

热处理工艺方法 600 种

马永杰 编著



化学工业出版社

· 北京 ·

本书主要介绍了整体热处理工艺中的退火与正火、淬火、回火及表面淬火、化学热处理、形变热处理、非铁金属热处理七个方面的热处理工艺方法 600 余种。其中，既有生产中成熟应用的工艺方法，又有国内外正在试用或尚在研究而确有发展前途的新的工艺方法。

本书语言简明扼要，内容通俗易懂、图文并茂，使热处理工艺方法更具实用性、可操作性。可供从事热处理工艺工作的科研人员、工程技术人员、操作工人以及大专院校师生参考。

图书在版编目 (CIP) 数据

热处理工艺方法 600 种/马永杰编著. —北京:
化学工业出版社, 2008.1

ISBN 978-7-122-01894-6

I. 热… II. 马… III. 热处理 IV. TG156

中国版本图书馆 CIP 数据核字 (2008) 第 002230 号

责任编辑: 丁尚林

文字编辑: 陈 喆

责任校对: 蒋 宇

装帧设计: 张 辉

出版发行: 化学工业出版社 (北京市东城区青年湖南街 13 号 邮政编码 100011)

印 刷: 北京云浩印刷有限责任公司

装 订: 三河市延风装订厂

787mm×1092mm 1/16 印张 24 $\frac{3}{4}$ 字数 613 千字 2008 年 2 月北京第 1 版第 1 次印刷

购书咨询: 010-64518888 (传真: 010-64519686) 售后服务: 010-64518899

网 址: <http://www.cip.com.cn>

凡购买本书, 如有缺损质量问题, 本社销售中心负责调换。

定 价: 48.00 元

版权所有 违者必究

前 言

热处理是提高材料力学性能、物理和化学性能，节约材料，充分发挥材料潜力，延长机器零件、工程构件和用品服役寿命的有力措施，受到了国内外冶金界和制造业的高度重视。通过热处理可以提高软磁和硬磁材料的磁性能，弹性材料的高弹性指标等。热处理还可以改善材料的各种加工工艺性能，诱发材料的超塑性，便于在施加很小能量的条件下，制造出复杂形状的零件。热处理还可以提高材料的抗腐蚀性、抗高温氧化的化学稳定性，延长在特殊介质下服役的零件寿命。

绝大多数的热处理是把材料或制件加热到一定温度，在此温度下保持适当时间，然后以一定速度冷却，以改变其组织和性能的工艺过程。近代热处理技术可以划分为整体热处理（退火、正火、淬火、回火、固溶时效等）、表面热处理（感应和火焰加热淬火、电接触淬火、电解液加热淬火、激光和电子束加热相变硬化、熔化凝固等）、化学热处理（渗碳、碳氮共渗、渗氮、氮碳共渗、硫氮共渗、氧氮共渗、渗硫、渗铝、渗锌、渗钛、渗铬、渗钒、金属元素复合渗等）、形变热处理（低温形变热处理、高温形变热处理、形变化学热处理）、等离子热处理、表面沉积技术、镀层复合热处理等。

尤其是近 10 年来，热处理技术飞速发展，主要表现在：可控气氛热处理、真空热处理、感应热处理等少或无氧化技术成为热处理技术发展主流；热处理工艺与设备研究开发并举，大大提高了热处理生产水平和产品质量；研究加热技术的同时，对冷却过程模拟，可控冷却技术的研究开发与应用也取得了长足发展；表面改性技术的研究与开发多姿多彩；计算机和 IT 技术使传统热处理技术现代化；热处理产业正由试验方式提高到定量化、智能化和精确控制的新水平；清洁、节能和环保型热处理技术备受重视，成为热处理行业可持续发展的方向。

根据近年来热处理工艺的改进及新技术的引入，出现很多成熟的新工艺和新方法，现列举出 600 余种，其中既有生产中成熟应用的工艺方法，又包括国内外正在试用或尚在研究而确有发展前途的新工艺方法，可供从事热处理工艺工作的科研人员、工程技术人员、操作工人以及大专院校师生参考。

在本书的编写过程中，得到了文九巴、汪洋教授等及有关专家和领导的关心和鼓励，在此表示衷心的感谢。然而，由于能力和水平有限，再加之时间仓促，书中难免会有不足之处，还希望各位读者批评指正。

马永杰
2008 年 1 月

第一章

整体热处理——退火与正火

将偏离平衡状态的金属加热至较高温度，保持一定时间，然后缓慢冷却，以得到接近于平衡状态组织的各种工艺方法，统称为退火。退火的目的在于均匀化学成分、改善力学性能及工艺性能、消除或减小内应力，并为零件最终热处理准备合适的内部组织。

钢的退火工艺方法很多，按加热温度可分为两大类：①临界温度 (A_{c1} 或 A_{c3}) 以上的退火（相变重结晶退火），包括完全退火、不完全退火、晶粒粗化退火、均匀化退火和球化退火等；②临界温度以下的退火，包括软化退火、再结晶退火及去应力退火等。按冷却方式可分为连续冷却退火、等温退火及临界区快速冷却而后缓慢冷却的退火等。按加热冷却的方法及所用设备可分为加热炉退火、盐浴退火、火焰退火、感应退火、磁场退火、装箱退火、包装退火、真空退火等。按工件表面状态可分为黑皮退火及光亮退火等。

加热温度及冷却速度是决定钢件退火的最重要的因素。各种退火工艺所用温度与 Fe-C 状态图的关系如图 1-1 所示。临界温度以上的各种退火工艺的质量取决于奥氏体的形成与均匀化程度，以及随后缓慢冷却时奥氏体的分解。冷却速度应严格予以控制，以期得到预定的析出相（铁素体、碳化物）的数量、分布与珠光体的组织形态、粗细程度及与此相应的各种性能。低于临界温度的各种退火工艺，由于不包含相变重结晶过程，其质量的优劣主要取决于加热温度的均匀性及保温时间，在工艺参数控制方面不需十分严格。

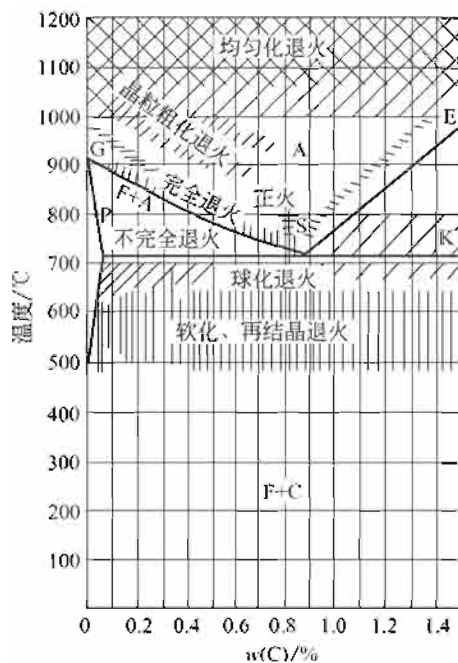


图 1-1 退火与正火加热温度区域示意图

铸铁件的退火工艺主要包括脱碳退火、各种石墨化退火及去应力退火等。有色金属工件主要有再结晶退火、去应力退火及铸态的扩散退火等。

正火与退火相似，区别在于前者加热温度较高、冷速较快，所得组织较大的偏离平衡状态等。生产中退火与正火工艺一般多安排在最终热处理及机械加工之前，所以又称为预备热处理。

1. 完全退火

将亚共析钢加热到 A_{c_1} 以上的温度，并在此保温足够时间，完成奥氏体化并使成分基本均匀之后缓慢冷却（控速冷却、炉冷、埋于砂或耐火土粉中）至 600°C 左右出炉空冷，以得到铁素体及珠光体组织的热处理工艺，称为完全退火（通常简称退火），工艺曲线如图 1-2 所示。其目的是细化晶粒、消除应力、使钢软化，以便于随后的变形加工或切削加工，并为成品工件的淬火准备适宜的金相组织。这一退火工艺可应用于钢锭、锻轧及冷拉伸钢材的热处理。因此，完全退火是结构件最常用的预备热处理工艺之一。

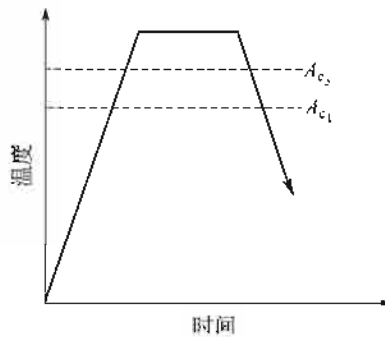


图 1-2 钢的完全退火工艺示意图

2. 亚共析钢钢锭的完全退火

$w(\text{C}) < 0.3\%$ 或尺寸较小的钢锭通常不需要进行退火（奥氏体亚共析钢锭一般也不需退火。铁素体钢钢锭有时需退火，以消除应力）。 $w(\text{C}) > 0.3\%$ 、淬透性较好或尺寸较大的碳钢及合金钢钢锭，均需进行完全退火，以消除铸造应力、改善铸态组织、降低表面硬度，及便于存放和表面清理。浇注后如不及时退火，钢锭会因内应力而自行开裂，甚至炸裂（如高铬钢、高速钢等钢锭应在浇注后 48h 内进行退火以保证安全）。钢锭表面的各种缺陷应在锻轧前清除，否则会在加工中扩大，甚至形成开裂而使钢锭报废，这对含高铬、铝、钛等的钢锭尤为重要。部分亚共析钢钢锭完全退火温度见表 1-1。

表 1-1 部分亚共析钢钢锭完全退火温度

钢种	钢号	温度/ $^{\circ}\text{C}$
结构钢	40、40Mn2、40Cr、35CrMo、38CrSi、38CrMoAl、30CrMnSi	840~870
弹簧钢	65、60Mn、55SiMn、60Si2Mn、50CrVA	840~870
热模钢	5CrNiMo、5CrMnMo	810~850

上述各种钢钢锭完全退火时的加热速度，常取 $100\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ；保温时间 $t = 8.5 + Q/4$

(h), 式中, Q 为装炉量, t ; 冷却速度常取 $50^{\circ}\text{C}/\text{h}$; 出炉温度为 600°C 以下。

3. 亚共析钢锻轧钢材的完全退火

中碳钢及中碳合金结构钢热锻轧后的组织大多为较粗的珠光体及不同程度的网状铁素体, 晶粒大小不均, 硬度也常偏高, 不易切削和冷变形加工, 故需要进行完全退火来加以改善; 同时也为成品工件的调质处理做好组织准备。

亚共析钢锻轧钢材完全退火温度常取 $A_{c_3} + (20 \sim 30^{\circ}\text{C})$ 。当钢中含有强碳化物形成元素 (Mo、W、V、Ti 等) 时, 可适当提高退火温度, 以使碳化物较快溶入奥氏体中; 而当钢中含有易使晶粒粗化的元素 (如 Mn) 时, 则应适当降低退火温度。常用亚共析钢完全退火温度如表 1-2 所示。

表 1-2 常用亚共析钢完全退火工艺规范

钢 号	临界点/ $^{\circ}\text{C}$			退 火		
	A_{r_1}	A_{c_3}	A_{r_2}	加热温度/ $^{\circ}\text{C}$	冷却	HBS
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	820~840	炉冷	≤ 207
40CrNi	731	769	660	820~850	炉冷 ($< 600^{\circ}\text{C}$)	≤ 250
40CrNiMoA	732	744	—	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

与钢锭相比, 锻轧钢材截面积较小, 而质地较致密, 导热性较好, 组织较均匀, 内应力也较小, 因此, 对退火时的加热速度一般不加限制, 但是, 由于加热炉体积及供热能力与装炉量的制约关系, 通常使加热速度限制在下列范围:

$$5 \sim 10\text{t} \text{——} 150 \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{h}$$

$$15 \sim 30\text{t} \text{——} 100 \sim 120^{\circ}\text{C}/\text{h}$$

$$\geq 50\text{t} \text{——} 50 \sim 75^{\circ}\text{C}/\text{h}$$

钢材退火加热时的保温时间可按 $t = (3 \sim 4) + (0.4 \sim 0.5)Q$ 计算, 式中, t 为保温时间, h ; Q 为装料量, t 。保温后的冷却速度是控制退火质量的重要因素。同一钢种, 冷速较小时将得到块状铁素体, 珠光体片层较粗, 所占比例较少; 冷速较大时, 将得到网状铁素体, 珠

光体片层较细，所占比例较多。为达到细化组织、消除应力、改善加工性能的目的，通常需使过冷奥氏体在 $650\sim 700^{\circ}\text{C}$ 间分解。分解温度高于 700°C 时，铁素体晶粒过大，珠光体片层过粗，硬度偏低，不利于切削加工。分解温度低于 650°C 时，珠光体片层过细，对一些合金钢种甚至还会发生贝氏体转变，以致硬度过高，内应力也较大，造成切削及冷变形加工困难。为了保证完全退火的质量，碳钢的冷却速度最好在 $200^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 上下，低合金钢应不大于 $100^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ，高合金钢应不大于 $50^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 。但在实际生产中，按上述冷却速度均匀降温不易达到。对装炉量大于 5t 的加热炉，即使钢材随炉断电冷却，也难以得到 $>50^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ，因而常采用开启炉门冷却，甚至空冷（正火）的办法来获得低碳及低碳合金钢所需的加工性能。退火时冷却到 $650\sim 600^{\circ}\text{C}$ 以下时，相变已经完成，可以出炉空冷。

4. 冷拉钢材料坯的完全退火

一般热轧钢材由于终轧温度较高，轧后冷却速度不一，组织性能不均，内应力较大，硬度偏高，冷拉时表面易产生拉伤，模具磨损也较大。此外坯料端部需加热锻尖，组织发生变化，硬度及内应力也偏高，冷拉时易折断。为克服上述缺点，冷拉伸变形前大部分热轧坯料需进行退火（或正火），使硬度保持在 $207\sim 255\text{HBS}$ 。中碳钢、合金结构钢、弹簧钢及易切钢（如 40 、 40Cr 、 35SiMn 、 30CrMnSi 、 60Si2Mn 、 50CrVA 、 Y20 等）冷拉坯料常需进行完全退火。退火加热温度为 $A_{c_3} + (20\sim 30^{\circ}\text{C})$ ，加热速度 $100\sim 120^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ，保温时间每吨装炉量不超过 1h ，随炉冷却至 600°C 出炉空冷。高合金钢及尺寸较大的锻坯则取 $20\sim 50^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的冷速。马氏体不锈钢（ 1Cr13Ni2 、 2Cr13 、 Cr17Mo 等）则常取 $15\sim 20^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的冷速。有时为了清除坯料上的氧化皮，炉冷后浸入水中，但易造成内应力。含硅弹簧钢退火时易于石墨化，必要时可采用正火及回火，以代替完全退火。

5. 不完全退火

不完全退火的工艺曲线如图 1-3 所示，即加热温度在 A_{c_1} 与 A_{c_2} （或 A_{c_m} ）之间，加热到温后短时保温，之后缓慢或控速冷却，以得到铁素体和珠光体组织。加热时珠光体转变为奥氏体，而过剩相（铁素体或碳化物）大部分保持不变。不完全退火的目的是与完全退火相似，都是通过相变重结晶来细化晶粒，改善组织，去除应力，改善切削性能；不完全退火由于重结晶不完全而细化晶粒的程度较差，但却能节约工艺时间，降低费用，提高生产率。

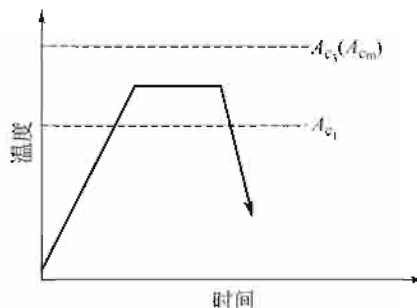


图 1-3 钢的不完全退火工艺示意图

6. 过共析钢及莱氏体钢钢锭的不完全退火

过共析钢不完全退火的目的之一是减少溶入奥氏体中的碳化物数量，以降低奥氏体的稳定性，提高退火冷却速度，缩短冷却时间。此外，不完全退火还可以消除铸造应力，改善铸态组织；降低表面硬度以改善切削加工性；使钢锭便于存放和表面清理。常用过共析钢（包括莱氏体钢）钢锭的不完全退火温度如表 1-3 所示。

表 1-3 过共析钢钢锭的不完全退火时的加热温度

钢 种	钢 号	温度/℃
碳素工具钢及低合金工具钢	T7、T10、T12、9Mn2V、9SiCr、Cr2、CrMn、CrWMn、8CrV、W2	810~850
冷模钢及高速钢	Cr12Mo、3Cr2W8、W18Cr4V、W9Cr4V2	900~950
轴承钢	GCr15、GCr15SiMn	810~850

钢锭不完全退火时的加热速度为 100~200℃/h，保温时间 $t = T + Q/4$ (h)，式中， Q 为装炉量， t ； T 为基本保温时间，合金工具钢及轴承钢的 $T = 6.5$ ，莱氏体钢的 $T = 2.5$ 。冷却速度一般控制在 50℃/h 左右；高合金钢则取 20~30℃/h 或更慢。碳素工具钢及低合金工具钢可在炉冷到 600℃ 以下时出炉，高合金工具钢则最好冷却到 350℃ 以下时再出炉，以免产生新的内应力和硬度偏高。

7. 过共析钢锻轧钢材的不完全退火

主要用于刃具钢、轴承钢及冷模钢等，以得到球状珠光体及球状碳化物组织，降低硬度，改善切削加工性能。上述钢材不完全退火时的加热速度大多为 ≥ 100 ℃/h，对于含合金元素较多的钢可采用稍慢的加热速度。保温时间视装炉量、钢材种类而定。保温后随炉冷却。冷却速度随钢种而异，碳素工具钢为 ≥ 50 ℃/h，合金钢为 ≤ 30 ℃/h。冷却到 600℃ 左右时，即可出炉空冷。常用碳素工具钢及合金工具钢不完全退火时的加热温度如表 1-4 所示。

表 1-4 碳素及合金工具钢不完全退火时的加热温度

钢 种	钢 号	温度/℃
碳素工具钢	T8、T10、T11、T12	750~770
合金工具钢	9Mn2V、9SiCr、SiCr、CrMn、CrWMn	770~810
	Cr12V、Cr6WV、Cr12MoV	830~870

8. 亚共析钢冷拉坯料的不完全退火

亚共析钢冷拉坯料常采用不完全退火，而一部分低、中碳钢及合金结构钢如 15、45、30Mn2、40CrMn、40MnB，因晶粒长大倾向较大且不均匀，用完全退火不易控制晶粒度，并为了降低钢材脆性，故宜采用不完全退火。加热温度在 $A_{c1} \sim A_{c2}$ 之间，加热速度为 100~120℃/h，保温时间 $t = (2 \sim 6) + 0.5Q$ (h)，其中， Q 为装炉量， t 。保温后随炉冷却至 650~

600℃出炉空冷。

9. 均匀化退火（扩散退火）

将金属铸锭、铸件或锻坯，在略低于固相线的温度长期加热，以消除或减少化学成分及显微组织（枝晶）偏析，达到均匀化目的的热处理工艺，称为均匀化退火。

均匀化退火加热温度很高，时间较长，消耗热量大而生产率低，只有在必要时才使用。因此，均匀化退火多用于优质合金钢及偏析现象较为严重的合金。均匀化退火在铸锭开坯或锻造后进行比较有效，因为此时铸态组织已被破坏，元素扩散的障碍大为减少。

钢件均匀化退火温度因偏析程度而不同。通常选择在 A_{c_1} 或 A_{c_2} 以上 150~300℃。温度过高时，加热炉寿命大为缩短，而钢件也易被烧坏。通常是在不需要较长的扩散保温时间的条件下，选用较低的温度：碳钢常取 1100~1200℃，合金钢常取 1200~1300℃。加热速度大都控制在 100~120℃/h。均匀化退火的保温时间一般按截面厚度每 25mm 保温 0.5~1h 或以每 1mm 厚度保温 1.5~2.5min 来计算。装炉量较大时，可按 $t=8.5+Q/4$ （单位：h）计算，式中， t 为保温时间，h； Q 为装炉量，t。一般保温时间不超过 15h，否则氧化损失过于严重。冷却速度一般为 50℃/h，高合金钢则为 $\leq 20\sim 30$ ℃/h。通常降温到 600℃ 以下即可出炉空冷。高合金钢及高淬透性钢种最好在 350℃ 左右出炉，避免因冷速过快而产生应力，使硬度偏高。均匀化退火常使钢的晶粒过度长大，需再进行一次完全退火或正火加以细化。

大型锻件为使毛坯获得锻造所需塑性，常在 1150~1270℃ 下加热保温。由于高温和锻造的双重作用，即热扩散和机械扩散的叠加，对成分的均匀化具有良好的效果。

一般铸钢件极少采用均匀化退火，但对铸造高速钢刀具等莱氏体钢制工件，则需进行高温均匀化退火，以破碎莱氏体网，使碳化物分布趋于均匀，其均匀化退火工艺参数如下。

预热温度：800~850℃。

加热温度：W18Cr4V 钢——1300~1315℃；W6Mo5Cr4V2 钢——1245~1255℃。

保温时间：按坯料有效厚度每 1mm 0.2min 计算，再加 5~10min。

冷却：在一定时间内（有效厚度乘 0.15min/mm），从加热温度冷却到 580~620℃，然后出炉空冷。

高速钢均匀化退火后，为了避免出现裂纹，需进行回火，回火温度为 580~700℃。

铜合金均匀化退火温度范围为 700~950℃，铝合金为 400~500℃。

10. 低温退火

将钢件加热到略低于 A_{c_1} 的温度，保持一定时间，然后缓慢冷却的热处理工艺称为低温退火，见图 1-4。低温退火由于没有重结晶过程，所以不能使钢的晶粒和组织细化，但却能消除或降低钢中的内应力，降低硬度，从而改善切削加工性能。低温退火加热时间短，成本低，而且钢材表面氧化脱碳损失较少，所以在某些情况下可以取代完全退火或不完全退火。

再结晶退火、中间退火（软化退火）、去应力退火等皆属于低温退火范畴。

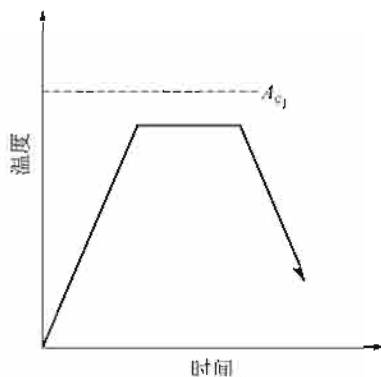


图 1-4 低温退火工艺示意图

11. 钢锭的低温退火

低温退火可降低钢锭的硬度，消除或降低铸态应力，特别适用于淬透性高，用普通（完全退火及不完全退火）退火不易使其软化的钢锭。高淬透性钢种在完全退火时，虽经相当缓慢的冷却，钢锭表面也难免发生贝氏体或马氏体转变，不但不能消除应力，更不易于表面清理。采用低温退火却易于见效。

钢锭的低温退火加热温度为 A_{c1} 以下 $20\sim 30^{\circ}\text{C}$ 。从理论上讲，选择的温度愈接近 A_{c1} 时效果愈好，但在实际生产中往往由于温度的波动，使温度略高于 A_{c1} 而产生部分奥氏体，使钢锭表面硬度偏高，达不到软化的目的。因此，对各种结构钢、弹簧钢及热模钢钢锭采用 $680\sim 710^{\circ}\text{C}$ ，而对于高合金钢常采用 $640\sim 680^{\circ}\text{C}$ 。钢锭低温退火时的加热速度为 $100\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ；保温时间 $t=8.5+Q/4$ ，其中， Q 为装炉量， t 。由于没有相变发生，退火的冷却速度一般可不受控制，但也不易过快，以免产生新的内应力。

12. 热锻轧钢材的低温退火

高淬透性合金钢材（或马氏体钢等），用普通退火虽可使晶粒、组织细化，但为使硬度降低，需要长时间极为缓慢的冷却（冷速 $20\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ），很不经济，钢材表面氧化、脱碳也较严重。此时可采用两次退火的方法，即先进行一次冷速较快（ $100\sim 200^{\circ}\text{C}/\text{h}$ ）的完全退火，而后再进行低温退火，便可达到细化晶粒，均匀组织，同时使硬度降低到规定范围内的目的，而总的工艺时间还能适当缩短。

钢材低温退火温度应视钢中内应力大小和所需达到的软化程度而定。硬度的降低主要取决于碳化物的形态及分布的改变，即由片状珠光体向球状珠光体、由细球状珠光体向粗球状珠光体的转化。温度愈高，这种转化愈快也愈完全，所得硬度也愈低。同样，加热温度也不易于过分接近 A_{c1} ，否则由于温度起伏而导致相变发生。钢材低温退火的加热速度一般可不加限制，高合金钢材因导热性差，可稍慢些，多控制在 $50\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 之间。保温时间通常为 $3\sim 4\text{h}$ 。保温后一般由炉中取出空冷。尺寸较大的钢材，为避免产生较大的内应力，可先在炉中冷到 $450\sim 500^{\circ}\text{C}$ ，然后空冷。对回火脆性倾向性较大的钢材，炉冷后可继之以水冷。

13. 中间退火（软化退火）

中间退火又称软化退火或中火，其工艺规程（加热速度、加热温度、保温时间及冷却速度）与低温退火没什么不同，区别仅在于前者主要应用于冷变形加工工序之间。

14. 冷变形加工时的中间退火

钢材在冷变形加工中，滑移面及晶界上产生大量位错，致使点阵发生畸变。脆性的碳化物等被破碎，并沿流变方向分布。形变量愈大时，位错密度愈高，内应力及点阵畸变愈严重，表现为硬度迅速升高和塑性剧烈下降（加工硬化现象）。当加工硬化达到一定程度时，钢材如继续形变，便有开裂或脆断的危险。此时，必须进行工序间的软化退火（即中间退火）以消除应力、降低硬度、恢复塑性，方能进行下一道冷变形加工。

对于冷拉、冷冲及冷镦等加工方式，常用的中间退火温度为 A_{c1} 以下 $10\sim 20^{\circ}\text{C}$ 。冷锯、冷剪后需恢复加工面塑性时，可在低于 A_{c1} 较多的温度下进行中间退火，并且无需严格控制，常用 $600\sim 650^{\circ}\text{C}$ 左右。在钢丝及其他以冷拉状态交货的钢材生产中，最后一道冷拉前的中间退火还有为控制成品性能准备条件的作用，所用温度应与最后冷拉时的形变量一起考虑，以达到产品的性能要求。

15. 热锻轧钢材的中间退火

热锻轧钢材在制作机器零件之前常需进行剪切、弯曲、拉伸或校直等冷作工序。在进行这些工序之前，低、中碳钢及低合金结构钢热锻轧材，一般硬度不太高，塑性尚好而不需进行中间（软化）退火。而高碳钢及高合金钢在热锻轧后常含有部分贝氏体或马氏体组织，硬度偏高，应力较大，必须预先进行软化退火，方能避免发生开裂，保证产品质量。

16. 再结晶退火

在冷形变加工中，金属的硬度、强度和内应力随形变量增加而增大，塑性则随形变量增加而降低。在随后的加热过程中，随温度的升高，组织和性能有恢复到冷形变前状态的趋势，见图 1-5。

将经过冷形变的金属在再结晶温度以上加热，使被拉长了的变形晶粒重新形核，变为细小的等轴晶粒，同时消除冷作时的硬化作用，使硬度降低，内应力基本消除，这种工艺称为再结晶退火。

金属的再结晶温度并非永恒不变，而是受化学成分、冷形变量及退火保温时间的影响。为产生再结晶所需的最小形变量称为临界形变量，钢的临界形变量约为 $6\%\sim 10\%$ 。再结晶温度随形变量的增大而降低，至一定值时不再变化。纯金属最低的再结晶温度 $T_{\text{再}}=0.4T_{\text{熔}}$ (K)。铁为 450°C ，铜为 270°C ，铝为 100°C 。再结晶后晶粒的大小，主要取决于冷形变。形变量愈大，晶粒愈细。临界形变量时再结晶晶粒极为粗大。金属中的夹杂物有阻碍晶界的迁移作用，故一般均使再结晶温度升高。

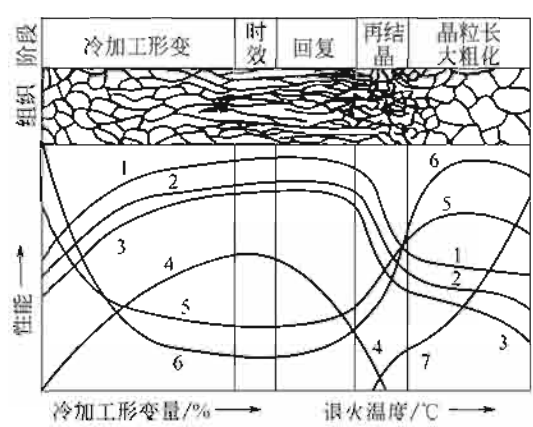


图 1-5 冷加工形变量及退火温度对金属组织和性能影响的示意图

1—硬度；2—抗拉强度；3—屈服强度；4—内应力；
5—伸长率；6—断面收缩率；7—再结晶晶粒大小

17. 低碳钢的再结晶退火

低碳钢 [$w(C) = 0.1\% \sim 0.2\%$] 的再结晶温度在 $450 \sim 650^\circ\text{C}$ 之间，见图 1-6。随着含碳量及合金元素数量的增加，再结晶温度不断升高，超过 A_c1 温度时将优先发生相变重结晶。这时，只能采用低于 A_c1 温度的软化退火来降低冷形变材料的硬度。低碳钢在冷轧、冷拉、冷冲等加工后的再结晶退火温度常取 $650 \sim 700^\circ\text{C}$ 。

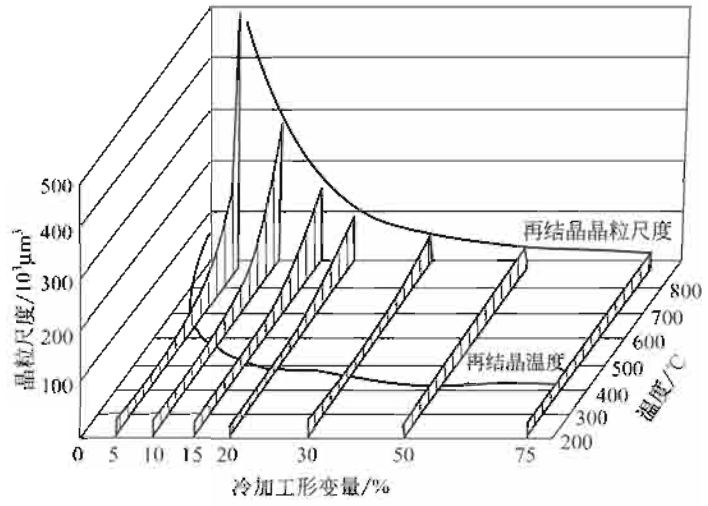


图 1-6 低碳钢的冷加工形变量、加热温度与再结晶晶粒大小的关系

18. 不锈钢的再结晶退火

含高铬 [$w(Cr) = 13\% \sim 30\%$] 的马氏体及铁素体钢的再结晶温度为 $650 \sim 700^\circ\text{C}$ 。为了避免晶粒过度粗化 [尤其是铁素体钢晶粒长大倾向严重，如图 1-7 中的 $w(Cr) 30\%$ 钢和 $w(Cr) 17\%$ 钢等]，再结晶温度大多控制在 $650 \sim 830^\circ\text{C}$ 之间。含铬低 (如 0Cr13 钢) 时采用下限，含铬高 (如 Cr28 钢) 时采用上限。当钢中含铬较多时 [高铬钢中 $w(Cr) > 16\%$ ，高

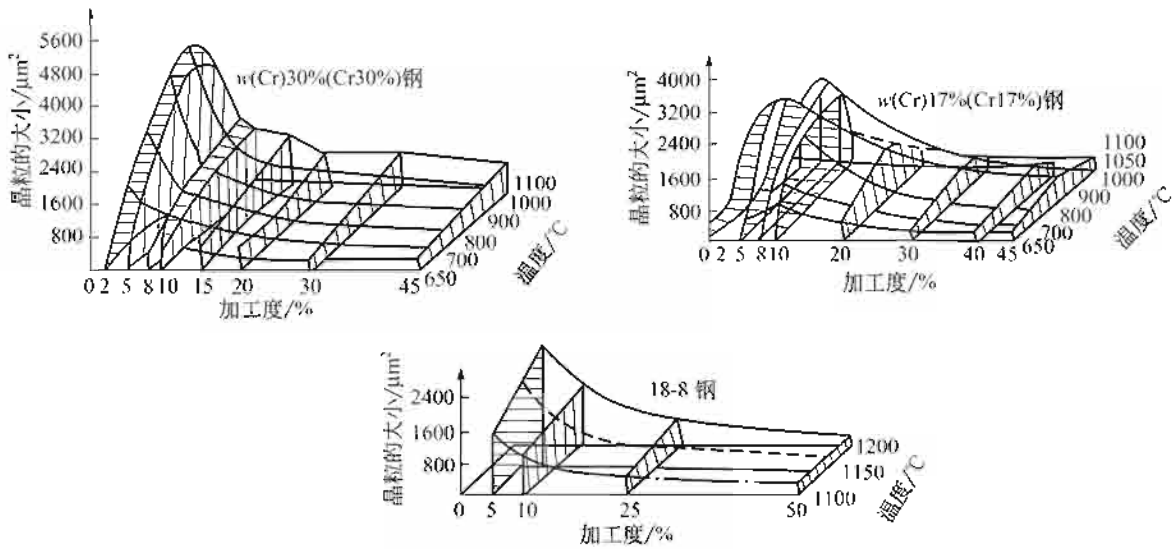


图 1-7 不锈钢的再结晶示意图

铬镍钢中 $w(\text{Cr}) > 18\%$] $540 \sim 810^\circ\text{C}$ 间的长时间保温易导致 σ 相 (FeCr) 脆性, 在再结晶退火时应予以注意。必要时可采取高于 900°C 的退火来去除加工硬化作用。马氏体及铁素体不锈钢再结晶退火时的保温时间常取 $1 \sim 2\text{h}$, 或按 $1.2 \sim 2\text{min/mm}$ (板材厚度) 计算。铁素体钢在保温后应采用空冷或水冷, 以防止出现 475°C 脆性, 一旦出现 σ 相, 可用 $930 \sim 980^\circ\text{C}$ 加热后快速冷却来消除; 发生 475°C 脆性的钢也可经高于 600°C 加热并快速冷却使之恢复原有性能。奥氏体不锈钢的冷作硬化倾向比其他钢大得多。经冷变形的奥氏体钢, 在 $200 \sim 400^\circ\text{C}$ 下加热, 便能开始消除加工应力。 $600 \sim 800^\circ\text{C}$ 下加热, 可使碳化物沿晶界及滑移线析出。 $900 \sim 950^\circ\text{C}$ 以上加热时, 发生再结晶, 而碳化物仍旧保留。加热到 1000°C 以上时, 碳化物才能溶入固溶体。一般奥氏体钢 ($\text{Cr}18\text{Ni}9$ 型) 不采用再结晶退火, 而是通过 $1000 \sim 1120^\circ\text{C}$ 间的固溶处理获得几乎没有内应力及冷作硬化效应的单相奥氏体组织。超低碳 [$w(\text{Cr}) < 0.03\%$] 奥氏体不锈钢及稳定化奥氏体不锈钢 ($\text{Cr}18\text{Ni}9\text{Ti}$ 型) 则可根据情况, 在冷变形加工后进行再结晶退火或去应力退火。

此外, 铝合金再结晶退火温度常为 $350 \sim 400^\circ\text{C}$, 铜合金则为 $650 \sim 700^\circ\text{C}$ 。

19. 去应力退火

冷变形后的金属在低于再结晶温度加热, 以去除内应力, 但仍保留冷作硬化效果的热处理, 称为去应力退火。

在去应力退火中金属组织及性能的变化, 相当于图 1-5 的回复阶段。在实际生产中, 去应力退火工艺的应用要比上述定义广泛得多。热锻轧、铸造、各种冷变形加工、切削或切割、焊接、热处理, 甚至机器零部件装配后, 在不改变组织状态、保留冷作、热作或表面硬化的条件下, 对钢材或机器零部件进行较低温度的加热, 以去除 (全部或部分) 内应力, 减小变形、开裂倾向的工艺, 都可称为去应力退火。由于材料成分、加工方法、内应力大小及分布的不同, 以及去应力程度的差异, 去应力退火温度范围很宽。习惯上, 把较高温度下的去应力处理叫作去应力退火, 而把较低温度下的这种处理, 称为去应力回火, 其实质都是一样的。

20. 热锻轧材及工件的去应力退火

低碳结构钢热锻轧后，如硬度不高，适于切削加工，可不进行正火，但应在 500℃ 左右进行去应力退火。中碳结构钢为避免调质时的淬火变形，需在切削加工或最终热处理之前进行 500~650℃ 的去应力退火。加热时间不宜过长，以透烧为准，之后的冷却不宜过快，以免产生新的应力。具体加热温度要根据钢种、工件尺寸、形状及设备条件来决定。合金钢及尺寸较大的工件应选用较高的温度。对切削加工量大、形状复杂而要求严格的刀具、模具等，在粗加工与半精加工之间，淬火之前常进行 600~700℃，2~4h 的去应力退火。刀具在最终精磨过程中，或在储存及使用中常会发生开裂，可在精磨之后进行一次低于（或同于）回火温度的去应力退火，以免开裂。在使用中每次修磨之后进行去应力退火，可提高刀具的使用寿命。需要渗氮的精密耐磨零件，应在调质处理及最终磨加工后，进行一次低于调质温度的去应力退火，以防止零件在渗氮时的变形。热处理后性能不足（如淬硬不足）的重要工件或工具，在重新淬火之前也需进行去应力退火，以减小淬火变形。

21. 冷变形钢材的去应力退火

冷轧薄钢板、钢带、冷拔钢材及索氏体化处理的钢丝等，在制作某些较小工件（如弹簧等）时，因为性能已基本达到技术要求不需淬火回火处理，但应进行去应力退火，以防止制成成品后因应力状态改变而产生变形。常用温度一般在 250~350℃ 之间，此时还可产生时效作用，使强度有所提高。

22. 奥氏体不锈钢的去应力退火

奥氏体不锈钢虽在 200~400℃ 加热时便已开始进行应力松弛，但有效的去除应力须在 900℃ 以上（即使 870℃ 时也只能部分去除）。这种钢在 400~820℃ 进行去应力退火中，常伴随有碳化物析出而导致晶间腐蚀，650~700℃ 时最为严重，或形成 σ 相（在 540~930℃），使脆性增大并使抗腐蚀性变坏（铸件及焊件中因常有 α 相，易转变为 σ 相，锻件中较少），因此处理规程不易选择。通常，只有当工件在应力腐蚀条件下工作时，进行去应力退火才较有利。在许多情况下，即使只有部分地去除了应力，亦可保证工件（尤其是容器）不因应力腐蚀而造成事故。各类奥氏体不锈钢的去应力退火规程见表 1-5。

表 1-5 各类奥氏体不锈钢的去应力退火规程

工作条件	超低碳奥氏体不锈钢 (00Cr18Ni9 型)	稳定化奥氏体不锈钢 (1Cr18Ni9Ti 型)	一般奥氏体不锈钢 (1Cr18Ni9 型)
应力腐蚀严重	A, B	B, A	(a)
应力腐蚀中等	A, B, C	B, A, C	C(a)
应力腐蚀较轻	A, B, C, E, F	B, A, C, E, F	C, F
只去除峰值应力	F	F	F
无应力腐蚀	无需进行	无需进行	无需进行
晶间腐蚀	A, C(b)	A, C, B(b)	C

续表

工作条件	超低碳奥氏体不锈钢 (00Cr18Ni9型)	稳定化奥氏体不锈钢 (1Cr18Ni9Ti型)	一般奥氏体不锈钢 (1Cr18Ni9型)
大变形后去除应力	A,C	A,C	C
变形加工中去除应力	A,B,C	B,A,C	C(e)
为使结构钢坚固(d)	A,C,B	A,C,B	C
为使尺寸稳定	G	G	G

注: A—1066~1120℃退火慢冷。

B—900℃去应力, 慢冷。

C—1066~1120℃退火, 水冷(e)。

D—900℃去应力, 水冷(e)。

E—480~650℃去应力, 慢冷。

F—<480℃去应力, 慢冷。

G—200~480℃去应力, 慢冷。

各种处理时间均以每25mm4h计算。

(a)——可用超低碳或稳定化奥氏体不锈钢进行最佳规程去应力处理。

(b)——多数情况下不需处理, 但如加工过程使钢材敏化时, 可采用表中处理方法。

(c)——亦可用A、B或D处理, 但在变形结束后需再进行C处理。

(d)——当严重的加工应力与工作应力叠加而致发生破坏时或大型结构件焊接以后。

(e)——或快冷。

23. 铸铁的去应力退火

铸铁件在铸造后由于结构应力、组织应力及热应力的影响, 可能发生几何形状不稳定, 甚至开裂; 尤其在机械加工后, 由于应力平衡的破坏, 常会造成变形超差使工件报废。因此, 各类铸铁件在加工前应进行去应力退火, 常用工艺规程见表1-6。

表 1-6 各种铸铁的去应力退火工艺规程

铸 铁	装料炉温/℃	加热速度/(℃/h)	加热温度/℃	保温时间/h	冷却速度/(℃/h)	出炉温度/℃
普通灰铸铁	100~300	60~150	~550	每25mm, 1h 再加2~8h	30~80	100~300
合金灰铸铁	100~300	60~150	600(低合金) 650(高合金)	每25mm, 1h 再加2~8h	30~80	100~300
高硅白口铸铁	100~300	~100	850~900	2~4	30~50	100~300
高铬白口铸铁	100~300	20~50	620~850	每25mm, 1h	30~50	100~150
普通球墨铸铁	100~300	60~150	550~600	每25mm, 1h 再加2h	空冷	—
合金球墨铸铁	100~300	60~150	580~620	每25mm, 1h 再加2h	空冷	—

铸铁件去应力退火时温度不应过高, 否则会产生珠光体的石墨化, 降低力学性能。需要进行表面淬火的铸铁件应预先进行一次去应力退火, 以防变形开裂。

24. 软磁材料的去应力退火

纯铁、硅钢片、坡莫合金等软磁材料, 由于热加工后冷速过大产生热应力, 冷变形时产生加工硬化, 卷绕、剪切、冲制、磨光等工序可能引起机械应力, 黏结过程产生收缩应力

等，均会使磁导率下降，矫顽力及铁损增大，因此，应进行去应力退火，以改善组织，恢复磁性。纯铁的去应力退火温度为 900°C ，硅钢片为 $750\sim 850^{\circ}\text{C}$ ，坡莫合金则在 900°C 以上。

25. 非铁金属及耐热合金的去应力退火

铝合金去应力退火温度常在 $150\sim 200^{\circ}\text{C}$ ，铜合金为 $200\sim 350^{\circ}\text{C}$ ，保温时间均为 1h 左右。铁基及镍基耐热合金的去应力退火温度常在 $680\sim 900^{\circ}\text{C}$ 之间。与奥氏体不锈钢的情况相似，耐热合金去应力退火时需注意抗氧化性及高温强度遭到破坏的问题。不少耐热合金因在上述温度范围内产生时效，而常采用高温短时加热的退火工艺。

26. 预防白点退火（去氢退火）（消除白点退火）

为了消除大型锻钢件中出现白点缺陷而进行的退火，称为预防白点（去氢）（消除白点）退火。退火工艺参数的选择必须能造成氢在钢中的溶解度小而扩散速度大的条件，使其排除锻件或由固溶状态变为分子状态存在。分子状态的氢所引起的压力，可通过塑性变形来消除，不形成白点。不同钢种去氢退火工艺规程常根据其过冷奥氏体等温转变曲线（S 曲线）来制定。

27. 碳钢及低合金钢的去氢退火

碳钢及低合金钢大锻件在锻造（或重新加热奥氏体化）后以较快速度冷却至过冷奥氏体最不稳定区域（鼻尖区），使其充分等温转变（见图 1-8），形成铁素体-碳化物混合组织（伪共析组织）。此时，氢的溶解度较低而扩散较易，在转变途中即可从锻件排除或结合为氢分子。氢分子所引起的压力也可因转变温度（ $620\sim 660^{\circ}\text{C}$ ）较高而得到松弛。

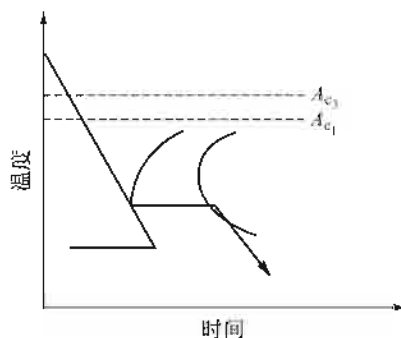


图 1-8 碳钢及低合金钢去氢退火工艺示意图

28. 中合金钢的去氢退火

中合金钢大锻件加热奥氏体化并在过冷奥氏体最不稳定区域等温转变（ $280\sim 320^{\circ}\text{C}$ ）后，还需再加热至稍低于 A_{c1} 的温度（ $580\sim 660^{\circ}\text{C}$ ），并经长时间保温（见图 1-9），方可使一部分氢自锻件表面排出，锻件内部的氢也可获得较均匀分布，以减少其有害作用。

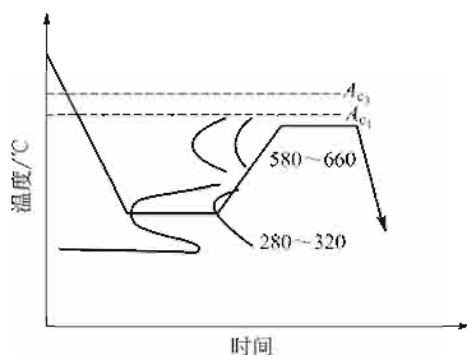


图 1-9 中合金钢去氢退火工艺示意图

29. 高合金钢的去氢退火

高合金钢的去氢退火工艺曲线示意图如图 1-10 所示。首先应进行一次重结晶以改善组织和提高锻件中氢分布的均匀性，同时细化晶粒，降低过冷奥氏体的稳定性，有利于减少形成白点的敏感性，然后冷却至 280~320℃，保温适当时间后，再加热至 580~660℃，保温后冷却。

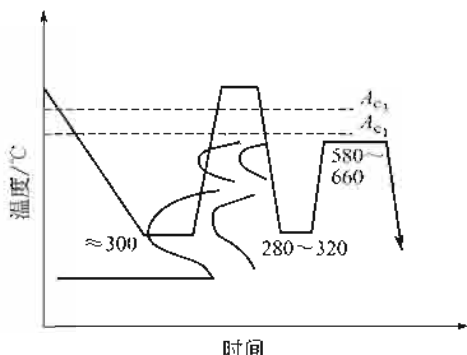


图 1-10 高合金钢去氢退火工艺示意图

30. 晶粒粗化退火

在高温下长期工作的某些耐热钢件，为了提高蠕抗能力，常需造成较为粗大的最佳晶粒度。纯铁及硅钢片等软磁材料的磁导率随晶粒的增大而升高；与此同时，矫顽力及铁损则随晶粒的增大而减小（见图 1-11）。为了改善上述材料制作的工件的实用性能，均需进行晶粒粗化退火。

珠光体型耐热钢（包括低碳钢及低碳合金钢）奥氏体晶粒尺寸随钢中碳、合金元素含量以及脱氧情况（如含铝多少）的不同，在高温加热时具有不同的长大倾向。晶粒粗化退火温度可根据工件受力条件、使用温度及钢种来选择，一般在 900~1050℃ 之间。硅钢片的最佳晶粒尺度为 0.1~1mm，常采用 950~1050℃ 的晶粒粗化退火。这种工艺可以单独进行，也可以与纯化材质的高温真空退火、去氢退火或与改善晶粒取向性的磁场退火合并进行。

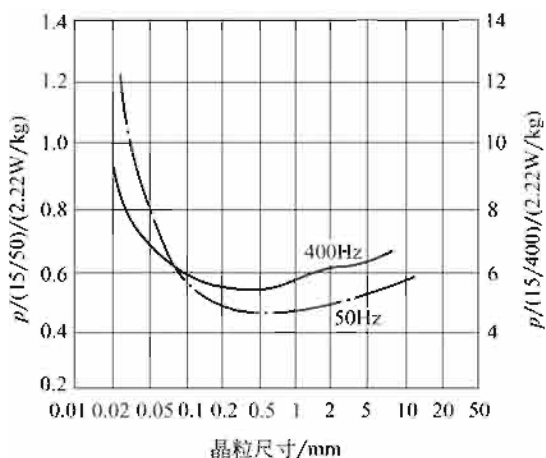


图 1-11 硅钢片的铁损与晶粒尺寸的关系

图中 $p/(15/50)$ 及 $p/(15/400)$ 分别表示 50Hz、 $15000 \times 10^{-4}T$ 和 400Hz、 $15000 \times 10^{-4}T$ 时的铁损

31. 等温退火

将钢材或钢制工件加热到高于 A_c (亚共析钢) 或 $A_c \sim A_{c_2}$ 之间 (过共析钢) 的温度, 待奥氏体转变完成并基本均匀后, 较快地冷却到低于 A_1 以下的某个温度, 等温保持足够时间, 使珠光体转变完毕, 然后出炉空冷 (或油冷、水冷), 此种工艺称为等温退火, 如图 1-12 所示。

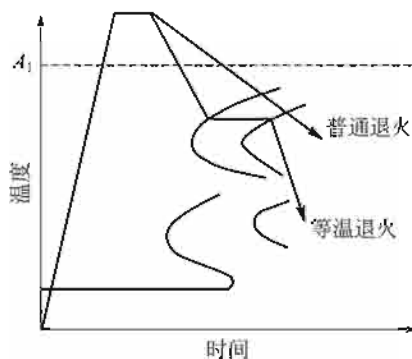


图 1-12 等温退火工艺示意图

中碳及合金结构钢进行等温退火, 可以得到比完全退火更为均一的组织 and 性能, 同时还能有效地消除铸造应力, 而工艺周期却比完全退火缩短了大约一半 (特别是对含合金元素比较多的钢)。在大批生产中, 最好使用分段控温的连续加热炉。使用周期加热炉时, 装炉量不能过多, 否则自加热温度降低到等温温度较为缓慢, 达不到等温退火的目的。小批量生产时, 可应用两台炉子 (加热炉和等温炉) 进行操作。

等温退火时的加热温度、等温温度及保温时间应根据所用钢材的过冷奥氏体等温转变曲线 (S 曲线)、性能要求及钢件截面尺寸等条件确定。

等温温度越高时, 共析铁素体含量愈多, 珠光体的片层也愈粗, 硬度越低。等温保持时间应较 S 曲线上等温转变完了时间更长些, 以保证过冷奥氏体分解完全, 对截面较大钢制工件尤需如此; 在生产中, 碳钢常取 1~2h, 低、中合金钢取 3~5h。

等温退火工艺也可应用于工具钢及轴承钢的球化, 以及结构钢大锻件的去除白点处理。

32. 球化退火

球化退火是使钢获得弥散分布于铁素体基体上的细粒状（球状）碳化物组织的工艺方法。其目的是为改善切削性能，减小淬火时的变形开裂倾向性，使钢件得到相当均匀的最终性能。球化退火主要应用于轴承零件、刀具、冷作模具等的预备热处理，以改善切削加工性能及表面精度，消除网状或粗大碳化物颗粒所引起的工具的脆断和刃口崩落，提高轴承的接触疲劳寿命等。中碳及中碳合金钢只当要求硬度极低而韧性极高（例如用于冷冲压坯料）时，才用球化退火。低碳钢一般不进行球化退火，否则由于硬度过低（160~170HBS）反而使切削加工性能变坏。

在工具钢及轴承钢碳化物球化的概念中，应包括一次（液析）碳化物、二次碳化物（由奥氏体中析出）及共析碳化物这三方面的球化。一次碳化物系铸锭枝晶偏析所引起的亚稳定莱氏体结晶的产物，颗粒尺寸较大，常沿轧制方向分布，形成偏析碳化物带，硬度高、脆性大，易引起淬火裂纹，使钢的耐磨性变差，以致工件在使用中造成表面脱落或中心破裂。一次碳化物的球化主要靠合理的锻造工艺，例如反复锻拔（相当大的总锻造比：十几、二十几以上）和适当的扩散退火来得到。

二次碳化物与共析碳化物的球化与锻造过程有关。为了使退火后能获得均匀分布的粒状碳化物，锻造后的组织应为细片状珠光体及细小、断续网状碳化物（或含有少量马氏体）。如果终锻温度过高或冷却太慢，则易引起粗大网状碳化物，退火中无法消除。如终锻温度过低（ $<800^{\circ}\text{C}$ ），碳化物易沿晶界变形方向析出而形成条状组织，退火后将具有方向性，使钢的强度降低，加工性能变坏。珠光体片较细时，球化退火时可采用较低的温度和较短的时间。退火温度愈低、未溶解的碳化物数量越多，容易获得均匀分布的细粒状珠光体组织。珠光体片较粗时，在正常退火工艺情况下，不易获得均匀分布的细粒状珠光体。因此，为了得到良好的球化组织，必须严格控制锻造工艺过程。

33. 低温球化退火

低温球化退火是将钢材或钢件加热到 A_{c1} 以下 20°C 左右，长时间保温（决定于钢种及要求的球化程度）后缓冷或空冷至室温，以获得球状珠光体的热处理工艺，工艺曲线如图 1-13(a)

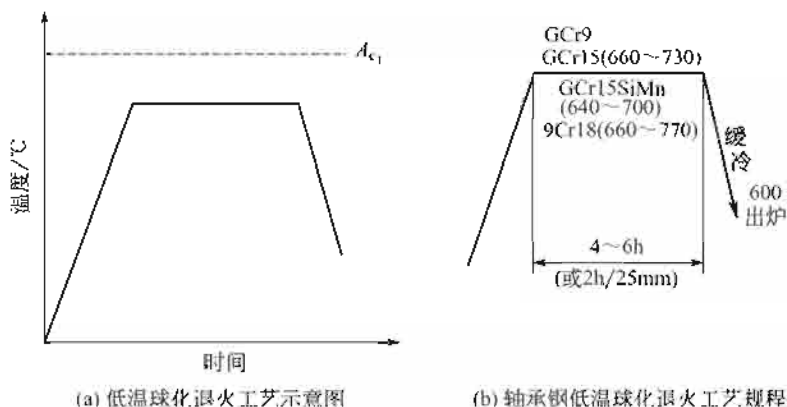


图 1-13 低温球化热处理工艺

所示。此法适用于经冷变形加工或淬火后，以及原珠光体片层较薄，且无网状碳化物的情况。常用轴承钢的低温球化退火规范如图 1-13(b) 所示。有时为了便于冷冲压加工，也对低碳钢进行低温球化退火。几种低碳钢及低碳合金钢的低温球化退火及退火后的硬度见表 1-7。

表 1-7 几种低碳钢的低温球化退火工艺规范

钢号	退火前的硬度 (HBS)	加热温度 /°C	保温时间 /h	冷却速度 / (°C/h)	出炉温度 /°C	退火后的硬度 (HBS)
15Cr、20Cr	170	720	5~6	<50	450	≤125
35、45、40MnB	>180	720	6~7	<50	550	≤145
08、15、20	150~180	720	2~3	空冷	—	≤120

34. 一次球化退火

将钢加热到 A_{c_1} 与 A_{c_m} (或 A_{c_2}) 之间，充分保温 2~6h，然后缓慢冷却至 500~650°C 出炉冷却，称为一次球化退火，工艺曲线如图 1-14 所示。碳钢一次退火时的加热温度与含碳量 (质量分数) 的关系示意图如图 1-15 所示：即对亚共析钢，随着含碳量的增多，一次退火的加热温度略有降低；而对于过共析钢，则随其含碳量的增多，加热温度升高。各类碳素钢及合金工具钢 (包括轴承钢、高速钢) 一次球化退火工艺规程列于表 1-8 中。这种工艺方法适用于周期作业炉生产，在工具和轴承生产中得到广泛应用。

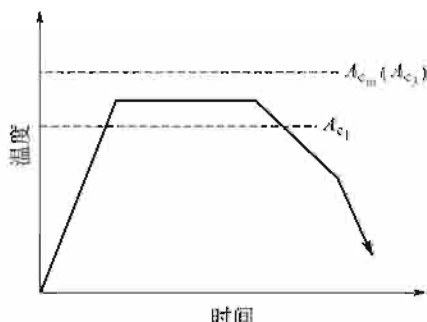


图 1-14 一次球化退火工艺示意图

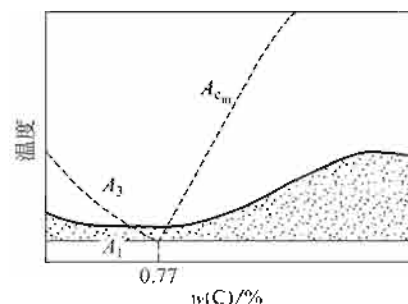


图 1-15 碳钢一次球化退火时加热温度与含碳量关系示意图

表 1-8 常用工具钢的一次球化退火工艺

钢号	加热温度/°C	保温时间/h	冷却速度/(°C/h)	出炉温度/°C	硬度(HBS)
T7、T8、T9	750~770	约 4	20~30	500	187~192
T10、T11、T12	760~780	约 4	20~30	500	197~217
9SiCr	790~810	4~6	≤20~30	500~650	197~241
CrWMn	770~790				207~255
Cr2	770~790				187~229
CrMn	770~810				197~241
Cr12MoV	850~870				207~255
GCr9	780~800				170~207
GCr15	780~800	170~207			
9Cr18	850~870	3~4	15~20	<500	197~255
9Mn2V	750~770				≤229
W18Cr4V	850~870				207~255
W6Mo5Cr4V2	840~860				207~255

35. 等温球化退火

等温球化退火工艺是将共析钢或过共析钢加热到 $A_{c1} + (20 \sim 30^\circ\text{C})$ ，保温适当时间，然后冷却到略低于 A_{r1} 以下的温度，等温保持一定时间（使等温转变进行完毕），然后炉冷或空冷的球化退火工艺 [图 1-16(a)]。如果原始组织中网状碳化物较严重，则需要加热到略高于 A_{cm} 的温度，使碳化物网溶入奥氏体，然后再较快地冷却到 A_{r1} 以下温度进行等温球化退火 [图 1-16(b)]。常用钢的等温球化退火规范见表 1-9。

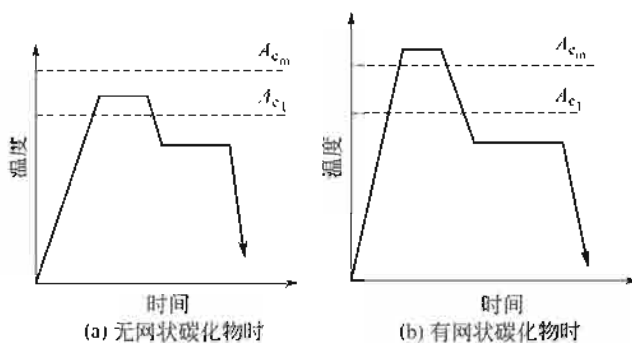


图 1-16 等温球化退火工艺示意图

表 1-9 常用钢的等温球化退火工艺规范

钢 号	临界点/ $^\circ\text{C}$			等温退火		
	A_{c1}	$A_{cm} (A_{c3})$	A_{r1}	加热温度/ $^\circ\text{C}$	等温温度/ $^\circ\text{C}$	硬度(HBS)
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
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	约 680	197~241
5CrNiMo	710	770	680	850~870	约 680	197~241
3Cr2W8	820	1100	790	850~860	720~740	—
15Cr	735	870	720	770~790	690~710	125~131
20Cr	766	838	702	770~790	690~710	125~131
40Cr	743	782	693	760~780	660~680	≤ 160
50	725	760	690	950~1000	700	140

在等温球化退火工艺的制定中，奥氏体化温度及等温转变温度十分重要。奥氏体化温度较高时，未溶碳化物数量较少，奥氏体晶粒较大，而且其中碳含量的分布也较均匀，因而不利于球化过程的进行。等温转变温度较低时，碳（及合金元素）在奥氏体中扩散较困难，也不利于球化过程的进行。只有当奥氏体温度较低，等温转变温度较高的处理规程下，才得到球化组织。

与一次球化退火相比，等温球化退火可获得较好的球化质量并节约工艺时间，多应用于碳钢及合金钢刀具、冷冲模具以及轴承零件的等温球化退火。各种轴承钢等温球化退火规程见表 1-10。

表 1-10 轴承钢等温球化退火工艺规程

钢 号	加热规范		等温保持		冷 却	硬度(HBS)
	温度/℃	保温时间/h	温度/℃	时间/h		
GCr9\GCr15	780~810	2~5	680~720	2~4	10~15℃/h600℃出炉	205~215
GCr15SiMn	760~790	4~6	720	4~6	10~15℃/h600℃出炉	205~215
9Cr18	850~870	2	700~750	3	30℃/h600℃出炉	197~255
Cr4MoV	860	6	720	6	20℃/h550℃出炉	197~255
Cr14MoV	900	4~5	740	5~7	15~30℃/h500℃出炉	197~255

36. 往复球化退火

将钢加热到 A_{c1} 以上稍高的温度，短时保温后冷却至略低于 A_{r1} ，再行短时保温，如此反复进行多次，称为往复球化退火，见图 1-17。 A_{c1} 以上的短时加热，除奥氏体化外，还可使网状碳化物开始溶解，呈被切断的形状；而在 A_{r1} 以下温度保持时变为球状，同时使珠光体中的渗碳体附着在这些球上生长。几次反复后，便可得到较好的球化组织。

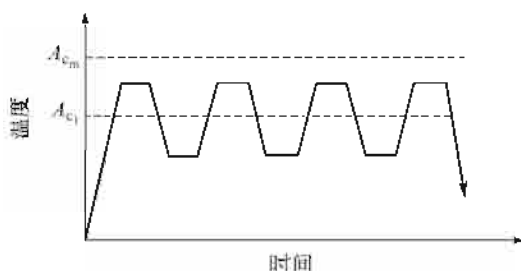


图 1-17 往复球化退火工艺示意图

往复球化退火适用于小批量生产的小型工具。在实际操作中，可将小型工件加热到 A_{c1} 以上，然后自炉中拿出空冷到 A_{r1} 以下，随后又放入炉中加热，如此反复几次，能获得满意的球化效果（工件心部球化较差）。

批量较大，球化质量要求较高时，可采用自动控制的专用设备。

某厂采用往复球化退火代替等温球化退火，对 T7A、GCr15 钢进行球化退火，工艺曲线如图 1-18 和图 1-19 所示。生产实践指出，使用往复球化退火，工艺易控制、周期短、所得球化组织良好，而且工件的淬火开裂倾向大为减少。

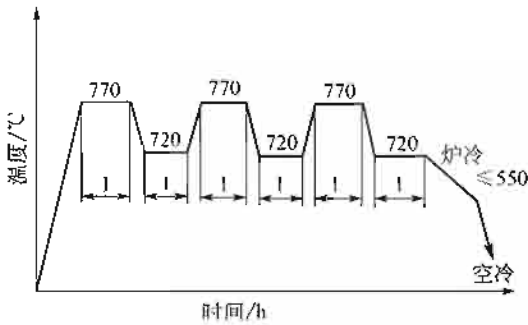


图 1-18 T7A 钢往复退火工艺曲线

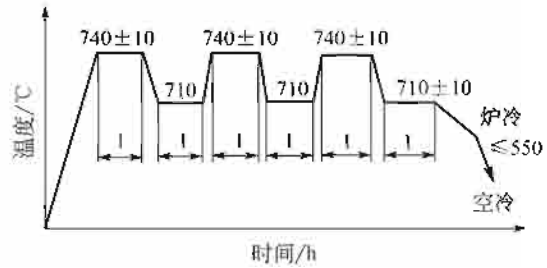


图 1-19 GCr15 钢往复退火工艺曲线

37. 正火球化退火

将过共析钢加热到 A_{c_2} 温度以上并适当保温后空冷，以得到细片状珠光体组织，然后再进行一次球化退火，或等温球化退火，或往复球化退火，称为正火球化退火，见图 1-20。这种工艺常用于锻造组织中珠光体片较粗，网状碳化物较为严重，球化较难的钢种（如 T12A）和轴承钢的快速球化退火等。对于抗回火性能高的轴承钢和退火过热返修的工件尤其适用。

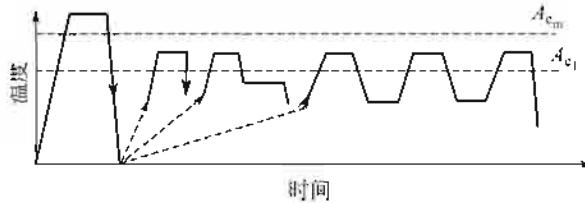


图 1-20 正火球化退火工艺示意图

38. 高速钢快速球化退火

高速钢及其制品，热加工后必须进行退火，方能进行机械加工和为最终热处理做好组织准备。此外，经淬火-回火处理的高速钢制工模具返修品，也必须经过退火方可再次进行最终热处理，否则将引起钢中晶粒的异常长大（蔡断口）而成为废品。

高速钢常规球化退火工艺周期长、效率低、能耗大，而且碳化物分布的均匀性也较差。

可采用如图 1-21 和图 1-22 所示的高速钢快速球化退火工艺。

图 1-22 所示的工艺要点为控制锻材的终锻温度。终锻后立即将坯料转入 800°C 的加热炉中等温保持，之后控温冷却（45~60°C/h）到 650°C 出炉空冷。图 1-21 所示退火工艺与图 1-22 相似，差别在于后者为钢材经温加工的工艺。这种快速球化退火，工艺周期是 5~6h，仅为常规工艺方法的 1/3~1/4，节能效果异常显著。毛坯经快速球化退火后碳化物分布均匀，硬度适中便于机械加工。此外，与常规球化退火方法相比较，快速球化退火的高速钢经最终热处理后强韧性也较高。

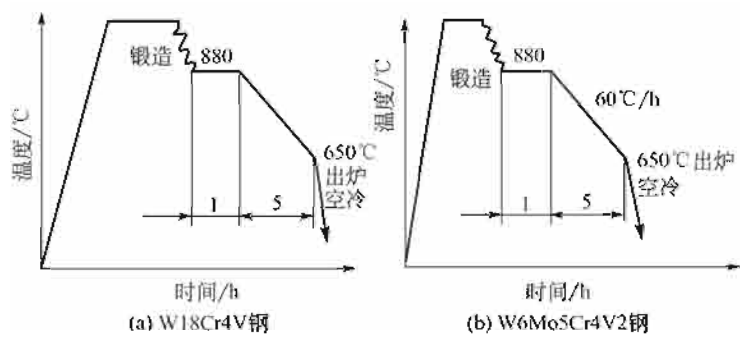


图 1-21 高速钢锻造快速球化退火工艺曲线

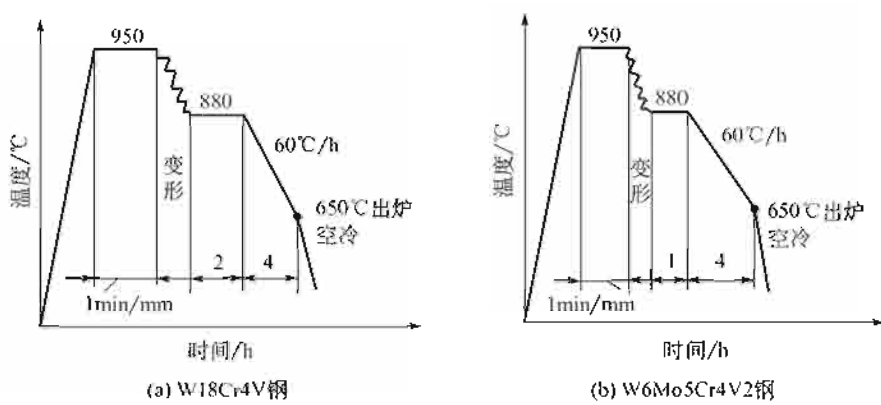


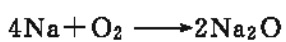
图 1-22 温加工后快速退火工艺曲线

39. 钠燃烧无氧化光亮退火

能使退火后工件表面保持光亮色泽的退火工艺方法叫光亮退火。

在产品试制或设备维修中，常有一些用特殊材料制作的工件，需在保护气氛中进行光亮退火或真空退火。当没有上述特殊设备时，可采用钠燃烧无氧化退火工艺法，其操作如下。

将工件装入用低碳钢板焊成的容器中，然后再放入一定数量的金属钠，盖上容器盖及焊合，并杜绝一切漏气的可能性。加热时钠在容器内以下式进行反应：



将容器中的氧耗尽，而 Na_2O 则作为残存沉淀留在容器内。此时工件便在具有一定真空度的 N_2 中继续加热和冷却。钠的用量可按容器体积中的氧量根据上式计算出。一般常用稍微过量的钠，以保证工件不被氧化。

这种工艺方法适用于要求严格的中、大型零件（如热锻模和模块）小批量生产时。退火的工艺参数，除因有容器应当适当增加保温时间外，其他参数的选择则与一般退火相同，即应根据钢材的化学成分、工件尺寸、容器大小及装入工件的数量等因素来确定。退火完毕后，可用氧-乙炔焰将容器割开取出工件。

40. 快速连续光亮退火

在辊底式连续炉中进行金属材料的退火，由于低温区冷却所需时间较长，要求炉子的低温区段也必须足够长。但是，满足这一要求是比较困难的：一是生产现场空间有限；二是建

造长的辊底式炉价格昂贵。采用 CRCP 法可克服此困难。

CRCP (Cryogenic Rapid Cooling Process) 法是一种在辊底式炉中进行快速光亮退火工艺, 如图 1-23 所示。工艺要点是: 向辊底式炉的冷却低温段通入液氮, 以加速冷却, 缩短冷却段的工艺周期; 冷却低温区段蒸发出的氮气进入加热区段成为保护气氛, 实现光亮退火。

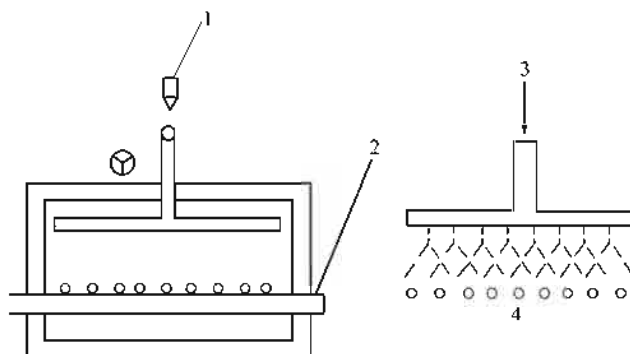


图 1-23 快速连续光亮退火示意图

1—支管进气口; 2—炉床辊底; 3—通入液氮; 4—工件

这一工艺的优点是: 实现连续光亮退火, 可提高生产效率, 同时降低退火费用。低温装置的投资费用仅为退火用设备的很小一部分。

41. 盐浴退火

对于淬火后硬度不足或过热的工件, 在热处理返修之前需进行退火处理。少量返修品的退火以在盐浴中进行较为方便, 可减少氧化、脱碳及腐蚀等现象。这种退火方法在工具生产中得到广泛的应用。

盐浴退火常采用分级冷却方式。例如淬硬不足的 9SiCr 刀具, 返修退火是以消除应力为目的, 可在盐浴中加热到 $720\sim 740^{\circ}\text{C}$, 保温时间可取淬火加热时间的 2 倍, 然后在 $600\sim 650^{\circ}\text{C}$ 另一盐浴中分级冷却 $2\sim 5\text{min}$, 最后取出空冷。

过热的 9SiCr 刀具, 返修退火时还要考虑晶粒的细化, 则应在盐浴中加热到较高的温度 $800\sim 810^{\circ}\text{C}$ (与毛坯退火加热温度相同), 保温 10min , 最后空冷。

此外, 某些高速钢刀具在锻坯退火后, 为了进一步改善可加工性和降低成形刀具铲切表面的粗糙度, 常进行一次盐浴退火作补充的预备热处理, 硬度根据要求在 $30\sim 40\text{HRC}$ 范围内。这种退火可按下列两种方式进行。

(1) 空冷方式

盐浴加热 $850\sim 870^{\circ}\text{C}$ (W18Cr4V 钢) 或 $840\sim 860^{\circ}\text{C}$ (W6Mo5Cr4V2 钢), 保温时间按 $30\sim 40\text{s/mm}$ 计算, 然后空冷。

(2) 分级方式

盐浴加热 $880\sim 890^{\circ}\text{C}$ (W18Cr4V 钢) 或 $860\sim 880^{\circ}\text{C}$ (W6Mo5Cr4V2 钢), 保温时间按 $25\sim 35\text{s/mm}$ 计算, 在 $720\sim 730^{\circ}\text{C}$ 分级冷却 $60\sim 90\text{s}$ 后空冷。

另外, 高速钢刀具如果在淬火前进行一次盐浴低温 ($730\sim 760^{\circ}\text{C}$ 、 $10\sim 30\text{min}$) 退火, 则可更有助于获得均匀一致的晶粒度, 并可免除大型刀具出现紊断口的危险。

批量较多的返修品，可采用双箱封闭法在炉中退火。

42. 装箱退火

需退火的钢件置于有木炭、铸铁屑等填料的箱中，箱盖用耐火泥密封，然后装入炉中加热退火，以保护表面避免氧化与脱碳。装箱退火常用于碳钢及合金钢工具的大批量生产。

对于已成形的工具，由于过热或硬度不足而必须返修时，于第二次淬火之前采用双箱密闭退火法，以保证不产生氧化、脱碳等缺陷。退火时，将工件置于内箱并加盖；内箱放入外箱后，在其周围各填入 30~50mm 厚的干燥木炭，箱盖用耐火泥密封，然后放入炉中加热退火。

退火时的加热温度，应根据所用钢材的化学成分来确定。由于工件外增加了箱子及导热性能很差的木炭，为使加热均匀，加热速度应较缓慢，或进行中间（例如 600~650℃）保温，再升温至最终加热温度。在此温度的保温时间应较（一般退火）长，以使工件均匀烧透。保温时间延长的幅度应根据工件尺寸、每箱工件数量、箱子的大小以及每炉的箱数等因素来确定，不能作统一的规定。退火时的冷却方式，可为连续缓慢冷却，也可进行等温停留，以达到工件的退火要求为目的。

43. 一般真空退火

金属材料在真空下退火，可达到无氧化脱碳、去脂除气、净化材质等良好效果。在钽、钨、铜、钛和锆等高熔点活性金属以及铜合金方面得到广泛应用。硅钢片在真空中退火，可去除阻碍晶粒长大的杂质而使磁性得到改善。在铜线拉拔工序间进行真空退火，能使润滑剂挥发，得到较小的表面粗糙度。钢件在真空中退火，可去除引起脆性的氧、氢和氮等元素。在真空中退火，还能因工件内外温差较小而产生变形。

一些金属材料真空退火时真空度和加热温度见表 1-11~表 1-14。

表 1-11 钢的真空退火工艺参数

钢 材	真空度/Pa	退火温度/℃	冷却方式
45	1.330~0.133	850~870	炉冷或气冷，~300℃出炉
0.35~0.6 卷钢丝	0.133	750~800	炉冷、气冷，~200℃出炉
40Cr	0.133	890~910	缓冷，~300℃出炉
Cr12Mo	0.133 以上	850~870	720~750℃等温 4~5h，炉冷
W18Cr4V	0.133	870~890	720~750℃等温 4~5h，炉冷
空冷低合金模具钢	1.330	870~900	缓冷
高碳铬冷作模具钢	1.330	870~900	缓冷

表 1-12 奥氏体不锈钢的真空退火参数

热处理类别	温度/℃	真空度/Pa
热变形后去氧化皮代替酸洗和退火	900~1050	13.3~1.33
退火	1100	0.133~0.0133
	1050~1150	1.33~0.133
电真空零件退火	950~1000	0.00133

表 1-13 不同类型不锈钢的真空退火工艺参数

钢种类型	主要化学成分 w/%	退火温度/℃	真空度/Pa
铁素体类	Cr12~14, C0.08(最多)	630~830	1.33~0.133
马氏体类	Cr14, C0.4 Cr16~18, C0.9	830~900	1.33~0.133
奥氏体类(未稳定化)	Cr18, Ni8	1010~1120	1.33~0.133
奥氏体类(稳定化)	Cr18, Ni8, Nb1 或 Ti1	950~1120	0.0133~0.00133

表 1-14 纯钢材的真空^①退火温度

项目	板 材		带 材			丝 材				
	厚度、直径/mm	5~710	1~5	75	0.5~5	<0.5	>3.5	1.5~3.5	0.5~1.5	<0.5
退火温度/℃	710~750	650~700	700	650~700	600~650	700~750	650~725	475~600	300~475	

① 真空度 13.3Pa。

44. 真空-保护气体退火

对黄铜的退火，可采用的设备有水封炉、钟罩式炉、管式炉、井式真空退火炉等。但是，有些设备不能保证退火后合金的质量，有表面氧化，需酸洗。如采用保护气氛退火，因气氛用量大，提高了产品成本。

使用真空退火时，加热速度慢，能源消耗大；更加难以控制的是，表面有脱锌现象，降低了产品性能和质量，见表 1-15 所示。

表 1-15 H65 黄铜真空退火工艺参数对合金成分及性能的影响

加热温度/℃	炉内压力/Pa	加热时间/h	抗拉强度/MPa	硬度(HBS)	伸长率/%	颜色	成分 w/%	
							Cu	Zn
700	133	6	83	63	3.9	紫铜	73.0	27.0
650	133	6	126	74.3	10.0	紫铜	72.4	27.6
600	133	6	274	77.3	20.0	浅暗紫铜	70.1	29.9
550	133	6	297	106.0	24.0	浅紫、浅黄	68.2	31.8
500	133	6	361	110.0	28.0	黄铜	65.8	34.2
650	2667	6	370	95	30.0	黄铜	65.3	34.7

由表中数值可知：①在真空炉内真空度相同时，退火温度越高，脱锌越多；②脱锌量越多，合金的抗拉强度、硬度和伸长率下降的数值越大；③提高炉内压力，可防止退火过程的脱锌。

据上述，提出了真空-保护气氛退火黄铜，获得良好结果。其做法是向真空退火炉内，通入氨分解气保护气氛进行退火，这样既保持了真空加热的优点（表面光亮），又防止了脱锌和克服了真空状态加热速度慢的缺点。经真空-保护气氛退火的同一炉次 H65 线材，抗拉强度偏差仅在 10~20MPa 以内，塑性提高；伸长率偏差由真空退火的 10% 下降到 3%。

45. 局部退火

通常的退火大都作为预备热处理在机械加工前进行。有些工件的绝大部分需要淬硬（或冷作硬化）而仅有较小部分要求硬度较低。这类工件采用局部淬火往往比较困难，而常用整体热处理后再对不需要淬硬部分进行退火软化。

局部退火可采用盐浴、感应或火焰加热等方法。例如，GCr15 钢制公法线千分尺测微螺杆，要求硬度 60~63HRC，而头部硬度必须极低。可在热处理（850℃加热、150~180℃分级淬火、-60~-70℃冰冷处理、150~180℃回火）后用高频感应加热头部使其软化。

许多带螺纹、沟槽或需钻孔的工件，均可进行高频局部退火，然后进行车螺纹、铣槽或钻孔等加工。

46. 两次处理快速退火

周期短的退火工艺方法称为快速退火。

两次处理快速退火（以下称快速退火）多应用在工模具钢上，可获得更细的退火组织并可大幅度地缩短工艺周期，工艺过程如图 1-24 所示。工艺要点是：第一次的加热温度高于通常该钢的退火加热温度，之后快速冷却，以获得更少、更小的未溶碳化物和亚稳定组织；第二次的加热温度高于正常等温退火时的等温温度，保温后缓慢冷却到室温。

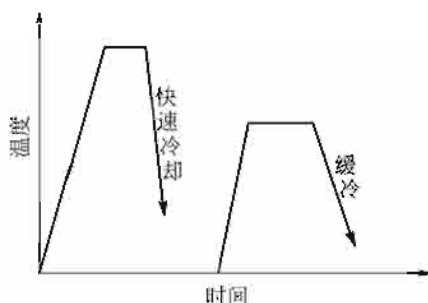


图 1-24 两次处理快速退火工艺示意图

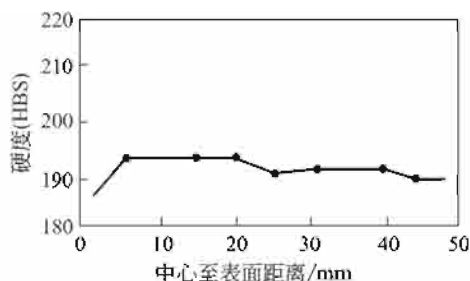


图 1-25 HM3 钢快速退火后沿工件截面的硬度分布

资料报道了在 25Cr3Mo3VNb (HM3) 模具钢上应用快速退火工艺（工件尺寸 $\phi 100\text{mm}$ ，第一次加热温度 1030℃，油淬；第二次加热温度为 800~850℃，保温后炉冷）作为预备热处理的结果。

① 与普通退火相比较，退火工艺周期由 20h 缩短到 6~8h。退火后沿截面硬度的分布也较均匀，见图 1-25。

② 快速退火作为预备热处理，可使经相同最终热处理后钢的强韧性增大，如图 1-26 所示。

③ 生产实践指出，48in (122cm) 吊扇下盖铝合金压铸模坯料经快速退火（1070℃ \pm 10℃油淬、860℃加热后炉冷）制作的模具，寿命可达 28 万次以上，与同类模具相比较，使用寿命提高了三倍多。

此外，快速退火在 16in (41cm) 台扇齿轮箱体、磁铁组合、煤气炉气阀体等工件的铝

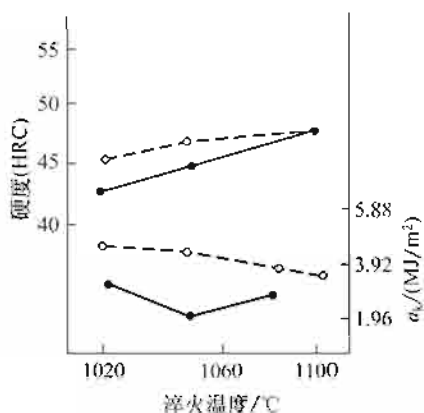


图 1-26 退火工艺对 HM3 钢不同温度淬火后硬度和冲击韧度的影响
--- 快速退火，—— 一般退火

合金压铸模上的使用也都取得了良好效果。

47. 高速钢的循环退火

高速钢的循环退火是解决其退火工艺周期过长（一般退火约需 40h，等温退火需 20h）的工艺方法。有两种形式的循环退火工艺，如图 1-27 所示。

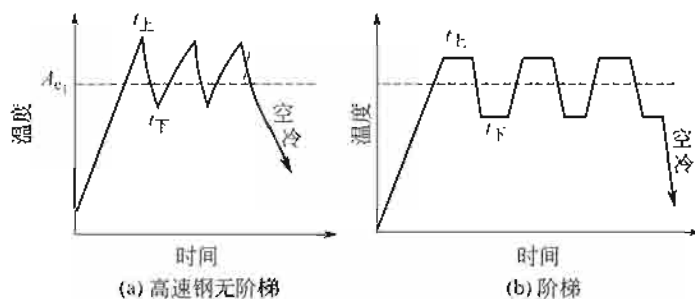


图 1-27 循环退火工艺示意图
 $t_{上}$ —退火加热上限温度； $t_{下}$ —退火加热下限温度

退火加热使用两台盐浴炉，其一的温度相当于 $t_{上}$ ，采用成分为 $w(\text{BaCl}_2) 80\% + w(\text{NaCl}) 20\%$ 的盐浴，另一温度为 $t_{下}$ ，盐浴的成分为 $w(\text{BaCl}_2) 50\% + w(\text{KCl}) 30\% + w(\text{NaCl}) 20\%$ 。进行阶梯循环退火时，工件在 $t_{上}$ 、 $t_{下}$ 温度的炉中皆需做保温停留，无阶梯循环退火时则不做保温停留。

循环退火对经最终热处理高速钢的组织 and 性能均有明显的影响。例如，应用参数为 $t_{上}=840^\circ\text{C}$ 、 $t_{下}=680^\circ\text{C}$ ，每一循环保温停留 10min 的工艺对 W6Mo5Cr4V2 高速钢进行阶梯循环退火，退火后再进行 1210°C 、 1225°C 、 1240°C 加热和分别保温 1.5min、2.5min 和 3.5min 的淬火及 $560^\circ\text{C} \times 1\text{h} \times 3$ 次回火（为了对比，经等温退火后的钢件也进行了同样的最终热处理）。最终热处理后测量了钢件的尺寸变化、强韧性和淬火晶粒度，测量结果见表 1-16~表 1-18。

表 1-16 钢件淬火后体积和尺寸的变化率 (钢件尺寸 $\phi 18\text{mm} \times 50\text{mm}$)

淬火加热保温时间/min	退火方式	体积变化率/%		长度变化率/%		直径变化率/%	
		1210℃	1225℃	1210℃	1225℃	1210℃	1225℃
1.5	等温退火	-0.0064	+0.0131	+0.0136	+0.0375	-0.010	-0.012
	循环退火	+0.0002	+0.0143	+0.0155	+0.0254	-0.008	-0.010
2.5	等温退火	+0.0124	+0.0243	+0.038	+0.0565	-0.013	-0.016
	循环退火	-0.0011	+0.0177	+0.0211	+0.0455	-0.011	-0.014
3.5	等温退火	+0.0157	+0.0394	+0.0445	+0.0816	-0.015	-0.021
	循环退火	+0.0006	+0.0322	+0.0262	+0.0625	-0.013	-0.016

表 1-17 循环退火对淬火回火后性能的影响

淬火加热温度/℃	退火方式	抗弯强度 σ_{bt}/MPa			$a_k/(J/cm^2)$		
		淬火保温时间/min			淬火保温时间/min		
		1.5	2.5	3.5	1.5	2.5	3.5
1210	等温退火	3678	3236	3060	47.1	45.1	40.2
	循环退火	4413	4119	3825	57.9	49.0	44.1
1225	等温退火	3187	2844	2373	42.2	39.2	36.3
	循环退火	3933	3236	2746	50.0	46.1	41.2
1240	等温退火	2452	2109	1863	29.4	23.5	19.6
	循环退火	3040	2697	2883	42.4	36.3	29.4

表 1-18 循环退火对奥氏体晶粒度的影响

退火加热温度/℃	退火方式	加热时间/min			加热时间/min		
		1.5	2.5	3.5	1.5	2.5	3.5
		晶粒度 N			离散系数		
1210	等温退火	11.79	11.18	10.89	11.9	10.56	8.75
	循环退火	11.99	11.85	11.45	14.2	13.13	14.18
1225	等温退火	10.56	9.77	9.62	10.81	9.47	8.81
	循环退火	11.36	10.68	10.32	14.50	13.22	14.01
1240	等温退火	9.28	8.68	8.20	12.47	13.23	12.01
	循环退火	10.18	9.77	9.09	13.45	14.56	13.26

由表中数值可以看出以下方面。

① 循环退火使 W6Mo5Cr4V2 钢件经最终热处理后的淬火变形减小了, 强韧性提高了, 晶粒较细小。

② 循环退火后的钢件, 随着退火温度的升高、保温时间延长, 强韧性降低了, 晶粒粗化了; 但与等温退火后再经相同最终热处理的钢件相比较, 前者仍具有较高的强韧性和较细小的晶粒。

此外, 循环退火还具有工艺周期短、生产效率高、节约能源等优点。

48. 石墨钢的石墨化退火

石墨具有良好的润滑作用，当其以细小质点分散分布于钢的组织中时，将极大地提高钢的耐磨性，石墨钢即为经适当热处理后含有细小石墨质点的钢种。它多用于制作不能应用润滑剂而又要求耐磨的工件，也可用于制作轴承及模具等。石墨钢 $w(C)$ 1.40%~1.60%， $w(Si)$ 1.0%。为得到优良的使用性能，必须经过石墨化退火，规范是：加热到 A_{c_1} 以上（通常是 950℃）温度，保温适当时间，在水或油中淬火，650~700℃ 低温石墨化退火。退火保温时间越长，则石墨化程度越大。低温石墨化退火后，再进行最终的热处理：860℃ 奥氏体化后水或油冷淬火和 150~200℃ 低温回火，以提高石墨钢的硬度。在硬度相同的条件下，石墨钢工件使用寿命显著增长。例如，用石墨模具钢 SiMnMo 制造的模具，比 Cr12Mo 及 CrWMn 钢制作的模具平均使用寿命延长了 1.5~2.5 倍。

49. 脱碳退火

脱碳退火是可锻铸铁的可锻化退火的工艺方法之一，其过程是：白口铸铁在氧化介质中加热至高温并长时间保持，使坯件表面脱碳、心部石墨化的退火工艺，所得的铸铁称为白心可锻铸铁。脱碳退火的工艺曲线如图 1-28 所示。

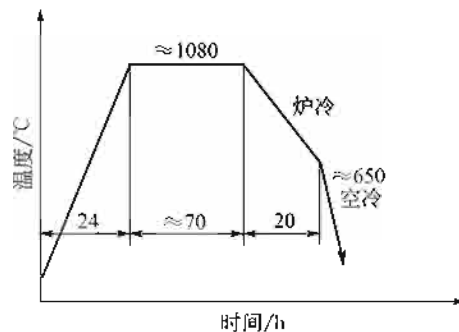


图 1-28 铸铁脱碳退火工艺曲线

退火之前白口铸坯（具有珠光体、莱氏体和渗碳体组织）装入填有 Fe_3O_4 及建筑用砂的箱中，或在氧化气氛炉中加热至高温（一般为 950~1050℃）并进行长时间保持。在保温过程中表面产生脱碳、心部的自由渗碳体转变为石墨。高温保温完后坯件随炉冷至 650~550℃ 出炉空冷。经如此处理后铸铁表面为铁素体，心部为珠光体（有时还有少量铁素体或渗碳体）及团絮状石墨组织。因珠光体塑性较差，打断时断口的心部呈白色，白心可锻铸铁因而得名。脱碳退火后使铸件的可加工性及韧性均获得提高。

脱碳退火所需加热温度高、保温时间长，所得组织沿截面的分布又不均匀，所以近年来多为可锻化退火工艺所取代。

50. 可锻化退火

白口铸铁铸坯经高温长时间退火后，使显微组织中的共晶渗碳体、二次渗碳体和共析渗碳体转变为石墨，这一工艺称为可锻化退火。经可锻化退火后，铸铁获得铁素体和石墨组

织，断口呈深灰色。因此，这种铸铁又称为黑心可锻铸铁，其中石墨呈团絮状。

可锻化退火的退火工艺曲线如图 1-29 所示。一般为冷炉装料，并缓慢进行加热。渗碳体的石墨化是在 910~960℃ 及 730~780℃ 保温时进行。在 910~960℃ 保温时主要进行着共晶渗碳体和二次渗碳体的石墨化。在此温度范围内加热温度越高，则石墨化过程进行得越迅速。但是，加热温度过高，例如超过 1000℃，则容易出现片状石墨，而损坏了可锻铸铁的性能。加热温度还与铸坯的几何形状、尺寸等因素有关。形状复杂、薄壁工件等，宜采用较低的退火加热温度，以防退火过程中铸坯的变形。相反，形状简单的铸坯则可以选择较高的加热温度，以缩短工艺周期。在高温加热时的保温时间，视炉子大小、装料数量及其在炉中的排布和加热温度等因素而定，一般为 15~30h。高温保温结束后铸铁应具有奥氏体和团絮状石墨组织，不应再有大块状的渗碳体存在。这一石墨化过程称为石墨化的第一阶段。

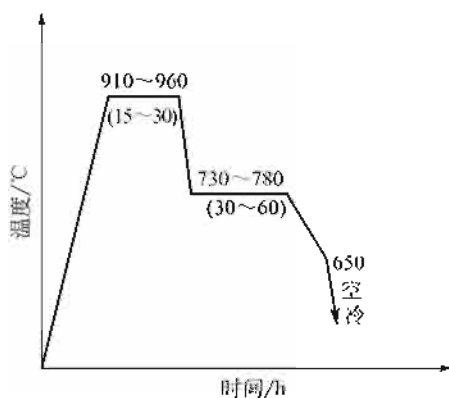


图 1-29 可锻化退火工艺曲线

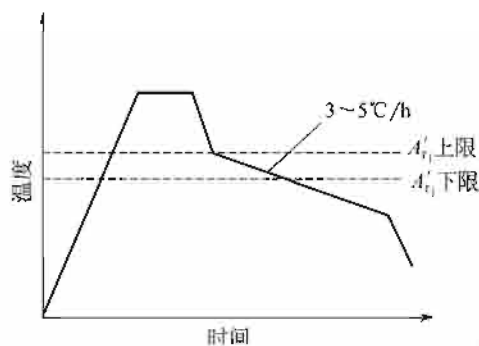


图 1-30 可锻化退火工艺示意图

730~780℃ 等温保持时，进行着共析渗碳体的石墨化。因为温度较低，所需时间较长，一般为 30~60h。等温完了后随炉缓冷到 650℃，然后出炉空冷，以防继续缓冷所引起的韧性的降低。这一过程称为石墨化的第二阶段。

可锻化退火时，渗碳体的分解主要由石墨化的第一阶段和第二阶段所组成。

可锻化退火也可采用如图 1-30 所示的工艺。其特点是石墨化的第二阶段是以缓慢冷却 (3~5℃/h) 通过共析转变温度区间来完成的。

经上述可锻化退火后，铸铁获得了铁素体、石墨和少量的珠光体组织，使可加工性、塑性和韧性得到了改善。

铁素体基体可锻铸铁硬度不高 (110~150HBS)，耐磨性欠佳。为了提高可锻铸铁的性能，可通过获得不同基体组织的途径。其方法是：使石墨化第一阶段充分进行以消除自由渗碳体；控制石墨化第二阶段，使其部分进行或完全抑制，以获得珠光体及铁素体或完全珠光体基体。

控制石墨化第二阶段的措施有：缩短在 730~780℃ 温度区间的保温时间；加快通过临界区时的冷却速度；或改变石墨化第一阶段结束后的冷却速度等方法。

石墨化第一阶段结束后随着冷却速度的增大 (空冷、吹风、喷雾、油冷等)，可锻铸铁的基体可为珠光体、细片状珠光体、马氏体等，从而能够满足提高耐磨性的要求。可锻铸铁经快冷后应进行适当温度的回火，以消除应力及稳定尺寸。

51. 快速可锻化退火

白口铸铁在可锻化退火前，预先加热到 $900\sim 950^{\circ}\text{C}$ 、保温 $0.5\sim 1.0\text{h}$ ，然后以水、油、空气或在 $250\sim 300^{\circ}\text{C}$ 的盐浴中等较快速方式进行冷却（冷却速度应根据铸件的形状及尺寸来选择，以免产生裂纹）。然后再按一般可锻化退火温度进行可锻化退火。与一般可锻化退火工艺相比较，能在保证质量的前提下，快速可锻化退火可节省大量的工艺时间。预先处理时的冷却速度越快（如空冷 $<$ 油冷 $<$ 水冷），则最终可锻化退火所需的时间就越短。

两种（一般和快速）可锻化退火工艺所得结果的另一不同之处是：快速可锻化退火后石墨颗粒更小、更分散，这可能是由于预先的快速冷却，增多了退火时石墨的结晶晶核所致。

52. 球墨铸铁的低温石墨化退火

退火工艺如图 1-31 所示。适用于原始组织中无自由渗碳体、基体为珠光体的情况。为了消除珠光体中的渗碳体，可将球墨铸铁加热到 $720\sim 760^{\circ}\text{C}$ (A_{c1}' 以下) 温度，保温 $2\sim 8\text{h}$ 。在临界点以下的加热温度越高，则共析渗碳体的石墨化过程越迅速。但是，应注意不使加热温度超过临界点，以免形成奥氏体（它在冷却过程中又形成珠光体而影响了球墨铸铁的性能）。保温时间越长，共析渗碳体的分解越完全。保温完了后随炉缓慢冷却到 600°C ，然后出炉空冷，以避免 600°C 以下的缓冷所造成的脆性。退火后可得到几乎全部为铁素体组织的基体。

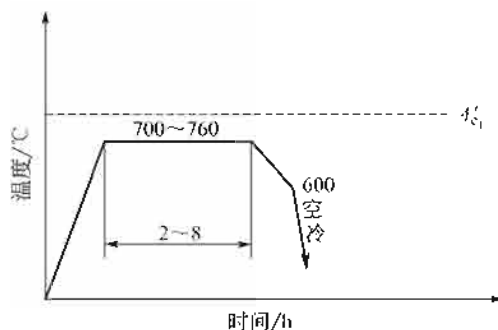


图 1-31 球墨铸铁低温石墨化退火工艺曲线

53. 球墨铸铁的高温石墨化退火

退火工艺如图 1-32 所示。适用于组织中存在有自由渗碳体的情况。退火加热温度应根据球墨铸铁的化学成分、自由渗碳体的形态和数量、有无磷共晶等因素来选择，一般在 $900\sim 960^{\circ}\text{C}$ 范围内。可锻化退火相同，在此温度范围内加热温度越高，则石墨化过程越迅速，一般保温时间是 $1\sim 4\text{h}$ 。在保温过程中自由渗碳体及复合磷共晶中的渗碳体进行了石墨化。保温完了后缓慢冷却，使奥氏体发生转变；转变产物与球墨铸铁的化学成分、冷却速度等有关，可为珠光体；也可能是珠光体及铁素体；较难得到 100% 铁素体。当温度达到 600°C 时，组织转变已全部完成，则应出炉空冷。

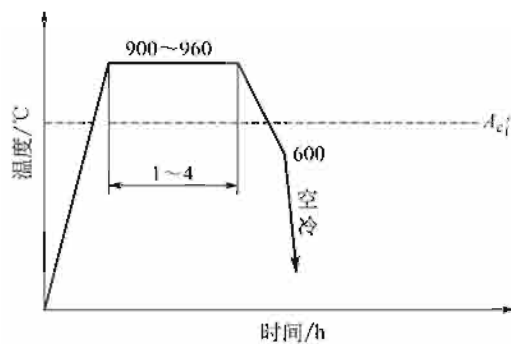


图 1-32 球墨铸铁的高温石墨化退火的工艺曲线

54. 球墨铸铁的高-低温石墨化退火

工艺曲线如图 1-33 所示。适用于组织中既存在自由渗碳体，又有共析渗碳体的情况。这一工艺实质上是前述高温石墨化退火及低温石墨化退火的综合工艺，高温加热及保温使自由渗碳体石墨化；临界点以下（720~760℃）的保温使共析渗碳体分解。高-低温石墨化退火后球墨铸铁的组织是球状石墨及铁素体基体。

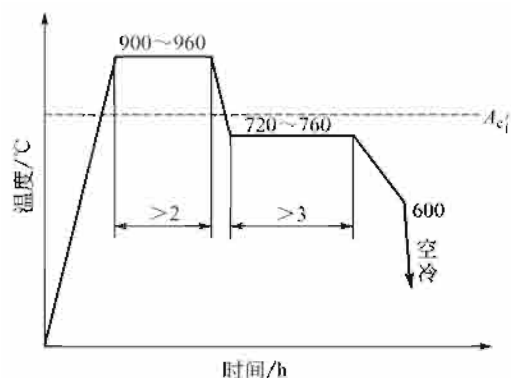


图 1-33 球墨铸铁的高-低温石墨化退火工艺曲线

以上球墨铸铁的三种石墨化退火工艺也适用于普通灰铸铁。

55. 球状石墨化退火

使白口铸铁中共析渗碳体球化的热处理工艺，称为球状石墨化退火，工艺曲线如图 1-34 所示。其过程是首先将白口铸铁坯加热到 900~1020℃，保温足够时间。在保温过程中使自由渗碳体（包括共晶渗碳体及未溶的二次渗碳体）充分分解，形成团絮状的石墨；然后冷却到 690~650℃，即略低于 A_1' 温度进行长时间保温。在低温长时间保温过程中，共析渗碳体进行着球化和石墨化。此两过程哪一个占优势，决定于铸铁中的含硅量。含硅量低时，共析渗碳体的球化占优势；含硅量较高时，共析渗碳体的石墨化先于球化；当 $w(\text{Si})$ 为 1% 时，球化与石墨化同时进行。

也可应用图 1-35 所示的工艺进行共析渗碳体的球化。其工艺过程是加热到高温（910~960℃），并进行较长时间的保持。在保温过程中使自由渗碳体石墨化，然后以较快的速度

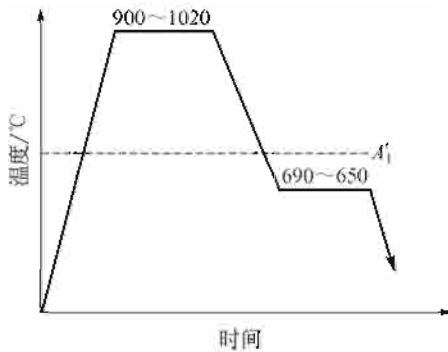


图 1-34 球状石墨化退火工艺曲线

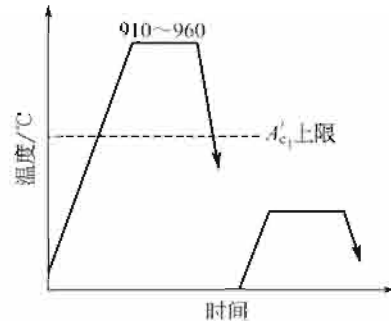


图 1-35 可锻化退火+高温回火工艺曲线

(如空冷、吹风、喷雾、油或水冷)进行冷却,获得偏离平衡状态的组织(索氏体、贝氏体或马氏体等),再继续以高温回火。在高温回火过程中获得球状的渗碳体。高温回火时的加热温度,决定于铸铁的化学成分及工件的性能要求。含硅高的铸铁回火温度应稍低,以防回火过程中进一步石墨化。使用 $w(\text{Si}) 1.8\% \sim 2.0\%$, $w(\text{Mn}) 0.8\% \sim 1.25\%$ 的铸铁,高温加热吹风冷却后进行 670°C 、 $4 \sim 8\text{h}$ 的回火,获得了良好的球化组织。

经球状石墨化退火后,铸铁获得了团絮状石墨及球状珠光体组织,可保证良好的切削加工性能,并同时提高了强度及韧性。共析渗碳体球化后继续延长保温时间,则将其石墨化,从而降低了铸铁的性能。

56. 低温石墨化退火

在临界(区)温度以下进行长时间保温,可使铸铁中的共析渗碳体部分或全部石墨化,这种热处理工艺称为低温石墨化退火。常应用于灰铸铁、可锻铸铁、耐磨铸铁、石墨化钢等所制的工件,以提高其切削加工性能,去除内应力以及提高塑性、韧性等。

低温石墨化退火的加热温度常取 A_{c1}' 下限与 A_{f1}' 上限温度区域之间(约 $650 \sim 750^\circ\text{C}$),见图 1-36,保温适当时间,然后缓慢冷却。

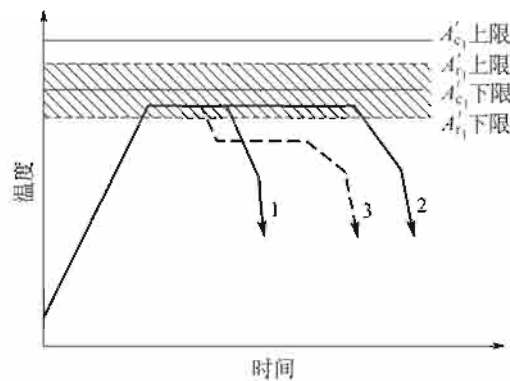


图 1-36 低温石墨化退火工艺示意图

1—铁素体+珠光体基体; 2,3—铁素体基体

低温石墨化退火后可获得铁素体(完全石墨化)或铁素体+珠光体(不完全石墨化)及石墨组织。石墨化的程度由加热温度和保温时间而定。

在 $650\sim 750^{\circ}\text{C}$ 温度范围内，加热温度越高，则石墨化进行得越完全。在加热温度下的保温时间，对于灰铸铁常为 $1\sim 4\text{h}$ ，球墨铸铁为 $2\sim 8\text{h}$ ，而可锻铸铁则长达 60h 。当加热温度不变时，延长保温时间，则可促使更完全的石墨化。保温后缓慢冷却，一般为炉冷。也可采用如图 1-36 中曲线 3 所示的等温方法，等温温度低于 A_{r1}' 下限温度。对于球墨铸铁及可锻铸铁，当冷却至 600°C 时，则应出炉空冷，以防止继续冷却时所造成的脆性。

57. 余热退火

利用锻造或轧制后工件的余热，立即加热退火的热处理工艺，其过程如图 1-37 所示，可有效地节约能源。余热退火适用于大批量生产的工件，特别是对在连续退火炉中退火的工件尤为有利。采用这一工艺时，必须严格地控制终锻（轧）温度，如其温度高于钢的临界点，则余热退火起不到细化晶粒的作用，必须引起充分的注意。

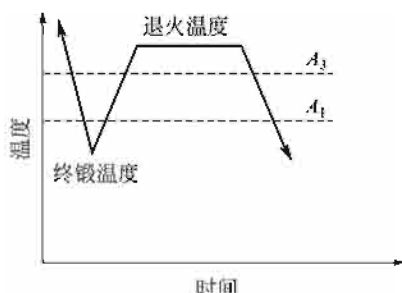


图 1-37 余热退火工艺示意图

58. 普通正火

亚共析钢加热到 $A_{c3} + (30\sim 50^{\circ}\text{C})$ ，共析钢和过共析钢加热到 $A_{c_m} + (30\sim 50^{\circ}\text{C})$ ，均温后在空气中冷却，得到珠光体型组织的热处理工艺，称为普通正火（通称正火），工艺过程如图 1-38 所示。常用的钢材的正火温度及正火后的硬度见表 1-19。

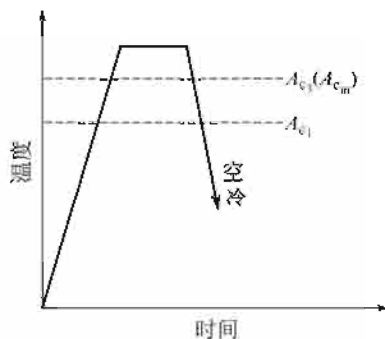


图 1-38 普通正火工艺示意图

低碳钢正火后，可得到较细的片状珠光体，硬度较退火略高，利于切削加工。由于所得铁素体晶粒较细，钢的韧性较好，板、管、带及型材等大多采用正火处理，以保证较好的力学性能组合。

表 1-19 常用钢的正火温度及正火后的硬度

钢 号	加热温度/℃	硬度(HBS)	钢 号	加热温度/℃	硬度(HBS)
35	860~890	≤191	50CrV	850~880	≤288
45	840~870	≤226	20	890~920	≤156
45Mn2	820~860	187~241	20Cr	870~900	≤270
40Cr	850~870	≤250	20CrMnTi	950~970	156~207
35CrMo	850~870	≤241	20CrMnMo	870~900	—
40MnB	850~900	197~207	38CrMoAl	930~970	—
40CrNi	870~900	≤250	T8A	760~780	241~302
40CrNiMoA	890~920	—	T10A	800~850	255~321
65Mn	820~860	≤269	T12A	850~870	269~341
60Si2Mn	830~860	≤254	9Mn2V	870~880	—

中碳钢普通工件，正火后组织细化，得到一定的力学性能，可代替调质处理作为最后热处理或为感应加热表面淬火前的预处理。此外还能消除魏氏组织。低合金结构钢（如 40Cr 等）也可用正火代替退火作为切削加工的准备，可缩短工艺周期，降低处理费用。

过共析钢（工具钢、轴承钢等）和渗碳工件可用正火消除网状碳化物。在用正火代替渗碳件的第一次淬火时，还能减少工件变形。

大型锻件常采用正火作为最终热处理，可以避免淬火时较大的开裂倾向（但不能充分发挥材料的潜力）。正火后需进行高达 700℃ 的高温回火，以消除应力，得到良好的力学性能组合。

铸钢件正火，可细化铸态组织，改善切削加工性能。由于铸件一般形状较复杂、偏析严重、韧性较差，故在正火中应用较为缓慢的加热，以免热应力造成变形开裂，加热温度也较锻件为高。

59. 亚温正火

亚共析钢在 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 温度之间加热，保温后空冷的热处理工艺，称为亚温正火，见图 1-39。亚共析钢经热加工后，先共析相的大小适中，分布均匀，只是由于珠光体片层间距较

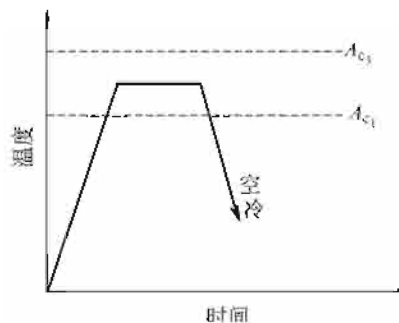


图 1-39 亚温正火工艺示意图

大，硬度较低。在此情况下，为了改善其切削加工性能，可进行亚温正火。

亚温正火还可改善含有粒状贝氏体亚共析钢的强韧性，如 15SiMnVTi 钢。该钢含有较多数量的粒状贝氏体，且颗粒粗大、分布不均匀，在粒状贝氏体内部有孪晶马氏体，使得钢的强韧性匹配失调而影响使用，见表 1-20。对其进行 770℃ 的亚温正火，能够改善粒状贝氏体的数量、尺寸和分布；在其内位错型马氏体代替了孪晶马氏体，从而使 15SiMnVTi 钢的力学性能全面达到了 441N（45kg）级结构钢的性能。

表 1-20 亚温正火对 15SiMnVTi 钢力学性能的影响

σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_{0.2}/\sigma_b$	Ψ /%	δ_5 /%	a_k /(MJ/m ²)	HBS
759.1	534.5	0.70	49.8	19.8	0.07	240
770℃ ($A_{c1} + 50^\circ\text{C}$) 亚温正火后的性能						
643.3	459.0	0.71	45.5	20.7	0.61	195

60. 等温正火

等温正火是将普通碳钢材加热奥氏体化，加热温度及保温时间与普通正火相同。保温完后钢材冷至 S 曲线鼻部（孕育期最短，温度约为 550~600℃），等温保持，使过冷奥氏体在此温度范围内转变完毕，得到较细（相对于等温退火而言）的珠光体组织，然后空冷，以获得较好的加工性能和力学性能的热处理工艺，见图 1-40。等温正火比普通等温退火所用的工艺周期较短，所得组织也较均匀。

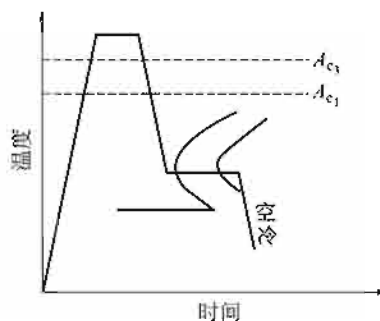


图 1-40 等温正火工艺示意图

61. 水冷正火

含碳量极低的大型铸钢件用水冷代替空冷进行正火，可以得到较少数量的铁素体及较细、较多数量的珠光体组织，而使强度、塑性及低温脆性等均得到改善。

水冷正火还常用于高碳钢球化退火之前，可更有效地抑制渗碳体网的形成，获得均匀一致的组织，以稳定球化质量和获得更细小、更均匀分布的碳化物。例如，T10V 钢制某工件 1050℃ 锻造后空冷，再进行 830~850℃ 水冷正火（在盐水中冷却），然后在 680~730℃ 等温球化退火作为预备热处理，经机械加工后再进行最终热处理，取得了良好的效果。

水冷正火时钢材的加热温度与保温时间与普通正火相同。

62. 风冷正火

工件堆装厚度（或锻件尺寸）较大时，在静止空气中往往因得不到普通正火时所要求的冷却速度，而出现块状铁素体或网状渗碳体组织，此时需采用鼓风冷却的方法来达到正火的目的，这种工艺称为风冷正火。

63. 喷雾正火

对于一些机械零件毛坯，正火时可用喷雾冷却代替空冷。喷雾的冷却速度介于水冷与风冷之间。

过共析钢的喷雾正火常用于球化退火之前，可有效地抑制网状碳化物的形成，获得均匀的原始组织，以便球化退火更易进行和获得球化组织。

对需表面淬火的结构钢制工件，如EQ140汽车半轴，可用喷雾正火预备热处理代替调质处理，中频淬火后，两者的强度性能、疲劳寿命无明显差别。但是，喷雾正火简化了生产工艺和工件的加工费用，作为预备热处理，在这种情况下喷雾正火的优点是明显的。

64. 多次正火

大型锻件由于钢锭较大，结晶缓慢，铸态组织粗大而偏析严重；铸造形变量小而不均，故再结晶晶粒粗大而且不均匀；内外温差较大，终锻温度相差较多，锻件心部及先锻好部分在高温停留时间长，奥氏体晶粒粗大、不均匀。通常用加入少量强烈形成碳化物或氮化物元素，以细化晶粒的方法对大锻件也很少有效。多次正火（2~3次）是细化及均匀大锻件晶粒的有效方法。为此，常用两次正火：第一次奥氏体化的温度较高 $[A_{c_1} + (100 \sim 160^\circ\text{C})]$ 以割断原始（铸态）组织中粗大晶粒与新生晶粒之间的联系，但这时所得奥氏体晶粒仍较粗大；第二次奥氏体化的温度较低 $[A_{c_1} + (100 \sim 160^\circ\text{C})]$ ，以得到较细晶粒。对含有稳定碳化物的钢种（如CrMoV钢），第二次奥氏体化时还应使碳化物大部分溶解，在其后的冷却过程中依靠未溶细小碳化物作为核心而得到较细的贝氏体组织。多次正火后的回火工艺与一次正火相同。

65. 球墨铸铁完全奥氏体化正火

球墨铸铁正火的目的是增加基体中珠光体的数量，使硬度（可由原来的 $<200\text{HBS}$ 提高到 $280 \sim 300\text{HBS}$ ）、强度和耐磨性得到提高。主要应用于汽车、拖拉机、柴油机的曲轴、轴、连杆等重要零件。球墨铸铁的正火分为完全奥氏体化正火及不完全奥氏体化正火两类。

完全奥氏体化正火工艺规程见图1-41。铸件加热至 A_{c_1}' （珠光体转变的上限温度）以上 $A_{c_1}' + (50 \sim 70^\circ\text{C})$ ，普通球墨铸铁为 $880 \sim 920^\circ\text{C}$ 奥氏体化，保温后空冷（薄件）、风冷或喷雾冷却（厚件，以免出现铁素体）。

当成分偏析及自由渗碳体数量较多和较严重时，可应用 $A_{c_1}' + 100^\circ\text{C}$ 的加热温度。

球墨铸铁经完全奥氏体化正火后所获得的组织为珠光体、少量牛眼状铁素体和球状石墨。

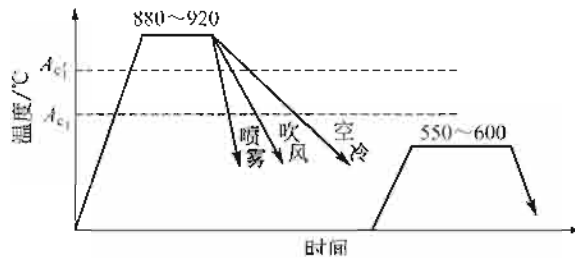


图 1-41 球墨铸铁完全奥氏体化正火工艺示意图

66. 球墨铸铁不完全奥氏体化正火

球墨铸铁不完全奥氏体化正火的加热温度在 A_{c1} 与 A_{c1}' 温度之间，一般为 $840\sim 860^{\circ}\text{C}$ ，工艺示意图如图 1-42 所示。正火后可得珠光体、破碎状铁素体和石墨组织。多应用于高磷 [$w(\text{P})0.15\%$] 球墨铸铁。

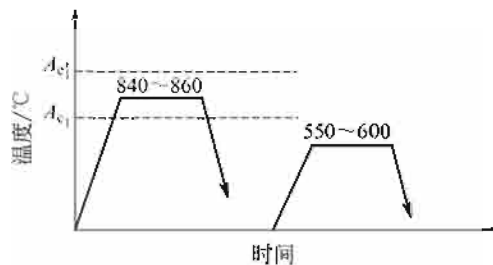


图 1-42 球墨铸铁不完全奥氏体化正火工艺示意图

由于球墨铸铁含有较多的合金元素及石墨的存在，所以导热性能较差，正火时不宜采用过快的加热速度，有的生产部门规定为 $75\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 。保温时间与球墨铸铁的组织组成物的相对数量有关。铁素体较多时，应采用较高的加热温度及较长的保温时间；此外保温时间还和所用设备、零件尺寸及装炉量等有关，一般可取 $1\sim 3\text{h}$ ，或由实验确定。

正火后工件中存在有较大的内应力，因此，还必须进行一次以去除内应力为目的的回火。回火温度为 $550\sim 600^{\circ}\text{C}$ ，保温时间 $1\sim 4\text{h}$ 。加热温度过低不足以消除应力，而如果加热温度超过 600°C 时，珠光体中的渗碳体将迅速地石墨化而导致球墨铸铁力学性能急剧下降，应引起重视。

67. 球墨铸铁快速正火

球墨铸铁件经完全奥氏体化或不完全奥氏体化后，出炉采用风吹或喷雾的方法正火冷却，是为球墨铸铁的快速正火。与空冷正火相比较，快速正火后球墨铸铁可获得更多、更细的珠光体，因而可提高其强度性能。

快速正火时的加热温度、保温时间与普通正火相同。但当其他条件（工件尺寸、装炉数量和炉内排布方式）相同时，如组织中自由渗碳体较多时，则应采用较高的加热温度和较长的保温时间。正火后进行 $550\sim 600^{\circ}\text{C}$ 的回火。

图 1-43 所示为稀土镁球墨铸铁所制曲轴快速正火工艺曲线。曲轴经快速正火和空冷正

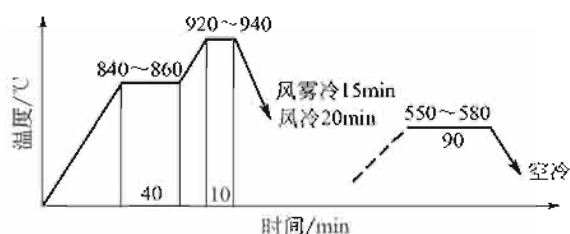


图 1-43 球墨铸铁曲轴快速正火工艺曲线

火后的力学性能如表 1-21 所示。由表中数据可见，快速正火提高了球墨铸铁的综合力学性能，其中尤以强度、塑性的提高更为明显。

表 1-21 球墨铸铁快速正火与空冷正火后性能的比较

工 艺	σ_b /MPa	δ_5 /%	a_k /(J/cm ²)	HBS
空冷正火	730	3.0	2.2	260
快速正火	893	3.8	2.4	266

68. 球墨铸铁的余热正火

应用铸件的浇注余热进行正火的热处理工艺，称为余热正火。球墨铸铁的余热正火有以下两种方法。

① 铸件浇注并凝固，冷待达到正火温度后，脱模空冷正火。例如，5t 汽车 6 缸发动机曲轴，用 QT600-2 浇注成形，在浇注 30~50min 后铸件脱模空冷正火，即是使用这种工艺的实例。正火后获得了如下的力学性能。

强度极限：600~755MPa；

伸长率 (δ_5)：2.0%~6.0%；

布氏硬度：200~260。

完全达到了 QT600-2 的技术指标。

资料指出，浇注后的冷待时间随气候而异；夏季取冷待时间的上限，冬季则取其下限。

② 球墨铸铁件浇注和冷凝后，带温装入已加热至正火温度的炉中，保温适当时间，均温后出炉空冷。与第一种工艺相比较，这种方法可使大批量的铸件的的正火温度一致，因而所得力学性能也更均匀。

余热正火后球墨铸铁件皆需进行 550~600℃ 的回火，以消除应力。

采用余热正火，可缩短工艺周期、节约能源，其优点是明显的。

第二章

整体热处理——淬火

淬火是将钢或合金加热到一定温度，保温适当的时间获得相应的高温相，然后快速冷却，以获得远离平衡状态的不稳定组织的热处理工艺总称。

淬火是使钢或合金强化的主要工艺（或工序）。钢件淬火主要是为获得马氏体组织，以便在适当温度的回火后具有所需要的力学性能组合。合金淬火则是为了得到单一均匀的固溶体，为下面的工序时效强化或形变加工做好组织上的准备。

钢的淬火工艺种类很多，可根据加热温度、加热方式、加热介质以及冷却介质和冷却方式的不同，可分为以下几种。

按加热温度的不同可分为：完全淬火、不完全淬火、亚共析钢的亚温淬火（临界区淬火）、低温（低于临界温度）淬火等。

按加热方式及加热介质的不同可分为：空气介质加热淬火、盐浴加热淬火、可控气氛加热淬火、真空加热淬火、感应加热淬火、直接（余热）淬火、二次（重新）加热淬火、两次淬火和预热（阶梯式加热）淬火等。

