


责任编辑：潘宏娟

# 火电工程调试技术手册


 综合卷

 汽轮机卷

 锅炉卷

 金属卷

 热工卷

 化学卷

 电气卷

ISBN 7-5083-1195-7



9 787508 311951 >

ISBN 7-5083-1195-7

定价： 53.00 元

# 火电工程调试技术手册 金属卷

河南省电力公司 编



中国电力出版社  
[www.cepp.com.cn](http://www.cepp.com.cn)

### 内 容 提 要

《火电工程调试技术手册》(金属卷),主要介绍了电站设备金属材料的五种常规无损探伤,即超声波探伤、射线探伤、磁粉探伤、渗透探伤、涡流探伤的原理、适用范围、探伤方法与技术规范,以及钢的基础知识、金属材料的性能和焊接、电厂金属材料和技术监督、金属材料失效分析等内容。

本手册是火电工程调试人员掌握金属专业知识的工具书,对金属专业人员也有较高的参考价值。

### 图书在版编目(CIP)数据

火电工程调试技术手册,金属卷/河南省电力公司编.  
北京:中国电力出版社,2003

ISBN 7-5083-1195-7

I.火… II.河… III.①火力发电-发电机-机组-调试-技术手册②火力发电-发电设备-无损检验-技术手册③火力发电-发电设备-金属材料-技术手册 IV.TM31-62

中国版本图书馆CIP数据核字(2002)第056440号

中国电力出版社出版、发行

(北京·三里河路6号 100044 <http://www.cepp.com.cn>)

汇鑫印务有限公司印刷

各地新华书店经售

2003年6月第 版 2003年6月北京第一次印刷  
787毫米×1092毫米 16开本 23.75印张 582千字

印数0001-4000册 定价53.00元

版 权 专 有 翻 印 必 究

(本书如有印装质量问题,我社发行部负责退换)

## 《火电工程调试技术手册》编委会

主任：吴华斌

副主任：尚全忠 方志民 刘毓珀

委员：(按姓氏笔画排列)

马淮军 石光 白明九 刘韶林 刘遵义

刘静宇 张强 李丙军 李庆渝 李春茂

李春林 陈守聚 时进荣 邱武斌 易绪涛

郭子仁 袁立平 崔文涛 阎留保

责任编辑：尚全忠 李庆渝 白明九

## 《火电工程调试技术手册》

### (金属卷)编写人员

崔文涛 冯文吉 胡天明 张黔 李晓红

蔡红生 肖文凯 王学 王志武

# 前言

电力工程调整试运工作是电力基本建设不可替代的重要环节。调试工作既是一个相对独立的阶段，同时又贯穿于整个工程建设全过程。通过对整套设备的调整试运行，使各系统单个设备形成具有活力和生产力的有机整体。

在长期的电力建设中，广大电力工程调试工作者善于学习、勇于探索、勤于实践、开拓创新，积累了丰富的调试经验，为电力建设整体水平的不断提高奠定了坚实的基础。随着现代化、大容量、高参数火电机组的迅猛发展，新设备、新技术、新工艺、新材料广泛运用，对电力工程调整试运行工作提出了更高、更新的要求。

“工欲善其事，必先利其器。”为适应调试技术不断发展的需要，提高电力调试队伍的整体素质和调试技术水平，我们组织了电力工程调试战线上的一批专家和工程技术人员，立足电力工程基本建设的实际，重视经验的总结和积累，努力跟踪国内外电力工程调试前沿新技术，从大量纷繁零散的资料中综合提炼，融会贯通，历时两年，几易其稿，终于完成了这套火电工程调试技术手册的编写和出版工作。

该套手册详细阐释了火电工程中汽轮机、锅炉、金属、热工、化学、电气等各系统基础知识、基本原理、技术参数、经济指标以及调试的标准、方法、步骤等等。其内容既是电力工程调试工作经验的升华，又充分反映了当今国际国内调试技术的最新成果，具有较强的科学性、实用性，对指导电力建设工程调试工作、提高工程调试人员的综合素质都大有裨益。

本套技术手册能在 21 世纪的开元之际如期付梓，要感谢各位作者以科学、严谨的治学态度，满腔热情投入资料的整理和编写中，为确保手册的高质量完成，付出了辛勤的汗水。要感谢各位专家，他们的学术造诣和敬业精神令人钦佩，使本套手册既有较强的实用性，又具有较高的学术价值。同时还要感谢出版社各位编辑的辛勤劳动。在此谨向他们致以诚挚的谢意和崇高的敬意。

火电工程调试是一个复杂的系统工程。电力调试工作的技术含量之高、配

合分工之严，使我们在编写过程中感到压力和责任。尽管经过专家和编者的认真审查和核校，百密一疏，错误和纰漏在所难免，敬请各位同仁和广大调试工作者斧正，以期在今后的修订中不断地完善。

**吴华斌**

2002年1月3日于郑州

## 编写说明

电站的绝大部分设备是由金属材料组成，且长期在高温高压、高转速的恶劣工况条件下运行，其金属材料的提前失效将严重地影响电站设备的安全运行。预防材料的提前失效，查出设备的隐患，应首先从安装调试入手，把好安装调试这一关键环节。

《火电工程调试技术手册》（金属卷）分为“无损探伤”和“金属材料”两篇。“无损探伤篇”论述了五种常规探伤方法，即超声波探伤、射线探伤、磁粉探伤、渗透探伤和涡流探伤的物理基础、适用范围、操作方法及技术术语、规范等。“金属材料篇”从钢的基础知识入手，叙述了合金的基本结构、钢的热处理、钢的分类、金属材料和机械性能、金属焊接、金属在高温下长期运行中组织结构的变化、火力发电厂金属事故的分析方法等。本书力求通俗易懂，简明扼要，以使参加调试的专业人员掌握金属专业知识，有利于调试工作的深入开展。本书对金属专业人员也有较高的参考价值。

《火电工程调试技术手册》（金属卷）由河南电力试验研究所崔文涛、冯文吉、蔡红生，武汉大学胡天明、张黔、李晓红、肖文凯、王学、王志武编写，河南电力试验研究所教授级高工陈贻守审核。

由于编者水平有限，书中缺点和错误在所难免，敬请广大读者指正。

编者  
2002年12月

# 目 录

前言  
编写说明

## 第一篇

### 无损探伤

绪论	3
第一章 射线探伤	5
第一节 射线探伤的物理基础	5
第二节 射线探伤设备	11
第三节 射线探伤工艺方法	15
第四节 射线安全防护	32
第二章 超声波探伤	37
第一节 超声波探伤的物理基础	37
第二节 超声波发射声场与规则反射体的回波声压	44
第三节 超声波探伤用仪器、探头和试块	49
第四节 超声波探伤的应用	53
第三章 磁粉探伤	66
第一节 磁粉探伤的物理基础	66
第二节 磁粉探伤材料与设备	70
第三节 磁粉探伤工艺方法	73
第四章 液体渗透探伤	80
第一节 液体渗透探伤的理化基础	80
第二节 渗透探伤试剂、试块和装置	84
第三节 渗透探伤工艺方法	90
第五章 涡流探伤	98
第一节 涡流探伤的基本理论	98
第二节 涡流检测仪、线圈和试样	100
第三节 涡流检测工艺方法	103

## 第二篇

### 金属材料与火电厂金属技术监督

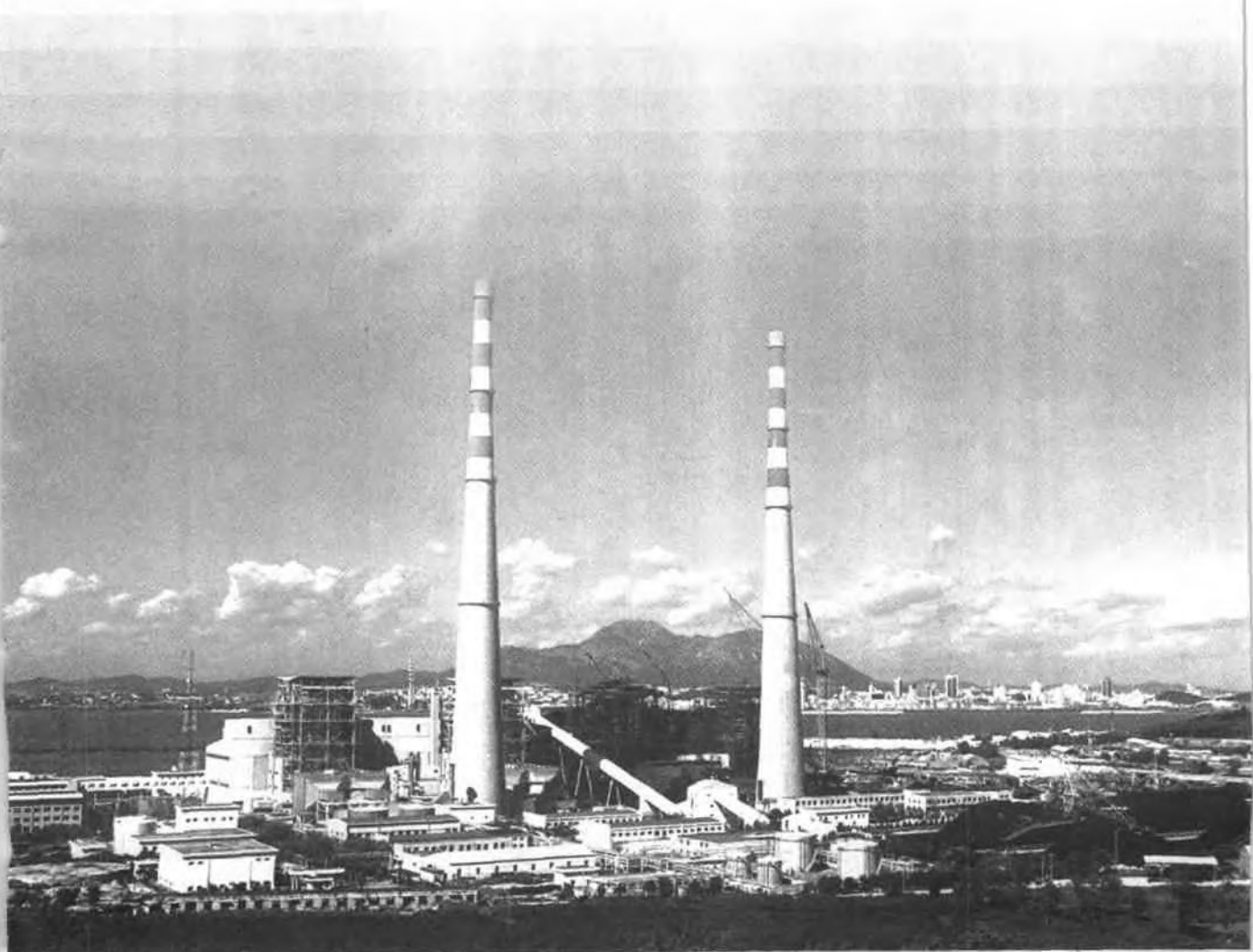
第六章 钢的基础知识	107
第一节 金属学	107
第二节 钢的热处理	114
第三节 合金元素在钢中的作用	125
第四节 钢的分类与表示方法	129



第五节	钢中常见的缺陷	130
第六节	铸铁和有色金属	134
第七节	金属腐蚀与防护基础	140
第七章	金属材料的力学性能和工艺性能	146
第一节	常温力学性能	146
第二节	金属高温力学性能	158
第三节	工艺性能	165
第八章	电厂金属材料	170
第一节	金属材料在高温长期运行下组织的变化	170
第二节	锅炉及压力容器用钢	173
第三节	汽轮机和发电机用钢	194
第四节	紧固件用钢和铸钢件用钢	210
第五节	其他部件用钢及耐热钢	220
第九章	金属焊接与焊接材料	228
第一节	焊接方法及工艺	228
第二节	焊接材料	241
第三节	电厂常用金属材料焊接	255
第四节	焊接缺陷及质量检验	263
第五节	电厂重要部件补焊	274
第十章	火电厂金属技术监督	282
第一节	金属技术监督任务和范围	282
第二节	金属技术监督方法	284
第三节	焊接质量监督	296
第四节	技术档案	297
第五节	电力建设施工及验收	299
第十一章	失效分析	307
第一节	分析程序	307
第二节	微观组织检验	309
第三节	断口检验	318
第四节	材料化学成分分析	330
第五节	主要设备件失效形式和防止措施	335
附录 A	电站中常用焊接接头的基本形式及坡口尺寸	355
附录 B	常用焊条熔敷金属的化学成分和常温力学性能	359
附录 C	常用钢焊丝的化学成分	361
附录 D	焊接异种钢的焊条(焊丝)及焊后热处理温度推荐表	362
附录 E	蠕变测量和计算方法	363
附录 F	焊接接头质量检查试样	367
	参考文献	370

# 第一篇

# 无损探伤







## 1 无损探伤的概念

为了保证产品质量和设备安全运行，必须对产品和设备进行检验。一般检验分为破坏性检验和无损检验（非破坏性）两大类。

破坏被检对象来检测材料或产品性能质量的方法称为破坏性检验。如机械性能试验、化学分析、金相分析和爆破试验等。

在不破坏被检对象的前提下，利用声、光、电、磁等各种物理的方法来检测材料内部及表面缺陷的测试技术，称为无损检验，又称无损探伤。如水缸检漏，挑选西瓜，医生听诊及工业上的超声波探伤、射线探伤、磁粉探伤、渗透探伤和涡流探伤等。

无损探伤是一门新兴的应用技术科学，在电力、机械、化工、冶金、交通、航空、航天等工业部门得到愈来愈广泛的应用。

## 2 无损探伤的任务

由于科学技术和工业生产迅速发展，对材料性能的要求愈来愈高，然而当前的冶金技术难以提供完美无缺的材料。同时各种设备在加工过程中也会产生这样或那样的缺陷，如焊接中的气孔、夹渣、未焊透等，铸造中的缩松、缩孔等，锻造中的白点、折叠等。当承载零部件，特别是高温、高压、高速的零部件的内部存在缺陷时，往往是十分危险的，有时甚至会整个机构损毁，引起重大的设备人身事故，造成重大损失。

通过无损探伤，可以挑选合格产品或把正在运行着的存在缺陷的零部件检测出来，消除隐患，防止事故的发生，提高设备的安全可靠性，这已成为工程技术中的一个重要课题。也正是无损探伤所要承担的首要任务。

此外无损探伤还可发现毛坯中的缺陷，防止后续工时的浪费，从而降低产品成本。无损探伤对于改进焊接、铸造等工艺也是十分有益的，先设计一些不同的工艺方案，然后进行试验，最后通过无损探伤来确定最佳的工艺方案。无损探伤在运行设备监督方面也发挥着重要作用。

## 3 无损探伤方法简介

随着科学技术的发展，新的无损探伤方法不断涌现，据有关资料介绍至今已发展到 50 多种。不过目前常用的仍然是超声波探伤、射线探伤、磁粉探伤、液体渗透探伤和涡流探伤等五大常规方法。下面分别予以简介。

### 3.1 射线探伤 RT

射线探伤是利用某些射线（如 X、 $\gamma$  射线）穿透工件时，由于缺陷与工件材料对射线的衰减作用不同，从而使胶片感光不一样，于是在底片上形成黑度不同的影像，据此来判断材料内部的缺陷情况，简称 RT。

射线探伤缺陷显示比较直观，探伤结果可长期保存。但射线对人体有害，消耗胶片，探伤成本较高，穿透能力不及超声波，裂纹检出率低。

### 3.2 超声波探伤 UT

超声波探伤是利用超声波能在弹性介质中传播，在界面上产生反射、折射等特性来探测材料内部或表面缺陷的探伤方法，简称 UT。

超声波探伤不但检测厚度大，而且灵敏度高，速度快，成本低，能对缺陷定位和定量，同时对人体无害。然而超声波探伤，缺陷显示不直观，探伤技术难度大，易受主、客观条件的影响，探伤结果不便保存。

### 3.3 磁粉探伤 MT

磁粉探伤是利用被磁化的工件在其缺陷处形成漏磁场来吸附磁粉，显示缺陷的探伤方法，简称 MT。

磁粉探伤缺陷显示直观，操作简单，成本低，速度快。但磁粉探伤只能探伤铁磁性材料表面或近表面缺陷，如铁、钴、镍及其合金，但奥氏体不锈钢例外。

### 3.4 渗透探伤 PT

渗透探伤是利用液体的毛细管现象来检测工件表面开口缺陷的探伤方法，简称 PT。

渗透探伤不受材料种类的限制，可一次检出工件表面不同方向缺陷，灵敏度高，使用方便，操作简单，适用于无电源、水源的野外现场检测。但渗透探伤只适用于检测材料表面开口缺陷，所用试剂有一定的毒性，要求工件表面光洁，不能检测多孔性材料。

### 3.5 涡流探伤 ET

涡流探伤是根据高频电流在工件材料中产生的感生涡流大小的变化来检验工件材料表面缺陷的探伤方法。涡流探伤是以电磁感应理论为基础的，当高频电流通过线圈时，便在靠近线圈的工件表面感应出涡流，涡流又产生自己的磁场，与线圈激励的磁场相互作用。当工件表面存在缺陷时，涡流磁场就会发生变化，从而引起检测线圈电流的变化，据此可以判定工件表面的缺陷情况，涡流探伤简称 ET。

涡流探伤速度快，成本低，操作简单，易于实现自动化，可用于磁性或非磁性导电材料的检测。但涡流探伤只能检测表面或近表面缺陷，而且只适用于导电材料。

以上各种探伤方法各有优缺点，都有一定的局限性，没有哪一种方法是完美无缺的。在实际探伤中应根据被检对象的具体情况、相关的技术规范要求选择合适的探伤方法，且彼此有机配合，才能获得比较理想的探伤结果。

# 第一章 射线探伤

## 第一节 射线探伤的物理基础

### 1 X、 $\gamma$ 射线的实质与性质

射线的种类很多，如 X 射线、 $\gamma$  射线、 $\alpha$  射线、 $\beta$  射线、中子射线等，据统计已达数百种。但目前广泛应用于无损探伤的主要是 X 射线和  $\gamma$  射线。

#### 1.1 X、 $\gamma$ 射线的实质

X、 $\gamma$  射线与无线电波、红外线、可见光、紫外线一样，都是电磁波、光子流，具有微粒二象性。X、 $\gamma$  射线传播时产生的衍射和干涉现象，体现其波动性，X、 $\gamma$  射线与物质相互作用时体现其粒子性。

电磁波的波长与频率的关系为  $\lambda = \frac{c}{\nu}$

光子的能量与频率的关系为  $E = h\nu = h \frac{c}{\lambda}$

式中  $c$ ——电磁波的波速， $c = 3 \times 10^8 \text{ m/s}$ ；

$h$ ——普朗克常数， $h = 6.62 \times 10^{-34} \text{ J}\cdot\text{s}$ ；

$\nu$ ——电磁波的频率，Hz；

$\lambda$ ——电磁波的波长，m；

$E$ ——光子的能量，J。

由上式可知，X、 $\gamma$  射线的能量与频率成正比，与波长成反比。频率愈高，波长愈短，光子的能量就愈高，其线质就愈硬，穿透能力也就愈强。各种电磁波的频率和波长范围见表 1-1。

表 1-1 各种电磁波频率和波长范围

电磁波种类	频率 (Hz)	波长 (m)
无线电波	$10^4 \sim 10^{12}$	$3 \times 10^4 \sim 3 \times 10^{-4}$
红外线	$10^{12} \sim 3.9 \times 10^{14}$	$3 \times 10^{-4} \sim 7.8 \times 10^{-7}$
可见光	$3.9 \times 10^{14} \sim 7.7 \times 10^{14}$	$7.8 \times 10^{-7} \sim 3.9 \times 10^{-7}$
紫外线	$7.7 \times 10^{14} \sim 3 \times 10^{16}$	$3.9 \times 10^{-7} \sim 1 \times 10^{-8}$
X 射线	$3 \times 10^{16} \sim 5 \times 10^{20}$	$1 \times 10^{-8} \sim 6 \times 10^{-13}$
$\gamma$ 射线	$3 \times 10^{18} \sim 10^{21}$	$1 \times 10^{-10} \sim 3 \times 10^{-13}$

#### 1.2 X、 $\gamma$ 射线的性质

(1) 具有较强的穿透能力。X、 $\gamma$  射线虽然与可见光一样都是电磁波，但由于其频率很高，波长很短，具有很高的能量，因此它能穿透可见光不能穿透的物质，如黑纸、肌肉、金

属等。射线穿透物质后其强度将减弱，减弱的程度与物质的原子序数及密度有关。物质的原子序数愈高，密度愈大，衰减就愈大。射线探伤就是利用射线穿透工件时，工件母材与缺陷对射线的衰减不同来判别有无缺陷的。

(2) 能使胶片感光。X、 $\gamma$ 射线的实质与可见光一样是一种光子流，因此它们与可见光一样，能使胶片感光。当X、 $\gamma$ 射线照射涂有感光乳剂层的胶片时，产生光化学作用，使感光乳剂层内的AgBr中的Ag还原，形成“潜像”，再经化学显影、定影等暗室处理后成为可见的黑色影像。射线照相检验就是利用射线的这一性质来实现的。

(3) 能使荧光物质发出荧光。X、 $\gamma$ 射线照射钨酸钙( $\text{CaWO}_4$ )、硫化锌( $\text{ZnS}$ )、铂氰化钡 $[\text{BaPt}(\text{CN})_6]$ 等荧光物质时，能使荧光物质发出荧光。荧光是波长接近于紫外线的可见光，多为黄绿色，感光能力强。在射线探伤中，为了增强X射线胶片的感光作用，而采用的荧光增感屏就是根据这一性质制成的。

(4) 能杀伤生物细胞。X、 $\gamma$ 射线照射生物细胞，会使生物细胞受到损伤、抑制甚至坏死。过量照射，会引起某些病变。因此在X、 $\gamma$ 射线探伤中，要注意安全防护，严格控制照射剂量，不要超过剂量标准规定的最大允许剂量。

(5) 能使空气电离。X、 $\gamma$ 射线照射空气，能使空气电离成正负离子，电离的正负离子数随射线的强度增加而增加。根据射线的这一性质制成的剂量仪可以测定射线的剂量，以便科学地进行防护。

(6) 不受电磁场的干扰。由于X、 $\gamma$ 射线是一种光子流，不带电，因此X、 $\gamma$ 射线不受电磁场的干扰。

(7) 不可见，沿直线传播。X、 $\gamma$ 射线与可见光一样沿直线传播，但它不可见。因此更要注意对它的防护。

此外，X、 $\gamma$ 射线还具有其他一些性质，如衍射、折射等。由于在实际探伤中无多大应用价值，故这里不再赘述。

## 2 X射线的产生与X射线谱

### 2.1 X射线的产生

X射线是德国物理学家伦琴在1895年11月8日的一次实验中首先发现的，这一发现当时轰动了整个科学技术界。伦琴因此于1901年12月10日成为世界上第一个诺贝尔奖获得者。

X射线是由一个酷似真空二极管的电子管产生的，这个电子管称为X射线管，如图1-1所示。

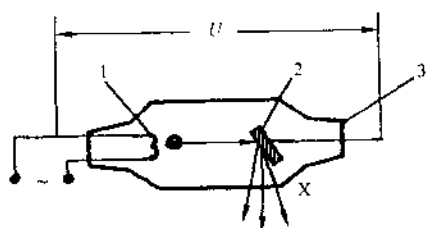


图1-1 X射线管示意图

1—阴极灯丝；2—阳极  
靶；3—玻璃外壳

它由阴极、阳极和玻璃外壳组成。其工作原理是：将玻璃管抽真空，阴极灯丝通电加热，放出热电子，热电子在阳极和阴极间的高压电场（几万伏至几十万伏）作用下加速飞向阳极，高速撞击阳极靶，突然受阻，产生一种不可见的射线，它能穿透可见光不能穿透的黑纸、衣物、肌肉、金属等，可使BaPt(CN)<sub>6</sub>荧光纸发出荧光。由于当时未弄清这种射线的产生机理和性质，故以数学中的未知数X来命名，叫X射线。后来为了纪念发现该射线的科学家伦琴，

因此又叫伦琴射线。

由此可见产生 X 射线必须具备以下三个条件：

- (1) 具有足够数量的自由电子。
- (2) 使电子做定向运动，形成高速电子流。
- (3) 设障碍物（靶），使高速电子突然受阻。

简单地说，X 射线是高速电子撞击阳极靶突然受阻放出的一种波长很短的电磁波。根据波长的变化情况将其分为连续 X 射线和标识 X 射线。

## 2.2 连续 X 射线谱

波长在一定的范围内连续变化的 X 射线称为连续 X 射线谱，又称韧致 X 射线或白色 X 射线谱，如图 1-2 所示。图中纵坐标为 X 射线的强度  $I$ ，表示单位时间内垂直通过单位面积的 X 射线光子的总能量，横坐标为波长  $\lambda$ 。图中曲线表示 X 射线管发出的 X 射线强度随波长连续变化的情况。

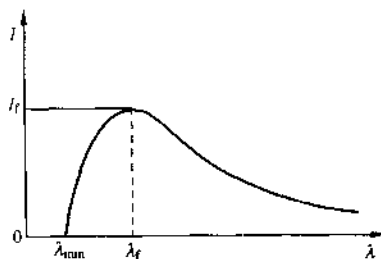


图 1-2 连续 X 射线谱

经典电动力学指出，凡具有加速度的带电粒子将产生电磁波辐射。在 X 射线管中，由于阴极热电子在高压电场作用下高速撞击阳极靶，突然受阻，产生很大的负加速度，因此也会产生电磁波辐射，即 X 射线。

连续 X 射线的波长连续变化，但具有最短波长。当高速电子撞击靶产生电离和激发所耗能量  $W=0$  时，高速电子的全部能量转变为 X 射线光子的能量，这时 X 射线的能量最高，波长最短。而高速电子的能量是从高压电场中加速获得的，因此 X 射线光子的最高能量等于电子在高压电场中加速获得的能量。由此可以导出最短波长为

$$\lambda_{\min} = \frac{1.24}{U}$$

式中  $\lambda_{\min}$ ——对应管电压下最短波长，nm， $1\text{nm} = 10^{-9}\text{m}$ ；

$U$ ——管电压，kV。

由上式可知，X 射线管的管电压愈高，X 射线的最短波长就愈短，其能量就愈高，穿透能力也就愈强。

连续 X 射线总强度为

$$I_x = KZiU^2$$

由此可知，X 射线的总强度 ( $I_x$ ) 与管电压的平方 ( $U^2$ ) 成正比，与管电流 ( $i$ )、靶原子序数 ( $Z$ ) 成正比。

当电流  $i$ 、原子序数  $Z$  一定时，若管电压  $U$  增加，则最短波长减小，总强度急剧增加。因此在 X 射线探伤中，提高管电压，不仅可以提高 X 射线的穿透能力，而且可以大大提高 X 射线的总强度，从而缩短曝光时间。

当管电压  $U$ 、原子序数  $Z$  一定时，若管电流  $i$  增加，则最短波长不变，总强度增加。因此在实际探伤中，增大管电流，只能提高 X 射线的总强度、缩短曝光时间，不能提高穿透能力。

## 2.3 标识 X 射线谱



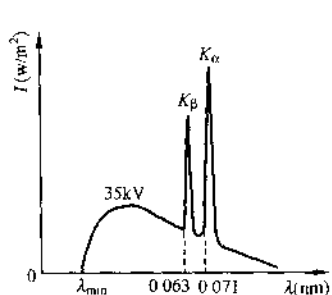


图 1-3 标识 X 射线谱 (钼靶 35kV)

X 射线管发出的波长特定、强度很大的 X 射线称为标识 X 射线谱或特征 X 射线, 如图 1-3 所示。图中表示钼 (Mo) 靶在 35kV 条件下产生两条波长分别为 0.063nm ( $K_{\beta}$ ) 和 0.071nm ( $K_{\alpha}$ ) 强度很大的标识 X 射线。

标识 X 射线的特定波长与管电压及管电流无关, 仅与靶材料有关。利用这一规律可以对材料化学成分进行定性分析。在射线探伤中, 标识 X 射线无多大实用价值。

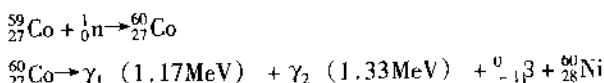
### 3 $\gamma$ 射线的产生与放射性物质的衰变

#### 3.1 $\gamma$ 射线的产生

伦琴发现 X 射线的第二年——1896 年, 法国物理学家贝可勒尔发现铀盐能自发地放出一种穿透能力很强的性质类似于 X 射线的射线。两年后 1898 年居里夫妇又发现钋 ( $^{210}\text{Po}$ ) 和镭 ( $^{226}\text{Ra}$ ) 也能自发地放出这种射线。后来人们把某些元素自发地放出的穿透能力较强的射线称为  $\gamma$  射线, 把这种放出射线的性质称为放射性, 把具有放射性的元素 (或物质) 称为放射性元素 (或物质)。

$\gamma$  射线的产生是原子核能级跃迁的结果。原来, 元素的原子核如同原子一样也具有许多不同的能级, 也有基态和激发态之分, 基态能级最低, 激发态能级较高。在正常情况下, 原子核处于基态, 最稳定。在核反应、核裂变等过程中, 核吸收一定的能量处于受激状态, 能量较高, 不稳定。当它向基态跃迁时, 多余的能量就以电磁波的形式放出, 从而产生  $\gamma$  射线。由于原子核能级差大, 因此产生的  $\gamma$  射线能量高, 波长短, 穿透力强。

例如, 用中子 ( $^1_0\text{n}$ ) 轰击钴 ( $^{59}_{27}\text{Co}$ ), 就会使  $^{59}_{27}\text{Co}$  变为  $^{60}_{27}\text{Co}$ 。 $^{60}_{27}\text{Co}$  不稳定, 将自发地放出两条能量分别为 1.17MeV 和 1.33MeV 的  $\gamma$  射线以及  $\beta$  射线, 它本身转变为另一种元素镍 ( $^{60}_{28}\text{Ni}$ ), 即:



$\gamma$  射线能量的单位常用电子伏特 (eV) 来表示, 1eV 是指 1 个电子在 1 伏特的电场中加速所获得的能量。1MeV =  $10^6$ eV, 1eV =  $1.6 \times 10^{-19}$ J。

放射性元素分为两大类。一类是天然放射性元素, 一般是原子序数  $Z > 83$  的元素, 如  $^{210}_{84}\text{Po}$  (钋)、 $^{226}_{88}\text{Ra}$  (镭)、 $^{235}_{92}\text{U}$  (铀) 等。另一类是人工放射性同位素, 如  $^{60}_{27}\text{Co}$  (钴)、 $^{137}_{55}\text{Cs}$  (铯)、 $^{192}_{77}\text{Ir}$  (铱) 等。由于天然放射性元素价格昂贵, 因此工业上应用很少。目前广泛应用的是各种人工放射性同位素。

#### 3.2 放射性物质的衰变

放射性物质的原子自发地转变为另一种物质的原子, 放出射线, 能量逐渐减弱的现象称为衰变。其衰变规律为

$$N = N_0 e^{-Kt}$$

式中  $N$ ——衰变时间为  $t$  后的原子数;

$N_0$ ——衰变开始时的原子数;

$K$ ——衰变常数;

$t$ ——衰变时间；

$e$ ——自然对数的底， $e \approx 2.71$ 。

使放射性物质的原子数由  $N_0$  衰变到原来的一半  $N_0/2$  时所需的时间，称为半衰期，用  $T_{1/2}$  表示。

$$\text{由半衰期的定义得} \quad T_{1/2} = \frac{\ln 2}{K} = \frac{0.693}{K}$$

由上式可知，放射性物质的半衰期与衰变常数成反比，衰变常数愈大，半衰期就愈短，说明衰变愈快。放射性物质的半衰期与物质的种类有关。

放射性物质在单位时间内衰变的次数，称为活度，又称活性。活度的国际单位为 Bq (贝可勒尔)，专用单位为 Ci (居里)。

1Bq 表示每秒钟发生 1 次核衰变，1Bq = 1 次/s。

1Ci 表示每秒钟发生  $3.7 \times 10^{10}$  次核衰变，1Ci =  $3.7 \times 10^{10}$  次/s。

Ci 与 Bq 的换算关系为  $1\text{Ci} = 3.7 \times 10^{10}\text{Bq}$

活度与放射性物质的质量有关，放射性物质的质量多，其活度自然大。因此活度不能用来比较两种不同放射性物质衰变的快慢。为此特引进比活度。

比活度是指单位质量放射性物质在单位时间内衰变的次数，即单位质量放射性物质的活度。比活度的单位为 Bq/g 或 Ci/g。比活度常用  $M$  表示。

不同放射性物质的比活度不同，比活度大的物质在相同的时间内衰变次数多，即衰变快。

### 3.3 常用探伤 $\gamma$ 射线源

放出  $\gamma$  射线的物质称为  $\gamma$  射线源。目前常用的  $\gamma$  射线源性能如表 1-2 所示。

表 1-2 常用  $\gamma$  射线源性能

化学符号	$\gamma$ 射线能量 $E$ (MeV)	半衰期 $T_{1/2}$	比活度 $M$ (Bq·g <sup>-1</sup> )	半值层 $F_e$ (mm)	适用范围 $F_e$ (mm)
<sup>60</sup> Co (钴)	1.17, 1.33	5.3 年	$4.44 \times 10^{13}$	16	30150
<sup>137</sup> Cs (铯)	0.66	33 年	$9.25 \times 10^{11}$	12	1570
<sup>192</sup> Ir (铱)	0.136, 0.88	75 天	$3.7 \times 10^{14}$	8.5	1050
<sup>170</sup> Tm (铥)	0.052, 0.084	120 天	$2.33 \times 10^{14}$	1.0	110

$\gamma$  射线源种类很多，但能用于射线探伤的  $\gamma$  射线源并不多。因为射线探伤用  $\gamma$  射线源要求具有足够的能量，以便能穿透相应厚度的工作。还要求具有适当的半衰期，以便满足使用的要求，也便于防护。

## 4 X、 $\gamma$ 射线与物质的相互作用

X、 $\gamma$  射线穿透物质时，射线光子与物质相互作用，发生光电效应、康普顿效应和电子对效应等，从而引起射线强度的减弱。

### 4.1 光电效应

X、 $\gamma$  射线穿透物质与物质相互作用时，X、 $\gamma$  射线光子撞击物质原子壳层电子，将电子击出，而光子消失的现象，叫光电效应。被击出的电子，称为光电子。

发生光电效应时,光子放出的全部能量被物质吸收。发生光电效应的条件是:光子的能量  $h\nu$  必须大于光电子的逸出功  $W$ , 即  $h\nu > W$ 。当光子能量较低时,光电效应十分显著。光电效应与物质的原子序数有关,原子序数增加,光电效应显著增加。如铅 $^{207}_{82}\text{Pb}$ 的光电效应就比铝 $^{27}_{13}\text{Al}$ 大得多。

在射线照相检验中, X、 $\gamma$  射线穿透工件与胶片或增感屏作用时,产生许多光电子,使胶片感光。

#### 4.2 康普顿效应

X、 $\gamma$  射线光子撞出物质原子外层电子,将其部分能量给予电子,使电子击出,光子能量减少、方向改变的现象称为康普顿效应。被击出的电子称为反冲电子,能量减少方向改变的光子称为散射光子或散射线。

发生康普顿效应的条件是:光子的能量  $h\nu_1$  明显大于反冲电子的逸出功  $W$ , 即  $h\nu_1 \gg W$ 。康普顿效应与物质的厚度、质子数与原子量之比 ( $Z/A$ ) 有关。物质的厚度增加,康普顿效应增加。 $Z/A$  增加,康普顿效应也增加。

由于康普顿散射光子的方向杂乱,在射线照相检验中,它使底片清晰度降低,灵敏度下降,因此它对探伤是有害的,一般要对散射线进行屏蔽。

#### 4.3 电子对效应

当具有足够能量的 X、 $\gamma$  射线光子从原子核附近通过时,在原子核强电场作用下,光子转化为一对正、负电子,光子消失的现象,称为电子对效应。

正电子的寿命十分短促,约  $10^{-8}\text{s}$ ,很快与一个负电子结合,二者消失,放出两个传播方向相反的能量为  $0.51\text{MeV}$  的光子。

产生电子对效应的条件是:入射光子的能量  $h\nu \geq 1.02\text{MeV}$ 。

电子对效应与光子的能量及原子序数有关。光子的能量增加,电子对效应增加。物质的原子序数增加,电子对效应增加。常用 X 射线能量低于  $1.02\text{MeV}$ ,因此不发生电子对效应。

综上所述, X、 $\gamma$  射线穿透物质时,一部分射线光子直接穿透物质,另一部分射线光子与物质作用产生各种电子和射线,还有部分射线光子被物质吸收最后转变为热量。

### 5 X、 $\gamma$ 射线的衰减

射线在物质中传播时,随着距离的增加,射线的强度不断减弱的现象称为射线的衰减。

#### 5.1 射线衰减的原因

射线在传播过程中,引起衰减的原因主要有吸收衰减、散射衰减和扩散衰减。

(1) 吸收衰减。射线穿透物质时,与物质相互作用,发生光电效应和电子对效应,射线光子的能量被物质吸收的衰减称为吸收衰减。

(2) 散射衰减。射线穿透物质时,与物质相互作用,发生康普顿散射,使射线强度减弱的衰减称为散射衰减。

(3) 扩散衰减。射线源在真空或介质中辐射时,由于波束的扩散引起射线强度随距离增加而减弱,称为扩散衰减。当射线源的尺寸远小于射线源至某点的距离时,可视为点状射线源,这时射线的强度  $I$  与距离  $R$  的平方成反比:

$$I_1 = \frac{R_2^2}{R_1^2}$$

上述三种衰减中的吸收衰减、散射衰减与材料有关,扩散衰减与材料无关。因此常把吸

吸收衰减和散射衰减统称为材质衰减。

### 5.2 射线的衰减规律

X射线穿透工件的情况复杂，不仅波长连续变化，而且存在散射线的影响。为了简化这个问题，这里只讨论单能窄束射线的情况。单能窄束射线穿透物质后的强度衰减规律为

$$I = I_0 e^{-\mu x}$$

式中  $I$ ——穿透物质后射线强度；

$I_0$ ——穿透物质前射线强度；

$\mu$ ——材质的衰减系数；

$x$ ——物质的厚度。

由上式可知，射线穿透物质的衰减与材质衰减系数  $\mu$  及物质的厚度  $x$  有关。

材质的衰减系数  $\mu$  与射线的能量及物质的种类有关。一般情况下，射线能量降低，波长增加， $\mu$  值增加。物质的原子序数增加， $\mu$  值增加。

射线穿透物质后的强度减弱，随物质的厚度增加而加大。使射线穿透物质后的强度减弱到穿透物质前的一半时所需物质的厚度称为该物质的半值层或半价层，又叫半衰层，用  $X_{\frac{1}{2}}$  表示。由半值层的定义得

$$X_{\frac{1}{2}} = \frac{\ln 2}{\mu} = \frac{0.693}{\mu}$$

由上式可知，物质的半值层与衰减系数成反比，衰减系数愈大，半值层值愈小。因此也可用半值层来说明物质对射线的衰减作用。半值层大，衰减作用小；半值层小，衰减作用大。

物质的半值层与原子序数及光子能量有关。当光子能量一定时，原子序数小者半值层大。当原子序数一定时，光子能量高者半值层大。

## 第二节 射线探伤设备

### 1 X射线探伤机的类型与构造

#### 1.1 X射线探伤机的类型

目前国内外 X 射线探伤机大致可以分为携带式和移动式（或固定式）两大类，它们的原理基本相同，但组合方式不同。

携带式 X 射线探伤机主要由控制柜和 X 射线柜（X 射线发生器）两部分组成，各部分的主要元件如图 1-4 所示。

携带式 X 射线探伤机一般采用 R-D 半波自整流（油冷机）和可控硅整流滤波（SF<sub>6</sub> 气冷机），结构简单，体积小，重量轻，便于携带，适用于流动性作业。但这种 X 射线机管电流较小，管电压较低，一般管电压不超过 300kV，

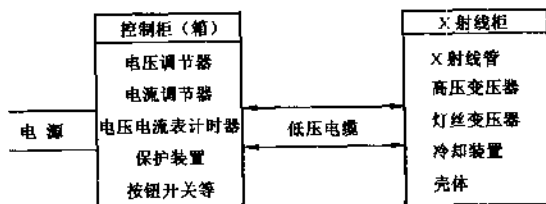


图 1-4 携带式 X 射线机结构示意图

管电流一般不超过 5mA。

移动式 X 射线探伤机主要由控制柜、高压发生器、X 射线管和冷却系统等部分组成，如图 1-5 所示。

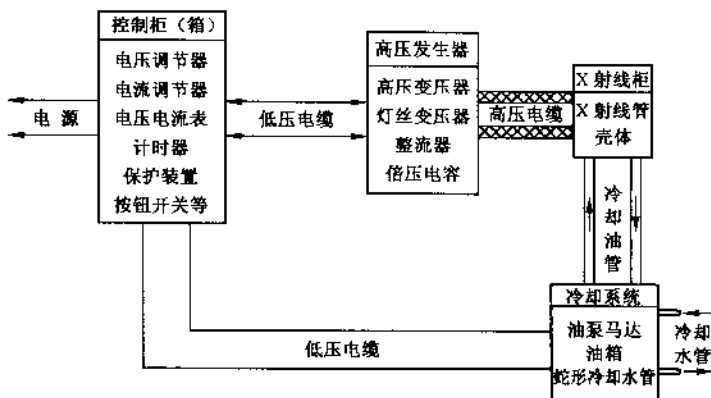


图 1-5 移动式 X 射线机结构示意图

由于电力系统主要使用携带式 X 射线探伤机，因此这里对移动式 X 射线探伤机不多介绍。

### 1.2 X 射线管

X 射线管是 X 射线探伤机的核心元件。了解 X 射线管的构造有利于保护和正确使用 X 射线机。

玻璃 X 射线管的构造如图 1-6 所示，主要包括阴极、阳极和玻璃外壳等部分。

#### (1) 阴极。

X 射线管阴极的作用是发射电子和聚集电子，它由灯丝和阴极罩组成。阴极灯丝由金属钨 (W) 制成，其作用是产生热电子。阴极罩由金属铜 (Cu) 制成，其作用是使电子束聚焦。阴极罩的形状和大小及灯丝的形状和位置都会直接影响 X 射线管的焦点形状和大小。双焦点 X 射线管有两组不同的灯丝。

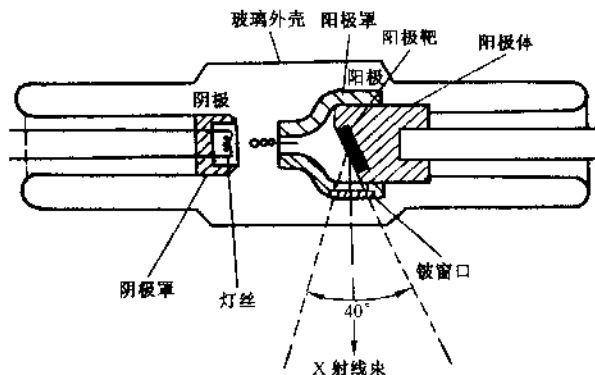


图 1-6 玻璃 X 射线管的构造

当阴极通电后,灯丝被加热,产生热电子,在阴极罩电场作用下聚焦成电子束,在高压电场作用下高速飞向阳极,撞击阳极靶,产生X射线。

### (2) 阳极。

X射线管阳极的作用是使高速电子突然受阻,产生X射线。一般阳极由阳极靶、阳极体和阳极罩组成。

阳极靶常用熔点高、原子序数大的金属钨(3400℃,  $^{184}\text{W}$ )制成。这是因为高速电子撞击阳极靶时98%左右的能量转换为热量,靶面温度高。此外,还因为X射线管的转换效率与靶原子序数成正比。

阳极体的作用是支撑靶面,并传送钨靶上的热量,防止烧坏钨靶。因此,常用导热性能好的铜制成。

阳极罩的作用是吸收高速电子撞击阳极靶时产生的二次电子,这些电子聚在阳极附近的玻璃外壳上,对飞向阳极的高速电子产生不利影响。一般阳极罩也常用导电性好的铜制成。

在阳极罩正对靶面处开有一个利于X射线射出的窗口,窗口常用对X射线吸收小的金属铍( $^9\text{Be}$ )制成,厚度约为1mm,用于滤去波长较长的软射线。

X射线管在工作中阳极冷却十分重要。冷却不好,严重时会使靶面熔化,使整个管子丧失工作能力。

(3) 玻璃外壳。X射线管玻璃外壳的作用是将各部分按要求组合在一起,并密封形成高真空,使阴极电子在高压电场作用下加速,顺利飞向阳极,撞击阳极靶,产生X射线。

## 1.3 X射线机的冷却与训机

### 1.3.1 X射线机的冷却

在X射线管中,高速电子撞击阳极靶时,只有2%左右的能量转变为X射线,绝大部分的能量转变为热能,使阳极靶的温度不断升高。为了保证X射线管正常工作,必须对X射线管进行冷却。常用的冷却方式有油浸自冷、气体自冷、循环油外冷及循环水外冷等四种。目前便携X射线机以气体自冷最为常用,即用绝缘性能极高的六氟化硫( $\text{SF}_6$ )气体作冷却介质代替变压器冷却油,靠温差产生对流或在其内加一风扇来冷却X射线管。当环境温度较高时,还可用风扇强制冷却壳体。采用这种冷却方式的X射线机重量轻,冷却效果较好。目前生产的携带式X射线机基本上都采用了这种冷却方式。

### 1.3.2 训机

新出厂第一次使用或停放一段时间的X射线机,使用前必须进行训机实验。这是由于环境温度的变化,X射线管内金属和玻璃外壳会放出少量气体,使其真空度下降。此外,X射线管开始工作时,阳极受高速电子撞击,温度升高,也会逸出少量气体,使真空度下降,影响X射线管正常工作,严重时会产生内部放电,无法工作。

当真空度下降不太多时,通过训机可以提高到规定的真空度。原因是:当高压加于X射线管时,管内气体被高速电子撞击电离成正负离子,负离子被阳极吸收,正离子被阴极吸收,这样使管内气体减少。而训机是从较低的电压开始逐步升高的,并保压一定的时间。每升压保压一次,就吸收一部分气体,经多次升压保压后,就可吸收较多的气体,从而使真空度有较大的提高,达到正常工作的真空度要求。

## 2 $\gamma$ 射线探伤设备

$\gamma$ 射线探伤机具有体积小、重量轻、穿透力强、操作简单、可用于无电源的地方等优

点,特别是近年来采用贫化铀代替铅作防护材料,大大减轻了设备的重量。因此,目前 $\gamma$ 射线探伤机的应用越来越广。在某些工业发达的国家, $\gamma$ 射线探伤与X射线探伤具有同等重要的地位。

### 2.1 $\gamma$ 射线探伤机的构造

$\gamma$ 射线探伤机主要由 $\gamma$ 射线源、膜盒、保护罐、支架、操作机构、源导管、换源装置等部分组成。

(1)  $\gamma$ 射线源。工业探伤用 $\gamma$ 射线源多为人工放射性同位素。 $\gamma$ 射线源常以金属单质、金属氧化物、金属氯化物的形式存在,制成圆柱形或球形,外表有压纹,不同国家压纹不同。

(2) 膜盒。膜盒是一种用于盛装 $\gamma$ 射线源的小金属盒。 $\gamma$ 射线源装在膜盒中密封起来,防止泄漏。

膜盒一般用不氧化、不腐蚀的优质不锈钢制成,并采用氩弧焊封闭。要求密封性能好,耐腐蚀,机械强度高,对射线吸收小,体积小。

一般 $\gamma$ 射线源的尺寸很小,其直径及长度在10mm范围内。例如, $1.85 \times 10^{12}$  Bq (50Ci)的 $^{137}\text{Ir}$ 射线源尺寸为 $\phi 2 \times 2$ mm。

(3) 保护罐(容器或主机)。 $\gamma$ 射线保护罐是用贫化铀或铅制成的,用于存放装有 $\gamma$ 射线源的膜盒,以便进行防护。

(4) 三角支架与操作机构。 $\gamma$ 射线探伤机的三角支架的作用是支撑保护罐。 $\gamma$ 射线源操作机构的作用是把射线源从保护罐内推到工作位置或把工作后射线源收到保护罐内。要求既可电动,又可手动,操作灵活,不易发生故障。

(5) 源导管(输源管)。

它的作用是输导 $\gamma$ 源。输导时它的一端与导管连接(换源时与换源装置连接),另一端与保护罐连接,通过操作机构将 $\gamma$ 源输出或收回。

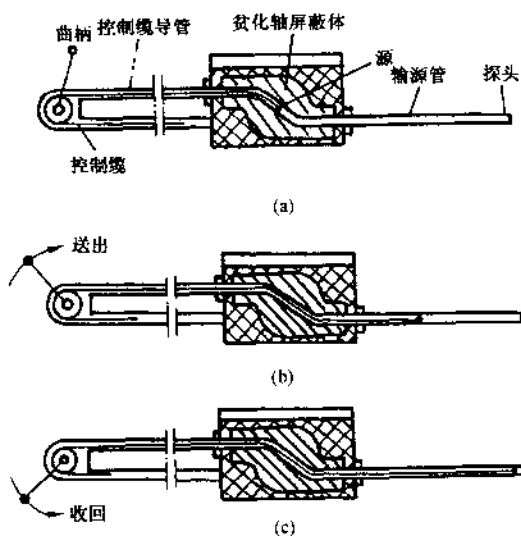


图 1-7  $\gamma$ 射线机工作过程  
(a) 源在屏蔽位置; (b) 源在移动中; (c) 源在曝光位置

按正常操作步骤将旧源送入换源装置,再将新源导入保护罐,最后将装有旧源的换源装置运往制造厂。

### 2.2 $\gamma$ 射线机的工作过程

$\gamma$ 射线机不工作时, $\gamma$ 源处于保护罐贫化铀屏蔽层中心,如图 1-7 (a) 所示。当保护罐的一端与源导管或光阑相连,另一端与操作机构的控制缆导管连接以后,顺时针摇动操作机构摇柄(手动), $\gamma$ 源从保护罐中移出,见图 1-7 (b)。当源移至源导管端部或光阑处时, $\gamma$ 源处于工作位置,如图 1-7 (c),开始透照工件。当透照完毕后,逆时针摇动摇柄, $\gamma$ 源回到保护罐中心。

上述图示 $\gamma$ 射线机保护罐中通道为弯道,存在卡源的可能。目前丹东射线仪器集

团公司已将其改为直通道，从而排除卡源的可能，使用更安全可靠。

使用 $\gamma$ 射线机要注意以下事项：

- (1) 操作人员应事先经过技术培训，熟悉其结构原理和操作流程。
- (2)  $\gamma$ 射线机应由专人保管，单独存放，不允许任意拆卸。
- (3) 工作时要用量具进行监测，确保工作人员安全，并划定工作区域，防止非工作人员误入。

### 第三节 射线探伤工艺方法

#### 1 射线探伤的原理与方法

##### 1.1 射线探伤的原理

射线穿透工件时，由于射线与物质相互作用，发生吸收和散射衰减，使其穿透工件后的射线强度不断衰减，其衰减程度与材质的密度和厚度有关。

如图 1-8 所示，平行射线束透照工件，穿透工件缺陷处的射线强度  $I_1$  与无缺陷处的射线强度  $I_2$  之比为

$$\frac{I_1}{I_2} = e^{\mu\Delta x}$$

式中  $\Delta x$ ——缺陷的厚度；

$\mu$ ——工件材质衰减系数。

由上式可知，当工件内部存在缺陷时，由于缺陷与工件母材密度不同，对射线的衰减作用不同，因此射线穿透工件后的强度也不一样。缺陷处射线强度  $I_1$  与无缺陷处射线强度  $I_2$  之比  $I_1/I_2$  随母材衰减系数  $\mu$  和缺陷厚度  $\Delta x$  增加而增大。测定射线穿透工件后的强度变化即可判别工件内部缺陷情况。

##### 1.2 射线探伤方法

射线探伤方法很多，目前主要有射线照相法、荧光屏观察法、工业 X 射线电视法和电离检测法等几种。电力系统常用射线照相法。

射线照相法是利用穿透工件后强度不同的射线使胶片感光不同，从而得到不同的底片黑度，来评价工件内部的缺陷情况的探伤方法。如图 1-9 所示，工件内部的缺陷处，缺陷衰减小，到达胶片的射线强度大，胶片感光强，底片黑度大。无缺陷处，母材衰减大，到达胶片的射线强度小，胶片感光弱，底片黑度小。从而在缺陷与缺陷周围形成黑度差，产生缺陷影像。据此可以判别工件内部缺陷有无、缺陷大小和形状等。

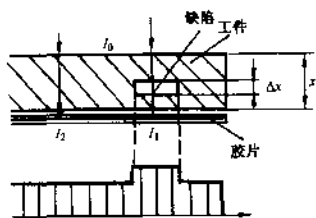


图 1-9 射线照相法

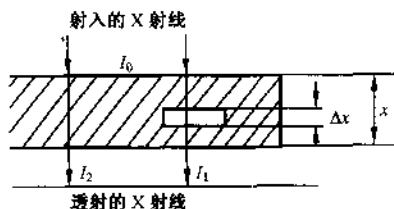


图 1-8 射线探伤的原理

射线照相法灵敏度高，直观可见，重复性好，结果可保存，适用于各种工件。但成本较高，周期长，效率低。



## 2 射线照相灵敏度与像质计

### 2.1 射线照相灵敏度

射线照相灵敏度是指在照相底片上发现工件内部微小缺陷的能力，它是评价照相质量的重要指标。射线照相灵敏度分为绝对灵敏度和相对灵敏度。

#### (1) 绝对灵敏度。

在射线照相底片上发现工件中沿射线束穿透方向上最小的缺陷厚度尺寸，称为绝对灵敏度，常用  $\Delta x_{\min}$  表示。发现的最小缺陷尺寸  $\Delta x_{\min}$  愈小，绝对灵敏度就愈高。

#### (2) 相对灵敏度。

在射线照相底片上发现的最小缺陷尺寸占射线穿透工件厚度的百分比，称为相对灵敏度，用  $K$  表示。即

$$K = \frac{\Delta x_{\min}}{x} \times 100\%$$

式中  $\Delta x_{\min}$ ——底片上可见的最小缺陷尺寸；

$x$ ——射线穿透的工件厚度。

$K$  值愈小，相对灵敏度愈高。

例如透照厚度为 20mm 的工件，底片上发现的最小缺陷厚度为 0.4mm，则绝对灵敏度为 0.4mm，相对灵敏度为 2%。

### 2.2 像质计

像质计是衡量射线照相质量的工具，像质计上含有尺寸已知的人工缺陷，利用像质计可以测定射线照相灵敏度。像质计又称透度计。

由于在实际探伤中，工件内部缺陷尺寸无法预先知道，因此也就无法直接从射线底片上的缺陷影像来判别照相灵敏度。为此，人们常将像质计放在工件上与工件一起进行透照，然后再根据底片上像质计的显示情况来评价照相灵敏度。但像质计显示的绝对灵敏度并不等于可以发现的最小缺陷尺寸，因为实际缺陷的形状、位置、性质、方向等与像质计上人工缺陷不同。有时为了区别起见，将底片上发现的最小实际缺陷尺寸称为照相灵敏度，而将底片上发现的最小像质计尺寸称为像质计灵敏度。一般像质计灵敏度高，其照相灵敏度就高。实际探伤中，常说的照相灵敏度就是指像质计灵敏度。

像质计的种类很多，有金属线型、槽型和孔型三种。目前国内外最常用的是线型像质计。

金属线型像质计由长度、材质相同，直径不同的金属丝等距离平行地排列在一起，压合在吸收很小的塑料或橡胶薄膜中而制成的，如图 1-10 所示。金属线径按照等比或等差数列规律变化。



图 1-10 金属丝像质计

我国焊缝射线照相标准 GB 3323—1987 规定金属线型像质计的线径采用等比数列，公比为  $10^{\frac{1}{10}}$  ( $R'10$ )，约为 0.8。每根金属线径有一个号，共 16 个线号，从 1 计起至 16，线号与金属线径的关系为

$$d = 10^{\frac{6-N}{10}} \quad \text{或} \quad N = 6 - 10 \lg d$$

式中  $d$ ——金属线径, mm;  
 $N$ ——金属丝的线号。

由上式得线号  $N$  与线径  $d$  的关系如表 1-3 所示。

由表 1-3 可知, GB 3323—1987 采用的金属线型像质计分为 I 型、II 型和 III 型三种, 每种由 7 根金属丝组成。I 型线号为 1~7 号, II 型线号为 6~12 号, III 型线号为 10~16 号。每种型号中, 最粗的线径为最细线径的 4 倍, 中间一根为最细线径的 2 倍。

金属线型像质计的材料有多种, 常用的是 Fe、Cu、Al 等三种, 选用时应尽量使像质计的材料与被检工件一致。

表 1-3 金属线型像质计的线号、线径的关系

I 型 (1/7)	线号 $N$	1	2	3	4	5	6	7
	线径 $d$	3.2	2.5	2.0	1.6	1.25	1.0	0.8
II 型 (6/12)	线号 $N$	6	7	8	9	10	11	12
	线径 $d$	1.0	0.8	0.63	0.5	0.4	0.32	0.25
III 型 (10/16)	线号 $N$	10	11	12	13	14	15	16
	线径 $d$	0.4	0.32	0.25	0.20	0.16	0.125	0.10

金属线型像质计代号由像质计金属丝线号与金属丝材料组成。如像质计 FE10/16 中的 FE 表示金属材料为铁, 10/16 表示金属线号为 10~16 号, 为 III 型。

由于金属丝线号愈大, 线径愈细, 照相底片上显示的线号大小反映了底片影像质量的高低。因此线号  $N$  又称为像质指数。底片上显示的像质指数愈大, 照相底片灵敏度就愈高。

射线照相时, 像质计的摆放位置对于正确评价照相底片的灵敏度有直接影响。一般摆放像质计的原则是: 像质计应摆放在射线透照区显示灵敏度最低的部位。如离胶片最远的工件表面、最大透照厚度处、X 射线管阴极一侧(焦点尺寸较大)等。这样, 当灵敏度最低部位能达到灵敏度要求时, 其他部位更能达到灵敏度要求。

在焊缝探伤中, GB 3323—1987 规定: 金属线型像质计应放在射线源一侧工件表面上被检焊缝区的一端, 钢丝应横跨焊缝并与焊缝方向垂直, 细钢丝置于外侧。当射线源一侧无法放置像质计时, 如双壁单投影透照管道焊缝, 也可放在胶片一侧的工件表面上, 但应通过对比试验, 使实际像质指数达到规定要求。

### 3 射线照相胶片

射线照相胶片又叫 X 光胶片, 简称射线胶片。在射线照相检验中, 射线胶片是记录射线透照结果的重要器材。胶片性能的好坏直接影响照相底片的像质和灵敏度。

#### 3.1 射线胶片的结构

射线胶片的结构如图 1-11 所示, 它由片基、感光乳剂层、结合层和保护层组成。

(1) 片基。片基是感光乳剂层的支持体, 常用醋酸纤维或聚脂(涤纶)透明片制成, 厚度约为 0.175~0.22mm。聚脂片基较薄, 韧性好, 强度高, 适用于自动冲洗技术。

(2) 结合层。结合层的作用是使感光乳剂层与片基牢固地结合在一起, 防止感光乳剂层在冲洗中脱落。结合层由明胶、水、有机溶剂和酸等物质组成。

(3) 感光乳剂层。感光乳剂层是胶片最重要的组成部分, 其作用是受射线照射时发生光

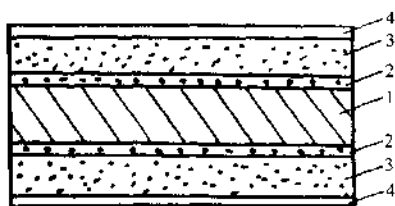


图 1-11 射线胶片的结构

1—片基；2—结合层；  
3—乳剂层；4—保护层

化学作用，形成“潜像”。通常由  $\text{AgBr}$  和明胶组成， $\text{AgBr}$  微粒均匀分布在明胶内。明胶是用动物的皮、骨、筋、爪等精制而成的。另外，明胶中还含有少量的增感剂、稳定剂、防灰剂和坚膜剂等附加成分。感光乳剂层双面都有，每面厚约  $120\mu\text{m}$ ， $1\mu\text{m} = 10^{-3}\text{mm}$ 。

(4) 保护层。保护层的作用是防止感光乳剂层受机械损伤和污物粘染造成伪影。保护层是一层透明坚硬的胶质或高分子化合物，双面都有，每面厚约  $12\mu\text{m}$ 。

射线胶片与普通照相胶片感光原理一样，但结构

有所不同，主要区别如下。

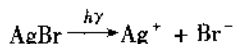
(1) 射线胶片双面有感光乳剂层，普通胶片是单面有感光乳剂层。这是因为射线穿透力强，感光效力差，大部分射线能量穿过胶片，只有少部分能量使胶片感光，双面感光乳剂层可以提高射线感光能力。而普通胶片能吸收大部分的可见光，几乎没有透射，感光能力很强。

(2) 射线胶片中含  $\text{Ag}$  量较高， $\text{AgBr}$  颗粒较粗，普通胶片中含  $\text{Ag}$  量较低， $\text{AgBr}$  颗粒较细。这是因为含  $\text{Ag}$  量高， $\text{AgBr}$  颗粒粗，对射线光量子的吸收能力强，感光作用大。

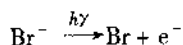
(3) 一般射线胶片是色盲片，有效感光波段在  $380 \sim 500\text{nm}$ ，可在较暗的红光 ( $500 \sim 780\text{nm}$ ) 下操作。普通胶片则一般不能在红光下操作。

### 3.2 胶片感光成像的原理

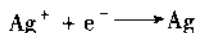
当射线照射胶片时，射线光子使胶片乳剂层中的  $\text{AgBr}$  分离为  $\text{Ag}^+$  和  $\text{Br}^-$  离子。



射线光子与  $\text{Br}^-$  作用，将  $\text{Br}^-$  中的电子击出，使  $\text{Br}^-$  变为  $\text{Br}$ 。



$\text{Br}^-$  失去的电子以及射线光子与胶片、增感屏作用时产生的光电子、康普顿电子等与  $\text{Ag}^+$  作用，使  $\text{Ag}^+$  还原为  $\text{Ag}$ 。



胶片乳剂层内析出的  $\text{Ag}$  的数量与射线强度和照射时间有关。射线强度大，照射时间长，析出的  $\text{Ag}$  多。

由于这时析出的  $\text{Ag}$  聚集在  $\text{AgBr}$  晶体上，是不可见的，因此称为“潜像”。当胶片曝光后经显影、定影等暗室处理以后，“潜像”才能成为可见的黑色影像。工件缺陷处射线强度大，析出的  $\text{Ag}$  多，底片黑度大。无缺陷处射线强度小，析出的  $\text{Ag}$  少，底片黑度小，这样在照相底片上就形成了黑度不同的缺陷影像。

胶片“潜像”形成后，若不及时显影，构成潜像中心的  $\text{Ag}$  又会被空气氧化成  $\text{Ag}^+$ ，从而使得到的影像变淡，潜像衰退。环境温度愈高，湿度愈大，潜像衰退愈厉害。

### 3.3 底片的黑度

底片的黑度是指垂直入射到底片前的可见光的强度  $L_0$  与透过底片的可见光的强度  $L$  之比的常用对数值，用  $D$  表示，即

$$D = \lg(L_0/L)$$

$D = 1$ ,  $L_0/L = 10$ , 表示只有 1/10 的光线透过底片。

这说明底片的  $D$  值愈大, 透过光线愈少, 则底片就愈黑。因此底片的黑度也可以说是描述底片黑化程度的物理量或表示底片的光线透过率的大小。

胶片经曝光和暗室处理后得到的底片表面聚集有密度不同的许多黑色金属 Ag 微粒, 在观片灯前观察时, 含 Ag 密度小的地方透过的光线多, 黑度小, 因此底片黑度又称摄影密度。

我国 GB 3323—1987 标准对底片黑度的规定见表 1-4。

表 1-4 GB 3323—1987 底片黑度范围

射线种类	X 射线			γ 射线
	A 级	AB 级	B 级	
底片黑度 $D$	1.2 ~ 3.5		1.5 ~ 3.5	1.8 ~ 3.5

射线照相底片黑度值可以用黑度计来测量, 也可与标准黑度底片进行对比来大致确定底片的黑度范围。

### 3.4 胶片的特性曲线和感光特性

胶片特性曲线是描述底片黑度与胶片曝光量之间的关系曲线。增感型胶片的特性曲线如图 1-12 所示, 图中纵坐标表示底片的黑度, 横坐标表示曝光量的对数  $\lg E$ 。曝光量  $E$  是指射线的强度  $I$  与曝光时间  $t$  的乘积,  $E = It$ 。

图中曲线呈“S”形, 由五个区域组成。

(1) 灰雾区 (AB)。图中 A 点表示胶片未曝光时经暗室处理后得到的底片的黑度, 称底片本身的灰雾度, 又称雾翳值, 用  $D_0$  表示。

曝光量从 A 点增加到 B 点, 底片黑度基本不变, 仍为底片的灰雾值  $D_0$ 。因此 AB 区域又常称为不曝光区。

(2) 曝光不足区 (BC)。曝光量超过 B 点, 底片黑度开始增加, 故 B 点对应的曝光量称为阈值。但曝光量从 B 点增加到 C 点, 底片黑度增加缓慢。

(3) 正常曝光区 (CD)。曝光量在 CD 区域变化时, 底片黑度与曝光量的对数成正比。

(4) 曝光过渡区 (DE)。曝光量超过 D 点继续增加, 底片黑度增加变缓, 曲线斜率降低, E 点降为 0。

(5) 负感区 (EF)。曝光量超过 E 点继续增加时, 底片黑度不但不增加, 反而降低。对此目前还难以解释清楚。

胶片特性曲线上某处的斜率称为衬度系数, 用  $\gamma$  表示。在正常曝光区内

$$\gamma = \frac{D_2 - D_1}{\lg E_2 - \lg E_1} = \frac{\Delta D}{\Delta \lg E}$$

由胶片的特性曲线可知, 射线照相中, 对于增感型胶片, 为了得到理想的灵敏度较高的底片, 应尽可能使底片黑度处于正常曝光区对应的黑度范围  $D_1 \sim D_2$  内。

### 3.5 射线胶片的类型

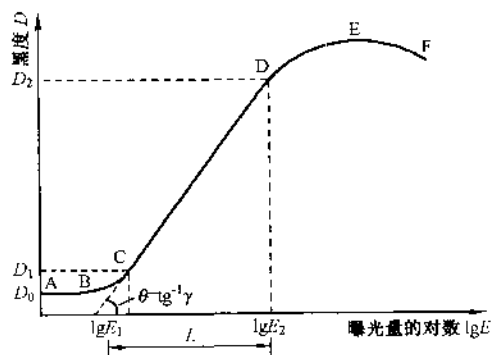


图 1-12 增感型胶片的特性曲线

根据射线胶片颗粒的粗细和感光速度的快慢将射线胶片分为超微粒、微粒、细粒和粗粒四类。

(1) 超微粒型胶片。这类胶片颗粒特别微小，感光速度慢，但底片清晰度和反差高，灵敏度高，能检出微小缺陷，适用于特别重要的工件和轻金属探伤。一般不用增感屏或只用金属增感屏。

(2) 微粒型胶片。这类胶片颗粒微小，感光速度较慢，但底片清晰度和反差高，灵敏度高，能检出细小缺陷，适用于重要工件探伤。一般不用增感或只用金属箔增感。

(3) 细粒型胶片。这类胶片颗粒细小，感光速度中等，底片清晰度和反差较高，灵敏度高，能检出较小缺陷，适用于一般工件探伤。可用金属箔增感。

(4) 粗粒型胶片。这类胶片颗粒粗，感光速度快，但底片清晰度差，反差低，灵敏度低，常用于要求不太高的工件探伤。与荧光增感屏配合，可弥补射线穿透力不足，但像质差。

### 3.6 射线胶片的使用与保存

射线胶片在使用和保存过程中要注意以下几点：

(1) 胶片应保存在阴凉、干燥处。温度最好在 10~15℃，相对湿度最好在 55%~65%，严防高温、暴晒和受潮。

(2) 胶片不得接近氨、硫化氢、乙炔、煤气等有害气体，防止产生灰雾。

(3) 胶片应远离辐射源和热源，最好放在铅箱中。放置时，应立放，不要堆放。

(4) 装片或取片时，应避免摩擦和受折。摩擦会在底片上产生黑线，受折会在底片上产生新月形影像。曝光前受折常为白影，曝光后受折常为黑影。此外还要注意防止油污沾染胶片表面。

(5) 在暗室红色安全灯下操作时，如拆封、装片、冲洗等，至红灯的距离不能太近，时间不能太长，否则会增大底片的灰雾度。

## 4 增感屏

### 4.1 增感屏的作用

X、γ射线虽然与可见光一样都能使胶片感光，但由于X、γ射线波长短，穿透力强，感光能力比可见光弱得多，一般只有1%~2%左右的能量使胶片感光，98%~99%的能量穿过胶片。这样感光速度慢，曝光时间长，工作效率低。在实际探伤中，为了提高胶片的感光能力，缩短曝光时间，特在胶片两侧贴放一种能增强胶片感光作用的物质，这种物质称为增感屏。

增感屏的增感能力常用增感系数  $K$  来表示。增感系数  $K$  是指在相同透照和暗室条件下获得同一黑度时，不用增感屏与使用增感屏所需曝光量或曝光时间之比，即

$$K = \frac{E_0}{E} = \frac{t_0}{t}$$

式中  $E$ 、 $E_0$ ——有、无增感屏时的曝光量；

$t$ 、 $t_0$ ——有、无增感屏时的曝光时间。

### 4.2 增感屏的种类

目前常用的增感屏有金属增感屏、荧光增感屏与金属荧光增感屏三种。

### (1) 金属增感屏。

金属增感屏由片基和金属箔组成,见图 1-13。片基为纸质或胶片,金属箔常用 Pb、Sn、Cu 等材料制成。使用时,金属增感屏贴放在胶片的两侧,金属箔对胶片。

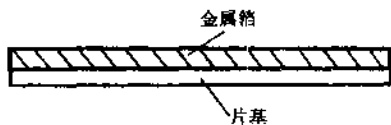


图 1-13 金属增感屏

射线照射金属增感屏时,射线光子与金属箔作用,产生光电子、康普顿电子和二次射线,使胶片感光,增强胶片的感光作用。与此同时金属箔还可吸收部分有害的散射线,提高底片的清晰度。

金属增感屏增感作用较弱,但得到的底片清晰度和灵敏度高。一般要求较高的工件,都要求采用金属增感屏。

### (2) 荧光增感屏。

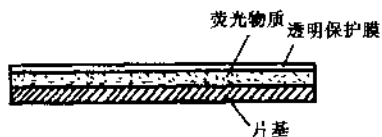


图 1-14 荧光增感屏

荧光增感屏由片基、荧光层和保护膜组成,见图 1-14。片基为优质硬纸,荧光层常为钨酸钙  $\text{CaWO}_4$ 。使用时,荧光增感屏贴放在胶片的两侧,荧光层对胶片。

射线照射荧光增感屏时,射线光子与荧光物质作用,发出波长为 480~375nm 的荧光,强度峰值波长为 425nm,呈蓝紫色。这种荧光感光能力强,能大大地缩短曝光时间,提高工作效率,增感系数可达 10~60。但采用荧光增感屏的底片清晰度差,分辨力低,细小裂纹、未熔合容易漏检。

目前在焊缝探伤中,一般不许使用荧光增感屏。只有在透照厚度较大,射线穿透力有限且要求不高的情况下使用。

### (3) 金属荧光增感屏。

金属荧光增感屏由片基、金属箔、荧光层和保护膜组成,见图 1-15。它具有较大的增感系数和较好的吸收散射线的能力。使用时,金属荧光增感屏贴放在胶片的两侧,荧光层对胶片。

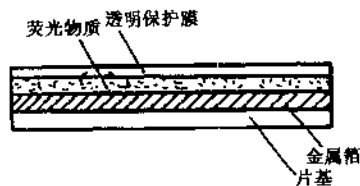


图 1-15 金属荧光增感屏

金属荧光增感屏主要用于要求不太高、厚度较大的工件探伤。

GB 3323—1987 规定 AB 级和 B 级照相采用金属增感屏或不用增感屏,A 级照相个别情况采用荧光或金属荧光增感屏。

## 5 底片对比度与像质计的识别

### 5.1 底片对比度

射线底片对比度是指底片上一个区域与相邻区域的黑度差  $\Delta D$ ,  $\Delta D$  又称反差或衬度。底片对比度  $\Delta D$  愈大,底片上各种细节就愈容易发现,即灵敏度愈高。

不同射线强度在底片上产生的黑度差为

$$\Delta D = \frac{0.434 \mu \gamma \Delta x}{1 + n}$$

$$n = \frac{I_0}{I}$$

式中  $\gamma$ ——胶片的衬度系数；  
 $\mu$ ——工件的衰减系数；  
 $\Delta x$ ——工件中缺陷的厚度；  
 $n$ ——散射比；  
 $I_s$ ——散射线强度；  
 $I$ ——直接透过的射线强度。

由此可见，宽束射线透照工件时，缺陷在底片上形成的对比度  $\Delta D$  除与材质衰减系数  $\mu$ 、缺陷厚度  $\Delta x$ 、胶片衬度系数  $\gamma$  成正比外，还与散射比  $n$  有关。当  $n$  增加时， $\Delta D$  降低。因此散射线对射线照相灵敏度的危害不仅是使底片清晰度下降，而且使底片对比度降低。

上式中  $\Delta x$  也可看成是工件各部分的厚度差，对于厚度变化较大的工件，底片上各部分的黑度差大，符合黑度要求的可评区范围减少。因此，这时常用适当提高管电压和滤波等技术来减少  $\mu$  值，降低黑度差，从而扩大可评区范围。例如，小径管对接焊缝透照厚度变化大，采用高电压短时间透照和滤波等措施后可评区范围将扩大。

但对于厚度较均匀的工件，不存在上述问题，这时应在保证透照的前提下尽量选用较低的管电压透照。因为管电压低，射线波长长，衰减系数  $\mu$  大，底片上缺陷反差大，灵敏度高。

## 5.2 像质计的识别

(1) 识别线径  $d$  的条件。在底片上识别金属线径  $d$  所需的最小黑度差称为最小可见对比度或识别界限对比度，用  $\Delta D_{\min}$  表示。只有当底片上线径  $d$  所具有的对比度  $\Delta D$  大于或等于最小可见对比度  $\Delta D_{\min}$  时，才能识别线径  $d$ 。即识别线径  $d$  的条件为  $\Delta D \geq \Delta D_{\min}$ 。

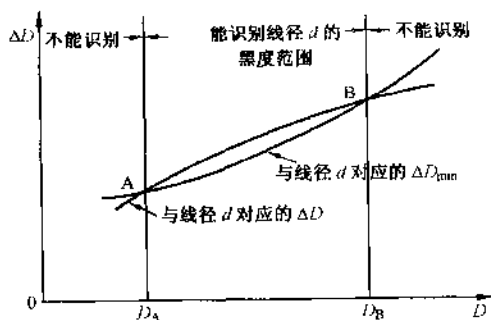


图 1-16  $D$  与  $\Delta D$  及  $\Delta D_{\min}$  的关系

(2) 黑度对识别线径  $d$  的影响。由图 1-16 可知，线径  $d$  在底片上引起的黑度差  $\Delta D$  随黑度  $D$  增加而增大，但曲线下凹。与此同时，在底片上识别线径  $d$  所需的最小黑度差  $\Delta D_{\min}$  也随  $D$  增加而增大，但曲线上凹。二者相交于 A、B 两点。

当  $D_A < D < D_B$  时， $\Delta D > \Delta D_{\min}$ ，线径  $d$  可见。

当  $D < D_A$  时， $\Delta D < \Delta D_{\min}$ ，线径  $d$  不可见。这是因为  $D$  较低时，衬度系数  $\gamma$  小， $\Delta D$  也小。

当  $D > D_B$  时， $\Delta D < \Delta D_{\min}$ ，线径  $d$  不可见。这是因为  $D$  较高时， $\Delta D_{\min}$  的增加超过  $\Delta D$  的增加。

## 6 底片清晰度

底片清晰度是指底片上影像轮廓的清晰程度，一般用底片上相邻两黑度区域分界线的宽度来衡量。分界线宽度小，底片清晰度好；反之，分界线宽度大，清晰度差。在实际探伤中，常用其反义术语“不清晰度”来表示底片的清晰程度。底片清晰度和对比度一样，是衡量底片灵敏度的重要因素。底片清晰度高，对比度大，其灵敏度就高。

底片不清晰度一般分几何不清晰度、固有不清晰度和散射不清晰度。

### 6.1 几何不清晰度 $U_g$

在射线照相中，由于射线源具有一定的几何尺寸，不是理想的点源，因而在透照工件时，底片上的缺陷影像边缘就会出现半影区，即黑度过渡区，使缺陷轮廓不清晰，如图 1-17 所示。这种由于射源具有一定的几何尺寸而使底片上缺陷影像周围产生的半影区宽度称为几何不清晰度，常用  $U_g$  表示，即

$$U_g = \frac{db}{F-b}$$

式中  $d$ ——射源的焦点尺寸；

$F$ ——胶片至射源焦点的距离，即焦距；

$b$ ——胶片至缺陷的距离。

当缺陷位于工件上表面时， $U_g$  最大为

$$U_g = \frac{dL_2}{L_1}$$

由上式可知：

1) 当  $F$ 、 $b$  一定时， $U_g$  与  $d$  成正比， $d$  增加， $U_g$  也增加。实际探伤中，在保证透照的前提下，总是尽量选用小焦点射源进行透照，就是为了减少  $U_g$  值，以便提高底片清晰度。

2) 当  $d$ 、 $b$  一定时， $F$  增加， $U_g$  减少。因此各国射线标准中都对最小透照焦距进行了限制，以便使  $U_g$  不超过规定值。

3) 当  $d$ 、 $F$  一定时， $b$  增加， $U_g$  也增加。这说明工件中缺陷位置对  $U_g$  有较大的影响。当缺陷位于工件上表面时， $U_g$  达最大值，影像最不清晰。实际探伤中，规定像质计放在射源侧和双壁双投影透照管道焊缝时上焊缝影像模糊就是这个原因。

### 6.2 固有不清晰度 $U_i$

在射线照相中，当射线从缺陷处穿透工件与胶片作用时，产生光电子、反冲电子等二次电子使胶片感光。这些电子具有一定的动能，因此在胶片感光乳剂层内有一定的行程，在这些电子的整个行程中都可能使感光乳剂层感光。于是在缺陷周围形成一个黑度变化的过渡区，使缺陷轮廓不清晰。这种由于二次电子在胶片乳剂层内具有一定的行程而在底片影像周围产生的黑度过渡区，称为固有不清晰度或内部不清晰度，用  $U_i$  表示。

固有不清晰度与射线能量有关，射线能量高，产生的二次电子动能大，行程长，因此固有不清晰度  $U_i$  大。

固有不清晰度  $U_i$  还与胶片颗粒度及增感屏种类有关。粗颗粒胶片  $U_i$  比细颗

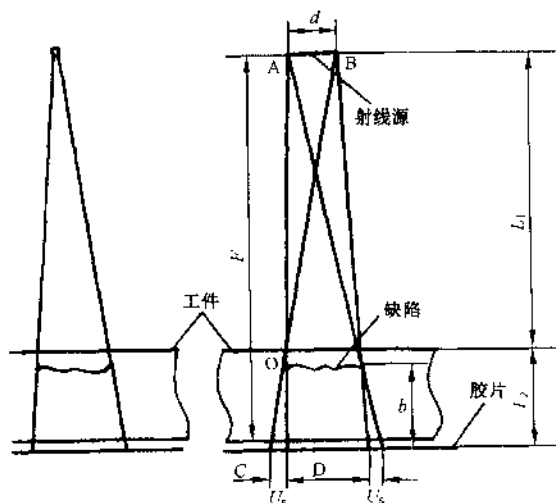


图 1-17 几何不清晰度



粒胶片大, 荧光增感  $U_1$  比 Pb 箔增感大。

### 6.3 散射不清晰度 $U_s$

射线穿透物质时由于康普顿效应而产生散射线, 这些散射线方向杂乱, 使底片清晰度下降, 灵敏度降低。这种由于方向杂乱的散射线引起的底片不清晰度称为散射不清晰度, 用  $U_s$  表示。

散射不清晰度  $U_s$  与工件厚度和射线能量有关。当射线能量一定时, 工件厚度大,  $U_s$  值大。当工件厚度一定时,  $U_s$  随射线能量增加而增加。

不仅被检工件本身会产生散射线, 被检工件附近的物体也会产生散射线。当几个工件靠得很近进行透照时, 各工件的散射线互相影响, 严重时会使底片上缺陷影像十分模糊, 难以辨认。

## 7 焊缝射线照相质量级别评定

射线照相检验是根据底片上发现的缺陷性质、大小和数量来评定被检工件的质量等级。然而工件内部缺陷成因复杂, 影像各异, 因此要求评片人员分清缺陷的真伪和性质, 掌握各类缺陷的评级方法, 认真细致地进行分析评判, 做到正确评片。

由于目前应用最广的是焊缝射线照相检验, 因此下面以焊缝为例来说明射线照相底片的评定方法。

### 7.1 评定射线照相底片的要求

欲正确评定射线照相底片上的缺陷, 必须满足以下三个方面的基本要求。

#### (1) 对射线照相底片的要求。

1) 底片上定位标记(中心标记、搭接标记)和识别标记(工件编号、焊缝编号、返修编号等)齐全, 位置正确。

2) 底片上有效评定区内黑度、清晰度和灵敏度符合标准要求。

3) 底片不得有污点、水迹、指纹等各种伪缺陷。

#### (2) 对观片条件的要求。

1) 评片应在专用评片室内进行, 评片室内光线要暗淡, 但不要全暗。室内照明用光不得在底片上产生反射。

2) 评片用观片灯应有观察底片最大允许黑度 ( $D = 3.5$ ) 所需的亮度 (不少于  $10^5 \text{cd/m}^2$ ), 且亮度可调。观片灯应具有遮光板, 以遮蔽底片四周光亮眩晕的光线对评片的影响。

3) 对于细小缺陷, 可以采用低倍放大镜观察。

#### (3) 对评片人员的要求。

1) 射线评片人应由取得国家有关部门颁发的射线 II 级以上 (包括 II 级) 资格证书的人员担任。

2) 评片人员的视力每年检查一次, 矫正视力不低于 1.0, 并要求能读出 400mm 处高 0.5mm 的一组印刷体字母。

3) 评片人员熟悉被检工件的材质、制造工艺和有关检验标准及规程, 明确质量合格要求。

4) 评片人员工作认真负责, 实事求是, 敢于坚持原则。

### 7.2 焊缝中常见缺陷的影像特征

焊缝中常见缺陷有气孔、夹渣、未焊透、未熔合、裂纹和咬边等。由于它们对焊缝接头强度的影响不同，因此缺陷定性分析十分重要。

#### (1) 气孔。

气孔是焊缝中最常见的缺陷。气孔是焊缝金属高温时吸收了过量的气体，或熔池内冶金反应产生的气体在焊缝冷却时来不及逸出而形成的空穴，焊前焊条或焊剂未烘干，焊件表面污物清理不净等是产生气孔的主要原因。气孔分为单个气孔、密集气孔和链状气孔等。气孔使焊缝承载面减少，承载能力减弱。

气孔为体积型缺陷，射线穿透厚度差较大，因此射线照相比较容易检出。气孔在底片上呈圆形或椭圆形的黑色影像，中心黑度大，边缘黑度小，轮廓规则清晰。有时单个出现，有时密集或成链状出现。

#### (2) 夹渣。

夹渣也是焊缝中常见缺陷。夹渣是指焊缝熔池冷却凝固时，熔渣来不及浮出而残留在焊缝内的夹杂物。产生夹渣的主要原因是焊接电流过小、速度过快、清理不干净等。夹渣分点状和条状夹渣，条状夹渣的危害比气孔大。

夹渣也是体积型缺陷，射线穿透厚度差较大，比较容易检出。夹渣在底片上的形状不规则，点状夹渣影像为黑点，有时与气孔难区分。条状夹渣为具有一定的宽度、外形不规则、黑度较均匀的黑长条。

在钨极氩弧焊中，钨极残留在焊缝中形成夹钨。由于钨比铁密度大，对射线吸收强，因此夹钨在底片上影像为亮白色的多边形。夹钨的危害大致同夹渣。

#### (3) 未焊透。

未焊透是指焊接接头母材未完全熔透的现象。焊接电流过小，速度过快，坡口间隙太小或坡口角度不当等使金属来不及熔化是形成未焊透的主要原因。未焊透不但减少了焊缝承载截面，而且还会引起应力集中，因此未焊透的危害比条状夹渣大。未焊透分为双面焊未焊透、加垫板单面焊未焊透和不加垫板单面焊未焊透。

底片上未焊透的特点是：一般位于焊缝中心，为笔直的黑线，黑度比较均匀，有一定的宽度，影像清晰，连续或断续，无尾梢。当射线与未焊透平行时，未焊透比较容易检出。当透照角度过大时，未焊透偏离焊缝中心，不容易检出，可能造成误判或漏检。如小径管椭圆成像透照就属于这种情况。

此外还要注意区分内凹和未焊透。仰焊时内凹是由于熔化金属下坠产生的。一般内凹宽度比较大，中间与边缘黑度不同，中间黑度大，边缘黑度小。

#### (4) 未熔合。

未熔合是指填充金属与母材或填充金属之间未熔合在一起。产生未熔合的主要原因是坡口不干净，焊接电流过小，速度过快，焊条角度不当等。未熔合分为坡口未熔合与层间未熔合。未熔合应力集中严重，危害大，近似于裂纹。

未熔合属平面型缺陷，射线穿透厚度差小，一般透照角度较大，不容易发现。未熔合在底片上的特点是黑度比较均匀，有一定的宽度，位于焊缝的一侧，多为形状不规则的块状或条状，判别较困难。

#### (5) 裂纹。

裂纹是指在焊接过程中或焊后，由于组织应力、热应力或结构应力过高在焊缝区或热影

响区局部引起破裂的缝隙。裂纹末端应力集中严重，容易不断扩展引起重大事故，因此裂纹是危害最大的缺陷。

焊接裂纹可产生于焊缝区，也可产生于热影响区，取向有纵向和横向两种情况。

裂纹是一种平面型缺陷，射线穿透厚度差小，因此射线照相一般难以发现。只有当射线与裂纹面平行或夹角较小时，才能检出。裂纹在底片上的影像是一条两头尖、中间宽、略带齿状的黑线。

(6) 咬边。

咬边是指焊接工艺或操作不当在沿焊趾的母材部位产生的沟槽或凹陷。

咬边分为内咬边和外咬边。咬边有时连续，有时断续。它使焊缝承载面积减少，还会引起应力集中，危害大。

咬边在底片上的影像偏离焊缝中心，位于焊缝边缘，黑度不均匀，轮廓不太分明。

### 7.3 底片上常见伪缺陷

底片上伪缺陷是指由于胶片本身质量、胶片保存、剪切、装取和暗室处理等操作不当引起的非缺陷影像。

常见伪缺陷分为两大类。一类是机械损伤或表面附着物引起的，如指纹、折痕、擦伤等。这类伪缺陷，将底片平行于视线视察就可以发现。另一类是化学作用形成的伪缺陷，如漏光、感光、药物沾污等。这类伪缺陷形状不规则，有时比较容易辨认，有时却真伪难分，不易下结论。对于评片过程中出现的某些疑点，要认真分析，必要时可重照一张。

伪缺陷产生的原因很多，大致可以从以下几个方面来分析。

#### 7.3.1 胶片本身引起的伪缺陷。

胶片本身引起伪缺陷的原因包括胶片制造和胶片储运两方面。

胶片制造方面的伪缺陷有：胶片在涂乳胶之前，片基受到折压、划伤，在底片上形成黑线；乳胶中沾染有灰尘杂物，在底片上产生黑点或麻点；乳胶在干燥过程中温度过高收缩不均匀产生龟裂纹，在底片形成白色的龟裂影像；乳胶涂布不均，在底片上形成纵向黑白相间的条纹影像。

胶片储运中引起的伪缺陷有：胶片受潮发霉，在底片上形成霉斑影像，胶片受潮，膨胀表面起皱，在底片上形成水波纹影像，胶片相互摩擦产生静电感应放电，在底片上形成树枝花纹或黑斑。

#### 7.3.2 增感屏引起的伪缺陷

荧光增感屏上荧光物质涂布不均匀，表面有气泡或沾染异物，荧光物质脱落等，在底片上形成黑度不均匀、颜色较淡的影像。

金属增感屏折叠、划伤在底片上形成线状影像。

#### 7.3.3 胶片漏光引起的伪缺陷

胶片剪切、包装都在暗室内进行，当暗室遮光不严，安全灯不安全或暗盒封闭不良时，底片上就会由于漏光面产生黑色影像。暗盒四角漏光时底片角上黑度大，安全灯不安全或暗室遮光不严时整个底片灰雾度大。

#### 7.3.4 暗室处理引起的伪缺陷

胶片曝光后要经过显影、停影、定影、水洗、干燥等多道工序，只要有一道工序控制不严就会在底片上产生伪缺陷。如胶片在显影前沾上显影液就会在底片上形成黑斑。胶片显影

时互相接触或表面附着气泡，会由于显影效果不同在底片上形成白影，操作过程中手不干净会形成指纹，底片晾干时有水珠会产生水迹。

#### 7.4 焊缝质量级别的评定

焊缝射线照相检验是根据底片上发现的缺陷性质、大小和数量，参照有关检验标准来评定焊缝质量级别。

下面以 GB 3323—1987《钢熔化焊对接接头射线照相和质量分级标准》为例来说明焊缝质量分级方法。

GB 3323—1987 规定根据缺陷性质、大小和数量将焊缝质量分为 I、II、III、IV 级。其中 I 级焊缝质量要求最高，IV 级焊缝质量要求最低。

##### 7.4.1 关于圆形缺陷的评级

圆形缺陷是指长宽比小于或等于 3 的缺陷。圆形缺陷可以是圆形、椭圆形或带尾巴等，它包括气孔、夹渣和夹钨。

(1) 评定区。焊缝有厚有薄，底片有大有小，同样质量的焊缝，底片面积大时缺陷数量多。因此焊缝质量级别不能以整个底片上缺陷多少来评定，而应以某一规定区域内存在的缺陷多少来评定，这一规定的区域称为评定区。不同厚度的评定区见表 1-5。

表 1-5 缺陷评定区

母材厚度 $T$ (mm)	$\leq 25$	$> 25 \sim 100$	$> 100$
评定区尺寸 (mm)	$10 \times 10$	$10 \times 20$	$10 \times 30$

根据圆形缺陷评定焊缝质量级别时，要以底片上缺陷最严重的部位作为评定区。

(2) 圆形缺陷尺寸与点数的换算。不同大小的圆形缺陷危害是不同的，为了便于对大小不同的圆形缺陷进行统一的评定，需要将不同大小的圆形缺陷先换算成点数，然后再根据点数来对焊缝评级。圆形缺陷尺寸与点数的换算见表 1-6。

表 1-6 缺陷点数换算

缺陷长径 (mm)	$\leq 1$	$> 1 \sim 2$	$> 2 \sim 3$	$> 3 \sim 4$	$> 4 \sim 6$	$> 6 \sim 8$	$> 8$
点数	1	2	3	6	10	15	25

在进行点数换算时应注意以下几点：

- 1) 当缺陷尺寸足够小时，可以不计点数。一般不计点数的缺陷尺寸见表 1-7。
- 2) 当缺陷位于评定区边界线上时，应划为评定区计算点数。
- 3) 当评定区缺陷点数超过规定级别，而评定区附近缺陷较少时，经供需双方同意，可将评定区沿焊缝方向扩大 3 倍，求出总点数，再用总点数的 1/3 来进行评级。

表 1-7 不计点数的缺陷尺寸

母材厚度 $T$ (mm)	$\leq 25$	$> 25 \sim 50$	$> 50$
缺陷长度 (mm)	$\leq 0.5$	$\leq 0.7$	$\leq 1.4\% T$

(3) 圆形缺陷分级。圆形缺陷分级见表 1-8。

表 1-8 圆形缺陷的分级

评定区 (mm)	10 × 10			10 × 20		10 × 30	
	母材厚度 (mm)	≤ 10	> 10 ~ 15	> 15 ~ 25	> 25 ~ 50	> 50 ~ 100	> 100
I		1	2	3	4	5	6
II		3	6	9	12	15	18
III		6	12	18	24	30	36
IV	缺陷点数超过 III 级者						

由表 1-8 可知, 各级焊缝都允许一定数量的圆形缺陷存在, 质量级别高, 允许的点数少。

对于圆形缺陷的分级还规定:

1) 圆形缺陷长径大于  $T/2$  时为 IV 级。

2) I 级焊缝和母材厚度  $T \leq 5\text{mm}$  的 II 级焊缝内不计点数的圆形缺陷, 在评定区内不得多于 10 个。

例 射线透照母材厚度  $T = 20\text{mm}$  的钢板对接焊缝, 底片上  $10 \times 10$  评定区内有长度分别为 1、2、3、6mm 等四个圆形缺陷, 试根据 GB 3323—1987 评定该焊缝的质量级别。

解: ①确定圆形缺陷的总点数  $1 + 2 + 3 + 6 = 12$

②确定焊缝级别

因为  $T = 20\text{mm}$ , 缺陷总点数为 12, 而 II 级允许的最多点数为 9, III 级为 18。

所以 该焊缝质量属于 III 级。

#### 7.4.2 关于条状缺陷的评级

条状缺陷是指长宽比大于 3 的缺陷, 条状缺陷包括条状夹渣、长气孔等。这里以条状夹渣为例说明其评级方法。

条状夹渣分为单个条状夹渣和断续条状夹渣, 下面分别加以讨论。

(1) 单个条状夹渣评级。当底片上存在单个条状夹渣时, 应以夹渣长度确定焊缝级别, 条状夹渣分级见表 1-9。

表 1-9 条状夹渣分级

质量级别	单个条状夹渣最大长度 (mm)	条状夹渣最大总长 (mm)
II	$T \leq 12$ 时: 4 $12 < T < 60$ 时: $\frac{T}{3}$ $T \geq 60$ 时: 20	在任意直线上, 相邻两夹渣间距均不超过 $6L$ 的任何一组夹渣, 其累计长度在 $12T$ 焊缝长度内不超过 $T$
III	$T \leq 9$ 时: 6 $9 < T < 45$ 时: $\frac{2}{3}T$ $T \geq 45$ 时: 30	在任意直线上, 相邻两夹渣间距均不超过 $3L$ 的任何一组夹渣, 其累计长度在 $6T$ 焊缝长度内, 不超过 $T$
IV	大于 III 级者	

注 1 表中  $L$  为该组夹渣中最长者的长度。

2 长宽比大于 3 的长气孔评级同条状夹渣。

3 当被检焊缝长度小于  $12T$  (II 级) 或  $6T$  (III 级) 时, 可按比例折算。当折算的条状夹渣总长小于单个夹渣长度时, 以单个夹渣长度为允许值。

由上表可知, I 级焊缝中不允许存在单个条状夹渣, II、III、IV 级允许部分存在。对于

厚度不同的焊缝，单个条状夹渣分级方法不同。

例 射线透照甲、乙两条对接焊缝，甲焊缝  $T = 9\text{mm}$ ，单个夹渣长  $4\text{mm}$ 。乙焊缝  $T = 45\text{mm}$ ，单个夹渣长  $25\text{mm}$ 。试根据 GB 3323—1987 评定两条焊缝的质量。

解：①甲焊缝级别

由表 1-9 可知， $T \leq 12$  的 II 级焊缝允许夹渣长为  $4\text{mm}$ ，而这里  $T = 9\text{mm} < 12\text{mm}$ ，单个夹渣长  $L = 4\text{mm}$ ，所以甲焊缝为 II 级。

②乙焊缝级别

由表 1-9 可知， $12 < T < 60$  的 II 级焊缝允许单个夹渣长为  $T/3$ 。而这里  $T = 45\text{mm}$ ， $T/3 = 45/3 = 15\text{mm}$ ，单个夹渣长  $L = 25\text{mm} > T/3$ ，所以该焊缝质量低于 II 级。

又根据  $T \geq 45$  的 III 级焊缝允许单个夹渣长为  $30\text{mm}$ ，而这里  $T = 45\text{mm}$ ， $L = 25\text{mm} < 30\text{mm}$ ，所以乙焊缝质量为 III 级。

(2) 断续条状夹渣评级。当底片上存在断续夹渣时，应先根据其中最长的夹渣评级，然后求出断续夹渣总长，再根据夹渣总长评级。级别低者为该焊缝质量级别。

断续夹渣总长按以下规定确定：

- 1) 各条状夹渣在同一直线上。
- 2) 相邻两夹渣间距均不超过  $6L$  (II 级) 或  $3L$  (III 级)。
- 3) 断续条状夹渣总长为在  $12T$  (II 级) 或  $6T$  (III 级) 内各条夹渣长度之和

$$L_2 = L_1 + L_2 + \dots + L_n$$

II 级焊缝在  $12T$  内夹渣总长  $L_2 \leq T$ 。

III 级焊缝在  $6T$  内夹渣总长  $L_2 \leq T$ 。

#### 7.4.3 关于裂纹、未熔合和未焊透的评级

(1) 裂纹与未熔合。I、II、III 级焊缝中均不允许裂纹或未熔合存在，凡发现有裂纹或未熔合者为 IV 级。

(2) 未焊透。I、II 级焊缝中不允许存在任何未焊透。III 级焊缝不允许存在双面焊未焊透和加垫板单面焊未焊透，但允许存在一定长度的不加垫板单面焊未焊透，其评级方法是将这种未焊透作为条状夹渣，按条状夹渣评级方法进行评级。

#### 7.4.4 综合评级

综合评级是指在圆形缺陷评定区内同时存在圆形缺陷和条状缺陷时，应先各自评级，然后综合评级，综合评级的级别为二者级别之和减 1。

例 射线透照某对接焊缝，在缺陷评定区内夹渣评为 II 级，气孔也评为 II 级，则综合评级为  $2 + 2 - 1 = 3$  级。

#### 7.4.5 钢管对接焊缝质量分级

以上讨论的是平板对接焊缝的质量分级，至于钢管对接焊缝质量分级按以下规定进行。

对于外径大于  $\phi 89\text{mm}$  的管子对接焊缝用双壁单投影分段透照，焊缝质量分级同上述平板对接焊缝。

对于外径小于或等于  $\phi 89\text{mm}$  的管子对接焊缝用双壁双投影分段透照。其中裂纹、未熔合、条状夹渣和圆形缺陷的分级同平板对接焊缝。设计焊缝系数小于或等于 0.75 的根部未焊透的分级见表 1-10，内凹分级见表 1-11。

表 1-10 未焊透分级

质量级别	未焊透的深度		长度 (mm)
	占壁厚的百分数 (%)	深度 (mm)	
I	0	0	0
II	≤10	≤1.5	≤10%周长
III	≤15	≤2.0	≤15%周长
IV	大于 III 级者		

表 1-11 内凹分级

质量级别	内凹的深度		长度 (mm)
	占壁厚的百分数 (%)	深度 (mm)	
I	≤10	≤1	≤30%周长
II	≤15	≤2	
III	≤20	≤3	
IV	大于 III 级者		

当只能采用双壁双投影一次透照的方法时,可参照 DL/T 5069—1996《电力建设施工及验收技术规范(钢制承压管道对接焊接接头射线检验篇)》处理。

### 8 影响射线照相灵敏度的主要因素

射线照相底片灵敏度是衡量射线照相质量高低的重要指标,只有当底片灵敏度达到一定要求时,才能检出规定大小的缺陷。因此认真分析影响射线照相灵敏度的主要因素,对于获得一张高质量的射线照相底片是十分有益的。

底片灵敏度主要取决于底片的对比度(即底片反差)和清晰度。当底片对比度较大且清晰度较好时,其灵敏度就较高。前面已论述过清晰度对底片的影响,下面讨论底片对比度对底片灵敏度的影响。

射线穿透缺陷厚度为  $\Delta x$  的工件时,缺陷在底片上形成的对比度  $\Delta D$  为

$$\Delta D = \frac{0.434\mu\gamma\Delta x}{1+n}$$

由上式可知,底片对比度  $\Delta D$  与衰减系数  $\mu$ 、胶片衬度系数  $\gamma$ 、透照厚度差  $\Delta x$  及散射比  $n$  有关。

(1) 射线能量的影响。射线能量的高低,不仅影响材质衰减系数  $\mu$ ,而且影响散射比  $n$ 。一般射线有效能量减少,  $\frac{\mu}{1+n}$  增加,底片的对比度增加,灵敏度提高。所以实际探伤中,一般 X 射线透照底片比  $\gamma$  射线透照底片灵敏度高。这也是在保证透照的前提下尽量选用较低的射线能量进行透照的原因所在。

(2) 底片黑度的影响。底片的对比度  $\Delta D$  与胶片的衬度系数  $\gamma$  成正比,而胶片的衬度系数  $\gamma$  与底片黑度有关。对于非增感型胶片,衬度系数  $\gamma$  随黑度增加而增加。因此目前世界各国射线检验标准规定的底片黑度都比较高,一般都规定  $D \geq 1.2$ 。

(3) 透照厚度差  $\Delta x$  的影响。底片对比度  $\Delta D$  还与透照厚度差  $\Delta x$  成正比,厚度差  $\Delta x$  大的缺陷在底片上形成的对比度  $\Delta D$  就大。射线探伤中,工件中的气孔、夹渣比较容易检出,就是由于它们具有较大的厚度差  $\Delta x$ 。而裂纹、未熔合一般比较难检出,就是因为它们厚度差  $\Delta x$  较小,只有当射线平行于缺陷时才容易发现。

### 9 射线照相检验的一般工艺过程

在射线照相检验中,虽然检验对象结构各不相同,材质也不一样,但射线照相一般工艺过程是基本相同的。射线照相的一般工艺过程是:做好透照前的准备工作,合理选择透照参数进行透照,妥善进行暗室处理和正确评定底片等。

### 9.1 透照前的准备

(1) 确定透照方法。射线照相首先要根据被检工件的结构和技术条件确定透照方法和透照部位,明确执行标准和规程,然后清理透照部位表面。

(2) 选择透照器材。根据被检工件的具体条件选择射线机型号、胶片、增感屏、像质计等。射线机型号主要根据透照厚度和工件结构确定,胶片和增感屏主要根据照相质量确定,像质计根据透照厚度和像质要求确定。

(3) 确定透照距离  $L_1$ 。透照距离  $L_1$  按 A 级:  $L_1 \geq 7.5 dL_2^{2/3}$ , AB 级:  $L_2 \geq 10 dL_2^{2/3}$ , B 级:  $L_1 \geq 15 dL_2^{2/3}$  确定,并尽量使透照焦距与所用曝光曲线相符。透照距离确定后,要按要求调整好焦距,使射线束中心垂直对准透照区中心。

(4) 安放胶片暗盒。根据一次透照长度选择合适的胶片和增感屏尺寸,将其装在暗盒内,然后将暗盒安放在射源对侧工件表面的相应位置上,使暗盒中心对准透照区段中心。利用磁性夹头固定暗盒,并使暗盒贴紧工件表面的相应位置上,使暗盒中心对准透照区段中心。利用磁性夹头固定暗盒,并使暗盒贴紧工件。同时还要采用各种方法对散射线进行屏蔽,如在暗盒背面加 2~3mm 厚的 Pb 垫板,用 Pb 板遮蔽非检验区等。

(5) 正确摆放各种标记。每张底片上都要求各种标记齐全,摆放位置正确。因此透照前应将各种标记按图 1-18 所示的规定摆放好。

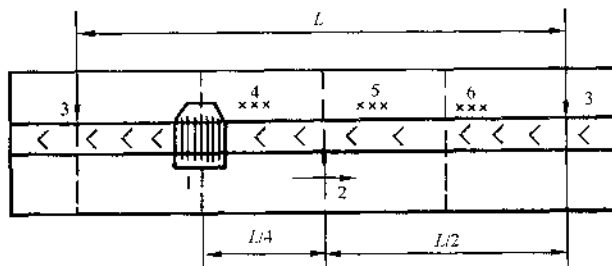


图 1-18 像质计与各种标记的摆放

1—像质计; 2—中心标记; 3—搭接标记(分段标记);  
4—工件编号; 5—焊缝编号; 6—日期

1) 像质计。像质计应放在射源侧工件表面上被检焊缝区的一端。至中心标记的距离为被检区长度的  $1/4$ ,金属丝横跨焊缝并与焊缝垂直,细丝远离透照区中心。

当射源侧无法放置像质计时,也可放在胶片侧工件表面,但应通过对比试验,使像质指数达到规定要求,并在像质计一角放置“F”标记。

周向曝光时每隔  $90^\circ$  放置一个像质计,用其他方法透照时每张底片上都应有像质计标志。

2) 定位标记。定位标记包括中心标记和搭接标记(抽查时为有效区段标记)。中心标记放在被检区中心,搭接标记放在被检区两端。

3) 识别标记。识别标记包括工件编号、焊缝编号、部位编号、焊工编号、探伤人员编号及返修标记等。各种编号用数字或字母表示。返修次数用  $R_1$ 、 $R_2$ 、 $R_3$ ...表示。

此外,还有透照日期也应在底片上显示出来。

上述各种标记,除像质计外,离焊缝边缘至少 5mm。



(6) 安全防护。采用可靠的安全防护措施, 确保探伤工作人员和其他人员的安全。

### 9.2 曝光透照

(1) 确定透照参数。根据透照厚度由曝光曲线确定管电压和曝光量。为了防止选用过高的管电压, 常以曝光量为  $15 \sim 25 \text{mA} \cdot \text{min}$  来确定管电压, 最后明确管电压、管电流和曝光时间。

(2) 透照操作。通电预热 X 射线管灯丝, 接通冷却系统, 将定时器指针拨到预定位置, 然后接通高压, 同时将管电压和管电流调至规定值进行透照。定时器报警时, 同时将管电压和管电流调回零位, 再切断高压。

### 9.3 暗室处理

严格按胶片要求的显影、停影、定影、水洗、干燥等工艺过程进行暗室处理, 特别是显影, 一定要认真控制显影温度和时间, 并注意不断搅动显影液和翻动胶片。

### 9.4 评片

首先检查底片是否符合基本要求, 然后仔细判别缺陷真伪和性质并测定缺陷的尺寸。再根据底片上缺陷的性质、尺寸和数量对工件质量进行评级, 确认工件是否合格。

### 9.5 记录与报告

射线照相检验后, 应对被检工件情况、透照条件和检验结果等详细记录, 并写出检验报告。

记录和报告的主要内容:

(1) 工件情况。工件名称编号、材质、母材厚度、探伤技术要求、执行标准和规范、合格级别和主要部位结构尺寸草图等。

(2) 探伤条件。透照方法、射源种类型号、焦点尺寸、像质计型号、胶片与增感屏类型、透照距离  $L_1$ 、一次透照长度  $L_3$ 、曝光参数、显影液配方、显影温度和时间等。

(3) 底片评定。底片黑度、灵敏度、缺陷性质、尺寸、数量和位置、工件质量等级、是否合格等。

(4) 其他。探伤人员和评片签发报告人员的资格级别、姓名、探伤日期等。

## 第四节 射线安全防护

### 1 剂量单位与防护标准

#### 1.1 剂量单位

剂量是医学上的术语, 用来表示用药量的大小。X 射线最先用于医学, 因此在射线防护中也借用了“剂量”一词, 用来衡量射线对人体的危害程度。

在射线安全防护中, 常用的剂量有吸收剂量、照射量和剂量当量。

##### (1) 吸收剂量及其单位。

射线与物质作用时, 由于产生光电效应、康普顿效应和电子对效应而使射线的部分能量被物质吸收。

射线照射物质, 使单位质量的物质吸收射线能量的多少称为吸收剂量, 用  $D$  表示。吸收剂量的法定单位是戈瑞 (Gy), 专用单位是拉德 (rad)。

1 戈瑞是指 1 千克任何物质吸收 1 焦耳射线的能量，即  $1\text{Gy} = 1\text{J}/\text{kg}$ 。

1 拉德是指 1 克任何物质吸收 100 尔格射线的能量，即  $1\text{rad} = 100\text{erg}/\text{g}$ 。

戈瑞与拉德的换算关系为  $1\text{Gy} = 1\text{J}/\text{kg} = \frac{10^7\text{erg}}{10^3\text{g}} = 100\text{rad}$ 。

单位时间内的吸收剂量称为吸收剂量率，用  $\dot{D}$  表示。吸收剂量率的法定单位为戈瑞每时 (Gy/h) 或戈瑞每秒 (Gy/s)，专用单位为拉德每秒 (rad/s)。

吸收剂量适用于射线照射任何物质。

### (2) 照射量及其单位。

X、 $\gamma$  射线照射空气时，使空气产生电离。使单位质量的空气电离产生的一种符号离子（正离子或负离子）的总电量的多少称为照射量，用  $X$  表示。照射量的法定单位是库仑每千克 (C/kg)，专用单位是伦琴 (R)。

1 库仑每千克是指 X、 $\gamma$  射线照射空气，在标准状况下 ( $0^\circ\text{C}$ ,  $10^5\text{Pa}$ )，使 1 千克空气电离产生的一种符号离子（正离子或负离子）的总电量为 1 库仑时的照射量。

1 伦琴是指 X、 $\gamma$  射线照射空气，在标准状况下，使 1 千克空气电离产生的一种符号离子的总电量为  $2.58 \times 10^{-4}$  库仑时的照射量。即： $1\text{R} = 2.58 \times 10^{-4}\text{C}/\text{kg}$ 。

库仑每千克与伦琴的换算关系为  $1\text{C}/\text{kg} = 2.58^{-1} \times 10^4\text{R} \approx 3876\text{R}$ 。

单位时间内的照射量称为照射量率，用  $\dot{X}$  表示。法定单位是库仑每千克时 [(C/(kg·h))，专用单位是伦琴每时 (R/h)。

照射量只适用于 X、 $\gamma$  射线照射空气。

### (3) 剂量当量及其单位。

射线照射生物体产生的生物效应不仅与射线的剂量有关，而且与射线的种类、能量及照射条件有关。相同的吸收剂量，不同能量、不同种类的射线产生的生物效应不同，对人体的危害也不一样。例如 1 戈瑞的快中子射线对人体的危害就相当于 10 戈瑞低能 X、 $\gamma$  射线。为了对各种不同能量的射线在不同的照射条件下对人体的危害进行统一衡量，而引进了剂量当量。

剂量当量  $H$  是吸收剂量  $D$  与线质系数  $Q$  及修正因子  $N$  的乘积

$$H = NQD$$

式中  $Q$ ——线质系数，取决于电离粒子在单位长度径迹上消耗的平均能量；

$N$ ——修正因子，一般外照射  $N = 1$ ；

$D$ ——吸收剂量。

剂量当量的法定单位是希沃特 (Sv)，专用单位是雷姆 (rem)。

$$1\text{Sv} = 1\text{J}/\text{kg}$$

希沃特与雷姆的换算关系为  $1\text{Sv} = 100\text{rem}$ 。

由上式可知，吸收剂量一定，剂量当量与线质系数  $Q$  成正比。线质系数  $Q$  愈大，射线对人体的危害愈大，不同种类的射线照射对人体的危害不同。一般设 X、 $\gamma$  射线的  $Q = 1$ ，中能中子射线  $Q = 58$ ，说明它对人体的危害约为 X、 $\gamma$  射线的 58 倍，重反冲核的  $Q = 20$ ，说明它对人体的危害约为 X、 $\gamma$  射线的 20 倍。

剂量当量只适用于射线照射人体及其他动物时产生生物效应的情况。

## 1.2 防护标准

为了保障从事放射性工作人员（职业人员）和广大辐射场所附近居民（非职业人员）的健康和安全，我国根据国际放射防护委员会的规定制订了放射防护规定 GB4792—1984。

GB4792—1984 对职业人员和非职业人员的年剂量标准规定见表 1-12。

表 1-12 中规定放射职业人员最大容许剂量为 0.05Sv/年，非职业人员限制剂量为 0.005Sv/年，为职业人员的 1/10。根据 0.05Sv/年，按每年 12 个月，每年 52 周，每周 5 天，每天 8 小时，可以算出职业人员的月、周、日、时剂量，见表 1-13。

表 1-12 剂量标准

受照部位	职业人员最大容许年剂量	非职业人员限制年剂量
全身	0.05Sv (5rem)	0.005Sv (0.5rem)
眼晶体	0.15Sv (15rem)	0.015Sv (1.5rem)
其他器官	0.50Sv (50rem)	0.050Sv (5rem)

表 1-13 职业人员年、月、周、日、时剂量标准

类别	年剂量	月剂量	周剂量	日剂量	时剂量
Sv	0.05	0.0042	0.001	0.0002	0.000025
rem	5	0.42	0.10	0.02	0.0025

## 2 射线对人体的危害

### 2.1 射线的生物效应

人体及其他动物是由生物细胞构成的，生物细胞包含细胞核和细胞浆。细胞核控制着细胞的生长、分裂和修复，细胞浆分泌酶并调节细胞的吸收和排泄。

X、γ 射线照射人体时，由于产生光电效应、康普顿效应和电子对效应，使生物细胞内的原子或分子发生电离或激发而受到损伤。当这种损伤不太严重时，借助于细胞的修复作用还可以恢复，各器官的功能不会受到什么影响。但当这种损伤比较严重且损伤面积较大时，细胞的修复作用受到抑制，这时人体各器官的功能就会受得明显影响，从而引起各种放射病。

### 2.2 放射病

射线过量照射引起的放射病分为慢性放射病和急性放射病两类。

#### (1) 慢性放射病。

慢性放射病是指人体受到长时间小剂量照射而产生的放射病。一般一次照射剂量不超过 0.5Sv。

常见慢性放射病的症状有：疲乏无力、头痛头昏、记忆力减退、食欲下降、消化不良、多汗脱发、牙齿过早松动、性功能衰退等。但要注意引起以上症状的原因很多，并非放射病特有。当身体有上述不适感觉时，要及时进行检查，并分析病因，把真正的病因找到，然后对症下药，才能达到有效治疗的目的。

人体血液对射线照射比较敏感，因此对人体血液检查是衡量射线对人体危害程度的重要标志。

射线照射人体会对造血器官组织红骨髓、淋巴组织等产生损伤，引起白血球和血小板减少。白血球是人体的卫士，白血球减少时会使人体的抵抗力下降，发病率增高。血小板有凝血作用，血小板减少将使凝血时间增长，甚至使血液不能凝固，造成大出血。一般正常人体的白血球为 4500~10000 个/mm<sup>3</sup>，血小板为 10~30 万/mm<sup>3</sup>。射线工作人员要定期进行检查，当白血球或血小板低于正常值的下限时，要引起注意，必要时要进行适当治疗或工作调换。

#### (2) 急性放射病。

急性放射病是指人体受到一次或几次大剂量照射而引起的放射病。一般一次照射剂量在1Sv以上。

急性放射病对人体的损伤过程复杂，病变广泛。受损器官决定了急性放射病的主要临床表现。它有明显的阶段性，如造血型急性放射病有初期、假愈期、极期和恢复期四个阶段，急性放射病的病情主要取决于一次照射剂量的大小。

急性放射病分为造血型、胃肠型和脑型三大类，主要临床病变有造血障碍、出血、感染、胃肠紊乱和神经变化等。

### 2.3 正确的态度

对待射线的态度应是正确认识，积极防护。在射线安全防护中，有两种态度是不对的。一种认为射线对人体危害大，产生盲目恐惧心情，甚至谈虎色变，不敢从事射线探伤工作。另一种认为射线对人体没有什么危害，或者认为自己身体好，不怕射线照射，在工作中不注意防护，不按射线防护有关规定办事，以致使身体受到不应有的损害。正确的态度是承认射线对人体的有害作用，但不惧怕。在射线探伤工作中积极进行防护，严格遵守安全防护规定。大量的医学实践和动物实验证明，只要在国家规定的最大容许剂量以下工作，一般不会产生什么病变，也不会引起什么放射病。

## 3 防护方法与计算

射线对人体的危害是客观存在的。在射线探伤工作中，完全杜绝射线对人体的危害是困难的，但采取一些具体防护措施减少射线对人体的危害，使射线工作者及其周围其他人员受到的射线剂量降低到规定的剂量水平以下，确保人身的健康和安全的完全可以的。

常用的防护方法有时间防护、距离防护和屏蔽防护等三种方法。

### 3.1 时间防护

在射线辐射场内工作时，人体受到的射线剂量与时间成正比。通过控制在辐射场内的工作时间来减少人体受到的照射剂量的方法称为时间防护。

在射线辐射场内人体受到的照射剂量为

$$P = \dot{P}t$$

式中  $\dot{P}$ ——辐射场内参考点的照射剂量率；

$t$ ——受射线照射时间；

$P$ ——总剂量。

上式表明，照射剂量率一定，照射时间愈长，人体受到的总剂量就愈大。为了防止超过最大容许剂量，要求工作人员准备充分、操作熟练、尽量减少照射时间。

### 3.2 距离防护

在射线探伤中，当时间受到工艺操作限制时，需要通过增加工作人员至射源的距离来减少人体受到的照射剂量，这种方法称为距离防护。

一般射线探伤用射源的焦点尺寸很小，属于毫米数量级，射源发出的射线如同点光源的光线一样向周围扩散，辐射场中各点的剂量率与其至射源焦点的距离平方成反比。即

$$\frac{\dot{P}_1}{\dot{P}_2} = \frac{R_2^2}{R_1^2}$$

式中  $R_1$ 、 $R_2$ ——辐射场中 1、2 处到射源的距离；

$\dot{P}_1$ 、 $\dot{P}_2$ ——辐射场中 1、2 处的剂量率或强度。

上式表明，至射源的距离增加一倍，剂量率下降到原来的 1/4。因此实际工作中应尽可能增加人体至射源的距离。室外工作时，要充分利用 X 射线机电缆长度来减少射线对人体的照射剂量。

### 3.3 屏蔽防护

在实际工作中，当时间受到工艺操作限制，距离又不能改变时，只有采用屏蔽防护。屏蔽防护是在人体与射源之间加放一层屏蔽物，使射线穿透屏蔽物后的强度减弱，从而减少人体受到的照射剂量。

屏蔽物分为固定式和移动式两种。固定式屏蔽物是固定、不能移动的，即永久性的，如探伤室的防护墙、防护门、天花板和地板等。移动式屏蔽物是可以移动的，即活动式的，如防护铅屏风、活动铅房等。

屏蔽材料种类很多，如铅板、钢板、钡砂混凝土和混凝土等。屏蔽效果好坏与材料的原子序数和密度有关，材料的原子序数愈高，密度愈大，屏蔽效果也就愈好。例如铅的密度达  $11.34\text{g}/\text{cm}^3$ ，原子序数为 82，因此铅的屏蔽效果比较好。但由于铅价格较贵，因此一般永久性固定式屏蔽物不用铅，而用混凝土。铅一般用于制作移动式的屏蔽物。

屏蔽层厚度按下述方法确定：

1) 求减弱倍数： $K = \frac{I_0}{I}$ ；

2) 求半值层个数： $2^n = K$ ， $n = \frac{\lg K}{\lg 2}$ ；

3) 求半值层厚度： $x = nX_{1/2}$ 。

式中  $I_0$ ——穿透前的射线强度；

$I$ ——穿透后的射线强度；

$X_{1/2}$ ——屏蔽物质的半值层。

## 第二章 超声波探伤

### 第一节 超声波探伤的物理基础

#### 1 振动与波动

宇宙间的一切物质，大至宏观天体，小至微观粒子均处于一定的运动状态。振动与波动是物质的运动形式之一。

##### 1.1 振动

物体在某一平衡位置附近做来回往复运动称为振动，如钟摆、气缸活塞、弹簧振子的运动，一切发声物体的运动、超声波波源的运动等都是振动。振动的快慢常用振动周期和频率来描述。

周期  $T$ ：振动物体完成一次全振动所需要的时间，常用单位是秒（s）。

频率  $f$ ：振动物体在单位时间内完成全振动的次数，常用单位是赫兹（Hz）。 $1\text{Hz} = 1\text{次/s}$ ， $1\text{MHz} = 10^6\text{Hz}$ 。

周期  $T$  与频率  $f$  的关系为  $T = 1/f$ 。

如某人说话的频率  $f = 1000\text{Hz}$ ，表示其声带振动为 1000 次/s，声带振动周期  $T = 1/f = 1/1000 = 0.001\text{s}$ 。

最简单、最基本的直线振动称为谐振动，任何复杂的振动都可视为多个谐振动的合成。如图 2-1 所示，质点  $M$  做匀速圆周运动时，其水平投影就是一种水平方向的谐振动。质点  $M$  的水平位移  $y$  与时间  $t$  的关系可用谐振方程来描述，即

$$y = A \cos(\omega t + \varphi)$$

$$\omega = 2\pi f = 2\pi/T;$$

式中  $A$ ——振幅，即最大的水平位移；

$\omega$ ——圆频率；

$\varphi$ ——初相位，即  $t = 0$  时质点  $M$  的相位；

$\omega t + \varphi$ ——质点  $M$  在  $t$  时刻的相位。

振动方程描述了振动物体在任一时刻的位移情况。

##### 1.2 波动

波动分为机械波和电磁波两大类。机械波是机械振动在弹性介质中的传播过程，如水波、声波、超声波等。电磁波是交变电磁场在空间的传播过程，如无线电波、红外线、可见光、紫外线、X 射线、 $\gamma$  射线等。由于这里研究的超声波是机械波，因此下面只讨论机械波。

为了简单说明机械波的产生和传播，不妨建立如图 2-2 所示的弹性模型。图中质点间以

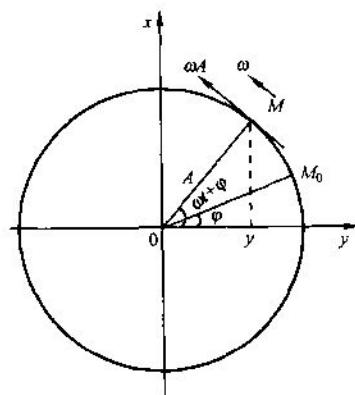


图 2-1 质点谐振动参考图

小弹簧联系在一起，这种质点间以弹性力联系在一起的介质称为弹性介质，一般固体、液体、气体都可视为弹性介质。当外力  $F$  作用于质点  $A$  时， $A$  就会离开平衡位置，这时  $A$  周围的质点对  $A$  产生弹性力使  $A$  回到平衡位置，并在平衡位置附近振动。与此同时， $A$  周围的质点也受到  $A$  的作用力，使它们各自离开平衡位置振动起来。这样弹性介质中一个质点的振动就会引起邻近质点的振动，邻近质点的振动又会引起较远质点的振动。于是振动就由近及远地以一定的速度向各个方向传播开来，从而就形成了机械波。

由此可见产生机械波必须具备以下两个条件：

- 1) 有做机械振动的物体，即波源。
- 2) 有传播机械振动的弹性介质。

波动中值得注意的是：波动仅是振动状态的传播，介质的质点并不随波前进，各质点只是以交变的振动速度在各自的平衡位置附近往复运动。如石子落水会在平静的水平面激起波浪，这时水面上的木块只上下浮动，并不随波前进。所以说波动只有能量的传播，没有物质的迁移。

波动与振动的关系：振动是波动产生的根源，波动是振动状态的传播。

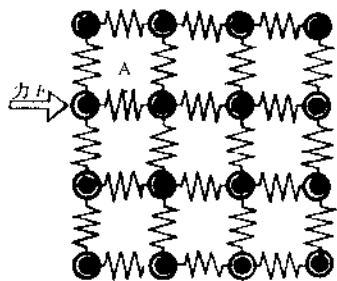


图 2-2 物质的弹性模型

波在一个周期内所传播的距离称为波长，用  $\lambda$  表示。波在单位时间内所传播的距离称为波速，用  $c$  表示。波在单位时间内通过给定点的完整波的个数称为波动频率，用  $f$  表示。波动频率在数值上同波源的振动频率，因此波速  $c$  与波长  $\lambda$  及频率  $f$  的关系为

$$c = \lambda f$$

### 1.3 声波与超声波

人们日常听到的各种声音，都是声源的振动通过空气等弹性介质传播到耳膜，引起耳膜的振动，从而牵动听觉神经，产生听觉。引起听觉的声波频率  $f = 20 \sim 20000\text{Hz}$ ，振动频率低于  $20\text{Hz}$  的机械波称为次声波，振动频率高于  $20000\text{Hz}$  的机械波称为超声波。次声波和超声波是“充耳不闻”，不能引起听觉。

超声波、声波、次声波的实质是机械波。超声波探伤频率一般为  $0.5 \sim 10\text{MHz}$ ，常用  $2.5\text{MHz}$ 。

超声波之所以能用于探伤，是因为超声波具有以下一些重要特性。

- 1) 超声波频率高，波长短，像可见光一样具有良好的束射性（指向性），能定向传播。犹如黑暗中的一束手电灯光，帮助人们去寻找所需要的东西一样，去发现材料内部的缺陷。
- 2) 超声波在介质中传播时，遇异质界面产生反射、折射和波型转换。工件中缺陷表面就是一种异质界面，超声波入射到缺陷表面就会产生反射波。超声波反射法就是利用工件中缺陷反射波来判定工件内部的缺陷情况的。
- 3) 超声波传播能量大，声压、声强度高，如  $1\text{MHz}$  的超声波所传播的能量相当于  $1\text{kHz}$  可闻声波的 100 万倍。这样材料中一个足够微小的缺陷也能产生较强的反射信号，从而被检测出来。
- 4) 超声波在介质中传播损失小，探测深度大，一般可达数米。

## 2 波的类型

根据介质中质点的振动方向与波的传播方向的关系, 可以将波动分为纵波、横波、表面波等几种波型。

### 2.1 纵波 L

介质中质点的振动方向与波的传播方向互相平行的波动称为纵波, 用 L 表示, 如图 2-3。当弹性介质受到交变拉压应力作用时产生纵波, 这时介质质点疏密相间, 故纵波又称疏密波或压缩波。固体、液体、气体均可承受拉压应力, 因此纵波可在固体、液体和气体中传播。

### 2.2 横波 S (或 T)

介质中质点的振动方向与波的传播方向互相垂直的波动称为横波, 用 S 或 T 表示, 如图 2-4。当弹性介质受到交变剪切应力作用时产生横波, 这时介质发生切变变形, 因此横波又叫切变波。只有固体介质能承受剪切应力, 因此横波只能在固体中传播, 不能在液体或气体介质中传播。

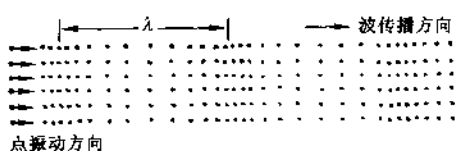


图 2-3 纵波

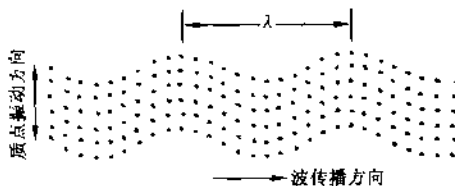


图 2-4 横波

### 2.3 表面波 R

沿介质表面传播的波动称为表面波, 用 R 表示, 如图 2-5。表面波是瑞利首先发现的, 所以又叫瑞利波。当弹性介质表面受到交变张力作用时产生表面波, 这时介质表面质点做椭圆振动, 椭圆长轴垂直于波的传播方向, 短轴平行于波的传播的方向。由于椭圆运动可视为纵波与横波的合成, 因此表面波同横波一样只能在固体中传播, 一般传播深度约为  $12\lambda$ 。

由以上讨论可知, 固体中可以传播纵波、横波和表面波, 液体、气体中就只能传播纵波。介质中的波速与介质的性质有关。同一固体中纵波波速  $c_L$ 、横波波速  $c_S$ 、表面波波速  $c_R$  是不同的, 其关系为  $c_L > c_S > c_R$ 。例如钢中  $c_L = 5900\text{m/s}$ ,  $c_S = 3230\text{m/s}$ ,  $c_R = 2950\text{m/s}$ 。

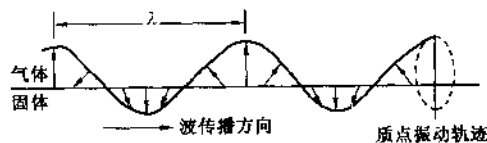


图 2-5 表面波

## 3 超声场的特征值 (物理量)

充满超声波的空间或超声振动所波及的部分介质, 叫超声场。超声场具有一定的空间大小和形状, 只有当缺陷位于超声场内时, 才有可能被发现。描述超声场的特征值 (即物理量) 主要有声压、声强和声阻抗。

### 3.1 声压 $p$

超声场中某一点在某一时刻所具有的压强  $p_1$  与没有超声波存在时的静态压强  $p_0$  之差, 称为该点的声压, 用  $p$  表示



$$p = p_1 - p_0 = \rho c A \omega \quad (\text{Pa})$$

式中  $\rho$ ——介质密度；  
 $c$ ——波速；  
 $A$ ——质点的振幅；  
 $\omega$ ——圆频率， $\omega = 2\pi f$ 。

由上式可知，超声场中某一点的声压与介质的密度、波速和频率成正比。因为超声波的频率很高，因此超声波的声压也很大。

超声波探伤仪示波屏上的波高与声压成正比。

### 3.2 声阻抗 $Z$

超声场中任一点的声压与该点振动速度 ( $u = A\omega$ ) 之比称为声阻抗，常用  $Z$  表示

$$Z = p/u = \rho c u / u = \rho c \quad [\text{kg}/(\text{m}^2 \cdot \text{s})]$$

声阻抗是表征介质声学性质的重要物理量，声阻抗等于介质密度  $\rho$  与波速  $c$  的乘积。超声波在两种介质组成的界面上的反射和透射情况与两种介质的声阻抗密切相关。

### 3.3 声强 $I$

单位时间内垂直通过单位面积的声能称为声强，常用  $I$  表示

$$I = \frac{1}{2} \rho c A^2 \omega^2 = \frac{1}{2} \frac{p^2}{Z} \quad (\text{W}/\text{cm}^2)$$

由上式可知：

(1) 超声波的声强与频率平方成正比，而超声波的频率远大于可闻声波，因此超声波的声强也远大于可闻声波的声强。这是超声波能用于探伤的重要原因。

例如，大炮的声强为  $10^{-4} \text{W}/\text{cm}^2$ ，已震耳欲聋，而超声波的声强可达  $10^5 \text{W}/\text{cm}^2$ ，等于大炮声强的  $10^9$  倍。又如一个  $600 \text{W}/\text{cm}^2$  超声波发生器，10min 可烧开一壶水，其能量相当于 700 万人讲话 1.5h 所释放出来的能量总和。

(2) 在同一介质中，超声波的声强与声压的平方成正比。

## 4 分贝

在生产和科学实验中，所遇到的声强数量级往往相差悬殊，如引起听觉的声强范围为  $10^{-16} \sim 10^{-4} \text{W}/\text{cm}^2$ ，最大值与最小值相差 12 个数量级。显然采用绝对量来度量是不方便的。但如果对其比值（相对量）取对数来比较计算，则可大大简化运算。分贝就是两个同量纲的量之比取对数后的单位。

通常规定引起听觉的最弱声强  $I_1 = 10^{-16} \text{W}/\text{cm}^2$  作为声强的标准，另一声强  $I_2$  与标准声强  $I_1$  之比的常用对数称为声强级，单位为贝尔 (BeL)。

$$\Delta = \lg (I_2/I_1) \quad (\text{BeL})$$

实际应用贝尔太大，故常取 1/10 贝尔即分贝 (dB) 来作单位。

$$\Delta = 10 \lg (I_2/I_1) = 20 \lg (p_2/p_1) \quad (\text{dB})$$

通常说某处的噪声为多少分贝，就是以  $10^{-16} \text{W}/\text{cm}^2$  为标准利用上式计算得到的。

各种声音的分贝数如下：

引起听觉的声强	$10^{-16} \text{W}/\text{cm}^2$	0	dB
树叶沙沙声	$10^{-15} \text{W}/\text{cm}^2$	10	dB

耳语	$10^{-14} \text{W/cm}^2$	20	dB
谈话	$10^{-11} \text{W/cm}^2$	50	dB
大炮声	$10^{-6} \text{W/cm}^2$	100	dB
超声波	$10^{-4} \text{W/cm}^2$	200	dB

在超声波探伤中，当超声波探伤仪的垂直线性较好时，仪器示波屏上的波高与声压成正比。这时有

$$\Delta = 20 \lg (p_2/p_1) = 20 \lg (H_2/H_1) \quad (\text{dB})$$

这里声压基准  $p_1$  或波高基准  $H_1$  可以任意选取。

当  $H_2/H_1 = 1$  时， $\Delta = 0 \text{dB}$ ，说明两波高相等时，二者的分贝差为零；

当  $H_2/H_1 = 2$  时， $\Delta = 6 \text{dB}$ ，说明  $H_2$  为  $H_1$  的 2 倍时， $H_2$  比  $H_1$  高 6dB。

分贝用于表示两个相差很大的量之比显得很方便，在声学 and 电学中都得到广泛的应用，特别是在超声波探伤中应用更为广泛。例如示波屏上两波高的比较就常常用 dB 表示。

例 示波屏上一波高为 80mm，另一波高为 20mm，问前者比后者高多少 dB？

解： $\Delta = 20 \lg (H_2/H_1) = 20 \lg (80/20) = 12 \quad (\text{dB})$

答：前者比后者高 12dB。

## 5 超声波入射到界面时的反射与折射

### 5.1 垂直入射

如图 2-6 所示，超声波垂直入射到平界面时，将产生一个与入射方向相反的反射波和一个与入射方向相同的透射波，波型不变。

设入射波的声压为  $p_0$ ，反射波的声压为  $p_r$ ，透射波的声压为  $p_t$ 。反射波声压  $p_r$  与入射波声压  $p_0$  之比称为声压反射率，用  $r$  表示。透射波声压  $p_t$  与入射波声压  $p_0$  之比称为声压透射率，用  $t$  表示。

$$r = \frac{p_r}{p_0} = \frac{Z_2 - Z_1}{Z_2 + Z_1} \quad t = \frac{p_t}{p_0} = \frac{2Z_2}{Z_2 + Z_1}$$

$$r + t = 1$$

式中  $Z_1$ 、 $Z_2$ ——第一、二介质的声阻抗。

如果从声强方面考虑，并设入射波声强为  $I_0$ ，反射波声强为  $I_r$ ，透射波声强为  $I_t$ ，则反射波声强  $I_r$  与入射波声强  $I_0$  之比称为声强反射率，用  $R$  表示。透射波声强  $I_t$  与入射波声强  $I_0$  之比称为声强透射率，用  $T$  表示。

$$R = \frac{I_r}{I_0} = r^2 = \left( \frac{Z_2 - Z_1}{Z_2 + Z_1} \right)^2 \quad T = \frac{I_t}{I_0} = \frac{4Z_1Z_2}{(Z_2 + Z_1)^2}$$

$$R + T = 1$$

由以上公式可知：

(1) 当超声波垂直入射到单一平界面时，其声压反射率  $r$ 、透射率  $t$  和声强反射率  $R$ 、透射率  $T$  仅取决于界面两侧介质的声阻抗。

(2) 当  $Z_1 \approx Z_2$  时， $R \rightarrow 0$ ， $T \rightarrow 1$ 。这说明当两种介质的声阻抗近似相等时，超声波几乎全透射，无反射。如焊缝母材与填充金属的声阻抗十分接近，因此超声波入射到此种界面

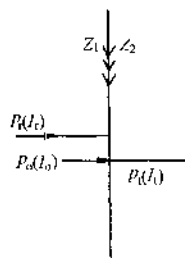


图 2-6 垂直入射单一界面

时，一般无界面回波。

(3) 当  $Z_1 \gg Z_2$  或  $Z_1 \ll Z_2$  时,  $R \rightarrow 1$ ,  $T \rightarrow 0$ 。即两种介质的声阻抗相差很大时, 超声波入射到此种界面几乎全反射, 无透射, 如钢/空气 (表示第一介质为钢, 第二介质为空气组成的界面) 界面。

## 5.2 倾斜入射

### 5.2.1 波型转换与反射、折射定律

当超声波倾斜入射到界面时, 除产生同种类型的反射和折射波外, 还会产生不同类型的反射和折射波, 这种现象称为波型转换。

当纵波 L 倾斜入射到固/固界面时, 除产生反射纵波 L' 和折射纵波 L'' 外, 还会产生反射横波 S' 和折射横波 S'', 如图 2-7 所示。各种反射波和折射波方向符合反射、折射定律

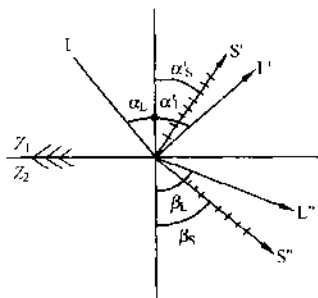


图 2-7 纵波倾斜入射

$$\frac{\sin \alpha_L}{c_{L1}} = \frac{\sin \alpha'_L}{c_{L1}} = \frac{\sin \alpha'_S}{c_{S1}} = \frac{\sin \beta_L}{c_{L2}} = \frac{\sin \beta_S}{c_{S2}}$$

式中  $c_{L1}$ 、 $c_{S1}$ ——第一介质中的纵波、横波波速;  
 $c_{L2}$ 、 $c_{S2}$ ——第二介质中的纵波、横波波速;  
 $\alpha_L$ 、 $\alpha'_L$ ——纵波入射角、反射角;

$\beta_L$ 、 $\beta_S$ ——纵波、横波折射角;

$\alpha'_S$ ——横波反射角。

由于在同一介质中纵波波速不变, 因此  $\alpha'_L = \alpha_L$ 。又由于在同一介质中纵波波速大于横波波速, 因此  $\alpha'_L > \alpha'_S$ ,  $\beta_L > \beta_S$ 。

### 5.2.2 临界角

(1) 第一临界角  $\alpha_{I}$ 。由  $\frac{\sin \alpha_L}{c_{L1}} = \frac{\sin \beta_L}{c_{L2}}$  看出, 当  $c_{L2} > c_{L1}$  时,  $\beta_L > \alpha_L$ , 随着  $\alpha_L$  增加,  $\beta_L$  也增加。当  $\alpha_L$  增加到一定程度时,  $\beta_L = 90^\circ$ , 这时所对应的纵波入射角称为第一临界角, 用  $\alpha_I$  表示, 见图 2-8 (a)。

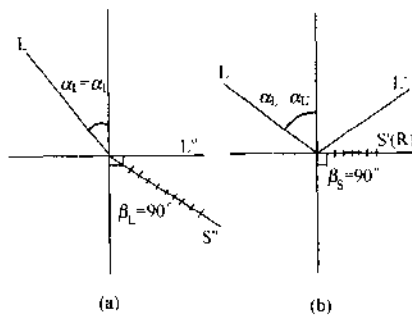


图 2-8 临界角

(a) 第一临界角; (b) 第二临界角

$$\alpha_I = \arcsin \frac{c_{L1}}{c_{L2}}$$

(2) 第二临界角  $\alpha_{II}$ 。由  $\frac{\sin \alpha_L}{c_{L1}} = \frac{\sin \beta_S}{c_{S2}}$  看出, 当  $c_{S2} > c_{L1}$  时,  $\beta_S > \alpha_L$ , 随着  $\alpha_L$  增加,  $\beta_S$  也增加。当  $\alpha_L$  增加到一定程度时,  $\beta_S = 90^\circ$ , 这时所对应的纵波入射角称为第二临界角, 用  $\alpha_{II}$  表示, 见图 2-8 (b)。

$$\alpha_{II} = \arcsin \frac{c_{L1}}{c_{S2}}$$

由  $\alpha_I$  和  $\alpha_{II}$  的定义可知:

当  $\alpha_L < \alpha_I$  时, 第二介质中既有折射纵波 L'', 又有折射横波 S''。

当  $\alpha_L = \alpha_I = \alpha_{II}$  时, 第二介质中只有折射横波 S'', 没有折射纵波 L'', 这就是常用横波探头

的制作原理。

当  $\alpha_L \geq \alpha_{II}$  时, 第二介质中既无折射纵波  $L''$ , 又无折射横波  $S''$ , 这时在其介质的表面存在表面波  $R$ , 这就是常用表面波探头的制作原理。

例如, 纵波倾斜入射到有机玻璃/钢界面时, 有机玻璃中,  $c_{L1} = 2730\text{m/s}$ , 钢中,  $c_{L2} = 5900\text{m/s}$ ,  $c_{S2} = 3230\text{m/s}$ 。则第一、二临界角分别为

$$\alpha_I = \arcsin \frac{c_{L1}}{c_{L2}} = \arcsin \frac{2730}{5900} = 27.6^\circ$$

$$\alpha_{II} = \arcsin \frac{c_{L1}}{c_{S2}} = \arcsin \frac{2730}{3230} = 57.7^\circ$$

由此可见有机玻璃横波探头  $\alpha_L = 27.6^\circ \times 57.7^\circ$ , 有机玻璃表面波探头  $\alpha_L \geq 57.7^\circ$ 。

### 5.2.3 端角反射

超声波在两个平面构成的直角内的反射叫做端角反射, 见图 2-9 (a)。在端角反射中, 超声波经历了两次反射, 当不考虑波型转换时, 二次反射回波与入射波互相平行, 即  $p_a // p_0$ , 且  $\alpha + \beta = 90^\circ$ 。

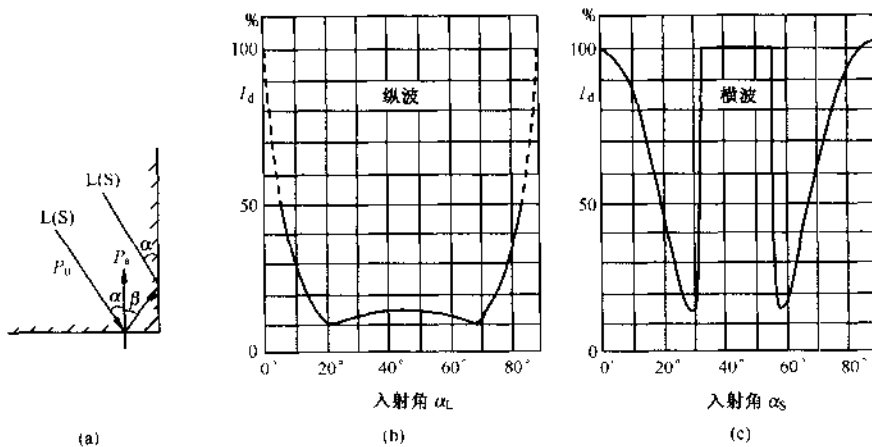


图 2-9 端角反射

(a) 端角反射示意图; (b) 纵波入射; (c) 横波入射

回波声压  $p_a$  与入射波声压  $p_0$  之比称为端角反射率, 用  $T_d$  表示:  $T_d = \frac{p_a}{p_0}$

图 2-9 为钢/空气界面上钢中的端角反射率。由图 2-9 (b) 可知, 纵波入射时, 端角反射率都很低, 这是因为纵波在端角的两次反射中分离出较强的横波。由图 2-9 (c) 可知, 横波入射时, 入射角  $\alpha_S = 30^\circ$  或  $60^\circ$  附近时, 端角反射率最低;  $\alpha_S = 35^\circ$  或  $55^\circ$  时, 端角反射率达 100%。实际工作中, 横波探伤焊缝单面焊根部未焊透或裂纹的情况就类似于这种情况, 当横波入射角  $\alpha_S$  (等于横波探头的折射角  $\beta_S$ ) =  $35^\circ$  或  $55^\circ$ , 即  $K = \tan \beta_S = 0.7$  或  $1.43$  时, 探伤灵敏度较高。当  $\beta_S \approx 56^\circ$  左右, 即  $K \approx 1.5$  左右时, 探伤灵敏度较低, 可能引起漏检。

## 6 超声波的衰减

超声波在介质中传播时, 随着距离增加, 超声波能量逐渐减弱的现象叫做超声波衰减。

引起超声波衰减的主要原因是波束扩散、晶粒散射和介质吸收。

(1) 扩散衰减。超声波在传播过程中，由于波束的扩散，使超声波的能量随距离增加而逐渐减弱的现象称为扩散衰减。超声波的扩散衰减仅取决于波阵面的形状，与介质的性质无关。平面波波阵面为平面，波束不扩散，不存在扩散衰减。柱面波波阵面为同轴圆柱面，波束向四周扩散，存在扩散衰减，声压与距离的平方根成反比。球面波波阵面为同心球面，波束向四面八方扩散，存在扩散衰减，声压与距离成反比。

