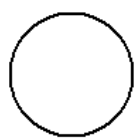


# 第7篇



# 热处理

---



主编单位 机械工业部北京机电研究所

编写单位 机械工业部北京机电研究所  
 山东工业大学  
 上海交通大学  
 陕西机械学院  
 机械工业部武汉材料保护研究所  
 吉林工学院  
 吉林工业大学

主 编 刘 迨

副主 编 曹敏达

编 写 人 刘 迨 王世清 李凤照 徐佐仁  
 樊东黎 安运铮 杨裕雄 胡以正  
 孙一唐 林振谔 李湘多

主 审 侯增寿

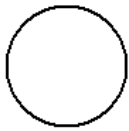


# 常用符号表

<p>A—奥氏体</p> <p><math>a</math>—厚度 (mm, cm)</p> <p>    面积 (<math>\text{mm}^2, \text{cm}^2</math>)</p> <p>    晶格常数 (nm)</p> <p>    裂纹长度 (mm)</p> <p><math>A_{c1}</math>—加热下临界点 (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</p> <p><math>A_{c3}</math>—亚共析钢加热上临界点 (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</p> <p><math>A_{cm}</math>—过共析钢加热上临界点 (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</p> <p><math>A_K</math>—冲击功 [<math>\text{J}</math> (<math>\approx 0.1\text{kgf}\cdot\text{m}</math>)]</p> <p><math>a_K</math>—冲击韧度 (冲击值) [<math>\text{J}/\text{cm}^2</math> (<math>\approx 0.1\text{kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2</math>)]</p> <p><math>A_{r1}</math>—冷却下临界点 (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</p> <p><math>A_{r3}</math>—亚共析钢冷却上临界点 (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</p> <p><math>A_{rcm}</math>—过共析钢冷却上临界点 (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</p> <p>B—贝氏体</p> <p>B—磁感应强度 [T (特斯拉) <math>\approx 10^4\text{Gs}</math>]</p> <p>    宽度 (mm, cm)</p> <p><math>B_r</math>—剩余磁感 [T (特斯拉) <math>\approx 10^4\text{Gs}</math>]</p> <p><math>B_s</math>—贝氏体转变 (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</p> <p>    开始点</p> <p>    饱和磁感 [T (特斯拉) <math>\approx 10^4\text{Gs}</math>]</p> <p>C—碳化物</p> <p>    热容 (J/K)</p> <p><math>c</math>—比热 [<math>\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})</math>]</p> <p><math>c_p</math>—比定压热容 [<math>\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})</math>]</p> <p><math>c_v</math>—比定容热容 [<math>\text{J}/(\text{kg}\cdot\text{K})</math>]</p> <p>COD—裂纹尖端张开位移 (mm)</p> <p>D—外径 (mm, cm)</p> <p>    扩散系数 (<math>\text{m}^2/\text{s}</math>)</p> <p><math>d</math>—直径 (mm, cm)</p> <p>    内径 (mm, cm)</p> <p>d—滴</p> <p><math>E</math>—正弹性模量 [<math>\text{MPa}</math> (<math>\approx 0.1\text{kgf}/\text{mm}^2</math>)]</p> <p>F—铁素体</p> <p><math>F</math>—面积 (<math>\text{mm}^2, \text{cm}^2</math>)</p> <p><math>f</math>—挠度 (mm)</p> <p><math>G</math>—切变弹性模量 [<math>\text{MPa}</math> (<math>\approx 0.1\text{kgf}/\text{mm}^2</math>)]</p> <p>G—石墨</p>	<p><math>H</math>—磁场强度 [<math>\text{A}/\text{m}</math> (<math>\approx \frac{4\pi}{1000}\text{Oe}</math>)]</p> <p>    高度 (mm, cm)</p> <p><math>h</math>—高度 (mm, cm)</p> <p><math>H_c</math>—矫顽力 [<math>\text{A}/\text{m}</math> (<math>\approx \frac{4\pi}{1000}\text{Oe}</math>)]</p> <p><math>H_m</math>—达到饱和磁感应强度时的磁场强度</p> <p>    [<math>\text{A}/\text{m}</math> (<math>\approx \frac{4\pi}{1000}\text{Oe}</math>)]</p> <p>HB—布氏硬度值</p> <p>HK—努氏硬度值</p> <p>HRA—洛氏 A 标度硬度值</p> <p>HRB—洛氏 B 标度硬度值</p> <p>HRC—洛氏 C 标度硬度值</p> <p>HV—维氏硬度值</p> <p>L—液态相</p> <p>M—马氏体</p> <p><math>M_d</math>—形变诱发马氏体转变开始点 (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</p> <p>Me—金属元素</p> <p><math>M_f</math>—马氏体转变终止点 (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</p> <p><math>M_s</math>—马氏体转变开始点 (<math>^{\circ}\text{C}</math>)</p> <p>N—循环次数</p> <p>P—珠光体</p> <p><math>P</math>—压强 (MPa)</p> <p>    外加载荷 [N (<math>\approx 0.1\text{kgf}</math>)]</p> <p>R—半径 (mm, cm)</p> <p>    电阻 (<math>\Omega</math>)</p> <p><math>r</math>—半径 (mm, cm)</p> <p>RE—稀土族元素</p> <p>S—面积 (<math>\text{mm}^2, \text{cm}^2</math>)</p> <p>S—索氏体</p> <p><math>s</math>—真压力 (MPa)</p> <p>T—托氏体</p> <p><math>T</math>—热力学温度 (K)</p> <p><math>t</math>—时间 (h, min, s)</p> <p>U—电压 (V)</p> <p>V—体积 (<math>\text{cm}^3, \text{m}^3, \text{mm}^3, \text{L}</math>)</p> <p><math>v</math>—速度 (m/s, km/h)</p> <p>    加热速度 (<math>^{\circ}\text{C}/\text{h}, ^{\circ}\text{C}/\text{min}, ^{\circ}\text{C}/\text{s}</math>)</p>
---	--



- $v_0$  — 蠕变速度 (%/h)  
 $W$  — 功率 (W, kW)  
 宽度 (mm, cm)  
 $w_B$  — B 的质量分数  
 $\alpha$  —  $\alpha$  相  
 $\beta$  —  $\beta$  相  
 $\beta$  射线  
 $\gamma$  —  $\gamma$  相  
 $\gamma$  射线  
 $\delta$  —  $\delta$  相  
 $\delta$  — 伸长率 (%)  
 厚度 (mm, cm)  
 $\delta_5$  — 5 倍试样的伸长率 (%)  
 $\delta_{10}$  — 10 倍试样的伸长率 (%)  
 $\epsilon$  —  $\epsilon$  相  
 应变 (mm/mm, %)  
 $\lambda$  — 热导率 [W/(m·K)] [=1/418.68 cal/(cm·s·K)]  
 波长 (nm,  $\mu$ m, cm)  
 $\mu$  — 磁导率 (H/m)
- $\rho$  — 密度 ( $\text{kg/m}^3$ )  
 电阻系数 ( $\Omega \cdot \text{m}$ )  
 $\nu$  — 泊松比  
 $\sigma$  —  $\sigma$  相  
 应力 (MPa)  
 $\sigma_{-1}$  — 光滑试样对称弯曲试验时的疲劳极限 (MPa)  
 $\sigma_{0.2}$  — 永久变形为 0.2% 时的屈服强度 (MPa)  
 $\sigma_b$  — 抗拉强度 (MPa)  
 $\sigma_{bb}$  — 抗弯强度 (MPa)  
 $\sigma_k$  — 抗压强度 (MPa)  
 $\sigma_e$  — 弹性极限 (MPa)  
 $\sigma_N$  — 循环周次为  $N$  时的疲劳强度 (MPa)  
 $\sigma_p$  — 比例极限 (MPa)  
 $\sigma_s$  — 屈服点 (MPa)  
 $\tau$  — 切应力 (MPa)  
 时间 (s, min, h)  
 $\phi$  — 直径 (mm, cm)  
 $\varphi_B$  — B 的体积分数  
 $\psi$  — 断面收缩率 (%)



# 第 1 章 概 论

## 1 概念及分类

热处理是将固态金属及合金以适当方式进行加热、保温和冷却,获得所需要的组织结构与性能的热加工工艺。从冶金学观点看,热处理过程应伴随有固态相变和/或扩散。热处理的目的是改变材料的形状,而是通过改变和控制金属材料的组织和性能,来满足工程中对材料的服役性能或加工要求。

按照国标 GB/T12603—90《金属热处理工艺分类及代号》,热处理工艺分类由基础分类和附加分类组成。基础分类和代号如表 7-1-1 所示,附加分类是对基础分类中某些工艺的进一步分类。基础分类的代号由四位数字组成,附加分类则用英文字母表示,如 5131 代表炉中整体加热淬火工艺,5131W 则说明该工艺使用水冷淬火。

表 7-1-1 热处理工艺分类及代号

工艺总称	代 号	工艺类型	代 号	工艺名称	代 号	加热方法	代 号	
热处理	5	整体热处理	1	退火	1	加热炉	1	
				正火	2			
				淬火	3			
				淬火和回火	4	感应	2	
				调质	5			
				稳定化处理	6	火焰	3	
				固溶处理;水韧处理	7			
				固溶处理和时效	8			
		表面热处理	2	2	表面淬火和回火	1	电阻	4
					物理气相沉积	2		
					化学气相沉积	3	激光	5
					等离子体化学气相沉积	4		
		化学热处理	3	3	渗碳	1	电子束	6
					碳氮共渗	2		
					渗氮	3		
					氮碳共渗	4	等离子体	7
					渗其他非金属	5		
					渗金属	6		
					多元共渗	7		
					熔渗	8	其他	8



## 2 热处理在机械制造中的地位

热处理是机械制造的重要组成部分。它的主要作用在于改变金属的性能,来满足零件在服役和加工时的要求。选择正确的和先进的热处理工艺,可以充分发挥材料的潜力,提高产品质量和使用寿命,增加机加工效益,降低机加工废品率,降低成本。反之,热处理不当,就可能使材料达不到设计预定的性能,造成早期失效,甚至引起重大事故和生命财产的损失。

在机械制造中,多数零件,特别是重要机械零件,如齿轮、传动轴、轴承、弹簧、工模具等均需进行热处理。通过提高热处理工艺水平来延长零件服役寿命,具有极高的社会效益和巨大的节约效果。高水平的稳定的热处理质量,也是机械产品跻身于国际市场的必要条件。

## 3 热处理与其他加工工艺的关系

热处理与其他加工工艺互为依存并相互制约。从与其他加工工艺的关系看,热处理工艺可分为中间热处理和最终热处理,如图7-1-1所示。

中间热处理是对毛坯或粗加工件的热处理,常用退火、正火来消除铸件、锻件、焊接件和轧材的组织缺陷,消除残余应力和加工硬化,改善组织和调整硬度,以利于机械加工,提高加工效率及降低表面粗糙度。多数铸铁件和一些不重要零件常不需进行最终热处理,如图7-1-1中的流程I a或I b所示。对要求有

一定综合力学性能的零件,常用调质工艺做为中间热处理,精加工后也不再进行最终热处理。在某些情况下,调质是为淬火、渗氮等最终热处理做组织准备。为消除粗加工的加工应力,有时在精加工前进行第二次中间热处理,如低温退火等工艺。

中间热处理对切削速度、刀具寿命和表面粗糙度具有重要影响。正火毛坯比调质毛坯切削后表面粗糙度要低。通常钢材硬度在150~250HB范围内,切削效率较高。

最终热处理常采用淬火和回火、表面淬火、化学热处理等工艺。最终热处理后是否需要最后精加工,要根据零件热处理后能否满足它的精度要求而定。图7-1-1中流程II表示最常见的机械零件的加工过程。

最终热处理也影响零件的精加工。热处理不当,除引起淬火裂纹、畸变、尺寸超差而产生废品外,也能造成磨削加工的各种问题。组织中粗大碳化物网,过多的残余奥氏体、表面脱碳或存在较大残余拉应力,均可造成表面磨削裂纹。采用少无氧化脱碳热处理技术,如可控气氛热处理、真空热处理、感应热处理,或零件畸变小的渗氮等化学热处理,可显著减少磨削量。

毛坯和原材料质量对热处理质量也有重要影响。表面脱碳和其他缺陷,原材料中严重的不均匀组织,如碳化物偏析、非金属夹杂等,均可能引起淬火裂纹。

某些情况下,可将热处理与其他加工工艺结合进行。如形变热处理就是将锻造和热处理结合起来。通过控制终锻温度,在锻造后直接淬火,不仅简化工艺,节

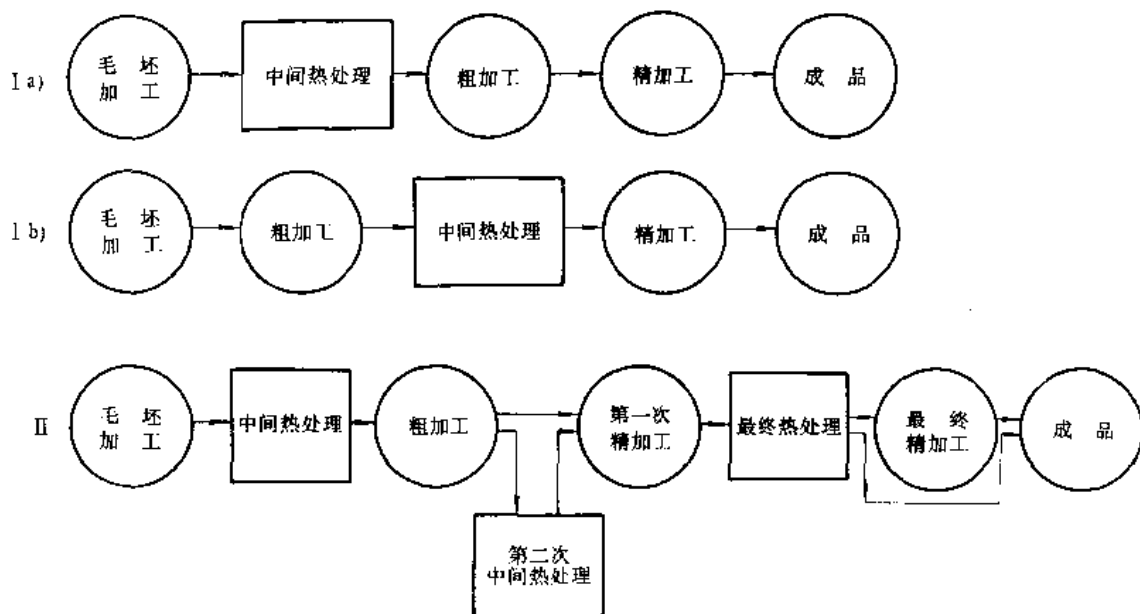


图7-1-1 常见的机械制造工艺流程



约能源,也明显提高了产品服役性能。

#### 4 热处理与设计的关系

零件选材和热处理技术条件,通常都要在设计图中给出。除情况简单的或已有前例外,设计师应会同冶金师共同确定。这是一项复杂的工作,除对零件的性能要求外,还需考虑材料的可获得性、加工工艺性和经济性。下面仅从热处理工艺的角度,说明它对设计重要和复杂的影响。

材料的热处理工艺性能,包括淬透性、开裂敏感性、畸变敏感性、脱碳敏感性和晶粒长大倾向性等,这些都易于被设计师所忽略。设计师通常根据手册给出的力学性能来选择材料,这些数据是由截面较小的毛坯加工成的试样测得的。如零件尺寸较大,所选钢的淬透性较差,则实际获得的性能就达不到设计要求的水平。必须根据零件尺寸、形状和服役条件,选择具有适当淬透性的钢种。一般地说,零件越大,综合性能要求越高,应选择含合金元素较多的钢,如铬、锰、镍等钢,形状复杂的零件也应选择高淬透性钢,以便能在较低冷速下进行热处理,以减少畸变和防止开裂;受均匀拉力的零件,应保证截面均匀淬透,受弯扭矩的轴类件,往往淬透截面尺寸的 $1/3$ 就够了。选择淬透性过高的钢,不仅增加材料成本,还可能由于合金钢具有较高的畸变和开裂敏感性,给热处理工艺带来困难,提高了工艺复杂性和成本。目前国内外已推出根据淬透性选材,和预报不同尺寸零件热处理后力学性能的计算机专家系统,这些软件对设计中正确选择材料和工艺,无疑会有很大帮助。

对力学性能的要求,一般表现在零件图的硬度要求上。在很多情况下,仅规定硬度要求是不够的。应该指出,硬度与强度的大致比例关系,仅适用于组织类型相同的情况。对不同组织类型,如正火和调质,灰铸铁和球墨铸铁,当硬度相同时,其力学性能具有明显差别。又如具有硬度为 $60\sim 64\text{HRC}$ 的同种渗碳件,由于渗层组织中晶粒度,碳化物和残余奥氏体形态和数量的差别,以及碳浓度梯度的不同,其服役性能和寿命相差很大。这种工艺水平的差距是产品质量优劣的关键。因此,重要零件除硬度要求外,还应给出组织要求,如晶粒度、马氏体级别、碳化物级别和残余奥氏体级别等。对重要的调质处理件,仅规定回火后硬度可能是危险的,应同时规定淬火后的硬度。

热处理技术条件规定的硬度范围要合理,重要零件的硬度范围要求应该窄些,一般件则要宽些。不必要

或不合理的技术要求,会显著增加热处理的困难和成本。例如对渗碳齿轮轴,仅要求齿轮渗碳,两端轴颈不渗碳,则比整个零件渗碳的工艺要复杂,并使成本增加。因此,除非对轴颈有特殊要求,应采用整体渗碳。

确定硬化层深度是一个复杂的问题,主要依据服役条件确定。目前西方工业国图纸上的硬化层深度均指有效硬化层深度,我国也参照国外有关标准制订了有效硬化层深度测定的国家标准,把从某个规定硬度值(一般为 $550\text{HV}$ )处到表面的垂直距离做为有效硬化层深度。零件承受载荷越大,要求的硬化层越深。按硬化层深度增加来选择的常用热处理工艺的次序为:氮碳共渗、渗氮、碳氮共渗、渗碳、高频感应淬火、中频感应淬火、工频感应淬火。当然,选择热处理工艺主要取决于零件的服役条件,如低速重载并具有冲击载荷的轧钢机减速器齿轮,虽要求较深的硬化层,但不用感应淬火,而采用深层渗碳工艺,以保证心部的高冲击韧度值。

零件的几何形状设计应考虑工艺要求,应具有较好的热处理结构工艺性。零件形状应尽可能简单和对称,截面尺寸力求均匀,避免尺寸的急剧过度,最好设有较大圆角,以减少淬火畸变和避免开裂。易于畸变的零件,如长轴、薄板和齿圈等,应尽量采用渗氮等畸变小的低温化学热处理工艺。必需采用渗碳、淬火等工艺时,可考虑使用等温淬火、分级淬火或采用淬火压床等专用设备,以减小畸变。

#### 5 热处理工艺的优化设计

热处理工艺优化设计的基本要求是做到技术和经济的统一,即在满足对零件的组织 and 性能要求的条件下,用最少的材料、能源消耗和最高的劳动生产率进行热处理生产。为此,可通过多种工艺方案进行试验对比,来确定最佳方案。

由于热处理工艺过程的复杂性,工艺参数和处理后材料性能之间常常不是简单的线性关系,使得试验花费大,周期长。为简化和缩短试验过程,可采用试验分析——正交设计法,对工艺进行优选。利用回归分析等数学方法,建立材料/工艺参数—组织/性能之间的数学模型,再通过计算机进行工艺优化设计,如图7-1-2所示。该图提供了产品(零部件)设计,选择材料和工艺流程,以及工艺规范的优选和最终评价的相互联系。但由于组织—性能—残余应力—尺寸变化之间的预报尚未完全成熟,因此常需配合小批中间试验及寿命试验,来最终确定工艺规范。



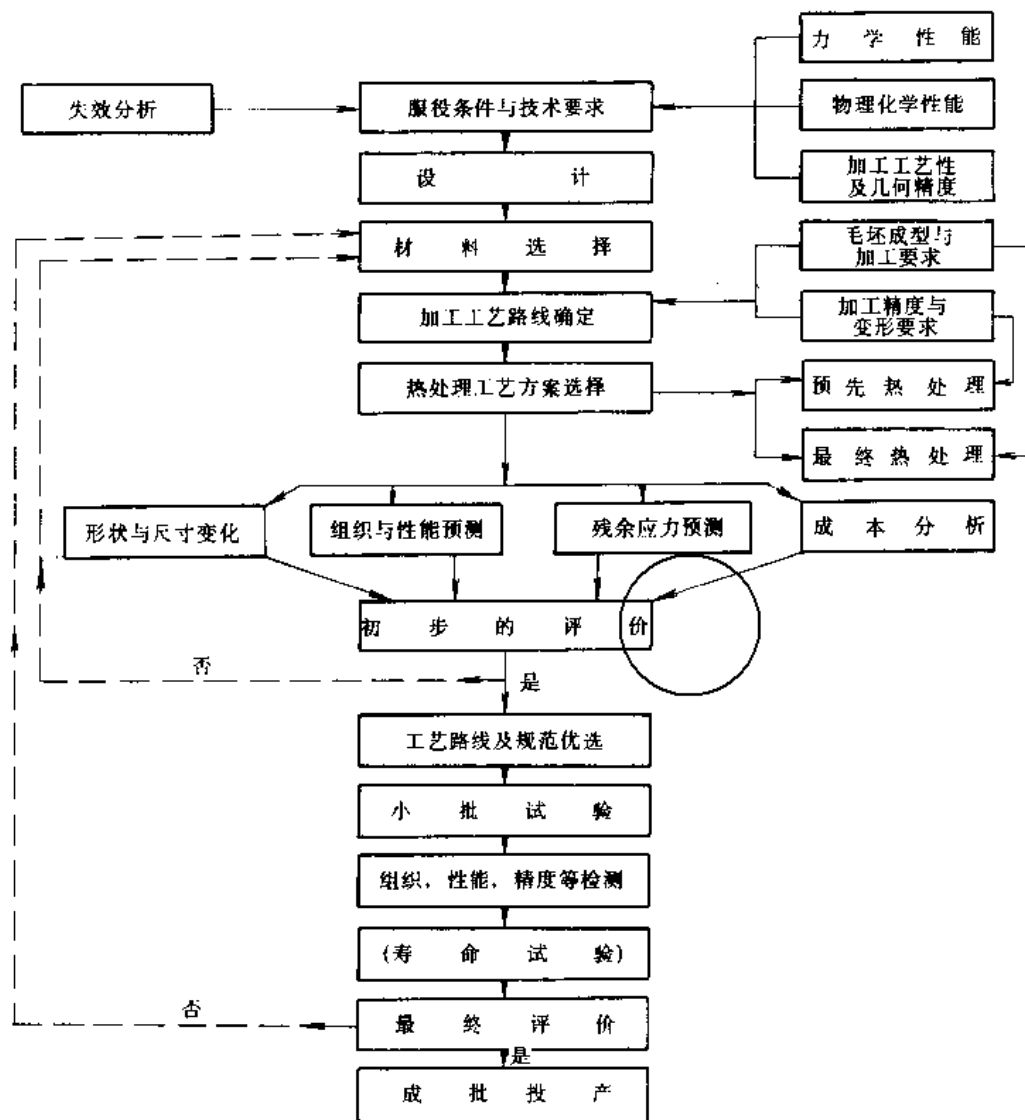


图 7-1-2 热处理工艺优化设计的典型程序

## 6 热处理技术的进展

激烈的商品竞争，对热处理技术提出了更多更苛刻的要求。同时，物理学特别是微电子学的成就，也成为热处理技术进展的动力。现代热处理的技术发展，集中在开发新的工艺和装备，提高对质量和生产过程的控制程度，以及对工艺过程进行计算机模拟和对过程结果进行预报等方面。

1. 碳势控制 可控气氛热处理是生产中应用最广泛的技术，碳势控制技术是这一领域的技术核心，发展很快。二氧化碳红外仪、氧探头等传感技术的出现，使碳势控制精度普遍达到  $w_c \pm 0.05\%$ ，碳势控制仪已成为现代热处理炉的重要组成部分。“精确热处理”一词的出现，标志着热处理质量凭借操作者经验来保

证的情况，很快将成为历史。

2. 加热技术 近年来，详尽研究了复相组织中第二相的性质、形貌与数量对材料性能的影响。低碳低合金铁素体—马氏体双相钢板的强度比冷轧碳素钢板高得多，且屈强比低，工艺性能好。钢在亚温淬火和马氏体—贝氏体复相热处理后，都具有优异力学性能。这些研究均已获得实际应用，并形成复相热处理的新领域。在加热设备方面，真空热处理炉和流态炉的出现，不仅能提高工模具等产品的质量，而且为取代盐浴炉，消除热处理生产中最严重的污染源，提供了可能。

3. 冷却技术 这一领域的技术发展集中在三个方面。首先是制订了合理的测定冷却介质能力的方法

( $\ominus$ )  $w_c$  为 C 的质量分数。





和设备,以正确评价淬火介质的特性。第二,开发了一系列聚合物水溶液淬火介质,其冷却能力介于水和油之间,通过调整浓度,可在一定范围内选择冷却速度。第三方面是有关控制冷却的研究,如气-液双相冷却系统和流态床冷却技术,可在冷却过程中调节冷却速度。此外,对研制新冷却设备,也给予了很大注意。

**4. 表面强化技术** 80年代,激光、电子束表面硬化和合金化,物理和化学气相沉积等表面强化技术的出现,为材料表面提供了各种优异性能,工业应用日益广泛。这些进展与现代物理学的成就紧密相关,发展迅速。它们与传统的表面强化、化学热处理技术相结合,为设计师提供了广阔的表面强化的选择余地。

**5. 生产管理系统** 热处理设备正向着高效、节

能、柔性和一体化方向发展,并使用微机控制进行生产,从而形成集设备-工艺-自动化-管理四位一体的热处理生产管理系统的新技术领域。其中具有代表性的是统计过程控制(SPC)和适时(JIT)热处理技术,前者使热处理质量获得可靠的保证,后者被用来得到最低成本。

**6. 工艺设计和性能预报** 利用计算机模拟技术和建立专家系统,可以解决热处理工艺设计和预报热处理后的性能。目前各国已相继推出一批数据库和程序软件包。如可模拟低合金钢圆柱体和板状零件在表面硬化、淬火等工艺中的奥氏体冷却转变。根据化学成分、几何尺寸和工艺参数,则可计算截面上各点的力学性能。反过来,选定钢的成分,给出力学性能要求,可制订热处理工艺。

## 第2章 钢的热处理基础<sup>[1]~[4]</sup>

钢的热处理通常都是以改善其组织与性能为目的、在一定的介质中加热、保温和冷却的工艺过程。钢热处理的理论基础就是在热处理过程中,钢的组织与性能发生变化的规律。Fe-Fe<sub>3</sub>C合金相图、钢的等温冷却转变图(TTT图)及连续冷却转变图(CCT图),则是宏观地反映钢在热处理过程中产生的变化的基础性资料。

### 1 Fe-Fe<sub>3</sub>C合金相图及其应用

#### 1.1 Fe-Fe<sub>3</sub>C合金相图

图7-2-1是目前流行的Fe-Fe<sub>3</sub>C合金相图。图中各特性点、线的含义分别列于表7-2-1及表7-2-2。

表7-2-1 Fe-Fe<sub>3</sub>C合金相图中的特性点

特性点	温度坐标 (°C)	碳的质量分数坐标 (%)	说明
A	1538	0	纯铁的熔点
B	1495	0.51	包晶转变温度下液相的含碳量及对应的温度
C	1148	4.30	共晶点
D	≈1227	6.69	渗碳体的熔点
E	1148	2.11	奥氏体中碳的最大溶解度及相应的温度
F	1148	6.69	共晶转变温度与渗碳体的含碳量
G	912	0	纯铁发生 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 相变的温度
H	1495	0.09	碳在 $\delta$ 固溶体中的最大溶解度及相应的温度
J	1495	0.17	包晶点
K	727	6.69	共析转变温度与渗碳体的含碳量
N	1394	0	纯铁发生 $\gamma \rightleftharpoons \delta$ 相变的温度
P	727	0.0218	碳在铁素体中的最大溶解度及相应的温度
S	727	0.77	共析点
Q	0	<0.008	0°C下碳在铁素体中的溶解度



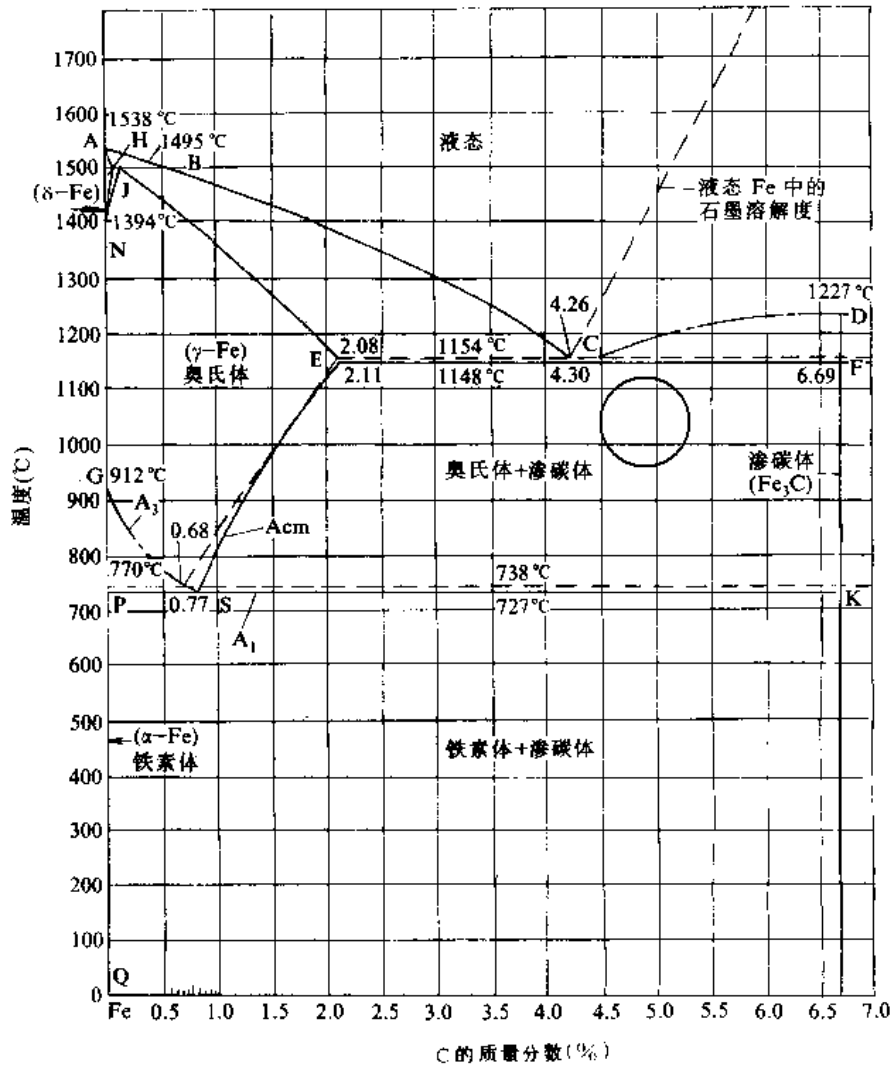


图 7-2-1 Fe-Fe<sub>3</sub>C 合金相图 (虚线为 Fe-C (石墨) 合金相图中相应的特性线)

(摘自参考文献 [2] 573 页。)

表 7-2-2 Fe-Fe<sub>3</sub>C 合金相图中的特性线

(续)

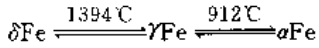
特性线	说明
AB	δ相的液相线
BC	γ相的液相线
CD	Fe <sub>3</sub> C的液相线
AH	δ相的固相线
HN	碳在δ相中的溶解度线
JE	γ相的固相线
JN	(δ+γ)相区与γ相区的分界线
GP	碳在α相中的溶解度线 (T>A <sub>1</sub> )
GS	亚共析 Fe-Fe <sub>3</sub> C 合金的上临界点 (A <sub>3</sub> )
ES	碳在γ相中的溶解度线, 过共析 Fe-Fe <sub>3</sub> C 合金的上临界点 (A <sub>cm</sub> )

特性线	说明
PQ	碳在α相中的溶解度线 (T<A <sub>1</sub> )
HJB	L <sub>B</sub> +δ <sub>H</sub> ⇌γ <sub>J</sub> 包晶转变线, L+δ+γ 三相平衡区
ECF	L <sub>C</sub> ⇌γ <sub>E</sub> +Fe <sub>3</sub> C 共晶转变线, L:γ:Fe <sub>3</sub> C 三相平衡区
PSK	γ <sub>S</sub> ⇌α <sub>P</sub> +Fe <sub>3</sub> C 共析转变线, γ+α+Fe <sub>3</sub> C 三相平衡区

### 1.2 纯铁同素异构转变及 Fe-Fe<sub>3</sub>C 合金中的平衡相和组织

在常压下,纯铁凝固后缓慢冷却时,发生下列同素异构转变:





在三种同素异构体中， $\delta\text{Fe}$  和  $\alpha\text{Fe}$  都具有体心立方结构， $\gamma\text{Fe}$  具有面心立方结构。图 7-2-2 纯铁扩散系数随温度的变化反映出上述两种转变都有热效应以及原子半径和原子体积的变化。

铁碳合金中的碳可以分别固溶于  $\alpha\text{Fe}$ 、 $\gamma\text{Fe}$  及  $\delta\text{Fe}$  而形成固溶体，它还能与铁形成化合物  $\text{Fe}_3\text{C}$ 。纯度较高的碳钢和铸铁等铁碳合金中的  $\text{Fe}_3\text{C}$  很难分解为铁和碳（石墨），因而常把它们视为  $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$  合金。 $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$  合金固态下的平衡相列于表 7-2-3。

由  $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}$  合金相图可以预测，碳含量不同的碳钢在不同温度范围内的平衡组织如表 7-2-4 所示，常

温下碳钢典型平衡组织的形貌见图 7-2-3。

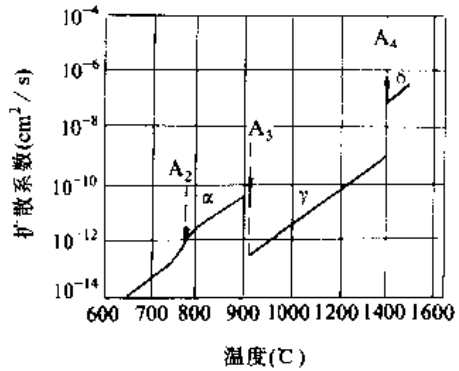


图 7-2-2 纯铁的原子半径及体积与温度的关系  
(摘自参考文献 [1] 1~2 页。)

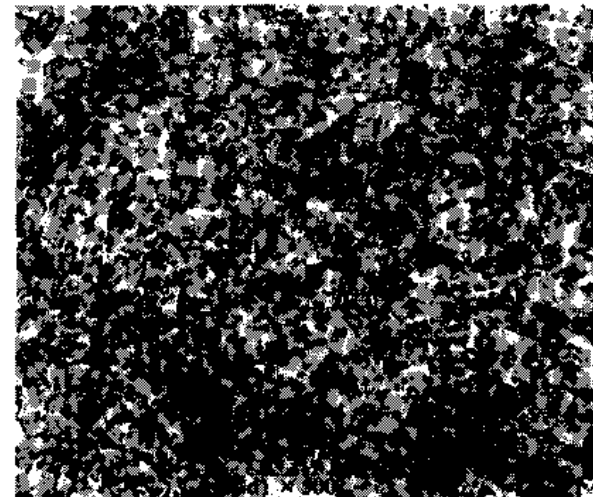
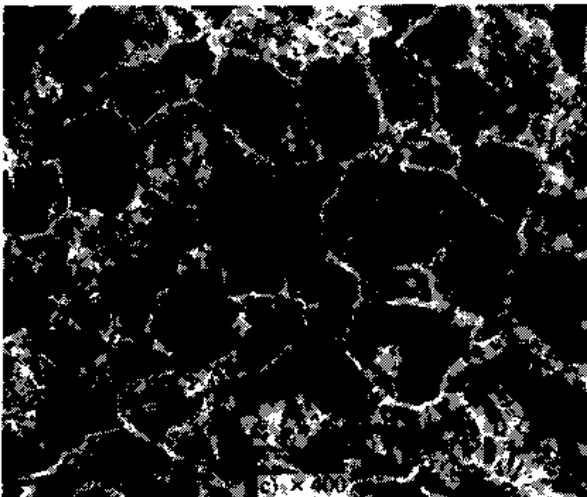
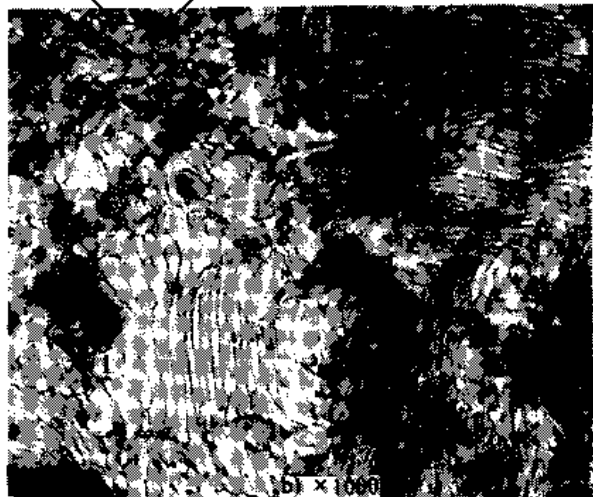
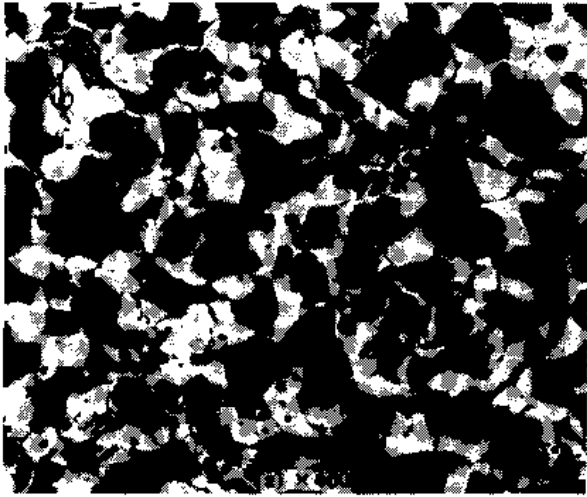


图 7-2-3 室温下碳钢的典型平衡组织

a) 亚共析钢 ( $w_c 0.45\%$ ) b) 共析钢 ( $w_c 0.77\%$ ) c) 过共析钢 ( $w_c 1.0\%$ )

d) 粒状珠光体 ( $w_c 1.0\%$  钢球化退火组织)

$w_c$  为 C 的质量分数。



表 7·2-3 Fe - Fe<sub>3</sub>C 合金中的平衡相

名称	代号	说明
铁素体	$\alpha, F$	体心立方结构, 碳在 $\alpha$ Fe 中的间隙固溶体
奥氏体	$\gamma, A$	面心立方结构, 碳溶于 $\gamma$ Fe 形成的间隙固溶体
$\delta$ 固溶体	$\delta, a$	体心立方结构, 碳溶于 $\delta$ Fe 形成的间隙固溶体
渗碳体	Fe <sub>3</sub> C, cmc	结构复杂的化合物, 属于正交晶系, $a=0.4524\text{nm}$ , $b=0.5089\text{nm}$ , $c=0.6743\text{nm}$

表 7·2-4 碳钢的平衡组织

碳的质量分数 $w_c$ (%)	温度	平衡组织
0.0218 < $w_c$ % < 0.77	$A_3 > T > A_1$	铁素体 + 奥氏体
	$A_1 \geq T$	铁素体 + 珠光体 铁素体为 $(1 - w_c\%) / 0.77$
0.77	$T \leq A_1$	珠光体
0.77 < $w_c$ % < 2.11	$A_{cm} > T > A_1$	奥氏体 + 二次渗碳体
	$T \leq A_1$	珠光体 + 二次渗碳体

1·3 在实际热处理条件下 Fe - Fe<sub>3</sub>C 合金相图的部分相变温度

Fe - Fe<sub>3</sub>C 合金相图是在十分缓慢地加热和冷却的条件下测定的。实际热处理生产条件下加热和冷却都不会那样缓慢, 因而发生相图上反映的各种相变的

温度总会偏离相图所示的位置。表 7·2-5 列出与 Fe - Fe<sub>3</sub>C 合金相图相关的相变温度代号。

表 7·2-5 钢的部分相变温度代号

代号	说明
$A_1$	平衡共析转变温度、通称下临界点
$A_3$	亚共析钢 $\gamma \rightleftharpoons \alpha$ 平衡相变温度, 通称亚共析钢的上临界点
$A_{cm}$	过共析钢 $\gamma \rightleftharpoons \text{Fe}_3\text{C}$ 平衡相变温度, 通称过共析钢的上临界点
$Ac_1$	实际加热时珠光体转变为奥氏体的开始温度
$Ar_1$	奥氏体冷却时开始转变为珠光体的温度
$Ac_3$	亚共析钢加热时铁素体全部消失的温度
$Ar_3$	亚共析钢冷却时铁素体由奥氏体析出的温度
$Ac_{cm}$	过共析钢加热时渗碳体全部溶于奥氏体的温度
$Ar_{cm}$	过共析钢冷却时渗碳体开始由奥氏体中析出的温度

1·4 合金元素对钢的平衡组织及相变温度的影响

合金元素对钢平衡组织的影响与其在钢中存在的形式有关。固态钢中的合金元素有六种可能存在形式: (1) 溶于铁而形成固溶体; (2) 与铁或其他合金元素形成金属化合物; (3) 与碳形成碳化物; (4) 与氧、氮、硫、磷、硼等形成各种化合物; (5) 溶于渗碳体形成合金渗碳体; (6) 呈颗粒状独立存在。

表 7·2-6 列入各种元素在固态纯铁中的最大溶解度。一些合金元素在各种碳化物 (包括渗碳体) 中溶解的可能性列于表 7·2-7。

表 7·2-8 及表 7·2-9 列举的经验公式及数据表达了合金元素对 Fe - Fe<sub>3</sub>C 合金相图特性点的影响。

表 7·2-6 各种元素在纯铁中的最大溶解度

元素	在 $\alpha$ -Fe 中		在 $\gamma$ -Fe 中		元素	在 $\alpha$ -Fe 中		在 $\gamma$ -Fe 中	
	温度 (°C)	溶解度 (%)	温度 (°C)	溶解度 (%)		温度 (°C)	溶解度 (%)	温度 (°C)	溶解度 (%)
Al	1094	36	1150	0.625	Cr		无限	~1050	12
As	841	11.0	1150	1.5	Cu	851	2.1	1096	~9.5
B	913	0.002	1161	0.021	Ge	<1250	25	1150	~4
Be	1165	7.4	1100	0.2	Hf	937 ± 5	0.002	1332 ± 5	1.61
C	727	0.0218	1148	2.11	In	920	~0.9	1350	0.4
Cb	991	1.8	1210	1.4	Ir	<400	>23		无限
Co	600	76		无限	Mn	<300	>3		无限



(续)

元素	在 α-Fe 中		在 γ-Fe 中		元素	在 α-Fe 中		在 γ-Fe 中	
	温度 (°C)	溶解度 (%)	温度 (°C)	溶解度 (%)		温度 (°C)	溶解度 (%)	温度 (°C)	溶解度 (%)
Mo	1450	37.5	~1150	~4	Sb	1003	~34	1154	2.5
N	590	0.1	650	2.8	Si	1275	13	~1150	~2
Nb	989	1.8	1220	2.6	Sn	751	~17.9	~1100	~1.5
Ni	~415	7		无限	Ta	973±3	1.92	1241±3	1.6
O	910	0.03	910~1390	0.002~0.003	Ti	1291	9	1150	0.71
P	1049	2.55	1152	0.3	V		无限	1120	1.4
Pd	815	6.1		无限	W	1554±6	35.5	1150	~4
Pr	<600	>20		无限	Zn	783	46	~1100	8
Pu	908	~1.6	1021	3.7	Zr	926	0.8	1308	~2
S	914	0.020	1370	0.065					

表 7-2-7 合金元素在各种碳化物中溶解的情况

分子式	Fe	Mn	Cr	Mo	W	V	Nb	Ta	Zr	Ti	常见的其他分子式
Fe <sub>3</sub> C	0	无限	16	≈16	1.3	0.6	≈0.1		0.1	0.15~0.25	(Fe, M) <sub>3</sub> C, (Fe, Cr) <sub>3</sub> C
Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	55	多									(Cr, Fe) <sub>7</sub> C <sub>3</sub>
Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	35	多	溶	溶	溶	溶					(Cr, Fe) <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , Cr <sub>7</sub> C
Fe <sub>23</sub> W <sub>2</sub> C <sub>6</sub>	溶	溶	溶	溶	溶	溶					M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , (W, Fe) <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
FeMo <sub>2</sub> C <sub>6</sub>	溶	溶	溶	无限	溶	溶					M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , (Mo, Fe) <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
WC				无限	无限	不溶	不溶	不溶	不溶	不溶	
MoC				60~70 原子	无限						
W <sub>2</sub> C				无限							
Mo <sub>7</sub> C				无限	无限						
VC				多	85~90 分子	50~57 原子	无限	无限	1 原子	无限	V <sub>4</sub> C <sub>3</sub>
NbC				溶	75~80 分子	无限	52~56 原子	无限	无限	无限	Nb <sub>4</sub> C <sub>3</sub>
TaC				溶	75~80 分子	无限	无限	50~55 原子	无限	无限	
ZrC				溶	60~65 分子	5 原子	无限	无限	50~67 原子	无限	
TiC			溶	溶	92 分子	无限	无限	无限	无限	50~75 原子	M <sub>6</sub> C, Fe <sub>3</sub> W <sub>3</sub> C (W, Fe) <sub>6</sub> C
Fe <sub>4</sub> W <sub>2</sub> C	溶		溶	溶	溶	溶					M <sub>6</sub> C, Fe <sub>3</sub> Mo <sub>3</sub> C
Fe <sub>4</sub> Mo <sub>2</sub> C	溶		溶	溶	溶	溶					(Mo, Fe) <sub>6</sub> C

注：只填数字者为质量分数；注原子者为摩尔分数（原子）%；注分子者为摩尔分数（分子）%。

表 7-2-8 计算 C、E、S 点坐标的经验公式

特性点	坐标	经验公式
C	w <sub>C</sub> %	4.30 - 0.3(w <sub>Si</sub> + w <sub>P</sub> ) - 0.4w <sub>S</sub> + 0.03w <sub>Mn</sub> - 0.07w <sub>Ni</sub> - 0.05w <sub>Cr</sub>
S	w <sub>C</sub> %	0.77 - 0.06w <sub>Si</sub> - 0.05(w <sub>Ni</sub> + w <sub>Cr</sub> + w <sub>Mn</sub> - 1.7w <sub>S</sub> )
E	w <sub>C</sub> %	2.11 - 0.11w <sub>Si</sub> - 0.3w <sub>P</sub> + 0.04(w <sub>Mn</sub> - 1.7w <sub>S</sub> ) - 0.09w <sub>Ni</sub> - 0.07w <sub>Cr</sub>
C	T(°C)	1148 - 10w <sub>Si</sub> - 30w <sub>P</sub> + 30w <sub>Cr</sub>
S	T(°C)	727 + 25w <sub>Si</sub> + 200w <sub>P</sub> + 8w <sub>Cr</sub> - 30w <sub>Ni</sub> - 35(w <sub>Mn</sub> - 1.7w <sub>S</sub> ) - 10w <sub>C</sub>

注：1. 摘自参考文献 [1] 81 页。

2. w<sub>Si</sub>、w<sub>P</sub>、w<sub>S</sub> 等分别为 Si、P、S 等的质量分数。

表 7-2-9 1%元素的质量分数对 C、S、E 点温度坐标的影响

元素	ΔT (°C)		
	C	S	E
Si	-(15~20)	+8	-(10~15)
Mn	+3	-9.5	+3.2
P	-37	+	-180
Cr	+7	+15	+7.3
Ni	-6	-20	+4.8
Cu	-2.5	-	-2
V	+(6~8)	+15	+(6~8)
Al		+40	

冶金工业出版社 请尊重作者版权



## 2 钢的奥氏体化

退火、正火、淬火以及高温下进行的各种化学热处理,都需要将钢加热到高于  $Ac_1$  或  $Ac_3$  的温度,使原有的常温组织转变为奥氏体,即使之奥氏体化。

### 2.1 奥氏体形成过程

无论是共析钢还是非共析钢,把它们加热到  $Ac_1$  以上,都要发生珠光体(P)向奥氏体(A)的转变。这种转变过程可分为三个阶段:(1)在珠光体团界面(P/P界面)及铁素体-渗碳体界面(F/ $Fe_3C$ 界面)形成奥氏体晶核,晶核逐步长大,形成奥氏体晶粒。粒状珠光体不存在P/P界面,奥氏体只在F/ $Fe_3C$ 界面形核,亚共析钢中的F/P界面,也是奥氏体形核的可能位置。(2)残余渗碳体继续溶入奥氏体。(3)奥氏体成分均匀化。

亚共析钢奥氏体化时,珠光体消失后,铁素体将随着温度的提高而逐步溶入奥氏体(奥氏体逐步侵吞铁素体)。在这一过程中,碳及合金元素均将重新分布。加热到  $Ac_3$  以上时铁素体全部消失,奥氏体成分继续均匀化。

表 7-2-10 列举了影响奥氏体形成速度的因素及其作用。图 7-2-4~图 7-2-6 以不同方式表达了碳含量、原始组织及加热温度对奥氏体形成速度的影响。

图 7-2-7 及图 7-2-8 分别表明连续加热时加热速

度和温度对奥氏体成分均匀化的影响。

由平衡组织形成的奥氏体多呈等轴状。由马氏体、回火马氏体及贝氏体等非平衡组织形成的奥氏体形态及形成特点见表 7-2-11。

表 7-2-10 影响奥氏体形成速度的因素

因素	影响	说明
加热温度	温度升高,转变加快	相变驱动力增大,碳扩散系数提高
加热速度	加热速度提高,转变加快	过热度增大,实际转变温度提高
碳含量	碳含量越高,奥氏体形成越快	铁素体-碳化物界面面积增多,形核率增大
原始组织	$v_{片} > v_{粒}$ $v_{粗} > v_{细}$ ①	铁素体-碳化物界面面积不同
提高 $A_1$ 的元素	减慢奥氏体形成速度	加热温度一定时,过热度相对减小
降低 $A_1$ 的元素	加快奥氏体形成速度	加热温度一定时,过热度相对增大
碳化物形成元素	减慢碳化物溶解及奥氏体均匀化速度	使碳化物稳定,减少碳扩散系数 $D$
Co 和 Ni	加速奥氏体形成	增大碳的扩散系数

①  $v$ —奥氏体形成速度。角标表示珠光体形态及粗细。

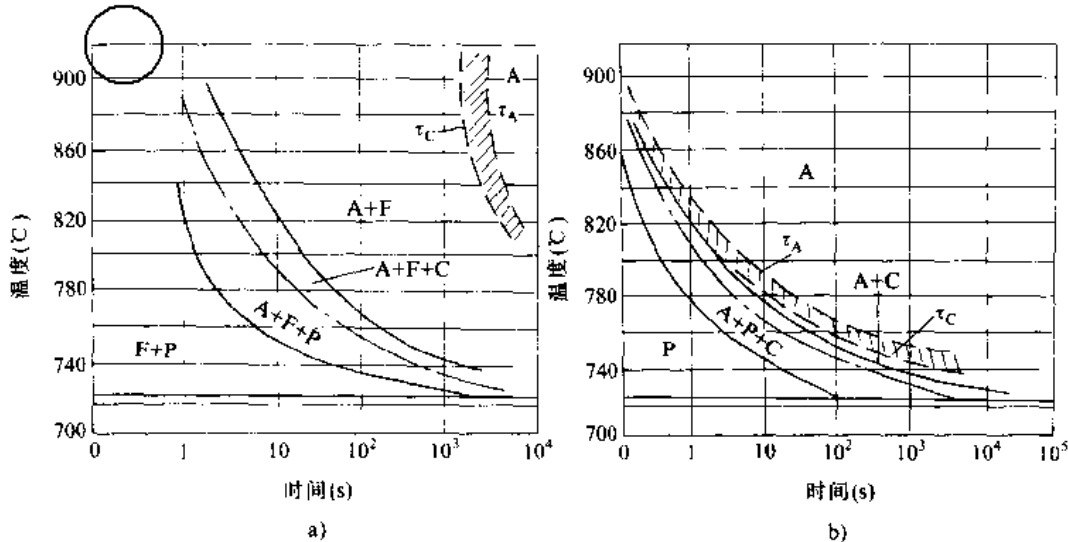


图 7-2-4 碳钢奥氏体等温形成图

(C—残余渗碳体)

a)  $w_C 0.7\%$     b)  $w_C 0.83\%$

( $w_C$  为 C 的质量分数)

$\tau_C, \tau_A$  — 残余渗碳体溶解终了线和奥氏体均匀化完成线



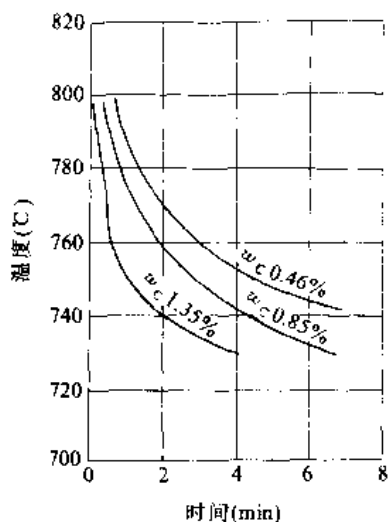


图 7-2-5 碳含量对 50% 珠光体转变为奥氏体所需时间的影响  
wc—C 的质量分数

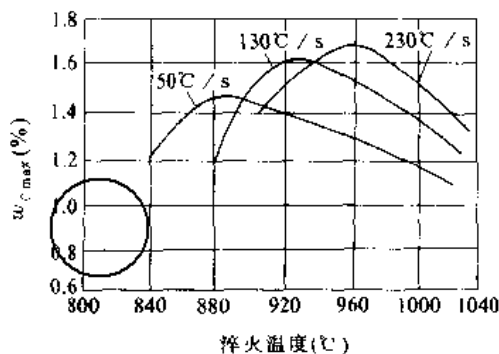


图 7-2-7 加热速度和温度对  $w_c 0.4\%$  钢奥氏体中高碳区最高碳含量的影响  
wc—C 的质量分数

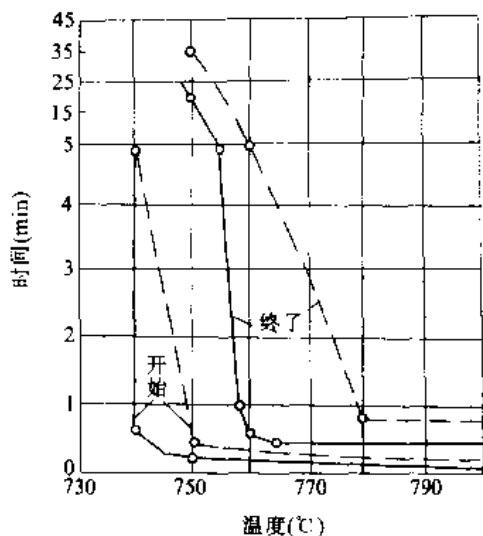


图 7-2-6  $w_c 0.9\%$  碳钢原始组织对奥氏体形成的影响  
——片状珠光体 --- 粒状珠光体

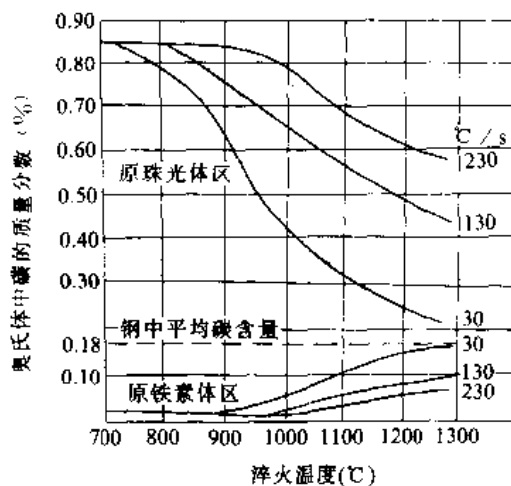


图 7-2-8 加热速度和温度对  $w_c 0.18\%$  钢奥氏体碳含量不均匀度的影响

表 7-2-11 由非平衡组织形成的奥氏体形态及形成特点

形态	形核位置	A/P 界面	形核功	形成条件			
				加热温度	加热速度	钢材成分	其他
针状	板条界 碳化物旁	共格或半共格	较小	$\geq Ac_1$	慢	中、低碳合金钢	铁素体未再结晶
细小等轴状	原奥氏体晶界 板条束界	一侧共格 一侧非共格	较大	$\approx Ac_3$	中		
细小等轴状	F/C 界面	非共格	较大	$\approx Ac_3$	中		
粗等轴状	针状奥氏体合并			$\approx Ac_3$	慢	中、低碳合金钢	铁素体未再结晶
粗等轴状	原始奥氏体晶粒恢复原状			$\approx Ac_3$	快	稳定奥氏体的元素较多	残余奥氏体较多

注：A—奥氏体；P—母相 ( $\alpha'$ )；F—铁素体；C—碳化物。



## 2.2 奥氏体晶粒长大

### 2.2.1 影响奥氏体晶粒长大的因素

奥氏体晶粒形成后,继续加热或恒温保持,它们将聚集长大,即由小晶粒合并为较粗大的晶粒。由热力学原理可以判定,这是一种必然发生的过程,因为晶粒合并将使晶界总面积减少,从而使总晶界能降低。

冶金因素、钢中的合金元素、加热温度及保温时间、加热速度、碳含量等对奥氏体晶粒长大都有影响。用铝脱氧的钢奥氏体晶粒长大倾向较小。Ti、Zr、V、Nb 等以难溶于奥氏体的碳(氮)化物的形式存在时,会阻碍奥氏体晶粒长大。在较高温加热可使这些化合物溶于奥氏体,上述作用将逐渐消失。Mn、P 等溶于奥氏体时,可促进奥氏体晶粒长大,W、Mo、Cr 等则可阻碍奥氏体晶粒长大。加热温度、保温时间、加热速度及碳含量对奥氏体晶粒长大的影响见图 7.2-9~图 7.2-12。

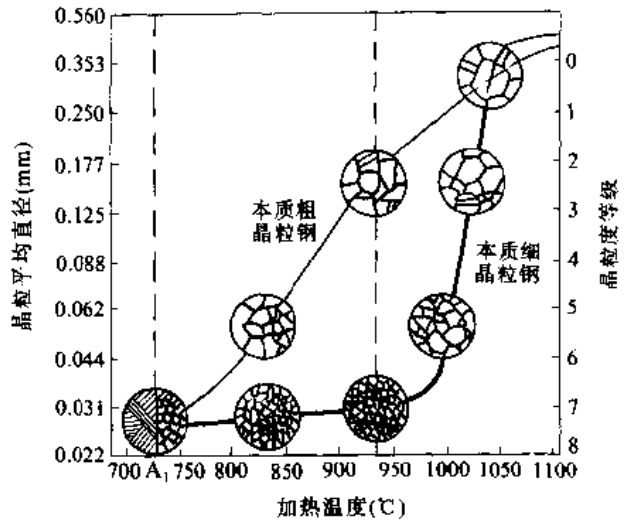


图 7.2-11 加热温度对奥氏体晶粒尺寸的影响

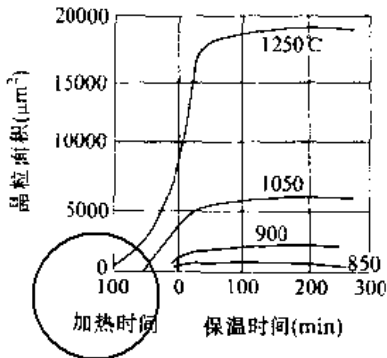


图 7.2-9  $w_C 0.48\%$ 、 $w_{Mn} 0.82\%$  钢奥氏体晶粒尺寸与加热温度及保温时间的关系  
 $w_C$ 、 $w_{Mn}$  分别为 C、Mn 的质量分数。

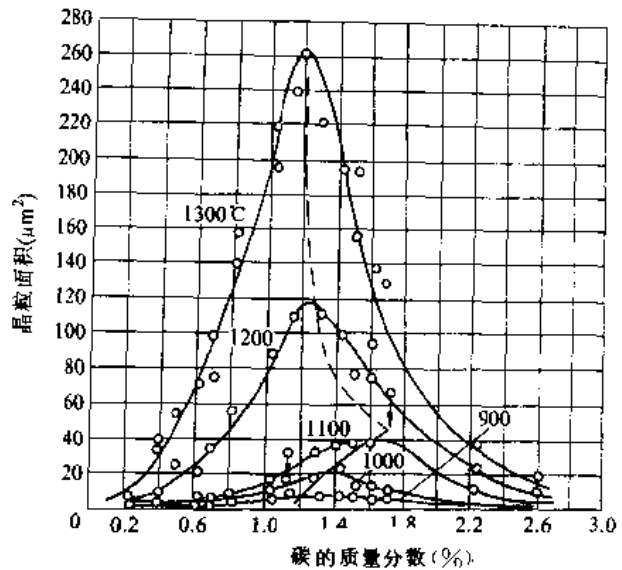


图 7.2-12 碳含量对奥氏体晶粒尺寸的影响  
(保温时间 3h)

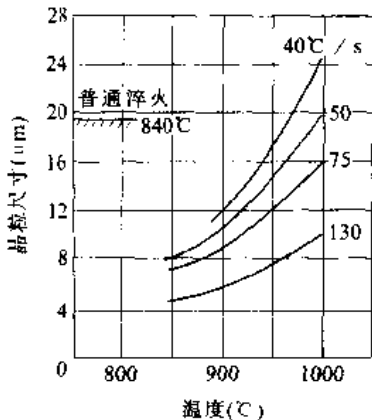


图 7.2-10 45 钢奥氏体晶粒尺寸与加热速度及加热温度的关系

### 2.2.2 奥氏体晶粒度

奥氏体晶粒大小将影响冷却过程中发生的转变及转变形成的组织和钢的力学性能。因此,在生产和科研工作中常要采用特定浸蚀方法显现奥氏体晶粒边界,并对奥氏体晶粒大小予以评定。为了方便,生产中多采用晶粒度号 N 来表示晶粒大小。表 7.2-12 是晶粒粒度号与晶粒尺寸对照表。





表 7-2-12 晶粒度号与晶粒尺寸对照表

晶粒度号 N	放大100倍时 645mm <sup>2</sup> 内的 晶粒数 n	晶粒平均 占有面积 (mm <sup>2</sup> )	晶粒平均 直径 (mm)	弦平均 长度 (mm)
1	1	0.0625	0.250	0.222
2	2	0.0312	0.177	0.157
3	4	0.0156	0.125	0.111
4	8	0.0078	0.088	0.0783
5	16	0.0039	0.062	0.0553
6	32	0.00195	0.044	0.0391
7	64	0.00098	0.031	0.0267
8	128	0.00049	0.022	0.0196
9	256	0.000244	0.0156	0.0138
10	512	0.000122	0.0110	0.0098

### 3 过冷奥氏体转变

钢加热奥氏体化只是为实现预定的热处理目标进行准备。为了使钢在热处理后具有预期的组织和性能，必须随后以适当的方式冷却并使奥氏体发生预期的转变。

#### 3.1 过冷奥氏体转变产物

热处理生产中，奥氏体冷却时发生转变的温度通常都低于临界点，即有一定的过冷度。采取特定的措施可使过冷奥氏体在不同温度恒温转变，或在不同温度范围内连续转变，从而获得不同的组织。过冷奥氏体转变产物的形貌见图 7-2-13，转变产物的特点及形成条件见表 7-2-13。

表 7-2-13 过冷奥氏体转变产物特点及形成条件

类型	名称	特 点	形成条件
先共析相	亚共析钢中的铁素体	数量较多，等轴状	碳及合金元素含量低，冷速较低
		数量少，沿奥氏体晶界呈网状分布	碳及合金元素含量较高，冷速较高
	过共析钢中的渗碳体	平行针片群，群间呈一定角度（魏氏组织铁素体）	中等碳含量，冷速适中
珠光体	粗大片状珠光体	铁素体及渗碳体片层在光学显微镜下清晰显现	转变温度较高（共析碳钢约 700~650℃）
	细珠光体（索氏体）	在光学显微镜下片层难于分辨	转变温度较低（共析碳钢约 650~600℃）
	极细珠光体（托氏体）	片层在光学显微镜下无法分辨	转变温度更低（共析碳钢约 600~550℃）
马氏体	板条马氏体	碳含量与奥氏体相同的过饱和 α 固溶体，体心正方结构，正方度 $c/a = 1 + w_C \cdot 0.045\%$ 沿奥氏体的某些晶面形成，这些晶面称为惯习面， $(111)_\gamma // (110)_M, (\bar{1}\bar{1}0)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}1)_M$	奥氏体中碳的质量分数 < 0.3% $M_s > 300^\circ\text{C}$
	片状马氏体	凸透镜片状（针状、竹叶状），初生者较厚较长，横跨奥氏体晶粒，次生者尺寸较小，在初生片与奥氏体晶界之间分布，片间互成一定夹角，电镜下可观察到片内存在微细孪晶，片的边沿存在位错， $(111)_\gamma // (110)_M, (\bar{1}\bar{1}0)_\gamma // (\bar{1}\bar{1}1)_M$	奥氏体中碳的质量分数 = 1~1.4% $M_s 300 \sim 100^\circ\text{C}$ 奥氏体中碳的质量分数为 0.3%~1% 时形成板条、片状混合马氏体
贝氏体	上贝氏体	过饱和 α 相间断续分布杆状或瓣状碳化物的羽毛状条束，α 相惯习面为 $(111)_\gamma$ 与奥氏体的晶体学位向关系与板条马氏体相同	约在 550~350℃ 的温度区间恒温形成
	下贝氏体	过饱和 α 相透镜片或条内分布与 α 相长轴夹角为 55°~60° 的短杆状碳化物，α 相与奥氏体的晶体学位向关系与板条马氏体相同，惯习面为 $(110)_\gamma, \{254\}_\gamma$ 或 $\{559\}_\gamma$	大约在 350℃ 左右等温形成
	粒状贝氏体	铁素体基体 + 不连续小岛（富碳奥氏体或其转变产物）	连续冷却形成多出现于某些合金钢中



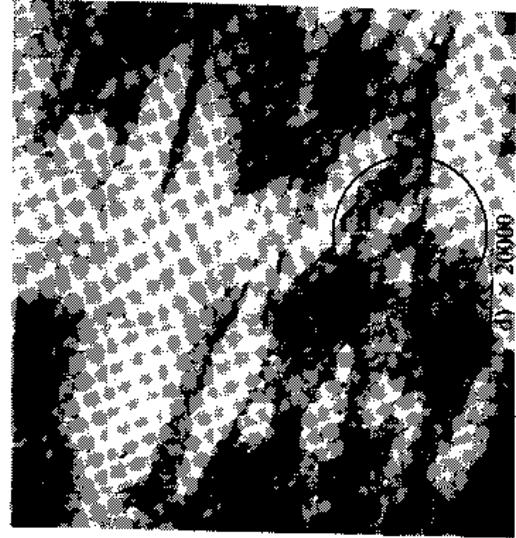
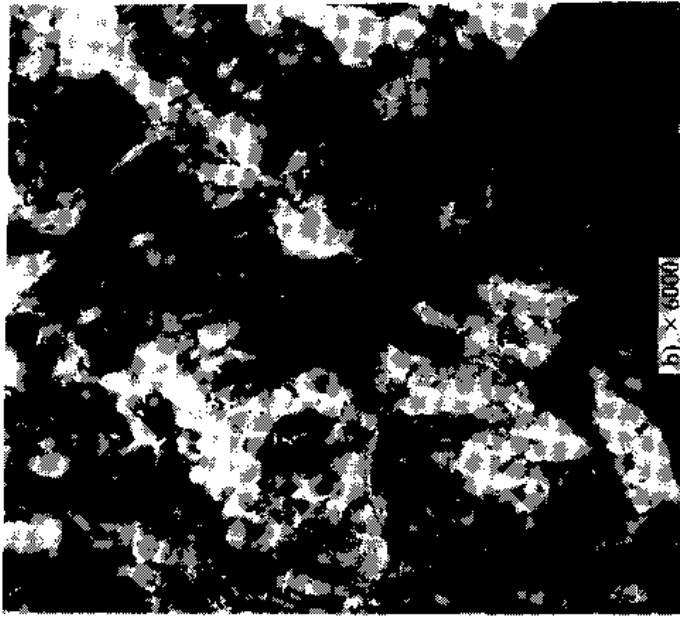




图7-2-13 过冷奥氏体转变产物  
 a) 索氏体 b) 托氏体 c) d) 板条马氏体 e) f) 片状马氏体 g) 上贝氏体 h) 下贝氏体 i) 粒状贝氏体  
 (e)、f、i) 摘自参考文献[1] 93页, 97页, e)、d)、g)、h) 山机械部北京机电所供稿。)



### 3.2 过冷奥氏体转变产物的力学性能

#### 3.2.1 珠光体的力学性能

片层状珠光体(包括索氏体和托氏体)的强度和硬度随片间距的减小而提高,塑性也大致呈上升趋势(图7.2-14)。粒状珠光体强度和硬度比片层状珠光体低,但塑性较高。在碳含量相同的条件下,粒状珠光体中的渗碳体颗粒越细,其强度和硬度越高。

亚共析及过共析钢完全奥氏体化后以较快速度冷却时,先共析相析出量减少或不析出,从而形成碳含量与共析钢不同的伪共析组织。这样的珠光体(包括索氏体和托氏体),在片间距或渗碳体颗粒大小相同的条件下,其含碳量越低,强度、硬度越低,而塑性较高。

#### 3.2.2 马氏体的力学性能

马氏体其实就是过饱和铁素体( $\alpha$ 相),它的硬度随 $w_c$ 的提高而单调上升(图7.2-15)。当 $w_c$ 超过0.4%时,屈服点与马氏体中的 $w_c$ 无关,当 $w_c$ 小于0.4%时,屈服点可按式估算

$$\sigma_s (w_c < 0.4\%) = 284 + 1784 (w_c\%)^{1/3} \text{ (MPa)}$$

合金元素对马氏体的硬度影响不大。板条马氏体板条越窄,屈服点越高。片状马氏体脆性较大,位错亚组织的马氏体韧度较高。

#### 3.2.3 贝氏体的力学性能

贝氏体的强度随碳含量的增多而提高。在奥氏体化学成分不变的条件下,形成温度越低,贝氏体中的 $\alpha$ 相条、片及碳化物越细,其强度越高,如图7.2-16及图7.2-17所示。上贝氏体的硬度与化学成分与之相同的托氏体接近。下贝氏体硬度比化学成分与之相同的马氏体稍低。合金元素含量相近时,钢中碳含量越低,在同一温度下形成的贝氏体冲击韧度越高。上贝氏体的冲击韧度远低于成分相同的下贝氏体。在一定温度范围内,形成温度越低,贝氏体冲击韧度越高。

#### 3.2.4 复合组织的力学性能

在热处理生产中,过冷奥氏体转变产物常为复合组织,其中包括片层状珠光体+索氏体+托氏体、马氏体+残余奥氏体、托氏体+马氏体+残余奥氏体、贝氏体+残余奥氏体、贝氏体+马氏体+残余奥氏体等等。

就硬度而言,复合组织介于高硬度组织和低硬度组织之间。在许多情况下,微区组织的不均匀性对材料的综合力学性能有不良影响。然而近年来发现,马氏体+奥氏体复合组织中的残余奥氏体可提高工件的接触疲劳抗力,适量配合的马氏体+贝氏体复合组织可使材料的强度和冲击韧度良好地匹配,而且脆性转化温度较低,耐磨性较高。

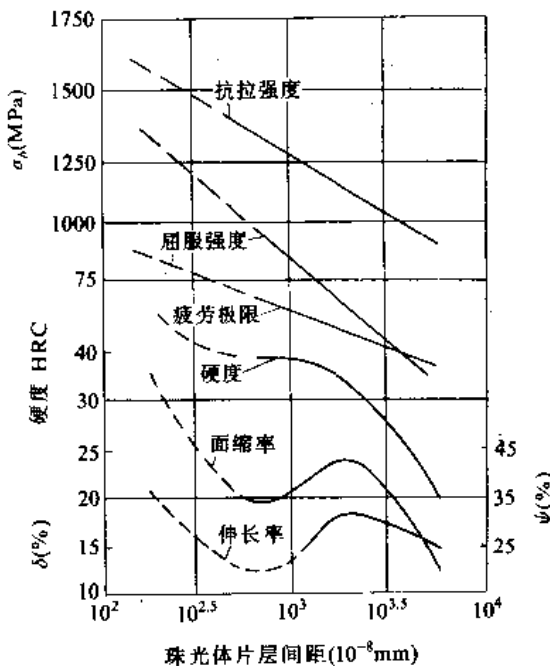


图 7.2-14 珠光体力学性能与片层间距的关系 (摘自参考文献 [1] 92 页。)

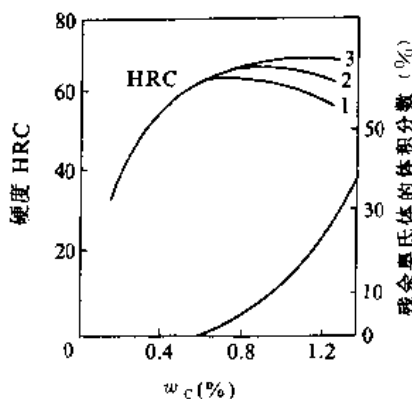


图 7.2-15 淬火钢的最高硬度与其碳的质量分数的关系

1—高于  $A_{c1}$  淬火 2—高于  $A_{c3}$  淬火  
3—马氏体的硬度

(摘自参考文献 [1] 94 页。)



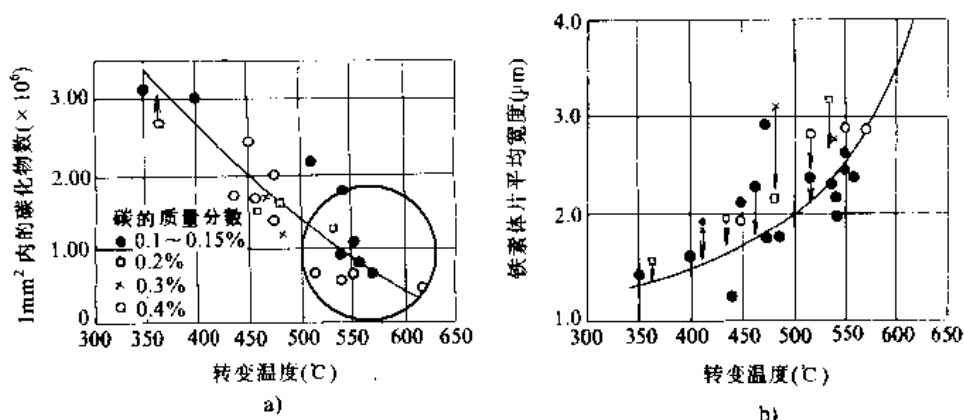


图 7-2-16 碳钢贝氏体中  $\alpha$  相条片宽度及碳化物密度与转变温度的关系  
(摘自参考文献 [1] 101 页。)

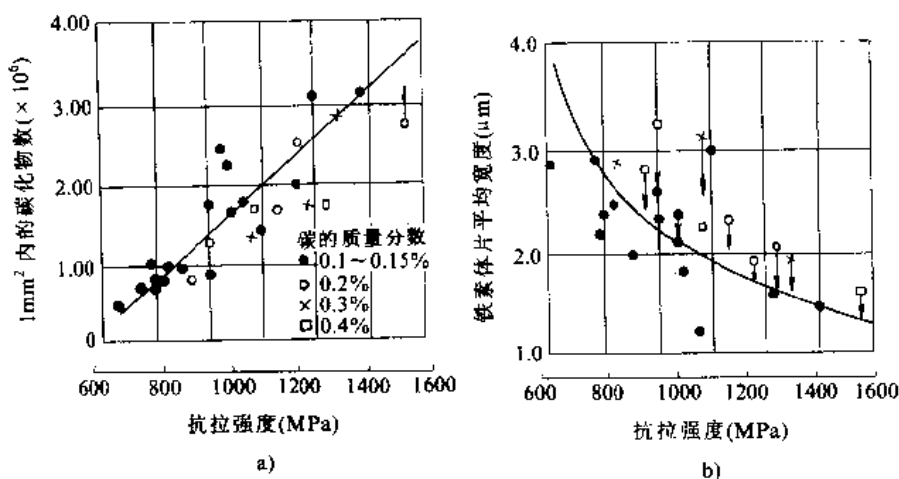


图 7-2-17 碳钢贝氏体中  $\alpha$  相条片宽度及碳化物密度与其抗拉强度的关系  
(摘自参考文献 [1] 101 页。)

### 3.3 过冷奥氏体转变的特点

#### 3.3.1 珠光体转变的特点

珠光体转变是由碳含量大致均匀的奥氏体转变为碳的质量分数高达 6.69% 的渗碳体和碳的质量分数极低 ( $\approx 0.021\%$ ) 的铁素体的过程。在不存在先共析相时, 渗碳体在奥氏体晶界领先形核, 晶核呈片状沿纵向和横向长大。随着渗碳体晶核的长大使其周围的奥氏体贫碳, 从而促发铁素体在它的侧面形核并随之长大。铁素体的形核和长大又使邻近的奥氏体富碳, 反过来促发渗碳体沿它的侧面形核和长大。如此重复下去, 最终形成一个珠光体团, 如图 7-2-18 所示。图 e 示意地表明, 珠光体中的一些渗碳体和铁素体片不可能以

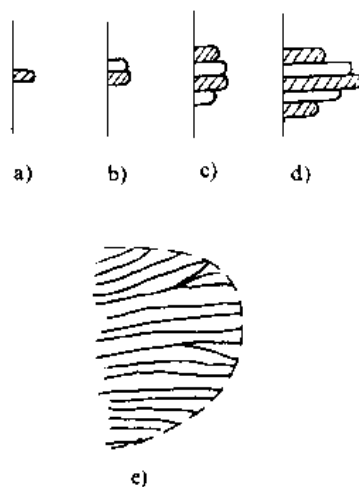


图 7-2-18 片状珠光体形成示意图



分枝的形式长成。

当奥氏体晶界上存在先共析渗碳体时,铁素体可能作为领先相依附这些渗碳体形核。

随着转变温度的降低,片层间距减小,当转变温度低至一定程度时,便成为细珠光体(索氏体)或极细珠光体(托氏体)。

### 3.3.2 马氏体转变的特点

马氏体转变有下列特点:

(1) 一般是在奥氏体过冷到某一温度( $M_s$ )以下才能发生这种转变。

(2) 马氏体与其母相(过冷奥氏体)化学成分相同,这种转变属于无扩散型。

(3) 马氏体晶核长大速度极快,一个马氏体板条或片可在 $10^{-11} \sim 10^{-7}$ s内长成。转变量的增长主要靠晶核数量的增多。

(4) 马氏体在奥氏体的一定晶面(惯习面)形核,并沿片晶面以切变方式长大,抛光的试样表面在马氏体形成后可看到浮凸。

(5) 在一般钢中,在低于 $M_s$ 的温度恒温停留不能使马氏体转变量增多(即不能等温形成),反而会使冷至室温后的总转变量减少,即产生奥氏体热稳定化现象。马氏体转变是在不断降温中进行,冷至某一温度( $M_f$ )时,转变终止,剩余的奥氏体不再转变。

### 3.3.3 贝氏体转变的特点

贝氏体转变发生在珠光体转变与马氏体转变之间的温度范围内,常称为中温转变。本章所列的几种贝氏体都属于两相( $\alpha$ 相及碳化物)或多相混合物,领先形核的多半是过饱和 $\alpha$ 相。上贝氏体的 $\alpha$ 相过饱和程度较低,呈条状长大。与之相邻的奥氏体富碳,碳化物从其中断续析出。下贝氏体的 $\alpha$ 相过饱和程度高、呈片状长大,碳化物在片内析出。抛光的试样表面在贝氏体转变时出现浮凸,一般认为这是 $\alpha$ 相以切变方式沿惯习面长大的结果。这种转变可在恒温下进行,也可以在连续冷却过程中进行。

### 3.4 过冷奥氏体等温转变动力学及 TTT 曲线

转变动力学所研究的是转变量与转变温度和时间关系,以及影响这种关系的因素。如将奥氏体化后的共析钢急冷至 $A_1$ 以下的某一温度,并在该温度下保持,设法测定过冷奥氏体转变量与时间的关系,即可给

出等温转变动力学曲线(图7.2-19)。在若干不同温度下测出若干动力学曲线,分别截取转变开始及转变终了(或终止)所需的时间,即可绘出这种钢的等温转变图,简称TTT曲线(T字分别代表时间、温度和转变),如图7.2-19的下半部分所示。

图7.2-19中的TTT曲线呈C形,拐点对应的温度大致是珠光体转变温度的下限、贝氏体转变温度的下限。从图中可以看到,珠光体转变和贝氏体转变都需要一定的孕育期,孕育期的长短因转变温度而异。马氏体转变无孕育期,转变量也不随恒温保持时间的延长而增长。

钢种不同,奥氏体化条件不同,TTT曲线的形状和位置都将有所不同。

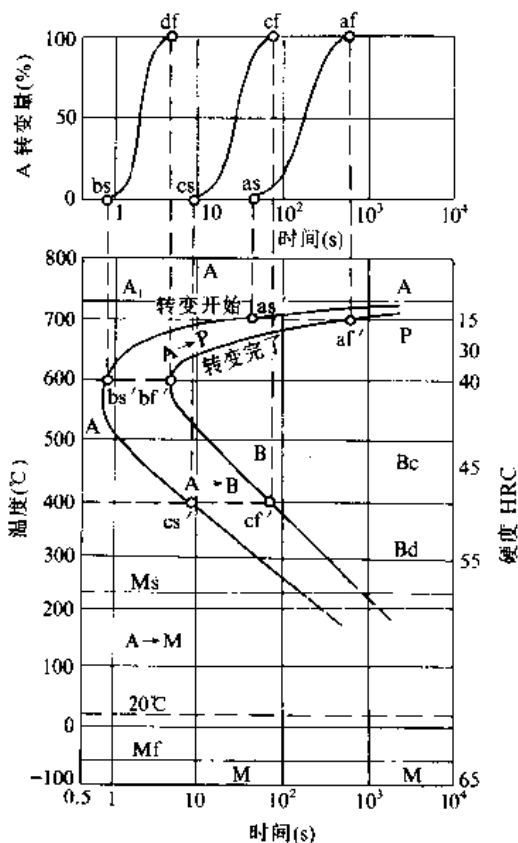


图7.2-19 共析碳钢的TTT曲线

### 3.5 过冷奥氏体连续冷却转变动力学及 CCT 曲线

将经奥氏体化的钢以不同速度冷却,在冷却过程中设法记取转变开始及终了(或终止)的温度和时间,便可绘出这种钢的连续转变图,简称CCT曲线(CCT分别代表连续、冷却、转变)。图7.2-20是共析碳钢的



CCT 曲线。

钢种不同，奥氏体化条件不同，CCT 曲线的形状和位置也将有所不同。但连续冷却转变的规律大致相同：

(1) 以大于临界冷速（共析碳钢约为 140℃/s）的速度连续冷却时，可以完全抑制珠光体及贝氏体转变，冷至 Ms 以下时发生马氏体转变。冷速较低时，将得到珠光体（或珠光体+贝氏体）与马氏体、残余奥氏体复合组织。冷速更小时，则得到珠光体（以及先共析相）。

(2) 连续转变图中，不论珠光体还是贝氏体转变区域，其下方都有一条转变终止线。

(3) 与 TTT 曲线相比，CCT 曲线偏右偏下。

(4) 共析碳钢连续冷却时不发生贝氏体转变，但亚共析碳钢珠光体转变终止后可发生贝氏体转变。合金钢连续转变图类型更多（表 7-2-15）。

下降，使 TTT、CCT 曲线中先共析相析出开始线右移。

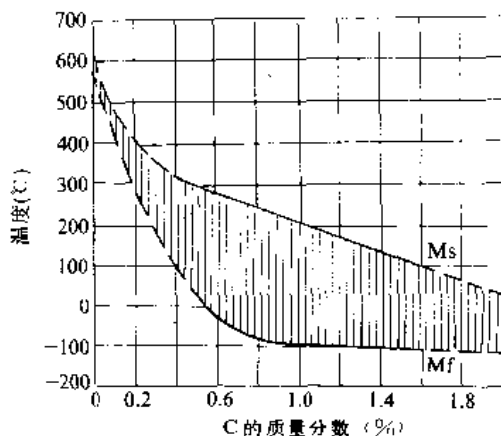


图 7-2-21 奥氏体中碳的质量分数对碳钢马氏体点 (Ms、Mf) 的影响

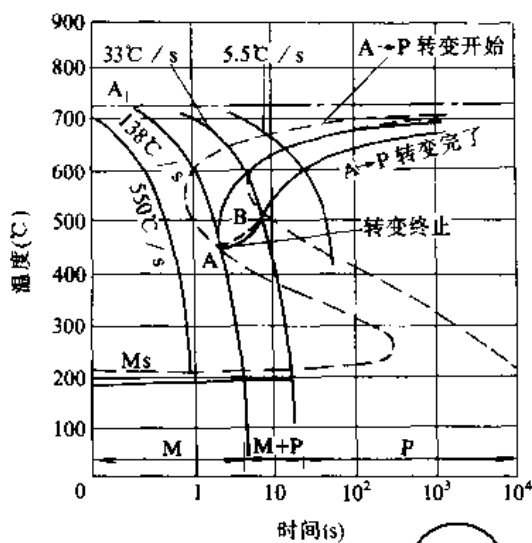


图 7-2-20 共析碳钢的 CCT 曲线 (虚线为 TTT 曲线)

2. 合金元素 在常见的合金元素中，只有溶入奥氏体的 Co 使珠光体转变孕育期缩短、转变速度提高。溶入奥氏体的 Co 和 Al 使贝氏体转变孕育期缩短、转变速度提高。其他合金元素溶入奥氏体时，珠光体和贝氏体转变孕育期都将延长、转变速度都将下降。Ni、Si、Al、Cu 等非碳化物形成元素及 Mn（弱碳化物形成元素），基本上不影响 TTT 曲线的形状。Cr、Mo、W、V 等强碳化物形成元素对珠光体转变的影响较强，对贝氏体转变的影响较弱。奥氏体中溶入这类元素时，TTT 曲线可能明显地分为两部分。图 7-2-22 示意地表明了合金元素对珠光体和贝氏体转变动力学的影响。

除 Co 和 Al 外，其他合金元素溶入奥氏体都使 Ms 下降。表达合金元素含量与 Ms 关系的经验公式很多，下式是一种适用于低中碳结构的公式之一：

$$Ms (^\circ C) = 550 - 361 \times (w_C \%) - 39 \times (w_{Mn} \%) - 35 \times (w_V \%) - 20 \times (w_{Cr} \%) - 17 \times (w_{Ni} \%) - 10 \times (w_{Cu} \%) - 5 \times (w_{Mo} \% + w_W \%) + 15 \times (w_{Co} \%) + 30 \times (w_{Al} \%)$$

图 7-2-23 表明了合金元素对 Fe-W<sub>C</sub>1.0% 铁碳合金 Ms 的影响。

Ms 降低，将使钢淬火冷至室温后残余奥氏体数量增多。表 7-2-14 表明合金元素的质量分数为 1% 时对室温下残余奥氏体量的影响。

### 3.6 影响过冷奥氏体转变动力学因素

#### 3.6.1 奥氏体的化学成分

1. 碳含量 奥氏体中碳含量增加可使珠光体及贝氏体转变速度下降，孕育期延长，从而使 TTT、CCT 曲线右移。Ms 及 Mf 则随碳含量的增加而下降（图 7-2-21）。

亚共析钢和过共析钢奥氏体碳含量增加可使先共析铁素体和先共析渗碳体析出孕育期延长、析出速度

⊖ w<sub>C</sub>、w<sub>Mn</sub>、w<sub>V</sub> 等分别为 C、Mn、V 的质量分数。



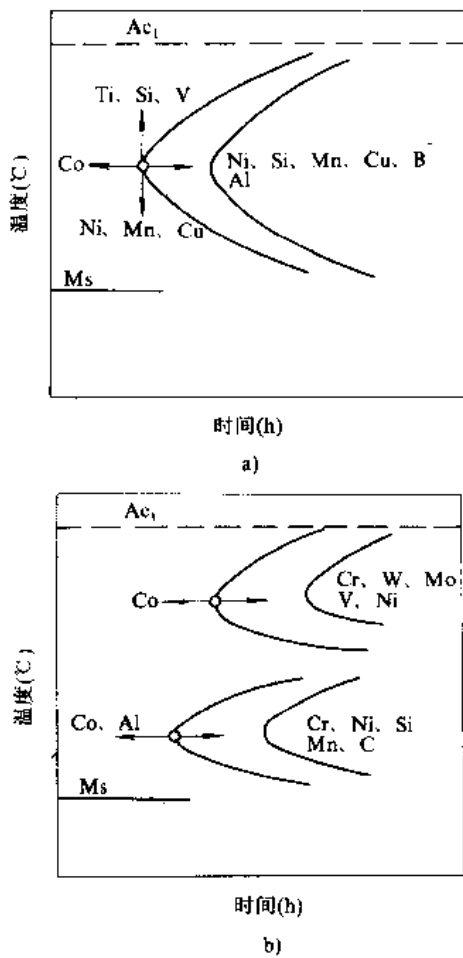


图 7-2-22 常见合金元素对珠光体、贝氏体转变动力学的影响

- a) 非(弱)碳化物形成元素的影响
- b) 强碳化物形成元素的影响

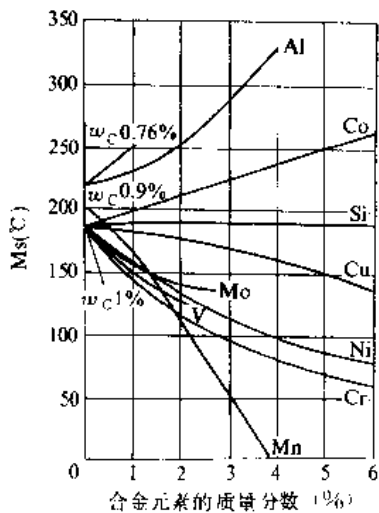


图 7-2-23 合金元素对 Fe-1%C 铁碳合金 Ms 的影响

表 7-2-14 合金元素的质量分数为 1% 时对室温残余奥氏体量的影响

合金元素	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Co	Al
$\Delta A_r$ (%)	+20	+11	+10	+9	+8	+3	-4

### 3-6-2 奥氏体化温度

奥氏体化温度升高,奥氏体晶粒随之粗化,从而使珠光体及贝氏体形核位置减少;一些难溶碳化物也随之较多地溶解,从而使奥氏体中碳及合金元素含量提高。这一切,都使珠光体及贝氏体转变孕育期延长、转变速度下降。奥氏体化温度升高还会使碳在奥氏体中均匀分布的程度增加,使为  $\alpha$  相形核创造条件的贫碳区不易形成,这也会使贝氏体转变孕育期延长。

奥氏体晶粒粗化有使 Ms 上升的趋势,而奥氏体中碳及合金元素含量的提高,则会使 Ms 下降。因此,对马氏体转变的 Ms 点而言,只有当奥氏体化温度提高不影响奥氏体的化学成分时,才使 Ms 上升,否则将使 Ms 下降。

### 3-6-3 应力及形变

过冷奥氏体转变为珠光体、贝氏体及马氏体时,钢的密度都要减小。因此,单向拉应力对过冷奥氏体发生的各种转变都有促进作用。单向压应力的切变分量对贝氏体转变和马氏体转变也都有促进作用。多向压应力则对这些转变有阻碍作用。

塑性形变使奥氏体中位错的密度增加,有时还会使碳化物析出。前者有利于珠光体形核和长大,后者使奥氏体中的碳和合金元素贫化,这些作用都使珠光体转变加快。

有一个略高于 Ms 的临界温度叫做 Md,过冷奥氏体在低于 Md 的温度时,小量塑性形变会诱发马氏体转变。在高于 Md 的温度塑性形变不能诱发马氏体转变,但如果形变能使碳化物析出而导致奥氏体中的碳和合金元素贫化,则会使 Ms 上升。

在高于 Md 的温度使奥氏体大量塑性形变,可使之产生机械稳定化,在随后冷却时马氏体转变量减少。

### 3-7 TTT 曲线和 CCT 曲线的主要类型

常用钢 TTT 曲线和 CCT 曲线的类型列于表 7-2-15。每一类型只列出一种钢的 TTT 曲线及相应的 CCT 曲线,用来说明此类型中这些曲线的形状特点。

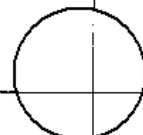




表 7-2-15 等温转变图和连续转变图的主要类型

类型	等温转变图	相应的连续转变图	代表性钢种
1			<p>各种亚共析钢, 包括含非碳化物形成元素低合金亚共析钢</p>
2			<p>Mn 的质量分数 1.5%~2% 的中碳锰钢, 及 Cr 的质量分数 ≈0.5% 的中碳铬钢等</p>
3			<p>过共析碳钢、共析碳钢 (无渗碳体析出线)</p>

此星公司制作 请尊重作者版权



(续)

类型	等温转变图	相应的连续转变图	代表性钢种
4	<p>温度(°C)</p> <p>时间(s)</p> <p><math>w_C</math> 0.33% <math>w_{Mn}</math> 0.90% <math>w_{Mo}</math> 0.18% 840°C</p>	<p>温度(°C)</p> <p>时间(s)</p> <p><math>w_C</math> 0.38% <math>w_{Cr}</math> 0.99% <math>w_M</math> 0.16% 850°C</p> <p>53 HRC 34 27 220 HV</p>	<p>含少量碳化物形成元素的亚共析钢, 如 20Cr、40Cr、35CrMo、40CrV、40CrNiMo、40Mn3 等</p>
5	<p>温度(°C)</p> <p>时间(s)</p> <p>GCr15 1050°C</p>	<p>温度(°C)</p> <p>时间(s)</p> <p>GCr15 1050°C</p> <p>740 HV 500 340</p>	<p>含少量碳化物形成元素的过共析钢, 如 GCr15、9Cr、9Cr2、9Cr2MoV、CrMn、CrW、CrWMn 等</p>
6	<p>温度(°C)</p> <p>时间(s)</p> <p>5CrNiMo 950°C</p>	<p>温度(°C)</p> <p>时间(s)</p> <p>5CrNiMo 950°C</p> <p>786 HV 1310 454</p>	<p>含较多碳化物形成元素或成分复杂的中碳钢, 如 40Cr2Ni4、45Cr3、35CrNi3Mo、5CrNiMo、3Cr2W8、5CrNiMoV 等</p>



(续)

类型	等温转变图	相应的连续转变图	代表性钢种
7			<p>含少量碳化物形成元素的高碳钢，如 Cr5MoV、Cr12、Cr12Mo、Cr12MoV、W18Cr4V 等</p>
8			<p>含较多 Cr、Ni 以及 Mo、W 等成分复杂的低碳钢，如 18Cr2Ni4W、18Cr2Ni4Mo、35CrNi4Mo 等</p>
9			<p>高铬或高锰钢，如 4Cr13、Mn13 等</p>



(续)

类型	等温转变图	相应的连续转变图	代表性钢种
10			含碳较高的奥氏体钢， 如 4Cr14Ni14W2Mo 等

注： $w_C$ 、 $w_{Mn}$ 、 $w_{Cr}$ 等分别为 C、Mn、Cr 的质量分数。

### 3.8 过冷奥氏体转变图的应用

TTT 曲线和 CCT 曲线是选择钢种、制定热处理工艺的基本资料之一，对于估计各种热加工过程中钢的组织发生的变化也有重要的参考意义。其主要用途可归纳如下：

#### 1. 估计具体钢种的淬透性，并分析其热处理特点

表 7-2-15 中的 1、2、3 类钢，退火、正火均易进行，淬透性较小，并受珠光体转变控制。

第 4、6 类钢，退火及正火均不易进行。退火后可得到珠光体及贝氏体，正火后会得到贝氏体和马氏体。淬透性较大，适于进行贝氏体等温淬火。第 6 类还适于低温形变淬火。

第 5、7 类钢，易于退火及等温退火，但正火较难进行，正火会得到珠光体及贝氏体。淬透性较小，受珠光体转变控制。贝氏体等温淬火须恒温保持较长时间。

第 8 类钢，退火不能软化，而正火后可得到贝氏体及马氏体。使之软化的途径是正火（或淬火）后高温回火（650~670℃）。淬透性较大，受贝氏体转变控制。适于进行贝氏体等温淬火。

第 9 类钢，易于退火但正火不易进行。正火后可得到珠光体及马氏体。淬透性受珠光体转变控制。不适于进行贝氏体等温淬火。

第 10 类钢，奥氏体相当稳定，得不到珠光体及贝氏体。马氏体转变温度多在摄氏零下较低的温度。不能进行退火、正火及淬火。只能通过固溶热处理软化。固

溶热处理后进行时效处理，使碳化物及其他强化相弥散析出，以获得强化。

2. 制定热处理工艺规程并选择冷却介质 根据 TTT 曲线可制定等温退火、贝氏体等温淬火、马氏体分级淬火及形变淬火等工序的保温、形变温度及保温时间等参数。根据 CCT 曲线可选定退火、正火的冷却制度及淬火介质。

3. 合理选择钢种 根据工件的形状、尺寸及淬硬层深度要求，参考 CCT 曲线，可以合理地选择适用而价廉的钢种。

4. 估计可能得到的组织 根据工件尺寸大小或不同部位的冷却速度，参考 CCT 曲线，可以估计在实际热处理条件下不同部位可能得到的组织。这对分析截面较大的工件热处理以及铸、锻、焊等热加工冷却过程中发生的组织变化尤为重要。

## 4 淬火钢回火转变

大多数钢制工件淬火后都要进行回火。回火的工艺特点是加热温度低于  $A_1$ ，因而不发生奥氏体化过程。淬火钢回火时组织转变的实质是马氏体、残余奥氏体、贝氏体等不平衡组织逐步转变为平衡组织。这些不平衡组织回火转变特点有所不同，回火加热温度不同，转变过程及转变后的产物也不同。

### 4.1 马氏体回火转变

马氏体在不同温度回火发生的组织转变见表 7-2-16。



表 7-2-16 马氏体回火时发生的组织转变

温度 (°C)	阶段	组 织 转 变	
		低碳 (位错型) 马氏体	高碳 (孪晶型) 马氏体
20~100	碳原子偏聚	C(N)原子在位错线附近偏聚	C原子在一定晶面上聚集为富碳区(富碳区长轴尺寸~1nm),并发生有序化分布
100~250	马氏体分解	$w_C$ ①<0.2%的马氏体不分解,而是碳原子继续偏聚	在马氏体片内析出薄片状共格ε-碳化物②。马氏体碳含量不断减少,正方度c/a不断下降。250°C回火时马氏体的 $w_C$ 约0.25%,形成回火马氏体
250~400	渗碳体形成	在C原子偏聚区直接形成渗碳体,呈片状,尺寸约为20×20×7(nm)	先在孪生面{112}M上析出χ-碳化物③,然后χ-碳化物与ε-碳化物溶解,随之在{112}M及{110}M以马氏体周界上析出片状渗碳体,马氏体片内孪晶逐渐消失,上述组织转变引起的比容变化导致片内形成位错,400°C孪晶完全消失
		300~400°C时,马氏体内过饱和碳全部脱落,渗碳体不再与马氏体共格,并由片状变为颗粒状,形成回火托氏体	
400~600	α相回复	位错密度下降,形成包含许多亚晶粒的α相,但马氏体外形仍隐约可见	
600~720	α相再结晶,渗碳体聚集粗化	α相由板条状变为等轴状,随渗碳体粗化并不断长大,形成回火索氏体	渗碳体数量较多,α相无再结晶过程(不形成等轴晶),在渗碳体粗化过程中,片状α相界面逐渐消失,形成回火索氏体

- ①  $w_C$ 为C的质量分数。
- ② ε-碳化物,为正方结构,成为接近Fe<sub>2-3</sub>C。
- ③ χ-碳化物为单斜点阵,成分为Fe<sub>3</sub>C<sub>2</sub>。

#### 4.2 残余奥氏体回火转变

将淬火钢( $w_C < 0.4\%$ 的碳钢除外)加热到200~300°C时,残余奥氏体将转为下贝氏体。奥氏体碳含量及残余奥氏体量对分解温度无影响。由于马氏体密度较小、马氏体形核长大时可能使周围的奥氏体产生塑性形变并存在弹性畸变,马氏体的存在又显著增大了残余奥氏体相界面面积,因而残余奥氏体向下贝氏体转变速度比过冷奥氏体发生同类转变的速度较高。

提高回火温度时,残余奥氏体分解的产物也将依次发生渗碳体的形成和聚集以及α相的回复和再结晶。

#### 4.3 贝氏体回火转变

贝氏体回火时,α相和碳化物两个组成相都要发生转变。

α相实质上是碳过饱和程度较低的马氏体,随着回火温度的提高,同样要发生碳的偏聚、ε-碳化物的析出、渗碳体的形成和聚集长大以及α相的回复和再结晶等过程。但分解温度较高(约250~325°C),由α相中析出的碳化物更加细小,而且非定向排列,漫散分

布。渗碳体形成和长大、颗粒化的温度也较高。

上贝氏体中原有的渗碳体,分散度较大,约在400°C开始颗粒化(球化)。下贝氏体中原有的ε-碳化物于>300°C回火时转变为渗碳体。

#### 4.4 合金元素对回火转变的影响

合金元素对回火转变的定性影响见表7-2-17。

表 7-2-17 合金元素对回火转变过程的影响

影响情况	马氏体及贝氏体α相分解	残余奥氏体分解	渗碳体形成	α相回复与再结晶
阻碍作用强	V, Ti, Zr, Mo, W, Cr, Co	Cr, W, Mn, Si	W, Mo, Nb	Nb, Ta, V, Ti, Mo, W, Cr, Si, Mn, Ni
阻碍作用较弱	—	Ni, Cu, Mo, V	—	—
无影响	—	Co	Al, Si, Ti, V, Cr, Mn, Ni, Cu, Co	—



渗碳体形成后,合金元素将在 $\alpha$ 相与渗碳体两相间重新分配。非碳化物形成元素在 $\alpha$ 相中富集,碳化物形成元素则不断向渗碳体中扩散。随着回火温度的上升,在含碳化物形成元素的合金钢中,碳化物类型将依下列顺序发生变化: $\epsilon$ -碳化物 $\rightarrow$ 渗碳体(150~400℃) $\rightarrow$ 合金化渗碳体(400~550℃) $\rightarrow$ 亚稳特殊碳化物(>500℃) $\rightarrow$ 稳定特殊化合物(>500℃)。铬钢、钼钢、钨钢、钒钢回火时碳化物类型变化的顺序分别为:

铬钢  $\epsilon$ -碳化物 $\rightarrow$ (Fe,Cr) $_3$ C $\rightarrow$ Cr $_7$ C $_3$  $\rightarrow$ Cr $_{23}$ C $_6$

钼钢  $\epsilon$ -碳化物 $\rightarrow$ (Fe,Mo) $_3$ C $\rightarrow$ Mo $_2$ C $\rightarrow$ (Fe,Mo) $_5$ C $\rightarrow$ (Mo,Fe) $_{23}$ C $_6$  $\rightarrow$ MoC

钨钢  $\epsilon$ -碳化物 $\rightarrow$ (Fe,W) $_3$ C $\rightarrow$ W $_2$ C $\rightarrow$ (Fe,W) $_6$ C $\rightarrow$ (W,Fe) $_{23}$ C $_6$  $\rightarrow$ WC

钒钢  $\epsilon$ -碳化物 $\rightarrow$ (Fe,V) $_3$ C $\rightarrow$ V $_4$ C $_3$ (或VC)

合金钢中稳定碳化物的类型依碳与合金元素含量多少而定。钨钢700℃长期回火后的稳定碳化物见表7-2-18。

表 7-2-18 钨钢 700℃长期回火后的稳定碳化物

原子含量比值 W/C	<<1	<1	1	1~2	>2
稳定碳化物	Fe $_3$ C	Fe $_3$ C+WC	WC	WC+(W,Fe) $_6$ C	(W,Fe) $_6$ C

特殊碳化物可通过合金元素在渗碳中富聚而原位

形成(如Cr $_7$ C $_3$ ),也可由 $\alpha$ 相中直接析出。强碳化物形成元素含量较高的钢在500~600℃回火时,将有一定数量的细小特殊碳化物弥散析出,并与 $\alpha$ 相共格,从而使回火钢硬度升高,形成“二次硬化”现象。

某些高合金钢(如W18Cr4V等)中的残余奥氏体十分稳定,即使在高温(如500~600℃)下回火仍不分解,而在随后冷却时转变为马氏体,这也会使回火钢的硬度升高。

#### 4.5 内应力的消除

淬火工件中常存在较大的宏观残留内应力,在不同部位分别存在拉伸、压缩弹性应变。在回火过程中,随着加热温度的提高,钢的屈服点不断下降,弹性应变逐步变为塑性应变,从而使应力松弛。内应力消除量与回火温度及保温时间有关(图7-2-24)。

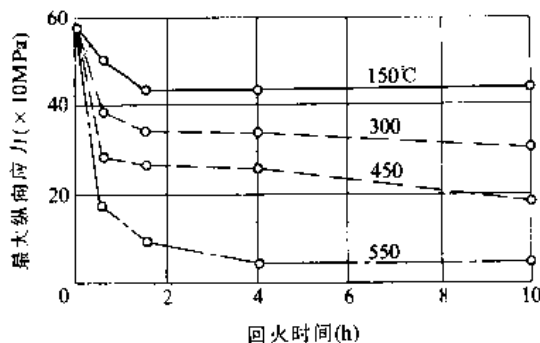


图 7-2-24 C 的质量分数 0.3% 钢回火时内应力的变化

## 第 3 章 钢的整体热处理<sup>[1][5]~[11]</sup>

钢的整体热处理乃指钢制零件以穿透加热方式进行退火、正火、淬火或回火等热处理过程,从而有别于各种表面强化或变性热处理和化学热处理。

### 1 钢的退火工艺

钢的退火工艺通常作为铸造或锻(轧)以后,冷加工、热处理之前的一种中间预备热处理工序,目的在于使材料的成分均匀化、细化组织、消除应力、降低硬度、提高塑性而获得接近平衡状态组织,便于冷加工并为

热处理时减少畸变,避免淬火开裂或提高淬火钢的性能,提供适当的组织准备。

#### 1.1 退火工艺的特征及分类

退火工艺是将铸、锻件或坯料加热到高于或低于钢的临界温度、保持一定时间后继以缓慢冷却以得到接近于平衡状态的显微组织。退火工艺种类繁多、具有不同目的,如表7-3-1所示。常用锻(轧)钢件的退火工艺曲线列于表7-3-2。

表 7-3-1 钢的常用退火工艺的分类及应用

类别	主要目的	工艺特点	应用范围
扩散退火	成分均匀化	加热至 $A_{c3}+150\sim 200^{\circ}\text{C}$ , 长时间保温后缓慢冷却	铸钢件及具有成分偏析的锻轧件等



(续)

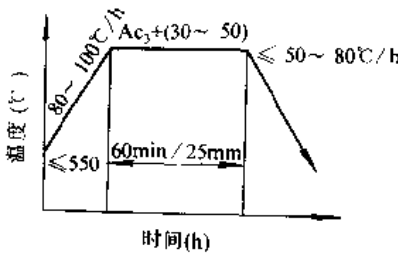
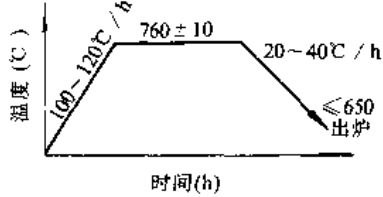
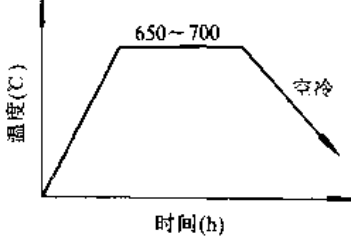
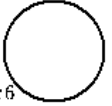
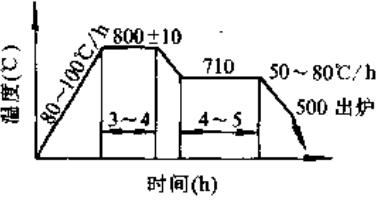
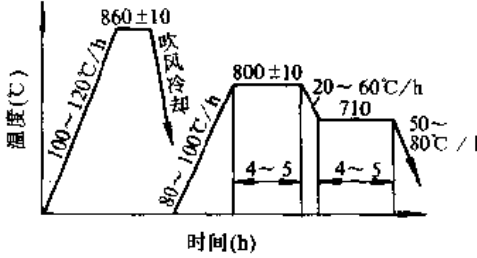
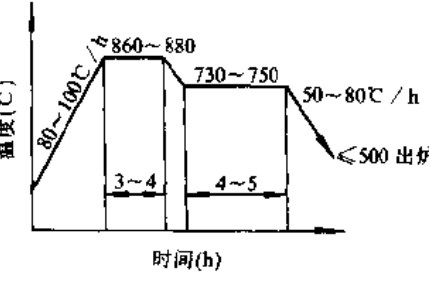
类别	主要目的	工艺特点	应用范围
完全退火	细化组织,降低硬度	加热至 $Ac_3+30\sim 50^\circ C$ , 保温后缓慢冷却	铸、焊件及中碳钢和中碳合金钢锻轧件等
不完全退火	细化组织,降低硬度	加热至 $Ac_1+40\sim 60^\circ C$ , 保温后缓慢冷却	中、高碳钢和低合金钢锻轧件等(组织细化程度低于完全退火)
等温退火	细化组织,降低硬度,防止产生白点	加热至 $Ac_3+30\sim 50^\circ C$ (亚共析钢)或 $Ac_1+20\sim 40^\circ C$ (共析钢和过共析钢), 保持一定时间, 较快地冷至稍低于 $A_1$ ; 进行等温转变, 然后空气冷却	中碳合金钢和某些高合金钢的重型铸锻件及冲压件等(组织与硬度比完全退火更为均匀)
球化退火	碳化物球状化, 降低硬度, 提高塑性	加热至 $Ac_1+20\sim 40^\circ C$ 或 $Ac_1-20\sim 30^\circ C$ , 保温后等温冷却或直接缓慢冷却	工模具及轴承钢件, 结构钢冷挤压件等
再结晶退火或中间退火	消除加工硬化, 使形变晶粒再结晶为等轴晶粒	加热至再结晶温度以上, 保温后空冷或炉冷	冷变形钢材和钢件
去应力退火	消除内应力	加热至 $Ac_1-100\sim 200^\circ C$ , 保温后空冷或炉冷至 $200\sim 300^\circ C$ , 再出炉空冷	铸钢件、焊接件及锻轧件

表 7-3-2 常用钢的锻(轧)钢件退火工艺曲线

工艺名称	钢号	工艺曲线	说明
去应力退火	55、60、65、70、15Cr~50Cr、30CrNi~40CrNi、12CrMo~40CrMo、15CrMnMo~40CrMnMo、18CrMnTi~40CrMnTi、12CrMoV~42CrMoV		
再结晶退火	Cr12、CrW5、Cr12MoV、9Cr18、W18Cr4V		保温时间由装炉量来确定
再结晶退火	10、08、16Mn、15CrMn、Cr18Ni9、Cr28		



(续)

工艺名称	钢号	工艺曲线	说明
完全退火	45、50、65Mn、40Cr、40CrNi、40MnVB、35CrMo、50CrVA、30CrMnSi、60Si2Mn、5CrNiMo、5CrMnMo、38CrMoAlA		加热温度可查表 7-3-3
球化退火	T7、T8、T10A、T12A、T13		
	T10A、T12A、T13、Cr05		应用于经淬火或冷变形的高碳钢件
	GCr15、GCr9、GCr6 		
	GCr15、GCr9、GCr6、GC:9SiMn、GCr15SiMn		有网状碳化物存在的情况下采用
等温退火	3Cr2W8、Cr12MoV、W18Cr4V、1Cr13、2Cr13、3Cr13、4Cr13		





1.2 退火工艺参数

钢的退火加热温度。

1.2.2 加热速度

1.2.1 加热温度

加热温度主要是根据钢的临界点和退火要求来选择,表7-3-3与表7-3-4分别给出了常用结构钢和工具

退火加热速度与钢的成分、零件形状尺寸、加热条件、装炉方式和装炉量等因素有关,一般无需严格控制,但要保证工件受热均匀。碳钢和低合金钢的中、小

表 7-3-3 常用结构钢退火工艺规范

钢 号	临界点 (°C)			退 火		
	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>	Ar <sub>1</sub>	加热温度 (°C)	冷却	硬度 HB
35	724	802	680	850~880	炉冷	≤187
45	724	780	682	800~840	炉冷	≤197
45Mn2	715	770	640	810~840	炉冷	≤217
40Cr	743	782	693	830~850	炉冷	≤207
35CrMo	755	800	695	830~850	炉冷	≤229
40MnB	730	780	650	820~860	炉冷	≤207
40CrNi	731	769	660	820~850	炉冷<600°C	
40CrNiMoA	732	774	-	840~880	炉冷	≤229
65Mn	726	765	689	780~840	炉冷	≤229
60Si2Mn	755	810	700	-	-	-
50CrV	752	788	688	-	-	-
20	735	855	680	-	-	-
20Cr	766	838	702	860~890	炉冷	≤179
20CrMnTi	740	825	650	-	-	-
20CrMnMo	710	830	620	850~870	炉冷	≤217
38CrMoAlA	800	940	730	840~870	炉冷	≤229

表 7-3-4 常用工具钢退火工艺规范

钢 号	临界点 (°C)			退 火		
	Ac <sub>1</sub>	Acm	Ar <sub>1</sub>	加热温度 (°C)	等温 (°C)	硬度 HB
T8A	730	-	700	740~760	650~680	≤187
T10A	730	800	700	750~770	680~700	≤197
T12A	730	820	700	750~770	680~700	≤207
9Mn2V	736	765	652	760~780	670~690	≤229
9SiCr	770	870	730	790~810	700~720	197~241
CrWMn	750	940	710	770~790	680~700	207~255
GCr15	745	900	700	790~810	710~720	207~229
Cr12MoV	810	-	760	850~870	720~750	207~255
W18Cr4V	820	-	760	850~880	730~750	207~255
W6Mo5Cr4V2	845~880	-	805~740	850~870	740~750	≤255
5CrMnMo	710	760	650	850~870	~680	197~241
5CrNiMo	710	770	680	850~870	~680	197~241
3Cr2W8	820	1100	790	850~860	720~740	-



零件一般控制在 100~200℃/h, 中、高合金钢大零件、退火温度低于 600~700℃时, 加热速度控制在 30~70℃/h; 高于此温度时, 则用 80~100℃/h。

1.2.3 保温时间

退火保温时间取决于钢的成分、炉温、装炉方式及装炉量等因素, 一般可按有效厚度每 25mm 保温 45~60min 估算。对大型铸钢件保温时间, 亦可按下面的经验公式进行计算:

$$t = K + 0.25Q$$

式中  $t$ ——保温时间 (h);

$Q$ ——钢件装炉量 (t);

$K$  系数 ( $\phi \geq 100\text{mm}$  时,  $K=6$ ;  $\phi \leq 100\text{mm}$  时,  $K=4$ )。

对锻轧件的退火, 保温时间, 可按以下经验公式进行确定

退火加热温度在 850~900℃时:

$$t = 4 + (0.2 \sim 0.4) Q$$

退火加热温度在 800~850℃时:

$$t = 4 + (0.5 \sim 0.6) Q$$

式中  $t$ ——保温时间 (h);