按所用淬火介质的不同可分为：单介质淬火、双介质淬火、热浴淬火和空冷淬火等。

按淬火时的冷却方式不同可分为：连续冷却淬火、预冷淬火、中断淬火、喷液淬火、马氏体分级淬火和贝氏体等温淬火等。

钢材或机器零件热处理时选用不同淬火工艺的目的，除了为使其得到所需要的组织，以获得适当的性能外，淬火工艺还应保障被处理的工件经淬火后，尺寸和几何形状的变化应尽可能小，以保持工件的精度。

生产中也可以对铸铁制件进行各种淬火处理。

69. 完全淬火

将亚共析钢或其制件加热到 A_c 点以上温度，保温后以大于临界冷却速度的冷却速度急速冷却，得到马氏体组织，以提高强度、硬度及耐磨性的热处理称为完全淬火，图 2-1 为钢

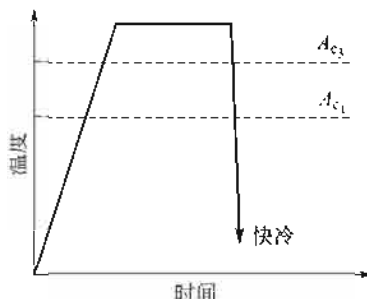


图 2-1 钢的完全淬火工艺示意图

的完全淬火工艺示意图。

亚共析碳素钢完全淬火时的加热温度为 $A_{c_1} + (30 \sim 50^\circ\text{C})$ 。

亚共析合金结构钢完全淬火时的加热温度，决定于合金元素的特性、碳化物类型、需要的晶粒大小及碳化物相溶入奥氏体的多少等因素，一般可由试验确定或查有关手册。常用亚共析合金钢完全淬火时的淬火加热温度如表 2-1 所示。

表 2-1 亚共析合金钢淬火加热温度

钢 号	加热温度/ $^\circ\text{C}$	淬 火 介 质
30Mn2	830~850	油
40Mn2	810~850	油
45Mn2	810~840	油
27SiMn	900~920	水
35SiMn	880~900	油
40Cr	830~860	油
45Cr	820~840	油
38CrSi	900~920	油或水
30CrMnSi	870~880	油
40CrV	850~880	油或水
45CrV	850~870	油
35CrMo	830~850	油
60Mn	780~840	油
55Si2Mn	850~880	油或水
60Si2Mn	840~870	油或水
50CrVA	830~860	油
40SiCr	900~920	油或水
	850~870	水或油
60Si2	880~900	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

一般说来形状简单的工件，可采用上限的加热温度；形状复杂、易淬裂的工件，则应使用下限的加热温度。

淬火时的加热温度，还与所使用的淬火介质有关。冷速缓慢的介质，特别是当应用热介质淬火时，则应适当提高淬火加热温度，以提高钢的淬透性。

确定在淬火温度下的保温时间是个复杂的问题，到目前还没有通用的计算方法，一般由实验确定；或根据工件的有效厚度来求出，经验公式为：

$$t = aKD$$

式中 t ——加热时间, min;
 a ——加热系数, min/mm;
 K ——加热时的修正系数;
 D ——工件的有效厚度, mm。

工件有效厚度的计算方法, 见图 2-2。薄板工件的厚度即为其有效厚度; 长的圆棒料直径即为其有效厚度; 正方形工件的边长即为其有效厚度; 矩形工件的高为其有效厚度; 带锥度的圆柱形工件的有效厚度是距小端 $2L/3$ (L 为工件的长度) 处的直径; 带有通孔的工件, 壁厚为其有效厚度等。

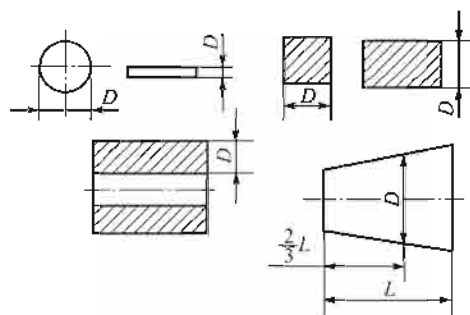


图 2-2 工件有效厚度 (D) 的计算

加热时间还与工件在炉内的排布方式有关, 图 2-3 给出工件在炉内的排布方式与加热修正系数之间的关系。由图可以看出, 工件在炉中四面都可被加热时修正系数最小 (等于 1)。而当堆积时修正系数最大 (等于 4)。修正系数越大则工件所需的加热时间越长。

工件装炉情况	修正系数	工件装炉情况	修正系数
	1		1
	1.4		1
	4		2
	2.2		1.4
	2		1.3
	1.8		

图 2-3 工件装炉修正系数 K 的数值

加热系数 a 与钢材的化学成分、炉子的温度、炉内所用介质等因素有关。在中温温度范围, 加热系数 a 的数值如表 2-2 所示。

表 2-2 加热系数 a 的数值 min/mm

加热方式 钢种	有 预 热		无 预 热	
	气体介质炉	盐 浴 炉	气体介质炉	盐 浴 炉
碳素钢	$b=1.40\sim1.80$ $a=0.70\sim0.90$	$b=0.30\sim0.36$ $a=0.10\sim0.17$	$a=1.00\sim1.50$	直径 $<50\text{mm}$ $a=0.30\sim0.40$ 直径 $>50\text{mm}$ $a=0.40\sim0.45$
合金钢	$b=1.50\sim2.00$ $a=1.00\sim1.20$	$b=0.30\sim0.40$ $a=0.15\sim0.20$	$a=1.20\sim1.80$	直径 $<50\text{mm}$ $a=0.45\sim0.50$ 直径 $>50\text{mm}$ $a=0.50\sim0.55$

注: b ——达到预热温度 ($550\sim650^\circ\text{C}$) 时加热系数。

合金钢的淬透性大于碳钢。为了既能得到马氏体组织, 又不因冷却不当而导致工件严重

变形甚至产生裂纹等弊病，淬火时碳素钢应用水淬。合金钢应用油淬。常用钢材在不同淬火介质中的临界直径如表 2-3 所示，可根据工件尺寸，临界直径选用钢材。

表 2-3 常用钢的临界直径

钢 号	半马氏体区硬度 (HRC)	20~40℃水中淬火的 临界直径/mm	矿物油中淬火的临界直径/mm
35	38	8~13	4~8
40	40	10~15	5~9.5
45	42	13~16.5	6~9.5
60	47	11~17	6~12
T10	55	10~15	<8
40Mn	44	12~18	7~12
40Mn2	44	25~100	15~90
40Mn2	45	25~100	15~90
65Mn	53	25~30	17~25
15Cr	35	10~18	5~11
20Cr	38	12~19	6~12
30Cr	41	14~25	7~14
40Cr	44	30~38	19~28
45Cr	45	30~38	19~28
40MnB	44	50~55	28~40
40Mn2B	44	47~52	27~40
40 MnVB	44	60~76	40~58
20 MnVB	38	55~62	32~46
20 MnTiB	38	36~42	22~28
35SiMn	43	40~46	25~34
35CrB	43	31~44	19~31
35CrMo	43	36~42	20~28
30CrMnSi	41	40~50	23~40
40CrMnMo	44	≥150	≥110
38CrMnAlA	43	100	80
60Si2Mn	52	55~62	32~46
50CrVA	48	55~62	32~40
18CrMnTi	37	22~35	15~24
30CrMnTi	41	40~50	23~40
40CrMnTi	44	55~60	32~40

70. 不完全淬火

过共析（以及共析）钢加热到 $A_{c1} \sim A_{c_m}$ 之间的温度，保温后急速冷却的热处理工艺，称为不完全淬火，工艺曲线如图 2-4 所示。

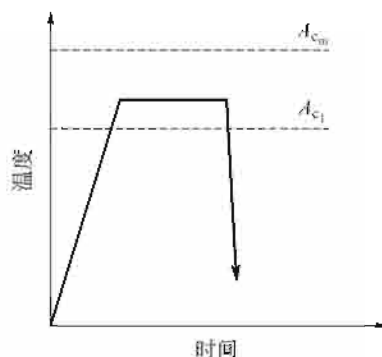


图 2-4 不完全淬火工艺示意图

一般认为过共析钢不完全淬火有如下的优点。

- ① 淬火加热温度低，保留了一定数量未溶的颗粒状物，使钢在淬火后具有最高的硬度和耐磨性。
- ② 由于加热温度低，使奥氏体含碳及合金元素数量不致过高，保证淬火后残余奥氏体数量不致过多，有利于提高硬度及耐磨性。
- ③ 加热温度低，奥氏体晶粒细小，淬火后可获得较优的力学性能。
- ④ 氧化、脱碳、变形及开裂的倾向小。

如对过共析钢采用完全淬火（加热温度高于 A_{c_m} 点），则将导致碳化物溶入奥氏体的数量增多、奥氏体合金化程度增大、晶粒粗化等。淬火后则钢的硬度、耐磨性、力学性能降低而氧化、脱碳、变形及开裂倾向增大等恶果。

不完全淬火主要适用于碳素工具钢及低合金工具钢。

碳素过共析钢（包括共析钢）的淬火加热温度范围为 $A_{c_1} + (30 \sim 50^\circ\text{C})$ 。低合金过共析钢因含有合金元素加热温度高于这个数值。常用过共析钢的淬火加热温度如表 2-4 所示。由表中数据可以看出，淬火加热温度还与淬火介质有关，应用冷却能力较缓和的淬火介质，则应适当提高淬火加热温度，以补偿由于较缓慢的冷却而造成淬透性的降低。

表 2-4 过共析钢不完全淬火加热温度

钢 号	加热温度/ $^\circ\text{C}$	淬火介质	淬火后硬度(HRC)
T8、T8A	750~800	水-油	62~64
T10、T10A	770~790	水-油	62~64
T12、T12A	770~790	水-油	62~65
9Mn2	760~780	水	≥ 62
9Mn2V	780~820	油	≥ 62
Cr2	830~850	油	62~65
9SiCr	860~880	油	62~65
CrWMn	820~840	油	63~65
W、W2	800~820	水	62~64
GCr15	820~860	油	62~66
T8、T8A	800~820	熔融硝酸盐或碱	60~63
T10、T10A	790~810	熔融硝酸盐或碱	62~64

续表

钢 号	加热温度/℃	淬火介质	淬火后硬度(HRC)
T12、T12A	790~810	熔融硝酸盐或碱	
Cr2	840~860	熔融硝酸盐或碱	61~63
9SiCr	860~880	熔融硝酸盐或碱	61~63
CrWMn	830~850	熔融硝酸盐或碱	62~64
9CrWMn		油	
3Cr2W8V	1050~1100 1100~1050	油 油	
Cr12	960~980 1000~1050	油或硝酸盐分级 油或硝酸盐分级	
Cr12MoV	1020~1050 1100~1150	油或硝酸盐分级 油或硝酸盐分级	
Cr9Si2	1040~1060	油	

强碳化物形成元素含量较多的高合金工具钢淬火加热温度的选择，是按照应该保留的未溶碳化物数量、晶粒长大倾向、淬火硬度及残余奥氏体数量多少等因素，经试验来确定的。例如，W18Cr4V 高速钢淬火加热温度与晶粒度的关系为：1240℃—11级；1260℃—10级；1270℃—9.5级；1280℃—9级；1290℃—8.5级；1300℃—8级（有轻微过热）。切削刀具要求有较高的红硬性，应选用较高的淬火加热温度（1260~1300℃，对应的晶粒度为8~10级）；而冷作模具要求较高的力学性能，则应选择较低的淬火加热温度（1200~1240℃），并对应较细小的晶粒。

71. 中碳钢的亚温淬火

亚共析钢在 $A_{c1} \sim A_{c3}$ 温度之间加热淬火称为亚温淬火，又称临界区淬火，这类工艺还包括低碳钢的双相区淬火，工艺曲线如图 2-5 所示。

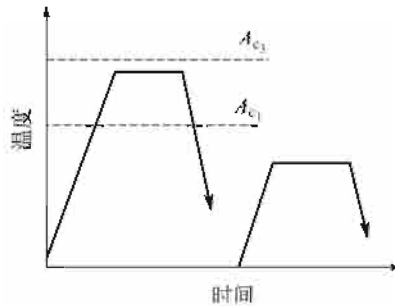


图 2-5 中碳钢的亚温淬火

中碳钢临界区淬火，由于能得到极细的奥氏体晶粒，并使磷等有害杂质集中于少量游离分散的铁素体晶粒中，可以提高钢的缺口韧性，降低冷脆转变温度，减小回火脆性等。表 2-5 列出了几种钢的最佳亚温淬火处理规范及其与调质后性能的对比。从表中数值可以看出，钢中含碳量越低，亚温淬火效果越好。随着钢中含碳量的增加，效果渐不明显。最佳亚温淬火温度以接近上相变点为宜。

表 2-5 中碳钢经最佳亚温淬火处理与调质处理后性能的对比

钢号	相变点/℃		热处理规范	HRC	$a_1/(J/cm^2)$						冷脆转折温度差/℃
	A_{c1}	A_{c2}			25℃	-20℃	-60℃	-80℃	-100℃	-196℃	
22CrMnSiMo	—	800~860	860℃Q+ T575℃×2h	27.5	62.4	—	27.1	—	—	—	>60
			860℃Q+ T575℃×2h+ 785℃Q+ T575℃×2h	24.4	96.8	75.8	62.2	—	—	—	
35CrMo	755	800	860℃Q+ T575℃×2h	36.4	122.5	122.3	78.7	66.2	62.5	38.3	~60
			860℃Q+ T575℃×2h+ 785℃Q+ T550℃×2h	37.3	150.7	148.6	142.9	131.2	120.1	55.8	
40Cr	743	782	860℃Q+ T630℃×2h	30.7	157.0	109.9	76.9	67.4	65.4	27.3	<20
			860℃Q+ T600℃×2h+ 770℃Q+ T600℃×2h	29.8	147.2	133.3	89.9	69.0	67.0	28.2	
42CrMo	730	780	860℃Q+ T600℃×2h	36.0	120.1	119.7	115.9	105.9	85.8	—	—
			860℃Q+ T600℃×2h+ 765℃Q+ T600℃×2h	38.7	—	126.3	117.0	95.5	94.1	—	
45	724	780	830℃Q+ T600℃×2h	17.0	146.8	145.7	112.1	92.9	85.2	—	—
			830℃Q+ T600℃×2h+ 780℃Q+ T600℃×2h	20.2	152.6	149.7	119.0	99.6	85.1	35.7	

注：Q——淬火，T——回火。

亚温淬火可单独进行、完全淬火后进行，也可在调质后进行。如在调质后进行亚温淬火，则淬火后可有效地提高钢的韧性；而当退火或正火后进行亚温淬火则不能改善钢的韧性。

金相观察表明，亚温淬火后得到了少量游离铁素体+马氏体+弥散分布的细小残余奥氏体。磷等有害杂质集中在铁素体晶粒内（不在原奥氏体晶界上）。残余奥氏体使裂纹扩展变得困难（因受塑性变形或产生部分马氏体转变使应力松弛），均会使钢的脆性降低。由此可知亚温淬火后组织组成物的数量、分布、大小及形态等必将对钢的性能产生影响；而前者（指组织特点）又决定于处理时进入临界区的方式。如钢先在 A_{c1} 点以上加热获得单相奥氏体后，降温进入临界区，则铁素体沿奥氏体晶界析出，或在奥氏体内成堆析出。若从低温加热升温进入临界区，则铁素体是未溶解完了的，呈细小而均匀的分布，对提高韧性有更良好的作用，所以亚温淬火时以升温进入临界区的效果较好。

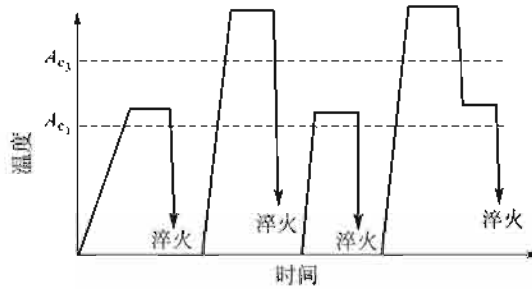
亚温淬火由于能显著改善钢的韧性，因而生产中逐渐得到应用。例如：汽车发动机排气阀常用马氏体耐热钢4Cr9Si2制作，其典型热处理规范为：1020℃油淬+960℃油淬+710℃回火，结果得到回火索氏体+少量游离铁素体的组织。这种处理工艺中的960℃油淬即属于

亚温淬火。

72. 低碳钢双相区淬火

低碳钢在 $A_{c_1} \sim A_{c_2}$ 温度区间的加热淬火，叫作双相区淬火。低碳钢在双相区淬火并具有铁素体+马氏体组织者称为双相钢。

低碳钢双相区淬火工艺曲线如图 2-6 所示。



(a) 双相区二次淬火；(b) 工艺示意图；(c) 工艺示意图；

图 2-6 低碳钢双相区淬火

近年来，低合金高强度钢的发展，明显地提高了构件的强度。但是，这些钢种一般采用含碳量低的钢；随着钢中含碳量的增多双相钢的强度增大，伸长率下降，将恶化双相钢构件的成形性能，见表 2-6。

表 2-6 双相钢的力学性能

钢 材	处理工艺	$F_M / \%$	$\sigma_{0.1} / \text{MPa}$	σ_b / MPa	$e_U / \%$	$e_T / \%$	$\Psi / \%$
$w(\text{C})0.005-w(\text{Mn})1.5$	760℃ 水淬	0.3	257	401	21.1	37.5	81.8
$w(\text{C})0.006-w(\text{Mn})1.5$		25.0	329	643	15.2	25.0	54.8
$w(\text{C})0.12-w(\text{Mn})1.5$		35.5	400	824	10.5	17.0	33.2
$w(\text{C})0.16-w(\text{Mn})1.5$		41.1	448	924	9.2	14.5	27.8
$w(\text{C})0.20-w(\text{Mn})1.5$		48.9	569	1159	7.2	10.0	17.9
$w(\text{C})0.29-w(\text{Mn})1.5$		60.6	769	—	—	4.0	2.6
$w(\text{C})0.40-w(\text{Mn})1.5$		89.7	954	—	—	1.0	0.3

注： e_U ——均匀真应变， e_T ——总的真应变， F_M ——马氏体面积百分数。

73. 低碳钢双相区二次淬火

低碳钢双相区二次淬火的工艺过程是，钢材先经第一次淬火（淬火温度可在双相区，也可在高于 A_{c_2} 点），之后再于双相区加热淬火 [图 2-6(b)] 并获得马氏体+铁素体双相组织。经双相区二次淬火后钢的强度及塑性同时获得提高。例如，成分为： $w(\text{C})0.15\%$ 、 $w(\text{Si})0.24\%$ 、 $w(\text{Mn})1.55\%$ 、 $w(\text{Cr})0.28\%$ 、 $w(\text{Ni})0.03\%$ 、 $w(\text{Mo})0.006\%$ 、 $w(\text{P})0.019\%$ 、 $w(\text{S})0.018\%$ 钢 ($A_{c_1} = 715^\circ\text{C}$ 、 $A_{c_2} = 830^\circ\text{C}$)，经双相区二次淬火后的力学性能见表 2-7。由表中数据可见以下方面。

表 2-7 低碳钢双相区二次淬火后的力学性能

淬火温度/℃		强度/MPa		伸长率/%	
第一次	第二次	σ_s	σ_b	δ_5	δ_{10}
735	无	913.1	508.9	6.79	6.25
750	735	945.6	476.5	7.93	7.48
770		978.2	491.4	8.63	7.98
790		984.5	476.9	10.18	9.16
810		970.5	467.5	10.92	9.29
830		981.9	480.5	11.96	10.25
850		1016.9	497.6	12.22	10.45
890		1023.2	526.5	12.64	10.96

注： δ_5 ——总伸长率， δ_{10} ——均匀伸长率。

① 与一般双相钢相比较，双相区二次淬火后钢的强度和塑性同时得到了提高，其中尤以塑性的提高更为显著。

② 随着第一次淬火温度的升高，双相区二次淬火钢的强度、塑性升高的幅度增大。如此，就有可能应用双相区二次淬火法，发展更高强度的双相钢。

还可使用正火、退火作为双相区二次淬火的第一道工序，但其提高性能的作用不及淬火显著。

74. 灰铸铁的淬火

为了进一步提高灰口铸铁的耐磨性、强度等性能，可对其进行淬火处理，工艺过程如图 2-7 所示。淬火加热温度为 A_1' 上限 + (10~70℃)，保温适当时间后淬入快冷介质中冷却，大多为淬入油中快冷，以得到马氏体组织。淬火过程中石墨形态不变。

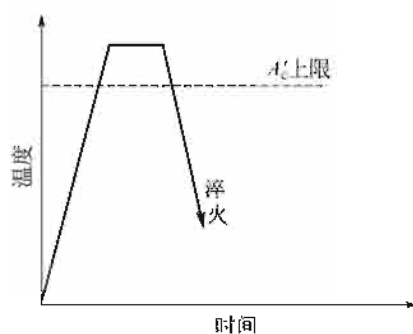


图 2-7 灰铸铁淬火工艺示意图

由于石墨是热的不良导体，灰铸铁的导热性能较差，因而在淬火时铸件应缓慢加热，或先在 500~650℃ 预热后再加热至淬火温度。

淬火保温时间与石墨的大小及基体中珠光体的数量有关。保温过程中石墨不断地溶入奥氏体中，增加其固溶碳的浓度；细小尺寸石墨溶解速度较快。此外，铸件基体组织也对奥氏体碳浓度有影响。基体中珠光体较多时，应采用较短的保温时间。

灰铸铁件淬火后应及时回火，以免开裂；回火时力学性能有显著的变化，见表 2-8。

表 2-8 淬火灰铸铁回火时力学性能的变化

力学性能	原始状态	淬火状态	回火温度/℃						
			90	200	310	410	530	650	700
硬度(HBS)	200	515	515	460	340	340	280	220	190
抗拉强度/%	100	67	72	110	130	143	138	115	100
抗弯强度/%	100	60			89		105	96	
挠度/%	100	40			69		80	76	
冲击韧性/%	100	65	71	84	84	94	100	94	94

75. 球墨铸铁的淬火

将球墨铸铁的工件加热至 A_1 上限 + (30~50℃) 温度，保温适当时间之后快冷，获得马氏体及球状石墨组织的热处理工艺，称为球墨铸铁的淬火。球墨铸铁的淬透性优于灰铸铁，淬火介质大多使用油或熔盐，淬火后硬度可达 58~60HRC。

球墨铸铁的淬火加热温度不宜过高，以免淬火后获得粗大马氏体和过量的残余奥氏体而恶化了工件的性能。组织中有较多渗碳体时，应事先用退火方法消除之。在淬火温度的保温过程中，石墨碳不断向奥氏体中扩散，增大其含碳量，也随之增多淬火后的残余奥氏体数量，因此，保温时间不宜过长。此外，保温时间还与球墨铸铁显微组织有关；球状石墨细小，珠光体数量较多时，保温时间应短些；反之，球状石墨粗大，基体中珠光体数量少（甚至是铁素体基体）则保温时间应适当延长。

淬火后工件应进行回火，以消除应力和获得所需要的组织和性能。图 2-8 为球墨铸铁 6230 柴油机曲轴淬火工艺曲线。其成分 (%) 为： $w(C)3.40\sim3.80$ ， $w(Si)2.40\sim2.80$ ， $w(Mn)0.50\sim0.70$ ， $w(Mg)0.04\sim0.06$ ， $w(Re)0.015\sim0.03$ ， $w(P)0.08$ ， $w(S)0.03$ 。淬火后 620℃ 回火 6h，获得了如下的性能：

$$\sigma_b = 700\sim800\text{MPa};$$

$$\delta = 2\%;$$

$$\alpha_k = 20\text{J/cm}^2.$$

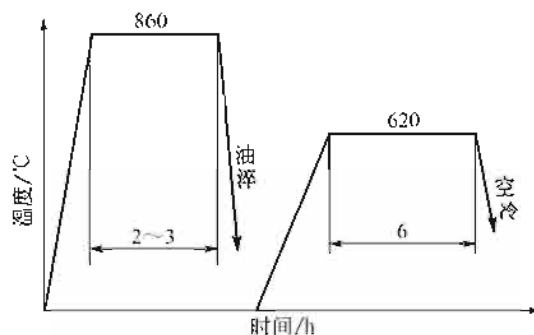


图 2-8 球墨铸铁曲轴淬火工艺曲线

76. 高速钢部分淬火

高速钢刀具在制造过程中，为改善粗铣、钻孔时的可加工性能，常采用退火处理。但在切削时，为减少撕裂及退刀时的划伤，使加工表面粗糙度得到改善，可采用部分淬火工艺。

部分淬火时将高速钢坯料加热到 860~870℃，保温 1h 以上，油淬后于 640~660℃ 回火，可得硬度 270~300HBS。只要部分淬火时的加热温度不超过 870℃，便不会引起最终淬火时的晶粒反常长大（蔡断口）。

77. 高速钢低温淬火

在用作切削刀具时，高速钢的淬火温度一般为 1220~1240℃（W6Mo5Cr4V2 钢）或 1270~1290℃（W18Cr4V 钢）。但在制作冷形变模具时可以采用低温淬火，保留较多未溶碳化物，使奥氏体晶粒较细，而且含碳量与合金含量较低，马氏体转变点 M_s 较高。低温淬火的高速钢在回火中二次硬化现象不明显，红硬性也较低，但韧性及耐磨性较高，使冷形变模具寿命大为提高。

W6Mo5Cr4V2 高速钢用作模具时的淬火温度为 1210℃，低温淬火时为 1140~1160℃。这种钢制成的冲头，在 1150℃ 淬火并 570℃ 回火后，对 45 钢螺母冲制螺纹底孔，可使冲头总平均寿命由普通热处理（1220℃ 淬火、570℃ 回火）时的 15000 件提高到 28000 件，折损率由 50% 降至 20%。经 1150℃ 淬火，580℃ 回火后硬度为 61HRC， $a_k = 17.6\text{J}/\text{cm}^2$ ；而 1210℃ 淬火，615℃ 回火后（硬度相同） a_k 值则较低，仅 $11.8\text{J}/\text{cm}^2$ 。如果要求更高的冲击韧度，则低温淬火后可在 210℃ 或 500℃ 回火。此时，由于残余奥氏体的存在，韧性比高温回火时高。

资料指出，高速钢低温淬火的加热温度，不应低于正常淬火温度 100℃，否则加热时奥氏体的合金化程度过低，影响了淬火、回火后钢的力学性能，从而降低了模具的使用寿命。

78. 余热淬火(直接淬火)

直接淬火就是利用其他热加工余热淬火，常可起到简化工序、节约燃料，从而达到提高劳动生产率，降低产品成本的作用。根据上述的工艺特点，余热淬火又可分为化学热处理余热淬火、锻轧余热淬火和铸造余热淬火等。

(1) 化学热处理余热淬火

工件于渗碳、碳氮共渗或渗硼后进行的急冷淬火。这种处理适用于奥氏体晶粒长大不太严重的钢种（20CrMnTi、30CrMnTi）所制的非重要工件，工艺方法简单，但变形较大。

为了尽量地减少变形，还可以采用降温淬火。降温的温度视工件的性能要求而定；对于仅需要表面耐磨损的工件，可降温至对应渗层 A_c1 点以上的温度再行淬火；而对于既要求表面耐磨，又要求心部有一定强度的工件，降温所达到的温度不应低于心部材料的 A_c2 点，以防止铁素体的析出。

(2) 锻（轧）热淬火

工件（或钢材）于锻（或轧）后利用所含余热进行的淬火，属于高温形变淬火范畴。因此，除可节约热能、简化工序等经济效果外，还可以得到提高强度、改善塑性与韧性的强韧化效果。与一般淬火、回火钢的性能相比较，锻热淬火可使硬度提高 10%、抗拉强度提高 3%~10%、伸长率提高 10%~40%、冲击韧度提高 20%~30%。在普通热处理情况下，硬度、强度增高时总是伴随着塑性与韧性的下降；而锻热淬火却能够使强度及冲击韧度同时提

高，这一点对工程材料来说是十分可贵的。

从获得最佳强韧化效果出发，对需要锻热淬火的工件，希望锻造温度不宜过高，以免聚集再结晶发生。锻造后应立即淬火；如果操作上确有困难，对碳钢可有3~5s的停留；对合金钢时间可稍长。

(3) 铸热淬火

通常铸钢或铸件的淬火，都是在脱模以后，经过再加热来进行。在有机械化脱模设备的条件下，对晶粒度合适的铸件可利用铸造余热进行淬火。

79. 二次(重新)加热淬火

渗碳工件渗碳完了后以某一适当速度缓冷至室温，然后重新加热进行淬火的工艺称为二次（重新）加热淬火。

碳钢重新加热淬火的温度为760~780℃。

合金渗碳钢制一般负荷工件淬火温度的选择，主要考虑改善渗碳层组织。对重负荷工件则应加热至心部 A_{c1} 以上温度进行淬火，以细化奥氏体晶粒，改善心部组织，同时亦可消除渗碳层的网状碳化物。常用合金渗碳钢二次加热淬火的加热温度如表2-9所示。

表 2-9 常用合金渗碳钢二次加热淬火的加热温度

钢号	加热温度/℃	冷却介质	钢号	加热温度/℃	冷却介质
15Cr	760~800	油	20CrNi	810~830	水或油
20Cr	760~800	油	12 CrNi3	760~800	油
22 CrMnMo	840~860	油	12 CrNi4A	840~860	油或空气
20 CrMnTi	830~850	油	20 Cr Ni4A		
20MnTiB	860~890	油	18 CrNiW	840~860	油

80. 两次淬火

具有下述情况之一者进行两次淬火。

(1) 渗碳工件的两次淬火

渗碳工件渗碳结束后缓冷至室温，先进行一次高于心部 A_{c1} 以上温度淬火，以细化心部晶粒并消除渗碳层网状碳化物。这一温度对于渗碳层来说是太高了，因而必须再进行一次高于渗碳层 A_{c1} 温度的淬火，以改善渗碳层组织。

碳素钢渗碳后一般不进行两次淬火处理，合金渗碳钢两次淬火处理的淬火加热温度如表2-10所示。

表 2-10 常用合金渗碳钢两次淬火的加热温度

钢号	一次淬火		二次淬火	
	加热温度/℃	淬火介质	加热温度/℃	淬火介质
15Cr	860~890	油	760~800	油
20Cr	860~890	油	780~800	油
22CrMnMo	830~850	油	780~800	油
20Mn2B	860~880	油	780~800	油
20CrMnTi	870~890	油	860~880	油

续表

钢 号	一 次 淬 火		二 次 淬 火	
	加热温度/℃	淬火介质	加热温度/℃	淬火介质
30CrMnTi	870~890	油	840~860	油
20MnVB	860~880	油	780~800	油
20CrNi	860	油	760~810	油
12CrNi3	860	油	760~810	油
12Cr2Ni4	840~880	油或空气	760~800	油或空气
20Cr2Ni4	840~860	油或空气	760~800	油或空气

(2) 为了亚温淬火而进行两次淬火

为了提高某些结构件的韧性，常在正常淬火与高温回火之间进行一次略低于 A_{c_2} 的亚温淬火，以便使回火组织中除均匀分布的索氏体以外，还有少量游离分布的铁素体存在。4Cr9Si2（马氏体钢）制的汽车发动机排气阀，常用 1020℃ 油淬 + 960℃ 油淬 + 710℃ 回火，对于提高塑性和韧性有利。

(3) 两次固溶处理

有些铁基、镍基或铁镍钴基奥氏体型高温合金，常有两种时效沉淀强化相 γ' (Ni_3Al) 及 $Cr_{23}C_6$ 。在固溶处理（第一次淬火）后可进行稍低温度的第二次淬火，使 $Cr_{23}C_6$ 沿晶粒析出，构成断续的强化相网，然后再进行较低温度的时效处理，使 γ' 相在晶内以高度弥散的形式析出。这样便可达到晶界与晶内均得到强化的最合理的组织状态，而得到最高的高温持久强度和蠕变抗力。

81. 正火-淬火

正火-淬火是先正火随之淬火的热处理工艺，使用于承受大负荷，要求力学性能高的 Cr-Ni 钢制渗碳工件。正火加热温度高于渗层组织的 A_{c_2} 点以上 30~50℃，使网状碳化物溶入奥氏体中，随后空冷时抑制了它的析出，从而消除了渗层中的网状碳化物；与此同时，由于正火心部组织也得了细化。

淬火加热温度在渗层组织的 $A_{c_1} \sim A_{c_2}$ 之间，一般为 800~830℃；对于承受更大载荷的工件，淬火加热温度还应高于心部组织的 A_{c_2} 点，以防止淬火后心部出现较多的铁素体，而降低了工件的承载能力，使用油冷淬火，也可以使用熔盐作为淬火介质。

82. 高温回火-淬火

某些 Ni-Cr 钢（如 18CrNiW 等）制工件，经渗碳缓冷后组织中存在有大量残余奥氏体和马氏体，使后续工序的机械加工和最终热处理变得困难。对于这类工件渗碳后应先进行高温回火，使残余奥氏体和马氏体分解，碳及合金元素以碳化物的形式析出，之后再行机械加工及最终的淬火-回火处理。

高温回火所用的工艺参数为：加热 600~680℃、保温 6~8h 空冷。最终淬火的加热温度为渗层组织的 $A_{c_1} \sim A_{c_2}$ 之间，一般是 780~830℃。加热温度不可过高，以免淬火后重又形成大量的残余奥氏体。

83. 预热淬火（阶梯式加热淬火）

高合金钢制工件（如高速钢刀具等）以及大型结构钢锻件，传热性能较差，在淬火加热过程中易形成较大的热应力，致使工件变形严重。为了减少淬火加热时的热应力，使工件内外热应力大幅度降低，在加热到淬火温度以前可进行一次或多次渐次增温的预热，见图 2-9(a)；加热过程中工件中温度的分布如图 2-9(b) 所示。

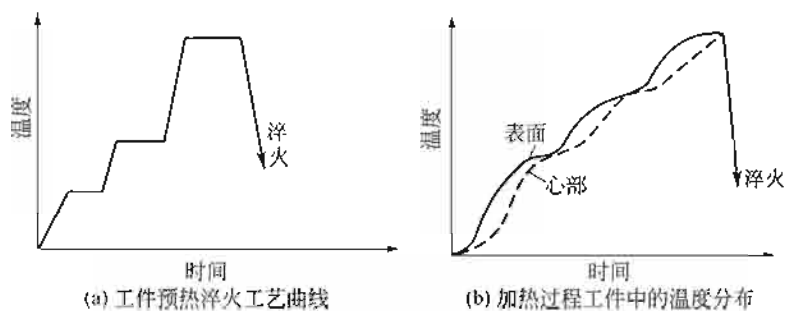


图 2-9 预热淬火加热工艺示意图

生产中所应用的预热温度大多是：

一次预热，500~650℃；

二次预热，800~850℃。

对于形状特别复杂、极易变形的高合金钢制造的工件，还可进行第三次预热，其温度根据钢材的化学成分及对变形量的控制等因素由试验测定（很少使用）。一般一次预热在空气介质炉中，二、三次预热在盐炉或中性介质炉中进行。在各炉中的保温时间，如以最终加热时的保温时间为 1，则二次、一次预热时的保温时间分别为 2 及 4。

对于大型工件，则可采用阶梯式的加热方法：工件随炉升温，到不同温度作适当时间的等温停留，以使沿工件截面温度分布均匀化，见图 2-9。

预热淬火由于增快了钢件相变重结晶时的加热速度，减少了高温下使工件内外均温所需时间，在大截面工件上可以得到比较细小而均匀的奥氏体晶粒，并可减少变形。

84. 延时淬火（降温淬火、延迟淬火）

图 2-10 所示为延时淬火工艺示意图。延时淬火时工件（或渗碳件）先在空气、油、热浴（或渗碳气氛）中预冷到略高于 A_{c1} 的温度后，再急速置于淬火介质中淬火。

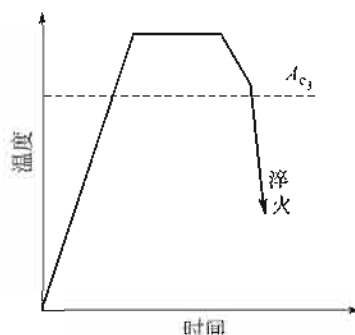


图 2-10 延时淬火工艺示意图

淬火前的预冷可以减少热应力，使工件变形、开裂倾向减少。对形状复杂；厚、薄部位尺寸悬殊的工件尤其有效。可对整个工件预冷，然后淬火；也可只预冷尺寸较大的某些局部，然后与其他部分一起投入淬火介质。例如，40MnB 钢制汽车后桥半轴，于 860℃ 加热后，先将法兰盘在油中冷却 10~15s，然后整体淬火水中。

85. 局部淬火

通常，淬火时将工件全部体积加热至淬火温度并在淬火介质中冷却称为整体淬火。有些工件仅需淬硬某一部分（如长锯片刃部）；有些工件由两种钢材连接而成（如长柄钻头、长柄铰刀的刃部为高速钢，柄部为 45 钢），它们的淬火温度不同，均需分别进行（局部）淬火。

局部淬火有两种方法：一种是只将工件要求淬硬部分加热，而后局部冷却或整体冷却。另一种方法是将工件全部加热，但只把需要淬硬的部位浸入淬火介质或用喷液冷却方法进行局部冷却。

局部加热淬火可用盐浴、铅浴或感应局部穿透加热方法。中、小型工件常用盐浴。极小工件，如计算机、缝纫机、打字机等小工件，可用高频局部穿透加热淬火。较大工件则常用整体加热局部冷却方法，并利用未淬火部分的预热进行淬火部分的自然回火。

86. 薄层淬火

一些表面需淬硬，心部要求强韧性的工件，在工业生产中大多采用感应加热表面淬火，或火焰加热表面淬火工艺进行热处理，以满足性能要求。如无实现上述工艺的特殊设备时，则可以使用严格控制预热温度、最终加热温度、保温时间的方法，实现薄层淬火。例如表 2-11 所示数据即为 T8A 钢试件不同温度预热（保温 10min）时，对最终淬火（760℃ 加热，保温 2min）硬化层深度的影响。由表中数据可知，预热温度不同，最终淬火后有效淬硬深度不同，预热温度低，淬火后有效淬硬深度越薄。

表 2-11 预热温度对有效淬硬深度的影响

预热温度/℃	淬火温度/℃	有效淬硬深度/mm	表面硬度(HRC)	心部硬度(HRC)
720	760	3.1	61.0	40.0
700	760	2.5	61.0	40.0
680	760	2.0	60.2	39.0
660	760	1.3	59.0	39.0

所用 T8A 试件尺寸为 $\phi 14\text{mm} \times 12\text{mm}$ ，并预先经 760℃ 加热，保温 15min 水淬及 660℃ 加热，保温 1.5h 回火处理，硬度 29.5~30HRC。

上述热处理时的加热均在盐浴炉中进行。

87. 短时加热淬火

短时加热淬火是对高碳钢淬火时，采用较快的加热速度（迅速通过 A_{c1} 点）、较短的保温时间，以获得较高的强度与韧性为目的的热处理工艺。

高碳钢加热淬火时，奥氏体晶粒细小，溶入奥氏体的碳量较少，碳的分布不均匀（产生中碳及高碳微区），致使 M_s 点升高，淬火组织中含有相当数量的板条状马氏体（位错型亚组织），具有较高的强度、塑性及韧性。而慢加热淬火组织中主要为针状马氏体（孪晶型亚组织），其塑性及韧性均较差。

原始组织为细粒状珠光体的 T7 钢 ($\phi 16\text{mm}$) 试件，加热规范对其淬火后硬度的影响如图 2-11 所示。由图可见， 800°C 、8min 加热淬火硬度最高，金相组织为少量细粒状碳化物及隐晶（条束状）马氏体。

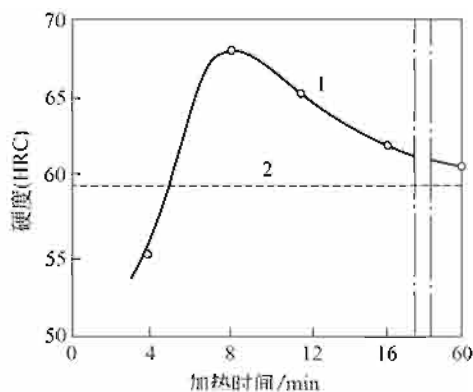


图 2-11 加热规程对 T7 钢淬火后硬度的影响

1— 800°C 不同加热时间，盐水淬火；2— 950°C 充分保温，
预冷至 800°C 保温不同时间，盐水淬火

在盐浴中加热时也可实现短时加热淬火。表 2-12 为 T9V 钢 ($\phi 19\text{mm} \times 95\text{mm}$) 试件，经 720°C 预热、 805°C 不同时间加热对淬硬层深度及多冲弯曲破断次数的影响。由表中数值可清楚地看出，当淬火、低温回火后硬度相同时，短时加热淬火，可使多冲弯曲破断前的冲击次数大幅度增长。

表 2-12 淬火加热时间对 T9V 钢性能的影响

720℃ 预热时间		7min17s	11min40s	4min26s
805℃ 加热	加热系数	46	18.46	14
	加热时间	14min34s	5min50s	4min26s
220℃ 回火 1h	表面硬度(HRC)	58.7	58.5	58.0
	心部硬度(HRC)	38.0	35.5	34.5
淬硬层深/mm		3.0	2.9	2.9
多冲弯曲的破断次数		7000	8500	22000

88. “零” 保温淬火

一个热处理工艺的热工参数有：加热速度、加热温度、保温时间和冷却速度。保温时间的正确概念应为：热处理时，金属材料或工件在工艺规定温度的加热炉内所停留的时间。保温时间包括工件表面加热到炉温所需时间、透烧时间及完成内部组织转变所需时间。“零”保温淬火的实质就是缩短加热时的保温时间。

(1) 工件表面加热到炉子温度所需时间

在一般情况下，炉子温度即为工艺指定温度。工件加热到这一温度的时间与加热介质、加热方式、工件尺寸和形状有关。各生产单位在这方面都积累了丰富的经验。

(2) 透烧时间

从透烧角度出发，热处理工件有薄件与厚件之分。所谓薄件系指在中温范围内，加热至工艺温度的瞬间，表面与心部的温差小于表面温度的 10% 的工件。在此情况下，如工件表面达到工艺额定温度，即表征整个工件都达到了工艺温度，无需再延长透烧时间。

工件的透烧时间，主要受材料的传热系数影响。已有的数据证实，除高合金钢外，碳钢及低合金钢的传热系数基本相同，透烧时间则只决定于工件尺寸。表 2-13、表 2-14 分别示出，在箱式炉中加热时，45 钢制不同直径工件表面与心部的到温时间以及 $\phi 200\text{mm}$ 工件的截面温度变化。由表中数据可知， $\phi 200\text{mm}$ 工件属于薄件。资料进一步证实直径小于 $\phi 300\text{mm}$ 的碳钢及合金钢工件在空气介质炉中加热时，计算与实测均证明，工件表面达到工艺温度时，工件即已透烧，无需再额外附加透烧时间。

表 2-13 箱式炉加热时不同直径的 45 钢制工件表面与心部的到温时间

工件直径/mm	700℃加热		840℃加热		920℃加热	
	表面	心部	表面	心部	表面	心部
32	20	22	18	18	17	17
50	36	36	24	30	24	24
60	40	42	29	30	24	26
70	54	56	40	42	36	36
80	62	64	50	52	38	40
90	70	70	—	—	50	54
100	80	82	64	64	46	50

表 2-14 在箱式炉中加热时 45 钢制直径 200mm 工件截面温度的变化

时间/min	截面温度/℃				
	表面	$\frac{1}{3}R$	$\frac{2}{3}R$	心部	ΔT
0	18.5	18.5	18.5	18.5	0
14	499	363	233	220	279
24	566	389	279	374	192
44	696	602	586	580	116
85	784	741	738	737	47
126	808	787	779	776	32
142	823	812	806	805	18

(3) 完成组织转变时间

钢的加热温度超过 A_{c1} 点后，钢中的组织转变包括珠光体转变为奥氏体、碳化物溶解和奥氏体均匀化。通常淬火加热温度超过 A_{c1} 点 50℃ 以上（合金钢更高）。在这一温度范围内

珠光体的奥氏体化可充分完成，无需保温。碳化物溶解及奥氏体均匀化是扩散过程，充分完成则需较长时间并与钢材成分、冶金因素、铸造或锻造工艺有关。但是，碳钢及低合金钢为了保证工件的性能的碳化物溶解及奥氏体均匀化所需时间却甚短；为此目的，不必过分延长工件在炉内的停留时间。资料使用组织分析和性能测试方法，对比了40Cr钢加热，并经“0”、15min和40min保温后淬火-回火的组织、力学性能、多冲抗力、耐磨性能、扫描电镜断口及马氏体成分的检测后指出，“0”与40min保温处理的组织与性能相近或相同。由于“0”保温处理时，钢件在高温停留时间短，奥氏体晶粒来不及长大，淬火得到更细小的马氏体，故塑性、韧性还稍优。

由上述可知，在热处理生产中，对于碳钢及低合金钢，可去除淬火保温时间中的“透烧时间”和“组织均匀化时间”，仅保留工件表面加热到工艺温度时间，即采用“零”保温淬火。这样可在保证工件性能的前提下，缩短热处理工艺周期，大幅度节能以及获得相应的经济效益。

89. 快速加热淬火

预先将炉温升至高于所需的温度，然后将工件装炉并停止供热。当炉温下降到淬火温度时，开始供热并控制温度，工件透烧后取出淬火，这种工艺称为快速加热淬火，工艺示意如图2-12所示。

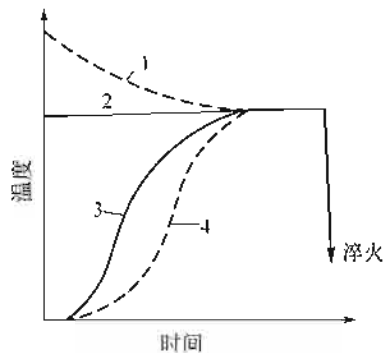


图 2-12 快速加热淬火工艺示意图

1—炉温变化曲线，2—淬火温度；3—工件表面升温曲线；4—工件心部升温曲线

快速加热淬火时炉温约比淬火温度高出100~200℃，因此要求严格控制加热时间，以防工件过热。当原始炉温为950~1000℃时，工件在不同介质中的加热系数如表2-15所示。

表 2-15 快速加热淬火时的加热系数

min/mm

钢 材	加热介质	气体介质炉	盐 浴 炉
	碳素钢	0.5~0.6	0.18~0.20
合金钢	0.5~0.6	0.18~0.20	

快速加热淬火法适用于低、中碳的碳素钢及合金钢。例如，16Mn钢制手拉起重机吊钩，采用快速加热淬火工艺，克服了原工艺周期长、工件硬度偏低的缺点。原工艺与快速加

热淬火后工件的组织及性能的对比如表 2-16 所示。

表 2-16 16Mn 钢吊钩经不同工艺热处理的组织和性能

热处理工艺	硬度 (HRC)	σ_s / MPa	σ_b / MPa	δ_5 / %	ψ / %	a_k / (J/cm ²)	淬硬层深度/mm	金相组织
原工艺, 920℃, 加热系数 $a=30s/mm$ $w(NaCl)10\%$ 的盐水淬火 160℃×90min 回火	42~44	1229.3	1382.6	9.10	37.67	98.0	6~7(测到 34HRC 处)	板条马氏体晶粒度 6~7 级
	42~44	1132.8	1374.9	9.70	42.60	93.1		
	42~44	1123.3	1397.5	9.00	48.16	92.1		
快速加热淬火工艺, 960~980℃ $a=(3.5\sim5)s/mm$ $w(NaCl)10\%$ 的盐水淬火 160℃×90min 回火	42~48	1110.5	1397.5	10.90	45.24	98.0	8~12	细板条马氏体晶粒度 8 级
	42~48	1110.5	1422.5	10.00	45.24	95.1		
	42~48	1247.7	1422.5	11.40	46.71	99.0		

90. 可控气氛加热淬火

钢制工件在空气介质中加热时, 表面将产生氧化、脱碳等缺陷, 导致工件性能的降低, 或为去除表面氧化、脱碳层而增加的冷加工工序和工时, 提高了产品成本。为了防止氧化、脱碳, 可向加热炉内通入成分可以调整的气氛, 而实现工件的光亮淬火或光洁淬火。这种气氛叫作可控气氛。我国常用的可控气氛类别及成分如表 2-17 所示。

表 2-17 部分可控气氛的类别及成分

名称	典型成分 w/%					露点/℃	制备方法
	CO	CO ₂	H ₂	CH ₄	N ₂		
放热式气氛						根据除水方法	液化石油气制备
浓型	10.2~11.1	5.0~7.3	6.7~12.5	0.5	余量	+15~-15	
淡型	1.5	10.5~12.8	0.8~1.2	0	余量	+15~-15	
吸热式气氛	20.5	0.1~1.0	41.0	<1.0	38.5	+15~-15	用甲烷制备
	23.7	0.1~1.0	31.6	<1.0	44.7	+15~-15	用丙烷制备
	24.2	0.1~1.0	30.3	<1.0	45.5	+15~-15	用丁烷制备
滴注式气氛	33.0	0.1~1.0	66.0	<1.5	0	<-40	用甲醇醋酸乙酯为原料时
氮分解气氛	0	0	75.0	0	25.0	-40~-60	
制备氮气氛	0	0	4.0~10.0	0	90.0~96.0		工业氮加氢催化
净化煤气	20.0~28.0	4.0~8.0	45.0~54.0	8.0~16.0	~10.0		城市煤气脱水

放热式与吸热式可控气氛的制备需专用设备; 氮分解气氛 [裂解成 H₂75% 和 N₂25%] 制备方法虽较简单, 但其成本较贵。对于中、小工厂使用最方便的是滴注式可控气氛。制备的方法是将甲醇、乙醇、丙酮、煤油、醋酸乙酯、甲酰胺、三乙醇胺等有机化合物直接滴入热处理炉中产生气氛, 或将此等有机化合物先滴入热解炉中, 产生气氛后再通入热处理炉中。调节有机化合物的滴入量, 即可控制气氛的成分而实现可控气氛加热淬火。热处理炉可使用井式渗碳炉或密封箱式炉。

目前, 可控气氛已在多种热处理工艺中使用 (如光亮退火、光亮淬火、化学热处理等), 表 2-18 示出了可控气氛光亮淬火的一些应用实例。

表 2-18 可控气氛加热光亮淬火应用实例

气氛类别	热处理工艺	工 件	钢 材
吸热式气氛	光亮淬火	汽车、拖拉机零件	35、45、40Cr、40MnB
		内燃机零件	45、40Cr
		轴承套圈、钢球	GCr15
		标准件	35、45
		工模具	5CrMnMo、8Cr3
放热式气氛	光亮淬火	内燃机零件	45、40Cr 等
		弹性垫圈	65Mn
		螺栓	35
		纺织机链片	
氨分解气氛	光亮淬火	轴承套圈、滚柱、钢珠	GCr15
		喷油嘴零件	GCr15
		内燃机零件	2Cr13、Ni36CrAlTi
		农药机械零件	
		仪表零件	铍青铜
		纺织机零件	
滴注式气氛	光亮淬火	手表、钟表零件	60、60Si2Mn
		量具零件	GCr6、T12A
		理发刀片	T10A
		纺织机针	
		纺织机锭子、钢丝圈等	T12A
		手用丝锥	GCr15

91. 氨基气氛洁净淬火

于加热炉中通入氨基保护气氛，可实现工件的洁净淬火。

在震罐式炉（图 2-13）的震底板 6 上加焊弧形盖并使其成为罐状，故称为震罐式炉。罐的结构如图 2-14 所示。向罐内通入氮及丙烷富化气可进行工件的洁净淬火。

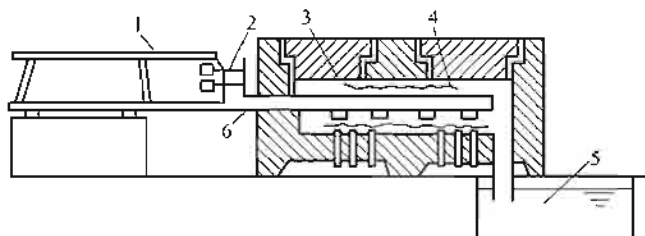


图 2-13 震罐式炉示意图

1—加料台；2—加料门；3—炉罐；4—电热元件；5—淬火槽；6—震底板

工作时氨基保护气氛先进入罐筒内，充满罐筒后从加料门处逸出一小部分，另一部分以废气的形式从后门 5 处溢出并充满炉膛。在炉膛内废气也起到保护气的作用。逸出气体的同

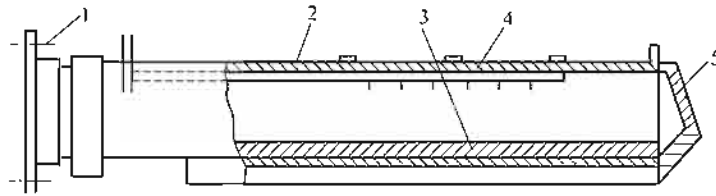


图 2-14 炉罐结构示意图

1—接加料门；2—进气管；3—震底板；4—炉罐；5—后门

时又有保护气进入炉罐内。

在震罐式炉内通入 N_2 (液氮)+ $\Psi(C_3H_8)2\%$ 保护气，进行了 35 钢和 35CrMo 钢制 M8、M10、M12 螺栓的洁净淬火，产品的各项性能指标均达到了技术要求。

92. 滴注式保护气氛光亮淬火

使用滴注式保护气氛可实现工件的光亮淬火或洁净淬火。滴注剂为醇类，也可用煤油、苯等。工作时滴注剂可直接滴入工作炉内；也可先滴入裂化炉内，再将产生的气氛导入工作炉内，以进行工件的保护气氛加热，其装置如图 2-15 所示。

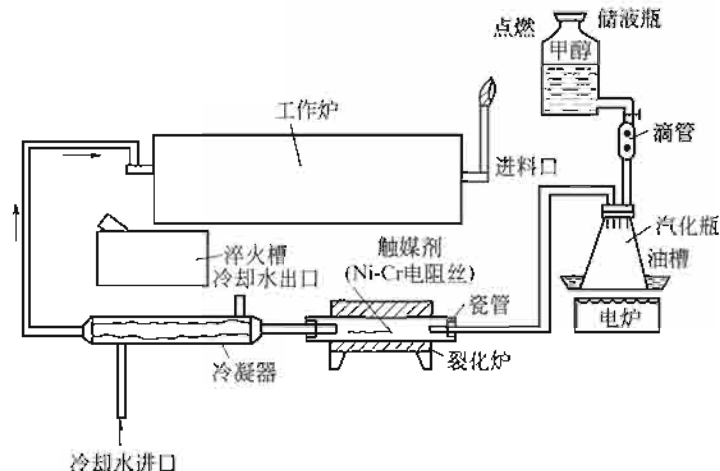


图 2-15 滴注法制备保护气氛的示意图

表 2-19 给出了几种滴注剂的成分及所使用的钢种。

表 2-19 滴注剂成分及应用范围

滴注剂成分(质量比)	使用钢种	滴注剂成分(质量比)	使用钢种
甲醇	30CrMnSi	甲醇/乙酮(6/4)	GCr15
甲醇/乙酮(99/1)	T10A	乙醇/水(3/1)	60Si2Mn
甲醇/乙酮(7/3)	GCr15		

为得到淬火工件的光亮表面，淬火前应去锈除油。淬火油应保持洁净，进行循环过滤。还可在光亮淬火油（GZ-1、GZ-2、GZ-3）或在普通淬火油中加添增亮剂，例如，50 号机油中加入 Ψ （蓖麻油）0.1%，20 号机油中加入 Ψ （二叔丁基对甲酚）0.5%~2%，或将机油加热到 110℃ 左右进行去除灰分的处理等，方能保证淬火工件的光亮表面。

93. 涂层淬火

涂层淬火是在工件表面上涂敷一层膏剂（或乳剂）后加热淬火的热处理工艺，可避免淬火时的氧化、脱碳。近年来涂层用料的研究结果很多，并有配置好的涂料出售。

对于结构钢、不锈钢、高合金钢、工模具钢等可以使用如下成分的防氧化涂料。

3号涂料

成分 w ：04 玻璃料 20%、11 玻璃料 15%、氧化铬 4%、云母氧化铁 8%、滑石粉 10%、改性膨润土 3%、30% 的虫胶溶液 20% 和溶剂 20%。

4号涂料

成分 w ：03 玻璃料 10%、04 玻璃料 10%、11 玻璃料 26%、氧化铬 2%、氧化铝 6%、滑石粉 4%、改性膨润土 2%、30% 的虫胶溶液 20% 和溶剂 20%。

5号涂料

成分 w ：03 玻璃料 3%、04 玻璃料 6%、11 玻璃料 35%、钛白粉 11%、改性膨润土 3%、30% 的虫胶溶液 21% 和溶剂 21%。

可应用喷涂（涂料的黏度为 $18\sim 25\text{Pa}\cdot\text{s}$ ，风压 $19.6\sim 39.2\text{MPa}$ ）、刷涂（涂料的黏度为 $35\sim 45\text{Pa}\cdot\text{s}$ ）或浸涂法涂敷于工件表面，涂层厚度以 $0.08\sim 0.15\text{mm}$ 为宜。

94. 包装淬火

包装淬火是将工件封装在不锈钢箔（ $50\mu\text{m}$ ）制的袋中，抽净空气并将钢箔焊合，放入空气介质炉中加热，并一同淬火的热处理工艺，可实现无氧化、无脱碳的洁净淬火。这一工艺方法使用于单件小批生产，如模具等。

95. 硼酸防护光亮淬火

工件表面涂敷硼酸，可有效地防止淬火加热时的氧化、脱碳，实现光亮淬火。涂敷硼酸的方法有两种。

① 热涂硼酸。首先将工件加热至 $200\sim 300^\circ\text{C}$ 后，在其上涂以硼酸干粉，硼酸受热即成液体状态，均匀分布于工件表面。适用于加热时间较长的工件，如模具等。

② 冷涂硼酸。将硼酸溶解于酒精中，工件加热前浸入该溶液，提出干燥后表面结晶出一薄层硼酸，即可进行加热淬火。

最后尚应指出，硼酸防护只使用于加热温度低于 900°C 的工件；高出这一温度，硼酸与工件产生强烈作用将使工件腐蚀。

96. 真空淬火

钢材或工件在真空加热后进行淬火的热处理工艺，称为真空淬火。能够进行真空淬火的材料很多，如空淬钢、各种类型的高速钢、油淬工具钢、不锈钢、镍合金及钛合金等，而真空淬火主要适用于要求较高的刀具、模具、轴承及精密零件等的热处理。

真空淬火时真空度的选择是工艺的重要参数之一。一般中温加热的工件，真空度为 0.1~1Pa 即可达到真空淬火的目的。加热温度较高时（高于 1000℃），应向炉内通入适量的氮和氩气使真空度下降到 1~10Pa 以下，以防钢中合金元素的蒸发。几种常用钢真空淬火加热时的真空度如表 2-20 所示。

表 2-20 常用钢真空淬火加热时的真空度

钢 材	预热温度/℃	淬火温度/℃	推荐真空度/Pa	冷却方法
Cr12Mo	815	930~980	10~1	惰性气体
Cr12MoV	820	1000~1060	10~1	惰性气体
W6Mo5Cr4V2	820~850	1190~1230	26.6~13.3	惰性气体/油
W18Cr4V	850	1260~1300	26.6~13.3	惰性气体/油
30CrNiMo	720	830~860	1~10 ⁻¹	惰性气体
30CrMnSi	—	900	1	油

工件的淬火冷却，可采用气淬、油淬和水淬等方法；但是，后者在真空淬火时很少使用。

气淬是在真空加热后，将工件移入真空炉的冷却室并向其内通入氩或氮、氮、氢等气体，同时开动冷却室内附带的风扇搅动气体，以加速工件的冷却。当其他条件相同时，上述四种气体中冷却能力最强是氢，其后依次为氮、氮、氩等。但是，氢气使用时安全性能较差，而氮气的价格又较昂贵，所以一般多使用高纯度的氮气作为气淬介质。

油淬时应使用真空淬火油作为淬火介质。真空淬火油的冷却能力，与其压力有着密切关系；随着压力的降低，冷却过程的汽膜显著增长，从而降低了油的冷却能力。为了获得与正常压力下工件相同的淬火冷却速度，常在真空加热后淬火前，通入惰性气体，使油表面压力达到 0.027MPa 后再行油冷淬火。油淬适用于淬透性较低的钢种；而气淬由于冷却速度较低，只适用于淬透性较高的钢，如各种空淬钢、高速钢等。真空淬火时几种钢制工件的尺寸、淬火介质与硬度的关系如表 2-21 所示。

表 2-21 真空淬火时工件的尺寸、淬火介质与硬度

尺寸 钢号		50mm 以下		50~100mm		100mm 以上	
		气淬硬度 (HRC)	油淬硬度 (HRC)	气淬硬度 (HRC)	油淬硬度 (HRC)	气淬硬度 (HRC)	油淬硬度 (HRC)
SKH9	W6MoCr4VS	64	—	62	—	60	—
SKD11	Cr12MoV	62	63	61~62	63	59~60	60~61
SKT4	5CrNiMo	—	62	—	60	—	58
SKS3	CrWMn	—	64	—	60	—	55
SUJ2	GCr15	—	66	—	64	—	58
SK3	T10	—	64	—	62	—	50~54
SCM4	40CrMo	—	55	—	50	—	45
SNCM8	40CrNiMo	—	55	—	50	—	45
S55C	55	—	60	—	55	—	50

真空淬火需要特殊的加热设备，操作也较复杂。但是，与盐浴加热淬火相比较，有下列

优点，因而得到日趋广泛的使用。

① 工件经真空淬火后，淬火变形较小，为精密机件的淬火处理提供了方便。资料介绍使用 Cr12MoV 钢制的环形缺口试样（如图 2-16 所示），进行了真空加热气冷淬火、硝盐分级淬火和油淬后变形量的测量，所得结果如表 2-22 所示。从表中所列数据可以看出，真空淬火后试样变形量远远小于其他两种方法淬火后的变形量。造成这一现象的根本原因有待进一步研究。但是，在真空炉中工件的加热是随炉升温，热量的传递又是以辐射的方式进行，加热缓慢而均匀。另外，气淬时无需移动工件，也可能是变形较小的原因之一。

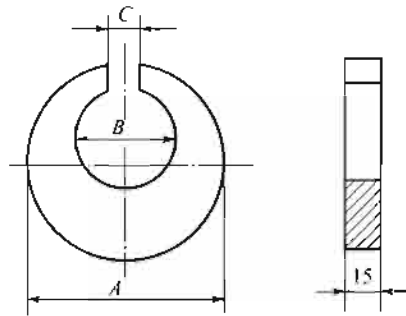


图 2-16 环形缺口试样

表 2-22 Cr12MoV 钢环形缺口试样不同工艺淬火后的变形量

工 艺	A 部位			B 部位			C 部位		
	淬火前	淬火后	变形量	淬火前	淬火后	变形量	淬火前	淬火后	变形量
真空加热气冷淬火	75.04	75.03	-0.01	40.16	40.14	-0.02	12.80	12.81	+0.01
1000℃加热预热冷至 900℃ 280℃硝盐分级淬火	75.00	75.06	+0.06	40.16	40.18	+0.02	12.80	12.86	+0.06
1000℃加热油淬	75.10	75.19	+0.09	40.06	40.16	+0.06	12.80	13.04	+0.24

② 真空加热，防止了工件表面的氧化与脱碳，经淬火后可获得光亮的表面。除可提高产品质量外，还可以节约清洗工时，在这一方面气淬的效果尤为显著。油淬后工件表面的光亮程度稍差，这是由于在油中残存有少量的碳、水及氧所造成，可由提高真空淬火油的质量来解决。

③ 淬火可有效地提高工件的使用寿命。资料列举了大量数据指出，与盐浴加热淬火相比较，真空淬火可使模具的使用寿命提高 30%~40%，经济效益显著。造成这一现象的原因，可能与无氧化、无脱碳加热及淬火时冷却较均匀等有关。

④ 真空加热淬火是无污染作业。盐浴加热时的废气、废水、废渣则污染环境，对操作人员也有一定程度的危害。

97. 真空高压气体淬火

高速钢制大尺寸工、模具的真空淬火，由于冷却速度慢，不能防止淬火过程中沿奥氏体晶界碳化物的析出，贫化了奥氏体的合金化程度，降低了工具的红硬性及其使用寿命。为此，大型高速钢制工、模具，过去仅能在盐浴炉中加热及淬火。真空高压气体淬火可克服这一缺点。

资料提供了在总量为 100kg 的高速钢制 $\phi 25\text{mm}$ 、 $\phi 32\text{mm}$ 、 $\phi 54\text{mm}$ 端面铣刀，从

1190℃淬火冷却到650℃时，盐浴炉与真空高压（ $5 \times 10^5 \text{ Pa}$ ）气体淬火（VTC）炉的冷却速度数据，如表2-23所示。表中数据说明，大直径刀具的真空高压气体淬火的冷却速度比盐浴淬火快。更大型高速钢制工件应用真空高压气体淬火，也得到了满意的结果，见表2-24和表2-25。由表2-24和表2-25中数据可知，大至 $\phi 114 \text{ mm}$ 的高速钢制工件，也可进行真空高压气体淬火。

表 2-23 盐浴淬火与真空高压气体淬火冷却速度的比较

工件尺寸/mm	在盐浴炉内单件淬火的冷却/(℃/s)	在VTC炉中的冷速/(℃/s)	工件尺寸/mm	在盐浴炉内单件淬火的冷却/(℃/s)	在VTC炉中的冷速/(℃/s)
$\phi 25$	13.2	12.8	$\phi 54$	6.7	7.8
$\phi 32$	7.3	9.7			

表 2-24 真空高压气体淬火与盐浴硬度值的比较

钢 材	截面尺寸/mm	处 理	显微硬度(HV)	洛氏硬度(HRC)
W6Mo5Cr4V2	76	盐浴淬火	756.2	61.5
W6Mo5Cr4V2	76	真空淬火	788.4	62.5
W6Mo5Cr4V2	114	盐浴淬火	810.5	63.5
W6Mo5Cr4V2	114	真空淬火	812.1	63.5
W6Mo5Cr4V2	95	盐浴淬火	874.5	66.5
W6Mo5Cr4V2	95	真空淬火	878.5	66.5

表 2-25 真空高压气体淬火-回火与盐浴淬火-回火硬度值的比较

钢 材	工件尺寸/mm	淬火方式	显微硬度(HV)	洛氏硬度(HRC)
W6Mo5Cr4V2	76	盐浴	819.1	62.6
W6Mo5Cr4V2	76	高压气淬	826.2	64.0
W6Mo5Cr4V2	114	盐浴	866.8	65.5
W6Mo5Cr4V2	114	高压气淬	844.3	65.1
W6Mo5Cr4V2	95	盐浴	840.6	64.9
W6Mo5Cr4V2	95	高压气淬	853.5	65.3

表2-24和表2-25中工件的热处理规范如下。

(1) 盐浴淬火

工件870℃预热，1193℃奥氏体化，627℃马氏体分级淬火，527℃回火2次，每次3h。

(2) 真空高压气体淬火

在VTC炉中843℃预热4h，随炉升温至1193℃奥氏体化5min，通入压力为 $5 \times 10^5 \text{ Pa}$ 高压氮气，使工件冷却至93℃以下出炉回火。回火参数与盐浴淬火者相同。

此外，与盐浴炉淬火、真空加热油淬、真空加热气淬相比较，真空高压气体淬火还具有：工件表面不氧化、不增碳、变形小、生产效率高、成本低（约为盐浴淬火的50%）、无环境污染等优点，因而其应用与日俱增。国外已生产出了VTC、VVTC、VTTC、HPQ等型号真空高压气体淬火装置，供应市场需求。

98. 循环加热淬火

循环加热淬火工艺如图 2-17 所示，多应用于过共析钢制造的工、模具，以提高其韧性，工艺特点及韧化原因如下。

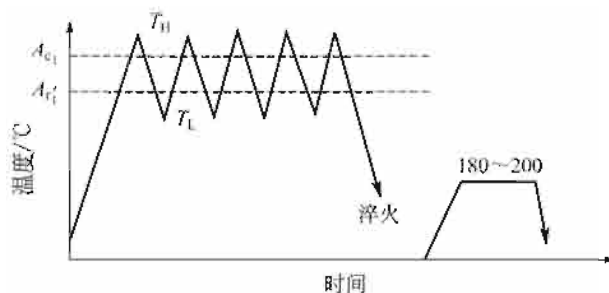


图 2-17 循环加热淬火工艺示意图

① 工件加热有一上限温度 T_H 和一下限温度 T_L ，工件在上、下限温度往复循环加热。 T_H 温度在钢的 $A_{c1} \sim A_{c_m}$ 之间， T_L 低于 A'_{r1} 点。

② 工件的每一加热循环都通过临界点，可使晶粒不断地细化。循环数足够多时可得到超细晶粒（12 级或更细）组织，使钢的强度、塑性、韧性同时得到提高。

③ 每一循环的加热温度较低（ T_H ）、时间短，奥氏体合金化程度低，淬火后得到较多的板条状马氏体，也促使钢的韧性提高。

例如，CrWMn 钢制手表零件用模具，采用循环加热淬火， $T_H = 790^\circ\text{C}$ （钢的 $A_{c1} = 750^\circ\text{C}$ 、 $A_{c_m} = 940^\circ\text{C}$ ，正常淬火加热温度 $820 \sim 840^\circ\text{C}$ ）、 $T_L = 670^\circ\text{C}$ （钢的 $A_{r1} = 710^\circ\text{C}$ ），克服了模具早期断裂失效，并使模具的使用寿命提高了 3~4 倍，其中离合杆凸模寿命达 9 万次，快慢针模具达 17 万次。

99. 淬火-抛光-淬火 (Q-P-Q) 处理

Q-P-Q 是英文 Quench（淬火）-Polish（抛光）-Quench 单字的字头，工艺如图 2-18 所示。过程为：① 工件预热（非精密件可不预热），预热温度约 400°C ；② 在 $540 \sim 580^\circ\text{C}$ 温度范围内进行低温盐浴碳氮共渗，共渗时间视材料及工件的技术要求而定，一般为 $10 \sim 180\text{min}$ ；③ 共渗后工件立即淬入 $330 \sim 400^\circ\text{C}$ 的 ABI（或 Y-1）盐浴中保持 $10 \sim 30\text{min}$ 氧化处理；④ 在室温轻度抛光，以去除低温碳氮共渗后表面粗糙的多孔层，并降低表面粗糙度；⑤ 工件再次在 ABI（或 Y-1）盐浴中氧化。

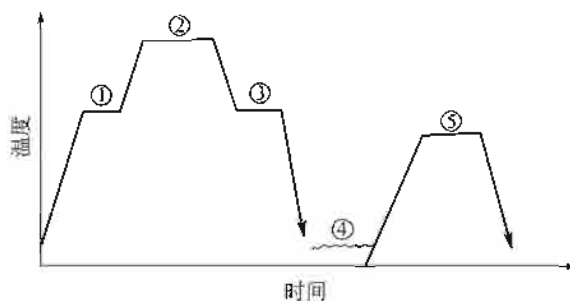


图 2-18 Q-P-Q 工艺过程示意图

经 Q-P-Q 处理的工件除保留低温碳氮共渗后高耐磨性和高的旋转弯曲疲劳外，还提高了抗盐雾腐蚀性能并保持表面光滑、均匀的美观表面。经几种工艺加工后，工件抗盐雾腐蚀性能的对比如图 2-19 所示。图中数据系三次实验的平均值，每次使用 5 个试样。由图可见，Q-P-Q 处理后工件的抗盐雾腐蚀性能最优。

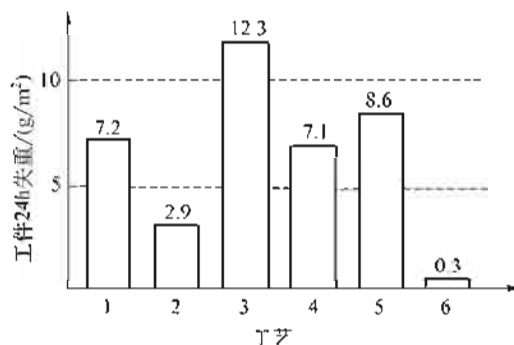


图 2-19 不同工艺加工后工件的抗盐雾腐蚀性能

1—电镀硬铬 (20 μm)；2—化学镀镍 (20 μm)；3—盐浴低温碳氮共渗
后水淬；4—盐浴低温碳氮共渗+盐浴淬火；5—盐浴低温碳氮
共渗+盐浴淬火+抛光；6—Q-P-Q 处理

Q-P-Q 处理已在抗腐蚀、抗磨损的工件上使用，如汽车零件（螺栓、液压件、化油器零件和联轴器）、照相机零件、商业机械等。

Q-P-Q 处理的作用是：①取代镀硬铬工艺；②用经 Q-P-Q 处理的结构钢取代含铬不锈钢。

100. 流态炉加热淬火

流态炉（流态床、沸腾层、浮动粒子炉）是以空气或燃气通过带细孔的格板，吹动固态的微粒，使其呈悬浮状态浮动，并用直接电热或外部电热、燃气直接加热或燃气外部加热等方式，使温度升高的加热设备。图 2-20 为直接电热流态炉示意图。所用粒子为石墨或碳化硅，粒度 0.05~2mm。

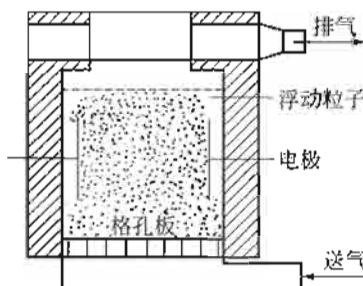


图 2-20 直接电热流态炉示意图

流态炉启动较快，保温阶段所需热能也较少。例如，资料指出，75kW 的流态炉与相同功率的盐浴炉相比较，启动时由室温至 800℃，可节约用电 73%，缩短升温时间 80%。在 1000℃保温时，所耗电能为盐浴炉的 66%。由此可知，启动快和能源消耗少是流态炉主要优点之一。

工件在流态炉中的加热速度，可在较大的范围内变动，图 2-21 为 $\phi 50\text{mm} \times 177\text{mm}$ 试件在不同介质中的加热速度。图中画有斜线的区域，表示加热速度的变动范围。从图可知，在流态炉中工件的加热速度可达到在盐浴炉中的水平，并且炉温分布均匀，在 $800 \sim 1300^\circ\text{C}$ 温度的炉内，各部位的温差不大于 $3 \sim 7^\circ\text{C}$ 。

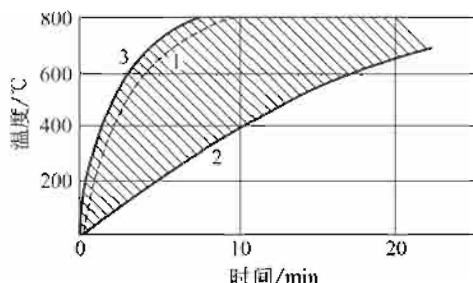


图 2-21 $\phi 50\text{mm} \times 177\text{mm}$ 圆柱试件在不同介质中的加热曲线
1—盐浴炉中；2—箱式炉中；3—流态炉中

这种炉子的使用温度范围极广 ($100 \sim 1300^\circ\text{C}$)，而且炉内气氛性质可因通入气体和粒子的种类以及使用温度的不同而不同。如以通入空气的石墨流态炉为例，它在 $700 \sim 800^\circ\text{C}$ 时，炉中 $\varphi(\text{CO}_2)$ 约为 $17\% \sim 19\%$ ，炉气呈弱氧化性。 900°C 时炉气是中性，其中 $\varphi(\text{CO}) 13\% \sim 16\%$ 、 $\varphi(\text{CO}_2) 14\% \sim 17\%$ 。而在 1000°C 时， $\varphi(\text{CO})$ 为 $27\% \sim 30\%$ ，炉气呈弱还原性。因此，可在流态炉中对中碳及高碳钢制工件实现无氧化、无脱碳加热。对低碳钢则又可以实现表面增碳处理。由此可知，流态炉具有启动迅速、对工件加热速度快、炉温均匀、使用温度范围宽广以及炉内气氛可调等优点，所以在热处理生产中的用途日渐增多。它主要用于处理要求较高，小批量的中、小型零件，特别是对 1060°C 温度以下淬火加热的工模具最为适宜。表 2-26 为常用工模具在流态炉中进行淬火加热的实例。薄刃工模具在该种炉中加热无被腐蚀之患，无需清洗即可转入下一工序继续进行加工。除此之外，流态炉还可应用在有色金属热处理、高速钢淬火加热、高强度铸铁快速石墨化退火、回火以及渗碳和渗氮等热处理工艺中。

表 2-26 常用工模具在流态炉中进行淬火加热应用实例

工模具名称及规格	钢材	淬火工艺	淬火后硬度(HRC)
M8~M16 丝攻	T10	800°C , 水-油	62~65
M5~M14 螺母六方冲	9SiCr	860°C , 油	62~65
M6 螺杆上罩模	65Mn	860°C , 水-油	60~62
M5~M8 螺母冲孔冲	60Si	860°C , 水-油	60~62
M20 螺杆热锻模	3Cr2W8V	1050°C , 油	52~53
M6~M16 螺母成形模	Cr12MoV	1020°C , 油	62~65
M6~M16 螺杆底模	Cr12Mo	1030°C , 分级淬火	62~65
M6~M30 滚丝模	Cr12MoV	1000°C , 分级淬火	62~65

流态炉在使用时粉尘较多，因此在工作场地需要良好的排气除尘装置。

101. 石墨流态炉加热淬火

使用石墨作为浮动粒子，可对工件实现流态炉加热淬火。当以空气为气源、温度 $800 \sim 1050^\circ\text{C}$ 时，炉内为中性或弱还原性，被加热工件表面无氧化、脱碳现象。温度超过 1050°C

后，空气中的氧与石墨作用产生大量的 CO 气体，并在与钢件表面接触时发生 $2\text{CO} \rightarrow [\text{C}] + \text{CO}_2$ 反应，使钢件渗碳，限制了石墨流态炉对高合金钢，如高速钢等的淬火加热。资料提出，石墨流态炉在 1000℃ 以上加热时，使用工业氮气作为气源，能控制住大量 CO 气体的产生；还指出，工业氮气中微量 ($\leq 1.5\%$) 的 O_2 所产生的 CO，恰可抑止工件表面含碳量的变化。如此，则扩大了石墨流态炉的使用温度范围，为高速钢及其他高合金的流态炉淬火加热创造了条件。

102. 流态炉淬火冷却

工件可在流态炉（例如用粒度 0.12~0.16mm 的铝屑或三氧化二铝，以 0.2m/s 的流速吹入压缩空气）中进行淬火冷却，其冷却能力可在相当宽的范围内调节。最大冷却能力与一定的气流速度相对应。当气流速度为零时（停止送气，粒子处于静止状态），冷却速度最小（与空冷相近）。各种冷却介质的冷却速度对比如图 2-22 所示。在奥氏体最不稳定的温度区间，流态炉的冷却速度可在 0.5~60℃/s 之间变化。对大部分合金钢（临界冷速为 0.1~100℃/s），流态炉可实现淬火操作。对碳钢（临界冷速为 100~600℃/s）进行冷却时，也可得到比普通正火更为弥散的珠光体组织。

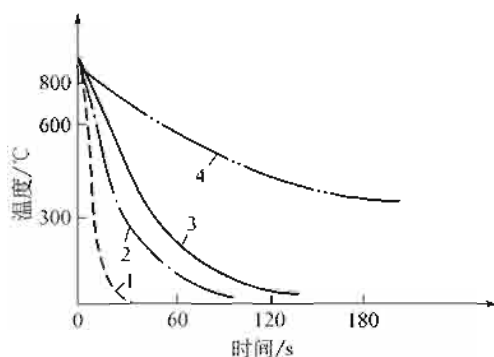


图 2-22 各种冷却介质的冷却速度
1—水，2—油，3—流态炉，4—空气

由于流态炉中的冷速极易用改变气流速度的方法加以调整，因而能够实现程序控制的最佳冷却规程，足以代替双液淬火、马氏体分级淬火来处理形状复杂、硬度及变形要求严格的重要零件和工、模具等。

103. 脉冲加热淬火

利用电脉冲在若干毫秒的时间内将工件加热到淬火温度，然后切断电源，以自激冷的方式进行淬火冷却。

实现脉冲性加热和突然切断电源，可应用高频脉冲感应加热（所使用的频率为 12MHz、27MHz）、脉冲电流直接加热、等离子射线和能量射线（如激光、电子束）等。

这种方法加热迅速，零件变形极小，适用于木材和金属切削工具以及照相机、钟表等极小极薄的易磨损零件或细小内孔的淬火加热等。

104. 感应穿透加热淬火

感应加热淬火主要适用于表面强化，但对截面较小的工件，可用感应穿透加热进行淬火，能减少氧化、脱碳及淬火变形。此外，感应穿透加热淬火质量稳定，而且易于实现机械化、自动化，在成批、大量生产中得到广泛应用。

感应穿透加热淬火常采用 2500~8000Hz 中频发电机作为淬火加热设备，而用工频装置作为回火加热设备联合使用。图 2-23 为丝杠毛坯感应调制装置示意图。采用 2500Hz、100kW 中频发电机可穿透加热 $\phi 60\text{mm}$ 以下棒料。直径大于 $\phi 60\text{mm}$ 者则需要工频感应穿透加热淬火。用 100Hz、750~900kW 中频发电机可对 30~50mm 厚、500~1000mm 宽不锈钢板进行感应穿透加热固溶处理。

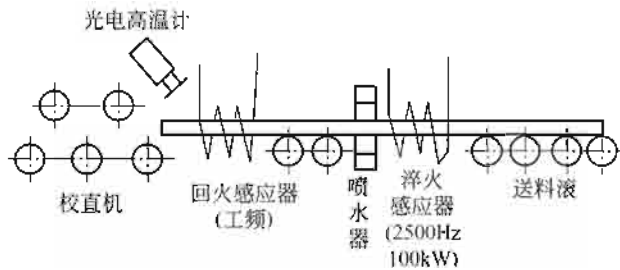


图 2-23 丝杠毛坯感应调制装置示意图

对于厚板，感应穿透加热时，由于加热不均匀，影响加热淬火质量，此时可用感应加热与炉内均热的方法（混合加热法）加热，然后淬火。

105. 通电加热淬火

通电加热淬火是将工件接在电路中，通电后工件发热，利用这种方法即可进行加热淬火。所用装置如图 2-24 所示。适用于杆状工件，其优点是加热速度快，能大幅度地节约资源。

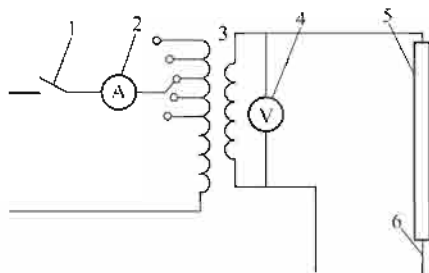


图 2-24 通电加热装置示意图

1—开关，2—电流表，3—变压器，
4—电压表，5—工件，6—导线

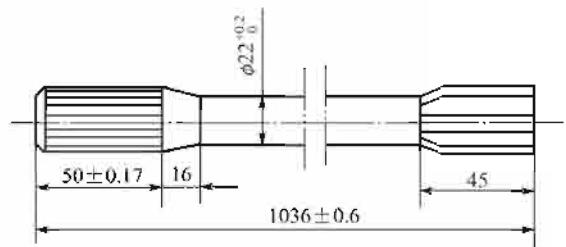


图 2-25 扭力轴

例如，如图 2-25 所示用 60Si2MnA 钢制造的扭力轴，要求经热处理后硬度为 45~50HRC，通电加热淬火的工艺参数为：电压 9V、功率 21.25kW、加热时间 3min，达到 900~910℃油淬，油温控制在 30~80℃，工艺冷却到 150℃后取出空冷，再进行 430℃±

10℃、60min的回火，即可达到性能要求。

通电加热淬火由于时间短，工件的氧化、脱碳甚微。对于要求严格的工件可在加热前表面涂敷防氧化、脱碳的涂料。

106. 盐浴加热淬火

应用熔融状态的盐对工件进行加热淬火，称为盐浴加热淬火。盐浴加热较普通空气介质炉内加热速度快且质量好；脱碳及氧化损失较小；又因工件处于悬挂状态加热，热处理变形较小。

淬火加热用盐浴的成分如表 2-27 所示。它们应具有：①良好的流动性，高的传热能力；②较小的黏度，以免大量黏着在工件上，淬火后的工件应易清洗；③对工件不应有强烈的腐蚀作用；④在使用温度不应挥发出大量有毒气体；⑤价格低廉，容易获得等性能和特点。长期使用时，由于盐浴面与空气相接触，又由于工件带入的氧化物，逐渐使得盐浴加热时防止氧化、脱碳的作用减小，因此必须周期地对盐浴进行脱氧处理。

表 2-27 常用淬火加热盐浴的成分

成分 w/%	熔点/℃	使用温度/℃	成分 w/%	熔点/℃	使用温度/℃
BaCl ₂ 100	960	1100~1300	NaCl50+KCl50	670	720~1000
BaCl ₂ 95+NaCl5	850	1000~1300	NaCl28+CaCl ₂ 72	500	540~870
BaCl ₂ 70+Na ₂ B ₄ O ₇ 30	940	1050~1300	NaCl50+Na ₂ CO ₃ 50	560	590~850
NaCl100	810	850~1100	NaCl50+K ₂ CO ₃ 50	560	590~820
KCl100	772	800~1000	KCl50+Na ₂ CO ₃ 50	560	590~820
Na ₂ CO ₃ 100	852	900~1000	NaCl35+Na ₂ CO ₃ 65	620	650~820
BaCl ₂ 80~90+NaCl10~20	~760	820~1100	BaCl ₂ 50+NaCl20+KCl30	560	580~880
BaCl ₂ 70~80+NaCl20~30	~700	750~1000	BaCl ₂ 31+NaCl21+CaCl ₂ 48	435	480~780
BaCl ₂ 50+NaCl50	600	650~900	KCl50+NaCl20+CaCl ₂ 30	530	560~870
BaCl ₂ 50+CaCl ₂ 50	600	650~900	BaCl ₂ 33+NaCl34+CaCl ₂ 33	520	600~870
BaCl ₂ 50+KCl50	640	670~1000	Na ₂ CO ₃ 80+NaCl18.5+SiCl ₄ 1.5	680	730~930

盐浴炉的热源可分为燃料式、电阻式、电极式及感应式数种。

对防氧化、脱碳要求极严格的工具，如锉刀等可使用下列成分的中温盐浴：

① $w(\text{BaCl}_2)66.8\% + w(\text{NaCl})30\% + w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)3\% + w(\text{B})0.2\%$ ；

② $w(\text{KCl})52.8\% + w(\text{NaCl})44\% + w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)3\% + w(\text{B})0.2\%$ 。

使用前 BaCl₂、KCl、NaCl 要经过 700℃ 焙烧，Na₂B₄O₇ 需在 500~600℃ 焙烧，B 为工业用非结晶状。

107. 盐浴静止加热淬火

对薄边或复杂形状的工件（如胶木模等），为了避免淬火加热中由于盐浴翻滚引起翘曲变形，可预先将盐浴温度升至较工艺要求高出 20~30℃ 后切断电源，并浸入工件，使其在静止盐浴中加热，加热时间可经预先试验确定。

108. 单液淬火

工件加热奥氏体化后，在单一淬火介质中连续冷却的淬火工艺，称为单液淬火。这种淬火方法简便，但在淬火过程中工件的变形与开裂倾向较大，且不易控制，因此只适用于形状简单、无尖锐棱角和截面形状无突然变化的工件。

单液淬火介质应具有：①一定的冷却能力，使工件易于淬火硬化；②不侵蚀工件，无公害；③经久使用不变质；④淬火后工件易清洗；⑤价格低廉、来源方便等特性。常用的淬火介质有水和水基淬火介质、油类淬火介质、熔盐和熔碱淬火介质等。

工件在上述淬火介质中的冷却过程，通常分为三个阶段，即汽膜期、沸腾期及对流期，其中在汽膜期工件的冷却速度较慢，而在沸腾期工件的冷却速度最快。淬火工件与介质之间的相对运动，可提前进入沸腾期，从而加速工件的冷却速度。在一般情况下，工件淬火时从 A_1 点到 M_s 温度范围内应快速冷却，以避免珠光体或贝氏体转变；而在 M_s 点以下，则应缓慢冷却，以减小相变应力，从而减小工件的淬火变形和避免开裂。

水及油是应用最广泛的淬火介质。水作为淬火介质，在高温区间（650~550℃）冷却速度快（约为 600℃/s），是其优点；而在低温区间（300~200℃）冷却速度快（约为 270℃/s），则是缺点；易使淬火工件变形增大，甚至淬裂。水温升高，促使其在高温区间冷却能力降低，而在低温区间的冷却能力则几乎没有变化，即失掉了优点并保留了缺点。此外，水温升高会导致工件在其中冷却不均匀性的增大，从而使淬裂的倾向性增大。由此可知，水温升高对工件的淬火质量是不利的。在生产中应设法避免。工件在低于 10℃ 的冷水中淬火，实践证明，同样是不利的，因为在此种情况下，工件中的热应力急剧增加而使变形增大。

向水中加入盐、碱、酸等物质制成以水为基的淬火介质，可有效地加速在高温区间的冷却能力，易于获得淬透的工件。水基介质中以 $w(\text{NaCl})5\% \sim 15\%$ 水溶液具有最大（在 650~550℃ 温度区间可达 1100℃/s 的冷速）和最均匀的冷却能力，可作为淬火介质，应用在工具生产中，以及结构钢制的小、大和中型工件的断续淬火而能获得良好的效果。进一步提高溶液中 NaCl 的含量，由于介质的黏度增加而使其冷却能力降低。

水中加入碱（如苛性钠）与加入盐的作用相同，也可有效地提高在高温区间的冷却能力（约达 800℃/s）。在单液淬火时，对于淬透性较低的钢应使用 $w(\text{NaOH})5\% \sim 15\%$ 水溶液。对于淬透性较高的钢，则以应用 $w(\text{NaOH})30\% \sim 50\%$ 水溶液为宜，它可适当减小形状复杂工件淬火时变形和淬裂的倾向性。这类淬火介质的另一特点是淬火后工件表面呈银白色，而无需再进行酸洗或喷砂等清理工序。应用这种介质时，工作场地应有良好的通风装置，以排除有害蒸汽。此外，这种介质易吸收空气中的 CO_2 ，会逐渐地改变其成分，因此需经常地检验其成分并随时加以调整。

水中加入酸，也可以提高溶液在高温区间的冷却能力。但是，酸溶液的蒸汽具有强的腐蚀作用和毒性，因此生产中很少使用。

此外尚应指出，盐、碱等水基淬火介质，虽然能大大地提高（与水相比较）高温区间的冷却能力，但对低温区间的冷却能力影响却较小。另一方面，当这类介质温度升高时，将丧失其高温区间的冷却能力，因此，应在冷态使用。

水和水基淬火介质中如混入肥皂或油类，都将降低其高温区间的冷却能力，而对低温区间的冷却能力的影响却甚微。所以在工作过程中应保持这类淬火介质清洁，勿使肥皂、油

类等混入。

单液淬火应用的最多的另一淬火介质是油。与水及水基淬火介质相比较，它的特点是冷却缓慢而均匀，并且冷却能力与其本身温度之间的关系很小。在低温区间冷却慢（ $\sim 30^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ）是油淬火介质的重要优点，但在高温区间冷却慢则是其缺点，因此只适用于合金钢制工件或小型碳钢件的淬火。

由上述可知，水及水基、油作为淬火介质各有其优缺点，如何取长补短，研制出更多的兼有上述优点的淬火介质（如聚乙烯醇水溶液、氯化钙水溶液等），则成为热处理工作者的重要课题之一。

除选用适当的淬火介质外，工件浸入淬火介质的方式，对于获得良好的淬火结果（如得到马氏体组织、尽可能小的淬火变形和避免淬裂等）有着重大的作用，必须引起足够的重视。不同形状的工件，淬火方式应不同，建议采用如图 2-26 所示的淬入方式。

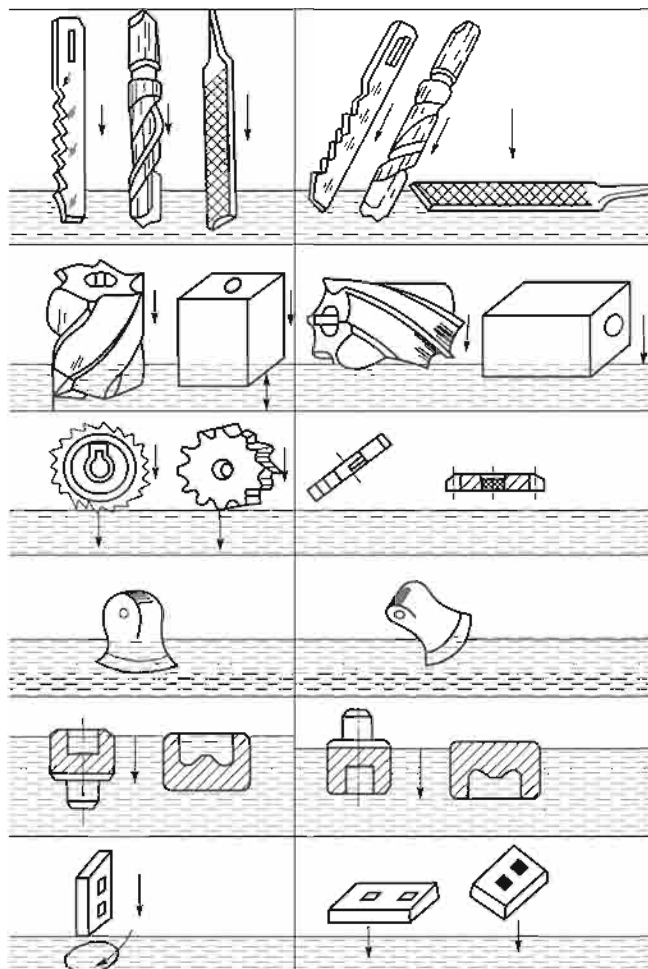


图 2-26 工件淬入淬火介质的正确方式

① 尺寸不均匀的工件，应先淬入厚的部分，然后再淬入薄部分。当柱形或锥形工件上有薄的边缘时，可应用合适的夹具，以增加这些边缘的“厚度”。

② 丝杠、铰刀和钻头等细长工件，应垂直淬入淬火介质中，可减小弯曲变形。

③ 具有封闭腔的工件，淬火时应使开口端向上，以利于蒸汽的逸出。

④ 圆盘形的薄扁平工件，应侧向淬入淬火介质中。

⑤ 薄壁圆环应使母线处于垂直位置淬入淬火介质中。

⑥ 在淬火介质中工件的全部表面应保证能够均匀的冷却，不允许堆积和彼此紧密接触。易淬裂的工件，可应用以下的淬火介质。

(1) 二硝淬火剂

成分为 $w(\text{NaNO}_3)31.2\% + w(\text{NaNO}_2)20.8\% + \text{余量 H}_2\text{O}$ 。配制时硝酸盐与水倒在淬火槽中混合、搅拌均匀，放置 24h 后即可使用。二硝与其他介质冷却性能的比较如表 2-28 所示。

表 2-28 二硝与其他淬火介质冷却性能的比较

淬火介质	相对冷却速度		介质的使用温度/℃
	650~550℃ 区间	300~200℃ 区间	
水	1	1	≤20
$w(\text{NaCl})10\%$ 水溶液	4.365	0.720	≤60
三硝(相对密度 1.50)	4.160	0.396	≤60
二硝(相对密度 1.44)	4.260	0.336	≤60
$w(\text{聚乙烯醇})0.05\%$	0.900		
机油	0.550	0.032	≤80

(2) 三硝淬火剂

成分为： $w(\text{NaNO}_3)25\% + w(\text{NaNO}_2)20\% + w(\text{KNO}_3)20\% + \text{余量 H}_2\text{O}$ 。配置及使用方法与二硝淬火介质相同。

(3) 氯化钙淬火介质

氯化钙淬火介质为氯化钙水溶液。配制方法是将水注入淬火槽中，之后将氯化钙逐渐加入水中搅。配制完了放置 24h，捞去表面泡沫即可使用。介质的浓度以其密度计量。低浓度（密度小于 1.2）冷却能力约与 $w(\text{NaCl})10\%$ 水溶液相当。高浓度（密度大于 1.38）介质，在低温区的冷却能力约与油相等。淬火后工件要用水清洗以防生锈。

氯化钙淬火介质中溶入氯化锌，可进一步提高其密度，延缓淬火低温区的冷却速度。

109. 压缩空气淬火（空淬及风淬）

高淬透性钢（如马氏体不锈钢等）制工件加热到淬火温度后，在静止空气（空淬）或气流（风淬）中冷却，也可避免奥氏体的分解而获得马氏体组织。风淬时，为了得到较大的冷却速度，可使压缩空气自喷嘴高速吹向工件。

低、中合金钢大锻件淬火时，应用风冷方法，可使冷却均匀，能够减小淬火变形和淬裂，但淬硬层较薄，有时甚至只能得到贝氏体或贝氏体加马氏体组织。

对于较小的工件，淬火时无需使用比临界速度高出许多倍的强烈淬火介质（如水、油等），以便在淬硬的条件下不致产生由热应力而引起的变形。用不同速度的压缩空气进行较小工件的淬火简单易行，效果良好。例如，20CrNi3A、30CrMnSiA、40Cr、65Mn、9SiCr 等低合金钢均可用 20~10m/s 的压缩空气淬火；碳素钢难以用压缩空气淬火得到马氏体组织。700℃ 及 200℃ 时压缩空气的冷却速度与油比较接近。此外，采用压缩空气容易实现局

部冷却或分区冷却，使复杂工件或带有内孔的工件冷却均匀，减小应力及淬火变形以及开裂的危险性。

110. 动液淬火

动液淬火是将淬火介质用机械方法搅动或强制循环，或用超声波进行激动，使冷却过程的汽膜阶段缩短，沸腾阶段提前，从而显著增大冷却速度，加深工件淬硬层厚度，避免软点的工艺方法。

动液淬火施加超声波时，由于空化效应产生的瞬时冲击压力可达几千至上万大气压，足以迅速破坏包覆在工件表面上的汽膜，淬火后工件的硬度较高，见表 2-29。

表 2-29 钢制工件超声波淬火与普通淬火后硬度的比较

钢种	加热温度/℃	加热时间/min	淬火介质	是否用超声波法	硬 度(HRC)							效果
					测定部位	测定值					平均值	
45	830	10	水	用	背波面	59	60	57	57	59	58.4	差别显著
				未用		53	57	49	53	41	50.6	
40Cr	840	15	油	用	背波面	54	54	55	53	54	54.0	差别显著
				未用		52	53	51	53	51	52.0	
40Cr	840	15	油	用	背波面	52	51	52	54	50	51.8	差别不显著
				未用		51	52	48	51	50	50.4	
T10A	800	10	水	用	背波面	66	66	60	54	66	63.6	差别不显著
				未用		63	57	62	57.5	66	61.1	
T10A	820	10	油	用	背波面	44	43	43	42	42	42.8	差别显著
				未用		40	40	43	41	41	41.0	
65Mn	820	10	油	用	背波面	48	47	47	49	49	48.0	差别很显著
				未用		47	43	42	46	42	44.0	
GCr15	850	15	油	用	背波面	64	64	64	64	63	63.8	差别不显著
				未用		64	64	63	62	63	63.2	
GCr15	840	10	油	用	背波面	59	55	57	58	56	57.0	差别很显著
				未用		47	42	45	43	42	43.8	

应指出的是，动液淬火有时使工件的淬火变形倾向增大，则是这一工艺的缺点。

111. 喷液淬火

用喷嘴将高压水流喷射到工件上，使其迅速冷却。喷液淬火可避免一般静液淬火时的汽膜，从而提高冷却能力，增大淬硬层深度。多用于大型工件的局部淬火。当局部淬火完毕时，未淬火部分温度尚较高。为了防止自回火的发生，最后应将整个工件投入水或油中使其各部分的温度一致。

喷液淬火还可与单液淬火配合使用，即在淬火（水或油）槽中安置若干喷嘴，将淬火液

用泵带动，喷向工件需要加强冷却能力的部位（如截面较厚处）。

112. 双液淬火（双介质淬火）

将加热结束的工件先淬入冷却能力较强的介质，待工件的温度降至C曲线鼻温以下温度时，再将工件淬入冷却能力较弱的介质中继续冷却，以获得马氏体组织，这一淬火工艺称为双液淬火（或称双介质淬火）。双液淬火时工件的冷却曲线如图2-27所示。

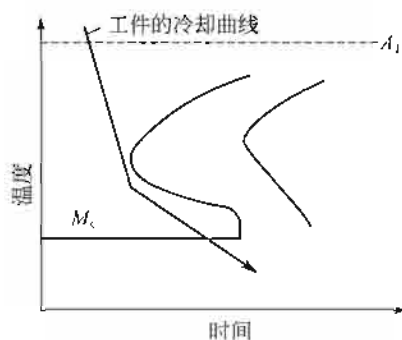


图 2-27 双液淬火时工件的冷却曲线与 C 曲线的关系

双液淬火可使工件淬火时的热应力及组织应力大为减小，从而降低了淬火变形及开裂的倾向性；对截面较大、形状复杂的工件尤其适用。

双液淬火时可供选择的淬火液种类很多，有：水-油、水-空、盐水-油、油-空、硝盐-空、碱-空、水-硝盐、硝盐-油等。可根据钢的淬透性、工件的形状和尺寸以及对淬火变形量的要求等因素来选择。

工件在第一种介质中的停留时间是双液淬火时至关重要的一个参数：在第一种介质中停留时间过长，起不到减小淬火变形、防止淬裂的作用；如过早地淬入第二种介质中，则由于工件的温度尚高，介质的冷却速度又慢，在冷却过程中就发生了非马氏体组织转变，降低了工件的使用性能。通常这一变换淬火介质的时间，与操作者根据工件所用钢材、形状几何尺寸等因素来确定。当应用水-油双液淬火时，工件在水中的停留时间，按有效厚度每 5~6mm 约为 1s 来计算。

113. 大型锻模水-气混合物淬火

大型锻模现在的热处理工艺是在油中淬火，操作复杂、劳动条件差并需大的淬火槽及与其相配套的设备。采用水-气混合物淬火，则能改善劳动条件，得到良好的显微组织及较长的使用寿命。例如，5CrNiMo 钢制 1400mm×710mm×500mm 锻模的水-气混合物淬火即是应用实例之一，工艺过程如下。

淬火槽的侧壁上装有均匀排布的喷嘴，间隔 400mm。锻模在滚底式煤气炉中加热：600℃装炉并在该温度下保温 1.5h；之后控速升温，经 15h 加热到 860℃，保温 3.5h 出炉并将锻模移至淬火槽中淬火。淬火冷却的规范是：在水和空气的压力分别保持 0.25MPa 与 0.22MPa 不变的情况下，耗水 100L/h 冷却 50min；其后水量减少到 60L/h，冷却 35min，停止供水并单用压缩空气吹冷。

淬火后得到了如表 2-30 所示的组织与硬度，再经 540℃ 回火，即可满足了模具的使用性能要求。

表 2-30 水-气混合物淬火后大型锻模的组织 and 性能

至锻模表面的距离/mm	淬火后的硬度(d/mm)	组织组成/%
0	415(3.00)HBW	M70+B _F 30
20	400(3.05)HBW	M70+B _F 30
50	388(3.10)HBS	M60+B _F 40
100	341(3.30)HBS	M25+B _F 75
150	311(3.45)HBS	M10+B60+T30
180	302(3.50)HBS	M10+B60+T30
200	285(3.60)HBS	M20+T40+S40
250	255(3.80)HBS	B10+S90

注：M——马氏体；B_F——下贝氏体；B——贝氏体；T——托氏体；S——索氏体； d ——弯芯直径。

资料还指出，①上述淬火规程使用于 1400mm×710mm×400mm~2200mm×1100mm×700mm 尺寸间的大型锻模淬火；②可得到 150~180mm 的淬硬层；③模具寿命可延长 30%~50%。

114. 大锻件水-气混合物淬火

水-气混合物淬火介质的构成是：水、压缩空气各沿单独的管线，以一定的压力输送到单一喷嘴处并喷向淬火工件。与单一淬火介质浸入淬火相比较，有如下优点。

① 淬火冷却速度可调。冷却速度决定于供水量，变换供水量，就可以得到不同的冷却速度，无需更换淬火介质。

② 易于实现大锻件的局部淬火。

③ 淬火过程易实现机械化。

④ 可代替油中淬火，节约了油、油的储备系统、冷却系统、灭火装置等，价格便宜。

⑤ 劳动条件好，无环境污染等。

水-气混合物淬火介质已得到大锻件淬火在生产上的应用。例如，35CrNi3MoVA 钢制 $\phi 550\text{mm} \times 1600\text{mm}$ 锻件的水-气混合物淬火即是应用实例之一。

115. 单槽双液淬火

在通常的水淬油冷（双液淬火）时，需备有水槽及油槽；单槽双液淬火时，可将水、油共装一槽（图 2-28）。由于密度不同，二者自然分离，水在下层，油在上层。淬火时将工件从一端投入槽中，先入水冷却，再用链条将工件提升入油中冷却，最后自槽中取出空冷。

也可以应用密度比水大的油，例如焦化厂副产品的焦油洗油（黏度不大，价格便宜、但淬火效果欠佳），与水共装一槽。这时，水在上层、油在下层，可将淬火工件直接由上端投入槽中。如果采用盐浴加热，工件入水时，所带凝盐层可被爆掉，增加冷却速度，且使淬火后的清洗过程简化。

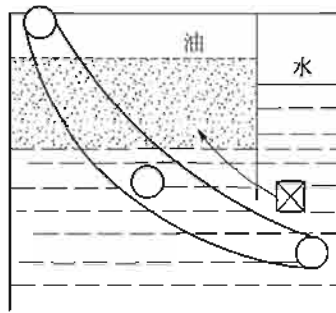


图 2-28 单槽双液淬火示意图

116. 三液淬火

对于形状复杂而对淬火变形要求严格的工件，有时双液淬火仍不能控制淬火变形，而需采用冷却能力依次减小的三种淬火介质，称为三液淬火。

三液淬火多应用碳素钢制造的小型工件。工件在各个淬火介质中的停留时间，视工件大小、介质性能等因素由操作者灵活掌握，或经实验测出。

图 2-29 为碳素工具钢制冲模液淬火冷却过程。冲模硬度要求 58~62HRC。冲模经 580~620℃预热后加热至 780℃，保温后再预冷至 $A_{c1} + 20$ ℃ 立即淬入盐水中，停留适当时间，使冲模温度降至 C 曲线鼻温以下，再淬入油中冷却，然后置入硝盐中保温后空冷。如此处理可使冲模的硬度及形变量达到所要求的数值。

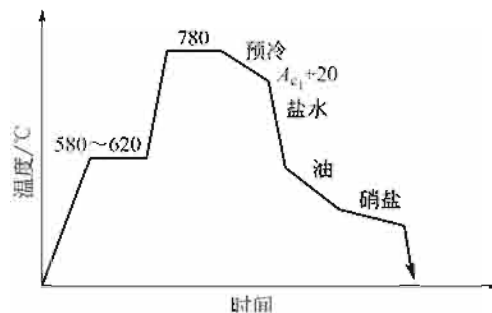


图 2-29 三液淬火冷却过程示意图

117. 悬浮液淬火

将压缩空气 [$\sim 0.5\text{L}/(\text{cm}^2 \cdot \text{min})$] 通过多孔底板送入盛有水与固体微粒 ($\phi 1.5 \sim 2\text{mm}$ 的玻璃珠或铝屑，与水的比例为 1/5~1/10) 的淬火槽中 (图 2-30)，形成 $\phi 1.0 \sim 3.0\text{mm}$ 的气泡，并使固体微粒剧烈搅动而成为悬浮液。必要时还可以加入松节油或丁醇 (0.01g/L) 作为泡沫剂。调节好空气压力，可迅速改变悬浮液的冷却能力，成为良好的淬火介质。

悬浮液淬火介质具有优良的冷却特性，即兼有水和油淬火介质的优点。它在 700~500℃ 温度区间的冷却能力接近于水，而在马氏体转变的低温范围内则接近于油，因此可以代替双液淬火 (水淬油冷)，使工件获得均匀的高硬度而很少出现淬火变形淬裂等

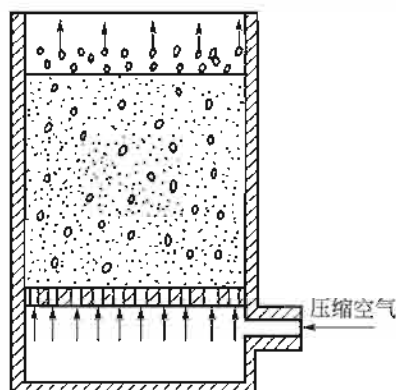


图 2-30 悬浮液淬火槽示意图

缺陷。

118. 间断淬火

将加热结束的工件淬入水中，随即提出水面稍待，再淬入水中。如此往复几次，最后浸入水中冷至室温，称为间断淬火。

间断淬火可在保证淬硬的前提下尽可能减小工件的变形。间断淬火还可与双液淬火结合进行，如在水中间断淬火，最后浸入油中冷至室温。冲子、扁铲等手用工具，常用这种方法进行淬火。

119. 磁场冷却淬火

奥氏体化后的工件在附加有稳定磁场（ $40000 \sim 160000 \text{ A/m}$ ）或强脉冲磁场（ $8 \times 10^6 \sim 4 \times 10^7 \text{ A/m}$ ）的冷却介质中淬火时，由于磁场的作用，使水和水基（如 NaCl 水溶液）淬火介质的冷却特性发生了某些变化（例如，降低在马氏体转变区的冷却速度），从而导致被处理金属材料的组织与性能发生相应的改变。

磁场中淬火冷却时，钢中马氏体的自回火程度要高于一般淬火时的自回火程度，约相当淬火与低温回火后的组织状态，从而使钢的强度提高（尤其是屈服强度提高尤甚）并能降低缺口感性。此外，磁场淬火冷却还可消除钢的回火脆性，从而使这种淬火冷却方法成为发展超高强度钢热处理的重要手段。

由于在磁场中淬火，降低了工件在马氏体转变区的冷却速度，可有效地减小其淬火变形开裂倾向性。

磁场（特别是强脉冲磁场）中淬火，能使钢的 M_s 点温度显著升高，从而使淬火后残余奥氏体数量大大减少；还能有效地促使因塑性变形而稳定化了的奥氏体向马氏体转变，有助于提高工件的尺寸稳定性。

但是，磁场淬火减小了钢的淬透性，故这种工艺只适用于合金钢制的小型工件。

磁场中淬火提高 M_s 点的结果，增多了淬火后组织中板条马氏体的数量，因而必将对钢铁材料的强韧性产生良好的作用。例如，资料得出，成分 $w(\text{C})2.4\% \sim 2.7\% - w(\text{Cr})3.5\% \sim 4.2\% - w(\text{Si})1.0\% \sim 1.2\% - w(\text{Mn})0.4\% \sim 0.6\% - w(\text{S}) < 0.06\% - w(\text{P}) < 0.04\% - w(\text{RE})0.08\%$ （残留量）耐磨铸铁叶片，经磁场淬火冷却后，与普通淬火相比较，韧性提高 16%，强度提高

20%~30%，叶片的使用寿命提高了3~4倍。

120. 超声波淬火

工件奥氏体化后，淬入有超声波作用的介质中，称为超声波淬火，适用于有色金属、不锈钢与结构钢等，可有效地提高钢的强韧性，参看表 2-31。超声波淬火冷却强韧化的原因是由于在淬火冷却过程中伴有钢的自回火以及晶粒细化所致。

表 2-31 超声波淬火对钢的力学性能的影响

钢材	热处理条件		力学性能					
	热工参数	淬火介质	HRC	a_k /(J/cm ²)	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%
35	850℃淬火,600℃回火	超声波作用静水	49.5		795	681	11.7	65.4
	850℃淬火,600℃回火	静水	46.7		745	638	11.5	66.7
45	820℃淬火,600℃回火	超声波作用静水	58.2		898	816	16.4	
	820℃淬火,600℃回火	静水	54.9		816	718	15.5	
T10	780℃淬火	超声波作用静水	65.8	4.1				
	780℃淬火,200℃回火	静水	60.8	3.5				

超声波淬火时超声波的有效频率与钢的含碳量有关，含碳量越高，有效频率越低。例如，T10 钢超声波淬火的有效频率即比 45 钢的低 2kHz。频率选择不当，则超声淬火的强韧化作用也不明显。

121. 浅冷淬火

通常，工件淬火时自高温一直冷却到室温（或淬火介质温度）。对于一些工件如淬冷到室温，则因淬火应力较大，极易产生淬火变形或淬裂。为了避免这种现象，可采用浅冷淬火，即在淬火时严格控制工件在淬火介质中的停留时间，使最终冷却所达到的温度高于室温数百度，从冷却介质取出后立即送入回火炉中进行回火，这种热处理工艺称为浅冷淬火。

浅冷淬火适用大、中型锻模及某些大锻件的淬火。

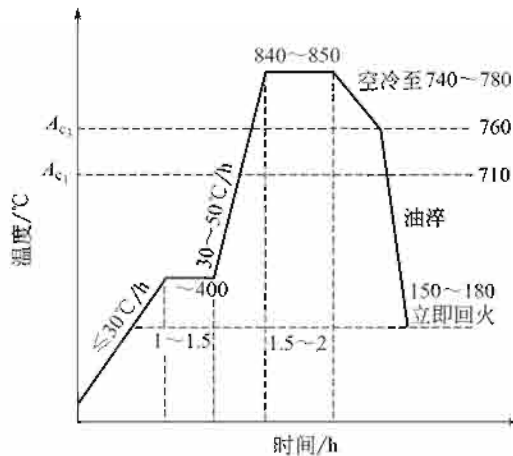


图 2-31 中型锻模浅冷淬火工艺曲线

图 2-31 为 5CrMnMo 钢制壁厚 225~350mm 的中型锻模浅冷淬火工艺曲线。模具奥氏体化后在空气中预冷至 740~780℃ 再淬入油中，控制冷却时间。当模具的温度约达到 150~180℃ 时，立即送入回火炉中回火，这样处理可有效地防止模具淬裂。

某些大锻件浅冷淬火时心部的终冷温度甚至还高于回火温度。碳钢大锻件心部终冷温度常规定在 550℃ 左右，低合金钢 450℃ 左右，中合金钢则为 200~350℃，以保证在不发生淬裂的情况下尽可能发挥材料强度潜力（得到较细珠光体或贝氏体组织）。如将钢液进行真空处理，杂质减少，淬裂倾向降低，则可对大锻件进行喷雾淬火，使表面终冷温度下降到 100℃ 左右，（马氏体）转变量达 90% 左右。

上述浅冷淬火（图 2-31）是为了工艺需要避免淬裂，还可以应用浅冷淬火作为改善性能的热处理。例如，4340 钢（相当于 40CrNiMo， $M_s=311^\circ\text{C}$ ）经普通热处理（860℃×1h 淬火，-194℃ 深冷处理 20h，200℃ 回火 2h）后，钢材具有低温脆性敏感性。改用浅冷淬火可加以改善或消除。浅冷淬火工艺参数为：860℃ 保温 1h 淬入 280~300℃ 的热浴中 2min、400℃ 回火 40s 后水淬、-194℃ 深冷处理 20h、回火 2h。浅冷淬火改善低温脆性的原因是：① 淬火过程形成了马氏体及下贝氏体组织，下贝氏体分割原奥氏体晶粒，使随后转变得得更细小的马氏体；② 下贝氏体能显著提高钢在低温下抗脆性断裂能力。两种组织组成物综合作用的结果，改善了钢的低温脆性敏感性。

122. 超低温淬火（液氮淬火）

工件在普通介质中淬火时，冷却过程一般分为三个阶段（汽膜期、沸腾期、对流期），在不同冷却阶段，冷却速度有很大变化；尤其是在汽膜-沸腾过渡阶段，钢正好处在塑性较低的温度范围，因过度热冲击而产生淬火变形或微裂纹成为不可避免的现象（特别是高碳钢）。

液氮的冷却速度比水大 5 倍左右。在液氮中淬火，外观是液体而实质上是气体冷却。液氮的汽化潜热为水的 1/11，工件淬入后立即为气体包围，所以没有普通介质内淬火后时那样产生热冲击的三个阶段，工件淬火变形及淬裂的可能性极小。

此外，在液氮中淬火时马氏体转变进行更完全，残余奥氏体数量极少，使钢获得更高的硬度、耐磨性及尺寸稳定性。

123. 冰冷处理

当钢中含碳及合金元素较多时（Al、Co 除外），马氏体转变终止点将降到 0℃ 以下低温，淬火后组织中含有较多数量的残余奥氏体。为使残余奥氏体转变为马氏体，可将淬火后的工件置于寒剂或制冷机中继续冷却，统称为冷处理。

冰冷处理是温度在 -80℃ 左右的冷处理，多应用于刀具、量具、精密轴承和其他尺寸精度要求较高的工件上，以提高硬度、耐磨性、尺寸稳定性等。

冰冷处理温度应根据钢材的化学成分（ M_f 点）来选定。对于大多数钢材来说干冰、酒精混合物（-78℃）即可满足要求。

冰冷处理应在淬火后立即进行 [图 2-32(a)]，以免长期放置导致残余奥氏体产生稳定化而影响冷处理效果。一些形状复杂的工件为避免冷处理时产生裂纹，可经一次回火后再行冷

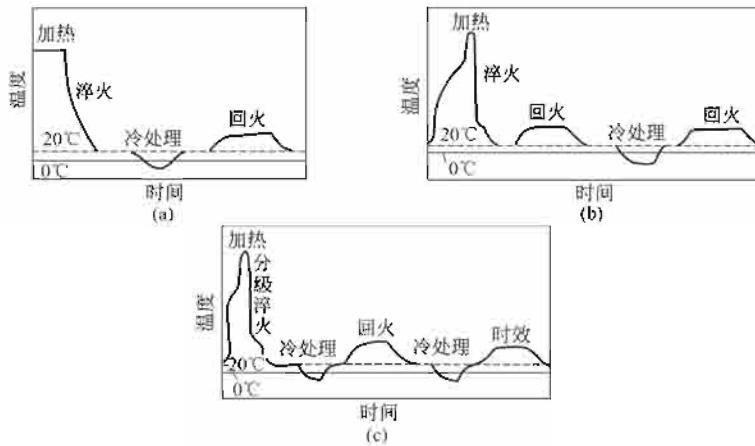


图 2-32 冰冷处理工序安排示意图

处理 [图 2-32(b)]。对于一些尺寸稳定性要求更高的工件，如螺纹量规等，常需两次冷处理 [图 2-32(c)]。冷处理后必须进行回火或时效，以消除所形成的应力及稳定新生成的马氏体组织。

工件在冰冷处理时无需保温，只当其心部达到寒剂温度即可（一般 1~2h）。冰冷处理后工件从寒剂中取出，在空气中缓慢升温至室温后，再进行回火处理。

124. 液氮气体深冷处理

深冷处理是温度在 $-130 \sim -190^{\circ}\text{C}$ 的冷处理。有两种致冷介质，其一是液氮的挥发气，另一是液氮。深冷处理的作用是：①深冷处理使接近全部的残余奥氏体转变为马氏体；②深冷处理过程有弥散碳化物从淬火组织的基体析出；③深冷处理时，在钢的硬度、冲击韧度、抗拉强度变化不大的情况下，使其耐磨性显著提高。例如，AISI52100、D2、A2、M2、O1 钢经淬火、淬火及冰冷处理、淬火及深冷处理后滑动摩擦实验结果如表 2-32、表 2-33 所示。

表 2-32 -85°C 冰冷处理后试件的滑动摩擦数据

钢 种		磨损量/g	摩擦时间/s	抗磨损值	抗磨比
AISI	对应的中国钢号				
52100	Cr	2.1774	600	49.27	1.955
D2	Cr12Mo	0.2942	600	308.10	1.374
A2	Cr5Mo	0.5581	600	174.90	2.043
M2	W6Mo5Cr4V2	0.1234	1800	2308.00	1.177
O1	CrWMn	0.2509	600	381.60	1.610

表 2-33 -196°C 深冷处理后试件的滑动摩擦数据

钢 种		磨损量/g	摩擦时间/s	抗磨损值	抗磨比
AISI	对应的中国钢号				
52100	Cr	0.9759	600	135.0	5.357
D2	Cr12Mo	0.1266	600	878.0	3.916
A2	Cr5Mo	0.2028	600	564.9	6.599
M2	W6Mo5Cr4V2	0.0889	1800	3993.0	2.036
O1	CrWMn	0.1164	600	95.9	4.202