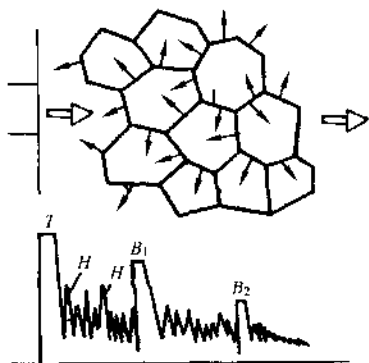


图 2-10 林状回波（草波）

(2) 散射衰减。超声波在介质中传播时，遇到声阻抗不同的界面产生散乱反射引起衰减的现象，称为散射衰减。散射衰减与材质的晶粒密切相关，当材质晶粒粗大时，散射衰减严重，被散射的超声波沿着复杂的路径传播到探头，在示波屏上引起林状回波（又叫草波），使信噪比下降，严重时噪声会淹没缺陷波，见图 2-10。

(3) 吸收衰减。超声波在介质中传播时，由于介质中质点间内摩擦（即黏滞性）和热传导引起超声波的衰减，称为吸收衰减或黏滞衰减。

除了以上三种衰减外，还有位错引起的衰减、磁畴壁引起的衰减和残余应力引起的衰减等。

通常所说的介质衰减是指吸收衰减与散射衰减，不包括扩散衰减。介质的吸收衰减与频率成正比。介质的散射衰减与  $f$ 、 $d$ （介质的晶粒直径）、 $F$ （各向异性系数）有关，当  $d < \lambda$  时，散射衰减系数与  $f^4$ 、 $d^3$  成正比，即

$$d_s = CFd^3f^4 \quad (d < \lambda)$$

在实际探伤中，当介质晶粒较粗大时，若采用较高的频率，将会引起严重衰减，示波屏出现大量草波，使信噪比明显下降，超声波穿透能力显著降低。这就是晶粒较大的奥氏体钢和一些铸件探伤的困难所在。

介质的衰减与介质的性质密切相关，因此在实际工作中有时可根据底波的次数来衡量材料衰减情况，从而判定材料晶粒度大小、缺陷密集程度、石墨含量以及水中泥沙含量等。

## 第二节 超声波发射声场与规则反射体的回波声压

### 1 纵波发射声场

#### 1.1 波源轴线上声压分布

在不考虑介质衰减的条件下，液体介质中圆盘源做活塞振动，在波源轴线上某点引起的声压为

$$p = 2p_0 \sin \frac{\pi}{\lambda} \left( \sqrt{R_0^2 + x^2} - x \right)$$

式中  $p_0$ ——初始声压；  
 $\lambda$ ——波长；

$R_s$ ——波源半径；

$x$ ——轴线上某点至波源的距离。

当  $x \geq 3R_s^2/\lambda$  时，上式可简化为

$$p = \frac{p_0 F_s}{\lambda x}$$

$$F_s = \pi R_s^2 = \pi D_s^2/4$$

式中  $F_s$ ——波源面积。

上式表明，当  $x \geq 3R_s^2/\lambda$  时，圆盘源轴线上的声压与距离成反比，与波源面积成正比。

波源轴线上的声压随距离变化的情况如图 2-11 所示。

(1) 近场区。波源附近由于波的干涉而出现一系列声压极大值、极小值的区域，称为超声场的近场区，又叫菲涅耳区。近场区声压分布不均，是由于波源各点至轴线上某点的距离不同，存在波程差，互相叠加时存在位相差而互相干涉，使某些地方声压互相加强，另一些地方互相减弱，于是就出现声压极大值、极小值的点。

波源轴线上最后一个声压极大值至波源的距离称为近场区长度，用  $N$  表示

$$N = \frac{D_s^2}{4\lambda} = \frac{R_s^2}{\lambda} = \frac{F_s}{\pi\lambda}$$

由上式可知，近场区长度与波源面积成正比，与波长成反比。

近场区探伤定量是不利的，处于声压极小值处的较大缺陷回波可能较低，而处于声压极大值处的较小缺陷回波可能较高，这样就容易引起误判，甚至漏检。因此应尽可能避免在近场区探伤定量。

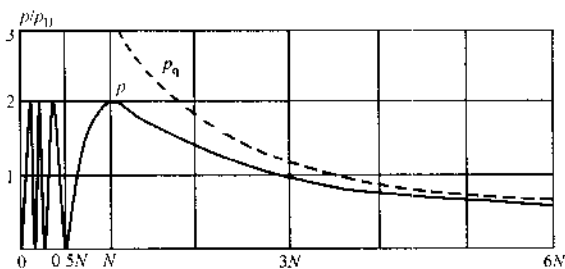


图 2-11 圆盘源轴线上声压分布

(2) 远场区。波源轴线上至波源的距离  $x > N$  的区域称为远场区，又叫富琅和费区。远场区轴线上的声压随距离增加单调减少。当  $x \geq 3N$  时，声压与距离成反比，近似球面波的规律， $p = p_0 F_s / \lambda x$ 。

### 1.2 波束指向性和半扩散角

超声波波源发出的超声波是以一定的扩散角发射出去的，其半扩散角  $\theta_0$  计算式为

$$\theta_0 = \arcsin 1.22\lambda/D_s \approx 70\lambda/D_s$$

超声波的能量主要集中在半扩散角  $2\theta_0$  以内，因此可以认为半扩散角限制了波束的范围。 $2\theta_0$  以内的波束称为主波束，只有当缺陷位于主波束范围内时，才可能被发现。以确定的扩散角向固定的方向辐射超声波的特性称为波束指向性。

由  $\theta_0 = 70\lambda/D_s$  可知，增加探头直径  $D_s$ ，提高探伤频率  $f$ ，半扩散角  $\theta_0$  将减小，即可以改善波束指向性，使超声波的能量更集中，有利于提高探伤灵敏度。但由  $N = D_s^2/4\lambda$  可知，增大  $D_s$  和  $f$ ，近场区长度  $N$  增加，对探伤不利。因此在实际探伤中要综合考虑  $D_s$  和  $f$  对  $\theta_0$  及  $N$  的影响，合理选择  $D_s$  和  $f$ 。一般是在保证探伤灵敏度的前提下尽可能减少近场区长度。

### 1.3 未扩散区与扩散区

超声波波源辐射的超声波是以特定的角度向外扩散出去的，但并不是从波源开始扩散的，而是在波源附近存在一个未扩散区  $b$ ，其理想化的形状如图 2-12。未扩散区  $b$  表示式为

$$b \approx \frac{D_s^2}{2.44\lambda} = 1.64N$$

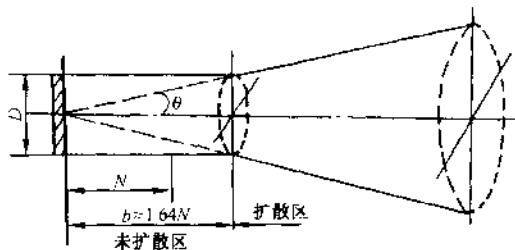


图 2-12 圆盘源辐射的理想化声场

在波束未扩散区  $b$  内，波束不扩散，不存在扩散衰减，各截面平均声压基本相同。因此薄板试块前几次底波相差无几。至波源的距离  $a > b$  的区域称为扩散区，扩散区内波束扩散，存在扩散衰减。

## 2 横波发射声场

### 2.1 假想横波波源

目前常用的横波探头，是使纵波倾斜入射到界面上，通过波型转换来实现横波探伤的。当  $\alpha_L = \alpha_T$  时，纵波全反射，第二介质中只有折射横波。

横波探头辐射的声场由第一介质中的纵波声场与第二介质中的横波声场两部分组成，两部分声场是折断的，如图 2-13 所示。为了便于理解计算，特将第一介质中的纵波波源转换为轴线与第二介质中横波波束轴线重合的假想横波波源，这时整个声场可视为由假想横波波源辐射出来的连续的横波声场。

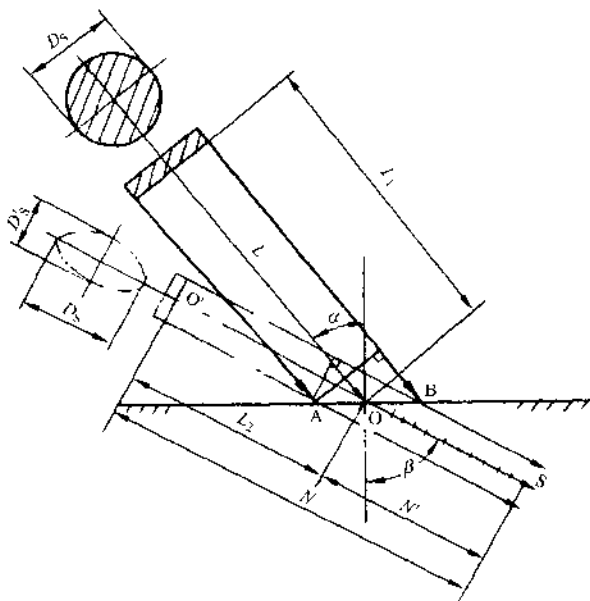


图 2-13 横波声场

当实际波源为圆形时，其假想横波波源为椭圆形，椭圆的长轴等于实际波源的直径  $D_s$ ，短轴  $D'_s$  为

$$D'_s = D_s \frac{\cos\beta}{\cos\alpha}$$

式中  $\beta$ ——横波折射角；  
 $\alpha$ ——纵波入射角。

## 2.2 横波声场的结构

### 2.2.1 波束轴线上的声压

横波声场同纵波声场一样，由于波的干涉存在近场区和远场区。当  $x \geq 3N$  时，横波声场波束轴线上的声压为

$$p = \frac{KF_s}{\lambda_{s2} x} \frac{\cos\beta}{\cos\alpha}$$

式中  $K$ ——系数；  
 $F_s$ ——波源的面积；  
 $\lambda_{s2}$ ——第二介质中横波波长；  
 $x$ ——轴线上某点至假想波源的距离。

由以上公式可知，横波声场中，当  $x \geq 3N$  时，波束轴线上的声压与波源面积成正比，与至假想波源的距离成反比，类似纵波声场。

### 2.2.2 近场区长度

横波声场近场区长度为

$$N = \frac{F_s}{\pi \lambda_{s2}} \frac{\cos\beta}{\cos\alpha}$$

式中  $N$ ——近场区长度，由假想波源  $O'$  算起。

由以上公式可知，横波声场的近场区长度和纵波声场一样，与波长成反比，与波源面积成正比。

## 3 规则反射体的回波声压

前面讨论的是超声波发射声场中的声压分布情况，实际探伤中常用反射法。反射法是根据缺陷反射回波声压的高低来评价缺陷的大小。然而工件中的缺陷形状性质各不相同，目前的探伤技术还难以确定缺陷的真实大小和形状，回波声压相同的缺陷的实际大小可能相差很大，为此特引用当量法。当量法是指在同样的探测条件下，当自然缺陷回波与某人工规则反射体回波等高时，则该人工规则反射体的尺寸就是此自然缺陷的当量尺寸。自然缺陷的实际尺寸往往大于当量尺寸。

超声波探伤中常用的规则反射体有平底孔、长横孔和大平底面等，下面分别讨论以上各种规则反射体的回波声压。

### 3.1 平底孔回波声压

如图 2-14 所示，在  $x \geq 3N$  的圆盘波源轴线上存在一平底孔（圆片形）缺陷，设波束轴线垂直

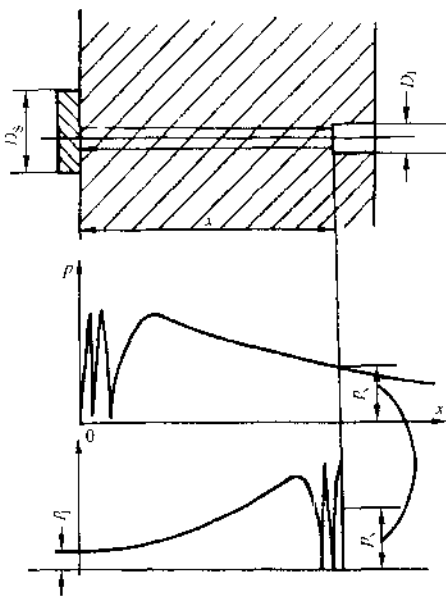


图 2-14 平底孔回波声压



于平底孔，超声波在平底孔上全反射，平底孔直径较小，这时探头接收到的平底孔回波声压  $p_f$  为

$$p_f = \frac{p_0 F_s F_f}{\lambda^2 x^2}$$

$$F_s = \pi D_s^2 / 4;$$

$$F_f = \pi D_f^2 / 4$$

式中  $p_0$ ——探头波源的起始声压；

$F_s$ ——探头波源的面积；

$F_f$ ——平底孔缺陷的面积；

$\lambda$ ——波长；

$x$ ——平底孔至波源的距离。

由上式可知，当探测条件（ $F_s$ ， $\lambda$ ）一定时，平底孔缺陷的回波声压或波高与平底孔面积成正比，与距离平方成反比。这时两个不同的平底孔回波分贝差为

$$\Delta_{12} = 20 \lg \frac{p_{f1}}{p_{f2}} = 40 \lg \frac{D_{f1} x_2}{D_{f2} x_1}$$

(1) 当  $D_{f1} = D_{f2}$ ， $x_2 = 2x_1$  时

$$\Delta_{12} = 20(\lg p_{f1}/p_{f2}) = 40 \lg(x_2/x_1) = 40 \lg 2 = 12(\text{dB})$$

这说明平底孔直径一定，距离增加一倍，其回波下降 12dB。

(2) 当  $x_1 = x_2$ ， $D_{f1} = 2D_{f2}$  时

$$\Delta_{12} = 20(\lg p_{f1}/p_{f2}) = 40 \lg(D_{f1}/D_{f2}) = 40 \lg 2 = 12(\text{dB})$$

这说明平底孔距离一定，直径增加一倍，其回波升高 12dB。

### 3.2 长横孔回波声压

如图 2-15 所示，当  $x \geq 3N$ ，超声波垂直入射，全反射，长横孔直径较小，长度大于波束截面尺寸时，超声波在长横孔表面的反射就类似于球面波在柱面镜上的反射，这时长横孔回波声压  $p_f$  为

$$p_f = \frac{p_0 F_s}{2\lambda x} \sqrt{\frac{D_f}{2x}}$$

式中  $D_f$ ——长横孔的直径。

由上式可知，探测条件（ $F_s$ ， $\lambda$ ）一定时，长横孔回波声压与长横孔的直径平方根成正比，与距离的二分之三次方成反比。两个不同的长横孔回波分贝差为

$$\Delta_{12} = 20 \lg \frac{p_{f1}}{p_{f2}} = 10 \lg \frac{D_{f1} x_2^3}{D_{f2} x_1^3}$$

(1) 当  $D_{f1} = D_{f2}$ ， $x_2 = 2x_1$  时

$$\Delta_{12} = 20 \lg(p_{f1}/p_{f2}) = 30 \lg(x_2/x_1) = 30 \lg 2 = 9(\text{dB})$$

这说明长横孔直径一定，距离增加一倍，其回波下降 9dB。

(2) 当  $x_1 = x_2$ ， $D_{f1} = 2D_{f2}$  时

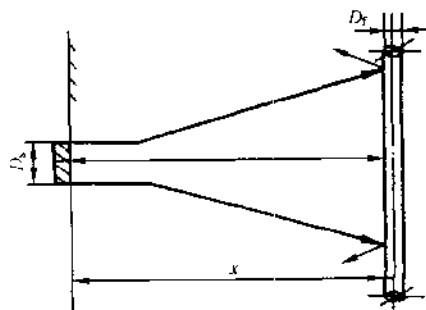


图 2-15 长横孔回波声压

$$\Delta_{12} = 20\lg(p_{D1}/p_{D2}) = 10\lg(D_{D1}/D_{D2}) = 10\lg 2 = 3 \text{ (dB)}$$

这说明长横孔距离一定，直径增加一倍，其回波上升 3dB。

### 3.3 大平底面回波声压

当  $x \geq 3N$  时，超声波在与波束轴线垂直、表面光洁的大平底面上的反射就是球面波在平面上的反射，其回波声压  $p_B$  为

$$p_B = \frac{P_0 F_s}{2\lambda x}$$

由上式可知，当探测条件 ( $F_s$ 、 $\lambda$ ) 一定时，大平底面的回波声压与距离成反比

$$\Delta_{12} = 20\lg \frac{p_{B1}}{p_{B2}} = 20\lg \frac{x_2}{x_1}$$

当  $x_2 = 2x_1$  时， $\Delta_{12} = 20\lg \frac{p_{B1}}{p_{B2}} = 20\lg 2 = 6 \text{ (dB)}$ ，这说明大平底距离增加一倍，其回波下降 6dB。

## 第三节 超声波探伤用仪器、探头和试块

### 1 超声波探伤仪

#### 1.1 仪器的种类

超声波探伤仪的种类很多，常见分类方法有以下几种。

(1) 按显示方式分。

1) A 型显示。A 型显示的示波屏横坐标代表超声波传播时间（或传播距离），纵坐标代表波幅。探伤中根据缺陷的水平刻度和波高来对缺陷进行定位和定量，见图 2-16。目前汕头超声电子集团公司生产的 CTS-22、CTS-23、CTS-26 型探伤仪就是 A 型显示。

A 型显示超声波探伤仪，设备较简单，能对缺陷定位、定量，因此应用很广。但 A 型显示的探伤结果不直观，也不便记录和保存。

2) B 型显示。B 型显示的示波屏横坐标代表探头移动距离，纵坐标代表超声波传播距离或时间，整个示波屏可显示入射平面内的缺陷断面形状，见图 2-17。汕头超声电子集团公司生产的 CTS-8010 探伤仪，就具有 B 型显示的功能。

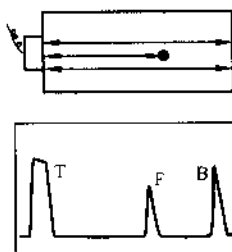


图 2-16 A 型显示

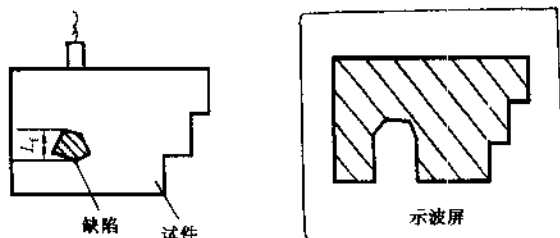


图 2-17 B 型显示

3) C 型显示。C 型显示的示波屏显示工件中缺陷的水平投影情况，不能显示缺陷的深

度位置, 见图 2-18。汕头超声电子集团公司生产的 CTS-8010 探伤仪同时具有 C 型显示的功能。

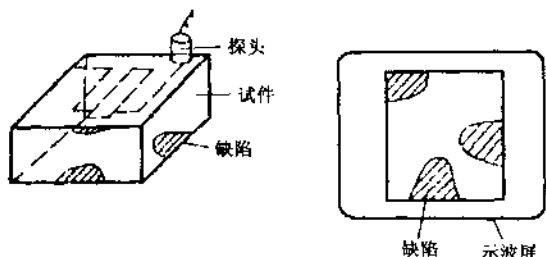


图 2-18 C 型显示

- 1) 单通道。由一个或一对探头单独工作。
- 2) 多通道。由多个或多对探头交替工作。

目前实际超声波探伤中常用的是 A 型脉冲式单通道超声波探伤仪, 如 CTS-22、CTS-23、CTS-26 探伤仪等。

### 1.2 A 型超声波探伤仪的基本电路

A 型脉冲超声波探伤仪的型号规格较多, 线路各异, 但它们的基本电路大体相同。下面以 CTS-22 型探伤仪为例说明 A 型脉冲超声波探伤仪的基本电路。

CTS-22 型超声探伤仪主要由同步电路、发射电路、接收放大电路、时基电路 (又称扫描电路)、显示电路和电源电路组成, 如图 2-19 所示。

各电路的主要功能如下:

(1) 同步电路。产生一系列同步脉冲信号, 用以控制整台仪器各电路按统一步调进行工作。

(2) 发射电路。在同步脉冲信号触发下, 产生高频电脉冲, 用以激励探头发射超声波。

(3) 接收放大电路。将探头接收到的信号放大检波后加于示波管垂直偏转板上。

(4) 时基电路。在同步脉冲信号触发下, 产生锯齿波加于示波管水平偏转板上形成时基线。

(5) 显示电路。显示时基线与探伤波形。

(6) 电源电路。供给仪器各部分所需要的电压。

在实际探伤过程中, 各电路按统一步调协调工作。当电路接通以后, 同步电路产生同步脉冲信号, 同时触发发射电路和时基电路。发射电路被触发以后, 产生高频电脉冲作用于探头, 通过探头中压电晶片的逆压电效应将电信号转换为声信号发射超声波。超声波在传播过程中遇到异质界面 (缺陷或底面) 时反射回来, 被探头接收, 通过探头的正压电效应将声信

(2) 按发射波连续性分。

1) 脉冲波。持续时间有限的间隙发射的波, 称为脉冲波。一般脉冲宽度很窄, 约为数微秒 ( $\mu s$ )。脉冲波一般不干涉或不完全干涉。

2) 连续波。持续时间无限长的连续发射的波, 称为连续波, 连续波产生完全干涉。

(3) 按声波通道分。

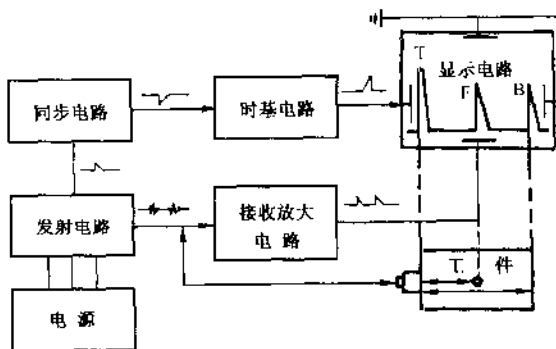


图 2-19 A 型超声波探伤仪电路方框图

号转换为电信号送至放大电路被放大检波, 然后加到示波管垂直偏转板上, 形成重叠的缺陷波 F 和底波 B。时基电路被触发以后产生锯齿波, 加到示波管水平偏转板上, 形成一条时基扫描亮线, 并将缺陷波 F 和底波 B 按时间展开。

### 1.3 新型超声波探伤仪简介

随着科学技术的进步和计算机技术的广泛应用, 超声波探伤仪的技术性能不断提高, 自动化程度也愈来愈高, 技术先进的数字化仪器不断涌现。近年来, 更加先进的图像化、智能化仪器也开始问世。如汕头超声电子集团公司最近推出的新产品 CTS-8002 智能超声波探伤仪和 CTS-8010 便携式彩色显像超声波探伤仪就是其中的代表。

CTS-8002 是将探伤仪与微机一体化的新一代数字化探伤仪, 其功能齐全, 能在屏幕上用数字显示探伤灵敏度及缺陷回波幅度和位置, 能自动重复校准探伤灵敏度, 可储存 10 套不同的探伤参数, 并可将探伤条件显示于屏幕上供储存及打印。除了 A 型仪功能外, 还具有简单 B 扫描功能, 总衰减量达 110dB。

CTS-8010 是我国工业探伤用超声波图像化的最新仪器, 除了 A 型仪的功能外, 还能在同一屏幕上显示出缺陷的 B、C 扫描图像。外设彩色显示器, 能实时显示缺陷轮廓, 缺陷深度可用 16 种颜色或相应的灰阶直观地显示。具有智能化仪器所特有的一系列功能, 操作简单, 重量轻, 携带方便, 对缺陷定量定性评价有重要意义。

## 2 超声波探头

在超声波探伤中, 超声波的发射和接收是通过探头来实现的。下面介绍探头的工作原理及结构。

### 2.1 压电效应

某些晶体材料在交变拉压应力作用下, 产生交变电场的效应称为正压电效应。反之, 当晶体材料在交变电场作用下, 产生伸缩变形的效应称为逆压电效应。正、逆压电效应统称为压电效应。

超声波探伤中的压电晶片具有压电效应, 当高频电脉冲激励压电晶片时, 发生逆压电效应, 将电能转换为声能(机械能), 发射超声波。当探头接收超声波时, 发生正压电效应, 将声能转换为电能。不难看出超声波探头在工作时实现了电能和声能的相互转换, 因此常把探头叫做换能器。

### 2.2 探头的结构

超声波探伤用探头的种类很多, 根据波型不同分为纵波探头、横波探头、表面波探头等, 根据耦合方式分为接触式探头和液(水)浸探头, 根据波束分为聚焦探头与非聚焦探头, 根据晶片数不同分为单晶探头、双晶探头等。此外还有高温探头、微型探头等特殊用途探头。下面介绍几种常用探头。

#### 2.2.1 直探头(纵波探头)

直探头用于发射和接收纵波, 故又称为纵波探头。直探头主要用于探测与探测面平行的缺陷, 如板材、锻件探伤等。直探头的结构如图 2-20 所示, 主要由压电晶片、保护膜、吸收块、电缆接头和外壳等部分组成。

压电晶片的作用是发射和接收超声波, 实现电声换能。

保护膜的作用是保护压电晶片不致磨损或损坏。保护膜分为硬、软保护膜两类, 硬保护

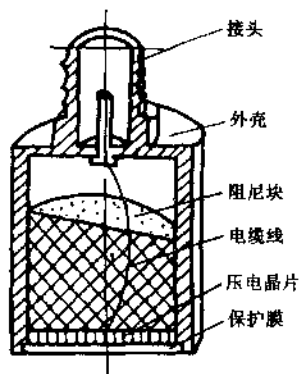


图 2-20 直探头结构

膜用于表面粗糙度较低的工件探伤，软保护膜可用于表面较高的工件探伤。

吸收块紧贴压电晶片，对压电晶片的振动起阻尼作用，所以又叫阻尼块。阻尼块使晶片起振后尽快停下来，从而使脉冲宽度变小，分辨力提高。另外吸收块还可以吸收晶片背面的杂波，提高信噪比。吸收块第三个作用是支承晶片。吸收块常用环氧树脂加钨粉制成，其声阻抗应尽可能接近压电晶片的声阻抗。

外壳的作用在于将各部分组合在一起，并保护各部分。

一般直探头上标有工作频率和晶片尺寸。

### 2.2.2 斜探头

斜探头可分为纵波斜探头 ( $\alpha_L < \alpha_T$ )，横波斜探头 ( $\alpha_L = \alpha_T$ ) 和表面波斜探头 ( $\alpha_L \geq \alpha_T$ )。这里仅介绍横波斜探头。

横波斜探头是利用横波探伤，主要用于探测与探测面垂直或成一定角度的缺陷，如焊缝探伤、汽轮机叶轮探伤等。

横波斜探头的结构如图 2-21 所示。由图可知，横波斜探头实际上是直探头加透声斜楔组成。由于晶片不直接与工件接触，因此这里直探头没有保护膜。

透声斜楔的作用是实现波形转换，使被探工件中只存在折射横波。要求透声斜楔的纵波波速必须小于工件中的纵波波速，透声斜楔的衰减系数适当，且耐磨、易加工。一般透声斜楔用有机玻璃制成。

横波斜探头的标称方式有三种：一是以纵波入射角  $\alpha_L$  来标称，常用  $\alpha_L = 30^\circ、40^\circ、45^\circ、50^\circ$  等，如俄罗斯和我国有些探头；二是以横波折射角  $\beta_S$  来标称，常用  $\beta_S = 40^\circ、45^\circ、50^\circ、60^\circ、70^\circ$  等，如西方国家和日本；三是以  $K = \tan \beta_S$  来标称，常用  $K = 0.8、1.0、1.5、2.0、2.5$  等，这是我国提出来的，使缺陷定位计算大大简化。目前国产横波斜探头大多采用  $K$  值系列。

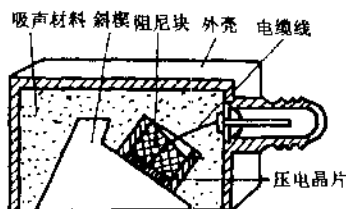


图 2-21 斜探头结构

## 3 试块

按一定用途设计制作的、具有简单几何形状人工反射体的试样，通常称为试块。试块和仪器、探头一样，是超声波探伤中的重要工具。

### 3.1 试块的作用

(1) 确定探伤灵敏度。超声波探伤灵敏度太高或太低都不好，太高杂，则波多，判伤困难，太低会引起漏检。因此在超声波探伤前，常用试块上某一特定的人工反射体来调整探伤灵敏度。

(2) 测试仪器和探头的性能。超声波探伤仪和探头的一些重要性能，如放大线性、水平线性、动态范围、灵敏度余量、分辨力、盲区、探头的入射点、 $K$  值等都是利用试块来测试的。

(3) 调整扫描速度。利用试块可以调整仪器示波屏上水平刻度值与实际声程之间的比例关系,即扫描速度,以便对缺陷进行定位。

(4) 评判缺陷的大小。利用某些试块绘出的距离—波幅—当量曲线(即实用 AVG)来对缺陷定量是目前常用的定量方法之一。特别是 3N 以内的缺陷,采用试块比较法仍然是最有效的定量方法。

### 3.2 试块的分类

#### (1) 按试块来历分。

1) 标准试块。标准试块是由权威机构制定的试块,如国际焊接学会 IIW 试块和 IIW2 试块。

2) 参考试块。参考试块是由各部门按某些具体探伤对象制定的试块,如 CS-1 试块。

#### (2) 按试块上人工反射体分。

1) 平底孔试块。一般平底孔试块上加工有底面为平面的平底孔,如 CS-1、CS-2 试块。

2) 横孔试块。横孔试块上加工有与探测面平行的长横孔或短横孔,如焊缝探伤中的 CSK-II A (长横孔) 和 CSK-III A (短横孔) 试块。

3) 槽形试块。槽形试块上加工有三角尖槽或矩形槽,如无缝钢管探伤中所用的试块,内、外圆表面就加工有三角尖槽。

### 3.3 试块的要求和维护

#### (1) 对试块的要求。

试块材质应均匀,内部杂质少,无影响使用的缺陷。加工容易,不易变形和锈蚀,具有良好的声学性能。试块的平行度、垂直度、粗糙度和尺寸精度都要符合一定的要求。

标准试块要用平炉镇静钢或电炉软钢制作,如 20 号碳钢。对比试块材质尽可能与被探工件相同或相近。

标准试块探测面粗糙度一般不高于  $\sqrt{0.8}$ , 尺寸公差  $\pm 0.1\text{mm}$ 。对比试块表面粗糙度和尺寸公差与被探工件相同或相近。

#### (2) 试块使用与维护。

1) 试块应在适当部位编号,以防混淆。

2) 试块在使用和搬运过程中应注意保护,防止碰伤或擦伤。

3) 使用试块时应注意清除反射体内的油污和锈蚀,常用沾油细布将锈蚀部位抛光,或用合适的去锈剂处理。平底孔在清洗干燥后用尼龙塞或胶合剂封口。

4) 注意防止试块锈蚀,使用后停放时间较长,要涂敷防锈剂。

5) 注意防止试块变形,如避免火烤,平板试块尽可能立放等。

## 第四节 超声波探伤的应用

### 1 锻件超声波探伤

#### 1.1 锻件加工及常见缺陷

锻件是由热态钢锭经锻压变形而成。锻压过程包括加热、形变和冷却,锻压的方式大致

分为锻粗、拔长和滚压。为了改善锻件的组织性能，锻后要进行正火、退火和调质等热处理。锻件形成的每一道工序都可能产生缺陷，但主要缺陷是锻压变形时形成的。锻件中常见的缺陷有夹层、折叠（重皮）、裂纹、白点等。

### 1.2 探伤方法

锻件种类较多，据其几何形状不同，大致分为饼类锻件、轴类锻件和筒类锻件三大类。

饼类锻件的锻造工艺以锻粗工艺为主，缺陷取向基本与端面平行。一般采用纵波直探头从两端面进行探伤，如图 2-22 所示。

轴类锻件的锻造工艺以拔长为主，缺陷取向基本与轴线平行。一般采用纵波直探头从径向进行探伤，有时辅以横波探伤。对于长度较小的轴类锻件还可辅以纵波端面探伤，见图 2-23。

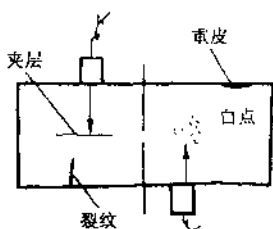


图 2-22 饼类锻件探伤

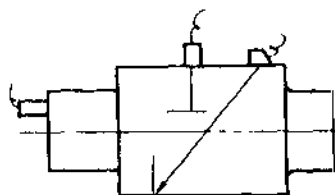


图 2-23 轴类锻件探伤

筒类锻件的锻造工艺一般先锻粗，后冲孔，再滚压。缺陷取向比饼类、轴类锻件复杂，但缺陷主要取向仍与筒体外圆平行。因此筒类锻件仍以纵波直探头从外圆探伤为主，以端面探伤为辅，有时为了发现其他方向的缺陷，还可辅以横波探伤，如图 2-24。

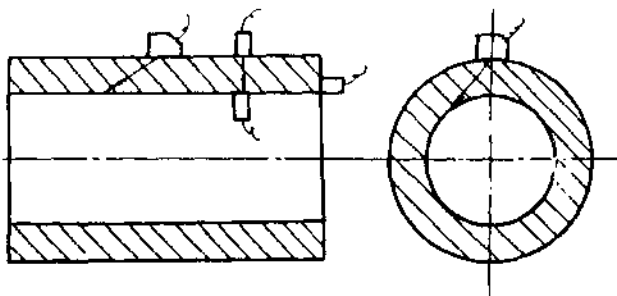


图 2-24 筒类锻件探伤

### 1.3 探测条件的选择

#### 1.3.1 探头的选择

由于锻件的晶粒比较细小，因此一般可选用较高的探伤频率，常用探伤频率为 2.5 ~ 5.0MHz。对于少数材质晶粒粗大、衰减严重的锻件也可选用 1.25MHz 或 1.0MHz 的频率。

锻件中主要缺陷一般与探测面平行，因此常采用纵波直探头进行探伤，探头的直径一般为  $\phi 20 \sim \phi 30\text{mm}$ 。对于径向探伤外径较小的锻件，为了减少近场区长度和耦合损耗，也可选用较小直径的探头。

### 1.3.2 扫查方式

锻件探伤时，原则上应在探测面上从两个互相垂直的方向进行全面扫查。扫查覆盖面为探头直径的 15%，探头移动速度不大于 150mm/s。扫查过程中注意观察缺陷波和底波的变化情况。

### 1.3.3 耦合选择

在锻件探伤中，为了实现较好的耦合，探测面粗糙度一般不低于  $Ra$ ，表面平整，无划伤、油垢和污物。探伤时采用机油、浆糊、甘油等耦合剂耦合。

锻件探伤一般在锻件热处理后进行。

## 1.4 扫描速度和灵敏度的调整

### 1.4.1 扫描速度的调整

锻件探伤前，应根据锻件要求的探测范围来确定扫描速度，以便发现缺陷，并对缺陷定位。

仪器示波屏上水平刻度值  $\tau$  与试件中的实际声程  $X$  的比例关系称为扫描速度或时基线比例，即  $\tau : X = 1 : n$ 。

扫描速度的调整可在试块上进行，也可在尺寸已知的锻件上进行。在试块上调整扫描速度时，试块的声速应尽可能与工件相近。

例如，探伤厚度为 400mm 的锻件时，应按 1:4 调节扫描速度。具体方法是：探头对准 IIW 或 CSK-IA 试块 100mm 底面，使底波  $B_2$ 、 $B_4$  的前沿分别对准水平刻度 5.0 和 10.0 即可。

### 1.4.2 灵敏度的调整

锻件探伤灵敏度是由锻件技术要求或有关标准确定的，一般不低于  $\phi 2$  平底孔当量直径。

调整锻件探伤灵敏度的方法有两种，一种是利用锻件底波调，另一种是利用试块调。当锻件被探部位厚度  $x \geq 3N$ ，且具有平行底面或圆柱曲底面时，常用锻件底波来调整。

对于大平底或实心圆柱体（径向探伤），使无缺陷处底波  $B_1$  达基准高（60%）时需要增益的分贝值为

$$\Delta_{BF} = 20 \lg \frac{P_B}{P_T} = 20 \lg \frac{2\lambda x}{\pi D_f^2} \quad (\text{dB})$$

式中  $x$ ——工件的厚度；

$D_f$ ——规定灵敏度当量平底孔直径；

$\lambda$ ——波长。

调整方法：探头对准锻件底面，衰减器衰减量大于或等于  $\Delta_{BF}$ ，调增益使底波  $B_1$  达基准高，然后用衰减器增益  $\Delta_{BF}$ dB 即可。

当锻件由于几何形状所限或厚度  $x < 3N$  时，应利用具有所需人工缺陷的试块来调整探伤灵敏度。试块的材质、形状、表面粗糙度尽可能同工件。

## 1.5 缺陷的判别

锻件探伤中，要认真分析示波屏上波形，根据缺陷波的特征和底波变化情况正确判别缺陷波。

常见缺陷波的特征：

1) 示波屏上缺陷波与底波共存，锻件中存在较小的缺陷。



2) 示波屏上出现缺陷的多次反射波, 底波严重下降或消失, 锻件中可能存在平行于探测面的大面积缺陷。

3) 示波屏上无缺陷波, 底波严重下降或消失, 锻件中可能存在倾斜的较大面积的缺陷或锻件材质衰减严重。

4) 示波屏上出现密集的互相连接的缺陷波, 底波明显下降或消失, 锻件中存在密集性缺陷。

## 1.6 缺陷的测定

锻件探伤中, 在确认是缺陷之后, 要对缺陷进行定位、定量和定性分析。

### 1.6.1 缺陷定位

在锻件纵波探伤中, 可根据示波屏上缺陷波前沿所对的水平刻度值  $\tau_f$  与扫描速度  $1:n$  来确定缺陷在锻件中的位置。缺陷至探头的距离  $x_f$  为

$$x_f = n\tau_f$$

### 1.6.2 缺陷当量尺寸

在锻件探伤中, 对于尺寸小于声束截面尺寸的缺陷一般采用当量法定量。当缺陷位于三倍近场区以外时, 用当量计算法定量; 当缺陷位于三倍近场区以内时, 用试块比较法定量。下面介绍当量计算法。

对于平底面和径向探伤实心圆柱体时, 当量计算公式为

$$\Delta_{Bf} = 20\lg \frac{p_B}{p_f} = 20\lg \frac{2\lambda x_f^2}{\pi D_f^2 x_B} + 2\alpha(x_f - x_B)$$

式中  $\Delta_{Bf}$ ——不同距离平底孔缺陷与底面回波分贝差;

$x_f$ ——缺陷的距离;

$x_B$ ——锻件的厚度;

$\alpha$ ——锻件材质衰减系数 (单程);

$\lambda$ ——波长;

$D_f$ ——所求缺陷的当量平底孔尺寸。

### 1.6.3 缺陷测长

对于工件中尺寸大于声束截面的缺陷, 不能用当量法来定量, 而常用半波高度法来测定缺陷的长度。具体操作: 先找到缺陷最高回波, 然后左右移动探头使波高下降一半, 这时探头左右移动的距离就是缺陷的指示长度。

### 1.6.4 缺陷性质的估计

锻件探伤中, 可根据缺陷尺寸、形状、数量、方位、静态和动态波形的特征、底波情况和锻件制造工艺过程等来综合分析缺陷的性质。

白点是锻件中最典型的密集缺陷, 也是危险性很大的缺陷, 因此探伤中要特别注意判别。白点回波有以下特点:

- 1) 白点缺陷出现的范围较大, 且基本集中于大锻件的中心部位。
- 2) 白点波形清晰, 回波尖锐, 对移动探头十分敏感。
- 3) 底波严重下降, 甚至消失。

## 1.7 锻件质量级别的评定 (JB 4730—1994)

锻件探伤中常见缺陷有单个缺陷和密集缺陷两大类, 实际探伤中根据锻件中单个缺陷的

当量尺寸、底波的降低情况和密集缺陷面积占探伤面积的百分比不同，将锻件质量分为Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ、Ⅳ、Ⅴ等五级，其中Ⅰ级最高，Ⅴ级最低。单个缺陷等级见表 2-1。底波降低等级见表 2-2，表中  $[B]_G/[B]_F$  表示无缺陷处底波与缺陷处底波的分贝差。密集性缺陷等级见表 2-3。

表 2-1 单个缺陷的等级

等级	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅳ	Ⅴ
缺陷当量	$\leq \phi 4$	$\phi 4 + (> 0 \sim 8) \text{ dB}$	$\phi 4 + (> 8 \sim 12) \text{ dB}$	$\phi 4 + (> 12 \sim 16) \text{ dB}$	$\phi 4 + (> 16) \text{ dB}$

表 2-2 底波降低量的等级

等级	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅳ	Ⅴ
$[B]_G/[B]_F \text{ (dB)}$	$\leq 8$	8 ~ 14	> 14 ~ 20	> 20 ~ 26	> 26

表 2-3 密集缺陷等级

等级	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅳ	Ⅴ
缺陷面积占探伤面积百分比 (%)	0	0 ~ 5	> 5 ~ 10	> 10 ~ 20	> 20

## 2 焊缝超声波探伤

### 2.1 焊接加工及常见缺陷

锅炉压力容器和一些钢结构主要是采用焊接加工成形的。焊缝内部质量一般利用射线和超声波来检测，但对于焊缝中的裂纹、未熔合等危险性缺陷，超声波探伤比射线探伤更容易发现。

为了有效地检出焊缝中的缺陷，探伤人员除了具备超声波探伤的测试技术外，还应对焊接过程、焊接接头和坡口形式以及焊缝中常见缺陷有所了解。

#### 2.1.1 焊接加工

常用的焊接方法有手工电弧焊、埋弧自动焊、气体保护焊和电渣焊等。

焊接过程实际上是一个冶炼和铸造过程，首先利用电能或其他形式的能产生高温使金属熔化，形成熔池，熔融金属在熔池中经过冶金反应后冷却，将两母材牢固地结合在一起。为了防止空气中的氧、氮进入熔融金属，在焊接过程中通常有一定的保护措施。手工电弧焊是利用焊条外层药皮高温时分解产生的中性或还原性气体和溶渣作保护层，埋焊和电渣焊是利用溶渣作保护层，气体保护焊是利用氩气或二氧化碳等保护气体作保护层。

焊接接头形式主要有对接、角接、搭接和 T 型接头等几种。在锅炉压力容器中，最常见的是对接，其次是角接和 T 型接头，搭接少见。

为保证两母材施焊后能完全熔合，焊前应把接合处的母材加工成一定的形状，这种加工后的形状称为坡口。

根据板厚、焊接方法、接头形式和要求不同，可采用不同的坡口形式。常见对接接头的坡口形式有 V 型、U 型、X 型和 K 型等。

#### 2.1.2 焊缝中常见缺陷

焊缝中常见缺陷有气孔、夹渣、未焊透、未熔合和裂纹等，如图 2-25 所示。焊缝中的气孔、夹渣是立体型缺陷，危害性较小；而裂纹、未熔合是平面型缺陷，危害性大。在焊缝

探伤中, 由于焊缝加强高的影响及焊缝中裂纹、未焊透、未熔合等危险性大的缺陷往往与探测面垂直或成一定的角度, 纵波难以检出, 因此一般采用横波探伤。

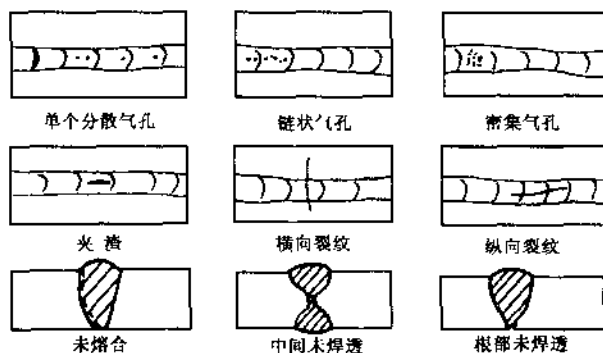


图 2-25 焊接中常见缺陷

## 2.2 探测条件的选择

### 2.2.1 探测面的修整

工件表面状况好坏, 直接影响探伤结果, 因此, 探伤前应清除焊接工件表面飞溅物、氧化皮、凹坑及锈蚀等。一般使用砂轮机、锉刀、喷砂机、钢丝刷、磨石、砂纸等对探测面进行修整。粗糙度一般不大于  $Ra 3.2$ 。

焊缝两侧探测面的修整宽度  $P$  一般根据母材厚度确定。

厚度为  $8 \sim 46\text{mm}$  的焊缝采用一、二次波探伤, 探测面修整宽度为  $P_1 \geq 2KT + 50$  (mm); 厚度为  $46 \sim 120\text{mm}$  的焊缝采用一次波探伤, 探测面修整宽度为  $P_2 \geq KT + 50$  (mm)。式中  $K$  为探头的  $K$  值;  $T$  为工件厚度。

### 2.2.2 耦合剂的选择

在焊缝探伤中, 常用的耦合剂有机油、甘油、浆糊、润滑脂和水等。目前实际探伤中用得最多的是机油与浆糊, 从耦合效果看, 浆糊同机油差别不大, 不过浆糊有一定的黏性, 可用于任意姿势的探伤操作, 并具有较好的水洗性, 用于垂直面或顶面探伤具有独到的好处。

### 2.2.3 频率选择

焊缝的晶粒比较细小, 可选用较高的频率探伤, 一般为  $2.5 \sim 5.0\text{MHz}$ 。对于板厚较小的焊缝, 可采用较高的频率; 对于板厚, 晶粒较大, 衰减明显的焊缝, 应选用较低频率。

### 2.2.4 $K$ 值选择

探头  $K$  值的选择应从以下三个方面考虑:

- 1) 使声束能扫查到整个焊缝截面。
- 2) 使声束中心线尽量与主要危险性缺陷垂直。
- 3) 保证有足够的探伤灵敏度。

一般斜探头  $K$  值可根据工件厚度来选择, 薄工件采用大  $K$  值, 以便避免近场区探伤, 提高定位定量精度。厚工件采用小  $K$  值, 以便缩短声程, 减少衰减, 提高探伤灵敏度, 同时还可减少打磨宽度。

实际探伤时, 可按表 2-4 选择  $K$  值。在条件允许的情况下, 应尽量采用大  $K$  值探头。

探伤时要注意， $K$  值常因工件中的声速变化和探头的磨损而产生变化，所以探伤前必须在试块上实测  $K$  值，并在以后的探伤中经常校验。

实际探伤中，常利用 CSK-ⅠA 和 CSK-ⅢA 等试块来测定探头的  $K$  值。

### 2.3 扫描速度（时基线比例）的调节

在用  $K$  值探头探伤焊缝时，常用水平法和深度法调节扫描速度。当板厚小于 20mm 时，常用水平法；当板厚大于 20mm 时，常用深度法。

(1) 水平法。该方法是使示波屏水平刻度值直接显示反射体的水平投影距离。焊缝探伤中常用图 2-26 所示的试块来调整。探头分别对准 A、B 两孔，反复调节 [脉冲移位] 和 [微调]，使二者最高回波前沿分别对准  $l_1$ 、 $l_2$  即可。

(2) 深度法。此方法是使示波屏水平刻度值直接显示反射体的垂直深度。焊缝探伤中常用图 2-26 所示的试块来调整。探头分别对准 A、B 两横孔。反复调节 [脉冲移位] 和 [微调]，使两孔的最高回波前沿分别对准水平刻度  $d_1$ 、 $d_2$  即可。

### 2.4 距离—波幅曲线

缺陷波高与缺陷大小及距离有关，大小相同的缺陷由于距离不同，回波高度也不相同。描述某一确定反射体回波高度随距离变化的关系曲线称为距离—波幅曲线（见图 2-27）。

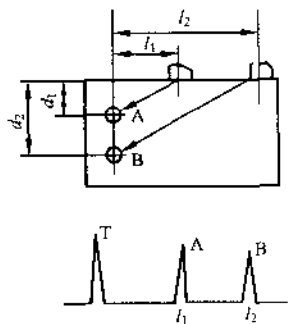


图 2-26 CSK-ⅢA 试块法

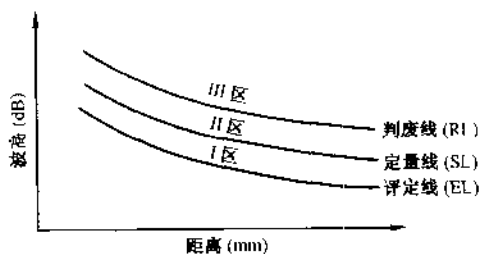


图 2-27 距离—波幅曲线示意图

距离—波幅曲线由定量线 (SL)、判废线 (RI) 和评定线 (EL) 组成，如图 2-27 所示。评定线和定量线之间（包括评定线）称为 I 区，定量线与判废线之间（包括定量线）称为 II 区，判废线及其以上称为 III 区。JB4730—1994 规定不同板厚范围的距离—波幅曲线的灵敏度见表 2-5。

表 2-5 灵敏度表

试块型式	板厚 (mm)	评定线	定量线	判废线
CSK-ⅡA	8 ~ 46	$\phi 2 \times 40-18\text{dB}$	$\phi 2 \times 40-12\text{dB}$	$\phi 2 \times 40-4\text{dB}$
	> 46 ~ 120	$\phi 2 \times 40-14\text{dB}$	$\phi 2 \times 40-8\text{dB}$	$\phi 2 \times 40 + 2\text{dB}$
CSK-ⅢA	8 ~ 15	$\phi 1 \times 6-12\text{dB}$	$\phi 1 \times 6-6\text{dB}$	$\phi 1 \times 6 + 2\text{dB}$
	> 15 ~ 46	$\phi 1 \times 6-9\text{dB}$	$\phi 1 \times 6-3\text{dB}$	$\phi 1 \times 6 + 5\text{dB}$
	> 46 ~ 120	$\phi 1 \times 6-6\text{dB}$	$\phi 1 \times 6$	$\phi 1 \times 6 \pm 10\text{dB}$

距离一波幅曲线可用于确定探伤灵敏度，比较不同缺陷的当量大小和确定缺陷所在区域，从而对焊缝质量进行评级。

## 2.5 扫查方式

在焊缝探伤中，扫查方式有多种，常用的扫查方式有以下几种。

(1) 锯齿形扫查。见图 2-28，探头沿锯齿形路线进行扫查。扫查时，探头要做  $10^{\circ} \sim 15^{\circ}$  转动，这是为了发现与焊缝倾斜的缺陷。此外，每次前进齿距  $d$  不得超过探头晶片直径。这是因为间距太大，会造成漏检。

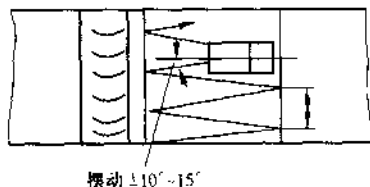


图 2-28 锯齿形扫查

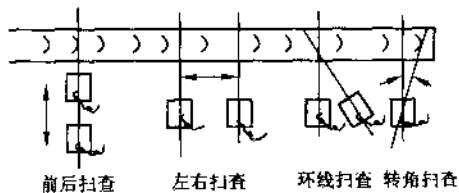


图 2-29 四种基本扫查方式

(2) 左右扫查与前后扫查。见图 2-29，当用锯齿形扫查发现缺陷时，可用左右扫查和前后扫查找到回波的最大值，用左右扫查来确定缺陷沿焊缝方向的长度；用前后扫查来确定缺陷的水平距离或深度。

(3) 转角扫查。见图 2-29，利用它可以推断缺陷的方向。

(4) 环绕扫查。见图 2-29，它可用于推断缺陷的形状。环绕扫查时，回波高度几乎不变，则可判断为点状缺陷。

## 2.6 缺陷波的判别

### 2.6.1 缺陷性质的估判

检出缺陷后，应在不同的方向对该缺陷进行探伤，根据缺陷波形状和高度的变化，结合缺陷的位置和焊接工艺，对缺陷的性质进行综合判断。

(1) 气孔。气孔回波高度低，波形较稳定。从各个方向探测，反射波高大致相同，但稍一移动探头就消失。密集气孔为一簇反射波，当探头做定点转动时，会出现此起彼落的现象。

(2) 夹渣。条状夹渣回波信号多呈锯齿状。它的反射率低，一般波幅不高，波形常呈树枝状，主峰边上有小峰。探头平移时，波幅有变动，从各个方向探测，反射波幅不相同。

(3) 未焊透。未焊透一般位于焊缝中心线上，有一定的长度。在双面焊缝中，声波在未焊透缺陷表面上类似镜面反射，当用单斜探头探测时，有漏检的危险，特别是  $K$  值较小时，漏检可能性更大。为了提高这种缺陷的检出率，应增加大  $K$  值探头探伤。对于单面焊根部未焊透，类似端角反射， $K=0.7 \sim 1.5$ ，灵敏度较高。探头平移时，未焊透波形较稳定。焊缝两侧探伤时，均能得到大致相同的反射波幅。

(4) 未熔合。当超声波垂直入射到其表面时，回波高度大。但如果探伤方法和折射角选择不当，就有可能漏检。未熔合反射波的特征是：探头平移时，波形较稳定。两侧探测时，反射波幅不同，有时只能从一侧探到。

(5) 裂纹。一般来说，裂纹的回波高度较大，波幅宽，会出现多峰。探头平移时，反射波连续出现，波幅有变动。

### 2.6.2 伪缺陷波

焊缝超声波探伤中, 示波屏上除了出现缺陷回波以外, 还会出现伪缺陷波 (假信号)。所谓伪缺陷波是指示波屏上出现的并非焊缝中缺陷引起的反射信号。

(1) 变形波。如果探头的折射角较大, 而探伤灵敏度又调得较高, 则有一部分能量转换成表面波, 这种表面波传播到焊缝边缘时将产生很强的反射信号。

(2) 咬边反射。一般情况下此种缺陷反射波的位置分别出现在一次、二次波的前边。当探头在焊缝两侧探伤时, 一般都能发现。

(3) 焊缝表面沟槽反射。在多道焊缝表面形成一道道沟槽, 当超声波扫描到沟槽时, 会引起沟槽反射。其特点是, 一般出现在一、二次波处或稍偏后的位置, 反射信号不强烈。

### 2.7 缺陷位置的测定

探伤中发现位于 II 区的缺陷波以后, 应根据示波屏上缺陷波的位置来确定缺陷在实际焊缝中的位置。

#### 2.7.1 水平定位法

当仪器按水平 1:n 调节扫描速度时, 应采用水平定位法来确定缺陷位置。若仪器按水平 1:1 调节扫描速度, 那么示波屏上缺陷波前沿所对的水平刻度值  $\tau_f$  就是缺陷的水平距离  $L_f$ 。

用一次波探伤发现缺陷时

$$l_f = n\tau_f \quad d_f = l_f/K$$

用二次波探伤发现缺陷时

$$l_f = n\tau_f \quad d_f = 2T - l_f/K$$

式中  $K$ ——探头的  $K$  值,  $K = \tan\beta$ 。

例 用  $K2$  探头探伤  $T = 15\text{mm}$  的对接焊缝, 仪器按水平 1:1 调节扫描速度, 探伤中示波屏上水平刻度 50 处发现一缺陷波, 求此缺陷的位置。

解: 由已知可得一、二次波的水平距离为

$$\begin{aligned} l_1 &= KT = 2 \times 15 = 30 \\ l_2 &= 2KT = 2 \times 2 \times 15 = 60 \\ 30 &< l_f = 50 < 60 \end{aligned}$$

可见此缺陷是二次波发现的, 它的水平距离和深度分别为

$$\begin{aligned} l_f &= n\tau_f = 1 \times 50 = 50(\text{mm}) \\ d_f &= 2T - l_f/K = 2 \times 15 - 50/2 = 5(\text{mm}) \end{aligned}$$

#### 2.7.2 深度定位法

当仪器按深度 1:n 调节扫描速度时, 应采用深度定位法来确定缺陷的位置。若仪器按深度 1:1 调节扫描速度, 示波屏上缺陷波前沿所对的水平刻度值为  $\tau_f$ 。

用一次波探伤发现缺陷时

$$d_f = n\tau_f \quad l_f = Kd_f$$

用二次波探伤发现缺陷时

$$d_f = 2T - n\tau_f \quad l_f = Kn\tau_f$$

例 用  $K2$  探头探伤  $T = 40\text{mm}$  的对接焊缝, 仪器按深度 1:1 调节扫描速度, 探伤中在示

波屏水平刻度 30 和 60 处各出现一个缺陷波，求这两个缺陷的位置。

解：由已知可知， $\tau_{F_1} = 30 < T = 40$ ，说明  $F_1$  是一次波发现的。 $F_1$  的深度和水平距离分别为  $d_{F_1} = n\tau_{F_1} = 30$  (mm)， $l_{F_1} = Kd_{F_1} = 2 \times 30 = 60$  (mm)。

又由已知可知， $40 < \tau_{F_2} = 60 < 80$ ，说明  $F_2$  是二次波发现的。 $F_2$  的深度和水平距离分别为  $d_{F_2} = 2T - n\tau_{F_2} = 2 \times 40 - 60 = 20$  (mm)， $l_{F_2} = K\tau_{F_2} = 2 \times 60 = 120$  (mm)。

### 2.8 缺陷大小的测定

探伤中发现位于 II 区或 II 区以上的缺陷要进行幅度和指示长度的测定。

缺陷幅度的测定：首先找到缺陷最高回波，测出缺陷波达基准波高时的 dB 值，然后确定缺陷波所在的区域。

缺陷指示长度的测定：当缺陷波位于 II 区且只有一个高点时，用半波高度法（6dB 法）测其指示长度。当缺陷波有多个高点，且端部波高在 II 区时，用端点半波高度法（端点 6dB 法）测其指示长度。

### 2.9 验收标准

焊缝超声波探伤的验收标准根据缺陷反射当量和指示长度来评定。

判废标准：凡存在下列缺陷时判废。

1) 缺陷反射波的波高位于 III 区。

2) 缺陷波波高位于 II 区的条状缺陷，且缺陷指示长度超过表 2-6 的数值时（板厚  $T$  不等的焊缝以薄板为准）。

3) 在任意  $2T$  焊缝长度范围内（但不超过 150mm）缺陷指示长度总和超过表 2-6 的规定时。

表 2-6 允许的最大缺陷长度

级别	条状缺陷指示长度 (mm)
I 级	$L \leq T/3$ (但最小可为 10, 最大不超过 30)
II 级	$L \leq 2T/3$ (但最小可为 12, 最大不超过 40)

测定的任意 8mm 深度范围内，缺陷间距  $a \leq 8\text{mm}$  时，以缺陷之和作为单个缺陷计； $a > 8\text{mm}$  时分别计算。

反射波波高位于 II 区的点状缺陷，其指示长度小于 10mm，按 5mm 计。

4) 探伤人员判为危险性的其他缺陷。

例 探伤  $T = 45\text{mm}$  的对接焊缝，发现波幅为  $\phi 1 \times 6 + 2\text{dB}$  指示长度为 9mm 的条状缺陷三个，其间距均小于 8mm，根据 JB 4730—1994 标准评定该焊缝质量级别。

解：(1) 缺陷所处区域。 $T = 45\text{mm}$ ，定量线为  $\phi 1 \times 6 - 3\text{dB}$ ，判废线为  $\phi 1 \times 6 + 5\text{dB}$ ，该缺陷当量为  $\phi 1 \times 6 + 2\text{dB}$ ，位于 II 区。应据缺陷指示长度评级。

(2) 焊缝质量级别评定。由已知得  $T/3 = 45/3 = 15\text{mm}$ ， $2T/3 = 30\text{mm}$ ，标准规定间距  $a < 8\text{mm}$  时，以缺陷之和作为单个缺陷。这里  $a < 8\text{mm}$ ，因此缺陷总长为

$$L_t = 9 \times 3 = 27\text{mm} < 2T/3$$

所以该焊缝质量级别为 II 级。

## 3 螺栓超声波探伤

发电厂中的汽轮机汽缸、调速汽门、主汽门等紧固螺栓曾发生过断裂现象，严重危及人身及设备的安全，造成很大的经济损失，因此有必要对螺栓进行探伤。

### 3.1 螺栓裂纹的成因和特征

发电厂紧固螺栓可分为两种，一种是 M76 以下无中心孔，另一种是 M76 及以上带  $\phi 20$  中心加热孔。

M76 以下无中心孔螺栓，一般在冷态下用大锤敲打长臂扳手来紧固，螺栓受到冲击载荷，结合面处承受拉、剪、弯、扭等应力，容易引起裂纹。这种裂纹在冷态下紧固时产生，故称为冷裂纹。冷裂纹多位于栽丝端结合面处丝扣根部，由外向中心扩展，如图 2-30 所示。

M76 以上带中心加热孔的螺栓，是通过加热中心孔，利用热胀冷缩来增加螺栓的预紧力。当加热不当时，如局部温度过高或加热速度过快，使螺栓内部出现贝氏体、针状马氏体等脆性大的组织，同时产生很大的组织应力。这样就容易在内孔组织性能恶化部位形成裂纹。这种裂纹是加热不当引起的，故称为热裂纹。热裂纹多出现在螺帽端螺栓内壁，由内向外扩展。

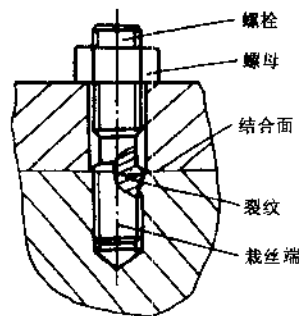


图 2-30 螺栓结构及常见裂纹

统计资料表明，冷裂纹占 98%，故下面仅介绍冷裂纹探伤。

### 3.2 探测条件的选择

#### 3.2.1 探头的选择

紧固螺栓裂纹一般始于结合面处栽丝端螺纹根部，裂面垂直或近似垂直于螺栓轴线，因此常采用纵波直探头从螺栓两端面进行轴向探伤。探头选择原则：

- 1) 小于 M36 的螺栓，采用  $5\text{MHz} < \phi 10$  探头。
- 2) M36 ~ M76 的螺栓，采用  $5\text{MHz} < \phi 10$  探头。
- 3) 大于 M76 的螺栓，采用  $5\text{MHz} < \phi 12$  或  $2.5\text{MHz} < \phi 10 \sim \phi 14$  探头。

这里选用的频率较高，是为了减少半扩散角，从而减少扩散波束引起的各种干扰波。

#### 3.2.2 耦合与扫查方式的选择

为了保证良好的耦合，螺栓端面应磨平打光，打磨时注意尽可能使端面与轴线垂直。螺栓探伤常用耦合剂为机油、变压器油或甘油。

探测时探头按星形扫查，从螺栓两端进行探测。对于短螺栓，从一端探测另一端为主。对于长螺栓，以探测本端为主。

#### 3.2.3 扫描速度的调整

一般利用试块或螺栓底波来调整扫描速度，使第一次底波  $B_1$  位于水平刻度最大值附近即可。

#### 3.2.4 灵敏度的调整

(1) 利用模拟试样调。在条件与被探螺栓相同的模拟试样（螺栓）尾部 1~2 扣处根部加工 1mm 深的锯口，探头对准锯口，调节仪器使锯口回波达示波屏满幅度 80% 高即可。这种方法简单可靠，但耦合条件不一定完全相同，有时需要考虑耦合补偿。

(2) 利用螺纹波调。当探头置于某一位置时，扩散波束在螺纹上产生反射形成螺纹波  $H_1$ 、 $H_2$ 。由于螺纹波总低于裂纹回波，因此利用螺纹波来调整探伤灵敏度也是可行的。调整方法：移动和转动探头，并调节仪器，使被探端的数个螺纹波达满幅度的 30%~40% 即可。这种方法不用模拟试块，对螺栓底面要求不高，也不必考虑耦合补偿。但这种方法灵敏度偏高，杂波较多。



最近探伤技术人员研究采用纵波斜探头探螺栓，由于其波束指向裂纹，其灵敏度更高，是一种值得推广的探伤方法。

### 3.3 裂纹波的鉴别

螺栓探伤中，裂纹波具有以下特点：

(1) 波形。由于裂纹的裂面往往垂直于主波束，因此裂纹波的波形清晰、陡直、尖锐，且反射较强。

(2) 位置。由于裂纹多出现在结合面附近 2~3 扣处，因此裂纹波也一般位于结合面附近。

(3) 声程。从螺栓两端探测，裂纹波声程之和等于螺栓全长。

(4) 底波。当螺栓中存在裂纹时，裂纹处的底波将会下降，甚至消失。

(5) 螺纹波。由于裂纹的遮挡将使紧靠裂纹波之后的螺纹波降低，甚至消失。

## 4 汽轮机叶轮键槽裂纹超声波探伤

### 4.1 叶轮键槽裂纹的产生和探伤方法

汽轮机叶轮结构如图 2-31 所示。汽轮机工作时，叶轮通过键带动汽轮机主轴高速旋转，叶轮键槽承受巨大的应力，键槽圆角  $R$  处应力集中，容易引起裂纹。在循环应力作用下，裂纹扩张最后引起断裂事故。

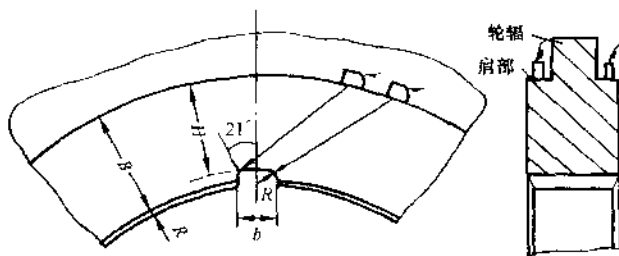


图 2-31 叶轮结构及探伤方法

叶轮键槽裂纹常出现在圆角  $R$  与键槽顶面相切部位，与键槽中心线成  $21^\circ$  左右的夹角。这种裂纹大多不是起源于端面，而是从接近端面的内部向端面延伸。

为了获得较强的裂纹反射信号，一般采用横波斜探头在叶轮肩部进行探伤。这时裂纹与键槽顶面构成端角反射条件。

### 4.2 探测条件的选择

#### (1) 探头选择。

叶轮键槽探伤，一般选用以下探头：

2.5MHz $\phi$ 14 和 5.0MHz $\phi$ 14 直探头各一只，用于测厚和确定叶轮键槽中心位置。

2.5MHz $\phi$ 14 折射角为  $36^\circ$ 、 $39^\circ$ 、 $50^\circ$  的斜探头各一只，用于探伤，一般以 2.5MHz $\phi$ 14 折射角为  $39^\circ$  的探头探伤为主，因为这种探头灵敏度较高，其他探头用于复核验证。

(2) 扫描速度的调整。叶轮键槽探伤，常用 CSK-IA 试块按声程 1:2 或 1:4 来调整扫描速度，使示波屏上能显示一次波的最大声程。

(3) 灵敏度的调整。叶轮键槽探伤中，具体调整方法如下：先用 2.5MHz $\phi$ 14 的  $39^\circ$  斜探

头置于叶轮肩部，前后移动探头，找到使 J 波达基准 50%，最后增益，使键槽 R 处的反射波，最强点增益 30dB，这时灵敏度就调好了。

### 4.3 扫查探测

将探头置于叶轮肩部前后移动进行扫查探测，注意观察 J 波之后 38 ~ 46mm ( $b = 50$ , R5) 或 32 ~ 36mm ( $b = 40$ , R5) 范围内有无可疑信号。

在叶轮轮辐的两侧肩部 (见图 2-31)，键槽的两侧四个对称位置重复以上探测过程。如果没有发现裂纹可疑信号，则探伤工作就结束。如果发现有类似裂纹的可疑信号，则必须进一步做仔细复探，但要注意变型纵波和表面波。为进一步确定是否有裂纹信号，可利用直探头找出键槽的中心点，贴上标尺，并查找叶轮的尺寸，做出声程图，根据可疑信号的游动范围、与键槽波的相对位置、可疑信号可能出现的位置等综合判断是否有裂纹。

## 第三章 磁粉探伤

### 第一节 磁粉探伤的物理基础

#### 1 磁的基本概念

在磁粉探伤中，常用的磁学概念有：磁性和磁极、磁力线和磁场强度、磁感应强度和磁导率等。下面分别予以简介。

##### 1.1 磁性和磁极

某些物质具有吸引铁质物体的性质叫磁性，磁性是物质的基本属性之一。

具有磁性的物体称为磁体，如铁矿石（ $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ）就是一种天然的磁体。磁体各处的磁性不同，磁体上磁性最强的地方称为磁极，磁极吸引的磁粉最多，如条形磁体的两端就是磁极。如果把一条形磁体水平悬在空中，它的两极会分别指向地球的南北极，其中指南的叫南极，用 S 表示；指北的叫北极，用 N 表示。任何磁体的两极是不可分割的，即使是微小的磁粉也具有 S、N 极。磁极间相互作用，同性相斥，异性相吸。磁粉探伤就是利用工件被磁化以后在缺陷处形成磁极吸附磁粉来显示缺陷的。

根据物质的磁性不同将物质分为铁磁性物质、顺磁性物质和抗磁性（逆磁性）物质等三大类。铁磁性物质在磁场中显强磁性，如铁（Fe）、钴（Co）、镍（Ni）、镧（La）、铈（Ce）及其合金，但奥氏体不锈钢除外。顺磁性物质在磁场中显弱磁性，如铝（Al）、锰（Mn）、铬（Cr）等。抗磁性物质在磁场中不显磁性，并排斥磁体，如铜（Cu）、银（Ag）、锌（Zn）、铅（Pb）等。一般把抗磁性和顺磁性物质称为非铁磁性物质。

##### 1.2 磁力线和磁场强度

磁体和通电导体周围的磁针发生偏转说明磁体和通电导体周围存在磁场。磁场的强弱和方向常用磁力线来形象地描述。

磁力线是假想的用来描述磁场中各处磁场强度和方向的曲线。磁力线总是连续闭合，互不相交。这与电力线不同，电力线不闭合，总是始于正电荷，终于负电荷。磁力线上任意一点的切线方向表示该点磁场的方向。在磁体外磁力线总是从 N 极到 S 极，在磁体内磁力线总是从 S 极到 N 极，通电导体周围磁力线的方向可用右手定则来确定。

垂直通过某一截面磁力线的条数称为磁通量，用  $\Phi$  表示。

在真空或空气中，垂直通过单位面积的磁力线条数称为磁场强度，用  $H$  表示

$$H = \frac{\Phi}{S}$$

式中  $\Phi$ ——磁通量；

$S$ ——截面积。

##### 1.3 磁感应强度和磁导率

铁磁性物质在磁场中被磁化为具有强磁性的现象称为磁感应现象。例如把本来不具磁性的铁钉放在磁场中，铁钉就具有强磁性，吸附磁粉，就是由于磁感应引起的。

由于磁感应，磁场中的铁磁性物质具有磁性以后，产生一个与原磁场方向相同的附加磁场，二者互相叠加，从而使磁通量增加，这时有

$$\Phi = \Phi_1 + \Phi_2$$

式中  $\Phi$ ——总磁通量；

$\Phi_1$ ——原磁场在空气中的磁通量；

$\Phi_2$ ——铁磁性物质产生的附加磁通量。

磁介质中垂直通过单位面积的磁力线条数称为磁感应强度，用  $B$  表示。

磁感应强度  $B$  与磁场强度  $H$  的关系为

$$B = \mu H \quad \mu = \frac{B}{H}$$

式中  $\mu$ ——磁导率。

磁导率  $\mu$  表示材料被磁化的难易程度或导磁能力的强弱。 $\mu$  大，表示该材料易磁化，导磁能力强； $\mu$  小，表示该材料难磁化，导磁能力弱。

不难发现，磁感应强度  $B$  与磁场强度  $H$  不同， $H$  是空气或真空中的磁场强度。 $B$  是指在外磁场作用下磁介质中产生的磁感应强度，取决于  $\mu$  和  $H_0$ 。

为了比较各种材料的导磁能力，我们把任意一种材料的磁导率  $\mu$  与真空磁导率  $\mu_0$  的比值，叫做相对磁导率  $\mu_r$ 。

$$\mu_r = \mu / \mu_0$$

不同种类的材料  $\mu_r$  是不同的，常用材料的  $\mu_r$  见表 3-1。

表 3-1 常用材料的相对磁导率  $\mu_r$

类别	逆磁性材料		顺磁性材料		铁磁性材料	
	Cu	Pb	Al	奥氏体钢	纯铁	Fe-Co 合金
$\mu_r$	0.999995	0.999847	1.000021	1.001 ~ 1.35	5000 ~ 7000	2000 ~ 6000

## 2 铁磁性材料

磁粉探伤的对象是铁磁性材料，因此下面重点介绍铁磁性材料的磁畴理论、磁化曲线、磁滞回线、钢铁材料的磁特性。

### 2.1 磁畴

电磁场理论指出任何带电粒子的运动都会产生磁效应。物质是由分子和原子组成的，原子中每个电子同时参与自旋和绕核旋转两种运动，因而每个电子都具有一定的磁矩。原子中所有电子产生的磁效应的总和可用一个等效磁矩来表示。这个等效磁矩叫原子磁矩，用  $P_m$  表示。由于原子中各电子绕核运动产生的磁矩往往互相平衡，因此原子磁矩  $P_m$  主要取决于电子自旋磁矩。

在铁磁性材料中，原子壳层内存在较多的未被抵消的电子自旋磁矩，由此产生的原子磁矩较强。如果原子的间距适当，相邻电子的静电交换作用较强，于是就会出现一些原子磁矩取向一致、排列整齐的小区域，这些自发磁化的小区域叫磁畴，如图 3-1 (a) 所示。磁畴体

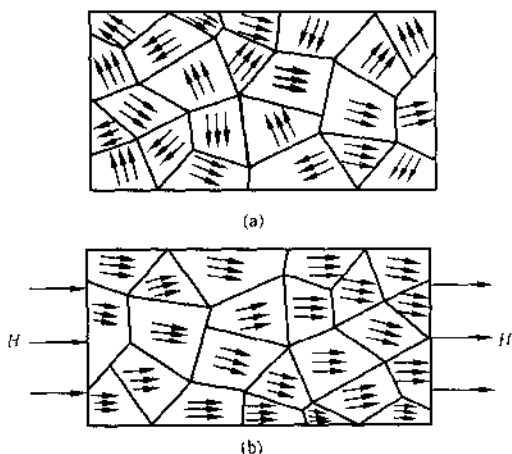


图 3-1 磁畴

(a) 无外磁场; (b) 有外磁场

积很小, 约为  $1\text{mm}^3$ , 但每个磁畴中含有约  $10^{12} \sim 10^{15}$  个原子。当无外磁场存在时, 磁畴取向各异, 为无序排列, 磁性互相抵消, 因此对外不显示磁性。当有外磁场存在时, 磁畴在外磁场作用下发生偏转, 最后趋向与外磁场方向一致, 为有序排列, 磁场互相叠加, 因此对外显强磁性, 如图 3-1 (b) 所示。

由此可见, 磁畴的存在是铁磁性材料显强磁性的内因, 外磁场则是其显强磁性的外因。

铁磁性材料的磁性与温度有关, 当温度升高时, 分子热运动加剧, 破坏磁畴的有序排列, 使材料的磁场减弱。当温度升高到一定值时, 磁畴被分子热运动完全破坏, 使材料的磁性完全消失。这一使铁磁性材料的磁性完全消失的温度称为居里温度, 用  $T_C$  表示。如铁的  $T_C = 768^\circ\text{C}$ , 镍的  $T_C = 365^\circ\text{C}$ , 钴的  $T_C = 1150^\circ\text{C}$ 。

此外铁磁性材料的磁性还与振动有关, 振动会破坏磁畴的有序排列, 从而使材料的磁性减弱。振动愈剧烈, 磁性减弱愈明显。实际探伤中, 有时采用打击振动来实现退磁就是这个原因。

## 2.2 磁滞回线

实验表明, 当外磁场强度  $H$  变化一个周期时, 磁感应强度  $B$  也变化一个周期, 但在这个变化过程中,  $B$  的变化总是滞后于  $H$  的变化。描述磁感应强度  $B$  的变化滞后于磁场强度  $H$  变化的闭合回线称为磁滞回线, 如图 3-2 所示。

### 2.2 磁滞回线

实验表明, 当外磁场强度  $H$  变化一个周期时, 磁感应强度  $B$  也变化一个周期, 但在这个变化过程中,  $B$  的变化总是滞后于  $H$  的变化。描述磁感应强度  $B$  的变化滞后于磁场强度  $H$  变化的闭合回线称为磁滞回线, 如图 3-2 所示。

由图 3-2 可知, 当  $H$  降低时,  $B$  并不按初始磁化曲线  $oa$  降低, 而是沿  $ab$  曲线变化。当  $H = 0$  时,  $B = B_r$ , 即外磁场为 0 时, 材料内部仍保留一定的剩余磁感应强度  $B_r$ ,  $B_r$  称剩磁。

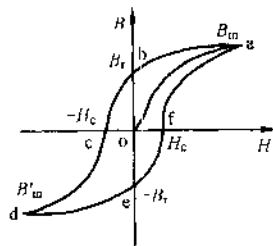


图 3-2 磁滞回线

为消除材料内部的剩磁  $B_r$  所需施加的反向磁场强度  $H_c$ , 称为矫顽力。

不同铁磁性材料的磁滞回线的面积形状不同, 据此将铁磁性材料分为软磁性材料和硬磁性材料。

软磁性材料的磁滞回线面积小, 磁损耗小, 磁导率  $\mu$  大, 矫顽力  $H_c$  小, 剩磁  $B_r$  小, 易磁化, 易退磁。一般用于制造变压器、继电器、电磁铁及其他电磁元件的铁芯和磁粉探伤中用的磁粉。

硬磁性材料的磁滞回线面积大, 磁损耗大, 磁导率  $\mu$  小, 剩磁  $B_r$  大, 矫顽力  $H_c$  大, 难磁化, 难退磁。一般的永久磁铁、高碳淬火钢属于硬磁性材料。

### 2.3 钢铁材料的磁性

铁是钢铁材料中的基本元素, 钢铁材料的磁性与铁的晶体结构有密切的联系。

碳钢的磁性与化学成分及热处理方法有关。一般低、中碳钢经退火或正火处理后室温下的主要组织为铁素体和珠光体，因此具有强铁磁性。含 C 量愈低，铁素体占的比例愈大，磁性就愈强。一般高碳钢经正火处理后室温下的主要组织为珠光体与渗碳体，磁性下降。

在合金钢中，由于加入一些合金元素，组织发生变化，因此磁性也随着发生变化。当在碳钢中加入足够量的 Cr、Ni 两种元素，就能使奥氏体区扩大到室温，称为奥氏体不锈钢。由于奥氏体不锈钢在室温下的组织为奥氏体，为非铁磁性物质，所以不能采用磁粉探伤。例如 1Cr18Ni9、1Cr18Ni9Ti 等。

值得注意的是，不锈钢还包括铁素体不锈钢和马氏体不锈钢。铁素体不锈钢室温下基本组织是铁素体，具有强铁磁性，如 Cr17、Cr17Ti 等。马氏体不锈钢室温下基本组织为马氏体与铁素体，具有较强的铁磁性，如 1Cr13、2Cr13 等。由此可见铁素体不锈钢和马氏体不锈钢为铁磁性材料，所以可以采用磁粉探伤。

### 3 漏磁场

#### 3.1 漏磁场的产生

在磁介质中，磁力线所通过的闭合路径称为磁路。在铁磁性材料中，磁力线几乎都约束在铁磁性材料的磁路中。

当工件表面无缺陷时，工件被磁化以后，磁力线均匀分布于工件中，几乎没有磁力线穿出和进入工件，因此不会形成 S、N 极。

当工件表面存在缺陷时，缺陷处空气的磁导率  $\mu$  很小，磁阻很大，磁力线难以通过缺陷。这时磁路就会发生变化。从而使一部分磁力线被挤到缺陷尖端下部通过，一部分磁力线被挤出工件表面后再进入工件，少部分磁力线直接通过缺陷。从工件表面泄漏出来的磁力线，形成 S、N 极，即漏磁场，如图 3-3 所示。

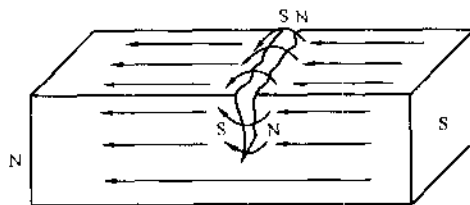


图 3-3 工件表面的漏磁场

#### 3.2 影响漏磁场的主要因素

(1) 工件磁化程度的影响。缺陷的漏磁场与工件的磁化程度有关。实验证明，当钢材的磁感应强度达到饱和值的 80% 以上时，缺陷漏磁场便会迅速增加。

(2) 缺陷埋藏深度的影响。缺陷漏磁场与缺陷埋藏深度密切相关。同样的缺陷，位于工件表面时，漏磁场强，随着缺陷埋藏深度增加，漏磁场逐渐变小。

(3) 缺陷方向的影响。缺陷方向对漏磁场有影响。当缺陷与磁力线垂直或接近垂直时，漏磁场最强。当缺陷与磁力线平行或接近于平行时，几乎不产生漏磁场。

(4) 缺陷深度和宽度的影响。同样宽度的缺陷，当缺陷深度增加时，漏磁场也随着增加。同样深度的缺陷，当缺陷宽度很小时，漏磁场随宽度增加而增加；但当宽度较大时，宽度增加，漏磁场反而下降。

(5) 缺陷性质的影响。不同性质的缺陷，磁导率不同。缺陷的磁导率愈小，磁阻就愈大，磁力线就愈难通过。这样磁力线在缺陷处泄漏就愈多，因此漏磁场就愈强。

(6) 工件表面覆盖层的影响。工件表面非铁磁性覆盖层对缺陷漏磁场也有一定的影响。

当覆盖层厚度增加时，漏磁场的强度将减弱。因此磁粉探伤前应尽量消除工件表面的覆盖层，如油漆、灰尘和各种污物等。

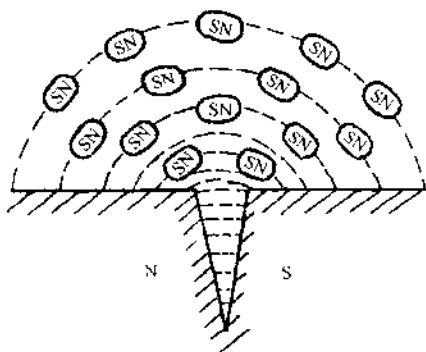


图 3-4 磁痕的形成

磁化以后，由于缺陷处磁导率低，磁阻大，致使磁力线穿出和进入，而产生 S、N 极，形成漏磁场。当磁粉施加在工件表面时，漏磁场附近的磁粉被磁化，也形成 S、N 极。这时漏磁场和磁粉的磁极相互作用，于是在缺陷处形成磁痕，从而显示缺陷。

此外，漏磁场还可用录磁法和电磁转换法来显示。录磁法是用磁带记录漏磁场，然后回放磁带来显示缺陷。电磁转换法是通过霍尔磁敏元件或电磁感应线圈将漏磁场转换为电信号来显示缺陷。但目前常用的是磁粉探伤法，因此下面仅讨论磁粉探伤。

### 3.3 磁痕的形成

缺陷处产生的漏磁场是看不见的，必须通过吸附磁粉形成磁痕或其他方式来显示。

漏磁场对磁粉的吸附作用是由于磁极作用的结果。缺陷处有磁力线穿出和进入，具有 S、N 极，产生漏磁场。当磁粉位于漏磁场中时，就会被磁化，也形成 S、N 极，并沿着漏磁场的磁感应线方向排列堆积起来，形成磁痕，如图 3-4 所示。

漏磁场形成的磁痕宽度比缺陷的实际宽度大数倍至数十倍，所以磁痕容易观察出来。

综上所述，磁粉探伤的原理是指铁磁性材料被

## 第二节 磁粉探伤材料与设备

### 1 磁粉与磁悬液

#### 1.1 磁粉的种类

磁粉是一种粒度细小的磁性粉状物质，主要成分为  $Fe_3O_4$ 、 $Fe_2O_3$  和纯铁粉。

磁粉的种类较多，分类方法也不同。据磁痕的观察方法不同分为荧光磁粉和非荧光磁粉，据分散介质不同分为干磁粉和湿磁粉。

#### (1) 荧光磁粉和非荧光磁粉。

荧光磁粉是将荧光物质粘结在磁性铁粉表面而制成的。通常在紫外灯下观察，磁痕发出色泽鲜明的黄绿色荧光，与工件表面形成良好的对比度。因此其检测灵敏度高，能发现微小的缺陷。

非荧光磁粉是黑色的  $Fe_3O_4$  与红褐色的  $Fe_2O_3$  混和物，可在日光或灯光下观察。为了提高磁粉与工件表面的对比度，常将磁粉染成红色、黑色或白色。

#### (2) 干磁粉和湿磁粉。

干磁粉以干粉粒状保存，具有较好的磁性和流动性。可用于干法检验和湿法检验。

干法检验时，磁粉以空气作为分散剂施加在工件表面上。湿法检验时，将磁粉与轻质油或水配成磁悬液施加在工件表面上。

湿磁粉是将磁粉制成浓缩磁粉或磁膏保存，只能用于湿法检验，使用前需要进行稀释。

浓缩磁粉是在磁粉外面包上一层润湿剂而制成。磁膏是将磁粉与润湿剂、防锈剂均匀混合为稠浆制成的。

### 1.2 磁粉的性能

磁粉探伤中，磁粉是形成磁痕、显示缺陷的重要材料。磁粉性能的好坏直接影响缺陷检出的效果。一般要求磁粉具有以下性能。

#### (1) 磁性。

磁粉探伤时，要求磁粉具有高磁导率 $\mu$ 、低剩磁 $B_r$ 和低矫顽力 $H_c$ ，磁滞回线狭窄。磁粉的磁导率 $\mu$ 高，易磁化，磁化后磁性强，这样容易被漏磁场吸附。磁粉的 $B_r$ 和 $H_c$ 低，磁粉容易分散和流动，探伤后清除也比较方便。如果 $B_r$ 和 $H_c$ 较高，磁粉会凝聚成团，不易分散开，悬浮性能差，容易沉积。同时还会吸附在工作表面上，不便清除。

磁粉的磁性常用称量法测定，一般要求磁粉的称量值不小于7g。

#### (2) 粒度。

磁粉的粒度是指磁粉颗粒的大小。磁粉的粒度对磁粉的分散性、悬浮性和漏磁场对磁粉的吸附有较大的影响。磁粉粒度大，分散性好，悬浮性差，不容易被缺陷处微弱的漏磁场吸附；磁粉粒度小，分散性差，悬浮性好，容易被微弱的漏磁场吸附。当然，缺陷对磁粉的吸附还与缺陷同磁粉的相对大小有关。一般认为，当磁粉的粒度大小为缺陷宽度的0.5~1倍时，磁粉最容易被缺陷漏磁场所吸附。

#### (3) 流动性和密度。

为了有效地检出缺陷，磁粉必须能在工件表面流动，以便被漏磁场吸附，因此要求磁粉具有良好的流动性。

磁粉的密度对磁粉的磁性、悬浮性、流动性有影响。密度大，磁性强，悬浮性差，流动性也不好，吸附磁粉所需的磁场力大；密度小，磁性弱，悬浮性好，流动性好，吸附磁粉所需的磁场力小。

#### (4) 形状。

磁粉的形状有条状、椭圆状、球状和各种不同规则形状。磁粉的形状不同，其磁性和流动性也不一样。条状磁粉，易磁化，出现明显的磁极，易结成磁粉链，被弱漏磁场吸附，形成清晰的磁痕，对于宽而浅的缺陷和近表面缺陷检出率高。但条状磁粉流动性差。球状或椭圆状磁粉流动性好，但磁化较难，磁性较弱，漏磁场的吸附力较小。为了使磁粉既具有良好的磁性，又具有良好的流动性，常将条状磁粉和球状磁粉按一定的比例混合而成。

#### (5) 识别度。

识别度是指磁粉的光学性能，包括磁粉的颜色或荧光亮度以及与工件表面颜色的对比度。

对于非荧光磁粉，磁粉颜色很重要，一般光亮表面的工件宜用黑磁粉，黑色表面的工件宜用白磁粉，荧光磁粉可用于任何表面颜色的工件。

### 1.3 磁悬液

将磁粉与油或水按一定的比例混合而成的悬浮液，称为磁悬液。磁悬液中悬浮磁粉的液体称为分散剂或悬浮剂或载液。

为了满足磁粉探伤的要求，磁悬液中的分散剂必须符合以下条件。

1) 具有适当的黏度和较好的流动性，以便使磁粉能较好地悬浮在分散剂中。



2) 表面张力较小, 以便使分散剂能较好地润湿磁粉和工件, 施加时能迅速均匀地覆盖在工件表面上。

3) 闪点高, 不易燃, 挥发性小, 化学稳定性好, 经久耐用。

4) 对工件无腐蚀, 对人体无害, 价格低廉, 来源广。

实际探伤中, 根据分散剂不同, 将磁悬液分为油磁悬液和水磁悬液两大类。

## 2 灵敏度试片

磁粉探伤中, 发现规定大小缺陷的能力, 称为磁粉探伤灵敏度。磁粉探伤灵敏度常用灵敏度试片(块)来测定。

灵敏度试片(块)上含有各种不同的人工缺陷, 可以用来鉴别探伤设备、磁粉、磁悬液的综合性能; 确定探伤灵敏度和磁化规范; 判别工艺操作方法是否妥当; 考察工件表面各点的磁场分布情况等。

灵敏度试片(块)的种类较多, 目前, 我国用得较多的有 A 型灵敏度试片。A 型灵敏度试片的形状尺寸见图 3-5, 类别型号见表 3-2。

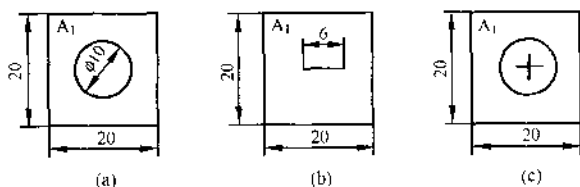


图 3-5 A 型灵敏度试片

(a) 圆形; (b) 直线形; (c) 综合形

表 3-2 A 型灵敏度试片的类别与型号

类别	型号	材料
第一类	A1-15/100	退火电磁软铁
	A1-30/100	
	A1-60/100	
第二类	A2-15/100	未退火电磁软铁
	A2-30/100	
	A2-60/100	

A 型灵敏度试片用轧制的电磁软铁片制成, 纵横方向的磁性不同, 退火处理可以消除这种现象。通常在试片的一面刻有一定深度的细槽, 据刻槽不同分为圆形、直线形和综合形三种形式。一般直线形用于检查磁场方向确定的工件, 圆形和综合形用于磁场方向任意的工件。

A 型灵敏度试片分为 A1、A2 两类, A1 为退火电磁软铁, A2 为未退火电磁软铁。一般显示同样深度的刻槽, A1 比 A2 所需的磁场强度小。

A 型灵敏度试片的型号由两部分组成, 前者表示材料情况, 后者用分数形式表示试片厚度和刻槽深度, 分子表示刻槽深度, 分母表示试片厚度, 单位为  $\mu\text{m}$ 。例如 A1-30/100, A1 表示试片材料为退火电磁软铁, 30/100 表示试片厚度为  $100\mu\text{m}$ , 槽深为  $30\mu\text{m}$ 。

使用试片时, 应使有槽一面对着工件, 无槽一面朝外, 用胶纸将试片固定在工件表面上。注意使试片与工件表面密合, 胶纸不要覆盖住槽部, 贴放试片的工件表面应清除锈蚀和油污。试片贴放好后通电磁化, 并施加磁粉或磁悬液, 然后观察磁痕显示情况。

## 3 磁粉探伤机

在磁粉探伤中, 磁粉探伤机是对工件进行磁化和退磁的主要设备。下面分别介绍磁粉探伤机的分类、组成及其选用。

### 3.1 磁粉探伤机的种类

为了适应在不同条件下对各种不同工件进行探伤,发展了种类繁多的磁粉探伤机。通常分为固定式、移动式 and 便携式三大类。

#### (1) 固定式磁粉探伤机。

固定式探伤机工作位置固定,一般由机身、磁化电源和附属装置组成。体积大,重量重,输出功率大。采用降压变压器降压到 12V 以下,磁化电流高达  $10^4$ A 以上。可以实行周向、纵向和复合磁化,磁化电流和夹头间距可调。一般用于湿法检验,带有磁悬液循环系统和喷枪,喷洒压力和流量可调节。可实现交直流退磁。还备有紫外灯,用于荧光磁粉探伤。

这种设备主要用于中小型工件探伤,有些设备备有支杆触头和电缆,便于对大型工件探伤。目前常用的固定式磁粉探伤机有 CEW-2000 型、CEW-4000 型、CEW-6000 型、CEW-10000 型等。

#### (2) 移动式磁粉探伤机。

移动式磁粉探伤机,一般由磁化电源、电缆和小车等部分组成,小车上装有滚轮可以自由移动,便于探测不易搬动的大型工件。常利用支杆法探伤,采用降压变压器降压至 12V 以下,磁化电流在 3000~6000A 之间,磁化电流为交流电或整流电。适用于湿法或干法磁粉检验。

#### (3) 便携式磁粉探伤机。

便携式磁粉探伤机体积小、重量轻,常用的是交叉磁轭型:交叉磁轭由两个电磁轭交叉组成,磁轭线圈通电后产生一个方向不断改变的旋转磁场。一次磁化探伤可以检出不同方向上的缺陷。它的四个磁极上装有小滚轮,可以在工件上滚动,检查速度快,特别适用于大型构件的焊缝和轧辊探伤。

### 3.2 磁粉探伤机的选用

磁粉探伤机种类较多,每种探伤机都有一定的局限性,而被检工件更是种类繁多,形状尺寸各异。为了有效地检出缺陷,必须合理选用探伤机。

选用磁粉探伤机的一般原则如下。

(1) 据工件形状尺寸选用。对于不同形状尺寸的工件,需要选用不同的探伤机。一般轴类、筒类、环类等形状规则的工件宜选用固定式探伤机进行探伤,而一些大型的焊接构件焊缝和形状复杂或不规则的工件宜选用移动式探伤机或便携式探伤机进行探伤。

(2) 据探测条件选用。同样的工件在不同的探测条件下需要选用不同的探伤机。例如焊缝,在有电源的地方,可用便携式交叉磁轭进行探伤。在无电源的地方,就只能采用便携式永久磁轭进行探伤。

(3) 据探伤要求选用。在选用探伤机时,还要考虑对工件的探伤要求,当要求发现较深处的缺陷时,要选用能进行直流磁化的探伤机。当只要求发现表面缺陷时,选用一般的交流磁化探伤机就行了。

## 第三节 磁粉探伤工艺方法

### 1 磁粉探伤方法与一般工艺操作

#### 1.1 磁粉探伤方法

### 1.1.1 干法与湿法

在磁粉探伤中,根据分散介质不同将磁粉探伤分为干法磁粉探伤和湿法磁粉探伤两类。

(1) 干法。干法是将干燥的磁粉以空气为分散介质施加在磁化的工件表面来进行探伤的方法。

干法探伤要求工件表面完全干燥,用压缩空气或电动送风器喷洒磁粉,施加磁粉要均匀,避免局部堆积过多,多余的磁粉用干燥的空气吹去。吹风的风压、风量和距离要适当。

干法探伤灵活机动,可在热态工件上进行,常与支杆法、磁轭法配合使用。适用于大型结构件的局部探伤。但该法磁粉不能回收,污染环境,工作条件差。

(2) 湿法。湿法是将磁粉与油或水配成磁悬液施加在磁化的工件表面来进行探伤的方法。

湿法探伤要求磁悬液充分润湿工件表面。磁悬液施加方法有喷洒法或浸入法。

湿法探伤操作简单,对工件表面干湿情况无要求,磁悬液可回收,不污染环境。常在固定式探伤机上进行,适用于中小型大批量工件检验。但需要磁悬液循环系统,搬动困难。另外不能在热态工件上进行。

### 1.1.2 剩磁法与连续法

在磁粉探伤中,根据施加磁粉或磁悬液的时机不同将磁粉探伤分为剩磁法和连续法。

(1) 剩磁法。剩磁法是利用工件停止磁化以后的剩磁来进行探伤的方法。

剩磁法的一般工艺流程为:预处理→磁化工件→施加磁粉或磁悬液→观察检查→退磁→后处理。

剩磁法探伤效率高,多个工件可以同时进行检验,便于观察,工件可以置于最有利的位位置进行观察。但灵敏度较低,交流磁化时需要控制断电相位,要求工件具有较高的剩磁。

剩磁法探伤常用于经淬火、调质等处理后的高碳钢或合金钢。一般要求工件的剩磁  $B_r \geq 0.8T$  (8000Gs),矫顽磁力  $H_c \geq 800A/m$ 。低碳钢、马氏体不锈钢以及退火状态的  $B_r$  较低的钢材不能采用剩磁法探伤。

(2) 连续法。在外磁场磁化工件的同时,将磁粉或磁悬液施加在工件表面上来进行探伤的方法,称为连续法或外加磁场法。

连续法的一般工艺流程为:预处理→磁化工件的同时施加磁粉或磁悬液→观察检查→退磁→后处理。

连续法适用于任何铁磁性材料,灵敏度较高。但检测效率低,易出现杂乱显示。常用于低碳钢和其他退火状态的  $B_r$  较低的钢材探伤。此外,对于形状复杂的大型工件,反磁场影响较大的工件以及表面覆盖层较厚的工件也宜采用连续法。

### 1.2 一般工艺操作

不同的磁粉探伤方法,工艺流程有所不同,但其主要的工艺流程是基本相同的。

磁粉探伤的一般工艺操作为:预处理→磁化工件→施加磁粉或磁悬液→观察检查→退磁→后处理→记录。

#### (1) 预处理。

磁粉探伤中,工件表面状况对缺陷检出有较大的影响,因此探伤前需要对工件表面进行预处理,使之清洁、干净。

磁粉探伤前,应清除工件表面的油脂、污垢、锈蚀、漆层、毛刺、砂粒和松动的氧化皮

等。工件表面的油脂、污垢可用有机溶剂清除，毛刺、砂粒和松动的氧化皮可用喷砂的方法清除。

#### (2) 磁化工件。

磁化工件是磁粉探伤中最关键的工序，对探伤灵敏度有决定性的影响。磁化不足可能漏检；磁化过度，会产生杂乱显示，影响判伤。

磁化工件是根据工件的材质和结构尺寸来选择磁粉探伤方法和磁化方法、磁化电流、磁化时间等工艺参数，使工件在缺陷处产生足够的漏磁场，以便吸附磁粉来显示缺陷。

#### (3) 施加磁粉或磁悬液。

施加磁粉或磁悬液要注意掌握施加时机。剩磁法探伤时，可在停止磁化工件以后施加磁粉或磁悬液。连续法探伤时，应在磁化工件的同时施加磁粉或磁悬液，并在停止施加磁粉或磁悬液以后一定时间才停止磁化工件。

磁粉或磁悬液要均匀地喷洒在整个被检工件的表面上。连续干法探伤时，要在吹去多余磁粉后切断磁化电流。

#### (4) 观察检查。

施加磁粉以后，要认真观察工件表面上的磁痕情况，并进行磁痕分析，判别缺陷磁痕和非缺陷磁痕。确认缺陷以后要记录缺陷的位置、形状、尺寸和数量。

非荧光磁粉探伤，在日光或灯光下观察。荧光磁粉探伤，在暗场紫外灯下观察。

#### (5) 退磁。

工件经过磁粉探伤以后，会保留一定的剩磁，当工件上的剩磁影响附近电磁仪表的精度，或由于剩磁吸附磁粉加速运动工件的磨损时，应对工件进行退磁处理。最后还要检查退磁效果。

#### (6) 后处理。

磁粉探伤以后，工件表面会残留部分磁粉或磁悬液。当残留的磁粉或磁悬液会影响工件以后的加工和使用时，则要在检验后进行清理。

干法探伤时，可用压缩空气吹去残留在工件表面的磁粉。湿法探伤时，对油磁悬液，可用汽油溶液清除；对于水磁悬液，可用含防锈剂的水溶液清洗。此外还可将工件烘干，再用压缩空气清除。

#### (7) 记录与标记。

磁粉探伤以后，要记录工件情况、磁化工艺参数和缺陷情况，然后在工件上或工件草图上标明缺陷位置和大小等。最后以适当的方式标记工件是否合格。

## 2 磁痕分析

磁痕是指磁粉探伤时，工件表面形成的磁粉聚集。在磁粉探伤中，凡有磁力线穿出或进入的地方就会产生磁极，吸附磁粉，形成磁痕。然而形成磁痕的原因很多，并不是所有的磁痕都是缺陷产生的，有时非缺陷处也可能形成磁痕。一般把缺陷引起的磁痕称为缺陷磁痕，又叫相关显示。非缺陷引起的磁痕称为伪磁痕（假磁痕）或非相关显示（无关显示）。为了正确地判别缺陷磁痕，必须掌握工件中常见缺陷磁痕的特点和非缺陷磁痕的鉴别方法。

### 2.1 缺陷磁痕

工件加工方法很多，工艺过程复杂，产生的缺陷类型各不相同，归纳起来有裂纹、夹

杂、分层、白点、折叠、疏松、气孔等几种。由于它们的形状、位置、方向和磁导率不同，因此其磁痕也不一样。一般根据其磁痕特点来分析判别缺陷的类型。

#### (1) 裂纹。

裂纹是材料承受的应力超过其强度极限引起的破裂，裂纹危害很大。裂纹种类很多，据成因不同，分为锻造裂纹、铸造裂纹、热处理裂纹、焊接裂纹、磨削裂纹和疲劳裂纹等几种。

锻造裂纹具有一定的深度和长度。其磁痕浓密清晰，两头尖细，多呈直线状或折线状，有时也呈龟裂状或弯曲。

铸造裂纹常出现在截面突变部位应力集中的尖角处，有一定的深度和宽度。其磁痕较清晰，宽度较大，多呈断续或连续的线状。

热处理裂纹多在淬火过程中产生，容易出现在截面突变的应力集中处，有一定的深度。其磁痕细直清晰，尾部尖锐，有时呈锯齿形或弧形。

焊接裂纹是在焊接过程中或焊后，因焊接工艺不当，在焊缝或热影响区产生的裂纹。焊接裂纹深度、长度和形状不一。磁痕较清晰，两头尖细，多有弯曲，形状不规则，有时呈折线状，有时呈辐射状。

磨削裂纹是对高硬度工件表面进行磨削时产生的裂纹，磨削裂纹深度小，长度短。其磁痕轮廓清晰，长度小，磁粉密度不大，常呈网状，放射状或龟裂状。

疲劳裂纹是工件在长期交变应力作用下产生的。钢中冶金缺陷，加工产生划伤或刀痕及缺口等都可能成为疲劳源，引起疲劳裂纹。它常出现在应力集中处，与受力方向垂直。其磁痕较清晰，两头尖细，有时成群出现，略带弯曲。

#### (2) 夹杂。

夹杂是铸件和焊接件中常见的缺陷。铸件中的夹杂易在浇口处产生，焊接件中的夹杂可在不同部位产生。其磁痕不太清晰，有一定的宽度，呈点状或条状，有时也弯曲。

#### (3) 分层。

分层是钢板中常见缺陷，平行于轧制面。一般在轧制面上难以发现，但在制成的工件侧面可以发现。其磁痕呈条状，连续或断续。

#### (4) 白点。

白点是一种危害很大的内部缺陷，多位于大截面的中心，其断面呈白色斑点。白点是钢材在加热或冷却过程中氢原子来不及扩散形成巨大的压力而引起的不同方向的细小裂纹。马氏体铬镍钢及铬镍钼钢对白点敏感性大。外露的白点磁痕清晰，多呈辐射状。

#### (5) 折叠。

折叠是锻件或钢板中常见的缺陷，是工件表面局部互相折合或重叠的双层金属。磁痕多呈圆弧形。

#### (6) 疏松。

疏松是铸件常见的缺陷，位于冒口处附近，其磁痕呈片状或条状，有时分散，有时密集，有一定面积。磁化方向改变时，磁痕也随着改变。

#### (7) 气孔。

气孔是铸件和焊接件中常见缺陷，是金属中的气体在冷却凝固过程中来不及排出而形成的孔洞。其磁痕呈圆形或椭圆形，不太清晰。

## 2.2 伪磁痕

伪磁痕是指不是缺陷引起的磁痕。伪磁痕的产生将干扰对缺陷的判别,因此对伪磁痕产生的原因及其特征进行分析,有利于正确判别磁痕。磁粉探伤中,常见的伪磁痕主要有以下几种。

(1) 工件截面突变。周向磁化带槽或孔的工件时,由于槽孔处截面尺寸突变,使磁力线被迫从表面穿出或进入,形成漏磁场,吸附磁粉,产生磁痕。这种磁痕松散,有一定的宽度。

(2) 加工硬化。加工硬化是指工件表面局部受到碰撞、弯曲、撞击或重压,产生晶格扭曲和滑移,位错增加,硬度提高的现象。加工硬化处,磁导率变小。磁化工件时,磁力线被迫从加工硬化处穿出或进入,形成磁痕。这种磁痕松散,不太清晰,有一定的宽度。表面硬度较高的工件,加工硬化引起的磁痕较明显。砂轮局部打磨抛光的工件,残余应力增加,也会引起磁痕。加工硬化产生的磁痕,经再结晶退火处理后可以消除。

(3) 局部淬火。钢铁材料中各种组织的磁导率是不同的,工件经局部淬火后,组织发生变化,淬火部位组织硬度高,磁导率低,因此在淬火与未淬火的分界面上往往会形成磁痕。这种磁痕有一定宽度,位置特定,但不太清晰。降低磁化电流,可能消失。

(4) 两种材料结合处。由两种材料结合而成的工件,由于两者的组织不同,磁导率存在差异,因此常常在其结合面处也会形成磁痕。这种磁痕松散,不太清晰,位置总位于结合面处,降低磁化电流即可消失。

(5) 碳化物带状组织。钢铁材料中碳化物磁导率比珠光体、铁素体等组织低得多。当工件中存在碳化物带状组织时就会产生磁痕。这种磁痕比较松散,沿材料晶界呈带状分布。

高碳钢、高碳合金钢,容易产生碳化物带状组织引起的磁痕。

(6) 磁泻。当磁化的工件与另一铁磁性工件接触时,接触处的磁力线发生扭曲,穿出或进入工件,产生磁极,吸附磁粉,形成磁痕,这种现象称为磁泻。使磁化的工件与未磁化的工件摩擦,在摩擦处也会产生磁泻,形成磁痕。这种磁痕松散,不太清晰,呈线状或片状,将工件退磁后重新磁化即可消除。

## 2.3 磁痕评定

磁粉探伤中发现磁痕显示后,首先要分析磁痕是不是缺陷磁痕,如果是缺陷磁痕,就应根据缺陷磁痕的形状、尺寸、数量结合有关标准评定工件质量级别,然后判别工件是否合格。

JB 4730—1994 根据缺陷显示痕迹不同分为线状缺陷和圆形缺陷。线状缺陷是指缺陷长度与宽度之比大于3的缺陷显示,圆形缺陷是指缺陷长度与宽度之比小于或等于3的缺陷显示。

据缺陷方向不同又分为横向与纵向缺陷。横向缺陷是指缺陷长轴方向与工件轴线夹角大于或等于 $30^\circ$ 的缺陷,其余为纵向缺陷。

同一直线上有两个或两个以上缺陷,且间距小于或等于2mm时,按一个缺陷处理,其累积长度为两缺陷之和加间距。

缺陷累积长度按表3-3分级。

标准规定工件上不允许存在以下缺陷:

1) 任何裂纹、白点和横向缺陷。

- 2) 焊缝、紧固件上任何长度大于 1.5mm 的线性缺陷。
- 3) 锻件上任何长度大于 2mm 的线性缺陷。
- 4) 单个缺陷尺寸大于或等于 4mm 的圆形缺陷。
- 5) 超过表 3-3 规定的缺陷累积长度的缺陷。

表 3-3 缺陷累积长度等级评定

等 级 (评定区)	I	II	III	IV	V
焊缝、高压紧固件 (100×35)	< 0.5	≤ 2	≤ 4	≤ 8	大于 IV 级者
锻 件 (100×100)	< 0.5	≤ 3	≤ 9	≤ 18	

对于特殊要求的产品, 可由供需双方商定验收标准。

### 3 影响磁粉探伤灵敏度的主要因素

磁粉探伤灵敏度是指有效地检出工件表面或近表面规定大小缺陷的能力。影响磁粉探伤灵敏度的主要因素: 工件状况、缺陷状况、磁粉性能、磁化方法和工艺操作等方面。

#### 3.1 工件状况的影响

##### (1) 工件表面状态。

工件表面粗糙度、氧化皮、油污、铁锈等对探伤灵敏度都有一定的影响。工件表面较粗糙或存在氧化皮、铁锈时, 会增加磁粉的流动阻力, 影响缺陷处漏磁场对磁粉的吸附, 使探伤灵敏度下降。工件表面的凹坑和油污处会出现磁粉聚集, 引起非缺陷磁痕。

工件表面的油漆和镀层会削弱缺陷漏磁场对磁粉的吸附作用, 使探伤灵敏度降低。当覆盖层较厚时, 甚至会引起漏检。

因此, 为了提高磁粉探伤灵敏度, 磁粉探伤前必须清除工件表面的油污、水滴、氧化皮、铁锈, 降低工件表面的粗糙度。对于镀层较厚的工件, 应在镀层以前进行探伤。

##### (2) 工件的磁特性。

工件本身的磁导率  $\mu$  和剩磁  $B_r$  对探伤灵敏度有直接的影响。

在连续法检验中, 由  $B = \mu H$  可知, 工件表面的磁感应强度  $B$  与磁导率  $\mu$  成正比。当外磁场强度  $H$  一定时, 工件缺陷处的漏磁场随  $\mu$  值增加而增加。因此工件  $\mu$  值大, 缺陷容易检出。

在剩磁法检验中, 工件的剩磁  $B_r$  对缺陷的检出起着决定性的影响。剩磁  $B_r$  愈大, 缺陷检出的灵敏度就愈高。 $B_r \leq 0.8T$  的工件一般不能采用剩磁法探伤。

#### 3.2 缺陷状况的影响

磁粉探伤时, 探伤灵敏度与缺陷的方向、位置、性质有关。

由磁粉探伤的原理可知, 只有当缺陷与磁力线垂直或接近垂直时, 缺陷处形成的漏磁场强度最大, 吸附的磁粉最多, 探伤灵敏度最高。当缺陷与磁力线几乎平行时, 缺陷产生的漏磁场很弱, 缺陷难以检出。

工件中不同位置的缺陷, 检出效果不同。位于工件表面的缺陷比近表面缺陷容易检出。当缺陷的埋藏深度增加到一定程度时, 将难以检出。交流电磁化工件时尤为明显。

不同性质的缺陷, 其磁导率不同, 检出效果不同。缺陷磁导率愈低, 愈容易检出。例如裂纹就比金属夹杂容易发现。

### 3.3 磁粉及磁悬液性能的影响

磁粉的磁导率、粒度、色衬与磁悬液的浓度、润湿作用等对探伤灵敏度有较大的影响。

磁粉的磁导率高，磁性强，容易被微弱的漏磁场吸附，灵敏度高。磁粉的粒度细，流动性好，所需吸附力小，容易聚集，灵敏度高。磁粉色衬好，在工件表面形成的对比度高，发现微小缺陷的能力强。

磁悬液的浓度适当，灵敏度高。浓度太大，磁悬液流动困难，磁粉流动阻力大，不易聚集在缺陷漏磁场处形成磁痕，灵敏度低。浓度太小，磁悬液流动快，停留时间短，缺陷漏磁场吸附磁粉的机会少，不利于形成缺陷磁痕，灵敏度也低。

为了更好地发现缺陷，还要求磁悬液能充分润湿工件表面，以便使磁悬液能均匀地分布在工件表面上，防止缺陷漏检。

### 3.4 磁化电流和磁化方法的影响

磁化电流分为交流、直流和整流电。交流电具有集肤效应，发现工件表面缺陷灵敏度较高。直流电或整流电磁化深度较大，检出近表面缺陷灵敏度较高。

磁化方法有多种，为了有效地发现缺陷，不同的工件需要采用不同的磁化方法。一般采用直接通电法进行周向磁化，检出纵向缺陷灵敏度较高。采用线圈法进行纵向磁化，检出横向缺陷灵敏度较高。采用旋转磁场法，可以检出任意方向的缺陷。

### 3.5 工艺操作的影响

磁粉探伤的主要工艺过程是清理工件表面，磁化工件，施加磁粉或磁悬液，观察分析等，不管是哪一步操作不当，都会影响缺陷的检出。

工件表面清理不干净，不但会增大磁粉的流动阻力，影响缺陷磁痕的形成，而且会产生非缺陷磁痕，影响对缺陷的判别。

实验证明，只有当工件表面的磁感应强度达到饱和磁感应强度的80%时，才能有效地检出规定大小的缺陷。磁化不足，缺陷漏磁场弱，容易漏检；磁化过剩，非缺陷处也有磁力线穿出进入，引起非缺陷显示，判伤困难。

磁化效果还与磁化时间和次数有关。磁粉探伤中，为了不致烧伤工件，需要对工件进行多次磁化，每次磁化要持续一定的时间。磁化时间太短或磁化次数太少，工件内部的磁畴来不及转向，磁化效果差，探伤灵敏度低。

剩磁法探伤中，当采用交流磁化工件时，还要注意控制断电相位。断电相位控制不好，会使探伤灵敏度降低。

此外施加磁粉或磁悬液的时机也要控制好。连续法探伤时，要求在磁化工件的同时施加磁粉或磁悬液，并停止磁化工件以前停止施加磁粉或磁悬液，否则施加的磁粉或磁悬液会冲刷缺陷处形成的磁痕，影响缺陷的检出。

缺陷磁痕形成以后，要在相应的照明条件下进行观察。非荧光磁粉探伤时，要求在白光下观察；荧光磁粉探伤时，要求在紫外灯下观察。



# 第四章 液体渗透探伤

## 第一节 液体渗透探伤的理化基础

### 1 液体的分子压强与表面张力

自然界的物质有气体、液体和固体等三种形态。气体分子间距大，相互作用力小，分子热运动足以克服分子间的作用力，因此，气体没有固定的形状和体积。固体分子间距很小，分子间的作用力大，分子只能在各自的平衡位置附近振动，因此，固体具有固定的形状和体积。液体分子间距较小，相互作用力较大，分子热运动不足以克服分子间的作用力，此外液体内部存在分子移动的“空位”，因此液体具有一定的体积，但没有确定的形状，可以流动。液体渗透探伤就是利用液体的这一特性来进行的。

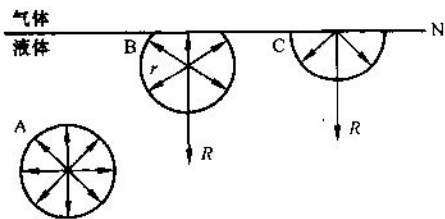


图 4-1 液体分子压强的产生

液体内部分子与表面分子受力情况是不同的，如图 4-1 所示。图中  $r$  为相邻分子相互作用的最大距离，称为分子作用半径。半径为  $r$  的球形作用范围称为分子作用球。液体内部分子 A 受到各个方向的作用力大小相等，合力为零。液面分子 B、C 距液面的距离小于分子作用半径  $r$ ，同时受到分子作用球内气体分子和液体分子的作用，由于液体分子间距小，作用力大，气体分子间距大，作用力小，因此其合力指向液体内部。就整个液面而言，所有液面分子都受到与液面垂直指向液体内部的合力作用，因此整个液体表层对内部将产生一种压强，这种压强称为液体分子压强。

不难看出，液体分子压强的方向总是与液面垂直，指向液体内部。因此若要将一个液体内部分子移至表面，就必须克服液体分子压强做功。可见液面分子比内部分子能量高，这种液体表面分子与内部分子的能量差叫液体的表面能。

### 1.2 表面张力

在液体分子压强的作用下，液体表面形成一层紧缩的弹性薄膜，这层弹性薄膜总是使液面尽量收缩。这种在液体表面产生的使液面收缩的力称为表面张力。表面张力的方向总是与液面相切指向使液面缩小的方向。空中的液滴呈球形，酒杯中的酒高出杯口而不溢出就是表面张力作用的结果。

表面张力还可用图 4-2 来说明。图中 ABNM 金属丝方框的 AB 边可无摩擦地自由滑动。当将金属丝方框网上一层肥皂薄膜时，AB 边就会在表面张力作用下向使液面缩小的方向移动。

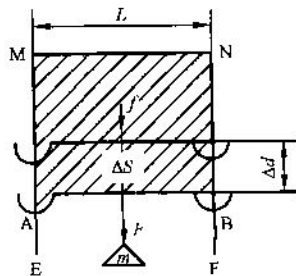


图 4-2 表面张力

表面张力与 AB 边的长度成正比，即

$$f = \alpha l$$

$$\alpha = \frac{f}{l} = \frac{\Delta E}{\Delta S}$$

式中  $f$ ——表面张力；  
 $l$ ——活动边 AB 的长度；  
 $\alpha$ ——表面张力系数；  
 $\Delta E$ ——液面能的增量；  
 $\Delta S$ ——液面的增量。

由上式可知，表面张力系数表示单位长度液面收缩力的大小。表面张力系数  $\alpha$  也可理解为扩大单位液面所需做的功或增加单位表面积时液面位能的增量。

液体表面张力系数小，液体表面能小，液体容易挥发。

液体表面张力系数与温度有关，温度升高，表面张力系数  $\alpha$  减小。不同种类的液体，表面张力系数不同。常用液体表面张力系数见表 4-1。

表 4-1 常用液体的表面张力系数

名称	水	水杨酸甲脂	硝基苯	油酸	苯	松节油	煤油	丙酮	乙醇	乙醚
$\alpha$ (mN/m)	72.8	48.0	43.9	32.5	28.9	28.8	24	23.7	22.3	17.0

## 2 润湿作用

### 2.1 润湿现象

物质相与相之间的分界面称为界面，常见的界面有气/液、气/固、液/固等几种界面。习惯上把气/液、气/固界面称为液体表面和固体表面。

固体表面气体被液体取代，或固体表面的一种液体被另一种液体取代的现象称为润湿（又称浸润），例如水润湿玻璃就是玻璃表面的气体被水取代。广而言之，润湿是物体表面的一种流体被另一种流体所取代的现象。

液体对固体表面的润湿程度常用铺展润湿来描述。当液体能在固体表面很好的铺展开来，就说液体对该固体表面润湿好，反之就润湿不好或不润湿。例如，水在玻璃板上能迅速铺展开来，就说水润湿玻璃。而水银在玻璃板上呈球形，不能铺展开来，就说水银不润湿玻璃。

液体对固体表面的润湿程度与液体分子间的作用力及液体分子同固体分子间作用力的相对大小有关。当液体内部分子间作用力大于液体与固体分子间作用力时，液体不润湿固体。反之，当液体内部分子间作用力小于液体分子与固体分子间作用力时，液体润湿固体。

### 2.2 接触角

定量地讨论润湿问题需要引用接触角的概念。接触角是指液/固界面与包含液体的气/液界面切线的夹

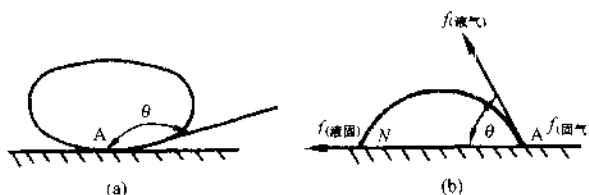


图 4-3 润湿与不润湿  
 (a) 不润湿；(b) 润湿

角,常用  $\theta$  表示,如图 4-3 所示。当  $\theta = 0$  时,完全润湿;当  $0 < \theta < 90^\circ$  时,润湿;当  $\theta \geq 90^\circ$  时,不润湿。

液体渗透探伤中,渗透液对工件表面的良好润湿是进行渗透探伤的先决条件。只有当渗透液充分润湿工件表面时,才能使渗透液向狭窄的缝隙内渗透。此外还要求渗透液能润湿显像剂,以便将缺陷内的渗透液吸出,显示缺陷。

### 3 毛细管作用

#### 3.1 弯曲液面的附加压强

当液体润湿或不润湿容器时,容器内的液面就会发生弯曲,形成凹液面或凸液面。弯曲液面的面积比平液面大,在表面张力作用下,力图使弯曲液面缩小变为平液面,从而使凸液面对液体内部产生压应力,凹液面对液体内部产生拉应力。这种弯曲液面对液体内部产生的拉压应力称为附加压强。附加压强的方向总是指向弯曲液面的曲率中心。

常见的弯曲液面有球形液面和柱形液面,下面进行讨论。

球形液面对内部液体产生的附加压强  $p$  为 
$$p = \frac{2\alpha}{R}$$

柱形液面对内部液体产生的附加压强  $p$  为 
$$p = \frac{\alpha}{R}$$

式中  $\alpha$ ——液体表面张力系数;

$R$ ——液面的曲率半径。

由此可见,球形、柱形液面对内部液体产生的附加压强大小与液面的曲率半径成反比,与表面张力系数成正比。

上式适用于凸面和凹面。只是凸面对液体内部产生压应力,凹面产生是拉应力。

由上述可知,在  $\alpha$ 、 $R$  相同的条件下,柱形液面产生的附加压强仅为球形液面的 1/2。

#### 3.2 毛细管内液面高度

将玻璃细管垂直插入液体中,若液体润湿玻璃管(如水),则管内就会形成球形凹液面,对内部液体产生拉应力,使管内液面升高,如图 4-4 (a) 所示。若液体不润湿玻璃管(如水银),则管内就会形成球形凸液面,对内部液体产生压应力,使管内液面降低,如图 4-4 (b) 所示。这种由于润湿或不润湿使细管内液面升高或降低的现象称为毛细管现象或毛细管作用。

毛细管插入润湿的液体中,形成凹形液面,产生拉应力使管内液面上升,当液面上升到一定高度时,管内升高液体的重力与附加压强产生的拉力达到平衡。这时液面上升的高度为:

$$\text{球形液面} \quad h = \frac{2\alpha \cos\theta}{r\rho g} = \frac{4\alpha \cos\theta}{d\rho g}$$

$$\text{柱形液面} \quad h = \frac{\alpha \cos\theta}{r\rho g} = \frac{2\alpha \cos\theta}{d\rho g}$$

式中  $\alpha$ ——液体表面张力系数;

$\theta$ ——接触角;

$r$ ——毛细管的半径,  $r = d/2$ ;

$\rho$ ——液体的密度;

$g$ ——重力加速度。

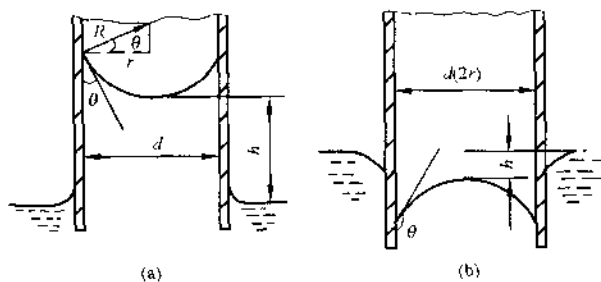


图 4-4 毛细管现象

(a) 润湿; (b) 不润湿

由上式可知, 毛细管内液面上升的高度  $h$  与毛细管的半径  $r$ 、液体的密度  $\rho$ 、重力加速度  $g$  成反比, 与  $\alpha \cos\theta$  成正比。

还可看出, 在相同条件下, 毛细管内柱形液面上升或下降的高度仅为球形液面的  $1/2$ 。

#### 4 乳化作用

##### 4.1 乳化作用的概念

众所周知, 油与水是两种不相融的液体, 若将它们混合在一起充分摇晃静置后, 分散在水中的油滴会逐渐聚集, 出现油水分层, 上层是油, 下层是水, 在分界面上形成明显的接触膜。这是因为油滴分散在水中, 其表面积大大增加, 油水分层后表面积最小。由表面张力系数的物理意义可知, 液体表面积增加, 其表面能随之增加。液体表面能高, 体系不稳定, 将向能量较低的油水分层体系过渡, 以求稳定。因此, 油水混合静置后总是分层。

如果在油水混合液中加入少量的某种化学试剂, 将会使油水混合摇晃静置后形成一种均匀分散体系, 不再分层。这种使本来不相融的两种液体变为相融的均匀分散体系的液体的作用称为乳化作用。由此得到的分散体系的液体称为乳化液。具有乳化作用的化学试剂称为乳化剂。

乳化剂是具有亲水基和亲油基(疏水基)的两亲分子, 形似火柴, 亲水基好比火柴头, 连着羟基、羰基、羧基等, 对水和极性分子有亲和作用。亲油基好比火柴梗, 连着烃基, 对油和非极性分子有亲和作用。当乳化剂加到油水混合液中时, 乳化剂能吸附在油水界面上, 亲油基与油层相连, 亲水基与水层相连, 起一种搭桥的作用, 使两种不相融的液体连在一起, 形成相融的均匀分散体系, 如图 4-5。

乳化剂还有两个作用, 一是在分散液滴表面形成一种具有一定机械强度的保护膜, 阻止液滴重新聚集。另一个作用是降低液体的表面张力, 使油滴表面能不致因表面积增加而急剧增加, 从而使体系始终保持能量较低的稳定状态。

##### 4.2 乳化剂的类型

据两种液体混合后形成的分散相和连续相不同将乳化液分为水包油型和油包水型两种。

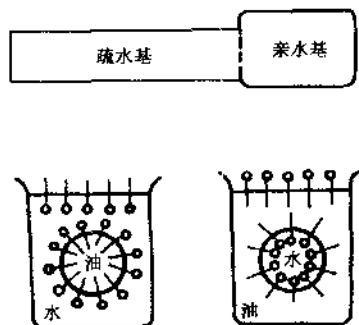


图 4-5 乳化作用

水包油型是水多油少，以水为连续相，油为分散相，如牛奶。水包油型常用 O/W 表示。油包水型是油多水少，油为连续相，水为分散相，如石油。油包水型常用 W/O 表示。

乳化剂有离子型和非离子型两类。离子型乳化剂溶于水时能电离成离子，非离子型乳化剂溶于水时不能电离成离子。

非离子型乳化剂的亲水性常用 HLB 来衡量

$$HLB = \frac{\text{亲水基分子量}}{\text{乳化剂分子量}} \times \frac{100}{5}$$

HLB 值高，乳化剂的亲水性强，反之亲油性强。一般油包水型 (W/O) 的  $HLB = 3.5 \sim 6.0$ ，水包油型 (O/W) 的  $HLB = 8 \sim 18$ 。渗透探伤中，常用  $HLB = 11 \sim 15$  的水包油型乳化剂来清洗工件表面多余的油性渗透液。

### 4.3 凝胶现象

非离子型乳化剂与水混合时，其混合物黏度随含水量而变化，如图 4-6 所示。当乳化剂与水的混合物含水量在某一范围内时，混合物的黏度变得很大，这一区域称为凝胶区，这种现象称为凝胶现象。

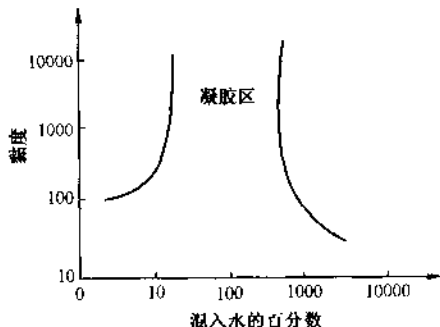


图 4-6 凝胶现象

渗透探伤中，用水清洗工件表面多余的渗透液（含非离子型乳化剂）时，无缺陷处混合物中含水量大于凝胶区，黏度低，容易被清洗掉。然而在缺陷处，由于缝隙开口小，与水接触的面有限，混合物中含水量处于凝胶区，黏度很大。如同塞子封住缺陷开口处，使缺陷内的渗透液不易被水清洗掉，保留性好，从而提高探伤灵敏度。

不同种类的物质对凝胶作用的影响不同。如煤油、汽油、二甲苯、二甲基萘等具有促进凝胶的作用，因此在渗透液中适当加入这些物质有利。而丙酮、乙醇等具有破坏凝胶的作用，因此在显像液中适当加入这些物质有利，以便使缝隙中的渗透液容易被显像剂吸附出来，扩展成像。

## 第二节 渗透探伤试剂、试块和装置

### 1 渗透液

#### 1.1 对渗透液的要求

渗透液是一种含有着色或荧光染料，渗透力很强的液体，它能渗入缺陷并被显像剂吸附出来，显示缺陷。

对渗透液的基本要求如下：

(1) 润湿性能好。渗透液应能较好地润湿工件和显像剂，在毛细管内形成凹形液面，使管内液面升高。

(2) 渗透能力强，渗透速度快。渗透液的渗透能力常用静态渗透参数  $SP$  表示： $SP = \alpha \cos \theta$ ，由此可知，渗透液的渗透能力与表面张力系数  $\alpha$  和接触角  $\theta$  有关。 $\alpha \cos \theta$  大， $SP$  大，

渗透能力强。一般当  $\theta \leq 5^\circ$  时,  $\cos\theta \approx 1$ ,  $SP = \alpha$ , 能获得较强的渗透能力。

渗透液渗透速度常用动态渗透参数  $KP$  来衡量:  $KP = SP/\eta$ , 由此可知, 渗透液的渗透速度与黏度系数  $\eta$  成反比。渗透液黏度系数  $\eta$  大,  $KP$  小, 渗透速度慢。

(3) 色泽好, 对比度高。渗透液分为着色液和荧光液, 着色液应在白光下具有鲜红的色彩, 荧光液应能在紫外灯下发出明亮的黄绿色荧光, 以便与背景形成较高的对比度, 显示微小的缺陷。

(4) 对工件无腐蚀, 对人体无害。渗透液中的某些元素对工件有腐蚀, 应控制含量。如渗透液中的 S 在高温下易使镍基合金产生热腐蚀, 引起热脆, 一般要求  $S \leq 1\%$ 。渗透液中 F、Cl 等卤素元素易使奥氏体不锈钢和钛及钛合金产生应力腐蚀, 一般要求  $F, Cl \leq 1\%$ 。此外碱性渗透液(如水洗型渗透液)对 Al、Mg 合金有腐蚀作用, 因此检验 Al、Mg 合金时不宜使用水洗型渗透液。

渗透探伤中, 为了保证人体健康, 还要求渗透液毒性小, 对人体无害。

(5) 化学稳定性好。渗透液化学性质应稳定, 在光照和高温条件下不易分解和变质, 能长期保存和使用。

(6) 闪点燃点高、安全性好。闪点是指液体出现闪光时的最低温度, 燃点是指液体点燃所需的最低温度。同一液体, 闪点低于燃点。渗透液的闪点、燃点高, 着火的危险性小, 使用比较安全。

油类渗透液遇液氧容易引起爆炸, 因此液氧容器只能用水洗型渗透液。

(7) 易清洗, 价格便宜, 来源广。渗透液清洗性能的好坏直接影响探伤灵敏度。易清洗, 灵敏度高。渗透液价格低, 来源广, 可以降低成本, 提高效益。

## 1.2 渗透液的分类与组成

### 1.2.1 渗透液分类

据渗透液中所含成分不同分为着色渗透液和荧光渗透液。着色液中含有着色染料, 在日光或灯光下观察。荧光液中含有荧光染料, 在紫外灯下观察。

据渗透液清洗方法不同分为水洗型、后乳化型和溶剂清洗型三种。水洗型渗透液直接用水冲洗, 它包括水基型和自乳化型两种。水基型以水为溶剂, 不含乳化剂; 自乳化型以油为溶剂, 本身含少量乳化剂。后乳化型渗透液为不含乳化剂的油性, 不能直接用水清洗, 需要经过专门的乳化工序后才能用水清洗。溶剂清洗型渗透液要用有机溶剂来清洗。

### 1.2.2 渗透液的组成

渗透液一般由着色染料或荧光染料、溶剂、渗透剂和附加成分组成。

(1) 着色染料。应具有鲜艳的色彩, 常为红色, 在白光下与背景产生鲜明的色差, 易溶解、易清洗、杂质少、无腐蚀、无毒等。常用的着色染料有苏丹红 IV、128 烛红、刚果红等。

(2) 荧光染料。在紫外灯下发出明亮的黄绿色荧光, 与背景形成较高的对比度, 耐热、不受光线影响、易溶解、无腐蚀、无毒等。常用的荧光染料有 YJP-1、YJP-15、YJP-35。

(3) 溶剂、渗透剂。溶剂的作用是溶解染料, 渗透剂的作用是将染料带进缺陷并被显像剂吸附出来, 因此要求溶剂黏度小, 对染料的溶解度大; 要求渗透剂具有良好的渗透能力。常用的溶剂有煤油、松节油、萘、苯、水、水杨酸甲脂等。常用的渗透剂有煤油、苯、松节油、水等。不难看出, 有些渗透剂又是溶剂, 如煤油、水等。

(4) 附加成分。渗透液中的附加成分有表面活性剂、助溶剂、增光剂、乳化剂、抑制剂、中和剂等。表面活性剂用于降低表面张力, 增强润湿作用。助溶剂用于促进染料的溶解, 如硝基苯、萘等。增光剂用于增强着色液或荧光液的光泽, 提高对比度, 如变压器油、航空润滑油等。乳化剂用于乳化, 便于清洗。抑制剂用于抑制挥发性, 如糊精、胶棉液等。中和剂用于中和渗透液中的酸碱性, 使其呈中性, 如 KOH。这里需要指出的是, 以上附加成分是对各种渗透液而言的, 并非每一种渗透液都必须含以上成分。

### 1.3 着色渗透液

着色渗透液中含有着色染料, 在日光或灯光下观察。常用着色液有水洗型、后乳化型和溶剂清洗型三种。

#### 1.3.1 水洗型着色液

水洗型着色液分为水基型和自乳化型两种。

(1) 水基型着色液。基本成分是水与红色染料, 这里水既是溶剂, 又是渗透剂, 可直接用水清洗。这种着色液价格便宜、易清洗、安全、无毒, 但灵敏度低。常用于要求不高、表面较粗糙的工件检验。对于液氧容器, 也常采用这种着色液。

(2) 自乳化型着色液。基本成分是油性红色染料、油性溶剂、渗透剂、乳化剂、助溶剂等。这种着色液渗透力强, 本身含乳化剂, 具有凝胶作用, 可直接用水清洗。其优点是成本较低, 灵敏度较水基型着色液高, 但容易吸收空气中的水分产生浑浊、沉淀。这种配方毒性低, 灵敏度一般, 化学稳定性不好, 长时间存放有沉淀。

#### 1.3.2 后乳化型着色液

其基本成分是油性红色染料、油性溶剂、渗透剂、增光剂等。这种着色液渗透力强, 灵敏度高, 不含乳化剂, 不能直接用水清洗, 需经过乳化工序后才能用水清洗。不适用于表面粗糙、有盲孔或带螺纹的工件检验。

#### 1.3.3 溶剂清洗型着色液

其基本成分是油性红色染料、油性溶剂、渗透剂。这种着色液渗透力强, 用丙酮等有机溶剂直接清洗, 灵敏度较高。常装在喷罐中使用, 与清洗剂、显像剂配套出售。适用于大型工件局部探伤和无电无水的野外检验。但成本较高、效率较低。

目前我国生产的 HD 型、SM-1 型喷罐式渗透液就是溶剂清洗着色渗透液。

### 1.4 荧光渗透液

荧光渗透液中含荧光染料, 在紫外灯下观察。常用荧光液有水洗型、后乳化型和溶剂清洗型三种。

#### 1.4.1 水洗型荧光渗透液

水洗型荧光渗透液分为水基型和自乳化型两种。

(1) 水基型荧光液。基本成分是荧光染料和水。优缺点和应用范围基本同水基型着色液, 灵敏度高于水基型着色液。

(2) 自乳化型荧光液。基本成分是荧光染料、油性溶剂、渗透剂、乳化剂等。这种荧光液渗透力强, 本身含乳化剂, 可直接用水清洗, 成本较低, 灵敏度高于水基型荧光液。

目前我国生产的 ZB 系列渗透液就是水洗型(自乳化)荧光渗透液。

#### 1.4.2 后乳化型荧光渗透液

其基本成分是荧光染料、油性溶剂、渗透剂、互溶剂、润湿剂等。本身不含乳化剂, 需

经乳化工序后才能用水清洗。这种荧光液灵敏度高，适用于要求较高的工件探伤。要求工件表面光洁、无盲孔和螺纹等。

目前我国生产的 HA 系列渗透液就是后乳化型荧光渗透液。

### 1.4.3 溶剂清洗型荧光渗透液

其基本成分为荧光染料、油性溶剂、渗透剂、增光剂等。直接用有机溶剂清洗，灵敏度较高，可用于无水的地方检验。

### 1.5 渗透液的选择

(1) 灵敏度满足探伤要求。不同的渗透液灵敏度不同，一般后乳化型灵敏度比水洗型高，荧光渗透液灵敏度比着色渗透液高。探伤中应根据被检工件灵敏度要求来选择渗透液。当灵敏度要求高时，应选用后乳化型荧光渗透液；当灵敏度要求不高时，可选用水洗型着色渗透液。

(2) 渗透液对被检工件无腐蚀。如铝镁合金工件不宜选用碱性水洗型渗透液，奥氏体不锈钢不宜选用含氟、氯等卤素元素的渗透液。

(3) 价格低、毒性小、易清洗。在满足灵敏度条件下，尽量选用价格低、毒性小、清洗方便的渗透液。如要求不高的铸件，采用水洗型着色渗透液较好。

(4) 化学稳定性好，能长期使用。受到阳光照射或遇高温不易分解和变质。

(5) 使用安全，不易着火。如盛装液氧的容器不能选用油溶性渗透液，只能选水基型渗透液，因为液氧遇油容易引起爆炸。

## 2 乳化液、清洗液与显像液

### 2.1 乳化液

乳化液由乳化剂与溶剂组成。渗透探伤中的乳化剂用于乳化不溶于水的渗透液，使其便于用水清洗。自乳化型渗透液本身含有一定的乳化剂，可直接用水清洗。后乳化型渗透液本身不含乳化剂，需要专门的乳化工序后才能用水清洗。

乳化剂应满足以下要求：乳化效果好，化学性质稳定，对工件无腐蚀，对人体无害，颜色与渗透液有明显区别，凝胶作用强，便于清洗，HLB 值较大，一般要求  $HLB = 11 \sim 15$ 。

乳化剂的选择与工件的材质、检验要求、渗透液种类等有关。铝镁合金不宜选用三乙醇胺油酸皂作乳化剂。要求发现微小裂纹和浅显缺陷，宜选用黏度大、凝胶作用强的乳化剂。

### 2.2 清洗液

清洗液主要用于清洗工件表面多余的渗透液，又叫去除液。

渗透液种类不同，清洗液不同。水洗型渗透液用水直接清洗，后乳化型渗透液经乳化后用水清洗，因此对这两种渗透液而言，水就是清洗液。溶剂清洗型渗透液，用有机溶剂直接清洗，因此有机溶剂就是清洗液。一般要求清洗液对染料有较大的溶解度，能与渗透液中的溶剂互溶，挥发度适中，不与荧光染料起化学反应而猝灭荧光，毒性小，价格便宜。常用的清洗液有丙酮、乙醇、三氯乙烯、四氯化碳和水等。

### 2.3 显像液

显像液的作用是将缺陷内的渗透液吸附出来，形成清晰的缺陷图像，显示缺陷。

(1) 显像液的组成。显像液一般由吸附剂、溶剂（悬浮剂）、限制剂和附加成分组成。吸附剂是一种白色的无机粉末，如  $TiO_2$ （钛白）、 $ZnO$ （锌白）、 $MgO$ （镁白）等，具有较强



的吸附能力，能吸附在工件表面上。溶剂用于悬浮吸附剂，如丙酮、苯、二甲苯、水等。限制剂用于限制缺陷图像扩大，使缺陷图像清晰，提高分辨力，如火棉胶、醋酸纤维素、过氯乙烯树脂、糊精等。附加成分包括润湿剂、防锈剂、分散剂、稀释剂等。润湿剂用于降低表面张力，增强润湿作用。防锈剂的作用是防止工件生锈。分散剂的作用是防止显像剂沉淀结块。稀释剂的作用是调节显像剂黏度。

(2) 对显像剂（吸附剂）的要求。

- 1) 能被渗透液润湿，悬浮性强，分散性好，能均匀地覆盖工件的被检表面。
- 2) 粒度细小，一般要求小于或等于  $3\mu\text{m}$ ，吸附力强，显像膜不易剥落，能形成细小的毛细管。
- 3) 色泽洁白，能与缺陷处吸出的渗透液形成较大的对比度。
- 4) 化学稳定性好，挥发性强，对工件无腐蚀、对人体无害。
- 5) 成本低，易清洗。

(3) 显像液的分类。

据显像液的使用方式不同将其分为干式、湿式和速干式显像液三种。

干式显像液只含吸附剂，实际上就是一种白色的显像粉末，直接施加在工件表面上，常与荧光渗透液配合作用，灵敏度较低。

速干式显像液由吸附剂、悬浮剂、限制剂等组成，这里的悬浮剂要求挥发性好，以便缩短显像时间，常用的有内酮。这种显像液灵敏度较高，图像清晰、分辨力高。

湿式显像液由吸附剂、悬浮剂（水）、限制剂、润湿剂、防锈剂等组成。其吸附剂可以是干粉或结晶粉，悬浮剂为水。这种显像液清洗方便，不可燃，使用安全，成本低，灵敏度比干式显像高。

### 3 灵敏度试块

渗透探伤灵敏度是指在工件或试块表面发现微细裂纹的能力，发现的裂纹愈小，灵敏度就愈高。灵敏度试块上含有微细的开口裂纹缺陷，用于鉴别各种探伤试剂的性能，比较不同工艺操作的灵敏度高。常用的灵敏度试块有铝合金淬火裂纹试块（A型）和不锈钢镀铬裂纹试块（B型）。

#### 3.1 铝合金淬火裂纹试块（A型）

铝合金淬火裂纹试块简称A型试块，如图4-7所示。这种试块的优点是：中间开槽，将试块检测面一分为二，便于进行对比试验，比较两种不同探伤试剂或不同工艺操作的灵敏度。同一试块上有不同尺寸的裂纹，且比较接近于自然裂纹，试块制作较简单经济。但裂纹尺寸不能控制，裂纹尺寸较大，不适用于高灵敏度探伤试剂性能鉴别。多次使用后重复性欠佳。

#### 3.2 不锈钢镀铬裂纹试块（B型）

不锈钢镀铬裂纹试块简称B型试块，如图4-8所示。这种试块裂纹深度尺寸可控，一般最大不超过镀铬层厚度。同一试块上具有不同尺寸裂纹，压痕大处的裂纹大。试块制作工艺简单，重复性较好，使用方便。由于这种试块检测面没有分开，因此不便于比较不同探伤试剂或不同工艺方法灵敏度的优劣。该试块主要用于校验操作方法与工艺系统的灵敏度。

#### 3.3 试块的清洗

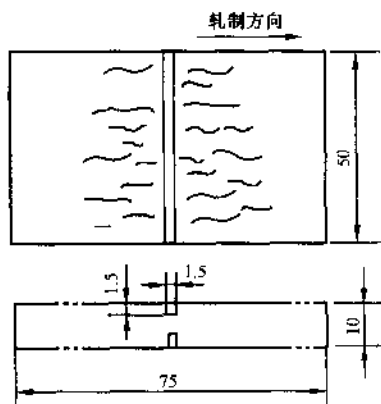


图 4-7 铝合金淬火裂纹试块

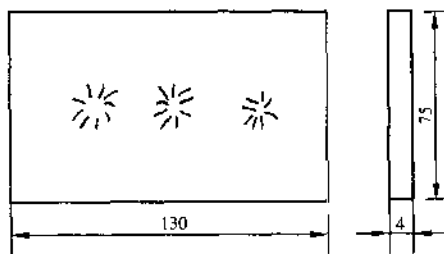


图 4-8 不锈钢镀铬裂纹试块

试块使用后，裂纹缺陷内残留有探伤试剂，重复使用的影响裂纹重现。因此试块使用后应及时清洗。具体的清洗方法是：将试块表面的显像剂清洗干净，用水煮沸半小时，清除缺陷内残留的渗透液。然后在 110℃ 下干燥 15min，使裂纹中水分蒸发干净，最后浸泡在 50% 甲苯与 50% 三氯乙烯混合液中，以备下次使用。另外也可将表面清洗干净的试块放在丙酮中浸泡 24h 以上，干燥后放在干燥器中保存备用。还可将清洗后的试块放在丙酮和无水酒精混合液（1:1）的容器中保存。