$Q$ ——钢件装炉量 (t)。

1.2.4 冷却速度

退火冷却速度应该缓慢, 以获得所需要的组织和硬度, 各类钢种的退火冷却速度范围列于表 7.3-5。

表 7.3-5 各类钢种的退火冷却速度范围

钢种	冷却速度① (℃/h)
碳 钢	100~150
低合金钢	50~80
高合金钢	20~70

① 球化退火的冷却速度: 20~60℃/h。

一般退火处理时, 工件随炉冷却至 500℃左右出炉, 然后在空气中冷却。对消除残余应力要求严格的钢件, 应降温至 200~300℃时出炉, 在空气中冷却。

1.3 球化退火

球化退火是使钢中层片状或网状渗碳体转变成球状的热处理工艺, 目的在于降低硬度、改善组织、提高淬火钢的性能和减少淬火疵病, 也是中碳钢和中碳低合金钢冷挤压生产过程中一个不可缺少的工序。高碳钢球化退火工艺曲线, 见表 7.3-6。冷挤压钢件的球化退火工艺曲线, 见表 7.3-7。

表 7.3-6 高碳钢球化退火工艺

工艺名称	工艺曲线	说 明
普通球化退火		适用于多数钢种, 特别是装炉量大, 操作方便, 但生产周期较长
等温球化退火		适用于多数钢种, 但要求有能够控制共析转变前冷速的炉子。比普通球化退火的生产周期短。与等温退火区别在于: 等温球化退火主要是要求达到需要的球化组织, 而等温退火只要求细化组织和降低硬度



(续)

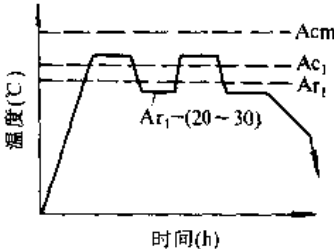
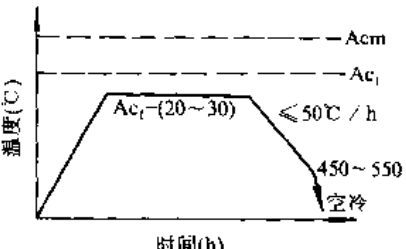
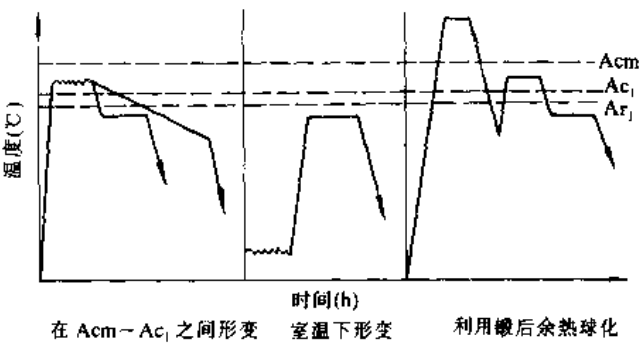
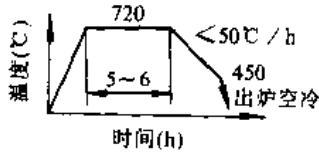
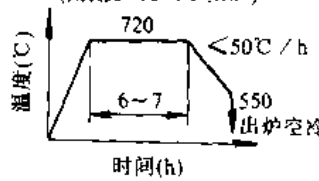
工艺名称	工艺曲线	说明
周期球化退火(或称波动球化退火)		适用于原为片状珠光体组织的钢件,在操作上应采用容易控温的中、小型炉子 此方法是通过重复加热、等温使珠光体中的渗碳体和碳化物经过溶解、析出和聚集过程而达到球化
低温球化退火		适用于淬火或冷变形后钢的球化
形变球化退火	 <p style="text-align: center;">                         在 <math>A_{cm} - A_{c1}</math> 之间形变    室温下形变    利用锻后余热球化                          a)                                      b)                                      c)                     </p>	适用于冷、热加工成型的钢件。此法有加速球化过程的作用 曲线 a) 在 $A_{cm}$ (或 $A_{c3}$ ) $\sim A_{c1}$ 之间进行短时间大变形量的热加工; 曲线 b) 在常温下预先施以塑性变形 曲线 c) 利用锻后余热球化

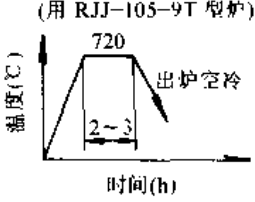
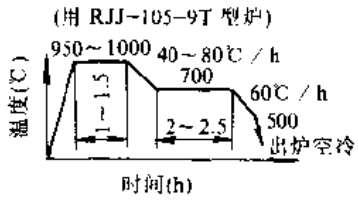
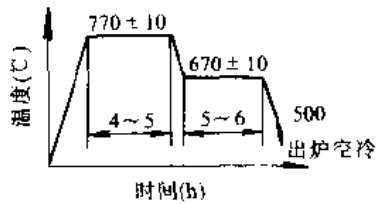
表 7-3-7 冷挤压钢件的球化退火工艺

钢号	退火前硬度 HB	工艺曲线	退火后硬度 HB	应用
15Cr 20Cr	170	(用 RJJ-75-9T 型炉) 	$\leq 125$	活塞销
35 40 45 40MnB	$> 180$	(用 RJJ-75-9T 型炉) 	$\leq 145$	球头销、推力杆等

冶金工业出版社



(续)

钢号	退火前硬度 HB	工艺曲线	退火后硬度 HB	应用
20 15 10 38	150~180	(用 RJJ-105-9T 型炉) 	≤120	止推垫、直拉杆、球销座、直拉杆、气阀弹簧座等
20MnV 40Cr 50	187~217	(用 RJJ-105-9T 型炉) 	140 表面 131 心部 156~187	
40Cr			≤160	轧材 φ12~φ16mm 的强力螺栓

有网状碳化物的钢件，在球化退火之前，应先进行一次正火作为预备处理，以消除网状碳化物。

渗碳体球化程度主要决定于奥氏体化温度和冷却速度两个参量。

1. 奥氏体化温度 随着奥氏体化温度的提高，退火后球状渗碳体比例趋于减少。例如，9SiCr 钢在 820℃ 球化退火后，能使全部渗碳体球化（退火钢硬度为 239HB），当奥氏体化温度提高到 900~920℃（超过  $A_{cm}$  点）时，冷却后主要是片状渗碳体（退火钢硬度为 269HB）。T8 钢奥氏体化温度高于 790℃ 时，即使采用 5℃/h 的较慢速度冷却也将得不到球状渗碳体。T12 钢分别在 1000℃ 或 780℃ 加热奥氏体化，保温后冷至 710~670℃ 等温球化退火后，渗碳体分别为粗大层片状渗碳体和球状渗碳体。总之，球化退火的奥氏体化温度不宜过高，一般应控制在稍高于  $A_{c1}$ ，可获得不均匀奥氏体和保留部分细小残留碳化物以利于球化。

2. 冷却速度 渗碳体的球化亦与冷却速度密切相关。要获得良好的球化组织，必须严格控制球化退火的冷却速度，特别要注意控制通过共析转变前两相区 ( $A_{cm} - A_{c1}$ ) 温度区段的冷却速度。例如，9SiCr 钢在两相区温度区段采取空冷，由于冷却过程中渗碳体（或碳化物）微粒不易聚集长大，退火钢的球状碳化物细小而弥散，如以 10℃/h 的速度缓冷，则碳化物将聚集长大，退火钢的碳化物将是粗大的。

为了缩短球化退火的工艺周期，发展了形变退火快速球化工艺。在奥氏体等温分解前施以不同程度的形变，形变可通过增加空位和位错等晶体缺陷来加速碳与合金元素的扩散以缩短球化退火时间。轴承钢形变退火快速球化工艺曲线见图 7-3-1，即将轴承钢先在 780℃ 经 40%~80% 形变量的热加工后并停留 6min，然后快速冷却至 720℃，停留（等温保持）30min，继以空冷。工艺总时间 < 1h，与一般缓冷球化工艺相



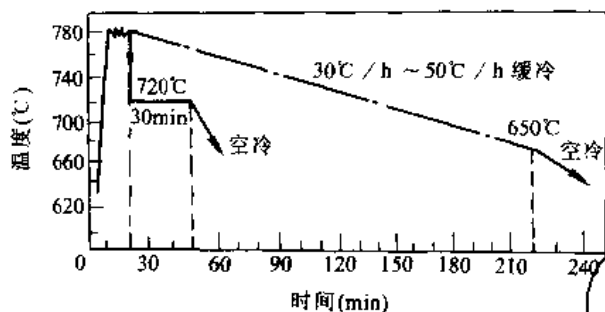


图 7-3-1 轴承钢形变退火快速球化处理工艺

比、工艺时间仅为其 1/20，而且碳化物更有所细化。  
为了缩短工艺周期兼节能、发展了锻造后余热球化退火工艺方法，其工艺曲线如图 7-3-2 亦为值得推广的新工艺方法。

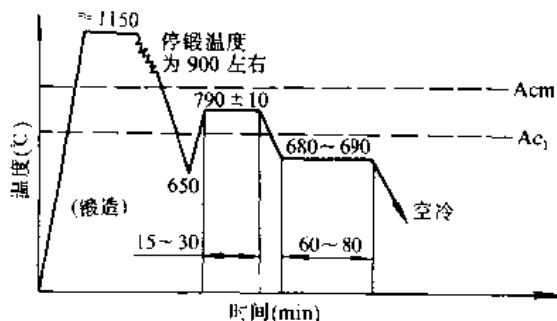


图 7-3-2 GCr15 钢中小型轴承套圈的锻造后余热球化退火工艺曲线

### 1.4 等温退火

等温退火是用来代替完全退火和不完全退火的退火工艺方法。等温退火后钢件截面上的组织和性能更为均匀，而且处理所需要的时间可大大缩短。图 7-3-3 为 4Cr9Si2 钢完全退火与等温退火工艺的比较。

等温退火工艺可分为以下几个步骤：(1) 将钢加热到临界温度以上(亚共析钢在  $A_{c3}$  以上与完全退火相同，而过共析钢则为  $A_{c1}$  以上、与不完全退火相同)，保温一定时间，以获得奥氏体组织；(2) 将加热奥氏体化后的钢，转入温度稍低于  $A_{r1}$  点的炉中或较快地随炉冷到稍低于  $A_{r1}$  的温度，进行等温保持，使过冷奥氏体完全转变；(3) 转变完成后，可以取出空冷或水冷，但一般用空冷。必须指出，对于防止白点形成的等温退火，在等温保持后，一定要炉冷到 100℃ 左右方可出炉。图 7-3-4 为几种高合金钢的等温退火工艺曲线。

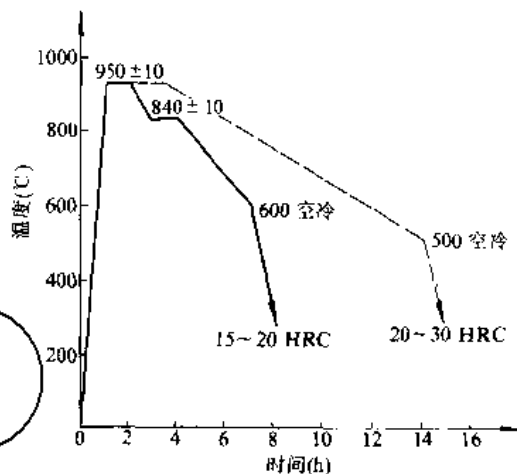


图 7-3-3 4Cr9Si2 钢件完全退火与等温退火的工艺曲线

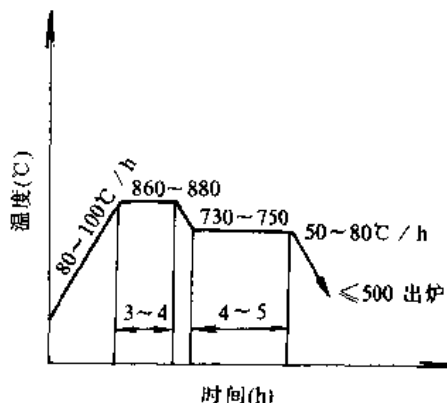


图 7-3-4 几种高合金钢的等温退火工艺曲线  
钢种：3Cr2W8, Cr12MoV, W18Cr4V, 1Cr13, 2Cr13, 3Cr13, 4Cr13

### 1.5 去应力退火

存在于锻、轧零件和部分冷作零件的残余内应力，将会使零件在以后的加工或使用过程中易于诱发畸变乃至开裂。因此，为了保持精密零件的尺寸稳定性，或加工精度，锻、轧坯料需进行去应力退火处理。去应力退火的加热温度一般为  $A_{c1} - 100 \sim 200^\circ\text{C}$ ，经保温后空冷或炉冷至 200~300℃ 后再出炉空冷。一些钢的去应力退火工艺曲线列于表 7-3-2。

### 1.6 再结晶退火

加工硬化给钢材进一步冷形变带来困难，如不及时消除，易在继续形变时发生裂纹。因此，在冷形变过程中穿插进行中间退火或再结晶退火，以消除或缓解加工硬化现象。

工业纯金属的开始再结晶温度与其熔点之间存在



一定的关系，即

$$T_2 = (0.35 \sim 0.45) T_1$$

式中  $T_1$ ——热力学温度 (K)；

$T_2$ ——再结晶温度 (K)；

$T_1$ ——熔化温度 (K)。

再结晶退火温度一般选择为起始再结晶温度以上 100~200℃，低碳钢和低合金钢为 650~700℃，退火保温时间 1~3h，空冷或随炉冷至约 550℃，出炉空冷，有时为防止三次渗碳体析出，出炉后可用淋水冷却。例如，为防止汽车外壳钢板 ( $w_c \approx 0.1\%$ 、冷形变量 20%) 因析出三次渗碳体而造成深冲裂纹，可采用 650~680℃保温 2h 后淋水冷却的再结晶退火工艺。

## 2 钢的正火工艺

正火是将钢加热到上临界点 ( $Ac_3$  或  $Acm$ ) 以上 40~60℃ 或更高温度，达到完全奥氏体化和奥氏体均匀化后，一般在自然流通的空气中冷却。对于大锻件正火可采用喷雾冷却乃至水冷。锻、铸钢件正火的主要目的在于调整钢件的硬度、细化晶粒、消除网状碳化物并为淬火作好组织准备。通过正火细化晶粒，钢的韧性可显著改善，对低碳钢正火可以提高硬度以改善切削加工性能。对焊接件则可以通过正火改善焊缝及热影响区的组织和性能。

### 2.1 正火工艺的特点

与退火相比，正火工艺的主要特点是冷却速度比退火快。亚共析钢经正火处理后的组织是细珠光体和少量铁素体。共析钢或过共析钢经正火处理后是单一细珠光体组织。图 7-3-5 为正火热处理工艺曲线；常用结构钢的正火加热温度见表 7-3-8。常用工具钢的正火加热温度见表 7-3-9。

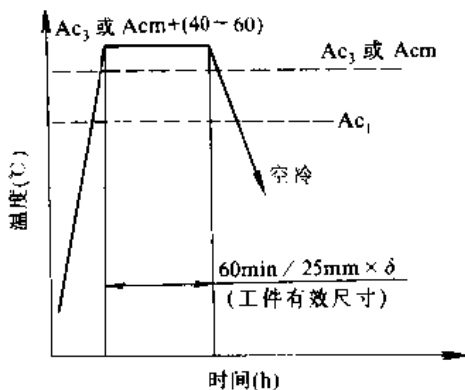


图 7-3-5 正火热处理工艺曲线

表 7-3-8 常用结构钢正火工艺规范

钢号	临界点 (°C)			加热温度 (°C)	硬度 HB
	$Ac_1$	$Ac_3$	$Ar_1$		
35	724	802	680	860~890	≤191
45	724	780	682	840~870	≤226
45Mn2	715	770	640	820~860	187~241
40Cr	743	782	693	850~870	≤250
35CrMo	755	800	695	850~870	≤241
40MnB	730	780	650	850~900	197~207
40CrNi	731	769	660	870~900	≤250
40CrNiMoA	732	774	—	890~920	—
65Mn	726	765	689	820~860	≤269
60Si2Mn	755	810	700	830~860	≤254
50CrV	752	788	688	850~880	≤288
20	735	855	680	890~920	≤156
20Cr	766	838	702	870~900	≤270
20CrMnTi	740	825	650	950~970	156~207
20CrMnMo	710	830	620	870~900	—
38CrMoAlA	800	940	730	930~970	—

表 7-3-9 常用工具钢正火工艺规范

钢号	临界点 (°C)			加热温度 (°C)	硬度 HB
	$Ac_1$	$Acm$	$Ar_1$		
T8A	730	—	700	760~780	241~302
T10A	730	800	700	800~850	255~321
T12A	730	820	700	850~870	269~341
9Mn2V	736	765	652	870~880	—
9SiCr	770	870	730	—	—
CrWMn	750	940	710	—	—
GCr15	745	900	700	900~950	270~390
Cr12MoV	810	—	760	—	—
W18Cr4V	820	—	760	—	—
W6Mo5Cr4V2	845~880	—	805~740	—	—
5CrMnMo	710	760	650	—	—
5CrNiMo	710	770	680	—	—
3Cr2W8	820	1100	790	—	—

### 2.2 正火工艺的应用

正火处理的主要应用范围如下：

(1) 改善切削加工性。低碳钢和某些低合金结构钢退火后由于组织中铁素体的体积比较大、硬度偏低，切削加工时往往产生“粘刀”现象或“断屑”不良，增加零件的表面粗糙度。采用正火处理后，得到数量较多而细小的珠光体组织，适当地提高硬度（一般在 140~

①  $w_c$  为 C 的质量分数。



190HB)从而改善其切削加工性能,降低表面粗糙度。

(2) 消除网状碳化物。过共析钢的网状碳化物难以用球化退火处理消除,因此,可先采用正火处理予以消除,为球化退火作组织准备。由于正火加热温度高于 $A_{cm}$ ,冷却速度又较大,足以抑制冷却过程中碳化物呈网状析出,而且正火获得的细片状珠光体亦有利渗碳体的球化。

(3) 淬火返修。对于过共析钢(工模具)淬火返修零件,因为二次淬火容易产生淬火畸变乃至开裂。一般必须先进行正火(或退火)处理,以消除应力和细化组织,抑制二次淬火时的畸变或开裂。

(4) 提高韧性。对于微合金高强度高韧性非调质钢,如合金成分选择不尽理想,往往强度有富裕而韧性不足时,可通过正火以细化晶粒而使韧性指标达到要求。

(5) 作为最终热处理。对某些力学性能要求不高的低、中碳钢零件,正火可作为最终热处理。

### 3 钢的淬火工艺

#### 3.1 淬火工艺的特点及要求

淬火工艺的要求是通过加热和快速冷却的方法使零件在一定的截面部位上获得马氏体或下贝氏体、回火后达到要求的力学性能。同时还需将淬火过程中可能发生的表面氧化或合金元素贫化层和畸变量控制在规定的范围内。

根据加热与冷却规程的不同,淬火工艺可分为多种类别。按淬火加热温度的不同,有超高温淬火,完全淬火,不完全淬火等。按加热介质的不同,有普通淬火(空气介质中加热),可控气氛淬火,盐浴淬火,真空淬火,液态床加热淬火等。按冷却条件的不同,有水冷淬火,油冷淬火,双液淬火,喷液淬火,喷雾淬火,液态床冷却淬火,分级淬火,等温淬火,深冷淬火等。

#### 3.2 钢的淬透性

钢的淬透性是在规定条件下,决定零件淬硬深度和截面硬度分布的特性。从概念上表示钢在淬火后获得马氏体组织的能力,冷却后获得全部马氏体组织的这部分截面厚度称为淬透层。对某个零件来说,淬透层越厚说明这种钢的淬透性越高。钢的淬透性可以从其奥氏体连续冷却转变曲线上判断,如图7-3-6所示。零件截面上冷却速度大于临界冷却速度的那部分厚度内获得的组织为全马氏体,亦就是其淬透层深度。钢的淬

透性是机械设计师或热处理技术人员根据零件工作条件下截面的应力分布情况,选用材料和制订热处理工艺的重要依据。对于钢淬透性的表示方法与测定方法,以及如何按照零件的受力要求,参照淬透性曲线并结合力学性能与端淬距离的关系曲线,来合理优选钢种方面,进行过长期而充分的研究,积累了足够的资料。

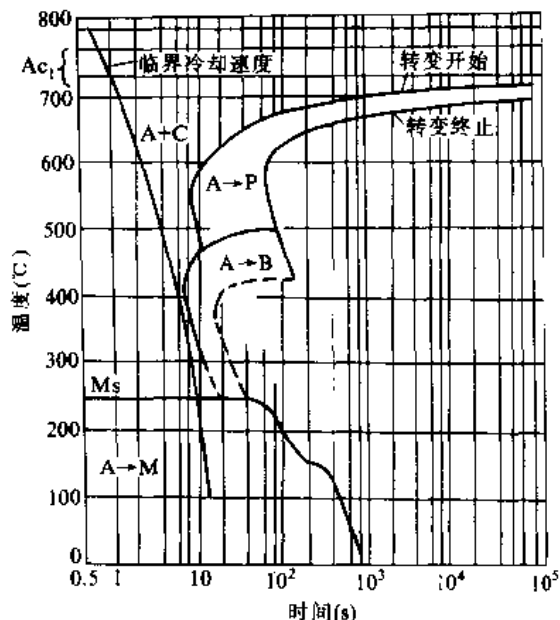


图 7-3-6 CrWMn 钢的连续冷却动力学曲线与临界冷却速度曲线

#### 3.2.1 淬透性的表示和测定方法

淬透性的测定方法可以归纳为实验法和计算法两类。

##### 1. 实验法 常用的实验方法有以下几种:

a. 端淬法 这是目前测定钢的淬透性最普遍应用的测试方法(GB225—88),通常适用于碳素结构钢及一般合金结构钢。试验过程如下:

将如图7-3-7所示的标准试样置于炉中加热至试样用钢的 $A_{c3}+30^{\circ}\text{C}$ 、升温时间约30~40min,保温时间不少于30min,加热后的试样迅速从炉中取出在5s以内放入端淬装置的试样支架上、喷水冷却。喷水管口直径为12.5mm、距试样末端12.5mm、喷水柱的自由高度为 $65\pm 5\text{mm}$ 、水温 $10\sim 30^{\circ}\text{C}$ 、冷却时间为10min。

喷冷后将试样圆柱体表面相对 $180^{\circ}$ 的两边各磨去0.2~0.5mm的深度,获得互相平行的两条平面,然后将试样安置在备有V型槽口垫铁夹具的硬度计上,沿试样两条磨制平面的中心线进行硬度HRC测定,从水冷端每隔1.5mm测一点,当硬度值下降趋于平稳



时，可每隔 3mm 测量一次，直至 45~50mm 位置。

淬透性的表示方法：(1) 淬透性曲线（或端淬曲线）。以硬度值（HRC）为纵坐标、以离水冷端的距离（mm）作横坐标、绘制淬透性曲线来表示所测定钢种的淬透性，如图 7-3-7b 所示。钢种不同，淬透性曲线亦各异。由于同一设计成分的钢，合金元素含量有上、下限，所以严格地说，不同炉次的同一设计成分的钢，其端淬曲线应处于一条淬透性带内。(2) 淬透性值。以  $J = \frac{\text{相应距离上的硬度 (HRC)}}{\text{离淬火端的距离 (mm)}}$  表示所测试钢的淬透性特征。当分母相同时，分子值越大的钢，其淬透性越高。

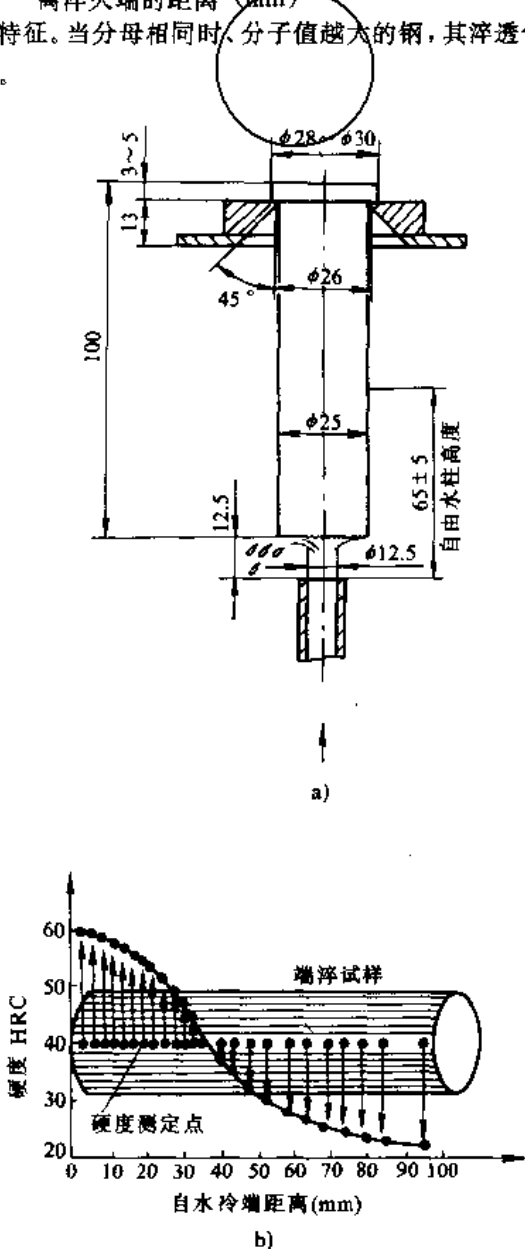


图 7-3-7 端淬试验试样、试验装置及端淬曲线的测定

a) 试样及试验装置 b) 端淬曲线测定

b. U 曲线法 U 曲线法即截面硬度分布曲线法。这种方法的试验过程，是将试验钢种制备为一组 L

(长度)； $D$  (直径)  $> 5$  的柱形试样，在保护气氛介质中加热至 ( $A_{c3} + 30^{\circ}\text{C}$ 、待截面温度充分均匀后，取出淬入选定的介质中冷却。然后剖开、磨光断面、沿直径方向测定硬度、以获得截面硬度分布的 U 型曲线。如图 7-3-8。如果将 U 曲线用半马氏体硬度划线即可确定所选钢在一定介质中淬火时所获得的淬透层深度。前面提到淬透层应以全马氏体组织部分的厚度为准。因为马氏体组织内若含有 5%~10% 细珠光体<sup>⊙</sup>，用金相法是很难以正确辨认的，所以提出采用“半马氏体”的概念（即 50% 马氏体<sup>⊙</sup>+50% 珠光体<sup>⊙</sup>）。既然马氏体硬度主要决定于马氏体的碳含量、半马氏体的硬度亦是碳含量的函数，如图 7-3-9 和图 7-3-10 所示。倘若根据试验钢种的碳含量从图 7-3-9 上测取相应 50% 马氏体<sup>⊙</sup>的硬度值，并将此硬度值在 U 曲线图 7-3-11 上作一水平线与截面硬度曲线交截，则  $D_H$  为未淬硬直径， $h$  为淬透层深度。

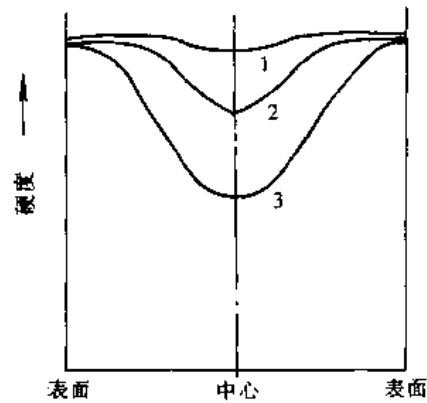


图 7-3-8 U 曲线示意图

1—高淬透性钢 2—中等淬透性钢  
3—低淬透性钢，三种钢含碳量相近

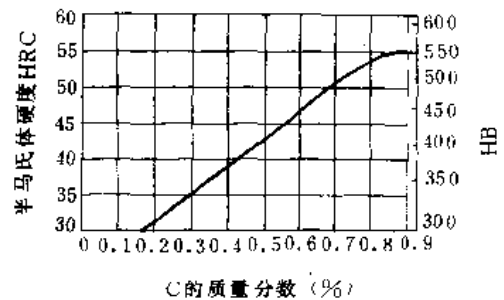


图 7-3-9 半马氏体硬度与含碳量的关系

用 U 曲线法表示淬透性的方法有三种：(1) U 曲线位置。U 曲线位于较高的纵坐标位置的钢种（如图

⊙ 均指体积分数。





7·3-8中的曲线1) 具有较高淬透性。(2) 淬透层深度值( $h$ )的大小。 $h$ 值越大、其淬透性越高。(3) 钢棒直径( $D$ )与未淬硬直径( $D_H$ )的比值。以 $\frac{D_H}{D}$ 来表示钢的淬透性大小, 比值愈小、淬透性越高(这种表示法系对一定直径大小和一定的冷却条件而言)。

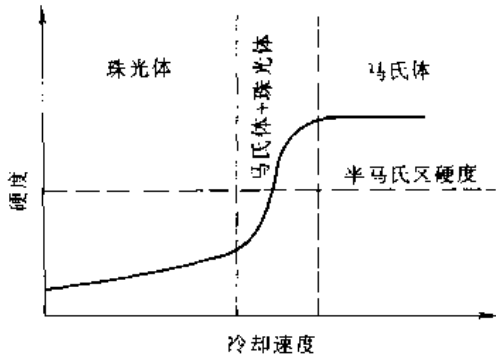


图 7·3-10 淬火时冷却速度对硬度影响示意图

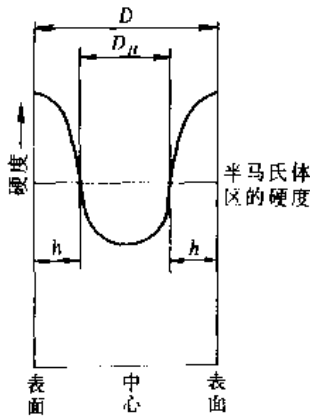


图 7·3-11 淬火试样断面上硬度的分布

c. 临界直径法 将被测试钢制成各种不同直径棒形的一组试样, 分别在规定的温度加热奥氏体化后, 淬入一定的介质中冷却, 然后沿中部横向剖开, 按U曲线法测定截面硬度分布。以圆圈分隔截面上淬硬部分和未淬硬部分(用阴影线表示)。完全淬透的最大截面直径即为在这种冷却介质中冷却时的临界直径。图7·3-12表示这种钢在水中冷却时, 临界直径为37.5mm, 在油中冷却时则为25mm。临界直径越大, 表示所测钢的淬透性越大。常用钢种的临界直径见表7·3-10。

为了使以临界直径表示的淬透性不受冷却介质的影响, 乃引入“理想临界直径( $D_{ic}$ )”的概念。所谓理想临界直径, 即在“理想淬火冷却介质”中能完全淬透的最大截面直径。“理想淬火冷却介质”乃指以无限大的冷却速度进行散热的介质。

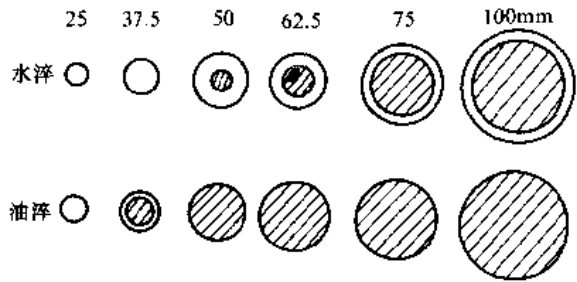


图 7·3-12 临界直径测定示意图

表 7·3-10 常用钢种的临界直径 (mm)

钢号	临界直径		钢号	临界直径	
	淬水	淬油		淬水	淬油
35	8~13	4~8	15Cr	10~18	5~11
40	10~15	5~9.5	20Cr	12~19	6~12
45	10~17	5~9.5	40Cr	17~30	10~12
60	11~17	6~12	35CrB	31~44	19~31
40Mn	12~18	7~12	40CrV	19~31	11~19
45Mn2	17~40	9~27	30CrMo	19~32	11~20
65Mn	15~25	8~15	30CrMnSi	23~45	13~31

上述几种淬透性表示方法——端淬曲线、淬透层深度、 $\frac{D_H}{D}$ 值以及临界直径与理想直径, 可借助于图表互相化转, 如图7·3-13示出圆棒上几个指定部位与端淬试样指定点冷却速度相同时, 指定点至水冷端距离与圆棒直径的对应关系。图7·3-14示出理想临界直径 $D_i$ 在任意的 $H$ 值对临界直径 $D_0$ 的互换关系, 即 $D_0 \sim D_i \sim H$ 关系。

2. 计算法 计算法预测钢的淬透性可分为两种途径。其一是按照钢的奥氏体中主要合金成分和奥氏体晶粒度的数据, 通过它们对钢淬透性的影响系数——硬化因子的图表, 采用连乘累计的方法, 求出理想临界直径( $D_i$ )。亦可以按它们对硬化因子的回归式分析的最小自乘法, 用计算机求取临界直径( $D_0$ )和理想临界直径( $D_i$ )。其二是以无限长圆柱体在淬火冷却时半径方向的热传导方程为基础, 利用表面温度的传感器装置和试样, 求取淬火冷却时的热流密度—表面温度曲线和截面硬度分布, 从末端淬透性的数据库的储存、测取试验钢材的端淬曲线。

a. 硬化因子相乘法 这方法是Grossmann等早年提出的, 并先后建立了 $D_{IB} - w_c\%$ —奥氏体(ASTM)晶粒度的关系曲线和各种合金元素及含量的硬化因子(倍数)曲线, 如图7·3-15和图7·3-16。或用如下的回归式:



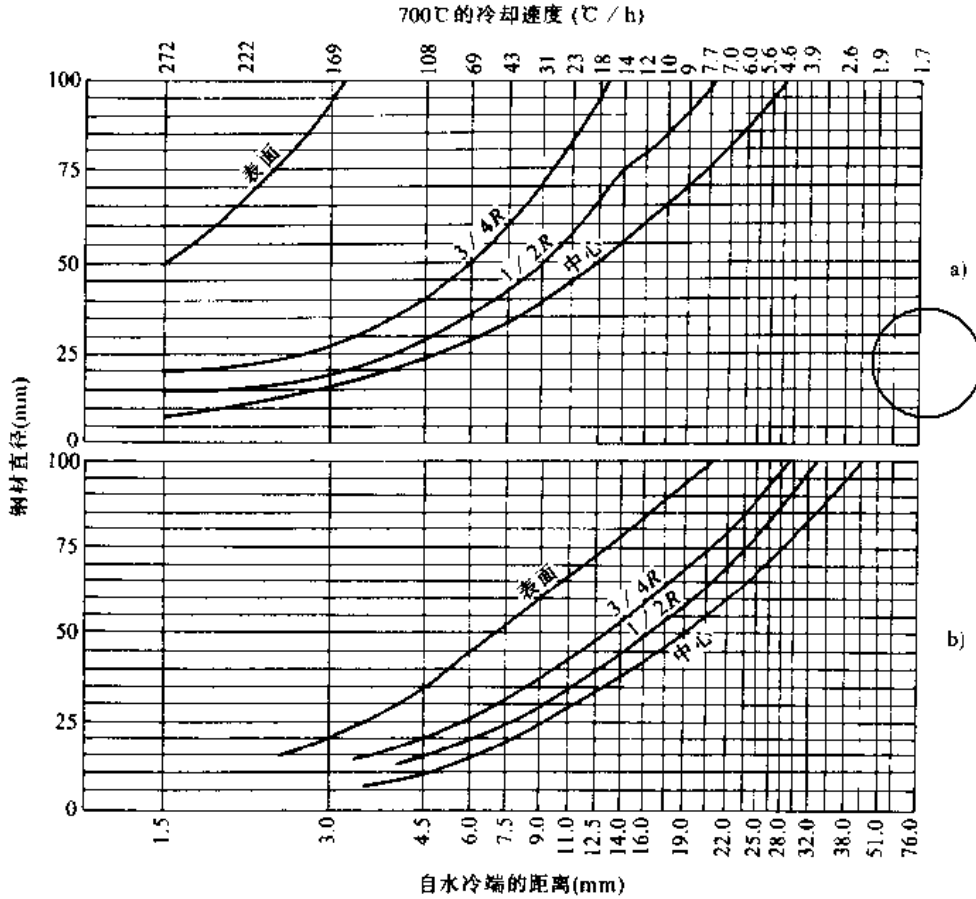


图 7-3-13 指定点至水冷端距离与圆棒直径的对应关系

a) 水中淬火 b) 油中淬火

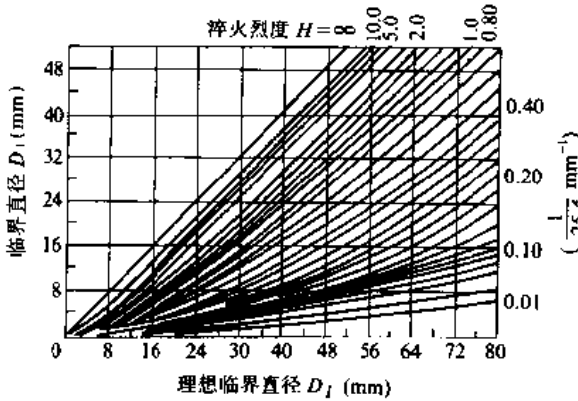


图 7-3-14  $D_0-D_I-H$  关系

$D_{IB}$  (理想临界直径基数) =  $0.600 (w_C \%)^{0.5} \exp(-0.816 G_s \text{No.})$   $w_C \leq 0.9\%$ , 晶粒度级别  $G_s \text{No.} = 5 \sim 8$

$$f_{Si} = 0.700 (w_{Si} \%) + 1.000$$

$$f_{Mn} = 1.001 + 3.484 (w_{Mn} \%) - 0.614 (w_{Mn} \%)^2 + 0.480 (w_{Mn} \%)^3 \quad w_{Si} \leq 2.0\%, w_{Mn} \leq 1.95\%$$

$$f_s = 1.001 - 0.815 (w_s \%) + 0.595 (w_s \%)^2 \quad w_s$$

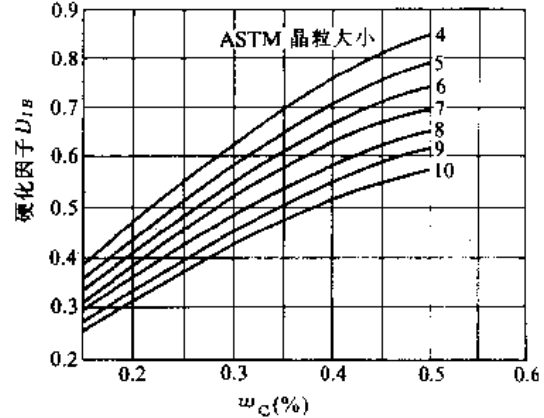


图 7-3-15 不同晶粒大小时, 碳与硬化因子的关系 (de Retana 和 Doane 根据经验对 Kramer 因子加以外延。)

$\leq 0.090\%$

$$f_P = 2.623 (w_P \%) + 0.999 \quad w_P \leq 0.070\%$$

$$f_{Ni} = 0.970 + 0.529 (w_{Ni} \%) - 0.198 (w_{Ni} \%)^2 + 0.066 (w_{Ni} \%)^3 \quad w_{Ni} \leq 3.5\%$$

$$f_{Cr} = 2.160 (w_{Cr} \%) + 1.000 \quad w_{Cr} \leq 1.75\%$$

⊙  $w_C, w_{Si}, w_{Mn}$  等分别为 C, Si, Mn 的质量分数。



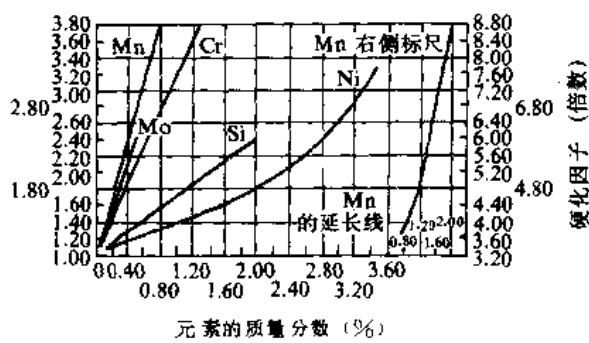
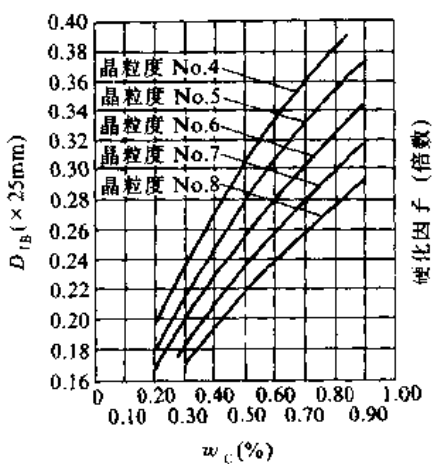


图 7-3-16 Grossmann 硬化因子相乘法

a)  $D_{1B}$ - $w_c$ %-晶粒度的关系

b) 与合金元素的硬化因子倍数

$$f_{Mn} = 3.000(w_{Mn}\%) + 1.000 \quad w_{Mn} \leq 0.5\%$$

$$f_{Cu} = 0.365(w_{Cu}\%) - 0.987 \quad w_{Cu} \leq 1.5\%$$

$$\text{合金钢的理想临界直径 } (D_I) = D_{1B} \times f_{Mn} \times f_{Si} \times f_S \times f_P \times f_{Ni} \times f_{Cr} \times f_{Mo} \times f_{Cu} \quad (\text{mm})$$

日本川崎重工业(株)提出,硬化因子相乘法计算

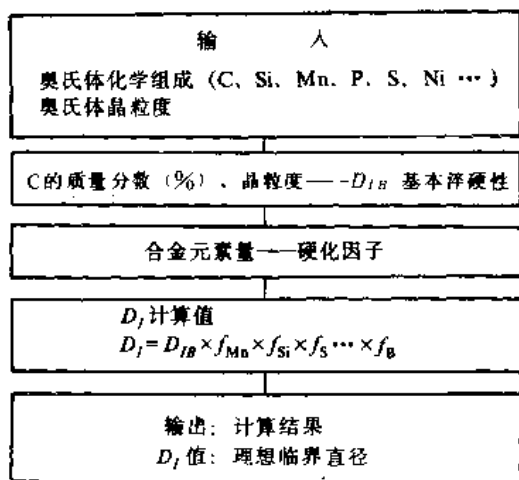


图 7-3-17 理想临界直径 ( $D_I$ ) 的计算程序框图

理想临界直径法,可借助于计算机,按图 7-3-17 的程序框图来完成。

b. 计算机辅助预测法 有人提出用计算机辅助预测法求已知合金成分结构钢的端淬曲线。输入三类试验数据:(1) Jominy 试样的水冷端硬度  $IH$  随碳含量的变化的关系。(2) 距离硬度  $DH$  表示从水冷端至任意距离处的硬度数据。 $DH$  决定钢的碳含量和理想临界直径  $D_I$ 。(3)  $IH$  与  $DH$  的比值与  $D_I$  的关系数据。

再按计算 Jominy 端淬曲线的计算机程序框图图 7-3-18 进行运算,得出计算的端淬曲线。图 7-3-19 为用实验法与计算机辅助预测法对结构钢端淬曲线测定结果的比较。

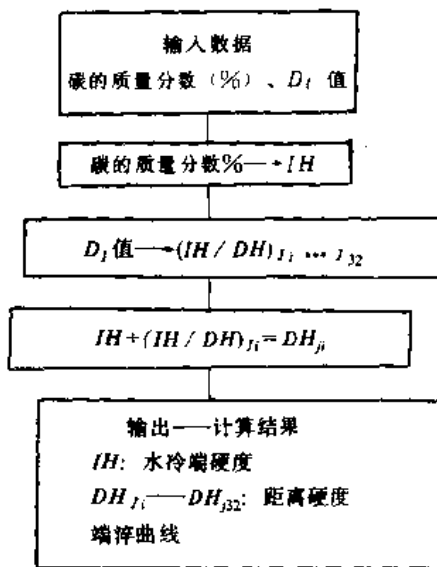


图 7-3-18 端淬曲线计算的程序框图

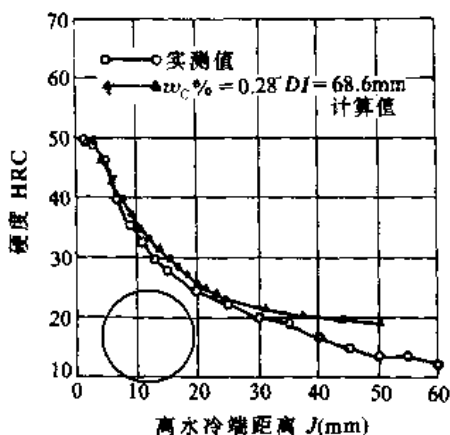


图 7-3-19 端淬曲线的计算值与实测值的比较

钢种:  $w_c$ 0.28%,  $w_{Si}$ 0.28%,  $w_{Mn}$ 1.35%,  $w_P$ 0.020%,  $w_S$ 0.020%,  $w_{Cr}$ 0.60%,  $w_{Cu}$ 0.020%,  $w_{Ni}$ 0.8%

$w_c$ 、 $w_{Si}$ 、 $w_{Mn}$ 等分别为 C、Si、Mn 的质量分数



3.2.2 影响钢淬透性的因素

1. 奥氏体的化学成分 大部合金元素（除钴外）在溶于奥氏体中时，均使奥氏体等温转变曲线向右移动，增大过冷奥氏体的稳定性而减小临界冷却速度。图7.3-20为碳钢的临界冷却速度与碳含量的关系。合金元素对临界冷却速度的影响如图7.3-21。

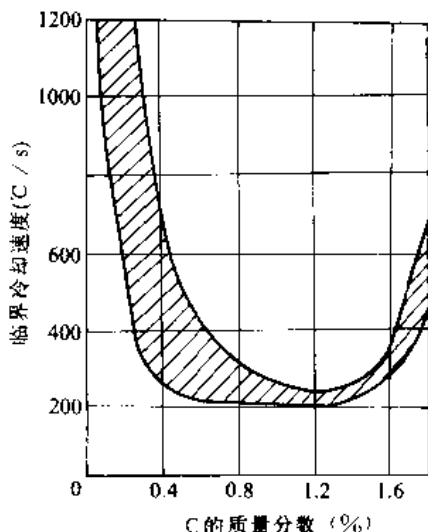


图 7.3-20 碳钢的临界冷却速度与碳的质量分数的关系

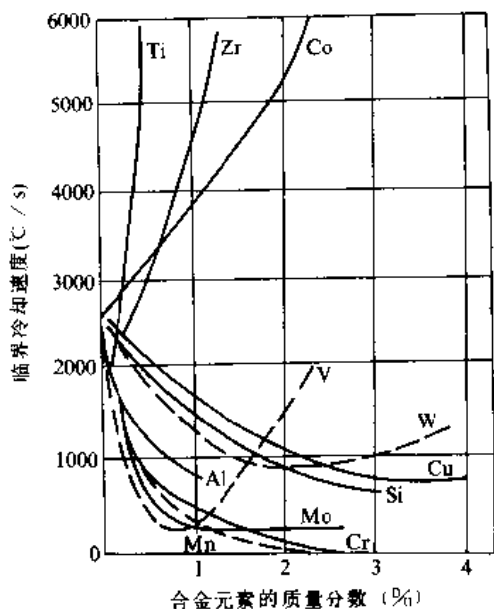


图 7.3-21 0.3%碳钢中含合金元素对临界冷却速度的影响（800~600℃间的平均冷速）

2. 奥氏体化温度与时间 有些钢由于高温加热时可使奥氏体晶粒度增大，促使碳化物的分解并溶入奥氏体。因此，在较高奥氏体化温度下淬火可以改善淬

透性。奥氏体越均匀将减少形核位置，延缓相变，所以能降低临界冷却速度而提高淬透性。在奥氏体化温度下的保温时间，将通过奥氏体的均匀化来影响淬透性。

3. 奥氏体晶粒大小 在其他因素相同的条件下，粗晶粒钢的硬化层要比细晶粒钢的硬化层厚。多数学者是用淬透性受珠光体相变孕育期长短控制作解释。奥氏体晶粒度与淬透性的关系如图7.3-22和图7.3-23。

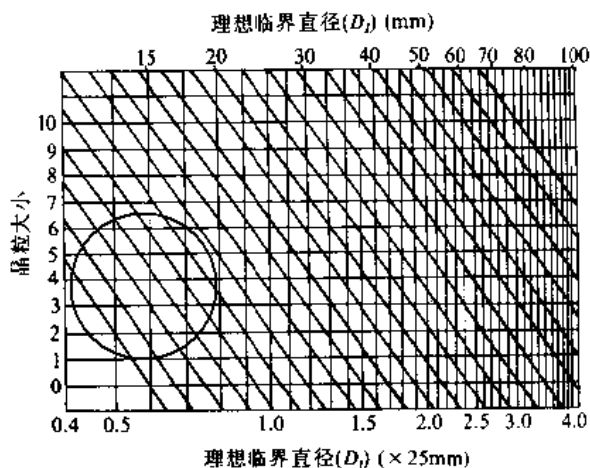


图 7.3-22 ASTM 晶粒大小级别与淬透性之间直接关系的图表（Grossmann）

晶粒大小级别增加1级时，×1.083倍  
晶粒大小级别增加2级时，×1.172倍  
晶粒大小级别增加3级时，×1.270倍

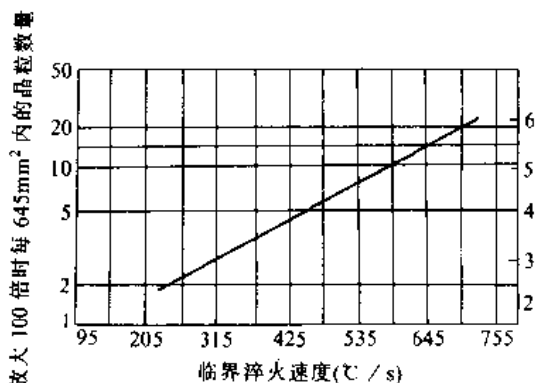


图 7.3-23 奥氏体晶粒度对临界淬火冷却速度的影响

4. 钢的原始显微组织 原始组织不同的钢，加热时，碳化物分解和溶入奥氏体的速度有明显差别。随着珠光体类型和碳化物弥散程度而各异，粒状渗碳体比片状渗碳体溶入奥氏体较为缓慢。碳化物越细小，转变成均匀奥氏体所需要的时间越短，转变温度也越低。因此，采用同一规范奥氏体化后钢的淬透性也有所提高。



5. 奥氏体中的非金属夹杂物和稳定碳化物 硫化物、氧化物、氮化物以及一些难溶碳化物均能在一定程度上阻碍奥氏体的晶粒长大，而且在过冷奥氏体冷却分解时可以促进非马氏体组织的形核，从而降低钢的淬透性。

3.2.3 淬透性曲线的应用

常用钢种的淬透性曲线可参见工程材料卷第4篇，国外钢号可参阅各国的等温转变曲线图谱集。使用这些曲线应注意给出的钢的具体成分和热处理工艺参数。

淬透性曲线的应用主要是根据零件截面上不同部位的受力情况得出的力学性能要求来优选材料。

(1) 根据零件截面上各部位的硬度指标，借助淬透性曲线图谱合理选择钢种。早年国外汽车零件的材料设计时，往往根据其工作载荷情况提出截面不同部位的硬度要求，作为选择钢种的唯一依据。例如形状如图7-3-24的零件，要求在油淬后，离轮廓外缘4mm处硬度不低于54HRC，心部硬度不低于30HRC。根据这两个硬度要求，选择材料的步骤如下：

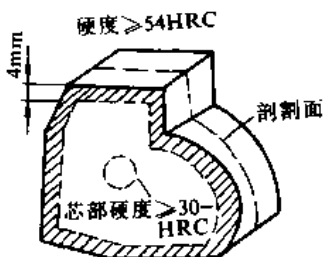


图7-3-24 任意形状零件截面各部位的硬度要求示例

1) 选择淬透性较低的结构钢，按图7-3-24制作模拟零件一个。2) 将模拟零件按适当的温度加热奥氏体化后在油中淬火。然后将零件剖开、磨平断面、测定截面各部位的硬度分布，并求出离轮廓（外缘）4mm一层内的最低硬度值（设为48HRC）和心部的最低硬度值（设为28HRC）。3) 在所选模拟零件的钢种的淬透性（端淬）曲线上，测取硬度48HRC和28HRC两点的离淬火端距离（设分别为12mm和50mm）。这就说明：必须选择一种钢，它的端淬曲线上，离淬火端12mm处硬度值应不低于54HRC，而离淬火端50mm处的硬度值应不低于30HRC，这才是符合要求的选择。4) 根据这两点要求，从常用钢种的淬透性曲线图谱中不难优选到合适的钢种。

(2) 根据零件的力学性能要求，按淬透性曲线，并结合回火后力学性能与端淬距离的关系曲线，合理选择材料。

例如：一根φ85mm的轴，淬火、回火后要求 $\sigma_s = 650\text{MPa}$ ， $\psi > 30\%$ ， $a_K \geq 50\text{J/cm}^2$ 。

倘若选用30CrMnSi钢，以870℃加热奥氏体化后淬油，继以650℃回火1h，是否能满足要求？应按以下步骤进行核校：

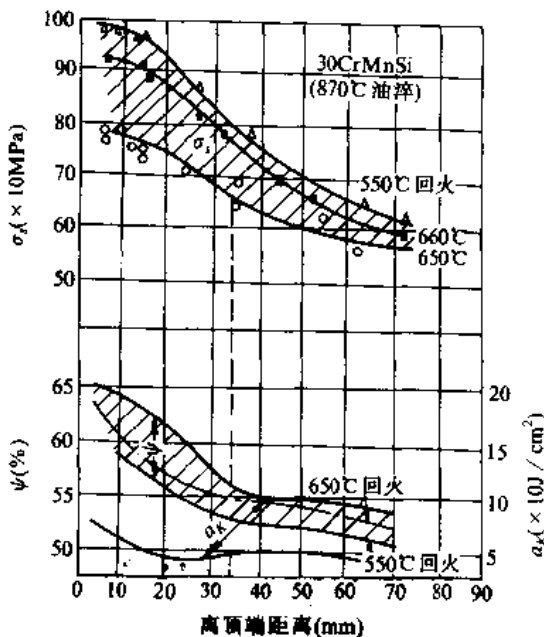


图7-3-25 30CrMnSi钢在不同冷却速度冷却后并回650~550℃回火后离淬冷端不同距离处的力学性能

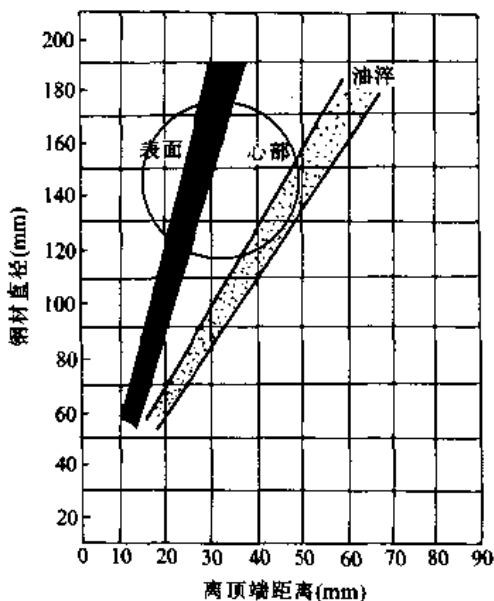


图7-3-26 钢料直径与离淬火端等距离的冷却速度点的对应关系



1)从图7·3-25可查出 $\sigma_s=650\text{MPa}$ 相当于离淬冷端距离为32mm。此时,相应的断面收缩率( $\psi$ )和冲击值( $a_K$ )分别为57%和50J/cm<sup>2</sup>。

2)再从图7·3-26上查得离淬冷端32mm的部位。其冷却速度与直径为91~107mm钢材心部在油淬时的冷却速度相当。

结论:选用30CrMnSi钢能达到此轴的设计性能要求。

### 3·3 淬火加热与冷却工艺的选择

淬火工艺主要由加热过程和冷却过程两部分所组成,随着对加热工艺参量——加热速度、加热温度和加热周期等和冷却工艺参量——连续冷却、分段冷却、等温停留后冷却、低温深冷等认识的不断发展,使淬火钢组成在单一的马氏体组织基础上,发展了马氏体与其他相的复合组织。淬火工艺种类日趋扩大,不同的新工艺的建立,更好地满足了不同零件性能日益提高的需要,进一步发挥了材料的性能潜力。对加热和冷却过程的深刻认识是合理选择淬火工艺的基础。

#### 3·3·1 淬火加热过程的概念

淬火加热过程是将钢从各种不同的原始组织状态,以不同的速度加热时,当温度超过某一临界温度后,在继续加热或等温停留的条件下,它们将根据条件的不同,以体系的自由能差( $\Delta F_{P\rightarrow\gamma}$ )为驱动力,在原始组织中的最有利位置处开始奥氏体形核和长大。新的奥氏体靠相界面推移而长大,直至达到与加热温度相适应的奥氏体平衡量或互相接触,充满每个旧奥氏体晶粒为止。此时,奥氏体的成分尚未充分均匀。过共析钢则基体上还有未溶碳化物质点残存着,所以继续发生碳化物的溶解和奥氏体中碳的扩散均匀化过程。当奥氏体均匀化过程结束,奥氏体转变乃告完成。

奥氏体的形成过程受加热温度、加热速度、保温时间、原始组织状态以及钢的合金成分等一系列因素的影响。

#### 3·3·2 淬火加热温度的确定

淬火加热温度的不同选择,将使淬火、回火后钢的显微组织和力学性能有很大的差异。

对原始组织为退火状态的亚共析钢,淬火加热温度一般应不低于 $Ac_3+(30\sim 50)^\circ\text{C}$ ,上限温度由允许的过热倾向(奥氏体晶粒度粗化)影响所决定。淬火钢为单一细晶粒马氏体组织,回火后获得强度和韧性的

最佳配合。图7·3-27表明淬火加热温度对25CrNiWA钢(油淬、200℃回火)力学性能的影响。

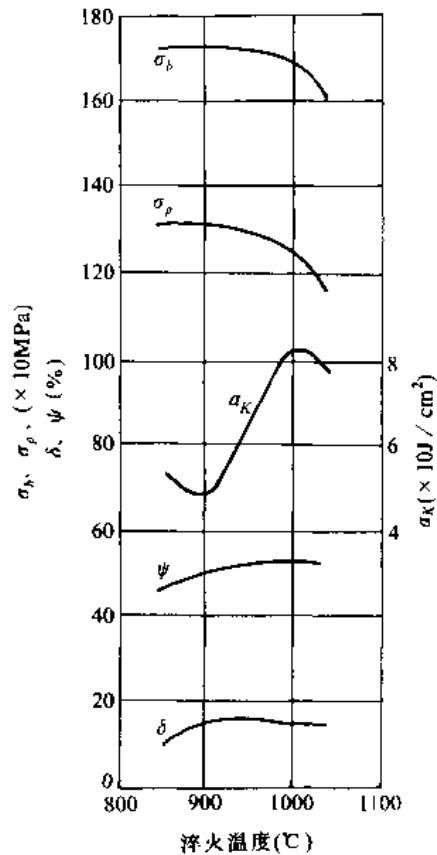


图7·3-27 淬火温度对25CrNiWA钢力学性能的影响  
(油淬; 200℃回火)

过共析钢的淬火加热温度应在 $Ac_1 - Ac_m$ 之间的温度区间内,若加热至 $Ac_m$ 温度以上,碳化物将几乎全部溶解,不仅促使奥氏体晶粒长大而且由于奥氏体的碳和合金元素浓度增大,降低了马氏体转变温度( $M_s$ 点),增加了淬火钢的残留奥氏体含量,使淬火、回火后钢的硬度,延塑性和耐磨性有不同程度的降低。如加热温度选于 $Ac_1 - Ac_m$ 之间时,淬火钢获得的是隐针状马氏体组织和均匀分布的较为细小的过剩碳化物。这样的组织回火后能获得硬度、强韧性和耐磨性的最佳配合。

碳素钢的淬火温度范围大致可参照Fe-Fe<sub>3</sub>C状态图来选择,如图7·3-28。低合金钢的适当加热温度范围,即可大致参照各种钢的淬火温度与淬火钢的组织 and 相成分关系,以及淬火温度与强韧性关系曲线等大量试验资料进行选择,亦可以按碳钢相同的原則作出抉择。常用钢种的淬火加热温度见表7·3-11。



表 7-3-11 常用钢种的淬火加热温度

类别	钢号	淬火加热温度 (°C)	冷却介质	说明
T. 模具钢	45	820~840 840~850	盐水 碱浴	
	T7~T12	780~800	盐水	
	T7A~T12A	810~830	碱浴、硝酸盐	
	9Mn2V	780~800 790~810	油 碱浴、硝酸盐	
	9CrWMn	810~830	油	
	CrWMn	820~840	碱浴、硝酸盐	
	GCr15	830~850 840~860	油 碱浴、硝酸盐	取下限温度为好
	9SiCr	850~870	油	
	60Si2A	860~880	碱浴、硝酸盐	
	5CrMnMo	830~850	油	
	5CrNiMo	840~860	油	
	3Cr2W8V	1050~1100 1100~1150	油 油	一般热锻模需二次硬化
	Cr12	960~980 1050~1000	油或硝酸盐分级 油或硝酸盐分级	一般冷冲模要求红硬性
	Cr12MoV	1020~1050 1100~1150	油或硝酸盐分级 油或硝酸盐分级	要求红硬性
	W6Mo5 Cr4V2	1000~1100 1180~1220	盐浴分级 盐浴分级	
W18Cr4V	1000~1100 1260~1280	盐浴分级 盐浴分级		
结构钢	40Cr	850~870	油	
	60Mn	800~820	油	
	40SiCr	900~920	油或水	
	35CrMo	850~870	油或水	
	60Si2	850~870 880~900	水或油 油	
	50CrMnVA	850~880	油	
	55Si2	840~860	油	
	18CrNiMoA	860~890	油	
	18CrNiW	800~830	盐浴	
	20CrMnTi	830~850	油	
	13Ni2A	760~800	油	
	40CrNiMoA	820~840	油	
	Cr9Si2	1040~1060	油	
	40CrNiVA	840~860	油	

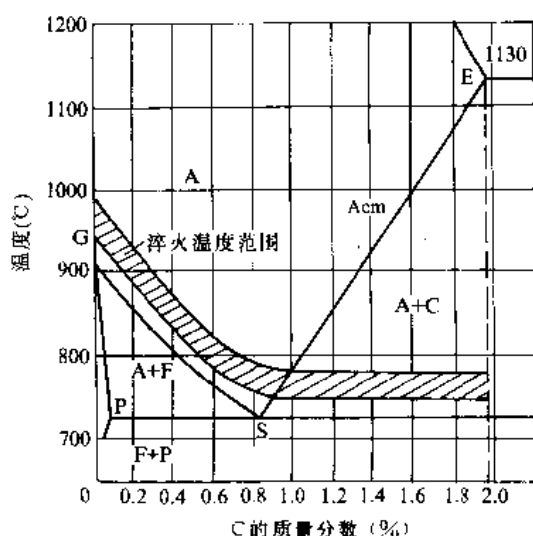


图 7-3-28 碳钢的淬火加热温度范围

### 3-3-3 加热时间的选择

淬火加热时间乃指从零件进入加热室直至移置淬火冷却槽的时间，其中包括升温、均热（透热）和保温三个阶段。图 7-3-29 表示直径为 200mm 的钢轴在 850°C 盐浴炉中加热时，截面温度均匀化的过程。截面温度均匀化之后的保温时间是为满足  $\alpha \rightarrow \gamma$  转变和碳

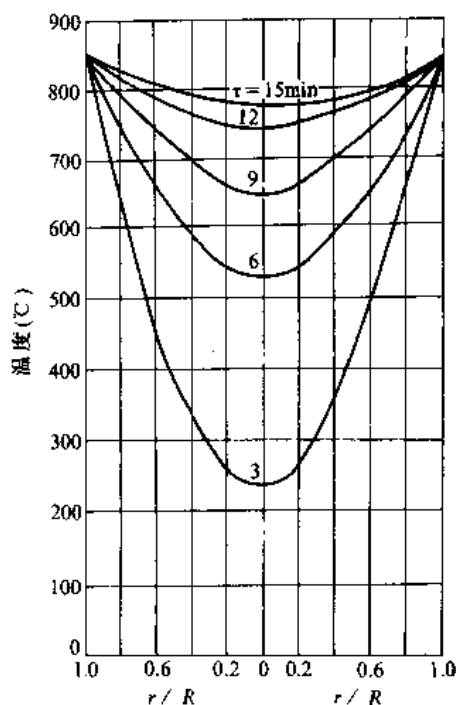


图 7-3-29 加热过程中截面温度的均匀化 (200mm 钢轴，在 850°C 盐浴中加热。)

$R=100\text{mm}$ ,  $r$ —从中心到检测点距离 (mm)



化物溶解以及为奥氏体相成均匀化需要的时间。影响加热时间的主要因素有：

1. **工件形状和尺寸** 按照热交换的概念，加热速度与工件表面积与体积的比值有关。工厂在制订热处理工艺规范时，为了实施方便，加热时间通常按工件的有效厚度计算。工件的有效厚度一般按以下规定来选择：

圆柱体零件按直径（外径）计算。

管形零件（空心圆柱体）：当  $\frac{h}{\delta} \leq 1.5$  时，以高度  $h$  计算；当  $\frac{h}{\delta} \geq 1.5$  时，以壁厚  $\delta$  计算；当  $\frac{\text{外径}}{\text{内径}} > 7$  时，按实心圆柱体计算。

空心圆锥体零件：

以基底外径乘 0.8 计算。

加热时间的表示方法为

$$t = \alpha \times K \times D$$

式中  $t$ ——加热时间（s）；

$\alpha$ ——加热系数（ $\frac{\text{min}}{\text{mm}}$  或  $\frac{\text{s}}{\text{mm}}$ ），即单位有效厚度所需加热时间；

$D$ ——零件的有效厚度（mm）；

$K$ ——工件装炉或分布情况的修正系数通常取 1.0~1.5。

表 7-3-12 和表 7-3-13 为碳钢和合金钢在不同介质中的加热系数及加热时间的常用核定准则。

表 7-3-12 碳钢和合金钢在不同介质中加热时的加热系数

钢材	每 mm 有效厚度的加热时间(即 $\alpha$ 值)	
	辐射炉(空气炉)	盐浴炉
碳钢	0.9~1.1min	25~30s
合金钢	1.3~1.6min	50~60s
高速钢		15~20s(一次预热) 8~15s(二次预热)

2. **钢的成分** 随着钢中碳含量和合金元素含量的增加，钢的导热性能一般有所下降，因而需要相应地延长加热均匀化和升温所需的时间。

3. **钢的原始组织** 不同原始组织的钢，在加热时碳化物分解和溶入奥氏体中的时间有明显的差别。例如，粒状渗碳体比片状渗碳体溶入奥氏体要缓慢些，而碳化物越弥散溶入奥氏体及组织均匀化所需时间越短。

4. **热处理工艺** 不同工艺也能影响加热时间，如复相热处理要求临界区再加热淬火，以获得一定体积

表 7-3-13 工模具钢在不同介质中的加热时间

钢种	盐浴炉	空气炉,可控气氛炉
高速钢	直径 $d$ (mm)	加热时间(s)
	$< 8$	12 (850~900℃预热)
	8~20	10
	20~50	8
	50~70	7
	70~100	6
	100 以上	5
热锻 模具钢	直径 $d$ (mm)	加热时间(min)
	5	5~8
	10	8~10 (800~850℃预热)
	20	10~15
	30	15~20
	50	20~25 (800~850℃预热)
	100	30~40
冷变形 模具钢	5	5~8(min)
	10	8~10 (800~850℃预热)
	20	10~15
	30	15~20
	50	20~25 (800~850℃预热)
	100	30~40
碳素 工具钢 合金 工具钢	10	5~8(min)
	20	8~10 (500~550℃预热)
	30	10~15
	50	20~25
	100	30~40 (500~550℃预热)





分数针状铁素体和马氏体复相组织,加热时间是再加热温度与针状铁素体体积分数的函数,必须根据最佳针状铁素体量来选择合适的再加热时间。例如:40CrNiMo 钢复相热处理获得5%~7%针状铁素体时, $\sigma_s$ 、 $\delta$ 、 $\psi$ 和 $K_{IC}$ 值均达到峰值(比普通热处理的力学性能有较大幅度的提高)。据此,若选择740℃再加热温度,则相应的再加热时间应为60min。此时,加热时间的选择应以获得最佳针状铁素体体积分数为准则。

**5. 加热介质** 零件在不同的介质中加热时,由于加热介质的热容量和热交换系数的不同,加热速度与加热时间亦有很大差异。工厂的生产实践表明,盐浴、火焰、静止空气介质中的加热时间的比值大致为2:3:4的关系。真空炉加热时,由于主要依赖辐射热交换所以加热速度缓慢,加热时间应相应延长。用流态床加热时,加热速度随流动粒子尺寸和加热气体的流量而变化,流态炉中的传热系数在5.768~28.84W/(m<sup>2</sup>·℃)之间,几乎比普通空气炉加热快10倍。

**6. 炉温** 从辐射传热的原理可知,增大炉温与零件加热温度之间的差距,可以提高加热速度,缩短加热时间。加热时间和炉温—钢件表面温度的变化关系如图7-3-30。

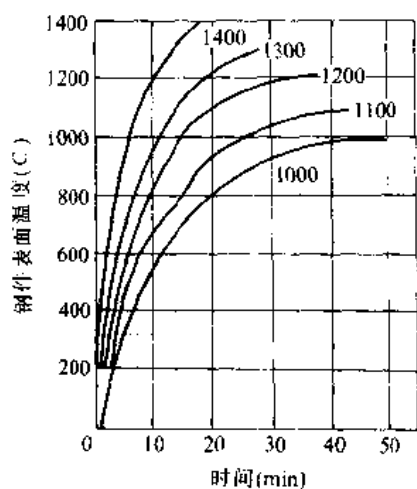


图7-3-30 100mm厚的钢材在不同炉温下表面温度的变化曲线

**7. 工件在炉中的布置** 工件的装炉情况或工件在炉中的布置方式会使辐射面积及炉气循环条件(对流传热条件)发生差异从而影响加热速度和加热时间。

### 3.3.4 淬火加热工艺的发展

随着材料科学的进步,为了使零件性能更臻于完

善,使用寿命进一步延长,淬火加热工艺亦在不断发展,其中较为成熟并已赢得生产应用的工艺有:

**1. 低碳低合金钢临界区加热淬火工艺** 低碳钢或低合金钢热轧或冷轧板材具有少量细珠光体和块状铁素体二相混合组织,广泛用于汽车框架的结构件、车门面板、行李箱盖板、油罐车壳板或输送天然气、石油的焊接管等,在不损害延塑性的基础上,提高这类板材的强度意味着降低车辆的自重、节约单位行程的油耗。人们受纤维增强复合材料强度的启发,考虑将热轧或冷轧钢板增加一道轧后临界区温度加热淬火的工序,使原来细珠光体部分转变为具有一定含碳量和位错密度的马氏体,成为铁素体基体上镶嵌着马氏体强化相的双相钢。一般双相钢中当马氏体的体积分率在15%~20%时,其强度与延塑性均比热轧态有较大提高,同时仍保持优异的成型性能。

**2. 亚共析钢的临界区再加热淬火工艺** 亚共析钢的临界区再加热淬火,是把原始淬火态(或不平衡组织)的亚共析钢零件,以较慢的加热速度在 $A_{c1}$ — $A_{c3}$ 温度区的低温侧再加热淬火并回火。淬火钢为针状铁素体和马氏体(或贝氏体)的复相组织。这种临界区再加热淬火处理,由于细化奥氏体晶粒与残留针状铁素体的共同作用,与普通淬火相比,能够同时提高强度和韧性(特别是低温缺口韧性)和抑制可逆回火脆性。不同情况下均有一个最佳的残留针状铁素体的体积分数。根据研究证明,40CrNiMo钢经370℃淬火和740℃再加热淬火后残余针状铁素体的最佳体积分率为5%~10%。此时,钢的强度、延塑性和平面应变断裂韧度均出现峰值,而冲击韧度则随针状铁素体的增加而提高。

**3. 高温加热奥氏体化分段淬火工艺** 这种工艺亦称过热淬火工艺,对通常用800~900℃奥氏体化的低合金高强度钢采用1100~1300℃的高温加热奥氏体化,再冷却到800~900℃停留一段时间后淬火。这样处理后,可使断裂韧性值比一般加热时提高近一倍。这是由于淬火钢组织中的板条马氏体数量增多,代替了部分原孪晶马氏体,避免了孪晶马氏体可能导致的显微裂纹。同时,在板条马氏体周围包敷着一层10~20nm厚的膜态残留奥氏体,有阻滞裂纹扩展作用,而有利于改善断裂韧性。

**4. 降温淬火工艺** 把高速钢冷挤压模的淬火加热温度降低100℃;即W18Cr4V钢从1280℃降为1190℃,W6Mo5Cr4V2钢从1220℃降为1100~1150℃,进行处理,能显著地延长使用寿命。降温淬火



工艺由此而得名。例如,挤压20Cr钢缝纫机梭架的高速钢(W6Mo5Cr4V2)凸模,改用1180℃加热,继以分级或等温淬火处理,使用寿命可显著提高。加工弹壳的引伸模具改用降温淬火处理后,克服了细长引伸模的过早折断损坏,成为正常磨损失效。降温淬火工艺之所以能改善韧性,主要是减少了淬火钢马氏体基体碳的质量分数(<0.6%)和孪晶马氏体的体积分数,而奥氏体晶粒的进一步细化亦有其一定的贡献。

### 3.3.5 淬火冷却工艺

从相变角度来认识,在奥氏体化后进行连续或等温冷却是过冷奥氏体的冷却分解过程,目的在于保证获得要求的组织和性能。根据奥氏体的合金成分和冷却速度等条件的不同,过冷奥氏体的分解产物也不同。钢的过冷奥氏体在连续或等温冷却时的分解全过程可借助于膨胀法或磁性法(测定冷却过程中转变发生的时间、温度和相对转变量)与显微组织观察相结合(以区别转变产物的组织与体积分数)来进行定量分析。

1. 淬火冷却介质<sup>[1]</sup> 淬火的冷却过程与零件的热处理质量、生产成本和工人的劳动条件有着密切的关系。正确地选择淬火冷却介质,可以在保证零件获得所要求的组织和性能的前提下,减少零件的淬火变形、防止开裂、提高生产率、降低工艺成本、消除污染和改善劳动条件。

在冷却能力方面,理想的淬火冷却介质,应该在奥氏体稳定性较小的温度范围内具有足够的冷却能力,以避免过冷奥氏体的先期分解。在马氏体转变的温度范围内能保持缓慢的冷却速度,以减少冷却应力,以及由此而导致的淬火畸变和避免开裂。在化学性能方面应该有良好的热稳定性、耐腐蚀性、不腐蚀零件和污染环境。另外,对零件、夹具或料筐上沾粘的残液应易于洗濯,可以回收利用;操作安全、不易燃,最好是浸入冷却或是喷射冷却都能使用。

沿用已久的淬火冷却介质为水和油,在性能方面各有优缺点。水在低温区段冷却过快,又因为汽膜影响,常有冷却不均匀而使工件易于畸变或开裂的现象。油则在珠光体转变温度范围内冷却过于缓慢,易导致过冷奥氏体的先期分解,热稳定性差、易氧化、裂解和老化,影响淬火零件表面色泽或出现软点。

为了更好地满足现代化生产的需要,已经开发出大量新型淬火冷却介质,并获得生产应用。

目前淬火冷却介质分为以下五大类:

(1) 水与无机物的水溶液。

(2) 水溶性有机高分子聚合物合成淬火介质。

(3) 各种淬火油。

(4) 盐、碱浴淬火介质。

(5) 液态床。

2. 淬火冷却工艺的选择 淬火冷却有很多种工艺方法,而且各种工艺也在不断发展和完善。相对于热处理加热工艺来说,对冷却过程的控制技术要薄弱得多,因此,近年来,控制冷却技术是热处理技术发展的一个重点。

a. 单液淬火 加热奥氏体化后的零件,在单一冷却介质中完成其冷却转变过程的,均称单液淬火冷却。最早的单液冷却淬火介质为水或油,逐渐扩大为无机盐的水溶液、水溶性有机聚合物合成淬火介质。

b. 双液淬火 双液淬火冷却是通过两种冷却介质的配合,来创造较为理想的冷却条件——使奥氏体化零件冷却时,在珠光体转变温度区段有足够的快速冷却能力(由第一种介质予以满足),在马氏体转变温度区段具有较缓慢冷却(由第二种介质来满足)。最普通的方法是先淬入有高温区段快冷特性的水(作为第一种冷却介质),再转移到低温区段缓冷特性的油中(作为第二种冷却介质)。双液淬火冷却工艺依靠第一种介质以抑制过冷奥氏体的珠光体转变,而借助于第二种介质使马氏体转变能在较为缓和的冷却条件下进行,亦可有效地防止淬火开裂倾向,因而适用于形状复杂、截面厚薄悬殊的零件。其缺点是在第一种介质中停留时间的严格控制比较困难。

c. 分级淬火 分级淬火冷却是指将加热奥氏体化后的零件淬入温度在马氏体转变温度附近的硝盐热浴槽中停留一段时间,待零件截面温度趋于一致后取出空冷,使过冷奥氏体以低的冷却速度(空冷)通过马氏体相变温度范围,以获得马氏体组织。

分级淬火冷却的特点是,由于熔融的硝盐冷却能力较大,较小尺寸的零件可以以大于临界冷却速度通过过冷奥氏体不稳定的珠光体转变温度区段而不发生分解。其次,在分级温度停留时零件截面温度趋于均匀一致,以减少热应力,随后在空气中冷却,零件截面上各点几乎同时缓慢地进行马氏体转变,这样可以大大减少组织应力,显著地减小畸变和开裂并提高淬火钢的韧性。分级淬火冷却工艺的效果分别列于表7-3-14至表7-3-16。

分级淬火的浴槽温度可以有两种选择,一种是被处理钢种的马氏体转变开始温度( $M_s$ )以上10~30℃,另一种是选在被处理钢种的马氏体转变开始温度



(Ms)以下~80℃。第二种选择是使低淬透性钢件能有较大的冷却速度,让过冷奥氏体在通过珠光体转变温度范围而保持不分解,以获得较厚的淬硬层。

表 7-3-14 T10 钢 (wc0.95%) 在两种淬火冷却方法处理后的性能比较

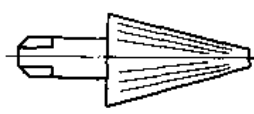
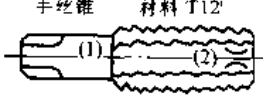
热处理	硬度 HRC	冲击韧度 (J/cm <sup>2</sup> )
淬火+回火	53.0	17.0
	52.5	19.0
分级淬火+回火	53.0	39.0
	52.8	33.0

表 7-3-15 GCr15 钢在不同淬火方法处理后的性能

奥氏体化 温度(℃)	分级淬火 (200℃ 盐浴 分级停留 10min)		油 淬	
	硬度 HRC	静弯曲吸收 功 (J)	硬度 HRC	静弯曲吸收 功 (J)
830	61	150	64	90
900	65	50	66	40

注:试样直径为 8mm, 加热 5min.

表 7-3-16 几种零件在不同淬火冷却时的变形情况比较

零件名称与材料	水淬后零件 变形情况	分级淬火 后情况
锥形铰刀 材料 T10 	硬度 61~65HRC 符合要求,但是由于刃部很长,水淬后弯曲大,有时达 5~10mm 校正困难	畸变减少至 0.15~0.5mm, 校正方便
手丝锥 材料 T12 	常在端部发生纵向裂纹(1),在刃槽处有弧形裂纹(2)	不再发生开裂,切削性能较水淬好,使用寿命有提高 小丝锥在使用中不易折断

对于一些形状特别复杂,畸变控制严格的高合金

钢零件,可以采用多次分级淬火冷却。分级温度可根据连续冷却转变图,在过冷奥氏体的稳定区内选定。

小零件在淬火介质中分级停留时间只需 1~5min,然后取出空冷。停留时间太短,则截面温度尚未达到一致,无法有效地减少热应力;停留时间太长,可能发生贝氏体相变而使硬度降低。

采用分级淬火冷却的零件,其淬火加热温度可以比普通淬火冷却提高 10~20℃,以获得较高的淬透性。表 7-3-17 所列为几种碳钢的分级淬火加热温度。

表 7-3-17 碳钢的分级淬火加热温度

钢 号	45、50	T7、T8	T10、T12
分级淬火的加热温度(℃)	840~850	810~830	800~820

分级淬火常用的冷却介质是熔融的硝酸盐或碱浴,使用温度在 110~550℃。表 7-3-18 所列为工厂常用的分级淬火冷却介质,可用于形状复杂的碳素钢和合金工具钢制小型零件(有效厚度小于 20mm)。常用钢种分级淬火时的临界尺寸(心部获得马氏体组织的最大尺寸),见表 7-3-19。

表 7-3-18 常用的分级淬火冷却介质

盐浴成分的质量分数	熔化 温度 (℃)	使用温 度范围 (℃)
KNO <sub>3</sub> 55%+NaNO <sub>3</sub> 45%	218	230~550
KNO <sub>3</sub> 55%+NaNO <sub>2</sub> 45%	137	150~500
KOH80%+NaOH20% 另加 H <sub>2</sub> O6%	130	140~250
KNO <sub>3</sub> 53%+NaNO <sub>2</sub> 40% +NaNO <sub>3</sub> 7% (另加 H <sub>2</sub> O2~3.5%)	100	110~130
NaNO <sub>3</sub> 40%+KNO <sub>3</sub> 30% +Ba(NO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> 30%	170	180~400

表 7-3-19 常用钢种在不同介质中分级淬火时的临界尺寸

淬火方法	临界尺寸 (mm)					
	45	30Cr- NiMo	45Mn	GCr15	5Cr- MnMo	5Cr- NiMo
分级淬火	2.25	7.25	7.25	12.50	22.00	42.50
普通淬火(油淬)	7.25	12.50	12.50	19.75	32.25	57.25
普通淬火(水淬)	10.00	19.75	19.75	32.25	47.50	86.50

d. 等温淬火 等温淬火冷却是将加热奥氏体化后的零件淬入温度稍高于或低于 Ms 温度的热浴中



(参照各钢的等温转变图)停留不同时间,以获得全部下贝氏体组织或下贝氏体和马氏体的复相组织的热处理工艺。

贝氏体等温淬火。这种工艺是使过冷奥氏体在截面温度基本上均匀一致后开始其下贝氏体转变的。下贝氏体的密度比马氏体大,更接近于钢的退火状态的密度。下贝氏体温度区段的等温转变往往不完全而保留着少量残留奥氏体。所以贝氏体等温处理可获得较小的淬火应力,有效地减少淬火畸变和避免开裂。贝氏体等温淬火工艺的示意图,见图7-3-31a。

复相组织等温淬火。将加热奥氏体化后的零件淬入温度稍高于或低于 $M_s$ 温度的热浴槽中,等温适当时间,使先析出的下贝氏体转变量为要求的最佳体积分数后,取出淬冷,让未转变的过冷奥氏体转变为马氏体(有时还残留少量奥氏体)。这样处理后钢的组织为下贝氏体与马氏体的复相组织(有时亦会有少量残留奥氏体存在)。复相组织的等温淬火工艺的示意图,如图7-3-31b。由于过冷奥氏体中含有适量先分解的下贝氏体分割,细化了未分解的过冷奥氏体,亦增加了碳化物的弥散度,并使随后转变的马氏体的领域尺寸和条片宽度减小。与单一马氏体组织相比,淬火钢的强度、延塑性和韧性均有不同程度的提高。

e. 冷处理 冷处理是把淬火冷却到室温后的零

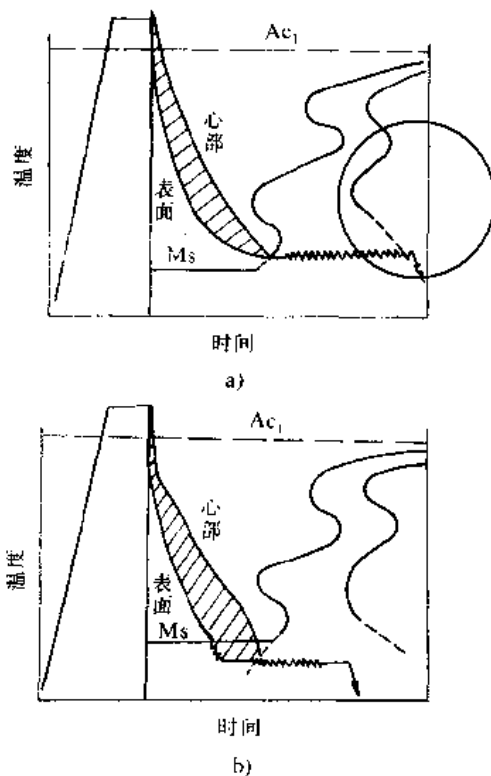


图7-3-31 等温淬火冷却工艺示意图

件再浸入零下温度的介质中继续冷却。对于马氏体转变终了温度位于 $0^{\circ}\text{C}$ 以下的钢种,冷处理后可使过冷奥氏体得到较为更充分的分解。

冷处理适用于马氏体转变终了温度低于 $0^{\circ}\text{C}$ 的工模具钢、渗碳零件以及特殊性能的高合金钢等。这些钢在淬火后还存在一定数量的亚稳定残留奥氏体。冷处理的作用在于减少残留奥氏体量,从而能显著提高淬火钢的硬度、尺寸稳定性、耐磨性和疲劳寿命。

刀具的冷处理工序常在零件冷却到室温后立即进行,随后再回火。形状复杂的零件,为了防止热应力过大而畸变或开裂,亦有在淬火后先进行回火再进行冷处理,然后在稍低的温度再次回火。冷处理的温度通常选在马氏体转变终了温度( $M_f$ )附近。处理停留时间以零件截面上均匀一致地达到低温即可,继续在低温延长停留时间,不会再产生附加的转变。表7-3-20所列为一一些常用工模具钢经冷处理后提高硬度的效果。表7-3-21列出经冷处理的W18Cr4V刀具在加工奥氏体合金时提高使用寿命的数据。

表7-3-20 冷处理对淬火钢硬度的影响

钢号	马氏体点( $^{\circ}\text{C}$ )		淬火钢奥氏体的体积分数(%)		冷处理后硬度增加值HRC
	$M_s$	$M_f$	冷处理前	冷处理后	
T7	300~250	-50	3~5	1	0.5
T8	250~225	-55	4~8	1~6	1.0
T9	225~210	-55	5~12	3~10	1.0~1.5
T10	210~175	-60	6~18	4~12	1.5~3.0
T12	175~160	-70	10~20	5~14	3.0~4.0
9SiCr	210~185	-60	6~17	4~17	1.5~2.5
GCr15	180~145	-90	9~28	4~14	3.0~6.0
CrWMn	155~120	-110	13~45	2~17	5~10

注:此表的淬火加热温度较高,只用以反映冷处理对奥氏体分解的作用。

对渗碳钢零件,在渗碳层的总深度为1.3~1.6mm时,深冷处理可使深度为0.8~1.0mm的渗碳层范围内的残留奥氏体的体积分数降至4%以下,硬度有所提高,从而改善耐磨性。例如,用18CrNiWA钢制的万向接合器的十字头,在渗碳后,从 $900^{\circ}\text{C}$ 和 $860^{\circ}\text{C}$ 二次空冷, $170^{\circ}\text{C}$ 回火,则渗碳层硬度为52~45HRC,如冷却到 $-120^{\circ}\text{C}$ 停留1h,硬度可增加到64~60HRC,使十字头的使用寿命延长3~4倍。冷处理可使18CrNiWA钢和12Cr2Ni4A钢的渗碳试样的摩擦系数有所减小,耐磨性能则提高32%~38%。



表 7-3-21 加工奥氏体合金时 W18Cr4V 钢制刀具的对比试验结果

工具类型	加工条件				试验结果		
	切削速度 (m/min)	进刀量 (mm)	切削深度 (mm)	加工一个零件的机时	被加工零件的数量(个)		冷却到零下的工具的寿命(%) <sup>①</sup>
					没有冷到零下的工具	冷到-130℃的工具	
埋头钻	9.2	45	2	2'50"	130	189	146
埋头钻	9.2	45	2	2'50"	149	218	165
埋头钻	9.2	45	2	2'50"	130	207	166
埋头钻	11.8	35	2	2'30"	62	71	114
埋头钻	11.8	35	2	2'30"	59	52	104
埋头钻	11.8	35	2	2'30"	40	45	112
埋头钻	11.8	35	2	2'30"	50	60	120
插柄端铣刀	9.6	45	5	3'10"两次走刀	50	56	112
插柄端铣刀	9.6	45	5	3'10"两次走刀	65	74	112
插柄端铣刀	9.6	45	5	3'10"两次走刀	50	56	112
插柄端铣刀	9.6	45	5	3'10"两次走刀	50	80	160
插柄端铣刀	7.2	22	46	2'25"	123	246	200
插柄端铣刀	7.2	22	46	2'25"	149	259	174

① 未冷处理工具的寿命为100%。

冷处理还可以改善零件的疲劳寿命,例如,可使碳氮共渗后的 18CrNiWA 钢的疲劳寿命提高 26%。

冷处理是使量具和精密轴承或仪表零件的形状和尺寸稳定性大大提高的有效途径。

但是由于可使淬火应力进一步增大,使形状复杂零件的畸变或开裂倾向增加,另外,冷处理设备因为热容量和密封等问题,尚难以介入生产流水线之内,因此,只用于小批量生产的零件。

f. 喷射冷却淬火 喷射冷却淬火始于感应加热淬火、火焰淬火等表面处理工艺。近年来转向用水-空气混合喷射和高压水喷射冷却大型锻件、开发了喷射工艺的新应用,并取得良好效果而再获重视和发展。

(1) 水-空气混合喷射冷却工艺。1984 年法国学者发展了计算机控制的喷雾淬火;苏联学者研制的水-空气混合物的喷雾淬火。在汽轮机、汽轮发电机转子、轧钢机主轴和大型锤锻模的热处理中应用获得良好结果,如曾采用 5CrNiMo 钢制作的尺寸为 1400×770×500 (mm) 锻模进行喷射冷却试验。水-空气混合喷射冷却的冷却能力决定于耗水量,见表 7-3-22。锻模冷却规范如下:先以耗水量为 100L/h 的情况下,从淬火温度冷却 50min,随后在耗水量为 60L/h 的情况下冷却 35min,最后,停止供水用压缩空气冷却 60min。然后取样测硬度并观察显微组织和确定力学性能,结果

如表 7-3-23 和图 7-3-32。

表 7-3-22 各种冷却方式的冷却速度

冷却规范	在下列温度时的冷却速度 (K/h)	
	800~500℃	500~200℃
从 880℃ 冷却耗水量 100 (L/h)	250/380	160/160
从 880℃ 冷却耗水量 50 (L/h)	200/320	150/160
从 880℃ 冷却用压缩空气冷却	130/270	42/56
从 880℃ 在静止空气中冷却	105/190	30/30
从 700℃ 冷却耗水量 100 (L/h)		230/290
从 700℃ 冷却耗水量 50 (L/h)		200/290
从 680℃ 冷却压缩空气		200/45
从 680℃ 在静止空气中冷却		28/30

注:分子为坯料中心冷却速度;分母为坯料表面冷却速度。



表 7-3-23 喷射冷却后截面上的硬度与组织

离锻模表面 距离 (mm)	淬火后的 硬度 HB	显微组织 (体积分数%)
表面	415 (3.0)	M (75%) + B <sub>L</sub>
20	430 (3.05)	M (70%) + B <sub>L</sub>
50	388 (3.10)	M (60%) + B <sub>L</sub>
100	341 (3.3)	M (25%) + B
150	311 (3.45)	M (10%) + B (70%) + T
180	302 (3.50)	M (10%) + B (60%) + T
200	285 (3.60)	B (30%) + T (40%) + C
250	235 (3.80)	B (10%) + C (90%)

注: M—马氏体; B<sub>L</sub>—下贝氏体; B—贝氏体; T—屈氏体; C—索氏体

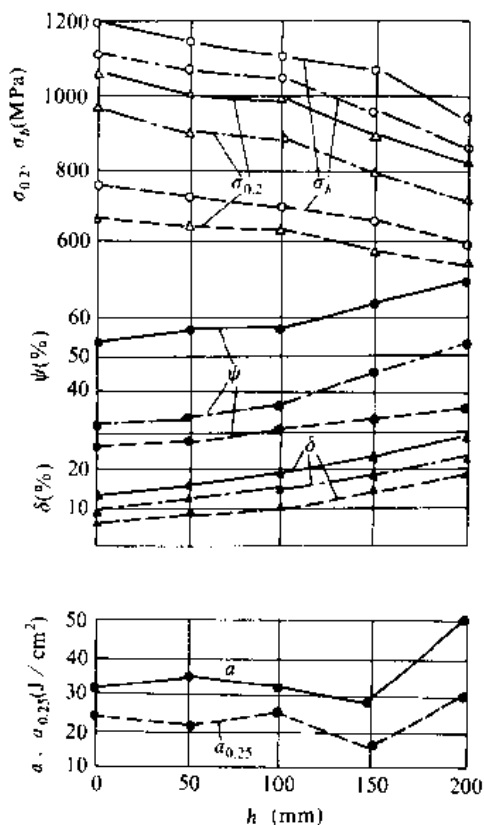


图 7-3-32 沿锻模截面的力学性能变化  
— 正常温度 —·— 300°C ---- 500°C  
h—距锻模表面距离

(2) 高压水喷射冷却工艺。日本学者根据喷水冷却、水压达 0.4MPa 以上时,能强制工件表面的蒸汽膜迅速消失,提高工件散热速度的概念,建立了高压水喷射冷却装置,如图 7-3-33。结果表明,高压水喷射冷却时,淬火钢性能有以下诸方面的改善:

1) 淬火钢表层的残存压应力明显增大,而且硬度分布曲线平滑,有利于大幅度提高疲劳强度。

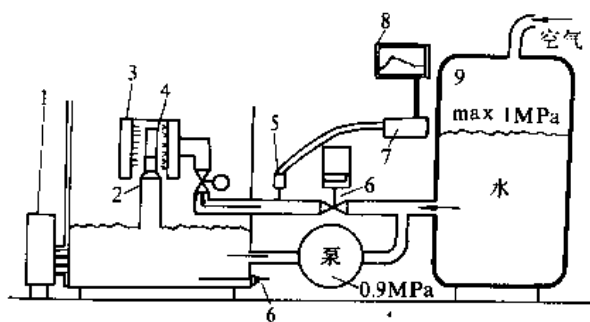


图 7-3-33 高压喷水淬火装置示意图

1—冷却器 2—支座 3—冷却水套 4—试验轴  
5—压力计 6—阀 7—放气器 8—记录器  
9—储能器 10—加热器

2) 与一般喷冷等方法相比,高压水喷射法可得到更高硬度乃至达到超硬范围。高压水喷射冷却处理碳含量的质量分数为 0.4%~0.9%的碳钢零件可获得优良的耐磨性。

### 3.3.6 形变淬火和余热淬火

形变淬火与余热淬火是淬火工艺的一种。其特征是在形变奥氏体状态下进行淬火。综合形变强化和相变强化于一体,将塑性形变与淬火操作相结合以获得马氏体组织的一种工艺方法。经过这种工艺方法处理后能够得到远高于一般热处理所能达到的强度、延塑性和韧性,并简化了工序而节能。

形变淬火与余热淬火大致可分为以下基本几类,如表 7-3-24 所列。

表 7-3-24 形变淬火与余热淬火的工艺方法及用途

类别	工艺特征	工艺名称	进行方式	效果及用途
形变在相变前进行	低温形变等温淬火	低温形变淬火(过冷奥氏体亚稳温度区段的形变淬火)	将钢加热至奥氏体区域然后急冷至 500~600°C 间进行大量形变,然后淬火	可在保证塑性的条件下,大幅度提高强度、改善耐磨性能。适用于飞机起落架、火箭蒙皮、高速钢刀具、模具、穿甲弹壳、板弹簧等
		低温形变等温淬火	将钢材加热至奥氏体区域然后急冷至 500~600°C 进行形变,然后进行等温淬火(主要在贝氏体转变区域)	可得到比低温形变淬火略低的强度。适用于热作模具和高强度结构钢制作的小型零件,可获得较高的塑性



(续)

类别	工艺特征	工艺名称	进行方式	效果及用途
形变在相变前进行		高温形变淬火(在稳定奥氏体温度区段的形变淬火)	与自由锻、热模锻、热挤压等锻造工艺结合利用锻造余热进行淬火	在提高强度(10%~30%)的条件下改善塑性、韧性、疲劳抗力,减小回火脆性、低温脆性和缺口敏感性 适用于高温回火的各种碳钢和合金钢零件以及机械加工量不大的锻件。诸如:连杆、曲轴、叶片弹簧和农用机具
		(1)锻造余热淬火		
		(2)轧制余热淬火	利用轧制余热直接淬火亦称“控制轧制”	效果同上。可用于各种建筑钢材、板、管、轧、丝材和各种型材
		高温形变等温淬火(锻轧余热贝氏体淬火)	利用锻(轧)余热进行贝氏体等温淬火	可获得高强度与高塑性的良好配合 适用缆绳用中碳及高碳钢丝及小型零件(螺钉等)的生产

### 3.4 淬火应力、畸变和开裂

淬火冷却过程是由表向里进行,所以零件截面上各部位存在着温度梯度,它导致不均匀的胀缩,并产生热应力。当零件的表面达到钢的  $M_s$  温度时,过冷奥氏体开始由表及里进行马氏体相变。因为马氏体的密度明显小于奥氏体,体积将发生膨胀。由于这种体积效应所产生的应力称为组织应力,它与热应力叠加,形成综合淬火应力。热应力和组织应力使淬火零件的尺寸形状产生变化即所谓淬火畸变。当淬火应力超过马氏体(淬火钢)的强度时,将发生淬火裂纹。

#### 3.4.1 淬火应力

**1. 热应力** 热应力是由于零件截面上各部位的冷却先后不一致所造成的。图 7-3-34a 为圆柱体表面和心部冷却曲线示意图 7-3-34b 为冷却过程中,零件表面和心部的热应力随时间而变化的示意曲线。开始冷却时,表层比心部先冷却和收缩,因而表层产生拉应力而心部则产生压应力,并都随时间的延长而递增,达到最大值后逐渐递减。随时间延长,表层应力由拉应力向压应力转化,而心部则由压应力向拉应力转化,图 7-3-34c 为零件截面上各部位的应力分布随时间变化示意图。

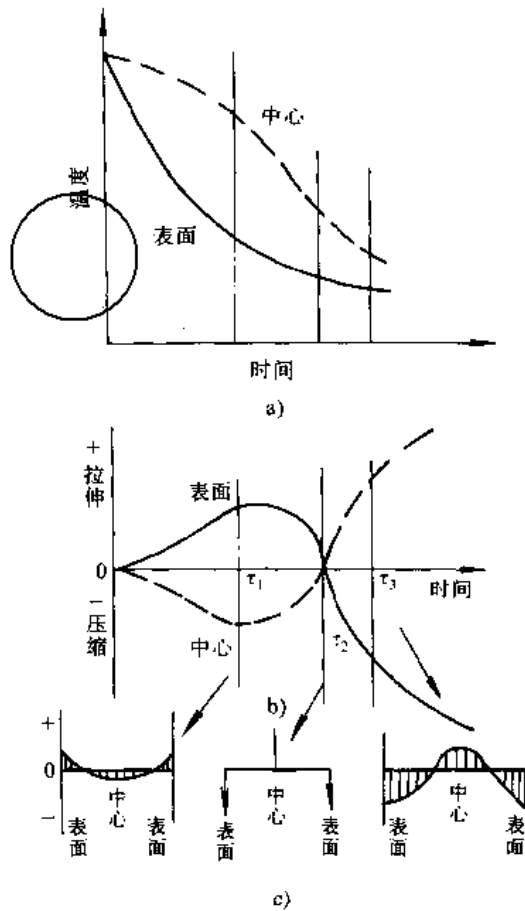


图 7-3-34 圆柱体钢试样在  $A_1$  点以下温度加热、淬火冷却时应力随时间的变化示意图

**2. 组织应力** 过冷奥氏体冷却到  $M_s$  温度时,表层奥氏体先于心部转变为马氏体,体积产生膨胀,由于此时心部尚未达到  $M_s$  温度,所以表层形成压应力而心部则为拉应力。随着时间的延长,表层力经历着由压应力向拉应力转化,心部由拉应力向压应力转化的过程。组织应力的分布随时间变化的示意图如图 7-3-35。

**3. 热应力和组织应力的综合** 图 7-3-36 为圆柱体试样在淬火冷却过程中热应力和组织应力的综合变化情况。淬火冷却初期只有热应力的作用(图中时间为  $\tau_1$  时)。当冷却至  $M_s$  温度以下时,由于发生马氏体转变,伴随着密度减小、体积膨胀,表层应力由拉应力向压应力转化(相当于图中  $\tau_2$  时间)。此时,心部温度还较高,在拉应力作用下产生塑性变形,使应力有所松弛。进一步冷却时,表层已完成马氏体转变,而心部则达到  $M_s$  温度而开始马氏体转变,体积发生膨胀。结果表层由于心部的膨胀而受拉应力,而心部受压应力(图中的  $\tau_3$  处)。因此,钢的淬火冷却到室温后,截面上仍保持着残留的应力,由于热应力和组织应力的性质(拉应力或压应力)是相反的,所以,淬火残余应力引起畸



变的趋向也不相同。

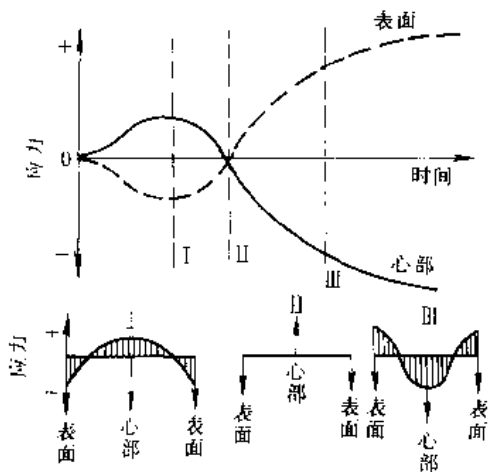


图 7-3-35 组织应力随时间的变化 (示意图)

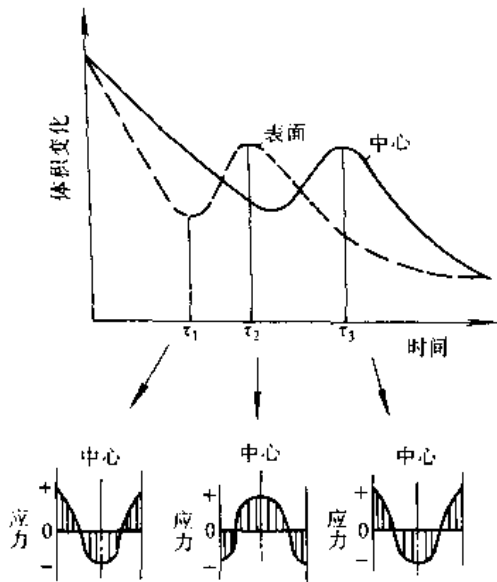


图 7-3-36 圆柱体试样在淬火冷却过程中热应力和组织应力的变化

淬火钢中残存应力的大小与分布是复杂的，决定于很多因素，诸如钢的化学成分和硬化层深度，零件的几何形状和尺寸以及淬火工艺，因而没有简单的规律。主要影响因素如下：

(1) 碳含量  $w_c$  的影响。试验结果 (图 7-3-37) 表

明，碳含量越高、表面压应力越小，并较早转变为拉应力而达到峰值；随碳含量降低而从压应力转变为拉应力的趋向明显。

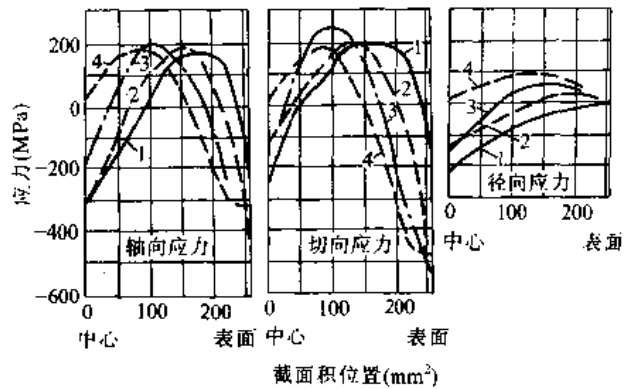


图 7-3-37 碳含量对圆柱体残余应力的影响  
( $\phi 18\text{mm}$ ,  $850^\circ\text{C}$  水淬)  $w_c$  1—0.98% 2—0.51%  
3—0.35% 4—0.20%

(2) 截面尺寸的影响。图 7-3-38 和图 7-3-39 的试验结果表明，零件淬裂有一个“危险”尺寸，大于或小于这一尺寸都不易淬裂。当截面尺寸逐渐增大时，表层残余应力从压应力向拉应力转变。截面尺寸极大时，心

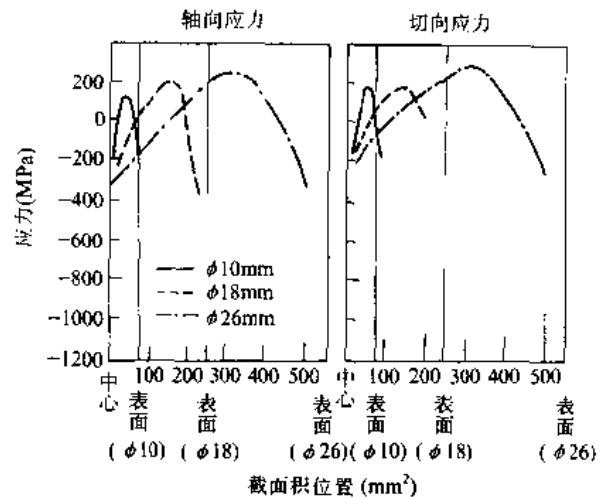


图 7-3-38 直径尺寸对碳钢 ( $w_c 0.51\% - w_{Cr} 1.04\%$ ) 圆柱体淬火残余应力的影响  
 $w_c$ 、 $w_{Cr}$  分别为 C、Cr 的质量分数  
( $\phi 10$ 、 $\phi 18$  与  $\phi 26\text{mm}$ ,  $850^\circ\text{C}$  水淬)

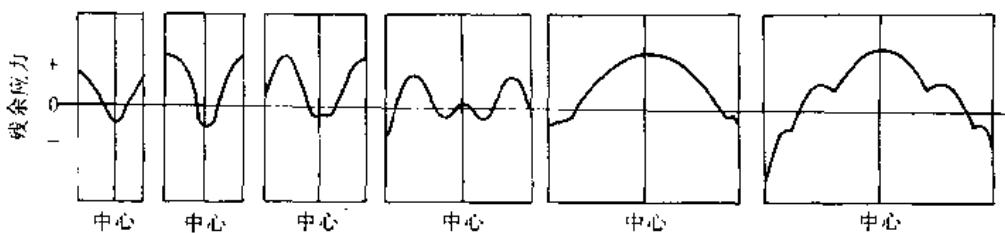


图 7-3-39 试样截面尺寸增大时淬火残余应力分布变化的定性关系





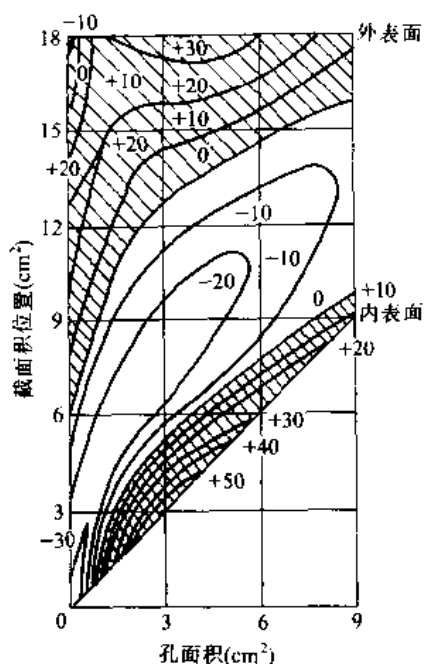


图 7-3-40 空心圆柱体内孔尺寸对残余应力的影响  
(Fe-Ni ( $w_{Ni}11.7\%$ ) 合金, 900℃, 0℃水淬)  
(图中数字表示应力值 ( $\times 10\text{MPa}$ ))

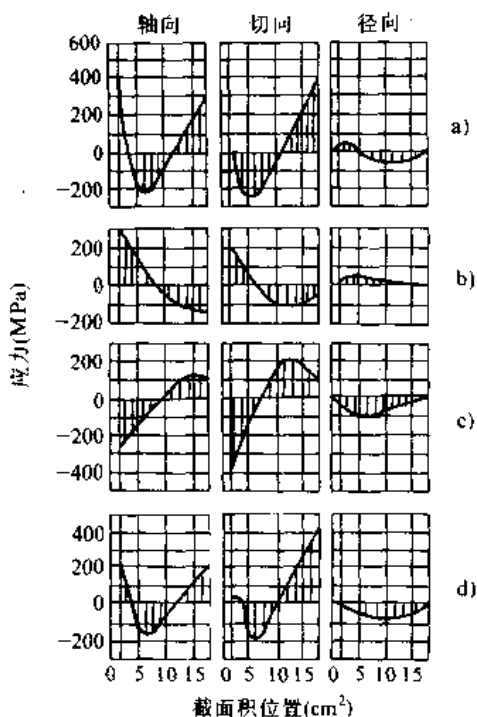


图 7-3-41 水冷方式对空心圆柱体残余应力的影响  
a) 内外表面同时冷却 b) 仅外表面冷却 c) 仅内表面冷却  
d) 内表面比外表面冷却强烈  
(Fe-Ni ( $w_{Ni}11.7\%$ ) 合金, 900℃淬火, 外径 50mm, 内径 15mm)

部应力增大而易起淬火内裂。

(3) 内孔尺寸的影响。空心圆柱体的内孔尺寸对淬火残余应力的影响, 如图 7-3-40 和图 7-3-41 所示, 图中说明: 内径小的空心圆柱体, 在仅从外表面冷却时, 内壁有较高的拉应力容易在内壁处发生淬裂。有效地防止方法是对内壁进行强制冷却和预冷。

(4) 未淬硬层厚度的影响。图 7-3-42 和图 7-3-43 的试验结果表明: 硬化表层和未硬化的心部密度不同, 分别形成压应力和拉应力。当未淬硬层极小时, 心部有一个很大的拉应力, 因此, 心部容易产生横向淬裂。当未淬硬层增厚时, 在接近硬化层边缘处将形成极大的拉应力, 这样易产生环形淬火裂纹。

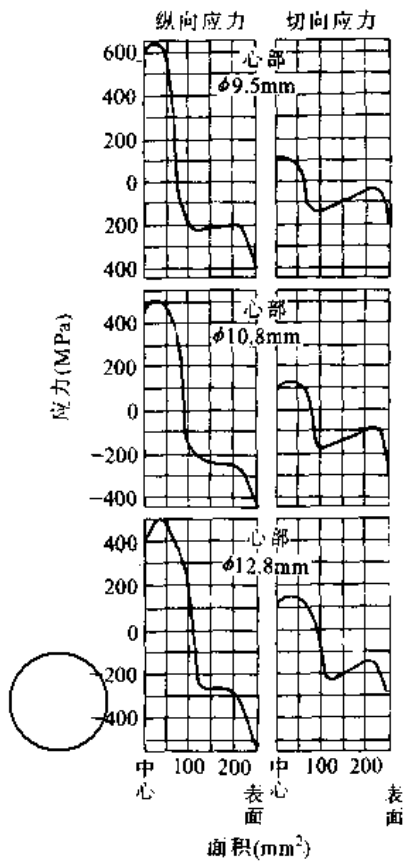


图 7-3-42 未淬硬心部的大小对  $w_C1\%$ ,  $w_V0.2\%$  钢 (SKS43) 圆柱体 ( $\phi 13\text{mm}$ ) 从 800℃水淬后的残余应力的影响 (图中短竖线表示心部和硬化部的边界)  
 $w_C$ 、 $w_V$  分别为 C、V 的质量分数

### 3.4.2 淬火畸变

淬火畸变是淬火冷却过程中热应力与组织应力在零件形状、尺寸上的反应。所有影响淬火应力变化的因素都将同时影响淬火畸变。



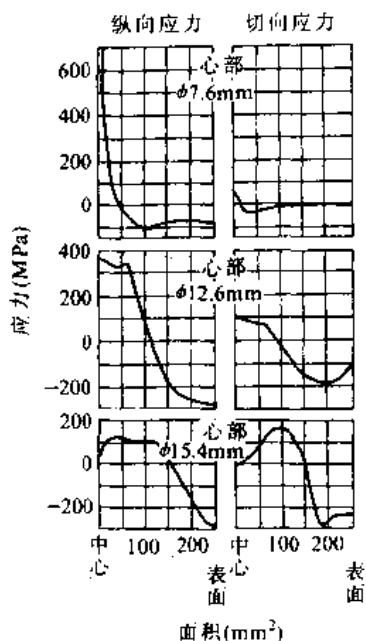


图 7-3-43 未淬硬心部的大小对  $w_c 0.7\%$  碳圆柱体 ( $\phi 18\text{mm}$ ) 从  $900^\circ\text{C}$  油淬后残余应力的影响  
(图中的短竖线表示心部和硬化部的边界)

**1. 淬火畸变的基本规律** 热应力引起的畸变主要是淬火初期在心部受向压应力时产生的, 它使物体向球形发展。直径小于高度的圆柱体在热应力的作用下的畸变规律是直径增大, 高度减小, 有呈腰鼓状趋向。高度小于直径的扁平体零件, 热应力作用的结果是直径收缩、厚度增凸, 成陀螺状变形。空心圆柱体外表面冷却较快, 内孔处对流传热不充分, 冷却较缓慢, 使内空心部分鼓凸。内径与外径均较大的套圈状零件, 热应力使高度与外径均有收缩, 内孔缩相对较大, 内、外径均减小而高度伸长。

组织应力引起的畸变主要是零件淬火由表及里地通过  $M_s$  温度时开始的。对尺寸较小的圆柱体零件, 组织应力使直径及高度同时俱增。当尺寸大于一定值后, 组织应力增加对圆柱体直径与高度有不同影响。直径小于高度时, 组织应力使高度增大而直径减小。若直径大于高度时, 则高度收缩、直径增大。对于空心圆柱体零件, 尺寸较小时, 内外径与高度都增大。在尺寸较大时, 组织应力使内径增大。

热应力和组织应力对于简单形状零件畸变的影响, 可用表 7-3-25 来示意说明其形状和尺寸变化的一般特征或规律。

## 2. 减少淬火畸变的途径

(1) 合理选择材料和改进零件设计的结构工艺性。一般来说对于形状复杂、尺寸稳定性要求较高的零

件, 应选择淬裂敏感性小而淬透性较好的合金钢制作, 以便可以在较为缓和的淬火介质中冷却而减少淬火变形。零件设计方面应尽量减少截面尺寸的不均匀性和满足形状的对称性, 避免尖角和薄边等导致应力集中和易过热的部位。有关设计零件中热处理工艺性的问题可参见机械零部件设计卷第 2 篇第 5 章。

(2) 选择合适的锻造和预先热处理工艺。高合金工具钢的碳化物不均匀分布(集聚或堆积)或呈网状均将增大淬火畸变, 应反复锻, 使大量过剩碳化物弥散而均匀分布。对齿轮或轴类零件, 锻造温度以及锻造纤维流线的形状对淬火畸变亦有较大影响。

淬火前的原始组织状态也对淬火畸变产生影响, 用退火或正火消除应力, 有助于减少淬火畸变。

机加工产生的残余应力将加剧淬火畸变。所以在加工过程中, 特别在精加工之前应进行消除应力处理。

(3) 采用低淬火畸变的热处理工艺方法。能减少淬火畸变的热处理工艺有: 一次或多次预热, 降低淬火温度, 预冷淬火, 分级淬火(一次或多次分级), 等温淬火和模压淬火等。