由表中数据可见，冰冷处理使上述 5 种钢的耐磨性提高了 1.2~2.0 倍，深冷处理提高了 2.0~6.6 倍。

125. 模具钢的深冷处理

在正常工作条件下，磨损是冷作模具的主要失效形式之一。因此，通过适当的工艺手段控制或减小磨损，从而提高模具的使用寿命，在生产实践中具有重要意义。

Cr12MoV 钢是制造冷作模具的重要材料，深冷处理可有效地提高其强韧性和冲击磨损抗力。Cr12MoV 钢的深冷处理规范及强韧化效果，分别如表 2-34 和表 2-35 所示。两表中的“工艺序号”一一对应。

表 2-34 Cr12MoV 钢的深冷处理规范

工艺序号	淬火温度/℃	深冷处理温度/℃×次数+回火温度/℃
1	1120	未深冷+T200℃
2	1120	-90℃×1+ T200℃
3	1120	-120℃×1+ T200℃
4	1120	-196℃×1+ T200℃
5	1120	-196℃×2+ T200℃
6	1120	-196℃×3+ T200℃

表 2-35 Cr12MoV 钢不同规范处理后的性能

工艺序号	$\Psi/\%$	HRC	a_k (J/cm ²)	σ_{sc} /MPa	N_p /10 ⁴ 次	a_c /mm	磨痕宽/mm	失重 /mg	冲击次数 /10 ⁵ 次
1	40	58	6.97	1940	23.3	13.45	3.56	6.15	15
2	30	64	4.25	2574	21.8	11.54	3.35	5.86	21
3	22	64	3.83	2653	24.9	11.32	3.13	4.98	23
4	16	64	3.09	2707	22.5	11.17	2.88	4.54	28
5	14	65	3.45	2882	23.6	10.93	2.36	3.68	37
6	12	65	3.66	2957	24.8	10.81	2.25	3.36	42

注： σ_{sc} ——抗压屈服点； N_p ——三点弯曲试样断裂时的应力循环次数； a_c ——三点弯曲试样断裂时裂纹扩展长度。

资料还指出，深冷处理时从马氏体中析出大量弥散碳化物是 Cr12MoV 钢强韧性、冲击磨损抗力明显提高的原因。

上述处理规范可作为冷作模具深冷处理的参考。

126. 高速钢刀具的深冷处理

高速钢制刀具的深冷处理，可在刀具加工过程，也可在成品刀具（已经过淬火和三次回火最终热处理）上进行，并都能起到延长使用寿命的作用。

例如，W6Mo5Cr4V2 高速钢制 $\phi 7\text{mm}$ 直柄麻花钻头，热处理及深冷处理工艺曲线如图 2-33 所示。深冷处理在液氮蒸气中进行。经处理后钻头的切削寿命如表 2-36 所示。由表中数据可见， $\phi 7\text{mm}$ 钻头的深冷处理有一最佳规范： $-106\sim-123^\circ\text{C}\times 1\text{h}$ 。过分降低温度和延

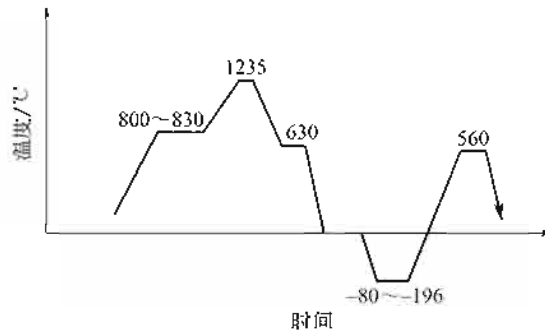


图 2-33 直柄麻花钻头的热处理工艺曲线

长时间对这种工件是不利的。

表 2-36 深冷处理对钻头切削寿命的影响

工艺制度	淬火+三次回火	-106℃×1h	-123℃×1h	-137℃×1h	-196℃×1h	-196℃×30h
钻孔数	233.6	527.6	547.3	465.3	233.0	344.3

成品刀具的深冷处理是在加工全部完成后的刀具上进行的。W18Cr4V 钢制刀具经 -196℃ 深冷处理的性能如表 2-37 所示。

表 2-37 W18Cr4V 刀具深冷处理后的性能

处理工艺	硬度(HRC)	红硬性(HRC)(附加 625℃ 回火 4h 后的硬度)	硬度差值 (HRC)	a_k / (J/cm ²)	σ_b / MPa
淬火+三次回火	66.4	58.5	-6.1	26.5	2574
	64.8	58.2	-6.6		
	64.6	58.3	-6.3		
淬火+三次回火+深冷处理 1	64.5	60.0	-4.5	33.5	3114
	64.7	60.5	-4.2		
	64.7	60.3	-4.4		
淬火+三次回火+深冷处理 2	64.3	59.6	-4.7	34.5	3268
	64.7	59.5	-5.2		
	64.5	59.4	-5.1		
淬火+三次回火+深冷处理 3	64.6	59.4	-5.2	40.5	3114
	64.5	59.8	-4.7		
	65.0	60.2			

根据表 2-37 中数据及实验研究后，指出以下方面。

- ① 成品刀具经深冷处理后室温硬度无明显变化，红硬性、强韧性却有明显提高。
- ② 深冷处理时刀具无附加变形和开裂现象。
- ③ 深冷处理时组织中有细小弥散碳化物析出，可能是提高性能的因素之一。
- ④ 经深冷处理后刀具的切削寿命增长 50% 以上。例如，齿轮粗铣刀 ($\phi 120\text{mm} \times 28\text{mm}$) 一次刃磨可加工 20CrMnTi 钢制工件 45 件，深冷处理后则可加工 75 件。机用铰刀 ($\phi 40\text{mm}$) 原加工 40Cr 钢工件 90 件，深冷处理后加工 150 件。

高速钢制机用锯条深冷处理，也得到了提高使用寿命的良好结果。

127. 马氏体分级淬火

将钢制工件加热奥氏体化后，淬入高于 M_s 点温度的热浴中等温保持，待工件内外层均温后取出缓冷至室温，以获得马氏体组织的淬火方法，称为马氏体分级淬火，又称为 M_s 点以上的分级淬火（以下简称分级淬火）。

分级淬火时的等温保持温度和等温保持时间分别称为分级温度和分级时间。分级温度应选择钢的过冷奥氏体稳定温度区间，一般约在 M_s 点以上 $10\sim 20^\circ\text{C}$ 。工件淬入 M_s 点以上的热浴中，减小了工件与介质之间的温差，使得冷却过程中的热应力大幅度减小，从而减小了工件的淬火变形。分级温度越高，工件与热浴之间的温差越小，分级淬火减小淬火变形的效果将越显著。但是，分级温度一般不高于 C 曲线的鼻温。分级时间，应该根据钢料的化学成分、工件尺寸等条件来确定并应保证工件内、外层的温度均接近于热浴的温度。保持时间过短或过长都是不利的。过短起不到工件均温的作用，过长则易在等温保持过程中发生非马氏体组织转变而影响了工件的最终性能。分级结束后一般为空冷，在缓慢冷却过程中，沿工件整个截面，几乎同时发生过冷奥氏体向马氏体转变，因而也就减小了组织应力。综上所述可知： M_s 点以上的分级淬火的主要优点是能够降低工件的淬火变形和淬裂倾向性。其次，与普通淬火方法相比较，分级淬火能保证工件在强度、硬度相同的条件下，具有较高的韧度，特别是对低温回火的工件，冲击韧度的提高尤其显著。

根据分级温度、分级次数的不同，分级淬火又分为一次分级淬火、多次分级淬火、在 C 曲线“港湾”温度区间的分级淬火三种类型。

(1) 一次分级淬火

一次分级淬火工艺示意图如图 2-34 所示；是将工件加热奥氏体化后淬入温度高于 M_s 点的热浴中，保温一定时间（以不发生贝氏体转变为原则），然后从热浴中取出空冷。这样的一次分级淬火工艺方法，适用于形状复杂和对形状、尺寸要求严格的较小型工件。

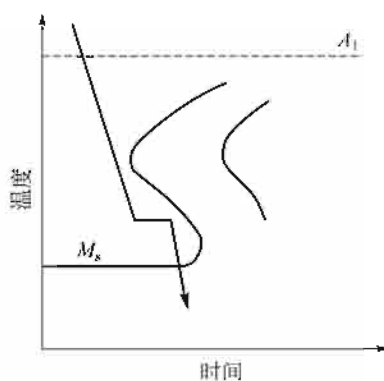


图 2-34 一次分级淬火工艺示意图

(2) 多次分级淬火

高碳高合金钢一般淬火加热温度较高（如 W18Cr4V 高速钢为 $1240\sim 1280^\circ\text{C}$ ），而 M_s 点又较低，用普通淬火方法可能会产生较严重的淬火变形或淬裂。此时，如用一次分级淬火，难于避免较大的热应力和组织应力。若延长分级热浴中的保温时间，又可能发生碳化物的析出甚至过冷奥氏体的分解，从而导致淬火后马氏体数量的减少并降低了工件的硬度。因

此,对于截面尺寸较大、形状复杂、易于淬火变形和淬裂的高速钢刀具,可采用逐次降温的2或3次分级的分级淬火方法。多次分级淬火时分级温度一般为600~650℃、450~550℃和300~350℃。图2-35为W18Cr4V高速钢制锯片铣刀的多次分级淬火工艺曲线。多次分级淬火时在各个分级温度所停留的时间,应能保证在各该温度下工件沿截面的均温,而又不致产生非马氏体相变。具体数值可根据工件尺寸和形状以及装卡数量等条件,由试验加以确定。

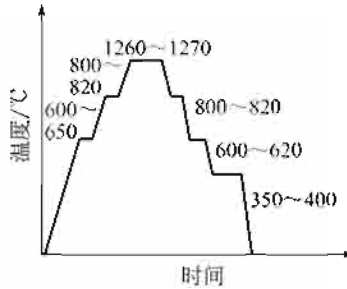


图 2-35 锯片铣刀多次分级淬火工艺曲线

(3) 在C曲线“港湾”温度区间的分级淬火

钢制工件加热奥氏体化后淬入温度在C曲线“港湾”区间的热浴中等温保持适当时间后的冷却淬火方法(图2-36),又称为奥氏体等温处理(Aus-Treating)。这种分级淬火方法主要应用在高速钢刀具和一些超高强度钢所制的航空零件、压力容器、模具及齿轮等的热处理。

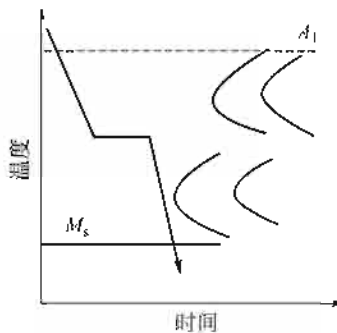


图 2-36 在C曲线“港湾”区的分级淬火示意图

分级淬火是高速钢刀具的基本淬火冷却方式。各种类型的高速钢在其珠光体与贝氏体转变温度之间,存在一广阔的过冷奥氏体稳定区域(港湾区),这也为分级淬火时分级温度的选择提供了方便。资料指出,在港湾区分级温度越高,淬火后刀具的变形越小,如将分级温度提高至675℃(分级时间不超过15min),刀具的使用性能及寿命不会遭受任何损害,而变形倾向可大幅度地减小。

最近又将这种分级淬火方法应用到超高强度钢所制工件的淬火处理中。一些超高强度结构钢塑性较低,对于形状复杂的工件,热处理时用普通淬火方法难以避免淬火变形和淬裂。如采用一般分级淬火或马氏体等温淬火,虽可以将相变应力显著减小,但淬火时工件与淬火介质温差较大,因而热应力仍较大,在冷却至热浴温度的冷却过程中,工件可能已发生严重的淬火变形或淬裂。不少超高强度钢如同高速钢一样在高温(过冷奥氏体向珠光体)与中温(过冷奥氏体向贝氏体)转变温度区域之间,常有一过冷奥氏体孕育期很长的温度范围。如将工件自奥氏体化温度空冷到这一温度区域的某个温度后,淬入同温度的热浴中保温,使工

件内外均温（或均温后再延长一段时间），然后在空气或盐浴中冷却（以不发生贝氏体转变为原则），则仍可得到全部的马氏体组织，随后再进行适当温度的回火。

128. 马氏体等温淬火

工件奥氏体化后淬入低于 M_s 点以下 $50\sim 100^\circ\text{C}$ 的热浴中等温保持，待内外层均温后取出空冷，以获得马氏体的淬火方法，称为马氏体等温淬火；又称为 M_s 点以下的分级淬火，工艺示意图如图 2-37 所示。

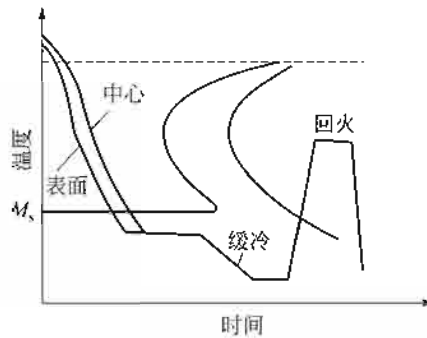


图 2-37 马氏体等温淬火示意图

这种淬火方法的冷却速度较分级淬火时快，故适用于淬透性略低钢种制造的工件，同时也可以起到减小淬火变形和防止淬裂的作用。但是，由于冷却到热浴温度时会有一部分马氏体存在，使工件处于一定的应力状态，从而使淬火变形倾向略大于分级淬火后的变形倾向。同时应该指出，马氏体等温淬火时等温温度、等温保持时间等参数，对工件的最终性能都会产生相当的影响。资料研究了 GCr15 钢的 40 种马氏体等温淬火工艺方案，表 2-38 列出了其中的 22 种。按表列参数进行马氏体等温淬火后，试件具有最少的残余应力和扭曲变形、最优良的力学性能组合，又有较高的尺寸稳定性。淬火前试件经 845°C 奥氏体化，对应的 M_s 点为 235°C 。如工件在 M_s 点以下的温度保温时间较长，会产生奥氏体稳定化现象，使淬火后残余奥氏体增多，影响工件的尺寸稳定性。

表 2-38 GCr15 钢马氏体等温淬火工艺参数的比较

等温温度/ $^\circ\text{C}$	等温时间	效果
120、140、160、180	30min	最佳
160、180、200、220、240	6min	较佳
160、180、200、220、240	3min	较佳
180、200、220、240	30s	尚可
180、200、220、240	10s	尚可

图 2-38 示出另一种形式的马氏体等温淬火，其过程为工件奥氏体化后淬入温度低于 M_s （但高于奥氏体稳定化稳定温度 M_c ）点的热浴中，使内外均温，然后取出急冷（在水中急冷若内应力较大而不能保证较小淬火变形时，可在油中急冷）并获得马氏体组织。用这种工艺方法，由于在 M_s 点以上就采取了急冷，避免了奥氏体稳定化，处理后残余奥氏体数量较少，尺寸稳定性较高，所以又称为尺寸稳定化分级淬火，适用于形状复杂的精密零件。

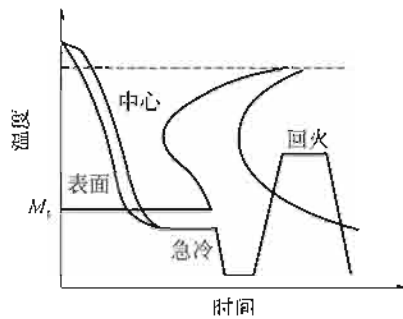


图 2-38 马氏体等温淬火（尺寸稳定化分级淬火）示意图

129. 等温分级淬火

等温分级淬火是将奥氏体化后的工件在下贝氏体区域等温淬火一段时间（并不进行到下贝氏体转变完毕），自然浴中取出空冷得到下贝氏体、马氏体和残余奥氏体的热处理工艺，见图 2-39。它实际上是 M_s 点以上的分级淬火与等温淬火的复合工艺。

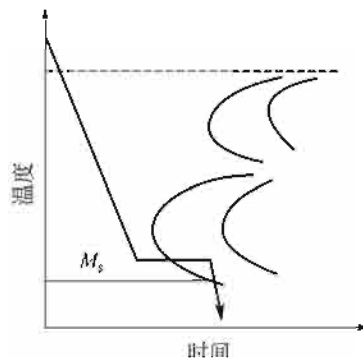


图 2-39 等温分级淬火示意图

部分的贝氏体转变将使奥氏体中含碳量增加（因为贝氏体首先在奥氏体的贫碳区产生），未转变奥氏体的 M_s 点下降，空冷至室温后有较多的残余奥氏体，有利于如高速钢大直径拉刀等易淬火变形工件的热校直。等温过高，贝氏体转变量较多，使工件的硬度偏低；温度过低，则热校直时弯曲恢复（回弯）的程度较大，不易发挥部分贝氏体等温转变效果。

当贝氏体转变量较多时，未转变奥氏体的 M_s 点可降到室温以下，则可进行冷校直，但此时需进行更多次数的回火，以促使残余奥氏体转变趋于完全。

130. 贝氏体等温淬火

将钢制工件加热奥氏体化后，淬火热浴（硝烟、金属浴液态炉）中，保温足够时间，使全部或部分奥氏体转变为下贝氏体组织，随后空冷到室温的热处理工艺称为贝氏体等温淬火（以下简称等温淬火）；工艺示意图如图 2-40 所示。

等温淬火时等温保持温度称为等温温度；在等温温度下恒温保持时间称为等温时间。

工件经等温淬火后可获得高强度与高塑性的良好配合，而且内应力极小，有利于减小淬

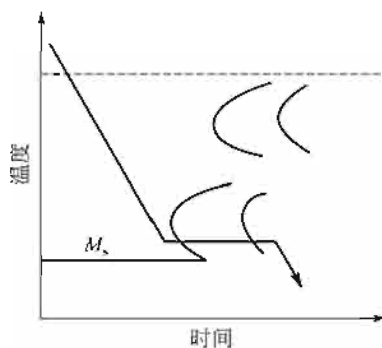


图 2-40 等温淬火工艺示意图

火变形和防止淬裂，故常应用于合金结构钢及工具钢制造的下列工件：①弹簧、冷冲模、轴承、精密齿轮等小型工件；②形状复杂，淬火过程淬火变形、淬裂倾向较大，而尺寸精度又要求较高的工件，如各种成形刀具；③球墨铸铁（如稀土镁钼球墨铸铁）制造的工件，经等温淬火具有良好的力学性能组合，可以代替一些合金结构钢；④35CrNiMo、40CrMnTi、30CrMnTi等钢制造的汽轮机、水压机和发动机主轴及其他重型机件，用等温淬火可避免淬裂；⑤变形铝合金可用等温淬火（150~200℃）代替固溶处理和时效的二重处理方法，以减小淬火变形并可获得同等强度下较高的塑性。

等温淬火时的加热温度，对合金钢来说与一般淬火相同，但对淬透性较低的钢种（如碳素钢及某些合金钢），为了增大过冷奥氏体的稳定性，以避免冷却过程中珠光体的形成，使等温淬火易于进行，常将奥氏体化温度适当提高。

等温淬火时的等温温度，由实验决定，常用钢材的等温淬火范围如表 2-39 所示。

表 2-39 常用钢材的等温淬火时的等温温度

钢 号	等 温 温 度/℃	钢 号	等 温 温 度/℃
30CrMnSi	325~400	GCr9	210~230
65	280~350	9SiCr	260~280
65Mn	270~350	W18Cr4V	260~280
55Si2	300~360	Cr12MoV	260~280
60Si2	270~340	3Cr2W8	280~300
T12	210~220		

等温时间的选择决定于钢材的成分、工件尺寸和形状等因素。对于结构钢制造的机器零件，等温时间应保证尽可能多的过冷奥氏体转变为下贝氏体，以获得良好的力学性能组合。具体的等温时间则由试验测定。对于刀具来说，下贝氏体组织并不能明显提高切削性能，等温淬火的目的是为了减小被处理刀具的淬火变形和淬裂的倾向性，所以等温时间的长短应根据工艺的要求来确定。如部分的贝氏体转变已可满足工艺要求，则可进行较短时间的等温保温，对于高速钢刀具一般为 0.5h。如需全部贝氏体组织时，则应进行较长时间的等温保温，对于高速钢通常采用 3h，以使下贝氏体转变充分进行。

工件在热浴中由奥氏体化温度冷至等温温度的冷却过程中，不应有珠光体产生。因此，等温淬火工件的尺寸，常受所用钢材淬透性的制约。几种常用钢材所制等温淬火工件的最大尺寸及等温淬火后所能获得的硬度如表 2-40 所示。

表 2-40 几种常用钢材制工件等温淬火时的最大尺寸及最高硬度

钢号	最大尺寸/mm	最高硬度(HRC)	钢号	最大尺寸/mm	最高硬度(HRC)
T10	4	57~60	65Mn2	16	53~56
65	5	53~56	70MnMo	16	53~56
65Mn	8	53~56			

等温淬火除可降低工件的淬火变形和淬裂倾向外,其另一优越性是获得良好的力学性能组合。表 2-41 示出 $w(C)0.74\%$ 钢等温淬火与普通淬火、回火后力学性能的比较。由表中数据可以清楚地看出,经两种热处理后,当钢的硬度相同时,等温淬火时的强韧性较优,特别是塑性与韧度的提高更为显著。

表 2-41 $w(C)0.74\%$ 钢等温淬火与普通淬火、回火后力学性能的比较

热处理工艺	硬度(HRC)	σ_b /MPa	δ /%	ψ /%	a_k /(J/cm ²)
310℃等温淬火	50.4	1970	1.9	34.5	48.12
淬火+回火	50.2	1715	0.3	0.7	4.02

等温淬火也能显著提高热挤压模的使用寿命。例如,3Cr2W8V 钢制热挤压模,经高温加热、390℃×1h 等温淬火、回火处理,比淬火、回火处理模具的寿命提高了 1.2~1.5 倍。

工件经等温淬火后一般无需进行回火。对于要求严格的工件,可进行一次温度较低的回火。对经等温淬火后的高速钢刀具,则应进行较(普通淬火后)多次数,一般是 4 次回火,以消除残余奥氏体及获得充分的二次硬化效果。

球墨铸铁制造的工件,如齿轮、变速轴、拨叉、链轮等,为了提高强韧性和耐磨性,也可对其进行等温淬火。

131. 灰铸铁的贝氏体等温淬火

为了减小灰铸铁制工件(如齿轮、凸轮、缸套等)的淬火变形、防止淬裂,以及提高其耐磨性和综合力学性能,可对其进行贝氏体等温淬火(以下简称等温淬火)。等温淬火时的奥氏体化温度为 A_1' 以上 30~50℃(约为 860~880℃),等温时间 0.5~1h。几种铸铁不同温度等温淬火后的力学性能如表 2-42 所示。由表中数据可见,300℃等温淬火后的抗弯强度最高,因而灰口铸铁等温淬火时大都采用这一等温温度。等温淬火后灰口铸铁的显微组织为下贝氏体、残余奥氏体和少量马氏体;石墨的形态、数量和尺寸在等温淬火后无明显变化。

表 2-42 不同温度等温淬火对灰铸铁性能的影响

铸铁成分 $w/\%$	$C_{\Sigma} 2.87, C_{Fe} 0.70, Cr0.90, Si1.90$		$C_{\Sigma} 2.83, C_{Fe} 0.70, Cr0.15, Si1.90, Mo0.30$		$C_{\Sigma} 2.83, C_{Fe} 0.71, Cr1.4, Si1.20, Mo0.24$		$C_{\Sigma} 3.56, C_{Fe} 0.66, Si 2.08$	
	σ_{bb} /MPa	HBS	σ_{bb} /MPa	HBS	σ_{bb} /MPa	HBS	σ_{bb} /MPa	HBS
铸态	604	229	748	251	725	240	627	255
250	385	492	440	515 HBW	418	507 HBW	215	470
300	905	332	1090	386	1030	388	717	345
350	876	317	901	340	961	334	656	282
500	776	286	712	314	747	290	693	299
600	672	237	773	265	759	252	732	273

132. 球墨铸铁的贝氏体等温淬火

球墨铸铁的贝氏体等温淬火（以下简称等温淬火）是为了充分发挥其力学性能潜力，减小淬火变形、防止淬裂所采用的工艺方法。球墨铸铁等温淬火时采用完全奥氏体化加热，温度为 $850\sim 900^{\circ}\text{C}$ ；等温温度约 $260\sim 310^{\circ}\text{C}$ ，通常采用 $260\sim 280^{\circ}\text{C}$ ，等温时间 $60\sim 90\text{min}$ 。等温淬火后基体组织是下贝氏体、残余奥氏体和少量马氏体；石墨的形态、尺寸和数量无明显变化。

图 2-41 所示为 $w(\text{C})3.2\%\sim 3.4\%$ 、 $w(\text{Si})2.6\%\sim 3.3\%$ 稀土镁球墨铸铁制拖拉机链轨板的等温淬火工艺曲线，等温淬火后工件的硬度为 $38\sim 47\text{HRC}$ 。

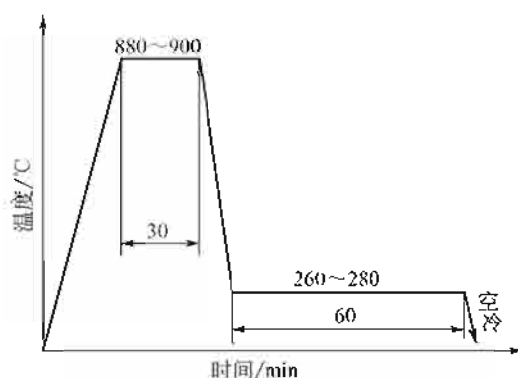


图 2-41 球墨铸铁制链轨板等温淬火工艺曲线

133. 球墨铸铁亚温加热贝氏体等温淬火

球墨铸铁亚温加热贝氏体等温淬火后，得到下贝氏体、铁素体、残余奥氏体和少量马氏体以及石墨组织，这种显微组织，对应于更优异的强韧性力学性能。

例如，使用成分为 $w(\text{C})3.70\%\sim 3.90\%$ 、 $w(\text{Si})2.50\%\sim 3.00\%$ 、 $w(\text{Mn})\leq 0.50\%$ 、 $w(\text{S})\leq 0.03\%$ 、 $w(\text{P})> 0.10\%$ 、 $w(\text{Mg})0.04\%\sim 0.06\%$ 、 $w(\text{RE})0.05\%$ 稀土镁球墨铸铁进行亚温加热贝氏体等温淬火，工艺规程：铸造后 920°C 正火，再热至 900°C 保温适当时间后降温至 800°C 临界区，待工件均热后再淬入 280°C 的热浴中等温保温 2h 空冷。所获得的力学性能达到： $\sigma_b 1147\text{MPa}$ 、 $\delta 4.4\%$ 、 $a_k 86\text{J}/\text{cm}^2$ 。强韧化效果远优于完全奥氏体化等温淬火后的性能（ $\sigma_b 1147\text{MPa}$ 、 $\delta 3.1\%$ 、 $a_k 55\text{J}/\text{cm}^2$ ）。

134. 分级等温淬火

分级等温淬火又称为一次贝氏体等温淬火，是在贝氏体等温淬火之前，先在中温区域进行一次或二次分级冷却（图 2-42），则可使热处理过程中的热应力及组织应力减小更多，工件淬火变形和淬裂的倾向更小，同时还能保证强度、塑性的良好配合。

对高速钢制工具进行分级等温淬火，可提高强度、韧性等性能，从而提高其使用寿命，并可减少断头、崩刃、折断等现象，还可防止工具在热处理过程中的淬火变形和淬裂。分级等温淬火多应用于中心钻、蜗轮滚刀、切线平板牙、滚丝模、冲压模及各种小型刀具的最终

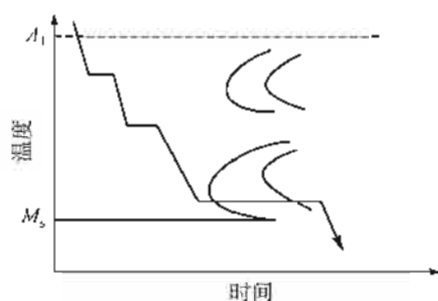


图 2-42 分级等温淬火工艺示意图

热处理。对于这类工具一次分级温度为 $580\sim 620^{\circ}\text{C}$ 。如有必要还可增加一次 $350\sim 400^{\circ}\text{C}$ 较低温度的二次分级。分级保温时间约等于最终加热时的保温时间。等温温度为 $240\sim 280^{\circ}\text{C}$ ，等温时间一般为 $2\sim 4\text{h}$ ，以充分进行奥氏体向下贝氏体的组织转变。

例如，W18Cr4V 高速钢制直径 $5\sim 20\text{mm}$ ，长 $100\sim 150\text{mm}$ 的组合丝锥，要求淬火、回火后刃部硬度 $63\sim 66\text{HRC}$ ，在 1000mm 长度内，螺距伸长应小于 2mm 。如仅对其进行分级淬火，硬度虽可达到要求，但每 1000mm 螺距伸长大于 2mm ，变形超差。如采用图 2-43 所示的分级等温淬火工艺，即奥氏体化后工件在 $580\sim 620^{\circ}\text{C}$ 及 $350\sim 400^{\circ}\text{C}$ 热浴中分别分级 2.5min ，以后再在 $240\sim 280^{\circ}\text{C}$ 的热浴中等温 $90\sim 120\text{min}$ 后空冷；再经 560°C 四次回火，则减小了变形而获得合格的产品。

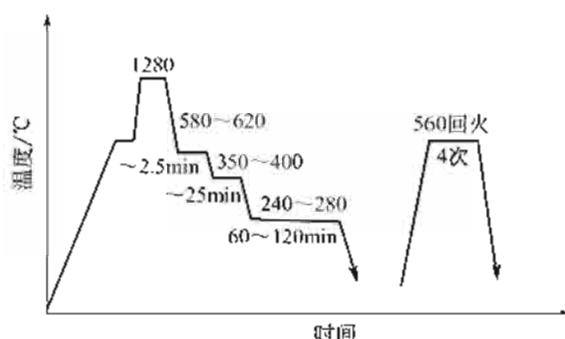


图 2-43 组合丝锥的分级等温淬火工艺曲线

135. 二次贝氏体等温淬火

高速钢制工具经淬火或等温淬火，组织中保留有大量残余奥氏体。回火时马氏体相变应力得到松弛，碳化物从残余奥氏体中的析出等，使后者的 M_s 点升高并重新获得了转变的能力，在回火后的冷却过程中转变为马氏体，这一转变过程也必将伴随有相变应力。对于形状复杂、淬火开裂倾向大的刀具，回火时的相变应力也可能产生淬火裂纹而报废。奥氏体转变为贝氏体所产生的相变应力小于转变为马氏体时的。因此，对于复杂形状的特大型刀具（如模数大于 15 的齿轮铣刀、齿轮滚刀以及厚度大于 100mm 的带孔刀具），可采用二次贝氏体等温淬火处理（图 2-44），以防止这些刀具在回火的淬火变形和淬裂，即对经淬火或贝氏体等温淬火的高速钢刀具，于第一次 560°C 回火冷却时，在 $240\sim 280^{\circ}\text{C}$ 下保温 $2\sim 4\text{h}$ ，使残余奥氏体转变为贝氏体（即二次贝氏体）。经此处理后刀具仍需进行 3 次 560°C 回火。

实践证明，二次贝氏体等温淬火是防止在回火过程中刀具变形、开裂效果较好的工艺。

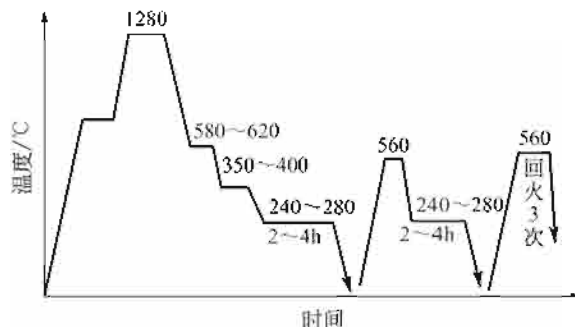


图 2-44 高速钢刀具二次贝氏体等温淬火工艺曲线

136. 珠光体等温淬火

珠光体等温淬火工艺曲线如图 2-45 所示，其过程是奥氏体化后的钢件，在珠光体转变的下部温度区间进行等温保温，使过冷奥氏体全部转变成细片状珠光体（索氏体）组织，而不至于有先共析铁素体或渗碳体（碳化物）析出。如果在珠光体转变完毕之后再延长一些保温时间，则可得到部分的球化组织。

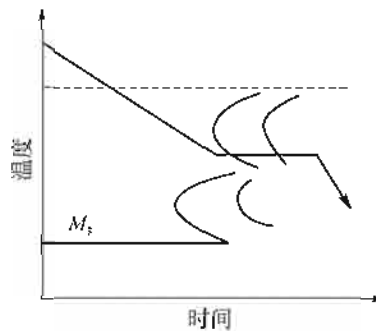


图 2-45 珠光体等温淬火工艺示意图

这种热处理工艺多应用于 60、70、T7A、T8A、T9A 和 T10A 等碳素钢 0.14~8mm 的弹簧钢丝以及 65Mn1~6mm 弹簧钢丝的生产。上述弹簧钢丝的生产过程是：钢材奥氏体化后淬入温度为 500~520℃ 的盐浴（或铅浴）中，等温保温以得到索氏体组织，之后再在室温进行多道次、总变形量达 90% 冷拉拔丝。经此双重处理后弹簧钢丝可获得极高的强度及良好的塑性。这一处理方法又称为铅淬拔丝（因过去常用铅浴进行珠光体等温淬火而得名）。用铅淬拔丝的钢丝生产弹簧时，仅需在冷绕制成形后再经 200~300℃ 的低温回火，即可提供使用，而无需进行复杂的淬火、回火热处理。

此外，对于碳钢、低合金钢等淬透性较低的钢种，不易得到单一的贝氏体等温淬火组织，可通过选择适当的等温温度，以获得不同配比的珠光体与贝氏体混合物组织，这种热处理方法可称为混合等温淬火。经这种热处理后，也可使钢材的强度与韧度同时获得提高。

137. 预冷等温淬火

预冷等温淬火又可称为升温等温淬火，适用于淬透性较差的钢件或尺寸较大又必须进行等温淬火的工件，其过程（见图 2-46）是：为了避免自高温冷却至下贝氏体等温槽的过程

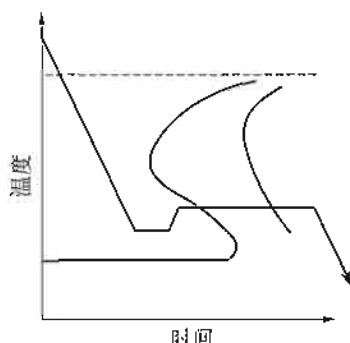


图 2-46 预冷等温淬火工艺示意图

中发生部分珠光体或上贝氏体转变，可采用两个温度的浴槽。其一温度较低，另一温度较高，相当于下贝氏体转变温度。但是二者的温度都高于 M_s 点。工件加热后先在较低温度盐浴中冷却，内外均温后再放入贝氏体等温淬火槽中进行等温转变，之后空冷，以得到下贝氏体组织。这种等温淬火法在生产中已得到了应用。

例如， $w(C)0.5\% \sim 0.6\%$ 、 $w(Mn)0.5\%$ 钢制造的 3mm 厚收割机刀片，为了减小热处理变形和获得所需要的性能，应进行等温淬火。但是，用普通等温淬火法硬度达不到要求，而应采用预冷等温淬火，即奥氏体化结束后的刀片先在 $240 \sim 260^\circ\text{C}$ 盐浴中冷却 $25 \sim 35\text{s}$ ，然后转入 $310 \sim 330^\circ\text{C}$ 盐浴中保温 30min ，得到了淬火变形量及硬度均达到要求的刀片。

又例如，某些农机具用钢（如 50、50Mn、55Si2、50Cr 等）等温淬火（回火或不回火）后的力学性能较优，但是由于这些钢的淬透性都较低，要得到下贝氏体组织，只能应用预冷等温淬火。这类钢的预冷等温淬火可在奥氏体化后先在水中预冷，然后投入盐槽中进行等温淬火。不同尺寸的工件在水中预冷的时间不同，可由实验确定。

138. 预淬等温淬火

合金工具钢制造的工件，为了避免第一类回火脆性、减少残余奥氏体量及防止淬火变形或淬裂等，可对其进行预淬等温淬火。预淬等温淬火又可叫作复合淬火，其工艺过程（见图 2-47）是：工件奥氏体化后先淬冷至 M_s 点以下温度，待得到 $10\% \sim 50\%$ 马氏体时，再转移入温度高于 M_s 点的热浴中进行贝氏体等温淬火，最后空冷至室温。这样处理的工件，根据马氏体量的多少及工件的性能要求确定回火规程。当马氏体量较少时，也可以不进行低温回火。

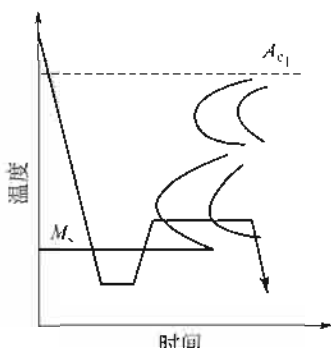


图 2-47 预淬等温淬火工艺示意图

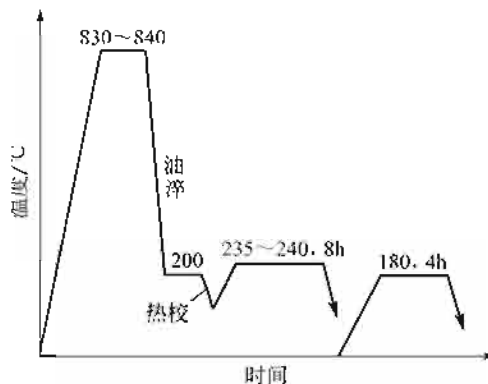


图 2-48 CrWMn 钢制丝杠预淬等温淬火工艺曲线

预先淬冷得到的马氏体可催化贝氏体转变，从而减少残余奥氏体数量。马氏体本身在等温淬火过程中也得到一定程度的回火，因而钢的强韧性较高。

5CrNiMo 钢制的热作模具，有时为了提高韧性可进行如下规程的预淬等温淬火：模具 880℃奥氏体化后，预淬到 160~180℃的热浴中油淬到 150℃左右（钢的 M_s 点约 230℃），之后再在 270~300℃进行 2~3h 的等温转变。经此处理后可得到马氏体、下贝氏体及残余奥氏体组织，再根据性能要求进行回火。

国产 JCS101 螺纹磨床丝杠的预淬等温淬火工艺曲线如图 2-48 所示。丝杠由 CrWMn 钢制作，尺寸为 $\phi 34\text{mm} \times 280\text{mm}$ ，精度 4 级。丝杠 830~840℃奥氏体化后淬入 200℃的热油中（钢的 M_s 点约 220℃）停留适当时间，再提出油浴外进行热校直（因此时进行着奥氏体向马氏体的转变，钢材处在相变超塑性状态，热校直较易进行）。校直完了后，丝杠立即转入 235~240℃的硝盐槽中等温保温 8h，空冷。最后再进行 180℃、4h 的低温回火。

又例如，Cr12MoV 钢经：800℃预热，1000℃奥氏体化（此时钢的 M_s 点约 200℃）后淬入 160℃的热浴中，保温适当时间，再在 260℃的硝盐浴中等温 30min 空冷的预淬等温淬火。预淬等温淬火后的力学性能如表 2-43 所示。由表中数据可见，钢经预淬等温淬火后的强韧性，优于普通淬火或等温淬火后的性能；还指出，Cr12MoV 钢制滚花轮等工模具，经预淬等温淬火处理后，使用寿命可提高 1 倍以上。

表 2-43 淬火工艺（及 200℃回火）对 Cr12MoV 钢的力学性能的影响

热 处 理 工 艺	硬 度 (HRC)		σ_{bb}/MPa	$a_k/(\text{J}/\text{cm}^2)$
	淬 火	回 火		
1000℃×5min, 油淬	62.5	59.5	3637	28.2
1000℃×5min 淬入 260℃×240min 空冷	62.5	60.1	3807	37.1
1000℃×25min, 油淬	64.5	61.5	3507	30.9
1000℃×25min, 预淬, 260℃等温 30min 空冷	65.0	61.5	4207	45.4

139. 微变形淬火

有许多减小工件淬火变形的工艺方法，如马氏体分级淬火、贝氏体等温淬火等。微变形淬火系一种综合的工艺措施，包括预备热处理和淬火、回火工艺。在此，预备热处理的作用是得到细小、均匀的组织，为淬火作准备。而淬火时，在保证淬透的前提下，采用更均匀、更缓慢的冷却方式，将热应力、相变应力减小到最低程度，以减小工件的淬火变形。

例如，T12 钢制无刃切断刀的微变形淬火。工件形状及尺寸如图 2-49 所示。要求最终热处理后硬度 55~58HRC，平面变形度 $\leq 0.10\text{mm}$ 。原加工工艺路线是：下料—锻造—等温退火—机械加工—淬火、回火—精加工。原淬火、回火工艺曲线如图 2-50 所示。按此工艺淬火、回火后工件淬火变形超差，达 0.15~0.20mm。改用微变形淬火工艺后得到了合格的工件。微变形淬火的加工工艺是：下料—粗车—调质—精车—淬火、回火—精加工；热处理工艺曲线如图 2-51 所示。与原工艺相比较微变形淬火热处理工艺的特点有三：①预备热处理是以调质代替了等温退火；②奥氏体化采用的是高温、短时间加热；③淬火冷却采用的是预淬等温淬火（ M_s 点约为 300℃）方式。由于这三点的综合作用的结果，达到了微变形淬火的目的。

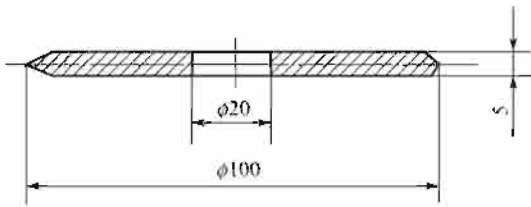


图 2-49 无刃切断刀简图

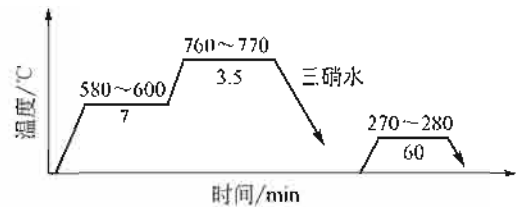


图 2-50 无刃切断刀原淬火、回火工艺曲线

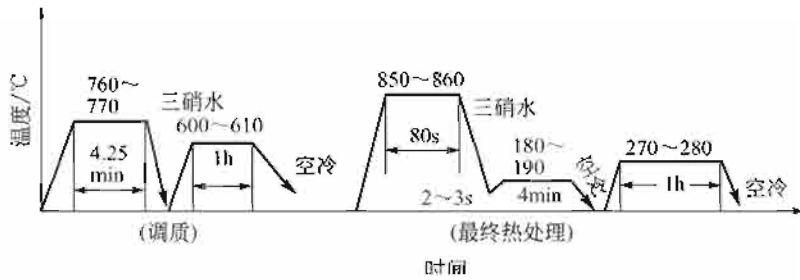


图 2-51 无刃切断刀微变形热处理工艺曲线

又例如，Cr12MoV 钢制加工滚动轴承零件用铆钉孔凹模、浪形装配模等冷冲模，为了减小淬火变形，除控制锻造、退火、调质等工艺外，淬火工艺的影响是至关重要的，其微变形淬火工艺曲线如图 2-52 所示。淬火后还可以利用回火工艺来控制模具的变形：①淬火后模具的尺寸与变形量符合要求时，模具在 170~180℃×2h 回火；②如果淬火后模具出现负公差，可在 520℃±5℃回火 30~150min，促使残余奥氏体转变，以增大其尺寸；③淬火后模具出现公差，则在 370℃±5℃回火 30~150min，促使马氏体分解，以缩小模具的尺寸。

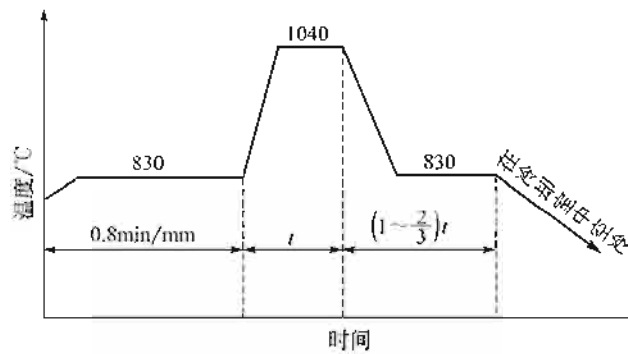


图 2-52 Cr12MoV 钢制冷冲模的微变形淬火工艺曲线

140. 无变形淬火

无变形淬火为预冷等温淬火工艺在工、模具钢上的应用，其方法是通过热处理工艺增加残余奥氏体量使淬火变形减小，以实现无变形淬火的目的。

众所周知，奥氏体的比容小于珠光体及马氏体，故可通过提高加热温度、中温等温保持以及等温淬火前的预冷等方法增加残余奥氏体量，以平衡马氏体转变时的体积膨胀来减小淬火变形。

还有一种无变形淬火工艺方法：将加热并快速冷却到 M_s 点温度以上的工件放置在磁力（电磁的或永磁的）平台上，并使之平直紧贴。继续冷至 M_s 点温度之下，产生了奥氏体

(顺磁性物质)向马氏体(铁磁性物质)的转变,使工件更加紧贴在平台上,避免了淬火过程中工件的翘曲。如将磁力平台放置在淬火浴槽底部或浴槽之外,将更有利于工件的淬火冷却。这种工艺方法适用于单件或小批量生产的摩擦片、样板、键槽拉刀、凹模、簧片、圆盘铣刀、圆犁刀、橡胶切片刀、螺纹环规、锉刀等。

141. 碳化物微细化淬火

过共析碳素工具钢及低合金工具钢(T10A、GCr15、9SiCr、CrWMn等),为了机械加工方便,常将其过剩碳化物处理成一定的尺寸,以便于切削加工。这一尺寸相对于获得最优的接触疲劳、多冲寿命和耐磨性来说是过大了。为使上述钢种获得优良的使用性能,一种新的热处理工艺——碳化物微细化淬火便获得了发展。

GCr15钢制轴承零件在机械加工后可有下述两种方法的碳化物微细化淬火。

(1) GCr15钢第一种碳化物微细化淬火方法

工艺过程可分为四个步骤。

① 工件或钢材加热至 $1000\sim 1050^{\circ}\text{C}$ (A_{c_2} 点约为 900°C),保温适当时间,使全部碳化物溶入奥氏体,获得单一奥氏体组织。

② 工件奥氏体化后,转入 $620\sim 660^{\circ}\text{C}$ (相当于C曲线的鼻温)炉中等温保温,在等温过程中奥氏体转变为珠光体,保温时间视工件尺寸而异,小型工件为30min。

对工件的机械加工,可安排在上述两工序完了后进行,以避免高温加热时的变形。

对工件也可在奥氏体化后,转入中温区间等温保温,使奥氏体转变为贝氏体组织。

③ 按普通方法进行工件的淬火($840\sim 860^{\circ}\text{C}$ 油淬)。淬火加热时间以透烧为准。用细片状珠光体或贝氏体组织奥氏体化时,可获得细小、外形圆滑而分布均匀的过剩碳化物。

④ 淬火后进行低温回火,回火温度决定于对工件的性能要求。

(2) GCr15钢第二种碳化物微细化淬火方法

工艺过程如下。

① 钢材或工件加热到 A_{c_2} 点温度以上,使碳化物全部溶入奥氏体中,然后油冷淬火,以获得马氏体及残余奥氏体组织。

② 淬火后钢材或工件在 $300\sim 380^{\circ}\text{C}$ (相当于C曲线的下贝氏体转变温度区间)等温保持,使马氏体获得回火;残余奥氏体转变为贝氏体,以得到极细的碳化物;或进行冷处理以消除残余奥氏体。

③ 高频加热奥氏体化(约1min)并淬火。

④ 按通常规程进行低温回火。

经上述处理后,碳化物极细小($\leq 0.1\mu\text{m}$),同时使GCr15钢的使用性能获得改善。

资料还指出,对于GCr15钢制经碳化物微细化淬火的轴承套圈或试样,要达到普通淬火时的硬度,淬火温度可降低 $10\sim 20^{\circ}\text{C}$,并能使基体组织的均匀性得到改善。同时指出,在保持淬火后马氏体 $w(\text{C})$ 为0.5%时,碳化物微细化对提高接触疲劳性能具有明显的作用。

对于其他过共析碳素工具钢及低合金工具钢(如T10A、9SiCr及CrWMn等钢种)则可采用图2-53所示的碳化物微细化淬火工艺。

① 首先将钢材或工件加热至 $925\sim 1075^{\circ}\text{C}$ (A_{c_2} 点温度以上),保温足够时间,使所有

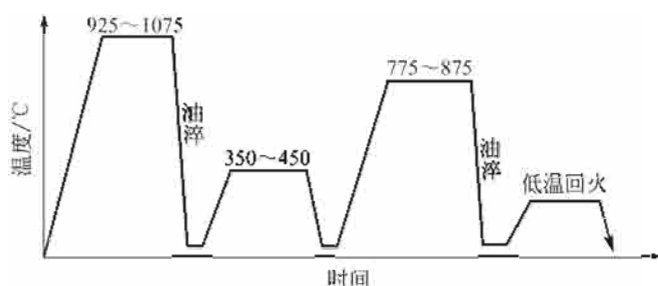


图 2-53 碳素工具钢及低合金工具钢碳化物微细化淬火工艺曲线

碳化物溶入奥氏体中后，再油冷淬火，得到马氏体和残余奥氏体组织。

② 淬火后钢材或工件在 350~450℃ 炉中回火。在回火过程中使残余奥氏体转变为贝氏体，而马氏体得到回火并同时得到极细的颗粒状的碳化物。

③ 将回火后的工件，再次加热（775~870℃ 视钢材的种类而异）奥氏体化，保温适当时间（不致引起碳化物长大）后淬火。

④ 淬火后，工件再进行所需温度的回火。

经上述处理后，工件可获得在马氏体基体上均匀分布的颗粒细小、外形圆滑的碳化物，同时使具有这种组织的工件获得高的接触疲劳、多冲寿命和良好的耐磨性能。

142. 碳化物微细化四步处理

实践证明，对 Cr12MoV 钢应用以下四步处理法进行热处理，可明显地细化碳化物，并使性能强韧化，工艺为：1100℃ 油淬 + 720℃ 回火 2h + 1000℃ 油淬 + 220℃ 回火 2 次，每次 2h。

多冲试验结果表明，其破断周次为 24559，而普通淬火-回火（950℃ 或 1000℃ 油淬，220℃ 回火 2 次，每次 2h）热处理后仅为 20691 次。应用四步处理法热处理模具，寿命可提高 2 倍。

143. 晶粒超细化淬火

金属材料的力学性能与其晶粒尺寸有着密切的联系。钢的强度与奥氏体晶粒大小有如下的关系：

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$$

式中 σ ——钢的强度，MPa；

σ_0 ——系数，相当于钢在单晶体时的强度，MPa；

K ——系数，与材料的性质有关；

d ——晶粒的平均直径，mm。

由上式可知，晶粒越细小则钢的强度越高。资料指出，合金结构钢的奥氏体晶粒度从 9 级细化到 15 级，钢调质状态的强度从 1127MPa，提高到 1392MPa。晶粒细化还可以提高钢的正断强度、疲劳强度，以及很高的塑性和韧性，并可降低钢的脆性转化温度等。由上述可知，细化晶粒处理是使钢强韧化的有效手段之一。

钢的晶粒度小于 10 级称为超细晶粒，获得超细晶粒的淬火方法可以叫作晶粒超细化淬火。晶粒超细化处理的方法很多，如循环淬火、形变热处理、超快速加热（脉冲加热）淬

火、调幅（拐点）分解方法、合金化及粉末冶金方法等。

144. 晶粒超细化循环淬火

钢有三种晶粒超细化循环淬火方法。

(1) 晶粒超细化循环淬火

工艺如图 2-54 所示。由图可见：①每一循环有一加热最高温度 T_1 （高于钢的 A_{c3} 点）和最低温度 T_4 （低于钢的 A_{c1} 点），钢件在此温度范围内往复进行加热和冷却，每一次通过相变点的加热，都使晶粒细化，最终得到超细晶粒；②在图 2-54(a) 规范中，钢件在 T_1 、 T_4 温度都不保温；③在使用图 2-54(b)、(c) 规范时，钢件在 T_4 温度要等温保温一段时间；④在图 2-54(c) 的规范中，每一循环的最高加热温度不等，依次为 $T_1 > T_2 > T_3$ ，而最低加热温度 T_4 不变；⑤有一最优的加热速度 v_1 。

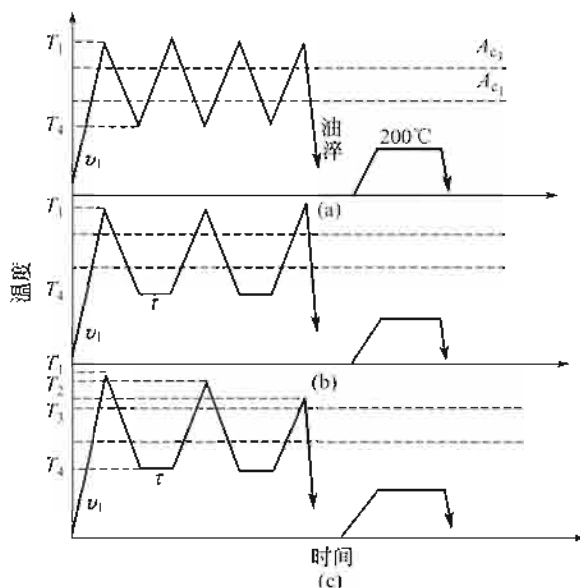


图 2-54 钢的超细化热循环淬火工艺示意图

(2) 晶粒超细化的快速循环淬火

图 2-55 示出 45 钢晶粒超细化快速循环淬火工艺，过程是：钢件在铅浴中加热到 815°C (A_{c3} 点温度为 780°C) 后快速冷却（淬火），如此往复循环 4 次后，可使原始 6 级的晶粒度细化到 12 级。

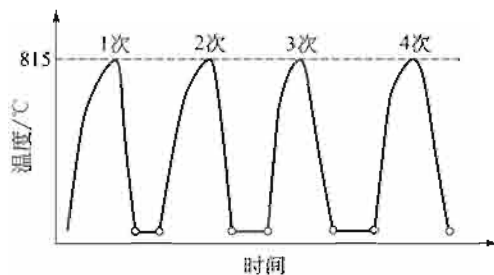


图 2-55 45 钢晶粒超细化的快速循环淬火工艺示意图

(3) 晶粒超细化的摆动循环淬火

晶粒超细化摆动循环淬火示意图如图 2-56 所示。其过程是：将钢件加热到 A_{c_3} 以上的正常淬火加热温度，保温适当时间之后冷却到 A_{r_1} 以下 $30\sim 50^\circ\text{C}$ ，保温后再升温；如此往复进行 4~5 次，最后一次由 A_{c_3} 以上温度淬火。

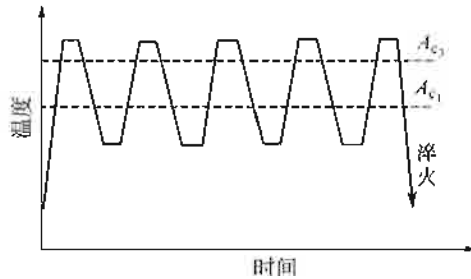


图 2-56 晶粒超细化摆动式循环淬火工艺示意图

145. 晶粒超细化的高温形变淬火

这一工艺是将高温形变与再结晶相结合的晶粒超细化淬火方法。工艺过程（见图 2-57）为：钢经完全奥氏体化并进行大形变量的形变、再保温适当时间后淬火。由于在形变过程和保温时间内形变奥氏体进行了动态和静态再结晶而得到了超细化的奥氏体晶粒。形变后的保温时间必须严格控制以防晶粒粗化。

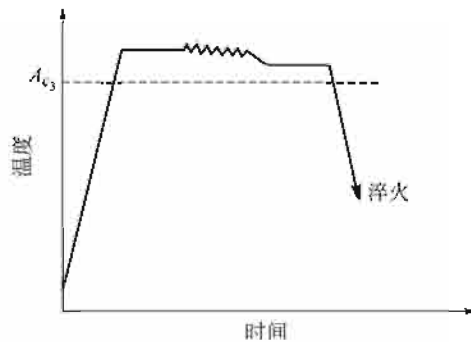


图 2-57 晶粒超细化的高温形变淬火工艺示意图

146. 晶粒超细化的室温形变处理

具有细的原始组织的弹簧钢丝，预先在室温进行冷形变，再经一次加热淬火就可得到超细晶粒，例如，表 2-44 示出几种弹簧钢丝晶粒超细化室温形变淬火的最佳工艺参数，以及表 2-45 处理后的性能数据。

表 2-44 弹簧钢丝晶粒超细化室温形变淬火的最佳工艺参数

钢种	加热温度/ $^\circ\text{C}$	加热速度/ $(^\circ\text{C}/\text{s})$	形变量/ $\%$	回火温度/ $^\circ\text{C}$	回火时间/ min
65	840~890	100~150	40~60	420~450	3~5
65Mn	860~890	100~150	40~60	420~450	3~5
50CrV	980~1020	100~150	0~40	420~460	5
3Cr13	1120~1140	100~150	0	460~480	7~8

表 2-45 弹簧钢丝晶粒超细化室温形变淬火后的性能

钢 种	力学性能					晶 粒 度
	σ_s /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	Ψ /%	$\sigma_{0.2}/\sigma_s$	HV	
65	1597	1568	52~54	0.97	446~456	12
65Mn	1656~1725	1617~1666	44~47	0.96	467~480	11.5
50CrVA	1646	1617	50	0.98	495	13
3Cr13	1480	1284	48	0.83	490	12

147. GCr15钢双细化淬火

双细化系指淬火后未溶碳化物微细化和晶粒超细化。

高速运转的 GCr15 钢制精密偶件的失效形式：一是磨损，二是尺寸变化。采用双细化淬火能够提高耐磨性和尺寸稳定性。GCr15 钢的双细化淬火规范及淬火后的性能如表 2-46 所示。表中数据可作为生产中的参考。

表 2-46 GCr15 钢双细化淬火工艺及组织与性能

预处理	最终热处理	未溶碳化物大小/ μm			晶粒 度	硬度 (HRC)	马氏 体级	磨损/ 10^{-3}mm^3	断裂 次数
		平均	最小	最大					
1050℃ × 10min-320℃ × 等 温 2h	810℃ × 8minOQ-160℃ 回 火 2h	0.30	0.20	0.45	11	64.5	<1	118.70	
1050℃ × 10min- 320℃ × 等温 2h- 710℃ 回火 2h	820℃ × 6minOQ- 160℃ 回火 2h	0.32	0.20	0.50	11	65	<1	103.70	8495
1050℃ × 10min- 320℃ × 等温 2h- 710℃ 回火 2h	820℃ × 6minOQ- 230℃ 回火 2h					62.5		134.50	4799
1050℃ × 10min- 320℃ × 等温 2h- 735℃ 回火 3h	820℃ × 6minOQ- 160℃ 回火 2h	0.46	0.30	0.62	11	64.5	<1	114.30	
原材料(球化 退火)	860℃ × 12min OQ-160℃ 回火 2h	1.28	0.33	1.75	8	65	2	134.20	5042

注：OQ——油淬。

148. 低碳钢强烈淬火

低碳钢 [$w(\text{C}) < 0.25\%$] 或低碳合金钢在强烈淬火 [水淬、 $w(\text{NaCl}) 5\% \sim 10\%$ 水溶液淬火或 $w(\text{NaOH}) 10\%$ 水溶液淬火等] 后可获得低碳马氏体。它具有板条状形态及位错型亚结构。在淬火及低温回火 ($150 \sim 200^\circ\text{C}$) 状态，强度高而塑性韧性良好 ($\sigma_b = 1176 \sim 1586\text{MPa}$ 、 $\sigma_s = 980 \sim 1274\text{MPa}$ ； $\delta \geq 10\%$ 、 $\psi \geq 40\%$ ； $a_k \geq 59\text{J/cm}^2$)，缺口敏感性也较小。此外，低碳钢在制作零部件的过程中还具有独有的工艺性能特点，如良好的冷成形性、可焊性，较小的热处理变形及脱碳倾向性等。因此，低碳钢及低碳合金钢强烈淬火成低碳马氏体的应用日益广泛，成为发挥钢材强韧化潜力，延长机器零件寿命的一个重要途径。

在工业生产中低碳钢强烈淬火可以代替一部分中碳钢调质处理或低碳钢渗碳淬火，从而获得高性能的工件。表 2-47 示出低碳钢强烈淬火工艺的几个应用实例。

表 2-47 低碳钢强烈淬火工艺的应用实例

零件名称	原材料及热处理工艺	低碳钢强烈淬火工艺的应用
75t 石油钻机吊环	35 钢正火	20SiMnVBR 钢, 900℃ 加热, $w(\text{NaOH})10\%$ 水溶液淬火, 200℃ 回火
矿井金属顶梁	30CrMnSi, 880℃ 淬火, 675℃ 回火	20MnV 钢, 水淬, 450℃ 回火
解放牌汽车连杆螺栓和缸盖螺栓	40Cr 调质, 288~321HBS	20Cr, 880℃ 水淬, 200℃ 回火, 46~48HRC
石油井射孔器	PCrNi3Mo 钢调质	20SiMn2MoVA, 900℃ 油淬, 200℃ 回火
链板输送机链套	20 钢渗碳	20 钢, 880~920℃, $w(\text{NaCl})5\% \sim 10\%$ 水溶液淬火
履带板	Mn13 钢水韧处理	20MnTiB 钢淬火, 200℃ 回火
轿车骑马螺栓	30Cr 调质, 28~35HRC	20, 16Mn 等钢, 淬火, 250~300℃ 回火, 40~44HRC
铁敏	低碳钢渗碳或氧化后淬火, 低温回火	C 0.15%~0.25% 钢, 940~960℃, $w(\text{NaCl})10\%$ 水溶液淬火, 30~40HRC

149. 中碳钢高温淬火

高温淬火系指淬火加热温度超过正常淬火时使用的温度的热处理工艺方法。

中碳钢高温淬火时，随着淬火温度的升高，钢的淬透性增大，组织中板条马氏体数量增多，强韧性增大，有利于延长工件的使用寿命和安全性。

例如，60Si2Mn 弹簧钢， $A_{c1}=755^\circ\text{C}$ 、 $A_{c3}=810^\circ\text{C}$ ，正常淬火温度 840~880℃。高温淬火与正常温度淬火后的力学性能如表 2-48 所示。由表中数据可见，尽管高温淬火后在 460℃（正常淬火后在 480℃）回火，但其塑性和韧性仍显著高于正常淬火-回火的。

表 2-48 60Si2Mn 钢不同温度淬火、回火后的力学性能

热处理工艺	力学性能							
	σ_b/MPa		σ_s/MPa		$\phi/\%$		$a_k/(\text{J}/\text{cm}^2)$	
	实测	平均	实测	平均	实测	平均	实测	平均
910℃, 8min, 油淬 460℃回火 1.5h 水冷	1661	1651	1551	1542	43.8	42.1	21.6	21.6
	1639		1542		41.8		21.6	
	1652		1532		41.8			
860℃, 8min, 油淬 480℃回火 1.5h 水冷	1137	1188	994	1014	23.5	26.9	17.6	21.6
	1190		1005		25.4		18.6	
	1238		1054		31.0		21.6	

资料指出，60Si2Mn 钢高温淬火后组织中板条马氏体数量增多，断裂韧度较高，适当的冲击韧度，并具有屈服点峰值和优良的耐磨性。60Si2Mn 钢制冷徽螺帽四序冲模，900~920℃ 淬火后，使用寿命比正常温度淬火的模具提高了 2 倍左右。

对于热作模具钢，提高淬火温度同样使其强韧性提高，模具使用寿命延长。例如，中碳低合金 5CrNiMo 钢制作的 480mm×450mm×295mm 的锤锻模，原热处理工艺为 860℃ (10h) 油淬和 500℃ (5h) 回火，硬度 42HRC。锻打齿轮毛坯 2500 件时，锻模便发生塑性变形，需修磨后方可继续使用。改用新工艺 (900℃ 油淬，500℃ 回火，硬度 43HRC) 后，锻打同样的齿轮毛坯 8100 件仍可继续使用。国内其他工厂的经验表明，将淬火温度由 860℃ 提高到 960℃，锻模的使用寿命能够提高 2.5 倍。

又例如，中碳高合金热作模具钢 3Cr2W8V、4Cr5MoSiV1，将其淬火温度分别提高到 1180℃ 和 1100℃ 并经 600℃ 回火后具有最佳的热疲劳性能；其中 3Cr2W8V 钢制造的铝合金铸模使用寿命可提高 1 倍以上。

150. 中碳钢过热淬火

目前经常使用的淬火及低温回火工艺，对中碳低合金高强度钢来说，虽可保证其高强度，但韧性不高，尤其断裂韧性相对较低。因此，寻求在保证高强度的同时提高断裂韧性的新工艺方法是很有意义的。

40CrNiMo 钢通常淬火温度为 870℃ 左右，而在过热淬火时，可加热到 1100~1300℃ 随后油淬并低温回火，可使断裂韧度大幅度提高。表 2-49 为 40CrNiMo 钢经不同温度淬火后的力学性能。从表中所列数值可以看出，提高奥氏体化温度对钢的强度和冲击韧度影响不大，而断裂韧度却有很大的增长。1200℃ 奥氏体化及冷却到 870℃ 并淬火（这种淬火方式可叫作二段式淬火）后的力学性能与 1200℃ 直接淬火后的相同；但是，由于淬火时的温度较低，可减少淬火过程工件中的热应力，从而可减小淬火变形。

表 2-49 40CrNiMo 钢不同温度淬火后的性能

加热温度/℃	淬火介质	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ	ψ	V 形缺口试样的 冲击功/J	$K_{Ic}/(MPa/\text{mm}^{3/2})$
		MPa		%			
1200	油	2244	1519	6.9	5.5	7.45	668.4 719.3 544.9
1200→870 (炉中冷待至 870)	油	2195	1578	2.3	6.7	7.84	700.7 732.0 571.3 671.5
870	油	2195	1597	3.7	8.8	8.82	342.0
		2225	1637	10.3	17.0		429.2
		2205	1548	7.4	44.6		354.8

过热淬火改善断裂韧度的原因有二：①增加了残余奥氏体量，而且残余奥氏体以 $100 \times 10^{-10} \sim 200 \times 10^{-10} \text{m}$ 的薄层包围在马氏体四周。裂纹在通过马氏体而交截到残余奥氏体时便停止下来，进一步增大负荷，裂纹将环绕奥氏体产生分枝后继续伸展，由此可知，薄层状的残余奥氏体具有阻碍裂纹扩展的作用；②中碳钢普通加热淬火时产生大量孪晶型马氏体（片状马氏体），而过热淬火时可产生多量的板条状（位错型）马氏体，使韧性提高，故过热淬火多应用于中碳钢制工件的强韧化热处理，以提高其使用性能和寿命。

151. 过共析钢高温淬火

碳素过共析钢的传统的热处理工艺是：（原始组织为球状珠光体）淬火（加热温度为 $A_c + 30 \sim 50^\circ\text{C}$ ）及低温回火，以提高其硬度和耐磨性。长期生产实践证明，碳素工具钢制造的模具寿命短，使用时还易出现开裂、崩刃及折断等。

T10 碳素过共析钢采用高温（完全）淬火，可提高其强韧性及多冲寿命，淬火规程及力学性能如表 2-50 和表 2-51 所示。对照表 2-50 和表 2-51 可知，T10 钢（ $A_c = 800^\circ\text{C}$ ）原始组织为片状珠光体，并经 840°C 淬火和 200°C 回火后强韧性及多冲寿命最优。其原因是高温淬火时得到了板条状马氏体，同时淬透性也有明显提高。将这一结果应用到 T10 钢制铆钉风窝头的热处理，也收到了良好的效果，如表 2-52 所示。铆钉风窝头是典型承受多冲负荷的模具，高温淬火使其使用寿命提高了 2~3.5 倍。

表 2-50 T10 钢淬火-回火后的力学性能及显微硬度

工艺序号	原始组织	热处理规范	硬度(HRC)	晶粒度	显微组织
1	$P_{\text{球}}$	780°C 碱浴淬火 + $T200^\circ\text{C}$	61.2	9	隐晶 M + 细针 M + K + A_R
2	$P_{\text{片}}$	780°C 碱浴淬火 + $T200^\circ\text{C}$	61.0	9	细针 M + 细小板条 M + K + A_R
3		840°C 碱浴淬火 + $T200^\circ\text{C}$	63.3	8	板条状 M + A_R
4		940°C 碱浴淬火 + $T200^\circ\text{C}$	63.0	7	板条状 M + 针状 M + A_R
5		1000°C 碱浴淬火 + $T200^\circ\text{C}$	62.7	6	板条状 M + 针状 M + A_R
6		1150°C 碱浴淬火 + $T200^\circ\text{C}$	62.8	5	板条状 M + 针状 M + A_R

注： $P_{\text{球}}$ ——粒状珠光体， $P_{\text{片}}$ ——片状珠光体，T——回火，M——马氏体，K——碳化物， A_R ——残余奥氏体。

表 2-51 T10 钢淬火-回火后的力学性能

工艺序号	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	剪切应力 τ_b /MPa	剪切应力 $\tau_{0.2}$ /MPa	σ_{bb} /MPa	a_k / (J/cm^2)	多次冲击破断周次/次	K_{IC} / $(\text{MPa}/\text{mm}^{3/2})$	备注
1	2416	1313	1693	1112	3048	45.2	15349	510	传统工艺
2	2418	1558	1754	1284	2073	51.0	18977		
3	5890	3998	1717	1287	1725	17.6	67030	627	最佳工艺
4	5998	3205	852	725	1254	8.8	69	746	
5	5537	3126	892	647	882	3.9	83	648	
6	3910	2509	493	433	705	2.9			

注：与表 2-50 中的“工艺序号”一一对应。

表 2-52 经不同热处理后铆钉风窝头的使用寿命

风窝头材料	原始组织	热处理规范	硬度(HRC)	加工		在相同淬火介质下定传统工艺为 100% 的寿命对比	失效形式
				材料	规格/mm		
T10A	$P_{\text{球}}$	780°C 碱浴淬火 + $T200^\circ\text{C} \times 2\text{h}$	60~62	A_3 (Q235A)	16	100	沿尾部纵向开裂
	$P_{\text{片}}$	840°C 碱浴淬火 + $T200^\circ\text{C} \times 2\text{h}$	60~62			157	沿尾部纵向开裂
	$P_{\text{球}}$	780°C 水淬—油淬 + $T200^\circ\text{C} \times 2\text{h}$	60~62	A_3 (Q235A)	16	100	沿尾部纵向开裂
	$P_{\text{片}}$	840°C 水淬—油淬 + $T200^\circ\text{C} \times 2\text{h}$	60~62			274	尾部轻微变形，可继续使用

续表

风窗材料	原始组织	热处理规范	硬度 (HRC)	加工		在相同淬火介质下定传统工艺为100%的寿命对比	失效形式
				材料	规格/mm		
T8	P _齿	780℃碱浴淬火+T200℃×2h	58~60	A ₃ (Q235A)	22	100	沿尾部纵向开裂
	P _牙	840℃碱浴淬火+T200℃×2h	58~60			178	沿尾部纵向开裂
	P _齿	780℃水淬—油淬+T200℃×2h	59~61	A ₃ (Q235A)	22	100	尾部严重压陷
	P _牙	840℃水淬—油淬+T200℃×2h	59~61			350	尾部轻微变形,可继续使用

152. 渗碳件四步处理法

渗碳件四步处理法是提高中合金渗碳钢制齿轮或渗碳轴承零件寿命的工艺，工艺过程如图 2-58 所示，共分四步进行。

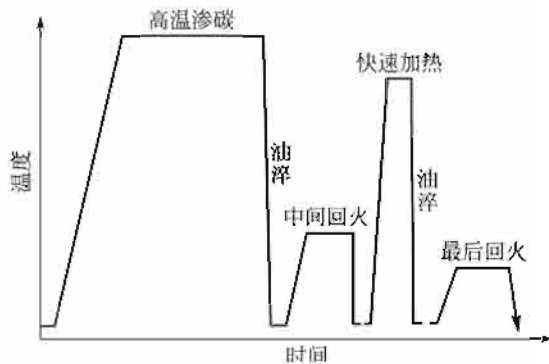


图 2-58 渗碳件四步处理法工艺示意图

第一步，工件高温渗碳，以缩短工艺周期（渗碳温度及保温时间，视具体要求而定），渗碳后油淬。

第二步，淬火后中间（高温）回火，其作用是使渗层中的残余奥氏体充分转变为贝氏体或珠光体。因渗层成分变化的，在每种情况下的加热温度可由实验确定。

第三步，快速加热到淬火温度（以细化晶粒），然后油淬。淬火工艺参数决定于性能要求：对仅要求表面耐磨的工件，则加热温度应为渗层的 $A_{c1} \sim A_{c2}$ 温度区间；如除表面耐磨外，还要求心部有较高的强度性能，则加热温度应相当于渗层的 $A_{c1} \sim A_{c2}$ 温度区间并高于心部组织的 A_{c3} 点。

第四步，180~230℃低温回火。

采用这种工艺，可以得到较细的表层及心部组织，缩短工艺周期，提高工件的耐磨性及韧性。还能解决硼钢在普通渗碳后表层淬透性低、心部淬透性高而使渗层硬度下降（由于出现非马氏体组织）的问题，使锰硼钢代铬镍钢成为可能。

153. 渗碳冷处理

镍铬钢制渗碳工件表面含碳量高，淬火后有相当数量的残余奥氏体，可进行冷处理，工艺过程如图 2-59 所示；-80~-60℃冷处理时使残余奥氏体转变，以提高渗碳层硬度及耐

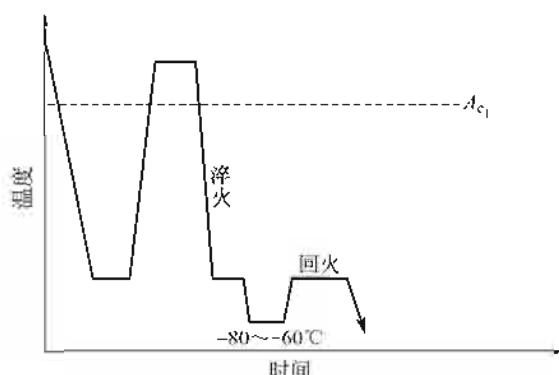


图 2-59 渗碳工件冷处理工艺示意图

磨性。

例如，对 $w(C)$ 小于 0.2% 并含有镍及其他合金元素（总量 5%~10%）的渗碳钢（齿轮用），925℃ 渗碳 [表面 $w(C)$ 达 0.9%] 后由 700℃ 以 1~20℃/s 的速度冷至室温。由于表层有相当数量的残余奥氏体，硬度仅为 40HRC，可进行齿形精加工。之后于 -70~-60℃ 进行冷处理及 150~250℃ 回火。此时表面硬度为 58~62HRC，心部硬度 20~35HRC。

另有一种见解：认为齿轮渗碳淬火后，如表层 50% 左右残余奥氏体时，抗疲劳性能及耐磨性最好。

154. 自回火淬火

自回火淬火是将被处理工件全部加热，但在淬火时仅将需要淬硬的部分（常为工作部位）浸入淬火液冷却，待到未浸入部分火色消失的瞬间，立即取出在空气中冷却的淬火工艺。淬火后可利用未淬硬部分的余热将淬硬部分进行适当的回火。回火温度由淬硬部分的回火颜色确定。达到回火温度后，整个工件投入淬火液中冷却，以终止自回火的继续进行。

自回火淬火常用于处理承受冲击的简单工具（如凿子、榔头等）以及钢轨接头部等。如为了使钢轨头部获得回火索氏体组织，可将已加热完毕的头部在 25~30℃ 的水中浸淬 30~40s（浸入深度为 20~25mm），然后取出。钢轨其余部分所含的余热可使头部得到 500~520℃ 的自回火，从而达到使用性能的要求。

自回火时工件的回火颜色与温度的对应关系如表 2-53 所示。

表 2-53 工件的回火颜色与温度的对应关系

回火温度/℃	220	240	255	265	280	300	315	330~350
回火颜色	亮黄	草黄	棕黄	红棕	紫	蓝	青蓝	灰

155. 马氏体等温-马氏体分级淬火复合处理

马氏体等温-马氏体分级淬火复合处理（以下简称复合处理）是高速钢制工具的一种淬火方法，工艺如图 2-60 所示。由图可见，工艺过程分为四个阶段。

- ① 高速钢制工具按常规方法加热至额定温度，保温适当时间。
- ② 保温完了后的工具淬入 M_s 点以下 60~130℃ 的热浴中，保温适当时间使工具降温，

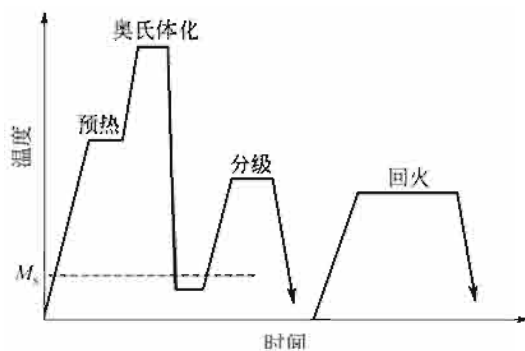


图 2-60 复合处理工艺示意图

以促使一部分奥氏体转变为马氏体。由于转变是在马氏体转变区域的上部进行，马氏体的含碳量较少，转变时的体积效应小，因而工具的变形也小。此阶段结束后，工具立即转入分级浴槽中。

③ 分级浴槽的温度因钢种及使用目的不同而异。例如，为了控制处理后残余奥氏体数量则分级温度应高些；如为了减小淬火变形，则以 500°C 左右为宜。在此浴槽等温保持适当时间后，工具空冷至室温。在保温过程中有碳化物从马氏体和未转变的奥氏体中以弥散状态析出，因而提高了奥氏体的 M_s 、 M_f 点的温度（室温以上），使得工具从分级温度冷却至室温过程中未转变的奥氏体全部或绝大部分转变为马氏体，无残余奥氏体或仅有少量。

④ 回火。经复合处理后的工具一次回火就可达到要求；缩短了回火周期。

复合处理适用于中等尺寸的刀具和模具，尤以形状复杂的模具最为有益。

156. 反淬火

反淬火工艺是为消除铝、钛合金淬火内应力而提出的一项新工艺。其过程是在正常的淬火（固溶处理）之后，立即将合金冷却到极低温度（使用液氮，温度达 -196°C ），然后使用压力为 981kPa 的蒸汽将工件迅速加热到室温，利用加热时的热应力来抵消淬火冷却时的应力，之后再按正常规程进行时效。反淬火处理可防止工件的变形。

157. 预应力淬火

使工件表面在规定的厚度内产生残余压应力，以提高疲劳抗力及耐磨性能的淬火方法，称为预应力淬火。目前已研究的预应淬火方法有下列几种。

(1) 高碳钢渗氮淬火

高碳钢表面渗氮，使表层的 M_s 点下降约 $50\sim 60^{\circ}\text{C}$ ；淬火时则心部先产生马氏体转变，表层后发生，从而在表层（疲劳破断源部位）产生达 294MPa 的压应力，可提高工件的疲劳抗力。例如，GCr15 钢的 $\phi 12.5\text{mm}$ 滚珠在二段式渗氮（ 525°C 、 φ 氮分解率 $12\%\sim 25\%$ 、 6h ； 565°C 、 φ 氮分解率 $60\%\sim 70\%$ 、 4h ，炉冷到 150°C ）后，在 850°C 盐浴重新加热 $15\sim 25\text{min}$ 油淬， 150°C 回火 1h 。性能试验的结果表明，疲劳强度为滚珠经普通热处理后的 2 倍。

(2) 高碳钢碳氮共渗淬火

GCr15 钢的 $\phi 15.4\text{mm} \times 8\text{mm}$ 试样在 $\varphi(\text{CO})30.6\% + \varphi(\text{CH}_4)2.8\% + \varphi(\text{H}_2)62.8\% + \varphi(\text{N}_2)2.8\% + \varphi(\text{CO}_2)1\%$ (露点 -1°C) 的碳氮共渗气氛中于 850°C 加热 3h, 油淬后 250°C 回火 2h。表层压应力达 333MPa , 硬度及耐磨性均较普通淬火 (850°C 、20min) 并 175°C 回火 2h 者高。

(3) 低碳钢渗碳等温淬火

普通渗碳件淬火时, 因表层的 M_s 点的温度较低, 也可获一定的压应力。为使这种压应力发展得更为完全, 可进行等温淬火。热浴温度应略高于心部的 M_s 点, 保温时间则以表层尚未开始下贝氏体转变为限, 然后空冷。心部下贝氏体转变时的体积膨胀全部为表层奥氏体的屈服所吸收, 而表层马氏体转变的体积增大效应可全部用于造成该处的压应力。

(4) 低碳钢碳氮共渗后冷处理

碳氮共渗层因成分复杂, M_s 点比渗碳时还低, 淬火后残余奥氏体较多。进行冷处理, 可使表层残余奥氏体转变为马氏体, 使压应力增大, 硬度升高。

158. 修复淬火

使用内孔工作的工件 (如拔丝模等), 若内孔因磨损而扩大, 超出允许尺寸, 可通过重新 (一次或多次) 淬火缩小内孔, 这一工艺称为修复淬火。图 2-61 为 T11 钢制试样内孔尺寸与淬火 (加热温度同于普通淬火, 并应严加控制) 次数的关系。图中数据可作为修复淬火时参考。

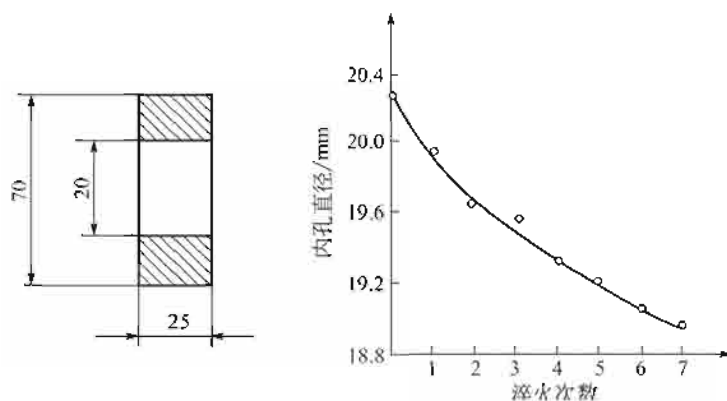


图 2-61 T11 钢制试样内孔尺寸与淬火次数的关系

此外, 也可以利用高频感应加热, 对工件外圆进行加热 (温度在临界点以上或以下) 和冷却 (空冷或水冷) 的方法, 缩小工件的内孔。

159. 固溶化淬火 (固溶处理)

以铝、镁、钛、铜、镍、钴、钨等为基的时效强化合金和奥氏体不锈钢耐热钢、过渡型不锈钢、马氏体时效化型钢, 为了改善铸态或锻态时的强化相的不均匀分布、降低硬度、提高塑性、提高抗蚀性及导电性能等, 或为以后的时效过程进行准备, 均需加热到一定温度的高

温，使强化相全部或大部溶入固溶体，并调整晶粒尺寸，然后以较快速度（水、空气等）冷却，这种工艺称为固溶化淬火，或称固溶处理，简称淬火。几种不锈钢耐热钢的固溶处理规范如表 2-54 所示。

表 2-54 几种不锈钢耐热钢的固溶处理规范

钢 号	固溶处理温度/℃	冷却介质	时效温度/℃	冷却介质
0Cr13	1000~1050	油,水	700~790	油,水,空
1Cr13	1000~1050	油,水	700~790	油,水,空
2Cr13	1000~1050	油,水	660~770	油,水,空
0Cr18Ni9	1080~1130	水	—	—
1Cr18Ni9	1100~1150	水	—	—
2Cr18Ni9	1100~1150	水	—	—
2Cr13Ni4Mn9	1000~1150	水	—	—
Cr14Mn14Ni	1000~1150	水	—	—
1Cr18Ni9Ti	1100~1150	水	—	—
4Cr9Si2	1050	油	700	油
4Cr14Ni14W2Mo	1150	水	730~740	—

固溶处理的加热方法一般与普通淬火时相同，主要是根据钢或合金固溶处理温度、工件类型及尺寸大小、生产批量等因素进行适当选择。

160. 水韧处理

单相奥氏体组织的高锰钢 [ZGMn13, $w(C)0.9\% \sim 1.3\%$, $w(Mn)10\% \sim 14\%$] 具有很高的加工硬化能力（使硬度由 170~200HBS，增高到 450~550HBW 以上），但在铸造冷却或压力加工中常会沿晶界或滑移面析出碳化物，使工件硬度及脆性增大，而耐磨性降低。为了提高工件在使用中经受高的压力冲击时的加工硬化效果，从而获得高耐磨性，常进行 1000~1100℃ 加热后快速冷却（水冷）的热处理，得到均匀单一的奥氏体组织，这种热处理工艺称为水韧处理。

水韧处理时的加热，应防止脱碳、脱锰、氧化，因此在生产中常采用在盐浴中的预热及加热，加热时间不宜超过 30~40min。加热后冷速越快，越不易出现裂纹，冷却较慢时可能沿晶界析出碳化物从而导致裂纹的产生。过大的冷速易因热应力而引起工件变形。

水韧处理后一般不进行回火（特殊水韧处理除外）。在使用中应避免 250~300℃ 以上的加热，否则会因沿晶界析出碳化物或出现托氏体而破坏单相组织，使力学性能变坏。为了改善切削加工性能，可进行 600~650℃ 的高温回火，然后再重新进行水韧处理，保证良好的实用性能。

161. 铸造余热水韧处理

高锰钢的铸造余热水韧处理又称为铸热水韧处理。工艺过程是铸件浇注并在高温（>900℃）脱型后直接在水中淬火或置入 1050~1100℃ 的炉中均温后再水淬。与普通水韧处理相比较，铸热水韧可有效地提高铸件的性能和使用寿命，如表 2-55 和表 2-56 中铸热水韧的规范是：浇铸后 10min 于 1100℃ 出模并转入 1050~1080℃ 炉中保温 4h 水淬。

表 2-55 铸热水韧与普通水韧处理后的力学性能

热处理类型	σ_s /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	a_k /(J/cm ²)
铸热水韧	588	421	18	204
普通水韧	598	392	16	162

表 2-56 经不同水韧处理后高锰钢制衬板的使用寿命

热处理类型	实验衬板数/块	调换衬板时间/h	一块破碎材料的量/m	一块衬板相对工作时间	一块衬板破碎材料相对量
铸热水韧	12	179~192 (平均 184)	7782~8990 (平均 8386)	1.70	1.55
普通水韧	16	103~112 (平均 107.5)	5180~5658 (平均 5418)	1.00	1.00

铸造高锰钢中存在有不同温度析出的碳化物，其一是在高温析出的，由于元素偏析，水韧处理时较难溶入奥氏体，降低了 C、Mn 含量，因而降低了加工硬化能力，也就降低了工件的耐磨性。另一是在较低温度析出的碳化物，水韧处理时易溶入奥氏体中。铸热水韧的作用就是防止在高温时的碳化物析出，得到合金化程度高的奥氏体，因而其耐磨性好，工件的使用寿命也就很长。

162. 提高初始硬度的水韧

高锰钢工件水韧处理后硬度低，工件使用初始（尚未建立起加工硬化状态）磨损严重。为了克服这种状况，可进行提高初始硬化处理。有以下两种方法。

① 脱碳处理法。水韧处理后工件在氧化气氛或含 H₂ 及 H₂O 的气氛中加热，使表面脱碳，得到一定厚度的马氏体层，提高了表面硬度，能大幅度降低工件的起始磨损速度，延长使用寿命。

② 加工硬化法。水韧处理后的工件，在其使用前对其进行锤凿、喷丸或碾压等加工，人为地造成一层加工硬化层，以提高初始硬度。

163. 水韧-时效处理

高锰钢中加入微量的 V、Ti、Nb 等形成特殊碳化物的合金元素，经水韧及时效处理后，可在奥氏体基体上分布有细小碳化物颗粒，能显著提高初始硬度及耐磨性。此外，强碳化物的存在，阻碍了晶粒的成长，也会对提高耐磨性作出贡献。

例如，成分为 $w(C)1.00\% \sim 1.50\%$ 、 $w(Mn)6.00\% \sim 8.00\%$ 、 $w(Nb)0.10\% \sim 0.30\%$ 、 $w(N)0.30\% \sim 0.50\%$ 的锰钢经如下处理：

- ① 铸造后（1# 试样）；
- ② 1100℃±10℃水韧处理（2# 试样）；
- ③ 1100℃±10℃水韧及 250℃±20℃时效（3# 试样）。

经上述处理的试样与未加特殊合金元素的 Mn13、Mn8 钢水韧后耐磨性的比较如表 2-57 所示。表中相对耐磨性 ϵ 为在相同实验条件下，试样的磨损失重与 Mn13 钢试样失重之比值。由表示数值可见，加入 Nb、N 元素，显著提高了 Mn8 钢水韧处理后的耐磨性；时效处

理又在此基础上进一步提高了耐磨性。

表 2-57 高锰钢经不同处理后耐磨性的比较

性能 试样	原始重量/g	磨损后重量/g	失重/g	相对耐磨性 ϵ
普通 Mn13 钢	17.560	17.130	0.430	1.00
普通 Mn8 钢	21.000	20.650	0.350	1.23
1#	19.042	19.490	0.552	0.78
2#	18.070	17.855	0.215	2.00
3#	18.830	18.632	0.198	2.17

164. 细化晶粒水韧及时效处理

普通 Mn3 钢也可在水韧后进行时效处理，以提高钢的硬度及耐磨性。但是，碳化物的析出，使得钢的脆性增大，不利于工件的安全运行。因此，需在时效之前进行细化晶粒水韧处理，以晶粒细化时韧性的提高，补偿一部分时效时韧性的损失。

常用的细化晶粒水韧处理有以下几种。

① 阶梯加热水韧处理。规范为：1000℃×1h，盐水淬火+950℃×1h，盐水淬火（表 2-58 中 a 规范）。

② 循环加热水韧处理。规范为：900℃×40min，盐水淬火，循环 4 次（表 2-58 中 b 规范）。

③ 交替加热水韧处理。规范为：1000℃×1h，盐水淬火+900℃×1h，盐水淬火+1000℃×1h，盐水淬火+900℃×1h，盐水淬火（表 2-58 中 c 规范）。

与普通水韧处理得到 1~3 级晶粒相比较，细化晶粒水韧处理后可得到 5~8 级晶粒度。普通 Mn13 钢细化晶粒及时效处理后的性能如表 2-58 所示。由表中数据可见，细化晶粒水韧及时效处理后钢的强度显著增大；普通水韧及时效处理后钢的强度提高的幅度较小。此外，虽然经过细化晶粒处理，时效后钢的韧性有明显减小，但都在可使用的范围内。

表 2-58 Mn13 钢细化晶粒水韧及时效处理后的性能

细化晶粒 水韧规范	硬度 (HBS)	细化晶粒水韧+ 时效处理规范	力学性能					HBS
			σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%	Ψ /%	a_k (J/cm ²)	
a	190.21	a+450℃×8h	632	954	21.2	28.5	93.1	349
b	220.250	b+450℃×8h	669	1041	25.4	30.5	81.3	369
c	250.270	c+450℃×8h	747	1142	20.5	25.6	68.6	422
普通水韧	180.200	普通水韧+480℃×8h	372	764	35	35	125.4	270

第三章

整体热处理——回火与时效

回火是指淬火（或正火）后的钢材或工件加热到临界点（ A_{c1} ）以下的某一温度，保温一定时间，然后以适合速度冷至室温的热处理工艺的总称。回火的目的是使淬火（或正火）所得的不稳定组织转变为较稳定组织；适当降低硬度及强度，提高塑性及韧性；减少或消除工件中残存的内应力等。

由高温下淬火（固溶处理）而得到的过饱和固溶体，在室温下停放相当时间或于某一较低温度下加热时，将发生合金元素的偏聚（如铝合金中的 G. P. 区）或强化相沉淀的工艺称为时效。时效过程常伴随强度及硬度的升高，称为时效强化；当然也不可避免地伴随有塑性的下降，称为时效脆化。时效强化是许多有色合金（Al、Ti、Mg、Cu 等为基的合金）以及奥氏体不锈钢、奥氏体耐热钢、马氏体时效钢、镍基合金等的重要强化手段。

在纯铁及低碳钢中也会产生时效现象。这是由于在 α 相中常常含有 C、N、O 等，在常温（或在稍高温下停留）或经冷形变后放置（或在稍高温下停留）后将会沉淀出碳化物、氮化物等时效过程，使纯铁及低碳钢硬度上升、塑性下降、磁滞损失增大以及造成冷形变加工缺陷或磁铁碳化率的降低。所以，常采取在熔炼过程中加强脱氧、脱氮环节，加入 Al、Ti、V 等元素使碳、氮原子固定，以避免可能出现的时效现象。

165. 低温回火

低温回火一般在 150~250℃ 温度范围内进行，目的主要是为了在尽可能保持高硬度、高强度及耐磨性的同时，消除淬火应力、减小脆性等。

低温回火主要用于淬火成马氏体的刀具、量具、冷冲模具、滚动轴承、渗碳及超高强度钢制工件等的回火，回火后得到回火马氏体组织。表 3-1 列出几种工件的低温回火应用实例。

表 3-1 低温回火工艺实例

工件名称	钢 材	回 火		回火的硬度 (HRC)
		温度/℃	保温时间	
锉刀	T12	160~180	45~60min	刃部 64~67
手动锯条	T10、T12	175~185	45min	齿部
各种规格的圆板牙	9SiCr	190~200	90~120min	60~63
冷镦模	T10A	170~190	120~180min	凹槽处 60~64
冷冲凹槽	9Mn2V	160	90min	58~62
冷冲凸槽	Cr6WV	170(2次回火)	每次 60min	60~61

续表

工件名称	钢 材	回 火		回火的硬度 (HRC)
		温度/℃	保温时间	
六角螺钉冷镦冲头	60Si2MnA	240~250	90min	54~58
冷挤凸槽	Cr12MoV	1040~1050 淬火 160~180×2 次	每次 120min	62~64
螺纹环规塞规	GCr15	160~180	6~8h	56~64
渗碳或碳氮共渗齿轮	20CrMnTi 20CrMnMo 20SiMnVB 20CrMo	180	2h	齿面 58~63
机床齿轮(高频加热淬火)	45	180~200	—	52~58
机床齿轮(高频加热淬火)	40Cr	180~200	—	50~55

由于回火温度较低，低温回火多在带有热风循环的空气炉、油浴、硝盐浴等设备中进行。在保温过程中，淬火应力逐渐减小。回火温度越高，保温时间越长，则应力消减的程度越大，所以低温回火时的保温时间一般较长，约为 2~4h。保温完了后工件在空气冷却。

166. 中温回火

中温回火常在 250~500℃ 温度范围内进行，主要用途是对淬火后的各种弹簧及锻模回火。其目的是为了获得较高的弹性极限和屈服点，同时使塑性及韧性得到改善。表 3-2 列出了几种模具钢和弹簧钢中温回火时的回火温度及回火后的硬度数值。中温回火可在空气炉或盐浴中进行。

有些钢种（如表 3-2 中的几种弹簧钢）在中温温度范围内回火时，常发生不可逆回火脆性及可逆回火脆性而使韧性降低，必须引起充分注意。对于具有可逆回火脆性的钢，回火后应进行快（水或油）冷，其他钢种则空冷。

表 3-2 常用模具钢和弹簧钢中温回火温度及回火后硬度

钢 材	淬 火		回 火			
	温度/℃	硬度(HRC)	温度/℃	时间/h	次数及冷却方式	硬度(HRC)
5CrMnMo	850~830	>55	460~480 490~500	>2	≥1 空冷	42~47 39~44.5
5CrNiTi	830~850	>55	430~450 450~470	>2	≥1 空冷	42~47 39~44.5
5CrNiMo 5CrNiW	840~860	>55	460~480 480~500	>2	≥1 空冷	42~47 39~44.5
Cr6WV	960~1020	≥60	260~400	—	空冷	53~58
Cr12	950~1000	>60	280~400	—	空冷	53~58
Cr12Mo	1020~1040	>60	280~400	—	空冷	53~58
Cr12MoV	1020~1040	>60	280~400	—	空冷	53~58
65	840	≥60	480	—	空冷	—
85	780~800	>60	380~440	—	—	36~40
65Mn	810~830	>60	370~400	—	水冷	42~50
55Si2Mn	860~880	>58	370~440	—	水冷	45~50

续表

钢材	淬 火		回 火			
	温度/℃	硬度(HRC)	温度/℃	时间/h	次数及冷却方式	硬度(HRC)
60Si2MnA	860~880	>60	410~460	—	水冷	45~50
70Si3MnA	840~860	>62	420~480	—	水冷	48~52
65Si2MnWA	840~860	>62	430~480	—	水冷	48~52
50CrVA	850~870	>58	430~480	—	—	45~50
60Si2CrVA	850~870	>60	430~480	—	水冷	45~52
55SiMnMoV 55SiMnMoVB 55SiMnMoVNB	860~880		440~460	—	水冷	45~52

167. 高温回火

高温回火常在 500~650℃ 区间进行，多应用于结构钢制造的工件。其目的主要是在降低强度、硬度及耐磨性的情况下大幅度提高塑性及韧性，以便得到良好的综合力学性能。含 Cr、Mo、W、V、Ti 等元素较多的合金钢（结构钢及工具钢）在高温回火过程常因析出弥散分布的特殊碳化物而产生二次硬化现象，而使硬度略有升高。

淬透性较大或截面较小的工件，正火后硬度可能偏高而塑性偏低，也需进行高温回火以改善之。大锻件在淬火或正火后，常以高温回火去除内应力并改善组织和性能。常用钢的高温回火温度与硬度的对应关系如表 3-3 所示。

表 3-3 常用钢高温回火温度与回火后硬度的关系

回火钢材 要求硬度 (HRC)	回 火 温 度/℃								
	T7	T10	Cr9Si2	GCr6	CrMn	Cr12、Cr12Mo Cr12MoV		7Cr13 8Cr13	4Cr2W8 3Cr2W8
	T8	T12		GCr9	9SiCr	一次硬化	二次硬化		
18~20	630	650			680				
20~22	620	630			660				
22~24	610	620			640				
24~26	590	600			620	780			
26~28	570	590		600	600	760			
28~30	550	560	700	590	580	750			
30~32	530	540	680	580	560	730			
32~34	510	520	650	570	540	720			
34~36			640	560		700		560	
36~38			620	540		680		540	
38~40				520		670		520	640
40~42						660			620
42~44						640			600
44~46						620			590
46~48						600			570
48~50						580			560
50~52						560			
52~54						520			
54~56									
56~58								500	
58~60								525	
60~62									

某些高合金结构钢的高温回火温度可能远高于 650℃。例如，制作内燃机排气阀的 4Cr9Si2 钢淬火温度 1030~1050℃，回火 680~710℃；4Cr10Si2Mo 钢，则常用 1100℃ 油淬，而后 840~860℃ 回火（4h）。

当碳钢中含 P、Sn、As 等元素较多，或合金结构钢中含有 Cr、Mn、Ni（与 Mn 或 Cr 共存时）等元素时，高温回火（尤其是 500~600℃ 间）易出现较严重的第二类回火脆性，应在回火后采用快速冷（水或油）以避免之。第二类回火脆性敏感性较小的钢种（含有适量的钼），高温回火后可以缓（空）冷。

资料通过计算，建立起了 45 钢回火后的性能与回火温度之间的数学表达式：

$$\text{HRC} = 75.46 - 0.096t$$

$$\sigma_b = 2263.8 - 2.65t$$

$$\delta_5 = -11.39 + 0.066t$$

式中 HRC——洛氏硬度数；

σ_b ——抗拉强度，MPa；

δ_5 ——伸长率；

t ——回火温度，℃， t 在 200~700℃ 范围内。

应用上式，可对 45 钢的回火后的性能进行预测，方法简单且精确。

168. 调质处理

中碳结构钢在正常淬火后进行 500~700℃ 间的高温回火，又可称为调质处理。调质处理多在毛坯件或粗加工后的毛坯上进行。回火后得到回火索氏体组织。

与正火处理比较，调质处理可在硬度与抗拉强度相同的条件下提高钢的屈服强度，其中塑性与韧性的提高尤甚，见表 3-4。

表 3-4 40 钢正火与调质后性能的比较

热 处 理	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	Ψ /%	a_k /(J/cm ²)	
正 火	563.5	306.7	19.9	36.3	67.01	
调 质	583.1	339.1	30.0	65.4	136.7	
提高值	绝对值	19.6	32.3	10.1	29.1	69.69
	相对值/%	2.38	10.55	50.1	80.0	104.0

调质处理适用于较大动载荷，尤其是复合应力（拉伸、压缩、弯曲、扭转、冲击、疲劳）下工作的工件。例如，轴类、连杆、螺栓等。它们通常要求强度及韧性的良好匹配，较小的脆断破坏倾向和较大的承受超载（特别是冲击载荷）能力。某些调质件还要求较高的耐磨性、耐蚀性、抗咬合性能。因此，在调质处理后还应进行适当的化学热处理。

常用钢材的调质处理工艺规程如表 3-5 所示。对于具有第二类脆性的钢材，回火后应快速（水或油）冷却。

中碳结构钢经调质处理后，其力学性能为：

$$\sigma_b = 588 \sim 1176 \text{MPa}; \quad \sigma_s = 343 \sim 980 \text{MPa};$$

$$\sigma_s / \sigma_b = 50\% \sim 60\%; \quad \sigma_{-1} = 343 \sim 588 \text{MPa};$$

$$\delta = 10\% \sim 20\%; \quad \Psi = 40\% \sim 50\%;$$

$$\alpha_k = 49 \sim 147 \text{ J/cm}^2; \quad \text{HB} = 170 \sim 320.$$

表 3-5 常用钢的调质处理规范

钢 材	淬 火		回 火	
	加热温度/℃	冷却介质	加热温度/℃	冷却介质
40	830~850	水	580~640	空
45	820~840	水	550~600	空
50	820~840	水	560~620	空
40Cr	840~860	油	600~650	油、水
35SiMn	830~860	油	600~650	油、水
30CrMnSi	880	油	540	油、水
42SiMn2	840~860	油	610~660	油、水
35CrMo	880	油	560	油、水
40MnB	850	油	500	油、水
40MnVB	850	油	500	油、水
45MnB	840~860	油	600~650	油、水
40CrNiMo	850	油	600	油、水
40CrMnMoVBA	850~870	油	640~680	油、水
38CrAlA 38 CrMoAlA	930~950	油	630~650	空、水
45Mn2	830~850	油	550~600	水
50Mn2	810~840	油	500~600	水
2Cr13	1000~1050	油	600~700	

影响调质处理质量最重要的因素是钢的淬透性。工件在淬火后如果得到单一马氏体或马氏体及下贝氏体组织时，高温回火后便可得到均匀的回火索氏体组织，并能保证良好的综合力学性能。但如因淬透性过小而淬火组织中含有铁素体或珠光体时，疲劳强度及屈服点将明显下降。采用适当的合金化以及采用锻热淬火工艺等，都是提高淬透性的有力措施。

应当指出，调质处理是在牺牲强度的条件下提高塑性及韧性的工艺，对发挥材料的潜力来说是十分不利的。

调质处理有时也可用来作为预备热处理工艺，如：合金钢制的工具在粗加工后进行调质处理，以降低精加工时工件表面的粗糙度，并减小工件淬火时变形倾向；表面淬火（高频、火焰）或某些化学热处理工艺（如渗氮、低温碳氮共渗等）之前，为改善心部组织并为后续工艺做好准备，也需进行调质处理。

169. 盘条的调质处理

对盘条进行调质处理，可使由其制成的工件性能稳定以及易于进行热处理等优点。

盘条的调质处理包括下列三个热处理过程。

(1) 加热

盘条置于炉内辊道上，热气自上、下两个方向吹入盘条堆垛空间（图 3-1）并沿径向吹

盘条，使各匝线材被均匀加热。

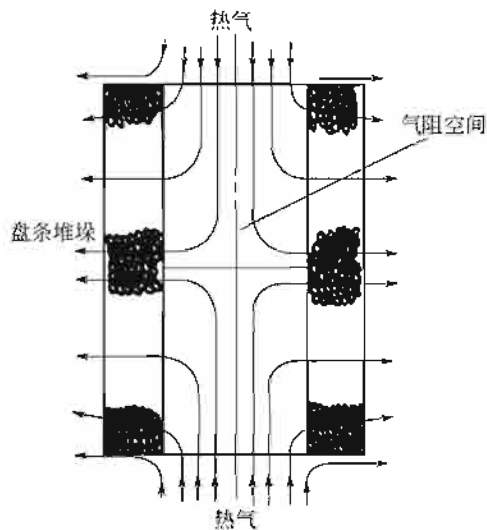


图 3-1 盘条加热示意图

(2) 淬火

加热后的盘条自炉内拖出，挂在吊钩上淬入油中，为使冷却均匀，吊钩以 25Hz 频率振动。

(3) 回火

盘条淬火后，滤干和在 350℃ 左右去应力回火时蒸发掉黏附在其上的油之后，就可以进行最终回火处理。

盘条调质处理适用于 $\phi 5.5 \sim 40\text{mm}$ ，重达 1.5t 的盘条。

盘条调质处理后具有较高的强度和良好的塑性，可继续加工成各种类型的工件。

- ① 高强度紧固件，如螺钉、螺栓、U 形螺栓、轿车悬挂弹簧。
- ② 形变成形件，如轿车转向系统的长、短球头销。
- ③ 弯折件与弹性元件。工件成形后，仅需时效处理以消除加工应力就可具有最终要求的性能。

应用这种经过预调质盘条的优点如下。

- ① 在形变成形时，工件得到了进一步强化，因此可使用廉价的碳钢取代合金钢。
- ② 取消了单个工件的调质处理，性能均匀一致。
- ③ 避免了长工件的淬火变形和校形操作。
- ④ 避免了工件淬火加热时的氧化、脱碳等表面缺陷。

170. 球墨铸铁的调质处理

球墨铸铁淬火后于 500~600℃ 高温回火，称为球墨铸铁的调质处理。调质处理后基体为回火索氏体组织，具有良好的综合力学性能，见表 3-6。回火前、后显微组织中石墨无明显变化。调质处理回火后在空气中冷却（无需快冷）。

球墨铸铁调质处理时的回火温度不得高于 600℃；温度高于 600℃，回火索氏体中的颗粒状碳化物产生石墨化，使球墨铸铁的综合力学性能（强度、塑性、韧性）降低。

表 3-6 球墨铸铁调质处理与正火以及高温回火后力学性能的比较

热处理工艺	显微组织	力学性能			
		σ_b /MPa	δ /%	a_k /(J/cm ²)	HBS
调质,980℃退火+900℃油淬+580℃回火	回火索氏体+石墨	800~1000	1.7~2.7	25.5~31.4	240~340
正火,980℃退火+900℃正火+580℃回火	索氏体+<5%铁素体+石墨	700	2.5	9.8	317~321

171. 调质球化

有些钢种(如 T10、T12 等)采用球化退火工艺不易得到良好的球状珠光体组织,应用淬火及长时间的调质回火则可得弥散度大、均匀分布于铁素体基体之上的渗碳体颗粒,这一热处理工艺称为调质球化。碳素工具钢的调质球化工艺规范如表 3-7 所示。调质球化处理的另一优点是工艺易调整,改变回火温度,即可得到相应大小的渗碳体颗粒,从而满足不同的要求。

表 3-7 碳素工具钢的调质球化工艺规范

钢 材	淬 火		回 火		球化级别	硬度(HBS)
	加热温度/℃	冷却介质	加热温度/℃	时间/h		
T10	780~800	油	640~680	2~3	3~5	183~207
T11	790~810	油	640~680	2~3	3~5	183~207
T12	800~820	油	640~680	2~3	3~5	183~207
T13	810~830	油	640~680	2~3	3~5	197~217

172. 冷挤压用钢的调质球化

冷挤压用钢为低碳碳素钢或低碳低合金钢。与普通低碳钢不同之处是专用冷挤压用钢应具有球状珠光体组织,以保证更高塑性和冷形变加工。低碳钢较难使用球化退火方法获得球状珠光体组织,即使得到了球状组织,碳化物的分布也不均匀:原珠光体处粒状碳化物数量较多,原铁素体区域粒状碳化物较少,影响了钢材性能的均匀性。为得到性能均匀的冷挤压用钢,可使用调质球化处理。其过程是钢材加热至 A_{c_2} 点之上,保温适当时间后快冷淬火,之后回火。回火温度因性能要求、钢材等的不同而不同,但都不得高于 A_{c_1} 温度,一般为 650~700℃。回火后空冷,即可得到碳化物颗粒分布均匀的球化组织。表 3-8 为几种冷挤压用钢的调质球化工艺规范,参数可用于生产。

表 3-8 冷挤压用钢的调质球化工艺规范

钢 材	临 界 点/℃		调质处理温度/℃	
	A_{c_1}	A_{c_2}	淬 火	正 火
08F、08	732	874	900~920	650~700
15	735	863	890~910	
20	735	855	880~900	
35	724	802	830~850	
40	724	790	820~840	
15Cr	735	870	900~920	
20Cr	766	838	860~880	
40Cr	743	782	810~830	

173. 高速钢的低高温回火

高速钢淬火后大多进行 550~570℃ 的多 (3~4) 次回火。高速钢的低高温回火系指将第一次回火温度降至 340~360℃, 而之后的回火温度仍为 550~570℃ 的回火工艺, 见图 3-2。

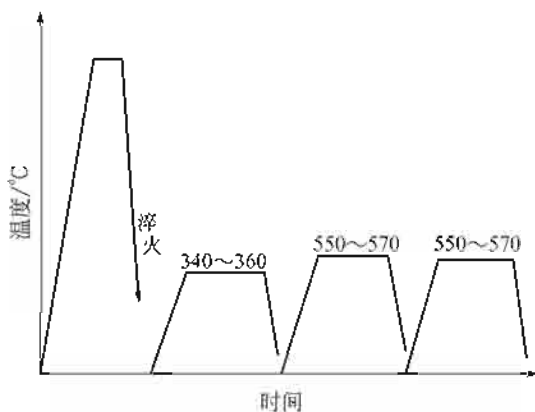


图 3-2 高速钢的低高温回火工艺示意图

高速钢的低高温回火能够在稍提高硬度 (0.5HRC) 的条件下提高切削寿命; 与通常 550~570℃ 三次回火相比较, 提高工具耐用度 15%~30%。

174. 修复回火

高速钢或其他工具钢制工模具, 在最终热处理及使用一个阶段后, 重又进行回火的工艺叫做修复回火。修复回火可显著地提高工模具的使用寿命; 其主要工艺参数为: 修复回火工模具的服役时间、回火温度和保温时间。

W18Cr4V、8Cr4W2Si2MoVNiAlTi 钢制凸模修复回火工艺参数与处理后凸模的疲劳寿命如表 3-9、表 3-10 所示。表中的数据说明如下。

表 3-9 修复回火温度对 W18Cr4V 钢制凸模寿命的影响

批号	回火前循环次数/次	回火温度/℃	回火保温时间/h	寿命 N_f (循环次数)
1				12974
2	300	200	1	17485
3	300	400	1	18395
4	300	560	1	22490

- ① 模具寿命 N_f 是 20 件模具的平均值。
- ② 疲劳负荷的应力幅为 -2300~300MPa 不对称动载荷。
- ③ 表 3-10 中使用的修复回火热工参数为 560℃ × 1h。

由表中数据可见, W18Cr4V 和 8Cr4W2Si2MoVNiAlTi 钢凸模最佳修复回火规范为: 凸模先经 300 周次疲劳负荷作用, 再经 560℃ × 1h 回火处理。经此处理后凸模的疲劳寿命约提高 1 倍。对于高速钢制刀具, 建议在其使用额定寿命的 20%~30% 后再进行修复回火处理。

表 3-10 8Cr4W2Si2MoVNiAlTi 钢制凸模经不同规范修复回火后的寿命

批号	凸模寿命 K_r (千次循环)				
	未经修 复回火	经 150 次循环后 再进行修复回火	经 300 次循环后 再进行修复回火	经 500 次循环后再 进行修复回火	经 1000 次循环后再 进行修复回火
1	6.9	9.2	12.0	9.7	8.2
2	5.5	9.8	16.0	7.5	7.9
3	7.2	7.6	15.0	8.1	7.5
4	7.9	8.3	14.0	7.5	8.5
5	7.0	7.9	15.0	9.4	7.0
6	6.5	12.6	12.0	8.2	6.2
平均寿命	6.8	9.2	14.0	8.4	7.6

修复回火提高高速钢制工具寿命的原因在于修复回火时，钢件内部形成了稳定的亚结构以及弥散碳化物的析出所引起。

175. 带温回火

截面较大、厚薄悬殊，或带有孔眼、棱角等的工件，当材料的含碳量较高 [$w(C) > 0.4\%$]，淬火时一直冷却到室温就有产生淬火裂纹的可能。因此，在淬火时常冷却到 $100 \sim 150^\circ\text{C}$ 以上的温度并立即从淬火介质中取出，迅速装入回火炉进行回火；这种回火工艺称为带温回火；是与浅冷淬火相衔接的回火工艺。

锻模、大锻件淬火后几乎全部采用带温回火。例如，5CrNiMo 钢制造的中型锻模奥氏体化后，先在空气中预冷至 $750 \sim 780^\circ\text{C}$ ，再淬入油中（油温不得高于 70°C ）；为了避免淬裂，必须进行浅冷淬火——锻模淬冷至 $150 \sim 200^\circ\text{C}$ 出油并立即送入回火炉回火。控制浅冷淬火的方法有二：一是控制锻模在油中的停留时间（通常为 $30 \sim 90\text{min}$ ），中型锻模采用 $45 \sim 50\text{min}$ ；另一种方法是观察锻模从油中提出时的表面状况，如表面仅冒油烟而不燃烧（约相当于 170°C ），则可确定在油中的停留时间是合适的。浅冷淬火后锻模中仍有很大的内应力，如将其直接装进加热到回火温度的炉中回火，可能引起开裂，所以要先将锻模装进 $350 \sim 400^\circ\text{C}$ 炉中保温适当时间。在保温过程中使模具内、外均温后，再升温至最终回火温度（ $500 \sim 580^\circ\text{C}$ ，视模具要求而定）进行回火。

176. 振动回火

在装有振动台（振动频率 $80 \sim 300\text{Hz}$ ）的罩式炉中进行铸钢、铸铁及铸造有色合金的回火或时效，可以得到良好的去应力效果。振动回火所用设备的示意图如图 3-3 所示。在振动台与炉底的孔之间，留有 $2 \sim 3\text{mm}$ 的径向间隙，以免炉体受到振动。回火时工件置于工作台上，在保温过程中工件不断地经受一定频率和振幅的振动。

与普通回火相比较，振动回火有以下特点。

- ① 振动回火能更有效地减少淬火后铸件中的内应力。
- ② 回火时，当振动的振幅相同，振动的频率越大，则消除应力的作用越大。
- ③ 当振动的频率相同时，振幅越大，则消除应力的效果越好。

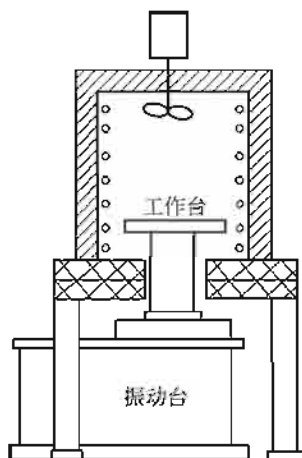


图 3-3 振动回火装置示意图

177. 通电加热回火

通电加热回火是对淬火钢棒、线材等通电（工频电流）加热回火的热处理工艺。通电加热回火后可获得极为细小的碳化物颗粒、细密的 α 相亚（嵌镶）组织及较大的第二类内应力（点阵畸变），因而使钢材在保持（或略有降低）塑性的条件下，提高钢的强度，并能减小回火脆性倾向性。

通电加热回火时，加热速度很快（达 $1000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上），而后喷水冷却（ $1500\sim 2000^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ）。这一工艺的主要特点是生产效率高、设备简单、易于安排在自动化生产线中。适用于棒材、线材或调质件毛坯的回火处理。

178. 快速回火

回火与淬火加热相比较，回火保温时间一般较长（数小时）。生产中常用积累相当数量淬火件后一起装入回火炉的方法解决工序节拍及设备利用率问题，而这又常会引起淬火件的“置裂”。为缩短工艺周期，或用一次回火代替多次回火，常采用提高回火温度的方法，即快速回火法。

在保持等硬度的条件下，回火温度与回火时间呈下列关系：

$$P = T (K + \lg t)$$

式中 P ——回火参数；

T ——回火温度， K ；

t ——回火时间， s ；

K ——常数，仅与钢中含碳量有关，并呈线性关系，如图 3-4 所示。

在回火参数相同时，应用如图 3-5 所示的回火参数诺模图，能够迅速地求出在等硬度条件下的另外的回火温度和回火时间。

例如，某中碳合金钢工件（由图 3-4 可知 $K=20$ ），在 550°C 回火 10h 。应用图 3-5 可求出在等硬度条件下另外的回火温度与回火时间的组合。方法是：在图 3-5 上用直线连接 A （ 550°C ）与 $B(10\text{h})$ 点，直线 AB 与 P （回火参数）轴相交于 C 点； C 点即为 $550^{\circ}\text{C} \times 10\text{h}$

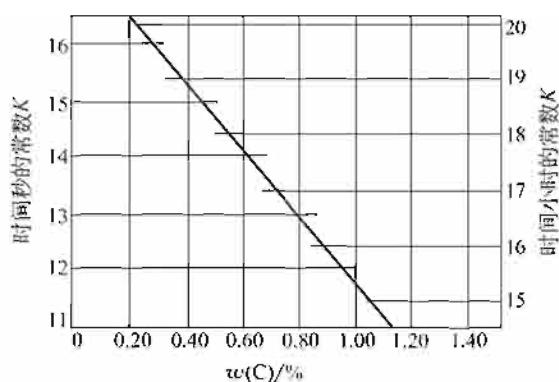


图 3-4 常数 K 与钢中含碳量的关系

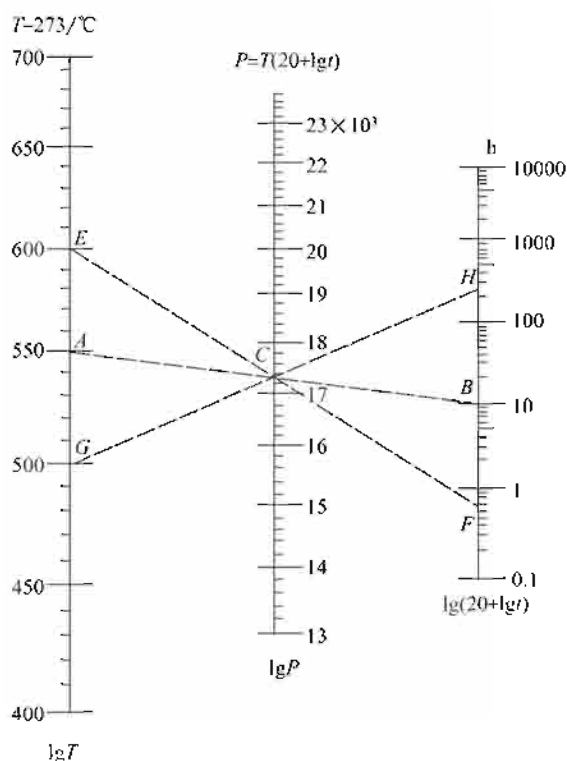


图 3-5 回火参数的诺模图

的回火参数数值 (17.3×10^3)。通过 C 点作一条直线，分别与温度轴和时间轴相交于 E 和 F 点；应用 E 点和 F 点所对应的回火温度 600°C 和时间 0.6h 进行回火，可得到与 $550^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ 相同的回火效果，这就是快速回火。

回火转变较复杂的钢种（如高速钢）快速回火尚未获得良好解决。

179. 渗碳二次硬化处理

某些快速运转机器的渗碳齿轮常在高温度下工作，要求在 $350 \sim 370^\circ\text{C}$ 时具有 58HRC 以上的硬度。用一般的工艺方法（渗碳、高温回火、淬火、冷处理、低温回火）所生产的齿轮在高温下工作时，仅能达到要求硬度值的下限。为此，可应用渗碳二次硬化新工艺方法生产合乎要求的齿轮。

渗碳二次硬化处理工艺包括：含有 Cr、W、Mo、V 等元素的合金钢制工件渗碳、高温淬火（或高温渗碳后直接淬火）、多（4~5）次高温回火。经二次硬化处理后渗碳齿轮具有较（一般工艺方法生产的齿轮）高的硬度和热硬度。