#### 4 渗透探伤装置

渗透探伤装置有多种，大致分为携带式和固定式两大类，固定式又分为分离式和整体式。下面介绍常用的携带式探伤装置。

目前常用的携带式渗透探伤装置常由渗透液喷罐、清洗液喷罐和显像液喷罐组成。有时还带有毛刷或金属刷，若是荧光渗透探伤，还备有紫外灯。

喷罐一般由盛探伤液的密闭容器和喷射机构组成，如图 4-9 所示。密闭容器内混装有液态氟里昂或液化石油气和探伤液。氟里昂或石油气在常温下气化产生一定的压力，20~25℃ 时约为 0.3~0.4MPa。当按下阀门时，插入探伤液的细管与出口连通，形成通道，探伤液喷出。当松开时，阀门自动关闭。当温度升高时，喷罐内压力也会升高。因此喷罐不能暴晒或靠近高温热源火源。当温度降低时，压力降低，因此冬天使用喷罐往往压力会偏低，必要时可在 30℃ 左右的热水中预热，以便适当提高喷罐压力。另外喷罐使用一定时间后压力也会下降。

喷罐携带方便，使用灵活机动，适用于大型工件局部探伤和无水无电的野外探伤。目前在锅炉压力容器系统得到广泛应用。

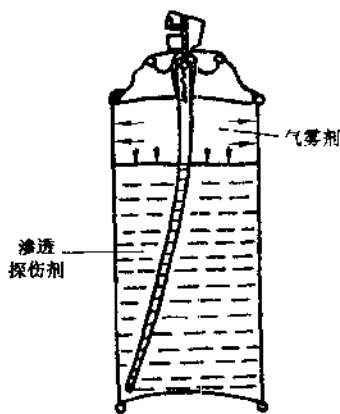


图 4-9 喷罐的结构原理

### 第三节 渗透探伤工艺方法

#### 1 渗透探伤的原理与方法

##### 1.1 渗透探伤的原理

渗透探伤是在工件表面施加着色或荧光渗透液,当工件表面存在开口缺陷时,由于液体的润湿与毛细管作用使渗透液渗入缺陷,然后除去工件表面多余的渗透液,并施加显像剂,这时缺陷内残留的渗透液又由于润湿和毛细管作用而被吸附出来,在白光下或紫外光下显示缺陷。

渗透探伤最基本的流程是渗透、清洗、显像和观察检查,如图 4-10 所示。

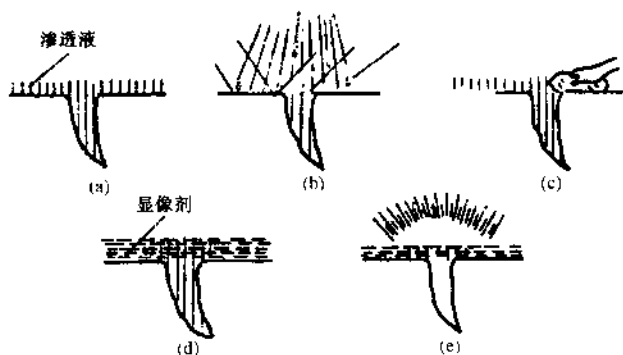


图 4-10 渗透探伤基本流程

(a) 渗透; (b) 水清洗; (c) 溶剂清洗; (d) 图像; (e) 观察

##### 1.2 常用渗透探伤方法分类

(1) 据染料种类分。据渗透液中所含染料种类不同,将渗透探伤分为着色探伤法(V)和荧光探伤法(F)。着色探伤是渗透液中含有着色染料,在白光下观察。荧光探伤是渗透液中含有荧光染料,在紫外灯下观察。

(2) 据清洗方法分。据渗透液的清洗方法不同,将渗透探伤分为水洗型渗透探伤法(A)、后乳化型渗透探伤法(B)和溶剂清洗型渗透探伤法(C)。

(3) 据显像方式分。据显像方式不同,将渗透探伤分为干式显像(D)、速干式显像(S)、湿式显像(W)和自显像(N)。干式显像是将白色显像粉施加在干燥后的工件表面上。速干式显像是将白色显像粉与易挥发的有机溶剂配成显像液,当这种显像液施加在工件表面时,会迅速干燥显像。湿式显像是将白色显像粉与水配成显像液,当这种显像液施加在工件表面时,需要经过干燥工序后才能显像。自显像是不用显像剂进行显像观察。

综上所述,渗透探伤方法大致可归纳为:

着色法 V	{	水洗型着色法 VA	}	{	干式显像 D
		后乳化型着色法 VB			速干式显像 S
		溶剂清洗型着色法 VC			湿式显像 W
荧光法 F	{	水洗型荧光法 FA	}	}	无显像剂 N
		后乳化型荧光法 FB			
		溶剂清洗型荧光法 FC			

各种常用渗透探伤方法比较见表 4-2。

表 4-2 各种渗透探伤方法比较

类别		着色探伤法	荧光探伤法
水洗型	水基型	成本低, 使用安全, 清洗方便、操作简单, 但灵敏度低。适用于表面较粗糙要求不高的工件和不能接触油类的工件	成本低, 使用安全, 清洗方便, 灵敏度较着色高, 需在紫外灯下观察。适用于表面较粗糙或不能接触油类的工件
	自乳化型	成本低, 操作简单, 灵敏度较低。适用于要求不太高的工件和表面较粗糙的工件	成本低, 清洗方便, 灵敏度较着色高, 需在紫外灯下观察。适用于表面较粗糙的工件
后乳化型		灵敏度高, 需增加乳化工序, 成本较高。适用于要求较高的工件, 不适用于表面粗糙或带孔、槽的工件	灵敏度最高, 多一道乳化工序, 需在紫外灯下观察。适用于重要的工件, 不适用于表面粗糙或带孔、槽的工件
溶剂清洗型		可制成喷罐式, 携带方便, 操作简单, 灵敏度较高, 可用于无水无电的野外检验或大型工件局部探伤, 但成本较高。不适用于大批量工件检验	可制成喷罐式, 携带方便, 操作简单, 灵敏度高, 可用于无水的地方。但成本较高, 需在紫外灯下观察。适用于要求较高的工件的探伤

## 2 渗透探伤的一般工艺过程

渗透探伤的一般工艺过程为预清理、渗透、乳化、清洗、干燥、显像、观察、后处理、记录与报告等。

### 2.1 预清理

工件表面的油污、铁锈、氧化皮、油漆、飞溅物等会妨碍渗透液渗入缺陷, 并污染渗透液, 降低渗透液的着色荧光强度和渗透能力, 影响缺陷的检出。因此渗透探伤前必须对工件表面进行预清理。常用的方法有以下几种。

(1) 机械方法。机械方法是指机械打磨、吹砂处理等。机械打磨分为手工打磨和风砂轮、电砂轮打磨, 主要用于清除工件表面的飞溅、毛刺、焊疤和其他原因引起的凹凸不平。吹砂处理包括干吹砂和湿吹砂, 主要用于清除工件表面的熔渣、型砂、氧化皮等。

(2) 化学处理。化学处理包括酸洗和碱洗。酸洗是用硫酸、硝酸或盐酸溶液来清除工件表面的铁锈, 碱洗是用氢氧化钠、氢氧化钾溶液来去除工件表面的油污、抛光剂等。酸洗或碱洗时, 要严格控制时间, 防止工件表面过腐蚀。高强度钢酸洗时容易吸氢气产生氢脆, 因此酸洗后要及时用碱中和, 并用流水清洗干净, 然后烘干去除氢气。一般碱洗后要用酸中和。

(3) 溶剂清洗方法。溶剂清洗主要用于去除工件表面的油污, 包括三氯乙烯蒸汽除油和一般溶剂除油。三氯乙烯蒸汽除油是将工件放在除油槽的蒸汽区, 三氯乙烯蒸汽迅速在工件表面冷凝, 从而将工件表面的油污溶解掉。一般溶剂除油是指用丙酮、酒精、汽油等有机溶剂去除油污。

(4) 其他清除方法。工件表面的油漆可用去漆剂或热碱溶液去除。工件表面的无机污物可用去污剂去除, 去污剂具有润湿、乳化作用。此外工件表面的污物还可用超声波方法去除。

工件表面预清理范围一般是沿检测范围周边向外扩大 25mm。

工件经预清理后缺陷内往往含有一定的水分或其他溶剂,使缺陷内渗透液浓度降低,影响缺陷识别。因此预清理后必须干燥,以除去工件表面和缺陷内的水分或其他溶剂。常用的干燥方法有电吹风干燥法、压缩空气干燥法、红外线干燥法和烘干箱干燥法等。

## 2.2 渗透

渗透是将渗透液施加在工件表面上,使渗透液渗入表面开口缺陷。施加渗透液时,要求渗透液覆盖整个工件受检面,并在渗透时间内保持湿润状态。

渗透温度一般控制在 $15\sim 50^{\circ}\text{C}$ 范围内。温度太高,渗透液容易干涸,清洗困难,甚至会使渗透液分解变质。温度太低,黏度增大,渗透速度慢,时间长。

渗透时间是指使渗透液充分渗入缺陷所需的时间,一般包括施加渗透液的时间和滴落时间。渗透时间与渗透液的种类、工件材质、缺陷性质、渗透液温度等有关。渗透时间不能太长,也不能太短。时间太长,工件表面及缺陷内部的渗透液容易干涸,清洗困难,灵敏度低。时间太短,渗透液渗入不充分,缺陷不易检出。一般渗透时间为 $10\sim 30\text{min}$ 左右。

一般标准规定:渗透温度为 $15\sim 50^{\circ}\text{C}$ 时渗透时间不少于 $10\text{min}$ 。

## 2.3 乳化

后乳化型渗透液需要经乳化处理以后才能用水清洗。乳化处理是使油性渗透液表面张力降低,遇水形成水包油型乳化液而被水清洗掉,缺陷处的渗透液由于凝胶作用而保留完好。

施加乳化液的方法有喷涂法、浇涂法、浸涂法,一般不用刷涂法。因为刷涂往往不均匀,时间也不便控制,还有可能将乳化液带进缺陷引起过乳化。

乳化效果好坏与乳化时间有关。时间过长,容易引起过乳化,使灵敏度降低。时间太短,会因乳化不足清洗不净。乳化时间与乳化液性能、渗透液多少、表面粗糙度等因素有关。乳化液性能好,工件表面渗透液少,表面粗糙度高,乳化时间短。反之,乳化时间长。一般乳化时间为 $1\sim 5\text{min}$ 。

对于因乳化不足而清洗不净的工件,可以再乳化一次,再乳化的时间约为第一次乳化时间的一半。当乳化液性能降低以后,超过乳化时间仍达不到乳化效果时,需要更换乳化液。

## 2.4 清洗

清洗的目的是在达到规定的渗透时间以后,用水或有机溶剂将工件表面多余的渗透液去除干净,而缺陷内的渗透液得到保留。

水洗型渗透液和后乳化型渗透液用水清洗,水压不大于 $0.34\text{MPa}$ ,水温为 $15\sim 40^{\circ}\text{C}$ ,清洗时要不断翻动工件。当工件表面较粗糙时,为了便于清洗,可将水温提高到 $40\sim 50^{\circ}\text{C}$ 。喷水方向以 $30^{\circ}$ 为宜。

溶剂清洗型渗透液的去方法是先用布擦去表面渗透液,然后用蘸有清洗液的干净布擦净。用溶剂清洗时,不得将工件浸在清洗液中清洗或用清洗液冲洗,否则会引起过洗,使灵敏度下降。目前实际探伤中常用喷罐进行清洗,具体方法是先用布擦去表面的渗透液,然后用喷罐将清洗液喷洒在棉纱上,再用该棉纱擦洗工件表面,最后用干净的布擦净。

## 2.5 干燥

干燥处理的目的是除去工件表面的水分,干燥处理的时机与显像方式有关。干式显像、速干式显像时,工件在清洗后要干燥,再施加显像剂。湿式显像时,工件清洗后直接施加显像液,然后进行干燥。

工件干燥的温度一般为 $30\sim 50^{\circ}\text{C}$ ,太高易使缺陷内渗透液干涸或分解,太低时干燥时

间长。

常用干燥方法有电吹风干燥、压缩空气吹干、热空气循环干燥箱烘干、红外线照射干燥、自然干燥等几种。对于单件小批量工件，常用干布擦去工件表面的水分，再用电吹风吹干。

当采用溶剂清洗时，应自然干燥，干燥时间为5~10min。

## 2.6 显像

显像处理是指在工件表面施加显像液，利用毛细管作用将缺陷内残留的渗透液吸附出来，形成清晰的缺陷显像。

### (1) 显像方式。

渗透探伤中，常用的显像方式有速干式显像、湿式显像和自显像等几种。

速干式显像是在干燥的工件表面施加易挥发的显像液。这种显像液由白色显像粉与易挥发的有机溶剂组成，常用压力喷罐喷洒。由于显像粉悬浮在溶剂中，容易沉淀，因此使用前要充分摇晃，使显像剂均匀。当显像液喷洒在工件表面上以后，有机溶剂迅速挥发，很快形成一薄层显像膜。

湿式显像是在清洗后的工件表面加水基显像液，施加显像液前工件不必干燥。这种显像液由水、白色显像粉、糊精、表面活性剂组成。施加方法有浸涂、喷涂（包括静电喷涂）、刷涂等几种。湿式显像液也是一种悬浮液，施加前要充分摇晃，使之均匀。

自显像是不用显像剂，利用缺陷内渗透液回渗浸延到工件表面显示缺陷。这种方法常用于要求不高的工件，一般采用荧光探伤。

### (2) 显像时间。

显像时间是指利用显像剂将缺陷内残留的渗透液吸附出来显示缺陷所需的时间，一般为7~30min。显像时间与显像方式有关。湿式显像是在施加显像液后加热干燥，显像时间要长一些，一般为干燥时间的两倍，约为10min。速干式显像一般是自然干燥，显像时间更长一些，一般为10~15min。显像时间还与缺陷类型有关，特别微细的裂纹，显像时间要长一些。

显像时间要适当，太长会使缺陷图像放大变模糊，分辨力降低，引起失真；太短缺陷难以显示，容易引起漏检。

## 2.7 观察检查

显像以后要进行观察，判别缺陷的真伪，测定缺陷的位置、尺寸等。观察的方法与渗透液中所含染料种类有关。着色探伤在日光或灯光下观察，被检工件表面的照度不低于500lx（勒克司），缺陷为红色图像。荧光探伤在暗室内的紫外灯下观察，暗室内白光强度不超过20lx，被检工件表面荧光强度不小于 $1000\mu\text{W}/\text{cm}^2$ ，缺陷为明亮的黄绿色图像。检验人员进入暗室要有3~5min的适应时间。观察时紫外光源不要直射人眼，以免伤害眼睛，影响观察。

观察过程中，当发现缺陷需要进行判别时，可用干净的棉球或棉布沾一点酒精，擦拭显示部位。如果是缺陷，擦拭后会再现。若是虚假缺陷，擦拭后不会再现。对于特别细小的缺陷或仍有怀疑的缺陷，可用5~10倍的放大镜进行放大辨认。若因操作不当，真伪缺陷实在难以判别时，应重复全过程进行重新探伤。

## 2.8 后处理

渗透探伤以后，工件表面残留的各种探伤试剂应清除掉。

## 2.9 记录与报告

渗透探伤中要做好原始记录，主要记录工件情况、检验方法、检验结果等，然后签发探伤报告。

## 3 工件质量级别评定

液体渗透探伤是在白光或紫外灯下观察工件表面显示的缺陷图像，根据显示缺陷的尺寸、性质等评定工件的质量级别。然而工件表面显示的图像除缺陷显示外，还有非缺陷显示，因此要求检验人员掌握常见缺陷显示和非缺陷显示图像的特点，认真分析，正确评定。

### 3.1 常见缺陷显示

(1) 裂纹。渗透探伤中，一般裂纹显示的图像为两头尖细、略带锯齿的条状。焊接弧坑裂纹呈星状，磨削裂纹有时呈网状。

(2) 未焊透。渗透探伤中，单面焊不加垫板根部未焊透比较容易发现。其特点是位于焊缝中心，呈连续或断续的细条状，有一定的宽度，且宽度较均匀。

(3) 未熔合。渗透探伤中，层间未熔合难以发现，坡口未熔合比较容易发现。坡口未熔合的特点是形状不规则，多为直线或为圆弧形。

(4) 气孔。渗透探伤中，只能发现某些表面气孔，内部气孔无法发现。气孔多为圆形或椭圆形的图像，中心色泽深，边缘色泽淡。

(5) 夹渣。渗透探伤中，只能发现表面夹渣，其图像特点是形状不规则，有一定的宽度，有时为条状，有时为块状。

### 3.2 非缺陷显示

非缺陷显示是指不是缺陷引起的图像显示，又称无关显示。常见的非缺陷显示有以下几种。

(1) 划伤、刻痕、凹坑显示。在渗透探伤中，工件表面的划伤、刻痕、凹坑等可能引起图像显示。由于其深度较小，因此显示的图像色泽较淡。

(2) 清洗不干净。渗透探伤中，渗透液清洗不干净，也会引起无关显示，这种显示一般出现在不便清洗的部位。此外，表面粗糙的工件也容易出现这种情况，这种显示只要认真清洗即可消失。

(3) 渗透液污染。渗透探伤中，操作者手上或工作台上的渗透液污染工件，同样会产生无关显示。一般这种显示有一定的宽度，形状不规则，再次清洗即可清除。此外工件结合面处，纤维毛发沾染也可能引起无关显示。

以上各种无关显示（工件结合面除外），一般用干净的布或棉球沾一点酒精擦显示部位，显示不再重现。

### 3.3 缺陷评定

渗透探伤是根据工件表面显示的缺陷性质、大小和数量，参照有关标准，评定工件的质量级别，判别工件是否合格。

JB 4730—1994 根据缺陷显示痕迹不同分为线状缺陷和圆形缺陷。线状缺陷是指缺陷长度与宽度之比大于3的缺陷显示，圆形缺陷是指缺陷长度与宽度之比小于或等于3的缺陷显示。

据缺陷方向不同又分为横向与纵向缺陷。横向缺陷是指缺陷长轴方向与工件轴线夹角大

于或等于 30° 的缺陷，其余为纵向缺陷。

同一直线上有两个或两个以上缺陷，且间距小于或等于 2mm 时，按一个缺陷处理，其累积长度为两缺陷之和加间距。

缺陷累积长度按表 4-3 分级。

表 4-3 缺陷累积长度等级评定

等级 (评定区)	I	II	III	IV	V
焊缝、高压紧固件 (100×35)	< 0.5	≤ 2	≤ 4	≤ 8	大于 IV 级者
锻件 (100×100)	< 0.5	≤ 3	≤ 9	≤ 18	

标准规定工件上不允许存在以下缺陷：

- 1) 任何裂纹、白点和横向缺陷。
- 2) 焊缝、紧固件上任何长度大于 1.5mm 的线性缺陷。
- 3) 锻件上任何长度大于 2mm 的线性缺陷。
- 4) 单个缺陷尺寸大于或等于 4mm 的圆形缺陷。
- 5) 超过表 4-3 规定的缺陷累积长度的缺陷。

工件质量级别评定以后，根据工件质量验收标准判别工件是否合格。

对于那些接近验收标准的缺陷，要在清除显像剂后用放大镜在白光下仔细观察，确定缺陷的性质和尺寸，然后判别其是否合格。

对于缺陷超出标准但允许打磨或补焊的工件，应在打磨后再次进行渗透探伤，在确认缺陷被打磨干净后，才能验收或补焊。补焊后需再次进行渗透探伤或其他方法检验。

渗透探伤中缺陷显示尺寸与缺陷实际尺寸是不同的，一般缺陷显示尺寸大于缺陷的实际尺寸，因为渗透探伤图像显示具有放大作用。

#### 4 影响渗透探伤灵敏度的主要因素

影响渗透探伤灵敏度的主要因素有探伤试剂性能、工件状况、环境条件、工艺操作等。

##### 4.1 渗透液性能的影响

(1) 渗透液润湿作用与表面张力的影响。渗透液渗入缺陷和被显像剂吸出的先决条件是渗透液润湿工件和显像剂。只有当渗透液能很好地润湿工件或显像剂时，才能形成凹液面，产生附加压强，使渗透液充分渗入缺陷并被吸出，从而显示缺陷。

(2) 渗透液黏度的影响。渗透液的黏度对渗透速度和保留性有一定的影响。由渗透液的动态渗透参数（渗透速度） $KP = \alpha \cos \theta / \eta$  可知，渗透液的黏度系数  $\eta$  大，渗透速度慢，渗透时间长。但当渗透液渗入缺陷以后，就不容易被清洗掉，保留性较好，灵敏度较高，因此  $\eta$  应大小适当。

(3) 渗透液着色荧光强度的影响。着色液的强度常用吸光度来度量。溶液的浓度大，吸光度就大，颜色就深，灵敏度也就高，因此应尽量提高渗透液中着色物质的浓度。另外渗透液着色荧光强度高，缺陷显示对比度大，缺陷检出灵敏度高。

##### 4.2 乳化液、显像液性能的影响

(1) 乳化液性能的影响。乳化液的作用是使油性渗透液经过乳化处理以后便于用水清洗。乳化液性能好，乳化效果好，清洗干净，缺陷显示图像清晰。此外还要求乳化液具有良



好的凝胶作用，以便提高缺陷内渗透液的保留性。

(2) 显像液性能的影响。显像液中白色粉末的粒度细，形成的毛细管直径小，毛细管作用强，缺陷内渗透液容易吸出，灵敏度高。此外要求显像液色泽洁白，灵敏度高。

#### 4.3 工件状况的影响

(1) 缺陷宽深比的影响。渗透探伤灵敏度与缺陷宽深比密切相关。缺陷的宽度  $d$  与深度  $b$  之比  $d/b$  称为宽深比，用  $K$  表示，即  $K = d/b$ 。缺陷内渗透液的渗入深度为

$$h \approx \frac{2\alpha \cos\theta}{Kp_0}$$

由此可知，缺陷的宽深比小，渗透液渗入深度  $h$  大，毛细管作用强，灵敏度高。反之，缺陷宽深比大，灵敏度低。实际探伤中  $K$  值较小的裂纹比较容易检出，而  $K$  值较大的凹陷性缺陷难以检出就是这个原因。当然  $d$  过小，染料微粒难以渗入，灵敏度也会降低。

(2) 工件表面粗糙度的影响。工件表面粗糙度对灵敏度有较大的影响，表面粗糙度低，清洗困难，缺陷显示对比度差，检出灵敏度低。只有当表面粗糙度较高时，才能发现较小的缺陷。

#### 4.4 环境条件的影响

(1) 温度的影响。渗透液表面张力系数、黏度等与温度有关。温度升高，表面张力系数和黏度降低，润湿作用增强，渗透速度加快。实际探伤中，有时渗透前将工件加热到渗透液允许的温度，当施加渗透液后，由于渗透液温度较低，使缺陷内气体温度下降，产生负压，利于渗透液进入缺陷，提高灵敏度。

(2) 压力的影响。由渗透液进入缺陷的深度  $h = 2\alpha \cos\theta / Kp_0$  可知，外界压力  $p_0$  愈小，渗透深度  $h$  就愈大。真空渗透探伤灵敏度高就是基于这个原理。

(3) 振动的影响。当被探工件周期性地振动产生交变应力时，总有某一时刻振动产生的力恰好协助克服渗透阻力，使渗透液易于渗入缺陷，从而提高探伤灵敏度。这就是超声波渗透探伤灵敏度较高的原因所在。

#### 4.5 工艺操作的影响

渗透探伤工艺操作过程中，即使是一步操作不当，都可能影响缺陷检出，使灵敏度降低。如渗透时间短，渗入缺陷的渗透液少，缺陷难以显示。乳化时间不足，清洗困难，缺陷不易判别等。

### 5 安全技术

渗透探伤试剂中有些试剂是易燃物质，有些试剂是有毒物质，在使用过程中要注意防火、防毒安全。

#### 5.1 防火安全

渗透探伤中所用探伤试剂大多数是可燃性的有机溶剂，如煤油、酒精、丙酮等，在存放和使用过程中必须注意防火。

1) 存放探伤试剂的地方和操作现场要整洁干净，有切实可行的管理制度和防火措施，设置有效的灭火器。

2) 存放或盛装探伤试剂的容器应加盖密封，存放地点要阴凉，避免阳光直射，远离热源和火源。

3) 使用压力喷罐时,要防止太阳暴晒,避免环境温度过高。当环境温度超过 50℃时,应特别引起注意。探伤现场严禁明火存在。

4) 当环境温度过低时,喷罐内压力降低,影响正常喷射,这时可将喷罐放在 30℃的温水中加热,以便提高喷罐内压力。但要防止水温过高和将喷罐直接放在火焰旁边烧烤,以免发生爆炸。

## 5.2 防毒安全

渗透探伤中的不少试剂是有毒物质,危害人体健康,使用中要注意防毒安全。

探伤中用到的苯、硝基苯毒性较大,短期大量吸入会引起急性中毒,重者昏迷、抽搐、呼吸困难,甚至死亡;轻者头晕、恶心、呕吐、四肢麻木、步履不稳等。长期过量吸入会引起慢性中毒,主要症状是头痛、乏力、失眠、耳鸣、食欲不佳、记忆衰退等。甲苯、二甲苯等苯的衍生物毒性比苯、硝基苯小,四氯化碳、三氯乙烯、二氯乙烷、甲醇、氯苯等也有一定毒性,丙酮、松节油、乙醚等对人体有刺激或麻醉作用,为低毒性溶剂。

有害物质对人体的毒害主要通过呼吸道、消化道和皮肤进入人体,渗透探伤中主要是呼吸道吸入。工作过程中防毒基本原则如下:

- 1) 在不影响探伤灵敏度的前提下,尽可能选用低毒配方的探伤试剂。
- 2) 工作场地要通风良好,尽量降低空气中有毒物质的浓度。切忌在密闭的容器内或通风不良的场所使用毒性大的化学试剂。
- 3) 严格遵守操作规程,正确使用防护用品,如口罩、防毒面具、橡皮手套、防护服等。
- 4) 严格执行身体预检和定期体检的规定。新参加渗透探伤工作的人员要预先体检,已参加渗透探伤工作的人员要定期体检。凡发现有哮喘、血液病、肝炎、肾炎、神经官能症等疾病时,应及早治疗,并不得参加该项工作。
- 5) 建立必要的防毒安全管理制度,并督促执行。

# 第五章 涡流探伤

## 第一节 涡流探伤的基本理论

### 1 法拉第电磁感应定律

法拉第电磁感应定律指出，通过闭合回路所包围面积内的磁通量发生变化时，回路中将产生感生电动势。感生电动势  $E$  与闭合回路内的磁通量变化率成正比

$$E = - N \frac{d\Phi}{dt}$$

式中  $N$ ——线圈的匝数；

$\frac{d\Phi}{dt}$ ——磁通量变化率；

“ $-$ ”——表示感生电动势反抗回路中磁通的变化。

### 2 自感与互感

#### 2.1 自感

当回路磁通量发生变化时，回路中会产生感生电动势。同样，当回路中通过的电流发生变化时，也会引起回路磁通变化，从而在回路中产生感生电动势。由于这种感生电动势是自身回路电流变化引起的，因此称为自感电动势，用  $E_L$  表示

$$E_L = - L \frac{dI}{dt}$$

式中  $L$ ——自感系数，与线圈形状、大小和匝数等有关；

$\frac{dI}{dt}$ ——回路中电流变化率；

“ $-$ ”——表示自感电动势反抗回路中电流的变化。

#### 2.2 互感

当两个线圈互相靠近时，任何一个线圈中的电流发生变化，都会引起另一个线圈内磁通量的变化，从而在另一个线圈中产生感生电动势。这种两个靠近的载流回路电流发生变化时互相激起感生电动势的现象称为互感。

当线圈 1、2 靠近时，线圈 1 中电流  $I_1$  变化在线圈 2 中激起的感生电动势为  $E_{21}$ ，线圈 2 中电流  $I_2$  变化在线圈 1 中激起的感生电动势为  $E_{12}$

$$E_{21} = - M \frac{dI_1}{dt}$$

$$E_{12} = - M \frac{dI_2}{dt}$$

式中  $M$ ——互感系数，与两线圈形状、大小、匝数、相对位置等有关；

$\frac{dI_1}{dt}$ ——线圈 1 中电流变化率；

$\frac{dI_2}{dt}$ ——线圈 2 中电流变化率；

“-”——表示互感电动势反抗回路中电流的变化。

### 3 涡流检测

如图 5-1 (a) 所示，线圈 1 接交流电源，线圈 2 接上负载  $R_2$  构成回路。当线圈 1 中电流变化时，由于互感，线圈 2 中产生变化的感生电动势和感生电流。又由于互感，线圈 2 中变化的感生电流又在线圈 1 中产生感生电动势，使线圈 1 中的电流发生变化。若改变线圈 2 中负载  $R_2$ ，则线圈 1 中的电流会随着发生变化。

根据欧姆定律，线圈 1 中的电流与电压关系为

$$I_1 = \frac{E_1}{Z_1}$$

式中  $E_1$ ——线圈 1 两端的电压；

$I_1$ ——线圈 1 中的电流；

$Z_1$ ——线圈 1 中的阻抗。

由上式可知，当电源电压  $E_1$  一定时，电流  $I_1$  随阻抗  $Z_1$  增大而减小。因此测出线圈 1 中电流  $I_1$  的变化，便可得知其阻抗  $Z_1$  的变化，进而探知线圈 2 中负载  $R_2$  的变化。

若用金属块来代替线圈 2，如图 5-1 (b) 所示，当线圈中电流变化时，由于电磁感应，则会在金属试块中产生旋涡状的感生电流，即涡流。涡流的大小、分布、相等与金属试块的状况有关。当金属试块中存在缺陷或电导率、磁导率等物理性能发生变化时，试块中涡流就会发生变化，而涡流产生的磁场反作用于线圈，使线圈阻抗发生变化。因此，测定线圈阻抗的变化，就可得知金属试块中缺陷或其他物理性能变化的情况。

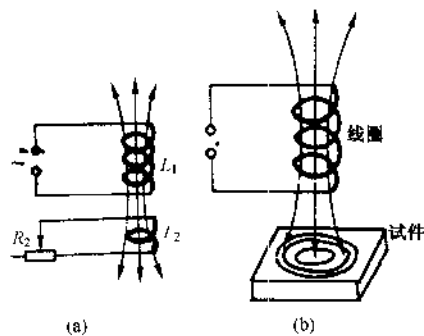


图 5-1 涡流检测的原理

### 4 趋肤效应

直流电通过圆柱导体时，导体横截面上的电流密度基本上是均匀的。但当交流电通过圆柱导体时，横截面上的电流密度不再均匀，而是导体表面电流密度大，中心电流密度小，这种现象称为趋肤效应或集肤效应。

电流密度随至表面的距离增加而减少。当电流密度减少到表面电流密度的  $\frac{1}{e} = 37\%$  时的深度，称为有效渗透深度，用  $\delta_{0.37}$  表示

$$\delta_{0.37} = \frac{1}{\sqrt{\pi f \mu \sigma}}$$

式中  $f$ ——电流频率，Hz；

$\mu$ ——导体磁导率，H/m；

$\sigma$ ——导体电导率，S/m。

由此可见，导体的磁导率 $\mu$ 、电导率 $\sigma$ 和电流频率 $f$ 增加，有效渗透深度就减少。

由于通过交变电流的线圈在邻近金属试块中产生的涡流也是交流电，因此涡流同样具有趋肤效应，金属试块表面电流密度大，中心电流密度小。这就是涡流检测只能探测工件表面、近表面缺陷或物理性能变化情况的原因所在。

## 第二节 涡流检测仪、线圈和试样

### 1 涡流检测仪

#### 1.1 仪器的类别

涡流检测仪是根据不同的检测目的，应用不同的方法抑制干扰信息，拾取有用信息的电子仪器。据用途、使用、显示等不同分为以下几类。

##### 1.1.1 按用途分。

据涡流检测仪的用途不同分为涡流探伤仪、材料分选仪和测厚仪等。

- 1) 探伤仪。根据试件缺陷引起线圈阻抗变化情况来探测试件表面或近表面缺陷情况。
- 2) 材料分选仪。根据试件的电导率 $\sigma$ 、磁导率 $\mu$ 不同引起线圈阻抗变化进行材料分选。
- 3) 测厚仪。根据试件厚度对线圈阻抗的影响来测定试件的厚度。

##### 1.1.2 按显示方式分。

据涡流检测仪显示方式不同分为图像显示、数字显示。

- 1) 图像显示：利用仪器示波管显示某种因素引起的图像变化。
- 2) 数字显示：利用仪器数码管显示试件物性变化量。

此外，按信号处理方法不同还可分为相位分析仪、频率分析仪、振幅分析仪等几种，据仪器通道数量分为单通道和多通道检测仪。

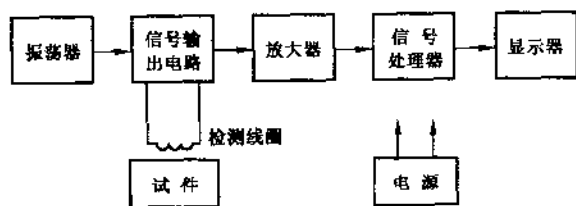


图 5-2 涡流检测仪原理方框图

#### 1.2 原理与组成

涡流检测仪的类型很多，各种仪器的具体电子线路不同，但是它们的基本工作原理相似。

一般的涡流检测仪主要由振荡器、探头、信号输出电路、放大器、信号处理器、显示器、电源等部分组成，其方框原理图如图 5-2 所示。

- (1) 振荡器。产生所需频率的振荡电流来激励检测线圈，以便在试件中感生涡流。
- (2) 探头（检测线圈）。产生交变磁场使试件感生涡流，并拾取试件物性变化的有用信息。
- (3) 信号输出电路。将检测线圈拾取的电压变化量 $\Delta U$ 输入到放大器，将初始总电压 $U_0$ 抵消或平衡掉。
- (4) 放大器。放大输入的微弱信号，使它达到显示器所需的程度。要求失真小，增益稳定，抗干扰能力强。
- (5) 信号处理器。抑制各种干扰信号，突出有用信号，常用方法有以下几种。

1) 相位分析法。根据有用信号与干扰信号的相位差,利用同步检波器的移相器将有用信号分离出来。

2) 频率分析法。当缺陷信号频率高于干扰信号时,利用滤波器抑制频率较低的干扰信号。

3) 振幅分析法。当缺陷信号幅度大于干扰信号时,用拒斥电路抑制掉电平以下的干扰信号,保留有用信号。

(6) 显示器。用数码管、示波管等来显示经过放大和消除干扰后的检测信号。

(7) 电源。为仪器各电路提供所需电压。小型仪器,可用干电池或蓄电池作电源,大型仪器常用交流电源。

涡流检测仪的工作原理是:振荡器产生各种频率的振荡电流,通过检测线圈产生交变磁场在试件中感生涡流。当试件存在缺陷或物性变化时,线圈电压发生变化,通过信号输出电路将线圈电压变化量输入放大器放大,经信号处理器消除各种干扰信号,最后将有用信号输入显示器显示检测结果。

### 1.3 涡流检测技术的进展

随着计算机技术的发展,涡流检测技术近年来得到迅猛发展,出现了多频涡流和远场涡流技术。

多频涡流是采用几个不同频率同时激励探头,通过实时矢量加减和处理,抑制不需要的干扰信号。从理论上讲增加一个检测频率可消除一个干扰信号,但同时使缺陷信号衰减失真一次,因此,一般多频不超过四频。

远场涡流是电磁场在管道内部传输中出现的一种特殊涡流现象。它采用一个内插式探头,其中包括一个激励源线圈和一组置于激励源远场区域的检测线圈。远场区域的磁场主要由激励线圈附近的电磁能量穿出管壁后沿管外壁扩散,最后进入管壁内,感应到检测线圈上,从而检出管内外壁缺陷。远场涡流能以相同的灵敏度检测管壁内外表面缺陷及管壁减薄情况,不受趋肤效应的影响,提高效应影响也较小。不仅适用于非铁磁性金属管,且可适用于铁磁性金属管的检测。

## 2 涡流检测线圈

### 2.1 检测线圈的作用

涡流检测线圈又称探头或传感器,其主要作用有两个:一是在交变的激励电流作用下产生交变磁场,使试件感生涡流;二是拾取因试件物性变化引起涡流磁场变化的信息,并将其转换为电信号。因此,涡流检测线圈按功能可分为激励线圈和测量线圈两种,它们可以是两个线圈,也可以是一个线圈同时承担激励和测量两项任务。

### 2.2 检测线圈的种类

检测线圈按用途分为外穿过式、内通过式和放置式三种。

(1) 外穿过式线圈。利用试件从线圈内穿过来检测试件外表面缺陷情况或物性变化,如图 5-3 (a) 所示。适用于形状规则的棒材、管材、线材检测。

(2) 内通过式线圈。利用线圈通过试件内孔来探测试件孔壁缺陷情况或物性变化,如图 5-3 (b) 所示。适用于管材或其他试件内孔探测。

(3) 放置式线圈。将线圈放置于试件表面来探测试件表面缺陷情况或物性变化,如图 5-

3 (c) 所示。这种线圈大多绕成内部带磁芯的探头形式, 具有磁场聚焦的性质, 检测区域小, 灵敏度高, 因此又称探头或点式线圈。适用于板材、大型管材和形状复杂试件的表面检测。

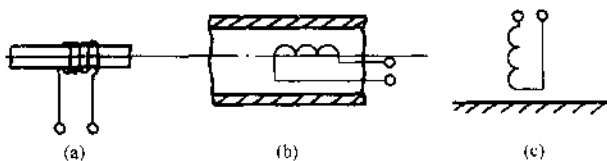


图 5-3 按用途分类的线圈  
(a) 外穿过式; (b) 内通过式; (c) 放置式

### 3 对比试样

涡流检测中的对比试样是指按一定的用途设计制作的具有人工缺陷的试样, 用于进行对比试验。它与涡流检测仪、检测线圈一样, 是涡流检测中的重要工具。

#### 3.1 对比试样的用途

(1) 测试设备的性能。利用对比试样可以测试涡流检测设备的性能, 如系统灵敏度、分辨力、末端不可检测长度等。系统灵敏度是指整个涡流检测系统检出最小缺陷的能力, 分辨力是指分辨相邻两缺陷的最小距离, 末端不可检测长度是指由于涡流的末端效应引起的试件端部不能检测的区域。

(2) 调节检测灵敏度。涡流检测灵敏度是指在试件上发现规定大小缺陷的能力, 涡流检测灵敏度一般在系统灵敏度范围内调节。涡流检测前, 需要利用对比试样调节仪器灵敏度, 选取探测条件, 以便能有效地发现规定大小的缺陷。

(3) 验收产品质量。利用具有标准当量的人工缺陷对比试样调节仪器, 检测试件时, 以它的指示信号为基准, 发现超过基准信号的试样为不合格。

#### 3.2 对试样的要求

(1) 对比试样的材质、形状、尺寸、热处理状态和表面状态应与被检试件相同, 一般从被检试件上截取。

(2) 对比试样上的人工缺陷(标准伤)位置、尺寸、形状符合要求, 尺寸与被检试件中的自然缺陷相似。人工缺陷至端面或人工缺陷之间的距离足够大, 不致互相影响。

(3) 对比试样形状规则, 表面不得有划伤、锈斑、变形、凹陷或凸起等。

#### 3.3 对比试样的种类

对比试样有多种, 根据试样上人工缺陷不同分为孔型对比试样和槽型对比试样两类。

(1) 孔型对比试样。孔型对比试样是在试样上加有某一直径的通孔或平底孔等人工缺陷, 主要用于检测试件上的点状缺陷, 如夹杂物。

(2) 槽型对比试样。槽型对比试样是在试样上加工有某一尺寸的矩形槽、U型槽或尖角槽等人工缺陷, 主要用于检测试件上线状或条状缺陷, 如裂纹、折叠等。

## 第三节 涡流检测工艺方法

### 1 涡流检测方法与应用

#### 1.1 检测方法分类

##### (1) 据检测线圈分。

1) 外穿过式线圈检测法。使试件从检测线圈内穿过来检测试件表面缺陷情况或物性变化,这种方法主要用于检测管材、棒材和线材等试件。对于管材外壁缺陷灵敏度较高,内壁缺陷灵敏度较低。

2) 内通过式线圈检测法。使检测线圈从试件内孔通过来检测试件孔壁缺陷情况或物性变化,这种方法主要用于检测厚壁管或其他工件内孔。

3) 放置式线圈检测法。检测线圈放在试件表面上进行检测,这种方法主要用于检测板材、大型工件和形状复杂的工件。

##### (2) 据原理分。

1) 阻抗分析法。根据试件缺陷或物性变化引起线圈阻抗幅值和相位变化来进行检测。

2) 感抗分析法。根据试件缺陷或物性变化引起线圈感抗幅值变化来进行检测。

3) 调制分析法。根据试件缺陷信号与干扰信号持续时间和频率不同来进行检测。一般缺陷信号比干扰信号持续时间短,频率高。

##### (3) 据信号处理方法分。

1) 相位分析法。根据试件缺陷信号与干扰信号的相位差来进行检测。

2) 频率分析法。根据试件缺陷信号与干扰信号的频率不同来进行检测。

3) 振幅分析法。根据试件缺陷信号与干扰信号的振幅不同来进行检测。

#### 1.2 涡流检测的应用

(1) 探伤试件缺陷。根据试件缺陷引起检测线圈阻抗或电压幅值和相位变化来判别试件表面的缺陷情况。由于涡流具有趋肤效应,因此涡流探伤一般只能检出试件表面或近表面缺陷。主要用于棒材、线材、板材、管材等试件的自动在线探伤,如电厂中冷凝器管、水冷壁管、省煤气管、汽轮机大轴中心孔、叶片等。

(2) 测试材料物性。根据试件材料物性变化引起检测线圈阻抗或电压变化来测试材料电导率、磁导率、硬度、强度和内应力等情况。

(3) 分选材料。根据不同材料的电导率 $\sigma$ 、磁导率 $\mu$ 不同,引起线圈阻抗幅值或相位发生变化来实现材料分选,将规格相同牌号不同的钢种或有色金属分离出来。

(4) 测量壁厚。当管材或板材厚度发生变化时,检测线圈阻抗会发生变化,据此可以测量某些试件的壁厚、金属材料上非金属涂层或铁磁材料上非铁磁材料涂层的厚度以及管材或棒材直径、椭圆度等。

### 2 涡流检测工艺

#### 2.1 检测前的准备工作

(1) 清理校正试件。涡流检测前,应清除试件表面的氧化膜、金属粉末和其他附着物,



特别是试件上吸附的铁磁性物质。并校正弯曲变形的试件，以消除由此产生的各种干扰信号，避免误判。

(2) 确定检测方法。涡流检测前，应了解试件的材质、加工方法、结构尺寸及检测要求，确定正确的检测方法，并合理选择仪器和线圈。

(3) 调节传送系统。有传送系统的涡流检测仪，检测前应调节传送系统的送进速度，使试件对中心，尽量减少振动，使试件平稳匀速送进。

(4) 选择对比试样。根据涡流检测要求和有关标准，选择符合要求的对比试样，并确定判废标准。

(5) 准备有关图表和资料。涡流检测中用到的图表和资料，要事先准备好，如待测试件的产品图、检测要求、有关检测标准等。

## 2.2 检测频率的确定

涡流检测的灵敏度在很大程度上依赖于检测频率，对于材质、形状、尺寸不同的试件应选用不同的频率。一般选择试验频率时要考虑以下原则：

1) 趋肤效应。涡流是一种交变电流，存在趋肤效应，深度 $\delta$ 随电流频率 $f$ 增加而减小。当试件检测深度有要求时，就要根据检测深度来确定频率的选取范围。

2) 检测灵敏度。在涡流检测中，频率的高低会影响线圈与试件之间的耦合效率。频率低，耦合效率低，检测灵敏度低，小缺陷不容易检出。

## 2.3 调整仪器

(1) 仪器预运转。涡流检测前，仪器要预运转 20 ~ 30min，稳定后才能调节仪器进行探测。

(2) 调节电路平衡。利用对比试样无缺陷部位通过检测线圈将电桥线路输出调至零。

(3) 调节相位。对于涡流检测中相敏检波器，要调节仪器的相位使干扰信号的输出为零，来抑制杂波，提取有用信号，增加信噪比。

(4) 调节滤波器。试件缺陷信号一般频率较高，而试件材质、尺寸、振动等产生的干扰信号多为低频。调节滤波器使某一频率的有用信号通过，而将干扰频率信号及其他杂波滤掉。

(5) 调节拒斥器。调节拒斥器，消除幅度较小的干扰信号，提高信噪比。一般在相位和滤波器频率调节好后进行。

(6) 调节灵敏度。检测灵敏度一般根据要求检测出的最小缺陷确定。调节方法是将对对比试样上人工缺陷信号大小调到规定电平，通常使人工缺陷波形指示高度达 50% ~ 60% 即可。

(7) 调节记录仪。调节记录仪使记录仪能记录对比试样上人工缺陷以上的缺陷信号。

(8) 调节磁饱和器。调节磁饱和器，消除铁磁性材料未饱和时磁性不均产生的干扰信号，使磁饱和程度达 80% 以上。

## 2.4 扫查探测

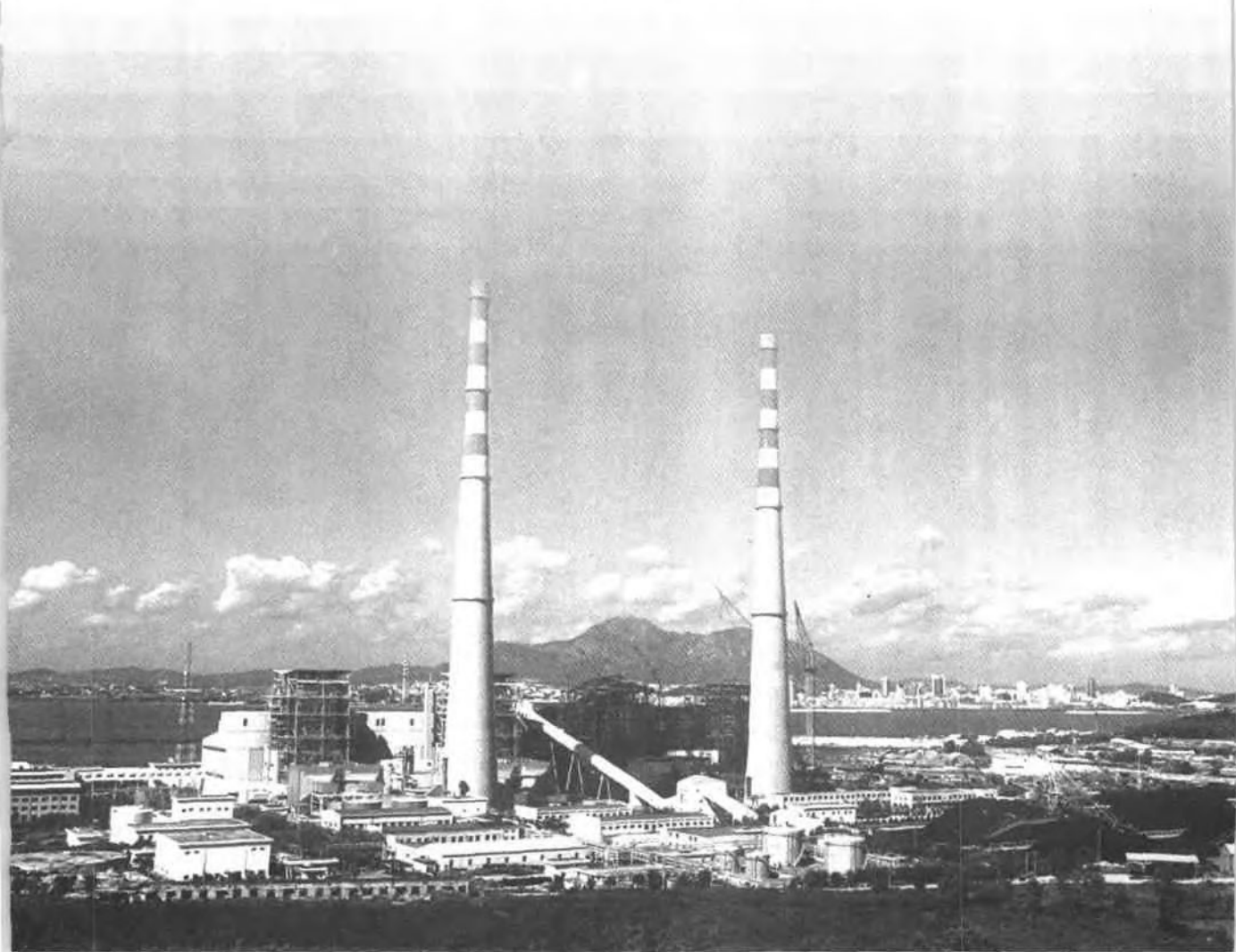
调好仪器以后，使试件按规定的速度送进来进行扫查探测，并注意观察分析判别仪器示波屏上显示的波形变化。

## 2.5 记录

主要记录试件情况、探测条件、检测结果等。

## 第二篇

# 金属材料与火电厂 金属技术监督





## 第六章 钢的基础知识

### 第一节 金属学

#### 1 晶体学基础

(1) 晶体。原子（分子）在三维空间做规则的周期性重复排列所构成的物体。晶体具有一定的熔点，并在不同方向具有不同的性能（如导电性、导热性、热膨胀性、弹性和强度等）。将晶体这种性能在不同方向上的差异称为各向异性。

(2) 晶胞。

为了研究原子的排列，通常假定晶体由钢球堆砌而成；在几何上可抽象地用空间格架（晶格）表示，组成晶格的具有代表性的单元称为晶胞。晶胞的各棱边长度称晶格常数。晶格中各方位的原子层称为晶面，连接任意两原子之间的连线所指的方向称为晶向。

常见金属晶格类型有体心立方晶格（bcc）、面心立方晶格（fcc）和密排六方晶格（hcp）三种，相应的晶胞如图 6-1 所示。

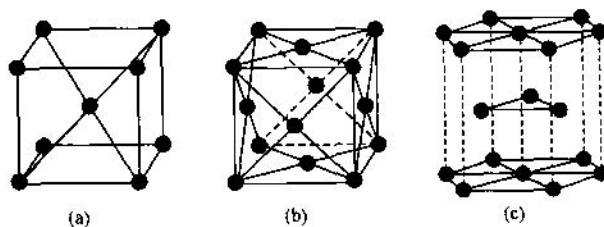


图 6-1 金属晶格类型  
(a) bcc; (b) fcc; (c) hcp

具有体心立方晶格的金属有铬、钼、钨、钒、 $\alpha$ -铁等，具有面心立方晶格的金属有银、铜、铝、镍、 $\gamma$ -铁等，具有密排六方晶格的金属则有镁、锌、镉、铍、 $\alpha$ -钛等。

(3) 单晶体和多晶体。

金属的凝固（结晶）是一个形核和长大的过程（图 6-2）。在凝固时，只存在一个晶核生长而成的晶体称为单晶体。在高温工作的燃气轮机叶片，为了提高蠕变抗力，有时采用没有晶界的单晶体材料。

一般情况下，材料由多个晶核生长而成，以多个晶体方式出现，称多晶体；由于同晶格方向在各个晶体之间不同，故在不同方向上性质差异不大，称其具有“伪各向同性”性质。

(4) 晶粒。在显微镜下观察到的多晶体情景是颗粒，称其为晶粒。晶粒内部由许多细小单元组成称其为亚晶粒，亚晶粒是理想的单晶体。晶粒之间的界面（线）称为晶界。



图 6-2 纯金属结晶示意图

## 2 合金的相结构和相图

合金指由两种或两种以上的金属元素，或金属与非金属元素组成的具有金属特性的物质。如碳钢是铁和碳两种元素组成的合金。

(1) 组元。组成合金系统的最基本物质，通常组元就是指组成合金的元素。组元可以是金属或非金属，也可以是较稳定的化合物。由两个组元组成的合金称二元合金，例如铁和  $Fe_3C$  两个组元组成铁碳二元合金。

(2) 相。指合金系统中，性质完全相同，彼此间有界面隔开的均匀部分，如固相、液相等。由一种、两种、多于两种相组成的合金分别称为单相合金、双相合金和多相合金。

(3) 组织。指通过制备金相试样的方法利用肉眼或显微镜下所观察到的情景。通常把肉眼或低倍显微镜下所观察到的情景称为宏观组织，而在较高倍数下观察到的情景则称为显微组织。

(4) 固溶体。溶质原子溶于溶剂中形成的均匀固态晶体，在固溶体中含量较多的组元称为溶剂，含量较少的组元称为溶质。通常将固溶体分成两大类：

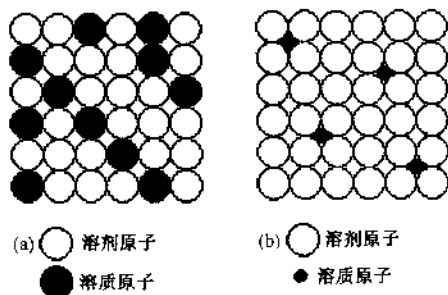


图 6-3 固溶体

(a) 置换固溶体；(b) 间隙固溶体

1) 置换固溶体。溶质原子取代溶剂原子而占据溶剂晶格中某些结点所形成的固体。金属元素之间混合大多形成置换固溶体 [图 6-3 (a)]。如果混合时可以任意互换晶格位置，相应的固溶体称无限固溶体，反之称有限固溶体。

2) 间隙固溶体。溶质原子处于溶剂晶格的间隙位置中所形成的固溶体 [图 6-3 (b)]。例如碳原子溶于 Fe 中形成的间隙固溶体。

(5) 金属化合物。指组元 A、B 互溶度超过极限时所形成的、晶体结构不同于两组元的新相。该新相可用化学式表示，原子结合以金属键为主，性能上保留金属特性，故称金属化合物；由于其在二元相图上的位置总是介于中间部位，故又称其为中间相。碳钢中的  $Fe_3C$ ，黄铜中的 Cu、Zn 等都是金属化合物。金属化合物主要分为三类：正常价化合物、电子化合物和间隙化合物。

## 3 铁碳相图

Fe- $Fe_3C$  相图如图 6-4 所示，图中各组元、相、组织构成如下。

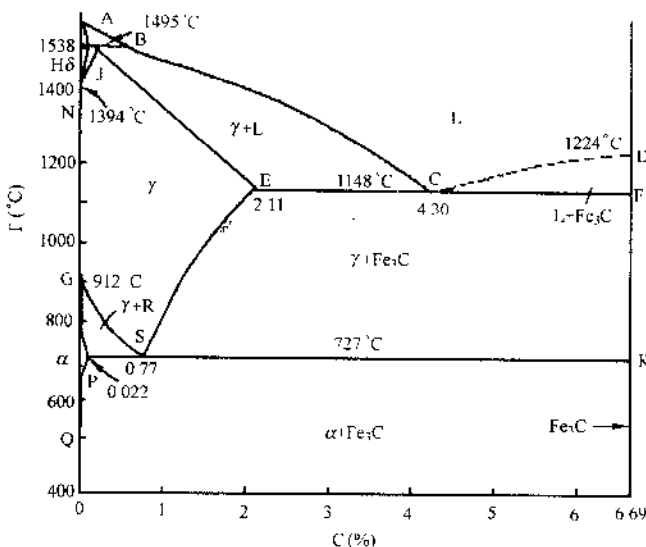
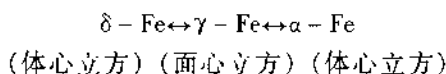


图 6-4 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图

### 3.1 铁碳合金中的组元

#### 3.1.1 Fe

铁的原子序数为 26，原子量为 55.85，是过渡族元素。纯铁的熔点或凝固点为 1538℃，密度为 7.87g/cm<sup>3</sup>。纯铁从液态结晶为固态后，继续冷却到 1394℃ 及 912℃ 时，先后发生两次晶格形式的转变。金属或合金在固态下发生的晶格形式的转变称为同素异构转变，其特征是有热效应产生，铁的同素异构转变如下：



纯铁在温度低于 912℃ 时其晶格为体心立方，称为 α-Fe；温度在 912 ~ 1394℃ 的 Fe，其晶格为面心立方，称为 γ-Fe；温度在 1394 ~ 1538℃ 的 Fe，晶格为体心立方，称为 δ-Fe。

纯铁在 770℃ 时发生磁性转变。在 770℃ 以下 α-Fe 呈铁磁性，在 770℃ 以上 α-Fe 的磁性消失。770℃ 磁性转变温度点常称为居里点，用 A<sub>2</sub> 表示。

#### 3.1.2 Fe<sub>3</sub>C

Fe<sub>3</sub>C 是 Fe 与 C 之间形成的一种具有复杂结构的间隙化合物 (图 6-5)，通常称为渗碳体，其含碳量为 6.69%。渗碳体的机械性能特点是硬而脆，大致性能如下：抗拉强度极限 (σ<sub>b</sub>) 为 30MPa；延伸率 (δ)、断面收缩率 (Ψ)、冲击韧性 (α<sub>k</sub>) 均为零；硬度为 800HB。

### 3.2 铁碳合金中的相

相图中存在五种相：

(1) 液相 L。液相 L 是铁与碳的液溶体。

(2) δ 相。δ 相又称为高温铁素体，是碳在 δ-Fe 中的间隙固溶体，呈体心立方晶格，在 1394℃ 以上存在。

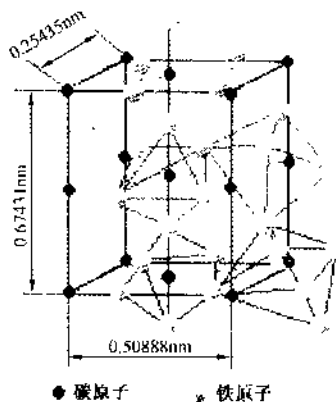


图 6-5 渗碳体的晶体结构

在 1495℃ 时溶碳量最大，为 0.09%。

(3)  $\alpha$  相。 $\alpha$  相也称为铁素体，用符号 F 或  $\alpha$  表示。是碳在  $\alpha$ -Fe 中的间隙固溶体，呈体心立方晶格。铁素体中碳的固溶度极小，室温时约为 0.0008%，600℃ 时为 0.0057%，在 727℃ 时溶碳量最大，为 0.0218%。铁素体的性能特点是强度低、硬度低、塑性好。其机械性能与工业纯铁大致相同。

(4)  $\gamma$  相。 $\gamma$  相常称为奥氏体，用符号 A 或  $\gamma$  表示。是碳在  $\gamma$ -Fe 中的间隙固溶体，呈面心立方晶格。奥氏体中碳的固溶度较大，在 1148℃ 时溶碳量最大达 2.11%。奥氏体的强度低，硬度不高，易于塑性变形。

(5)  $Fe_3C$  相。 $Fe_3C$  是 Fe- $Fe_3C$  相图中的一个化合物相。铁碳合金中，渗碳体根据生成条件不同有条状、网状、片状、粒状等形态，对机械性能影响较大。

### 3.3 相图中重要的点和线

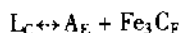
Fe- $Fe_3C$  相图中各点的温度、含碳量及含义见表 6-1，其中在 J、C 和 S 点发生三相平衡反应。

(1) J 点为包晶点，合金在平衡结晶过程中冷却到 1495℃ 时，B 点成分的液体 (L) 与 H 点成分的  $\delta$  发生包晶反应 (合金平衡凝固时，由一个液相和一个固相转变为另一个固相的反应)，生成 J 点成分的奥氏体 (A)。包晶反应在恒温下进行。

表 6-1 Fe- $Fe_3C$  相图中各点的温度、含碳量及含义

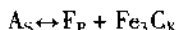
符 号	温度 (°C)	含碳量 (重量, %)	含 义
A	1538	0	纯铁的熔点
B	1495	0.53	包晶转变时液态合金的成分
C	1148	4.3	共晶点 $L_C \leftrightarrow A_E + Fe_3C$
D	1224	6.69	渗碳体的熔点
E	1148	2.11	碳在 $\gamma$ -Fe 中的最大溶解度
F	1148	6.69	共晶渗碳体的成分
G	912	0	$\alpha$ -Fe $\leftrightarrow$ $\gamma$ -Fe 同素异构转变点 ( $A_3$ )
H	1495	0.09	碳在 $\delta$ -Fe 中的最大溶解度
J	1495	0.17	包晶点 $L_B + \delta_H \leftrightarrow A_J$
P	727	0.218	碳在 $\alpha$ -Fe 中的最大溶解度
K	727	6.69	共析渗碳体的成分
N	1394	0	$\gamma$ -Fe $\leftrightarrow$ $\delta$ -Fe 同素异构转变点 ( $A_4$ )
S	727	0.77	共析点 ( $A_1$ ), $A_2 \leftrightarrow F_P + Fe_3C$
Q	600	0.0057	600℃ (或室温) 时碳在 $\alpha$ -Fe 中的溶解度

(2) C 点为共晶点，合金在平衡结晶过程中温度冷却到 1148℃ 时，C 点成分的 L 发生共晶反应 (合金平衡凝固时，由液相转变为两个固相混合物的反应)，生成 E 点成分的 A 和 F 点成分的  $Fe_3C$ 。共晶反应在恒温下进行，反应过程中 L 相、A 相、 $Fe_3C$  相三相共存，反应式为



共晶反应的产物是 A 与  $Fe_3C$  的共晶混合物，称为莱氏体，以符号  $L_d$  表示。

(3) S 点为共析点，合金在平衡结晶过程中温度冷却到  $727^\circ C$  时，S 点成分的 A 发生共析反应，生成 P 点成分的 F 和 K 点成分的  $Fe_3C$ 。共析反应在恒温下进行，反应过程中 A 相、F 相、 $Fe_3C$  相三相共存，反应式为



共析反应产物是 F 与  $Fe_3C$  的机械混合物称为珠光体，以符号 P 表示。

表 6-2 为 Fe- $Fe_3C$  相图中的特性线，其中有三条水平线。表中未列出铁素体和渗碳体的磁性转变线。

表 6-2 Fe- $Fe_3C$  相图中的特性线

符 号	温度 ( $^\circ C$ )	含碳量 (重量, %)	名称、含义
ABCD	1538 ~ 1224	0 ~ 6.69	液相线。该线以上合金全部处于 L 相
AHJECF	1538 ~ 1148	0 ~ 6.69	固相线。该线以下合金由 L 相全部转为固相
HJB	1495	0.09 ~ 0.53	包晶反应线，铁碳合金缓冷至该线将发生包晶反应
ECF	1148	2.11 ~ 6.69	共晶反应线，铁碳合金缓冷至该线将发生共晶反应
PSK 或 $A_1$	727	0.0218 ~ 6.69	共析反应线，铁碳合金缓冷至该线将发生共析反应
GS 或 $A_2$	727 ~ 912	0 ~ 0.77	在缓冷过程中，它是由 A 析出 F 的开始线
ES 或 $A_{cm}$	727 ~ 1148	0.77 ~ 2.11	碳在 A 中的固溶线。在缓冷过程中，A 由该线开始析出 $Fe_3C_{II}$
PQ	室温 ~ 727	0.0008 ~ 0.0218	碳在 F 中的固溶线。在缓冷过程中，F 由该线开始析出 $Fe_3C_{III}$

### 3.4 钢和白口铸铁

按照相图中的含碳量不同，将含碳量为 0.0218% ~ 2.11% 的铁碳合金称为钢，含碳量大于 2.11% 的铁碳合金称为白口铸铁。

按照钢的组织不同，将含碳量为 0.77% 的钢称为共析钢，将含碳量小于和大于 0.77% 的钢分别称为亚共析钢和过共析钢。同样，将含碳量为 4.3% 的白口铸铁称为共晶白口铁，将含碳量小于和大于 4.3% 的白口铁分别称为亚共晶白口铁和过共晶白口铁。

白口铸铁由于其断口为银白色而得名，它整体硬而脆，工业上不能应用。

### 3.5 共析钢、亚共析钢、过共析钢

含碳 0.77% 的钢加热成奥氏体后，缓慢冷却，在  $A_{r1}$  温度发生分解，分解成致密的渗碳体 ( $Fe_3C$ ) 片层和铁素体片层相间排列的混合物，称为珠光体 (图 6-6)，这种组织经磨光和腐蚀后，在显微镜下观察呈一层明一层暗的光泽。珠光体加热到  $A_{c1}$  温度以上又变为单相的奥氏体，奥氏体冷却时在  $A_{r1}$  温度分解成珠光体，这一转变叫“共析转变”。

亚共析钢从  $A_{r3}$  以上冷却至  $A_{r3}$  温度时开始析出铁素体，继续冷却，继续析出铁素体，铁素体的析出使未转变的奥氏体中碳量不断增加，至  $A_{r1}$  温度时，其碳量为 0.77%，在此温度下发生共析转变，变为珠光体，因此亚共析钢退火后的组织为铁素体 + 珠光体。

过共析钢从  $A_{cm}$  以上冷却至  $A_{cm}$  时开始析出渗碳



图 6-6 层片状珠光体 1000X



体，继续冷却，继续析出渗碳体，渗碳体的析出使未转变的奥氏体中的碳量不断减少，至  $A_1$  温度，其碳量减至 0.77%，在此温度下发生共析转变，变为珠光体，因此过共析钢退火后的组织为渗碳体 + 珠光体。

#### 4 晶体中的缺陷

##### 4.1 点缺陷

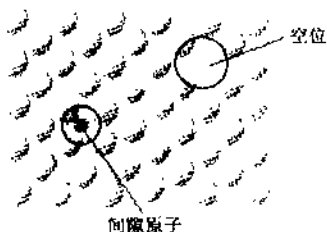


图 6-7 空位和间隙原子

点缺陷是指晶体中长、宽、高尺寸度很小的一种缺陷，其中包括晶格空位和间隙原子。实际晶体中，并不是晶格中所有的结点都被原子所占满，而是在某些结点处没有原子，即出现了空位，这种形式的缺陷称为晶格空位（图 6-7）。有时在晶格间隙处出现了多余的原子，这种不在晶格正常结点上的原子成为间隙原子。间隙原子可能是晶体本身的原子，也可能是外来的杂质原子，前者称为自间隙原子，后者称为杂质间隙原子。晶体中存在着晶格空位和间隙原子时，使这些点缺陷周围的原子

间作用力的平衡关系遭到破坏，出现某些原子相互靠拢或被撑开的现象，结果使正常的晶格产生歪扭，称为晶格畸变。晶格畸变会导致金属强度、硬度和电阻的增加。

金属中的原子都是以晶格结点为平衡位置进行热振动，某一瞬间，有些原子可能克服其周围原子的束缚离开平衡位置，从而形成晶格空位。离开平衡位置的原子有可能转移到其他空位上，也可能转移到晶体表面的正常位置上或跳到晶格间隙处，若为后一种情况，则形成间隙原子。温度愈高，原子的热振动愈剧烈，因而形成晶格空位和间隙原子的数目亦愈大。

##### 4.2 线缺陷

线缺陷是指二维尺度很小而三维尺度很长的缺陷，这类缺陷在金属中就是位错。

在金属晶体结构中，由于某种原因，晶体的一部分沿一定晶面相对于晶体的未动部分，逐步地发生了——原子间距的错动而形成不同类型的位错，如图 6-8 所示的刃型位错。图中右上角部分晶体逐步向左移了一原子间距时，则在发生了错动的晶体部分同未动部分的边缘上产生一个多余的原子面。多余的原子面像是一个加塞的半原子面，不延伸入原子未错动的下半部晶体中，犹如切入晶体得到的片。刀片的刃口线为位错线（图中  $\perp$  处），是晶体内部已滑移区和未滑移区的边界。

若金属晶体中局部原子的错排具有螺旋形的特征，则错排的线缺陷为螺型位错。

在实际晶体中常含有大量的位错，通常把单位体积中所包含的位错线长度称为位错密度。一般经过充分退火的金属，位错密度为  $10^{10} \sim 10^{12} \text{cm}^{-2}$ ，而经过剧烈冷变形的金属，其位错密度高达  $10^{15} \sim 10^{16} \text{cm}^{-2}$ 。

位错的存在，对金属材料的机械性能、扩散及相变等过程有着重要的影响。一方面，如果晶体中不含位错，则将会具有极高的强度；另一方面，位错密度的增加，由于位错之间的相互作用和制约，晶体的强

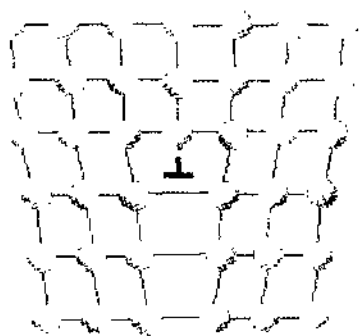


图 6-8 刃位错

度也会提高。

位错在运动过程中受到阻碍时,使合金的塑性变形受阻,即强度增加。通过在合金中获得弥散分布的硬质相来阻碍位错运动,使其强度提高的方法称为弥散强化。

### 4.3 面缺陷

(1) 晶界。晶粒与晶粒之间的接触界面叫做晶界。随相邻晶粒位相差的不同,其晶界宽度为5~10原子间距。晶界在空间中呈网状。晶界上原子排列的规则性较差,受相邻晶粒位向的影响,使晶格由一个晶粒的位向通过晶界的协调,逐步过渡为相邻晶粒的位向。

晶界具有与晶粒内部不同的特征,例如,杂质原子易聚集在晶界上,晶界比晶内容易腐蚀,熔点低,原子沿晶界扩散速度较快。室温下晶界的塑性对变形起阻碍作用,晶粒越细,强度和硬度越高等。高温下受力时晶界容易发生滑动。

(2) 亚晶界。晶粒不是完全理想的晶体,而是由许多位向相差很小的所谓亚晶粒组成的。晶粒内的亚晶粒又叫晶块(或镶嵌块)。尺寸比晶粒小2~3个数量级,常为 $10^{-3} \sim 10^{-4}$  cm。亚晶粒的结构如果不考虑点缺陷,可以认为是理想的。亚晶粒之间的位相差只有几秒、几分,最多达1~2度。亚晶粒之间的边界叫亚晶界。亚晶界是位错规则排列的结构。

## 5 塑性变形和再结晶

### 5.1 滑移

在切应力的作用下,晶体的一部分相对另一部分沿一定的晶面和晶向发生相对滑动的过程叫做滑移。滑移的结果使晶体表面形成台阶,产生滑移线、滑移带。发生滑移的晶面和晶向分别称为滑移面和滑移方向,晶体中一个滑移面及其上一个滑移方向组成一个滑移系。晶体中滑移系愈多,产生滑移的可能性愈大,其塑性愈好。

面心立方晶格或体心立方晶格的金属,具有较多的滑移系,它们的塑性较好;而具有密排六方晶格的金属仅有3个滑移系,塑性较差。

金属的塑性还与滑移面上原子的密排程度和滑移方向数目有关。例如,工业纯铁,它的滑移方向不及面心立方金属多;同时其滑移面上的原子密排程度也比面心立方金属低,因此,它的滑移面间距较小,原子的结合力较大。必须在更大的应力作用下才能开始滑移,故其塑性比铜、铝等面心立方金属差。

多晶体的滑移过程中在晶界附近受阻,要继续滑移,就必须增大外加阻力,这就是多晶体比单晶体屈服强度高的原因。晶界越多,也即晶粒细小,则金属的强度提高越大。

根据理论分析和实验结果,将屈服强度与晶粒直径的关系写为

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

式中: $\sigma_0$ 为一常数,大体相当于单晶体的屈服强度; $d$ 为平均晶粒直径; $K$ 为常数。该公式称为霍尔-配奇公式。

### 5.2 加工硬化

金属材料在塑性变形过程中,其强度和硬度随变形的增加而升高,而塑性、韧性降低的现象叫做加工硬化。由于这一过程通常是在冷加工下进行的,亦称其为冷作硬化。例如,低碳钢冷轧变形度为30%时,其抗拉强度由原来的420MPa增加到800MPa。加工硬化产生的原因目前普遍认为与位错的交互作用有关。

对于用热处理方法不能强化的材料来说，加工硬化是强化金属的重要手段；如塑性很好而强度较低的铝铜及某些不锈钢，在工业上往往制成冷拔棒材和冷轧板材供应用户。但是，在许多制品冷加工过程中，为了能够继续加工，必须增加中间退火工序来使工件软化。

### 5.3 变形金属在加热时发生的变化

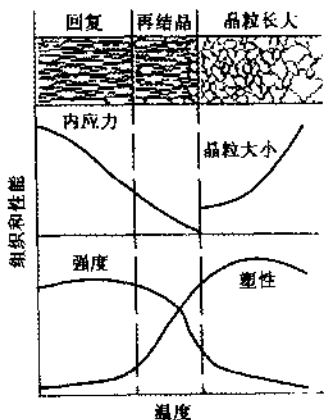


图 6-9 冷加工后金属加热时组织和性能的变化

冷变形金属重新加热后，随温度的升高，组织和性能的变化大体分为三个阶段：

(1) 回复。回复是指将冷变形金属加热时产生组织和性能变化的早期阶段。在回复阶段，金属的变化不大，内应力和电阻明显降低。

(2) 再结晶。加热到较高温度时，冷变形金属中发生形核和长大，使变形晶粒变成新的、无畸变等轴晶粒的过程称再结晶。再结晶后，金属的变形组织完全消失，加工硬化消除，性能回复到变形前的状态。

(3) 晶粒长大。再结晶完毕后，如果继续加热，晶粒会发生明显的长大。晶粒的长大可以减少晶界的总面积，使金属的能量进一步降低。这是一种自发过程。

图 6-9 为以上三个阶段所发生变化的示意图。

在冷成型操作中，中间退火是一项必不可少的工序，对于铝、铜等金属来说，是获得细小晶粒的重要手段。

## 第二节 钢的热处理

钢的热处理是通过加热、保温、冷却的操作方法，以改变钢的表面或内部组织结构，获得所需性能的操作工艺。

热处理的基本类型如图 6-10 所示。

### 1 钢的加热转变

#### 1.1 奥氏体的形成

钢加热到  $A_{c1}$  以上时将发生珠光体向奥氏体的转变。以共析钢为例，其基本过程如图 6-11 所示：

(1) 奥氏体晶核的形成。晶核形成位置主要在铁素体与渗碳体间的相界面上，该处原子排列混乱，有利于组成新相。

(2) 奥氏体的长大。由于晶核与铁素体相邻处碳浓度低，与渗碳体相邻处碳浓度高而引起碳的扩散，渗碳体不断溶解，铁素体向奥氏体转变，使奥氏体向渗碳体和铁素体两个方向长大。

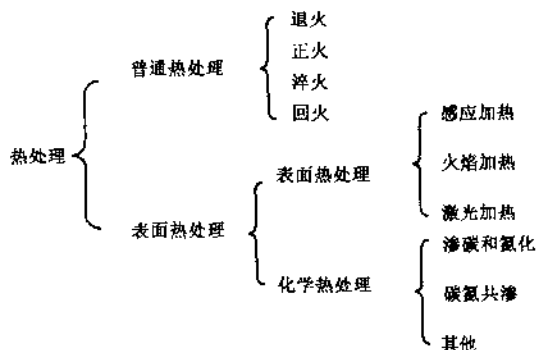


图 6-10 热处理方法的基本分类

使奥氏体向渗碳体和铁素体两个方向长大。

(3) 残余渗碳体的溶解。在奥氏体形成过程中，渗碳体的溶解需要一定的时间。

(4) 奥氏体均匀化。当残余渗碳体溶解后，奥氏体内部碳量仍然不均匀；原铁素体处碳量低，原渗碳体处碳量高，延长保温时间后才能逐渐均匀化。

加热的温度越高、时间越长，以及原始珠光体组织为片状、碳含量高时，奥氏体转变完成很快。合金钢的奥氏体转变比碳钢要慢。

亚共析钢和过共析钢奥氏体的形成过程类似，但伴有先共析产物转变的过程。

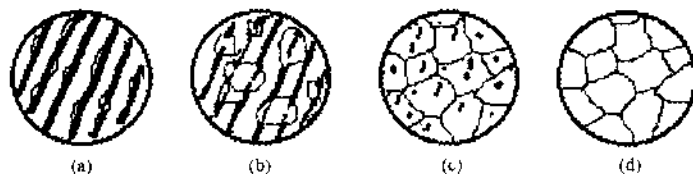


图 6-11 共析钢中奥氏体形成过程示意图

(a) A 形核；(b) A 长大；(c) 残余 Fe<sub>3</sub>C 溶解；(d) A 均匀化

## 1.2 奥氏体晶粒

一般来说，奥氏体晶粒越细小，钢热处理后的强度、韧性都比较好。

不同牌号的钢，奥氏体晶粒长大的倾向不同；但一般在超过 930℃ 后，晶粒会急剧长大。钢在室温下的晶粒大小与原奥氏体晶粒大小密切相关，采用统一的标准，即晶粒度，进行比较。一般将晶粒度级别 ( $N$ ) 分为 12 级，1~4 级为粗晶粒，5~8 级为细晶粒，大于 8 级为超细晶粒。 $N$  与晶粒大小有如下关系： $n = 2^{N-1}$ ，式中的  $n$  表示放大 100 倍时每平方英寸 (6.45cm<sup>2</sup>) 视野中观察到的晶粒数，实际每平方毫米面积晶粒数  $n_0 = \frac{n}{6.45 \times 100/100^2} = 2^{N+3}$ 。若观察时的放大倍数为  $M$  时的晶粒平均直径为  $d$ ，则它与晶粒度有如下关系： $(d/M)^2 = 1/2^{N+3}$ 。

## 2 C 曲线 (TTT 曲线)

### 2.1 C 曲线形式

过冷奥氏体泛指奥氏体冷却后，处于临界点以下且不稳定的，将要发生组织转变的奥氏体。过冷奥氏体的稳定性可在 C 曲线上反映出来。

把钢从奥氏体状态迅速冷却至  $A_1$  温度以下，在不同温度进行等温处理时，会转变得得到不同组织。C 曲线是过冷奥氏体发生等温转变时其转变量和转变时间的关系曲线，又称等温转变曲线，如图 6-12 所示。该图有如下特点：

(1) 左边 C 形曲线是转变开始曲线，此线左侧  $M_s$  水平线以上这个区域是过冷奥氏体区，右边 C 形曲线是转变终了曲线，此曲线之右是转变产物区。

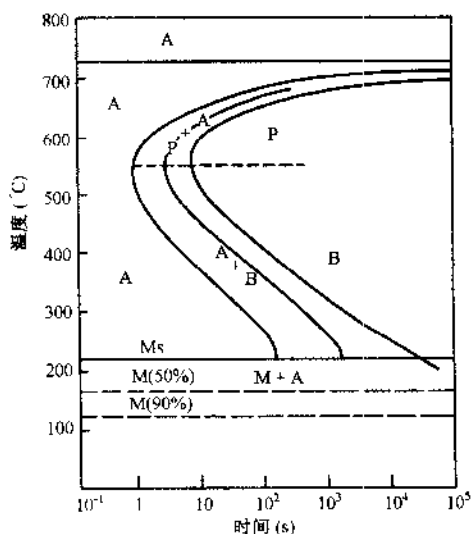


图 6-12 共析钢的过冷奥氏体转变图

在 700℃ 左右转变的组织是粗珠光体，700 ~ 600℃ 转变的是细珠光体，600 ~ 500℃ 转变的是极细珠光体，500℃ ~  $M_s$  温度转变的是贝氏体。两曲线之间是转变进行区，其组织是未转变的奥氏体和已转变的转变产物。从  $M_s$  到  $M_f$  是奥氏体向马氏体转变进行区，其组织为马氏体和未转变的残余奥氏体。

(2) 在温度—时间坐标图中，横坐标时间采用对数坐标。等温转变后期，同一数量奥氏体转变所需的时间，比早期所需的要长得多，因此，坐标图的时间采用对数标度，以免图表横向过长。

(3) 曲线拐弯处叫做曲线的“鼻部”，此温度区转变前的孕育期最短，过冷奥氏体的稳定性最低。

## 2.2 珠光体

根据珠光体中片层间距的大小，有粗、细、极细三种珠光体。在放大 100 倍时能看清其片层的珠光体叫粗珠光体；放大 1000 倍还看不清，放大 2000 倍才能看清其片层的叫细珠光体，也就是通常快速冷却时得到的所谓淬火索氏体组织；放大 2000 倍还看不清其片层的叫极细珠光体，也有叫淬火屈氏体的。

当钢从奥氏体状态以较快速度冷却时，由于  $A_{c3}$ 、 $A_{cm}$  和  $A_{c1}$  是随着冷却速度的增加而降低的，开始析出铁素体或渗碳体的温度便较缓慢冷却的低，发生共析转变的温度也较低，这叫过冷现象。由于过冷，使铁素体或渗碳体在共析转变前的预先析出不彻底和不完全，这样，当发生共析转变时，亚共析钢未转变的奥氏体，其碳量便小于 0.8%，而过共析钢的则大于 0.8%。无论是小于或大于 0.8% 碳量的奥氏体所形成的珠光体都叫伪珠光体，不过前者形成的珠光体中渗碳体较稀疏，而后者中较稠密。

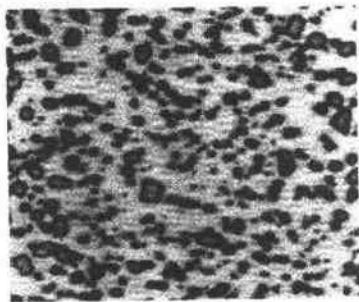


图 6-13 球粒状珠光体 1000×

根据渗碳体的形状，把珠光体中渗碳体呈球状的叫球状珠光体（图 6-13），呈片层状的叫层状珠光体。

粗珠光体、索氏体、屈氏体的硬度分别为 ~ 220HB、250 ~ 320HB 和 330 ~ 400HB。

奥氏体发生珠光体转变时，碳原子首先聚集，生成渗碳体，于是其周围的奥氏体由于含碳量的降低而转变为铁素体，铁素体的形成又使其周围碳量增加，生成渗碳体，如此轮换下去便得到珠光体。这种转变是通过原子的扩散来实现的，因此叫“扩散性转变”。

## 2.3 贝氏体

把奥氏体过冷至低于珠光体转变温度和高于马氏体形成温度这一温度范围内进行等温冷却时，便分解成铁素体和渗碳体的聚合组织，称为贝氏体。在较高温度形成的，显微组织呈羽毛状，叫上贝氏体；在较低温度下形成的，呈针状，叫下贝氏体。粗看时，下贝氏体容易和马氏体混淆，其区别在于它比马氏体易受腐蚀，因而色黑。此种组织的硬度比马氏体低，韧性则较高。

奥氏体变为贝氏体时，先从奥氏体中以共格形转变方式，析出碳过饱和的铁素体。由于在转变温度下碳原子还能够扩散，于是铁素体中的碳，以渗碳体或其他碳化物形式，析出在铁素体羽片中间（上贝氏体）或铁素体内部（下贝氏体），因此，这一转变既有共格性，又有扩散性。

下贝氏体与上贝氏体相比,不仅强度、硬度高,而且韧性也好,故生产中常希望获得下贝氏体组织。

在一些低碳、中碳合金钢连续冷却的条件下,会产生粒状贝氏体,粒状贝氏体的形成温度一般都高于上贝氏体的形成温度。其组织特征是块状的铁素体,在光学显微镜下可以观察到铁素体内又包含着一些难以分辨的小岛状组织。

#### 2.4 魏氏组织

魏氏组织是亚共析钢或过共析钢中先共析铁素体或渗碳体在奥氏体冷却过程中以针片状形式在原奥氏体晶界上析出产生的一种组织。通常是在奥氏体晶粒比较粗大时,以一定冷却速度形成的。这种组织对钢的抗拉强度影响不大,但能显著降低钢的塑性,特别是冲击韧性将大为降低,有的甚至能降低 50%。

#### 2.5 马氏体

碳在奥氏体中的溶解度最大可达 2.11%,但在室温时的铁素体中最多只能溶解 0.008%。用大于  $v_{cr}$  的冷却速度把奥氏体快冷至  $M_s$  温度以下进行转变(淬火)时,面心立方晶格的奥氏体在一定结晶面的一定结晶方向发生切变,转变为歪扭的四方晶格,这就是马氏体晶格,这种转变方式叫“共格性转变”。它的显微组织对于高碳马氏体呈针状,亦称针状马氏体(图 6-14);低碳马氏体为板条状,亦称板条马氏体。



图 6-14 针状马氏体 1220 ×

由于马氏体是碳原子硬塞在体心立方晶格中的畸变晶格,因而很难发生塑性变形,所以它的硬度高,脆性大。又因此种晶格的歪扭程度是随着含碳量增加而增加的,所以含碳量高的马氏体,硬度相应地也高。

马氏体开始形成温度  $M_s$  不受或极少受冷却速度的影响,它主要决定于奥氏体中的含碳量和合金元素的含量。 $M_s$  的经验计算公式为

$$M_s = 550 - 350 \times \%C - 40 \times \%Mn - 35 \times \%V - 20 \times \%Cr - 17 \times \%Ni - 10 \times \%Cu - 10 \times \%Mo - 5 \times \%W + 15 \times \%Co + 30 \times \%Al \quad (^\circ\text{C})$$

马氏体的转变终止温度  $M_f$  一般可根据不同马氏体量的要求,按下列各式粗略地进行计算

$$M_f \quad (100\% \text{ 马氏体}) = M_s - (215 \pm 15) \quad (^\circ\text{C})$$

$$M_f \quad (90\% \text{ 马氏体}) = M_s - (103 \pm 12) \quad (^\circ\text{C})$$

$$M_f \quad (50\% \text{ 马氏体}) = M_s - (47 \pm 9) \quad (^\circ\text{C})$$

$$M_f \quad (10\% \text{ 马氏体}) = M_s - (10 \pm 3) \quad (^\circ\text{C})$$

形成马氏体时,由于体积膨胀会产生很大的内应力。钢材在低温时,塑性变形能力降低,所以钢的  $M_s$  温度愈低,淬火时愈容易因内应力面形成淬火变形和裂纹。

#### 2.6 残余奥氏体

当奥氏体中含碳量约为 0.6% 左右时,马氏体转变结束温度 ( $M_f$ ) 已降至室温以下,这时尚未转变成马氏体的过冷奥氏体称为残余奥氏体 ( $A_R$ )。钢中含有大量  $A_R$  时,硬度会降

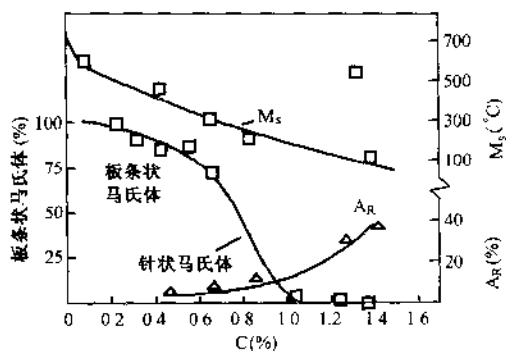


图 6-15 马氏体形态、 $M_s$  点、 $A_{R1}$  与含碳量的关系  
 $M_s$ —马氏体开始转变点； $A_{R1}$ —残余奥氏体

图 6-16 为连续冷却曲线的示意图，其中冷却速度  $v_4 > v_3 > v_2 > v_1$ 。水冷时不发生珠光体转变，从  $M_s$  到  $M_f$  发生马氏体转变。油冷时， $v_3$  曲线经过极细珠光体转变区和贝氏体转变区，因此其最终组织是极细珠光体和贝氏体。空冷和炉冷依次类推。

$v_c$  曲线和转变开始的 C 形曲线鼻部相切，刚刚避开珠光体转变，通常把这一避开珠光体转变的最低冷却速度称“临界冷却速度”。淬火的目的是要得到硬度最高的马氏体组织，因此，淬火时采用的冷却速度一般高于临界冷却速度。

#### 4 常用整体热处理工艺

##### 4.1 退火

把钢加热到一定温度，经过适当保温再缓慢冷下来的处理过程叫“退火”。

(1) 完全退火。把亚共析钢加热到  $A_{c3}$  以上  $30 \sim 50^\circ\text{C}$ ，然后缓慢冷却的工艺。钢加热至  $A_{c3}$  以上时，会发生转变，即由铁素体 + 珠光体转变为奥氏体。在正常情况下，新奥氏体晶粒比原来转变为铁素体 + 珠光体的原奥氏体晶粒要细，又因为缓慢冷却得到粗片状珠光体，所以退火以后达到了软化的目的。

(2) 球化退火。把过共析钢加热到略高于  $A_{c1}$  的温度，然后缓慢冷却的工艺。过共析钢加热到  $A_{c1}$  以上，珠光体变为奥氏体并溶解一部分自由渗碳体，但尚有未溶解的渗碳体残粒存在。在随后的缓冷中，这些残粒便成为渗碳体聚集的核心，因而得到的珠光体是球状珠光体，即得到粒状渗碳体均匀分布在铁素体的基体上的组织。这种组织硬度较低，在切削加工过程中，球状渗碳体碰上刀刃的几率比层状渗碳体少，因而有利于切削加工。此外，经球化退火后的钢，淬火时亦不易产生裂纹和变形。

低。图 6-15 为马氏体形态， $M_s$  点、 $A_{R1}$  量与含碳量的关系。

#### 3 CCT 曲线

CCT 曲线又称连续冷却曲线，钢在连续冷却时，过冷奥氏体开始转变和结束转变的温度和时间，随冷却速度大小而不同。连续冷却曲线表示在各种冷却速度下过冷奥氏体开始和结束转变的时间和温度，并表示转变后的组织状态，对热处理有很重要的参考价值。这种曲线可由等温转变曲线经过加工改绘出来，也可以实际测绘。

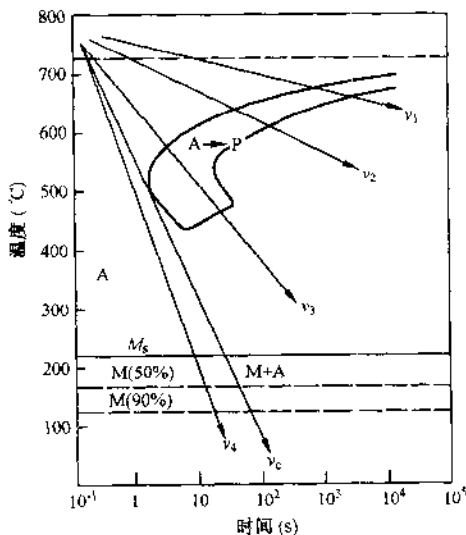


图 6-16 共析钢的连续冷却曲线  
 $v_1$ —炉内冷却； $v_2$ —空气冷却； $v_3$ —油冷； $v_4$ —水冷； $v_c$ —临界冷速

(3) 均匀化退火。目的在于消除大型铸锻件、合金钢铸件偏析（枝晶偏析、带状偏析）的高温退火，退火温度一般为 1050 ~ 1100℃，保温 10h 以上。这种退火亦称“扩散退火”。

(4) 去氢退火。是大型合金钢锻、铸件、碳钢轨道件中氢脱溶的退火。氢溶于钢中固溶体中会形成“白点”，导致钢的性能大大下降。

(5) 再结晶退火。把经过冷加工（冷轧、冷拔等）的钢加热到再结晶温度以上 100 ~ 200℃，即 650 ~ 700℃，待工件完全热透后空冷。其目的在于通过再结晶使变形晶粒恢复为等轴晶粒，消除因冷变形引起的加工硬化，从而恢复钢的塑性。如果退火恢复塑性是为了继续进行冷加工，则此过程也可叫做“过程退火”或“中间退火”。

(6) 去应力退火。主要用于消除铸件和焊接件的内应力以及粗机械加工引起的内应力，以防止使用过程中发生变形，一般是将工件缓慢加热至 500 ~ 600℃，经适当保温后缓冷。

#### 4.2 正火

正火是将亚共析钢加热到  $A_{c3}$  或过共析钢加热到  $A_{cm}$  以上 30 ~ 50℃ 保温，然后在室温的静止空气中自然冷却的工艺。

正火可以得到珠光体层片间距为 0.08 ~ 0.25 $\mu\text{m}$  的索氏体组织。通过正火可以细化晶粒，使组织均匀化，改善铸件的组织和低碳钢的切削加工性；也可以作为预备热处理，为随后的热处理作准备。例如有网状碳化物的高碳钢，采用正火，由于冷却较快，可抑制碳化物再沿奥氏体晶界析出，从而达到消除网状碳化物的目的。

图 6-17 是正火和一些退火工艺的规范。

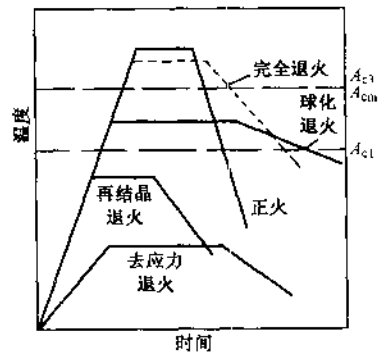


图 6-17 正火和一些退火工艺的规范

#### 4.3 淬火

##### 4.3.1 淬火工艺

将钢加热至淬火温度并保持一定时间，然后在淬火剂中冷却的工艺。淬火剂的冷却能力按以下次序递增：油——水——盐水。合金钢导热率比碳钢差，为防止产生过高热应力，一般都在油中淬火；碳钢可在水或盐水中淬火。

亚共析钢的淬火温度为  $A_{c3} + 30 \sim 50^\circ\text{C}$ 。在此温度下，钢全部转变为均匀细小的奥氏体晶粒，淬火后可得到细小的原奥氏体晶粒度和细小的马氏体组织。细小的原奥氏体晶粒不仅对强度起主要作用，亦有利于提高韧性。淬火温度过高，奥氏体晶粒粗大，马氏体组织亦随之粗大时，称“过热淬火”，会降低钢在回火后的韧性。如淬火温度低于  $A_{c3}$ ，称“不完全淬火”，淬火后的组织是铁素体和马氏体，其硬度比正常淬火的低。

过共析钢的淬火温度为  $A_{c1} + 30 \sim 50^\circ\text{C}$ ，淬火后得到球状自由渗碳体分布在马氏体基体上的组织，因而耐磨性提高。如加热温度过高，奥氏体中的含碳量就会过多，而钢的  $M_s$  是随着含碳量的增加而降低的，这样，淬火后便会有大量的残余奥氏体，反而会降低淬火钢的硬度。

淬火的目的是，对于工具和渗碳件来说，是通过淬火加低温回火提高硬度和耐磨性；对于结构件来说，则是通过淬火加中温或高温回火获得良好的综合机械性能。

##### 4.3.2 淬硬性和淬透性



淬硬性是指钢在正常淬火后所能达到的最高硬度，它主要取决于固溶于奥氏体中的含碳量。在不考虑残余奥氏体时，碳的含量愈高，钢的淬硬性愈大。

淬透性是指钢接受淬火的能力，其衡量指标是钢在某种淬火介质中淬火时能够完全淬透的最大直径。碳钢的淬透性低，是因为奥氏体等温转变曲线鼻部以前的孕育期短。工件尺寸较大时，表面的冷却速度由于大于临界冷却速度，能够淬成马氏体，但内部的冷却速度则小于临界冷却速度而转变成极细珠光体。回火后，工件内部的屈服强度，特别是韧性便低于表面，这种内部性能因尺寸增大而降低的现象，叫做“尺寸效应”。

钢中加入合金元素，除钴以外都能把等温转变曲线向右推移，即降低临界冷却速度，从而使淬透直径增大和减小尺寸效应。合金结构钢添加合金元素的目的之一是增加其淬透性，以便回火后表里性能相差不大。

#### 4.3.3 冷处理

对于尺寸稳定性要求高的精密零件，将淬火后已冷至室温的零件继续深冷至零下温度，使淬火后保留的残余奥氏体发生马氏体转变的处理工艺称冷处理，目的在于减少和消除残余奥氏体。冷处理的温度一般为 $-60\sim-80^{\circ}\text{C}$ 。

#### 4.4 回火

##### 4.4.1 回火工艺

把淬火后的钢在 $A_1$ 温度以下加热的操作叫回火。一般随着回火温度的升高，强度和硬度下降，塑性和韧性升高。回火时间一般是 $1\sim 3\text{h}$ ，大型工件则要求延长回火时间。回火后冷却通常是空冷，但遇到有回火脆性的钢则进行油冷或水冷，要求附带消除应力的工件则在炉中或坑中冷却。有时在正火或焊接后，亦进行回火处理。

回火的加热温度根据零件机械性能的具体要求，分低温、中温、高温三种。

(1) 低温回火( $150\sim 250^{\circ}\text{C}$ )。用于需要高硬度( $56\sim 63\text{HRC}$ )及耐磨的零件，如切削工具、渗碳零件、滚珠轴承等。低温回火时，回火马氏体中碳化物以极细小的薄片形式均匀分布在马氏体内，而且与基体马氏体保持共格关系，保留了马氏体的轮廓。回火马氏体与淬火马氏体相比较，易被腐蚀，在显微镜下呈黑色针状，硬度比淬火马氏体稍低，但残余应力得到部分消除，脆性有所改善。

(2) 中温回火( $300\sim 450^{\circ}\text{C}$ )。用于需要较高硬度( $44\sim 54\text{HRC}$ )、高弹性极限并有一定韧性的零件，如各种弹簧和承受冲击的工具。回火时马氏体中的碳原子不断以碳化物形式析出，以至马氏体失去其四方性变为铁素体，而碳化物亦逐渐聚集，变成颗粒较细的碳化物。在回火时，所获的细小针状铁素体和细粒状渗碳体的混合物称回火屈氏体。回火屈氏体的硬度较高，难以加工。

(3) 高温回火( $450\sim 600^{\circ}\text{C}$ )。在该温度回火时，组织中渗碳体明显聚集长大， $\alpha$ 固溶体恢复为平衡的铁素体，且 $\alpha$ 固溶体发生再结晶，由针状形态变为等轴状晶粒。这种等轴状铁素体和粒状渗碳体的混合组织称回火索氏体。回火索氏体的硬度为 $25\sim 35\text{HRC}$ ，具有良好的强度、韧性和塑性配合，性能优于通常由正火得到的索氏体。在生产中常把淬火+高温回火获得回火索氏体组织的热处理合称为“调质”。

##### 4.4.2 回火脆性

钢在某些温度区间回火时，会出现冲击韧性显著下降的现象，称为回火脆性。有关内容请参阅本章第三节。

## 5 表面热处理

表面热处理是通过快速加热与立即淬火相结合的方法使零件表面获得高的硬度，而心部仍保持原来良好的韧性和塑性的一类热处理方法。表面热处理可分为感应加热、火焰加热、电接触加热、激光加热表面热处理等。

### 5.1 感应加热表面热处理

感应加热是将工件放入通有高频、中频或工频电流的感应器中，在交变磁场中感应获得电流，并利用工件本身的电阻发热而使其达到淬火温度的加热方法。工件加热的深度与线圈内通过电流的频率有关，即

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

式中： $\delta$  为加热层深度； $f$  为电流的频率，Hz。

电流频率越高，加热层越浅。此后，若立即喷水（或其他淬火介质），便可使工件表面淬硬。

这种方法的主要优点是：

- 1) 加热速度快、热效率高。加热速度可达每秒数百度至数千度，热效率超过 60%。
- 2) 表面光洁，淬火变形小。
- 3) 由于加热时间短，工件表面无氧化和脱碳。此外，加热时，工件心部仍处于低温状态，强度高，使工件不易变形，易实现机械化和自动化。

感应加热主要用于中碳钢及中碳合金钢，淬火前一般要进行正火或调质处理。感应加热方式的适用范围见表 6-3。

表 6-3 感应加热方式的适用范围

加热方式	频率范围 (kHz)	淬硬层深度 (mm)	适用范围
高频加热	100 ~ 1000	0.5 ~ 2.5	中小型零件，如小模数齿轮，圆柱零件
中频加热	1 ~ 10	2 ~ 10	直径较大的轴类和大中等齿轮
工频加热	0.05	10 ~ 20	大直径零件，如轧辊

### 5.2 火焰加热表面热处理

这种处理方法是用乙炔氧或煤气氧混合气体燃烧的火焰，喷射到零件的表面，使其快速加热，当达到淬火温度时立即喷水冷却，从而获得预期的硬度和淬硬层深度。

火焰加热主要用于中碳钢及中碳合金钢制造的大型工件，淬硬层深度一般为 2 ~ 6mm。例如，对于大型齿轮，可用火焰逐齿进行加热淬火，直到全部结束。

## 6 化学热处理

将工件置于一定介质中加热和保温，使介质中的活性原子渗入工件表层，以改变表层的化学成分和组织，从而使工件表面具有某些特殊的机械或物理化学性能的热处理工艺称化学热处理。

化学热处理的基本程序大致如下：

- 1) 将工件加热到一定温度使其有利于吸收渗入元素活性原子；

- 2) 由化合物分解或离子转变而得到渗入元素的活性原子;
- 3) 活性原子被吸附, 并被表面吸收, 形成固溶体, 在活性原子浓度很高时, 还可形成化合物。
- 4) 渗入原子在一定温度下, 由表层向内扩散, 形成一定的扩散层。

化学热处理工艺较多, 由于渗入元素不同, 会使工件表面具有不同的性能。如渗碳、碳氮共渗可提高钢的硬度、耐磨性和疲劳强度; 氮化、渗硼、渗铬使表面特别硬, 显著提高耐磨性和耐蚀性; 渗硫可提高抗摩性; 渗硅可提高耐酸性; 渗铝可提高耐热抗氧化性等。

最常用的化学热处理工艺有渗碳、氮化和气体碳氮共渗等, 表 6-4 为常用化学热处理的工艺和所获性能的比较。

### 6.1 渗碳

渗碳是将工件放在渗碳介质中加热并保温, 使碳原子渗入表层, 通过其后的热处理以提高钢的硬度、耐磨性和疲劳强度的工艺。渗碳的方法主要有气体法、固体法和液体法, 气体法由于能实现机械化和计算机控制, 在生产中获得广泛的应用。渗碳用钢主要是低碳钢和低碳合金钢。

#### 6.1.1 气体渗碳

按产生渗碳气体的方法通常将气体法分为滴注式气体渗碳、吸热式气氛渗碳和氨基气氛渗碳。通过控制温度、渗碳时间、气氛中的碳势等使表层获得 0.8% ~ 1.0% C; 淬火回火后表面上获得细针状马氏体, 硬度 58 ~ 62HRC; 心部组织则随钢的淬透性而定, 具有较好的韧性; 渗层厚度通常为 0.2 ~ 2.0mm。表面层含碳量过低, 硬度低, 耐磨性差; 表面层含碳量过高, 渗碳层出现大量块状或网状渗碳体, 引起脆性; 此外, 由于残余奥氏体量的增加, 也使表面硬度、耐磨性以及疲劳强度降低。

#### 6.1.2 固体渗碳

固体渗碳剂通常是由碳粒与碳酸盐混合组成。渗碳时, 将工件置于四周填满渗碳剂的箱中, 用盖和耐火泥密封后, 送入炉中, 加热至渗碳温度 (900 ~ 950℃) 保温一定时间出炉, 随后进行淬火 + 低温回火。渗碳钢的质量控制同气体渗碳。

与气体法相比, 该法生产率低, 劳动条件差, 质量不易控制; 但方法简单。

### 6.2 渗氮

渗氮是一种在氮化气氛中使氮原子渗入表层, 以提高钢的硬度、耐磨性和疲劳强度或抗腐蚀能力的工艺。该法的特点如下:

- 1) 钢在氮化后表层组织为致密的氮化物, 具有很高的硬度 ( $\geq 850\text{HV}$ ), 不需要进行淬火。为此, 氮化前工件要进行调质处理。
- 2) 处理温度低, 一般为 520 ~ 560℃, 工件变形小。
- 3) 能显著提高钢的疲劳强度。这是由于氮化层内具有较大的残余压应力, 它能部分地抵消在疲劳载荷下的拉应力。

渗氮用钢通常是含有 Al、Cr、Mo 等合金元素的钢, 如 38CrMoAlA 钢。这些元素极易与氮形成颗粒细密、分布均匀, 硬度很高并且非常稳定的氮化物, 如 AlN、CrN、MoN 等。氮化层的厚度一般不超过 0.2 ~ 2.0mm。

渗氮的方法主要有气体法和离子氮化法, 广泛用于精密轴类和齿轮类零件。

### 6.3 碳氮共渗

表 6-4 常用化学热处理的工艺和所获性能的比较

工 艺	渗 金 属						
	渗 碳	渗 氮	碳 氮 共 渗	渗 硼	渗 硅	渗 铬	渗 铝
温 度 (°C)	900 ~ 950	480 ~ 580	820 ~ 860	900 ~ 950	900 ~ 1100	950 ~ 1100	850 ~ 1100
常 用 方 法	气、固、液	气体、离子 N 化	气、液	固、液	粉末、固—气	固体法	固体法、热浸
硬 度	58 ~ 63HRC (淬火后)	950 ~ 1200HV (68 ~ 72HRC)	58 ~ 63HRC (淬火后)	1290 ~ 1680HV	300 ~ 400HV (Fe <sub>3</sub> Si)	300 ~ 400HV HV1800 (高碳钢)	300HV (碳钢) 镍基合金
组 织	高碳组织 → 心部	(ε + γ') + γ' + (γ + α) → 心部	高碳区 + C、N 化物 → 心部	FeB + Fe <sub>2</sub> B + 过 渡区 → 心部	α' (Fe, Si) + α → 心部	α + C <sub>2</sub> N (低碳钢), Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub> (高碳钢)	Fe <sub>2</sub> Al <sub>3</sub> + Fe <sub>3</sub> Al + α → 心部
层 深	至 2mm	抗 磨: < 0.88mm 抗 蚀: 0.02 ~ 0.04mm	0.075 ~ 0.75mm	0.15 ~ 0.25mm	0.1 ~ 1mm	0.07 ~ 0.02mm	0.15 ~ 0.25mm
耐 磨 性	较高	高	较高	高	减 磨	一 般	低
表 层 脆 性	小	较高	较小	高	较高	较小	较高
疲 劳 极 限	高	大于渗碳	大于渗碳	低	—	低	低
耐 热 性 和 抗 氧 化 性	200°C	500 ~ 600°C	250°C	700°C	—	760°C	800 ~ 900°C
抗 蚀 能 力	一 般	高 (ε)	一 般	较 高	高 (无孔 Fe <sub>3</sub> Si)	高	较 高
被 渗 材 料	低 碳 钢, 低 合 金 钢	抗 磨: 渗 氮 钢 抗 蚀: 范 围 广	青 通 碳 素 钢 低 合 金 钢	范 围 广	低 碳 钢, 铸 铁	低 碳 钢 中、高 碳 钢	低 碳 钢 镍 基 合 金
用 途	重 载 零 件	精 密 件、耐 蚀 件	薄 小 件	耐 磨 零 件	耐 酸 蚀 零 件	耐 蚀、抗 氧 化 件	耐 热、抗 氧 化 件

1、模具

高碳钢

碳氮共渗是将碳、氮原子渗入工件表面，以提高钢的硬度、耐磨性和疲劳强度的工艺。该法综合了渗碳和渗氮工艺，特点如下：

- 1) 操作温度为 820~860℃，比渗碳温度低；加热时晶粒长大倾向小，适宜直接淬火。
- 2) 共渗后，由于氮增加了过冷奥氏体的稳定性，可用较低的速度冷却，零件变形小，容易实现机械化和自动控制。
- 3) 渗层具有比渗碳层高的耐磨性和疲劳强度，比渗氮层高的抗压强度和韧性。
- 4) 渗层主要由碳氮化合物构成，成分复杂，质量控制比单纯的渗碳或渗氮难。

碳氮共渗可用于低、中碳钢和合金钢，渗层的厚度一般为 0.2~1.0mm。碳氮共渗的方法主要有气体法和液体法，适合于中小型的零件。

## 6.4 渗硼、渗铝

### 6.4.1 渗硼

是将硼原子渗入工件表面，以提高钢表面耐磨性的化学热处理工艺。固体渗硼法采用的渗剂由供硼剂（如高硼铁、碳化硼等）和活化剂（ $\text{KBF}_4$  等）组成，处理方法与固体渗碳相似。钢铁材料的渗硼通常在 840~1050℃ 下进行。渗层主要是  $\text{FeB}$  和  $\text{Fe}_2\text{B}$  硼化物，其显微硬度分别为 1600~2200HV 及 1300~1380HV。由于  $\text{FeB}$  很脆，生产中一般希望获得  $\text{Fe}_2\text{B}$  单相层。渗层的厚度一般为 0.04~0.50mm。

### 6.4.2 渗铝

由于渗铝层为铁铝化合物，表面由致密的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  所覆盖，故能提高钢铁零件抗高温氧化与抗燃气腐蚀的能力。渗铝常用的方法有热浸渗铝、固体粉末法渗铝等。

热浸渗铝是把预处理（助镀）过的工件浸入熔融的铝液（700~730℃）中，经保温一段时间后取出，使其渗一层高纯度的铝后再进行高温扩散处理（900~980℃）的方法。固体粉末法渗铝使用铝粉或铝铁粉作为供铝剂，氧化铝作为稀释剂， $\text{NH}_4\text{Cl}$  作为活化剂，渗铝温度一般为 900~980℃。这两种方法渗层均为铁铝化合物（ $\text{Fe}_3\text{Al}$  等），但结构有所不同。渗铝层的外层硬度为 250~400HV，与渗铝方法有关，其渗层厚度 0.08~0.6mm。

渗铝用材一般为低、中碳钢和镍基、钴基合金，可用于受高温氧化、含硫气氛中的构件。

## 7 形变热处理

是将压力加工与热处理操作相结合，对金属材料施行形变强化和相变强化的一种综合强化工艺。例如高温形变淬火是将钢加热至  $A_{c1}$  以上进行形变，随后采取淬火以获得马氏体组织。高温形变淬火热后再于适当温度回火，可以获得很高的强韧性，常与锻造工艺相配合进行。

形变处理的汽轮机叶片晶粒细化，分布较均匀，机械性能及断裂韧性均高于调质叶片材料。

## 8 时效强化（弥散强化）

时效是指金属材料性能随时间的变化而变化的现象。

将钢或合金进行固溶处理（加热固溶后快冷），使固溶体中的溶质元素处于过饱和状态，然后在室温下或一定温度下使过饱和固溶体中的溶质元素发生脱溶（或析出硬质相），从而

使金属的硬度升高的强化过程称为时效强化，亦称其为弥散强化。如图 6-18 所示，时效过程在室温下发生称为自然时效，在某一温度下发生则称为人工时效。经冷变形后的钢发生的时效称形变时效。

马氏体时效钢是按这一原理设计的钢，它是一类超低碳 ( $\leq 0.03\% \text{C}$ ) 的高镍马氏体型合金钢，如 18Ni 型钢。通过正火可以实现固溶，随后在  $425 \sim 485^\circ\text{C}$  进行时效处理。由于从马氏体基体中析出大量弥散的  $\text{Ni}_3\text{Mo}$ 、 $\text{Ni}_3\text{Ti}$  等使钢得到强化。

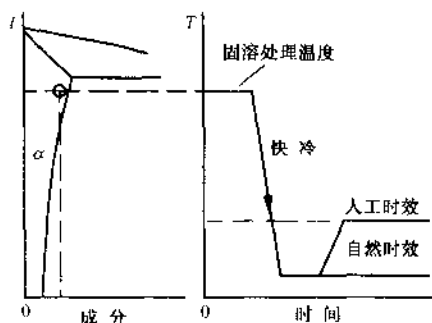


图 6-18 固溶处理后的时效处理

### 第三节 合金元素在钢中的作用

#### 1 合金钢

在碳钢的基础上有意加入一些其他元素的钢，称为合金钢，有意加入的元素称为合金元素。常用的合金元素有：铬、镍、硅、锰、钼、钨、钒、钛、铌、锆、铝、铜、钴、氮、硼、稀土元素等。有时按照加入元素称其为铬钢、镍钢、铬镍钢、铬锰钛钢等。

合金钢是随着现代工业和科学技术的发展而产生与发展的。它具有比碳钢更为优良的综合机械性能和较高的淬透性；具有更为优良的耐磨性和热硬性；以及具有特殊的物理化学性能，如耐蚀性、抗氧化性等，因而能制造使用条件更为苛刻的零部件。

#### 2 合金元素的基本性质

加入钢中的合金元素在室温下主要以两种形式存在：一种是溶入铁素体中形成合金铁素体，一种是与碳化合形成合金渗碳体或合金碳化物。按照合金元素与碳的亲合力，可以将其分为：

(1) 碳化物形成元素。在钢中能与碳化合形成合金碳化物的合金元素是周期表中位于铁左边过渡元素，如锰、铬、钨、钒、铌、钛等，其中锰、铬为中、弱碳化物形成元素。

(2) 非碳化物形成元素。在钢中不能与碳化合的元素，称为非碳化物形成元素，如镍、钴、铝、硅等。它们在钢中只能溶入铁素体中。

按照合金元素对奥氏体稳定性的影响，可以将其分为：

(1) 奥氏体稳定化元素。这些元素与铁组成的相图具有宽阔的  $\gamma$  相区，如锰、镍、铜、氮等都属于这种元素，如图 6-19 (a) 所示。当这些元素含量超过一定值后，在室温下保持为奥氏体。这类元素也称扩大  $\gamma$  相区的合金元素。

(2) 铁素体稳定化元素。钛、锆、铝、硅等都属于这种元素，如图 6-19 (b) 所示。当这些元素含量超过一定值后，在室温下保持为铁素体，这类元素也称缩小  $\gamma$  相区的合金元素。元素与铁组成的相图具有宽阔的  $\alpha$  相区，如铬、钨、钒、铌。

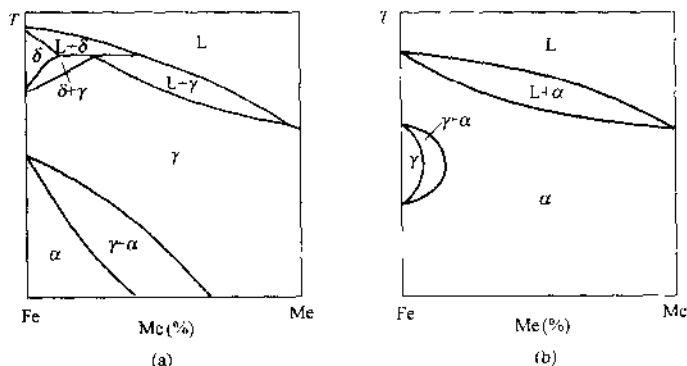


图 6-19  $\gamma$  区的相图

(a) 扩大  $\gamma$  区的相图；(b) 缩小  $\gamma$  区的相图

### 3 合金元素对钢中基本相的影响

(1) 形成合金铁素体。几乎所有合金元素都可或多或少地溶入铁素体中，其中原子直径很小的合金元素，如氮、硼等，溶入铁素体晶格的间隙中形成间隙固溶体；原子直径较大的合金元素，如 Mn、Ni、Co 等，溶入铁素体后，占据晶格中铁原子的位置，形成置换固溶体。合金元素溶入铁素体后均使晶格发生畸变，产生固溶强化，强化铁素体。

(2) 形成合金碳化物。

按钢中合金元素跟碳亲和力的强弱不同，可形成两种类型的合金碳化物，即特殊碳化物和合金渗碳体。碳化物形成元素，如 Ti、V、Nb、W 等，易形成结构不同于渗碳体的碳化物，常称为特殊碳化物，如 TiC、VC 等。与碳亲和力较弱的合金元素，如 Mn、Cr 等，当含量不多时，除一部分溶入铁素体外，另一部分溶入渗碳体中，取代其中的部分铁原子，形成合金渗碳体，如  $(Fe, Mn)_3C$ 、 $(Fe, Cr)_3C$  等。

合金碳化物的硬度、熔点和稳定性都比渗碳体高，它们可提高钢的硬度和耐磨性。由于加热时难溶入奥氏体中，故合金钢热处理时的加热温度就比碳钢高。

### 4 合金元素对铁碳相图的影响

合金元素对铁碳相图中临界点的影响，大致可归纳为三种情况：

Mn、Ni 等扩大  $\gamma$  相区的合金元素含量超过一定值后，可在室温下获得奥氏体组织，这种钢称为奥氏体钢。典型的不锈钢、耐热钢和耐磨钢多数是高镍和高锰的奥氏体钢。

含铬相当高的钢，可使奥氏体相区完全消失，使钢在室温和高温时都是合金铁素体组织，这种钢称为铁素体钢。如含 17% - 28% Cr 的 Cr17、Cr25、Cr28 等不锈钢均属这类钢。

使碳钢的共析点含碳量降低。大多数合金元素均使相图中的 S 点、E 点左移，例如，当钢加入 4% 的锰时，其共析组织的含碳量仅为 0.6%。在高合金钢中，甚至含碳量为 0.4% 时，已属过共析钢，在含碳量不到 1% 时，就会出现莱氏体组织。例如高速钢，含碳量仅为 0.7% - 0.8%，由于含 Cr、W 的量较多，在铸态下出现莱氏体组织，属于莱氏体钢。

## 5 合金元素对钢加热转变的影响

### 5.1 对奥氏体化过程的影响

合金钢加热时,奥氏体化过程与碳钢基本相同,即包括奥氏体的形核、晶核长大、剩余渗碳体溶解和奥氏体的均匀化四个阶段,它们都需要碳的扩散。Co 和 Ni 可提高碳在奥氏体中扩散速度,从而加快奥氏体化速度;Si、Al、Mn 等对奥氏体中碳的扩散速度影响不大,所以对奥氏体化过程的影响较小;碳化物形成元素跟碳有较强的亲和力,显著减慢碳在奥氏体中的扩散速度,使奥氏体化速度大大减慢。强碳化物形成元素所形成的合金碳化物难于溶解,因此,含有较多碳化物形成元素的钢,热处理时必须加热到较高的温度,并保温较长时间。

### 5.2 对奥氏体晶粒长大的影响

除 Mn 以外,几乎所有合金元素都阻止奥氏体晶粒长大,尤其是碳化物形成元素,因为由其形成的稳定碳化物以弥散质点的形式分布在奥氏体晶界上,对奥氏体晶粒的长大起机械阻碍作用。例如:

- 1) Al 在钢中能以 AlN 这种超显微质点的形式存在,它在高于 1100℃时才显著溶于奥氏体。
- 2) Zr、Ti、V、Nb 所形成的碳化物质点在高于 1150℃时才显著溶于奥氏体。

一般合金钢在加热时不易过热,这有利于在淬火时获得细马氏体,还可以适当提高加热温度,使更多的合金元素溶入奥氏体中,以提高钢的淬透性并改善钢的机械性能。对于渗碳零件,采用合金钢有可能在渗碳后直接淬火,提高生产率。

### 5.3 合金元素对过冷奥氏体转变的影响

合金元素对过冷奥氏体转变的影响反映在合金元素对 C 曲线的影响上。图 6-20 为 40CrNiMo 的 TTT 曲线。

1) 除 Co 以外,所有溶入奥氏体中的合金元素都使过冷奥氏体稳定性增加,使 C 曲线向右移。

2) 非碳化物形成元素及弱碳化物形成元素 Mn 的存在,仅使 C 曲线右移,而 C 曲线的形状仍与碳钢相似。

3) 碳化物形成元素大部分不仅使 C 曲线右移,还使 C 曲线的形状发生改变,使一个 C 曲线逐渐分成上下两个 C 曲线,分别表示过冷奥氏体向珠光体转变和过冷奥氏体向贝氏体转变,如图 6-20 所示。这是由于碳化物形成元素溶入奥氏体后,它们对推迟珠光体转变与推迟贝氏体转变的作用不同的缘故。

4) 大多数合金元素使马氏体转变温度  $M_s$ 、 $M_f$  点下降。

由此可知,合金钢通常具有小的临界冷却速度,高的淬透性。因此,合金钢淬火时可用冷却能力较弱的淬火剂,这对减少淬火零件的变形与开裂极为有利。

必须指出,碳化物形成元素只有溶入奥氏体后才起稳定奥氏体的作用。如果不溶入奥氏体,而保留碳化物状态时,未溶的碳化物将起晶核的作用,从而加速过冷奥氏体的分解,降

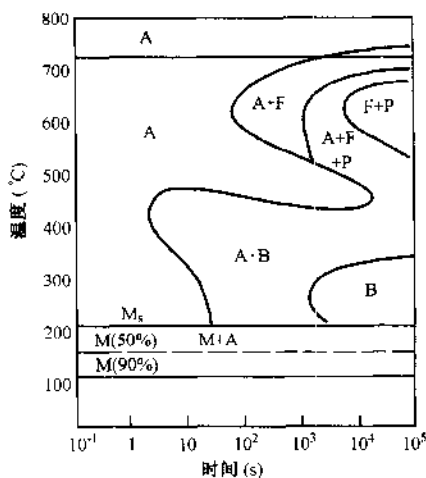


图 6-20 40CrNiMo 的 TTT 曲线



低过冷奥氏体的稳定性。为此，为了提高钢的淬透性，必须在热处理加热时，使合金元素尽可能地溶入奥氏体中。

实践表明， $M_s$  点愈低，淬火后钢中残余奥氏体数量就愈多，因而使钢淬火后的硬度、耐磨性能下降，尺寸稳定性降低；但可减少淬火时的变形。

## 6 合金元素对马氏体回火过程的影响

合金元素对马氏体回火过程的影响主要表现在提高钢的回火稳定性、产生二次硬化和出现回火脆性三个方面。

(1) 提高钢的回火稳定性。淬火钢在回火时，其强度、硬度下降的能力称为回火稳定性。合金元素溶入马氏体中，使 C 原子扩散速度减慢，因而使马氏体在回火时不易分解，碳化物不易析出，析出后也难聚集长大。合金钢具有较高的回火稳定性。

回火稳定性高的钢，在较高温度下仍可保持高的强度和硬度，这对某些工具钢和耐热钢更是重要。此外，在达到相同的强度和硬度的情况下，回火稳定性高的钢，就在较高的温度下回火，因此钢的韧性会更好一些。

(2) 产生二次硬化。在某些含有 W、Mo、V 强碳化物形成元素的高合金钢中，淬火后经较高温度回火，其硬度不但下降，反而上升，即出现所谓“二次硬化”的现象。产生“二次硬化”的原因在于钢在回火时，这些元素会从马氏体中直接沉淀析出，形成一些弥散度很高的特殊碳化物（如  $W_2C$  和 VC 等），从而使钢的硬度增加，这种现象称为沉淀型二次硬化。

由于合金元素提高了过冷奥氏体的稳定性，使合金钢淬火后残余奥氏体量较多，且十分稳定，它们在回火加热后的冷却过程中可转变为马氏体，从而使钢的硬度增加，这种现象称为二次硬化，或简称“二次淬火”。

(3) 出现回火脆性。在一些碳钢及含铬、锰和镍、硅的合金结构钢中，在某些温度区间回火时，会出现冲击韧性显著下降的现象，称为回火脆性。回火脆性有两类：

1) 第一类回火脆性。是在 250 ~ 400℃ 区间回火时出现的，或称低温回火脆性（图 6-21）。其主要原因是自马氏体中析出的渗碳体呈二维薄片状，并沿晶界断续分布而使晶界强度大大降低。这种现象在碳钢中也同样会出现，是一种不可避免的现象，常称为不可逆回火脆性。为了避免出现第一类回火脆性，通常是不在此区间回火或采用等温淬火工艺。

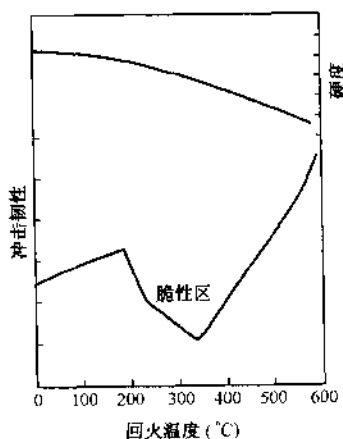


图 6-21 第一类回火脆性示意图  
40CrNiMo 的 TTT 曲线

2) 第二类回火脆性。是在 450 ~ 650℃ 区间回火后缓慢冷却时出现的，或称为高温回火脆性。产生第二类回火脆性的原因，目前尚无定论，许多实验证实，它主要同磷、锡、砷、锑等杂质元素在晶界上偏聚有关。若在回火加热后快速冷却，便可避免这类回火脆性，故称为可逆回火脆性。为了避免合金钢的第二类回火脆性，应注意在冶炼时提高钢的纯度，减少磷等有害杂质，并应在高温回火后快速冷却。对于大截面零件，由于难以在回火后快速冷却，可以采用加入适量的 Mo 或 W 来消除或减弱这类脆性现象。

## 7 小结

合金元素在钢中的一些作用，概括于表 6-5。

表 6-5 合金元素在钢中的部分作用

元素	形成碳化物倾向	抗回火软化能力	回火脆性	细化晶粒	强化铁素体	热强性及其他
Mn	弱	弱	大于 1.5% 时增加	促进晶粒长大	强	与 Cr、Ni 同时存在时提高热强性
Si	促进石墨化	中等；在 250℃ 以下较强	—	弱或无作用	很强	用于抗氧化材料及电工钢
Ni	不形成	弱	不影响	弱	中等	提高热强性
Cr	中强	中等	增加不大	弱	弱	提高热强性及耐腐蚀性
Mo	比 Cr 强	强；有二次硬化作用	消除	—	弱	显著提高热强性及消除回火脆性
W	比 Cr 强	强；有强烈二次硬化作用	减小	中等	弱	提高热强性，但不如 Cr
V	强	因不溶入奥氏体，故无作用	减小	强	弱	提高热强性和细化晶粒
Ti	比 V 强	—	—	最强	强，但影响韧性	细化晶粒，作用比 V 强
Al	不形成	—	—	强	含量不高时不明显	用于氮化钢
B	—	—	影响不大	略有促进	—	微量可以提高高温强度、强化晶界和基体

## 第四节 钢的分类与表示方法

### 1 合金钢的分类

合金钢的种类繁多，通常按钢的成分、质量和用途来进行分类。

(1) 按钢中合金元素的含量分类。

- 1) 低合金钢。合金元素的总含量小于 5%。
- 2) 中合金钢。合金元素的总量为 5% ~ 10%。
- 3) 高合金钢。合金元素的总含量大于 10%。

(2) 按钢的质量分类。

- 1) 普通合金钢。仅供建筑及工程结构用。
- 2) 优质合金钢。
- 3) 高级优质合金钢。

(3) 按钢的用途分类。

- 1) 合金结构钢。通常分为两类：①建筑及工程结构用钢，即普通低合金钢；②机器制造用钢，其中含有渗碳钢、调质钢、弹簧钢、易切削钢和滚动轴承钢等。

2) 合金工具钢。通常分为两类：①刀具钢，包括低合金刀具钢及高速钢；②模具钢，包括热作模具钢及冷作模具钢，量具钢。

3) 特殊性能钢。主要有不锈钢耐酸钢、耐热钢、耐磨钢及电工钢等。

(4) 其他分类。

1) 按加入的合金元素类型分类。如锰钢、铬钢、铬镍钢、铬锰钛钢等。

2) 按退火或正火状态下组织分类。如珠光体钢、铁素体钢、马氏体钢、奥氏体钢等。

## 2 合金钢的编号方法

我国合金钢的编号是采用化学符号与数字相结合的方法，即“数字+符号+数字”的形式。前面的“数字”表示钢的名义含碳量；“符号”是指所加入合金元素的化学符号，也可以直接用元素的汉字代替；其后的“数字”则表示加入元素的含量。当元素的平均含量小于1.5%时，一般不标明；当含量在1.5%~2.49%时，标“2”；在2.5%~3.49%时，标“3”，余类推。具体编号方法如下：

(1) 合金结构钢。采用“两位数字+符号+数字”的形式表示。如20CrMnTi（20 铬锰钛）、40Cr（40 铬）、60Si2Mn（60 硅 2 锰）等，分别表示名义含碳量为0.20%、0.40%、0.60%，除“Si2”表示名义含硅量为2%左右外，铬、锰、钛的平均含碳量均小于1.5%。合金结构钢的编号应注意如下方面：

1) “两位数字”是指用万分之一为单位表示的含碳量。

2) 滚动轴承钢的编号是用“G”（“滚”）字起头，不标含碳量。由于含铬，“G”（“滚”）后标“Cr”（或“铬”）及其名义含量的千分数。如GCr15（滚铬15），表示含碳0.95%~1.05%，含铬1.3%~1.65%的滚动轴承钢。

3) 易切削钢的编号是用“Y”（“易”）字起头。如Y40Mn表示名义含碳量为0.40%，锰含量小于1.5%的易切削钢。

4) 在某些钢号后标明“A”（或“高”）字，表示高级优质钢。如40CrVA（40 铬钒高），即属于高级优质合金钢。

(2) 合金工具钢。采用“一位数字或无数字+符号+数字”的形式表示。如9Mn2V（9 锰 2 钒），表示名义含碳量为0.9%，名义含锰量为2%，含钒量1%的合金工具钢。当名义含碳量大于1%时，不标数字，直接用元素符号起头，如CrWMn（铬钨锰）、CrMn（铬锰）等。合金工具钢中编号注意点如下：

1) “一位数字”是指用千分之一为单位表示的含碳量。

2) 合金工具钢中高速钢的编号略有不同，一般不用数字而以元素符号起头。如W18Cr4V（钨18 铬4 钒），含碳量为0.7%~0.8%，但不标出，仅强调合金元素及其名义含量的百分量。

## 第五节 钢中常见的缺陷

### 1 铸锭（铸件、铸钢）中常见的缺陷

对机械性能要求高的钢一般采用镇静钢（用硅铁、锰铁和铝脱氧的钢）。图6-22为镇静

钢锭宏观组织示意图，主要的缺陷有缩孔、气泡、疏松、偏析等。

### 1.1 缩孔

多数金属在凝固时均发生体积收缩，因此缩孔难以避免。缩孔可分为集中缩孔与分散缩孔。一般集中缩孔控制在钢锭或铸件的冒口处，然后加以切除。若缩孔较深，切除不净而成为残余缩孔，或因铸型设计不当，铸锭上部基本凝固，心部在冷却时未能及时得到液体金属的补充，便形成二次缩孔。

残余缩孔或二次缩孔呈中心树根状孔洞，在缩孔附近一般会出现密集的夹杂物、疏松或偏析，以此区别残余缩孔与各种内裂的依据。铸件中存在缩孔，会显著地降低其力学性能，甚至在使用过程中发生断裂事故。有缩孔存在的钢锭，经轧制而未能良好焊合的缩孔，需要完全切除，否则在继续加工中会导致锻造裂纹或板材、带材的分层现象。

### 1.2 气泡

凝固时由液体中释放的气体，因浇铸条件不良如铸型生锈，涂料中存在较多水分与金属液体作用产生的气体，在金属已完全凝固时很难逸出，于是有一部分就包容在处于塑性状态的金属中而形成气孔，即气泡。

铸件中最常见的气泡呈圆形或椭圆形。一般由液态金属中析出气体而形成的气泡壁具有金属光泽，表面光滑。

气泡减少铸件的有效截面，由于缺口效应，大大降低了材料的强度。钢铸锭中的气泡通过热加工可以焊合；但在压力加工中由于它可能被氧化而不能焊合，出现细裂纹或分层现象。

### 1.3 疏松

凝固时枝晶间隙因得不到液体补充而形成的显微缩孔称为疏松。

大的疏松在经切削加工后的表面上用肉眼或低倍放大镜即能观察到，而小的疏松则经酸蚀后或用显微镜进行观察才能发现。疏松集中于钢坯轴心部分，称为中心疏松。

疏松的存在影响铸锭及铸件的致密度和机加工后的表面光洁度，降低其力学性能。对用作液体容器或管道的铸件，若存在相互连接的疏松时，会因不能通过水压试验或在使用中发生渗漏现象而报废。

### 1.4 偏析

铸件或铸锭中化学成分不均匀的现象称为偏析。常见有枝晶偏析、方框偏析、比重偏析。

(1) 枝晶偏析。固溶体合金凝固过程中，由于扩散不充分，使得同一个晶粒内后凝固的部分与先凝固的部分成分不同，愈靠近枝晶中心，则富含高熔点的组元，愈靠近枝晶边缘，则富含低熔点组元，因此凝固后便存在晶粒范围内的成分不均匀现象，经磨片浸蚀呈现树枝分布。这种偏析在铸钢中尤为常见。

同样，各个树枝状晶体之间最后凝固的部分，通常为低熔点组成物和不可避免的杂质，它们与晶粒本身的成分不同，称为晶间偏析。

(2) 方框偏析。在钢锭的横截面上，因凝固时碳、磷、硫等杂质被推向柱状晶的前沿，

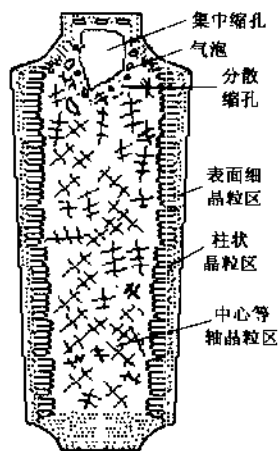


图 6-22 钢锭宏观组织示意图

聚集在与中心等轴晶交界处，酸蚀后出现腐蚀较深的方框区域。钢锭中存在的这种区域偏析，特别是硫偏析（可富集达300%~400%）、磷偏析（可富集达100%~200%）强烈地降低钢的质量，并给以后的加工造成种种困难，导致材料的损害和构件的破坏。如硫偏析能破坏金属的连续性，在钢锻造时引起热脆，在轧制钢板时产生夹层，在承受交变载荷的零件中是引起疲劳断裂的主要原因之一。磷偏析使钢具有冷脆性，并加强钢的回火脆性。

(3) 比重偏析。产生在凝固的早期，由于组成相之间比重相差悬殊，轻者上浮，重者下沉，从而导致上下成分不均匀的现象。铸铁中的石墨漂浮也是一种比重偏析。

### 1.5 非金属夹杂物

非金属夹杂物是指不具有金属性质的化合物，如氧化物、硫化物、硅酸盐及氮化物等。在钢中它们常伴随冶炼脱氧过程中的物理、化学反应而出现，或因冶炼过程浇铸过程中的炉渣及耐火材料落入钢液中而形成。

非金属夹杂物在钢中一般为数很少，但对性能的影响不可忽视，特别对钢的疲劳性能、冲击韧性和塑性影响很大。因为夹杂物的存在破坏了基体金属的连续性，造成应力集中，常常成为疲劳裂纹的发源地，导致零件早期失效。当夹杂物成尖角沿晶界呈网状分布或聚集在一起时，使材料的韧性和塑性（断而收缩率）明显下降；钢在铸造、轧制、锻造过程中常因硫化物过多而引起裂纹；零件中大量夹杂物存在导致淬火开裂。因此，为了提高金属材料的质量，必须识别和控制钢中非金属夹杂物。

非金属夹杂物的危害程度取决于它们的性质、形状、大小和分布情况。鉴别金属中非金属夹杂物，广泛采用金相法。

## 2 锻造缺陷

### 2.1 流线分布不良

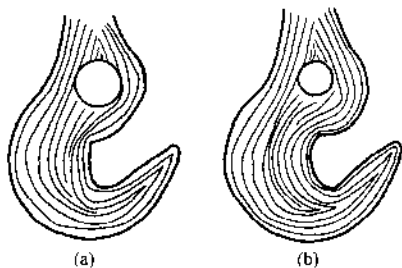


图 6-23 吊钩的宏观组织  
(a) 切削制成；(b) 锻造加工。

流线是枝晶偏析和非金属夹杂物在加工过程中沿加工方向延伸的结果。由于流线的存在，使钢的性能出现方向性，流线的横向塑性、韧性远比纵向为低。因此零件在热加工时力求流线沿零件轮廓分布，使其与零件工作时所受的最大拉应力的方向平行，而与外加剪切应力或冲击力的方向垂直。图6-23 (a)为切削而成的吊钩，流线分布不正确，容易折断；图6-23 (b)为锻造而成的吊钩，流线分布正确，强度高，不容易折断。

### 2.2 带状组织

亚共析钢终锻温度过低，低于 $A_3 \sim A_1$ 时，正处在奥氏体分解的情况下，奥氏体按金属加工流动方向析出铁素体，而未分解的奥氏体也被带状分布的铁素体分割成带状。当继续冷到 $A_1$ 以下时，则奥氏体分解的珠光体必然保持原奥氏体带状，此外，钢中非金属夹杂物的存在可促使带状组织的形成。因夹杂物被加工时按金属变形流动方向延伸排列，当温度降至 $A_3$ 以下时，它们可成为铁素体的结晶核心，所以铁素体围绕夹杂物呈带状分布，然后奥氏体分解的珠光体也必然存在于带状铁素体之间。

具有带状组织缺陷的钢材，其性能有显著的方向性。热加工引起的带状组织，可通过完

全退火消除。

### 2.3 白点

白点是因冶炼和浇铸过程中，氢进入钢液而引起的，是在铬镍和铬镍铝合金钢锻坯中常见的一种缺陷，其他成分钢材则较少产生。因其在钢材的纵断面上呈圆形或椭圆形银亮色的斑点，所以叫做白点。在横断面上观察白点时，则呈直的、弯曲的细小裂纹，所以又叫发裂。具有白点的钢材，断面收缩率和冲击韧性显著下降，有时接近零，因此具有白点的钢材一般不能使用。

### 2.4 过热

因加热温度超过正常锻造温度而引起过热。一般显微组织表现为：晶粒粗大，铁素体沿晶界析出较粗或出现魏氏组织。使钢的冲击韧性和塑性显著下降。

过热的本质：钢在高温加热过程中，硫化物等夹杂物逐渐向奥氏体中溶解，而在随后的冷却过程中，钢中的硫化物夹杂以细小的球粒状重新在原奥氏体晶界上析出。奥氏体化的温度越高，时间越长，奥氏体晶粒长大的趋势越大，粒子越多。晶界的结合力将大为减弱，易导致脆断。

### 2.5 过烧

过烧是在过热基础上进一步恶化的结果，它和过热的区别在于过烧钢的粗大晶界已被脆性硫化物等夹杂的质点和金属熔化的空洞分割开，即奥氏体晶界开始熔化。所以，锻件过烧会使金属内部和表面造成裂纹或龟裂。

过烧严重的锻件，进行敲击时无金属响声。在进行锻打时，会使金属碎裂成豆渣状，锻件表面可看到极为严重的氧化皮。

过热可通过重结晶正火或退火消除，而过烧一般无法挽救。

### 2.6 停锻温度过低

高合金钢在 900℃ 以下还继续锻打，钢内发生相变，使钢的热塑性显著下降，而金属内部的相变应力不断增加，此时锻打变形时产生的应力超过材料强度，即发生开裂。

## 3 热处理缺陷

### 3.1 退火和正火缺陷

钢在退火、正火时出现的主要缺陷有硬度偏高、过热、球化不完全和脱碳等。

(1) 硬度偏高。中高碳钢锻件出现此种现象，主要由于退火时奥氏体化温度低，冷速过快，球化不充分或碳化物弥散度较大所造成，也往往与装炉量过大，炉温不均匀有关。这种缺陷可以通过第二次退火得到改善。

(2) 过热。加热温度过高，保温时间过长及炉内温度不均匀等均可以造成局部过热。当冷速较快时，中碳钢中常出现粗大魏氏组织，使钢的冲击韧性下降。这可以通过完全退火使晶粒细化加以改善。

(3) 球化不完全。过共析钢球化组织按冶标 (YB5—59) 规定分为十级，其中 1~2 级是欠热组织，钢中尚具有细小片状碳化物存在。该组织硬度偏高，而且在淬火加热时易熔解，因此，使淬火开裂倾向增加，残余奥氏体量增多。可以通过补充的低温球化退火改进，并严格控制球化退火时的奥氏体化温度、时间及冷却规范。

(4) 脱碳。钢件在氧化介质 (如  $O_2$ ,  $CO_2$ ,  $H_2O$  等) 中进行长时间加热保温，使其表面

层中碳含量全部或部分损失的现象叫脱碳。它是工具钢、弹簧、轴承等零件的主要缺陷之一，使其表面硬度、耐磨性、强度、疲劳强度都显著降低。脱碳层在技术条件许可的情况下可从工件上去掉，如果不能，将导致淬火硬度不足或淬裂。采用保护气氛是防止脱碳的主要方法。

### 3.2 淬火裂纹

热处理缺陷以淬火后的缺陷最严重，主要包括淬火裂纹、过热、过烧、淬火软点、硬度不足等。

淬火裂纹是淬火冷却时形成的拉应力超过材料微裂纹扩展所需的临界应力时形成的宏观裂纹。淬火裂纹的特征：

- 1) 多数情况下，裂纹由表面向心部扩展，宏观形态较平直。
- 2) 由于淬火裂纹形成温度较低，从宏观和微观看，裂纹两侧均无氧化、脱碳现象（淬火后在氧化气氛中进行过高温回火除外），显微组织与其他部位毫无区别。在显微镜下观察时，淬火产生的裂纹，大多沿原奥氏体晶界和马氏体晶体所产生，裂纹由粗变细，尾部细尖。此特征是区别淬火裂纹和非淬火裂纹的重要依据。

淬火裂纹产生的原因是工件表面和内部造成较大的拉应力状态或者材质本身具有缺陷所致。

## 4 磨削裂纹

磨削裂纹发生在工件磨削加工表面层，一般在与加工方向成 $90^\circ$ 的面上呈平行线状或龟纹状，有时呈辐射状的裂纹。其深度不超过 $1\text{mm}$ ，仅分布于表面，从表至内，由粗到细，逐渐消失。有时肉眼不易觉察，经酸洗或酸浸则极易显示。

磨削裂纹形成原因是零件表面的拉应力超过材料的强度极限。其来源主要有：

- (1) 磨削工艺。与磨削量、磨削速度、磨轮的质量及硬度、冷却条件等有关。
- (2) 热处理残余应力大小。如残余奥氏体过多，碳化物呈网状和淬火后未能充分回火。

淬火马氏体组织经回火处理后的回火马氏体具有高的硬度，低的塑性。磨削时，工件受高转速砂轮的压力并磨削，因而产生高热，甚至在瞬间可达到熔融状态，所以在一定的条件下，表面薄层便发生再次奥氏体化，产生相变，引起较大的内应力。同时，在整个磨削加工面上，由于内外温度差悬殊，产生热应力等因素使表层开裂。

一般来说，热处理后内应力较大的零件，易出现条状的磨削裂纹，裂纹稀而长、阔而深，深度可达 $0.4\sim 0.6\text{mm}$ 。因磨削工艺不当所形成的裂纹，往往细而浅，在 $0.4\text{mm}$ 以下，易形成网状和点状。若无法判断裂纹的性质，必须检查磨削面纵剖面，如果裂纹深至 $1\text{mm}$ 以上，则为淬火裂纹或其他裂纹。

## 第六节 铸铁和有色金属

### 1 铸铁

#### 1.1 石墨

石墨是含碳量为 100% 的晶体，呈六方结构。在铸件中石墨可呈四种形态，即片状、球状、团絮状和蠕虫状。石墨的机械性能很低，硬度仅为 3~5HB，抗拉强度约为 20MN/m<sup>2</sup>，延伸率几乎为零。

### 1.2 灰口铸铁

石墨呈片状分布的铸件，主要用作中等载荷的结构件、复杂形状的薄壁件及润滑条件下的受磨件。其化学成分一般为：2.5%~3.6% C，1.1%~2.5% Si，0.6%~1.2% Mn，≤0.5% P，≤0.15% S，牌号用“HT”+最低抗拉强度表示。例如，HT200 表示灰铸铁，最低抗拉强度为 200MN/m<sup>2</sup>。

常用灰口铸铁的基体组织大都是 P+F。其抗拉强度  $\sigma_b$  为 100~400MN/m<sup>2</sup>，延伸率  $\delta$  为 0~0.5%，冲击值  $\alpha_k$  为 0~8J/cm<sup>2</sup>，弹性系数  $E$  为 70000~160000MN/m<sup>2</sup>。

### 1.3 球墨铸铁

石墨呈球状分布的铸铁，可部分代替碳钢和合金钢。其化学成分一般为：3.61%~3.9% C，2.0%~3.2% Si，0.31%~0.8% Mn，≤0.1% P，≤0.07% S，牌号用“QT”+最低抗拉强度+最低延伸率表示。例如，常用的 QT600-02 表示球墨铸铁，最低抗拉强度为 600MN/m<sup>2</sup>，延伸率为 2%。

由于球状石墨对基体的切割和缩减作用以及对其连续性的破坏作用都被减小到最低程度，因此其基体组织的强度、塑性和韧性能得以充分发挥。

### 1.4 可锻铸铁

石墨呈团絮状分布的铸铁，是实现让铁水凝固成白口铸铁，然后再通过适当的热处理，使游离的渗碳体发生分解形成团絮状石墨的一种高强度铸铁。其牌号用“KT”+最低抗拉强度+最低延伸率表示。

