铁素体占 80%, 问此批钢材的含碳量大约是多少?

2. 将碳浓度  $w_c=0.2\%$  的低碳钢, 置于碳势为 1.2% 的气氛中渗碳, 渗碳温度为 927°C, 保温时间 10h, 已知渗碳层某处碳浓度  $w_1$  为 0.7% 时, 求该处离表面的距离  $x$  的值。(碳在  $\gamma$ -Fe 中的扩散系数  $D$  为  $2.21 \times 10^{-7} \text{cm}^2 \times \text{s}^{-1}$ )

### 四、简答题 (每题 5 分, 共 30 分)

1. 与普通气体渗氮相比, 离子渗氮有何特点?
2. 耐热钢中的主要合金元素有哪些? 各自在钢中所起的作用是什么?
3. 为什么在油淬真空热处理炉中必须使用专用的淬火油?
4. 简述激光加热金属的原理。
5. 什么是热应力及相变应力? 它们对淬火件的变形有何影响?
6. 用微机控制热处理工艺过程的优点何在?

## 第三套试卷

一、是非题 (是画√, 非画×, 画错倒扣分; 每题 1.5 分, 共 30 分)

1. 小能量多次冲击抗力大小主要取决于材料的强度高低。 ( )
2. 含有 Cr、Mn、Ni 等元素的合金结构钢, 只有当合金元素溶入奥氏体中, 才能提高钢的淬透性。 ( )
3. 具有球状珠光体的钢, 淬火时很少出现过热、变形和开裂。 ( )

4. 感应加热表面淬火后工件表面硬度比一般淬火要高出 2~3HRC 的“超硬现象”，原因是加热速度快，晶粒充分细化的结果。 ( )
5. 煤油加甲醇分段渗碳，在排气阶段向炉内滴入大量甲醇，目的是提高排气速度，防止炭黑产生。 ( )
6. 碳氮共渗件淬火后渗层最外表面硬度最高。 ( )
7. 制造负荷低、尺寸小、形状简单的工件，最好选用合金调质钢。 ( )
8. 铬轴承钢属高碳合金结构钢，在加热时脱碳倾向较小。 ( )
9. 对于精密轴承零件，为减少淬火后组织中的奥氏体含量，稳定尺寸，淬火后应立即进行-60°C 左右的深冷处理。 ( )
10. 高速钢在退火前应反复锻打，以便粗大碳化物能均匀地分布于钢中。 ( )
11. 所谓基体钢是指成分与高速钢的淬火基体组织化学成分相同的钢。 ( )
12. 奥氏体型不锈钢固溶处理的目的是消除冷作硬化，并获得单一奥氏体组织。 ( )
13. 灰铸铁件中若出现麻口铸铁件即为废品。 ( )
14. 铸铝合金的淬火+自然时效是为了提高铸件的强度和耐磨性。 ( )
15. 硬质合金是粉末冶金的一种。 ( )
16. 镍铬-镍硅 (K) 热电偶可在还原性气氛中使用。 ( )
17. 考虑耐火材料的最高使用温度应根据荷重软化点确定。 ( )
18. 激光热处理常用的 CO<sub>2</sub> 激光器，其波长为 10.6μm。 ( )
19. 离子注入深度浅，一般在 1μm 以下。 ( )
20. TiC 在高碳钢、高合金钢上的沉积速度比低碳钢、低合金钢慢。 ( )

**二、选择题** (将正确答案的序号填入空格内；每题 1.5 分，共 30 分)

1. 金工实习中所用锉刀、銼子刃口应采用\_\_\_\_\_的测量方法来测定硬度。

a. HBW b. HV c. HRC

2. 合金固溶强化的基本原因是\_\_\_\_\_。

a. 晶粒变细 b. 晶格发生畸变 c. 溶质原子溶入增加了原子密度，增大了原子间结合力

3. 冷热加工之间的区别在于\_\_\_\_\_。

a. 冷加工后必然留下加工硬化现象，而热加工后则不会留下加工硬化现象 b. 冷加工时会产生加工硬化，而热加工时根本不产生加工硬化 c. 冷加工不须加热，而热加工则必须加热

4. 由合金元素偏析引起的带状组织要通过\_\_\_\_\_来改善。

a. 正火 b. 等温退火 c. 高温扩散退火

5. 低碳板条状马氏体中板条群的大小取决于\_\_\_\_\_。

a. 冷却速度的大小 b. 奥氏体碳含量的多少 c. 奥氏体晶粒的大小

6. 冷却速度对热处理冷却时过冷奥氏体转变过程有决定性影响的原因就在于\_\_\_\_\_。

a. 铁的晶体结构改组随冷却速度的增大而减慢 b. 原子间的作用力随温度降低而增大，当温度降到低温时，原子的析出变得十分困难 c. 碳通过扩散而从奥氏体中析出的过程随冷却速度增大而变慢，当冷速增大到一定程度时，碳原子的迁移变得十分困难