**3. 淬火畸变的矫正** 热处理畸变的零件还可以采用矫正措施来弥补, 包括:

(1) 热压矫直法。零件在淬火冷却至邻近  $M_s$  温度而过冷奥氏体尚未完全转变为马氏体时, 利用部分奥氏体的热塑性, 在压床上施以不大的外力, 即可矫正淬火零件的淬火畸变。近来发展了由微机控制的自动择区矫直压床, 已在较长轴类或高速钢拉刀等零件上获得广泛应用。

(2) 反击矫正法。将淬火畸变的工件置于平板上滚转, 凭灯光隙缝或千分表指针摆动情况, 确定凹陷区段, 用扁嘴锤敲击凹陷处, 使小面积的塑性变形表面产生压应力并向两侧伸展而变直。此法适用于直柄钻头一类的杆形高硬度零件。

(3) 模压回火矫正法。对仪表钻头或锯片铣刀及摩擦片等可在淬火冷却后, 用相应夹具压紧后, 连同夹具一起进行回火, 回火出炉后要趁热再次加压矫正。

(4) 热点矫正法。用氧-乙炔火焰热点在零件凸起部位短时加热, 碳素工具钢零件继以水冷, 而合金工具钢和高速钢零件则用油冷或空冷, 通过局部加热和冷却应力的作用使零件得到矫正。凡冷压矫正有困难时, 多用热点法。采用热点矫正法时必须注意: 第一, 必须在回火以后进行; 第二, 合金工具钢在高硬区热点易引起开裂, 应预先在  $180^\circ\text{C}$  硝盐中进行预热, 热点前亦应在择点四周用火焰预热; 第三, 热点区目测温度约为



表 7-3-25 热处理变形的一般趋向

轴类	扁平体	正方体	圆筒体	环状体	
原始状态					
热应力作用	$d^-, l^+$ 	$d^-, l^+$ 	趋向球状 $d^-, D^-, l^+$ 	$D^-, l^+$ 	
组织应力作用	$d^+, l^+$ 	$d^-, l^+$ 	平面内凹 棱角突出 $d^-, D^-, l^+$ 	$D^-, d^+$ 	
组织转变作用	$d^+, l^+$ 或 $d^-, l^+$ 	$d^+, l^+$ 或 $d^-, l^+$ 	$a^+, c^+$ 或 $a^-, c^-$ 	$d^+, D^-, l^+$ 或 $d^-, D^+, l^+$ 	$D^-, d^+, l^+$ 或 $D^+, d^-, l^+$ 

800~850℃,热点位置应尽量选在刀具的非工作部位;  
第四,直径小于6mm的零件,热点法效果不大。

### 3.4.3 淬火开裂

淬火裂纹主要是由于钢在组织转变时所形成的拉应力超过材料在该温度下的断裂强度所引起的。一般在200℃以下,由于马氏体转变产生较大的组织应力,同时在此温度下钢的延塑性又较差,所以易于产生裂纹。淬火裂纹可以在冷却过程中产生,亦可以在零件刚从介质中取出时或在存放一定时间产生。

#### 1. 淬火裂纹的类别及形成原因

(1)纵向开裂。当淬火冷却时产生的拉应力超过材料的强度即发生淬裂。细长圆柱体零件淬火后切向残余应力一般比纵向大,如图7-3-44所示,因此,常常会引起纵向开裂。

(2)横向开裂。直径特大的零件,或直径不太大而未淬透的零件,心部的轴向拉应力远大于切向应力,如图7-3-45,经常发生横向开裂。

(3)孔内壁面开裂。管形零件或带孔零件往往由于孔内壁和其他部位冷却速度差异而形成孔内壁面处开裂,如图7-3-46所示。

#### 2. 促进淬火裂纹形成的因素



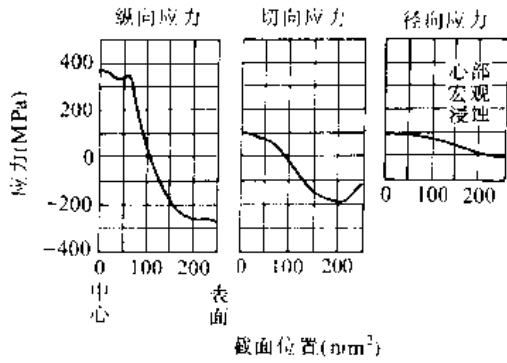


图 7-3-44  $w_C$  0.7% 的碳钢圆柱体 ( $\phi 18\text{mm}$ ) 900°C 油淬时的残余应力 (仅表面淬火)

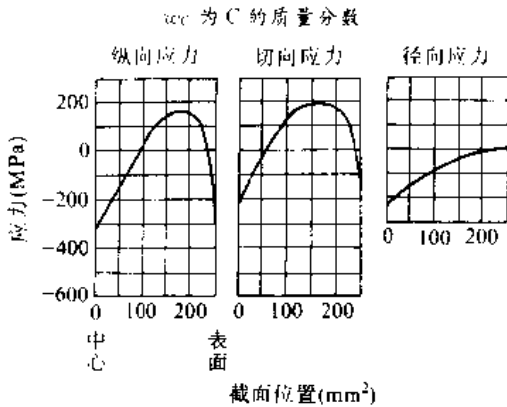


图 7-3-45  $w_C$  0.98% 的 Cr 钢 (GCr15) 圆柱体 ( $\phi 18\text{mm}$ ) 850°C 水淬时的残余应力

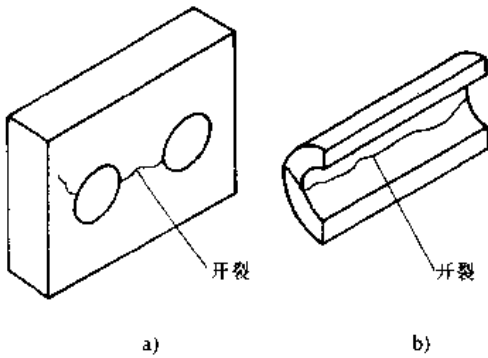


图 7-3-46 孔内壁处开裂

(1) 钢的合金成分、显微组织和力学性能。合金元素与其含量对钢的淬裂敏感性有不同影响,  $w_C > 0.5\%$ ,  $w_{Mn} > 1.5\%$ , 易产生淬裂; 而镍则对淬裂最不敏感;  $w_C > 1.5\%$  时, 由于形成未溶碳化物而淬裂敏感。钢的  $M_s$  温度与齿轮的淬裂裂纹之间存在一定关系,  $M_s$  温度越低, 越易发生淬裂, 晶界析出的硫化物等非金属夹杂物增加淬裂敏感性。

(2) 零件几何形状。零件的几何形状应尽量避免截面急剧变化, 减少尖锐的棱角, 设法消除应力集中的部位。

(3) 热处理工艺。工艺选择不当, 诸如: 淬火温度过高、加热速度过快引起截面温差过大、淬火冷却不当 (特别是在马氏体转变区冷却速度过快)、淬火后未及时进行回火或回火不足等。

**3. 防止淬火开裂的措施** 防止或减少淬火裂纹的途径是, 降低在冷却过程中的拉应力并尽量减少截面上各部位的温度差, 尽可能做到均匀冷却。

降低拉应力的具体方法有: (1) 尽量采用淬透性较好的钢。(2) 在工件完全冷却前即行回火。(3) 采用双液淬火、分级淬火或等温淬火。

使截面各部位均匀冷却的途径有: (1) 消除应力集中的各种形状因素。对锐角进行倒角, 倒角半径大于 15mm 为好。(2) 尽量避免截面变化过大, 或加大截面过渡半径, 保持形状的对称性。(3) 圆筒形零件, 当孔内壁不怕淬硬时, 可先将孔内壁进行短时间的喷液冷却, 然后再使整体浸入淬火介质中冷却。

### 3.5 整体淬火工艺的进展

**1. 微机应用** 整体淬火工艺的现代发展首先是对淬火加热、冷却、矫正工艺与设备的操作全过程实行微机管理和定向控制, 具有降低成本, 增强可靠性和确保质量的效能。亦可以利用计算机专家系统, 根据零件图纸和要求的性能, 对结构钢淬火和回火的工艺参数进行优化。利用计算机还可以评估淬火钢的强度和预测截面硬度分布和端淬曲线。

**2. 加热技术** 随着测试技术的进步和强度理论、断裂力学、金属疲劳以及金属摩擦磨损等学科的发展, 整体淬火加热工艺的各参量在不断地、科学地予以修订, 替代长期沿用的旧工艺参量, 使材料的性能潜力得到进一步发挥, 工艺效果更臻于完善。

**不同原始组织状态钢的临界区加热技术** 铁素体—马氏体双相钢或针状铁素体+马氏体复相钢的发展; 临界区加热时奥氏体形成动力学三阶段学说的建立; 针状铁素体的形成和消失规律的发现, 为整体淬火工艺开创了一个新领域, 使材料的性能跃上新水平。

马氏体—下贝氏体复相淬火工艺的发展和显微组织参量与复相淬火钢强度数学表达式的建立, 使现有材料强韧性获得成倍提高。

**3. 冷却技术** 淬火冷却技术的持续发展, 大批新型淬火冷却介质和方法的研制成功和应用, 减少了淬

(1)  $w$  为质量分数。



火变形,防止淬火开裂,提高了生产率,降低了工艺成本,消除了污染和改善了劳动条件。计算机控制的喷雾淬火和利用继电器、电磁阀等装置来控制流态床冷却时的风量以实现分段冷却的自动化,使淬火冷却能严格按照冷却速度与淬火钢性能关系加以控制。

#### 4 钢的回火工艺

钢的回火是紧接淬火的后继工序,其目的是控制零件的最后综合性能,降低或消除淬火残余应力、增加零件的尺寸稳定性。因此,回火工艺参数制订的正确性,对零件的使用寿命起着一定的保证作用。

从固态相变方面认识,淬火的组织特点不同,回火时组织结构的变化也略有差异,各有其变化的一般规律。根据回火温度的不同,淬火钢的回火过程中发生以下几种变化:

(1) 25~100℃: 马氏体内过饱和碳在位错线上偏聚或形成“集团”。

(2) 100~250℃: 马氏体分解、马氏体内过饱和碳脱溶并析出 $\epsilon$ -碳化物。

(3) 200~300℃: 残留奥氏体分解,转变为贝氏体。

(4) 250~400℃: 马氏体继续分解,马氏体中过饱和的碳全部脱溶,析出渗碳体,250℃以下形成的 $\epsilon$ -碳化物重新溶解。碳含量较高的钢在析出渗碳体之前,先析出 $\chi$ -碳化物。

(5) 400~720℃: 渗碳体集聚成球状并逐渐长大、粗化;铁素体结构发生回复和再结晶。回火过程的相变是回火工艺改善淬火钢综合力学性能的理论基础,亦是制订回火工艺参数的依据。

##### 4.1 回火工艺的特点

回火工艺的加热温度较低,一般在钢的  $A_{c1}$  以下乃至室温的温度范围内选择。根据零件不同的性能要求可分为低温回火、中温回火和高温回火三个不同的温度区段。

回火的冷却一般是采用空冷,以免重新在零件中产生内应力降低回火对消除应力和稳定尺寸的作用。然而对那些回火脆性敏感的钢种,在脆化温度内回火后应通过快速冷却,使对冲击韧性或断裂韧性下降的回火脆化现象有一定的缓解或抑制作用。

##### 4.2 淬火钢回火时力学性能的变化

###### 4.2.1 硬度

硬度变化的总趋势是随回火温度升高而不断降

低,碳钢回火时硬度的变化如图 7.3-47 所示。

钢中合金元素不同程度地减小回火时硬度降低的趋势,强烈形成碳化物元素含量较高时,还可在高温回火时因析出弥散碳化物而形成二次硬化现象,如图 7.3-48。

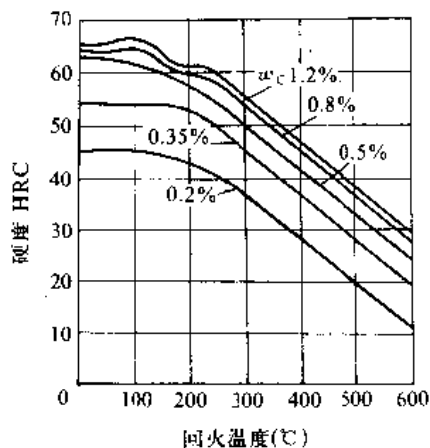


图 7.3-47 回火温度对各种淬火碳钢硬度的影响  
 $w_c$ —C 的质量分数

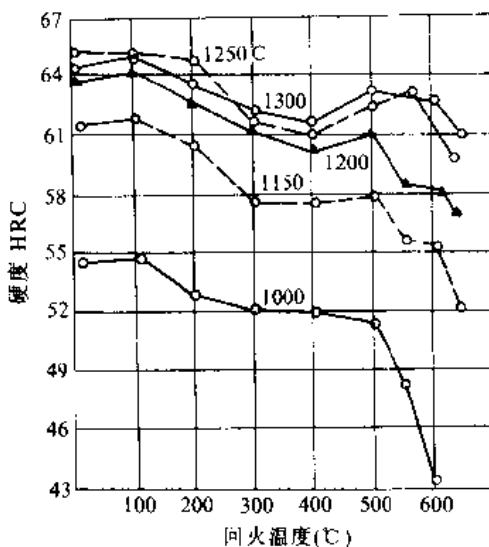


图 7.3-48 高速钢 W18Cr4V 的回火硬度曲线

###### 4.2.2 强度和塑性<sup>[5]</sup>

碳钢随回火温度升高,强度( $\sigma_b$ 、 $\sigma_s$ )逐渐降低,而塑性( $\delta$ 、 $\psi$ )不断升高,如图 7.3-49。各种合金结构钢和工具钢的力学性能随回火温度的变化可参见工程材料卷第 4 篇。

###### 4.2.3 韧性

虽然冲击韧度随回火温度升高而增加,但在两个



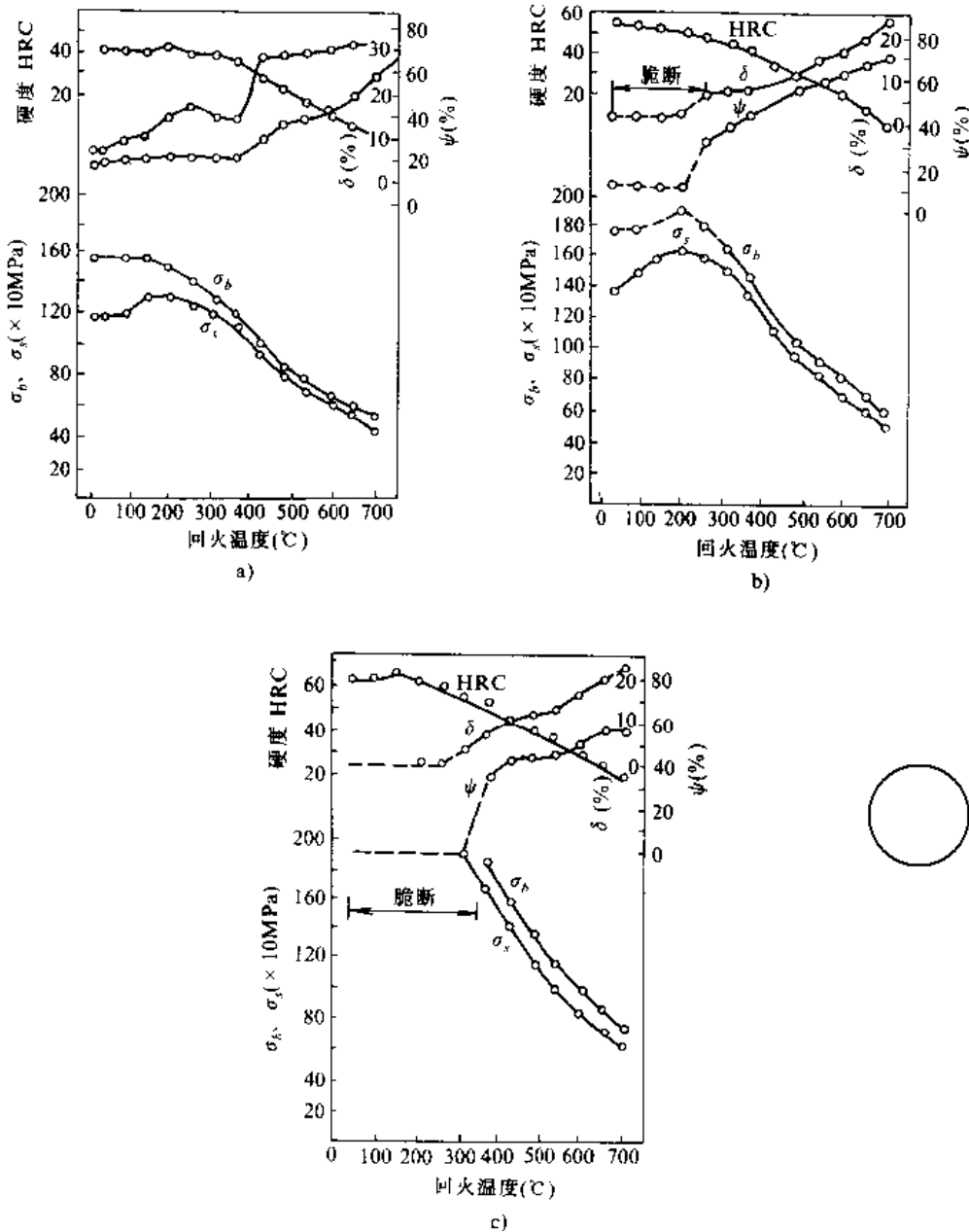


图 7-3-49 淬火碳钢的拉伸性能与回火温度的关系

a)  $w_c 0.20\%$  b)  $w_c 0.41\%$  c)  $w_c 0.82\%$

$w_c$ —C 的质量分数

温度区间有可能降低,即出现在 250~400℃ 的低温回火脆性,及 450~600℃ 的高温回火脆性。所有钢均有低温回火脆性,且无法消除,故应避免在此温度区域回火。高温回火脆性可通过回火后快冷来消除。对大截面零件,则可选择含铜 ( $w_{Cu} \approx 0.5\%$ ) 或钨 ( $w_W \approx 1\%$ ) 的合金钢,这些钢对高温回火脆性具有低的敏感性。

### 4.3 回火工艺的分类与应用

1. 按回火加热温度、回火工艺分类 可以分为低

温回火、中温回火和高温回火几类。

(1) 低温回火。以获得回火马氏体组织为目的,一般加热温度  $< 250^\circ\text{C}$ ,保温一定时间(一般为 1~2h)后,可以任何速度冷却。低温回火用于碳钢或低合金工具钢的去应力或稳定尺寸处理,亦可用于经过渗碳、碳氮共渗或其他表面淬火零件的后续处理。

(2) 中温回火。弹簧钢制件一般在 350~500℃ 进行中温回火,以获得回火托氏体组织和高弹性极限。根据国内对多冲抗力规律的研究,某些中碳结构钢零件



淬火后采用中温回火代替传统的调质工艺,可提高零件服役寿命。

一般不在 250~350℃ 温度范围内回火,以避免发生第一类回火脆性。

(3) 高温回火。将淬火钢加热到 500~650℃,保温一段时间后冷却,获得回火索氏体。淬火继以高温回火又称调质处理。对于回火脆性不敏感的钢可以任意速度冷却,否则,最好在油或水中快冷。结构钢零件的调质处理是应用广泛的一种工艺。目的在于获得强度和韧性的最佳配合。高合金钢,如高速钢也需高温回火,但主要目的是为了获得回火马氏体,并使残留奥氏体转变,常常产生二次硬化现象。

**2. 按回火的次数分类** 回火工艺有一次回火和多次回火之分。对高速钢之类的高合金工模具钢,为了使大量不稳定残留奥氏体转变,保证零件达到预期的硬度和红硬性一般采用 550~570℃ 的三次回火。等温淬火的高速钢甚至采用四次回火。对于低合金工具钢或轴承钢为消除应力与残留奥氏体,稳定尺寸,一般采用 160~180℃ 的二次回火。对碳素钢或低合金结构钢可采用一次回火。

**3. 自回火** 在制作工具(如凿子)时,常利用锻造余热淬火,零件淬入水中一定时间后,在心部尚未完全冷却的情况下,从水中取出,让心部的余热传至外部淬硬层,进行回火。通过观察表面氧化色来控制回火温

度以获得要求的硬度。

自回工艺在感应加热淬火零件上获得广泛应用。当感应加热淬火时,不等零件心部完全冷却即中断喷液淬冷,使心部的余热传至表面淬硬层,使淬硬层得到再加热,达到一定的回火温度,以获得要求的组织和性能。感应加热淬火的自回火工艺已在凸轮轴、曲轴、钢轨末端和飞轮圈上广泛应用。

**4. 感应加热回火** 采用工频感应加热对简单形状的零件,如轴承套圈、轴类零件、预应力钢筋、弹簧等进行回火(回火温度应比通常炉内加热适当提高)能达到与炉内加热回火相同的效果,而大大缩短工艺时间(轴承套圈的 160℃ 回火,时间从炉内的 1h 缩短至 1~2min)。其优点在于可以将回火处理并入轴承套圈自动化生产线与机加工的工艺节拍协调一致。

**5. 去氢回火** 高温去氢回火是将锻造后在空气中或油中冷却到 150~200℃ 的钢坯再缓慢地加热到  $A_{c1}$  以下 20~50℃,并进行较长时间的保温,然后出炉空冷。这种回火工艺的目的主要是扩散去氢。某些零件镀锌后亦需进行 200~220℃ 的低温去氢回火。

**6. 快速回火** 快速回火选择较高的回火温度,以较短的时间,完成残余奥氏体的转变过程和马氏体的分解以缩短回火工艺周期。

## 第4章 少无氧化热处理<sup>[1]~[4][6]</sup>

金属的氧化烧损和钢的氧化脱碳是在空气中或其他氧化性介质中加热时不可避免的缺陷。金属的加热氧化会造成材料的巨大损耗。例如钢材在热加工过程中的氧化烧损率大约为 3%,汽车制造业中热处理时氧化烧损占热处理工件总质量的 7.5%,拖拉机制造过程中的烧损占热处理件总质量的 7.0%,而热轧钢带采用无氧化加热的热处理方式可节约 20% 的金属。

钢的氧化必定伴随着脱碳。脱碳对钢的耐磨性、疲劳极限和抗拉强度有很大影响。65Mn 钢的脱碳层由 0.38mm 增加到 1.2mm 时,抗拉强度降低 14%,屈服点也降低 14%。硅锰钢由于脱碳,疲劳极限降低 41%。

在真空和可控气氛介质中加热可完全避免钢的氧化脱碳。在脱氧状态良好的盐浴和浮动粒子炉中加热

可明显减少氧化脱碳,采用优质防氧化涂料可使钢件的氧化脱碳减低到最低程度。

### 1 可控气氛热处理

金属在可控气氛中进行加热,不但可以完全避免氧化,节约金属材料,得到光洁或光亮的表面,而且还可使钢完全避免脱碳,达到提高钢件的力学性能,延长使用寿命的目的。应用可控气氛还可以实现控制钢表面碳浓度的渗碳和复碳,从而保证产品质量。

#### 1.1 钢在气体介质中加热时的行为

钢中的铁、碳及某些合金元素在各种气体介质中加热时的反应列于表 7-4-1。



表 7-4-1 钢中铁、碳和合金元素在高温下与各种气体的反应

气体介质	介质和钢及合金元素的高温反应	反应特点	无氧化、无脱碳或增碳条件
空气 (氧)	氧化 $2\text{Fe} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{FeO}$ $4\text{Fe} + 3\text{O}_2 \rightarrow 2\text{Fe}_2\text{O}_3$ } 570℃ 以上 $3\text{Fe} + 2\text{O}_2 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4$ 570℃ 以下 脱碳 $\text{C}(\gamma\text{-Fe}) + \text{O}_2 \rightarrow \text{CO}_2$ $\text{Fe}_3\text{C} + \text{O}_2 \rightarrow 3\text{Fe} + \text{CO}_2$	反应不可逆, 不能通过控制介质成分来避免氧化和脱碳	—
CO - CO <sub>2</sub>	氧化与还原 $\text{Fe} + \text{CO}_2 \rightleftharpoons \text{FeO} + \text{CO}$ $3\text{FeO} + \text{CO}_2 \rightleftharpoons \text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{CO}$ } 570℃ 以上 $3\text{Fe} + 4\text{CO}_2 \rightleftharpoons \text{Fe}_3\text{O}_4 + 4\text{CO}$ 570℃ 以下 脱碳与增碳 $\text{C}(\gamma\text{-Fe}) + \text{CO}_2 \rightleftharpoons 2\text{CO}$ $\text{Fe}_3\text{C} + \text{CO}_2 \rightleftharpoons 3\text{Fe} + 2\text{CO}$ 与铬的反应 $2\text{Cr} + 3\text{CO}_2 \rightleftharpoons \text{Cr}_2\text{O}_3 + 3\text{CO}$	反应可逆, 因而可控。采取适当的 CO/CO <sub>2</sub> ① 比例可以避免氧化与脱碳, 亦可达到增碳的效果  反应可逆, 但一般难于避免铬的氧化	无氧化 CO/CO <sub>2</sub> ① = 2~4, 无脱碳 CO/CO <sub>2</sub> ① = 3~20。 添加甲烷发生以下反应: $\text{CH}_4 + \text{CO}_2 \rightarrow 2\text{CO} + 2\text{H}_2$ , 可达到提高炉气碳势的目的。铬在 > 700℃ 不氧化的条件是: CO/CO <sub>2</sub> ① > 10 <sup>5</sup> 。一般难于达到, 所以含铬钢的加热达不到光亮效果
H <sub>2</sub> - H <sub>2</sub> O	氧化与还原 $\text{Fe} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{FeO} + \text{H}_2$ $3\text{FeO} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{H}_2$ } 570℃ 以上 $3\text{Fe} + 4\text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{Fe}_3\text{O}_4 + 4\text{H}_2$ 570℃ 以下 脱碳与增碳 $\text{C}(\gamma\text{-Fe}) + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{CO} + \text{H}_2$ $\text{Fe}_3\text{C} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons 3\text{Fe} + \text{CO} + \text{H}_2$	反应可逆, 控制 H <sub>2</sub> /H <sub>2</sub> O ①, (H <sub>2</sub> )(CO) ① / H <sub>2</sub> O 比例可以达到无氧化, 无脱碳目的	无氧化 H <sub>2</sub> /H <sub>2</sub> O ① = 1.5~8, 无脱碳 (H <sub>2</sub> )(CO)/H <sub>2</sub> O ① = 2~20 添加甲烷发生 $\text{CH}_4 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{CO} + 3\text{H}_2$ 反应, 有提高介质中的还原成分的作用
H <sub>2</sub> - CH <sub>4</sub>	脱碳与增碳 $\text{C}(\gamma\text{-Fe}) + 2\text{H}_2 \rightleftharpoons \text{CH}_4$ $\text{Fe}_3\text{C} + 2\text{H}_2 \rightleftharpoons 3\text{Fe} + \text{CH}_4$	反应可逆, 调节 CH <sub>4</sub> /H <sub>2</sub> ① 比例可达到不脱碳与不增碳效果	无脱碳与不增碳; CH <sub>4</sub> /H <sub>2</sub> ① = 0.01~0.06
含硫的氧化性气体	氧化 $2\text{SO}_2 + 3\text{Fe} + 2\text{Ni} \rightarrow \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{NiS} + \text{NiO} + \text{FeS}$	高镍钢产生严重氧化, 形成鳄鱼皮状表面	制备可控气氛的气体燃料的含硫量要控制到 < 180mg/m <sup>3</sup>

① 均为体积分数之比。

### 1.2 钢在可控气氛中实现无氧化加热的原理

一般靠燃料燃烧制备的气氛多为 CO - CO<sub>2</sub> - H<sub>2</sub> - H<sub>2</sub>O 多元混合气体。钢在这种气氛中加热时, 必须考虑  $\text{Fe} + \text{CO}_2 \rightleftharpoons \text{FeO} + \text{CO}$  和  $\text{Fe} + \text{H}_2\text{O} \rightleftharpoons \text{FeO} + \text{H}_2$  两个反应的综合影响。图 7-4-1 所示为这两个反应的理论平衡曲线。由此图可以大致确定钢铁在多组元混合气体中加热和冷却时的氧化、还原条件。

在 H<sub>2</sub>O/H<sub>2</sub> 平衡曲线的左侧为还原区, 右侧为氧化区。例如铁在 1100℃ 于 21℃ 露点 ( $\varphi_{\text{H}_2\text{O}} 2.5\%$ )  $\varphi_{\text{H}_2} 14\%$  的气氛中进行处理, H<sub>2</sub>O/H<sub>2</sub> = 0.18, 相当于图中的 A - A' 线, 在 1100℃ 对铁是还原的。在冷却过程中, 沿着 A - A' 线与平衡曲线相交于 460℃, 然后便进入

氧化区。此时若缓慢冷却, 工件便会发生氧化。如果工件很薄, 冷速又足够大, 氧化将是轻微的。

在上述 H<sub>2</sub> - H<sub>2</sub>O 气氛中加入 CO - CO<sub>2</sub> 混合气体, 情况将发生很大变化。在 CO<sub>2</sub>/CO 平衡曲线的左侧是还原区, 右侧是氧化区。例如在  $\varphi_{\text{CO}_2} 5\%$  和  $\varphi_{\text{CO}} 10\%$  的气氛中, CO<sub>2</sub>/CO = 0.5, 相当于图中的 BB' 线。在 1100℃ 根据 CO<sub>2</sub>/CO 的影响会造成轻微氧化, 但此时 H<sub>2</sub>O/H<sub>2</sub> 的还原作用占优势, 结果使气氛具有明显的还原性。在冷却过程中, 工件在 830℃ 与平衡曲线相交, 继续冷却进入还原区。此时 CO<sub>2</sub>/CO 比例气氛的还原作用超过 H<sub>2</sub>O/H<sub>2</sub> 气氛的氧化作用, 出炉的工件

①  $\varphi_{\text{H}_2\text{O}}$ 、 $\varphi_{\text{CO}_2}$ 、 $\varphi_{\text{CO}}$  等分别为 H<sub>2</sub>O、CO<sub>2</sub>、CO 的体积分数。





将是光亮的。

空气/燃气以高混合比制备的气体对铁有明显的氧化作用。例如空气/天然气比例为8时的气氛露点是21℃， $H_2O/H_2 = 2.5/7 = 0.35$  (图7·4-1CC'线)，而 $\varphi_{CO_2}/\varphi_{CO} = 8/6 = 1.33$  (图7·4-1DD'线)。此气氛在1100℃对铁有明显的氧化性，掩盖了 $H_2O/H_2$ 比例的轻微还原作用。氧化效应一直延续到443℃，还要考虑在650℃以下 $H_2O/H_2$ 比例气氛造成的氧化。也就是说，铁在进入443℃以下的 $CO_2/CO$ 比例的轻微还原区以前，一直是氧化的。因此，8/1的空气-天然气混合比的燃烧产物不适宜做为钢铁热处理的保护气氛，除非再经过进一步净化，把 $H_2O$ 和 $CO_2$ 减少到最低限度。

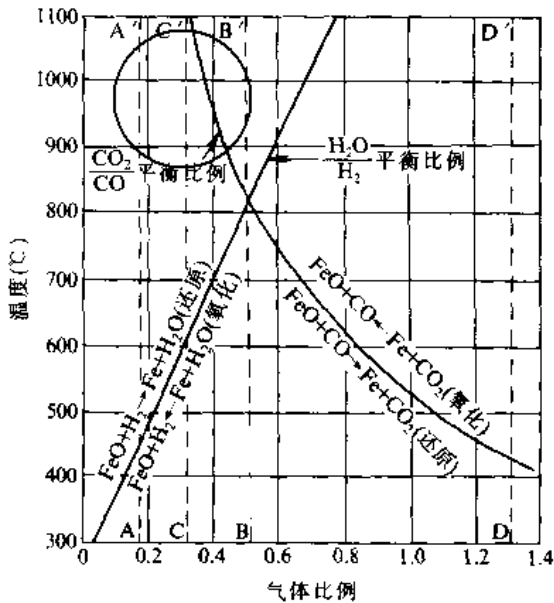
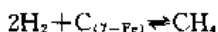
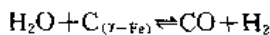
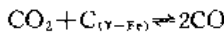


图7·4-1 Fe-FeO-H<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>O和Fe-FeO-CO-CO<sub>2</sub>的理论平衡关系

### 1·3 碳势控制原理

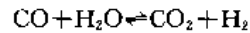
气氛的碳势是表征它在一定温度下改变钢件表面含碳量的能力的参数。通常可用低碳钢在气氛中的平衡碳含量来表示。在一定温度下，气氛的碳势可通过调整其成分来控制。

吸热型气体的成分为CO、H<sub>2</sub>、N<sub>2</sub>、少量CH<sub>4</sub>、CO<sub>2</sub>和H<sub>2</sub>O。这些气体和钢铁发生如下的增碳和脱碳反应：



这些反应是可逆的，其发展方向取决于各反应气体组分的比值，即 $\frac{(\varphi_{CO})^2}{\varphi_{CO_2}} \cdot \frac{\varphi_{CH_4}}{\varphi_{H_2}} \cdot \frac{\varphi_{CO} \times \varphi_{H_2}}{\varphi_{H_2O}}$ 。因此，炉气碳势控制就是控制这些炉气组分间的相对量。在吸热式气氛中，由于燃料和空气的比例实际上只在一个很小的范围内变化，所以H<sub>2</sub>、CO量可认为基本不变。要控制炉气碳势，只要改变其中的微量组分 $\varphi_{CO_2}$ 、 $\varphi_{H_2O}$ 和 $\varphi_{CH_4}$ 。

此外，炉气中的CO<sub>2</sub>和H<sub>2</sub>O含量的关系可由水煤气反应联系起来：



其反应平衡常数

$$K = \frac{p_{CO} \times p_{H_2O}}{p_{CO_2} \times p_{H_2}} = \frac{\varphi_{CO} \times \varphi_{H_2O}}{\varphi_{CO_2} \times \varphi_{H_2}}$$

式中的 $p_{CO}$ 、 $p_{H_2O}$ 、 $p_{CO_2}$ 、 $p_{H_2}$ 为这些气体组分在炉气中的分压； $\varphi_{CO}$ 、 $\varphi_{H_2O}$ 、 $\varphi_{CO_2}$ 、 $\varphi_{H_2}$ 为气体的体积分数。所以

$$\varphi_{CO_2} = \frac{\varphi_{CO}}{K \times \varphi_{H_2}} \times \varphi_{H_2O}$$

平衡常数K只和绝对温度的倒数成指数关系，即

$$\lg K = -\frac{3175}{T} + 1.627$$

由此可见，在吸热式气氛中，只要控制H<sub>2</sub>O或CO<sub>2</sub>二者之一的量，即可达到控制碳势的目的。可用露点仪来测量和控制炉气中的H<sub>2</sub>O量，或用红外线方法测量和控制CO<sub>2</sub>。图7·4-2为用丙烷制备的吸热式气氛的露点与碳势的对应关系，而 $\varphi_{CO_2}$ 和碳势的关系列于图7·4-3。

渗碳时单纯用吸热式气氛难以达到较高的碳势，所以一般以（露点不很低的）吸热式气氛作为运载气体，以添加的甲烷或丙烷作为富化气体，根据 $CH_4 + CO_2 \rightarrow 2CO + 2H_2$ 的反应来提高炉气碳势。在渗碳炉中调节送入的富化气量来控制炉气的露点或CO<sub>2</sub>量，以达到控制炉内碳势的目的。中、低碳钢光亮退火时，可用添加空气的吸热式气氛来保护，靠调节空气量来控制碳势。

往炉中滴入有机液体，靠高温热裂解反应形成的炉气亦可实现碳势控制。用甲醇裂解气作为运载（稀释）气体，用碳当量较高的其他有机液体（乙醇、异丙醇、丙酮、乙酸乙酯、煤油等）裂解气作为富化气，调节裂解富化气的量（滴量）来调整炉气中的H<sub>2</sub>O或CO<sub>2</sub>，即可达到控制碳势目的。



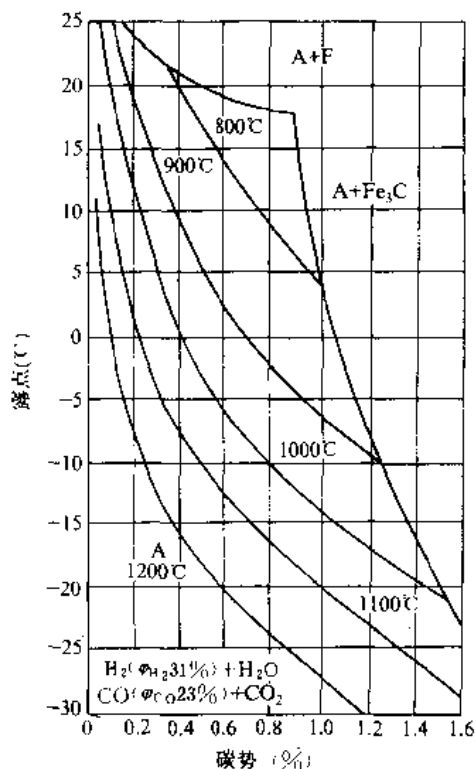


图 7-4-2 用丙烷制备的吸热式气氛的露点与碳势的关系

$\varphi_{H_2}$ 、 $\varphi_{CO}$  分别为  $H_2$ 、 $CO$  含量的体积分数

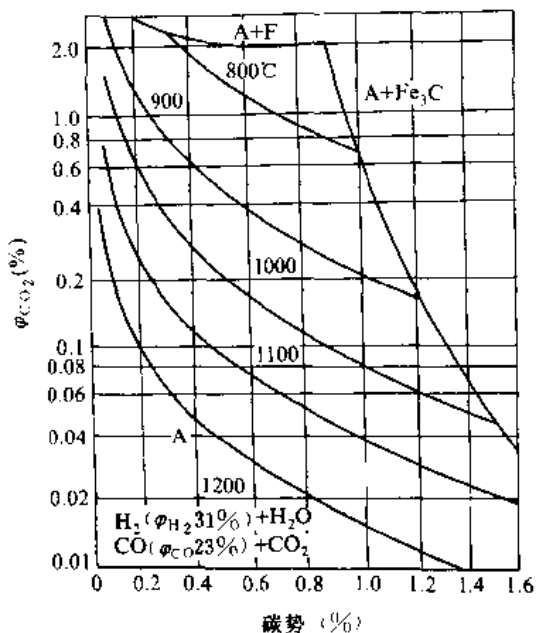


图 7-4-3 用丙烷制备的吸热式气氛的  $\varphi_{CO_2}$  和碳势的关系

$\varphi_{H_2}$ 、 $\varphi_{CO}$  分别为  $H_2$ 、 $CO$  的体积分数

将吸热式气氛中的  $CO$  视为不变的假设，炉温波动，炉内压力变化，添加富化气后炉气中  $CH_4$  的体积

分数升高 ( $>1\%$ ) 都会造成控制碳势的误差。在最不利的情况下，这几种因素造成的误差总和可达到  $\pm w_C 0.12\%$ 。为此产生了同时考虑这些因素和钢中合金元素的影响，利用计算机进行控制，使碳势波动控制在  $\pm 0.05\%$ ，甚至  $\pm 0.02\%$  的范围内的方法。但由于控制系统复杂，使用的仪表既多、且贵，因而未普遍应用。

用吸热式气氛进行钢的渗碳时，根据钢和炉气的平衡关系进行碳势控制也会发生误差。因为实际工件（有一定厚度）的表面碳含量，在渗碳过程中和炉气碳势达到平衡往往需要很长时间（图 7-4-4）。因此，在不可能达到平衡的渗碳时间内，要使钢表面达到所要求的碳含量，必须提高炉气的碳势（见图 7-4-5）。图 7-4-5 是在  $0.25m^3$  的炉膛中通入  $9.5m^3/h$  的吸热式气的条件下制做的。图中的点线一例为表面  $w_C 0.9\%$  的情况下，经 2h 渗碳时需控制到  $\varphi_{CO_2} 0.159\%$ ，4h 渗碳时要控制到  $\varphi_{CO_2} 0.180\%$ 。

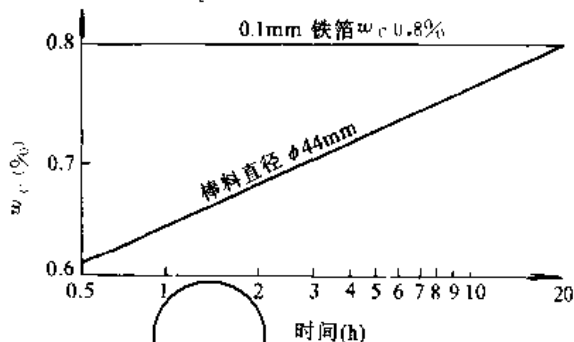


图 7-4-4 碳钢表面碳含量和渗碳时间的关系  
 $w_C$  为 C 的质量分数， $\varphi_{CO_2}$  为  $CO_2$  的体积分数  
(丙烷制备吸热式气  $\varphi_{CO_2} 0.25\%$ ， $925^\circ C$  渗碳)

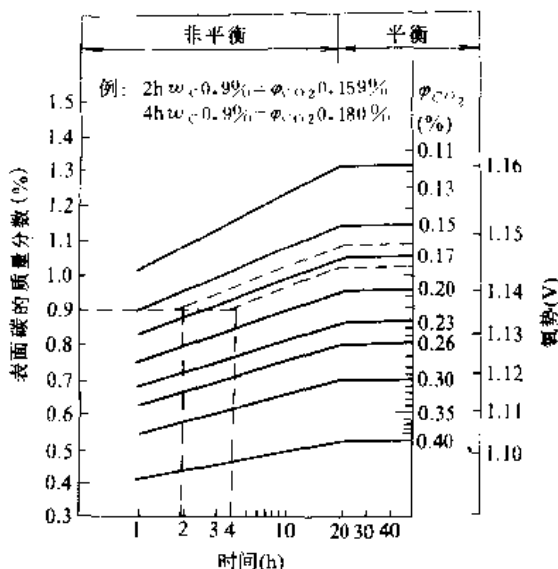


图 7-4-5 碳钢随渗碳时间的持续得到预定表面碳的  $\varphi_{CO_2}$  量和碳势 (丙烷制备吸热式气， $925^\circ C$  渗碳)



1.4 可控气氛的制备和应用

表 7·4-5。

1.4.1 制备可控气氛的原料

制备可控气氛可以用气体原料，亦可用液体原料（表 7·4-2和表 7·4-3），也有用固体燃料的。对于这些原料的要求是：(1) 价格低廉；(2) 裂解完全，不易产生炭黑；(3) 含硫少（对气体原料 $<180\text{mg}/\text{m}^3$ ）；(4) 便于运输和贮存。

1.4.2 可控气氛的分类、制备方法和用途

可控气氛和保护气氛大致可分为：放热型、吸热型、放热吸热型、氨分解型、氨燃烧型、木炭燃烧型、有机液体裂解型、氢、氮和各种惰性气体。应用最广的是利用碳氢化合物接近完全燃烧或部分燃烧方式生成的气体（放热式或吸热式气氛）以及液体滴注式裂解气。图 7·4-6 为各种气体碳氢化合物在不同燃烧程度下的气体组成。表 7·4-4 所列为各种气氛的成分、制备原理和用途。

1.4.3 炉气分析和控制方法

各种炉气分析和炉气控制方法的原理及特点列下

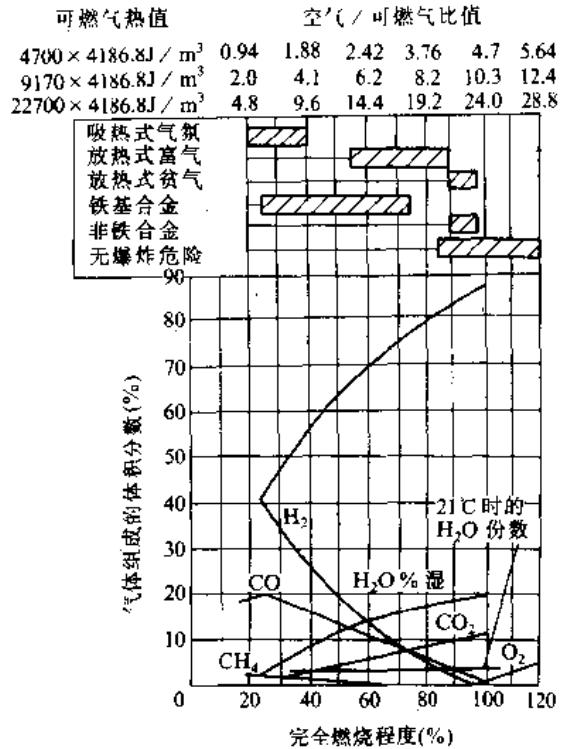


图 7·4-6 不同空气/可燃气体燃烧制备气体的组成

表 7·4-2 制备可控气氛的气体燃料的性质

气体燃料	密度			常压下的沸点 (°C)	发热值 (× 4186.8 (J/m³))	液体化汽量		蒸汽压力 (相对大气)			在室温下的爆炸范围 (燃料占燃气与 空气混合气的体积 分数%)			最低 着火 温度 (°C)	完全燃烧 所需空气 -燃气 比例
	空气 =1	液态 (kg/L)	气态 (g/L)			(m³/ L)	(m³/ kg)	-18 °C	+21 °C	+38 °C	下限	上限	范围		
甲烷	0.554	—	—	-162	9020	—	—	—	—	—	5.00	15.00	10.00	632	9.52 : 1
丙烷	1.520	0.510	—	-42	23200	0.278	0.583	1.68	7.85	13.72	2.10	10.10	3.00	481	23.82 : 1
丁烷	2.070	0.575	—	-11.7	30100	0.238	0.408	-0.28	1.89	3.85	1.85	8.41	3.55	441	30.47 : 1
工业丙烷	—	—	1.95	~ -0.6	21200	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
工业丁烷	—	—	2.51	—	26420	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
天然气	—	—	0.82	—	9440	—	—	—	—	—	4.90	15.00	10.10	550~ 750	10.47 : 1
发生炉煤气	—	—	1.10	—	1255	—	—	—	—	—	6.50	36.00	29.50	—	1.23 : 1
高炉煤气	—	—	1.31	—	820	—	—	—	—	—	35.00	74.00	39.00	—	0.68 : 1
焦炉煤气	—	—	0.57	—	4835	—	—	—	—	—	5.60	30.40	24.80	—	4.99 : 1
水煤气	—	—	0.90	—	2220	—	—	—	—	—	6.00	70.00	64.00	—	2.01 : 1
氮	0.580	0.610	—	—	3980	0.060	1.411	1.10	7.98	13.80	16.0	27.00	11.00	780	3.57 : 1
氢	0.069	—	—	-253	2890	—	—	—	—	—	4.00	74.20	70.20	574	2.38 : 1



表 7-4-3 有机液体原料的性质

有机液体	分子量	密度	熔点 (°C)	常压下的 沸点 (°C)	闪点 (°C)	自燃点 (°C)	燃烧范围有机 液体的体积分数 (%)		发热值 (×4186.8J/mol)
							下限	上限	
CH <sub>3</sub> OH	32.04	0.792	-97.8	64.7	-1	475	5.50	37.00	170.9
C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> OH	46.07	0.789	-114	78.3	+9	404	3.30	19.00	327.6
CH <sub>3</sub> CH <sub>2</sub> CH <sub>2</sub> OH	60.10	0.804	-127	97.2	15	432	2.15	13.50	481.7
(CH <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> CHOH	60.10	0.789	-88.5	82.2	12	457	2.02	11.80	474.8
CH <sub>3</sub> CO <sub>2</sub> C <sub>2</sub> H <sub>5</sub>	88.11	0.901	-82.4	77.15	-5	484	2.18	11.40	536.9
C <sub>6</sub> H <sub>6</sub>	78.11	0.879	5.5	80.1	-15	580	1.40	9.50	762.3
C <sub>6</sub> H <sub>5</sub> CH <sub>3</sub>	92.14	0.867	-95	110.6	+6	553	1.30	7.00	934.2
C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> (CH <sub>3</sub> ) <sub>2</sub>	106.17	0.861	13.2	138.5	+23	500	3.00	7.60	1091.7
煤油	--	0.81~0.84	<-10	110~325	28~45	435	1.00	7.50	10300~11000 ×4186.8J/kg
C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> (OH) <sub>2</sub>	92.10	1.260	17.9	290 (分解)	160	>200	—	—	397
CH <sub>3</sub> COCH <sub>3</sub>	58.08	0.792	-94.6	56.5	-1.8	500	2.00	13.00	426.8
HCOOH	46.03	1.220	8.6	100.8	—	—	—	—	62.8
HCONH <sub>2</sub>	45.04	1.139	2.5	111 (26.7mbar)	—	—	—	—	134.9
CH <sub>3</sub> CH <sub>2</sub> CH <sub>2</sub> NH <sub>2</sub>	59	0.719	-83	48~49	—	—	2.01	10.35	558.3
N (C <sub>2</sub> H <sub>4</sub> OH) <sub>3</sub>	149.19	1.124	21.2	277~279 (200mbar)	—	—	—	—	924.7

表 7-4-4 各种气氛的成分、制备原理和用途

气氛名称	化学反应或制备方式	参考成分的体积分数 (%)							用途
		CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>	H <sub>2</sub> O	N <sub>2</sub>	
普通放热型气									
(1) 用天然气制备									
贫气	CH <sub>4</sub> +9.52 空气→CO <sub>2</sub> +2H <sub>2</sub> O+7.42N <sub>2</sub> (完全燃烧)	11.5	0.0	0.7	0.7	0.0	饱和	其余	铜光亮退火, 粉末烧结
富气	CH <sub>4</sub> +2.38 空气→ CO+2H <sub>2</sub> +1.88N <sub>2</sub> CO+0.5O <sub>2</sub> →CO <sub>2</sub> H <sub>2</sub> +0.5O <sub>2</sub> →H <sub>2</sub> O	5.0	0.0	10.0	15.0	1.0	饱和	其余	低碳钢光亮退 火、正火、粉末烧 结
(2) 用丙烷制备									
贫气	C <sub>3</sub> H <sub>8</sub> +23.8 空气→ 3CO+4H <sub>2</sub> O+18.8N <sub>2</sub> (完全燃烧)	12.5	0.0	1.5	0.8	0.0	0.8	其余	低碳钢光亮退 火、正火、粉末烧 结
富气	C <sub>3</sub> H <sub>8</sub> +7.14 空气→ 3CO+4H <sub>2</sub> +5.64N <sub>2</sub> CO+0.5O <sub>2</sub> →CO <sub>2</sub> H <sub>2</sub> +0.5O <sub>2</sub> →H <sub>2</sub> O	7.0	0.0	10.2	8.2	0.5	0.8	其余	低碳钢光亮退 火、正火、粉末烧 结
净化放热型气									
(1) 用天然气制备									
贫气	用冷冻法、硅胶、乙醇 胺溶液、分子筛等吸收 CO <sub>2</sub> 、H <sub>2</sub> O	0.0	0.0	0.7	0.7	0.0	露点 -40°C	其余	碳钢光亮退 火、淬火、回火; 不锈钢、硅钨光 亮退火



(续)

气氛名称	化学反应或制备方式	参考成分的体积分数 (%)							用途
		CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>	H <sub>2</sub> O	N <sub>2</sub>	
富气	用冷冻法, 硅胶、乙醇胺溶液, 分子筛等吸收 CO <sub>2</sub> 、H <sub>2</sub> O	0.0	0.0	10.5	15.5	1.0	露点 -40℃	其余	碳钢光亮退火、淬火、回火; 不锈钢、硅钢光亮退火
(2)用丙烷制备	贫气 普通放热式气, 在有催化剂作用下通蒸汽使 CO 转化为 CO <sub>2</sub> , 再用碱液、乙醇胺溶液, 分子筛除去 CO <sub>2</sub>	0.05	0.0	0.05	3.0	0.0	露点 -40℃	其余	碳钢光亮退火、淬火、回火; 不锈钢、硅钢光亮退火
富气		0.05	0.0	0.05	10.0	0.0	露点 -40℃	其余	碳钢光亮退火、淬火、回火; 不锈钢、硅钢光亮退火
吸热型气									
(1)用天然气制备	CH <sub>4</sub> + 2.38 空气 → CO + 2H <sub>2</sub> + 1.88N <sub>2</sub> 在发生炉中用 Ni 催化剂的反应温度 ≈ 1000℃	微量	0.0	20.7	38.9	0.8	露点 -4~ -20℃	其余	钢的渗碳、碳氮共渗、复碳; 高碳钢光亮淬火
(2)用丙烷、丁烷制备	C <sub>3</sub> H <sub>8</sub> + 7.14 空气 → 3CO + 4H <sub>2</sub> + 5.64N <sub>2</sub> 在发生炉中用 Ni 催化剂的反应温度 ≈ 1000℃	微量	0.0	23~25	32~33	0.4	露点 0~ -5℃	其余	钢的渗碳、碳氮共渗、复碳; 高碳钢光亮淬火
净化吸热型气									
用丙烷、丁烷制备	丙烷、丁烷与空气或水蒸气混合在催化剂作用下进行吸热式反应。在气体产物中再通蒸汽, 使 CO 转化为 CO <sub>2</sub> , 然后用碱液、乙醇胺溶液或分子筛除去 CO <sub>2</sub>	0.05~ 2.0	0.0	0.05 1.0	50~ 99.8	0.0	0.0~ 3.5	其余	低碳钢表面氧化物还原, 不锈钢光亮淬火
放热、吸热型气氛									
用天然气制备	先以接近完全燃烧的空气-天然气混合比产生 11 个体积的燃烧产物, 去除水分后得到 9.2 个体积的气体。第二步吸热式反应以 7.3 体积的上列燃烧产物和 1 个体积的甲烷混合反应产生 10.5 体积的气体。吸热式反应的热源由放热式的燃烧所提供	0~ 0.2	0.0	17	20	0.0	露点 -10~ -20℃	其余	钢的渗碳、碳氮共渗、复碳; 高碳钢光亮淬火



(续)

气氛名称	化学反应或制备方式	参考成分的体积分数 (%)							用途
		CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>	H <sub>2</sub> O	N <sub>2</sub>	
用氨制备的气氛									
(1) 氨分解气	$2\text{NH}_3 \rightarrow \text{N}_2 + 3\text{H}_2$ , 用镍催化剂, 分解反应温度 850~900℃	0.0	0.0	0.0	75	0.0	露点 -50℃	25	钢表面氧化物还原, 不锈钢、硅钢光亮退火
(2) 氨部分燃烧气氛	$4\text{NH}_3 + 15 \text{空气} \rightarrow 6\text{H}_2\text{O} + 14\text{N}_2$ 接近完全燃烧	0.0	0.0	0.0	1.0	0.0	露点+ 4.4°~ -73℃	99	钢表面氧化物还原, 不锈钢、硅钢光亮退火
富气	空气-氨比例约为 1-1:1	0.0	0.0	0.0	20	0.0	露点+ 4.4°~ -73℃	80	钢表面氧化物还原, 不锈钢、硅钢光亮退火
用木炭制备的气氛									
(1) 木炭燃烧气氛	$\text{C} + 2.38 \text{空气} \rightarrow \text{CO} + 1.88\text{N}_2$ $\text{CO} + 0.5\text{O}_2 \rightarrow \text{CO}_2$	1.0~ 2.0	0.0	30~32	1.5~ 7.0	0~0.5	露点 -30℃	其余	可锻铸铁退火, 渗碳, 高碳钢光亮淬火
(2) 木炭外部加热, 通以空气生成的气氛	$\text{C} + 2.38 \text{空气} \rightarrow \text{CO} + 1.88\text{N}_2$	0.5	0.0	32~34	微量	0.0	0.06	其余	高速钢光亮淬火、退火
市售纯氮	空气液化分馏, 加氢用钯子筛除氧净化 未除 O <sub>2</sub> 除 O <sub>2</sub>	0.0	0.2	0.0	0.0	0.0	露点 -35℃	99.8	未净化会引起氧化脱碳, 需添加甲醇。净化者可直接用于钢的光洁淬火、退火、回火
液氮蒸发气	空气液化精馏除 O <sub>2</sub> 供货态为液氮, 使用时蒸发气化	0.0	25× 10 <sup>-6</sup>	0.0	0.0	0.0	露点 -57℃	其余	添加少量甲醇可用做无氧化加热保护, 亦可做渗碳运载气
沸石分子筛空气分离氮	利用 5A 分子筛对氮的选择吸附效应, 使氮富集在分子筛显微孔中, 然后真空解吸获得纯氮 (MSC 法)	0.0	1.0	0.0	0.0	0.0	露点 < -40℃	99	添加少量甲醇可用做无氧化加热保护, 亦可做渗碳运载气
碳分子筛空分氮	分子筛优先吸附氧剩余气体即一定纯度的氮, 用变压吸附法使分子筛再生 (MSZ 法)	0.0	0.1~ 0.3	3.0	0.0	0.0	露点 < -40℃	97~ 99.9	添加少量甲醇可用做无氧化加热保护, 亦可做渗碳运载气
轻柴油燃烧净化气体	用超雾化喷嘴喷出燃烧, 产物用分子筛净化	0.0	0.1	0.0	0.0	0.0	露点 -55℃	99.9	添加少量甲醇可用做无氧化加热保护, 亦可做渗碳运载气



(续)

气氛名称	化学反应或制备方式	参考成分的体积分数 (%)							用途
		CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	CO	H <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>	H <sub>2</sub> O	N <sub>2</sub>	
有机液体裂解气									
(1) 甲醇裂解气	>700℃ CH <sub>3</sub> OH→CO+2H <sub>2</sub>	微量	0.0	33	66	微量	微量	0.0	渗碳稀释气或一般加热保护
(2) 乙醇裂解气	C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> OH→CO+3H <sub>2</sub> + [C]	—	—	25	75	—	—	—	渗碳
(3) 丙酮裂解气	CH <sub>3</sub> COCH <sub>3</sub> →CO+3H <sub>2</sub> +2 [C]	—	—	25	75	—	—	—	渗碳富化气体
(4) 乙酸乙酯裂解气	CH <sub>3</sub> COOC <sub>2</sub> H <sub>5</sub> →2CO+4H <sub>2</sub> +2 [C]	—	—	33.3	66.7	—	—	—	渗碳富化气体
(5) 甲酸裂解气	HCOOH→CO+H <sub>2</sub> + [O]	—	—	50	50	—	—	—	引起氧化脱碳, 可作稀释气用于渗碳或保护加热
(6) 异丙醇裂解气	C <sub>3</sub> H <sub>7</sub> OH→CO+4H <sub>2</sub> +2 [C]	—	—	20	80	—	—	—	渗碳富化气
(7) 丙胺裂解气	2CH <sub>3</sub> CH <sub>2</sub> CH <sub>2</sub> NH <sub>2</sub> →9H <sub>2</sub> +6 [C]+2 [N]	—	—	—	100	—	—	—	碳氮共渗
(8) 三乙醇胺裂解气	(C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> OH) <sub>3</sub> N $\xrightarrow{>500℃}$ 2CH <sub>4</sub> +3CO+HCN+3H <sub>2</sub>	—	—	33	34	22	—	HCN 11	碳氮共渗, 氮碳共渗
(9) 甲酰胺裂解气	650~700℃ HCONH <sub>2</sub> →NH <sub>3</sub> +CO 400~600℃ HCONH <sub>2</sub> →HCN+H <sub>2</sub> O	—	—	50	—	—	—	NH <sub>3</sub> 50	碳氮共渗, 氮碳共渗
(10) 尿素裂解气	(NH <sub>2</sub> ) <sub>2</sub> CO→CO+2H <sub>2</sub> +2 [C]+2 [N]	—	—	33	67	—	—	—	氮碳共渗
纯氢 (瓶装净化)	电解水, 除去水分	0.0	0.0	0.0	100	0.0	露点 -50℃	—	不锈钢、低碳钢、电工钢有色金属退火
氩 (瓶装净化, 纯度>99.9%)	空气液体分馏, 氩在空气中的体积分数 0.933%	0.001	0.0	0.0	0.001	0.0	露点 -50℃	0.0	高强度不锈钢、钛合金等热处理
氩 (瓶装净化, 纯度>99.99%)	在空气中氩的体积分数 0.0005%。某些矿区天然气中氩的体积分数可达 7%~8%。可用将天然气液化的方法提取氩	0.0	0.0	0.0	0.001	0.0	露点 -50℃	0.0	高强度不锈钢、钛合金等热处理
真空	用真空泵排气至要求的真空度	0.0	0.0	0.0	0.0	0.0	0.09~ 92× 10 <sup>-6</sup>	0.0	各种金属热处理, 钎焊、烧结
二氧化碳	焦炭完全燃烧或其他工业副产品	99.7	0.06	—	0.0	0.0	露点 -35~ -20℃	0.24	铜及铜合金退火
水蒸气		—	—	—	—	—	100	—	蒸汽发蓝

冶金工业出版社重作版权



表 7-4-5 炉气分析和控制方法

方 法	原 理	适用范围	优 缺 点
奥氏分析法	用溶液吸收法吸收 CO、CO <sub>2</sub> 、O <sub>2</sub> 、C <sub>n</sub> H <sub>m</sub> ，用燃烧法去 H <sub>2</sub> 和 CH <sub>4</sub> ，剩余气体是 N <sub>2</sub>	气体全分析	仪器简单、便宜，可获全分析数据，但只能手工操作，分析慢，精度低、不能控制
气体色谱法	用载气流将气样导入色谱柱，用吸收或区分法分开各组分，测出各自色谱柱出来气体的导热率或电离特性	气体全分析	除水分外，全分析仅需 5min，水分另加 5~6min，不能连续控制，可用于调节炉气中的一种组分
露点杯法	金属管被冷却到混合气露点温度，在其镀铬表面凝结露	测量混合气体中的水分	为直接测量法，用以校准各种露点仪，不能连续测定和控制
雾室法	使混合气发生急速绝热膨胀、冷却，当其压力降、周围温度和水分满足一定条件时就会生雾，可在雾室内观察到	测量混合气中的水分	测量快，比露点杯方便，但仪器较贵，不能连续测定和控制
露点仪法	利用 LiCl 吸湿导电、干燥不导电性质，测量达到动态平衡时的温度。此平衡温度和气体水分（露点）成线性关系	测量和控制炉气成分	仪器简单、便宜，可连续测量和控制，但测量周期长、惰性大、精度低、低露点测量要降低环境温度
热丝电阻法	利用铁合金在炉中加热时脱碳和增碳引起的电阻变化	直接测量和控制炉气碳势。在 780~950℃ 使碳势在 0.15%~1.15% 范围内调节	简单、便宜，测量精度 ±w <sub>C</sub> ① 0.04%，反应速度 7~20min，遇氧化气氛易损
红外辐射吸收法	某些气体对红外波段的特定红外辐射有特殊吸收本领。其吸收程度取决于混合气中被测气体浓度	测量和控制炉气中的 CO <sub>2</sub> 、CO 或 CH <sub>4</sub>	反应迅速，精确度可达 φ <sub>CO<sub>2</sub></sub> ② 0.005%，分析周期约 20s，可连续测控。仪器较复杂，较昂贵
氧探头法	利用 ZrO <sub>2</sub> 氧浓差电池原理，即当氧化锆管内外有氧浓差时，在内外电极间产生浓差电势	测炉气微量氧，利用 $K \times (p_{O_2}) = \left(\frac{p_{CO}}{p_C}\right)^2$ 关系可控制碳势	反应快（瞬时），精度高（±w <sub>C</sub> ① 0.015%），但目前 ZrO <sub>2</sub> 管寿命不高

① w<sub>C</sub> 为 C 的质量分数。② φ<sub>CO<sub>2</sub></sub> 为 CO<sub>2</sub> 的体积分数。

### 1.5 可控气氛热处理设备

应用可控气氛的热处理设备包括各种可控气氛发生装置和热处理炉。表 7-4-6 所列为可控气氛发生装置原理。

对可控气氛热处理炉的要求是：密闭性好，炉温控制精确、温度均匀性好，有炉气循环装置，可在气氛保护下冷却和淬火，炉气或碳势能够控制，全部工艺过程易实现自动化。炉子可用燃油或煤气辐射管加热，也可用电热辐射管加热。用裸露电热体时，电热体表面要采取防渗碳措施（用防渗涂料）。

在带耐热钢炉罐的井式渗碳炉中既可采取滴注有机液体热裂解方式，也可通入吸热式气氛进行钢件的无氧化加热和渗碳。其主要缺陷是出炉直接淬火时工件要和空气接触，表面会氧化变色，也会发生轻微脱碳。

最常用的是带前室和淬火槽的密封多用可控气氛热处理炉。在这种炉子中，工件在淬火加热或渗碳后可在气氛保护下直接淬火。用加热炉、清洗机、回火炉、装卸料台可构成多用炉热处理生产线。可实现渗碳、缓冷、淬火、清洗、回火全部过程的自动化作业。图 7-4-7 为全自动的 75kW 密封多用热处理炉示意图。



表 7-4-6 各种可控气氛发生装置的原理

气 氛	制 备 流 程			备 注
	空气燃料混合	反 应 和 冷 却	干 燥 和 净 化	
放 热 式				燃烧温度 1100~1400℃
净化放热式				可用 5A 分子筛三个净化塔: 工作、再生、冷却, 交替使用
吸 热 式				用镍催化剂 反应温度: 1000~1050℃
氨 分 解				用镍催化剂 反应温度: 1000~1050℃
放热吸热式				用硅胶或分子筛干燥, 两个干燥塔交替使用

冶金工业出版社 请尊重作者版权



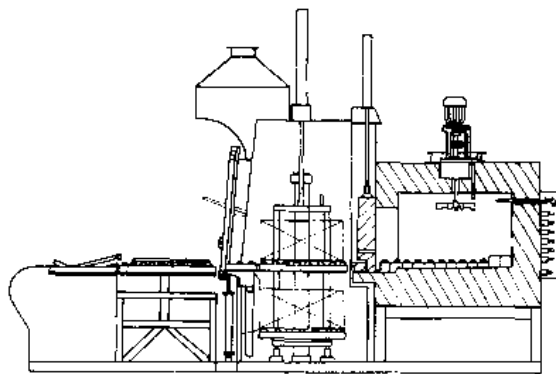


图 7-4-7 75kW 全自动密封多用热处理炉示意图

为减少炉壁表面散热、节约能耗,这种密封多用炉有改成圆形截面的趋势。而吸热式气氛的反应管直接置于炉膛顶部,当使用高效催化剂时,可使吸热反应温度降到 900~950℃(一般渗碳温度)。如此即可避免采用单独的气体发生炉。这种炉子的结构示于图 7-4-8。

当生产批量大时,可选用连续式可控气氛热处理炉或多工序的生产线。这种类型的炉子有震底炉(适用于中小件)、网带式炉(适用于小件)、链板炉(适用于轴承套圈等中等尺寸工件)、推杆式或辊底式炉(适用于齿轮和中型轴承套圈)。从节能意义上讲,当生产批量足够大时,连续式炉比周期式炉(井式或密封箱式炉)有利。

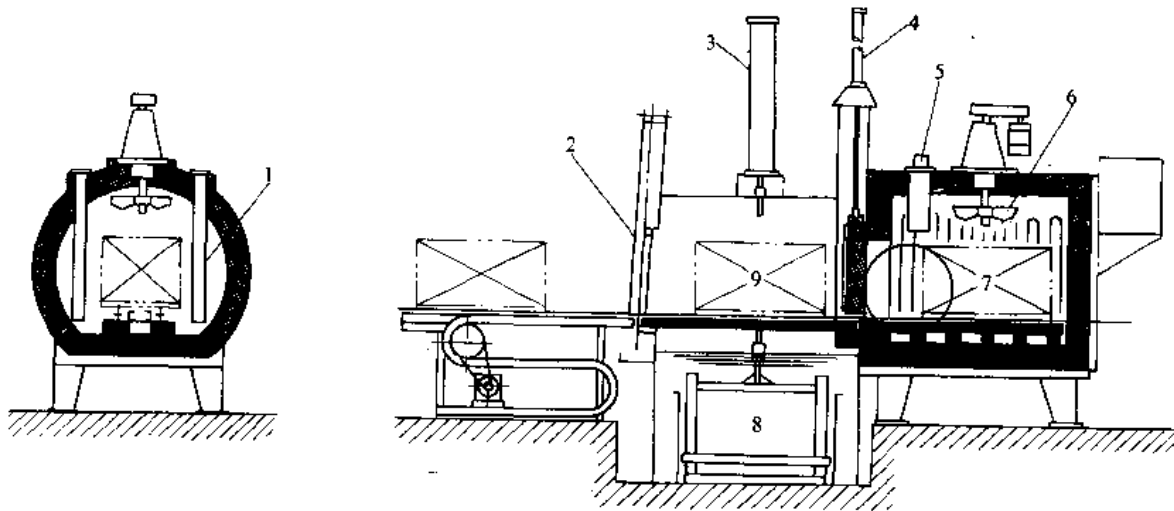


图 7-4-8 节能型密封多用热处理炉

- 1—电辐射管 2—前室门 3—淬火槽提升油缸 4—炉门提升油缸 5—气体反映管  
6—风扇 7—加热炉 8—淬火槽 9—前室

## 2 真空热处理

不含任何物质、没有气压的理想真空是不存在的。

实际上, <0.1MPa ( $\approx 1at$ ) 的空间统称为真空。一般用真空度,即空间或容器内的绝对压强(Pa)来衡量真空的程度。图 7-4-9 所示为通常真空度的划

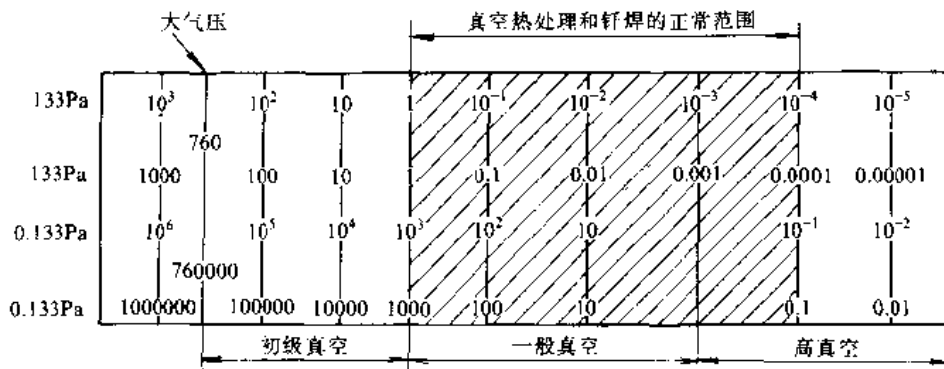


图 7-4-9 热处理的真空度范围



分。

真空残留气体中绝大多数是水分,其余是润滑、切削油蒸发的气体杂质。图7-4-10和表7-4-7中数据为不同真空度下的残留气体露点和杂质。

金属在惰性气体中加热,要达到完全无氧化程度,对气体的纯度要求极高(杂质的体积分数 $<1 \times 10^{-6}$ ),气体的净化将十分困难。由表7-4-7中的数据可知,  $1 \times 10^{-6}$ 的残存气体相当于0.13Pa真空度。用抽真空法很易达到,而且比高度净化的惰性气体便宜得多。

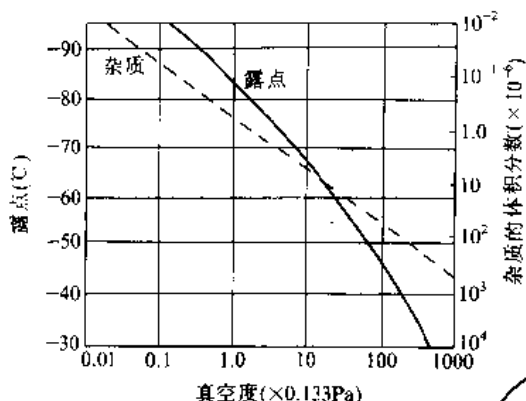


图7-4-10 不同真空度下的露点和杂质

表7-4-7 不同真空度下的残留气体露点和杂质量

真空度 (Pa)	$1.3 \times 10^4$	$1.3 \times 10^3$	$1.3 \times 10^2$	$1.3 \times 10$
杂质的体积分数 ( $\times 10^{-6}$ )	13.4	1.34	0.134	0.0134
露点 (°C)		+11	-18	-40

真空度 (Pa)	1.3	$1.3 \times 10^{-1}$	$1.3 \times 10^{-2}$	$1.3 \times 10^{-3}$
杂质的体积分数 ( $\times 10^{-6}$ )	13.4	1.34	0.134	0.0134
露点 (°C)	-59	-74	-88	-101

### 2.1 金属在真空中加热时的行为

金属在一定的真空度下进行加热时,除可避免氧化烧损、得到光亮的表面质量外,还有脱脂、除气、表面氧化物分解以及合金元素的蒸发等效应。在真空中加热,可清除金属表面的油脂和切削液,使氧化物分解,表面达到活化状态,以改善表面质量和促进化学热处理时的初期反应。合金元素的蒸发,尤其是Cr、Mn等易蒸发元素的减少会降低钢的常温和高温力学性

能。因此,高合金钢要避免在高温、高真空下长时间保持,必须长期保持时需往炉中通入一定量的惰性气体。图7-4-11所示为各种金属氧化物的分解压力,各种金属在不同温度下的蒸汽压示于图7-4-12。Cr和Mn在不同温度下随时间的蒸发量示于图7-4-13和图7-4-14。

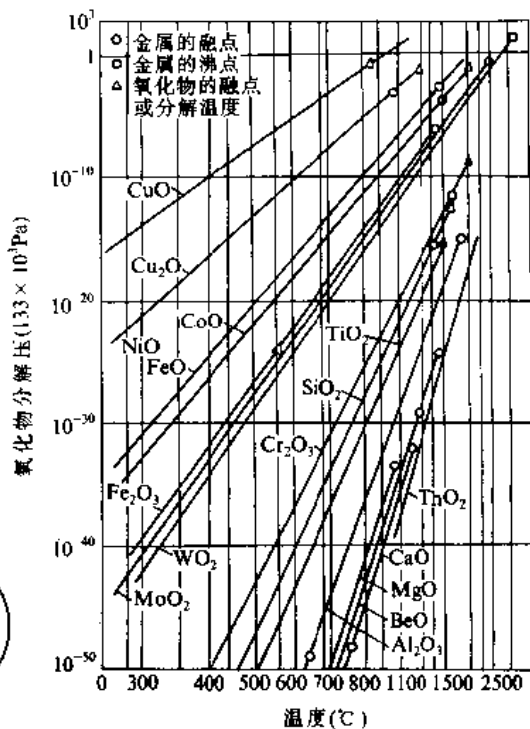


图7-4-11 金属氧化物的分解压

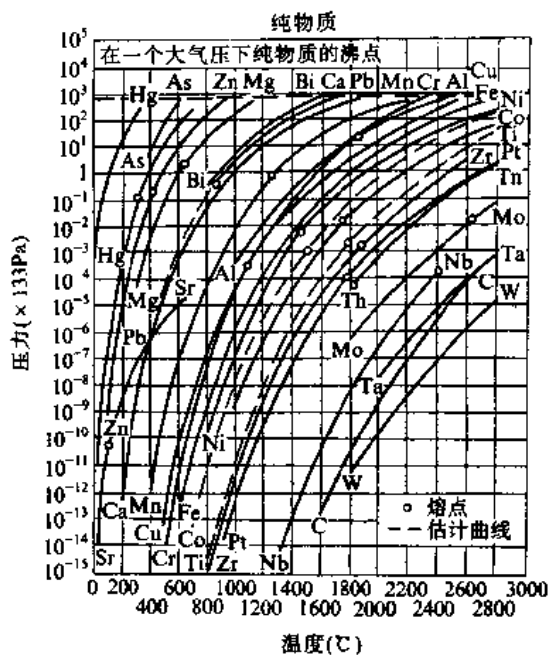


图7-4-12 金属的蒸汽压

冶金工业出版社重作版权



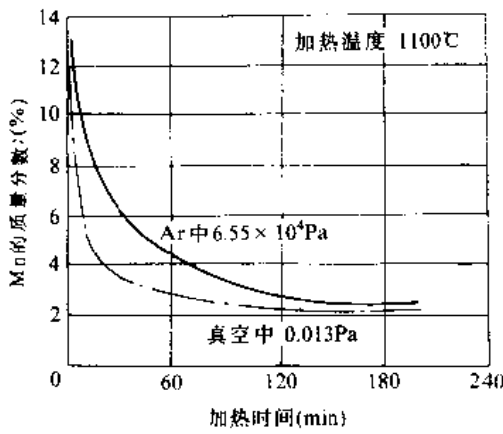


图 7-4-13 Mn 的蒸发量和加热时间的关系 (Mn 的质量分数 14% 钢)

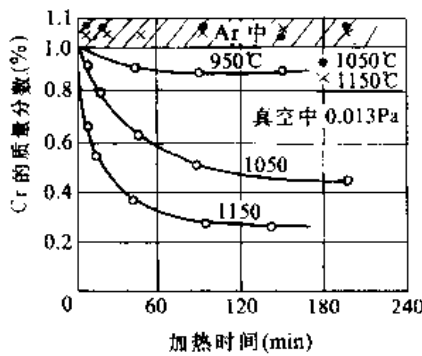


图 7-4-14 Cr 蒸发量和加热时间的关系

### 2.2 金属在真空中的加热速度

一般真空加热时间应为气氛炉的 2 倍，为盐浴炉的 6 倍。图 7-4-15 所示为用  $\phi 20\text{mm}$  和  $\phi 50\text{mm}$  钢棒在真空中加热时，试棒温度和指示温度的关系。从图中可看出，试棒表面温度一旦超过  $400^\circ\text{C}$ ，就开始滞后于炉温，心部温度在  $600^\circ\text{C}$  以下升高缓慢，之后升温速度增加。在  $800^\circ\text{C}$  保持  $60\text{min}$  方可使试棒温度和炉温一致。炉温升到  $800^\circ\text{C}$  以上时，二者温度趋于接近。

工件尺寸更大时，温度滞后现象更为严重。为此必须预先测出滞后时间数据，否则就不能确定正确的加热温度区段和保持时间。图 7-4-16 表示在真空炉中施行淬火加热时，奥氏体化温度和工件尺寸对炉温指示和工件温度滞后于炉温的时间的影响。图中的数据是采用从  $\phi 25\text{mm}$  到  $\phi 164\text{mm}$  的试棒，中心插入热电偶，在  $880^\circ\text{C}$  进行预热后，当炉温和试棒温度一致时，再继续升到淬火加热温度 ( $1020^\circ\text{C}$ )。通过这一系列试验，测出了炉温指示和工件实际温度的偏差。

例如，把  $\phi 40\text{mm}$  的工件，从  $880^\circ\text{C}$  加热时，当炉温达到  $1020^\circ\text{C}$  后，要经过  $15\text{min}$ ，工件才能达到这个温度。把这个滞后时间和加热时间相加，才能得到所需的加热时间。因此，一定尺寸和一定装炉量的钢件进行真空加热时，往往要在升温过程中设置两个以上的均温台阶。

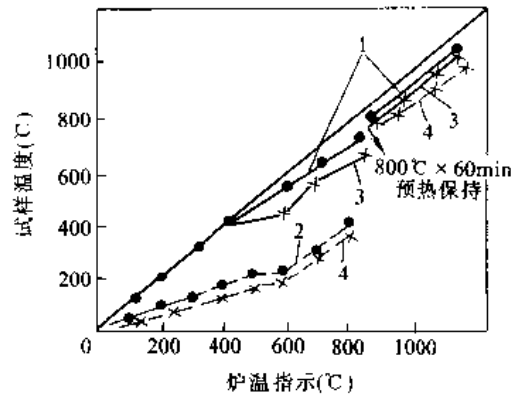


图 7-4-15 不同直径试棒在真空中加热时，试棒温度滞后于炉温的情况  
1— $\phi 20\text{mm}$  试棒表面 2— $\phi 20\text{mm}$  试棒心部  
3— $\phi 50\text{mm}$  试棒表面 4— $\phi 50\text{mm}$  试棒心部

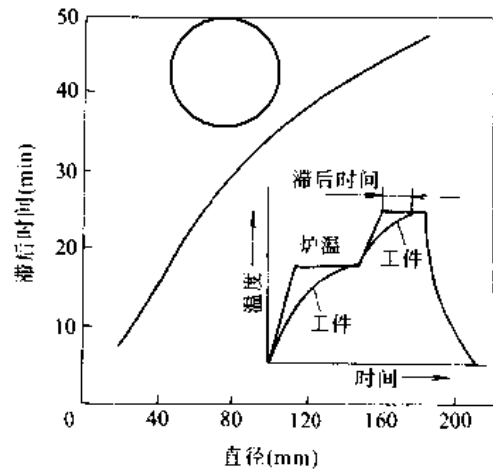


图 7-4-16 油淬真空炉在奥氏体化温度，工件尺寸对工件温度滞后于炉温的影响

由于真空加热主要靠热辐射，工件放置时，相互间应有适当间隔，以避免遮荫效应而影响均匀的加热。

### 2.3 金属在真空中加热后的冷却

金属制品在真空中加热后要以适当的速度冷却才能达到所要求的热处理质量。真空加热后工件仍需气体或液体介质中冷却。



2.3.1 在气体中的冷却

淬透性好的高合金钢在高速循环的气流中冷却即可得到很好的淬硬效果。当然还要靠热交换器中的冷却水把气体的大部分热量带走。通常采用的气体冷却介质有 H<sub>2</sub>、N<sub>2</sub>、Ar、He。最常用的是 N<sub>2</sub> 和 H<sub>2</sub>。其中以 H<sub>2</sub> 的冷却能力最好，其次是 He、N<sub>2</sub>、Ar（见图 7.4-17）。气体的冷却速度和通入气体的压强有密切关系。气体压强愈高，冷却能力愈强。高速钢刀具刃部较脆，不宜采取油冷。大截面和大批量的高速钢刀具在通常的气流速度和接近于大气压的压强下不易淬硬，因此需在高气流速度 (>10m/s) 或 500kPa (5bar) 压强下冷却。图 7.4-18 所示为气体压强和淬火冷速的关系。

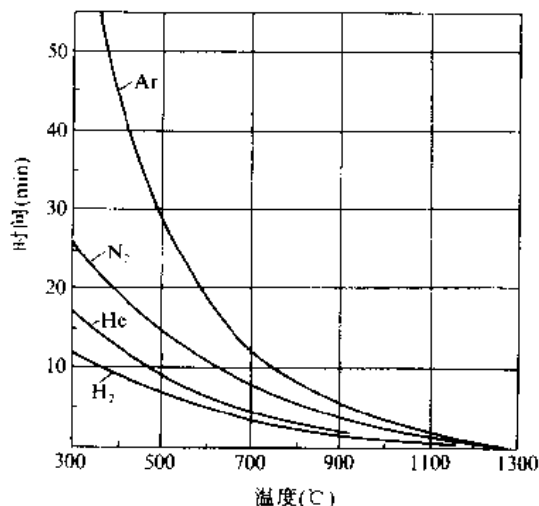


图 7.4-17 各种气体对金属制件的冷却能力比较

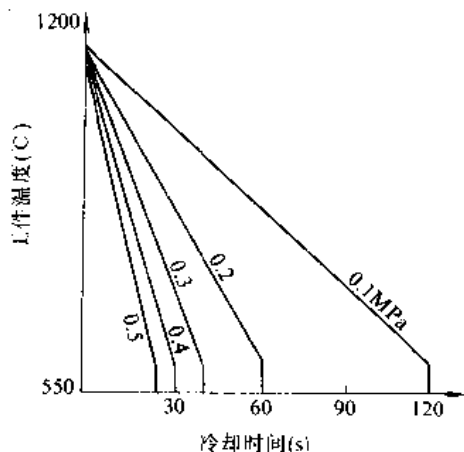


图 7.4-18 气体压强与淬火冷速的关系

2.3.2 油中淬火冷却

钢真空加热淬火必须在特殊的真空淬火油中进行。真空淬火油具有足够低的蒸汽压力和较为稳定的冷却能力。一般淬火油在不同压强下冷却能力变化很大，在低压下淬火冷却性能很差。图 7.4-19 所示为真空淬火油、普通淬火油和一般矿物油在真空中对钢淬硬性的影响。

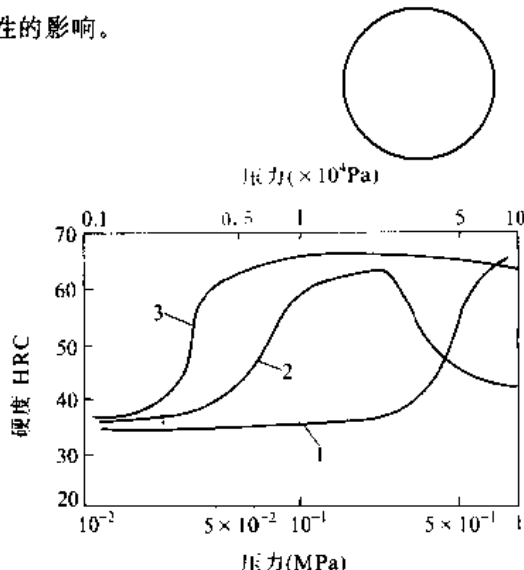


图 7.4-19 真空淬火油、普通淬火油、一般矿物油的冷却能力比较 (材料 T8, 淬火温度 800℃, 油温 80℃)  
1—一般矿物油 2—普通淬火油 3—真空淬火油

2.4 真空热处理工艺

2.4.1 真空退火

真空退火广泛用于钛、锆等金属。特别是钛在一般介质中加热很容易形成化合物，且由于氢的溶入和化合极易变脆，和氮反应也会造成有害影响。采取真空加热可避免这些缺陷，但在冷却时要用氩、氦等惰性气体保护。

制造电磁铁心用的 Si 的质量分数为 2.5% 的钢在真空中退火，可使阻碍晶粒长大的杂质从边界析出。粗晶粒硅钢可提高导磁率。

铜丝拔制时的中间退火在真空中进行时，铜丝上的润滑剂易挥发，在下一道拔丝中可得到光亮表面，使在可控气氛中退火存在的问题得以解决。而且仅在 130Pa 真空度下就可以达到要求，使用机械式真空泵即可实现。

各种特殊材料的退火温度和真空度列于表 7.4-8。



表 7-4-8 各种材料的退火温度和推荐真空度

金属	退火温度 (°C)	推荐真空度 (Pa)
铜	250~500	270~670
铅	1000~1100	$1.3 \times 10^{-4} \sim 1.3 \times 10^{-1}$
钽	1000~1100	$1.3 \times 10^{-4} \sim 1.3 \times 10^{-1}$
钛	700~750	$1.3 \times 10^{-2} \sim 1.3$
锆	900~1000	$1.3 \times 10^{-2} \sim 1.3$
铀	600~700	13.3~133
钨	≥1400	$1.3 \times 10^{-2} \sim 1.3 \times 10^{-1}$
镍及镍合金	1300~1400	$1.3 \times 10^{-4} \sim 1.3 \times 10^{-1}$
不锈钢 (不含稳定化元素)	1050~1150	$1.3 \times 10^{-1} \sim 1.3$
不锈钢 (用 Ti 或 Nb 稳定化)		

2.4.2 真空淬火

图 7-4-20 所列为 Cr12MoV 钢 (SKD11) 试样在真空中加热、保温和淬火的工艺曲线。

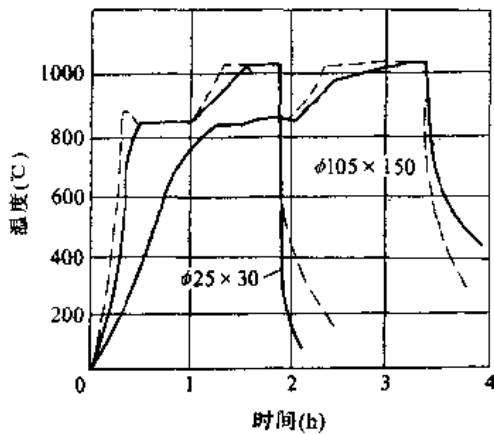


图 7-4-20 Cr12MoV 钢真空加热淬火曲线

-----加热控制温度 ————φ25×30 (mm) 和 φ105×150 (mm) 棒的心部加热曲线

Cr12MoV 钢小模具在真空中加热后,于气体中冷却即可达相当高的硬度。壁厚在 100mm 以上的模具,气冷淬火后的硬度在 60HRC 以下。φ168mm 的模具在油中淬火时,可达到 60HRC 以上。φ200×150 (mm) 的 55CrNiMo 钢热锻模,在真空中加热到 880°C 的奥氏体化温度后,于真空炉的冷却室静置 2~3min,再行淬油硬度可达到 58HRC。CrWMn、GCr15、T10、55 等不能采用气冷淬火的材料,真空加热淬油都可达到

较高硬度,而且硬度波动小。表 7-4-9 所列为各种材料真空加热淬火后的硬度值。

表 7-4-9 各种材料真空加热淬火后的硬度 (HRC)

材料	<50mm		50~100mm		>100mm	
	气淬	油淬	气淬	油淬	气淬	油淬
W6Mo5Cr4V2 (SKH9)	64	—	62	—	60	—
Cr12MoV (SKD11)	62	63	61~62	63	59~60	60~61
CrWMn (SKS3)	—	64	—	60	—	55
GCr15 (SUJ2)	—	66	—	64	—	58
T8-T10 (SK5-SK3)	—	64	—	62	—	50~54
40CrMo, 40CrNiMo (SCM4, SNCM8)	—	55	—	50	—	45
55 (S55C)	—	60	—	55	—	50

φ20×100 (mm) 的 9Cr18MoV 马氏体钢棒一次装炉量 120kg,在真空中加热淬油后,无论上下都可得到 58~59HRC 的硬度。真空加热气淬时,冷速大的端部可获得 58~59HRC,而中间部分只有 50~54HRC。

表 7-4-10 所列为几种钢的真空淬火和预热温度、推荐真空度以及淬火冷却方式。

2.4.3 真空渗碳

根据 F、E、Harris 的推导,渗层深度 δ 和温度 T (K)、时间 t 有如下关系:

$$\delta = 660 \times e^{-\frac{3397}{T}} \times \sqrt{t}$$

由于在真空中易实现高温渗碳,因而可显著缩短生产周期。在 1040°C 的渗碳速度比 930°C 快一倍。在一般气氛炉中施行高温渗碳有很多困难,主要问题是发热体和耐热构件易损坏,使用寿命极低。而且在气氛炉中渗碳淬火时,还会使钢件的渗层产生非马氏体组织,力学性能显著降低。真空渗碳件的表层碳浓度梯度比较理想,质量均匀,表面光亮。真空渗碳的气体消耗量小,排出的废气也少,基本上没有环境污染,也可显著改善劳动条件。渗碳时靠调节通入炉内的渗碳气体(通常用甲烷或丙烷)量和渗碳时间,很易实现碳浓度和有效渗层的控制。

炉膛内容易积炭和由此导致的电热体接头绝缘性能的破坏,在一段时间内是阻碍真空渗碳推广的主要原因。目前采取的渗碳气体加氮稀释、低压小供气量方式以及可烧碳黑式炉膛等措施可明显减少和消除碳黑。



表 7-4-10 各种钢的真空淬火规范

钢 种	预热温度 (°C)	淬火温度 (°C)	建议真空度 (×133Pa)	冷却方式
Cr5Mo (AISI A2)	750~800	940~980	10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-2</sup>	惰性气体
CrMn2Mo (AISI A4)	670	820~870	10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-3</sup>	惰性气体
7C-Mn2Mo (AISI A6)	650	830~870	10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-3</sup>	惰性气体
Cr12Mo (AISI D4)	815	970~1010	10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-2</sup>	惰性气体
Cr12MoCo (AISI D2, D5)	815	980~1020	10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-2</sup>	惰性气体
2Cr12Mo (AISI D4)	815	930~980	10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-2</sup>	惰性气体
2C:12MoV (AISI D7)	820	1000~1060	10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-2</sup>	惰性气体
4C:5MoV (AISI H11)	820	990~1030	10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-2</sup>	惰性气体
4Cr5MoWV (AISI H12)	820	990~1050	10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-2</sup>	惰性气体
4Cr5W5 (AISI H14)	820	1010~1060	10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-2</sup>	惰性气体
5-5Cr7W7 (AISI H16)	820	1120~1180	2×10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-1</sup>	惰性气体/油
3Cr12W12 (AISI H23)	820	1200~1260	2×10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-1</sup>	油
5Cr4W18V (AISI H26)	820	1180~1260	2×10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-1</sup>	惰性气体/油
6Cr4Mo8WV (AISI H41)	820	1090~1190	2×10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-1</sup>	惰性气体/油
Mo8Cr4W2V (AISI M1)	820~850	1180~1210	2×10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-1</sup>	惰性气体/油
W6Mo5Cr4V2 (AISI M2)	820~850	1190~1230	2×10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-1</sup>	惰性气体/油
W18Cr4V (AISI T1)	850	1260~1290	2×10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-1</sup>	惰性气体/油
W12Cr4V5Co5 (AISI T15)	850	1000~1200	2×10 <sup>-1</sup> ~10 <sup>-1</sup>	惰性气体/油
30CrNiMo (En30B)	720	830~860	10 <sup>-2</sup> ~10 <sup>-3</sup>	惰性气体

注: AISI 为美国钢铁学会标准。

En 为英国标准。

真空渗碳可采取恒压供气方式,炉压可在 4000~40000Pa 范围内选择。当工件形状复杂,外表面和内孔都需要渗碳时,可采取脉冲供气方式。图 7-4-21 所示为脉冲渗碳的工艺曲线。

在高温下长时间渗碳,钢的晶粒容易长大,渗碳周期完成后,一般渗碳钢件需在惰性气体保护下冷却至相变点 A<sub>1</sub> 以下,然后再重新加热淬火,即通过重结晶使晶粒细化。

### 2.5 真空热处理设备

#### 2.5.1 发热体

由于在真空炉内加热主要靠热辐射,所以要尽可能使用快速升温的发热体和采用辐射效率高的材料。钢件加热后往往要求实行快速冷却,因而还要采用热容量小的材料。此外,还要求不因骤冷骤热而变脆,耐热冲击性强,拆换容易,高温电阻稳定,不发生蒸发等。

因为在真空条件下工作,不必顾忌氧化,可用在大气中不能用的材料。过去真空加热炉用的发热体材料为 Cr20Ni80 (1100°C 以下)、Mo (1700°C 以下), Ta (2400°C 以下)、W (2700°C 以下)。这些金属和合金会由于频繁的热胀冷缩,随时间增长而变脆、抗热冲击性也差,而且高熔点金属价格昂贵。

作为非金属发热体的石墨有棒状、筒状、柔性条状

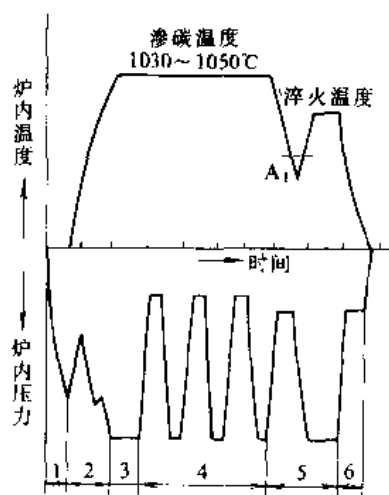


图 7-4-21 真空渗碳的工艺曲线与渗碳气体的通入方式

- 1—抽真空 2—升温脱气 3—均热 4—渗碳扩散
- 5—细化晶粒 6—淬火

冶金工业出版社重作版权



和碳纤维织成的带状等类型。石墨发热体在高温(直到2000℃)下使用寿命长,易拆换,性能稳定,非常经济实用,是当前真空炉最常用的发热体材料。

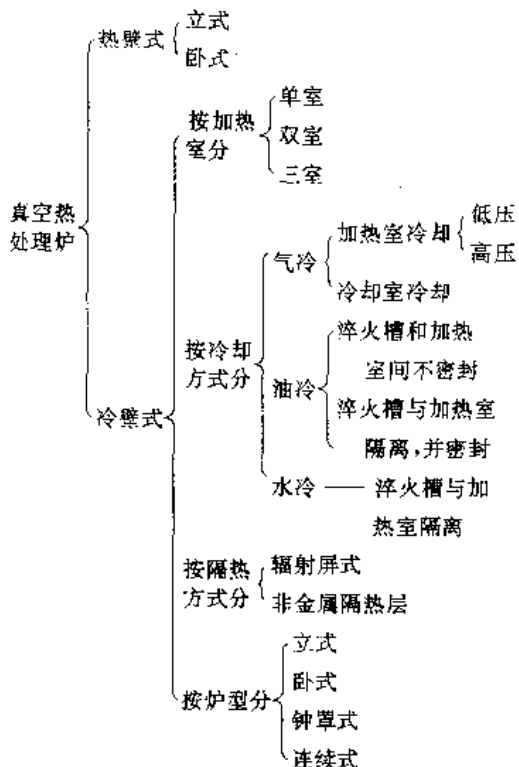
### 2.5.2 隔热材料

一般对真空炉加热室的隔热材料有如下要求:(1)对辐射热能可完全反射;(2)吸湿性小;(3)热容量小;(4)重量轻,便宜。

表面抛光的铝板、耐热钢板都可做为真空炉内的辐射屏蔽。石墨纤维毡和氧化铝纤维毡都是良好的隔热材料。高温高真空下要用钼辐射屏。每层辐射屏只能反射50%的热能,另一半辐射热会透过,因此辐射屏要采取多层结构。对金属辐射屏的光洁度,平直度要求很高,需经常清理,发生破损要立即更换,费用很大。石墨纤维毡和氧化铝纤维毡隔热性好,当炉膛温度达到1300℃时,30mm隔热层外壁大约只有300℃,而且价格便宜,因而使用最广。

### 2.5.3 真空热处理炉

真空热处理炉可用不同方式分类:



所谓的热壁式炉是指发热体置于真空炉罐外边的炉子。早期的真空炉都采取这种结构。图7-4-22为这种炉子的一例。

近代真空炉大都是冷壁式,即发热体、辐射屏或隔

热层都在用水套冷却的密闭真空室内。这种炉子使用耐热钢少,热效率高,炉膛的有效尺寸大。

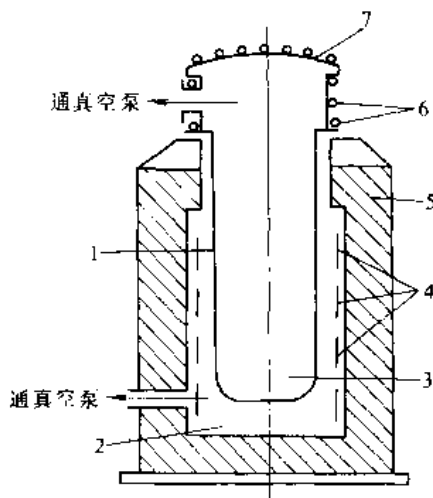


图7-4-22 井式热壁真空热处理炉

1—炉罐 2—低真空 3—高真空 4—发热体  
5—耐火材料 6—水冷管 7—盖

最简单的是在加热室内进行气体循环冷却的冷壁式炉(图7-4-23)。这种炉子的发热体用石墨棒,隔热层用铝板和非金属材料(石墨纤维毡或陶瓷纤维毡)组合而成。加热完毕后,通入中性或惰性气体,打开上下活门,靠风扇的强烈搅动使气体循环的方式来冷却工件。炉内装有用水冷的蛇形管,使循环的气体冷却。为提高气体冷却速度和工件的淬硬效果,可使充气炉压达到200~600kPa。

图7-4-24所示为双室气、油淬火真空炉。炉子的发热体可用石墨棒,也可用石墨布,隔热层用铝板和耐热钢板作内外壁、中间充填陶瓷纤维。炉子最高加热温度可达1320℃。这种炉子还可用于渗碳淬火。

为了提高生产率,气冷式炉或气油冷两用炉也可制成三室型(图7-4-25)。中间的加热室用两扇真空闸阀和进出料室隔开。这样,工件在出料室(气冷或油冷淬火)冷却时,就可往加热室推进第二盘料,提高了加热室的利用率。

真空渗碳炉的结构与上述油淬火炉大致相同。主要的特点是加热室内必须有搅拌风扇,还要配备一套渗碳气体的供给系统。

由于钛合金的固溶热处理要求用水淬冷,便出现了可以进行水淬的真空热处理炉。图7-4-26为可施行油、水、气冷淬火的立式真空炉。加热室下设有三个可以移动的淬火水槽和油槽以及气体冷却室。有时还可





设硝盐等温、分级淬火槽，根据工件需要来选用。

钢件经真空淬火后，可在如图7-4-27所示的真空回火炉中施行回火。由于低温加热热辐射效果很差，回

火零件需要在强烈循环的惰性气体中加热，为此，当工件装炉后，先行抽真空排气，然后再通入惰性气体（一般多用氮），在风扇强烈搅动下施行回火。

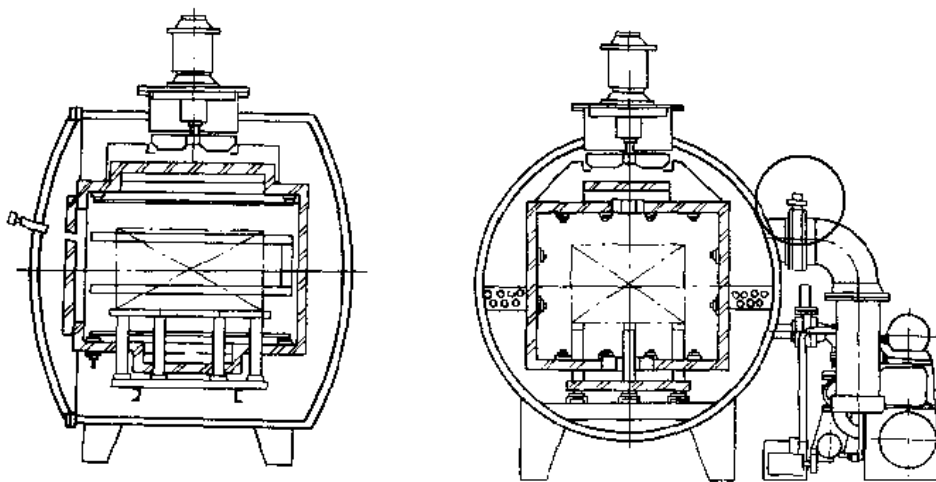


图7-4-23 单室气体冷却真空淬火炉

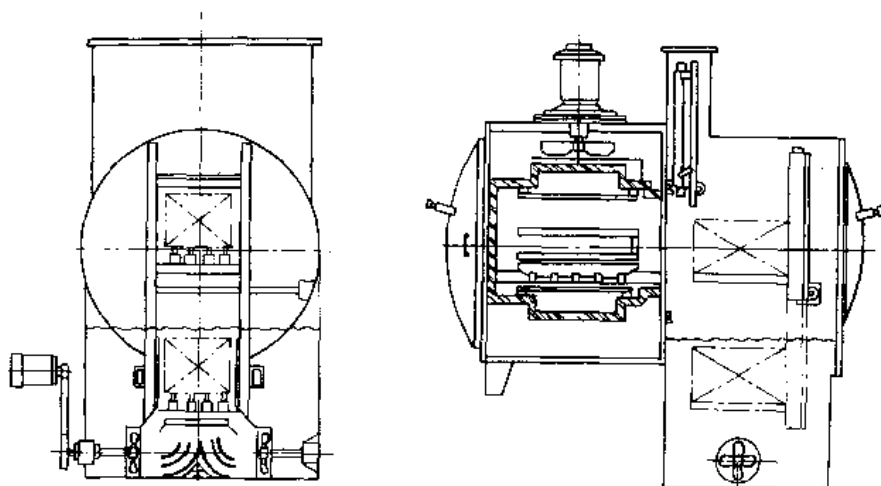


图7-4-24 双室气油冷两用真空炉

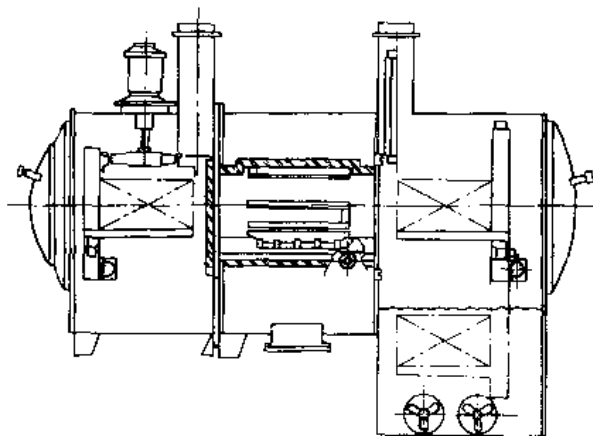


图7-4-25 三室气油冷两用真空淬火炉



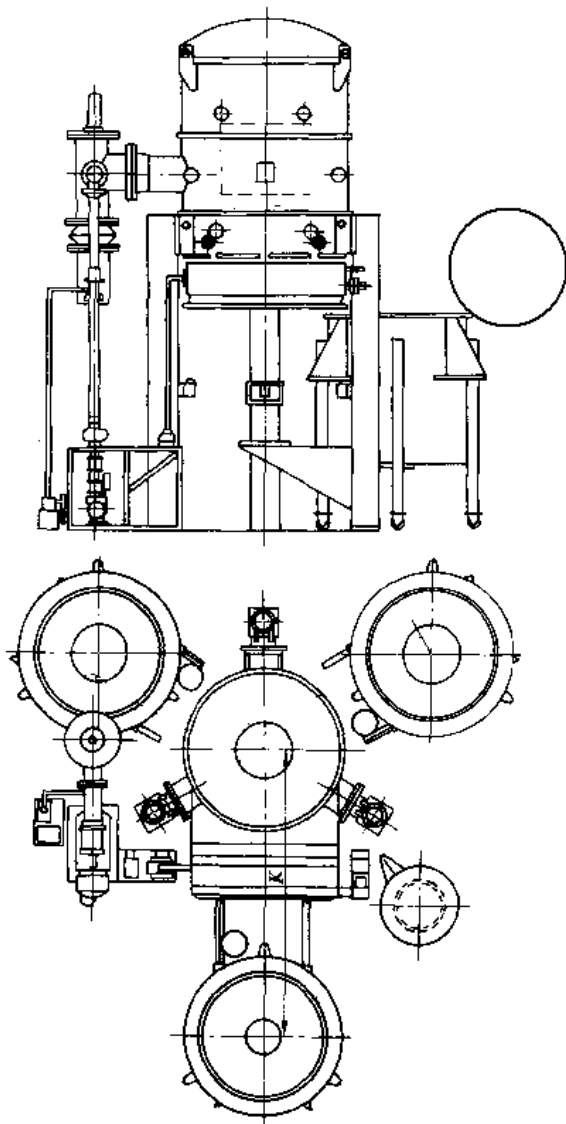


图 7-4-26 油、气、水冷三用立式真空热处理炉

### 3 盐浴热处理

#### 3.1 热处理加热和冷却用盐

熔融金属和熔盐是传统的加热介质，具有工件加热快、氧化脱碳少等优点。一些含活性组分的熔盐还是化学热处理的渗剂。熔融金属过去多用铅，因有毒，现在很少用。盐浴加热多用于中小件，如工模具的整体加热。

热处理对熔盐的具体要求是：(1) 成分稳定，(2) 对工件、坩埚和炉衬的耐火材料侵蚀性小，(3) 对金属和钢材的氧化脱碳不严重，(4) 蒸发损失小，(5) 工件的带出损失小，(6) 处理后的工件表面易清理，(7) 无毒、不污染环境。为满足这些要求和获得合适的溶化温度，热处理加热用盐通常用两种或两种以上单盐的混合盐。表 7-4-11 所列为各种金属和其化合物的熔点。热处理常用的加热和冷却用盐列于表 7-4-12。

#### 3.2 钢在盐浴中加热时的行为

##### 3.2.1 加热时间的计算

钢件在盐浴中加热时，由于和熔盐直接接触，传热条件很好，因而加热速度大，一般比电阻炉约快一倍。最简单的加热时间 ( $t$ ) 的计算方法是工件的有效厚度 ( $\delta$ ，以 mm 计) 乘以加热系数 (min 或 s/mm)。

对于碳钢  $t = (25 \sim 30) \delta$  (s)

对于合金钢  $t = (50 \sim 60) \delta$  (s) (无预热)

$t = (15 \sim 20) \delta$  (s) (一次预热)

对于高速钢  $t = (8 \sim 15) \delta$ , (s) (二次预热)

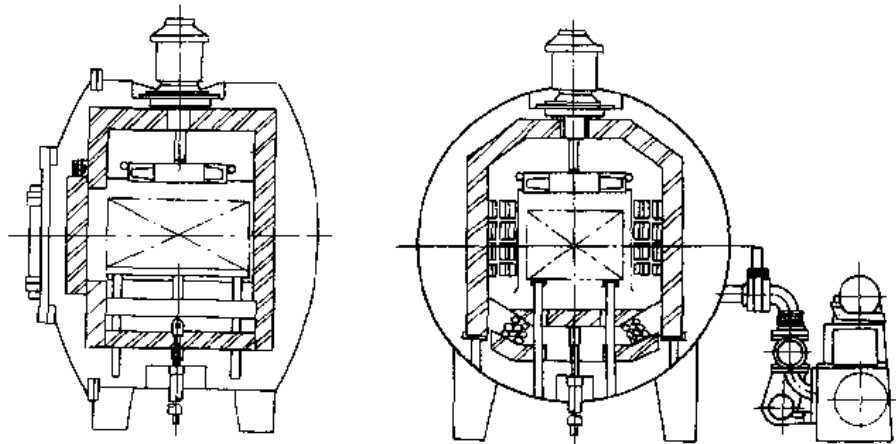


图 7-4-27 真空回火炉



表 7-4-11 金属及其化合物的熔点 (°C)

	一价金属盐					二价金属盐					三价盐	
	Li	Na	K	Rb	Cs	Ca	Sr	Ba	Be	Mg	Al	Ce
纯金属	179	97.7	63.5	3900	28.45	808	~800	850	1278	650	660	635
F	845	992	857	790	684	1354	902	1280	—	1270	—	1324
Cl	609	801.3	773.2	714.5	638	776	872	961	425	714	190	848
Br	548	763	739	675.5	631.5	745	643	865	490	711	96	—
I	450	660.3	683.4	639.7	621.0	740	507	740	510	—	190	752
O	—	318.4	360.4	301	—	2574	2430	1923	2450	2800	2030	1692
S	445	445	471	420	460	—	—	—	—	—	1100	—
CO <sub>2</sub>	618	851	891	837	—	1314	1497	1740	—	—	—	—
SO <sub>4</sub>	856	884	1069.5	1062.5	1007.5	1450	1590	1580	—	1124	—	—
NO <sub>3</sub>	264	308	—	309.5	410.5	~560	570	592	—	—	—	—

表 7-4-12 热处理常用加热和冷却盐浴

类别	盐浴成分及质量配比 (%)	熔点 (°C)	使用温度 (°C)	特点	用途
低温盐浴	NaOH20+KOH80, 另加 H <sub>2</sub> O6	130	150~250	1. NaNO <sub>3</sub> -KNO <sub>3</sub> 盐浴应用最普遍, 但易使钢件氧化侵蚀, 高温易分解 2. NaNO <sub>2</sub> -KNO <sub>3</sub> 盐浴在 420°C 以上易侵蚀工件 3. 硝盐浴中混入油脂, 氧化物, 炭粉易爆炸 4. 含 NaOH, KOH 的新盐浴在 500°C 以上严重使工件氧化, 但随时间减弱	1. 铝合金固溶及时效 2. 结构钢, 工模具厂回火 3. 工模具钢、球墨铸铁等温及分级淬火
	NaOH35+KOH65	155	170~250		
	KNO <sub>3</sub> 25+NaNO <sub>3</sub> 75	240	380~540		
	NaOH75+NaNO <sub>3</sub> 75	280	420~540		
	NaNO <sub>3</sub> 50+KNO <sub>2</sub> 50	143	160~550		
	NaNO <sub>2</sub> 50+KNO <sub>3</sub> 50	225	280~550		
	KNO <sub>3</sub> 50+NaNO <sub>3</sub> 50	220	280~550		
NaOH60+NaCl40	450	500~700			
中温盐浴	KCl50+Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 50	560	590~820	1. BaCl <sub>2</sub> -KCl 盐浴以摩尔比 2:3 (质量比 67.2:32.8) 最稳定 2. BaCl <sub>2</sub> -NaCl 盐浴很稳定, 钢件易产生点蚀, 油淬后表面盐难清除, 以摩尔比 2:3 (质量比 70:30) 盐应用最广 3. BaCl <sub>2</sub> -NaCl-KCl 盐浴性质与 BaCl <sub>2</sub> -NaCl 和 BaCl <sub>2</sub> -KCl 无重大区别但可消除点蚀	1. 结构钢、碳素工具钢、合金工具钢淬火加热 2. 高速钢预热、回火、等温淬火
	NaCl20+KCl30+BaCl <sub>2</sub> 50	560	580~850		
	KCl45+Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 45+NaCl10	590	630~850		
	BaCl <sub>2</sub> 40.6+Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 59.4	606	630~870		
	NaCl22.5+BaCl <sub>2</sub> 77.5	635	665~870		
	NaCl55+BaCl <sub>2</sub> 45	540	570~900		
	NaCl35+Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 65	620	650~900		
	BaCl <sub>2</sub> 67.2+KCl32.8	646	670~900		
	NaCl44+KCl56	607	720~900		
	BaCl <sub>2</sub> 50+NaCl50	600	650~1000		
	BaCl <sub>2</sub> 50+KCl50	640	670~1000		
NaCl50+KCl50	670	720~1000			
BaCl <sub>2</sub> 80~90+NaCl20~10	~760	820~1090			
KCl27.5+Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 72.5	660	900~1100			
NaCl14+Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 86	710	900~1100			
BaCl <sub>2</sub> 90+NaCl10	~870	950~1100			
高温盐浴	BaCl <sub>2</sub> 100	960	1000~1350	1. BaCl <sub>2</sub> 单盐易蒸发、氧化变质快 2. 添加高熔点氟盐可减少蒸发, 但侵蚀金属和炉衬 3. 硼砂盐浴难熔化、粘性大、工件不易清洗, 一般加热很少用, 主要用做渗硼、渗金属的基盐	1. 高速钢淬火加热 2. 高强度不锈钢固溶处理 3. 高温钎焊
	BaCl <sub>2</sub> 95+NaCl5	850	1000~1350		
	BaCl <sub>2</sub> 70+Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 30	940	1050~1350		
	BaCl <sub>2</sub> 95~97+MgF <sub>2</sub> 5~3				

较为精确的计算是采用工件几何指数  $W$  和综合物理系数 (或和加热系数) 的计算方法。工件几何指数的含意是  $W = \frac{V}{F}$ 。  $V$  是工件的体积,  $F$  是表面积。综

合物理系数  $K$  和工件形状、表面状态、尺寸、加热介质、加热炉次等有关。通过推导和简化, 加热时间  $t$  的计算亦可表达为



$$t = KW$$

在盐浴炉中加热时, 对于圆柱状零件 (直径  $D$ , mm)

$$t = (0.117 \sim 0.175) D \text{ (s)}$$

对于板状件 (厚度  $B$ )

$$t = (0.117 \sim 0.35) B \text{ (s)}$$

对于薄壁管 (壁厚  $\delta$ ,  $\delta/D < 1/4$ ,  $L/D < 20$ )

$$t = (0.175 \sim 0.35) \delta \text{ (s)}$$

对于厚壁管 ( $\delta/D \geq 1/4$ )

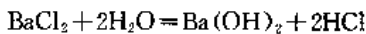
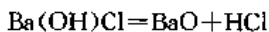
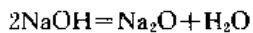
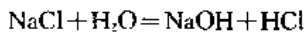
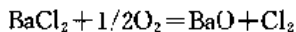
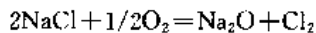
$$t = (0.25 \sim 0.5) \delta \text{ (s)}$$

在以上计算式中, 当  $L/D$ ,  $L/B$ ,  $L/\delta$  值大时取上限, 反之取下限。

采取精确计算法计算出的加热时间比粗略法短, 从而具有节能意义。

### 3.2.2 氧化与脱碳

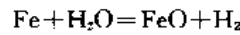
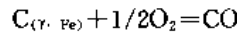
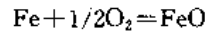
熔盐和大气中的氧以及内部溶解的氧、水分在高温下的反应为