高温（≥1000℃）渗碳并直接淬火后，合金钢制工件的渗层中含有多达 90% 左右的残余奥氏体，硬度仅为 25~30HRC。高温回火（500~550℃）时，在奥氏体中有碳化物析出，使前者的含碳及合金元素减少，促使奥氏体在回火保温后的冷却过程转变为马氏体而使渗层的硬度升高（达 62HRC）。又由于碳化物的析出是在较高温度（480~520℃）下进行的，其中就含有较多的强碳化物形成元素（如 Cr、W、Mo、V 等），因此碳化物颗粒较细小，又不易聚集长大，从而使渗层具有较高的硬度和热硬性。

相反，如工件高温渗碳冷却后再进行 -196℃ 的深冷处理，则在深冷处理过程中残余奥氏体转变为马氏体。回火时，在较低的回火温度即有碳化物从马氏体中析出。这种碳化物是渗碳体型的，颗粒较粗大；在高温时也易聚集长大，因而渗层具有较低的硬度和热硬性。

综上所述可知，经渗碳二次硬化处理后所得到的组织，完全可以保证渗碳齿轮在高温（350~370℃）下长期工作的热硬性。

180. 多次回火

多次回火系指对淬火工件进行多于一次回火的回火工艺，见图 3-6；又可以叫做重复回火，主要用于对高碳高合金钢制造工件的回火处理。

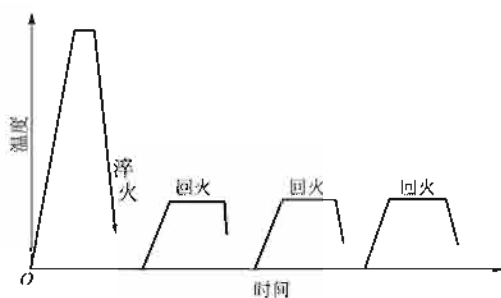


图 3-6 多次回火工艺示意图

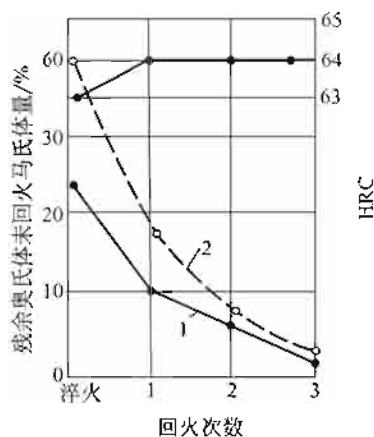


图 3-7 W18Cr4V 钢淬火后残余奥氏体、未回火马氏体数量与 560℃ 回火次数之间的关系
1—残余奥氏体；2—未回火马氏体

一些高碳高合金钢（如高速钢）淬火后常有相当数量的残余奥氏体。在回火时，自马氏体及残余奥氏体中析出细小的合金碳化物（二次硬化的主要原因），残余奥氏体并经受催化以及在冷却到室温的过程中转变为马氏体（也会使钢的硬度稍有提高）。但是，为获得更高的硬度并使残余奥氏体充分转变，以及使回火得到的二次马氏体转变为回火马氏体，消除应力以提高钢的韧性，常需进行 3~5 次回火。

多次回火时的回火次数决定于淬火后残余奥氏体数量及其回火稳定性。

高速钢普遍淬火后，需进行 2~3（一般为 3）次回火，回火温度及回火后的硬度如表 3-11 所示。图 3-7 为 W18Cr4V 钢经普通淬火，残余奥氏体和未回火马氏体数量与 560℃ 回火

次数的关系。在每次回火冷却过程中都有一部分残余奥氏体转变为马氏体。这一部分马氏体在下一次回火时转变为回火马氏体。经等温淬火后，高速钢组织中保留有更多、更稳定的残余奥氏体。为促使它们的转变，则需进行更多（4甚至5次）次数的回火。

表 3-11 高速钢多次回火温度与回火硬度

钢 号	淬火温度/℃	回火温度/℃	回火硬度(HRC)
W18Cr4V	1270~1285	550~570	≥63
9W18Cr4V	1260~1280	550~570	≥63
W18Cr4VCo5	1270~1290	540~560	≥63
W18Cr4VCo8	1270~1290	540~560	≥63
W12Cr4V5Co5	1220~1240	530~550	≥65
W14Cr4V5MnRE	1230~1250	550~570	≥63
W10Mo4Cr4V3A1	1220~1240	540~560	≥66
W6Mo5Cr4V2	1210~1230	540~560	≥63
CW6Mo5Cr4V2	1190~1210	540~560	≥65
W6Mo5Cr4V2A1	1230~1240	540~560	≥65
W6Mo5Cr4V3	1190~1210	540~560	≥64
W2Mo9Cr4V2	1190~1210	540~560	≥65
W6Mo5Cr4V2Co5	1190~1210	540~560	≥64
W6Mo5Cr4V2Co8	1190~1210	540~560	≥64
W7Mo4Cr4V2Co5	1180~1200	530~550	≥66
W2Mo9Cr4VCo8	1170~1190	530~550	≥66

此外，大型或形状复杂的工件回火后，常保留有回火冷却过程中新产生的应力，应进行一次较低温度的回火以消除之，这一工艺过程也可称为多次回火。例如，热锻模 500~580℃回火后，再一次 180~200℃的低温回火，就是为此目的而采用的。

181. 淬回火

低碳钢由于 M_s 点温度较高（400~500℃），淬火时得到的低碳马氏体，在淬冷中途便得到回火，获得回火马氏体组织，使钢的强度及韧性均得到提高。这种方法为软钢强韧化的有效方法，称为淬回火（Quench-Temper）。可应用于低碳钢制造的各种受力零件的淬火处理。

例如，20 钢制竞赛（五飞）自行车的变速轮外套、丝挡、心子、14 牙和 17 牙等零件的淬回火处理，就是这一工艺的具体应用。与淬火炉中回火后力学性能的对比如表 3-12 所示。

表 3-12 20 钢淬回火及淬火-回火后的力学性能

淬火参数	回火方式	σ_b /MPa	δ_5 /%	a_k /(J/cm ²)	淬火硬度(HRC)	回火硬度(HRC)
920℃, 10min, w(NaCl)5%~10% 淬火	炉中 180℃回火	1358	7.8	31.1	46.8	46.5
920℃, 10min, w(NaCl)5%~10% 淬火	淬回火	1351	7.8	32.8	46.5	

182. 自回火

对于只需表面淬硬（或局部淬硬）的工件，在淬火冷却时只将工件表面喷液冷却至一定时间（或只将需淬硬的局部浸入冷却液一定时间），利用残存于淬硬区以外的热量将淬硬区

加热，以达到回火目的的回火工艺叫作自回火。

采用自回火，除可简化工艺、节省设备以外，由于实行了浅冷淬火以及淬火、回火之间无间隔时间，还可防止产生淬火裂纹。

自回火在回火温度中停留时间较短，为了将硬度及淬火应力降低到同等程度，自回火温度应比普通炉中回火高 50~100℃。自回火工艺较难掌握，应根据实验选定合适规程并严格执行。

例如，40MnB 钢制 $\phi 48\text{mm}$ 花键轴，感应加热淬火并在炉中 $180^\circ\text{C} \times 90\text{min}$ 回火后硬度 48~58HRC。为了获得相同的回火效果，根据 Hollomon 等的公式计算，可得如表 3-13 所示的在不同温度下的最短回火时间。这一时间不包括工件停止淬火冷却后的温度回升时间。

表 3-13 在不同回火温度的回火时间

回火温度/℃	180	200	250	300
回火时间	90min	14min	15s	0.52s

资料还给出了感应加热淬火后自回火温度与硬度的关系曲线，如图 3-8 所示。这一对应关系可供制定工艺时参考。

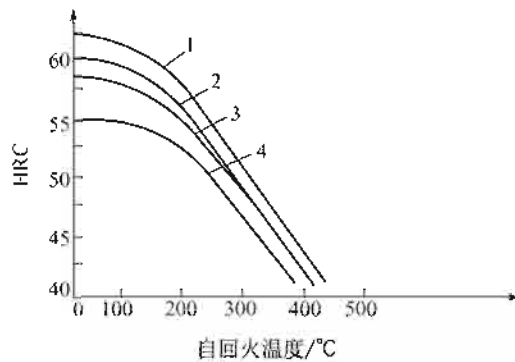


图 3-8 自回火温度与硬度的关系曲线

1—45 钢水淬；2—40MnB（或 40Cr）钢水淬；3—40MnB（或 40Cr）钢- ω (聚乙烯醇)0.3%水溶液淬火；4—35 钢水淬

183. 感应回火

感应加热表面淬火后的工件，可采用炉中回火、自回火或感应回火。感应回火时，为降低过渡层的拉应力，加热深度应较淬火硬化层深度大一些。为此，对连续加热淬火工件，需采用较低的电流频率或较小的比功率，延长回火时间，利用工件热传导使加热层增厚。对一次加热淬火工件，可用断续加热法使加热层增厚。由于感应加热回火时间较短，回火加热温度应适当提高。

整体淬火工件，尤其是感应穿透加热淬火工件，应用感应加热回火更便于组成流水生产线，更利于实现机械化与自动化。感应穿透加热淬火常用中频发电机（如对中厚钢板、丝杠毛坯、轴承套圈等的加热），回火时则常用功频加热装置。

高频加热装置还可用于薄件的局部回火。

184. 去氢回火

不少结构零件，如螺钉、螺母、弹簧垫片，以及汽车、飞机上的某些结构件，为了提高抗大气腐蚀能力，在整个热处理（和精加工）之后进行镀锌。镀锌时可能有氢原子渗入工件表面，造成氢脆。为使这部分氢原子逸散而去，以免发生脆断，必须进行去氢回火。从排出氢原子的角度来看，希望温度较高一些。但因受工件强度所限，一般均不得超过回火温度。因此，去氢回火温度通常限制在 250~400℃ 之间，取比回火低 10~20℃ 的温度，时间约 2h。

185. 去应力回火

对于形状复杂，切削加工量大而尺寸精度要求严格的工件，如合金钢刀具、模具等，为了消除切削应力，减少淬火变形，在加工后（淬火前）常于 600~700℃ 进行 2~4h 的去应力回火。有时也可在粗加工与精加工之间进行。

对于热处理后性能（硬度）达不到要求的重要零件，在返修淬火前也需进行去应力回火，以减少淬火变形或淬裂。

还可对加工过程或精加工后的工件进行低温回火，以消除或减少加工应力，提高工件的尺寸稳定性及耐用度。

例如，高速钢制刀具精磨后再进行 200℃×2h 低温回火（再热处理），可使硬度及耐磨性有明显的提高，分别列于表 3-14、表 3-15。

表 3-14 W18Cr4V 钢制刀具再热处理后硬度的变化

精磨后硬度(HV ₅)	再热处理后的硬度(HV ₅)	再热处理后再磨削 0.25mm 后的硬度(HV ₅)
805	844	826
817	857	804
836	852	834
850	871	836

表 3-15 W18Cr4V 钢制插齿刀再热处理后的耐磨性的变化

经精磨后插齿刀的耐磨性/mm	经再热处理后插齿刀的耐磨性/mm
顶刃 0.15~0.18	顶刃 0.07
顶刃 0.18~0.20	顶刃 0.10
顶刃 0.20	顶刃 0.12

资料指出，精磨时磨削应力引起刀具表面组织发生畸变，200℃ 时产生了新的弥散硬化，这是再热处理后硬度升高的原因。

在高速钢刀具的生产中，日本、美国、前苏联等国已先后使用了精磨后的低温回火去应力处理，以提高刀具的尺寸稳定性和延长使用寿命。

186. 压力回火

压力回火又叫做定形回火，是在压力作用下对工件进行回火的工艺过程。

薄片形或环形工件（摩擦片、活塞环等）在回火时极易发生挠曲变形，工件上的切口间隙宽度也很不固定。因此，在回火时应将这类工件叠装在特备的夹具上用螺钉压紧固定（图 3-9），切口处需加垫片，然后装炉进行回火处理，回火后应力得到消除，平整度及切口尺寸均可达到要求。

压力回火温度一般与去应力回火时的温度相同。

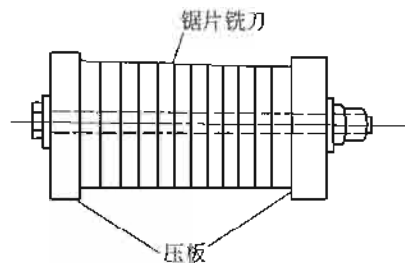


图 3-9 锯片铣刀压力回火时的装卡示意图

187. 局部回火

局部回火是专对工件某些需要回火的部位进行回火，以满足该处所要求的性能。局部回火可采用感应加热、火焰加热、盐浴（铅浴）或特制小电炉等加热方法。

焊接接头及热影响区也可进行局部回火以改善组织和性能。

188. 自然时效

过饱和固液体（主要是某些铝合金）在室温（10~40℃）停放一段时间的过程称为自然时效。

图 3-10 为自然时效倾向较大的硬铝 LY12 和 LC4 经淬火后自然时效过程中抗拉强度、屈服点及伸长率随时间而变化的规律。从图可以看出，在室温下停放时，强度随时间的延续

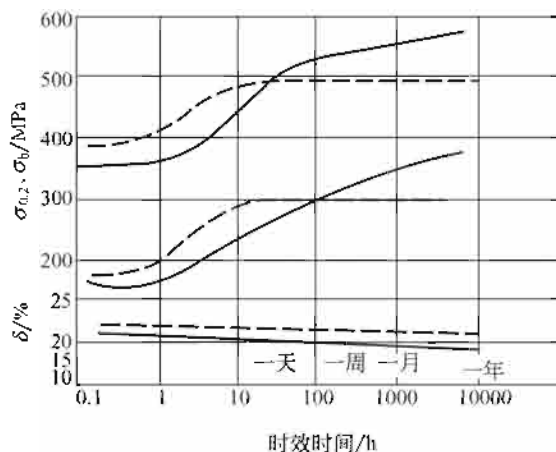


图 3-10 硬铝合金自然时效曲线

— $Al + w(Cu)4.4\% + w(Mg)1.5\% + w(Mn)0.6\%$ (LY12) 合金；

--- $Al + w(Zn)6\% + w(Mg)2.3\% + w(Cu)1.7\% + w(Mn)0.4\% + w(Cr)0.18\%$ (LC) 合金

缓慢上升，达到一定数值后趋于稳定。与此同时，合金的塑性逐渐减少。在硬度及强度明显增大前的一段时间内，塑性也较高，可进行成形加工及矫正等工序，然后再自然时效一段时间，待硬度（强度）达稳定值后即可投入安装使用。

对明显硬化前的时间间隔较短的合金，还可采用冷冻方法延迟时效过程，以便进行加工及矫正。自然时效倾向较小的合金则需采用人工时效进行强化。

189. 回归处理

经自然时效已明显强化（硬化）的铝合金，迅速加热到 $200\sim 250^{\circ}\text{C}$ 或较此略高的温度，保温很短时间（ $2\sim 3\text{min}$ ）后，在水中冷却，这种热处理工艺称为回归处理。回归处理使合金恢复了新淬火状态时的低强度和高塑性，便于进行各种冷形变或铆接操作。

回归处理后的铝合金，仍可进行时效而再度获得强化，如图 3-11 所示。

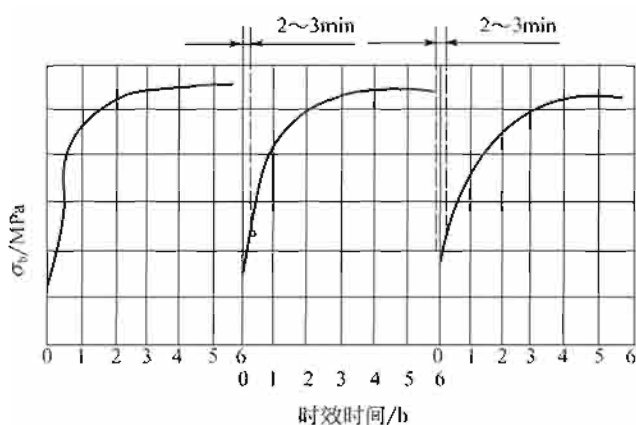


图 3-11 铝合金的回归现象和再时效示意图

回归处理还有以下一些特点。

- ① 一切时效合金都有回归现象。
- ② 回归处理时的加热温度远高于时效时所用的温度。二者的温差越大，合金性能的恢复越迅速，也越完全。
- ③ 同一合金可以进行几次回归处理，但每次回归处理后，它的性能总与原始状态有一些差异（参见图 3-11）。
- ④ 回归处理后的合金抗蚀性能降低。

190. 人工时效

淬火所得的过饱和固溶体，在某一较室温高的温度下加热一段时间，使组织趋于稳定，而且得到一定的强化效果的工艺，称为人工时效。

图 3-12 为 $\text{Al}+w(\text{Cu})0.4\%+w(\text{Mg})0.7\%+w(\text{Mo})0.25\%+w(\text{Si})0.8\%$ 的铝合金在不同温度时的人工时效曲线。从图可以看出，人工时效时，合金的强度（或硬度）随时间的延续先逐渐增高，达到最高值后又复下降。时效温度越高，合金的强度达到峰值的时间越短（例如， 149°C 人工时效时，强度达到峰值所需时间为 100h ，而 171°C - 10h 、 240°C -

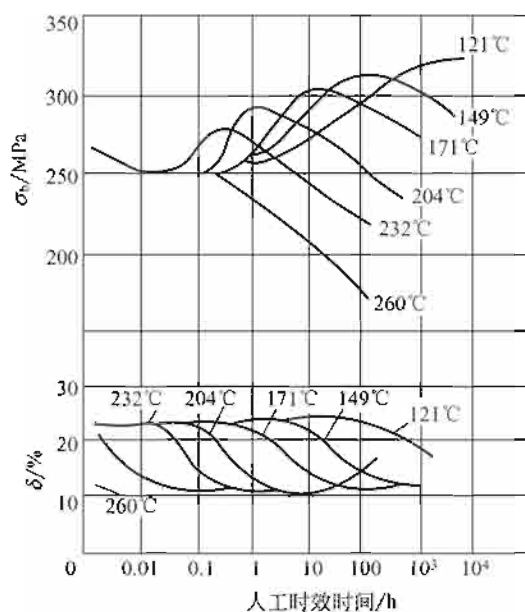


图 3-12 铝合金在不同温度时的人工时效曲线

1h)，所能达到的峰值越低。例如，149℃人工时效时，合金抗拉强度的峰值为 314MPa，171℃-304MPa，204℃-284MPa。峰值后的软化现象称为过时效。表 3-16 为常用有色金属合金的人工时效规程。时效温度较低时，沉淀相较细，分布也较均匀，强化效果也高。在较高温度下时效，沉淀相粗大，合金的脆性也较大，但组织稳定，适用于高温长期工作的工件。

表 3-16 常用有色金属合金的人工时效规范

合金牌号或化学成分 w/%	淬火温度/℃	时效温度/℃	时效时间/h
LY12	498±5	180~190	12
LD2	525±5	150~165	12~15
LD10	500±5	175~185	5~8
LC4	470±5	120~140	12~24
Ti-5Mo-5V-8Cr-3Al	780	500	8~10
Ti-6Al-4V	816~955	482~538	4~8
Ti-5Al-1.5Fe-1.4Cr-1.2Mo	871~885	538	24
Ti-13V-11Cr-3Al	760~816	427~538	2~96

191. 分级时效

为了使强化相更合理地析出与分布，以提高热强性，一些成分复杂的奥氏体耐热钢或镍基耐热合金等常进行分级时效或两次时效。

所谓分级时效，系指合金固溶化处理后，先在某一温度保温一定时间后再升温（或降温）至另一温度，进行人工时效的复合工艺。高温合金 GH36 的分级时效工艺曲线如图 3-13 所示，即 1150℃±10℃固溶处理后，先在 670℃保温 16h，再升温至 790℃±10℃、保温 16h，空冷。分级时效可有效地提高这种合金的抗蠕变性能及持久强度。

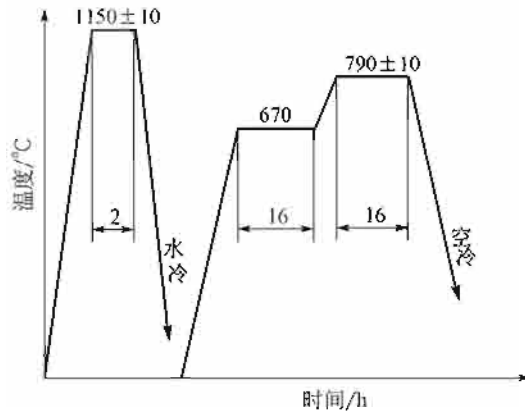


图 3-13 GH36 合金的分级时效工艺曲线

192. 分区时效

某些耐热钢制工件在工作中，温度分布极不均匀。为了有效地提高热强性，发挥材料潜力，可采用分区时效工艺，即对工件的不同部位进行不同规程的时效处理。

例如， $w(\text{C})0.4\%$ 、 $w(\text{Cr})12\%$ 、 $w(\text{Ni})8\%$ 、 $w(\text{Mn})8\%$ 、 $w(\text{Mo})1\%$ 、 $w(\text{V})1.35\%$ 和 $w(\text{Nb})0.35\%$ 成分的奥氏体耐热钢制涡轮盘，分区时效工艺为：1150℃保温2h、淬火，淬火后将整个涡轮盘进行670℃加热10h，再升温至760℃保温10h的分级时效；之后再將工件温度最高的轮缘部分在800~810℃的环形炉中时效10h。如此则可获最佳的热强化效果。

193. 两次时效

对铁-镍基或镍基高温合金，常可采用先高温后低温的两次人工时效，以提高热强性。图3-14为 $w(\text{C})$ 低于0.08%、 $w(\text{Cr})15\%$ 、 $w(\text{Ni})35\%$ 、 $w(\text{Mo})2\%$ 、 $w(\text{W})2\%$ 、 $w(\text{Ti})2\%$ 和 $w(\text{Al})2.5\%$ 的铁-镍基高温合金的两次时效工艺曲线。经两次时效后，该合金可以达到如表3-17所示的高温力学性能。

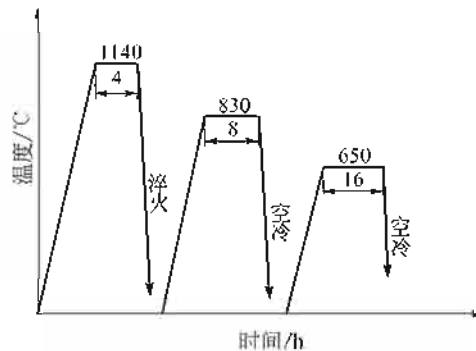


图 3-14 铁-镍基高温合金的两次时效工艺曲线

表 3-17 铁-镍基高温合金的两次时效后的高温力学性能

试验温度/℃	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	Ψ /%	a_k /(J/cm ²)
	不小于		不小于		不小于
20	1068~1088	657~706	16~24	18~19	33.3~51.0
300	1009~1068	676~696	16~20	16~19	74.5~77.4
400	980~1029	666~735	17~20	16~20	51.8~67.6
500	970~1029	657~715	16~18	16~20	64.7~66.6
550	980~1058	696~735	16~18	17~21	65.7~70.6
600	980~1039	676~725	16~18	17~22	41.2~57.8
650	960~1000	686~725	15~17	16~17	52.4
700	911~970	696~735	12~17	11~14	44.1~51.0
750	764~784	666~706	9~10	17~21	42.1~45.1

194. 振动时效

对于铸造、焊接等工件可利用振动时效代替自然时效和热处理时效。其方法是利用机械方法使工件振动，在振动过程中应力得以松弛或重新分布而达到尺寸稳定化的目的。

振动时效装置如图 3-15 所示。图中激振器就是机械振动的振源。与热处理时效相比较，振动时效有节能、生产周期短、生产费用低等优点。

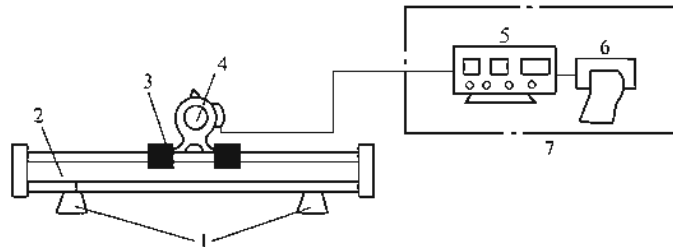


图 3-15 振动时效装置示意图

1—支撑垫；2—工件；3—夹具；4—激振器；5—微电脑扫频仪；6—打印机；7—控制箱

195. 磁致伸缩消除刀具残余应力处理

将成品刀具置于高强度脉冲磁场中，利用刀具材料的磁致伸缩产生的机械振动，以减少或消除刀具的精磨、刃磨、涂层或使用中产生的应力，增强刀刃的抗崩刃能力，以提高刀具的使用寿命。

磁致伸缩处理适用于各种高速钢（包括钴高速钢、粉末冶金高速钢）、硬质合金车刀、硬质合金镶片钻头、端铣刀、插刀、滚齿刀、拉刀、丝锥等刀具。

196. 铸铁稳定化处理

铸铁件常因凝固时的不均匀收缩而造成残余应力。在室温长期放置或在一定温度下保温可使应力得到一定程度的消除，这一过程称为稳定化处理。消除内应力，可使铸铁件避免在

使用中因产生应力松弛或重新分布而引起变形,丧失几何精度的缺陷。

铸铁的时效又可根据温度不同而分为自然时效和人工时效。精密铸铁件在切削加工前需进行一年或更长时间的自然时效,方能有效地消除应力。因此,只有当铸铁件过大(超过十吨、几十吨)或时效设备不足时,才进行自然时效,一般应进行人工时效。

人工时效时加热温度越高,则应力消除得越彻底。表3-18为不同温度人工时效时铸铁件中应力消除的情况。由表中数值可以看出,在保温时间相同时,600℃人工时效消除应力的效果最优。但是,为了防止基体中共析渗碳体的分解,对于铸铁一般都不使用这一温度进行人工时效。

表 3-18 铸铁人工时效温度与应力大小的关系

材料名称	400℃下的初应力 /MPa	保温 15h 后的内应力/MPa				
		400℃	450℃	500℃	550℃	600℃
普通白口铸铁	141.1	97.6	70.3	35.5	15.5	1.2
珠光体球墨铸铁	289.1	240.0	160.0	72.7	33.3	8.6
铁素体球墨铸铁	289.1	244.7	135.0	53.2	30.0	0
钢[w(C)0.29%]	196.0	138.1	99.7	69.9	37.6	11.4

高精度机床铸件常需进行两次人工时效:一次在精加工之后,另一次在半加工之后。人工时效时铸件的装炉温度应低于200℃;加热速度小于60~100℃/h,小型或结构简单的铸件可采用100~150℃/h;保温时间视铸件尺寸及装炉数量而定,保温后随炉控温冷却,冷速约30~50℃/h,冷却至200℃左右即可出炉空冷。使用较慢的加热及冷却速度,目的在于尽可能避免产生新的应力。

灰铸铁件人工时效规范见表3-19。

表 3-19 灰铸铁件人工时效规范

铸件类型	铸件重量 /t	铸件厚度 /mm	人工时效规范					
			装炉温度 /℃	加热速度 /(℃/h)	时效温度 /℃	保温时间 /h	冷却速度 /(℃/h)	出炉温度 /℃
鼓风机机架等具有复杂外形并要求精确尺寸的铸件	>1.5	>70	200	75	500~550	9~10	20~30	<200
		40~70	200	70	450~500	8~9	20~30	<200
		<40	150	60	420~450	5~6	30~40	<200
机床床身及类似铸件	>2.0	20~80	<150	30~60	500~550	8~10	30~40	180~200
较小型机床铸件	<1.0	<60	200	100~150	500~550	3~5	20~30	150~200
筒形结构简单铸件	<0.3	10~40	100~300	100~150	550~600	2~3	40~50	<200
纺织机械等小型铸件	<0.05	<15	150	50~70	500~550	1.5	30~40	150

197. 合金钢稳定化时效(残余奥氏体稳定化处理)

合金钢稳定化时效又可称为残余奥氏体稳定化处理,主要应用于精度较高的合金钢制工件。

要求耐磨并保证几何精度的合金钢制工件,应使热处理后的残余奥氏体量及残余应力降至最低。否则,在长期使用中由于受力或温度波动可能促使残余奥氏体向马氏体转变或应力

松弛而影响几何精度。为使残余奥氏体稳定化并尽可能消除加工应力，则需进行稳定化时效。

无论进行几次以稳定化为目的的人工时效，时效的温度应以不使工件的硬度降低为原则，一般常低于回火温度 20~30℃。

198. 奥氏体稳定化处理

在 18-8 等类型的奥氏体不锈钢中，强碳化物形成元素（Ti、Nb、Ta 等）能够将碳原子固定（形成 TiC、NbC、TaC 等碳化物）使 C 不能与 Cr 形成沿晶界析出的 $Cr_{23}C_6$ 碳化物，能防止晶间腐蚀。为了获得尽可能高的抗晶间腐蚀能力，常对这类不锈钢进行 850~900℃、2~5h 的奥氏体稳定化处理，使残留在奥氏体内的碳充分与 Ti、Nb 等化合并以 TiC、NbC 等形式沉淀。必要时还可以进行一次 700℃ 短时去应力退火。

不含 Ti、Nb、Ta 等的超低碳奥氏体不锈钢，通常在敏化温度（430~820℃）保温数小时，也不会因在晶界析出 $Cr_{23}C_6$ 而发生晶间腐蚀。但是如在高温下长期停留却可能形成 σ （FeCr）相或在晶界析出 $Cr_{23}C_6$ 而影响抗蚀性。此时，如进行 885℃、2h 的稳定化处理，680℃、2h 的去应力回火，可使抗蚀性得到改善。

199. 奥氏体调节处理

沉淀硬化型不锈钢，马氏体时效钢及其他类似钢种，在淬火后于室温下得到的组织，绝大部分（甚至达 100%）是奥氏体。这种奥氏体中常含有大量合金元素，可以通过加热及保温的方法，调节奥氏体的实际成分，使其中一部分合金元素以化合物状态沉淀析出，从而提高马氏体转变的 M_s 及 M_f 点。这种处理工艺称为奥氏体调节处理。950℃ 上下的调节处理（R 处理），可使 M_s 点升到略低于 0℃，随后的冷处理可促进马氏体转变。760℃ 左右的调节处理（T 处理），可使 M_s 点升至高于室温。在冷却到室温时马氏体转变已接近完全。

不采用奥氏体调节处理，而在淬火后进行冷形变，形变可促使马氏体转变（称为 C 处理）。

第四章

表面淬火

钢件的表面淬火通常是在整体热处理（退火、正火或调质）后，将表面层加热到临界点以上的温度并急速冷却的工艺方法。表面淬火后常需进行低温回火以降低应力并部分地恢复表面层的塑性。表面淬火对提高钢件耐磨损性能以及疲劳性能方面极为有效。钢件表面层加热方法很多，主要有感应加热、火焰加热、电解液加热、电接触加热、脉冲加热、激光加热、电子束加热等，并常以此为标志来区分各种不同的表面淬火工艺。

200. 感应加热表面淬火

感应圈中通过交变电流时，产生交变磁场，使位于磁场内的工件产生同一频率的感应电势，从而在工件中产生涡流，达到甚大数值；伴随发生的磁滞现象也将引起热效应。以涡流为主的热效应可将工件加热到很高温度，可以进行淬火。

涡流在工件中由表面向中心呈指数规律衰减，产生表面效应。电流频率越高时，透入深度越小，致使 85% 以上的热量集中在表面薄层内。

按电源频率范围，感应表面加热淬火可分高频（8~250kHz）、中频（500~8000Hz）和工频三种。感应加热速度快，几乎完全没有氧化、脱碳，工件变形很小，还易于实现局部加热及自动化生产，因此应用极为广泛。适用于处理表 4-1 所示钢制的齿轮、凸轮、曲轴、轴、轧辊、轮毂等工件，能有效地提高耐磨性及疲劳抗力。扩大这种工艺的应用范围可以部分代替化学热处理，用碳钢或低合金钢代替高级合金钢，并能缩短工艺周期，提高生产率。

表 4-1 常用于感应热处理的钢材

钢号	化学成分 w/%					
	C	Si	Mn	Cr	Ni	其他
35	0.32~0.39	0.17~0.37	0.5~0.8	≤0.25	≤0.25	
40	0.37~0.44	0.17~0.37	0.5~0.8	≤0.25	≤0.25	
45	0.42~0.49	0.17~0.37	0.5~0.8	≤0.25	≤0.25	
50	0.47~0.55	0.17~0.37	0.5~0.8	≤0.25	≤0.25	
55	0.52~0.60	0.17~0.37	0.5~0.8	≤0.25	≤0.25	
40Cr	0.37~0.45	0.17~0.37	0.5~0.8	0.80~1.10	≤0.25	
45Cr	0.42~0.50	0.17~0.37	0.5~0.8	0.80~1.10	≤0.25	
40MnB	0.37~0.44	0.17~0.37	1.10~1.40	≤0.25	≤0.25	0.001~0.005B
45MnB	0.42~0.49	0.17~0.37	1.10~1.40	≤0.25	≤0.25	
30CrMo	0.26~0.34	0.17~0.37	0.40~0.70	0.80~1.00		0.001~0.005B
42CrMo	0.38~0.45	0.17~0.37	0.50~0.80	0.90~1.20		
42SiMn	0.40~0.45	1.10~1.40	1.10~1.40	≤0.30	≤0.25	0.15~0.25Mo
5CrNiMo	0.50~0.60	≤0.35	0.50~0.80	0.50~0.80	1.40~1.80	
GCr15	0.95~1.05	0.15~0.35	0.20~0.40	1.30~1.65	≤0.30	0.15~0.25Mo
T8	0.75~0.84	0.15~0.35	0.20~0.40			
T12	1.15~1.24	0.15~0.35	0.20~0.40			
9SiCr	0.85~0.95	1.20~1.60	0.30~0.60	0.95~1.25		0.15~0.30Mo
9Mn2V	0.85~0.95	≤0.35	1.70~2.00			0.10~0.25V

201. 高频加热表面淬火

高频加热表面淬火是感应加热表面淬火的一种，常用频率为 60~70kHz 及 200~300kHz、功率为 30~100kW 的电子管式高频发生装置，常用设备如表 4-2 所示。硬化层深度与所用设备频率的关系如表 4-3 所示。一般硬化层深度为 1~2mm。具有不同原始组织的工件，高频淬火时的加热温度如表 4-4 所示。加热速度可达 200~1000℃/s。高频加热淬火后可得比普通淬火高出 2~5HRC 的硬度（超硬现象，见表 4-5），主要是由于组织细化、应力（压应力）较大所致。高频淬火件耐磨性较高，疲劳抗力显著增大（优于渗碳）而缺口敏感性较小。广泛应用于齿轮、轴类、套筒形工件、机床导轨、蜗杆、量具、工具（锉刀、剪刀）等。

表 4-2 电子管式高频、超音频变频装置的型号及主要技术数据

型号	输入功率/kW	振荡功率/kW	振荡频率/kHz	振荡电压/kV	振荡管		整流管		冷却水耗量/(m ³ /h)	主要用途	设备外形尺寸/mm
					型号	数量	型号	数量			
GP8-CR10-CR15	18	8	300~500	8.1	FU-89S	1	ZG1.25/10	6	0.54	淬火、焊接	1670×1150×700
GP30-CR13-CR16	55	30	200~300	13.5	FU-431S	1	ZG6/5	7	1	熔炼、淬火	1400×2000×2300
GP60-CR13-CR14	100	60	200~300	13.5	FU-431S	2	ZG6/15	7	1.6	熔炼、淬火	1400×2000×2300
GP60-C ₁ -C ₂	180	100	200~250	13.5	FU-433S	1	ZG6/15	7	2.5	淬火、焊接	振荡器柜 2200×900×200
GP200-C ₁	400	200	200~250	11.3	FU-23Z	2	ZG6/15	7	阳极 0.24 槽路 2.80	淬火、焊接	3564×1940×2840
YG60-250	100	60	200~300	6~10	FU-22S	2	高压硅堆 GGA5/20K	6	1.6	熔炼、淬火	1300×1900×1900
YG100-250	160	100	200~300	7.2~12.0	FU-23S	1	高压硅堆 ZGZH KV-3A3 相	6	3	淬火、焊接	1300×1900×1900
CHYP100-C ₁	180	100	30~40	13.5	FU-433S	1	ZG6/15	7	2.5	淬火、焊接	振荡柜 1100×1150×700 输出柜 600×600×1200
CHYP60-C ₁	100	60	30~40	13.5	FU-431S	2		7	1.6	淬火、焊接	1800×800×2000
SHP2001-C ₁	350	200	50~150	11.5	FU-23S	2	ZG15/15	6	阳极 0.24 槽路 2.80	淬火、焊接	3564×1940×2840
SHP100-C	180	100	30~40 90~110	13.5	FU-433S	1	ZG6/15	6	3	淬火	

表 4-3 加热层深度与所用设备频率的关系

硬化层深度/mm	1.0	1.5	2.0	3.0	4.0	6.0	10.0
最高频率/Hz	250000	100000	60000	30000	15000	8000	2500
最低频率/Hz	15000	7000	4000	1500	1000	500	150
最佳频率/Hz	60000	25000	15000	7000	4000	1500	500
推荐使用设备	真空管式	真空管式或机式(8000Hz)		机式(8000Hz)	机式(2500Hz)		机式(500Hz,1000Hz)

表 4-4 高频表面淬火的加热温度

钢号	原始组织	预备热处理	下列情况下的加热温度/℃ [A_{c1} 以上的加热速度/(℃/s)、 A_{c1} 以上的加热持续时间/s]			
			炉中加热	30~60/ 2~4	100~200/ 1.0~1.5	400~500/ 0.5~0.8
35	细片状 P+细粒状 F	正火	840~860	880~920	910~950	970~1050
	片状 P+F	退火或未处理	840~860	910~950	930~970	980~1050
	S	调质	840~860	860~900	890~930	930~1020
40	细片状 P+细粒状 F	正火	820~850	860~910	890~940	950~1020
	片状 P+F	退火或未处理	820~850	890~940	910~960	960~1040
	S	调质	820~850	840~890	870~920	920~1000
45,50	细片状 P+细粒状 F	正火	810~830	850~890	880~920	930~1000
	片状 P+F	退火或未处理	810~830	880~920	900~940	950~1020
	S	调质	810~830	830~870	860~900	920~980
45Mn2 50Mn	细片状 P+细粒状 F	正火	790~810	830~870	860~900	920~980
	片状 P+F	退火或未处理	790~810	860~900	880~920	930~1000
	S	调质	790~810	810~850	840~880	900~960
65Mn	细片状 P+细粒状 F	正火	760~780	810~850	840~880	900~960
	片状 P+F	退火或未处理	770~790	840~880	860~900	920~980
	S	调质	770~790	790~830	820~860	860~920
35Cr	S	调质	850~870	880~920	900~940	950~1020
	P+F	退火	850~870	940~980	860~1000	1000~1060
40Cr 45Cr	S	调质	830~850	860~900	880~920	940~1000
40Cr NiMn	P+F	退火	830~850	920~960	940~980	980~1050
40Cr Ni	S	调质	810~830	840~880	860~900	920~980
	P+F	退火	810~830	900~940	920~960	960~1020
T8A	粒状 P	退火	760~780	820~860	840~880	900~960
T10A	片状 P 或 S(+K)	正火或调质	760~780	780~820	880~860	820~900
CrW Mn	粒状 P 或粗片状 P	退火	800~830	840~880	960~900	900~950
	细片状 P 或 S	正火或调质	800~830	820~860	840~880	870~920

注：表中 P——珠光体，F——铁素体，S——索氏体，K——碳化物。

表 4-5 高频淬火后的“超硬性”

钢 材	淬火后的硬度(HRC)	
	普通淬火	高频淬火
40	~60	~62
45[w(C)0.44%]	60~61	64~66
18CrNiW[w(C)0.18%]	~48	50~52
40CrNiMoA[w(C)0.38%]	58~60	63~64

为保证心部的性能，高频淬火前易于加工以及淬火时表面获得均匀马氏体组织，常在高

频表面淬火前采用调质或正火作为预备热处理。调质者心部性能较高，而正火者机械加工性能较好。

高频淬火后应进行回火。不同钢材的回火温度如表 4-6 所示。此外，还可在淬火后进行自回火。

表 4-6 表面淬火炉中回火规范

钢 材	要求硬度(HRC)	淬火后硬度(HRC)	回火温度/°C	回火时间/min
45	40~45	≥50 ≥55	280~300 300~320	45~60
	45~50	≥50 ≥55	200~220 200~250	45~60
	50~55	>55	180~200	45~60
50	53~60	54~60	160~180	60
42SiMn	45~50		220~250	45~60
	50~55		180~220	60~90
15 20Cr 20CrMnTi 20CrMnMoV 以上钢材渗碳后	56~62	56~62	180~200	60~120

资料指出，表 4-7 所示中碳及中碳合金钢制滚动轴承套圈，经高频淬火后，其接触疲劳寿命为 GCr5 钢的 1.5~4.4 倍。

表 4-7 高频淬火轴承钢的化学成分

钢 种	化学成分 w/%				
	C	Si	Mn	Cr	Mo
中碳锰钢	0.5	0.3	1.47	0.2	
SM53	0.5~0.56	0.15~0.35	1.35~1.65	≤0.35	
SM60	0.57~0.60	0.15~0.35	1.35~1.65	≤0.35	
中碳钢	0.72		0.20	0.20	
S53C	0.54	0.2	0.70	0.18	
SCr465	0.65			1.00	
SCM465	0.65			1.00	0.15

202. 高频预正火淬火

有些较薄而长的工件，在整体正火或调质时容易变形，可以采用高频正火作为预备热处理，之后用同一感应器加热，随即进行淬火。进行高频正火时，可选用较小的比功率，适当延长加热时间，增大加热深度，可得到改善淬火层以里心部组织的效果。

高频淬火时由于过热或硬度不足而需返修，或某种原因导致淬火加热中断，均应进行一次高频正火，然后重新淬火，以免发生软带或裂纹。

203. 高频无氧化淬火

在高频感应加热时，采取适当措施，防止工件表面氧化，可实现高频感应无氧化淬火。高频无氧化淬火可使用如下几种方法。

方法一，高频感应加热时，从感应器方向不断地向工件表面喷水或气体，能够保证在加

热过程中，在工件表面形成一种略带保护性的气氛；减少氧化膜的形成。淬火后工件表面比通常淬火的更光洁。

方法二，工件和感应器同时置入密封容器中，感应加热时不断地从感应器方向向工件喷射中性气体或在整个容器内预先充满中性气体。若考虑所使用气体的安全性和经济性，则以使用氮气较好。

方法三，使用带有可控气氛的特殊装置（已有日本专利 52-38486）实现高频无氧化淬火。

204. 渗碳感应表面淬火

渗碳感应表面淬火是在渗碳之后进行表面淬火的热处理工艺。其目的是为了更多地提高工件的表面硬度、耐磨性与疲劳抗力，同时改善硬化层分布并减少工件淬火变形和淬裂等。例如，用 20Cr、20CrMnTi、20CrMnMoVB 等钢制作的齿轮，在渗碳之后（渗层深 0.9~1.6mm）采用比功率较小，加热速度较为缓慢的齿部透热的高频淬火。必要时还可以辅以断续加热的方法，使淬火硬化层深度大于渗碳层，以便得到沿齿廓分布的复合硬化层，同时齿心也得到强化。

对渗碳件进行感应表面淬火，还能免除局部渗碳时的镀铜防护，因为高频淬火只在要求高硬度的表面进行。对在渗碳后普通淬火时残余奥氏体较多的钢种，如 18CrNiW、20Cr2Ni4 等，采用感应表面淬火时，由于溶入奥氏体的碳化物数量不多，还可以起到减少残余奥氏体的作用。

205. 渗氮感应表面淬火

渗氮感应表面淬火是在工件渗氮后进行感应表面淬火的热处理工艺。这一复合热处理工艺可得到比单项热处理后更高的表面硬度、更大的硬化层深度，具有抗蚀、抗疲劳、抗中温软化的综合性能。例如， $\phi 25.4\text{mm}$ 的钢试件调质处理后分别进行如下处理。

(1) 渗氮

渗氮工艺为 530℃、9h，氮分解率 25%~35% + 530℃、5h，氮分解率 65%~75% + 530℃、46h，氮分解率 25%~35%。

(2) 感应表面淬火

工艺为 300kHz、15kW，850~920℃加热 2.3~2.7s，水淬。

(3) 渗氮感应表面淬火复合处理

经上述不同规程处理后，试件的硬化层深度及表面硬度如表 4-8 所示。

表 4-8 几种钢经不同类型热处理后的硬化层深度及表面硬度

钢种	硬化层深/mm		表面硬度(HRC)		
	渗氮	感应淬火	渗氮	感应淬火	渗氮及感应淬火
20	1.14	3.81	24	44	57
30	1.12	3.43	25	53	65
40	1.14	3.43	33	63	66
T8	1.09	3.56	35	64	69
40CrNiMo	0.89	2.79	49	65	68

206. 高频加热浴炉处理

选用尺寸恰当的石墨坩埚，内盛加热用盐，坩埚周围包以10mm厚的硅酸铝纤维，用水玻璃粘牢、烘干，置于感应圈内。感应圈接通电源后，坩埚的盐即被加热熔化，待其达到工艺要求温度时就可对工件进行盐浴加热淬火。根据坩埚大小，感应圈可为单圈或双圈。为了加热均匀，采用间歇加热方式。

例如，W18Cr4V钢制 $\phi 20\text{mm} \times 148\text{mm}$ 冷挤压推刀，经预热后，放入 $\phi 140\text{mm} \times 200\text{mm}$ 石墨坩埚中，加热至 1280°C ，保温5min，油中淬火，硬度61~64HRC，回火并刃磨后即可使用，效果良好。

这种工艺方法适用于单件或小批量生产，与炉中加热相比较，节能效果异常显著。

207. 中频加热表面淬火

中频加热表面淬火时常用的频率为1000~10000Hz，功率为100~500kW的中频发电机或可控硅变频装置。硬化层深度与所用频率的关系可见表4-3，一般为2~10mm。国产中频变频装置如表4-9所示，与高频表面淬火相同，中频表面淬火也可提高工件表面的硬度、耐磨性及疲劳抗力，适用于大、中型工件，也可用于小件（如轴承套圈、丝杠毛坯等）的穿透淬火。

表 4-9 国产机式变频装置

型号	输出功率/kW	变频器电压/V		额定频率/Hz	中频电容器总容量/kF	冷却水压力/kPa	生产厂
		电动机	发电机				
DGF-C-52-2	50	380	750	2500	750	196~294	湘潭电机厂
DGF-C-102-2	100	380	750	2500	750	196~294	
DGF-C-162-2	160	380	750	2500	1750	196~294	
DGF-C-252-2	250	6000	750	2500	1750	196~294	
DGF-C-322-2	2×160	380	750	2500	2×1750	196~294	
DGF-C-502-2	500	6000	750	2500	3000	196~294	
DGF-C-108-2	100	380	750	8000	960	196~294	
DGF-C-168-2	160	380	750	8000	960	196~294	
DGF-C-208-2	2×100	380	750	8000	2×960	196~294	
DGC-40/4	40	380/220	600/300	4000	800	147~245	锦州电机厂
DGC-100/2.5	100	380/220	760/380	2500	1000	147~245	
DGC-200/2.5	200	6000/3000	760/380	2500	1440	147~245	
DGC-250/1	250	6000/3000	760/380	1000	1440	147~245	
DGC-400/2.5	2×200	6000/3000	760/380	2500	2880	147~245	
DGC-500/1	2×250	6000/3000	760/380	1000	2880	147~245	
DGF-T252-3	250	6000	750	2500	2500	196~294	湘潭电机厂
DGF-T501-2	500	6000	750	1000	3600	196~294	
DGT-40/4	40	380/220	600/300	4000	800	147~245	锦州电机厂
DGT100/2.5	100	380/220	760/380	2500	1000	147~245	
DGT-200/2.5	200	6000/3000	760/380	2500	1440	147~245	
DGT-250/1	250	6000/3000	760/380	1000	1440	147~245	
DGT-400/2.5	2×200	6000/3000	760/380	2500	2880	147~245	
DGT-500/1	2×250	6000/3000	760/380	1000	2880	147~245	

为保证工件心部性能，淬火前也需进行调质或正火作为预备热处理。中频淬火后的回火规程，视硬度要求而定。

使用低淬透性钢制造齿轮，经中频感应加热、喷水冷却，就只在其表面形成马氏体组

织，得到沿齿廓分布的硬化层，而轮齿心部仍保持原有的较高的强韧性。这种齿轮已部分地代替汽车、拖拉机中承受较重载荷的合金渗碳钢齿轮。

我国低淬透性钢的牌号和化学成分如表 4-10 所示。钢号中的“D”表示低淬透性，微量强碳化物形成元素 Ti 可与钢中的碳形成难溶入奥氏体的碳化物 TiC，以及将 Si、Mn 元素的含量控制在最低限度，都是为了得到钢的低淬透性性能。

表 4-10 我国的低淬透性钢

钢号	化学成分 w/%						齿轮模数/mm
	C	Si	Mn	P	S	Ti	
55DTi	0.51~0.58	0.10~0.20	0.10~0.20	≤0.04	≤0.04	0.04~0.10	≤5
60DTi	0.58~0.65	0.10~0.20	0.10~0.20	≤0.04	≤0.04	0.04~0.10	5~8
65DTi	0.63~0.70	≤0.25	≤0.25	≤0.04	≤0.04	0.02~0.09	>8

208. 工频加热表面淬火

工频 (50Hz) 感应加热用电，可直接取自电源变压器，功率常在数百到 1000~2000kW。可用三相动力变压器或单相、三相电炉变压器。硬化层深度，常大于 15mm。加热时失磁后在钢中可透入 70~80mm，但加热速度较慢 (每秒几度)，因而不易过热，整个加热过程容易控制。工频加热淬火工件的性能与炉内加热比较接近。由于使用感性电路，功率因数较低 ($\cos\phi=0.2\sim0.4$)，常需大容量电容器加以补偿。

工频表面淬火适用于大型工件，如冷轧辊、钢轨及起重机车轮等。除表面淬火外，工频加热还常用于有色金属熔炼、钢件锻造加热、棒材及管材的正火、调质等。

209. 感应表面淬火时的加热方法

感应表面淬火时的加热方法有：同时 (一次) 加热、连续加热、断续加热和恒温加热等。

同时加热与连续加热是感应表面淬火时最常用的加热方法。同时加热时，通电后工件需加热的表面积同时加热及加热后同时冷却。

连续加热时，感应器与工件相互运动，工件各部位逐次得到加热。大批生产中，只要设备功率足够，即可采用同时加热法。单件小批量生产中，对轴类、杆类及尺寸较大的平面加热，即使设备功率有余，也常采用连续加热。

断续加热表面淬火是为了加深工件淬硬层深度而又不使工件表面过热的加热方法。其过程是在工件表面达到一定温度后，切断感应器电流，随即又闭合，如此进行数次。达到温度后切断电流时，加热层所含热量一方面向空气中散逸，一方面向工件内层传导，因而发生降温；以后又闭合电路，表面层恢复到淬火温度并继续向内层传导热量，使被加热层逐渐加深。

恒温加热是为了达到较深的硬化层又不使表面过热的目的而发展起来的加热方法，即在加热几秒钟达到淬火温度后，自动保温几秒至十几秒后再行淬火。自动保温过程中的电流大小，与抵消工件表面散热损失及向工件内部传导所需热能之和相等。

感应器是感应表面淬火的重要工艺装备，结构如图 4-1 所示，由感应圈、汇流板和水管三部分组成，其中感应圈可为 1 圈、2 圈或多圈，是感应器的主体部分。通过汇流板感应器接通交变电流，感应圈形成交变磁场，通过电磁感应使在感应圈内的工件表面产生感应电流，从而使其加热。

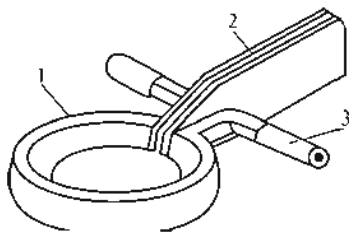


图 4-1 感应器示意图

1—感应圈；2—汇流板；3—冷却水管

210. 喷液及浸液表面淬火

感应加热表面淬火时可应用喷液或浸液方式进行淬火冷却，不同工件的淬火冷却方式及所用介质如表 4-11 所示。喷液淬火用于连续加热时的冷却较方便，淬火介质有水、压缩空气、雾、乳化液及可溶性有机水溶液等。淬透性低而形状简单的工件常用喷水冷却，以改变水温或水压来改变冷速。乳化液及有机水溶液适用于合金钢或碳钢制形状复杂的工件，可减少淬火变形或淬裂。喷油淬火一般不常使用，但在通风良好而且灭火条件充分的情况下可采用。此外，还可应用气冷及雾冷于大锻件的表面淬火。

表 4-11 感应加热表面淬火时的冷却方式及介质

零件	材料	加热方法	冷却方法	冷却介质	备注
光轴、杆件、销子等	45	同时或连续	喷射	自来水	
	40Cr	同时或连续	喷射	自来水	同时加热时注意停喷温度
花键轴	45	同时或连续	喷射	自来水或 $w(\text{聚乙烯醇})$ 0.05% 水溶液	
	40Cr	同时	喷射或浸液	油或 $w(\text{聚乙烯醇})$ 0.3% 水溶液，或 $w(\text{乳化液})$ 10%	
连续		喷射	自来水或 $w(\text{聚乙烯醇})$ 0.05% 水溶液	不预热，加热时两端不加热，键槽根部淬不上火	
凸轮轴	球墨铸铁	同时	喷射	自来水	停喷温度高于 250℃
凸轮轴	50Mn	同时	埋油淬火（加喷射）	透平油，或 20 号机油	感应圈与工件间隙为 3~3.5mm，过小冷却不良。喷头油压 0.49MPa
曲轴	45	同时或连续	喷射	自来水， $w(\text{聚乙烯醇})$ 0.05% 水溶液	
	40Cr	同时	喷射	$w(\text{聚乙烯醇})$ 0.3% 水溶液，或 $w(\text{乳化液})$ 10%	
		连续	喷射	自来水或 $w(\text{聚乙烯醇})$ 0.05% 水溶液	
50CrMoA	同时	喷油或埋油淬火	油	柴油机整体式曲轴	

续表

零件	材料	加热方法	冷却方法	冷却介质	备注	
齿轮	模数 = 1~3mm	45	同时	喷射	$w(\text{聚乙烯醇})0.05\%$ 或 0.3% 水溶液	停喷温度高于 200°C
		40Cr	同时	浸液	油	
	模数 3~10mm	45	同时	喷射	自来水或 $w(\text{聚乙烯醇})0.05\%$ 水溶液	停喷温度高于 200°C
		40Cr	同时	喷射或浸液	油或 $w(\text{聚乙烯醇})0.3\%$ 水溶液, 或 $w(\text{乳化液})10\%$ [自来水或 $w(\text{聚乙烯醇})0.05\%$ 水溶液]	用 $w(\text{聚乙烯醇})0.05\%$ 水溶液或自来水喷冷时, 停喷温度高于 260°C
	模数大于 5	45	逐齿同时, 单齿连续, 沿齿沟连续	喷射	自来水	
		40Cr	逐齿同时, 单齿连续, 沿齿沟连续	喷射	自来水或 $w(\text{聚乙烯醇})0.05\%$ 水溶液	
		淬透性高于 40Cr 的合金钢	逐齿同时, 单齿连续, 沿齿沟连续	水冷 埋油淬火	水 油	用自来水喷冷相邻两齿面

浸液淬火用于同时加热工件的淬火冷却较方便, 常用介质为水和油。

211. 埋油表面淬火

埋油表面淬火是在感应加热表面淬火中, 将工件与感应器一起沉入油槽内, 在油中通电加热到淬火温度, 移开感应器, 槽中的油即将工件淬冷; 为了加强冷却, 还可安装喷油嘴或搅拌装置, 埋油淬火可有效地防止合金钢件及复杂形状钢件淬火变形及淬裂。

212. 埋水表面淬火

对于特殊形状或特殊要求的工件, 还可以施行感应加热埋水淬火; 与埋油淬火相类似, 即将感应器与工件一同沉入水槽中, 在水中通电感应加热到淬火温度, 断电后工件立即被淬火。例如, 45 钢制工件, 其上的 $\phi 20\text{mm}$ 孔的内壁需要高频淬火, 硬化层深 $0.8\sim 1.0\text{mm}$, 硬度 $50\sim 60\text{HRC}$ 。使用 $\phi 0.2\text{mm}$ 钢丝 (实心) 制造的如图 4-2 所示的内孔感应器, 采用埋水感应加热淬火, 满足了工件的技术要求。



图 4-2 小尺寸工件内孔埋水淬火感应器的示意图

213. 大功率脉冲感应淬火

大功率脉冲感应淬火能够得到更细小的淬火组织、更高的硬度和微小的变形。适用于形状复杂、要求精度高的工件的表面淬火。工艺特点介于普通高频淬火与超高频冲击淬火之间，如表 4-12 所示。

表 4-12 三种感应淬火工艺特点的比较

参数名称	普通高频淬火	超高频冲击淬火	大功率脉冲感应淬火
频率	200~300kHz	27.12MHz	300~1000kHz
功率密度	200W/cm ²	10~30kW/cm ²	1~10kW/cm ²
最短淬火时间	0.1~5s	1~500ms	1~1000ms
淬火层深度/mm	0.5~2.5	0.05~0.5	0.1~1
淬火面积/mm ²	由连续移动决定	10~100(最大宽度 3mm)	100~1000(最大宽度 10mm)
感应器电感	2~3μH	10~100nH	
感应器冷却	遇水	单脉冲加热时无需冷却	遇水或埋水冷却
淬火	喷水	自激冷	埋水或自激冷
组织	马氏体	极细马氏体	细马氏体
变形	不可避免	极小	极小

例如，应用 100kW GP100C3 型号的高频感应加热设备，改装成频率为 300kHz 的装置，进行了 φ35mm 轴、变速齿轮、汽车转向齿条的大功率脉冲淬火，获得了良好的结果。表 4-13 还列举了一些大功率脉冲感应淬火的应用实例，也都获得了良好的效果。

表 4-13 大功率脉冲感应淬火应用实例

工件类型	钢材	淬火工艺				备注
		感应器	加热方法	加热时间	冷却方法	
汽车凸轮	45	仿形	整体加热	0.5s	喷水	67~68HRC
小模数齿轮	40Cr	仿形	整体加热	0.7s	自冷	700HV
汽车转向齿条	40Cr	环形与齿顶平行	逐齿加热	140μs	自冷	700HV, 淬硬层浅 840~927HV
汽车转向齿条	40Cr	圆环线仿齿形	埋水逐齿加热	206μs	埋水冷	齿顶未淬硬 900HV
汽车转向齿条	40Cr	矩形钢板仿齿形	埋水逐齿加热	206μs	埋水冷	HV, 淬硬层理想
汽车转向齿条	40Cr	矩形钢板仿齿形	逐齿加热	140μs	自冷	硬度稍低

214. 超音频感应加热淬火

通常在采用 200~300kHz 高频感应设备对中小模数 (3~5mm) 齿轮、链轮、凸轮轴、花键轴等零件进行加热淬火时，很难保证沿齿廓表面的合理的淬硬层。齿轮往往淬硬到 2/3 齿高或齿根以上的齿部。凸轮尖部容易出现过热和尖角开裂或侧面硬度不足。较长的花键轴采用连续加热淬火时不易达到横断面全部周界获得均匀连续淬硬层 (键槽底径表面常不能淬硬) 等。

为了解决上述各类工件沿齿廓表面具有合理淬硬层分布的问题，对 GP-100-C1 型高频加热设备 (工频 100kW、频率 200~250kHz) 进行改装，制成工作频率为 50~65kHz 的超音频发生装置，并在模数为 3~5mm 的 45 钢制齿轮、20CrMnTi 钢渗碳齿轮及链轮、45 钢制花键轴 (φ50mm×φ40mm×6mm)、QT600-3 及 45 钢制凸轮和 φ67mm、QT600-3 曲轴、φ12mm 手扶拖拉机拨叉轴等零件上进行了试验，获得了良好的淬硬层分布。

对机床导轨的淬火结果还指出：在与高频淬火工艺参数相近的情况下，超音频感应加热淬火生产效率高（约达70%）、淬硬层深以及变形较小，见表4-14、表4-15。

表 4-14 机床导轨的高频、超音频感应加热淬火工艺参数

参 数	高频(GP ₂ -100)	超音频(CHYP-100)
屏极电压/V	12500~13000	11500~12000
槽路电压/V	8000~9000	6000~6500
屏极电流/A	6~7	8~9
栅极电流/A	1.2~1.3	1.8~1.9
床身移动速度/(mm/s)	2	3.4
淬火温度/℃	900~930	900~930
冷却方式及冷却介质	连续喷水冷却	连续喷水冷却
回火	自回火	自回火

表 4-15 机床导轨的高频、超音频感应加热淬火结果

检 验 项 目	高 频	超 音 频
硬度(HS)	60~70	60~70
长 1m 床身变形量/mm	0.2~0.48	0.2~0.3
长 1.5m 床身变形量/mm	0.56	0.28~0.40
淬硬层深度/mm	1~3	2~4

此外，超音频（30~40kHz）的频率，比射频（≥100kHz）低，比音频（≤20kHz）稍高，对人体基本无辐射危害，也不至于干扰周围的无线电装置，可不必采取设备的屏蔽措施。

215. 双频感应淬火

双频感应表面淬火是增加淬硬层深度并使硬度分布（梯度）更为合理的感应加热淬火方法。

用中频-高频依次加热方法可获得沿齿廓分布的硬化层。例如，模数4齿轮先用中频电流感应加热（2.5~3s）齿沟和接近齿根的齿侧，然后再用250kHz高频电流感应加热（0.6~0.7s）齿顶和接近齿顶的齿侧，然后淬火。用此法所得沿齿廓分布的硬化层，性能与渗碳齿轮接近。

φ850mm×6000mm 铬钼钒钢大型冷轧辊采用工频-中频（1200Hz）依次加热方法，可得大于20mm的淬硬层，硬度达90HS。25mm×3800mm×10000mm 厚板采用工频-中频（3000Hz）依次加热方法，得到了全淬透效果。

216. 混合加热表面淬火

为了改善表面淬火工件淬硬层硬度分布，增加淬硬层深度，或减少工件变形，可采用感应加热与炉内加热的混合加热方法。

例如，为了减少齿轮淬火时的内孔变形，可先将齿轮整体预热到260~360℃，然后进行高频感应加热淬火。预热使齿部与心部温差减小，热应力相应降低，因而内孔变形倾向减小。又如，冷轧辊工频淬火时的过渡层比整体加热淬火时的过渡层窄，硬度梯度大；为使硬

度分布趋于平缓，可采用 500~700℃ 台车炉整体预热，然后再进行工频加热淬火。

217. 火焰加热表面淬火

将火焰或燃烧产物喷射到工件表面，通常是局部表面，使其加热到临界点之上 [$A_{c1} + (80 \sim 100^\circ\text{C})$] 温度，随后用水流或其他介质冷却而获得表面硬化（层深约 2~8mm）的热处理工艺，称为火焰加热表面淬火。

火焰直接喷射的区域升温最快（大于 1000℃/min），温度最高，在其附近的热扩散区则加热较慢，因而常需摆动火焰或延迟淬火，使之温度均匀化。

常用热源有乙炔、煤油、甲烷、丙烷、城市煤气等与氧的混合气体，气体的性质如表 4-16 所示。加热器则有火焰喷头及燃烧加热器（应用较少）两类。前者使高温火焰（2000℃ 以上）以 6~8mm 距离直接喷向工件；后者则使燃料及空气在有耐火材料衬里的燃烧室中燃烧，然后使燃烧产物喷向工件。为使加热更趋均匀，工件的加热和淬火可在专用淬火机床进行。

表 4-16 火焰加热表面淬火常用气体燃料性质

气体燃料名称	发热量/ (MJ/m ³)	气体密度 (标准状态)/ (kg/m ³)	相对密度 (与空气比)	火焰温度/℃		氧与气体燃料 体积比	空气与气体 燃料体积比	空气中燃烧 容量 ϕ /%
				氧助燃	空气助燃			
乙炔	53.4	1.1708	0.91	3105	2325	1.00	①	2.5~80.0
甲烷(天然气)	37.3	0.7168	0.55	2705	1875	1.75	9.0	5.0~15.0
丙烷	93.9	2.02	1.65	2635	1925	4.00	25.0	2.1~9.5
城市煤气	11.2~33.5	①	①	2540	1985	①	①	①

① 以实际成分及发热值而定。

火焰加热淬火可按同时加热或连续加热方法进行。工件淬火前应经调质或正火以改善心部组织。

淬火介质中最常用的是水。中碳钢工件可用水或 $w(\text{Na}_2\text{CO}_3)5\% \sim 10\%$ 水溶液，水温应高于 15~18℃，以免淬裂。形状复杂或 $w(\text{C})$ 大于 0.6% 的碳钢件及合金件，可用 30~40℃ 温水、聚乙烯醇水溶液、乳化液、肥皂水和油等。也可用喷雾冷却。

火焰表面淬火后常在炉中进行 180~200℃ 的低温回火。淬火表面在磨削之后应进行第二次回火，以减少残余应力。大型工件可采用火焰回火或自回火。火焰回火可在淬火全部结束后进行，也可在喷水冷却后紧接着进行。此时，回火喷嘴在喷水器后面，用挡水板隔开。

火焰淬火设备简单、操作方便、灵活性大。对单件小批量生产或需在户外淬火，或运输拆卸不便的巨型零件、淬火面积很大的大型零件、具有立体曲面的淬火零件等尤其适用，因而在重型、冶金、矿山、机车、船舶等工业部门得到了广泛的应用。

火焰淬火容易发生过热，温度及淬硬层深度的测量和控制较难，因而操作人员的技艺水平要求也较高。

218. 电接触加热表面淬火

电接触加热表面淬火是利用通以低电压（2~5V）、大电流（80~800A）的电极与工件表面间的接触电阻发生的热量加热工件表面，同时又利用工件本身的热传导冷却，达到表面局部淬火的工艺。手工操作时使硬化层深为 0.07~0.13mm，机械操作时则为 0.2~

0.3mm，硬度为 55~62HRC。电接触加热装置如图 4-3 所示。

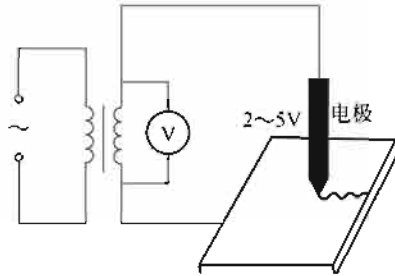


图 4-3 电接触加热装置示意图

手工操作时接触电极一般用炭棒或紫铜，机动淬火设备则常用 2 或 4 个铜轮（ $\phi 50 \sim 80\text{mm}$ ，图 4-4）。轮缘花纹有直线形、S 形、鱼鳞形或锯齿形，以 $1.5 \sim 3.0\text{m/min}$ 速度移动。降压器用自耦变压器，常用电压 $2 \sim 3\text{V}$ ，电流 $400 \sim 600\text{A}$ ，加在电极上的压力为 $39 \sim 59\text{N}$ 。

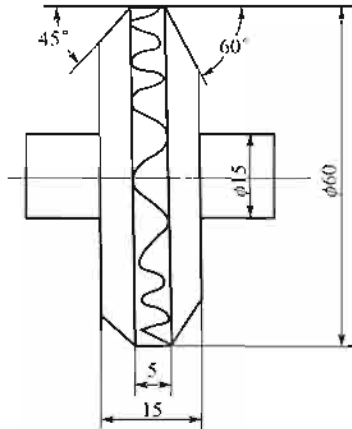


图 4-4 电接触加热用滚轮的示意图

电接触加热表面淬火设备简单，成本低，使用方便，适用于各类工件的小批量生产及设备维修，如机床（车床、龙门刨、牛头刨、镗床、铣床、摇臂钻等的导轨）维修、钢制轴类曲面、汽缸套等复杂工件的表面淬火，可显著提高耐磨性及抗擦伤能力。淬火后一般无需回火。

如将渗硫剂涂敷于机床导轨，进行电接触表面渗硫淬火，导轨使用 4~5 年的情况表明，这一工艺更能提高耐磨抗擦伤。

219. 电解液加热表面淬火

电解液加热表面淬火装置如图 4-5 所示。向电解液通入较高电压（ $150 \sim 300\text{V}$ ）的直流电时，因电离作用而发生导电现象，于负极放出氢，正极放出氧。氢气围绕负极周围形成气膜，电阻较大，电流通过时产生大量的热使负极加热。淬火时（图 4-5），将浸入电解液的工件接负极，液槽接正极，工件的浸入部分当接通电源时便被加热（ $5 \sim 10\text{s}$ 可达到淬火温度）。断电后在电解液中冷却，也可取出放入另设的淬火槽中冷却。

适用于进行表面淬火用的电解液很多，其中以 w （碳酸钠） $5\% \sim 18\%$ 水溶液使用最广，

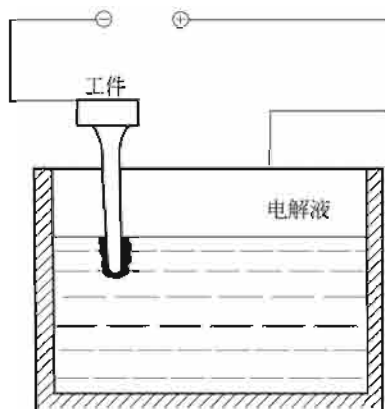


图 4-5 电解液加热装置示意图

使用温度不得超过 60°C ，否则氢气膜不稳定，影响加热效果。

在应用 w （碳酸钠） $8\% \sim 10\%$ 溶液时，汽车气门挺杆的加热规范与淬硬层深度的关系如表 4-17 所示。对于此类工件，由表中数值可见，在电压为 $200 \sim 220\text{V}$ 、电流密度为 $4 \sim 5\text{A}/\text{cm}^2$ 时的加热效果最好。工件浸入电解液的深度应比淬火区深 $2 \sim 3\text{mm}$ ，因为液面下 $2 \sim 3\text{mm}$ 处往往加热不足。生产中多采用机械化和自动化操作，以控制浸入深度和加热时间。

表 4-17 汽车气门挺杆电解液加热规范与淬火层深的关系

w (碳酸钠)/%	工件浸入深度/mm	电压/V	电流/A	加热时间/s	马氏体区深度/mm
5	2	220	6	8	2.3
10	2	220	8	4	2.3
10	2	180	6	8	2.6
5	5	220	12	5	6.4
10	5	220	14	4	5.8
10	5	180	12	7	5.2

工件的棱角及尖锐部分易于过热，应使用耐火材料绝缘。工件的端面也常采用绝缘以避免过热。电解液表面淬火最适用于棒状工件、轮缘或板状工件等。

220. 盐浴加热表面淬火

盐浴加热表面淬火是将工件浸入高温盐浴（或金属浴），经短时间加热后，表层达到淬火温度（心部仍在临界温度以下）后急冷的工艺。此法不需特殊设备，操作方便，适用于小批量多品种的中小规模生产。与感应加热及火焰加热表面淬火相比，因加热速度较小故淬硬层较深；但淬冷时冷却速度不如喷射强烈，淬火后硬度略低。淬硬层深可用调整盐浴温度及加热时间来控制。

为获得较大加热速度，盐浴温度应比正常淬火温度高 $100 \sim 300^{\circ}\text{C}$ 。45 钢制 $\phi 48\text{mm}$ 圆柱试棒在 BaCl_2 、 KCl 盐浴中加热，当淬硬层深为 3mm 时，盐浴温度与加热时间的关系如表 4-18 所示。表 4-19 为 45 钢不同直径圆柱试棒淬硬层深为 3mm 时试棒直径与加热时间的关系。

表 4-18 $\phi 48\text{mm}$ 试棒淬硬层为 3mm 时加热温度与加热时间

温度/℃	950	1000	1050	1100	1150
时间/s	90	65	56	44	38

表 4-19 不同尺寸的试棒淬硬层为 3mm 时的加热时间

浴槽温度	试棒直径/mm			
	φ20	φ40	φ60	φ80
1105℃盐浴	20	40	65	98
1250℃铸铁浴	8	20	34	45
1100℃锡-铜合金浴	5	10	23	35

盐浴加热表面淬火前，工件应进行调质处理。淬火加热时，一次装炉量不可过多，以免盐浴严重降温。工件应事先烘干或预热。预热温度高时，虽可缩短加热时间，但淬硬层也随之加深。加热后应迅速淬冷，但也可在空气中预冷，以控制淬硬层深度及硬度梯度。

对各处截面厚度变化较大的工件，此法不太适宜。

221. 高速钢的激光加热表面淬火

激光加热表面淬火是利用激光对金属表面进行加热淬火的表面强化工艺。有数种常用的激光器，其中由于 CO₂ 激光器功率大（可达数十千瓦）、效率高（理论值 40%，一般可达 10%~20%）、能长时间连续工作，所以多用在金属热处理中。激光加热时，因其过程极短，无需考虑大气介质的影响；又由于加热层很薄，是自激冷淬火，无需特殊的冷却设备。通过调节光斑尺寸、扫描速度和激光功率等参数，控制工件表面温度和透热层深度，以获得合格产品。工艺过程短、加热区域小，因而工件的变形也小，这是激光热处理最大的优点。从 20 世纪 70 年代初期开始已逐渐应用于工业生产中。

高速钢制刀具经激光表面淬火，硬度及耐磨性有明显提高，从而提高了使用寿命。例如，W18Cr4V 高速钢制车刀，经普通淬火和回火以及激光淬火后，在车床转速 360r/min、进刀量 0.24mm、吃刀深 1.25mm 的切削条件下，外圆车刀一次刃磨切削正火 45 钢工件（硬度 230HBS）的数量如表 4-20 所示。

表 4-20 高速钢制车刀经不同热处理后切削寿命的比较

工艺参数	常规淬火、回火	激光淬火用功率及扫描速度			
		1kW(0.2m/min)	1kW(0.5m/min)	1.5kW(1.0m/min)	1.5kW(1.8m/min)
未回火	29(56)	116(234)	80(159)	22(45)	9(19)
560℃回火			84(167)		
600℃回火			88(174)		
640℃回火			92(186)		

注：括号内数字为端面车刀一次刃磨的切削工件数。

又例如，W18Cr4V 钢制刨刀，经激光淬火与普通淬火、回火后切削寿命的对比，如表 4-21 所示。

表 4-21 一次刃磨后刨刀切削的锯条数

常规淬火、回火	激光淬火	激光淬火(560℃回火)	激光淬火(600℃回火)	激光淬火(640℃回火)
3000~3600	14000~16000	16000~17500	18000~19050	19500~20100

由上述两表中的数据对比可见，激光淬火、回火后的高速钢制车刀、刨刀一次刃磨后的切削寿命，比经常规处理后可分别提高 2~4 倍。

切削寿命提高的原因，可能与激光淬火时奥氏体晶粒超细化（因而马氏体也得到了细化）、马氏体中含碳量及位错增多等因素有关。

222. 结构钢的激光表面淬火

使用 1kW 连续 CO₂ 激光器，对 40Cr 钢制造的套筒外表面进行了激光表面淬火，在套筒的外表面得到了高硬度区段和低硬度区段（相当于该钢回火后的水平）交替排列的硬度分布。磨料摩擦磨损实验指出，钢套的耐磨性比常规淬火处理的提高了 1 倍。特别应该指出的是，经激光淬火后的钢套在磨合期的摩擦系数降低了。

223. 有色金属的激光表面淬火

镁铝合金、铝青铜、钛合金等有色金属合金都可使用激光处理改善性能。铝及其合金以其自然资源丰富、比强度高，又有优良的冷形变能力，因而得到了广泛的应用。铝合金经热处理强化后，硬度可达 130HV。硬度低、耐磨性差是这类合金的一个缺点。

应用激光表面淬火可提高铝合金的表面硬度。

例如，使用 SHR-2000 型，功率 2kW 的 CO₂ 激光器，对 LY12 铝合金进行表面淬火；工艺参数为：激光波长 $\lambda=10.6\mu\text{m}$ 、输出功率 $P=1.2\sim 1.4\text{kW}$ 、光斑直径 $d=2\text{mm}$ 、扫描速度 $V_s=5\sim 50\text{mm/s}$ 。为了加大合金表面对激光能量的吸收，试件表面喷涂了 NiCoAlY 粉末（内层）和 ZrO₂ 陶瓷粉末（外层）。处理后测量了淬火层的硬度，建立了显微硬度与扫描速度的关系曲线（图 4-6）和显微硬度沿硬化层深度的变化曲线（图 4-7），并有如下特点。

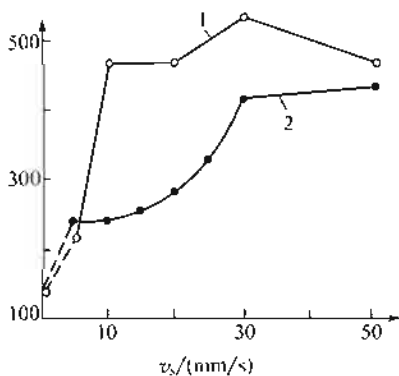


图 4-6 显微硬度 (HV) 与扫描速度 (V_s) 的关系
1— $P=1.2\text{kW}$ ，2— $P=1.4\text{kW}$

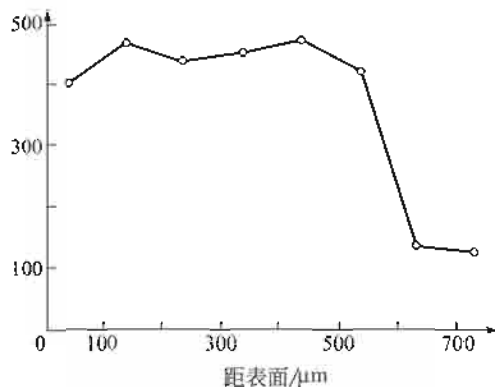


图 4-7 显微硬度 (HV) 沿硬化层的分布
 $P=1.4\text{kW}$ ， $V_s=50\text{mm/s}$

① 从图 4-6 可见，当使用 $P=1.2\text{kW}$ 、 $V_s=5\sim 50\text{mm/s}$ 、LY12 合金的表面硬度可达 530HV。

② 从图 4-7 可见，在硬化层范围（约 $\geq 500\mu\text{m}$ ）内，硬度分部均匀，从而可以推断出，显微组织也是均匀的。

224. 激光表面淬火代替局部渗碳

采用较高的能量密度,结合外部条件,可增厚激光淬火硬化层深度,则可应用 $w(C)$ 0.5%的钢经激光淬火代替气体渗碳。渗碳是生产周期长、能耗大、代价昂贵的生产工艺。这种代替将有效地实现节能、降耗,经济效益显著。

225. 电子束表面淬火

电子束表面淬火是利用高能电子束对钢制工件表面加热淬火的表面强化工艺。由于所用电子束能量非常集中,所以加热速度极快(约 $3000\sim 5000^{\circ}\text{C}/\text{s}$),所得奥氏体晶粒极细(超细晶粒),这是电子束加热淬火的最大特点。另外,由于加热层浅薄,可进行自激冷淬火。淬火后硬度较通常高出约 $1\sim 2\text{HRC}$ 单位。

例如,在HD2-6电子束焊机中对45、T7、20Cr等钢进行了电子束表面淬火试验,所用装置如图4-8所示。试验结果指出,调整电子束能量、作用时间等参数,可获得不同的淬硬层深度及相应的显微组织。功率大、作用时间长则淬硬层厚。还指出,钢材加热到 1200°C ,仍能得到细小马氏组织。只有当加热温度超过 1300°C 后马氏体才显示长大的趋势。

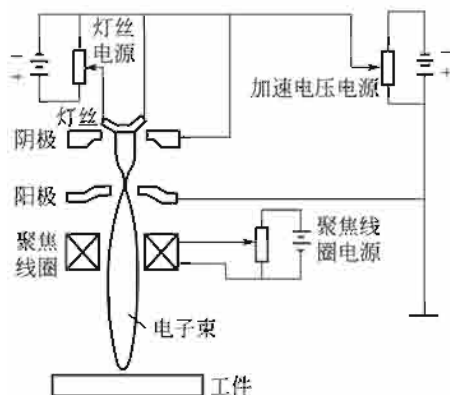


图 4-8 电子束加热装置示意图

与激光淬火相比较(表4-22),电子束表面淬火工艺更易控制和成本更低廉。

表 4-22 电子束与激光束的比较

项 目	电 子 束	激 光 束
能量效率	99%	15%
防止反射	不需要防止反射	需涂敷反射防止剂,反射率40%
气氛条件	在真空中进行	在大气中进行,但需辅助气体
能量传送	通过真空容器内的移动透镜或电子枪的移动来传送能量(一台振荡器对一个工位传送能量)	平行光路系统的激光束传送(一台振荡器可对多个工位传送能量)
对焦	通过控制聚焦透镜的电流进行调节(100~600mm)	由于透镜距是固定的,所以要移动工作台(约100mm)
束偏转(决定淬火图形)	用电控制可选择任意图形(电子束偏转、面偏转等)	要是机关束偏转,必须更换反射镜等,图形是固定的
设备运转费	1 (以电子束设备运转费为1)	7~14 (电、激光气体、辅助气体)

226. 空气电子束重熔淬火

电子束产生于真空中（图 4-8），穿过一组 $\phi 1.7\text{mm}$ 的孔进入空气中，孔与孔之间保持真空状态。电子束在进入空气之前，还要穿过一个在金属熔化时阻止金属蒸气或灰尘进入真空室的高压室。高压室中的可为空气、氩气或氮气（氮气能减少电子离散，也能防止熔融金属被氧化）。由于电子束功率很高，高压室中的气体被加热到很高温度，其密度被减少到大气的 $1/10$ ，因而电子束的离散比想象的要小得多。

空气电子束可对各种形状工件进行重熔淬火，见图 4-9（圆形工件）和图 4-10（平板状工件）。

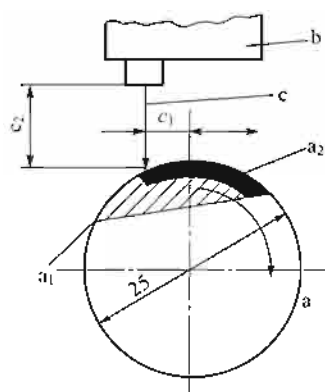


图 4-9 圆形工件空气电子束重熔淬火示意图

a—工件； a_1 —熔化面； a_2 —自下向上凝固；b—空气电子束发生器；
c—空气电子束； c_1 —电子束偏心量； c_2 —工作间距

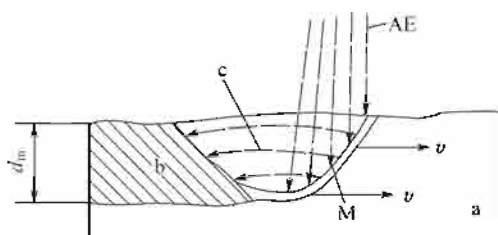


图 4-10 平板状工件空气电子束重熔淬火示意图

a—工件；b—重熔层；c—金属流； d_m —最大深度； v —速度；
AE—空气电子束；M—熔化面

227. 电子束表面合金化

电子束表面合金化是将工件表面涂覆一层粉末状合金元素或金属，用电子束加热使其熔化并扩散而得到耐磨、耐腐蚀或耐热表面的强化工艺。

例如，对退火 20Cr 钢进行了硼和碳化钨的电子束表面合金化处理。处理前硼和碳化钨粉末首先与成分为： w （硅酸乙酯）60%、 w （无水乙醇）30%、 w （水）（其中加入微量的盐酸）10%的黏结剂混合成稀粥状，利用喷枪喷涂在工件表面，厚度约 $0.1\sim 0.2\text{mm}$ ，阴凉

干燥后即可进行最终处理；所用工艺参数及工件的合金化层深度和硬度分别如表 4-23 和表 4-24 所示。由表中数值可知，电子束表面合金化速度快，可极大地缩短工艺周期而得到满意的表面合金化层深及硬度。

表 4-23 电子束表面合金化工艺参数

加速电压/kV	束流电流/mA	电子束功率/kW	光斑直径/mm	扫描速度/(mm/s)	备注
40	81	3.24	14	10	束流为 90 时工件过熔了
	90	3.60	14	10	
40	80	3.20	14	10	
	82	3.28	14	10	
40	80	3.20	14	10	
	82	3.28	14	10	
40	80	3.20	14	10	
	82	3.28	14	10	

表 4-24 电子束合金化后的合金化层深度及硬度

渗层深度/mm	硬度(HV _{0.1})	备注
0.084	1266~1890	渗碳试样
0.14~0.27		渗碳试样,基体硬度 320HV
0.034~0.064	982~1332	渗碳化物试样
0.090	960~1206	渗碳化物试样

228. 电火花表面强化及合金化

电火花表面强化是在脉冲电路中，以导电材料（硬质合金、石墨、合金钢、铝或钢）为工作电极，在空气或特殊气体介质内，利用工件与工作电极之间的电火花放电，使工作电极材料转移至工件表面上的强化工艺，所用装置示意图如图 4-11 所示。一般可得强化层厚度 5~60μm，显微硬度 1200~1800HV_{0.03}左右。

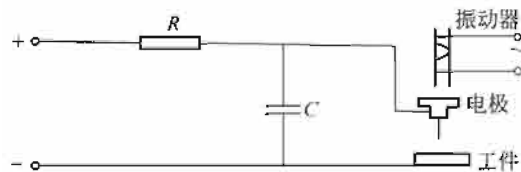


图 4-11 电火花表面强化装置原理图

工作时，工件接阴极，工作电极接阳极，强化处理过程如图 4-12 所示，分为三个阶段。

① 电路接通后利用振压器使工件接近并产生初期放电 [图 4-12(b)]。

② 随着两个电极的靠近，在放电区产生高温，使两个电极的表面层迅速熔化。

③ 两电极接触后，熔化金属互相粘连，放电电流为短路电流。由于工件的热容量大于工作电极的热容量，而使前者的熔融点短路时间内凝固而得到表面合金化层 [图 4-12(c)]，然后工作电极恢复原位 [图 4-12(d)]。

上述过程是在极短时间内完成的，所以基体材料不会因受热而软化；另外，合金化层与基体材料是熔合在一起的，所以结合良好。

电火花表面强化能够提高工件表面硬度、耐磨性、耐腐蚀性及红硬性。适用于各种工

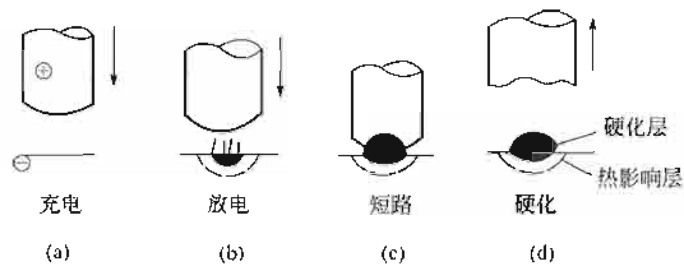


图 4-12 电火花表面强化处理过程示意图

模具、易损及易腐蚀工件的表面强化处理。

工作电极不同，所形成的合金化层也不同，从而性能也不相同。此外，合金化层的厚度也对性能有明显的影响，而单次火花放电只能得到该功率下最大层深的 70%~80%。为得到最后的合金化层，必须进行多次放电处理。

电火花表面合金化的主要参数是电压、电容以及工作电极的成分。优良的合金化层可显著提高工件表面的硬度、热疲劳性能、抗氧化性能及耐蚀性能等。

(1) 提高表面硬度

在电规范为 60V、3A、220 μ F 的条件下，用 Ti、Ta、Nb、Zr 作工作电极对 3Cr2W8V 钢进行了电火花表面合金化，之后测量了表面的显微硬度，如表 4-25 所示，可见合金化层达到了极高的硬度数值。还可进行复合合金化，即先用一种成分的工作电极（如 YG8）合金化，再使用另一种成分的工作电极（如 Ti、Nb 等），其提高表面硬度的效果也很显著。

表 4-25 电火花合金化后的显微硬度

电极材料	化合物层硬度(HV _{0.05})		扩散层硬度(HV _{0.05})
	以碳化物为主的外层	以氮化物为主的内层	
Ti	2289~1800	1100~800	800~基体硬度
Ta	2700~2000	1600~700	700~基体硬度
Nb	2400~1700	1600~700	700~基体硬度
Zr	750~630	600~500	500~基体硬度

(2) 提高热疲劳性能

用 YG8 合金作为工作电极，在电参数为 60V、140 μ F 条件下对 3Cr2W8V 钢进行电火花表面合金化，之后测量其热疲劳性能（加热到 700℃，保温 10min，水冷），结果如表 4-26 所示。由表中数据可知，电火花表面合金化使 3Cr2W8V 钢的热疲劳性能提高了 3 倍左右。

表 4-26 3Cr2W8V 钢的热疲劳性能

处理情况	出现裂纹的试验周次
经电火花合金化处理	128、132
未经处理	27、34

(3) 提高抗氧化性能

3Cr2W8V 钢经电火花表面合金化后的抗氧化性能（电炉加热到 700℃，保温 11h）如表 4-27 所示，为未经表面合金化的 3Cr2W8V 钢的抗氧化性能的 2 倍。

表 4-27 3Cr2W8V 钢的表面抗氧化性能

处理条件	增高/(g/cm ²)	平均增量/(g/cm ²)
电火花表面合金化 YG8,60V,140μF	0.719×10 ⁻³	1.270×10 ⁻³
	1.570×10 ⁻³	
	1.530×10 ⁻³	
未经电火花合金化	2.320×10 ⁻³	2.540×10 ⁻³
	1.820×10 ⁻³	
	3.490×10 ⁻³	

(4) 提高耐蚀性能

3Cr2W8V 钢经表面合金化与未经表面合金化处理的试件在不同介质中的抗腐蚀性能如表 4-28 所示。由表中数据可知，表面电火花合金化处理使耐蚀性能提高了 3~5 倍。

表 4-28 不同处理的 3Cr2W8V 钢试件的耐腐蚀性能

腐蚀介质	腐蚀时间/h	试件失重/(g/cm ²)		电火花合金化后 提高的倍数
		未经电火花处理	用 YG8,75V,140μF 电火花处理	
w(H ₂ SO ₄)20%水溶液	16	6.72×10 ⁻²	0.42×10 ⁻²	15.90
w(HCl)10%水溶液	16	6.56×10 ⁻²	1.42×10 ⁻³	4.62
w(H ₂ SO ₄)15%水溶液	0.5	4.00×10 ⁻²	1.04×10 ⁻²	3.85
w(NaOH)20%水溶液	16	4.66×10 ⁻³	0.80×10 ⁻³	5.79

229. 强白光源表面淬火

强光源亦可作为工件表面淬火加热时的能源。

例如，加拿大 Vortek 工业有限公司开发出了一种超大功率弧光灯白光源，见图 4-13，是一种表面加热淬火的新能源，白光由电弧产生的；电弧在 φ110mm×110mm 的石英管中工作；石英管内充以高压氩气。弧光灯的一部分被反射镜包围，白光经聚集后由狭缝中射出（光斑尺寸可在 40~100mm 范围内调节）对工件加热（图 4-13）。目前已可制造出 100~300kW 的装置。与激光表面加热装置相比较，具有设备投资少、运作费用低、工作频率高等优点。表面硬化质量也优于感应加热表面淬火、火焰加热表面淬火等。

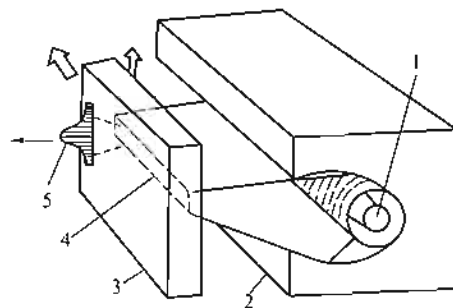


图 4-13 弧光灯表面加热示意图

1—大功率电弧；2—反射镜；3—工件；4—聚焦光束；5—密度分布

第五章

化学热处理

化学热处理是将钢件在含有活性元素的介质中加热一定时间，使合金元素渗入表面层或形成某种化合物的覆盖层，以提高钢件的耐磨性、抗蚀性、疲劳抗力或接触疲劳抗力等性能的工艺方法。通常，在进行化学渗的前后均需施行合适的热处理，以期最大限度地发挥渗层的潜力，并达到钢件心部与表层在金相组织、应力分布等方面的最佳配合。

化学热处理常根据渗入元素（C、N、B、S、金属或其他非金属元素）、加热方式及介质等的不同进行工艺方法的分类。

230. 渗 碳

在富碳介质中使碳渗入低碳钢 [$w(\text{C})0.1\% \sim 0.3\%$] 或低碳合金钢的表面，以在保持心部高韧性的条件下获得高硬度的表面层，从而提高工件耐磨性和疲劳强度。

常用渗碳钢有：A1、A2、A3、B1、B2、B3、08、10、15、20、25 等碳素钢以及 15Mn、20Mn、15Mn2、20Mn2、20MnV、15Cr、20Cr、20CrV、20CrMn、20CrMnTi、30CrMnTi、20CrMo、20Mn2B、20Cr2B、20MnVB、20MnTiB、20MnVB、20SiMnVB、20MnTiBRE、12CrNi3、20Cr2Ni4、18CrNiW 等低碳合金钢。

渗碳温度为 $900 \sim 950^\circ\text{C}$ ，表面层 $w(\text{C})$ 为 $0.8\% \sim 1.2\%$ ，层深（包括：过共析层、共析层和过渡层，其中过共析层及共析层之和不应低于渗层总深度的 $60\% \sim 70\%$ ）为 $0.5 \sim 2.0\text{mm}$ 。渗碳缓冷后的渗层的组织为少量碳化物及珠光体（过共析层）、珠光体（共析层）和珠光体及铁素体。

渗碳后需进行机械加工的工件，硬度不应高于 30HRC。渗碳后的工件均需进行淬火和低温回火。淬火的目的是使在表面形成高碳马氏体或高碳马氏体和细粒状碳化物组织。低温回火温度为 $150 \sim 200^\circ\text{C}$ 。

渗碳是应用最早、最广泛的化学热处理工艺，常用的有固体法、气体法、液体法以及其他方法等。

231. 固体渗碳

将工件置于填充固体渗碳剂的渗箱内，箱盖用耐火泥密封，然后置于炉中加热。炉温升到 $800 \sim 850^\circ\text{C}$ 时应保持一段时间，使渗箱透烧，然后再继续加热到渗碳温度 $900 \sim 950^\circ\text{C}$ 。渗碳保温时间由插在渗箱中的外试棒的测量结果确定。一般渗层厚度为 $0.6 \sim 1.5\text{mm}$ 时，固体渗碳的速度约为 $0.10 \sim 0.15\text{mm/h}$ 。

渗箱由低碳钢、渗铝碳钢或耐热钢铸造或焊成，按工件需要做成矩形、圆形或环形等。渗

渗剂由固体碳源（木炭、焦炭、碳化硅）及催渗剂 $[\text{BaCO}_3、\text{Na}_2\text{CO}_3、\text{CaCO}_3、\text{CH}_3\text{COONa}、\text{Ba}(\text{CH}_3\text{COO})_2]$ 等组成。常用的固体渗碳剂成分如表 5-1 所示。使用时新旧渗碳剂应有一定比例，一般新（渗碳剂）：旧（渗碳剂）约为 3：1 或 4：1 以节约用量。工件装箱时，箱底应先装一层 30~40mm 的渗剂，工件之间及箱壁之间应有 10~15mm 的渗透剂并稍夯实。渗箱上部应填 30~50mm 厚的渗剂层，以保证渗剂收缩时工件不致露出。

表 5-1 常用固体渗碳剂的成分

组成名称	含量 w/%	使用说明
BaCO_3 CaCO_3 木炭(白桦木)	20~25 3.5~5 余量	在 930~950℃, 渗碳时间 4~15h, 渗层厚度 0.5~1.5mm
BaCO_3 CaCO_3 煤的半焦炭	10~15 3.5 余量	工作混合物由 w(新渗碳剂)25%~30% 和 w(旧渗碳剂)70%~75% 组成。工作物中含 w(BaCO_3)5%~7%
BaCO_3 木炭	3~5 余量	①20CrMnTi 钢, 930℃ 渗碳 7h, 层深 1.33mm, 表面 w(C)1.07% ②用于低合金钢时, 新旧渗碳剂比为 1:3, 用于低碳钢时 w(BaCO_3)应增至 15%
BaCO_3 CaCO_3 木炭	15 5 余量	新旧渗剂比为 3:7, 920℃ 时的平均渗碳速度 0.11mm/h, 表面 w(C)1.0%
BaCO_3 CaCO_3 木炭	3~4 0.3~1.0 余量	18Cr2Ni4WA 及 20Cr2Ni4A, 层深 1.3~1.9mm 时, 表面 w(C)为 1.2%~1.5%。用于 12CrNi3 钢时 w(BaCO_3)需增至 5%~8%
BaCO_3 Na_2CO_3 CaCO_3 木炭	10 3 1 余量	新旧渗碳剂比为 1:1。20CrMnTi 钢制汽轮机被动齿轮 ($\phi 561, m=5$) 在 900℃ 渗碳 12~15h, 磨齿后层深达 0.8~1.0mm
黄血盐 Na_2CO_3 木炭	10 10 余量	低碳钢及低合金钢, 920℃ 保温 3~4h, 层深 1.2mm
醋酸钠 焦炭 木炭 重油	10 30~35 55~60 2~3	由于含醋酸钠(或醋酸钠), 渗碳活性较高, 速度较快, 但容易使表面含碳量过高, 因含焦炭, 渗剂热强度高及抗烧损性能好

装箱固体渗碳法历史悠久, 操作简单, 但劳动条件较差, 层深及含碳量波动较大, 适用于单件、小批生产。

近年来, 有些国家将炭磨碎, 与催渗剂一起用特殊黏结剂黏结, 并在 600~650℃ 下用机械化设备烧结成粒。分强渗剂、弱渗剂。渗碳剂再次使用时, 仅增添 5%~10% 的新渗剂便可保持原有的渗碳能力。

232. 分段固体渗碳

一般固体渗碳结束后, 工件需先随渗箱冷却, 然后重新加热淬火; 有时在淬火前还需正火。这是因为渗碳温度较高, 钢的晶粒较粗大, 而且在缓慢冷却过程中可能形成碳化物网的

缘故。

为了简化固体渗碳后的热处理工艺，可采用分段固体渗碳方法，工艺曲线如图 5-1 所示。特点为在正常渗碳温度保温，使渗层深度接近要求的下限时，将炉温降至 850℃ 左右，保持一定时间，以便适当降低表面含碳量。对于本质细晶粒钢种，只要在分段降温阶段无网状碳化物析出，就可免去正火工序，或实现分段渗碳后直接淬火。

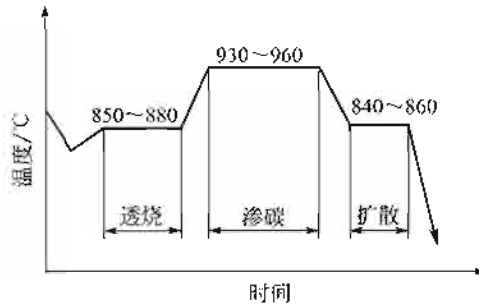


图 5-1 分段固体渗碳工艺曲线

233. 无箱固体渗碳

无箱固体渗碳装置如图 5-2 所示，是将固体渗碳剂烧结成粒，置于炉中环形的网格筒内。炉子加热后利用风扇搅动，使渗碳气氛通过工件流动而对其进行渗碳。

这种渗碳方法比装箱渗碳热效率高，而且质量均匀。

为防止渗碳过程中炉丝渗碳，加热炉应有马弗罐或在炉丝上涂敷防渗涂料。

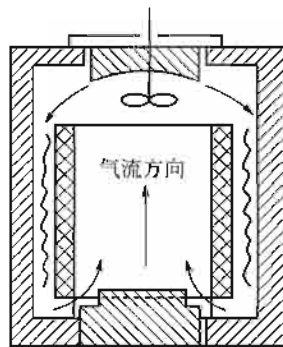


图 5-2 无箱固体渗碳装置示意图

234. 固体气体渗碳

操作与固体渗碳相同。所用渗碳箱如图 5-3 所示。算子上小孔的直径为 3mm，每 100cm² 面积上的孔数为 65~75 个。上、下算子之间的距离为 120mm 时，渗碳工件所占用的渗碳箱容积约为 50%（体积分数）；而一般固体渗碳只为 10%（体积分数）。由于使用的渗碳剂较少，在其他条件相同时，加热至渗碳温度所用的时间，仅为一般固体渗碳的 1/2.5~1/3，同时还可加快渗碳过程。

例如，使用这种方法，20 或 15Cr 钢在 920~930℃ 或 930~940℃ 渗碳时，平均渗速约为 0.2mm/h，而普通固体渗碳的渗速约为 0.10~0.15mm/h。

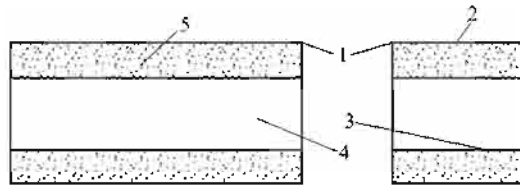


图 5-3 固体气体渗碳箱示意图

1—渗碳箱的外壳；2—箱盖；3—算子；4—装置渗碳工件的空间；5—渗碳剂

235. 气体固体渗碳

气体渗碳时如渗剂供给量过多，则在渗碳炉中形成炭黑，将使渗碳速度减缓，渗碳的均匀性降低。此时如向炉中加入适量的碳酸钡，能够克服炭黑的不利影响。

例如，使用滚筒式炉对自行车用 $\phi 2\sim 6\text{mm}$ 钢球进行气体渗碳时，筒壁附着有炭黑。向炉中加入适量的碳酸钡，使筒壁上的炭黑在气体渗碳时发挥固体渗碳作用，则可强化渗碳工艺、缩短渗碳时间（表 5-2），并使钢球的耐磨寿命提高 2 倍左右。

表 5-2 不同工艺渗碳速度的比较

渗碳温度/ $^{\circ}\text{C}$	渗碳工艺类型	渗碳时间/h	渗层深度/mm	渗碳速度/(mm/h)	渗碳工艺周期/h
900	气体渗碳	4.5	0.81	0.18	5.5
	气固渗碳	3.5	0.90	0.26	4.5
930	气体渗碳	4.0	0.95	0.24	5.0
	气固渗碳	2.5	0.90	0.36	3.5

236. 粉末放电渗碳

粉末放电渗碳是在钢制容器中填充炭粉和催化剂，将工件需渗碳部分插入炭粉中，或在容器底部开孔使工件穿入。在容器和工件间通以 $40\sim 70\text{V}$ 交流电时，工件表面产生放电而与炭粉同时被加热。此时，使工件作垂直或水平移动，或者使容器缓慢旋转，炭粉即成流动状态，进行持续而稳定的放电，同时使碳渗入工件。 $\phi 8\text{mm}$ 低碳钢棒 6min 可被加热到 1000°C ，1h 可得 1mm 厚的渗碳层。

还可在液体介质中实现放电渗碳。如在氯化钠饱和水溶液中加入乙二醇，或在甘油中加醋酸钾（乙二醇或异戊醇）即可进行放电渗碳。

237. 膏剂渗碳

膏剂渗碳是将炭黑、碳酸盐及黄血盐等物料用水玻璃、机油等调匀成膏状，涂于工件表面 $3\sim 4\text{mm}$ 厚，然后置于渗碳箱内，箱盖用耐火黏土密封，加热至渗碳温度后可得到一定厚度的渗层。常用渗碳膏剂成分如下。

① $w(\text{炭粉}) 64\% [0.154\text{mm}(100\text{目})]$ 、 $w(\text{碳酸钠}) 6\%$ 、 $w(\text{醋酸钠}) 6\%$ 、 $w(\text{黄血盐}) 12\%$ 和 $w(\text{面粉}) 12\%$ 。先将三种盐混合溶于少许水中（为了加速溶解，水可稍加热）并加

入炭粉；再用水将面粉调成糊状，并与前者混合成膏剂。利用这种膏剂渗碳，在 920℃、15min，可得 0.25~0.30mm 渗层，淬火后表面硬度为 56~62HRC。

② $w(\text{炭黑粉})30\%$ 、 $w(\text{碳酸钠})3\%$ 、 $w(\text{醋酸钠})2\%$ 、 $w(\text{废机油})25\%$ 、 $w(\text{柴油})40\%$ 。将原料混合均匀（胶状），在工件表面涂敷 2~3mm 厚，于 920~940℃、1h 下可得层深 1.0~1.2mm。

③ $w(\text{炭黑粉})55\%$ 、 $w(\text{碳酸钠})30\%$ 、 $w(\text{草酸钠})15\%$ 。用其进行渗碳时，950℃加热 1.5h 可得渗层深 0.6mm、0.8mm，3h1.0mm。表面 $w(\text{C})$ 为 1.0%~1.2%，淬火后硬度 60HRC。

膏剂渗碳速度较快，但表面含碳量及层深稳定性较差，适用于单件生产或修复渗碳、局部渗碳等。带有膏剂的工件膏剂脱落或碰撞，常引起斑点状渗碳缺陷。

238. 高频加热膏剂渗碳

高频加热膏剂渗碳方法是將渗碳膏剂，涂敷于工件表面，然后用高频电流加热。由于加热速度快而加热温度较高，可在几分钟内得到需要的层深。例如，在使用一种木炭粉膏剂时，1200℃下加热 1min 便可得到 0.46mm 渗层（过共析层 0.37mm），淬火后硬度 62HRC。

高频加热膏剂渗碳由于渗入速度很快，渗层的深度及含碳量均较难控制，所以仅适用于形状简单的杆状工件的渗碳。

239. 盐浴渗碳

盐浴渗碳是在液体介质中渗碳的工艺，适用于小批量生产的中、小型工件。盐浴渗碳时加热速度较快，质量均匀、易于控制，操作简单，灵活性大。缺点是过大、过小、细长工件难于采用。常用的盐浴渗碳介质如表 5-3 所示。由表示可见，有些介质含有氰盐，有毒，需采取严格的安全措施。

表 5-3 盐浴渗碳介质及其使用效果

序号	盐浴组成 $w/\%$			使用效果								
	组成物	新盐成分	控制成分									
1	NaCN BaCl ₂ NaCl	4~6 80 14~16	0.9~1.5 68~74	与其他盐浴相比，本盐浴较易控制，渗碳工件表面碳含量稳定。例如，20CrMnTi、20Cr 钢，920℃渗碳 3.5~4.5h，表面最高 $w(\text{C})$ 为 0.83%~0.87%								
2	603 渗碳剂 ^① KCl NaCl Na ₂ CO ₃	10 40~45 35~40 10	2~8(C) 40~45 35~40 2~8	盐浴原料无毒，在 920~940℃时，装炉量为盐浴总量的 50%~70%（体积分数），20 钢渗碳试件的渗碳速度为： <table style="margin-left: auto; margin-right: auto;"> <tr> <td>渗碳时间/h</td> <td>渗层深度/mm</td> </tr> <tr> <td>1</td> <td>>0.5</td> </tr> <tr> <td>2</td> <td>>0.7</td> </tr> <tr> <td>3</td> <td>>0.9</td> </tr> </table>	渗碳时间/h	渗层深度/mm	1	>0.5	2	>0.7	3	>0.9
渗碳时间/h	渗层深度/mm											
1	>0.5											
2	>0.7											
3	>0.9											
3	渗碳剂 ^① NaCl KCl Na ₂ CO ₃	10 40 40 10	5~8(C) 40~50 33~43 5~10	920~940℃时渗碳速度如下								
				渗碳时间/h	渗碳层深度/mm							
					20	20Cr	20CrMnTi					
				1	0.30~0.40	0.55~0.65	0.55~0.65					
				2	0.70~0.75	0.90~1.00	1.00~1.10					
				3	1.00~1.10	1.40~1.50	1.42~1.52					
				4	1.28~1.34	1.56~1.62	1.56~1.64					
5	1.40~1.50	1.80~1.90	1.80~1.90									
表面 $w(\text{C})0.90\% \sim 1.0\%$												

续表

序号	盐浴组成 w/%			使用效果
	组成物	新盐成分	控制成分	
4	Na ₂ CO ₃ NaCl SiC(粒度 26~50)	78~85 10~15 6~8	78~85 10~15 6~8	880~900℃渗碳 30min, 总层深 0.15~0.20mm, 共析层 0.07~0.10mm, 硬度 72~78HRA

① 603 渗碳剂组成为: $w(\text{NaCl})40\%$ 、 $w(\text{KCl})40\%$ 、 $w(\text{Na}_2\text{CO}_3)10\%$ 、渗碳剂(含木炭粉、NaCl、醋酸铵)10%。

② 渗碳剂组成为: $w(\text{木炭粉}) [0.315\sim 0.154\text{mm}(60\sim 100\text{目})]70\%$ 、 $w(\text{NaCl})30\%$ 。

盐浴渗碳温度和保温时间随介质成分及要求层深而定。现有的盐浴渗碳方法包括: 含氰盐浴渗碳、原料无毒盐浴渗碳、无毒盐浴渗碳等。正在研究的还有: 通气盐浴渗碳、电解盐浴渗碳、超声波盐浴渗碳和液体放电渗碳等。

240. 普通(含氰)盐浴渗碳

普通盐浴渗碳时, 渗碳盐浴由渗碳剂(氰化钠、氰化钾、石墨粉和碳化硅)及基体盐(氯化钠、氯化钾、氯化钡、碳酸钠等)两部分组成。基体盐主要起调整盐浴熔点、密度和流动性的作用, 其中有的成分(如碳酸钠)还有催化作用, 促进活性碳原子析出。

常用盐浴成分主要为: $w(\text{氰化钠})10\%\sim 23\%$ 、 $w(\text{氯化钡})0\%\sim 40\%$ 、 $w(\text{氯化钾})0\%\sim 25\%$ 、 $w(\text{氯化钠})20\%\sim 40\%$ 、 $w(\text{碳酸钠})30\%$ 左右等。对于渗层薄而变形要求较严格的工件采用 850~900℃。对于要求渗层较厚的工件采用 900~950℃的渗碳温度。所用设备为外热式或内热式盐炉。

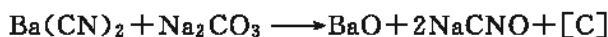
由于氰盐有毒, 对操作者的健康影响极大, 废盐处理也很复杂, 近年来逐渐为低氰和无氰盐浴所代替。

这种工艺方法适用于小批量生产中、小型工件的渗碳。

241. 低氰盐浴渗碳

低氰盐浴渗碳所用的配方很多, 大都将 $w(\text{氰盐})$ 保持在 1.5%~10%之内, 其他为中性盐 NaCl、BaCl₂。

在渗碳过程中的主要化学反应为:



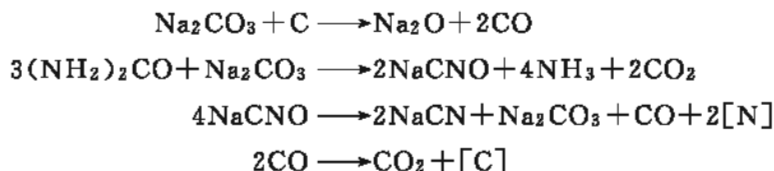
渗碳温度如为 910~940℃, 3~5h 内可得渗层 0.8~1.2mm, 表面 $w(\text{C})$ 为 0.9%~1.1%。使用时盐浴表面用石墨粉、木炭粉、氯化钡、603 渗碳剂等覆盖, 以免氧化或结壳。盐浴中 $w(\text{NaCN})$ 控制在 0.9%~1.1%。

242. 原料无氰盐浴渗碳

原料无氰盐浴渗碳剂的组成中不采用氰盐, 但反应产物中尚有少量 [$w(\text{氰盐})0.5\%\sim 1.0\%$] 氰化钠。这类盐浴配方也很多, 常用的有下列数种。

① 603 渗碳剂 配方为： $w(\text{NaCl})40\%$ 、 $w(\text{KCl})40\%$ 、 $w(\text{Na}_2\text{CO}_3)10\%$ 、渗碳剂（含木炭粉、NaCl、醋酸铵）10%。

渗碳时的主要化学反应为：



② $w(\text{KCl})45\%$ 、 $w(\text{NaCl})35\%$ 、 $w(\text{Na}_2\text{CO}_3)10\%$ 、 $w(603 \text{ 渗碳剂})10\%$ 。

③ $w(\text{KCl})40\%$ 、 $w(\text{NaCl})40\%$ 、 $w(\text{Na}_2\text{CO}_3)10\%$ 、 $w(\text{渗碳剂})10\%$ 。渗碳剂的成分为： $w(\text{木炭粉})70\%$ 、 $w(\text{NaCl})30\%$ 。

使用无氰盐浴渗碳时，温度如为 $920\sim 940^\circ\text{C}$ ，2~3h 可得 0.9~1.2mm 厚的渗层。

243. 无毒盐浴渗碳

无毒盐浴渗碳剂无论在原料或在反应产物中均无氰盐或氰根。这种盐浴大都以炭粉、石墨粉、碳化硅、碳化钙等为渗碳成分，加入到氯化盐与碳酸盐组成的基体盐中而成。几种无毒盐浴渗碳剂的成分如表 5-4 所示。

表 5-4 几种无毒盐浴渗碳剂的成分 w %

序 号	成 分				其 他
	SiC	NaCl	KCl	Na_2CO_3	
1	6~8	10~15		78~85	
2		24	37	39	外加总量 $w(\text{石墨})10\%$
3		40	40	10	$w(\text{渗碳剂})10\%$ [成分为 $w(\text{木炭粉})70\%$ 、 $w(\text{氯化钠})30\%$]

渗碳温度如为 $920\sim 940^\circ\text{C}$ 时，2~3h 可得渗碳层深度：20 钢 0.7~1.1mm；20Cr 及 20CrMnTi 钢为 0.9~1.5mm。

最近还研制出了两种无毒液体渗碳剂。

(1) KC_1 无毒液体渗碳剂

渗碳剂的主要成分包含有：碳酸钠、木炭粉 [粒度细于 0.154mm(100 目)]、碳化硅、硼砂、黏结剂 A、B 和 D (甲基纤维素)。渗剂先制作成块状，之后再碎化为 3mm 的粒状。

渗碳盐浴配方为： $w(\text{NaCl})35\% + w(\text{KCl})45\% + w(\text{Na}_2\text{CO}_3)10\%$ 。使用时第一次加入 $w(\text{渗剂})10\%$ ，以后每次加入 6%~8%，渗速可达 0.4~0.6mm/h。添加一次渗剂可在 5h 内渗速保持不变，而且成分均匀，在 600mm 深度的盐浴内，各处渗碳均匀一致。

渗碳时渗剂加入后，待盐浴不起泡、温度回升到渗碳温度 ($900\sim 910^\circ\text{C}$) 即可进行渗碳。

这种渗剂的黏结剂对渗碳速度有明显的影响，如表 5-5 所示，应引起重视。

表 5-5 黏结剂对 Q235A(A3) 钢渗碳速度及稳定性的影响

黏 结 剂	黏结剂含量 w/%	在 900℃ 渗碳第 min 的渗碳速度/(mm/h)		
		1	3	5
糖浆	5	0.33	0.20	0.15
A+D	5	0.46	0.52	0.46
B+D	5	0.52	0.52	0.49
沥青	5	0.39	0.36	0.19
纸浆	5	0.33	0.33	0.13

(2) 901 无毒液体渗碳剂

901 无毒液体渗碳剂包含有中性盐、渗碳剂和催化剂，配比 (%) 为：

中性盐， $w(\text{NaCl})38\sim 48 + w(\text{KCl})48\sim 58$ ；

渗碳剂， $w(\text{SAT 炭粉})4.5\sim 6.5$ ；

催化剂， $w(\text{催化剂})0.5\sim 3.0$ 。

使用时先将中性盐熔化，再按比例加入配制好的 SAT 炭粉和催化剂，熔化均匀后即可进行渗碳，并适时添加炭粉和催化剂，以保持其活性。

这种渗碳盐浴具有渗速快（表 5-6）、无毒、无污染、稳定性能好等优点。适用于自行车、缝纫机、链条等零件的液体渗碳。

表 5-6 B 钢渗碳层深度及硬度

渗 碳 规 范	渗层平均深度/mm	淬火后硬度(HRA)
930℃ × 55min	0.45	81~83
930℃ × 80min	0.75	82~84
930℃ × 90min	0.85	83~84

244. 通气盐浴渗碳

向渗碳盐浴（多为无毒盐浴）中吹入空气、一氧化碳或丙烷，可使成分与温度更加均匀，增加盐浴活性，加速渗碳过程。已经研究的几种盐浴配方与通入的气体如表 5-7 所示。

表 5-7 通气盐浴渗碳剂的成分 w %

序 号	组 成					其 他	吹入的气体
	NaCl	KCl	BaCl ₂	Na ₂ CO ₃	K ₂ CO ₃		
1	24	37		39		另加入总量 $w(\text{石墨})10\%$ 、 $w(\text{603 渗碳剂})10\%$	丙烷 丙烷
2	35~40	40~45		10			

245. 超声波盐浴渗碳

在渗碳盐浴中施加超声波，由于产生空化效应，促使含碳组分热分离或离子化，增大碳原子扩散系数，并能有效去除氧化膜而使工件表面净化，增快碳原子的吸收及渗入。

施加 15kHz 的超声波，相当于提高渗碳温度 100℃，使深层渗碳 ($\geq 2\text{mm}$) 成为可能，却能避免因提高盐浴温度使熔盐剧烈蒸发的弊病。当渗层厚度相同时，可将渗碳温度降低到淬火温度，而渗碳时间缩短一半以上，使渗碳与淬火得以同时进行。

将低频（15kHz）及高频（45kHz）超声波并用，效果更为显著。渗碳初期施加低频超声波，可增加盐浴活性，提高表面含碳量。然后改用高频超声波，又使扩散速度显著加快。结果，不但缩短了工艺周期，还能获得较深的渗层。

246. 高温盐浴渗碳

钢在渗碳时的一般规律是渗碳温度越高，所需时间越短，而渗层越深。例如，普通渗碳在 930℃ 盐浴中渗碳 4h，层深为 1mm；1100℃ 渗碳 4h，可得 4mm 层深。但在高温渗碳时，盐浴表面蒸发较剧烈，炉子衬里及耐热构件寿命缩短；钢的晶粒长大，使力学性能变坏。因此长期以来，盐浴高温渗碳未获实践应用。最近有的工作者对盐浴高温渗碳进行了专门的研究：采用了 DIN20MnCr4、16MnCr5（分别相当于我国的 20CrMn、15CrMn）等细晶粒钢，在电极式盐浴炉中进行高温渗碳，并在许多汽车零件上得到应用。为了减少工件变形，渗碳后在空气中冷却，然后重新加热淬火。如果渗碳时间缩短一半，设备能力可提高一倍，使得包括设备折旧、工资及辅助费用的处理成本降低约 30%。

247. 盐浴电解渗碳

盐浴渗碳时，在氰盐浴或无毒盐浴中，如置放石墨电极（阳极），使工件接阴极，即可进行盐浴电解渗碳。

盐浴电解渗碳时，工件渗层含碳量与电流密度有关，如图 5-4 所示，即随着电流密度的增大，渗层含碳量增多。

盐浴电解渗碳的一个突出特点是易于实现局部渗碳。例如，内燃机活塞销外表面要求渗碳，而其内孔不得渗碳。在进行盐浴电解渗碳时可将活塞销套在吊杆上（图 5-5），如果活塞销与吊杆外径间的距离达到一定尺寸后，即可实现内径的防渗碳处理。

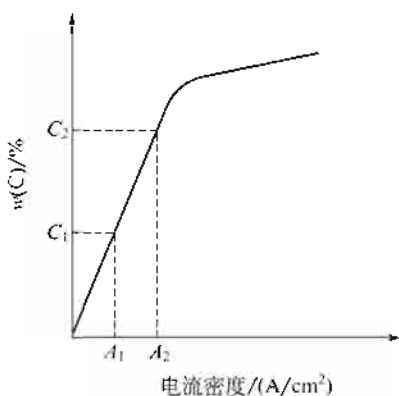


图 5-4 渗层碳含量与电流密度关系示意图

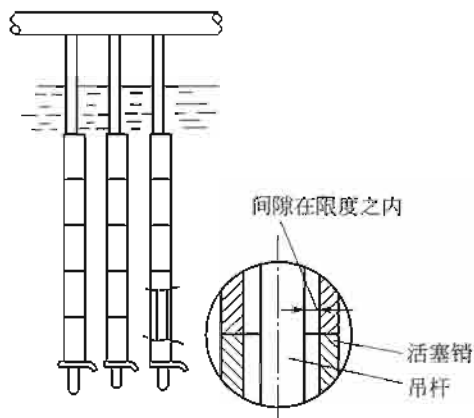


图 5-5 活塞销内径防渗碳的装卡示意图

248. 高频加热液体渗碳

将工件及感应器均埋入煤油、甲醇、乙醇等有机液体中，通电加热后，在工件周围产生气膜，其中所含一氧化碳、甲烷等在工件表面分解，释放出活性碳原子，使渗碳过程以较快

速度进行。例如，使用甲醇时，气膜成分为： $\Psi(\text{CO})28\%$ 、 $\Psi(\text{CH}_4)4.2\%$ 、 $\Psi(\text{H}_2)61.5\%$ 、 $\Psi(\text{O}_2)2\%$ 、 $\Psi(\text{其余气体})4.3\%$ 。