7. T10钢轧制或锻造后晶粒非常粗大，应选用预先热处理是\_\_\_\_\_。

a. 球化退火 b. 正火 c. 先正火后球化退火

8. 确定碳素钢淬火加热的主要依据是\_\_\_\_\_。

a. Fe-Fe<sub>3</sub>C相图 b. C曲线 c. 钢的M<sub>s</sub>线

9. 感应加热表面淬火后零件表面硬度比一般淬火要高出\_\_\_\_\_HRC，这种现象被称为“超硬现象”。

a. 2~3 b. 4~5 c. 6~7

10. 井式炉滴注式气体渗碳，当炉温达到渗碳温度后，排气阶段时间应延续\_\_\_\_\_，以便完全清除炉内的CO<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>O、O<sub>2</sub>等氧化脱碳性气体。

a. 10~30min b. 30~60min c. 60~120min

11. 在渗氮过程中, 常采用调节\_\_\_\_\_来控制氮分解率。  
a. 炉内压力 b. 氮流量 c. 渗氮温度
12. 某热处理车间采用连续式作业炉生产批量较大的气体碳氮共渗件, 常选用\_\_\_\_\_作为共渗介质。  
a. 液体渗碳剂+氮气 b. 载气、富化气+氮气 c. 载气、富化气+氨气
13. 高速钢过热的特征是\_\_\_\_\_。  
a. 晶界熔化 b. 晶界形成碳化物网 c. 脱碳
14. \_\_\_\_\_基体的热强钢具有最高的热稳定性和较高的再结晶温度。  
a. 奥氏体 b. 珠光体 c. 马氏体
15. 某球墨铸铁件要求较高强度、较好的塑性和韧性, 热处理最好采用\_\_\_\_\_。  
a. 淬火+低温回火 b. 淬火+中温回火 c. 调质
16. 下面有色金属中抗蚀性高的材料是\_\_\_\_\_。  
a. 黄铜 b. 锡青铜 c. 铝青铜
17. 可用于真空炉的电热元件材料为\_\_\_\_\_。  
a. 铁铬铝系材料 b. 镍铬合金系列 c. 石墨
18. \_\_\_\_\_不允许带入硝盐炉内。  
a. 氰盐 b. 氯化盐 c. 水
19. 同普通淬火相比, 高温形变淬火后并经适当的温度回火, 其力学性能具有\_\_\_\_\_。  
a. 抗拉强度提高、塑性也提高 b. 抗拉强度提高、但疲劳强度降低  
c. 抗拉强度提高、但韧性降低
20. PVD气相沉积温度一般\_\_\_\_\_。  
a. 600°C以下 b. 600~700°C c. 700~900°C

### 三、计算题 (每题5分, 共10分)

1. 计算45钢中铁素体与珠光体的质量百分数各占多少?
2. 利用纯铜冷态电流透入深度公式:  $\Delta_{cc} \approx \frac{67}{\sqrt{f}}$  (mm) 计算2.5kHz、8kHz和150kHz电流的纯铜冷态电流透入深度。

#### 四、简答题（每题 5 分，共 30 分）

1. 淬硬性和淬透性有何区别？
2. 高频淬火的相转变特点是什么？
3. 调质钢中合金元素的作用主要有哪些？
4. 奥氏体状态的高锰钢为什么十分耐磨？
5. 热处理最优方案设计的原则是什么？
6. 激光热处理有哪些特点？



## 附录 技师论文写作与答辩要点

### 一、论文写作

1. 论文定义 论文是讨论和研究某种问题的文章，是一个人从事某一专业（工种）的学识、技术和能力的基本反映，也是个人劳动成果、经验和智慧的升华。

论文由论点、论据、引证、论证、结论等几个部分构成。

(1) 论点 论述中的确定性意见及支持意见的理由。

(2) 论据 证明论题判断的依据。

(3) 引证 引用前人事例或著作作为明证、根据、证据。

(4) 论证。

①用论据证明论题真实性的论述过程。

②根据个人的了解或理解证明。

(5) 结论 从一定的前提推论得到的结果，对事物作出的总结性判断。

### 2. 怎样撰写技术论文

(1) 技术论文的一般格式和具体要求 论文是按一定格式撰写的。内容一般分为：题目，作者姓名和工作单位，摘要，前言，实践方法（包括其理论依据），实践过程，参考文献等。具体要求如下：