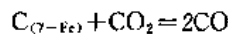
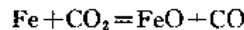
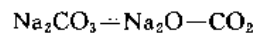
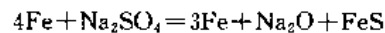
随着熔盐在大气中暴露时间的延续,  $\text{Na}_2\text{O}$ 、 $\text{BaO}$  会逐渐增多, 还连续不断地产生  $\text{Cl}_2$ 、 $\text{HCl}$  和  $\text{H}_2\text{O}$ , 如

不及时采取脱氧措施, 便会导致盐浴严重老化, 使钢氧化和脱碳, 甚至发生严重腐蚀。

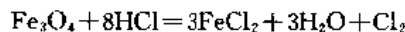
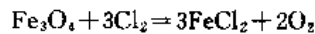
溶解在盐浴中的氧和水分直接对钢有氧化和脱碳反应



溶盐中的杂质也会对钢表面侵蚀, 发生氧化脱碳



盐浴反应生成的腐蚀性气体  $\text{Cl}_2$ 、 $\text{HCl}$  与钢表面已形成的氧化膜发生反应



形成的  $\text{FeCl}_2$  挥发性很强, 使反应不断向右进行。

由此可见, 除了要严格控制原料中的杂质含量外, 盐浴在使用过程中要有严格的制度, 不断地加以校正和捞渣, 才能使工件的氧化和脱碳减少到最低限度。

### 3.2.3 盐浴成分的校正

在生产中, 定期往盐浴中加入脱氧物质 (校正剂), 使其和盐中的氧、氧化物和其他杂质发生反应, 形成沉淀物, 然后通过捞渣除去沉淀, 使盐浴再生。常用盐浴校正剂的化学反应, 使用条件和效果列于表 7-4-13。

表 7-4-13 常用盐浴校正剂

校正剂	化学反应	使用条件	效果
木炭	$\text{Na}_2\text{SO}_4 + 4\text{C} \rightarrow 4\text{CO} \uparrow + \text{Na}_2\text{S}$	约 15mm 的炭块, 用清水洗净干燥后插入盐浴中	可除去盐浴中的硫酸盐杂质
SiC	$2\text{Na}_2\text{CO}_3 + \text{SiC} \rightarrow \text{Na}_2\text{SiO}_3 + \text{Na}_2\text{O} + 2\text{CO} + \text{C}$	粒度 100~120 目	产生的 $\text{CO}$ 、 $\text{C}$ 可使氧化物还原, 但脱氧效果不理想
硅胶	$\text{BaO} + \text{SiO}_2 \rightarrow \text{BaSiO}_3 \downarrow$	与 $\text{TiO}_2$ 配合用	脱氧作用较弱, 对电极有严重侵蚀
Ca-Si	$2\text{Ca} + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{CaO}$ $\text{Si} + \text{O}_2 \rightarrow \text{SiO}_2$ $\text{Ca} + \text{BaO} \rightarrow \text{CaO} + \text{Ba}$ $2\text{BaO} + 5\text{Si} \rightarrow 2\text{BaSi}_2 + \text{SiO}_2$ $\text{Ca} + \text{SiO}_2 \rightarrow \text{CaSiO}_3 \downarrow$ $\text{BaO} + \text{SiO}_2 \rightarrow \text{BaSiO}_3 \downarrow$	Ca-Si 的成分为 $w_{\text{Si}}^{\text{①}} 60\% \sim 70\%$ , $w_{\text{Ca}}^{\text{②}} 20\% \sim 30\%$ , 少量 Fe, Al。添加后具有迟效应, 在高温保持 15~20min 后才能进行工件加热。在高温 ( $>1200^\circ\text{C}$ ) 不易捞渣	作用时间长, 和 $\text{TiO}_2$ 并用能弥补 $\text{TiO}_2$ 迟效应不佳的缺陷

(续)

校正剂	化学反应	使用条件	效果
Mg-Al	$4Al + 3O_2 \rightarrow 2Al_2O_3$ $Al_2O_3 + Na_2O \rightarrow 2NaAlO_2 \uparrow$	粒度 0.5~1mm, Mg: Al=1:1, 具有速效性	具有强烈脱氧, 脱硫作用, 适于中温盐浴
TiO <sub>2</sub>	$TiO_2 + BaO \rightarrow BaTiO_3 \downarrow$ $TiO_2 + FeO \rightarrow FeTiO_3 \downarrow$	不易捞渣, 最好与硅胶配合使用	脱氧作用强, 速效性好, 迟效性差, 适用于 1000℃ 以上, 1000℃ 以下不宜单用
Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> · 10H <sub>2</sub> O	$Na_2B_4O_7 \rightarrow 2NaBO_2 + B_2O_3$ $B_2O_3 + BaO \rightarrow Ba(BO_2)_2$ $B_2O_3 + FeO \rightarrow Fe(BO_2)_2$	使用前先脱去结晶水, 加入量大	不能完全防止脱碳, 易侵蚀炉衬, 电极
MgF <sub>2</sub>	$MgF_2 + BaO \rightarrow BaF_2 + MgO$ $MgO + Fe_2O_3 \rightarrow MgO \cdot Fe_2O_3 \downarrow$	对工件、炉衬、电极有侵蚀, 添加萤石可缓和	添加萤石可用于高温盐浴, 脱氧效果好, 腐蚀性小

- ①  $w_{Si}$  为 Si 的质量分数。
- ②  $w_{Ca}$  为 Ca 的质量分数。

### 3.3 钢在盐浴中的冷却

钢在贝氏体等温淬火时用硝盐做为淬火介质, 在马氏体分级淬火时, 既可用油也可用硝盐。这是由于硝盐传热快, 冷却初始阶段实际上不存在工件表面的蒸汽膜, 在较宽的温度范围内粘度变化小, 在贝氏体等温淬火温度粘度小, 因而工件带出损失少。在等温和分级温度范围不分解, 可溶于水, 工件便于清洗, 水中的盐回收方便。硝盐中可掺水以提高冷却烈度, 但加水时要以喷雾方式逐渐加入, 以防爆溅伤人。表 7-4-14 所示为用于等温和分级淬火的硝盐浴成分。图 7-4-28 所示为硝盐和油、水冷却能力的比较。

表 7-4-14 等温和分级淬火盐浴

成分的质量分数	I	
	I	II
NaNO <sub>3</sub> (%)	45~55	15~25
KNO <sub>3</sub> (%)	45~55	45~55
NaNO <sub>2</sub> (%)	—	25~35
熔点 (°C)	220	150~165
工作温度 (°C)	260~595	175~540
适用性	贝氏体等温淬火	贝氏体等温和马氏体分级淬火

### 3.4 盐浴热处理炉

盐浴热处理炉分为内热和外热两大类。外热式盐浴的坩埚中放盐, 外部用电或燃料加热使盐熔化, 其工作温度一般低于 900℃。内热式盐浴炉的盐置于耐热钢包或耐火粘土制成的浴槽中, 靠插入盐中的一对(单相)或多对(三相)金属电极来加热熔化, 主要用于 1300℃ 以下的高温。由于电极截面较大和极间熔盐的电阻很小, 需采取低压供电, 因此内热式盐浴炉须配备分级调压的盐浴专用变压器。等温、分级淬火用的盐浴炉多为外热式, 为使炉温均匀, 必须设搅拌器。外热式中温盐浴和等温、分级淬火槽用带保护管的热电偶、高温盐浴要用辐射高温计或光电高温计测量和控制温度。图 7-4-29~图 7-4-32 所示为外热式、内热式盐浴炉和等温、分级淬火槽结构。为了节约电能, 启动时加快盐的熔化速度, 内热式盐浴炉的电极有时做成埋入式, 即埋砌在盐炉的耐火炉衬中。

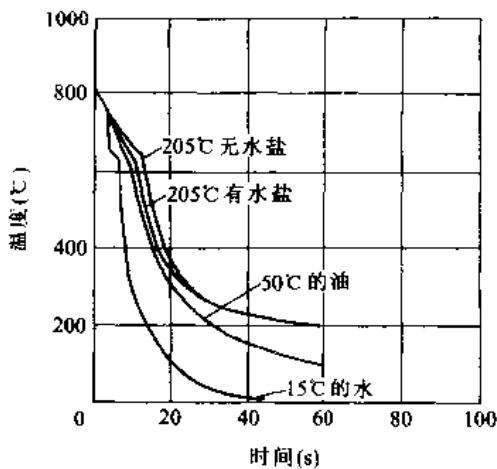


图 7-4-28 45 钢棒  $\phi 25 \times 100$  (mm) 在硝盐、油、水中的冷却曲线, 热电偶在试棒心部有水盐中水的质量分数为 1.25%



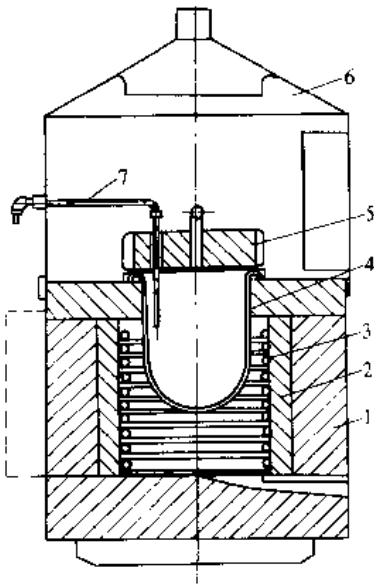


图 7-4-29 外热式电阻盐浴炉结构  
1—绝热材料 2—耐火材料 3—电热元件 4—坩埚  
5—坩埚盖 6—抽风罩 7—热电偶

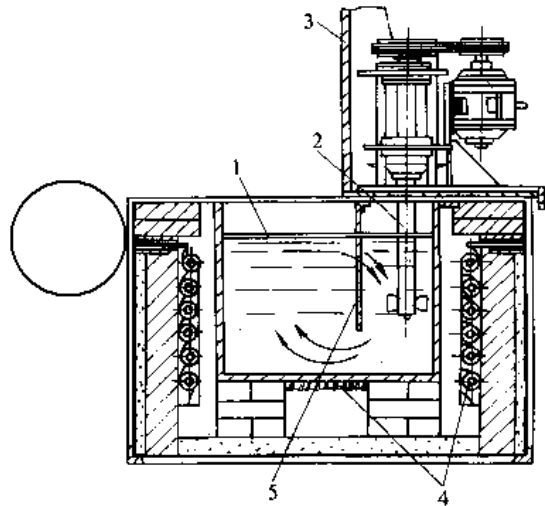


图 7-4-32 外热式电热等温分级淬火槽  
1—盐液面 2—搅拌器 3—挡板  
4—电热元件 5—隔离板

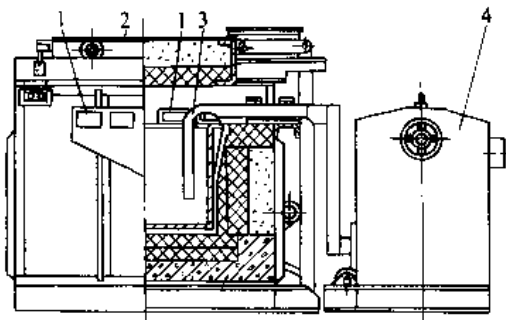


图 7-4-30 内热式电极盐浴炉结构  
1—抽风孔 2—炉盖 3—电极 4—变压器

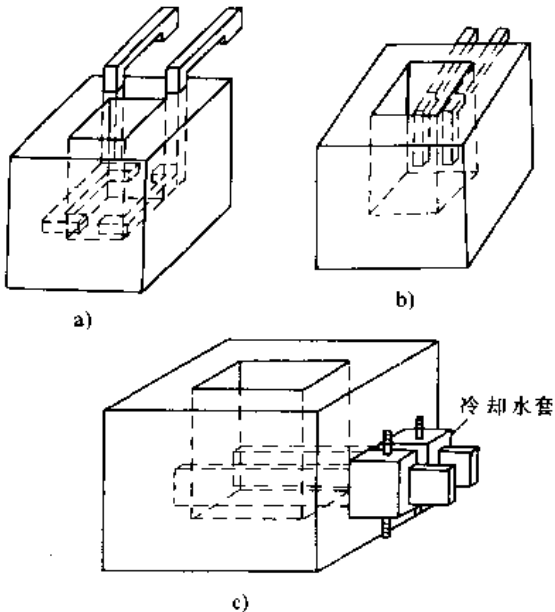


图 7-4-31 埋入式盐浴炉结构原理  
a) 顶埋式 b)、c) 侧埋式

#### 4 流态床热处理

使导体或非导体微粒在气流下浮动，用外加热源使这些粒子加热到一定温度，这种类似液态的物质便可作为金属制件热处理加热的介质。冷态或温态的浮动粒子还可以作为冷却介质。

由于粒子的紊乱流动和强烈循环以及其热容量比气体约大两个数量级，流态床的传热性能很好〔传热系数  $\alpha$  达  $1000\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$  以上〕，温度均匀性可达到  $5 \sim 10^\circ\text{C}$ ，甚至更好。

在流态粒子炉中可实现少无氧化加热，当采取燃烧气体鼓风时，若燃烧系数  $< 0.5$ ，便可获得无氧化加热效果。往粒子炉中通入含碳和含碳、氮气氛可以实现钢的渗碳、碳氮共渗，加入其他相应物质还可实现渗硼和渗金属。

对粒子材料性能的主要要求是密度。合适的粒子密度为  $1280 \sim 1600\text{kg}/\text{m}^3$ 。选择粒子的依据还有传热系数和流态化的难易程度。高密度材料适用于高传热要求，低密度材料易实现流态化。

常用的粒子材料为石墨和氧化铝粒子。粒子的直径决定着传热系数  $\alpha$  的大小。粒子愈小，传热效果愈好。氧化铝粒子在  $20 \sim 30\mu\text{m}$  时，浮动粒子的传热率最高， $< 20\mu\text{m}$  时，微粒易粘结，使传热率急剧减小。粒子过细会导致飞扬，恶化工作环境。

气体流态化速度是决定粒子浮动稳定性的主要因素。为获得理想传热效果和避免粒子飞扬，对材料密度和尺寸一定的粒子，存在一个最佳气流速度。此流速为



最低流态化速度的2~8倍。图7-4-33所示为在正常状态下的浮动粒子压力降和气流速度的关系。

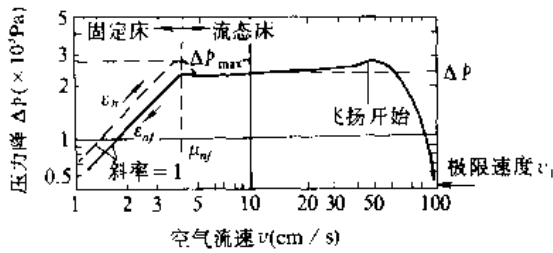


图7-4-33 流态粒子层的压力降和气流速度的关系

钢在流态床中的加热速度介于气体介质炉中加热和盐浴加热之间，非常接近于盐浴（图7-4-34）。往流态炉中加入不同量的冷料，炉温的降低并不显著，而且会很快恢复。图7-4-35所示为不同装炉量的 $\phi 25\text{mm}$ 钢棒在 $0.3\text{m}^3$ 流态粒子炉中加热时，炉温的变化和恢复速度。

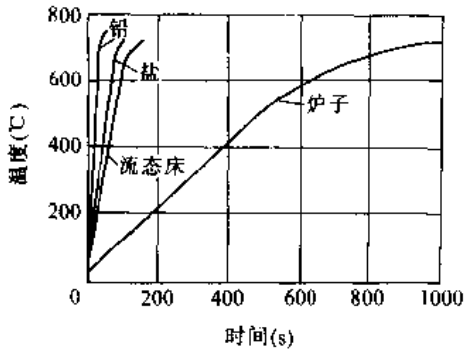


图7-4-34  $\phi 16\text{mm}$ 钢棒在流态粒子炉中和其他介质中加热速度的比较

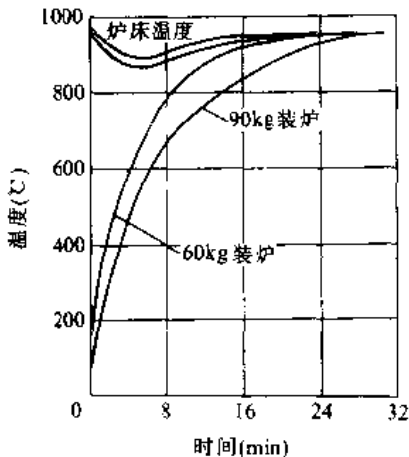


图7-4-35 不同装炉量的工件在流态粒子炉中加热时的升温曲线和炉温恢复速度

调整通入炉中燃烧气体的空气-燃料混合比，可使流态粒子炉中的氧化与还原、脱碳与增碳反应在一定程度上得到控制，从而达到工件少无氧化和少无脱碳及渗碳的效果。图7-4-36所示为不同截面的钢件在不同温

度区域内加热时，随时间延长而逐步增长的脱碳情况。图7-4-37所示为SAE8620钢（相当于20CrNiMo）气体渗碳和流态床渗碳淬火后，沿硬化层的硬度分布比较。由图中数据可知，在 $950^\circ\text{C}$ 的流态床中通 $\text{C}_2\text{H}_6$ （丙烷）渗1.5h与在 $925^\circ\text{C}$ 气体渗碳6h的结果相近。

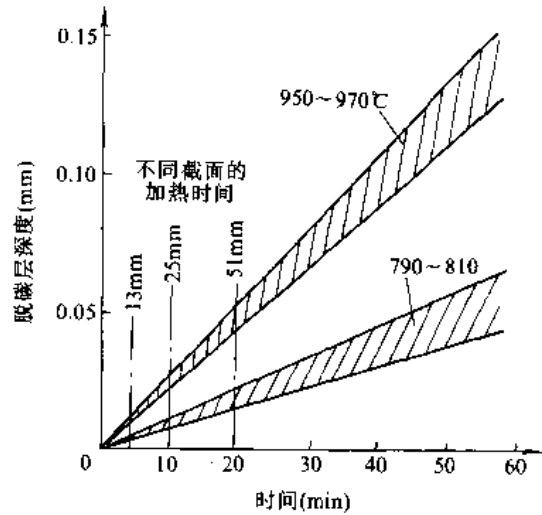


图7-4-36 钢件在流态粒子炉中加热时的脱碳倾向

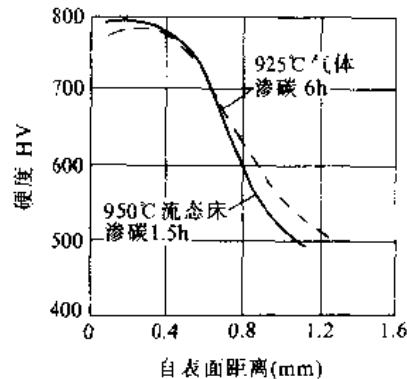


图7-4-37 SAE8620钢渗碳淬火后沿硬化层的硬度分布比较

浮动粒子做为淬火冷却介质的冷却能力和油接近。图7-4-38所示为流态床和油、水、空气中的冷却曲线。在流态粒子中添加水还可以进一步提高冷却速度。

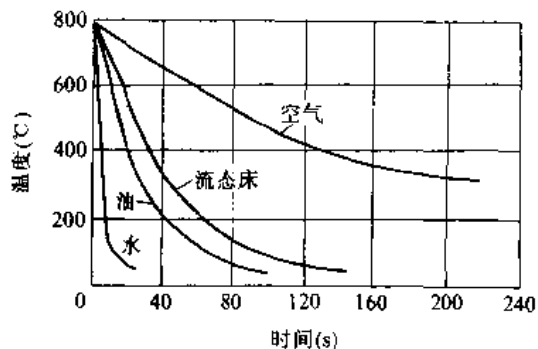


图7-4-38 流态床和油、水、空气的冷却能力比较



## 5 其他少氧化加热方法

## 5.1 装箱加热

锻件毛坯退火时,为减少氧化烧损,可放在铸铁箱或低碳钢板焊接箱体中埋以铸铁屑、木炭、焦炭和石英砂,用黄泥密封箱盖。一般在单件、小批量生产条件下使用。轴承套圈、辊柱锻坯的退火曾多用此法。其缺点是加热速度慢,大量的热能用在箱体和填料加热的额外热耗上。

使用空气电阻炉加热锻模时,可采取装箱法(图7.4-39)。按模具尺寸选80~100mm深的铁盘,盘底放30~40mm厚的铸铁屑和木炭层。把模具型腔向下反扣,周围再用保护填料填满,箱口用耐火泥或黄泥封口。上部燕尾也铺设填料,并用黄泥封盖。

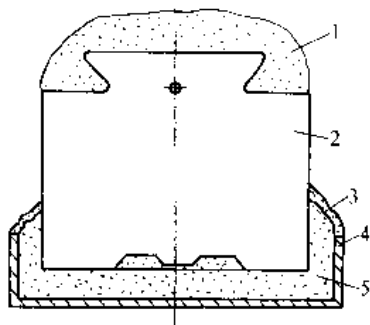


图 7.4-39 模具保护加热示意图

1—黄泥填料 2—模体 3—黄泥 4—铁盘 5 保护填料

## 5.2 调整燃料炉的燃烧系数

对燃料炉,尤其是煤气炉和油炉而言,燃烧系数(空气/燃料比值)的合理选择是一个至关重要的问题。空燃比过低,燃烧不完全,燃烧温度也低。燃烧系数过高,燃料消耗大,废气带走的热量多。从减少氧化的角度看,燃烧系数过大,燃烧产物中的氧含量高,对被加热金属的氧化加剧。因之控制空气-燃料混合比,即控制燃烧系数,可达到控制燃料炉中氧化程度的目的。

燃烧产物中的氧含量和燃料以及炉子类型也有密切关系。在燃烧过程中,采取“通-断”控温方式时,不同燃料的燃烧产物氧的体积分数范围是:A级重油3.5%~17%,煤油1%~15%,城市煤气7%~14.5%,液化石油气4%~7.5%。表7.4-15所列不同炉型燃烧产物的氧含量。由此可见,燃烧炉的“通-断”式控温方法必须加以改进,这不仅有利于炉温的精确控制,有利于节约燃料,还有利于精确控制燃烧产物

中的氧含量,实现少氧化加热。

表 7.4-15 不同炉型燃烧产物中的氧含量

炉型	O <sub>2</sub> 的体积分数(%)		燃烧系数 $\alpha$	
	通	断	通	断
箱炉	3.5~15.0	14.0	1.2~1.3	2.8
台车式炉	7.5~12.0	12.0	1.7~2.3	2.2
密封渗碳炉	1.0~14.5	15.0~20.0	1.05~3.1	3.3~7.0
连续式炉	2.5~11.0	17.0~18.0	1.1~2.0	5.0~6.0

采用燃烧炉加热时,若在炉膛中设置耐热钢炉罐,便可把经过净化的燃烧产物重新通入炉罐作为加热的保护气体。

## 5.3 保护涂料

工件表面浸以质量分数为30%的硼砂溶液,干燥后在炉中加热,可明显减少表面氧化。为此,可把加热到 $\approx 300^{\circ}\text{C}$ 的工件淬入硼砂液中,表面即可附着1~3mm的保护层。

将石墨粉、变压器油和水玻璃混合,涂于工件表面,可使其回火时减轻氧化脱碳。

国内外防氧化脱碳涂料的产品很多,大多为专利商品,可分为有机和无机涂料两大类。下面列举无机涂料质量配方两例:

(1) 玻璃料(主要是SiO<sub>2</sub>)57.3%~62.2%, 赭石2.9%~8.6%, 羧甲基纤维素(CMC)0.65%~0.66%, 其余为水。可用于防氧化、防脱碳、防渗。热处理后涂层和工件贴合较紧,须用喷砂法去除。

(2) 玻璃料58.7%~61.2%, 粘土2.9%~3.0%, 聚乙烯醇缩丁醛(PB)2.6%~6.1%, 其余为水。PB为粘合剂。涂敷后,附着力大,用后易去除。

## 5.4 包装热处理

包装热处理是60年代开发的一种行之有效的保护加热技术,用于模具和单件生产的中小型零件,效果好,使用方便。小型模具用不锈钢箔包装封口后在空气炉中加热,可保证完全不氧化不脱碳。钢箔用Cr18-Ni8、Cr18-Ni8Ti、Cr19-Ni9钢制成,厚度为0.05mm。商品可成卷供应,以折叠方式包装。也可制成封筒状,装入工件后,抽去筒中空气封焊。各种高速钢、高铬冷冲模钢奥氏体化加热后,在空气中冷却后的硬度与裸露态盐浴加热空冷淬火者无异。合金工具钢加热油淬后,两种方式所得硬度略有差别。表7.4-16所列工模具钢经包装热处理后的硬度测量结果。





表 7-4-16 各种工模具钢经包装热处理后的硬度

钢 种		预热温度 (°C)	奥氏体化		冷却	包装方式	标准淬火硬度 HRC	包装淬火硬度 HRC	
国外钢号	相当于我国钢号		温度 (°C)	时间 (h)				心部	表面
Cromo-N	25Cr12MoWV	730	1050	1	空气	封筒	53~54	54	54
		730	1050	1	空气	折叠	53~54	53~55	53~55
H13	35Cr5Mo2V	730	1010	1	空气	封筒	51	51	51
H12	35Cr5Mo2WV	730	1010	1	空气	折叠	56	56	56
S7	50Cr3Mo2	650	940	0.5	空气	封筒	60	59~61	61
M1	30Cr3Mo2WV	845	1230	3min	空气	封筒	65.5	62~63	65
A4	CrMnMo	—	855	1	空气	封筒	63	63~63.5	64
A2	Cr5Mo	650	970	1	空气	封筒	64~65	64	65
D2	Cr12Mo	650	1010	0.5	空气	封筒	65	63~64	65
O1	CrWMn	—	800	1	油	折叠	65	37~39	42
		—	800	1	油	封筒	65	58	62

## 第 5 章 钢的表面热处理

### 1 表面热处理的分类

仅对工件表层进行热处理以改变其组织和性能的工艺称为表面热处理。

表面热处理是使机械零件或工具表面强化的重要手段之一。它不仅可以提高表面硬度和耐磨性,而且与经过适当预先热处理的心部组织相配合,可以获得高的疲劳强度和强韧性。

表面热处理工艺简单,强化效果显著,热处理后畸变较小,生产过程容易实现自动化和大批量生产;且生

产率高,具有很好的技术与经济的综合效益,在生产上被广泛应用。与化学热处理工艺比较,它又是一种对环境极少污染的工艺方法。

实现表面加热的关键是加热装置能提供高的热流密度,一般认为若加热装置能够提供 $\geq 10^5 \text{W/cm}^2$ 的功率密度,即可在工件表层造成高的温度梯度,实现表面加热淬火。

表面热处理可按热源类型分类,表 7-5-1 给出了这些工艺方法的主要特点。

表 7-5-1 表面热处理的主要特点

分类	表面热处理工艺方法	功率密度 (W/cm <sup>2</sup> )	最大输出功率 (kW)	硬化层深 (mm)	
1	感应加热表面淬火				
	工频加热淬火	10~100	≤1000	大件>15	
	中频加热淬火	$< 5 \times 10^2$	≤1000	2~6	
	高频加热淬火	$2 \times 10^2 \sim 10^3$	≤500	0.25~1.5	
	脉冲感应加热淬火	$(1 \sim 3) \times 10^4$	≤200	0.35~1.0	
	高频电阻加热表面淬火	$8 \times 10^3 \sim 2.3 \times 10^5$	30~300	0.30~1.0	
2	火焰加热表面淬火	$(1 \sim 5) \times 10^3$			
	3	电阻加热表面淬火			
		电接触表面淬火	$10^3 \sim 10^4$	3~10	<0.35
电解液加热表面淬火		$\leq 10^2 \sim 10^3$	5~10	<0.30	
4	激光热处理	$10^3 \sim 10^5 (< 10^6)$	2~10	0.2~0.5	
5	电子束热处理	$10^4 \sim 10^5 (< 10^6)$	≤30	0.2~0.5	
6	太阳能加热表面淬火	$(4 \times 5) \times 10^3$	<1	<1	



## 2 表面淬火相变特点

表面淬火时工件表层加热速度很高,这对加热、冷却、回火相变动力学、组织形态及其强化规律都会产生一定影响。

### 2.1 快速加热淬火回火时相变特点

#### 2.1.1 相变临界点

由图 7-5-1 可看出,提高加热速度将使  $Ac_3$ 、 $Ac_m$  线升高。当加热速度大于  $200^\circ\text{C}/\text{s}$  时,过共析成分的  $Ac_m$  线趋向平缓。提高加热速度对奥氏体开始形成温度  $Ac_1$  影响较小,但对转变终了温度  $Ac_{f1}$  有显著影响。例如共析钢加热速度为  $10^4^\circ\text{C}/\text{s}$  时,  $Ac_{f1}$  为  $950^\circ\text{C}$ 。加热速度为  $10^7^\circ\text{C}/\text{s}$  时,  $Ac_{f1}$  可升高到  $1100^\circ\text{C}$ 。这是碳扩散控制的相变在高速加热条件下过渡到无扩散相变的结果,亚共析钢加热速度大于  $10^5 \sim 10^6^\circ\text{C}/\text{s}$  时,  $Ac_{f1} \approx 1130^\circ\text{C}$ ,几乎与碳含量无关。

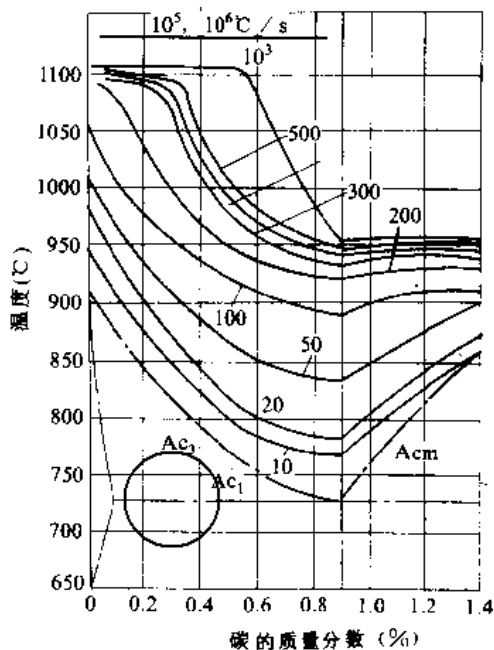


图 7-5-1 加热速度对碳钢  $Ac_3$ 、 $Ac_m$  的影响  
(摘自参考文献 [12], 1975. No3. p255)

#### 2.1.2 奥氏体晶粒度

提高相变区加热速度将使奥氏体起始晶粒显著细化,由于在较高加热速度下起始晶粒不易长大,从而使奥氏体晶粒细化;并且在热应力与组织应力的作用下在奥氏体晶粒内形成了许多位错胞,这对淬火后马氏体的形态有直接影响。

#### 2.1.3 奥氏体均匀化

快速加热条件下易形成不均匀的奥氏体,如图 7-5-2 所示,同时有些合金元素将更难溶解于奥氏体。以共析钢为例,以  $2000^\circ\text{C}/\text{s}$  速度加热,  $Ac_1$  升高到  $870 \sim 900^\circ\text{C}$ ,此时奥氏体中碳的质量分数仅为  $0.1\% \sim 0.2\%$ ,加热到  $1000^\circ\text{C}$  后,奥氏体中碳的质量分数也只有  $0.4\% \sim 0.5\%$ 。

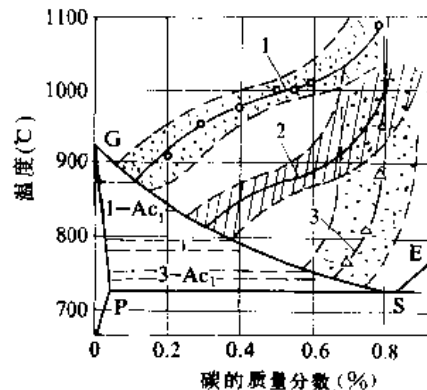


图 7-5-2 T8 钢在感应加热时奥氏体的成分与加热速度、原始组织及温度的关系

1—粒状珠光体,  $2000^\circ\text{C}/\text{s}$  加热 2—粒状珠光体,  $150^\circ\text{C}/\text{s}$  加热 3—淬火组织,  $150^\circ\text{C}/\text{s}$  加热

(图中虚线为碳含量波动范围)

(摘自参考文献 [13] 12 页。)

钢的原始组织对快速加热时奥氏体均匀化有很大影响,在相同加热速度下,退火组织要求奥氏体均匀化温度最高,调质组织次之,淬火组织最低,所以表面淬火零件要求钢的原始组织尽量细小,碳化物或自由铁素体应均匀分布,即应当进行正火或调质处理,以有利于奥氏体均匀化。

#### 2.1.4 过冷奥氏体转变

在快速加热时形成的奥氏体晶粒细小且成分不够均匀,所以过冷奥氏体的稳定性较低,马氏体点及马氏体的组织形态都会改变。45 钢在快速加热表面淬火后在硬化层中经常看到色泽不同的两类马氏体组织。原铁素体区域奥氏体化后形成的低碳马氏体易自回火成为回火马氏体,侵蚀后在金相显微镜下呈黑色,而在原珠光体领域内形成碳浓度较高的马氏体,因不易自行回火而呈现白色。这两类马氏体一般分布于淬火工件的亚表层,如图 7-5-3 所示。过共析钢在快速加热时由于碳化物溶解不充分,淬火后可能得到低碳马氏体与碳化物相混合的复合组织,但适当升高奥氏体化温度,



则可获得高碳隐晶或极细的马氏体组织。在超高速加热条件下还可以在淬火硬化层中出现其他特殊形态的马氏体组织。

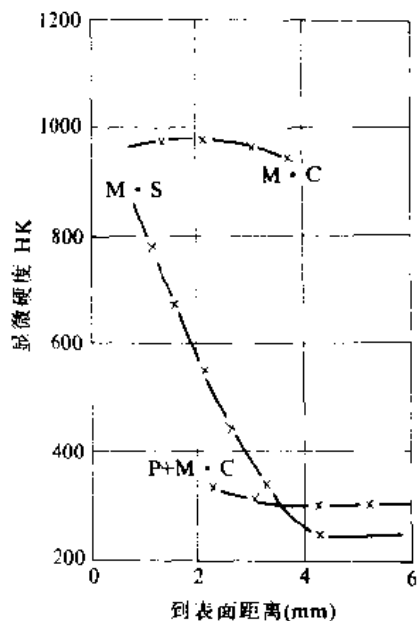


图 7-5-3 45 钢高频淬火后不均匀马氏体的显微硬度分布  
M·C——高碳白色马氏体 M·S——低碳黑色马氏体 P——珠光体  
(摘自参考文献 [14], 1975, №10 Vol28, p. 29.)

### 2.1.5 回火转变

快速加热淬火表层多为板条马氏体，且马氏体成分一般不均匀，为保持表面高硬度及疲劳强度，回火温度应比普通回火略低，在相同回火温度下，快速加热表面淬火的零件比炉中加热淬火后的硬度值要高，但回火温度  $> 200^{\circ}\text{C}$  时，这种优势将消失<sup>[4][15]</sup>。

## 2.2 表面淬火后的组织与性能

### 2.2.1 表面淬火后的金相组织

工件表面淬火后的显微组织与表面原始组织、加热速度、加热层温度及其分布、淬火冷却速度以及材料自身的淬透性有关。图 7-5-4 是 45 钢在表面淬火后组织与硬度分布的示意图，图中第 I 区加热温度高于  $Ac_3$ ，淬火后可得到全部马氏体组织，第 II 区温度在  $Ac_3 \sim Ac_1$  之间，淬火后为马氏体 + 未溶自由铁素体组织。第 III 区为钢的原始组织，为自由铁素体和珠光体或索氏体组织。曲线 1 为 45 钢硬度分布曲线，曲线 2 为 T8 钢表面淬火后的硬度分布曲线，可以看出当温度分布相同时，T8 钢表面淬火后过渡区比 45 钢窄，提高加

热速度及强化冷却将显著减小过渡区宽度，而该区宽度对表面淬火后残余应力的大小及分布有重要的影响。表面淬火层的组织还与钢的成分、淬火规范、工件尺寸等因素有关。如果加热层较深，还经常在硬化层中出现高碳马氏体与低碳马氏体共存的混合组织以及贝氏体、极细珠光体、未溶碳化物与淬火马氏体共存的复相组织。在淬火层中一般均保留着一定数量的残余奥氏体。在超快速加热条件下 ( $> 10^5^{\circ}\text{C/s}$ ) 可在工件表面形成很薄的加热层，并通过自激冷淬火获得极细的隐晶马氏体。激光、电子束加热淬火后表层还可能获得非晶态短程有序的组织。

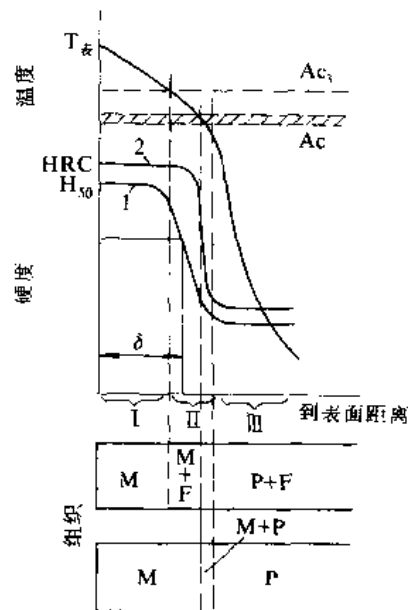


图 7-5-4 表面加热淬火后组织和硬度的分布  
1—45 钢 2—T8 钢  $\delta$ —有效硬化层  
I—完全淬火区 II—过渡层 III—心部组织

我国已颁发有关表面淬火金相检验的两项技术标准：ZBJ36009—88《钢件感应淬火金相检验》及 ZBJ36010—89《珠光体球墨铸铁零件感应淬火金相检验》，对于重要表面淬火工件应规定允许的金相组织等级。

### 2.2.2 表面淬火有效硬化层深度的测定

表面淬火后有效硬化层深度 (DS) 的定义是：从工件的表面到规定极限硬度值 ( $HV_{HL}$ ) 的内层之间的距离，极限硬度值为工件表面所要求的最低硬度值 ( $HV_{MS}$ ) 的函数，由下式求出：

$$HV_{HL} = 0.8 \times HV_{MS}$$

有效硬化层深度的测量采用 9.8N 的试验力，并在与淬硬层垂直的磨光表面上进行。测量应符合 GB5617—85《钢的感应淬火或火焰淬火有效硬化层



深度的测定)标准规定,对于 $<0.3\text{mm}$ 的有效硬化层深度的测量,应按GB9451-88(钢件薄表面总硬化层深度的测定)标准进行。

2.2.3 表面淬火后的性能

1. 表面硬度 快速加热表面淬火后表面硬度比炉中整体加热淬火后普遍提高,加热功率密度越高,提高的幅度愈大。45钢、T10钢经不同方法表面淬火与炉中整体加热淬火的表面硬度对比结果如表7.5-2所示,这种增硬现象与奥氏体晶粒超细化、马氏体中高密度的位错与孪晶分布以及高的淬火应力引起的加工硬化等因素有关。

2. 耐磨性 高中频淬火后工件的耐磨性比普通淬火要高,而感应脉冲加热淬火、激光及电子束加热淬火后的耐磨性则比高频淬火后还要高。在不同的磨损试验条件下它们提高的幅度不同,耐磨性的提高与淬硬层中马氏体的超细化、碳化物的高度弥散、及表层残余压应力高等因素有关。

表 7.5-2 表面淬火与炉中加热淬火硬度对比

钢号	表面最大硬度值 HV			
	炉中加热淬火	高频加热淬火	感应脉冲加热淬火	激光及电子束加热淬火
45	580~600	620~640	780~800	800~830
T10	700~740	750~780	1050~1100	1100~1200

注: 详见参考文献 [1] 353 页。

3. 疲劳强度 高中频表面淬火可显著提高工件的疲劳寿命,并显著降低了缺口敏感度,表7.5-3列举了10Cr钢不同处理工艺对疲劳载荷下缺口敏感度的

表 7.5-3 高中频感应加热设备类型

类 型	频率 (Hz)	功率 (kW)	效率 (%)
中频变频机组	2500~8000	100~200	75~95
中频静态变频器	晶闸管中频电源	1000~8000	100~500
	宽频带晶闸管中频电源	1000~8000 (可调)	100~500
	中频透热电源	500~8000	100~500
	全晶体管固态电路电源①	50~180	1~20
电子管高频电源	250~450kHz	30~300	50~75

① 摘自 ASM. Metal Handbook, 10 edition Vol(4), 1991;

影响。图7.5-5表明 $w_c$  0.74%钢表面淬火后硬化层深度对疲劳性能的影响。可以看出疲劳强度并不随硬化层深度增加而增加,而有一最佳深度。这是由于硬化层深度直接影响表层残余压应力的大小及分布,从而影响到工件的疲劳性能。除硬化层深度对疲劳性能有影响外,硬化层在零件表层的分布也对疲劳寿命有显著影响。因为在硬化区与非硬化区毗邻处存在着拉应力峰,因此应当尽量避免拉应力峰与应力集中部位相重合,同时两相邻硬化区间距应大于15mm。

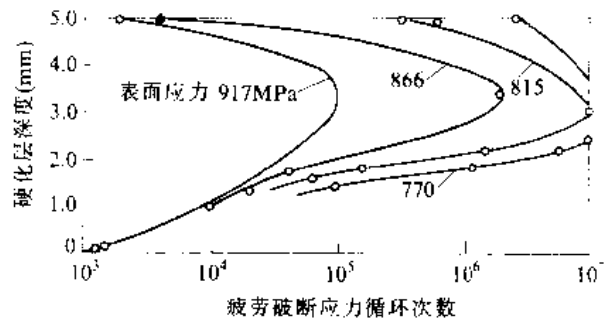


图 7.5-5  $w_c$ 0.74%钢硬化层深度对疲劳断裂应力循环次数的影响

(试样  $\phi 10\text{mm}$ , 图中数字为试样承受的循环应力)

3 感应加热表面淬火

利用电磁感应在工件内产生涡流而将工件表面加热并淬冷的工艺称为感应加热表面淬火,由于这种工艺具有节能、快速、对环境很少污染等优点,符合可靠、安全、节约三S标准 (Sure, Safe, Saving) 及低温、干净、安静三C标准 (Cool, Clean, Calm), 近几十年来仍然在迅速发展和广泛应用。

根据设备输出电流频率高低,感应加热可分为工频 ( $f=50\text{Hz}$ )、中频 ( $f<10\text{kHz}$ )、高频 ( $f=30\sim 100\text{kHz}$ ) 及超高频 ( $f\leq 2\sim 3\times 10^6\text{Hz}$ ) 加热。按电源类型又可分为高频机式、晶闸管式、电子管式三类。除表面加热淬火外,感应加热还可应用于零件的穿透加热、化学热处理、焊接、熔炼、干燥等工艺。

3.1 感应加热原理

3.1.1 电磁感应

感应线圈通以交流电后,放置于感应圈中的零件受交变磁场作用产生感应电势  $e$ , 其方向与磁通变化

②  $w_c$  为 C 的质量分数。



方向相反,大小与磁通变化率 $\frac{d\phi}{dt}$ 成正比。在零件中感生的电流(涡流)

$$I_f = \frac{e}{Z} = \frac{e}{\sqrt{R^2 + X_L^2}}$$

式中  $Z$ ——涡流回路的电抗( $\Omega$ );  
 $R$ ——阻抗( $\Omega$ );  
 $X_L$ ——感抗(H)。

由于 $Z$ 值很小,涡流值可达到很大而将工件表面加热,其热量由楞茨-焦耳定律决定。以单匝感应圈加热圆柱形工件表面,若感应圈与工件间的间隙极小,漏磁损失可忽略不计。高度为1cm圆柱工件表面吸收功率

$$P_w = 1.25 \times 10^{-3} R_0 I^2 \sqrt{\rho \mu f} \quad (\text{W})$$

式中  $R_0$ ——圆柱工件半径(cm);  
 $I$ ——感应圈通过电流(A);  
 $\rho$ ——被加热材料电阻率( $\Omega \cdot \text{m}$ );  
 $\mu$ ——被加热材料磁导率( $\text{H} \cdot \text{m}^{-1}$ );  
 $f$ ——感应圈内电流频率(Hz);

$\sqrt{\rho \mu}$ ——吸收因子。

### 3.1.2 表面效应

涡流强度由工件表面向内层衰减而相应减小,该现象称为表面效应。令离表面为 $x$ 处的涡流强度为 $I_x$ ,则

$$I_x = I_0 e^{-\frac{x}{\Delta}} \quad (\text{A})$$

式中  $I_0$ ——表面涡流强度最大值(A);  
 $x$ ——到加热表面距离(cm);  
 $\Delta$ ——与材料物理性质有关的系数。

由上式可知,当 $x=0$ 时, $I_x=I_0$ ,当 $x>0$ 时, $I_x < I_0$ ,当 $x_p=\Delta$ 时

$$I_x = I_0 \cdot \frac{1}{e} = 0.368 I_0$$

工程上规定,当涡流强度从表面向内层降低到表面最大涡流强度的 $36.8\% \left( \frac{1}{e} \right)$ 时,该层到表面的垂直距离 $x_p$ 定义为电流透入深度。此时约有85%的热量分布于电流透入层 $x_p$ 层深之内,其余热量为理论上的无功损耗。

电流透入深度 $x_p$ 值与被加热金属的电阻率( $\rho$ ),相对磁导率 $\mu_r (= \mu/\mu_0)$ 和电流频率( $f$ )有关,并用下式表示其关系:

$$x_p = \sqrt{\frac{2\rho}{\omega \mu_0 \mu}} \quad (\text{mm})$$

式中  $\omega$ ——角频率( $\omega=2\pi f$ )

$\mu_0$ ——在真空中的磁导率,其值为 $4\pi \times 10^{-7} (\text{H}/\text{m})$ 。

对钢来说,上式可以简化为

$$\{x_p\}_{\text{mm}} = 5.03 \times 10^4 \sqrt{\frac{\rho}{\mu f}}$$

由上式可知,电流透入深度随金属磁导率及电流频率增加而减小,但随金属电阻增加而增大,若将钢的电阻率、磁导率等在一定温度范围内的常数代入上式,则钢件感应加热时电流透入深度与设备的频率的关系可表达如下:

$$\text{在 } 20^\circ\text{C} \text{ 时, } \{x_{p_{20}}\}_{\text{mm}} = \frac{20}{\sqrt{f}}$$

$$\text{在 } 800^\circ\text{C} \text{ 时, } \{x_{p_{800}}\}_{\text{mm}} = \frac{500}{\sqrt{f}}$$

由此可见,频率愈高,电流透入深度愈浅。当频率不变时,温度超过居里点后,电流透入深度显著增加。

### 3.1.3 感应加热的物理过程

感应加热工件表面层温度升高时钢的磁导率及电阻率将发生变化;导致受热层中的涡流分布及功率消耗发生很大变化,当工件要求的硬化层深 $\delta \leq$ 电流透入深度 $\Delta$ 时,在加热过程中涡流峰值由表及里迅速推进,此时加热速度快,热损失小,淬火过渡层窄,有利于提高工件表面淬火后的残余压应力,且表面过热倾向也小,这种加热方式称为透入式加热,当工件要求的硬化层深 $\delta > \Delta$ 值时,则有相当一部分涡流不能透入,内层只能靠已被涡流加热的表层向内传导热量来实现,这种加热方式称为传导式加热,其缺点是加热速度慢,热损失大、温度梯度平缓,过渡区宽、表面容易过热,一般不宜采用。因此要根据硬化层深度正确选择感应加热设备的频率范围。

## 3.2 高中频感应加热淬火

### 3.2.1 设备类型

高中频感应加热设备类型参见表7.5-3,为保证高的加热效率和加热质量,要根据被处理工件的技术条件正确选择设备的输出功率和合理的频率范围。表7.5-4为根据硬化层深度选择设备频率范围的推荐数据。表7.5-5为按硬化层深度及工件直径选择设备频率范围的参考指标。常用感应加热设备的适用范围见表7.5-6。



表 7-5-4 硬化层深度和设备频率的关系

硬化层深 (mm)	1.0	1.5	2.0	3.0	4.0	6.0	10.0
设备频率 (Hz)	最高	250000	100000	60000	30000	15000	8000
	最低	15000	7000	4000	1500	1000	500
	最佳	60000	25000	15000	7000	4000	1500
推荐的装置类型	真空管式	真空管式或 8000Hz 中频电源		8000Hz 中频电源	2500, 8000Hz 中频电源	2500Hz 中频电源	

表 7-5-5 按硬化层深度及工件直径 选择设备频率的参考指标

硬化层深 (mm)	零件直径 (mm)	中频电源 (Hz)			高频电源 (kHz)	
		1000	3000	10000	20~600	>200
0.4~1.3	6~25				好	好
	11~16			中	好	好
	16~25			好	好	好
1.3~2.5	25~30	中	好	好	中	中
	>50	中	好	好	差	差
	20~50	好	好	好	差	差
2.5~5	50~100	好	好	中		
	>100	好	中	差		

注:好——加热效率最高,中——加热效率不高,有过热倾向,差——频率过高,表面易过热。

表 7-5-6 常用感应加热设备的适用范围

设备频率 (kHz)	硬化层深度 (mm)			齿轮模数 (全齿同时加热淬火)
	最小的	适中的	可达到的	
250~300	0.8	1~1.5	2.5~4.5	1.5~5 (2~3 较好)
8	1.0	2~3	4~6	6~12 (8~9 较好)
2.5	2.5	4~6	7~10	

3.2.2 淬火机床

1. 立式淬火机床 图 7-5-6 为适用于轴、轮轴、螺栓、轮子等轴类及圆盘类零件的表面淬火用淬火机床<sup>①</sup>,工件可旋转,并可上下运动,装上补充备件可对小工件进行自动化处理,SHM50/120~220 型立式淬火机床可淬工件最大直径 500mm,最大质量 300kg,推

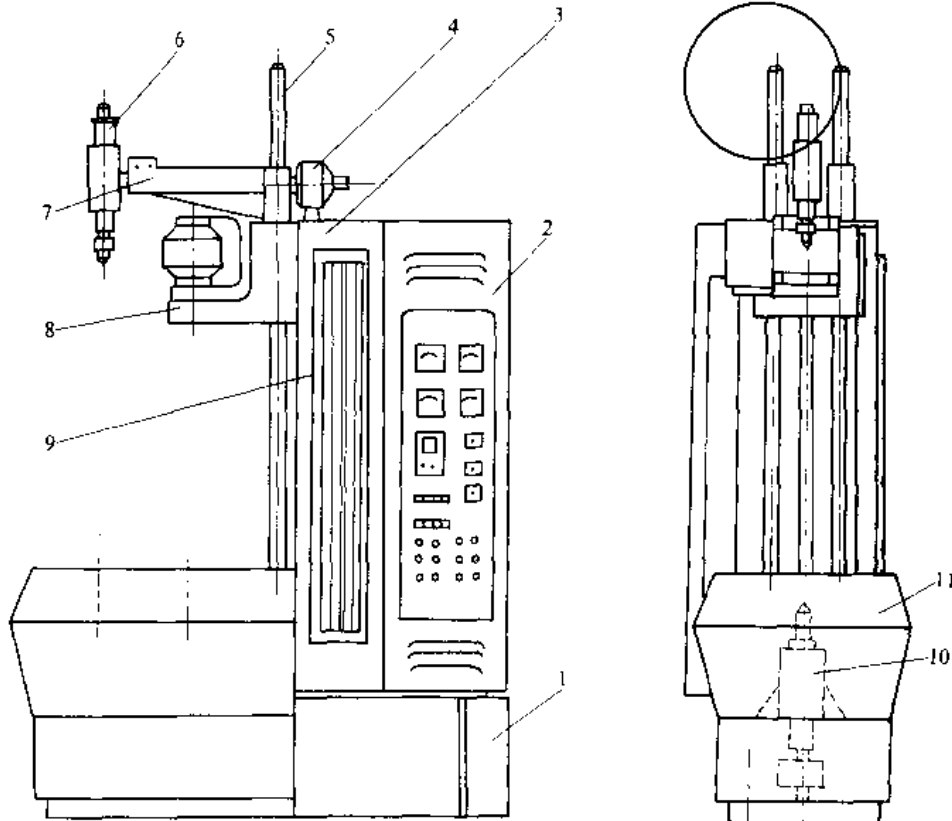


图 7-5-6 SHM50/120-220 立式淬火机床示意图

1—基座 2—电动控制柜 3—支柱 4—提升驱动装置 5—立柱 6—气动套筒  
7—托架 8—主滑体 9—控制线板盖 10—驱动轴装置 11—喷水槽座

① 引自 ELIN 公司 (奥地利) 产品样本, 1986. p. 3.



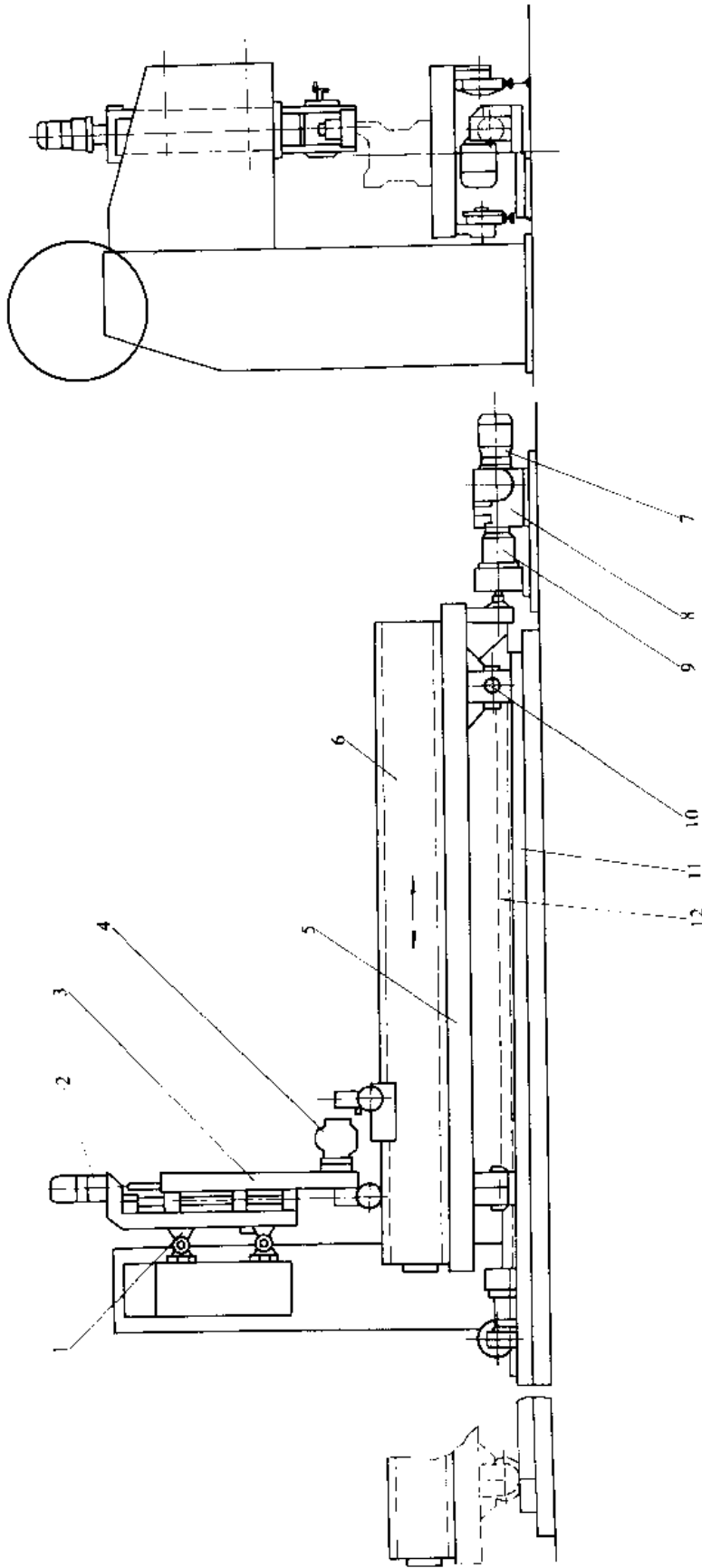


图 7-5-7 BHM/DBHM 臥式淬火机床示意图  
 1—滑轮 2、4、7—电动机 3—移动滑板 5—工作台 6—待淬导轨 8—减速器 9—转动轴  
 10—工作台走轮 11—导轨 12—传动丝杆



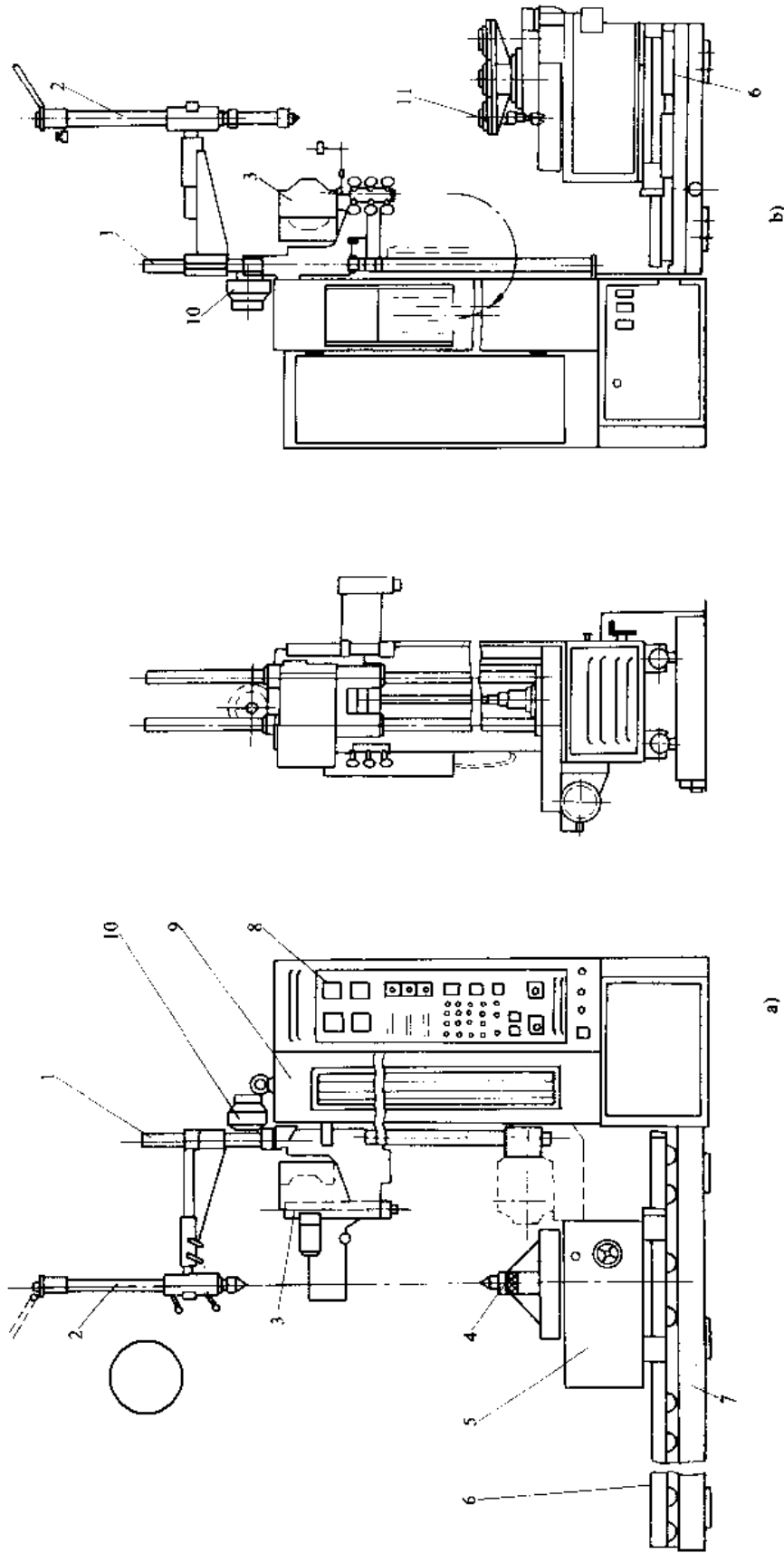


图 7-5-8 1HMB 万能感应加热淬火机床

a) 双轴双工位淬火 b) 多工位淬火

- 1—导柱 2—气动顶尖 3—固定感应器与喷淋器支架 4—下顶尖(主驱动轴) 5—变速箱 6—滑动底座
- 7 底座 8—电气控制柜 9—支架 10—上下升降电动机 11—多工位回转台





进速度 100~3800mm/min, 无级调速, 横向调节范围为 ±20mm, 最大淬火区长度 2000mm。

2. 卧式淬火机床 图 7-5-7 为适用于机床导轨表面淬火的卧式淬火机床, 它是由一辆带着接触导轨的感应加热器移动小车沿待淬火工件表面移动, 由一个可纵向调节的支座牵引沿待淬火表面加热并冷却, 回程时也可进行补充回火, 工件还可以平行推进。该机床主要由中频电源供电加热。

3. 万能淬火机床 图 7-5-8 为 1HMB 万能大型感应加热淬火机床, 该机床带有 34 个部件, 可根据用户的要求进行组合。其主机由 18 个部件构成, 包括导

向柱支架、提升装置、底座、以及工作台的旋转、快速及慢速推进、感应器及工作台的调节装置(单工位、双工位、多工位)及加热、冷却控制系统等。

4. 小工件淬火机床 图 7-5-9 为 KHM400-SR 小工件淬火机床, 基座上有气转动台、带托架的双柱导轨和水槽, 托架可沿双立柱上下移动, 并带有弹簧夹头或顶尖, 下顶尖由电动机驱动, 用来作为转盘的旋转驱动装置, 附件为转盘送料装置, 装卸工件可以自动完成。

在我国已颁发的 ZBJ 36 005-88 (钢铁件的感应淬火回火) 标准中, 对淬火机床精度及限时装置的控制精度均作出了具体规定, 参见表 7-5-7 及表 7-5-8。

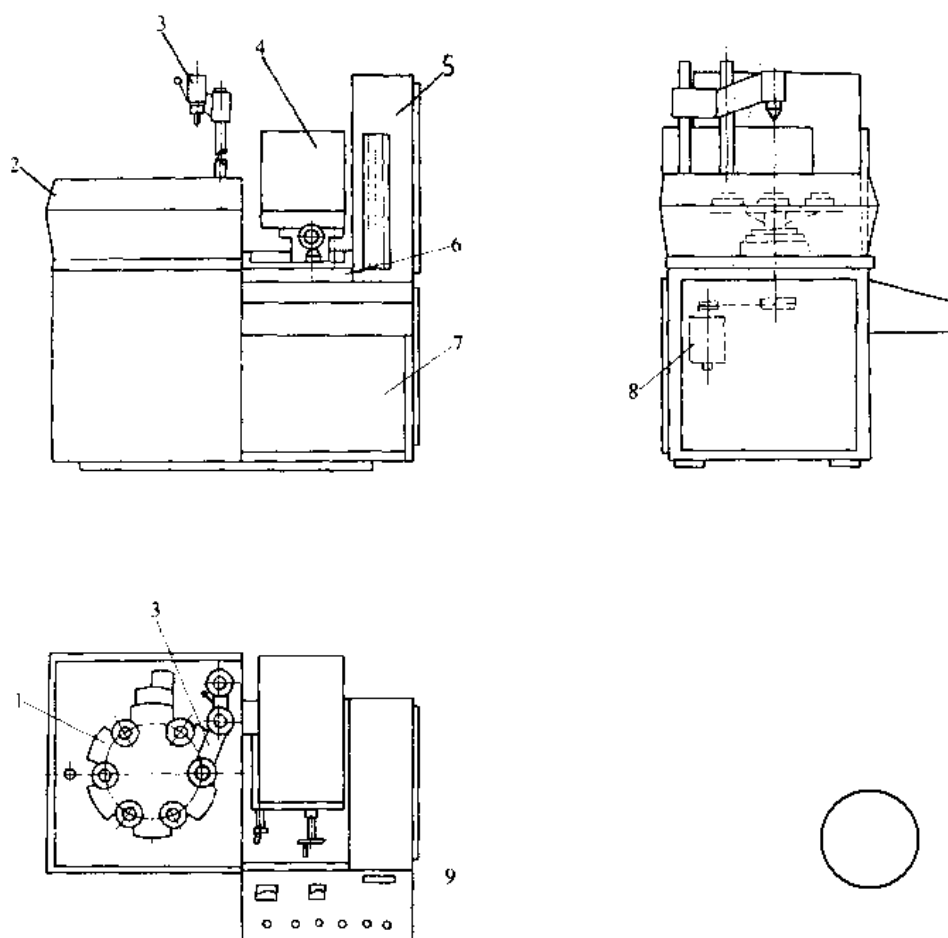


图 7-5-9 KHM400-SR 小工件淬火机床示意图

1-转盘 2-淬火槽 3-托架 4-高中频输出变压器 5-配电箱 6-提升装置 7-基座 8-驱动电动机 9-操纵板

表 7-5-7 淬火机床的精度要求

检验项目	精度 (mm)
主轴锥孔径向圆跳动	0.3
回转工作台的圆跳动	0.3
顶尖连线对滑板移动的平行度	0.3 (夹持长度 ≤ 2000mm)
工作进给速度变化量	±5%

表 7-5-8 淬火机床限时装置

综合精度要求

时间范围 (s)	综合精度 (≤) (s)
≤ 1	0.1
1~60	0.15
> 60	0.8



3.2.3 感应器

感应器是将高频电流转化为高频磁场对工件实行感应加热的能量转换器，它直接影响工件加热淬火的质量及设备的效率。

感应器在设计制造时，应保持淬火件有符合要求的硬化层，高的电效率、足够的刚度和强度、便于安装调整、容易制造、操作方便等。

感应器主要由有效线圈、汇流接线板、连接淬火变压器的连接板及供水系统等组成(图7.5-10)。供水装置用以冷却自身或兼有淬火工件冷却之用，有时在感应器上还装有导磁体、磁屏蔽装置、定位卡具、及防止线圈变形的加固装置。中频同时加热感应器一般采用单匝形式(图7.5-11)。图中表明其结构与高频感应器类似，但由于频率低，制造感应圈的钢材较厚。

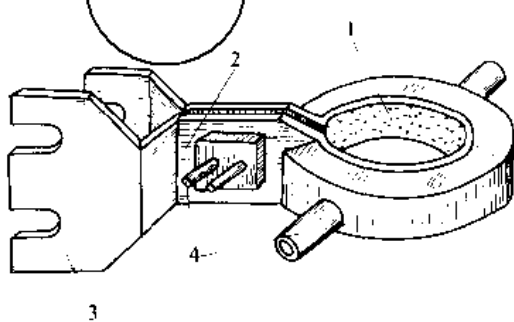


图 7.5-10 高频加热单匝感应器的结构

1—感应圈 2—汇流接线板 3—连接板 4—冷却系统  
设计和选用感应器需遵循下列原则：

(1) 感应圈的几何形状主要根据工件所需硬化部位的几何形状、尺寸及选择的加热方式决定。根据感应圈中高频电流的走向与受热工件表面所感生的涡流走向方向相反且相互耦合的原理，可以把工件硬化表面理想的涡流走向做为考虑感应圈基本形状的基础，图7.5-12为按此原则对常用感应器形状及用途所做的分类。

(2) 为提高感应器热效率应充分利用高频电流在导体内的邻近效应及环形效应(图7.5-13)，使感应圈内高频电流最大的一侧与被加热工件表面保持最小的距离，使漏磁损失减小。为了减少不可避免的漏磁损失，在内孔、平面及异形表面加热时可在感应器上安放导磁体(图7.5-13c)以改变高频电流在感应圈内的分布，提高效率。导磁体通常由硅钢片或铁磁性氧化物制成。

(3) 为保证均匀加热，尽量避免在工件尖角、棱边过热，可适当调节感应圈与工件间的相对高度、间隙或

改进结构。在工件不需硬化的小孔内塞入屏蔽铜塞，以防止小孔边缘过热。

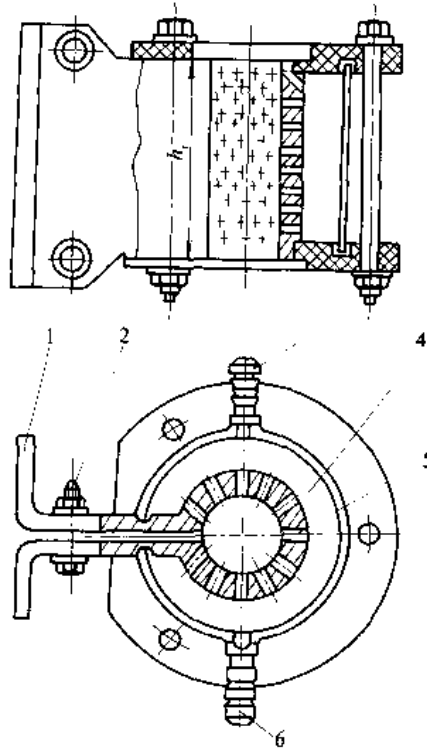


图 7.5-11 中频加热单匝感应器的结构

1—连接板 2—汇流板 3、6—进水接头  
4—水腔 5—喷水孔

(4) 应保证感应器有足够的机械强度、刚性、并能长期连续工作。感应圈用紫铜材的厚度与频率、冷却条件有关(表7.5-9)。此外，根据采用的感应加热电源及工艺的特殊要求，感应圈也可以用石墨、耐热钢及高熔点金属铂、银及其合金、铍、铀等特种材料制作，但一般很少使用。

表 7.5-9 感应圈用紫铜材厚 (mm)

冷却条件	设备频率(kHz)		
	200~300	8	2.5
加热时不通水冷却	1.5~2.5	6~8	10~12
加热时通水冷却	0.5~1.5	1.5~2.0	2.0~3.0

(5) 感应圈尺寸除与工件尺寸有关外，还与设备条件(频率、功率)及加热方式、工件技术要求等有关。当设备功率(P)一定时，一次允许加热的最大面积A下式决定：

$$A \leq P / \Delta P \leq P \eta / \Delta P_1$$

式中  $\Delta P$  —— 设备比功率 ( $W/cm^2$ )；

$\Delta P_1$  —— 工件加热表面比功率 ( $W/cm^2$ )；



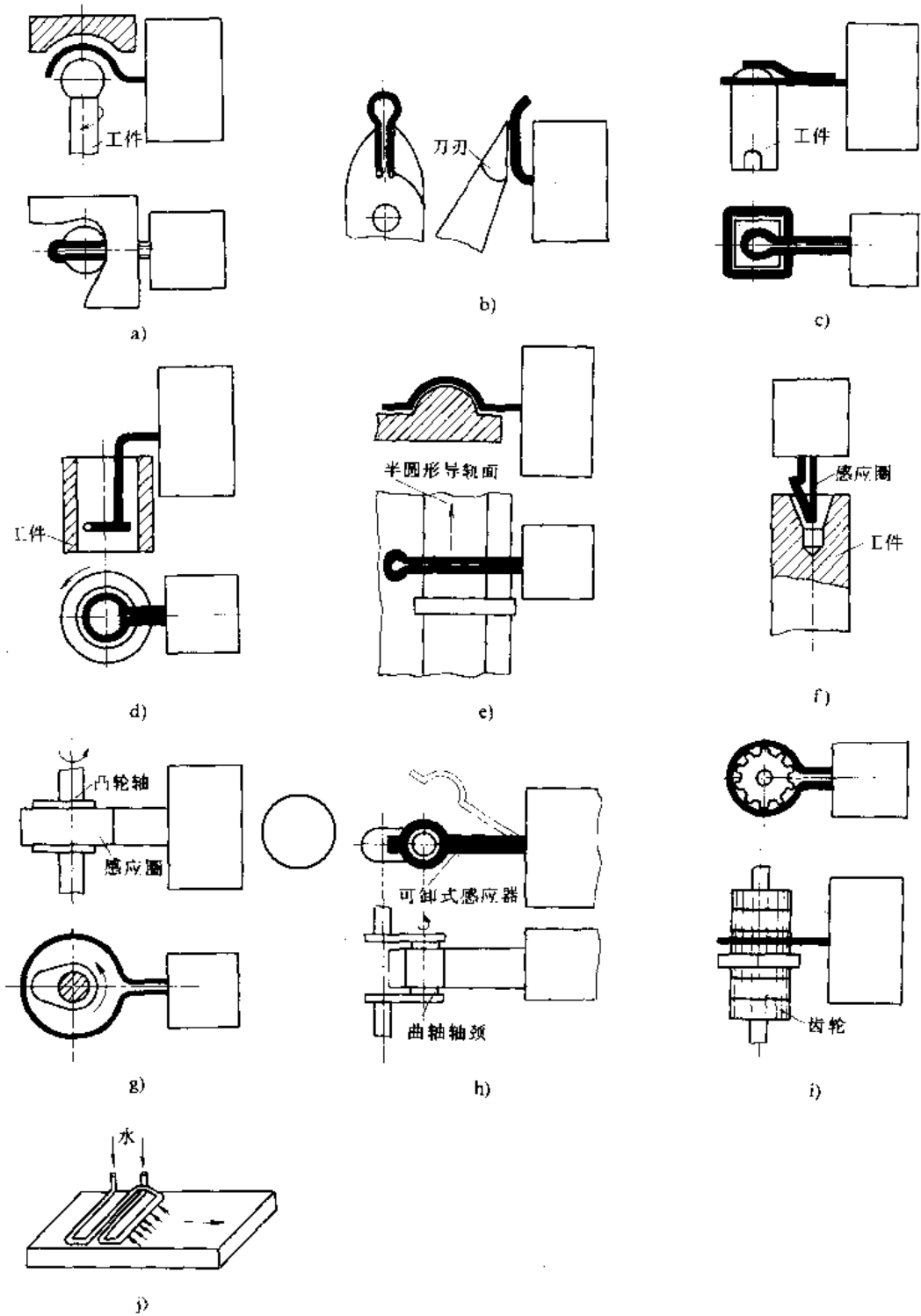


图 7-5-12 常用感应器几何形状与工件硬化部位的对应关系

- a) 万向球接头表面淬火
- b) 刀刃表面淬火
- c) 锻锤锤头表面淬火
- d) 内孔表面淬火
- e) 圆弧面导轨表面淬火
- f) 锥孔内表面淬火
- g) 凸轮表面淬火
- h) 曲轴轴颈表面淬火
- i) 小模数齿轮表面淬火
- j) 平面表面加热淬火

(摘自 Eckstein, Hans-Joachim. Technologie der Wärmebehandlung  
Von Stahl. Leipzig. VEB, 1976. P. 479)



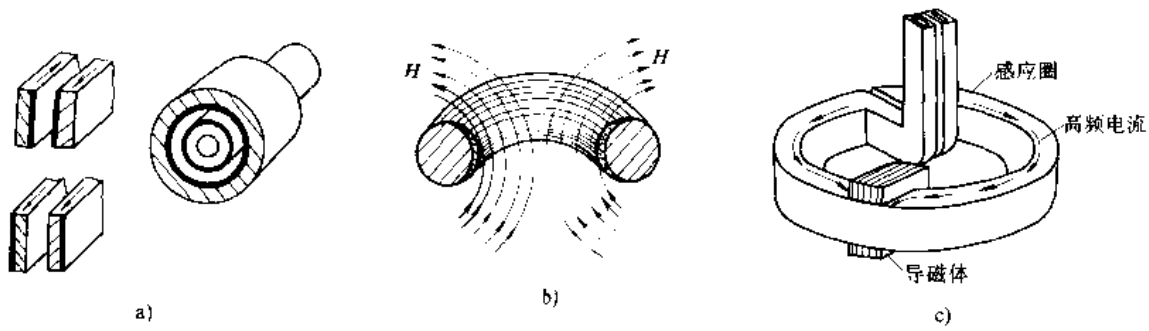


图 7-5-13 高频电流在导体内的邻近效应与环形效应

a) 邻近效应 b) 环形效应 c) 导磁体的驱流作用

$\eta$ ——设备效率。

在此条件下，圆柱形工件一次加热时感应圈的极限高度 ( $h_i$ ) 由下式决定：

$$h_i \leq \eta P / \pi D \Delta P_1$$

感应圈与工件的间隙参阅表 7-5-10。

表 7-5-10 感应圈与工件的间隙

(mm)

工件或淬火部位	加热方式	高频	中频
简单圆柱体 (外表面加热淬火)	同时	1~3 (不大于5)	2~5
	连续	1.5~3.5	2.5~5
齿轮 M1.5~2 M3~3.5 M4~4.5 M5~6 M7~8	全齿同时	1.5~2	4.5~5.5
		2.5~3	
		3~3.5	
		4~4.5	
		4.5~5.5	
内孔	同时	1~2	
	连续	1~2	2~3
平面		0.5~1.5	1~3

### 3-2-4 高中频表面淬火工艺

**1. 预先热处理** 表面淬火前的预先热处理不仅是为了使工件得到理想的心部组织，而且是为了使工件整个截面上具备良好的力学性能。经过调质处理再进行表面淬火比其他处理方法能够获得更好的强韧性，因此对于承受动载或负荷较大的重要工件，要求先进行调质处理再进行感应加热表面淬火，对不重要的工件也可采用正火处理，退火状态的工件不适合直接进行表面加热淬火。这是因为对低碳钢不宜获得均匀的表面硬度和良好的心部性能，而高碳钢则因有网状

渗碳或粗大碳化物容易淬裂或硬度不均。

**2. 处理方式确定** 根据工件的材质、形状、尺寸、技术要求和设备条件确定加热方式（一次或连续式）、冷却方式（喷液或浸冷）及回火方式（自热或外热）。

**3. 功率密度的选择** 向单位受热工件表面供给的电功率称为功率密度 ( $\Delta P$ )。当工件尺寸一定时，功率密度决定着加热速度及工件表面可能达到的温度，因之是一个重要的工艺参量。功率密度大小与工件尺寸、要求硬化面积，设备的功率、频率以及要求的硬化层深度及加热方式等因素有关。但主要取决于设备输出功率及工件尺寸。在设备条件、工件、感应器、加热方式确定后，功率密度主要靠感应加热装置的电参数来调节。电子管高频电源主要由阳极电压、阳极电流、栅极电流和槽路电压所决定，中频发电机电源主要由负载电压、负载电流、有效功率及功率因数所决定。图 7-5-14 为根据已知硬化层深度及允许最高表面淬火加热温度、功率密度和加热时间的关系图表。这种图表可作为制订工艺的参考。表 7-5-11 为推荐的轴类表面加热功率密度数值，表 7-5-12 为推荐的全齿同时加热的功率密度数值。

表 7-5-11 轴类件表面加热时的功率密度

频率 (kHz)	硬化层深 (mm)	功率密度 (kW/cm <sup>2</sup> )		
		低值	最佳值	高值
8	1.0~3.0	1.2~1.4	1.6~2.3	2.5~4.0
	2.0~4.0	0.8~1.0	1.5~2.0	2.5~3.5
	4.0~6.0	0.4~0.7	1.0~1.7	2.0~2.8
2.5	2.5~5.0	1.0~1.5	2.5~3.0	4.0~7.0
	4.0~7.0	0.8~1.0	2.0~3.0	4.0~6.0
	5.0~10	0.8~1.0	2.0~3.0	3.0~5.0

注：摘自参考文献 [1] p218。



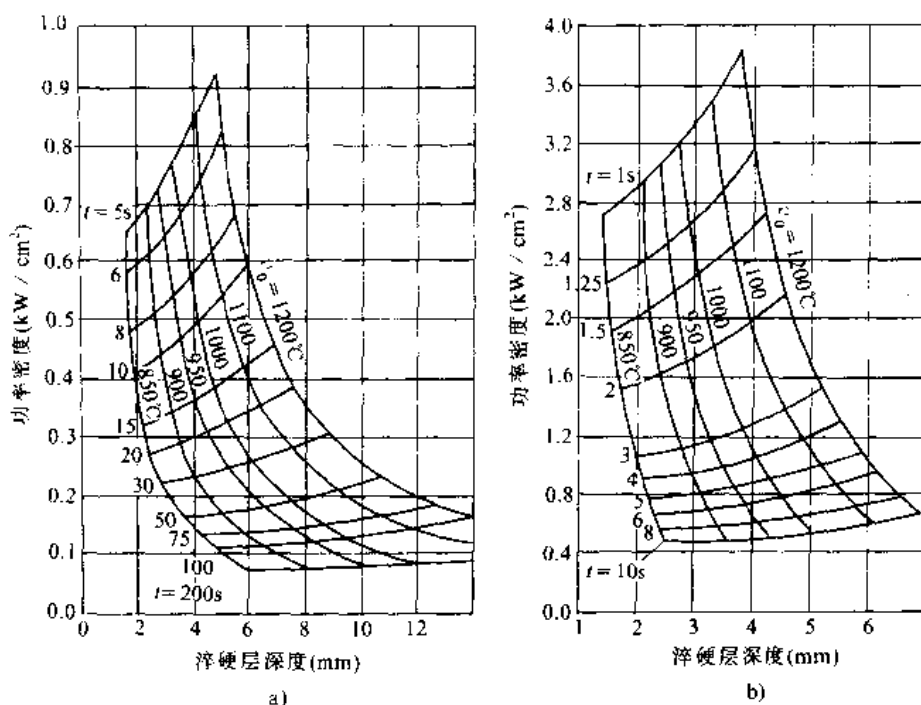


图 7-5-14 根据硬化层深度与允许最高表面加热温度求功率密度与加热时间

a) 电源频率  $f=10\text{kHz}$  b) 电源频率  $f=4\text{kHz}$

(摘自参考文献 [1] p222.)

表 7-5-12 齿轮全齿同时加热的功率密度

模数 (M)	1~2	2.5~3.5	3.75~4	5~6
功率密度 (kW/cm <sup>2</sup> )	2~4	1~2	0.5~1	0.3~0.6

注:  $f=200\sim 300\text{kHz}$

4. 加热温度与加热时间的确定 工件表面加热温度由钢种、原始组织及相变区间的加热速度确定(表

7-5-13)。快速加热时可在较宽的加热温度范围内得到良好的组织,故可在电参数不变的条件下选用不同的加热时间来调节加热淬火层深度。连续加热淬火时可以通过改变工件与感应器的相对移动速度来改变加热时间。工件表面加热温度由光纤红外传感探头检测,经过放大后转化为温度值,这种控温仪检测精度可达 $\pm 1\sim 3\text{C}$ ,反应速度为 $0.1\text{s}$ ,对监督加热质量有很大作用。为了保证加热过程稳定,在ZB J36005 88标准中

表 7-5-13 一些钢号表面淬火时推荐的加热温度 (喷水冷却) (C)

钢号	原始组织	预先热处理	下列情况下的加热温度 (C):			
			炉中加热	$\frac{30\sim 60}{2\sim 4}$	$\frac{100\sim 200}{1.0\sim 1.5}$	$\frac{400\sim 500}{0.5\sim 0.8}$
35	细片状珠光体+细粒状铁素体	正火	840~860	880~920	910~950	970~1050
35	片状珠光体+铁素体	退火或没有处理	840~860	910~950	930~970	980~1070
	索氏体	调质	840~860	860~900	890~930	930~1020
40	细片状珠光体+细粒状铁素体	正火	820~850	860~910	890~940	950~1020
	片状珠光体+铁素体	退火或没有处理	820~850	890~940	910~960	960~1040
	索氏体	调质	820~850	840~890	870~920	920~1000



(续)

钢号	原始组织	预先热处理	下列情况下的加热温度 (°C): Ac <sub>1</sub> 以上的加热速度 (°C/s) Ac <sub>1</sub> 以上的加热持续时间 (s)			
			炉中加热	$\frac{30\sim60}{2\sim4}$	$\frac{100\sim200}{1.0\sim1.5}$	$\frac{400\sim500}{0.5\sim0.8}$
45, 50	细片状珠光体+细粒状铁素体	正火	810~830	850~890	880~920	930~1000
	片状珠光体+铁素体	退火或没有处理	810~830	880~920	900~940	950~1020
	索氏体	调质	810~830	830~870	860~900	920~980
45Mn <sub>2</sub> 50Mn	细片状珠光体+细粒状铁素体	正火	790~810	830~870	860~900	920~980
	片状珠光体+铁素体	退火或没有处理	790~810	860~900	880~920	930~1000
	索氏体	调质	790~810	810~850	840~880	900~960
65Mn	细片状珠光体+细粒状铁素体	正火	760~780	810~850	840~880	900~960
	片状珠光体+铁素体	退火或没有处理	760~790	840~880	860~900	920~980
	索氏体	调质	770~790	790~830	820~860	860~920
35Cr	索氏体	调质	850~870	880~920	900~940	950~1020
	珠光体+铁素体	退火	850~870	940~980	960~1000	1000~1060
40Cr	索氏体	调质	830~850	860~900	880~920	940~1000
45Cr	珠光体+铁素体	退火	830~850	920~960	940~980	980~1050
40CrNiMo	索氏体	调质	810~830	840~880	860~900	920~980
40CrNi	珠光体+铁素体	退火	810~830	900~940	920~960	960~1020
T8A	粒状珠光体	退火	760~780	820~860	840~880	900~960
T10A	片状珠光体或索氏体 (+渗碳体)	正火或调质	760~780	780~820	800~860	820~900
CrWMn	粒状珠光体或粗片状珠光体	退火	800~830	740~880	860~900	900~950
	细片状珠光体或索氏体	正火或调质	800~830	820~860	840~880	870~920

还规定了高中频电源输出电压应控制在±2.5%范围内,或输出功率在±5%范围内,限时装置的精度在1~60s内时≤0.1~0.15s。

**5. 冷却方法和冷却介质选择** 要根据工件的材质、形状、尺寸及技术要求选用适当的淬火介质(如空气、水、油、乳化液或有机物水溶液等),通过试验确定冷却工艺参数,对介质温度、压力、流量及浓度的范围及冷却时间均应作出规定,表7-5-14给出了常用的淬火介质允许的温度范围。生产上常采用的喷射冷却方法,可以通过调节水压,改变水温和控制喷冷时间来调节冷却速度。连续加热淬火冷却时还可以通过改变喷水器的喷水孔与工件轴线的夹角及喷水孔与工件表面间的距离以及工件相对移动速度等来控制冷速。为

防止淬火工件开裂或减少畸变,一般都不冷却到室温,喷水时间由实验确定。

表 7-5-14 常用淬火介质允许的温度范围

介质	水	油	聚乙烯醇水溶液
常用温度范围 (°C)	10~35	40~80	10~40

**6. 回火** 感应加热淬火后只进行低温回火,主要是为了减少淬火应力及降低脆性。回火温度过高不仅硬度下降,还导致淬火表面残余压应力值降低。回火可以在炉中进行,也可以用余热或感应加热回火,形状简单的工件及碳钢、低合金钢工件可采用自热回火,一般用硬度试验来检验回火效果。

回火后要最终检验,其硬度及有效硬化层深



度的波动范围见 ZB J36005-88 有关规定。

### 3.3 工频感应加热淬火

工频感应加热是用频率为 50Hz 的电流通过感应器来加热工件。工频感应加热工作原理见图 7-5-15。工频感应器可直接用单相或三相变压器供电，为提高功率因数，需要大量电容来补偿，通常功率因数  $\cos\varphi = 0.2 \sim 0.4$ 。工频感应加热的主要特点是：

- (1) 电流透入深度大，加热钢时可达 70mm，通常可以获得大于 15mm 的硬化层。
- (2) 设备简单，输出功率只受电源变压器的限制，我国用于工频电加热的设备容量在几百千瓦至两万千瓦左右，其供电系统见图 7-5-15。
- (3) 加热速度很低，不易过热。加热过程容易控制。

(4) 设备输出功率由变压器输出端电压、感应器的电参数（电流、电压、功率因数  $\cos\varphi$ ）决定。由于变压器功率不能任意调整，必需按输出功率的要求设计专用感应器。

工频加热主要用于大型冷轧辊、火车及起重车轮箍、大型压力机柱塞等大型工件的表面处理，也用于棒材的穿透加热正火、调质或回火处理。

为了获得较深的硬化层和提高硬化层硬度及其均匀性，对冷轧辊广泛应用双频连续加热淬火工艺，即依次用 50Hz 及 250Hz 两种频率、两个感应器连续加热淬火，也可以采用工频供电、用双感应器连续顺序加热淬火。表 7-5-15 列举了  $\phi 500 \times 1700$  (mm) 冷轧辊双频连续加热淬火工艺参数及硬化层特性。

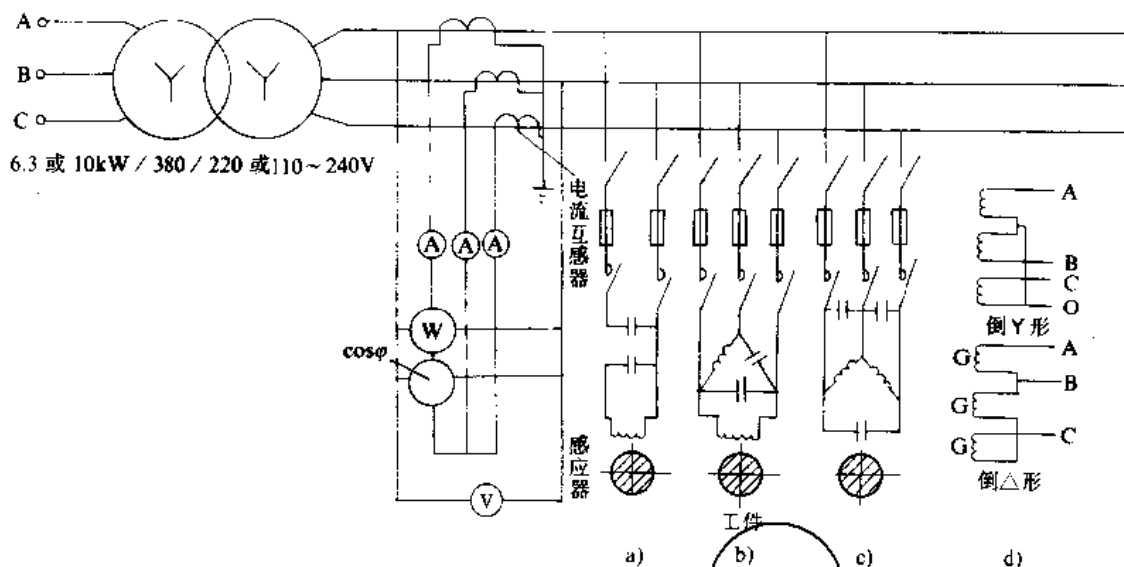


图 7-5-15 工频感应加热的供电系统

表 7-5-15  $\phi 500 \times 1700$  冷轧辊双频淬火及硬化层特性

频率 (Hz)	主要工艺参数		表面加热层特征		距辊面 15mm 处奥氏体化时间 (min)	有效硬化层深度 (mm)
	比功率 (kW/cm <sup>2</sup> )	移动速度 (mm/s)	加热到 800℃ 以上层深 (mm)	加热到 880℃ 以上层深 (mm)		
50	0.2	0.5~0.7	50	20	10	15~20
250	0.1	0.5~0.7	50	20	10	15~20

注：两感应器间距 150mm，表面加热温度 900℃，距辊面 15mm 处的冷速为 4.5℃/s。

### 3.4 脉冲感应加热淬火<sup>①</sup>

脉冲感应加热淬火是通过向高频振荡回路进行有控制的脉冲馈电，从而对感应器内的工件施行脉冲感应加热并淬冷的技术。脉冲感应加热淬火包括超高频感应脉冲加热淬火及大功率脉冲感应加热两大类，它

与普通高频感应加热淬火技术的异同点参见表 7-5-16。大功率脉冲感应加热综合了普通高频与超高频感应加热技术的优点，最适合硬化层深在 0.5~1.2mm 范围内的中小件表面强化，具有功效高、畸变小、硬度

① 摘自参考文献 [4] 532 页和 [6] 1989 (10): 6~11 页。



表 7·5-16 三种感应加热淬火技术特点比较

参 数	普通高频	超高频脉冲感应加热	大功率脉冲感应加热
频率	200~300kHz	27.12MHz	300~1000kHz
功率密度 (W/cm <sup>2</sup> )	200	(10~30) × 10 <sup>4</sup>	(1~10) × 10 <sup>3</sup>
最短加热时间 (s)	1~5	(10~500) × 10 <sup>-3</sup>	(5~10) × 10 <sup>-2</sup>
硬化层深 (mm)	0.5~2	0.05~0.5	0.5~1.2
淬火面积 (mm <sup>2</sup> )	由加热方式决定	30~300	1000~5000
感应器电感 (μH)	2~3	10~100	—
感应器冷却	通水	单脉冲时空冷或气冷	单脉冲可气冷或水冷
冷却方式	喷淋或浸入	自激冷	喷淋或浸入
组织特点	细马氏体	极细隐晶马氏体	极细马氏体
畸变	有	极微	很小
硬度 HRC	增硬幅 2~3	增硬幅 ≥ 5~8	增硬幅 ≥ 4~6
应用范围	大、中、小件	小、薄件	中、小件

增幅大、设备投资少等一系列优点。获得日益广泛的应用。

### 3.5 高频电阻加热表面淬火<sup>①</sup>

高频电阻加热简称 IR (Induction Resistance) 淬火，它是利用高频电源同时进行感应加热和电阻加热的方法，其工作原理见图 7·5-16。在被加热表面上方有一个水冷的邻近感应器，并通过一对电触头以其外侧与工件相接，300~400kHz 的高频电流通过邻近感应器到电触头，并通过受热表面形成回路，此时工件表面一部分直接通电加热，而邻近感应器又进行感应加热，依靠两种加热方式同时使受热工件表面升温，并可靠自冷淬火。这种方法使感应器与工件自身构成高频

电流回路，改变邻近感应器的形状可以改变加热轨迹。

高频电阻加热的功率密度可以高达  $8 \times 10^2 \sim 2.3 \times 10^5 \text{ W/cm}^2$ ，加热持续时间 0.5s，硬化层深度取决于所使用的频率，加热时间及功率大小，通常在 0.37~0.35mm 范围内。高频电阻加热所用的铜制电触头很小，压力也很小。

为了获得较宽的淬火表面可以把淬火带排列起来，但易在淬火带重叠区发生回火。该工艺主要适用于可自冷硬化的中碳钢、高碳钢及合金钢，另外对铸铁、粉末冶金件也可获得良好的硬化表面。IR 淬火也可用于凸轮轴、汽缸内表面等曲面的表面硬化，它具有加热迅速、生产率高、节能等优点，且畸变很小，应用正逐步扩大。

### 4 电接触加热表面淬火

这种淬火是利用工件表面与导体相互接触形成的高接触电阻，并通过低压大电流将工件局部表面快速加热，然后依靠自身热传导进行自激冷以达到表面淬火的目的。该方法的工作原理见图 7·5-17，调压器次极开路电压 < 5V，电流通过压紧在淬火表面的滚轮电极形成回路实现快速加热。滚轮移去后被加热表面立即自激冷淬火。图 7·5-18 为行星差动式导轨电接触加热淬火机。由一个 0.125kW，2790r/min 的油泵电机带动蜗杆（速比 25:1），蜗轮内部装有一套行星式差动减速器。滚轮是电接触加热表面淬火的重要部件，它决定被淬硬表层硬化区的形状及分布，多采用黄铜或紫铜制作，花纹有 S 形、锯齿形、鱼鳞形等。滚轮需

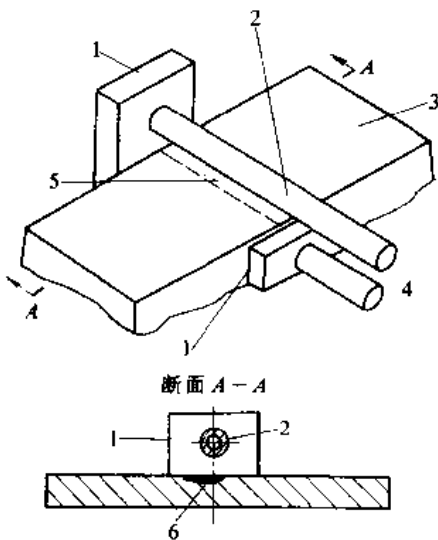


图 7·5-16 用高频电阻加热进行选择性表面淬火的原理图

1—电触头 2—邻近感应器 3—工件 4—高频电流  
5—电流 6—加热部分

① 摘自 Heat Treat. 1981 (12), 34 页, 1982 (1), 10 页。





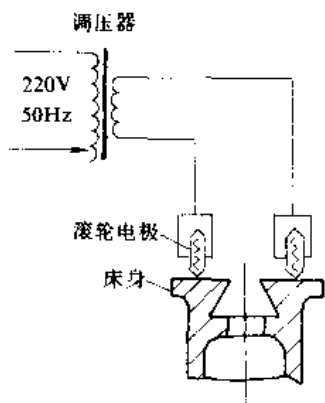


图 7-5-17 电接触加热原理图

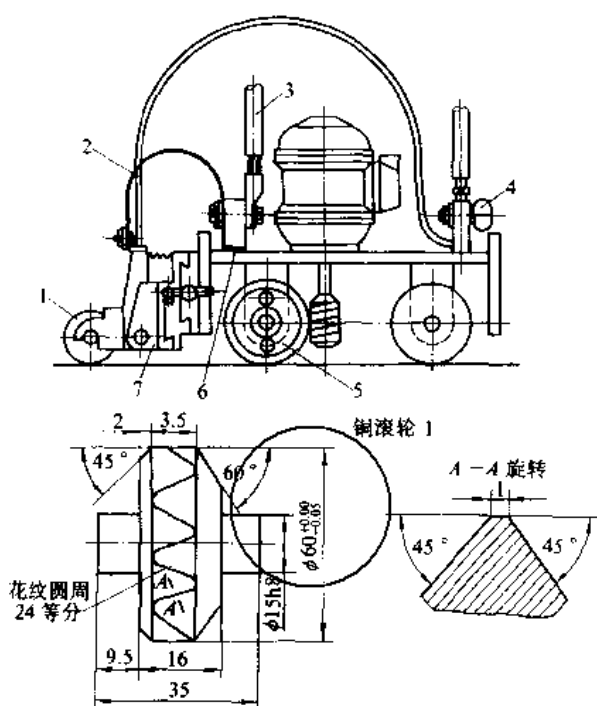


图 7-5-18 行星差动式导轨电接触加热淬火机

- 1—铜滚轮 2—弹性导线 3—导线接变压器 4—风门  
5—减速器(速比1:400) 6—绝缘垫 7—电木座

有冷却装置，常用压缩空气吹冷。滚轮直径为50~60mm，轮周花纹宽度0.8~1.0mm，滚轮移动速度2~3m/min，次极开路电压<5V(负载电压约0.5~0.6V)，加在铜滚轮上的压力为400~600N，用上述参数处理过的机床铸铁导轨可获得深度为0.2~0.25mm的硬化层，并在硬化表面形成规则淬火条纹，硬化层组织主要由隐晶马氏体和少量残留奥氏体组成，不希望有莱氏体出现。表面硬度≥550HV，经电接触表面淬火后产生一薄层熔融突起和氧化皮，须经过表面磨光精整处理。工件电接触加热表面淬火前应满足GB9439-88《灰铸铁件》的各项要求，工件表面粗

糙度 $R_a=3.2\sim 6.3\mu\text{m}$ ，淬火面硬度不得低于190HB，工件质量>3t时不低于180HB。淬火件金相组织中珠光体的体积分数不应小于90%，片间距离不大于2 $\mu\text{m}$ ，淬火后硬化层显微组织按《灰铸铁接触电阻淬火技术条件》规定分六级评定，淬火面上不允许有纵向软带。

根据用途不同，电接触加热淬火机还有可移动往复式、传动电极式、多轮式等，当用手工操作局部硬化时，也可用碳电极。该方法主要应用于机床铸铁导轨表面强化处理，以提高耐磨性和抗擦伤能力、提高机床精度保持性和延长大修周期。在其他铸铁零件和钢件上也可采用，但数量极少。该工艺对大型零件、重型机床导轨的表面处理是一种价廉易行，又能有效提高服役寿命的成熟工艺。

### 5 火焰加热表面淬火<sup>[15]~[18]</sup>

利用氧-乙炔或其他可燃气体火焰对工件表面进行加热，随之淬冷的工艺称为火焰加热表面淬火，与其他表面加热淬火方法相比较，这种方法具有设备费用低、简便易行、方法灵活，可对工件的连续或局部施行表面淬火。特别适用于单件小批量大型工件，在重型、矿山、冶金等机械制造部门应用较为广泛。随着温度监控及自动调节仪表的发展，各类半自动化、自动化火焰淬机床在工业发达国家也广为应用，迄今仍不失为一种重要的表面淬火方法。

#### 5.1 火焰淬火用燃料和装置

##### 5.1.1 燃料

常用燃料特性见表 7-5-17。

表 7-5-17 常用火焰加热表面淬火用燃料特性

燃料名称	发热值 (kJ/m <sup>3</sup> )	火焰温度 (C)		氧与燃料气体 积比	空气与燃料气 体体积比
		氧助燃	空气助燃		
乙炔	53280	3100	2320	1.0	—
甲烷天然 气沼气	37260	2700	1875	1.75	9.0
丙烷	93950	2640	1925	4.0	25.0
城市煤气	11170~ 33530	2540	1985	①	①
煤油	①	2300	—	2.0	—

① 依实际成分及发热值而定。



我国目前广泛使用氧-乙炔燃料气,但这种原料气易爆,深层加热时表面易过垫,价格较贵;在工业发达国家已广泛使用丙烷、城市煤气、天然气等燃料与空气的混合气;也有直接采用煤油-氧燃烧气做为热源的,但氧的消耗将增加80%。火焰淬火加热用的乙炔燃料

气在稳定状态下输出压力应控制在  $0.9 \times 10^5 \sim 1.1 \times 10^5 \text{ Pa}$  范围,温度不高于  $60^\circ\text{C}$ 。

### 5.1.2 火焰淬火装置

图7-5-19为完整的、附带自动监控的氧-乙炔火

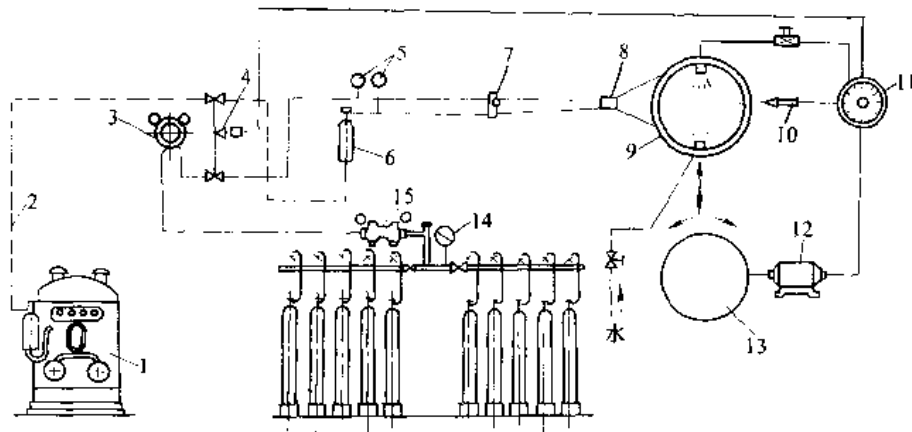


图7-5-19 氧-乙炔火焰淬火装置系统图

- 1—乙炔发生器 2—乙炔导管 3—氧气站减压阀 4—气体自动开关 5、14—压力表 6—防爆水封  
7—气体手动开关 8—混合室 9—环形火焰喷嘴 10—辐射温度计 11—电子调节记录仪  
12—移动用电动机 13—淬火机转动装置 15—汇流排减压阀

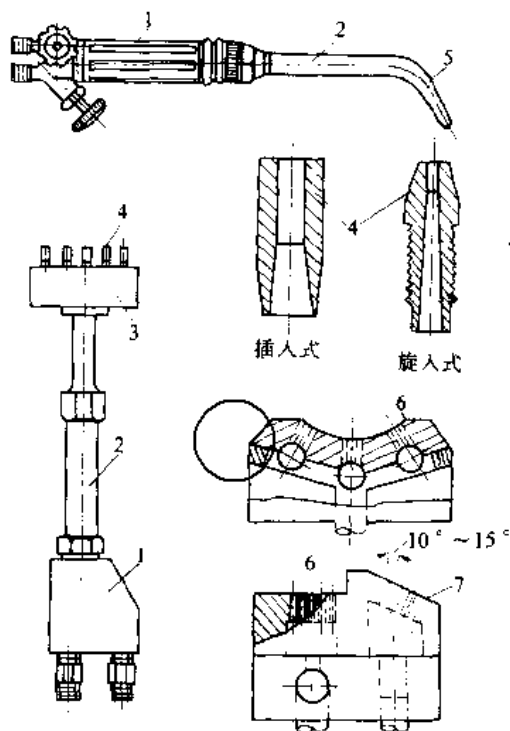


图7-5-20 火焰淬火用烧嘴的结构

- 1—混合喷射器 2—混合器导管 3—火焰喷头  
4—可换烧嘴 5—单头烧嘴 6—火焰喷嘴  
7—喷水孔(火孔直径 $\phi 0.6 \sim 1.7 \text{ mm}$ )

(摘自参考文献[16]167页。)

焰淬火装置示意图。工件温度由红外线辐射温度计检测,温度信号输入电子调节记录仪11并通过它来控制气体自动开关4及淬火机床电动机12。在该系统中氧气汇流排在稳定状态下输出氧气压力控制在  $2 \times 10^5 \sim 3.5 \times 10^5 \text{ Pa}$  (小件)或  $5 \times 10^5 \sim 15 \times 10^5 \text{ Pa}$  (大件),氧气瓶压力应为  $210 \times 10^5 \text{ Pa}$ 。火焰淬火常用烧嘴的结构,分为燃料气-氧气烧嘴(见图7-5-20)和燃料气-空气混合气烧嘴。燃料气与助燃器均需通过调节阀进入混合喷射器及导管由烧嘴喷出。多喷头的烧嘴在设计时应使混合室的尺寸与喷火孔数目、大小及面积

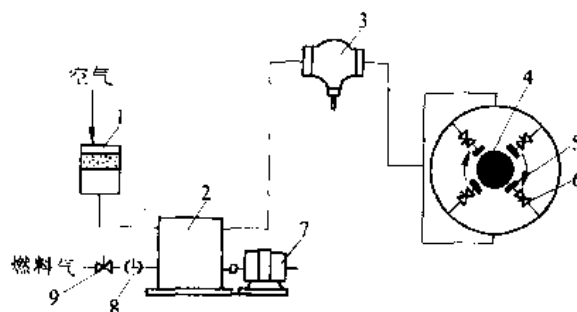


图7-5-21 燃料气-空气混合火焰加热系统

- 1—空气滤清器 2—气体混合压缩机 3—火焰检查  
4—工件 5—烧嘴 6—独立燃烧阀门 7—电动机  
8—气体调节阀 9—燃料安全开关

(摘自参考文献[16],167页。)



相匹配,以免形成负压熄火或火焰回流的“回击”现象或影响气流燃烧喷射速度。燃料气-空气烧嘴由用耐火材料制做的燃烧盆及铸造合金外壳构成,混合气通过导管经带螺纹的喷射器(尺寸可以更换)喷出杯外燃烧。燃烧喷出气流速度约为 500m/s,燃烧温度为 1650℃。这类烧嘴主要用于大型工件深层加热表面淬火,其加热系统见图 7·5-21。火焰淬火多在火焰淬火热工床上进行,淬火热工床按工件淬火要求设计选用,若能

与自动检测仪表及控制系统配合使用,可以实现火焰淬火的机械化自动化作业。

### 5·2 火焰淬火工艺

#### 5·2·1 火焰淬火的工艺方法

按加热方式不同,可以分为固定式、旋转式、推进式、联合式四类,如图 7·5-22 所示。

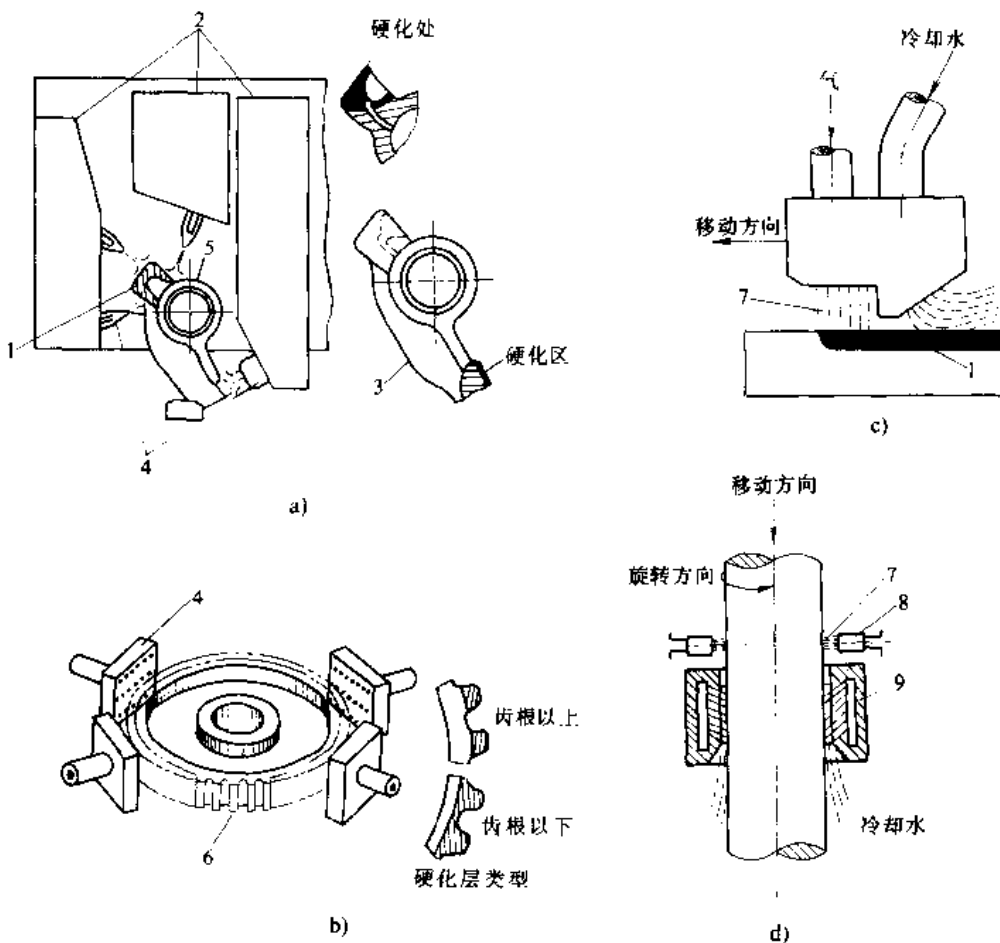


图 7·5-22 火焰淬火方法示意图

a) 固定式(摇杆端面淬火) b) 旋转式(小齿轮) c) 推进式(平面) d) 联合式(轴的旋转推进式)  
 1—硬化层 2—火焰喷嘴本体 3—摇杆 4—喷嘴 5—心轴 6—旋转的工件 7—火焰 8—烧嘴 9—喷水圈

#### 5·2·2 工艺控制

1. 加热温度 对于固定式及旋转式火焰淬火,工件表面温度取决于加热时间,采用推进法时,表面温度取决于工件与烧嘴之间的相对移动速度。烧嘴与淬工件之间的距离对加热效率有很大影响,一般焰心顶端距工件表面 2~3mm 时具有最高的热效率。

工件表面实际淬火温度还与喷水嘴与烧嘴之间的距离有很大关系,该距离增大,相当于延长了工件表面

预冷的时间,从而降低了实际淬火温度,如图 7·5-23 所示。

2. 硬化层深度 火焰淬火后硬化层深度与加热透热深度、钢材淬透性、工件尺寸、冷却条件等因素有关,采用固定式或旋转式淬火时,提高加热温度、延长加热时间均可使加热层深度增加,为防止表面过热,应适当降低火焰功率密度(单位时间、单位面积工件表面消耗的燃烧气体积)。推进式淬火时,硬化层深度与工件(或烧嘴)相对移动速度有关。



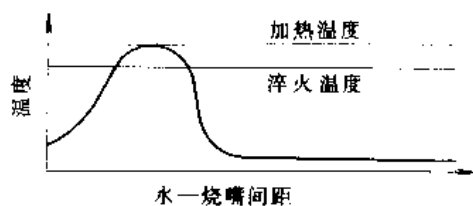


图 7-5-23 加热温度与淬火温度和喷水/烧嘴间距的关系  
(摘自参考文献 [17] 中译本 498 页。)

3. 加热速度 火焰淬火加热速度主要由喷嘴尺寸、数量、燃料单位消耗量等确定。

## 6 激光、电子束热处理

激光、电子束热处理都是用高能束(功率密度一般为  $10^3 \sim 10^5 \text{W/cm}^2$ ) 作为热源进行表面处理的工艺方法, 它们的共同特点是: 能量集中, 故可对工件表面进行选择处理; 能量利用率高, 加热极为迅速并靠自激冷冷却; 畸变极小, 从而可大大减少后续加工工时; 特别是利用高能束可以对材料的表面实现相变硬化、微晶化、冲击加热硬化、覆层镀层合金化等多种表面改性工程, 产生用其他表面加热淬火强化难于达到的表面成分与组织、性能的改变。

这类高能束可控性好, 只要通过电磁或光的能束操纵, 引导它到需处理工件的不同部位, 就可以精确的进行工件的表面局部改性。计算机、机器人等高新技术的应用, 可以使能束的产生、控制、操纵智能化, 形成机、电、光一体化的全自动作业装置。与此同时, 利用高能束还可以与普通化学热处理方法、气相沉积方法(PVD 或 CVD)、喷涂或喷镀方法相结合进行复合表面改性处理, 使其应用范围更加广阔。

### 6.1 激光热处理

利用高功率密度激光束(激光具有高达  $10^8 \text{W/cm}^2$  的功率密度, 一般使用  $10^3 \sim 10^5 \text{W/cm}^2$ ) 进行表面热处理的方法称为激光热处理。激光热处理分类见表 7-5-18。

#### 6.1.1 激光热处理工作原理与装置<sup>①</sup>

某种激活媒质受到外界激发产生光辐射时, 传播方向与光学谐振腔体轴向一致的光子将引起其他激发态, 激活媒质产生感应跃迁(又称激光辐射)并得到迅速的增强而获得增益, 若这种增益能补偿由于界面透过、吸收、散射、衍射等产生的损失, 即可形成光振

表 7-5-18 激光热处理的分类

序	分类	特点
I	1. 激光表面淬火	硬化层深可达 0.3 ~ 0.35mm, 可提高表面硬度及耐磨性
	2. 激光表面非晶化处理	获得非晶态表面, 可显著提高耐腐蚀性, 同时具有良好的耐磨性
	3. 激光表面重熔淬火	激光功率密度高, 表面重熔后激冷硬化, 显著提高硬度及耐磨性
II	1. 激光表面敷(渗)层合金化	将表面合金覆层(涂层、镀层、渗层)用激光扫描, 表面层成份性能改变, 适用面广
	2. 激光硬质粒子喷射合金化	硬质粒子在激光熔融的池内镶嵌于基材中, 提高表面硬度与耐磨性
	3. 激光气体合金化	在软基材 (Al, Ti) 表面通过气相向激光熔融的熔池内扩散 C、N、等元素, 提高表面硬度与耐磨性

注: 摘自参考文献 [6] 1990 (10): 52 页。

荡并由输出端给出, 这就是激光。激活媒质可以是原子、离子或分子, 当它们受到外界激发(如光、电等), 某两个能阶间处于高能阶的粒子数目多于低能阶的粒子数时, 出现了“粒子数反转”, 此时受激辐射才能不断进行下去。受激辐射的方向、频率、位向及偏振状态与入射的激发光子有关。光学谐振腔由激光器腔体和轴向两端的反射镜组成, 输出端的反射率为 95% 左右, 另一端为 100%。激光有以下的重要特点: (1) 高的方向性。激光光束的发散角可以小于一个到几个毫弧度, 输出光束基本上是平行的。(2) 高的单色性。与其他光源不同的是其频率范围非常窄, 其空间与时间的相干性非常好, 激光波是规则, 可辨识和同相的。(3) 高的亮度和功率密度。由于发散角小, 激光束可以通过聚焦获得极高的功率密度。激光的上述特性是相互关联的, 激光束的功率密度与其他能源的对比参见表 7-5-19, 可看出只有电子束的功率密度和它近似。

① 摘自 Seaman F D, Osborn IIB. Source Book on Heat Treatment 1975, Vol1: 210~280.