可锻铸铁是石墨呈团絮状分布的一类铸铁。其大致的化学成分范围为：2.4%~2.7% C，1.4%~1.8% Si，0.5%~0.7% Mn，<0.08% P，<0.25% S，<0.06% Cr，另外加少量孕育剂铝和铋。其牌号我国用“KT”（“可铁”汉语拼音字头）+最低抗拉强度+最低延伸率表示，若在“KT”后还有“Z”或“H”或“B”，则分别表示珠光体可锻铸铁、黑心可锻铸铁、白心可锻铸铁。

可锻铸铁在机械性能方面，较灰铸铁高而接近相同基体的球墨铸铁，但比球墨铸铁具有质量稳定，废品率低，铁水处理方便，易于组织流水生产等优点，特别是生产大批量的复杂薄壁小铸件是任何其他铸铁所不能与之媲美的。可锻铸铁不可以进行锻造加工。

### 1.5 高铬铸铁

含铬量大于 13% 的合金铸铁，用于耐磨或抗蚀。例如用于球磨机衬板的高铬白口铁，其化学成分为 3.25% C，0.5% Si，0.7% Mn，0.06% P，0.03% S，15% Cr，3.0% Mo。

## 2 有色金属

### 2.1 纯铜

纯铜是玫瑰红色金属，外观呈紫红色，故又称紫铜。其密度为 8.9g/cm<sup>3</sup>，熔点为 1083℃。纯铜的导电导热性优良，在电气工业中获得广泛的应用。工业纯铜的牌号、成分及主要用途见表 6-6。



表 6-6 工业纯铜的牌号、成分及主要用途

名称	牌 号	含铜量 (%)	主要杂质		杂质总量 (%)	主 要 用 途
			Bi (%)	Pb (%)		
一号铜	T1	99.95	0.002	0.005	0.05	电线、电缆、导电螺钉、雷管
二号铜	T2	99.90	0.002	0.005	0.1	化工用蒸发器、贮藏器和各种管道
三号铜	T3	99.70	0.002	0.01	0.3	一般用的铜材，如电器开关、垫
四号铜	T4	99.50	0.003	0.05	0.5	圈、垫片、铆钉、管嘴、油管、管道

牌号中的“T”为“铜”汉语拼音的第一个字母，数字为顺序号。顺序号越大，纯度越低。纯铜的强度低，不宜直接用作结构材料。

## 2.2 铜合金

铜中加入适量合金元素后，可获得强度较高的铜合金，同时保持纯铜的一些优良性能，因此可作为结构材料使用。铜合金按照合金系及成分可分为黄铜、青铜、白铜三大类。

### 2.2.1 黄铜

黄铜是以锌作为主要合金元素的铜合金。按化学成分的不同，黄铜又可分为普通黄铜和复杂黄铜两类。

(1) 普通黄铜。铜与锌的二元合金，改变其锌的含量可以得到不同力学性能的黄铜。锌的含量越高，普通黄铜强度越高，塑性稍低；但含锌量不能超过 45%，因含锌量再高就可能产生脆性的  $\gamma$  相而使性能变坏。若普通黄铜的组织为单相 ( $\alpha$ )，称其为单相黄铜；若组织为双相 ( $\alpha + \beta$ )，称其为双相黄铜。普通黄铜牌号用“H” + 含铜量表示。表 6-7 为一些普通黄铜的牌号、成分、机械性能和用途。

表 6-7 部分普通黄铜的牌号、成分和用途

牌 号	化学成分 (%)		力学性能			HB	用 途
	Cu	Zn	加工状态*	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)		
H96	95.0 ~ 97.0	余量	软 硬	250 400	53 —	—	冷凝管、散热器及导电零件
H80	79.0 ~ 81.0	余量	软 硬	270 —	50 —	145	薄壁管、装饰品
H70	69.0 ~ 72.0	余量	软 硬	— 660	— 3	150	弹壳、机械及电器零件
H68	67.0 ~ 70.0	余量	软 硬	300 400	40 15	150	形状复杂的深冲零件、散热器外壳
H62	60.5 ~ 63.5	余量	软 硬	300 420	40 10	164	机械、电气零件，铆钉、螺帽、散热器及焊接件、冲压件
H59	57.0 ~ 60.0	余量	软 硬	300 420	25 5	103	

\* 软表示退火状态；硬表示变形加工状态。

(2) 复杂黄铜。为了获得更高的强度、抗蚀性和良好的铸造性能，在铜锌合金中加入铝、铁、硅、锰、镍等元素，形成各种复杂黄铜，其编号方法是“H + 主加元素符号 + 铜含量 + 主加元素含量”。如 H<sub>Pb</sub>60-1 表示平均成分为 60% Cu，1% Pb，余为锌的铅黄铜。铸造黄铜在编号前加“Z”。一些常用复杂黄铜的名称、牌号、成分、性能及用途见表 6-8。

表 6-8 一些常用复杂黄铜的名称、牌号、成分、性能及用途

名称	牌 号	化学成分 (%)		力学性能			用 途
		Cu	其他	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	HB	
铅黄铜	HPb59-1	57~60	Pb0.8~0.9 其余为 Zn	400	45	90	各种结构零件
铝黄铜	HA159-3-2	57~60	Al2.5~3.5 Ni2.0~3.0 其余为 Zn	380	50	75	常温下工作的高强度耐蚀零件
锰黄铜	HMn58-2	57~60	Mn1.0~2.0 其余为 Zn	400	40	85	海轮制造业和弱电工业用的零件
铸造硅黄铜	ZHS180-3-3	78~81	Pb2.0~4.0 Si2.5~4.5 其余为 Zn	(S) 250*	7	90	用作轴承衬套
				(J) 300*	15	100	
铸造铝黄铜	ZHA167-2-5	66~68	Al2.0~3.0 其余为 Zn	(S) 300 (J) 400	12 15	— 90	海船及普通机械制造中的耐蚀零件

\*J—金属模；S—砂模。

### 2.2.2 青铜

指除锌和镍以外的其他元素作为主要合金元素的铜合金。按所含主要合金元素的种类分为锡青铜、铝青铜、硅青铜、铍青铜等。锡青铜组织中共析体 ( $\alpha + \delta$ ) 均匀分布在塑性好的固溶体中。由于坚硬相质点  $\delta$  分布在塑性好的  $\alpha$  基体上, 使其具有良好的耐磨性。青铜的编号为: Q + 主加元素符号 + 主加元素含量 + 辅加元素含量。如 QSn4-3 表示含 4% Sn、3% Zn 的锡青铜。表 6-9 和表 6-10 分别为一些青铜和铸造青铜的牌号、成分和用途。

### 2.2.3 白铜

以铜为基的 Cu-Ni 合金和 Cu-Ni-Zn 合金, 称为白铜。由于铜和镍可以无限互溶, 所以各种铜镍合金均为单相组织。简单白铜具有高的抗腐蚀疲劳性, 用于制造在蒸汽、海水和淡水中工作的精密仪器、仪表零件和冷凝器、蒸馏器、热交换器等。其编号方法是“B + 镍含量”, 如 B5 表示含镍 5% 的 Cu-Ni 合金。

特殊白铜是铜镍合金加其他合金元素构成的, 其编号方法是“B + 所加合金元素符号 + 含镍量 + 所加元素含量”。如 BMn3-12 表示含 3% Ni 和 12% Mn 的锰白铜。

## 2.3 铝及其合金

纯铝密度小 ( $2.7\text{g/cm}^3$ ), 导电性好, 其导电性约为铜的 62%, 具有很好的抗大气腐蚀能力以及良好的加工性能。

纯铝牌号有 L01、L02、L03、L04 四种。“L”为铝的汉语拼音字首, 数字对应于一定的含铝量 (即纯度), 编号越大, 纯度越高。纯铝因强度低, 不能作为结构材料试样。

铝合金是通过向纯铝中加入合金元素配制而成。铝的合金化可提高其强度, 同时仍具有密度小、较好的抗腐蚀性和工艺性能的特点。经热处理后其机械性能可与钢铁材料相媲美。

根据铝合金的成分及生产工艺特点, 可将铝合金分为变形铝合金和铸造铝合金两大类。

表 6-9 部分青铜的牌号、成分和用途

类别	牌 号	化学成分 (%)			机 械 性 能				用 途
					状态	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	HB	
锡青铜	QSn6.5-0.1	Sn: 6.0~7.0	P: 0.1~0.5	Cu: 余量	软 硬	400 600	65 10	80 180	精密仪器中的 耐磨零件和抗磁 元件
	QSn4-4-2.5	Sn: 3.0~5.0	Zn: 3.0~5.0 Pb: 1.5~3.5	Cu: 余量	软 硬	— 600	— 4	— 180	轴承和轴套的 衬垫
	QSn4-3	Sn: 3.5~4.5	Zn: 2.7~3.3	Cu: 余量	软 硬	350 550	40 4	60 160	弹簧、化工机 械耐磨零件
铝青铜	QA110-5-1.5	Al: 8.5~10.0	Fe: 2.0~4.0 Mn: 1.0~2.0	Cu: 余量	退火 冷加工	600~700 700~900	20~30 9~12	125~140 160~200	高强度、高耐 磨性抗蚀零件、 轴承等
	QA119-4	Al: 8.0~10.0	Fe: 2.0~4.0	Cu: 余量	退火 冷加工	500~600 800~1000	40 5	110 160~200	船舶及电气零 件、耐磨零件
	QA17	Al: 6.0~8.0		Cu: 余量	退火 冷加工	470 980	70 3	70 154	重要的弹簧及 弹性元件
铍青铜	QBe2	Be: 1.9~2.2	Ni: 0.2~0.5	Cu: 余量	淬火 时效	500 1250	35 2~4	100 330	重要的弹簧及 弹性元件, 耐磨 零件, 高压、高 速、高温轴承、 钟表、齿轮零件
	QBe1.9	Be: 1.85~2.1	Ni: 0.2~0.5 Ti: 0.1~0.25	Cu: 余量	淬火 时效	450 1250	40 2.5	90HV 380	
	QBe1.7	Be: 1.6~1.85	Ni: 0.2~0.5 Ti: 0.1~0.25	Cu: 余量	淬火 时效	440 1150	50 3.5	85HV 360	
硅青铜	QSi3-1	Si: 2.75~3.5	Mn: 1.0~1.5	Cu: 余量					弹簧、耐蚀零 件、蜗轮、蜗 杆、齿轮

表 6-10 部分铸造青铜的牌号、成分和用途

类别	牌 号	化学成分 (%)					力学性能			用 途	
		Sn	Al	Pb	其他	Cu	铸造 方法	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)		HB
锡青铜	ZQSn10	9.0~ 11.0				余 量	S J	200 250	3 10	80 90	水管附件、轴承
	ZQSn10-2	9.0~ 11.0			Zn: 1.5~3.5	余 量	S J	200 250	10 6	70 80	阀门、泵体、齿轮等 中等载荷零件
	ZQSn6-6-3	5.0~ 7.0		2.0~ 4.0	Zn: 5.0~7.0	余 量	S J	180 200	8 10	60 65	中速中载轴承、螺母 等耐磨零件、水管配件
铝青铜	ZQAl10-3-15		9.0~ 11.0		Fe: 2.0~4.0 Mn: 1.0~2.0	余 量	S J	450 500	10 20	110 120	较高载荷的轴承、轴 套和齿轮
	ZQAl19-4		8.0~ 10.0		Fe: 2.0~4.0	余 量	S J	400 500	10 12	160 110	压下螺母、轴套
铅青铜	ZQPb30			27.0~ 33.0		余 量	S J	— 60	— 4	— 25	高速高压下的航空发 动机及高速柴油机的轴 承
	ZQPb12-8			11.0~ 13.0	Sn: 7.0~9.0	余 量	S J	150 200	6 3	60 65	冷轧机轴承
	ZQPb10-10			8.0~ 11.0	Sn: 8.0~11.0	余 量	S J	150 200	3 5	65 70	中等载荷的轴承、轴 套及金属耐磨零件、耐 酸铸件

按照其主要性能特点的不同,变形铝合金可细分为防锈铝合金、硬铝合金、超硬铝合金、锻铝合金四类;铸造铝合金可分为简单铝硅合金、特殊铝硅合金、铝铜铸造合金、铝镁铸造合金、铝锌铸造合金五类,如表 6-11 所示。

表 6-11 铝合金的分类

类别	名称	合金系	特性	牌号举例	牌号中的符号
变形铝合金	防锈铝	Al-Mn* Al-Mg*	抗蚀性好,强度低,压力加工性好,焊接性好	LF21 LF5, LF11	“L”, “F”, “Y”, “C”, “D”——分别为“铝”、“防”、“硬”、“超”、“锻”汉语拼音的第一个字母;数字为顺序号。“ZL”为“铸铝”汉语拼音的第一个字母;后边的三位数字表示合金系列:“1”为铝硅系;“2”为铝铜系;“3”为铝镁系;“4”为铝锌系;第二位、第三位为顺序号
	硬铝	Al-Cu-Mg	机械性能好,抗蚀性差	LY1, LY3 LY11, LY13	
	超硬铝	Al-Cu-Mg-Zn	室温强度最高,抗蚀性差	LC4, LC6	
	锻铝	Al-Mg-Si-Cu Al-Cu-Mg-Fe-Ni	机械性能好,锻造性能好	LD5, LD10 LD7	
	简单铝硅合金	Al-Si*	铸造性能好,机械性能低,变形处理后使用,密度小,耐腐蚀性能良好	ZL102	
铸造铝合金	特殊铝硅合金	Al-Si-Mg Al-Si-Cu Al-Si-Mg-Mn Al-Si-Mg-Cu Al-Si-Cu-Mg-Mn Al-Si-Mg-Cu-Ni	有良好的铸造性能,热处理后兼有良好的机械性能	ZL101 ZL107 ZL104 ZL110, ZL105 ZL113, ZL108 ZL109	
	铝铜铸造合金	Al-Cu	耐热性能好,铸造性能差,抗蚀性差,密度大	ZL201 ZL202 ZL203	
	铝镁铸造合金	Al-Mg	机械性能高,抗蚀性好,密度小,常以淬火态使用	ZL301 ZL302	
	铝锌铸造合金	Al-Zn	能自动淬火,宜于压铸,抗蚀性差	ZL401	

\* 不能时效强化的铝合金。

## 2.4 钛合金

### 2.4.1 纯钛

钛是灰白色轻金属,有两种同素异晶结构。低于 883℃为密排六方结构的  $\alpha$ -Ti,高于 883℃为体心立方晶格的  $\beta$ -Ti。钛及其合金的比强度为 22,在所有结构材料中是最高的。更重要的是在 300~400℃的高温下,它的比强度也优于别的合金,其强度最高可达 1372MPa,与某些高强度合金钢相近。纯钛具有高塑性和低强度,易于加工成形,可制成细丝,在大气、海水和很多腐蚀介质中具有优良的耐蚀性。

钛的性能与其纯度有关,少量杂质也会使其强度增加,塑性下降。工业纯钛按杂质含量不同分为 TA1、TA2、TA3 等三种。“T”为钛的汉语拼音字首,编号越大则杂质越多。

### 2.4.2 钛合金

在钛中加入合金元素形成钛合金,可提高其强度。根据使用状态的组织,钛合金可分为三类: $\alpha$ 钛合金、 $\beta$ 钛合金和  $(\alpha+\beta)$ 钛合金。我国牌号分别以 TA、TB、TC 加上编号表示。

#### (1) $\alpha$ 钛合金。

该合金是在钛中加入铝、硼等  $\alpha$ 稳定化元素后形成的合金。合金化后其  $\alpha\leftrightarrow\beta$ 转变温度提高,以致于在室温和使用温度下均处于  $\alpha$ 单相状态。

$\alpha$ 钛合金的室温强度低于  $\beta$ 钛合金和  $(\alpha+\beta)$ 钛合金的强度,但高温(500~600℃)强度比  $\beta$ 钛合金和  $(\alpha+\beta)$ 钛合金的高,并且组织稳定,抗氧化和抗蠕变性好,焊接性能也很

好。 $\alpha$  钛合金不能进行淬火强化，主要依靠固溶强化。

$\alpha$  钛合金的典型牌号是 TA7，成分为 Ti-5Al-2.5Sn，使用温度低于 500℃。

(2)  $\beta$  钛合金。

该合金是在钛中加入铝、铬、钒等  $\beta$  稳定化元素化形成的合金。在正火或淬火时很容易将高温  $\beta$  相保留到室温，得到介稳定的  $\beta$  单相组织。

$\beta$  钛合金有较高的强度，优良的冲压性能，并可通过淬火和时效进一步强化。在时效状态下，合金的组织为  $\beta$  相中弥散分布着细小的  $\alpha$  相粒子。

$\beta$  钛合金的典型牌号为 TB1，其成分为 Ti-3Al-7.5Mo-11Cr，可进行淬火、时效强化。

(3) ( $\alpha + \beta$ ) 钛合金。

合金中通常加入  $\beta$  稳定化元素，大多数还加入  $\alpha$  稳定化元素，室温为  $\alpha + \beta$  两相组织。它的塑性很好，容易锻造、压延和冲压，并可通过淬火和时效进行强化。热处理后强度可提高 50% ~ 100%。

TC4 是典型的 ( $\alpha + \beta$ ) 钛合金，成分为 Ti-6Al-4V，经淬火及时效处理后，显微组织为  $\alpha$  (块状) +  $\beta + \alpha$  (针状)。

## 2.5 轴承合金

滑动轴承是由轴承体和轴瓦两部分组成的。轴瓦可以直接由耐磨合金制成，也可以在钢背上浇铸 (或轧制) 一层耐磨合金作为内衬制成。轴承合金的编号方法是 “Ch + 基本合金元素符号 + 主加合金元素符号 + 主加合金元素含量 + 辅加合金元素含量”，如 ChSnSb11-6 表示铸造锡基轴承合金，含 11% Sb 和 6% Cu。

### 2.5.1 锡基巴氏合金

这种合金是以锡锑为基的轴承合金，其成分为：80% ~ 90% Sn、3% ~ 16% Sb、1.5% ~ 1.0% Cu。组织特点是由软基体加硬质点组成。

它与其他轴承材料相比，膨胀系数小，塑性和减摩性好；另外，还具有优良的韧性、导热性和耐蚀性，适宜作汽车、拖拉机、汽轮机的高速轴承。其缺点是疲劳强度低，熔点低，工作温度不能超过 120℃。

### 2.5.2 铅基巴氏合金

这种合金是以铅锑为基的轴承合金。为了提高合金的强度、硬度和耐磨性，加入 6% ~ 16% Sn，锡还改善了金属的表面性能和耐蚀性。此外，为了消除比重偏析及形成高硬度质点  $\text{CuSn}_3$ ，还加入了少量的铜，使其具有由软基体加硬质点组成的组织特点。

这种合金可用于低速、低载荷或中载荷的轴承，可作为锡基巴氏合金的部分代用品。铅的价格仅为锡的十分之一，因此使这种合金得到广泛应用。

## 第七节 金属腐蚀与防护基础

### 1 金属腐蚀基本类型

#### 1.1 腐蚀的类型

腐蚀可定义为材料与环境之间由于化学、电化学或冶金学上相互作用而引起的材料损伤，按照腐蚀的类型可分为电化学腐蚀和化学腐蚀。在电化学腐蚀时金属在电解质溶液中发

生氧化，它是金属原子离子化（阳极过程）和氧化剂还原（阴极过程）两种相互关联的电化学过程作用的结果，该过程的速度取决于电位势，阳极过程和阴极过程是由于金属的不均匀性和不同电位势的金属相互接触而产生的。电化学腐蚀的速度可以由电化学动力学规律确定，并用电学单位表示 [例如  $A/(m^2 \cdot h)$ ]。

在化学腐蚀时金属的氧化和氧化剂的还原同时在一个反应式中进行，氧化剂在这种情况下不是电解质，在金属和氧化剂之间发生直接的电子交换。化学腐蚀的速度由化学多相反应的动力学基本规律确定。腐蚀过程可按腐蚀的条件和形式分类，腐蚀条件首先反映了腐蚀介质和构件工作的特点。按腐蚀过程发生的条件可分为：

(1) 气体腐蚀。在高温下气体中的腐蚀。

(2) 大气腐蚀。在大气中的腐蚀，如在乡村、工业地区、近海、海洋、热带气氛下的腐蚀。

(3) 液体腐蚀。在电解质和非电解质中的腐蚀，如在水、海水、酸、碱、盐溶液、有机溶液、溶盐和碱液中的腐蚀，按照构件的工作条件不同分全浸、半浸和交替浸入腐蚀，充气腐蚀，在流体中腐蚀，如气蚀等。

(4) 土壤腐蚀。在土壤中的腐蚀，例如埋在地下的金属管道、电缆等受到的腐蚀。

(5) 生物腐蚀。金属在微生物活动产物作用下的腐蚀，如船舶水下部分腐蚀和敷设在海水中的金属设备表面，常丛生着一些植物和附着一些动物，使金属加速腐蚀。

(6) 外电流腐蚀。由于漏散的外部电流而引起的腐蚀，漏散电流是地下的导体因绝缘不良而漏失的电流。

(7) 应力腐蚀。金属在腐蚀介质和恒定或变动的机械应力联合作用下所受的腐蚀。

评价材料在腐蚀环境工作能力的准则是腐蚀机械强度，即在指定的时间范围内所允许的静载应力或循环应力。应力腐蚀裂纹可以是沿晶的和穿晶的或两者兼有，是最重要的腐蚀形式之一，几乎所有的金属在一定的环境下均可受到腐蚀，而在一种金属中发生裂纹的条件对另一种金属来说，并不一定会使其产生裂纹。为此，很难预言腐蚀断裂在何处产生。目前已确认含氯的环境是使奥氏体不锈钢产生应力腐蚀的主要原因。晶间腐蚀和应力腐蚀对金属的机械性能起不良影响，这种强度的降低不是由于金属腐蚀的损耗量，而是由于细小裂纹产生后引起的应力集中。

(8) 在结构结合处的腐蚀。缝隙腐蚀、接触腐蚀、磨损腐蚀。缝隙腐蚀是暴露在腐蚀环境中两块金属连接处出现的加速腐蚀。通常缝隙处容易存留溶液，使缝隙内外氧浓度差不同，缝隙外氧浓度高，作为阴极，缝隙内的金属间氧浓度低，作为阳极而遭到腐蚀。接触腐蚀是不同类金属相接触，因电位不同产生的腐蚀。磨损腐蚀是紧密配合、载荷大的摩擦面之间由于力学和化学联合作用产生的腐蚀。例如油泵驱动齿轮轴轴颈所产生的腐蚀。

(9) 氢腐蚀。在不同温度下腐蚀反应产生的氢侵入处于应力状态下的钢中引起的氢脆，例如低强钢中，煤气管的氢诱发裂纹（氢聚集在硫化物周围而产生的裂纹）；高强度钢中，处于酸性环境中的油井用钢管的硫化物裂纹。氢的来源可以是加工过程的酸洗、电镀、表面化学处理，在含氢的气氛下工作等。

(10) 腐蚀裂纹。金属以穿晶或晶间型裂纹形式出现的应力腐蚀裂纹和氢脆裂纹。按照腐蚀的特征可分为组织选择性腐蚀和表面腐蚀，其中以组织选择性腐蚀最危险。例如晶间腐蚀（沿合金晶粒边界腐蚀），沿非金属夹杂物产生的溃疡腐蚀、点腐蚀或线腐蚀，在形变方向上沿低腐蚀稳定性相分布的剥层腐蚀或剥离腐蚀，沿焊接件热影响区产生的楔状腐蚀，合

金中稳定性较差组元的选择溶解（黄铜脱锌、铝青铜脱铝、白铜脱镍等）。

### 1.2 电化学腐蚀过程

腐蚀实质上是金属的部分或全体从金属态转变为离子态的电化学过程。腐蚀必须在金属表面的一些区域之间通过电解质接通并形成电流时才发生，电解质可以是普通水、盐水或任意酸碱浓度的溶液。形成电路时，必须存在两个电极：阳极和阴极，此外，它们必须互相连通。电极可由不同类金属或者同一金属上的不同区域所组成。阳极和阴极之间可以通过金属

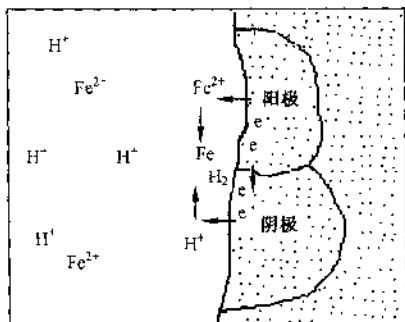
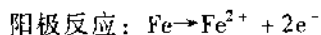


图 6-24 铁从阳极表面溶解

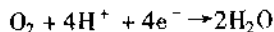
导线连接，而在腐蚀情况下，二者相接触即可。要形成电流，电极之间必须存在电位差。若将一块普通的铁放入盐酸溶液中，可观察到剧烈的氢气产生。在金属表面上所存在的大量微小阳极和阴极，是由于金属内的夹杂、表面缺陷、局部应力、晶粒位向不同或者环境变化所产生的，这种情形可以用图 6-24 加以说明。在阳极，带正电荷的铁原子自身从固体表面分离出来，以正离子的形式进入溶液，而负电荷以电子的形式保留在金属之内；在阴极，电子与通过电解质到达表面的带正电氢离子相遇并发生中和。正离子失去电

荷后再次成为中性原子，组合成为氢气。随着过程的继续进行，阳极不断发生氧化和腐蚀，阴极则放出氢气，以上过程可用反应式表示



溶解于电解质内金属的量与流动的电子数成正比例，因此可以利用电流及电位变化进行定量的处理。

为了使腐蚀继续进行，必须从阳极和阴极上去除腐蚀产物。在有些情况下，自阴极放出的氢很缓慢，氢在金属表面的聚集使反应变慢，这就是阴极极化。然而，溶解在电解质中的氧可以和积累的氢在阴极上进行氧的离子化反应，即



即氧在阴极上吸收电子起着去极化作用，使腐蚀继续下去。对于铁和水，薄膜去除的速率取决于与阴极毗连的水中所溶解氧的有效浓度。这种有效浓度取决于水的通气程度、运动状态、温度、溶解的盐类和其他因素。

阳极和阴极过程的产物常常相遇而发生进一步的反应，形成常见的腐蚀产物。例如，来自阴极反应的氢氧根离子在通过电解质移向阳极的过程中，与反方向移动而来的铁离子相遇形成氢氧化铁（图 6-25），以铁锈的形式沉淀于铁上。随溶液的碱性、含氧量和搅拌程度不同，铁锈可能离开金属表面或者直接沉积在表面。当铁锈覆盖在金属表面时，由于铁锈下方的氧气不足，铁锈周围氧气充足而出现氧浓度差。铁锈下方的金属作为阳极而遭到进一步

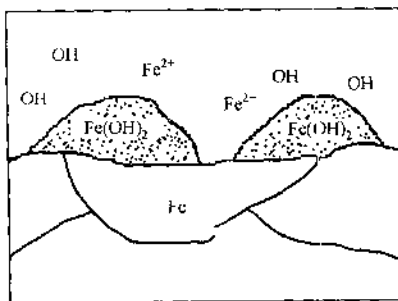


图 6-25 铁生锈时氢氧化铁的形成

的腐蚀。

一般来说，与腐蚀有关的电池主要有以下三种，且多以局部电池的形式存在。

1) 异类电极电池。异类电极电池在不同金属的接点之间（例如在与铜管接触的钢管之间）起作用，同种金属则会在晶界和晶粒之间、碳化物或夹杂物与金属基体之间产生。碳钢中渗碳体对铁基体、铸铁中石墨对铁基体而言是作为阴极在起作用。

2) 浓差电池。在实际腐蚀环境中最重要是氧浓差电池，前述铁锈发展的过程是氧浓差电池作用的结果。半浸于水中的金属，由于水面上部分氧的浓度高常作为阴极，水面下部分氧的浓度低常作为阳极而遭到腐蚀。

3) 温差电池。成分相同的金属分别浸入同一腐蚀环境中，由于各电极温度变化形成电池。例如在热交换器和锅炉中，温度高的部分作为阳极而出现腐蚀。

## 2 金属保护层

### 2.1 金属保护层性质

金属涂层在腐蚀保护中应用很广泛。按照较基本金属更正或更负的特性把金属涂层分为两类：阳极镀层和阴极镀层。

所谓阳极镀层（图 6-26）就是当镀层与基体金属构成腐蚀微电池时，镀层为阳极，首先溶解。这种镀层不仅能对基体起保护作用，而且能起电化学保护作用。就铁上镀锌而言，在一般条件下，由于锌的标准电位比铁负，当镀层有缺陷（针孔、划伤等）而露出基体时，如果有水蒸气凝结于该处，则锌和铁就形成了腐蚀电偶。此时锌作为阳极而溶解；而铁作为阴极，在其上放电而溢出氢气，从而铁不受腐蚀。防止金属腐蚀应尽可能采用阳极镀层。

所谓阴极镀层（图 6-27）就是镀层与基体构成腐蚀微电池时，镀层为阴极，这种镀层对基体起阻隔作用。例如，在钢铁基体上镀锡，当镀层有缺陷时铁和锡就形成腐蚀电偶。锡的标准电位比铁正，它是阴极，因而作为腐蚀电偶。作用的结果将导致铁从阳极溶解，而氢在锡阴极上析出。这样一来，镀层尚存，基体继续腐蚀，最终导致镀层脱落。因此，阻隔镀层只有当它完整无缺时，才能对基体起保护作用。

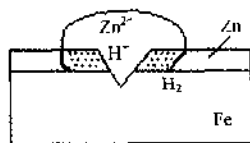


图 6-26 阳极镀层

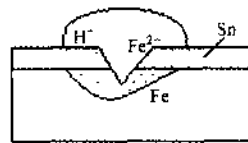


图 6-27 阴极镀层

必须指出，只是在低于 50℃ 的条件下锌才可对钢提供阴极保护。在高温时，电极电位将改变方向，致使锌的电位比钢更正。因此，用镀锌钢板制成的热水槽常有点蚀的危险。

### 2.2 电镀

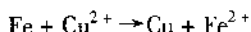
在进行电镀时，物体在电解槽中作为阴极，电解质中含有离子态的镀层金属，它被用来沉积纯金属，像锌、铜、镍、铬、锡、金、银以及合金，如黄铜（铜—锌）和锌镍合金。在小轿车上以装饰为目的镀铬沉积的是一层镍铬组合层。5~40 $\mu\text{m}$  镍底层是为了防腐蚀，其上 0.3~1 $\mu\text{m}$  的铬表层是为了提供一个光亮的表面。硬铬电镀适用于要求良好的耐磨蚀和良好摩擦阻力的表面。



在镀某些金属时，伴随着阴极反应能形成氢气。原子氢能够扩散进入或吸附在基体金属上，例如高强度钢，其结果将造成氢脆。不过，氢能通过热处理消除，从而降低氢脆。

### 2.3 化学镀

化学镀是指含有欲镀金属离子的溶液在还原剂的作用下使其还原成金属而沉积在制品表面的过程。在钢上镀铜是置换化学镀金属的一个例子，反应按下式进行



化学镀镍能在有缝隙和具有复杂形状的物体上获得均匀的镀层，随着所用的还原剂不同，可得到 Ni-P 和 Ni-B 两种合金镀层。Ni-P 合金镀层含 P 为 5% ~ 15%。由镀液获得的镀层为非晶态结构，硬度为 500 ~ 600HV。在热处理后随着 Ni<sub>3</sub>P 的结晶化，其层状结构消失，硬度升高，可超过 1000HV。更高温度下的热处理使硬度下降。Ni-B 合金镀层情况类似。

化学镀镍层比电镀镍层硬度高、更耐磨，经初期磨损之后其耐磨性比镀铬层还好。

### 2.4 电刷镀

电刷镀是不用镀槽而用浸有专有镀液的镀笔与镀件做相对运动，通过电解而获得镀层的过程。

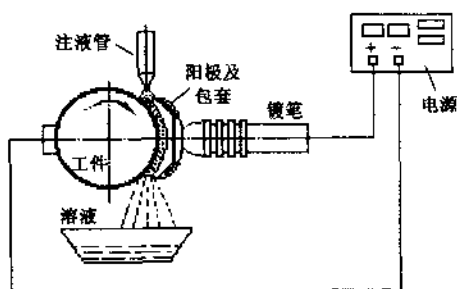


图 6-28 电刷镀工作情况

电刷镀的原理与电镀相同，只是用包裹着脱脂棉的涂笔代替镀槽；设备较为简单、操作方便。图 6-28 为其中一种应用方式，电源的正极接镀笔，作为电刷镀时的阳极；电源的负极则接工件，作为阴极。镀笔通常采用高纯细石墨制作，其外包有棉花和耐磨的漆棉套。镀笔与工件之间接触部位在充满镀液的情况下产生镀层。由于电刷镀时两极间的距离很近，需要采用高离子浓度的专门溶液。进行操作时，极间电压一般为 12 ~ 18V，工作温度为 15 ~ 35℃

时较好。镀快速镍液可使表面硬度达 52HRC。

这种方法主要用于修复被磨损或加工超差的零件。对于大型零件，使用电刷镀特别经济、方便。

### 2.5 热浸金属镀层

热浸是将工件浸入低熔点金属熔融槽里，在工件表面上形成金属间化合物层的工艺。最常用热浸金属镀层方法是钢的热镀锌，其镀槽温度 450℃ 左右。工业上使用的方法有干法镀锌和氧化还原法镀锌，前者的工艺过程如下：预处理 → 浸锌 → 干燥 → 溶剂处理 → 清洗 → 成品，镀锌层的厚度一般为 40 ~ 100μm。渗锌层在工业大气中，可保护钢材 2 ~ 10 年；在清洁的大气中可经 20 ~ 25 年不腐蚀。渗锌层不耐酸碱腐蚀。

用热浸法也可获得锡、铝、铝锡合金或铅的金属镀层。

### 2.6 金属喷涂

金属喷涂用喷枪进行，涂层金属在喷枪里被熔化或软化后以粒状形式射向物体。喷涂有下列几种类型：

(1) 以丝或粉末为涂层金属的火焰喷涂。金属丝或粉末被氧—乙炔焰熔化，用火焰或压缩空气流把金属破碎很细并输送到工件上。

(2) 用金属丝或粉末作为涂层金属的电弧喷涂。金属丝或粉末被丝间的电弧熔化，由强的压缩空气流将金属破碎并输送到工件。

(3) 以粉末为涂层金属的等离子喷涂。粉末被离子化的氩气等离子束熔化；等离子束在枪中电弧中形成，它有很高的温度（约 15000℃），并且将高速熔化的金属颗粒射向工件。

通过金属喷涂可得到 40~500μm 厚的防腐蚀涂层，在某些情况下甚至更厚。等离子喷涂能保护熔化金属不氧化，并使微粒强有力地撞击工件，从而使得到的涂层氧化物少并且空隙度较小（大约 0.5%~2%）。用火焰或电弧喷涂时，则涂层的氧化物比例较高并且空隙率较大（大约 3%~7%），为此，涂层常需要用油漆封闭。

金属喷涂常用于铝、锌、不锈钢和铅的涂层，这个方法适合于大工件的涂覆层。

### 2.7 扩散处理

扩散处理是使金属从表面向里扩散，它用于改变基体材料的表面组织。扩散处理提供一个厚度均匀的涂层，即便物体形状复杂，尺寸也不会有明显变化。

锌与钢的扩散处理也叫粉末渗锌。与镀锌相比，渗锌层与金属基体结合牢固，硬度、耐磨性及抗蚀能力均有提高。

钢还能用铝（渗铝）或铬（渗铬）进行扩散处理（见本章第 2 节）。

### 2.8 真空镀技术

物理气相沉积（PVD）是让镀层金属在真空中蒸发或阴极溅射转变成气相，然后在靶材金属上冷凝形成镀层。其沉积温度通常是 100~550℃，主要用于涂覆光灯反射镜和铝制前灯。离子镀 TiN 后硬度可达 2000HV 以上。

化学气相沉积（CVD）处理时，工件处于低压和较高温度（800~1300℃）的气体中，该气体的化学反应产物沉积在金属表面。CVD 主要用于硬质合金工具上的 TiC、TiN 和 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 表面涂层。用 CVD 可制造多种用途的薄膜。

### 2.9 化学转换涂层

将金属、合金浸入溶液中，通过化学和电化学反应在表面生成保护性的氧化膜层，称为氧化处理。工业上最常用的工艺有铝的阳极氧化、磷化处理、钢铁氧化处理、铬酸盐钝化等。

磷化处理多用于钢件表面处理，用磷酸锌进行处理时，表面在含磷酸、酸性磷酸盐、锌离子及某些添加剂的槽中进行，添加剂有氟化物、镍离子以及有机化合物。处理时在铁表面上发生氧化和铁的溶解，并且靠表面附近的 pH 值还有一些上升，这就造成了难溶解的磷酸铁锌和磷酸锌在表面沉积。

磷酸盐层防蚀作用很弱，但是随后的油浸却能得到良好的保护性能，因为有空隙的磷酸盐层吸收了大量的油。磷酸盐处理结合防锈油漆广泛地用于冷轧钢板制成的产品。

钢铁氧化处理是通过碱性法或酸性法在其表面上生成致密的磁性 Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> 氧化膜保护表面，碱性氧化法是在含有氧化剂（硝酸钠及亚硝酸钠）的氢氧化钠沸腾溶液中进行的。

氧化膜的厚度为 0.6~1.5μm，呈蓝黑色或黑色，比磷化膜的耐蚀性差，主要用于机械精密仪器、武器、日用品的保护和装饰。

# 第七章 金属材料的力学性能和工艺性能

## 第一节 常温力学性能

### 1 抗拉强度和屈服极限

#### 1.1 抗拉强度

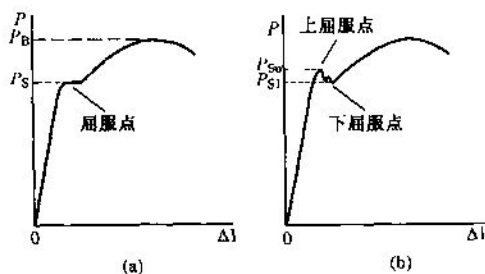


图 7-1 拉伸试验曲线

材料抵抗拉力破坏作用的最大能力叫做抗拉强度。把拉伸试验曲线图中的最大负荷  $P_B$  除以试样的原始截面积  $F_0$ ，就得到抗拉强度  $\sigma_b = P_B / F_0$ 。拉伸试验曲线见图 7-1。

抗拉强度和硬度有一定的关系，对于锻轧的珠光体钢，其经验关系如下：

$\sigma_b = 0.33 \text{ HB}$ ，适用于硬度为 250 ~ 400HB、经过热处理的合金钢。

$\sigma_b = 0.34 \text{ HB}$ ，适用于硬度小于或等于

250HB、经过热处理的碳钢和合金钢。

$\sigma_b = 0.35 \text{ HB}$ ，适用于轧制、正火或退火状态的中碳钢。

$\sigma_b = 0.36 \text{ HB}$ ，适用于轧制、正火或退火状态的低碳钢。

#### 1.2 屈服极限

将软钢取样进行拉伸试验，当负荷达到某一值时，在负荷—伸长曲线图上会出现负荷做锯齿状涨落的一段台阶〔见图 7-1 (b)〕，这标志着材料已开始了塑性变形。将此时的负荷除以试样的原始截面积，就得到物理屈服极限（或屈服点）： $\sigma_s = P_s / F_0$ 。因此，试样在拉伸过程中，负荷不增加或开始有所降低而试样仍能继续变形时的恒定、最大或最小负荷，除以原始横截面积所得的应力，分别为屈服点  $\sigma_s$ 、上屈服点  $\sigma_{su}$  或下屈服点  $\sigma_{sl}$ 。

但是，大多数材料的拉伸曲线和软钢不一样，通常不出现一个明显的屈服台阶，不能明确地确定出屈服点。为此，在工程上规定：取促使试样发生 0.1%、0.2% 或 0.5% 残余变形的应力值作为条件屈服极限（或称规定屈服极限） $\sigma_{0.1}$ 、 $\sigma_{0.2}$ 、 $\sigma_{0.3}$ 。屈服极限和抗拉强度的比值叫屈强比。

珠光体钢在软化退火状态，奥氏体钢在固溶状态，具有最低的屈服极限。退火珠光体钢和固溶状态的奥氏体钢的屈服极限分别约为抗拉强度的 50% 和 40%。

珠光体钢和马氏体钢经过热处理后，屈服极限  $\sigma_{0.2}$  提高的程度比抗拉强度  $\sigma_b$  的大，因此

$\sigma_{0.2}/\sigma_b$  可达到 80% ~ 90%。

取自轴类或整锻转子的切向试样，允许其  $\sigma_{0.2}$  比纵向试样的同一指标低 5%，这个规定一般也适用于所有其他合金钢锻件的切向取样。因为经验表明：钢的  $\sigma_{0.2}$  的各向异性现象较弱，锻件不同方向取样的这一强度指标，其差异一般不超过 5% ~ 10%。

## 2 比例极限和弹性极限

### 2.1 比例极限

比例极限  $\sigma_p$  是应力和应变成正比的最大应力，即拉伸应变曲线上开始偏离直线（不符虎克定律）的应力，可用下式表示

$$\sigma_p = P_p / F_0$$

式中： $P_p$  为比例极限的负荷； $F_0$  为试样的原始截面积。

试验测定  $\sigma_p$  时，不是测定开始偏离直线的那一点的应力，而是测定通过该点的切线与纵坐标夹角的正切值  $\operatorname{tg}\theta_1$  已较其直线部分夹角的正切值  $\operatorname{tg}\theta$  增加 50% 时的应力。该点对应的应力即为规定比例极限  $\sigma_{p50}$ （图 7-2）。

如果要求高，也允许用上述切线与应力轴夹角正切值增量达 10% 或 25% 时的应力作为比例极限，此时比例极限以  $\sigma_{p10}$ 、 $\sigma_{p25}$  表示。

### 2.2 弹性极限

拉伸试验时，在一定的负荷范围内，如把负荷逐渐减至零值，试样的变形就近似完全消失，这时，所发生的变形是弹性变形。将弹性范围内的上限负荷值除以试样原始截面积，就是弹性极限。其测量值的大小与仪器的灵敏度密切相关。

由于要精确地测定弹性极限比较麻烦，因此工程上规定：取出促使试样发生 0.001% ~ 0.05% 残余变形的应力作为条件弹性极限，例如  $\sigma_{0.003}$  便代表残余变形为 0.003% 的条件弹性极限，其他依次类推。

弹性极限对弹簧钢来说十分重要。弹簧钢淬火后若用较低的温度回火，由于内应力消除得不够，往往虽有很高的屈服极限，但弹性极限却很低。只有在内应力消除比较彻底时，其弹性极限才会接近于屈服极限。

## 3 延伸率

延伸率是金属拉伸试验时的塑性指标之一，又称伸长率。定义延伸率  $\delta = \Delta L / L_0 \times 100\%$ ，式中： $\Delta L$  代表试样拉伸后的总伸长（均匀伸长 + 产生缩颈后的局部伸长）， $L_0$  代表试样拉伸前的原始长度。在试验计算时，用试样的标距代替  $L_0$ ，标距部分的总伸长代替  $\Delta L$ 。通常，试样的标距有两种标准形式：

$$\text{板状试样 } L_0 = 11.3 \sqrt{F_0}, \text{圆试样 } L_0 = 11.3 \sqrt{F_0} = 11.3 \sqrt{\frac{d_0^2}{4}} = 10.012 d_0 \approx 10 d_0$$

$$\text{板状试样 } L_0 = 5.65 \sqrt{F_0}, \text{圆试样 } L_0 = 5.65 \sqrt{F_0} = 5.65 \sqrt{\frac{d_0^2}{4}} = 5.006 d_0 \approx 5 d_0$$

式中： $F_0$  是试样的原始截面积， $d_0$  是试样的原始直径，规定值 10 和 5 叫做试样标距倍数。

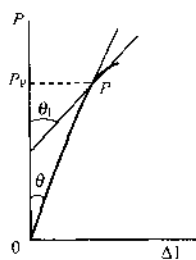


图 7-2 规定比例极限

标距倍数增大时, 计算出的  $\delta$  值变小, 据此,  $\delta_{10}$  和  $\delta_5$  便分别代表标距 (或计算长度) 为 10 倍或 5 倍直径时的延伸率。由于同一试样的  $\delta_{10}$  值低于  $\delta_5$  值, 所以在进行此指标的比较时, 应首先注意它们的试验条件是否相同, 标距倍数是否相同等。标距和截面积保持一定的比值, 是为了使试验结果少受截面形状和面积大小的影响。

#### 4 断面收缩率

定义断面收缩率  $\psi = (F_0 - F_k) / F_0 \times 100\%$ , 式中  $F_0$  是试样的原始截面积,  $F_k$  是试样断裂处的最小截面积。材料易于产生颈缩时, 断面收缩率大。对于材质所引起的塑性降低, 它比延伸率反应更为敏感。这就是大锻件表面和内部取样有时延伸率相差不大, 而断面收缩率却相差悬殊的原因。

#### 5 硬度

硬度是指金属表面一个小区域内抵抗弹性变形、塑性变形或抵抗破裂的能力, 它是表征材料性能的一个综合物理量。决定金属材料硬度的因素有原子的结合能、晶体结构、相成分以及晶粒大小等内在因素, 此外, 也取决于测定硬度的方法和条件等外界因素。硬度实验有许多优点, 广泛用于产品检验和材料的研究。

生产上常用的硬度测定方法有布氏硬度法、洛氏硬度法、维氏硬度法等。

##### 5.1 布氏硬度法

这种方法是以前一定直径的钢球, 在一定静力负荷的作用下, 垂直地压入工件表面, 使负荷保持一定的时间后卸除。此后, 测量由钢球所压出的压痕或直径并计算出压痕表面积的平均应力值。该平均应力值即定义为布氏硬度值, 以 HB 表示。

布氏硬度试验应在布氏硬度试验机上进行, 常见的布氏硬度试验机有油压式和机械式两大类。图 7-3 为机械式布氏硬度试验机示意图。试验时将试样放在工作台上, 转动手轮使工作台上升, 一直到使试样顶在钢球上; 然后开动电动机, 使机内的蜗轮蜗杆传动机构运动。此时钢球即可由配重通过杠杆作用, 以一定大小的负荷压入试样。停留一定时间后, 仍以电动机卸去负荷。测定压痕直径, 查表即可获得布氏硬度值。

为了测定大型机件的 HB 值, 可采用手锤式布氏硬度计, 如图 7-4 所示。试验时先装好已知硬度值的标准试块, 并将钢球置于试样表面。标准试块借弹簧压入钢球上, 锤击时通过压杆作用于钢球, 使试样与标准试块同时压出压痕, 然后分别测量标准试块和压痕的尺寸, 按下式通过查表即可获得布氏硬度值

$$(\text{HB}) = (\text{HB})' \frac{D - \sqrt{D^2 - d'^2}}{D - \sqrt{D^2 - d^2}}$$

式中:  $D$  为钢球直径;  $d'$  为标准试块的压痕直径;  $d$  为工件的压痕直径;  $(\text{HB})'$  为标准试块的布氏硬度值;  $(\text{HB})$  为工件的布氏硬度值。

布氏硬度和抗拉强度  $\sigma_b$  的近似关系见本节 1)。

布氏硬度通常用于测定铸铁、低合金结构钢以及调质钢的硬度; 在进行高硬度材料 ( $\geq 450\text{HB}$ ) 测试时, 由于钢球本身的变形, 会使测量结果不正确。

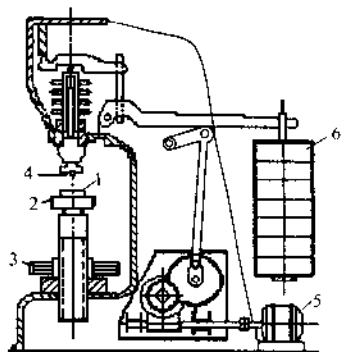


图 7-3 布氏硬度机示意图

1—试样；2—工作台；3—手轮；4—钢球；  
5—电动机；6—配重

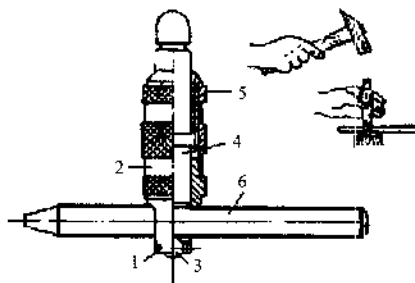


图 7-4 锤击式布氏硬度计示意图

1—球帽；2—握持器；3—钢球；4—锤击杆；  
5—弹簧；6—标准杆

## 5.2 洛氏硬度法

洛氏硬度试验和布氏硬度试验一样，也是一种压入式硬度试验，但它不是测量压痕的直径，而是测量压痕的深度，以深度的大小代表材料的硬度值。试验首先预加一负载（10kg），在金属表面获得压痕深度  $h_0$ ，此时指针在表盘零位置〔图 7-5 (a)〕，这也表明此时压痕深度未计硬度值。然后再加主载荷（140kg），压头压入深度为  $h_1 + h_0$ ，表盘指针以逆时针方向转动到相应的刻度位置〔图 7-5 (b)〕。当主载荷卸去后，总变形中的弹性部分将恢复，压头将回升一段距离〔图 7-5 (c)〕，这时金属表面总变形中残留下来的塑性变形部分即为压痕深度  $e$ ，而在表盘上顺时针方向指针所指的位置，即代表 HRC 硬度值。

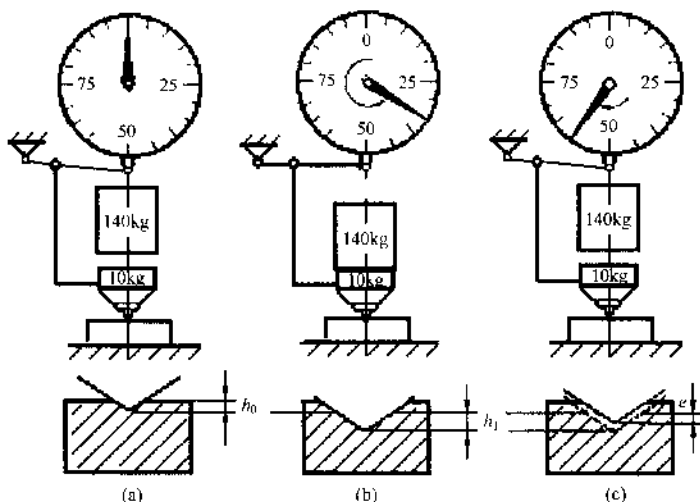


图 7-5 洛氏硬度机工作原理图

(a) 加预载荷；(b) 加主载荷；(c) 卸载

洛氏硬度试验的优点是操作迅速、简便，压痕小，不损伤工件表面，可测定硬软不同材料的硬度；缺点是因为压痕面积小，所测硬度的重复性差。

### 5.3 维氏硬度法

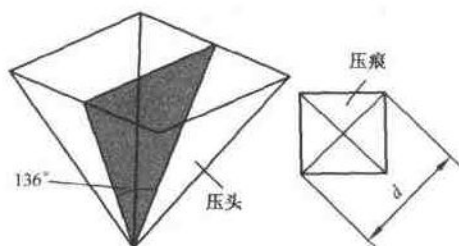


图 7-6 维氏硬度计的压头和压痕

维氏硬度试验法测定原理基本上和布氏硬度相同，是在某一静载荷的作用下，将顶角为 136° 的金刚石角锥体压头（图 7-6）垂直压入试样表面，保持一段时间后卸出载荷，然后测量对角线长度，以压痕表面积上的平均应力表示硬度。维氏硬度用符号 HV 标志。HV 的单位为  $\text{kgf}/\text{mm}^2$  或 MPa，但一般不记单位。

维氏硬度试验所获的压痕为一清晰的正方形，不论压入深浅，其几何形状都是相似的。

因此，维氏硬度试验可以使用任意大小的静载荷。

用维氏法测定硬度需在维氏硬度试验机上进行。试验时，在不损坏压头的情况下，应尽量选用大的载荷，否则压痕小，测量时的误差大。

维氏硬度试验法的优点是不存在布氏硬度试验时所要求的载荷和压头直径要按规定条件的约束，以及压头变形问题；也不存在洛氏硬度试验法那种硬度值无法统一的问题。其缺点是硬度值需通过测量对角线长度后才能计算（或查表）出来，因此测量效率不及洛氏硬度法。

维氏硬度的试验方法、试验条件等请参见有关文献。

### 5.4 显微硬度法

在金属试验工作中，往往需要在极小的范围内测定某一组成物的硬度，如某一相、某个晶粒、夹杂或者研究扩散层组织、偏析相等，若将维氏硬度试验载荷以 kgf 为单位减小到以千分之一为单位，便可测定这些部位的硬度值。

显微硬度以 HV 或 Hm 表示。

### 5.5 里氏硬度法

里氏硬度于 1978 年开始介入硬度测量技术，该硬度值的定义为冲击反弹速度 ( $v_B$ ) 与冲击速度 ( $v_A$ ) 之比乘以 1000，即  $HL = \frac{v_B}{v_A} \times 1000$ ，材料越硬，其反弹速度也越大。

里氏硬度计体积小，携带方便。在进行测试时，具有碳化钨测量头的冲击体借弹簧力打向被测试件表面，冲击后反弹。由于冲击体上组装有永久磁铁，当冲击体通过线圈时，它向前和弹回时均使线圈内感应出电压，这些电压值正比于速度，图 7-7 示出了冲击前后电压信号的变化曲线。经计算机处理后在显示装置上便显示出里氏硬度值 HL。里氏硬度特别适合对厚大试件进行现场高精度、高效率硬度测试。

里氏硬度的不足之外在于物理意义不够明确。

## 6 冲击韧性

### 6.1 冲击试验

对钢来说，在某些温度范围内会出现韧性下降的现象，例如，冷脆、蓝脆、重结晶脆、红脆等。通过冲击试验可检验这些脆性的情况。

蓝脆是指钢在加热到 500℃ 左右时，冲击值严重下降的现象（图 7-8）。这时钢表面氧化呈蓝色，故称为蓝脆。在  $A_1 \sim A_3$  温度区间，钢为  $\alpha$  与  $\gamma$  两相混合组织，冲击韧性较低，称

为重结晶脆。在更高温度，当钢含硫较高时，会在晶界上产生 Fe-FeS 的共晶液体，冲击韧性下降，称为红脆。这些脆性中，把在蓝脆温度范围内长期停留，冷却到室温后仍然存在的脆性称为冷脆。冷脆现象对锅炉、压力容器及管道很重要。

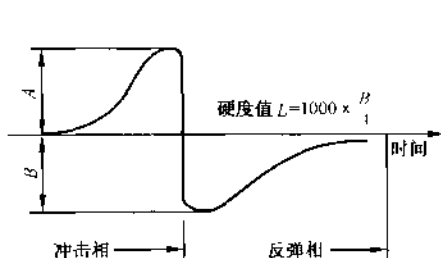


图 7-7 里氏硬度测试时的冲击信号变化曲线

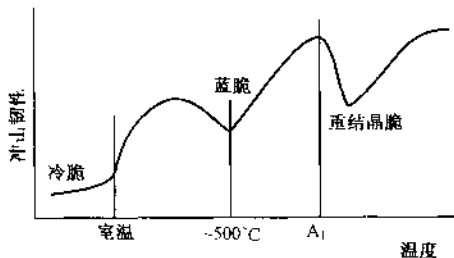


图 7-8 钢的几个脆性温区

冲击韧性是指一定尺寸和形状的金属试样在规定类型的试验机上受冲击负荷折断时，试样刻槽处单位横截面积所消耗的冲击功，用  $\alpha_k$  表示。冲击试验所得的性能指标没有明确的物理概念，但对于材料的脆性倾向和冶金质量、内部缺陷情况十分敏感，是一种广泛使用的试验方法。

试验所用试验机为摆锤式（图 7-9），在摆锤摆动的最低位置为放试样处。试样、试样支座与摆锤刀刃分别如图 7-10 和图 7-11 所示。试验时将试样放在距离为 40mm 的试验机支座上，将摆锤扬起后释放。摆锤落下时，通过最低位置将试样打断并继续摆动到一定位置停下。试样被冲断所吸收的功按下式计算

$$A_k = M(\cos\beta - \cos\alpha)$$

式中： $M$  为摆常数，即摆锤重量乘以摆动半径（摆锤重心到旋转中心距离）。试验机表盘上，依  $\beta$  值大小刻出了相应的冲击吸收功  $A_k$ 。

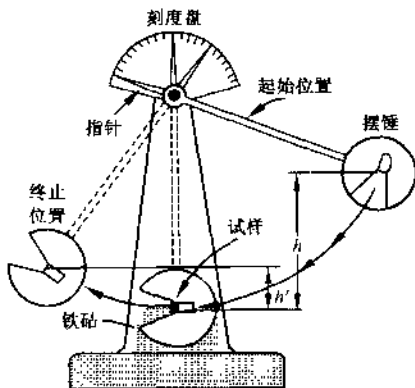


图 7-9 摆锤式冲击试验机

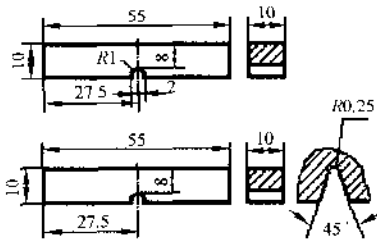


图 7-10 冲击试样类型及尺寸

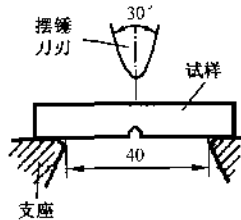


图 7-11 试样的放置

对于 U 型缺口试样和 V 型缺口试样，都规定了两个性能指标：

- (1) 冲击吸收功  $A_{KV}$  或  $A_{KU}$ 。试样被冲断时所吸收的功，单位为 J 或  $\text{kgf}\cdot\text{m}$ ，可按  $1\text{kgf}\cdot\text{m}$



= 9.8J 换算。

(2) 冲击韧性  $\alpha_{KV}$  或  $\alpha_{KU}$ 。冲击吸收功除以试样缺口底部处横截面面积所得的商，单位为  $J/cm^2$  或  $kgf \cdot m/cm^2$ 。

目前国内外比较广泛采用的是 V 型试样。

### 6.2 脆性临界转变温度

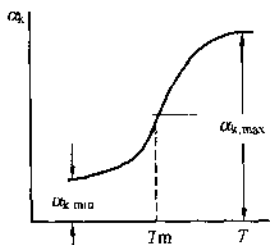


图 7-12  $\alpha_k$  与温度的关系

当金属温度低于某临界值时，铁素体型的碳钢和低合金钢的延性（特别是冲击韧性）会显著降低而呈现脆性，这个温度称为该钢的脆性（无塑性）临界转变温度。脆性转变温度一般是一个温度范围，随着材料、试样、试验方法和评定指标的不同，而具有不同的定义和数值。

铁素体型的碳钢和合金钢的冲击值  $\alpha_k$  与金属温度的关系通常如图 7-12 所示。由图可知，低温下钢呈脆性，而温度较高时呈韧性，中间有一个过渡区。脆性临界温度的确定方法，至今没有一个统一的标准，应用得较多的有：

(1) 能量准则。是以吸收能量为检验标准的小型冲击试验法。其中一种规定是取金属在较高温度下的最高冲击值  $\alpha_{k,max}$  和低温下的最低冲击值  $\alpha_{k,min}$  的算术平均值的相应温度为脆性临界转变温度。有时因  $\alpha_{k,min}$  值较低，就以  $\frac{1}{2} \alpha_{k,max}$  的相应温度作为脆性临界转变温度。也有将脆性—韧性过渡区曲线的拐点定为脆性临界转变温度的。

(2) 断口特征准则。常用冲击试样断口中有 50% 纤维状的韧性断口和 50% 穿晶的脆性断口的相应试验温度作为脆性临界转变温度，称为“断口形貌转变温度”  $FATT_{50}$ 。

(3) 经验准则。一般以 V 型缺口夏比冲击值 15ft·lb (20.5J) 或梅氏冲击值  $3.5kg \cdot m/cm^2$  作为脆性转变温度范围的评定指标，V 型缺口夏比试样比梅氏试样更严格、更敏感。

此外，有的方法以缺口静弯试验、落锤试验、模拟容器的低温爆破试验等来确定脆性临界转变温度。

### 6.3 落锤试验和无塑性转变温度 NDT

落锤试验由美国海军研究所于 1952 年创立，已广泛用于研究结构钢发生脆性断裂的必要条件。目前，落锤试验方法已成为锅炉、压力容器抗断设计的重要依据。钢的无塑性转变温度 NDT 是指带有小裂纹的试样在动载荷屈服应力下脆断的最高温度。GB 6803—1986《铁素体钢的无塑性转变温度落锤试验方法》，测定铁素体钢的 NDT 温度。

落锤试验采用的标准试样，其厚度为 16 ~ 25.4mm，每次试验一般采用同型号 6 ~ 8 个试样。试验坯从钢的力学性能弱向（如横向或切向）切取。试验前，在试样表面中部用  $\phi 4 \sim 5mm$  TDP-16 型 D127 焊条堆焊一道与试样长度方向平行的脆性焊珠，焊珠长度的中央开有一个横向缺口作为脆性裂纹源，缺口方向与试验时的拉力方向垂直，如图 7-13 所示。试验时，用 25 ~ 140kg 的落锤冲击试样，该能量的大小决

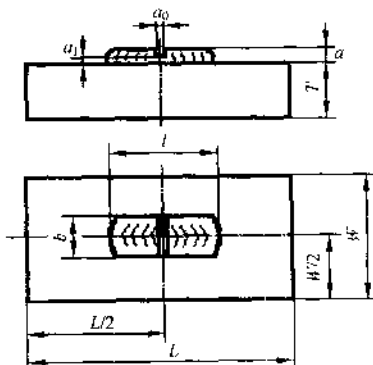


图 7-13 落锤试验试样

定于试样厚度和材料屈服强度，利用冲击造成一个相当于材料屈服强度的应力。将落锤试验刚发生断裂的最高温度定为无塑性转变温度 NDT。

## 7 疲劳强度

### 7.1 高周疲劳

#### 7.1.1 疲劳极限

机械零件在运行中所受的力，在多数情况下是交变的，常在低于屈服强度的应力水平下发生破坏，这种在交变载荷下的破坏称为疲劳破坏。据统计，机械零件的失效有 80% ~ 90% 是由疲劳破坏造成的。高周疲劳是指低应力（低于屈服强度，甚至低于弹性极限）、高寿命（循环周次一般大于  $10^5$ ）的疲劳，是最常见的一种疲劳，通常简称为疲劳。

图 7-14 列出了四种类型的交变载荷。图中： $\sigma_{\max}$  为最大应力； $\sigma_{\min}$  为最小应力； $\sigma_m$  为平均应力； $\sigma_a$  为振幅； $\gamma$  为应力循环对称系数。它们的表达式如下：

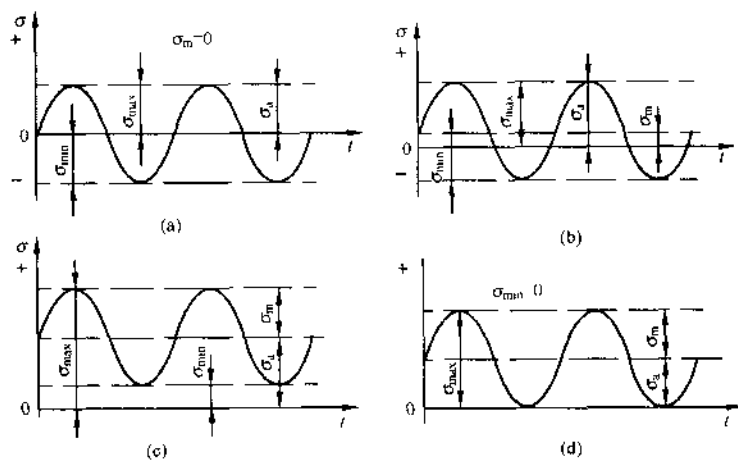


图 7-14 交变载荷

(a) 对称循环；(b) 应力变号的不对称循环；(c) 应力不变号的不对称循环；  
(d) 脉冲应力循环

$$\text{平均应力 } \sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}, \quad \text{应力幅 } \sigma_a = \frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2}$$

$$\text{不对称循环系数 } \gamma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

由图可知：1) 在对称循环 (a) 中， $\sigma_{\max} = -\sigma_{\min} = \sigma_a$ ； $\sigma_m = 0$ ； $\gamma = -1$ 。

2) 在应力变号的不对称循环 (b) 中，

$$\sigma_{\max} > -\sigma_{\min}; \sigma_m < \sigma_a; -1 < \gamma < 0。$$

3) 在应力不变号的不对称循环 (c) 中，

$$\sigma_{\max} > \sigma_{\min}; \sigma_m > \sigma_a; \gamma > 0。$$

4) 在脉冲应力循环 (d) 中， $\sigma_{\min} = 0$ ；

$$\sigma_a = \sigma_{\max}/2 = \sigma_m; \gamma = 0。$$

材料在交变载荷作用下经过  $N$  次循环不发生断裂的最大应力叫疲劳极限，用  $\sigma_{-1}$  表示。所加应力  $\sigma$  与断裂前循环周次  $N$  的关系常用  $\sigma - \lg N$  曲线表示，见图 7-15。

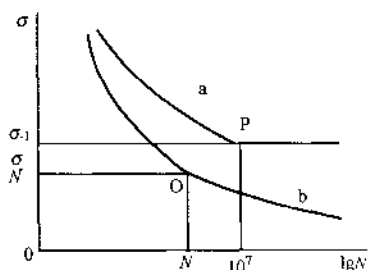


图 7-15 疲劳曲线

对于碳钢、大多数合金结构钢和铸铁（图 7-15，a 曲线），其疲劳曲线在  $N = 10^7$  周次后都变为水平，就把  $N = 10^7$  周次不破坏的最大应力取为它们的疲劳极限。

对于有色金属和某些超高强度钢（图 7-15，b 曲线），其疲劳曲线在  $N = 10^7$  周次以后仍不出现水平线段，即没有无限寿命的疲劳极限。这时取  $N = 5 \times 10^7$  或  $N = 10^8$  周次不破坏时的最大应力为疲劳极限，称其为条件疲劳极限。

实验证明，对称循环的疲劳极限  $\sigma_{-1}$  和抗拉强度  $\sigma_b$ 、屈服强度  $\sigma_s$  和断面收缩率  $\Psi$  等有一定的关系；对于光滑的钢试样： $\sigma_{-1} = (0.35 \sim 0.55) \sigma_b$ ；式中， $\sigma_b$  愈高，系数值愈接近下限。

在对称循环下，对于塑性金属

$$\sigma_{-1p} = (0.6 \sim 1.0) \sigma_{-1}$$

$$\tau_{-1} = (0.4 \sim 0.8) \sigma_{-1}$$

式中： $\sigma_{-1p}$  为对称拉压疲劳极限； $\tau_{-1}$  为对称扭转疲劳极限。

对于高强度结构钢， $\sigma_{-1p}$  和  $\sigma_{-1}$  实际上是相等的；

应当注意的是，不同的材料或材料不同的组织状态，疲劳极限与抗拉强度的比例关系可能在很宽的范围内变化。

### 7.1.2 疲劳裂纹扩展速度

疲劳破坏由裂纹的形成、扩展和断裂三个阶段组成。疲劳裂纹扩展速度  $da/dN$  可以用试验方法求得。研究表明，表征裂纹前端应力场强度的应力强度因子  $K$ ，是影响裂纹扩展的重要参量。图 7-16 为疲劳裂纹扩展速度示意图，即  $da/dN \sim \Delta K$  关系图。在曲线的下端  $da/dN = 0$  处，给出了  $\Delta K_{th}$  值，即当外加应力强度因子幅度小于某一界限值  $\Delta K_{th}$  时，裂纹不再扩展，处于稳定状态。反之，当  $\Delta K > \Delta K_{th}$  时，裂纹开始扩展。因此， $\Delta K_{th}$  称为“界限应力强度因子幅度”。由图可知，随着  $\Delta K$  的微小量增加，裂纹扩展速度会急剧上升，由失稳扩展而发生断裂。曲线中间一段在双对数坐标下为直线关系，满足下述帕里斯（Paris）经验公式

$$da/dN = C(\Delta K)^m$$

式中  $C$  及  $m$  是决定于材料的参数，对大多数金属材料，还提出了其他一些修正公式。利用这些公式，对于已经含有裂纹的零件，可以进行工作寿命的估算。

### 7.2 低周疲劳

低周疲劳是指高应力（接近或超过屈服强度）或高应变、低寿命（循环周次在  $10^4 \sim 10^5$  以下）、低周加载的疲劳。由于反复塑性应变在这种疲劳破坏中起着主要作用，也称为塑性疲劳或应变疲劳。在低周疲劳的每次循环中，材料都产生一定量的塑性应变，在这种情况下

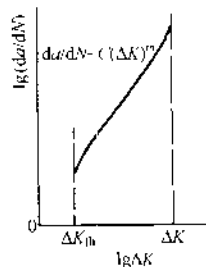


图 7-16 疲劳裂纹扩展示意图

下，断裂周次必然很低，一般在  $10^4 \sim 10^5$  次以下。

低周疲劳的稳定应力—应变曲线如图 7-17 所示。开始加载时，曲线沿 OAB 进行；卸载后反向加载时，由于包申格效应，在较低的压应力下屈服；至 D 点卸载后再次拉伸，曲线沿 DE 进行。经过一定周次（通常不超过 100 次）循环后，就达到稳定的滞后回线。图中  $\Delta\epsilon_t$  为总应变幅， $\Delta\epsilon_p$  为塑性应变幅， $\Delta\epsilon_e$  为弹性应变幅， $\Delta\epsilon_t = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p$ 。

低周疲劳一般采用恒应变试验。在对称恒应变条件下，塑性应变幅度  $\Delta\epsilon_p$  与断裂周次  $N$  有如下的关系

$$\Delta\epsilon_p N^\alpha = C$$

式中： $\alpha$  为材料塑性指数，一般取  $0.5 \sim 0.7$ ； $C$  为材料常数，取  $\frac{1}{2} \ln \frac{1}{1-\Psi} \sim \ln \frac{1}{1-\Psi}$ ； $\Psi$  为断面收缩率。上式亦称为曼森—柯芬 (Manson-Coffin) 公式，是低周疲劳的基本关系式。当参量  $\alpha$ 、 $C$  已知，材料的应力—应变滞后回线能画出， $\Delta\epsilon_p$  可求得时，即可求得疲劳寿命  $N$ 。

对大多数钢来说，总应变幅  $\Delta\epsilon_t$  与断裂寿命  $N$  之间有如下关系

$$\Delta\epsilon_t = 3.5 \frac{\sigma_b}{E} N^{-0.12} + D^{0.8} N^{-0.8}$$

式中： $\sigma_b$  为抗拉强度，MPa； $E$  为弹性模量，MPa； $D$  为断裂真实伸长率，取  $\ln \frac{1}{1-\Psi}$ ； $\Psi$  为断面收缩率。

发电设备的每一次启动都使机组经受一次塑性应变循环。例如锅炉汽包，上面开有一些管孔并焊有管接头，造成应力集中，这些应力集中处的峰值应力甚至超过钢的屈服点。在交变应力作用下，这些应力集中处有可能产生疲劳裂纹，裂纹逐渐扩展直到失效，这就是低周疲劳失效。

关于低周疲劳的强度计算，一般的受压元件可以采用粗估法，即采用美国 ASME 于 1963 年提出的低周疲劳设计曲线。重要的受压元件可采用断裂力学的分析方法，以便求得精确可靠的结果。

比较高周疲劳和低周疲劳，前者弹性应变起主要作用，后者塑性应变起主要作用，因此高周疲劳应着重考虑材料的强度。高强度的材料具有高的高周疲劳极限，低周疲劳应着重考虑材料的塑性、韧性，高塑性、韧性的材料具有高的低周疲劳极限。

### 7.3 腐蚀疲劳

在循环交变应力和腐蚀介质共同作用下产生的开裂与破坏，称为腐蚀疲劳。例如汽轮机和燃气轮机叶片、锅炉蒸汽管道等就常因腐蚀疲劳而破坏。腐蚀疲劳不存在无限寿命的疲劳极限，一般用条件疲劳极限来表达。

腐蚀疲劳与应力循环频率有密切关系。条件腐蚀疲劳极限与钢的静强度没有关系，主要由环境特性而定。应力腐蚀只有在特定的介质环境中才产生，而腐蚀疲劳没有这个限制，在任何腐蚀环境及交变应力联合作用下，都会产生腐蚀疲劳断裂。

应力腐蚀开裂，有一个临界应力强度因子，但腐蚀疲劳不存在临界应力强度因子，只要在腐蚀介质中有交变应力作用，腐蚀疲劳断裂总是会发生的。

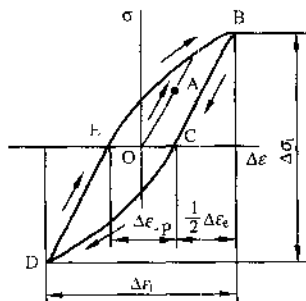


图 7-17 低周疲劳的稳定应力—应变曲线

提高零件腐蚀疲劳极限的措施，主要有两方面：采用表面强化工艺如表面高频淬火、滚压、超高波处理、喷丸及氮化等；在零件表面上镀覆层，包括金属镀层和非金属镀层。

## 8 断裂韧性

传统的机械强度设计是以下面的基本假设为基础的事实，即假设材料是连续、均匀、各向同性的，并以常规的力学性能指标  $\sigma_b$ 、 $\sigma_s$  等作为设计参数。但是，近几十年来在发电设备、造船、航空、石油、化工等行业发生的一系列低应力破坏事故，就无法用传统的材料力学理论进行解释。

研究证明，这种低应力破坏往往和材料内部存在宏观缺陷有关。事实上，材料内部总是存在缺陷的，如冶炼、铸造、锻压、热处理、焊接过程中产生的夹杂、气孔、白点、折叠、裂纹、未焊透以及材料在运行过程中产生的疲劳裂纹、应力腐蚀裂纹等。断裂力学就是在这种背景下产生的一门新的力学分支。

断裂力学是研究带有裂纹的材料强度和裂纹扩展规律的科学。在裂纹尖端不发生或很少发生塑性变形、塑变区尺寸与裂纹线弹性断裂力学尺寸相比足够小的情况下，对裂纹尖端所做的力学分析符合线弹性条件，属于“线弹性断裂力学”范围，这时最常用的力学参数是应力强度场因子  $K$ ，相应的断裂韧性指标是  $K_{IC}$ 。在裂纹尖端塑变区尺寸接近或超过裂纹尺寸的情况下线弹性条件就不适用了，此时对裂纹尖端所做的力学分析则属于“弹塑性断裂力学”或“非线性断裂力学”范围，这时常用的力学参数是裂纹尖端张开位移量 COD 和裂纹尖端能量线积分  $J$ ，相应的断裂韧性指标是  $\delta_c$  和  $J_{IC}$ 。

### 8.1 平面应变断裂韧性 $K_{IC}$

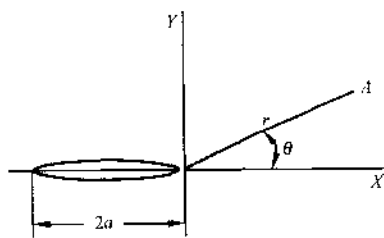


图 7-18 裂纹尖端应力场

按照裂纹受力模型，裂纹尖端变形可分为三种形式，Ⅰ型为张开型，Ⅱ型为滑移型或称面内剪切型，Ⅲ型为撕裂型或称面外剪切型。由于Ⅰ型（张开型）受力状况对裂纹扩展危害性最大，故通常断裂韧性试验都采用Ⅰ型变形方法。

根据弹性力学对Ⅰ型受力情况应力场的理论分析（图 7-18），裂纹尖端附近任一点  $(r, \theta)$  处的应力分量可表达为

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi}} f_{ij}(\theta)$$

式中： $K_I$  称为“Ⅰ型受力模型的应力场强度因子”，其单位为  $N \cdot mm^{3/2}$ 。 $K_I$  反映了裂纹尖端附近区域的弹性应力应变场的强弱程度，是应力场的主要参数。

一般说来，应力场强度因子可写成下面的形式

$$K_I = Y\sigma\sqrt{\pi a}$$

式中： $\sigma$  为外加名义应力； $a$  为裂纹的特征尺寸； $Y$  为与裂纹型式和零件结构有关的参数。断裂力学中的应力场强度因子  $K_I$  相当于传统强度计算中的工作应力。

从应力场强度因子的一般表达式可以看出， $K_I$  与裂纹尺寸的平方根及垂直于裂纹的应力成正比。当裂纹尺寸或应力增加时， $K_I$  随之增加。当  $K_I$  达到某一临界值  $K_{IC}$  时，裂纹处

于临界状态，若再增加，裂纹将会失稳扩展。因此，裂纹失稳扩展的条件为

$$K_I = K_{IC}$$

式中： $K_{IC}$ 表示材料对裂纹扩展的抵抗力，称为Ⅰ型受力状态时的临界应力场强度因子，又称为平面应变断裂韧性。

在传统的强度计算中，强度指标 $\sigma_s$ 和 $\sigma_b$ 与塑性指标 $\delta$ 和 $\Psi$ 之间是相互分割的，且塑性指标在强度计算中并不定量反映。而 $K_{IC}$ 既反映了材料的强度性能，又反映了材料的塑性性能。

对于中低强度高韧性钢来说，为满足平面应变条件所要求的试样尺寸非常大，实际上无法做到。但是，在研究高强度、低韧性材料的断裂问题时，线弹性断裂力学得到了广泛的应用。

### 8.2 裂纹尖端张开位移临界值 $\delta_c$

当裂纹尖端超过小范围屈服而进入大范围屈服时，以应力场的强弱来描述受力大小已没有实际意义，因此裂纹失稳扩展临界条件 $K_I = K_{IC}$ 也失效了。

在弹塑性断裂力学中，以裂纹张开位移法即COD法应用最广。研究证明，不同厚度试样在破坏时的临界张开位移基本相同，因此可用裂纹张开位移作为断裂判据参量。断裂判据为

$$\delta \leq \delta_c$$

式中： $\delta$ 为外力所产生的裂纹张开位移； $\delta_c$ 为裂纹张开位移临界值，与线弹性断裂力学中的断裂韧性 $K_{IC}$ 相似，它反映材料对裂纹开裂的抗力。研究表明，只要试样厚度大于或等于5mm，同一材料的 $\delta_c$ 值是一个稳定的韧性参量。材料的 $\delta_c$ 和 $K_{IC}$ 之间存在下列近似的关系

$$\delta_c = \frac{K_{IC}^2}{E\sigma_s}$$

### 8.3 J积分和临界值 $J_{IC}$

在弹塑性断裂力学中，J积分判据受到了普遍的重视。J积分是一个围绕裂纹尖端的能量线积分，它反映了裂纹尖端聚集的能量多少。当能量达到材料所能容忍的限度，即积分值 $J_I$ 达到某一临界值 $J_{IC}$ 时，裂纹尖端发生开裂。 $J_{IC}$ 即为材料的断裂韧性。

可以证明，在线弹性和小范围屈服情况下

$$J_I = \frac{1-v^2}{E} K_I^2 \quad (\text{平面应变})$$

当开裂时，则有

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{E}{1-v^2} J_{IC}}$$

由上式得知，若用小试样试验求出临界状态时的 $J_{IC}$ 后，即可计算出断裂韧性 $K_{IC}$ 值。这样，对中低强度钢就有可能采取小试样测定出 $K_{IC}$ 值。

J积分作为断裂判据的参量，不仅在线弹性范围内有效，在大范围屈服时也是有效的，因此它优于应力强度场因子等线弹性判据。表7-1所示为断裂韧性单位换算。

表 7-1 断裂韧性单位换算表

	$\text{MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$	$\text{Ksi} \sqrt{\text{in}}$	$\text{N} \cdot \text{mm}^{-3/2}$	$\text{kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$
$\text{MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$	1	0.91005	31.623	36.2246
$\text{Ksi} \sqrt{\text{in}}$	1.0988	1	34.748	3.5434
$\text{N} \cdot \text{mm}^{-3/2}$	0.031623	0.028778	1	0.10197
$\text{kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$	0.31011	0.28222	9.8067	1

### 9 应力腐蚀及临界应力强度因子 $K_{\text{ISCC}}$

在拉应力和腐蚀介质的共同作用下，出现的脆性断裂称为应力腐蚀。有不少机器零件是在腐蚀介质中工作的，在长期的介质和拉伸应力（包括残余应力）的作用下，往往发生低应力脆断。在应力腐蚀下的零件，其裂纹很细小，表面上只能看到轻微的痕迹。应力腐蚀开裂的断口，具有脆性断裂的形貌，裂纹沿晶或穿晶扩展，并存在大量二次裂纹。

一般说来，材料的强度愈高，其应力腐蚀开裂的敏感性愈大。例如，碳钢在大气中，没有应力腐蚀开裂倾向，但是低合金高强度钢在同样的环境中，在相当低的应力水平下就很容易产生应力腐蚀开裂。

为了提高零件抗应力腐蚀能力，可以采取下面的措施。应力方面，由于应力腐蚀开裂敏感性随拉应力的增加而增加，因此应把材料表面的拉应力降到低于材料的应力界限值，如采用退火工艺和喷丸处理等。环境介质方面，尽量减少或消除助长开裂的化学离子，在腐蚀介质中添加防腐蚀剂，以减慢或消除环境对材料的腐蚀开裂作用。材料方面，选用在该环境下对应力腐蚀较不敏感的材料，或采用保护镀层、阴极保护等。

应力腐蚀裂纹的扩展速率主要受裂纹尖端的应力强度因子  $K_I$  控制。当  $K_I < K_{\text{ISCC}}$  时，裂纹实际上不扩展。 $K_{\text{ISCC}}$  称为应力腐蚀临界应力强度因子，它是用断裂力学来描述材料在某一特定介质中抗应力腐蚀断裂的特征参量，其物理意义是含有宏观裂纹的材料在应力腐蚀条件下的断裂韧性。

## 第二节 金属高温力学性能

在高压蒸汽锅炉、汽轮机、燃气轮机、柴油机、化工炼油设备以及航空发动机中，很多机件是长期在高温条件下工作的。但在高温下，载荷持续时间对力学性能有很大影响，例如，蒸汽锅炉及化工设备中的一些高温高压管道，虽然所承受的应力小于工作温度下的屈服极限，但在长期使用过程中，会产生缓慢而连续的变形，使管径逐渐增大。如设计、选材不当或使用中疏忽，可能最终导致管道破裂。高温下钢的抗拉强度也随载荷持续时间的增长而降低。试验表明，20号钢在450℃时的短时抗拉强度为320MPa，当试样承受225MPa的应力时，持续300h便断裂了；如将应力降至115MPa左右，持续10000h也能使试样断裂。在高温短时载荷作用下，材料的塑性增加。但在高温长时载荷作用下，金属材料的塑性却显著降低，缺口敏感性增加，往往呈脆性断裂现象。此外，温度和时间的作用还影响材料的断裂路径。图7-19(a)表示试验温度对长期载荷作用下断裂路径的影响。随试验温度升高，金属的断裂由常温下常见的穿晶断裂过渡到沿晶断裂。这是因为温度升高时晶粒强度和晶界

强度都要降低，但由于晶界上原子排列不规则，扩散容易通过晶界进行，因此，晶界强度下降较快。晶粒与晶界两者强度相等的温度称为“等温强度”，用  $T_E$  表示。金属材料的等温强度不是固定不变的，变形速率对它有较大影响。由于晶界强度对变形速率的敏感性要比晶粒的大得多，因此等温强度随变形速率的增加而升高，如图 7-19 (b) 所示。

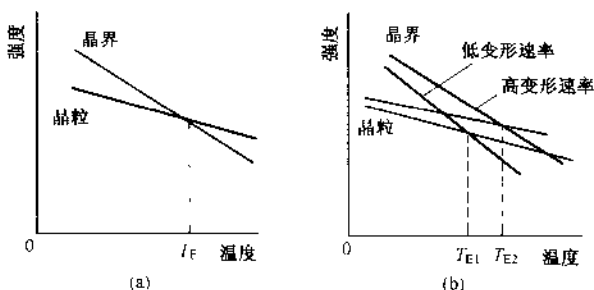


图 7-19 温度和变形速率对断裂路径的影响

高温材料的力学性能，不能只简单地用常温下短时拉伸的应力—应变曲线来评定，还必须加入温度与时间两个因素。常用的力学性能指标为蠕变极限、持久强度和松弛稳定性。

### 1 蠕变极限

所谓蠕变就是金属在长时间的恒温、恒应力（即使应力小于该温度下的屈服强度）作用下缓慢地产生塑性变形的现象，由于这种变形而最后导致材料的断裂称为蠕变断裂。蠕变在低温下也会产生，但只有当约比温度，即使用温度与材料熔点之比 ( $T/T_m$ ) 大于 0.3 时才比较显著。如碳钢温度超过 300℃、合金钢温度超过 400℃时，就必须考虑蠕变的影响。

金属的蠕变过程可用蠕变曲线来描述，典型的蠕变曲线如图 7-20 所示。图中 oa 线段是试样加上载荷后所产生的瞬时应变  $\epsilon_0$ ，如果施加的应力超过金属在该温度下的塑性极限，则  $\epsilon_0$  包括弹性应变 oa 和塑性应变 a'a 两部分。这种应变还不算蠕变，而是由外载荷引起的一般变形过程。从 a 点开始随时间增长而产生的应变属于蠕变，图中 abcd 曲线即为蠕变曲线。

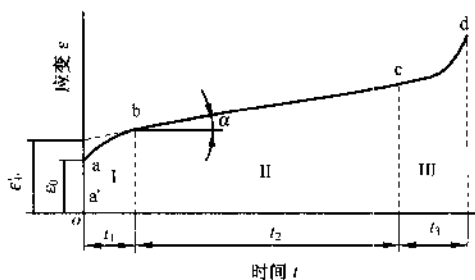


图 7-20 典型的金属的蠕变曲线

I—第一阶段；II—第二阶段；III—第三阶段

蠕变曲线上任一点的斜率，表示该点的蠕变速率 ( $\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$ )。按照蠕变速率的变化情况，可将蠕变过程分为三个阶段。

第一阶段 ab 是过渡蠕变阶段。这一阶段开始的蠕变速率很大，随着时间延长，蠕变速率逐渐减小，到 b 点蠕变速率达到最小值。

第二阶段 bc 是稳态蠕变阶段。这一阶段的特点是蠕变速率几乎保持不变，因而通常称为恒速蠕变阶段。一般所指的蠕变速率，就是以这一阶段的变形速率  $\epsilon$  表示。

第三阶段 cd 是加速蠕变阶段。随着时间的延长，蠕变的速率逐渐增大，到 d 点产生蠕变断裂。

不同材料在不同条件下的蠕变速率曲线是不相同的，同一种材料的蠕变曲线也随应力的



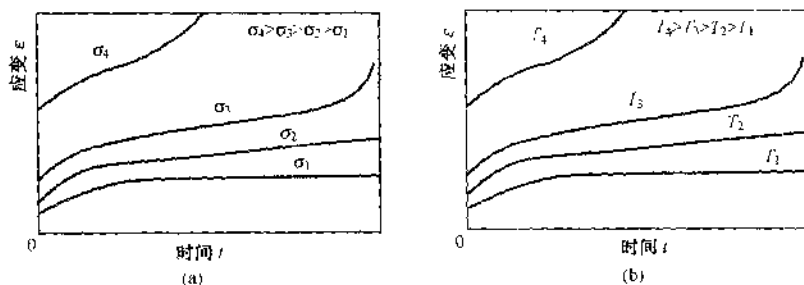


图 7-21 应力和温度对蠕变曲线的影响

(a) 恒定温度下改变应力; (b) 恒定应力下改变温度

大小和温度的高低而异。在恒定温度下改变应力,或在恒定应力下改变温度,蠕变曲线的变化如图 7-21 所示。由图可见,当应力较小或温度较低时,蠕变第二阶段持续时间较长,甚至不产生第三阶段。相反,当应力较大或温度较高时,蠕变第二阶段便很短,甚至完全消失,试样将在很短时间内断裂。

由于金属在长时高温应力作用下会产生蠕变,因此,对于在高温下工作并依靠原始弹性变形获得工作应力的机件,如高温管道法兰接头的紧固螺栓、用压紧配合固定于轴上的汽轮机叶轮等,就可能随着时间的延长,在总的延长量不变的情况下,弹性变形不断地转变为塑性变形,从而使工作应力逐渐降低,以致失效,这种现象称为应力松弛。可以将应力松弛现象视为应力不断减小条件下的一种蠕变过程。由此可见,金属的蠕变与应力松弛两者的本质是一致的,只是由于外界条件不同而有不同的表现而已。

### 1.1 蠕变变形与断裂机理

#### 1.1.1 蠕变变形机理

金属的蠕变变形主要通过位错滑移、晶界移动及空位扩散等方式进行,各种变形方式对蠕变变形的贡献随温度及应力的变化而有所不同。

(1) 位错滑移蠕变。在蠕变过程中,滑移仍然是一种重要的变形方式。在一般情况下,若滑移面上的位错运动受阻,产生塞积,滑移便不能进行,只有在更大的切应力下才能使位错运动,从而出现变形。由于蠕变初期,晶格畸变能较小,位错运动不能顺利进行,故蠕变速率不断下降。在稳态蠕变阶段,两者达到平衡时,蠕变速率  $\dot{\epsilon}$  遂为一常数。

(2) 晶界滑动蠕变。在常温下晶界的变形是极其不明显的,可以忽略不计。但在高温条件下,由于晶界的原子容易扩散,受力后容易产生滑动,故促进蠕变进行。随温度升高,应力降低,晶粒度减小,晶界滑动对蠕变的作用越来越大。但总的说来,它在总蠕变量中所占的比例并不大,一般约为 10% 左右。

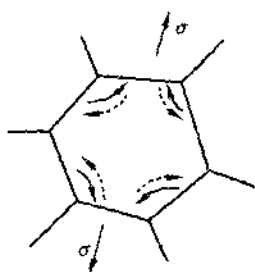


图 7-22 扩散蠕变示意图

实线-空位移动;

虚线-原子移动

(3) 扩散蠕变。扩散蠕变是高温时的一种变形机理,它是在高温条件下空位的移动造成的。在不受外力的情况下,空位移动是没有方向性的,因而宏观上不显示塑性变形。但当晶粒两端有拉应力  $\sigma$  作用时,如图 7-22 所示,出现较多空位,从而在晶体内部形成一定的空位浓度。空位沿实线箭头的方向向两侧流动,原子则朝着虚线箭头的方向流动,从而使晶体产生伸

长的塑性变形。这种现象就称为扩散蠕变。

扩散蠕变是金属在接近熔点温度、应力较低的情况下产生的。其蠕变速率既与外加应力成正比，也取决于金属的自扩散速率。

### 1.1.2 蠕变断裂机理

前已论及，金属材料在高温长期应力作用下的断裂，大多数为沿晶断裂。一般认为，这是由于在晶界上空洞的形成和成长及其相互连接成裂纹后引起的，在不同的应力与温度条件下，晶界裂纹的形成方式有两种：

1) 在三晶粒交会处形成的楔形裂纹。这是在高应力和较低温度下，由于晶界滑动在三晶粒交会处受阻，造成应力集中而形成空洞。若空洞相互连接，便形成楔形裂纹。图 7-23 为在 A、B、C 三晶粒处形成楔形裂纹示意图。

2) 在晶界上由空洞形成的晶界裂纹。这是较低应力和较高温度下产生的裂纹。这种裂纹出现在晶界上的突起部位和细小的第二相质点附近，由于晶界滑动而产生空洞，如图 7-24 所示。图 (a) 为晶界滑动与晶内滑移带在晶界上交割时形成的空洞，空洞长大便形成裂纹；图 (b) 为晶界存在第二相颗粒时，当晶界滑移受阻而产生的空洞。

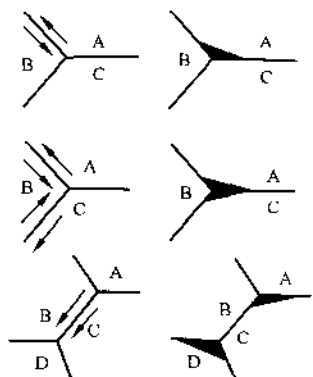


图 7-23 楔型裂纹形成示意图

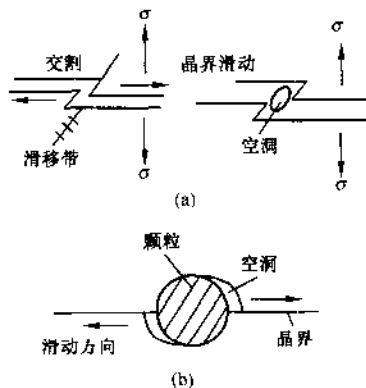


图 7-24 晶界裂纹形成示意图

上述两种方式形成的裂纹，进一步依靠晶界滑动、空位扩散和空位连接而扩展，最终导致沿晶裂纹。

蠕变断裂断口的宏观特征，一是在断口附近产生大量塑性变形，在变形区域附近有很多裂纹，使断裂机件表面出现龟裂现象；另一个特征是由于高温氧化，断口表面往往被一层氧化膜所覆盖。

### 1.2 蠕变极限

蠕变极限一般有两种表示方式。一种是在给定温度 ( $T$ ) 下，使试样产生规定蠕变速率的应力值，以符号  $\sigma_{\dot{\epsilon}}^T$  (MPa) 表示 (其中  $\dot{\epsilon}$  为第二阶段蠕变速率，%/h)。在电站锅炉、汽轮机和燃气轮机制造中，规定的蠕变速率大多为  $1 \times 10^{-5}$  %/h 或  $1 \times 10^{-4}$  %/h。例如， $\sigma_{1 \times 10^{-5}}^{60} = 60$  MPa，表示在 600℃ 的条件下，蠕变速率为  $1 \times 10^{-5}$  %/h 的蠕变极限为 60 MPa。另一种是在给定温度 ( $T$ ) 下和在规定的试验时间  $t$  (h) 内，使试样产生一定蠕变伸长率 ( $\delta$  %) 的应力值，以符号  $\sigma_{\delta,t}^T$  (MPa) 表示。例如  $\sigma_{1\%}^{500,10^5} = 100$  MPa 就表示材料在 500℃ 下，10 万 h 伸长率为 1% 的蠕变极限为

100MPa。试验时间及蠕变伸长率的具体数值是根据零件的工作条件来规定的。

以上两种蠕变极限都需要试验到蠕变第二阶段若干时间后才能确定，这两种蠕变极限在伸长率之间有一定的关系。例如，以蠕变速率确定蠕变极限时，恒定蠕变速率为  $1 \times 10^{-5} \% / h$  就相当 10 万 h 的伸长率为 1%。这与以伸长率确定蠕变极限时的 10 万 h 的伸长率为 1% 相比，其差值甚小，可忽略不计。因此，就可认为两者所确定的伸长率相等。同样，蠕变速率为  $1 \times 10^{-4} \% / h$ ，就相当于 10000h 的伸长率为 1%。使用时选用哪种表示方法应视蠕变速率与服役时间而定。若蠕变速率大，服役时间短，可取前一种表示方法，即  $(\sigma_c^T)$ 。反之，服役时间长，则取后一种表示方法  $(\sigma_{\delta}^T)$ 。

## 2 松弛稳定性

金属材料抵抗应力松弛的性能称为松弛稳定性，这可通过松弛试验测定的松弛曲线来评

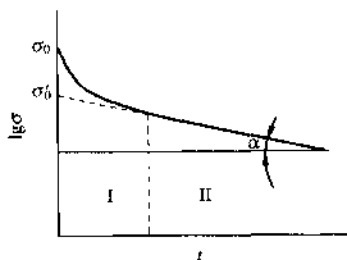


图 7-25 松弛曲线

定。金属的松弛曲线是在给定温度  $T$  和总变形量不变条件下应力随时间而降低的曲线，如图 7-25 所示。经验证明，在单对数坐标  $(\lg \sigma - t)$  上，用各种方法所得到的应力松弛曲线，都呈现应力下降逐渐缓慢，并趋于恒定。

一般认为，应力松弛第一阶段主要发生在晶界上，第二阶段主要发生在晶粒内部。因此，松弛稳定性指标有两种表示方法。

(1) 用松弛曲线第一阶段的晶间稳定系数  $S_0$  表示

$$S_0 = \sigma'_0 / \sigma_0$$

式中： $\sigma_0$  为初应力； $\sigma'_0$  为松弛曲线第二阶段初应力。

(2) 利用松弛曲线第二阶段的晶内稳定系数  $t_0$  表示

$$t_0 = 1 / \lg \alpha$$

式中： $\alpha$  为松弛曲线上直线部分与横坐标轴的夹角。

$S_0$  与  $t_0$  分别表示晶粒间界和晶粒内部抵抗应力松弛的能力。其值越大，表明材料抗松弛能力越好。

此外，还常用金属材料在一定温度  $T$  和一定初应力  $\sigma_0$  作用下，经规定时间  $t$  后的残余应力  $\sigma$  的大小作为松弛稳定性的指标。对不同材料，在相同试验温度和初应力下，经时间  $t$  后，如残余应力值愈高，说明该种材料有较好的松弛稳定性。制造汽轮机、燃气轮机紧固件用的两种钢材（20Cr1MoVNbTiB 及 25Cr2MoV），分别经不同热处理后前者的松弛稳定性比后者钢好。

试样或零件在高温和应力状态下，如维持总变形不变，随着时间的延长自发地减低应力的现象称为松弛。松弛过程的主要条件是：

$$\epsilon_0 = \epsilon_1 + \epsilon_s = \text{常数}, \quad t = \text{常数}, \quad \sigma \neq \text{常数}$$

式中： $\epsilon_0$  为总变形； $\epsilon_1$  为弹性变形； $\epsilon_s$  为塑性变形； $t$  为试验或工作温度； $\sigma$  为应力。

由上面的条件可以看出，试样或工件的松弛过程是弹性变形减少、塑性变形增加的过程，并且两者是同时和等量发生的。

### 3 持久强度

在给定温度下促使试样或工件经过一定时间发生断裂的应力叫做持久强度。在电站用钢中，工件的设计寿命一般为 10 万 h（或 20 万 h）。如  $\sigma_{10^5}$  代表试件经 10 万 h 断裂的应力，其他如  $\sigma_{10^4}$ ， $\sigma_{10^3}$  等依次类推。若某材料在 650℃ 承受 30MPa 的应力作用，10000h 后断裂，则称这种材料在 650℃、10000h 的持久强度为 30MPa，写成  $\sigma_{10^4}^{650} = 30\text{MPa}$ 。

持久强度是一定温度和一定应力下材料抵抗断裂的能力，能支持时间愈久，则材料抵抗断裂的能力愈大。持久强度试验不但能反映材料在高温长期工作时的断裂能力，而且通过测量试件在断裂后的残留伸长及断面收缩，也能反映材料的持久塑性。

在制造航空用发动机时，其设计寿命一般是数百至数千小时，材料的持久强度可以用同样的试验确定。在燃气轮机、汽轮机、锅炉制造中，机组的设计寿命一般为数万以至十万 h，当然不可能进行这么长时间的试验来确定材料的持久强度。因之，人们致力于寻求缩短持久强度的试验方法。

试验表明，材料在进行持久强度试验时，试样的断裂时间  $\tau$  与应力  $\sigma$  存在一定的关系。被广泛应用的有下面两种经验公式

$$\tau = A\sigma^{-B} \quad (7-1)$$

$$\tau = Ce^{-D\sigma} \quad (7-2)$$

式中：A、B、C、D 是与试验温度和材料有关的常数。若将式 (7-1) 与式 (7-2) 分别取对数，则得

$$\ln \tau = \ln A - B \ln \sigma \quad (7-3)$$

$$\ln \tau = \ln C - D\sigma \quad (7-4)$$

从式 (7-3) 可看出：断裂时间  $\tau$  的对数与应力  $\sigma$  的对数之间呈线性关系，见图 7-26 (b)。而式 (7-4) 表明断裂时间的对数值  $\ln \tau$  与试验应力  $\sigma$  呈线性关系，见图 7-26 (a)。前者又称对数坐标关系，后者又称半对数坐标关系。目前用得更为普遍的是对数坐标关系。

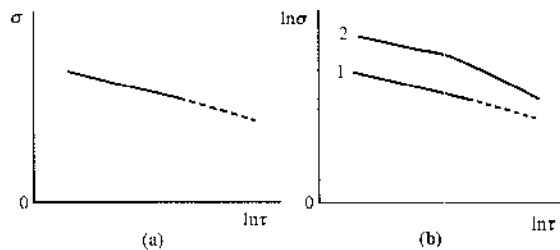


图 7-26 持久强度曲线  
(a) 半对数坐标；(b) 对数坐标

因为这两种坐标关系的横坐标都是对数值，而且又是线性关系，所以就可以用短时间的数据作直线外推，得到数

万小时以至十万小时的持久强度。一般认为数据外推一个数量级（即外推到最长试验时间的十倍）时，数据是可靠的。例如，图 7-27 为 12Cr1MoV 钢在 580℃ 和 650℃ 的持久强度曲线。通过外推法（虚线部分）其在 580℃、1 万 h 的持久强度为 107.8MPa，写成  $\sigma_{10^4}^{580} = 107.8\text{MPa}$ 。

在对数坐标关系中，利用这种方法还必须注意到材料在试验过程中是否会因出现组织转变而使曲线发生转折，如图 7-26 (b) 的曲线 2。

### 4 持久塑性

通过持久强度试验，测量试样在断裂后的相对伸长率  $\delta$  及断面收缩率  $\Psi$ ，能够反映出

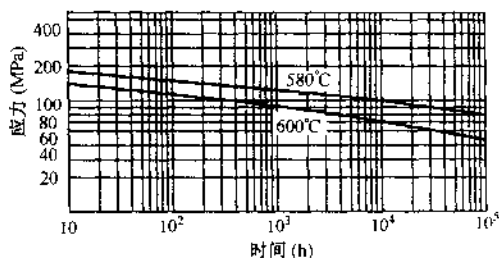


图 7-27 12Cr1MoV 钢的  $\sigma-t$  对数曲线

材料的持久塑性。持久塑性是高温下材料运行的一个重要指标，它反映材料在温度及应力长时间作用下的塑性性能。过低的持久塑性会使材料在设计寿命未到之前发生脆性破坏，如电厂运行的低合金 Cr-Mo-V 螺栓钢就经常发生脆断。这种脆性断裂并不是钢的持久强度不足，而是由于持久塑性耗尽而突然发生的脆性破坏。近年来，高温下运行钢材的持久塑性受到了更大的重视，它与缺口敏感性、低周疲劳及抗裂纹扩展能力等均密切相关。随着持久塑性的降低，缺口敏感性增加，低周疲劳性能及抗裂纹扩展能力也降低。

对于持久塑性，目前还没有一个统一的指标，一般希望持久塑性  $\delta > 3\% \sim 5\%$ ，以防止使用过程中产生脆断。

## 5 热疲劳

当金属材料在工作中存在着温度差时，就会因各部分膨胀和收缩的相互约束而产生附加温度应力（也称热应力）。如果这种温差值是周期性变动的，热应力也将随之周期性变动，同时伴随着弹塑性变形的循环，塑性变形逐渐积累引起损伤，最后导致破裂。金属材料经受多次周期性热应力作用而遭到的破坏称为“热疲劳”破坏。

热疲劳裂纹一般都带有晶内破坏的特点，裂纹是穿晶的。由此推断，热疲劳破坏可能是由两个因素造成的。一方面是附加的热应力与工作应力的联合作用，使金属的塑性变形周期性地发展，当塑性变形积累到一定程度，就会在滑移带上出现裂纹，并在应力集中处（裂纹尖端）逐渐扩大。另一方面是高温下的周期性热应力作用加大组织的不稳定性，促进合金元素由固溶体中析出，降低了晶粒强度，因此在较低的应力下也能导致塑性变形进一步发展成为裂纹。

热疲劳裂纹一般发生在金属零件的表面，为龟裂状。试验证明，最大的周期应力在表面，随着循环温度的提高，由穿晶裂纹向晶间裂纹过渡。

在火电厂的高温零部件中广泛地存在着热应力。例如过热器管的向火侧和背火侧温度不同，汽轮机汽缸的内外壁温度不同，所以均存在热应力。高压锅炉在点火启动过程中，汽包下半部炉水温度的上升速度小于汽包上半部蒸汽温度的上升温度，这样在汽包的上下部将产生温度差；另一方面，由于汽包内部介质的温度升高，传热需要一定的时间，也造成汽包内外部之间的温度差。因此在点火启动或停炉过程中，汽包内部会产生复杂的热应力，当这些热应力呈周期性变化而且达到一定次数时就会产生热疲劳裂纹。

影响热疲劳的因素很多，最主要的是部件本身的温度差。温度差愈大，则愈容易发生热疲劳破坏。就金属材料而言，高温组织稳定性愈好，抗热疲劳能力愈高；金属的线膨胀系数愈大，导热系数愈小，势必造成较大的温度差和热应力而降低材料的抗热疲劳性能，因此，珠光体钢比奥氏体钢具有较好的抗热疲劳性能。此外，热疲劳主要是晶内破坏，所以细晶粒钢的抗热疲劳性能好。

## 6 抗氧化性

锅炉汽轮机和燃气轮机装置在高温工作条件下不仅有自由氧的氧化腐蚀过程，还有其他气体介质如水蒸气、CO<sub>2</sub>、SO<sub>2</sub>等的氧化腐蚀作用，因此锅炉给水中的含氧量和燃料中硫及其他杂质的含量对钢的氧化是有一定影响的。

钢的氧化发展程度及速度与一系列因素有关，如温度、时间、气体介质的成分、压力和气流速度、钢的化学成分、形成的氧化膜的成分及其物理性能等。

就钢的抗氧化性而言，氧化膜保护层的熔点、生成热和分解压力等是重要的。熔点愈高，生成热愈大和分解压力愈小，则氧化膜保护能力愈强，金属抗氧性愈稳定。铬、硅、铝是耐热钢及合金中形成稳定氧化膜保护层的主要元素，能阻止氧及金属原子的继续扩散。因此金属表面渗入铝或铬，以及其他表面保护措施，均是提高抗氧化性的手段。

高温空气介质中掺有水蒸气（3%~12%）或SO<sub>2</sub>，会加速钢的氧化腐蚀，SO<sub>2</sub>在高温时的腐蚀作用又与钢中含镍量有关。

若不计SO<sub>2</sub>及其他高温下加剧钢氧化腐蚀的特殊因素，则一些钢长时间运行时最高的抗氧化温度如表7-2所示。

表 7-2 一些钢长时间运行时最高的抗氧化温度

钢 种		抗氧化温度	钢 种		抗氧化温度
低、中合金珠光体钢（与含Cr、Si量有关）		500~620℃	奥氏体钢	18%Cr-8%Ni	850~900℃
				25%Cr-12%Ni	1100~1150℃
				25%Cr-20%Ni+Si	1100~1150℃
马氏体钢	5~6%Cr+Mo	600℃	高镍钢及合金	20%Cr-35%Ni	1000~1050℃
	7~10%Cr+SiMo	800℃		20%Cr-80%Ni	1100~1150℃
	13%Cr	800℃		15%Cr-60%Ni	1100~1150℃
铁素体钢	17%Cr+Si	850~900℃			
	27~30%Cr	1100℃			
	高Cr+Al	1250℃			

钢的抗氧化性可按实测腐蚀深度评定，或按有关钢的抗氧化性能试验法测定。腐蚀速度的深度指标  $R$  (mm/a) 以重量指标  $[g/(m^2 \cdot h)]$  为依据，按下式计算

$$R = 8.76 K_s / \rho \text{ (mm/a)}$$

式中： $K_s$ 为按稳定速度计算的重量损失， $g/(m^2 \cdot h)$ ； $\rho$ 为金属的密度， $g/cm^3$ ；8.76为常数，由 $\frac{365 \times 24}{1000}$ 而来。如果用失重法测定钢的抗氧化性， $K_s$ 可直接用试验方法求得。若用增重法试验时，必须分析氧化铁皮的成分，才能由增重量大致地换算成失重量。

$$K_s = \lambda K_2$$

式中： $K_2$ 为稳定速度计算的重量增加， $g/(m^2 \cdot h)$ ； $\lambda$ 为与氧化皮成分有关的系数，对Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>， $\lambda = 2.3$ ，对Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>， $\lambda = 2.6$ ，对FeO， $\lambda = 3.5$ 。一般来说，氧化皮由几种氧化物组成， $\lambda$ 大致在2.3~3.5范围内。

## 第三节 工 艺 性 能

金属材料由原材料加工成零件主要有五大加工工艺，即铸造、塑性加工、焊接、机械加

工和热处理。

## 1 铸造性能

### 1.1 评定方法

材料的铸造性能主要按流动性、收缩特点和偏析倾向综合评定。

(1) 流动性。材料的成分接近共晶点的合金，流动性好；形成固溶体的合金，熔点相对较高，流动性差。

(2) 收缩特点。铸造合金通常存在两类缩孔：分散缩孔和集中缩孔。生产中通常希望得集中缩孔，然后将这部分（冒口处）切割掉，从而获得致密性好的铸件。

对于铸铁，其致密性与石墨类型和缩孔有关。灰口铸铁的共晶点越低，在浇注时获得补充铁水的能力越强，易获得集中缩孔，具有很好的组织性能。具有细小石墨、低磷含量的灰口铸铁，在不含带状裂纹时，可抵抗 100MPa 的水压和 70MPa 的气体压力。

(3) 偏析倾向。形成固溶体的合金，液相线与固相线间隔大，结晶温度范围大，形成枝晶偏析的倾向大，分散缩孔多而集中缩孔少。

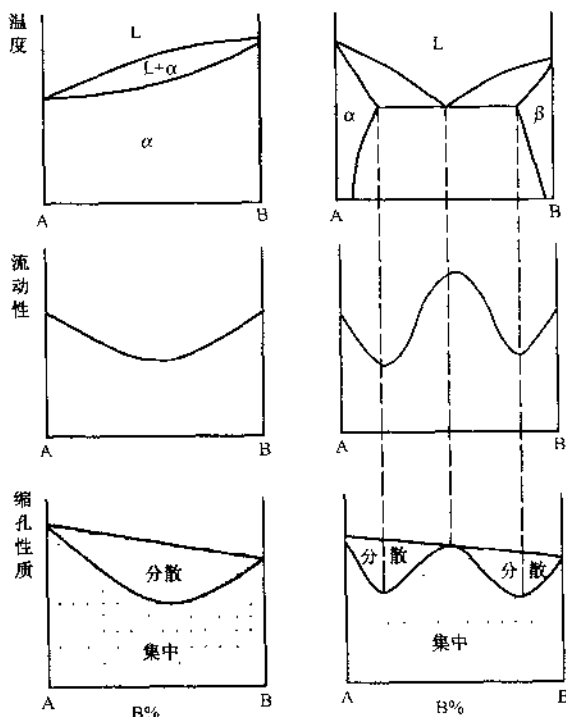


图 7-28 合金的流动性、收缩特点与相图的关系

图 7-28 为合金的流动性、收缩特点与相图的关系。

### 1.2 一般规律

1) 铸造铝合金和铜合金的铸造性能优于铸铁和铸钢。

2) 铸铁铸造性能优于铸钢，其中以灰口铸铁性能最好。

3) 合金铸铁的含铬量或含铝量高时，易形成分散缩孔和冷裂纹，即组织性能变差。

## 2 塑性加工性能

塑性加工的方法可分为两大类：热加工和冷加工。

### 2.1 热加工

#### 2.1.1 评定方法

生产中的热加工主要有热锻、热压（如热挤压）等。热加工性能主要按下列三项指标进行综合评定：

1) 热加工时的塑性；

2) 变形抗力和可加工的范围；

3) 加工时材料的加热、冷却要求及氧化皮的性质。

#### 2.1.2 一般规律

1) 许多铸造合金，例如铸铁及硅铝合金等完全不能进行热加工。

2) 高合金钢的热加工性能较差。

- 3) 高温合金的温度强度高, 热加工困难。
- 4) 低碳钢具有很宽的成型温度范围, 高温强度低, 热加工性能好。

## 2.2 冷加工

生产中的冷加工主要有冷冲压、冷锻、冷挤压、弯曲等。

### 2.2.1 评定方法

材料冷加工即冷态成型的性能与加工工艺所采用的模具、压下量及润滑条件有关, 主要的评定参数有材料的加工硬化能力和塑性应变的各向异性能力, 同时希望材料具有低的屈服强度和延伸率。

(1) 加工硬化指数  $n$ 。

在拉伸试验中, 钢的加工硬化行为可用下式表示

$$\sigma = K\epsilon^n$$

式中:  $\sigma$  为真实流变应力;  $\epsilon$  为真应变;  $K$ 、 $n$  为常数。

由式中可以看出  $n$  值越大, 材料所能承受的冷加工变形能力越大。

(2) 塑性应变的各向异性参数  $\gamma$ 。

$\gamma$  定义为宽度方向真应变值  $\epsilon_w$  与厚度方向真应变值  $\epsilon_H$  之比, 即  $\gamma = \frac{\epsilon_w}{\epsilon_H}$ 。

对于薄板, 通常按平行于辗压方向、垂直于辗压方向及与辗压方向呈  $45^\circ$  的方向的  $\gamma$  取平均值  $\bar{\gamma}$  决定。 $\bar{\gamma}$  愈大, 材料的深冲能力越好。 $\bar{\gamma}$  与材料的强度无关。

### 2.2.2 一般规律

- 1) 低合金高强度钢冷加工能力低于普通低碳钢。
- 2) 晶粒度较小的钢具有较好的冷成型能力。
- 3) 合金元素的加入使冷加工能力下降。

## 3 焊接性能

材料的焊接性能与材料、工艺、结构和使用条件有密切的关系, 需要综合评定。

### 3.1 评定参数

(1) 焊缝金属抵抗热裂纹的能力。熔池金属在结晶时, 由于有害元素的存在, 并受到大的拉伸应力作用而导致热裂纹。

(2) 焊缝及热影响区金属抵抗产生冷裂纹的能力。在焊接热循环的作用下, 焊缝及热影响区金属由于组织、性能发生变化, 内应力及扩散氢的影响, 而导致出现冷裂纹, 与化学成分直接有关。

(3) 焊接接头金属抗脆性转变能力。由于焊接时的冶金反应、热循环、结晶过程的结果, 可能使焊接接头部分的某一部分或整体发生脆化, 尤其对在低温条件下使用的结构影响更大。

(4) 焊接接头的使用性能。包括机械性能和产品要求的其他性能, 如不锈钢的耐腐蚀性、低温钢的低温冲击韧性、耐热钢的蠕变强度等。

### 3.2 一般规律

(1) 焊接材料与母材不匹配, 易引起焊接区内的裂纹、气孔等缺陷, 也可能导致脆化、软化或耐腐蚀性能下降。



(2) 不同焊接方法和工艺措施影响焊接性。

1) 纯铝焊接时若采用气焊方法, 由于热源温度低, 热量分散以及保护不良等原因, 很难避免气孔、未焊透等缺陷, 接头性能很差; 如果采用氩弧焊等方法, 则接头质量可完全满足使用要求。

2) 某些对过热十分敏感的低合金高强度钢, 为了降低焊接时的线能量, 适宜选择电子束焊、等离子焊和脉冲电弧焊之类的方法。

3) 对于容易产生白口组织的铸铁来说, 需要加大焊接线能量而减缓冷却速度, 采用电渣焊、气焊等功率密度低、加热较为分散的方法, 对防止铸铁焊接时产生白口组织有利。

(3) 结构影响。设计焊接结构时, 应尽量使接头处于拘束度较小、能够较为自由伸缩的状态, 这样有利于防止焊接裂纹; 避免存在缺口、截面突变、堆高过大、焊缝交叉等, 否则会造成应力集中, 不利于使用性能; 母材厚度或焊缝体积很大时会造成多轴应力状态, 实际上影响承载能力, 也就会影响工艺焊接性。

(4) 使用条件。焊接接头在高温、冲击载荷承载、腐蚀介质中工作或经受交变载荷作用时必须加以特殊考虑。

#### 4 机械加工性能

机械加工主要指对材料的切削加工和磨削加工。在切削加工中希望材料易切削, 工件具有光滑的表面, 对刀具的损害小, 从而获得更大的生产效率。从化学成分角度来说, 非金属夹杂物是决定钢材机械加工性能的主要因素。在主要要求机械加工性能时, 一般采用易切削钢, 但易切削元素 S、P、Pb 等使材料的机械性能变坏, 特别是疲劳强度及韧性恶化。

表 7-3 为各种材料机械加工性能对比。

表 7-3 各种材料机械加工工艺性能对比

材 料	加工性指数	材 料	加工性指数
Y12	100	18-8 不锈钢	25
Y12Pb	152	18-8 易切削不锈钢	45
Y45	95	灰口铸铁	50 ~ 80
45 (退火)	60	可锻铸铁	70 ~ 120
30CrMo	65	铝	1000
40CrNiMoA	45	硬铝 (Al-Cu)	1000
50CrV	45	铜	60
GCr15	30	黄铜	80
W18Cr4V (退火)	25	磷青铜	40

#### 5 热处理工艺性能

热处理工艺性能主要表现在淬透性和淬裂倾向两个方面。

(1) 淬透性。过冷奥氏体转变为马氏体的能力与过冷奥氏体在珠光体和贝氏体转变区域的稳定性有关。碳钢的淬透性较弱, Mn, Mo, Cr 等合金元素的加入对增加淬透性能力最强; 薄的高合金钢工件在空气中冷却可淬透。

(2) 淬裂倾向。材料的淬裂倾向主要与材料、淬火介质、工件尺寸、原始组织、热处理工艺、热处理操作等因素综合相关, 一般来说下列情形淬裂倾向较大:

- 1) 高碳钢、合金钢在冷速高的淬火介质中，如水中的淬裂倾向大；
- 2) 工作形状厚薄特殊，存在薄边尖角；
- 3) 材料中存在偏析、夹杂、发纹、带状组织，对主要零件通常必须通过锻造以及其后的预备热处理（正火、退火、调质处理、球化处理）以后再进行淬火；
- 4) 大型锻模及高速钢或合金钢不进行预热直接淬火；
- 5) 淬火温度过高和表面氧化和脱碳；
- 6) 淬火后未及时回火。

## 第八章 电厂金属材料

### 第一节 金属材料在高温长期运行下组织的变化

热力设备的各种耐热钢部件，在高温下长期运行过程中发生的组织变化主要有：珠光体球化和碳的聚集，石墨化，合金元素在固溶体之间的重新分配，时效和新相的形成。

#### 1 珠光体球化和碳的聚集

20 钢和 15CrMo、12Cr1MoV 等珠光体耐热钢，它们的原始组织一般是铁素体加珠光体，珠光体组织中的渗碳体呈片状。这些钢材经高温长期运行后，渗碳体将由片状逐渐变成球状，并聚集长大。这种现象称为珠光体球化。

珠光体球化过程大体包括：渗碳体分散、成球，碳化物颗粒聚集长大，有些地方相连成串，最后出现大量的“双重晶界”，如图 8-1 所示。

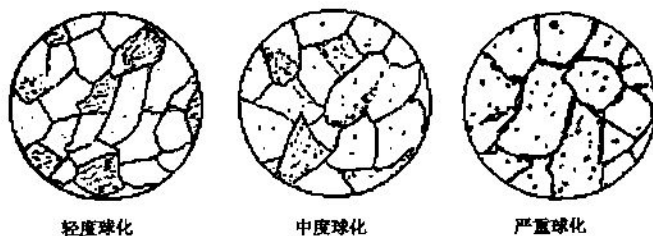


图 8-1 球化程度示意图

发生珠光体球化是因为片状渗碳体的表面积比同体积的球状渗碳体要大，总表面能较高，因此，球状渗碳体比片状渗碳体稳定。在常温下原子活动能力较低，不会发生球化过程；但在高温下，原子活动能力增加，扩散加速，从而能够发生珠光体球化过程。

珠光体球化对钢的室温性能和高温性能均有一定的影响。它使钢的室温和高温强度降低，尤其不利的是它使钢的蠕变和持久强度下降，从而加速高温部件在运行过程中的蠕变速度，导致其加速破坏。试验表明，含钼 0.5% 的钢在 482℃ 使用 20 年后，珠光体完全球化，蠕变极限下降 54%，持久强度下降 48%；在 538℃ 使用 20 年后，蠕变极限下降 77%，持久强度下降 55%。12Cr1MoV 钢管子爆破实验表明，中度球化对持久强度影响不大，当达到完全球化时，持久强度降低 1/3（即由原来未球化时的 72MN/m<sup>2</sup> 下降到 48MN/m<sup>2</sup>）。目前在火力发电厂中，珠光体严重球化仍是引起爆管事故的重要原因。

影响珠光体球化的因素很多，主要是温度、时间、应力和钢的化学成分、原始组织、变形程度等。

1) 对于珠光体钢，温度越高，球化过程进行得越快，锅炉传热面管子向火侧的温度较

背火侧高，球化也较严重。

2) 温度一定时，时间越长，球化也越严重。

3) 有应力作用时，同等条件下球化速度加快。

4) 铬、钼、钨、钒、钛等能形成稳定碳化物元素减慢球化过程，铅促进球化。

5) 越是接近平衡组织的钢，稳定性越高。例如，退火状态的粗珠光体较正火状态的细珠光体的球化进程慢。

珠光体中碳化物球化的程度，一般可分为三类：

(1) 轻度球化。片状碳化物开始球化，弥散碳化物开始析出并在晶界和晶内聚集。

(2) 中度球化。碳化物基本上全部球化，铁素体内碳化物颗粒明显增加，晶界有更多的碳化物聚集。

(3) 完全球化。原来的珠光体区域消失，碳化物聚集长大。

完全球化所需的时间与温度的关系可用下式表示

$$\tau = Ae^{\frac{b}{T}}$$

式中： $\tau$ ——达到一定球化程度所需的时间；

$A$ ——与化学成分、晶粒度、珠光体形态有关的常数；

$b$ ——常数；

$T$ ——绝对温度；

$e$ ——自然对数的底。

## 2 低碳钢和 0.5% Mo 钢的石墨化

石墨化是指钢中的渗碳体分解析出游离碳——石墨的一种组织转变。石墨化现象的发生会使钢材性能恶化，甚至导致钢管发生脆性爆破事故。

通常情况下钢中很少发现石墨存在，只有在高温应力作用下长期运行，原子活动能力增加，石墨化过程才得以进行。

石墨化过程是以扩散为基础的，一切影响原子扩散的因素，诸如温度、时间、钢的化学成分、晶粒大小以及残余应力等都会影响钢的石墨化过程。

1) 碳钢在 450℃，0.5% Mo 钢在 485℃ 以上开始石墨化，并随温度升高而加快石墨化过程。但温度过高，如约 700℃ 以上，非但石墨化停止，甚至会使已生成的石墨与铁化合，重新生成渗碳体。

2) 运行时间越长，石墨化也越严重。

3) 碳钢中的铝、硅和镍有促进石墨化倾向，铬、钛、铌等则是阻止石墨化的合金元素。在低碳钼钢内加入 0.3% ~ 0.5% 的铬，就能有效地防止石墨化，为此，电厂用钢大多为铬钼钢和铬钼钒钢。

4) 焊缝的热影响区最易发生石墨化，焊缝本身的金属熔化区没有发生过石墨化。焊接后采用正火或退火，再进行 700℃ 回火 4h，可以减少钢中的内应力，延缓石墨化过程。

5) 由于石墨常沿晶界析出，故晶粒粗的钢石墨化倾向较小。

6) 冷变形会使钢的不稳定性增加，使石墨化倾向增大。所以对有石墨化倾向的钢管，在冷弯后要进行处理。

根据石墨含量、石墨链的长度和组织特征，通常把石墨化分为四级：1级为不明显石墨化；2级为显著石墨化；3级为严重石墨化；4级为非常严重石墨化。当石墨化严重时，钢的硬度可降低8%~18%，冲击韧性严重下降，以至冲击值降为零。石墨化对钢的塑性影响不显著，图8-2为石墨化程度示意图。

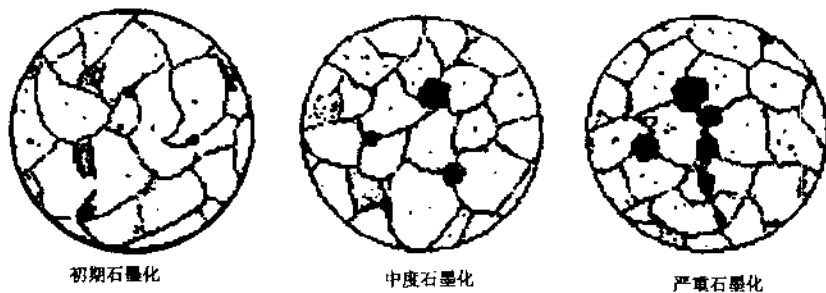


图8-2 石墨化程度示意图

碳钢中析出的石墨形态，常见的有球状、团絮状和链状三种，石墨多以球状开始析出，然后逐渐长大，再聚集成链状或团絮状，其中以链状危害最大。

产生轻度石墨化的管材可以用热处理的方法使组织得以恢复。

### 3 合金元素在固溶体和碳化物之间的重新分配

合金元素的重新分配是珠光体耐热钢在长期运行过程中的另一个重要的组织变化。在高温应力长期的作用下，钢中合金元素重新分配的特点是：固溶体中合金元素的含量逐渐减少，碳化物中合金元素含量逐渐增多。固溶体中合金元素贫化的结果是使钢的强度、蠕变极限和持久强度下降，不利于高温部件的安全运行。合金元素重新分配过程随温度升高和时间的增长而加强，钢中含碳量的升高也会加速这一过程的进行。特别是当运行温度接近于钢材的使用温度上限时，合金元素的迁移速度更快。例如，12Cr1MoV钢在545℃运行7万h后，进入碳化物中合金元素的总含量为：35%Cr、55%~65%Mo、70%V；而在570℃（使用温度上限），只经3万h就会得到同样的结果。

在铬钼钢中，固溶状态下合金元素钼、铬大部分溶入铁素体中，这是提高钢的耐热强度的主要因素之一。随着高温下运行时间的增长，钼和铬向碳化物中迁移，其中钼的迁移速度最快。在铬钼钒钢中，因为加入了强碳化物元素钒，可以减缓钼和铬的迁移过程，所以铬钼钒钢比铬钼钢使用温度更高一些。

耐热钢在长期运行过程中，除了固溶体中合金元素贫化和碳化物成分变化外，还要发生碳化物结构类型、数量和分布的变化。这些变化的结果是力求使碳化物变为更稳定的结构和状态。在铬钼钢和铬钼钒钢中碳化物的转变过程大致是：珠光体中的 $Fe_3C$ 球化、分解；在铁素体基体上开始析出 $M_7C_3$ 、 $M_{23}C_6$ 、 $M_6C$ 等；随运行时间的增长，碳化物颗粒聚集长大，最后转变为 $M_6C$ 碳化物。 $M_6C$ 是铬钼钢和铬钼钒钢运行到近晚期出现的一种稳定碳化物，当其大量出现时，钢的热强性剧烈降低。同时，由于碳化物优先在晶界上析出，使晶界性质发生较大的改变，当碳化物聚集在晶界上呈连续薄膜状时，削弱了晶界强度，从而产生蠕变裂纹，甚至造成沿晶界脆性断裂。

常用的 15CrMo、12Cr1MoV、10CrMo910 等珠光体耐热钢，在高温、长期运行后，都有碳化物析出、聚集长大的现象。

#### 4 时效和新相的形成

时效就是从过饱和固溶体中析出高度弥散的强化相(新相),使钢的强度、硬度升高,塑性和韧性降低的现象。对于耐热钢,由于热处理或其他原因,使固溶体中的合金元素未及析出,形成不稳定的过饱和固溶体时,在以后的运行过程中就会发生时效。时效前期析出细小分散的强化相,使钢强化;随着时效过程的延续,强化相颗粒聚集长大,强化作用消失,钢的室温和高温强度显著下降。钢时效过程中的析出相一般是碳化物、氮化物或金属间化合物。

不同的钢时效倾向不同。珠光体耐热钢时效倾向较小,奥氏体和马氏体等高合金钢时效倾向较大。

## 第二节 锅炉及压力容器用钢

### 1 锅炉钢管

锅炉钢管主要包括锅炉受热面管子如过热器、再热器、水冷壁、省煤器管和蒸汽管道,这些管子均在高温承受内压条件下工作。锅炉受热面管在运行时,外部受到高温烟气的的作用,而内部受到的介质压力包括运行时的稳定不变压力、启动停机或负荷波动时的变化压力等。除承受介质压力外,锅炉钢管还受到附加载荷,如钢管自重、介质重量以及支撑、悬吊等引起的应力。此外,锅炉钢管还受到因壁厚温差产生的热应力及负荷波动时产生的周期变化热应力等。

#### 1.1 性能要求

(1) 良好的综合机械性能。锅炉钢管要求有良好的室温和高温机械性能。在工作温度较低时,钢材的屈服强度和抗拉强度还是确定许用应力的主要强度特性。由于锅炉钢管需要进行大量的冷、热加工,因此,希望它具有良好的塑性和韧性。

(2) 足够的高温强度。

锅炉钢管在整个工作期间内,一般允许积累一定的蠕变变形量,因此,在确定锅炉钢管的高温强度特性时,有些国家规定允许总应变为 1%。按工作期限 10 万 h 计算,这相当于允许的蠕变速度为  $10^{-5}\%$ /h。

对于锅炉钢管,蠕变变形本身并不影响锅炉的工作,因此用蠕变强度来确定许用应力具有很大的局限性。但是为了预防和避免事故,电厂对锅炉过热器、主蒸汽管道、集箱等受压元件的蠕变还是很重视的。不少电厂安装了蠕变测点,定期进行检查,对蠕变变形比较严重的管子及时拆换,保证了运行的安全。

持久强度是锅炉钢管高温强度计算的基础。持久强度反映的是材料的破坏问题,蠕变强度反映的是材料的变形问题。锅炉钢管与汽轮机叶片等零件不同,它不需要精密的几何形状,钢管失效的主要形式是破坏,而不是变形。所以用持久强度作为锅炉钢管高温强度计算的依据,更为合理。

锅炉钢管材料要求具有良好的持久塑性。持久塑性目前还没有统一的考核指标,一般希望持久塑性的延伸率  $\delta$  不小于 3%~5%。良好的持久塑性能防止材料产生蠕变脆性破坏,

这对于蒸汽管道等材料特别重要。对于持久塑性差的管道材料，当蠕变监测尚未发现明显变形时，已经产生了蠕变脆性破坏。总之，对蒸汽管道来说，不但要求钢材具有良好的持久、蠕变强度，也要求它具有良好的持久塑性。

(3) 高的抗氧化性。对于锅炉钢管要求在工作温度下氧化深度小于 0.1mm/年。钢的氧化性级别见表 8-1。

(4) 良好的组织稳定性。锅炉钢管在高温下长期使用过程中，钢中的碳和合金元素将通过扩散在固溶体和碳化物之间重新分配，并引起碳化物的析出和聚集、球化、石墨化等，从而导致钢的持久强度、高温持久塑性等性能降低。因此，钢中应加入能增加原子间键合强度和扩散激活能，从而强化固溶体，并能促进形成稳定弥散分布的碳化物或金属间化合物的元素，使之得到相对稳定的组织。

表 8-1 钢的抗氧化级别

级 别	腐蚀速度 (mm/年)	抗氧化分类	级 别	腐蚀速度 (mm/年)	抗氧化分类
1	≤0.1	完全抗氧化性	4	>3.0~10.0	弱抗氧化性
2	>0.1~0.9	抗氧化性	5	10.0	不抗氧化性
3	>1.0~3.0	次抗氧化性			

(5) 良好的热加工工艺性，特别是焊接性。

### 1.2 锅炉钢管的检验

根据机电部标准“锅炉原材料入厂检验”1988年修订报批稿（代替 JB3375—1983）规定，锅炉钢管检验项目与合格标准见表 8-2；GB5310—1995 对钢管检验要求见表 8-3。

以下是有关检查项目的说明：

(1) 钢管表面质量。钢管内外表面不允许有裂缝、拆叠、轧折、结疤、离层和发纹，这些缺陷应完全清除掉。清除深度不得超过公称壁厚的负偏差，其清理处实际壁厚不得小于壁厚所允许的最小值。钢管内外表面直道允许深度：对冷拔（轧）管，不大于壁厚的 4%，最大深度不大于 0.2mm；对热轧（挤压）管，不大于壁厚的 5%，最大深度不大于 0.4mm；热扩管不大于 0.5mm。不超过壁厚负偏差的其他缺陷允许存在。

表 8-2 锅炉钢管检验项目与合格标准

序 号	检 查 项 目	条款号	试样数量	试验方法	技术标准
1	共同性检 查项目	表面质量和尺寸偏差	4.3.1	见 3.3.1 和 3.3.2 条	—
2		化学分析	4.3.1	1	GB223
3		常温拉伸试验	4.3.1	1	GB228
4	附加检 查项目	压扁试验	4.3.2	1	GB246
5		弯曲试验	4.3.3	1	GB244
6		扩口试验	4.3.3	1	GB242
7		晶粒度测定	4.3.4	1	YB27
8		显微组织检验	4.3.4	1	YB28
9		脱碳层深度	4.3.4	1	GB224
10		超声波探伤	4.3.4	见 3.3.3 条	GB5777
11		光谱检验	4.3.5	见 3.3.2 条	用摄谱仪进行 光谱分析
					按相应元素 的分析线对

(2) 扩口试验。扩口试验用以检验管径扩张到规定直径时的变形性能，并显示其缺陷。壁厚小于和等于 8mm 的钢管可做扩口试验。扩口试验在冷状态下进行，顶芯锥度为 6°、45° 和 60° 中的一种。扩口后试样不得出现裂缝或裂口，扩口试样外径的扩大值应符合表 8-4 规定。

表 8-3 GB5310—1995 规定的检验项目、试验方法及取样数量

序号	检验项目	试验方法	取样数量
1	化学成分	GB 222 GB 223	每炉罐 1 个试样
2	拉伸试验	GB 228	每批在两根钢管上各取 1 个试样
3	冲击试验	GB/T 229	每批在两根钢管上各取 3 个试样
4	水压试验	GB 241	逐根
5	压扁试验	GB 246	每批在两根钢管上各取 1 个试样
6	扩口试验	GB 242	每批在两根钢管上各取 1 个试样
7	晶粒度检验	YB/T 5148	每批在两根钢管上各取 1 个试样
8	非金属夹杂物检验	GB 10561	每批在两根钢管上各取 1 个试样
9	显微组织检验	GB/T 13298	每批在两根钢管上各取 1 个试样
10	低倍检验	GB 226 GB 1979	每批在两根钢管上各取 1 个试样
11	脱碳层检验	GB 224	每批在两根钢管上各取 1 个试样
12	超声波检验	GB 5777 GB 4163	逐根
13	涡流检验	GB 7735	逐根
14	漏磁检验	GB/T 12606	逐根

表 8-4 扩口试验外径标准

钢种	钢管外径扩大值 (%)			钢种	钢管外径扩大值 (%)		
	内径/外径				内径/外径		
	≤0.6	0.6~0.8	>0.8		≤0.6	0.6~0.8	>0.8
碳素钢	10	12	17	不锈钢耐热钢	9	15	17
合金钢	8	10	15				

(3) 压扁试验。压扁试验是作为钢管冷弯的一种工艺性试验，检验钢管的冷加工变形性能及形成裂纹的倾向。外径大于 22mm 的钢管须做压扁试验，钢管压扁后平板间距  $H$  按下式计算

$$H = \frac{(1 + \alpha)S}{\alpha + S/D}$$

式中： $S$ ——钢管公称壁厚，mm；

$D$ ——钢管公称外径，mm；

$\alpha$ ——单位长度变形系数，碳素钢和合金钢采用 0.08，不锈钢耐热钢取 0.09。

压扁试验后试样裂纹深度，冷拔（轧）管不得大于 0.2mm，对热轧（挤压）管不得大于 0.3mm，但热扩管可不大于 0.5mm。



(4) 水压试验。按 GB5310—1985 规定, 钢管应逐根进行水压试验, 最大试验压力为 19.06MPa 稳压时间不少于 10s, 在试验压力下, 钢管不得出现漏水或出汗现象。试验压力按下式计算

$$p = 2sR/D$$

式中:  $p$ ——试验压力, MPa;

$s$ ——钢管公称壁厚, mm;

$D$ ——钢管公称外径, mm;

$R$ ——允许应力, 碳素钢和合金钢为规定屈服点的 80%, 不锈钢耐热钢为规定屈服点的 70%。

经涡流检验的钢管可不进行水压试验, 经双方协商, 也可用超声波检验代替水压试验。

(5) 金相检验。

1) 表面脱碳情况, 因脱碳层过大会显著降低钢管的持久强度, 对外径小于或等于 76mm 的冷拔(轧)成品钢管应检验全脱碳层, 其深度为: 外壁小于或等于 0.3mm, 内壁小于或等于 0.4mm, 二者之和小于或等于 0.6mm。

2) 金相组织, 因为高温持久强度与钢材组织有密切的关系, 故金相组织检查对高压锅炉钢管, 尤其是合金锅炉钢管更为重要。成品管的显微组织, 20g 钢应为铁素体加珠光体。12CrMo、15CrMo、12Cr2Mo 和 12Cr1MoV 钢应为铁素体加珠光体(包括粒状贝氏体),  $A_{11}$ - $A_{33}$  之间不得存在不完全相变产物。12Cr2MoWVTiB、12Cr3MoVSiTiB 和 12MoVWBSiXt 钢应为贝氏体, 不得存在自由铁素体。

3) 晶粒度评定。成品管的实际晶粒度应不小于 4 级, 两个试片上最大与最小级别差不大于 3 级。但对 12Cr2MoWVSiB、12Cr3MoVSiTiB 和 12MoVWBSiXt 钢的成品管的实际晶粒度, 按实际检验结果交货。

### 1.3 常用钢管材料

表 8-5、表 8-6、表 8-7 分别为常用钢管的性能特点、化学成分和力学性能, 表 8-8 为国内外钢号对照表。

表 8-5 常用钢管材料的性能特点

序	钢 号	交货状态及热处理	特 点
1	20	热轧状态, 900~930℃正火	用于壁温 ≤ 450℃ 的蒸汽管道、集箱, 壁温 ≤ 500℃ 的受热面管子以及水冷壁管、省煤器等, 20 钢工艺性能优良, 在 530℃ 以下具有满意的抗氧化性能, 但在 470~480℃ 高温下长期运行过程中, 会发生珠光体球化和石墨化
2	12CrMo	900~930℃正火 670~720℃回火	由于钢中含有 0.5% 的铬, 能阻止石墨化倾向。钢的耐热性也有所提高, 长期运行后组织稳定性良好, 焊接等工艺性能良好。12CrMo 钢用于蒸汽参数 510℃ 的蒸汽管道、管壁温度 520~540℃ 的过热器管等
3	15CrMo	930~960℃正火 680~720℃回火	该钢的含铬量比 12CrMo 钢高, 因此具有较高的热强性, 广泛用于管壁温度 550℃ 的过热器管和蒸汽参数 510℃ 的蒸汽管道。国外对应于 15CrMo 钢的是 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo-Si}$ 和 $1\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 钢。前者有美国的 T11、P11; 后者有美国的 T12、P12, 等。其中 T11、T12 用于过热器管, P11、P12 用于蒸汽管道。15CrMo 钢经高温长期运行没有石墨化倾向, 但会产生珠光体球化。该钢具有良好的焊接、制管等工艺性能

续表

序	钢号	交货状态及热处理	特点
4	16Mo	900~950℃正火 600~680℃回火	该钢具有良好的冷加工性能和切削加工性能,但在高温下长期运行时,会发生珠光体球化和石墨化,故常用15CrMo钢代替。用于壁温小于500℃的蒸汽导管
5	15MnV (Q390, GB/T 1591—1994)	940~980℃正火	属珠光体低合金热强钢,在热轧状态或经950℃正火处理状态下使用,金相组织为珠光体加铁素体。该钢具有良好的综合性能。在520℃下具有相当优越的抗氧化性能,但持久塑性稍差,断面收缩率相当低。520℃时效2000h后,沿晶面和晶内均有不同的碳化物析出,冲击韧性显著降低。用于代替12CrMo和15CrMo钢
6	12MnMoV	950~970℃正火 660~680℃回火	属珠光体低合金热强钢,经奥氏体化后的冷却速度不同,其金相组织不同,供货状态钢管的金相组织多为铁素体加碳化物。该钢经正火加回火处理后,具有良好的综合性能和优越的抗氧化性能。在550℃经5000h时效后的强度和塑性变化不大,但冲击韧性不稳定。用于代替12CrMo和15CrMo钢
7	12Cr1MoV	①980~1020℃正火,保温时间按壁厚1min/mm计算不少于20min,正火冷却速度大于12℃/min;720~760℃回火,保温2~3h。 ②壁厚≥40mm的钢管进行调质处理,淬火温度>950℃。 ③外径≤168mm的钢管以热轧加回火状态交货	该钢是目前国内广泛应用的低合金热强钢,用作蒸汽温度540℃的蒸汽管道、金属壁温580℃的过热器管。钢的化学成分较简单,总合金量在2%以下,但580℃的持久强度比国外广泛使用的 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo钢高的多。GB5310—1985规定回火温度为720~760℃,由于工业热处理炉的温差,回火温度可能超过A <sub>1</sub> 温度,使成品管中产生马氏体组织,会降低钢的热强性和冲击韧性,因此推荐回火温度为720~750℃
8	12MoVWB- SiXt(无铬8号)	970~1010℃正火,保温时间按壁厚1.5min/mm,但不少于20min;600℃以上的冷却速度须≥40℃/min;700~780℃回火,保温3h	该钢是一种贝氏体无铬热强钢,钢的热强性较12Cr1MoV钢高,在工作温度580℃以下具有良好的抗氧化性和组织稳定性,用于工作温度580℃以下的过热器
9	12Cr2MoWVTiB (102钢)	1000~1035℃正火,保温时间同上;760~790℃回火,保温3h	低合金贝氏体型热强钢,它的热强性和使用温度超过国外同类钢种,使用温度可达600~620℃。钢的综合性能良好,经长期运行后,钢管的组织 and 性能变化不大。该钢用于工作温度620℃以下的过热器
10	12Cr3MoVSiTb(III)	1040~1090℃正火 720~770℃回火	低合金贝氏体型热强钢,在600~620℃时,具有较高的热强性和抗氧化性,其热强性和使用温度超过国外同类钢种。该钢用于金属温度≤620℃的锅炉过热器、再热器
11	12Cr2Mo(2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo) T22	900~960℃正火; 700~750℃回火,静止空气中冷却,保温至少30min	焊接和加工工艺性能良好,对热处理不敏感,持久韧性好。钢的热强性低于我国常用的12Cr1MoV钢。12Cr2Mo钢用于金属温度590℃以下的过热器和蒸汽温度540℃的蒸汽管道。 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo钢的常用牌号有德国的10CrMo910等。 12Cr2Mo钢已列入我国高压锅炉钢管标准GB5310—1985中