①数据可靠 必须是经过反复验证，确定证明正确、准确可用的数据。

②论点明确 论述中的确定性意见及支持意见的理由要充分。

③引证有力 证明论题判断的论据在引证时要充分，有说服力，经得起推敲，经得起验证。

④论证严密 引用论据或个人了解、理解证明时要严密，使人口服心服。

⑤判断准确 做结论时对事物作出的总结性判断要准确，有概括性、科学性、严密性、总结性。

⑥实事求是 文字陈述简练，不夸张臆造，不弄虚作假，论文全文的长短根据内容需要而定，一般在三四千字以内。

(2) 论文命题的选择 论文命题的标题应做到贴切、鲜明、简短。写好论文关键在如何命题。就机械行业来讲，由于每个单位情况不同，各专业技术工种数也不同；就同一工种而言，其技术复杂程度，难易、深浅各不相同，专业技术各不相同，因此不能用一种模式、一种定义来表达各不相同的专业技术情况。选择命题不是刻意地寻找，去研究那些尚未开发的领域，而是把生产实践中解决的生产问题、工作问题通过筛选总结整理出来，上升为理论，以达到指导今后生产和工作的目的。命题是论文的精髓所在，是论文方向性、选择性、关键性、成功性的关键和体现，命题方向选择失误往往导致论文的失败。因此，在写论文之前，一定要反复思考、反复构思，确定自己想写的命题内容，命题确定后再选择命题的标题。所以，命题不能单纯理解为给论文的标题命名。

(3) 命题内容的选择 命题内容选择是命题的基础，同样是论文成败的关键。选择内容应针对自己的工作和专业扬长避短地进行选择；在工艺改进、质量攻关、技术改进方面，在学习、消化推广和应用国内外先进技术方面，在防止和排除重大隐患方面，在大型和高精尖设备的安装、调试、操作、维修和保养方面以及成绩显著、贡献突出、确有推广价值的技术成果，虽不是创造发明，但为企业及社会创造了直接或间接经济效益的项目都可以写。从中选择自己最擅长、最突出的某一方面作为自己命题的内容，然后再从中选择最具代表性的某一项进行整理、浓缩，作为自己命题内容的基础材料。

(4) 摘要 是论文内容基本思想的浓缩，简要阐明论文的论点、论据、方法、成果和结论；要求完整、准确和简练，其本身是完整的短文，能独立使用，字数一般二三百字为好，至多不超过 500 字。

(5) 前言 是论文的开场白，主要说明本课题研究的目的、相关的前人成果和知识空白、理论依据和实践方法、设备基础和预期目标等。切忌自封水平，客套空话，政治口号和商业宣传。

(6) 正文 是论文的主体，包括论点、论据、引证、论证、实践方法（包括其理论依据）、实践过程及参考文献、实际成果等。写好这

部分文章要有材料、有内容，文字简明精炼，通俗易懂，准确地表达必要的理论和实践成果。在写作中表达数据的图、表要经过精心挑选；论文中凡引用他人的文章、数据、论点、材料等，均应按出现顺序依次列出参考文献，并准确无误。

(7) 结论 是整篇论文的归结，它不应是前文已经分别作的研究、实践成果的简单重复，而应该提到更深层次的理论高度进行概括，文字组织要有说服力，要突出科学性、严密性，使论文有完善的结尾。

(8) 论文的修改定稿 论文完稿后应反复推敲，反复修改，精益求精。论文的体裁不强求统一，但要突出重点。论文的内容和表达方式不需要面面俱到，但通篇体例应统一，所用的各种符号、代号、图样均应符合国家标准规定，对外文符号应书写清楚，大小写、正斜体易搞混时应加标注。

#### (9) 论文撰写应注意的几个问题

①要明确读者对象。要解决“为谁写”、“写什么”、“给谁看”的问题。要考虑生产和社会需要，结合当前我国的有关技术政策、产业政策，考虑自己的经验和能力。若是为工人师傅写出的，应尽量结合生产实际写得通俗一些，深入浅出，易看、易懂。

②要充分占有资料。巧妇难为无米之炊，要写好技术论文，一定要掌握足够的资料，包括自己的经验总结和国内外资料；要对资料进行充分的分析、比较，加以消化，分清哪些是有用的，哪些是无用的，并根据选择的课题和命题拟出较详细的撰写提纲，包括主次的分类、段落的分节、重点的选择、图表的设计拟定、顺序的排列等。

③要仔细校阅。初稿完稿后，不能算定稿，论文必然存在不少问题，如论文格式、表述方式、图的画法、公式的表述、名词术语、字体标点、技术内容、文字表达及文章结构等方面要进行反复推敲与修改，使文字表达符合我国的语言习惯，文字精炼，逻辑关系明确。除自审外，最好请有关专家审阅，按所提的意见再修改一次，以消除差错，进一步提高论文质量，达到精益求精的目的。