表 7·5-19 几种能源的功率密度

技术指标	氧-乙炔焰	太阳光	电子束	激光
最小光斑(加热区)面积 (cm <sup>2</sup> )	10 <sup>-2</sup>	10 <sup>-3</sup>	10 <sup>-7</sup>	10 <sup>-5</sup> ①
功率密度 (W/cm <sup>2</sup> )	10 <sup>4</sup>	10 <sup>5</sup>	10 <sup>8</sup>	10 <sup>9</sup> (max)

① 激光输出 10<sup>4</sup>W/cm<sup>2</sup>, 发散角  $\gamma \cong 10^{-3}$ rad, 焦距  $f = 3$ cm.

激光热处理装置由激光器、导光系统、聚光系统、功率调节系统、光束扫描系统、工作台等部分组成, 图 7·5-24 为该装置的示意图。

1. 激光发生器<sup>[1]</sup> 按发生激光所采用的激活媒质, 可将激光器分为固体、气体、半导体和液体激光器。由于气体激光器输出功率大, 在热处理中主要使用的是 CO<sub>2</sub> 气体激光器及由惰性气体与卤素混合物作为激活媒质的准分子气体激光器, 常用激光器的特性参见表 7·5-20。目前更多采用的是 CO<sub>2</sub> 气体激光器, 其理论效率达 40% 左右, 但实际上低于百分之十几。热处理用 CO<sub>2</sub> 激光器的种类见表 7·5-21。

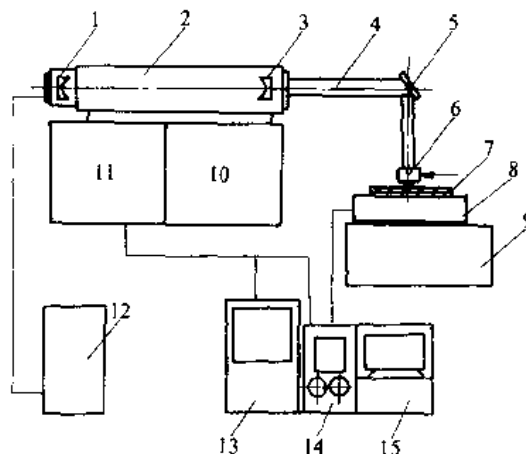


图 7·5-24 激光热处理装置的组成示意图

- 1—全反射镜 2—谐振腔 3—部分反射镜 4—导光系统  
5—弯曲反射镜 6—聚光系统及保护气通入 7—处理工件 8—x-y 移动工作台 9—机座 10—气体交换装置 11—配电盘 12—冷却装置 13—操纵台 14—数控装置 15—记录及打印系统

表 7·5-20 常用激光器特性

类型	激光材料(媒质)	振荡波长 (μm)	最大输出功率	发散角 (rad)	效率 (%)
固体激光器	红宝石 (Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> : Cr <sup>3+</sup> )	0.6943	脉冲 > 1J	10 <sup>-2</sup> ~ 10 <sup>-3</sup>	~1
	钕玻璃	1.06	脉冲 > 1J	10 <sup>-2</sup> ~ 10 <sup>-3</sup>	~4
	YAG: Nd (Y <sub>3</sub> Al <sub>5</sub> O <sub>12</sub> : Nd <sup>3+</sup> )	1.06	连续振荡 > 200W	10 <sup>-2</sup> ~ 10 <sup>-3</sup>	~3
CO <sub>2</sub> 激光器	CO <sub>2</sub> + N <sub>2</sub> , He	10.6	连续振荡 > 1000W 目前可达 10~20kW	10 <sup>-2</sup> ~ 10 <sup>-3</sup>	~10
准分子激光器	惰性气体 + 卤素气体	紫外光 0.193 ~ 0.351	脉冲 > 2~4J 能量密度 10~100mJ/mm <sup>2</sup>	< 10 <sup>-2</sup> ~ 10 <sup>-3</sup>	

表 7·5-21 热处理用 CO<sub>2</sub> 激光器的种类

种类	结构示意图	特点
封离型 CO <sub>2</sub> 激光器 直管式	<p>1—平面反射镜 2—阴极 3 水冷管 4—储气管 5—回气管 6—阳极 7—凹面镜</p>	<p>输出功率与放电管长度成线性关系, 平均每米长度可获得连续输出功率 40~50W (气体配比及气压均为最佳)</p> <p>工作寿命有限, 影响因素主要是电极溅射及 CO<sub>2</sub> 分子在工作过程中由于电子的非弹性碰撞而不断分解。放电管采用硬质玻璃或石英玻璃管制成, 易碎。输出功率高时, 外形长度较长</p>

纯星公司制作 请尊重作者版权



(续)

种 类	结构示意图	特 点
封 离 型 CO <sub>2</sub> 激 光 器	<p>M<sub>1</sub>—凹面镜; M<sub>2</sub>, M<sub>3</sub>—全反射镜 M<sub>4</sub>—反射镜 (有一定透过率), (未画水冷套)</p>	<p>减少了输出功率较高的直管式 CO<sub>2</sub> 激光器的外形长度, 但增加了激光输出的反射镜损失</p>
气 体 流 动 CO <sub>2</sub> 激 光 器	<p>l—放电长度 V—流速</p>	<p>工作气体流动时冷却效果最好, 每米连续输出功率可达上万瓦, 但装置比较复杂, 气体消耗量大, 气流, 电流和光轴三者同向, 为增加冷却效果, 应有较高流速, 因而气体分布梯度很高, 需要庞大的抽气设备</p>
	<p>l—放电长度 V—流速</p>	<p>激光输出垂直于气体方向, 由于气体流经的放电长度较短, 流速不必很高, 也可适当降低放电电压</p>

注: 摘自参考文献 [1], P403.

表 7-5-22 为我国 HJ-3 型 1500W 横流激光器与美国生产的激光器的技术指标。

**2. 导光系统与聚焦系统** 导光系统的功能是将激光束引导到工件上, 并通过光束处理装置和聚焦系统等调节各种参数, 使其达到所要求的光斑直径和功率密度。导光系统主要由挡光系统、氦氖同轴瞄准系统、激光能量吸收锥、水冷系统、气路系统、断水报警系统、功率反馈系统、扩束系统、聚焦系统等组成。上述部件现已标准化, 可按用户要求进行导光系统主体的设计与制造, 图 7-5-25 为单件套类工件淬火导光系统结构图。

目前聚焦系统主要有: (1) 可调焦的固定透射式聚焦系统。(2) 旋转升降透射式聚焦系统。(3) 移动透射

式聚焦系统。(4) 反射式聚焦系统。(5) 反射式宽带聚焦系统等五种。利用聚焦系统可以调整淬火区的硬化宽度、硬化深度, 以满足不同的加热要求。

为防止激光辐射工件表面时飞溅物朝导光系统反喷, 需从照射孔中喷出惰性气体氩、氮、氦等加以保护, 同时也可以使加热表面不致氧化、脱碳。

**3. 工作台系统** 按激光热处理操作的要求, 工件必需放在工作台上, 通过与激光束间的相对运动完成热处理作业。一般该系统有以下三种: (1) 固定光束单工作台系统, 输出的激光束固定, 工件在工作台上作 X, Y, Z, 三维平移或 X, Y 轴旋转, 运动速度可调。(2) 可移动光束的单工作台系统, 激光束可以做二维移动, 可以圆形、线形、矩形束斑照射到工件表面, 同时



表 7-5-22 中国与美国生产的气体激光器

激光器技术指标	中国 HJ-3①	美 国			
		Spectra Physics			Avco Everett
		971	973	975	HPL-10
输出功率 (kW)	1.5	1.2	2.5	5	15
射束直径 (mm)	22~24	13	46	46	40
功率稳定性 (%)	<±2	5	5	5	3
波长 (μm)	10.6	10.6	10.6	10.6	10.6
电光转换效率 (%)	>12	6	8.3	8.3	~15
气体消耗量 (m <sup>3</sup> /h)	气体体积分数之比 (φ <sub>CO<sub>2</sub></sub> : φ <sub>N<sub>2</sub></sub> : φ <sub>He</sub> )				
He	11	0.05	0.057	0.112	
N <sub>2</sub>	8	0.0112	0.0252	0.05	
CO <sub>2</sub>	1	0.0022	0.0042	0.008	
外形尺寸 (m)					
机头 (长×宽×高)	2.25×1.45×1.4	1.82×1.52×1.52	1.82×2.08×1.52	1.82×2.08×3.2	1.82×2.06×3.20
电源 (长×宽×高)	1.2×0.6×1.8	1.93×1.52×0.60	1.93×2.38×0.66	1.93×2.38×0.66	

注：摘自参考文献 [6]，1990 (10)：52。

① 中科院上海光机所研制。

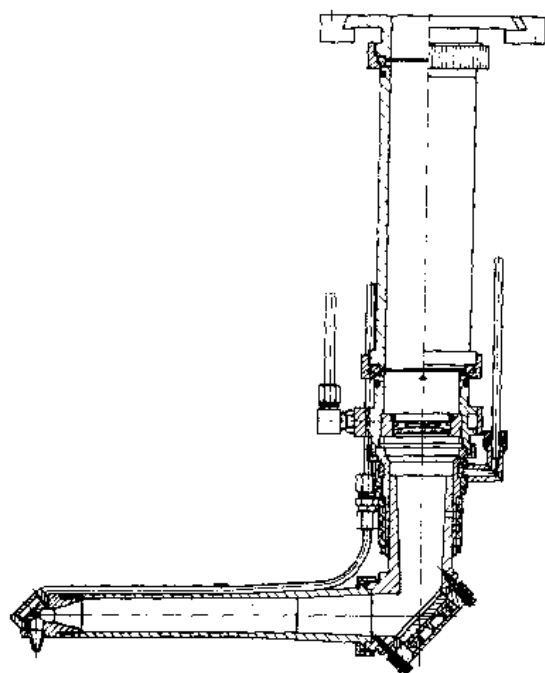


图 7-5-25 单件套类工件淬火导光系统结构图

工作台也可做 X, Y, Z 三维平移或沿 X, Y 轴旋转。  
(3) 固定光束的多台工作系统，采用经过调整的激光束，在多工作台工位上进行激光处理，工作台之间激光传输由金属壳体组成的封闭系统来实现，这种处理方式称为激光柔性加工系统。图 7-5-26 为 QJJ-1A 型<sup>①</sup>

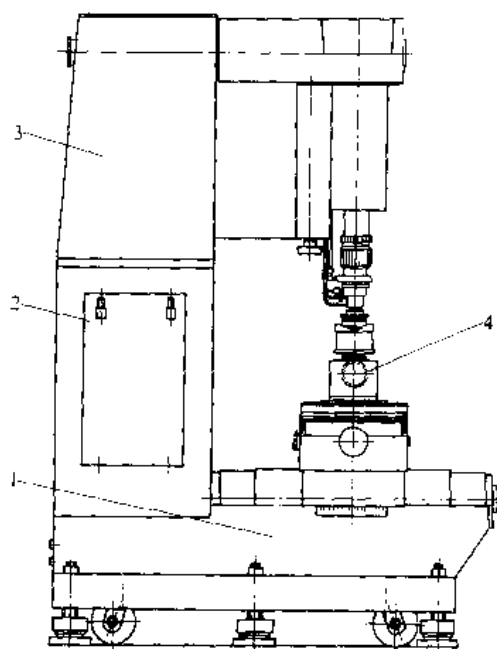


图 7-5-26 QJJ-1A 型数控激光加工机外形

1—机座 2—电源 3—激光发生系统 4—激光输出系统

(摘自中国科学院上海光学精密机械研究所  
激光器产品说明书，1990 p2。)

① 中国科学院上海光学精密机械研究所研制。



激光加工机外形图，该机为多功能双工位数控加工机。

**4. 控制系统** 控制系统包括：计算机控制移动工件系统、功率检测系统、观察处理过程的电视接收系统、激光功率控制、气压及补偿流速的测量与控制、风机控制、电源控制、导光控制等等。这些系统均应保证激光处理过程实现机械化、自动化作业，从而大大增加工艺控制的可靠性和稳定性，减轻对操作者的伤害。

**6.1.2 激光加热金属的特点**

**1. 激光与金属的相互作用** 在室温下，所有金属表面均能较好地反射激光（波长  $10.6\mu\text{m}$  的红外线）而很难吸收激光，特别是经加工后的光洁表面更难吸收，图 7.5-27 为金属表面温度及状态对激光吸收率的影响。表明金属表面对激光的吸收率是表面温度的函数。为了提高吸收率，当加热温度低于金属熔点时，在工件表面应涂敷吸收远红外线的涂层，这种涂敷工艺称为“表面黑化处理”。

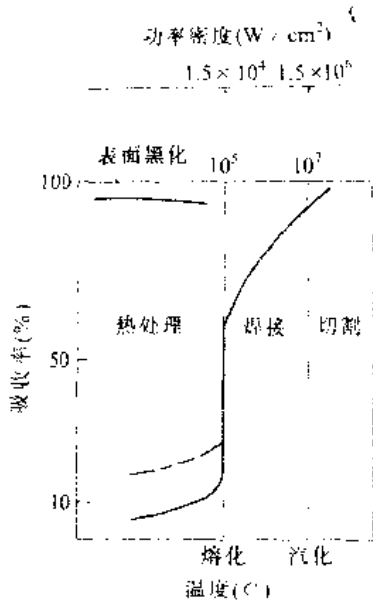


图 7.5-27 金属表面温度、状态对激光吸收率的影响

**2. 高的加热速度与自激冷却** 高功率密度激光在金属表面可以达到  $10^6 \sim 10^{10} \text{ }^\circ\text{C/s}$  的极高加热速度，并在加热停止后依靠内部的热传导进行自激冷却，其冷速高达  $10^3 \sim 10^6 \text{ }^\circ\text{C/s}$ ，从而使激光热处理后的组织与性能有很大的改善。

**3. 温度场分布** 当激光功率密度高时，加热时间极短，加热层浅，温度梯度很大；而当功率密度低时，加热时间较长，温度梯度较小，如图 7.5-28 所示。激

光束加热时工件表面的温度分布及温度随时间的变化，可以用传热学理论进行计算。根据光斑中心钢表面加热温度的要求，可以近似估算所需激光器的功率。

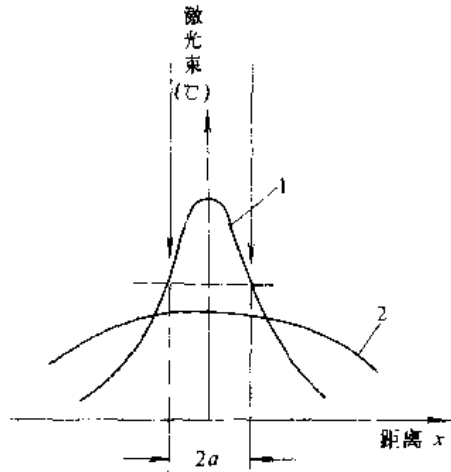


图 7.5-28 激光加热温度场分布与激光功率密度的关系  
1—高功率密度 2—低功率密度 3—激光束半径

**6.1.3 激光表面淬火**

利用激光照射事先经过黑化处理的工件表面，使表面薄层快速加热到相变温度以上（低于熔点），光束移开后通过自激冷却即可实现表面淬火硬化。用于激光表面淬火的功率密度为  $10^3 \sim 10^5 \text{ W/cm}^2$ 。由于加热工件表面温度及穿透深度均与激光照射持续时间的平方根成正比，因此当激光束功率及光斑尺寸确定后，通过改变激光束的扫描速率，就可以控制工件表面温度与加热层深度。

激光淬火的基本工艺参数是：激光器的输出功率（通过调节激光器放电的工作电源调节激光器输出功率）、光斑尺寸（或离焦量）、扫描速度（或工件移动速度），其次还有材料对光的吸收率等。

激光淬火钢件表层可获得极细的马氏体，铸铁件表层则为极细的马氏体加未转变的残余奥氏体和未溶的碳化物、石墨，合金钢硬化区组织为极细板条或针状马氏体、未溶碳化物及少量残余奥氏体，激光硬化区与基体交界区呈现复杂的多相组织。硬化层中的低碳马氏体还将在其板条界析出  $\epsilon$  碳化物。

激光表面淬火与高频及火焰表面加热淬火相比较，前者受热及冷却区域极小，因之畸变极小、残余应力小，且由于毫无氧化脱碳作用，淬火表面更加光亮洁净，从而可在最终精加工工序以后进行。利用激光表面加热淬火还可以解决工件拐角、沟槽、盲孔、深孔内壁





等用其他热处理方法很难解决的强化问题。一般激光淬火要求硬化层深度最多不大于1mm。由于连续扫描加热较大表面出现加热区相互搭接而发生回火软化带，故一般不适宜用于整体表面淬火。

6.1.4 其他激光热处理

除激光表面淬火外，其他激光处理方法的工艺特点及应用范围见表7-5-23。

表 7-5-23 激光处理方法的特点

工艺名称	处理目的	工艺特点	功率密度 (W/cm <sup>2</sup> )	处理效果	应用
激光表面非晶化	使工件表面层结构变为非晶态	表面薄层加热至熔点以上，一般用脉冲激光加热，并在瞬时激冷（采用附加速冷）	>10 <sup>7</sup>	表层为白亮非晶态层，高强度良好的塑性及耐腐蚀性	高强度材料 超导材料 磁性材料 耐蚀材料
激光表面重熔	改善铸件表面组织与性能	表层加热到熔点以上激冷，加热层可深达3mm	10 <sup>6</sup> ~10 <sup>7</sup>	晶粒细化、成分均匀化、疲劳强度耐腐蚀性、耐磨性提高	耐酸铸造合金 高速钢
激光涂覆合金化	在表面形成新合金层，获得特定性能如耐磨、耐蚀、耐热性	利用真空蒸镀、电镀、粘接涂敷等预处理，然后再用激光加热熔化。涂敷元素有：B、Cr、Cu、Ni、Mo、Ti、V、N、Nb、Ta、C、N、WC、TiC、TiO <sub>2</sub> 、MoS <sub>2</sub> 、Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 、Fe合金（Ti、Cr、V、Si）等	10 <sup>6</sup> ~10 <sup>7</sup>	依涂敷合金成分不同而异，一般主要用于提高硬度、耐磨性、热疲劳性能、抗蚀性能	碳钢、合金钢、铝合金、不锈钢、铸铁等
激光硬质粒子喷射合金化	在Al、Ti合金表层内注入硬质粒子以提高表面硬度与耐磨性	在氦气保护下，用垂直于金属表面的激光束加热，在局部形成熔融池，并与金属法线呈30°角用特殊喷嘴，以2×10 <sup>4</sup> Pa压力保护气保护喷出硬质粒子并注入熔池	10 <sup>6</sup> ~10 <sup>7</sup>	提高某些不易表面合金化的金属表面硬度与耐磨性	Al-Si合金可提高耐磨性一倍，镍铬钛基耐热合金耐磨性提高十倍
激光气体合金化	在软基材料如Al、Ti合金表面渗入C、N	将激光束将零件表面局部熔化再将氦气流、渗碳气氛引入在液态下形成合金化层，并可形成氧化物、氮化物、碳化物的陶瓷层	10 <sup>6</sup> ~10 <sup>7</sup>	Ti-15Mo合金氮化后HV>1000，Ti6Al4V合金可在表面获得TiC、TiN等，800~1000HV，耐磨性显著提高 陶瓷合金化耐磨性提高10 <sup>3</sup> ~10 <sup>4</sup> 倍	Al及其合金 Ti及其合金

6.2 电子束热处理<sup>[16][19][20]</sup>

电子束热处理的原理是用电子枪发射的电子束轰击金属表面，电子流碰撞材料表面层的原子并赋予能量，由该能量转换为热能而实现表面薄层的高速加热。电子流穿透材料的深度取决于加速电压高低和材料密度大小，功率为150kW的电子束可在铁表面穿透0.076mm，在铝表面穿透0.16mm，利用电子束可进行冲击加热淬火或表面合金化处理。

电子束的功率密度最高可达10<sup>9</sup>W/cm<sup>2</sup>，在热处理中使用的功率密度一般为10<sup>3</sup>~10<sup>6</sup>W/cm<sup>2</sup>，可施行脉

冲照射与连续照射加热。

与其他高能束热源比较，电子束加热的主要特点是：

- (1) 设备功率大。目前激光器功率最大不超过20kW，而电子束设备功率可高达100~200kW。
- (2) 能量转换效率高。电子束加热能量转换效率高达90%，而激光束平均只有10%左右，与高频加热比较，其能耗为高频淬火的1/2以下，具有显著的节能效果。
- (3) 可进行选择性表面淬火。对于深孔、复杂形状的局部、台阶及倾斜表面可以很方便地实现淬火操作。



(4) 淬火可在精加工之后进行。由于电子束淬火是在真空室中进行,所以淬火后表面无氧化,脱碳、畸变轻微,表面非常光亮,节省了后加工工时。

(5) 表面硬度高。45 钢淬火后可达 830HV。

(6) 与激光热处理类似,可以进行表面淬火、非晶化处理、熔融激冷处理、表面合金化等工艺,而操作前无需进行表面黑化预处理。其设备的投资费用及运转费用要比激光热处理少一半以上。

图 7·5-29 为用电子计算机控制电子束热处理的框图。电子束热处理技术可能成为激光热处理的竞争

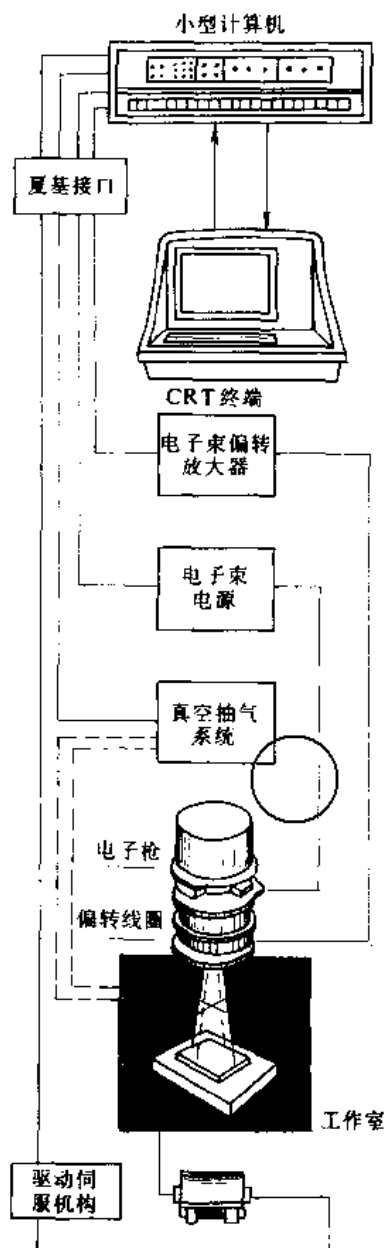


图 7·5-29 用电子计算机控制的电子束热处理装置框图  
摘自 Metals Handbook, 10 edition, Vol. 4, 1991: 301 页。

对象,当前存在的主要问题是,电子束热处理需在真空室内进行,不仅设备投资高、维修费用也高,而且在真空中淬火冷却条件也不利,因而限制了它的使用范围。

## 7 其他表面热处理

### 7.1 电弧加热热处理<sup>①</sup>

电弧是功率密度仅次于激光和电子束的热源,由于热源装置价廉,易操作,主要用于焊接、切割、喷镀等工艺。用于表面热处理却是近些年来才开始的。主要采用两类电弧热源:钨极惰性气体保护电弧(TIG),简称氩弧;以及等离子转移弧(PTA),简称等离子弧。

氩弧焊炬能够提供  $10^3 \sim 10^5 \text{ W/cm}^2$  的功率密度。近年来采用重熔灰铸铁或球墨铸铁、合金铸铁凸轮轴凸轮表面,通过重熔—快冷凝面形成高硬度(52~55HRC)的均匀硬化层,深度可达 1.5~3mm,经磨削后可获得很高的耐磨性,在重载汽车发动机凸轮轴生产中已成功应用。

等离子弧可以提供高达  $10^6 \text{ W/cm}^2$  的功率密度等离子弧表面淬火示意图见 7·5-30。

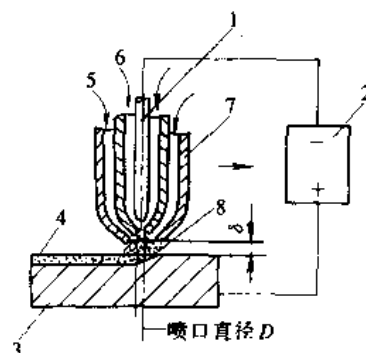


图 7·5-30 等离子弧表面淬火

1—钨电极 2—电源 3—工件、4—淬硬层 5—保护气体  
6—等离子气体 7—等离子枪 8—离子弧

实验研究表明,等离子弧是一种清洁且便宜的淬火热源,45 钢淬火后表面可以得到基本一致的硬度(700~800HV),在不致将表面烧熔的条件下,淬火区宽度由影响等离子弧热量分布的喷口直径所决定,与加热速度无关;淬硬层深度由热传导的条件决定,其中包括工件尺寸、运动速度等;等离子弧与工件间的相对运动速度需通过试验确定,一般不大于 60m/min;此外等离子弧枪与工件间的夹角、磁力线密度、等离子气体及保护气体的种类及流量等,均对加热效果有一定

① 摘自参考文献 [20] 的 1981 (1): 17。



影响。

### 7.2 电解液加热表面淬火

将工件放入装有  $\text{Na}_2\text{CO}_3$  50~180g/L 水溶液的电解槽中,此工件作为阴极(将工件需淬火部分浸入),电解槽为阳极,通上约 160~180V 的直流电,电解槽中的电解液电离后,在阳极上析氧,阴极上析氢,包围住工件的氢气膜使其成为一高电阻体,当通过的电流密度足够高时,工件表面迅速发热升温,当工件表面达到淬火温度时,切断电源,靠电解液将受热工件淬火,其工作原理如图 7-5-31 所示。

电解液加热工件有端部自由加热、端部绝缘加热、回转加热、连续加热等方式。电流密度在这种工艺中是

非常重要的工艺参数,一般  $4\sim 10\text{A}/\text{cm}^2$ ,常用  $6\text{A}/\text{cm}^2$ 。电流密度愈大,加热速度愈快,硬化层愈薄。一般加热时间约 5~10s,许多截面形状简单的小件(气门挺杆尾部、阀杆、小轴等)可采用这种方法处理。

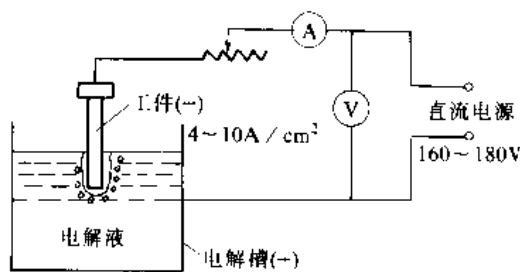


图 7-5-31 电解液加热表面淬火的原理

## 第6章 钢的化学热处理

化学热处理是指将金属或合金工件置于一定温度的活性介质中保温,使一种或几种元素渗入它的表层,

以改变其化学成分、组织和性能的热处理工艺。常用的渗入元素及作用列于表 7-6-1。

表 7-6-1 化学热处理常用渗入元素及其作用

渗入元素	工艺方法	常用钢材	渗层组成	渗层厚度 (mm)	表面硬度	作用与特点	应用举例
C	渗碳	低碳钢, 低碳合金钢, 热作模具钢	淬火后为碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	0.3~1.6	57~63HRC	渗碳淬火后可提高表面硬度、耐磨性、疲劳强度, 能承受重负荷; 处理温度较高, 工件畸变较大	齿轮, 轴, 活塞肖, 链条, 万向节, 渗碳轴承
N	渗氮	含铝低合金钢, 中碳含铝低合金钢, $w_{\text{Cr}}5\%$ 的热作模具钢, 铁素体、马氏体、奥氏体不锈钢, 沉淀硬化不锈钢	合金氮化物 + 含氮固溶体	0.1~0.6	560 ~ 1100 HV10	提高表面硬度、耐磨性、抗咬合性、疲劳强度、抗蚀性(不锈钢例外)以及抗回火软化能力; 硬度、耐磨性比渗碳的高; 渗氮温度低, 工件畸变小, 处理时间长, 渗层脆性大	键杆, 轴, 量具, 齿轮
C, N	碳氮共渗	低、中碳钢, 低、中碳合金钢	淬火后为碳化氮化合物 + 含氮马氏体 + 残余奥氏体	0.25~0.6	58~63HRC	提高表面硬度、耐磨性, 疲劳强度比渗碳稍高; 共渗温度比渗碳低, 工件畸变较渗碳小, 深层碳氮共渗较难	齿轮, 轴, 链条
	氮碳共渗	碳钢, 合金钢, 高速钢, 铸铁, 不锈钢, 粉末冶金件	氮碳化合物 + 含氮固溶体	0.007~0.020 0.3~0.5	500~1100HV	提高表面硬度、耐磨性、疲劳强度; 温度低, 工件畸变小, 硬度较渗氮低	齿轮, 轴, 工模具, 液压件



(续)

渗入元素	工艺方法	常用钢材	渗层组成	渗层厚度 (mm)	表面硬度	作用与特点	应用举例
S	渗硫	碳钢, 合金钢, 高速钢	硫化物	0.006 ~ 0.08	70~100HV	渗层具有良好的减摩性, 提高零件的抗咬合能力, 可在 200℃ 以下低温进行	工模具, 齿轮, 缸套, 滑动轴等
S, N	硫氮共渗	碳钢, 合金钢, 高速钢	硫化物, 氮化物	硫化物 < 0.01 氮化物 0.01~0.03	300~1200HV	提高抗咬合能力、耐磨性及疲劳强度, 提高高速钢刀具的红硬性和切削能力; 渗层抗蚀性差	工模具, 缸套
S, N, C	硫氮碳共渗	碳钢, 合金钢, 高速钢, 铸铁, 不锈钢	硫化物, 氮化合物	硫化物 < 0.01 氮化合物 0.01~0.03	600~1200HV	提高抗咬合能力、减摩性、耐磨性及疲劳强度, 提高高速钢刀具的红硬性和切削能力; 渗层抗蚀性差	工模具, 缸套, 阀门, 水泵零件, 曲轴, 主轴, 齿轮, 液压件, 丝杆, 导轨, 不锈钢件
B	渗硼	中、高碳钢, 中、高碳合金钢	硼化物	0.1~0.3	1200~1800HV	渗层硬度高, 抗磨料磨损能力强, 减摩性好, 红硬性高, 抗蚀性有改善; 抗拉强度和韧性下降, 抗压强度提高	冷作模具, 阀门
Si	渗硅	碳钢, 难熔金属钼、铌和以它们为基体的超高温合金	全渗硅层: 铁素体 半渗硅层: 铁素体 + 少量珠光体	0.3~0.7	400~460HV	钢渗硅层较脆, 但可承受载荷具有抗氧化性, 耐硫酸及有机酸, 不耐氢氟酸及强碱, 对盐类及稀碱类有抗蚀性; 钼、铌及其合金渗硅后抗高温氧化性大为提高	浓硫酸泵的叶轮, 螺母, 稀硫酸中工作的阀杆及轴套, 钼、铌及其合金渗硅用于宇航技术
Zn	渗锌	铁基粉末冶金件, 钢基及铝基金属, 碳钢	以 Zn 为基的 $\eta$ 相 + 铁锌化合物 + $\alpha$ 固溶体	0.02 ~ 0.038	300~400HV	渗锌层有良好的抗大气腐蚀性能, 有一定的耐磨性, 渗层厚度很均匀, 适宜保护带有螺纹的工件; 高强度钢渗锌后无氢脆	标准件, 耐腐蚀钢管, 铁基粉末冶金工件渗锌代用和节约铜
Al	渗铝	碳钢, 低合金钢, 不锈钢, 镍基和钴基合金, 铁基粉末冶金件, 铜合金, 钛合金	铝铁化合物 ( $Fe_2Al_3$ ) + 固溶体及化合物 + 固溶体	粉末法 0.04~0.4 液体法 0.4~0.5 气相法 0.01~0.02 喷渗法 0.025	外层 (化合物) 880 ~ 900 HV0.1; 次层 (固溶体及化合物) 520 ~ 550HV 0.1; 第三层 (固溶体) 300 ~ 350 HV0.1	渗铝后可提高抗高温氧化和抗含硫介质腐蚀的能力, 疲劳强度有所降低	燃汽轮机叶片, 汽车排气阀, 热电偶套管 (工作温度 980℃)

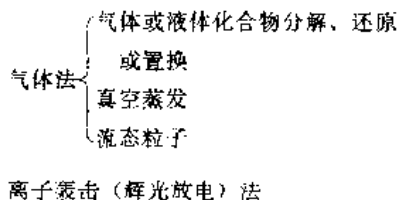
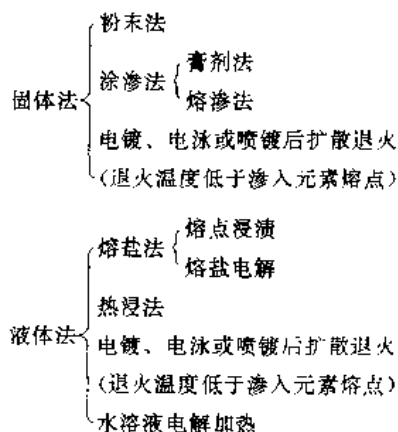


(续)

渗入元素	工艺方法	常用钢材	渗层组成	渗层厚度 (mm)	表面硬度	作用与特点	应用举例
Cr	渗铬	低碳钢, 热作模具钢, 镍基超合金	铬碳化物, 铬铁碳化物, 固溶体	低碳钢 0.05~0.15 高碳钢 0.02~0.04	1300~1600HV 1750~1800HV	渗铬钢的抗蚀性相当于 $w_{Cr} 30\%$ 的铬钢, 850℃以下有很好的抗氧化性, 常温高湿度下抗大气腐蚀, 显著提高钢的高温持久强度, 渗铬后再调质可显著提高疲劳强度	燃气轮机叶片, 热锻模, 锅炉热交换管
V	渗钒	中碳钢, 高碳钢, 轴承钢, 冷作模具钢	钒碳化物	0.012~0.014	2100~3300HV	渗钒层较薄, 渗钒后无显著尺寸变化, 工件渗钒后表层硬度大为提高, 显著提高耐磨性, 抗咬合性好	冷墩, 冷挤等冷作模具
B, Al	硼铝共渗	钢, 镍基耐热合金	硼化物, 铝化物, 含铝固溶体	0.07~0.3	1200~2300HV	共渗层脆性较渗硼层小, 提高耐磨性、热疲劳、高温氧化、高温硬度、抗剥落能力, 工件共渗后表面粗糙度不变	模具, 环规, 氮肥设备零件等等
Cr, Al	铬铝共渗	镍基合金及合金钢	铬铁碳化物, 铝铁碳化物	0.03~0.13	500~900HV	镍基合金共渗后比单独渗铬或渗铝的耐热性都好, 塑性及冲击韧度低, 疲劳强度有所降低	固定式燃气轮机叶片及其他耐热构件
Cr, Al, Si	铬铝硅共渗	碳钢, 合金钢, 不锈钢, 耐热钢, 模具钢	铬铁碳化物, 铝铁碳化物, 含铝固溶体	0.11~0.15	1000~1200HV	碳钢共渗后, 抗硝酸水溶液腐蚀, 模具钢共渗后, 可提高高温性能, 镍基合金共渗后弯曲疲劳强度提高	燃气系统构件, 压铸模, 热处理底板, 坩埚

注:  $w_{Cr}$  为 Cr 的质量分数。

根据介质的物理状态, 钢的化学热处理工艺大致可分为:



### 1 化学热处理基本过程

化学热处理通常由四个基本过程所组成<sup>[2-4]</sup>, 如图 7-6-1。

1. 介质中的化学反应 在一定温度下介质中各组分会发生化学反应, 以形成可向工件提供渗入元素原子的活性组分。例如在滴注煤油进行气体渗碳时, 煤



油在高温下发生断链、脱氢及与残留炉内空气中的氧发生作用，形成CO和CH<sub>4</sub>；固体渗碳时木炭与O<sub>2</sub>及CO<sub>2</sub>反应形成CO等。

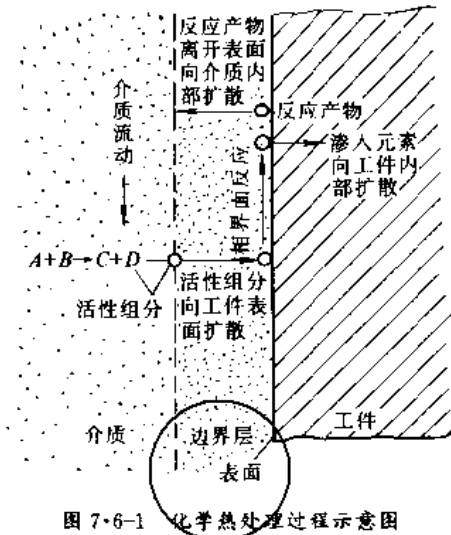


图 7-6-1 化学热处理过程示意图

2. 活性组分向表面扩散，反应产物离开表面 活性组分通过边界层向工件表面扩散，反应产物越过邻接工件表面边界层离开工件表面，向工件周围介质传递，即外扩散。

3. 相界面反应 活性组分与工件表面碰撞，在介质-工件相界面上的化学反应产生渗入元素的原子，渗入元素的原子被工件表面吸附并溶入或形成化合物，其他产物发生解吸并离开表面，通过边界层向周围介质扩散。

4. 金属中的扩散 被吸收并溶入工件基体金属固溶体中的渗入元素原子，使工件表面和内部化学势产生梯度，导致渗入元素原子向内部扩散，即内扩散。当其超过在基体金属中溶解度极限时，将发生反应扩散，产生新相，逐渐形成表面合金化层。

上述四个过程是相互联系和彼此制约的，化学热处理形成渗层的速度则取决于其中最慢的过程。在许多化学热处理过程中，内扩散或(和)相界面反应往往制约着化学热处理的总过程。

## 2 钢的渗碳

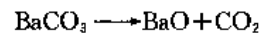
在渗碳介质中加热，使钢的表层渗入碳的热处理过程称为渗碳。一般情况下，渗碳在Ac<sub>3</sub>以上850~950℃进行。根据渗碳介质的物理状态，渗碳方法可分为固体渗碳、液体渗碳、气体渗碳、真空渗碳和离子渗碳。各种渗碳方法的特点及应用范围列于表7-6-2。

表 7-6-2 常用渗碳方法的特点及应用范围

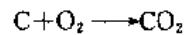
渗碳方法	特点	应用范围
固体渗碳	不需要专用设备，渗碳时间长，劳动条件差，工件表面碳浓度难控制	小批量生产
液体渗碳	操作简单，加热速度快，渗碳时间短，可直接淬火，但多数渗碳剂有毒，工件表面有残盐不易清洗	很少使用
气体渗碳	生产效率高，操作方便，易于实现机械化、自动化，渗碳质量容易控制，渗碳后便于直接淬火	大批量生产
真空渗碳	易于实现高温渗碳，大大缩短生产周期，显著改善劳动条件，但设备成本较高	精密件批量生产
离子渗碳	碳源由反应气体在等离子体区通过直流辉光放电电离而得到，渗速快，质量优，能耗低，无污染，设备成本高，不易大批生产	重载零件和高精密重要零件的批量生产

### 2.1 固体渗碳

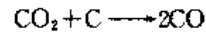
固体渗碳是把工件装入盛有固体渗碳剂的渗碳箱里，密封后放入炉中加热进行渗碳。介质中的化学反应是催渗剂（如碳酸钡）发生热分解：



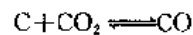
渗碳箱里剩余空气所含的氧在较低温度下与碳形成CO<sub>2</sub>，即



在渗碳温度下，CO<sub>2</sub>与木炭作用，形成CO：



渗碳反应后形成的CO<sub>2</sub>在碳颗粒上再生，重新形成CO。



对固体渗碳剂的要求是：具有稳定的高渗碳活性，密度小，热导率和强度高，渗碳温度下收缩小，不易烧损，含硫、磷等杂质少。目前，固体渗碳剂多制成粒状，

⊙ 解吸即脱附。



要求粒度均匀,强度高,破碎率低,收缩率小,严格控制灰分、杂质及水分。

固体渗碳剂按粒度分为多种牌号,用户可根据生产的需要选购渗剂(含催渗剂)。

渗碳剂重复使用时,要筛除粉尘和杂质,按新旧渗剂配比 5 : 5 ~ 7 : 3 混合后使用。

箱式和车底式炉是固体渗碳最常用的炉型。

固体渗碳的典型工艺如图 7·6-2a 所示。对于细晶粒钢可采用图 7·6-2b 所示的工艺,渗碳后预冷至淬火温度、开箱直接淬火。

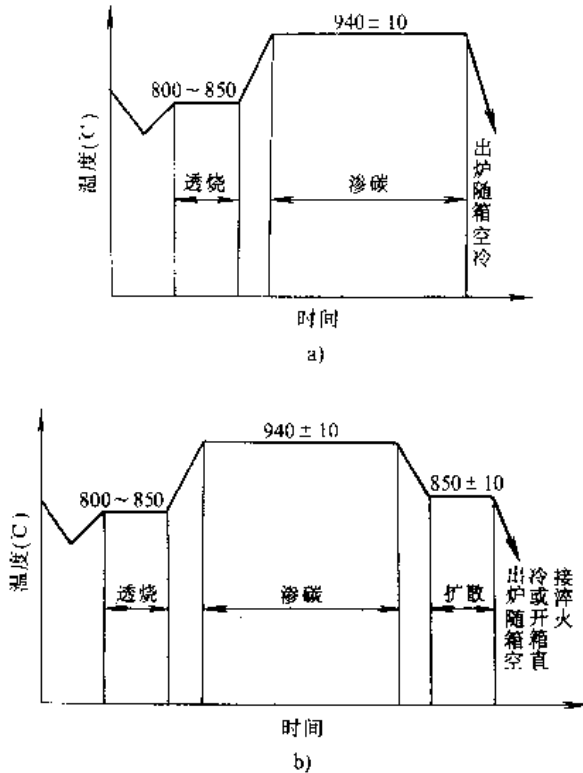


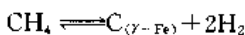
图 7·6-2 固体渗碳典型工艺

a) 一般规范 b) 分级渗碳规范

为了缩短生产周期,提高固体渗碳速度,可提高渗碳温度或发展强催渗剂。

### 2·2 气体渗碳

采用液体或气体碳氢化合物作为渗碳剂,这些渗碳剂在炉中形成含  $H_2$ 、 $CH_4$ 、 $CO$ 、少量  $CO_2$  和水蒸气的气体,使钢件在高温下和气体介质发生下列渗碳反应:



气体渗碳剂一般应满足下列要求:有可靠的供应

来源;化学成分稳定;含硫和其他杂质少;容易进行有效的化学反应,分解转化完全,不积或少积碳黑(在制备可控气氛时要求更高);价格低廉;便于运输、贮存和管理。常用的气体渗碳剂列于表 7·6-3。

气体渗碳炉分周期式炉和连续式炉两大类。

周期式气体渗碳炉有三种主要形式:井式、卧式和旋转罐式,分别见图 7·6-3~图 7·6-5。周期式炉生产能力一般较小,适用于工件品种多及批量小的场合。

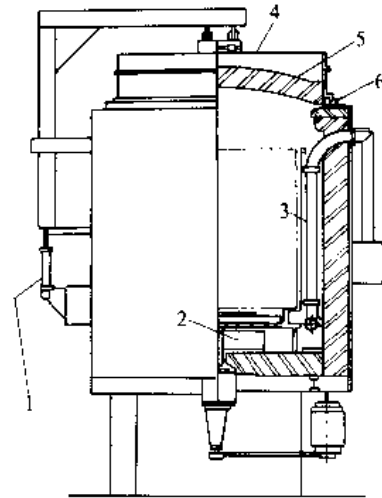


图 7·6-3 井式周期渗碳炉

虚线所示为炉料的位置

- 1—炉盖提升机构 2—再循环风扇 3—辐射管  
4—炉盖 5—隔热板 6—密封圈

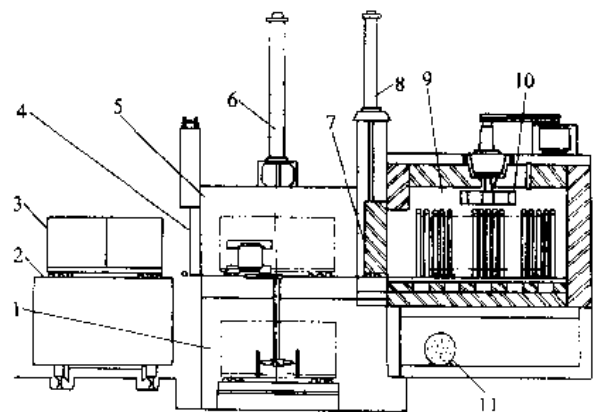


图 7·6-4 带密封淬火槽的卧式周期渗碳炉

- 1—水或油淬槽 2—装卸料车 3—装夹具  
4—前室门 5—前室 5—升降机气缸  
7—内门 8—炉门升降气缸  
9—渗碳室 10—循环风扇  
11—淬火剂热交换器



表 7·6-3 常用的气体渗碳剂

类别	渗剂	组成及特点	使用方法
液体	煤油	为石蜡烃、烷烃及芳香烃的混合物，一般灯用煤油 S 含量的质量分数 < 0.04% 者均可使用；价格便宜，来源容易；易产生炭黑	直接滴入或用燃料泵喷入渗碳炉内，调节滴液量以控制工件表面碳浓度，多用于井式炉。用 2 <sup>#</sup> 渗碳油，甲醇和丙酮或醋酸乙酯可实现滴注式可控气氛渗碳
	1 <sup>#</sup> 渗碳油	以精炼低硫石蜡油为基，加入控制碳黑的添加剂	
	2 <sup>#</sup> 渗碳油	由煤油、含氧物及稀土元素组成	
	甲醇添加酮酯类有机化合物	甲醇 (CH <sub>3</sub> OH) 和一定比例的丙酮 (CH <sub>3</sub> COCH <sub>3</sub> ) 或醋酸乙酯 (CH <sub>3</sub> COOC <sub>2</sub> H <sub>5</sub> ) 滴入炉内裂解，靠调整丙酮或醋酸乙酯滴量控制碳势	
气体	天然气	主要组成是甲烷 (CH <sub>4</sub> )，尚含有少量乙烷和氮	直接通入炉内裂解
	工业丙烷和丁烷	工业丙烷 (C <sub>3</sub> H <sub>8</sub> ) 和丁烷 (C <sub>4</sub> H <sub>10</sub> ) 是炼油厂副产品，价格便宜，贮运方便	直接通入炉内或添加少量空气在炉内裂解
	吸热式气氛	用天然气或工业丙、丁烷或焦炉煤气与空气按一定比例混合，在高温和镍催化剂作用下裂解而成。具体制备方法和成分参见本篇第 4 章 1·4 节	一般用吸热式气作载体气，用天然气或丙烷作为富化气，以调整炉气碳势
	氨基渗碳气氛	以氮气为基体，加入少量碳氢化合物及带氧介质，不易沉积炭黑，减少内氧化和氢脆	直接通入炉内，利用炉内热量使其发生反应

产量大时，应采用连续式炉。连续式气体渗碳炉的炉型有推杆式、金属网输送带式、铸造链环输送带式、旋转罐式、转底式以及振底式等，分别见图 7·6-6~图 7·6-8，其中推杆式炉是应用最广的连续式炉，处理小零件，装于料筐中，对大零件则可置于夹具上装炉

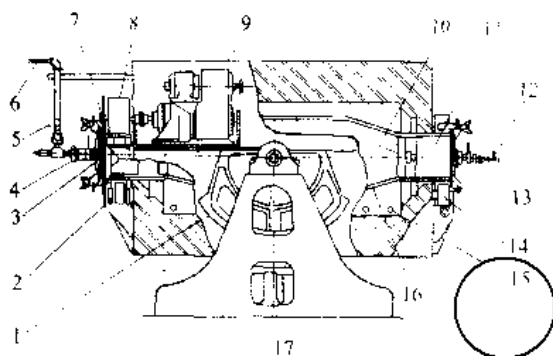


图 7·6-5 旋转罐式周期渗碳炉

- 1—翻转扇形体 2—链传动链轮 3—后盖 4—气密箱组件 5—渗碳气体进气旋塞 6—渗碳气体进气管
- 7—链传动链轮 8—蜗轮减速器 9—变速传动装置 10—分度盘 11—隔热罩 12—通风旋塞
- 13—罐盖 14—罐支承轮 15—喷嘴
- 16—罐 17—电动机

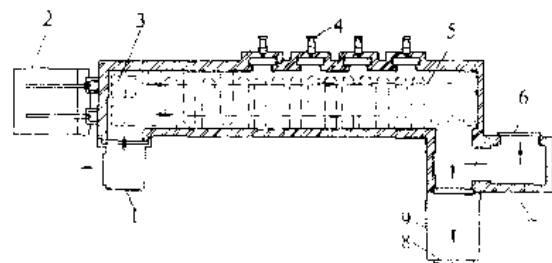


图 7·6-6 双排推杆式连续渗碳炉

- 粗箭头所指是料筐通过炉子移动的方向
- 1—保温室 2—推杆机构 3—料筐位置 (1 个) 4—排风管 (1 个) 5—辐射管 (24 个) 6—辅助加热灯
- 7—保温室 8—卸料门 9—油淬槽





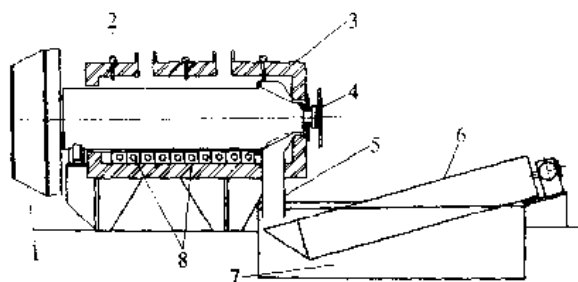


图 7-6-7 旋转罐式连续渗碳炉

1—装料端 2—热电偶(共3个) 3—隔热层  
4—旋转机构 5—卸料直槽 6—零件卸料传  
送带 7—油槽 8—直接燃烧的喷嘴

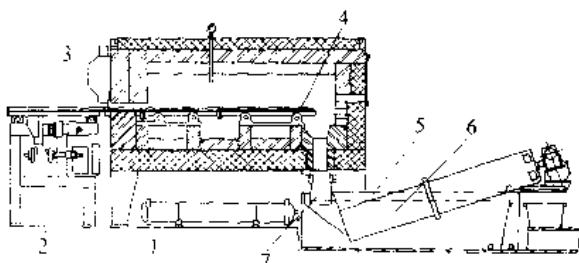


图 7-6-8 推底式连续渗碳炉

1—热交换器 2—推动机构 3—排气孔 4—炉床  
5—淬火槽 6—油面 7—油帘

气体渗碳炉的选择准则参见表 7-6-4。

气体渗碳工艺规范需根据工件的钢种、形状、装炉量、工件对渗层深度、表面碳含量和渗层碳浓度梯度等要求和设备条件来决定。影响渗碳层深度、碳含量和浓度梯度的因素中，除钢种外，主要是炉气的碳势(参见本篇第1章1.3节)、温度和渗碳时间。图7-6-9所示

为20钢在不同温度下渗碳4h的表面碳含量随渗层深度的变化。20钢在920℃于碳势不同的炉气中经不同时间渗碳时，表面碳含量随渗层深度的变化示于图7-6-10。

表 7-6-4 周期式和连续式渗碳炉选择准则

选择因素	选 择 准 则		
	周期式炉	小型连续式炉①	大型连续式炉②
使用安排	两班	三班	三班
生产率	低到中	中	中高
渗层厚度	任意	薄	中等到厚
装炉量	大	小	中
零件种类	多变	不变	不变
零件尺寸和形状	多变	小尺寸	中等尺寸
零件质量	任意	轻	中等
装夹具	常用的	无	常用的

① 金属网输送带式、铸造链环输送带式、旋转罐式和震底式炉。

② 推杆—料盘式和辊筒式炉。

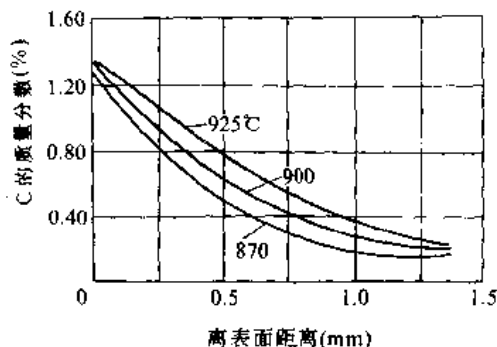


图 7-6-9 20钢在不同温度下渗碳4h后的渗层碳浓度变化

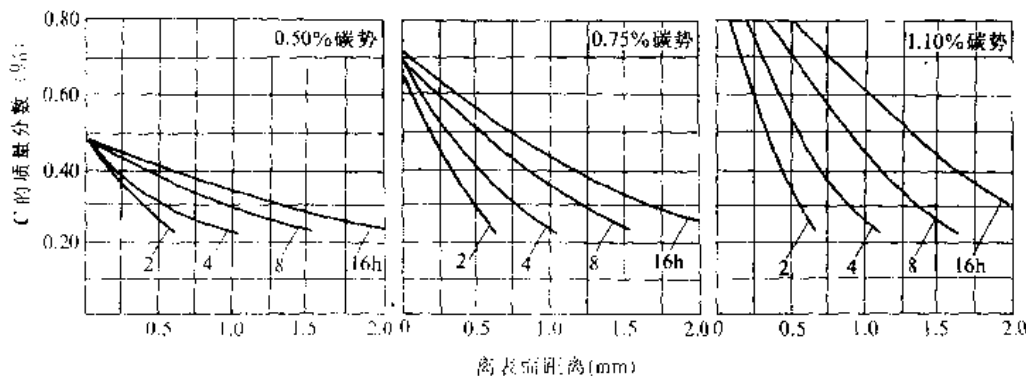


图 7-6-10 20钢在920℃于碳势不同的炉气中经不同时间的渗碳、渗层碳含量的变化



渗碳温度和时间可根据具体情况在一定的范围内选择。为提高渗碳速度,在不导致钢晶粒过分粗大和工件畸变量超过要求、设备又允许的条件下,可选取较高的渗碳温度。通常采用 $900\sim 950^{\circ}\text{C}$ ,渗碳时间取决于工件要求的渗层深度。

气体渗碳过程一般分为加热(排气)、强渗、扩散和预冷淬火4个阶段。

为获得规定的表面碳浓度和渗层深度,获得理想的渗层组织和碳浓度分布,加快渗碳速度,减小能耗,降低成本,国外已普遍使用了计算机模拟技术,设计最佳渗碳工艺,并对渗碳过程进行碳势控制。

利用微机进行碳势控制的技术,是在热力学的基础上,即利用奥氏体含碳量与炉气中碳势的平衡关系,建立包括钢的成分、炉气碳势和工艺参数在内的数学模型,再通过传感器、微机和执行机构来完成控制过程。由于炉气各组分存在平衡关系,因此只需通过传感器(如氧探头、红外仪、露点仪)测出某个或某几个组分的含量,即可确定气氛的碳势。根据工艺要求来设定所需碳势值,当测定值与设定值不符时,微机和执行机构便调节炉气成分,使测定值趋向设定值,达到控制碳势的目的。

目前大量生产的先进热处理设备,如密封箱式炉、推杆式连续渗碳炉、网带和链板炉等都配备碳势控制系统,市场上也可买到包括软、硬件的碳势控制系统。一般这些系统对工件表面碳含量的控制精度可达 $\pm 0.05\%$ ,层深控制精度为 $\pm 0.1\text{mm}$ 。较详细的碳势控制原理参见本篇第4章1.3节,碳势控制方法可参见本篇第4章1.4节。

加速渗碳过程的方法,一是加速界面反应,提高供碳速度,二是加速扩散过程。采取的具体措施包括提高炉气碳势和碳的传输系数,提高渗碳温度<sup>[1]</sup>。

所谓碳传输系数是指单位时间内传送给单位面积上的碳量与气氛碳势与工件表面实际碳含量的差值之比。

加速渗碳过程的较佳方案是在整个渗碳过程中,对碳势实行台阶式控制。在渗碳初始阶段采用高碳势气氛,以不出现碳黑为度。随着渗碳时间的延长,在以后的几个阶段,逐渐降低炉气碳势,直至表面碳浓度达到技术要求。还应选用传输系数大的渗碳气氛,例如 $\text{CO}$ 和 $\text{H}_2$ 的混合气体,其渗碳反应速度比 $\text{CO}$ 大,比 $\text{CH}_4$ 气更大。加速扩散过程的途径,主要靠提高表层碳浓度梯度。从加速渗碳过程考虑,以变碳势

的渗碳工艺为最好,自渗碳过程开始,就使表面碳含量保持该温度下奥氏体的碳饱和浓度,实现最高的碳浓度梯度。

### 2.2.1 滴注式气体渗碳

滴注式渗碳的特点是把有机液体化合物直接滴入炉内,使之在高温下发生热裂解并使工件渗碳。往井式炉中滴入煤油是一种简便易行的渗碳方法,其主要缺点是难以控制工件表面碳浓度。

为节省渗剂和减少碳黑,用滴煤油法渗碳时,应随渗碳时间的延长逐渐减少渗剂用量(图7.6-11),可减少碳黑,加快渗碳速度和提高渗层质量。

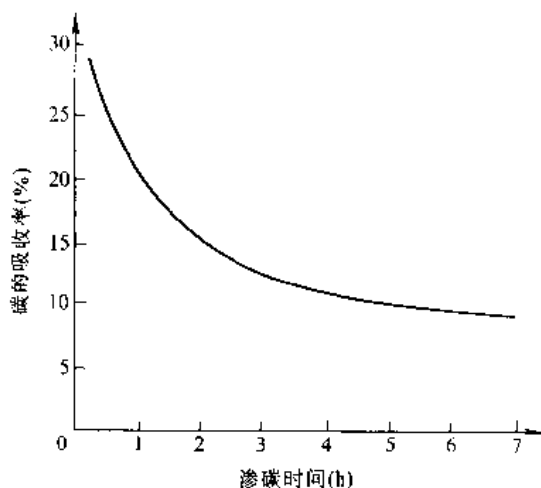


图7.6-11 周期式渗碳炉中的碳吸收率随时间的变化

(装炉量 $45.5\text{kg}$ ,渗碳工件表面积 $0.93\text{m}^2$ 。

在7h渗碳时的渗剂通入量不变)

用甲醇和丙酮(或醋酸乙酯、异丙醇)直接滴入井式炉中渗碳,可较好地控制工件表面碳浓度,一般用甲醇裂解气作为渗碳稀释气体(运载气体),以丙酮、醋酸乙酯或异丙醇裂解气作为富化气,采用红外线 $\text{CO}_2$ 分析仪和自动调节装置对上述两种渗剂的滴量进行调节,便可以控制炉气碳势,且在单因素碳势控制系统中实现。图7.6-12所示为碳势可控的滴注式渗碳工艺规范的一例。

如果具备微机多因素控制系统控制炉气中多种组分的含量,从渗剂的经济性和资源出发,以选用甲醇加专用渗碳油或甲醇加煤油为宜。常用的滴注式渗碳的煤油及甲醇滴量可参考表7.6-5<sup>[22]</sup>。



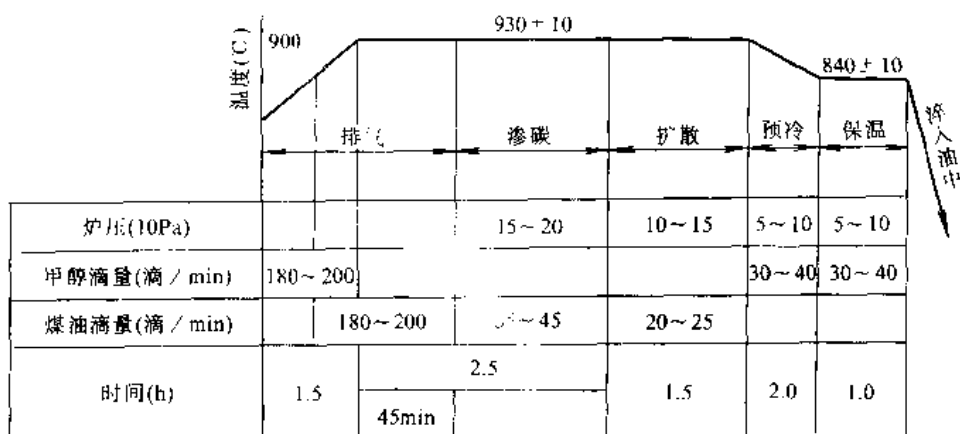


图 7-6-12 20CrMnTi 钢工件在 RJJ-35 井式炉滴注式渗碳和淬火工艺  
(渗碳层深度 0.8~1.2mm)

表 7-6-5 井式炉滴注式渗碳时煤油、甲醇滴量举例

各阶段参数名称			炉 子 型 号				
			RJJ-35	RJJ-60	RJJ-75	RJJ-90	RJJ-105
排 气	甲醇 (滴/min)	850~900°C	100	200~300	300	200~250	200~250
		900~930°C	100	100~150	100	200~250	150
气	煤油 (滴/min)	850~900°C	—	—	—	—	—
		900~930°C	80~100	200	280~300	—	200
碳 势 调 整	甲醇 (滴/min)	—	200~300	100	160~180	150	
	煤油 (滴/min)	—	200	280~300	140~160	200	
碳 势 自 控	要求炉气碳势	$w_C 1.0\%$	$w_C 1.15\%$	$w_C 1.15\%$	$w_C 1.05\%$	$w_C 1.15\%$	
	红外仪控制 CO <sub>2</sub> 值	0.40%	0.30%	0.30%	0.34%	0.30%	
	甲醇 (滴/min)	100	200~300	300	160~180	150~180	
	煤油 (滴/min)	50~60 脉冲	120 脉冲	75~150 脉冲	120 脉冲	50~60 旁通 常量 150 脉冲	
降 温 或 扩 散	降温温度 (°C)	未降	850	—	860	未降	
	红外仪控制 CO <sub>2</sub> 值	0.60%	0.35%	—	0.55%	0.40%	
	甲醇 (滴/min)	100	300	—	160~180	130	
	煤油 (滴/min)	50~60 脉冲	—	—	120 脉冲	40~60 脉冲	
零件表层碳的质量分数 (%)			0.8~0.9	0.8~1.0	0.8~1.0	0.85~1.0	0.85~1.0
材料				20CrMnTi	20	20CrMnMo	20CrMnTi
层深 (mm)				0.9~1.3	1.3~1.9	1.2~1.7	0.9~1.3
总渗碳面积 (m <sup>2</sup> )					2.5		
装料质量 (kg)					250		

注：1. 滴量为每 100 滴 4mL。  
2. 渗碳温度 930°C。  
3.  $w_C$  为 C 的质量分数。



2.2.2 吸热式气氛渗碳

在密封箱式炉中用吸热式气氛渗碳时,发生炉中气体的露点一般保持在-5~0℃(用丙、丁烷混合气制备),在正常情况下CO<sub>2</sub>的体积分数为0.2%~0.3%。渗碳温度为930℃时,以保证强渗期的炉气露点为-12~-10℃为准。在加热炉内一般添加丙烷富化气的体积分数3%~5%。扩散期的露点为-5~-3℃。图7-6-13所示为20钢和20CrMnTi钢在上列条件下渗碳时工件表面碳含量和炉气露点的关系。这两种钢在930℃渗碳时的渗碳层深度和时间的关系列于图7-6-14。

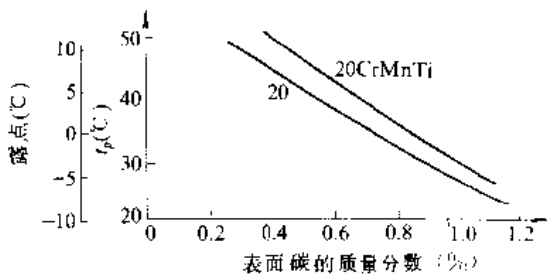


图7-6-13 20钢 20CrMnTi钢在930℃渗碳时的表面含碳量和吸热式炉气露点(或平衡温度*t<sub>p</sub>*)的关系(密封渗碳炉)

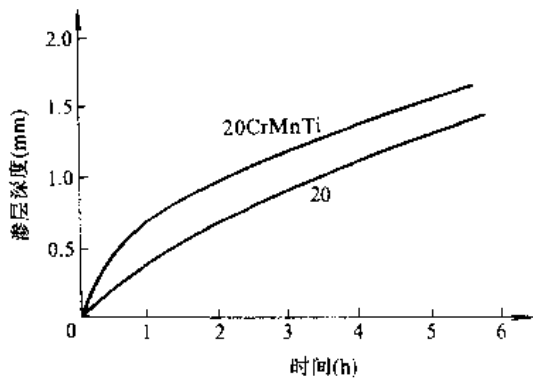


图7-6-14 20钢 20CrMnTi钢在930℃渗碳时的渗碳层深度随时间的变化关系(密封渗碳炉, 渗碳炉气露点-9℃, 扩散露点-6℃)

图7-6-15所示为20CrMnTi钢在75kW密封箱式气体渗碳炉中的渗碳工艺曲线。渗碳后碳含量沿层深变化示于图7-6-16。

连续式作业炉渗碳时,对应加热、强渗、扩散和预冷淬火等4个时期把炉膛分成4个区域。不同区域炉气的碳势不同,分区进行碳势控制,各区的温度也采用分区控制,不同时期所需的时间根据工件渗层深度及

碳浓度分布曲线要求而定。实际作业时依靠调整料盘推进节拍来控制不同时期所要求的时间。

图7-6-17为连续式作业可控气氛渗碳炉的基本结构、不同区域渗碳气体通入量及碳势测定结果。

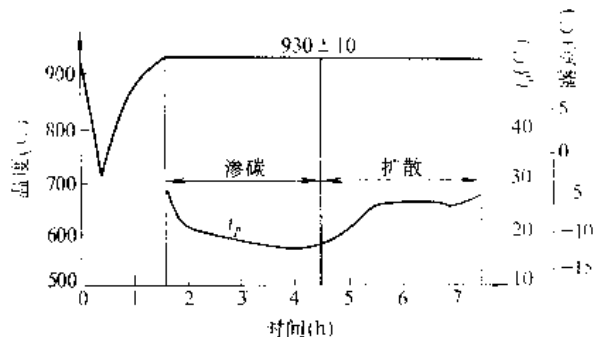


图7-6-15 在75kW密封渗碳炉中的渗碳工艺 *t<sub>p</sub>*—氯化锂露点仪的平衡温度

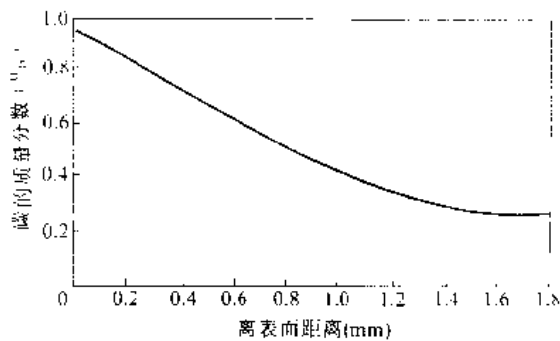


图7-6-16 20CrMnTi在930℃渗碳后的碳浓度沿层深变化(渗碳3h, 扩散3h)

用吸热式可控气氛渗碳时,首先将载气充满整个炉膛,并使炉内气压比大气压高100Pa,以满足排气要求。渗碳时每小时供气体积约为炉膛的2.5~5倍,即换气次数为2.5~5。富化气则根据碳势的要求而适量加入。

近来发展在炉内直接制备可控气氛,其使用效果与采用气体发生器的吸热式气氛一样。可节省原料气75%左右,节省热能30%以上。

某些汽车零部件的渗碳淬火的技术要求列于表7-6-6。这些零件在推杆式无罐贯通式炉中的工艺参数列于表7-6-7。

用于变速箱轴齿零件渗碳热处理的双排推杆式气体渗碳自动生产线<sup>①</sup>,采用PLC-2/30可编程序控制整条生产线的动作程序。各炉区温度由BC-560温控

① 摘自参考文献[6]的1988(8):15~21页。

② 摘自参考文献[23]的31~40页。



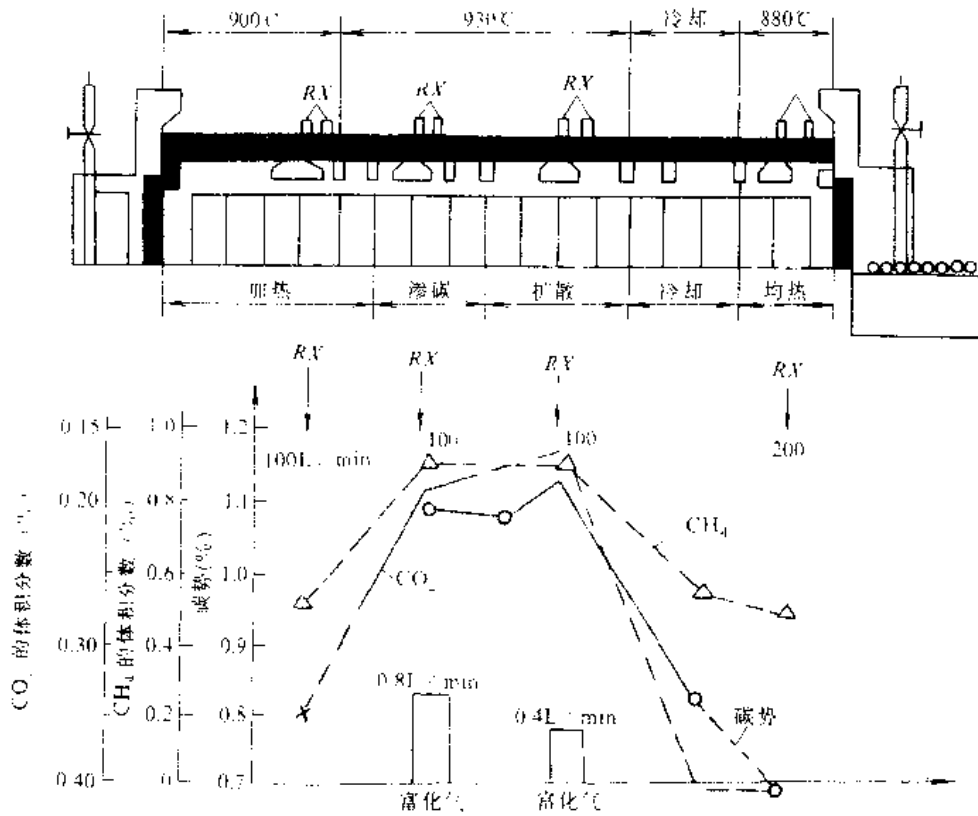


图 7-6-17 连续式作业吸热式可控气氛渗碳炉及其碳势分布

表 7-6-6 某些汽车零件的渗碳淬火技术要求

零件	材料	技术要求		淬火方式
		层深 (mm)	硬度 HRC	
汽门顶杆	15Cr	1.0~1.1	57~63	渗碳后空冷二次加热淬火
十字头	20MnTiB	1.0~1.5	58~63	渗碳后直接油冷
从动锥齿轮	20MnTiB	1.2~1.5	58~63	渗碳后直接油冷
从动箱第一轴	20CrMnTi	1.1~1.2	58~63	渗碳后直接油冷
滚轮	20CrMnTi	1.2~1.6	58~63	渗碳后直接油冷
球头半轴	12Cr1Ni1A	1.2~1.4	58~63	渗碳后油冷二次加热淬火

表 7-6-7 汽车零件在无罐贯通式炉中的渗碳工艺

工艺参数	煤气加热无罐炉各区参数					电加热无罐炉各区参数				
	I-1	I-2	II	III	IV	I-1	I-2	II	III	IV
各区温度 (°C)	860	930	950	900	850	800	920	950	900	850
吸热式气供给量 (m³/h)	5	6	5	6	6	6	6	5	6	6
富化气 (内烧) 供给量 (m³/h)	0.4	0.2~0.25	0.2~0.25	-	-	0.1~0.15	0.1~0.15	0.15~0.25	-	-
各区装炉盘数	4	3	4	4	3	4	3	6	4	3
炉气露点 (°C)	-	-	-12	-6~ -8	-	-	-	-10~ -12	-6~ -8	-
炉膛体积 (m³)	15					10				

注: I-1、I-2—加热区一段、二段, II—渗碳区, III—扩散区, IV—预冷淬火区。



仪控制,MP-8000 多点碳势控制仪(MMI 碳控仪)通过氧探头采集炉气分析,然后输出信号给执行机构来调节富化气流量,实现碳势的自动控制。设备运行状况

和实际工艺参数可在 CRT 屏幕上显示,通过 CRT 键盘,工艺人员可以对品种不同的零件赋予不同的工艺参数。生产工艺见表 7-6-8。

表 7-6-8 汽车变速箱轴、齿轮在双排推杆式气体渗碳自动线上的渗碳工艺参数

炉区		1	2	3	4	5	脱脂炉	回火炉
设定温度 (C)		900	930	930	880	830±10	300±10	180±10
设定碳势 ( $w_c$ %)	轴类		1.1±0.05	1.3±0.05	1.0±0.05	1.0±0.05	淬火油温 100±10 C 周期 30min	
	齿轮		1.1±0.05	1.3±0.05	1.1±0.05	1.05±0.05		
丙烷 (L/h)			170	190	170	150		
R/ (m³/h)		10	8	6	9	14		

注: 1、2—加热区段, 3—渗碳区, 4—扩散区, 5—预冷淬火区。

①  $w_c$  为 C 的质量分数。

2.2.3 氨基气氛渗碳

以氮气为基体, 加入少量碳氢化合物  $C_3H_8$  (或  $CH_4$ ) 及带氧介质空气 (或  $CO_2$ ) 直接送入炉内, 利用炉内热量使碳氢化合物与空气中氧或  $CO_2$  发生反应, 生成一氧化碳和氢及少量二氧化碳和水蒸气, 即可形成渗碳气氛。

在氨基气氛和吸热式气氛中渗碳, 速度是一样的, 渗碳质量也相当。氨基气氛中水蒸气量少, 碳势控制不宜采用露点仪, 要用  $CH_4$  红外线分析仪或氧化锆探头。使用氨基气氛时, 不像用吸热式气氛那样有安全操作火焰。气氛中还原性气体含量少, 装料和卸料后气氛的恢

复时间较长。然而, 氨基气氛具有节能、气源丰富、安全、经济和适应性广 (易于与其他气体组成各种气氛) 的特点, 在丙烷、天然气缺乏的情况下, 氨基气氛渗碳正在不断完善和发展。氨基渗碳气氛见表 7-6-9。

在氨基气氛渗碳过程中, 为获得快速而均匀的渗碳效果, 在一定温度下, 要求气氛具有较高的碳势, 较大的碳传输系数和可用碳量, 为满足这一要求, 气氛中 CO 的体积分数不应低于 13%~15%。

所谓可用碳量, 是渗碳气氛可能提供扩散期所需碳的量度。在气氛碳势从 1% 降至 0.9% 时, 在给定温度下可以传递到工件表面的碳量 (以  $g/m^3$  表示), 称为可用碳量。

表 7-6-9 氨基渗碳气氛和吸热式气氛的组成

类型	气型	成分的体积分数 (%)					露点 (C)	氧势 ( $kJ \cdot mol^{-1}$ )	备注
		CO	H <sub>2</sub>	CH <sub>4</sub>	CO <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>			
氨基渗碳气氛	N <sub>2</sub> + 甲醇富化气 (剂)	15~20	35~45	0.3	0.4	余量	0	—	Endomix 法 (美国)
		18~23	27~45	—	0.1~0.3	37~47	0	—	VCAR 法 (美国) ALNAT-C 法 (法国)
	N <sub>2</sub> + C <sub>3</sub> H <sub>8</sub> (或 CH <sub>4</sub> )	0.4	—	15	0.024	余量	—	—	渗碳
		0.1	—	0	0.01	余量	—	—	扩散
	N <sub>2</sub> + C <sub>3</sub> H <sub>8</sub> + 空气	4~6	8~10	0.8~1.5	0.04~0.1	≈85	-20	-496~-502	NCC 系统 (英国)
	N <sub>2</sub> + CH <sub>4</sub> + CO <sub>2</sub>	2~4	10~12	3~5	0.02~0.6	≈80	-40	-448~-465	CAP 系统 (美国)
	N <sub>2</sub> + C <sub>m</sub> H <sub>n</sub> + H <sub>2</sub>	15~20	40~50	2~5	0.12	35~40	-6.7	—	前室通氮
空气 + 煤油	24	28.4	1.47	0.15	48.3	—	—	碳势 0.95%	
吸热式气氛	丙烷	23~25	30~32	0.4~0.8	0.12~0.36	≈45	+5~-10	-444~-461	
	天然气	20~22	40~42	0.5~1.5	0.1~0.3	≈38	0~-15	-448~-468	

① 摘自参考文献 [6] 的 1985 (3), 43~55。



用甲、乙醇催化裂解气和氮气制备氮基渗碳气氛，是一种简便易行的新途径<sup>[23]</sup>。

为了提高气体渗碳速度，在渗碳过程中加入稀土元素，能提高炉气碳势和界面物质传递系数，对碳在渗层奥氏体中的扩散没有明显的影响。

### 2.3 防渗与安全

渗碳前工件表面应除油和去氧化皮，不渗的部位应镀铜或涂敷防渗涂料，或粘贴防渗碳膜；渗碳后不直接淬火的零件可留一定的加工余量以便渗碳后切削加工除去。表 7-6-10 所列防渗碳涂料的成分。

表 7-6-10 防渗碳涂料的组成和使用方法

膏剂质量组成		使用方法
a. 氧化亚铜 铅丹	2 份 1 份	把 a、b 成分分别混匀后，用 b 将 a 调成糊状，然后用软毛刷向工件防渗碳部位涂敷，涂层层厚 1mm 以上，涂后凉干，应致密无孔、无裂纹
b. 松香 酒精	1 份 2 份	
玻璃粉 (≥230 目)	70%~80%	
滑石粉 水玻璃	20%~30% 适量	
石英粉 硼砂 滑石粉	85%~90% 1.5%~2% 10%~15%	先将玻璃粉和滑石粉拌匀，再放水玻璃调好，涂层层厚 0.5~2mm，涂后经 130~150℃ 烘干
铅丹 氧化铝 滑石粉 水玻璃	4% 8% 15% 72%	用水玻璃调匀后使用  调匀后使用；涂敷两层，此剂适用于高温渗碳
熟耐火砖粉 耐火粘土	40% 60%	混匀后用水玻璃调配成干稠状，填入轴孔处并捣实，然后风干或低温烘干

进行气体渗碳时，应采取安全措施。有些气体渗碳介质有毒，且易燃，应掌握渗碳气体中 CO、H<sub>2</sub> 和 CH<sub>4</sub> 在空气中可以点燃的含量范围和最低点燃温度。为防止发生爆炸的危险，渗碳气体引入炉内必须高于

760℃。没有点燃的炉气不允许在室内排放，必须严格遵守渗碳炉的操作规程和安全防火规则。

### 2.4 真空渗碳

真空渗碳基本上是一种在低于大气压力下进行的高温气体渗碳。真空渗碳的气体消耗量小，排出的废气少，基本上没有环境污染，显著改善劳动条件。真空渗碳时靠调节通入炉内的渗碳气体（通常用甲烷或丙烷）量和渗碳时间，实现碳浓度和有效渗层的控制<sup>[30]</sup>。

真空渗碳的显著缺点是设备成本高，可能是带密封淬火的普通气体渗碳炉的 3 倍。另外，可能出现积碳（碳黑），积碳造成气氛的浪费和导致电热体接头绝缘性能的破坏，降低真空炉的效率。若采取渗碳气体的加氮稀释、低压小供气量方式以及可烧碳黑式炉膛等措施，可明显减少和消除碳黑。

真空渗碳炉由水冷真空密封炉壳、抽气泵系统和控制系统组成（图 7-6-18）。为防止污染设备，淬火油槽中必须盛放真空淬火油。

真空渗碳过程中，可采取恒压供气方式，炉压可在 400~4000Pa 范围内选择。当工件形状复杂，外表面和内孔都需要渗碳时，可采取脉冲供气方式。

由于在高温下长时间渗碳，钢的晶粒容易长大，渗碳周期完成后，一般渗碳工件需在惰性气体（如氮气）保护下冷却至相变点 Ar 以下（550~650℃），然后再重新加热淬火，即通过重结晶使晶粒细化。

图 7-6-19 为 20MnMo 钢轴（长 375mm）的真空渗碳热处理规范。在 1038℃ 渗碳 1.5h 后冷至相变点以下，再加热到 816℃ 油淬，表面硬度为 63~64HRC，有效渗碳层深度为 1.25mm。渗碳热处理周期由普通气体渗碳的 6.5h 缩短至 4.5h。

### 2.5 辉光离子渗碳

离子渗碳与常规渗碳不同，碳源是由反应气体在等离子区通过直流辉光放电被电离得到的。等离子渗碳是目前渗碳领域中较先进的工艺技术，是快速、优质、低能耗和无污染的新工艺<sup>[13]</sup>，比常规气体渗碳乃至真空渗碳都优越。对于承受重载的或高精密度的重要零件，尤为适用。

等离子渗碳的原理与离子渗氮相似。工件渗碳时所需的活性碳原子或离子，不仅象常规气体渗碳一样利用热分解反应，而且还利用辉光放电时在阴极（工件）位降区中工作气体的电离而获得。以渗碳介质丙烷为例，它在等离子渗碳中的反应过程如下：



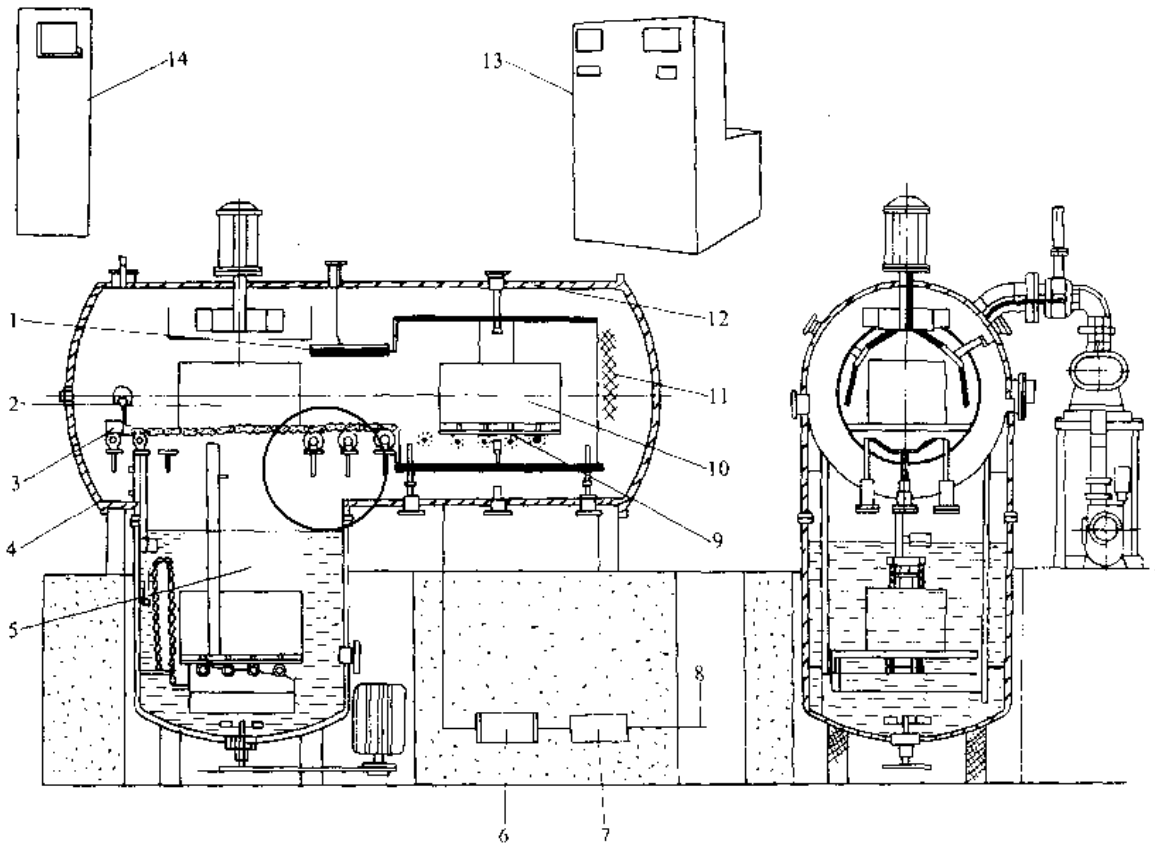


图 7-6-18 真空渗碳设备简图

1—内炉门 2—冷却区 3—装、出料机构 4—装料炉门 5—淬火油槽 6—控制气氛系统 7—净化气氛系统  
8—天然气 9—钼制炉床 10—加热室 11—加热室的石墨纤维 12—水管 13—真空控制屏 14—渗碳控制屏  
(摘自武汉材料保护研究所, 真空渗碳的介绍, 1974, 1~7页)

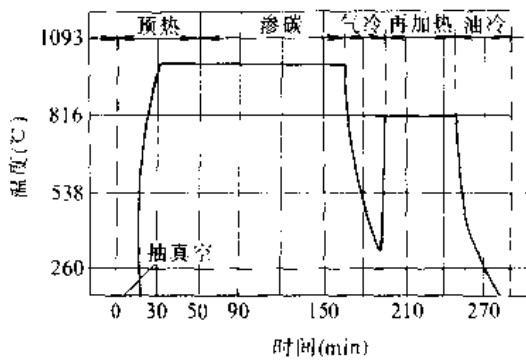
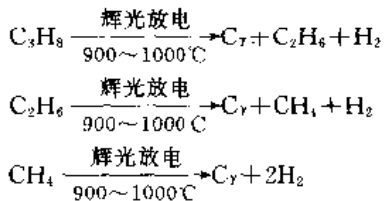


图 7-6-19 20MnMo 钢轴 (长 375mm) 的

真空渗碳热处理规范



式中  $C_T$ —活性碳原子和离子。

等离子渗碳所用供渗气体, 国外主要用碳氢系气

体如甲烷或丙烷。为了减少碳黑出现, 一般以氢或氮气将其稀释至 10% 左右。出于储运安全, 国内现在多以氮代氢作稀释气, 比例与氢相同。此外, 在单一辉光加热炉中的等离子碳氮共渗或渗碳的试验中, 多以含碳有机液体作供碳剂, 如乙醇、丙酮 (或甲醇、丙酮) 及苯等, 用负压吸入方式输入炉内。此种供碳方式, 存在流量不稳定及示值偏离真实值较大等缺点。要用有机液体作渗剂, 最好是将其先经炉外汽化并经储气罐稳压后再通入炉内。

上述供碳剂加 30% 以上的氮气或 14% 的氢气可作等离子碳氮共渗用渗剂。用含碳有机液体作供碳剂的, 则多以氢作供氮源。

等离子渗碳设备, 目前大多采用电阻加热与辉光放电加热的复合加热 (双热源) 炉型。即在真空渗碳炉的基础上再加一套高压直流辉光放电装置, 并且是带淬火室的双室式炉。图 7-6-20 是这种设备的示意图。

指体积分数。





此种炉型以电阻辐射加热为主,放电加热为辅。交直流功率之比值,国外在7:1~10:1范围内。国内研制的设备,离子电源功率一般配备的比上述比值大,这不完全是加热的需要,而是考虑到炉子的多用途(如离子渗氮)以及能方便地从离子渗氮电源系列中选用。

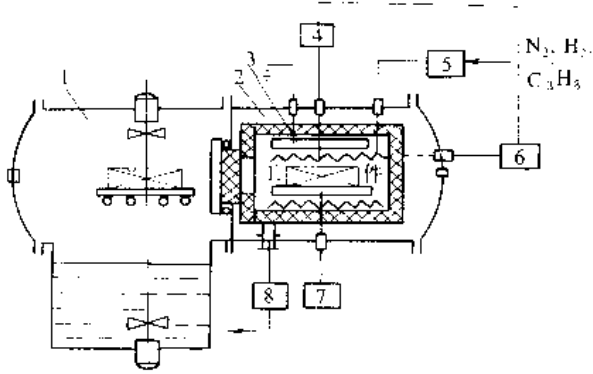


图 7·6-20 真空离子渗碳炉示意图

- 1—淬火冷却室 2—加热室 3—阳极 4—温度测控系统
- 5—渗碳气体处理与流量控制系统 6—加热电源
- 7—离子电源 8—真空获得系统

等离子渗碳工艺操作程序如图 7·6-21 所示,工件经简单的去油处理后放于料筐上,用送料小车送入加热室,关闭炉门抽真空至 6.65~13.3Pa,启动电阻加热升温至 900℃ 以上,使工件表面脱气净化。再通少量氧气溅射清洗均温一段时间,然后按工艺选定的流量通入渗碳气体,并使炉压保持在一定范围内(66.5~1330Pa 之间的某一值),接通辉光电源产生辉光放电(国内的试验应用,不少是在均温以前就加上辉光放电),开始进行等离子渗碳。先渗碳达到预定时间后,停止供给渗碳气体并熄灭辉光,进行真空扩散,然后炉内

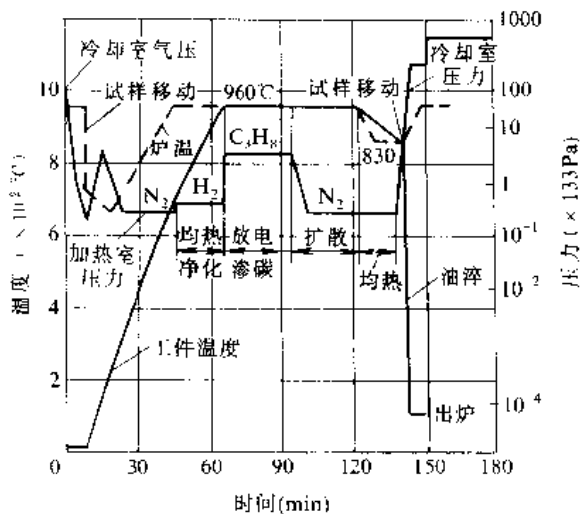


图 7·6-21 等离子渗碳工艺曲线

降温并淬火。

### 2·6 流态床渗碳

用流态化固体粒子作为加热介质的炉子称为流动粒子炉,亦即流态床。流态床渗碳,是利用流态床作为加热介质对渗碳件进行加热,同时以使固体微粒流态化的气体作为渗碳介质。

流态床渗碳可以使用惰性微粒,通入空气和碳氢化合物气体进行渗碳,也可用能供碳的微粒作为供碳源。

流态粒子炉具有传热快、安全和便于操作等优点,图 7·6-22 是其截面示意图。

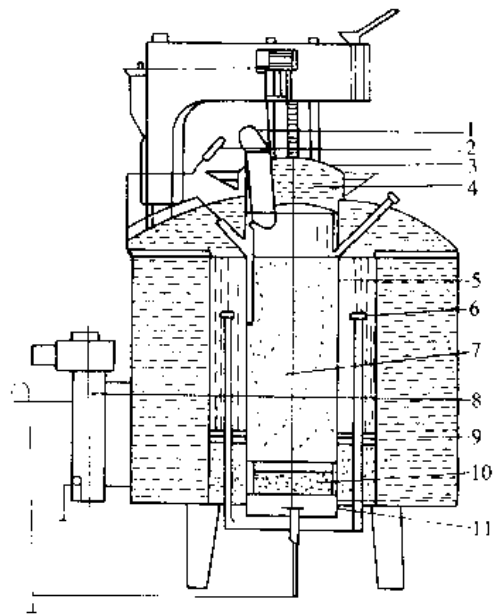


图 7·6-22 流态粒子渗碳炉

- 1—通风口 2—点火孔 3—盖 4—砂封 5—炉膛
- 6—加热器 7—流化床 8—汽化器 9—绝热体
- 10—耐火陶粒 11—扩散板

用高纯度酒精经汽化器变为蒸汽后,从进气管输入炉内。酒精加氮气可在炉内生成一种类似于吸热式气氛的炉气,从而进行渗碳。炉子工作时,隔热炉盖关闭,并用砂密封。出炉废气是通过盖子上一个孔用煤气点燃的。插入氧探头(探头顶端高出床面 250mm 左右),通过测量渗碳气氛中的残余氧量,可直接读出碳势。氧探头测量和控制闭合回路的碳势,偏差一般不超过 0.1%,并具有重现性,能在渗碳周期中有效地控制碳势,防止过渗碳而形成碳化物,典型的工艺是先进行饱和渗碳,而后扩散一段时间,得到较厚的渗层。

摘自参考文献 [5] 的 1986 (3): 34~37 页。



(续)

流态床渗碳在精确控制下具有长时间深层渗碳的独特能力。例如,当需要进行16h渗碳时,可以第一天先渗8h,而后在室温流态床中淬火冷却;第二天再于氮气中加热至工艺温度,继续渗碳8h以完成全过程,质量仍可保证。装炉和出炉仅用几分钟就可以完成,因为气流速度高,渗碳可以在1~2min内开始或停止。

流态床渗碳的主要优点是产量高和气氛控制精确。而且,渗碳结束后将炉气改变为氮气,即可简便地使渗碳和各种热处理工艺结合。

2.7 渗碳用钢及渗碳后的热处理

依据使用性能要求,渗碳用钢一般为低碳钢,其碳的质量分数为0.10%~0.30%。对心部强度要求较高的零件,可以采用碳含量较高的钢。

常用的渗碳钢有08、10、15、20、25碳钢,15Mn、20Mn、25Mn、15Mn2、20MnV、20Cr、15Cr、20CrV、20CrMn、20CrMnTi、30CrMnTi、20CrMo、20Mn2B、20MnTiB、20MnVB、20SiMnVB、20MnTiBRE等。高合金格镍钢12CrNi3、20Cr2Ni4、18Cr2Ni4WA等是高速重载渗碳齿轮用钢。零件尺寸越大,心部强度要求越高时,应选择含合金元素较多即淬透性较高的低碳合金钢。

渗碳只能改变工件表面的化学成分,使表层具有高碳钢(基体为低碳钢)或高碳合金钢(基体为低碳合金钢)的正火(空冷)和退火(随炉冷却)时的组织和性能。欲使渗碳件具有高的力学性能,应进行随后的热处理。其作用是:提高渗层的强度、硬度和耐磨性;心部的强度和韧性;细化晶粒;消除网状渗碳体和减少残余奥氏体;消除内应力,稳定尺寸。表7-6-11所列为渗碳件热处理工艺、特点及其适用范围。

表 7-6-11 渗碳件热处理工艺、特点及适用范围

热处理工艺	特点及适用范围
	渗碳后预冷淬火,可减少工件氧化、脱碳及淬火畸变,减少残余奥氏体量,增加碳化物量,提高表面硬度,但不能细化钢的晶粒。此方案操作简单,生产率高,广泛用于细晶粒钢制造的各种零件

热处理工艺	特点及适用范围
	渗碳后较快冷却不形成网状渗碳体,但增加零件畸变,Ac <sub>1</sub> 以上淬火对钢心部是不完全淬火。承受高载荷的零件,需在Ac <sub>1</sub> 以上淬火。此方案用于固体渗碳后的碳钢及低合金钢零件,气体渗碳的粗晶粒钢零件或某些不宜直接淬火的细晶粒钢零件(如需压床淬火的齿轮),渗碳后需机械加工零件
	高温回火使马氏体及残余奥氏体分解,渗层中碳及合金元素以碳化物形式析出和聚集,使钢硬度降低以便于切削加工,还可减少淬火后的残余奥氏体量。此方案主要用于Cr-Ni合金钢渗碳件
	淬透性较高的合金钢渗碳淬火后表面残余奥氏体较多,冰冷处理促使奥氏体转变,从而提高零件表面硬度、耐磨性。此方案主要用于渗碳后不需机械加工的Cr-Ni合金钢零件。当采用方案3残余奥氏体量仍然较高以致硬度不合格时,也可采用冰冷处理
	第二次淬火(或正火)可改善或消除渗层中的网状碳化物,细化钢心部组织。第二次淬火主要是改善渗层组织(Ac <sub>1</sub> 以上即可),但当心部性能要求较高时,应在心部Ac <sub>3</sub> 以上淬火。此方案主要用于力学性能要求很高的重要渗碳件,特别是粗晶粒钢。但二次高温加热会增加工件畸变、氧化、脱碳,热处理过程复杂



(续)

热处理工艺	特点及适用范围
	<p>高频或中频加热淬火可细化渗层及渗层附近组织, 淬火畸变小, 不允许淬硬的部位可不需预先防渗。此方案用于各种齿轮及轴类零件</p>

### 2.8 渗碳层的组织和性能

由渗碳工件表面向内至规定碳浓度处的垂直距离称为渗碳层深度。

由于渗层中碳浓度沿深度逐渐降低, 零件渗碳后缓冷时渗层将获得如图 7-6-23 所示组织。

渗碳淬火后的工件由其表面测定到规定硬度(通常为 550HV1) 处的垂直距离称为有效渗碳硬化层深度。

零件渗碳并经后续热处理后, 渗层组织应为细针

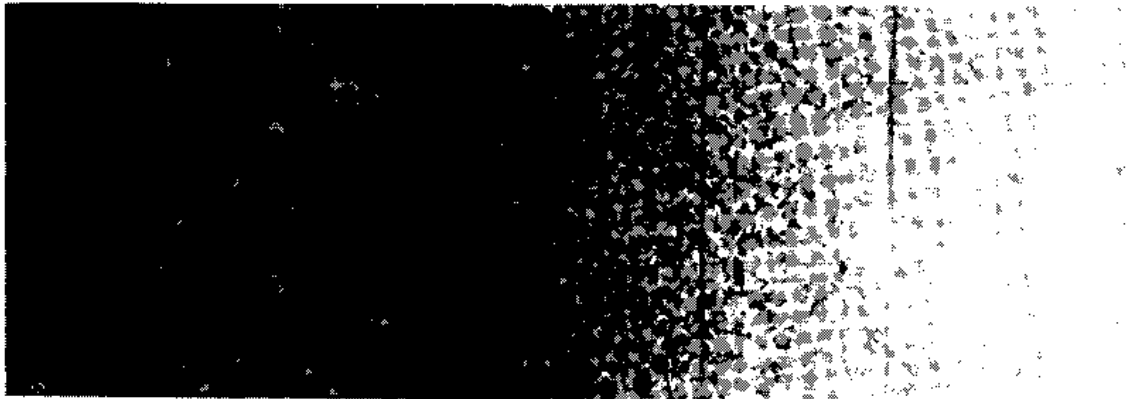


图 7-6-23 20CrMo 钢 920°C 气体渗碳缓冷后的渗层组织 ×100

状马氏体加适量的粒状碳化物, 以获得高的耐磨性及接触疲劳强度。合适的心部组织为低碳马氏体、贝氏体或索氏体(取决于零件尺寸及钢的淬透性), 不允许大

块、量多的铁素体存在。

淬火后渗层硬度变化与含碳量的变化相对应(图 7-6-24)。图 7-6-25 所示为 20CrMnTi 钢渗碳淬火后的表面层残余应力分布。

渗碳件的力学性能是渗层和心部组织、渗层深度

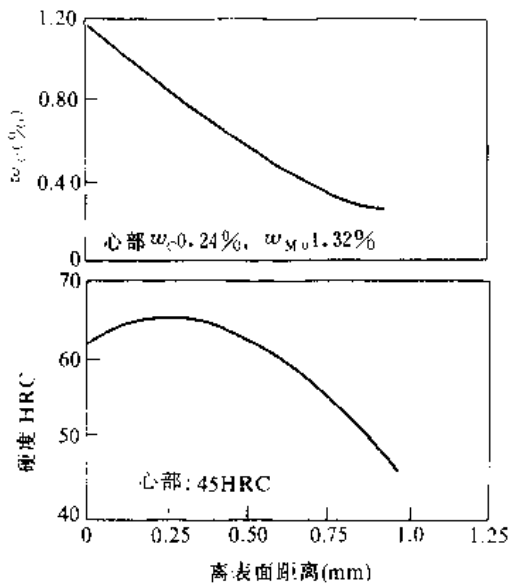


图 7-6-24  $w_C=0.24\%$ ,  $w_{Mn}=1.32\%$  的钢渗碳层碳浓度随层深的变化(900°C 渗碳 2.25h, 840°C 油淬)  
 $w_C$ 、 $w_{Mn}$  分别为 C、Mn 的质量分数。

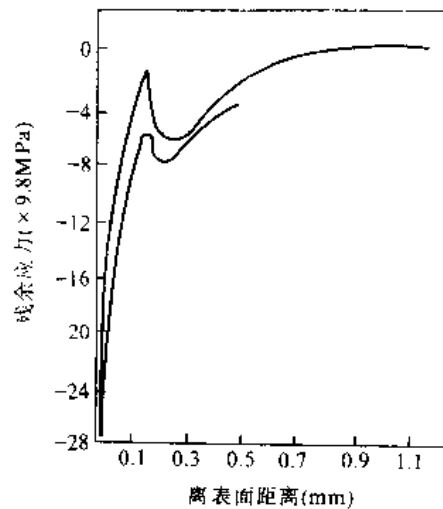


图 7-6-25 20CrMnTi 钢渗碳淬火后的表面层残余应力分布



与工件直径之比等因素的综合反应。

渗层越深,能够承载的接触应力越大。但深度增加,渗碳件冲击韧度将降低。心部硬度影响渗碳件的静载强度,也影响表面残余压应力的分布,从而影响弯曲疲劳强度。

汽车和拖拉机渗碳齿轮的渗层深度一般按齿轮模数的15%~30%的比例确定。心部硬度在齿高的1/3或2/3处测定,硬度以33~48HRC为合格。

### 3 钢的渗氮

渗氮的目的是提高工件表面硬度、耐磨性、疲劳强度及抗咬合性,提高零件抗大气、过热蒸汽的腐蚀能力

(不锈钢除外),提高抗回火软化能力,降低缺口敏感性。

#### 3.1 渗氮钢及其预先热处理

表7-6-12所列为常用渗氮钢种。

38CrMoAlA、38Cr2MoAlA渗氮后耐磨性优良,但基体强韧性不足,不宜制造大型重载零件。表面硬度要求较低而基体强韧性要求较高的零件,可采用40Cr、35CrMo、42CrMo、20Cr3WA等钢种。在循环弯曲载荷或接触应力较大的条件下工作的重载零件,应采用18Cr2Ni4WA、38CrNi3MoA、20CrMoNi2MoVA、25Cr3Ni3MoWA、38CrNiMoVA等钢种。

表7-6-12 常用渗氮钢种

类别	钢号	渗氮后的主要性能	主要用途
低碳钢	08, 08Al, 10, 15, 20, Q195, 20Mn, 30, 35	抗大气与水的腐蚀	螺栓, 螺帽, 销钉, 把手等
中碳及中碳合金钢	40, 45, 50, 40Cr, 50V	提高耐磨及抗疲劳性能或提高耐大气及水的腐蚀性能	曲轴, 阶梯轴, 低档齿轮等
低碳合金钢	18Cr2Ni4WA, 18CrNiWA, 20Cr, 20CrMnTi, 25CrNiWA, 25Cr2MoVA	耐磨, 抗疲劳性能优良, 心部强韧性高, 可在受冲击条件下工作	轻负荷齿轮, 齿圈等中、高档精密零件
中碳合金钢	38CrMoAlA, 38Cr2MoAlA, 35CrMo, 35CrNiMoA, 42CrMo, 40CrNiMoA, 3Cr3WA, 30CrMnSiA, 30Cr2Ni2WVA, 40Cr, 38CrWAlA, 50CrVA	耐磨性抗疲劳性能优良, 心部强韧性好。38CrMoAlA及38Cr2MoAlA渗氮后硬度很高, 耐磨性优良, 抗疲劳性较好, 但不能受冲击	机床主轴, 键杆, 坦克及飞机发动机主轴等
模具钢	Cr12, Cr12Mo, Cr12MoV, 3Cr2W8, 3Cr2W8V, 4Cr5MoVSi, 40Cr5W2VSi, 5CrNiMo, 5CrMnMo	耐磨, 抗热疲劳, 红硬性良好, 有一定的抗冲击疲劳性能	冷冲模, 拉伸模, 落料模, 非铁金属压铸模等
工具钢	W18Cr4V, W6Mo5Cr4V2, W18Cr4VCo5	耐磨性及红硬性优良	高速钢铣刀等多种刀具
铁素体型, 奥氏体型及马氏体时效硬化型钢	4Cr13, 2Cr13, 3Cr13, 15Cr11MoV, 15Cr12MoV, 1Cr18Ni9Ti, 45Cr14Ni, 14W2Mo, 25Cr18Ni2W2, 17Cr18Ni9, 40Cr14Ni8Cr3AlV2, 1Cr14Ni14W2Mo, 1Cr17Ni13Mo2Nb, 3Cr19Ni9MoWNBTi	耐磨性, 红硬性及高温强度优良, 能在500~600℃服役, 经渗氮后耐蚀性有不同程度降低, 但在许多介质中仍有较好耐蚀性	纺丝机走丝槽, 在腐蚀介质中工作的泵轴, 叶轮, 中壳等液压件以及在500~600℃环境中工作且要求耐磨的零件
高铁渗氮专用钢	30CrTi2, 30CrTi2Ni3Al	耐磨性优良, 红硬性及抗疲劳性能好	受剧烈磨粒磨损且不受冲击的零件

为了保证渗氮件心部具有必要的力学性能,消除内应力,提供渗氮效果良好的原始组织和减少随后渗氮时的畸变量,渗氮前必须调质。

精度高的零件在粗磨前后应进行1~2次去应力退火,处理温度必须比渗氮温度高30℃左右,以减少

渗氮后的形状畸变和尺寸畸变。

部分渗氮钢零件毛坯的调质处理及调质后的力学性能见表7-6-13。

回火温度不仅明显影响调质后的力学性能,而且对渗氮层的层深也有明显影响(表7-6-11)。



表 7-6-13 几种常用渗氮钢的调质工艺和调质后的力学性能

钢 号	调质处理			力学性能				
	淬火温度 (°C)	冷却介质	回火温度 (°C)	$\sigma_b$ (MPa)	$\sigma_s$ (MPa)	$\delta$ (%)	$\psi$ (%)	$a_K$ (J/cm <sup>2</sup> )
38CrMoAlA	920~940	油、水	620~650	980	835	15	50	88
35CrAlA	920~940	油	620~650	880	740	10	45	78
38CrWVA1A	900~950	油	600~650	980	835	12	50	88
30CrNi2WVA	850~870	油	540~620	1020	830	12	55	98
30Cr2NiWVA	900~920	油	530~550	1170	980	10	45	78
30Cr2Ni2WVA	850~870	油	610~630	980	830	12	55	117
30Cr3WA	870~890	油	580~620	980	830	15	50	98
18Cr2Ni4WA	850~870	油	525~575	1170	1020	12	55	117
40CrNiWA	840~860	油	610~630	1080	930	12	50	78
40CrNiMoA	840~860	油	610~630	1080	830	12	55	98
1Cr13	1000~1050	油或水	700~790	590	410	20	60	88
1Cr18Ni9Ti <sup>①</sup>	1100~1150	水	—	540	—	40	55	117
4Cr14Ni2W2	1040~1060	油	620~640	1080	930	12	35	19
20Cr3MoWV	1030~1080	油	660~700	880	730	12	40	—

① 固溶处理。

表 7-6-14 38CrMoAlA 钢 940°C 淬火后的  
回火温度对渗层性能的影响

回火温度 (°C)	回火后硬度 HRC	渗氮层深度 (mm)	渗氮工艺
720	21~22	0.51~0.58	520~530°C
700	22~23	0.50~0.51	保温 5h
680	24~26	0.46~0.49	氨分解率 <sup>①</sup>
650	29~31	0.40~0.43	25%~45%
620	32~33	0.38~0.40	
590	34~35	0.37~0.38	
570	36~37	0.37~0.38	

① 氨分解率是指，从炉罐排出气氛中氮、氢气体之和占总容积的百分率称为氨的分解率。

### 3.2 气体渗氮渗剂和设备

常用的渗氮渗剂有氨、氨与氮、氨与预分解氨（即氨、氮、氮混合气体）以及氮与氧等 4 种。一般渗氮气体采用脱水氨气。渗氮过程中，氨的分解率应逐渐增加，以免因活性太高而形成脆性的  $\epsilon$  ( $Fe_2N$ ) 相。

为了防止或减少  $\epsilon$  相而增厚  $\gamma'$  相区，以达到降低渗层脆性和增厚渗氮层的目的，可采用氨、氮混合型渗

剂。

渗氮用的液氮应符合 GB536—88 的规定，氨的纯度高于 95%。导入渗氮罐前，氨气先经过干燥器脱水，使水的体积分数降至 2% 以下。干燥剂有硅胶、氯化钙和生石灰等。

渗氮炉有井式、罩式及箱式等基本类型，它们都有一个密封良好的炉罐。渗氮炉罐一般用不锈钢制造。若用低碳钢搪瓷渗氮罐，使用 400h 氨的分解率基本不变。

### 3.3 提高力学性能的渗氮

#### 3.3.1 一段渗氮

一段渗氮又称单程渗氮或等温渗氮（图 7-6-26），渗氮温度 480~535°C，前 15~20h 采用低氨分解率，以获得高硬度的氮化物表层。随后提高氨分解率，促使氮原子向内扩散。为了抑制脆性  $\epsilon$  ( $Fe_2N$ ) 相，在保温结束前 2~4h 氨分解率提高到 70% 以上，同时提高温度进行退氮处理。加热温度低、硬度高和畸变小是本工艺的优点；缺点是周期太长，退氮不当时脆性较大。它适用于畸变要求严格和硬度要求高的零件。



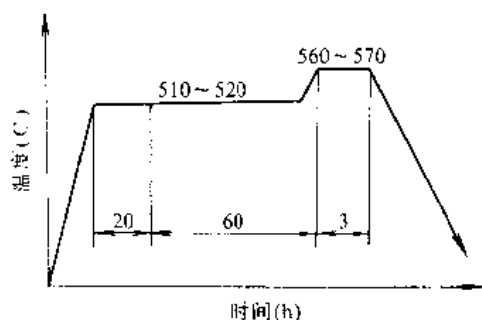


图 7-6-26 38CrMoAl 钢一段渗氮工艺曲线

### 3.3.2 两段渗氮

两段渗氮又称双程渗氮，分两个阶段进行渗氮。第二阶段可以在与第一阶段相同的渗氮温度下进行，也可以提高到 550~565℃，甚至高于 600℃，使氮的扩散加快，缩短生产周期（图 7-6-27），此属升温两段法。也可用先高温后低温的降温两段法。本工艺生产效率较高，适用于磨床主轴和镗杆等零件的渗氮。

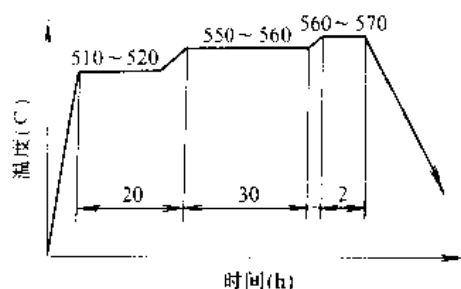


图 7-6-27 38CrMoAl 钢两段渗氮工艺曲线

### 3.3.3 三段渗氮

先在较低温度（约 520℃）保持一定时间，使渗氮工件表层形成弥散度高的氮化物并使表层氮含量达到较高值（第一段）；然后升至 560℃ 保温，同时提高氮分解率，使氮原子以较大速率充分向内部扩散（第二段）；然后再降至较低温度保温（第三段），基本上与第一阶段相同，目的是提高表面氮含量和硬度。该法能显

著缩短生产周期，见图 7-6-28。

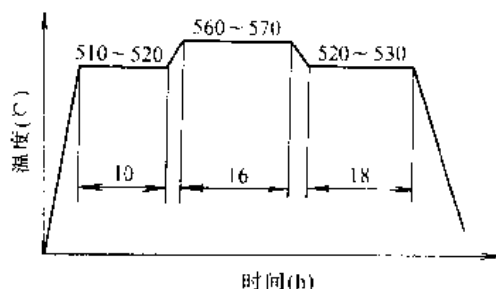


图 7-6-28 38CrMoAl 钢三段渗氮工艺曲线

### 3.3.4 循环两段渗氮

所谓“循环两段”渗氮是指进行 2~4 个周期较短的两段渗氮循环，如图 7-6-29 所示。

渗氮初期用较低渗氮温度和较低的氮分解率，以提高表面氮含量，气氛与零件表面逐渐达到吸收与扩散的亚稳平衡。然后升温 and 加大氮分解率，目的是提高氮的扩散系数。持续约 6h 后，零件表面氮含量降低。此时渗层增长速率极小，不宜再延长保温时间。于是进入第二循环的第一段，即降低温度及氮分解率，恢复气氛的高渗氮势，并逐渐达到新的亚稳平衡。随后又适时提高温度和氮分解率，如此循环，就能充分利用强渗与扩散的高速（高效率）阶段。

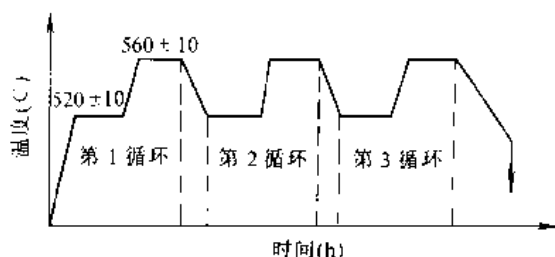


图 7-6-29 循环两段渗氮工艺示意图

循环两段渗氮的渗剂可用氨或氨与氮的混合气氛。渗氮周期比两段渗氮法缩短 30% 以上，且各阶段温度、时间与氨流量（决定分解率的主要因素）均可用微机控制。

表 7-6-15 所列为常用钢的渗氮工艺参数。

表 7-6-15 几种钢在氨中渗氮的工艺参数

钢号	阶段	温度 (°C)	时间 (h)	氮分解率 (%)	渗氮层深度 (mm)	表面层硬度 HV10	典型工件
38CrMoAl		510±10	35	20~40	0.30~0.35	1000~1100	镗杆、活塞杆
		510±10	80	30~50	0.50~0.60	≥1000	
		535±10	35	30~50	0.45~0.55	950~1100	



(续)

钢号	阶段	温度 (°C)	时间 (h)	氮分解率 (%)	渗氮层深度 (mm)	表面层硬度 HV10	典型工件
38CrMoAlA	1	515±10	25	18~25	0.40~0.60	850~1000	十字销, 卡 块, 大齿圈, 螺杆
	2	550±10	45	50~60			
	1	510±10	10~12	15~30	0.50~0.80	≥80HR30N	齿轮
	2	550±10	48~58	35~65			
	1	510±10	8~10	15~35	0.30~0.40	>700	曲轴
	2	550±10	12~14	35~65			
	3	550±10	3	>90			
	40CrNiMoA		510±10	35~55	20~40	0.30~0.55	850~950
		500±10	50	15~30	0.45~0.50		
		520±10	25	25~35	0.35~0.55	≥68HR30N	曲轴
1	520±10	20	25~35	0.40~0.70	≥83HR15N		
2	545±10	10~15	35~50				
25CrNi4WA	1	520±10	10	25~35	0.25~0.40	≥73HRA	受冲击或 重载零件
	2	550±10	10	45~65			
	3	520±10	12	50~70			
30Cr2Ni2WVA		500±10	35	15~30	0.25~0.30	650~750	曲轴等
30Cr2Ni2WA		500±10	55	15~30	0.45~0.50	650~750	
30CrMnSiA		500±10	25~30	20~30	0.20~0.30	≥58HRC	
30Cr3WA	1	500±10	40	15~25	0.40~0.60	60~70HRC	曲轴等
	2	520±10	40	25~40			
30CrNi3WA	1	505±10	40	15~35	≥0.7	>45HRC	曲轴等
	2	525±10	50	40~60			
35CrMo		520±10	60~70	50~60	0.6~0.7	560~650	曲轴等
		505±10	25	18~30	0.5~0.6	650~700	
		520±10	25	30~50			
40Cr		490±10	24	15~35	0.20~0.30	≥550	齿轮
	1	520±10	10~15	25~35			
	2	540±10	52	35~50	0.50~0.70	≥50HRC	
50CrVA		460±10	15~20	10~20	0.15~0.25	弹簧	
		480±10	7~9	15~35	0.15~0.25		
18CrNiWA		490±10	30	25~30	0.20~0.30	≥600	轴
18Cr2Ni4A		500±10	35	15~30	0.25~0.30	650~750	
1Cr13		510±10	55	20~40	0.15~0.25	950~1050	要求耐磨、 抗疲劳与抗 蚀的零件
		550±10	48	25~40	0.25~0.30	900~950	
2Cr13		500±10	48	15~25	0.10~0.12	1000~1050	
		550±10	50	40~45	0.25~0.35	850~950	