这种方法渗碳的优点是不需要气体发生装置；缺点是必须对液体进行强制冷却而损失电能；对于小型工件，温度及渗碳层均匀性不易准确控制。

249. 液体放电渗碳

液体放电渗碳是在一定的电解液中，以工件为阴极，炭极为阳极，施加150~350V的电压，通过电弧放电，使电解液分解出渗碳气氛，于工件周围形成气膜，气膜中离子状态的碳渗入工件。

这种工艺方法的特点是速度快，在10min左右的时间里便可得到0.2~0.5mm的渗碳层深。适用于薄型、形状复杂而尺寸精度要求严格的工件。

液体放电渗碳方法很多，大都处于研试阶段。例如：

- ① 应用乙二醇的氯化钠饱和溶液的液体放电渗碳；
- ② 应用醋酸钾甘油溶液的液体放电渗碳。

250. 铸铁浴渗碳

将普通铸铁在坩埚中加热到1300℃，便可进行低碳钢的渗碳。这种工艺的渗碳速度极快，但在工件表面黏着一层铸铁。适用于钳工及装配用的简单工具，如凿子、榔头等，可提高硬度及耐磨性。

251. 直接通电液体渗碳

将工件置于苯或乙醇中，并直接通人工频电流进行加热，则在工件周围形成气膜。气膜中的有机液体可进行裂解而释放出大量的活性碳原子，在高温下渗入工件表面，渗速较快。

例如，10钢制 $\phi 2\text{mm}$ 试件置于苯中，通电7min，900℃时可得0.3mm的渗碳层；950℃可达0.4mm。而在乙醇中通电加热，试件温度1000℃时，5min即可达到0.4mm的渗碳层。为了使工件表面的气膜较为稳定，从而加速渗碳过程，可在工件外面套一石英管（内径应比工件直径大2~3mm）。

252. 气体渗碳

将工件在气体介质中加热并进行渗碳工艺，称为气体渗碳。气体成分一般由富化气（渗剂）、稀释气二者组成，炉中碳势，可用露点仪或红外仪等控制，以保证工件表面的碳含量。气体渗碳炉内应保证一定的正压，并装有风扇，使炉内气氛均匀，以便正确地控制碳势。

气体渗碳温度（920~950℃）及介质成分易于调整，碳含量及渗层深度易于控制，容易实现直接淬火。适用各种批量、各种尺寸的工件，因而应用最广泛。

气体渗碳介质及工艺方法很多，主要分为滴注法及通气法两大类。此外，还有真空渗碳、离子渗碳、高频气体渗碳、火焰渗碳等。

253. 滴注式气体渗碳

向渗碳炉内滴注液态碳氢（或碳氢氧）化合物，经过热解，形成 CH₄、CO、H₂ 及少量 CO₂、H₂O 的气氛，其中 CH₄ 及 CO 在与炉罐及钢件表面接触时发生分解，析出活性碳原子渗入工件。

滴入的液体需具有产气量大、渗碳能力高、杂质（硫等）少、不易形成炭黑等特点，常用的有煤油、苯、二甲苯、甲醇、乙醇、异丙醇、丙酮、醋酸乙酯等。为了准确控制工件表面含碳量，可向炉内同时滴入两种有机液体：一种（如甲醇、乙醇）分解后产生渗碳能力较差而还原能力较强的稀释气，在渗碳初期排除炉内空气，并保持炉内正压。另一种（如煤油、丙酮、醋酸乙酯等）则形成渗碳能力较强的富化气（采用甲醇及醋酸乙酯的滴注法，即所谓的卡博马格法）。按照炉气露点与碳势的关系，调整两种液体的比例，可使工件表面含碳量控制在预定范围内。各种介质的具体滴入数值，应根据炉子大小、钢材成分、所需渗层深度等因素，由试验加以确定。

滴注式气体渗碳主要应用于井式炉小批量生产。对于大批生产的连续式炉也在开始试验。除靠自重进行滴注外，还可用燃料泵将液体以雾状喷入渗碳炉内。

渗碳用井式炉型号如表 5-8 所示。在井式炉中渗碳时介质的滴量如表 5-9 所示，数据可作为生产作业的参考。

表 5-8 井式气体渗碳炉的型号

型 号	额定功率 /kW	额定电压 /V	相数	额定温度 /℃	工作空间尺寸 (直径×深度) /mm	在 950℃ 时有关指标			
						空炉损耗功率/kW	空炉升温时间/h	最大装载量/kg	
RQ3-□-9 (RQ3-□-9D)	RQ3-25-9	25	380	3	950	φ300×450	≤7	≤2.5	50
	RQ3-35-9	35	380	3	950	φ300×600	≤9	≤2.5	70
	RQ3-60-9	60	380	3	950	φ450×600	≤12	≤2.5	150
	RQ3-75-9	75	380	3	950	φ450×900	≤14	≤2.5	220
	RQ3-90-9	90	380	3	950	φ600×900	≤16	≤3.0	400
	RQ3-105-9	105	380	3	950	φ600×1200	≤18	≤3.0	500

注：型号尾部带 D 者表示气体成分能自动控制。

表 5-9 不同炉中渗碳介质（煤油）的滴量

渗碳层深度/mm	工件渗碳总面积/cm ²	不同渗碳炉的滴入量/(滴/min)						说 明
		RQ3-25-9		RQ3-60-9		RQ3-75-9		
		阶段		阶段		阶段		
		1	2	1	2	1	2	
0.6~0.91	<10000	85	60	95	70	110	80	渗碳 3h 后,按第二阶段供给
	10000~20000	90	65	100	75	115	90	
	>20000			105	80	120	95	
0.8~1.2	<10000	80	60	90	70	110	80	渗碳 4~6h 后,按第二阶段供给
	10000~20000	85	65	95	75	115	90	
	>20000			100	80	120	95	
1.1~1.4	<10000	70	60	85	70	100	80	渗碳 6~8h 后,按第二阶段供给
	10000~20000	75	65	90	75	105	85	
	>20000			95	80	110	90	

注：煤油每 15~18 滴为 1mL。

254. 通气式气体渗碳

通气式气体渗碳介质由富化气及稀释（载流）气两部分组成。富化气常用天然气、液化石油气、城市煤气以及有机液体（丙酮、乙丙酮、醋酸乙酯、甘油等）的裂解气。稀释气则常用吸热式可控气氛或甲醇、甲酸等的裂解气。富化气与稀释气的比例在 $1/8 \sim 1/30$ 之间，以避免出现过多的炭黑或焦油。如向上述比例的气氛中加入 $\phi(\text{氮气})2\% \sim 5\%$ ，可阻止炭黑析出并加速渗碳过程。

通气式气体渗碳常在密封箱式炉或连续炉中进行。根据试验，确定炉内各区（连续炉）或各时间阶段的气氛比例及流量大小，以确定各区碳势控制范围。碳势控制可用露点、红外线法或氧势法等。

例如 CA141 汽车的 20CrMnTi 钢制主动锥齿轮，形状及主要尺寸如图 5-6 所示；技术要求为：渗碳层深 $1.2 \sim 1.6\text{mm}$ 、轮齿表面硬度 $58 \sim 62\text{HRC}$ 、心部 $33 \sim 48\text{HRC}$ 。在连续无罐气体渗碳炉中进行通气气体渗碳。炉内分 5 个区域进行碳势及温度控制，参数如表 5-10 所示。工件由 I 区入炉、V 区出炉直接淬火，渗碳时间 12h。

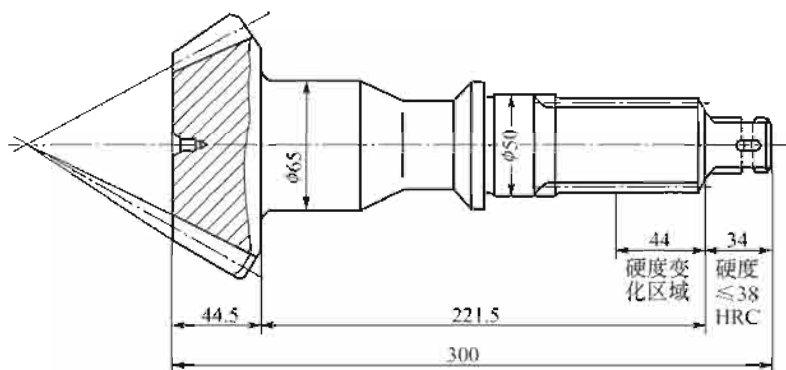


图 5-6 主轴锥齿轮

表 5-10 通气式气体渗碳参数

项 目	炉 内 区 段				
	I	II	III	IV	V
温度/ $^{\circ}\text{C}$	820	900	930	910	850
$R_x/(\text{m}^3/\text{h})$	5	4	3	4	4
$\text{C}_3\text{H}_8/(\text{m}^3/\text{h})$	0	0.15~0.25	0.20~0.30	0.05~0.10	0

255. 分段气体渗碳

为了加速工艺过程，改进渗碳质量，可使渗碳过程在温度与碳势均不相同的情况下（分段气体渗碳）进行。在分段固体渗碳中只能改变渗碳温度而无法调整碳势。而分段液体渗碳要达到改变温度及碳势两个参数，便需要两个盐浴。但是，气体分段渗碳极易实现，因而得到广泛的应用。

20Cr、20CrMnTi、18CrMnMo、20Mn2TiB 和 20MnVB 等钢制的工件，当要求渗层深度为 $1.1 \sim 1.5\text{mm}$ 时，在井式炉中滴注式分段气体渗碳工艺曲线如图 5-7 所示。从图可以看

出，这种工艺的渗碳过程分为四个阶段，即排气、强烈渗碳、扩散和降温等。在不同渗碳阶段所需介质（煤油）的滴量如表 5-11 所示。由上述可知，在井式炉中分段气体渗碳大都采用温度相同，但渗剂滴量不同的方法以实现分段渗碳。

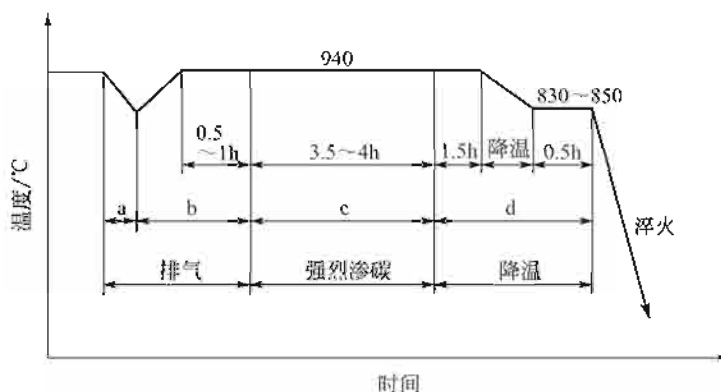


图 5-7 滴注式分段气体渗碳的工艺曲线

表 5-11 井式炉中分段气体渗碳时煤油的滴量

设备型号		RQ3-35-9	RQ3-60-9	RQ3-75-9	RQ3-90-9
煤油滴量/(滴/min)	a	90	110	140	155
	b	50	60	75	80
	c	60	75	105	115
	d	35	40	50	55

注：表中的 a、b、c、d 与图 5-7 中的 a、b、c、d 一一对应。

通气式分段气体渗碳常在连续式炉中进行，工艺曲线如图 5-8 所示（炉膛尺寸为 10cm^3 ）。可以看出，连续炉中的气体渗碳，常用在各炉区碳势及温度各不相同的方法来实现分段渗碳。在强烈渗碳区通入保护气及工业丙烷（或液化石油气），而在扩散区只通入维持表面碳势的保护气。在最终要求表面 $w(\text{C})$ 为 $0.8\% \sim 0.9\%$ 的情况下，如将强烈渗碳区的碳势进一步提高到 $1.3\% \sim 1.4\%$ ，扩散区保持在 0.8% ，则可使渗碳周期大为（约 $2/3$ ）缩短。

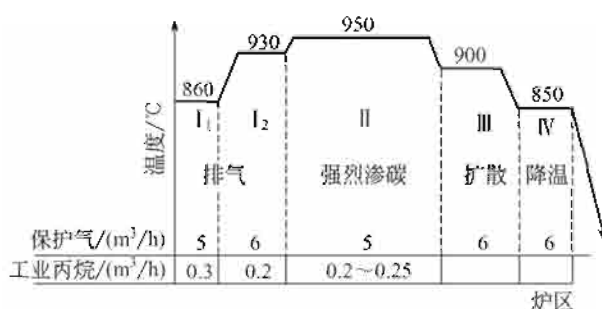


图 5-8 通气式分段气体渗碳的工艺曲线

256. 高压气体渗碳

在 $980 \sim 3920\text{kPa}$ 气压下，于 950°C 时向渗碳容器通入木炭发生气（或其他渗碳气体）。由于高压对渗碳的促进作用，可于 5h 内得到 $0.8 \sim 1.8\text{mm}$ 的渗层深度。

257. 感应加热气体渗碳

在如图 5-9 所示的感应加热装置中，将工件（齿轮）以 2000~8000Hz(50kW) 中频电流加热到 1050~1080℃，同时通入渗碳气体（例如，天然气与吸热式气氛的混合气）。渗碳过程持续 40~45min。可得 0.8~1.2mm 深的渗层。在上述装置中，每 1.5~3min 可推出一个渗碳后的齿轮，经预冷至 820~870℃，然后淬火。

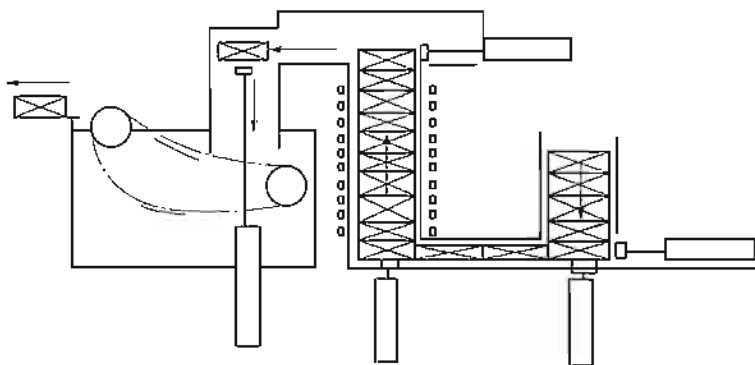


图 5-9 感应加热气体渗碳装置示意图

258. 火焰渗碳

利用火焰表面淬火时所用的氧-乙炔或氧-丙烷、丁烷火焰喷火，可进行工件表面渗碳。

例如，采用的燃料为 Ψ (丙烷)60% 及 Ψ (丁烷)40% 时，储罐压力 637kPa(20℃)，吸气式火焰喷头的喷口直径为 3mm。燃料气进入的压力为 9.8kPa，助燃剂氧的压力为 98kPa。当氧量与丙烷及丁烷通入量的比值小于 2.3 时，在火焰结构中于蓝色内焰区及蓝紫色完全燃烧区之间出现黄色的不完全燃烧区。内焰区有大量的氧，易使工件表面氧化及脱碳。完全燃烧区有 CO_2 、 H_2O 、 O_2 、 C_3H_8 、 C_4H_{10} 及中间产物，亦使工件表面发生氧化脱碳。但在不完全燃烧区，由于 O_2 量不足，可以发生 $\text{C}_n\text{H}_{2n+2} \rightarrow n\text{C} + (n+1)\text{H}_2$ 的分解反应，供给活性碳原子。如将工件表面置于不完全燃烧区始端附近进行加热，便可进行相当快速的渗碳。为使加热及渗碳均匀，可使工件转动并使火焰喷头来回走动。

火焰渗碳时渗层深度与渗入温度、渗入时间有关（如图 5-10 所示，图中 T_1 、 T_2 为渗入温度， $T_1 > T_2$ ）。与一般渗碳相同：渗入温度越高，时间越长，则渗层越厚。

这种渗碳方法适用于小批生产，质量要求较低，或大型工件的局部渗碳。

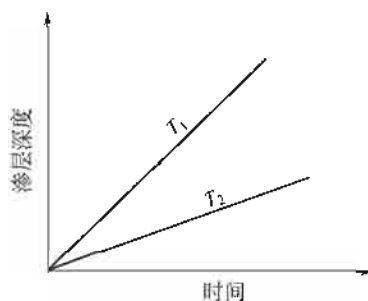


图 5-10 火焰渗碳时渗层厚度与加热时间的示意图

259. 局部渗碳

工件的渗碳一般均为全表面渗碳。有些工件的局部（如螺纹、软花键槽、内孔等）需要保持原低碳低硬度状态，不允许渗碳的部分需要采取防渗措施。防渗可用电解镀铜（0.02~0.05mm厚）法或涂膏法。镀铜法价格较高，在某些情况下（如长型工件中部或大型工件局部的防渗）还受到限制，故部分的为涂膏防渗法所代替。常用的防渗膏剂及使用方法如表5-12所示。

表 5-12 防渗碳涂膏的成分及其使用方法

成分 w/%	用 途
氯化亚铜 2份 铅丹 1份 松香 1份 酒精 2份	将两组(前两种一组,后两种一组)分别混合均匀后,用后一组将前一组调成稀浆糊状,用软毛刷向工件防渗部位涂抹。涂层厚度大于1mm,并且致密无孔、无裂纹
熟耐火砖粉 40 耐火黏土 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即可
玻璃粉($\geq 70\mu\text{m}$) 70~80 滑石粉 30~20 水玻璃 适量	涂层厚度约0.5~2mm,涂层经130~150℃烘干
硅石粉 85~90 矽砂 1.5~2 滑石粉 10~15	用水玻璃调匀后使用
氧化硅 48 碳化硅 20.5 氧化铜 6.8 硅酸钾 8.2 水 16.5	涂料呈黑色,使用于900~950℃气体渗碳的防渗
铅丹 4 氧化铝 8 滑石粉 16 水玻璃 72	调匀后使用,涂抹两层。适用于高温渗碳防渗
氧化铝 29.6 氧化硅 22.2 碳化硅 22.2 硅酸钾 7.4 水 18.6	涂料呈白色,密度2.55。适用于1000~1300℃高温渗碳时防渗

260. 不均匀奥氏体渗碳

常规渗碳是在钢的 (A_{c_1} 点以上温度) 均匀奥氏体状态进行。

在钢的 A_{c_1} 点以上不均匀奥氏体状态渗碳, 渗层表面可获得大量细小、均匀分布的颗粒碳化物, 从而改善工件表面性能, 延长使用寿命。

例如, 如图 5-11 所示尖嘴钳锻压下模, 由 3Cr2W8V 钢制作, 经常规热处理后, 工件寿命为加工 1 万件产品。失效的主要形式是热磨损导致型腔变形, 使锻件丧失精度。

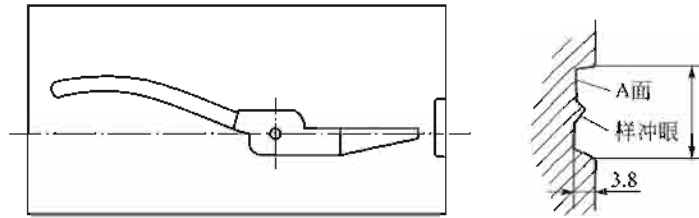


图 5-11 160mm 尖嘴钳锻压下模示意图

对这种模具进行了不均匀奥氏体渗碳，工艺参数如下。

渗碳设备：RQ3-75-9 井式渗碳炉；

渗碳温度：920~930℃ (3Cr2W8V 钢的 $A_{c1} = 820 \sim 830^\circ\text{C}$ ， $A_{c_m} = 1100^\circ\text{C}$)；

时间：7h；

介质及用量：煤油，120~180 滴/min。

渗碳后缓冷并再次加热淬火和回火。

经不均匀奥氏体渗碳及常规热处理后模具的使用情况如表 5-13 所示。由表中数据可见，经不均匀奥氏体渗碳后，模具的使用寿命得到大幅度提高，达到了 2.4 万件。

表 5-13 不同工艺处理的模具使用情况

热处理工艺	模面硬度 (HRC)	$W_n - W_1$ /mm		寿命/件	使用情况	失效原因	出现相同疲劳纹路时的锻打件数 ^②
		n=6000	n=10000				
渗碳, 950℃ 淬火, 560℃ 回火	54	未测	未测	14000	常有粘模	粘模, 样冲眼和 A 面变形	未测
渗碳, 1050℃ 淬火, 560℃ 回火	58	未测	未测	24000	脱模顺利	样冲眼和 A 面变形	未测
渗碳, 1080℃ 淬火, 600℃ 回火	53	0.15	0.20	14400	脱模顺利	样冲眼和 A 面变形	7200
渗碳, 1000℃ 淬火, 600℃ 回火	55	0.10	0.10	20600	脱模顺利	样冲眼和 A 面变形	9500
常规热处理	47~51	0.40		9400	常有粘模	粘模, 样冲眼和 A 面变形	6000
常规热处理	47~51	0.40	0.50	12000	常有粘模	粘模, 样冲眼和 A 面变形	6500

① $W_n - W_1$ 为第 n 件锻件与最初锻件的横向尺寸之差，此值反映尺寸增大的速率。

② 疲劳纹路是指模面与型腔交界处出现约 2mm 长的纹路。

261. 碳化物弥散渗碳

含有适当数量 Cr、Mo、V 等强碳化物形成元素以及 $w(\text{Si})$ 小于 1% 的钢，渗碳后渗层的碳化物尺寸小于 $0.5\mu\text{m}$ ，这种渗碳叫做碳化物弥散渗碳，碳化物弥散渗碳后工具有高强度、高韧性（心部）和高耐磨性渗层等优异的综合性能。适用于冷作模具和要求高强度抗冲击的耐磨结构件。

例如，成分 $w(\text{C})0.40\% - w(\text{Cr})5.12\% - w(\text{Mo})1.35\% - w(\text{Si})1.01\% - w(\text{V})1.12\% - w(\text{Mn})0.37\%$ 钢制作的冷冲头，经过 930℃ 气体渗碳（渗碳剂为乙酸乙酯或丙酮）和淬火回

火后，加工 6.35mm 后的低碳铬钼钢，冲头一次寿命最低为 9500 次，最高 27000 次。损坏形式为小块崩刃，刃磨后仍可继续使用。用 CrWMn 钢制作的相同冲头，其一般使用寿命仅为 2000~3000 次，失效形式是表面严重磨损、拉毛，已不能修复。

262. 二重渗碳

进行两次渗碳的热处理工艺，称为二重渗碳，其目的是为了较多地改善结构件表面的耐磨性，二重渗碳能将结构件表面的 $w(C)$ 提高到 1.2%~1.7%。淬火后在马氏体硬化层内增添粒状碳化物。

对于不同部位要求不同渗碳层深度的工件，也可采用二重渗碳工艺达到其要求，方法如下。

(1) 渗层深度相差不大的工件

对于渗层要求较深的部位进行高含量渗碳，其余部位镀铜保护，或预留余量，第一次渗碳后将其车去。将经高含量渗碳部位镀铜保护并进行第二次渗碳，以满足渗层浅的部位的渗碳要求。与此同时，高含量渗碳部位的碳向内部扩散，而相应地增大了渗层深度和降低表面含碳量。

(2) 渗层深度相差较大的工件

对于要求深渗层部位进行低含量渗碳，而对于要求浅渗层部位镀铜保护，或预留余量，第一次渗碳后车掉。之后整个工件进行第二次渗碳。以第一、二次渗碳层的总和作为深渗层部位的渗碳层，而以第二次渗碳来满足浅渗层部位的渗碳要求。这种二重渗碳工艺易在深渗层部位产生高的碳含量和较多的游离碳化物，为了防止这种缺陷，要求严格控制炉温、炉气成分、渗碳保温时间等工艺参数。

目前，英国的罗尔斯-罗伊斯公司、法国的透博梅卡公司和意大利的非亚特航空公司的二重渗碳都用第二种工艺方法。

263. 真空渗碳

在真空炉中进行的真空渗碳是近来发展的一种高温气体渗碳工艺。由于渗碳温度较高，真空对表面又有净化作用，渗碳时间显著缩短，为一般气体渗碳的 1/2 左右。

真空渗碳时的工艺顺序如下。

(1) 前清洗

将需要进行真空渗碳的工件进行清洗，去除表面的油污、脏垢。随同工件入炉的工装、卡具也需要清洗洁净。

(2) 装卡和装炉

工件装在特制卡具上，不得堆放，之后随同卡具装入真空炉中。

(3) 抽真空和升温

装炉完毕真空炉开始抽真空，当达到一定真空度时（一般为 60Pa 左右）真空炉通电加热同时仍继续抽真空。

(4) 均热

真空渗碳温度为 900~1100℃。当炉温达到渗碳温度后，要保温一段时间，以使工件各部位，以及在炉子各部位的工件都达到同一温度，以保证渗碳的均匀性。均热时间一般以工

件有效厚度每 25mm 保温 1h；或由炉子的窥视孔观察，当工件与炉子的颜色相同时，均热即可结束。

(5) 渗碳和扩散

均热结束后，炉温保持不变并向炉内通入渗碳介质，进行渗碳和扩散。当使用甲烷作为渗碳介质时炉内压力为 $(26\sim47)\times 10^3\text{Pa}$ ；使用丙烷时压力则为 $(13\sim23)\times 10^3\text{Pa}$ 。甲烷纯度应达 96% 以上，纯度低时炉内炭黑增多，影响了渗碳速度及渗层的均匀性。

(6) 淬火和回火

渗碳完了后停止渗碳介质的供应，降温淬火；或经正火后再加热淬火。

淬火后必须进行低温回火。

不同形状，不同要求的工件，应采用不同温度和不同工艺方式的真空渗碳，参看表 5-14。

表 5-14 不同类型工件的真空渗碳温度

温度范围	工件形状特点	渗层深度	工件类别	渗碳介质
1040℃(高温)	较简单、变形要求不严格	深	凸轮、轴、齿轮	$\text{CH}_4, \text{C}_2\text{H}_6 + \text{N}_2$
980℃(中温)	一般	一般		$\text{CH}_4, \text{C}_2\text{H}_6 + \text{N}_2$
980℃以下(低温)	形状复杂、变形要求严,渗层要求匀	较浅	柴油机喷嘴等	$\text{CH}_4, \text{C}_2\text{H}_6 + \text{N}_2$

常用渗碳工艺有：一段式、脉冲式和摆动式真空渗碳。

生产实践证明，真空渗碳可使 65Cr4W3Mo2VNb (65Nb) 钢制冷挤压模、冷冲模的使用寿命提高 1~5 倍，如表 5-15 所示。

表 5-15 不同热处理后挑丝连杆冷挤压模的使用寿命

材料及热处理方法	寿命/件	失效原因
Cr12MoV 钢, 淬火、回火	4000	碎裂并凹陷
65Nb 钢真空淬火、回火	12000	内孔超差并凹陷
65Nb 钢真空渗碳淬火、回火	30000	

264. 一段式真空渗碳

一段式真空渗碳多应用于形状较简单工件的外表面渗碳，工艺曲线如图 5-12 所示。工艺过程是：在真空渗碳炉内工件均热后，在继续抽真空的条件下，以一定的流量通入渗碳介质，并保持炉内压力不变（通气与抽气同时进行），在此条件下工件渗碳。渗碳层深达到额定值后，停止渗碳介质的供给，在真空条件下进行扩散，以平缓渗层的碳含量（浓度）。扩散处理完毕后工件的真空渗碳即行结束，之后应进行淬火回火处理。

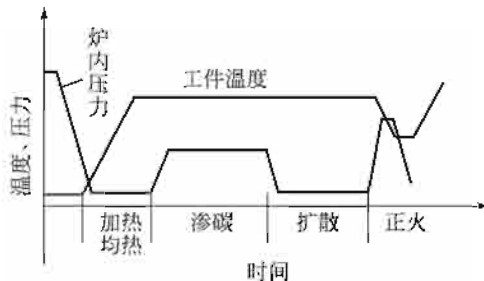


图 5-12 一段式真空渗碳工艺示意图

265. 脉冲式真空渗碳

脉冲式真空渗碳适用于形状复杂的工件，特别是工件的内表面，或细孔，盲孔内表面的渗碳，工艺曲线如图 5-13 所示。工艺过程是：在渗碳时向炉内通入渗碳介质，达到一定压力后（例如，对于甲烷约为 $40 \times 10^5 \text{Pa}$ ）停止介质供应、停止抽真空，保持炉内压力不变并维持适当时间。在此时期内工件渗碳；之后抽真空，使炉内废气排出和得到较高真空度（例如为 60Pa ）。在此时期内碳自工件表层向内层扩散。如此，送气、抽气交替进行（脉冲），工件的渗碳与碳向内层的扩散同时进行，直到完成渗碳全过程。

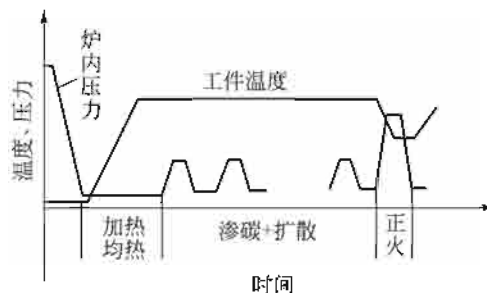


图 5-13 脉冲式真空渗碳工艺示意图

266. 摆动式真空渗碳

摆动式真空渗碳工艺曲线如图 5-14 所示。与脉冲式真空渗碳不同之处是在每个周期内的低压抽气段，并不将炉内渗碳气体全部抽出（压力约 600Pa ），在此阶段工件仍在渗碳。因而渗碳完了后需进行扩散处理，之后进行淬火和低温回火。

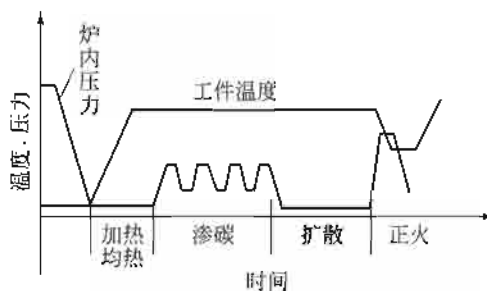


图 5-14 摆动式真空渗碳工艺示意图

267. 真空离子渗碳

工件在真空炉中加热到 920°C ，然后导入离子化了的丙烷或丙烯，并在工件上施加适当的电势场，可进行辉光放电渗碳。

离子渗碳也可在乙醇蒸汽中进行。

真空离子渗碳已应用于 20CrMnTi 、 20Cr 等钢制齿轮的渗碳生产，效果良好。与其他渗碳方法的主要技术指标的对比，如表 5-16 所示。由表中数值可见，真空离子渗碳具有渗速快、效率高、耗能少、成本低等优点。

表 5-16 20CrMnTi 钢不同渗碳方法主要技术指标的对比

项 目	在离子渗氮炉中 进行离子渗碳	气体渗碳	真空渗碳	有外热源的 离子渗碳
渗碳速度(920~940℃)/(h/mm)	1.5~2	≥8	4.0	3.5
渗碳效率(扩散渗入碳量/渗剂耗碳量)/%	>55	5~20	47	55
直接耗电量/(kW·h/kg)	0.6~0.8	2.4	1.5	1.1
耗气量(以炉内气压为准)/L	5~15	≥760	150~375	15~20
生产成本比值(气体渗碳为1)	0.3	1	0.8	0.5

268. 高温离子渗碳

提高离子渗碳温度可加速渗碳速度，易获得较深渗碳层，缩短工艺时间，节约能源，有较大的经济效益。

例如，采用如下工艺规程：辉光电流密度 0.25~0.5mA/cm²、渗碳介质 N₂ : C₃H₈ = 860mL : 140mL、炉压 267~533Pa，渗入时间：扩散时间=1 : 1，对 20Cr2Ni4、20CrNi2Mo、20CrMnTi、20CrMnMo、15CrNi3Mo、17CrNiMo6 [主要成分为 w(C)0.14%~0.19%-w(Cr)1.50%~1.80%-w(Ni)1.40%~1.70%-w(Mo)0.25%~0.35%] 等钢进行 1050℃ 高温离子渗碳，不同时间所得渗层深度如表 5-17 所示。与表 5-16 中的数据相比较，可见渗入速度显著增大。

表 5-17 不同钢材高温离子渗碳的渗层厚度

工 艺		1050℃×1h	1050℃×2h	1050℃×4h	1050℃×8h	1050℃×16h
钢 材	20Cr2Ni4A	0.80	1.47	2.02	3.11	5.20
	20CrNi2Mo	0.73	1.50	2.08	3.23	5.28
	20CrMnTi	0.74	1.62	2.08	3.32	5.32
	20CrMnMo	0.76	1.48	2.05	3.22	5.20
	15CrNi3Mo	0.75	1.43	2.04	3.12	5.15
	17CrNiMo6	0.82	1.52	2.13	3.18	75.00

高温处理不可避免地使钢的晶粒长大，将会导致力学性能的降低。为了消除这一不利影响，可在高温离子渗碳过程或之后施以循环热处理，即将工件从渗碳温度气冷至临界点之下，再加热至临界点之上；如此往复循环 2~3 次，可控制钢晶粒的长大。

269. 流态炉渗碳

一般渗碳多在燃气直接加热式流态炉中进行。使用 50~500μm 的硅砂、刚玉砂或锆砂，通入丙烷、丁烷或天然气与空气的混合气体，使燃烧产物中有大量一氧化碳 [ψ(CO) 大于 0.3%]，而成为强烈增碳气氛。在工件上部通入二次空气，使燃气燃烧以保证流态温度。由于加热速度快 (250~400℃/min)，工件表面被粒子撞击得到活化，使渗碳加速 (约 3~5 倍)。表面碳含量由改变燃气通入量及其中的一氧化碳量来调整。950℃ 渗碳 1h，可得 0.8~0.9mm 深的渗层。

也可在直接电热式流态炉中渗碳。用炭粉或石墨粉等导电粒子，并通过空气搅动。电极

通电后，离子之间不断接触又不断分离，产生电火花（微电弧）使工件加热。炉温越高时碳势越高。适当调整电参数、粒子种类，粒度及炉温，便可得到需要的渗碳条件。

270. 流态炉高温渗碳

石墨流态炉温度在 960℃ 以上时，炉内介质具有较强的还原性质，并有大量活性碳原子，可供工件渗碳用。使用流态炉进行高温渗碳，工艺周期短（约比普通固体渗碳快十几倍），适应于单件、平板状工件及修复渗碳等。

例如，对 6mm 厚的低碳钢板进行了流态炉高温渗碳。渗碳温度 980~1030℃，时间 20min，达到单面渗入 0.50~0.60mm 的渗层。显微分析指出，渗层中过共析层深 $\geq 0.10\text{mm}$ ，共析层 $\geq 0.24\text{mm}$ 。

由于流态炉高温渗碳度高，晶粒显著长大，所以渗碳后应先对工件进行正火处理以细化晶粒，然后再淬火和低温回火。

271. 稀土催化渗碳

在渗碳剂中加入稀土元素能显著提高渗速、缩短工艺周期，其效果如表 5-18 所示。由于渗速的加快，可显著节约电能，达 25%~35%。

表 5-18 稀土催化渗碳的效果

保温时间/h	稀土催渗/mm	未催渗/mm	渗层增厚/%
10 钢 930℃ 渗碳			
1	0.45	0.35	28.8
3	0.95	0.70	35.7
5	1.35	1.10	22.7
7	1.55	1.30	19.2
20CrMnTi 钢 880℃ 渗碳			
3	1.33	0.93	21.4
5	1.84	1.49	23.3
7	2.00	1.73	15.1

稀土加入量有一最佳值，见表 5-19 所示。表中数值系 10 钢，920℃ 渗碳，渗剂为煤油及稀土。由表中数值可见，每 1000mL 煤油加入 10g 稀土，催渗效果较优。

表 5-19 稀土加入量对渗碳层深度的影响

渗剂中稀土含量/(g/L)	0	2.00	4.00	6.60	10.00
渗层深度/mm	0.299	0.398	0.498	0.585	0.592

除此之外，稀土催渗时，易在渗碳层表面获得细小弥散分布颗粒状碳化物，基体的奥氏体晶粒度可达 11~13 级，马氏体为细小板条状。这种在较高强韧性马氏体基体上分布着弥散细小颗粒碳化物组织，具有较高的耐磨性、弯曲疲劳强度和接触疲劳强度，可明显改善工件的性能，延长其使用寿命。

272. 稀土低温渗碳

稀土低温渗碳是在滴注式气体渗碳时向煤油渗剂中加入稀土，由于稀土元素的催渗作用，可将渗碳温度降低 50~70℃ 进行操作，因而称为稀土低温渗碳。

例如，在井式炉中对 20CrMnMo 钢进行稀土低温渗碳，介质为煤油及适量的稀土，在获得渗碳层厚度为 (1.40 ± 0.05) mm 时，渗碳条件如表 5-20 所示。对处理后的试件进行了组织分析和性能测试，结果指出以下方面。

表 5-20 稀土低温渗碳工艺

渗碳工艺	淬火和回火工艺
920℃×7h 普通渗碳,碳势 $w(C)$ 1.0%	降至 860℃×1h 出炉油冷,180℃×3h 回火
860℃×12h 加稀土,碳势 $w(C)$ 1.1%	860℃ 出炉直接油淬,180℃×3h 回火
860℃×10h 加稀土,碳势 $w(C)$ 1.5%	
860℃×10h 加稀土,碳势 $w(C)$ 1.6%	

① 与相同的温度普通渗碳相比较，稀土低温渗碳的速度提高了约 30%，可节约电 20%~30%。

② 稀土低温渗碳渗层具有细粒状碳化物、细片或隐晶马氏体组织，因而性能较优，耐磨性、弯曲疲劳抗力、齿轮的台架寿命均有明显的提高。

③ 被处理工件的热处理变形显著减小。

273. 高含量渗碳

一般认为，在反复负荷下工作的零件，表面 $w(C)$ 以 0.8%~1.2% 为最好。过低则耐磨性能不足，过高则因淬火后表面碳化物及残余奥氏体量过多而损害钢的性能。对于一些承受剧烈磨损的模具（如 GCr15 钢制冲模）、重载齿轮等工件，为提高耐磨性，可将表面 $w(C)$ 提高到 2.5%~3.0%。达到这一要求的工艺方法是在 920℃ 下进行 30~40h 的渗碳。

274. 离子轰击过饱和渗碳

离子轰击能够加速渗剂向工件表面传递碳的速度，从而获得过饱和渗碳层，增大工件的耐磨性。

例如，对 Z38CDV05、Z30C13、30CD12 等钢进行了离子轰击过饱和渗碳。钢的化学成分如表 5-21 所示。渗碳在 TAM 真空炉中进行，炉子的尺寸为 $\phi 350\text{mm} \times 600\text{mm}$ 。渗碳工艺参数为：电压 340V、电流 5A、压力 6.5mbar、甲烷量 20L/h、氩气流量 60L/h，渗碳后工件在真空中冷却。3h 渗碳后所得组织及渗层中碳化物的分布如表 5-22 所示。从表中可知，离子轰击渗碳可使合金钢获得含有大量碳化物的渗碳层。当钢中 $w(Cr)$ 多于 5% 时，可得到均匀分布的碳化物。

表 5-21 用钢的化学成分

钢 号	化学成分 w/%								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	V
Z38CDV05	0.42	0.33	0.28	4.90	0.14	2.90	0.06	0.019	0.60
Z30C13	0.30	0.34	0.60	13.26	0.32	0.09	0.04	0.02	0.05
30CD12	0.22	0.33	0.48	2.90	0.30	0.49	0.10	0.008	

表 5-22 离子轰击渗碳后碳化物层深度及其状态

钢 号	温度/℃	富化层深度/mm	碳化物层深度/mm	碳化物形态
30CD12	800	0.15	0.08	弥散分布
	900	0.50	0.25	轻度聚集
	1000	1.15	0.40	严重聚集并在晶界上呈片层状
Z38CDV05	800	0.50	0.05	弥散分布
	900	0.60	0.15	稍有聚集但分布均匀
	1000	1.00	0.30	聚集长大但分布均匀
Z30C13	800		<0.05	无碳化物
	900	0.25	0.25	密集分布在晶界上
	1000	0.80	0.50	聚集长大但分布均匀

275. 过度渗碳

过度渗碳又称为过饱和渗碳。其中 $w(\text{碳})$ 范围为 1.8%~2.2%、2.0%~2.4%、2.4%~2.8% 和 3.0% 以上。已应用于含有适量 Cr 和 Mo 的 4118、5120、8620、8720、8822 和 9130 钢（化学成分见表 5-23 所示）制的工件上。高含量可通过各种常规渗碳方法，如固体渗碳、加富化气的吸热式气体渗碳等方法而获得。过度渗碳使淬火后渗层中组织组成物发生了变化，如表 5-24 所示为两种低合金钢过度渗碳与常规渗碳后组织组成物数量的对比。由于组织组成物数据量的变化，导致渗层性能的优化，表现在以下几个方面。

- ① 提高了抗磨料磨损性能。
- ② 提高了齿轮、轴承类零件的接触疲劳抗力。
- ③ 提高了弯曲疲劳强度。
- ④ 过度渗碳后淬火冷却过程中加入氨，可提高抗擦伤性能。

表 5-23 过度渗碳用钢的化学成分

钢 号	化学成分 w/%							
	C	Si	Mn	P≤	S≤	Cr	Mo	Ni
4118	0.18~0.23	0.15~0.35	0.70~0.90	0.035	0.04	0.40~0.60	0.08~0.15	
5120	0.17~0.22	0.15~0.35	0.70~0.90	0.035	0.04	0.70~0.90		
8620	0.18~0.23	0.15~0.35	0.70~0.90	0.035	0.04	0.40~0.60	0.15~0.25	0.40~0.70
8720	0.18~0.23	0.15~0.35	0.70~0.90	0.035	0.04	0.40~0.60	0.20~0.30	0.40~0.70
8822	0.20~0.25	0.15~0.35	0.75~1.00	0.035	0.04	0.40~0.60	0.30~0.40	0.40~0.70
9130	0.08~0.13	0.15~0.35	0.45~0.65	0.035	0.025	1.00~1.40	0.08~0.15	3.00~3.50

表 5-24 不同工艺渗碳后低合金钢中的组织组成物数量

%

工 艺	组织组成物		
	马 氏 体	奥 氏 体	碳 化 物
常规渗碳	81	14	5
过度渗碳	65	10	25

276. 等离子渗碳

等离子渗碳法是利用真空放电等离子体，借助活性炭而进行渗碳的工艺方法，其特点如下。

- ① 不使用吸热型气体，而直接通入甲烷等进行渗碳。
- ② 通常渗碳温度为 900~950℃，也可以进行 1040℃ 的高温渗碳。
- ③ 一般在 0.13~2.60Pa 压力下进行渗碳。

等离子渗碳需专用设备，而且设备费用高，但其处理过程和处理后具有：不产生晶界氧化、渗层含碳量易于控制、易实现复合渗（如渗碳-渗氮）以及不污染环境、工艺周期短等优点，而成为一种有发展前途的工艺方法。

277. 修复渗碳

修复渗碳工艺可分为补碳和复碳两种类型。

补碳多应用于渗碳后质量不佳的工件，这些渗碳件往往由于渗碳剂含量低，炉子漏气或冷却不当等原因，可能发生表面脱碳或渗层深度不足等现象。为了校正上述缺陷，工件在渗碳炉中重新进行渗碳（补碳），以达到预定的目的。

复碳应用于脱碳工件。其过程是经过渗碳使工件恢复表面含碳量。

补碳和复碳时的工艺参数，视具体条件而异，不能作统一规定。

例如，资料推荐的低温复碳工艺如图 5-15 所示。选用低温复碳的优点是：由于温度低，既能减少工件的变形。又可免去复碳后的退火工序。由图 5-15 可见，在工艺的不同阶段，所用的气氛及其作用是不同的。首先，炉内气氛必须能防止工件进一步脱碳；第二，气氛必须能够提供复碳所需的碳；第三，气氛要保证从工件的表面到心部建立稳定的碳含量（浓度梯度），以获得所需的碳含量（碳浓度）；第四，开始冷却阶段气氛必须能够维持工件表面适当的碳含量，以及最后气氛必须保证在冷却过程中不发生氧化和脱碳。

这种复碳工艺已应用于 $w(C)0.6\% \sim 0.9\%$ 碳钢及低合金钢制工件的复碳处理。

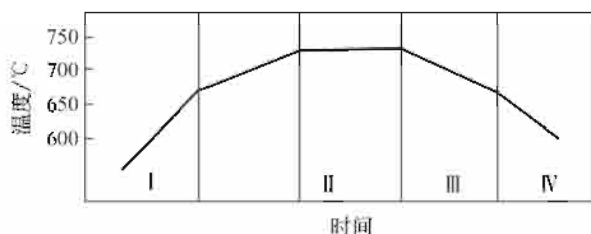


图 5-15 低温复碳工艺曲线

I—保护气氛；II—碳控制气氛；III—中性气氛；IV—保护气氛

此外，资料还介绍了 5CrNiMo 钢制 $\phi 220\text{mm} \times 88\text{mm}$ 模块和 GCr15 钢制 $\phi 95\text{mm}$ 螺纹刀具的中温固体渗碳复碳工艺，分别如图 5-16 和图 5-17 所示。使用木炭：铸铁屑 = 1：1，外加 $w(\text{Na}_2\text{CO}_3) 5\%$ 配比的固体渗剂。复碳处理后降温淬火和回火处理。

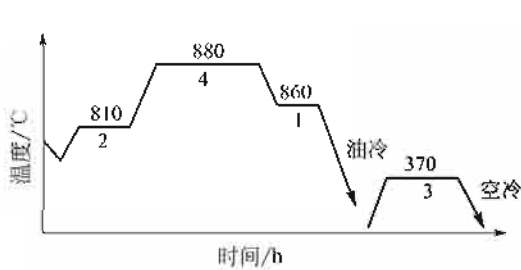


图 5-16 5CrNiMo 钢模块的复碳处理工艺

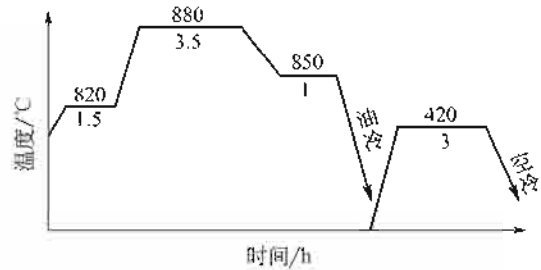


图 5-17 GCr15 钢制刀具的复碳处理工艺

278. 深层渗碳

一般渗碳工件的渗层深度为 0.5~1.5mm。对于某些承受重载的工件则应进行深层渗碳，即将渗碳深度增大到 2.0~2.5mm；有时甚至要求渗层深度达到 3.5~10.0mm。

国内某厂规定 20Cr2Ni4 及 20Cr2Mn2Mo 钢制的特大型轴承渗碳层深度如表 5-25 所示，渗碳及热处理工艺如图 5-18 所示。

表 5-25 不同尺寸的轴承套圈和滚子的渗碳层深度

尺寸/mm	零件名称		尺寸/mm	零件名称	
	轴承套圈	轴承滚子		轴承套圈	轴承滚子
≤700	≥4.2		≤50		≥3.5
700~1000	≥4.7		50~80		≥4.0
>1000	≥5.0		>80		≥4.5

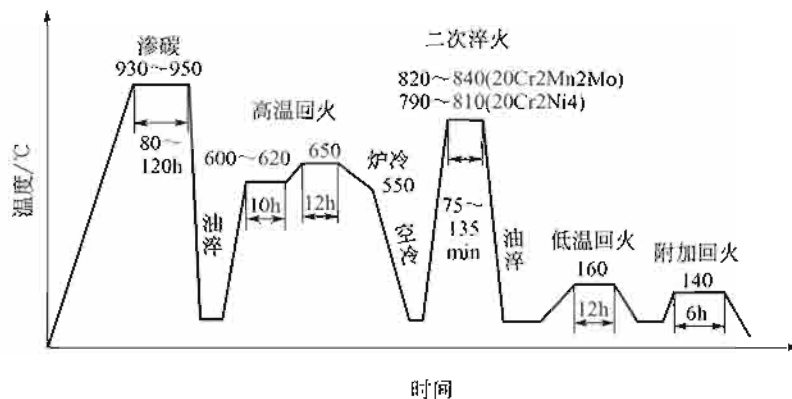


图 5-18 大型轴承深层渗碳及热处理工艺曲线

渗碳后采用空冷时，渗层组织为粗大碳化物、细网状碳化物、马氏体、托氏体和残余奥氏体。为防止过多地析出网状碳化物并使心部组织细化，渗碳后应采用油冷。当渗碳层碳含量过高时，则应在炉内冷至 890℃ 出炉油淬。油淬后的组织随距表现深度的不同而异，如表 5-26 所示。

表 5-26 20Cr2Mn2Mo、20Cr2Ni4 钢深层渗碳及油中淬火后渗层的组织

距表面深度/mm	含碳量 w/%	组 织
最表面	>1.4	粗大碳化物+粗大碳化物网(渗碳中形成)+马氏体+托氏体+残余奥氏体
1.2	1.21	碳化物细网+马氏体+托氏体+残余奥氏体
1.73	1.10	晶界碳化物+奥氏体
2.2	0.87	粗针马氏体+残余奥氏体
3.1	0.76	粗针马氏体+残余奥氏体
4.0	0.43	马氏体+托氏体

渗碳油淬后经高温回火，使渗层组织转变为均匀的索氏体，为二次淬火准备良好的原始组织，减小开裂的倾向性，并能获得较低的硬度 22~28HRC，以便于加工。经淬火及低温回火后表面硬度 60~64HRC，心部不低于 3HRC。附加回火在工件粗磨后进行，以消除磨削应力，但不应使硬度降低。

为了加速深层渗碳时的渗碳速度，设计出了快速渗碳钢，此等钢的 $w(C)$ 在 0.23%~0.49%、 $w(Cr)$ 0.50%~1.30%、 $w(Mo)$ 0.15%~0.45%、 $w(Mn)$ 0.50%~1.30% 以及 Si 等元素。快速渗碳钢不仅能使渗碳速度提高 18%~90% 以上，而且由于增多了钢中碳及其他合金元素的数量，使得工件的心部强度高，渗碳层强韧塑性好。此外，低 Si 快速渗碳钢的冷加工性能也较好。

279. 穿透渗碳

某些薄壁、强度要求较高，而且需经大量冷形变加工（如深拉伸、正反挤压等）的工件，可用低碳钢或低碳合金钢坯料（应用其优良的塑性）进行压力加工，然后进行穿（渗）透渗碳而成为中碳或高碳钢工件。渗碳后按性能要求进行适当的淬火及回火处理，以获得较高的强度。

280. 相变超塑性渗碳

在相变超塑性条件下渗碳可极大地加速渗碳过程。

例如，对 20 钢进行了相变超塑性渗碳。钢的 $A_c1 = 750^\circ\text{C}$ 、 $A_c2 = 855^\circ\text{C}$ 、 $A_r1 = 680^\circ\text{C}$ 、 $A_r2 = 835^\circ\text{C}$ 。所用工件及装置如图 5-19 和图 5-20 所示。渗碳时将渗剂置于工件内孔中并加盖，再将工件置于感应加热圈内，调整位置。利用砝码对工件施加压力。固体渗碳使用 GSC-2 型

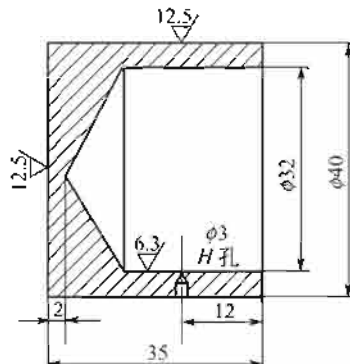


图 5-19 相变超塑性渗碳用工件

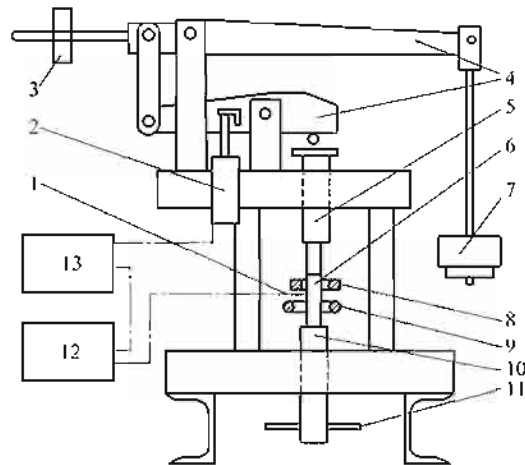


图 5-20 相变超塑性渗碳用装置的示意图

1—热电偶，2—位移传感器，3—调零砝码，4—双杠杆机构，5—上压头，6—工件，7—主砝码，8—加热感应圈，9—气环，10—下压头，11—下压头升降调节手柄，12—电子电位差计，13—动态应变仪

固体渗碳剂。膏剂渗碳剂的配方为： w (活性炭粉)50% + w (碳酸钠)40% + w (亚铁氰化钾)5% + 黏结剂余量。黏结剂： w (松香酒精)为30%。

渗碳工艺及渗碳层厚度分别如表 5-27 和表 5-28 所示。

表 5-27 20 钢相变超塑性固体渗碳

加热温度 / $^{\circ}\text{C}$	冷却温度 / $^{\circ}\text{C}$	平均加热速度 /($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	平均冷却速度 /($^{\circ}\text{C}/\text{s}$)	循环次数	应力/MPa	渗层深度 /mm	轴向变形 /%
856	500	4.3	4.0	5	9.8	微渗	1.3
856	500	3.0	5.0	5	14.7	微渗	1.5
900	500	3.4	5.6	5	10.8	0.1	1.5
913	500	4.5	3.1	5	10.8	0.06	2.8
950	500	2.5	2.5	5	10.8	0.35	4.0
1055	500	10.0	9.0	5	17.6	0.18	3.8

表 5-28 20 钢相变超塑性膏剂渗碳

加热温度/ $^{\circ}\text{C}$	冷却温度/ $^{\circ}\text{C}$	循环次数	应力/MPa	渗层深度/mm	轴向变形/%
930	500	1(保温 5min)	0	0.04~0.16	无
930	500	1(保温 5min)	13.7	0.16~0.37	1.0
930	500	10	13.7	0.2~0.3	1.2
930	500	5	2.2	0.15~2.8	1.3
930	500	5	13.7	1.6~渗透	1.8
930	500	5	13.7	1.3~渗透	2.3
930	500	5	14.7	局部渗透	1.0
930	500	5	14.7	局部渗透	1.0
930	500	5	14.7	局部渗透	1.0
980	500	5	14.7	局部渗透	1.0
980	500	5	14.7	0.1~渗透	1.0
1060	500	5	13.7	0.33	4.8

资料指出，与常规渗碳相比较，相变超塑性渗碳渗速提高了约 10 倍，但存在变形较大(约 2%)、渗层厚度不均匀和表面碳含量低等缺点，有待进一步完善。

281. 中碳及高碳钢的渗碳

近年来，渗碳工艺逐渐扩大到原始含碳量较高的钢种。在合金结构钢方面，渗碳前 w (碳) 已达到 0.4%~0.6%。中碳及高碳钢制工件的渗碳，可有效地提高其使用性能。

例如，40Cr 钢制齿轮、55SiMoV 制牙轮钻，渗碳后表面 w (碳) 可达 1%。模具用钢 CrWMn、9SiCr、T10A 等，在 900~930℃ 下渗碳可使耐磨性大为提高。又如，W6Mo5Cr4V2 高速钢制工件冷冲模，900℃、10h 固体渗碳并随炉冷却，表面因含有大量碳化物，硬度可达 700HV。900℃ 加热重新淬火及 200℃ 回火后则可使表面硬度提高到 1000HV 以上，同时还有残余压应力及游离石墨，抗摩擦性能得到改善，使模具工作寿命提高 2 倍以上。

282. 高速钢的低温渗碳

高速钢临界点之下的低温渗碳，可提高其淬火-回火后的硬度、红硬性以及刀具的使用寿命。

例如，成分如表 5-29 的 W6Mo5Cr4V2、W18Cr4V 高速钢，分别经 6h，680~700℃ 和 730~750℃ 的低温装箱固体渗碳。渗碳后渗层中含碳量、淬火-回火硬度、红硬性以及刀具的使用寿命，分别如图 5-21 和表 5-30~表 5-32 所示。

表 5-29 高速钢的化学成分 w %

钢种	C	W	Mo	Cr	V	Si	Mn	S	P
W6Mo5Cr4V2	0.86	6.09	4.8	4.02	1.76	0.19	0.27	0.024	0.014
W18Cr4V	0.74	18.07	0.05	4.11	1.15	0.26	0.33	0.024	0.016

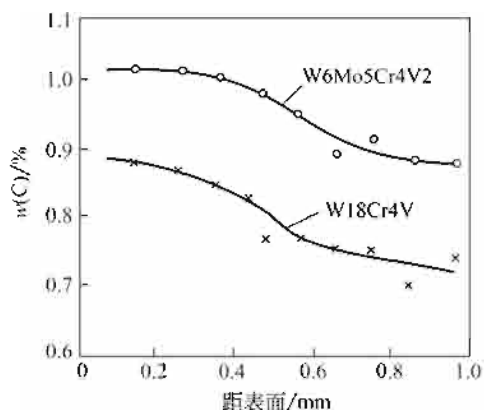


图 5-21 高速钢低温渗碳后渗碳层的分布

表 5-30 低温渗碳对高速钢淬火-回火后硬度的影响

钢号	硬度(HRC)		硬度对比(以普通为基)
	普通热处理	低温渗碳热处理	
W6Mo5Cr4V2	64~65	66~68	+2~3
W18Cr4V	64~65	65.5~68	+1.5~3

表 5-31 低温渗碳对高速钢红硬性的影响

钢 号	红 硬 性(HRC)	
	普 通 热 处 理	低 温 渗 碳 热 处 理
W6Mo5Cr4V2	59.5~60	61.5~63
W18Cr4V	61.5~62.5	63.5~64

表 5-32 低温渗碳对高速钢刀具使用寿命的影响

刀具名称	材 料	主要尺寸/mm	处 理 方 法	平均加工产品件数	使用寿命对比
麻花钻	W18Cr4V	φ8.9	普通	480	1
			低温渗碳	2090	4.35
铰刀	W18Cr4V	φ26	普通	440	1
			低温渗碳	860	1.95
扩孔钻	W6Mo5Cr4V2	φ26	普通	220	1
			低温渗碳	390	1.77
丝锥	W18Cr4V	M27	普通	1157	1
			低温渗碳	4991	4.31
丝锥	W18Cr4V	M56	普通	200	1
			低温碳氮共渗	804	4
			低温渗碳+低温碳氮共渗	1842	9.16

由表及图所示数值可见，低温渗碳可使高速钢：

- ① 渗层表面 $w(C)$ 增多 0.13% 左右，扩散层深度达到 0.5~0.6mm；
- ② 淬火-回火后硬度达到 65~68HRC；
- ③ 红硬性提高 1.5~3.0HRC；
- ④ 钻头、铰刀、扩孔钻、丝锥等刀具的使用寿命得到大幅度提高，达到 1.5~4.0 倍。

此外，由于低温渗碳后表面碳含量增多有限，碳化物分布均匀，因而无需改变随后的热处理工艺参数。低温渗碳处理的费用仅占刀具成本的 5% 左右。由此可见，低温渗碳极易纳入某些刀具的生产工艺，而且经济效益十分显著。

283. 渗碳后硼-稀土共渗复合处理

渗硼可提高工件的抗磨料磨损性能。对于某些类型的工件，由于渗硼层很薄，在工作压力很大时渗层易被磨掉或压溃产生剥落，使工件加速磨损。如在渗硼前工件先渗碳，使渗硼层下有坚硬的基体支持；渗碳层外有更硬的渗硼层覆盖，则可明显提高工件的抗磨粒磨损性能。

例如，如图 5-22 所示粉碗，由 45 钢制成，是电焊条生产线机头上的重要工件，工作时承受磨粒磨损。为了提高其耐磨性，进行了 950℃，4~6h 的渗硼处理，使用寿命比未经渗硼的提高了 3~4 倍，每只粉碗可生产 10t 电焊条。

粉碗采用渗碳后渗硼：930℃、7h 固体渗碳+950℃、5~6h 硼-稀土共渗+800℃ 加热 20min 淬火+170℃、2h 回火复处理后，抗磨粒磨损能力进一步提高，每只粉碗生产电焊条 80t，约为单一渗硼后的 8 倍。

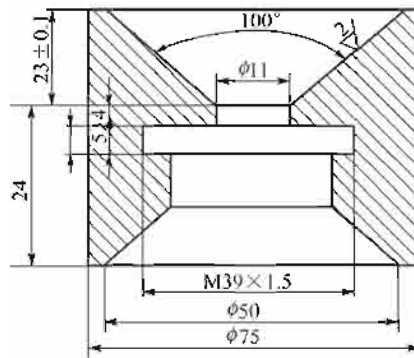


图 5-22 粉碗

284. 渗 氮

在含有活性氮的介质中使工件表面渗入氮元素，以提高工件的硬度、耐磨性、疲劳强度及红硬性等的化学热处理工艺，称为抗磨渗氮，简称为渗氮。

渗氮过程在钢的相变温度以下（450~600℃）进行，因而工件变形较小，加以渗层硬度较高，工件的耐磨性能及疲劳性能良好，因而这一工艺得到了较好的应用。常用的渗氮钢如表 5-33 所示。由于渗氮工艺的发展，凡是含有 Cr、Mo、V、Ti、Al 等元素的低、中碳合金结构钢、工具钢、不锈钢等均可进行渗氮。

表 5-33 常用渗氮钢及其用途

类 别	钢 号	渗氮后的主要性能	主 要 用 途
低碳钢	08, 08Al, 10, 15, 20, A3, 20Mn, 30, 35	抗大气与水的腐蚀	螺栓、螺帽、销钉、把手等
中碳钢及中碳低合金钢	40, 45, 50, 40Cr, 50V	提高耐磨与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、抗疲劳性能优良且心部韧性高, 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, 30Cr3WA, 30CrMnSiA, 30Cr2NiWVA, 40Cr, 38CrWVA, 50CrVA	耐磨性、抗疲劳性能优良, 心部韧性好。38CrMoAlA 及 38Cr2MoAlA 渗氮后硬度很高, 耐磨性优良, 抗疲劳性能好, 但不易受冲击	机床主轴、镗杆、坦克及飞机发动机主轴等
模具钢	Cr12, Cr12Mo, Cr12MoV, 3Cr2W8, 3Cr2W8V, 4Cr5SiMoV, 4Cr5W2VSi, 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、有色金属压铸模等
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、马氏体时效硬化型钢	2Cr13, 3Cr13, 4Cr13, 15Cr11MoV, 15Cr12MoV, 1Cr18Ni9Ti, 45Cr14Ni, 14W2Mo, 25Cr18Ni8W2, 17Cr18Ni9, 40Cr14Ni9Cr3AlV2, 1Cr14Ni14W2Mo, 1Cr17Ni13Mo2Nb, 3Cr19Ni9MoWNBTi	耐磨性、红硬性及高温强度优良, 能在 500~600℃服役, 渗氮后耐蚀性有不同程度的降低, 但在许多介质中仍有较好的耐蚀性	纺纱机走丝槽, 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
高钛渗氮专用钢	30CrTi2, 30CrTi2Ni3Al	耐磨性优良, 红硬性及抗疲劳性能良好	承受剧烈的磨粒磨损且不受冲击的零件

渗氮层较薄 (0.2~0.7mm)，一般可视为由两层组成：外层是 ϵ 相与 $(\epsilon + \gamma')$ 相，不易腐蚀，称白亮层；内层为腐蚀色较深的 $(\alpha + \gamma')$ 相 (ϵ — $\text{Fe}_{2\sim3}\text{N}$ 与铁或氮的固溶体， γ' — Fe_4N ， α —氮在铁中的固溶体) 和高度弥散的合金氮化物 (AlN 、 VN 、 Mo_2N 、 CrN 等)。渗氮工艺时间较长，为获得 0.3~0.5mm 厚的渗层，常需 20~80h。

由于渗氮后工件表面即能获得高硬度，因此无需进行任何处理。但渗氮前需进行调质或正火等预备热处理，以保证工件心部的性能，必要时还应进行去应力回火。常用钢渗氮前的预备处理规范如表 5-34、表 5-35 所示。渗氮后的冷却无需在少量 NH_3 的保护下进行，以免工件氧化。

表 5-34 结构钢渗氮前的调质处理

钢 号	淬 火		回 火		调 质 后 硬 度	
	温度/℃	冷却介质	温度/℃	冷却介质	HBS($d_{10}/3000$)	HRC
38CrMoAlA	950±10	油或水	640±30	空冷	3.40~3.90	31~38
38CrA	850~870	油或水	510~550	空冷		
40CrNiMoA	840~860	油或水	540~590	空冷	3.20~3.45	37~41
40CrNiMoVA	850~870	油	660~700	空冷	3.65~3.70	
30CrMnSi	890~1000	油	500~540	水		33~38
30Cr3WA	870~890	油	550~575	空冷		43~49
40CrA	840~860	油或水	560~600	油	4.0~4.3	
35CrNiMo	850~870	油	520~560	油	3.4~3.6	27~36
50CrVA	850~870	油	440~480	油		
25CrNi4WA	860~880	油	540~580	空冷	3.4~3.5	28~34
18CrNiWA	860~880	油或水	520~560	油或水	3.2~3.4	
12Cr2Ni4A	850~870	油	520~580	空冷		45~50
20CrMnTi	870~880	油	520~570			
65Mn	840~860	油				

表 5-35 工模具钢渗氮前的预备热处理规范

钢 号	淬 火		回 火		硬度(HRC)
	温度/℃	冷却介质	温度/℃	冷却介质	
3Cr2W8	1050~1080 980~1000	油 油	710~750	空	29~33
			600~630	空	30~48
			700~740	空	28~33
CrWMn	800~840	油	580~650		27~32
Cr12MoV	980~1000	油	680~700	空	31~35
W18Cr4V	1265~1285		550~570 回火 3 次每次 1.5h	空	60~64
W6Mo5Cr4V2	1215~1235		550~570 回火 3 次每次 1.5h		60~64
GCr9	840~850		580~650		29~35

渗氮后可得到 600~1200HV 的表面硬度，耐磨性能很高。这一高硬度可保持到 500℃ (长期)，甚至 600℃ (短期)，疲劳极限提高 30%~300%，抗蚀性能也得到了提高。

根据所用介质、工艺参数等的不同，又分为气体渗氮、液体渗氮、离子渗氮等。

285. 气体等温渗氮

在气体介质中进行渗氮处理称为气体渗氮。由于工艺参数不同而又可分为气体等温度渗氮、气体二段渗氮、气体三段渗氮等。

在温度 460~530℃ 及氨分解率 (20%~40%) 均不变动的条件下进行渗氮，称为气体等温渗氮 (以下简称等温渗氮)。由于温度较低，工件变形小，但渗氮周期长，为得到 0.6~1.0mm 的渗层，需保温 50~120h。例如，38CrMoAl 钢制造的精密磨床主轴，要求渗氮层深度 0.4~0.6mm，表面硬度大于 900HV，其等温渗氮工艺曲线如图 5-23 所示。为了降低渗氮层的脆性，常在渗氮结束前 2~4h 进行退氮处理。



图 5-23 38CrMoAl 钢制精密磨床主轴等温渗氮工艺曲线

等温渗氮的温度较高时，渗层较厚，表面硬度较低，但渗层的分布大为平稳。氨的分解率过高时，气氛中氨分子浓度过大，影响工件对氮的吸收，还易产生软区。因此，在工艺过程中对温度和氨的分解率都应严格控制。

氨的分解率系指用氨进行渗氮时，在工艺过程中氨分解的 N_2 、 H_2 混合气体占炉中气体 (主要指未分解的氨气和已分解的 N_2 、 H_2 气体三者的总和) 的体积百分比，即氨的分解程度，是渗氮工艺的重要参数。

等温渗氮工艺适用于硬度要求高而变形要求小的工件。表 5-36 所示为等温渗氮工艺的应用实例。

表 5-36 等温渗氮工艺应用实例

钢号	渗氮工艺			渗氮层深度 /mm	表面层硬度 (HV ₁₀)	典型工件
	温度/℃	时间/h	氨分解率/%			
38CrMoAlA	510±10	50	15~30	0.45~0.50	550~650	曲轴
	510±10	35	20~40	0.30~0.45	1000~1100	连杆、活塞杆
	510±10	35~55	20~40	0.30~0.55	850~950	曲轴
	510±10	80	30~50	0.50~0.60	1000	连杆、活塞杆
	535±10	35	30~50	0.45~0.55		
40CrNiMoA	520±10	25	25~35	0.35~0.55	68HR30N	曲轴
30Cr2Ni2WVA	500±10	35	15~30	0.25~0.30	650~750	受冲击或重载零件
30Cr2Ni2WA	500±10	55	15~30	0.45~0.50	650~750	受冲击或重载零件
30CrMnSiA	500±10	25~30	20~30	0.20~0.30	58HRC	
50CrVA	460±10	15~20	10~20	0.15~0.25		弹簧
	480±10	7~9	15~35	0.15~0.25		

续表

钢号	渗氮工艺			渗氮层深度/mm	表面层硬度(HV ₁₀)	典型工件
	温度/℃	时间/h	氨分解率/%			
40Cr	490±10	24	15~35	0.20~0.30	550	齿轮
18CrNiWA	490±10	30	25~30	0.20~0.30	600	轴
18Cr2Ni4A	500±10	35	15~30	0.25~0.30	650~750	轴
1Cr13	510±10	55	20~40	0.15~0.25	950~1050	要求耐磨、抗疲劳、抗腐蚀的零件
	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	
4Cr14Ni14W2Mo	510±10	35	18~23	0.04~0.06		
	560±10	60	25~40	0.10~0.12		
	630±10	40	50~80	0.08~0.14		
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	
3Cr2W8V	535±10	12~16	25~40	0.15~0.20	1000~1100	模具
4Cr5W2VSi	560±10	55	20~45	0.45~0.55	700~750	
W18Cr4V	515±10	0.25~1.00	20~40	0.01~0.025	1100~1300	刀具

286. 气体二段渗氮

气体二段渗氮（以下简称二段渗氮）是渗氮工艺的一种，可按下述两种方式之一进行。

① 整个渗氮过程温度不变，只在第二阶段增大氨的分解率（65%~80%）。

② 渗氮过程中的第一阶段用较低的温度及较小的氨分解率（480~520℃、20%~30%），第二阶段用较高的温度（550~570℃）及较大的氨分解率（65%~80%）。例如，上述精密磨床主轴的二段渗氮工艺如图 5-24 所示。应用这一工艺也可满足主轴的技术性能要求。

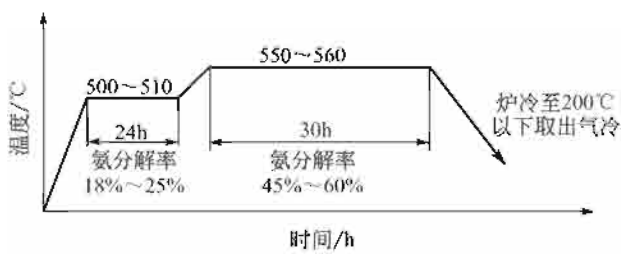


图 5-24 3CrMoAl 钢制精密磨床主轴的二段渗氮工艺曲线

在二段渗氮时，于第一阶段保温（一般为 10h 左右）过程中，工件表面形成弥散度大而硬度高的合金氮化物。第二阶段温度升高，扩散加快，硬度略有降低（第一阶段形成的合金

氮化物很稳定，不易聚集长大)，但能缩短工艺周期，约为等温渗氮的85%。第二阶段所需的时间视渗层深度的要求而定。

二段渗氮工艺在生产中应用最为广泛。表5-37所示为二段渗氮工艺的应用实例。

表 5-37 二段渗氮工艺的应用实例

钢号	渗氮工艺				渗氮层厚度/mm	表面硬度(HV ₁₀)	典型工件
	阶段	温度/℃	时间/h	氨分解率/%			
38CrMoAlA	1	515±10	25	18~25	0.4~0.60	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	
	2	550±10	48~58	35~65			
40CrNiMoA	1	520±10	20	25~35	0.40~0.70	≥83HR15N	曲轴
	2	545±10	10~15	35~50			
3Cr3WA	1	500±10	40	15~25	0.40~0.60	60~70HRC	曲轴等
	2	520±10	40	25~40			
35CrNiWA	1	505±10	40	15~35	≥0.7	>45HRC	
	2	525±10	50	40~60			
35CrMo	1	505±10	25	18~30	0.50~0.60	650~700	
	2	520±10	25	30~50			
40Cr	1	520±10	10~15	25~35	0.50~0.70	≥50HRC	齿轮
	2	540±10	52	35~50			
15Cr11MoV 15Cr12WMoV	1	530±10	10	30~35	0.30~0.40	900~950	要求耐磨,抗疲劳, 抗蚀的零件
	2	580±10	20	50~65			
1Cr18Ni9Ti	1	545±10	30	25~40	0.20~0.30	≥900	
	2	565±10	45	35~60			
Cr12、Cr12Mo Cr12MoV	1	580±10	18	14~27	≤0.20	700~800	模具
	2	530±10	22	30~60			

287. 气体三段渗氮

将整个处理过程分为三个阶段进行的渗氮工艺，称为气体三段渗氮（以下简称三段渗氮）。

38CrMoAl钢制精密磨床主轴的三段渗氮工艺如图5-25所示。三段渗氮的工艺过程是，在依次升温 and 增加氨分解率的二段渗氮之后，于第三阶段恢复到第一阶段的温度（或略高，

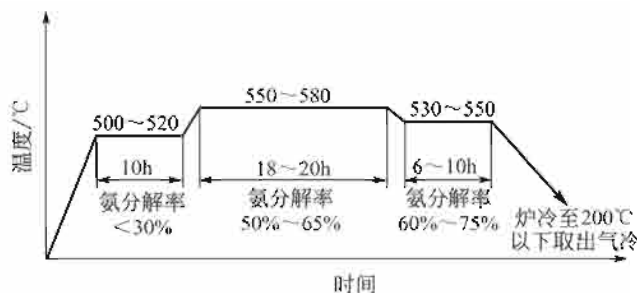


图 5-25 38CrMoAl 钢制精密磨床主轴的三段渗氮的工艺曲线

但低于第二阶段)和氮的分解率(图 5-25 中第三阶段氮的分解率较高,一般应较低)再保持一时间(第三阶段),使表面硬度又获得提高。

三段渗氮后硬度梯度较二段渗氮差,但却可大幅度地缩短工艺周期,约为等温渗氮的 50%。

几种常用钢三段渗氮工艺规范如表 5-38 所示。

表 5-38 三段渗氮工艺应用举例

钢号	渗氮工艺				渗氮层厚度/mm	表面层硬度(HV ₁₀)	典型工件
	阶段	温度/℃	时间/h	氮分解率/%			
38CrMoAl	1	510±10	8~10	15~35	0.30~0.40	>700	齿轮
	2	550±10	12~14	35~65			
	3	550±10	3	>90			
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			

288. 短时渗氮

采用氨基吸热式气氛中加入氨作为气体渗氮介质,在 570℃ 进行 1~4h 短时渗氮,可以有效地提高工件的疲劳强度及耐磨性。但是,由于渗氮层较薄,不能承受较重载荷。

经 570℃、4h 短时渗氮后几种钢疲劳极限的提高如表 5-39 所示。

表 5-39 几种钢经短时渗氮后疲劳极限的升高值

钢号	淬火+回火后 σ_{-1} /MPa	短时渗氮后 σ_{-1} 的升高值/%
35	226	36.7
40Mn2	302	7.6
20CrNiMo	257	20.3
20NiMo	274	18.6
40CrNiMo	343	20.4
38CrMoAl	309	26.9

这种方法采用惰性运载气体及较低的氨含量,故成本较低(升温期的排气也用这种运载气体),还可通过调节氨在气氛中的百分比,以变换工件表面含氮量。这一工艺可与回火过程合并进行,最适合用于各种轴类的处理。

289. 不锈钢渗氮

铬-镍系奥氏体不锈钢、Cr13 系马氏体不锈钢、低碳高铬系铁素体不锈钢等所制的工件,虽然具有较高的高温强度,但耐磨性较差,常需为提高表面耐磨性而进行渗氮。规范如表 5-40 所示。由表中数值可知,不锈钢的渗氮温度常在 500~600℃ 时间为 25~50h,层深 0.1~0.3mm。渗氮前应去除工件表面的钝化膜,可用喷砂(应用于表面粗糙度要求不高的工件)、氢还原法等。也可在渗氮时向氨分解气中通入氯化铵使氧化膜还原。

表 5-40 不锈钢的渗氮工艺规范

钢 号	渗氮工艺规范			渗氮层厚度 /mm	表面层硬度
	温度/℃	时间/h	氨分解率/%		
4Cr14Ni14W12Mo	560	35	45~55	0.08~0.09	86~88HRN ₁₅
	630	40	50~80	0.08~0.14	≥80HRN ₁₅
2Cr18Ni8W2	560	40	40~50	0.16~0.20	900~950HV
1Cr18Ni9Ti	570	80	35~55	0.20~0.30	900~1000HV
1Cr13 2Cr13 15Cr11MoV	一阶段 530 二阶段 580	18~22 15~18	35~45 50~60	≥0.25	≥650HV

290. 铸铁渗氮

球墨铸铁、可锻铸铁、灰铸铁均可进行渗氮处理，以提高表面硬度、耐磨性和疲劳极限。与钢相比较，铸铁中由于石墨的存在，以及 C、Si 含量高，为达到与钢件同样的渗氮层深度，则渗氮时间将延长 1.5~2.0 倍。

渗氮前铸铁件需经过消除碳化物退火和正火等预备热处理。

例如，图 5-26 所示是成分为 $w(\text{C})3.6\% \sim 3.8\%$ 、 $w(\text{Si})2.2\% \sim 2.3\%$ 、 $w(\text{Mn})0.5\% \sim 0.8\%$ 、 $w(\text{P}) < 0.1\%$ 、 $w(\text{S}) > 0.05\%$ 、 $w(\text{Mg})0.04\% \sim 0.08\%$ 、 $w(\text{RE})0.03\% \sim 0.06\%$ 稀土镁球墨铸铁制氧气压缩机缸套，应用氨作为介质的气体渗氮工艺曲线。分为两个阶段进行处理，温度均为 560℃。第一阶段氨分解率 20%~35%，保温 12h；第二阶段氨分解率为 45%~55%，保温 24h。渗氮后炉冷至 200℃，出炉空冷。经此处理可得 0.25mm 厚的渗层，表面硬度约 900HV，脆性 2 级。

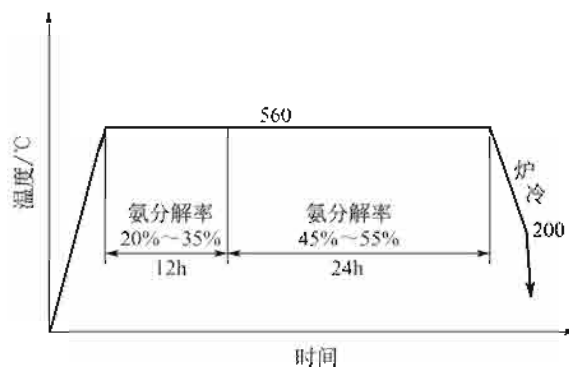


图 5-26 稀土镁球墨铸铁制钢套气体渗氮工艺曲线

291. 局部渗氮

工件表面不允许有渗氮的部分，可采用镀层法或涂料法等加以防护，方法如下。

镀层法有：镀锡（0.004~0.006mm）、镀铜（0.02~0.03mm）、镀镍（0.02~0.04mm）等。其中以镀锡法应用最多。

涂料法：涂料法可用水玻璃（0.4mm）或水玻璃加 $w(\text{石墨粉})10\% \sim 20\%$ （0.5~

1.0mm) 作为防渗剂涂覆于工件表面。涂覆时需将工件加热, 涂覆水玻璃时, 加热温度为 70~90℃; 涂水玻璃加石墨粉时加热温度为 150℃; 反复涂敷 2~3 次。

此外, 市场上尚有防渗氮涂料出售, 如 KS-2, 可在 480~600℃ 渗氮时使用。

292. 退氮处理

在纯氮介质中渗氮后, 工件表面往往脆性较高。可在渗氮的最后阶段, 将氮的分解率提高到 80% 以上, 继续保持一段时间, 使表面退氮。此时, 氮含量降低, 在 ϵ 相中生成 α 及 γ' 相, 密度不同 (ϵ 为 6.88、 γ' 为 7.11、 α 为 7.88), 容易造成表面显微裂纹。因此, 退氮时间不宜过长, 一般采用 2~4h。

退氮处理还可作为单独工艺, 应用于渗氮后表面脆性较大工件的返修处理。

293. 抗蚀渗氮

抗蚀渗氮通常在 550~650℃ 于纯氮 (分解率 20%~70%) 进行, 形成致密而化学性稳定的 ϵ 相, 对潮湿空气、自来水、热蒸汽、气体燃烧产物和弱碱溶液等具有较高的抗蚀能力, 可代替镀锌、镀锌及法兰。

抗蚀渗氮对各种钢均可得到良好的效果。表 5-41 所示为纯铁和碳钢的抗蚀渗氮工艺规范。

表 5-41 抗蚀渗氮工艺

材 料	渗 氮 工 艺				ϵ 相层厚度 / μm
	温度/℃	时间/h	氮分解率/%	冷却方法	
DT(电工纯铁)	550±10	6	30~50	随炉冷却至 200℃ 以下空冷, 以提高磁导率	20~40
	600±10	3~4	30~60		20~40
10	600±10	6	45~70	根据要求的性能、工件的精度, 分别冷却至 200℃ 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、40C、50 钢以及所有牌号的低碳钢	600±10	2~3	35~55	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
	650±10	0.75~1.50	45~65		
	700±10	0.25~0.50	55~75		

294. 纯氮渗氮

将氮气连续通入 500~600℃ 的渗氮罐中, 有一部分在工件及罐壁的触媒作用下分解, 放出活性氮原子, 被工件表面吸收并渗入内部, 形成渗氮层。入炉前, 氮气应以硅胶、生石灰或氯化钙进行干燥, 使 w (水分) 小于 0.2%。

氮分解率对工件表面吸收氮量有很大影响。氮分解率为 20%~40% 时, 活性氮原子多, 吸收量最多。氮分解率超过 70% 以后, 介质中氢含量大为增加, 阻碍工件表面对氮的吸收, 使硬度下降, 渗层深减小。

纯氮分解介质的活性氮含量高, 易于形成 0.02~0.04mm 的脆性层, 因而适用于氮化

后还要精磨的工件，如机床主轴、发动机曲轴等。

295. 氨氮混合气体渗氮

将 ψ (氨)为10%~30%的氨氮混合气体通入渗氮罐中，由于氮的稀释作用，氨分解后的活性氮含量降低，渗氮工件表面脆性显著降低，而硬度及渗层深也有所提高。适用于渗氮后不需精磨的工件，如齿轮、弹簧、仪表零件等。最常用的气体成分是氮/氨=3/7。

296. 液氨滴注渗氮

从压力容器中将液氨滴入渗氮炉内，可获得露点为-10℃的渗氮气氛。渗氮温度600~650℃、处理时间2~12h、炉子容量为0.03m³时，氨的流量约为300mL/h。650℃渗氮后可得致密性极好的氮化物层，即使没有润滑油，工件运转时亦不会发生黏着现象。

297. 流态炉渗氮

在以硅砂、刚玉砂为粒子的直接电热流态炉中与空气同时通入氨气，便可进行渗氮。例如，在下述条件下进行渗氮。

- 炉子容积：(350~450)mm×(550~650)mm；
- 炉温：550~620℃；
- 电源：220V、3相、10kW；
- 粒子定量：约20kg/炉，消耗量0.3~0.5kg/h；
- 送风量：100~120L/min；
- 送氨量：25~35L/min；
- 升温时间：620℃/min；
- 最大工件：50kg。

298. 压力渗氮

这一工艺方法适用于钢管或套筒内表面渗氮。根据需渗氮部位面积的大小，将一定量的液氨(0.5g/dm³)装入用焊料塞密封的小容器，再将小容器放入需渗氮的钢管或套筒中，两端焊接密封。加热时，小容器的焊料塞熔化，液氨挥发，充满钢管内，产生2940~3920kPa的压力。用此法可由最初几小时内得到比普通渗氮较快的速度，并能节约大量氨气。例如， $w(\text{碳})$ 0.24%的镍铬钼铝钢应用压力渗氮时，540℃、4h可得渗层深0.22mm，硬度达1040HV的渗层。

299. 包装渗氮

包装渗氮是将粒状渗氮剂与被渗工件同时装入箱中加热渗氮的工艺方法。渗氮剂由载体和供氮有机化合物组成。

载体常用的有蛭石、木炭粒和多孔陶瓷等。这些载体对供氮剂有高的吸附作用和渗氮时不参与化学反应的特点。

可用作供氮剂的有尿素、三聚氰酸 $(HCNO)_3$ 、碳酸胍 $[(NH_2)_2CNH]_2 \cdot H_2CO_3$ 、二聚氨基氰 $NHC(NH_2)NHCN$ 等。

使用时供氮剂溶入溶剂（例如尿素溶入水）后，喷洒在载体上并搅拌均匀，之后在 $100^\circ C$ 以下加热 $24 \sim 48h$ ，经干燥的渗氮剂与工件同时装入箱中即可进行渗氮处理。

这种渗氮方法适用于小批量、多品种工件的渗氮处理。

300. 盐浴渗氮

在盐浴中进行渗氮的热处理方法，称为盐浴渗氮。所用盐浴的典型成分为： $[w(NaCN) 96.5\% + w(Na_2CO_3) 2.5\% + w(NaCNO) 1.0\%]$ 钠盐混合物占 $w(\text{盐浴})$ 总量的 $60\% \sim 70\%$ ； $[w(KCN) 96\% + w(K_2CO_3) 1.6\% + w(KCNO) 2.4\%]$ 钾盐混合物占盐浴总量的 $40\% \sim 30\%$ 。处理温度 $500 \sim 570^\circ C$ 。氰盐氧化而成氰酸盐，后者分解产生活性氮原子。新盐浴配成后，先需在 $560 \sim 600^\circ C$ 温度区间进行 $12h$ 的时效氧化，使氰盐部分转化为氰酸盐，并使 $w(\text{氰酸盐})$ 维持在 $15\% \sim 30\%$ 之间，方可投入使用。

盐浴渗氮成本较高，尤其是盐浴毒性较大，应用并不广泛，一般使用于小型、渗层薄而耐磨的精密刀具及量具，如铣刀、铰刀、钻头、量规等。

301. 无毒盐浴渗氮

无毒盐浴的配方为： $w[(NH_2)_2CO] 46\% + w(Na_2CO_3) 40\% + w(KCl) 8\% + w(NaCl) 6\%$ 。适用于汽车紧固件、支承垫的零件的防蚀渗氮，工艺如图 5-27 所示；几种结构材料处理后渗氮层深度如表 5-42 所示。

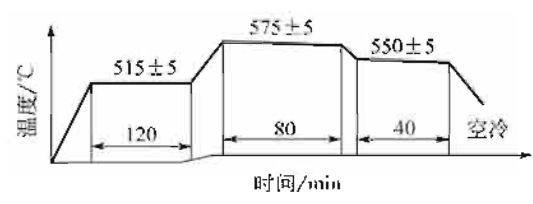


图 5-27 无毒盐浴渗氮工艺曲线

表 5-42 不同材料的渗氮层深度及性能

材 料	渗氮层深度/mm	白亮层深度/mm	ε 相脆性等级
40Cr	0.155	0.029	I ~ II
45	0.04~0.045	0.029	I ~ II
QT600-3	0.012~0.014		I ~ II
38CrMoAlA	0.28~0.30	0.03	I ~ II
20	0.045	0.034	I ~ II

20、35、45、40Cr 等钢的镀锌件水浸后在大气中放置，30 天后出现锈斑，50 天全部锈蚀。无毒盐浴渗氮后，相同实验条件下，120 天无锈斑，抗腐蚀效果显著。还指出，所用原盐无毒，中间产物有微量氰根，加入适量 K_2S 后，氰化物含量低于 $0.0003mg/L$ ，符合国家排放标准。

302. 压力盐浴渗氮

压力盐浴渗氮是将渗氮盐浴密封起来，并从底部通入氮气的渗氮工艺。氮的通入量以维持一定正压，并使氮的分解率在15%~30%为准。一般渗氮温度520~570℃，时间4~70h，大多为24h。由于熔盐中氮的扩散，新配盐浴无需进行时效处理，可直接在 $w(\text{氰盐})$ 30%~45%或 $w(\text{氰酸盐})$ 15%~20%的盐浴中进行渗氮。甚至在不含氰盐的盐浴[如 $w(\text{BaCl}_2)$ 31%、 $w(\text{CaCl}_2)$ 48%、 $w(\text{NaCl})$ 21%]中，也可通入氮进行渗氮，坩埚不加盖密封时，渗氮作用也不会停止，只是速度较慢。

303. 渗氮亚温淬火复合处理

通常钢制渗氮工件的热处理工艺流程是调质及渗氮；渗氮是其最终热处理。如在渗氮后再进行亚温淬火，则可使工件的心部得到进一步的强韧化。

例如，对30CrMnSi钢($A_{c1}=760^\circ\text{C}$ 、 $A_{c2}=845^\circ\text{C}$)调质后进行 $560^\circ\text{C}\times 24\text{h}$ 渗氮及随后 830°C 、 800°C 、 770°C 的亚温淬火。处理后的组织分析指出，渗氮时形成的 ϵ 及 γ' 相均在亚温加热时溶入奥氏体和铁素体中，同时使渗氮层加厚。与此同时，工件心部组织进一步细化并获得较优的强韧化性能。

304. 离子渗氮

在真空(133~1330Pa)室内，以工件为阴极，容器为阳极，通入400~1100V的高压电，可使真空内的氮电离，并在工件四周产生辉光放电。此时，氮离子向工件表面冲击，将工件加热并在表面富集FeN，分解后渗入。由于离子冲击的结果，工件表面层0.05mm内产生密度极高的位错(及点缺陷)，使扩散加速。渗氮过程在最初20h内比普通渗氮快约3倍。

离子渗氮时，渗剂可用纯氮、氨或二者的混合物。渗氮气氛中 N_2/H_2 可由9/1变化至1/9。为维持辉光放电并将工件保持在渗氮温度，电流密度应为 $0.5\sim 20\text{mA}/\text{cm}^2$ ，功率为 $0.2\times 5\text{W}$ ，渗氮温度与普通气体渗氮相同(520~570℃)。

离子渗氮时速度快。可通过改变温度及气氛组成(N_2/H_2)将白色脆性层(ϵ 、 $\epsilon+\gamma'$)控制在最小范围(0~0.0025mm)。可进行复杂形状或细小工件的渗氮。加热仅在表面层，工件变形极小。可用屏极或保护罩遮断不需渗氮部位，容易实现局部渗氮。不锈钢采用离子渗氮不需预先进行去钝处理。

目前，已有长达10m、直径3m、容积达 12m^3 的离子渗氮炉，可处理重达2000kg的工件。

305. 低温离子渗氮

低温离子渗氮是在450~500℃(甚至可降低至350℃)进行的离子渗氮工艺。与一般离子渗氮相比较，低温离子渗氮具有下述优点。

(1) 高的表面硬度

资料研究了离子渗氮温度对40Cr、35CrMo、42CrMo、40CrNiMoA、2Cr13和1Cr18Ni9Ti等

钢渗氮后表面硬度的影响。离子渗氮是在氨气气氛中，266~399Pa，350℃、400℃（12h）、450℃（8h）、500℃（6h）、500℃、600℃（4h）进行的，试验结果如图5-28所示。由图中曲线可知，合金结构钢在450~500℃（即低温）离子渗氮时获得了最高的表面硬度。从获得高的表面硬度的角度出发，对于低合金结构钢，以进行低温度离子渗氮为宜。

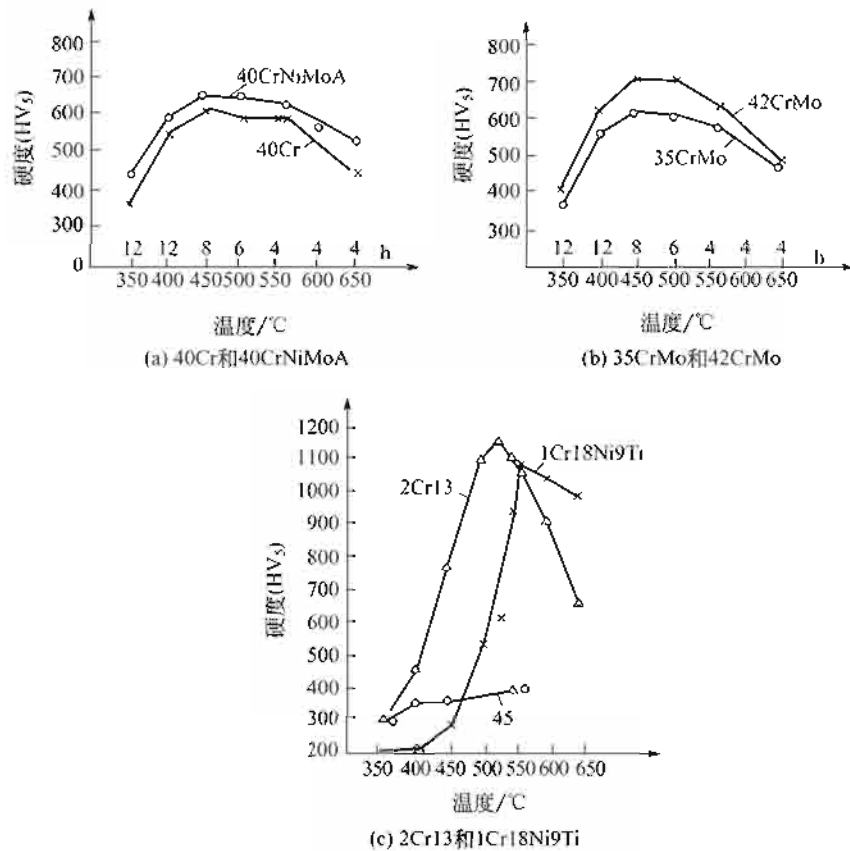


图 5-28 离子渗氮温度对不同钢的表面硬度的影响

(2) 工件变形较小

低温离子渗氮由于处理温度低，所以工件变形较小。例如，某厂出产的柴油机锻钢曲轴重10t、长3m，要求渗氮后变形小于0.30mm。如在530~550℃进行离子渗氮，则变形超差。将处理温度降至510~520℃（35h），渗氮后变形仅为0.12~0.17mm，保证了产品的精度要求。

采用低温离子渗氮，还可降低处理前工件的高温回火温度，使工件的心部保持较高的强度和硬度，有利于提高工件的使用性能。

306. 氨气预处理离子渗氮

离子渗氮时，将氨气经脱水预处理（过滤），可明显加速渗氮过程。如将脱水的氨气再加以热分解后使用，则效果更佳。

例如，对40Cr钢的调质齿轮进行了离子渗氮，工艺参数如下。

设备：50kW 钟罩式离子渗氮炉；

升温速度：200℃/h；

渗氮温度：550℃；

炉压：466Pa；

气源：经不同预处理的氨气，用量为 400mL/min。

氨气过滤是使用 $\phi 200\text{mm} \times 900\text{mm}$ 铁桶。内装变色硅胶。氨气热分解装置是将不锈钢螺旋管安放于 2kW 的电炉中而成；氨气通过其中即可干燥或分解。

离子渗氮结果如表 5-43 所示。由表中数据可见，与使用未经预处理的氨气渗氮相比较，氨气过滤 2 次使工艺周期缩短 1/3；过滤后的氨气再经热分解处理可使工艺周期缩短到前者的 1/3。

表 5-43 氨气预处理对离子渗氮速度的影响

氨气预处理方法	渗氮层深/mm	渗氮时间/h	硬度(HV _{0.2})
未经处理	0.30	18.0	715
用变色硅胶过滤一次	0.30	14.0	691
用变色硅胶过滤二次	0.30	12.5	681
用变色硅胶过滤二次+加热分解	0.30	6.0	693

由表中数值还可以看到，使用未经处理的氨气，离子渗氮后硬度略高，其原因是由于水分中的 O₂ 参与了渗氮的结果。

307. 快速深层离子渗氮

在渗氮层较薄时，离子渗氮以其渗速快、工艺周期短、工艺过程易于控制、节能，以及无环境污染等优点，而得到广泛应用。但是，当渗氮层深达到一定深度后，氮原子通过渗氮层向内层的扩散速度大为减慢，深层离子渗氮的应用受到了限制。

资料对 25Cr2MoVA 钢制石油钻机齿轮进行了快速深层离子渗氮的实验研究，并获得了成功，工艺方法如下。

钢材经调质处理，进行加工制造齿轮，精加工后经汽油清洗并装入 LD-150A 离子渗氮炉中，装炉总量约 500kg。装炉后对炉子抽真空，待真空度达到 67Pa 时，向炉内通入少量氨气，并通电对工件进行离子轰击，进一步清洁工件表面。闪弧结束后，适当提高炉内氨供应量和加热电流，使工件升温。在快速深层离子渗氮保温阶段的工艺参数为：温度为 520℃、电流 35A、电压 650V。经不同时间快速深层离子渗氮后的渗层深度、表面硬度如表 5-44 所示。为了进行对比，表中还列入了常规离子渗氮的所得数据。由表中数据可见，在深层渗氮条件下，快速深层离子渗氮的渗速为常规渗氮渗速的 1 倍以上。

表 5-44 快速深层离子渗氮后的渗层深度和硬度

零件名称	渗氮时间/h	硬度(HV)	渗层深度/mm
内齿圈	30	798	0.75~0.80
外齿圈	30	696	0.75~0.80
外齿圈	20	771	0.90~1.00
外齿圈	22	885	0.68
锥齿轮	27	635	0.80~0.85
锥齿轮 ^①	60	633	0.72

① 为常规离子渗氮。

308. 热循环离子渗氮

于离子渗氮过程中，在适当介质（例如氨气）压力配合下，调整炉子的工作参数，使工件在规定的 T_1 、 T_2 温度，分别停留 t_1 、 t_2 时间，并重复多次的离子渗氮工艺，称为循环离子渗氮，如图 5-29 所示。这种形式的工艺，能够强化离子渗氮过程。

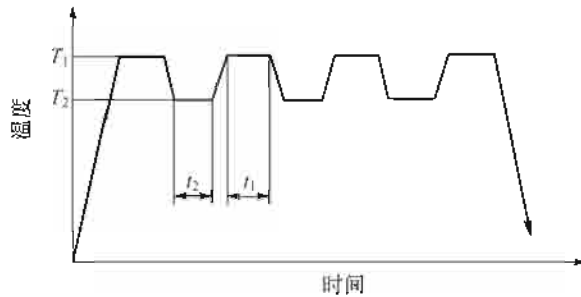


图 5-29 热循环离子渗氮过程示意图

例如，对 38CrMoAlA 钢制 $\phi 12\text{mm}$ 试件进行了热循环离子渗氮，介质为氨气， $T_1 = 540^\circ\text{C}$ 、 $T_2 = 490^\circ\text{C}$ ； $t_1 = 20\text{min}$ 、 $t_2 = 20\text{min}$ 。每一循环中，升温时间最短控制在 5~10min。经不同热循环处理，所得渗层深度、表面硬度如表 5-45 所示。

表 5-45 经不同次数热循环离子渗氮后的渗层深度及表面硬度

循环次数/次	工艺总时间/h	HV ₁₀	化合物层深/mm	渗氮总层深/ μm
2	2	934	~15	290
5	5	999	~15	450
8	8	988	~25	670
16	16	816	~29	770
16 ^①	20	911	~33	800

① 热循环离子渗氮后再于 520℃ 恒温渗氮 4h。

由表中数值所见，热循环离子渗氮速度较快，特别是在深层离子渗氮时尤为突出。

309. 离子束渗氮

离子束渗氮与离子渗氮都是在真空室进行的渗氮工艺，但需使用能够产生离子束的特殊设备。与离子渗氮相比较，离子束渗氮具有以下优点。

- ① 离子束渗氮是在压力低于离子渗氮 4 个数量级（约 $4 \times 10^{-1}\text{Pa}$ ）条件下进行，降低了 H_2 的分压，从而避免了氢气溶入钢中所引起的脆性。
- ② 克服了离子渗氮时放电不稳定现象，避免了工件尖角处的过热或过烧。
- ③ 离子束渗氮时能够对其束电压和电流分别控制，可更精确地对工艺参数进行调节。而在离子渗氮时电压和电流是相互依存的。

310. 真空渗氮

向真空炉中通入氨气，可对工件进行真空渗氮，其方式类似于脉冲式真空渗碳，即工件装入真空炉后开始抽气，当真空度达到设定值后，炉子通电升温，同时抽真空，以保持炉子

的真空度。炉温达到渗氮温度时，保温一段时间，其作用是净化工件表面和透烧。其后停止抽真空并向炉内通入渗氮气体，使炉压升高至一定值，保持一段时间，之后再抽真空并保持一段时间；再通入渗氮气体；如此，反复进行多次，直到渗氮层深达到要求为止。在此全过程中炉温保持不变。

例如，使用如图 5-30 所示装置，对 38CrMoAl、3Cr2W8V 钢制试件进行了真空渗氮。试件装炉后首先将炉子抽真空至 1.33Pa，升温至 530℃ 或 550℃ 渗氮温度，保温 30min，以净化试件表面和透烧。之后关闭真空泵并向炉子内通入氮气，压力达 0.4~0.6MPa，保持一段时间，再抽真空至 1.33Pa；此后交替进行“通氮-抽真空”，直至渗氮层深度达到要求，再炉冷至 300℃ 出炉。38CrMoAl 经不同的规程渗氮后渗层显微硬度的分布如图 5-31 所示，由图所见以下方面。

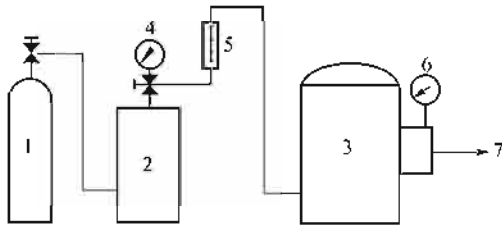


图 5-30 真空渗氮用装置示意图

1—液氮；2—干燥器；3—真空炉；4—氮压表；
5—流量计；6—真空表；7—接真空泵

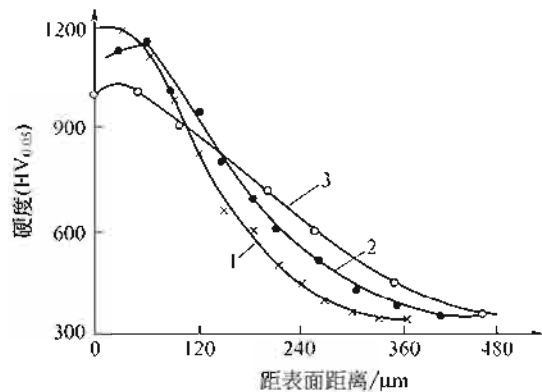


图 5-31 38CrMoAl 钢渗氮层中显微硬度的分布

1—真空渗氮（530℃×10h）；2—真空渗氮（555℃×10h）；3—普通渗氮（540℃×33h）

① 真空渗氮后表层具有较高的硬度。

② 真空渗氮（530℃ 或 555℃）10h 后，约与普通渗氮具有相近的渗层深度，即真空渗氮具有更快的渗氮速度。

311. 离子渗氮及淬火双重处理

离子渗氮后再进行高频淬火或盐浴淬火等双重处理，可增厚硬化层深度，提高承受重负荷能力以及工件的耐磨性。

例如，资料对离子渗氮后的 42CrMo 和 45 钢进行了高频淬火和盐浴淬火，并检测了硬化层深度和耐磨性，结果指出：

① 离子渗氮后的高频或盐浴淬火双重处理，提高了工件表面的硬度，达 64~67HRC，同时还提高了抗回火稳定性；

② 双重处理增厚了硬化层深度，硬化层之下是各该钢的淬火层，从而提高了工件的承受重负荷的能力；

③ 双重处理提高了工件的抗磨能力；

④ 由于氮降低了钢的临界点，双重淬火的温度下限以 750~780℃ 为优，这对于减小淬火变形是有益的。

312. 化学催化渗氮

用化学触媒或预先化学处理的方法催化渗氮过程，可缩短工艺周期，常用的有以下几种方法。

(1) 氯化铵催化（洁净）渗氮

将氯化铵混合以硅砂，装箱，置于炉罐底部。氯化铵用量按炉内容积 $0.6 \sim 1.0 \text{kg}$ 计算；与硅砂的重量比为 $1/200$ 。氯化铵分解出氯化氢与工件表面氧化层中的三氧化二铬、三氧化二铝化合而将后者去掉，使表面洁净并得到活化，加速渗氮过程。为改善渗层硬度梯度，还可加入 0.8kg/m^3 的二氧化钛。这一方法多应用于不锈钢的渗氮工艺。

(2) 四氯化碳催化渗氮

渗氮开始 $1 \sim 2 \text{h}$ 将四氯化碳蒸气与氨同时导入炉罐。四氯化碳分解出氯气，破坏工件表面的氧化膜，加速了渗氮过程；同时，还有甲烷生成，减少气氛中氢的百分比，使工件脱碳减小。

(3) 氧催化渗氮

在氨中加入少量氧可促使渗氮加速。例如，45CrV 钢在 520°C 渗氮时，如在 100L 氨气中加入 4L 氧，则 4h 渗氮所得到层深与普通渗氮 10h 所得的层深相同，即使速度提高了 2.5 倍。

(4) 表面磷化渗氮

表面磷化可破坏氧化膜，形成多孔的磷化膜，增快对氮原子的吸收。

还有一种化学催化渗氮方法是在氨进入渗氮罐之前通过苯胺、吡啶、喹啉等，将其带人一部分，消耗一部分氢（生成环乙胺等），增加气氛中活性氮原子量，使渗氮加速。

313. 稀土催化渗氮

气体渗氮时向渗剂中加入稀土元素，可强化渗氮过程。

例如，资料对 38CrMoAl 钢进行了常规及稀土催化气体渗氮，渗氮速度的对比如表 5-46 所示。由表中数据可见，当渗层深度为 0.4mm 时，稀土催化渗氮仅需 18h 可达到要求，而常规渗氮则需 40h ，每炉即可缩短工时 22h 。

表 5-46 渗氮速度的对比

渗氮工艺	渗层深度/mm	渗氮时间/h	渗层硬度(HV _{0.1})	脆性级别
常规两段式气体渗氮	0.40~0.42	40	900~1030	I
稀土催化渗氮	0.32~0.34	12	920~1040	0~I
稀土催化渗氮	0.37~0.38	15	920~1040	0~I
稀土催化渗氮	0.42~0.45	18	920~1040	0~I

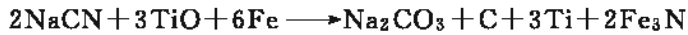
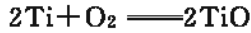
4Cr14Ni14W2Mo 及不锈钢采用稀土催化渗氮，可节约工时 60% 以上。

还用声发射技术测定了渗氮层的脆性。资料指出，催渗试样上出现第一条宏观裂纹时挠度 $\Delta c = 1.34 \text{mm}$ ，脆断前吸收的功 $W_c = 4.6 \text{J}$ 。而普通渗氮试样的 $\Delta c = 1.26 \text{mm}$ ， $W_c = 4.2 \text{J}$ ，

即稀土催化渗氮不仅渗速快，而且渗层的脆性也较小。

314. 钛催化渗氮

由含钛钢渗氮速度较快的事实引出了以钛为催化剂的快速渗氮方法，其催化反应为：



钛被氧化后又立即被还原，还原后又被氧化，起反复催化作用，并使渗层表面产生 Fe_3N ，不含脆性 Fe_2N 。

钛催化渗氮工艺有下列几种。

(1) 镀钛渗氮

工件先在含钛离子的电镀液中镀钛，然后镀锌覆盖，最后置于渗氮盐浴中， 600°C 保温 $1\sim 2\text{h}$ ，便可获得 $0.2\sim 0.5\text{mm}$ 渗层，硬度达 1000HV 。为取得显著效果，盐浴中尚需含有一定数量的钛 (100×10^{-6})。

(2) 活性钛催化渗氮

将电解钛（或蒸发钛）或铅直接加入渗氮盐浴或气体渗氮罐中，在 $600\sim 680^\circ\text{C}$ 下渗氮可得到同样催化效果。例如，在成分为 $w(\text{NaCN})80\%$ 、 $w(\text{KCl})10\%$ 和 $w(\text{Na}_2\text{CO}_3)10\%$ 的盐浴中加入 $w(\text{钛})0.005\%$ （或铅），于 680°C 渗氮 3h ，则可获得 0.3mm 渗层，表面硬度 1084HV 。

(3) 渗钛渗氮

工件先在钛粉或钛铁粉中（加入 NH_4Cl ）固体渗钛，或将钛与氧化铝混在 HCl 或 H_2 中进行渗钛，以后再行渗氮。

(4) 涂钛渗氮

在工件表面先涂覆一层金属钛（或铅、钨、铬）的氢化物与盐酸（甲醇或碳酸铵）的悬浮液，然后渗氮。 10h 可得硬度为 $850\sim 900\text{HV}$ 的渗层。

此外，用含有钛坩埚进行盐浴渗氮，也可得到催化效果。

315. 电解气相催化渗氮

渗氮时使氨气在进入渗氮炉前，先经过如图 5-32 所示的电解槽，将电解液中所含的离子状态的催化元素（ Cl 、 F 、 H 、 O 、 H_2O 、 C 、 Ti 等）带入渗氮炉中，通过净化工件表面（破坏钝化膜）、促进氨的分解或氮原子的渗入，或者阻碍高价氮化物转变为低价氮化物（ MoN 转变为 Mo_2N ）而保证工件表面高硬度等途径，达到加速渗氮过程的目的。

对 38CrMoAl 、 40Cr 、 42CrMo 、 35CrMo 等钢制零件，可应用如下成分的电解液。

(1) 含钛电解液

海绵钛	40g 溶于 300mL 浓盐酸中
氯化钠	150g
氯化铵	250g（先加入 150g，其余 100g 分三次加入）
氟化钠	50g

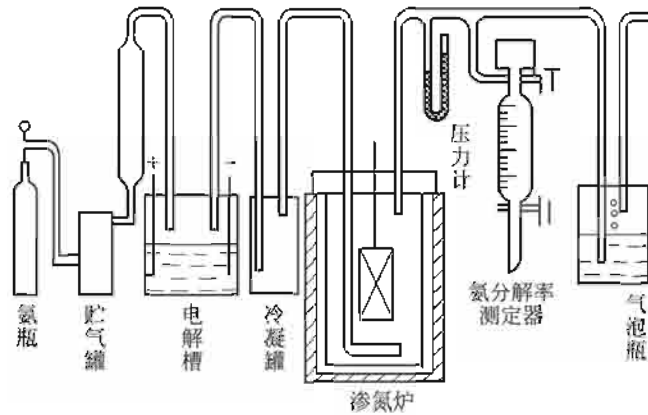


图 5-32 电解气相催化渗氮装置示意图

甘油 800mL

蒸馏水 800mL

溶液配好后加入氢氧化钠，将 pH 值调至 10。

(2) 不含钛的电解液

氯化钠 150g

氯化铵 250g (先加入 150g, 其余 100g 分三次加入)

氟化钠 50g

四氯化碳 20mL

甘油 800mL

蒸馏水 600mL

电解槽为 5L 方玻璃缸加盖，阳极为 $\phi 20\text{mm}$ 石墨棒 6 根，阴极为 0.01mm^2 的不锈钢板。电流 7~12A，槽温为 (或低于) 80°C 。

对于低碳钢，考虑到应达到一般低温碳氮共渗要求 (并避免脱碳)，电解槽中需含有能挥发的含碳渗剂，因而采用了以下两种电解液。

一种配方是：

乙醇 120mL

三氯化钛水溶液 [$w(\text{TiCl}_3)15\%$] 30mL

甘油 100mL

四氯化碳 10mL

并加入氢氧化钠水溶液，将 pH 值调到 12。

另一种配方是：

偏钛酸 30g (溶于氢氟酸 50mL 中)

酒石酸 30g

柠檬酸 30g

三乙醇胺 50mL

甘油 50mL

四氯化碳 5mL

电解工艺与 38CrMoAl 等钢所用规程相同。

对于不锈钢的电解催化，除了采用 38CrMoAl 等钢所用的含钛及不含钛的两种电解液以外，还试验了氯化钠-甘油溶液（氯化钠 2500g，溶于蒸馏水 4000mL，甘油 3000mL）。

应用电解液气相催化渗氮时的渗氮工艺，可采用等温法、二段法或三段法等，均有不同程度加速渗氮过程的作用。

316. 高频加热气体渗氮

用高频电流加热工件，可使气体渗氮过程大为加速。这是因为，在工件周围介质温度较高，氨气分解主要在工件表面邻近进行，使有效活性氮原子数大为提高。此外，高频交变电流产生的磁致伸缩所引起的应力，能促进氮在钢中的扩散，也使渗氮过程加速。

与普通加热方法相比，500~550℃用高频电流加热，能促使开始阶段（3~5h）的渗氮过程增快 2~3 倍。

317. 磁场中渗氮

在磁场中进行气体渗氮的工艺称为磁场中渗氮。磁场中可以强化渗氮过程，缩短工艺周期 2~3 倍，并可消除渗层中化合物区的脆性，显著提高渗氮层的耐磨性、抗擦伤性和疲劳极限。

318. 激光渗氮

有两种形式的激光渗氮，其一，在渗氮介质作用下激光渗氮；另一是经激光预处理后再渗氮的综合处理工艺。

激光渗氮是将尿素 $[\text{CO}(\text{NO}_2)_2]$ 涂于工件表面，之后在一定功率密度激光束辐照下进行渗氮。资料指出，要使 11X12H2B2 ϕ (11Cr12Ni2W2V) 钢渗氮时获得最高的表面硬度与最大的渗层深度，则尿素用量应达 $600\text{g}/\text{m}^2$ ，连续激光功率大于 2.5kW。

319. 激光预处理及渗氮

所用含钛低碳低合金钢先进行激光辐照 2.5s（功率密度 $5.85\text{W}/\text{cm}^2$ ），再进行 60h 等离子渗氮。资料指出， $w(\text{Ti})0.2\%$ 合金钢经激光预处理渗氮后，表面硬度由 $600\text{HV}_{0.3}$ 提高到 $700\text{HV}_{0.3}$ ，渗层增厚 1 倍以上。 $w(\text{Ti})0.9\%$ 合金钢硬度则由 $645\text{HV}_{0.3}$ 提高到 $790\text{HV}_{0.3}$ ，渗层亦增厚近 1 倍。由此可知，激光预处理的作用是为了充分发挥渗氮钢的潜力，以期获得更高的渗层硬度和较深的渗层深度。

320. 碳氮共渗

使钢制工件表面同时渗入碳及氮的工艺称为碳氮共渗，其目的是在保持心部高韧性的条件下，获得高硬度的表面层，以提高耐磨性及疲劳抗力。

碳氮共渗工件的组织 and 性能主要取决于共渗温度。按照温度的不同，可分为高温

(900~950℃)、中温(750~900℃)及低温(500~700℃)碳氮共渗三种。每一种温度的共渗均可在气体、液体或固体介质中进行。高温碳氮共渗时,表层含氮极少,而碳较多,渗层组织及性能与渗碳相近,因此在生产中多为渗碳代替。

渗碳用钢基本上皆可用于制造碳氮共渗零件。但是,由于碳氮共渗零件的渗层较薄,为了提高心部强度,因而多选用含碳较多的钢, $w(C)$ 可达0.5%;对于要求表面高硬度、高耐磨性的零件,常采用40Cr、40CrMo、40CrNiMo、40CrMnMo等中碳合金结构钢。

321. 高温分段气体碳氮共渗

当共渗层深度要求较厚时(大于1mm),为了防止渗层中碳、氮含量过高并缩短工艺周期,可采用分段共渗,工艺曲线如图5-33所示,为变更共渗温度的分段气体碳氮共渗,工艺过程分为两个阶段,两个阶段所用介质质量基本相同。第一阶段所用共渗温度为900~950℃。由于温度较高,此时主要是渗碳。扩散速度较快,可缩短为获得一定层深所需要的时间。第二阶段共渗温度为820~860℃;由于温度低,表层氮含量增加并继续向内层扩散。

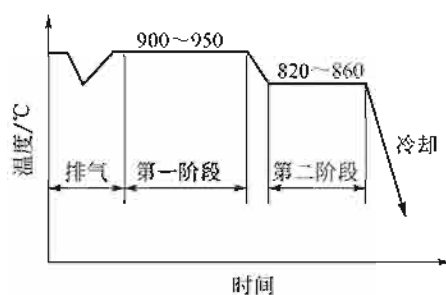


图 5-33 变更共渗温度的高温分段气体碳氮共渗工艺示意图

322. 高温厚层气体碳氮共渗

碳氮共渗时由于形成了含氮的表面层,耐磨性比渗碳高,工件变形较小是这一工艺的优点。但是,渗层较薄(一般为0.5mm左右),难以适应于重负荷齿轮等工件,而且容易生成脆性 ϵ 相及渗层中残余奥氏体数量较多等。

为了避免上述缺点,可将共渗时的渗碳、渗氮分段进行;其中渗碳过程又分为渗碳及扩散两个阶段。

例如,推土机减速箱主动小齿轮高温厚层气体碳氮共渗工艺为:共渗在渗碳炉中用露点为 $-11\sim-13^{\circ}\text{C}$ 的吸热式气氛与 Ψ (丙烷)0.25%,于 930°C 下渗碳10~12h,扩散5~8h,之后降温到 850°C 。然后在 -2°C 露点的吸热式气中通以 NH_3 2%,保持0.5~1.5h并油淬。最后在 180°C 回火3h。用此法可得到齿部节圆上2.2mm深的渗层,表面硬度为810HV。

323. 高频加热气体碳氮共渗

用高频电流在碳氮共渗气氛中加热工件表层,可有效地缩短工艺周期并得到极高的表面

硬度。例如，将丙烷或丁烷液化气与氨混合后导入加热容器，于 900~1000℃ 下处理 1~5min，便可得到 0.3~0.5mm 渗层，表面硬度可达 900~1000HV。

324. 高频加热膏剂碳氮共渗

膏剂碳氮共渗可应用高频加热的方式进行。曾用 $KFe(CN)_6$ 、木炭粉、 $BaCO_3$ 混合物，并以水玻璃拌和的膏剂进行高频加热膏剂碳氮共渗。

膏剂在工件表面的涂层厚度约为 0.5mm。工件表面温度达 1150℃ 后，再保温 15~20s，可得层深 0.08~0.16mm 的渗层，渗层显微硬度 800~1000HV。

325. 石墨粒子流态炉高温碳氮共渗

向石墨粒子流态炉（以下简称流态炉）中通入空气、氨气以及少量催化剂产生的气氛，可进行高温碳氮共渗，而无需产生渗入气氛的设备，能够节约能源。

例如，应用石家庄市某厂生产的 TH-02-8 型流态炉进行了 20CrMnTi 和 20Cr 钢的高温碳氮共渗，参数如下。

共渗温度：900℃、920℃；

石墨粒度：0.150~0.100mm（120~140目）；

空气流量：10L/min；

氨气流量：20L/min；

催化剂：碳酸钠和氯化铵并装于分解器中。

共渗后工件出炉油淬。

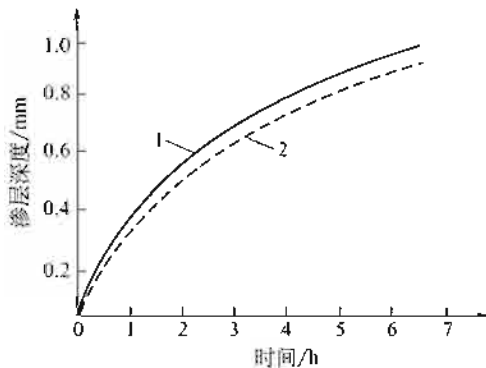


图 5-34 920℃ 共渗时渗层深度与共渗时间的关系
1—20CrMnTi 钢，2—20Cr 钢

处理后所得共渗层深度与共渗时间的关系、共渗层中碳与氮的分布以及硬度的分布，分别如图 5-34~图 5-36 所示。

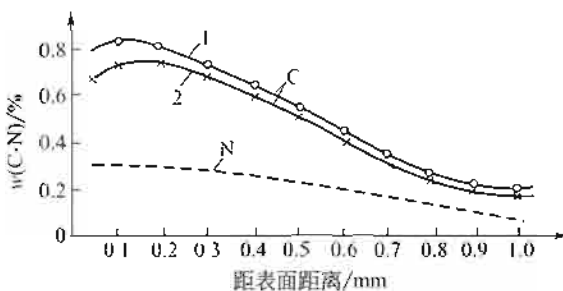


图 5-35 20CrMnTi 钢渗层中 C、N 分布曲线
1—920℃×4h 渗碳；2—920℃×4h 碳氮共渗

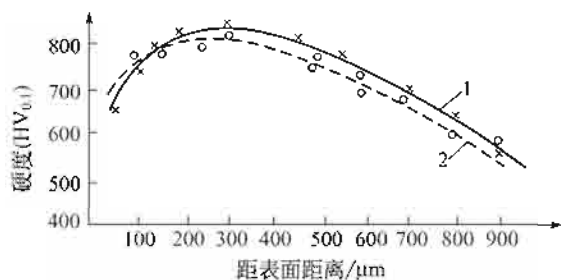


图 5-36 渗层中的硬度分布曲线
1—20CrMnTi 钢，920℃×4h 碳氮共渗、淬火、180℃×2h 回火；2—20CrMnTi 钢，920℃×4h 渗碳、淬火、180℃×2h 回火