续表

序	钢号	交货状态及热处理	特点
12	1Cr9Mo1V (T91)	钢的调质工艺为 960 ~ 1000℃ 空冷或油冷淬火, 730 ~ 780℃ 保温 1h 回火, 静止空气中冷却	该钢是在原 9Cr-Mo 钢的基础上, 添加钒铌钨等合金元素而形成的, 具有很高的蠕变和持久强度, 其 550℃, 10 万 h 的持久强度值是 T22 钢的 2 倍
13	F12 (X20CrMoV121)	1020 ~ 1070℃ 正火, 如管壁较厚时可用油冷; 730 ~ 780℃ 回火, 保温时间不少于 1h	F12 是德国牌号, 属于 12% 铬型马氏体热强钢。具有较高的抗氧化性能, 在空气和蒸汽介质中的抗氧化温度可达 700℃。但是, 钢的热强性低于我国常用低合金钢 102 钢和 T11 钢。钢的加 T 工艺性能较差, 可以焊接
14	0Cr19Ni9 (TP304H)	固溶状态使用。固溶温度 1040 ~ 1150℃	该钢是各国通用的 18-8 型铬镍奥氏体不锈钢热强钢。钢的耐腐蚀性能和焊接性能良好, 冷变形能力非常高, 用于大型锅炉再热器、过热器、蒸汽管道。 该钢已列入我国高压锅炉用无缝钢管标准 GB5310—1985 中 (1Cr19Ni9)
15	0Cr18Ni11Ti (TP321H)	钢在固溶状态下使用: ① 固溶温度 1190 ~ 1230℃, 保温 2 ~ 6min 水冷; ② 对冷拔钢管, 1177 ± 14℃ 固溶, 保温 15 ~ 30min 水冷; ③ 对焊接钢管, 1121 ± 18℃ 固溶, 保温 15min 水冷	该钢是用钛稳定的奥氏体热强钢; 与常用的 1Cr18Ni9Ti 相比, 含有较多的镍, 因此奥氏体组织较为稳定, 并具有较好的热强性。用于大型锅炉再热器、过热器、蒸汽管道
16	1Cr19Ni11Nb (TP347H)	钢在固溶状态下使用: ① 日本住友钢管厂处理工艺同 TP321; ② 对冷拔钢管, 美国 CE 公司处理工艺同 TP321; ③ 对焊接钢管, 1177 ± 28℃ 固溶, 保温 30min 水冷 (美国 CE 公司)	该钢是用铌稳定的奥氏体热强钢, 具有良好的热强性和抗晶间腐蚀性能, 焊接性能良好; 用于大型锅炉再热器、过热器、蒸汽管道。 该钢已列入我国高压锅炉用无缝钢管标准 GB5310—1985 中 (1Cr19Ni11Nb)
17	0Cr17Ni12Mo2 (TP316H)	① 钢在固溶状态 (1010 ~ 1150℃ 固溶) 下使用; ② 对冷拔钢管, 1060 ± 14℃ 固溶, 保温 15 ~ 30min 水冷 (美国 CE 公司); ③ 对焊接钢管, 1093 ± 28℃ 固溶, 保温 15min 水冷 (美国 CE 公司)	该钢是各国通用的奥氏体不锈钢热强钢。钢中由于含有 2% ~ 3% 的钼, 对各种无机酸、有机酸、碱、盐类的耐腐蚀性能及耐点蚀性能显著提高; 在高温下具有良好的蠕变强度。用于大型锅炉再热器、过热器、蒸汽管道等
18	1Mn17Cr7MoVNbZr (17-7MoV)	1100 ± 20℃ 固溶, 保温 40min 水冷	该钢是无镍少铬的锰-铬型奥氏体不锈钢热强钢。由于采用多种元素综合强化, 大大提高了钢的热强性, 其持久强度高于 TP347H 等镍铬奥氏体热强钢。该钢具有良好的热强性、抗氧化性和焊接工艺性能, 用于金属壁温 620 ~ 680℃ 的锅炉过热器及蒸汽管道等
19	1Cr18Ni9Ti	≥ 1040℃ 固溶	该钢是奥氏体型不锈钢热强钢, 具有良好的热强性、抗氧化性和焊接工艺性能, 用于金属壁温 610℃ 以下长期使用的锅炉过热器及结构部件, 也广泛用于 850℃ 以下的耐热抗氧化构件
20	1X12B2Mφ	1050℃ 油淬, 680℃ 回火 3h	前苏联牌号 (ЭИ756), 用于金属壁温 ≤ 600 ~ 650℃ 的锅炉过热器及蒸汽管道等
21	9Cr-1.8W (NF616)	1040℃ 正火 + 730℃ 回火	该钢为含 W 铁素体耐热钢, 由于固溶强化和钨钼等碳化物的弥散沉淀强化而具有高的持久强度; 在 600℃, 10 万 h 下的持久强度比 T91 高 30% ~ 35%。该钢具有良好的抗氧化性, 用于 24.5MPa、570℃ 的锅炉过热器及蒸汽管道等
22	11Cr-2W-1Cu	1040℃ 正火 + 730℃ 回火	该钢的基本性能同 NF616 钢, 其内加入 1% 铜以限制钢中 δ 铁素体的含量。该钢俗称 HCM12A 钢



续表

序	牌号	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Ti	B	W	P ≤	S ≤	其他
15	0Cr18Ni11Ti (TP321H)	0.04 ~ 0.10	≤ 2.00	≤ 0.75	17.00 ~ 20.00	9.00 ~ 13.00			**			0.040	0.030	
16	1Cr19Ni11Nb (TP347H)	0.04 ~ 0.10	≤ 2.00	≤ 0.75	17.00 ~ 20.00	9.00 ~ 13.00						0.040	0.030	
17	0Cr17Ni12Mo2 (TP316H)	0.04 ~ 0.10	≤ 2.00	≤ 0.75	16.00 ~ 18.00	11.00 ~ 14.00	2.00 ~ 3.00							
18	1Mn17Cr7MoVNbZr (17-7MoV)	0.05 ~ 0.12	17.0 ~ 19.0	0.5 ~ 0.8	7.0 ~ 9.0		0.80 ~ 1.10	0.25 ~ 0.45		0.005 ~ 0.012	Nb 0.30 ~ 0.50			Zr 0.08
19	1Cr18Ni9Ti	≤ 0.15	≤ 2.00	≤ 1.00	17.00 ~ 19.00	8.00 ~ 10.00			Ti5(C%-0.02) ~ 0.08			0.030	0.035	
20	1X12B2MΦ (ЭИ756)	0.10 ~ 0.17	0.50 ~ 0.80	< 0.50	11.00 ~ 13.00		0.60 ~ 0.90	0.15 ~ 0.30			1.70 ~ 2.2	0.025	0.030	
21	9Cr-1.8W (NF616)	0.07 ~ 0.13	0.30 ~ 0.60	≤ 0.50	8.50 ~ 9.50	≤ 0.40	0.30 ~ 0.60	0.15 ~ 0.25		0.001 ~ 0.006	1.50 ~ 2.0	0.025	0.030	Nb 0.04 ~ 0.09
22	11Cr-2W-1Cu (HCM12A)	0.11	0.50	0.30	11.0	0.30		0.2	Nb 0.05	0.002	2.0	0.025	0.030	Cu 1.0

\* 指加入量。

\*\* 指钛含量不得小于碳含量的4倍和不超过0.60%。

表 8-7 常用锅炉钢管材料的力学性能

序号	钢 号	热处理	室 温 机 械 性 能						蠕 变 极 限		持 久 强 度			
			截面厚 (mm)*	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	$\alpha_K$ (J/cm <sup>2</sup> )	HR	温度 (°C)	$\sigma'_{1 \times 10^{-5}}$ (MPa)	温度 (°C)	$\sigma'_{1 \times 10^{-5}}$ (MPa)	
1	20	900 ~ 930°C 正火	纵向	≥401.8	≥245.0	≥24		≥49.0		400	88.2	400	122.5	
			横向	≥401.8	≥215.6	≥22		≥39.2		450 470 500	44.1 32.3 20.6	450 470 500	63.7 49.0 32.3	
2	12CrMo	920 ~ 930°C 正火 680 ~ 690°C 回火		412 ~ 559	206	21		69		480 510 540	150 70 35	480 510 540	200 120 70	
3	15CrMo	930 ~ 960°C 正火 680 ~ 720°C 回火	纵向	441 ~ 638	235	21		59		470	152	450	208	
			横向	441	226	23		49		500 550	98 36	500 550	137 49	
4	16Mo	880°C 空冷, 630°C 空冷		392.0	245.0	25		117		450 500 530	167 73 36	450 500 530	245 93 47	
5	15MnV	940 ~ 980°C 正火 600 ~ 650°C 回火		490	335	17 ~ 18		59					500 520	73(热轧) 95(热轧)
6	12MnMoV	950 ~ 970°C 正火 660 ~ 680°C 回火		≥560	≥400	≥29							550	143
7	12Cr1MoV	980 ~ 1020°C 正火 720 ~ 760°C 回火, 3h	纵向	471 ~ 638	255	21				520	128	520	157	
			横向	441	255	19				560 580	78 59	560 580	98.0 78	
8	(无铭 8 号)	970 ~ 1010°C 正火 + 760 ~ 780°C 回火, 3h		540 ~ 687	314	18				580	95	580	141 ~ 171	

续表

序号	钢号	热处理	室温机械性能						蠕变极限		持久强度		
			截面厚 (mm)*	$\sigma_h$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	$\alpha_k$ (J/cm <sup>2</sup> )	HB	温度 (℃)	$\sigma'_t \times 10^{-5}$ (MPa)	温度 (℃)	$\sigma'_t \times 10^{-5}$ (MPa)
9	12L2MnWVTiB (钢 102)	1000 ~ 1035℃ 正火 + 760 ~ 780℃ 回火, 3h		540 ~ 736	343	18				600	53 ~ 67	580	123
									620	35 ~ 49	600	109	
									620		620	64 ~ 93	
10	12L3MnVS7TiB (1111)	1040 ~ 1090℃ 正火 + 740 ~ 770℃ 回火, 3h		608 ~ 804	441	16			580	77 ~ 80	580	108 ~ 116	
									600	59 ~ 63	600	92 ~ 98	
									620	40 ~ 43	620	72 ~ 83	
11	10CrMo910	940 ~ 960℃ 正火, 730 ~ 750℃ 回火	纵向 横向	441 ~ 588	≥ 265	≥ 20 ≥ 18			520	78	520	108	
									560	41	560	60	
									580	30	680	41	
									600	(22)	600	(29)	
12	1Cr5Mo1V (T91)	调质 960 ~ 1000℃ 空冷或油冷, 730 ~ 780℃ 回火		≥ 412	≥ 206	≥ 30			520	82	520	124	
									560	51	560	76	
									600	22	600	24	
13	1X20CrMoV121 (F12)	1020 ~ 1070℃ 正火, 730 ~ 780℃ 回火		686 ~ 784	≥ 539	纵向 17 横向 14			500	190	500	235	
									550	98	550	128	
									620	30	620	42	
14	0Cr19Ni9 (TP304H)			520	210	纵向 35 横向 25					538	101	
											593	92	
											621	79	
15	0Cr18Ni11Ti (TP321H)	同热处理 1190 ~ 1230℃ 保温 2 ~ 6min		520	210	纵向 35 横向 25					600	135	
											650	75	

续表

序号	钢号	热处理	室温机械性能						蠕变极限		持久强度		
			截面厚 (mm)*	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	$\alpha_k$ (J/cm <sup>2</sup> )	IR	温度 (°C)	$\sigma'_t \times 10^{-5}$ (MPa)	温度 (°C)	$\sigma'_t \times 10^{-5}$ (MPa)
16	1Cr19Ni11Nb (TP347H)	固溶处理 1190 ~ 1260°C		520	210	纵向 35 横向 25				600	85 ~ 100	566	129
17	0Cr17Ni12Mo2 (TP316H)	固溶处理 1010 ~ 1150°C		520	210	纵向 35 横向 25						593	124
18	1Mn17Cr7Mo V-Nb-BZr (17-7MoV)	固溶处理 1100 ± 20°C		≥ 685	235	30				620	101	620	122
19	1Cr18Ni9Ti	固溶处理 1000 ~ 1100°C 快冷		539	206					550	75 ~ 80	550	140
20	1X12H2MΦ (3H756)	1050°C 油淬, 680°C 回火 3h	纵向	≥ 686	≥ 490	≥ 20	≥ 50	≥ 58.8	≤ 187	575	75	575	160
21	9Cr-1.8W (NF616)	1050°C 正火, 730°C 回火		≥ 620	≥ 440	≥ 20				600	45	600	130
22	11Cr-2W-1Cu (HCM12A)	1050°C 正火, 730°C 回火								700	60	630	85

\* 或试样方向。



表 8-8 常用钢管材料国内外牌号对照表

序号	中国 GB, JB	德国 DIN	美国 ASTM	日本 JIS	俄罗斯 ГОСТ	其他
1	20	C22, CK22	1020	S20C, S20CK	20	NF, 0C20
2	12CrMo	13CrMo44	~ 4119SAE		12XM	1.25Cr-0.5MoSi
3	15CrMo	16CrMo44	T11 P11	STPA23 STPB23	15XM	15121 (捷克)
4	16Mo	15Mo3, 1.5415 16Mo5, 1.5423	A209.T1 A335P1	G3462 STBA22 STBA23	16M	
5	15MnV	15MnV5	A255 Gr. A Gr. B			
6	12MnMoV		~ A302			
7	12Cr1MoV	13CrMo42 1.7703			12X1MΦ	15225 (捷克)
8	12MoVWBSiXt					(无铬 8 号)
9	12Cr2MoWVTiB					(102 钢)
10	12Cr3MoVSiTiB					(Π11)
11	12Cr2Mo	10CrMo910	T22 P22	STBA24 STPA24		2.25Cr-1Mo
12	1Cr9Mo1V	X12CrMo91	T91 P91	STBA26 STPA26		
13	F12	X20CrMo-V121				瑞典 HT9
14	0Cr19Ni9		TP304H	SUS-304HTB SUS304HTP		
15	0Cr18Ni11Ti		TP321H	SUS-321HTB SUS321HTP	12X18H 12T	
16	1Cr19Ni11Nb	X10CrNiNb189 (1.4550)	TP347H	SUS347HTB SUS347HTP	08X18H 12B	347S17 (英)
17	0Cr17Ni12Mo2		TP316H	SUS316HTB SUS316HTP		
18	1Mn17Cr7MoV NbBZr					17-7MoV
19	1Cr18Ni9Ti	X12CrNi188 1.4300		SUS302	12X18H 10T	321S20 (英)
20	1Cr12W2MoV				1X12B2MΦ	ЭИ1756
21	9Cr-1.8W		SA213T92 SA335P92			NF616
22	11Cr-2W-1Cu		SA213T122 SA335P122			HCM12A

### 1.4 常用钢管的许用应力

根据 GB9222—1988《水管锅炉受压元件强度计算》标准，许用应力按下式计算

$$[\sigma] = \eta[\sigma]_j$$

式中： $[\sigma]_j$  为基本许用应力。

$[\sigma]_j$  取下述三个数值中的最小值

$$[\sigma]_j \leq \sigma_b^{20}/n_b; [\sigma]_j \leq \sigma_s/n_s; [\sigma]_j \leq \sigma_D/n_D$$

计算时，材料在 20℃ 的抗拉强度  $\sigma_b^{20}$  和工作温度（计算壁温）时的屈服强度  $\sigma_s$  取大量试验结果的统计下限值，而工作温度时的 10<sup>5</sup>h 持久强度  $\sigma_D$  取大量试验结果的平均值。对应于抗拉强度、屈服强度和持久强度的安全系数分别取为

$$n_b = 2.7; n_s = 1.5; n_D = 1.5$$

公式中的  $\eta$  为考虑元件结构特点和工作条件的修正系数，一般取 0.90 ~ 1.0。安全系数值  $n_b$ 、 $n_s$  和  $n_D$  是按不直接受烟气作用且被焊接管孔减弱的焊接锅筒而确定的。

从公式可看到，材料的许用应力是其强度特性（抗拉强度、屈服强度和持久强度）除以相应的安全系数后得到的。这是因为材料的上述强度特性是从标准试样在规定的试验程序中得到的，它与受压元件的实际工作状态有很大的区别。实际材料的性能、尺寸偏差、工艺、运行情况在标准范围内的正常变化，强度计算公式的分析结果与实际受压元件的差别，对客观实际认识不足所留的余地等，这些都由安全系数统一加以考虑。

对应于屈服强度的安全系数  $n_s = 1.5$ ，主要是从防止受压元件大面积屈服而定的。

对应于抗拉强度的安全系数  $n_b$ ，应保证受压元件工作的绝对可靠。取  $n_b = 2.7$ ，限制了屈服强度比较高的钢材的许用应力，对防止脆性破坏起到了保证作用，同时还能起到防范低周疲劳的破坏作用。

对应于持久强度比较高的安全系数  $n_D$ ，主要考虑受压元件的寿命储备以及持久强度试验结果的分散性，因而试验数据分散带较宽，一般可达  $\pm 20\%$ 。因此对持久强度特性规定取分散带的平均值，取对应于持久强度的安全系数  $n_D = 1.5$ 。

目前所采用的持久强度特性是对应于使用寿命 10 万 h 的，联邦德国已将设计寿命从 10 万 h 提高到 20 万 h，许多国家也在准备进行延长使用寿命的过渡。联邦德国已经将某些锅炉钢管的 20 万 h 持久强度推荐值列入标准之中。

试验表明，工作寿命从 10 万 h 延长到 20 万 h，持久强度下降幅度并不很大，一般  $\sigma_{2 \times 10^5}$  与  $\sigma_{10^5}$  的比值约为 0.8 ~ 0.9。因此如将持久强度的安全系数  $n_D$  约放大 20%，也就大致相当于采用了以 20 万 h 为准的持久强度特性。

国家标准 GB150—1998《钢制压力容器》取代了 1985 年颁布的《钢制石油化工压力容器设计规定》。GB150—1998 所给出的钢材安全系数见表 8-9。

美国 ASME 锅炉和压力容器规范第 1 卷动力锅炉建造规程 A-150 中，对受压元件的许用应力所做的规定如下：

对计算壁温为蠕变范围以下任何温度的材料，其许用应力不得大于下列各项中的最小值：

- 1) 材料技术条件所规定室温下抗拉强度下限的四分之一；
- 2) 平均温度下抗拉强度的四分之一；

表 8-9 钢材的安全系数

强度性能	常温下最低抗拉强度 $\sigma_b$	常温或设计温度下的屈服点 $\sigma_s$ 或 $\sigma_s'$	设计温度下经 10 万 h 断裂的持久强度 $\sigma_D$		设计温度下经 10 万 h 蠕变率为 1% 的蠕变极限 $\sigma_D$
			平均值	最小值	
安全系数	$n_b$	$n_s$	$n_D$		$n_c$
碳素钢、低合金钢、铁素体高合金钢	$\geq 3.0$	$\geq 1.6$	$\geq 1.5$	$\geq 1.25$	$\geq 1.0$
奥氏体高合金钢	—	$\geq 1.5$	$\geq 1.5$	$\geq 1.25$	$\geq 1.0$

注 当部件的设计温度不到蠕变温度范围，且允许有微量的永久变形时，可适当提高许用应力，但不超过  $0.9\sigma_s'$ 。此规定不适用于法兰或其他有微量永久变形就产生泄露或故障的场合。

3) 材料技术条件下所规定的屈服强度下限的三分之二；

4) 平均壁温下屈服强度的三分之二。

对计算壁温在蠕变范围内的材料，其许用应力取 1000h 内产生 0.01% 变形量应力的 100%。

表 8-10 为常用钢管的许用应力。

表 8-10 常用钢管材料在不同温度下的许用应力 MPa

序	钢号	钢管标准	壁厚 (mm)	温度 (°C)															
				20	100	150	200	250	300	350	400	425	450	475	500	525	550	600	
1	20	GB9948	$\leq 16$	137	137	132	123	110	101	92	86	83	61	41					
2	12CrMo	GB9948	$\leq 16$	128	113	108	101	95	89	83	77	75	74	72	71	50			
		GB6479	17~40	122	110	104	98	92	86	79	74	72	71	69	68	50			
3	15CrMo	GB6479	$\leq 16$	147	132	123	116	110	101	95	89	87	86	84	83	58	37		
			17~40	141	126	116	110	104	95	89	86	84	83	81	79	58	37		
4	16Mo	GB6479	6~20	144	144	141	131	123	111	104	98		95	93	68				
			21~60	144	144	135	126	117	104	98	92		89	87	68				
5	15MnV	GB6479	$\leq 16$	170	170	170	170	166	153	141	129								
			17~40	170	170	170	170	159	147	135	126								
6	12MnMoV		$\leq 16$	147	144	135	126	119	110	104	98	96	95	92	89	82	57		
7	12Cr1MoV	GB5310		159	159	159	159	156	151	143	136	133	129	125					
8	12MoVWBSiXt (无铬 8 号)				530	525			495		485				412	388	318		
9	12Cr2MoWVB (钢 102)	GB5310		200											114	101	79	60	

续表

注	钢号	钢管标准	壁厚 (mm)	温度 (°C)															
				20	100	150	200	250	300	350	400	425	450	475	500	525	550	600	
10	12Cr3MoVSiTl-B (П11)			232													90	84	59
11	10CrMo910 (12Cr2Mo)	CB6479	≤16 17~40	150	150	150	144	138	129	123	116	113	110	109	89	61	46		
12	1Cr9Mo1V (T91)					100	98	99	95	91	85	84			71	61	46	21	
13	1X20CrMoV121 (F12)					430	415	390	380	360	330			290			250	909	888
14	0Cr19Ni9 (TP304H)	ASME		130	108	97	90	84	79	78	73	73	72	70	69	68	66	61	
15	0Cr18Ni11Ti (TP321H)	ASME	2~60	130	127	119	118	118	113	111	108	107	106	105	105	97	81	63	
16	1Cr19Ni11Nb (TP347H)	ASME		130	123	113	107	103	101	101	101	101	101	101	101	99	97	90	
17	0Cr17Ni12Mo2 (TP316H)	ASME		130	130	126	125	124	117	115	111	110	108	108	106	105	100	85	
18	1Mn17Cr7MoVNbZr (17-7MoV)	ASME																	
19	1Cr18Ni9Ti	GB2270		130	130	130	124	115	106	102	102	99	97	97	97	97	90	59	
20	1X12B2MΦ (ЭИ756)																		
21	9Cr-1.8W (NF616)																		
22	11Cr-2W-1Cu (HCM12A)																		

## 2 锅炉压力容器钢板

### 2.1 性能要求

锅炉钢板分为汽包钢板和结构钢板，后者用于大梁和护墙板等。压力容器筒体一般由钢板卷焊而成。

汽包是锅炉中重要的受压部件，它是由钢板卷成圆筒或两个半圆，两头加上封头，焊接而成，也可由几个短筒拼接而成。汽包也是锅炉中一个庞大的部件，如国外采用碳锰钢板制造的某 1000t/h 级锅炉汽包，总长度 26m 左右，汽包内径约 1.8m，汽包总重 160t。汽包上部钢板厚度为 178mm，下部钢板厚为 146mm，由多个筒节加两个封头焊接而成。

汽包处于中温 (350℃ 以下)、高压状态下工作，它除承受较高的内压力以外，还受到冲击、疲劳载荷、热应力、水和蒸汽介质的腐蚀作用等。

汽包在运行时装有大量有压力的饱和汽水，如果汽包因破裂引起爆炸，则是一场厂毁人亡的灾难性事故。根据热力学计算，重 1t，110kgf/cm<sup>2</sup> (10.8MPa) 压力下的饱和水爆炸时释放的能量相当于 0.33t TNT 炸药，随着压力的增高，爆炸能量还将加大。在制造汽包的过程中，钢板要经过各种冷热加工工序，如下料、卷板、焊接、热处理等。对锅炉汽包钢板提出的要求如下：

- (1) 较高的强度，包括室温和中温强度。

在设计中，屈服强度和抗拉强度都作为决定钢材许用应力的依据。一般中、低压锅炉汽包采用屈服强度为 250~350MPa 级的钢种，高压以上锅炉汽包采用 400MPa 或更高强度级别的钢种。

从制造工艺性能和材料的低周疲劳特性等安全因素考虑，屈强比 ( $\sigma_s/\sigma_b$ ) 太高的钢材也不宜于选用。

(2) 良好的塑性、韧性和冷弯性能。这里韧性包括常温冲击韧性和时效冲击韧性。时效冲击韧性反映了钢材的冶金质量，它是钢材经冷加工变形后，在室温或较高温度下，由于内部脱溶沉淀过程引起性能（主要是冲击韧性）随时间而发生的变化。一般说来，在 200~300℃ 时，这个过程进行得最强烈，它造成钢材冲击值较大的下降，而这个温度范围大体上就是锅炉汽包的工作温度。因此要求钢材具有较低的时效敏感性，通常要求冲击值的下降率不大于 50% 或其绝对值不小于 30~35J/cm<sup>2</sup>。

钢板在下料、卷板等工艺过程中，要求材料有良好的塑性和冷弯性能。

(3) 较低的缺口敏感性。在汽包制造中要在钢板表面开管孔和焊接管接头，造成应力集中，所以要求钢材有较低的缺口敏感性。钢材具有良好的塑性能减小应力集中的影响。

(4) 良好的焊接性。汽包制造过程中有大量的焊接工序。筒身的纵缝焊接用自动焊或电渣焊，各节筒身的拼接环缝焊接用自动焊，人孔圈、管接头用手工焊等。因此，汽包钢板的焊接性能特别受到重视，在大量采用低合金高强度钢作为汽包钢板后，这个问题更为突出。国内外的锅炉汽包都有在焊缝处产生裂纹的例子，有的还引起了爆炸事故，其中大多为焊接热影响区近熔合线处的再热裂纹。钢中的合金元素钒、铌等增大了再热裂纹倾向。

(5) 良好的冶金质量。

要求钢中硫、磷等杂质和气体含量尽量低，以提高钢的纯洁度，钢的纯洁度对汽包钢板特别是特厚板的断口形貌转变温度 FATT 有很大影响。此外，还要求钢板具有优良的宏观组织；要求钢的分层、非金属夹杂、气孔、疏松等缺陷尽可能少，不允许有白点及裂纹。

以下是有关检验项目的说明：

1) 钢板化学成分、力学性能和尺寸偏差按 GB713—1997 标准进行检验。

2) 钢板表面质量。钢板表面不得有裂纹、汽包、结疤、折叠和夹杂，钢板不得有分层。如有上述表面缺陷允许清除，但清除深度从钢板实际尺寸算起，不得超过厚度的公差之半，并应保证钢板的最小厚度。缺陷清理处应平滑，无棱角。其他表面缺陷允许存在，但其深度从钢板实际尺寸算起，不得超过厚度的公差之半，并应保证最小厚度。

3) 超声波探伤。根据需方要求，钢板应进行超声波探伤检查。探伤方法和级别由双方协商，并在合同中注明。

4) 高温拉力试验。根据需方要求，钢板按炉罐号进行高温拉力试验，试验温度在合同中注明，保证值由供需双方协商。

5) 低温冲击试验。按照 GB6654—1986《压力容器用碳素钢和低合金钢厚钢板技术条件》，根据需方要求，经供需双方协议，20R、16MnR 可进行 -20℃ 的 V 型冲击试验，冲击功不小于 20J (2.0kgf·m)，试验方法按照 GB4159—1984。

## 2.2 常用钢板材料

表 8-11 ~ 表 8-14 分别为常用钢板的性能特点，其国内外钢号对照表，化学成分和力学性能。

表 8-11

常用钢板材料的性能特点

序号	钢号	技术条件	主要特点	应用范围
1	Q235A	GB700—1988	原为 A3 钢, 是碱性平炉冶炼的第二种强度等级的甲类钢。按 GB700—1988 标准, 该钢化学成分和力学性能均需保证	≤350℃ 工作的受力不大的零部件
2	20g 22g	GB5310 GB713	该钢对应变时效较敏感, 强度不高, 属 245.0MPa 强度级别的锅炉钢板, 用该种钢板制造的汽包厚度较大	≤450℃ 低、中压锅炉
3	12Mng	GB713	该钢在热轧状态和正火状态下的各种性能均能满足低中压锅炉对钢材的要求, 而且焊接性能良好、厚度小于 16mm 的钢板, 焊前可不预热。该钢屈服强度为 294MPa 强度级别的普通低合金钢, 用于代替碳素钢 20g, 可节约金属约 17%	≤450℃ 使用的低、中压锅炉钢板及容器
4	16Mng	GB713	该钢具有良好的综合机械性能、焊接性能、工艺性能和低温冲击韧性, 屈服强度为 343.0MPa 强度级别的普通低合金钢, 用于代替 20g, 可节约钢材约 20% ~ 30%。但这种钢对缺口的敏感性较碳素钢大, 疲劳强度较低, 易产生裂纹	-40 ~ 450℃ 下使用的低、中压锅炉汽包、钢管
5	19Mn5、19Mn6	DIN17175	这两种钢是德国钢号。19Mn6 具有较好的冶炼、制板、焊接、成型等工艺性能。19Mn5 用于钢管	19Mn6 用于制造高压锅炉钢管, 19Mn5 用于制造壁温 ≤520℃ 的锅炉钢管
6	A299	ASTMA299—86	该钢是美国用于大型锅炉的碳锰汽包钢板, 具有较好的塑性、韧性和焊接性能。该钢曾发现有分层现象。在加工中, 发现钢的气割裂纹敏感性较大	用于大型锅炉汽包及下环形集箱等
7	15MnVg (Q390)	GB713 (GB/T 1591—1994)	该钢在热轧状态下具有良好的综合机械性能及焊接性能, 在 520℃ 下有一定的热强性能, 屈服强度为 392.0MPa 强度级别的普通低合金钢。但该钢具有较大的缺口敏感性及时效敏感性, 冷脆倾向较 16Mn 钢稍大	-40 ~ 450℃ 下使用的低、中压锅炉构件
8	14MnMoVg	GB713	由于钢中加入了 0.5% 的钼和少量的钒, 使屈服强度提高, 并具有良好的综合机械性能。该钢屈服强度为 490.0MPa 强度级别的普通低合金钢, 适合于生产厚度为 60mm 以上的锅炉钢板, 但该钢对热处理工艺较敏感, 尤其对冲击韧性和延伸率影响较大。大于 60mm 的厚钢板在热轧状态下的塑性和韧性较差, 特别是低温及时效后的冲击值不稳定, 不宜在热轧状态下使用	-20 ~ 500℃ 下使用的高压厚壁容器, 板厚小于 50mm 不推荐使用

续表

序号	钢号	技术条件	主要特点	应用范围
9	18MnMoNbq	GB713	该钢综合性能良好,属屈服强度为490.0MPa强度级别的低合金钢,但大型锻件和特厚钢板有白点倾向,焊后应立即进行消氢处理,以防产生氢脆	0~520℃下使用的高压锅炉汽包、厚壁容器
10	15Mo3	DIN17155	该钢是德国牌号,是成分最简单的合金热强钢。这种钢由于在高温长期运行中会产生石墨化现象,使钢发生脆性断裂,因此目前很少使用	≤510~530℃的过热器管及≤500℃的蒸汽管道及隔板螺栓等
11	BHW35	DIN17155	该钢是德国牌号,是超高压锅炉汽包特厚钢板用钢。钢中加入了微量的铌细化晶粒,提高了钢的强韧性	≤400℃的汽包、管道、压力容器

表 8-12 常用钢板材料的牌号对照

序号	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
钢号	Q235A	20g,22g	12Mng	16Mng	19Mn5	A299	15MnVg	14Mn-MoVg	18MnMo-VNbg	15Mo3	BIW35
GB	A3	20	12Mn		16Mng			JB15Mn-MoV		16Mo	13Mn-NiMo
DIN	Fe360B Fe360C	H II, H III St45.8/	10Mn4	17Mn4(09 16)St.52.3	14MoV3			~BH W38		STPA12	13Mn-NiMo
ASTM	A30	A285Gr. BCr. A-1	A302			A299 M-82		A302. Gr. B	8B20	A209.T1 A335.P1	
JISC	3B35A	SB42B	SV41	SPV32 SBV3			HTP57 VW			STBA 12	
ГОСТ	CT3K	20K	10Г							16M	

表 8-13 常用钢板材料的化学成分

序	钢号	技术条件	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Ni	P≤	S≤
1	Q235A	GB700— 1988	0.14~ 0.22	≤0.30	0.30~ 0.65						0.045	0.050
2	20g	GB5310	0.17~ 0.24	0.17~ 0.37	0.30~ 0.65						0.035	0.035
3	22g	GB713	≤0.26	0.17~ 0.37	0.60~ 0.90						0.035	0.035
4	12Mng	GB713	≤0.16	0.20~ 0.60	1.10~ 1.50						0.035	0.035

续表

序	钢号	技术条件	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Ni	P <sub>≤</sub>	S <sub>≤</sub>	
5	16Mng	GB713	0.12 ~ 0.20	0.20 ~ 0.60	1.20 ~ 1.60						0.035	0.035	
6	19Mn5	DIN17155	0.17 ~ 0.22	0.30 ~ 0.60	1.00 ~ 1.30	≤0.30					0.040	0.040	
7	A299	DIN17155	0.28 ~ 0.30	0.13 ~ 0.45	0.84 ~ 1.62		0.40 ~ 0.65				0.035	0.035	
8	15MnVg	1591	0.10 ~ 0.18	0.20 ~ 0.60	1.20 ~ 1.60	≤0.30		0.04 ~ 0.12			0.035	0.035	
9	14Mn MoVg	GB713	0.10 ~ 0.18	0.20 ~ 0.50	1.20 ~ 1.60		0.40 ~ 0.65	0.05 ~ 0.15					
10	18MnMo Nbg	GB713	0.17 ~ 0.23	0.17 ~ 0.37	1.35 ~ 1.65		0.45 ~ 0.65	0.05 ~ 0.15	0.025 ~ 0.050				
11	15Mo3	DIN17155	0.12 ~ 0.20	0.10 ~ 0.35	0.40 ~ 0.90	≤0.25	0.25 ~ 0.35	0.05 ~ 0.15	0.025 ~ 0.050	≤0.30	0.040	0.040	
12	BHW35	DIN17155	≤0.16	0.10 ~ 0.50	1.00 ~ 1.60	0.20 ~ 0.40	0.20 ~ 0.40	0.05 ~ 0.15		≤0.01	0.60 ~ 1.00	0.025	0.025

表 8-14

锅炉钢板常用材料的力学性能

序	钢号	钢板厚度 (mm)	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\alpha_{KI}$ (J/cm <sup>2</sup> )	$\alpha_{KIS}$ (J/cm <sup>2</sup> )	$A_{KI}$	冷弯试验, $b = 2a$
1	Q235		330	205	31				
2	20g	6 ~ 16	400 ~ 540	245	26	59	29	27	$d = 2a$
		17 ~ 25		235	25				
		26 ~ 36		225	24				
		38 ~ 60		225	23				
3	22g	6 ~ 60	420 ~ 560	265	24	59	29	27	$d = 2.5a$
		6 ~ 16	440 ~ 590	295	21				
		17 ~ 25	430 ~ 580	275	19				
4	12Mng	6 ~ 16	510 ~ 655	345	21	59	29	27	$d = 2a$
		17 ~ 25	490 ~ 635	325	19				
5	16Mng	26 ~ 36	470 ~ 620	305		49	27	27	$d = 3a$
		38 ~ 60	—	285					
		> 60 ~ 100	440 ~ 590	265	18				
		6 ~ 16	516 ~ 620	275	19 ~ 16				
		17 ~ 25	530 ~ 675	390	18				
		38 ~ 60	510 ~ 655	375	17				



续表

序	钢号	钢板厚度 (mm)	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\alpha_{KU}$ (J/cm <sup>2</sup> )	$\alpha_{K15}$ (J/cm <sup>2</sup> )	$A_{KU}$	冷弯试验, $b = 2a$
6	19Mn5		490 ~ 635	335					
7	A299	30 ~ 115	$\geq 635$	490	16	59	29		
8	15MnVg	16 ~ 38	$\geq 590$	510	17				
		40 ~ 95	568 ~ 735	490	16		$\geq 27$	27	$d = 3a$
		100 ~ 115		440	16				
				376.3	18				
		490	16						
9	14MnMoVg	30 ~ 115		490	16				
10	18MnMoNbq	16 ~ 38	$\geq 635$	510	17	69	29		
		40 ~ 95		490	16	69			
		100 ~ 115	$\geq 590$	440		69			
11	15Mo3		431 ~ 519	265 ~ 274					
12	BHW35		568 ~ 735	376	18				

### 2.3 常用钢板的许用应力

#### 2.3.1 许用应力

关于许用应力和安全系数的确定,在锅炉钢管一节内已做了介绍。对应于抗拉强度、屈服强度和持久强度的安全系数,根据 GB9222—1988 分别取为  $n_b = 2.7$ 、 $n_s = 1.5$  和  $n_D = 1.5$ 。取  $n_b = 2.7$ ,限制了屈服比较高的钢材的许用应力,对防止受压元件脆性破坏,保证其绝对安全可靠起了重要作用,同时也起到防范低周疲劳的破坏作用。常用钢板的许用应力见表 8-15。

#### 2.3.2 钢板的低周疲劳特性

锅炉和压力容器在服役期内要经受多次启动、停机、变负荷运行,在制造筒体时还要经受水压试验,这样,受压元件除了经受稳定负荷外,还要经受多次应力循环。在筒体上常开有一些管孔并焊有管接头,容易造成应力集中。这些应力集中处的峰值应力很大,甚至远超过钢的屈服点。在交变应力作用下,这些应力集中处有可能会产生疲劳裂纹;此外,焊接结构本身存在的缺陷也起着裂纹源的作用,随着裂纹扩展,导致受压元件失效。

锅炉和压力容器在运行期内,大应力循环的次数约在数百次到一万次左右的范围,故受到的疲劳属于“低周疲劳”类型。在低周疲劳的条件下,要求钢材具有良好的抗低周疲劳性能。

关于低周疲劳的强度计算,一般采用美国 ASME 于 1963 年提出的低周疲劳设计曲线(见图 8-3)进行粗估。前苏联等国也提出了相仿的曲线,法国、日本直接采用 ASME 曲线。

图中曲线 1-1 和 1-2 在寿命周数 500 ~ 6000 一段可以近似认为是重合的,当寿命周数大于 6000 时,一般不采用高强度钢,因此,一般受压元件仅利用曲线 1-1。

图中纵坐标为虚拟应力幅度  $[\sigma_a]$ ,在脉动应力循环时按下式确定

$$[\sigma_a] = \frac{1}{2} K_f \sigma \frac{2.1 \times 10^4}{E^t}$$

式中  $K_f$ ——应力集中最剧烈处的低周疲劳减弱系数;

$\sigma$ ——应力集中最剧烈处的工作应力（虚拟应力）；

$E^t$ ——壁温为  $t$ ℃ 时的弹性模量。

凡大于 549MPa 而小于 785MPa 的钢，其  $[\sigma_s]$  和  $N_b$  可用算术内插法从曲线 1-1 和 1-2 的数值估算。

汽包应力集中最剧烈处是筒体纵向截面上孔的内转角处，按 ASME 的推荐，这时的  $K_t = 3.3$ 。根据低周疲劳设计曲线，20g 的寿命周数可达 1 万次以上，18MnMoNb 寿命周数大于 2000 次，16Mng 在 200℃ 以下时寿命周数为 5000 ~ 6000 次。所以对于启动频繁的锅炉在应用低合金高强度钢时，对低周疲劳寿命应引起重视。

关于大型锅炉汽包钢板的选材，美国一直到亚临界压力锅炉汽包都采用碳锰钢板。这是因为

ASME 规范规定的安全系数  $n_b = 4$ 、 $n_s = 1.5$ ，限制了高屈强比钢的应用。美国的锅炉机组启动和变负荷频繁，从低周疲劳寿命角度来考虑，高强钢并不比低强钢优越。从焊接性能看，碳锰钢优于低合金高强度钢。再加上工艺装备、钢材价格等因素在内，所以美国一直采用强度较低的碳锰钢板制造大型锅炉汽包。欧洲和前苏联采用低合金钢生产大型锅炉汽包，其中联邦德国 1974 年列为专利的 BHW35 钢具有良好的强韧性，焊接性能也好，适合于制造汽包用特厚钢板。

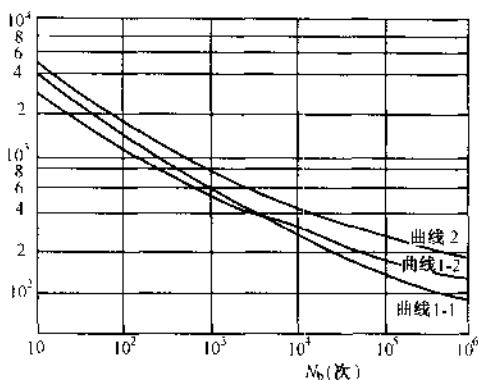


图 8-3 ASME 低周疲劳设计曲线（适用于  $t \leq 377$ ℃）

曲线 1-1：低碳钢和低合金钢， $\sigma_b \leq 549$ MPa；

曲线 1-2：高强度钢， $\sigma_b = 785 \sim 383$ MPa；

曲线 2：18-8 型不锈钢。

表 8-15

常用钢板材料许用应力

MPa

序	钢号	技术标准	板厚 (mm)	温度 (°C)													注		
				20	100	150	200	250	300	350	400	425	450	475	500	520		540	560
1	Q235A	GB9948	≤ 16	124	124	124	124	112	100										
2	20g	GB9948	≤ 16	134	134	134	134	130	117	104	91		55		25				
3	22g	GB6479	17 ~ 40																
4	12Mng	GB6479	≤ 16																
			17 ~ 40																
5	16Mng	YB363		157	150	150	150	150	144	137	125								
6	19Mn5	GB6479	≤ 16																
			17 ~ 40																
7	A299		≤ 16	130	130	130	130	130	130		108	83	54		21				
8	15MnVg	GB5310		163	150	150	150	150	150	150	137		94		52				
9	14MnMoVg	YB(T)41		196	189	183	180	180	180	180	173								
10	18MnMoVNbg	YB(T)41	16 ~ 50	196	196	196	196	196	196	196	196		177	118					
			50 ~ 80	189	189	189	189	189	189	189	189	189		177	118				
			80 ~ 115	186	186	186	186	186	186	186	186	184		175	118				

续表

序	钢号	技术标准	板厚 (mm)	温度 (°C)													注		
				20	100	150	200	250	300	350	400	425	450	475	500	520		540	560
11	15Mo3		≤ 10				240	220	195	185	175		170	165					①
			> 10 ~ 40				225	205	180	170	160		155	150					
			> 40 ~ 60				210	195	170	160	150		145	140					
			> 60 ~ 100				200	185	160	155	145		140	135					
12	BHW35	梯森公司	≤ 100		373		358	353	343	333	304								②
			> 100 ~ 125		363		348	343	333	324	299								

① 指屈服应力。

### 第三节 汽轮机和发电机用钢

#### 1 汽轮机叶片用钢

##### 1.1 性能要求

叶片是汽轮机最重要的部件之一，它直接担负着将蒸汽的热能转变为机械能的作用。汽轮机叶片处在极为复杂的工作下长期工作，工作寿命要求大于 10 万 h。叶片有动叶片和静叶片之分，动叶片装在转子的叶轮上，静叶片装在隔板上。动叶片短的只有几厘米长，而大型汽轮机末级叶片有长达 700mm 甚至 1m。以下介绍对叶片材料的要求。

##### 1.1.1 机械性能

汽轮机叶片特别是动叶片，在工作中承受极为复杂的动应力和温度应力，如气流的压力和反射作用产生的弯曲应力，由于气流的压力作用在不对称曲线的叶型表面使叶片产生的扭应力，和由于巨大的圆周线速度所产生的离心力。例如当末级叶片长度达 1m 时，其圆周速度已达 560m/s 以上，所产生的离心力使动叶片承受巨大的拉应力。

叶片材料的机械性能包括强度、塑性和韧性，对机械性能的要求取决于叶片的工作应力及设计所选取的安全系数。对于中压以下汽轮机，叶片工作温度一般不超过 400℃，均以常温及高温瞬时机械性能为主，要求叶片具有高的抗疲劳断裂能力。高压汽轮机的某些处在 400℃ 以上工作的叶片，除常温及高温瞬时机械性能以外，更重要的是考虑高温长期性能，如持久强度、持久塑性和蠕变强度等。

持久强度是评价高温段叶片材料的主要指标之一，电站汽轮机一般都以 10 万 h 的持久强度作为主要设计依据。叶片在工作时允许的变形量很小，这是因为叶片和汽缸之间的间隙很小，因此要求叶片材料具有较高的蠕变强度。

除持久强度和蠕变强度外，蠕变脆性也是主要考虑因素之一。钢的蠕变脆性指标主要以持久塑性和持久缺口敏感性来衡量，它标志了材料塑性储备的大小。塑性储备愈大，叶片产生突然断裂的可能性愈小。蠕变脆性是在温度、应力和时间的联合作用下产生的，在这种情况下钢的持久塑性显著降低，持久缺口敏感性显著增加，在高温长期断裂时呈脆性破坏现象。这种破坏结果使零件不是由于超应力，而是由于钢的持久塑性储备耗尽而发生突然断裂。

### 1.1.2 减振性

汽轮机叶片，特别是调节级叶片和压力级叶片引起共振的可能性较大，迄今为止，国内外电站中发生叶片断裂的原因大多系叶片发生共振。当叶片材料的振动衰减率高时，则可以减小振动应力，使叶片由振动而导致疲劳断裂的可能性减小。因此，要求叶片具有良好的减振性。

实验指出，13%铬钢具有最高的减振性，低合金耐热钢、奥氏体钢及合金的减振性就远低于13%铬钢。

### 1.1.3 耐腐蚀性

处在过热蒸汽中工作的中压与高压汽轮机叶片，在正常运行条件下蒸汽中不含水分，所含盐分也不能溶解于水，因此一般不会出现氧化及电化学腐蚀，对这些叶片来说，耐腐蚀性不是主要问题。处在湿蒸汽区工作的叶片，由于蒸汽的湿度大，因而使叶片经受电化学腐蚀。这些叶片材料希望采用耐腐蚀性较好的不锈钢制造，或采用非不锈钢而予以适当的表面防护处理。燃气轮机叶片的工作温度更高，高温燃气是含有腐蚀性成分的氧化性气体，因此对燃气轮机叶片还提出了抗氧化和抗腐蚀的要求。

### 1.1.4 耐磨性

汽轮机的最后几级叶片，由于蒸汽中出现水滴，使叶片除经受电化学腐蚀外，还经受水滴的冲刷而产生机械磨损。磨损程度取决于蒸汽温度与叶片的圆周速度，因此，对这些叶片除了要求耐蚀性外，还要求它具有较高的耐磨性。电站运行的经验证明，对于汽轮机后几级叶片必须采用适当的表面强化措施。中等容量汽轮机末级动叶片的圆周线速度较低，其进汽侧上端可采用电火花强化、镀铬或局部淬硬等表面防护措施。大容量汽轮机的末几级动叶片长度大，圆周线速度高，应在叶片进汽侧上端堆焊或钎焊司太立硬质合金，以提高叶片的抗水刷性能。对燃气轮机叶片和压气机叶片，由于燃气中的灰分和空气中的灰砂，叶片的机械磨损也十分严重，这就要求提高叶片的表面硬度，以增强其耐磨性。

### 1.1.5 工艺性和经济性

汽轮机的叶片数量很大，叶片的加工量约占主机总工时的三分之一。叶片成型工艺复杂，因此希望叶片材料具有良好的冷热加工工艺性能，以利于大批量生产。各类叶片的成型方法不同，对工艺性能的要求也不尽相同，对锻造成型的叶片，要求它的锻造工艺性能好一些，对铸造成型的叶片，要求它的铸造性能好一些。叶片的叶根部分一般都是用切削加工得到，因此希望叶片材料具有良好的切削加工性。

目前，加工叶片材料利用率不高，长叶片材料利用率仅有9.2%。为了提高叶片的生产效率和材料利用率，已推广采用或正在试验研究各种少切削或无切削叶片毛坯的新生产工艺，如精密铸造汽轮机喷嘴和静叶、真空熔炼精密铸造燃气轮机动静叶片、粉末冶金制造隔叶块、热轧及热轧冷拉制造大头汽叶和等截面动叶、钢板焊接爆炸成形制造空心静叶片、高速锤挤压中小扭叶片和压气机动静叶片、模锻中等尺寸动叶片等；此外，也试用辗锻工艺制造小叶片、冷轧工艺制造末级长叶片和半精锻生产叶片毛坯。采用这些新工艺，材料利用率比用方钢铣削有显著的提高，叶片性能也有所改进。但新工艺带来的一些新问题还需要根据具体情况逐步予以解决。

## 1.2 叶片材料及成品质量检查

叶片材料及成品质量检查是叶片生产中的重要环节，包括从原材料入厂进行各种常规检

验到半成品及成品的各阶段检验，目的是保证叶片成品的质量。检验叶片的方法有材料质量检验和外形精度检验。叶片材料质量检验方法如下：

(1) 化学分析。取样方法按 GB222—1984，试验方法按照 GB223—1984。

(2) 低倍组织。对每一炉号的材料需进行低倍组织抽验。在横向酸浸试片上不得有肉眼可见的气泡、裂纹、轴心晶间裂纹、明显的十字形晶区、翻皮及缩管残余，一般疏松、方框形偏析均不超过二级。

(3) 发纹检验。原材料复验时对每一炉号的材料需进行发纹抽验。检验结果应符合下述规定：发纹总条数小于或等于 5 条，发纹最大长度小于或等于 6mm；发纹总长度，梯形试样为小于或等于 20mm，塔形试样为小于或等于 25mm，每阶条数小于或等于 3 条；每阶总长度，梯形试样为小于或等于 10mm，塔形试样为小于或等于 12mm。

(4) 毛坯硬度。叶片毛坯热处理后，按批抽验硬度，以检查其均匀性。每批由同一熔炼炉号、同一热处理（回火）炉次的毛坯组成。每批叶片毛坯的抽验数不少于 30%，抽验发现硬度不合格时，该批毛坯应 100% 打硬度。

(5) 力学性能。在每批硬度合格的叶片毛坯中取硬度最大值和最小值共 2%，但不得少于 2 片，当批量在 200 片以上时取样数量可相应减少。大叶片允许毛坯上切试样，取力学性能试棒，从选定的毛坯上取一套纵向试样（一个抗拉和两个冲击试样组成）。小尺寸叶片必要时可以由两片硬度相同的叶片中取一套纵向试样。试验方法按有关规定进行，其性能应符合技术条件规定。

(6) 磁粉探伤。每个成品叶片所有表面均进行磁粉探伤，以检查叶片表面缺陷。检查结果应符合下述规定：叶片表面不允许有裂纹及横向缺陷（与叶片轴线大于 30° 夹角的缺陷）。在叶片进出汽边 5mm 内、型线至叶根圆弧过渡处、叶根以及叶片穿锁线孔附近 10mm 内，不允许有单个长度大于 6mm 的磁粉堆积。在 1cm<sup>2</sup> 面积内允许有小于或等于 6mm 的磁粉堆积 2 个，相距 2mm 内，并在同一母线上的磁粉堆积按连续计算。超出上述规定的磁粉堆积，在图纸规定的公差范围内允许采用局部磨去，抛光后再重新检查。磁粉探伤方法按 ZBK54009—1988 汽轮机主要零件专用检验方法进行。

### 1.3 常用叶片材料

汽轮机叶片材料主要采用铬不锈钢。铬不锈钢在工作温度下有足够的机械性能和高温长期性能，与低合金钢相比，具有更高的化学稳定性和减振性。

低合金钢用于叶片材料已经引起了重视。汽轮机调节级叶片和高、中压各级叶片处于过热蒸汽介质下工作，受到的氧化和腐蚀极微弱，对这几级叶片的耐蚀性不需要提出过高的要求。此外它在 570℃ 以下，还具有足够高的持久强度和蠕变强度，故能满足这几级叶片的要求。目前国产机组和国外机组都已经使用低合金耐热钢。

大型汽轮机的末二级静叶片也采用 18-8 型奥氏体不锈钢精锻或精铸而成。表 8-16~表 8-18 分别为常用叶片材料的性能特点、化学成分和力学性能，表 8-19 为国内外钢号对照表。

表 8-16 常用叶片钢材料性能特点

序号	钢号	特 点
1	25Mn2V	该钢是以锰为主要合金元素的合金结构钢，是最经济的叶片用钢之一。它具有良好的机械性能与工艺性能，经调质处理后强度、塑性和韧性均较满意，低温冲击值也较好；用于制造工作温度为 450℃ 以下的中温中压汽轮机压力级各级动叶片及隔板导叶。德国 25MnV8 钢，其化学成分相当于 25Mn2V 钢

续表

序号	钢号	特 点
2	20CrMo	该钢是一种广泛应用的铬钼结构钢。它有良好的机械性能和工艺性能,在520℃以下还具有良好的高温持久性能。多年的运行实践表明,除在个别水处理不良或间歇使用的备用机组发现有腐蚀情况外,一般运行情况良好,未发生断裂及因腐蚀而损坏的现象
3	24CrMoV	该钢属于珠光体热强钢,淬透性较好,在较大的截面上可获得高的强度,除可用于在过热蒸汽中工作的压力级叶片外,经适当表面保护处理后,亦可用作尺寸较大及强度要求较高的后几级叶片,德国K40/12/16型12.5MW机组调节级叶片和导向叶片采用24CrMoV5.5钢,即相当于24CrMoV钢
4	1Cr13	该钢属于马氏体类铬不锈钢,是各国应用最广泛的一种叶片材料。1Cr13钢具有较高的耐腐蚀性、热强性、韧性和冷变性能,它的减振性是已知钢种中最好的。对钢1Cr13应严格控制热加工始锻及终锻温度,否则该钢易过热使晶粒粗大并析出大量的 $\delta$ 铁素体,导致韧性降低,且粗晶难以用热处理方法消除。1Cr13钢用于450℃以下汽轮机调节级及其他几级动静叶片,也用于压气机各级导向叶片
5	2Cr13	2Cr13钢与1Cr13钢的差别在于前者含碳量稍高,故强度也稍高,但塑性、韧性稍低,耐蚀性也稍差,热强性也低一些,2Cr13还具有优良的减振性能。根据2Cr13钢强度较高的特点,一般多用于截面较大、要求强度较高的后几级叶片及低温段长叶片、发电机机锻风叶等。2Cr13钢用作汽轮机末级叶片,其抗水滴冲蚀性能不足,需进行表面强化或钎焊硬质合金。2Cr13钢按其热强性可用到450℃
6	1Cr11MoV (俄15X11Φ钢)	该钢属于马氏体类不锈钢热强钢,为改型的12%铬钢的典型钢种之一。由于钢加入了Mo、V,因此使用温度也比13%铬钢高。1Cr11MoV钢具有良好的减振性和小的线膨胀系数,对回火脆性不敏感,工艺性能也较好,是一种良好的叶片材料。它用于540℃以下汽轮机调节级及高温区动静叶片,也用作燃气轮机后几级动静叶片。当1Cr11MoV钢用于制造表面要求耐磨的零件,如汽轮机喷嘴时,需要进行表面氮化处理
7	1Cr12WMoV (俄15X12BHMΦ 即ЭИ802钢)	该钢在580℃具有较高持久强度、持久塑性和组织稳定性,减振性能良好。钢的工艺性尚好,可以锻轧和模锻加工,用于580℃以下大容量机组调节级及高温区动静叶片,也用作燃气轮机后几级动静叶片和大型汽轮机的长叶片材料。钢的组织中含有一定数量的 $\delta$ 铁素体,为了提高钢的淬透性,钢中也加入了一定数量的镍,以减少钢中自由铁素体,从而提高钢的屈服强度
8	2Cr12WMoVNbB (俄18X12BMBΦP 即ЭИ993钢)	该钢是12%铬钢的改型钢种之一,热强性能较高,抗松弛性能也好,可长期在590℃以下使用。用于汽轮机动叶片、围带和300MW机组喷嘴材料,还用于565℃以下的紧固件材料
9	2Cr12NiMoWV (美C-422钢)	该钢是12%铬钢的改型钢种之一,在国外得到普遍的应用,国内也已开始生产。与1Cr12WMoV(ЭИ802)钢相比,C-422钢的碳与钨、钼含量均有所增加,并加入了少量的镍元素,从而使钢的高温长期性能得到提高。该钢还具有良好的减振性与抗松弛性能,工艺性能也较好,因此,除用于大容量汽轮机动叶片、围带外,还用于螺栓、阀杆等。钢的使用温度可达649℃。该钢与国标YB/Z8-75序号1给出的钢号2Cr12NiMoWV化学成分性能均有差别,应予注意
10	2Cr12Ni2WMoV (20Cr12Ni2WMoV)	该钢是改型的12%Cr钢,用于300MW汽轮机末级长叶片,叶片高1000mm,全长为1080mm。该钢综合机械性能良好,满足设计要求: $\sigma_b \geq 735\text{MPa}$ 和 $a_k \geq 59\text{J/cm}^2$ 。该钢生产工艺易于掌握,采用锻后余热淬火这一形变热处理方式,淬火后经两次回火处理。采用高温形变处理工艺,方法简单,成品率高

续表

序号	钢号	特点
11	1Cr17Ni2	1Cr17Ni2 钢属于马氏体型钢, 经淬火并低温回火后, 具有高的强度、韧性和耐腐蚀性。因此该钢用于要求高耐腐蚀性和高强度的叶片材料和主轴、叶轮、紧固件等, 在高应力下的最高使用温度可达 450℃。为了避免钢中因 α 相增多而引起机械性能的降低, 应控制钢的镍含量, 即镍控制在 2% ~ 2.5%, 铬控制在 16% ~ 17%。该钢不适于低温使用
12	0Cr17Ni4Cu4Nb (17-4PH)	该钢是一种典型的沉淀硬化不锈钢。它既保持了不锈钢的耐蚀性, 又通过马氏体中金属间化合物的沉淀强化提高了强度。17-4PH 钢产生沉淀硬化时的基体是马氏体组织, 通过固溶处理后的冷却即可得到。当在 400 ~ 650℃ 范围进行时效时, 钢析出富铜的析出物而达到强化。由于 17-4PH 具有良好的耐蚀性和高的强度, 还可用于有耐蚀性要求的高强度零件如轴、齿轮和容器等
13	1Mn18Cr10MoVB (K9)	该钢是一种锰铬奥氏体热强钢, 有较好的持久强度、蠕变强度以及高温疲劳极限, 可作为 620℃ 以下的燃气轮机叶片材料以代替铬镍奥氏体钢。该钢具有满意的长期时效稳定性, 基本上没有时效性倾向, 可通过高温加工变形改善屈服强度和持久强度, 其抗燃气腐蚀能力较铬镍奥氏体钢稍差
14	1Cr17Ni13W3Ti (瑞士牌号 S617/ 13WTS)	该钢是铬镍钨型奥氏体热强钢, 采用高温加工变形, 改善了屈服强度和蠕变强度, 可用作 620℃ 以下的燃气轮机动、静叶及导叶块材料。钢长期使用时组织稳定, 抗燃气腐蚀能力较好
15	ZG1Cr14Ni14Mo2- WNb	该钢是一种铸造铬镍奥氏体热强钢, 采用钼、钨、铌强化, 具有一定的高温长期性能。由于它的铸造性能较好, 抗晶间腐蚀性能良好, 适用于工作温度在 600℃ 以下长期使用的透平零件及阀门铸件
16	1Cr14Ni18W- 2NbBCr (ЭИ726)	该钢是一种奥氏体热强钢, 以钨、铌、硼等元素强化, 有较高的高温机械性能。钢可以采用形变热处理提高材料的屈服强度及一定温度下的抗蠕变性能, 长期使用时组织稳定, 没有时效脆化倾向。用作 680℃ 以下使用的燃气轮机动静叶片和其他锻件
17	1Cr15Ni36W- 3Ti (ЭИ612)	沉淀硬化型奥氏体热强钢, 在固溶状态、高温下有强烈的沉淀硬化倾向, 由于析出金属间相而使钢强化。经过时效处理后, 钢的组织趋于稳定。在 650℃ 以下, 钢具有较好的抗松驰性、持久强度和蠕变强度, 组织稳定性也较好。钢在 700℃ 时开始软化, 强度性能显著下降, 用作 650℃ 以下的燃气轮机叶片、转子、叶轮及汽轮机汽封弹簧
18	0Cr15Ni35W3Ti- 3AlB (ЭИ787)	该合金是一种铁镍铬基高温合金, 可在 700℃ 下长期工作, 用作燃气轮机动叶片、涡轮盘及其他高温零件。合金以 γ' 相强化, 具有较高的热强性能。合金在高温长期时效过程中组织不稳定, 冲击值显著下降, 但经恢复热处理后, 冲击值仍可提高
19	0Cr14Ni40W4Mo- 2Ti3Al12BZr (302 合金)	302 合金是以铁镍铬为基体的沉淀硬化型高温合金, 采用双真空冶炼, 可以在 750℃ 下长期工作, 用作燃气轮机静叶片及其他高温零件。钢的主要性能超过了国外镍基高温合金 ЭИ617 的水平, 可用作 ЭИ617 的代用材料。合金在 750℃ 下有较高的持久强度, 缺口敏感性低, 减振比 ЭИ617 好, 铸造工艺性能良好。在长期高温下时效后合金的冲击值下降, 采用恢复热处理可以使材料韧性重新提高。302 合金采用两次固溶加时效的热处理规范

表 8-17 常用叶片用钢的化学成分 (%)

序号	钢号	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V	Ni	Nb	Ti
1	25Mn2v	0.22 ~ 0.29	0.20 ~ 0.40	1.80 ~ 2.10	≤0.35			0.10 ~ 0.20	≤0.35		Cu ≤0.25
2	20CrMo	0.17 ~ 0.24	0.17 ~ 0.37	0.40 ~ 0.70	0.80 ~ 1.10	0.15 ~ 0.25			≤0.30		Cu ≤0.25
3	24CrMoV	0.20 ~ 0.28	0.20 ~ 0.40	0.30 ~ 0.60	1.20 ~ 1.50	0.50 ~ 0.60		0.15 ~ 0.30	≤0.35		Cu ≤0.25
4	1Cr13	≤0.15	≤1.00	≤1.00	11.50 ~ 13.50				≤0.60		
5	2Cr13	0.16 ~ 0.24	≤0.60	≤0.80	12.00 ~ 14.00				≤0.60		
6	1Cr11MoV	0.11 ~ 0.13	≤0.50	≤0.60	10.00 ~ 11.50	0.50 ~ 0.70		0.25 ~ 0.40	≤0.60		
7	1Cr12WMoV	0.12 ~ 0.18	≤0.50	0.50 ~ 0.90	11.00 ~ 13.00	0.50 ~ 0.70	0.70 ~ 1.10	0.18 ~ 0.30	0.40 ~ 0.80		
8	2Cr12WMoVNbB	0.15 ~ 0.22	≤0.50	≤0.50	11.00 ~ 13.00	0.40 ~ 0.60	0.40 ~ 0.70	0.15 ~ 0.30	≤0.60	0.20 ~ 0.40	
9	2Cr12NiMoWV	0.20 ~ 0.25	≤0.50	0.50 ~ 1.00	11.00 ~ 12.50	0.90 ~ 1.25	0.90 ~ 1.25	0.20 ~ 0.30	0.50 ~ 1.00		
10	2Cr12Ni2WMoV	≤0.24	≤0.50	0.40 ~ 0.80	10.50 ~ 12.50	1.00 ~ 1.40	1.00 ~ 1.40	0.15 ~ 0.30	2.00 ~ 2.60		
11	1Cr17Ni2	0.11 ~ 0.17	≤0.80	≤0.80	16.00 ~ 18.00				1.50 ~ 2.50		
12	0Cr17Ni4Cu4Nb*	≤0.055	≤1.00	≤0.50	15.00 ~ 16.00	Cu3.00 ~ 3.70			3.80 ~ 4.50	Nb + Ta	≤0.05
13	1Mn18Cr10MoYB	0.12 ~ 0.17	0.30 ~ 0.70	17.00 ~ 19.90	9.50 ~ 11.50	0.40 ~ 0.60		0.70 ~ 0.90			
14	1Cr17Ni13W3Ti	0.10 ~ 0.15	≤0.60	0.50 ~ 0.80	15.00 ~ 16.50	≤0.15	2.50 ~ 3.00	≤0.15	12.50 ~ 14.00		0.40 ~ 0.80
15	ZG1Cr14Ni14Mo2WNb	0.09 ~ 0.15	≤0.55	0.50 ~ 1.00	13.00 ~ 15.00	1.70 ~ 2.10	1.25 ~ 1.65		13.00 ~ 15.00	..	
16	1Cr14Ni18W2NbBCe	0.08 ~ 0.12	≤0.60	1.00 ~ 2.00	13.00 ~ 15.00		2.00 ~ 2.75		18.00 ~ 20.00	0.90 ~ 1.30	
17	1Cr15Ni36W3Ti	≤0.12	≤0.80	1.00 ~ 2.00	14.00 ~ 16.00		2.80 ~ 3.20		34.00 ~ 38.00		1.10 ~ 1.40
18	0Cr15Ni35W3Ti3AlB	≤0.08	≤0.60	≤0.60	14.00 ~ 16.00		2.00 ~ 4.00		33.00 ~ 37.00		2.40 ~ 3.20
19	(302合金)	≤0.08	≤0.60	≤0.60	12.00 ~ 16.00	1.50 ~ 2.50	3.50 ~ 4.50	Ce0.02	38.00 ~ 42.00	Zr0.05	2.30 ~ 3.00

注 表中各钢 S ≤0.030%, P ≤0.035%; 对 311787, 302 合金, 硫、磷含量限制更低。

\* Nb + Ta 0.15 ~ 0.35;

\*\* (8 ~ 10) × C < 1.20。



表 8-18 常用叶片用钢的力学性能

序号	钢号	技术条件	热处理状态	截面厚度 (mm)	$\sigma_s$	$\sigma_b$	$\delta$	$\psi$	$\alpha_K$ (J/cm <sup>2</sup> )	HR	持久强度 $\sigma'_{10^5}$ (MPa)	蠕变强度 $\sigma'_{10^{-5}}$ (MPa)
					MPa		%					
1	25Mn2V	YB6—71	900℃水或油 淬 650℃水冷回 火	≤80	588	735	15	50	98			
2	20CrMo	GB3077— 1988	880℃水或油 淬 500℃水或油 冷	≤80	685	885	12	50	93	≤197	$\sigma'_{10^5} = 118$ - 137	$\sigma'_{10^{-5}} = 61$
		工厂标准	880~900℃油 或水冷 580~600℃回 火空冷	≤32 ≤50	539 490	686 637	16 14	50 40	78 69	197~241	$\sigma'_{10^5} = 225$	$\sigma'_{10^{-5}} = 137$
3	24CrMoV	YB6—71	900℃油淬 600℃水或油 冷	≤80	588	785	14	50	59		$\sigma'_{10^5} = 186$ $\sigma'_{10^5} = 216$	$\sigma'_{10^{-5}} = 56$ $\sigma'_{10^{-5}} = 103$
4	1Cr13	GB/T 8732 —1988	950~1000℃ 油冷 700~750℃快 冷	≤75	345	540	25	55	78	退火 ≤ 200		
		工厂标准	1050℃油或 风冷 650~700℃空 冷	≤60~ 100	441 412	618 588	20 20	60 50	78 69	187~ 223	$\sigma'_{10^5} = 157$ $\sigma'_{10^5} = 186$ $\sigma'_{10^5} = 216$	$\sigma'_{10^{-5}} = 56$ $\sigma'_{10^{-5}} = 103$ $\sigma'_{10^{-5}} = 121$
		ASTM A276—83	A (退火状态) T (中间退火) H (硬化退火)		275 550 620	480 690 830	20 15 12	45 45 40				
5	2Cr13	GB1221	1000~1050℃ 油或水淬 660~770℃ 油、水或空冷	≤60	441	647	16	55	78		$\sigma'_{10^5} = 157$	$\sigma'_{10^{-5}} = 49$
		工厂标准	950~1000℃ 油淬 640~700℃回 火空冷	≤50 ≤100 ≤80	588 490	735 686	16 16	50 50	59 59	248 248 285	$\sigma'_{10^5} = 157$	$\sigma'_{10^{-5}} = 78$
		JISG4303—81	920~980℃油 淬 600~750℃回 火	≤75	440	640	20	50	78	192	$\sigma'_{10^5} = 255$	$\sigma'_{10^{-5}} = 127$

续表

序号	钢号	技术条件	热处理状态	截面厚度 (mm)	$\sigma_s$	$\sigma_b$	$\delta$	$\psi$	$\alpha_k$	HB	持久强度		蠕变强度	
					MPa	MPa	%	(J/cm <sup>2</sup> )	$\sigma_{10^5}^s$ (MPa)		$\sigma_{10^{-5}}^s$ (MPa)	$\sigma_{10^5}^c$ (MPa)	$\sigma_{10^{-5}}^c$ (MPa)	
6	1Cr11MoV	GB/T 8732 —1988	1050 ~ 1100℃ 空冷 720 ~ 740℃空 冷	≤ 75	490	686	16	55	47	207 ~ 218	$\sigma_{10^5}^s = 167$	$\sigma_{10^{-5}}^s = 62$		
7	1Cr12W1MoV (GH802)	GB/T 8732 —1988	1000 ~ 1050℃ 油冷 680 ~ 700℃空 冷	≤ 75	586	735	15	45	59	269 ~ 302	$\sigma_{10^5}^s = 157$ ~ 180 $\sigma_{10^5}^s = 216$	$\sigma_{10^{-5}}^s = 69$  $\sigma_{10^{-5}}^s = 98$		
		厂标准	锻件调质		686	834	14	30	59					
8	2Cr12WMo- VNbB (GH993)	YB/Z8—75	1150℃ 30min 油淬 680 ~ 700℃ 2h 空冷		735	883	15	50	49		$\sigma_{10^5}^s = 157$ ~ 180	$\sigma_{10^{-5}}^s = 147$		
		厂标准	1050℃油淬 650 ~ 700℃空 冷		490	735	14		59	269 ~ 302	$\sigma_{10^5}^s = 216$ ~ 255	$\sigma_{10^{-5}}^s = 147$		
9	2Cr12NiMo- WV (C-422)	GB/T 8732 —1988	982 ± 13℃油 或空冷, 热轧 棒回火 ≥ 650℃, 模锻回 火 ≥ 704℃		760	932	14	32		277 ~ 331	$\sigma_{10^5}^s = 91$ $\sigma_{10^5}^s = 145$ $\sigma_{10^5}^s = 214$ $\sigma_{10^5}^s = 289$	$\sigma_{10^{-5}}^s = 197$  $\sigma_{10^{-5}}^s = 127$  $\sigma_{10^{-5}}^s = 78$		
10	2Cr12Ni2- WMoV	厂标准	高温形变处 理, 两次回火		735	883	14		59					
11	1Cr17Ni2	GB1221—1984	950 ~ 1050℃ 油淬 275 ~ 350℃回 火空冷	≤ 75		1079	10		49	退火态 ≤ 285				
		厂标准	950 ~ 980℃油 淬 650 ~ 690℃回 火空冷		539	686	14	40	49		$\sigma_{10^4}^s = 25$ $\sigma_{10^4}^s = 49$	$\sigma_{10^{-3}}^s = 25$ $\sigma_{10^{-3}}^s = 34$		
		JISG4303—81	1000 ~ 1050℃ 油冷 630 ~ 700℃急 冷		588	785	15	40	39	调质 229	$\sigma_{10^4}^s = 157$	$\sigma_{10^{-3}}^s = 137$		

续表

序号	钢号	技术条件	热处理状态	截面厚度 (mm)	$\sigma_s$	$\sigma_b$	$\delta$	$\psi$	$a_k$ (J/cm <sup>2</sup> )	HB	持久强度	蠕变强度	
					MPa	%	$\sigma_{10^5}^s$ (MPa)	$\sigma_{10^{-5}}^c$ (MPa)					
12	Cr17Ni4Cu-Nb (17-4PH)	GB1221—1984 ASTM A564—83 Type630	H900		1117	1314	10	40			388	热处理 H1150	热处理 H900
			H925		1069	1177	10	44			375	$\sigma_{10^5} = 482 = 489$	$\sigma_{10^{-5}} = 371 = 551$
			H1025		1000	1069	12	45			331	$\sigma_{10^5} = 427 = 648$	$\sigma_{10^{-5}} = 316 = 731$
			H1075		863	1000	13	45			311	$\sigma_{10^5} = 371 = 765$	
			H1150		726	932	16	50			277		
		工厂标准	H1200		590	900						热处理 H900	
			H1055		760	990	18	55			282	$\sigma_{10^5} = 427 = 345$	
			H1115		900	1020	18	55			300	$\sigma_{10^5} = 371 = 828$	
					980	900	18	55			294		
					760	970							
					900								
13	1Mn18Cr10-MoVB (K9)	工厂标准	1150℃ 固溶 800℃ 16h 时效		245	785	30	35	98		HRB 90 ~ 95	$\sigma_{10^5}^{650} = 88 \sim 108$ $\sigma_{10^5}^{620} = 127$ $\sigma_{10^5}^{600} = 177 \sim 186$	$\sigma_{10^{-5}}^{600} = 123$
14	1Cr17Ni13-W3Ti	工厂标准	1150℃ 固溶 800℃ 变形 27% 750℃ 时效 12h 空冷	~ 40	441	637	30		78		187 ~ 223	$\sigma_{10^5}^{650} = 59$ $\sigma_{10^5}^{600} = 137$ $\sigma_{10^5}^{550} = 275$ $\sigma_{10^5}^{500} = 412$	$\sigma_{10^{-5}}^{650} = 50$ $\sigma_{10^{-5}}^{600} = 108$ $\sigma_{10^{-5}}^{550} = 245$
15	ZG1Cr14Ni-14Mo2WNb	工厂标准	1180℃ 固溶 850℃ 6h 时效 750℃ 16h 时效		196	392	18	35	39			$\sigma_{10^5}^{670} = 177$ $\sigma_{10^5}^{650} = 113$ $\sigma_{10^5}^{600} = 147$	$\sigma_{10^{-5}}^{650} = 88$ $\sigma_{10^{-5}}^{600} = 98 \sim 137$
16	1Cr14Ni18W-2NbBCe	GB1221—75	1030℃ 固溶 750℃ 5h 时效	216	510	30	44	118				$\sigma_{10^5}^{700} = 137$ $\sigma_{10^5}^{680} = 157$ $\sigma_{10^5}^{650} = 186$ $\sigma_{10^5}^{600} = 226$	$\sigma_{10^{-5}}^{680} = 108$ $\sigma_{10^{-5}}^{650} = 137$ $\sigma_{10^{-5}}^{600} = 167$
17	1Cr15Ni36-W3Ti	GB1221—75	1140 ~ 1160℃ 水冷两次时效: 780 ~ 790℃ 730 ~ 740℃	392	735	15	35	59				$\sigma_{10^5}^{700} = 137$ $\sigma_{10^5}^{650} = 147 \sim 157$ $\sigma_{10^5}^{630} = 157$ $\sigma_{10^5}^{600} = 226$	$\sigma_{10^{-5}}^{700} = 80$ $\sigma_{10^{-5}}^{680} = 110$ $\sigma_{10^{-5}}^{600} = 177$

续表

序号	钢号	技术条件	热处理状态	截面厚度 (mm)	$\sigma_s$	$\sigma_b$	$\delta$	$\psi$	$\alpha_K$	HB	持久强度 $\sigma_{10^5}$ (MPa)	蠕变强度 $\sigma_{10^{-5}}$ (MPa)
					MPa		%		(J/cm <sup>2</sup> )			
18	0Cr5Ni35W-3Ti3AlB	工厂标准	1180 ~ 1200℃ 2.5 ~ 8h 空冷 1050℃, 4h 空冷 750 ~ 800℃ 16h 空冷	637	932	6	8	29			$\sigma_{10^5}^{700} = 221$ $\sigma_{10^4}^{700} = 292$	$\sigma_{10^{-5}}^{700} = 225$
19	0Cr15Ni40W-4Mo2Ti3A12BZr (302 合金)	工厂标准	两次固溶+时效 1180 ± 10℃ 2h 空冷 1050 ± 10℃ 4h 空冷 800 ± 10℃ 6h 空冷		775 ~ 1240		19	21	48		$\sigma_{10^4}^{750} = 196$ $\sigma_{10^4}^{700} = 319$	$\sigma_{0.2/20000}^{700} = 206$ $\sigma_{0.2/20000}^{750} = 103$

表 8-19 常用叶片材料国内外牌号对照表

序号	中国 GB, JB	德国 DIN	美国 ASTM	日本 JIS	俄罗斯 ГОСТ	其他
1	25Mn2V	25MnV8				
2	20CrMo	25CrMo5 22CrMo4 24CrMo5 (7264 7252 7258)	4118 (4119)	SCM22 SCM23	20XMЖ	18CD4 (英) 20CD4 (英) 20XM (法)
3	24CrMoV	24CrMoV55 (7733)				
4	1Cr13	X10Cr13 (4006)	403 (51403) 410 (51410)	SUS403 SUS410	1X13 (ж1)	Z12C3 (法)
5	2Cr13	X20Cr13 (4021)	420 (51420)	SUS420J1	2X13 (ж2)	Z20C13 (法)
6	1Cr11MoV				1X11MΦ	
7	1Cr12W1MoV				15X12BMΦ (ЭИ802)	
8	2Cr12WMoVNbB				15X12BMБФP	
9	2Cr12NiMoWV		C-422	SUH616		
10	2Cr12Ni2WMoV		616 S42200	SUH616		
11	1Cr17Ni2	X22 CrNi17	431 AISI	SUS431	1X17H2	
12	0Cr17Ni4Cu4Nb		630 17-4PH	SUS 630		17-4PH
13	1Mn18Cr10MoVB		K9			
14	1Cr17Ni13W3Ti					瑞士 St17/13WTS

续表

序号	中国 GB, JB	德国 DIN	美国 ASTM	日本 JIS	俄罗斯 ГОСТ	其他
15	ZG1Cr14Ni14Mo2WNb					
16	1Cr14Ni18W2NbBCe				ЭИ726	
17	1Cr15Ni36W3Ti		330	SL5330	ЭИ612	
18	0Cr15Ni35W3Ti3AlB				ХН35ВГЭИ787	
19	0Cr14Ni40W4Mo2-Ti3A				ЭИ617	302 合金

## 2 汽轮机及发电机主要部件用钢

### 2.1 工作特点

(1) 汽轮机主轴、转子及发电机转子是高速旋转部件，转速高，运行中承受很大的离心力和由自重引起的弯曲应力。当系统突然短路时，还要承受很大的扭矩和冲击负荷。汽轮机主轴或转子，因蒸汽通过各级叶片时汽温逐级降低，承受着由温度梯度造成的热应力；调峰机组，因启停频繁，启停时转子表面和心部金属温差较大，还承受交变的热应力作用。转子的中心孔壁、发电机转子嵌线槽以及汽轮机转子叶轮槽 R 过渡处，是应力集中部位。汽轮机常用的转子型式有套装式、整锻型和焊接型转子，此外还有组合式和拉杆式转子。

(2) 中压以下汽轮机叶轮通常是用红套方式装在汽轮机主轴上的，随主轴高速旋转，圆周线速度很高，承受着巨大的切向应力和径向应力，以及由内外缘温度梯度造成的热应力。此外，还承受传递扭矩应力及蒸汽介质的腐蚀作用。

(3) 护环套装在发电机转子轴身端部，用于箍紧转子的端部线圈，以防在高速旋转时线圈移位或飞逸。护环承受的离心力很大，同时还承受弯曲应力和配合应力的作用。600MW 发电机护环的应力可高达 686MPa，此外，在运行中，它还受到腐蚀介质的浸蚀，主要浸蚀介质有水、湿空气、氢、氯离子及硝酸根离子。

### 2.2 性能要求

(1) 应具有规定的化学成分和高的淬透性，以保证有足够高的强度、冲击韧性和塑性储备。纵向和沿整个截面的机械性能应尽可能地保持均匀。对于高中压转子以及工作温度超过 400℃ 的叶轮，应有足够高的蠕变和持久强度。承担调峰的机组转子材料，还应具有高的低周疲劳强度。此外，为防止发生低应力脆断事故，还应具有尽可能低的脆性转变温度，特别是低压焊接转子更是如此。发电机转子本身就是磁场回路的一部分，应具有良好的导磁性。

(2) 材料在最终热处理后，应具有稳定的组织和低的残余应力，以免因局部应力增大或产生热变形而引起机组的振动。对于叶轮内孔直径超过 300mm 的转子和主轴，其残余应力不得超过材料屈服强度的 10%，外缘直径大于 600mm 的叶轮，不超过 39.2~49.0MPa，护环的残余应力不得超过材料屈服强度的 20%。

(3) 焊接转子材料，应具有良好的焊接性。

(4) 在高温区和介质中工作的构件，应具有良好的抗氧化性能和抗高温蒸汽腐蚀的能力。

(5) 汽轮机主轴、转子、叶轮及发电机转子与护环, 均不得有白点、裂纹或其他超标缺陷存在。

(6) 无磁性护环用钢的磁导率应保持在  $15924\text{A/m}$  磁场强度作用下小于  $1.14 \times 10^{-6}\text{H/m}$ , 以免产生涡流发热。

### 2.3 转子和主轴锻件检验

大型锻件在冶炼、浇注及热加工过程中容易产生各种缺陷, 因此对转子和主轴锻件的检验特别严格。除了常规的化学检验、金相检验、抗拉、硬度、冷弯、夏比 V 型缺口冲击、FATT<sub>50</sub> 系列冲击等机械性能检验外, 还要进行一些特种检验。

(1) 锻件不得存在影响性能的缩孔、疏松、气孔、裂纹和非金属夹杂物, 整个锻件表面不应有裂纹、折叠、黑皮和其他影响使用性能的缺陷。局部缺陷可以铲除, 铲除深度不得超过精加工余量的 75%。

(2) 锻件弯曲度检查。锻件交货时, 其外表面弯曲度不得超过精加工余量的 75%。中心孔弯曲度按锻件的粗加工长度规定为: 长度小于或等于 3m 时, 中心孔弯曲度不大于 1mm; 长度小于或等于 10m 时, 中心孔弯曲度不大于 2mm; 长度大于 10m 时, 中心孔弯曲度不大于 3mm。

(3) 中心孔检查。锻件在交货前, 应精镗或研磨中心孔, 其粗糙度不大于 1.6 (相当于光洁度  $\nabla 6$ ), 并希望达到 0.8 以下。用潜望镜或磁粉显示后检查内孔表面, 不允许有裂纹、氧化皮、缩孔残余和大型 (长度超过 4mm) 的非金属杂物, 以及大面积聚集的细小非金属夹杂物, 其规定为: 聚集在  $60\text{cm}^2$  面积上, 长度为 1.5mm 以下的细小夹杂物, 数量不得超过 10 个; 分散的、长度 1.5~3mm 的夹杂物, 其数量不允许超过 10 个; 长度为 3~4mm 的夹杂物, 其数量不允许超过 5 个; 在整个中心孔表面上, 长度在 1.5mm 以下的点状非金属夹杂物, 其数量不允许超过 25 个, 并且夹杂不允许呈链状分布。各种夹杂物的总数不得超过 30 个。

(4) 酸洗或磁粉及硫印检查。酸洗试验主轴在二端面和二轴承部位进行, 转子在叶轮体端面至叶轮轮毂表面二端面、二轴承部位和二叶轮间不小于 70mm 的一个叶轮挡内进行。酸洗表面应加工到表面粗糙度 0.8 (相当于光洁度  $\nabla 7$ )。酸洗时先用 15% 的过硫酸铵水溶液, 然后用 10% 硝酸水溶液, 此后进行二次检查。第一次在洗后 10min, 第二次在酸洗后不小于 12h, 每次酸洗时间不得少于 15min。酸洗或磁粉检查在半精加工后单面留 2mm 余量时进行。

酸洗或磁粉检验结果, 锻件不得有裂纹、白点、缩孔或折叠等缺陷。轴承部位酸洗, 在  $25\text{cm}^2$  面积上长度 1mm 的非金属夹杂物不允许超过 5 个, 或长度在 1.5mm 以内的非金属夹杂物不超过 2 个。每一轴承部位不允许有 15 个以上的非金属夹杂物。除轴承外, 其他检查部位不得有大于或等于 3.5mm 的非金属夹杂物或磁粉堆集。

硫印检查结果不得大于大锻件硫印五级标准的前三级。

(5) 晶粒度检查。锻件表面和中心孔处, 锻件实际晶粒度不小于 4 级。

(6) 超声波探伤检查。锻件中不允许有裂纹、白点、缩孔等有害的缺陷。已记录到超声波缺陷信号的锻件, 按游动讯号和静止讯号的当量、个数和位置提出报告。如果对该缺陷讯号有异议, 应采用常规的或双方都能接受的验收检验方法来确定锻件是否报废。

(7) 残余应力检查。整体转子的叶轮直径大于  $\phi 300\text{mm}$  时, 在锻件轴身取机械性能试环

的同一端,用环芯电阻应变法或车环法测定残余应力。对1、2级锻件,其值不得大于标准屈服强度的10%;对3级及3级以上的锻件,其值不得大于标准屈服强度的8%。残余应力不合格时,锻件应进行补充回火,回火温度应比锻件最后一回火温度低20~50℃,并重新检查残余应力和硬度值。当补充回火温度低于锻件最后一回火温度20℃时,应重新做机械性能检验和残余应力检查。

(8) 热稳定性试验。锻件经消除应力后,需进行热稳定性试验,以便测定稳定性和高温运行条件下产生的挠曲倾向,同时也可消除一部分残余内应力。

#### 2.4 常用转子和主轴用材

表8-20、表8-21分别为常用转子和主轴的化学成分和力学性能,表8-22为其国内外钢号对照表,表8-23和表8-24分别为常用无磁性护环用钢的化学成分和力学性能级别。

表 8-20 常用转子和主轴材料化学成分

序号	钢号	技术条件	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	V	Cu	其他	S <sub>≤</sub>	P <sub>≤</sub>
1	35	GB 700—1988	0.32~0.40	0.50~0.80	0.17~0.37	≤0.25		≤0.25		≤0.25		0.040	0.040
2	40		0.37~0.45	0.50~0.80	0.17~0.37	≤0.25		≤0.25		≤0.25		0.040	0.040
3	45		0.42~0.50	0.50~0.80	0.17~0.37	≤0.25		≤0.25		≤0.025		0.035	0.035
4	40Cr	GB3077—1988	0.37~0.44	0.50~0.80	0.17~0.37	0.80~1.10				≤0.25		0.035	0.035
5	24CrMoV	厂标	0.20~0.28	0.30~0.60	0.20~0.40	1.2~1.5	0.50~0.60		0.15~0.30			0.040	0.040
6	25Cr2Ni4MoV	JB/T 1267—1993 JB/T 7178—1993	≤0.28	0.20~0.60	0.15~0.30	1.25~2.00	0.25~0.60		0.05~0.15	≤0.20		0.018	0.015
7	25NiCrMoV	厂标	0.22~0.28	≤0.70	≤0.30	1.00~1.50	0.25~0.40		0.05~0.15	≤0.20		0.018	0.015
8	34CrMo	JB/T 1267—1993	0.30~0.40	0.40~0.70	0.17~0.37	0.90~1.30	0.20~0.30	≤0.50				0.030	0.035
9	34CrMo1	JB/T 1267—1993	0.30~0.38	0.40~0.70	0.17~0.37	0.70~1.20	0.40~0.55	≤0.40				0.035	0.030
10	30Cr2MoV	厂标	0.26~0.34	0.40~0.70	0.17~0.37	2.30~2.70	0.15~0.25		0.10~0.20			0.035	0.030
11	30Mn2MoB	厂标	0.26~0.32	1.40~1.70	0.17~0.37		0.45~0.55		≤0.05		BO.001~0.004	0.035	0.030
12	33Cr3MoWV	厂标	0.28~0.36	0.60~0.90	0.17~0.37	2.40~3.30	0.35~0.55		0.15~0.25		WO.30~0.50	0.035	0.030
13	34CrNi1Mo	JB1267—72	0.30~0.40	0.50~0.80	0.17~0.37	1.30~1.70	0.20~0.30	1.30~1.70				0.035	0.030

续表

序号	钢号	技术条件	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	V	Cu	其他	S <sub>≤</sub>	P <sub>≤</sub>
14	34CrNi3Mo	JB1267—72	0.30 ~ 0.40	0.50 ~ 0.80	0.17 ~ 0.37	0.70 ~ 1.10	0.25 ~ 0.40	2.75 ~ 3.25				0.035	0.030
15	27Cr2Mo1V	JB1265—72	0.22 ~ 0.32	0.50 ~ 0.80	0.30 ~ 0.50	1.50 ~ 1.70	0.60 ~ 0.80	≤0.30	0.20 ~ 0.30			0.025	0.030
16	20Cr3MoWV	GB3077—88	0.17 ~ 0.24	0.30 ~ 0.60	0.17 ~ 0.37	2.60 ~ 3.00	0.35 ~ 0.50		0.70 ~ 0.90		W0.30 ~ 0.60	0.025	0.025
17	30Cr1Mo1V	JB1265	0.25 ~ 0.35	≤1.00	0.15 ~ 0.35	0.90 ~ 1.50	1.00 ~ 1.50	≤0.75	0.2 ~ 0.3	≤0.20			
18	30Cr2Ni4MoV	JB/T 7027—1993	≤0.35	0.20 ~ 0.40	0.17 ~ 0.37	1.50 ~ 2.00	0.30 ~ 0.60	3.25 ~ 3.75	0.07 ~ 0.15	≤0.20		0.012	0.012
19	18CrMnMoB	Q/ZB61—73	0.17 ~ 0.23	1.20 ~ 1.50	0.20 ~ 0.40	1.50 ~ 1.80	0.45 ~ 0.55				B0.0012 ~ 0.0035	0.030	0.030
20	17CrMo1V	厂标	0.14 ~ 0.20	0.50 ~ 0.80	0.30 ~ 0.40	0.30 ~ 0.45	0.70 ~ 0.90	≤0.30	0.30 ~ 0.40			0.030	0.030

表 8-21

常用转子和主轴材料力学性能

序号	钢号	技术条件	热处理状态	截面厚度 (mm)	取样位置	σ <sub>s</sub> (MPa)	σ <sub>b</sub> (MPa)	δ (%)	ψ (%)	a <sub>k</sub> (J/cm <sup>2</sup> )	HB			
1	45	厂标	850℃空冷, 600~650℃空冷或炉冷	~25		333.2	588.0	16	35	39.2	≤217			
				~100	1/3R	294.0	588.0	16	35	39.2				
				~300	1/3R	274.4	509.6	16	35	39.2				
						830℃水冷, 500~520℃空冷	~25		509.6	705.6	17	40	49.0	241~285
							~60		441.0	637.0	17	40	49.0	
							~100	1/3R	352.8	597.8	17	40	49.0	
		840℃油冷或水冷, 550~580℃空冷	~150	切向	313.6	558.6	17	35	39.2	172~223				
			~200	1/3R	313.6	558.6	17	40	49.0					
			~300	1/3R	294.0	539.0	17	40	39.2					
2	40Cr	GB3077—88	850℃油冷, 520℃水冷或油冷	≤80	纵向	784.0	980.0	9	45	58.8	≤207			
				重型机械行业标准	调质	100~300		490.0	686.0	14	45	39.2	241~286	
		>300~500				441.0	637.0	10	35	29.4	226~269			
3	24CrMoV	YB6—71	900℃油淬, 600℃水冷或油冷	≤80		588.0	784.0	14	50	58.8	压痕直径 (退火) ≥3.8mm			
4	25Cr2Ni4MoV	厂标	调质		轴端纵向 本体径向	585 515	715 640	18 17	55 52.5					



续表

序号	钢号	技术条件	热处理状态	截面厚度 (mm)	取样位置	$\sigma_s$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	$\alpha_K$ (J/cm <sup>2</sup> )	HR
5	25NiCrMoV		淬火+回火		轴端纵向	440	585	15	22		
6	34CrMo1		淬火+回火	600~900	轴端纵向	294.0	490.0	18	40	68.6	
					轴身切向	294.0	490.0	17	35	49.0	
					轴身径向	245.0	441.0	16			
				600~900	轴端纵向	392.0	539.0	17	40	68.6	
					轴身切向	392.0	539.0	16	35	49.0	
					轴身径向	343.0	490.0	15			
7	30Cr2MoV	厂标	900~920℃ 油淬, 550~ 650℃回火, 空冷—罩冷	~150	切向	735.0	852.0	12	35	39.2	269~321
				151~250		686.0	813.4	13	35	39.2	255~302
8	30Mn2MoB	厂标	830~850℃ 油淬, 570~ 590℃回火	<300	1/3R	617.4	764.0	14	40	49.0	
				300~500	1/3R	568.4	725.0	14	40	49.0	
				500~800	1/3R	519.4	648.8	12	35	39.2	
9	33Cr3MoWV	厂标	940~960℃ 油冷, 580~ 660℃空冷或 炉冷	≦100	切向	980.0	1078.0	10	35	39.2	321~375
				≦200	1/3R	882.0	980.0	10	40	49.0	302~362
				≦300	切向	833.0	931.0	12	35	49.0	
				≦500	1/3R	735.0	852.6	13	40	49.0	285~341
					切向			12	35	39.2	
10	34CrNi1Mo	厂标	850~870℃ 油淬, 560~ 640℃回火, 炉冷	≦100	纵向, 1/3R	735.0	852.6	15	45	68.6	≦321
				100~300		637.0	764.4	14	40	58.8	
				300~500		539.0	686.0	14	35	49.0	
				500~800		490.0	637.0	14	32	39.2	
11	34CrNi3Mo	厂标	850~ 870℃, 油淬 580~650℃缓 冷	≦150	纵向, 1/3R	833.0	931.0				285~341
					切向	833.0	931.0	12	35	39.2	
				151~200	切向	735.0	852.6	12	35	49.0	285~341
						784.0	852.6	12	35	39.2	
12	27Cr2MoV	厂标	970~990℃空冷 930~950℃空冷 680~700℃炉冷	<φ1000	纵向, 1/3R	441.0	637.0	16	40	49.0	
					切向, 表面	441.0	637.0	13	35	39.2	
				≦150	纵向, 1/3R	735.0	833.0	15	50	58.8	262~295
					≦200	纵向, 1/3R	588.0	735.0	16	50	58.8
13	20Cr3MoWV	GB3077—88	1050℃空冷 或油冷, 720℃水或油冷	≦80mm	纵向	637.0	784.0	14	40	68.6	压痕直径 ≥4.0mm ≦229

续表

序号	钢号	技术条件	热处理状态	截面厚度 (mm)	取样位置	$\sigma_s$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	$\alpha_k$ (J/cm <sup>2</sup> )	HB	
13	20Cr3MoWV	厂标	950~960℃退火 1020~1050℃淬火,油冷 680~700℃回火	叶轮	切向	20	735.0	882.0	12	45	39.2	
						450	637.0	715.4	9	35	68.6	
						500	607.6	637.0	9	35	68.6	
			950~960℃退火 1050~1100℃正火 980~1020℃淬火 660~680℃回火	转子	纵向, 1/3R	20	637.0	784.0	13	40	49.0	
						470	490.0					
						550	392.0					
				切向	20	607.6	744.8	10	32	39.2		
					470	465.5						
14	30Cr1Mo1V	厂标			本体轴端	590~ 690	720	15	40			
					中心孔	556	690	15	40			
15	30Cr2Ni4MoV	JB1265			纵向	620	725~ 860	18	52			
					径向			17	50			
16	18CrMnMoB	JB1265			纵向	735	853	13	40	55		
					切向	696	814	10	32	45		
17	17CrMo1V	厂标	(980℃空冷)	≤φ500	纵向, 1/3R	490.0	607.6	16	45	49.0	197~248	
			950~980℃油冷; 700~720℃炉冷	≤500	切向, 表面	539.0	656.6	15	40	49.0	197~248	

\* 右侧数字指试验温度(℃)。

表 8-22 常用转子和主轴材料国内外牌号对照表

序号	中国 GB, JB	德国 DIN	美国 ASTM	日本 JIS	俄罗斯 ГОСТ	其他
1	35	C35 CK35	(1034) C1035	S35C	35	XC35 (法)
2	40	C40 CK40	C1040 (1040)	S40C	40	
3	45	C45CK45 (STC45.61) (0503.1191)	C1042 (1042) C1045 (1045)	S45C	45	XC38 (法) XC42
4	40Cr	41Cr4 (7035)	5140	SGr4	38XA40X	42C4 (法)
5	24CrMoV	24CrMoV55 (7733)			24XMφ	
6	25Cr2Ni4MoV					
7	25NiCrMoV					
8	34CrMo	34CrMo4	4135	SCM435	34XM	
9	34CrMo1				34XM1A	
10	30Cr2MoV				25X2MΦ	NF30CD12 (法)
11	30Mn2MoB					

续表

序号	中国 GB, JB	德国 DIN	美国 ASTM	日本 JIS	俄罗斯 ГОСТ	其他
12	33Cr3MoWV					
13	34CrNi1Mo	34CrNiMo6 (6582)	4340 4337	SNCM431	34XH1M	
14	34CrNi3Mo					
15	27Cr2MoV				25X1M1Φ (P2)	
16	20Cr3MoWV	21CrVMoW12 (8212)			ЭИ415	
17	30Cr1Mo1V	30CrMoNiV411 21CrMoV511	A470, C1.8			英 306D, T.D
18	30Cr2Ni4MoV	26NiCrMoV157	A470C1 5.6.7	3.5% NiCrMoV 日立 JSW		
19	18CrMnMoB					
20	17CrMo1V	17MoV84				瑞士 ST560TS

表 8-23 无磁性护环用钢化学成分

钢 号	化 学 成 分 (%)								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	V	W	N
40Mn18Cr4	0.37 ~ 0.44	0.30 ~ 0.80	17.0 ~ 19.0	≤0.03	≤0.05	3.5 ~ 4.5	—	—	—
40Mn18Cr4V	0.37 ~ 0.44	0.30 ~ 0.80	17.0 ~ 19.0	≤0.03	≤0.05	3.5 ~ 4.5	1.3 ~ 1.8	—	—
50Mn18Cr4	0.40 ~ 0.55	0.30 ~ 0.80	17.0 ~ 19.0	≤0.05	≤0.06	3.8 ~ 4.5	—	—	—
50Mn18Cr4WN	0.40 ~ 0.60	0.30 ~ 0.80	17.0 ~ 19.0	≤0.05	≤0.06	3.8 ~ 4.5	—	0.70 ~ 0.90	0.08 ~ 0.12
50Mn18Cr5NNb	0.45 ~ 0.60	0.30 ~ 0.60	17.0 ~ 19.0	≤0.03	≤0.08	4.5 ~ 6.5	Nb0.15 ~ 0.40	—	0.07 ~ 0.15

表 8-24 无磁性护环用钢力学性能级别

护环级别	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta_5$ (%)	$\phi$ (%)	冷 弯		导磁率 $\mu$ (H/m)
					顶杆直径	弯曲角	
I	637	736	20	35	40mm	150°	≤1.14 × 10 <sup>-6</sup>
II	736	834	18	30			≤1.14 × 10 <sup>-6</sup>
III	784	883	16	30			≤1.14 × 10 <sup>-6</sup>
IV	834	932	16	30			≤1.14 × 10 <sup>-6</sup>

## 第四节 紧固件用钢和铸钢件用钢

### 1 紧固件用钢

#### 1.1 性能要求

在汽轮机、锅炉和压力容器设备中螺栓、螺帽等紧固件广泛用于汽缸、管道法兰、阀门等需要紧固连接的部件上。由于螺栓的紧固作用，使所连接的密封面紧密结合，以保证机组在运行中不漏汽。

处于较高温度下的紧固件，是在应力松弛的条件下工作的，工作时承受着拉伸应力，有时也承受弯曲应力。由于螺栓的失效将造成漏汽、停电等重大事故，影响机组的安全运行，因此对高温紧固件用钢提出了下列要求：

### 1.1.1 高的抗松弛性

抗松弛性是指钢抗应力松弛的能力，紧固件的强度计算就是以抗松弛性作为主要强度特性。抗松弛性高的材料在同样的初紧应力下，经过同样的运行时间，应力降低较少，为此用较小的初紧应力就可以保证在一个大修期内，螺栓的剩余应力不低于最小密封应力。初紧应力的降低，不但可以降低对材料屈服强度的要求，也可以减少螺栓发生脆性断裂的危险。

目前，螺栓设计寿命为 20000h，最小密封应力为 150MPa (15kgf/mm<sup>2</sup>)，初应力一般取 250~300MPa。要求螺栓在工作期（或一个大修期）内，其剩余应力不低于最小密封应力。

过高的初应力并不能显著提高钢的剩余应力，相反，它使松弛速度加快，造成螺栓断裂，可以采用重复加载即中间再紧螺栓的方法来延长使用期限。当然，重复加载的次数也是有限的。根据电厂运行实践，适当降低初紧应力水平，既保证汽缸不漏汽，还能减少螺栓断裂事故。有的电厂初紧应力采用 200MPa，没有产生漏汽现象。

### 1.1.2 高的屈服强度

为了在初紧螺栓时不产生屈服，要求材料具有高的屈服强度。在机组启动时，法兰与螺栓的温差最大，法兰温度高于螺栓。由于法兰的膨胀，会产生温度附加应力。在不正常启动时，以 60℃温差来计算螺栓最大温度附加应力，其值可达 100MPa 以上，这时螺栓的最大应力应为初紧应力与最大温度附加应力之和。为了保证螺栓的安全运行，最大应力不应超过材料的许用应力，因此要求螺栓材料具有高的屈服强度。

但是，对螺栓材料也不应片面追求过高的屈服强度。过高的屈服强度会增大钢对应力集中的敏感性，增加钢的蠕变脆性倾向。对 25Cr2Mo1V 钢，一般认为屈服强度最好不超过 700~750MPa。

### 1.1.3 一定的持久强度和蠕变强度

当工作温度超过产生蠕变现象的温度，例如碳素钢超过 300~350℃、合金钢超过 350~400℃时，要求螺栓材料具有一定的持久强度和蠕变强度。虽然直接决定螺栓初紧应力的强度特性指标是抗松弛性，但材料的抗松弛性与持久强度和蠕变强度有一定的关系，特别与蠕变强度的关系密切。事实上可以认为，松弛是在某种应力作用下进行的蠕变，这种应力因塑性形变的增加而随时降低。

### 1.1.4 高的持久塑性和小的蠕变脆性

螺栓在运行中产生脆性断裂与材料的持久塑性和持久缺口敏感性（即蠕变脆性）有关。在电厂中，25Cr2Mo1V 钢螺栓经常发生脆性断裂，甚至整个法兰上的螺栓全部突然断裂，汽轮机高压缸大螺栓也发生脆断。这种脆性断裂并不是钢的持久强度不足，而是由于持久塑性耗尽而突然发生的脆性断裂。关于持久塑性，目前还没有一个统一的指标，一般认为，持久塑性  $\delta > 3\% \sim 5\%$  时，能防止螺栓钢脆性断裂的发生。对 25Cr2Mo1V 钢的研究表明，当  $\delta > 3\%$  时，钢的持久缺口敏感性显著增加，钢已呈现出蠕变脆性倾向。

缺口敏感性是指钢中存在应力集中的缺口时，材料抵抗裂纹扩展的能力。钢的持久缺口敏感性用缺口敏感性系数  $K_p$  表示，即在试验时间  $t$  内，带缺口试样的持久强度与光滑试样的持久强度之比。 $K_p < 1$  时，表示材料在试验时间  $t$  内呈缺口敏感性； $K_p \geq 1$  时，表示材料在试验时间  $t$  内无缺口敏感性。

钢的持久塑性与持久缺口敏感性有密切的关系。一般说来，随着钢持久塑性的降低，持久缺口敏感性增加。对 Cr-Mo-V 钢的试验指出，二者之间有良好的线性关系。

螺栓的螺纹就相当于缺口。在缺口处存在着应力集中，特别是光杆端第一圈螺纹上的应力集中承担了全部应力的 34% ~ 50%，所以螺栓的断裂通常在这里发生。当材料具有高的持久塑性和低的缺口敏感性时，缺口处的应力能得到重新分布，缓和了缺口尖端处的应力峰，使得在缺口处不易出现裂纹。相反，持久塑性低和缺口敏感性大的材料，由于缺口应力集中，在高温长期作用下，持久塑性很快耗尽，材料发生脆性断裂。

为了改善螺栓钢的高温蠕变脆性，可以通过许多途径。对低合金钢进行合理的合金化，用微量元素 B 或 B、Ti、Nb 复合加入强化晶界，阻止碳化物沿晶界析出和集聚。改变热处理工艺，控制组织及强度，适当降低奥氏体化温度，提高回火温度，使强度和韧性合理配合。提高钢的纯净度，尽量降低钢中的微量有害元素，这些微量有害元素在晶界附近区域偏析，降低了晶界表面能，使钢的蠕变脆性增加。

#### 1.1.5 其他要求

1) 要求螺栓在工作温度下具有一定的抗氧化性能，以防止螺栓与螺帽之间咬死。为避免咬死现象发生，螺帽材料一般比螺栓材料低一级，采用不同的牌号。根据 ZBK54027—1988《汽轮机双头螺柱、等长双头螺柱罩螺母技术条件》规定，螺柱硬度应比罩螺母硬度高 50HB（或 5HRC）。

2) 螺纹表面应光洁、平滑，不应有凹痕、裂口、毛刺和其他会引起应力集中的缺陷。外螺纹表面粗糙度不高于 1.6，内螺纹表面粗糙度不高于 3.2。

#### 1.2 常用紧固件材料

当温度小于 425℃ 时，通常采用 35 号优质碳素钢，中压汽轮机一般采用 35CrMo、25Cr2MoV 钢。25Cr2Mo1V 钢用于蒸汽温度 540℃ 的高压机组，是目前国内广泛使用的紧固件材料。25Cr2Mo1V 钢虽有一定的松弛稳定性和较高的持久强度，但它持久塑性较低，具有较大的蠕变脆性，在运行中经常发生脆断，影响机组运行。20Cr1Mo1VNbTiB（1 号螺栓钢）和 20Cr1Mo1VTiB（2 号螺栓钢）用于 570℃ 螺栓钢。这两种钢不但抗松弛性和持久强度高，而且具有较高的持久塑性，持久缺口敏感性很小，在运行中没有发生漏汽和脆断现象。在高温高压机组中，国外还采用 12%Cr 钢、奥氏体钢甚至镍基合金，如前苏联的 ЭИ993 钢、美国的 C-422 钢、Refractaloy26 合金、InconelX-750 等。

表 8-25 ~ 表 8-28 分别为常用紧固件材料的性能特点、化学成分、力学性能和许用应力，表 8-29 为紧固件用钢国内外钢号对照表。

## 2 铸钢件用钢

高温、高压蒸汽管道上所用的阀件、高压汽缸（内缸和外缸）、中压汽缸、隔板等部件，大量采用铸钢件。由于这些部件在运行中受蒸汽的温度和压力的作用，在设计时必须考虑到有足够的强度和刚度，大型铸件还要考虑壁厚温差的热应力。对于高压以上机组高温下工作

的某些铸钢件，因其受外界结构条件的限制，还需要根据其高温长期性能（持久强度和蠕变强度）进行结构强度验算。此外，铸钢件需经均匀化热处理使之具有良好的组织稳定性。

常用铸钢件用钢的化学成分和国内外常用钢号对照分别见表 8-30 和 8-31，热处理工艺规范、常温和高温机械性能、许用应力、最高使用温度及其主要用途见表 8-32。

表 8-25 常用紧固件材料性能特点

序号	钢号	温度 (°C)	热处理工艺	特点
1	35	425	正火或调质，正火温度 840 ~ 880°C，调质规范 840 ~ 860°C 水或油冷，回火温度视强度而定	广泛用于低参数机组的螺栓材料，综合性能良好，工艺性能也好，但抗松弛性能较低
2	45	400	正火或调质，正火温度 830 ~ 880°C，淬火温度 830 ~ 860°C，回火 500 ~ 650°C	具有足够的强度和适当的塑性、韧性，用于温度 ≤ 400°C 的螺栓
3	35SiMn	430	调质 880 ~ 900°C，油冷 520 ~ 670°C 回火，油冷或空冷	是一种较经济的结构钢，有较高的强度和良好的韧性，疲劳强度也较好
4	35CrMo	480	调质规范 850 ~ 880°C 油冷 回火温度 560 ~ 580°C 空冷	具有良好的综合机械性能及工艺性能。钢的抗松弛性高于 35 号碳钢，长期使用组织比较稳定
5	17CrMo1V	510	调质规范 880 ~ 900°C 油冷 回火温度 520 ~ 670°C	是低碳铬钼钒合金钢，所含合金元素不高，综合机械性能较好，具有较高的热强性和低温冲击韧性，组织稳定性较好
6	25Cr2MoV (Z110)	510	正火加回火或调质处理 正火温度 950 ~ 1000°C 淬火温度 930 ~ 950°C 回火温度 620 ~ 680°C	广泛应用于高、中压汽轮机锅炉的螺栓材料。钢具有良好的中温和高温综合机械性能，热强性和抗松弛性也较高。25Cr2MoV 钢在运行中有时发生螺栓脆断事故。为了减少钢的缺口敏感性，必须控制其硬度和强度的上限值。根据运行经验，建议将新螺栓的硬度控制在 HB = 240 ~ 270。如果发现运行中螺栓硬度升高 (HB > 300)、冲击值偏低 ( $a_k < 60\text{J}/\text{cm}^2$ )，或金相组织出现严重网状晶界，应考虑进行重新热处理或予以更换
7	25Cr2Mo1V (Z1723)	550	一次正火加回火或两次正火加回火。一次正火加回火：1040°C 正火，650 ~ 700°C 回火。二次正火加回火：1040°C 正火，960°C 正火，670 ~ 690°C 回火。二次正火的目的在于细化晶粒，使组织分布均匀，提高钢的韧性和抗松弛性能	广泛应用于高参数机组螺栓材料。25Cr2Mo1V 钢虽然热强性和抗松弛性较高，但钢的持久塑性差，缺口敏感性也较大，因此在长期运行中容易脆化，硬度升高，韧性降低，发生蒸汽泄漏及螺栓脆断事故。为了减少钢对缺口的敏感性，防止脆断，必须控制钢的硬度和强度上限值。根据运行经验，建议将新螺栓硬度控制在 HB = 240 ~ 270，强度控制在 $\sigma_{0.2} = 68 \sim 78\text{kgf}/\text{mm}^2$ (680 ~ 780MPa)， $\sigma_b = 79 \sim 89\text{kgf}/\text{mm}^2$ (790 ~ 890MPa)，适当降低强度和抗松弛性，提高塑性与韧性。如果发现运行中螺栓硬度偏高 (HB > 300)、冲击值偏低 ( $a_k < 60\text{J}/\text{cm}^2$ ) 或金相组织出现严重网状晶界时，应考虑进行恢复热处理或予以更换

续表

序号	钢号	温度 (°C)	热处理工艺	特点
8	20Cr1Mo1V1 (Q41909)	550	1000°C 淬火或正火, 700°C 回火 4h	该钢在 550°C 以下具有较高的强度和抗松弛性, 用于温度 550°C 以下的螺栓材料。在蒸汽参数 540°C 运行数万小时后, 钢的强度的塑性略有降低, 硬度有所升高, 室温冲击值下降较多, 但仍保持较高水平, 钢没有表现出明显的脆性
9	20Cr1Mo1VNbTiB (1号螺栓钢)	570	1030 ~ 1050°C 油淬 (截面尺寸小于 100mm 时) 或水淬 (截面尺寸大于 100mm), 680 ~ 740°C 不少于 6h 回火。奥氏体化温度不宜大于 1050°C, 以免晶粒粗化, 钢材供货状态: 840°C 退火	该钢具有良好的综合性能, 松弛稳定性和热强性 (超过 25Cr2Mo1V 钢), 用于 570°C 螺栓材料。钢的缺口敏感性小, 持久塑性好和热脆性低。经长期运行, 没有发生机组漏汽和螺栓脆断问题。在生产中 20Cr1Mo1VNbTiB 钢出现粗晶及冲击值不稳定问题, 经改进工艺后有所改善, 有待于在生产实践中逐步解决
10	20Cr1Mo1VTiB (2号螺栓钢)	570	1030 ~ 1050°C 油淬 680 ~ 720°C, 保温 6 ~ 10h 回火	具有良好的综合性能, 它的抗松弛性和热强性较高, 超过 25Cr2Mo1V 钢, 用于 570°C 螺栓材料。该钢具有较小的缺口敏感性和良好的高温持久塑性, 初步解决了螺栓钢的脆断问题
11	2Cr12WMoVNLB (Q41993)	570	1050°C 油淬, 650 ~ 700°C 空冷	改型的 12%Cr 钢, 热强性能较高, 抗松弛性也好, 用于 570°C 下的紧固件材料
12	2Cr12NiMoWV (C-422)	570	1020 ~ 1070°C 油冷或空冷, 600 ~ 680°C 回火空冷	国外普遍使用的强化 12%Cr 型钢。由于钢中钨、钼等合金元素含量较多, 并加有少量的镍, 使钢具有较高的性能。该钢具有良好的抗松弛性能和减振性, 国外用于大容量机组的螺栓、阀杆等
130	Refractaloy26	570	热处理规范为固溶加沉淀硬化处理。固溶处理: 1024 ± 13°C, 保温至少 30min, 油或水冷、沉淀硬化处理: 816 ± 8°C 20h, 冷到 732 ± 8°C 保温 20h, 空冷	Refractaloy26 合金是镍钴铁混合基沉淀硬化热强合金, 具有高的持久强度与抗松弛性, 国外用于大型机组螺栓、叶环螺钉、汽封弹簧等合金中, 含有较高的稀土元素钴
14	InconelX-750	590	1135 ~ 1165°C 固溶 + 830 ~ 855°C 24h, 空冷 + 720°C 20h, 空冷	InconelX-750 是以 Al、Ti、Nb 强化的镍基合金, 是 Inconel 合金系统中早期发展的应用广泛的合金之一。合金在 980°C 以下具有良好的强度、良好的抗腐蚀和抗氧化性能, 而且也有较好的低温性能, 成型性能也好, 能适应各种焊接工艺。用于大型汽轮机汽封弹簧、螺栓、燃气轮机高温部件

表 8-26 常用紧固件用钢的化学成分

序号	钢 号	技术条件	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	B	Ni	Cu	S <sub>≤</sub>	P <sub>≤</sub>
1	35	GB699-88	0.32~0.40	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.25					≤0.25		0.035	0.035
2	45	GB699-88	0.42~0.50	0.17~0.37	0.50~0.80	≤0.25					≤0.25		0.035	0.035
3	35SiMn	GB3077-88	0.32~0.40	1.10~1.40	1.10~1.40	≤0.30					≤0.30	≤0.25	0.025	0.025
4	35CrMo	GB3077-88	0.32~0.40	0.17~0.37	0.40~0.70	0.80~1.10	0.15~0.25				≤0.30	≤0.25	0.025	0.025
5	17CrMoV	厂标准	0.12~0.20	0.30~0.50	0.60~1.00	0.30~0.45	0.70~0.90	0.30~0.40			≤0.30		0.030	0.030
6	25Cr2MoV(3H10)	GB3077-88	0.22~0.29	0.17~0.37	0.40~0.70	1.50~1.80	0.25~0.35	0.15~0.30			≤0.30	≤0.25	0.025	0.025
7	25Cr2MoV(3H723)	GB3077-88	0.22~0.29	0.17~0.37	0.50~0.80	2.10~2.50	0.90~1.10	0.30~0.50			≤0.30	≤0.25	0.025	0.025
8	20Cr1Mo1V1(3H909)	厂标准	0.18~0.25	0.17~0.37	≤0.50	1.10~1.30	0.80~1.20	0.70~1.00			≤0.40		0.030	0.035
9	20Cr1Mo1VNbTB (1号螺栓钢)	工厂标准	0.17~0.23	0.40~0.60	0.40~0.65	0.90~1.30	0.75~1.00	0.50~0.70	0.15~0.25	加入量 0.005	Ti 0.05~0.14		0.030	0.030
10	20Cr1Mo1V1TB (2号螺栓钢)	工厂标准	0.17~0.23	0.40~0.60	0.40~0.65	0.90~1.30	0.75~1.00	0.45~0.65		加入量 0.005	Ti 0.16~0.28		0.030	0.030
11	2Cr12WMoVNbB (3H993)	YB/ZB--75	0.15~0.22	≤0.50	≤0.50	11.0~13.0	0.40~0.60	0.15~0.30	0.20~0.40	≤0.003	≤0.60	W 0.40~0.70	0.025	0.030
12	2Cr12NiMoWV (C-422)	工厂标准	0.20~0.25	≤0.50	0.50~1.00	11.00~12.50	0.90~1.25	0.20~0.30			0.50~1.00	W 0.90~1.25	0.025	0.025
13	Refractaloy26	工厂标准	≤0.08	≤1.50	≤1.00	16.00~20.00	2.50~3.50	18.00~22.00	Ti 2.50~3.00	0.001~0.01	35.00~39.00	Al ≤0.25	0.030	0.030
14	Inconel X-750	工厂标准	≤0.08	≤1.00	≤0.50	14.0~17.0	2.25~2.75	0.40~1.00	Ti 0.7~1.2	Fe5.0~9.0	≥70	≤0.50	0.030	0.030



表 8-27 常用紧固件用钢的力学性能

序号	钢号	技术条件	截面厚度 (mm)	热 处 理 状 态	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_b$	$\delta_5$	$\psi$	$\alpha_k$	HB
					MPa		%		(J/cm <sup>2</sup> )	
					不小于					
1	35	GB699—88	≦80	正 火	315	530	20	45	69	
2	45	GB699—88	≦80	正 火	355	600	16	40	49	
3	35SiMn	GB3077—88	≦80	900℃水冷, 570℃水或油冷	735	885	15	45	59	
4	35CrMo	GB3077—88	≦80	850℃油冷, 550℃水或油冷	835	980	12	45	78	
		工厂标准	≦70 ≦100	860~880℃油冷, 560~580℃空冷	685 590	835 765	12 15	40 40	59 59	269~321 234~285
5	17CrMo1V	工厂标准		(980℃正火), 980~1000℃油冷, 710~730℃空冷	640	735	16	45	59	229~277
6	25Cr2MoV (㊟H10)	GB3077—88	≦80	900℃油淬, 640℃空冷	785	930	14	55	78	
		工厂标准	≦150 ≦200	调 质	735 590	835 735	15 16	50 50	59 59	262~295 241~277
7	25Cr2Mo1V (㊟H723)	GB3077—88	≦80	1040℃正火, 700℃空冷	590	735	16	50	59	
		工厂标准	≦150 ≦200	1040℃正火, 960℃正火, 670℃回火	735 590	835 735	15 16	55 50	59 59	262~295 241~277
8	20Cr1Mo1V1 (㊟H909)	工厂标准		1000℃淬火或正火, 700℃回火	785	930	16	50	59	
9	20Cr1Mo1VNbTiB (1号螺栓钢)	DL438—91	≦52 ≥52	1030~1050℃油或水淬, 680~740℃回火	735 685	835 785	15 15	50 50	80 60	241~285
10	20Cr1Mo1VTiB (2号螺栓钢)	工厂标准		1030~1050℃油淬, 680~720℃空冷	735	835	14	50	49	
11	(㊟H993)	YB/Z8—75		1150℃30min油淬, 680~700℃回火空冷	735	885	15	50	49	
		工厂标准		1050℃油淬, 650~700℃空冷	490	735	14		59	269~302
12	2Cr12NiMoWV (C-422)	工厂标准		982±13℃油或空冷, 600~680℃回火	760	930	14	32		277~331
13	Refractaloy26	工厂标准		1024℃固溶+816℃20h、732℃ 20h时效	555	1000	15	20		262~331
14	Inconel X—750	AMS	≦6.4	1135~1165℃固溶+830~855℃ 24h、空冷+690~720℃20h、空冷	794	1167	18	25		32~42
			6.4~100		794	1167	15	20		HR3

表 8-28 部分螺栓在不同温度 (°C) 下的许用应力

序	钢 号	技术标准	使用状态	螺栓规格 (mm)	常温强度		温 度 (°C)												MPa		
					$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	20	100	200	250	300	350	400	425	450	475	500	525	550	575	600
1	35	GB699	正火	< M24 M24 ~ M26	530	315	117	105	91	82	74	69									
					510	295	118	106	92	84	76	70									
2	40MnB	GB3077	调质	< M24 M24 ~ M48	805	685	196	176	165	162	154	143	126								
					765	635	212	189	180	176	167	154	137								
3	40MnVB	GB3077	调质	< M24 M24 ~ M48 > M48 ~ M56	835	735	210	190	179	176	168	157	140								
					805	685	228	206	196	193	183	170	154								
4	40Cr	GB3077	调质	< M24 M24 ~ M48 > M48 ~ M56	805	685	196	176	165	162	157	148	134								
					765	635	212	189	180	176	170	160	147								
5	30CrMoA	GB3077	调质	M24 ~ M48 > M48 ~ M56	805	685	196	176	167	164	162	154	143	137							
					765	635	212	191	180	178	175	167	155	148	148	165					
6	35CrMoA	GB3077	调质	< M24 M24 ~ M48 > M48 ~ M80 > M80 ~ M105	835	735	210	190	179	176	174	165	154	147	140	111	79				
					805	685	228	206	196	193	189	180	170	162	150	111	79				
7	35CrMoVA	GB3077	调质	M24 ~ M48 > M48 ~ M80 > M80 ~ M105	735	590	219	196	185	181	178	171	160	160	153	145	111	79			
					335	272	247	232	229	225	218	207	201								
8	25Cr2MoVA	GB3077	调质	< M24 M24 ~ M48 > M48 ~ M80 > M80 ~ M105	835	735	210	190	179	176	174	168	160	156	144	131	72	39			
					835	735	245	222	209	206	203	196	186	181	176	168	131	72	39		
9	1Cr5Mo	GB1221	调质	< M24 M24 ~ M48	590	390	111	101	94	92	91	90	87	84	81	77	62	46	35		
					590	390	130	118	109	108	106	106	101	101	95	83	62	46	35	26	
10	2Cr13	GB1220	调质	< M24 M24 ~ M48	635	440	126														
					635	440	147														
11	0Cr19Ni9	GB1220	调质	< M24 M24 ~ M48	520	206	129	107	90	84	79	77	74								
					520	206	137	114	96	90	85	82	79	76	71	69	68	66	63	58	
12	0Cr17Ni12Mo2	GB1220	调质	< M24 M24 ~ M48	520	206	129	109	93	87	82	79									
					520	206	137	117	99	93	87	84	82	77	71	69	68	66	63	58	

表 8-29 常用螺栓材料国内外牌号对照表

序号	中国 GB, JB	德国 DIN	美国 ASTM	日本 JIS	俄罗斯 ГОСТ	其他
1	35	C35 (1.0501) CK35 (1.1181)	A1034 (1034) A1035 (1035)	S35C	35	XC35 (法)
2	45	C45 (1.0503)	A1042 (1042) A1045 (1045)	S45C	45	XC45 (法)
3	35SiMn	37MnSi5 (5122)			35СГ	
4	35CrMo	34CrMo4 (7220)	E4132 F4135	SCM3 SKS3	35ХМ	35C44 (法国)
5	17CrMo1V	17MoV8.4				瑞士 S1560TS
6	25Cr2MoV				25X2MΦ (ЭИ10)	
7	25Cr2MoV	21CrMoV5U1 (8070)			25X2M1Φ (ЭИ723)	
8	20Cr1Mo1V1				20X1M1Φ1 (ЭИ909)	
9	20Cr1Mo1VNbTiB (1号螺栓钢)				20X1M1ΦБP (ЭИ44)	
10	20Cr1Mo1VTiB (2号螺栓钢)				20X1M1Φ1TP (ЭИ182)	
11	2Cr12WMoVNBb				ЭИ993 18X12BMΦP	
12	2Cr12NiMoWV (C-422)		ASTMA565- 8Cr.616	SUH616		
13			Refractaloy26			
14			Inconel X-750			

表 8-30 铸钢件用钢的化学成分(%)

序号	钢号	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ti	B	P <sub>≦</sub>	S <sub>≦</sub>
1	ZG25* (JB3285—83)	0.22 ~ 0.32	0.20 ~ 0.45	0.50 ~ 0.80	≦0.40	≦0.25	(Cu) ≦0.30	(Ni) ≦0.30		0.04	0.04
2	ZG35** (JB3285—83)	0.32 ~ 0.42	0.20 ~ 0.45	0.50 ~ 0.80	≦0.40	≦0.25	(Cu) ≦0.30	(Ni) ≦0.30		0.04	0.04
3	ZG22Mn	0.23	≦0.50	1.4						0.04	0.04
4	ZG20CrMo (JB3285—83)	0.15 ~ 0.25	0.20 ~ 0.40	0.50 ~ 0.80	0.50 ~ 0.80	0.40 ~ 0.60		Ni ≦0.30	Cu ≦0.30	0.04	0.04
5	ZC20CrMoV (JB3285—83)	0.18 ~ 0.25	0.17 ~ 0.37	0.40 ~ 0.70	0.90 ~ 1.20	0.50 ~ 0.70	0.20 ~ 0.30	Ni ≦0.30	Cu ≦0.30	0.03	0.03
6	ZG15Cr1Mo1V (JB3285—83)	0.12 ~ 0.20	≦0.35	0.40 ~ 0.70	1.35 ~ 1.75	0.80 ~ 1.05	0.30 ~ 0.40	Ni ≦0.30	Cu ≦0.30	0.03	0.03
7	ZG15CrMoVTiB	0.13 ~ 0.18	0.17 ~ 0.37	0.40 ~ 0.70	0.80 ~ 1.00	0.90 ~ 1.20	0.25 ~ 0.35	0.05 ~ 0.15	0.005 ~ 0.010	0.03	0.03
8	ZG1Cr18N9Ti	≦0.14	≦1.0	1.00 ~ 2.00	17.0 ~ 20.0	(Ni) 8.0 ~ 10.0		5 × (C - 0.02) ~ 0.8		0.035	0.030

\* , \*\* 按 GB 11352—1989, 牌号分别为 ZG 230—450, ZG 270—500。

表 8-31 铸钢件用钢国内外钢号对照表

中 国	前 苏 联	美 国	英 国	日 本	法 国	德 国
ZG25	25Л10СТ	A27, Gr.60-30 Gr.65-35 ASTM		~ SC42, JIS SC46, JIS	~ A48M3SNF	CS-C25, DIN (W-Nr.1.0619)
ZG35	35Л10СТ	A27, Gr.70-36 ASTM		SC49, JIS	~ A56M NF	
ZG22Mn						GS-20Mn5 DIN
ZG20CrMo	20XM-JI	A356, Gr.5 ASTM	1398, Gr.B BS	~ SCA51, JIS		GS-17CrMo5.5 DIN
ZG20CrMoV	20XMΦ-JI	A356, Gr.7 ASTM	~ 1398, Gr.L BS			GS-17CrMoV5.5 DIN
ZG15Cr1Mo1V	15X1M1Φ-JI	A356, Gr.9 ASTM				

表 8-32 铸钢件用钢的机械性能及其应用范围

序 号	钢 号	热 处 理 状 态	室 温 机 械 性 能					高 温 机 械 性 能		许 用 应 力 (MPa)	最 高 使 用 温 度 (℃)	用 途	
			$\sigma_s$ (MPa)	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	$\alpha_K$ (J/cm <sup>2</sup> )	试 验 温 度 (℃)	$\sigma'_1 \times 10^{-5}$ (MPa)				$\sigma'_2 \times 10^5$ (MPa)
1	ZG25	900℃退火或 900℃正火 650℃回火	235.2	441.0	20	32	44.1	400 450 500	68.6	149.9 93.1 47.0	58.8 ~ 117.6	400 ~ 450	阀体、 汽缸、 隔板
2	ZG35		274.4	490.0	16	25	34.3					室温	轴承外壳、 齿轮、水 泵端盖
3	ZG22Mn	900℃正火 650~700℃回火	294.0	539.0	18	30	39.2				78.4 ~ 117.6	450	中压汽轮 机前汽缸
4	ZG20CrMo	890~910℃正火 650~680℃回火	245.0	460.6	18	30	29.4	470 510 550	158.8 64.7 28.4	254.8 ~ 272.4 139 ~ 154 58.8 ~ 63.7	58.8 ~ 176.4	500 ~ 510	阀体、 汽缸、 隔板
5	ZG20CrMoV	940~960℃正火 920~940℃正火 690~710℃回火	313.6	490.0	20	35	29.4	480 540 560 580	98.0 ~ 147.0 58.8 ~ 98.0	235.2 137.2 88.2 ~ 98.0 39.2	58.8 ~ 156.8	540	阀体、 汽缸
6	ZG15Cr1Mo1V	1050℃正火 990℃正火 + 720℃回火	343.0	490.0	20	35	29.4	565 580	61.7 48.0	127.4 ~ 142.1 92.1 ~ 124.5	49.0 ~ 166.6	570	阀体、 汽缸
7	ZG15Cr1MoVTB	1050℃正火 1010℃正火 + 730℃回火	490.0		14	30	29.4	570		147.0	58.8 ~ 176.4	570	阀体、 汽缸
8	ZG1Cr18- Ni9Ti	1100℃正火 800℃回火	196.0	441.0	25	32	98.0	550 600 650	83.3 62.7 39.2	156.8 127.4 44.1		610	高压及超 高压参数 的阀件

## 第五节 其他部件用钢及耐热钢

### 1 汽缸及隔板

#### 1.1 材料的性能要求

汽缸及隔板材料一般要求：①良好的综合机械性能；②高的蠕变极限和持久强度；③足够的抗热疲劳性能、一定的抗氧化和抗腐蚀能力；④良好的组织稳定性；⑤较好的焊接性能。

#### 1.2 常用的汽缸、隔板材料

常用的汽缸、隔板材料的使用温度范围及机械性能分别见表 8-33 和表 8-34。

表 8-33 汽缸和隔板铸钢及铸铁使用温度范围

序号	钢号	最高使用温度 (°C)	用途	类别
1	HT200	300 ~ 330	低压汽缸	铸铁
2	HT250	300 ~ 330	低压汽缸	铸铁
3	HT300	300 ~ 330	汽缸、隔板	铸铁
4	ZG25	450	汽缸、隔板	铸钢
5	ZG22Mn	450	中压汽轮机前汽缸	合金铸钢
6	ZG20CrMo	500 ~ 520	汽缸、隔板	合金铸钢
7	ZG20CrMoV	540	汽缸	合金铸钢
8	ZG15Cr1Mo1V	570	汽缸	合金铸钢

表 8-34 汽缸和隔板铸钢及合金铸钢热处理和机械性能

序号	钢号	热处理状态	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	$\alpha_K$ (J/cm <sup>2</sup> )	备注
1	ZG25	900°C退火或 900°C正火 650°C回火	≥ 441	≥ 235	≥ 20	≥ 32	≥ 44	工艺性能良好
2	ZG22Mn	900°C正火 650 ~ 700°C回火	≥ 539	≥ 294	≥ 18	≥ 30	≥ 39	
3	ZG20CrMo	890 ~ 910°C正火 650 ~ 680°C回火	≥ 461	≥ 245	≥ 18	≥ 30	≥ 29	铸造工艺性能较好
4	ZG20CrMoV	940 ~ 960°C正火 920 ~ 940°C正火 690 ~ 710°C回火	≥ 490	≥ 314	≥ 14	≥ 30	≥ 29	铸造工艺性能较差
5	ZG15Cr1Mo1V	1050°C正火 990°C正火 720°C回火	≥ 539	≥ 343	≥ 20	≥ 35	≥ 34	铸造工艺性能较差

## 2 凝汽器铜管及汽轮机轴承材料

凝汽器铜管和汽轮机轴承用材料均属于有色金属合金，它们的熔点都很低，因而不能在高温下使用。

### 2.1 凝汽器铜管材料

凝汽器铜管的性能要求主要是：①传热性好；②有一定的强度；③抗蚀性能好。常用的凝汽器铜管化学成分和力学性能见表 8-35。

表 8-35 凝汽器铜管化学成分及力学性能

序号	材料牌号	化学成分 (%)					熔点 (°C)	导热系数 $\lambda$ [J/cm <sup>2</sup> ·°C]	$\sigma_b$ (MPa)	耐蚀性 (失重) [g/(m <sup>2</sup> ·年)]	
		Cu	Sn	Zn	Al	杂质				10%硫酸中	海水中
1	H68 <sup>①</sup>	67.0 ~70.0	—	余量	—	≤0.3	938	1.17	314	1.75	0.48
2	Hsn70-1 <sup>②</sup>	69.0 ~71.0	1.0 ~1.5	余量	—	≤0.3	935	1.09	343	1.65	0.55
3	HA177-2 <sup>③</sup>	76.0 ~79.0	—	余量	1.75 ~2.5	≤0.3	975	1.00	392	—	—
4	B10 <sup>④</sup>	余量	Ni9 ~11	Fe1.0 ~1.5	Mn0.5 ~1.0	≤0.4	1099 ~1140	—	≥274	—	0.25 ~0.4
5	B30 <sup>⑤</sup>	余量	Ni + Co 29 ~ 33	—	—	—	—	—	≥373	—	0.32
6	HAL77-2A <sup>⑥</sup>	76.0 ~79.0	As0.03 ~0.06	余量	1.8 ~2.6	≤0.3	—	—	≥343	—	—

- ① 黄铜；
- ② 锡黄铜，即海军铜；
- ③ 铝黄铜；
- ④ 白铜；
- ⑤ 白铜；
- ⑥ 含砷铝黄铜。

### 2.2 汽轮机轴承材料

用于轴承的材料应有小的摩擦系数，且有一定的抗压强度以承受汽轮机转子的重量。我国常用于汽轮机轴承的材料为锡基轴承合金，见表 8-36。

## 3 受热面吊架用钢、铸铁及吹灰器用钢

### 3.1 受热面吊架用钢和铸铁

对于受热面吊架所用材料，首先要求抗氧化性能好，其次要求有一定的强度，常用的受热面吊架用材和力学性能如表 8-37 和表 8-38 所示。从表 8-37 可以看出，受热面吊架材料成分有一个共同点，就是为了满足部件抗氧化性能的要求，几乎每种材料所含的合金元素量都很高，并且几乎都含有提高钢的氧化性能的元素如 Cr、Si 等。

### 3.2 吹灰器用钢

虽然吹灰器的工作时间很短，但是工作温度却很高。吹灰器布置的位置不同，工作温度

也不同,因而所用的材料有奥氏体耐热钢、高铬不锈钢、低合金耐热钢、碳钢和耐热铸铁等。吹灰管应能保证使用5年以上,喷头应保证能用到2年左右,所以要用具有高的抗氧化性能和较高的高温强度的材料来制造。当温度小于450℃时,应尽量采用低合金钢、碳钢和耐热铸铁等。常用的锅炉吹灰器用钢的化学成分及使用温度见表8-39。

表 8-36 常用轴承合金材料的化学成分和有关性能

序号	合金牌号	化学成分 (%)					合金的硬度 (HB)			物理性能		
		Sn	Sb	Cu	Cd	As	20℃	100℃	150℃	$\rho$ (g/cm <sup>3</sup> )	20~150℃ 线胀系数 $\times 10^{-6}$ mm/ (mm·℃)	20℃的导 热系数 W/(m·K)
1	ChSnSb89	余量	7.25 ~8.25	2.5 ~3.5			24		6	7.3	23	38.52
2	ChSnSb83	余量	10~12	5.5 ~6.5			30	14	8	7.4	22	33.49
3	ChSnSb16-1*	15~17	15~17	1.5 ~2.0			30	15	8	7.3	24	25.12
4	ChSnSb5-2	5~6	14 ~16	2.5 ~3.0	1.7 ~2.2	0.6 ~1.0	32	14		9.6	28	20.93

\* 含 Pb 为余量。

表 8-37 常用的受热面吊架材料化学成分及许用温度极限

序号	钢号	类型	热处理 状态	化学成分 (%)						许用极 限温度
				C	Mn	Si	Cr	Ni	其他	
1	RTCr-0.8	耐热 铸铁		2.8 ~3.6	<1.0	1.5 ~2.5	0.5 ~1.1		P<0.3 S<0.12	600℃
2	RQTSi-5.5	高硅 铸铁		2.4 ~3.0	<0.7	5~6	—		P<0.2 S<0.08	900℃
3	Cr5Mo	珠光 体类	退火或正 火加回火	≤0.15	≤0.60	≤0.50	4.0 ~6.0	—	Mo 0.5~0.6	650℃
4	Cr6SiMo	珠光 体类	退火或正 火加回火	≤0.15	≤0.7	1.5 ~2.0	5.0 ~6.5	—	Mo 0.45~0.60	800℃ 左右
5	4Cr9Si2	马氏 体类	退火或淬 火加回火	0.35 ~0.50	≤0.7	2.0 ~3.0	8.0 ~10.0	—		800℃
6	Cr18Mn11Si2N (D1)	奥氏 体类	1100~1150℃ 水冷	0.22 ~0.30	10.5 ~12.5	1.50 ~2.00	17.5 ~19.0	—	N 0.24~0.30	900℃
7	Cr20Mn9Ni2Si2- N (钢 101)	奥氏 体类	1100℃ 固溶处理	0.18 ~0.28	8.5 ~11.0	1.8 ~2.7	17 ~21	2.0 ~3.0	N 0.20~0.28	850~ 1100℃
8	Cr20Ni14- Si2	奥氏 体类	淬火	≤0.20	0.7 ~1.2	2~3	19~20	12~15	—	1000℃
9	Cr25Ni20- Si2	奥氏 体类	淬火	≤0.20	0.2 ~0.7	2.0 ~2.7	24 ~27	18 ~21	—	1100℃

表 8-38 常用的受热面吊架材料机械性能

序号	钢号	热处理状态	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	$\alpha_k$ (J/cm <sup>2</sup> )
1	RTCr-0.8		176				
2	RQTSi-5.5		216				
3	Cr5Mo	860℃退火	441	245	20		
		900℃正火, 540~570℃回火	981		10		
4	Cr6SiMo	退火或正火加回火	539	294	30	60	
5	4Cr9Si2	淬火 1050℃油冷 回火 700℃油冷	883	588	20	55	
6	Cr18Mn11Si2N	1100~1150℃水冷	784	490	40	45	98
7	Cr20Mn9Ni2Si2N (钢 101)	轧后, 1100℃固溶	799~868	427~549	40~70	40~77	137~363

表 8-39 锅炉吹灰器用钢化学成分及许用温度

序号	钢号	化学成分 (%)						组织类型	许用温度 (℃)*
		C	Si	Mn	Cr	Ni	其他		
1	Cr6SiMo	≤0.15	0.15~0.20	≤0.70	5.0~6.5		Mo0.45~0.60	珠光体钢	750
2	1Cr13	≤0.15	≤0.60	≤0.60	12.0~14.0	<0.60		马氏体钢	
3	Cr25Ti	≤0.12	≤1.0	≤0.8	24.0~27.0		Ti0.8	铁素体钢	1000
4	1Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤0.80	≤2.0	17.0~19.0	8.0~11.0		奥氏体钢	800
5	Cr20Ni14Si2	<0.20	1.0~3.0	<1.5	19~20	12~15		奥氏体钢	900~1000
6	Cr25Ni12MnSi2	<0.20	<2.0	<1.0	22~27	12~15		奥氏体钢	900~1000
7	25Cr18Mn11SiN (D1)	0.20~0.28	1.5~2.0	10.5~12.5	17.5~19		N0.22~0.30	奥氏体钢	900~1000
8	Cr18Mn9Ni2Si2N (钢 101)	0.12~0.20	2.0~2.5	6.5~8.0	17~19	2.0~3.0	N<0.3	奥氏体钢	900~1000

\* 指开始强烈氧化的温度。

#### 4 磨煤机主要零部件材料

##### 4.1 性能要求

各种磨煤机的耐磨部件除了处在与煤剧烈摩擦的环境中外,其本身还大多受到煤块强大的冲击作用,所以,对耐磨零部件的材料有如下的要求:

1) 表层较硬、耐磨且耐磨表层有一定的深度,这样就能在剧烈的摩擦中不致于很快地被磨损;

2) 有一定的韧性,否则会发生脆裂。

##### 4.2 磨煤机中常用的耐磨材料

###### 4.2.1 Mn13



一般多用于钢球或低速磨煤机的钢球和钢甲，高速竖井式磨煤机的锤头和钢甲，以及中速轧辊式磨煤机的轧辊套。

Mn13 钢成分为：1.1% ~ 1.5% C, 11% ~ 15% Mn, 1% Si,  $P \leq 0.1\%$ ,  $S \leq 0.5\%$ 。它被加热到 1060 ~ 1100℃ 水冷以后的组织为奥氏体，表面硬度值为 HB180 ~ 220，冲击韧性  $\alpha_K$  值达 300 ~ 500J/cm<sup>2</sup>。

Mn13 钢有加工硬化现象，在受到剧烈的冲击力和压力时，表面硬度值能提高到 450 ~ 550HB。因此，几乎不能进行机械加工，焊接性能也很差，一般在铸造并热处理后使用。常用牌号为 ZGMn13-3。

#### 4.2.2 耐磨铸铁

(1) 冷激铸铁。一般用于中速轧辊式磨煤机，用作轧辊，也用于低速钢球磨煤机的钢球。冷激铸铁成分：2.8% ~ 3.7% C, 0.4% ~ 0.7% Si, 0.3% ~ 0.6% Mn, 0.4% ~ 0.5% P,  $\leq 0.1\% S$ 。冷激铸铁表面有一定深度的极硬的白口铸铁层，中心是具有一定韧性的灰口铸铁，这样的组织可保证既能耐磨，又能经受一定的冲击力。

(2) 高铬铸铁，例如成分为 3.25% C, 0.5% Si, 0.7% Mn, 15% Cr, 3% Mo,  $\leq 0.06\% P$ ,  $\leq 0.03\% S$  的高铬铸铁，其硬度可达 60 ~ 65HRC，用于球磨机衬板。

(3) 铬钼铜铸铁。其成分为 2.8% ~ 3.2% C, 0.5% ~ 1.0% Si, 0.8% ~ 1.2% Mn, 4.5% ~ 5.5% Cr, 0.1% Re，硬度 48 ~ 55HRC。它可用于输煤管的防磨瓦。

#### 4.2.3 高碳锰铬镍钼钢

一般用于中速钢球式磨煤机的磨环和钢球。这类钢有 75MnCr2NiMo 等。

#### 4.2.4 堆焊耐磨材料

火力发电厂中，有时采用表面堆焊硬质材料的方法来提高磨煤机零件的耐磨性。

### 5 其他耐热钢

在高温下工作的耐热钢主要包括抗氧化钢和热强钢两大类。耐热钢和铁基耐热合金的最高使用温度一般只能达 750 ~ 850℃，对于更高使用温度下使用的耐热部件，则采用镍基和难熔金属为基的合金。

提高钢的热强性主要途径是：

(1) 提高合金基体的原子间结合力，强化基体。

原子间的结合力越强，金属的熔点越高，因此，耐热温度越高，选用的金属基体熔点越高。工业上铁基、镍基、钼基耐热合金的熔点依次升高。

面心立方晶格的原子间结合力比体心立方强，故奥氏体型比铁素体型、马氏体型、珠光体型的蠕变强度高。

对于  $\alpha$ -Fe 基体，加入 Mo、Cr、Mn、Si 等元素所产生的固溶强化可使固溶体的原子间结合力增强。这是由于彼此间的原子尺寸不同，在晶体中造成了局部的点阵畸变和应力场，导致溶质原子在位错附近形成“气团”，从而增强了位错运动的阻力，提高了蠕变抗力。

(2) 晶界强化。

由于晶界在高温下强度低，所以耐热钢采用和低温下相反的措施，不是细化晶粒强化，而是“适当地粗化”，以减少薄弱的晶界数量。为此采用如下方法：

1) 净化晶界。钢中的硫、磷等低熔点杂质易在晶界集聚，并和基体形成易熔共晶（如

Fe-FeS<sub>2</sub>, Ni-Ni<sub>3</sub>S<sub>2</sub> 等), 削弱了晶界强度, 使钢的高温强度降低。若在钢中加入如硼、稀土等化学性质活泼的元素, 它们可与那些易熔杂质化合, 形成高熔点的稳定化合物, 而这些化合物在结晶过程中可作为晶核使易熔杂质从晶界转入晶内, 从而净化了晶界。

2) 填充晶界上的空位。晶界上空位较多, 原子扩散易于进行, 裂纹也易于扩展。加入适当的元素, 如 B, 因其原子半径比 Fe、Cr、Co 要小, 但比 C、N 间隙原子大, 当其填充在晶界空位上时, 更有助于降低晶界能量, 使晶界上的空位减少, 使得原子扩散能力降低, 从而提高钢的蠕变抗力。加入 Ti、Zr 等合金元素也具有类似的效果。

### (3) 弥散相强化。

通过加入弥散分布的第二相可阻碍位错的运动, 从而强化合金。获得弥散强化相的方法有两种:

1) 时效析出弥散相强化。在钼钢钒钢中加入少量的 Nb 和 Ti, 可使 Mo<sub>2</sub>C 和的 V<sub>4</sub>C<sub>3</sub> 成分复杂化, 增强合金的稳定性, 使强化效应保持到更高的温度。在镍基耐热合金中加 Co 能提高 Ni<sub>3</sub>(Al, Ti) 强化相的析出温度, 延缓它的集聚长大过程。

2) 加入难熔的弥散相。在纯金属或固溶体中加入难熔的弥散化合物, 如氧化物、硼化物、碳化物、氮化物等, 可提高钢的稳定性; 将其使用温度提高到熔点的 80% ~ 85%。