(续)

钢号	阶段	温度 (°C)	时间 (h)	氮分解率 (%)	渗氮层深度 (mm)	表面层硬度 HV10	典型工件
15Cr11MoV	1	530±10	10	30~35	0.30~0.40	900~950	要求耐磨、 抗疲劳与抗 蚀的零件
15Cr12WMoV	2	580±10	20	50~65			
4Cr14Ni14W2Mo		510±10	35	18~23	0.04~0.06	80~85HR15N	
		560±10	60	25~40	0.10~0.12	800~900	
		630±10	40	50~80	0.08~0.14	≥80HR15N	
25Cr18Ni18W2		550±10	55	40~55	0.15~0.22	850~1000	
		600±10	24	35~50	0.12~0.16	850~950	
4Cr14Ni2W2		550±10	55	40~55	0.18~0.25	900~1000	
		570±10	55	45~60	0.20~0.30	800~900	
Cr10Si2Mo		590±10	35~37	30~70	0.20~0.30	84HR15N	
1Cr18Ni9Ti		570±10	80	35~55	0.20~0.30	900~1000	
1Cr18Ni9Ti	1	545±10	30	25~40	0.20~0.30	≥900	
	2	555±10	45	35~60			
3Cr2W8V		535±10	12~16	25~40	0.15~0.20	1000~1100	
Cr12, Cr12Mo, Cr12MoV	1	480±10	18	14~27	≤0.20	700~800	模具
	2	530±10	22	30~60			
Cr18Si2Mo		570±10	35	30~60	0.2~0.25	≥800	要求耐磨 的抗氧化零 件
W18Cr4V		515±10	0.25~1	20~40	0.01~0.025	1100~1300	刀具

## 3.4 抗蚀渗氮

抗蚀渗氮的目的是使零件表层获得 15~60μm 厚

的致密 ε 相层。在大气、潮湿大气、工业大气和水中具有高化学稳定性，整个 ε 相层必须有 50% 左右的致密区。纯铁及碳素钢的抗蚀渗氮工艺见表 7-6-16。

表 7-6-16 纯铁及碳素钢的抗蚀渗氮工艺

牌 号	温 度 (°C)	时 间 (h)	氮分解率 (%)	冷却方法	ε 相层厚度 (μm)
DT (电工纯铁)	550±10	6	30~50	随炉冷至 200°C 以下空冷，以提高导磁率	20~40
	600±10	3~4	30~60		20~40
10	600±10	6	45~70	根据要求的性能，零件的精度分别冷至 200°C 出炉，直接出炉空冷，油冷或水冷	40~80
10	600±10	4	40~70		15~40
20	610±10	3	50~60		17~20
30	620~650	3	40~70		20~60
40, 45, 40Cr, 50 以及 所有牌号的低碳钢	600±10 650±10 700±10	2~3 0.75~1.5 0.25~0.5	35~55 45~65 55~75	要求基体具有强韧性的中碳或中碳合金钢零件尽可能水冷或油冷	15~50





## 3.5 缩短气体渗氮周期的方法

为了提高大型机床主轴等大件的耐磨和抗疲劳性能而进行的气体渗氮,生产周期往往长达100h以上。采取下列措施可取得明显效果。

(1) 采用新型渗氮钢。含钛渗氮钢的渗氮温度可提高到370~630℃,能成倍缩短周期。沉淀硬化型渗氮钢因基体硬度显著提高,成倍地增厚了渗氮层的有效硬化层。

(2) 缩短换气时间。采用与空气密度相近的氮代替氮,配置气体分析仪测定马弗罐中余氧,可缩短换气时间1/2~2/3。

(3) 取消换气工序,直接升温。因为氮本身是还原性气氛,渗氮件装炉后可立即升温,同时导入氮气可缩短处理周期。

(4) 采用组合气氛。以氮为单一渗剂渗氮时速率低。氮-氨、氢-氨或炉外热分解氨与氢组成的氮-氢-氨混合气氛,能减薄ε相层而扩展γ相层,故提高渗氮速率。

(5) 表面活化法。预磷化处理可破坏零件表面钝化膜,且有利于氮原子的吸收和扩散,但仅对不锈钢浅层渗氮有明显效果。

(6) 稀土催渗<sup>[3]</sup>。稀土元素对渗氮过程有显著的催渗作用,与普通渗氮相比,渗速提高25%~35%,稀土的催渗效果随渗氮时间的延长而减弱。稀土在渗氮的同时也被渗入到钢的表层,并使氮浓度有所增加。

稀土的微合金化作用对渗层组织有明显影响,抑制了化合物层疏松组织的出现,改善了氮化物的形状、大小及分布,但稀土催渗机理尚不十分清楚,其应用也有待进一步研究。

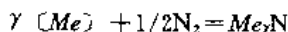
## 3.6 可控渗氮

只与气氛组成有关且易于测量的参量,作为气氛供氮能力的度量,称为渗氮势的参量。

$$P_N = \frac{p_{\text{NH}_3}}{p_{\text{H}_2}^{3/2}} \quad (p_{\text{NH}_3} \text{ 及 } p_{\text{H}_2} \text{ 分别为氨与氢的分压})$$

$P_N$  不是热力学意义的氮势,只能作为度量炉气供氮能力的指标。

国外对于铁合金渗氮时沉淀过程的研究,揭示了内渗氮层的强化本质。国内在分析内渗氮的热力学条件时考虑了合金元素活度的影响,得出在内渗氮层形成某种合金氮化物的形成氮势的关系式为:



$$RT \ln K_F \frac{p_{\text{NH}_3}}{p_{\text{H}_2}^{3/2}} = \Delta \mu_N = \Delta F_T^* - \gamma RT \ln a_{Me} \quad (7.6-1)$$

式中  $\gamma$ ——化合比;

$K_F$ ——平衡常数,若以  $P_{N_2}=1$  为标准态,则

$$K_F = \exp\left(\frac{-6064}{T} + 13.44\right)$$

$\Delta F_T^*$ ——氮化物  $Me_3N$  的标准生成自由能

$a_{Me}$ —— $Me$  在铁中的活度。

应用式(7.6-1)可解释合金元素与氮的亲合力及合金元素含量对内渗氮影响的规律以及渗氮层硬度分布的规律。

国外提出了渗氮势门槛值的概念,即在一定渗氮时间内不出现化合物层(或化合物层很薄且不连续)的临界渗氮势。国内在讨论氮势门槛值的物理本质的基础上,建立了氮势门槛值曲线的理论公式:

$$P_t = \frac{P_c}{1 - \exp\left(\frac{\beta^2 t}{D}\right) \operatorname{erfc}\left(\frac{\beta \sqrt{t}}{\sqrt{D}}\right)} \quad (7.6-2)$$

式中  $P_t$ ——氮势门槛值;

$P_c$ ——临界氮势,38CrMoAl 钢 510℃时为 0.12497;

$\beta$ ——气固反应传递系数 ( $\text{cm}^2/\text{s}$ ),38CrMoAl 钢 510℃时  $\frac{\beta}{\sqrt{D}}$  值为  $2.796 \times 10^{-4}$ ;

$D$ ——扩散系数 ( $\text{cm}^2/\text{s}$ );

$t$ ——渗氮时间 (h)。

运用式(7.6-2)可以将短时渗氮的实测门槛值曲线外延,作出整条门槛值曲线。实验证明,这种方法具有足够的准确性,用这种简捷的方法可节约大量的实验测定工作的时间。

由式(7.6-2)可知,凡影响气固反应传递系数  $\beta$  的因素,例如炉内气体流动情况、工件表面粗糙度等表面状况及气源种类等都将影响门槛值曲线的具体位置。如果忽略了这些因素就会引出重大错误,所以应针对具体炉子和具体零件测出氮势门槛值曲线,作为制订这一特定条件下的可控渗氮工艺参数的依据,才有可能正确控制钢表面的相组成。

采用氨+氨分解气,其  $P$  只是  $V$  (注水式氨分解测试仪读数)或  $n$  (QRD-11 氨分解率测试仪读数)的单值函数,可用单因数法实行氮势控制。

应用 MCHPI 型可控渗氮微机控制系统,实施最

③ 摘自参考文献 [6] 的 1990 (12), 3~8 页。



优扩散条件氮势动态控制新工艺, 不仅保留上述可控渗氮能控制渗氮层的相组成和降低渗氮层脆性的优点, 且可消除渗速慢及渗层浅的缺点。

根据零件的使用条件优选合适的渗氮层时, 可控

渗氮法具有优势。例如抗蚀渗氮必须有完整的 $\epsilon$ 相层存在; 承受冲击载荷又要求耐磨时, 则不希望出现 $\epsilon$ 相层, 甚至不希望出现化合物层(表7-6-17)。采用可控渗氮则可控制组织。

表7-6-17 渗氮层的耐磨性

渗氮工艺	磨 损 条 件					
	重载	低速	有润滑	轻载	高速	无润滑
	$P=500N, v=44m/min$			$P=50N, v=88m/min$		
常规渗氮	6.16mg <sup>①</sup>			23.8mg		
单相 $\gamma$ 型可控渗氮	1.83mg			20.0mg		
无化合物层可控渗氮	1.50mg			45.0mg		

① 所有试样都对磨 $10^5$ 转。

### 3.7 离子渗氮

离子渗氮的特点是渗氮速度快, 零件变形小, 渗层深度、组织可以控制, 容易实现局部渗氮, 不锈钢、

耐热钢渗氮时无需去除氧化膜, 耗气量小, 无污染。但设备较复杂, 装炉量少, 需专用夹具, 控温较困难。

离子渗氮所用介质为氨或氨-氮-氢混合气。

离子渗氮设备示意图见图7-6-30。

表7-6-18 几种常用钢的离子渗氮工艺

钢 种	工 艺 参 数			表面硬度 HV0.1	化合物层深度 ( $\mu m$ )	总渗层深度 (mm)
	温度 ( $^{\circ}C$ )	时间 (h)	压力 (Pa)			
38CrMoAlA	520~550	8~15	266~532	888~1164	3~8	0.30~0.45
40Cr	520~540	6~9	266~532	650~841	5~8	0.35~0.45
42CrMo	520~540	6~8	266~532	750~900	5~8	0.35~0.40
25CrMoV	520~560	6~10	266~532	710~840	5~10	0.30~0.40
35CrMo	510~540	6~8	266~532	700~800	5~10	0.30~0.45
30SiMnMoV	520~550	6~8	266~532	780~900	5~8	0.30~0.45
3Cr2W8V	540~550	6~8	133~400	900~1000	5~8	0.20~0.90
4Cr5MoV1Si	540~550	6~8	133~400	900~1000	5~8	0.20~0.30
Cr12MoV	530~550	6~8	133~400	841~1015	5~7	0.20~0.40
W18Cr4V	530~550	0.5~1.0	106~200	1000~1200	—	0.01~0.05
4Cr14Ni14W2Mo	570~600	5~8	133~266	800~1000	—	0.06~0.12
2Cr13	520~560	6~8	266~400	857~946	—	0.10~0.15
1Cr18Ni9Ti	600~650	27	266~400	874	—	0.16
Cr25MoV	550~650	12	133~400	1200~1250	—	0.15
1Cr17	550~650	5	666~800	1000~1370	—	0.10~0.18
HT24~44	520~550	5	266~400	500	—	0.05~0.10
QT60-2	570	8	266~400	750~900	—	0.30
合金铸铁	560	2	266~400	321~417	—	0.10
20CrMnTi	520~550	4~9	266~532	672~900	6~10	0.20~0.50
纯钛	850	4	532	1200	—	0.30~0.40
TC4 合金	940	2	1200~1333	1385~1670	—	0.15~0.17
TA2	850	4	532	1230	—	0.35



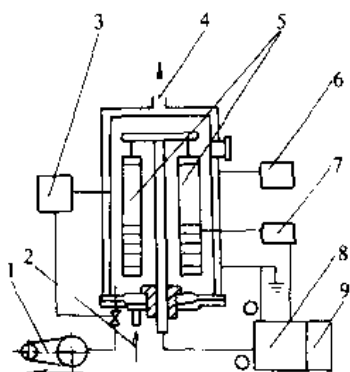


图 7-6-30 离子渗氮设备示意图

- 1—油泵转泵 2—冷却水入口 3—气压测量  
4—冷却水出口 5—处理零件 6—供气  
7—温度测量 8—电源 9—控制

离子渗氮工艺应根据零件具体要求和材料来制订,可以采用一段渗氮、两段渗氮或三段渗氮,以满足性能要求、提高效率及经济合算为准。

几种常用钢的离子渗氮工艺参数见表 7-6-18,离子渗氮操作要点见表 7-6-19。

离子渗氮已广泛应用于机床制造、交通运输机械、动力机械、轻工机械和医疗器械。承受中小负荷、精度要求高、渗氮后很少留磨量或不留磨量,且要求耐疲劳和耐磨的零件,采用离子渗氮均取得良好效果。80年代以来,使用面扩大,成批生产。如各种发动机的曲轴、缸套、坦克缸套、各种塑料挤压机的螺杆、套筒及型材压铸模等。一些长 3~5m,质量 2~4t 的长件、大件,也获得满意的效果。

表 7-6-19 离子渗氮操作要点

工序	操作要点	要求	目的
一、工件清洗	<ol style="list-style-type: none"> <li>用砂布等除去工件上的锈迹、漆和其他非金属绝缘物</li> <li>用汽油、酒精等清洗剂除去表面油污,特别是深孔、顶尖孔、凹槽中的脏物</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>务必除净表面的油污、锈迹等非金属绝缘物</li> <li>要求低粗糙度的,采用二次清洗,洗净油污</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>缩短油污引起的打弧时间</li> <li>保持工件光洁,防止烧伤</li> </ol>
二、工件装炉	<ol style="list-style-type: none"> <li>将不需渗氮的表面、小孔、凹槽用金属物堵上或盖好,加以屏蔽</li> <li>根据温度要求和表面积大小合理安放工件,注意散热条件</li> <li>添加附加阳极或阴极罩等</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>各处屏蔽隙应在 1mm 以内</li> <li>不得人为安装成盲孔和窄缝、凹槽</li> <li>调整好工件散热状态,气体流动无死角</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>防止小孔、窄缝处引起热电子发射,打弧烧伤</li> <li>使工件温度均匀</li> <li>保证起辉后正常工作</li> </ol>
三、抽真空换气	<ol style="list-style-type: none"> <li>先抽气至极限真空度达 13.3~1.3Pa</li> <li>向炉内大量充进含氮气氛</li> <li>再抽气至极限真空度</li> </ol>	炉内气氛在渗氮前应为含氮气氛,含空气比例越少越好	<ol style="list-style-type: none"> <li>减少空气对渗氮的影响</li> <li>便于高真空起辉</li> </ol>
四、电弧清洗和升温	<ol style="list-style-type: none"> <li>炉内为高真空时给电起辉</li> <li>电路转换为 LC 振荡灭弧关闭电子开关等其他快速灭弧电路</li> <li>逐步提高阴阳极间电压、电流</li> <li>当温度达 300℃ 后,逐步提高炉气压</li> <li>逐步提高加热功率,使工件升温等参数达工艺要求,打开快速灭弧装置</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>辉光放电达正常后不应再经常打弧</li> <li>不产生定点打弧</li> <li>打弧清洗阶段电流不能太大,只允许有散弧</li> <li>辉光应均匀覆盖工件 3~5mm,升温速度不宜快</li> </ol>	采用高真空高电压可以加强阴极溅射,缩短打弧时间
五、保温	<ol style="list-style-type: none"> <li>用目测等方法测定温度调整控温仪表并使控温仪表按误差定温,自动控温</li> <li>稳定炉气压、流量和抽气率</li> </ol>	调整好 PID 值,使控制较为平稳	<ol style="list-style-type: none"> <li>保证温度正确和工艺参数稳定,防止脉状组织产生</li> <li>稳定离子放电工作点</li> </ol>
六、降温	<ol style="list-style-type: none"> <li>降温开始降低电压,也可维持稀薄辉光</li> <li>加大冷却水循环和氮气等气氛循环</li> <li>温度降至 250℃ 后,通入大量氮气、熄辉</li> <li>也可在降温开始时就通入大量氮气</li> </ol>	<ol style="list-style-type: none"> <li>电压值以恰好能有辉光放电为宜</li> <li>降温过程要快,但不产生氧化</li> </ol>	避免产生氧化色,保证离子渗氮工件表面外观质量



3.8 渗氮层的组织与性能

铁和氮可产生含氮的  $\alpha$ 、 $\gamma$ 、 $\gamma'$ 、 $\epsilon$  和  $\xi$  五个相。渗氮过程中主要形成  $\epsilon$  相， $\gamma'$  相和含氮的  $\alpha$  相。一般表层为  $\epsilon$ -Fe<sub>2-3</sub>N，其次为  $\alpha$ + $\gamma'$  相，再向内是氮在  $\alpha$ -Fe 中

的固溶体。表 7-6-20 列出了纯铁渗氮后渗氮层中各组成相的基本特点。表 7-6-21 指出各相的形成顺序。

图 7-6-31 为 38CrMoAlA 在渗氮后的金相组织，从图中可知渗层组织由表至里依次为  $\epsilon \rightarrow \epsilon + \gamma' \rightarrow \alpha + \gamma' \rightarrow$  心部。

表 7-6-20 渗氮层各相的基本特点 (纯铁渗氮)

相组成物名称	本质及化学式	晶格结构及晶格常数 (nm)	氮的体积分数 (%)	主要性能
$\alpha$	氮在铁素体 (含有合金元素的 $\alpha$ 铁) 中的固溶体	体心立方 0.2866~0.2877	590℃时为 0.11, 室温仅 0.004	有铁磁性, 硬度高于基体
$\gamma$	氮在奥氏体中的固溶体	面心立方	≤2.8	仅存在于共析点之上
$\gamma'$	以 Fe <sub>4</sub> N 化合物为基的固溶体 Fe <sub>3-4</sub> N	面心立方 0.3791~0.3801	5.7~6.1	有铁磁性, 硬度较高, 脆性小
$\epsilon$	以氮化物为基的固溶体 Fe <sub>2-3</sub> N	密排六方	4.55~11	硬度较高, 脆性不大, 耐腐蚀性较好
$\xi$	以 Fe <sub>2</sub> N 化合物为基的间隙固溶体 Fe <sub>2</sub> N	斜方	11.1~11.8	脆性大

表 7-6-21 不同温度渗氮层中各相的形成顺序及平衡状态下的渗氮层中各层次的相组成物

渗氮温度 (℃)	相形成顺序	由表及里的渗层相组成物
<590①	$\alpha \rightarrow \alpha_N \rightarrow \gamma' \rightarrow \epsilon$ ②	$\epsilon + \gamma' \rightarrow \gamma' \rightarrow \alpha_N + \gamma' (过剩) \rightarrow \alpha$
590~680	$\alpha \rightarrow \alpha_N \rightarrow \gamma \rightarrow \gamma' \rightarrow \epsilon$	$\epsilon + \gamma' \rightarrow \gamma' \rightarrow (\alpha_N + \gamma') 共析体 \rightarrow \alpha_N + \gamma' (过剩) \rightarrow \alpha$
>680	$\alpha \rightarrow \alpha_N \rightarrow \gamma \rightarrow \epsilon$	$\epsilon + \gamma' \rightarrow (\alpha_N + \gamma') 共析体 \rightarrow \alpha_N + \gamma' (过剩) \rightarrow \alpha$

- ① 指低于共析温度, 对于不同钢种而言可高于或略低于 590℃。
- ②  $\epsilon$  相之后还可能形成  $\xi$  (Fe<sub>2</sub>N) 相, 但必须通过退氮或磨削去除。

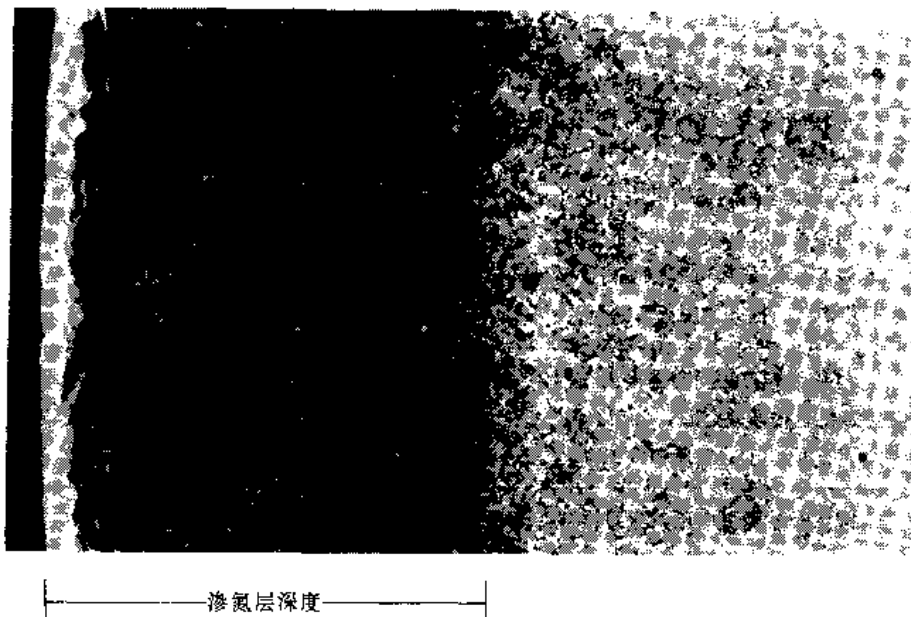


图 7-6-31 38CrMoAlA 钢渗氮后的金相组织 ×100



从渗氮件表面向内到规定硬度的那一层的垂直距离称为有效渗氮层深度。

渗氮层的高硬度是由于表层形成硬度高的弥散合金氮化物，其耐磨性比淬火的高合金钢和渗碳钢高0.5~3倍。硬度值大小和硬度分布特征除与钢种有关外，渗氮工艺影响也很大。由图7·6-32可知，渗氮温度低时形成的渗层硬度高，保温时间长时渗层硬度分布较好。

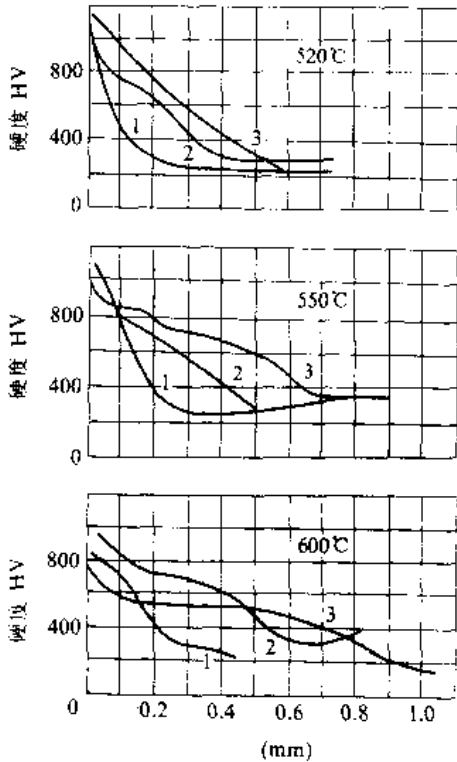


图7·6-32 38CrMoAl钢渗氮层  
硬度沿深度的变化  
1-6h 2-24h 3-48h

渗氮层的抗回火稳定性一般可以保持到渗氮温度。

由于渗氮层硬度高而薄，渗氮表面硬度的检查一般采用维氏硬度计或轻型的洛氏硬度计。当渗层极薄，或者要测定渗氮最外层（化合物层）的表面硬度；或者要测定渗层的硬度分布情况，即分析其硬度梯度曲线时，则必须使用显微硬度计进行测定。渗氮后心部的硬度可用洛氏和布氏硬度进行检查。

渗氮层的脆性，根据维氏硬度计压头在渗氮层表面压下的痕迹的完整程度来评定。脆性共分5级（见图7·6-33）：1级，压痕边角完整

无缺；2级，压痕一边或一角碎裂；3级，压痕两边或两角碎裂；4级，压痕三边或三角碎裂，5级，压痕四边或四角碎裂。一般零件1~3级为合格，重要零件1~2级为合格，对于渗氮后留有磨量的零件，也可在磨去加工余量后的表面上测定。

渗氮层工件表面层存在的压应力和弥散析出的氮化物使其疲劳强度显著提高，但渗层过厚则疲劳强度下降。表7·6-22所示为38CrMoAl钢渗氮后的弯曲、扭转疲劳极限。

渗氮层多孔性的检验，可用摩尔分数为10%的氯化铜氨水溶液滴在被检查工件的表面上，来确定渗氮

1级  
2级  
3级  
4级  
5级

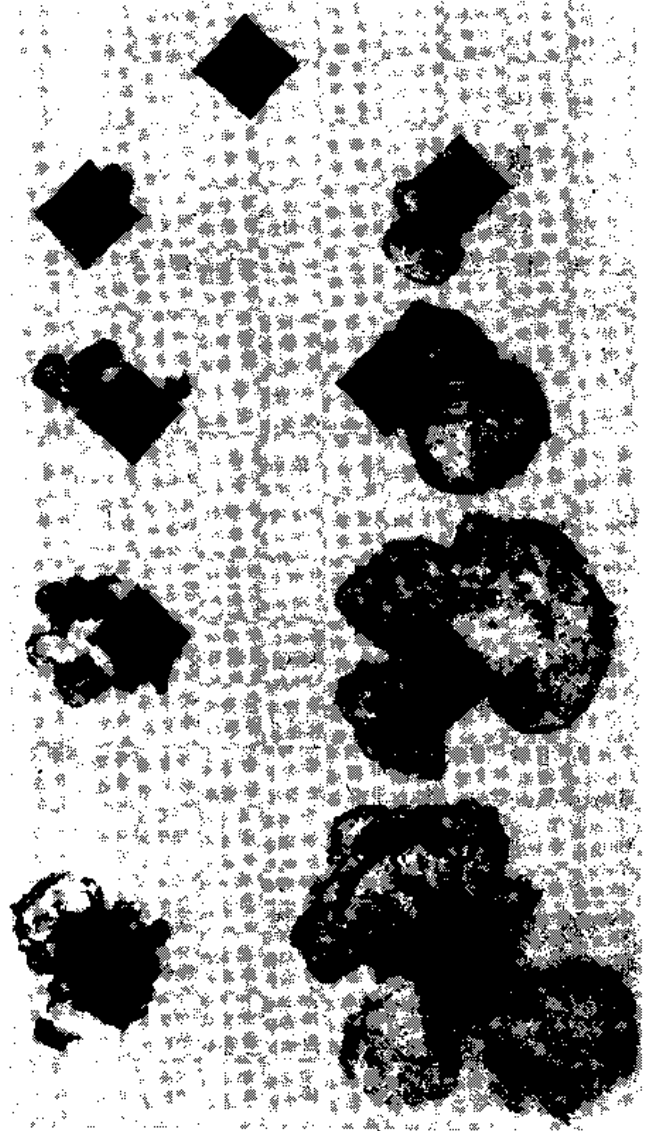


图7·6-33 渗氮层脆性级别图  
(98N维氏硬度压痕) ×100  
(引自 GB11354-89 钢铁零件渗氮层深度  
测定和金相组织检验, 37~54页)

2000



表 7·6-22 渗氮对 38CrMoAl 钢疲劳极限的影响

处理条件	渗氮层深度 (mm)	弯曲疲劳极限 (MPa)	扭转疲劳极限 (MPa)
渗氮前 (淬火+回火)	—	490	290
500℃ 渗氮 30h	0.30	580	320
500℃ 渗氮 50h	0.45	600	340
500℃ 渗氮 10h+650℃ 渗氮 10h	0.54	600	320

层的疏松度。如渗氮层质量很好,反应的淡青色最少可保持 2min; 渗氮层有孔隙及裂纹,由于溶液中铜离子置换铁离子,并析出红色铜的沉淀物,使反应结果变红,缺陷便会清楚地显示出来。

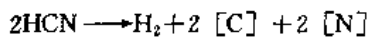
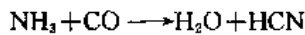
抗蚀渗氮后的工件,在自来水、潮湿空气、气体燃烧产物、过热水蒸气和弱碱性溶液等介质中均有一定程度的抗蚀能力。

#### 4 钢的碳氮共渗

在一定温度下,将碳和氮同时(以渗碳为主)渗入处于奥氏体状态的钢件表层的化学热处理工艺,称为碳氮共渗。

##### 4.1 气体碳氮共渗

气体碳氮共渗一般是向炉中通入吸热式气、渗碳富化气和氨气,在一定温度下发生化学反应,形成活性碳、氮原子,通过界面反应、内外扩散,渗入工件表面层。氨气和炉气中的甲烷、一氧化碳发生如下反应:



常用的气体碳氮共渗剂见表 7·6-23。采用有机液体碳氮共渗时,由于介质中碳氮含量比一定,当调节滴入炉内的液滴量时,将同时改变炉内碳势和氮势。

用吸热式气氛进行碳氮共渗时,共渗气氛由吸热式气体(载气)、富化气和氨气组成。通常载气流量不变,碳势和氮势靠改变富化气和氨气流量调节。在改变富化气流量时必须注意碳氮化合物不能过量,以免产生碳黑。严重的碳黑将阻碍碳氮共渗过程。

气体碳氮共渗均可在气体渗碳炉内进行。

气体碳氮共渗温度随钢种而异,可在 820~870℃ 范围内选择。图 7·6-34 为温度和时间对共渗层深度的影响。碳氮共渗的炉气露点和添加的氮量对 20 钢共渗层碳氮含量的影响<sup>(3)</sup>示于图 7·6-35。共渗时间对 20 钢渗层内碳氮含量的影响示于图 7·6-36。

表 7·6-23 常用的气体碳氮共渗剂

渗剂	组成	使用方法
液体渗碳剂+氨气	1. 煤油+氨气 2. 甲醇+丙酮+氨气	液体有机化合物分别装在各个容器中,通过针阀滴入炉内,氨气减压和干燥后通入炉内
含碳氮有机化合物	1. 三乙醇胺 2. 三乙醇胺+尿素 3. 甲醇+三乙醇胺 4. 甲醇+三乙醇胺+尿素 5. 甲醇+甲酰胺	三乙醇胺由井式炉滴油器直接滴入,或将三乙醇胺溶于 20%①左右的尿素滴入。滴油管在入炉处要加水冷套,以免在 200~300℃ 形成沥青状堵塞滴管。加入甲醇可防止堵塞。尿素可用螺旋送料机构送入炉内,也可压成球状逐个送入。甲酰胺可直接滴入
气体渗碳剂+氨气	吸热式气+甲烷(或丙烷)+氨气	吸热式气露点控制在 0℃ 左右。通入 5%~10% ②的甲烷(丙烷 1%~3%) ②. 氨通入量 1%~10% ②

① 指质量分数。

② 指体积分数。

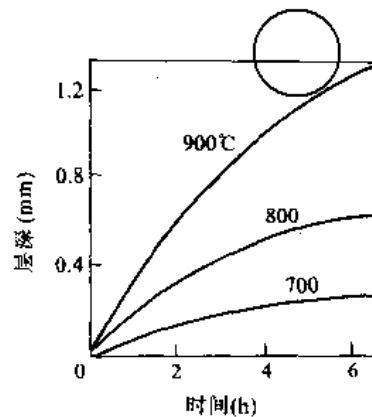


图 7·6-34 共渗温度对低碳钢渗层深度的影响

炉气成分的体积分数: CO19%, CO<sub>2</sub>0.5%, NH<sub>3</sub>5%, H<sub>2</sub>45%, CH<sub>4</sub>10%, 其余为 N<sub>2</sub>

图 7·6-37 所示为 20CrMnTi 钢齿轮滴注式稀土碳氮共渗工艺实例。与渗碳相比,该法共渗温度降低 50~60℃,而渗速不降低,有利于减少工件畸变量。金相组织中碳化物弥散度大,马氏体和残余奥氏体较细,无黑色组织。弯曲疲劳与接触疲劳寿命较高。

20Cr2N4A 钢制重载齿轮气体碳氮共渗工艺曲线如图 7·6-38。直接淬火并低温回火后,表面硬度 ≥58HRC,渗层组织为密集粒状碳氮化合物+细马氏体+残余奥氏体,层深 0.8mm。



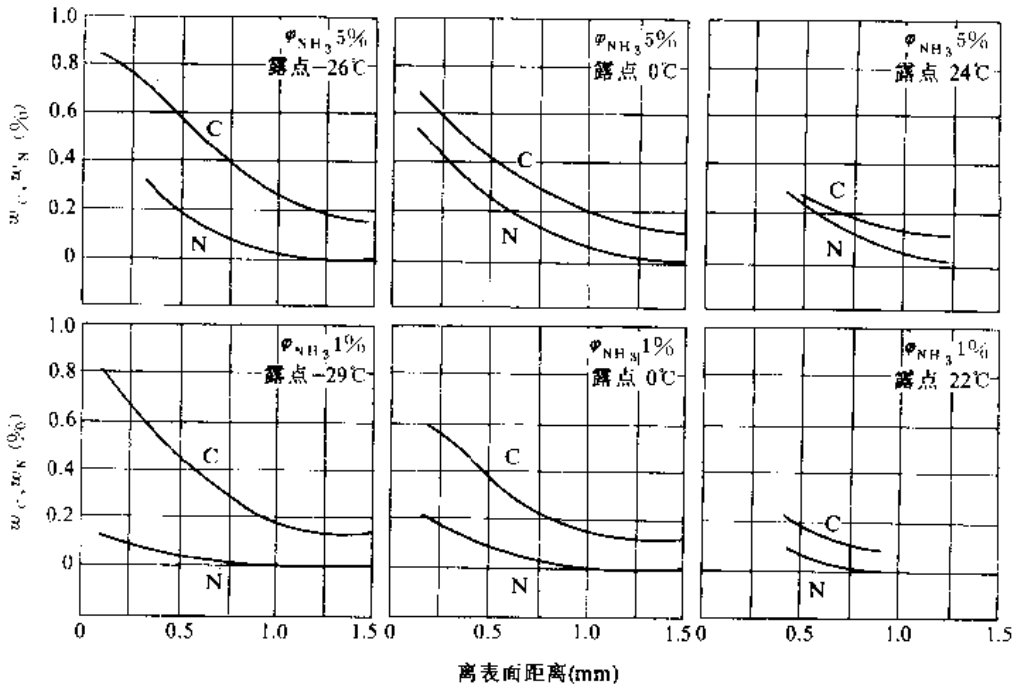


图 7-6-35 炉气露点和添加氮量对 20 钢试样共渗层碳氮共渗层碳氮浓度的影响

$w_C$ 、 $w_N$  分别为 C、N 的质量分数

$\varphi_{NH_3}$ 、 $\varphi_{CH_4}$  分别为  $NH_3$ 、 $CH_4$  的体积分数

(甲烷制备吸热式气 +  $\varphi_{CH_4}$  5% 甲烷 + 氮; 温度 845°C, 时间 4h)

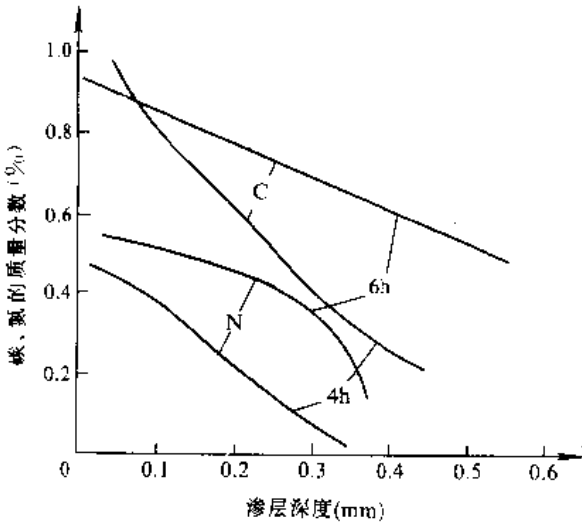


图 7-6-36 共渗时间对 20 钢渗层内的碳氮浓度影响  
(850°C, 煤油 + 氮)

在井式炉中亦可实现碳势可控的滴注式碳氮共渗。用吸热式气添加富化气(甲烷或丙烷)或氨基气氮和氮进行碳氮共渗, 可以用红外线  $CO_2$  分析仪控制工件表面碳含量。

图 7-6-39 所示为在密封箱式炉中的碳氮共渗工艺曲线。通氮的体积分数在 6% 时, 钢件在共渗淬火后表面层产生 0.05mm 的黑色组织, 影响工件的弯曲和接触疲劳强度。氮的体积分数降到 4% 时, 黑色组织接

近消失。

汽车变速箱齿轮 (20CrMnTi, 20MnTiB) 在连续式电热无罐炉碳氮共渗工艺举例列于表 7-6-24。

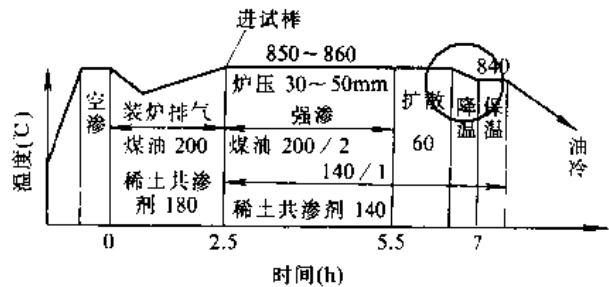


图 7-6-37 20CrMnTi 钢滴注式气体稀土碳氮共渗工艺  
分子单位为滴/min, 分母单位为 h。100 滴 = 5mL  
(摘自参考文献 [6] 的 1988 (10): 49~51 页。)

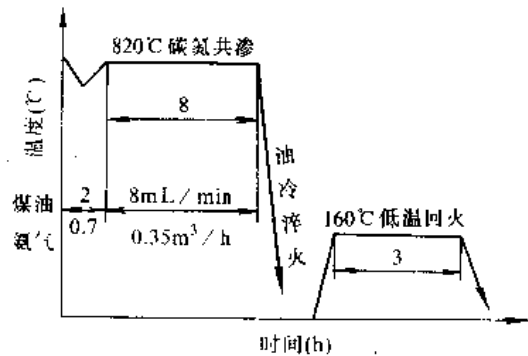


图 7-6-38 20Cr2Ni4A 钢制重载齿轮气体碳氮共渗工艺



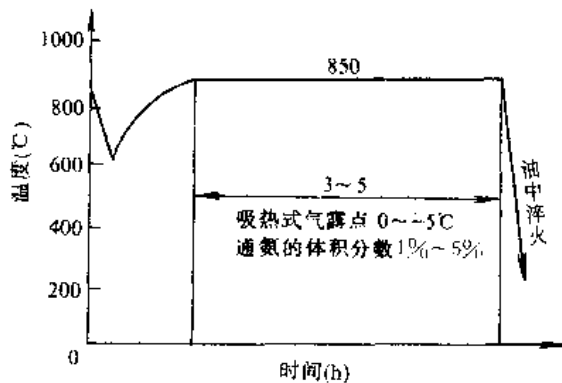


图 7-6-39 在密封箱式炉中的碳氮共渗工艺

如上述,气体碳氮共渗气氛中,氮的加入量影响着渗层碳氮浓度及共渗速度,因此,发生器式炉的供氮量应为载气的 1.5%~5%,滴注式炉的供氮量为炉气总气量的 25%~40%为宜。供氮过量将产生不良后果,如产生大量碳氮化合物而阻碍碳氮原子扩散,甚至使渗层出现黑色组织缺陷;残余奥氏体量过多,并使表层硬度有很大下降。

炉气控制方法,是在稳定炉气氮势的基础上控制炉气的 CO<sub>2</sub> 及 CH<sub>4</sub> 量来控制碳势。几种共渗工艺参考数据见表 7-6-25。

表 7-6-24 变速箱齿轮在连续式电热无罐炉中碳氮共渗工艺

共渗区段	I-1	I-2	II	III	IV	
温度 (°C)	780	860	880	860	840	
吸热式气 (m <sup>3</sup> /h)	7	6	4	5	6	
丙烷 (m <sup>3</sup> /h)	0	0.1	0.2	0.1	0	
氨 (m <sup>3</sup> /h)	0	0.3	0.3	0.2	0	
吸热式气成分的体积分数 (%)	CO <sub>2</sub> 0.2	C <sub>n</sub> H <sub>2n</sub> 0.4	CO 23	H <sub>2</sub> 34	CH <sub>4</sub> 1.5	N <sub>2</sub> 其余
炉气成分的体积分数 (%)	CO <sub>2</sub> 0.2	C <sub>n</sub> H <sub>2n</sub> 0.4	CO 20	H <sub>2</sub> 39	CH <sub>4</sub> 1.6	N <sub>2</sub> 其余
炉停留总时间(h)	10					
渗层碳氮的质量分数	C 0.85%~0.98%, N 0.25%~0.30%					
硬度 HRC	表面	62				
	心部	40~44				

注: 炉气成分为奥氏体分析结果。

I-1、I-2—加热区一段,二段,II—碳氮共渗区,III—扩散区,IV—淬火区。

表 7-6-25 几种气体碳氮共渗工艺参考数据

炉型	渗剂	供氮量 (m <sup>3</sup> /h)	氮占炉气总量的体积分数 (%)	使用情况
RJJ-25-9T	煤油 60滴/min	0.06	36	
RJJ-35-9T	煤油 80滴/min	0.08	40	
RJJ-60-9T	煤油 100滴/min	0.12	40	
RJJ-75-9T	煤油 120滴/min	0.16	43	
RJJ-90-9T	煤油 130滴/min	0.18	43	
RJJ-105-9T	煤油 140滴/min	0.20	44	
密封箱式炉, 炉膛尺寸 (mm): 915×610×460	煤气制备吸热式气氛(露点 0°C) 15m <sup>3</sup> /h, 液化石油汽 0.2m <sup>3</sup> /h 炉气 φCO <sub>2</sub> 0.1%, φCH <sub>4</sub> 3.5%	0.40	2.6	35mL, 860°C, 层深 0.15~0.25mm, 50~60HRC, 总时间 65~70min
	丙烷制备吸热式气氛 12m <sup>3</sup> /h, 丙烷 0.4~0.5m <sup>3</sup> /h, 炉气露点 -8~-12°C	0.1~1.5	7.5~10.7	20Cr, 20CrMnTi 850°C, 层深 0.58~0.59mm, ≥58HRC, 总时间 160min
连续推杆式炉	丙烷制备吸热式气氛 28m <sup>3</sup> /h, 丙烷 0.4m <sup>3</sup> /h	0.5	1.7	II, IV 共渗区为 860°C 材料 20CrMnTi, 20MnTiB 层深 0.7~1.1mm, 58~63HRC, 总时间 10h
连续式推杆式炉, 炉膛尺寸 (mm): 5400×1000×941	煤气制备吸热式气氛 22m <sup>3</sup> /h (露点 0~+7°C) 丙烷 0.35~0.5m <sup>3</sup> /h	0.5~0.7	2.2~3.2	材料: B <sub>2</sub> F, B <sub>3</sub> F, 20, II, IV 区 880~900°C, 层深 0.3~0.4mm, ≥58HRC, 总时间 5h
密封振底炉 炉膛尺寸 (mm): 4000×600×240	煤气制备吸热式气氛 15m <sup>3</sup> /h	2.25~3	15~20	材料: B <sub>2</sub> F, B <sub>3</sub> F 820~840°C, 层深 0.15~0.30mm, 43~62HRC, 总时间 40~45min

① φCO<sub>2</sub>, φCH<sub>4</sub> 分别为 CO<sub>2</sub>, CH<sub>4</sub> 的体积分数。





(续)

### 4.2 盐浴碳氮共渗

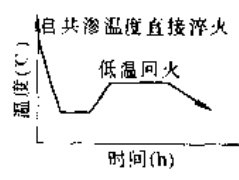
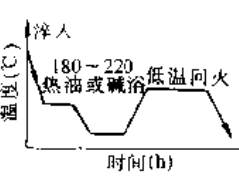
熔盐碳氮共渗(氰化)通常在含氰盐的盐浴中进行。优点是工件加热快,共渗速度快,共渗工件质量好,适用于多品种的中、小件批量生产。缺点是所采用的氰盐有毒,对氰盐的运输、保存和装料等都应采取严格防护措施。氰化后工件的淬火液及清洗液,不能直接排入下水道,应对溶于其中的氰盐进行中和处理。只有经化学分析确定其含量低于环保条例规定允许值时方可排入下水道。废盐也必须经化学处理,使之分解为无氰盐,方能作废渣处理。因此,盐浴碳氮共渗要限制使用,尽可能用气体碳氮共渗代替。

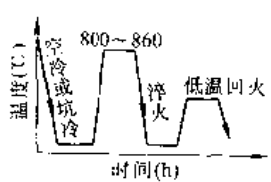
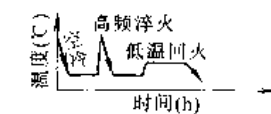
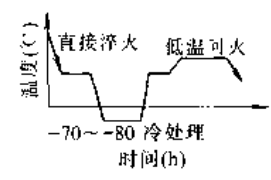
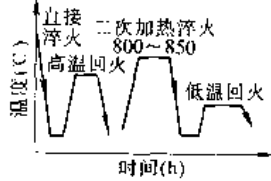
### 4.3 碳氮共渗用钢及共渗后的热处理

碳氮共渗用钢和渗碳用钢类似,由于渗层较薄,碳氮共渗用钢碳含量可高于渗碳钢。层深 0.3mm 以下的零件,钢中碳的质量分数可提高到 0.5%。要求高硬度、高耐磨性而渗层较薄的零件,常采用中碳结构钢进行碳氮共渗,其中有 40CrMo、40Cr、40CrNiMo、40CrMnMo 钢等。

工件碳氮共渗后只有通过合理的淬火回火处理才能充分发挥强化效果。表 7-6-26 所列为碳氮共渗后的各种热处理工艺方案。

表 7-6-26 碳氮共渗后的热处理工艺、特点及适用范围

热处理工艺	特点及适用范围
	工艺简单,是常用工艺。对于中、低碳及合金钢均可获得满意的表面和心部组织。根据工件材料,淬火介质可用油或水。但密封箱式炉或连续式作业炉,碳氮共渗后不宜用水作淬火介质
	与方案一比较,工件畸变小,适于尺寸要求较严的合金钢件。分级温度及保温时间(在 15min 以下)与钢的成分、工件尺寸、技术要求有关

热处理工艺	特点及适用范围
	适于不宜直接淬火或共渗后尚须机械加工者。淬火加热应在脱氧良好的盐炉或带保护气氛的设备中进行
	适用于要求局部硬化的碳钢件
	用于含 Cr、Ni、Mn 的高合金钢,如 12CrNi3A、20Cr2Ni4A 及 18CrNiWA 等经冷处理可减少残余奥氏体,提高硬度,稳定尺寸,避免热裂和磨裂
	适用于上列合金钢共渗后需切削加工的工件,并可减少残余奥氏体

### 4.4 碳氮共渗层的组织性能

以 20Cr2Ni4 钢为例,碳氮共渗层淬火后表层为马氏体基体上弥散分布的碳氮化合物;往里为高碳马氏体加残余奥氏体,残余奥氏体量较多;再往里,残余奥氏体量减少,马氏体也逐渐由高碳马氏体过渡到低碳马氏体。如果碳氮浓度较低,则表面不出现碳氮化合物。碳氮共渗层的组织决定于共渗层中碳、氮浓度,钢种及共渗温度。

工件在共渗淬火后的表层组织应为细针状马氏体加少量残余奥氏体。碳氮化合物应呈分散粒状,不允许呈大块状或沿晶界网状分布。

碳氮共渗层的常见组织缺陷有网状屈氏体和黑色组织<sup>[22]</sup>。网状屈氏体存在于化合物周围及原奥氏体晶界上,呈网状或花纹状,它是过冷奥氏体的分解产物,是碳氮饱和度不足和合金元素内氧化及其他引起奥氏体稳定性降低的因素引起的。黑色组织出现在 0.1mm



深的表层内, 早斑点状, 会降低表面硬度和疲劳强度, 其产生原因尚未定论。消除的办法是适当提高共渗温度; 提高炉气碳势及炉子密封性; 采用干燥的氨气; 减少共渗前期供氮量; 适当增加后期供氮量(保证表面层有 $\leq 0.5\%$ 氮饱和度, 不宜过大); 共渗时间较长则相应减少供氮量; 加大淬火介质的冷却速度; 采用含钼、镍等元素的钢。

共渗层的氮会降低钢的相变点及临界冷却速度, 故共渗层的淬透性比渗碳层高(见图7·6-40)。

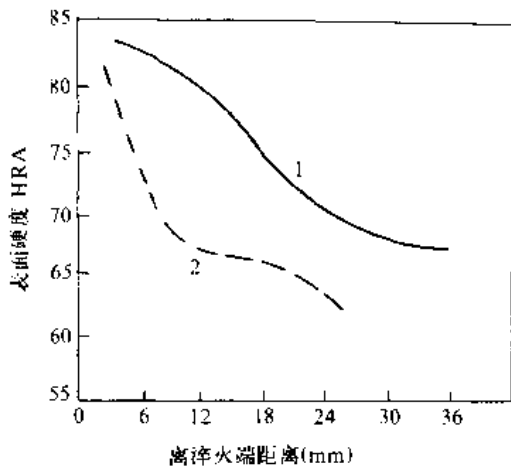


图7·6-40 20钢末端淬火淬透性曲线  
( $\varphi_{\text{NH}_3} 5\% + \varphi_{\text{CH}_4} 5\% + \text{稀释气体积分数} 90\%$ )

1—900°C 共渗 4h, 2—927°C 渗碳 3h

$\varphi_{\text{NH}_3}$ 、 $\varphi_{\text{CH}_4}$  分别为  $\text{NH}_3$ 、 $\text{CH}_4$  的体积分数

20Mn2TiB 钢经碳氮共渗淬火与渗碳淬火后的硬度沿层深变化见图7·6-41。

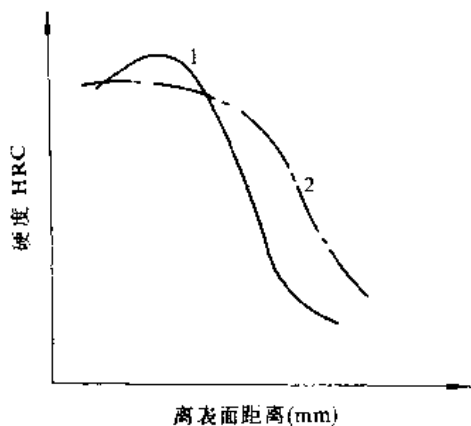


图7·6-41 20Mn2TiB 钢渗碳及碳氮共渗后硬度沿层深的分布

(淬火态 HRC 值系由 HV0.02 换算)

1—碳氮共渗 2—渗碳

表7·6-27为钢在渗碳及碳氮共渗后的耐磨性对比, 碳氮共渗比渗碳工件的表面耐磨性稍高。

表7·6-27 钢渗碳及碳氮共渗后的耐磨性

钢号	碳氮共渗		渗碳		
	渗层碳氮的质量分数 (%)		10 <sup>4</sup> 转的质量损失 (g)	渗层碳的质量分数 (%)	10 <sup>4</sup> 转的质量损失 (g)
	C	N			
20CrMnTi	0.89	0.273	0.018	0.89	0.026
	1.15	0.355	0.017	1.15	0.025
	1.27	0.426	0.015	1.40	0.021
30CrMnTi	0.92	0.257	0.018	1.00	0.025
	1.24	0.323	0.016	1.16	0.024
	1.34	0.414	0.016	1.37	0.022
.20	0.81	0.315	0.024	0.80	0.030
	0.88	0.431	0.011	1.00	0.029
	0.98	0.586	0.002	1.00	0.029

碳氮共渗和渗碳均可显著提高钢的抗拉强度, 而冲击韧度、伸长率、断面收缩率明显下降。但共渗件的冲击韧度高于渗碳件。工件经共渗后, 表层有很大的压应力, 故接触疲劳强度比渗碳工件有很大提高(见图7·6-42)。

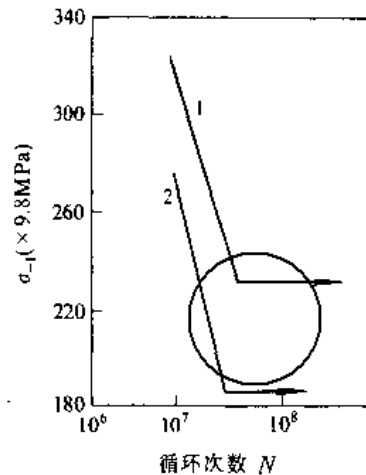


图7·6-42 14CrMnSiNi2MoA 钢的接触疲劳强度比较

1—850°C 碳氮共渗, 层深 0.66mm

2—920°C 渗碳, 层深 0.76mm

### 5 钢和铸铁的氮碳共渗

氮碳共渗于 500~650°C 的介质(以熔盐或气体为主)中进行。该工艺在低温(基体无相变)化学热处理领域中应用较广, 最常用的氮碳共渗温度为 550~580°C。



5.1 气体氮碳共渗<sup>[1][2]</sup>

5.1.1 常用渗剂与工艺特点 (表 7.6-28)

表 7.6-28 常用渗剂与工艺特点

介质类别与名称	渗剂成分的体积分数 (%)	工艺特点
氮与吸热式气氛	NH <sub>3</sub> 50+RX①气 50 (H <sub>2</sub> 30~40, CO <sub>2</sub> 20~50, <CO <sub>2</sub> 1, 余为 N <sub>2</sub> )	废气中剧毒的 HCN 高达 75~500mg/m <sup>3</sup> , 远高于 ≤0.3mg/m <sup>3</sup> 的排放标准
氮与放热式气氛	NH <sub>3</sub> 30~60+NX②气 40~70 (<CO <sub>2</sub> 10, <CO5, <H <sub>2</sub> 1, 余为 N <sub>2</sub> )	NX 气成本比 RX 气低 30%左右, 废气中 HCN 通常 ≤3mg/m <sup>3</sup>
氮与烷	NH <sub>3</sub> 50~60+C <sub>3</sub> H <sub>8</sub> 40~50	以 CH <sub>4</sub> 代 C <sub>3</sub> H <sub>8</sub> 则 NH <sub>3</sub> 的体积分数应增至 70%~80%
氮与放热及吸热气氛	NH <sub>3</sub> 50+NX50-RX 气 (H <sub>2</sub> 20, CO <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> 50)	
氮与醇 (通氧滴醇法)	NH <sub>3</sub> +C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> OH (乙醇裂解气的体积与 NH <sub>3</sub> 近于 1:1)	用 CH <sub>3</sub> OH 代 C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> OH 时, NH <sub>3</sub> 量酌减
氮与二氧化碳	CO <sub>2</sub> 5~10+NH <sub>3</sub> (余量)	
氮与放热气氛为介质, 增加前处理工序	NH <sub>3</sub> 50~60+NX 气 40~50, 氮碳共渗前先在 350℃ 左右预氧化	预氧化形成的氧化膜有助于提高氮碳共渗速率, 氧化与预热相结合可减小畸变
氮与放热气氛为介质, 增加后处理工序	NH <sub>3</sub> 50~60+NX 气 40~50, 氮碳共渗后在 300~400℃ 进行氧化处理	耐蚀性因后续氧化处理而显著提高

① RX 为吸热式气氛。

② NX 为放热式气氛。

5.1.2 气体氮碳共渗工艺参数

1. 温度 可在 500~650℃ 区间选择。为获得较深的 ε(Fe<sub>2-3</sub>N 或 (Fe, M)<sub>2-3</sub>N) 相层以提高耐蚀性时, 于 590~650℃ 处理; 以提高耐磨、抗疲劳性能为目的,

大多在 550~580℃ 之间进行氮碳共渗; Cr12、Cr12MoV 与 Cr12Mo 等钢种因受保持基体硬度的限制, 常于 590~530℃ 处理; W6Mo5Cr4V2 等高速钢刀具的共渗温度则以 550±10℃ 为宜。

2. 保温时间 除高速钢刀具保温 0.5h 左右外, 结构钢工件通常保温 2~4h。超过 4h, 致密的化合物层不再加深, 疏松区扩展, 渗层硬度与耐磨性降低。

570±5℃ 处理 2h 及 4h 后, 几种钢的渗层厚度和表面硬度见表 7.6-29。

表 7.6-29 保温时间对渗层厚度与硬度的影响

钢号	570±5℃, 2h			570±5℃, 4h		
	硬度 HV	化合物层深度 (μm)	扩散层深度 (mm)	硬度 HV	化合物层深度 (μm)	扩散层深度 (mm)
20 钢	480	10	0.55	500	18	0.80
45 钢	550	13	0.40	600	20	0.45
15CrMo	600	8	0.35	650	12	0.45
40CrMo	750	8	0.35	860	12	0.45

3. 炉气成分 炉膛内气体成分和单位时间内的换气次数对渗层厚度、硬度及力学性能有很大影响。共渗剂为氮与吸热气氛时, 氮的体积分数对炉气成分的影响见图 7.6-43; 换气次数对化合物层厚度的影响如图 7.6-44 所示。

NH<sub>3</sub>/RX=2/3、氮分解率为 20%~30% 时, 几种

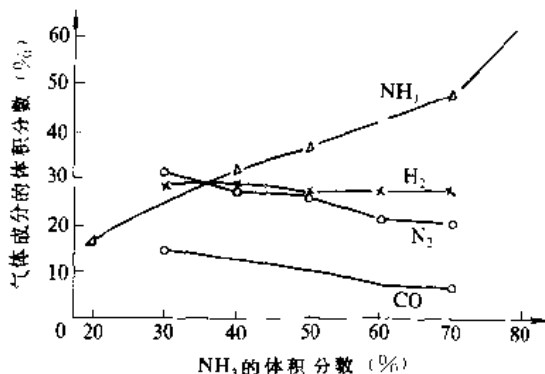


图 7.6-43 氮的体积分数对炉气成分的影响 (570±5℃)

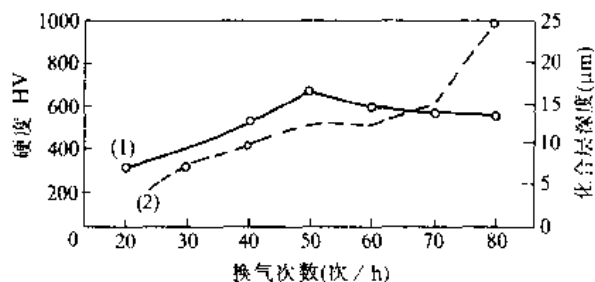


图 7.6-44 换气次数对化合物层深度与硬度的影响  
1—硬度曲线 2—化合物层深度曲线



钢于  $570 \pm 5^\circ\text{C}$  共渗 4h 并油冷的情况下, 表征炉气成分的露点对渗层厚度与硬度的影响见表 7-6-30。

5.1.3 气体氮碳共渗设备 (图 7-6-45)

表 7-6-30 炉气露点对氮碳共渗层厚度与硬度的影响

钢种	炉 气 露 点								
	$8 \sim 10^\circ\text{C}$			$-2 \sim 2^\circ\text{C}$			$-8 \sim -10^\circ\text{C}$		
	硬度 HV	化合物层深度 ( $\mu\text{m}$ )	扩散层深度 (mm)	硬度 HV	化合物层深度 ( $\mu\text{m}$ )	扩散层深度 (mm)	硬度 HV	化合物层深度 ( $\mu\text{m}$ )	扩散层深度 (mm)
45 钢	508	20	0.65	540	20	0.50	600	20	0.45
15CrMo	542	18	0.50	580	14	0.50	650	10	0.45
40CrMo	657	15	0.55	720	14	0.50	865	12	0.45

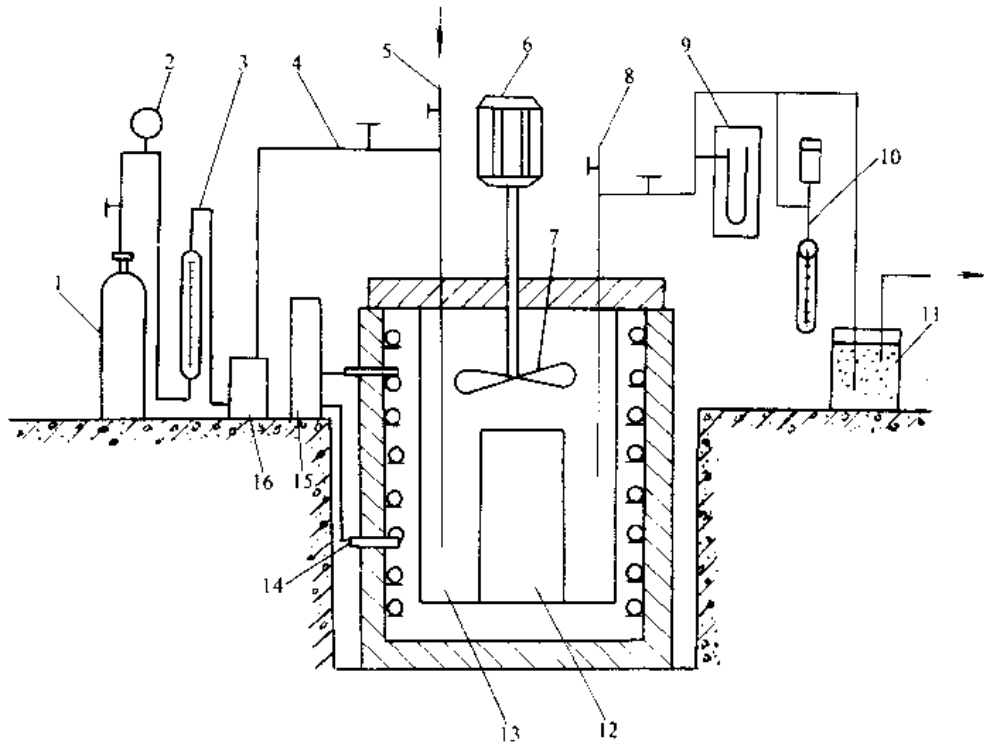


图 7-6-45 气体氮碳共渗装置示意图

- 1—液氮瓶 2—气压表 3—流量计 4—进气管 5—供碳剂接头 6—电动机 7—风扇  
8—排气管 9—压力计 10—氮分解率测定器 11—泡泡瓶 12—装工件的筐  
13—马弗罐 14—热电偶 15—控温仪表 16—干燥器

5.2 盐浴氮碳共渗<sup>[1][3]</sup>

5.2.1 氮碳共渗盐浴成分及其主要特点

盐浴的关键成分是碱金属氰酸盐——MCNO (M 代表  $\text{K}^+$ 、 $\text{Na}^+$ 、 $\text{Li}^+$  等元素), 其活性用氰酸根 ( $\text{CNO}^-$ ) 含量量度。按盐浴中氰化物 (以氰根  $\text{CN}^-$  表示) 含量的高低, 可将氮碳共渗盐浴区分为低氰、中氰和高氰型。中、高氰盐浴应限制使用、逐步淘汰。低氰盐浴与氧化等后处理工序相匹配, 可实现无污染作业, 即可使废水、废渣中的  $\text{CN}^-$  含量符合国家规定的排放

标准。

典型低氰盐浴用的基盐 (共渗用盐) 皆已商品化, 原料中都不含氰化物, 工作过程中因氰酸盐分解与氧化而产生的  $\text{CN}^-$  的质量分数  $\leq 3\%$ , 但工件带出的残盐中的微量氰根在氧化浴中全部变成碳酸根。清洗槽中的水无氰或  $\text{CN}^- < 0.5\text{mg/L}$ , 无需作任何处理即可直接排放。

几种典型的氮碳共渗盐浴成分及其特点如表 7-6-31 所示。

氮碳共渗所需的 [N]、[C] 原子是通过氰酸盐的分解和氧化而产生的。

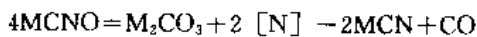


表 7-6-31 几种典型的氮碳共渗盐浴成分及其特点

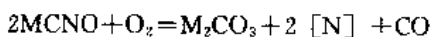
盐浴成分的质量分数或盐的商品名称	获得氰酸盐的方法	主要特点
TF-1 基盐 (氮碳共渗盐) REG-1 再生盐 (调整盐浴成分、恢复活性)	用碳酸盐与尿素合成氰酸盐, TF-1 中含 44%~48%①, CNO <sup>-</sup> ; REG-1 是有机合成物, 可用 (C <sub>6</sub> N <sub>9</sub> H <sub>5</sub> ) <sub>x</sub> 表示其主要成分, 它可将 CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> 转化为 CNO <sup>-</sup>	使用过程中因 CNO <sup>-</sup> 分解与氧化, CN <sup>-</sup> ≤ 4%①, 属于低氰盐。工件氮碳共渗后在 AB1 氧化盐中冷却, 可将微量 CN <sup>-</sup> 氧化为 CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> , 从而实现无污染作业。称为 Tenifer TF1 或 Melonite (通常包括后续氧化) 的氮碳共渗应用很广
J-2U 基盐 (氮碳共渗盐) J-2A 基盐 (氮碳共渗浴补加用盐) Z-1 再生盐 (调整盐浴成分、恢复活性)	用包括 Li <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 的多种碳酸盐与尿素合成氰酸盐; J-2U 含 CNO <sup>-</sup> 37.5 ± 2%①, J-2A 含 CNO <sup>-</sup> 45 ± 2%①, Z-1 系有机合成物, 可将 CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> 转变成 CNO <sup>-</sup>	J-2U 及 J-2A 皆含 LiCN, 是使用过程中 CN <sup>-</sup> 通常低于 3% 的低氰盐 (与含 Li <sup>+</sup> 有关)。工件氮碳共渗后在 Y-1 氧化盐浴中冷却, 可将微量 CN <sup>-</sup> 转变为 CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> 而实现无污染作业。称为 LTC-1B 和 LT(B) 的新工艺应用日广
(NH <sub>2</sub> ) <sub>2</sub> CO 40%、Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 30%、K <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 20%、KCl 10%	通过碳酸盐与尿素反应在坩锅中制取氰酸盐; 2(NH <sub>2</sub> ) <sub>2</sub> CO + Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> = 2NaCNO + 2NH <sub>3</sub> + CO <sub>2</sub> + H <sub>2</sub> O	原料无毒, 随着工作时间的延续 CN <sup>-</sup> 不断上升, 成为含 CN <sup>-</sup> 10%~25%① 的中氰盐浴。由于 CNO <sup>-</sup> 在 18%~45%① 范围内波动, 氮碳共渗层厚薄悬殊, 强化效果重现性差
(NH <sub>2</sub> ) <sub>2</sub> CO 37.5%、KCl 37.5%、Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 25%		
NS-1 85% 盐 (约 KCNO 40% + NaCN 60%) + Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 15% 为基盐 用 NS-2 盐 (NaCN 75% + KCN 25%) 调整盐浴活性	通空气使 CN 氧化成 CNO <sup>-</sup> 工作状态下 KCNO 与 NaCNO 之和为 42%~48%①; CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> 2%~8%①; 其余为 KCN + NaCN	属于高氰盐浴。成分和氮碳共渗强化效果较稳定, 但盐浴有剧毒, 必须备有废盐、废水、废渣消毒设施方可应用

① 均指质量分数。

氰酸盐分解:

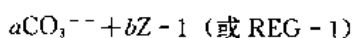


氰酸盐氧化:



盐浴工作过程中, CNO<sup>-</sup> 因氧化、分解而不断下降; CO<sub>3</sub><sup>2-</sup> 增多, 表征盐浴活性的氰酸根低于要求的下限, 盐浴即告老化。基盐 J-2 中因含有降低 CNO<sup>-</sup> 分解速率的锂离子, 抗老化能力较 TF-1 强。

适当的 CNO<sup>-</sup> 含量的质量分数因被处理工件的材质和技术要求而异, 通常在 32%~38% 之间选择。当氰酸根低于预定值下限时, 添加再生盐 Z-1 (或 REG-1) 即可恢复盐浴活性:



上列反应的实质是使过量的碳酸盐转变为氰酸盐。

### 5-2-2 盐浴氮碳共渗工艺<sup>[24]</sup>

1. 温度 为避免氰酸根浓度下降速率增大, 通常不应高于 590℃; 从保证盐浴有良好的流动性考虑, 则不宜低于 520℃。不同温度保温相同时间的氮碳共渗层厚度见表 7-6-32。

表 7-6-32 不同温度保温 1.5h 的

氮碳共渗层厚度 (μm)

钢种	540±5℃		560±5℃		580±5℃	
	化合物层	总渗层	化合物层	总渗层	化合物层	总渗层
20 钢	9	350	12	450	14	580
40CrNi	6	220	8	300	10	390

2. 保温时间 碳素钢、合金结构钢、高铬钢与铸铁试件, 在 580±5℃ 的 J-2 或 TF1 盐浴中处理 10min~4h, 化合物层深度与渗层总厚度的分布区间如图 7-6-46 及图 7-6-47 所示; 表面硬度见图 7-6-48。



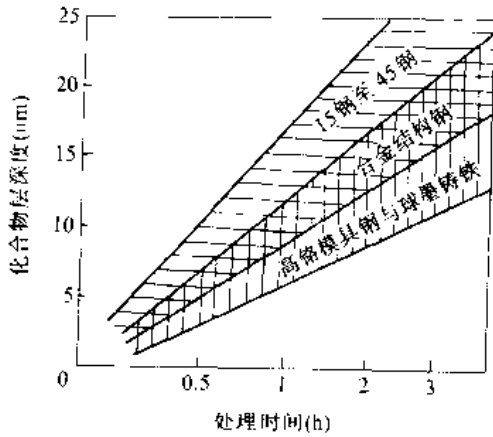


图 7-6-46 不同材料的试件于 580°C 处理后化合物层深度与保温时间的关系

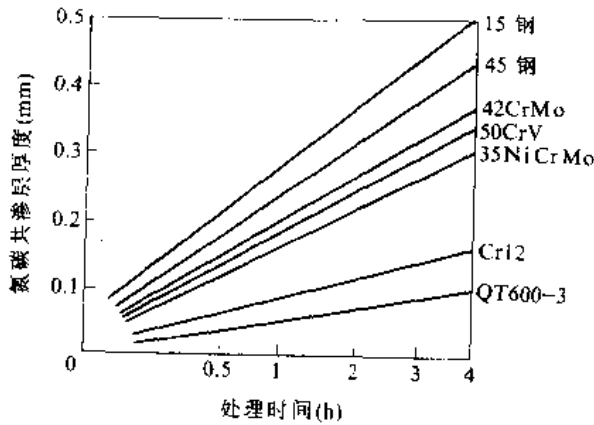


图 7-6-47 不同材料的试件于 580°C 处理后共渗层总厚度与保温时间的关系

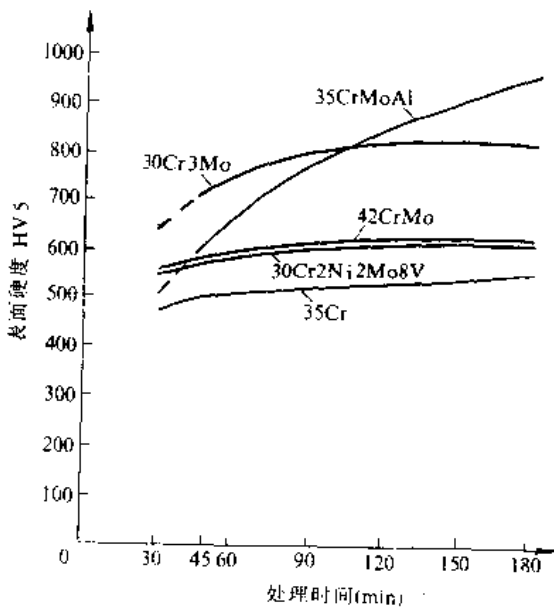


图 7-6-48 不同材料的试件于 580°C 处理后表面硬度与保温时间的关系

### 5.3 固体氮碳共渗

装箱与密封方法与固体渗碳相似，但氮碳共渗箱可用普通低碳钢制造。此法适用于单件或工件批量小、品种多的企业采用。常用渗剂列于表 7-6-33。

表 7-6-33 固体氮碳共渗常用渗剂及其主要特点

序号	渗剂成分的质量分数	主要特点
1	亚铁氰化钾 25%~35% 木炭 (≤2mm) 50%~60% 碳酸钠 10%~15% 氯化铵 3%~7%	活性较持久，适用于要求共渗层较厚 (化合物层+弥散相析出层在 0.3mm 以上) 的工件
2	尿素 25%~35% 多孔陶瓷 (或蛭石片) 25%~30% 石英砂 20%~30% 混合稀土 1%~2% 氯化铵 3%~7%	尿素的 50%~60% 与石英砂拌匀，其余溶于水并用多孔陶瓷或蛭石吸附后于 150°C 以下烘干再用。此法适用于要求共渗层厚度 ≤ 0.2mm 的工件

### 5.4 离子氮碳共渗

采用离子渗氮装置，以渗氮介质为基础并添加乙醇、甲醇、丙酮、二氧化碳或天然气中的某一种含碳组分，即可实施离子氮碳共渗。供氮剂与渗碳剂供给量之比和处理温度，对渗层、化合物层相组成物的相对含量有很大影响，分别见表 7-6-34~表 7-6-36。

表 7-6-34 45 钢化合物层相组成物相对量与共渗介质成分的关系

序号	NH <sub>3</sub> : C <sub>2</sub> H <sub>5</sub> OH	体积分数 (%)			备注
		Fe <sub>2-3</sub> N	Fe <sub>4</sub> N	Fe <sub>3</sub> C	
1	10 : 0.5	33	67	0	氮碳共渗于 580 ± 10°C 持续 3h，氮与乙醇之比指共渗温度下裂解的体积之比
2	10 : 1.0	27	72	1	
3	10 : 2.0	6	49	45	



表 7.6-35 氮碳共渗温度对化合物层相组成物相对量的影响

序号	氮碳共渗温度 (°C)	Fe <sub>2-3</sub> (N,C)	Fe <sub>4</sub> N	Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	备注①
1	550±10	44.3	54.0	1.7	氮碳共渗介质为 φNH <sub>3</sub> 97%+ φCO <sub>2</sub> 3%
2	570±10	41.0	53.0	5.8	
3	590±10	25.7	67.5	6.8	

① φNH<sub>3</sub>、φCO<sub>2</sub>分别为 NH<sub>3</sub>、CO<sub>2</sub> 的体积分数。

5.5 以氮碳共渗为基础的复合处理

氮碳共渗之后分别在盐浴或气体介质中进行氧化;氧化+抛光+第二次氧化;人工时效等后续处理的复合化学热处理新工艺,于近 10 年中相继开发及用于

生产。TF1+AB1、LTC-1B、QPQ、NOPO 和 ANCT 等复合处理的目的是和主要特点列于表 7-6-37。

表 7.6-36 温度对氮碳共渗层厚度的影响

氮碳共渗温度 (°C)	40 钢		40Cr 钢		备注
	化合物层 (μm)	共渗层总厚度 (mm)	化合物层 (μm)	共渗层总厚度 (mm)	
540±7	7.5~9.5	0.30~0.33	7~9	0.26~0.30	保温时间为 2h
560±7	11~13	0.36~0.38	8~10	0.30~0.33	
580±7	14~18	0.40~0.42	11~13	0.34~0.38	
600±7	19~22	0.43~0.45	17~20	0.39~0.41	
620±7	13~17	0.47~0.50	12~15	0.41~0.43	

表 7.6-37 以氮碳共渗为基础的复合处理的若干特点

复合处理方法的名称	实 质	工序及主要参数	目的与主要特点	备 注
LTC-1B TF1+AB1	盐浴氮碳共渗+氧化	520~580°C 氮碳共渗 0.2~4h → 330~380°C 氧化 10~30min	在保持氮碳共渗层良好的耐磨、减摩、抗疲劳性能前提下,于氧化浴中将工件带出的微量 CN <sup>-</sup> 转变为 CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> ,并提高工件耐蚀性	氮碳共渗盐 J-2、再生盐 Z-1、氧化盐 Y-1 分别与 TF1、REG-1 和 AB1 盐的功能相同
NOPO QPQ	盐浴氮碳共渗+氧化+抛光+第二次氧化	氮碳共渗→氧化→抛光→第二次氧化;共渗与氧化参数与 LTC-1B 相同	可将表面粗糙度降低到 ≤ 0.5μm,并较大幅度地提高耐蚀性	通常抛磨量不超过 5μm,必要时将化合物层加厚到 20μm 以上可抛去 8~10μm。异形工件可用液体抛光法。与工艺配套的盐为 J-2、Z-1 与 Y-1
ANCT	奥氏体状态氮碳共渗+人工时效	620~680°C 的气体介质中氮碳共渗 4~8h → 淬火 → 220~350°C 时效 1.5~2.5h	共渗层因增氮而在 620°C 奥氏体化,淬火并时效后有效硬化层约增厚 1 倍,次表层硬度与耐磨性显著提高	基体无相变,故仍属低温化学热处理范畴。20 钢经此法处理后,化合物层内侧形成了有纳米 (nm) 级 γ' 相自 ε 相析出的“夹区”,硬度高达 900HV
Nitrotec	气体氮碳共渗+氧化	500~600°C 于放热气氛(或 CO <sub>2</sub> )和氨气中氮碳共渗 2~5h → 300~400°C 氧化 0.5~1h	保持氮碳共渗层良好的耐磨、减摩、抗疲劳性能前提下提高工件的耐蚀性	采用通氨滴醇法氮碳共渗,之后在蒸汽中氧化亦可
LTC-3B	基体强韧化+氮碳共渗+等温淬火	基体强韧化处理→机加工成型→粗磨→550~590°C 盐浴氮碳共渗 1.5~3h → 等温淬火→回火→精磨	细化并球化碳化物以提高强韧性,表层获得含氮马氏体+含氮下贝氏体+细粒状碳化物,提高耐磨性与抗疲劳性能	适用于承受冲击的 9SiCr、9Mn2V、T10 等钢种制作的模具、刀具等工件

注: 1. 摘自参考文献 [25] 的 1987 (1): 55~62 页。

2. 摘自参考文献 [26] 的 29.1~29.7 页和 30.1~30.12 页。



5.6 氮碳共渗层的组织与性能

碳素钢与铸铁工件经氮碳共渗后的组织，由表及里为以  $Fe_{2-3}(N, C)$  为主、含有  $Fe_3O_4$  和  $Fe_4N$  的化合物层；有  $\gamma$  针析出的主扩散层（弥散相析出层）和以含氮铁素体  $\alpha(N)$  为主的过渡层。

合金钢中还有 Cr、Al、Mo、V、Ti 等（以 M 表示这些合金元素）与氮结合的氮化物  $M_xN_y$  [27]。

氮碳共渗后氧化的复合处理层中， $Fe_3O_4$  相富集于最表层 2~4 $\mu m$  处，俄歇（Auger）能谱仪对表面层的分析表明，氧含量的质量分数可达 8%。

提高处理温度或延长共渗时间，渗层增厚，钢铁中氮化物形成元素含量越高，渗层越薄，但硬度越高 [36]。

有代表性的钢铁牌号的工件，经氮碳共渗及复合处理后的渗层厚度与表面硬度见表 7.6-38。不同工艺处理后 45 钢的耐磨性如图 7.6-49 所示。

除不锈钢外，任何牌号的钢铁工件经氮碳共渗、硫氮碳共渗及以二者为基础的复合处理后，在大气、工业大气、海水、盐雾和碱中的耐蚀性都显著提高。

不同工艺方法处理的 45 钢，抗盐雾腐蚀性能如表 7.6-39 所示。

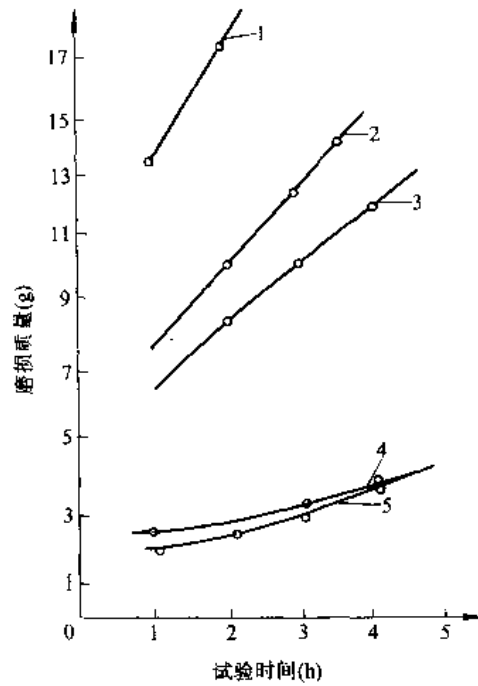


图 7.6-49 经不同方法处理的 45 钢的耐磨性  
 1—淬火、回火 2—盐浴硫氮碳共渗（未研磨） 3—气体氮碳共渗（未研磨） 4—盐浴硫氮碳共渗（研磨 3~5 $\mu m$ ）  
 5—气体氮碳共渗（研磨 3~5 $\mu m$ ）

表 7.6-38 氮碳共渗及复合处理后渗层厚度和表面硬度

试件材质	处理工艺	化合物层深度 ( $\mu m$ )	弥散相析出层深度 (mm)	表层显微硬度
20 钢	盐浴氮碳共渗 (565 $^{\circ}C \times 2h$ )	17~20	0.43~0.48	450~500HV0.1
20 钢	气体氮碳共渗 (650 $^{\circ}C \times 5.5h$ ) + 250 $^{\circ}C \times 2h$ 时效	40~50	>0.60	550~620HV0.05; 化合物层内侧夹区可达 900~1000HV0.05
20CrMnTi	盐浴氮碳共渗 (565 $^{\circ}C \times 2h$ )	12~15	0.20~0.25	600~650HV0.1
45 钢	盐浴氮碳共渗 (565 $^{\circ}C \times 2h$ )	17~20	0.35~0.40	500~550HV0.1
38CrMoAlA	盐浴氮碳共渗 (565 $^{\circ}C \times 2h$ )	12~14	0.18~0.22	950~1050HV0.1
HT240	气体氮碳共渗 (565 $^{\circ}C \times 3h$ )	14 $\times$ 18	0.20~0.25	600~650HV0.2
T8	盐浴氮碳共渗 (565 $^{\circ}C \times 3h$ ) + 淬火 (790 $^{\circ}C$ 淬水)	24~26 (淬火前)	0.45~0.50 (淬火前)	550~600HV0.1 淬火后为含氮马氏体+碳化物, 850~900HV0.1
CrWMn	盐浴氮碳共渗 (565 $^{\circ}C \times 3h$ ) + 淬火 (840 $^{\circ}C$ 淬油)	20~23 (淬火前)	0.30~0.40 (淬火前)	700~750HV0.1 淬火后 900~940HV0.1
4Cr9Si2	盐浴氮碳共渗 (550 $^{\circ}C \times 1.5h$ ) + 氧化 (<400 $^{\circ}C \times 15min$ )	8~10	>0.05	1050~1250HV0.05
5Cr21Mn9Ni4N	盐浴氮碳共渗 (550 $^{\circ}C \times 1.5h$ ) + 氧化 (<400 $^{\circ}C \times 15min$ )	9~12	常规腐蚀条件下未发现	1000~1050HV0.05





表 7-6-39 不同工艺方法处理的 45 钢在质量分数为 5% 的 NaCl 盐雾中的耐蚀性

处理方法	主要参数	同组试片分别出现锈斑的时间 (h)	备注
调质		1~3	
发蓝	145±3℃×1h	2~5	
磷化	70±3℃×15min	3~6	
氮碳共渗或硫氮碳共渗	致密化合物层深 4~7μm	24~48	化合物层致密区深度对耐蚀性有很大影响
	致密化合物层深 10~12μm	100~192	
镀硬铬	镀层深 20~25μm	80~168	镀层深度与致密度在很大程度上影响耐蚀性
	镀层深 80~100μm	288~480	
LTC-1 处理 (氮碳共渗或硫氮碳共渗+氧化)	强氧化剂 $w_{O_2}=8\% \sim 10\%$ $w_{O_2} \geq 10.5\%$ $w_{O_2}$ 为 $O_2$ 的质量分数	120~312	TF-1+AB1; Oxynit 和 QpQ 等国外专利处理的试片按 ISO3768-76 试验, 于 88~360h 分别出现锈斑
		140~480	
1Cr13 不锈钢 (未经表面处理)		192~480	

注: 1. 盐雾试验按 GB6458-86 的规定进行, 此项国标与 ISO3768-76 基本相同。  
2. 试片粗糙度、表层组织与应力大小都影响耐蚀性, 故数据均有较大的分散度。  
3. 摘自参考文献 [4] 的 423~429 页。

5.7 氮碳共渗及相关复合处理的工业应用

当温度与保温时间相同时, 铸铁件氮碳共渗后化合物层与弥散相析出层深度分别为 45 钢的 1/2 及 1/4 左右。

部分工件的处理方法与强化效果列举于表 7-6-40。  
40。

表 7-6-40 部分典型工件氮碳共渗或复合处理的强化效果

工件名称	材 质	处理工艺及主要参数	强化效果	备注
曲轴	QT600-3	气体氮碳共渗 (570℃×3~4.5h)	疲劳强度比正火高 30%~40%	解决了早期磨损与断轴问题
高精度冷作模具	Cr12, Cr12Mo, Cr12MoV	氮碳共渗 (510~540℃×2~4h)	与淬火、回火态相比, 寿命显著提高	共渗温度应略低于回火温度
米筛	20 钢, Q235 钢	氮碳共渗或 ANCT 处理 (650℃×5.5h 氮碳共渗+250℃×2h 时效)	较无毒原料盐浴氮碳共渗稳定, 寿命可进一步提高	盐浴氮碳共渗宜用 LT (B) 新工艺, 其处理周期比气体法短 30%~50%, ANCT 处理则只能用气体法
齿轮	45 钢 40Cr	LTC-1B (盐浴氮碳共渗, 565℃×2h→盐浴氧化)	比高频淬火畸变小, 寿命长 50% 以上, 库存 1 年以上不锈	卷烟机等机械用的齿轮原工艺为淬火+发黑, 库存 2~3 个月生锈
发动机高精度气门	4Cr9Si2 5Cr21Mn9Ni4N	LTC-1B (参数同齿轮, 但时间可≤1.5h) NOPO (盐浴氮碳共渗→氧化→抛光→第二次氧化)	圆柱度最大偏差≤8μm, 质量全阀达到五十铃公司 90 年代产的气门水平	经全负荷台架常温与高温试验, 跑车试验, 质量优良

注: 摘自参考文献 [4] 的 423~429 页。



6 钢和铸铁的渗硫、硫氮共渗与硫氮碳共渗

6.1 渗硫

已硬化的钢铁工件渗硫，表面可形成厚度为5~15μm的FeS+FeS<sub>2</sub>化学转化膜，达到降低摩擦系数、提高抗咬死性能的目的。

具有工业应用价值的渗硫方法及工艺参数如表

表 7-6-41 渗硫方法及工艺参数

方法	渗硫剂成分的质量分数 (%)	工 艺 参 数			备 注
		温度 (°C)	时间 (min)	电流密度 (A/dm <sup>2</sup> )	
低温电解渗硫	KSCN75+NaSCN25 另加 K <sub>4</sub> Fe(CN) <sub>6</sub> 0.1 K <sub>3</sub> Fe(CN) <sub>6</sub> 0.9	150~200	10~20	1.5~2.5	渗硫过程中盐浴连续过滤，解决了盐浴老化问题
离子渗硫	H <sub>2</sub> S+H <sub>2</sub> +Ar	500~560	60~120	—	可形成深度为25~50μm的渗硫层，添加Ar气，增大了铁的溅射量
气体渗硫	H <sub>2</sub> S 0.1~5+N <sub>2</sub> (或以H <sub>2</sub> 代N <sub>2</sub> )	150~650	10~180		炉膛有效容积越大，H <sub>2</sub> S用量越低，以免形成FeS <sub>2</sub> +S组成的、妨碍渗硫的结硫层

6.2 硫氮共渗及其与蒸汽处理结合的复合处理<sup>[1]</sup>

渗氮后渗硫能获得耐磨、抗疲劳与减摩、抗咬死性

7-6-41所示。

渗硫层硬度低于100HV0.05，未经整体硬化或表面未硬化的工件渗硫无应用价值；经过渗碳、碳氮共渗并淬火或渗氮、整体淬硬工件则可通过渗硫显著降低摩擦系数和提高抗擦伤、抗咬死性能，达到节能和延长寿命的目的。高速齿轮渗碳、淬火、回火和精磨后渗硫是最佳表面处理方案之一；凸轮、滚轮、活塞杆和叶片泵定子等件于硬化后渗硫，效果亦佳。

能，但需先后采用两种工艺。为减化工序，采用硫氮共渗及复合处理技术。

6.2.1 硫氮共渗及复合处理方法 (表 7-6-42)

表 7-6-42 硫氮共渗及复合处理主要工艺参数

方 法	介质成分的质量分数 (%)	处理温度 (°C)	保温时间 (h)	生产周期 (h)	备 注
无氰盐浴法	CaCl <sub>2</sub> 50+BaCl <sub>2</sub> 30 + NaCl 20; 另加 FeS 8~10 并将 NH <sub>3</sub> 导入盐浴	520~600	0.25~2	0.5~2.5	强化效果好，无污染，但防锈能力较差
气体法	H <sub>2</sub> S<0.5~10 NH <sub>3</sub> (余量)	500~650	0.5~3	2~5	炉膛容积越大，H <sub>2</sub> S 或 SO <sub>2</sub> 用量越低
	SO <sub>2</sub> 1~2 NH <sub>3</sub> 98~99				
气体硫氮共渗与蒸汽处理相结合的复合处理	共渗时 NH <sub>3</sub> : H <sub>2</sub> S = 9 : 1, 蒸汽处理时介质为 过热蒸汽	用于高速钢商 品刀具时为 540 ~560	1~1.5	2~2.5	硫氮共渗前、后各进行一次蒸汽处理，可用于处理高速钢刀具

6.2.2 硫氮共渗层的性能

W18Cr4V 钢经不同方法处理后的摩擦学性能见

表 7-6-43。

经硫氮共渗刀具的切削寿命与工件硬度和切削规范有关，硬度越高、转速或进刀量越大，提高倍率越大。



表 7·6-43 W18Cr4V 经不同方法处理后的摩擦学性能<sup>[1]</sup>

试样①的处理方法	对磨 2×10 <sup>4</sup> 转后的试验结果		Falex 试验终止时的状况			备 注
	失重 (mg)	摩擦系数	载荷 (N)	摩擦力矩 (N·m)	试样状况	
淬火→回火三次	100.80	0.065	6050	—	咬死, 磨出沟槽	
淬火→两次回火→ 气体氮共渗	—	—	11120	9.3	未咬合, 有轻度磨痕	
淬火→两次回火→ 气体硫氮共渗	45.00	0.025	14680	7.8	未咬合, 表面光洁	H <sub>2</sub> S 供给量偏高, 表面软质 FeS 膜较厚, 减摩性优但失重较大
淬火→两次回火→ 盐浴硫氮共渗	13.10	0.030	13345	8.5	未咬合, 表面光洁	

① 包括 Amsler 磨损试样和 Falex 抗咬死试样。

6·3 盐浴硫氮碳共渗及复合处理<sup>[1]</sup>

6·3·1 盐浴硫氮碳共渗及复合处理方法

硫氮碳共渗可在盐浴、气体介质和粉末渗剂中实施, 应用广泛的只有不污染环境的、称为 Sursulf 及 LT 法的熔盐硫氮碳共渗。

硫氮碳共渗及复合处理的主要特点列于表 7·6-44。

表 7·6-44 硫氮碳共渗及复合处理的若干特点

工艺名称	实 质	工序与主要参数	目的与主要特点	备 注
LT	无污染硫氮碳共渗	成品工件除油→在 520~580℃ 的 J-1 或 CR4 盐浴中共渗 10~240min; CN <sup>-</sup> 31%~39%①, S <sup>2-</sup> = (5~40)×10 <sup>-6</sup> ①	回火温度高于 520℃ 的各种钢铁工件经共渗后皆显著提高减摩、抗咬合、耐磨与抗疲劳性能; 无污染; 尺寸变化微小; 强化效果优良稳定, 应用面广	基盐 J-1、再生盐 Z-1 的功能分别与 CR4、CR2 相同; 工艺、专用盐、设备与检测标准配套, 易推广
Sursulf				
LTC-1A	硫氮碳共渗+氧化	硫氮碳共渗(多数工件在 550~570℃ 共渗 1~2h) → 330~380℃ 氧化 10~25min	在保持硫氮碳共渗层各项优良性能前提下, 于 Y-1 或 SL-1 氧化浴中将微量 CN <sup>-</sup> 转变成 CO <sub>3</sub> <sup>2-</sup> 并提高工件的耐蚀性	氧化盐 Y-1 的功能与 SL-1、AB1 相同
Oxynit				
LTC-2A	硫氮碳共渗与回火相结合, 必要时毛坯或半成品工件需进行强韧化处理	基体强韧化→加工至成品→硫氮碳共渗	工作过程中受冲击的刃、模具进行强韧化处理(细化与球化碳化物), 硫氮碳共渗与回火工序合二为一	
LTC-3A	硫氮碳共渗+等温淬火, 必要时毛坯或半成品工件应进行强韧化处理	基体强韧化→加工至粗磨→硫氮碳共渗→等温淬火→回火→精磨	T8、T10、9SiCr 等低温回火为终处理的钢制刃、模具, 经 LTC-3A 处理后, 减摩耐磨与抗疲劳性能显著提高	9SiCr、9Mn2V 等刃具、模具经处理后表层为含氮马氏体+含氮下贝氏体+微细球状碳化物, 耐用度显著提高

注: 1. 摘自参考文献 [25] 的 1987 (1): 55~62 页。

2. 摘自参考文献 [26] 的 29.1~29.7 和 30.1~30.12 页。

① 指质量分数。



共渗温度应略低于调质处理的回火温度，以利于减少工件几何参数的变化。大多数结构钢和不锈钢以  $565 \pm 5^\circ\text{C}$  为佳。除高速钢刀具处理时间通常不超过 0.5h 外，多数工件为 1~3h。氰酸根浓度视不同材质与要求的技术指标，在 30%~39% 区间内选择；如采用 LTC-3A 或 LTC-3B 工艺则以 38%~42% 为宜。氰酸根含量、温度与时间对共渗层厚度及各层深度的影响分别见图 7-6-50、图 7-6-51 及图 7-6-52。

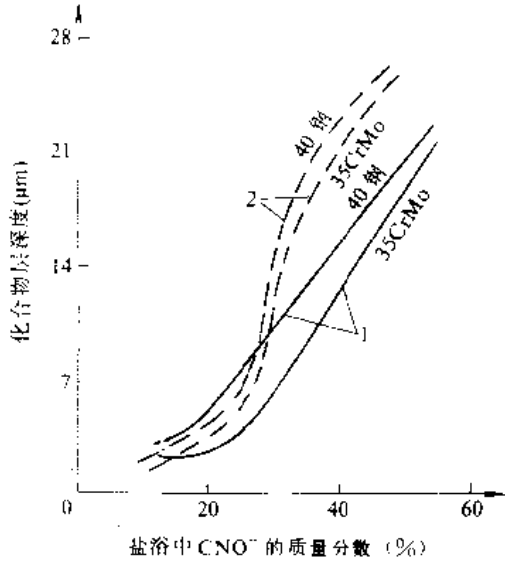


图 7-6-50 氰酸根含量对化合物层深度的影响 ( $570^\circ\text{C} \times 1.5\text{h}$ )  
1—时效盐浴 2—再生盐浴

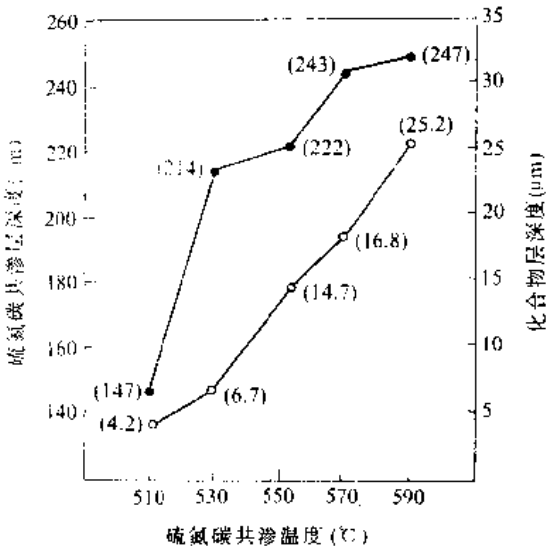


图 7-6-51 硫氮碳共渗温度对 35CrMoV 钢化合物层与硫氮碳共渗层深度的影响 (保温 1.5h)

### 6.3.2 硫氮碳共渗及复合处理层的组织与性能

除表面 0~10 μm 左右富集 FeS 相外，硫氮碳共渗

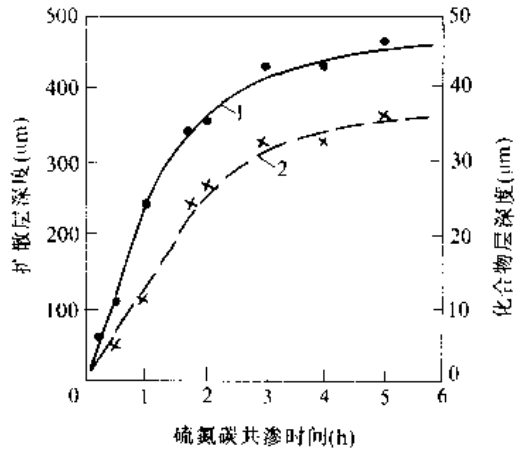


图 7-6-52 保温时间对 35CrMoV 化合物层及主扩散层深度的影响  
(共渗温度为  $550 \pm 5^\circ\text{C}$ )  
1—扩散层 2—化合物层

层的其余相组成物与氮碳共渗层相同，即化合物层由 FeS、 $\text{Fe}_{2-3}(\text{N}, \text{C})$ 、 $\text{M}_2\text{N}$ 、 $\text{Fe}_4\text{N}$  及  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  组成，其下为弥散析出区（主扩散层）及过渡层  $\alpha(\text{N})$ 。

硫氮碳共渗层的抗咬合性能、减摩性能，主要取决于渗层化合物区的组织结构，表层为  $\text{FeS} + \epsilon$  相，即  $\text{FeS} + (\text{Fe}, \text{M})_{2-3}(\text{N}, \text{C})$  时，抗咬合与减摩性能优良。不同钢种经硫氮碳共渗后，摩擦系数和抗咬死性能如表 7-6-45 所示。

硫氮碳共渗及其为基础的复合处理（如共渗后再氧化的 LTC-1A、Oxynit 工艺），由于表层处于压应力状态和提高了屈服强度而显著提高弯曲疲劳强度。以在 460MPa 应力水平下的调质 45 钢试样为例，未经表面处理者在  $4.37 \times 10^6$  周断裂；经 LT 或 LTC-1A 处理的两组直至  $1 \times 10^7$  周仍完好如初；镀铬组试样因氢脆而在  $4.35 \times 10^6$  周破坏<sup>①</sup>。

接触疲劳强度主要取决于渗层深度，但渗层硬度与强度提高幅度较大时，属浅层强化范畴的硫氮碳共渗与其相关的复合处理层，在非重载条件下能将 45 钢、25Cr2MoV 及 QT600-3 等试件的接触疲劳极限提高 25%~35%<sup>②</sup>。

① 指质量分数。

② 摘自参考文献 [4]：427 页。

③ 摘自胡以正，顾振声，五种低温（基体无相变）化学热处理工艺及性能测试国内外现状概要，热处理实践，1992（4）：1~7 页。



表 7-6-45 经不同方法处理后几种钢件的减摩和抗咬死性能

材 质	Falex 试样的 处理方法	载荷 (N)	停止试验时 的摩擦系数	失效与否与 失效形式	备 注
45 钢	调质	3560	$\infty$	失效, 咬死①	圆柱销与 V 形块冷焊 (下同) 锁紧销扭断, 试样咬合 试样光洁如初 试样光洁如初
	离子渗氮	11960	$>0.120$	未失效, 咬合	
	气体氮碳共渗	13350	$<0.110$	未失效	
	盐浴硫氮共渗	13350	$<0.110$	未失效	
38CrMoAlA	调质	1112	$\infty$	失效, 咬死	锁紧销扭断, 试样咬合 试样表面光洁
	气体氮碳共渗	11714	—	未失效, 咬合	
	盐浴硫氮碳共渗	12306	—	未失效	
25Cr2MoV	调质	1112	$\infty$	失效, 咬死	锁紧销扭断
	离子渗氮	10800	—	未失效, 咬合	
	盐浴硫氮碳共渗	12013	—	未失效	
4Cr5MoV1Si	调质	4840	$\infty$ (失效前 0.348)	咬死	Falex 圆柱销由 4Cr5MoV1Si 制造 并经不同方法处理; V 形块皆为 45 钢, 仅经调质处理
	离子渗氮	7340	$\infty$ (失效前 0.162)	咬死	
	气体氮碳共渗	9410	$\infty$ (失效前 0.127)	咬死	
	盐浴硫氮碳共渗	11790	0.101	未失效	
Cr28	固溶处理	1223	$\infty$ (咬死前为 0.720)	咬死	轻度咬合, 试样磨痕较浅 试样光洁如初
	离子渗氮	9560	0.124	未失效	
	盐浴硫氮碳共渗	13450	0.088		
1Cr18Ni12Mo2Ti	固溶处理	2780	$\infty$ (咬死前为 0.309)	咬死	试样光洁如初, 因达到预先设定的 摩擦力矩而自动停机, 实际上仍可继续 加载、正常运行
	盐浴硫氮碳共渗	8896	0.097	未失效	

① 因粘着磨损而导致冷焊后, 须用工具方可分离摩擦副称为咬死; 不用工具即可分离谓之咬合。

$Fe_{2-3}N$  及  $Fe_3O_4$  相在碱、盐、工业大气中耐蚀, 因此, 硫氮碳共渗尤其是共渗后氧化层在非酸性介质中耐蚀性良好。

上述盐浴硫氮碳共渗工艺以及复合处理工艺均具有优良的减摩、抗咬死、抗疲劳和较好的耐蚀性, 因此适用范围相当广泛。

## 7 钢的渗硼、渗硅及渗金属

### 7.1 渗硼

渗硼能提高钢铁、非铁金属与合金的表面硬度、耐磨性、红硬性、耐蚀性与抗高温氧化性能。

各种渗硼方法都有其不完善之处。固体法劳动条件差, 渗剂易氧化。液体法的盐浴流动性差, 易分层,

工件渗硼后难清洗。气体法的设备复杂, 气源问题也不易解决。表 7-6-46 所列为常用的渗硼剂成分与处理工艺。

为了提高基体材料的力学性能, 支承硬而薄的渗层, 某些工件渗硼后需进行淬火或正火。淬火温度应取常规温度的下限, 且必须低于  $FeB$  和  $Fe_2B$  的共晶转变温度 ( $1149^{\circ}C$ )。淬冷时应避免出现裂纹。

$FeB$  显微硬度为  $1800 \sim 2200HV_{0.02}$ ,  $Fe_2B$  为  $1200 \sim 1800HV_{0.02}$ 。渗硼工件比淬火、镀铬、渗氮工件具有更高的抗磨料磨损能力。工件渗硼后抗拉强度和韧性下降, 但抗压强度提高。钢件渗硼后在硫酸、盐酸、磷酸等水溶液中的抗蚀性能均明显提高, 但不耐硝酸及海水腐蚀。渗硼层具有一定的抗高温氧化性能。



表 7-6-46 渗硼剂成分与处理工艺

方法	渗剂成分的质量分数	基体材料	处理工艺		渗层厚度 (mm)	渗层组成及备注
			温度 (°C)	时间 (h)		
粉末法	B <sub>4</sub> C95%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 2.5%, NH <sub>4</sub> Cl2.5%	45	950	5	0.6	FeB+Fe <sub>2</sub> B
	KBF <sub>4</sub> 10%, SiC50%~80%, 余硼铁	45	850	4	0.09~0.1	Fe <sub>2</sub> B
	B <sub>4</sub> C5%, KBF <sub>4</sub> 5%, SiC90%	45	700~900	3	0.02~0.1	FeB+Fe <sub>2</sub> B
	B <sub>4</sub> C3%, Na <sub>2</sub> BF <sub>4</sub> 2%, 木炭粉10%, SiC85%	3Cr2W8V	900~950	4~5	0.07~1.3	Fe <sub>2</sub> B
涂渗法	B <sub>4</sub> C50%, CaF <sub>2</sub> 35%, Na <sub>2</sub> SiF <sub>6</sub> 15%, 桃胶水溶液	45SiMnMoV	920~940	4	0.12	FeB+Fe <sub>2</sub> B
	硼铁粉60%~80%, Na <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub> 10%~15%, NaF5%~10%, (NH <sub>2</sub> ) <sub>2</sub> CS2%~5%, 明胶①	45	800	4	0.12 0.054	Fe <sub>2</sub> B, 辉光放电渗硼 Fe <sub>2</sub> B, 电阻炉渗硼
	B <sub>4</sub> C10%, 硼砂, KBF <sub>4</sub> , NaF, SiC, 金属氧化物, 纤维素②	T8	900	4	0.1	Fe <sub>2</sub> B+FeB (少量)
		GCr15	900	4	0.08	Fe <sub>2</sub> B+FeB (少量)
3Cr2W8V		900	4	0.04	Fe <sub>2</sub> B+FeB (少量)	
粒状法	硼铁, 硼砂, KBF <sub>4</sub> , SiC, 粘结剂	45	900	4	0.1	Fe <sub>2</sub> B
	硼铁, 碳化硼, KBF <sub>4</sub> , 粘结剂	45	900	4	0.12	FeB+Fe <sub>2</sub> B
熔盐法	Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 80%, NaF10%, Al10%	45	950	6	0.231	FeB+Fe <sub>2</sub> B
	Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 70%, NaF10%, SiC20%	45	950	4	0.115	FeB+Fe <sub>2</sub> B
	Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 60%, NaCl15%, Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 15%, Si-Fe10%	45	900~950	4	0.1	盐浴流动性较好, 粘盐较易清洗
	NaCl180%, Na <sub>2</sub> BF <sub>4</sub> 15%, B <sub>4</sub> C5%	45	950	5	0.2	盐浴流动性较好
熔盐电解法	Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 90%, NaOH10%		600~700	2~6		电流密度 0.2A/dm <sup>2</sup>
	Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 85%, Na <sub>3</sub> PO <sub>4</sub> 15%		600~700	2~6		电流密度 0.2A/dm <sup>2</sup>
	Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 80%, B <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 20%, 另加 NaCl10%		950	2		电流密度 0.1A/dm <sup>2</sup>
气体法	B <sub>2</sub> H <sub>6</sub> :H <sub>2</sub> =1:25~75		850	扩散 2~3 2~4		B <sub>2</sub> H <sub>6</sub> 有毒, 价格昂贵
	BCl <sub>3</sub> :H <sub>2</sub> =5~10:100, N <sub>2</sub>					开始通 N <sub>2</sub> 排气与保护冷却
	BCl <sub>3</sub> :H <sub>2</sub> =5~10:100	纯铁	750~900	3~6	0.1~0.3	BCl <sub>3</sub> 易堵塞和腐蚀管道
流态床法	石墨 25%~85%, B <sub>4</sub> C62.5%~15%					通过布风板送入气体
	Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 10%~15%, NH <sub>4</sub> Cl2%~5%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 10%~8%					

① 摘自参考文献 [6] 的 1991 (11): 3~6 页。

② 摘自参考文献 [6] 的 1988 (12): 22~26 页。

7.2 渗硅

渗硅层(含硅约14%<sup>⊖</sup>的固溶体)对氧化性及还原性的酸如硫酸、硝酸及有机酸,有良好的抗蚀性。亦能抗大多数盐及稀碱的侵蚀,不耐氢氟酸及强碱的腐蚀。浓硫酸(92%~98%)<sup>⊖</sup>泵的叶轮螺母、稀硫酸中工作的阀杆及轴套等,渗硅效果良好。难熔的钼、铌及其合

金,渗硅后抗高温氧化性能大为提高。钼有良好的高温强度,但704℃氧化失重,而渗硅后在大气中加热至1400℃,持续数百小时无损毁。Nb-27.5Ta-11W-0.9Zr合金,渗硅后可抗烧损,用于宇航技术。

渗硅层孔隙问题、脆性问题、渗剂配方及工艺等等均有待研究和改进。

渗硅方法、渗剂成分及处理工艺列于表7.6-47。

表 7.6-47 渗硅方法、渗剂成分与处理工艺

方法	渗剂成分的质量分数	处理工艺		渗层厚度 (mm)	备注
		温度(℃)	时间(h)		
粉末法	硅铁80%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 8%, NH <sub>4</sub> Cl12%	950	1~4	0.3~0.4	Q235A、45及T8钢渗硅后,孔隙度达44%~54%,减摩性良好
	硅铁(Si98%)70%,石墨粉(<50μ)30%,另加NaF2%, KF·HF1%,以上组成物于1050℃焙烧30min作为混合物料。混合物料90%,硅铁7%,石墨粉3%,另加NaF0.5%, KF·HF1%	1050	0.5	0.6~0.7	Q235A钢渗硅后随炉空冷,粘结层易清除
	硅铁粉40%~60%,石墨粉38%~57%, NH <sub>4</sub> Cl3%	1050	4	0.95~1.1	粘结层易清理
熔盐法	(Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub> 2/3+NaCl1/3)80%~85%,硅钙20%~15%	950~1050	2~6	0.044~0.31 (工业纯铁)	硅钙粒:0.06~1.4mm
	(Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub> 2/3+NaCl1/3)90%, SiC35%	950~1050	2~6	0.04~0.20 (工业纯铁)	硅铁粒度:0.3~0.6mm,可得无孔隙渗硅层
	(Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub> 2/3+NaCl1/3)65%, SiC35%	950~1050	2~6	0.05~0.44	
	BaCl <sub>2</sub> 50%, NaCl50%,外加硅铁15%~20%(含Si70%~90%)	1000	2	0.35 (10钢)	硅铁粒度:0.3~0.6mm
	Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub> 100% Na <sub>2</sub> SiO <sub>3</sub> 95%, NaF5%	1050~1070	1.5~2	电流密度 (A/cm <sup>2</sup> ) 0.2~0.35	可得到无孔隙渗硅层
气体法	硅铁(或SiC)+Cl <sub>2</sub> +Ar(或N <sub>2</sub> )	950~1050			
	硅铁(或SiC)+HCl(或外加稀释气体)	950~1050			催渗剂可用卤化铵代替
真空法	硅粒3~5mm,真空度1.33×10 <sup>-2</sup> ~10 <sup>-3</sup> Pa	1280	2.25		0.35mm电工钢双面渗硅,硅的质量分数达66%,提高导电性
	Si50%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 50%	950~1000	10	0.01~0.03	提高钛合金抗氧化性和在硫酸中的稳定性
流态床法	用氩气带碘蒸气入流态床与硅粒子反应	先790	2	0.038~0.051	提高钼合金飞行器抗氧化性
		后1010	6		

7.3 渗金属

7.3.1 渗铝

将一种或一种以上的金属元素通过扩散渗入工件表层的化学热处理工艺的总称。

渗铝是提高钢(碳素钢、低合金钢、不锈钢)和镍

⊖ 皆指质量分数。



基、钴基耐热合金抗高温氧化能力和抗含硫介质腐蚀学性能，亦可进行渗铝。  
的有效方法。 机械制造中采用的几种渗铝方法见表7·6-48。

为了改善铁基粉末制品、铜合金和钛合金件的力

表 7·6-48 几种渗铝方法示例

方法	渗剂成分的质量分数	处理工艺		渗层厚度 (mm)	备注
		温度 (°C)	时间 (h)		
粉末法	Al-Fe 粉 35%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 65%, 外加 NH <sub>4</sub> Cl 1%, KF·HF 0.5%	950~980	6	0.4	处理低碳钢托架、挂钩等工件, 成本低
	Al 粉 15%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 粉 85%, 外加 NH <sub>4</sub> Cl 0.5%, KF·HF 0.5%	750	6	0.04	用 H <sub>2</sub> 保护, 处理 Ni 的质量分数 10% 的 527 铁基合金燃气轮机叶片
	Al 粉 5%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 95%, 外加 NH <sub>4</sub> Cl 0.1%	1000			用于 Ni 镍基, Co 基合金的表面保护
液体法	工件经除油、冲洗及酸洗后: 1. 助镀 浓盐酸 (工业级) 1L 锌块 5~6g 2. 烘干 3. 热浸铝 4. 扩散退火	室温 220~250 740~780 900~950	4~5min 10~25min 10~25min 5~6		氮肥设备中的工件 (工作介质, 当量浓度 N 为 9 的浓氨水加碳酸氢铵) 渗铝后可使用 8 个月以上, 可代替不锈钢
	工件装筐后浸入熔融的还原性盐浴冷水冲洗 在 H <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> 8%~10% 中酸洗冷水冲洗, 喷淋 热空气干燥 浸入如下成分的浴中: NaCl 40%, KCl 40%, AlF <sub>3</sub> 10%, Na <sub>3</sub> AlF <sub>6</sub> 10% 浸入铝浴 (99% Al) 扩散退火	535~540 70 704 700 约 1100	20~25min 15~20min 8~15min 1~2.5min 2	按单位面积积覆铝量而定, 当其 380~400 g/m <sup>2</sup> 时, 厚约 0.07	用于高温下受局部应力的工件, 如镍基合金的燃气轮机叶片, 渗铝后, 在 815~925°C 之间可提高抗氧化和抗热震性能, 扩散退火后, 炉冷至 760°C 出炉
	铝铁在 NH <sub>4</sub> HF <sub>2</sub> 0.5%~1% 水溶液中活化 活化后的 60~80kg 铝铁置于渗碳炉的鸟笼式料筐外的周围, 通入氩气保护	950	1.5~2	0.01~0.015	用来处理铁、镍基耐热合金空心叶片
气体法	铝铁粉 100 份, 氯化铵 4 份 (撒在反应室的料盘中) 每 10L 反应室容积约用渗剂 160g	830~1000	5~6	约 0.018	真空度为 6.67Pa 吸潮剂 P <sub>2</sub> O <sub>5</sub> 若已潮解应及时更换, 此法适用于处理铁基与镍基合金
	铝铁粒 + NH <sub>4</sub> Cl (或 NH <sub>4</sub> F, NH <sub>4</sub> I)	850~1050	2~8		铝铁可炉外活化, 铝的卤化物在低温易凝固, 需常疏通排气管
热喷涂渗入法	将铝喷涂在工件上 (一般 0.4~0.5mm), 加热扩散	950~1050	2~4	0.2	适宜于大件或单件生产
	1. 工件酸洗后用感应加热法预热至 150~315°C 2. 工件在旋转前进时喷涂纯度在 99% 以上的铝 3. 感应加热扩散	5~20s 内 达到 790~860°C	5~405s	约 0.025	每小时可生产耐热合金的汽车提升阀 3000~4000 只, 处理后阀面不必加工 在 1100°C 工作的厚 8mm 的 1Cr18Ni9Ti 钢制马弗罐, 原来只能用 15 炉次; 喷铝 0.3~0.5mm, 并扩散退火后, 可用 40~60 炉次
料浆法	Al-Fe 合金粉末 88%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 10%, NH <sub>4</sub> Cl 2%, 用水解硅酸乙酯作粘结剂	950~1000	2~4		将料浆刷涂, 喷涂或浸渍在清洁的工件上, 然后扩散