## 二、论文的答辩

(1) 专业技术工种专家组须由 5~7 名各专业技术工种的专家、技师、高级技师、工程师、高级工程师组成。

(2) 答辩时先由答辩者宣读论文, 然后由专家组进行提问考核, 时间约为 30 分钟。

(3) 对具体论文(工作总结) 主要从论文项目的难度、项目的实用性、项目经济效果、项目的科学性进行评估。

(4) 答辩时对论文中提出的结构、原理、定义、原则、公式推导、方法等知识论证的正确性主要通过提问方式来考核。

(5) 对本工种的专业工艺知识主要考核其熟悉深浅程度并予以确认。

(6) 在相关知识, 四新知识方面, 如 XXX 考生为生产线调整技师, 可考核:

① 机械工艺基础与夹具知识。

② 机电一体化新技术, 数控, 可编程控制器。

或

① 金属切削原理与刀、量具知识。

② 新材料、新设备的发展新动向及其应用技术。

[ G e n e r a l I n f o r m a t i o n ]

书名 = 热处理工技师培训教材

作者 =

页数 = 4 0 1

S S 号 = 1 0 5 0 1 9 7 3

出版日期 =

封面页  
书名页  
版权页  
前言页  
目录页  
前言

第一章	金属材料及金属学基础
第一节	金属材料基础知识
第二节	合金的结构与结晶
第三节	金属的塑性变形与再结晶
第四节	合金钢的基础知识
第二章	钢在加热时的组织转变
第一节	奥氏体的形成
第二节	钢的加热缺陷及其防止措施
第三章	钢在冷却时的组织转变
第一节	过冷奥氏体的等温转变
第二节	过冷奥氏体连续冷却转变的近似分析
第三节	过冷奥氏体的组织转变类型
第四章	钢的退火与正火
第一节	退火
第二节	正火
第五章	钢的淬火
第一节	钢的淬火工艺及种类
第二节	钢的淬硬性和淬透性
第三节	钢的淬火缺陷及其防止
第六章	淬火钢的回火
第一节	淬火钢在回火时的组织和性能转变
第二节	二次硬化、回火脆性及回火稳定性
第三节	回火的分类及回火工艺的制定
第七章	钢的表面淬火
第一节	感应加热表面淬火
第二节	火焰加热表面淬火
第八章	钢的化学热处理
第一节	化学热处理的基本原理
第二节	渗碳
第三节	渗氮
第四节	碳氮共渗及氮碳共渗
第五节	其它化学热处理简介
第九章	结构钢的热处理
第一节	概述
第二节	调质钢的热处理
第三节	弹簧钢及其典型零件的热处理
第四节	滚动轴承钢及其热处理
第十章	工具钢的热处理
第一节	概述
第二节	刀具钢及刀具的热处理
第三节	模具钢及其热处理

- 第四节 量具钢及量具的热处理
- 第十一章 特殊性能钢及热处理
  - 第一节 不锈钢耐热钢
  - 第二节 耐热钢
  - 第三节 其它特殊性能钢
- 第十二章 铸铁及其热处理
  - 第一节 铸铁的分类及其石墨化
  - 第二节 灰铸铁
  - 第三节 可锻铸铁
  - 第四节 球墨铸铁
- 第十三章 有色金属及其热处理
  - 第一节 铝合金
  - 第二节 铜合金
  - 第三节 钛合金
  - 第四节 硬质合金及轴承合金
- 第十四章 热处理工艺设计及热处理缺陷分析基础
  - 第一节 热处理工艺与机械零件设计的关系
  - 第二节 热处理工艺与冷加工的关系
  - 第三节 热处理工艺设计的原则和步骤
  - 第四节 热处理缺陷分析
- 第十五章 热处理设备
  - 第一节 热处理设备的过程控制系统
  - 第二节 热处理设备简介
  - 第三节 热处理设备的验收安装调试注意事项
  - 第四节 热处理设备的维护、常见故障及排除程序
  - 第五节 热处理安全生产
- 第十六章 热处理新技术
  - 第一节 激光热处理
  - 第二节 形变热处理
  - 第三节 离子注入
  - 第四节 气相沉积
  - 第五节 计算机在热处理中的应用

## 试题库

### 一、是非题

试题

答案

### 二、选择题

试题

答案

### 三、计算题

试题

答案

### 四、简答题

试题

答案

## 考核试卷样例

### 第一套试卷

第二套试卷

第三套试卷

附录 技师论文写作与答辩要点

附录页