按照以上强化机理, 工业上发展了多种耐热钢, 这些钢的概况见图 8-4。

本章以上各节中, 已按用途对一些耐热钢进行了介绍, 表 8-40 为其他一些常用的耐热钢的性能特点、化学成分及力学性能。

表 8-40 一些耐热钢的特性和用途

序号	钢号	主要特性和用途举例
1	5Cr21Mn9Ni4N	Cr-Mn-Ni-N 系奥氏体耐热钢。钢的高温强度、高温硬度和抗 PbO 腐蚀性能好, 主要用于制造内燃机排气阀
2	2Cr22Ni11N	奥氏体型; 以抗氧化为主的汽油及柴油机用排气阀
3	3Cr20Ni11Mo2PB	奥氏体型; 用于汽油及柴油机用气阀、耐热螺栓等
4	2Cr23Ni13	奥氏体型; 980℃ 以下反复加热的抗氧化钢。用于加热炉部件及重油燃烧器
5	2Cr25Ni20	奥氏体型; 1035℃ 以下反复加热的抗氧化钢。炉用部件、喷嘴、燃烧室
6	1Cr16Ni35	奥氏体型; 抗渗碳、氮化性大的钢种。1035℃ 以下反复加热。炉用钢料、石油裂解装置等
7	0Cr23Ni13	奥氏体型; 抗氧化性好, 可承受 980℃ 以下反复加热炉用材料
8	0Cr25Ni20	奥氏体型; 比 0Cr23Ni13 抗氧化性好, 可承受 1035℃ 加热。炉用材料等
9	0Cr15Ni25Ti2-MoAlVB	奥氏体型; 耐 700℃ 的汽轮机转子、螺栓、叶片、轴等
10	1Cr22Ni20Co20-Mo3W3NbN	奥氏体型; 耐 750℃ 的汽轮机转子、螺栓、叶片、轴等

续表

序号	钢号	主要特性和用途举例
11	4Cr14Ni14W2Mo	奥氏体型；在 700℃ 以下有良好的热强性能。在 800℃ 以下有良好的抗氧化性。广泛用于 700℃ 以下柴油发动机进、排气阀以及航空发动机用零件等
12	3Cr18Mn12Si2N	铬锰氮型奥氏体耐热钢。有良好的抗氧化性、抗硫腐蚀和抗渗碳性，有时效脆性倾向，但时效后在高温下仍有较高的韧性。该钢可长期在 950℃ 以下使用，可用于加热炉、退火炉料盘、炉底板、渗碳炉罐、锅炉吊架等
13	2Cr20Mn9Ni2-Si2N	Cr-Mn-Ni-N 型奥氏体抗氧化耐热钢，可在 850 ~ 1000℃（短时可以在 1050℃）范围内代替 1Cr20Ni14Si2、3Cr18Ni25Si2、1Cr25Ni20Si2 等制造电站锅炉使用的各种耐热构件。该钢在熔融盐中也有较好的耐蚀性。用于渗碳炉和其他加热炉构件以及盐浴坩埚等
14	1Cr18Ni9Ti	奥氏体型不锈钢耐热钢；有良好的工艺性能和使用性能，在锅炉和汽轮机方面、用来制造 610℃ 以下长期使用的过热管以及结构部件等。它也广泛用作 850℃ 以下的耐热抗氧化的各种部件。热强工作温度为 650℃
15	0Cr18Ni13Si4	奥氏体型；具有与 0Cr25Ni20 相当的抗氧化性，汽车排气净化装置用材
16	2Cr25N	铁素体型；耐高温腐蚀性强，在 1082℃ 以下，不产生易剥落的氧化皮
17	0Cr13Al	铁素体型；用作燃气透平压缩机叶片、退火箱、淬火台架
18	00Cr12	铁素体型；耐高温氧化，用作要求焊接的部件，用于锅炉燃烧室、喷嘴等
19	1Cr17	铁素体型；900℃ 以下耐氧化部件，散热器、炉用部件、油喷嘴等
20	1Cr5Mo	石油及石油化学工业中广泛应用的珠光体型耐热钢。它在 550℃ 以下有一定的热强性；有良好的冷热加工工艺性能（焊接性能不好）。适用于制造石油蒸馏设备的管道及容器、热交换器和再热器，也用作热冲压模、燃油泵、阀门零件、锅炉吊架、燃气轮机汽缸衬套等。使用温度在 650℃ 以下
21	4Cr10Si2Mo	马氏体型耐热钢；与 4Cr9Si2 钢相比，由于含铬稍高并加入了 0.70% ~ 0.90% 钼，其抗氧化性和热强性有所提高，并减弱了回火脆性的敏感性。该钢用于制造内燃机进气阀、排气阀，也用于 850℃ 以下工作的炉子构件
22	8Cr20Si2Ni	高碳、高铬、高硅马氏体阀门钢。它具有较好的高温强度和耐内燃机燃烧产物腐蚀性能，低于 750℃ 时具有良好的抗氧化性和抗氧化铅性能。用于柴油机的进、出气阀，也用于制造阀门座等
23	2Cr12MoVNbN	马氏体型；用于汽轮机叶片、叶轮、轴、螺栓等
24	1Cr13Mo	马氏体型；用于汽轮机叶片。高温高压蒸汽用机械部件等
25	1Cr17Ni7Al	沉淀硬化型；用于高温弹簧、膜片、固定器、波纹管等

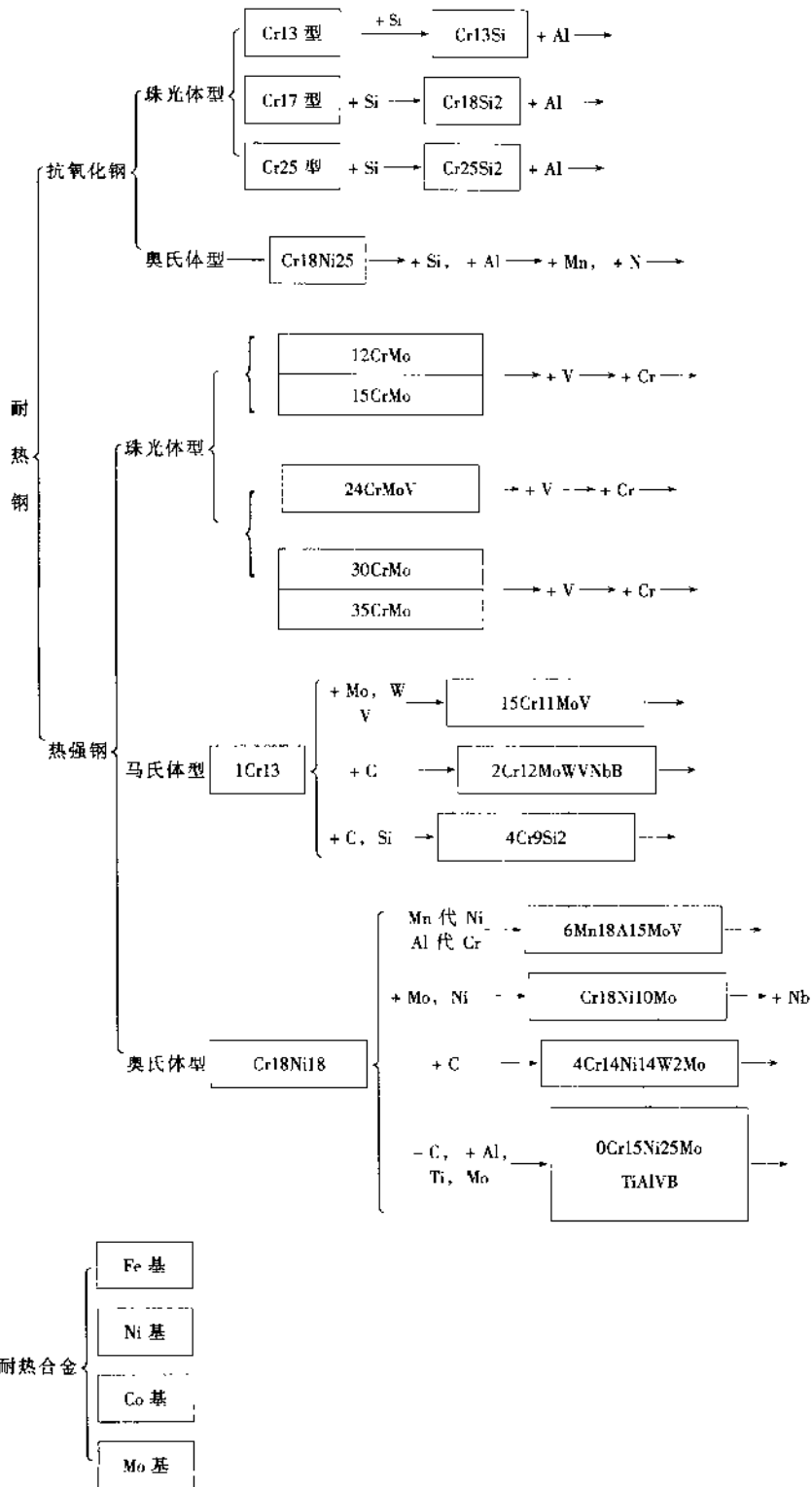


图 8-4 耐热钢分类概况

## 第九章 金属焊接与焊接材料

### 第一节 焊接方法及工艺

#### 1 焊接方法概述

焊接是通过加热或加压（或两者并用），用（或不用）填充材料，使焊件达到原子间结合的一种加工方法。焊接方法可分为熔焊、压焊、钎焊三大类。

熔焊是指焊接过程中，将焊件接头加热至熔化状态，不加压力完成焊接的方法。它是最基本的焊接方法，应用最广。

压焊是指焊接过程中，对焊件施加压力（加热或不加热）完成焊接的方法。

钎焊是指采用比母材熔点低的金属材料作钎料，将焊件、钎料和钎剂加热到高于钎料熔点而低于母材熔点的温度，利用液态钎料湿润母材，填充接头间隙并与母材相互扩散实现连接焊件的方法。图 9-1 为常见焊接方法分类。

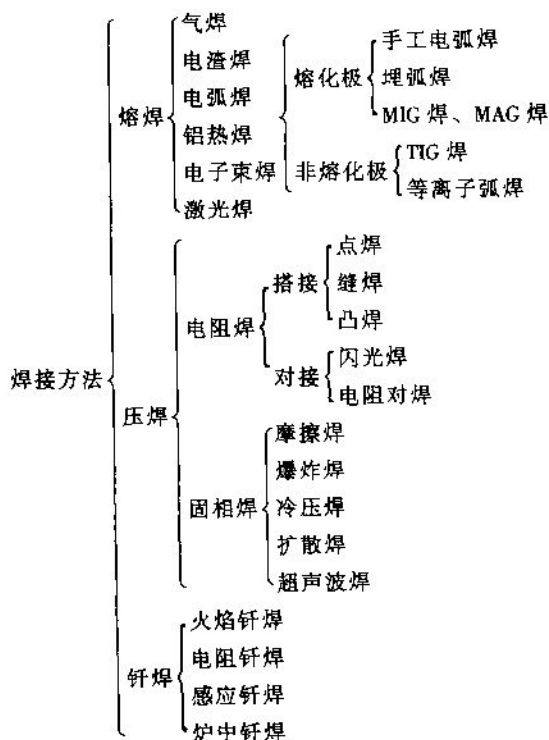


图 9-1 常见焊接方法分类

## 2 手工电弧焊

### 2.1 基本特点

手工电弧焊是用手操纵焊条进行焊接的一种电弧焊，具有以下特点：

(1) 操作灵活。适用于各种空间位置和接头型式焊接；特别对于结构复杂、不规则形状以及单件、非定型结构的制造、手工电弧焊优越性显得尤为突出。

(2) 对焊接头装配要求低。

(3) 最适于焊接低碳钢、低合金结构钢，也可用于高合金钢、铸铁、铜合金、镍合金材料的焊接。

(4) 对焊工操作技术要求高。焊缝质量在很大程度上依赖于焊工的技术水平和现场发挥。

### 2.2 焊接设备

手工电弧焊机按电源种类可分为交流焊机和直流焊机两大类，其电源特点见表 9-1。

表 9-1 各类手工电弧焊电源特点

性 能	交流焊机		直流焊机	
	弧焊变压器	弧焊发电机	弧焊整流器	弧焊逆变器
效率 (%)	65~90	30~60	60~75	80~85
功率因素	0.30~0.60	0.86~0.90	0.65~0.70	0.90~0.95
空载损耗 (kW)	0.2	2~3	0.1~0.35	0.05~0.1
电弧稳定性	不稳定	较稳定	稳定	最稳定
磁偏吹	较差	好	较好	好
供电	无	有	有	有
构造与维修	简单	较繁	较简单	较繁
噪声	较小	大	很小	很小
成本	低	高	较高	高
触电危险	较大	较小	较小	较小
重量	轻	较重	较轻	轻

通常根据焊接结构所用材料、板厚范围、结构形式等因素确定所需电源的容量，然后参照弧焊电源技术数据，再选用相应电源。值得指出的是弧焊电源铭牌上所给出的额定电流 ( $I_e$ ) 系指在额定负载持续 (FS<sub>e</sub>，手工电弧焊一般为 60%) 下允许使用的最大电流。可按下列公式计算出其他负载持续率 (FS) 下允许使用的焊接电流  $I$

$$I = I_e \sqrt{\frac{FS_e}{FS}}$$

### 2.3 焊接规范选择

#### 2.3.1 焊条直径

焊条直径选择是焊接规范的主要内容，主要根据母材的厚度和焊接层次确定，板厚与焊条直径关系见表 9-2。小径薄壁管 ( $\phi 60\text{mm}$  以下)，一般焊 2 层，可选用直径  $\phi 2.5\text{mm}$  的焊条；大径厚壁管一般采取多层焊接，除根层打底焊缝选用较小直径外，其余各层选用大直径

( $\phi 3.2 \sim \phi 4.0$ mm) 的焊条。

表 9-2 板厚与焊条直径的关系

焊件厚度 (mm)	< 4	4 ~ 8	8 ~ 12	> 12
焊条直径	1.6 ~ 3.2	3.2 ~ 4	4 ~ 5	5 ~ 6

### 2.3.2 焊接电流

焊接电流的确定与焊条直径、焊件厚度、焊缝空间位置、坡口形式和焊接层次有关，关系最密切的是焊条直径。通常以下式确定

$$I = Kd$$

式中： $I$  为焊接电流，A； $K$  为经验系数，A/mm； $d$  为焊条直径，mm； $K$  与  $d$  的关系见表 9-3。

表 9-3  $K$  与  $d$  的关系

焊条直径 $d$ (mm)	1.6	2 ~ 2.5	3.2	4 ~ 6
$K$ (A/mm)	20 ~ 25	25 ~ 30	30 ~ 40	40 ~ 50

若电流范围选择不当，在焊接中会出现引燃困难或燃烧不稳定，导致多种焊接缺陷。

### 2.3.3 电弧电压

电弧电压由电弧长度决定。影响最大的因素是焊条药皮成分，酸性焊条一般采用长弧焊接，电弧长度稍大于焊条直径；碱性焊条用短弧焊接，弧长约等于焊条直径。

### 2.3.4 焊接速度

焊速的快慢是根据焊件的厚度大小（散热快慢）、焊接层次和焊缝空间位置来确定的。焊件越厚、越大，散热能力越强，焊速就应慢些；焊接层次越多，越靠近外层温度越高，焊速相应稍快些。

### 2.3.5 焊接层数

焊接层数多少与焊件厚薄、焊条直径大小有关。焊件越厚，焊接层数越多；焊条直径越大，每层焊缝的厚度越厚，焊接层数越少。

焊接厚件时，每层焊缝的厚度有所限制，一般为焊条直径加 2mm，不能通过任意地增加熔化焊条来增加焊层厚度。

厚壁大径管采取多层焊时，每层焊缝的宽度是有限制的，摆幅不应超过焊条直径的五倍。可在每层焊缝中实行多道焊接，以避免焊缝产生缺陷和引起焊缝金属过热。

## 2.4 接头设计与装配

### 2.4.1 接头形式

根据 GB 985—1988 规定，手工电弧焊接头形式分为对接焊接接头、T 形接头、角接头及搭接接头四种。对接接头是焊接结构中最常见的一种接头形式，其坡口形式分为 U、V、X 形三种，焊件厚度相同时，U、V、X 形坡口的比较见表 9-4。

表 9-4 V、U、X 形坡口的比较

坡口形式	比较条件			
	加工	焊缝填充金属量	焊件翻转	焊后变形
V	方便	较多	不需要	较大
U	复杂	少	不需要	小
X	方便	较少	需要	较小

### 2.4.2 选择坡口的原则

选择坡口时应参考以下原则：

- (1) 尽量减少填充金属量；
- (2) 坡口形状容易加工；
- (3) 便于焊工操作和清渣；
- (4) 焊后应力和变形尽可能小。

电站中常用焊接接头的基本形式及尺寸见附录 A。不同厚度焊件对口时，其厚度差可按下列方法处理：

- (1) 内壁尺寸不相等而外壁齐平时，可加工成图 9-2 (a) 的形式；
- (2) 外壁尺寸不相等而内壁齐平时，可加工成图 9-2 (b) 的形式；
- (3) 内外壁尺寸均不相等时，可加工成图 9-2 (c) 的形式；
- (4) 内壁尺寸不相等，厚度差小于或等于 5mm 时，在不影响焊件强度的条件下可加工成图 9-2 (d) 的形式。

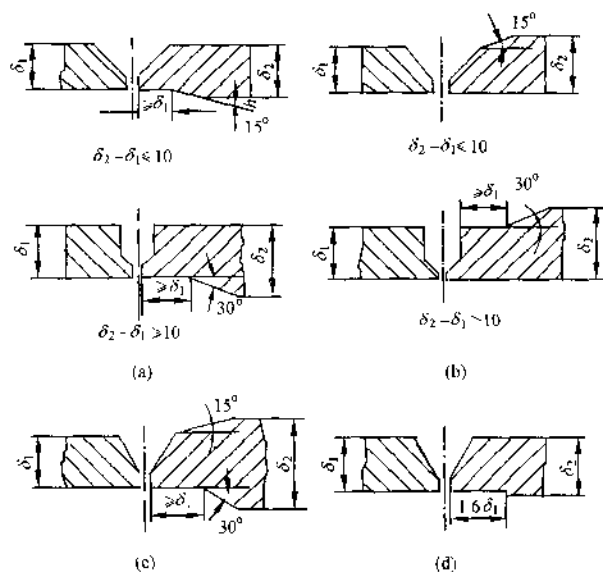


图 9-2 不同厚度对口的处理方法

(a) 内壁尺寸不相等；(b) 外壁尺寸不相等；(c) 内外壁尺寸均不相等；(d)  $\delta_2 - \delta_1 \leq 5\text{mm}$

## 3 手工钨极氩弧焊

### 3.1 基本特点

钨极氩弧焊是以氩气作为保护气体的焊接方法，简称 TIG (Tungsten Inert Gas) 焊；与其他电弧焊相比，具有表 9-5 所示特点。此外，钨极氩弧焊由于没有手工电弧焊那样的精炼过程及去除杂质冶金反应，因此，焊前应特别注意焊件的装配与清理。

表 9-5 钨极氩弧焊方法的优缺点

优 点	缺 点
(1) 能焊接除熔点非常低的铅、锡外的绝大多数金属和合金	(1) 焊接速度低
(2) 能焊接化学活性强和形成高熔点氧化膜的铝、镁及其合金	(2) 熔敷率小
(3) 避免焊后去渣工序	(3) 需要采用防风措施
(4) 无飞溅	(4) 焊缝金属易于受钨的污染
(5) 某些场合可不加填充金属	(5) 消耗氩气，成本较高
(6) 能进行全位置焊接	
(7) 能进行脉冲焊接，减少热输入	
(8) 能焊接薄板	
(9) 明弧，能观察电弧及熔池	
(10) 填充金属的填充量不受焊接电流的影响	

### 3.2 焊接设备

钨极氩弧焊设备比手工电弧焊复杂，通常由焊接电源及控制系统、焊枪、气路、水路等



部分组成。

钨极氩弧焊要求焊接电源具有陡降的或垂直下降的外特性，其直流焊机型号有 WSMJ-40、NSAI-300-2，交流焊机型号有 NSA-400、NSA-500-1、NSAZ-300-2 等。

手工钨极氩弧焊焊枪分轻、重两类。轻型焊枪是气冷式，结构简单轻巧；最大允许焊接电流为 200A，用于焊接薄板接头。重型焊枪为水冷式，其导电部分与焊接电缆采用循环水冷却，允许适用的焊接电流可超过 200A；特殊设计的水冷焊枪，其额定电流可达 500 ~ 600A，使用时务必保持冷却水路通畅，以免烧毁焊枪。

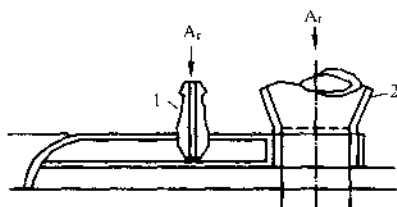


图 9-3 后拖装置示意图  
1—后拖装置；2—焊枪喷嘴

喷嘴按材质分有陶瓷喷嘴、石英喷嘴和金属喷嘴，喷嘴孔径范围一般为  $\phi 5 \sim \phi 20\text{mm}$ 。在允许条件下，应尽可能采取小尺寸喷嘴，这样可保证焊工获得更好的能见度，且电弧燃烧稳定。大尺寸喷嘴对熔池金属的保护效果较好；高温时对大气污染敏感的金属（如钛合金）焊接时，必须采用大尺寸喷嘴。对于这些合金的焊接，最好采用带后拖的喷嘴（图 9-3）。

钨是迄今为止最好的一种非熔化极材料，当加入微量元素钍、铈、铈等的氧化物后，载流能力明显提高。常用钨电极允许使用电流见表 9-6。

气路由气瓶、减压阀、流量计、软管及电磁气阀等组成。气瓶外部一般涂成灰色。减压阀用以减压和调节保护气体压力，常用型号有 JL-15、JL-30。电磁阀是保护气体通断的元件，通常采用的有 36V、110V 交流电磁气阀或 24V、36V 直流电磁气阀。软管用以输送气体，建议采用聚氯乙烯塑料软管。

焊枪采用水冷却时，由进出水管组成的水路系统中串接有水流水压开关。当水流量不足时，保护控制系统不接通电源。

表 9-6 钨极许用电流范围

钨极直径 (mm)	直 流 (A)				交 流 (A)	
	电极接负		电极接正		纯钨	钍钨、铈钨
	纯钨	钍钨、铈钨	纯钨	钍钨、铈钨		
0.5	2 ~ 20	2 ~ 20	—	—	2 ~ 15	2 ~ 15
1.0	10 ~ 75	10 ~ 75	—	—	15 ~ 55	15 ~ 70
1.6	40 ~ 130	60 ~ 150	10 ~ 20	10 ~ 20	45 ~ 90	60 ~ 125
2.0	75 ~ 180	100 ~ 200	15 ~ 25	15 ~ 25	65 ~ 125	85 ~ 160
2.5	130 ~ 230	170 ~ 250	17 ~ 30	17 ~ 30	80 ~ 140	120 ~ 210
3.2	160 ~ 310	225 ~ 330	20 ~ 35	20 ~ 35	150 ~ 190	150 ~ 250
4.0	275 ~ 450	350 ~ 480	35 ~ 50	35 ~ 50	180 ~ 260	240 ~ 350
5.0	400 ~ 625	500 ~ 675	50 ~ 70	50 ~ 70	240 ~ 350	330 ~ 460
6.3	550 ~ 675	650 ~ 950	65 ~ 100	65 ~ 100	300 ~ 450	430 ~ 575
8.0	—	—	—	—	—	650 ~ 830

### 3.3 手工钨极氩弧焊工艺

#### 3.3.1 接口与坡口设计

参考附录 A。

#### 3.3.2 焊前清理

钨极氩弧焊对焊件和填充金属表面的污染非常敏感，因此焊前必须去除表面上的油脂、

油漆、涂层、氧化膜等。焊前清理有化学清理和机械清理两类。

化学清理用于脱脂去油及清除氧化膜，机械清理是用打磨、刮削和喷砂等方法清理金属表面的氧化膜。当剪切有氧化膜的金属时，氧化膜可能嵌入切口边缘，用化学清洗法很难去除，这时需要用刮、锉或打磨等机械方法来清除。经机械清理后的接头端面及临近的正反面，还要用丙酮或酒精擦洗，以去除残留的污物或油污。

### 3.3.3 电源种类和极性

适宜于钨极氩弧焊的金属及合金所采用的电源种类及极性见表 9-7。

### 3.3.4 焊接规范的选择

(1) 焊接电流。对于管道焊接，焊接电流选择通常以管径为准，二者的关系见表 9-8。

(2) 钨棒的选择。

由于钍钨棒中钍元素有一定的放射性，对人体有害，一般选用铈钨棒作为电极，钨极直径应根据焊接电流和钨极许用电流来选择，可参考表 9-6。

钨棒在使用前应磨成锥形（见图 9-4），锥体的长度为 6~10mm，锥角为 15~25°。锥体端头不宜过尖，否则，它易熔化混入焊缝中造成夹钨缺陷。但端头也不宜过钝，以免引起电弧漂移，不能稳定燃烧。

表 9-7 材料对电源种类及极性的选用

金属及合金	电 源		
	直 流		交 流
	正	反	
低碳钢及合金钢	好	否	可以
铝及铝合金	否	可以	好
镁及镁合金	否	否	好
钛及钛合金	好	否	否
铜及铜合金	好	否	可以

表 9-8 焊接电流与管径关系

管径 (mm)	< 76	76 ~ 159	> 159
焊接电流 (A)	80 ~ 110	110 ~ 130	130 ~ 150

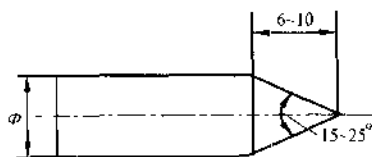


图 9-4 钨棒端部磨削尺寸

钨棒伸出喷嘴量（即伸长度）一般为 6~8mm，伸出过长，影响气体保护效果；过短，妨碍焊工视线，且易将喷嘴烧损。

(3) 氩气流量选择。氩气流量大小对其保护效果影响很大。过大，既浪费，又造成紊流现象；过小，减弱气体保护效果。常以下列公式确定

$$Q = KD$$

$$D = 2\phi + 4$$

式中：D 为喷嘴内径，mm；φ 为钨棒直径，mm；Q 为氩气流量，L/min；K 为系数，依喷嘴内径大小确定，一般取 0.8~1.2。

氩气流量通常控制在 8~10L/min 范围内，其效果可由焊缝表面颜色鉴别，不锈钢焊缝颜色和保护效果见表 9-9。焊接铝及铝合金时，可在试板上试焊，焊枪停留不动，约 5~6s 后熄弧。此后检查铝板上呈现金属光泽的阴极雾化区，若该区大，表明保护效果好。

表 9-9 焊缝表面颜色和氩气保护效果

焊件材料	效 果				
	最好	良好	较好	不良	最坏
不锈钢	银白、金黄	蓝色	红灰	灰色	黑色
钛合金	亮银白色	橙黄色	蓝紫(带乳白色)	青灰色	有一层白色氧化钛粉

### 3.3.5 钨极氩弧焊打底焊

为了保证根部焊缝质量和良好的背面成形，耐热钢管道常用钨极氩弧焊打底；中、高合金钢（含铬量大于或等于 3% 或合金含量大于 5%）管子和管道焊口，为防止根层氧化或过烧，焊接时内壁应充氩气或混合气体保护。

## 4 埋弧焊

### 4.1 基本特点

埋弧焊是以裸金属焊丝与焊件（母材）间所形成电弧为热源，以覆盖在电弧周围的颗粒焊剂及其熔渣作保护的电弧焊方法。它的优点在于：

(1) 生产率高。埋弧焊的焊接电流和电流密度均较手工电弧焊明显提高，可实现 10 ~ 20mm 钢板一次焊透，最高焊速可达到 60 ~ 150m/h。

(2) 焊缝质量好。埋弧焊保护效果较气渣保护手工电弧好，焊缝金属中氮、氧含量均极低。由于采用了自动化焊接，大大降低了焊接过程对焊工操作技能的依赖程度，焊缝化学成分和机械性能及稳定性均较好。

(3) 劳动条件好。埋弧焊的独特优点是无弧光辐射，对焊工身体危害小，劳动强度低。

埋弧焊的主要缺点是：

(1) 焊缝位置仅适用平焊。

(2) 只适用于长焊缝的焊接。埋弧焊的设备机动灵活性差，短焊缝焊接的生产率还不及手工电弧焊。

(3) 不适于薄板的焊接。当电流小于 100A 时，其电弧稳定性较差，故不适于焊接厚度小于 1mm 以下薄板。

(4) 不适于铝、钛及其合金的焊接。这是由于焊剂主要成分为 MnO、SiO<sub>2</sub> 等金属和非金属氧化物，氧化性强。

### 4.2 焊接设备

自动埋弧焊机一般由焊接电源、控制箱、焊丝送进机构、焊丝行走机构及焊剂输送器等组成。送丝方式有等速送丝和变速送丝，这两种送丝方式的性能比较见表 9-10。

表 9-10 送丝方式的性能比较

项 目	送 丝 方 式		项 目	送 丝 方 式	
	等速送丝	变速送丝		等速送丝	变速送丝
控制电路及机构	简单	复杂	网压波动影响	大	小
适用弧焊电源特征	平、微升、缓降特征	陡降特征	焊接电流调节方法	改变送丝速度	改变弧焊电流外特性
适用焊丝直径	φ0.8 ~ φ5mm	φ3 ~ φ6mm			

焊接电源有直流和交流两类，其选用原则主要是根据焊剂性质。酸性焊剂不论是在交流

还是直流电源的情况下都能稳定地燃烧；而碱性焊剂因含萤石（ $\text{CaF}_2$ ）较高，只能采用直流电源，并采取反接，以获得较大熔深。常用埋弧焊机技术数据列于表 9-11。

表 9-11 常用埋弧焊机的技术数据

型号	MB-410	MZ3-500	MZ-6-2-500	MZ-1000	MZ1-1000	MZ2-1500
送丝方式	等速送丝	等速送丝	等速送丝	变速送丝	等速送丝	等速送丝
焊机结构特点	手拖、半自动	电磁爬行小车	焊车	焊车	焊车	悬挂式机头
焊接电流 (A)	400	180 ~ 600	200 ~ 600	400 ~ 1200	200 ~ 1000	400 ~ 1500
焊丝直径 (mm)	1.6 ~ 2	1.6 ~ 2	1.6 ~ 2	3 ~ 6	1.6 ~ 5	3 ~ 6
送丝速度 (cm/min)		180 ~ 700	250 ~ 1000	50 ~ 200	87 ~ 672	47.5 ~ 375
焊接速度 (cm/min)		16.7 ~ 108	13.3 ~ 100	25 ~ 117	26.7 ~ 210	22.5 ~ 187
焊接电流种类	直流	直流或交流	交流	直流或交流	直流或交流	直流或交流

### 4.3 埋弧焊工艺

#### 4.3.1 焊前准备

焊前准备包括厚焊件的坡口加工、焊接部位的清理及焊件的装配等。板厚小于 14mm 的钢板可不开坡口；板厚为 14 ~ 22mm 时，开“V”形坡口；板厚为 22 ~ 50mm 时，开“X”形坡口；对质量要求较高的焊件，如锅炉汽包等压力容器，开“U”形坡口。“V”，“X”形坡口的角度一般为  $50^\circ \sim 60^\circ$ 。

焊接前，需将坡口及焊接部位表面的锈蚀、油污、氧化皮、水分等清理干净，清理时可用手工清除、机械清除和氧—乙炔火焰烘烤等。对于埋弧焊来说，焊前的装配工作非常重要，要使焊件间隙均匀，高低平整，不错边。定位焊所使用焊条要与焊件材料性能相符，其位置应在第一道焊缝的背面，长度应大于 30mm。

#### 4.3.2 焊接规范参数与焊缝形状

焊缝横截面形状可用熔深  $H$ 、缝宽  $B$  和余高  $a$  三个参数来描述，一般常用形状参数  $\phi = B/H$ ，增厚参数  $B/a$  来表征焊缝形状。 $\phi$  值愈小，则焊缝窄而深，且电弧热量集中，焊接热影响区小。但  $\phi$  值过小，易出现裂纹和气孔，故一般要求  $\phi > 1.3$ ， $B/a$  的值为 4 ~ 8；该值过小对接头的动载强度不利，对重要结构还要磨去余高。

焊接电流、电弧电压和焊接速度是决定焊缝形状的重要因素，生产中通常把这三个参数定为埋弧自动焊规范参数。表 9-12 为试验得出的工艺参数对焊缝形状的影响规律。

表 9-12 工艺参数对焊缝形状的影响

焊缝特征	下列各项值增大时焊缝特征的变化										
	焊接电流 ≈ 1500A	焊丝直径	电弧电压		焊接速度		焊丝后 倾角度	焊件倾斜角		间隙和 坡口	焊剂 粒度
			自 22 ~ 24V 至 32 ~ 34V	自 34 ~ 36V 至 50 ~ 60V	10 ~ 40m/h	40 ~ 100m/h		下坡 焊	上坡 焊		
熔深 $H$	剧增	减	稍增	稍减	几乎不变	减	剧减	减	稍增	几乎不变	稍减
缝宽 $B$	稍增	增	增	剧增*	减	增	增	稍减	几乎不变	稍增	
余高 $a$	剧增	减	减	稍增	增	减	减	增	减	稍减	
形状系数 $B/H$	剧减	增	增	剧增*	减	稍减	剧减	增	减	几乎不变	增
增厚系数 $B/a$	剧减	增	增	剧增*	减	减	剧增	增	减	增	增

注 1 坡口深度和宽度都不超过在板上堆焊时的深度和宽度。

2 当其他条件相同时，在浮石状焊剂下焊成的焊缝与在玻璃状焊剂下焊成的焊缝比较，具有较小的熔深和较大的熔宽。焊剂中含易电离的物质越多，熔深越大。

3 用直流电源反接施焊时，焊缝尺寸和形状的变化特征与用交流电焊接时相同，但直流反接与直流正接相比，反接的熔深比正接的大。

\* 直流正接时例外。

### 4.3.3 焊接工艺参数经验表

表 9-13 ~ 表 9-16 分别是悬空双面自动焊、预留间隙的双面自动焊、带坡口的双面自动焊和船形焊焊接规范的常用经验参数。

表 9-13 悬空双面自动焊规范 (MZ1-1000 直流)

焊丝直径 (mm)	焊接厚度 (mm)	焊接顺序	焊接电流 (A)	焊接电压 (V)	焊接速度 (m/h)
4	6	正	380 ~ 420	30	34.6
		反	430 ~ 470	30	32.7
4	8	正	440 ~ 480	30	30
		反	480 ~ 530	31	30
4	10	正	530 ~ 570	31	27.7
		反	590 ~ 640	33	27.7
4	12	正	620 ~ 660	35	25
		反	680 ~ 720	35	24.8
4	14	正	680 ~ 720	37	24.6
		反	730 ~ 770	40	22.5
5	15	正	800 ~ 850	34 ~ 36	38
		反	850 ~ 900	36 ~ 38	26
5	17	正	850 ~ 900	35 ~ 37	36
		反	900 ~ 950	37 ~ 49	26
5	18	正	850 ~ 900	36 ~ 38	36
		反	900 ~ 950	38 ~ 40	24
5	20	正	850 ~ 900	36 ~ 38	35
		反	900 ~ 1000	38 ~ 40	24
5	22	正	900 ~ 950	37 ~ 39	32
		反	1000 ~ 1050	38 ~ 40	24

表 9-14 预留间隙的双面自动焊规范

焊件厚度 (mm)	装配间隙 (mm)	焊丝直径 (mm)	焊接电流 (A)	电弧电压 (V)	焊接速度 (m/h)
14	3 ~ 4	5	700 ~ 750	34 ~ 36	30
16	3 ~ 4	5	700 ~ 750	34 ~ 36	27
18	4 ~ 5	5	750 ~ 800	36 ~ 40	27
20	4 ~ 5	5	850 ~ 900	36 ~ 40	27
24	4 ~ 5	5	900 ~ 950	38 ~ 42	25
28	5 ~ 6	5	900 ~ 950	38 ~ 42	20
30	6 ~ 7	5	950 ~ 1000	40 ~ 44	16
40	8 ~ 9	5	1100 ~ 1200	40 ~ 44	12
50	10 ~ 11	5	1200 ~ 1300	44 ~ 48	10

注 焊件用交流电, 焊剂 431。

表 9-15 带坡口焊件双面自动焊规范

焊件厚度 (mm)	坡口形式	焊丝直径 (mm)	焊接顺序	坡口尺寸		焊接电压 (V)	焊接电流 (A)	焊接速度 (m/h)	
				$\alpha$ (°)	$l$ 或 $K$ (mm)				
14		5	正	80	6	36 ~ 38	830 ~ 850	25	
			反	—	—	36 ~ 38	600 ~ 620	45	
16		5	正	70	7	36 ~ 38	830 ~ 850	20	
			反	—	—	36 ~ 38	600 ~ 620	45	
18		5	正	60	8	36 ~ 38	830 ~ 850	20	
			反	—	—	36 ~ 38	600 ~ 620	45	
22		6	正	55	13	38 ~ 40	1050 ~ 1150	18	
			反	—	—	36 ~ 39	600 ~ 620	45	
24			6	正	40	14	38 ~ 40	1100	24
			5	反	40	14	36 ~ 38	800	28
30	6		正	80	10	36 ~ 40	1000 ~ 1100	18	
			反	60	10	36 ~ 38	900 ~ 1000	20	

表 9-16 船形焊的焊接规范

焊法	焊脚高度 (mm)	焊丝直径 (mm)	焊接电流 (A)	电弧电压 (V)	焊接速度 (m/h)	电流种类
船形焊	6	2	450 ~ 470	34 ~ 36	40	交流
	8	3	550 ~ 600	34 ~ 36	30	交流
	8	4	575 ~ 625	34 ~ 36	30	交流
	10	3	600 ~ 650	34 ~ 36	23	交流
	10	4	650 ~ 700	34 ~ 36	23	交流
	12	3	600 ~ 650	34 ~ 36	15	交流
	12	4	725 ~ 775	36 ~ 38	20	交流
	12	5	775 ~ 825	36 ~ 38	18	交流
斜角焊	3	2	200 ~ 220	25 ~ 28	60	直流
	4	2	280 ~ 300	28 ~ 30	55	直流
	4	3	350	28 ~ 30	55	直流
	5	2	375 ~ 400	30 ~ 32	55	直流
	5	3	450	28 ~ 30	55	直流
	7	2	375 ~ 400	30 ~ 32	28	直流
	7	3	500	30 ~ 32	28	直流

## 5 氧—乙炔焊

### 5.1 基本特点

氧—乙炔焊是依靠乙炔和氧气混合后燃烧产生的火焰将接头部位母材金属和焊丝熔化，来达到连接的目的，是一种由化学能转变为热能的连接方法。它具有如下特点：

- (1) 设备简单，操作方便，在无电力供应地区可以方便地进行焊接。
- (2) 氧—乙炔焊温度比电弧温度低，火焰对熔池压力及能量输入易于调节，适于焊接薄件及要求背面成型的焊缝。
- (3) 焊接铸铁和部分有色金属时焊缝质量好。
- (4) 与电弧焊相比，热量较分散，加热时间长；接头易过热，合金元素烧损严重，出现

气孔的几率较高。

### 5.2 焊接设备

氧—乙炔焊设备及工具包括：乙炔发生器或乙炔瓶（外涂白底色，红字）、回火防止器、减压器、乙炔过滤器及干燥器（焊接铝和耐热钢等重要产品用）、氧气瓶（外涂天蓝底色，黑字）、焊炬及其他辅助工具等。

焊炬是气焊关键设备，用于控制乙炔与氧气的混合比、流量及火焰。焊炬有射吸式（图 9-5）和等压式（又称中压式，图 9-6）两种，它们的特点见表 9-17。

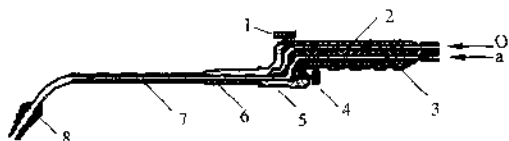


图 9-5 射吸式焊炬

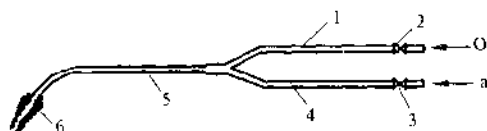


图 9-6 等压式焊炬

O—氧气；a—乙炔

1—乙炔阀；2—乙炔导管；3—氧气导管；4—氧气阀；5—喷嘴；6—射吸管；7—混合气管；8—焊嘴

O—氧气；a—乙炔

1—氧气导管；2—氧气阀；3—乙炔阀；4—乙炔导管；5—混合气管；6—焊嘴

表 9-17

焊炬分类及特点

类别	工作原理	优点	缺点
射吸式	靠喷射器（喷嘴和射吸管）的射吸作用调节氧和乙炔的流量，保证乙炔和氧以一定比例混合。射吸作用主要利用高压氧从喷嘴喷出产生的射吸力	工作压力在 0.001MPa 以上即可使用，通用性强，低、中压乙炔都可使用	较易回火
等压式 (中压式)	乙炔靠自己的压力与氧在焊嘴接头与焊嘴的空隙内混合，因此使用乙炔的压力与氧相等或接近	结构简单，火焰燃烧稳定，回火可能比射吸式小	只能使用高压、中压乙炔，不能使用低压乙炔

### 5.3 氧—乙炔焊工艺

#### 5.3.1 接头形式及坡口

接头形式及坡口见图 9-7。

#### 5.3.2 火焰种类选择

火焰种类、特点及应用参见表 9-18，其火焰构造如图 9-8 所示。

#### 5.3.3 工艺参数

氧—乙炔焊工艺参数包括火焰能率、焊丝直径等。火焰能率由焊炬型号和焊嘴大小决定，厚工件的导热性好，则需选择较大火焰能率的焊炬和焊嘴。焊丝直径则根据焊件厚度来选择，参见表 9-19。

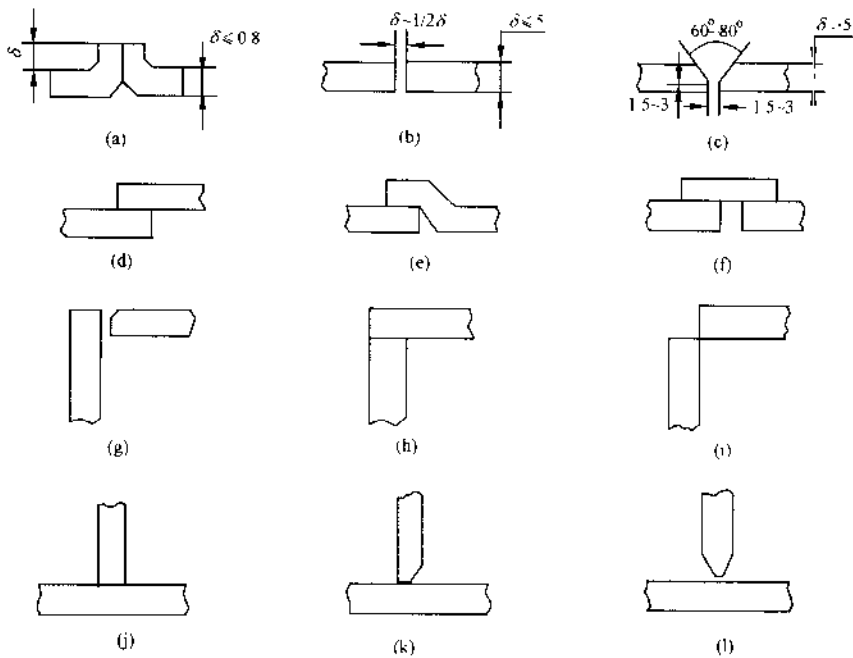


图 9-7 气焊接头及坡口

(a) 卷边对接接头；(b) 不开口对接接头；(c) V形坡口对接接头；(d)、(e)、(f) 搭接接头；(g)、(h)、(i) 角接接头；(j)、(k)、(l) T形接头

表 9-18 火焰种类、特点及应用

火焰种类	$O_2/C_2H_2$	特 点	应 用
碳化焰	$< 1$	乙炔过剩，火焰中有游离态碳及过多的氢，焊接时会增加焊缝含氢量，焊接低碳钢有渗碳显现，最高温度为 $2700 \sim 3000^\circ\text{C}$	气焊高碳钢、高速钢、硬质合金、铝、青铜及铸铁等
还原焰 (乙炔稍多 中性焰)	$\approx 1$	乙炔稍多，但不产生渗碳现象，有一定还原性，最高温度为 $2930 \sim 3040^\circ\text{C}$	气焊低碳钢、低合金钢、铸铁、铜及铝合金
中性焰	$1 \sim 1.2$	氧与乙炔充分燃烧，没有氧与乙炔过剩，内焰具有一定还原性，最高温度 $3050 \sim 3150^\circ\text{C}$	低碳钢、低合金钢、高铬钢、不锈钢、紫铜、锡青铜、铝及铝合金、铅、镁合金
氧化焰	$> 1.2$	氧过剩，火焰有氧化性，焊钢件时焊缝易产生气孔和变脆，最高温度 $3100 \sim 3300^\circ\text{C}$	气焊黄铜、锰青铜、镀锌铁皮等

表 9-19 氧—乙炔焊时焊丝直径选择

工件厚度 (mm)	1~2	2~3	3~5	5~10	10~15	> 15
焊丝直径 (mm)	1~2	2	2~3	3~4	4~6	6~8

### 5.3.4 操作要领



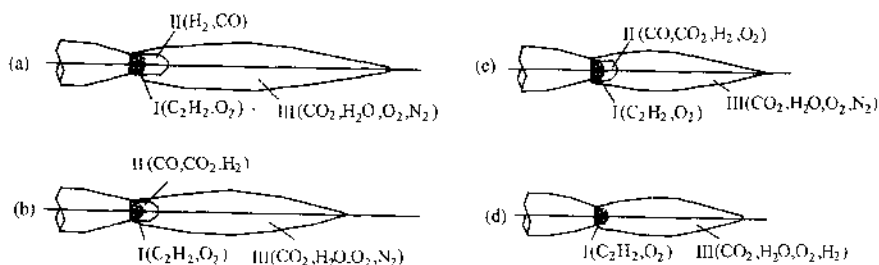


图 9-8 火焰的构造

(a) 碳化焰；(b) 还原焰；(c) 中性焰；(d) 氧化焰

I—焰心；II—内焰；III—外焰

气焊时，焰芯离开工件表面的距离应保持在 2~4mm，此时不仅热效率高，保护效果也好。气焊操作方法有左向焊和右向焊两种，如图 9-9 所示。左向焊适用于薄板的焊接，而右向焊适用于厚度较大的工件。

焊接操作时要注意调整倾角大小，焊炬倾角指焊炬与工件的夹角。倾角大时，火焰热量散失小，工件加热快，温度高，因此，在施焊时，为了尽快加热焊件，倾角应大些。焊接结束时，为了填满弧坑，避免烧穿，倾角要减小。左向焊的焊炬倾角应小于右向焊。

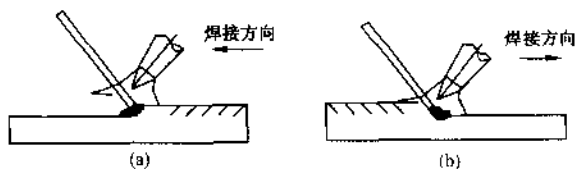


图 9-9 左向焊和右向焊

(a) 左向焊；(b) 右向焊

## 6 焊接方法的选用

焊接方法的选用原则是根据母材的性能、焊接结构的特点及生产条件等诸因素综合考虑，以质量和效益为最终目标。

### 6.1 母材的焊接性

工程中应用最为广泛的焊材为普通碳素钢和低合金钢，采用一般的电弧焊接方法都能进行焊接。但是，随着含碳量和合金含量的增加，材料的焊接性会愈差，可选用的焊接方法也愈有限。

对于铝、镁及其合金等性能比较活泼的有色金属材料，不宜选用 CO<sub>2</sub> 焊和埋弧焊，而应选用钨极氩弧焊或熔化极氩弧焊。对于不锈钢，通常可选手工电弧焊、埋弧焊和氩弧焊等方法进行焊接，不宜用气焊进行焊接。

母材的导热性、导电性、熔点、线膨胀系数等物理性能直接影响其焊接性及焊接质量。当焊接导热性较好的铜、铝及其合金等材料时，应选择热输入强度大，具有较高焊透能力的焊接方法。线膨胀系数大的材料，焊后会引起较大的残余应力或变形，应注意选择热输入较小的焊接方法。

焊接过程会对母材的耐腐蚀性能产生不同程度的影响，在选择焊接方法时应予以考虑。

焊接方法对焊缝金属及其热影响区的机械性能也会产生不同程度的影响，因此要选择合适的焊接方法，控制热输入量，获得与母材机械性能相近的焊接接头，满足使用要求。

### 6.2 焊接结构因素

工程焊接中，焊接结构特点各异，对象多变，大致可分为容器类焊接、钢结构焊接、管

道类焊接和导电材料的焊接等。由于它们在焊缝的长短、形状、厚度、接头形式、空间位置等方面各不相同，所采用的焊接方法也不一样。

容器类产品中规则的长焊缝和环焊缝宜用埋弧焊，对于短焊缝和打底焊道可用手工电弧焊，这类产品在现场拼装焊缝时也常用手工电弧焊。近年来，在现场大型圆筒立式钢储罐施工中，已经引进和采用了埋弧焊和气电焊等高效率的焊接方法。

钢结构的现场焊接常用手工电弧焊或 CO<sub>2</sub> 气体保护焊。管道焊接常用的是手工电弧焊和钨极氩弧焊，电站承压管道焊接方法规定见表 9-20。

表 9-20 电站承压管道焊接方法的规定

部 件 名 称	根部焊道	其他焊道
$p \geq 10\text{MPa}$ 、 $\delta \leq 6\text{mm}$ 的锅炉受热面管子	TIG	TIG/SMAW
$p \geq 10\text{MPa}$ 、 $\delta > 6\text{mm}$ 的管子及管件	TIG	SMAW
$p \geq 4\text{MPa}$ 、 $t \geq 450^\circ\text{C}$ 的管道	TIG	SMAW
再热蒸气冷、热段管道及其旁路	TIG	SMAW
汽轮机、发电机的冷却、润滑系统管道及燃油管道	TIG	TIG/SMAW
$p < 10\text{MPa}$ 、 $\delta \leq 6\text{mm}$ 的中低压锅炉受热面管子及其管道	TIG	TIG/SMAW
其他管道 <sup>①</sup>	TIG	SMAW

① 为非强制性要求。

### 6.3 其他因素

焊接方法的选择还与生产条件紧密相关。特别是焊工的操作技能、焊接设备能力和焊接管理能力等保证质量的重要因素，都是在选择焊接方法时必须考虑的。

## 第二节 焊 接 材 料

### 1 焊条

#### 1.1 焊条分类

##### 1.1.1 按用途分类

焊条按用途可分为十大类，见表 9-21。

表 9-21 焊条大类的划分

序号	焊条大类	代 号		序号	焊条大类	代 号	
		拼音	汉字			拼音	汉字
1	结构钢焊条	J	结	6	铸铁焊条	Z	铸
2	铝及铝钎耐热钢焊条	R	热	7	镍及镍合金焊条	Ni	镍
3	铬不锈钢焊条	C	铬	8	铜及铜合金焊条	T	铜
	铬镍不锈钢焊条	A	奥	9	铝及铝合金焊条	L	铝
4	堆焊焊条	D	堆	10	特殊用途焊条	TS	特
5	低温钢焊条	W	温				

##### 1.1.2 按焊条药皮的种类分类

焊条药皮由多种原料组成，按照药皮的主要成分可以确定焊条的药皮类型，见表 9-22。

表 9-22 焊条药皮类型分类

药皮类型	药皮主要成分	焊接电源
钛型	氧化钛 ≥ 35%	直流或交流
钛钙型	氧化钛 30% 以上，钙镁的碳酸盐 20% 以下	直流或交流
钛铁矿型	钛铁矿 ≥ 30%	直流或交流
氧化铁型	多量氧化铁及较多的锰铁脱氧剂	直流或交流
纤维素型	有机物 15% 以上，氧化钛 30% 左右	直流或交流
低氢型	钙镁的碳酸盐和萤石	直流
石墨型	多量石墨	直流或交流
盐基型	氯化物和氟化物	直流

注 当低氢型药皮中含有多量稳弧剂时，可用于直流或交流。

### 1.1.3 按熔渣的酸碱度分类

焊条按其熔化后熔渣的酸碱度可分为碱性焊条和酸性焊条。熔渣的碱度可近似表示为

$$B_1 = \frac{\sum \text{碱性化合物}(\%)}{\sum \text{酸性化合物}(\%)}$$

式中： $B_1$  为熔渣的碱度；碱（酸）性氧化物（%）指碱（酸）性氧化物的质量百分数；当  $B_1 > 1.3$  时为碱性渣，反之为酸性渣。

酸性和碱性焊条性能比较参见表 9-23。

表 9-23 酸性和碱性焊条性能对比

酸性焊条	碱性焊条
药皮组分氧化性强	药皮组分还原性强
对水、锈产生气孔的敏感性不大，焊条在使用前经 150 - 200℃ 烘 1h，若不吸潮，也可不烘干	对水、锈产生气孔的敏感性较大，焊条在使用前经 300 - 350℃，1 - 2h 烘干
电弧稳定，可用交流或直流施焊	由于药皮中含有氟化物而恶化电流稳定性，须用直流施焊；当药皮中加入稳弧剂后可交直流两用
焊接电流较大	焊接电流小，较同规格的酸性焊条约小 10% 左右
宜长弧操作	须短弧操作，否则易引起气孔
合金元素过渡效果差	合金元素过渡效果好
焊缝成型较好，熔深较浅	焊缝成型尚好，容易堆高，熔深稍深
熔渣结构呈玻璃状	熔渣结构呈结晶状
脱渣较方便	坡口内第一层脱渣较困难，以后各层脱渣较容易
焊缝常温冲击性能一般	焊缝常、低温冲击性能较高
抗裂性能较差	抗裂性能好
焊缝中含氢量高，易产生“白点”，影响塑性	焊缝中含氢量低
焊接时烟尘较少	焊接时烟尘稍多

## 1.2 焊条的牌号

焊条牌号是根据焊条主要用途和性能特点来命名的，分为十大类，并以汉字或拼音字母表示焊条各大类（见表 9-21），其后为三位数字。牌号字母后的前面两位数字表示各大类中

的若干小类。第三位数字表示各种焊条牌号的药皮类型及焊接电源种类，数字含义见表 9-24。

表 9-24 焊条牌号中第三位数字的含意

焊条牌号	药皮类型	焊接电源种类	焊条牌号	药皮类型	焊接电源种类
□XX0	①	不规定	□XX5	纤维素型	直流或交流
□XX1	氧化钛型	直流或交流	□XX6	低氢钾型	直流或交流
□XX2	钛钙型	直流或交流	□XX7	低氢钠型	直流
□XX3	钛铁矿型	直流或交流	□XX8	石墨型	直流或交流
□XX4	氧化铁型	直流或交流	□XX9	盐基型	直流

注 表中“□”表示牌号中的拼音字母或汉字，XX表示牌号中的前两位数字。

①不属于已规定的类型。

### 1.2.1 结构钢焊条（包括低合金高强钢焊条）。

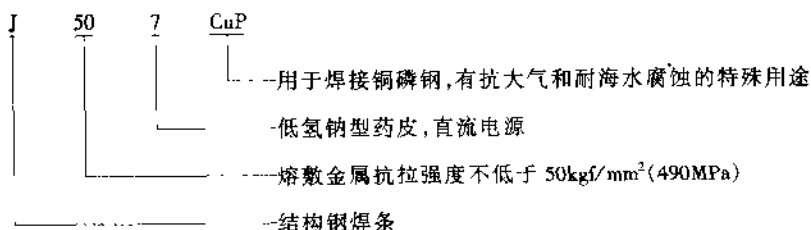
(1) 牌号前两位数字，表示焊缝金属抗拉强度等级，其系列如表 9-25 所示。

表 9-25 焊缝金属抗拉强度等级

序号	焊条牌号	焊缝金属抗拉强度等级		序号	焊条牌号	焊缝金属抗拉强度等级	
		MPa	kgf/mm <sup>2</sup>			MPa	kgf/mm <sup>2</sup>
1	J42X	420	43	5	J70X	690	70
2	J50X	490	50	6	J75X	740	75
3	J55X	540	55	7	J85X	830	85
4	J60X	590	60	8	J100X	980	100

(2) 结构钢焊条有特殊性能和用途的，则在牌号后面加注起主要作用的元素（或主要用途）的拼音字母；该类字母一般不超过两个。

(3) 牌号举例。



### 1.2.2 钼和铬钼耐热钢焊条

(1) 牌号第一位数字，表示熔敷金属主要化学成分组成等级，参见表 9-26。

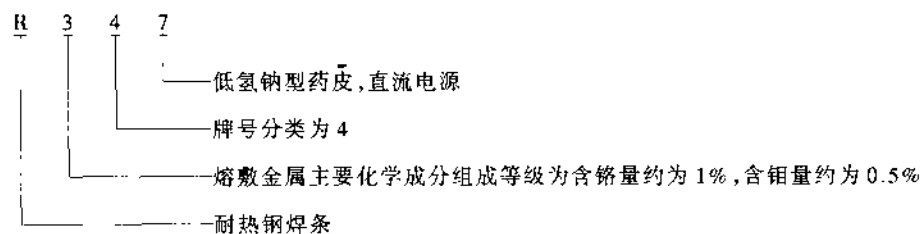
表 9-26 耐热钢焊条熔敷金属主要化学成分组成等级

序号	焊条牌号	主要化学成分组成等级	序号	焊条牌号	主要化学成分组成等级
1	R1XX	含铬量 ≈ 0.5%	5	R5XX	含铬量 ≈ 5%，含钼量 ≈ 0.5%
2	R2XX	含铬量 ≈ 0.5%，含钼量 ≈ 0.5%	6	R6XX	含铬量 ≈ 7%，含钼量 ≈ 1%
3	R3XX	含铬量 ≈ 1~2%，含钼量 ≈ 0.5~1%	7	R7XX	含铬量 ≈ 9%，含钼量 ≈ 1%
4	R4XX	含铬量 ≈ 2.5%，含钼量 ≈ 1%	8	R8XX	含铬量 ≈ 11%，含钼量 ≈ 1%

(2) 牌号第二位数字，表示同一熔敷金属主要化学成分组成等级中的不同牌号，对于同

一组成等级的焊条，可有十个牌号 0, 1, 2, …, 9 顺序编排，以区别铬钼之外的其他成分。

耐热钢焊条牌号举例：



### 1.2.3 不锈钢焊条

(1) 牌号前加“G”(或“铬”字)或“A”(或“奥”字), 分别表示铬不锈钢焊条或奥氏体铬镍不锈钢焊条。

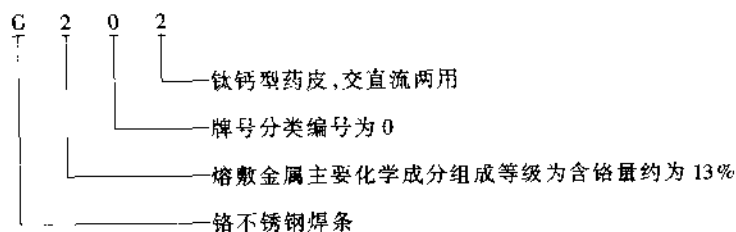
(2) 牌号第一位数字表示熔敷金属主要化学成分组成等级, 参见表 9-27。

表 9-27 不锈钢焊条熔敷金属主要化学成分组成等级

序号	焊条牌号	主要化学成分组成等级	序号	焊条牌号	主要化学成分组成等级
1	G2XX	Cr ≈ 13%	7	A4XX	Cr ≈ 26%, Ni ≈ 21%
2	G3XX	Cr ≈ 17%	8	A5XX	Cr ≈ 16%, Ni ≈ 25%
3	A0XX	C ≤ 0.04% (超低碳)	9	A6XX	Cr ≈ 16%, Ni ≈ 35%
4	A1XX	Cr ≈ 19%, Ni ≈ 10%	10	A7XX	铬锰氮不锈钢
5	A2XX	Cr ≈ 18%, Ni ≈ 12%	11	A8XX	Cr ≈ 18%, Ni ≈ 18%
6	A3XX	Cr ≈ 23%, Ni ≈ 13%	12	A9XX	待发展

(3) 牌号第二位数字, 表示同一熔敷金属主要化学成分组成等级中的不同牌号, 对于同一组成等级的焊条则按 0, 1, 2, …, 9 顺序编排, 以区别镍铬之外的其他成分差别。

(4) 不锈钢焊条牌号示例。



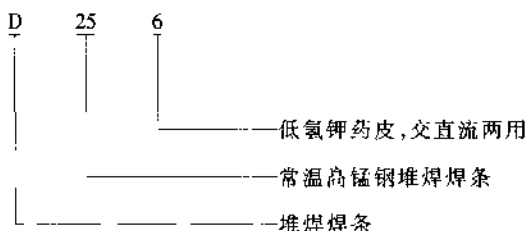
### 1.2.4 堆焊焊条

牌号的前两位数字, 表示堆焊焊条的用途或熔敷金属主要化学成分类型等 (表 9-28)。

表 9-28 堆焊焊条牌号的前两位数字含义

序号	焊条牌号	主要用途或主要成分类型	序号	焊条牌号	主要用途或主要成分类型
1	D00X ~ 09X	不规定	6	D60X ~ 69X	合金铸铁堆焊焊条
2	D10X ~ 24X	不同硬度的常温堆焊焊条	7	D70X ~ 79X	碳化钨堆焊焊条
3	D25X ~ 29X	常温高锰钢堆焊焊条	8	D80X ~ 89X	钴基合金堆焊焊条
4	D30X ~ 49X	刀具用堆焊焊条	9	D90X ~ 99X	待发展的堆焊焊条
5	D50X ~ 59X	阀门堆焊焊条	10		

堆焊焊条牌号举例：



### 1.2.5 镍基焊条

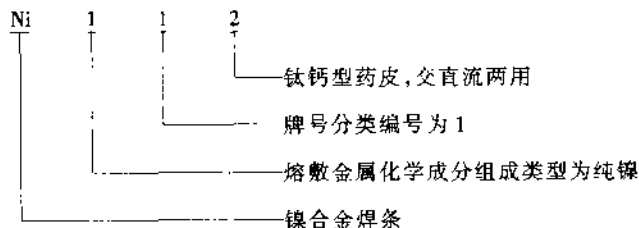
(1) 牌号第一位数字，表示熔敷金属化学成分组成类型，其含义参见表 9-29。

表 9-29 镍基焊条熔敷金属化学成分组成类型

序号	焊条牌号	熔敷金属化学成分组成类型	序号	焊条牌号	熔敷金属化学成分组成类型
1	Ni1XX	纯镍	3	Ni3XX	因康镍合金
2	Ni2XX	镍铜合金	4	Ni4XX	待发展

(2) 牌号第二位数字，表示同一熔敷金属化学成分组成类型中的不同牌号。

(3) 镍基焊条牌号举例。



### 1.3 焊条的型号

它是根据焊条国家标准为依据，反映焊条主要特性的一种表示方法。每种焊条产品只有一个牌号，但多种牌号的焊条可以同时对应于一种型号。

#### 1.3.1 碳钢焊条

它是根据熔敷金属的抗拉强度、药皮类型、焊接位置和焊接电流种类来划分的，碳钢焊条的型号列于表 9-30。焊条型号的表示方法及其意义如下：

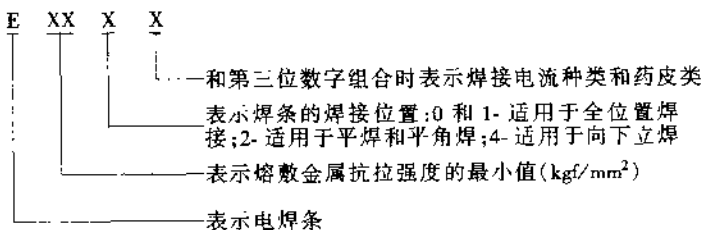


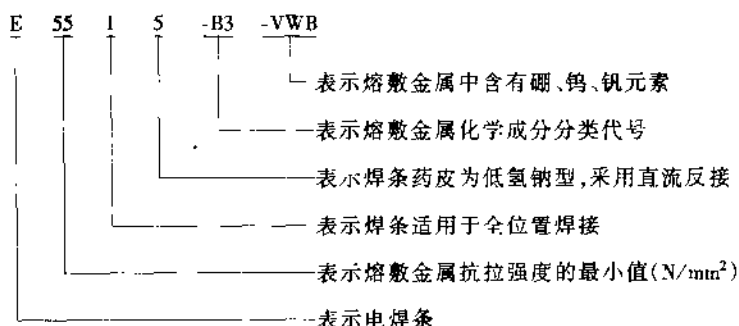
表 9-30 碳钢焊条的型号划分

焊条型号	药皮类型	焊接位置	电流种类	力学性能							
				$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	$\delta_5$ (%)					
E43 系列——熔敷金属抗拉强度 $\geq 420$ MPa (43kgf/mm <sup>2</sup> )											
E4300	特殊型	平、立、仰、横	交流或直流正、反接	$\geq 420$	$\geq 330$	$\geq 22$					
E4301	钛铁矿型										
E4303	钛钙型										
E4310	高纤维钠型										
E4311	高纤维钾型										
E4312	高钛钠型										
E4313	高钛钾型										
E4315	低氢钠型										
E4316	低氢钾型										
E4320	氧化铁型						平角焊	交流或直流正接	$\geq 420$	不要求	
E4322		平	交流或直流正、反接								
E4323	铁粉钛钙型	平、平角焊	交流或直流正、反接	$\geq 420$	$\geq 330$	$\geq 22$					
E4324	铁粉钛型					$\geq 27$					
E4327	铁粉氧化铁型					$\geq 22$					
E4328	铁粉低氢型					$\geq 22$					
E50 系列——熔敷金属抗拉强度 $\geq 490$ MPa (50kgf/mm <sup>2</sup> )											
E5001	钛铁矿型	平、立、仰、横	交流或直流正、反接	$\geq 490$	$\geq 400$	$\geq 20$					
E5003	铁钙型										
E5011	高纤维钾型										
E5014	铁粉钛型										
E5015	低氢钠型										
E5016	低氢钾型										
E5018	铁粉低氢型						交流或直流反接	$\geq 22$			
E5018M							直流反接	350~500	$\geq 24$		
E5023	铁粉钛钙型						平、平角焊	交流或直流正、反接	$\geq 490$	$\geq 400$	$\geq 17$
E5024	铁粉钛型										
E5027	铁粉氧化铁型	交流或直流正接	$\geq 22$								
E5028	铁粉低氢型	平、立、仰等	交流或直流反接	$\geq 490$	$\geq 400$	$\geq 22$					
E5048											

### 1.3.2 低合金钢焊条

低合金钢焊条型号按熔敷金属的力学性能、化学成分、药皮类型、焊接位置和焊接电流种类划分。低合金钢焊条型号编制方法与碳钢焊条基本相同，但后缀字母为熔敷金属的化学成分分类代号，并以短划“-”与前面的数字分开，如还具有附加化学成分时，直接用元素符号表示，并以短划“-”与后面后缀字母分开。

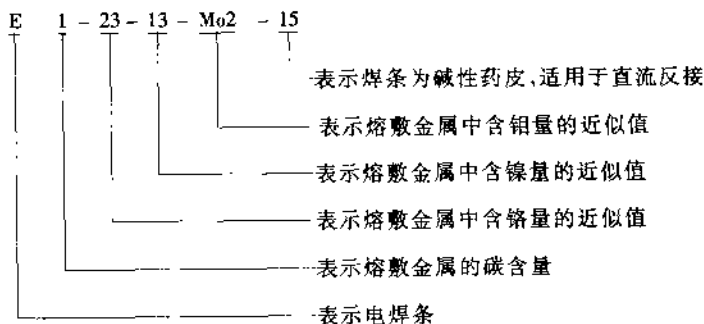
低合金钢焊条型号示例如下：



### 1.3.3 不锈钢焊条

这类焊条通常用于铬含量大于 10.5%、镍含量小于 50% 的耐腐蚀钢或耐热钢的焊接。其型号根据熔敷金属的化学成分、药皮类型、焊接位置及焊接电流种类划分。

编制不锈钢焊条型号时，字母“E”表示电焊条，熔敷金属的含碳量用“E”后的一位或两位数字表示；其含义为“00”、“0”、“1”、“2”、“3”分别表示含碳量不大于“0.04%”、“0.10%”、“0.15%”、“0.20%”、“0.45%”，其后的数字分别表示熔敷金属中的铬镍含量近似百分数，并以短划“-”分开。若熔敷金属中还含有其他重要合金元素，当元素平均含量低于 1.5% 时，型号中只标明元素符号，而不标注具体含量，当元素平均含量大于或等于 1.5%、2.5%、3.5%…时，一般在该元素符合的后面相应标注 2、3、4…等数字。焊条药皮类型及焊接电源种类在焊条型号后面附加后缀“15”（碱性药皮、直流反接），或“16”（碱性或其他类型药皮，适用于交流或直流反接）表示。不锈钢焊条型号举例：



### 1.3.4 堆焊焊条

堆焊焊条型号按熔敷金属的化学成分及药皮类型来划分，其型号编制方法为：

型号的第一字母“E”表示电焊条，第二字母“D”表示堆焊，第三字至倒数第三字表示堆焊焊条型号分类，见表 9-31。型号中最后两数字表示药皮类型和焊接电源，见表 9-32，并以短划“-”与前面符号分开。

当同一基本类型内有几个分型时，可用字母 A、B、C…标志，如果再细分可加下脚数字，如 A<sub>1</sub>、A<sub>2</sub>、A<sub>3</sub>…等。此后再用短划“-”与前面符号分开。焊条型号举例：





表 9-33

镍基焊条型号

序号	型号	药皮类型	电流种类	序号	型号	药皮类型	电流种类
1	ENi-0	03	交流	11	ENiMo-7	15	直流
		15	直流			16	交流或直流
		16	交流或直流	12	ENiCrMo-0	15	直流
03	交流	16	交流或直流				
2	ENi-1	15	交流或直流	13	ENiCrMo-1	15	直流
		16	交流或直流			16	交流或直流
		15	直流	14	ENiCrMo-2	15	直流
16	交流或直流	16	交流或直流				
4	ENi CrFe-0	15	直流	15	ENiCrMo-3	15	直流
		16	交流或直流			16	交流或直流
5	ENi CrFe-1	15	直流	16	ENiCrMo-4	15	直流
		16	交流或直流			16	交流或直流
6	ENi CrFe-2	15	直流	17	ENiCrMo-5	15	直流
		16	交流或直流			16	交流或直流
7	ENi CrFe-3	15	直流	18	ENiCrMo-6	15	直流
		16	交流或直流			16	交流或直流
8	ENi CrFe-4	15	直流	19	ENiCrMo-7	15	直流
		16	交流或直流			16	交流或直流
9	ENi Mo-1	15	直流	20	ENiCrMo-8	15	直流
		16	交流或直流			16	交流或直流
10	ENi Mo-3	15	直流	21	ENiCrMo-9	15	直流
		16	交流或直流			16	交流或直流

注 药皮类型中, 03 表示焊条为钛钙型药皮, 15 和 16 表示焊条为碱性药皮。

#### 1.4.2 工件的工作条件

工件在承受动载荷和冲击载荷情况下, 除了要求保证抗拉强度、屈服强度外, 对韧性、塑性均有较高的要求。此时应选用低氢型、钛钙型或氧化铁型焊条。

(1) 工件在腐蚀介质中工作时, 必须分清介质种类、浓度、工作温度以及腐蚀类型(一般腐蚀、晶间腐蚀、应力腐蚀等), 从而选择合适的不锈钢焊条。

(2) 工件在受磨损条件下工作时, 须区分是一般磨损, 还是冲击磨损, 是晶间磨损, 还是磨粒磨损, 是在常温下磨损, 还是在高温下磨损等。还应考虑是否在腐蚀介质中工作, 以选择合适的堆焊焊条。

(3) 处在低温下或高温下工作的工件, 应选择能保证低温或高温力学性能的焊条。

#### 1.4.3 工件的复杂程度、刚度大小、焊接坡口制备和焊接部位等

(1) 形状复杂或大厚度的工件, 由于其焊缝金属在冷却收缩时产生的内应力较大, 容易产生裂纹, 因此, 必须采用抗裂性好的焊条, 如低氢型焊条、高韧性焊条或氧化铁型焊条。

(2) 焊接部位所处的位置不能翻转时, 必须选择能进行全位置焊接的焊条。

(3) 因受条件限制而使某些部位难以清理干净时, 就应考虑选用氧化性强, 对铁锈、氧化皮和油污反应不敏感的酸性焊条, 以免产生气孔等缺陷。

#### 1.4.4 施焊工作条件

没有直流焊机的地方应选用交直流两用的焊机。

#### 1.4.5 焊接工艺和工人身体健康的保证

在酸性焊条和碱性焊条都可以满足的地方, 应尽量采用酸性焊条。在密闭容器内或通风不良的场所焊接时, 应尽量采用低尘、低毒焊条或酸性焊条。

#### 1.4.6 经济性

在保证使用性能的前提下, 尽量选用价格低廉的焊条。对性能有不同要求的主次焊缝, 可采用不同焊条, 不要片面追求焊条的全面性能。

低、中碳钢焊接用焊条选用见表 9-34、表 9-35。低合金高强度钢焊条选用参见表 9-36, 常用耐热钢焊条、镍及镍合金焊条的选用分别参见表 9-37 和表 9-38。

表 9-34 低碳钢焊接的焊条选用

钢 号	焊 条 牌 号	
	普通结构件	重要结构件
Q235 (A3), Q255 (A4), 08, 10, 15, 20, 20g, 22g, 20R	J421, J422, J423, J424, J425	J426, J427, J506, J507
25, 30	J422, J423, J426, J427	J426, J427, J506, J507
	J426, J427	J506, J507

表 9-35 中碳钢焊接的焊条选用

钢 号	焊 条 牌 号		
	要求等强的构件	不要求等强的构件	塑性好的焊条
35, ZG270-500	J506, J507, J556, J557	J422, J423, J426, J427	A102, A302, A307, A402, A407
45, ZG310-570	J556, J557, J606, J607	J422, J423, J426,	
55, ZG340-640	J606, J607	J427, J506, J507	

- 注 1 对铸钢一般选用低氢型碱性焊条;  
2 对低碳钢与中碳钢(或高碳)异种钢厚板焊接时可选用塑性好的不锈钢焊条。

表 9-36 低合金高强度钢焊条选用

屈服强度等级	钢 号	焊 条 牌 号
30	09Mn2, 09Mn2Si, 09MnV, 12Mn	J422, J423, J426, J427
35	16Mn, 16MnRE, 14MnMoNb	J502*, J503*, J506, J507, J507H, J507RH
40	15MnV, 15MnTi, 14MnMoNb	J506, J507, J556, J557, J556RH
45	15MnVN, 14MnVTiRE	J556, J557, J606, J607, J607RH
50	18MnMoNb, 14MnMoV	J607, J607RH, J707
55	14MnMoVB	J607, 607RH, J707
60	12Ni3CrMoV	65C-1**
	12MnCrNiMoVB	803**
70	14MnMoNbB	H-14**
	14CrMnMoVB	J-907Cr
80	12Ni5CrMoV	840**
	30CrMnSi, 35CrMo	J107Cr, J107

- \* 只适用于板厚不大于 14mm 的焊件;  
\*\* 非标准的专用焊条。

表 9-37 常用耐热钢焊条的选用

类别	钢号	焊条牌号	类别	钢号	焊条牌号
珠光体耐热钢	12CrMo	R202 R207	马氏体耐热钢	1Cr5Mo	R507
	15CrMo	R307		1Cr9Mo	R707
	20CrMo	R207 R307		Cr11MoV	R807
	12Cr1MoV	R317		2Cr12MoWV	H817
	12Cr2MoWVTiB	R347		2Cr12MoV	H827
	12Cr3MoVSiTiB	R417	奥氏体耐热钢	1Cr18Ni9Ti	A112 A117 A132 A137
	ZG20CrMoV	R317		Cr19Ni9WMoNbTi	A237
	ZG15Cr1Mo1V	R327 R337		1Cr17Ni13W	A202
	Cr2 5Mo	R417		1Cr25Ni20Si2	A402 A407
				4Cr25Ni20Si2	A432 A432
			Cr16Ni25Mo6	A507	
			3Cr18Mn12Si2N	A402 A407	

表 9-38 镍及镍合金焊条简明特性

焊条牌号	简明特性及用途
Ni112	钛钙型药皮的纯镍焊条，焊缝具有较好的力学性能及耐热耐腐蚀性能；用于镍基合金和双金属的焊接，也可用作过渡层堆焊材料
Ni307 Ni307A Ni307B	低氢型药皮的 Ni70Cr15 型耐热合金焊条；焊缝金属中含 Nb, Mo (或 Mn) 等元素，故具有较好的抗裂性能；用于耐热性、腐蚀性要求的镍基合金焊接，也可用于一些难焊合金、异种钢的焊接及堆焊
Ni337	低氢型药皮的 Ni70Cr1Nb3Mo 型耐热合金焊条；焊缝金属中含 Nb, Mo 等元素，故具有较好的抗裂性能及耐腐蚀性能；用于核反应堆压力容器密封面堆焊及塔内构件焊接，也可用于复合钢、异种钢以及同类型的镍基合金的焊接
Ni347	低氢型药皮的 Ni70Cr18Mn4Nb2 型耐热、耐蚀合金焊条；焊缝金属中含 Nb, Mo (或 Mn) 等元素，故具有较好的抗裂性能和耐蚀性；用于核电站稳压器、蒸发器管板接头的焊接，也可用于复合钢、异种钢体积同类型的镍基材料

## 2 焊丝

### 2.1 钢焊丝

电厂常用钢焊丝的化学成分见附录 C，钢焊丝的选用见表 9-39。

表 9-39 钢焊丝的选用

钢种	焊丝牌号		钢种	焊丝牌号	
	埋弧焊	氩弧焊		埋弧焊	氩弧焊
低碳钢	Q235		低合金钢	09Mn2	H08A
	Q225			09Mn2Si	H08MnA
	Q275			09MnV	H08A
	15、20	H08A		16Mn	H08MnA
	25、30	H08MA		16MnCu	II10Mn2
	20g、22g	II0Mn2		14MnNb	H08MnMoA
	20R	H08MnSi			H08MnMoA

续表

钢 种		焊丝牌号		钢 种		焊丝牌号	
		埋弧焊	氩弧焊			埋弧焊	氩弧焊
低合金钢	15MnV	H08A	H08A	1Cr13	H0Cr14	H0Cr4	
	15MnVCu	H10Mn2	H10Mn2		H1Cr25Ni13	H1Cr25Ni13	
	16MnNb	H10MnSi	H10MnSi		HCr25Ni20	HCr25Ni20	
	15MnV	H08MnMoA	H08MnMoA	1Cr17Ni12	H1Cr25Ni13	H1Cr25Ni13	
	15MnTiRE	H08Mn2MoA	H08Mn2MoA		H1Cr25Ni20	H1Cr25Ni20	
	15MnVCu	H08Mn2MoA	H08Mn2MoA		H0Cr19Ni9	H0Cr19Ni9	
	18MnMoNb	H10Mn2	H10Mn2	0Cr13	H0Cr14	H0Cr14	
	14MnMoV	H08MnMoA	H08MnMoA		H1Cr25Ni13	H1Cr25Ni13	
	14MnMoVCu	H08Mn2MoA	H08Mn2MoA		HCr25Ni20	HCr25Ni20	
	X60	H08Mn2MoA	H08Mn2MoA	不锈钢	H0Cr19Ni9	H0Cr19Ni9	
X50	H08Mn2MoA	H08Mn2MoA	H1Cr19Ni9Ti		H1Cr19Ni9Ti		
12CrMo	H08Mn2MoVA	H08Mn2MoVA	1Cr18Ni9Ti		1Cr18Ni9Ti		
15CrMo	H08Mn2NiMo	H08Mn2NiMo	00Cr19Ni10		00Cr19Ni10		
12Cr1MoV	H08Mn2MoA	H08Mn2MoA	0Cr18Ni9Ti		0Cr18Ni9Ti		
15CrMo	H08MnMoA	H08MnMoA	00Cr19Ni10		00Cr19Ni10		
12Cr1MoV	H08CrMoA	H08CrMnSiMo	0Cr17Ni13Mo2Ti		HCr19Ni11Mo3		
12Cr2MoWVTiB	H08CrMoA	H08CrMnSiMo	H00Cr17Ni13Mo2		H0Cr18Ni12MoNb		
13MnNiMoNb	H08CrMoV	H08CrMnSiMoV	0Cr17Ni13Mo3Ti		H0Cr19Ni10Mo3Ti		
	H08Cr2MoWYNbB	H08Cr2MoWYNbB	00Cr17Ni13Mo3		H00Cr19Ni11Mo3		
	H08Mn2NiMo	H08Mn2NiMoSi	0Cr17Ni13Mo2Ti	HCr19Ni11Mo3			
			0Cr18Ni9Ti	H00Cr17Ni13Mo2			
			1Cr18Ni9Ti				

## 2.2 铝及铝合金焊丝

国产铝及铝镁合金焊丝的化学成分如表 9-40 所示。

表 9-40 国产铝及铝合金焊丝 (JB2737—1980)

类别	牌号	相当于旧牌号	主要化学成分 (%)						杂质不大于 (%)		
			Mg	Mn	Fe ≤ 1	Si ≤ 1	Ti	Al	Zn	Cu	总和
纯铝	SA1-2	丝 301	—	—	0.25	0.20	—	99.6	—	0.01	0.4
	SA1-3	丝 302	—	—	0.30	0.30	—	99.5	—	0.015	0.5
	SA1-4		—	—	0.30	0.35	—	99.3	—	0.05	0.7
铝镁合金①	SA1Mg2		2.0~2.8	或 Cr 0.15~0.4	0.4	0.4				0.1	0.8
	SA1Mg3		3.2~3.8	0.3~0.5	0.5	0.5	0.15		0.2	0.05	0.85
	SA1Mg4Mn		4.3~5.2	0.5~1.0	0.4	0.4		余量	0.25	0.1	1.0*
	SA1Mg5	丝 331	4.7~5.7	0.2~0.6	0.4	0.4			—	0.2	1.1
	SA1Mg5Ti		4.8~5.5	0.3~0.6	0.5	0.5	**		0.2	0.05	1.35

① 铝镁合金杂质不大于 0.1%；

\* 含 0.05%~0.28% Cr；

\*\* 含 0.02%~0.20% Ti。

## 2.3 镍及镍基合金焊丝

有关镍及镍基合金焊丝的化学成分列于表 9-41，镍基合金焊丝的选用应与被焊母材相匹配。按要求对焊丝的选用参见表 9-42。

表 9-41 镍及镍基合金焊丝的化学成分

合 金	化学成分 (%)											
	Ni	C	Mn	Fe	S	Si	Cu	Cr	Al	Ti	Nb	Mo
镍 61	96.0	0.06	0.3	0.1	0.005	0.4	0.02	—	—	3.0	—	—
蒙乃尔 60	65.0	0.03	3.5	0.2	0.005	1.0	27.0	—	—	2.2	—	—
蒙乃尔 67	31.0	0.02	0.8	0.5	0.005	0.1	67.5	—	—	0.3	—	—
因科镍 62	74.0	0.02	0.1	7.5	0.005	0.1	0.03	16.0	—	—	2.2	—
因科镍 69	73.0	0.04	0.6	6.5	0.007	0.3	0.05	15.2	0.7	2.5	0.8	—
因科镍 82	72.0	0.02	3.0	1.0	0.007	0.2	0.04	20.0	—	0.6	2.5	—
因科镍 92	71.0	0.03	2.3	6.6	0.007	0.1	0.04	16.4	—	3.2	—	—
因科镍 601	60.5	0.05	0.5	14.1	0.007	0.2	0.5	23.0	1.4	—	—	—
因科镍 625	61.0	0.05	0.2	2.5	0.008	0.2	—	21.5	0.2	0.2	3.6	9.0
因科镍 718	52.5	0.04	0.2	18.5	0.007	0.3	0.07	18.6	0.4	0.9	5.0	3.1
因科洛伊 65	42.0	0.03	0.7	30.0	0.007	0.3	1.7	21	—	1.0	—	3.0

表 9-42 镍基合金焊丝的选用

焊丝牌号	主 要 用 途
镍 61	主要用于镍 200、201 的焊接，还可用作镍 200、201 对不锈钢、因科镍合金、因科洛伊合金以及蒙乃尔合金等异种金属焊接的填充材料以及钢的堆焊材料
蒙乃尔 60	主要用于蒙乃尔 400、404 的焊接，还可用于钢的堆焊，蒙乃尔合金对镍 200、铜及 Cu-Ni 合金的异种材料焊接
蒙乃尔 67	主要用于 70/30、80/20、90/10 等 Cu-Ni 合金的焊接，也可用于钢的堆焊；蒙乃尔合金与镍 200、铜及 Cu-Ni 合金的异种材料焊接
因科镍 62	主要用于厚度小于 50mm 的因科镍 600 的焊接
因科镍 69	主要用于 TIG 焊焊接因科镍 722、因科镍 X-750 的填充金属
因科镍 82	主要用于厚度较大的因科镍 600、601 以及因科洛伊 800 的焊接，也可用作钢的堆焊材料；因科镍、因科洛伊对镍 200、蒙乃尔 400、不锈钢之间异种材料的焊接
因科镍 92	专门用于钨极核熔化极气体保护焊焊接奥氏体钢、铁素体钢及镍基合金的填充材料；常用于因科镍、因科洛伊对不锈钢、碳钢、蒙乃尔合金的异种材料的焊接；蒙乃尔、镍 200 对不锈钢以及不锈钢对碳钢的异种材料焊接；焊接 9%Ni 钢有良好的效果
因科镍 625	主要用于因科镍 625、601 及因科洛伊 800 的焊接，还可用于堆焊及 9%Ni 钢的焊接；异种金属的焊接
因科镍 718	是因科镍 718、716 及 X-750 的钨极气体保护焊的专用焊丝
因科洛伊 65	是因科洛伊 825 的 TIG 焊和 MIG 焊的专用焊丝

### 3 埋弧焊焊剂

#### 3.1 焊剂牌号

埋弧焊用焊剂可分为熔炼焊剂和烧结焊剂，前者较为常用。牌号编制方法如下：

(1) 牌号前两个字母 HJ 表示埋弧焊用熔炼焊剂；

(2) 字母后的第一位数字表示焊剂中氧化锰的含量 (表 9-43);

(3) 字母后的第二位数字表示焊剂中的二氧化硅、氟化钙的含量, 见表 9-44;

表 9-43 熔炼焊剂牌号系列氧化锰含量

牌号	焊剂类型	氧化锰含量 (%)
HJ1XX	无锰	$MnO_2 < 2$
HJ2XX	低锰	$MnO_2 \sim 15$
HJ3XX	中锰	$MnO_2 15 \sim 30$
HJ4XX	高锰	$MnO_2 > 30$

表 9-44 焊剂牌号系列与二氧化硅、氟化钙的含量

牌号	焊剂类型	二氧化硅及氟化钙的含量 (%)
HJX1X	低硅低氟	$SiO_2 < 10$ $CaF_2 < 10$
HJX2X	中硅低氟	$SiO_2 10 \sim 30$ $CaF_2 < 10$
HJX3X	高硅低氟	$SiO_2 > 30$ $CaF_2 < 10$
HJX4X	低硅中氟	$SiO_2 < 10$ $CaF_2 10 \sim 30$
HJX5X	中硅中氟	$SiO_2 10 \sim 30$ $CaF_2 10 \sim 30$
HJX6X	高硅中氟	$SiO_2 > 30$ $CaF_2 10 \sim 30$
HJX7X	低硅高氟	$SiO_2 < 10$ $CaF_2 > 30$
HJX8X	中硅高氟	$SiO_2 10 \sim 30$ $CaF_2 > 30$
HJX9X	其他	

(4) 字母后的第三位数字表示同一类型焊剂的牌号编号。

埋弧焊用焊剂牌号举例如下:



### 3.2 埋弧焊焊剂选用

焊剂应与选用焊丝相匹配 (表 9-45)。

表 9-45 埋弧自动焊常用焊剂简明表

牌号	焊剂种类	粒度 (mm)	焊接电源	烘焙温度 (°C × h)	主要用途
250	高锰中硅 中氟	0.4 ~ 3	直流	(300 ~ 350) × 2	配合焊丝 H08MnMoA、H08Mn2MoA 及 H08Mn2MoVA, 可以焊接 15MnV、18MnMoNb、14MnMoVB 等
260	低锰高硅 中氟	0.25 ~ 2	直流	(300 ~ 400) × 2	配合不锈钢焊丝, 如 Cr18Ni9 Cr18Ni9Ti 等用于焊接相应的耐酸不锈钢
330	中锰高硅 低氟	0.4 ~ 3	交直流	250 × 2	配合 H10Mn2、H08MnA、H10MnSi 焊丝, 可焊接 A3、15g、20g、16Mn、15MnTi、15MnV 等
350	中锰中硅 中氟	0.4 ~ 3 0.25 ~ 1.6	交直流	(300 ~ 400) × 2	配合 H10Mn2、H10MnMo 或其他焊丝, 焊接 Mn-Si、Mn-Mo 钢及部分含镍低合金钢
430	高锰高硅 低氟	0.4 ~ 3 0.25 ~ 1.6	交直流	250 × 2	配合 H08A、H08MnA、H10MnSiA 及 H08Mn <sub>2</sub> A 焊丝, 焊接重要的低碳钢及部分普通低碳钢如 16Mn、14MnNb18Nb 钢
431	高锰高硅 低氟	0.4 ~ 3	交直流	250 × 2	配合 H08A、H08MnA、H10MnSiA 及 H08Mn <sub>2</sub> A 焊丝, 焊接 A3、20g、16Mn、14MnNb18Nb 钢

### 第三节 电厂常用金属材料焊接

#### 1 碳素钢的焊接

碳素钢在发电厂中应用非常广泛，如锅炉的水冷壁、省煤器、降水管、导汽管等。它们的含碳量一般小于 0.35%，属低、中碳钢范畴。

##### 1.1 低碳钢的焊接

低碳钢的焊接性能良好，焊接时一般不需要采取特殊的措施，但要注意以下几个方面：

(1) 控制焊缝中的有害杂质如碳、硫和磷的含量，S、P 含量一般小于 0.03% ~ 0.04%，焊丝含碳量一般不超过 0.12%。

(2) 正确选用焊条（表 9-34）。酸性焊条的焊接工艺性好，但当焊接重要的或裂纹敏感性较大的结构钢时，宜采用低氢型碱性焊条如 J427、J507，但这类焊条对锈、潮敏感性较大，焊前应注意对焊条烘干及坡口的清理。

(3) 碳素钢焊接时允许的最低环境温度为 -20℃。壁厚大于 15mm 的碳素钢管在负温下焊接时应适当预热，对厚大工件焊前预热的具体要求见表 9-46。

表 9-46 碳素钢焊前预热要求

钢 种	管 材		板 材	
	壁厚 (mm)	预热温度 (℃)	壁厚 (mm)	预热温度 (℃)
含 C ≤ 0.35% 碳素钢 及其铸件	≥ 26	100 ~ 200	≥ 34	100 ~ 150

(4) 对于刚性较大，并且要求接头质量较高时，例如用 20g 焊接的汽包，一般焊后需要进行消除应力回火，温度一般为 600 ~ 650℃。

##### 1.2 中碳钢的焊接

与低碳钢相比，由于中碳钢含碳量较高，焊接性变差，主要问题有：

(1) 母材中含碳量高，板材越厚时，母材近焊缝区越容易产生低塑性的淬硬组织，当焊件刚度较大和焊条选择不当时，容易产生冷裂纹。

(2) 由于母材金属中碳的溶入使得焊缝金属含碳量增加，焊缝中易出现 CO 气孔和热裂纹。

防止焊件缺陷的措施如下：

(1) 中碳钢手弧焊时尽可能选用碱性低氢焊条（表 9-35），如 J506、J507 焊条，以提高接头抗裂性；如果不要求焊缝与母材等强度，应选用强度低的焊条，如 J426、J427，这种焊条的塑性好，产生冷裂及热裂的危险性更小。

(2) 预热、缓冷和控制较高的层间温度。预热温度一般为 150 ~ 250℃，当厚度和刚度很大时，可将预热温度提高到 250 ~ 450℃。

(3) 小电流（比焊低碳钢小 10% ~ 15%）、慢焊速，选用直流反接电源，以减少母材的熔化。

(4) 焊后最好立即进行消除应力热处理，回火温度一般为 600 ~ 650℃。



## 2 低合金高强度钢的焊接

各类低合金钢由于所含合金元素不同, 强度等级不同, 焊接性差异较大。对强度等级低 ( $\sigma_s \leq 390\text{MPa}$ ) 的低合金钢, 由于其塑性、韧性好, 焊接性较好, 一般不需要采取特殊的工艺措施。对  $\sigma_s \geq 440\text{MPa}$  级的低合金高强钢, 焊接热影响区易出现马氏体组织, 硬度明显增加, 塑性、韧性降低, 耐腐蚀性能恶化, 冷裂纹倾向较大。为此, 应制定具体的焊接工艺, 应注意的要点如下:

(1) 焊接材料选择原则是根据钢材强度等级, 尽量选用低氢型焊条 (表 9-36)。只有在强度等级较低或耐大气腐蚀的薄板焊接结构, 才可选用其他类型的焊条。

(2) 为了避免产生延迟裂纹, 应尽量减少焊缝金属的含氢量; 例如焊条使用前必须将其烘干, 低氢焊条一般在  $350 \sim 400^\circ\text{C}$  下烘干  $1 \sim 2\text{h}$ 。

(3) 预热可防止冷裂纹, 减少焊接应力, 与适当的线能量配合时还可改善焊接接头的组织和性能。对于常用的低合金高强钢, 可按下式确定预热温度

$$T (^\circ\text{C}) = 1440 \times P_c (\%) - 392$$

$$P_c = C + \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mn} + \text{Cu} + \text{Cr}}{20} + \frac{\text{Ni}}{60} + \frac{\text{Mo}}{15} + \frac{\text{V}}{10} + 5\text{B} + \frac{\delta}{600} + \frac{[\text{H}]_D}{60}$$

式中: C、Si、Mn、Cu、Cr、Ni、Mo、V、B 为钢中元素含量, %;  $\delta$  为板厚, mm;  $[\text{H}]_D$  为扩散氢含量 (甘油法), mL/100g。

层间温度一般应等于或略低于预热温度。

(4) 焊后热处理可消除焊接部位的残余应力, 改善焊接接头性能, 并有除氢作用。热处理温度不能高于调质钢等钢材的回火温度, 一般为  $580 \sim 620^\circ\text{C}$ , 具体温度应根据钢的材质来确定。保温时间可按每 25mm 板厚保温 1h 来确定。

厚板高强钢焊接时, 必须保持一定的预热温度和层间温度, 预热带的宽度 (指局部预热时) 为板厚的 5~6 倍。定位焊可选用强度稍低于母材, 而塑性、韧性好的低氢型焊条。定位焊缝不宜太短, 约为  $40 \sim 60\text{mm}$ , 以防定位焊缝的裂纹。焊接时尽量采用对称、分段、退焊法进行, 以减少局部应力。

## 3 珠光体耐热钢的焊接

珠光体耐热钢是一种以铬—钼为基础的低中合金钢, 随着使用温度的提高, 钢中还加有 V、W、Nb 和 B 等合金元素。这类钢具有较好的高温强度和较好的高温抗氧化性, 主要用于工作温度为  $500 \sim 600^\circ\text{C}$  的高温设备。

### 3.1 焊接缺陷

(1) 这类钢均有不同程度的淬硬倾向。随着合金元素的增加, 淬硬倾向越严重。可根据碳当量来评价珠光体耐热钢的淬硬倾向, 经验公式如下

$$C_{eq} = C + \frac{1}{6}\text{Mn} + \frac{1}{24}\text{Si} + \frac{1}{5}\text{Cr} + \frac{1}{4}\text{Mo} + \frac{1}{15}\text{Ni}$$

碳当量越大的钢, 近缝区硬度愈高; 在扩散氢和拘束应力的作用下, 越容易产生冷裂纹缺陷。

(2) 焊接热影响区的软化。调质钢焊接时, 热影响区均存在不同程度的软化问题。母材

的合金化程度越高，强度越大，软化程度越严重。

软化的存在降低了接头的高温性能，在高温长时载荷条件下，焊接接头往往沿软化层破坏。

(3) 回火脆性。一些 Cr-Mo 钢（如 10CrMo910）具有明显的回火脆性现象，其焊缝金属的回火脆化敏感性更大，这是因为焊接材料的杂质难以控制。要获得低回火脆性的焊缝金属，必须严格控制 P、Si 的含量（ $P \leq 0.015\%$ ， $Si \leq 0.15\%$ ）。

### 3.2 工艺要点

(1) 焊接材料的选择。为了保证焊缝性能与母材匹配，具有必要的热强性，焊缝成分应力求与母材相近。其含碳量比母材要低一些，含碳量一般在 0.08% ~ 0.12%。常用珠光体耐热钢焊材选择见表 9-37。

(2) 焊前预热。预热是焊接珠光体耐热钢的重要工艺措施。预热温度主要根据钢的合金成分（碳当量）和结构的约束条件决定，常用的珠光体耐热钢焊前预热温度见表 9-47。

表 9-47 焊前预热温度

序号	钢种（钢号）	管 材		板 材	
		壁厚（mm）	预热温度（℃）	厚度（mm）	预热温度（℃）
1	$\frac{1}{2}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ (12CrMo)	—	—	—	—
2	$1\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ (15CrMo, ZG20CrMo)	$\geq 10$	150 ~ 250	$\geq 15$	150 ~ 200
3	$1\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}-\text{V}$ (12CrMoV, ZG20CrMoV)	—	200 ~ 300	—	—
4	$1\frac{1}{2}\text{Cr}-1\text{Mo}-\text{V}$ (15CrMoV, ZG15CrMo)	$\geq 6$	250 ~ 350	—	—
5	$2\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}-\text{VW}$ (12CrMo VW)				
6	$1\frac{3}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}-\text{V}$				
7	$2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ (12Cr2Mo)				
8	$3\text{Cr}-1\text{Mo}-\text{VTi}$ (12CrMoVSiTiB)				

注 1 当采用钨极氩弧打底时，可将温度降低 50℃。

2 当管子外径大于 200mm 时，应采用电加热法预热。

(3) 焊后热处理。珠光体耐热钢焊后一般均需进行高温回火处理，其目的不仅是消除应力，更重要的是改善组织与性能。

回火温度既要保证消除接头处形成的淬硬组织和保证近焊缝的塑性，同时也不能过高，以减少对软化区的影响。常用的珠光体耐热钢热处理规范见表 9-48。

根据 DL 5007—1992《电力建设施工及验收技术规范（火力发电厂焊接篇）》规定，凡采用氩弧焊或低氢型焊条，焊前预热和焊后适当缓冷的下列部件，可免做焊后热处理：

- 1) 壁厚小于或等于 10mm，管径小于或等于 108mm 的 15CrMo、12Cr2Mo 钢管子。
- 2) 壁厚小于或等于 8mm，管径小于或等于 108mm 的 12Cr1MoV 钢管子。
- 3) 壁厚小于或等于 6mm，管径小于或等于 63mm 的 12Cr2MoWVB 钢管子。

表 9-48 焊后热处理温度恒温时间

钢种 (钢号)	温度 (°C)	厚度 (mm)						
		≤ 12.5	> 12.5 ~ 25	> 25 ~ 37.5	> 37.5 ~ 50	> 50 ~ 75	> 75 ~ 100	> 100 ~ 125
		恒温时间 (h)						
C≤0.35(20, ZG25) C-Mn(16Mn)	600 ~ 650	—	—	1 $\frac{1}{2}$	2	2 $\frac{1}{4}$	2 $\frac{1}{2}$	2 $\frac{3}{4}$
1/2Cr-1/2Mo(12CrMo)	650 ~ 700	$\frac{1}{2}$	1	1 $\frac{1}{2}$	2	2 $\frac{1}{4}$	2 $\frac{1}{2}$	2 $\frac{3}{4}$
1Cr- $\frac{1}{2}$ Mo (15CrMo, ZG20CrMo)	670 ~ 700	$\frac{1}{2}$	1	1 $\frac{1}{2}$	2	2 $\frac{1}{4}$	2 $\frac{1}{2}$	2 $\frac{3}{4}$
1Cr- $\frac{1}{2}$ Mo-V (12Cr1MoV, ZG20CrMoV) 1 $\frac{1}{2}$ Cr-1Mo-V (ZG15Cr1Mo1V) 1 $\frac{3}{4}$ Cr- $\frac{1}{2}$ Mo-V	720 ~ 750	$\frac{1}{2}$	1	1 $\frac{1}{2}$	2	3	4	5
2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo	720 ~ 750	$\frac{1}{2}$	1	1 $\frac{1}{2}$	2	3	4	5
2Cr- $\frac{1}{2}$ Mo-VW (12Cr2MoWVB) 3Cr-1Mo-VTi (12Cr3MoVSiTiB)	750 ~ 780	$\frac{3}{4}$	1 $\frac{1}{4}$	1 $\frac{3}{4}$	2 $\frac{1}{4}$	3 $\frac{1}{4}$	4 $\frac{1}{4}$	5 $\frac{1}{4}$
9Cr-1Mo 12Cr-1Mo		$\frac{1}{2}$	1	1 $\frac{1}{2}$	2	3	4	5

#### 4 奥氏体耐热不锈钢的焊接

这类钢主要是铬镍钢，其中 18-8 型钢种得到最广泛的应用，它具有良好的综合机械性能，耐蚀性、抗氧化性极好。

##### 4.1 焊接缺陷

###### 4.1.1 热裂纹

由于焊接过程中无二次相变，焊缝枝晶的方向性很强，晶粒粗大，造成杂质的偏析和聚集严重，加上奥氏体的线膨胀系数大，冷却过程中收缩应力大，故热裂倾向严重。

###### 4.1.2 晶间腐蚀

这是焊接 18-8 型不锈钢的主要问题。晶间腐蚀的出现与重新加热至敏化温度（焊接时的敏化温度为 600 ~ 1000°C）有关。在这个温度范围内，碳与铬在晶界处形成碳化铬（M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>），造成晶间贫铬，当贫铬层的 Cr 含量低于 12% 时，钢就失去了耐腐蚀能力。

###### 4.1.3 475°C 脆性和 $\sigma$ 相析出脆化

475°C 脆性是指在 350 ~ 600°C 停留时间长而出现的脆化。 $\sigma$  相析出脆化是由于焊接时，在奥氏体耐热不锈钢中很容易形成  $\sigma$  相（Fe-Cr 化合物）。它通常分布在晶粒边界，性硬而脆（HRC > 68），使材料的塑性和韧性大大下降。

## 4.2 焊接工艺要点

### (1) 焊条选择。

碳是造成晶间腐蚀的主要元素。焊材含碳量应控制在 0.08% 以下；对于强腐蚀介质下工作的构件，则应选用超低碳（含碳量小于 0.02 ~ 0.03%）的不锈钢焊条，如 A002, A012 等。

选用含稳定剂铌的焊条，如 A132, A137 等，对提高抗晶间腐蚀能力起到良好的作用。

### (2) 工艺措施。

1) 采用小规范施焊，减小焊接热输入量，焊接电流比低碳钢焊接时低 20%。

2) 施焊宜采用快速焊，焊条不要做横向摆动，尽量减少母材过热。

3) 焊缝尽量避免重复加热，不宜采用多层焊。

4) 焊接时，不得随意在焊件上起弧；此外，应采用铜垫板、通水、通压缩空气等强制冷却方法，加快焊缝的冷却。

(3) 焊后热处理。铬镍奥氏体不锈钢一般焊后不进行热处理。但为了提高材料的抗晶间腐蚀能力，对在腐蚀介质中工作的焊件可采用稳定化退火（在 850℃ 保温 2h 以上后空冷）和固溶处理（加热到 1050 ~ 1150℃ 保温 1h，然后水冷）。

## 5 马氏体钢的焊接

电站常用的马氏体钢可分为两类：Cr13 马氏体钢系列（如 1Cr13, 2Cr13 等）和以 Cr12（包括 Cr9）为基的多元合金化马氏体钢（如 1Cr12WMoV, 1Cr12Ni3MoV 等）。前者主要用作不锈钢，后者则主要用作热强钢。

### 5.1 焊接缺陷

(1) 冷裂倾向大。由于这类钢高温加热后空冷即有淬硬倾向，焊接残余应力大，如再有氢的作用，冷裂倾向明显。

(2) 有较大的晶粒粗化倾向。冷却速度较小时，近缝区就会出现粗大的铁素体和碳化物组织，塑性和韧性显著下降。

(3) 具有明显的回火脆性，且热影响区出现软化层。

### 5.2 焊接工艺

(1) 焊接材料的选择。为了保证马氏体钢使用性能的要求，焊缝成分应与母材同质；如果冷裂倾向很大而又无条件做预热和焊后热处理，也可以采用奥氏体不锈钢填充金属。表 9-49 给出了该类钢的焊条的选用原则。

表 9-49 马氏体钢焊接焊条及热处理工艺的选用

钢种	对接头性能的要求	选用焊条	预热及热处理
1Cr13 2Cr13	抗大气腐蚀及气蚀	铬 202、铬 207	焊前预热 150 ~ 350℃ 焊后 700 ~ 730℃ 回火
	耐有机酸腐蚀、耐热	铬 211	焊前预热 150 ~ 350℃， 焊后 740 ~ 760℃ 回火
	要求焊缝有良好的塑性	奥 102、奥 107、奥 202 奥 207、奥 402、奥 407	焊前不预热（对厚大件可预热至 200℃），焊后不热处理
Cr11MoV	540℃ 以下有良好的热强性	热 802、热 807	焊前预热 300 ~ 400℃，焊后冷至 100 ~ 150℃ 后，再升温至 700℃ 以上回火
F11	600℃ 以下有良好的热强性	热 817（焊芯 16Cr12MoVNi）	焊前预热 300 ~ 450℃，焊后冷至 100 ~ 120℃ 后，升温至 750 ~ 780℃ 回火

(2) 焊前预热及焊后热处理的制定。

为了防止焊缝脆硬和产生冷裂纹，预热是一个有效的措施；钢的淬硬倾向越大，接头的拘束度越大，预热温度应越高。

焊后热处理是防止延迟裂纹和改善性能的重要措施。一般在焊后应立即进行高温回火；对于多元合金化的马氏体钢（如 F11），不允许焊后立即回火，而应冷却到 100 ~ 150℃，并在该温度下保温 0.5 ~ 1h，然后升温进行回火处理。焊接热处理规范见表 9-49。

对马氏体钢进行焊接时，一个要注意到的问题是弧坑裂纹。为此，在收弧处要用快速的多次“点弧焊”手法来填满弧坑。

(3) 焊接线能量。马氏体钢的焊接线能量应控制在一个合适的范围内，下限应不致产生较大淬硬倾向，上限则应控制到粗晶脆化和减轻接头的软化程度。

## 6 铁素体不锈钢的焊接

铁素体不锈钢一般指含 17% ~ 18% 铬的不锈钢，有时加入钛，以提高抗晶间腐蚀能力。由于含铬量高，耐腐蚀性能好。

### 6.1 焊接缺陷

这类不锈钢在焊接过程中易出现下列问题：

(1) 在高温作用下近缝区晶粒急剧长大而引起脆化。由于铁素体长大时无相变发生，这种晶粒粗化不可能通过热处理来改善。加上高铬铁素体钢本身在室温下韧性很低，因而在焊接时容易产生冷裂纹。

(2) 接头长期处于 400 ~ 600℃ 或 650 ~ 800℃ 下，分别可能发生 475℃ 脆性和  $\sigma$  相脆化。

(3) 晶间腐蚀倾向。与 Cr-Ni 奥氏体钢不同，从高温（Cr17 约为 1100 ~ 800℃，Cr25 约为 1000 ~ 1200℃）急冷下来就有晶间腐蚀倾向。

### 6.2 焊接工艺要点

#### 6.2.1 焊材选择

焊材选择见表 9-50。

表 9-50 铁素体不锈钢焊接焊条的选用

钢 号	接头性能要求	选用焊条牌号	预热及热处理
Cr17 Cr17Ti	耐硝酸、耐热	铬 302	预热 120 ~ 200℃ 750 ~ 800℃ 回火
Cr17、Cr17Ti、Cr17Mo2Ti	提高焊缝塑性	奥 207	不预热，焊后不热处理
Cr25Ti	抗氧化性	奥 307	不预热，760 ~ 780℃ 回火
Cr28、Cr28Ti	提高焊缝塑性	奥 402、奥 412	不预热，焊后不热处理

#### 6.2.2 工艺措施

(1) 低温预热，一般预热温度为 100 ~ 200℃，以使接头处于富有韧性的状态下，防止产生裂纹。

(2) 为防止过热和产生 475℃ 脆性、 $\sigma$  相析出脆化，焊接时应采用小电流、快速焊，焊条最好不摆动。多层焊时要控制层间温度。

(3) 当出现 475℃脆化和  $\sigma$  相脆化时, 可以通过 600℃以上或 850℃短时加热后快冷的方法来消除。焊后进行稳定化处理 (750~800℃加热缓冷) 消除晶间腐蚀倾向。

## 7 异种钢的焊接

异种钢的焊接包括两大类, 即金相组织相同而化学成分 (强度等级) 不同钢种的焊接和金相组织和化学成分都不同的钢种之间的焊接。

### 7.1 焊接特点

(1) 焊缝的稀释及过渡层。异种钢焊缝的成分取决于填充金属的成分及熔合比, 如珠光体耐热钢与奥氏体不锈钢焊接时, 由于珠光体耐热钢的稀释作用, 使焊缝中出现马氏体组织, 产生裂纹。此外, 由于焊缝金属混合程度不同, 熔合线部位可形成和焊缝内部金属成分不同的过渡层。

(2) 熔合区存在碳及合金元素的扩散。例如, 在珠光体与奥氏体钢的焊接过程中, 由于熔合线珠光体母材侧产生碳迁移形成铁素体软化脱碳层, 而在奥氏体焊缝侧, 形成高硬度的黑色增碳层, 致使接头不同部位的性能差异较大, 引起应力集中, 降低接头的高温持久强度和塑性, 易使接头沿熔合区开裂。

(3) 焊接接头的界面应力。由于材料的物理性能不同, 引起接头的界面应力较为复杂, 且焊后热处理不能消除残余应力。残余应力的存在, 对工件性能不利, 特别是在热循环温度下工作的部件, 可能产生热疲劳破坏。

### 7.2 焊接工艺

#### 7.2.1 焊接材料的选择

这是异种钢焊接时首要考虑的问题之一, 是保证焊接接头质量的关键。一般按下面原则进行材料选择:

(1) 两侧钢材都为非奥氏体不锈钢时, 可选用成分介于二者之间或与合金含量低的一侧相匹配的焊条 (焊丝)。

(2) 两侧之一为奥氏体不锈钢时, 应选用含镍量高的不锈钢焊条 (焊丝), 最好选用镍基焊条或焊丝, 以保证焊缝金属的奥氏体组织, 可用舍夫勒土图进行计算 (图 9-10)。异种钢焊接时推荐使用的焊条 (焊丝) 参见附录 D。

#### 7.2.2 预热温度和焊后热处理

异种钢焊接时, 预热温度应按性能较差或合金成分较高的一侧选择, 按两侧钢材及所用焊条 (焊丝) 综合考虑。热处理温度一般不超过合金钢成分低侧钢材的下临界点  $A_{c1}$ , 参见附录 D。

## 8 铝及铝合金的焊接

铝作为导线材料来代替铜导线是我国目前发展电力事业的一项重要技术措施。铝导线常用的铝及铝合金主要有两类: 工业纯铝 (L1, L2, L3) 和非时效强化铝合金 (Al-Mg 合金)。铝导线过去用螺栓连接, 经常发生事故, 目前推广焊接方法。

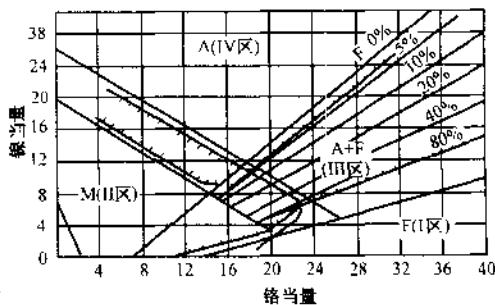


图 9-10 Schaeffler 不锈钢熔敷金属组织图

$$\text{镍当量} = \text{Ni}\% + 30 \times \text{C}\% + 0.5 \times \text{Mn}\%$$

$$\text{铬当量} = \text{Cr}\% + \text{Mn}\% + 1.5 \times \text{Si}\% + 1.5 \times \text{Nb}\%$$

### 8.1 焊接特点

(1) 与碳钢相比, 铝及铝合金导热性好且热容量大, 线膨胀系数大, 熔点低, 高温强度低, 故必须采用能量集中的热源, 以保证熔合良好。此外, 还必须采用垫板和夹具, 以保证装配质量, 防止变形。

(2) 铝及其合金由固态转变为液态时无颜色变化, 故不易确定坡口是否熔化, 操作困难。

(3) 氢在铝中的溶解度在液、固转变点相差约 20 倍, 加上铝导热性能良好, 冷却速度快, 很容易在焊缝中产生氢气孔; 故在焊接工艺上应限制氢的来源或使氢容易逸出。

(4) 铝及其合金表面极易形成难熔氧化膜, 阻碍基本金属熔化, 且氧化膜比重大, 易形成夹渣。由于氧化膜对水分有很强的吸附力, 易形成气孔, 因此, 焊接时应注意清除焊丝与坡口的氧化膜, 或利用氩气保护和阴极雾化作用破除氧化膜。

(5) 对于非时效强化的铝合金, 在冷作硬化状态下焊接时, 加工硬化的作用丧失, 即接头出现软化现象, 无法得到等强度的接头。

(6) 接头易脆化。由于焊缝近缝区过热严重, 甚至出现过烧, 会使接头塑性变差。因此, 焊接件在焊接时不得受到撞击。

### 8.2 焊接工艺

(1) 坡口及焊丝清理。良好的清理工作是保证焊接质量的重要措施, 一般来说, 坡口两侧至少在 50mm 范围内以及垫板的表面应进行清理; 焊丝以及母材的表面氧化膜应彻底清除。表 9-51 列出了铝合金化学清洗液的配方及处理方法。要注意清洗后到焊前的时间间隔尽量短, 最好不要超过 24h, 否则应再次清理; 焊丝清洗后最好放在 100~200℃烘箱中, 随用随取。

表 9-51

一些铝合金化学清洗液配方及处理方法

作用	配 方	处 理 方 法
脱脂去油	Na <sub>2</sub> PO <sub>4</sub> 50g Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 50g Na <sub>2</sub> SiO <sub>4</sub> 30g H <sub>2</sub> O1000g	在 60℃ 溶液中浸泡 5~8min, 然后在 30℃ 热水中冲洗、冷水中冲洗, 用干净的布擦干
清除氧化膜	NaOH (除氧化膜) 5~8% HNO <sub>3</sub> (光化处理) 30~50%	在 50~60℃ NaOH 中浸泡 (纯铝 20min, 镁铝合金 5~10min), 用冷水冲洗; 然后在 HNO <sub>3</sub> 中浸泡 (≤1min)。最后在 50~60℃ 的热水中冲洗, 放在 100~110℃ 干燥箱中烘干或风干

(2) 焊前预热。预热有利于防止气孔, 使根部及层间熔合良好。铝母线的焊接一般都采用预热; 应根据母线的大小确定预热温度, 一般控制在 200~250℃ 范围内。同时, 层间温度应保持在 150~250℃ 范围内。

(3) 焊丝选择。一般情况下, 纯铝及铝合金都采用与母材成分相同或相近牌号的焊丝, 这样可以获得较好的耐蚀性。对于纯铝, 选用丝 301; 对铝镁合金, 多选用丝 331。

为防止在起弧处产生裂纹等缺陷, 有时先在废铝板上引燃电弧; 当电弧稳定燃烧后, 才能将电弧移入焊接区。焊接中断或结束时, 应特别注意防止弧坑裂纹。

(4) 氩弧焊是焊接铝及其合金较为理想的一种焊接方法, 它对焊件上的氧化膜具有“阴极破坏作用”。手工氩弧焊焊接规范见表 9-52。

以上的规范适用于平焊及转动焊, 而立焊及横焊的焊接电流要比表中数值减少 5%~

10%。为减少气孔和过热倾向，宜采用大的焊接电流并配合较高的焊接速度。

表 9-52 焊接规范推荐表

母线厚度 (mm)	焊丝直径 (mm)	钨极直径 (mm)	预热温度 (℃)	焊接电流 (A)	氩气流量 (L/min)	喷嘴直径 (mm)	焊接层数 (正/反)
5	4	3~4		140~180	8~10	7~12	1 (带垫)
10	4~5	4~5	120~150	260~320	12~15	12~14	2~3/1
15	5~6	5~6	200~230	280~380	14~25	14~16	3~4 (带垫)

## 第四节 焊接缺陷及质量检验

### 1 焊接缺陷

焊接接头中产生不符合设计或工艺文件要求的缺陷，称为焊接缺陷。焊接缺陷的存在破坏了焊缝的完整性，引起应力集中和降低接头的力学性能，缩短焊件的使用寿命和发生事故。

#### 1.1 焊接缺陷的分类

GB 6417—1986 将金属熔化焊焊缝缺陷分为六类：裂纹、孔穴、固体夹杂、未熔合和未焊透、形状缺陷等。按存在的位置及状态，又可将缺陷分为若干小类，分别见表 9-53 ~ 表 9-58；每一缺陷大类用一个三位阿拉伯数字表示，每一缺陷小类用一个四位阿拉伯数字标记。

表 9-53 裂纹缺陷的分类

符号	名称	说明	简图
100 1001	裂纹	在焊接应力及其他致脆因素共同作用下，焊接接头中局部地区的金属原子结合力遭到破坏，形成新界面而产生的缝隙	
	微观裂纹	在显微镜下才能观察到的裂纹	
101 1011 1012 1013 1014	纵向裂纹	裂纹基本上与焊缝轴线平行，可存在于： —焊缝金属中 —熔合线上 —热影响区中 —母材金属中	
102 1021 1023 1024	横向裂纹	裂纹基本上与焊缝轴线垂直，可能位于： —焊缝金属中 —热影响区中 —母材金属中	



续表

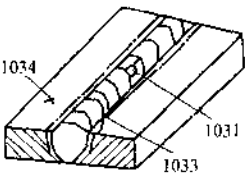
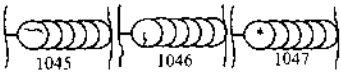
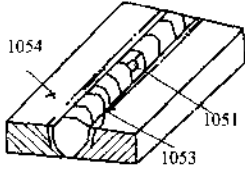
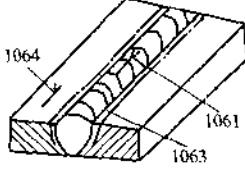
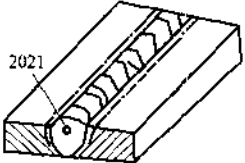
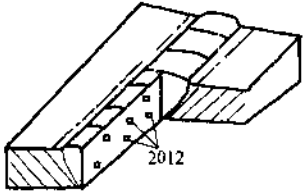
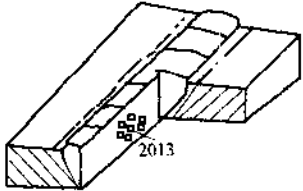
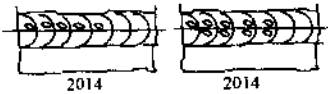
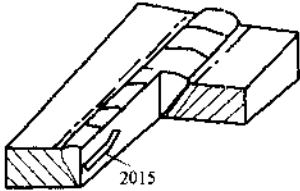
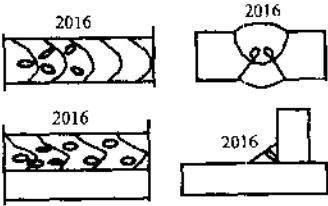
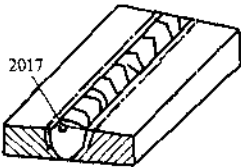
符号	名称	说明	简图
103 1031 1033 1034	放射状 裂纹	裂纹具有某一公共点的放射状, 可位于: —焊缝金属中 —热影响区中 —母材金属区	
104 1045 1046 1047	弧坑裂纹	在焊缝收弧弧坑处的裂纹, 可能是: —纵向的 —横向的 —星形的	
105 1051 1053 1054	间断裂纹 群	一组间断的裂纹, 可能位于: —焊缝金属中 —热影响区中 —母材金属中	
106 1061 1063 1064	枝状裂纹	由某一公共裂纹派生的一组裂纹, 可位于: —焊缝金属中 —热影响区中 —母材金属中	

表 9-54

孔穴缺陷的分类

数字序号	名称	说明	简图
200	孔穴		
201	气孔	熔池中的气体在凝固时未能逸出而残留下来形成的空穴	
2011	球形气孔	近似球形的孔穴	

续表

数字序号	名称	说明	简图
2012	均布气孔	大量气孔比较均匀地分布在整個焊缝金属中, 不要与链状气孔 (2014) 相混淆	
2013	局部密集气孔	气孔群	
2014	链状气孔	与焊缝轴线平行的成串气孔	
2015	条形气孔	长度方向与焊缝轴线近似平行的非球形的长气孔	
2016	虫形气孔	由于气体在焊缝金属中上浮而引起的管状孔穴, 其位置和形状是由凝固的形式和气体的来源决定的, 通常它们成群地出现, 并且成人字形分布	
2017	表面气孔	暴露在焊缝表面的气孔	
202	缩孔	熔化金属在凝固过程中收缩而产生的, 残留在熔合中的孔穴	

续表

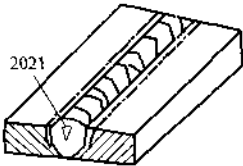
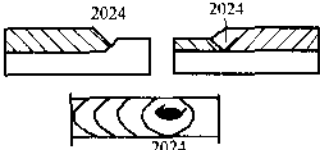
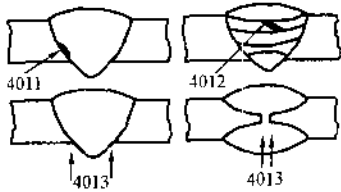
数字序号	名称	说明	简图
2021	结晶缩孔	冷却过程中在焊缝中心形成的长形收缩孔穴,可能有残留气体,这种缺陷通常在焊缝垂直表面方向上出现	
2022	微缩孔	在显微镜下观察到的缩孔	
2023	枝晶间微缩孔	在显微镜下观察到的枝晶间微缩孔	
2024	弧坑缩孔	指焊道末端的凹陷,且在后续焊道焊接之前或在后续焊道焊接过程中未被消除	

表 9-55 固体夹杂缺陷的分类

序号	名称	说明	序号	名称	说明
300	固体夹杂	在焊缝中残留的固体夹杂物	303	氧化物夹杂 夹渣	凝固过程中在焊缝中残留的金属氧化物;特别是铝合金焊接时,由于对焊接熔池保护不良和熔池中紊流而产生的大量氧化膜
301	夹渣	残留在焊缝金属中的熔渣,可分为:			
3011		—线状的			
3012		—孤立的			
3013		—其他形式的			
302	焊剂或熔剂夹杂(参见 3011 - 3013)	残留在焊缝金属中的焊剂或熔剂,根据其形成的情况可分为:	304	金属夹杂	残留在焊缝金属中的,来自外部的金属颗粒: —钨颗粒 —铜颗粒 —其他金属颗粒
3021		—线状的			
3022		—孤立的			
3023		—其他形式的			

表 9-56 未熔合和未焊透缺陷的分类

序号	名称	说明	简图
400	未熔合和未焊透		
401	未熔合	在焊缝金属和母材之间或焊道金属和焊道金属之间未完全熔化结合的部分,它可分为:	
4011		—侧壁未熔合	
4012		—层间未熔合	
4013		—焊缝根部未熔合	

续表

序号	名称	说明	简图
402	未焊透	焊接时接头的根部未完全焊透的现象	

表 9-57 形状缺陷的分类

序号	名称	说明	简图
500	形状缺陷	焊缝的表面形状与原设计有偏差	
501	咬边	因焊接造成的焊趾（或焊根）外的沟槽，咬边可能是连续的（5011）或间断的（5012）	
5013	缩沟	由于焊缝金属的收缩，在根部焊道每一侧产生的浅沟槽（也可见 515）	
502	焊缝超高	对接焊缝表面上焊缝金属过高	
503	凸度过大	角焊缝表面的焊缝金属过高	
504	下塌	穿过单层焊缝根部或从多层焊接接头穿过前道熔敷金属塌落的过量焊缝金属	

续表

序号	名称	说 明	简 图
5041	局部下塌	局部塌落	
505	焊缝型面不良	母材金属表面与靠近焊趾处焊缝表面的切面之间的角度 $\alpha$ 过小	<p>正常                      505</p>
506	焊瘤	焊接过程中, 熔化金属流淌到焊缝之外未熔化的母材上所形成的金属瘤	<p>506                      506</p>
507	错边	由于两个焊件没有对正而造成板的中心线平行偏差	<p>507</p>
508	角度偏差	由于两个焊件没有对正而使它们的表面不平行 (或不成预定的角度)	<p>508</p>
509 5091 5092 5093 5094	下垂	由于重力作用造成的焊缝金属塌落 一横焊缝垂直下垂 一平焊缝或仰焊缝下垂 一角焊缝下垂 一边缘下垂	<p>5091                      5092 5093                      5094</p>
510	烧穿	焊接过程中, 熔化金属自坡口背面流出, 形成穿孔的缺陷	<p>510</p>
511	未焊满	由于填充金属不足, 在焊缝表面形成的连续或断续的沟槽	<p>511</p>
512	焊角对称		<p>512</p>

续表

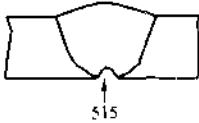
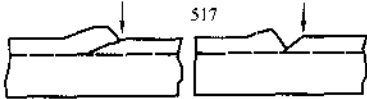
序号	名称	说明	简图
513	焊缝宽度不齐	焊缝宽度改变过大	
514	表面不规则	表面过分粗糙	
515	根部收缩	由于对接焊缝根部收缩造成的浅的沟槽 (也可见 5013)	
516	根部气孔	在凝固瞬间, 由于焊缝析出气体而在焊缝根部形成的多孔状组织	
517	焊缝接头不良	焊缝衔接处的局部表面不规则	

表 9-58 其他缺陷

数字序号	名称	说明
600	其他缺陷	不包括在 1~5 类缺陷的所有缺陷
601	电弧擦伤	在焊缝坡口外部引弧或打弧时, 产生于母材金属表面上的局部损伤
602	飞溅	熔焊过程中, 熔化的金属颗粒和熔渣向周围飞散的现象。这种飞散出的金属颗粒和熔渣习惯上也叫飞溅
6021	钨飞溅	从钨电极过渡到母材金属表面或凝固焊缝金属表面上的钨颗粒
603	表面断裂	不按操作规程拆除临时焊接的附件时, 产生于母材金属表面的损伤
604	磨痕	不按操作规程打磨引起的局部表面损伤
605	刮痕	不按操作规程使用扁铲或其他工具铲磨金属而产生的局部损伤
606	打磨过量	由于打磨引起的工件或焊缝的不允许的减薄
607	定位焊缺陷	
608	层间错位	不按规定程序熔敷的焊道

## 1.2 焊接缺陷产生原因和防止方法

### 1.2.1 手工电弧焊焊接接头缺陷

表 9-59 为手工电弧焊焊接接头缺陷产生原因及防止措施。

表 9-59 手工电弧焊焊接接头缺陷产生原因及防止措施

缺陷	产生原因	防止措施
气孔	(1) 焊接电流过小, 电弧过长, 焊速太快 (2) 焊件表面氧化物、锈蚀、污染未清理 (3) 焊条受潮 (4) 操作手势不良, 药皮保护效果不佳	(1) 使用适当的焊接电流, 缩短电弧长度, 施行横向摆动运条等措施, 减慢焊速 (2) 彻底清除接头处的不纯物质 (3) 按指定的温度充分加以干燥 (4) 正确操作

续表

缺陷	产生原因	防止措施
裂纹	(1) 接头刚性过大 (2) 预热及焊后热处理规范不当 (3) 焊条受潮, 焊件表面污染	(1) 用抗裂性能好的低氢型焊条 (2) 进行预热或后热, 减慢冷却速度 (3) 按指定的温度、时间烘干焊条 (4) 填满弧坑, 防止弧坑裂纹
未焊透	(1) 坡口角度小 (2) 热输入不足, 电流过小, 焊速太快 (3) 焊条角度不正确, 操作手势不良	(1) 加大坡口角度或加大接头间隙, 以及按坡口角度选择焊条直径 (2) 放慢焊接速度, 不使焊渣超前 (3) 在不影响渣的保护的前提下, 增大电流或使焊条的把持角度近于垂直, 保持短弧焊接
咬边	(1) 焊接电流过大, 焊速太快, 电弧过长 (2) 焊条角度不对, 操作手势不良, 电弧偏吹 (3) 焊条选择不当	(1) 适当地减小焊接电流 (2) 适当地把持运条的角度 (3) 减慢焊接速度 (4) 保持短弧焊接 (5) 选择合适的焊条牌号和焊条直径 (按照焊接规范)
焊瘤	(1) 焊接电流过小 (2) 焊接速度过慢 (3) 焊条使用不当	(1) 加大焊接电流, 使母材充分熔化 (2) 加快焊接速度 (3) 按焊接规范选择合适的焊条牌号和焊条直径
焊道外观不良	(1) 焊接电流太大或太小 (2) 焊接速度不适当, 使渣的保护不良 (3) 焊条过热 (4) 焊条选择不当	(1) 将电流调整到合适的大小 (2) 以适当的焊接速度均匀运条, 进行正常的渣保护 (3) 避免焊条过热 (4) 按母材材质、板厚、焊接规范选用适当的焊条和焊条直径
夹渣	(1) 前层焊道的渣没除干净 (2) 焊接速度太慢, 焊渣超前 (3) 坡口设计不当	(1) 彻底除去前层焊道的渣 (2) 适当提高焊接电流, 掌握适当的焊接速度, 避免熔渣超前 (3) 加大缝隙, 选择易于操作的坡口角度
烧穿	(1) 坡口形状不当 (2) 焊接电流太大 (3) 焊接速度太慢 (4) 母材过热	(1) 缩小缝隙或加大钝边 (2) 减小焊接电流 (3) 加快焊接速度 (4) 避免焊接区过热

### 1.2.2 钨极氩弧焊焊接接头缺陷

钨极氩弧焊出现缺陷大致同手工电弧焊相似, 但有其特殊性, 见表 9-60。

表 9-60 钨极氩弧焊特有的缺陷

缺陷	产生原因	防止措施
夹钨	接触引弧 钨电极熔化	(1) 采用高频震荡器或高压脉冲发生器引弧 (2) 减小焊接电流或加大钨电极直径, 旋紧钨电极夹头和减小钨电极伸出长度 (3) 调换有裂纹或撕裂的钨电极
气保护效果差	氢、氮、空气、水气等有害气体污染	(1) 采用纯度为 99.99% 的氩气 (2) 有足够的提前送气和滞后停气时间 (3) 正确连接气管和水管, 不可混淆 (4) 做好焊前清理工作 (5) 正确选择保护气流量、喷嘴尺寸、电极伸出长度等
电弧不稳	(1) 焊件上有油污 (2) 接头坡口太窄 (3) 钨电极污染 (4) 钨电极直径过大 (5) 弧长过长	(1) 做好焊前清理工作 (2) 加宽坡口, 缩短弧长 (3) 去除污染部分 (4) 使用正确尺寸的钨电极及夹头 (5) 压低喷嘴距离
钨极损耗过剧	(1) 气保护不好, 钨电极氧化 (2) 反极性连接 (3) 夹头过热 (4) 钨电极直径过小 (5) 停焊时钨电极被氧化	(1) 清理喷嘴, 缩短喷嘴距离, 适当增加氩气流量; 增大钨电极直径 (2) 增大钨电极直径或改为正接法 (3) 磨光钨电极, 调换夹头 (4) 调大直径 (5) 增加滞后停气时间, 不少于 1s/10A

### 1.2.3 埋弧焊焊接接头

埋弧焊时缺陷产生原因及防止方法见表 9-61。

表 9-61 埋弧自动焊缺陷的产生原因和防止措施

缺陷	产生原因	防止措施
(1) 气孔	(1) 坡口及其附近的板面生锈或沾有油污 (2) 焊剂潮湿 (3) 回收零散焊剂时, 混入了刷子毛等杂物 (4) 焊接电流过大 (5) 焊剂的覆盖层不够, 空气侵入了熔池 (6) 焊剂覆盖层太大, 熔池中逸出的气体排不出去 (7) 焊丝有锈或油污 (8) 极性反了	(1) 加强清理工作 (2) 焊剂置于 100 ~ 300℃ 环境中干燥 1h (3) 回收零散焊剂时, 必须用钢丝刷 (4) 减小焊接电流 (5) 扩大焊剂软管的口径 (6) 缩小焊剂软管的口径 (7) 应该用正确极性
(2) 夹渣	(1) 熔渣超前 (2) 多层焊时, 焊丝位置偏向一侧 (3) 引弧板的厚度和坡口形状与母材的不一致, 常使焊缝两端产生夹渣 (4) 多层焊时, 电流过小, 导致焊剂残留在两层焊道之间 (5) 盖面焊时, 电压过高, 使游离的焊剂卷入焊道	(1) 放平焊件或加快焊接速度 (2) 焊丝应对准坡口中心 (3) 引弧板的厚度和坡口形状应与母材的一致 (4) 加大电流, 熔化残留的焊剂 (5) 减小盖面焊时的电压



续表

缺陷	产生原因	防止措施
(3) 裂缝	(1) 母材碳当量过高 (2) 焊丝含锰量过低 (3) 冷却速度过快, 促使热影响区硬化 (4) 焊丝中的碳、硫的含量过大 (5) 多层焊时, 第一层焊道的熔深不够 (6) 角焊时, 母材存在偏析, 在熔深较深的情况下, 易产生裂缝 (7) 施工方法错误 (8) 焊接规范选择不当 (9) 冷却速度过快	(1) 应对母材进行预热 (2) 改用含锰量稍高的焊丝 (3) 加大电流和电压, 放慢焊接速度, 预热母材 (4) 更换合适的焊丝 (5) 加大熔深 (6) 减小电流和焊接速度 (7) 必须按预先制定的施工方法施工 (8) 调整焊接规范 (9) 对焊接区进行后热
(4) 咬边	(1) 焊接速度过快 (2) 电流与电压匹配不当 (3) 衬垫与母材的间隙过大 (4) 极性不对	(1) 放慢焊速 (2) 调整电流和电压, 使两者匹配 (3) 衬垫应与母材贴紧 (4) 调整极性
(5) 滴盖	(1) 焊丝伸出长度太大 (2) 坡口过小 (3) 电压过低	(1) 降低电流 (2) 加快焊速 (3) 升高电压
(6) 加强高过大	(1) 电流过大 (2) 焊速过慢 (3) 电压过低 (4) 衬垫焊时, 母材坡口间隙不够大 (5) 焊件未放平	(1) 减小电流 (2) 加快焊速 (3) 升高电压 (4) 加大坡口间隙 (5) 放平焊件
(7) 加强高不足	(1) 电流过低 (2) 电压过高 (3) 焊速过快	(1) 加大电流 (2) 降低电压 (3) 放慢焊速
(8) 焊波不齐	(1) 焊剂覆盖的高度过高 (2) 焊剂粒度与电流不匹配	(1) 降低覆盖高度 (2) 选择与电流匹配的焊剂粒度
(9) 麻坑 <sup>①</sup>	(1) 坡口表面沾有水、锈、油污等 (2) 焊剂受潮 (烧结型) (3) 焊剂覆盖高度过高	(1) 清扫坡口 (2) 以 300℃ 烘 1h (3) 降低覆盖高度
(10) 鱼骨状波纹 <sup>①</sup>	(1) 坡口表面沾有水、锈、油污等 (2) 烧结型焊剂受潮	(1) 清扫坡口 (2) 以 300℃ 烘 1h

①这两种缺陷是埋弧焊特有的。

## 2 焊接质量检验

焊接质量直接关系到电站设备安装的质量及安全运行。焊接质量差，会使管子或设备破裂乃至爆炸，造成严重的经济损失和伤亡事故。因此，焊接检验是必不可少的重要环节。

焊接质量检验包括焊前、焊接过程中和焊接结束后三个阶段的质量检查。从广义讲，前面二者是保证产品质量，预先防止出现废品和返工的重要措施。焊后检验是焊接检验最为复杂的，方法有多种，可分为无损检验和破坏性检验两类。常用的检验方法列于图 9-11。

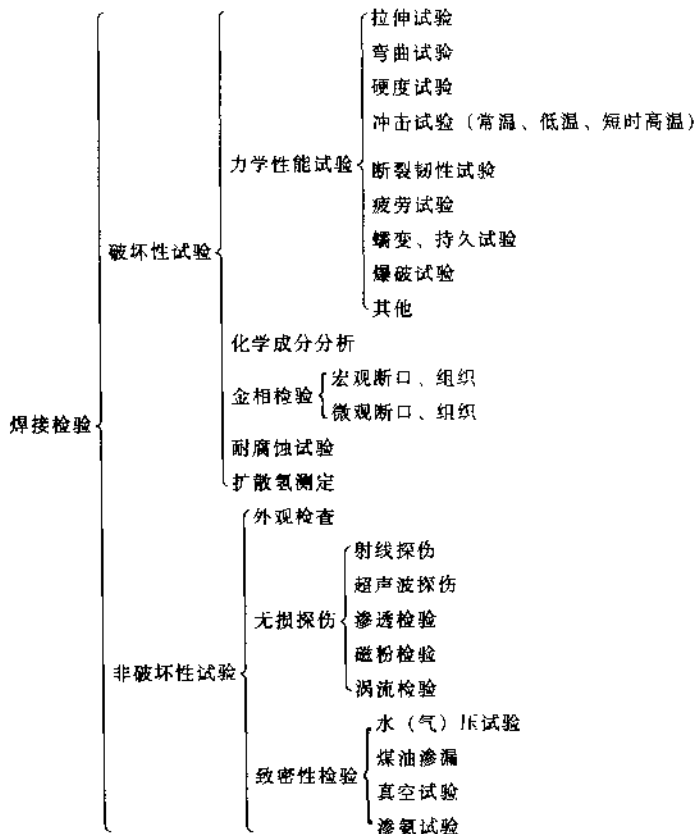


图 9-11 检验方法分类

### 2.1 非破坏性检验

非破坏性检验主要包括外观检查、致密性检验和无损探伤等。

外观检查以肉眼观察为主，必要时用低倍放大镜，检查接头外形几何尺寸和表露缺陷等。参见附录 F。

致密性检验常用于检验不受压或受压很低的容器和管道焊缝的穿透性缺陷。检验方法有：在焊接处涂肥皂水、内部通气；在焊接处贴硝酸汞溶液试纸，内部通氮气；焊接处一边涂石灰水，一边涂煤油。水压试验用于检验承压容器、管道、贮罐等焊接结构的致密性和强度，并能起降低残余应力的作用。

无损探伤是利用放射线、超声波、电磁辐射、磁性、涡流、渗透性等物理现象，在不损坏被检产品的情况下，发现和检查内部或表面缺陷的方法，详见第六章。

## 2.2 破坏性检验

焊接质量的破坏性检验主要用于测定接头或焊缝的性能是否满足使用要求。有关管道焊接接头力学性能试验和金相检验内容详见附录 F。

# 第五节 电厂重要部件补焊

电厂重要部件的焊接修补，是一种既经济、又切实可行的工艺。

## 1 汽缸补焊

汽缸材料多为 ZG20CrMo、ZG20CrMoV 或 ZG15Cr1Mo1V 等珠光体耐热钢，使用温度为 500℃ 左右。因此，补焊区不仅需要足够的强度，还需要一定的热强性和热疲劳强度。

### 1.1 主要技术问题

#### 1.1.1 脆裂

该类钢碳当量高（表 9-64），焊后易在焊缝和近缝区形成塑性差的组织；而汽缸壁较厚，拘束度大，如果工艺上不注意，焊接后冷裂倾向较大。

采用“逐焊锤击”和“逐道跟踪回火”措施，可显著提高焊缝的冲击韧性，降低接头残余应力，有利于防止脆裂。

#### 1.1.2 焊后汽缸体的变形

ZG20CrMoV 和 ZG15Cr1Mo1V 这类钢的导热系数大、热膨胀系数大；在焊接热作用下，会在缸体内造成较大的变形和应力。

现场汽缸补焊时，为了减少汽缸变形，补焊时应尽量缩小坡口尺寸和控制焊接热规范。缺陷离汽缸截面中心较远或集中于重心的同一侧时，可以不补焊的部位尽量不补焊。

对于大的裂缝，补焊区较大者，最好采用工频感应加热。感应圈要布置合理，以防止汽缸由于温度分布不均和不对称而引起的残余变形。

为保证高压汽轮机汽缸在加热时变形尽可能小，允许的最高预热温度见表 9-62。

对于用 ZG20CrMo 和 ZG15Cr1Mo1V 钢制造的汽缸，由于其刚度较大，并且材料本身又具有较大的淬火倾向，故焊后要求进行 700℃ 高温回火。根据无变形加热温度以及现场设备条件的限制，有时很难实施高温回火。为了解决这个问题，在补焊过程中可以采取跟踪回火的办法。

表 9-62 汽缸无变形的加热温度

$T_0$ 计算值	$T_M$ 值			
	100℃	50℃	20℃	0℃
$(T_0)_{\min} = 230 - 1.72 T_M$	58	144	206	230
$(T_0)_{\text{中}} = 304 - 1.72 T_M$	132	218	270	304
$(T_0)_{\max} = 376 - 1.72 T_M$	204	290	342	376

注  $T_M$  汽缸内外壁与中间的温差，一般情况下可控制在 50℃ 以下；继续加热，可将  $T_M$  控制在 20℃ 以下。

$T_0$  无变形加热温度。

## 1.2 焊条选择

退火焊道可选用低氢碱性焊条，如 E5015 (J507)，其余焊层选用与母材化学成分相近的

低氢碱性焊条。焊条的选择可参见表 9-63。

表 9-63 汽缸补焊焊条选择

钢号	碳当量 $C_{eq}$ (%)	焊条型号 (牌号)	
		热 焊 法	冷 焊 法
ZG20CrMo	0.41 ~ 0.66	E5515-B1 (R207)、E5515-B2 (R307)	E2-26-21-5 (A407)
ZG20CrMoV	0.58 ~ 0.80	E5515-B2-V (R317)	E1-26-21Mo2-16 (A412)
ZG15Cr1Mo1V	0.08 ~ 0.96	E5515-B2-VW (R327)	E1-16-25Mo6N-15 (A507)

$$* C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$$

汽缸补焊有冷焊和热焊两种方法。与热焊法相比,冷焊不需专门预热和去氢处理,工艺简单,操作方便,焊接变形小;但其接头热疲劳强度低,热稳定性差。一般来说,补焊区较小或靠近结合面时,可采用冷焊法;否则宜采用热焊法。

### 1.3 热焊法工艺措施

其要点是:采用工频感应加热,小规范施焊,跟踪锤击回火,并在焊后进行消氢处理。

#### 1.3.1 焊前准备

(1) 开坡口。在裂纹两端先打止裂孔,然后采用机械加工方法开坡口。坡口表面应平整,过渡圆滑,且用 20% ~ 30% 的硝酸酒精进行酸洗检查,确保无残余裂纹等缺陷。

(2) 确定变形测量点并安装好温度测点。

(3) 铺设保温层和缠绕感应线圈。汽缸热补以工频感应整段加热为宜,小缺陷和个别边缘部位(如法兰)的补焊,可用工频感应局部加热或其他加热方法。在补焊区两侧 300 ~ 400mm 范围内缠绕  $\phi 14 \times 2$ mm 的紫铜管(紫铜管应事先退火并做通水试验)感应线圈。线圈各匝之间及其与缸体之间应做好绝缘并紧靠,以确保导线与缸体之间的电阻值不小于 5M $\Omega$ 。在线圈两侧各 500mm 范围内铺设 50 ~ 100mm 厚的超细玻璃棉垫。施焊前应进行通水、通电、升温 and 降温试验,试验温度不宜超过预热温度。

(4) 升温 and 预热。缸体温度在 200 $^{\circ}\text{C}$  以下时,升温速度不超过 3 ~ 4 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ;在 200 $^{\circ}\text{C}$  以上,升温速度则不超过 1.5 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$ ,应保证内外壁最大温差不超过 50 $^{\circ}\text{C}$ 。ZG20CrMoV 和 ZG15Cr1MoV 钢的预热温度可为 290  $\pm$  10 $^{\circ}\text{C}$  (根据无变形加热温度计算)。焊接过程中可切断电源。