7.3.2 渗铬

能,是提高零件使用寿命,以廉价材料代替不锈钢和耐热钢的重要途径。冶金工业用渗铬来生产具有一般不锈钢性能的复合钢板。常用的几种渗铬方法见表 7.6-49。

渗铬层具有优良的耐腐蚀、抗高温氧化和耐磨损性

表 7.6-49 常用渗铬方法示例

方法	渗剂成分的质量分数	处理工艺		渗层厚度 (mm)	备注
		温度 (°C)	时间 (h)		
固 体 法	Cr 粉 50%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 48%~49%, NH <sub>4</sub> Cl1%~2%	980~1100	6~10	0.05~0.15	低碳钢渗铬层厚度
		980~1100	6~10	0.02~0.04	高碳钢渗铬层厚度
	Cr 粉 73.5%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 23%, NH <sub>4</sub> Cl2%, NaF1%, KHF <sub>2</sub> 0.5%	1000~1100	4~8	0.05	低碳钢, NaF, KHF <sub>2</sub> 是清洁剂
	Cr 粉:Fe 粉:Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> =2:1:7 另加 NH <sub>4</sub> Cl1%~2%, 通 H <sub>2</sub>	1050	20	0.03~0.04	渗层表面 Cr 的质量分数可达 80%, S590 合金
	Cr-Fe 粉 60%, NH <sub>4</sub> Cl2%~5%, KBF <sub>4</sub> 5%~10%, NH <sub>4</sub> F 1%~2% 余 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>				添加粘结剂形成粒状渗剂,可减少 Cr 粉消耗,加快渗速
Cr 粉 97%, NH <sub>4</sub> Cl3%, 用正硅酸乙酯浸润工件				高频感应加热快速渗铬,渗层厚度均匀,可见到过渡层。表面洁净,无光泽,无粘附	
液 体 法	Cr <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 粉 10%~12%, Al 粉 3%~5%, Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 85%~90%	950~1050	4~6	0.015~0.02	
	BaCl <sub>2</sub> 70%, NaCl30%, 另加盐酸处理过的 Cr 粉 (或 Cr-Fe 粉)	1050	1~5		用还原气氛保护
	Ca 粉 90%, Cr 粉 10%	1100	1	0.05	用 Ar 气或浴面覆盖保护剂
气 体 法	Cr 块 (经 NH <sub>4</sub> F·HF 活化处理), NH <sub>4</sub> Cl, H <sub>2</sub>	1050	6~8	0.02~0.03	35CrMo, 断续加入 NH <sub>4</sub> Cl, 通 H <sub>2</sub>
		1050	6~8	0.2	气纯铁, 断续加入 NH <sub>4</sub> Cl, 通 H <sub>2</sub> 气
	α 合金 (活性铬源), 氟化物 (清洗剂) 通卤化氢, H <sub>2</sub>	900~1000	5~12	0.254~0.38	Alphatized 法
	CrCl <sub>2</sub> , N <sub>2</sub> (或 H <sub>2</sub> +N <sub>2</sub> )	1000	4	0.04	42CrMo, 日本
真 空 法	Cr 块	950~1050	1~6	0.03	真空蒸发, 1.33~0.133Pa, T12 钢
	CrCl <sub>2</sub>	1100	5		低 (减) 压气体法, 2666.4Pa
	Cr30%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 70%, 外加 HCl5%	1000~1100	7~8		低真空粉末法, 13.3Pa

7.3.3 渗钒、渗铌和渗钛

钢渗钒、铌、钛与钽可获得碳化物型渗层。这类渗层的硬度和耐磨性极高,工艺简便易行,不需复杂的设备,已进入工业应用阶段。

形成金属碳化物型渗层有三种方法,其渗剂成分与处理工艺见表 7.6-50。

7.3.4 共渗与复合渗

为了提高渗层的综合性能,同一工序渗入多种元素的处理称共渗;分别依次渗入多种元素的处理称复合渗。此类渗层能满足新兴技术发展对金属材料表面性能提出的更高要求。

共渗与复合渗示例见表 7.6-51。



表 7·6-50 形成 V、Nb、Ti 碳化物层的方法与工艺

方法	渗剂成分的质量分数	处理工艺		碳化物层厚度 (μm)
		温度 (°C)	时间 (h)	
硼砂盐浴法	V 粉 (或 V-Fe 粉) 10%, Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> (脱水) 90%	1000	5.5	22~24.5
	V <sub>2</sub> O <sub>5</sub> 粉 10%, Ca-Si 粉 5% (或 Al 粉 5%), Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 85%	950~1000	8	15~25
	Nb 粉 7%~10%, Nb <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> (脱水) 90%~93%	1000	5.5	17.2~20
	Nb <sub>2</sub> O <sub>5</sub> 粉 10%, Al 粉 9%, Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> 81%	1000	4	12
中性盐浴法	KCl 22.2%, NaCl 22.2%, V-Fe 粉 44.4%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 11.2%	1000	5	
	(2KCl+Ba <sub>2</sub> Cl) 95%, K <sub>2</sub> TiF <sub>6</sub> 5%			
	NaCl 40%, Na <sub>2</sub> CO <sub>3</sub> 10%, 加入 Ti-Fe (或 W-Fe) 40% 和 Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 10% 混合物	1000	1~5	2~13
	BaCl <sub>2</sub> , Na <sub>2</sub> B <sub>4</sub> O <sub>7</sub> (脱水), 渗 V 剂	950	4	10
粉末法	V-Fe 粉 50%, NH <sub>4</sub> Cl 5%, 过氯乙烯 5%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 40%	1000	6	10
	V-Fe 粉 50%, KBF <sub>4</sub> 10%, NH <sub>4</sub> Cl 6%, Al 1%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 33%	960	6	10~15
气体法	扩散元素的卤化物气氛, H <sub>2</sub> , CH <sub>4</sub>	800~1200		
	Ti-Fe 粉 (Ti 42.6%) 64%, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (300 目) 34%, NH <sub>4</sub> Cl 2%, Ar 气保护	850~900	1~5	

表 7·6-51 共渗与复合渗示例

渗层	基体材料	渗剂成分的质量分数及渗层特点	应用范围
硼铝	钢, 镍基耐热合金	<p>1. (84%B<sub>4</sub>C + 16%Na<sub>2</sub>B<sub>4</sub>O<sub>7</sub>) 85% + (97%Fe-Al + 3%NH<sub>4</sub>Cl) 15% 组成渗剂, 1050°C × 4h, T8 钢层厚 200μm, 10 号钢为 217μm, 耐磨性比渗硼高。组织形态与渗硼层差别甚小; 铝和铁少量地溶入硼化铁或渗层的缺陷部分</p> <p>2. B<sub>4</sub>C, KBF<sub>4</sub>, SiC, NaF, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 另用 1053 树脂调成膏剂 850~950°C × 5~6h, 层厚 0.05~0.1mm, T10 钢共渗层 1500~2000HV</p> <p>3. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, NaBF<sub>4</sub>, B<sub>4</sub>C, Al, NH<sub>4</sub>Cl, 组成粉末渗剂 850~900°C × 3~5h 层厚 0.07~0.13mm, 5CrMnMo, 3Cr<sub>2</sub>W<sub>8</sub>V 等, 1300~1900HV</p> <p>4. H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub>, NaCl, Al-Fe, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, B<sub>4</sub>C, Na<sub>3</sub>AlF<sub>6</sub> 等组成熔盐渗剂, 840~870°C × 3~4h, 层厚 0.07~0.13mm, 5CrMnMo, 3Cr<sub>2</sub>W<sub>8</sub>V 等, 1100~1800HV</p> <p>3.4. 的共渗层组成相为 Fe<sub>2</sub>B, Fe<sub>3</sub>Al, FeAl, Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub></p>	用于要求比渗硼层的耐磨性还要高些或高温性能更好的工件, 或用于要求快速渗硼的情况。这类渗层的耐热性和抗蚀性比单独渗硼或渗铝的单元渗层都好些, 改善了渗硼层脆性
硼铝	钢	在渗硼剂中添加适量供铝剂 ZrO <sub>2</sub> , 制成膏剂, 950°C × 2~10h 层厚 0.04~0.1mm	改善渗硼层脆性, 提高抗动载能力, 用于模具

冶金工业出版社 请尊重作者版权



(续)

渗层	基体材料	渗剂成分的质量分数及渗层特点	应用范围																		
硼氮复合渗	钢	硼铁, $B_4C$ 为供硼剂, $Al_2O_3$ , $SiC$ 为填充剂, $KBF_4$ , $NaF$ 或 $NH_4HCO_3$ 为催化剂, 以尿素为供氮剂, 先 $570\sim 630^\circ C \times 3h$ 渗氮, 再升温于 $850\sim 900^\circ C \times 5\sim 6h$ 渗硼, 层厚 $> 0.15mm$ , 由 $FeB$ , $Fe_2B$ , $Fe_3(C, B)$ , $Fe_3N$ 等相组成	比渗硼层脆性低, 抗盐酸腐蚀性能比不锈钢好																		
碳硼复合渗	钢	1. 渗碳剂为木炭 $96\% + Na_2CO_3 6\%$ , $930^\circ C \times 6h$ , 渗碳层厚 $1.5\sim 1.8mm$ , 再于 $B_4C 4\% + KBF_4 2\% + Na_2CO_3 0.2\% + SiC 93.8\%$ 渗硼剂中 $950^\circ C \times 4\sim 6h$ 渗硼, 渗硼层厚 $0.08\sim 0.14mm$ 2. 先于氮气+甲醇+丙烷组成的渗剂中渗碳, $930^\circ C \times 17h$ , 层厚 $2.5mm$ , 再于粒状渗硼剂中 $930^\circ C \times 12h$ 渗硼, 层厚 $0.1\sim 0.14mm$	用于既要高的接触疲劳强度又要高耐磨性的牙轮钻头(轴颈部分)等零件, $20CrMnTi$ 钢碳硼复合渗的耐磨性比单渗碳高 $1.5$ 倍以上, 且较高载荷较高滑动速度下不咬合																		
铬铝	镍基合金及合金钢	1. $Cr-Al$ 合金 ( $67.9\%Cr + 20.4\%Al + 0.06\%C + Fe$ 余量) $98\%$ $NH_4Cl$ $2\%$ 2. $Cr-Al$ 合金 $68\%$ $Al_2O_3$ $30\%$ $NH_4Cl$ $2\%$ $1180^\circ C \times 4h$ , 渗层厚 $60\mu m$	镍基合金共渗后比单渗铬或铝的耐热性都高。例如 $980^\circ C$ 时, 比渗铝的高 $15\%\sim 20\%$ 可用于固定式燃气轮机叶片及其他耐热构件																		
铬铝硅	碳素钢、合金钢、不锈钢、耐热钢	$Cr_2O_3$ $85\%$ $SiO_2$ $15\%$ } $70\%\sim 60\%$ } $70\%$ } $95\%$ $Al$ $30\%\sim 40\%$ } $30\%$ } $5\%$ $Al_2O_3$ $30\%$ $AlF_3$ $5\%$ 渗层厚(以 $45$ 钢、 $T8$ 钢为例)与加热温度及时间的关系如下: <table border="1" style="margin-left: auto; margin-right: auto;"> <tr> <td></td> <td><math>45</math> 钢</td> <td><math>T8</math> 钢</td> </tr> <tr> <td><math>1100^\circ C \times 2h</math></td> <td><math>120\mu m</math></td> <td><math>110\mu m</math></td> </tr> <tr> <td><math>1100^\circ C \times 4h</math></td> <td><math>130\mu m</math></td> <td><math>120\mu m</math></td> </tr> <tr> <td><math>1100^\circ C \times 8h</math></td> <td><math>170\mu m</math></td> <td><math>160\mu m</math></td> </tr> <tr> <td><math>1000^\circ C \times 8h</math></td> <td><math>150\mu m</math></td> <td><math>140\mu m</math></td> </tr> <tr> <td><math>800^\circ C \times 8h</math></td> <td><math>140\mu m</math></td> <td><math>130\mu m</math></td> </tr> </table>		$45$ 钢	$T8$ 钢	$1100^\circ C \times 2h$	$120\mu m$	$110\mu m$	$1100^\circ C \times 4h$	$130\mu m$	$120\mu m$	$1100^\circ C \times 8h$	$170\mu m$	$160\mu m$	$1000^\circ C \times 8h$	$150\mu m$	$140\mu m$	$800^\circ C \times 8h$	$140\mu m$	$130\mu m$	直升飞机铝叶片(其边缘 $1500\sim 1600^\circ C$ )的处理。可保护中碳钢及高碳钢使其不受硝酸水溶液的腐蚀。 适用于燃气轮机进气、测温的抗冲刷的套管, 燃气系统构件, 燃烧室等。亦可用作热处理炉底板及坩埚的保护层
	$45$ 钢	$T8$ 钢																			
$1100^\circ C \times 2h$	$120\mu m$	$110\mu m$																			
$1100^\circ C \times 4h$	$130\mu m$	$120\mu m$																			
$1100^\circ C \times 8h$	$170\mu m$	$160\mu m$																			
$1000^\circ C \times 8h$	$150\mu m$	$140\mu m$																			
$800^\circ C \times 8h$	$140\mu m$	$130\mu m$																			
铝-稀土	镍基合金钢	采用含 $40\%$ 混合稀土合金 ( $Zn 53\%$ , $La 25\%$ , $Nd 16\%$ 和 $Pr 5\%$ ) 和 $Al 40\%$ 的铝稀土合金粉末, 将合金零件装箱放于真空炉(或通氢、氩气)中, 对 $GH146$ , $GH414$ 合金进行铝稀土共渗 $950\sim 1100^\circ C \times 2\sim 6h$ , 层厚 $20\sim 30\mu m$ 。表层为富集稀土元素的薄层, 以下依次为 $Ni_2Al_3$ , $NiAl$ 和 $Al$ 在 $Ni$ (实际还含 $Cr$ 等) 中的固溶体	对提高抗高温腐蚀和抗热疲劳性能效果优良																		

此为公司制作请尊重版权



# 第7章 热处理生产机械化和自动化<sup>[28]~[31]</sup>

## 1 连续作业炉的机械化

### 1.1 工件运送方式及分类

在热处理连续作业炉内机械化运送工件的几种主

要方式,列于表7-7-1。

设计工件在炉内的运送方式时必须考虑:材料的高温力学性能、抗高温气体腐蚀能力、材料的热膨胀系数和高温摩擦系数等。运送机构应稳定可靠,并按工艺要求决定炉体系统的气密程度。

表7-7-1 热处理炉内机械化运送工件方式

名称	示意图	驱动方式	特点	适用范围
推杆运送		液压式 气动式 机械式	运送时工件间无摩擦、碰撞,系统易实现密封 需用耐热钢多,投资大,实现装卸料机械化较难	各种中小型工件的多种热处理,较多用于精密件的气体化学热处理
振底运送		气动式 机械式 电磁式 复合式	工件与炉底板在热态下有摩擦,工件间相互碰撞,并有惯性力作用在工件上 结构较简单,便于实现装卸料的机械化	形状简单的中、小型工件的热处理
输送带运送		机械式	工件运送平稳,无摩擦、碰撞,结构较简单 需用耐热钢多,维修工作量大,密封较困难	中小型工件和标准件的淬火和回火加热炉
螺旋滚筒运送		机械式	工件运送时相互碰撞,并与炉罐有摩擦,系统密封性尚好 结构较简单,装卸料易实现机械化	球形、圆柱形及其他形状简单的小型工件热处理
转底运送		机械式 液压式	工件运送稳定,无摩擦、碰撞,装卸料工位可布置在一处 传动和密封较复杂,维修较麻烦	大齿轮淬火加热炉和非铁金属制件的淬火、回火加热炉
步进运送		机械式 液压式	工件运送平稳,每步运送距离较准确 移动梁与固定梁之间有缝隙,炉气不易控制,热损失大	钢管、板簧、轴类和条形工件的热处理炉,且多数用于火焰炉
辊底运送		机械式	运送时工件表面与辊子有摩擦,结构复杂,需用耐热钢多	长管、长条形和长圆柱形工件的加热炉,在采用料盘的情况下,也可用于小型工件的热处理



1.2 推杆运送

推杆运送装置主要由推料机、导轨、料盘或料筐等组成。

1.2.1 推料机

推料机的驱动有气动、液压、机械和电动的。选用时要考虑工厂和车间的具体条件。

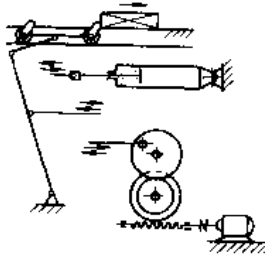
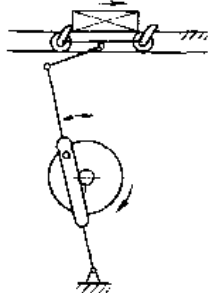
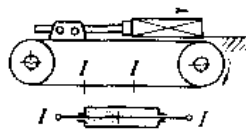
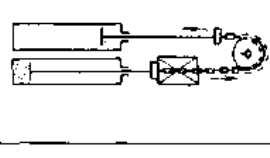
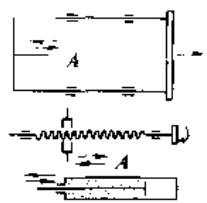
设计推料机时要求其动作平稳,有足够刚性,无振动现象。推料机上应设置推力保护和行程保护。

表 7-7-2 是常用推料机的结构和特点。

图 7-7-1 和图 7-7-2 是常用几种单料盘拉料机和多料盘拉料机(步进式运送机)的结构示意图。

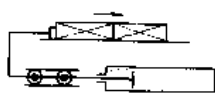
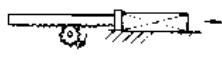
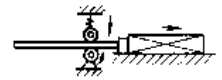
设计多料盘拉料机时应注意推头的数目要相当于拉料机上的料盘数,推头间的距离则等于拉料机的行程,并且应稍大于料盘长度。

表 7-7-2 常用推料机的结构和特点

名称	示意图	特点
杠杆式		适于运送较轻的工件,运送距离不长,运送速度较小;可用异步电动机、气动或液压装置驱动。电动机驱动的杠杆式推料机,推头行程一般局限在 500mm,可同时完成往返行程。采用气动或液压驱动时,机构的传动系统大大简化,推头行程可显著增加
曲柄式		应用不太普遍,这种机构中推头向前和向后的速度是不同的;由电动机驱动
链式		推头可伸入炉膛。这种推料机与液压推料机相比,结构紧凑,成本较低。图比 I-I 处表示气动或液压驱动用的气缸
双槽式		气动或液压驱动,料盘可在两个槽中作不同步运送
丝杆式和液压式		适用于要求推力较大的场合(推力可达几十吨),推头行程较长(1~2m)。丝杆推料机的丝杆由电动机经蜗轮减速器驱动;由于推送时在丝杆中产生的应力较大,设计时宜采用特殊的刚性构架,使丝杆在拉力条件下工作,而不受纵向弯曲作用。推送速度恒定 液压推料机也采用刚性构架,使连杆在工作行程中不受纵向弯曲作用;连杆直接固定在与推头相对的横梁上。推送速度可在很大范围内变动,一般为 2~4m/min



(续)

名称	示意图	特点
带移动气缸的液压式		连杆可相对推送面移动
齿条式		由于需要传动比很大的减速器和大功率电动机,成本相应较高,使用受到限制;推力可达 $(10\sim 25) \times 10^4\text{N}$ , 推头行程较大,推送速度为 $6\sim 8\text{m}/\text{min}$ 或更高
摩擦式		推送速度很高,可达 $25\sim 30\text{m}/\text{min}$ ; 推头行程长,可达 $5\text{m}$ 。推力不超过 $(0.5\sim 1) \times 10^4\text{N}$ , 广泛用于从炉中推出坯件

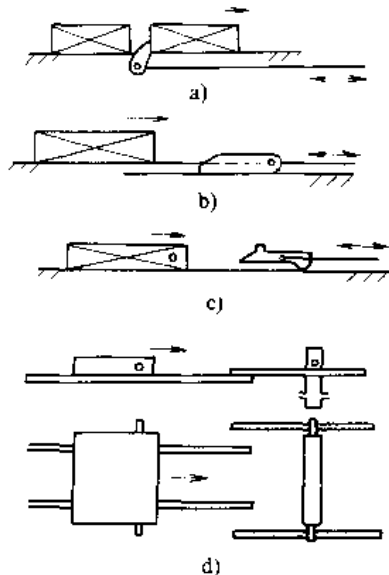


图 7-7-1 单料盘拉料机示意图

- a) 从后侧拉料 b) 利用托块拉料 c) 利用低头爪钩  
通过料盘上的两个凸耳拉料 d) 料盘翻转装置。  
(淬火时由宽轨支撑料盘两耳,料盘翻转,工件自动落入淬火槽)

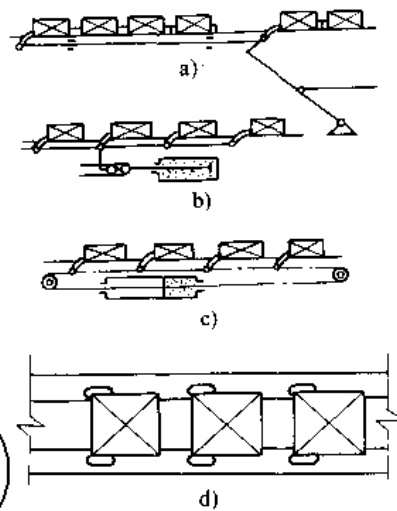


图 7-7-2 多料盘拉料机示意图

- a) 杠杆式 b) 液压式 c) 链式 d) 侧钩式

料盘底部如不设导向槽,则应在导轨的进料端设置料盘导向装置,对大型炉,在导轨中部和转向处也应有若干导向装置。

除导轨外,支承料盘的形式还有固定滚轮、钢球和滚柱等。

### 1.2.2 导轨

炉内导轨必须用耐热钢或碳化硅制造。对整根导轨应在进料端固定,出料端能自由膨胀;对分段导轨,除首尾两段需一端固定外,其余各段均不固定,并留膨胀缝  $(\leq \frac{1}{4} \times \text{料盘长})$ 。导轨坡度应  $< 5/1000$ ; 采用三根导轨支承时,中间导轨的轨顶应比两旁的低约  $3\sim 5\text{mm}$ 。

### 1.2.3 料盘或料筐

料盘或料筐在热态下承受工件重量和传递推料机推力,必须具有足够的高温强度。在此前提下,料盘或料筐的开孔面积应尽量大,分布要对称、均匀。方形料盘不易变形,运送和转向方便,应用最为普遍。

侧向出料的炉子,在出料一端应设置料盘限位机



构。

为保证料盘或料筐的连续循环使用,可设置料盘返回机构,有链条式、小车牵引式、推杆式和辊道式的几种。在推杆式炉生产线上大多采用拉杆机构,使装有

工件的料盘返回,同时完成工件的其他后处理。

图7-7-3是拉杆机构示意图。油缸行程 $l=d+b$ ( $b$ 为料盘长), $d_1$ 应略小于 $d$ ,料盘被分开的距离 $s=d-d_2$ 。

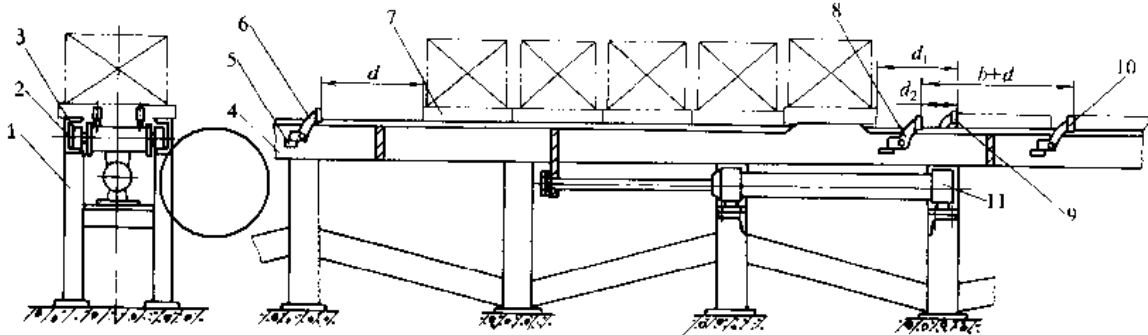


图 7-7-3 拉杆机构示意图

1—架身 2—轨道 3—滚轮 4—拉杆 5—挡块 6, 8, 10—拉杆爪钩 7—料盘 9—支架爪钩 11—油缸

### 1.3 振底运送

振底运送装置主要由振动机构、底板和支承等组成。

#### 1.3.1 振动机构

常见的振动机构是由机械、气动和电磁驱动的。

机械振动机构常采用凸轮和弹簧相配合,运动可靠,但结构较复杂;调节采用无级变速(见图7-7-4和图7-7-5)。

图7-7-6和图7-7-7所示。

电磁振动机构(图7-7-8)是当激振电磁铁的线圈

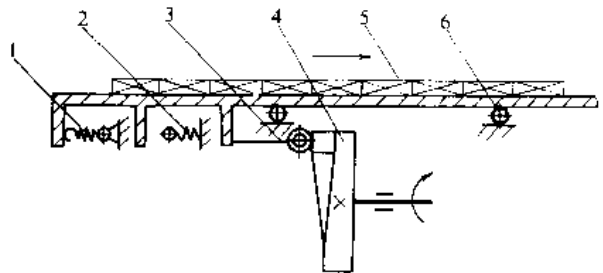


图 7-7-5 圆柱端面凸轮振动机构示意图

1—拉簧 2—缓冲器 3—滚子从动杆  
4—圆柱端面凸轮 5—工件 6—滚轮

前进 →  
返回 ←

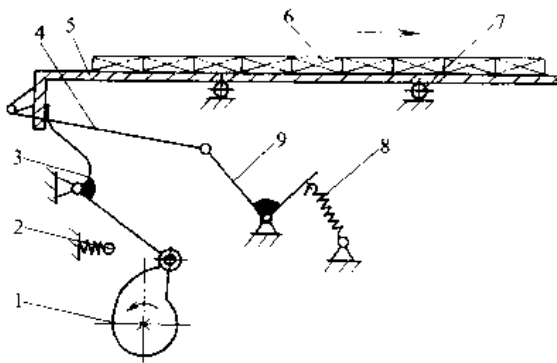


图 7-7-4 盘形凸轮振动机构示意图

1—盘形凸轮 2—缓冲器 3—滚子从动杆 4—连杆  
5—底板 6—工件 7—滚轮 8—拉簧 9—摆杆

气动振动机构的结构简单,动作灵敏,但受气压稳定程度的影响较大;调节采用时间继电器或旋转分度触头。

气动振动机构有小型的和大型的两种,前者靠单向节流阀控制,后者采用专用气缸及分配阀使底板快速前进、急骤停止和缓慢返回。这两种气路系统分别如

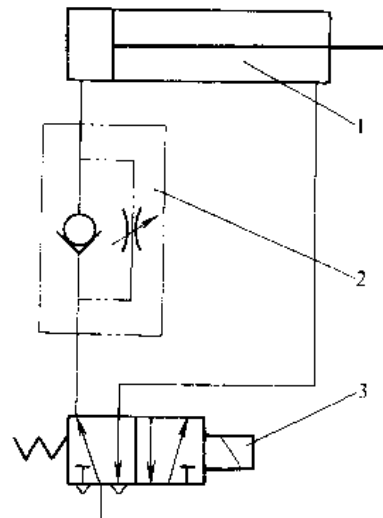


图 7-7-6 小型气动振动装置气路系统  
1—气缸 2—单向节流阀 3—电磁气阀



通以交流或脉冲直流电时，衔铁间产生间歇的使底板振动的电磁牵引力。电磁振动装置通常在共振状态下

工作，若设备安装后系统的固有频率与激振频率相差较大，可调整板簧厚度，使两者相近。

复合振动机构的组成和工作原理见表 7-7-3。

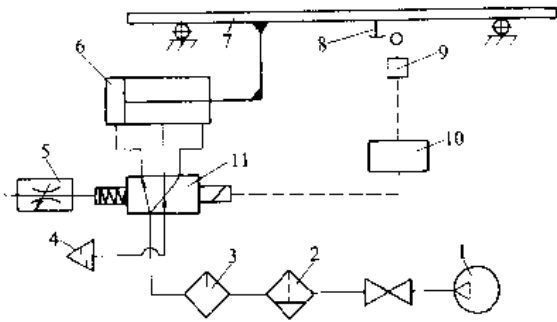


图 7-7-7 大型气动振动装置气路系统

- 1—气源 2—分水滤气器 3—油雾器 4—消声器
- 5—可调节节流阀 6—气缸 7—底板 8—撞块
- 9—行程开关 10—时间继电器 11 分配阀

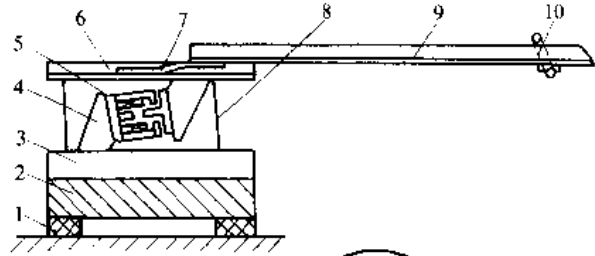


图 7-7-8 电磁振动装置结构示意图

- 1—减振橡皮垫 2—平台 3—底座 4—电磁铁座
- 5—激振电磁铁 6—槽板 7、8—板簧
- 9—底板 10—吊挂式支承

表 7-7-3 复合振动装置

示意图	工作原理
<p>1—气缸 2—底板 3—油缸</p>	油缸活塞推动气缸活塞与底板向左低速运动，并压缩弹簧，到规定行程，油路换向，打开油缸右腔大排油口，底板与气缸活塞、油缸活塞一同借弹簧推力反向加速运动，到达工作行程时，气缸活塞因“气垫”作用而急骤停止，使底板实现“突然”变速动作
<p>1—蓄能器 2—油缸 3—底板 4—气缸</p>	由小流量油泵不断供油给蓄能器。时间继电器控制蓄能器定时将压力油和油泵的供油在较短时间内供给油缸，使油缸活塞推动底板和气缸活塞快速右移，达到工作行程时，气缸活塞因“气垫”作用而急骤停止，使底板实现“突然”停止动作。此时，蓄能器停止工作，仅油泵向油缸供油，底板等低速左移

1.3.2 底板

通常用 15~20mm 厚耐热钢板焊成，也有用铬锰氮钢浇铸的。大型底板可选用普通碳钢制的桁架，上面铺设耐火混凝土预制块。

金属底板一般都加工有纵向波纹槽，以减少工件与底板的接触面积。在底板下部设有导向槽，以防止底板在往复运动中发生歪斜，同时起加强筋的作用。

底板宽度由于受热损失和炉口密封的限制，不宜过大。

1.3.3 支承

底板的支承方式对工件运送有重要影响。支承选择不当，会增加底板的变形，造成工件在炉内的堆积。

常用底板的支承方式及其应用范围，列于表 7-7-4。

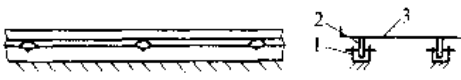
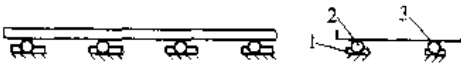
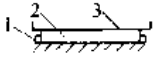
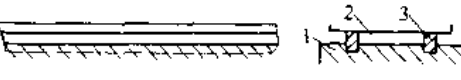
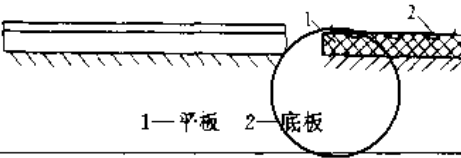
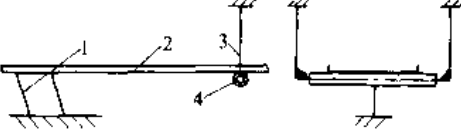
表 7-7-4 常用底板的支承方式及其应用范围

支承方式	示意图	应用范围
滚轮式	<p>1—工字钢 2—槽钢 3—底板 4—滚轮 5—滚轮座</p>	只能用在温度 < 60℃ 的环境中，如大型混凝土底板；摩擦系数小 (0.05~0.08)





(续)

支承方式	示意图	应用范围
滑轮式	 <p>1—滑轮座 2—滑轮 3—底板</p>	用于炉内金属底板，摩擦系数较大 (0.2~0.4)
滚球式	 <p>1—滚道 2—滚球 3—底板</p>	大型底板用金属球，中小型底板可用陶瓷球；摩擦系数较小 (0.09~0.2)
滚棒式	 <p>1—滚道 2—滚棒 3—底板</p>	多用于低温炉的金属底板，摩擦系数较大 (0.1~0.3)
滑轨式	 <p>1—底座 2—底板 3—滑轨</p>	用于小型底板，摩擦系数大 (0.3~0.6)
平板式	 <p>1—平板 2—底板</p>	用碳化硅制成平板，用于小型底板，摩擦系数大
吊挂式	 <p>1—板簧 2—底板 3—吊杆 4—辊子</p>	用于电磁振动的底板

1.4 输送带运送

输送带由两个鼓轮撑紧，其一作主动轮。驱动装置一般设于出料端的端面。输送带由于长期在高温下工作会被拉长，故在被动轮端设有机械式或配重式张紧装置。

常用输送带的结构列于表 7·7-5。

不同的工作温度下，推荐选用的输送带材料如

下：

<250℃	低碳钢
<500℃	高碳钢
500~650℃	Cr12
600~700℃	Cr17
650~900℃	Cr25Ni12, Cr18Ni25Si2, Cr18Ni9Ti, Cr23Ni18
>900℃	Cr25Ni20, Ni80Cr20, Cr-Mn-N



表 7-7-5 常用输送带的结构

名称	示意图	特点
装甲板式		由耐热钢铸造板串联而成，刚度和强度大，多用于运送重工件；耐热合金制的，可在 900~950℃工作 2~3 年
链环式		由板材冲压折边后串联而成，承载能力稍小于装甲板式；常用于运送大尺寸工件，使用温度一般在 700℃以下
板片式		由冲压成形的板片串联而成，承载能力较小；可倾斜移动，提升角一般为 30°；在设有横向挡板的情况下，提升角可增至 45°
网眼式		由金属丝编成，其承载能力最小。为保证其刚度，可采用骨架状结构，把金属网张紧在两端固装于套筒的心轴上

1.5 螺旋滚筒运送

螺旋滚筒运送装置有二类，一类是供滚动体或其他形状较规则的小型工件热处理的回转炉罐，另一类是供车间内部运送散粒物料的螺旋输送机（见图 7-7-9）。

螺旋滚筒一般用来沿水平方向运送工件，也可安装成倾斜一定角度的，通常倾斜的角度不大于  $\frac{\pi}{8}$  rad。

炉罐由耐热钢制造，内壁有一条或数条螺旋形筋。整个装置包括炉罐、驱动装置和支承滚轮等。

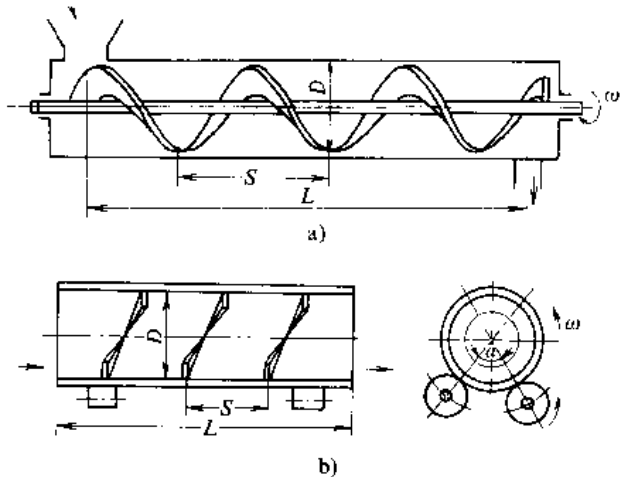


图 7-7-9 螺旋滚筒运送示意图

a) 螺旋输送机 b) 回转炉罐

1.6 转底运送

转底运送即把工件放在能绕轴线旋转的炉底或支架上，炉底或支架在加热区内缓慢转动，工件便从进料端被送至出料端（进出料端可设在一处，也可分开设置）。

转底运送机构大多采用带无级变速的电动机驱动，也可用齿条油缸驱动，但后者只能间歇转动。

常见的转底运送机构，列于表 7-7-6。

表 7-7-6 常见的转底运送机构

名称	示意图	特点
带中心轴的转底机构		主要用于小型炉，制造精度要求较高
摩擦转底机构		多用于中小型炉，炉底直径一般不宜超过 4m
齿轮转底机构		适用于直径较大的炉底，有锥齿圈驱动、中心锥齿轮驱动和锥齿轮带动支承滚轮驱动



转底运送装置的最大缺点是需要用传动比很大的减速器。在实际生产中,可通过周期性地开、闭电动机使炉底间歇地转动,也可以采用棘轮减速器。

### 1.7 步进运送

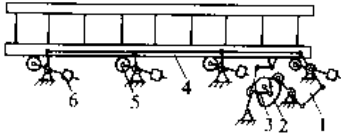
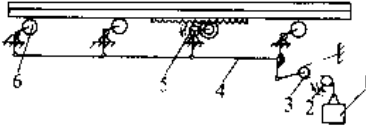
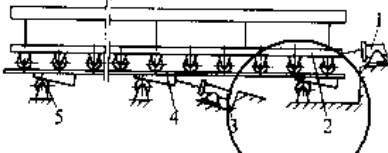
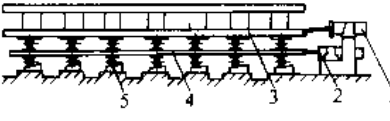
步进运送是靠步进梁作上升、前进、下降和后退4个动作,从而完成工件前进或反向后退一个行程的。步

进梁的运动轨迹有圆形、椭圆形和矩形的。为使工件与炉底不发生摩擦,常采用矩形运动轨迹。

这种运送方式的运送力大,动作稳定,运送距离较准确,多用于板件、管坯等大型工件的加热。但步进梁与炉底间的缝隙易侵入冷空气,炉气不易控制,工作时应使炉底处于微正压。

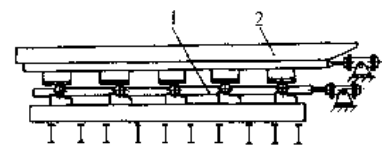
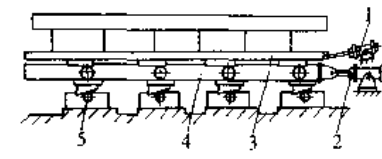
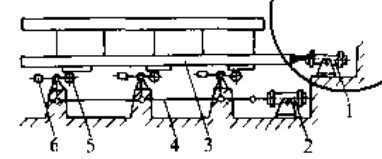
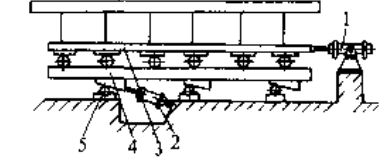
常见的几种步进机构驱动装置列于表7-7-7。

表 7-7-7 常见的步进机构驱动装置

驱动装置	示意图	说明
	 <p>1—杠杆 2—凸轮 3—曲柄摇杆 4—拉杆 5—托辊 6—重锤</p>	<p>电动机通过减速器驱动一套带凸轮、曲柄摇杆和杠杆的驱动装置,步进梁放在托辊上,托辊反向装有重锤。由凸轮通过杠杆带动拉杆使托辊升降,由曲柄摇杆带动步进梁作水平移动</p>
机	 <p>1—平衡锤 2—升降运动驱动装置 3—链轮 4—拉杆 5—水平移动驱动装置 6—托辊</p>	<p>每排梁有单独提升和下降的驱动装置和平衡锤,通过链条带动链轮,推动拉杆通过杠杆作用使托辊支撑步进梁作升降运动;两排梁合用一套驱动装置作水平移动</p>
械	 <p>1—水平移动螺旋推杆 2—步进梁 3—升降运动螺旋推杆 4—提升梁 5—支承辊</p>	<p>斜面轨道装在提升梁上,支撑在下支承辊上;利用螺母和螺杆组成的推杆3推动,使提升梁作升降运动;由螺旋推杆1使步进梁作水平移动</p>
液	 <p>1—水平移动油缸 2—升降油缸 3—步进梁 4—提升梁 5—斜面轨道</p>	<p>由步进梁和提升梁组成双层梁结构。承载工件的步进梁放在提升梁的托辊上,用水平移动油缸驱动;提升梁用升降油缸驱动,沿斜面轨道作升降运动</p>



(续)

驱动装置	示意图	说明
	 <p>1—步进梁 2—提升梁</p>	<p>步进梁和提升梁的支撑辊在同一轴上，梁的高度减低，结构紧凑</p>
液	 <p>1—水平移动油缸 2—升降油缸 3—步进梁 4—提升梁 5—支撑辊</p>	<p>双层梁结构。斜面轨道装在提升梁上，由提升油缸推动，沿支撑辊升降。水平移动油缸和升降油缸交替动作，步进梁作矩形轨迹运动</p>
压	 <p>1—水平移动油缸 2—升降油缸 3—步进梁 4—提升梁 5—支撑辊</p>	<p>步进梁双层梁的结构。推动提升梁的升降油缸装在梁的下部，使斜面轨道沿支撑辊滑动；水平移动油缸和升降油缸交替动作，步进梁作升、前、降及退运动</p>
	 <p>1—水平移动油缸 2—升降油缸 3—步进梁 4—提升梁 5—支撑辊 6—重锤</p>	<p>步进梁装在带重锤的托辊上，通过升降油缸带动拉杆使托辊升降，水平移动油缸驱动步进梁作水平移动</p>

1.8 辊底运送

工件靠驱动辊运送，辊子两端穿过炉壁伸出炉外支靠在轴承上，电动机通过特定的驱动机构使辊子转动。为防止辊子受炉内高温影响被卡住，炉壁砌体应留有伸缩缝。

图7-7-10是常见的辊子结构。炉温低于950℃时，可采用耐热钢制的圆筒形辊（图7-7-10a）。当运送板形工件时，为保证工件上下面加热均匀，可采

用带可拆卸盘的圆筒形辊（图7-7-10b），圆盘通过导热性差的耐火材料套装在辊身上。炉温在1000~1100℃时，应采用带水冷轴的空腹辊（图7-7-10c）。为使辊子水冷轴受载均匀，辊子内部安有支承盘。炉温非常高时，采用碳化硅辊（图7-7-10d）。

辊子可单独驱动，也可以分组驱动。辊子分组驱动的结构见图7-7-11。棘轮驱动成本最低，结构最简单，传动比大，但辊子的运动是间歇的。



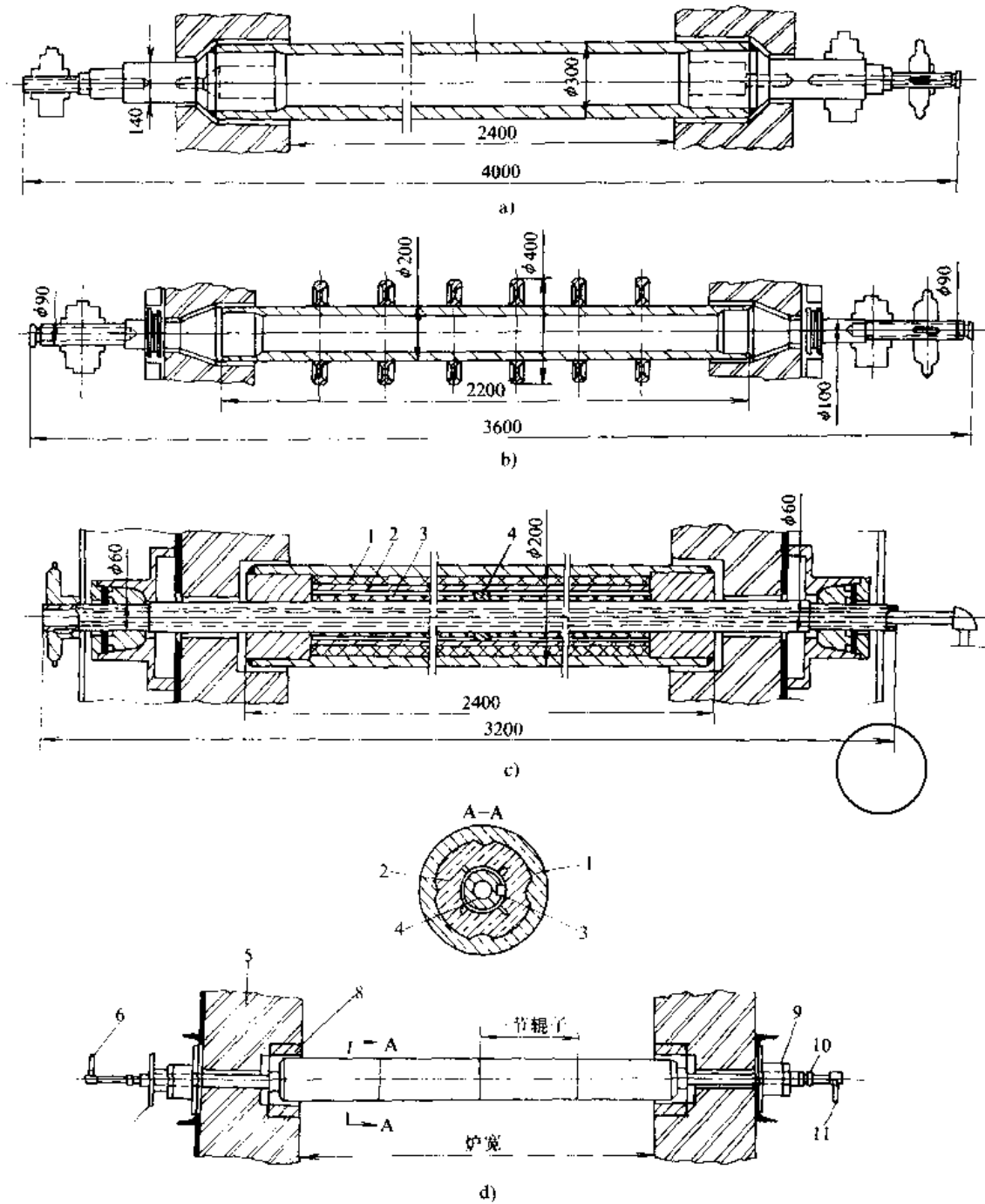


图 7-7-10 常见的辊子结构

a) 圆筒形辊 b) 带盘的圆筒形辊

c) 带水冷轴的耐火绝缘辊

1—石棉层 2—耐热钢管 3—铁管 4—支承盘

d) 碳化硅辊

1—碳化硅套管 2—耐火绝缘材料 3—带筋钢套 4—管子 5—耐火砖砌体 6—排水管

7—张紧手轮 8—异形砖 9—轴承 10—接头 11—进水管



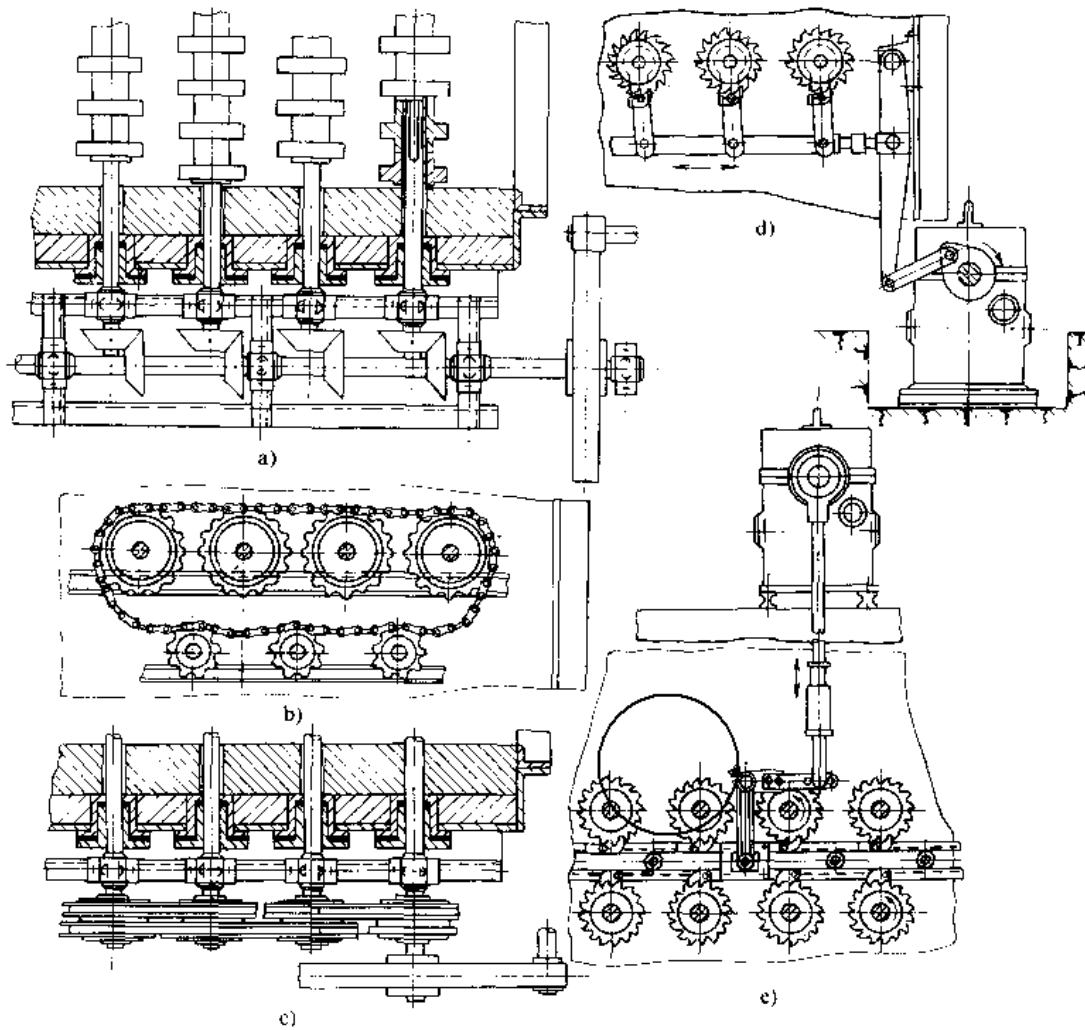


图 7-7-11 辊子的驱动机构

a) 锥齿轮驱动 b), c) 链驱动 d), e) 棘轮驱动

表 7-7-8。

## 2 周期作业炉的机械化

### 2.1 周期作业炉机械化的类型

常用的周期作业炉机械化的类型及其适用范围见 表 7-7-8。

表 7-7-8 周期作业炉机械化的类型

名称	示意图	机械化类型	特点	适用范围
台车式炉		牵引式 自行式	结构简单, 炉膛容量可很大; 工件在加热时无摩擦、碰撞; 密封性差	大型焊接件退火, 型材、铸锻件退火和回火, 以及正火、淬火加热

### 2.2 台车式炉的机械化

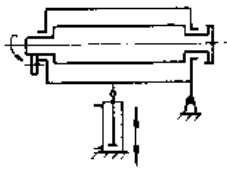
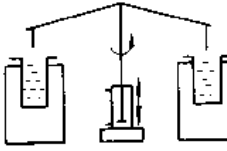
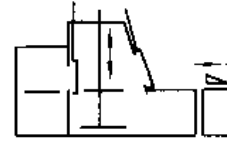
台车式炉包括炉身、台车炉底和牵引机构等部

4

1  
—  
—



(续)

名称	示意图	机械化类型	特点	适用范围
倾倒式炉		机械式 液压式	密封性好, 加热均匀, 但工件在加热时互相摩擦、碰撞	小型球状、圆柱状工件和小型冲压件光亮热处理和气体化学热处理
盐浴炉 联动机		移动式 旋转式	对工艺的适应性好, 结构简单, 且不需大量耐热材料	主要用于刃、量、模具热处理和小型精密工件热处理
密封箱式炉			结构较复杂, 密封性较好, 机械化自动化程度较高	中小件的光亮热处理和气体化学热处理

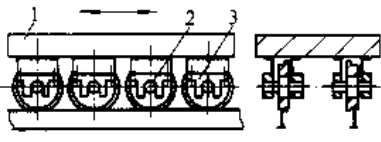
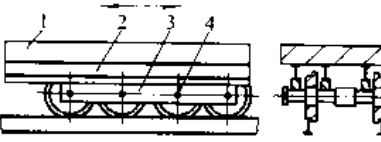
2.2.1 台车炉底

50% 计算, 若在蠕变范围内, 则以蠕变极限的 75% 计算。

台车车架一般用型钢焊成, 有整体式和可拆式两种, 设计时选用的许用应力通常以极限应力的

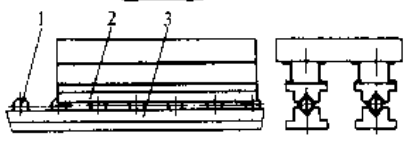
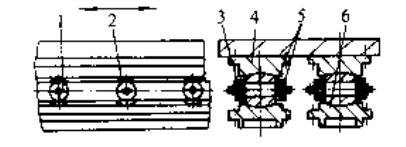
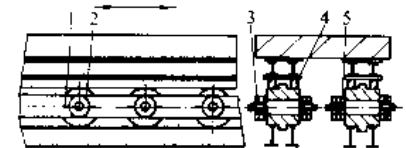
台车行走部件的主要类型、优缺点及应用范围见表 7-7-9。

表 7-7-9 台车行走部件的结构类型

类型	示意图	说明	优缺点	应用范围
车轮式	 1—车架 2—轴 3—半开轴承	一轮与一轴红套过盈配合, 半开轴承固接于车架, 捆套在轴上	结构简单, 车架负荷较均匀, 台车行程允许较长。运行阻力大, 故障较多, 能承受载荷较小	贯通型台车式炉, 低温台车炉和行程较长的台车
轮对式	 1—车架 2—上导轨 3—车轮 定距装置 4—轮轴	二轮与一轴红套过盈配合, 车轮定距装置使各轮轴线距保持不变, 车架与上导轨固接	结构较简单, 摩擦阻力小。台车行程一般不能超过车身自长, 受力不稳定, 能承受载荷较小	载荷小、行程不长的低温台车式炉



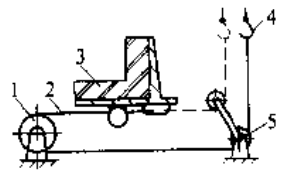
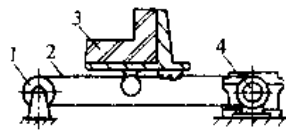
(续)

类型	示意图	说明	优缺点	应用范围
滚球式	 <p>1—滚球 2—上导轨 3—下导轨</p>	车架与上导轨固接, 滚球装在下导轨V形槽内, 支托上导轨	结构最简单, 制造容易, 行走阻力小。滚球位置变动量大, 须经常调整	各种中小型台车炉
滚子带式	 <p>1—销子 2—车轮 3—垫圈 4—上凹轨 5—夹板 6—下凹轨</p>	车架与上凹轨固接, 许多腰鼓形滚子被轴贯穿, 轴端套成对夹板, 使各滚子中心线保持定距, 并串联起来	阻力较小, 能承受载荷大; 滚子与上下凹轨均为弧面接触, 能自动修正轨距误差, 对导轨安装要求不高; 滚子铸造困难, 耗费金属多, 占地面积大, 投资大	各种台车式炉
滚柱带式	 <p>1—销子 2—滚柱 3—垫圈 4—上导轨 5—夹板</p>	车架与上导轨固接, 许多滚柱被轴贯穿, 轴端套成对夹板, 使各轴中心线保持定距, 并串联起来	行走阻力较小, 能承受载荷大, 比滚子带容易制造; 台车行走较平稳, 耗费金属多, 投资大, 占地面积大, 轨道安装要求较高	各种重型台车式炉

2.2.2 牵引机构

台车式炉常用的牵引机构见表7-7-10。

表7-7-10 常用的牵引机构

名称	示意图	说明	优缺点
起重机牵引式	 <p>1—变向滑轮 2—钢丝绳 3—台车 4—起重机吊钩 5—牵引滑轮</p>	利用车间起重机经变向滑轮牵引台车	牵引力受起重机限制, 适用于加热周期长, 负荷率低的台车式炉
卷扬式	 <p>1—张紧轮 2—钢丝绳 3—台车 4—卷扬机</p>	在炉子地坑内设置卷扬机, 通过张紧轮获得正、反方向牵引力	操作安全可靠, 结构简单, 牵引力受钢丝绳限制

冶金工业出版社

500





(续)

名称	示意图	说明	优缺点
钝齿轮式	<p>1—销齿条 2—台车 3—钝齿轮</p>	台车炉底沿纵向设置销齿条,在台车头部地坑内设置与销齿条相啮合的钝齿轮,钝齿轮由电动机经减速器带动	行程受销齿条长度的限制,只能用于行程不大于台车长度的各种台车式炉,结构简单安全,牵引力大
自行式	<p>1—钢轨 2—主动轮对 3—台车 4—驱动机构</p>	台车底部有一副主动轮对,由电动机经减速器带动;为操作安全,电动机用低压送电,以免电缆拖曳	受轮压限制,牵引力不能很大,只宜用于小型台车式炉,结构紧凑简单,不需地坑设施
链条式	<p>1—台车 2—拉板 3—链条 4—托轮 5—链轮</p>	一条环形封闭链条安置在前后两个链轮上,托轮装置用以减轻由于链条下垂而产生的附加张力	启动平稳,行程长;地坑等基础复杂,维护困难

### 2.3 密封箱式炉的机械化

密封箱式炉适用于多品种工件的光亮淬火、正火、退火、回火、渗碳和碳氮共渗等热处理工艺。为满足各种生产的不同要求,可设计成多种结构形式(图7-7-

12)。其中以a和b两种密封箱式炉应用最广,主要由加热炉、带冷却升降台和淬火槽的前室、料盘传送机构和装卸料工作台等部分组成。炉内设导轨,前室和加热室用内炉门隔开,借助传送机构和升降台按工艺动作编制相应的计算机程序,输入可编程序控制器(PC)就

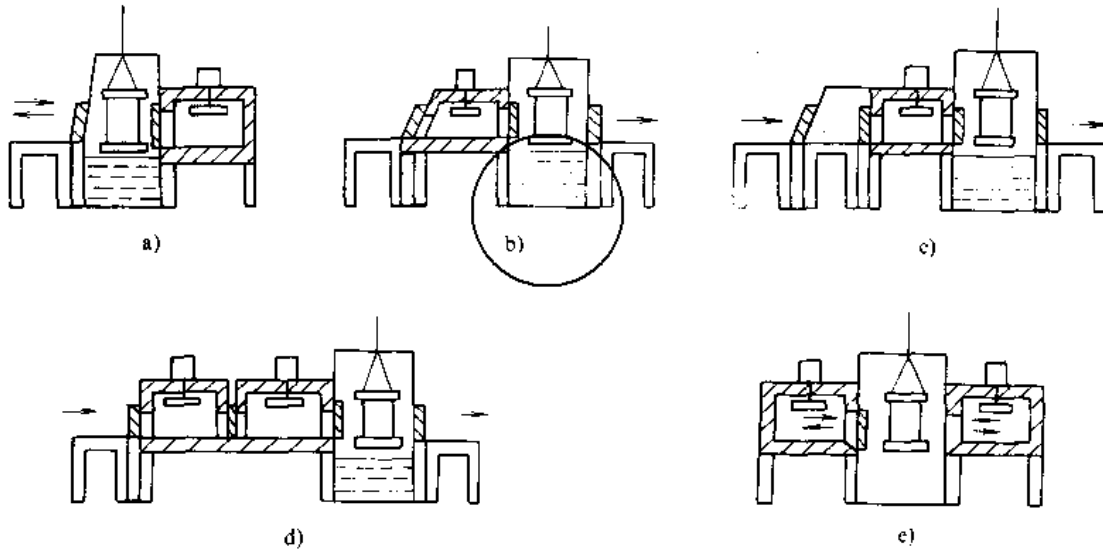


图7-7-12 密封箱式炉的结构形式

- a) 单加热室单向进出式炉 b) 单加热室直通式炉 c) 带前室单加热室直通式炉  
d) 双加热室直通室炉 e) 双加热室单向进出式炉



能自动控制全部机械运动操作。

2.3.1 传送型式

密封箱式炉传送型式分前传送型、前后传送型和前室传送型三种，其优缺点见表 7-7-11。

表 7-7-11 密封箱式炉传送型式对比

传送型式	传送情况	优点	缺点
前传送型	推头把工件推入前室，关前室门，换气，推头经前室门上的小孔把工件从升降台推入加热室；出炉时则相反	结构简单，需用耐热钢少	空气从前室门上小孔漏入加热室，炉子密封性较差，调试困难，处理工件质量较差
前后传送型	前输送机将工件推至前室即退出，关闭前室门，后输送机将工件拉入加热室；出炉时则相反	炉子密封性好，处理的工件质量稳定，各传送机构行程单一，便于实现自动控制	结构较复杂，需用耐热钢较多，维修较麻烦
前室传送型	推拉料机设在前室，由两根闭环式链条组成，链条上有凸出于链条的拨销以推拉料盘。装料时推拉料机向前移动与装卸料台衔接，出料时向后移动与加热室相衔接	炉子密封性好，用耐热钢较少，结构紧凑	结构较复杂，维修较麻烦

图 7-7-13 为前后传送型密封箱式炉示意图。

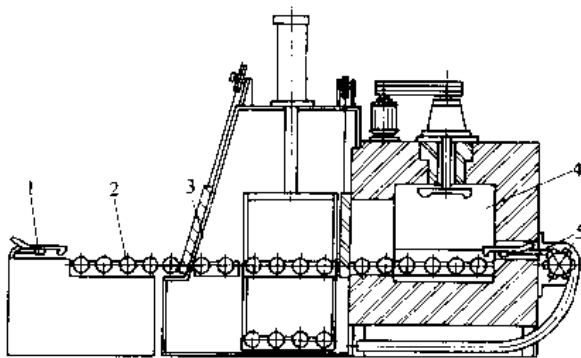


图 7-7-13 前后传送型密封箱式炉示意图  
1—前传送机构 2—装卸料台 3—前室  
4—加热室 5—后传送机构

2.3.2 冷却升降台

密封箱式炉中的冷却升降台用于工件的淬火或缓冷。为了提高加热炉的负荷率，台面常制成上下两层，在已加热的工件淬火或缓冷时炉子仍可装料。

2.3.3 装卸料工作台

装卸料工作台主要由前传送机构组成，一般有 3 种型式，见表 7-7-12。

表 7-7-12 密封箱式炉装卸料工作台

类型	结构特点	适用条件
固定型	装卸料盘的台面固定不动，结构简单	加热炉容量较小、负荷率不高的密封箱式炉
回转型或回转升降型	装卸料盘的台面能水平回转或回转、升降	料盘重、装载量大及工作地紧凑的场合，以便于工件周转
移动型（小车型）	整个工作台制成小车，在固定轨道上可任意移动	有多台同样炉子的车间或炉子与清洗、回火等设备布置成一条直线的场合。此时，多台设备可共用一台移动式装卸料工作台

图 7-7-14 是移动式装卸料工作台示意图。

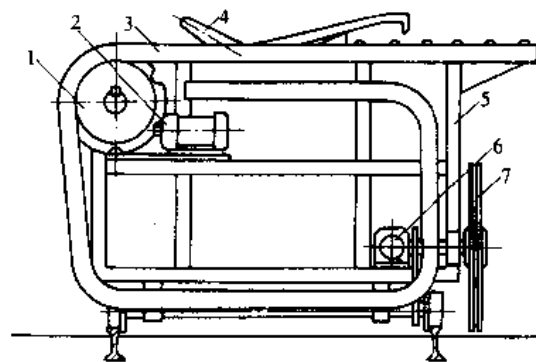


图 7-7-14 移动式装卸料工作台

- 1—链轮 2—输送机驱动 3—导向盒 4—推拉头  
5—车身 6—车轮驱动机构 7—电缆卷放机构

2.3.4 预抽真空密封箱式炉 (图 7-7-15)

该炉加热室与前室之间用真空密闭门和隔热门隔开。前室和加热室均配有独立的真空系统。将工件装入前室后，抽真空至 130~670Pa 时，向前室充入氮气，然后打开前室出料门、加热室门和隔热门，用前室送料机构



将工件送入加热室,在氮气保护下升温。到温后将加热室抽至所需真空度,然后通入渗碳气体,其渗碳气体的耗气量仅为传统渗碳的 $\frac{1}{3} \sim \frac{1}{4}$ ,且无火帘,改善了工作环境。这种炉子目前尚处于研制阶段,工业应用尚少。

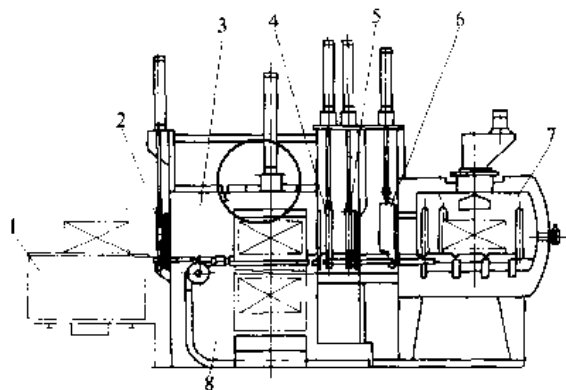


图 7-7-15 预抽真空密封箱室炉

- 1—装卸料台 2—前室进料门 3—前室 4—前室出料门  
5—加热室门 6—隔热门 7—加热室 8—油槽

### 2.4 盐浴炉的机械化

按工艺需要设置的多台盐浴炉,若配备适当的运送机构,使处于不同工位的工件作同步运送,便组成盐浴炉生产线或盐浴炉联动机。

盐浴炉联动机可由机械、液压或压缩空气驱动,其主要类型有单梁式、双梁式、伞式、桥架式、丝杠式及机械手式等。

单梁式淬火联动机与双梁式比较,具有结构紧凑、占地面积小、炉前操作方便等优点,不存在双梁式必须考虑的同步问题;但吊挂工件的吊杆是悬臂梁,要求有较大的刚度。

单梁式与桥架式比较,工作状态下维修和排除故障的工作条件好,但工作平稳性稍差,占地面积稍大。

单梁式与伞式比较,结构简单,但需要不同位置装卸料,多了一个料杆和卡具回收问题。

表 7-7-13 列出常见的盐浴炉运送机构类型。

表 7-7-13 常见盐浴炉运送机构

名称	示意图	说明	名称	示意图	说明
链条运送机		结构简单,运动平稳可靠,主要用于大型盐浴炉	自动化联合淬火机		自动化程度高,结构复杂,装炉量不受人的体力限制,生产率高
螺旋运送机		带有链传动上料、卸料机构,结构简单,运动平稳可靠	高架式淬火联动机		平移运动采用推拉杆,杆长为两炉之间中心距的一半;升降运动采用蜗轮蜗杆,通过钢丝绳带动工件作上下移动 动作平稳,行程准确,结构简单
固定轨道运送机		工件悬挂在传送链上,沿着按工艺要求设计的固定轨道前进,运动平稳可靠,多用于多个盐浴炉的炉间和炉内运送	摇臂式运送机		摇臂回转,带动工件由一个盐浴炉移至另一个盐浴炉,放下工件,摇臂空行程复位,工件作提升和平移运动



(续)

名称	示意图	说明	名称	示意图	说明
机械传动回转式淬火机		结构简单, 工件作升降和水平回转运动, 所有工序完了仍返回原地, 工人可在一处装卸料; 由于离心作用, 工件晃动较大	水平油缸回转式淬火机		水平油缸通过滑轮转向可作升降运动; 回转运动靠机械传动
活动支架回转式淬火机		伞架下结点固定, 上结点活动, 当立式油缸提升工件时, 伞架圆网缩小, 使回转运动时离心力减小, 晃动小	淬火活动小车		增大小车升降滑道尺寸, 可处理拉刀等细长工件

### 3 淬火冷却装置的机械化

#### 3.1 淬火槽的机械化

根据热处理工艺的要求, 特别是在大批量生产的热处理生产线上, 设计的淬火槽往往配备各种附加的机械化装置, 以强化淬火效果。

淬火槽中采用的搅拌器大多为风扇式或推进式的, 其功率一般为4~5kW, 也可以根据淬火液的容量来确定搅拌器的功率 (见表7-7-14)。

表 7-7-14 推荐的搅拌器功率

槽内淬火液的容量 (m <sup>3</sup> )	线速度达 15m/min 时搅拌器的最小功率 (kW/m <sup>3</sup> )	
	油	水或盐水
0.2~3	1.0	0.8
3~8	1.2	0.8
8~12	1.2	1.0
12 以上	1.4	1.0

图 7-7-16 是几种带搅拌器的淬火槽示意图。

表 7-7-15 是常用机械化淬火冷却装置。

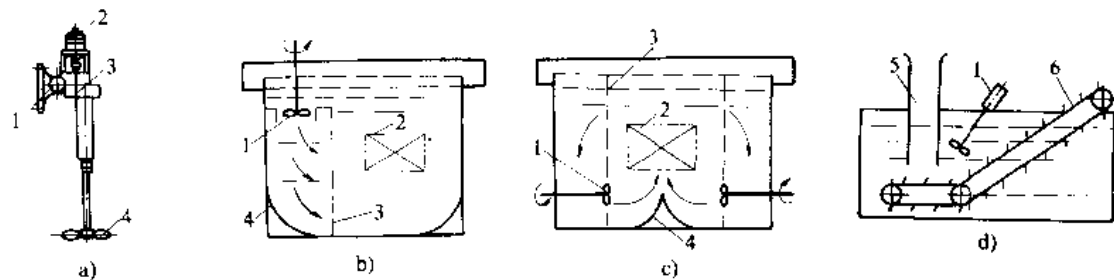


图 7-7-16 带搅拌器的淬火槽示意图

a) 可拆卸的搅拌器 1-角度调整转盘 2-电动机 3-变速减速机构 4-叶片

b)、c)、d) 搅拌器在淬火槽中安放位置 1-搅拌器 2-工件 3-导流孔板 4-导流板 5-下料槽 6-输送带



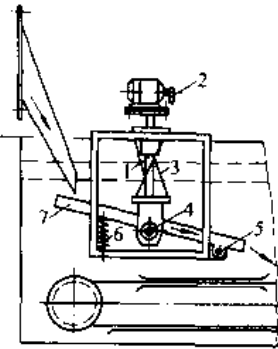
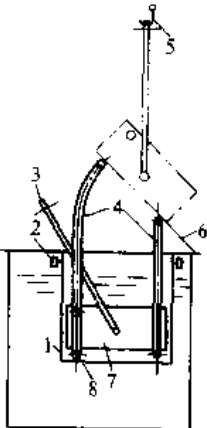
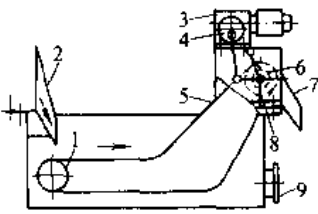
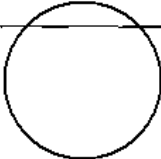
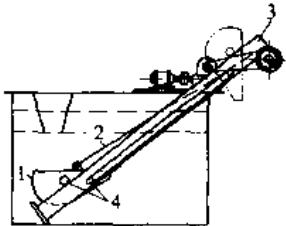
表 7-7-15 常用机械化淬火冷却装置

名称	示意图	说明
淬火摇筐		<p>1—电动机 2—曲柄 3—连杆 4—翻兜 5—拉簧 6—料盘小车 7—小车导轨 8—摇筐滚轮</p> <p>供小型工件淬火。摇筐往复摆动次数一般为 50~60 次/min；摇筐附有自动翻兜装置，出炉时将料盘置于小车上，沿导轨进入翻兜中，靠重力和惯性作用一起翻转，料盘中的工件倒入摇筐；翻兜靠拉簧作用复位</p>
串动冷却装置		<p>1—升降气缸 2—升降导轨 3—串动筐 4—串动托架 5—摆动杠杆 6、7—摆动杆</p> <p>串动筐置于托架上由气缸驱动出入淬火槽，串动次数，一般为 50~60 次/min，适用于中小厂对小型工件成筐冷却或大型工件单个冷却</p>
旋转冷却装置		<p>1—滚动轴（共两对） 2—下料定位杆 3—工件 4—链轮 5—滚动轴传动齿轮 6—输送带</p> <p>将加热后的工件迅速置于高速旋转的一对滚动轴上，由按相同方向旋转的滚动轴带动，在淬火液中冷却；旋转线速度一般为 4~7m/s，适用于圆环形工件的淬火</p>
滚筒冷却装置		<p>1—内螺旋滚筒 2、6—工件冷却导槽 3—下料口 4—蜗轮蜗杆 5—出料口</p> <p>工件沿导槽进入旋转着的螺旋滚筒内冷却后，提升到出料口卸料。适用于滚珠、滚柱等小型工件</p>
气缸式升降冷却装置		<p>1—升降筐架 2—导向立杆 3—升降气缸 4—气缸活塞杆 5—工件 6—筐架滑套</p> <p>由气缸操纵使框架沿立杆作升降运动。适用于小型工件成筐冷却或大型工件单个冷却</p>

冶金工业出版社重作本版权



(续)

名称	示意图	说明
<p>振动冷却装置</p>	 <p>1—振动轴 2—偏心轮 3—板簧（共三块） 4—连接轴 5—活动铰链 6—压簧 7—振动导槽</p>	<p>成堆落下的工件受振动后散开，可提高冷却速度，达到均匀冷却</p>
<p>吊筐式冷却装置</p>	 <p>1—摇筐架 2—摇筐滚轮 3—料筐吊杆 4—倒料导轨 5—吊车吊钩 6—料筐侧壁活叶 7—活动料筐 8—料筐导向滚轮</p>	<p>料筐由人工或吊车提起后靠自重倒出，适用于中小型工件的成筐冷却</p>
<p>输送带式冷却装置</p>	 <p>1—从动轮 2—淬火工件导槽 3—减速机构 4—偏心轮 5—输送带 6—棘轮 7—出料槽 8—主动轮 9—清理孔</p>	 <p>工件冷却主要在输送带的水平段上进行，输送带的倾斜角一般为 <math>35^{\circ} \sim 40^{\circ}</math></p>
<p>翻斗式冷却装置</p>	 <p>1—料斗 2—绳索 3—导轨 4—滚轮</p>	<p>工件经淬火冷却后落入料斗，料斗靠绳索提升并自动翻倒，适用于小型工件的淬火</p>



(续)

名称	示意图	说明
滚淬装置	<p>1—电动机 2, 3—动轧辊 4—淋槽 5, 6—气缸 7—传动链 8—定轧辊 9 工件</p>	<p>将加热后的工件置于旋转着的三个轧辊之间，使受压起校直作用；同时淋槽流下冷却液将工件淬火</p>
冲模喷淬装置	<p>1—冲模定位座 2—加热后的冲模 3—喷水罩 4—升降手柄 5—淬火液入口</p>	<p>这种装置可增加淬硬层深度，防止淬裂，并提高模具使用寿命</p>

在流水式热处理生产线上，与连续作业炉配套的淬火槽设有自动升降或机械化运送工件的装置。图7·7-17~图7·7-22是各种机械化淬火槽的结构示意图。

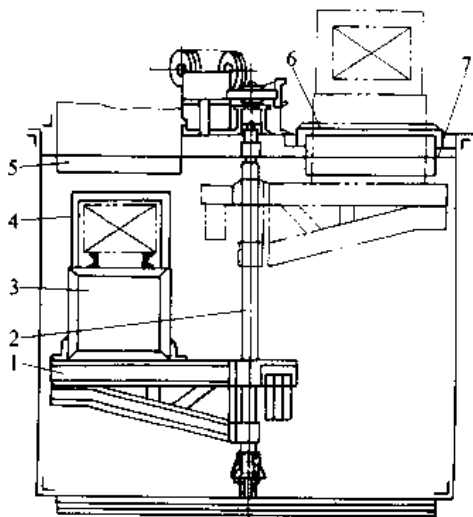


图7·7-17 悬臂式回转淬火装置

1—悬臂架 2—回转架 3—料台 4—装载工件的料盘  
5—进料口 6—水封盖 7—出料口

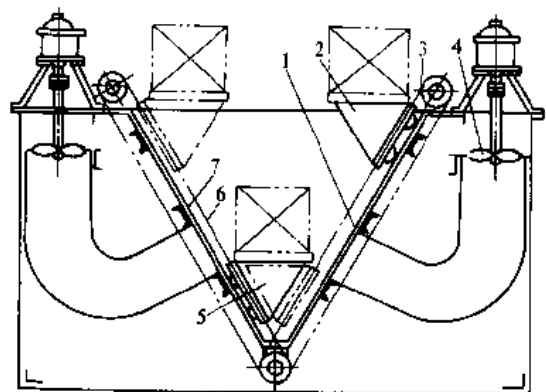


图7·7-18 V形缆车式淬火装置

1, 7—导轨 2—装载工件的缆车Ⅱ 3, 6—链条  
4—搅拌机 5—装载工件的缆车Ⅰ

冶金工业出版社重作版权

况

九十



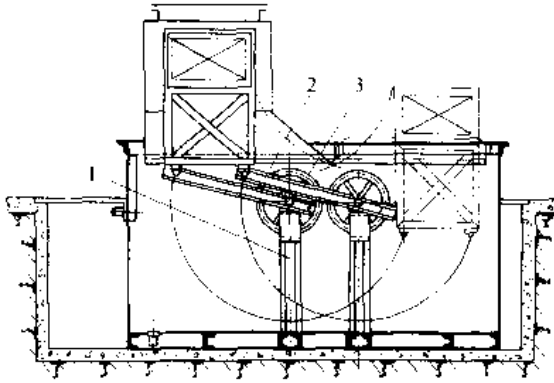


图 7-7-19 杠杆式摆动淬火装置  
1—摆动托架 2—摆动杠杆 3—齿轮

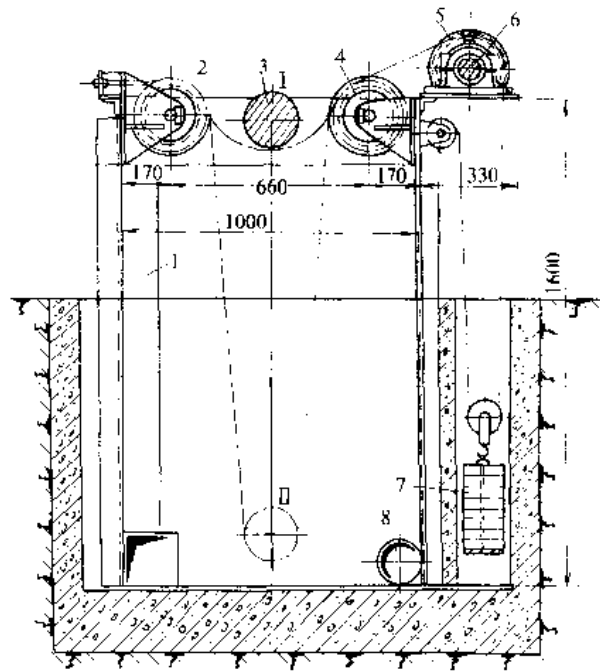


图 7-7-21 升降链式水平淬火装置  
1—溢流槽 2, 4—滚轮对 3—工件 5—链轮  
6—轴 7—平衡锤 8—进水管 (电动机正向  
或反向转动, 工件便由位置 I 下降到位置 II  
或由 II 上升到 I)

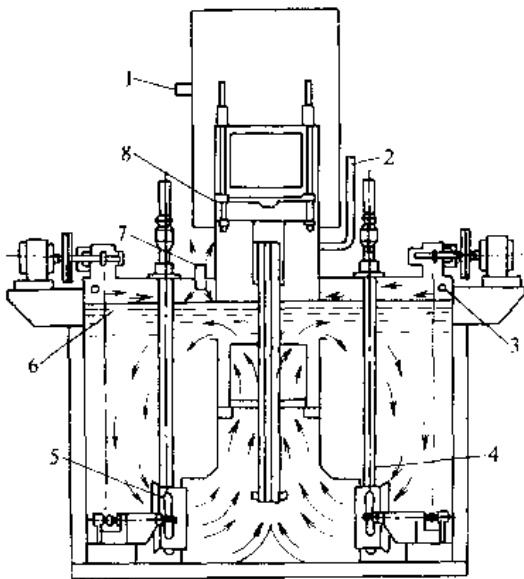


图 7-7-20 升降式密封淬火装置  
1—在后室通气的气孔 2—排气道 3—氮气入口  
4—加热器 5—搅拌器 6—淬火油液面  
7—氮气出口 8—提升装置

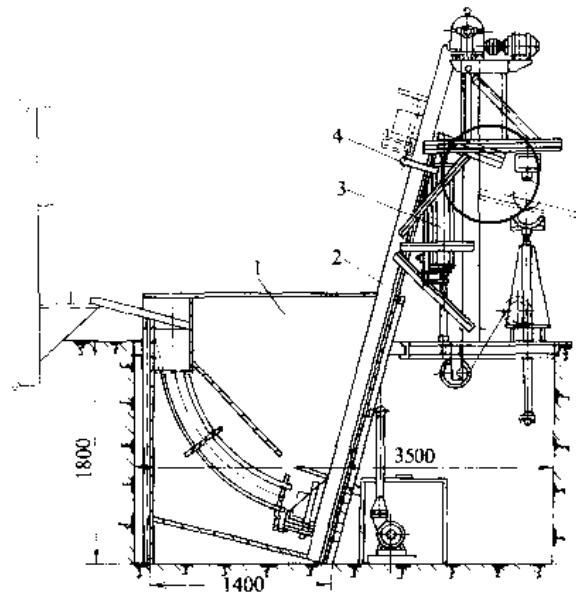


图 7-7-22 提升式双液淬火冷却装置  
1—槽 2—提升装置 3—气缸 4—行程开关  
(加热后的工件靠自重转 90°沿导管落入槽内, 先  
通过水段冷却, 再提升到油段冷却)





### 3.2 淬火机和淬火压床

#### 3.2.1 重型轴承套圈半自动淬火机

淬火机(图7-7-23)的主体是一对安放在淬火油槽中由链条带动高速旋转的锥形滚杠,一个带有挂钩3和8的垂直链条以及接料用的U形升降台。淬火套圈从加热炉的输送带经出料托板拖出,置于升降台上;触动行程开关1KX,升降台下降,套圈自动挂在垂直链条的挂钩3上,升降台触动2KX,动作停止。接着,时间继电器作用,链条开始转动,套圈被送到高速旋转着的滚杠上;套圈脱离挂钩随滚杠一面高速旋转,一面沿轴向前进,实现均匀强化冷却。

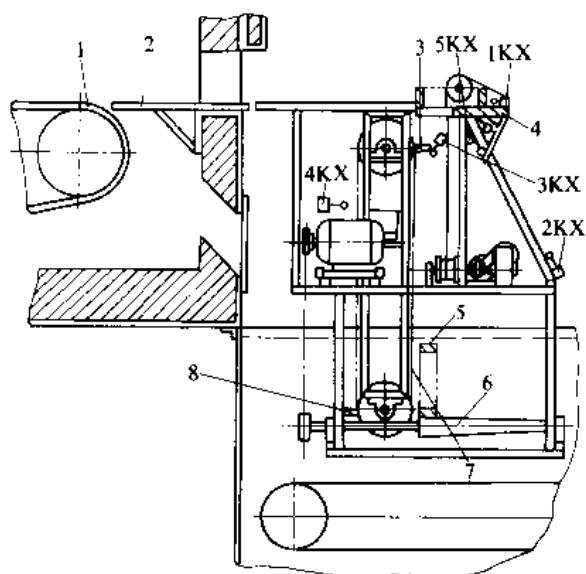


图7-7-23 重型套圈半自动淬火机

- 1—加热炉输送带 2—出料托板 3, 8—挂钩  
4—升降台 5—工件 6—锥形滚杠  
7—链条 KX—行程开关

链条继续转动,挂钩8触动4KX,升降台上升,触动3KX,链条停止,挂钩8停在原挂钩3的位置。当升降台触动5KX时,升降台也停在起始位置,准备下一个套圈的淬火。

淬火机适于外径230~430mm、壁厚约34mm的R型套圈淬火。淬火机的技术规格如下:

滚杠电动机功率	1.5kW
转速	940r/min
链轮电动机功率	0.8kW
转速	930r/min

升降台电动机功率 0.25kW  
转速 1440r/min

链轮传动减速比  $i=52$

升降台卷扬减速比  $i=50$

滚杠与电动机等速。滚杠尺寸:大头 $\phi 85\text{mm}$

小头 $\phi 70\text{mm}$

有效长度740mm

#### 3.2.2 锭杆自动校直滚动淬火机

锭杆校直滚动淬火机(图7-7-24)是将被加热圈加热后的锭杆由推料机构送入3个旋转着的轧辊之间,轧辊外形要求和锭杆表面相吻合。锭杆在轧辊的压力作用下一边校直一边冷却。淬火油由带10个可调节流速的溢油口供给,使锭杆粗细不同的部位获得合适的冷却速度。当锭杆滚淬至规定时间后,气缸推动下方两个动轧辊松开,锭杆落在油槽的输送链上,被送入料筐内。随后左下方的动轧辊复位,为接受下一根锭杆作好准备。

#### 3.2.3 钢板弹簧淬火机

钢板弹簧淬火机有滚筒式和摇摆式两种。前者适于单品种或少品种的大批量生产,后者适于多品种小批量或成批生产。

1. 摇摆式淬火机 淬火机的结构见图7-7-25。将要淬火的板簧放在夹具中,使上夹下降,将板簧压制成形,同时摇摆油缸将夹具浸入油内,并在油中作摇摆运动。当达到给定冷却时间,使上夹上升复位;同时使脱料油缸将淬完火的钢板推落在油槽的输送带上,完成一个淬火过程。

摇摆式淬火机添设冲包机构,可在成形淬火的同时完成板簧的冲包工序。

2. 滚筒式淬火机(图7-7-26) 在滚筒旋转过程中,活动横梁受靠模板11的控制,经杠杆传动作往复运动,将板簧夹紧成形淬火或松开装料、卸料,而完成弯曲淬火工序。当冲包机构的一个滚轮到达靠模板17时,冲包杠杆受压向前运动,冲包凸模和凹模压合;当另一滚轮进入靠模板16时杠杆受拉而复位,完成定位凸台压制过程。

#### 3.2.4 脉动淬火压床

脉动淬火压床是供锥齿轮和其他圆环形工件淬火时防止产生椭圆和翘曲变形的一种专用压床。工件受到间歇加压,当压力去掉时,工件可自由畸变,加压时



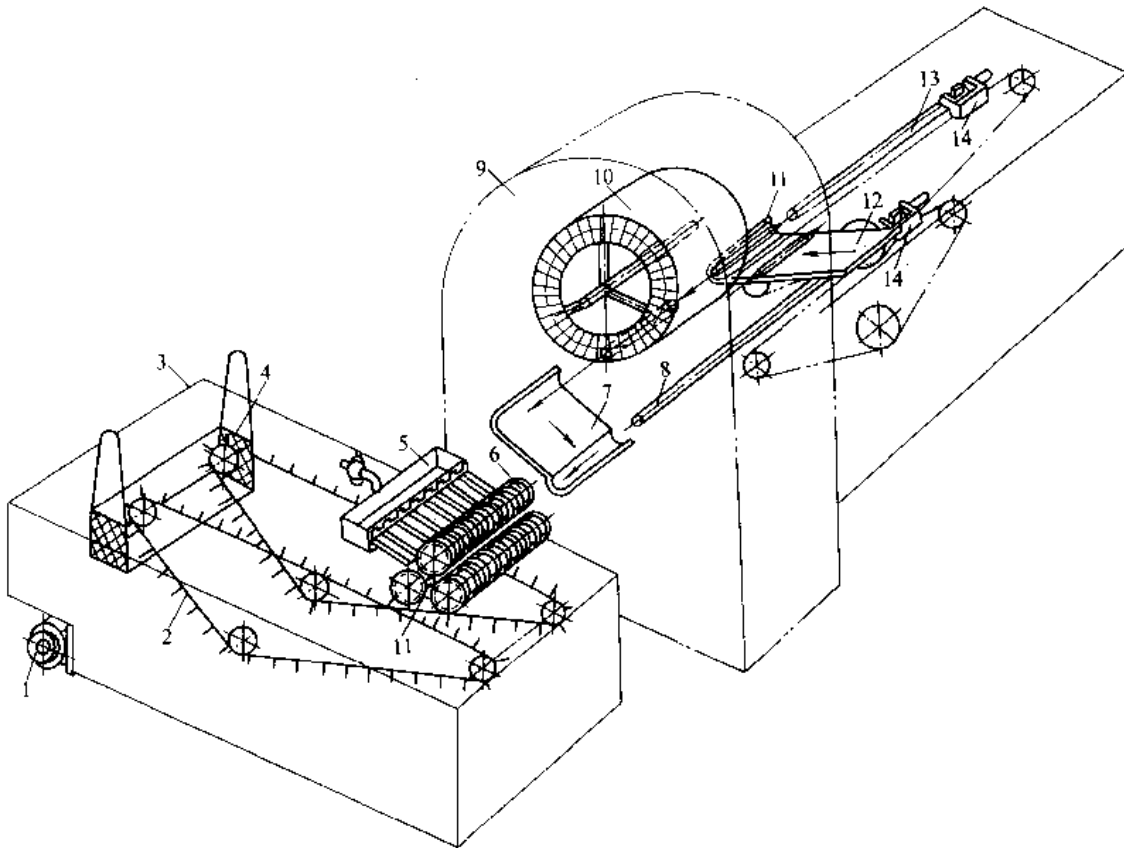


图 7-7-24 辊杆校直连续淬火机示意图

- 1—电动机 2—运送链 3—油槽 4—料筐 5—淋油槽 6—轧辊 7—斜置滑板 8—第二根推杆  
9—加热炉 10—加热圈 11—辊杆 12—进料板 13—第一根推杆 14—拨叉

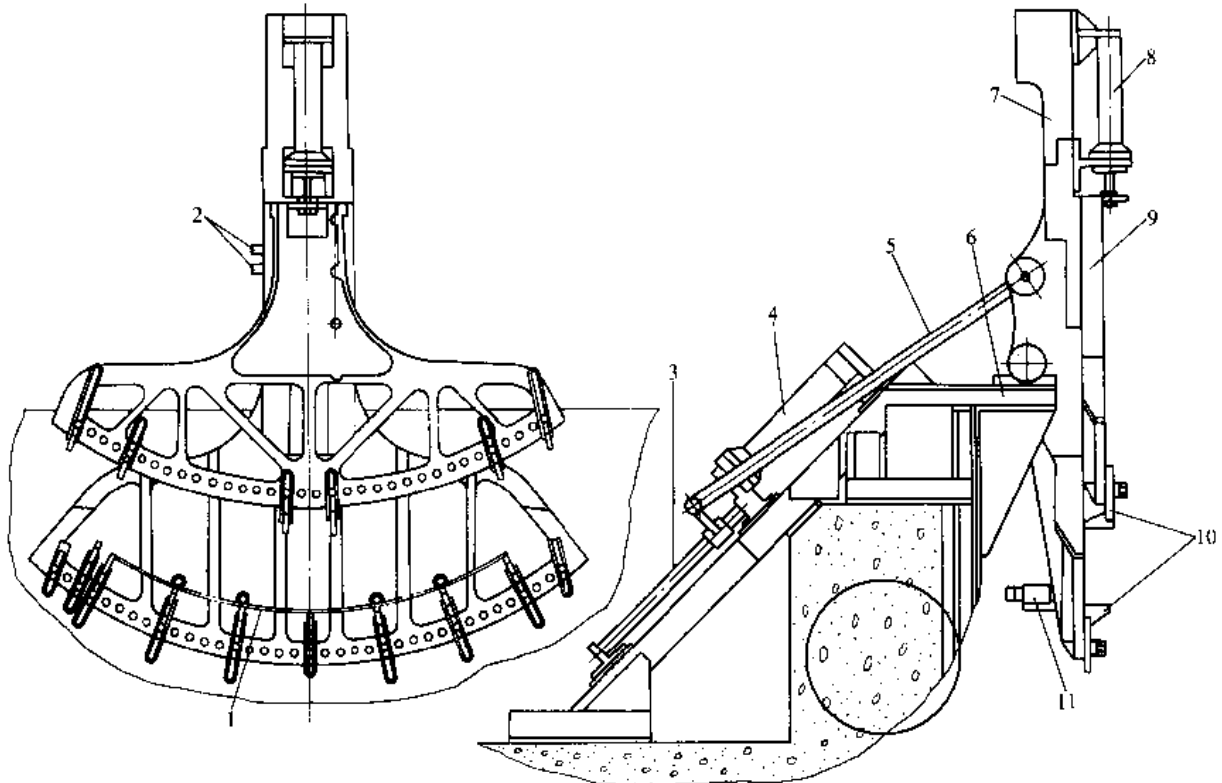


图 7-7-25 板簧摇摆式淬火机

- 1—成形板簧 2—限位开关 3—导杆 4—摇摆油缸 5—拉杆 6—机座 7—下夹  
8—夹紧油缸 9—上夹 10—夹具 11—脱料油缸



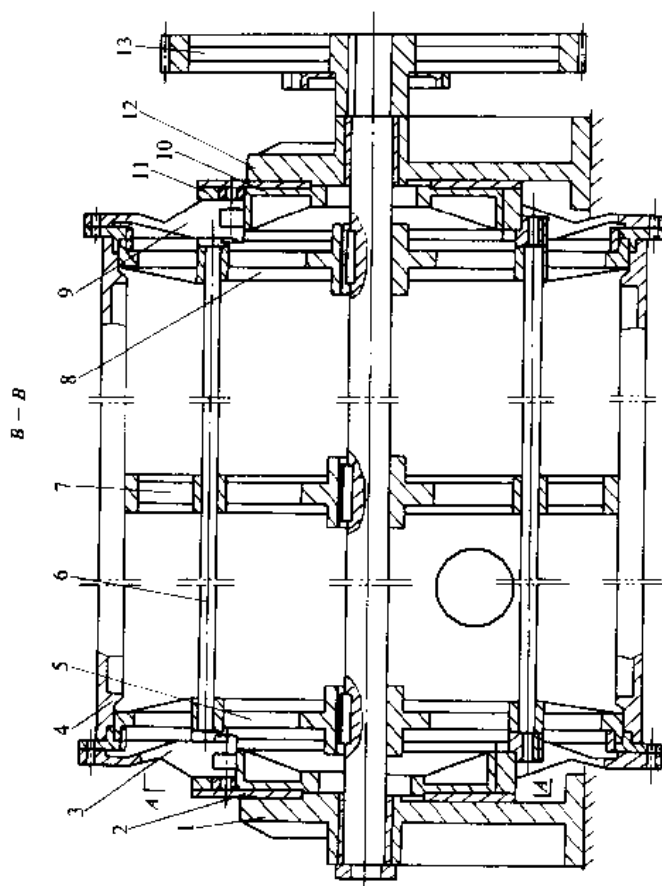
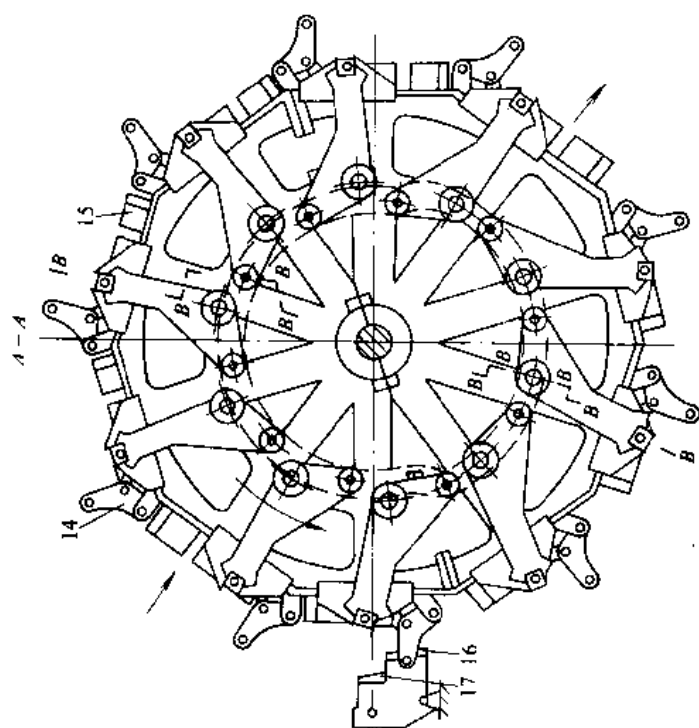


图 7-7-26 滚筒式淬火机

- 1—左支座 2—左鼓轮 3—左杠杆 4—活动横梁 5—左五边形支架 6—杠杆轴 7—中支架 8—右五边形支架  
 9—右杠杆 10—右鼓轮 11—靠模板 12—右支座 13—大齿轮 14—冲包机构 15—固定横梁 16, 17—靠模板



畸变得以即时校正,这样交替作用,使内应力不断重新分布和减小,因此工件淬火后畸变最小。

脉动淬火压床由主机、副机、淬火冷却系统、液压系统和电气系统组成。

**1. 主机** 主要部分是上压模和下压模(图7-7-27)。工作台平面通过手轮可上下移动,锥面的调整范围为 $\pm 0.6\text{mm}$ 。

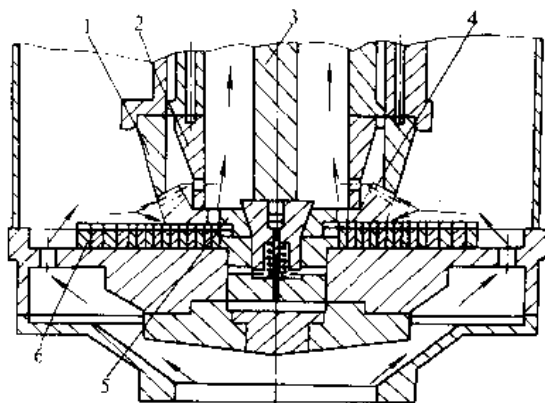


图 7-7-27 脉动淬火压床主机结构示意图

1—外压环 2—内压环 3—扩张模压杆 4—工件  
5—扩张模 6—下压模工作台

压模加到工件上的压力有三种情况:内、外压环和扩张模均为脉动加压;内、外压环为脉动加压,扩张模为定压;内、外压环和扩张模均为定压。

**2. 副机** 主要包括一副油池以及机械手、推料机构、顶料机构等,中间有一活动侧门与主机隔开。打开侧门,压淬后的工件通过机械手在油中从工作台移至副油池继续冷却。工件完全冷却后,由推料机构和顶料机构将工件顶出。

**3. 冷却系统** 淬火冷却油为循环喷射,由齿轮油泵驱动。淬火油由下压模撑体的小孔进入淬火密封室,通过工作台、内压环与工件接触面处的沟槽以及锥齿间的空隙冷却工件。淬火后的热油通过上压模油罩流向油箱。

**4. 液压系统** 全机共有液压油缸17个。外压环、内压环各4个,扩张模压杆一个以及工作台油缸、机械手油缸、前门缸、侧门缸、中心缸、推料缸、顶料缸和锁紧缸。压力大小通过减压阀调节,由液压脉动阀实现压力脉动变化,脉动频率用节流阀调节。

## 4 热处理工艺参数的自动控制

### 4.1 概述

温度、时间和碳势等热处理工艺参数通常采用自

动控制。温度、碳势常用闭环自动控制,时间常用开环控制。目前,对碳势的测量和控制,是通过控制渗碳气氛中某一种组分(如 $\text{CO}_2$ )或几种组分(如 $\text{CO}$ 、 $\text{CO}_2$ )的浓度或氧势来实现的。

### 4.1.1 控制系统的特点

热处理工艺参数自动控制系统可用模拟仪表组成,也可由微型计算机组成,它们的特点及适用范围见表7-7-16。

表 7-7-16 热处理工艺参数自动控制系统的特点

类别	特 点	适用范围
模拟仪表控制系统	可靠性高,操作方便,系统危险性分散,价格便宜,维修简便;但控制功能不强,计算能力弱,不便于组成复杂的控制系统,体积大,不便于组成集中控制系统,功能/价格比较低,只能对模拟量进行控制	对产品质量要求不很严格,控制系统简单,设备投资较少的场合
微型计算机控制系统	具有记忆、存贮功能,通用性好,能计时、计数,运算能力强,速度快,便于组成复杂的控制系统,能测量和控制需经数学模型计算才能获得的参数(如碳势),可以组成自动管理系统,功能/价格比较高;但价格较贵,操作和维护技术水平要求较高,可对模拟量、数字量及开关量进行控制	对产品质量要求较严,自动化程度要求较高,设备投资较充裕的场合

### 4.1.2 常用模拟仪表的特点

热处理工艺参数控制系统常用模拟仪表有基地式和单元组合式两大类,它们的特点和适用范围见表7-7-17。

基地式仪表是指同时具备几种功能的仪表。一般以指示、记录仪表为主体,附加调节机构组成。

单元组合仪表是将自动控制的整套仪表划分成若干个能独立完成某项功能的典型单元,各单元之间采用统一信号联系。目前,应用较多的是DDZ-I型和DDZ-II型单元组合仪表。DDZ-I型以晶体管为核心器件,统一信号为 $0\sim 10\text{mA}$ (DC)。DDZ-II型仪表以线性集成电路为核心器件,现场传输统一信号为 $4\sim 20\text{mA}$ (DC),控制室联络信号为 $1\sim 5\text{V}$ (DC)(参见检测仪器与仪表卷第5篇第4章)。目前正在开发的DDZ-S系列仪表,以微处理器为核心器件,属智能仪



表 (参见检测仪器与仪表卷第5篇第4章)。

表 7-7-17 基地式仪表和单元组合仪表的特点及适用范围

类别	特点	适用范围
基地式	控制系统使用的仪表数量及投资较少, 便于维护和使用; 但体积较大, 通用性差, 各仪表间没有联系, 不便于组成集中控制	简单控制系统和小规模生产自动控制
组合式	各单元仪表间采用统一的信号联系, 可以用较少的单元品种组成各种单参数和多参数的自动控制系统, 便于集中控制, 便于与计算机联用; 但使用仪表数量较多, 投资较大, 维护技术水平要求较高	复杂控制系统和大规模生产自动控制

4-1-3 常用控制器及微型计算机的特点

热处理工艺参数计算机控制系统常用的控制器和微型计算机有智能仪表、可编程控制器、工业控制计算机和个人微型计算机, 它们的特点和应用范围见表 7-7-18。

表 7-7-18 常用控制器及微型计算机的特点

类别	特点	适用范围
智能仪表	可靠性高, 运算能力较强, 测量和控制精度高, 能实现对不能直接检测的参数 (如碳势) 的测量与控制, 抗干扰能力强, 配有通信接口, 便于联网, 使用方便, 价格便宜; 但存储容量小, 功能较少	可作下级机直接安装在现场, 对温度、碳势等进行单回路或多回路自动控制
可编程控制器	可靠性高, 抗干扰能力强, 具有逻辑运算、算术运算、计时和计数等功能, 配有通信接口, 体积小, 模块化, 组合灵活, 安装简便, 编程容易, 维护方便, 价格低廉; 但存储容量较小	可作下级机直接安装在现场, 适用于开关量的条件、限时、计数及步进等控制, 有些还可控制温度
工业控制计算机	可靠性高, 抗干扰能力强, 计算能力强, 有通信接口, 具有较多的开关量、数字量和模拟量的输入/输出通道, 存储容量大, 可用高级语言编程, STD 工业控制计算机可与很多型号计算机联网, 组件模块化、标准化, 组配灵活, 易于扩展; 但使用和维护要求技术水平较高, 价格较贵	可直接安装在现场, 可作上级机也可作下级机, 可对数字量、开关量和模拟量进行控制, 还可对控制系统进行管理

(续)

类别	特点	适用范围
个人微型计算机	计算功能强, 存储容量大, 支持软件丰富, 有通信接口便于联网, 价格便宜; 但抗干扰能力弱, 使用和维护技术水平要求较高	需安装在专用机房内, 适用作上级机, 对复杂控制进行计算, 显示过程状态, 数据显示、存储、制表

4-2 温度的自动控制

温度自动控制系统可由基地式仪表、单元组合仪表或微型计算机组成。

4-2-1 基地式仪表组成的温度控制系统 (图 7-7-28)

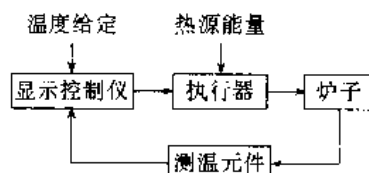


图 7-7-28 基地式仪表组成的温度控制系统

1. 测温元件

常用测温元件的特点和应用范围见表 7-7-19。

表 7-7-19 常用测温元件的特点和应用范围

类别	工作原理	测温范围 (C)	特点	应用范围
热电阻	导体、半导体的电阻值变化与温度有关	-200 ~ +500	精度最高, 便于自动记录和控制。振动场合易损坏	碱浴、油浴、硝盐浴、发兰液、淬火液、冰冷处理及回火等用的低温设备
热电偶	利用热电效应	0 ~ 1600	精度高, 便于自动记录和控制	各种热处理设备
辐射感温器, 光电感温器	热源辐射能量的大小与温度有关	600 ~ 6000	受灰尘、水汽及烟雾等影响较大, 能自动记录和控制	高温浴炉和感应加热的温度测量和控制
比色感温器			受灰尘、水汽、烟雾等影响较小, 能自动记录和控制	



**2. 控制器** 控制器的作用是当温度测定值偏离给定值时,对执行器发出某一控制规律的信号,从而自动地控制温度。

用模拟式仪表组成的温度控制系统其控制规律有二位式、三位式、比例、比例积分和比例积分微分等。

常用控制器有电动和气动两大类,其特点见表7-7-20。

表 7-7-20 常用控制器的特点

特点	电动控制器	气动控制器
结构	复杂	一般
信号传递	速度快,距离不受限制	速度较慢,距离受限制
信号运算	方便,运算精度高	一般,运算精度中等
工作环境	要求高,不太适合于高温、易燃、易爆和震动等场合	要求不高,能防爆、防燃、耐高温和振动
可靠性	较差	较可靠,寿命长
维护水平	高	一般
附加装置	不要	需供气设备

**3. 执行器** 执行器(表7-7-21和表7-7-22)的用途是接受控制器或手动操作器的输出信号,按某一控制规律驱动执行器,改变供应热源的能量,以达到自动控制温度的目的。

表 7-7-21 电炉常用执行器的特点

特点	交流接触器	饱和电抗器	磁性调压器	晶闸管调压器	晶闸管调功器
输出功率能否连续控制	不能	能	能	能	连续性较差
输出波形	正弦波	波形畸变	波形畸变	波形畸变	正弦波
耐过载能力	弱	强	强	弱	弱
有无机械触点	有	无	无	无	无
寿命	短	最长	最长	长	长
体积	小	大	最大	小	小
能执行的控制规律	位式,时间比例,断续PI,断续PID	位式,时间比例,PI, PID			

表 7-7-22 燃料炉常用执行器的特点

名称	特点
电磁阀	结构简单,体积小,价廉,能执行断续控制
电动执行器	信号传递速度快,距离不受限制,便于与计算机联用;但动作特性较差,有惰性容易过调,可靠性稍差,维护技术水平要求较高,不太适用于高温、易燃、易爆和震动等场合,能执行连续和断续控制
气动执行器	动作平稳圆滑,能防爆防燃,耐高温和震动,可靠性好,寿命长,维护技术水平要求一般;但信号传递速度慢,距离受限制,不便与计算机联用,能执行断续和连续控制
电-气执行器	在电动控制器与气动执行器之间设电-气转换器,综合电动和气动执行器的特点

4.2.2 单元组合仪表组成的温度控制系统(图7-7-29)

单元组合仪表有气动和电动两大类,参见检测、控制与仪器仪表卷第5篇第4章。

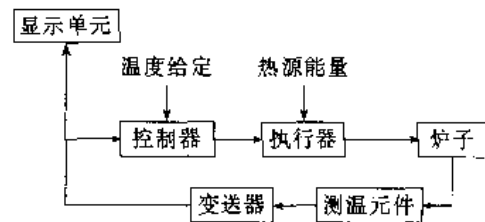


图 7-7-29 单元组合仪表组成的温度控制系统

变送器是用来将测温元件测得的温度信号转换与之相应的统一标准信号,传给显示单元或控制器,进行指示、记录或控制。其他各环节的功用与基地式仪表组成的温度控制系统相同。

4.2.3 电炉温度的自动控制系统

电炉温度自动控制系统常用的有两位式、三位式、时间比例和PID控制等,其特点见表7-7-23。它们的控制线路参见电工、电子与自动控制卷第2篇第8章。

表 7-7-23 常用电炉温度自动控制系统的特点

类别	特点	适用范围
两位式控制	只有满载和零两种功率输入,线路简单,只需一个接触器,但温度波动较大	控温精度要求不高的场合



(续)

类别	特点	适用范围
三位式控制	有三种功率输入，线路稍复杂，温度波动较小，但需三个接触器	控温精度要求较高的场合
时间比例控制	在比例带内输入的平均功率与偏差大小成比例，控温精度较高，但有静差	控温精度要求较高的场合
PID控制	输入的功率与偏差大小成PID关系，控温精度最高，且能延长发热体的使用寿命，但参数整定要求有一定的经验和水平	控温精度要求最高的场合

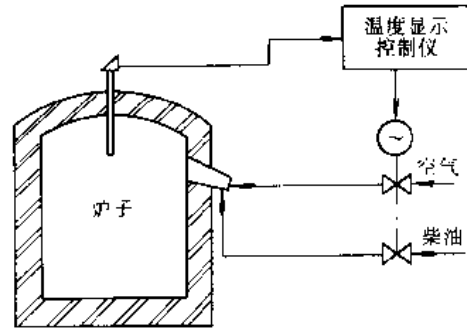


图 7-7-30 柴油炉温度自动控制示意图

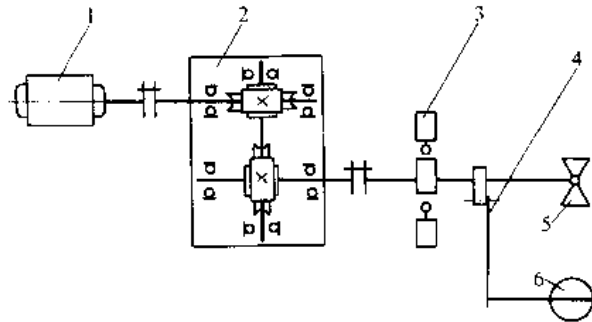


图 7-7-31 柴油炉温度控制系统的机械传动部分

#### 4.2.4 燃料炉温度的自动控制系统

燃料炉温度自动控制系统比电炉温度自动控制系统复杂，除控制燃料流量外，还需控制燃料与空气的配比及炉膛压力，以保证燃料燃烧良好。重油炉必须调节重油粘度，保证重油的流动性。

##### 1. 柴油炉温度的位式控制 (图 7-7-30~图 7-7-

32)

- 1—电动机 2—减速器 3—行程开关
- 4—摆杆 5—旋塞式阀 6—风门挡板

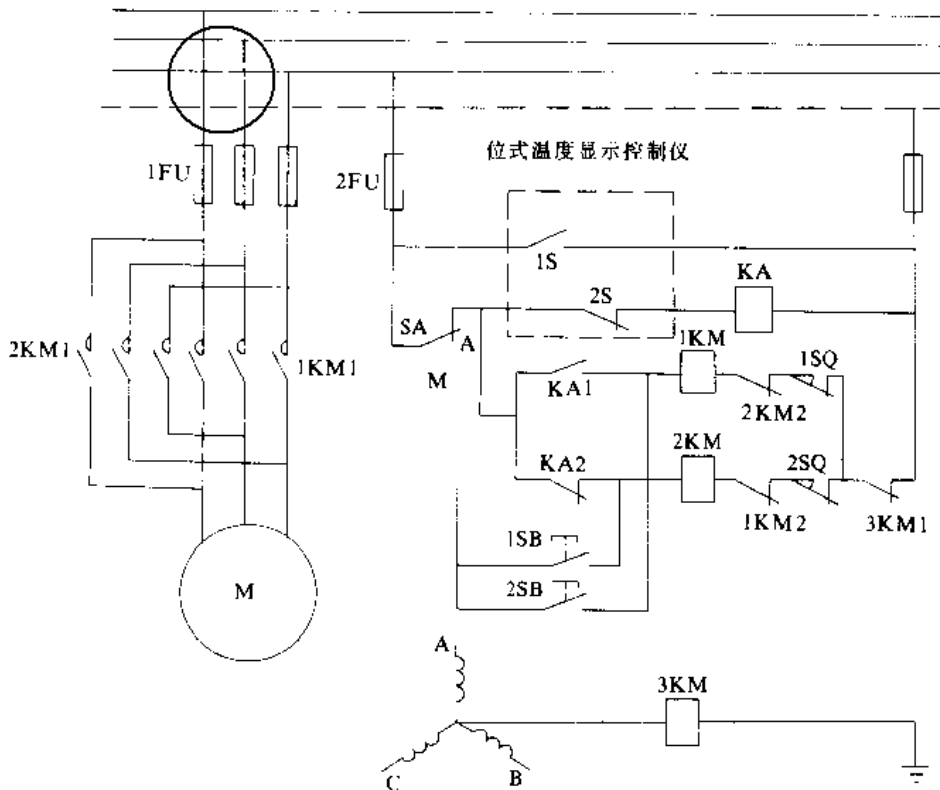


图 7-7-32 柴油炉温度自动控制线路原理图



2. 重油炉温度的PID控制(图7-7-33) 控制系统分为温度控制、泵前压力控制、雾化空气压力控制和炉内压力控制等环节。

图7-7-31是重油炉重油、空气配比自动调节温度控制系统示意图。从喷嘴前取出重油压力信号(反映流量大

小)和空气压力信号,经压力变送器YBT同时输给成分配比控制仪TA-097,输出信号经ZAP电动调节阀,改变空气阀门开度,使重油、空气配比维持在给定值。

3. 煤气炉温度的位式控制(图7-7-35和图7-7-36)

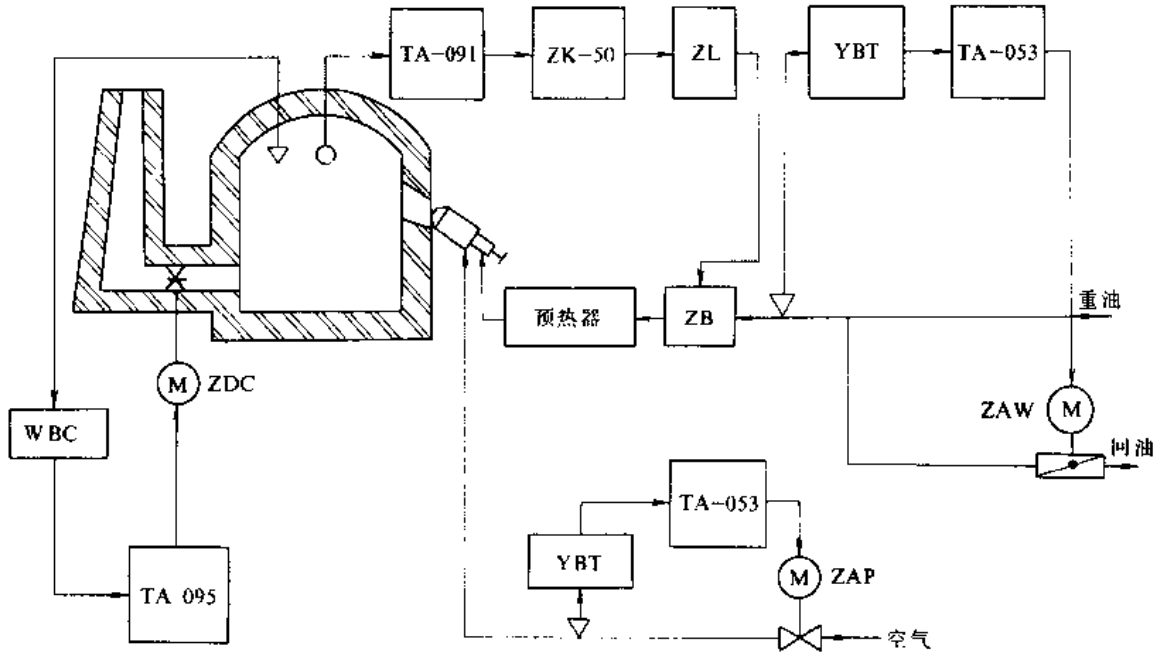


图 7-7-33 重油炉温度 PID 控制系统

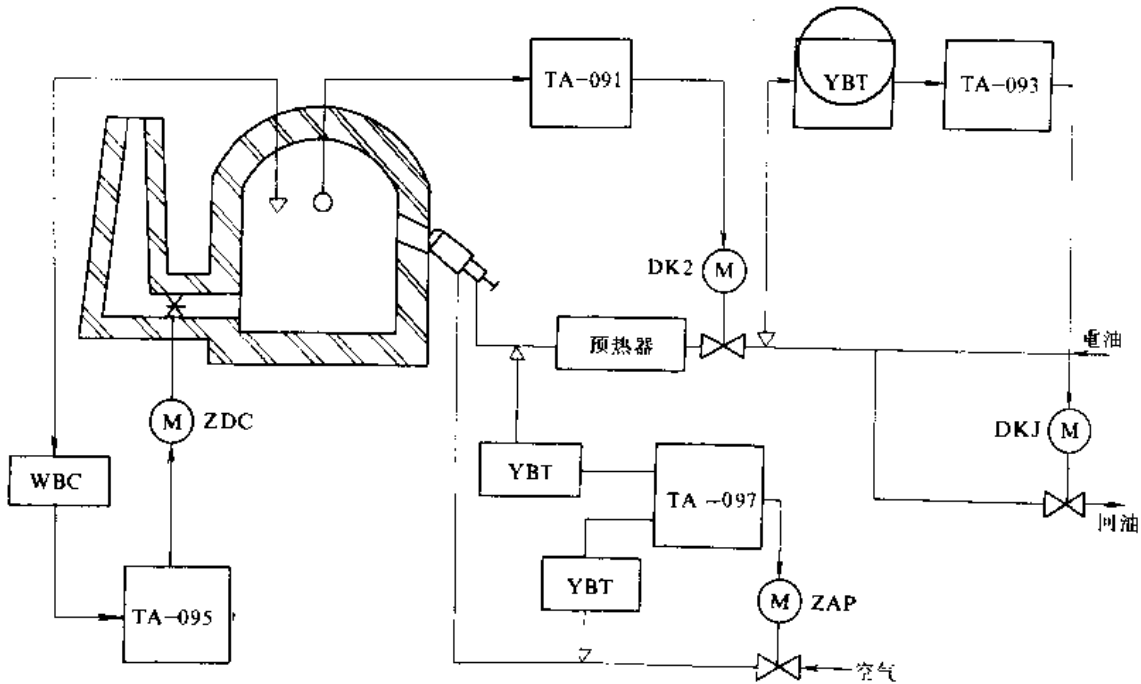


图 7-7-34 重油炉重油、空气配比自动调节温度控制系统示意图





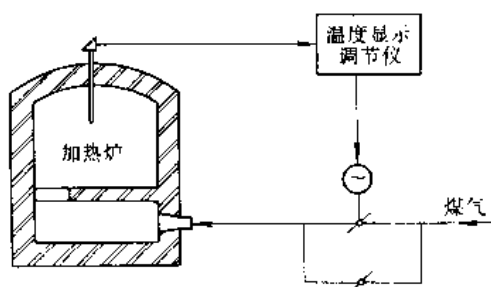


图 7-7-35 煤气炉温度位式控制系统示意图

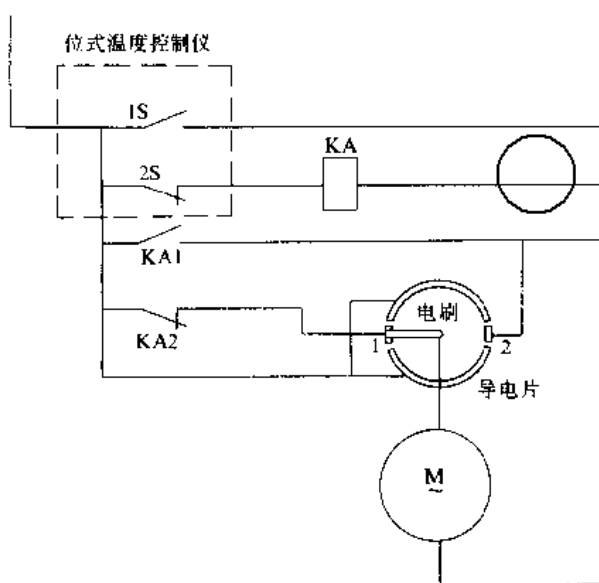


图 7-7-36 煤气炉温度位式控制线路原理图

频振荡器的负载发生变化,振荡管栅流也随之变化。当工件加热到淬火温度时,因在电流透入深度范围内已转变成奥氏体,从而出现“停滞点”(图 7-7-40),故可利用栅分压变化的“停滞点”来确定加热终了温度;若配备动圈式温度显示控制仪就可实现成批工件加热的自动控制(图 7-7-41)。栅分压曲线形状与工件加热的表面积有关,加热表面积越大,与图 7-7-40 越相似。

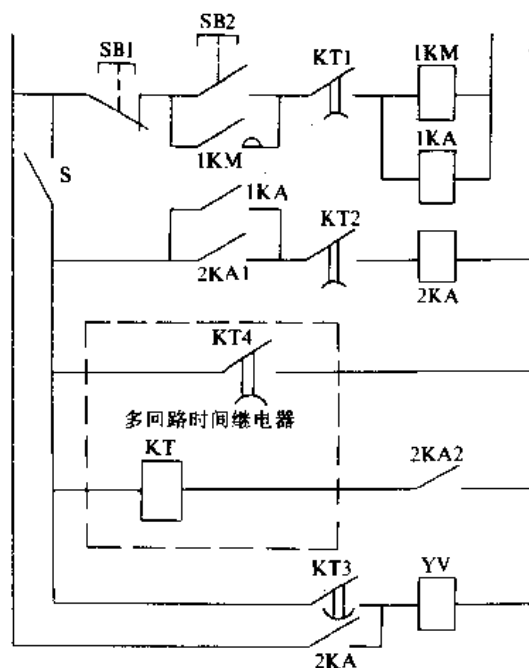


图 7-7-37 时间继电器定时控制线路图

#### 4.2.5 感应加热温度的自动控制系统

感应加热过程中,工件表面的温度变化非常迅速,可通过定时控制、栅流控制、光电控制和程序控制等方法来实现温度的自动控制。

1. 定时控制 在电参数稳定时,工件感应加热的温度与加热时间成对应关系,在大批量生产时可采用定时控制法来控制温度。

a. 时间继电器定时控制 (图 7-7-37)

b. 射流定时控制 射流定时控制的控制系统由气源、自动发讯转盘、射流元件和气-电转换开关等组成。

图 7-7-38 为发讯转盘示意图。感应加热和冷却的时间参数按所需的处理程序在圆形转盘上刻出不同半径的弧度气孔,当转盘周期性恒速旋转经过发讯管时,接收气管按弧孔长短获得相应的时间信号(气信号)。

图 7-7-39 为射流控制气-电原理图。

2. 栅流控制 高频感应工件表层温度升高时,高

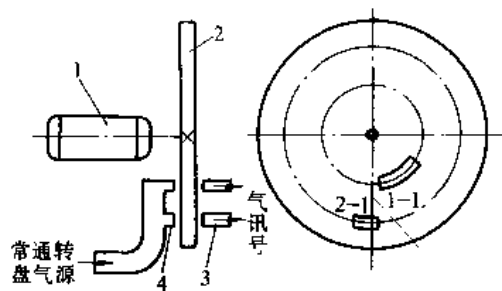


图 7-7-38 发讯转盘示意图

1—同步电机 2—发讯转盘 3—接收气管  
4—发射气管

3. 光电控制 若感应器有空隙,能使光线沿径向射至光电高温计,将光电高温计的温度控制接点与感应加热控制回路串联,即可实现感应加热温度的自动控制。若为整体感应器,则需在感应器上钻孔用石英棒及光导纤维为光信号传输元件,感温镜头至被测物之间应尽可能排除烟雾、水蒸气及尘埃等光的吸收介质,以提高光电测温的准确性。



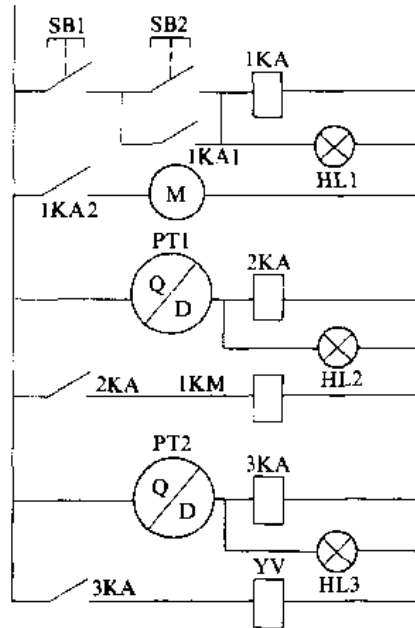
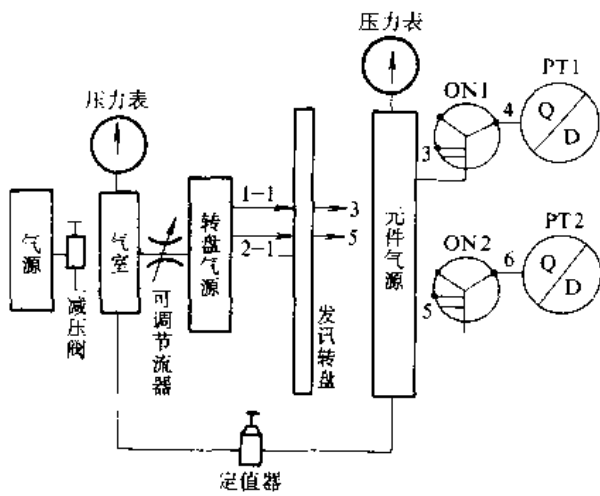


图 7-7-39 射流控制气-电原理图

ON1、ON2—射流元件 PT1、PT2 气-电转换开关

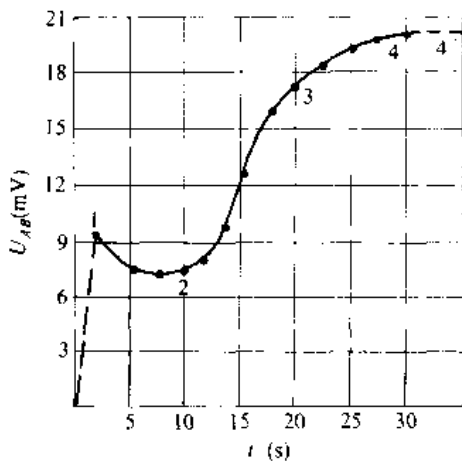


图 7-7-40 栅分压与加热时间的关系

1、2、3、4、4'—栅分压读数，4 为停滞点

图 7-7-42 是凸轮轴感应加热光电控温、定位示意图。图中光源和接收光导纤维是用于凸轮轴轴向定位的。

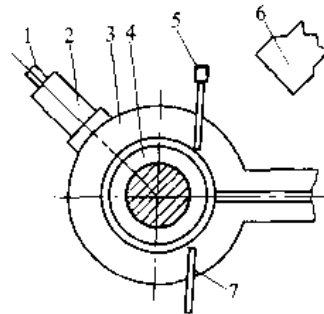


图 7-7-42 凸轮轴感应加热光电控温、定位示意图

1—光导纤维 2—测温探头 3—感应器 4—工件  
5—光源 6—抽风口 7—接收光导纤维

(摘自蔡正平, 于之昌. 光电控温仪在 EQ140 凸轮轴感应热处理中的应用. 金属热处理, 1990 (2): 33~35 页.)