由于沸腾的石墨粒子的冲刷作用，净化了工件表面，使共渗速度快于井式炉，而且工件的耐磨性、抗弯强度、塑性和接触疲劳极限均比渗碳后的高。

326. 中温碳氮共渗

通常的碳氮共渗，大都指中温（750~900℃）碳氮共渗，可在较短时间内得到与渗碳相近的渗层深度，并可进行直接淬火。适用于较大负荷的齿轮、轴类以及要求耐磨及抗疲劳的薄、小工件。

最常用的共渗温度为 820~880℃（低碳钢及低合金钢为 840~860℃）。温度过高，工件变形较严重。温度过低，则渗速减慢，在渗层表面易形成脆性的高氮化合物，心部淬火硬度也较低。

中温碳氮共渗后的热处理有以下几种方案，见图 5-37。

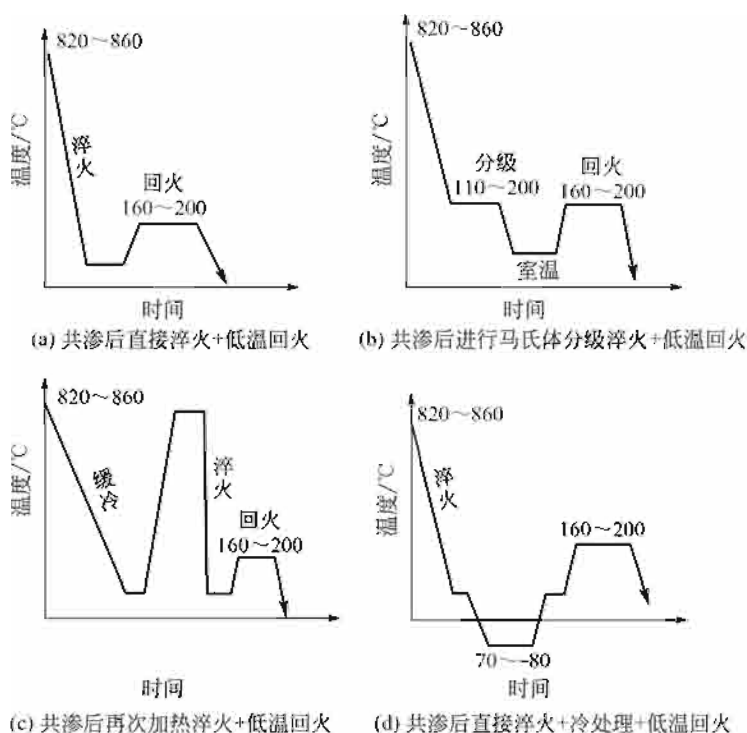


图 5-37 工件碳氮共渗后的热处理方法

(1) 共渗后直接淬火 [图 5-37(a)]

从共渗温度（820~860℃）直接淬火，然后低温（160~200℃）回火 2~3h，应用普遍。对中、低碳钢及低合金钢均可获得满意的表面及心部组织。

(2) 共渗后进行马氏体分级淬火 [图 5-37(b)]

从共渗温度（820~860℃）进行马氏体分级淬火（110~200℃、1~15min），空冷后低温回火。适用于尺寸精度要求严格的小型合金钢件。

(3) 共渗后再次加热淬火 [图 5-37(c)]

工件共渗后空冷或在冷却井中冷却，之后重新加热淬火、低温回火。适用于共渗后需机械加工或不宜直接淬火的工件。淬火加热需在保护气氛或脱碳良好的盐浴中进行，对于软花键齿轮等局部硬化工件，也可采用高频感应加热淬火。

(4) 共渗后直接淬火、冷处理 [图 5-37(d)]

工件从共渗温度直接淬火、冷处理及低温回火。适用于含铬、镍较多的合金钢（如

12CrNi3A、20Cr2Ni4A、18Cr2Ni4WA), 以减少表层残余奥氏体并使硬度达到所要求的数值。

327. 通气式中温气体碳氮共渗

共渗所用介质由载流气(吸热式、放热-吸热式可控气氛)、富碳气(天然气、甲烷、乙烷、焦炉煤气、城市煤气、液化石油气等)及干燥氮三部分组成。可在井式炉、密封箱式炉或连续炉中进行。要求炉温分布均匀, 气流循环及炉子密封良好。气氛的碳势可用露点法、红外线法或氧势法控制。氮势则需根据试验结果, 严格控制氮的通入量来加以控制。

表 5-47 为一些零件的技术要求。表 5-48 为相应的零件在 RQ3-60-9 井式炉中的通气式气体碳氮共渗的工艺规范。

表 5-47 共渗零件的技术性能要求

钢 材	零 件 名 称	层深/mm	硬 度(HRC)
Y12	变扭器阀	0.4~0.6	58~63
20	滚轮	0.4~0.6	58~63
20Cr	传动套	0.25~0.4	58~63
20CrMnTi	太阳齿轮	0.3~0.5	58~63
40Cr	摇臂	0.4~0.6	58~63

表 5-48 在井式炉中通气式气体碳氮共渗工艺规范

零件名称	氨气 /(m ³ /h)	液化气 /(m ³ /h)	保护气/(m ³ /h) ^①		共渗温度 /℃	淬火介质	共渗时间的计算	
			装炉后 20min 内	装炉后 20min 后			X = kt ^{1/2} ^②	
15Cr、20Cr、40Cr、 16Mn、20CrMnTi	0.05	0.1	5.0	0.5	上区 8701	油	材料 k 值	
Y12、08、20、35	0.05	0.15	5.0	0.5	下区 860	碱水	20	0.28
							20Cr	0.30
							20CrMnTi	0.32
							40Cr	0.37

① 保护气氛成分为: $w(\text{CO})26\% + w(\text{H}_2)16\% \sim 18\% + w(\text{CH}_4)4\% \sim 8\% + w(\text{O}_2) \leq 1\% + w(\text{CO}_2) \leq 1\% + w(\text{C}_x\text{H}_y) 0.6\% + w(\text{N}_2)$ 余量。

② 共渗时间的计算: 式中 X 为共渗层深, mm; t 为共渗时间 h。

328. 滴注通气式中温气体碳氮共渗

以煤油、苯、甲苯、二甲苯等液体碳氢化物为渗碳气源, 通过滴量计直接入炉。氮作为渗氮气源经由氨瓶、减压阀、干燥器和流量计输入炉中; 不同炉中介质的用量如表 5-49 所示。

例如, 用 40Cr 钢制造的汽车变速箱轴和齿轮, 技术性能要求为共渗层深度 0.25~0.4mm, 表面组织为针状马氏体及少量残余奥氏体。这些零件在 RQ3-60 井式炉中的滴注通气式碳氮共渗工艺曲线, 如图 5-38 所示。共渗的保温时间为 2~3h。共渗后可直接淬火或进行马氏体分级淬火。低温回火后表面硬度 60~63HRC、心部 50~53HRC。表层(0.1mm 内) $w(\text{C})$ 和 $w(\text{N})$ 分别为 0.8% 和 0.3%~0.4%。

表 5-49 共渗介质的加入量

设 备	温度/℃	煤油/(滴/min)	氨气/(m ³ /h)	备 注
RQ3-105	820	160	0.35	哈尔滨某厂
RQ3-75	820	180	0.15	哈尔滨轴承厂
RQ3-75	850	80	0.15	北京齿轮厂
RQ3-75	840	100	0.25	北京汽车厂
RQ3-60	840	100	0.15	南京汽车厂
RQ3-60	850	90	0.17	北京内燃机总厂
RQ3-35	840	68	0.17	天津自行车厂
RQ3-35	850	60	0.10	北京内燃机总厂
RQ3-25	840	55	0.08	北京汽车厂

注：煤油滴量 15~18 滴 1mL。

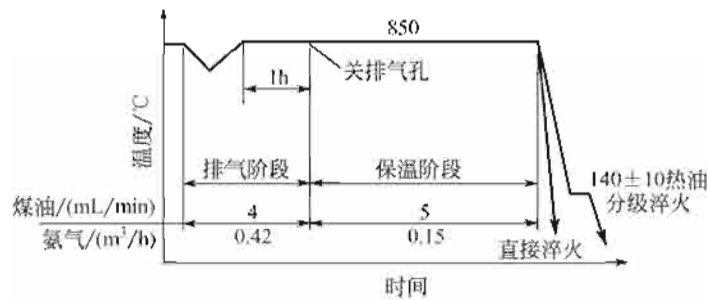


图 5-38 40Cr 钢制汽车齿轮碳氮共渗工艺曲线

329. 滴注式中温气体碳氮共渗

向炉中滴注兼含碳及氮的有机液体，也可进行碳氮共渗。常用的介质有：三乙醇胺；三乙醇胺及尿素；三乙醇胺、尿素及甲醇；三乙醇胺及乙醇；醋酸乙酯、甲醇及吡啶等。在装炉后的升温期及共渗前期，可滴入甲醇或煤油进行排气，比较便宜。

三乙醇胺为活性较强的共渗介质，在 500℃ 以上分解：



分解产物中的 CH₄ 及 HCN 进一步分解，析出活性 C、N 原子，渗入工件表面。钢制工件在 850~870℃ 用三乙醇胺共渗，1~2h 即可得到 0.3~0.4mm 层深，表面最高 w(C)0.90%~1.05% 及 w(N)0.30%~0.40%。在 820~880℃ 共渗时，三乙醇胺用量、共渗时间、渗层深度之间的关系如表 5-50 所示。

表 5-50 在 RQ3-75 炉中 820~880℃ 共渗时三乙醇胺的用量

渗 层 深 度/mm	保 温 时 间/h	三乙醇胺用量/(滴/min)	
		升 温 阶 段	保 温 阶 段
>1.2	>8	60~80	120~140
0.8~1.2	5~8	60~80	120~140
0.5~0.8	3~5	60~80	120~140
<0.5	<3	60~80	120~140

应用实例：用 20CrMnTi 钢制轿车后桥被动螺旋伞齿轮用三乙醇胺在 RQ3-60 井式炉中进行滴注式气体碳氮共渗的工艺曲线如图 5-39 所示。齿轮渗层深度要求为 1.0~1.4mm，表面硬度 58~64HRC，心部 33~48HRC。共渗后缓冷，再进行加热淬火及低温回火。

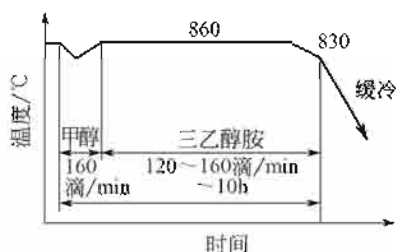


图 5-39 后桥被动伞齿轮滴注式碳氮共渗工艺曲线

往三乙醇中加入 $w(\text{尿素})20\%$ ，可提高渗层中的含氮量。由于黏性较大，这种渗剂应加热到 $70\sim 100^\circ\text{C}$ 后方可滴入炉中。

滴注三乙醇胺时，应采取措施，避免其在 500°C 以下（特别是在 $300\sim 400^\circ\text{C}$ 温度区段）发生分解。

330. 分阶段式中温气体碳氮共渗

工艺曲线如图 5-40 所示，是变更介质用量的分段气体碳氮共渗。整个工艺过程所用温度为 $820\sim 860^\circ\text{C}$ ，而介质用量不同。第一阶段介质用量较多，表面碳氮含量高，扩散较快。第二阶段介质用量较少，可降低表面含量，使碳、氮沿渗层平缓降低。

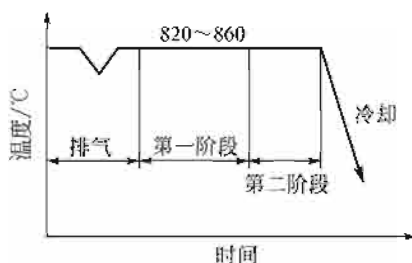


图 5-40 变更介质用量的分段气体碳氮共渗工艺示意图

331. 高含量（浓度）中温气体碳氮共渗

在碳氮共渗过程中，采用较大的渗剂量（主要是渗碳剂用量），可得到表面为 $w(\text{C})2\%\sim 3\%$ 、 $w(\text{N})0.3\%\sim 0.4\%$ 的高含量共渗层，比普通碳氮共渗具有更高的耐磨性及疲劳抗力。层深由共渗温度及保温时间而定。对于高负荷工件层深可取 $0.7\sim 0.8\text{mm}$ ，对低负荷工件可取 $0.4\sim 0.6\text{mm}$ 。

18CrNiWA、20Cr2Ni4A 钢制齿轮高含量（浓度）气体碳氮工艺曲线如图 5-41 所示。齿轮在 820°C 共渗 8h 直接油中淬火，然后在 160°C 回火 3h。处理后表面硬度大于 58HRC。共渗介质为煤油及干燥氨。在 105kW 井式炉中，升温时，煤油供量为 $2.5\sim 3.0\text{mL}/\text{min}$ ，保温时为 $11\sim 12\text{mL}/\text{min}$ ；氨的供给量为升温时 $1\text{m}^3/\text{h}$ ，保温时 $0.4\text{m}^3/\text{h}$ （升温时间为 1.5h）。共渗层外表面有 $0.03\sim 0.06\text{mm}$ 深的碳氮化合物层，次层为化合物、马氏体及残余奥氏体。渗层中残余奥氏体较多，在距表面 0.1mm 处可达 $50\%\sim 70\%$ 以上，之后逐渐减少至 $0.5\sim 0.6\text{mm}$ 处，基本消失。

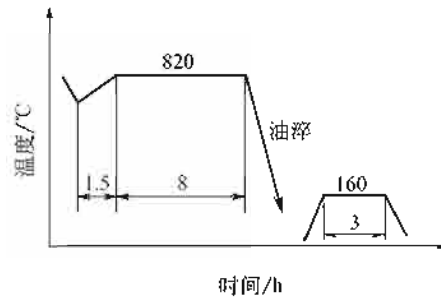


图 5-41 高含量（浓度）中温气体碳氮共渗工艺曲线

332. 真空中温碳氮共渗

向真空炉内通入含有碳、氮原子的介质，可实现真空碳氮共渗。共渗方式可为一段式、脉冲式、摆动式；除介质不同外，工艺过程近似真空渗碳（见本书：267. 一段式真空渗碳、268. 脉冲式真空渗碳、269. 摆动式真空渗碳）。

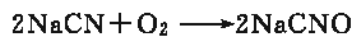
共渗温度 $780\sim 1040^{\circ}\text{C}$ 。为了减小工件变形及实现共渗后直接淬火，常使用的中温共渗温度为 $780\sim 860^{\circ}\text{C}$ 。

共渗介质可采用氨和丙烷或氨和甲烷的混合气。气体的比例：当使用甲烷与氨作为共渗介质时，其比为甲烷：氨 = 1：1；而丙烷：氨则为 $0.25\sim 0.5$ ：1；气体介质的压力为 $(13\sim 33)\times 10^3\text{Pa}$ 。

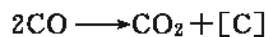
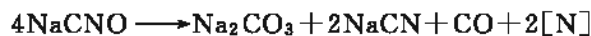
由于真空的净化作用，活化了工件表面；与常规气体碳氮共渗相比较，真空碳氮共渗的渗速快，共渗层的质量优良。

333. 中温液体碳氮共渗(盐浴氰化)

中温液体碳氮共渗所用盐浴由氰盐 $[\text{NaCN}$ 、 KCN 或 $\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6]$ 及中性盐 (NaCl 、 KCl 、 BaCl_2 、 Na_2CO_3) 组成。盐浴中的氰化钠与空气中的氧作用，产生氰酸钠：



氰酸钠在高温下分解或再次氧化：



反应所生成的活性碳、氮原子渗入工件表面。中性盐则起调节熔点和流动性的作用。为了保证共渗过程的顺利进行，盐浴中的氰化钠应保持一定比例 [例如， $w(\text{氰化钠})$ 不小于 15%]。碳酸钠在盐浴中大量聚集时，会形成多量的二氧化碳，从而减缓共渗过程。

典型的盐浴成分为： $w(\text{NaCN})30\%$ 、 $w(\text{Na}_2\text{CO}_3)15\%$ 、 $w(\text{NaCl})55\%$ 。用此介质时，共渗温度、保温时间与共渗层深度之间的关系如表 5-51 及表 5-52 所示。表 5-52 中数值为共渗温度 $820\sim 840^{\circ}\text{C}$ 时所测得。渗层中最高含 $w(\text{C})0.7\%\sim 0.8\%$ 、 $w(\text{N})0.25\%\sim 0.50\%$ 。

结构钢常用的中温碳氮共渗盐浴成分及共渗工艺参数如表 5-53 所示。

表 5-51 盐浴碳氮共渗的共渗温度、共渗时间对 15 钢渗层深度的影响

共渗温度/℃	保温时间/min			
	20	60	120	180
	渗层深度/mm			
810	0.10	0.20	0.30	0.36
830	0.14	0.24	0.34	0.38
850	0.18	0.30	0.38	0.42
870	0.20	0.32	0.40	0.48

表 5-52 盐浴碳氮共渗时保温时间对不同钢渗层深度的影响

钢 材	保温时间/h					
	1	2	3	4	5	6
	渗层深度/mm					
20	0.34~0.30	0.43~0.45	0.53~0.55	0.62~0.64	0.63~0.64	0.73~0.75
45	0.32~0.34	0.35~0.37	0.40~0.42	0.52~0.54	0.55~0.57	0.68~0.70
20Cr	0.38~0.40	0.53~0.55	0.62~0.64	0.73~0.75	0.80~0.82	0.82~0.84
45Cr	0.28~0.30	0.35~0.37	0.48~0.50	0.58~0.60	0.65~0.67	0.68~0.70
12CrNi3A	0.34~0.36	0.46~0.48	0.52~0.54	0.58~0.60	0.65~0.67	0.73~0.75

表 5-53 碳氮共渗盐浴成分及共渗工艺参数

盐浴成分 w/%	共渗温度 /℃	保温时间 /h	渗层深度 /mm	备 注
NaCN50、NaCl50 (NaCN20~50、NaCl25~50、Na ₂ CO ₃ 25~50) ^①	840	0.5	0.15~0.20	共渗后从盐浴中取出直接淬火,然后在 180~200℃回火
	840	1.0	0.30~0.25	
	870	0.5	0.20~0.25	
	870	1.0	0.25~0.35	
NaCN10、 NaCl40、 BaCl ₂ 50 (NaCN8~12、NaCl30~55、BaCl ₂ 32~48) ^②	840	1.0~1.5	0.25~0.30	工件共渗后在空气中冷却,然后在盐中或炉中再加热淬火,并在 180~200℃回火。渗层中 w(N)为 0.2%~0.3%,w(C)为 0.8%~1.2%,表面硬度 58~64HRC
	900	1.0	0.30~0.50	
	900	2.0	0.7~0.8	
	900	4.0	1.0~1.2	
NaCN8、NaCl10、BaCl ₂ 82 (NaCN 3~8、≥BaCl ₂ 30、≥NaCl30、≥BaCO ₃ 40)	900	0.5	0.20~0.25	同上,浴面用石墨覆盖,以避免氰化盐浴热量和碳的损耗
	900	1.5	0.50~0.80	
	950	2.0	0.80~1.10	
	950	3.0	1.00~1.20	
	950	5.5	1.40~1.60	

① 括号内的数值是盐浴的工作成分。

② 操作过程中盐浴的活性下降。应周期性地添加 NaCN[w(NaCN90%~95%)] 使盐浴活性再生,通常用 NaCN/BaCl₂ 为 1/4。

由表中数值可见,由于盐浴中氰化钠较多,毒性大,有逐渐被气体碳氮共渗取代的趋势。

334. 无毒盐浴碳氮共渗

无毒盐浴碳氮共渗所用盐浴由 Na₂CO₃、NaCl、NH₄Cl、SiC 等组成,在此盐浴中于 850℃共渗,工件表面 w(N) 仅能增加到 0.08%~0.15%。共渗层深度当保温时间为 15~30min 时为 0.10~0.25mm,1.0~1.5h 后为 0.70~0.85mm。

应用这种盐浴时,操作比较复杂,例如,添加 NH₄Cl 时汽化比较激烈,共渗层的深度不太均匀等。

335. 高频加热盐浴碳氮共渗

在 $K_4Fe(CN)_6$ 和 NaCl 混合盐浴中用高频电流加热方法进行 4Cr13 钢环形工件及 40 钢小齿轮的碳氮共渗。840℃ 高频加热 25s, 可使 40 钢小齿轮得到 0.023mm 厚的共渗层; 860℃ 加热 70s 可得 0.04~0.07mm 的渗层。直接淬火后齿轮心部硬度为 50~52HRC, 齿面硬度为 59~62HRC (由维氏硬度换算而得)。

336. 高频加热液体碳氮共渗

在甲醇、乙醇、氨水混合液中, 用高频电流将工件加热到 800℃, 保持 20min 可得深为 0.22mm 的共渗层。1050~1100℃ 下高频加热 20min, 可得深为 0.6mm 的共渗层。淬火后表面最高硬度 780HV。

337. 双浴液体碳氮共渗

双浴液体碳氮共渗是盐浴分段碳氮共渗的一种工艺。过程是先将工件在 800~950℃ 的盐浴中进行渗碳或碳氮共渗, 然后立即转入 700~760℃ 的氰盐浴 [$w(NaCN)$ 不大于 10%] 中保持 3~10min, 以后在油中淬火。经此处理后工件表面硬度为 800HV, 渗层深度可达 0.35~0.65mm。

338. 中温固体碳氮共渗

固体碳氮共渗是在固体介质中进行的碳氮共渗工艺。所用典型渗剂的成分为: w (木炭) 40%~60%、 w (骨炭) 或 w (草炭) 20%~40% 及 w (黄血盐) 20%~25%。工艺过程与固体装箱渗碳工艺相似, 是较原始的方法, 所得渗层较薄且不易控制, 生产中已很少采用。

339. 中温膏剂碳氮共渗

将含有 C、N 元素的渗剂涂敷于工件表面进行膏剂碳氮共渗, 具有共渗速度快、硬度和耐磨性高, 以及不需要特殊专用设备等优点。适用于单件、小批量生产, 以及特殊工件等的共渗处理。

例如, 对 20、20Cr、40Cr、45 钢等进行了膏剂碳氮共渗。所用膏剂由共渗剂和保护剂组成。其中共渗剂的成分为 w (黄血盐) 50%、 w (木炭) 50%; 黏结剂为缩醛胶和工业酒精。保护剂为石英粉, 黏结剂为密度 1.28~1.30 的水玻璃。

共渗前将工件浸入调制好的共渗剂中, 或均匀涂刷一层, 层厚约 2~3mm, 晾干或在 100℃ 左右烘干。之后再在其外涂覆保护剂, 方法是带有共渗剂的工件浸入到调制好的保护剂中, 若厚度不够可反复涂浸, 然后晾干或在 50℃ 左右烘干。涂覆膏剂完毕的工件就可入炉进行共渗处理。共渗后打碎涂料直接淬火, 或再加热淬火。

图 5-42 为不同温度共渗时, 保温时间与渗层之间的关系。由图可见 (例如, 对于 40Cr),

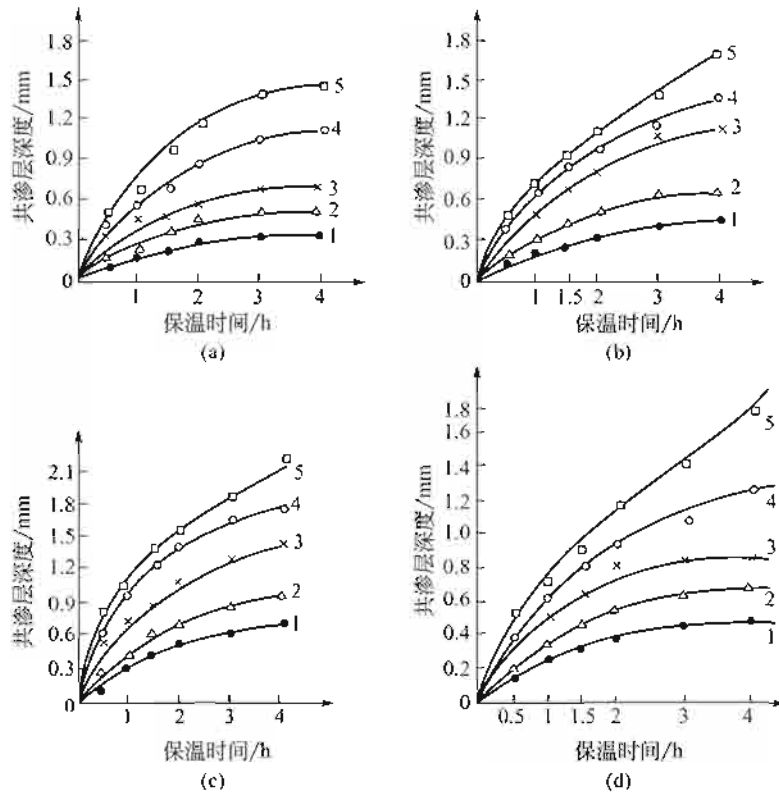


图 5-42 保温时间对渗层深度的影响

1—800℃；2—850℃；3—900℃；4—950℃；5—1000℃

共渗保温 1h，800℃ 的渗层厚度为 0.35mm；850℃ 渗层厚度为 0.45mm；900℃ 渗层厚度为 0.75mm；950℃ 渗层厚度为 0.90mm；1000℃ 渗层厚度为 1.10mm，渗速远大于渗碳。

表 5-54~表 5-56 分别示出渗后的硬度、冲击韧度和耐磨性等性能数据。由表 5-56 可知，与淬火、回火状态相比较，膏剂共渗后 45 钢的耐磨性能提高了 1 倍以上，也优于气体碳氮共渗后的耐磨性。

表 5-54 膏剂碳氮共渗-淬火后的硬度 (HRC)

钢种	共渗温度/℃	共渗时间/h					
		0.5	1	1.5	2	3	4
40Cr	950	62.5	64.0	63.5	64.0	64.0	63.5
20Cr	900	52.5	61.5	63.0	65.0	65.0	63.0
45	850	60.0	64.0	63.0	64.0		63.5
20	950			64.5			

表 5-55 膏剂碳氮共渗后钢的冲击韧性

钢种	共渗工艺		$a_k/(J/cm^2)$
	共渗温度/℃	共渗时间/h	
40Cr	850	0.5	28.0
40Cr	850	1.0	27.0
40Cr	850	1.5	27.0
40Cr	900	1.5	25.0
40Cr	950	0.5	25.0
40Cr	950	1.0	23.0
40Cr	950	1.5	22.0
45	850	0.5	24.0
45	850	1.0	20.0
45	850	1.5	19.0
45	850	2.0	14.0

表 5-56 45 钢不同工艺处理后的耐腐性

热 处 理 工 艺	上下试样失重(试验机的转速为 $3 \times 10^5 \text{ r/min}$)/g
膏剂碳氮共渗	0.0313
气体碳氮共渗	0.0350
淬火+回火	0.0673

资料指出,共渗以 $850 \sim 950^\circ\text{C}$ 、保温 2h 为宜。同时还指出,在膏剂碳氮共渗过程中,未发现有毒害的氰根。

此外,还推荐一种膏剂碳氮共渗剂,其成分为 $w(\text{木炭粉}) 50\% - w(\text{黄血盐}) 25\% - w(\text{碳酸钠}) 25\%$,以糖浆调成糊状使用。

340. 低中温碳氮共渗

低中温碳氮共渗又称两段碳氮共渗,工艺过程是先进行 $500 \sim 600^\circ\text{C}$ 的共渗,接着进行 $840 \sim 880^\circ\text{C}$ 的中温共渗。如此,可充分发挥低温渗氮、中温渗碳的特点。使碳、氮原子的渗入与扩散相互促进,以加速工艺过程,达到高效、节能、优质的效果。

例如,对 20、20Cr、20CrMnTi、20CrMnMo 等钢进行了如图 5-43 所示工艺的低中温碳氮共渗。所用设备:35kW 井式气体渗碳炉,渗剂为甲酰胺、甲醇和尿素混合液体并在中温阶段加入适量煤油。为了进一步加速共渗速度,还加入了适量固体氯化铵。共渗后直接淬火,并测量了共渗层碳、氮含量(剥层化学分析,每层 0.1mm)、渗层厚度、硬度和耐磨性等。所得结果分别如表 5-57、表 5-58 以及图 5-44 和图 5-45 所示。

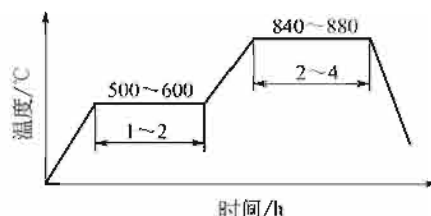


图 5-43 低中温碳氮共渗工艺曲线

表 5-57 20 钢共渗层中的碳、氮含量 w %

处 理 工 艺	第 一 层		第 二 层		第 三 层	
	C	N	C	N	C	N
低中温碳氮共渗(4h)	0.99	0.13	0.98	0.12	0.91	0.12
可控碳氮共渗(8h)	0.97	0.061~0.062	0.87~0.92	0.052~0.061	0.80~0.90	0.043~0.006
低温碳氮共渗(1.5h)		0.23		0.18		0.14

表 5-58 共渗不同时间后的渗层深度 mm

共渗时间/h	低 碳 钢	20Cr 及 20CrMnTi 钢
4	0.5	0.6
6	0.8	1.0

由所示数据可知,低中温碳氮共渗后渗层中氮含量较多,因而其表面硬度及耐磨性均较高。此外,低中温碳氮共渗易在低碳钢、低碳合金钢得到 $0.5 \sim 1.0\text{mm}$ 渗层,同时工艺周期可缩短 40%。

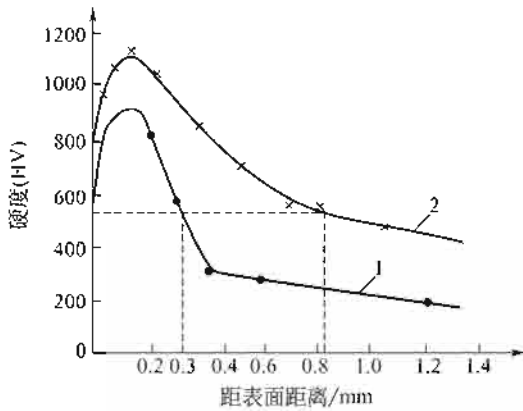


图 5-44 渗层的硬度分布

1—日本发明专利；2—低中温碳氮共渗

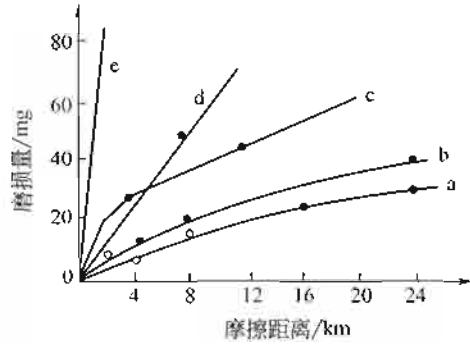


图 5-45 不同工艺处理后的耐磨性

a—低中温碳氮共渗；b—日本发明专利；c—渗碳；
d—盐浴低温碳氮共渗；e—未处理

低中温碳氮共渗已在自行车轴挡、拖拉机左半伞齿轮、汽车闭锁滑动套筒进行了生产性实验，效果良好。

341. 低温碳氮共渗（软氮化）

低温碳氮共渗（旧称软氮化）是在 500~700℃ 的温度区间对工件表面渗入碳氮原子的化学热处理工艺，可在气体、液体或固体介质中进行。渗层与渗氮时相近，而工艺周期较短。

这一工艺适用于各种钢。共渗后碳钢表面硬度为 550~600HV（软氮化名称由此而来）、合金结构钢达 600~700HV、工具钢达 800~1000HV、不锈钢、高速钢及其他空淬钢可达 1000~1200HV。可锻铸铁制工件低温碳氮共渗表面硬度为 600~700HV，耐磨性提高约 10 倍。

低温碳氮共渗渗层深度常在 0.5mm 以下，其中外表面的化合物层为 0.01~0.02mm，大部分是 $Fe_3(C, N)$ 及 Fe_4N ，几乎没有脆性的 Fe_2N 。扩散层为 Fe_4N 及氮在 α 相中的固溶体。

低温碳氮共渗常用温度低于铁-氮状态图中的共析点（590℃），大多为 520~570℃。在确定共渗工艺温度时还应考虑预先热处理的回火温度。例如，高速钢及高铬工具钢低温碳氮共渗温度应较回火低 5~10℃。如共渗温度超过铁-氮共析温度，共渗后在水中冷却时于化合物层下出现含氮马氏体。

低温碳氮共渗适用于硬化层、负荷较小而对变形要求严格的耐磨件及工、模具等，应用日趋广泛。

342. 低温气体碳氮共渗

低温气体碳氮共渗（旧称气体软氮化）是在气体介质中进行的低温碳氮共渗工艺。虽然低温液体碳氮共渗所用原料便宜，一般也无需吹入空气，故应用较为普遍；但是，由于反应产物中仍有少量的氰盐，工件处理后的清理及废盐处理仍较麻烦，所以有逐步让位于低温气

体碳氮共渗的趋势。

低温气体碳氮共渗大都采用 570℃，与铁-氮-碳三元素共析点（565℃、 $w(C)0.35\%$ 和 $w(N)1.80\%$ ）十分接近，以得到 α 相对氮的最大固溶能力。共渗时间一般为 0.5~5h。

低温气体碳氮共渗常用的介质如表 5-59 所示。经共渗后工件无需清洗，甚至不经研磨而装配使用。

表 5-59 低温气体碳氮共渗用介质

类别	渗剂成分 $w/\%$	备注
吸热式可控气氛(R_x)与氮为介质	$NH_3 50 + R_x 50$ 气, R_x 气含 $H_2 32 \sim 40$ 、 $CO 20 \sim 24$ 、 $CO_2 \leq 1$ 、 $N_2 38 \sim 43$	废气中剧毒的 $w(HCN)$ 可高达 $6 \times 10^{-4}\%$ ，排气口点燃也不可能达到 $0.3mg/m^3$ 的排放标准
放热式可控气氛(N_x)与氮为介质	$NH_3 50 \sim 60 + N_x$ 气 $40 \sim 50$ ， N_x 气含 $CO_2 \leq 10$ 、 $CO < 5$ 、 $H_2 < 1$ 、 N_2 余量(> 85)	排气口的 $w(HCN)$ 为 $2 \times 10^{-4}\%$ (约 $3mg/m^3$)。 N_x 气的成本约为 R_x 气的 70%
放热-吸热式气氛与氮为介质	$NH_3 50 + R_x - N_x$ 气 50 ， $R_x - N_x$ 气的成分约为 $H_2 20$ 、 $CO 20$ 及 $N_2 60$	
氮与烷类气体为介质	$NH_3 50 \sim 60 + C_2H_6 40 \sim 50$ ，或以 CH_4 代替 C_2H_6	
氮与乙醇为介质	$NH_3 + C_2H_5OH$	以 CH_3OH 代 C_2H_5OH 则 NH_3 流量酌减
尿素为介质	$(NH_2)_2CO 100$ $(NH_2)_2CO \rightarrow CO + 2H_2 + 2[N]$	通过螺杆式送粉器将尿素加入马弗中
N_x 与 NH_3 为介质加前处理	$NH_3 50 \sim 60 + N_x$ 气 $40 \sim 50$ ，共渗前先在 $350^\circ C$ 左右预氧化	预热在空气炉中进行，可减小变形，形成的氧化膜有助于提高共渗速度
N_x 气氛与 NH_3 为介质，加后处理	$NH_3 50 \sim 60 + N_x$ 气 $40 \sim 50$ ，共渗前后在 $300 \sim 400^\circ C$ 氧化	耐蚀性明显提高
以 NH_3 、 CO_2 为介质，添加或不加氮气	$NH_3 40 \sim 95 + CO_2 5 + N_2 0 \sim 55$	添加氮有助于提高氮势和碳势

在获得相同厚度的渗层时，气体低温碳氮共渗工艺周期较渗氮短，但却比盐浴低温碳氮共渗的工艺周期长 30%~50%。表 5-60 为几种材料经 570℃、3h 低温气体碳氮共渗后的渗层深度及硬度。

表 5-60 低温气体碳氮共渗后的渗层深度及表面硬度

材 料	表 面 硬 度		渗层厚度/mm	
	HV _{0.1}	换算 HRC	化合物层	扩散层
QT600-2	550~750	52~62	0.001~0.005	0.04~0.06
灰铸铁	550~750	52~62	0.001~0.005	0.04~0.06
45 钢	550~750	52~60	0.007~0.015	0.15~0.30
38CrMoAl	900~1100	>67	0.005~0.012	0.10~0.20
3Cr2W8	750~850	62~65	0.003~0.010	0.10~0.18

343. 氨基气氛低温碳氮共渗

使用 NH_3 、 N_2 、 CO_2 氨基气氛为介质，进行低温气体碳氮共渗，以其工艺周期短、渗层质量优良、介质来源方便、操作安全等优点，获得了越来越广泛的生产应用。

例如，使用氨基气氛对 35CrMoV、40CrNiMo、5CrNiMo、4Cr5MoVSi 等钢进行了低温气体碳氮共渗，所用设备及工艺参数如下。

(1) 设备

改装后的井式渗碳炉，炉体及供气管路示意图如图 5-46 所示。

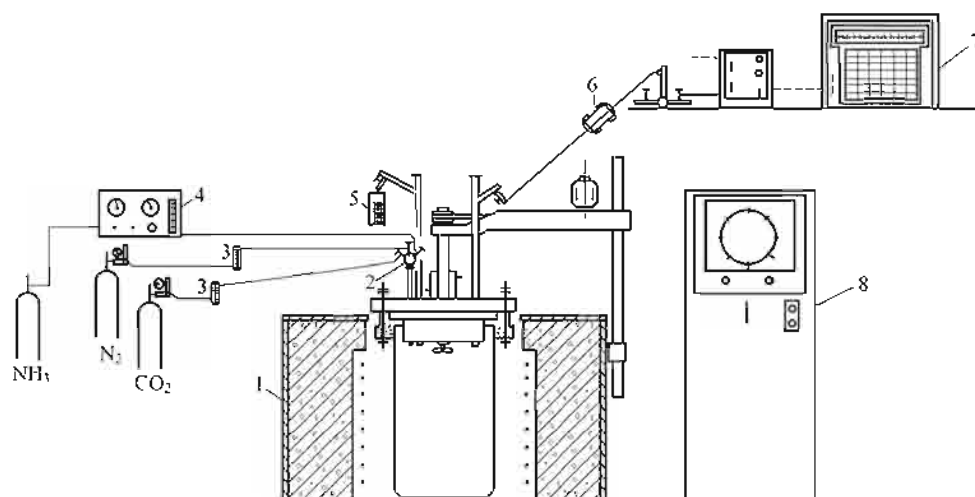


图 5-46 炉体及供气管路示意图

1—井式炉；2—气体混合器；3—玻璃流量计；4—氨气控制箱；5—U形压差计；
6—硅胶瓶；7—氨分解率测定仪；8—温控箱

(2) 介质成分

$w(\text{NH}_3)50\%$ 、 $w(\text{N}_2)45\%$ 、 $w(\text{CO}_2)5\%$ 。各从储气瓶-流量计-气体混合器流入炉中。介质供给量约为每小时 4~5 倍的炉膛容积。氨气分解率 50%~80%。

(3) 共渗温度

570~580℃。温度过高工件表面易出现疏松缺陷。

(4) 共渗时间

2~3h。

共渗结束后检测了表面硬度及共渗层深度，结果如下。

① 表面硬度。35CrMoV 钢 700~800HV₁；40CrNiMo 钢 650~750HV₁；5CrNiMo 钢 650~750HV₁；4Cr5MoVSi 钢 900~1100HV₁。

② 硬化层深度。经 580℃、3h 共渗，35CrMoV、40CrNiMo 钢的渗层深度均为 0.25mm 左右。

344. 稀土低温碳氮共渗

气体低温碳氮共渗时向渗剂中加入稀土元素，可改善渗层性能，从而提高工件质量。

例如，对于淬火-回火高速钢钻头，进行了 0.5h 稀土低温碳氮共渗处理，其使用寿命（钻孔数）比未经共渗处理的平均提高了 6 倍，即显著地提高了高速钢钻头的质量，节约了刀具费用。

345. 铸铁的低温气体碳氮共渗

低温气体碳氮共渗可明显提高铸铁的耐磨性。共渗温度 530~570℃，共渗时间 1~3h。共渗介质除可使用表 5-59 所示者外，甲酰胺（HCONH₂）或 $w(\text{三乙醇胺})50\% + w(\text{乙醇})$

50%也可作为共渗介质。

与钢相比较，由于铸铁中碳、硅等元素较多，共渗速度较慢（表 5-60）。向共渗剂中添加 NH_4Cl 或 TiH_2 ，可加速铸铁的低温共渗过程。催渗剂的加入量及催渗效果如表 5-61 所示。由表中数值还可以看出， NH_4Cl 和 TiH_2 对钢的低温碳氮共渗也有催化效果。

表 5-61 NH_4Cl 和 TiH_2 对低温碳氮共渗的催化效果

共 渗 工 艺	材 料	共渗层厚度/mm		表面硬度 ($\text{HV}_{0.1}$)
		化合物层	扩散层	
570℃×3h 尿素加入量 650g/h	45 钢	0.010~0.012	0.15	627
	3Cr2W8	0.008~0.010	0.16	772
	QT60-2	0.003	0.04~0.06	724
570℃×3h 尿素加入量 650g/h, NH_4Cl 催渗, 添加总量 70g	45 钢	0.020~0.023	0.23~0.28	341
	3Cr2W8	0.016~0.017	0.23	606
	QT60-2	0.015	0.06~0.07	681
570℃×3h 尿素加入量 650g/h, TiH_2 催渗, 添加总量 250g	45 钢	0.050~0.053	0.45~0.48	322
	3Cr2W8	0.022~0.023	0.27	593
	QT60-2	0.024	0.08~0.10	707

346. 低温碳氮共渗后淬火复合处理

低温碳氮共渗后淬火复合处理（以下简称复合处理），在保持表面高硬度的条件下，可进一步提高工件心部的强韧性，增加工件的耐用度。

例如，对于 20 钢制工件，进行了如图 5-47 所示工艺的复合处理。低温碳氮共渗所用介质为氨基气氛（ $\text{NH}_3 + \text{N}_2 + \text{CO}_2$ ）。复合处理后工件的表面硬度为 $810\text{HV}_{0.1}$ ，硬化层深度 0.06mm，心部 $337\text{HV}_{0.5}$ ，心部组织为低碳马氏体。

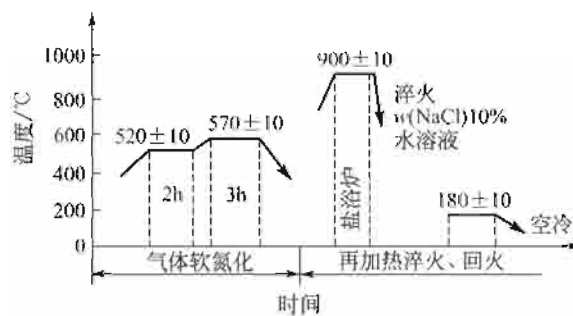


图 5-47 复合处理工艺曲线

复合处理可以代替中温碳氮共渗，而且表层含氮高，又无形成黑色组织的缺陷。适用于要求耐磨损和高疲劳抗力的工件。

347. 低温碳氮共渗渗碳复合处理

低温碳氮共渗渗碳是低温碳氮共渗+低温渗碳+淬火的复合热处理工艺（以下简称复合处理），它的效果不是单一热处理工艺的简单叠加，而是取长补短，相互补充的综合作用结果。

例如，对于 10 钢进行了复合处理，工艺参数如下。

(1) 低温碳氮共渗（以下简称低温共渗）

温度：(580±3)℃；

渗剂：氨气+乙醇。

(2) 渗碳工艺

温度：(780~860)℃±5℃；

渗剂：无水乙醇，用量 0.5~0.6mL/min；

渗碳后炉冷。

(3) 淬火工艺

加热至 780~820℃，水淬。

所得结果如表 5-62 所示。由表中数据可见，复合处理显著增大了 10 钢的有效硬化层深度。

表 5-62 10 钢不同规范处理后的表面硬度及硬化层深度

工 艺	硬度(HR _{15N})	硬化层/mm	有效硬化层/mm
580℃×0.5h 低温共渗+800℃水淬	82.4	0.23	0.09
820℃×2h 渗碳+800℃水淬	91.8	0.40	0.21
580℃×0.5h 低温共渗+820℃×2h 渗碳+800℃水淬	91.8	0.43	0.29
580℃×0.5h 低温共渗+780℃×2h 渗碳+800℃水淬	91.7	0.33	0.175
580℃×0.5h 低温共渗+800℃×2h 渗碳+800℃水淬	91.8	0.39	0.24
580℃×0.5h 低温共渗+840℃×2h 渗碳+800℃水淬	92.0	0.48	0.34
580℃×0.5h 低温共渗+860℃×2h 渗碳+800℃水淬	91.8	0.53	0.375
580℃×0.5h 低温共渗+820℃×2h 渗碳+780℃水淬	92.2	0.39	0.28
580℃×0.5h 低温共渗+820℃×2h 渗碳+820℃水淬	91.0	0.48	0.305
580℃×0.5h 低温共渗+820℃×2h 渗碳+800℃油淬	91.0	0.32	0.22
580℃×0.5h 低温共渗+820℃×2h 渗碳+800℃水淬+180℃×2h 回火	90.7		

348. 低温液体碳氮共渗

低温液体碳氮共渗（又称液体软氮化）是在盐浴中借助于 NaCNO 或 KCNO 分解所得的碳氮原子而进行的低温碳氮共渗，所用盐浴的配方如表 5-63 所示。应用表中所示介质进行共渗时，常用的温度为 520~570℃（以低于工件回火温度 10℃左右为好）。共渗时间，高速钢刀具 15~30min；小型工件 1~2h，大型工件 3~5h。

表 5-63 低温液体碳氮共渗用介质

盐浴配方或盐商品名称	获得的 CNO ⁻ 方法或化学方程	备 注
TF-1 基盐（共渗用盐），REG-1 再生盐（调整成分用）	用碳酸盐、尿素等化工原料合成 TF-1 盐，商品盐中含 47%~49% CNO ⁻ ，REG-1 系有机合成物(C ₆ N ₆ H ₆)	使用过程中 CN ⁻ ≤ 3%，系低氰浴。新盐应空载陈化至 CNO ⁻ ≤ 40%再用。共渗后在 AB1 氧化浴冷却，可实现无污染作业。CNO ⁻ 可控制在最佳值 ±1%~2%，强化效果稳定
J-2 等（国产基盐），Z-1（国产再生盐）	用多种碳酸盐及尿素等原料合成 J-2，CNO ⁻ ≈ 40%~42%。Z-1 系有机化合物为主的再生盐	使用过程中 CN ⁻ 低于 TF-1 浴产生的 CN ⁻ ，系优质低氰浴。共渗后在国产的 Y-1 氧化浴中冷却，可实现无污染作业。CNO ⁻ 可控制在最佳值 ±1%~2%，强化效果稳定

续表

盐浴配方或盐商品名称	获得的 CNO ⁻ 方法或化学方程	备注
$w[(NH_2)_2CO]40\%$ $w(Na_2CO_3)30\%$ $w(K_2CO_3)20\%$ $w(KOH)10\%$	通过碳酸盐与尿素反应生成氰酸盐， 例如： $2(NH_2)_2CO + Na_2CO_3 \longrightarrow 2NaCNO + 2NH_3 + H_2O + CO_2$	原料无毒，但氰酸盐分解与氧化都生成氰化物。使用过程中，CN ⁻ 不断增多，成为 CN ⁻ ≥ 10% 的中氰盐。国内用户在 CNO ⁻ = 18% ~ 45% 的范围内使用，成分波动大，强化效果不稳定，浴中 CN ⁻ 无法降低，不符合环保要求
$w[(NH_2)_2CO]37.5\%$ $w(KCl)37.5\%$ $w(Na_2CO_3)25\%$		
$w(N_3-1 \text{ 盐})85\%$ $[w(KCNO)40\% + w(NaCN)60\%] + w(Na_2CO_3)15\%$ 为基盐， 用 N ₃ -2 [$w(NaCN)75\% + w(KCN)25\%$] 为再生盐	通过氧化，使 $2CN^- + O_2 \longrightarrow 2CNO^-$ 工作时成分为 $w(KCNO + NaCNO)$ 占 42% ~ 48%， $w(KCN + NaCN)$ 约 50%，2% ~ 8% CO ₃ ²⁻	不断通入空气，CN ⁻ 含量高达 20% ~ 25%，但成分和处理效果较稳定，必须有废盐、废渣与废水消毒设备方可采用
$w[(NH_2)_2CO]34\%$ $w(K_2CO_3)23\%$ $w(NaCN)43\%$	NaCN 氧化与碳酸钾和尿素反应生成	氰根仍不低于 25%，属高氰盐浴，成分较稳定，但必须有全套中和消毒设备方可采用

几种钢材 560℃、1.5~2h 低温液体碳氮共渗后的渗层深度及硬度数值如表 5-64 所示。

表 5-64 560℃、1.5~2h 低温液体碳氮共渗后钢材的渗层深度及硬度

钢 材	化合物层深/mm	扩散层深/mm	表面硬度(HV)
低、中碳钢	0.01~0.02	0.3~0.5	450~550
低碳低合金钢	0.01~0.02	0.1~0.2	600~700
38CrMoA	0.006~0.016	0.15~0.2	1000~1200
3Cr2W8	0.004~0.010	0.1~0.25	800~1050
W18Cr4V	0.02~0.04(共渗 0.5h)		1000~1300

349. 低温固体碳氮共渗

低温固体碳氮共渗是在固体介质中进行的低温碳氮共渗工艺。常用的固体介质有两类：一类是木炭及黄血盐；另一类是木炭、骨灰、碳酸钡及黄血盐。

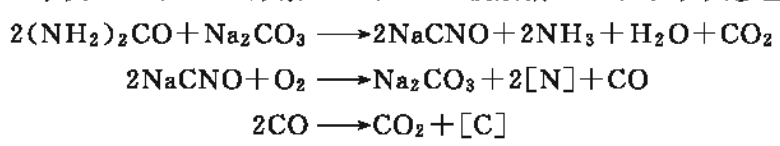
渗剂中木炭、骨灰供给碳，黄血盐及碳酸钡在加热时分解，供给活性碳、氮原子，并有催渗作用。

低温固体碳氮共渗时，工件装入箱中并填充以固体介质（类似固体渗碳），以后可在箱式炉或连续炉中加热，温度为 550~600℃。这一种工艺适用于单件小批量生产。

350. 低温无毒固体碳氮共渗

低温无毒固体碳氮共渗是一种所用渗剂原材料无毒的工艺方法。

渗剂成分为 $w(\text{木炭})64.5\% + w(\text{尿素})19.4\% + w(\text{碳酸钠})16.1\%$ 。在共渗温度下的反应式：



这种共渗剂也可在中温碳氮共渗时使用，此工艺适用于中碳钢制造的模具。

351. 快速低温固体碳氮共渗

渗剂由木炭、尿素组成，催化剂为碘，用这种渗剂进行快速低温固体碳氮共渗，可缩短工艺周期、节约能源，以及获得耐磨性能更优的渗层。

例如，对经调质处理的45、40Cr、T10、CrMn、3Cr2W8V等钢，进行了调质处理，之后共渗，工艺参数如下所示。

设备：SX2.5-12箱式炉；

温度： $(570 \pm 10)^\circ\text{C}$ ；

时间：3.5h；

渗剂：

① $w(\text{木炭})60\% + w(\text{尿素})40\% + \text{I}_2 4\text{g}$ ；

② $w(\text{木炭})60\% + w(\text{尿素})40\%$ 。

共渗后进行了渗层深度、渗层中碳和氮元素含量以及渗层硬度分布等的检测，所得结果分别如表5-65、表5-66和图5-48所示。由表及图所示数据可见，加碘催化使低温碳氮共渗的总渗层、化合物层增厚。渗层中含氮量增多，是使渗层硬度增高的原因之一。

表 5-65 不同材料低温固体碳氮共渗后的渗层深度

钢种	未加 I ₂ 的渗层		加 I ₂ 的渗层	
	化合物层/ μm	总渗层/mm	化合物层/ μm	总渗层/mm
45	15	0.2	26	0.41
T10	9	0.23	97	0.46
40Cr	9	0.19	93	0.45
CrMn	13	0.15	40	0.36
3Cr2W8V	3	0.13	13	0.15

表 5-66 45 钢低温固体碳氮共渗后渗层碳、氮含量

距表面/mm	$w(\text{C})/\%$		$w(\text{N})/\%$	
	未加 I ₂	加 I ₂	未加 I ₂	加 I ₂
0.05	0.96	0.66	0.067	0.154
0.10	0.71	0.54	0.042	0.088
0.15	0.57	0.54	0.033	0.068
0.20	0.56	0.51		0.039
0.25	0.43	0.46	0.025	0.027

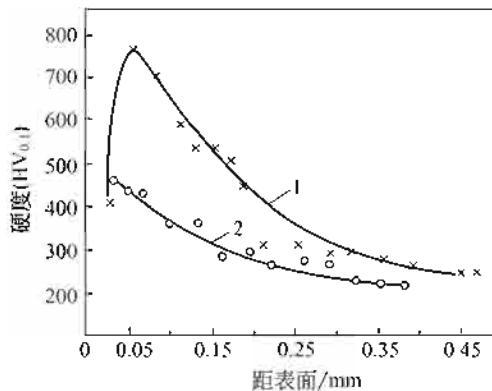


图 5-48 40Cr 钢低温固体碳氮共渗后渗层的硬度分布

1—加碘共渗；2—未加碘

这种处理方法已应用于实际生产：3Cr2W8V 钢制热锻模（锻造黄铜坯件）经快速低温固体碳氮共渗后寿命提高了 2 倍。用于处理 3Cr2W8V 钢制铝压铸模，可使加工寿命由 200 件提高到 3000 件左右。

352. 辉光离子低温碳氮共渗

辉光离子低温碳氮共渗（又称离子软氮化）是在辉光离子渗氮炉上添加一套增碳的装置，便可进行共渗。

装炉前工件去除油污，置于离子炉阴极板上，抽真空至 133Pa 时加 500~700V 电压，即开始升温。此时只能通氮，低温通入增碳气氛易在工件表面产生炭黑。调节电压及气压以调节电流，使工件在 570℃ 下保温。保温阶段通入酒精（丙酮或乙炔）蒸气，将酒精瓶用玻璃管、橡胶管与流量计及炉内真空室相接，可使酒精自动气化（气温低时需将酒精瓶放在热水浴中加热）。氮及酒精蒸气总流量以每小时换气 10 次为佳，其中酒精蒸气/氮为 0.1~0.5/1。电流密度 5~10mA/cm²。

几种钢材用上述规程在 570℃ 共渗 1.5h 的渗层深度及表面硬度如表 5-67 所示。

表 5-67 570℃ 辉光离子低温碳氮共渗 1.5h 钢材的渗层深度及表面硬度

钢 材	化合物层/mm	扩散层深/mm	表面硬度(HV _{0.2})
45	0.022	0.45	633
Q235	0.022		598
40Cr	0.021	0.40	666
38CrMoAl	0.015	0.25	854
灰铸铁	0.012		598
20MnVB	0.020	0.30	666

353. 加氧低温碳氮共渗

低温气体碳氮共渗时应用 $w(\text{NH}_3)50\% + w(\text{CH}_4)50\%$ ，再加入总量的 $w(\text{O}_2)2\%$ 作为共渗介质，可显著加速共渗过程，以及得到较高的表面硬度。

354. 真空加氧低温碳氮共渗

真空加氧低温碳氮共渗工艺过程是将工件置于 13.3Pa 的真空容器中加热到 570℃，开始以缓慢流速导入氮，并开动真空泵造成 1330~2660Pa 适当的负压。在加热区中通入预先混合并加入了 $w(\text{O}_2)0\sim2\%$ 的低温碳氮共渗气氛，然后将炉压降到合适的程度，保持 10min，之后将工件淬火。

在低温碳氮共渗气氛中加氧，使化合物层的深度增大。这可能是由于氧增加了晶界扩散渗入过程的缘故。

355. 低温短时碳氮共渗

低温短时碳氮共渗所用介质由 NaCNO、NaCN、Na₂CO₃、KCl、Na[Fe(CN)₆] 组成，适用于高速钢制工模具的共渗处理。

例如,对 W6Mo5Cr4V2 高速钢制冷挤压冲头进行了低温短时碳氮共渗。渗前冲头先经淬火和三次回火,之后进行共渗。共渗温度 540~560℃,共渗 10~20min。共渗后在热油中冷却,之后 430~450℃回火 30min。

经低温短时碳氮共渗处理,冲头的寿命提高了 0.7~1.5 倍。

356. 低温薄层碳氮共渗

低温薄层碳氮共渗(以下简称薄层共渗)适用于高速钢制刀具,最佳共渗层厚度为 0.02~0.03mm。

所用共渗介质由 NaCNO、NaCN、Na₂CO₃、KCl 组成。共渗温度 550℃。达到最佳共渗层厚度的时间对于 W6MoCr4V2 钢为 10~15min、W6Mo5Cr4V2Co5 钢为 20~25min。薄层共渗后刀具的表面硬度达到 1246~1288HV,即较基体高出了 200~300HV。

薄层共渗前刀具先经最佳规范的淬火-回火,之后再行薄层共渗。

薄层共渗可大幅度提高刀具的使用寿命。

357. 稀土离子低温碳氮共渗

与渗碳、中温碳氮共渗相同,稀土元素对于离子低温碳氮共渗也有明显的催渗作用。

例如,应用 5Cr21Mn9Ni4N(以下简称 Ni4N)沉淀硬化型不锈钢,考查了稀土元素对其离子低温碳氮共渗过程的影响。共渗介质为热分解氨,以及自配不同含量的稀土有机渗液。共渗前 Ni4N 钢预经 1050℃固溶+650℃×2h 的处理。共渗在离子渗氮炉中进行。共渗后检测了渗层深度及组织,结果如表 5-68、表 5-69 所示。

表 5-68 稀土对 Ni4N 钢离子低温碳氮共渗渗层深度的影响

μm

离子碳氮共渗		离子稀土碳氮共渗	
化合物层	扩散层	化合物层	扩散层
2	18	2	30

表 5-69 稀土含量对 Ni4N 钢离子低温碳氮共渗渗层深度的影响

μm

w(RE)2%		w(RE)4%		w(RE)6%		w(RE)8%		w(RE)10%	
化合物层	扩散层	化合物层	扩散层	化合物层	扩散层	化合物层	扩散层	化合物层	扩散层
	26		33	2	50		36		30

表 5-68 中所示数据经 540℃×4h 离子低温共渗测得;表 5-69 中数据系经 650℃×2h 离子低温共渗后测得。由表中数据可见:

- ① 稀土元素对离子低温碳氮共渗有明显的催化作用;
- ② 稀土加入量有一最佳值,即 w(RE)6%,加入量少于或多于 6%,催化效果均较差。

358. 分级淬火-低温碳氮共渗

分级淬火-低温碳氮共渗是奥氏体化后的工件,淬入含有活性碳、氮原子的浴槽中进行马氏体分级淬火,在分级保温过程中同时进行低温碳氮共渗的综合热处理工艺。

对于高速钢分级淬火-低温碳氮共渗所用介质为 $w[(\text{NH}_2)_2\text{CO}]60\% + w(\text{KCl})15\% + w(\text{Na}_2\text{CO}_3)22\% + w(\text{NaOH})3\%$ 。上述物质混合均匀并于 400°C 烘干后即可使用。浴槽温度一般为 $560\sim 620^\circ\text{C}$ ，工件淬入后也以不超过 680°C 为宜。由于淬入时工件温度较高，所以共渗过程进行得也较迅速。通常情况下是，在低温碳氮共渗介质中分级淬火 $3\sim 4\text{min}$ ，就能获得一般低温碳氮共渗数小时方能得到的共渗层厚度。应用这一盐浴，还可在高速钢回火时进行低温碳氮共渗。

尚应指出，对于高速钢工件分级淬火-低温碳氮共渗或回火-低温碳氮共渗后都应在 $450\sim 560^\circ\text{C}$ 硝酸盐中进行中和，清洗掉表面黏附的残盐。

分级淬火-低温碳氮共渗处理可提高高速钢刀具的切削寿命，适用于形状简单、热处理变形要求不严格的模具；也可应用于部分模具钢（如 $4\text{Cr}5\text{SiMoV}$ ）及硬质合金等。

359. 低温碳氮共渗-重新加热淬火

低温碳氮共渗-重新加热淬火是工件经低温碳氮共渗后再重新加热淬火的综合热处理工艺，它可有效地提高低合金钢制切削刀具的使用寿命。一般情况下低温碳氮共渗往往是在工件最终热处理后进行。但是，对于低合金工具钢低温碳氮共渗温度远高于最终回火温度，共渗后虽然可获得强化表面层，但因层厚极薄，心部硬度又过低（约低于 30HRC 左右），工作时表面层极易塌陷而失效。重新短时加热淬火，保留了表面强化效果，又能获得坚硬的心部组织，克服了上述弊病。这一工艺扩大了低温碳氮共渗的应用范围。

例如，对于 9SiCr 钢制丝锥进行了低温碳氮共渗-重新加热淬火工艺。处理是在 $\text{RQ}3\text{-}25$ 气体渗碳炉中进行，所用介质为尿素，重新淬火是在金属浴中加热，温度为 $860\sim 870^\circ\text{C}$ 。处理结果不仅提高了丝锥的使用寿命，同时还降低了被加工螺帽丝扣的粗糙度，大大降低了产品的废品率等。

360. 中低温碳氮共渗复合处理

中低温碳氮共渗复合处理（以下简称复合处理）是工件先经中温碳氮共渗，达到额定层深后，进行精加工，再进行低温碳氮共渗、直接升温淬火、低温回火的综合热处理工艺。复合处理具有提高工件表面的含氮量、降低摩擦系数等优点。

例如， $20\text{Cr}2\text{Ni}4$ 钢制齿轮，其复合处理工艺如图 5-49 所示。经复合处理后齿轮得到了较高的表面含氮量（图 5-50），较小的摩擦系数（表 5-70）、较小的磨损失重（图 5-51）。除

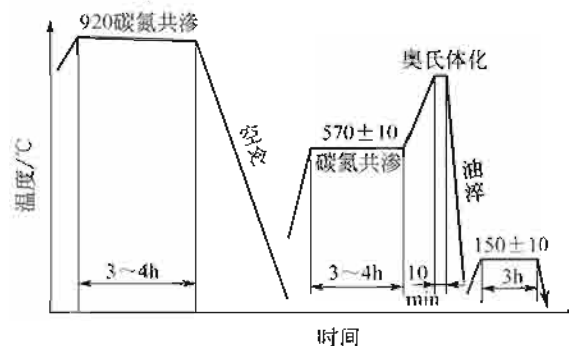


图 5-49 复合处理工艺曲线

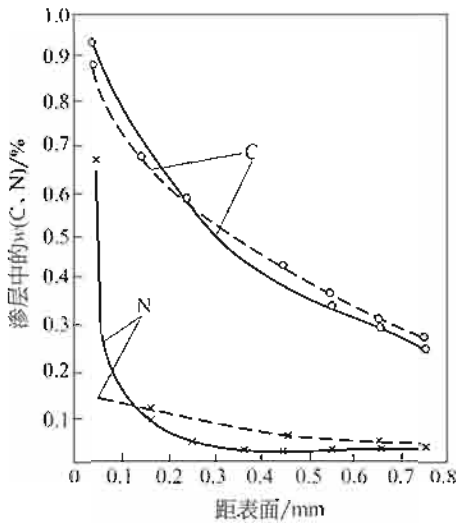


图 5-50 不同热处理后渗层中碳、氮分布
----- 920℃碳氮共渗；——复合处理

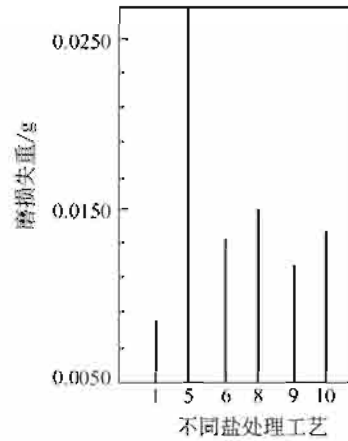


图 5-51 20Cr2Ni4 钢经不同热处理后的磨损失重
(图 5-51 中的序号与表 5-70 中的相同)

此之外，资料还指出，经复合处理的齿轮还具有较高的尺寸精度，较优的耐磨性能、抗咬合性能以及抗疲劳剥落性能等。

表 5-70 20Cr2Ni4 钢经不同热处理后的组织和摩擦系数

序号	热 处 理 工 艺 及 组 织	正压力/N	摩擦力矩/N·cm	摩擦系数
1	复合处理,随炉加热到 760℃淬火,160℃回火	1960	227	0.058
2	复合处理,随炉加热到 800℃淬火,160℃回火	1960	240	0.061
3	复合处理,随炉加热到 840℃淬火,160℃回火	1960	235	0.060
4	复合处理,随炉加热到 880℃淬火,160℃回火	1960	240	0.061
5	820℃碳氮共渗,150℃回火(表面大片状碳氮化合物)	1960	314	0.080
6	820℃碳氮共渗,150℃回火(粒状碳化物+马氏体)	1960	309	0.079
7	820℃碳氮共渗,150℃回火(大片残余奥氏体+马氏体)	1960	304	0.078
8	820℃碳氮共渗,150℃回火(马氏体+少量残余奥氏体)	1960	314	0.080
9	820℃碳氮共渗,150℃回火(表面 0.038mm 黑带+马氏体+粒状碳化物)	1960	314	0.080
10	气体渗碳(沟条形状的碳化物+马氏体)	1960	294	0.075

361. 碳氮共渗-镍磷镀复合处理

众所周知，镍磷镀层具有优良的耐磨性。一些需冲压、轧制成形的低碳钢工件，经镍磷镀虽然具有优良的初始耐磨性，但当镀层磨损或压陷（镀层仅数微米厚），工件的磨损将加速进行。如工件先经中温碳氮共渗，再行镍磷镀，则可更加明显地提高工件的耐磨性。

例如，对 20 钢进行了碳氮共渗及镍磷化学镀复合处理（以下简称复合处理），规程如下。

(1) 碳氮共渗处理

工艺参数如表 5-71 所示。共渗后直接油中淬火，再 150~160℃回火 2h。处理后硬度达 822~867HV_{0.2}。

表 5-71 中温碳氮共渗工艺参数

工艺参数	升温	升温	共渗	扩散
	<800℃	800~860℃	860℃	860℃
保护气/(m ³ /h)	10			2
氮气/(L/h)			400	200
甲醇+甲苯(mL/h)		60	35	
时间/h	≥1		3	2

(2) 镍磷化学镀

化学镀液配方： $\text{NiSO}_4 \cdot 7\text{H}_2\text{O}$ 30g/L + $\text{NaH}_2\text{PO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O}$ 25g/L，再加适量的稳定剂、缓冲剂和光亮剂，pH 值 4.8~5.0，工件于 85~90℃ 施镀 2h。化学镀后再在 400℃ 保持 1h，以进一步提高镀层硬度。

在 MPX-200 型磨损试验机上，考核耐磨性能，结果如图 5-52 所示。由图可见，复合处理试件的耐磨性能明显优于碳氮共渗工件。

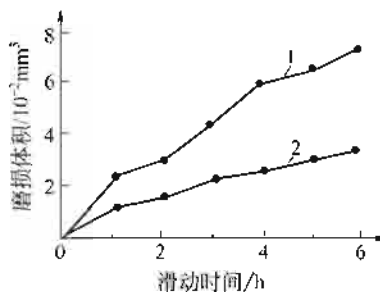


图 5-52 耐磨性能曲线

1—碳氮共渗；2—复合处理

复合处理已应用于纺织机械的钢制零件，其使用寿命至少提高了 1 倍。

362. 氧氮处理

氧氮处理兼有蒸汽处理与渗氮处理的优点。其渗层表面是氧化层，能增加工件的散热能力并具有润滑作用。向内是渗氮层，具有高的硬度和耐磨性。又由于水蒸气的稀释作用，渗氮层中氮含量较低，避免了单一渗氮时渗层的脆性。

氧氮处理适用于高速钢制刀具，能明显提高使用寿命，在切削较硬材料时效果尤为显著。

使用 RQ3-60 井式气体渗碳炉进行氧氮共渗处理，工艺简单。有两种处理方法，其一是直接滴氨水法。另一是滴氨水通 NH_3 法，按 $\text{NH}_3 : \text{H}_2\text{O} = 50 : 50$ 计算，应在每 100mL 氨水中补充通入 NH_3 45g。工艺及参数分别如图 5-53、图 5-54 所示。经如图所示工艺氧氮处理后，W18Cr4V 高速钢的渗层深度和硬度以及刀具的使用寿命分别如表 5-72 和表 5-73 所示。

由上述可知，高速钢刀具的氧氮处理，具有设备简单、成本低、周期短、效果好等优点，有利于作为机械制造厂提高自用刀具寿命的热处理工艺方法。

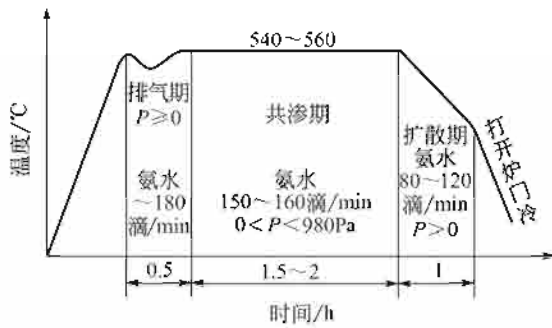


图 5-53 滴氨水氧氮处理工艺曲线

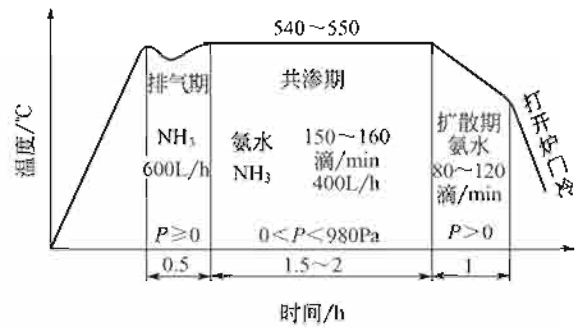


图 5-54 滴氨水通氨法氧氮处理工艺曲线

表 5-72 W18Cr4V 高速钢氧氮处理后渗层深度及表面硬度

处理代号	共渗工艺	渗层表面硬度(HV _{0.2})			硬度(平均)增值 ^① (ΔHV)	渗层深度/mm
		1	2	3		
1	滴氨水法	1027	1000	975	140	0.035
4		950	975	1000	115	0.037
5		1027	1027	1027	167	0.032
14		1055	1083	1055	204	0.035
9	滴氨水通氨法	1055	1114	1114	235	0.050
10		1145	1211	1211	323	0.045
12		1211	1211	1211	351	0.045
16		1145	1145	1084	268	0.040

① W18Cr4V 高速钢淬火、回火后的平均硬度为 840HV。

表 5-73 氧氮处理后 W18Cr4V 高速钢刀具的使用寿命

处理代号	刀 具	加工工件	材料及硬度	加工内容	寿命对比	
					未处理	处理后
14	φ40 立铣刀	铸钢毛坯	ZG310-570 200~220HBS	铣平面, 劈头	3 件	9 件
9	φ45 立铣刀	430 轧机机架	ZG310-570 200~220HBS	铣 65mm 长槽		提高 2 倍
9,10	M12 指形铣刀	调质齿轮	40Cr, 220HBS	粗铣齿 精铣齿	8~10 牙 8~10 牙	12~14 牙 18 牙
12	M12 指形铣刀	内齿圈	ZG340-640 270HBS	精铣齿	2 牙	8~18 牙
12				精铣齿	不能切削	平均 46 牙
16				精铣齿	2 齿	平均 23 牙
16				精铣齿	不能切削	46~70 牙

363. 渗 硼

工件表面渗入硼的热处理工艺称为渗硼，是新兴的化学热处理方法，可提供极高的表面硬度（1500~2000HV）、耐磨性（远非其他表面硬化层所可比拟）、红硬性（900~950℃）以及在盐酸、硫酸及碱中的高的抗蚀性。

渗硼温度 900~1050℃，之后需要进行淬火，以提高心部强度，避免渗层压碎剥落。淬火时冷却过快也会使渗层出现裂纹。常在渗硼后直接淬火。

渗硼层一般为 0.1~0.3mm，由 FeB 及 Fe₂B 相组成，呈针状楔入基体。钢中含碳量越多，渗层越薄。W、Mo 元素急剧减小渗层深度，其次是 Cr、Si、Al，而 Mn、Ni、Co 几乎无影响。FeB 硬度 1890~2340HV，脆性较大。Fe₂B 硬度 1290~1680HV，脆性较小。

渗硼工艺适用于钢、铸铁及硬质合金等材料，在冷、热模具上效果很好（表 5-74、表 5-75）。

对严重磨损工件，如高压阀板、泥浆泵缸套、活塞杆、履带节等也很有效。WC 硬质合金渗硼后表面生成 $W_2(CB)_3$ 或 $W(CB)_2$ ，硬度 2600~3400HV，摩擦系数减小，耐磨性显著提高。

表 5-74 渗硼与未渗硼滚压模的寿命的比较

模具材料	淬火、回火后的硬度	渗硼层深度/mm	渗层硬度/(HV)	热轧锉刀毛坯件数	
				渗硼的	淬火的
T8	64HRC	0.11~0.17	1700~1850	22500	3500
5CrNiW	390~430HBS	0.06~0.09	2100~2150	13000	5000
30CrMnSi	380~400HBS	0.08~0.12	2000~2100	13000	4000
8Cr3	390~430HBS	0.07~0.10	1950~2000	16000	4200

表 5-75 渗硼在热锻模上的应用

模具名称	加工的工件	模具材料	模具寿命系数	备注
锻压机冲头		3W4Cr2V	240	未渗硼模具的寿命以 100 计
锻压机夹钳模	齿轮坯	38Cr5SiMoV	205	
锻压机挤压模	轴齿轮坯	38Cr5SiMoV	261	
热锻模	连杆	3Cr-3Mo 模具钢	300	

常用的渗硼工艺有固体渗硼、气体渗硼、盐浴渗硼和盐浴电解渗硼等。

364. 低温固体渗硼

通常的粉末法渗硼，多以 B_4C 为渗剂原料，价格昂贵、处理温度高（950~1050℃）、渗速较慢。

低温固体渗硼法，所用渗剂配方为： $w(KBF_4)5\%$ 、 $w[(NH_2)_2CS]$ （硫脲） $0.5\% \sim 3\%$ 、 w （木炭） $20\% \sim 30\%$ ，其余 $Fe-B[w(B) \geq 20\%$ 、 $w(Al)$ 不大于 4% 、 $w(Si)$ 不大于 3.5%]。渗硼规范可视工件具体要求来选择（参看表 5-74）：要求变形小而渗层较薄时可在临界点（ A_{c1} ）以下进行，反之可提高渗硼温度。保温时间以 3~5h 为宜。

应用配方为 $w(KBF_4)5\%$ 、 $w[(NH_2)_2CS]3\%$ 、 w （木炭） 20% 、 $w(Fe-B)72\%$ 的渗剂进行渗硼，保温时间 3h，所得处理温度与渗层深度的关系如图 5-55 所示。GCr15 钢用此法渗硼层的硬度为 1892HV（FeB 层）及 1648HV（ Fe_2B 层）。由表 5-76 及图 5-55 所示可知，提高渗硼温度可加速渗入过程。

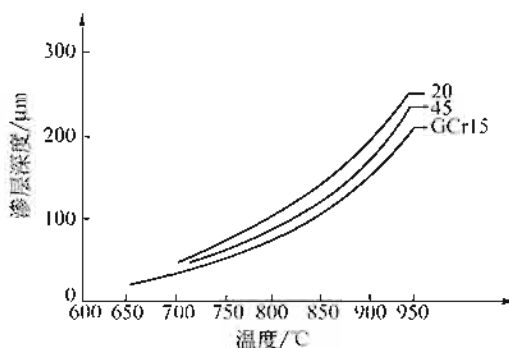


图 5-55 20、45、GCr15 钢渗硼处理温度与渗层深度的关系

表 5-76 不同处理温度下的渗硼层深度

试样材料	处理温度/℃	保温时间/h	渗层深度/ μm
20 钢	950	3	260
20 钢	900	3	190
20 钢	850	3	150
20 钢	800	3	100
20 钢	700	3	44
45 钢	950	3	240
45 钢	900	3	184
45 钢	850	3	120
45 钢	800	3	80
45 钢	750	3	70
45 钢	700	3	40
GCr15	950	3	220
GCr15	900	3	180
GCr15	850	3	115
GCr15	800	3	80
GCr15	750	3	56
GCr15	700	3	32

365. 固体渗硼-等温淬火复合处理

固体渗硼等温淬火复合处理（以下简称复合处理），可在渗硼表面强化的基础上，通过等温淬火，强化基体，从而提高工件的使用寿命。

例如，对于 SGW-40t 刮板运输机连接环的热锻模进行了如图 5-56 所示的复合处理。热锻模由 5CrMnMo 钢制，渗硼剂为洛阳龙门热处理材料厂生产的 LSB-1 颗粒渗硼剂。热锻模渗硼完了后出箱油淬，温度达到 200℃ 左右时，进行 280℃ × 3h 等温保持。等温完了后立即进行 480℃ 回火。热锻模的复合处理、常规淬火-回火、板条马氏体强韧化、渗硼-淬火（工艺曲线见图 5-57）处理后的使用寿命如表 5-77 所示。由表中数据可见，热锻模经复合处理后，使用寿命比常规淬火-回火工艺提高了 4 倍以上；比渗硼-淬火处理的提高 20%~30%。

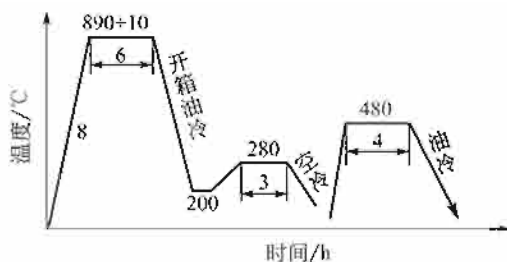


图 5-56 热锻模复合处理工艺曲线

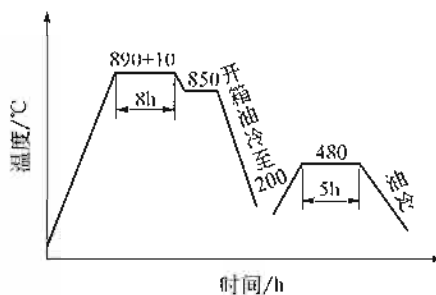


图 5-57 热锻模渗硼-淬火处理工艺曲线

表 5-77 经不同热处理后热锻模使用寿命的对比

工艺方法	使用寿命/件		失效原因
	上模	下模	
常规淬火-回火	400~800	1000~1200	型腔塌陷、粘模、早期脆断
板条马氏体强韧化处理	1200~1400	1400~1700	塑性变形、型腔丧失精度、脱模困难
渗硼-淬火	2500~3000	3500~4000	基体脆断
复合处理	3200~3600	4000~4500	型腔丧失精度，疲劳失效

366. 粉末渗硼

粉末渗硼是固体渗硼的一种，渗剂呈粉末状，由无定形硼、硼铁、碳化硼、硼酐、无水硼砂等含硼物质组成配入适量的三氧化二铝或氯化铵组成，例如：

- ① $w(\text{B}_4\text{C})$ 或 $(\text{Fe-B})58\%$ 、 $w(\text{Al}_2\text{O}_3)40\%$ 和 $w(\text{NH}_4\text{Cl})2\% \sim 3\%$ (大气中)；
- ② $w(\text{Fe-B})97\%$ 和 $w(\text{NH}_4\text{Cl})3\%$ (氢中)。

粉末渗硼操作简单，工艺过程与固体渗碳类似，工件装入渗箱（耐热钢板焊成、陶瓷或石墨制的箱子）中，充以渗硼剂，箱上加盖（可不密封）。渗入温度一般为 $950 \sim 1050^\circ\text{C}$ ，保温 $3 \sim 5\text{h}$ ，可得 $0.1 \sim 0.3\text{mm}$ 深的渗层。

在渗硼工件表面预涂硼砂（ $\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7$ ），可强化渗硼过程，得到质地优良的渗硼层。

例如，应用不同的渗剂，对A3(Q235A)、35、20钢进行了渗硼处理，渗剂如下。

A方案：工件表面预涂硼砂，并在 $w(\text{B}_4\text{C})5\% + w(\text{SiC})78\% + w(\text{KBF}_4)7\% + w(\text{活性炭})3\% + w(\text{木炭})7\%$ 渗剂中渗硼。

B方案：工件不加涂剂，渗硼剂同A方案。

C方案：工件预涂硼砂，并在 $w(\text{B}_4\text{C})100\%$ 中渗硼。

上述工件及渗剂分别装箱入炉，加热温度 875°C ，保温 7h ，出炉空冷。

工件预涂硼砂的方法是：工件先加热到 100°C 左右，淬入硼砂甲醇溶液中并立即提出，甲醇挥发后工件表面即被均匀地涂覆一层硼砂。

渗硼后对渗硼工件进行了组织、力学性能及抗磨性能的分析测试。测试结果指出，工件预涂硼砂渗硼后，渗层致密、均匀、连续，因而其硬度高（图5-58），耐磨性好，如表5-78所示。

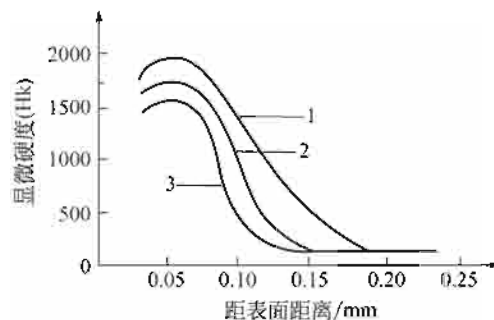


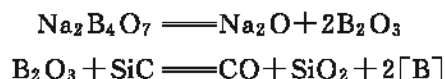
图 5-58 渗硼层硬度分布

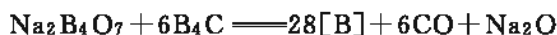
1—C方案；2—A方案；3—B方案

表 5-78 渗硼层的性能

工艺方案	磨损量/(1/1000mm ²)	抗拉强度/MPa		$a/(\text{J}/\text{cm}^2)$
	试验机加载 49N	σ_s	σ_b	
A	39.25	342	588	28.4
B	47.30	314	559	12.7
C	38.48	313	572	7.6

预涂硼砂在渗硼过程中的反应是：





由上述反应式可知，硼砂在渗硼过程中除起到活化剂的催化作用外，还可以补充提供硼源。

367. 膏剂渗硼

膏剂渗硼是将膏剂涂敷于工件表面，干燥后放入盛有惰性填料的罐内，加热渗硼的工艺。所用膏剂的成分有下列数种。

(1) $w(\text{B}_4\text{C})50\%$ 和 $w(\text{CaF}_2)35\%$ 和 $w(\text{Na}_2\text{SiF}_6)15\%$

以桃胶水溶液为黏结剂而成为膏剂。处理规程为 $920\sim 950^\circ\text{C}$ 以下加热 $4\sim 6\text{h}$ 。

(2) $w(\text{B}_4\text{C})50\%$ 、 $w(\text{NaF})25\%$ 和 $w(\text{Na}_2\text{SiF}_6)25\%$

处理时的工艺规程同 (1)。

(3) $w(\text{B}_4\text{C})50\%$ 和 $w(\text{Na}_3\text{AlF}_6)50\%$

用水解的硅酸乙酯作黏结剂。采用这一渗剂时的处理规程为：高频加热到 $1150\sim 1165^\circ\text{C}$ ，保持 $2\sim 3\text{min}$ 。此法所得的渗层硬度较低 (1000HV)。

几种钢材的膏剂渗硼工艺规范、渗层深度及表面硬度如表 5-79 所示。

表 5-79 几种钢材的渗硼工艺规范、渗层深度及表面硬度

钢 材	工 艺 规 程	渗 层 深 度/mm	表面硬度(HV _{0.100})
20CrMn2SiMoA	膏剂成分 w(%)	0.0616	1263
32SiMn2WA	B ₄ C50	0.069	1539
37SiMn2MoWVA	CaF ₂ 35	0.077	1531
45SiMn2MoVA	Na ₂ SiF ₆ 15	0.12	1698
35CrMo	920~940℃4h	0.077	1482
2Cr13		0.070	1730
45		0.108	1331
20		0.162	1482

368. 辉光放电膏剂渗硼

一般渗硼是在 900°C 左右或更高温并保温数小时，这将引起工件的变形。在较低温度下处理，则因渗速过慢，渗层过薄而不能使用。辉光放电膏剂渗硼则可在钢的 A_1 点之下进行处理并得到较厚的渗硼层。

例如，应用辉光放电对 15、45 钢进行了膏剂渗硼。膏剂为西门子电气公司制造的 A 型硼膏，膏剂涂敷于工件表面并置于辉光放电加热设备的中心阴极上。辉光放电膏剂渗硼的基本参数为：炉内惰性气体压力 $66\sim 670\text{Pa}$ ，温度 $600\sim 730^\circ\text{C}$ ，时间为 $2\sim 6\text{h}$ 。几种工艺渗硼后渗层厚度的比较如图 5-59 所示。指出，在温度较低时（为钢的 A_1 点之下），辉光放电渗硼的速度最快，并能得到 $60\mu\text{m}$ 左右的层深。其表面硬度和渗层组织与传统渗硼相近或相同，分别为 1200HV 以及 FeB 和 Fe_2B 相。

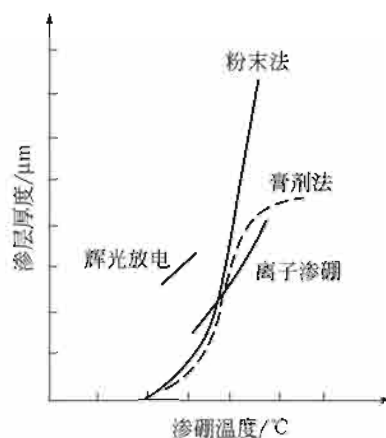


图 5-59 不同工艺渗硼后渗层厚度比较的示意图

369. 深层膏剂渗硼

膏剂渗硼具有成本低、渗速快的优点，适用于深层渗硼。

例如，对 45 钢制压制硅碳棒模具进行深层渗硼，工艺参数如下。

温度：960~980℃；

时间：8~10h；

膏剂： $B_4C + Na_3AlF_6 + CaF_2$ + 填充剂，黏结剂为羧胶液。

模具先经 CCl_4 、金属洗净剂或汽油去油污，之后涂膏剂，涂层厚 2~3mm。涂后经干燥、装箱。箱用 0.071mm (180 目) 碳化硅砂封，以防氧化，之后入炉升温渗硼。

经上述处理后可得 300~400 μm 的渗层，其组织为 FeB 和 Fe_2B 或单相 Fe_2B 。

深层膏剂渗硼显著提高了模具的寿命，如表 5-80 所示。

表 5-80 不同热处理后模具的使用寿命

热 处 理 工 艺	表 面 相	硬 度 (HV)	平 均 使 用 寿 命 / 件
正火(原工艺)	P+F	200	250
淬火	M	600	400
960℃×8h 渗硼,正火	$Fe_3B(320\mu m)$	1600	800
960℃×8h 渗硼,淬火	$Fe_2B(320\mu m)$	1600	780
960℃×10h 渗硼,正火	$FeB + Fe_2B(400\mu m)$	2200	1250

370. 自保护膏剂渗硼

自保护膏剂渗硼是工件表面涂敷渗硼膏剂后直接在空气介质中加热渗硼的工艺方法。

例如，研制出的 DSB 渗硼膏是由 $w(B_4C)10\%$ 、 KBF_4 、 $Na_2B_4O_7$ 、NaF 等物质组成。采用 SiC 作为填充剂，纤维素作黏结剂以及少量金属盐类以稳定渗硼效果。渗剂中 B_4C 、 KBF_4 、 $Na_2B_4O_7$ 是供硼剂；NaF、 KBF_4 为催化剂。涂层厚度 3~4mm。在渗硼温度下膏剂涂层表面生成釉壳而对内部起保护作用。

除供硼剂之外，膏剂中其他组元对釉壳的形成有重大影响，见表 5-81。如无釉壳形成，则起不到自保护作用。

表 5-81 900℃×3h 膏剂涂层结釉情况

涂层配方 w/%	结釉情况	涂层配方 w/%	结釉情况
SiC100	无釉壳	KBF ₄ 10+SiC90	完整釉壳
NaF10+SiC90	完整釉壳	K ₂ CO ₃ 10+SiC90	无釉壳
Na ₂ CO ₃ 10+SiC90	无釉壳		

使用 DSB 自保护渗硼膏在不同钢材渗硼时渗层深度如表 5-82 所示。由表中数据所示，DSB 渗剂渗硼能力较强。

表 5-82 不同钢材渗硼层深度 (900℃×4h)

钢种	45	T8	T10	16Mn	GCr15	Cr12	CrWMn	3Cr2W8V	5CrMnMo
渗层深/μm	105	100	90	100	80	45	65	40	95

371. 盐浴渗硼

盐浴渗硼是在盐浴中进行的渗硼工艺。所用的渗剂中大都含有硼砂，在硼砂中加入脱氧剂，将 B₂O₃ 中的硼还原出来并使之渗入工件。所用盐浴配方、渗硼工艺规范、渗层厚度及表面硬度如表 5-83 所示。

表 5-83 几种钢材的盐浴渗硼工艺规范及所得结果

盐浴成分 w/%	渗硼规范	钢 材	渗层深度/mm	表面硬度(HV _{0.100})
B ₄ C10 NaBF ₄ 10 NaCl65 KCl15	920~940℃ 4h	10	0.115	
		45	0.115	
		35CrMo	0.154	
		32SiMn2WVA	0.100	1201
		37SiMn2MoWVA	0.107	1263
		40SiMnMoWVA	0.100	1201
		45SiMn2MoVA	0.130	1201
B ₄ C5 NaBF ₄ 15 NaCl80	920~940℃ 4h	10	0.098	1482
		T10	0.042	1402
CaSi10 NaCl10 Na ₂ SiF ₆ 10 Na ₂ B ₄ O ₇ 70	940~960℃ 6h	45	0.138	1877
		32SiMn2WVA	0.135	1765
		37SiMn2MoWVA	0.128	1877
		2Cr13	0.036	1098
SiC30 Na ₂ SiF ₆ 20 Na ₂ B ₄ O ₇ 50	940~950℃ 6h	纯铁	0.195	1331
		32SiMn2WVA	0.120	1264
		37SiMn2MoWVA	0.115	1266

372. 盐浴电解渗硼

电解渗硼在生产中应用较为方便，有下列几种方法。

① 硼砂浴中电解渗硼。

在硼砂浴中电解渗硼时，以工件为阴极，预先用硼砂浸渍过的石墨作阳极（或以石墨衬里，耐热钢外套的坩埚作阳极）。电流密度 $0.15 \sim 0.35 \text{ A/cm}^2$ 。处理温度 $930 \sim 950^\circ\text{C}$ ， $2 \sim 6 \text{ h}$ ，可得渗层 $0.15 \sim 0.35 \text{ mm}$ 。

② 硼砂浴中加入 $w(\text{NaCl})7.5\%$ 或 $w(\text{NaF})20\%$ 。

加入上述成分后可改善硼砂浴的流动性，加速工艺过程，工件上也不结硬壳。所用电规范同上。

③ 以 LiF 、 NaF 、 KF 等作为溶剂，以块状硼装在铜管内作阳极，工件为阴极，在 Ar 或 H_2 及 N_2 的气氛保护下进行电解渗硼。电流密度 $0.5 \sim 2.5 \text{ A/cm}^2$ ， $800 \sim 900^\circ\text{C}$ 保持 15 min 到 5 h ，可得 $0.0125 \sim 0.5 \text{ mm}$ 的渗层。

④ 两种较新的电解盐浴配方及电参数。

1 号浴： $w(\text{B}_2\text{O}_5)55\% + w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)35\% + w(\text{NaF})10\%$ 。

2 号浴： $w(\text{B}_2\text{O}_5)50\% + w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)35\% + w(\text{NaF})10\% + w(\text{NaCl})5\%$ 。

渗硼条件：电流密度 $0.1 \sim 0.25 \text{ A/cm}^2$ ，温度 $650 \sim 850^\circ\text{C}$ ，渗硼时间 $1.5 \sim 3.5 \text{ h}$ 。渗后用清水煮沸 $10 \sim 15 \text{ min}$ ，即可将黏着在工件上的残盐完全清除，工件表面光洁。这种渗剂使用寿命较长，对环境无污染。当其渗硼能力下降时，加入 $w(\text{AlF}_3)1\% \sim 2\%$ ，即可恢复其原有能力。

还有一种低温电解渗硼工艺，其过程是在成分为 $w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)60\% \sim 75\%$ 和 $w(\text{PbO})25\% \sim 40\%$ 的盐浴中工件接阴极，于 $550 \sim 600^\circ\text{C}$ ，电流密度为 $0.1 \sim 0.2 \text{ A/cm}^2$ 的条件下渗硼 $5 \sim 10 \text{ h}$ ，可得到较满意的结果。

373. 铸铁渗硼

铸铁渗硼可进一步提高表面硬度及耐磨性。与钢件不同之处是铸铁的渗硼层内有石墨存在，因而硬度较低。表 5-84 所示为铸铁渗硼时所用盐浴成分、处理温度和时间，以及所获得的渗层深度及工件表面硬度数值。由表中数值可见，随着处理温度的升高、保温时间的延长，渗硼层增厚。当处理温度为 1050°C 时，工件的表面硬度降低，这可能是由于渗层中析出大量石墨所致，因而铸铁渗硼温度以不超过 950°C 为宜。

表 5-84 渗硼工艺参数与渗层深度和表面硬度的关系

渗硼时间/h	渗硼温度 层深和硬度	850℃		950℃		1050℃	
		硬度 (HV)	层深/ μm	硬度 (HV)	层深/ μm	硬度 (HV)	层深/ μm
4		972	35	1108	50	890	130
6		1229	39	1174	73	992	147
8		1223	61	1388	83	1053	203

注：1. 铸铁成分（%）： $w(\text{C})3.26 - w(\text{Si})2.00 - w(\text{Mn})0.32 - w(\text{P})0.15 - w(\text{S})0.045$ 。

2. 渗硼盐浴成分（%）： $w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)65 - w(\text{SiC})35$ 。

374. 气体渗硼

常用的气体渗硼方法有以下几种。

(1) 使用乙硼烷与氢气作为渗硼介质

500℃以上时乙硼烷 (B₂H₆) 完全分解。B₂H₆/H₂=1/25~1/75 时 850℃保温 2~4h, 停供渗硼气体, 然后扩散 2~3h。

(2) 使用三氯化硼与氢气作为渗硼介质

BCl₃/H₂=1/20 较好。850℃保温 3~6h, 40 钢可得 0.08~0.16mm 渗层。

气体渗硼速度最快, 渗层均匀, 操作也较方便。但是, 由于乙硼烷不稳定且易爆炸; 三氯化硼有毒且容易水解, 因此, 气体渗硼在生产中尚较少使用。

375. 辉光放电气体渗硼

辉光放电气体渗硼是利用低压气体渗硼时的辉光放电现象使气体介质和被处理工件表面活化而渗硼的工艺。气体介质使用 BCl₃ 和氩气 (或不使用氩气)。这种工艺可在钢、镍合金、烧结合金以及其他金属材料表面形成硼化物层, 并且有高的硬度、耐磨性以及良好的抗蚀性。

376. 硼锆共渗

硼锆共渗能够保持渗硼层的硬度、耐磨性、红硬性等的同时, 降低渗层脆性。研制出的硼锆共渗工艺, 规程如下。

(1) 共渗膏剂组成及配制

供硼剂: w(B₄C)30%以上、B₂O₃、KBF₄;

供锆剂: w(锆粉)2%以上;

活化、促渗剂: Cu、KBF₄、NaF、Na₂CO₃;

填充剂: FeO、SiO₂;

黏结剂: 水解硅酸乙酯。

共渗各组元研磨至 0.154~0.071mm (120~200 目) 粒度并按照比例混合均匀, 之后加黏结剂调配成膏剂 (自保护), 再涂敷于工件表面, 厚度 2~3mm, 阴干 15min 后即可入炉处理。

(2) 共渗热工参数

加热温度 850~950℃, 保温 3~5h。共渗后直接淬火或空冷。

45 和 40Cr 钢共渗时, 温度及时间对共渗层深度的影响分别如图 5-60、图 5-61 所示。45 钢经 950℃×5h 共渗后无缺口冲击试样的 a_k 值为 11.8J/cm², 而渗硼后为 7.8J/cm²。用声发射监测的三点弯曲实验结果如表 5-85 所示。

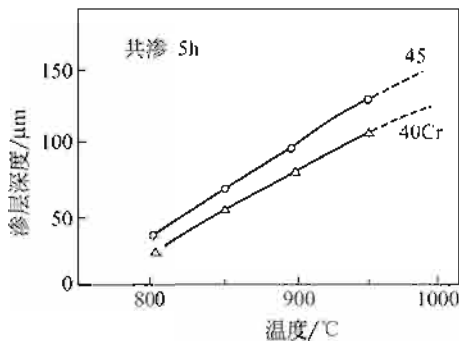


图 5-60 共渗温度对共渗层深度的影响

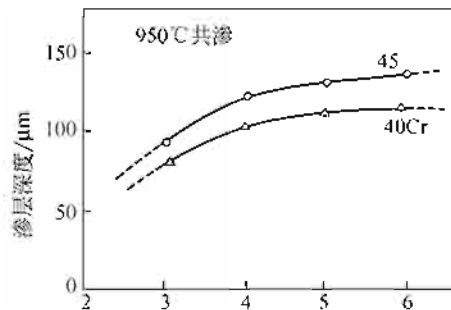


图 5-61 共渗时间对共渗层深度的影响

表 5-85 45 钢三点弯曲试样声发射监测结果

热 处 理 工 艺	开裂点负荷/N	弯曲应力/MPa
950℃×5h 共渗后空冷	3900	358
950℃×5h 共渗后空冷	3969	365
950℃×5h 共渗后水淬 200℃×1h 回火	5135	472
渗硼后淬火, 200℃×1h 回火		272

由上述可知, 与单一渗硼相比较, 硼铅共渗后钢的强韧性较优。

377. 渗碳渗硼

渗碳可得较厚的渗层 (1~2mm), 使工件能承受较重负荷 (剪切、压缩、接触疲劳等), 但对含泥砂等条件下的磨料磨损抗力尚嫌不足。渗硼后工件的表面硬度及抗磨料磨损能力要比渗碳优越得多, 但渗层太薄 (0.1~0.3mm), 不能承受较重负荷, 而且硬度梯度过陡而使渗层易于剥落。渗碳后再进行渗硼, 可将二者的优点结合起来, 得到抗磨料磨损能力和承受重负荷能力的良好配合。例如, 用 32SiMn2WVA 及 37SiMn2MoWVA 钢制造的石油钻杆打捞公锥, 其渗碳渗硼共渗工艺为 930℃ 渗碳 4h, 930℃ 渗硼 4h, 之后进行两次淬火 (900℃ 油淬和 850℃ 油淬) 及 200℃ 回火。处理后抗磨料磨损能力有很大提高, 效果很好。

又例如, 20 钢制泥浆泵缸套 (形状及尺寸如图 5-62 所示) 经渗碳淬火处理后, 渗层厚 2.0~2.5mm, 硬度 58~62HRC, 使用寿命 200~300h, 失效形式为内避磨损、拉毛和尺寸超差等。换用 38CrMoAl 钢渗氮、双金属高碳高铬型耐磨铸铁等, 寿命虽有一定程度提高, 但效果均不理想。后改为用 34CrMoA 钢制造成缸套并进行渗碳渗硼复合处理收到了良好的效果, 缸套的使用寿命约达 1000h, 即寿命延长了 3~5 倍。

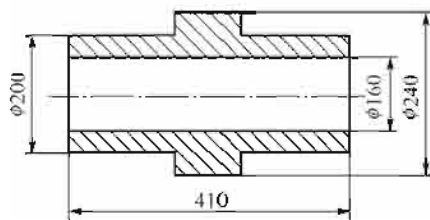


图 5-62 泥浆泵缸套

渗碳渗硼复合处理的工艺参数如下。

(1) 渗碳

920℃×10h 固体渗碳, 渗后空冷。

(2) 渗硼

900℃×13h 固体渗硼, 渗后空冷。

(3) 淬火-回火

盐浴炉加热 820℃×20min, 220℃ 分级淬火 7min+170℃×3h 回火。

378. 渗氮渗硼

渗氮渗硼是工件先经渗氮, 再进行渗硼的热处理工艺。其渗层具有渗硼层的高硬度、高红硬性, 但却比渗硼层脆性小, 从而可提高工件的使用寿命。用于热作模具, 延长寿命的效

果尤为显著。

例如，对 5CrMnMo 钢制热锻模和 3Cr2W8V 钢制热挤压冲头进行了渗氮渗硼处理，并与经其他热处理后的同一类型模具进行了寿命对比。热处理参数及寿命对比情况分别如表 5-86、表 5-87 所示。

表 5-86 不同工艺处理后 5CrMnMo 钢制热锻模的寿命对比

处理方法	热 处 理 工 艺	失 效 形 式	使用寿命/件
常规处理	850℃×3.5h 油淬+420℃×4h 回火	磨损、龟裂、开裂	约 1000
复合等温处理	620℃×3h 预热+840℃×5h 油淬+260℃×6h 等温+460℃×6h 空冷	磨损、龟裂、开裂	1600~1700
渗氮渗硼处理	580℃×4h 渗氮+900℃×7h 渗硼直接淬火+280℃×3h 等温+500℃×5h 回火	龟裂、拉毛	4000~7000

表 5-87 不同工艺处理后 3Cr2W8V 钢制热挤压冲头的寿命对比

处理方法	热 处 理 工 艺	失 效 形 式	寿命/件
常规处理	1050℃×2h 油淬+550℃×2h 一次回火	拉毛	1000~2000
低温碳氮共渗	1050℃×2h 油淬+570℃×3h 低温碳氮共渗	拉毛	2000
渗硼	900℃×5h 渗硼后直接升温到 1040℃×2h 油淬+550℃×2h 三次回火	拉毛	3000~4000
渗氮渗硼	570℃×2h 低温碳氮共渗+900℃×5h 渗硼后直接升温到 1040℃×2h 油淬+550℃×2h 三次回火	拉毛、龟裂	7000~10000

由表中数据可见，与常见热处理相比较，渗氮渗硼处理使热作模具的使用寿命延长了 3 倍以上。

379. 液体稀土钒硼共渗

钢的钒硼共渗较单一的渗硼具有更高的表面硬度和耐磨性；在共渗介质中加入稀土元素，可提高共渗速度和进一步改善共渗层性能，从而延长了工件的使用寿命。

例如，使用工业 Na₂B₄O₇、V₂O₅ [纯度≥98.0% (质量分数)，200~300 目]、Al 粉 [纯度≥98.0% (质量分数)，20~80 目] 及稀土 (质量分数为总量 4%~6%) 作为共渗介质，对 Cr12MoV 钢制 M16 冷锻凹模和 M12 六角切边模以及 GCr15 钢制塑料挤切模，进行了稀土钒硼共渗，热处理工艺参数如图 5-63、图 5-64 所示。

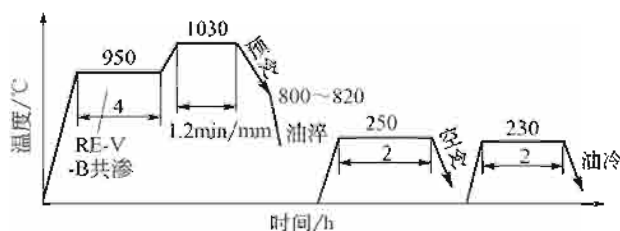


图 5-63 Cr12MoV 钢制模具的稀土钒硼共渗及热处理工艺

模具热处理后进行了考核，使用寿命如表 5-88 所示。由表中数据可见，与常规热处理相比较，模具经稀土钒硼共渗后，使用寿命提高了 3~7 倍。

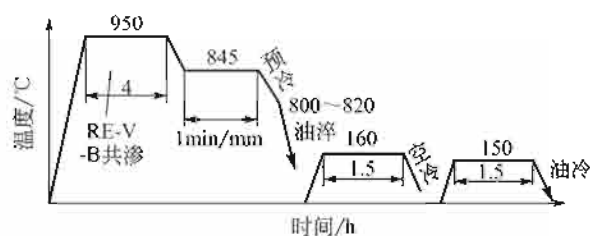


图 5-64 GCr15 钢制模具的稀土钒硼共渗及热处理工艺

表 5-88 经不同处理后模具的使用寿命

模具种类	热处理后基体的硬度(HRC)	RE-V-B 共渗/万件	常规热处理/万件
Cr12MoV 钢 M16 冷墩凹模	55~58	17.8	2.5
Cr12MoV 钢 M12 六角切边模	57~60	5.4	1.0
GCr15 钢制塑料挤切模	62~64	35.2	9.8

380. 膏剂硼铝共渗

膏剂硼铝共渗是硼、铝元素同时渗入了工件表面的热处理工艺。其渗剂包括 B_4C 、 BFe 、 Al 粉、氟化物、氮化物及黏结剂。黏结剂是一种在室温下固化的有机树脂。共渗时将调制好的膏剂均匀地涂在工件表面，待干燥后再涂敷一层，总厚度约 2~3mm。最后再涂敷一层保护剂，即可进行自保护膏剂硼铝共渗。共渗温度以 900~950℃ 为宜。对于碳钢，共渗缓冷后再加热淬火。对于合金钢，可从共渗温度直接淬火或升温淬火。

硼铝共渗的渗层组织决定于渗剂中硼铝组元的相对含量。资料指出，当渗剂中 $B/Al \geq 8/1$ 时，以渗硼为主； $B/Al \leq 3/1$ 时以渗铝为主；而当 B/Al 之比介于上述二者之间时为硼铝共渗，渗层组织由硼化物和铝化物相混合组成。渗层的耐磨性、抗高温氧化性、耐蚀性能等与渗硼基本相等，但其脆性较小，有利于延长工件的使用寿命。

例如，对如图 5-65 所示 3Cr2W8V 钢制 LM67010 辗压辊，进行了自保护膏剂硼铝共渗，热工参数：600℃ × 1h 预热 + 950~980℃ × 4h 共渗、升温淬火和回火。经共渗处理，使 LM67010 辗压辊由常规热处理后加工 1500 件产品，提高到 6300~8100 件，即使用寿命延长了 3~4 倍。

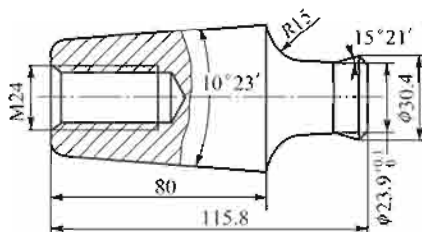


图 5-65 LM67010 辗压辊

381. 超厚渗层硼铝共渗

超厚渗层硼铝共渗可在提高工件表面硬度和耐磨性的同时，提高高温抗氧化性能，适用于高温服役的工件和热作模具。

例如,应用 B_4C (供硼剂)、Al (供铝剂)、催化剂、填充剂等硼铝共渗介质,在 $950\sim 1050^\circ\text{C}$,对 T10 钢进行了共渗处理。在 1050°C 处理时,渗层厚度与共渗时间的关系如图 5-66 所示。由图可见,在共渗时间为 $5\sim 6\text{h}$ 时,可得 5mm 以上的超厚共渗层。渗层组织由 Fe_2B 、 FeB 和 $FeAl$ 相组成。渗剂中 B_4C 数量增多时, $Fe-B$ 相数量增多,渗层硬度增高,工件的耐磨性也随之升高,见表 5-89。

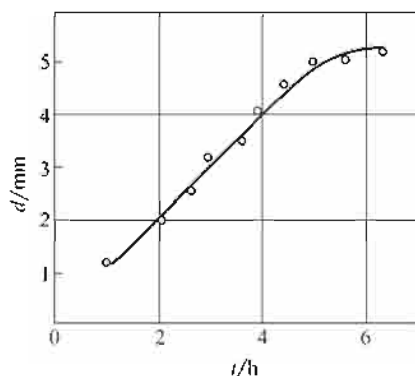


图 5-66 共渗层厚度与共渗时间的关系

表 5-89 T10 钢不同处理后的抗磨损性能

热 处 理 工 艺	平 均 失 重/(g/h)	摩 擦 系 数
淬火+低温回火	308×10^{-4}	0.61
硼铝共渗(1):65% $Fe-B$ 相	70×10^{-4}	0.46
硼铝共渗 (2):30% $Fe-B$ 相	220×10^{-4}	0.50

超厚渗层硼铝共渗可使在高温下承受腐蚀、磨损的工件,模具的使用寿命提高 $1\sim 14$ 倍。

382. 硼钛共渗

工业生产中还可进行硼钛共渗。

硼和钛同时渗入钢制工件的化学热处理称为硼钛共渗。可在钛粉和含硼的介质中加入活性物质,或在 Na_2BO_7-TiO 熔融的盐溶中进行。

硼钛共渗层的硬度比渗硼层的硬度低,但却有较高的耐磨性能。

383. 镀镍渗硼

镀镍渗硼除具有高硬度、高耐磨性外,其渗层致密(无疏松),提高了工件在高温的抗氧化性能以及冷-热疲劳抗力。适用于高温工作的工件以及冷、热作模具。

例如,对 $3Cr2W8V$ 、 $Cr12MoV$ 、 $5CrMnMo$ 钢及由其制作的模具,进行了镀镍渗硼,工艺如下。

(1) 化学镀镍

镀液由硫酸镍、次亚磷酸钠、柠檬酸钠、醋酸钠组成, pH 值 $4\sim 5$, 镀液工作温度 $70\sim 90^\circ\text{C}$ 。

(2) 渗硼

渗剂为由 B₄C、KBF₄、SiC 组成的粉末状渗硼剂。处理时将化学镀后的工件，置入渗硼剂中，在 850~950℃ 温度保温 4~6h，之后直接淬火或升温淬火、回火。

与单一渗硼处理相比较，镀镍渗硼后模具工作寿命的提高如表 5-90 所示。

表 5-90 镀镍渗硼后模具的生产应用效果

模具名称	模具用钢	模具工作温度 /℃	被加工工件的钢号	单一渗硼模具生产工件数/个	镀镍渗硼模具的生产工件数/件	使用寿命提高/倍
扳手热锻模	3Cr2W8V	800~1000	45	15000	30000	2
支板压型模	Cr12MoV	常温	B2	35000	132000	3.5
五件碗温锻模	5CrMnMo	500~600	15	500	2000	4

384. 硼碳氮三元共渗

硼碳氮三元共渗是使钢制工件同时渗入硼、碳、氮三种元素的化学热处理工艺。共渗后渗层硬度较渗硼低 (600~1000HV)。三元共渗用于石油机械的易损零件，能大幅度地提高使用寿命。这一工艺可在盐浴中进行，所用盐浴的成分有多种，其中以 $w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)20\% + w[(\text{NH}_2)_2\text{CO}]40\% + w(\text{Na}_2\text{CO}_3)20\% + w(\text{KCl})20\%$ 应用较多。

低碳钢及低碳合金钢液体渗碳空冷后硬度为 300HV，淬火硬度为 800~850HV，硼碳氮三元共渗后空冷即可得到硬度 750HV，故对于上述钢材制造的薄小工件，可以省去淬火工序。

硼碳氮三元素共渗还可在 B₄C、KBF₄、K₃Fe(CN)₆、SiC 和炭粉等粉末状固体介质中进行。共渗温度 900~950℃，时间 4~5h。共渗后渗层较厚，如表 5-91 所示。渗层由 FeB 和 Fe₂B 组成；过渡区亦增厚，且硬度梯度平缓，水淬后，硼化物不崩落。

表 5-91 渗层厚度的比较

处理工艺	钢 材	渗层厚度/μm	
		硼化物层	过渡层
硼碳氮共渗	15	170~200	700~800
	45	150~200	700~800
	T8	130~150	450
渗硼 ^① (950℃×5h)	15	110~130	420
	45	100~130	650
	T8	80~90	130

① 使用湖南大光厂生产的渗硼剂。

385. 渗硼复合处理

渗硼后淬火及中温回火复合处理使工件具有最佳的耐磨性。

例如，对 40Cr 钢制工件分别进行了渗硼-空冷、渗硼-淬火-低温回火、渗硼-淬火-中温回火、渗硼-淬火-高温回火等复合处理，工艺参数如表 5-92 所示。随后检测了经不同复合处理后工件的滚动磨损、滑动磨损、滚动+滑动磨损性能，结果如图 5-67 所示。由图可见，渗硼-淬火-中温回火后磨损失重小，耐磨性能最优。

表 5-92 40Cr 钢渗硼复合处理工艺参数、基体组织及硬度

渗硼工艺	渗层厚度/mm	附加热处理工艺	基体组织	基体硬度(HRC)
(910±5)℃×5h	0.10~0.12	—	珠光体+铁素体	17~18
(910±5)℃×5h	0.10~0.12	(840±5)℃油淬,(190±1)℃×1h回火	回火马氏体	50~51
(910±5)℃×5h	0.10~0.12	(840±5)℃油淬,(450±5)℃×1h回火	回火屈氏体	40~41
(910±5)℃×5h	0.10~0.12	(840±5)℃油淬,(630±5)℃×1h回火	回火索氏体	30~31

注：固体渗硼，渗剂主要成分为 Na₂B₄O₇。

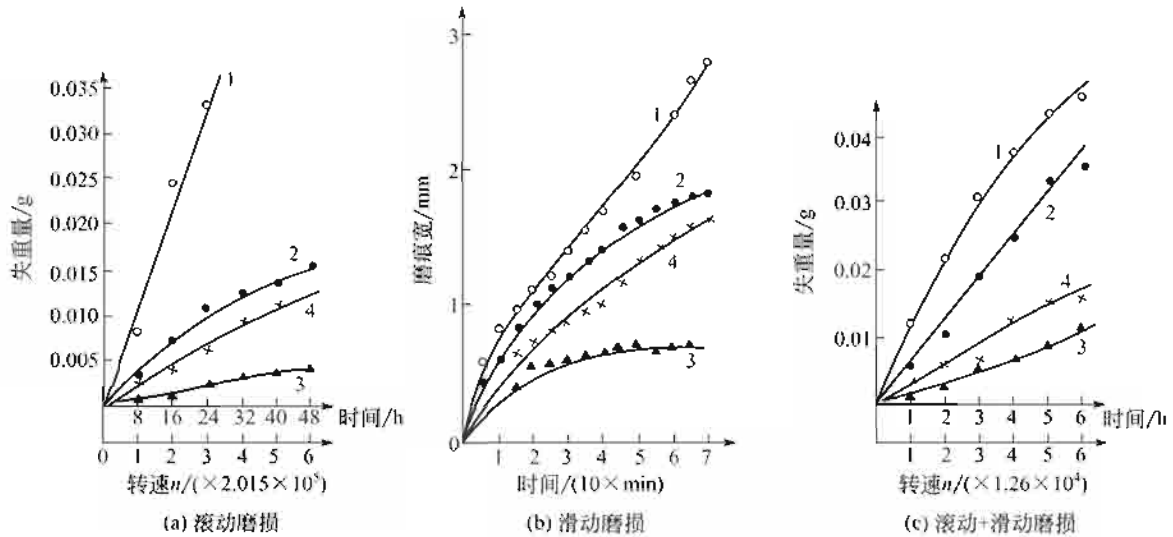


图 5-67 40Cr 钢渗硼复合处理后的磨损曲线

1—渗硼-空冷；2—渗硼-淬火-低温回火；3—渗硼-淬火-中温回火；4—渗硼-淬火-高温回火

一般认为，渗硼后热处理对渗硼层的硬度影响不大，但却改变了基体组织、性能及表面应力状态，从而对渗硼层的性能产生了影响。40Cr 钢渗硼-空冷、渗硼-淬火-高温回火，基体组织分别是粗片状珠光体、回火索氏体，硬度、强度均较低，承受压缩负荷能力较小，渗硼层易被压裂。渗硼-淬火-低温回火后，工件表面有压应力存在，在负荷作用下易萌生疲劳裂纹及其扩展，因此，磨损失重较大。渗硼-淬火-中温回火得到回火托氏体，硬度和强度均较高，加之渗硼层表面残余压应力的存在，均有利于充分发挥渗硼层的耐磨性能，因而其耐磨性能最佳。

386. 渗硼感应加热复合处理

粉末渗硼后，感应加热可使硼原子继续向内层扩散。当加热时间恰当时，渗硼层主要由 Fe₂B 及少量 FeB 相组成，降低了渗层的脆性，从而增大了工件的耐磨性。

例如，对 20 钢进行了渗硼感应加热复合处理，工艺参数如下。

(1) 粉末渗硼

渗剂成分： $w(B_4C)5\% + w(KBF_4)5\% + w(NH_4Cl)1\% + SiC$ 余量。

渗硼工艺：装箱渗硼，950℃+3.5h，渗后空冷，渗层厚度 129μm。

(2) 高频加热

设备：GP-100C₃ 型；

加热温度：1100℃；

加热时间：10s、20s、30s，加热后空冷；

脉冲间歇加热：加热10s、冷却10s，总加热时间2min，加热后空冷。

不同规范渗硼感应加热处理后20钢的耐磨损性能如图5-68所示。由图可见，渗硼感应加热20s后，20钢的磨损失重最小，即具有最优的耐磨性能。

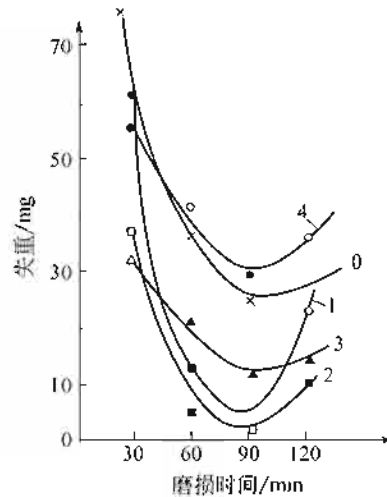


图 5-68 20 钢渗硼感应加热复合处理后的耐磨性

0—渗硼；1—渗硼感应加热 10s；2—渗硼感应加热 20s；
3—渗硼感应加热 30s；4—渗硼脉冲加热

387. 感应加热渗硼

感应加热渗硼可极大地加速工艺过程，节约能源。另外，高频加热易实现渗硼共晶化处理，使渗层硼化物由尖齿形转化为弧形，在齿尖有共晶体，以减缓渗层与基体间的硬度梯度。

例如，用 60kW 高频设备，对 20、45、20CrMnTi 钢进行了感应加热渗硼。频率 200～300kHz，感应器为单匝，工件的包装如图 5-69 所示。其方法是将配制好的渗剂装入牛皮纸糊制

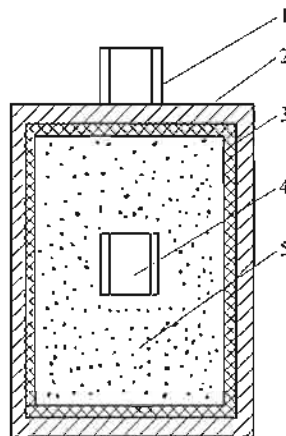


图 5-69 工件包装示意图

1—测温试样；2—高铝细粉外壳；
3—牛皮纸；4—工件；5—渗剂

成的圆形筒内，工件埋放其中。外涂用水玻璃作粘接剂的高铝细粉，干燥后成硬壳，起密封和绝缘作用，在其上放一试样，以备测温用。渗硼剂及工艺参数如表 5-93 所示，工艺过程如下。