#### 1.3.2 补焊工艺

(1) 采用小规范多层多道焊,熔深不超过焊条直径,焊道宽度不超过焊条直径的 3 倍,这样可以使焊接热作用的范围缩小到最小限度。此外,从降低应力和变形角度出发,要合理地选择焊接顺序。

(2) 除底层焊道和退火焊道外,每焊完一层应立即清渣并均匀锤击,锤痕深度约 0.5 ~ 1.5mm。

(3) 焊道锤击后,立即用氧-乙炔中性焰回火;回火温度 900 ~ 1000 $^{\circ}\text{C}$ ,跟踪回火时间约为焊接时间的 2.5 ~ 3.5 倍。

#### 1.3.3 消氢处理

补焊结束后,加热段在预热温度下保持约 4h。

## 2 叶片补焊

### 2.1 主要技术问题

汽轮机叶片工作条件复杂,补焊后的叶片接头不仅需要一定的强度、塑性和韧性,而且需要较高的耐蚀、耐磨、抗疲劳以及减振性能。叶片材料通常为 1Cr13 或 2Cr13 马氏体不锈钢,此种材料淬硬倾向大,焊接性差,应采取严格的工艺措施,防止产生粗大马氏体组织和冷裂纹。

### 2.2 焊接材料的选择

手工弧焊可选用成分相当 E<sub>1</sub>-13-15 (G207 或 G217) 铬型焊条,钨极氩弧焊可选用 H0Cr14 或 H1Cr13 ( $\phi$ 2mm) 的焊丝。

刚度大部件,用 A137 (含 Nb 稳定剂) 焊条焊补也是可行的。焊补 1Cr13 或 2Cr13 马氏体不锈钢工艺上相对简单,但要注意焊缝及熔合区组织。

### 2.3 工艺实施

#### 2.3.1 焊前准备

(1) 坡口制备。先将欲开坡口处相邻两侧的硬质合金块熔下(谨防温度过高,以免叶片淬火),防止焊接时钎料融入熔池产生热裂纹。对于有裂缝的叶片,补焊之前应在裂缝两端打上止裂孔,以防止焊接过程中裂缝的延展。为了保证焊透,应根据裂缝的深度开适当的坡口。应尽可能开双面坡口,角度不宜过大。从进汽边开始,随着厚度的减薄,坡口角度也相应减小。

(2) 引、熄弧板的准备与根部间隙。首先在进、出汽边分别焊接材质、厚度相似的引、熄弧板;对于手工电弧焊,根部间隙为 0.2~2mm;对于氩弧焊,间隙稍小,但不小于 1mm。

(3) 清理坡口及其两侧和焊丝上的油污,并且按要求烘干焊条。

(4) 用夹具固定联结处,防止变形。

#### 2.3.2 焊接工艺

##### (1) 预热

·用铬不锈钢焊条时,预热温度为 300~350℃,以保证焊接时母材具有良好的塑性。

·当选 18-8Nb 型焊条,一般焊前可以不预热。

(2) 在保证焊透情况下,尽可能采用小电流快速焊,焊条不要做横向摆动。一般手工焊用  $\phi$ 2mm 焊条,电流为 50~55A;钨极氩弧焊用  $\phi$ 2~ $\phi$ 2.5mm 钨极,电流为 50~70A;打底焊时不加或少加焊丝。

##### (3) 焊后热处理

1) 焊后立即将叶片放入石棉等保温材料中缓冷至 100℃左右,再进行回火处理。

2) 对于有钎焊硬质合金的叶片,焊后回火温度应比钎料熔点约低 50℃;采用其他表面强化方法的叶片,回火温度为 680~720℃,恒温时间不少于 3min。保温后空冷。

3) 用 A137 焊条焊接的焊缝,回火温度选择在 400℃或 600℃。

## 3 锅炉汽包补焊

### 3.1 主要技术问题

#### 3.1.1 裂纹

锅炉汽包用碳钢或碳锰钢（如 20g, 22g, 12Mng, 16Mng）焊接性优良。而用低合金钢（如 14MnMoVg, 18MnMoNbg, BHW35）均有不同程度的淬硬倾向，加之汽包壁厚，拘束度大，易产生冷裂纹，并有程度不同的再热裂纹敏感性，敏感温度在 550 ~ 600℃。

### 3.1.2 焊接残余应力及变形

汽包补焊时，应采取预热，合理安排焊层、焊道和焊接顺序、锤击、焊后热处理等措施，降低焊接变形和残余应力。汽包补焊后，失圆度不应超过  $\pm 1\%$ ，焊接残余应力与工作应力之和不应超过母材的屈服点。

## 3.2 主要技术措施及注意事项

### 3.2.1 强度核算及制定焊后检验指标的制定

- (1) 裂纹或其他缺陷经排除后，应进行强度核算，只有理论壁厚不够时，才进行补焊。
- (2) 补焊前应研究制定焊后宏观检查、无损探伤、金相、硬度、残余应力和变形等技术条件及指标。

### 3.2.2 焊接方法及焊接材料

目前主要采用手工电弧焊方法，可按焊接接头与母材等强度或按焊缝金属与母材等强度原则选择焊条。打底焊焊条直径为  $\phi 3.2\text{mm}$ ，其余为  $\phi 4\text{mm}$ 。焊条药皮宜选用低氢碱性。

### 3.2.3 焊前准备

- (1) 采用机械法开坡口。
- (2) 可选用各种形式的远红外加热器、电阻丝加热器或工频感应加热器加热。局部整段加热范围在补焊区两侧不少于壁厚的 3 ~ 5 倍。
- (3) 确定好支撑位置并根据汽包受热的膨胀量而留出余量。
- (4) 确定变形测量点，安装热电偶，在汽包内部补焊时，还需配备抽风装置。

## 3.3 补焊与热处理要点

- (1) 预热、层间温度与焊后热处理参数依材料和结构特点而定，若焊后立即进行回火处理，可免去后热处理。对再热裂纹敏感的钢种，回火时需避开敏感温度区。
- (2) 对于大面积、大深度的补焊可考虑进行中间热处理，以释放部分焊接应力。
- (3) 合理安排调整焊接顺序，采用多层多焊道、小电流、低电压、慢焊速和无横向摆动运条工艺。
- (4) 焊完每一层后，除底层和表层外应适当进行锤击。
- (5) 从预热到焊后热处理整个过程要紧凑，保证在尽可能短的时间内完成。

## 4 大型球磨机端盖补焊

### 4.1 主要技术问题

#### 4.1.1 裂纹倾向

大型球磨机端盖材料多为中碳铸钢件，结构庞大（直径可达 3.7m），拘束度大，淬硬倾向较大，易产生冷裂纹，同时具有一定的热裂倾向，焊接性差。

#### 4.1.2 变形要求

由于大端盖与空心轴和大罐焊为一体（有时与大罐用螺栓联结），属动载结构，因此，要求补焊区不仅要有足够的静载强度，而且还应具有一定的抗低周疲劳性能。此外，为防止轴向窜动和径向振动，对变形要求比较苛刻。

#### 4.2 焊前准备

(1) 根据裂纹产生的原因, 对结构不合理的端盖, 应考虑焊接补强衬板或拉筋。补强衬板与拉筋的设计应在满足强度要求的同时, 以尽量减少焊接量并方便无损探伤为宜。

(2) 测量空心轴的失圆度和平行度等。

(3) 挖缺陷和制备坡口可采用机加工法或碳弧气刨法。碳弧气刨加工时工件必须预热到 100~150℃ 以上, 最后需磨掉增碳层和氧化层。坡口形式以 U 型为宜。

(4) 安装预热及焊后热处理设施。可选用块形或履带式远红外加热器及安装测温热电偶。

(5) 按焊缝金属与母材等强度原则选用低氢碱性焊条, 打底焊时采用焊条直径为  $\phi 3.2\text{mm}$ , 以后焊道所用焊条直径为  $\phi 4\text{mm}$ 。

#### 4.3 焊接工艺措施要点 (热焊法)

(1) 预热层间温度及热处理规范见本章第三节 1.2 中碳钢的焊接。补焊区大时, 宜对整个端盖加热。

(2) 应将大端盖旋转至半立焊位置对称施焊; 宜采用小电流、慢焊速、多层多道焊, 并跟踪锤击。

(3) 焊后热处理时应顶起大罐, 以防轴颈挠曲。同时, 在距端盖根部 200~300mm 以外的空心轴上通水冷却。

(4) 在 300℃ 以上的升、降温 and 保温过程中, 内外壁温差应控制在 50℃/100mm 以内。

(5) 焊后应加工掉余高并进行检查。

### 5 乌金轴瓦补焊

大型转动机械的轴瓦一般都用乌金 (即巴氏合金) 作为轴衬。安装、调试或运行过程中, 常出现轴衬磨损过量和局部脱落等缺陷, 可用补焊方法予以修复。

#### 5.1 乌金材料特性

乌金是以锡或铅作为基体, 悬浮锑锡及铜锡化合物硬质相的合金。这些硬质相受重载时可嵌陷入软机体内, 使载荷由更大的面积承担。同时, 因为乌金质地软, 不易与轴颈胶合, 故常用作轴瓦。常用乌金特性见表 9-64。

表 9-64 常用乌金 (巴氏合金)

名称	名义成分 (%)				机械性能			液相线 (℃)	固相线 (℃)	用途
	Sn	Sb	Cu	Pb	抗压强度 $\sigma_{0.1}$ (MPa)	试验温度 (℃)	硬度 HR			
锡基巴氏合金	85	10	5		73.1	21	23.8	366	238	用于高速轴瓦上, 如大型汽轮机、发电机、球磨机、水泵和空压机等, 成本较高
						66	17.8			
						100	12.6			
						149	8.9			
铅基巴氏合金	10	15		75	68.9	21	24.5	268	240	用于一般的中、低速轴瓦上
						66	15.3			
						100	11.1			
						149	9.9			
						177	6.4			

## 5.2 乌金补焊要点

- (1) 认真清理待补焊区域,防止因夹杂引起未熔合及开裂。
- (2) 严格控制输入热量,防止因超温引起乌金层脆化、开裂或脱落。
- (3) 应尽可能提高冷却速度,必要时可将轴瓦浸入水中,只将需要补焊的部位露出水面。

### 5.2.1 局部磨损补焊工艺

- (1) 焊前准备。
  - 1) 选成分类似的乌金以备补焊时充当填充金属,可用角铁作模具,将其浇铸成适当的长条状。
  - 2) 用刮刀或钢丝刷等工具,清除待补焊区的油污及氧化膜。
- (2) 操作要点。
  - 1) 用碳化焰加热待补焊区,同时用乌金条不断擦加热处,待补焊区熔化即可填加乌金,并逐渐前移。
  - 2) 焊层要薄,焊接速度要快。
  - 3) 补焊区大时,可分成若干小块交替补焊,以免过热。
  - 4) 补焊出现熔池下凹时,则表明温度偏高;应立即停止该处的补焊,重新在温度低的地方进行补焊。
  - 5) 焊后待检验合格后进行刮削加工。

### 5.2.2 局部脱落补焊工艺

局部脱落是指乌金轴衬材料与基体金属的局部剥离现象。

- (1) 焊前准备。
  - 1) 用小锤轻击脱落处周围的乌金层,剔出已脱离但又覆盖在轴瓦基体上的乌金。
  - 2) 备好乌金条、氯化锌溶剂和锡条(含锡50%、铅50%或锡30%、铅70%)。
  - 3) 用热碱水(10%苛性钠或苛性钾)刷洗待补焊区。小轴瓦可浸入碱水中煮5~10min,然后用清水冲洗,待晾干后再用钢丝刷将瓦面刷干净。
- (2) 操作要点。操作分挂锡和补焊乌金两步。
  - 1) 挂锡。先用氧化焰适当加热待补表面,以消除残留的石墨和油污。然后,用中性焰或微碳化焰再次加热,当加热到300℃(火柴自燃点)时,在待补焊处涂以氯化锌溶剂,再用锡条擦加热部分,使熔化的锡在整个脱落部位薄薄地敷盖一层。正常情况下,挂上的锡应呈暗银色,若呈淡黄色,则表明严重超温,应返工。
  - 2) 补焊乌金。挂锡后补焊乌金的方法与局部磨损乌金的补焊相似,只是底层乌金不宜太厚。

## 6 阀门补焊

火电厂高温高压阀门由于长期受水和蒸汽的侵蚀作用,密封面容易损坏,用堆焊方法来修理阀门密封零件,既方便,又经济。

### 6.1 堆焊的一般性问题

- (1) 堆焊层与母材成分常常相差悬殊,为防止堆焊、焊后热处理及零件使用过程中产生开裂或剥离,堆焊金属与母材金属应具有相近的膨胀系数和相变温度。



(2) 要获得预期的堆焊层成分, 必须尽量减少母材的熔入量即降低稀释率。通常至少焊三层, 才可使堆焊层合金成分达到要求, 前一、二层应采用小规范操作。

(3) 为防止堆焊层和热影响区产生冷裂纹与淬硬组织, 可根据具体工况采取预热、后热或焊后热处理等措施。但要防止热输入量过高, 降低堆焊层硬度。

### 6.2 堆焊材料

国内常用阀门堆焊焊条主要特性见表 9-65, 供选用参考。

表 9-65 国内常用阀门堆焊焊条主要特性

焊条	堆焊金属类型	显微组织		硬度 HRC		焊接条件	主要用途	使用温度 (°C)
		焊态	回火态	焊态	回火态			
D507 (7)	1Cr13	马氏体 (M) + 铁素体 (F)	回火 M + F + 细小碳化物	37 ~ 43		预热及焊后处理	可作高、中压阀门堆焊	< 450
D512 (7)	2Cr13	M	回火 M + 细小碳化物	45 ~ 52	490°C × 3h, 545°C × 2h 45 ~ 51 36 ~ 38	不预热		
D516M D516A	Cr12Mn7Si	奥氏体 (A) + F + 少量碳化物		38 ~ 48		不预热	使用寿命比 D502、D512 高	< 450
D507Mo	Cr12MoWNi	M + F	回火 M + F + 细小碳化物	38 ~ 44	510°C 长期时效 硬度稳定	不预热	代替 1Cr13、2Cr13 型材料, D507Mo 与 D577 配合使用, 用于高、中压阀门	< 510
D577	Cr13Mn13	A + F	A + F + 弥散碳化物	29 ~ 35	有沉淀硬化效应, 回火后硬度提高			
D507MoNb	Cr12MoNb	M + F	回火 M + F + 细小碳化物	40 ~ 45	480°C × 1h 39 ~ 43	不预热	用于中、低压阀门堆焊	< 450
D567	Cr11Mn25Si	A + 碳化物		26 ~ 29		不预热	用于球墨铸铁中温、低压阀门	< 350
N547	Cr17Ni8Si5	A + F	A + F + 金属间化合物	27 ~ 32		不预热	用于电站高压阀门堆焊	< 570
D557	Cr18Ni9Si6		40 ~ 46		600 ~ 800°C 预热缓冷			
D547Mo	Cr17Ni8Si4 MoWVNb	A + 碳化物 + 金属间化合物		38 ~ 44	时效硬化作用显著, 580°C × 1000h HRC 从 42.6 升到 53.1	400°C 预热缓冷	代替 D547、D557, 用于电站高压阀门堆焊	< 570
D547MoA	Cr19Ni9Si3 MoWVNb			30 ~ 37	650°C × 1h 38 ~ 42	可不预热		
D802 D812	CoCrW 合金	A + 碳化物 + 共晶		40 ~ 48	600°C × 1000h HRC 从 44 升到 52.5	300 ~ 600°C 预热缓冷	用于高参数的电站阀门等深孔堆焊	< 650

### 6.3 堆焊方法及工艺

常用几种堆焊方法的主要特点见表 9-66。

表 9-66 几种堆焊方法的主要特点

堆焊方法	应用形式	渗合金方法	稀释率 (%)	熔敷率 (kg/h)	单层堆焊最小厚度 (mm)
氧—乙炔气焊	手工	实心焊丝, 管状焊丝	1~10	0.45~2.7	0.8
	手工	合金粉末	1~10	0.45~6.8	0.8
手工电弧焊	手工	实心焊条, 管状焊条	15~25	0.45~2.7	3.2
熔化极气(自)保护焊	半自动或自动	实心焊丝, 管状焊丝	15~25	2.3~11.3	3.2
钨极气保护焊	手工	实心焊丝, 管状焊丝	10~20	0.45~3.6	2.4
	自动	实心焊丝, 管状焊丝	10~20	0.45~3.6	2.4
埋弧焊	半自动	管状焊丝	20~60	4.5~9.0	3.2
	单丝自动	管状焊丝	30~60	4.5~11.3	3.2
	多丝自动	管状焊丝	15~25	11.3~27.2	4.8
	串联电弧自动	管状焊丝	10~25	11.3~15.9	4.8
	单带极自动	带极	10	12~36	3
	双带极自动	带极	5	22~68	4
等离子弧焊	自动	合金粉末	5~30	0.45~6.8	0.8
	双热丝自动	焊丝	5	13~27	2.4~6.4
电渣焊	丝极	焊丝		20~60	
	板极	板极		<150	

堆焊工艺包括焊件清理, 焊条和焊剂烘干, 焊丝去污除锈, 正确选择焊接参数, 必要的保温、缓冷和焊后热处理等, 具体要求与常规焊接工艺类似。

## 第十章 火电厂金属技术监督

### 第一节 金属技术监督任务和范围

#### 1 金属技术监督的任务

金属技术监督是指对火电厂重要金属部件进行的科学管理，有时简称为金属监督。其任务是：

- (1) 做好监督范围内的金属部件在制造、安装和检修中的用材质量、焊接质量和部件质量的监督，防止错用钢材和保证焊接质量。
- (2) 检查和掌握受监督部件金属组织性能变化和缺陷发展情况，发现问题及时采取措  
施，防止爆破和断裂。对调峰运行的机组，其重要部件应加强监督。
- (3) 参加金属受监督部件事故调查和原因分析，总结经验，提出防止对策并督促实施。
- (4) 了解受监范围内管道长期运行后应力状态，对其支吊架全面性检查的结果。
- (5) 参与焊工培训考核工作。
- (6) 参与新机组的监造和老机组更新改造工作，参加带缺陷设备和超期服役机组的安全  
评估、寿命预测和寿命管理工作。
- (7) 采用先进的诊断或在线监测技术，以便及时、准确地掌握和判断受监督部件寿命损  
耗程度和损伤状况。
- (8) 建立和健全金属技术监督档案，为寿命管理提供科学依据。

#### 2 金属技术监督的范围

- (1) 工作温度大于和等于 450℃ 的高温承压金属部件（含主蒸汽管道、高温再热蒸汽管  
道、过热器管、再热器管、联箱、阀壳和三通），以及与主蒸汽管道相联的小管道；
- (2) 工作温度大于和等于 435℃ 的导汽管；
- (3) 工作压力大于和等于 3.82MPa 的锅筒；
- (4) 工作压力大于和等于 5.88MPa 的承压汽水管道和部件（含水冷壁管、省煤器管、联  
箱和主给水管道）；
- (5) 300MW 及以上机组的低温再热蒸汽管道；
- (6) 汽轮机大轴、叶轮、叶片和发电机大轴、护环、风扇叶；
- (7) 工作温度大于和等于 400℃ 的螺栓；
- (8) 工作温度大于和等于 435℃ 的汽缸、汽室、主汽门。

##### 2.1 安装单位的主要监督检查项目

安装单位的主要监督检查项目见表 10-1。

##### 2.2 机组设备检修时的金属监督项目。

机组设备检修时的金属监督项目见表 10-2。

表 10-1 安装单位主要金属监督项目

序号	部件名称	检查项目	检查内容	说明
1	主蒸汽管道、再热蒸汽管道（包括监察段、联箱）	外观检查 金相 光谱	壁厚、宏观缺陷 组织状况（附照片） 定性和半定量	(1) 检查出厂证明书 (2) 按规定取管段做原始资料保存
2	过热器管、水冷壁管、省煤器管、再热器管及其焊口	外观检查、 金相、光谱、 机械性能、 无损探伤	管径、壁厚、宏观缺陷、组织、夹杂、脱碳、光谱、定性和半定量、强度等的抽查	(1) 检查出厂证明书 (2) 安装前光谱校核 (3) 留取高温过热器和再热器监视段、取一段作为原始资料
3	主蒸汽、再热蒸汽管焊口	外观检查、金相、 光谱、机械性能、 无损探伤	按《焊规》要求	
4	高温螺栓	金相抽查 光谱 机械性能	组织夹杂物 定性和半定量 硬度	检查出厂证明书，安装前后光谱校核
5	主要锻件、铸件（如汽轮机叶片、喷嘴、隔板、汽缸、汽室、高压阀门等）	外观 光谱	表面裂纹、缩孔等定量和半定量	检查出厂证明书，必要时做无损探伤
6	汽鼓、发电机风叶、护环	探伤	焊缝、人孔加强圈	

表 10-2 机组设备检修时的主要金属监督项目

序号	部件名称	检查内容	检查周期
1	主蒸汽管道、再热蒸汽管道、联箱	蠕变测量 必要的外观检查 金相硬度抽查	每次大修
2	锅炉导气管	弯头裂纹抽查	每次大修
3	主蒸汽和再热蒸汽管道监视段	蠕变测量 割管	每次大修 根据规定
4	高温段过热器、再热器管和监视段	胀粗 金相检查 割管	每次大修 根据规定
5	主蒸汽管道焊口、再热蒸汽管道焊口与给水母管焊口	无损探伤抽查	每次大修
6	省煤器管、连通管、水冷壁管	外观检查	每次大修
7	汽鼓	外观 探伤	根据规定
8	主要锻件、铸件（如汽轮机叶片、喷嘴、隔板、汽缸、汽室、高压阀门等）	宏观 无损探伤	每次大修 必要时
9	高温螺栓	探伤、硬度、 金相抽查	每次大修
10	发电机风叶、护环	宏观 无损探伤	每次大修
11	汽轮机叶轮键槽、大轴等	无损探伤	每次大修

## 第二节 金属技术监督方法

依据 DL 438—2000《火力发电厂金属技术监督规程》规定，以下介绍重要管道和部件的技术监督方法。

### 1 蒸汽管道的监督

#### 1.1 管道设计与安装

主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道的设计必须符合 DL/T 5054—1996《火力发电厂汽水管道设计技术规定》的有关要求。管道安装应符合下列要求：

(1) 安装、新建、扩建、改建电厂的主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道露天布置的部分及与油管平行、交叉可能滴水的部分，必须加包金属薄板保护层（主给水管道、低温再热蒸汽管道也有同样要求）。已投产的露天布置的主蒸汽管道和高温再热蒸汽管道，应加包金属薄板保护层。露天吊架处应有防止雨水渗入保温层的措施。

(2) 主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道要保温良好，严禁裸露运行，保温材料应符合技术要求。运行中严防水、油渗入管道保温层。保温层破裂或脱落时应及时修补。更换重量相差很大的保温材料时，应对支吊架进行相应的调整。严禁在管道上焊接保温拉钩，不得借助管道起吊重物。

(3) 工作温度大于 450℃ 的主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道所用的直管和弯管，安装时应由施工单位逐段进行外观、壁厚、金相组织、硬度等检查，弯管背弧外表面还须进行探伤。管道安装完毕，施工单位会同生产单位共同对弯管进行不圆度测量，做好技术记录，测量位置应有永久性标记。

(4) 工作温度大于 450℃ 的主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道的焊口应采取氩弧焊打底工艺焊接。热处理后应进行 100% 无损探伤检查。质量评定按 DL 5007—1992《电力建设施工及验收技术规范（火力发电厂焊接篇）》执行，对未超标缺陷，须确定位置、尺寸和性质，并做好技术记录。管道保温层表面应有焊缝位置的标志。

(5) 主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道移交生产时，设计、施工单位应提供必要的资料。

设计单位应提供管道单线立体布置图。图中标明：

- 1) 管道的钢号、规格、理论计算壁厚、壁厚偏差；
- 2) 设计采用的持久强度、弹性模量、线膨胀系数；
- 3) 支吊架位置、类型；
- 4) 监察段位置；
- 5) 管道的冷紧值、冷紧口位置；
- 6) 管道对设备的推力、力矩；
- 7) 管道最大应力值及其位置；
- 8) 支吊架的安装荷重、工作荷重、支吊架热位移值等。

施工单位应提供与实际管道的部件相对应的以下资料：

- 1) 三通、阀门的型号、规格、出厂证明书及检查结果；
- 2) 焊缝坡口形式、焊缝位置、焊接及热处理工艺、各项检查结果；

- 3) 每段直管的外观、壁厚、金相组织(附金相照片)及硬度检查结果;
- 4) 弯管的弯制及热处理工艺、外观、不圆度、波浪度、几何尺寸等检验结果和外弯部位金相组织照片;
- 5) 支吊架弹簧的安装高度记录及热位移值;
- 6) 管道系统合金钢部件的光谱检验记录;
- 7) 代用材料记录;
- 8) 注明蠕变测点监察段、膨胀指示器、焊口、支吊架、三通和阀门等尺寸位置的管道立体图;
- 9) 安装过程中异常情况处理记录。

### 1.2 蠕变监督

蠕变测点的设计、蠕变测量周期、测量方法和计算方法等有关要求,按原能源部颁发的 DL441—1991《火力发电厂高温高压蒸汽管道蠕变监督导则》规定进行。

#### 1.2.1 蠕变测点的设计

(1) 对监察段的选取。监察段上设计三组蠕变测点,且应选择该管系中实际壁厚最薄的同批钢管,其长度为 3000~4000mm(对外径  $d_0$  大于 500mm 的钢管,其长度不小于  $6d_0 + 3m$ )。进行管径和壁厚测量,并打钢印标记,安装前安装单位应在监察段两端切取长 300~500mm(对外径大于 500mm 的钢管,其切取长度应不小于其外径)的一段作为原始段,移交给生产单位。

(2) 监察段应安装在蒸汽温度较高的水平段上,不允许设置和安装仪表插座,不得安装支吊架。

(3) 每条管道上还应设计 3~6 组蠕变测点,布置在应力较大、管壁较薄、材质较差的直管部位。

(4) 悬空位置应设计测量平台。

#### 1.2.2 蠕变测点的安装

(1) 测点由安装单位负责安装,具体安装位置由设计单位会同安装、生产单位共同确定。

(2) 4 个测点中心的径向夹角必须互成  $90^\circ$ , 8 个测点(外径大于或等于 350mm 的管道)中心的径向夹角必须互成  $45^\circ$ 。每组测点应安装在管道的同一正截面上,相同管径上各组测点的直径差应不大于 0.1mm。

(3) 蠕变测点处应安装保护罩、可拆式保温结构和测量平台。

#### 1.2.3 蠕变测量监督

(1) 管道安装完毕,移交生产前,由安装单位与生产单位共同对各组测点进行测量,并做好记录;

(2) 每次大修,应对各组蠕变测点进行测量,测量人员应保持相对稳定;

(3) 所用工具由专人保管,定期校验;

(4) 蠕变监督应做到及时测量,及时计算,发现问题及时复测;

(5) 为保证蠕变测量结果的准确性、可比性,应执行统一的测量和计算方法。

### 1.3 弯管、三通、阀门的监督

#### 1.3.1 对弯管的要求

(1) 由于弯管受力比较复杂,为了避免运行中早期出现裂纹,用于制作弯管的管子,应

采用加厚管或用壁厚有足够裕度的管子弯制。弯管段上实测最小壁厚不得小于直管的理论计算壁厚。

(2) 弯管弯制厂家应按 DL5031—1994《电力建设施工及验收技术规范（管道篇）》的规定，逐个检查弯管的壁厚、不圆度、波浪度、几何尺寸等，并须做好技术记录，产品合格方可供货，并向使用单位提供检验技术证件。

弯管弯制后有下列情况之一时为不合格：

- 1) 内外表面存在裂纹、分层、重皮和过烧等缺陷；
- 2) 弯曲部分不圆度大于 5%（对于公称压力大于和等于 8MPa）；
- 3) 弯曲部分不圆度大于 7%（对于公称压力小于 8MPa）；
- 4) 弯管外弧部分壁厚小于直管的理论计算壁厚。

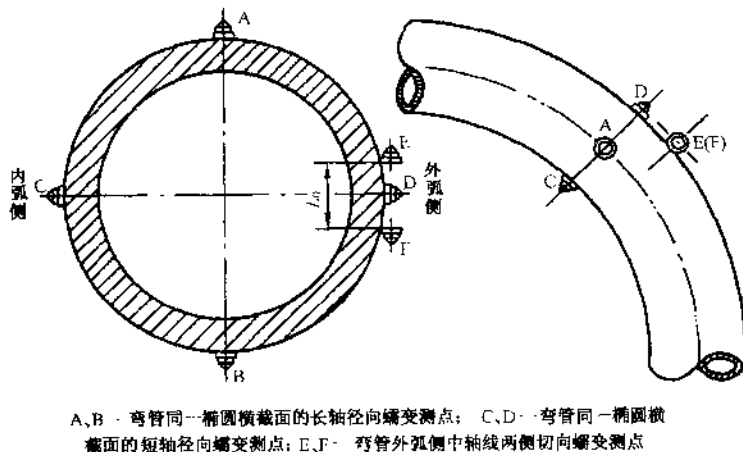
### 1.3.2 监测弯管的选取原则

累计运行时间达到或超过 10 万小时的主蒸汽管道和高温再热蒸汽管道，其弯管为非中频弯管工艺制造，应设监察弯管。监察弯管的选择应遵照如下原则：

- (1) 弯曲角度为  $90^\circ$ ，应没有划痕；
- (2) 管系计算应力最大处的弯管；
- (3) 工作状态下，当弯管两端点间的热位移使其弯曲角度变小时（称为开弯）的弯管；
- (4) 实测弯管外弧侧壁厚最薄的弯管；
- (5) 原始不圆度值较大，且复圆速度较快的弯管；
- (6) 金相组织变化明显，且蠕变损伤程度较大的弯管。

### 1.3.3 监察弯管蠕变测点的安装

(1) 蠕变测点安装在监察弯管弯曲部分的不圆度值最大、外弧侧实测壁厚值最小的部位。在弯管同一椭圆横截面的长轴和短轴顶点上，各焊装一组径向蠕变测点。在距径向蠕变测点截面 50~80mm 左右的弯管外弧侧中轴线两侧焊装一组切向蠕变测点，蠕变测点安装示意图 10-1。外弧侧切向两测点间原始计算长度  $L_0$  要小于具有同一圆心的正圆和椭圆的交



A、B - 弯管同一椭圆横截面的长轴径向蠕变测点； C、D - 弯管同一椭圆横截面的短轴径向蠕变测点； E、F - 弯管外弧侧中轴线两侧切向蠕变测点

图 10-1 监察弯管蠕变测点安装图

点间的弦长，并以该弯管外圆周长的 1/10 左右为宜。外弧侧切向蠕变测点的安装距离尺寸 ( $h$  和  $L_0$ ) 推荐值见表 10-3 和表 10-4。

表 10-3 弯管外弧侧切向蠕变测点与径向蠕变测点截面间的距离  $h$  mm

管子外直径	273	325	355.6	470
$h$ 值	50	60	70	80

注 本表未列出的管子规格范围的  $h$  值可内插或外延。

表 10-4 弯管外弧侧切向蠕变测点间原始计算长度  $L_0$  mm

管子外直径	273	325	355.5	470
弯管不圆度	3%	85	100	150
	6%	90	105	155
	10%	95	110	160

注 本表未列出的管子规格和弯管不圆度的  $L_0$  值可内插或外延。

(2) 弯管径向蠕变测点和外弧切向蠕变测点宜采用球头式蠕变测点，其测点头的形状、尺寸应符合 DL441—1991 图 2 的规定。蠕变测点座应用与该弯管相同牌号的钢材制成。蠕变测点头必须用 1Cr18Ni9Ti 不锈钢制作。

(3) 为绝对避免产生焊接裂纹，在弯管监察段上安装焊接蠕变测点座时，应严格遵守现行焊接规程 (DL5007) 中关于该弯管钢种牌号的焊接工艺措施 (含焊前预热与焊后热处理)。焊接后用砂布 (纸) 磨光施焊处附近金属，并用放大镜检查。

(4) 在蠕变测点头与测点座 (点) 焊接后，应装设保护罩，保护好蠕变测点，以免测点在安装活动保温盒时或其他偶然情况下被碰坏。

(5) 对难于搭脚手架的监察弯管处，应设计并安装固定检测平台。

#### 1.3.4 蠕变测量

关于测量方法、测量工具、测量人员以及千分尺校验、径向和切向蠕变计算等，应和直管一样，严格执行《火力发电厂金属技术监督规程》的有关规定。

#### 1.3.5 弯头、三通、阀门的更换

对超过设计使用期限的弯管，若发现有蠕变裂纹或有严重蠕变损伤时应及时更换。

(1) 投入运行 5 万 h 进行第一次检查，以后检查周期一般为 5 万 h。

(2) 三通有下列情况时应及时处理：

1) 发现严重缺陷时应及时采取处理措施，如需更换，应选用锻造、热挤压、带有加强筋的焊制三通；

2) 已运行 20 万 h 的铸造三通，检查周期应缩短到 2 万 h，根据检查结果决定是否采取更换措施；

3) 碳钢和钼钢焊接三通，当发现石墨化达 4 级时应予以更换。

(3) 弯头有下列情况时应进行处理：

1) 已运行 20 万 h 的铸造弯头，检查周期应缩短到 2 万 h，根据检查结果决定是否采取更换措施；

2) 碳钢和钼钢弯头，发现石墨化达 4 级时应更换；

3) 发现外壁有蠕变裂纹时，应及时更换。



(4) 铸钢阀门存在裂纹或严重缺陷(如粘砂、缩孔、折叠、夹渣、漏焊等降低强度的严密性的缺陷)时,应及时处理或更换。

#### 1.4 运行过程中的监督

##### 1.4.1 定期检查

(1) 运行和检修人员应定期检查管道支吊架和位移指示器的工作状况,特别要注意机组启停前后的检查,发现松脱、偏斜、卡死或损坏等现象时,应由检修人员及时修复并做好记录。

(2) 主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道,特别是弯管、弯头、三通、阀门和焊缝等薄弱环节,应定期进行运行中的巡视检查。对超设计使用期限的主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道更要注意检查,每值至少巡视一次。发现漏泄或其他异常情况必须及时处理,并做好记录。

(3) 主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道不得超过设计规定的温度、压力的上限运行,如超温时则应做好记录。启动和运行中应严格执行暖管和疏水措施,认真控制温升、温降速度,并监视管道膨胀情况。

(4) 应注意掌握已运行的工作温度大于 $450^{\circ}\text{C}$ 的主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道及其部件的质量情况。对情况不明的钢管、三通、弯管、弯头、阀门和焊缝等,要结合检修分批检查,摸清情况,消除隐患。

(5) 主蒸汽管道可能有积水的部位,如压力表管、疏水管附近、喷水减温器下部、较长的死管及不经常使用的联络管,应加强内壁裂纹的检查。

(6) 高合金钢管(F11或F12)、主蒸汽管道异种钢焊接接头(包括接管座焊接接头),运行5万h要进行无损探伤,以后检查周期为3~5万h。

##### 1.4.2 石墨化检查

工作温度大于和等于 $450^{\circ}\text{C}$ 的碳钢、钼钢蒸汽管道,当运行时间达到或超过10万h时,应进行石墨化普查,以后的检查周期约5万h。运行时间超过20万h的管道,在石墨化普查基础上,如需要可割管进行鉴定,割管部位应包括焊接接头。

运行时间较长和受力复杂的母管,是石墨化检查的重点。对石墨化倾向日趋严重的管道,除做好检查、分析、处理外,必须按规定要求做好管道运行、维修工作,防止超温、水冲击等。

##### 1.4.3 全面检查

(1) 200MW以上机组主蒸汽管道、再热蒸汽管道(包括热段、冷段),运行10万h时,应对管系及支吊架情况进行全面检查和调整。

(2) 超过设计使用期限工作温度大于 $450^{\circ}\text{C}$ 的主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道的弯头、弯管、三通、阀门和焊缝等,应全面进行外观和无损探伤检查;直管、弯管进行壁厚测量和金相检验;弯管进行不圆度测量;监察段进行硬度、金相、碳化物检查。凡更换部件应确保质量,并做好技术记录,存档备查。

(3) 运行时间达20万h、工作温度大于 $450^{\circ}\text{C}$ 的主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道,除按上述(2)所列项目对管件进行复查外,应增加硬度检验项目。对管壁较薄、应力较高的部位还应增加金相和碳化物检查,必要时割管进行材质鉴定。

(4) 运行时间达30万h、工作温度大于 $450^{\circ}\text{C}$ 的主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道,除按上述(3)要求检查外,应对高应力部位进行蠕变损伤检查,必要时进行管系寿命鉴定。

(5) 已投入运行、工作温度为 540℃、工作压力为 10MPa、外径为 273mm 的 10CrMo910 钢主蒸汽管道，按如下要求进行检查：

1) 实测壁厚 20~23.5mm 的直管、弯管，运行到 10 万 h，应进行壁厚、硬度、金相、碳化物检查，在检查基础上决定是否需割管做材质鉴定。继后的检查周期约 3~5 万 h。

2) 实测壁厚小于 20mm 的直管、弯管，或发现蠕变相对变形量达到 0.5% 时，应提前进行检查，根据检查结果采取相应的处理措施。

(6) 已运行 20 万 h 的 12CrMo、15CrMo、12Cr1MoV 钢主蒸汽管道，经检查符合下列条件时，一般可继续运行至 30 万 h：

1) 实测最大蠕变相对变形量小于 0.75% 或最大蠕变速度小于  $0.35 \times 10^{-5} \% / \text{h}$ ；

2) 监察段钢中碳化物内含钼量占钢中总含量的比值：12CrMo、15CrMo 钢不超过 85%，12Cr1MoV 钢不超过 75%；

3) 监察段金相组织未严重球化（即铬钼钢未达到 6 级，铬钼钒钢未达到 5 级）。

#### 1.4.4 材质鉴定

(1) 12CrMo、15CrMo 和 12Cr1MoV 钢主蒸汽管道，当出现下列情况之一时，应进行材质鉴定：

1) 运行至 20 万 h 超出 1.4.3 中第 (6) 条所规定的条件之一时；

2) 运行至 30 万 h 前，实测蠕变相对变形量达到 1% 或蠕变速度大于  $0.35 \times 10^{-5} \% / \text{h}$ 。

(2) 除 1.4.3 中第 (6) 条中三种钢外，其余合金钢主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道，当蠕变相对变形量达 1% 或蠕变速度大于  $1 \times 10^{-5} \% / \text{h}$  时，应进行材质鉴定。

(3) 工作温度大于 450℃ 的锅炉出口导汽管，可根据不同的炉型在运行 5~10 万 h 时间范围内，进行外观和无损检查，以后检查周期约 5 万 h。对启停次数较多、原始不圆度较大和运行后有明显复圆的弯管应特别注意，发现裂纹时应及时更换。

## 2 受热面管子的监督

### 2.1 安装时的检查

受热面管子安装，施工单位应根据装箱单和图纸进行全面清点，注意检查表面有无裂纹、撞伤、压扁、砂眼和分层等缺陷。外表面缺陷深度超过管子规定厚度 10% 以上时，应由施工单位会同有关部门商定处理措施。

### 2.2 检修时检查

(1) 检修时，锅炉检修部门应有专人检查受热面管子有无变形、磨损、刮伤、鼓包、蠕变变形及表面裂纹等情况，发现如上情况时应做好记录，并及时进行处理。对垢下腐蚀严重的水冷壁管，应定期进行腐蚀深度的测量。

(2) 为了解壁温大于 450℃ 的过热器管和再热器管材质性能变化规律，可选择具有代表性的部位，在壁温最高处设监察管。取样周期为 5 万 h。监督壁厚、管径、组织、碳化物、脱碳层和机械性能变化。

(3) 高温过热器或高温再热器的高温段如采用 18-8 不锈钢管，其异种钢焊接接头应在运行 8~10 万 h 时，进行宏观检查并进行 20% 无损探伤抽查。

### 2.3 受热面管的更换

当发现下列情况之一时，应及时更换，并做好记录：

(1) 合金钢过热器管和再热器管外径蠕变变形大于 2.5%，碳素钢过热器管和再热器管外径蠕变变形大于 3.5%；

- (2) 表面有氧化微裂纹；
- (3) 管壁减薄到小于强度计算壁厚；
- (4) 石墨化达 4 级（对碳钢和钼钢）。

### 2.4 监视段

(1) 为了及时掌握过热器材料组织和机械性能变化的规律，在过热器壁温最高的地方设置 3~5 根监视段，历次割管应在监视管上割取，没有异常情况不得变更。再热器管出口也可考虑设监视管段，监视管段长度为 1m。

(2) 过热器组装前由生产单位和基建单位共同确定监视段的部位和根数。组装后，试运前，基建单位应会同生产单位测量监视段的直径（每隔 150mm 测量一次，在同一截面上测直径正交两个值）并割管 150mm 交生产单位。锅炉运行后，由金属室在每次大修时，对监视段进行管径测量。

监视段的切割应每隔 4~5 年进行一次，割下的监视段应由金属试验人员进行下列必要试验（切割的长度为 150mm）：

- 1) 化学成分分析。原始管段必须进行分析。
- 2) 机械性能试验。强度、压扁、弯曲。
- 3) 微观组织。
- 4) 必要时做碳化物成分和相结构分析。
- 5) 外径测量。

(3) 运行超过 5 万 h 的受热面管子由于应力腐蚀、疲劳易引起内壁裂纹。为了加强监视、检查，对受热面管子、汽水连通管的检查、取样，可选取管子易产生应力腐蚀、热疲劳的部位并进行重点监视。

### 2.5 蠕变测量

#### 2.5.1 测量方法

由于同一工称直径和壁厚的管子，有一定允许的公差，因此管径与壁厚不是均匀一致的。所以，每一次测量的部位应尽量不变，以免造成额外的误差，并在管子两互相垂直的直径方向上都进行管径测量。同时在每次测量前，要将测量部位擦净，以减少各种因素引起的误差。

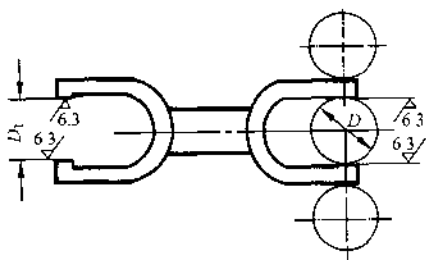


图 10-2 测量过热器管径胀粗的样板卡

#### 2.5.2 过热器管蠕胀测量的工具

游标卡尺用于测量具体的管径尺寸，样板卡用于确定管子是否在允许的尺寸范围内。样板卡如图 10-2 所示，它实际上是一种具有固定尺寸的外卡规。卡规钳口内表面之间的距离为所控制的管蠕胀值。

#### 2.5.3 氧化皮的影响

对过热器进行蠕胀测量时，如将氧化皮敲去，显然测量结果偏低，会掩盖过热器管蠕变的严重程度。如将氧化皮保留，则测量结果偏高，会夸大过热器管的蠕胀程度，过早地将管子报废。有实验测得过热器表面的氧化皮含铁量为 68%，氧化皮的密度

为  $4.87 \times 10^3 \text{kg/m}^3$ , 如过热器管钢的密度为  $7.82 \times 10^3 \text{kg/m}^3$ , 则生成 1mm 的氧化皮要消耗的金属厚度  $\delta$  为

$$\delta = \frac{\rho_{\text{氧化皮}}}{\rho_{\text{金属}}} \times 0.68 = 0.42 \text{mm}$$

在对过热器管进行蠕变测量时, 先用游标卡尺测量管子直径  $D'_n$ , 然后敲去氧化皮再测量管子直径  $D''_n$ , 则管子蠕胀后的直径为:  $D_n = D''_n + 0.42 (D'_n - D''_n)$ 。

应在过热器管壁温度最高区域内的过热器管上测量胀粗, 通常可在外观检查问题较严重部位进行。在管径胀粗较大的部位可割管进行综合分析, 或进行金相检验等, 找出胀粗的原因并采取相应措施。

## 2.6 监督管理

(1) 检修热力设备的高压管道时, 热力设备更换补入的新管段应有质量证书, 质量应符合 GB 5310—1995《高压锅炉用无缝钢管》的要求。管段更换前应进行检查, 内外表面不允许有裂纹、折叠、轧折、结疤、离层和发纹等缺陷。所用的合金钢管子在组合前均须进行光谱复核。

(2) 运行值班员应严格控制运行参数, 防止超温、超压 (尤其在启、停炉时), 对超温、超压的时间、量值及其他异常情况应做好记录, 及时向所在分场及生技科汇报, 还应报金属室, 存档备案。

## 3 高温紧固件的监督

### 3.1 性能要求

(1) 高温合金钢新螺栓和重新热处理螺栓的机械性能应符合 GB 3077《合金结构钢技术条件》和 DL439 要求, 根据螺栓使用温度选择钢号。螺母材料一般比螺栓材料低一级, 硬度值低 20~50HB。

(2) 对经过调质处理的 20Cr1Mo1VNbTiB 钢新螺栓, 其组织性能要求如下:

1) 硬度为 240HB~290HB。

2) 小于和等于 M52 的螺栓冲击韧性  $a_k > 78.4 \text{J/cm}^2$ , 大于 M52 的螺栓冲击韧性  $a_k > 58.8 \text{J/cm}^2$ 。

3) 对直筒结构的螺栓, 其冲击韧性值应比细腰结构螺栓高  $19.6 \text{J/cm}^2$ 。

4) 按晶粒尺寸分 7 级, 各级平均晶粒尺寸及其组织特征, 按 DL 439—1991《火力发电厂高温紧固件技术导则》规定确定。使用条件和螺栓结构允许使用级别见表 10-5。

5) 对已运行的螺栓可参照上述要求处理。

表 10-5 螺栓的使用条件和允许使用级别

序号	使用条件	螺栓结构	允许使用级别
1	原设计螺栓材料为 20Cr1Mo1VNbTiB	等强度细腰	5
2	引进大机组采用 20Cr1Mo1VNbTiB	等强度细腰	5
3	原设计为 540℃ 温度等级的其他螺栓, 如采用该钢种	等强度细腰	3、4、5、6、7
		直筒	4、5

### 3.2 紧固操作要求

(1) 在螺帽下应加装弹性或塑性变形垫圈、锥面或球面变位垫圈、套筒等, 以补偿螺杆

或法兰面的偏斜,消除附加弯曲应力,提高抗动载能力,保证紧力均匀。

(2) 为了改善螺栓的应力分布状态,新制螺栓要采用等强细腰结构和国际新制螺纹。螺纹、螺杆粗糙度不低于  $\sqrt{32}$  ~  $\sqrt{32}$ 。精度应符合 JB 2954—1981《汽轮机双头螺柱、汽轮机等长双头螺柱、汽轮机罩螺母技术件》要求。

(3) 检修时拆下螺栓的螺纹应进行研磨清洁,紧固前应涂以润滑材料。

(4) 汽缸螺栓和中心孔较大的其他螺栓,中心孔加热必须采用电热元件或热风器,禁止用火嘴直接加热。

(5) 高温螺栓紧固力不宜过大,汽缸新螺栓应根据制造厂规定的应力紧固。预应力控制应根据螺栓类别和实际条件,选用转角法(含加热)、扭矩法或拉长方法紧固,螺栓的紧固与拆卸不宜用大锤打击。

### 3.3 对螺栓的检查

(1) 高温合金钢螺栓使用前必须 100% 光谱复查, M32 以上的高温合金钢螺栓使用前必须 100% 做硬度检查。

(2) 大修时,对承压设备中的大于和等于 M32 的高温合金钢螺栓进行 100% 的无损探伤和硬度检查,如发现裂纹及时更换。使用 5 万 h 应做金相检验,必要时做冲击韧性抽查,以后抽查周期根据钢种控制在 3~5 万 h。

(3) 对 25Cr2MoV 和 25Cr2MoV 钢螺栓抽查结果应符合下列要求:

1) 硬度为 240HB~290HB;

2) 金相组织中无明显网状组织;

3) 调速汽门、自动主汽门、电动主汽门及阀门的螺栓的冲击韧性  $a_k > 58.8\text{J}/\text{cm}^2$ , 流量孔板、导管法兰和汽缸的螺栓的冲击韧性  $a_k > 34.3\text{J}/\text{cm}^2$ 。

(4) 每次大修时应抽测 20% 螺栓的长度,然后算出蠕变变形量。

(5) CrMoV 钢、多元强化 CrMoV 钢和强化的 12% 络型钢螺栓的蠕变变形量达 0.7% 时,至少从螺栓组中选择一根有代表性的螺栓进行解剖试验。抽验螺栓应是工作温度最高,或应力最高,或材料质量有问题的螺栓。如果电厂未进行蠕变变形测量,螺栓累积运行时间达到 8~10 万 h 应进行解剖试验。

(6) 在任何情况下,断裂的螺栓都应进行解剖试验和失效分析。

(7) 螺栓材料解剖试验的内容根据螺栓的尺寸和需要来确定。至少应进行以下试验:

1) 金相、硬度试验;

2) 拉伸试样一根,测量  $\sigma_{0.01}$ 、 $\sigma_{0.2}$ 、 $\sigma_b$ 、 $\delta$ 、 $\psi$ ;

3) 三个 V 型缺口冲击试样;

4) 断口形貌的脆性转变温度 (FATT),必要时进行高温强度等试验。

(8) 根据上述各项检验结果,进行综合分析。参照 3.4 的有关规定,对运行螺栓的安全性作出科学的评定和提出改进措施。

### 3.4 螺栓的更换和报废

由于高温螺栓的结构、装配和运行的特点,在火力发电厂金属监督部件中螺栓的更换和报废是最频繁的。老化螺栓更换和报废的主要依据是损伤程度和寿命消耗率。

高温螺栓的寿命消耗率可用两种方法表示:

(1) 按运行时间计算。

$$\text{高温螺栓寿命消耗率} = \frac{\text{累计运行时间} + \text{由紧固引起的当量运行时间}}{\text{允许的寿命时间}} \%$$

由紧固引起的当量运行时间 = 紧固次数 × 15000h。

例如：对化学成分为 0.15% ~ 0.25% C, 0.9% ~ 1.3% Cr, 0.85% ~ 1.1% Mo, 0.6% ~ 0.8% V 的螺栓，允许寿命为：工作温度小于 480℃，30 万 h；485 ~ 515℃，25 万 h；516 ~ 538℃，20 万 h。

### (2) 按蠕变变形量计算

$$\text{高温螺栓寿命消耗率} = \frac{\text{运行后螺栓长度伸长率}}{1\%} \%$$

该公式可用于各种钢制高温螺栓。

以上两种方法适用于材料和结构合格，并按规定紧固工艺紧固的螺栓。

符合下列条件之一的螺栓应更换和报废：

- (1) 按运行时间计算的寿命消耗率达 100% 的螺栓；
- (2) 螺栓的残余伸长率达到 1%；
- (3) 已发现裂纹的螺栓；
- (4) 经二次恢复性热处理后发生热脆性，达到更换螺栓的规定；

注：新成品螺栓又经一次调质处理的按一次性恢复热处理对待。

- (5) 外形严重损伤，不能修复复原；
- (6) 螺栓中心孔局部烧伤熔化。

### 3.5 恢复性热处理

(1) 对硬度偏高、冲击值低、金相组织不好的螺栓，可采用恢复性热处理措施，使其再服役。

(2) 恢复性热处理工作应参照有关要求制订热处理工艺和实施措施。

(3) 经恢复性热处理后的螺栓，应 100% 进行无损探伤和硬度检查，必要时抽样进行机械性能试验及金相检查。

### 3.6 技术档案及管理

火力发电厂应建立以下三种高温螺栓技术档案：

(1) 使用前的高温紧固件技术档案。

- 1) 高温紧固件的质量检验单；
- 2) 光谱、探伤、硬度、金相检验资料；
- 3) 各种法兰螺栓的强度计算、预紧力值、紧固工艺等资料；
- 4) 螺栓的初始长度。

(2) 运行中的技术档案。

- 1) 汽缸、阀门、管道法兰螺栓的蠕变测量资料；
- 2) 各螺栓组的超参数运行时间、启停次数和累计运行时间；
- 3) 各次大修时的探伤资料、硬度和金相组织检查资料；
- 4) 各次大修时各种法兰螺栓的紧固、拆卸、加热资料；
- 5) 运行 5 万 h (或蠕变变形量达 0.5%) 的螺栓无损检验和螺栓的安全性初步评定；
- 6) 运行 8 ~ 10 万 h 或蠕变量达 0.7% 的螺栓检验和解剖试验资料、螺栓的安全性评定；
- 7) 各种螺栓的检修、更换、报废、恢复性热处理资料。

(3) 螺栓失效分析资料。

- 1) 断裂金相分析;
- 2) 材质解剖试验;
- 3) 工况、装配工艺、结构影响分析;
- 4) 防止失效的措施、执行情况和效果。

#### 4 锅筒的监督

##### 4.1 安装时的检查

施工单位在安装锅筒时应进行下列检查:

(1) 查阅制造厂所提供的质量证明书及质量检验记录等技术资料,如资料不全或对质量有怀疑时,应由施工单位会同有关单位进行复核检查,必要时应要求制造厂参加复检;

(2) 对合金钢锅筒的每块钢板、每个管接头均进行光谱检查;

(3) 对焊缝表面 100% 进行宏观检查;

(4) 对集中下降管座、给水管座角焊缝的 100% 和筒体纵缝的 25%、环缝的 10% (含全部 T 形接头) 进行超声波探伤检查;

(5) 对其他管座每种至少抽查 1 个做无损探伤,对人孔加强圈焊缝和返修过的部位应重点抽查;

(6) 对筒体、焊缝及热影响区进行硬度抽查。

管座角焊缝无损检验可参照 JB4730 的规定方法进行。

##### 4.2 运行和检修时的监督

(1) 在启动、运行、停炉过程中要严格控制锅筒壁温度上升下降的速度。高压炉应不超过  $60^{\circ}\text{C}/\text{h}$ , 中压炉不超过  $90^{\circ}\text{C}/\text{h}$ , 同时尽可能使温度均匀变化。对已投入运行的、有较大超标缺陷的锅筒,其温升、温降速度还应适当减低,尽量减少启停次数,必要时可视具体情况,缩短检查的间隔时间或降参数运行。

(2) 锅炉投入运行 5 万 h 时,应对锅筒进行第一次检查,以后检查周期结合大修进行。检查内容:

1) 集中下降管管座焊缝应进行 100% 的超声波探伤。

2) 筒体和封头内表面去锈后尽可能进行 100% 目视宏观检查。

3) 筒体和封头内表面主焊缝、人孔加强焊缝和预埋件焊缝表面去锈后,进行 100% 的目视宏观检查;对主焊缝应进行无损探伤抽查(即纵缝至少抽查 25%,环缝至少抽查 10%)。

4) 检查发现裂纹时,应采取相应的处理措施。发现其他超标缺陷时,应进行安全性评定。

5) 对给水管孔进行宏观检查,必要时进行无损探伤。

(3) 碳钢或低合金高强度钢制造的锅筒,安装和检修中严禁焊接拉钩及其他附件。发现缺陷时不得任意进行补焊;经安全性评定必须进行补焊时,应制订方案,经主管局审批后进行。若需进行重大处理时,处理前还需报部及地方劳动局备案。

(4) 锅炉水压试验时,为了防止锅炉脆性破坏,水温不应低于锅炉制造厂所规定的试验水压温度,以  $30\sim 70^{\circ}\text{C}$  为宜。

## 5 联箱和给水管道的监督

(1) 联箱安装前应做如下检查:

- 1) 宏观检查是否存在表面缺陷;
- 2) 合金钢箱体、封头、管接头以及这些元件的焊缝, 必须逐个进行光谱分析;
- 3) 每个合金钢联箱母材及焊缝各 1 处进行硬度抽查;
- 4) 每个联箱抽 1 条环焊缝进行超声波探伤, 每种管座角焊缝至少抽 1 个做无损探伤, 手孔管座角焊缝 100% 进行表面探伤;
- 5) 检查联箱 (尤其是蒸汽联箱和减温器联箱) 内部钻孔时有无杂物遗留。如果有, 应彻底清除。

(2) 对运行时间达到 10 万 h 的联箱, 应进行全面检查, 以后检查周期为 5 万 h。

1) 高温联箱的箱体蠕变监督, 按 DL441 的规定进行。

2) 集汽联箱应进行如下检查:

- 箱体进行宏观、硬度、壁厚和金相检查;
- 安全门接管座 100% 的探伤检查;
- 变径管焊缝进行 100% 的宏观和探伤检查。

3) 高温过热器和高温再热器出口联箱应进行如下检查:

- 箱体进行宏观、硬度和复膜金相检验, 壁厚进行测量;
- 封头焊缝进行 100% 的宏观和探伤检查;
- 排管管座及管孔间进行宏观和探伤抽查。

其他联箱可根据实际情况进行抽查。

4) 减温器联箱应进行如下检查:

- 封头焊缝进行宏观和无损探伤抽查;
- 内套管、喷头和内壁进行内窥镜检查, 必要时对箱体进行超声波探伤。

5) 水冷壁、省煤器联箱封头焊缝应进行宏观和无损探伤抽查。

(3) 受监范围的主给水管道的, 投产运行 5 万 h 时, 应做如下检查, 以后检查周期为 5 万 h:

- 对三通、阀壳进行宏观检查;
- 对弯头进行宏观和厚度检查;
- 对焊缝和应力集中部位进行宏观和无损探伤检查;
- 对阀门后管段进行壁厚测量。

(4) 100MW 及以上机组的给水管道的, 运行 10 万 h 时, 应对管系及支吊架情况进行检查和调整。检查和调整的具体实施措施按 DL/T616 规定进行。

## 6 汽轮发电机转子监督

(1) 汽轮机大轴、叶轮、叶片和发电机转子、护环等重要高速转动部件, 在安装前施工单位应查阅制造厂提供的有关技术资料, 并进行外观检查。若发现资料不全或质量有问题时, 应要求制造厂补检或采取相应处理措施。对容量等于或大于 200MW 的汽轮发电机大轴, 若制造厂未提供详细的检查资料, 必须进行无损探伤 (含中心孔部位) 检查。



(2) 大修中对汽轮机大轴、叶轮、叶片和发电机转子、护环进行外观检查,并对如下重点部位进行无损探伤:

- 1) 汽轮机叶片根部和工作面;
  - 2) 轴向键套装的叶轮键槽部位;
  - 3) 转子表面应力集中部件,尤其是调节级叶轮根部 R 处和热槽等热应力集中部位;
  - 4) 汽轮机、发电机大轴中心孔部位,尤其对国产 200MW 机组和使用时间超过 10 万 h、容量为 50MW 以上机组,必须进行检查;
  - 5) 发电机护环,尤其是内表面。
- (3) 大型机组超速试验时,大轴温度不应低于该大轴的脆性转变温度。

## 7 汽轮机高温部件及其他部件的监督

### 7.1 安装时的检查

(1) 汽轮机安装前,对高温铸钢件如汽缸、汽室、自动主汽门、三通等核对出厂证明书或质量保证书,并进行裂纹检查。如发现裂纹,应查明情况,根据缺陷的严重程度,组织制造厂、运行单位和其他有关单位进行处理。

(2) 汽轮机安装前,应对大轴和转子、叶轮、叶片、隔板、导汽管等进行外观检查,必要时做无损检验。发现问题时可按相应标准逐项复查,做好记录。根据缺陷的严重程度组织制造厂、运行单位和其他有关单位进行处理。

(3) 汽轮机安装前应对合金钢部件、管道、阀门逐件进行光谱分析,凡错用者应立即更换。在汽轮机投产前,安装单位应将光谱分析记录与检查记录移交生产单位。汽轮机投产后的第一次大修除对紧固件进行光谱复查外,还应对安装单位移交的技术记录上的遗漏部分进行补查,发现钢材错用者立即更换。对高压汽缸、自动主汽门等重要部件,以汽机分场进行外观检查为主,发现异常情况时应委托金属室进行检验。发现裂纹时,汽机分场应组织有关人员讨论处理措施,经讨论确认裂纹不影响或暂不影响设备安全运行者,在运行中严加监督,对裂纹的发展情况应做详细记录,在条件成熟时,应立即进行必要的处理。

### 7.2 检修时的检查

对汽轮机、发电机、高速转动易损坏部件、零件,每次大修应进行监视检查。金属试验室应对轴向键套装的叶轮键槽、发电机护环等部位进行无损探伤。

对汽缸、汽室、主汽门等部件进行内外表面裂纹的检查,如发现裂纹,应根据具体情况进行处理。检查周期如下:

- (1) 新投产的机组运行至 5 万 h 应进行第一次检查,以后的检查周期为 5 万 h;
- (2) 运行时间超过 10 万 h 而又从未检查过的机组,应在最近一次检修时进行检查,以后的检查周期约为 5 万 h。

## 第三节 焊接质量监督

### 1 焊工要求

凡属金属监督范围内的锅炉、汽轮机承压管道和部件的焊接工作,必须由按 DL/T

679—1999《焊工技术考核规程》考试合格的焊工担任。特殊要求的部件焊接，焊工应做焊前练习及准许性考试。

## 2 焊接标准

凡焊接金属监督范围内的各种管道和部件，应执行 DL 5007—1992《电力建设施工及验收技术规范（火力发电厂焊接篇）》有关技术规定。

## 3 焊接材料及工艺管理

(1) 凡焊接大量“受监部件”，焊接重要部件和重要转动部件，应制定工艺措施，进行工艺评定，焊前宜进行练习和准许性考核。金属室焊接技术员（或其他人员）应参与重要设备的焊接准备工作，制定焊接工艺的措施，进行工艺评定，并协助有关分场搞好焊工培训考核工作。

(2) 凡属焊接“受监部件”所用的焊接材料必须有质量保证书或经过鉴定，确系合格品才能使用，禁止使用存放不良、药皮变质、药皮剥落的焊条。电石气应过滤使用。

(3) 凡担任“受监部件”焊接工作的人员，应严格按照焊接工艺要求进行预热、点焊、施焊的质量检验；要严格掌握坡口尺寸、装配尺寸；热处理人员要严格执行热处理规范，并做出实际的热处理工艺曲线。

(4) 凡属“受监部件”焊接工作，施工结束后，由焊工清渣，打上钢印代号，然后由班组进行宏观验收。自检和验收合格的焊口，由金属室配合抽查，抽查数量按 DL612—1996《电力工业锅炉监察规程》的规定。抽查位置由焊接技术人员、测试人员共同商定。

## 4 对制造厂焊接件的监督

对制造厂焊接的焊缝，施工单位应先核对合格证，并做外观检查。受热面管子在安装前还应切取焊缝试样进行检验。水冷壁、省煤器、过热器和再热器管子如系机械焊接，应按每种材质、规格、焊接方法，分别切取焊缝试样 2 个；如系手工焊接，亦应按每种材质、规格，按每个焊工，分别切取 2 个焊缝试样进行检验。检验不合格时应加倍切取焊缝试样再做检验，如仍不合格，则应通知制造厂并呈报上级研究处理。

# 第四节 技术档案

## 1 竣工资料

安装单位应积累下列竣工资料并移交生产单位：

(1) 施工所依据的“受监部件”范围内的全套管道系统图与布置图。以上设计图如在施工中修改，应在原图上按实际情况更正。

(2) “受监部件”的出厂技术证件和现场检验资料。

(3) 注明蠕变测点、监视段、膨胀指示器、焊口与支吊架位置的主汽管（再热汽管）及给水母管系统的单线立体图，并注明尺寸。

(4) 属于“金属监督”范围内的管道焊接技术资料 and 现场检验记录「主汽管道（再热汽

管)和给水管道焊口探伤报告必须标有焊口的具体位置]。

(5) 代用材料的详细记录,包括代用依据、补充试验等。

(6) 管道蠕变测点的几何尺寸、膨胀指示器、支吊架装置图纸、冷紧记录。

(7) 管道系统合金钢部件和合金钢紧固件的光谱检验记录。

(8) 属安装监督检查项目中的有关资料、详细的检查试验报告及与金属监督有关的设备的缺陷处理情况。

## 2 电厂金属室建立的档案

金属室应根据设备监督项目,分门别类,建立档案;对系统进行整理和积累监督资料。

### 2.1 原始资料技术档案

(1) 制造、安装移交的有关原始资料;

(2) 受监金属部件的用钢资料;

(3) 机组超参数运行时间、启停次数和累计时间等资料。

### 2.2 专门技术档案

(1) 主蒸汽管道、高温再热蒸汽管道等蠕变监督及支吊架检查档案;

(2) 过热器监视段切割、试验资料;

(3) 高温紧固件试验、检查、更换档案;

(4) 事故分析、反事故措施、缺陷处理及异常情况档案;

(5) 焊接监督档案;

(6) 重要的转动部件档案;

(7) 大型铸件检查档案。

### 2.3 管理档案

(1) 全厂金属技术监督组织机构和职责条例汇编;

(2) 上级下达的金属监督规程、规定及局、厂级编制的金属监督实施细则;

(3) 大修总结和年度金属监督总结。

## 3 记录和报告

### 3.1 金属监督项目

分场负责检查的金属监督项目均应做正式记录,经分场主任审核后列入检修记录。

### 3.2 金属监督试验或鉴定报告

报告应有完整的审批手续,自存一份,交有关分场和生技科各一份。重要的技术报告应由生技科长或总工程师审批。

### 3.3 综合性鉴定试验报告

由金属专业人员签署,生技科长审核,总工程师批准,自存一份,交分场一份,并交资料室存档。

### 3.4 “受监部件”损坏事故分析资料

由金属室管存,其中除实物资料外,尚可据运行监察人员的要求另行提供一份。

## 第五节 电力建设施工及验收

### 1 管道

按照 DL5031—1994《电力建设施工及验收技术规范（管道篇）》等，以下介绍与金属监督有关管道的配制、施工及验收要点。

#### 1.1 外观检查

管子、管件、管道附件及阀门，在使用前应进行外观检查，其表面要求为：

(1) 无裂纹、缩孔、夹渣、粘砂、折叠、漏焊、重皮等缺陷；表面应光滑，不允许有尖锐划痕。

(2) 凹陷深度不得超过 1.5mm，凹陷最大尺寸不应大于管子周长的 5%，且不大于 40mm。

(3) 对中、低合金钢管子、管件、管道附件及阀门，在使用前应逐件进行光谱复查并做出材质标记。

#### 1.2 管子检验

##### 1.2.1 检验项目

(1) 化学成分分析；

(2) 力学性能试验（抗拉强度、屈服强度、延伸率）；

(3) 管壁厚度大于或等于 12mm 的高压合金钢管冲击韧性试验；

(4) 合金钢管的热处理状态说明或金相分析。

##### 1.2.2 检验报告

(1) 焊缝检验报告；

(2) 管壁厚度检验报告。用于高压管道的中、低合金钢管应进行不少于 3 个断面的测厚检验并做记录。

#### 1.3 管件检验

##### 1.3.1 检验项目

(1) 化学成分分析；

(2) 合金钢管件的热处理状态说明或金相分析；

(3) 高压管件的无损探伤。

##### 1.3.2 法兰检查

(1) 法兰密封面应光洁，不得有径向沟槽，且不得有气孔、裂纹、毛刺或其他降低强度和连接可靠性方面的缺陷。

(2) 带有凹凸面或凹凸环的法兰应自然嵌合，凸面的高度不得大于凹槽的深度。

(3) 法兰端面上连接螺栓的支承部位应与法兰接合面平行，以保证法兰连接时端面受力均匀。

(4) 法兰使用前，应按设计图纸校核各部尺寸，并与待连接的设备上的法兰进行核对，以保证正确地连接。

#### 1.4 管道附件检验

(1) 螺栓及螺母的螺纹应完整, 无伤痕、毛刺等缺陷, 螺栓与螺母应配合良好, 无松动或卡涩现象。

(2) 用于设计温度大于  $430^{\circ}\text{C}$  且直径大于或等于 M30 的合金钢螺栓应逐根编号, 逐根进行硬度检查, 不合格者不得使用。

(3) 法兰的垫片材料应符合设计要求, 石棉橡胶垫片应质地柔韧, 无老化变质或分层现象, 表面不应有折损、皱纹等缺陷, 金属垫片的表面用平尺目测检查, 应接触良好, 无裂纹、毛刺、锈蚀及粗糙加工等缺陷, 其硬度宜低于法兰硬度。

(4) 包金属及缠绕式垫片不应有径向划痕、松散等缺陷。

### 1.5 弯管制作

(1) 采用中频加热弯管时, 应符合下列规定:

1) 弯制低碳钢管的加热温度为  $850 \sim 1000^{\circ}\text{C}$ , 当管壁厚度不大于  $25\text{mm}$  时, 采用喷水冷却。否则, 宜采用强迫风冷的冷却方式, 弯后可不进行热处理。

2) 弯制合金钢管时, 管子背弧处加热温度不得超过  $900^{\circ}\text{C}$ , 采用强迫风冷方式冷却, 弯后应进行正火加回火处理。

3) 弯制新钢种钢管时, 必须对该钢种弯管的背弧最大变形处进行试验, 确认无晶间裂缝等缺陷后方可确定工艺, 弯制该钢种钢管。

(2) 外观检查。管壁表面不应有裂纹、分层、过烧等缺陷。如有疑问时, 应进行无损探伤检查。

(3) 探伤和金相检验

1) 高压钢管弯制后, 应进行无损探伤, 需热处理的应在热处理后进行。如有缺陷允许修磨, 修磨后的壁厚不应小于直管最小壁厚。

2) 合金钢管弯制、热处理后应进行金相组织和硬度检验, 并符合 DL438《火力发电厂金属技术监督规程》的规定。

(4) 钢板卷制的钢管、管件及管道附件不得有漏焊、未焊透等缺陷。焊缝应经渗煤油试验合格。用于承压管道还应按有关规定做无损探伤检查。

(5) 钢板卷制的钢管应符合下列要求:

1) 管段对接时, 其纵向焊缝应错开, 并不小于  $100\text{mm}$ ;

2) 在主管上开孔时, 开孔位置不宜在焊缝上。

3) 卷管公称直径大于或等于  $1000\text{mm}$  时, 应在管内进行封底焊。

4) 直径小于  $2000\text{mm}$  的卷管可有不多于两道的纵向焊缝, 两纵缝间距应大于  $300\text{mm}$ 。

### 1.6 高压管道安装

#### 1.6.1 弯度校正

合金钢管子局部进行弯度校正时, 加热温度应控制在管子的下临界温度  $A_{c1}$  以下。

#### 1.6.2 蠕胀测点

按本章第二节中 1.2 的要求进行。

#### 1.6.3 质量检查

合金钢管道在整个系统安装完毕后, 应做光谱复查, 材质不得用错。剩余管段也应及时做出材质标记。

## 2 受热面

按照 DL/T 5047—1995《电力建设施工及验收技术规范（锅炉机组篇）》，以下介绍与金属技术监督有关的要点。

### 2.1 有关规定

(1) 受热面设备在安装前应根据供货清单、装箱单和图纸进行全面清点，注意检查表面有无裂纹、撞伤、龟裂、压扁、砂眼和分层等缺陷；如外表表面缺陷深度超过管子规定厚度的 10% 以上，应按本节 1.1 处理；并应着重检查承受荷重部件的承力焊缝，该焊缝高度必须符合图纸规定。

(2) 在对口过程中注意检查受热面管的外径和壁厚的允许偏差，允许偏差见附录 F；如偏差超出国家标准要求，应及时进行处理。

(3) 合金钢部件的材质应符合设备技术文件的规定；安装前必须进行材质复查，并在明显部位做出标记；安装结束后应核对，标记不清者再进行一次材质复查。

(4) 受热面管在组合和安装前必须分别进行通球试验，试验用球应采用钢球，且必须编号和严格管理，不得将球遗留在管内；通球后应做好可靠的封闭措施，并做好记录。

(5) 焊件对口应做到内壁齐平，其错口值应符合下列要求：

- 1) 对接单面焊的局部错口值不应超过壁厚的 10%，且不大于 1mm；
- 2) 对接双面焊的局部错口值不应超过壁厚的 10%，且不大于 3mm。

(6) 受热面管子对口偏折度用直尺检查，距焊缝中心 200mm 处离缝一般不大于 2mm。对接焊口，不允许布置在管子弯曲部位，其焊口距离管子弯曲起点不小于管子直径，且不小于 100mm（焊接、锻制、铸造成型管件除外）。距支吊架边缘至少 50mm。

(7) 筒体的对接焊口，其焊口距离封头弯曲起点不小于壁厚加 15mm，且不小于 25mm 和不大于 50mm；两个对接焊口间的距离不得小于管子直径，且不得小于 150mm。

(8) 用于工作温度不低于 500℃、且直径大于 30mm 的合金钢螺栓应做硬度试验。

### 2.2 工程验收清单

#### 2.2.1 安装记录项目

- (1) 汽包安装记录；
- (2) 水冷壁组合、安装记录；
- (3) 过热器、再热器及省煤器组合、安装记录；
- (4) 受热面热膨胀间隙记录；
- (5) 合金钢材质复核记录；
- (6) 循环泵安装记录；
- (7) 水冷壁冷拉记录。

#### 2.2.2 设备安装项目鉴证项目

- (1) 表面式热交换器的盘管水压试验合格鉴证；
- (2) 受热面管通球试验鉴证；
- (3) 汽包内部装置安装检查鉴证；
- (4) 受热面密封装置鉴证（指正压和微正压锅炉）；
- (5) 水压试验鉴证；

(6) 循环泵试运鉴证。

### 3 焊接质量及验收

按照 DL5007—1992《电力建设施工及验收技术规范（火力发电厂焊接篇）》，以下介绍有关焊接体质量监督事项。

焊接质量检查，包括焊接前、焊接过程中和焊接结束后三个阶段的质量检查，应严格按检验项目和程序进行。

#### 3.1 分类验收项目

焊接接头分类检查的方法、范围及数量，按表 10-6 进行，且应符合下列规定：

表 10-6 焊接接头分类检验的项目范围及数量

焊接接头类别	范 围	检验方法及比例 (%)					
		外 观		射线 超声	硬度*	光谱	割样 /代样**
		自检	专检				
I	工作压力 $\geq 9.81\text{MPa}$ 的锅炉受热面管子	100	100	50	5	10	0.5
	外径大于 159mm 或壁厚 $> 20\text{mm}$ 、工作压力 $> 9.81\text{MPa}$ 的锅炉本体范围内的管子及管道	100	100	100	100	100	—
	外径 $> 159\text{mm}$ 、工作温度高于 $450^\circ\text{C}$ 的蒸汽管道	100	100	100	100	100	—
	工作压力 $> 8\text{MPa}$ 的汽、水、油、气管道	100	100	50	100	100	—
	工作温度 $> 300^\circ\text{C}$ 且 $\leq 450^\circ\text{C}$ 的汽水管及管件	100	50	50	100	100	—
	工作压力为 $0.1 \sim 1.6\text{MPa}$ 的压力容器	100	50	50	100	100	—
II	工作压力 $< 9.81\text{MPa}$ 的锅炉受热面管子	100	25	25	5	—	0.5
	工作温度 $> 150^\circ\text{C}$ 且 $\leq 300^\circ\text{C}$ 的蒸汽管道及管件	100	25	5	100	—	—
	工作压力为 $4 \sim 8\text{MPa}$ 的汽、水、油、气管道	100	25	5	100	—	—
	工作压力 $> 1.6\text{MPa}$ 且 $< 4\text{MPa}$ 的汽、水、油气管道	100	25	5	—	—	—
	承受静载荷的钢结构	100	25	***	—	—	—
III	工作压力为 $0.1 \sim 1.6\text{MPa}$ 的汽、水、油、气管道	100	25	1	—	—	—
	烟、风、煤、粉、灰等管道及附件	100	25	****	—	—	—
	非承压结构及密封结构	100	10	—	—	—	—
	一般支撑结构（设备支撑、梯子、平台、拉杆等）	100	10	—	—	—	—
	外径 $< 76\text{mm}$ 的锅炉水压范围内的疏水、放水、排污、取样管子	100	100	—	—	—	—

\* 经焊接工艺评定，且具有与作业指导书规定相符的热处理自动记录曲线图的焊接接头，可免去硬度测定。

\*\* 经焊接工艺评定，凡按作业指导书施焊的锅炉受热面管焊接接头，可免去割样检查。

\*\*\* 钢结构的无损探伤方法及比例按设计要求进行。

\*\*\*\* 烟、风、煤、粉、灰管道应做 100% 的渗油抽查。

- (1) 外观检查不合格的焊缝，不允许进行其他项目检查。
- (2) 需做热处理的焊接接头，应在热处理后进行无损探伤。
- (3) 焊接接头的射线透照或超声波探伤按下列规定选用：
  - 1) 厚度小于或等于 20mm 的汽、水管道采用超声波探伤时，应另做不小于 20% 探伤量的射线透照。
  - 2) 厚度大于 20mm、且小于 70mm 的管子和焊件，可选射线透照或超声波探伤。
  - 3) 厚度大于或等于 70mm 的管子焊到 20mm 左右时，做 100% 的射线探伤，焊接完成后做 100% 超声波探伤。
  - 4) 对于焊接接头为 I 类的锅炉受热面管子，除做不少于 25% 的射线透照外，还应另做 25% 的超声波探伤。
- (4) 合金钢件焊后应对焊缝进行光谱分析复查，规定如下：
  - 1) 锅炉受热面管子不少于 10%。
  - 2) 其他管子及管道 100%。
  - 3) 光谱分析复查应根据每个焊工的当日工作量进行。

### 3.2 割样检查

- (1) 锅炉受热面管子进行割样或代样检查时，试样数量见表 10-7。试样切取部位及加工规格见附录 F。
- (2) 割样或代样的检查结果若有不合格项目时，应做该项目不合格试样数量的双倍复检。

表 10-7 锅炉受热面管子焊接接头割样（或代样）检查的项目及试验数量

项 目	拉力 (片)	冷弯 (片)		金相 (片)		断面 (片)
		面 弯	根 弯	宏 观	微 观	
数量	2	1	1	1	1 (中、高合金钢)	3

### 3.3 不合格件的处理

- (1) 无损探伤的结果若有不合格时，除对其进行返修外，还应从该焊工当日的同一批焊接接头中增做不合格数的加倍检验。加倍检验中仍有不合格时，则该批接头评为不合格。
- (2) 对于不合格的焊接接头，应查明原因，采取对策，进行返修。返修后应重新进行检验。
- (3) 热处理自动记录图异常时，应做硬度值抽查。被查部件的硬度值超过规定范围时，应按班次做加倍复检，并查明原因，对不合格接头重新做热处理。

### 3.4 无损检验

焊接检验后，应按部件和整体分别统计出无损检验一次合格率，以反映焊接质量状况。其计算方法可按下式进行

$$\text{无损检验一次合格率} = (A - B) / A \times 100\%$$

式中：A 为一次被检焊接接头当量数（不包括复检及重复加倍当量数）；B 为不合格焊接接头当量数（包括挖补、割口及重复返工当量数）。

当量数计算规定如下：

- (1) 外径小于或等于 76mm 的管接头，每个接头记为当量数 1。



(2) 外径大于 76mm 的管子、容器接头，同焊口的每 300mm 被检焊缝长度记为当量数 1。

(3) 使用射线探伤时，相邻底片上的超标缺陷实际间隔小于 300mm 时可记为一个当量。

### 3.5 质量标准

#### 3.5.1 外观

(1) 焊缝边缘应圆滑过渡到母材，焊缝外形尺寸应符合设计要求，其允许尺寸见表 10-8。

(2) 焊缝表露缺陷应符合表 10-9 要求，焊缝角变形应符合表 10-10 规定。

表 10-8 焊缝外形允许尺寸 mm

接头型式位置			焊缝类别			
			I	II	III	
对接接头	焊缝余高	平 焊	0~2	0~3	0~4	
		其他位置	≤3	≤4	≤5	
	焊缝余高差	平 焊	≤2	≤2	≤3	
		其他位置	≤2	<3	<4	
	焊缝宽度	比坡口增宽	<4	≤4	≤5	
		每侧增宽	<2	≤2	≤3	
角接头	贴角焊	焊 脚	$\delta + (2 \sim 3)$	$\delta + (2 \sim 4)$	$\delta + (3 \sim 5)$	
		焊脚尺寸差	<2	≤2	≤3	
	坡口角焊	焊 脚	$\delta \leq 20$	$\delta \pm 1.5$	$\delta \pm 2$	$\delta \pm 2.5$
			$\delta > 20$	$\delta \pm 2$	$\delta \pm 2.5$	$\delta \pm 3$
		焊脚尺寸差	$\delta \leq 20$	<2	≤2	≤3
			$\delta > 20$	<3	<3	<4

注 1 焊缝表面不允许有深度大于 1mm 的尖锐凹槽，且不允许低于母材表面。

2 搭接角焊缝的焊脚与部件厚度相同。

表 10-9 焊缝表露缺陷允许范围

焊缝类别		质量要求		
		I	II	III
缺陷名称				
裂纹、未熔合		不允许		
根部未焊透		不允许	深度 ≤ 10%δ，且 ≤ 1.5mm，总长度 ≤ 焊缝全长的 10%，氩弧焊打底焊缝不允许	深度 ≤ 15%δ，且 ≤ 2mm，总长度 ≤ 焊缝全长的 15%
气孔、夹渣		不允许		
咬边	不要求修磨的焊缝	深度 ≤ 0.5mm，焊缝两侧总长度：管件 ≤ 焊缝全长的 10%，且 ≤ 40mm。板件不大于焊缝全长的 10%	深度 ≤ 0.5mm，焊缝两侧总长度：管件 ≤ 焊缝全长的 20%，板件 ≤ 焊缝全长的 15%	深度 ≤ 0.5mm，焊缝两侧总长度：管件 ≤ 焊缝全长的 20%，板件 ≤ 焊缝全长的 20%
	要求修磨的焊缝	不允许		
根部凸出		≤ 2mm	板件和直径 ≥ 108mm 的管件：≤ 3mm 管件直径 < 108mm 时以通球为准，要求是： 管外径 ≥ 32mm 时，为管内径的 85% 管外径 < 32mm 时，为管内径的 75%	
内 凹		≤ 1.5mm	≤ 2mm	≤ 2.5mm

(3) 管子、管道的外壁错口值不得超过以下规定：①锅炉受热面管子， $\leq 10\% \delta + 1\text{mm}$ ；②其他管道， $\leq 10\% \delta$  且  $\leq 4\text{mm}$ 。

表 10-10 焊缝角变形允许范围

焊 件	偏差数	
	$\theta$ (°)	$a$ (mm)
板 件	$\leq 3$	—
管径 < 100mm	—	$\leq 1/100$
管径 $\geq 100\text{mm}$	—	$\leq 3/200$

表 10-11 各类焊缝的质量级别规定

探伤方法	焊 缝 类 别			
	I	II	III	
			锅炉范围内	锅炉范围外
射 线	II	II	II	III
超 声	I	I	I	II

### 3.5.2 无损探伤

焊缝的无损探伤检验及结果的评定应按照以下标准进行。

#### (1) 承压管道。

1) DL/T 5069—1996《电力建设施工及验收技术规范（钢制承压管道对接焊缝射线检验篇）》。

2) DL/T 5048—1995《电力建设施工及验收技术规范（管道焊缝超声波检验篇）》。

#### (2) 容器及钢结构。

1) GB 3323—1987《钢熔化焊对接接头射线照相和质量级别》。

2) JB1152—1981《锅炉和钢制压力容器对接焊缝超声波探伤》。各类焊缝的质量级别规定见表 10-11。

(3) 焊接接头机械性能试验结果应符合表 10-12。

(4) 焊接接头折断面和金相宏观检验标准应符合附录 F 中附表 2 的规定。

(5) 金相微观检验合格标准如下：①没有裂纹；②没有过烧组织；③在非马氏体钢中，没有淬硬的马氏体组织。

(6) 热处理后焊缝的硬度，一般不超过母材布氏硬度加 100HB，且不超过下列规定：

1) 合金总含量小于 3% 时， $\text{HB} \leq 270$ ；

2) 合金总含量为 3% ~ 10% 时， $\text{HB} \leq 300$ ；

3) 合金总含量大于 10% 时， $\text{HB} \leq 350$ 。

表 10-12 焊接接头机械性能试验标准

试 验 项 目		合 格 标 准		
抗拉强度 (MPa)		不低于母材规定的下限		
冷弯 (°)	双面焊	碳素钢、奥氏体钢	180°	弯曲直径 $3a$ ，支座间距 $5.2a$
		其他普低钢、合金钢	100°	弯曲直径 $3a$ ，支座间距 $5.2a$
	单面焊	碳素钢、奥氏体钢	90°	弯曲直径 $3a$ ，支座间距 $5.2a$
		其他普低钢、合金钢	50°	弯曲直径 $3a$ ，支座间距 $5.2a$
冲击韧性 ( $\text{J}/\text{cm}^2$ )		碳钢 $\geq 59$ 合金钢 $\geq 49$		

注 1 冷弯试验，当试样弯曲到规定的角度后，其拉伸面上不得有长度大于 3mm 的焊缝纵向裂纹或长度大于 1.5mm 的焊缝横向裂纹。

2 抗拉和冲击试验中，如断在焊缝上，其断口处不允许有超过折断面检查允许范围的缺陷。

3 需做热处理的试样，应先做热处理。

### 3.6 技术文件

(1) 焊接技术文件应及时进行编制，施工后移交有关部门，其内容包括：焊接工程一览表，受监部件使用的焊接材料质量证件，焊工技术考核登记表，受监焊口焊接、热处理和质量检验的报告和热处理曲线记录图，主蒸汽、再热蒸汽系统（热段、冷段）、汽轮机导汽管和主给水系统等管道的焊接、热处理和检验记录图。

(2) 以下焊接资料应在竣工后整理成册，交质量管理部门保管，以备查询：焊接施工组织设计、重大项目施工技术措施，锅炉受热面管子和锅炉首次门内本体管道的焊接、热处理检验记录、图表、探伤底片、检验报告，焊接工程质量评级，焊接工艺评定书、作业指导书，焊接工程技术总结。

# 第十一章 失效分析

在分析金属部件失效原因时，必须从设计、制造、安装、运行等多方面调查了解，对损伤部件的金属材料进行全面分析和试验，通过对失效部件的外观检查和进行相关理化试验，确定失效的原因及解决办法。

通过分析程序基本上找出部件失效原因和得到初步结论，但还应深入地进行论证工作，包括模拟或故障重现试验等，这样才能得到与事实相一致的判断依据，得出正确的结论。

## 第一节 分析程序

故障部件失效分析一般来说由以下过程组成：

- (1) 收集原始资料。对于现场事故要详细记录。
- (2) 对破坏件进行残骸分析。
- (3) 试验分析和理论分析。
- (4) 理化检验。

(5) 总结报告。包括描述失效零部件的损伤特征、历史资料及服役条件、零部件的受力分析、材料质量的评价、所得到的失效主要原因及其影响因素、对防止再次发生事故的预防措施及改进建议等。做好一份失效分析报告往往需要多名专家的配合，同时也需要从不同角度去分析，然后进行总结。

以下介绍在进行锅炉受压部件的失效分析时，从金属材料、焊接、化学、部件磨损等各方面进行分析的程序（分析程序示意图见图 11-1）。

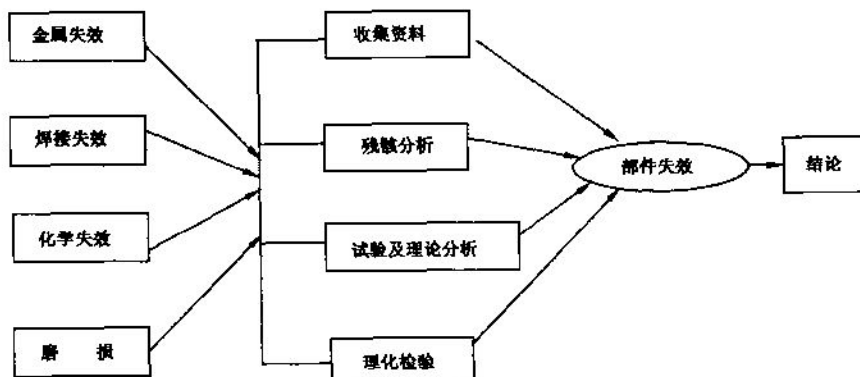


图 11-1 锅炉受压部件失效分析程序示意图

### 1 从金属材料角度分析

#### 1.1 失效部件的现场检查

- (1) 失效部件的实物照相；
- (2) 失效部件的异常颜色、变形、氧化皮、形貌等描述；
- (3) 失效部件的腐蚀产物收集；
- (4) 失效部件断口的宏观形貌描述；
- (5) 失效部件裂纹的方向、位置、尺寸、伸展形态及端部形态的描述。

### 1.2 失效部件的基本资料

- (1) 部件的设计规格、钢种、安装位置；
- (2) 部件的运行时间及历史情况，特别是超温记录；
- (3) 部件的实际运行条件、启停、调峰、负荷率等；
- (4) 以往曾出现过的故障分析资料；
- (5) 锅炉汽质、水质情况；
- (6) 结垢、腐蚀情况；
- (7) 燃烧工况，如燃烧中心、结焦、热负荷等。

### 1.3 失效部件的理化检验

- (1) 检验失效部件的夹渣含量、晶粒大小、内外脱碳层深度以及内外氧化腐蚀情况；
- (2) 检验微观组织结构、球化级别；
- (3) 检查碳化物分布情况以及弥散情况；
- (4) 失效部件化学及机械性能试验；
- (5) 失效部件的电镜检查，内容包括检查裂纹周围的变形情况、大型碳化物周围的变形情况和晶界的结构情况。

## 2 从焊接角度分析

### 2.1 焊接的基本资料

- (1) 部件的焊接结构、坡口设计、焊工素质及焊接工作条件等；
- (2) 焊接工艺和焊接措施的制定；
- (3) 焊接工艺评定的实施情况；
- (4) 所用焊条及烘烤保温情况；
- (5) 预热情况及焊接过程中维持的情况；
- (6) 焊后热处理情况，如升温速度、恒温时间、降温速度等；
- (7) 焊口的检查及探伤情况。

### 2.2 部件的现场、外观检查

- (1) 焊接头的外观质量情况；
- (2) 焊接头的内在质量情况；
- (3) 焊接时装配质量，如对口质量、清洁程度、电焊质量等；
- (4) 焊接头的裂纹检查和断口检查。

### 2.3 焊接失效的理化检验

- (1) 焊接头材质光谱检查、硬度检查；
- (2) 焊接头的微观组织检查，包括各热影响区、熔合线和焊缝金属情况；
- (3) 焊接头的机械性能试验。

### 3 从化学角度分析

#### 3.1 有关基本资料的收集

- (1) 失效部件的运行历史情况, 如实际工作温度、压力、运行小时、起停操作频繁程度;
- (2) 失效部件的工作条件, 如补给水、给水、炉水、凝结水、饱和汽、过热蒸汽等的质量情况;
- (3) 失效部件的位置、热负荷大小及燃烧工况等;
- (4) 失效部位以往的事故情况和分析资料。

#### 3.2 失效部件的现场检查

- (1) 检查失效部件的内外壁情况, 包括颜色、凹坑、结垢腐蚀等;
- (2) 用机械法割取故障部件实样, 力求保护好样品内外壁原始实况;
- (3) 准确采集、称量垢样, 测量垢样面积, 计算结垢量 ( $\text{g}/\text{m}^2$ ), 精确度到小数后三位;
- (4) 对凹坑部位详细记录凹坑数量、大小、深度及分布情况, 并记录凹坑内腐蚀产物的颜色、特征等。

#### 3.3 失效部位的理化检验

- (1) 对垢样进行成分分析;
- (2) 必要时将失效部件进行微观检查;
- (3) 必要时将失效部件做机械性能试验及含氢量等特殊试验。

### 4 磨损引起失效的分析

#### 4.1 锅炉的基本资料

- (1) 锅炉及失效部件有关的设计参数, 如各段介质流速、温度、锅炉设计煤种及实际使用煤种的成分分析、灰分浓度、硬度指数等;
- (2) 实际运行工况、运行参数变化幅度、运行历史资料;
- (3) 失效部件在制造、安装、检修和改造中与原设计条件的变动情况;
- (4) 设备在历年检修中防磨测厚的原始资料;
- (5) 历年运行中故障统计资料。

#### 4.2 失效部件的现场检查

- (1) 失效部位现场照相;
- (2) 失效部位附近管排测厚检查;
- (3) 用机械方法进行割管取样, 剖开纵向、横向断面, 分析磨损规律。

## 第二节 微观组织检验

### 1 金相分析方法

金相分析的基本任务是研究金属及合金的组织缺陷, 以确定它们性能变化的原因。在火力发电厂中, 金相分析的基本任务主要有以下三方面:

(1) 在安装和检修中, 检验金属产品的质量。例如, 在安装和检修中检验金属部件的金相组织及检查焊口的组织和质量。

(2) 检查金属在运行过程中的组织变化情况。在金属失效分析时, 用金相分析检查失效部件的金相组织, 从而确定事故产生的原因。

(3) 在制造和修配中, 检查金属产品的质量, 以确定其热处理工艺是否合理。

## 1.1 金相分析方法

### 1.1.1 取样

所取的试样部位, 通常根据分析的对象和目的来具体选择。但有下列几点原则:

(1) 为了查明金属零部件断裂的原因, 通常在破断口处及附近来取金相显微分析试样, 以分析破断口附近金属组织的变化及异常情况; 如研究炉管爆破的原因时, 即在爆破口处及附近取试样。

(2) 当研究试样自外沿到中心的组织变化、金属中夹杂物沿横截面的分布、表面脱碳层及表面热处理和化学热处理层深度时, 应切取横截面进行金相显微分析。

(3) 当研究金属中纵截面上夹杂物的大小及分布, 确定轧锻后的纤维状组织、焊接处的组织和缺陷时, 应从纵截面上来切取试样以供显微分析用。

(4) 当进行苛性脆化检查试验时, 需要在苛性脆化指示器的最大应力处及螺孔处, 各取一截面, 磨制金相试样, 比较二者的组织。

试样可用锯或机床从金属材料或零部件上切取。当金属较硬时, 可用金钢砂切割片切取。不得已时, 也可用火焰切割, 但观察金相时须避开热影响区。此外, 还应注意在切取试样时勿使试样受高热, 以免组织变化, 影响分析结果。对淬火钢在机械切取时应用冷却介质(如水)进行冷却。

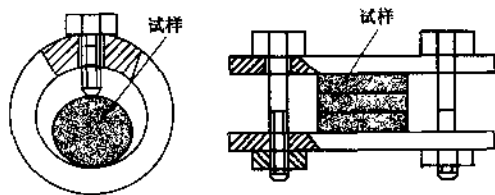


图 11-2 机械夹持法示意图

### 1.1.2 制样

(1) 普通试样。通常对方形试样取  $12\text{mm} \times 12\text{mm} \times 10\text{mm}$ , 圆柱形取  $\phi 12 \times 10\text{mm}$  做金相显微分析较为方便。但对因分析零部件破损所取的试样及苛性脆化指示器的试样, 因受其零件本身尺寸所限, 可小于上述尺寸, 对非标准小试样, 可用镶嵌法进行镶嵌。

#### (2) 镶嵌。

1) 机械夹持法。将试样夹在二块金属夹板或金属套管中(图 11-2), 金属的硬度应与试样相近, 金属夹板的电极电位也应与试样接近。

2) 热压法。常以酚醛塑料(电木粉)作为镶嵌材料。把它与试样置于模具中, 在压力机上加热至  $140^\circ\text{C}$  左右, 电木粉熔化后在  $(2 \sim 3) \times 10^7 \text{Pa}$  的压力下固化即成。这种工艺的优点是镶嵌材料的硬度高, 与试样结合牢固, 且对腐蚀剂较为稳定, 但应注意试样是否会在这一温度和压力下发生组织变化。

3) 冷镶法(或浇注镶嵌)。当试样的组织对温度敏感时, 可用环氧树脂加固化剂等作镶嵌材料, 操作时先用纸或金属箔在试样周围做成一个模壁, 再将已搅拌均匀的镶嵌料注入模内, 在室温或烘箱内固化而成。常用的镶嵌材料配方如表 11-1 所示。

表 11-1 常用冷嵌材料配方

序号	配方 (g)	固化时间 (h)	适用范围
1	1) 618 环氧树脂 100 2) 邻苯二甲酸二酐酯 15 3) 二乙烯三胺 (乙二胺) 10	室温, 24h 60℃, 4 ~ 6h	镶嵌较软和中等硬度的金属材料
2	1) 618 环氧树脂 100 2) 邻苯二甲酸二酐酯 15 3) 二乙醇胺 12 ~ 14	室温, 24h 120℃, 10h 150℃, 4 ~ 6h	固化温度较高, 收缩小, 适宜镶嵌形状复杂的小孔和带裂纹的试样
3	1) 6101 环氧树脂 100 2) 邻苯二甲酸二酐酯 15 3) 间苯二胺 15 4) SiC 或 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 粉末适量	室温, 24h 80℃, 4 ~ 6h	镶嵌硬度高的试样或渗氮层的试样, 粉末填充料可根据需要调整比例
4	牙托粉 + 牙托水适量	室温, 24h	镶嵌涂层试样

### 1.1.3 机械磨光与抛光

机械磨光与抛光操作包括将切下的试样经砂轮打平后, 依次在一系列从粗到细的金相砂纸上磨制, 然后用抛光织物及磨料将试样在抛光机上进行粗抛和细抛。磨、抛的好坏是试样制备成功与否的关键, 不正确的磨光使组织模糊, 甚至得到假象。为得到满意的表面质量, 磨、抛时应注意:

(1) 每一道工序必须去掉前一道变形层, 要细心地把前一道磨痕完全消除, 为便于检查上道磨痕是否消除, 更换砂纸时试样应旋转 90°。

(2) 从第一道砂纸起, 宜采用湿磨, 湿磨可防止试样温升, 减少摩擦力, 使变形层减至最小, 并可及时把磨屑冲走, 以免嵌入试样表面。

(3) 用力均匀适度, 用力过大时增加表面的变形层, 用力过小时则磨制的时间过长。

(4) 选用切削能力较高的 SiC 砂纸。

制备 Cu、Al、Zn、Pb 等软金属试样时, 磨、抛操作难度较一般钢铁材料大, 表面极易产生薄的变形层, 且磨料和磨屑容易嵌入试样表面。为改善制样质量, 可从粗磨开始就采用湿磨; 尽量在低速下进行抛光; 选用短毛抛光织物, 并配用粒度较细的 MgO 抛光粉; 采用抛光、腐蚀交替进行的方法以减少表面变形层。对于容易氧化的材料, 可在抛光过程中滴入少许络合剂, 如抛光铜及铜合金时滴入低浓度氨水溶液, 抛光铝合金时, 滴入醋酸铵水溶液 (每 kg 蒸馏水中加 1g 醋酸铵)。

对于硬质合金及复合材料, 组织中存在着硬度相差悬殊的不同的组成相, 磨抛过程中很容易在表面出现浮雕, 抛光时宜用硬度高的金刚石粉或碳化硅粉作为磨料。它们对硬相和软相均能快速切削, 一般初磨时可用 SiC 磨料, 抛光时可用金刚石研磨膏。此外, 抛光织物应选用短毛或无毛的呢绒。

合理地选用抛光磨料对于保证制样质量十分重要。抛光磨料应具有高的强度和硬度, 颗粒均匀, 外形呈多角形且不易破碎, 以保证好的切削能力。常用抛光磨料的性能见表 11-2,



表 11-2 常用抛光磨料的性能

磨料	莫氏硬度	特点	适用范围
氧化铝(刚玉) (包括人造刚玉)	9	白色透明, $\alpha$ 氧化铝粒子平均尺寸为 $0.3\mu\text{m}$ , $\gamma$ 氧化铝粒度为 $0.01\mu\text{m}$ , 外形呈薄片状, 压碎后成更细小立方体	粗抛光和细抛光
氧化镁	8	白色, 粒度极细且均匀, 外形锐利呈八面体	适用于铝, 镁及合金钢中非金属夹杂物检验的抛光
氧化铬	9	绿色, 具有较高硬度, 比氧化铝抛光能力稍差	适用于淬火后的合金钢、高速钢以及钛合金抛光
氧化铁	8.5	红色, 颗粒圆、细、无尖角, 引起变形层增厚	常用于抛光光学零件
碳化硅	9.5~9.75	绿色, 颗粒较粗	适用于磨光和粗抛光
金刚石粉(包括人造金刚石粉)	10	颗粒尖锐、锋利、磨削作用最佳、寿命长, 变形层少	适用于各种材料的精抛光, 是最理想的磨料

用手工进行机械抛光的效率很低, 且抛光质量取决于操作者的水平, 为此, 发展了一些半自动和全自动的抛光设备, 以机械夹持代替手工夹持进行自动抛光或振动抛光, 一次可以抛光几块到几十块试样。但是, 这些设备对试样的形状常有严格的要求。

#### 1.1.4 电解抛光

电解抛光的主要优点是可以完全消除表面变形层。用机械抛光磨制奥氏体不锈钢时, 往

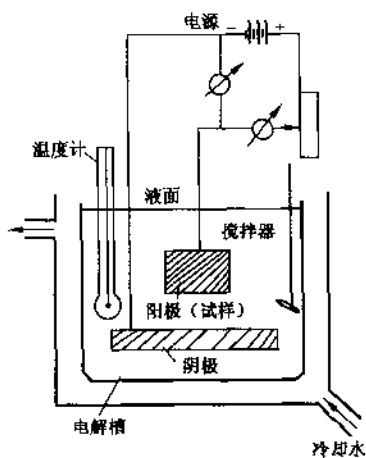


图 11-3 电解抛光装置示意图

往往难以得到理想的结果, 组织中会出现大量的由抛光变形效应而出现的剪切带及马氏体针。而经电解抛光, 则可显示出清晰的单相奥氏体组织。电解抛光也适合于铜及铜合金。其缺点是夹杂物容易脱落, 试样的微孔及裂纹容易扩大, 以及在两相合金中由于各相中间的电位不同将引起明显的浮雕效应。此外, 有些电解液, 如高氯酸溶液, 在使用时要注意安全, 防止局部区域温升过高而引起爆炸。图 11-3 是电解抛光装置的示意图, 表 11-3 列出了常用金属的电解抛光液的成分、阴极材料及工作参数。

#### 1.1.5 化学抛光

化学抛光是将金属磨面放在化学抛光溶液中, 经过一个表层不均匀溶解的过程, 使试样表面抛光。常用于低碳钢的化学抛光液成分为 2.5g 草酸, 1.3g 过氧化氢(结晶), 0.01ml 硫酸, 100ml 蒸馏水。试样进行化学抛光所需时间一

一般为 15min, 此后, 需用水洗、酒精洗并将其吹干。

#### 1.2 显微组织的显示

抛光后的试样表面需经化学试剂腐蚀, 才能显露组织。由于金属中晶界和晶粒以及各种组织在腐蚀剂作用下腐蚀程度的不同, 因而在金相显微镜光束的照射下各部分有不同的反射能力, 从而可以区别组织。图 11-4 表示晶界由于被腐蚀成“深沟”, 入射光线就不能反射到显微镜目镜中, 看到的只是“深颜色”的线条; 而晶粒平面由于未被腐蚀(或腐蚀很浅),

入射光线可反射到目镜中，被我们看到是一个明亮的小块。

表 11-3 常用的电解抛光液成分及工作参数

被抛光材料 (阳极)	电解液成分	阴极材料	电压 (V)	温度 (°C)
碳钢 低及高合金钢 不锈钢 铬及铬合金	①三氧化铬 200g 冰醋酸 1000ml 蒸馏水 40ml	不 锈 钢	20 ~ 30	18 ~ 20
	②高氯酸 50ml 醋酸 1000ml		25 ~ 30	< 25
	③高氯酸 100ml 醋酸乙酯 200ml 乙醇 700ml		20 ~ 30	< 40

### 1.2.1 化学显示

试样所用的腐蚀剂 (浸蚀剂) 有很多种, 常用的如表 11-4 所示。对于一些专用的腐蚀剂及其他腐蚀剂可查有关的金相试验方面的书。

试样的腐蚀方法一般是用棉花蘸腐蚀剂, 擦拭试样被腐蚀表面或将要腐蚀的表面浸入腐蚀剂内一定的时间进行浸蚀。

在电解抛光后, 也可以立即减小电流并保持十几秒钟以显露组织。

试样在腐蚀后应立即用水冲洗, 酒精擦拭, 然后吹干。至此, 试样的制备便告完毕。制备后的试样即可在金相显微镜上观察。

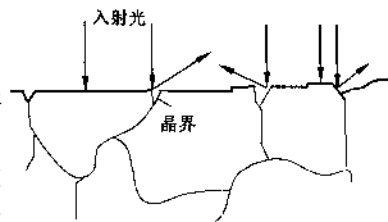


图 11-4 晶粒和晶界对入射光的反射

表 11-4 钢铁材料常用的腐蚀剂 (浸蚀剂)

序	成 分	特 点
1	HNO <sub>3</sub> 乙醇 1 ~ 10ml 90 ~ 99ml	这两种试剂作用相似, 但硝酸酒精溶液更容易显示铁素体晶界, 苦味酸溶液更易显示 F/Fe <sub>3</sub> C 相界。如显示 F 体晶粒用硝酸溶液, 如要显示 Fe <sub>3</sub> C 时采用序号 2 的配方。2 ~ 3% 硝酸酒精溶液最为常用
2	苦味酸 乙醇 2 ~ 5g 100ml	
3	苦味酸 NaOH 水 2 ~ 5g 25g 100ml	使 Fe <sub>3</sub> C 染黑, F 体不变; 试样在沸糖水溶液中煮 5 ~ 10min, 也可显示渗碳层组织, FeB 浅蓝色, Fe <sub>2</sub> B 黄色
4	苦味酸 盐酸 酒精 1g 5ml 100ml	可以显示在 300 ~ 500°C 回火后的奥氏体晶粒尺寸, 一般通过晶粒之间的衬度显示, 有时也能显示晶界
5	苦味酸 水 烷基磺酸钠, 适量 (作为浸润剂, 可用“海鸥”洗涤剂代替) 10g 150ml	能显示大多数钢种的奥氏体晶粒度, 如试剂对试样表面不起作用时, 可在试剂内滴入几滴至几十滴盐酸, 使用时可把试剂加热至 40 ~ 60°C 下进行操作, 把表面形成的膜用棉花擦去后观察
6	三氯化铁 盐酸 水 5g 20 ~ 50ml 100ml	用于显示奥氏体不锈钢的组织, 将试样浸泡在溶液中直到显示组织为止
7	三氯化铁 盐酸 水 5g 5 滴 100ml	作为钢铁材料的一般浸蚀剂, 有时也能显示中碳马氏体钢的奥氏体晶界

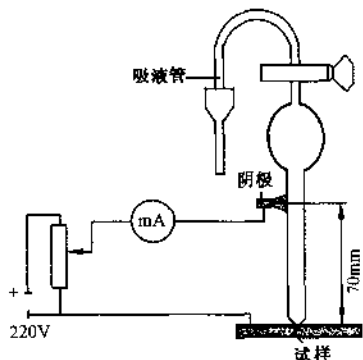
续表

序	成分	特点
8	硝酸:盐酸 = 1:3 (无水) 可适量加入甘油以减缓腐蚀速度	显示奥氏体不锈钢及高锰钢组织, 腐蚀剂应新鲜, 可显示金属陶瓷 (Co 及 WC、Mo <sub>2</sub> C、TiC 等) 中固溶体的显微组织
9	氢氟酸 1 ~ 5ml 硝酸 1 ~ 5ml 水 98 ~ 90ml	可显示 18-8 型不锈钢的各种碳化物相, 室温下浸蚀 20min 左右

### 1.2.2 直接在工件上进行金相分析的方法 (即不取样的金相分析方法)

目前, 在火力发电厂进行现场金相检验时, 对于一些大型工件, 如主蒸汽管道、大轴及叶轮等, 需进行直接的金相检验, 而不使工件破坏。不取样的金相分析方法可分为直接观察法和胶膜金相法。前者使用携带式金相显微镜直接在工件上观察金相组织; 后者也称为间接观察法, 它是用有机薄膜将金相组织复型下来, 在印膜上观察的方法。但是, 无论是直接观察法, 还是胶膜金相法, 都必须在工件上直接选点磨制金相试样点。

#### (1) 在工件上直接磨制金相试样点的方法。



在工件上直接磨制金相试样点, 其方法与普通试样制备相同。但在采用电解抛光时, 需使用一些特殊的电解抛光装置, 图 11-5 是一种便携式的电解抛光装置示意图。它是一根带有旋塞的吸液管。其中焊入一金属导线 (最好为白金丝) 作为阴极。吸液管末端直径为 1mm, 当其与工件 (试样) 接触时, 即可接通电流, 产生电解抛光过程, 把与液体相接触的那一小部分面积抛光。在吸液管上装的电解液可根据金属的种类和抛光要求按表 11-3 选取。经过电解抛光的表面, 要进行腐蚀以显露金属组织; 此后, 可用显微镜直接观察或用胶膜金相法将其组织复型下来进行观察。

图 11-5 大型零件的电解抛光装置

使用 601 型大型工件检查仪上附带的电解抛光槽较为简便。该装置由一段直径为 10mm 的玻璃管, 插在一个橡皮塞内做成。橡皮塞既作为绝缘件, 又是密封件, 使玻璃管内的电解液不致于从工件表面和玻璃管的接触面处流出。电解抛光槽的阴极为连接电源的铜导线, 工件为阳极, 所用电解液为过氯酸醋酸溶液或过氯酸酒精溶液。抛光时电解液温度为室温, 不需要另行加热。当接好电源, 用吸液管将电解液加入电解槽后, 电流即接通, 开始进行电解抛光。抛光完毕后, 从工件上移去电解槽, 用酒精清洗抛光处并进行腐蚀, 即制成金相试样点。

除机械抛光或电解抛光方法外, 也可以使用化学抛光的方法磨制金相试样点。

#### (2) 金相观察。

1) 直接观察法。制备好的金相试样点可用携带式显微镜直接观察或使用 601 型、601-Z 大型工件检查仪。601 型检查仪为不带照相设备的携带式金相显微镜, 用于主蒸汽管道金相组织观察时, 可通过改进, 用机械方法将底座固定于管道上, 并可加装一个接筒以安装照相设备。601-Z 型具有磁性底座, 并自带照相设备, 因此, 容易在工件上固定并进行拍照。它也可用 V 形磁性底座将显微镜牢固地固定在管道上, 在显微镜上部可安装照相机。

601 和 601-Z 型大型工件检查仪的主要缺点是显微镜放大倍数低, 分辨能力差, 对细微

组织，如对 12Cr1MoV 钢珠光体细节不易分辨，对观察球化程度有一定影响。

2) 复膜金相法（即胶膜金相法）。其方法是在已磨光抛光并经腐蚀显露组织的表面上滴上几滴有机溶剂，然后用一小块去掉药膜并清洁透明的废胶片（或醋酸纤维片）或有机玻璃块覆在调有有机溶剂的试件表面上，轻轻用手指将其压平以去掉气泡。待胶膜变干后，即可将其从试样表面取下。由于胶片或醋酸纤维片比较软，将其取下后可夹在两透明洁净的玻璃片中。另一种方法是将取下的胶片贴在铜片（尺寸约为 20mm×50mm，厚约 1mm，其上有一直径为 10mm 的孔）上。胶片要贴在孔上，若为牢固起见，可在贴胶片的一面再贴上一张纸，其尺寸和形状与铜片相同。经过这样处理，用显微镜观察胶膜比较方便。对于用有机玻璃块做的复型，可不必进行类似处理。当胶膜材料为废胶片或醋酸纤维片时，有机溶剂的成分如下：①5ml 火棉胶 + 20ml 乙酸乙酯 + 2~5ml 苯甲酸乙酯；②1g 醋酸纤维 + 20ml 乙酸乙酯 + 3~5ml 苯甲酸乙酯。

若胶膜材料为有机玻璃块，采用的溶剂为氯仿，由于有机玻璃有一定的厚度，因此做出来的复型强度较高，组织图形不会变形，效果也比较好。

做成的胶膜可放在生物显微镜或金相显微镜上进行观察。

### 1.2.3 钢的晶粒显示方法

大多数单相金属材料用常规的浸蚀方法即可显示它的晶粒大小，但对于钢铁材料，由于其组织比较复杂，难以清晰显示出它们的奥氏体晶粒尺寸，为此必须采用特殊的显示技术。

(1) 铁素体钢的奥氏体晶粒度。显示铁素体钢原奥氏体晶粒的方法列于表 11-5。其中，采用腐蚀剂直接显示法比较方便。为取得较好的效果，应在实践中摸索，改变温度及时间或加入微量酸（盐酸、硝酸、磷酸）。

表 11-5 原奥氏体晶粒大小的显示方法

显示方法	试验步骤
渗碳法	适用于渗碳钢。将试样装于固体渗碳介质中，加热至 930℃，保温 6h，缓慢冷却至室温，制备试样，组织中的渗碳体网，显示奥氏体的大小
氧化法	适用含碳 0.35%~0.60% 的碳钢和合金钢，将抛光好的试样置于空气加热炉中（对于 C < 0.35% 时，炉温选在 900℃；C > 0.35% 时，炉温选在 860℃）抛光面朝上，保温 1h，水冷，再在抛光盘上轻抛，即可显示
网状铁素体法	适用于亚共析钢，加热温度选择同氧化法，保温 30min 以上，空冷。在金相试样上根据铁素体网测定奥氏体晶粒大小
网状渗碳体法	用于过共析钢。在 820℃ 加热 30min，缓慢冷却，金相试样上的网状渗碳体显示了奥氏体晶粒
网状珠光体法	适用于淬透性不大的碳钢和低合金钢，可将试样一端淬于水中，另一端暴露于空气，从金相试样过渡区中黑色托氏体网显示奥氏体晶粒
腐蚀直接显示法	适用于直接淬火硬化钢。加热温度选择同氧化法，保温 1h 后淬冷，制成的金相试样，用合适的浸蚀剂，直接将奥氏体晶界显示出来，如将试样在 550℃ 回火 1h，效果更佳。常用的浸蚀剂为饱和苦味酸水溶液加少量环氧乙烷聚合物

(2) 奥氏体钢的晶粒度。评定奥氏体钢的晶粒时，应注意到孪晶的出现会混淆晶粒计数。因此，应选用对孪晶界不太敏感的显示方法。对稳定的奥氏体材料可选用电解法，电解液为 60%~90% 的浓硝酸水溶液，电压 1~1.5V。对不稳定的奥氏体材料可在 480~700℃ 进行敏化加热，使碳化物沿晶界析出，采用显示碳化物的浸蚀剂显示晶粒形貌。

## 2 电子金相显微镜分析

电子显微镜是以波长很短的电子束作为照明光源，因而具有很高的分辨率和放大倍数，目前最先进的电子显微镜，分辨率已达到原子尺度，放大倍数可达 100 万倍，应用电子显微镜可以观察到金相显微镜不能分辨的组织形貌及晶体缺陷，确定晶体的结构类型以及析出相与母相之间的取向关系，做到形貌和结构的统一，已成为金属显微分析的重要工具。然而，电子显微镜的放大倍数较高，不像光学显微镜的视域宽度能观察到组织的全貌。电子显微镜的制样和使用比较麻烦，所以日前在生产第一线很少使用，主要用于科学研究及检验。

### 2.1 结构原理及成像原理

#### 2.1.1 结构原理

透射电子显微镜的基本结构是由光学系统和辅助系统组成的。光学系统的光路如图 11-6

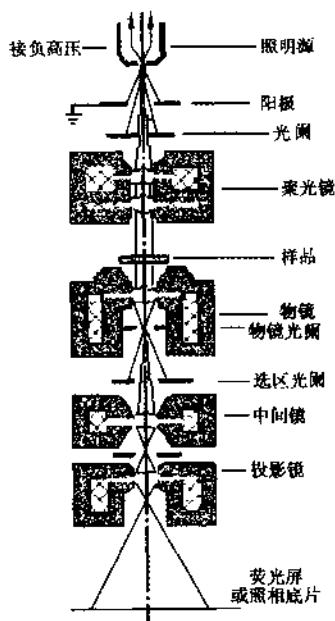


图 11-6 电子显微镜光路图

度”。

#### (2) 薄膜透射电子金相成像原理。

当平行的电子束通过金属薄膜时，会在某些晶面上发生衍射，使得取向不同的晶粒、不同的相以及亚结构发生衍射的程度不一。如果物镜光阑只让透射束通过，而把衍射束挡去，此时衍射条件较好的晶粒，其像亮度较暗；而不发生衍射的晶粒，强度最高。这种由于衍射效应而成像的原理称为“衍衬成像”。

薄膜透射电子显微镜还提供了与晶体学特性有关的信息。平行的透射电子束和衍射电子束可分别通过物镜聚焦，在后焦面上形成中心斑点及反映结构特征电子衍射花样。通过标定衍射花样，可以判断物相的结构及它们在空间的取向。当处于物镜后焦面位置的物镜光阑套住中心斑点成像时，见图 11-7 (a)，形成上述的明场像；而当物镜光阑套住衍射花样的某一强斑点 (hkl) 成像时，如图 11-7 (b)，透射束被挡去，此时只有 (hkl) 晶面发生强衍射

所示，它和光学显微镜的光路很相似，只是用电子束代替了可见光，用电磁透镜代替了光学透镜。灯丝发射的电子束被加速后，经过聚光镜聚焦成高强度的电子束斑，电子束穿过样品，再通过由物镜、中间镜及投影镜组成的成像系统。经过这些透镜的三次放大，在荧光屏上形成可见的图像。先进的电镜可采用 2~3 个中间镜以达到高的放大倍数。电子显微镜的辅助系统包括真空系统、稳压系统、水冷系统、气动循环系统、控制系统及计算机系统等。

#### 2.1.2 成像原理

应用电子显微镜研究金属内部的组织有两种不同的技术，它们的成像原理也不相同。

(1) 复型电子金相的成像原理。复型是在金相样品表面上复制的薄膜，金相组织上的凹凸不平使得在复型上薄膜的厚度不同。萃取复型是将组织中的某些相，如碳化物，有选择地提取在支撑膜上。电子束穿过薄膜时，由于薄膜的厚度或原子序数不同，散射及透射的程度不同，于是得到明暗不同的衬度，从而显示出组织。这种衬度亦称为“质量厚度衬度”。

的晶粒才显得很亮，而大部分晶粒变得很暗，称为暗场像。暗场像的衬度差明显大于明场像，且像的强度与明场像互补，对于鉴别微细相是一种十分有用的技术。

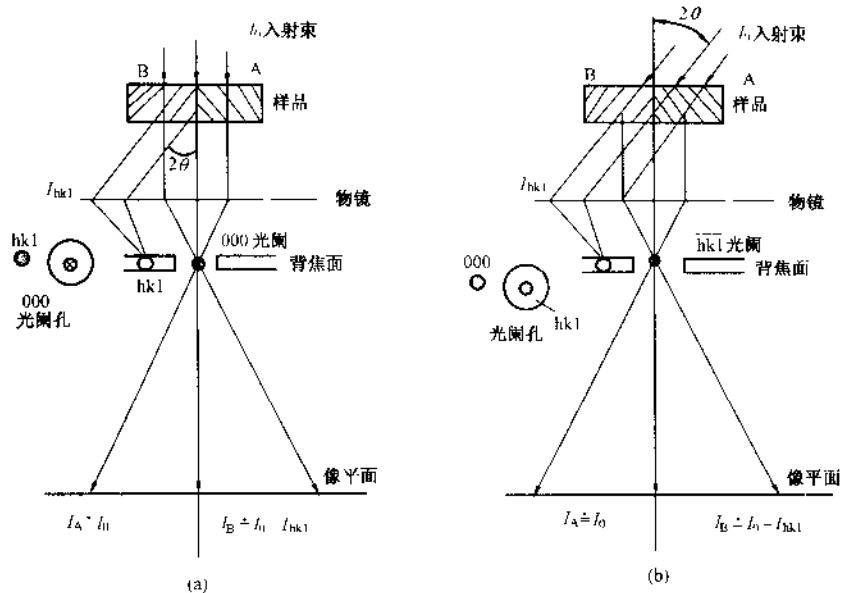


图 11-7 衍衬成像原理

(a) 明场像；(b) 暗场像

## 2.2 样品制备

### 2.2.1 断口复型

断口复型的制作如同胶膜金相，但更为复杂一些，有一级复型和二级复型两种。

(1) 一级复型。它是一种负复型，直接在断口样品需要观察的部位用真空喷镀上一层薄膜（一般是碳膜），然后用电介剥离或化学方法剥离。这种方法由于将断口上第二相粒子（如钢中的  $Fe_3C$  等）粘附于复型上，因此对于确定断口上的第二相质点特别有效。

(2) 二级复型。在断口分析中通常采用醋酸纤维素 + 碳膜的二级复型。其制作方法是首先用丙酮将醋酸纤维素软化，然后贴到断口上。注意要均匀压实，排除气泡。待干燥后将醋酸纤维素从断口上揭下，作为一次复型。此后，将此一次复型用真空喷镀碳，再用丙酮溶去醋酸纤维素，便得到二级碳复型，即可进行观察的复型。

### 2.2.2 金属薄膜

薄膜的厚度约为  $100 \sim 200\text{nm}$ ，且在制备过程中不允许有任何组织结构的变化，其制备步骤大致为：

(1) 用电火花切割、砂轮切割等方法从大块试样中切取  $0.2 \sim 0.4\text{mm}$  的薄片。

(2) 用机械磨光等方法，从薄片的两面均匀地磨去切割损伤层，直到薄片厚度为  $0.1\text{mm}$  左右。

(3) 将预减薄的试样最终减薄至  $100 \sim 200\mu\text{m}$  的薄片，具体的方法有：

1) “窗”法。它是一种手工制样的方法。为了避免电解抛光时试样边缘的快速溶解，将机械减薄后的大片试样周围涂上耐酸漆保护起来，留下中间的“窗”口进行电解减薄。当耐

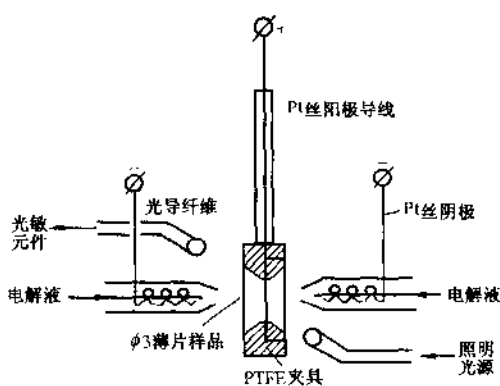


图 11-8 双喷电解减薄装置

酸漆的边缘穿孔时，再次用耐酸漆涂上，反复上述操作，直至穿孔边缘成锯齿状，表明该部位已被电子束所穿透。此后用刀片将其切下，洗净和干燥后即可进行观察。

2) 双喷电解减薄。这是近年来发展的新技术。试样抛光装置如图 11-8 所示，抛光前将预减薄试样冲成  $\phi 3\text{mm}$  的小圆片，夹在 PTEE（聚四氟乙烯）夹具内作阳极，电解液从两侧以一定速度喷向试样，使其形成具有楔型边缘的小孔，用于观察。在双喷仪上装有光敏自动监测仪，保证刚穿孔时即自行切断电路。该法制样的成功率较高。

3) 离子减薄。它是利用高速离子轰击试样表面使其减薄的方法。用这种方法获得的薄膜试样质量较好，薄区面积大；但制样的速度慢，常需要几十小时以上才能减薄。该法一般用于难以电解减薄的材料，如半导体、氧化物及陶瓷等。

## 第三节 断 口 检 验

### 1 断口试样的选择

钢材或钢构件断裂后，破坏部分的外观形貌通称为断口。在分析断裂构件时，必须从断裂构件中选取断口样品；这不仅是为了缩小检查范围，而更重要的是为了选择最先开裂的部位。同时，在取样时，应尽量不要损伤断口表面，并使断口保持干燥，防止污染。

断裂包括裂纹的萌生与扩展过程，断裂失效分析的目的即在于找出裂纹形成部位以及扩展方式及途径。如果断裂是由一条裂纹引起的，则根据断口宏观形貌，就能比较容易地判断裂纹源的位置及其裂纹扩展方向；如果断裂是由许多裂纹引起的，如压力容器崩裂或爆炸成许多碎块，则必须从中确定首先开裂的部位，找到该部位的断口。

一般说来，在构件上出现许多裂纹时，这些裂纹的形成在时间上是有先后的。确定裂纹形成的方法很多，以下是常用的检验方法。

#### 1.1 主裂纹的判别方法

构件断裂大多数是在运行过程中发生的，经常是一个构件断裂后，其碎片会击断或碰伤其他构件。如汽轮机组运行时，若一个叶片发生断裂，断叶将会打断或碰伤其他叶片，造成大的断裂事故；又如构件上产生一条裂纹后，又会陆续引发几条二次裂纹。因此，在断裂失效分析时，必须进行主裂纹与二次裂纹的判别。

(1) T 型法。若在一个构件上产生了两条裂纹，并构成“T”型；或断裂成几个碎片，碎片合拢后构成 T 型裂纹，如图 11-9 (a) 所示，在通常情况下，可认为裂纹 A 为首先开裂的，这时可认为 A 裂纹阻止了 B 裂纹的扩展。换言之，在裂纹的扩展受到 A 裂纹的阻止时，A 裂纹为主裂纹，B 裂纹为二次裂纹。裂纹扩展方向平行于 A 裂纹，裂源位置可能在 O 或 O' 处。

(2) 分叉法。构件在断裂过程中，往往在出现一条裂纹后，会产生很多分叉，如图 11-9

(b) 所示。一般情况下，裂纹分叉方向即裂纹的扩展方向，其反向则指向裂纹源的位置 O 点，也就是说，分叉裂纹为二次裂纹，汇合裂纹为主裂纹。该图中的 A 为主裂纹，B、C、D 为二次裂纹。

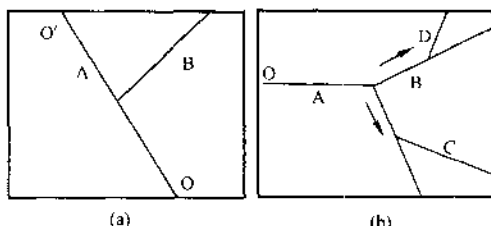


图 11-9 T 型法

(a) 和分叉法；(b) 判别主裂纹的示意图  
(a) A—主裂纹；B—二次裂纹；O 或 O'—裂纹源  
(b) A—主裂纹；B、C、D—二次裂纹；O—裂纹源

(3) 变形法。具有一定几何形状的构件，在断裂过程中会发生变形并且断裂成几个碎块。在判别主裂纹时，要将断片合拢，检查各个方向的变形量的大小。变形量大的部位为主裂纹，其他部位为二次裂纹，裂纹源在主裂纹所形成的断口上。图 11-10 (a) 所示的是一个圆环形的构件，在发生断裂时裂成三块。图中的 A 为主裂纹，B、C 为二次裂纹。

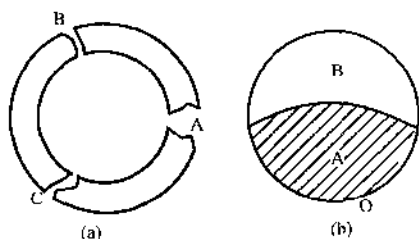


图 11-10 判别主裂纹的示意图变形法

(a) 变形法；(b) 氧化法  
(a)：A—主裂纹；B、C—二次裂纹；  
(b)：A 和 B 分别为主裂纹和二次裂纹形成的断口部分；O—裂纹源

(4) 氧化法。氧化法主要是利用金属或合金材料在环境介质中会发生氧化或腐蚀，并随着时间的增长而严重的现象判断裂纹扩展方向的方法。由于主裂纹（这里指表面裂纹）开裂的时间比二次裂纹开裂的时间早，所以主裂纹所扫过的截面，即断口上的氧化或腐蚀程度，比二次裂纹形成的断口上的氧化或腐蚀程度严重，由此可见，氧化或腐蚀比较严重的部位，是主裂纹的部位；而氧化或腐蚀比较轻的部位，是二次裂纹部位。裂纹源在主裂纹的表面处。图 11-10 (b) 中所示的 A 为主裂纹部位，B 为二次裂纹部位，O 为裂纹源位置。

对于实际的断裂事故，应根据各种具体的条件，如裂纹的扩展规律、断口形貌特征、断口表面的颜色、各部位相对变形量的大小、构件散落的部位及其分布等，进行综合分析，才能准确无误地判别主裂纹与二次裂纹。一般来说，脆性断裂失效时，常常用 T 型法和分叉法来判别主裂纹；延性或韧性断裂失效时经常利用变形法来判断主裂纹；环境断裂时常使用氧化法来判别主裂

纹；疲劳断裂失效常常应用断口宏观形貌特征来识别裂纹源位置及其裂纹扩展方向。

### 1.2 二次裂纹

在金属材料的内部或表面存在的不连续的空间部分称为裂纹。二次裂纹是指初始裂纹或主裂纹形成之后所产生的裂纹。从时间上来看，二次裂纹形成的时间迟于主裂纹。广义地说，主裂纹只有一个，其余均为二次裂纹。二次裂纹有下列三种基本类型：

(1) 分叉或分支的二次裂纹。它是主裂纹在扩展过程中所形成的，与主裂纹相连接。

(2) 横向二次裂纹。它可能与主裂纹相通，也可能与主裂纹不相通；相通的二次裂纹的扩展受到主裂纹的阻止。这种二次裂纹均垂直于主裂纹。

(3) 独立的二次裂纹。它与主裂纹不相通，这种二次裂纹的萌生与扩展均是独立进行的，其裂纹走向往往与主裂纹平行；裂纹的萌生及其扩展机理基本上与主裂纹相近。

在断裂失效分析中，通常是在主裂纹碎片上选择断口试样进行分析。但是，有时主裂纹断口受到严重的机械擦伤或化学腐蚀时，只能检查及研究二次裂纹断口试样。另外，在高温



条件下，主裂纹断口表面氧化或腐蚀较严重，断口表面被较致密的氧化膜所覆盖，很难进行断口形貌特征分析，只能分析、研究二次断口，因为其氧化或腐蚀程度比较轻一些。在分析、研究断口形貌细节时，亦需要采用二次裂纹断口试样，因为在二次裂纹断口上，常常保存有断口形貌的精细结构，它受到机械擦伤的影响比较小些。二次裂纹可供分析研究断裂机理、断裂过程及断裂影响因素等。

### 1.3 断口试样的截取

为了进行断口分析，必须使裂纹扩展，发生断裂即所谓“打开”，才能对断口进行清洗和观察。

打开一个裂纹常常要求对有裂纹的构件进行部分破坏。对于这种情况，在打开裂纹之前应对构件进行必要的检查及测量，以确定部件的形态。常用的方法是对构件的开裂部位画出轮廓草图或进行照相等。另外，也可用复印的方法将构件裂纹区域的表面形态刻印下来。

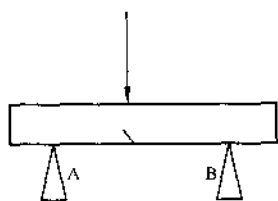


图 11-11 三点弯曲选取断口试样

打开裂纹的方法很多，例如拉开、扳开、压开等。但是，无论是哪一种方法，都必须根据裂纹源的位置及裂纹的扩展方向来选择受力点。一般情况下，都是取垂直裂纹扩展方向加力（图 11-11）。

若失效构件在宏观外形上无法确定裂纹源或裂纹扩展方向时，可采用刨削、车削等方法打开裂纹。刨削或车削要在裂纹背后进行，并随时监视进刀深度，这样才能准确发现裂纹前缘，获得完好的断口试样。

在进行扫描电镜观察或复型透射电镜观察时，都必须将大块的构件断口切割成小块试样。切割之前，一定要采取措施将断口表面保护起来，通常采用两种方法：第一，用 5% 的火棉胶醋酸异戊脂溶液均匀地涂在断口表面上，干后切割，再泡在醋酸异戊脂溶液里面，使断口上的火棉胶完全洗净，再用丙酮进行清洗，热风吹干后观察；第二，如果断口试样不需使用切片机或线切割机，只用钢锯切割时，就在断口上覆盖一层干净的纸，再用塑料胶纸使其和断口周围表面牢牢地粘住。

常用的切割方法有火焰切割、锯割、砂轮片切割、线切割、电火花切割等。在应用这些方法时，应注意不能使断口试样的显微组织及断口形貌特征发生变化，切口与被观察部位要留有一定的距离。在选择切割用冷却剂时，注意不能使冷却剂腐蚀断口表面。此外，还必须注意防止机械损伤。

### 1.4 断口试样的清洗

在进行断口观察，尤其是电子显微镜观察时，其中最主要的是断口表面的状态。在一般情况下，断口表面均会受不同程度的化学和机械损伤，其中前者更为严重。因此，需要对断口试样进行清洗，除掉断口表面上的灰尘、污垢及腐蚀产物，否则很难观察到真实的断口形貌特征。

#### 1.4.1 清洗前的检查

失效过程中的全部残片，在进行清洗之前，都应经过充分的外观检查、拍照、绘制草图等。检查的表面可能受到积垢的污染，例如油脂、腐蚀产物、氧化物等，首先要对这些积垢进行细致地检查、分析，从中可获得有关断裂失效的重要信息，常能为判别失效原因，或确定失效分析程度等提供有力证据。例如，在断口表面的某个部位上发现有油漆痕迹，这就可能表明在失效之前，构件表面已经存在着裂纹，使表面油漆进入裂纹内部。火力发电厂高温

部件在运行时发生的断裂表面，往往有一层较厚的氧化膜或腐蚀产物，有时需要对其进行研究后，再进行清洗。

外观检查应从肉眼观察开始，要特别注意对断口表面和裂纹轨迹的检查。构件的初步检查应尽量彻底、认真，切不可马虎。

为了弄清断口上的腐蚀产物对断裂失效的影响，必须分析腐蚀产物的性质及结构。尤其是环境介质断裂失效分析，对腐蚀产物的分析研究更为重要，因为断口表面腐蚀产物可以直接提供断裂环境的影响情况。例如氢脆断裂，往往在断口上富积了氢离子，因此在清洗断口之前，必须分析氢离子浓度及其分布情况；又如应力腐蚀断口，若是在氯离子环境中发生断裂失效，其断口表面会有氯离子富积现象。

对断口表面上富积的微量或痕量元素的分析，常常应用俄歇电子谱仪、离子探针等表面分析仪器。但是，如果腐蚀产物用复型萃取下来时，也可应用电子衍射或电子探针等方法进行分析研究。

#### 1.4.2 断口试样的清洗方法

清洗断口表面的方法有气球吹洗、毛刷刷洗、物理复型、化学试剂清洗、超声清洗、电解清洗等。其中最常用的是毛刷刷洗法和物理（或空白）复型法。在使用硬毛刷刷洗时，要与有机清洗试剂一起使用，如用非金属毛刷时可蘸石油溶剂进行清洗。清洗用溶剂有有机溶剂或1%碱溶液、10%柠檬酸或用柠檬酸煮沸、20%NaOH+200g/L锌粉水溶液煮沸等。

根据断口腐蚀程度不同，可将断口试样浸泡在化学试剂（指有机试剂，如丙酮、三氯乙烯等）中10~15min，并根据具体情况，选用软毛刷刷洗或用较弱的超声波清洗，以促进反应，取得快速除掉积垢的效果。

由于所有的酸性溶液都会迅速侵蚀钢件，故用酸液对断口表面进行除锈时应谨慎，有时根本不允许采用这种方法除锈，而用电解除锈方法。使用电解除锈法时，应注意使断口试样为阴极，以保证在断口表面锈层清除后，完全不受腐蚀。

一般情况下，电解清洗法均采用中性或弱碱性溶液，尽量少用酸性溶液。若断口表面生成较致密的氧化层或形成高温氧化膜时，可采用酸性电解液进行阴极清洗或者使用酸性溶液化学清洗。表11-6为几种常用的电解清洗剂及化学试剂的配方。

表 11-6 常用的电解清洗剂及化学试剂

序	成 分	使用条件	特 点
1	NaCl 500g NaOH 6g H <sub>2</sub> O 5000ml	~ 15V 电流 4A	阳极 为 不 锈 钢
2	NaCN 6g Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> 6g H <sub>2</sub> O 100ml	电 流 强 度 与 除 锈 面 积 成 正 比	阳 极 为 不 锈 钢。在 除 掉 锈 层 的 同 时 不 会 出 现 过 度 酸 蚀 作 用。在 裂 纹 内 部 有 一 层 高 温 形 成 的 氧 化 物 的 困 难 条 件 下，仍 可 有 效。但 这 种 电 解 液 毒 性 较 大，要 处 理 好 废 电 解 液，防 止 环 境 污 染
3	Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 30g Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub> 20g Na <sub>3</sub> PO <sub>4</sub> 20g NaOH 10g H <sub>2</sub> O 1000ml	室 温，电 流 密 度 为 2~ 5A/cm <sup>2</sup>	阳 极 为 不 锈 钢；溶 液 中 常 加 入 少 量 的 表 面 活 性 剂。电 解 时 间 要 控 制 在 1~5min 范 围 内

续表

序	成 分	使用条件	特 点
4	HCl 520ml H <sub>2</sub> O 480ml	添加适当缓蚀剂, 如乌洛托品等	试样在常温条件下浸泡, 最好与超声波清洗器联合使用。当构件断口较大, 不能放入超声波清洗槽时, 可将化学清洗剂用软毛刷轻轻刷洗断口表面, 再用空白复型清洗。这样交替多次清洗, 可达到除掉致密氧化层或高温下形成的氧化膜的目的

### 1.5 断口试样的保存

由于断口表面忠实地记录了断裂全过程, 因此对断口表面必须保护得非常完好。在取样及存放过程中, 严防损伤断口表面的任何原始状态, 尤其是在断口初检及清洗时, 不能随意用手去摸弄断口表面, 或者是将两个匹配断口对接碰撞, 以避免断口表面产生人为的损伤。

#### 1.5.1 保存方法

为了防止断口表面生锈或腐蚀现象发生, 可在断口表面涂抹一层极易溶去且不腐蚀的保护材料, 例如防锈漆、环氧树脂、醋酸纤维丙酮溶液等; 也可以将清洗完毕的试样浸泡在无水酒精中, 或放入干燥器里。采用将试样浸入机油中保存时, 要注意防止机油对断口表面的腐蚀, 这种方法只有在不得已的情况才采用。此外, 还可以用塑料袋存放断口, 这是临时使用的简易方法。

目前, 常采用醋酸纤维素 7% ~ 8% (Wt%) 的丙酮溶液作为保护液, 在使用时将它倒在断口表面, 并使溶液均匀分布, 干后即可。另外, 还可采用三氯乙烯容易清洗掉的透明胶做断口表面的保护材料。

#### 1.5.2 断口试样保存的注意事项

(1) 断口要保持干燥。断口试样在选取、清洗及传递的过程中应避免受潮, 禁止用水洗涤断口表面。对于沾污了腐蚀介质 (如海水等) 的断口试样需要彻底清洗, 用水洗后, 立即用丙酮或酒精溶液漂洗并干燥后放入干燥器皿中存放。

(2) 严防机械擦伤。构件断裂失效后, 不可避免地在断口表面产生不同程度的机械损伤。但是, 在断口取样、取放、制备电镜试样等过程中要严防发生人为机械擦伤, 特别要注意不得使两个匹配面相互咬合或碰击。

(3) 不能用酸性溶液清洗。用酸性溶液清洗断口表面, 不仅使断口形貌失真, 而且还会在断口上显示出材料的显微组织形态, 或过腐蚀的痕迹等“假象”。这将严重地影响断口分析的准确性, 使断裂原因分析更加复杂化。只有在为了显示断口形貌特征与材料的显微组织形态之间的对应关系时, 或者是在为了除掉较厚的氧化膜时, 才能用酸性溶液清洗断口表面。除此之外, 绝对避免使用酸性溶液接触断口表面。

## 2 断口分析

人们通过断口主要分析钢材组织或缺陷的特征、本质以及对其使用性能的影响, 以正确判定钢材质量。其次, 探讨金属构件断裂事故的内因和外因而吸取经验, 避免事故再现。此外, 研究金属断裂过程的微观机制, 以阐明断裂过程的基本理论。

### 2.1 断口的分类

#### 2.1.1 按断裂性质分类

(1) 韧性断口。材料在断裂时有明显的滑移现象。断口粗糙并呈纤维状、暗灰色，其微观特征是韧窝。

(2) 脆性断口。材料断裂前不产生明显的宏观塑性变形，断口齐平、呈结晶状，有放射状花纹，多数呈人字形花样。脆性断口主要指解理断口、准解理断口、冰糖状晶界断口。

(3) 疲劳断口。由交变载荷引起的断裂的断口称为疲劳断口，在工作中断裂的机械零件大多数属于这种断裂类型。

(4) 由介质和热影响而产生的断口。如应力腐蚀开裂断口、氢脆断口、蠕变断口等。

### 2.1.2 按断裂途径分类

(1) 穿晶断口。图 11-12 (a) 为穿晶断口示意图，裂纹横过晶粒内部。一般来说，其断口光滑、平整。

穿晶断口是大多数合金材料在常温下断裂时的形态。例如，由微孔聚集而成的韧窝断口、解理断口、准解理断口、大多数疲劳断口等。

穿晶断口可以是韧性的，例如韧窝断口；也可以是脆性的，如解理断口和准解理断口。

(2) 沿晶断口。图 11-12 (b) 为沿晶断口示意图，裂纹沿着晶界扩展。一般断口表面凹凸不平，成冰糖状。

沿晶断口可分为脆性的和韧性的。

沿晶脆性断口包括回火脆性断口、氢脆断口、应力腐蚀断口、脆裂断口、脆性相在晶界析出而形成的沿晶断口。沿晶脆性断口微观上多为冰糖状。

沿晶韧性断口包括由过热引起的沿奥氏体晶界开裂的断口（由均匀的韧窝组成，韧窝中含有硫化锰夹杂物，夹杂物多为球形），以及沿柱状晶粒边界（脆弱面）开裂的断口。

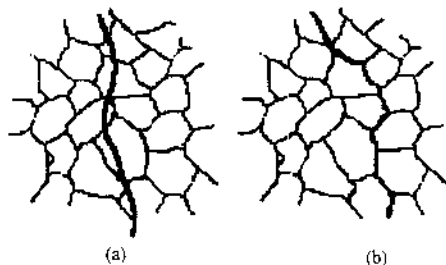


图 11-12 穿晶断口和沿晶断口示意图

### 2.1.3 按断口形貌和材料冶金缺陷性质分类

根据断口宏观形貌特征或断口所显露的冶金缺陷的性质而命名的断口有：纤维状、结晶状、瓷状、萁状、白点、木纹状等断口。

(1) 结晶状断口。断口齐平、呈亮灰色，有强烈的金属光泽和明显的结晶颗粒。断裂前没有发生明显的塑性变形，表明材料较脆。如钢材晶粒度越大或非马氏体产物越多，出现结晶状断口的几率越大。

(2) 纤维状断口（韧性断口）。断口呈纤维状、暗灰色，断口边缘常有显著的塑性变形，说明金属的塑性和韧性较好，断裂前产生较大的塑性变形。低合金高强度钢、合金结构钢经调质处理可得到纤维状断口。

(3) 萁状断口。为较平坦的粗晶断口，用掠射光照射时，由于各晶面具有不同的反光能力，因而闪烁着结晶萁一般的光泽，是一种不允许存在的断口。过热淬火的高速钢，未经中间退火或退火不完全而进行重复淬火时因组织遗传而形成的断口。

(4) 瓷状断口。断口致密，有绸缎光泽、呈亮灰色，类似细瓷器破碎后的断口。这种断口表明金属塑性、韧性较差，但强度较高。淬火或淬火低温回火的共析、过共析成分的合金工具钢、轴承钢或某些合金结构钢中出现这种断口，瓷状断口的细致程度与马氏体针的大小有关。

(5) 木纹状断口。沿着热加工方向呈现出凹凸不平、层次起伏的条带，条带中常伴有白

亮（或暗条）线条的断口。严重的木纹状断口在调质状态下表现为朽木状。绝大部分合金结构钢和一些耐热不锈钢都可能产生这种断口。这种断口多分布在钢锭尾部的偏析区内，是非金属夹杂物大量聚集与钢锭单向热加工所致。

(6) 石状断口。断口呈浅灰色，是无金属光泽的碎石状粗晶粒组织。它是一种沿晶断裂面，是钢的过热或过烧断口；其石状颗粒尺寸相当于高温加热时的奥氏体晶粒尺寸。钢的过热机理指出，在热加工前，当加热温度超过其过热温度时，钢中硫化锰夹杂物溶解，随后在冷却时以非常细小的硫化锰夹杂物形式优先析出在高温晶界上，从而削弱了这种晶界的结合力，因此，在淬火或调质处理之后折断时，便沿这些晶界优先开裂形成石状断口。当加热温度再高时可能发生过烧，这时奥氏体晶界实际已经开始熔化，硫和磷向晶界偏析，在随后冷却时除有硫化锰析出外，还有磷化铁薄片析出。