感应加热和淬火用光电控温仪(图 7-7-43)控制。图中有源滤波能较好地滤除各种高频和工频干扰信号; 记忆稳零电路用于消除环境温度引起的零点漂移及环境光线的干扰; 阻尼环节可以增大工件加热的均匀性。

4. 程序控制(图 7-7-44) 首先在温度程序给定器上编排出工件最佳加热曲线。给定的感应加热曲线

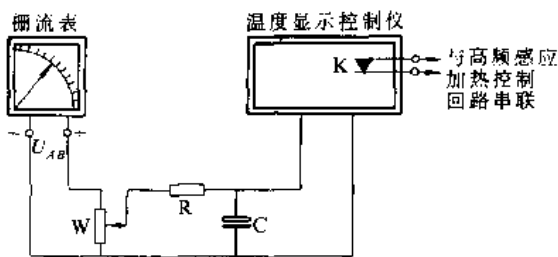


图 7-7-41 栅流控制接线图



经温度程序给定器转换成程序电压，在比较电路中程序电压与从温度变送器送来的工件温度信号(电压)进行比较，其差值  $\Delta U$  与温度偏差成比例。 $\Delta U$  经放大后输入到励磁电流调节器，根据  $\Delta U$  的大小和极性调节励磁电流，使中频发电机的端电压按感应加热曲线的要求发生相应的变化，使工件按给定的感应加热曲线进行加热。

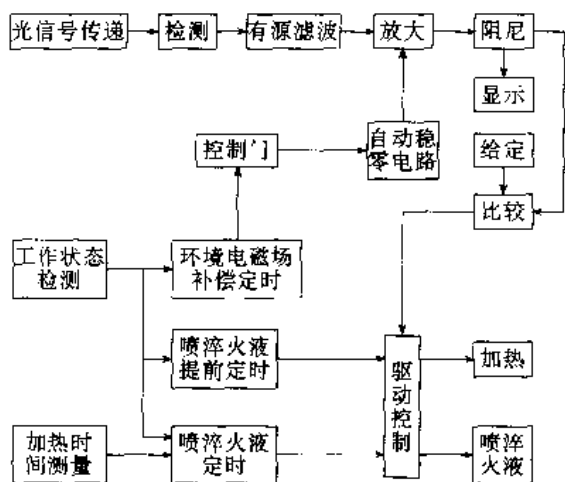


图 7-7-43 光电控温仪系统框图

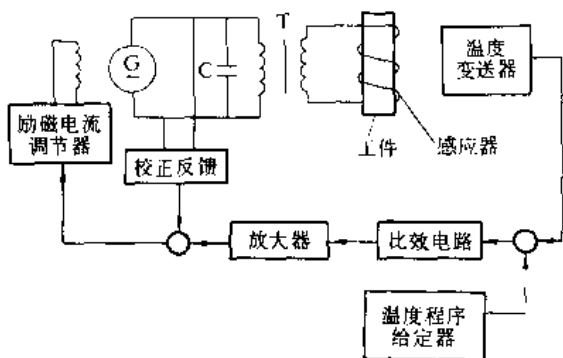


图 7-7-44 感应加热温度程序控制系统示意图

4.2.6 微型计算机在温度控制中的应用

1. 温度的测量 图 7-7-45 是微型计算机温度测量框图。热电偶由温差产生的热电势经冷端自动补偿、硬件滤波再经直流放大器放大到适合模数转换器(A/D)要求的电压，经 A/D 转换成数字量，输入微型计算机主机，主机根据事先输入的有关热电偶输出的

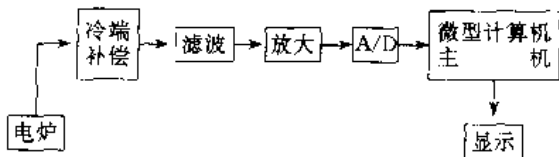


图 7-7-45 微型计算机温度测量框图

mV 与温度的关系等程序，计算出某一时刻的温度，即为测量温度。

常用的镍铬-镍硅热电偶的热电势，在 0℃ 时为 0.00mV，1200℃ 时为 48.81mV。采用 8 位的 A/D 转换器能把 1200℃ 以下的热电势 256 等分，其分辨率为  $48.81/256=0.19mV$ ，约为 5℃。若用 12 位 A/D 转换器则分辨率为  $48.81/4096=0.012mV$ ，约为 0.3℃。因此，若要高精度测定温度，一般应选用位数多的 A/D 转换器。若采用分段处理，则采用 8 位 A/D 转换器也能获得较高的测量精度。

2. 电炉温度的微型计算机 PID 控制 图 7-7-46 是电炉温度微型计算机控制系统框图。电炉温度由热电偶转换成毫伏级电压，经输入电路滤波、放大，经 A/D 转换成二进制数字量，输入微型计算机主机。在主机中按给定方程计算出实时温度、偏差，再按 PID 控制规律算出相应的控制量，此控制量经输出电路去控制调功器的输出脉冲，改变晶闸管的通断周波比，以调节电炉的输入功率，达到控制温度的目的。

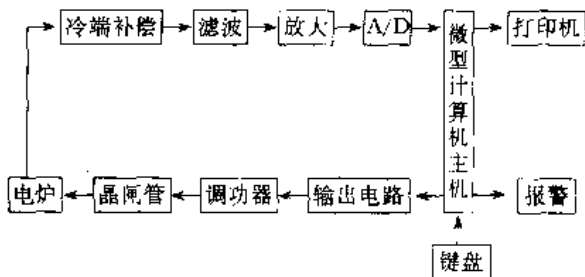


图 7-7-46 电炉温度微型计算机控制系统框图

在执行 PID 控制规律时可按式进行近似计算：

$$u(n) = u(n-1) + a_0 e(n) - a_1 e(n-1) + a_2 e(n-2)$$

式中  $u(n)$ ——时刻  $n$  的控制量(mV)；

$u(n-1)$ ——时刻  $n-1$  的控制量(mV)；

$e(n)$ ——时刻  $n$  的偏差；

$e(n-1)$ ——时刻  $n-1$  的偏差；

$e(n-2)$ ——时刻  $n-2$  的偏差；

$$a_0 \text{——系数, } a_0 = K_p \left( 1 + \frac{T}{T_1} + \frac{T_D}{T} \right);$$

$$a_1 \text{——系数, } a_1 = K_p \left( 1 + \frac{2T_D}{T} \right);$$

$$a_2 \text{——系数, } a_2 = K_p \frac{T_D}{T};$$

摘自邹子良等，电炉温度控制器的研制，见：中国机械工程学会热处理学会编，中国机械工程学会热处理学会第四届年会论文集，1987-05-25~31，南京；中国机械工程学会热处理学会，1987：580~586页。



$K_p$ —比例系数;  
 $T_i$ —积分时间常数;  
 $T_D$ —微分时间常数;  
 $T$ —控制周期。

根据对象特性,对PID控制的参数整定完毕后,  
 $K_p$ 、 $T_i$ 、 $T_D$ 和 $T$ 均为常数, $a_0$ 、 $a_1$ 和 $a_2$ 可以离线算

出,从而减少了运算次数,加快了运算速度。

a. 主程序(图7-7-47) 主程序主要完成显示、键盘管理和结束处理三方面工作。设立了0~9共10个数字键和4个功能键。控制器(微型计算机)接通电源后,通过初始化程序完成各项准备工作。接着依次输入炉号、恒温值和恒温时间。按下“启动炉子”键后,程

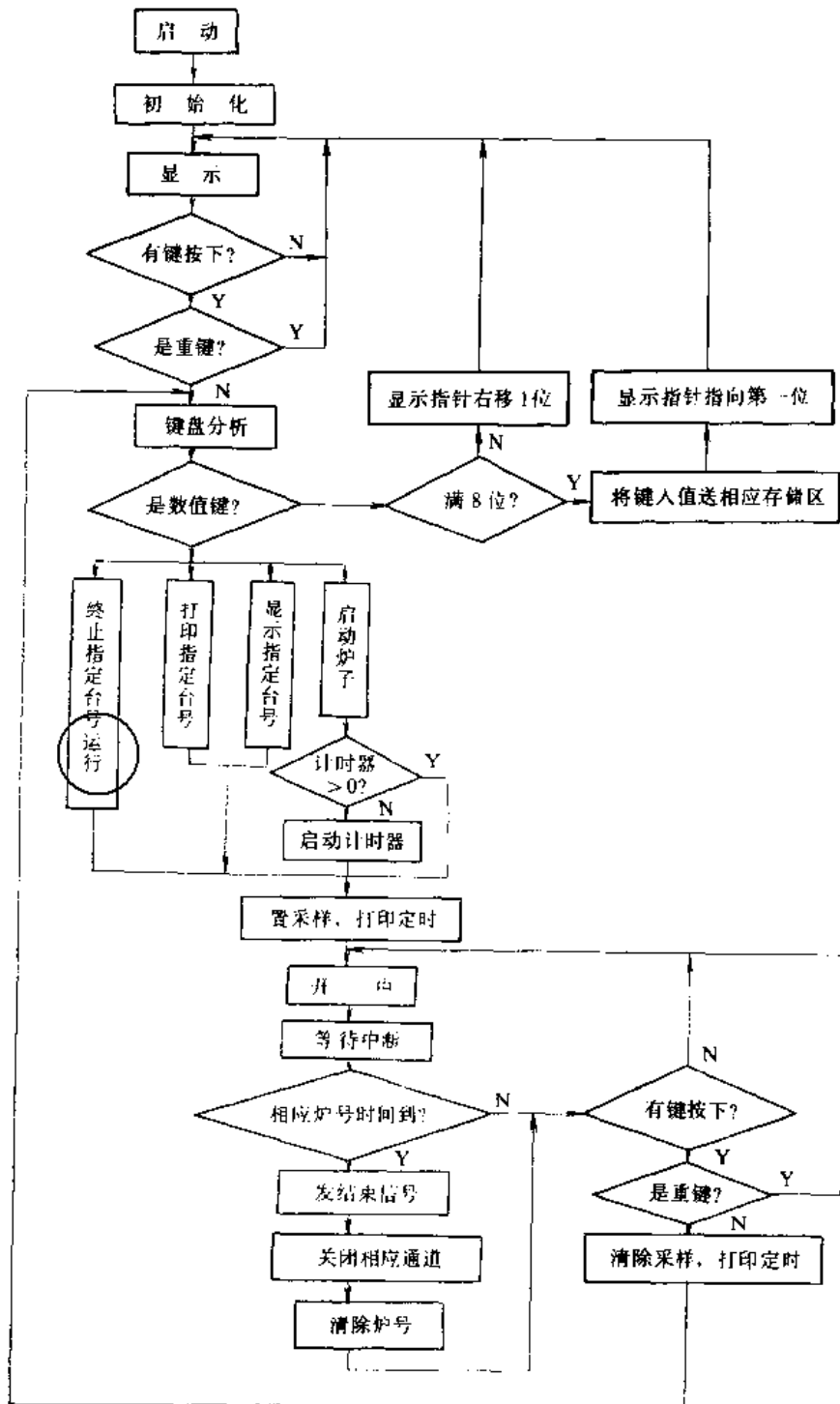


图7-7-47 微型计算机温度控制主程序框图



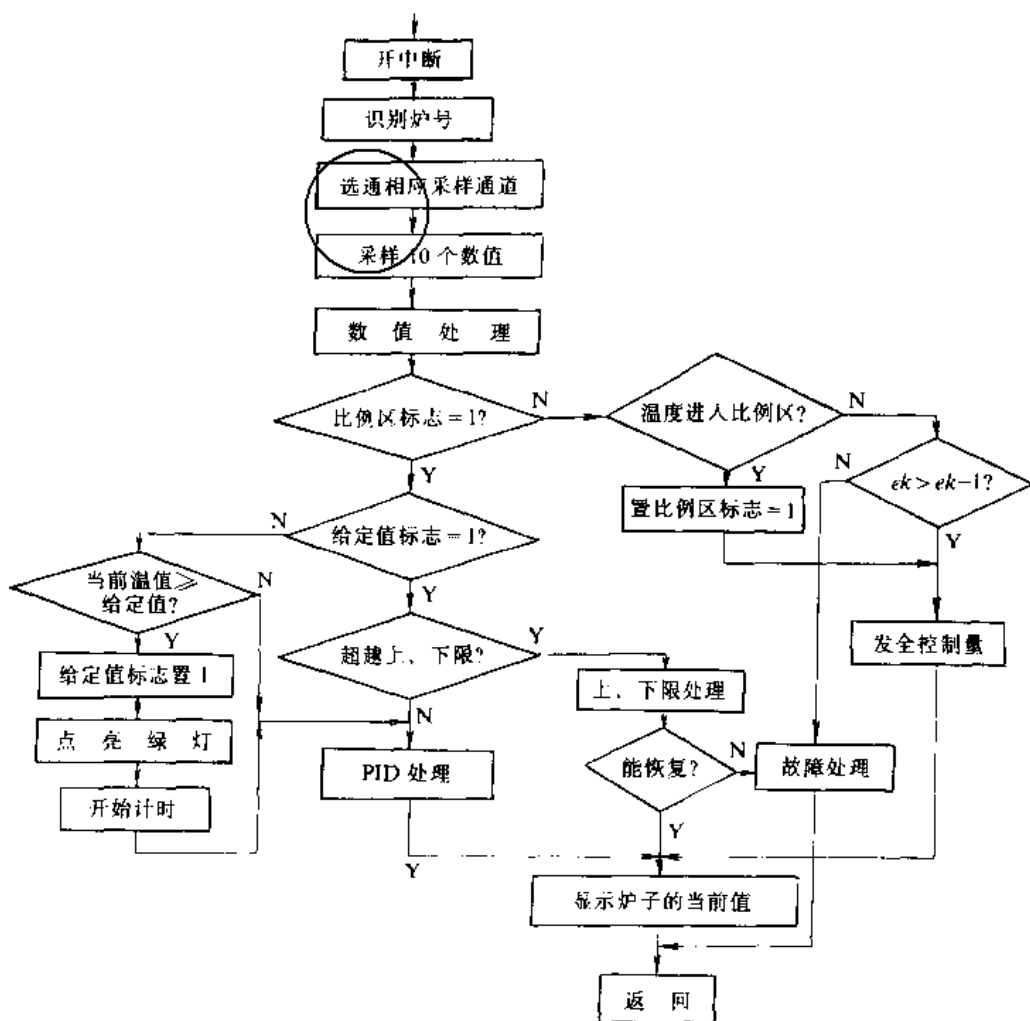


图 7-7-48 微型计算机温度控制中断处理程序框图

序定期转入中断处理程序，并定期显示炉号、当前温度、当前工作周期（恒温时间）。一旦工作时间与预置的恒温时间相等，程序转入结束处理。关闭其相应的采样通道、清除炉号和停止该炉子的工作。借助于反复执行中断处理程序来实现对炉温的控制，每执行一次中断处理程序都会对结束与否作一次判断，并扫描一次键盘，使用户可随时干预设备的工作和检查设备的运行情况。

b. 中断处理程序（图7-7-48）中断处理程序承担炉号识别、温度控制和故障处理等任务。

炉号识别程序一旦选中某台炉子，立即选通相应的采样通道，对该炉子的当前温度进行采样和数值处理。数值处理程序包含数字滤波、热电偶温度特性非线性校准程序，可以消除干扰信号的影响，提高测量精度。炉子启动后，温度控制程序发出全控制量，使炉子全速升温。当温度达到给定值的95%时，转入PID控

制，以消除积分饱和的影响，减少超调量。

当炉温超越PID控制区时，若  $e(n) > e(n-1)$  说明温度控制系统出现故障，应转入故障处理，发报警信号。

3. 电炉温度的飞升曲线预测控制<sup>①</sup> 有些生产过程对温度控制的超调量要求很苛刻，一般控制规律很难满足要求。这时，采用飞升曲线预测控制可收到良好效果。

电炉温度在阶跃干扰（图7-7-49a）作用下，其飞升曲线如图7-7-49d中的oac所示。如果在  $t = \Delta t_1$  时再加入一个与原有阶跃干扰幅值相等但极性相反的阶跃（图7-7-49b），则其响应曲线应与原飞升曲线形状

① 摘自周彬等，大滞后对象的飞升曲线预测控制，金属热处理，1988（10）：34~38页。



相同但极性相反，时间滞后  $\Delta t_1$  见图 7-7-49d 中的  $a'b'$ ，将两个阶跃下扰响应曲线相加，便得到在矩形脉冲输入作用下的响应曲线，如图 7-7-49d 中的  $oabd$  所示。由上图可知，在滞后系统中，当矩形脉冲作用结束时，炉温尚未达到极大值，还要经过  $\Delta t_2$ ，炉温才达到极大值。炉温极大值  $\theta_2$  与矩形脉冲作用结束时所对应的炉温  $\theta_1$  的差值为  $\Delta\theta$ ，称此值为“滞后温升值”。

采用一般方法，对  $\Delta\theta$  进行定量计算是很困难的，但根据输出信号和飞升曲线，在微型计算机中通过位移、加减等简单运算就能求出  $\Delta\theta$  值。当  $\theta_1 + \Delta\theta$  等于给定温度时，若加一矩形脉冲  $K_3$ ，其响应曲线与图 7-7-50 中  $bc$  曲线形状相同但极性相反 ( $bc'$ )，则炉温就能立即稳定在给定温度。使超调量等于零的矩形脉冲  $K_3$  的计算是比较困难的，可通过现场直接测量解决。方法是：将幅值不同的矩形脉冲依次作用于被控对象，就可得到一系列与各个矩形脉冲相对应的稳态温度值。工作时只要利用插值计算，就可求出与给定温度相对应的矩形脉冲  $K_3$  的幅值。

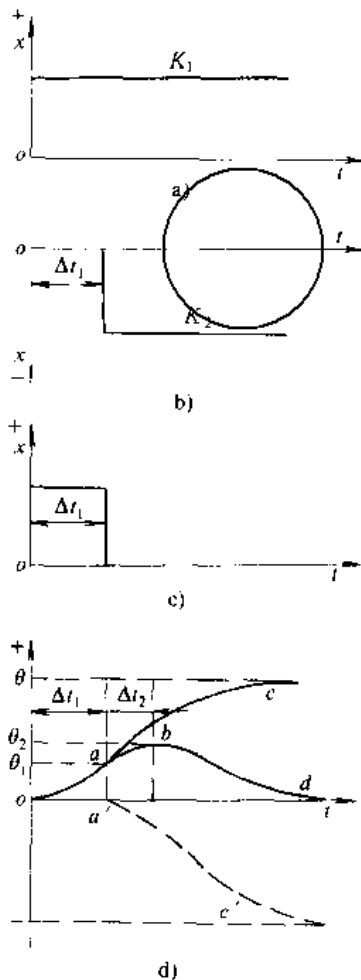


图 7-7-49 在阶跃和矩形脉冲作用下的响应曲线

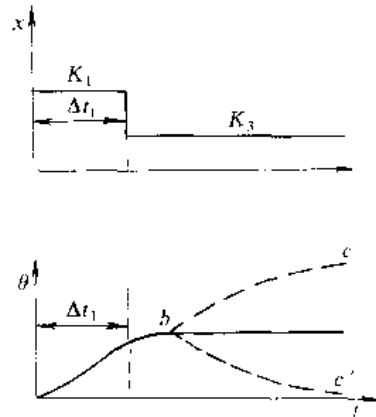


图 7-7-50 在  $K_1$  和  $K_3$  矩形脉冲作用下的反应曲线

**4. 电炉温度的模糊控制系统** 当被控对象因受非线性、时变性等因素影响，很难建立精确的数学模型时，采用模糊控制不用数学模型也能获得良好效果。

人的语言通常是具有模糊性的，如温度“偏高”或“偏低”，温度上升“较快”或“较慢”等。模糊控制就是将人的经验总结成一条条的控制规则，进而构成一个模糊控制器来执行这些规则，以达到预定的目的。

通常模糊控制按下述 4 个步骤进行：

a. 偏差及偏差率的计算 根据第  $n$  次和第  $n-1$  次的温度测量值，由计算机计算第  $n$  次的偏差值  $e_n$  和偏差变化率  $r_n$ 。

b. 模糊化 按照实际需要，将偏差和偏差变化率分成若干个等级，来反映偏差和偏差变化率的大小。计算机按照分级规定，将精确量  $e_n$  和  $r_n$  转换成模糊量  $A_n$  和  $B_n$ 。

c. 模糊计算 根据操作经验编制若干条模糊控制规则，即在哪个温度区间产生哪个等级的偏差  $e_n$  和偏差变化率  $r_n$ ，则应采取什么样的措施，才能使温度尽快地趋于给定值。这样，计算机就能根据  $e_n$  和  $r_n$  的数值和极性，参照模糊控制规则，确定模糊控制量  $C_n$ 。

d. 模糊决策 计算机将模糊控制量  $C_n$  转换成精确控制量  $U_n$ ，并施于执行机构，改变输给电炉的功率，使温度尽快地趋近给定值。

本系统采用全数字式调功器 (图 7-7-51) 作为执行器。微型计算机按模糊算法算出模糊控制量  $C_n$ ，再按下式

$$HN = 100C_n T$$

计算出在控温周期  $T$  内双向晶闸管应导通的半波数

① 摘自王文成，李芳，齐志才。渗碳微机模糊算法研究。工业控制计算机，1991 (1)：14~17 页。



HN。将HN送到减法计数器。在减法计数器未减至零之前，其输出为1态，通过光电耦合器打开控制与门，使来自过零检测电路的触发脉冲经脉冲变压器加至双向晶闸管使其导通；当零触发脉冲使减法计数器从HN减至零时，减法计数器输出为零，从而封锁控制与门，进而关断双向晶闸管。通过调节双向晶闸管的导通比来控制输给电炉的功率达到控制温度的目的。

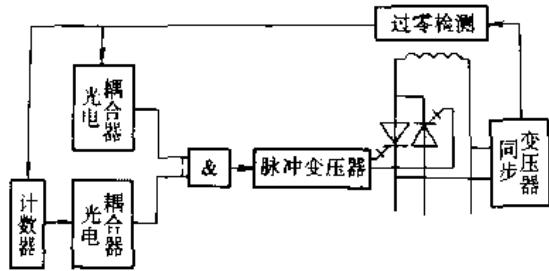


图 7-7-51 全数字式调功器

### 4.3 碳势的自动控制

碳势控制原理和方法参见本篇第4章。

#### 4.3.1 碳浓度分布的微型计算机仿真

渗碳工件的力学性能不仅与零件的表面碳含量及渗层深度有关，还取决于碳的浓度分布。目前，在渗碳过程中，碳在钢中的浓度分布是无法进行无损检测的，但能用微型计算机进行仿真。

碳原子在钢中的扩散遵循菲克第二定律。设为平面扩散，且扩散系数D为常数可表达为：

$$\frac{\partial w_c}{\partial t} = w_c \frac{\partial^2 w_c}{\partial x^2}$$

其定解条件为：

初始条件  $w_c = w_{c_0}$  当  $x \geq 0, t = 0$

或  $w_c|_{t=t_0} = f(x)$

外边界条件  $D \frac{\partial w_c}{\partial x} \Big|_{x=0} = \beta (C_g - w_c)$

内边界条件  $\frac{\partial w_c}{\partial x} \Big|_{x=m} = 0$

式中  $w_c$ ——碳的质量分数（%）；

$t$ ——时间（h）；

$x$ ——距工件表面的距离（mm）；

$D$ ——渗碳温度下碳在钢中的平均扩散系数；

$\beta$ ——碳的传递系数；

$C_g$ ——气氛碳势（%）；

$w_{c_0}$ ——工件表面碳的质量分数（%）。

上式分别用一阶差分和二阶中心差分来近似，共

有  $m+1$  个代数方程和  $m+1$  个碳浓度分布的未知数。若用矩阵表示则其系数矩阵为三对角线矩阵，可用简便的追赶法编程序由微型计算机快速求解。

气体渗碳过程微型计算机仿真的框图如图 7-7-52 所示。

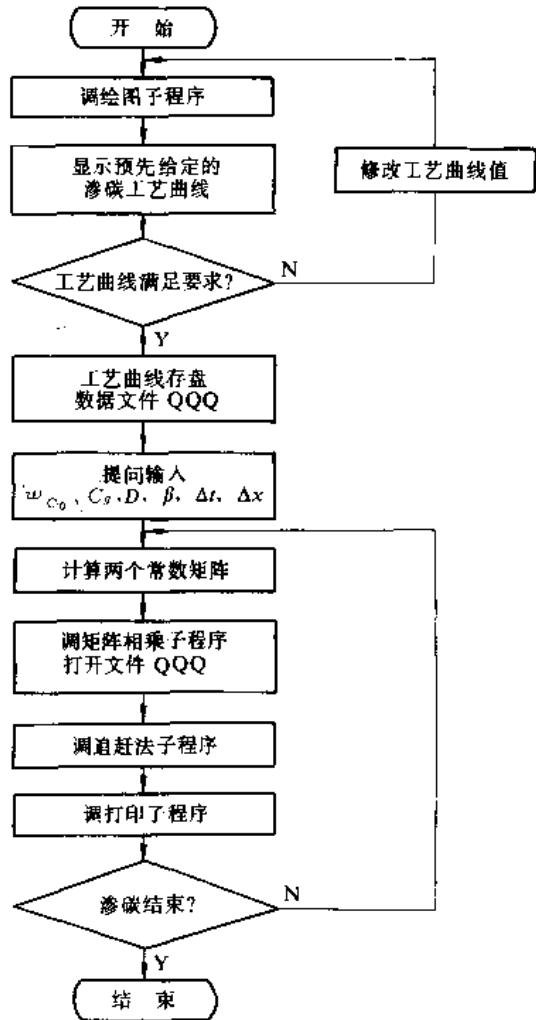


图 7-7-52 气体渗碳微型计算机仿真程序框图

#### 4.3.2 气体渗碳碳浓度分布的微机自适应控制<sup>①</sup>

两段式渗碳过程中，由微型计算机在线模拟计算，可得碳浓度分布随时间的变化，如图 7-7-53 所示。图中曲线 3 表示强渗期末的碳含量的分布，曲线 5 表示

① Edenhofer B Pfau H. Self-adaptive Carbon Profile Regulation in Carburizing. In: Krauss G, ed. Heat Treatment and Surface Engineering New Technology and Practical Applications. 1988-9-28 to 30 ASM International™. 1988: 85~88 页。



按技术条件要求的给定碳浓度分布，曲线6则为扩散时间过长导致碳含量的分布不符合技术条件要求。

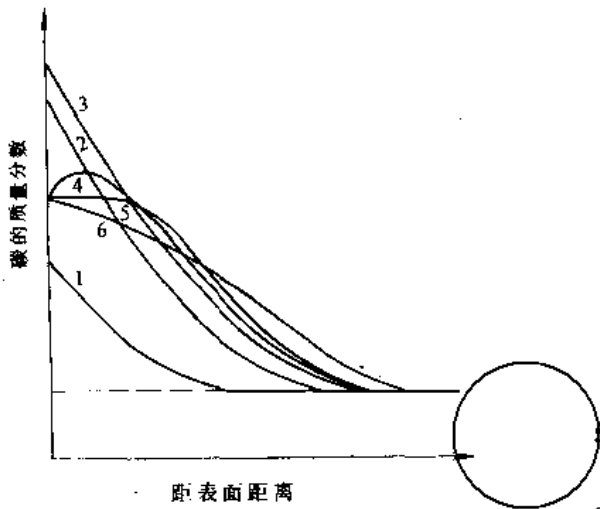


图 7-7-53 渗碳过程中碳浓度分布变化示意图

图 7-7-54 为按技术要求的碳含量的分布曲线，其中  $C_k$  为给定碳势转换点， $C_s$  为计算渗碳层深度给定值（在本例中取  $w_c 0.35\%$ ）。当与  $C_k$  相对应的计算浓度  $C_k < C_s$  时，气氛维持强渗期的高碳势  $C_s$ ；随着渗碳时间延长，当  $C_k \geq C_s$  时，气氛的碳势由强渗期的高碳势转变成扩散期的低碳势  $C_d$ ，即进入扩散期。在扩散期间碳浓度分布将产生如图 7-7-55 所示的变化。当  $C_k$  和  $C_s$  分别与  $C_k$  和  $C_s$  相等时（图 7-7-55 中的实线），说明碳浓度分布和渗碳层深度均达到了给定值，工件可以出炉。

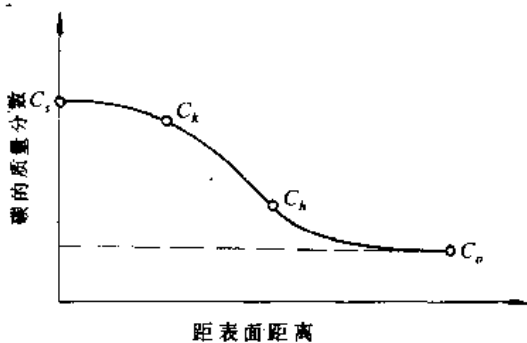


图 7-7-54 给定碳浓度分布和控制点

若渗碳深度较大，则在达到  $C_k$  等于  $C_s$  以前，在扩散期间将出现  $C_k < C_s$  的状态。当  $C_k < C_s$  时，则气氛碳势自动由低给定碳势转换成高给定碳势，即重新进入强渗期而重复上述过程；强渗期和扩散期交替进行，直至  $C_k = C_s$  和  $C_s = C_d$  为止，从而达到了碳浓度分布微机自适应控制的目的。

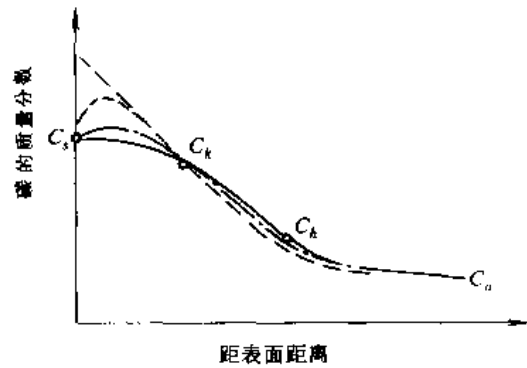


图 7-7-55 在扩散期间碳浓度分布的变化

——给定碳浓度分布    ---强渗期末碳浓度分布  
- · - · - 扩散期碳浓度分布

## 5 热处理生产线

### 5.1 气体渗碳生产线

连续生产条件下负荷率在 65%~90% 之间，年生产纲领在 500~2000t 范围内，采用生产线是合适的。年生产纲领超过 2000t，可考虑用多列式渗碳炉或设计一条以上生产线。

#### 5.1.1 总体布置

生产线大多设计成口字形的，如图 7-7-56 所示。工件的装、卸在同一位置，操作管理较为方便。

图 7-7-57 是为多种用途设计的气体渗碳生产线。

#### 5.1.2 主要设备

1. 渗碳炉 炉子的加热以电热为主，在有条件的地方可采用气体燃料加热。

为保持炉内气氛稳定，渗碳炉体和炉口密封要给予注意。无罐炉的炉壳钢板连接处应全部密封焊接，炉顶盖板采用砂封，在更换电热元件的地方利用密封垫板压紧密封。

炉口的密封方式有双重门密封、钟罩式双炉门密封、双压水封和火帘密封。

为防止爆炸事故，在前室和后室要设置防爆口。

炉内风扇对保证炉气的均匀流动和分布有重要作用。风扇速度一般在 1000~1500m/min，设计时最高取 2000m/min。炉内设置导向板可使炉气定向流动，工作和导向板之间的距离在 50~80mm。

为严格控制渗碳炉各区的碳势，可采用将加热区和预冷区单独隔开的渗碳炉（图 7-7-58），在渗碳区和





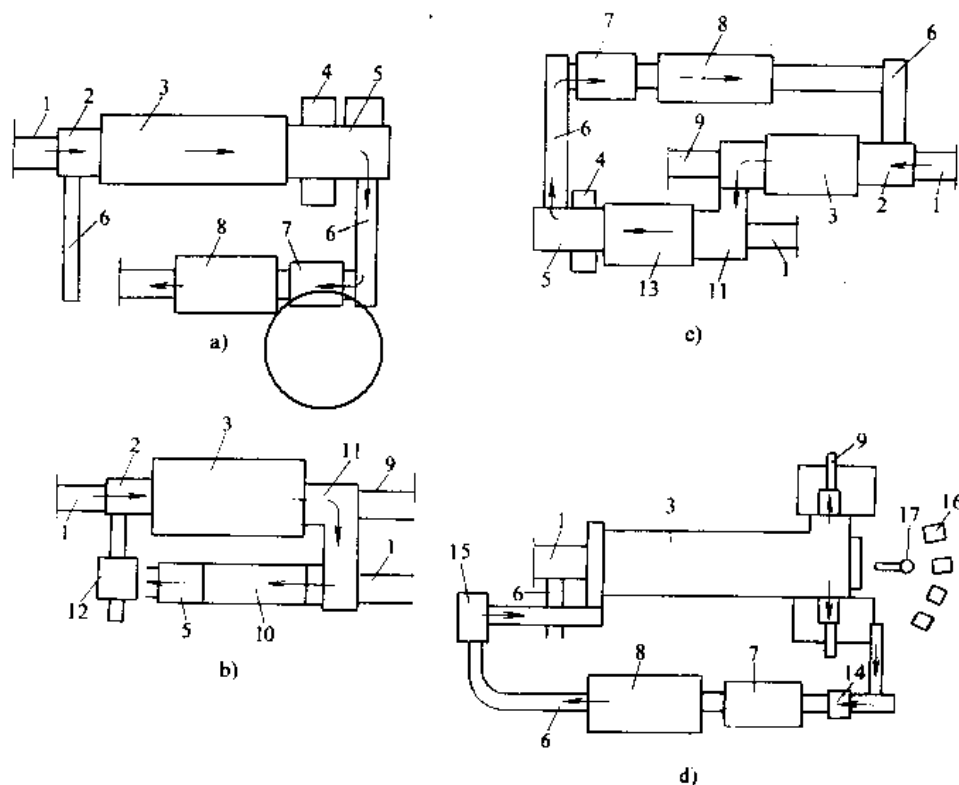


图 7-7-56 气体渗碳生产线的布置

- a) 渗碳后直接淬火 b) 渗碳后缓冷 c) 渗碳缓冷后重新加热淬火 d) 渗碳后压床淬火  
 1—推料机 2—前室 3—渗碳炉 4—淬火槽 5—后室 6—运送机构 7—清洗机 8—回火炉  
 9—拉出机 10—双壁冷却通道 11—带运送机构的通道 12—料车 13—加热炉  
 14—吹油装置 15—料盘焙烧炉 16—淬火压床 17—机械手

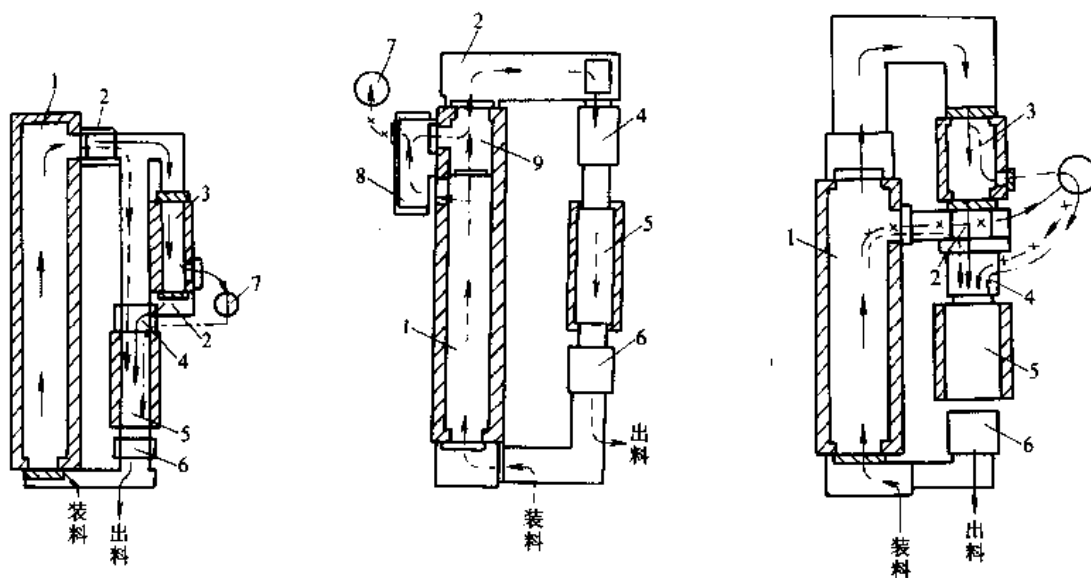


图 7-7-57 供多种用途的气体渗碳生产线

- 渗碳后重新加热淬火    - - - → 渗碳后直接淬火    - · - · → 渗碳后经预冷直接淬火  
 - · - · → 渗碳后重新加热并在压床上淬火    - × → 渗碳后在压床上直接淬火  
 1—渗碳炉 2—淬火槽 3—加热炉 4—清洗室 5—回火炉 6—冷却室 7—淬火压床 8—预冷室 9—保温室



扩散区设置碳化硅罩,促使炉内气氛和温度的均匀。炉内轨道也可用碳化硅的。

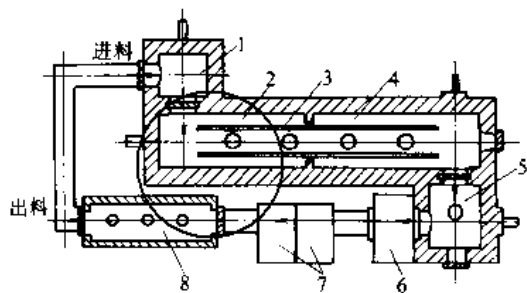


图 7-7-58 渗碳炉的加热区和预冷区单独隔开的生产线  
1-加热区 2-渗碳区 3-碳化硅罩 4-扩散区  
5-预冷区 6-淬火槽 7-清洗机 8-回火炉

2. 清洗机 清洗质量要求较高时可设计两台清洗机,一台化学去油(喷淋或浸洗),一台热水淋洗。必要时可在进料端增设一台三氯乙烯清洗机,或选用双工位清洗机,将机械加工后工件表面的油渍除去,以保证渗碳质量。

3. 回火炉 选用电热或煤气加热,建议将渗碳废气回收用于回火炉加热。

图 7-7-59 是煤气的热风循环回火炉。炉子由上、下两部分组成,上部为一煤气燃烧室,下部为炉膛。燃烧室的热气由侧面两台离心式鼓风机送入炉膛底部,并经可调孔板网进入炉膛;可调孔板网的作用是分配热气量,保证炉膛内温度均匀。

回火炉配有自动点火、自动控温和煤气燃烧安全装置。

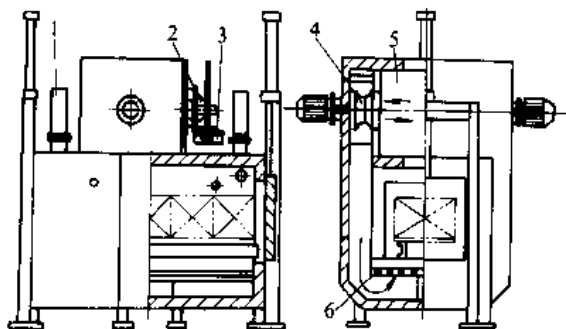


图 7-7-59 煤气热风循环回火炉  
1-排气管 2-烧嘴 3-自动调节阀  
4-鼓风机 5-燃烧室 6-可调孔板

### 5.1.3 气体渗碳生产线的控制系统

气体渗碳生产线的全部运送动作靠液压和机械传

动或气动和机械传动,在电气程序控制下自动进行。程序控制采用可编程序控制器或微型计算机来完成。温度和碳势控制可用模拟式仪表、智能仪表或微型计算机再加上检测元件和执行器来完成。

1. 微型计算机控制系统<sup>①</sup> 图 7-7-60 是气体渗碳生产线的微型计算机控制系统框图,它可完成对各区域温度和碳势的控制,设备的生产工艺准备和各种机械运动程序动作,生产过程中出现故障时的自动安全报警和保护及变换渗碳件时自动切换工艺参数等。

a. 渗碳炉的投产准备程序(图 7-7-61) 冷炉重新启动时,按 50℃/h 的速率升温,当各区温度达到 200℃、400℃、600℃时分别保温 4h,以均匀炉温延长炉子寿命;炉温升至 800℃时,发出向渗碳炉输送吸热性气氛(RX)和富化气(YX)的信号,进行炉膛渗碳;达到一定气氛条件后,自动接通 CO<sub>2</sub> 红外分析仪,控制 CO<sub>2</sub> 含量;当炉内气氛满足生产要求条件时,自动启动推料程序进行正常生产。

b. 更换渗碳技术条件时工艺参数的自动切换 该系统中编入了 11 组工艺参数,以满足各类零件渗碳工艺要求。更换零件改变各工艺参数时,必须设置几个空载料盘来过渡。当第一个空载料盘到达前室门前时,操作者置入更换零件的指令,此时炉内各工艺参数并不发生变化;当第一个空载料盘到达第 5、8、14、19、23 盘的位置时(见图 7-7-62),程序才自动依次地更换第一、二、三和四区的工艺参数给定值;当第一个空载料盘到达第 15 盘位置时,才自动更换新的推料周期。

c. 安全保护措施 当设备发生故障时,本系统能自动采取相应的安全保护及工艺措施。如推料机发生故障时,除自动报警和打印记录外,还能自动将二、三、四区的温度和碳势降低到安全值,防止产生废品。又如某区的一根热电偶失效时可报警,记录热电偶损坏的温度信息,并自动转换对另一根好的热电偶进行采样。此外,还有温度、碳势超限报警及主回路供电系统工作不正常的报警。

① 摘自二汽车桥厂热处理微机应用课题组。微处理机在连续气体渗碳线上的应用,见:中国机械工程学会热处理学会编,中国机械工程学会热处理学会第四届年会论文集,1987-5-25~31 南京;中国机械工程学会热处理学会,1987: 611~615 页。



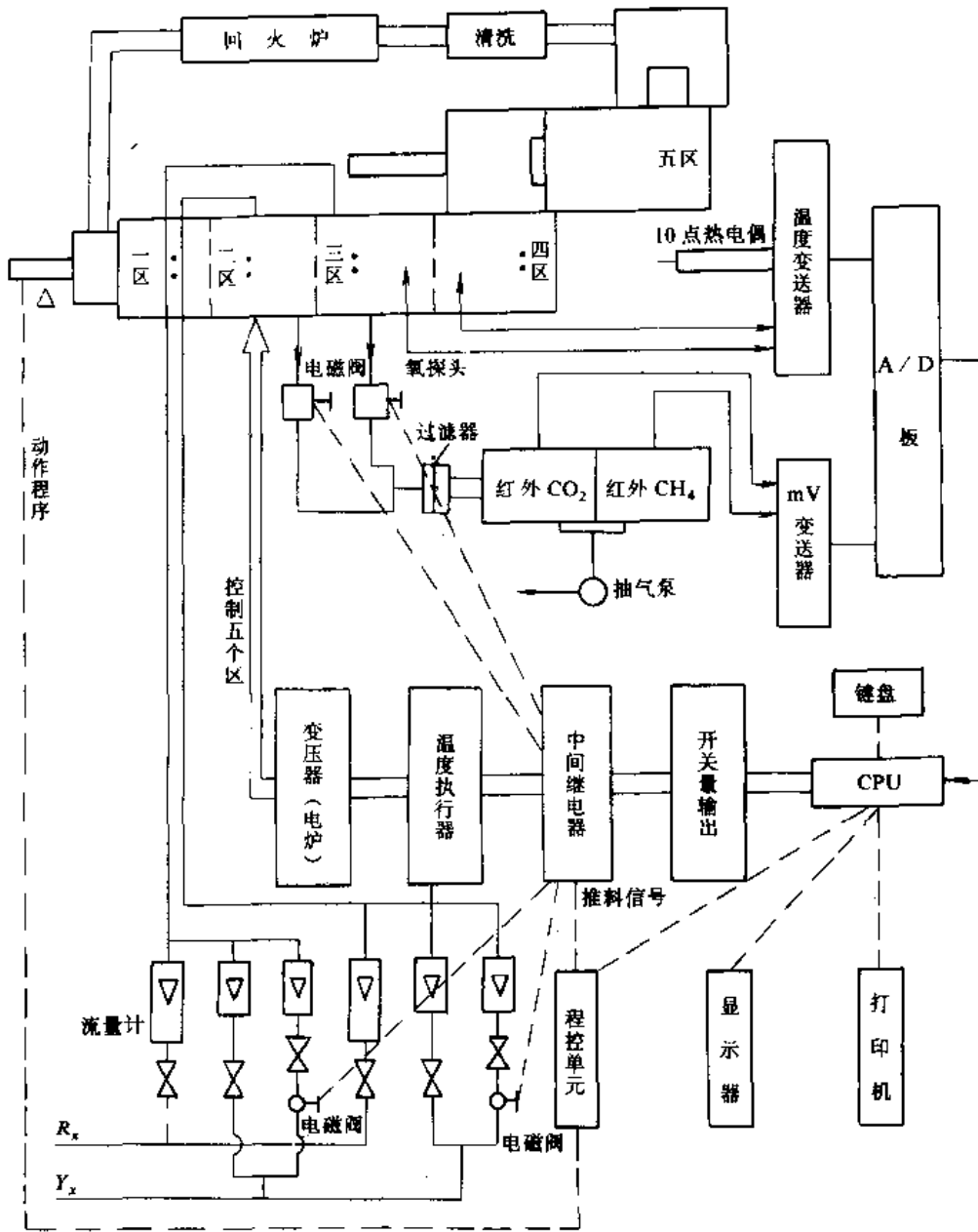


图 7-7-60 气体渗碳生产线的微型计算机控制系统框图

2. 气体渗碳生产线的微型计算机监控和管理系统<sup>①</sup> 图 7-7-63 是气体渗碳生产线的微型计算机监控和管理系统基本硬件构成(实线部分)和主要软件(虚线部分)的示意图,由微型计算机、可编程序控制器、智能仪表和生产设备组成。该系统集工艺、操作、控制和管理为一体,提高了生产效率,降低了劳动强度,保证了产品质量。

本系统可对 3 台推杆式渗碳炉、1 台清洗机、两台回火炉的工艺参数以及有关的运送机械装置的程序动

作进行监控。3 台渗碳炉各区的碳势由 3 台安装在现场的碳势控制仪分别控制。碳势控制仪根据氧探头和热电偶的输入量,实时计算出碳势并与由微型计算机给定的碳势值比较,从而进行定值反馈控制;它能对炉子特性、气氛成分、合金元素含量、氧探头类别和 CO

① 摘自程立家. 柔性气体渗碳系统发展状况分析—兼析我厂引进的热处理生产线. 金属热处理, 1992(3): 53~56 页。



波动进行补偿。渗碳炉、淬火油和回火炉等的温度分别由各自安装在现场的温度控制仪控制。各炉门及运送装置的程序动作则由可编程序控制器控制。

微机装有并发DOS操作系统,可以按分时方式在多用户、多任务的环境中运行各种应用程序。微机通过

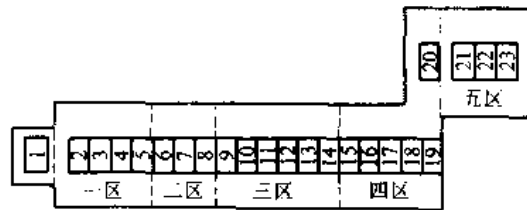


图 7-7-62 料盘位置示意图

一根串行通信电缆 (RS-232) 与可编程序控制器连接,所有在微机中通过周期作业线监控软件发出的指令都被传送给可编程序控制器,由它执行所需的操作,对各炉子进行监控。可编程序控制器还通过另一根串行通信电缆 (RS-422) 将三台碳势控制仪和八台温度控制仪连接起来。这些仪表接收并保持从监控系统输来的碳势和温度给定值,并将各炉当前的实测碳势和温度反馈给监控系统,存入微机的硬盘,作永久性的记录保存。监控系统对每一炉的料筐都指定了一个炉次号。当可编程序控制器决定哪个炉子要装料时,操作者通过键盘将零件号输入微机中,并用手动方式将料筐装入渗碳炉前室,微机即根据事先存储该零件的工艺,自动控制渗碳炉的循环时间、炉温、碳势、淬火油温度、回火炉温、回火炉和清洗机的循环时间等工艺参数。本系统可存储 150 个不同工艺。某一料筐的工件完成一个循环后,随即打印出报告或转存到软盘上;还可对各种异常状态 (温度异常、加热器断开、气氛压力异常、碳势异常、推料机过载等) 进行报警和记录。本系统包含一个基本结构软件包和一个统计质量控制 (SQC) 软件包。本系统还具有趋势分析功能,可观察指定时间段的数据变化趋势。

该系统还能提供统计过程控制 (SPC) 软件包。SPC 是通过首先建立生产过程各参数与产品质量间关系的数学模型,然后用统计分析方法决定各参数的控制范围,再利用传感器和微型计算机对各参数进行精确监控,从而达到对生产过程进行更紧密的控制。

#### 5.1.4 柔性气体渗碳生产线<sup>①</sup>

该生产线 (图 7-7-64) 由前清洗机、推杆式加热

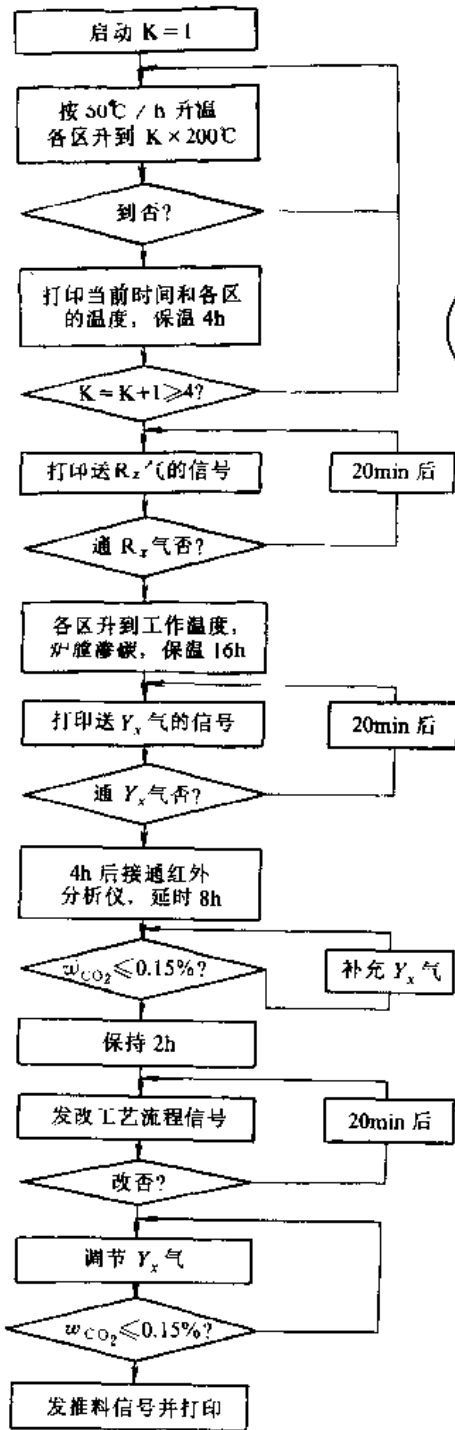


图 7-7-61 渗碳炉的投产准备程序  
 $w_{CO_2}$  为  $CO_2$  的质量分数

① 摘自睢学涌·热处理设备的发展和展望,见:中国机械工程学会热处理专业学会编,中国机械工程学会热处理专业学会成立 25 周年学术报告会论文集,1989-10-18~20,北京:中国机械工程学会热处理专业学会,1989:153~167。



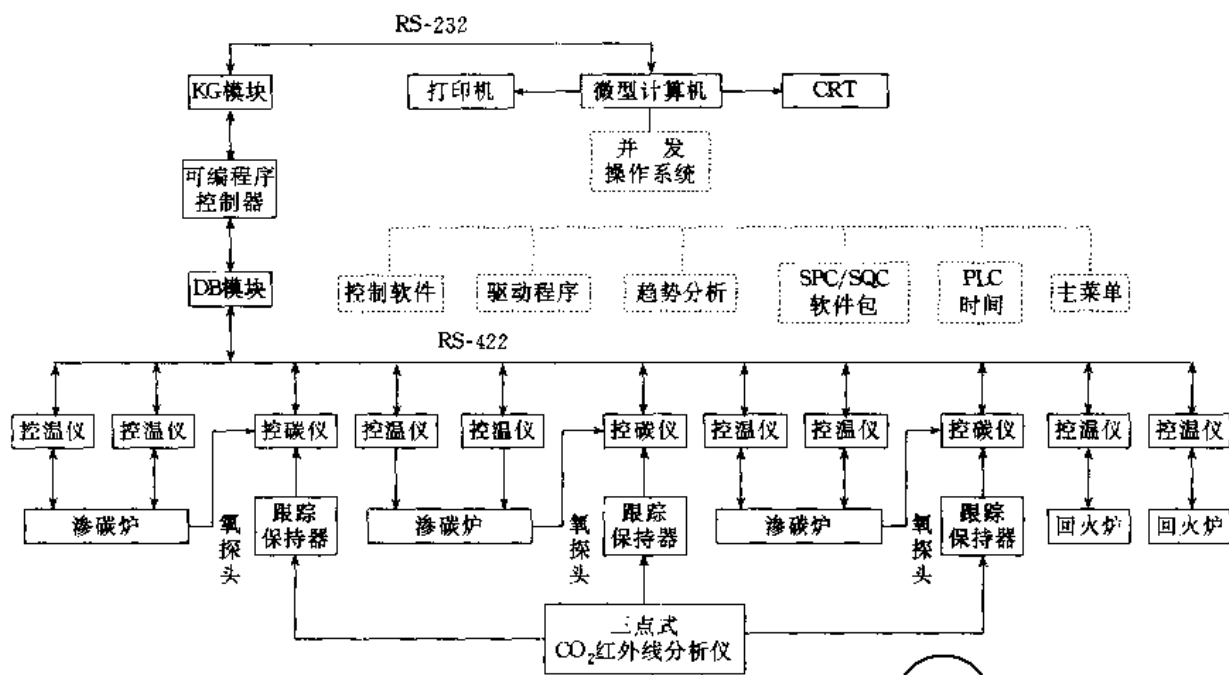


图 7-7-63 微型计算机监控和管理系统

炉、转底式渗碳炉、推杆式扩散炉、淬火槽、淬火压床、后清洗机、回火炉和进出料导轨等组成。转底式渗碳炉是整条生产线的核心，它与加热炉和扩散炉之间均有中间门隔开，以便精确控制碳势。转底式渗碳炉可以正、反方向旋转以便调节渗碳时间。在贯通式渗碳炉中，一般均按先入炉先出炉的原则编制工艺，渗碳层深

度不同的工件必须分批入炉，并用空载料盘腾空，改变工艺参数，才能使相继两批工件满足其技术条件的要求。在气氛碳势恒定下，调节工件在渗碳炉内停留时间，就能达到改变渗碳层深度的目的。用微型计算机跟踪料盘在转底式炉内的位置，当达到给定渗碳时间时，将它转送到出料口由扩散炉的拉料机构拉入扩散炉进行下一工序处理。这样，就可以在转底式渗碳炉中同时处理要求渗碳层深度不同的工件。该生产线的特点是工艺控制灵活，中间环节少，处理时间短，生产效率高，控制性能好。

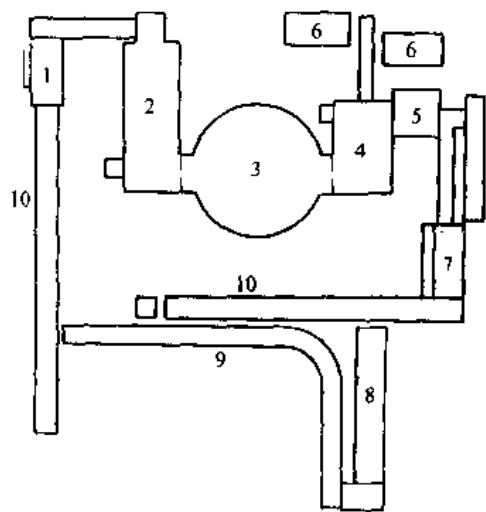


图 7-7-64 柔性气体渗碳生产线

- 1—前清洗机 2—推杆式加热炉 3—转底式渗碳炉
- 4—推杆式扩散炉 5—淬火油槽 6—淬火压床
- 7—后清洗机 8—回火炉 9—出料导轨
- 10—装料导轨

### 5.2 密封箱式炉热处理生产线

若以密封箱式炉为核心，再配备相应的清洗机和回火炉，用自动装卸料车把它们连接起来，再用微型计算机进行监控和管理就构成了密封箱式炉热处理生产线（图 7-7-65）。生产线上各台设备均系周期式作业，若事先编制好与各种工件相应的热处理工艺参数，存储在微机的硬盘中，就可以很方便地随时更改各台设备的工艺参数给定值。对品种多、批量小的工件也可随到随处理，并消除了常规连续作业渗碳炉在更改渗碳工件技术要求时，必须推空载料盘导致的能量和时间消耗。

采用集散控制，用微机对整条生产线进行监控和管理，各台设备的工艺参数则用单回路智能仪表（温度控制仪、碳势控制仪）进行控制。控制回路数越少，危



险就越分散,可靠性、维护性就越好。机械动作和时间采用可编程序控制器控制,按单台设备分步自动控制以减少风险。按相应设备的车位选择按钮,不管小车在何处,均能自动辨别方向,自动驶向相应设备。小车常速行驶为 8m/min,接近规定位置前,自动减速到 12mm/s 爬行,接触限位开关即停,对位偏差 < 2mm。

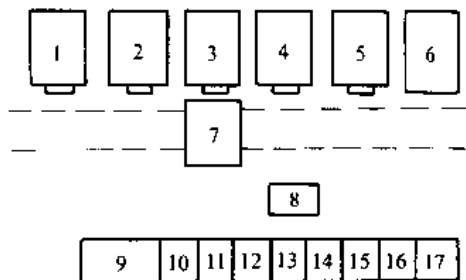


图 7-7-65 密封箱式炉热处理生产线

- 1—清洗机 2, 3—密封箱式炉 4, 5—回火炉 6—升降料台 7—装卸料车 8—手动操作台 9—微型计算机  
10—可编程序控制器 11, 12—密封箱式炉温度控制仪  
13, 14—密封箱式炉碳势控制仪 15, 16—回火炉温度控制仪 17—清洗机温度控制仪

### 5.3 网带式炉热处理生产线

生产线由上料机、清洗机、自动称量布料机、网带式淬火(渗碳)加热炉、淬火槽、回火炉和发黑槽等组成(图 7-7-66),可进行小件的光亮热处理和浅层化学

热处理。

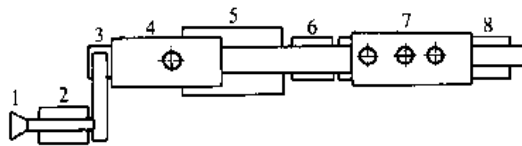


图 7-7-66 网带式炉热处理生产线

- 1—上料机 2—前清洗机 3—称量布料机 4—网带式淬火加热炉 5—淬火槽 6—后清洗机  
7—回火炉 8—发黑槽

#### 5.3.1 网带式炉

80 年代以来,网带式炉广泛用于轻工和标准件行业的小型工件的热处理。网带式炉主要有板托带传动和辊托带传动两类。

1. 板托带传动网带式炉(图 7-7-67) 该炉综合了传统的振底式炉和输送带式炉的特点。网带躺在可作往返运动的活动炉底板上,当活动底板向前运动时带动网带前进;活动炉底板返回运动时,网带就由驱动鼓轮拉紧,停止不动。因此,网带是随活动炉底板的往返运动一步一步地前进的,工件运动平稳不发生碰撞。炉罐同淬火槽和网带返回通道相连接,与大气相连的两处分别用火帘和水密封。通入相应的气氛可进行光亮淬火、渗碳、复碳和碳氮共渗等热处理。这种炉子也有无罐式的。

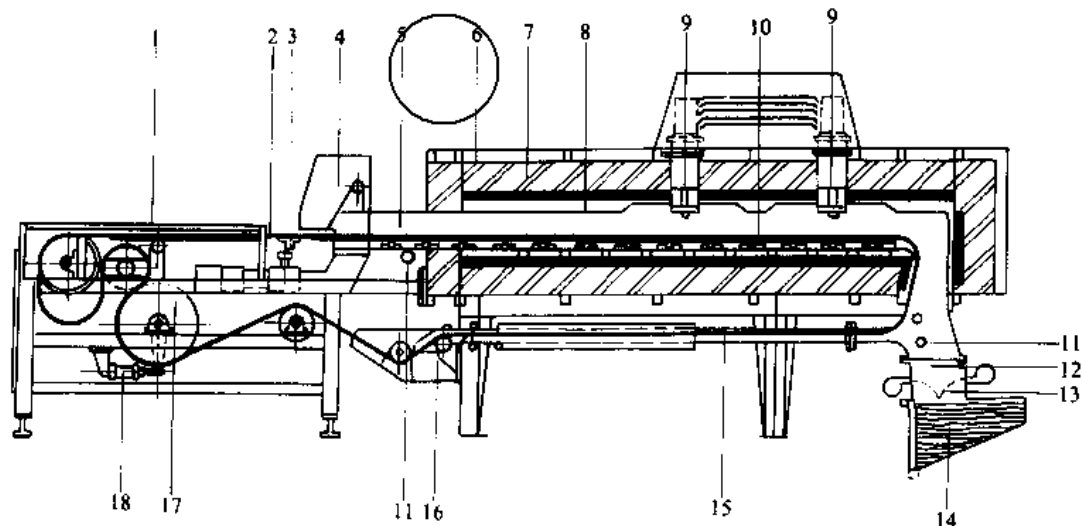


图 7-7-67 板托带传动网带式炉

- 1—装料台 2—网带 3—炉底板驱动机构 4—火帘 5—加热室 6—炉壳 7—炉衬 8—炉罐 9—风扇  
10—活动炉底板 11—进气口 12—滑道 13—淬火剂帘 14—淬火槽 15—网带返回通道  
16—水封 17—驱动鼓轮 18—鼓轮驱动机构



2. 辊托带传动网带式炉<sup>②</sup> 炉子的特点是网带躺在多个辊子上,每个辊子以相同速度旋转,驱动网带载着工件前进。它综合了输送带运送和辊底运送的特点,网带前进速度准确(0.034~0.34m/s)、行走平稳、工件间无碰撞(图7-7-68)。炉内壁用抗渗碳砖砌筑,可通入渗碳气氛。托辊在高温下不断旋转,变形较小,其寿命比板托带传动的长。

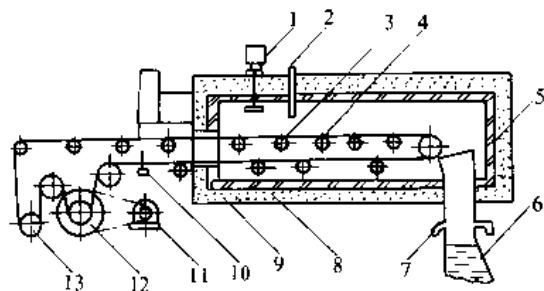


图 7-7-68 辊托带传动网带式炉

- 1—风扇 2—进气口 3—网带 4—托辊 5—抗渗碳层 6—淬火槽 7—油帘装置 8—保温层
- 9—炉壳 10—火帘装置 11—驱动电动机 12—驱动轮 13—张紧鼓轮

### 5.3.2 上料机

常用的小件自动上料机有机械式、永磁式(图7-7-69)和电磁式(图7-7-70)三种。图7-7-71是电磁式上料机的电气控制原理图。

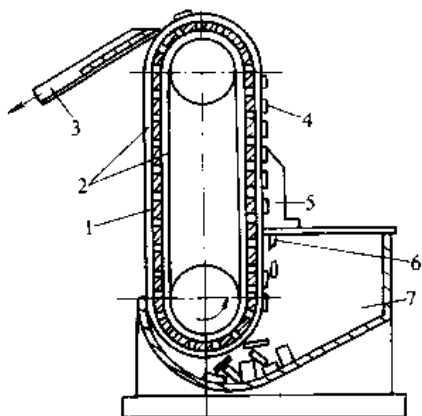


图 7-7-69 永磁式上料机

- 1—永久磁铁 2—传送带 3—料道 4—工件
- 5—导向器 6—挡板 7—料斗

### 5.3.3 称量布料机

称量布料机由提升网带、称量斗和振动布料槽等

组成。

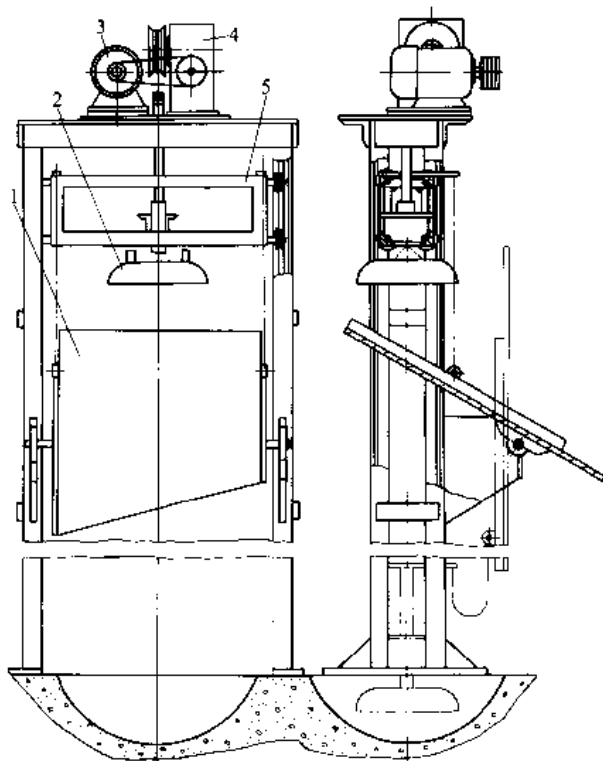


图 7-7-70 电磁式上料机

- 1—滑板 2—电磁盘 3—电动机
- 4—减速器 5—滑车

图7-7-72为电磁振动布料槽。当激振电磁铁的线圈通以交流或脉冲直流电时,衔铁间就产生间歇的电磁牵引力,使槽板产生振动。

### 5.3.4 回火炉

外壳采用10mm钢板气密焊接而成,炉衬为200mm厚的耐火纤维。网带采用辊托带传动,从炉外返回。炉内分三区控温,每区设一台循环风扇,以确保温度均匀。高温回火时可通氮气保护。

### 5.3.5 控制系统

全线所有的开关量如电动机的开、停,电磁阀的通、断和模拟量如温度和碳势等均由STD工业控制机控制,以完成各种机械运动和温度、碳势的定值或程序控制。具有报警、连锁、模拟显示生产过程、统计和打印等功能。

② 摘自张文典,龙定海.无马弗网带炉.金属热处理,1989(3):46~48页。



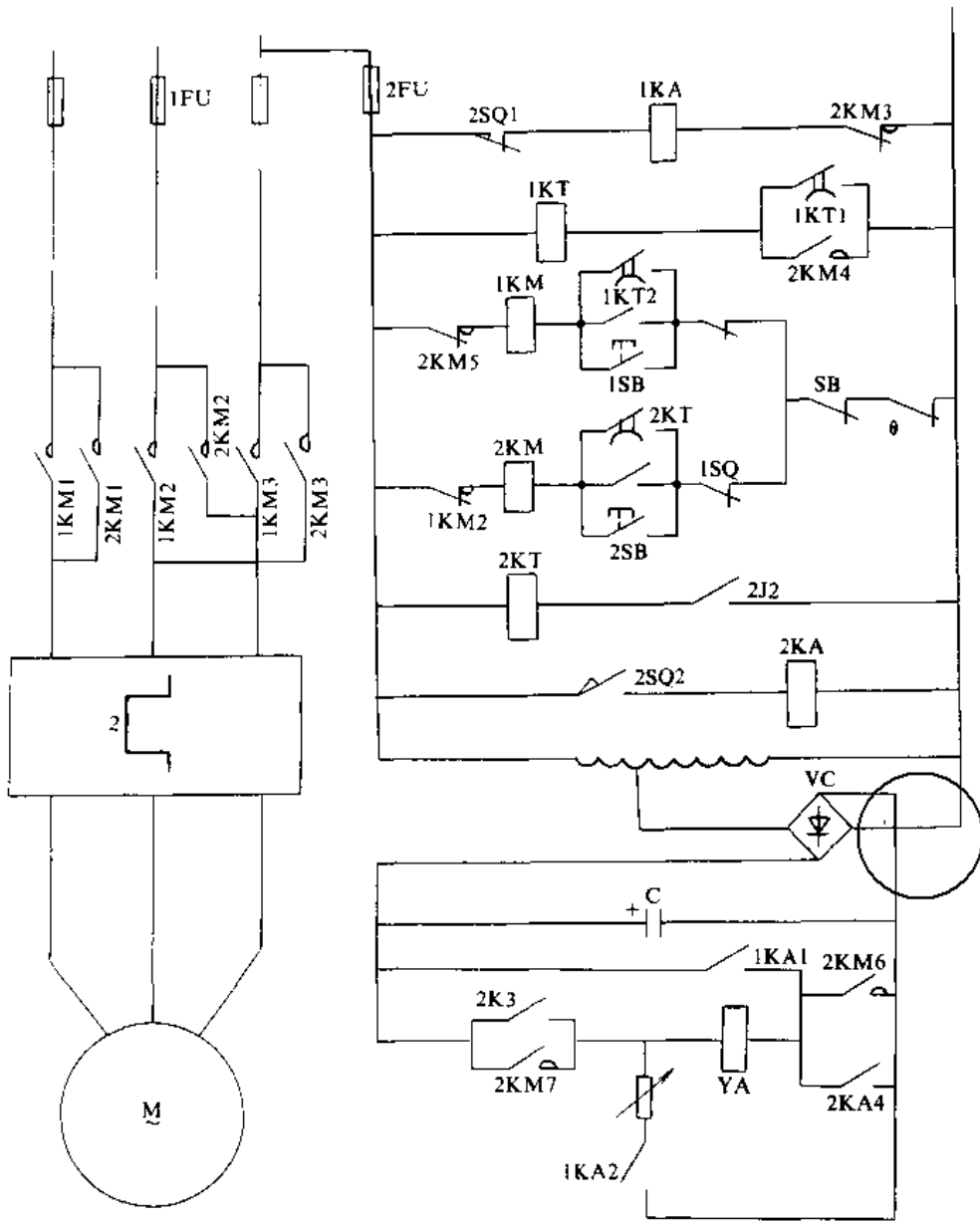


图 7-7-71 电磁式上料机电气控制原理图

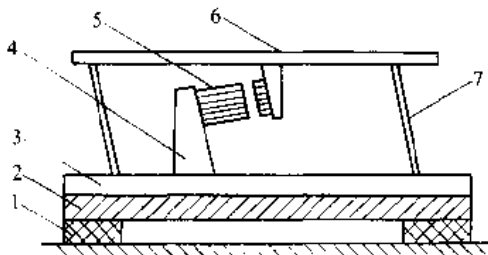


图 7-7-72 电磁振动布料槽

- 1—减振橡皮垫 2—平台 3—底座 4—电磁铁座
- 5—激振电磁铁 6—槽板 7—板簧

也可采用可编程序控制器和碳势控制仪进行控制。

#### 5.4 锉刀高频热处理生产线

此生产线是根据锉刀热处理的特点设计的，若经适当改装，也可用于其他小型工件的热处理。生产线由上料机构、高频淬火回火自动机和硬度及平直度自动检测装置等组成，见图 7-7-73。生产线布置紧凑，结构灵巧，生产率高，质量稳定。





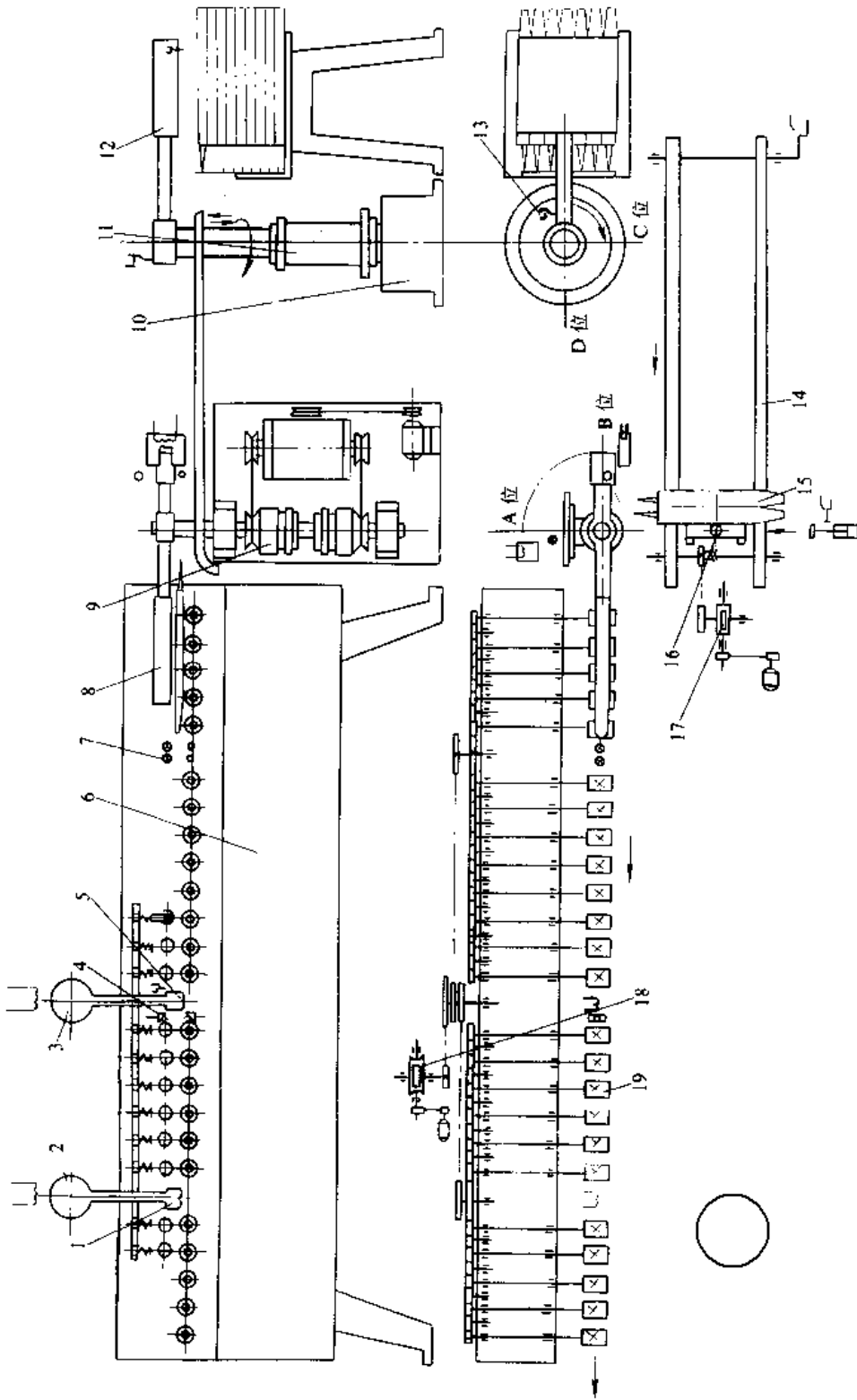


图 7-7-73 磁刀高频热处理生产线

- 1—回火感应器 2—30kW 回火高频变压器 3—100kW 水冷高频变压器 4—喷水冷却器 5—淬火感应器 6—主架
- 7—光电源光管 8, 12—机械手 9—机械手驱动机构 10—90°回转液压缸 11—升降液压缸 13—微动开关
- 14—送料带 15—工件 16—顶升液压缸 17—减速机构 18—滚筒驱动机构 19—滚筒送机构



### 5.4.1 自动上料机构

上料机构由机械手、上料台、间断进给料带和无级调速运送滚筒等组成。

按起动按钮(此时机械手12在D位),机械手12靠液压自动下降到料架上的锉刀放置平面,吸起7把锉刀,然后上升复位,靠液压旋转90°(至C位),机械手放开,锉刀落在送料带上。送料带是自动间断进给的,当排列的第一把锉刀到达上升料台位置时,料台依靠液压自动上升到某一位置,机械手8(A位)吸起一把锉刀,旋转90°(至B位)到运送滚筒处,机械手放开,锉刀便落在滚筒上,按预先调整的滚筒速度喂入感应器,相应地进行加热、喷水冷却和回火。

### 5.4.2 高频淬火回火自动机

工件的喂入机构由24只套在不锈钢轴上的橡皮滚筒组成。总动力输入由电磁调速异步电机带动变速箱,通过链条传到两根主动轴,再由22个齿轮驱动使24根轴按同一方向同步地旋转。

工件在滚筒上以给定的速度通过淬火感应器、喷水冷却器和回火感应器。为防止工件在行进过程中发生跳动或偏摆,设计有11只橡皮上压轮,由小支撑轴和弹簧固定在支架上,并以很小的压力压住锉刀。

喂料时为使锉刀首尾不相叠合,并保持15~25mm的间隔,在进料端位置设有光电信号控制,保证前一把锉刀完全通过光电管之后,机械手才将下一把锉刀放到滚筒上。

锉刀的加热是间断性的,即只加热齿部,尾部不加热。为此,可设置一微动开关,通过杠杆机构使此开关与淬火感应器前面的一个上压轮相接触;在锉刀进入淬火感应器前,上压轮抬高,使微动开关动作,加热开始,并由时间继电器控制加热时间。

### 5.5 车轮工频感应加热热处理生产线

车轮工频感应加热热处理与整体加热热处理相比,具有氧化脱碳少、占地面积小、劳动强度低、生产率高和热效率高等优点;但电源容量大。

#### 5.5.1 生产线的组成及主要技术特性

生产线(图7-7-74)由上下料气动吊、载料小车和工频淬火回火机床组成。除车轮旋转由电气控制外,其余动作均由射流控制系统控制。

生产线主要技术特性见表7-7-24。

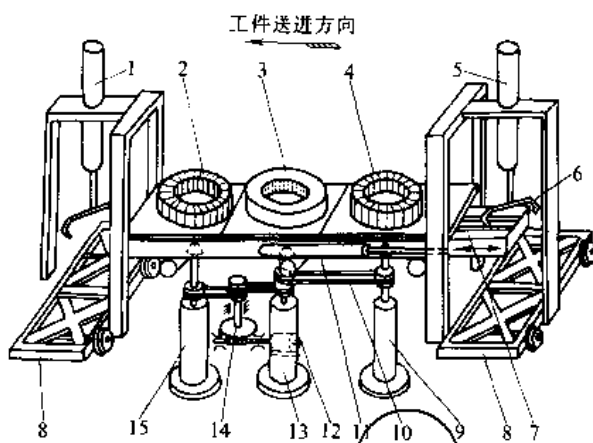


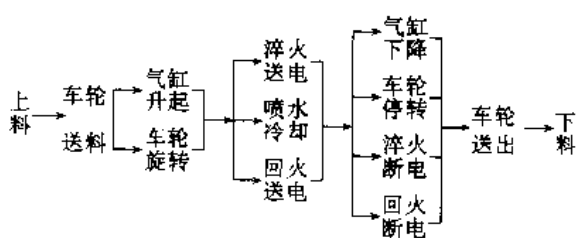
图7-7-74 车轮工频感应加热热处理生产线

- 1—下料气缸 2—回火加热感应器 3—冷却器
- 4—淬火加热感应器 5—上料气缸 6—取料气
- 7—滑车 8—载料小车 9—淬火升降气
- 10—三角皮带 11—平移气缸 12—电动
- 13—冷却升降气缸 14—蜗轮蜗杆传
- 15—回火升降气缸

表7-7-24 车轮工频感应加热热处理生产线的主要技术特性

项 目	数 据
可处理工件尺寸 (mm)	φ650~900
工件旋转速度 (r/min)	20~300
各工位中心距离 (mm)	1800
工件升降气缸 (mm)	φ320×700
滑车行走气缸 (mm)	φ180×1600
工件取放气缸 (mm)	φ180×1450

#### 5.5.2 生产工艺流程



#### 5.5.3 工频淬火回火机床

工频淬火回火机床由淬火加热感应器、冷却器、回火加热感应器和工频电源组成。

1. 淬火加热感应器 按车轮轮廓形状做成圈状锥形,共9匝。线圈电流为3400~3600A,电压为180V,感应加热10~13min可达900~950℃。



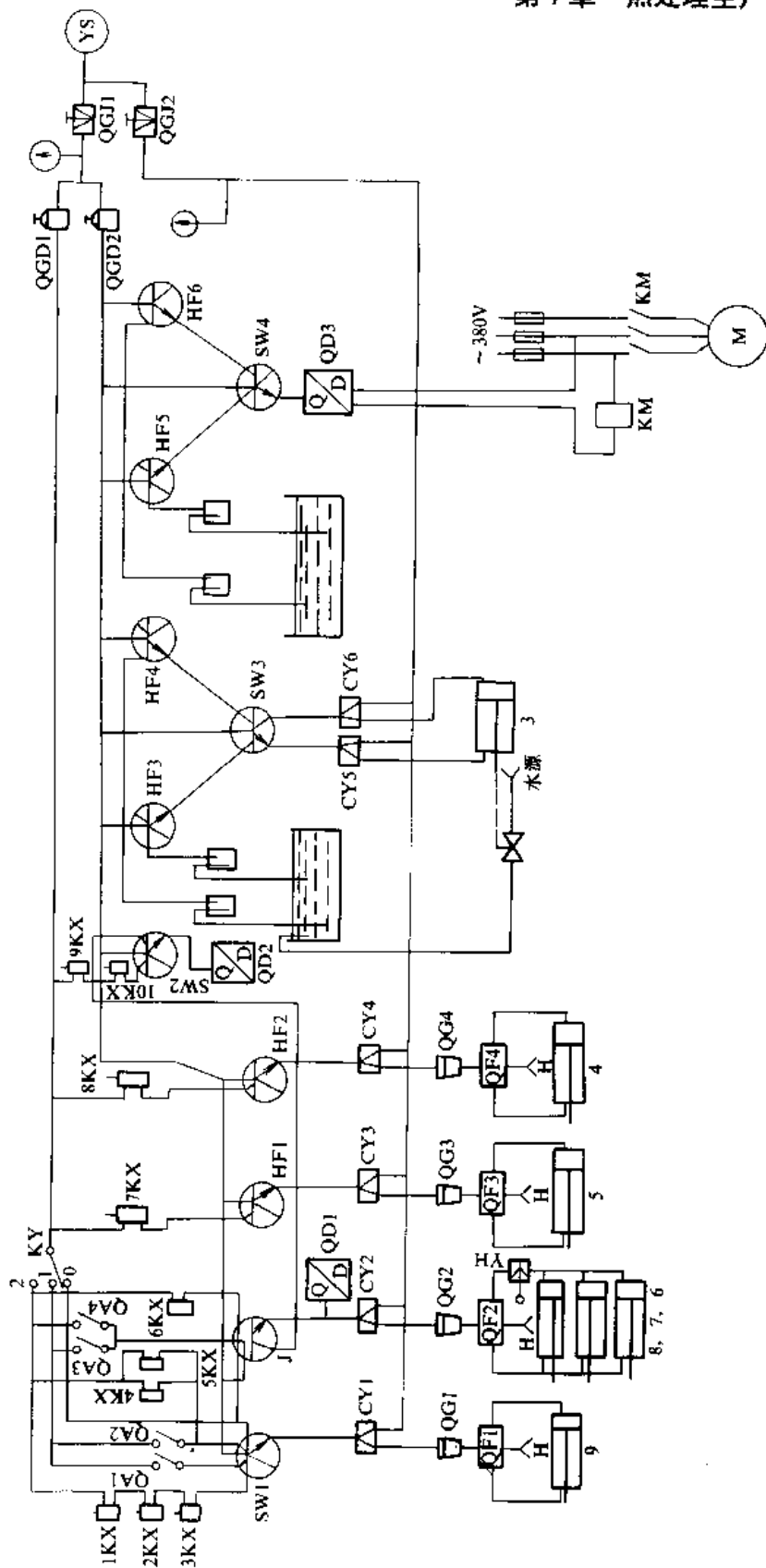


图 7-7-75 射流控制原理图

KX~10KX—行程开关 QG1~QG4—控制换向阀用小气缸顶 QF1~QF4—控制气缸用气动换向阀 YH—减压阀

0.1, 2 控制开关 KY 的三个切换位置 3—水阀门控制气缸 4—下料气缸 5—上料气缸 6, 7, 8—升降气缸 9—平移气缸



2. 冷却器 形状及内径尺寸与淬火加热感应器相同, 喷水冷却时间约为 1min。

3. 回火加热感应器 圈状锥形, 双层共 16 匝。线圈电流为 900A, 电压为 180V, 加热 10~13min 可达 500~560℃。

4. 工频电源 由两台单相 1000kVA 电炉变压器按开口三角形联结供电。感应器电源的供电及切断, 由安在变压器二次端的三台 600A 接触器并联的开关控制。

#### 5.5.4 射流控制系统

射流控制系统如图 7-7-75 所示, 控制开关 KY 具有三个转换位置: “0” 为复位; “1” 为单机动作; “2” 为半自动。

1. 复位 生产线开始工作前, KY 在 “0” 位, 平移气缸和升降气缸处于原始位置。

2. 单机动作 KY 转至 “1” 位置, 按 QA、QA2, 使平移气缸 9 作往复运动; 按 QA3, 给 J 以脉冲信号, 使升降气缸上下动作; 按动 7KX、8KX, 使上料气缸

5 和下料气缸 4 分别动作。

3. 半自动动作 踏动 7KX, 上料气缸动作, 带动取料气动吊下降, 从载料小车上吊起待处理的车轮 I, 放在滑车的进料端; 将 KY 转至 “2” 位置, KX、2KX、3KX 有信号通过, 平移气缸牵动滑车送车轮 I 前进, 到达淬火感应加热工位时, 6KX 发出脉冲信号, 升降缸 6、7、8 同时升起, 气缸 6 将车轮 I 顶起, 送入淬火加热感应器中, 进行淬火感应加热, 同时启动电动机经蜗轮蜗杆减速, 用三角皮带分别联接三个升降气缸, 带动车轮旋转; 到达淬火温度时, 踏动 7KX 便重复上述操作, 将车轮 II 送入淬火加热感应器中进行感应加热, 将已加热到淬火温度的车轮 I 送入冷却器中喷水冷却, 冷却时间由时间继电器控制。

#### 5.6 轴承套圈中频热处理生产线

轴承套圈中频热处理生产线 (图 7-7-76), 与电阻炉生产线比较, 前者变形较小, 硬度均匀, 成本较低, 并改善了劳动条件。

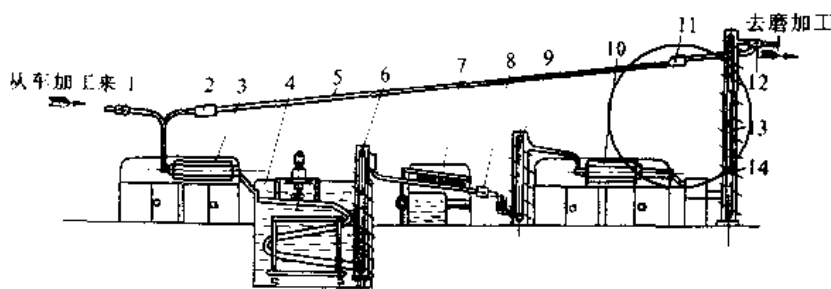


图 7-7-76 轴承套圈中频热处理生产线

- 1、8—同步拔料器 2—二进一出装置 3—中频淬火炉 4—淬火槽 5—升温套圈储存料道 7—清洗机  
6、9、13—提升机 10—工频回火炉 11—一进二出装置 12—分路器 14—硬度自动检测仪

套圈硬度由硬度自动检测仪逐个流水检测。全线的设备故障能及时地反映在电控台上, 操作者可按指示随时排除。

#### 5.6.1 中频感应加热炉

炉子结构见图 7-7-77, 感应器结构见图 7-7-78。

感应器分升温 and 保温两段。为了提高升温速度和延长保温时间, 升温段的感应器由螺旋方向相反的里、外两层线圈串联而成; 保温段感应器为单层线圈, 匝距较大, 在离出口端 150mm 处留有  $\phi 25\text{mm}$  的光电测温孔。导轨用 2mm 厚耐热钢板制造, 其圆弧半径比工件半径稍大, 以防工件与导轨间形成感应电流回路而被烧坏。

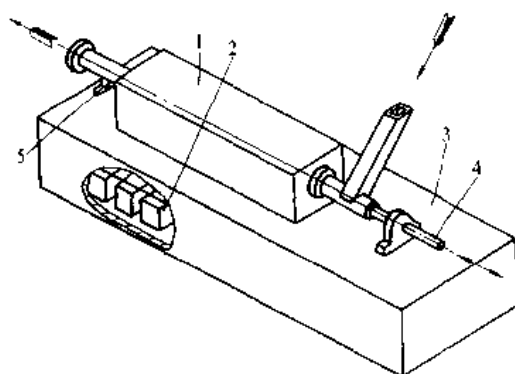


图 7-7-77 中频感应加热炉

- 1—感应器 2—电容器组 3—炉架  
4—推料机构 5—振荡机构



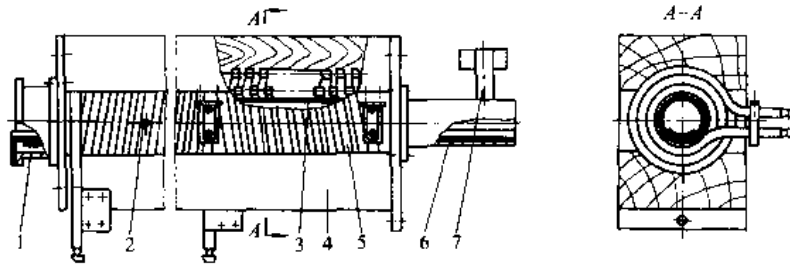


图 7-7-78 中频加热感应器

- 1—出料筒 2—测温孔 3—炉管 4—垫木  
5—感应器 6—导轨 7—进料口

感应加热过程中当感应器内没有套圈时，炉衬温度是不能升高的；为此，设一批升温专用套圈，先进行

温度循环。经 10~15min，炉温开始达到淬火加热温度，温度信号使同步拨料器 1 投入工作，二进一出装置自动停止。这时，车好的套圈按同步节拍进入中频加热炉，而升温套圈逐个地从工频感应加热回火炉出来进入升温套圈储存料道。当全部升温套圈进入储存料道后，分路器复位，套圈改向磨工储存器流去，全线处于正常生产状态。

停炉前 15min，按预停按钮，二进一出装置立即投入工作，而同步拨料器自动停止。这时，升温套圈按同步节拍进入中频感应加热炉。当套圈从中频感应加热炉全部出来后，中频加热电源自动切断；套圈从工频感应加热回火炉全部出来后，工频加热电源自动切断。随后，全线停止。停炉后，升温套圈充满全线，以供下次升温循环使用。

振动机构（图 7-7-79）能把加热过程中由于氧化相互粘结在一起的套圈振开，是防止出口处卡死的主要部件。

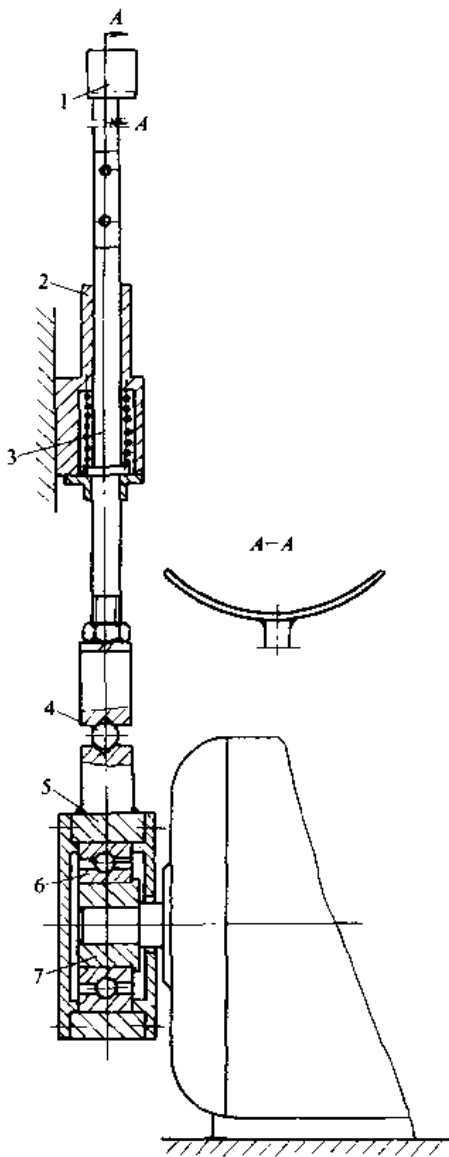


图 7-7-79 振动机构

- 1—振舌 2—支承 3—振杆 4—钢球  
5—振套 6—轴承 7—偏心套

### 5.6.2 淬火槽

淬火槽设有淬火振动机（图 7-7-80），使平滑到振动筐上的套圈受振动，沿着滚道徐徐下滑。

### 5.6.3 工件运送与分配装置

1. 同步拨料器（图 7-7-81）当电磁铁受到同步电信号的作用按一定节拍吸引（或松开）衔铁时，倾斜料道内的套圈受拨杆的作用也按同步节拍逐个地向箭头方向流去。

2. 一进二出与二进一出装置 正常生产时升温套圈全部存于储存料道内，为解决料道长度不足，将储存料道分成两路。停炉前，通过二进一出装置将存在储存料道内的两路升温套圈合并成一路进入中频感应加热炉；开始到温时，则通过一进二出装置将升温套圈分成两路存在储存料道中。



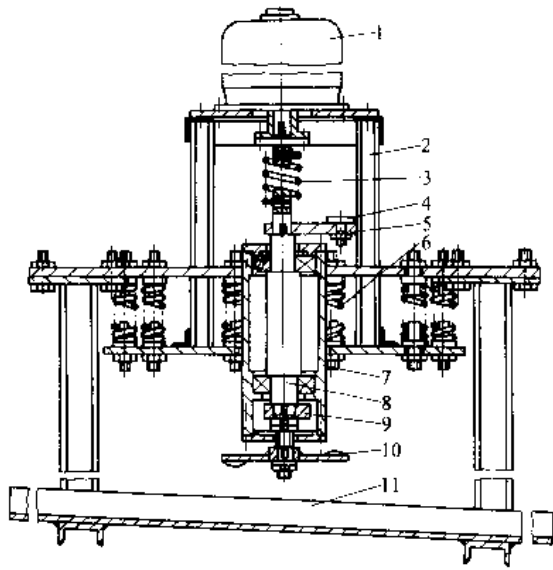


图 7-7-80 淬火推动机

- 1—电动机 2—支架 3—扭力簧 4—重块
- 5—上偏块 6—支承簧 7—轴承座 8—轴
- 9—下偏块 10—搅拌机 11—振动筐

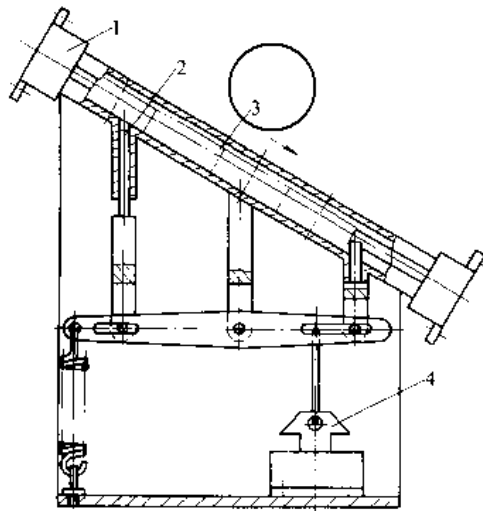


图 7-7-81 同步送料器

- 1—料道 2—拨杆 3—套圈 4—电磁铁

#### 5.6.4 硬度自动检测仪

套圈的磁导率与硬度有关，若将经过淬火和回火的套圈依次通过一个通有交流电的测量线圈，即可根据线圈感抗的大小来判别其硬度。

硬度自动检测仪的方框图见图 7-7-82，检测部分为一交流电桥，电桥的一个臂是测量线圈。电桥输出的不平衡信号经相敏整流变为直流信号，输至极性相反的两组放大器，分别放大为“软”或“硬”的信号，再

经硬限幅值鉴别器(或软限幅值鉴别器)鉴别其幅值大小；鉴别器的负载为继电器，一旦信号幅值超过给定值，则继电器动作，过硬门或过软门开启，将废品剔除。

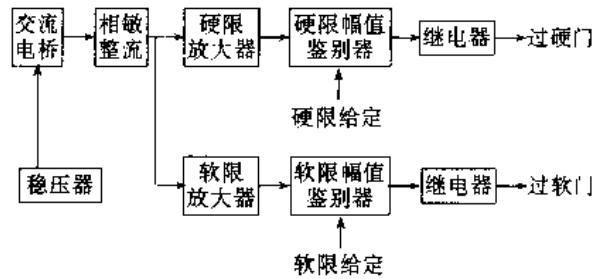


图 7-7-82 硬度自动检测仪方框图

#### 5.7 等速万向节柔性感应热处理生产线

该生产线(图 7-7-83)所有设备以机器人为中心呈 U 字形布置。若将各种尺寸不同等速万向节的感应热处理程序存储在微机的硬盘中，只需更换相应的感应器，并调出与该零件相应的感应热处理程序就能自动处理 60 多种等速万向节。

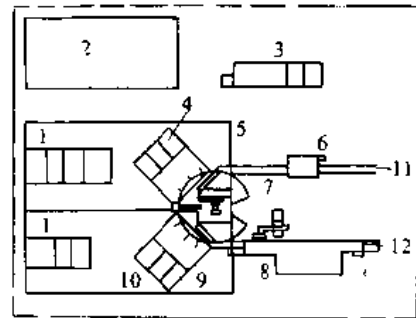


图 7-7-83 等速万向节柔性热处理生产线

- 1—中频电源 2—淬火液压系统 3 控制中心
- 4—输出位置 5—外圆淬火、回火 6—无损检测
- 7—机器人 8—清洗机 9—内孔淬火、回火 10—输出位置 11—零件输出
- 12—零件输入

#### 5.7.1 工作过程

零件内孔朝下经输送链进入清洗机冲洗、漂洗和压缩空气吹干，送至内孔数控淬火、回火机床，机器人两套抓手将其依次夹持到机床三个工位的伸缩平台上。立轴下降、气动卡盘夹持外圆并带动它旋转。平台

② 摘自廖德厚，柔性热处理，金属热处理，1990(6)：58~61页。



退回,零件移至带导磁体的多圈感应器,对内孔钢球滚道加热淬火,接着进行感应回火。主轴上升,平台伸出,零件放在平台上,卡盘松开,主轴复位。机器人一套抓手从输送链上抓取一个新零件,另一套抓手将内孔已处理完毕的零件取下,转送至数控外圆淬火、回火机床,零件由顶夹顶紧中心孔并带动旋转,半圈感应器移至零件,对花键和轴肩进行一次加热淬火,接着进行感应加热回火。感应器和顶夹移开,机器人抓走已热处理完毕的零件,放上待处理零件,将已处理零件经输送链送至涡流检测装置。内外涡流探测器扫描淬硬区,与标样比较从而剔除不合格品。

### 5.7.2 淬火、回火机床的驱动及定位

零件的旋转和感应器的移动均由伺服电机和滚珠丝杠驱动。两根淬硬导向导轨和带步进编码定位器的伺服电机,保证了感应器移动和定位的精度。

### 5.7.3 中频电源

中频电源为半导体变频装置,内孔加热的频率为10kHz,功率300kW;外圆加热的频率为10kHz,功率600kW。通过能量控制器,精确控制加热功率。完成淬火加热后,自动降低功率,在较长时间下回火,以保证温度和硬度的均匀性。通过固态静止开关自动向淬火、回火机床交替供电。

### 5.7.4 控制系统

控制系统(图7-7-84)采用可编程序控制器(PLC)。通过输入/输出接口(I/O),与微型计算机、编

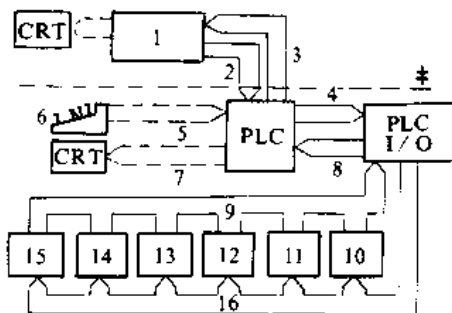


图 7-7-84 等速万向节微型计算机控制系统

- 1—微型计算机 2—诊断数据记录 3—存储、数据、接收 4—指令 5—程序 6—编程器 7—数据  
8—状态 9—输入 10—工艺程序机械手 11—装卸料机械手 12—无损检测 13—回火 14—淬火  
15—清洗 16—输出到热处理程控设备

码机和系统中所有设备的 I/O 相联。微机内存中存储多种等速万向节中频感应热处理工艺操作程序和较多的数据,按照工艺和系统中设备动作要求,输入到 PLC 中,控制不同零件的生产。操作键盘输入工艺参数及动作的程序。彩色荧光屏监视器(CRT)监控系统的处理过程。

## 参 考 文 献

- [1] 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 第1卷. 第2版. 北京:机械工业出版社,1991
- [2] 美国金属学会主编. 金属手册案头卷:加工工艺与通用资料. 中国机械工程学会热处理分会译. 北京:机械工业出版社,1992
- [3] ASM. Metal Handbook Vol 4, 9th Ed. Metals Park, Ohio: USA, 1981
- [4] 中国机械工程学会热处理专业学会编. 中国机械工程学会热处理专业学会第5届年会论文集. 天津:天津大学出版社,1991
- [5] 江西省机械科学研究所主办. 国外金属热处理, 双月刊,1980年创刊,1991,12(4~6):1 南昌:江西省测绘局印刷厂
- [6] 机电部北京机电研究所等主办. 金属热处理,月刊,1958年创刊. 北京:北京印刷三厂
- [7] 雷廷权等. 钢的形变热处理. 北京:机械工业出版社,1979
- [8] 徐佐仁. 上海交通大学学报,1983,17(3):95, 1984,18(4):119
- [9] 日本热处理协会编. 热处理(双月刊),1989,29(5):296,1988,28(5):293,1988,28(6):177
- [10] МИТОМ(俄文),月刊,1988(10):17~21, 1989(9):32, 1990(2):28
- [11] 徐佐仁. 上海金属,双月刊,1990,12(2):3, (5):3
- [12] 日本金属学会主办. 日本金属学会志,月刊,1937年创刊,仙台日本 Sendai, Japan 1975(1):24, 1975(3):255
- [13] Гриднев З Н. физический Основы Электротермической Упроченени Стали, Москва: Металлургия, 1973
- [14] 新日本铸锻造协会主办. 铸锻造と熱處理,月刊,1948年创刊,大坂市:1975,28(10):29



- [15] 安运铮. 热处理工艺学. 北京:机械工业出版社,1982
- [16] ASM. Metal Handbook Vol 2, 1968:167~200, Metals Park, Ohio: USA (1991 修订版)
- [17] Thelning K E. Steel and Its Heat Treatment. in: Bofors Handbook, 1974
- [18] КИДИН И Н, ГОТЛИБ Л И. Металловедение и Термическая Обработка Справочник, Глава49,50. Москва: Металлугиздат,1962: 961~992
- [19] Megaw J. Application of High Energy Density in Heat Treatment Practice. in: Heat Treatment Institution of CMES. 3rd ICHTM, Shanghai: 1983,11 (Published by the Metals Society, London 1984)
- [20] Wolfson Heat Treatment Center. Heat Treatment of Metals, Quarterly, Start publication in 1974, Birminham; Renault Printing Co. Ltd
- [21] 陈仁梧,林建生. 化学热处理原理. 北京:机械工业出版社,1988,金属热处理丛书 6
- [22] 简明热处理手册编写组. 简明热处理手册. 北京:北京出版社,1985
- [23] 中国机械工程学会热处理专业学会化学热处理技术委员会编. 全国第四届化学热处理学术会议论文集,1989,5
- [24] Proceedings of Heat Treatment'79. Birmingham: The Metal Society,1979
- [25] 中国机械工程学会主办. 机械工程学报.(双月刊)1953年创刊,1987(1):55~62,北京:机械工业出版社
- [26] Proceedings of Heat Treatment'84. London: The Metal Society,1984
- [27] Ляховин ЛС. ИДР. Химико-Термическая Обработка Металлов и Сплавов. Москва: Металлургия,1981
- [28] 孙一唐等. 热处理的机械化与自动化. 北京:机械工业出版社,1983
- [29] 十二院校热处理设备机械设计编写组. 热处理设备机械设计. 北京:人民教育出版社,1979
- [30] 刘玉久等. 热加工自动化. 北京:机械工业出版社,1983
- [31] 刘志儒等. 感应热处理. 北京:机械工业出版社,1987