表 5-93 感应加热渗硼工艺参数

钢 材	20	20	20	20CrMnTi
渗硼剂 w/%	B ₄ C4、KBF ₄ 20、NH ₄ ClO.5、NiCl ₂ 0.5、SiC75，黏结剂(松香酒精溶液)		B ₄ C4、KBF ₄ 20、NH ₄ ClO.5、NiAl ₃ 1.5、Al粉5、Na ₂ B ₄ O ₇ 4、SiC65，黏结剂(松香酒精溶液)	
电 参 数	屏压/kV	9.1		9.5
	槽压/kV	4.8		5
	阳流/A	1.2		1.3
	槽流/A	0.27		0.27
最高温度/℃	1100	1150	1200	
每次送电时间/s	25	30	30	
加热次数	20	20	33	44
送电总时间/s	500	600	990	1320

将包装好的盛工件圆筒置于感应器中，送电加热，到工艺要求温度后立即停电并将圆筒从感应器中取出，冷却至室温再置入感应器中加热。如此循环进行，加热 10min 可获得 65~90μm 厚的渗硼层，硬度 1400~2100HV_{0.1}。

388. 激光加热渗硼

涂敷渗硼膏剂的工件，可在激光辐照的熔化区得到表面渗硼。当熔化区含硼量足够多时热影响区也将有硼的渗入。激光渗硼的组织，决定于激光辐照的能量密度和渗硼膏剂的数量。

40Cr 钢激光加热渗硼渗层的组织由 Fe₂B、FeB 和亚稳相 Fe₃B 等组成。

389. 稀土渗硼

向粉末渗硼剂中加入适量稀土元素（加入量有最佳值），除可显著提高渗速外，还可提高渗层的硬度（图 5-70）、耐磨性（图 5-71）、耐蚀性（表 5-94、表 5-95）；降低渗层的脆性（表 5-96）。用以处理模具，可显著提高其使用寿命。

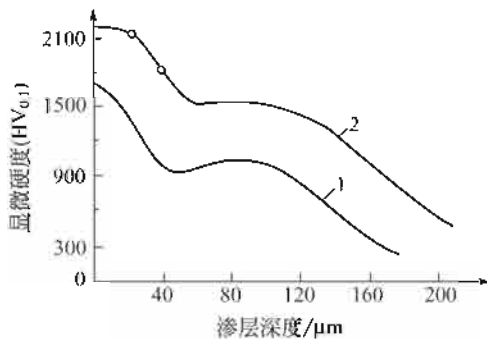


图 5-70 40Cr 钢渗硼和稀土渗硼后渗层的硬度分布
1—渗硼；2—稀土渗硼

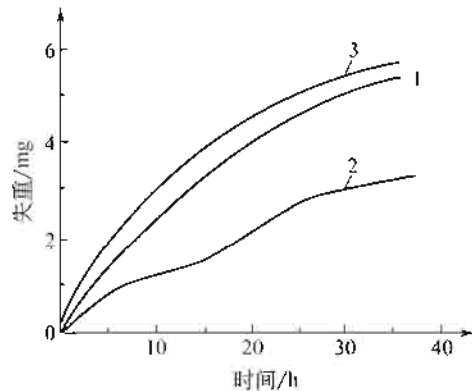


图 5-71 40Cr 钢不同处理后的耐磨性的比较
1—渗硼；2—稀土渗硼；3—硼钴共渗

表 5-94 40Cr 钢在 $\psi(\text{H}_2\text{SO}_4)10\%$ 溶液中的耐蚀性

处理工艺	不同时间的失重/(mg/cm ²)		
	24h	48h	96h
未处理	10.6	15.9	22.6
渗硼	1.4	3.0	9.2
稀土渗硼	0.7	2.3	7.7

表 5-95 40Cr 钢在 $\psi(\text{NaOH})30\%$ 溶液中的耐蚀性

处理工艺	不同时间的失重/(mg/cm ²)	
	24h	72h
未处理	1.1	1.2
渗硼	0.5	0.7
稀土渗硼	0.4	0.5

表 5-96 渗硼和稀土渗硼层的脆性指标

处理方式	出现第一条显微裂纹时的挠度/mm	对应的负荷/N	吸收功/J	对应的应力/MPa	出现第一条宏观裂纹时的挠度/mm	脆断负荷/N	脆断前吸收的功/J	脆断强度/MPa
渗硼	0.3	2450	0.37	274	0.32	2528	402	284
稀土渗硼	0.35	2646	0.46	304	0.51	3146	804	353

例如，与未经稀土渗硼相比较，经稀土渗硼并淬火、回火后，CrWMn 钢制的卷边模使用寿命延长了 6~10 倍。T12 钢制冲盲孔凹模，使用寿命延长了 2~4 倍。T12 钢制角钢制品凸凹模使用寿命延长了 3 倍。

390. 不锈钢硼氮共渗

不锈钢进行硼氮共渗，可极大地提高表面硬度和耐磨性，从而提高工件或模具的使用寿命。

例如，对 1Cr18Ni9Ti 钢进行了固体硼氮共渗。所用介质由渗硼剂 (B₄C)、催化剂 (KBF₄)、供氮剂 [(NH₂)₂CO]、填充剂 (Al₂O₃) 组成。工艺规程如图 5-72 所示。在 580~600℃ 的工艺第一阶段，(NH₂)₂CO 发生分解，析出活性氮、碳原子，被工件表面吸收，其实质是低温碳氮共渗过程。860~910℃ 的工艺第二阶段，B₄C 发生分解，B 原子被工件表面吸收，是为渗硼阶段。共渗工艺、共渗后表层硬度、渗层深度之间的关系如表 5-97 所示。

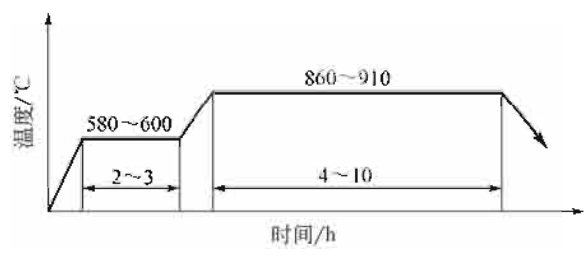


图 5-72 硼氮共渗工艺曲线

表 5-97 表面硬度、渗层深度与工艺规程之间的关系

钢 材	共渗工艺	表面硬度(HV)	渗层深度/mm
1Cr18Ni9Ti	600℃×3h+920℃×10h	1648~2400	0.05~0.10
1Cr18Ni9Ti	580℃×3h+900℃×8h	1533~1980	0.05~0.08
1Cr18Ni9Ti	600℃×3h+880℃×6h	1400~1850	0.04~0.06
铸造不锈钢	590℃×3h+860℃×6h	2000~2100	0.03~0.05

1Cr18Ni9Ti 钢的硼氮共渗已在生产中获得应用，所制成的模具经共渗处理后使用寿命已达 8~10 万次，较未经共渗处理者，寿命提高了 1.5~2 倍。

391. 渗 硫

含硫切削液及润滑剂的应用促进了渗硫工艺的发展。所谓渗硫（又称硫化）系指钢或铸铁制工件表面渗入硫的化学热处理工艺。渗硫的层深常为数微米至数十微米。渗层组织是 Fe_2S 、 FeS 或其混合物。渗硫层有好的减摩性（使摩擦系数减小 2~4 倍），抗黏着磨损（咬死）尤其有效，但却使被渗工件表面的硬度降低。渗硫主要适用于轻负荷、低速运动的工件，如滑动轴承、低速变速箱齿轮、冲压模、钻岩机活塞、汽缸套筒等。

渗硫工艺（介质及工艺参数）主要有以下几种。

(1) 粉末渗硫

所用渗剂有下列两种：

$w(S)40\%$ 、 $w(Al_2O_3)59\%$ 和 $w(NH_4Cl)1\%$ ；

$w(FeS)70\%$ 、 $w(Al_2O_3)20\%$ 和 $w(NH_4Cl)10\%$ 。

两种渗剂的使用温度均为 560~930℃。其中应用第二种渗剂处理后工件表面的质量较优。

(2) 热浴渗硫

浴液成分 $S+w(I_2)1\%+w(Fe)0.2\%$ 。

使用温度为 150~170℃，渗硫后进行 600℃扩散退火。渗剂中加入碘可以抑制硫的黏度上升，加入铁的目的则是为了防止硫对钢件表面的侵蚀。

(3) 液体浸渍渗硫

所用渗剂成分及使用温度如下。

渗剂成分： $w[(NH_2)_2CS]100\%$ ；

使用温度：90~180℃；

渗剂成分： $w[(NH_2)_2CS]50\%+w[(NH_2)_2CS]50\%$ ；

使用温度：140~180℃；

渗剂成分： $w(KCNS)75\%+w(Na_2S_2O_3)25\%$ ；

使用温度：180~200℃。

在浴槽中处理 45~60min，可得到数微米厚的渗层。

(4) 盐浴电解渗硫

处理时工件接阳极，浴槽接阴极，由于工件接阳极，故可无氢脆问题。所用盐浴成分、

电流密度及处理温度如下。

盐浴成分： $w(\text{KSCN})75\% + w(\text{NaSCN})25\%$ ，外加总量 $w[\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6]0.1\%$ 及 $w[\text{K}_3\text{Fe}(\text{CN})_6]0.9\%$ ；

电流密度： $150\sim 250\text{A}/\text{m}^2$ ；

使用温度： $150\sim 200^\circ\text{C}$ ，处理时间：15min。

盐浴成分： $w(\text{KSCN})30\%\sim 70\%$ 及 $w(\text{NH}_4\text{SCN})70\%\sim 30\%$ ；

电流密度： $1000\text{A}/\text{m}^2$ ；

使用温度： $150\sim 200^\circ\text{C}$ 。

盐浴成分： $w[\text{Ca}(\text{SCN})_2]70\% + w(\text{NaSCN})20\% + w(\text{NH}_4\text{SCN})10\%$ ；

电流密度： $500\text{A}/\text{m}^2$ ；

使用温度： $160\sim 180^\circ\text{C}$ 。

使用于不锈钢及表面淬火钢。

(5) 真空蒸发渗硫

在真空度为 10^{-3}Pa 容器中，硫蒸发而渗入工件表面，处理温度为 $150\sim 500^\circ\text{C}$ 。

392. 离子渗硫

离子渗硫是在真空条件下的渗硫工艺，能得到较厚的渗硫层并具有良好的润滑作用和较高的耐磨性与抗咬合性能。使用于铸铁制工件的渗硫处理。高磷铸铁及铬钼合金铸铁的离子渗硫工艺参数如下。

炉内真空度：空炉为 1.33Pa ，装入工件后为 6.65Pa ，渗硫时压升率为 $1\times 10^{-4}\text{Pa}/\text{h}$ ；

电源： $10\text{A}/120\text{V}$ ，单相；

渗硫气体：渗硫气体为 H_2S ， $w(\text{H}_2\text{S})$ 为 3% ；载气为 H_2 和 Ar ；

热规范： $560^\circ\text{C}\times 2\text{h}$ 。

经上述处理后，可得到由 Fe_2S 和 FeS 相组成的渗硫层，厚度达 $50\mu\text{m}$ 。

进行离子渗硫时要充分注意防爆、防燃、防毒等问题。此外， H_2S 有腐蚀性，应对设备和仪表作好防蚀措施。

393. 气相渗硫

气相渗硫适用于高速钢制刀具。用于处理齿轮刀具，延长使用寿命的效果尤为显著。

渗硫前刀具先经正常淬火-回火处理，之后进行表面活化处理，活化剂的配方如下。

硫酸： $100\sim 300\text{mL}/\text{L}$ ；

硫脲： $5\sim 10\text{g}/\text{L}$ ；

海鸥牌洗涤剂： $10\sim 30\text{mL}/\text{L}$ 。

活化处理后工件必须进行彻底清洗，以去除表面附着的残液。活化处理的刀具干燥后置于带有炉罐的炉中进行渗硫，介质为 H_2S 气体，处理温度 $280\sim 300^\circ\text{C}$ ，时间 2h，出炉空冷。刀具表面形成一银灰色层，为 FeS_2 相，其下为黑色层组织和过渡区。渗层硫的分布如图 5-73 所示。

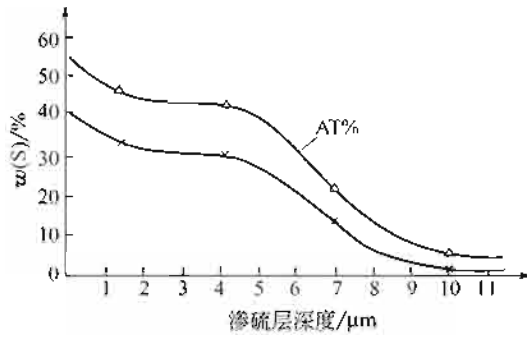


图 5-73 渗层之中硫的分布
AT—原子百分比

刀具气相渗硫与未渗硫使用寿命对比如表 5-98、表 5-99 所示。由表中数据可见，气相渗硫使齿轮刀具的一次刃磨寿命延长了 1.4~2.5 倍；多次刃磨后仍可保留其效果。此外，被加工工件的表面粗糙度也有明显的降低。

表 5-98 渗硫与未渗硫插齿刀使用寿命的对比

被加工齿轮名称		快挡齿轮	倒挡齿轮	转向齿轮	犁刀传动齿轮		转向齿轮		转向齿轮	
未渗硫刀具加工 齿轮数	新刀	12	20	19	13	14	26	23	140	135
	一次刃磨	25	18	20	12	13	27	21	125	115
	二次刃磨	24	19	18	12	12	25	24	110	105
渗硫刀具加工齿 轮数	新刀	3	29	31	25	23	44	41	185	190
	一次刃磨	67	30	29	19	17	45	38	163	175
	二次刃磨	63	28	30	17	15	45	48	145	150
平均寿命对比		2.18	1.53	1.58	1.65	1.41	1.72	1.81	1.32	1.40

表 5-99 渗硫与未渗硫刨齿刀使用寿命的对比

被加工齿轮名称		圆锥侧传动齿轮	伞齿轮	差速齿轮
未渗硫刀具加工齿轮数	新刀	71	60	30
	一次刃磨	75	58	33
	二次刃磨	69	62	28
渗硫刀具加工齿轮数	新刀	167	160	72
	一次刃磨	150	160	69
	二次刃磨	154	160	74
平均寿命对比		2.18	2.70	2.40

394. 铸铁渗硫

铸铁制工件渗硫可提高其表面抗擦伤能力，以及获得良好的减摩性能。处理可以使用粉末法、熔融硫浴法、液体法和气体法进行。

例如，对几种铸铁进行了熔融硫浴法渗硫，渗硫介质为 $S + w(I_2)1\% + w(Fe)0.2\%$ ，处理温度 $150\sim 170^\circ C$ ，并在渗硫后再进行 $600^\circ C$ 扩散退火。表 5-100 为渗硫后铸铁表面层硬度的变化。

表 5-100 铸铁渗硫后硬度的变化

铸铁类别	含碳量/%	组 织	硬度(HV _{0.2})	
			处理前	处理后
灰铸铁	3.55	珠光体+石墨	210	450
白口铸铁	2.80	珠光体+莱氏体	440	490
可锻铸铁	2.80	珠光体+石墨+少量铁素体	160	380

由于渗硫层很薄，因而铸铁的渗硫仅适用于轻负荷、低速运转的工件，如轴瓦、轴套、低速齿轮、缸套等。

395. 硫氮共渗

硫氮共渗是使工件表面同时渗入硫和氮的化学热处理，其目的是综合利用渗硫的减摩作用及渗氮的抗磨损作用。共渗层的相为 Fe₂S、FeS 及 Fe₄N，层深不超过 10μm。主要用于提高刀具的使用寿命。

硫氮共渗工艺有下列数种。

(1) 盐浴通氨法

盐浴成分为 w(BaCl₂)30% + w(NaCl)20% + w(CaCl₂)50%，外加盐浴 w(FeS)5%~10%，并在盐浴的底部通入 NH₃ 气。

处理温度为 540~560℃，时间为 1.5~2h。

(2) 气体法

所用气体介质为氨和硫化氢。两种介质的比例为 NH₃/H₂S=9~12/1。氨的分解率为 15%左右。

处理温度为 530~560℃，时间为 1~1.5h，可得 0.02~0.04mm 的渗层深度。高速钢的表面硬度 950~1050HV。这一共渗方法应用较广泛。

提高共渗温度或增大氨的供应量、延长共渗时间，均会增大渗层脆性。

高速钢（淬火、回火后硬度 64~65HRC）硫氮共渗与未经共渗试样磨损实验的结果如表 5-101 所示。试验在 Amsler 试验机上进行。润滑剂用 20 号机油，每隔 10~15s 加一滴。

表 5-101 W18Cr4V 高速钢试样的磨损试验

试 样	硫 氮 共 渗 工 艺		对磨 2 万转后的失重 /g	对磨 2 万转后的摩擦系数
	温度/℃	时间/h		
未经硫氮共渗处理	—	—	0.1008	0.065
液体硫氮共渗	560±10	1	0.0131	0.030
气体硫氮共渗	560±10	1	0.0450	0.025

硫氮共渗还可以用于处理热作模具，能够克服工作时的粘模、拉伤、脱模困难、工件精度不高等缺点。在 3Cr2W8 钢制缝纫机主轴弯头热锻模、铝合金压铸模、铅黄铜热锻模上的

应用，都收到了良好的效果。

396. 离子硫氮共渗

离子硫氮共渗是在真空条件下，通过辉光放电，使气氛中硫、氮原子同时渗入工件表面的热处理工艺。

所用的气氛为 NH_3 、 H_2S 或 NH_3 、 H_2S 与 H_2 、 Ar 、 He 之一种或多种混合气体。使用前一种气氛时， $\text{NH}_3/\text{H}_2\text{S}=1/10\sim 30$ 。使用后一种混合气体时， $w(\text{NH}_3)$ 为 25%~100%， $w(\text{H}_2\text{S})$ 为 0.01%~5%。

共渗时工件接阴极，炉壁接阳极，电压 500~700V，电流 2~4mA/cm²。炉子的真空度：气体通入前 133Pa，气体通入后为 532~1064Pa。共渗温度 480~570℃。温度低于 400℃ 时，氮扩散慢，不易形成共渗层；600℃ 以上则工件的热变形过大。

共渗后渗层组织为硫化物均匀分布在氮化物层中。渗层深度和硬度与离子渗氮相同。因而除可提高工件表面耐磨性外，还同时提高了自润滑性能以及初期跑合性能及抗黏着、咬合性能，从而延长工件的使用寿命。例如，W18Cr4V 高速钢制沟槽铣刀，硫氮共渗后寿命延长了 2~6 倍。

397. 离子氧氮硫三元共渗

离子氧氮硫三元共渗（以下简称共渗）是在辉光放电条件下，向工件表面同时渗入氧、氮、硫的热处理工艺。共渗在提高工件的耐磨性和抗咬合性能方面优于离子渗氮，适用于高速钢制刀具的表面强化。

例如，对 W18Cr4V 钢制试件及 1/8 机用锥铰刀进行了共渗处理。共渗前试件及刀具先经常规淬火-回火处理。共渗设备为 LD-25 辉光离子渗氮炉。共渗介质为渗氮气氛（或氮氢混合气体）中添加少量 SO_2 ，共渗后降温至 200℃ 出炉。共渗、离子渗氮、常规热处理后 W18Cr4V 钢制试件的耐磨性、抗咬合性能对比如图 5-74 和图 5-75 所示。由图所示数据可见，共渗后的耐磨性和抗咬合性能最优。

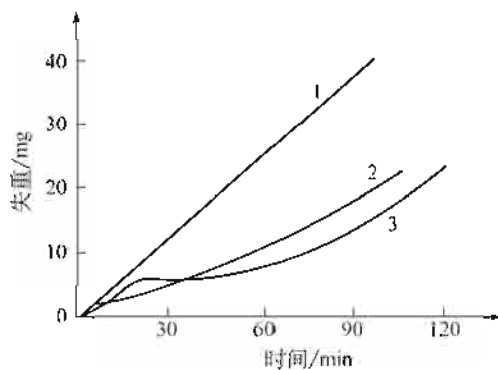


图 5-74 耐磨性能对比

1—常规热处理；2—离子渗氮；3—共渗

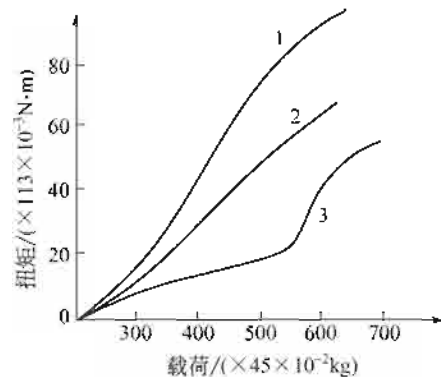


图 5-75 抗咬合性能对比

1—常规热处理；2—离子渗氮；3—共渗

在生产条件下加工调质 40Cr 钢（28~32HRC）制汽车转向节的锥孔，共渗刀具的使用寿命比渗氮处理和常规热处理的分别延长了 2~3 倍及十余倍。

398. 低温硫氮碳三元共渗

硫氮碳三元共渗类似于硫氮共渗，可提高工件的耐磨性、减摩性以及抗咬死性能；不同点是由于碳的渗入，可使低碳钢制工件得到了强化，从而扩大了这种工艺的应用范围。共渗可在固体、液体、气体介质中进行。可供使用的介质有多种，常用的共渗介质及共渗工艺规范如表 5-102 所示。

表 5-102 低温硫氮碳共渗用介质及工艺参数

方法	商品名称或代号	渗剂成分或配方	工艺参数		生产周期/h	备注
			温度/℃	时间/h		
熔盐法	Sursulf	工作盐(基盐)CR ₄ 由钾、钠、铷的氰酸盐与碳酸盐和少量硫化钾组成;再生盐CR ₂ 用于调整成分	500~590 (常用 560~580)	0.2~3.0	0.3~3.5	法国于1975年开发;无污染,应用面广,处理时间通常为1~2h。本工艺已取代高氰熔盐法
熔盐法	LT工艺	工作盐溶为基盐J-1,成分与法国CR ₄ 相同,加以调整的J-2基盐(无硫)则用于碳氮共渗或QPQ处理。再生盐Z-1与CR ₂ 相同,可用于调整硫氮共渗或碳氮共渗成分	500~590 (常用 550~580)	0.2~3	0.3~3.5	国家“六五”重点科技攻关成果,兼具Sursulf及联邦德国的Melonite、QPQ工艺的功能,SNC共渗的工件直接转入Y-1氧化浴(性能与AB1浴相同)的LTC-1处理,与法国Oxynit无异
气体法		$\phi(\text{NH}_3)5\%$ 、 $\phi(\text{H}_2\text{S})0.2\%\sim 2\%$,丙烷与空气制得的载气(余量)	500~650	1~4	2~5	必要时加滴碳当量小的煤油或苯,以提高碳势
		每1LC ₂ H ₄ 中溶入25g(C ₂ H ₄) ₂ -NHS及9gS, NH ₃ 适量	500~650	1~4	2~5	在通氮的同时,滴入CS ₂ 或其他含硫的有机液体供硫剂(例如将NH ₄ CNS溶入C ₂ H ₅ OH中)均可
	DYGS法	每1L含C、N的有机物液体例如CH ₃ OH与HCOONH ₄ 各半加入(NH ₂) ₂ -CS及H ₃ BO ₃ 各8g	540~570	1~2	2~3	
膏剂法		$w(\text{ZnSO}_4)37\%$ 、 $w(\text{K}_2\text{SO}_4)18.5\%$ 或 $w(\text{Na}_2\text{SO}_4)18.5\%$ $w(\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3)37.5\%$ $w(\text{KCNS})7\%$ 、 $w[\text{H}_2\text{O}(\text{另加})]14\%$	550~570	2~4	3~5	适用于单件或小批生产的大工件的局部表面强化
粉末包装(固体法)		$w(\text{FeS})35\%\sim 60\%$ $w[\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6]10\%\sim 20\%$ 余量石墨粉	550~650	4~8	5~9	效率低,有粉尘污染
离子法		CS ₂ NH ₃	500~650	1~4	2~5	可用含S的有机液体代CS ₂

在表 5-102 所列诸共渗方法中，以熔盐法的生产周期短、节能；盐浴的成分及温度均

匀、共渗效果好，因而得到了广泛应用。

399. 硫氮碳三元共渗

硫氮碳三元共渗又称硫氰共渗，可同时改善钢及铸铁制工件的耐磨性及减摩性。共渗层深数十微米，其组织与渗剂的组成有关：以渗硫为主时，表层有 FeS 或 FeS 及 α -Fe；以渗氮为主时有 $\text{Fe}_2(\text{N}, \text{C})$ 及 $\text{Fe}_4(\text{N}, \text{C})$ ；以渗碳为主时则形成 $\text{Fe}_3(\text{N}, \text{C})$ 。

硫氮碳三元共渗工艺主要有下列数种。

(1) 粉末法

渗剂成分： $w(\text{FeS})40\% + w[\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6]10\% + w(\text{石墨})50\%$ ；

使用温度：550~930℃；

共渗时间：4~12h。

渗剂成分： $w(\text{FeS})90\% + w[\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6]5\% + w[(\text{NH}_2)_2\text{CS}]5\%$ ；

使用温度：550~930℃；

处理时间：4~12h。

(2) 膏剂法

渗剂成分： $w(\text{ZnSO}_4)37\% + w(\text{Na}_2\text{SO}_4)18.5\% + w(\text{K}_2\text{SO}_4)18.5\% + w(\text{KCNS})2.25\% + w(\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3)3.75\% + w(\text{高岭土})6.0\%$ 及 $w(\text{水})14\%$ ；

使用温度：550~580℃；

共渗时间：3~4h。

(3) 盐浴法

渗剂成分： $\text{NaCN} : \text{KCN} : \text{Na}_2\text{S} : \text{KCNS} : \text{Na}_2\text{SO}_4 = 15 : 5 : 1 : 1 : 1$ ；

使用温度：540~560℃；

处理时间：10~60min。

渗剂成分： $w(\text{NaCN})95\% + w(\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3)5\%$ ；

使用温度：540~560℃；

以上两种盐浴有剧毒，所以已都不使用。

渗剂成分： $w[(\text{NH}_2)_2\text{CO}]54\% + w(\text{K}_2\text{CO}_3)44\% + w(\text{Na}_2\text{S} \text{ 或 } \text{K}_2\text{S})2\%$ ；

使用温度：350~380℃。

400. 离子硫氮碳共渗

可以在离子渗氮炉中实现硫氮碳共渗处理，获得耐磨、减摩、抗咬合的表面层，从而提高工件的使用寿命，适用于钢和铸铁制工件及模具。

例如对形状及尺寸如图 5-76 所示的 GD 钢制易拉罐凸模进行了离子硫氮碳共渗处理。共渗前模具先经 890~910℃ 加热淬火、490~510℃ 回火处理；之后在 LD 型离子渗氮炉中进行共渗处理，工艺曲线如图 5-77 所示。共渗介质为含氮及含硫氮碳的气体，炉内压力 380~400Pa。共渗后吹入氩气使模具冷却。经不同处理后 GD 钢制拉伸凸模使用寿命的对比如表 5-103 所示。由表中数据可见，离子硫氮碳共渗处理使模具的使用寿命提高了 20 倍以上。

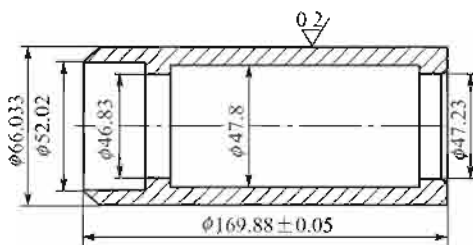


图 5-76 易拉罐拉伸凸模

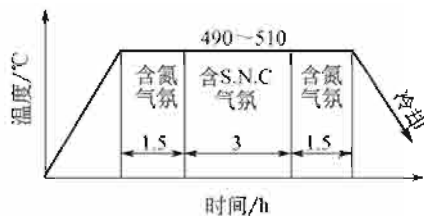


图 5-77 硫氮碳共渗处理工艺曲线

表 5-103 经不同处理后拉伸凸模使用寿命的对比

模具材料及处理工艺	GD 钢未经共渗处理	GD 钢经共渗处理	进口 M2 钢
平均寿命/万次	0.33	75	70
表面磨损情况	严重拉花,不能重新修复,报废	轻度拉花,可重新修模使用	有的严重磨损报废,有的轻度拉花,可重新修模使用

GD 钢的化学成分为： $w(\text{C})0.69\%$ — $w(\text{Cr})1.14\%$ — $w(\text{Mo})0.62\%$ — $w(\text{Mn})1.01\%$ — $w(\text{Ni})0.81\%$ — $w(\text{Si})0.81\%$ — $w(\text{V})0.27\%$ 。

离子硫氮碳共渗还适用于 Cr12 型钢制冷作模具。例如，Cr12MoV 钢制牙膏管冷挤压模，其共渗工艺参数如下。

共渗前的处理：淬火-回火，58~60HRC；

共渗设备：HLD-35 型辉光离子渗氮炉；

共渗介质及用量： NH_3 400L/h；间断通入 CS_2 - $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ ($\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}/\text{CS}_2 = 2/1$) 混合气，20L/h；

共渗时炉压：约 2660Pa；

热工参数： $(500 \pm 10)^\circ\text{C} \times 8\text{h}$ 。

共渗后炉冷至 160℃ 出炉空冷。表层硬度 958~1050HV。

模具的使用寿命达 26000~32000 次，比常规淬火-回火的模具，寿命延长了 2~3 倍。

401. 低温电解硫钼复合渗镀

低温电解硫钼复合渗镀（以下简称复合渗镀）是工件先经低温电解渗硫，再进行镀覆二硫化钼的复合处理工艺，可得到 7~15 μm 深、以 FeS、MoS 相为主的镀覆层，比单一渗硫具有更优的减摩性及抗黏着磨损性能，应用于高速钢刀具，可大幅度地提高切削寿命。

例如，对高速钢制刀具进行了复合渗镀，工艺流程及工艺规范如下。

(1) 工艺流程

除油污—除锈—清水冲洗—擦干—装卡—热烘干—电解渗硫—清水冲洗及煮沸—镀覆二硫化钼—浸热油—包装。

(2) 低温电解渗硫

介质：主要是 KCNS 和 NaCNS，外加适量的添加剂组成的盐浴；

温度：180~200℃；

电流密度：1.0~3.5A/dm²；

时间：10~20min。

(3) 镀覆二硫化钼

介质：以钼酸铵为主的溶液；

温度：90~100℃；

时间：1~2min

经复合渗镀的高速钢刀具与经过常规淬火-回火处理刀具一次刃磨寿命的对比，如表5-104所示。由表中数据可见，复合渗镀处理显著地提高了刀具的一次刃磨使用寿命。

表 5-104 经不同处理的高速钢制刀具的切削寿命对比

刀具规格名称	被加工工件		一次刃磨加工工件数(平均值)		备 注
	材料	硬度(HBS)	淬火-回火	淬火-回火+硫钼	
φ20.4 锥柄钻头	1Cr18Ni9Ti	138~180	2 孔	8 孔	孔深 70mm, 硫钼刀具提高被加工表面粗糙度 0.5 级
φ10 直柄立铣刀	2Cr13	240~260	0.67	2.88	槽深 35mm
M8 齿轮滚刀	40Cr	228~248	8	24	硫钼刀具提高粗糙度 0.5 级
φ20 锥柄立铣刀	T10	179~207	27	64	硫钼刀具提高粗糙度 0.5 级
φ30 锥柄立铣刀	GCr15	260	6	24	硫钼刀具提高粗糙度 0.5 级
φ25 锥柄铰刀	40Cr	230~240	32 孔	80 孔	硫钼刀具提高粗糙度 1 级
144150 切刀	1Cr18Ni9Ti	130~180	10	40	硫钼刀具提高粗糙度 1.5 级
φ32 锥柄立铣刀	ZL108	95~140	20~30	80~100	硫钼刀具无切削瘤
φ45 锥柄立铣刀	KTZ70-2	240~270	3.5	8	硫钼刀具提高粗糙度 0.5~1 级

402. 蒸汽处理

高速钢刀具在 540~560℃ 过热蒸汽（炉内蒸汽压力为 9.8~49.0kPa）中加热 1~1.5h（可与回火同时进行），表面形成一层 2.5~5.0μm 均匀而致密的 Fe₃O₄ 膜，呈蓝色，多孔，能储油，有润滑减摩作用。可提高刀具与被切削材料的黏合温度，使刃部不易结瘤，延长刀具的使用寿命 0.6~6 倍。

403. 渗氮蒸汽处理

渗氮蒸汽处理是气体低温碳氮共渗和蒸汽处理的综合工艺。

高速钢刀具在最终热处理及机械加工后，于 w（甲烷胺）为 30%~50% 的水溶液滴注热解气氛中，在回火温度（560℃）下处理 1~2h，表面形成 0.03~0.05mm 的渗层。渗层的表层部分为 Fe₃O₄，里层部分主要是氮在 α 相中的固溶体。表层部分的深度为 4~5μm。渗层中几乎无 Fe₂N 或 Fe₄N 相，故无脆性；而硬度较高，表面达 1000HV，抗咬合及腐蚀，使刀具寿命提高 1 倍以上。

在气体渗氮炉中通入水蒸气与氨的混合气体，也可得到相近的结果。

404. 硫氮共渗蒸汽处理

硫氮共渗蒸汽处理（以下简称共渗）是在氨和硫化氢气氛中硫氮共渗后再进行蒸汽处理，能降低渗层脆性、提高防锈能力、美化外观。这一共渗工艺主要用于高速钢制刀具。共渗也可按蒸汽处理-硫氮共渗-蒸汽处理的方式进行。经共渗后，刀具的防锈性能及耐用度都得到了明显提高。

例如，高速钢制直柄钻头，在 H_2O 及 $NH_3 + H_2S$ 气氛中进行 $540 \sim 560^\circ C$ 、 $1 \sim 1.5h$ 共渗处理，其中 $NH_3 : H_2S = 9 : 1$ 。与未经共渗处理的相比较，前者的耐用度提高了 $0.5 \sim 1.0$ 倍，且切削过程折断、崩刃现象基本消除。

405. 氧化处理

氧化处理（又称发黑或发蓝）是使钢铁表面形成 $0.6 \sim 0.8 \mu m$ 、致密而牢固的 Fe_3O_4 膜，能提高工件抗蚀能力并使表面美观。

氧化处理可用化学法及电解法。化学法又可分为碱性法及无碱性法两种。

（1）碱性法（发黑）

碱性法氧化处理是在溶液中进行，溶液的成分为： $NaOH$ $600g/L$ 、 $NaNO_2$ $50 \sim 60g/L$ 及 Na_3PO_4 $30 \sim 40g/L$ 水溶液，使用温度 $140^\circ C$ ，处理时间 $40 \sim 60min$ 。

（2）无碱性法（发蓝）

发蓝在低温盐浴中进行，盐浴的成分为： $w(NaNO_2)$ 50% + $w(NaNO_3)$ 40% + $w(KNO_3)$ 10% ，使用温度为 $330 \sim 350^\circ C$ ，处理时间 $3 \sim 5min$ 。

氧化处理前，应将工件去油除锈。处理后应经冷、热水清洗，并进行 $80^\circ C$ 、 $2 \sim 3min$ 的皂化处理 [w （肥皂片） 2% 溶液]，以使在皂化膜微孔内生成硬脂酸铁薄膜，可被油浸润，以提高抗蚀能力。

氧化处理广泛应用于机器及仪表零件、标准件、刀具等。

406. 氧氮共渗

氧氮共渗可提高高速钢刀具的切削寿命。共渗前刀具先经淬火-回火处理，共渗工艺曲线如图 5-78 所示，工艺参数如下。

（1）共渗前的清洗

用汽油或乙醇清洗刀具和吊具，表面不得有污物。

（2）设备

RQ3-35 井式气体渗碳炉，加强炉体密封，并将滴液阀的铜制件改为不锈钢件，渗剂供应管道以循环水冷却。

（3）共渗温度

$540 \sim 550^\circ C$ 。

（4）共渗介质及用量

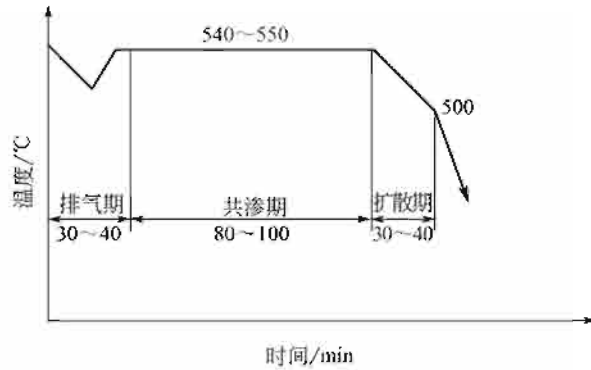


图 5-78 氧氮共渗工艺曲线

排气期：氮气 110~130L/h+蒸馏水 90~110 滴/min；

共渗期：氮气 100~110L/h+蒸馏水 90~100 滴/min；

扩散期：氮气 60~70L/h+蒸馏水 50~60 滴/min。

(5) 炉内压力

10~300Pa (30mm 水柱)。

扩散期系指共渗完了后，刀具由共渗温度冷却至 500℃ 所经历的时间。扩散期结束后刀具出炉油冷或迅速冷至 100~150℃。

资料指出，经氧氮共渗处理后，W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2 高速钢制钻头、铰刀、丝锥、拉刀、刨刀、车刀、铣刀、滚刀、插齿刀和锯条等刀具的切削寿命稳定提高了 3 倍以上。

407. 氧碳氮三元共渗

氧碳氮三元共渗（以下简称共渗）是氧、碳、氮三种元素同时渗入工件表面的热处理工艺，能有效地提高高速钢刀具的切削寿命。共渗前刀具先经淬火-回火处理。共渗工艺参数如下。

(1) 共渗工艺曲线

如图 5-79 所示。

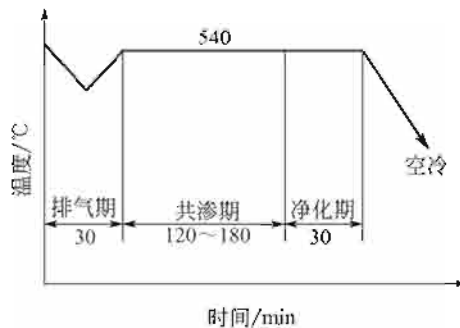


图 5-79 共渗工艺曲线

(2) 共渗用设备

RQ3-75-9 井式气体渗碳炉，并将介质滴注管的出口加长至距炉底约 250mm 处。

(3) 共渗温度

540℃。

(4) 共渗介质及用量

排气期：甲醇，180~240 滴/min；

共渗期：50%甲酰胺水溶液，140~180 滴/min；

净化期：甲醇，180~240 滴/min。

共渗后刀具出炉空冷。

资料指出，使用 W18Cr4V 或 W6Mo5Cr4V2 钢制 $\phi 17.8\text{mm}$ 、1:8 锥度铰刀加工 40Cr 钢 (25~30HRC) 直臂、弯臂件，未经共渗的刀具平均加工 67 件，共渗的刀具平均加工 170 件。

408. 磷 化

金属工件在磷酸盐溶液中通过化学浸蚀及电化反应，在表面上形成一层难溶于水的磷酸盐膜，具有防锈、减摩、绝缘（耐压 800~1000V）等性能，还可作为油漆底层。这一工艺方法广泛应用于机械、电器等工业。

磷化所用介质种类很多。

磷化前工件需经去油、酸洗、中和、皂化等工序。磷化后工件需经清洗、吹干、上油，要求较高时还需经皂化或钝化，以进一步提高抗蚀能力。

409. 粉末渗铝

渗铝是工件表面渗入铝的化学热处理工艺。钢铁表面渗铝，可提高抗氧化、抗硫化氢腐蚀等性能，为一般钢材代替不锈钢提供了可能性。

渗铝的工艺方法有多种。粉末渗铝是渗铝工艺方法的一种，所用渗剂的成分见表 5-105 所示。工件去油除锈后装入渗剂箱（与固体渗碳装箱类似，但在箱盖上应留有出气孔），加热至 850~1100℃，保持 3~12h。渗剂中的氯化铵有催渗作用，三氧化二铝则是一种稀释填充剂又兼有防止金属粉末黏结的作用。

表 5-105 粉末渗铝法所用渗剂的配方

序 号	渗铝剂组成 w/%			
	铝铁合金	铝	氧化铝	氯化铵
1	60		39~39.5	0.5~1
2	9~9.5			0.5~1
3		50	49~49.5	0.5~1
4		15	85	0.5(氯化铵)

粉末渗铝的应用较早，但表层含铝量较多，可在通有氢或氩气的罐中扩散退火 (1100℃、3min) 降低之。

碳钢渗铝层的表面由 FeAl_3 、 Fe_2Al_5 等相组成，硬度可达 850HV 以上，其厚度则决定于渗铝工艺。

410. 低温粉末渗铝

粉末渗铝还可在 650~750℃ 温度进行，称为低温粉末渗铝，可显著提高工件的抗热腐蚀性能。

例如，对高温合金 GH132 进行了低温粉末渗铝，工艺参数如下。

(1) 渗铝前的热处理

990℃ × 1.5h 固溶处理 + 720℃ × 16h 时效。

(2) 渗剂成分及制备

成分： $w(\text{Fe})42\% \sim 50\%$ - $w(\text{Si}) \leq 3.0\%$ - $w(\text{Mn}) \leq 1.0\%$ - $w(\text{Cu}) \leq 4.0\%$ - 铝余量。

制备：渗铝前渗剂必须焙烧，以去除（挥发）低熔点杂质。焙烧前渗剂先过筛，粒度控制在 0.100mm（100 目），并加入总量 3%~5%（质量分数）干燥剂的 NH_4Cl 作为催渗剂。焙烧时渗剂在低于 450℃ 入炉，升温至 450℃ 保温 2h，再升温至 950℃ 保温 5h，出炉空冷。再过筛、焙烧，总计 3~5 次。使用时尚需加入干燥的 NH_4Cl ，其质量分数为 4%~5%。

(3) 装箱

与固体渗碳相同，但需留有 $\phi 5\text{mm}$ 的小孔。

(4) 温度

670~710℃；渗铝箱入炉加热升温，先在 150℃ 保温 1h，再升温至额定温度。

(5) 保温时间

16~24h。

渗铝完了后，取出渗铝箱空冷至 100℃ 左右，即可开箱取出工件，渗层厚度达 0.002~0.008mm。

渗铝的 GH132 合金工件，在 700~800℃ 的 $w(\text{Na}_2\text{SO}_4)75\% + w(\text{NaCl})25\%$ 熔盐中的抗热腐蚀性能，显著大于未经渗铝的合金。与此同时，合金的室温力学性能、高温持久强度，经渗铝后无明显变化。

411. 熔铝热浸渗铝

工件去油除锈后，快速镀铜或镀锌作底层（预处理）。然后浸入熔化铝浴（760~780℃）中，保持 10~20min。层厚一般控制在 $10\mu\text{m}$ 左右，以保持良好的韧性。为增加铝浴的流动性，可加入 $w(\text{Si})2\% \sim 6\%$ 。如加入少量的 Mo、Mn、Zn、Na 还可改善涂层的渗润性能。为减小渗层的脆性，防止剥落，渗铝后进行（950~1050℃）扩散退火 3~8h，以降低渗层铝浓度、增加渗层厚度。

热浸渗铝还可在更低温度、更短时间的条件下进行。例如，B2F 钢板及其所制散热器片（图 5-80）的热浸渗铝即是采用了这种方法，工艺参数如下。

(1) 渗铝前的预备处理

除油：用化学除油剂去除工件表面的油污；

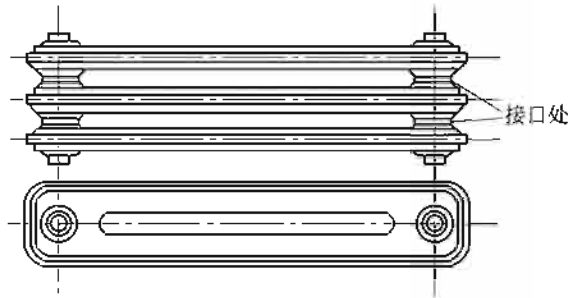


图 5-80 钢制二柱型散热管

除锈：用工业盐酸清洗工件两次，以除锈，之后用碱性水溶液中和处理；
助镀：目的是使除锈后的工件表面形成一层保护膜，以免再次生锈。

(2) 温度

730~750℃。

(3) 时间

3~5min。

(4) 渗后处理

去除渗后表面残留的物质。

与未经渗铝的 B2F 钢相比较，渗铝使其抗蚀性显著提高，见表 5-106、表 5-107。资料还指出，B2F 钢制散热器片热浸渗铝后，寿命可达 40 年（每年按供热 4 个月计）。

表 5-106 在热水中的抗蚀性能对比

试样名称	经渗铝的 B2F 钢板			未渗铝的 B2F 钢板		
	95	65	45	95	65	45
热水温度/℃	95	65	45	95	65	45
腐蚀速度/[g/(m ² ·h)]	0.0228	0.0274	0.0086	0.1176	0.2099	0.1694
腐蚀深度/mm	0.0070	0.0084	0.0024	0.1046	0.1866	0.1506

表 5-107 在水蒸气中抗蚀性能对比

试样名称	经渗铝的 B2F 钢板		未渗铝的 B2F 钢板	
	15	30	15	30
试验温度/℃	95~100			
试验时间/天	15	30	15	30
腐蚀速度/[g/(m ² ·h)]	0.0162	0.0112	0.5821	0.3959

412. 高频感应加热渗铝

将渗铝膏剂涂敷于工件表面，利用高频感应加热，可在较短时间内，得到均匀、连续、致密、无表面脆性及较厚的渗铝层。

例如，对碳钢及合金钢进行了高频感应加热膏剂渗铝，所用设备、膏剂及工艺参数如下。

(1) 设备及电参数

设备：GP-100-C₃ 高频发生器，功率 100kW，频率 250kHz。

电参数：灯丝电压 32V，阳极半波电压 7.3V（升温阶段采用半波整流连续加热），槽路电压 3.5kV，阳极电流 1.6A，栅极电流 0.33A。使用单匝感应圈时，加热时间与工件表面温度的对应关系如表 5-108 所示。

表 5-108 加热时间与加热温度的对应关系

加热时间/s	11	13	15	17
加热温度/℃	900	1000	1100	1200

(2) 渗铝膏剂配方 $w(\%)$

Al 粉 50~80；冰晶石 15~35；SiO₂ 5~15；NH₄Cl 2~5；

黏结剂：（松香）30% 的酒精溶液；

膏剂中铝粉是供铝剂，故不应少于 50%，冰晶石是熔化剂和活化剂，氯化铵为活化剂，二氧化硅为填充剂。

(3) 膏剂的制备及涂覆方法

渗剂按给定的配比在磁罐内均匀混合，再倒入黏结剂，调成稀稠适度的糊状膏剂，之后将工件置入使之均匀挂浆，再取出在热风中吹干。如此操作 1~2 次。涂层以 0.5~1.0mm 为宜。涂覆膏剂的工件，在 100℃ 左右的烘干箱中烘烤 1~2h，或在干燥的环境下阴干。

为了防止膏剂在感应加热时氧化，可在膏剂之外再涂覆一层 1mm 厚的 SiO₂ 加水玻璃的防氧化涂层。

不同钢材经 1100℃ 感应加热 1min 所得渗铝层的厚度如表 5-109 所示。加热 2min 左右，可获得 120μm 以上厚度的渗铝层。由上述可知，高频感应加热渗铝是工艺周期短、节能效果显著的热处理工艺。

表 5-109 不同钢材的渗铝层厚度

钢 材	A3(Q235A)	45	T8	35CrMo	40Cr	CrWMn
渗层厚度/μm	117	78	70	45	40	39

413. 气体渗铝

可在贯通式或井式炉中进行，渗剂用铝的卤化物（AlCl₃、AlBr₃）加氢或向炉中断续加入铝铁及氯化铵等，处理温度为 850~1100℃。这一渗铝工艺由于劳动条件差且不易控制，因而未被生产采用。

414. 喷镀扩散渗铝

工件表面静电喷铝后，为防止在扩散退火中氧化及铝液流失，先涂水玻璃并撒一层硅砂，晾干后再涂一层，然后将工件送入（600℃ 左右的）炉中，缓慢升温至 950~1050℃，保温 2~4h，炉冷至 600℃，出炉空冷。如此处理后渗层厚度约 0.2mm。钢板采用这一方法

渗铝时，扩散退火前预热至 650℃、压延 3%。

低碳钢渗铝代替耐热钢制在 800~900℃下工作的炉内构件（炉罐、料盘、炉底板等）及其他工业（航空、汽车、电站、船舶等）中的耐热构件，得到了广泛的应用。

415. 熔盐电解渗铝

熔盐电解渗铝是正在研制的化学热处理工艺方法，经处理后能够得到高质量的渗层，有渗层厚度均匀、不易剥落、表面光洁、硬度较高等优点，而且渗后无需再进行其他后续热处理。

例如，对工业纯铁进行了熔盐电解渗铝，所用设备及工艺参数如下。

① 设备：专用，如图 5-81 所示。电解渗铝时先将工业纯铝置放坩埚底层，再将混合盐放置在纯铝之上。在装置中试件接阴极，铝接阳极。

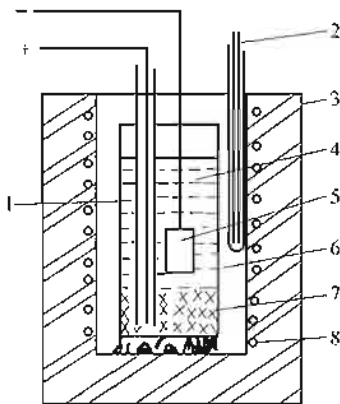


图 5-81 熔盐电解渗铝装置示意图

1—刚玉套管，2—热电偶，3—炉子，4—熔盐，5—试件，
6—坩埚，7—熔融铝，8—电阻丝

② 温度：900℃。

③ 时间：1~5min。

④ 电参数：直流电，电流密度 15mA/cm²。

混合盐使用 $w(\text{NaCl})50\% + w(\text{KCl})50\%$ 。加热时盐及铝都熔化，熔铝沉积在坩埚底部，通电后铝离子向试件表面沉积并被吸收和向内层扩散，形成渗铝层。

熔盐电解渗铝渗层，除具有良好的抗氧化性能外，还具有高的硬度，表层高达 700HV 左右。

416. 直接通电加热粉末渗铝

直接通电加热粉末渗铝是工件接电源，通电被加热而渗铝的工艺方法，其特点是渗速快、工艺周期短、节能效果显著。

例如，对 A3(Q235A)、1Cr18Ni9Ti 钢进行了直接通电加热粉末渗铝处理，工艺参数如下。

① 设备：所用设备示意图如图 5-82 所示。加热用电为低压可调电源，最高输出电

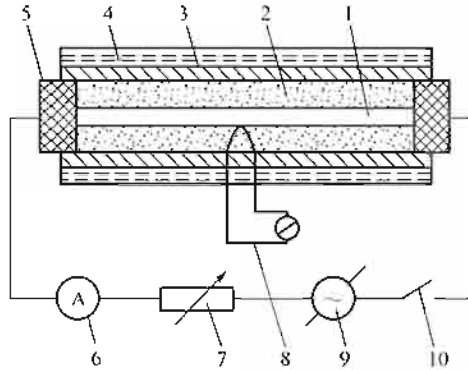


图 5-82 直接通电加热渗铝装置示意图

1—渗铝试件；2—渗剂；3—炉管；4—保温层；5—导电接头；
6—电流表；7—变阻器；8—测温装置；
9—可调低压电压；10—电源开关

压 36V。

② 渗剂：Al 粉（渗铝剂）、 NH_4Cl （催化剂）、 Al_2O_3 （填充剂）等组成的粉末状渗剂。

③ 处理温度：1000℃、1050℃、1100℃，渗铝不同时间。

试件为棒状。处理后对渗层深度、表面含铝量等进行了检测。检测结果指出，A3 钢在 1050℃×21min 渗铝后，表面 w （铝）约 25%；在 1000℃ 获得 0.23mm 后的渗层所需时间，为其他渗铝工艺方法的 1/15。

417. 铝稀土共渗

铝稀土共渗，可使组织细化并显著提高渗层的抗氧化性能。

膏剂铝稀土共渗剂的配方为：粒度为 $5\mu\text{m}$ 的铝、稀土金属和 NH_4Cl 粉末，其重量比等于 10 : 0.5 : 0.5，混合均匀后用有机黏结剂调配成糊状，涂敷于工件表面，并进行 780℃、保温 3h 的共渗处理，即可得到铝稀土共渗层。

此外，还可进行粉末铝稀土共渗。渗剂由稀土及铝粉组成。共渗在真空炉或通氩气保护下进行。这种粉末铝稀土共渗可使工件的抗硫蚀及抗渗碳性能优于单一渗铝。

418. 渗 铬

渗铬是工件表面渗入铬的化学热处理工艺，渗铬可提高钢件表面抗蚀、抗氧化、抗磨损等性能。低碳钢渗铬可代替不锈钢，在燃气轮叶片、热锻模、螺钉、螺母、齿轮以及石油化工的工件上得到广泛应用。

渗铬的工艺方法有多种，常见的有下列数种。

(1) 粉末法

渗剂成分： $w[\text{Cr}(\text{或 Cr-Fe})]50\%$ 、 $w(\text{Al}_2\text{O}_3)48\% \sim 49\%$ 、 $w(\text{NH}_4\text{Cl})2\% \sim 1\%$ ；

使用温度：900~1100℃；

处理时间：8~10h。

渗剂成分： $w(\text{Cr-Fe})60\%$ 、 $w(\text{NH}_4\text{Cl})1.2\%$ 和 w （无釉陶土） 38.8% ；

使用温度： $850\sim 1100^\circ\text{C}$ ；

处理时间： 15h 。

渗剂成分： $w(\text{CrCl}_2)5\%\sim 15\%$ 、 $w(\text{Al}_2\text{O}_3)85\%\sim 95\%$ ；

使用温度： $950\sim 1200^\circ\text{C}$ ；

处理时间： $1\sim 6\text{h}$ 。

(2) 真空蒸汽法

将工件与铬块置于 $1.33\sim 0.133\text{Pa}$ 真空罐内，加热到 $950\sim 1050^\circ\text{C}$ ，保持 $1\sim 6\text{h}$ 可得 0.03mm 渗层（T12 钢）。

(3) 气体法

用铬块、氯化铵、氢气，或铬铁、无釉陶瓷碎片及氯化氢气体，在 $950\sim 1100^\circ\text{C}$ 下处理，利用 CrCl_2 汽通过反应，在工件表面析出铬并渗入。

(4) 盐浴法

在 $w(\text{BaCl}_2)70\%$ 、 $w(\text{NaCl})30\%$ 盐浴中加入盐酸处理的铬或铬铁，在 1050°C ，处理 $1\sim 5\text{h}$ ；需以惰性气体或还原性气体保护盐浴表面。

还可在成分为： $w(\text{Cr}_2\text{O}_3)10\%$ （纯度 98% 以上， 300 目）+ $w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)85\%$ （无水）+ w （铝粉） 5% [0.154mm (100 目)] 的盐浴中进行渗铬。温度及时间对 45 钢渗铬层深度的影响见表 5-110。

表 5-110 温度和时间对 45 钢渗铬层深度的影响

μm

时间/h	温度/ $^\circ\text{C}$		
	900	950	1000
4	8	12	15
5	13		
6	15	20	

45 钢渗铬后，其耐蚀性及表面硬度均优于低温碳氮共渗，可代替 2Cr13 钢制造阀门丝杠。

(5) 其他方法

除上述渗铬工艺外，还有涂渗法、压镀法、液态炉法、高频加热法、电接触加热法等。

渗铬层深度常为数十微米，硬度达 $1300\sim 1800\text{HV}$ ，红硬性很高（ $850\sim 900^\circ\text{C}$ ）。低碳钢 [$w(\text{C})0.15\%$] 渗铬后仍有良好的塑性，可轧制、弯曲、焊接（不锈钢焊条）。 $w(\text{C})0.4\%$ 的钢经（ 1100°C ）渗铬后调质处理可提高持久强度。渗铬层可抵抗各种介质腐蚀，而抗高温氧化能力比渗铝略低。由于渗铬温度高（ $900\sim 1200^\circ\text{C}$ ）工件渗后需进行正火、淬火及回火，以改善心部性能。

419. 扩散渗铬

扩散渗铬是粉末渗铬的一种，可在提高工件抗氧化性能、耐磨性的同时拉伸性能有所下降，但却提高了钢的旋转弯曲疲劳极限，45 钢的扩散渗铬工艺参数如下。

① 渗剂成分： w （铬粉）32.5% [0.154mm (100目)] + w （氯化铵粉）5% + w （铝粉）62.5%；

② 温度：950℃；

③ 时间：1.5~4h。

经此种处理后表面 w （铬）达90%以上，渗层深为10 μ m。

420. 辉光离子渗铬

利用离子渗氮炉可对钢件进行辉光离子渗铬。由于离子的轰击作用，可加速铬的渗入过程。

例如，利用LD-35型离子渗氮炉，对10、Q235A(A3)、45、T8、T10、T12钢制试件进行了辉光离子渗铬，工艺参数如下。

① 炉子的真空度：13.3Pa；

② 电参数：最大电压1000V、最大电流35A；

③ 介质：直接在炉内制备渗铬气氛，并通入适量的反应气及氢气，以保持气氛成分恒定；

④ 处理温度：900~1050℃。

处理后渗层表面的白亮相为Cr₇C₆碳化物。

421. 双层辉光离子渗铬

辉光离子渗铬后，其渗层由沉积层及扩散层组成，故称为双层辉光离子渗铬。与其他渗铬相比较，这种工艺具有渗铬层均匀、与基体结合牢固、抗腐蚀与耐磨性能好、渗速快、生产周期短、劳动条件好等优点。

使用辉光离子炉进行双层渗铬，炉内保护气氛为氩气，压力控制在1.33~1330Pa之间，工作电压不高于1000V，电流大小则取决于工件的数量和尺寸，加热温度为900~1100℃。铬源为工业纯铬块。

双层渗铬时，处理温度与时间对渗层厚度的影响分别如图5-83、图5-84所示，即随着处理温度的升高、时间的延长，渗层增厚。

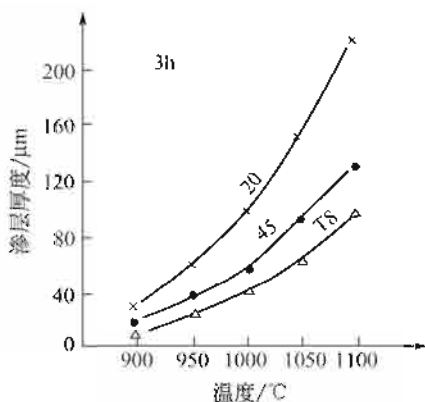


图 5-83 渗层厚度与处理温度的关系

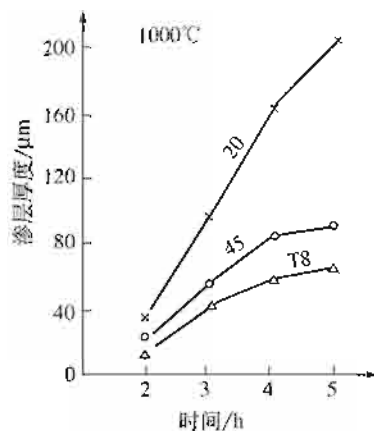


图 5-84 渗层厚度与处理时间的关系

422. 真空渗铬

在真空中进行钢制工件表面渗铬的工艺方法称为真空渗铬。这一工艺可在通用型真空炉中进行，也可在如图 5-85 所示的改装后的高温炉中进行。

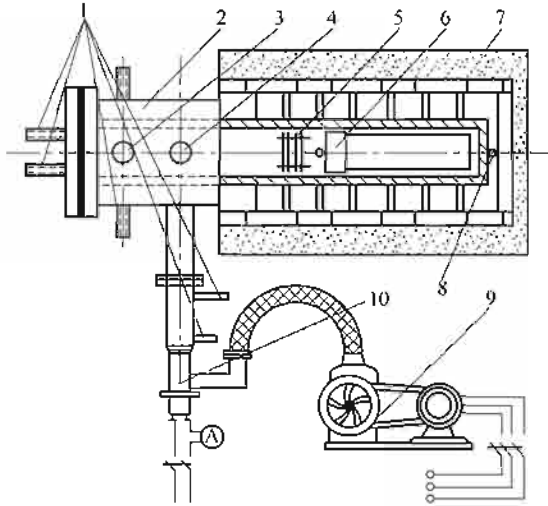


图 5-85 自制真空渗铬装置示意图

- 1—进水管；2—冷却水套；3—电离管插口；4—热偶管插口；5—隔热片；
6—渗铬罐；7—高温箱式电炉；8—铂铬热电偶；9—机械真空泵
(200L/s)；10—扩散真空泵 (400L/s)

一般在 0.133Pa 真空度下进行真空渗铬，常用温度为 1100~1150℃，保温时间视要求渗层厚度而定。所用渗剂为：0.400mm (50 目) w (铬铁粉) 25% 与 0.400~0.071mm (50~200 目) w (氧化铝粉) 75%；或以 w (铬铁粉)、 w (耐火土粉) 各 50% 作为渗剂；如再加入总量 2% 的 NH_4Cl 则可起到催渗作用，而明显缩短工艺周期。也有使用颗粒状铬作为渗剂的，粒度 3~5mm。

操作时，首先将工件清洗干净，干燥后与渗剂同时装入罐中，工件之间距离约 10mm。装炉及炉子密封后启动真空泵开始抽真空，真空度达到 0.133Pa 即可开始升温及渗铬。达到预定保温时间，断绝热源工件随炉冷却，至 250℃ 出炉空冷。出炉温度过高，工件表面将被氧化而失去应有的光泽。

渗层厚度与渗入温度、保温时间及被渗材料种类有关。一般的规律是温度越高、保温时间越长则渗层越厚。1150℃、保温 12h 几种钢的真空渗铬结果如表 5-111 所示。

表 5-111 几种钢材的真空渗铬层厚度

钢 材	单位面积增重/(mg/cm ²)	渗铬层深度/mm	钢 材	单位面积增重/(mg/cm ²)	渗铬层深度/mm
工业纯铁	25.08	0.30	35CrMo	11.04	0.02~0.03
20 钢	11.04	0.10~0.15	2Cr13	13.46	0.3~0.4
50 钢	14.92	0.04	T12A	15.85	0.01
40Cr	23.70	0.047			

注：所用试样尺寸为：20mm×30mm×3mm，表面粗糙度 0.80μm。

与一般渗铬相比较，真空渗铬具有渗入速度快、工件表面光洁以及渗剂利用率高等优点。渗层性能及应用范围与一般渗铬相同。

423. 稀土硅镁-三氧化二铬-硼砂盐浴渗铬

稀土硅镁 (REMg9.8)-三氧化二铬 (Cr₂O₃)-硼砂 (Na₂B₄O₇) 盐浴，具有以渗铬为主的硼铬共渗能力。其成分为： $w(\text{REMg}9.8)12.5\%$ - $w(\text{Cr}_2\text{O}_3)15.0\%$ - $w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)72.5\%$ 。其中 REMg9.8 含有 $w(\text{稀土})8.2\%$ - $w(\text{Mg})8.76\%$ - $w(\text{Si})39.59\%$ -Fe 余量。这种盐浴的渗铬温度为 920~980℃。

不同钢材，经 950℃×4h 处理后，渗铬层厚度及表面硬度如表 5-112 所示。渗层也多为二层结构：铬碳化物的白亮层和含铬硼化物的次层。其中铬碳化物层由 Cr₇C₃、(Cr、Fe)₇C₃ 和少量 Cr₂₃C₆ 组成。含铬硼化物层由 Fe₂B 和 (Fe、Cr)₂B 组成。

表 5-112 不同钢材的渗铬层厚度及表面硬度

钢 材	45	T10	5CrNiMo	CrWMn	GCr15	Cr12MoV
渗层厚度/ μm	12.50	14.55	8.10	13.20	10.56	7.00
表面硬度(HV)	1604	1537	1498	1665	1680	1532

应用这种盐浴渗铬后不仅提高了硬度、耐磨、耐蚀、抗高温氧化等性能外，还可以提高热作模具钢的热疲劳性能（见表 5-113）。

表 5-113 渗铬对 5CrNiMo 钢热疲劳性能的影响

工 艺	700℃, 6585 次循环	800℃, 3865 次循环
未渗铬, 920℃油淬+520℃回火	严重氧化、剥落、无裂纹	裂纹深、多
930℃×3h 渗铬+淬火+回火	亮灰色、无裂纹	裂纹浅、少

424. 铬稀土共渗

铬与稀土元素共渗，除可加速渗铬速度、缩短工艺周期外，还可改善渗层组织，提高渗层性能。

例如，对 45 钢进行了如表 5-114 所示规范的膏剂渗铬。渗剂中 Cr-Fe 为供铬剂，NH₄Cl 为基本催渗剂，Al₂O₃ 为填充剂，有机树脂为黏结剂。一部分渗剂中加入了适量的稀土元素，以考察其对渗铬过程和对渗层性能的影响。结果指出，稀土元素的加入显著地提高了渗铬速度（表 5-114）。此外，由于在渗层中出现了 CeFe₅、CeFe₇ 等稀土化合物，渗层的耐磨性、耐蚀性、抗高温氧化性能等，都同时得到了提高。

表 5-114 膏剂配方与渗铬工艺

膏 剂 配 方	热 工 参 数	渗 铬 层 深/ μm
$w(\text{Cr-Fe})70\%$ - $w(\text{NH}_4\text{Cl})5\%$ -Al ₂ O ₃ -RE	950℃×6h	13.0
$w(\text{Cr-Fe})70\%$ - $w(\text{NH}_4\text{Cl})5\%$ -Al ₂ O ₃	950℃×6h	6.5

425. 渗铬后渗碳或渗氮

渗铬后再渗碳，可提高化学稳定性。较硬的碳化铬薄壳使表层体积增大，可提高渗层的连续性和表面铬的浓度，耐磨性也得到提高。

渗铬后再渗氮，可得到硬而深的扩散层（0.25mm）。由表面到 0.03mm 处，显微硬度为 1770HV，0.21mm 处为 1550HV，0.28mm 处为 185HV。

426. 铬铝共渗

铬铝共渗的作用是利用渗铬提高表面耐磨性、抗蚀能力和渗铝提高抗高温氧化能力的复合渗。

铬铝共渗可采用先渗铬后渗铝；先渗铝后渗铬；或二者同时共渗。

铬铝同时共渗有固体粉末法、气体法、盐浴法等。常用的工艺为固体粉末法，所用共渗剂成分与处理工艺规范如表 5-115 所示。

表 5-115 铬铝共渗剂配方及共渗处理规范

共渗剂成分 w/%	处 理 规 范	
	温度/℃	时间/h
铬铁 50+铝铁 50,外加氯化铵 1.5	950~1050	5~15
铬 50+铝铁 40+氧化铝 10,外加氯化铵 1	1050	8~10
铬-铝合金 50+氧化铝 50	1040	5~10

铬铝共渗后的氧化性比单独渗时更优，主要取决于渗层中铬与铝的比例。共渗层的脆性比渗铝小，抗热震（950℃下）性能比渗铝层更好，而力学性能高于渗铬者。

427. 铬硅共渗

铬硅共渗是同时利用渗铬提高耐磨性、抗蚀性，以及渗硅对酸类、海水的抗蚀性的复合渗。铬硅共渗可按下述方法进行。

先渗铬后渗硅：工件先在 $w(\text{Cr}) 50\%$ 、 $w(\text{Al}_2\text{O}_3) 48\%$ 以及 $w(\text{NH}_4\text{Cl}) 2\%$ 中，于 1000℃ 渗铬 4h，再在通有氯气的硅粉中于 900℃ 渗硅 2h。

428. 铸铁的固-气法硅铬共渗

固-气硅铬共渗是被处理工件不与渗剂直接接触，而是依靠固体渗剂在高温下产生的气体实现硅铬共渗的化学处理工艺，工艺过程类似于固-气渗碳（参看本书“237. 固体-气体渗碳”一节）。

例如，对 HT200 灰铸铁和 QT600 球墨铸铁进行了固-气法硅铬共渗，工艺参数如下。

(1) 共渗介质及用量

w (含 Si75% 的硅铁) 90% + w (含 Cr70% 的铬铁) 10%，外加适量的 NH_4Cl 、 NaBF_4

作为催渗剂。工件与介质同时装入罐中，密封后升温共渗。介质装罐量为 30%Vb (Vb 为共渗用罐的容积)、20%Vb (A 工艺)、10%Vb (B 工艺)。

(2) 共渗温度

950℃。

(3) 共渗时间

1~3h。工件共渗保温完后后炉冷至 850℃ 出炉，箱中冷却。

对经共渗处理的试件进行了硬度和耐蚀性能检测，结果如图 5-86、图 5-87 所示。由图可见，硅铬共渗明显地提高了铸铁的表面硬度和耐蚀性，其中尤以规范为 10%Vb、950℃×3h 共渗后的性能更优。

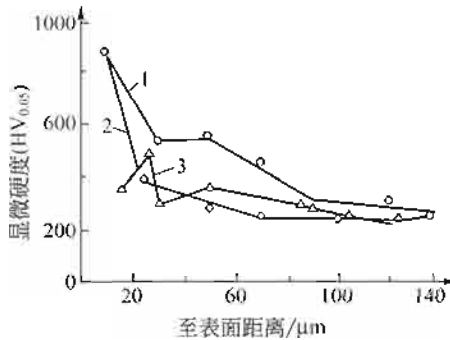


图 5-86 950℃ 硅铬共渗，渗层的硬度分布
1—渗剂量 10%Vb，共渗 3h；2—渗剂量 10%Vb，共渗 45min；3—渗剂量 20%Vb，共渗 45min

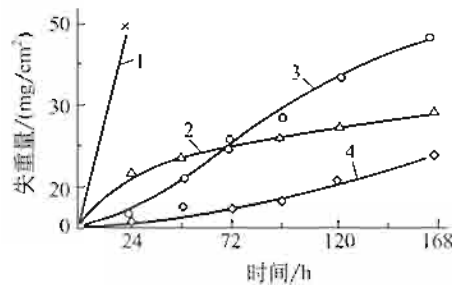


图 5-87 950℃ 共渗后的试件
1—灰铸铁未经共渗处理；2—渗硅后的低碳钢；3—灰铸铁经 10%Vb、950℃×45min 共渗处理；4—灰铸铁经 10%Vb、950℃×3h 共渗处理

429. 铬铝硅三元共渗

对镍基、钴基燃气轮机工件进行粉末法铬铝硅共渗，可提高抗高温腐蚀、抗高温氧化的综合性能。

粉末法铬铝硅共渗工艺及共渗剂成分如下：

$w(\text{Cr})$ 15% [0.075mm (200 目)]、 $w(\text{Al})$ 5% [0.075mm (200 目)]、 $w(\text{SiC})$ 79.4% [0.053mm (240 目)]、 $w(\text{溴化铵})$ 0.4% 及 $w(\text{Al}_2\text{O}_3)$ 0.2 [0.154mm (100 目)]，于 1093℃ 共渗 7h，冷至 93℃ 取出工件，清刷表面后用氢氧化铵液清洗。共渗层深：钴基合金为 25~75 μm ；镍基合金为 50~100 μm ；铁基合金为 25~250 μm 。

430. 渗 钛

渗钛是新发展起来的一种化学热处理工艺，钢及合金经渗钛后的耐蚀性、耐磨性能成倍、十几倍、几十倍地增长，耐空蚀的提高尤为突出，因而得到各部门的重视。又由于渗钛工艺简单易行，无需特种设备，日渐应用于生产实践中。钢件在渗钛时，表面形成 TiC 化合物相，硬度高达 2500~3000HV，这也正是渗钛后耐磨性急剧增长的原因。

渗钛处理可在固体、液体、气体等介质中进行。

431. 固体渗钛

固体渗钛是将工件置于粉末状渗剂中进行渗钛的工艺方法。渗剂中包括供钛剂、活化剂（如 NH_4Cl ）和填充剂（如 Al_2O_3 ）等。渗剂配方及工艺如下。

(1) 渗剂配方

$w(\text{Ti-Fe 粉})50\% + w(\text{NH}_4\text{Cl})5\% + w(\text{过氯化乙烯})5\% + w(\text{Al}_2\text{O}_3)40\%$ ；渗剂与工件同时装入箱中，进行渗钛的处理。

(2) 热工参数

$1000^\circ\text{C} \times 6\text{h}$ ，钢件可得厚度为 $10\mu\text{m}$ 的 TiC 化合物层。

432. 盐浴渗钛

盐浴渗钛是在熔盐中进行渗钛的化学热处理工艺。盐浴主要由中性盐及渗钛剂组成。例如对钢件进行盐浴渗钛的盐浴配方及热工参数如下。

(1) 渗剂成分

$w(\text{NaCl})40\% + w(\text{Na}_2\text{CO}_3)10\% + w(\text{TiFe})40\% + w(\text{Al}_2\text{O}_3)10\%$ 。

(2) 热工参数

加热 1000°C ，保温 $1\sim 5\text{h}$ 。经此处理后钢制工件可得到 $2\sim 13\mu\text{m}$ 的化合物层。

此外，还可在 $\text{NaCl} + \text{KCl}$ 中性盐浴中加入 TiFe 进行盐浴渗钛。

433. 气体渗钛

气体渗钛所用介质为： $w(\text{含 Ti}42.6\% \text{ 的 TiFe 粉})64\% + w(\text{Al}_2\text{O}_3)(300 \text{ 目})34\% + w(\text{NH}_4\text{Cl})2\%$ ，氢气保护，渗钛温度 $850\sim 900^\circ\text{C}$ 。

还可以分别使用 TiCl_4 、 TiI_4 、 TiBr_4 ，在氢气保护下渗钛。

在渗钛温度，氢气通过盛有含钛物质的容器时，含钛物质被氢还原，产生原子钛并渗入工件表面。

434. 双层辉光离子渗钛

双层辉光离子渗钛具有渗速快、渗层组织易控制、劳动条件好等优点，工艺参数如下。

- ① 设备：辉光离子渗金属炉；
- ② 真空度： 0.133Pa 以下；
- ③ 电压： 1500V 以下；
- ④ 电流： 10A 以下；
- ⑤ 渗钛温度： $950\sim 1100^\circ\text{C}$ ；
- ⑥ 钛源：工业纯钛，保护气体为氩气。

不同钢材辉光离子渗钛时的加热温度、保温时间与渗层厚度的关系如表 5-116 所示。

表 5-116 不同钢材辉光离子渗钛的加热温度、保温时间与渗层厚度的关系

温度/℃	950				1000				1050				1100			
时间/h	3	4	5	6	3	4	5	6	3	4	5	6	3	4	5	6
材料	渗层厚度/ μm															
20	40	76	95	103	67	99	120	131	105	137	154	168	155	183	203	216
45	9	16	20	23	15	22	27	29	22	30	35	38	31	39	44	47
T8	15	24	30	34	20	29	35	39	27	36	41	45	36	44	48	52

435. 钛铝共渗

钛铝共渗除保留渗钛的高耐磨、耐蚀性外，还可克服其耐热性低的缺点，提高工件的高温性能。常用的三种钛铝共渗工艺方法如下。

(1) 粉末钛铝共渗

工件放在 $w(\text{Al}_2\text{O}_3)50\% \sim 60\% + w(\text{钛铝二元合金})38\% \sim 40\% + w(\text{活化剂})0.2\% \sim 10\%$ 粉末中进行钛铝共渗。

这一工艺方法的缺点是渗层厚度不均匀，而且含钛量低。

(2) 涂层钛铝共渗

工件表面首先喷涂一层铝，之后置入密封容器中抽真空，并在 950°C 进行 $3 \sim 4\text{h}$ 扩散退火，以得到 $w(\text{Al})2.4\% \sim 4.0\%$ 的表面层。工件冷却后用含有活化剂的海绵钛涂覆于工件表面，之后再一次在真空容器中加热到 950°C ，保温 4h ，即可得到较厚的钛铝共渗层。

(3) 真空钛铝共渗

将工件置入反应罐中，罐的上部放置盛有海绵钛的容器。反应罐抽真空到 $1.33 \sim 0.133\text{Pa}$ ，再将工件加热到 $230 \sim 270^\circ\text{C}$ ，并通入三异丁基铝，经 $10 \sim 15\text{min}$ ，工件表面沉积 $30 \sim 50\mu\text{m}$ 的铝层。停止供给三异丁基铝，把温度升高到 $1000 \sim 1100^\circ\text{C}$ ，同时向罐中供给四氯化钛蒸气和氢气（比例 $1:50 \sim 1:60$ ）。经此处理后工件可得到 0.5mm 厚的均匀而致密的钛铝共渗层。

436. 硼砂浴渗钒

硼砂浴渗钒是在含钒硼砂浴中使工件表面渗入钒的热处理工艺，它具有设备简单、操作方便、浴液无公害等优点；可有效地提高冷作模具的使用寿命（几倍到几十倍），因而逐渐为生产中所应用。

硼砂浴渗钒所用介质的成分是： $w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)80\% \sim 85\%$ 及 $w(\text{钒铁})20\% \sim 15\%$ [$w(\text{V})43\%$] 的混合物，粒度为 $0.150 \sim 0.106\text{mm}$ ($100 \sim 150$ 目)，加入量以介质呈碱性为准（pH 值为 9）。使用温度 $930 \sim 970^\circ\text{C}$ 。硼砂浴经数次使用后， $w(\text{钒})$ 如降低至 $0.6\% \sim 0.8\%$ 时，渗钒将难以继续进行，可加入一些纯钒以恢复介质的活性。

钢经渗钒后渗层由表面白亮层及黑色的过渡区所组成。表 5-117 为几种钢 ($950 \pm 20^\circ\text{C}$) 硼砂浴渗钒后的表面硬度及白亮层的厚度。由表中数据可知，白亮层具有极高的硬度。

表 5-117 几种钢硼砂浴渗钒后的表面硬度及白亮层厚度

钢 材	硬 度(HV)	白亮层厚度/ μm
Cr12MoV	2700~2900	15~16
GCr15	2290~2600	33
9SiCr	2290~2500	24
T10	2290~2400	27
45	1850~2290	7

注：表中 45 钢渗钒时间为 4h，其余为 10h。

硼砂浴渗钒由于处理温度较高，故渗钒后工件尚需进行淬火、回火等强化处理。对于淬火温度高于渗钒温度的钢件（如 Cr12 型），仅需在渗入完了后继续升温并淬火。而对于淬火温度低于渗钒温度的钢（如碳素工具钢、低合金工具钢等），则应在渗钒后空冷，继之以进行细化晶粒（或球化）退火，然后再进行加热淬火，加热应在中性盐浴中进行，以免降低渗钒层的性能。

硼砂浴渗钒还可以使用配方为 $w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)80\% + w(\text{V}_2\text{O}_5)10\% + w(\text{Al})10\%$ 的介质，渗入温度为 950°C 。

437. 中性盐浴渗钒

除上述硼砂浴渗钒外，还有与其操作近似的中性盐浴渗钒的工艺方法，所用盐浴成分为 $w(\text{BaCl}_2)85\% + w(\text{NaCl})5\% + w(\text{V}_2\text{O}_5)6\% \sim 8\% + w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)2\% \sim 3\% +$ 少量铝粒。应用这一盐浴渗钒的热处理工艺曲线如图 5-88 所示。渗钒后 GCr15 钢的耐磨性如表 5-118 所示。由表示数据可见，渗钒后的耐磨性远高于渗硼处理。

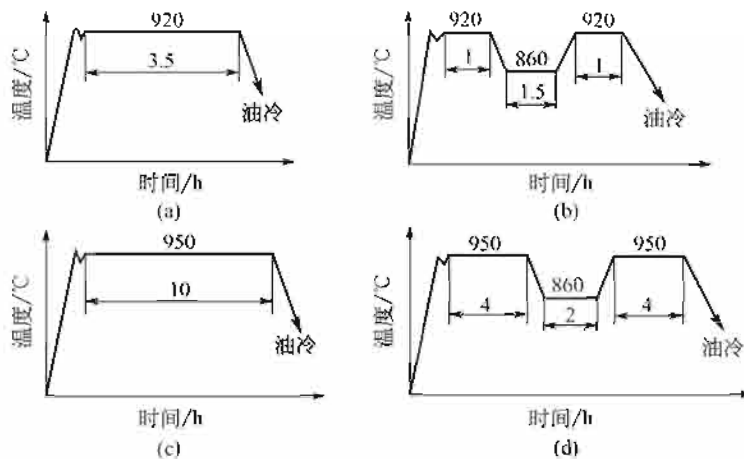


图 5-88 渗钒工艺曲线

表 5-118 GCr15 钢不同工艺处理后的耐磨性

处 理 状 态	失 重 量 W/g	耐 磨 性 $(1/W)$
$830^\circ\text{C} \times 30\text{min}$ 油淬, $160^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 回火	0.0632	15.82
渗硼后油淬, $160^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 回火	0.0411	24.33
渗钒后油淬, $160^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 回火	0.0030	333.30

438. 硼钒连续渗

硼钒连续渗是工件盐浴渗硼后再连续盐浴渗钒的复合处理工艺。渗层由渗钒层 $[V_4(C, B)_3]$ 、渗硼层 $[Fe_2(C, B)]$ 、过渡区组成，具有比单一渗钒或渗硼高得多的耐磨性和抗腐蚀性能，分别如图 5-89、图 5-90 所示。

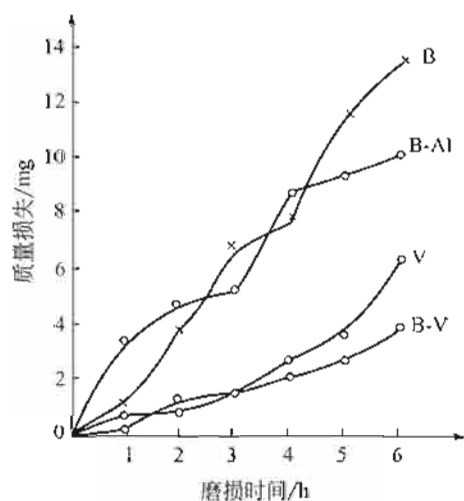


图 5-89 Cr12 钢不同工艺处理后的磨损曲线

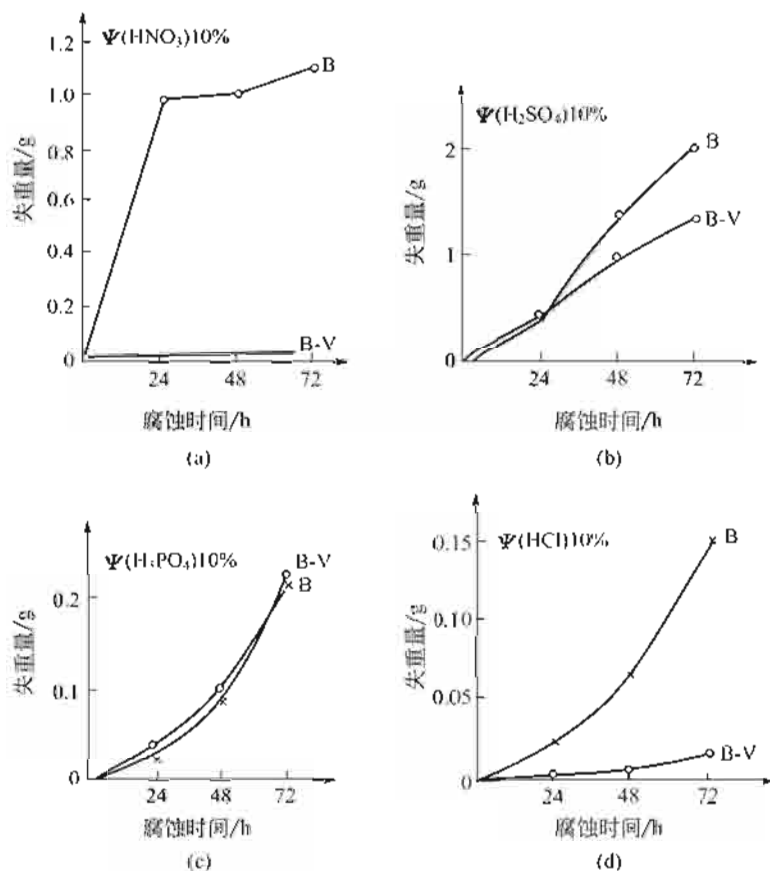


图 5-90 Cr12 钢不同工艺处理后的腐蚀曲线

439. 铬钒共渗

钢的铬钒共渗层由 VC、Cr₇C₃、(Cr、Fe)₇C₃、和 Cr₂₃C₆ 等相组成，比单一渗铬或渗钒具有更高的硬度和耐磨性，以及更优良的抗氧化性能和热疲劳性能。

例如，对 45、T10、GCr15、Cr12MoV 等钢进行了铬钒共渗，工艺规范如下。

(1) 共渗介质

由 $w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)60\% \sim 70\% + w(\text{Cr}_2\text{O}_3)10\% \sim 15\% + w(\text{V}_2\text{O}_5)8\% \sim 15\% + w(\text{NaF})1\% \sim 3\% + 300\text{g}$ 铝粒组成共渗盐浴。

(2) 共渗工艺

使用外热式盐浴进行共渗，工艺过程为 $(910 \pm 10)^\circ\text{C} \times 2\text{h} + (950 \pm 10)^\circ\text{C} \times 2\text{h}$ 。共渗处理后试件出炉油淬，用热水煮沸去除表面残盐。

对共渗试件检测了共渗层深度、表面硬度、耐磨性能、抗氧化及热疲劳性能，结果如表 5-119~表 5-121 所示。

表 5-119 铬钒共渗层的厚度和硬度

钢号	45	T10	GCr15	Cr12MoV
共渗层厚度/ μm	>20	>30	>20	>16
共渗层硬度(HV)	2125	2256	2472	2850

表 5-120 T10 钢不同处理后的耐磨性

试验时间/min	未经铬钒共渗件		经铬钒共渗工件	
	磨损量/mg	摩擦系数	磨损量/mg	摩擦系数
20	14.3	0.72	1.5	0.44
40	25.8	0.69	2.3	0.50
60	41.5	0.75	4.2	0.55

表 5-121 钢经不同处理后的热疲劳性能及抗氧化性能

循环次数/次	T10 钢未渗件	T10 钢铬钒共渗件	GCr15 钢未渗件	GCr15 钢铬钒共渗件	1Cr18Ni9Ti
4	部分氧化皮剥落	呈灰色，未起皮	小部分氧化皮剥落	呈灰色，未起皮	呈灰色，未起皮
10	氧化皮增厚，表面粗糙，剥落严重	呈灰色，未起皮	氧化皮增厚，表面粗糙，剥落严重	呈灰色，未起皮	呈灰色，未起皮
10	多层剥落，表面呈木炭状	呈暗红色，未起皮	多层剥落，表层呈木炭状	呈暗红色，未起皮	呈暗红色，极薄氧化皮

注：处理方式：试件在空气炉中加热到 850℃，保温 30min 后，水冷，反复进行。

440. 渗钒真空淬火

工件先经渗钒，再进行真空淬火，可获得优异的强韧化效果，从而延长其使用寿命。

例如，W6Mo5Cr4V2 高速钢制 GB52M12 孔冲，其盐浴渗钒真空淬火工艺曲线如图 5-91 所示。盐浴渗钒的介质成分如下，处理时可使用其中之任一种。

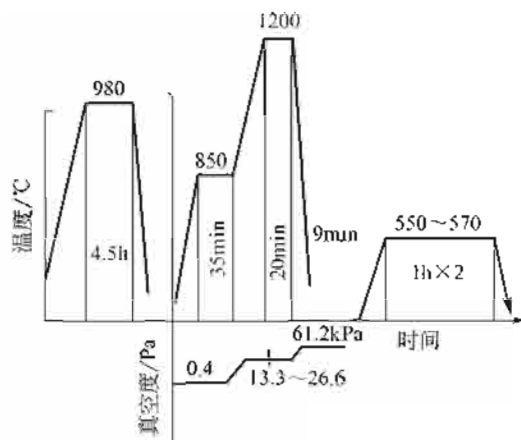


图 5-91 盐浴渗钒真空淬火工艺曲线

① $w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)85\% + w(\text{V-Fe})[w(\text{V})45\%]15\%$ 。

② $w(\text{Na}_2\text{B}_4\text{O}_7)85\% + w(\text{V}_2\text{O}_5)10\% + w(\text{Al})5\%$ 。

真空淬火在 ZC2-65 型双室真空炉中进行。

经渗钒真空淬火后 GB52M12 孔冲的平均使用寿命可达 41000（最高达 52000）件，比常规热处理后延长了 4~5 倍。

441. 渗 硅

渗硅是工件表面渗入硅的化学热处理工艺。渗硅可提高钢件在硫酸、硝酸、海水及大多数盐、稀碱液中的抗蚀性。渗硅层较脆，能降低钢的强度及韧性，并难以切削加工。渗层组织由有序固溶体 α' 及无序固溶体 α 相组成，其内层为增碳区。渗层多孔，在 170~200℃ 油中浸煮后有较好的减摩性。渗硅亦可提高钢件抗氧化能力，但较渗铬、渗铝差。低硅钢片渗硅 [到 $w(\text{Si})7\%$] 可显著降低铁损。

渗硅方法有：固体粉末法、盐浴法、盐浴电解法、卤化物气体法、真空蒸镀法等。

(1) 固体粉末法渗硅

常用渗剂的成分如表 5-122 所示。渗硅温度 1100~1200℃，保温 10h，可得 0.5~1.0mm 厚的渗硅层。

表 5-122 固体粉末渗硅剂

渗硅剂成分 w/%	用 途	渗硅剂成分 w/%	用 途
硅铁 75~80	普通渗硅	硅 19.5~20.3	
氧化铅 20~15		氧化铁 61.0~61.7	
氯化铵 5		氯化铵 3.4~4.2	
硅铁 80	减摩多孔渗硅	氧化铝 余量	
氧化铅 8			
氯化铵 12			

(2) 盐浴法渗硅

盐浴法渗硅所用渗剂及工艺规范如表 5-123 所示。

表 5-123 盐浴法渗硅所用渗剂及工艺规范

盐浴成分 w/%	处 理 规 范			备 注
	温度/℃	时间/h	渗层厚度/mm	
氯化钡 50 氯化钠 50 外加盐浴总量的硅铁 15~20 (含 S70~90)	1000	2	0.35(10 钢)	硅钙粒度 0.1~1.4mm
混合盐(2/3 硅酸钠及 1/3 氯化钠) 65 碳化硅 35	950~1050	2~6	0.05~0.44 (工业纯铁)	
混合盐(2/3 硅酸钠及 1/3 氯化钠) 80~85 硅钙合金 20~15	950~1050	2~6	0.044~0.31 (工业纯铁)	硅钙合金的粒度 0.1~1.4mm
混合盐(2/3 硅酸钠及 1/3 氯化钠) 90 硅铁合金 10	950~1050	2~6	0.04~0.2 (工业纯铁)	硅铁合金的粒度 0.32~0.63mm

(3) 气体法渗硅

所用含硅的活性气体为四氯化硅。在炉子中通过四氯化硅的分解、还原与铁发生置换反应，而将硅原子沉积于工件表面并渗入内部。常用的气体渗硅温度为 950~1050℃。

钢制工件渗硅后由于渗层多孔、疏松，因此应用还不够广泛。

应用铝粉还原 SiO_2 进行渗硅能够克服一般渗硅的缺陷，而得到无孔隙、致密的渗层，工艺参数如下。

渗剂配方： $w(\text{SiO}_2)57\% + w(\text{Al})30\% + w(\text{NH}_4\text{Cl})13\%$ ；

保护气氛：氩气；

加热温度：1150℃；

加热速度：0.1℃/s；

保温时间：2h。

保温完了后随炉冷却至室温。可得到 250 μm 的渗层，表面 w (硅) 含量达 15%。

442. 熔盐电解渗硅

为了得到无孔隙的渗硅层，可采用如下的电解盐浴渗硅。

① 渗剂成分： w (硅酸钠) 100% 或 w (硅酸钠) 95% + w (氟化钠) 5%；

② 热工参数：1050~1070℃，时间 1.5~2.0h；

③ 电参数：电流密度 0.2A/cm²。

为了增加熔盐的流动性和降低渗硅温度，可加入适量的氯化钠。例如，采用如下规范的熔盐电解渗硅：盐浴成分为 w (硅酸钠) 75% + w (氟化钠) 25%，渗硅温度 950℃，1.5~3.0h，电流密度 0.2A/cm²。用此方法渗硅，可明显减薄渗层中孔隙区域的厚度。

443. 离子渗硅

为了提高 Nb、Mo 等难熔金属在氧化气氛中的抗氧化能力，可对此等金属进行离子

渗硅。

例如，对 Nb 进行了离子渗硅，规范如下。

① 使用装置：如图 5-92 所示。

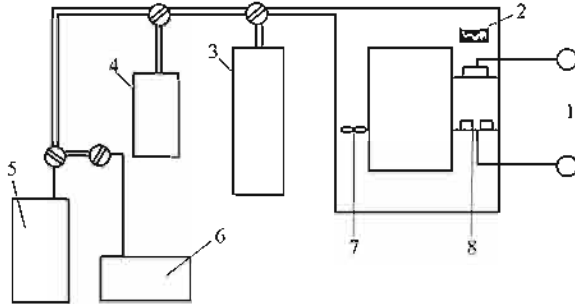


图 5-92 离子渗硅装置示意图

1—高压直流电源；2—硅；3—四氯化硅容器；4—真空计；
5—整流器；6—真空泵；7—风扇；8—阴极（工件）

② 渗硅介质：硅和四氯化硅。

③ 渗硅参数：在硅和四氯化硅气氛中，固定气体压力为 1333Pa 的条件下，硅、铌的温度及所得最大渗层深度如表 5-124 所示。渗层为 NbSi₂ 相，硬度约为 1120HV，具有良好的抗氧化能力。

表 5-124 硅的温度和渗层最大厚度所对应的铌的温度

硅的温度/℃	900	1000	1100	1200
渗层最大厚度/μm	10	14	21	31
对应的铌的温度/℃	1200	1300	1350	1400

444. 硼硅共渗

硼硅共渗可在钴或钴基合金表面得到 CoSi 和 CoB 相的渗层，具有很高的硬度和耐磨性，为钴和钴基合金有效强化的化学热处理工艺方法。硼硅共渗工艺规范、渗剂及渗层厚度、表面硬度等如表 5-125 所示。

表 5-125 钴基合金硼硅共渗工艺及表面硬度

处理条件	硬 度			渗层厚度 /μm
	表面(HV _{0.05})	基体(HV _{0.05})	HV _{0.05} /HV _{0.1}	
1040℃×4h, 粉末硼硅共渗 (B ₄ C+KBF ₆ +SiC+共渗剂)	1450~1500	450~500	3.1	75
1040℃×4h, 氩气保护硼硅共渗 (B ₄ C+KBF ₆ +SiC+共渗剂)	1450~1500	450~500	3.1	80
1040℃×4h, 改进型硼硅共渗 (B ₄ C+KBF ₆ +SiC+共渗剂+防氧化添加剂)	1450~1500	450~500	3.1	78

445. 激光硼硅共渗

将碳化硼及碳化硅用 Bφ-2 胶的丙酮溶液作黏结剂，涂敷于工件表面，经脉冲激光照射，可获得硼硅或碳硅共渗层。资料指出，AT-6 合金，成分为： $w(\text{Al})5.0\% \sim 6.5\%$ — $w(\text{Cr})0.1\% \sim 0.9\%$ — $w(\text{Si})0.25\% \sim 0.6\%$ — $w(\text{Fe})0.25\% \sim 0.6\%$ — $w(\text{N})0.05\%$ —Ti 余量，激光硼硅共渗后，在 $\Psi(\text{H}_2\text{SO}_4)40\%$ 溶液中的耐蚀性提高了 0.4~0.5 倍。

446. 钼合金渗硅-离子渗氮复合处理

钼合金先渗硅，后经离子渗氮复合处理（以下简称复合处理），可显著增大其抗高温氧化性能及热疲劳性能。

例如，成分为： $w(\text{Ti})1.50\%$ — $w(\text{Zr})1.12\%$ — $w(\text{Si})4.00\%$ — $w(\text{C})0.45\%$ — $w(\text{Ce})>1\%$ —余量 Mo 的粉末冶金钼合金进行了复合处理，规范如下。

(1) 固体渗硅

0.075mm（200 目）的 Si-Al₂O₃-添加剂与工件同时装入渗箱中，密封后在 1000~1200℃，渗硅 4~6h。

(2) 离子渗氮

渗硅后的工件在离子渗氮炉中于 600~900℃ 渗氮 2~8h。

经复合处理后钼合金的表面硬度大为提高，达到 1220HV。在 1100℃ 以下的高温状态，复合渗层的抗氧化失重为钼合金的 1/1400；同时热疲劳性能也急剧增大。

447. 渗 锌

渗锌是工件表面渗入锌的化学热处理工艺。钢件表面渗锌，能显著提高抗大气腐蚀能力，在薄板、标准件上获得大量应用。国内用铁粉冶金件渗锌代替黄铜制作弹子锁的锁心，效果良好，已开始大量生产应用。

渗锌工艺方法主要有两种。

(1) 粉末法

渗剂成分： $w(\text{Zn})50\% \sim 75\% + w(\text{ZnO})25\% \sim 50\% + w(\text{NH}_4\text{Cl})0.05\% \sim 1\%$ ；

使用温度：400℃；

处理时间：3.5h，可得渗层深 0.053mm；

渗剂成分： $\text{Zn} : \text{Al}_2\text{O}_3 : \text{ZnO} = 5 : 3 : 2$ ；

使用温度：440℃；

处理时间：3h，可得渗层深 0.01~0.02mm；

渗剂成分： $w(\text{工业锌粉})97\% \sim 100\% + w(\text{NH}_4\text{Cl})0 \sim 3\%$ ；

使用温度：390℃；

处理时间：2h，可得渗层深 0.01~0.02mm。

(2) 热浸法

工件去油除锈后，在 430~460℃ 熔融锌浴中浸渍 10s 到数分钟，可得 0.02~0.03mm

层深。为提高渗锌质量，可在保护气氛（氮）中扩散退火。

此外，尚有在纯锌蒸气中进行的蒸气法渗锌。

448. 渗 锰

模具钢渗锰，可有效地提高硬度、耐磨性、抗热疲劳性能以及模具的使用寿命。渗锰的工艺规程如下。

① 渗剂。

粉末状，粒度 0.150mm（100 目）；

供锰剂： $w(\text{Mn 或 锰 铁})50\%$ 、 $w(\text{Al}_2\text{O}_3)49\%$ 和 $w(\text{NH}_4\text{Cl})1\%$ ；

活化剂： KBF_4 、 NH_4Cl ；

填充剂：经充分焙烧的 Al_2O_3 。

② 温度：900~950℃。

③ 时间：6~8h。

所用设备为通用箱式炉，装箱处理。经上述处理后，可得 10~20 μm 以上厚的渗层，其组织为 $(\text{Mn、Fe})_3\text{C}$ 化合物，但无脆性。

生产实践证明，207、208 轴承套圈热冲凸模经渗锰处理后，使用寿命延长了 1 倍。

449. 渗 锡

钢制工件表面渗入锡的热加工工艺称为渗锡。渗锡可在 $w(\text{Zn})50\%$ 和 w （硅砂粉末）50% 的混合物于真空中进行。处理温度为 1000~1100℃。也可在 ZnCl_2 及 H_2 气氛中进行，处理温度为 500~550℃。

钢经渗锡后可使钢件在盐酸或硫酸水溶液中的抗蚀性能增大 3~5 倍。

450. 离子钨钼共渗

使用低碳钢或低碳合金钢（如 20 或 20Cr 钢）制造的手工锯条，经离子钨钼共渗及其后续处理，切削性能可达到高速钢水平，从而减少高速钢的消耗。

应用这种技术时锯条的加工工艺流程为：冷轧钢带材下料—冲孔—机加工（刨齿、分齿等）—离子钨钼共渗—渗碳—淬火、回火—清理、包装。锯条的尺寸为：300mm×12mm×1.0mm，齿距为 1.0mm。热处理规范如下。

（1）离子钨钼共渗

设备：10kW 离子渗金属炉；

源极电压：500~1000V；

阴极电压：100~600V；

处理温度：950~1100℃；

工作室真空度：10.6~1330Pa；

工作气体：工业纯氩气；

源极材料：工业纯钨和钼。

(2) 渗碳工艺

固体渗碳, $900\sim 950^{\circ}\text{C}\times 1\sim 5\text{h}$ 。

(3) 淬火及回火

淬火及回火均在盐浴炉中进行。

淬火: $1150\sim 1220^{\circ}\text{C}\times 1\sim 3\text{min}$;

回火: $560^{\circ}\text{C}\times 1\text{h}$, 2~3次。

451. 铸渗合金

铸渗合金是将工件的受磨损面所对应的铸型或芯子的表面涂敷一层合金粉末, 经熔铸后使工件表面获得合金化, 从而提高其性能。

HT200 铸铁经不同成分合金铸渗后的耐磨性与其他铸铁耐磨性的比较, 分别如表 5-126、表 5-127 所示。

表 5-126 HT200 铸铁铸渗后的耐磨性

材料号	合金涂料成分	称重和时间			
		磨前重/g	磨后重/g	磨损时间/min	失重/g
1	MnG5 粉 95+Cu 粉 5	48.70	48.00	100	0.70
2	MnG5 粉 100	48.10	47.35	100	0.75
3	Cu 粉 70+Zn 粉 30	46.40	45.66	100	0.74
4	Cu 粉 60+Zn 粉 40	46.00	45.30	100	0.70
5	Cu 粉 58+Zn 粉 40+MnG5 粉 2	45.60	44.50	100	1.10
6	Cu 粉 100	47.30	46.10	100	1.20

表 5-127 铸铁耐磨性的比较

不同状态的铸铁	磨前重/g	磨后重/g	磨损时间/min	失重/g
HT200 铸渗 1 号涂料	51.40	50.70	100	0.70
HT200 铸态	54.10	52.50	100	1.60
QT600-3 正火	49.40	48.40	100	1.50
QT600-3 风冷正火	49.70	48.50	100	1.20
QT600-3 等温处理	46.10	44.60	100	1.00

所用涂料 MnG5 是高炉锰铁, 成分为 $w(\text{C})6.18\%$ - $w(\text{Si})2.15\%$ - $w(\text{Mn})61.94\%$ - $w(\text{P})0.575\%$, 粒度 0.150mm (100 目), 黏结剂为合脂油。

从表列数值可见, 1 号涂料为较优涂料, 经铸渗后工件表面的耐磨性与基体 (HT200) 比较提高了 2.2 倍; 与球墨铸铁 (QT600-3) 各种热处理状态相比较提高了 1.4~2.1 倍。

452. 热循环化学热处理

热循环化学热处理又称非稳定温度化学热处理, 或称变温化学热处理, 其过程是在热扩散过程中变化温度, 即工件在加热装置中经过一段时间热扩散后, 在另一装置中进行冷却;

之后工件再在加热装置中加热，如此循环往复进行处理。

例如，热循环渗氮工艺规范如下：工件加热到 510~530℃，在氨分解率为 50%~60% 气氛中渗氮 2h，然后冷却到 340~360℃，再加热到 510~530℃ 渗氮。如此循环往复多次，直至获得所需渗层为止。

热循环化学热处理可以缩短工艺周期，是一项技术经济效益非常显著的，有发展前途的工艺方法。

453. 离子注入

离子注入是将被注入元素的原子利用离子注入机电离成带一个正电荷的离子，经高压电场作用后，强行注入材料的表面，使其产生物理、化学性能优化的工艺方法。与其他表面强化方法比较，离子注入工艺具有以下特点。

- ① 可将任何元素注入任何材料中，浓度可严格控制，且不受材料固溶度限制。
- ② 离子注入无其他表面涂层与基体材料结合不牢固的缺点，强化层不会产生剥落。
- ③ 处理温度低且易于控制，工件的基体材料不可能因温升而弱化，也不会产生变形和翘曲。

离子注入已应用于轴承、刀具、模具、各种结构件，效果优良。例如，CrWMn 钢制冲头，离子注入延长了使用寿命 5~9 倍。离子注入 YG8、YT14、W18Cr4V 等材料制刀具，使其使用寿命延长了 1~3 倍。

454. 氮离子注入

氮离子注入是目前工业应用较多的一种离子注入方法，它不仅能够提高工件的抗磨损性能，还能有效地提高抗冲击磨损性能，而后者更能反映工件工作时的磨损条件。

对 W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2 高速钢制试件和 M12 螺母孔冲头，进行了氮离子注入，工艺规程如下。离子注入后考核了冲击磨损性能。

(1) W18Cr4V 钢制试件

尺寸为 10mm×10mm×30mm，先经 1280℃ 油淬，560℃ 回火 3 次，之后进行了不同规范的后续处理。

- ① 未经表面处理。
- ② 离子渗氮，540℃×0.5h。
- ③ 氮离子 (N^+) 注入，注入能量 $E=100\text{keV}$ ，注入剂量 $D=5\times 10^{16}N^+/\text{cm}^2$ ，束流密度 $<10\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 。
- ④ N^+ 注入， $E=100\text{keV}$ ， $D=2\times 10^{17}N^+/\text{cm}^2$ ， $J<10\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 。
- ⑤ N^+ 注入， $E=100\text{keV}$ ， $D=6\times 10^{17}N^+/\text{cm}^2$ ， $J<10\mu\text{A}/\text{cm}^2$ 。

冲击磨损实验结果如图 5-93、图 5-94 所示。

由实验结果可知， N^+ 注入后的 W18Cr4V 钢的抗冲击磨损性能优于常规热处理及离子渗氮者（图 5-93）。此外，从提高抗冲击磨损性能而言， N^+ 注入剂量有一最佳值，即为 $2\times 10^{17}N^+/\text{cm}^2$ 。多于或少于这一最佳值，抗冲击磨损性能均较差。

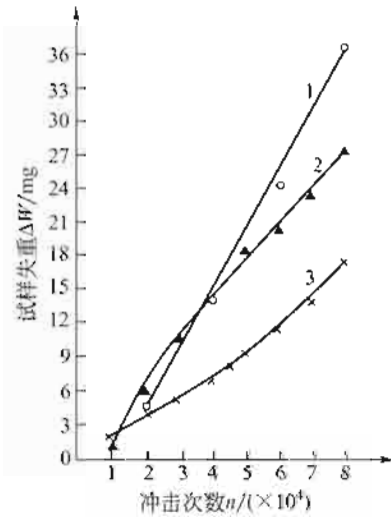


图 5-93 处理规范对冲击磨损性能的影响
1—未经表面处理, 2—离子渗氮, 3— N^+ 注入,
 $D=2×10^{17} N^+ / cm^2$

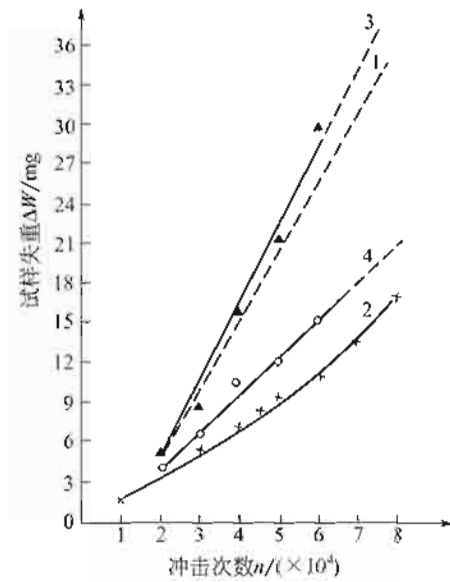


图 5-94 N^+ 注入剂量对抗冲击磨损性能的影响
1—未经表面处理, 2— $D=2×10^{17} N^+ / cm^2$, 3— $D=5×10^{16} N^+ / cm^2$, 4— $D=6×10^{17} N^+ / cm^2$

(2) W6Mo5Cr4V2 钢制 M12 螺母孔冲头

冲头工作部位的形状及尺寸如图 5-95 所示。冲头先经 1190℃ 油淬, 560℃ 回火 3 次, 精加工后进行 N^+ 注入, $E=100keV$, $D=2.5×10^{17} N^+ / cm^2$ (有效剂量)。冲头的冲击磨损曲线如图 5-96 所示。由图可见, N^+ 注入明显地提高了冲头的耐磨性。与此同时还改善了模具表面的粘连性能。

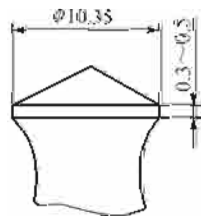


图 5-95 M12 螺母孔冲头

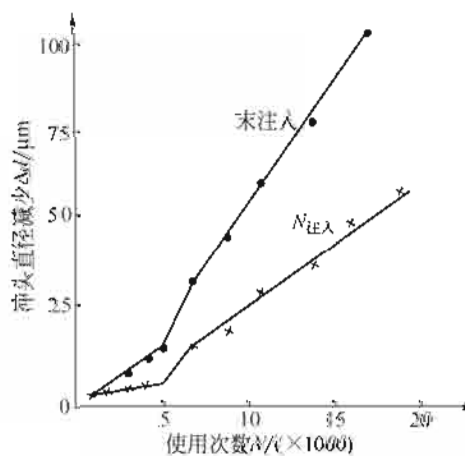


图 5-96 冲头的冲击磨损曲线

455. 硼砂浴覆层(TD)法

硼砂化学稳定性良好，挥发不严重，可用作盐的主要成分 [w (硼砂) 70%~90%]，而其他活性成分则随覆盖层种类不同 (碳化物、硼化物等) 选用不同的铁合金 (如硼铁、钒铁、铌铁、铬铁等)。工件在硼砂浴中于 800~1100℃ 下处理 1~10h，可得深度为 5~15 μm 的覆盖层。

用这种工艺方法所得覆盖层的硬度为：VC 层——3200~3700HV、NbC 层——2500~3000HV、 Cr_{23}C_6 层——1400~2000HV、FeB 层——1750~2100HV、 Fe_2B 层——1300~2000HV。

硼砂浴覆层法适用冷作模具 (VC、NbC 覆层)、热锻模 (Cr_{23}C_6 覆层) 及粉末成形模等。

第六章

形变热处理

在金属材料或机器零件的制造过程中，将压力加工（锻、轧等）与热处理工艺有效地结合起来，则可同时发挥形变强化与热处理强化作用，获得单一的强化方法所不能达到的综合力学性能。这种复合的强化工艺称为形变热处理（又称为热机械处理或加工热处理）。

形变热处理工艺可应用的范围极为广泛。从加工对象的角度来看，它适用于各种碳钢、合金结构钢、工具钢、不锈钢、镍或钼基合金、铝合金、钛合金等几乎所有的金属材料。从加工方法的角度来看，这种工艺适用于几乎所有的压力加工及热处理方法。它能使二者结合起来，达到对工件强度及塑性方面的特殊要求，从而使质量、寿命得到大幅度提高。

456. 高温形变淬火

高温形变淬火是将钢材或工件毛坯加热至稳定奥氏体区域，保温适当时间后，在再结晶温度以上进行形变并淬火的复合热处理工艺，工艺曲线如图 6-1 所示。

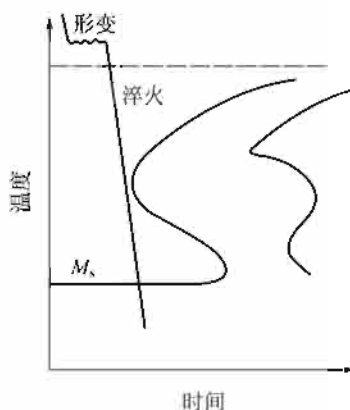


图 6-1 高温形变淬火工艺示意图

高温形变淬火工艺对钢材无特殊要求，在碳钢及低合金钢上均可实现。此外，由于形变温度较高，形变易于进行，所以在一般锻轧设备上都可进行形变，故得到了比低温形变淬火更广泛的应用。一些钢材经高温形变淬火后的力学性能如表 6-1 所示。

表 6-1 高温形变淬火后钢材的强度与塑性

钢 材	高温形变淬火规范			σ_b /MPa		σ_s /MPa		δ /%	
	形变量 /%	形变温度 / $^{\circ}\text{C}$	回火温度 / $^{\circ}\text{C}$	高温形变淬火	普通热处理	高温形变淬火	普通热处理	高温形变淬火	普通热处理
50CrNi4A	90	900	100	2700	2400	1900	1750	9	6
50Si2W	50	900	250	2610	2230	2360	1980	6	4

续表

钢 材	高温形变淬火规范			σ_b /MPa		σ_s /MPa		δ /%	
	形变量 /%	形变温度 /℃	回火温度 /℃	高温形变 淬火	普通热 处理	高温形变 淬火	普通热 处理	高温形 变淬火	普通热 处理
55Si2MoV	50	900	250	2580	2300	2330	2080	6	5
60Si2(含 Ni2.65%)	50	950	200	2800	2250	2230	1930	7	5
75	35	1000	350	1750	1300	1500	800	6.5	4
Mn13	45	1050	—	1155	1040	430	447	53.3	53.3
45CrMnSiMoV	50	900	315	2100	1875	—	—	8.5	7
20	20	—	200	1400	1000	1150	850	6	4.5
20Si2	40	—	200	1350	1100	1000	800	11	5
40	40	—	200	2100	1920	1800	1540	5	5
40Si2	40	—	200	280	1970	1750	1400	8	3
60	20	—	200	2330	2060	2200	1508	3.5	2.5
Q235A	30	940	—	690	—	635	350	—	—
45CrMnSiNiWTi	40	800~820	100	2410	2100	2160	2000	5	4
20CrMnSiWTi	50	800	—	1760	1520	1560	1340	7.8	8.3
45CrNi	50	950	250	1970	1740	—	—	8.2	4.5
18CrNiW	60	900	100	1450	1150	—	—	—	—
40CrNiMo	40	845	95	2250	2230	1690	1470	10	9
55CrMnB	25	900	200	2400	1800	2100	—	4.5	1
40Cr2Ni4SiMo	60	—	—	2500	2000	1900	1350	13	8
47Cr8	75	—	200	2420	1650	2200	1520	8	3.5
55Si2	15~20	—	300	2220	1820	2010	1750	—	—
50CrMn	15~20	—	300	2040	1750	1760	1450	—	—
50Si2Mn	50	—	200	2700	2250	2350	1920	7	6
40CrSiNiWV	85	—	200	2370	2000	2150	1660	8.1	5.9
40Cr2NiSiMoV	95	—	200	2300	1910	2140	1590	9.1	6.4
40CrMnSiNiMoV	85	—	200	2200	1960	1750	1530	10.5	8.3
50Cr5NiSiMoV	85	—	250	2280	2110	1990	1840	9.0	7.1

从表 6-1 中的数据可知, 经高温形变淬火后钢材的拉伸性能可达到: 抗拉强度 2058~2646MPa, 屈服点 1862~2254MPa, 伸长率 7%~10%, 断面收缩率 25%~40%。与普通热处理相比较, 高温形变淬火可使钢材的拉伸性能提高 10%~30%, 有时可达 40%, 塑性提高 40%~50%, 即高温形变淬火对钢材有良好的强韧化效果, 可有效地提高工件在复杂应力下工作的可靠性。

高温形变淬火还能显著地提高钢的冲击韧度。在排除非马氏体组织的情况下, 高温形变淬火能够降低不可逆回火脆性, 消除可逆回火脆性。

高温形变淬火对钢材的疲劳极限也有良好的作用。例如, 经高温形变淬火及 300℃ 回火

后，55Si2、50CrMnA 钢的疲劳极限分别为 617MPa 和 588MPa，而经普通热处理后的疲劳极限则分别为 519MPa 和 510MPa，即使疲劳极限提高了 20% 左右。此外，高温形变淬火还可以提高钢材的热强性、断裂韧性及裂纹扩展功等。

工艺参数对高温形变淬火的强韧化效果有很大的影响，因此，选择合适的工艺参数就显得特别重要。高温形变淬火的工艺参数包括：形变温度、形变量、形变后淬火前的停留时间及形变淬火后的回火温度等。

(1) 形变温度

形变温度越低，形变淬火后的强度越高。从提高钢材强化的角度出发，形变温度应尽可能低些，以防高温形变淬火前（或高温形变过程中）奥氏体发生再结晶而影响高温形变淬火的强韧化效果。

(2) 形变量

高温形变淬火时，形变量与钢材强韧化效果之间的关系比较复杂，常因钢材的化学成分不同而分为两种类型。

一种类型是随着高温形变淬火时形变量的增大，钢材的强度、塑性不断增大，这种类型的钢材如 45CrNiMnSiMoV、40Cr2Ni4SiMo 钢等。

另一种类型是在高温形变淬火时，钢材的拉伸性能随着形变量的增大先增后减，见图 6-2 中曲线示出 55CrMnB 钢拉伸性能与形变量之间的关系。从图 6-2 可以看出，高温形变淬火时，形变量为 25%~40% 钢的强度及塑性最优，之后形变量继续增大，拉伸性能则随之降低，即存在一最佳形变量。对于一般钢材，高温形变淬火时的最佳形变量为 25%~40%（强韧化效果达到极值）。上述现象，是由于在高温形变淬火时，钢材的形变强化与形变过程中或形变后淬火前奥氏体的再结晶弱化综合作用的结果。

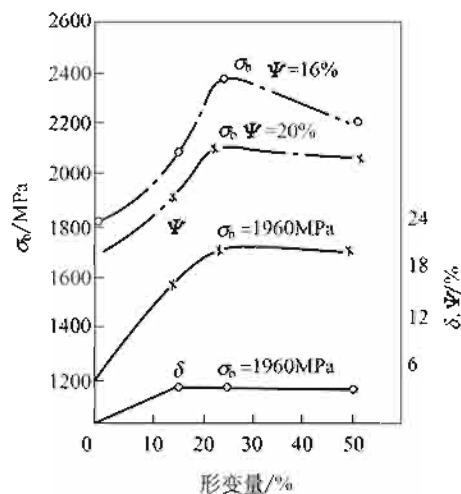


图 6-2 55CrMnB 钢高温形变淬火时，拉伸性能与形变量之间的关系

Cr、Mo、W、V、Mn、Ni 和 Si 等合金元素延缓奥氏体的再结晶过程，所以钢中含有这类元素数量较多时，即使高温形变量较大，再结晶也不易进行，因而强韧化效果随形变量的增大而增大。相反，在其他成分的钢中，形变量不大时，形变强化起主导作用，因此，随着形变量的增大，强化效果增大。超过最佳形变量后，随着形变量的增大，奥氏体的再结晶弱化起主导作用，所以强化效果即随之降低。

(3) 形变后淬火前的停留时间

高温形变淬火过程中，形变后、淬火前的停留时间对钢的强化效果有影响；效果也因钢材成分不同而异：一般的规律是，对碳钢及低合金钢要求形变后立即淬火；对中合金钢则允许有一段时间的停留；而对于高合金钢，为了得到最佳的力学性能，形变后必须有一较长时间的停留。

(4) 回火温度

高温形变淬火后必须进行回火处理，回火工艺则因工件的用途不同而异。对高强度结构件可进行低温（100~200℃）回火；要求塑性较高、在低温或高温工作的工件则应进行高温回火。尚应指出，对相同类型的工件，经高温形变后，可用较（普通淬火后）低的回火温度，而不致发生脆性断裂。

高温形变淬火工艺的应用示例如表 6-2 所示。

表 6-2 高温形变淬火工艺应用举例

钢 材	工件名称 (或钢材品种)	高温形变淬火规范			效 果
		形变温度/℃	形变量/%	回火温度/℃	
10CrNiSiCu	厚 20mm 钢板	960~1060(终轧温度)	轧后于辊子淬火机上直接淬火	—	在冲击韧度和伸长率保持不变的情况下,提高强度 10%~20%
En8[w(C)0.4%]	φ20.6mm 圆钢	800(终轧温度)	从 50mm 方坯经 12 道轧制到 φ20.6mm	550	在韧性与塑性有所改善的条件下,提高屈服点 225MPa
40	φ19mm 石油深井泵杆	900(终轧温度)	—	200~400	在韧性与塑性有所改善的条件下,提高强度 15%~30%,提高疲劳极限,降低缺口敏感性
38CrNiMo	φ133mm×9000mm 钻杆	760~800(终轧温度)	73.5	600	在韧性与塑性有所改善的条件下,提高强度 15%左右
75	钢轨	1000	35	350	在提高塑性的前提下,提高强度 50%左右
50Mn(或 50Cr)	重型载重汽车板弹簧	850~730	30	350~400	与 SAE5160 钢板弹簧比较,轻 25%,片数少 40%,寿命长 60%
60Si2Mn	板弹簧	920~930	18	410	提高疲劳强度,与普通热处理比较,重量轻 30%左右
45	链轮	760~800(终轧温度)	35~75	—	强度提高 30%,耐磨性能提高 26%~30%
GCr15	轴承	930~970	30	150	提高强度近 20%,接触疲劳寿命提高 23%
GCr15	冷轧辊	900	10	140	提高轧辊寿命 3~5 倍