## 2.2 断口的宏观分析

断口的宏观分析就是用宏观方法分析断口的形貌特征、断裂源的位置、裂纹扩展方向、以及各种因素（如材料强度、试样或构件的几何形状、试验温度、工作环境、热加工及热处理工艺等）对断口形貌特征的影响。

### 2.2.1 静拉伸试样断口

图 11-13 (a) 是低碳钢光滑圆试样的静拉伸断口，外观呈杯锥状。断口可分为三区：中心纤维区 F、放射区 R、边缘剪切唇 S。

纤维区（又称为裂纹生核及缓慢生长区）：当试样拉伸至颈缩阶段，在最小截面处呈三向拉应力状态。中心的切向和径向应力最大，使该处第二相粒子、晶界或有缺陷的地方破裂而形成裂纹和微孔。随着应力的增加，微孔不断扩大，互相联结，使裂纹继续缓慢长大，并在断口上留下许多变形痕迹，呈粗糙的纤维状。大多数单相合金、普通碳钢和珠光体类钢的断口均有此特征。

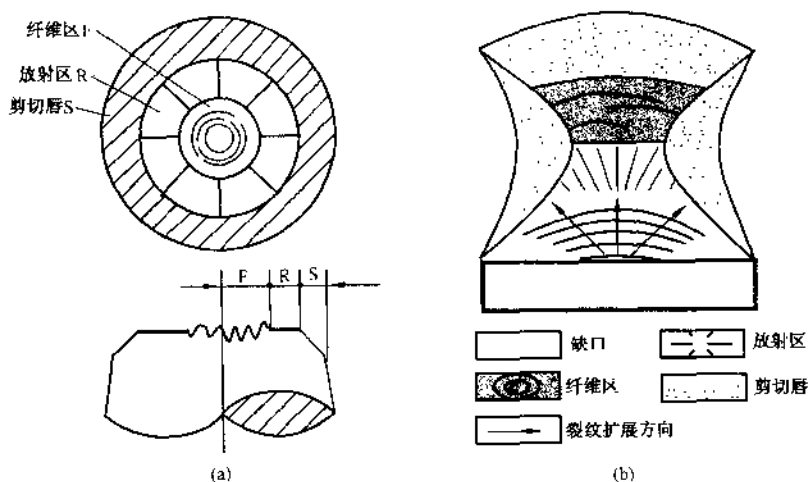


图 11-13 光滑圆试样的拉伸断口示意图

(a) 光滑圆试样的拉伸断口；(b) 冲击试样断口

放射区（又称裂纹快速扩展区）：当裂纹快速扩展到某一临界尺寸后就快速地向不稳定

扩展转化。快速扩展断口的特征是呈放射状花样，该放射方向与裂纹扩展方向相平行，而垂直于裂纹前沿的轮廓线，并逆指向裂纹源。

放射花样是剪切型低能量撕裂的一种标志。这时材料的宏观塑性变形量很小，表现为脆性断裂。

剪切唇区（又称瞬时断裂区）：这是断裂过程的最后阶段，常形成剪切唇，其表面一般为纤维状。拉伸试样的剪切唇与拉伸应力轴的交角约为 $45^\circ$ ，是一种典型剪切断口。

光滑圆柱试样拉伸断口的三个区域，有时称为断口三要素。在通常情况下，金属材料的断口均出现这种形貌特征，但区域大小、分布位置、出现的形状会有不同；有时也只出现一种或两种要素。

### 2.2.2 冲击试样断口

对试样进行快速加载就能得到冲击破坏断口，如图 11-13 (b) 所示，它同样有三个区域，在缺口处形成裂纹源，然后依次是纤维区、放射区和剪切唇，剪切唇在无缺口的其他三侧均有，与它们相接的边呈弧形。

### 2.2.3 疲劳断口

典型的疲劳断口一般有三个区：疲劳源、疲劳裂纹扩展区和最后瞬时断裂区，图 11-14 为疲劳断口宏观形貌。疲劳源在上部，靠其附近为裂纹扩展区，纤维状区域为最后瞬时断裂区。

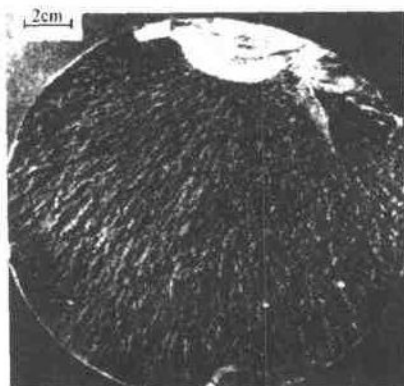


图 11-14 疲劳断口形貌

疲劳源（或疲劳核心），用肉眼或低倍放大能大致判断其位置。疲劳源是疲劳破坏的起点，它一般总是发生在表面。但如果构件内部存在缺陷，如脆性夹杂物、空洞、化学成分的偏析等，也可在构件皮下或内部发生。它被一白亮圆斑包围，形如鱼眼。

疲劳裂纹扩展区是疲劳断口上最重要的特征区域，常呈贝壳状或海滩波纹状。它在有色金属中观察得较为清楚。这种像贝壳纹一样的同心弧线标志着机器开动或停止时，疲劳裂纹扩展过程中所留下的痕迹。断口表面因反复挤压、摩擦，疲劳源附近光亮得像细瓷一样。疲劳源位于弧线凹的一方，好似弧线的发射中心。弧线垂直于裂纹扩展方向。

最后瞬时断裂区是疲劳裂纹逐渐达到临界尺寸后发生快速破断的区域，它的特征与静载拉伸断口快速破坏的放射区及剪切唇相同。塑性材料的此区呈纤维状和剪切唇韧性断口。

一般来说，瞬时断裂区的面积愈大，愈靠近中心，则表示工件过载程度愈大；相反，面积愈小，其位置愈靠近边缘，则表示过载程度愈小。

总起来说，宏观断口形貌有如下特征：

(1) 纤维区标志着延性状态，断口中纤维区越大，材料（或零件）断裂时的塑性愈好；冲击断口中纤维区越大，材料的冲击韧性越好。

(2) 放射区标志材料脆性断裂状态。放射区增大，则脆性愈大。

(3) 疲劳断口中，断口的弧形迹线标志材料疲劳断裂状态。弧形线区越大，表示材料的临界裂纹尺寸越大，材料抵抗裂纹扩展的能力愈强，材料的断裂韧性越好。

### 2.2.4 实际零部件断口宏观分析

(1) 断口特征的判断。分析宏观断口时，主要从以下六个方面来研究其特征及性质。

1) 是否存在放射花样及人字纹，它一方面表征裂纹在该区的扩展是不稳定的、快速的；另一方面，沿着放射方向的逆向或人字纹尖顶，可以追溯到裂纹源所在的位置。

2) 是否存在弧形边线。它表征裂纹在扩展中，由于某种变化，而使裂纹前端在断口上留下的轮廓线痕迹，如疲劳断口的贝壳纹线等。裂纹以恒定方式扩展时，断口上无此种特征。

3) 断口的粗糙程度。实际断口的表面，是由许多微小的小断面所构成的。这些小断面的大小、曲率半径以及相邻小断面间的高度差（台阶），决定整个断面的粗糙程度。

一般来说，断口越粗糙即表征断口特征的“花样”越粗大，则剪切断裂所占的比重越大，剪切断裂是主要的，因这时裂纹扩展所消耗的撕裂功较大；若放射花样细小，则解理或晶间断裂将起主要作用。

4) 断口的光泽与色彩。由于构成断面的许多小断面往往是有金属所特有的光泽与色彩，所以当不同断裂方式所造成的小断面集合在一起时，断口的光泽与色彩将发生微妙的变化。如果断面受相对摩擦、氧化以及受到腐蚀，金属断口的色泽将完全不同。

5) 断口与最大正应力的交角（倾斜角）。例如，在平面应变条件下断裂的断口，与最大正应力垂直。在平面应力条件下断裂的断口，与最大正应力成  $45^\circ$  交角。为此，关于断面倾斜度的确定，必须预先知道作用在构件上的应力状态。

6) 材料缺陷在断口上所呈现的特征。若材料内部存在缺陷，则缺陷附近存在的应力集中将影响裂纹的扩展，因而在断口上留下缺陷的痕迹。不同的断裂方式，材料缺陷在断口上所呈现的特征是不同的。

表 11-7 列出了几种主要断裂方式的断口特征。

表 11-7 几种主要断裂方式的断口特征

断裂方式	延性断裂		脆性断裂		疲劳断裂	
	切断型断裂	正断型断裂 (纤维区)	缺口脆性	低温脆性	低周疲劳	高周疲劳
放射花样	不出现； 在高强度钢中，有时会出现	不出现	明显	稍不明显	较不明显；对于 板材，接近于平行 的人字纹	明显，极细
弧形边线	不出现	不出现	不出现	不出现	贝壳纹线；应力幅 变动大时明显	贝壳纹线；应力幅变动 小时不出现
断口的 粗糙程度	比较光滑	粗糙的 木锉齿状	极粗糙	粗糙	较光滑，粗糙程 度与裂纹扩展速度 有关	极光滑，粗糙程度与 裂纹扩展速度有关
色彩	较弱的金 属光泽	灰色	白亮色， 接近金属 光泽	结晶状 金属光泽	白亮色	灰黑色，裂纹扩展速 度愈大，愈接近白色
倾斜度 (与最大正 应力交角)	$45^\circ$	宏观断 面成直角	直角	直角	当裂纹扩展速度 小时成直角	直角
缺陷的 断口形态	菊花状平 断口	无区别	不出现	不出现	较不明显，有时 也呈现出延性断口	在裂纹扩展区，裂纹 扩展过程中也会明显 出现

(2) 实际构件裂纹源的确定。裂纹源主要根据断口上一些特征花样, 如放射花样、贝纹线来确定。如果构件的几何形状、应力状态都是已知的, 则可推测裂纹源的位置。裂纹源的可能位置如下:

1) 纤维状区域中心处为裂纹源。如果断口的三要素齐全, 裂纹源一定位于纤维状区域中心处。如果纤维状区的形状是圆形或椭圆形时, 则它们的圆心为裂纹源部位。如果纤维状区的形状是半圆(例如冲击断口)或弧形条带(如缺口圆柱拉伸试样断口), 裂纹源在试样表面处萌生。

2) 放射条纹或人字条纹的收敛处为裂纹源。放射条纹与人字条纹是裂纹在平面应变条件下, 发生低能量快速断裂时形成的。它有时是构件发生脆性断裂的特征之一。通常, 放射条纹与人字条纹的收敛方向指向裂纹源方向, 收敛处为裂纹源部位(图 11-15)。如果试样上原来开有缺口, 则由于裂纹首先在缺口处形成, 且由于应力集中的原因, 裂纹沿缺口处的扩展速度较快, 而中心较慢, 故形成的人字条纹收敛方向与无缺口时相反[图 11-16 (b)]。

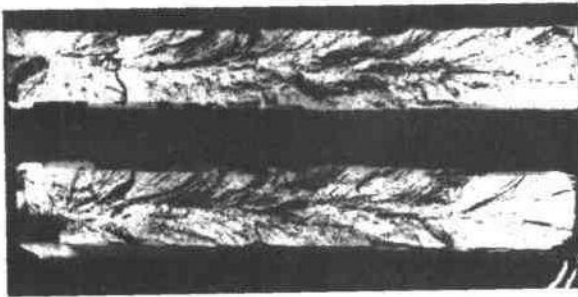


图 11-15 具有 V 型“人字条纹”的脆性断口

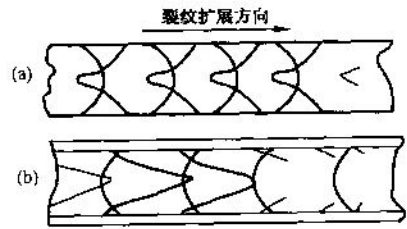


图 11-16 “人字条纹”示意图  
(a) 光滑板试样; (b) 带缺口试样

3) 裂纹源位于零件表面的无剪切层部位。对某些机械构件, 例如厚板、容器、轴类等, 裂纹源常常在构件的表面产生, 零件表面无剪切层的位置为裂纹源。

4) 裂纹源位于断口的平坦区域。断裂件的宏观断口形貌, 通常呈现平坦区和凹凸两部分, 后者通常是裂纹失稳扩展的形貌特征。平坦区是裂纹亚稳态缓慢扩展区, 裂纹源也位于平坦区域内, 如图 11-17 所示。

5) 疲劳前沿曲率半径最小处为裂纹源。当断口上具有明显的疲劳断裂形貌特征, 即贝壳状条纹时, 则疲劳源位于疲劳前沿曲率半径最小处; 如断口上有与贝壳状条纹相垂直的放射状条纹, 则疲劳源在放射状条纹汇集处。

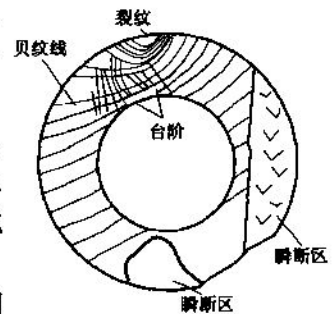


图 11-17 裂纹位于断口的平坦区

6) 环境断裂件腐蚀或氧化最明显处为裂纹源。由于环境因素引起的断裂有: 腐蚀疲劳、热疲劳、应力腐蚀、氢脆、蠕变断裂等。其断裂源部位受环境介质、温度等条件的影响最大, 因此这些断口的裂纹源区被腐蚀或氧化也最明显。

7) 断裂源处往往有缺陷。断裂源区往往在零件的自由表面(铸件例外)。断裂萌生的部位有产生应力集中的缺陷(材料缺陷或加工缺陷)和结构因素。对于承担弯曲和扭转载荷的零件, 受到环境介质作用时往往从表面开始产生裂纹。电站主蒸汽管道弯管外弧侧的划痕往



往是裂纹源。

### 2.3 断口的电子显微分析

在断口宏观分析的基础上，必要时可选好重点区域做断口的微观分析。透射电镜（TEM）用断口表面复制的薄膜进行观察，扫描电镜（SEM）则直接观察实物断口。

从断裂机制来看，电子显微断口分为四类：微坑（或韧窝）断口、解理断口、疲劳断口、结合力弱化的沿晶断口。

#### 2.3.1 微坑断口

当韧性断裂以微孔聚集型进行时，其宏观断口就是常见的杯锥状断口，在电镜下观察到的主要特征是韧窝及微坑。

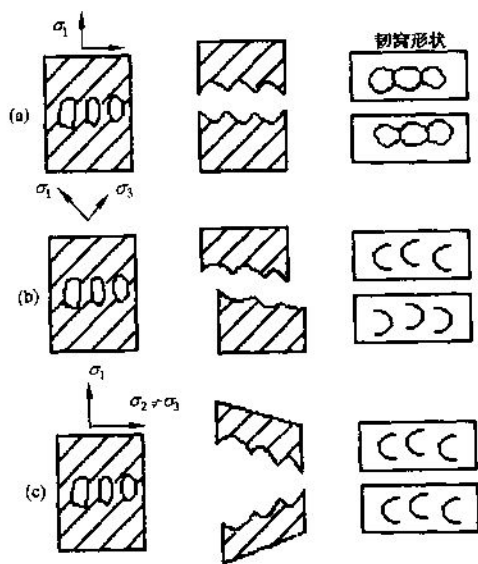


图 11-18 三种应力状态下形成的微孔及断口上韧窝形状示意图

韧窝实质上是由一些大小不等的圆形或椭圆形凹坑组成。它是在基体塑性变形的基础上，在局部高应变区的晶界、亚晶界、第二相质点的界面处，通过第二相质点本身开裂形成的微孔。随着应力增加，微孔长大，最终聚合而形成连续的裂纹。发生断裂后在断口上留下的痕迹即为韧窝，在多数情况下其底部有夹杂质点。

韧窝的形状决定于应力状态，如图 11-18 所示。如果正应力垂直于微孔的表面，使微孔在垂直于正应力的平面上各方向长大的倾向相同，就形成等轴韧窝 [图 11-18 (a)]。在切应力作用下的断裂，如拉伸试样杯锥状断口的剪切唇部分，韧窝的形态是拉长的抛物线形状，而在对应的断面上，抛物线方向相反 [图 11-18 (b)]。由拉应力引起的撕裂，也出现拉长的抛物线韧窝，但是，其抛物线的方向在对应的断面上是相同的 [图 11-18 (c)]。

韧窝的大小和深浅，决定于材料断裂时微孔核心的数量、材料本身的相对塑性和温度。如果微孔的形核位置很多或材料的相对塑性较差，则断裂时断口上形成的韧窝尺寸较小、较浅。反之，韧窝较大、较深，如在大晶粒单相合金或纯金属中，则形成较大、较深的韧窝。

夹杂物或第二相粒子对韧窝的形核具有重要作用。在韧窝的底部，第二相粒子或夹杂物与韧窝几乎是一一对应的（图 11-19），说明一个夹杂物就是一个微坑的形核位置，夹杂物越细、越多，韧窝就越小、越浅，材料的塑性也就越差。

必须注意，微孔聚集型的韧性断裂一定有韧窝存在，但在微观形态上出现韧窝的断口，其宏观上不一定就是韧性断裂。这是由于宏观上的脆性断裂在局部区域内也可能有塑性变形，故在微观上就显出韧窝形态。

#### 2.3.2 解理断口

解理断裂形成的断口叫解理断口。

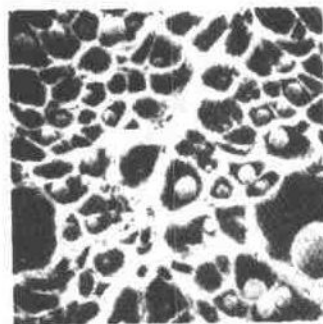


图 11-19 韧窝及夹杂物 3500×

解理断裂是裂纹在正应力作用下沿着一定的低指数面快速扩展的低能量脆性断裂，这个低指数的结晶学平面称为解理面。例如体心立方的 $\alpha$ -Fe中的 $\{100\}$ 面。它们的面间距比较大，原子结合力比较小，裂纹扩展的阻力也小。

完整晶体的解理断面是平坦而无特征的，上下断面完全吻合。但是实际金属材料一般是多晶体，且存在组织不均匀，如有沉淀相、夹杂物和各种缺陷（位错、晶界等），解理裂纹在沿着解理面发展，穿过晶界或各种缺陷时，必须调整方向，这就使得解理断口上出现以下特征。

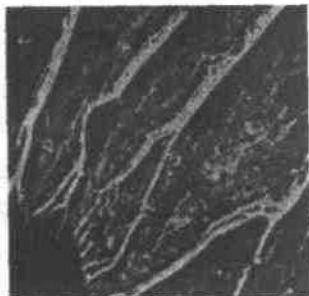


图 11-20 解理台阶 350×

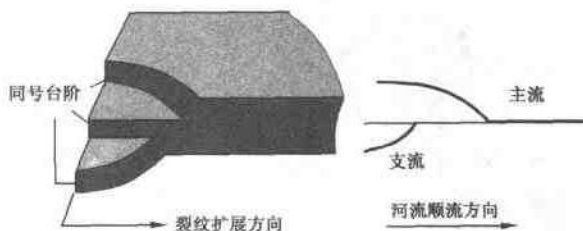


图 11-21 河流花样形成示意图

解理断口最主要的特征是解理台阶汇成的河流花样。由于在一个晶粒内的解理并不是只沿一个晶面，而是沿一簇相互平行的晶面，这样，不同高度解理面之间的裂纹相互贯通，形成台阶，许多台阶的相互汇合形成河流花样，见图 11-20。河流花样的流向与裂纹扩展方向一致。河流起源于晶界，裂纹扩展时，这些河流花样倾向于汇合起来（图 11-21），因此，为确定裂纹源的位置，就必须从河流相反的方向寻找。解理裂纹从一个晶粒进入另一个晶粒时，由于两个晶粒位向的差异，河流花样数量发生明显的变化，穿过扭转晶界，河流数量激增；穿过倾斜晶界，河流连贯地通过晶界。



图 11-22 舌状花样 6000×

解理断口的另一个典型特征是“舌状”花样，又称解理舌。当材料脆性大、温度低、临界切应力大时，滑移变形困难，晶体变形就容易以形变孪晶方式进行。由于裂纹尖端附近的形变孪晶发生了次级解理，使裂纹从主解理面局部地转移到形变孪晶的界面上，从而在断面上遗留下“舌头”状形貌，如图 11-22 所示。铁素体组织的钢材，其低温冲击下的断口是沿 $\{100\}$ 面的解理断口，除河流花样外，还可见到舌状花样。

在回火马氏体（有时也在贝氏体）组织的脆性断口上常见到一些单个的或数个相连的小面，其断裂是穿晶的，断面上有自断面中心向四周发散的河流花样。河流比较短小而弯曲，支流少，并能观察到撕裂岭。这种断裂方式称为准解理。撕裂岭表明断面上有局部的微观塑性变形，该处常呈一定的弧度。

### 2.3.3 沿晶断口

在一般情况下金属材料晶界的结合力高于晶内，因此，晶界是造成强化的因素，但热处

理不当或环境、应力状态等因素使晶界弱化成为裂纹扩展的优先通道，金属材料将发生沿晶分离，这种断裂一般均为脆性断裂，其电子金相为典型的冰糖状花样。

例如奥氏体镍铬钢的碳化物  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  沿晶界析出引起晶界弱化，但在回火脆（或氢脆）等断口上看不到晶界析出第二相粒子，断口呈冰糖状花样，晶界面为光滑的小刻面状。

#### 2.3.4 疲劳断口。

疲劳断口最主要的微观特征是断口上存在疲劳辉纹。疲劳辉纹不等于宏观的贝纹线，贝纹线是机件在宏观应力改变时留下的痕迹。疲劳辉纹的特点如下：



图 11-23 铝合金疲劳断口透射电镜照片

图 11-23 铝合金疲劳断口透射电镜照片。疲劳辉纹的形状、分布以及明显程度和材料的性质、应力、介质情况有关。一般来说，在面心立方金属材料中，比较容易见到疲劳辉纹，而在体心立方、密排立方金属以及超高强度钢中则不易见到。例如镍和铝合金中，疲劳辉纹平直而又清晰（图 11-23）。

(1) 它是一组大致平行而略呈弯曲的条纹，其方向总是与裂纹局部扩展方向垂直。

(2) 条纹在不同的条件下可能是凸出于断裂面的埂，也可能是凹陷于断裂面内的沟槽。

(3) 每一条辉纹代表一次载荷循环中裂纹前进一段距离留下的痕迹，即每一条辉纹对应一次应力循环。因此在断口上一定面积内疲劳辉纹的条带数量应与载荷循环数相等。

(4) 辉纹间距随应力振幅增大而增大，交变应力值恒定时，辉条间距也较恒定。

疲劳辉纹的形状、分布以及明显程度和材料的性质、应力、介质情况有关。一般来说，在面心立方金属材料中，比较容易见到疲劳辉纹，而在体心立方、密排立方金属以及超高强度钢中则不易见到。例如镍和铝合金中，疲劳辉纹平直而又清晰（图 11-23）。

## 第四节 材料化学成分分析

### 1 光谱分析

#### 1.1 光谱分析原理及应用

##### 1.1.1 原子光谱的产生

按能级，原子的价电子轨道除了有 K、L、M、N 等壳层外，还有次壳层；所以，被激的原子可以在不同的壳层间跃迁，从而产生不同波长的光。这些不同波长的光由摄谱仪分光后就可以获得某一元素的光谱谱线。光谱分析技术就是从识别这些元素的特征光谱出发，鉴别某元素是否存在（定性分析）和元素的特性光谱强度来判断某元素的含量（定量分析）。

要产生某一谱线，必须使原子获得足够的激发能量，这个能量叫激发电位；其单位通常是以电子伏（eV）表示。不同谱线的激发电位差别很大，激发电位低的谱线，可以用能量较低的光源激发出来，如 Na、K 的某些谱线用火焰即可激发，较高激发电位的谱，则需用电弧激发，更高激发电位的谱线则需用火花激发。

##### 1.1.2 光谱定性分析

每一种元素的原子被激发后，可以得到其特有的光谱。原则上，周期表中的元素均可用

光谱来进行定性分析，但实际上有些元素很难激发，所以一般能分析的元素只有六七十种。

决定试样中某元素存在与否，只需根据几根灵敏线进行判别，这在一般谱线表中均可查到。影响灵敏线的主要因素是：

(1) 所采用的光谱仪器。例如在分析元素 Na 时，用目视分光仪成黄色感光板摄谱时，以 Na589.0nm 为主要分析线；用水晶摄谱仪或蓝色感光板摄谱时，则以 Na330.2nm 为主要分析线。

(2) 所采用的激发光源。在离子化很强的火花光源中，离子谱线较强；在离子化较弱的电弧光源中，原子光谱较强；因此，应随所用光源的不同而选用不同的主要分析线。

(3) 试样中是否有其他元素的存在。其他元素的存在会产生很多谱线或背景，同时也降低了元素本身的灵敏度。

(4) 狭缝宽度的选择。一般选 5μm 狭缝，可使仪器分辨率加大，并能减少光谱背景，这有利于微量杂质元素定性分析。

### 1.1.3 谱线定量分析

谱线强度是试样中分析元素含量的函数，即  $I = f(C)$ 。式中  $I$  为分析元素谱线强度， $C$  为分析元素含量（以百分数表示）；其经验表达式为

$$I = aC^b$$

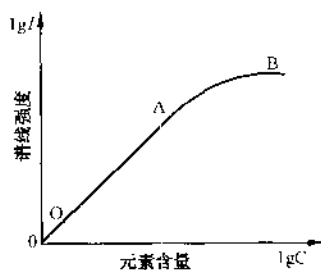


图 11-24 元素含量与谱线强度的关系

图 11-24 为工作曲线示意图。图中 OA 段呈直线时， $a$ 、 $b$  是常数； $b$  值取决于弧隙蒸气云中辐射的吸收情况，即光源中火焰的内部吸收（称自吸）。强度不大的谱线没有自吸收， $b$  值等于 1；强度越大，则自吸也越大，而  $b$  值就越小。某元素含量少时自吸小， $b = 1$ ；含量大时， $b \leq 1$ ；至于  $a$  值，则受试样中其他元素成分、放电时间、试样温度变化、放电间隙、周围气氛和辅助电极等因素的影响。

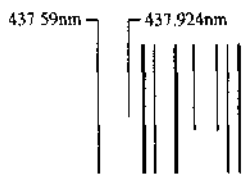


图 11-25 钢内部光谱

测量谱线强度的方法很多。在看谱镜上，观察者根据谱线的亮度进行半定量分析。如图 11-25 所示，光谱中出现有 V437.92nm 时说明被分析钢样中有钒元素存在，而此时钒线的亮度等于 Fe437.5nm 的亮度，即表示钒的含量为 0.15%。这种方法分析速度快，但准确度不高，仅可做半定量分析。摄谱法主要是测量底片黑度，从而得到相对强度。测量相对强度一般所用的方法是：标准试样法、持久

曲线法、控制试样法、光度插入法等。

### 1.1.4 光谱试样的处理

(1) 固体金属试样。固体金属试样本身是导电的，可以直接作为电极；相对电极可以用炭棒、铜棒或另一支同样试样材料。

(2) 粉末状试样。对于矿石、矿物等一般非导体可磨成粉末，置于石墨电极之孔穴中；一般电极长度为 2~3cm，直径 6mm。操作时，每次取样 10~20mg；由于在打弧过程中试样熔有一个熔球，容易从孔穴中喷溅出来，可预先加入 1~2 倍纯炭粉与试样粉末混合均匀备用。

(3) 溶液试样。溶液试样可以浸吸入石墨电极中进行分析。

(4) 其他试样。如分析有机物试样中含少量金属元素时，可将试样烧成灰后再进行分析

析；但此时石墨电极一定要预先定性，以免由于含有被分析元素而影响试验结果。如欲检查金属试样中极微量元素，可用化学分析方法将其提纯，此时应注意由于试剂药品引入的杂质元素的影响。

## 2 微区化学成分分析

金属材料中合金元素和杂质元素的浓度及其分布、沉淀相或夹杂物的测定是金属材料研究中的重要内容。通常的化学分析方法只能给出被分析试样的平均成分，无法提供在微观尺度上元素分布不均匀的数据。激光显微光谱、电子探针、X-射线分析仪、俄歇电子能谱仪和离子探针显微分析仪等是目前较为理想的微区分析手段，其中后两种手段主要用于表面分析，它们的性能对比见表 11-8。

表 11-8 表面微区成分分析技术比较

分析性能	电子探针	俄歇电子能谱仪	离子探针
空间分辨率 ( $\mu\text{m}$ )	0.5 ~ 1	0.1	1 ~ 2
分析深度 ( $\mu\text{m}$ )	0.5 ~ 2	< 0.003	< 0.005
采样体积重量 (g)	$10^{-12}$	$10^{-16}$	$10^{-15}$
可测质量极限 (g)	$10^{-16}$	$10^{-18}$	$\leq 10^{-6}$
可测浓度极限 (ppm)	50 ~ 10000	10 ~ 1000	0.01 ~ 100
可分析元素	$Z \geq 4$ ( $Z \leq 11$ 时灵敏度差)	$Z \geq 3$	全部
定量精度	$\pm 1 \sim 5\%$	30%	尚未建立
真空度要求 (Pa)	$\leq 10^{-3}$	$\leq 10^{-8}$	$10^{-6}$
对试样损伤情况	对非导体损伤大，一般情况下无损伤	损伤少	损伤严重
定点分析时间 (s)	100	1000	0.05

### 2.1 电子探针 X-射线显微分析原理简述

电子探针 X-射线显微分析仪（简称电子探针，缩写为 EPA 或 EPMA）是利用一束能量足够高的细聚焦电子束轰击试样，在一个有限的深度和侧面扩展的微区体积内激发出特征 X-射线，并对其进行识别。元素的特征 X-射线总是与同时被激发产生的连续谱 X-射线及试样内存在的其他元素的特征 X-射线一起，从被入射电子束轰击的试样区域内发射出来；因此，

辨认出分析元素的特征谱线，并测得它们的强度，是电子探针分析技术中要解决的主要问题。

电子探针和扫描电子显微镜在电子光学系统方面的结构大体相似。它们通常组合成一个仪器，兼有扫描放大成像和微区成分分析两方面的功能。图 11-26 是电子探针的结构示意图。镜筒部分亦即电子光学系统是电子探针的主体，镜筒内必须保持  $10^{-3}$  Pa 左右的高真空度，使其能得到具有足够高入射能量的电子束。镜筒的上部是由灯丝阴极、栅极

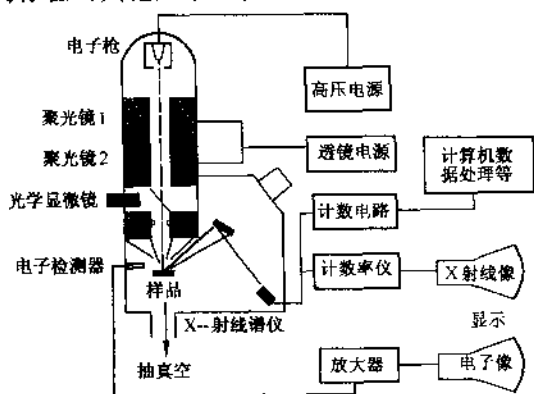


图 11-26 电子探针的结构图

(常称为威耐耳特圆帽)和阳极等组成的电子枪。电子束由电子枪产生和被加速而获得能量,再由聚光镜和物镜将其聚焦变细,最后照射到样品室内的试样上。为了便于选择和确定分析点,电子探针的镜筒内装有与电子束同轴的光学显微观察系统。

电子探针是利用 X-射线的信号来检测分析元素的,其方法有两种:

(1) 波谱仪。通过衍射分光的途径来实现对不同波长 X-射线的鉴别和测量,叫做“波长分散谱仪”(简称波谱仪或 WDS);

(2) 能谱仪。是利用锂漂移硅固态检测器来测不同元素的 X-射线的特征能量及强度,它又称为“能量分散谱仪”(简称能谱仪或 EDS)。

使用波谱仪时要用分光晶体检测 X-射线的波长。波谱仪的优点是波长分辨率高,对一些波长很接近的谱线也能分开。其缺点是要求分析的试样表面需十分平整,并且 X-射线信号利用率低,经晶体衍射后强度将损失 80%。

能谱仪的优点是:①能同时接收和检测不同能量的 X-射线信号,能快速对元素定性分析;②无需晶体衍射,信号强度没有什么损失,灵敏度高;③适用于分析比较粗糙的表面。其缺点是谱线重叠现象严重,尤其在低能部分,对轻元素分析困难;定量分析精度差;锂漂移硅探头必须保持在液氮中。两种谱仪的优缺点比较见表 11-9。

表 11-9 波谱仪与能谱仪性能比较

比较项目	波谱仪 (WDS)	能谱仪 (EDS)
能检测元素	Be ~ U	Na ~ U
X-射线强度	$10^2 \sim 10^3 (10 \sim 10^2)$	$10^3$
峰与本底比	1000 (100)	30 ~ 100
同时能分析元素	少	任意
谱仪分辨率	$1.5 \times 10^{-3} (1 \sim 5 \times 10^{-2}) (\Delta\lambda/\lambda)$	$2 \sim 10 \times 10^{-2} (\Delta E/E)$
灵敏度	0.002% ~ 0.02% (0.02% ~ 0.2%)	0.3% ~ 1%

注 括号中的数据指超轻元素而言。

## 2.2 试样制备

电子探针对试样有一定要求,按其形状可分为块状、粉末及薄膜等。块状试样最大限度尺寸是由仪器的试样室及试样座的大小来决定。从分析操作角度讲,只要没有特殊原因,圆柱形试样以  $\phi 7 \sim \phi 10\text{mm}$ ,方形试样以  $5 \times 10\text{mm}$  的最大表面积为好。当定量分析时,试样表面的高低不平将降低试验结果的可靠性,因此试样表面必须进行抛光。在研磨时不要使试样表面出现浮雕状平面,而且不要使研磨剂等残存在试样的表面或内部。某些试样本身有些小坑,或由于研磨时形成的小坑;而这些小坑中容易残留研磨剂,这往往给分析带来困难。因此,研磨后的试样必须进行充分的清洗。对表面处理的试样进行断面边沿部分成分分析抛磨时,要求表面不许出现圆角或倾斜,应把试样镶嵌起来。使用电子探针的目的,主要是了解组织与其构成元素的关系,通常要对试样进行腐蚀;因此,必须认真地研究试样与腐蚀剂之间的关系,以使得腐蚀后的试样表面不发生化学成分的变化。此外,应尽可能轻地进行腐蚀,不致于出现由于腐蚀过度而引起的表面浮雕现象。对试样进行电子探针分析时,试样必须接地,因此试样应具有良好的导电性。对于非导体试样,要将其放置在真空室中喷碳或其他金属,使其表面能导电。喷膜的厚度以  $2\mu\text{m}$  为宜。

对于粉末试样,若只需了解其总的成分时,可用压缩成型或烧结等办法把粉末压在一起,采用和块状试样相同方法进行分析。若需了解某粉末成分时,可在金属片上涂敷导电涂

料，然后把粉末试样粘在上面，或将试样包埋在树脂等材料中，待其硬化后将试样固定，再对试样进行研磨和喷镀。

对于薄膜试样可像电子显微镜萃取复型一样萃取试样，但是，保存试样时要十分小心，要使试样有较好的平整度，并尽量使萃取物掉下来，以免影响分析结果。

### 2.3 分析方法

根据试样的分析要求，电子探针有三种分析方法：

#### 2.3.1 点分析

把电子束照射到试样上的某一点，对产生的特征 X-射线进行测量的分析方法，称为点分析。一般的工作方式是对被分析试样中某一点做全谱扫描定性及半定量分析，再对其中所含的元素浓度作定量分析。定点微区成分分析也是电子探针中最重要的工作方式。

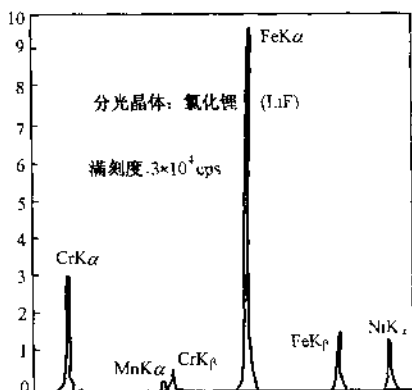


图 11-27 奥氏体相中的元素谱线

点分析时，同时使 X-射线分光光谱仪进行波长扫描，即连续地改变色散和探测各种 X-射线波长的谱仪位置；这时便可知道由被测点所发射出来的 X-射线的波长，即它含有哪些元素。对不锈钢试样中的奥氏体相进行定点分析时，可以看到如图 11-27 所示的元素谱线，根据图中所示的特征 X-射线可知，奥氏体相中含有 Fe、Cr、Ni、Mn 等元素。

在进行定点分析时，通过调节使电子光学系统和光学观察系统合轴，并进行电子束聚焦操作，然后利用标准试样对分光光谱仪进行波长设置。这样就可使电子束在试样上的照射点、分光晶体和计数管（探测器）三者之间处于布拉格定律的几何位置上。点分析方法对沉淀相

和夹杂物的鉴定有广泛的应用。

#### 2.3.2 线分析

线分析方法是把电子束固定不变，而试样以一定的速度沿 X 轴或 Y 轴方向移动，或者电子束沿试样表面选定的直线轨迹做线扫描。这时根据探测到的 X-射线强度变化来研究试样中电子束照射的轨迹上各种元素浓度变化情况。

采用线分析方法可以研究材料表面化学热处理的组织结构、镀层、表面氧化层以及焊接材料受热影响的部位等，是一种有效的试验手段。

#### 2.3.3 面分析

面分析的主要任务是对所需分析的物质或区域上存在的元素及其分布状况正确地用扫描图像表示出来。要得到良好的面分析结果，就要选择扫描速度和计数率计数的时间常数以及控制背底的强度，使其在最低限度内。对于分析区域极小或元素浓度低的试样，减慢扫描速度并将时间常数置于最小。

试样中有空洞存在时，此处实际上并无元素，但 X-射线照像反映不出有空洞的存在，也不表现出此处无元素，这时就应利用背散射电子凹凸像与成分像的对比观察，以防止误判。

## 第五节 主要设备件失效形式和防止措施

### 1 锅炉管的失效

管子是个内压容器，在工作时所受的负载是复杂的。除内压外，还有自重、外载荷、温度、应力等等。锅炉受热面管子是一个薄壁圆筒，承受内压的压力容器，其壁厚  $S$  要比管子的平均直径  $D_p$  小得多。当管子承受内压时，管壁承受纵向应力  $\sigma_1$  及环向应力  $\sigma_2$ ，它们沿着壁厚可以认为是均匀分布的，其数值为

$$\sigma_1 = \frac{pD_p}{4S}; \quad \sigma_2 = \frac{pD_p}{2S}$$

式中： $p$  为管子承受的内压力，MPa； $S$  为管子计算壁厚，m； $D_p$  为平均直径，m。

根据最大剪应力强度理论，对于承受内压力的汽、水管道管子理论计算壁厚按下列规定计算

$$S = \frac{pD_w}{[\sigma] \eta - p}$$

式中： $D_w$  为管子外径，m； $[\sigma]$  为钢材在计算温度下的基本许用应力，MPa； $\eta$  为基本许用应力修正系数，对无缝钢管， $\eta = 1.0$ 。

由以上的应力分析可见，管子承受内压时其环向应力为纵向应力的两倍。此种应力分布现象决定了锅炉受热面管子破裂位置的特征。在通常情况下，管子承受内压发生爆管时，其破口总是纵向破口。只有当管子承受了较大的外载时才有可能呈横向破口。

在正常情况下，对流自然循环锅炉受热面管壁的温度比管内介质的温度高  $50^\circ\text{C}$ ，辐射受热面则高达  $70^\circ\text{C}$ 。受热面管子外壁受烟气的腐蚀作用，这是由于烟气中含有氧、硫化氢、二氧化碳与二氧化硫等腐蚀性气体。此外，烟气中还含有大量灰尘，会对管子产生磨损。受热面管子内壁受水或水蒸气的腐蚀作用，因水中含有  $\text{Na}^+$ 、 $\text{Cl}^-$ 、 $\text{OH}^-$ 、 $\text{Cu}^{2+}$ 、 $\text{Zn}^{2+}$  及  $\text{CO}_2$  等，因此，锅炉受热面管子不仅承受着一定的压力，而且还受到腐蚀介质的作用。高温、应力、腐蚀介质以及长期的工作等因素会对管子的组织结构和性能带来很大的影响。在运行中，如操作条件略有改变，影响就会更大，并会发生各种不同形式的失效和事故。

火力发电厂中锅炉管的失效类型主要有：高温腐蚀、低温腐蚀、长期超温爆管、短期超温爆管、泄漏、磨损、腐蚀疲劳和热疲劳、水侧的垢下腐蚀、奥氏体不锈钢的应力腐蚀断裂等类型；以下按水冷壁管、过热器和再热器管以及省煤器管分别叙述。

#### 1.1 过热器和再热器管

##### 1.1.1 高温下长期过热爆管

过热器管子爆管事故大多是长时过热爆管。其特征是管径没有明显的胀粗，管壁减薄量很小，从向火侧往破口方向逐渐减薄；管子的爆破口一般较小，呈鼓包状且断口粗糙，边缘为平整的钝边。爆管后背火面的管壁厚度几乎不变；爆口周围存在纵向开裂的氧化皮；此外，管子上整个爆破口张开的程度不大，具有典型的厚唇型爆破特征。破口附近有许多平行于破口的纵向裂纹。图 11-28 为破口的实物照片。





图 11-28 12Cr1MoV 钢高温过热器管长期过热爆管的实物照片

从断口来看,爆管为典型的沿晶蠕变断裂,在主断口附近有许多平行的沿晶小裂纹和晶界孔洞。从金相组织来看,其珠光体区域形态消失,晶界有明显的碳化物聚集特征,碳化物呈球状或链状分布于铁素体晶界上。图 11-29 为 15CrMo 钢高温过热器管长期过热爆管破口边缘组织。

一般来说,过热器管的向火面胀粗程度比背火面大,碳钢管的胀粗程度比合金钢管大。

爆管产生的原因主要是运行中发生超温。一般来说,造成超温的原因主要是左右侧主蒸汽温度偏差较大(达 40℃左右),左右侧烟气流动不均匀,烟温偏差很大(100℃~250℃),导致末级再热器超温。

在运行中,火焰中心上移,导致部分过热器管热负荷过高而超温。实验表明,燃烧器喷嘴倾角的变化对再热汽温和过热汽温都有很大的影响。在 100% 负荷时,燃烧器喷嘴向上摆动 1°,再热汽温上升 2.39℃,过热汽温上升 1.35℃;喷嘴向下摆动 1°,再热汽温下降 1.33℃,过热汽温下降 0.75℃。

如果在运行中燃烧不良,炉内烟气动力场和温度场会出现偏斜,使得沿炉膛宽度和深度方向的烟温偏差就会增加,从而使得水平烟道受热而沿高度和宽度方向,以及尾部竖井受热面沿宽度和深度方向上的烟温和烟速的偏差都相应增大。同时,运行中一次风率的偏高,有可能造成燃烧延迟,使炉膛出口烟温升高。一般来说,当燃料热值提高时,由于理论燃烧温度和炉膛出口烟温升高,可能导致炉膛结焦,过热器和再热器超温;当灰分增加时,会使燃烧恶化,燃烧过程延迟,火焰温度下降。

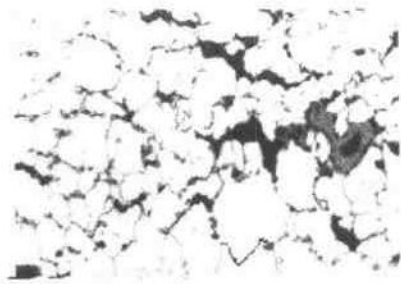


图 11-29 15CrMo 钢高温过热器管长期过热爆管破口边缘组织

吹灰器不能正常工作,往往造成炉膛和过热器受热面积灰,受热面受到沾污。特别在燃用多灰分的燃烧时,容易造成炉膛结焦,使过热器超温。

管子内部结垢、有异物堵塞也常引起过热器超温。

为防止这类事故,首先需要改善工况:

- 1) 炉膛高度偏高,引起汽温偏低,相反,炉膛高度偏低则引起超温。
- 2) 合理布置受热面。例如,过热器和再热器管组的进出口集箱的引入、引出方式不当,会使蒸汽在集箱中流动时静压变化过大而造成较大的流量偏差;对于蒸汽由径向引入进口集箱的并联管组,因进口集箱与引入管的三通处形成局部涡流,使得该涡流区附近管组的流量较小,从而引起较大的流量偏差。因同屏(片)并联各管的结构(如管长、内径、弯头数等)差异,引起各管的阻力系数相差较大,造成较大的同屏(片)流量偏差、结构偏差。过热器或再热器的前后级之间没有布置中间混合联箱而直接连接,或者未进行左右交叉,这样使得前后级的热偏差相互叠加。

### 1.1.2 短期超温爆管

短期超温爆管的破口具有韧性断裂的特征。管子的管径具有明显的胀粗,管壁减薄,呈

刀刃状；爆口一般较大，呈喇叭状，类似薄唇形。破口的表面一般比较光滑；同时，内壁由于爆管时汽水混合物的高速冲刷而十分光洁；外壁常出现蓝黑色。

此外，破口附近没有裂纹，周围管材的硬度显著提高。

破口处的金相组织取决于温度和由爆破口所喷射出来汽水的冷却能力。当管壁温度在 $A_{c1}$ 以下时，爆管的组织为拉长的铁素体和珠光体；温度为 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 或超过 $A_{c3}$ 时，其组织可出现低碳马氏体、贝氏体等。

产生短期超温爆管的原因有管子局部超温，管子内部异物堵塞以及材质不良等。有缺陷的管子爆管时，破口大多沿缺陷方向裂开，破口整齐平直。断口由两部分组成：缺陷部分及靠近缺陷的部位为脆性断裂，其他的部分为韧性断裂。破口处管子的壁厚减薄不多。

防止短期超温爆管的方法大致与长期过热爆管相同。

### 1.1.3 高温腐蚀

过热器、再热器管处于烟温比较高的区域。在高温烟气的作用下，由于其表面有硫酸盐的沉积而引起不同程度的热腐蚀，并由此使得壁厚减薄，强度降低，在蒸汽压力的作用下造成爆管。

发生高温腐蚀时，腐蚀部位沿向火面局部扩展，呈坑穴状。严重时腐蚀速度可达 $0.5 \sim 1\text{mm/a}$ 。在腐蚀区，沉积物层较厚，呈黄褐色到黑褐色，比较疏松和粗糙；其他区域为浅灰褐色沉积物，比较结实。此外，腐蚀层中有硫化物存在，而腐蚀部位的金属组织没有明显的变化，但可能发生表面晶界腐蚀现象。

高温腐蚀的来源为金属表面层硫及碱性物的附着物。在一定的条件下它会形成 $550^\circ\text{C}$ 以上呈熔融状态的硫酸盐。这种沉积盐除 $\text{Na}_2\text{SO}_4$ 外，还可以是 $\text{V}_2\text{O}_5$ 及 $\text{K}$ 、 $\text{Mg}$ 、 $\text{Ca}$ 等盐类。燃煤或燃油中含有较高的硫、钠、钒的化合物时，沉积在表面的碱性硫酸盐与氧化铁及 $\text{SO}_3$ 反应而形成复合硫酸盐 $\text{Na}_3\text{Fe}(\text{SO})_4$ 和 $\text{K}_3\text{Fe}(\text{SO})_4$ 。

复合硫酸盐在低于 $550^\circ\text{C}$ 时不熔化，不会造成腐蚀。在 $550 \sim 570^\circ\text{C}$ 之间，处于熔化状态的复合硫酸盐便与管子金属发生反应，造成管子腐蚀。当管壁温度高于 $590^\circ\text{C}$ 时，腐蚀现象最为严重。所以，对于 $12\text{Cr}2\text{MoWVTiB}$ （钢研102）钢，热腐蚀的危害性更大，此钢设计温度为 $600 \sim 620^\circ\text{C}$ 。

防止高温腐蚀的措施通常是控制金属壁温不超过 $600 \sim 620^\circ\text{C}$ ；定期吹灰，防止炉膛结焦渣；保持火焰中心位置不过高；控制炉内过量空气系数；限制烟气中 $\text{SO}_3$ 含量以及在煤中加入 $\text{CaSO}_4$ 和 $\text{MgSO}_4$ 等添加剂，在油中加入 $\text{Mg}$ 、 $\text{Ca}$ 、 $\text{Al}$ 、 $\text{Si}$ 等盐类添加剂。此外，也采用表面处理的办法保护管道。

### 1.1.4 磨损失效

高温过热器、再热器布置在炉膛出口后的水平烟道中，由于该处烟温较高，管子的飞灰磨损并不突出。低温过热器、再热器布置在转弯室之后的垂直烟道中，烟温大约 $600 \sim 700^\circ\text{C}$ 。烟气中的飞灰颗粒在 $700^\circ\text{C}$ 以下具有足够的硬度和动能，对锅炉管子产生磨削作用而使壁厚减薄，造成爆管。

飞灰磨损的性质主要属于固体粒子冲蚀，主要磨粒是 $\text{SiO}_2$ 、 $\text{Fe}_2\text{O}_3$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 。管子与飞灰冲角呈 $30^\circ \sim 45^\circ$ 时，所受的磨损最大，故磨损的局部性较明显，特别是在飞灰堵塞的部位冲蚀磨损很严重。当管子磨损减薄量大时，由此引发爆管。

一般来说，在过热器、再热器烟气进口处，吹灰器通道等处，磨损失效比较明显。

管子的磨损与炉膛烟速分布有关，其磨损量同烟气速度的3~3.5次方成正比。在锅炉尾部烟道断面上烟速分布通常不均匀。例如，Π型布置、无中间走廊的锅炉尾部烟道的速度不均匀系数较大，再热器出口平面上速度不均匀系数  $K_w = 1.67$ ，而同类型的有中间走廊的锅炉，在相同区域内的速度不均匀系数  $K_w = 1.2$ 。此外，管子后弯头和后墙（包覆管）之间的烟气走廊中的局部流速比平均流速高。

锅炉管子的磨损量同飞灰浓度  $\mu$  和浓度不均匀系数  $K_0$  成正比，一般煤粉锅炉烟气中飞灰浓度  $\mu = 20 \sim 45 \text{g/m}^3$ 。煤中含灰量多时，发热值低。同时，飞灰浓度增大，使管子的磨损量增大。

飞灰对锅炉管子的磨损能力同其颗粒分布、平均颗粒直径、几何形状、密度及飞灰中可燃物的百分数等因素也有密切关系。

吹灰器使用中会对管子产生一定的磨损。为提高锅炉热效率，现代电站锅炉上装有若干台吹灰器，并且对受热面定期进行吹灰，保持受热面的清洁，以加强换热。对于中等容量（小于125MW）的锅炉，长期不吹灰可使排烟温度升高5~30℃，相当于锅炉效率降低1%~2%；而大容量（大于200MW）的锅炉，长期不吹灰可使排烟温度升高15~18℃，相当于锅炉效率降低0.9%~1.2%。若燃用易积灰和结渣的煤种，锅炉效率降低得更多。但是，吹灰器的使用要适当，否则易将受热面管子吹损而造成泄漏，这是由于吹灰介质携带烟气中灰粒不断磨损管壁，造成机械磨损。由于吹灰介质温度相对较低，对管壁产生剧冷，在交变应力的不断作用下使金属发生疲劳损伤，特别是水力吹灰易造成这种损伤。

选用适于炉型的煤种，严格控制煤粉细度；加装均流挡板，消除局部区域流速过高的现象；检修时尽量消除或减少烟气走廊，在受热面管子加装防磨盖板，以及对管子表面强化处理等是减小磨损的常用措施。此外，定期吹灰，防止局部积灰或堵灰；恰当选择吹灰器喷嘴尺寸，吹扫介质的压力、温度、喷扫角度、距离、吹扫频率可减小吹灰器使用过程中产生的磨损。

### 1.1.5 内壁氧腐蚀

过热器和再热器在停炉时易产生这类腐蚀，其特征是在省煤器、过热器、水冷壁管的内壁出现点状或坑状腐蚀坑。腐蚀部位的表面为许多腐蚀物的鼓包，其直径小至1mm，大至数十毫米。若把表面腐蚀物除掉，在管壁上即呈现腐蚀坑，故又称其为“溃疡”性腐蚀。

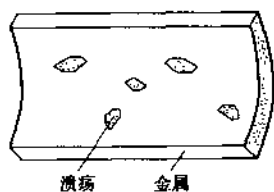


图 11-30 “溃疡”性  
腐蚀示意

氧腐蚀鼓包大致可分为三层。最外层是三价铁的水合氧化物  $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ ，颜色为砖红色或棕色；最内层为二价铁的水合氧化物，呈黑色；中间层为黑褐色的  $\text{Fe}_3\text{O}_4 \cdot n\text{H}_2\text{O}$ 。图 11-30 为“溃疡”示意图。发生腐蚀时腐蚀区没有过热现象，基本上没有结垢覆盖。

通常在弯头内壁的中性区附近容易产生这类腐蚀坑。弯头的椭圆度越大，应力集中越明显，腐蚀坑沿管轴方向变得很长，由此可能产生腐蚀裂纹。此外，单独的点腐蚀发展也会引起管子穿透而产生泄露。

氧腐蚀原因与许多因素有关。管于内的水，由于氧的去极化作用，会发生电化学腐蚀而使管内的钝化膜局部破裂，发生点蚀。

在金属交替接触蒸汽和水的部位，金属温度的变化经常达70℃或更高，这样就加速了氧化膜的破裂。蒸汽和裸露的金属相接触，为铁与水之间无障碍地反应提供了条件。

氧腐蚀从制造到安装、运行都可能发生。弯头存在的应力集中以及该处受到的热冲击，易使弯头内壁中性区产生疲劳裂纹，从而促使点蚀的产生。下弯头在停炉时积水也易造成氧腐蚀。

为此，电厂中常采用下列防止措施：

1) 运行中，保持水质的纯洁，严格控制 pH 值和控制水系统中的含氧量。相对而言，pH 值较高有利于防腐，如 pH 值在 10 ~ 13 之间时，钢表面可形成较完整的保护膜，而抑制腐蚀。

2) 新炉启动前，应进行化学清洗，去除铁锈和脏物。对已发现内部腐蚀的锅炉应及时进行化学清洗。

3) 新炉启动前管内壁应形成一层均匀的保护膜。

4) 加强炉管使用前的保护。

5) 注意停炉保护。根据运行经验，当停用的热力设备内部相对湿度小于 20% 时，就能避免腐蚀；而当相对湿度大于 20% 时，就会产生停用腐蚀。

#### 1.1.6 垢下腐蚀

对流过热器的水平管段以及水气流程后部管子的向火侧常出现这类腐蚀。由于在腐蚀过程中金属管道的组织和机械性能没有明显的变化，仍保留它的延展性，故称其为“延性腐蚀”。

导致垢下腐蚀的盐垢为多孔聚集物，垢下的管子表面为穴坑。其特征是腐蚀坑处没有裂纹产生，腐蚀类型为均匀腐蚀。当炉水处于高碱度状态时易发生垢下腐蚀，常称为“碱性腐蚀”。

对于氢脆腐蚀或者酸性腐蚀来说，腐蚀裂纹区的氢含量明显升高，机械性能下降；严重时管壁没有减薄就发生爆管，故又称其为“脆性腐蚀”。

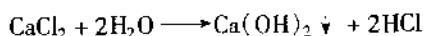
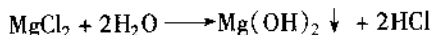
导致腐蚀的盐垢为比较致密的沉淀物，其特征是盐垢下有沿管轴方向的裂纹产生，微裂纹附近脱碳明显。当腐蚀严重时，管子表面会出现全脱碳层。

垢下腐蚀引起的爆口呈窗口状，没有塑性变形和胀粗现象。

凝结水和给水 pH 不正常或者炉水受酸或碱污染，使盐垢在蒸发面管子内壁沉积而使浓度增强是产生垢下腐蚀的原因。发生延性腐蚀和氢脆腐蚀的腐蚀条件基本相似，不同之处是后者的腐蚀速度快。这是由于阴极反应的氢腐蚀速度快，使阴极反应产生的氢来不及被水流带走，而进入金属机体。

酸性腐蚀和延性腐蚀的产生过程如图 11-31 所示。

(1) 酸性腐蚀过程。对氢脆腐蚀有如下反应



当浓缩的炉水成为强酸性时，在水垢下发生酸性水对金属的腐蚀〔图 11-31 (a)〕，其电极反应为：



在水垢下面生成的原子态 [H] 无法扩散到汽水混合物中去，使得金属管壁与水垢之间积累了大量的氢，于是在其下面发生了氢腐蚀。

垢下酸性腐蚀一般发生在致密的水垢下面，管子的局部发生脱碳现象，沿渗碳体边界及晶界生成微裂纹，金属变脆。严重时管壁未减薄就发生爆管。

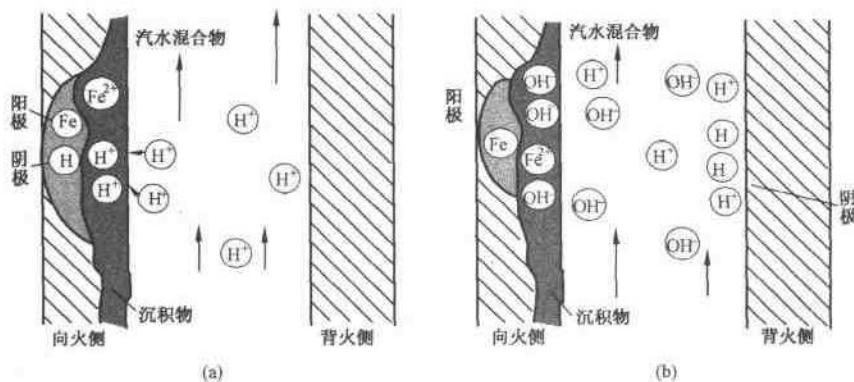
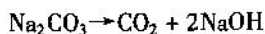
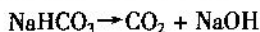


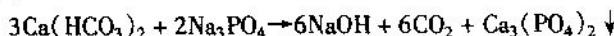
图 11-31 水垢下的腐蚀示意图  
(a) 酸性腐蚀；(b) 碱性腐蚀

## (2) 碱性腐蚀。

锅炉给水中总会有少量的碳酸盐，进入锅炉内即分解出 NaOH，其反应为



或磷酸盐与磷酸盐作用



炉水中的 NaOH 在水垢下会因炉水浓缩而形成很高的浓度，发生碱性腐蚀。在水垢外部的炉水中 OH<sup>-</sup> 浓度低，相对地说 H<sup>+</sup> 浓度就大，因此阴极反应不在水垢下，而是在没有水垢的背火侧管壁上 [图 11-31 (b)]。这时生成的 H<sub>2</sub> 无阻碍，很快地进入汽水混合物中，并被带走。阳极反应仍发生在水垢下面，这样就会在水垢下面形成腐蚀坑。

防止垢下腐蚀的措施主要是在制造、储存、安装以及停炉保养等一系列环节中，保持管内壁的洁净，使均匀的保护膜不受破坏；保证给水品质，防止凝汽器泄露；从选材、检验、安装、成膜、循环水处理等来防止铜管的腐蚀泄露；定期进行锅内的化学清洗，去除管内壁的沉积物以及稳定工况，防止炉管的局部汽水循环不良和超温等。

### 1.1.7 汽水泄漏

再热器泄露是造成被迫停机的主要原因之一。再热器承重卡子和定位导向板脱落，使高温再热器管排发生严重变形以及焊缝开裂等会引起汽水泄漏。其产生原因一般是再热器壁温偏差大；异种钢焊接引起膨胀系数不一；现场条件未能保证异种钢的焊接工艺以及燃烧工况不良，引起局部超温，应力增大等。

通过改进管卡结构，使管子能纵向自由膨胀；尽量避免和减少异种钢焊缝；严格焊接工艺等手段可防止汽水泄漏。

### 1.1.8 应力腐蚀开裂

应力腐蚀是在应力和腐蚀介质联合作用下发生的腐蚀现象。它以“滑移—阳极溶解”的断裂机理开裂，其裂纹的发展一般需要孕育期，只有在特定的材料和介质的配合下才产生应

力腐蚀。材料的显微裂纹具有曲折分叉的特点。由于应力腐蚀常常诱发疲劳或脆性损坏，其破坏性很大。

图 11-32 为 18-8 钢再热器管应力腐蚀开裂形貌，该钢管在安装、使用前，在大气中接触氯离子放置一年左右后开裂。图 11-33 为该管材的显微组织，白色部位为奥氏体孪晶，黑色为晶间裂纹。

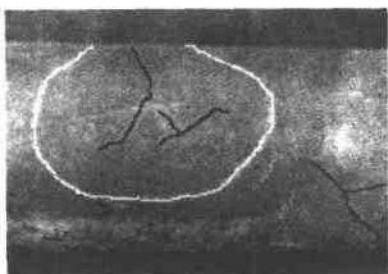


图 11-32 18-8 钢再热器管  
应力腐蚀开裂

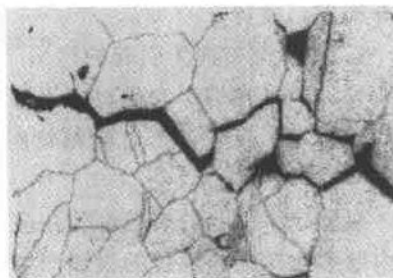


图 11-33 管材组织（电解  
侵蚀）400 ×

## 1.2 水冷壁管的失效

水冷壁管的失效形式有长期过热爆管、短期过热爆管、烟气侧腐蚀性热疲劳、温差应力引起的泄漏、氧腐蚀和垢下腐蚀等，与过热器及再热器的失效形式存在许多相同之处。

### 1.2.1 短期过热爆管

锅炉水冷壁管或联箱被焊渣、泥砂、铁屑或其他异物堵塞；锅炉燃烧方式不当；其运行工况不良，介质流速低或流程扰乱以及其布置方式不当等，破坏了介质的自然循环时将引起爆管。爆管的特征与过热器及再热器相同（见 1.1.2）。当爆管前壁温超过临界点  $A_{c1}$  时，破口刃部出现淬硬组织，硬度升高。图 11-34 为某一直径 85mm 的 20 钢管短期过热爆管后，破口断面上沿周向的硬度变化值。

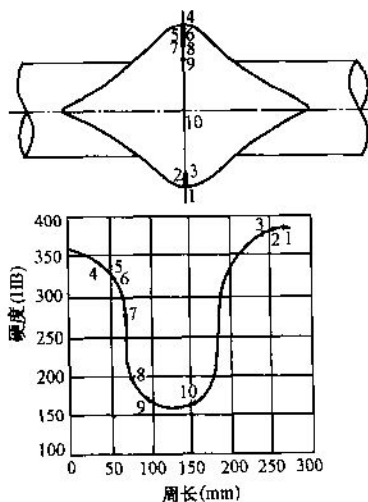


图 11-34 碳钢水冷壁管短期过热爆管的硬度沿破口分布

### 1.2.2 烟气侧腐蚀性热疲劳

烟气侧腐蚀性热疲劳通常是锅炉管道遭受由启停调峰引起的热应力或水吹灰使炉管温度急剧变化产生热冲击，以及由于振动引起的交变应力等所发生的疲劳损坏。其表现为在管子上出现裂纹。

在向火面产生的裂纹通常沿管道圆周发展，局部区域往往出现许多相互平行的、从外向里发展的裂纹。裂纹一般短而粗，其内充满腐蚀介质和产物，呈楔形。同时，在腐蚀介质中含有较高的硫，在裂源处有熔盐和煤灰沉积，具有硫腐蚀的特征。

由于向火面管壁超温，在裂纹处，金属组织的球化程度要比背火侧严重。此外，可观察到裂纹走向为穿晶型。当裂纹扩展慢而腐蚀作用很强时，可观察到晶间侵入裂纹，在裂纹边缘和前端还可观察到铁素体的亚晶。

按带基本负荷设计的机组带调峰负荷，高温硫腐蚀严重以及超温均导致管材的疲劳强度严重下降，促使管子的损坏。

防范烟气侧腐蚀性热疲劳的措施主要有：改进交变应力集中区域的部件结构；改变运行参数，以减少压力和温度梯度的变化幅度；设计时考虑间歇运行造成的热胀冷缩；避免运行时的机械振动；增加温度测点；防止管壁超温；定期清除管子受热面的结垢，以及提高吹灰器介质的温度等。

### 1.2.3 温差应力引起的泄漏

这种情形在焊口和母材中均可发生，多出现在局部区域，是疲劳引起破坏的一种形式。例如，膜式水冷壁管出口联箱管座角焊缝，一、二级混合器附近的上辐射区常出现这种泄漏。

温差应力引起的裂缝源均在应力集中部位。母材泄露在管子外壁表现为横向裂纹，是由于内壁裂纹源沿内螺纹的根部产生，继而相邻的裂纹发展连接而产生的。

已泄漏炉管实际运行壁温高出设计值约 40℃ 左右，其向火侧显微组织通常已轻度球化（2~3 级）；背火侧显微组织正常，机械性能也无明显的变化。

在下联箱中，由于下降管中炉水带入蒸汽，其密度小于水的密度。由于蒸汽在上层，使上层水冷壁管中含气率较中下层大，导致含气率大的管子向火侧壁温超过正常值，相邻管子间产生附加热应力。同时，由于汽水流动的不稳定，上层管中炉水的含气率也不断变化，造成炉管壁温交替变化，使管子产生疲劳。此外，负荷变化时，汽鼓压力会相应变化，引起汽水分离效果及汽鼓水位变化，使得炉管含气率也随之变化，造成低周疲劳。当连排不能正常排污，炉水中杂质含量增大时，疲劳会加速发展。

当机组启停和变负荷运行时所产生的交变热应力超出焊缝或管材许用应力时，也会产生裂纹，从而引起泄漏。

防范泄漏的有效措施包括：使汽鼓水位保持正常，增强排污能力；密切监视汽水品质；加装壁温测点；改进结构，以及加强炉内燃烧工况的检查调整等。

### 1.2.4 垢下腐蚀（氢脆腐蚀）

水冷壁管的氢脆腐蚀原因等请参见本节 1.1.6 段。图 11-35 为某锅炉运行后发生脆性破坏的形貌，破口呈窗口状，管壁未减薄。破口附近的氢含量为 6.10ml/100g，背火侧的氢含量为 0.25ml/100g。损坏的原因是给水的 pH 值低，造成管子的氢脆破坏。图 11-36 为其内壁腐蚀坑处的金相照片，可观察到微观裂纹沿晶界发展，裂纹旁有脱碳现象。



图 11-35 20 钢水冷壁管氢脆爆管破口

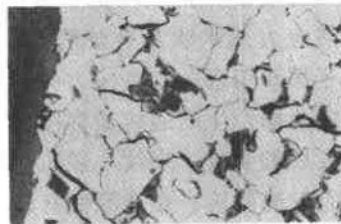


图 11-36 爆管破口内壁金相组织 400×

水冷壁管的失效形式还有氧腐蚀等，参见本节 1.1.5 段。

### 1.3 省煤器的失效

#### 1.3.1 磨损

省煤器主要发生这类失效，其产生的特征及原因同本节 1.1.4 所述。防止措施主要有：

1) 降低烟速。在降低烟速难以达到要求时，可用顺列布置，粗直径 ( $\geq 42\text{mm}$ )，或采用膜式、鳍片、肋片式省煤器。

2) 避免局部烟速过高，在结构上不存在烟气走廊。

3) 采用适当的防磨保护措施。

4) 控制燃煤灰分。



图 11-37 20 钢省煤器管因原材料缺陷产生的爆管

#### 1.3.2 原材料引起爆管

当原材料存在缺陷时，运行中受烟气腐蚀时

使缺陷加深而使管子破裂。例如，省煤器管存在纵向折叠时，破口沿折叠缝豁开，呈脆性断裂，如图 11-37 所示。

#### 1.3.3 水侧的热疲劳

热疲劳裂纹容易出现在热应力大和应力集中部位，如减温器温差变化大的部位。带周期性负荷的机组间歇启动时，省煤器进口联箱的温度为汽包的饱和温度（约  $350^{\circ}\text{C}$ ），而低温给水温度为  $38 \sim 149^{\circ}\text{C}$ ，这样就产生了严重的热冲击，从而在联箱和管接头内壁产生热疲劳裂纹；其他联箱也可能产生这类裂纹。

水侧的热疲劳是由于温度变化引起热胀冷缩所产生交变的热应力引起的，通常在有机械约束作用、应力集中处产生裂纹。裂纹中的楔形氧化物会促使裂纹本身发展。

改进部件的结构，以适应热负荷的强烈变化；启动时，提高进入联箱的给水温度；控制减温器的减温幅度以及降低机械约束，使应力集中程度减轻等可减轻热疲劳。

## 2 汽包的失效

汽包内部为高温高压汽水，其内壁下部与水相接触，上部与汽箱接触。蒸汽蒸发时，会造成炉水的杂质浓度升高。汽包失效主要发生在汽包下部及水位波动区。

汽包主要承受的应力有：内压引起的膜应力，温度梯度引起的热应力，开孔及截面形状突变处的应力集中。膜应力值小时，不足以引起断裂；若叠加后两类应力，断裂就会发生。

总的来说，锅炉冷态启动开始阶段，汽包上部加热比下部快；停炉时，下部的冷却比上部快；运行过程中，压力和饱和温度下降时，下部的冷却比上部快；热态间歇启动时，给水和下降管本体金属起到冷却汽包底部的作用。热应力也随之发生变化。

### 2.1 苛性脆化

苛性脆化在低压锅炉汽包的汽水品质较低时产生，腐蚀产生的裂纹部位通常是铆钉和管子胀口处、有铆钉孔和胀口的汽包钢板上。图 11-38 为 20 钢汽包铆钉头处的脆化裂纹。它具有缝隙腐蚀的特征，为阳极溶解型的应力腐蚀；初始裂纹从缝隙处产生，一般从表面不能看到。

发生苛性脆化时所出现的初始裂纹具有沿晶和分叉的特点，裂纹的缝隙处没有坚固的腐蚀产物；其金属组织未发生变化。此外，金属断口具有冰糖状花样，为脆性断裂。



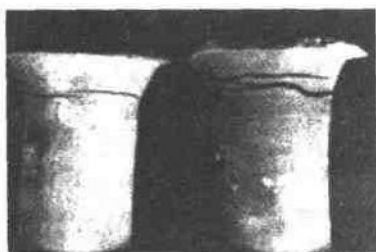


图 11-38 20 钢铆钉头的脆化裂纹

局部应力包括胀管和铆接产生的残余应力、开孔处的边缘应力和热应力；当其超过材料屈服点时，会使得这些部位产生裂纹。

炉水的碱性大，锅炉经常快速启停和强行补水时，缝隙部位由于炉水杂质的浓缩作用，NaOH 的浓度升高，给碱性腐蚀提供了条件。

改进汽包结构，把铆接和胀管改为焊接结构，消除缝隙；改善锅炉启停和运行工况，减少热应力和提高汽水品质是防范苛性脆化的主要措施。

## 2.2 脆性爆破

汽包发生脆性爆破时其断裂速度极快，往往破碎成多块。其断裂源通常为老裂纹，例如焊接裂纹、应力腐蚀裂纹和疲劳裂纹。老裂纹尺寸往往比较大。

发生脆性爆破时，汽包的温度较低，往往在水压试验时发生，属于一种低应力脆断。一些中低压锅炉汽包曾在运行时发生爆破。

汽包脆性爆破的宏观断口具有放射纹和人字型纹路特征，断口的宏观变形小；其断口的微观形貌则为解理花样。

当汽包的老裂纹尺寸超过临界裂纹尺寸，发生低应力下的脆断。断裂部位的应力集中和形变约束严重。

为了防止脆性爆破，主要措施是避免汽包在运行中产生裂纹；要加强汽包的无损探伤，及时发现裂纹并处理。同时，要提高汽包材料的质量，使脆性转变温度低于室温。通过改善汽包结构，防止严重的应力集中以及改善汽包焊接工艺，消除焊接裂纹，降低焊接后的残余应力有利于减少裂纹源。

## 2.3 低周疲劳

在启停频繁和工况经常变动的锅炉汽包中容易产生低周疲劳而出现疲劳裂纹。裂纹易发生在给水管孔、下降管孔处等部位，且与最大应力方向垂直。在纵焊缝、环焊缝和人孔焊缝处也可能产生。

低周疲劳的断口宏观形貌具有一般疲劳断口的特征。同时，腐蚀对裂纹的产生和扩展起很大作用。

汽包的温差是造成热应力的主要原因，启动停炉的温度变化越快，热应力越大，越容易造成疲劳裂纹。汽包应力集中的局部区域，焊接缺陷和裂纹往往是低周疲劳裂纹的源点。

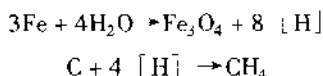
防止低周疲劳引起的破坏主要采取降低热冲击、正常启停；锅炉运行平稳，避免温度和压力大幅度的波动；降低启动次数；改进汽包结构，降低应力集中以及采用抗低周疲劳的材料和提高焊接质量等措施。

## 2.4 应力氧化腐蚀裂纹

在汽包水汽波动区的应力集中部位，如人孔门焊缝，会产生应力氧化腐蚀裂纹，其破断断口不具备疲劳特征。在裂纹缝隙处充满坚硬的氧化物，特别是楔形的氧化物所产生的附加应力对裂纹扩展起着很大作用。

应力氧化腐蚀裂纹的边缘有脱碳、晶粒细化和晶界孔洞等特征，裂纹尖端和周围常有沿晶的氧化裂纹。裂纹一般发源于焊接缺陷和腐蚀坑处。

这种失效形式是一种由高压水引起的应力腐蚀断裂。当局部的综合应力超过屈服点时，使表面的  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  膜破裂，发生如下反应



内表面的缺陷以及在水汽界面波动区，易在缝隙处造成炉水杂质的浓缩，从而为腐蚀提供条件。

防止裂纹产生的方法主要是提高焊接质量，降低焊接处的残余应力；保证焊缝表面的平滑，避免应力集中。当发现焊缝处有尖角腐蚀坑时，可将其修磨成圆滑过渡的形式。控制启停时的温度变化速度，保证汽包中的汽水品质也是重要的防范措施。

### 2.5 内壁腐蚀

内壁腐蚀主要发生于汽包下部的内表面，与水相接触的部位。腐蚀的类型多为点蚀，易发生在焊缝和下降管的内壁上。

点蚀的特征同锅炉管的水侧氧腐蚀。当腐蚀坑点进一步发展时可能诱导出应力腐蚀裂纹或疲劳裂纹。

内壁腐蚀产生的原因和防止措施见本节 1.1.5 段。

## 3 主蒸汽管及管件失效

主蒸汽管系在运行中主要承受三类应力：由内压和持续外载产生的一次应力、由于热胀冷缩等变形受到约束而产生的二次应力，以及由局部应力集中而产生的一次应力和二次应力的增量——峰值应力。

在火电厂高温高压管系中，一次应力加峰值应力过高是造成蠕变损坏的主要原因；多次交替的二次应力加峰值应力过高则是造成疲劳损坏的主要原因。

### 3.1 石墨化

碳钢在  $450^\circ\text{C}$  以上、钼钢在  $485^\circ\text{C}$  以上长期运行，会发生石墨化。石墨化和珠光体的球化同时进行，石墨核心优先在三晶界处形成，长大的石墨呈团絮状。一般来说，焊缝热影响区的不完全重结晶区，石墨化最严重；此外，粗晶粒钢比细晶粒钢石墨化倾向小。

### 3.2 内壁的点蚀

内壁的点蚀易发生在水平段直管和弯头处，在该处产生腐蚀坑。其腐蚀的性质同水侧的氧腐蚀（参见本节 1.1.6 段）。腐蚀坑的进一步发展，可诱导出热疲劳裂纹或应力腐蚀裂纹。产生点蚀的原因同水侧的氧腐蚀，与停炉积水和氧进入其内有关。

### 3.3 蠕变断裂

蠕变断裂主要发生于弯头的外弯面、三通的内壁肩部和外壁腹部、阀壳的变截面处。蠕变裂纹通常分布于应力集中区域，表面层有许多小裂纹，只有少数几根大裂纹向内扩展；蠕变裂纹走向为管系的轴向。断裂处蠕胀程度较小。

蠕变断裂是由于一次应力和峰值应力过高而造成的。当错用等级较低的钢管时，易发生早期蠕变断裂。表面缺陷通常成为蠕变裂纹的起源。

为了防止蠕变断裂，采取调整支吊架，尽量降低管件的局部应力；提高管件的制造质量，消除表面缺陷；改进管件的结构，使截面变化圆滑；采用中频弯管，控制椭圆度；正确进行热处理，保证管件的性能；正确选用钢材和防止超温运行等措施。

### 3.4 疲劳断裂

疲劳裂纹主要产生于管孔处、管件的应力集中区域和管道内外壁受水浸入的区域。前二者属于低周疲劳，后者为热疲劳。

低周疲劳裂纹的走向一般是垂直于气流方向，裂纹沿周向发展。热疲劳裂纹往往呈龟裂纹，管件的断口具有一般疲劳断口的特征。断裂的路径通常为穿晶型，裂纹缝隙中充满着氧化腐蚀产物。

在应力集中区域，反复的二次应力作用是产生低周大应变疲劳断裂的原因。腐蚀对裂纹扩展起促进作用。

防止主蒸汽管及管件产生疲劳断裂的措施是在管道外表应加包镀锌铁皮保护层，防止水穿透保护层；防止从排气管中返回凝结水；调整支吊架，尽量降低管件的局部应力以及稳定运行工况，防止热冲击。

### 3.5 焊缝裂纹

焊缝裂纹易发生在大小管之间的角焊缝、不同管径之间的对接焊缝、管段与铸锻件之间的焊缝以及异种钢之间的焊缝等部位。

焊缝裂纹的类型主要有三类：

(1) 应力松弛裂纹。在热影响区的粗晶贝氏体区中出现，表现为环向断裂。这是由于残余应力松弛而产生裂纹。

(2) 焊缝横向裂纹。其走向沿管道轴向，裂纹数量多。它与焊缝的成分偏析、热处理不适当及韧性差有关。

(3) R型裂纹。通常发生在热影响区的低温相变区，表现为蠕变孔洞型断裂。由系统应力造成。

腐蚀对裂纹的扩展起着促进作用。对于异种钢焊接接头，由于高温下碳向高合金处扩散，使得低合金侧易发生脱碳而开裂。

焊缝的蠕变损伤起源于外部。焊接接头的结构不良，易造成较大的应力集中；在运行中，由一次应力、二次应力和峰值应力构成的组合应力值过高；焊接接头存在材料强度或韧性的薄弱环节促使裂纹的产生。

### 3.6 铸件泄露

铸造管件泄露主要发生在铸造三通的两部和阀壳等铸件应力集中处。发生泄露的部位存在着严重的疏松，该处的盐垢浓度高。

泄露多是由于铸造质量不良，存在严重的疏松而引起。在一些应力集中处，启停的热冲击及停炉期间的氧腐蚀使疏松处发生裂纹而使管件产生泄露。

防止泄露的措施有采用热压三通，提高铸件的质量，对铸件的疏松采取挖补处理，改进结构和降低管件的应力集中等。

## 4 转子失效

转子有三种结构形式：整锻转子、套装转子和焊接转子。转子在运行中主要承受着转子自重产生的交变应力、传递功率产生的扭转应力及温度梯度和形变约束产生的热应力。前二种应力产生高周疲劳，后一种产生低周疲劳。

带中心孔的转子，其中心孔表面的切向应力最大，其中以套装叶轮的该部位切向应力最

大。由于在叶轮轴向键槽处存在着很大的应力集中,该处又容易堆积腐蚀介质,故是应力腐蚀裂纹的敏感区域。套装叶轮和大轴的紧密配合边缘亦是存在应力集中的部位。转子上应力集中较严重的部位还有轴上的环形沟槽、键槽、叶轮盘的缩颈结构、叶轮平衡孔处、轮缘叶根槽内的小圆角等,这些位置容易产生裂纹。

焊接转子具有结构紧凑,刚性好,承载能力高,不需大型锻件等优点,同时还具有优良的抗应力腐蚀性能。

转子失效时往往造成飞裂、严重振动等大型事故。

#### 4.1 高周疲劳

转子高周疲劳的特征是在轴的外表面产生裂纹。当以交变弯曲应力为主时,裂纹走向垂直于轴向;而以交变扭转应力为主时,裂纹走向与轴向呈 $45^\circ$ 交角。裂纹源一般在轴表面的应力集中处,如环形沟槽等部位。轴与叶轮配合面边缘是疲劳断裂的起裂部位,它是由轴的微动疲劳所引发的。

断口的宏观特征为海滩标志,断口的微观特征为疲劳裂纹。裂纹的扩展路径为穿晶型。

交变弯曲应力或扭转应力大,轴的装配不良所产生的高附加应力,成套部件之间在运行中发生微动磨损,局部应力集中严重和异常的振动是造成疲劳的原因。

采用的防范措施是找出主要的动应力来源,并降低其值;提高轴的装配质量,使轴表面的形状圆滑过渡;改进叶轮套装面的形状,降低边缘的接触以及消除轴的异常振动等。

#### 4.2 低周疲劳

高压转子的第一段和高压前汽封处的轴段,再热式机组的中压转子第一级和前汽封处的轴段是易产生低周疲劳的部位。转子的断裂具有多源点和宏观疲劳断口的特征,断口的微观特征是韧窝和间隔大的条纹。

转子发生低周疲劳的原因是在较快的启停过程中,气流对这些部位的急剧加热或冷却所产生的极大热应力。此外,运行工况大幅度变化产生的热应力以及局部区域存在的应力集中,也会产生疲劳。例如,轴上的环形深槽处,应力集中系数可达 $3\sim 6$ ,是疲劳源敏感区。

通过改进转子的结构,去除深槽,或增大槽底圆角半径;在运行时缓慢启停,控制转子材料的温度变化速度;稳定运行工况,防止主蒸汽温度和压力大幅度波动和防止凝结水从抽汽口进入转子的高温段等措施可降低低周疲劳的危害。

#### 4.3 应力腐蚀断裂

产生应力腐蚀裂纹的部位一般在套装叶轮的轴向键槽的圆角处,键槽处富集着NaCl和NaOH等腐蚀性介质。蒸汽过渡区( $50\sim 120^\circ\text{C}$ )也是产生应力腐蚀裂纹的敏感区域。

在断裂源区通常有蚀坑。应力腐蚀裂纹发源于蚀坑,且具有沿晶分布和分叉的特征。当应力腐蚀裂纹扩展至临界裂纹长度,可导致叶轮飞裂。

套装叶轮的键槽处,运行时的切向应力接近或超过屈服强度,以及汽水中的杂质在键槽处浓集是造成应力腐蚀裂纹的主要原因。

将轴向键改为径向键,改进叶轮内孔型线等改进叶轮结构方法可在一定程度上降低应力集中。改善汽水品质,提高叶轮材料抗应力腐蚀的能力,例如提高回火温度和降低S、P等有害杂质,以及加强对低压叶轮轴向键槽的无损探伤是常采用的一些防范措施。

#### 4.4 腐蚀疲劳

低压转子主轴常发生一定程度的腐蚀疲劳。裂纹产生于截面改变处或与套装叶轮紧配合

的边缘；同时，裂纹往往是在一侧产生和扩展，直至飞裂。转子飞裂前伴随着剧烈振动。

蚀坑往往作为裂纹的起源，其走向为沿晶一穿晶混合型。发生腐蚀疲劳时转子表面常含有腐蚀介质，其宏观断口具有疲劳的特征。

局部区域的应力集中和腐蚀作用使疲劳裂纹萌生；与此同时，在旋转弯曲应力作用下，裂纹不断地扩展。

通过降低局部区域的应力集中，即增大截面突变处的曲率半径，提高汽水品质，对转子进行振动监测，定期进行无损探伤，检查轴表面的蚀坑发生和发展等措施可减小这种危害。

#### 4.5 脆性疲劳

转子中的白点或中心孔附近的密集夹杂物是脆性疲劳断裂的源点。发生脆性疲劳时，裂纹扩展速度快，可导致转子突然飞裂。

脆性疲劳断口具有脆性特征，其断面上有平坦白亮的白点或夹杂物密集区域；断口的微观特征是解理花样。

在冶炼和浇铸过程中，氢会进入液态金属；铸锭凝固后，氢聚合成氢分子，产生巨大的内压，从而形成白点（内裂纹）。此外，若铸锭的缩孔和夹杂物多，加工时未能有效去除，残留在中心孔附近时也造成诱发疲劳的不利因素。当运行中新生的裂纹把这些缺陷串起来，并且使裂纹长度达到临界裂纹尺寸时，就会使转子发生这种脆性飞裂。

为此，在冶炼和浇铸转子时通常采用真空除气，对大锻件进行去氢处理，对铸锭的缩孔加以去除。轴的中心孔大小应以能有效地去除密集型夹杂物为宜。此外，要提高转子材料的断裂韧性和均匀性，降低其  $FATT_{50}$ 。

#### 4.6 电蚀

电蚀一般发生于转子轴颈和轴承的接触面，存在着电流通过的痕迹。若发生电蚀，事故停机后，刚揭盖时转子残磁大，表面有烧伤点蚀；同时，在电蚀处，原来光亮的表面变得发乌，与用强酸侵蚀过的表面相似；电蚀附近没有热影响区或只有很小的热影响区；在轴瓦合金中可发现钢颗粒及钒和钼的碳化物；电蚀表面通常有一层黑色的油状高温氧化产物。

电蚀会造成轴瓦损坏、调速系统零件损坏以及轴颈磨损。

随着机组容量的增大，由于制造、检修和运行的原因，转子的残磁水平提高，在高速转动时，由于自励磁效应产生转子电流，当其击穿油膜后便产生了电蚀。

防止电蚀的措施主要有降低转子的残磁水平，残磁较高时对其应进行去磁处理；消除或减小其他产生轴电流的原因；保持轴承座良好的绝缘性能以及轴接地等。

### 5 汽轮机叶片失效

在汽轮机主要金属部件中，叶片事故次数及事故造成的经济损失均占首位。在运行中叶片承受静应力和动应力的作用。静应力包括在高速旋转时，叶片自重产生的离心拉应力和弯曲应力以及流动蒸汽压力造成的弯曲应力。动应力则是由蒸汽激振力引起叶片振动的交变应力。激振力分两类：低频激振力和高频激振力。前者的频率是汽轮机转子转速的整数倍，后者的频率等于汽轮机转速与喷嘴数的乘积。

当激振力的频率与叶片本身的固有频率互为整数倍时，将引起叶片共振，这就是造成叶片断裂的最主要原因。叶片的振动具有许多共振型，在同一共振型中，振动频率越高，叶片承受的动应力越低，对叶片的实际危害性就越小。因此，一般只考虑频率较低的振型。对 A

型振动,主要考虑  $A_0$ 、 $A_1$ 、 $A_2$  型;对 B 型振动,主要是  $B_0$ 、 $B_1$  型。其中  $A_0$ 、 $B_0$ 、 $A_1$  型是最危险的。一般情况下这三种共振都必须调开,只有当蒸汽弯应力较小时,才允许  $A_0$ 、 $A_1$  共振,但  $B_0$  型振动必须调开。

在运行中叶片还受到腐蚀介质的作用和水滴冲蚀。

叶片损坏的情况包括叶片断落、裂纹、围带飞脱、拉筋开焊或断裂、叶片水蚀等。

### 5.1 高周疲劳

叶片发生高周疲劳时,其同时断裂的叶片较多,断裂位置相似,而且事故具有重复性。裂纹在振型的节点附近产生。

叶片的宏观断口具有典型贝壳状花样。对于自由叶片,贝壳纹的走向与叶片的振动方向有关。叶片的微观断口形貌为疲劳条纹,条纹间距小,条纹数量大于  $10^5$ 。此外,腐蚀对裂纹的萌生和扩展不起明显的作用。

产生高周疲劳的轮系振动频率通常不合格,由此使得叶片的固有频率与扰动力的频率合拍而发生共振。叶片安装紧力减少或消耗时,会导致进出气侧受力不均,在静应力和扰动应力联合作用下缺陷处便产生疲劳源;其他如蒸汽弯应力过大,错装隔板等也导致发生断裂。

防止产生高周疲劳采用的方法是改变隔板结构和喷嘴数,改变扰动频率,锯短叶片,提高叶片的频率,使叶片成组连接,提高叶片的强度,改善叶型或叶根结构,对应力集中处进行严格检查,发现问题及时处理等。此外,对弯曲叶片要进行加热整形,按材质严格控制加热温度,防止超温淬硬;必要时要对其进行回火处理,消除残余应力和淬硬组织;要严格执行叶片的焊接和补焊工艺。

### 5.2 水击断裂

发生水击断裂的叶片其断口粗糙,断而新鲜而且具有金属光泽,是一种短期超载疲劳断裂,在断面上有一字型或人字型纹路。叶片断口周围常产生宏观变形;叶片出汽边呈波浪形,并具有软冲击形变的特征;其微观特征为韧窝和条纹。

图 11-39 为某汽轮机汽缸进水后叶片断口形貌。该疲劳断口粗糙,裂纹发展后期呈贝壳花样。最终断裂区在进汽边,呈塑性剪切断口。

一般来说,当压力级前后有抽汽段时,才可能进水而冲击叶片,如果及时揭缸,可能发现水痕。

机外进水或机内积水,高速转动叶片引起的冲击水,是造成低周大应变疲劳断裂的原因。如疏水系统发生故障,汽包水位失去控制,凝汽器发生满水等都会使水进入汽轮机内。

改进抽汽结构,防止机外进水;在机内打疏水孔,排走机内积水,以及稳定运行工况,防止工况瞬变是防止产生水冲击的一些措施。

### 5.3 腐蚀疲劳

腐蚀疲劳损坏主要发生于过渡区,如汽轮机末级叶片,是交变应力状态下,在一般腐蚀介质中发生的一种疲劳断裂。发生这种失效时叶片断裂区表面出现蚀坑,存在着多个疲劳源。裂纹一般发源于蚀坑,并具有沿晶穿晶混合型断裂特征。此外,在叶片背弧、内弧及断



图 11-39 水击叶片损坏断口微观形貌  
(二级复型, 14000 $\times$ )

口上有腐蚀性的沉积物。

叶片的宏观断口形貌具有海滩标志，微观形貌为条纹和冰糖块状花样。

当机组存在动应力中等的共振以及在过渡区，干湿蒸汽的交替出现使腐蚀介质浓缩这两个条件的共同作用下会使叶片发生断裂。

一般来说，应尽可能地提高蒸汽品质，调开共振和提高叶片材料抗腐蚀疲劳的能力。

#### 5.4 应力腐蚀

叶片的应力腐蚀主要发生在末几级叶片上，在 18-8 型奥氏体不锈钢和 2Cr13 钢制叶片均会发生。在叶片上动过火的部位最易产生裂纹，但裂纹发展较慢。

应力腐蚀裂纹走向为沿晶型，往往出现分叉裂纹，其内可见腐蚀坑和沉积物，沉积物富氯离子。叶片断口的微观特征是冰糖块状花样，在应力腐蚀裂纹后方，往往是疲劳断裂区。

在末几级叶片上焊硬质合金片和拉筋时，往往造成基体材料的超温，这样就产生了局部的硬化区。由于在硬化区及边缘处存在较大的残余应力，使得晶界易受腐蚀，以腐蚀坑、腐蚀裂纹及缺陷处的应力集中区为萌芽，在运行中残余应力与离心拉应力和振动应力叠加的结果导致产生应力腐蚀。

焊接缺陷，如钛的偏析也是造成局部腐蚀的原因。

由于亚临界压力机组低负荷运行造成其高压缸末级蒸汽湿度过分增大，再加上凝汽器泄漏，循环水中氯离子大量带入给水和减温水造成主汽污染，使高压缸末级聚集高浓度的氯离子和其他有害离子。这样，就会对叶片产生孔蚀。

因此，钎焊硬质合金时，要防止钎焊的温度超过叶片材料的  $A_{c1}$  点，要采用低熔点的钎焊料。并且焊后要进行硬度试验，当硬度超过标准时应进行高温回火。要控制表面淬火硬度的范围，禁止把硬化区延伸至拉筋孔附近。

此外，大修期间对叶片进行着色探伤检查时，要注意防水蚀司太立合金片的焊道。

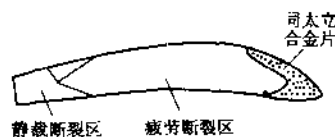


图 11-40 叶片断口示意图

图 11-40 为某 300MW 机组 2Cr11Mo1V 钢制叶片运行 9872h 后断裂断口的示意图，其间共启停 74 次。叶片断裂位置距叶顶 210mm 左右，断口垂直于叶片轴线并由两种形式组成：一种是平断口，位于进汽侧，长约 60mm；另一种为剪切斜断口，位于出汽侧。两种断口间由贝壳线分开，贝壳线与斜断口之间清晰地形成一个三角形过渡区域。断口的宏观特征表明：平断口为疲劳断裂区；剪切斜断口为静载断裂区，即裂纹的失稳扩展区。从叶片断口可以看出，在叶片疲劳断裂区进汽侧钎焊缝处的母材上，有一清晰的暗斑“圆点”。“圆点”直径约  $\phi 3.5\text{mm}$ ，周围呈现放射状花样，此“圆点”即为这次叶片断裂的裂源。采用扫描电镜对断口观察发现，暗斑区裂纹分枝明显。区内主要为晶间裂纹，可见腐蚀坑和沉淀物。沉淀物含  $\text{Cl}^-$ 。叶片斜断口区硬度为 26~29HRC，比较正常，而平断口区硬度达 40~48HRC。硬度的升高增加了材料的脆性并使氯离子对叶片材料的腐蚀敏感性增加。断裂的过程是由于叶片进汽侧内弧表面近焊处的腐蚀坑和腐蚀裂纹及缺陷的应力集中。同时，凝结水侵入，不断产生沉积腐蚀产物并形成暗斑，在外界强应力频繁作用下，导致应力腐蚀。随着应力腐蚀扩展，最终由腐蚀疲劳引起脆性断裂。

#### 5.5 水冲蚀

叶片的水冲蚀发生于湿蒸汽区。叶片顶部进汽侧背弧最容易受到水冲蚀，在叶片下部的

出汽侧个别部位也受到水冲蚀。一般来说,随着温度和叶片周围速度增大,水冲蚀变得严重。但水冲蚀往往不直接引起叶片事故。

湿蒸汽区出现微小的水珠时,它们会不断凝结而在静叶的表面形成水膜。此后,水膜不断增厚,因汽流的作用,水膜再分裂成为较大的水滴。这些水滴从静叶上部飞出,冲击动叶片进汽侧背弧的上部,便造成叶片的水冲蚀。

防止产生水冲蚀,可在静叶上加工出排水槽,在隔板上装集水槽,把静叶做成中空的,用窄孔吸叶片表面上的水膜。也可采取增加动静叶片之间的间隙,在承受水冲蚀的动叶片进汽侧背弧钎焊硬质合金片,以及对叶片进行表面淬火硬化或电火花强化等措施。此外,利用动叶片的离心力去除水滴可减小水冲蚀。

### 5.6 接触微动疲劳

接触微动疲劳使得叶片在叶根的接触部位产生黑斑。因此,黑斑可作为叶根发生微动磨损的证据。

黑斑处的表面是坚硬的氧化物,里层是形变硬化组织,在黑斑边缘有微动疲劳裂纹。微动疲劳裂纹的方向与微动滑移的方向垂直,其所产生的疲劳断口往往具有多个裂源。断裂通常发生于投产运行的初期几百至几千小时内。

叶片振动传递至叶根,在接触应力大的部位产生微动疲劳裂纹,由此使材料的疲劳强度明显下降是造成叶片断裂的原因。

防止产生接触微动疲劳的措施有调开共振,提高叶根的刚度,提高叶根的安装质量,防止振动传递至叶根,增大叶根的有效接触面,减少接触应力等。

此外,对叶根表面进行表面处理,提高表面层的残余应力和强度也是有效的手段。

## 6 高温紧固件失效

高温螺栓的作用是连接紧固汽缸和各类汽门的法兰结合面,保证在两次大修期间结合面不漏汽。在高温运行条件下,螺栓具有明显的应力松弛现象。为了保证不漏汽,螺栓的预紧应力须大于气密应力与松弛应力之和。

### 6.1 螺纹咬死

螺纹咬死是螺栓和螺母之间被卡住,用通常的松紧方法不能转动螺母的现象。如用过大的扭矩强行扭螺母,就会造成螺纹拉毛,甚至使得螺栓断裂。

产生这种现象的原因是由于螺栓和螺母在高温下长期运行时,在螺纹挤压表面会形成坚硬的氧化皮。当松螺母时,氧化皮就被挤压,造成螺纹拉毛而卡涩;而当氧化皮填满螺纹间隙时,就会发生咬死。

为此,在紧固螺栓时,通常采用润滑剂:如含铅石墨润滑剂(10%~25%铅粉,20%~15%薄片石墨,70%~60%甘油),二硫化钼润滑剂(46%甘油,54%二硫化钼),但该润滑剂不宜用于含镍的合金或钢制螺栓。

应选用抗氧化能力较强的材料,如强化的12%铬型钢制螺栓。

制造时采取将螺纹研磨抛光、增大螺纹螺距和增大中径间隙的工艺。

检修工艺不当(螺纹有毛刺,破裂的氧化皮未去除,螺纹处进入硬的杂质或堆积的黑铅粉过多)时,会引起卡涩,因此,检修中应对已用过的螺栓和螺母螺纹进行清理或研磨。同时,螺纹处黑铅粉或二硫化钼粉末不宜涂得过厚,应用压缩空气吹去多余的粉末。



采用加热法紧固时,由于螺纹部分温度过高而螺纹膨胀,也会导致螺纹咬死。这时,可使用加热法使螺栓伸长,使其紧力下降,便于松动。若无法拆卸时,可用氧—乙炔火焰切开螺母。切割时,可采用功率大的加热器,将加热范围限于螺杆处,以缩短加热时间。

此外,当螺纹咬死后不许强行松螺母。

### 6.2 结合面泄漏

在运行中或启动时,若结合面发生泄漏,法兰结合面将出现缝隙,引起高温、高压蒸汽逸出,严重时还会伴随振动和螺栓断裂。

一般来说,因螺栓预紧力不足或短期松弛严重,检修后重新启动时即会发生泄漏。泄漏的原因还有螺栓组中各个螺栓之间,紧力严重不均匀,高紧力结合面处的涂料或密封垫片压紧,而低紧力处出现缝隙;由于初紧工艺不当或紧固螺栓的顺序不合理,法兰间隙集中于某处而不能保持气密性;法兰面挠曲不平整,法兰表面存在放射状的沟槽;温度突然变化或大幅度波动,垫片和法兰产生过大的变形;缸体进水,造成巨大的温差应力引起法兰面变形等。此外,材料抗松弛性能低,不能满足设计运行期限密封要求,或螺栓经长期使用应力松弛,进入第三阶段,以及弹性极限降至密封应力以下而导致泄漏。

防止产生这类泄漏时需按设计要求预紧螺栓,严格松紧程序;要仔细修理法兰面,或对其结合面进行刷镀处理以及更换法兰。运行时,要稳定运行工况,暖机启动。

### 6.3 热脆性

热脆性主要发生在低合金 CrMoV 钢。其特征是原奥氏体晶界呈现黑色的网状,黑色晶界越严重,则脆性越明显。热脆性螺栓的裂纹走向往往为沿晶方式。采用硝酸和苦味酸酒精溶液能较好地显示出热脆性螺栓的组织。

热脆性的本质是回火脆性。在长期高温运行过程中,铁素体中磷等杂质逐渐向原奥氏体晶界偏聚。同时,富铝的  $M_6C$  碳化物在原奥氏体晶界形成,由于这两个过程的发展而导致产生脆性。

实验表明,低合金 CrMoV 钢热脆性的程度与原始组织类型有关。具有位向排列的回火贝氏体组织,热脆性明显;螺栓的晶粒越粗和硬度越高,则热脆性倾向越明显。图 11-41 为 25Cr2Mo1V 钢螺栓在 540℃ 下运行 72300h 后的金相照片。其组织由回火索氏体和回火贝氏体组成,具有明显的黑色网状晶界。该螺栓在检修、拆卸过程中断裂。V 型缺口冲击韧性值为 20.2kgf·m/cm<sup>2</sup>,硬度为 213HB。

一般来说,珠光体+铁素体组织基本没有热脆倾向,组织稳定。因此,采用较低的奥氏体化温度对降低低合金 CrMoV 钢的热脆性敏感性是有效的防脆性措施之一。

对 25Cr2Mo1V 钢脆性螺栓进行重新热处理时,推荐以下的恢复性热处理工艺:950℃~980℃空冷,680℃×6h 回火。

### 6.4 蠕变损伤

所有的高温螺栓在长期运行中均会发生长度伸长的蠕变现象。螺栓的蠕变包括三部分:螺纹的弯曲和剪切型蠕变、螺栓的均匀伸长和螺纹牙底的缺口蠕变行为。其中以螺纹牙底的蠕变危害性最大。

蠕变裂纹均产生于螺母支承面邻近第一圈螺纹根部。由于正常载荷偏心的影响,螺纹根部靠近蒸汽侧对蠕变损伤最敏感。同时,带裂纹的螺栓往往在装卸时被扭断,断口为沿晶型。

高温强度低的螺栓容易产生蠕变裂纹。为了消除 CrMoV 钢的热脆性,如果采取牺牲材料的强度而提高塑性的措施,则会导致螺栓蠕变断裂事故增多。为此,应在保证气密性的条件下,尽量降低预紧力和各个螺栓之间的紧力偏差。

### 6.5 疲劳断裂

疲劳裂纹产生于螺栓受最大载荷的齿根部位横截面上。疲劳断裂区有明显的放射状纹路,尤其是齿根的初始疲劳裂纹。疲劳断面大,最终断裂区很小,断面上贝壳纹不明显。

由于机组频繁启停,高温螺栓会受到低周热疲劳损伤。高温螺栓的疲劳载荷特点是平均应力  $\sigma_m$  很高,而应力振幅  $\sigma_a$  较低。当螺栓组中个别螺栓产生疲劳裂纹后,该螺栓的紧力将逐渐下降,而附近螺栓的紧力上升。

调速汽门螺栓的动应力主要来源于阀门的经常开闭和汽流冲击引起的振动。当螺栓组的紧力相差较大时,紧力大的螺栓容易疲劳断裂。

防止螺栓疲劳断裂的措施主要有:降低紧力偏差和预紧力,采用柔性螺栓,增加螺栓长度及加套筒,采用圆弧螺纹牙底。

### 6.6 中心孔烧伤

装卸螺栓时,用氧—乙炔火焰加热中心孔会使局部孔壁材料产生热损伤。根据孔壁超温程度,热损伤分三类:

1) 孔壁温度超过  $1350^{\circ}\text{C}$ ,材料过烧,孔壁产生网状裂纹,晶粒粗大,晶界氧化,严重时还会熔化孔壁金属。

2) 孔壁温度为  $A_{\text{Cl}} \sim 1350^{\circ}\text{C}$ ,材料发生重新相变,出现淬硬组织和硬度升高,严重时晶粒明显长大,在孔壁形成横向和纵向裂纹。

3) 孔壁温度为  $A_{\text{Cl}} \sim$  回火温度,组织不发生相变。反复加热、冷却,孔壁材料受到较高的温差应力作用,在孔壁的薄弱处(如粗加工刀痕)产生横向裂纹。

在运行中,这些裂纹将继续发展,直至螺栓断裂或在装卸过程中被拧断。

中心孔烧伤断裂源在中心孔处:中心孔附近的断面是老裂纹区,断口氧化严重;断口的外圆圈是瞬断区,往往断面较新。

判断中心孔是否有热损伤时,可采用超声波探伤和内窥镜定期检查中心孔内壁是否有烧伤和裂纹,以及检查金相组织、硬度和测量残余应力。

为了防止热损伤,禁止使用氧—乙炔火炬加热螺栓。用电加热器加热螺栓时,应防止电加热器和孔壁短路而烧伤孔壁材料。

### 6.7 应力腐蚀

螺栓的应力腐蚀开裂的位置在最大承载螺纹的牙底部,其特征是沿晶断裂和晶界面上的应力腐蚀。火力发电厂高温螺栓的应力腐蚀事例容易与热脆和蠕变断裂现象混淆。判断时应着重考察螺栓的环境介质是否具有电化学腐蚀条件。

在运行状态,由于熔盐沉积在螺栓表面而引起高温应力腐蚀;此外还有高压内缸泄漏,汽水在缝隙处凝结,对螺栓产生水溶液引起的应力腐蚀。

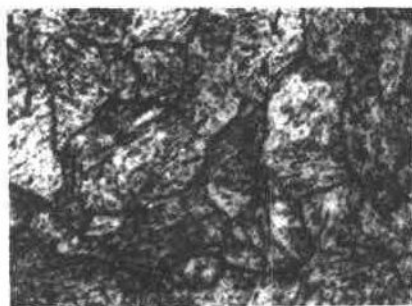


图 11-41 25Cr2Mo1V 钢螺栓运行后的金相组织 250×

在停机状态，由于汽水凝聚在螺栓表面而引起常温应力腐蚀。

二硫化钼润滑剂对镍基合金和含镍的合金钢螺栓有腐蚀作用，会导致应力腐蚀开裂。

## 7 发电机护环的失效

发电机护环在运行中，由于高电压的定子存在“电晕放电”现象，转子线圈绝缘不好等会产生匝间短路而放电。连续不断的火花放电将使护环局部过热，强度降低。护环周围局部空间产生的臭氧与空气中的氮气和水汽化合成硝酸或硝酸盐时，将严重腐蚀护环。如果电厂临近海滨或化工厂，空气中带有较高的氯化物，受污染的潮湿空气附着在停止运行的护环上，雾化成水点，则对护环也会产生应力腐蚀。另外，由于水冷和氢冷机组漏水或空气中的湿度大，亦会造成裂纹的萌生和扩展。

护环裂纹有如下形式：

(1) 微裂纹和点蚀坑。它仅仅分布于护环的表面层，深度小于1mm，长度小于1mm。可用着色探伤和复膜金相的方法将其发现。

(2) 树枝状应力腐蚀裂纹。这种裂纹有沿晶的和穿晶的，分布于护环某一区域或几个应力比较大的区域。由于裂纹太细，肉眼往往不易将其发现。

(3) 应力腐蚀裂纹。它常呈轴向分布，肉眼明显可见。

(4) 电烧伤形成的局部熔化和龟裂。

护环损坏的原因主要有：投入运行前后环境条件恶劣，如储存、运输中，运行时有腐蚀介质，诱发应力腐蚀裂纹；“电晕”、匝间短路，使护环过热烧伤；设计结构不合理，如护环凹槽、变截面、通风口的局部应力集中；冷、热加工或装拔护环时将其损坏，使得残余应力过大；材料选用不当，性能不合格等。

一般来说，对于仅在表层的微裂纹可打磨去掉，对护环监督运行。对于树枝状裂纹，当其深度远小于护环的亚临界裂纹尺寸，分布面积又不广时，可用打磨去掉；但当其分布面积广，且集中时，必须更换。超过护环的亚临界裂纹尺寸时必须更换，局部的烧伤可以打磨后监督运行，出现严重局部熔化时要对其更换。

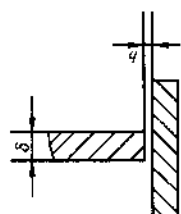
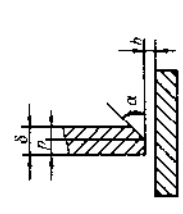
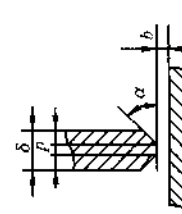
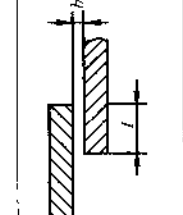




续表

序号	接头类型	坡口形式	图形	焊接方法	焊件厚度 $\delta$ (mm)	接头结构尺寸					适用范围	
						$a$	$\beta$	$b$ (mm)	$p$ (mm)	$R$ (mm)		
9	对接	堵头		电弧焊	直径 $\phi$ $\geq 273$					同壁厚管坡口加工要求	蒸汽管道或联箱堵头	
10	T型	管座		电弧焊	管径 $\phi \leq 76$	$50^\circ \sim 60^\circ$	$30^\circ \sim 35^\circ$	2~3	1~2	按壁 厚差 取		汽水、仪表取样 接管等
11	T型	接管		电弧焊	管径 $\phi 76 \sim 133$	$50^\circ \sim 60^\circ$	$30^\circ \sim 35^\circ$	2~3	1~2			一般蒸汽管道或容 器接管焊缝或堵头

续表

序号	接头类型	坡口形式	图 形	焊接方法	焊件厚度 $\delta$ (mm)	接 头 结 构 尺 寸			适用范围
						$a$	$\beta$	$b$ (mm) $p$ (mm) $R$ (mm)	
12		无坡口		电弧焊 埋弧焊	$\leq 20$ $> 8$	—	—	—	不要求全焊透的结构
13	T形	单V型		电弧焊 埋弧焊	$> 20$	—	—	$\leq \frac{2}{3} \delta$	不要求全焊透的结构
14		K型		电弧焊 埋弧焊	$\leq 20$	—	—	1~2	要求焊透的结构
15	搭接			气焊 电弧焊 埋弧焊	$\leq 4$ $\geq 4$ $> 8$	—	—	0~1	容器和结构

- 注 1. 钨极氩弧焊与电弧焊的焊口结构尺寸相同。  
 2. 壁厚小于或等于6mm的受热面管子也可只用氩弧焊打底与盖面。  
 3. 壁厚大于6mm的管子可用氩弧焊打底, 电弧盖面。  
 4. 封头的 $\delta_1$ 值按设计规定, 且不小于20mm。  
 5. 搭接尺寸 $L=5\delta$ , 且不小于30mm。

附录 B 常用焊条熔敷金属的化学成分和常温力学性能

序号	焊条型号		化学成分 (%)										常温力学性能				分类号
	型号	原牌号	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	其他	P ≤	S ≤	$\sigma_b$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\alpha_k$ (J/cm <sup>2</sup> )	SD 340—1989		
1	E4303	J422	≤0.12	0.30~0.60	≤0.25							412	≥18	78.4	I-1		
2	E4301	J423	≤0.12	0.35~0.60	≤0.20							412	≥18	78.4	I-1		
3	E4320	J424	≤0.12	0.50~0.90	≤0.15							412	≥18	78.4	I-1		
4	E4316	J426	≤0.12	0.50~0.90	≤0.50							412	≥22	137.2	I-1		
5	E4315	J427	≤0.12	0.50~0.90	≤0.50							412	≥22	137.2	I-1		
6	E5001	J503	≤0.12	0.50~1.00	≤0.30							490	≥16	58.8	I-2		
7	E5016	J506	≤0.12	0.80~1.40	≤0.65							490	≥20	127.4	I-2		
8	E5015	J507	≤0.12	0.80~1.40	≤0.70							490	≥20	127.4	I-2		
9	E6015-D1	J607	≤0.12	1.25~1.75	0.60		0.25~0.45					588	≥15	≥27 *U'	II-4-2		
10	E7015-D2	J707	≤0.15	1.65~2.00	0.60		0.25~0.45					610	≥15		II-8		
11	E5003-A1	R102	≤0.12	≤0.6	≤0.40		0.4~0.65					≥490	≥20	70	III-1		
12	E5015-A1	R107	0.12	0.90	0.60		0.40~0.65					490	≥22		III-1		
13	E5503-B1	R202	0.05~0.12	0.90	0.60	0.40~0.65	0.40~0.65					540	≥16		III-2		
14	E5515-B1	R207	0.05~0.12	0.90	0.60	0.40~0.65	0.40~0.65					540	≥17		III-2		
15	E5503-B2	R302	≤0.12	0.50~0.90	≤0.50	0.70~1.10	0.40~0.70					490	≥16	78.4 *U'	III-2		
16	E5515-B2	R307	0.05~0.12	0.90	0.60	1.00~1.50	0.40~0.65					540	≥17		III-2		
17	E5503-B2-V	R312	≤0.12	0.50~0.90	≤0.50	0.80~1.20	0.40~0.70		V0.10~0.35			490	≥16		III-3		
18	E5515-B2-V	R317	0.05~0.12	0.90	0.60	1.00~1.50	0.40~1.65		V0.10~0.35			540	≥17	≥47	III-3		
19	F6003-B3	R402	0.05~0.12	0.90	0.60	2.00~2.50	0.90~1.20					590	≥14		IV		
20	F6015-B3	R407	0.05~0.12	0.90	0.60	2.00~2.50	0.90~1.20					590	≥15		IV		
21	E5515-B3-VNb	R417	0.05~0.12	0.90	0.60	2.40~3.00	0.70~1.00	0.001~0.003	V0.25~0.50 Nb0.35~0.65			540	≥17		IV		
22	E5515-B3-VWB	R347	0.05~0.12	1.00	0.60	1.50~2.50	0.30~0.80	0.020~0.60				540	≥17	≥47	IV		
23	F5515-B2-VW	R327	0.05~0.12	0.70~1.10	0.60	1.00~1.50	0.70~1.00	0.020~0.50				540	≥17	≥47	III-3		



续表

序号	焊条型号		化 学 成 分 (%)										常 温 力 学 性 能				分类号
	型号	原牌号	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	其他	P ≤	S ≤	σ <sub>b</sub> (MPa)	δ (%)	σ <sub>1</sub> (J/cm <sup>2</sup> )	SD 340—89		
24	E5515-B2-VNb	R337	0.05~0.12	0.60	0.60	1.00~1.50	0.70~1.00				V0.15~0.40 Nb0.10~0.25	0.035	0.035	540	≥17	≥47	Ⅲ-3
25	E5MoV-15	R507	0.12	0.50~0.90	0.50	4.5~6.00	0.40~0.70				Cu0.5 V0.10~0.35	0.035	0.030	540	≥14		V-1
26	F9Mo-15	R707	0.10	1.00	0.90	8.0~10.5	0.85~1.20	0.40			Cu0.5	0.035	0.030	590	≥16		V-2
27	E11MoVN-15	R807	0.19	0.50~1.00	0.50	9.5~11.5	0.60~0.90	0.60~0.90			Cu0.5 V0.20~0.40	0.035	0.030	730	≥15		V-3
28	E11MoVNW-15	R817	0.19	0.50~1.00	0.50	9.5~12.0	0.80~1.10	0.40~1.10 W0.4~0.70			Cu0.5 V0.20~0.40	0.035	0.030	730	≥15		V-3
29		R827	0.15~0.21	0.50~1.00	≤0.50	9.50~12.00	0.80~1.10	0.70~1.10			V0.20~0.40	0.040	0.035				V-3
30		G207	0.12	1.00	0.90	11.00~ 13.50	0.50	0.60			Cu0.5	0.035	0.030	450	≥20		VI
31	E410-15	G217	≤0.12	≤1.00	≤0.90	12.00~ 14.00		≤0.60				0.040	0.030				VI
32	E347-16	A132/ A137	0.08	0.5~2.5	0.90	18.00~ 21.00	0.50	9.0~11.0			Cu0.5 Nb8 x C ~ 1.0	0.035	0.030	520	≥25		Ⅲ
33	E316-16	A202/ A207	0.08	0.5~2.5	0.90	17.0~20.0	2.0~2.5	11.0~14.0			Cu0.5	0.035	0.030	520	≥30		Ⅳ
34	E309-16	A302/ A307	0.15	0.5~2.5	0.90	22.0~25.0	0.50	12.0~14.0			Cu0.5	0.035	0.030	550	≥25		Ⅳ
35	E316-16	A402/ A407	0.20	1.0~2.5	0.75	25.0~28.0	0.50	20.0~22.5			Cu0.5	0.030	0.030	550	≥25		Ⅳ
36	F16-25MoN-15	A507	0.12	0.5~2.5	0.90	14.0~18.0	5.0~7.0	22.0~27.0			Cu0.5	0.035	0.030	610	≥30		Ⅳ
37	E430-16	C302/ C307	0.10	1.0	0.90	14.0~18.0	0.50	0.60			N≥0.1 Cu0.50	0.035	0.030	450	≥20		Ⅳ

附录 C 常用钢焊丝的化学成分

序号	钢号	标准号	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Ni	其他	P ≤	S ≤
1	H08A	GB/T 14957—1994	≤0.10	0.30~ 0.55	≤0.30	≤0.20			≤0.30	—	0.030	0.030
2	H08MnA			0.80~ 1.10	≤0.07							
3	H08MnR	YB/Z11—76		1.00~ 1.30	0.10~ 0.30	—			稀土0.1 (加入量)	A10.05 (加入量)		
4	H08Mn2SiA		≤0.11	1.80~ 2.10	0.65~ 0.95	≤0.20						
5	H10Mn2		≤0.12	1.50~ 1.90	≤0.07							
6	H08CrMoA	GB/T 14957—1994	≤0.10	0.40~ 0.70	0.15~ 0.35	0.80~ 1.10	0.40~ 0.60		≤0.30		0.040	0.040
7	H13CrMnA			1.00~ 1.30								
8	H08CrMoV			1.20~ 1.50	0.60~ 0.90	0.95~ 1.25	0.50~ 0.70	0.15~ 0.35				
9	H08CrMnSiMoVA		≤0.10	0.40~ 0.70	0.15~ 0.35	2.00~ 2.50	0.90~ 1.20	0.20~ 0.40	≤0.25		0.030	
10	H08Cr2MoA	YB/Z11		0.30~ 0.60	0.30~ 0.60	12.00~ 14.00			≤0.60			
11	H1Cr13		≤0.15		0.50~ 1.00							0.030
12	H1Cr19Ni9		≤0.14		2.00~ 2.75				8.00~ 10.00			
13	H0Cr19Ni9Si2		≤0.06		0.30~ 0.70	18.00~ 20.00				Ti0.50~ 0.80		
14	H1Cr19Ni9Ti	YB/T 5092—1996	≤0.10	1.00~ 2.00	0.30~ 0.80				9.00~ 11.00		0.020	
15	H1Cr19Ni10Nb		0.30~ 0.50						12.00~ 14.00	11.00~ 1.50		
16	H1Cr25Ni13		≤0.12		0.30~ 0.70	23.00~ 26.00			17.00~ 20.00			
17	H1Cr25Ni20		≤0.15		0.50~ 0.80	24.00~ 27.00						
18	TiC-J50			1.20~ 1.50	0.60~ 0.85					*		
19	TiC-B31				0.85	1.10~ 1.40	0.45~ 0.65	0.20~ 0.35				
20	TiC-B40	上海电力修造 厂标准	0.06~ 0.12	0.75~ 1.05	0.45~ 0.70	2.20~ 2.50	0.95~ 1.25		稀土0.05 (加入量)	Ti0.03~ 0.06	0.025	0.025
21	TiC-B10		0.75~ 1.05		0.45~ 0.70			0.45~ 0.65				
22	TiC-B30					1.10~ 1.40						

\* 含 Al0.07~0.15, Zr0.04~0.10,



## 附录 E 蠕变测量和计算方法

根据 DL441—1991《火力发电厂高温高压蒸汽管道蠕变监督导则》，蠕变测量和计算方法如下。

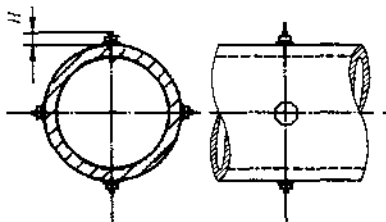
### 1 测量方法

(1) 蠕变测点的测量方法。用千分尺测量蠕变测量截面直径时，为实现每次测量都在固定位置上，需在要测量截面的钢管直径两端的外表面焊上蠕变测点（附图 1）。

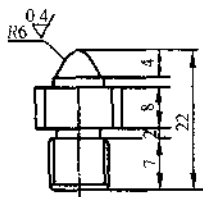
(2) 蠕变测点可选用下述两种形式之一。

1) 球头蠕变测点头（附图 2）。

2) 自动对心蠕变测点头（附图 3）。每个测量截面测点的数量，对外径  $D_w < 350\text{mm}$  的蒸汽管道和联箱，每个蠕变测量截面的蠕变测点至少应有 4 个（两对），分布在两个相互垂直的直径端点上。 $D_w \geq 350\text{mm}$  的蒸汽管道和联箱，每个蠕变测量截面的蠕变测点应有 8 个（4 对），分布在互相成  $45^\circ$  的截面直径的端点上。



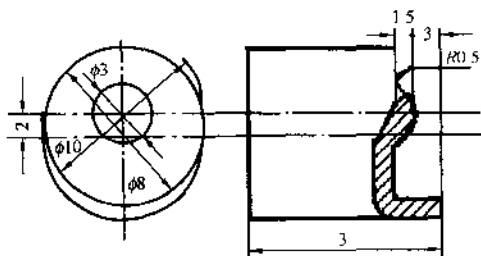
附图 1 蒸汽管道测量截面上蠕变测点的布置  
 $H$ —测点高度



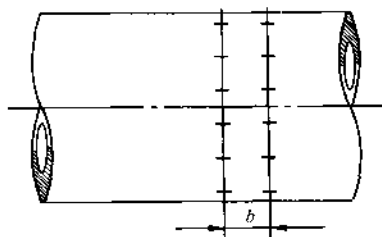
附图 2 球头蠕变测点头

(3) 测点座应选用与管道及联箱相同的钢材制成。测点头必须用 1Cr18Ni9Ti 不锈钢制成。

(4) 蠕变测量标记的测量方法：用特制的钢带尺缠绕在钢管或联箱体测量截面外表面上，测量该截面的周长的方法。同样，为保证每次测量都在固定位置上，需在要测量截面的钢管或联箱体的外表面上按钢带尺的宽度打上两排互相平行的球面压痕标记（附图 4）。



附图 3 自动对心蠕变测点头



附图 4 钢管上蠕变测量标记布置示意图  
 $b$ —钢带尺宽度

(5) 蠕变测量方法的选择主要依据管道、联箱的尺寸和材料的可焊性水平。对一些在焊

接测点座时易出裂纹的高合金钢管道、联箱及厚壁钢管，应选择蠕变测量标记用特制钢带尺的方法来测量蠕变。

## 2 蠕变测点和测量标记的装设

### 2.1 蠕变测点的安装

(1) 水平管段上的一对测点，应装设在水平方位；垂直管段上的测点，应装设在便于测量的方位上，且应与水平方向一对测点垂直。

(2) 可采用管道外表面圆周长等分的方法，确定蠕变测点中心的位置，并使测点座对中。同一截面的各对测点应处于与管道轴线相垂直的同一截面上。

(3) 新装管道的蠕变测点座应在管道安装前焊好，焊后应进行整体热处理。在管道安装好冲管前在测点座上装上蠕变测点头。在特殊情况下，测点座和测点头也可在管道安装后焊好，但必须在管道冲管前焊好。蠕变测点座的焊接规范，遵循不损坏管道质量的原则，并由担任该管焊接的合格焊工施焊。焊前预热与焊后热处理应按有关规定执行。

(4) 在测点头与测点座焊死前，应调整蠕变测点的高度，其要求是：当管道直径产生2%的相对胀粗时，仍不必更换千分尺的量程，并使公称直径相同的管道上的测点间径向尺寸的相互偏差不超过0.1mm。

(5) 为特殊目的而装设的蠕变测点，其测点高度的调整可根据具体情况决定。

(6) 测点高度调整完毕后，可能时应装保护套，以免测点在安装活动保温时及其他偶然情况下碰坏。

### 2.2 测量标记和钢带尺的要求

(1) 新装管道（联箱体）设置的标记或运行后管道（联箱体）选定增设的蠕变测量标记，其两排标记中心线连线之间距离应等于测量用钢带尺的宽度（一般宜40~50mm），并使测量标记在周长上均匀、等距分布。

(2) 测量标记为一个直径约 $\phi 2\text{mm}$ 、深度为1mm球面压痕。

(3) 为保证测量标记正确地设置在管道（联箱体）表面上，在设置时可按规定要求把蠕变测量标记布置在一薄钢带上，然后在标记处钻一个 $\phi 1\text{mm}$ 的孔，把此薄钢带固在管道（联箱体）蠕变测量截面的外表面上，即能按孔准确确定出测量标记的位置。

(4) 测量用钢带尺带有游标，其精确度至少应为0.02mm，钢带尺用因瓦合金制成（含Ni36%的Fe-Ni合金，0~100℃间膨胀系数接近于0）。

(5) 为保证每次测量时钢带尺与钢管（联箱体）接触紧度相同，建议钢带尺应带有恒定力的拉紧装置。

### 2.3 对安装单位的要求

安装单位应配合生产单位按照本导则规定的方法，使用生产单位所选定的方法及相应的测量工具，进行原始蠕变测量。

(1) 原始测量数据。

1) 蠕变测点的测量方法：测量前后千分卡尺的零位校正值、蠕变测点处（或附近）的管道外径尺寸、带测点高度的管道径向尺寸、管壁及千分卡尺（或标准棒）的温度等。

2) 蠕变测量标记的测量方法：测量蠕变测量标记处的管道（联箱体）截面周长尺寸、管壁及钢带尺的温度等。

(2) 测量数据详细记入蠕变测量记录本中。

(3) 应将标有测量截面位置及编号的单线立体管道系统图, 连同上述蠕变测量的原始记录, 完整地移交给生产单位保存。

### 3 蠕变测量和计算

#### 3.1 工具

(1) 测量工具和点温度计应有定期校验合格证。

(2) 蠕变测量前, 应对测量工具和半导体点温度计进行检查, 确保测量仪器准确可靠。应检查蠕变测点或蠕变测量标记是否受损伤, 并确保测量工具的测量面和测点或测量标记部分管段外表面洁净。清洁可用棉纱和酒精, 但不能用锉刀或砂纸。

#### 3.2 操作要点

(1) 蠕变测量时, 管壁温度不宜过高, 一般不要超过 50℃。特殊情况下, 当管壁温度高于 50℃时, 为了避免测量工具过分受热, 测量动作要迅速。

(2) 测量工具的温度应与测量现场的环境温度基本一致, 相差较大时, 恒温时间一般不少于 30min (用因瓦合金制造的钢带尺除外)。当环境温度低于 30℃时, 应减小测量人员手温对测量工具的影响。

(3) 对管壁和测量工具作温度测量时, 温度读数应精确到 0.5℃, 小于 0.5 应进为 0.5℃, 大于 0.5℃应进为 1℃。

(4) 对用蠕变测点的测量方法, 当用千分尺弓身温度作修正计算时, 蠕变测量前后应在接近 20℃的环境, 用标准棒对千分尺的零位进行校正。当用标准棒温度做修正计算时, 蠕变测量前后应在测量现场的环境中, 用标准棒对千分尺进行零位校正。按下式计算千分尺的零位校正值  $B$

$$B = \frac{b_1 + b_2}{2} \text{mm}$$

式中:  $b_1$  为测量前千分尺的零位值, mm;  $b_2$  为测量后千分尺的零位值, mm。

1) 当  $|b_1 - b_2| > 0.01\text{mm}$  时, 应查明原因, 如零位已变动或零位测量有误, 则本次所测结果无效, 应重新进行测量。

2) 蠕变测量时, 应保证千分尺测量面与测点头对中, 严防产生过大的偏心。用力不要过大, 以免千分尺弓身产生变形, 应用棘轮转动微分筒, 缓慢地使测量面与测点接触。

3) 千分尺读数应精确到 0.005mm, 小于 0.005mm 的应进为 0.005mm, 大于 0.005mm 的应进为 0.01mm。

4) 每对蠕变测点应测量三次, 若各次读数变动超过 0.01mm, 则应多测几次, 取三次合理数据的平均值作为该对蠕变测点的测量数据。

5) 采用千分尺弓身温度做修正计算时, 每组蠕变测点测量后, 应立即测量千分尺的弓身温度及蠕变测点附近的管壁温度。采用标准棒温度做修正计算时, 每组蠕变测点测量前后, 应及时进行千分尺的零位校正, 并立即测量标准棒温度及蠕变测点附近的管壁温度。当蠕变测点处管道受日晒风吹时, 管道的金属温度应取向风面与背风面或向日面与背日面的平均值。

#### 3.3 蠕变测点测量方法

(1) 换算到 0℃ 的管道原始直径  $D_1$  按下式计算

$$D_1 = (D - B)[1 - \alpha_p t_p + \alpha_{ck}(t_{ck} - 20)] \text{ mm}$$

式中： $D$  为管道直径，mm； $\alpha_p$  为管道钢材的线膨胀系数，mm/(mm·℃)； $\alpha_{ck}$  为千分尺弓身（或标准棒）的线膨胀系数，mm/(mm·℃)； $t_p$  为管道的管壁温度，℃； $t_{ck}$  为千分尺弓身（或标准棒）的温度，℃；

(2) 换算到 0℃ 的带测点高度的管道原始径向尺寸  $D$ ，按下式计算

$$D'_1 = (D' - B)[1 - \alpha_p t_p + \alpha_{ck}(t_{ck} - 20)] \text{ mm}$$

式中： $D'$  为带测点高度的管道径向尺寸，mm。

(3) 换算到 0℃ 的测点高度  $H$  按下式计算

$$H = D'_1 - D_1 \text{ mm}$$

(4) 蠕变测点测量方法的运行后测量数据的计算。

1) 换算到 0℃ 的带测点高度的管道径向尺寸  $D'_n$  按下式计算

$$D'_n = (D' - B)[1 - \alpha_p t_p + \alpha_{ck}(t_{ck} - 20)] \text{ mm}$$

2) 换算到 0℃ 的管道直径  $D'_n$  按下式计算

$$D'_n = (D' - B)[1 - \alpha_p t_p + \alpha_{ck}(t_{ck} - 20)] - H \text{ mm}$$

3) 管道直径的绝对蠕变变形量  $\Delta D$  按下式计算

$$\Delta D = D'_n - D'_1 \text{ mm 或 } \Delta D = D_n - D'_1 \text{ mm}$$

4) 对蠕变测点的测量方法，原始及运行后测量数据的计算效果应精确到 0.005mm。小于 0.0025mm 可略去，等于或大于 0.0025mm 应进为 0.005mm；小于 0.0075mm 应退为 0.005mm，等于或大于 0.0075mm 应进为 0.01mm。

5) 蠕变测点的测量方法其管道直径的相对蠕变变形量  $\epsilon$  (%) 按下式计算

$$\epsilon = \frac{\Delta D}{D_1} \times 100\%$$

### 3.4 蠕变测量标记的测量方法

注意钢带尺的边应与两排标记的中心线重合，每次测量时其拉紧力应相同，避免用大力而使钢带尺变形。每次测量时测三次，求其平均值。

(1) 蠕变标记测量方法的原始测量数据的计算，换算到 0℃ 的管道测量截面原始周长  $C_1$  按下式计算

$$C_1 = (C - B')[1 - \alpha_p t_p + \alpha_b(t_b - 20)]$$

式中： $C$  为管道测量截面周长测量值，mm； $\alpha_b$  为钢带尺的线膨胀系数，mm/(mm·℃)，若钢带尺用因瓦合金制造，则在 0~100℃ 内， $\alpha_b \approx 0$ ； $t_b$  为钢带尺的温度，℃； $B'$  为钢带尺的零位修正值，mm。

(2) 蠕变标记测量方法的运行后测量数据的计算。换算到 0℃ 的管道测量截面周长  $C_n$  按下式计算

$$C_n = (C' - B')[1 - \alpha_p t_p + \alpha_b(t_b - 20)]$$

式中： $C'$  为第  $n$  次测量时管道测量截面周长测量值，mm。

(3) 管道测量截面周长的绝对蠕变变形量  $\Delta C$  按下式计算

$$\Delta C = C_n - C_1, \text{ mm}$$

(4) 用测量标记法测量的原始及运行后测量数据的计算结果应精确到 0.02mm。小于

0.01mm 的可略去；等于或大于 0.03mm 应进为 0.04mm；小于 0.06mm 应退回 0.05mm；等于或大于 0.09mm 的应进为 0.1mm。

(5) 管道测量截面周长的相对蠕变变形量  $\epsilon$  (%) 按下式计算

$$\epsilon = \frac{\Delta C}{C_1} \times 100\%$$

### 3.5 测量结果处理

(1) 绘制相对蠕变变形量—运行时间 ( $\epsilon$ - $\tau$ ) 曲线。变形量  $\epsilon$  坐标的比例选取，应考虑到管道的蠕变变形量达 2% 时，曲线仍可完整地绘出。为考虑蠕变变形量出现负值的情况，在横坐标的下方地区，应有一定的负相对蠕变变形量空间。运行时间  $\tau$  的坐标比例应考虑运行时间为  $3 \times 10^5$ h 或更多。

(2) 估计出进入恒速蠕变阶段的时间。

(3) 以最小二乘法计算出蠕变恒速阶段的蠕变速度  $v$

$$v = \frac{\epsilon}{\tau}, \%/\text{h} \quad \text{或} \quad \text{mm}/(\text{mm} \cdot \text{h})$$

(4) 当在相对蠕变变形量—运行时间图上，出现一点或连续两点明显偏离线性时，可按该偏离点的连线单独计算该部分时间的蠕变速度。

(5) 对于蠕变测点的测量方法，每一截面的各对蠕变测点的结果应分别计算和评定。

### 3.6 蠕变监督标准

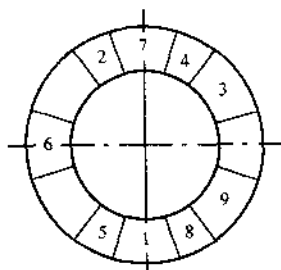
- 1) 蠕变恒速阶段的蠕变速度不应大于  $1 \times 10^{-7} \text{mm}/(\text{mm} \cdot \text{h})$ ，即  $1 \times 10^{-5} \%/\text{h}$ 。
- 2) 总的相对蠕变变形量  $\epsilon$  达 1% 时进行试验鉴定。
- 3) 总的相对蠕变变形量  $\epsilon$  达 2% 时更换管子。

## 附录 F 焊接接头质量检查试样

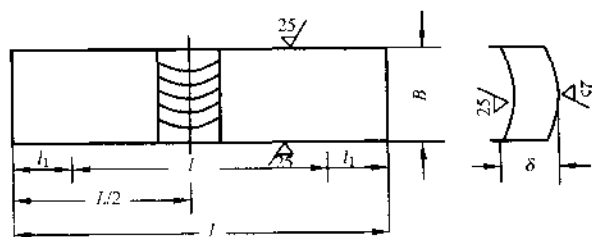
制取成样的焊件经外观检查合格后，可做试样的切取，一般以机械切取为宜。如用气割或等离子切割法切取试样毛坯时，其每侧应留有不少于 5mm 的加工余量。

(1) 管件试样的切取部位。吊焊焊缝见附图 5，横焊焊缝不做规定。

(2) 拉伸试样规格如附图 6 和附表 1 所示。



附图 5 吊焊焊缝试样切取部位示意图；  
1、2—拉力试样；  
3、6、9—折断面试样；  
4、5—弯曲试样；  
7、8—金相试样



附图 6 拉力试样规格



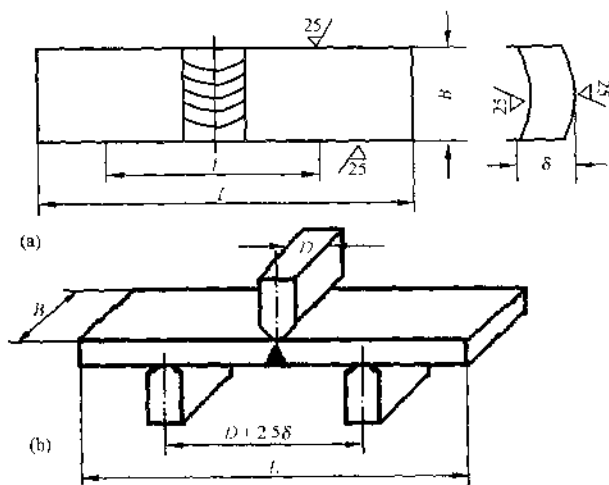
(3) 冷弯试样、金相试样、折断面试样规格分别如附图 7~附图 9 所示。电厂管道折断面和金相宏观检验合格标准见附表 2。

附表 1

拉力试样规格尺寸

mm

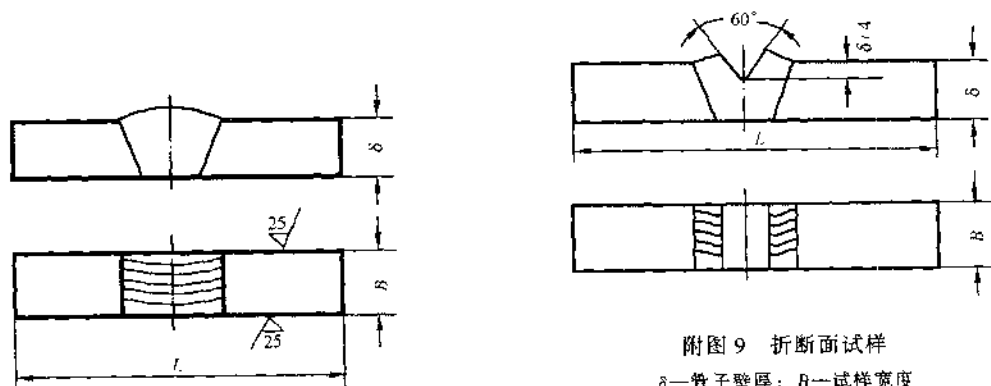
试样厚度 $\delta$	$B$	$l$	$L$	备注
$\leq 4.5$	$15 \pm 0.5$	50	$L = l + 2l_1$	$l_1$ 按试验机确定
$> 4.5 \sim 10$	$20 \pm 0.5$	60		



附图 7 冷弯试样规格

(a) 薄壁管试样; (b) 试验示意图

$B = 1.5\delta$ ;  $L = D + 2.5\delta + 80$ ;  $L = l/3$ ;  $D$ —弯轴直径;  $\delta$ —试样厚度



附图 8 金相试样规格

$\delta$ —管子壁厚;  $B$ —10~20mm;  $L$ —试样长度

附图 9 折断面试样

$\delta$ —管子壁厚;  $B$ —试样宽度  
( $B = 2\delta$ , 且  $\geq 10\text{mm}$ );  $L$ —试样长度  
折断面可在试样表面加工  $60^\circ\text{V}$   
型槽, 以便断口在焊缝上

附表 2 焊缝断面和金相宏观检验合格标准

缺陷名称		焊 缝 类 别					
		I		II		III	
		厚度 ≤ 6mm	厚度 > 6mm	厚度 ≤ 6mm	厚度 > 6mm	厚度 ≤ 6mm	厚度 > 6mm
裂纹、未熔合		不 允 许					
根部未焊透	双面焊 <sup>①</sup>	不 允 许					
	单面焊	不 允 许		深度 ≤ 10% δ, 且 ≤ 1.5mm, 累计长度 ≤ 焊缝长度的 10%		深度 ≤ 15% δ, 且 ≤ 2mm, 累计长度 ≤ 焊缝长度的 15%	
内凹(塌腰)		深度 ≤ 20% δ, 且 ≤ 1mm	深度 ≤ 15% δ, 且 ≤ 1.5mm	深度 ≤ 25% δ, 且 ≤ 2mm	深度 ≤ 20% δ, 且 ≤ 2mm	深度 ≤ 30% δ, 且 ≤ 2mm	深度 ≤ 25% δ, 且 ≤ 2.5mm
单个气孔	径向	≤ 25% δ	≤ 25% δ, 且 ≤ 3mm	≤ 25% δ	≤ 25% δ, 且 ≤ 4mm	≤ 25% δ	≤ 25% δ, 且 ≤ 4mm
	轴、周向	≤ 2mm	≤ 30% δ, 且 ≤ 5mm	≤ 2mm	≤ 30% δ, 且 ≤ 6mm	≤ 3mm	≤ 3% δ, 且 ≤ 7mm
单个夹渣	径向	≤ 25% δ	≤ 20% δ, 且 ≤ 3mm	≤ 25% δ	≤ 20% δ, 且 ≤ 4mm	≤ 25% δ	≤ 25% δ, 且 ≤ 4mm
	轴、周向	≤ 30% δ	≤ 25mm 且 ≤ 4mm	≤ 30% δ	≤ 25% δ, 且 ≤ 4mm	≤ 30% δ	≤ 30% δ, 且 ≤ 5mm
密集气孔及夹渣		不 允 许				每 1cm <sup>2</sup> 面积内直径 ≤ 0.8mm 气孔或夹渣不超过 5 个, 或总面积不超过 3mm <sup>2</sup>	
沿厚度方向同一直线上各种缺陷总和		≤ 25% δ, 且 ≤ 1.5mm	≤ 25% δ, 且 ≤ 3mm	≤ 25% δ, 且 ≤ 1.5mm	≤ 25% δ, 且 ≤ 4mm	≤ 25% δ, 且 ≤ 2mm	≤ 30% δ, 且 ≤ 5mm

注 采用氩弧焊打底的接头不允许有根部未焊透。

① 包括加衬垫单面焊；

② 沿圆周(或长度)方向 10 倍厚度的范围内, 气孔和夹渣的累计长度不超过厚度(相邻缺陷间距离如超过最大缺陷长度 5 倍时, 则按单个论)。

## 参 考 文 献

1. 胡天明. 射线探伤, 超声探伤. 武汉: 武汉测绘科技大学出版社, 1994
2. 万嘉礼主编. 机电工程金属材料手册. 上海: 上海人民出版社, 1990
3. 能源部西安热工研究所. 热工技术手册 (第六卷 电厂金属). 北京: 水利电力出版社, 1989
4. 《汽轮机锅炉发电机金属材料手册》编写组编. 汽轮机、锅炉、发电机金属材料手册. 上海: 上海人民出版社, 1973
5. 林昭淑. 金属学与热处理试验指导书. 长沙: 湖南大学出版社, 1996
6. 王笑天. 金属材料学. 北京: 机械工业出版社, 1991
7. 刘尚慈. 火力发电厂金属断裂与失效分析. 北京: 水利电力出版社, 1992
8. 陶曾毅. 电厂金属材料. 北京: 水利电力出版社, 1989
9. 周振丰, 张文铖. 焊接冶金与金属焊接性. 北京: 机械工业出版社, 1988
10. 郑明新. 工程材料. 北京: 清华大学出版社, 1984
11. 水利电力部电力生产司西北电管局. 锅炉安全监察基础 (上册) (内部资料), 1988
12. 李智诚, 朱中平等编. 锅炉与压力容器常用金属材料手册. 北京: 中国物质出版社, 1997
13. 华北电科院. 300MW 火电机组故障与对策 (内部资料). 1995
14. 陕西省标准化情报研究所. 中外常用金属手册 (内部资料), 1984
15. 金相图谱编写组. 金相图谱. 北京: 电力工业出版社, 1980
16. 中国机械工程学会热处理专业学会《热处理手册》编委会. 热处理手册. 北京: 机械工业出版社, 1992
17. 河南省电力工业局. 电力工业技术监督资料汇编金属分册 (内部资料), 1997
18. 姚启均. 金属力学性能试验常用数据手册 (第三版). 北京: 机械工业出版社, 1994
19. 束德林. 金属力学性能. 北京: 机械工业出版社, 1990
20. 全国第五届电站金属构件失效分析与寿命管理学术会议论文集 (内部资料), 1997
21. 张黔. 表面强化技术基础. 武汉: 华中理工大学出版社, 1996
22. William D. Callist Jr. Materials Science and Engineering An introduction. New York: JOHN WILEY & SONS, INC, 1990
23. 关树雄. 电焊条选用指南. 北京: 机械工业出版社, 1996
24. 张子荣等. 电焊条. 北京: 机械工业出版社, 1996
25. 陈伯鑫. 焊接工程缺乏与对策. 北京: 机械工业出版社, 1998
26. 印有胜. 金属焊接缺陷及其防止. 黑龙江: 黑龙江科学技术出版社, 1995
27. 钱昌黔. 耐热钢焊接. 北京: 水利电力出版社, 1986
28. 强健. 工程焊接实用手册. 北京: 中国计划出版社, 1996
29. 俞尚知. 焊接工艺人员手册. 上海: 上海科学技术出版社, 1991
30. 焊工培训教材 (高级本). 中国电机工程学会焊接专业委员会, 1996
31. 胡天明. 表面探伤, 武汉: 武汉测绘科技大学出版社, 2000