457. 锻热淬火

锻热淬火是工件或毛坯经高温锻造后立即淬火的复合热加工工艺。它实际上是形变温度（一般在 1050~1250℃）较高的高温形变淬火处理。

锻热淬火可简化工件生产过程中的热加工工艺、节约燃料并具有提高钢的强韧性等优点。与普通热处理相比较，钢经锻热淬火后可使各项力学性能分别提高：硬度 10%、抗拉强度 3%~10%、伸长率 10%~40%、冲击韧度 20%~30%。此外，经锻热淬火后，钢材具有很高的回火抗力，强化效果可保持到 600℃ 以上。

锻热淬火的工艺参数，对其强化效果有很大的影响，其中尤以锻造温度和锻造后淬火前的停留时间影响最大。

从获得最佳强韧化效果出发，希望锻造温度不宜过高，以避免工艺过程中奥氏体的动态再结晶的发生。锻造后淬火前的停留时间，是现场作业的重要工艺参数。随着停留时间的延长，钢的硬度、强度和冲击韧度同时降低。锻造温度越高，这种下降趋势越明显。因此，锻造后应立即淬火。如操作上确有困难，对碳钢可有 3~5s 的停留，合金钢停留时间可较此稍长。

锻热淬火具有强化钢材、简化工艺、节约能源等优点，所以在生产中得到了广泛的应用。例如，上海某厂生产的 135 柴油机连杆，使用 40Cr 钢制造，原生产时的热加工工艺为：下料—热模锻—预备热处理—淬火—回火等。现在改为锻热淬火，其工艺为 1150~1180℃ 奥氏体化，均热后模锻，形变时间约 13~17s，形变量约 40%，紧接着在 2150kN 曲柄压力机上切边、校直后直接淬火（此时工件温度约为 900~1000℃），最后再进行 650℃ 的回火。采用锻热淬火工艺后将热加工过程简化为：下料—模锻并锻热淬火—回火，即锻热淬火省去了预备热处理及再加热淬火工序。节约了能源、工时并减少了多次加热时的氧化、脱碳等弊病。锻热淬火所加工的连杆经 179kW、2200r/min 的 1800h 运转试验，产品质量稳定，力学性能如表 6-3 所示。

表 6-3 锻热淬火、调质处理后连杆的力学性能

工件名称	处理工艺	数据分类	σ_b /MPa	δ /%	Ψ /%	a_k /(J/cm ²)		硬度(HB)
						纵向	横向	
连杆体 (40Cr)	厂验收标准		760	11.0	40.0	≥ 60	≥ 30	223~280
	锻热淬火	最高值	1190	19.5	68.0	170	130	265~267
		最低值	780	21.5	65.0	165	84	236~241
		平均值	856	19.5	66.1	166	94	252~260
	普通调质处理	最高值	950	17.0	51.0	155	120	285~292
		最低值	725	21.6	70.0	185	60	231~241
平均值		799	20.6	65.6	163	59	249~255	
连杆盖 (40Cr)	厂验收标准		720	8.0	30.0	≥ 30	—	223~280
	锻热淬火	最高值	935	18.5	64.0	170	90	275~282
		最低值	770	20.0	66.5	185	115	236~239
		平均值	845	20.8	66.6	166	116	257~260
	普通调质处理	最高值	905	19.5	62.0	130	45	262~285
		最低值	755	21.5	68.0	185	110	234~244
平均值		840	21.2	66.0	165	82	255~266	

注：1. 表中最高值和最低值均为在一年里所生产零件的力学性能中的最高值和最低值。
2. 表中平均值是指一年中各批零件力学性能的总平均值。

对于锻热淬火能促使钢材强韧化的原因存在有两种看法。其一认为：锻热淬火提高了钢的淬透性，使工件的淬火更完全；奥氏体化温度越高，淬透性的提高越明显。另一种看法认为：锻热淬火使钢材强韧化的原因如同高温形变淬火一样，是由于组织结构上的变化所引起的，这些变化是马氏体细化、缺陷密度的增加以及碳化物的弥散析出等。

458. 锻热预冷淬火

锻热淬火工艺的各参数对钢件性能的影响已如前述。还有的资料指出，对于某些钢材，形变后实行预冷淬火，可提高钢件的淬透性及其强韧性。

例如，对 45Mn2 钢制钢球（ $\phi 70\text{mm}$ 、 $\phi 80\text{mm}$ 、 $\phi 90\text{mm}$ 、 $\phi 100\text{mm}$ ）进行了锻热预冷淬火。始锻温度 1200°C 、终锻温度控制在 $1000\sim 1050^{\circ}\text{C}$ ，锻后预冷不同时间后水淬。之后沿钢球中心线切开，测量沿径向的硬度分布，结果如表 6-4 所示。由表中数据可见，预冷淬火明显增大了硬度高于 50HRC 淬硬层的深度；同时也增大了 $\phi 90\text{mm}$ 、 $\phi 100\text{mm}$ 钢球的半马氏体组织区域的深度。

表 6-4 预冷淬火对钢球径向硬度的影响

测试项目	钢球直径/mm							
	70		80		90		100	
	预冷时间/s							
	0	40	0	60	0	80	0	100
表面硬度(HRC)	57	58	57	57	59	59	57	57
>50HRC 的淬硬层深度/mm	27	35	24	40	14	19	12	20
半马氏体层深/mm	35	35	40	40	20	28	15	27
中心硬度(HRC)	48	51	47	50	42	42	39	44

此外，在相同使用条件下考核使用寿命：锻后预冷淬火的钢球的使用寿命是锻后直接淬火钢球的 2 倍。

459. 辊锻余热淬火

钢制工件经热辊锻后，可利用余热进行淬火，达到简化工艺、提高产品性能的作用。

例如，65Mn 钢制犁铧的辊锻余热淬火工艺如下。

① 犁铧形状：犁铧形状如图 6-3 所示。

② 余热淬火工艺：余热淬火工艺曲线如图 6-4 所示：中频加热 $(1150\pm 50)^{\circ}\text{C}$ 。从辊锻变形开始至淬火前经过 20s，犁铧不同部位的形变量为 $56\%\sim 83\%$ ，形变后淬火，淬火介质密度为 $1.30\sim 1.35\text{g}/\text{cm}^3$ 的 CaCl_2 水溶液。淬火后进行 $(470\pm 10)^{\circ}\text{C}\times 3\text{h}$ 回火，硬度 $40\sim 45\text{HRC}$ 。

与犁铧的常规热处理相比较，加热次数由 3~5 次，减少为 2 次，生产效率提高约 4 倍，产品质量全部达到一级品的要求，经济效益十分显著。

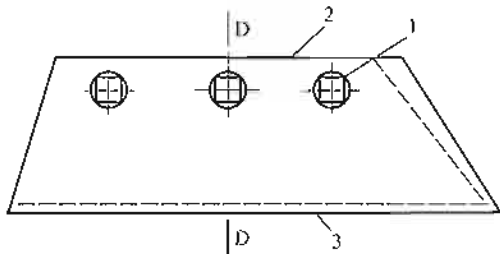


图 6-3 犁铧示意图

1—沉头螺钉孔；2—犁铧背部；3—犁铧刃部

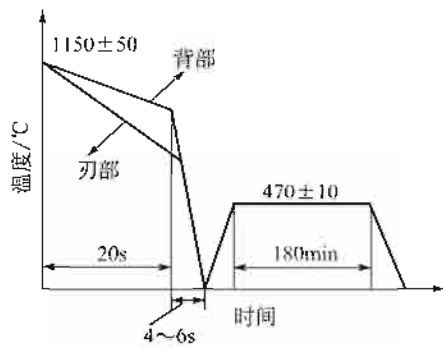


图 6-4 余热淬火工艺曲线

460. 锻后余热浅冷淬火自回火

对于表层承受磨损，整体又承受冲击载荷的工件，表面应有高的硬度，而心部应具有优良的韧性性能。对应这种性能要求，所应采取的热处理工艺有：表面淬火、化学热处理，或整体浅冷淬火。前两种工艺强化层较薄、且工艺较复杂，因而，对于如锤头等类工件，宜采用浅冷淬火为宜。

例如，65Mn 钢制、尺寸为 355mm×98mm×33(20)mm 破碎机锤头的浅冷淬火工艺曲线如图 6-5 所示。锤头锻后空冷，再在盐浴炉中加热，淬火。淬火介质为室温水。淬火后以锤头心部余热自回火。

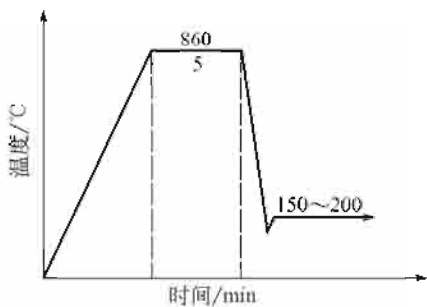


图 6-5 锤头浅冷淬火自回火工艺曲线

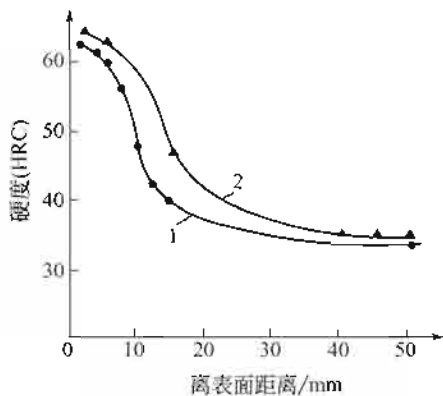


图 6-6 浅冷淬火后硬化层中的硬度分布
1—锻后重新加热浅冷淬火；2—锻造余热浅冷淬火

为了进一步提高锤头的使用性能、节约能源，对锤头采用了锻造余热浅冷淬火自回火工艺，参数如下。

- ① 毛坯尺寸：130mm×110mm×85mm；
- ② 锻造设备：250kg 空气锤；
- ③ 始锻温度：1050℃；
- ④ 锻打次数：41 次；
- ⑤ 终锻温度：820~840℃；
- ⑥ 终锻后淬火前的停留时间：3~5s；
- ⑦ 浅冷淬火、自回火：工艺过程仿照图 6-5 参数进行。淬火介质为流动水，自回火温

度约 180~200℃。

浅冷淬火自回火后，硬化层深度与硬度的对应关系如图 6-6 所示。由图可见，锻造余热浅冷淬火具有更深的硬化层和更高的硬度。

资料还指出，浅冷淬火使破碎机锤头的使用寿命提高了 50% 以上。

461. 轧热淬火

轧热淬火是利用各种型材轧制后的余热进行淬火的热处理工艺。它的强化效果与锻热淬火相同。冶金工厂利用轧热淬火以提高各种型材（如板材、棒材、金属线材、钢轨等）的力学性能，是既方便又可获得经济收益的良好方法。

轧热淬火还可应用于高速钢制刀具。高速钢车刀进行轧热淬火，除了能保证切削刀具标准所要求的红硬性，使切削寿命有较大提高外，还可省去耗电量甚大的盐炉淬火生产线，从而带来很可观的经济效益。W6Mo5Cr4V2 高速钢 1220℃ 轧制（250mm 轧机，50r/min）并直接淬火后的硬度值如图 6-7 所示。可见，普通淬火（形变量为零）时的硬度值最低。形变量增大时，硬度升高，30% 形变时硬度最高，达 67~68HRC；其后，随形变增大硬度下降。50%~60% 形变时，红硬性可达 64HRC 以上。从不同热处理后车刀切削寿命对比实验结果（表 6-5）更可清楚地看到轧热淬火工艺的优越性。

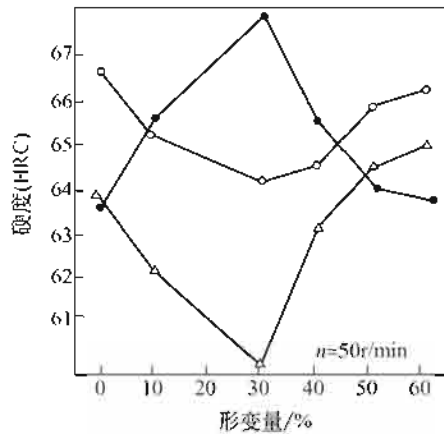


图 6-7 W6Mo5Cr4V2 高速钢 1220℃ 轧热淬火时

形变量对硬度的影响

●—淬火硬度；△—红硬性；○—回火硬度

表 6-5 高速钢车刀切削寿命对比试验数据

处理方法	钢材	回火硬度(HRC)	红硬性(HRC)	切削长度/m	备注
常规	W6Mo5Cr4V2	65.0	62.0	27.86	切削长度为 5 把车刀的平均值
轧热淬火	W6Mo5Cr4V2	66.5	62.5	45.25	
轧热淬火	CW9Mo3Cr4VA1	68.0	65.5	87.50	

462. 轧后余热控冷处理

热轧钢轨，热轧后利用余热控制冷却速度，可得到所需要的组织及优良的力学性能。

例如，对成分为： $w(C) 0.81\%$ — $w(Si) 0.82\%$ — $w(Mn) 1.22\%$ — $w(P) 0.021\%$ — $w(S)$

0.025%-w(Nb)0.028%-w(RE)0.031%钢制 60kg/m 重轨，终轧后利用余热控温冷却，当冷却速度为 20~40℃/min 时，可得到全部珠光体组织。与未经控冷处理钢轨的力学性能对比，分别如图 6-8、图 6-9 和表 6-6 所示。表 6-6 中数据为使用梅氏试样所测得的。由图及表所示可知，控速冷却提高了稀土重钢轨的断裂强度、断面收缩率、冲击韧度等，即提高了钢的综合力学性能。

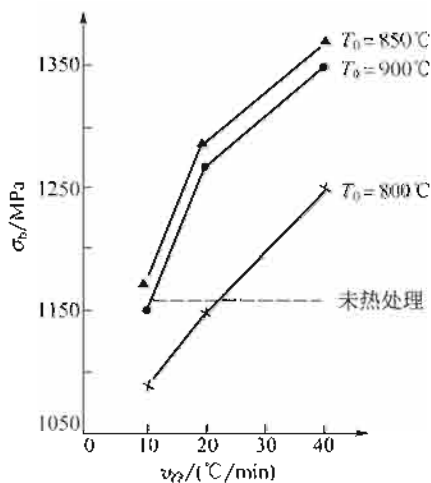


图 6-8 断裂强度与热处理温度、冷却速度的关系

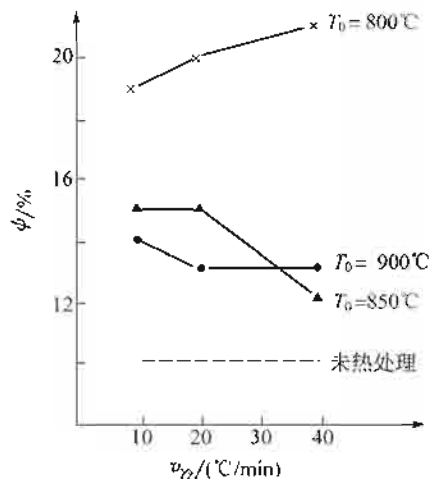


图 6-9 断面收缩率与热处理温度、冷却速度的关系

表 6-6 轧后控速冷却与未经热处理的冲击功和硬度

处理类型	-20℃冲击功/J	硬度(HV)
850℃×15min,控制冷却速度 40℃/min	(9,7,11)/9	370
未经控冷处理	(4,4,4)/4	322

注：表中数值，分子为实测值，分母为平均值。

463. 螺纹钢筋轧后余热处理

螺纹钢筋热轧后利用余热进行浅冷淬火-自回火处理，可在表面得到回火索氏体组织；心部也由于浅冷淬火时冷速较快，组织中铁素体较少、珠光体较多（伪共析），从而使钢筋的强韧性大幅度增长。

例如，20MnSi 螺纹钢筋，热轧状态供货，性能符合 GB149 规定 $\sigma_s \geq 335\text{MPa}$ 、 $\sigma_b \geq 510\text{MPa}$ 、 $\delta_5 \geq 16\%$ 要求。

对 20MnSi 螺纹钢筋进行如下规程的轧后浅冷淬火-自回火处理，则可使其强韧性大为提高。

① 热轧形变量：热轧形变量 93%（断面 60mm×60mm 的方坯，轧制成 $\phi 18\text{mm}$ 的螺纹钢筋）；

② 终轧温度：终轧温度 900~950℃；

③ 浅冷淬火：螺纹钢筋通过盛有水压为 0.08~0.15MPa 的水管，浅冷淬火 1~1.26s 出水，淬火层深度约为 1.2~1.4mm；

④ 自回火：自回火温度 550~600℃。

经上述处理后，20MnSi 螺纹钢的力学性能如表 6-7 所示。由表 6-7 中的性能数据可见，经轧后余热处理，螺纹钢的强韧性大大高于 GB1499 所规定的数值，而达到了 BS4449—1988 英国标准所规定的力学性能，扩大了 20MnSi 钢制螺纹钢的应用范围。

表 6-7 轧后余热处理螺纹钢的力学性能

取样方式	σ_s (平均值) /MPa	σ_b (平均值) /MPa	δ_5 (平均值) /%	冷弯(180°, $d=3a$) 合格率/%	反弯($d=5a$ 弯曲 45°, 回弯 23°)合格率/%
同支钢筋	512	720	23	100	100
	552	707	24	100	100
	503	722	21	100	100
同组钢筋	513	710	26	100	100
	632	766	20	100	100
	585	712	21	100	100

注：d 为弯芯直径，mm；a 为钢筋的公称直径，mm。

464. 挤压余热淬火

石油钻杆接头（以下简称接头）毛坯的形状及尺寸如图 6-10 所示，由 35CrMo 钢制造，原加工工艺流程为：下料—热挤压成形—再加热淬火—回火—机械加工—……经此种加工后，接头的性能为 $\sigma_b \geq 784\text{MPa}$ 、 $\sigma_{0.2} \geq 588\text{MPa}$ 、 $\delta_5 \geq 15\%$ 、 $\Psi \geq 45\%$ 、 $a_K \geq 88.2\text{J/cm}^2$ （沪 Q/JB370—78 规定）。具有此等性能的接头，只能在国内销售。国外同等接头的性能必须达到（API 标准规定的） $\sigma_b \geq 784\text{MPa}$ 、 $\sigma_{0.2} \geq 588\text{MPa}$ 、 $\delta_4 \geq 15\%$ 、 $\text{HBS} \geq 285$ 的水平。此外，接头尺寸较大，单件重达 50kg，再次加热淬火能耗也很大。

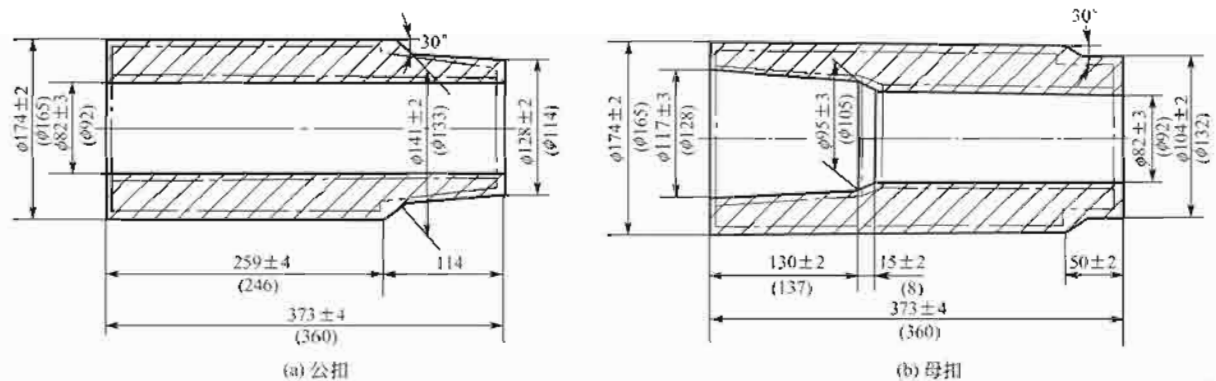


图 6-10 接头毛坯图

采用挤压余热淬火工艺则接头的加工工艺流程为下料—热挤压成形并直接淬火—回火—机械加工……省去了耗能的再加热淬火工序。与此同时，接头的强韧性得到大幅度提高，不仅满足了沪 Q/JB370—78 规定的性能，也满足了 API 标准的性能，见表 6-8；即不仅实现了节能，也扩大了产品的销路，经济和社会效益均异常显著。

表 6-8 挤压余热淬火-回火接头的力学性能

接头编号	σ_s /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	硬度(HBS)
111~13	1098	990	14.5	332
113~12	1098	980	16.0	302
136~11	1068	960	17.5	333
208	1088	980	14.0	323

对于像接头如此大件进行挤压余热淬火，必须慎重选择工艺参数，包括形变温度、形变后淬火前的停留时间、淬火介质、工件在淬火介质中的停留时间、回火温度等。接头使用的形变温度为 1100~1190℃，回火温度为 570~580℃。

465. 高温形变正火

高温形变正火是钢材或工件毛坯在锻造（或轧）时，适当降低终锻（轧）温度（常在 A_c 附近，或甚至在 A_c 以下，以避免再结晶过程的严重发展），之后空冷的复合热加工工艺。进行高温形变正火的主要目的，不在于提高钢的强度，而在于提高材料的冲击韧度、抗磨损能力及疲劳抗力等；同时降低钢的脆性转变温度。这种工艺适用于用微量元素（V、Nb、Ti 等）强化的建筑用钢及结构钢材，以改善其塑性。共析碳钢普通正火及高温形变正火后的力学性能如表 6-9 所示。

表 6-9 共析碳钢普通正火及高温形变正火后的力学性能

热处理规程	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_s /MPa	S_K /MPa	Ψ /%
860℃普通正火,冷速 85℃/s	843	1215	1695	38
860℃形变 15%正火,冷速同上	911	1274	1803	48
950℃形变 6%~8%正火,冷速同上	1000	1392	1882	42

此外，高温形变正火还可以消除某些钢材粗大晶粒非平衡组织的组织遗传性。例如，20CrMnTi 钢锻件（80mm×40mm×80mm），其粗大晶粒的非平衡组织在渗碳淬火加热时会发生组织遗传，重新又获得粗大晶粒。原始组织粗大的平衡组织，在渗碳淬火加热条件下，不发生组织遗传，而获得细小晶粒组织。利用锻造余热控制冷却速度进行冷却正火，见图 6-11。其方式是在缓冷箱中冷却，可得到平衡组织并能改善钢件的切削性能，节约能源。在随后渗碳、再加热淬火或直接淬火后都可获得细小晶粒，保证产品质量。

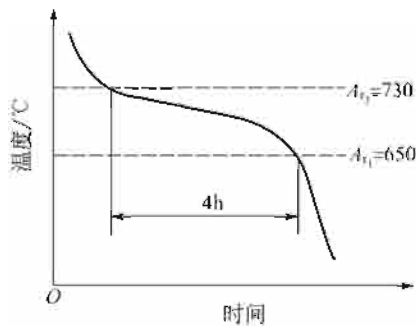


图 6-11 20CrMnTi 钢锻造余热正火冷却曲线

466. 高温形变等温淬火

高温形变等温淬火是钢材或工件毛坯经锻（或轧）后利用余热直接、快速地冷却至钢材的珠光体或贝氏体区间，进行等温转变的形变热处理工艺。经高温形变等温淬火后钢材可以获得高强度与高塑性的良好组合。适用于缆绳用的中碳 [$w(\text{C})0.4\%$ 左右] 和高碳 [$w(\text{C})0.8\%$ 左右] 钢丝及小型零件（如螺钉等）的生产。贝氏体区域的高温形变等温淬火可使钢材的强度及塑性提高得更多。例如，共析钢在 950°C 轧制形变 25% 后，于 300°C 等温保持 40min ，可使其抗拉强度比普通热处理后提高 294MPa ，屈服点提高 431MPa 。如将等温转变温度提高到 400°C ，如其强度指标与普通热处理（淬火及回火）后相同时，则伸长率与断面收缩率分别由 8.7% 和 24.7% 相应地提高到 16% 和 46% 。

467. 亚温形变淬火

亚温形变淬火是对亚共析钢在 A_{c_3} 及 A_{c_1} 温度区间进行形变并淬火的复合处理工艺，工艺曲线如图 6-12 所示。图 6-12(a) 所示工艺为首先将钢材加热至 A_{c_3} 之上获得全部奥氏体，然后冷却至 $A_{c_3} \sim A_{c_1}$ 亚温区，保持适当时间随之形变并进行淬火。就钢材或工件的温度来说，是“从上”进入亚温区的，形变前铁素体沿奥氏体晶界析出，或在奥氏体内成堆析出，组织比较粗大。图 6-12(b) 所示工艺为钢材首先经过完全淬火，再加热至亚温区进行形变和淬火。就温度来说是“从下”进入亚温区，而且形变前的奥氏体及铁素体组织是由马氏体转变得到的，因此，组织细小而均匀，形变后将能获得更加良好的强韧性。所以亚温形变淬火时以采用图 6-12(b) 所示的工艺为宜。

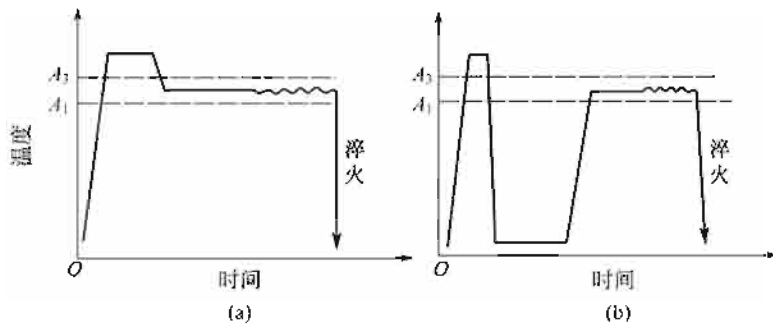


图 6-12 亚温形变淬火工艺示意图

亚共析钢亚温形变淬火后，铁素体与马氏体均沿形变方向拉长，好像在软而韧的铁素体基体中嵌入了许多强度极高的“马氏体”纤维，获得类似于纤维增强复合材料型的组织。形变温度越低，铁素体数量越多，马氏体数量越少，而马氏体中含碳量越多，材料越接近于纤维增强复合材料的性能。

经亚温形变淬火后可大大地改善合金结构钢的冷脆性能，降低冷脆温度。适用于严寒地区工作的结构钢件及冷冻设备构件的加工处理。

过共析钢件经亚温形变淬火后可获得更细的球状化组织。例如，资料指出，GCr15 钢 900°C 加热，预冷到 780°C ，在 $780 \sim 720^{\circ}\text{C}$ 温度区间进行亚温形变（形变量大于 60% ）淬

火、720℃球化退火及最终淬火-回火处理，可得到细小板条状马氏体和颗粒状碳化物组织，钢的强韧性显著提高，见图 6-13。

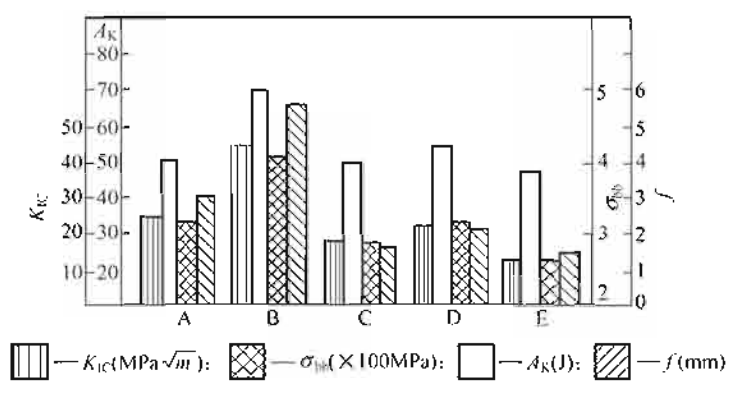


图 6-13 GCr15 钢亚温形变、热处理后的力学性能
 A—水压机亚温形变空冷；B—水压机亚温形变油冷；C—锻造亚温形变空冷，
 D—锻造亚温形变油冷；E—常规热处理

468. 低温形变淬火

低温形变淬火（又称亚稳奥氏体形变淬火）是将钢加热至奥氏体状态，保温适当时间急速冷却到临界点以下（并低于再结晶温度）而高于 M_s 点进行形变，然后淬火得到马氏体组织的复合处理工艺，工艺曲线如图 6-14 所示。不同钢材经低温形变淬火后的性能如表 6-10 所示。由表中数据可知，低温形变淬火能使钢材在塑（韧）性几乎不降低的情况下，大幅度提高抗拉强度及屈服点，还可以提高钢材的疲劳极限，并显著降低延迟断裂倾向性。

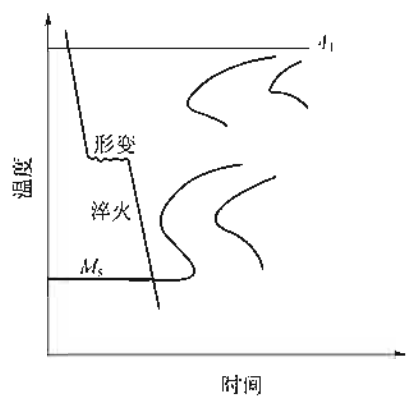


图 6-14 低温形变淬火工艺示意图

表 6-10 低温形变淬火、回火后钢的力学性能

钢种 (或钢的成分)	σ_s /MPa		$\sigma_{0.2}$ /MPa		δ /%		低温形变淬火工艺		
	低温形变淬火	普通热处理	低温形变淬火	普通热处理	低温形变淬火	普通热处理	形变量/%	形变温度/℃	回火温度/℃
55Cr5Mo3W2V	3136	2156	2842	1911	8	8	91	590	570
$w(C) 0.48\% - w(Cr) 3\% - w(Ni) 1.6\% - w(Si) 1.5\%$	3038	2352	2058	1519	9	5	90	540	100

续表

钢种 (或钢的成分)	σ_s /MPa		$\sigma_{0.2}$ /MPa		δ /%		低温形变淬火工艺		
	低温形变淬火	普通热处理	低温形变淬火	普通热处理	低温形变淬火	普通热处理	形变量/%	形变温度/°C	回火温度/°C
5CrNiMo	3038	2058	2254	1617	6	10	71	590	—
$w(C) 0.41\% - w(Cr) 2\% - w(Ni) 1\% - w(Si) 1.5\%$	2695	—	2695	1764	—	—	93	540	370
38Cr5SiMoV	2646	1960	2401	1519	9	10	91	500	540
38Cr5SiMoV	2646	1960	2058	1568	9	4.5	50	480	—
$w(C) 0.4\% - w(Cr) 1.5\% - w(Ni) 5\% - w(Si) 1.5\%$	2646	2156	1911	1715	7.5	1	75	540	—
$w(C) 0.31\% - w(Cr) 2\% - w(Ni) 1\% - w(Si) 1.5\%$	2548	—	2548	1568	—	—	93	540	370
1Cr12	1666	—	1372	—	13	—	57	430	—
$w(C) 0.3\% - w(Cr) 12\% - w(Ni) 8.5\%$	—	—	1764	412	—	—	90	310	—
$w(C) 0.38\% - w(Ni) 24\%$	—	—	1715	1323	—	—	79	100	150
30CrNi4	—	—	2744	2911	12	2	85	—	—
40CrSiNiWV	2705	1960	2215	1627	8.5	5.5	85	—	—
40CrMnSiNiMoV	2744	2068	2205	1803	7.1	8.5	85	—	—
27CrNi4Mo	1784	1490	1313	1049	16	18	46	450	250

低温形变淬火时的工艺参数对钢材强化效果有很大影响。因此，在实施低温形变淬火时必须慎重地选择工艺参数。这些参数包括：奥氏体化温度、形变温度、形变量、形变前后的停留及形变后的再加热、形变方式和形变速度等，其中形变温度和形变量是影响钢材强化效果的重要参数。

(1) 奥氏体化温度

一般认为奥氏体化温度对低温形变淬火的强化效果影响不大。

(2) 形变温度

形变温度对钢材力学性能影响的总趋势是：形变温度越低，则形变强化越显著。图 6-15 为形变温度对 18CrNiW60% 形变淬火并 100°C 回火后力学性能的影响。图中强度曲线的走向，充分证明了上述结论。从图中曲线还可以看出，随着形变温度的降低，钢的塑性也有所降低。尚应指出，如形变温度过低，在形变过程或形变后的冷却过程中，如有贝氏体形成时，将显著降低钢的强化效果。

(3) 形变量

图 6-16 示出形变量对 $w(C) 0.3\%$ 、 $w(Cr) 3.09\%$ 、 $w(Ni) 1.5\%$ 的钢形变淬火后拉伸性能的影响。从图 6-16 可以看出，随着形变量的增大，钢的强化效果增大，但塑性却有所降低。为了获得较优强度与塑性的匹配，一般低温形变淬火时所采用的形变量为 60%~70%。

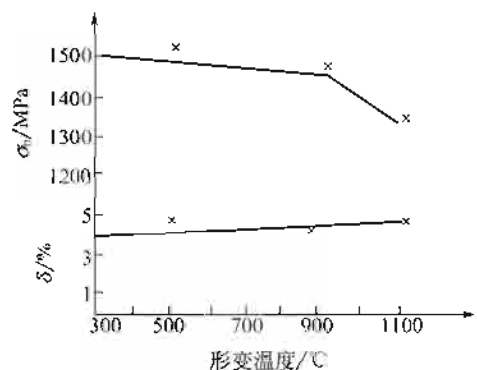


图 6-15 形变温度对 18CrNiW 钢形变淬火后拉伸性能的影响

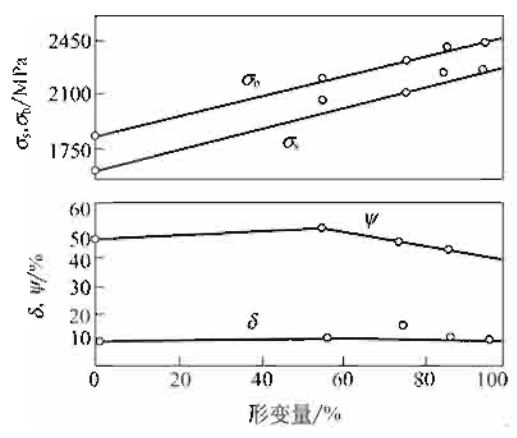


图 6-16 形变量对钢形变淬火后拉伸性能的影响

(4) 多次形变及中间加热

低温形变淬火时进行一次形变而获得 60%~70% 的形变量是相当困难的。因此，探讨了多次小量形变以及形变时的中间加热对最终强化效果的影响。表 6-11 中数据为 30CrMnSiNiA 钢 [$w(C)0.43\%$] 经不同热处理后的力学性能。在其他一些钢中也得到了类似的结果。由此可见，只要多次形变（未发生非马氏体转变）累积的总形变量与一次形变时形变量相同，则即可获得相近的强化效果。多次形变及中间保温既没有产生弱化，也没有产生进一步的强化效果。

表 6-11 中间加热对 30CrMnSiNiA 钢低温形变淬火后力学性能的影响

热 处 理 规 程	σ_b /MPa	σ_s /MPa	a_K /(J/cm ²)
900℃油淬-275℃回火	1976	1842	33.3
900℃奥氏体化-550℃形变 63%-油淬-275℃回火	2313	2127	19.6
900℃奥氏体化-550℃形变 25%-550℃保温 1h-再形变 25%-550℃保温 1h-形变 13%-油淬	2303	2087	21.6

低温形变淬火时，形变的方式是多种多样的，如可应用轧制、锤锻、挤压、旋压、伸拉等方式对钢材或工件进行形变。形变后应快速（一般是在油中淬火）冷却，以获得马氏体组织。如果在冷却过程中产生了非马氏体组织，则将降低钢材的强化效果。

(5) 钢的化学成分

钢材的化学成分对低温形变淬火的强化效果也有影响。首先，钢的化学成分必须能保证奥氏体在亚稳状态具有足够高的稳定性，以避免在形变过程或冷却过程中出现非马氏体组织。因此，低温形变淬火难以在碳钢上实施，而只能在中、高合金钢上进行。其次，钢的含碳量及合金元素的数量与种类也会对强化效果产生影响。图 6-17 为三种不同成分的材料低温形变淬火时的屈服点与形变关系。从图中曲线可以看出，当材料中的合金元素种类和数量相同时，含碳量不同，则经低温形变后的强化率（形变 1%，材料的强度增加数值）也不相同，含碳量多则材料的强化率高。许多研究工作的结果都指出：当钢中的 $w(C)$ 在 0.1%~0.5% 时，低温形变淬火所引起的强化率与钢的含碳量无关。钢中的 $w(C)$ 低于 0.1% 时，强化率将随着钢的含碳量减少而降低。因此，低温形变淬火时所用钢材的 $w(C)$ 以 0.1%~0.5% 为优。

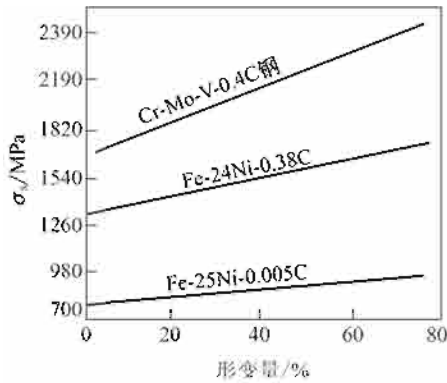


图 6-17 不同成分的铁基合金低温形变淬火后的强度增加率

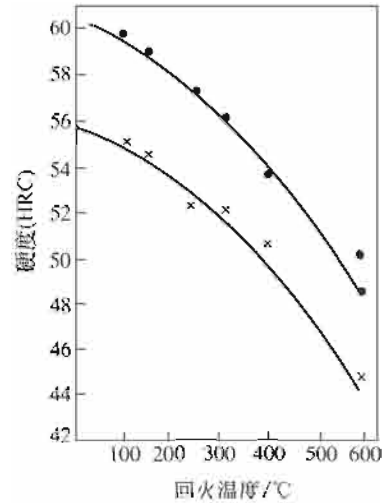


图 6-18 45CrMnSiMoV 钢经低温形变淬火和普通淬火后的硬度与回火温度的关系

●—低温形变淬火；×—普通淬火

从图 6-17 还可以看出：当钢的含碳量相同、合金元素种类不同，则低温形变淬火后的强化率也不同，形成碳化物的合金元素可有效地提高强化率，其顺序为钼、钒、铬。这是由于亚稳奥氏体形变过程中有形变诱发碳化物析出。此等碳化物十分细小并弥散分布，其大小约 7nm，间距约 1μm。

(6) 回火温度

钢经低温形变淬火后力学性能的另一特征是具有较高的回火抗力，因形变淬火而产生的强化效果可以保持到很高的回火温度。图 6-18 为 45CrMnSiMoV 钢经低温形变淬火（规程为 950℃奥氏体化，535℃压缩形变 30%后油淬）和普通淬火后的硬度与回火温度的关系曲线。从图可以看出，低温形变淬火后的硬度增量（4.5HRC）可以一直保持到 600℃回火时。

由于低温形变淬火对钢材的良好强化效果，这种工艺逐渐在生产中获得了应用，部分应用示例如表 6-12 及表 6-13 所示。

表 6-12 经低温形变淬火及普通热处理后几种冲头使用寿命的比较

冲头名称	钢材	热处理规程	平均寿命
铆钉墩粗冲头	55Si2MoV	普通热处理(61HRC)	42h
	4Cr5SiMoV	低温形变淬火(62HRC)	64h
	55Cr5Mo3W2V	低温形变淬火(66HRC)	72h
铆钉冲头	W18Cr4V1Co10	普通热处理(63HRC)	20000 件
	4Cr5SiMoV	低温形变淬火(62HRC)	60000 件
φ8 六角螺钉头部成形冲头	W18Cr4V1Co10	普通热处理(63HRC)	30000 件
	4Cr5SiMoV	低温形变淬火(62HRC)	70000 件
φ12 六角螺钉头部成形冲头	W18Cr4V1Co10	普通热处理(63HRC)	50000 件
	55Cr5Mo3W2V	低温形变淬火(66HRC)	160000 件
穿孔挤压冲头	W6Mo5Cr4V2	普通热处理(60~63HRC)	77000 件
	4Cr5SiMoV	低温形变淬火(62HRC)	120000 件

续表

冲头名称	钢 材	热处理规程	平均寿命
φ25 热穿孔冲头	35Cr5MoWV	普通热处理(52~54HRC)	14000 件
	35Cr5MoWV	低温形变淬火(55~59HRC)	25000 件
硅钢片冲模	W18Cr4V	普通热处理	35000~40000 件
	W18Cr4V	低温形变淬火	70000~80000 件

注：1. 普通热处理系指淬火及回火处理。
2. 低温形变淬火系指低温形变淬火及回火处理。

表 6-13 低温形变淬火应用举例

钢 材	工件名称	低温形变淬火规程			效 果
		形变温度/℃	变形量/%	回火温度/℃	
50CrMnSi	φ5 弹簧钢丝	500	50.5	400	提高 σ_b 392~490MPa 提高 σ_{-1} 59~69MPa
M[w(C)0.8%, w(Cr)4%, w(Mo)4%, w(V)1%]	轴承	—	—	—	提高疲劳寿命指数 3.3~8 倍
50CrNiMo	板簧	—	—	—	重量减轻 30%
60CrMn	扭力杆	500	85	510 二次	扭转疲劳极限从 1209 提高到 1274~1764MPa
W18Cr4V	车刀	450	10	560 三次	提高寿命一倍

综上所述可知，钢经低温形变淬火后力学性能的基本特征是：强度性能增高、塑性及韧性几乎不降低或降低数值不大、高的抗回火稳定性等。这些性能上的特点与低温形变淬火能使钢材的马氏体细化、缺陷密度增大以及亚稳奥氏体形变时碳化物析出等因素有关。低温形变淬火在钢中所造成的很高密度的缺陷、碳化物弥散分布的细小亚晶块结构是使钢材强韧化的主要因素。

469. 珠光体区等温形变淬火

将钢材或工件加热到 A_c 以上进行奥氏体化，然后急冷到 A_{r1} 以下的亚稳奥氏体区域的某一温度，使形变与等温转变同时进行的形变热处理工艺，称为珠光体区等温形变淬火，工艺如图 6-19 所示。根据形变及转变温度的不同，又可将等温形变淬火区分为获得珠光体组织或贝氏体组织的等温形变淬火。由于工艺上的原因，通常均使形变开始于相变之前，而结束于相变之后，即在相变前、相变中及相变后均有形变进行。此处着重介绍在珠光体转变温度区间的等温形变淬火。

获得珠光体组织的等温形变淬火，提高钢材强度的效果并不太大，而在提高韧性及降低脆性转变温度上，却有十分突出的作用。例如， $w(C)0.4\%$ 的钢于 600°C 下进行等温形变淬火，得到了 874MPa 的屈服点以及 20°C 时夏比冲击吸收功高达 231.2J。

对 En18[w(C)0.48%、w(Cr)0.98%、w(Mn)0.86%、w(Ni)0.18%] 钢进行了等温形变淬火工艺与力学性能之间关系的研究，等温形变淬火工艺为棒料在 950°C 奥氏体化，保持 1h 后淬火温度为 $550\sim 700^\circ\text{C}$ 的铅浴槽中，待棒料冷却到槽温后迅速取出进行多次轧制（每次下压量 1/16in），总形变量为 70%。每两次轧制之间，将棒料在浴槽中加热 1~2min，

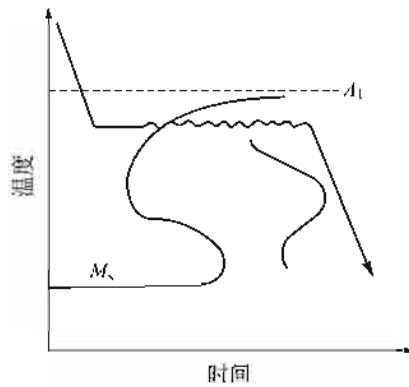


图 6-19 珠光体区等温形变淬火工艺示意图

使形变及相变在温度偏差不大于±20℃的等温条件下进行。形变时总计约 20min。形变结束后将棒料在空气中或水中冷却。为了进行对比，除上述等温形变淬火处理外，还进行了轧后空冷、轧后水冷、普通等温淬火等处理方法的试验；还研究了等温形变淬火后不同温度（200~700℃）回火对力学性能的影响，结果如表 6-14 所示。从表中可以看出，En18 钢等温形变淬火的最佳规程为 950℃奥氏体化，600℃形变等温转变 20min。

表 6-14 En18 钢 950℃奥氏体化并经不同规程处理后的力学性能

处 理 规 程	硬度 (HV ₁₀)	σ _{0.1} /MPa	σ _b /MPa	δ /%	Ψ /%	室温夏比冲击 功/J(英尺-磅)	54J 时的脆性 转变温度/℃
热轧后空冷,未回火	333	610	1071	14.6	32.0	6.80(5)	
热轧后空冷,200℃回火 1h	348	615	1271	7.9	36.8	8.16(6)	
热轧后空冷,400℃回火 1h	342	978	1194	9.5	44.6	6.80(5)	
热轧后空冷,600℃回火 1h	282	702	905	13.5	56.5	17.7(13)	
热轧后水冷,未回火	702	1058	2056	2.2	4.6	4.08(3)	
热轧后水冷,400℃回火 1h		1000	1578	9.6	41.0	10.88(8)	
热轧后水冷,600℃回火 1h		990	1102	16.7	50.4	33.64(24)	
热轧后水冷,700℃回火 1h		646	954	25	60.0	167.44(79)	-40
650℃等温淬火	260	372	782	22.2	39.2	10.88(8)	
750℃形变 70%,650℃等温淬火	275	597	979	15.9	43.4	24.48(18)	+100
650℃等温淬火,700℃球化退火 100h	180	308	739	25.4	57.8	20.40(15)	+100
600℃70%等温形变淬火,空冷	312	840	1018	25.5	63.4	217.6(160)	-40
600℃70%等温形变淬火,水冷	318	889	1061	19.1	62.0	224.4(165)	

En18 钢经最佳规程等温形变淬火之后之所以具有相当良好的强度及十分优异的韧性，是和显微组织的特殊变化相联系的。在等温形变淬火所获得的组织与普通热处理后所得到铁素体、珠光体组织之间存在着三个显著的差别：首先，碳化物的形态发生了巨大的变化，经等温形变淬火后，不再有任何片状的碳化物存在，而是均匀分布于铁素体基体上极细的（~50nm）球状碳化物沉淀。其次，等温形变淬火后没有先共析铁素体。最后，经等温形变淬火处理后铁素体基体被分割为许多等轴的亚晶块，平均直径约为 0.3μm。

0.5~1min 长短的珠光体转变孕育期，便足够用来进行等温形变淬火，过长的珠光体转变终止时间对进行这种工艺是不利的。

470. 低温形变等温淬火

将钢材加热到奥氏体区域然后急冷至最大转变孕育期（500~600℃）进行形变，之后在贝氏体区进行等温淬火的形变热处理工艺，工艺过程如图 6-20 所示。

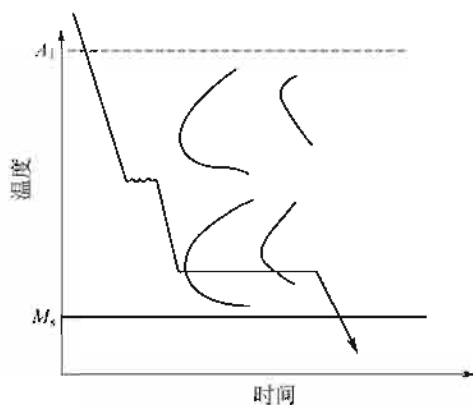


图 6-20 低温形变等温淬火工艺示意图

低温形变等温淬火可与温锻工艺相结合，能得到比低温形变淬火略低的强度（高强度钢的抗拉强度可达 2254~2352MPa）和较高的塑性。适用于热作模具及用热作模具钢和其他高强度结构钢制造的小型零件。

471. 连续冷却形变处理

将钢材加热至奥氏体温度区域，保温适当时间后进行冷却，在奥氏体连续冷却过程中进行形变的形变热处理工艺，工艺过程如图 6-21 所示。

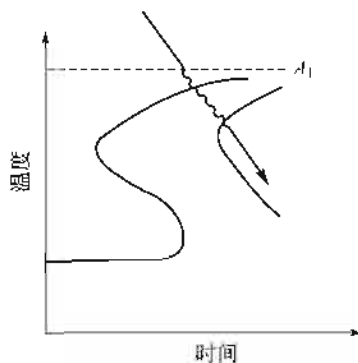


图 6-21 连续冷却形变处理工艺示意图

经连续冷却形变处理后钢材可得到强度与塑性的良好配合。

472. 珠光体温形变

将退火钢加热到 700~750℃ 进行形变，然后在炉中慢速冷却至 600℃ 左右出炉。这一处理工艺为极有效的快速球化方法，比普通球化退火快 15~20 倍。适用于轴承毛坯及其他球

化组织要求较高零件的球化处理，或用于提高钢丝的强度及塑性。

473. 珠光体冷形变

这种形变热处理工艺，多用于在高强度线材的生产上。工艺过程：首先将钢丝加热奥氏体化，之后淬入 500~520℃ 的热浴（以往多用铅浴，故称为淬铅）中等温保持，在等温过程中得到细片状索氏体组织。该组织具有较高的强度及良好的塑性，为下一步的形变强化作好了组织方面的准备。具有索氏体组织的钢丝再经冷拉拔。冷拉拔形变量约为 90%。形变时珠光体中的渗碳体产生塑性变形，其取向与拔丝方向渐趋一致。铁素体的片间距因受到压缩而变细，其取向也与拔丝方向平行。这样便构成了一种类似复合材料的强化组织。

珠光体冷形变的强化处理，多应用于 60、70、T7A、T8A、T9A、T10A、65Mn 钢丝的生产。所获得的 $\phi 0.14 \sim 8.0\text{mm}$ 的线材，强度可达到 2156~2450MPa。

除此之外，还有一种珠光体冷形变的强化处理方法，是将退火钢材进行多次冷拉拔，每两次拉拔之间进行中间退火（600~680℃），使冷拉拔钢丝产生再结晶软化，以利于形变的继续进行，直至达到所要求的尺寸为止。这种方法生产的线材质量较低，多用于制造低应力、弹性均匀性要求不高的弹簧或承受交变负荷很小的弹簧。这类弹簧的生产过程是冷绕成形再经低温去应力处理。

474. 诱发马氏体的形变时效

在一些金属材料中存在着形变可以诱发相变和相变中的超塑性（相变诱发塑性）现象。钢材中的相变超塑性是与奥氏体 \leftrightarrow 铁素体、奥氏体 \leftrightarrow 珠光体或奥氏体 \leftrightarrow 马氏体转变同时发生的。利用形变诱发马氏体相变和马氏体相变诱发超塑性而发展起来的一种高强度、高塑性钢材，称为变塑钢（TRIP）。变塑钢的 M_s 点低于室温，它经固化处理后在室温全部为奥氏体组织。为了调整强度与塑性的匹配，对这种类型的钢必须进行诱发马氏体的形变热处理。由于这种形变热处理多在室温（或 0℃ 以下）进行，所以又称为诱发马氏体的室温（或零下）形变处理。

化学成分为： $w(\text{C})0.31\%$ — $w(\text{Cr})8.89\%$ — $w(\text{Ni})8.30\%$ — $w(\text{Mo})3.80\%$ — $w(\text{Mn})2.20\%$ — $w(\text{Si})1.90\%$ 的变塑钢的形变热处理工艺如图 6-22 所示。经 1120℃ 固溶处理后在室温全部为奥氏体组织。加热至 450℃ 进行 80% 的形变（温加工）可使奥氏体获得形变强化，之后深冷

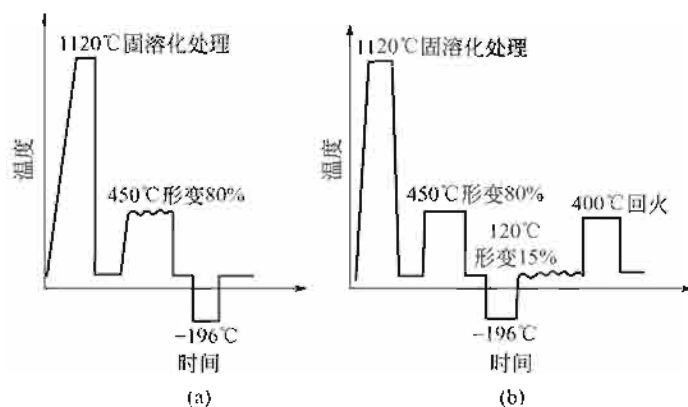


图 6-22 变塑钢的形变热处理工艺曲线

到 -196°C 可得到部分马氏体组织 [图 6-22(a)]。由于 M_s 点温度较低, 温加工及深冷处理所得到的马氏体数量有限, 为了进一步提高强度, 可在深冷处理后再在室温进行形变 [图 6-22(b)]。形变过程中又形成了一部分马氏体 (形变诱发马氏体, 钢材的 M_s 点高于室温), 可使变塑钢的强度获得继续升高。变塑钢的形变热处理规范及热处理后的力学性能如表 6-16 所示。从表 6-15 可知, 对于变塑钢来说, 它的形变热处理程序大多数为: 固溶化处理 -450°C 左右形变 (温加工) $-$ 深冷处理 $-$ 第一次回火 $-$ 室温或零下温度形变 $-$ 最终回火等。由于变塑钢在使用过程中因外加应力的作用, 不断诱发马氏体相变, 在强度极限为 1960MPa 时, 伸长率仍高达 $20\%\sim 30\%$ (表 6-15), 即变塑钢具有极优异的力学性能组合。

表 6-15 变塑钢的形变热处理规范及力学性能

钢的成分 w/%	温加工		最低冷却温度/ $^{\circ}\text{C}$	第一次回火			
	形变量 /%	形变温度 / $^{\circ}\text{C}$		温度 / $^{\circ}\text{C}$	时间 /min		
Cr8.9-Ni8.3-Mo3.8-Mn2-Si2-C0.3	80	449	-196				
Cr8.9-Ni7.6-Mo4.0-Mn2-Si2-C0.25	76	449	-196	399	30		
Ni24.4-Mo4.0-C0.25	80	21.1					
Cr12.5-Ni5-Mo2-Mn2-Si1-C0.21	35	250~450	-196				
Cr8.9-Ni8.3-Mo3.8-Mn2-Si2-C0.3							
Cr8.9-Ni8.3-Mo3.8-Mn2-Si2-C0.3	80	449	-196				
Cr8.8-Ni7.8-Mo4-Mn1-Si2-C0.25	83	593	-196				
Cr12.5-Ni5-Mo2-Mn2-Si1-C0.21	35	250~450	-196				
钢的成分 w/%	室温或零下形变		最终回火		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%
	形变量 /%	形变温度 / $^{\circ}\text{C}$	温度 / $^{\circ}\text{C}$	时间 /min			
Cr8.9-Ni8.3-Mo3.8-Mn2-Si2-C0.3	15	21.1	399	30	2019	2019	26
Cr8.9-Ni7.6-Mo4.0-Mn2-Si2-C0.25	4	-196	349	60	2122	2129	21
Ni24.4-Mo4.0-C0.25			449	30	2067	2067	27
Cr12.5-Ni5-Mo2-Mn2-Si1-C0.21	25	21.1	400	180	1744	1813	27
Cr8.9-Ni8.3-Mo3.8-Mn2-Si2-C0.3					379	551	35
Cr8.9-Ni8.3-Mo3.8-Mn2-Si2-C0.3					1644	1771	36
Cr8.8-Ni7.8-Mo4-Mn1-Si2-C0.25			49	30	1275	2039	26
Cr12.5-Ni5-Mo2-Mn2-Si1-C0.21					931	1597	17

此外, 诱发马氏体的室温 (零下) 处理, 还适用于其他在室温具有稳定奥氏体组织的钢的强化处理, 如 18-8 型、过渡型 (PH15-7) 不锈钢等。其工艺过程是先在室温 (或零下) 进行轧制形变, 之后时效。经如此处理后, 可在保证塑性的条件下, 提高钢材的强度性能。

475. 马氏体室温形变时效

马氏体的形变时效是对具有马氏体组织的钢材, 进行室温形变并回火 (时效) 的复合处理工艺, 是强化钢材的有效措施。马氏体的形变强化, 遵循着一般的固溶体形变时效规律, 即: 在形变过程中已产生部分的时效 (动态应变时效); 在形变后的加热 (回火) 中, 时效过程更为加剧; 形变和时效过程析出相 (例如碳化物) 的颗粒细小, 分布

也较均匀；时效后钢材的脆性增大。工艺过程极小量（0.5%~3%）的形变即可得到很高的效果，并伴有塑性、韧性等大幅度地降低。因此，限制了这种形变热处理工艺在生产中的应用。

476. 回火马氏体室温形变时效

回火马氏体的形变时效可显著地提高钢材的强度，如果选择适当的工艺参数，还可以在提高强度的同时，保持足够高的塑性和韧性。这些工艺参数是：马氏体的回火温度、形变量、形变后的回火温度等。

(1) 形变量的影响

对成分为 $w(C)0.4\%$ 、 $w(Ni)1.9\%$ 、 $w(Si)1.6\%$ 、 $w(Cr)0.9\%$ 、 $w(Mn)0.8\%$ 的超高强度钢进行的形变量对回火马氏体形变时效后力学性能的研究指出：当形变量为 0.4% 时，屈服点从 1686MPa，提高到 1921MPa。形变量小于 0.4% 对力学性能的影响不大。超过 0.4% 后，随着形变量的增大屈服强度和强度极限不断提高，并且屈强比趋向于 1，塑性则明显下降，呈现出相当大的脆性。当形变量达到 0.6% 时，均匀伸长率降到零。因此，回火马氏体形变时效工艺，以应用小形变量为佳。

(2) 马氏体的回火温度及形变后回火温度的影响

这两个参数对回火马氏体形变时效的作用比较大。不同成分的钢材这两个参数的数值也不相同，应由实验加以确定。例如，从提高强度的角度出发，对于成分为 $w(C)0.40\%$ 、 $w(Cr)0.80\%$ 、 $w(Ni)1.85\%$ 、 $w(Mo)0.25\%$ 、 $w(Mn)0.70\%$ 、 $w(Si)0.30\%$ 的钢，马氏体 104℃ 回火及形变后 116℃ 回火为佳。

除此之外，低碳钢淬火、回火后的室温形变，也能够大幅度地提高强度性能和疲劳性能。例如，20MnV、20MnVB880℃×30min，水淬；210℃×120min 回火，之后进行 0%~2.10% 室温形变。形变量对两种钢力学性能的影响如图 6-23、图 6-24 所示。由图可见，微量形变可显著地提高 20MnV 和 20MnVB 钢的拉伸强度和疲劳强度。

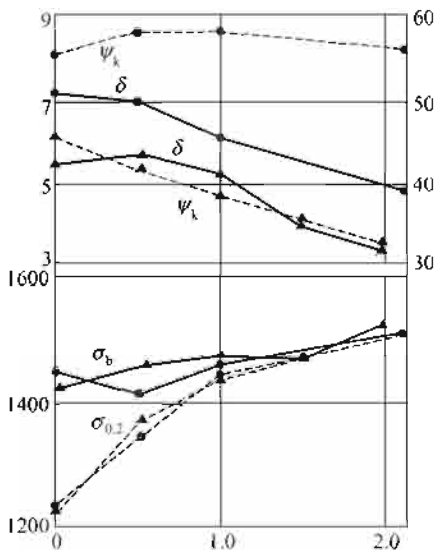


图 6-23 形变量对拉伸性能的影响
▲—20MnV 钢；●—20MnVB 钢

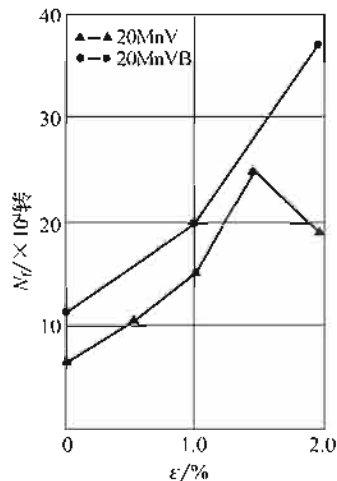


图 6-24 形变量对钢的疲劳性能的影响

477. 贝氏体室温形变时效

钢在贝氏体组织状态下室温形变与马氏体、回火马氏体组织的形变强化十分相近。但是，前者在形变强化后却有较高的塑性。

在成分为 $w(\text{C})0.34\%$ - $w(\text{Cr})1.25\%$ - $w(\text{Ni})1.39\%$ - $w(\text{Mo})0.34\%$ (En24) 钢上，曾对不同等温形变后所得到的贝氏体进行了形变强化的试验。钢料在 850°C 加热 15min 后分别淬入 300°C 、 360°C 和 400°C 的铅-锌槽中保持 16min，完成贝氏体转变之后，再进行 23% 的室温压缩形变，形变后在 $20\sim 400^{\circ}\text{C}$ 温度范围内回火 1h。抗拉强度、断面收缩率随等温转变温度及形变后的回火温度变化的情况如表 6-16 所示。可以看出，随着等温温度的降低，贝氏体在形变前及形变后的抗拉强度渐次增高；转变温度越低，形变强化效果越大。从表 6-16 中数据还可以看出， 300°C 等温转变所得到的贝氏体在形变中抗拉强度增大的同时，还保留着相当良好的塑性（伸长率 20% 左右），这是马氏体或回火马氏体的形变强化所达不到的。

表 6-16 En24 钢不同转变温度的贝氏体在形变及回火后的力学性能

等温转变温度 / $^{\circ}\text{C}$	回火温度 / $^{\circ}\text{C}$	贝氏体的力学性能			
		0%形变		23%形变	
		σ_b/MPa	$\delta/\%$	σ_b/MPa	$\delta/\%$
300	20	1705	20	1803	19
	150	1705	22	1931	20
300	200	1735	21	1980	18
	250	1686	21	1921	18
	300	1656	22	1793	19
360	20	1392		1450	
	150	1382		1499	
	200	1392		1568	
	250	1392		1509	
	350	1401		1441	
400	20	1294		1372	
	150	1303		1441	
	200	1303		1441	
	250	1303		1431	
	350	1303		1362	

马氏体、回火马氏体和贝氏体的形变时效工艺适用于要求超高强度的中、小型零件。

此外，对铝合金、奥氏体或双相耐热钢、镍基合金等也可以进行形变时效强化。其过程是固溶处理后进行室温或较高温度下的形变，然后时效。这种工艺能大大地改善合金基体组织及强化相的弥散度，从而提高室温强度，改善高温持久强度及蠕变抗力。使用于绝大部分时效强化型铝合金，奥氏体及双相耐热钢和镍基高温合金等。加工对象多为各种飞行器及发动机零件等。

478. 马氏体及铁素体双相组织室温形变强化

低碳钢双相区淬火，得到马氏体及铁素体双相组织（双相钢），具有高强度及高塑性的良好性能组合。可用塑性变形方法制造形状复杂或薄壁高强度结构件，并能在形变时得到进一步强化，避免了成形后热处理强化时的氧化、脱碳和变形等缺陷。

例如，08Mn2Si 钢经不同温度淬火和室温形变后的马氏体数量及性能分别如表 6-17 和表 6-18 所示。由表中数值可见，双相钢的强（硬）度，随淬火温度的升高、形变量的增大而提高。

表 6-17 08Mn2Si 钢不同温度淬火后的马氏体数量

加热温度/℃	σ_b /MPa	δ /%	硬度(HV)	马氏体/%
720	534	24.5	150	
740	671	16.3	191	15.2
760	759	15.5	209	23.6
780	824	12.9	224	30.2
800	842	12.3	230	38.0

表 6-18 08Mn2Si 钢形变率与硬度的关系

形变率/%	硬度(HBS)	
	720℃加热	760℃加热
5	205	227
10	220	247
15	210	252
20	227	258
30	240	272
50	247	281
70	264	280
80	260	285

利用上述规律，将 $\phi 6.5\text{mm}$ 的 08Mn2Si 钢盘条改拉成 $\phi 5.7$ 或 $\phi 5.45\text{mm}$ 规格，在 $740\sim 760^\circ\text{C}$ 双相区淬火，酸洗后直接冷拉定径、镦头、滚丝，制成如图 6-25 所示形状的 M6×22 六角螺栓。螺栓的性能如表 6-19 所示。经不同温度时效后的硬度如表 6-20 所示。表示数据，达到了 8.8 级高强度螺栓的技术标准（抗拉强度 $>800\text{MPa}$ 、 450°C 人工时效，硬度无明显降低），即可采用双相钢冷变形成形的方法制造高强度螺栓，以代替中碳或中碳合金钢在

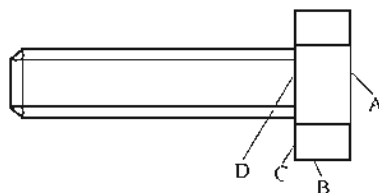


图 6-25 M6×22 螺栓示意图

退火状态制造螺栓，成形后再进行“淬火+回火”强化的传统作法。如此，既简化了生产工艺，又保证了产品质量及节约能源、降低成本。

表 6-19 08Mn2Si 钢制 M6×22 螺栓的抗拉强度

螺栓号	1	2	3	4	5	6	平均值
抗拉强度/MPa	847	837	828	842	853	837	842

表 6-20 M6×22 螺栓经不同温度时效后的硬度

时效温度	未人工时效				200℃×1h				450℃×1h			
测量部位	A	B	C	D	A	B	C	D	A	B	C	D
硬度(HRC)	35.7	33.0	26.7	16.3	35.7	32.0	32.0	11.8	34.0	31.1	30.7	11.1

479. 过饱和固溶体形变时效

铝合金、奥氏体或双相耐热钢、镍基合金等也可以进行形变时效强化，其过程是固溶处理后在室温或较高温度下进行形变，然后时效。

这种工艺能大大地改善合金的基体组织及强化相的弥散度，从而提高室温强度、改善高温持久强度及蠕变抗力。适用于绝大部分时效强化型铝合金、奥氏体及双相耐热钢、镍基高温合金等。主要应用于制造各种飞行器及发动机的加工处理。

例如，对 $w(\text{Al-Cu})4\%$ 合金进行冷变形，形变量 0%、10%、50%，形变后 160℃ 时效不同时间，并测量了合金的强度性能，特点如下。

① 冷形变提高了时效后合金的屈服强度：未形变合金，时效后 $\sigma_{0.1} = 250\text{MPa}$ ；形变 10% 合金 $\sigma_{0.1}$ 约为 270MPa；形变 50% 时 $\sigma_{0.1}$ 为 300MPa。

② 冷形变缩短了合金出现强度峰值的时效时间：如未形变合金出现 $\sigma_{0.1}$ 峰值的时间为 100h；而形变 10% 时约为 20h；形变 50% 时约 8h。

480. 多次形变时效

淬火形变时效可进行多次，称为多次形变时效，如淬火—时效—形变—时效—形变—…—最终时效等，以进一步改善合金的性能。

例如，成分为 $w(\text{Al-Cu})4.5\% - w(\text{Mg})1.5\% - w(\text{Mn})0.56\% - w(\text{Fe})0.33\% - w(\text{Si})0.14\%$ 工业合金板材，经 495℃×1h 固溶化处理+190℃×10h 时效后性能为 $\sigma_b 476\text{MPa}$ 、 $\sigma_{0.2} 394\text{MPa}$ 、 $\delta 14.5\%$ 。多次形变时效规范为：495℃×1h 固溶化处理+6%形变+140℃×12h 时效+形变 20%+140℃×20h 时效；所得性能为 $\sigma_b 570\text{MPa}$ 、 $\sigma_{0.2} 509\text{MPa}$ 、 $\delta 13.3\%$ ，即在塑性不降低的条件下，大幅度提高了强度性能。

这种处理也适用于 Al-Zn-Mg、Al-Zn-Mg-Cu、Al-Cu、Al-Cu-Mg-Si、Al-Mg-Si 合金。

481. 形变分级时效

形变与分级时效相结合的形变热处理工艺称为形变分级时效，工艺过程如图 6-26 所示，可使第 2 相析出得更均匀、更弥散，从而改善合金的性能。

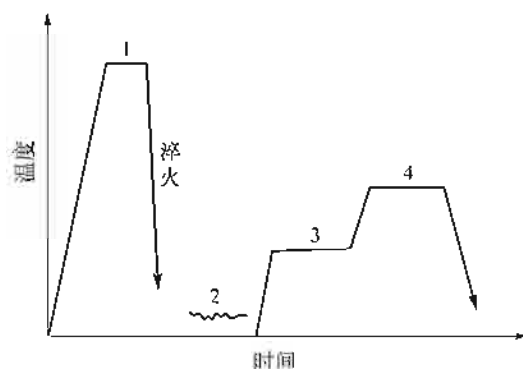


图 6-26 形变分级时效工艺示意图

1—固溶处理；2—室温形变；3—一级时效；4—二级时效

例如，成分如表 6-21 所示的 QBe2、QBe2RE 铍青铜经 $780^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$ 固溶处理，再分别进行软态时效、软态分级时效、硬态（形变）时效、硬态分级时效。处理后其性能如表 6-22 所示。由表中数据可见：

① 硬态分级时效时，由于合金已经过了 37% 冷变形，促进了时效析出过程，所以一级时效温度较低（ 180°C ）；

② 硬态分级时效后，合金的性能较优。

表 6-21 铍青铜的化学成分

合金牌号	化学成分/%						
	Be	Ni	Fe	Al	Si	Pb	RE
QBe2	1.91	0.28	0.13	0.044	0.07	0.002	
QBe2RE	1.95	0.215	0.09	0.10	0.10	0.003	微量

表 6-22 铍青铜不同时效工艺处理后的性能

时效工艺	HV		σ_b/MPa		$\sigma_{0.005}/\text{MPa}$		弯曲次数		弹性后效/%	
	QBe2	QBe2RE	QBe2	QBe2RE	QBe2	QBe2RE	QBe2	QBe2RE	QBe2	QBe2RE
软态时效, $320^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$	375	386	1127	1186	627	720	46	38		0.81
软态分级时效, $210^{\circ}\text{C} \times 1.5\text{h} + 320^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$	388	396	1181	1196	711	755	59	66		0.72
硬态时效, 冷形变 37% + $320^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$	399	412	1254	1284	1000	1019	29	31		0.77
硬态分级时效, 冷形变 37% + $180^{\circ}\text{C} \times 1\text{h} + 320^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$	405	421	1299	1038	1029	1044	34	42		0.69

482. 表面冷形变强化

经热处理后的钢制工件，在喷丸或滚压后进行时效（低温回火）处理，可使其进一步强化。图 6-27 为弹簧钢 55Si2 和 60Si2 喷丸强化后，回火时疲劳极限与回火温度的关系曲线。喷丸前两种钢所制试件，均进行了 $900^{\circ}\text{C} \times 60\text{min}$ 加热、油淬及 450°C 回火处理。从图 6-27

可以看出,在疲劳极限-回火温度关系曲线上,存在一疲劳极限的极大值。对于 55Si2 钢,此极大值所对应的回火温度为 300℃,60Si2 钢则为 200℃;即在喷丸处理后,选用适当的温度进行时效,可使疲劳极限值增大 10%左右。

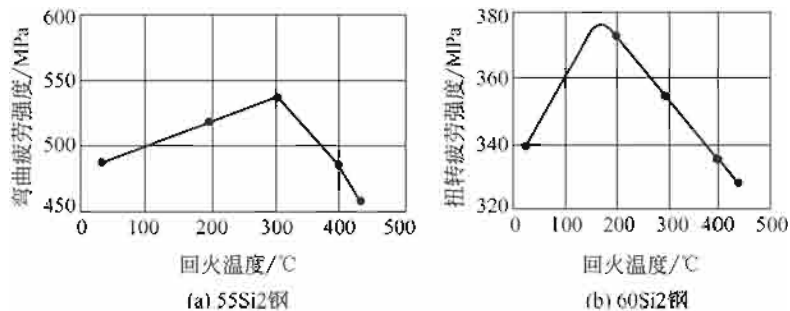


图 6-27 喷丸强化后的回火对疲劳强度的影响

在 40Cr 及其他钢上也观察到了类似情况。由此可以认为,对于一般喷丸或滚压强化后的工件,均可以对之进行 200~300℃ 的附加时效处理,以进一步提高疲劳性能。

483. 表面高温形变淬火

表面高温形变淬火是将被处理工件表面加热(利用感应加热或盐浴加热)到临界点以上温度,进行滚压形变,然后淬火的形变热处理工艺。表面高温形变淬火时,对于每一种钢,都有其最佳的表面形变量(往往是根据滚压时压力的大小间接判断)应由实验求出。工件的心部组织,则应根据性能要求,在表面高温形变淬火前进行适当热处理保证之。

表面高温形变淬火能显著提高钢材的接触疲劳极限及耐磨性。表 6-23 是 40Cr 钢经不同热处理后的接触疲劳极限。从表中数据可以看出,40Cr 钢经表面高温形变淬火后具有(比任何其他热处理方法)最高的接触疲劳极限。

表 6-23 40Cr 钢在各种处理后的接触疲劳极限

处 理 规 范	硬度(HRC)	接触疲劳极限/MPa
整体淬火,低温回火	46~48	921
整体淬火,低温回火,喷丸强化	49~51	1058
高频淬火,低温回火	51~53	1156
高频淬火,低温回火,喷丸强化	54~56	1208
最佳规范高温滚压淬火(900℃、539MPa),180~200℃回火	50~52	1343

表面高温形变淬火适用于圆柱形或圆环形工件(如高速转动的轴类、轴承套圈)等,在提高抗摩零件(如履带板、机铲等)使用寿命方面也较有效。

484. 利用形变强化效果遗传性的形变热处理

利用形变强化效果遗传性的实质是:首先用高温形变淬火或低温形变淬火使钢材或工件毛坯得到强化,然后进行中间软化回火,以便进行切削加工,工件成形后再进行二次淬火和低温回火等最终热处理,以提高钢材或工件的力学性能。

钢在高温形变淬火或低温形变淬火后的强化效果经过多次重结晶后仍能再现的现象，已得到证实。表 6-24 和表 6-25 分别为 45CrNi、55Si2 钢经高温形变淬火和 $w(\text{C})0.8\%$ 、 $w(\text{Ni})18\%$ 钢经低温形变淬火后的力学性能遗传的数据。类似于表 6-24、表 6-25 所示的情况在 55CrMnB、60Si2、40Cr2Ni4SiMo、37CrNi3A、30Cr2MoTi、50Cr2MnSi2 及 40Cr1NiWA 等一系列钢材上也先后被发现。

表 6-24 45CrNi 及 55Si2 钢高温形变淬火后强化效果的遗传性

钢种	处理规范	σ_b/MPa	σ_s/MPa	$\delta/\%$	$\Psi/\%$
45CrNi	900℃轧制形变 50%油淬+200℃回火 1h	2048		4	31
	900℃轧制形变 50%油淬+600℃回火 1h+830℃油淬+200℃回火 1h	2029		8.6	42
	830℃油淬+200℃回火 1h	1842		3	10
55Si2	900℃轧制形变 50%油淬+600℃回火+900℃油淬+600℃回火	1058	921	16.8	40
	900℃油淬+600℃回火	960	833	17.9	34

表 6-25 $w(\text{C})0.8\%$ 、 $w(\text{Ni})18\%$ 钢低温形变淬火后强化效果的遗传性

处理规范	σ_b/MPa	σ_s/MPa	$\delta/\%$	$\Psi/\%$
500℃形变 40%深冷至-196℃+950℃保持 1.5min 水冷至室温,深冷至-196℃,100℃回火	2264	2068	9	48
550℃形变 40%深冷至-196℃,100℃回火	2372	2176	6	48
950℃形变 40%深冷至-196℃,100℃回火	2283	2107	7	57
950℃两次淬火至-196℃,100℃两次回火	2078	1960	2	9
950℃一次淬火至-196℃,100℃回火	2136	1862	6	45

但是，又有许多资料指出，形变强化效果经多次重结晶后不能再现；有时再现的程度低些；有时再现的程度很高三种情况。由此可以判定，形变强化效果的遗传性是有条件的，这些条件与起始的形变热处理类型、中间软化回火及二次淬火工艺参数等因素有关。

(1) 形变温度的影响

形变强化遗传的基本规律是：原始形变温度越高，强化效果越低，而二次淬火后形变强化效果再现的程度越高。相反，形变温度越低，形变强化效果越大，而再次加热淬火时形变强化效果的再现程度越小。例如，形变温度对 40CrSiNiWV 钢二次淬火后力学性能的研究指出，当形变量为 60%，中间回火与最终回火温度均为 200℃时，当形变温度在 500~600℃（低温形变淬火温度范围内），淬火后抗拉强度为 2352MPa；形变温度在 800~1000℃（在高温形变淬火温度范围内），淬火后钢的抗拉强度为 2205MPa（普通淬火及 200℃回火后抗拉强度为 1960MPa，伸长率 8%）。经上述处理后二次淬火时钢的强度极限与形变温度有密切的关系：原始形变温度为 500℃时，二次淬火后抗拉强度为 1989.4MPa。而原始形变温度为 600~650℃时，二次淬火后抗拉强度为 2205MPa，伸长率也达到 8%左右。

(2) 形变后中间热处理的影响

形变后的中间热处理包括：低温形变淬火后的中间加热、高温形变淬火过程中形变后的

停留以及形变淬火后二次淬火前的中间回火三个方面。

在 40Cr5NiSiMoV 钢上的试验指出, 低温形变淬火后, 如不进行中间加热, 二次淬火后钢的抗拉强度为 2107~2156MPa (普通淬火后的抗拉强度为 1960MPa)。如低温形变淬火后进行中间加热, 二次淬火后钢的抗拉强度则为 2205~2254MPa。即低温形变淬火后的中间加热, 使强化效果的稳定性得到提高, 二次淬火后强化效果的再现程度有所增大。

同样, 高温形变淬火过程中, 形变淬火前稍事停留 (具体时间视钢材的成分, 由实验确定), 有利于二次淬火时强化效果的再现。

此外, 形变热处理后如得到贝氏体组织, 也有利于形变强化效果的储备, 将促使二次淬火时强化效果的再现程度增大。相反, 如形变后得到珠光体组织, 则二次淬火将得到低的力学性能。

(3) 二次淬火的影响

二次淬火时的加热温度、加热速度和保温时间, 对形变强化效果的遗传性也有巨大的影响。

一般希望二次加热速度要尽可能快些, 每种钢材的具体数值, 可由实验确定。

表 6-26 示出二次淬火加热温度及保温时间对 40 钢硬度的影响。表中的数据带有普遍的意义。一般规律是二次淬火加热不应过高, 以 $A_{c1} + 20 \sim 30^\circ\text{C}$ 为宜 (如对 40 钢以 850°C 为佳, 950°C 则过热了)。

表 6-26 二次淬火加热温度及保温时间对 40 钢硬度的影响

淬火加热温度/ $^\circ\text{C}$	850			950		
	2.5	5	15	2.5	5	15
保温时间/min						
硬度(HRC)	57.5	56	56	57.5	55.5	53

利用形变强化效果的遗传规律, 扩大了形变热处理工艺的应用范围。调整好形变淬火、中间软化回火及二次淬火加热工艺参数, 可使强化效果再现的程度大为提高。对于形状复杂, 不易压力加工形变或切削加工量大的高强度钢工件, 利用这一规律能省去毛坯预备热处理工序及设备, 并能有效地提高强度及塑性。低碳钢淬成马氏体, 然后室温形变, 再行回火, 可使 σ_s 提高三倍左右, 同时降低冷淬转化温度。特别值得指出的是, 如冶金厂的轧材、锻材, 如能利用轧 (锻) 热淬火强化, 然后在机械制造厂最终热处理时再使其强化效果重现, 则可收到巨大的经济收益。因此, 这一工艺值得重视和推广。

485. 预先形变热处理

预先形变热处理是利用形变强化效果遗传性的另一种形式, 工艺过程如图 6-28 所示, 为将具有平衡 (退火、正火) 组织或调质状态的钢, 于室温 (或零下) 进行冷形变 (可与冷拉伸、冷轧、冷拔等成形工艺相结合) 使其获得相当程度的强化, 然后进行中间回火, 最后再进行快速加热的二次淬火及最终回火。这种工艺已应用在钢板、板弹簧及其他工件的加工上。

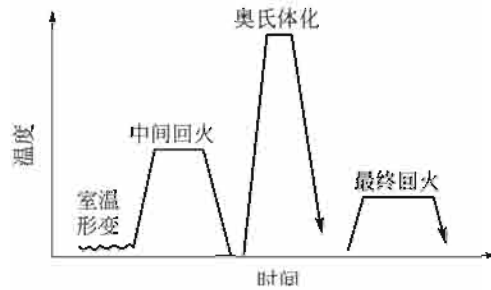


图 6-28 预先形变热处理工艺示意图

表 6-27 为 40 和 60 钢经预先形变热处理后力学性能的变化情况。从表 6-27 所示数值可以看出，预先形变热处理可使钢材的抗拉强度提高 10%~30%，同时塑性保持不变（或略有增减）。

表 6-27 40 或 60 钢经不同热处理后的力学性能

热处理规范	σ_b /MPa	Ψ /%	δ /%
40 钢			
850℃炉中加热淬火	1666	20	7
920℃快速加热(500℃/s)淬火	2058	29	11
室温形变 60%后,870℃快速加热(500℃/s)淬火	2401	42	12
60 钢			
退火,炉中加热淬火,150℃回火	1960	20	
退火,880℃电热淬火(加热速度 50℃/s),150℃回火	2156	34	
室温形变 50%,炉中加热淬火,150℃回火	2372	35	
室温形变 50%,880℃电热淬火(加热速度 50℃/s)100℃回火	2626	28	

此外，40Cr、40CrNi、65Mn、55CrMnB、40CrMnSi 等低合金结构钢，也可以通过预先形变热处理而获得最终强化。

预先形变热处理工艺参数，对钢材的强化效果有很大的影响，如参数选用不当还将起到相反的结果。这些工艺参数是：钢材的室温形变量、中间回火温度、最终淬火及回火温度等。

(1) 室温形变量的影响

从获得高强韧化效果的观点出发，对不同的钢材应采用不同的室温形变量。即使是对同一钢材，组织状态不同时，也应采用不同的室温形变量，方能获得良好的强韧化效果。因此，应通过试验测出最佳的形变量。在 40 钢上的研究结果指出，当其他条件相同时，随着室温形变量的增加，抗拉强度和断面收缩率也不断地增大。当室温形变量为 60% 时，抗拉强度达 2401MPa，断面收缩率为 42%。

(2) 中间回火温度的影响

室温形变量的大小还与中间回火温度有关。例如，对于 T9 钢中间回火温度为 400℃ 时，抗拉强度随形变量的增大而不断增大；300℃ 回火时也有类似现象，只是升高的趋势较前者缓慢。如果中间回火温度为 600℃ 时，形变量小于 25%，抗拉强度基本保持不变；而当形变

量为 50% 时，经最终热处理后抗拉强度反而降低。如不采用中间回火，随着形变量的增大，最终淬火后抗拉强度也随之增大，但始终保持在较低的水平。由此可见：首先，预先形变热处理工艺中，中间回火是必不可少的工序；其次，对于 T9 钢，中间回火温度以 400℃ 为优。对于其他类型的钢，也存在一最佳的中间回火温度，应由实验测出。

(3) 最终淬火及回火的影响

室温形变还与最终淬火时的加热速度有关。一般认为，最终淬火加热速度较大时（如高频感应加热——200℃/s，通电加热——500℃/s），可以允许采用较大的室温形变量。

最终淬火时，一般希望加热温度低些，保温时间短些并配合较低的回火温度，方能得到良好的结果。例如，对于 T9 钢室温形变 50%、400℃ 中间回火 1h、高频加热 900℃ 水淬，之后在不同温度进行最终回火。强度的测量指出：抗拉强度随最终回火温度的升高而增大，至 300℃ 达到最大值。进一步提高回火温度，抗拉强度随之降低，回火温度达到 400℃ 时，预先形变热处理的强化效果完全消失。300℃ 为 T9 钢的最佳的最终回火温度。

486. 多边化强化处理

多边化强化处理是形变热处理的一种，又称多边强化。它是将经最终热处理后的钢或合金在室温或较高温度下进行小量形变，之后在低于再结晶温度下加热并保持一段时间的工艺过程。在最终加热过程（退火）中，钢或合金内部形成了稳定的多边化亚组织，可使高温力学性能获得有效的提高。所以多边强化处理多用于需耐热的螺钉、钢管、拉杆等。

多边化强化处理有多种形式，常用的工艺方法有如图 6-29 所示的三种。

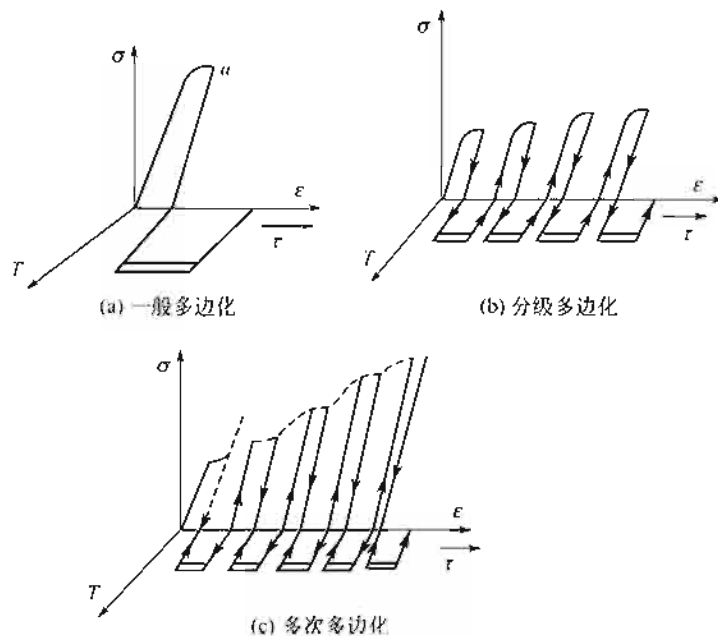


图 6-29 低碳钢多边化强化的三种基本形式
σ—应力；ε—应变；T—温度；τ—时间

(1) 一般多边化强化

工艺过程如图 6-29(a) 所示，是将钢材或合金在室温或较高温度（连续加载或在蠕变条件下）进行 1%~10% 形变量的形变，之后在低于再结晶温度下进行（多边化）退火，以形成稳定

的多边化亚组织，使金属材料的热强性得到提高，而瞬时强度（强度极限和屈服极限）变化不大。适当的多边化强化处理，可使蠕变速度减小；高温持久破断时间大幅度延长，见表 6-28。

表 6-28 多边化强化对持久强度的影响

材 料	多 边 化 强 化 规 程				试验温度 /℃	持久强度/MPa		持久破断时间比值 t/t_0
	形变量 /%	形变温度 /℃	退火温度 /℃	退火时间 /h		σ_{100}	σ_{1000}	
工业纯铁	5	20	550	25	400	128/220	181/215	100
1Cr18Ni9	10	600	600	100	600	235/274	191/247	20

注：分子为多边化强化前的数据，分母为其后的数据。持久破断时间 t_0 为多边化处理前的数据， t 为其后的数据。

但是，应该强调指出，对于每一种钢材或合金，都有一最佳的多边化强化工艺规范（形变温度、形变量、形变后的退火温度及保持时间等），具体数值应由实验精确测定。例如，对于 1Cr18Ni9、1Cr18Ni9Ti 钢，获得 600℃ 时优良抗蠕变性能的最佳多边化处理规范为在 600℃ 形变 10%。

(2) 分级多边化强化处理

分级多边化强化处理 [图 6-29(b)] 时的形变是在高温下分多 (4~5) 次进行。每次形变后均进行一次适当温度的退火，以充分发展稳定的多边化亚组织。

(3) 多次多边化强化处理

多次多边化强化处理 [图 6-29(c)] 是专为具有体心立方点阵的金属（如低碳钢、低合金钢、铁素体不锈钢耐热钢）而设计的一种多边化强化方法，其过程是在连续加载条件下，将金属形变到全部屈服平台出现后，再卸载并进行再结晶温度之下的退火。这样的处理进行多（一般为 4~5 次）。经多次多边化处理，可在保持原有塑性的前提下，提高强度（抗拉强度、屈服点）1.5~2 倍，同时还可以提高钢材的疲劳极限。例如，Q235 钢 [A₃，含 $w(C)$ 0.15%] 经规范为：试件拉伸形变到全部屈服平台出现后，卸载并进行 100℃、20h 的多边化退火。如此处理进行 3~6 次，可使疲劳极限从退火状态的 255MPa，提高到 353MPa，如在相同应力条件下工作，则可使疲劳寿命提高 50~100 倍。

487. 复合形变淬火

复合形变淬火工艺曲线如图 6-30 所示。其实质是将高温形变淬火及低温形变淬火联合

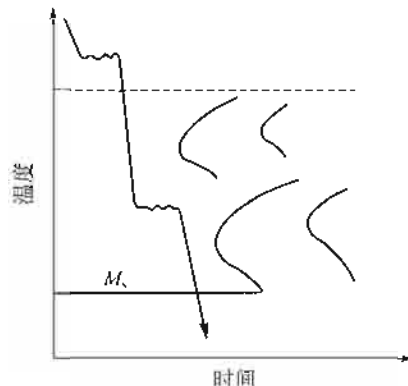


图 6-30 复合形变淬火工艺示意图

使用的复合强化工艺。

对 $w(\text{碳})$ 为 0.3%~0.4%，并含有 Ni、Cr、Si、Mo、V、W 等元素的合金钢的复合形变淬火后力学性能测试得知，复合形变淬火使屈服强度增量远大于高温形变淬火所获得的数值，甚至高于低温形变淬火的数值。此外，钢经复合形变淬火具有比低温形变淬火更高的韧性和相等的塑性，即复合形变淬火比单一的高温形变淬火或低温形变淬火具有更高的强韧化效果。

488. 超塑形变处理

超塑形变处理是由金属材料的超塑成形与热处理相结合的复合工艺，其优点是节能、高效和产品质量优良。对于钢材超塑成形的条件是超细化组织（晶粒尺寸 $< 5\mu\text{m}$ 、碳化物颗粒 $< 0.5\mu\text{m}$ ）以及一定的形变条件，即形变温度在 $0.5\sim 0.65T_m$ （ T_m 为金属熔点的绝对温度值）和形变速率为 $10^{-1}\sim 10^{-4}\text{min}^{-1}$ 。

例如，3Cr2W8V 钢超塑形变处理的工艺过程及参数如下。

(1) 超细化处理

工艺及参数如图 6-31 所示。其中 1160℃ 固溶处理及 750℃ 回火是为了得到超细化的碳化物；其后的循环处理则是为了细化晶粒。经此工艺处理后 3Cr2W8V 钢的基本晶粒度达 14~15 级（ $2\sim 3\mu\text{m}$ ），碳化物尺寸达 $0.2\sim 0.5\mu\text{m}$ ，即达到了双细化程度，因而图 6-31 所示工艺可称为双细化工艺。

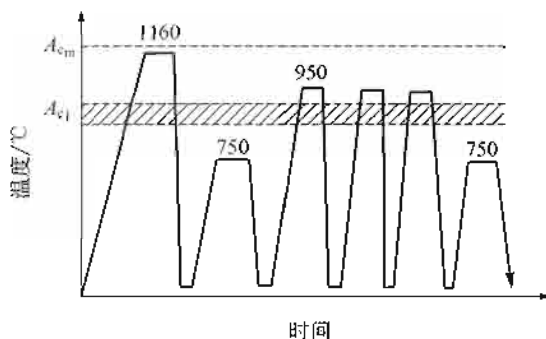


图 6-31 3Cr2W8V 钢超细化处理工艺

(2) 形变条件

形变温度在 $0.6T_m$ 左右，形变速率为 $10^{-2}\sim 10^{-3}\text{min}^{-1}$ 。

(3) 热处理

超塑形变后升温至 1150℃ 淬火并回火。

超塑形变后的力学性能如表 6-29 所示。由表所示数据可见，与常规热处理相比较，超塑形变处理使 3Cr2W8V 钢的强度与韧性同时得到了提高。

表 6-29 3Cr2W8V 钢常规处理与超塑形变处理后的力学性能对比

处理类型	工艺	HRC	σ_s/MPa	$a_k/(\text{J}/\text{cm}^2)$
常规热处理	1150℃ 淬火, 600℃ 一次回火	42	1264	29.4
	1150℃ 淬火, 650℃ 二次回火		1166	30.9

续表

处理类型	工艺	HRC	σ_s /MPa	a_k /(J/cm ²)
超塑形变处理	1000℃循环淬火二次,超塑性形变再 1150℃淬火	43.5	1597	31.4
	600℃一次回火		1558	31.4
	650℃二次回火		1578	31.4

超塑形变处理多用于加工冷、热作模具。

489. 9SiCr钢超塑形变处理

超塑形变处理同样适用于高碳低合金钢,其超塑形变条件也为:晶粒超细化、碳化物超细化(双细化);适当的形变温度和适当的形变速率等。经超塑形变处理后高碳低合金钢的强韧性得到提高。

例如,对高碳低合金钢 9SiCr 进行了超塑形变处理,工艺参数如下。

(1) 9SiCr 钢

成分: $w(C)0.85\%$ - $w(Cr)0.99\%$ - $w(Si)1.34\%$ - $w(Mn)0.42\%$ - $w(P)<0.03\%$ - $w(S)<0.03\%$;

临界点: $A_{c1}=770^{\circ}C$, $A_{c2}=870^{\circ}C$ 。

(2) 超塑形变温度

超塑形变处理(STMT)工艺曲线如图 6-32 所示。图中 $840^{\circ}C \times 2$ 次油淬及 $200^{\circ}C \times 2h$ 回火是为了得到双细化组织;形变温度 $790 \sim 810^{\circ}C$ 、形变速率 $2.5 \times 10^{-4} s^{-1}$ 、拉伸形变量 250%,形变后油中淬火、 $200^{\circ}C \times 2h$ 回火。

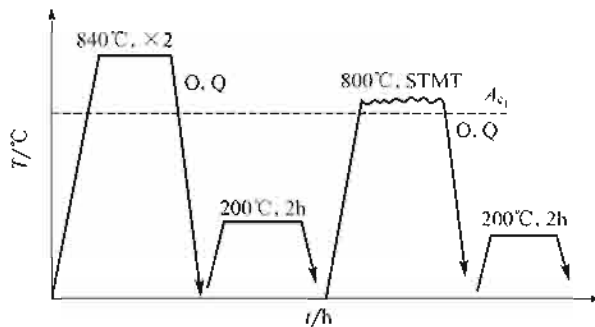


图 6-32 9SiCr 钢形变热处理工艺曲线

超塑形变处理后测试了钢的抗弯强度及多冲寿命以及硬度等性能,结果如表 6-30 所示。由表中数据可见,超塑形变处理提高了 9SiCr 钢抗弯强度 28%、多冲寿命 38.6%。

表 6-30 9SiCr 钢超塑形变与普通淬火-回火后性能的比较

试件状态	σ_{bt} /MPa	挠度/mm	多冲寿命/次	硬度(HRC)
$800^{\circ}C$ STMT + $200^{\circ}C \times 2h$ 回火	3674	1.10	27450	60~61
$840^{\circ}C$ 油淬 + $200^{\circ}C \times 2h$ 回火	2870	1.10	19800	60~62

490. 低温形变淬火与马氏体形变时效相结合的形变热处理

这种复合形变热处理是在低温形变淬火后，再在一定温度下进行小量形变和回火的工艺，它可以对钢材起到良好的强韧化作用。

例如，在 4Cr5MoSiV [$w(\text{C})0.35\%$ 、 $w(\text{Cr})5.0\%$ 、 $w(\text{Si})1.0\%$ 、 $w(\text{Mo})1.5\%$ 、 $w(\text{V})0.4\%$] 钢上的研究指出，经普通淬火、两次 482℃ 回火钢的 $\sigma_{0.2}$ 为 1568MPa，伸长率 8.1%。低温形变淬火、482℃ 两次回火后钢的 $\sigma_{0.2}$ 为 1852MPa，伸长率 12.5%。如果于低温形变淬火及 482℃ 回火后，再于 316℃ 左右进行 2% 形变时效，然后再进行一次 482℃ 回火（复合形变热处理），可获得 $\sigma_{0.2}$ 达 2548MPa 的高水平，伸长率仍保持在 12% 左右。由此可见，这种复合处理具有优异的强韧化作用。

491. 高温形变淬火与马氏体形变时效相结合的形变热处理

这种复合形变热处理是在高温形变淬火后，再在一定温度下进行小量形变并回火的工艺。高温形变淬火后再进行马氏体形变时效，可使钢获得比其他任何热处理都高得多的强度性能。

例如，50CrVA 钢经普通淬火 + 200℃ 回火后，力学性能为 $\sigma_{0.02} = 1497\text{MPa}$ 、 $\sigma_b = 2119\text{MPa}$ 、 $\Psi = 41.7\%$ 。经高温形变淬火 + 200℃ 回火 + 3% 形变 + 200℃ 回火后的力学性能为 $\sigma_{0.02} = 2254\text{MPa}$ 、 $\sigma_b = 2597\text{MPa}$ ，即高温形变淬火与马氏体形变时效相结合的复合形变热处理使 50CrVA 钢的 $\sigma_{0.02}$ 、 σ_b 分别提高了 50.6% 和 22.6%。

492. 奥氏体钢的热形变处理

奥氏体不锈钢具有优良的抗锈蚀能力及高的塑性和韧性，是应用很广泛的金属材料。它的缺点是强度性能低，又不能用热处理方法使其强化；虽可进行冷形变强化，但却使塑性、韧性急剧降低。又由于冷形变强化后，温度升高时易于软化，从而限制了在承受较高负荷零部件上的应用。

可以使用热形变的方法使奥氏体型不锈钢强化，在强化的同时塑性降低较少。

例如，对 0Cr18Ni9Ti 钢进行了形变热处理，工艺参数如下。

(1) 预备处理

1250℃ × 1h 水淬，以消除钢材加工过程中的硬化现象。

(2) 热形变

加热温度：1200℃ × 15min，空冷至形变温度，并在盐炉中保温 3min；

形变温度：1000℃、900℃、800℃ 和 700℃；

形变量：热形变 30%，形变后立即水冷。

(3) 性能

0Cr18Ni9Ti 钢热形变后的力学性能如表 6-31 所示。由表中数值可见，热形变使钢的强度性能增大，特别是屈服极限的提高尤为显著，达 90% 以上；与此同时塑性降低，但都处在可使用范围之内。

表 6-31 0Cr18Ni9Ti 钢热形变后的性能

形变规范	力学性能			
	σ_s /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	Ψ /%
1250℃固溶强化	559	235	62	70
1000℃形变 30%	618	461	48	67
900℃形变 30%	671	514	44	66
800℃形变 30%	671	557	40	67
700℃形变 30%	647	559	39	65

为了防止晶间腐蚀，热形变后常对 0Cr18Ni9Ti 钢进行 800~900℃ 的稳定化处理。有时为了防止强度性能的降低，稳定化处理时可采用下限加热温度。

493. 冷形变渗碳

冷形变渗碳是工件在冷形变后进行渗碳的复合热处理工艺。选择适当的冷形变条件，可使渗碳过程加速而强化渗碳工艺。

例如，对 22CrNiMo 钢试件冷锻形变 25%、50%、75%，之后渗碳。渗碳是在无马弗贯通式渗碳炉中进行，渗碳温度为 930~950℃，渗碳时间 2h、7h 和 13h。渗碳后预冷至 850℃，油淬。为了进行对比，相同钢材、相同形状和尺寸的试件也同炉处理。经不同形变量形变后 22CrNiMo 钢渗碳后渗碳层的深度如表 6-32 所示。由表中数据可见，室温形变促使渗碳过程加速；形变量不同时，促渗作用也不相同。此外，室温形变还提高了 22CrNiMo 钢渗碳层中的含碳量。

表 6-32 形变量对 22CrNiMo 钢渗碳层深度的影响

渗碳时间/h	形变量/%			
	0mm	25mm	50mm	75mm
2	0.80	0.84	0.88	1.00
7	1.06	1.24	1.22	1.21
13	1.20	1.46	1.42	1.30

最后，尚应指出，这种工艺目前还处在研制阶段。

494. 冷形变渗氮

冷形变渗氮是工件在室温形变后进行渗氮的复合热处理工艺。

冷形变渗氮与冷形变渗碳不同，冷形变使渗氮速度减慢，渗层深度减薄，见图 6-33，且随着形变量的增大，渗层减薄的趋势越明显。产生这种现象的原因可能是氮原子对位错的钉扎作用（或位错对氮原子的陷阱作用），阻碍了氮原子的扩散所致。但是，冷形变渗氮却可使纯铁的强韧性升高，参看图 6-34；类似现象在 20 钢上也观察到了。

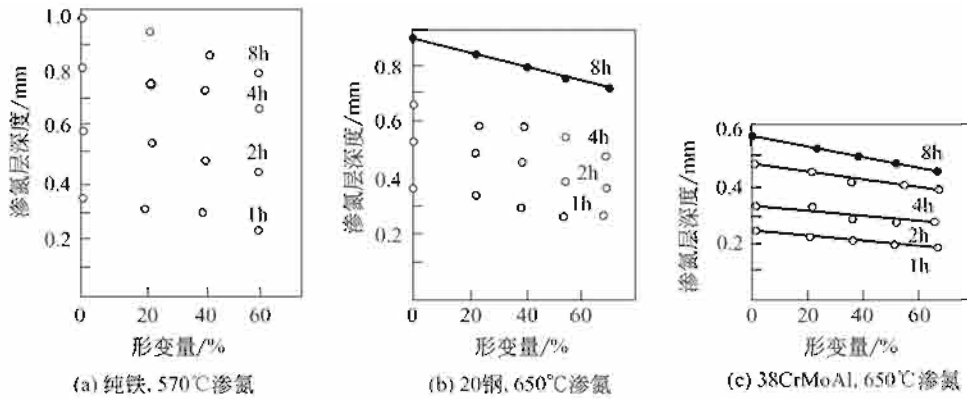


图 6-33 冷形变对渗氮层深度的影响

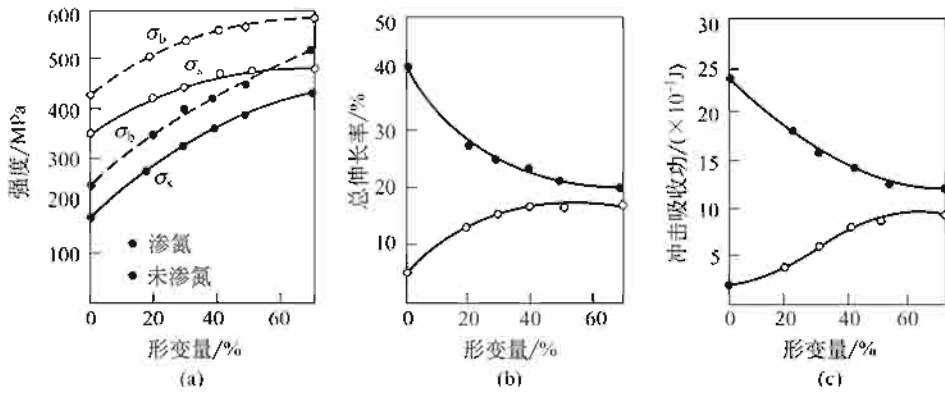


图 6-34 纯铁冷形变，500℃渗氮 2h 时形变量与力学性能的关系曲线

495. 冷形变碳氮共渗

冷形变碳氮共渗是工件在室温形变后进行中温碳氮共渗的复合热处理工艺。

预先的冷形变，对钢的碳氮共渗过程有明显的影响，其作用是提高表面碳、氮含量，见表 6-33；以及在最佳形变量时增大渗层厚度，见图 6-35。表面碳氮浓度的提高，显著提高

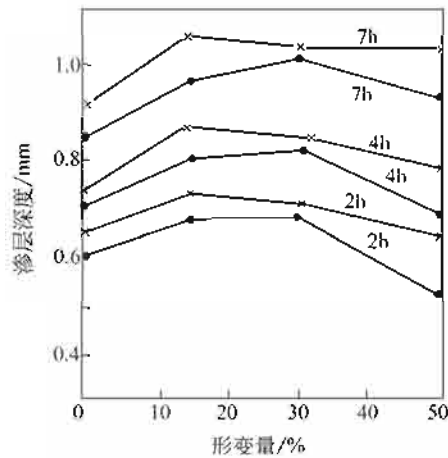


图 6-35 冷形变对 20 钢 860℃碳氮共渗层深度的影响

●—冷轧形变，×—冷拉形变

了钢的表面硬度，特别是最佳形变量的作用尤为明显。这种效果也在 18CrNiW、20CrMnTi 等钢中发现。与此同时，在干磨损情况下，钢的耐磨损性能也得到了改善。

表 6-33 冷形变对 15 钢 860℃×3h 碳氮共渗后 C、N 含量的影响

形变量/%	0	15	30	50
w(C)/%	0.75	0.93	0.95	1.10
w(N)/%	0.25	0.33	0.36	0.36

496. 冷形变渗硼

冷形变渗硼是工件在室温形变后进行渗硼的复合热处理工艺。

20 钢制工件采用室温轧制形变，随后进行 900℃、不同保温时间和不同加热速度的渗硼。所用渗剂成分为 $w(\text{B}_4\text{C})2\%$ - $w(\text{NaBF}_4)5\%$ - $w(\text{NH}_4\text{Cl})0.5\%$ - $w(\text{SiC})92.5\%$ 。处理后测量了不同冷形变后渗层的厚度，所得结果如图 6-36 所示。由图可见，冷形变可明显增大渗硼层厚度。最大渗层厚度所对应的最佳形变量随加热速度和渗硼保温时间而异。产生这种现象的原因是由于钢的冷形变组织加速了钢表面对硼原子的吸附过程所致。

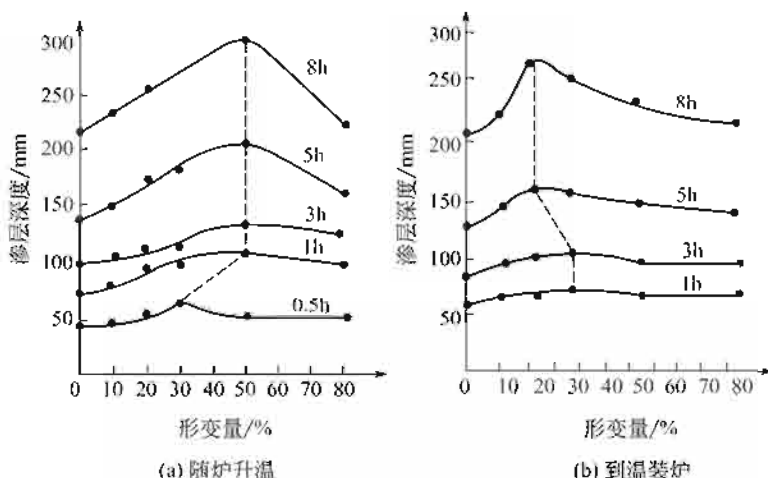


图 6-36 冷形变变形量对渗硼层深度的影响

497. 形变渗钛

室温形变除对间隙原子在钢中的扩散过程有影响外，还对置换型原子对钢的渗入过程产生作用。

例如，对冷形变后的 16Mn 钢进行了渗钛处理，考查了冷形变对渗钛过程的影响，规范如下所示。

(1) 预备处理

试件尺寸：10mm×15mm×4mm，900℃正火。

(2) 形变量

室温轧制形变，形变量 (%)：0、10、30、40、60、70。

(3) 渗钛

渗钛剂：渗钛剂成分如表 6-34 所示；

渗钛工艺：为固体装箱渗钛，规范为 $900^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 、 $950^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 、 $950^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$ 。

表 6-34 渗钛剂成分 w %

序号	TiO ₂	Al	Al ₂ O ₃	CaCl ₂	(NH ₄) ₂ SO ₄
1	60	20	15	5	0
2	50	18	27	5	1
3	45	20	32	0	2

渗后测量了渗钛层深度。渗层厚度与形变量之间的关系如图 6-37 所示。由图可见，室温形变对渗钛过程有明显的影 响：当形变量小于 30% 时，随着形变量的增大，渗钛速度加快，形变量为 30% 达极大值；其后，随形变量的增大，渗钛速度减缓。

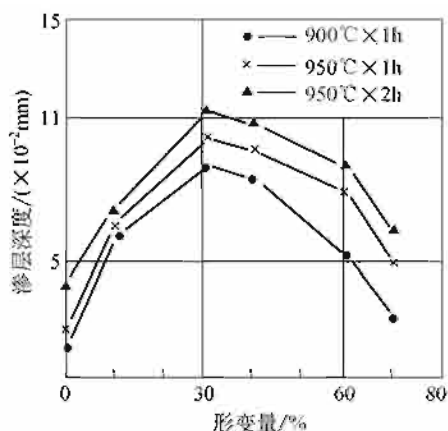


图 6-37 渗钛层厚度与形变量之间的关系

498. 低温形变淬火渗硫

低温形变淬火渗硫是在低温形变淬火后，使低温回火过程与电解渗硫合并进行的工艺。

低温形变淬火渗硫工艺，可在保证工件心部及表层充分强化的基础上，减小表层摩擦系数。适用于高强度摩擦偶件，如凿岩机活塞、牙轮钻等零件。

499. 锻热渗碳淬火

锻热渗碳淬火是将工件坯料加热到奥氏体区域进行锻造（模锻）形变，随即放入渗碳炉中渗碳，然后直接淬火的工艺。这一工艺亦可用于中温碳氮共渗。

锻热渗碳淬火可以节约渗碳时工件加热所需的电能，并能提高渗碳速度、表面层硬度和耐磨性能。使用于中等模数渗碳齿轮，以及其他类型渗碳零件。

渗碳与形变热处理相结合的另一形式是渗碳-锻热淬火，即工件先进行渗碳，随之热模锻和淬火；实施这种工艺可使工件的有效硬化层增厚、表面压应力增大、破断功提高。

500. 锻热淬火渗氮

锻热淬火渗氮是在进行锻热淬火后，将高温回火过程与渗氮（或低温碳氮共渗）合并进行的工艺。

应用这一工艺可在保证工件心部充分强化的基础上，使表面层渗氮（或低温碳氮共渗）过程加速、耐磨性提高。适用于模具、刀具以及其他要求耐磨性较高的工件及工具等。

501. 渗碳表面形变时效

渗碳表面形变时效是在渗碳（渗氮、碳氮共渗）工件上进行喷丸（或滚压）然后低温回火（时效）的形变热处理工艺。

渗碳表面形变时效可使工件表面层得到超高硬度及耐磨性。适用于耐磨性及疲劳性能同时要求极高的各种工件，如航空发动机齿轮，内燃机汽缸套筒等。

502. 高温形变淬火低温碳氮共渗

高温形变淬火低温碳氮共渗是工件先经高温形变淬火，之后再低温碳氮共渗的复合热处理工艺（以下简称复合处理）。

40Cr 钢制工件复合处理与调质后低温碳氮共渗（以下简称普通处理）的工艺参数如下。

(1) 复合处理

1200℃加热，锤锻形变 50%后停留 30s 油淬，570℃盐浴碳氮共渗 2h。

(2) 普通处理

调质处理（840℃油淬、570℃回火 2h）后，570℃盐浴碳氮共渗 2h。

对经不同处理后的工件，测量了渗层深度、显微硬度和疲劳极限，所得结果如表 6-35、表 6-36 所示。由所示数据可知，复合处理增大了渗层深度，提高了表面硬度以及疲劳极限，即强化了工艺过程。

表 6-35 40Cr 钢复合处理与普通处理后的渗层深度及硬度

工艺类型	测试项目			
	渗层深度/mm		硬度(HV _{0.1})	
	化合物层	总渗层	表面	心部
复合处理	0.015	0.36	840	510
普通处理	0.006	0.28	735	398

表 6-36 40Cr 钢经不同处理后的疲劳极限

工艺类别	复合处理	普通处理	调质处理	形变热处理	20CrMnTi 钢渗碳淬火($\delta=1\text{mm}$)
σ_{-1}/MPa	467	445	227	267	320

503. 预冷形变表面形变热处理

钢件预先施加压力，然后再进行表面形变淬火也能发挥冷形变的遗传作用，得到好的强化效果。预冷形变可使钢件在表面高温形变热处理时形成高的残余压应力（图 6-38 和图 6-39），于是可显著提高其抗疲劳能力。还可提高钢件的表面粗糙度和耐磨性（表 6-37 和图 6-40）。

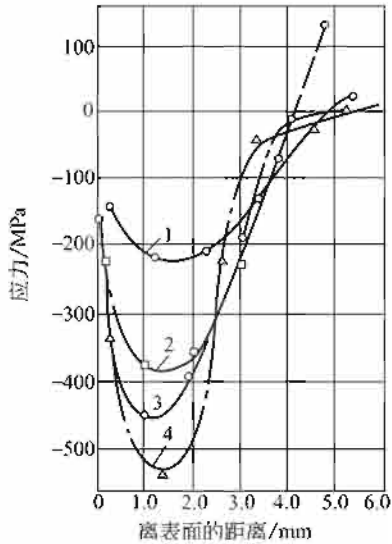


图 6-38 50 钢履带链节经不同表面强化后的表层残留应力

1—高频感应加热表面淬火；2—表面高温形变热处理；3—冷滚压和表面高温形变淬火；4—表面高温形变热处理后冷滚压

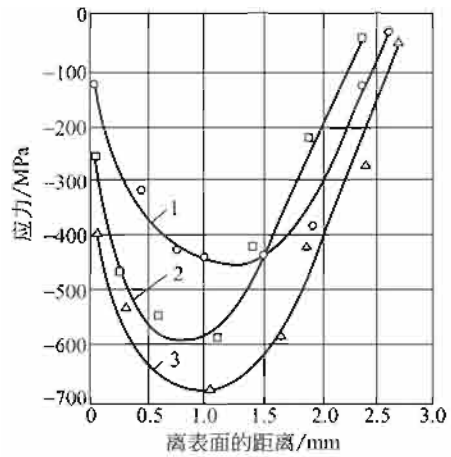


图 6-39 40Cr 钢经不同表面强化后的表面残留应力

1—感应淬火；2—预冷形变表面高温形变淬火；3—表面高温形变热处理

表 6-37 40Cr 钢经预先冷形变表面高温形变淬火后的强化层深度和相对耐磨性

滚压力/kN	中间回火温度/℃		
	未回火	200	400
强化层深度/mm			
200	0.80/1.90	0.70/0.75	0.80/0.70
250	1.00/1.00	0.85/1.00	1.00/0.90
300	1.70/1.80	1.70/1.90	1.80/1.80
350	2.10/2.20	2.20/2.20	1.85/2.20
400	2.40/2.40	2.50/2.30	2.30/2.40
相对耐磨性			
200	0.96/1.09	1.15/1.18	1.03/1.02
250	1.01/1.25	1.20/1.25	1.10/1.18
300	1.08/1.30	1.28/1.30	1.10/1.12

续表

滚压力/kN	中间回火温度/℃		
	未回火	200	400
350	1.02/1.10	1.19/1.10	1.08/1.08
400	1.00/1.08	1.10/1.08	1.05/0.99

注：1. 以高频淬火效果为1。
2. 分子为850℃淬火温度，分母为950℃淬火温度。

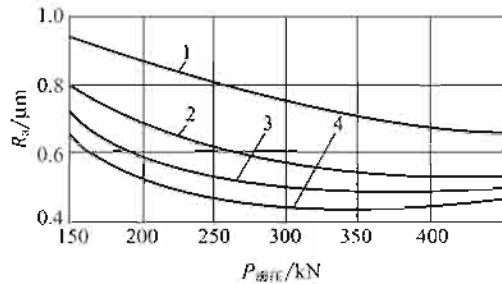


图 6-40 钢件与冷形变淬火后的表面粗糙度与形变进给量之间的关系

1—形变进给量 0.25mm/r; 2—0.2mm/r;
3—0.15mm/r; 4—0.10mm/r

504. 表面形变时效

钢件在喷丸或滚压强化之后再补充一时效（低温回火），可使钢件疲劳强度得到进一步的提高。55Si2 钢和 60Si2 钢进行 900℃、60min 加热，然后油淬及 450℃ 硝盐槽中的回火，并于喷丸处理后于 20~500℃ 下进行不同温度的补充回火（时效）后的疲劳强度（ σ_{-1} ）的试验结果如图 6-41 所示。滚压后的时效也可使预先调质状态（880℃ 油淬，550℃ 回火）的 40Cr 钢疲劳强度比时效前提高约 20%。

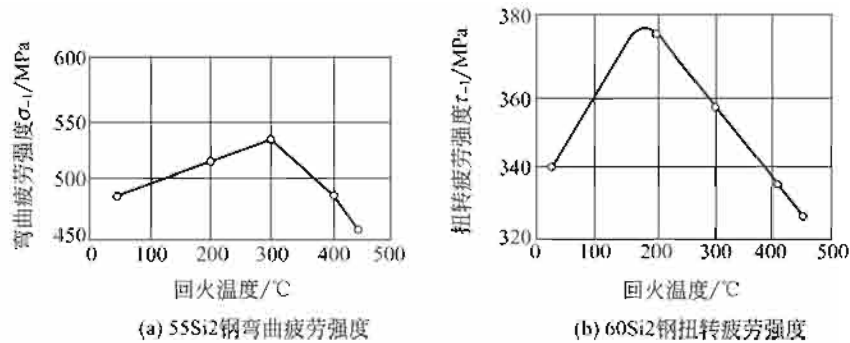


图 6-41 喷丸强化后补充回火对钢材疲劳强度的影响

505. 化学热处理后的冷表面形变强化

钢材在经化学热处理（渗碳、渗氮等）后施行表面喷丸、滚压等表面冷形变，可获得进一步的强化效果，得到更高的表面硬度、耐磨性及疲劳强度等性能。

冷形变使渗碳层晶内亚结构发生变化，部分残留奥氏体转变为马氏体，在表面造成大的压应力。这些都是提高钢件表面综合力学性能的原因。表 6-38 给出了 18Cr2Ni4WA 钢渗碳之后进行滚压或喷丸强化，得到了比单独使用化学热处理或表面强化时更高的弯曲疲劳强度。类似的良好效果还已经在 20 钢、18CrMnTi、25CrMnMo 等许多钢上得到证实。

表 6-38 18Cr2Ni4WA 钢化学热处理后冷形变和一般热处理后的力学性能比较

试样编号	处理方式	强化层深度/mm	硬度(HRC)		弯曲疲劳极限 /MPa
			表面	心部	
1	淬火+低温回火			36~38	270
2	调质+渗氮	0.35~0.40	650~750HV	32~34	480
3	渗碳、高温回火、淬火、低温回火	0.9~1.0	57~60	36~38	510
4	同 3	0.55~0.70	57~60	36~40	540
5	淬火、低温回火、2000kN 压力下滚压	0.6	38~40	36~38	425
6	同 3, 随后 2500kN 压力下滚压	渗碳层 0.9~1.1, 滚压强化层 ≈ 0.5	59~62	36~38	559
7	同 3, 随后喷丸强化	渗碳层 0.9~1.1, 滚压强化层 ≈ 0.2	58~61	36~38	629

506. 化学热处理后表面高温形变淬火

高温形变淬火能显著提高结构钢的耐磨性和接触疲劳强度，尤其是对中碳结构钢更是如此。将化学热处理（渗碳）后的钢进行表面高温形变淬火则能进一步提高这种效果。图 6-42 和图 6-43 示出了 20CrMnTi 钢渗碳后的表面高温形变淬火（900℃ 高频加热，820℃ 下以 850N 压力滚压，760℃ 淬火，最后 200℃ 回火 1h）对渗层硬度和耐磨性的影响。

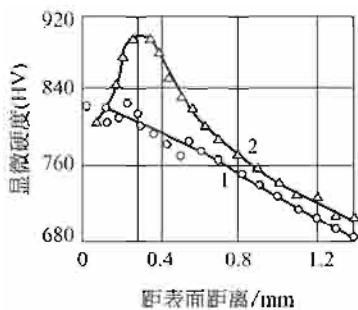


图 6-42 20CrMnTi 钢渗碳高温形变淬火的深层硬度梯度比较
1—普通高频感应加热淬火；
2—表面高温形变淬火

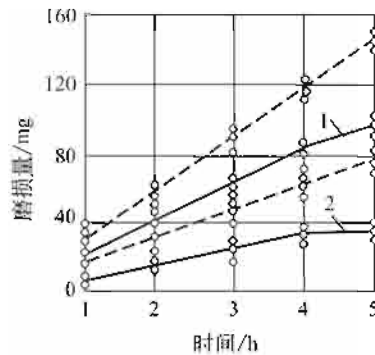


图 6-43 20CrMnTi 钢渗碳表面高温形变淬火的渗层磨损失重的比较
1—普通高频感应加热淬火；2—渗碳表面高温形变淬火；---与淬火的 45 钢块对磨

507. 多边化处理后的化学热处理

多边化处理可以有效地提高钢及合金的蠕变抗力及持久强度。如果在已形成多边化亚组织的钢中利用化学热处理的方法渗入间隙原子（C、N），则由多边化过程建立起来的亚晶界（位错墙）可以被间隙原子所钉扎，能使钢的蠕变抗力及持久强度得到进一步的提高。这一设想已为许多试验结果所证实。

0.08% C 钢进行多边化处理（拉伸形变 2.1%，600℃、8h 退火）后，进行化学热处理（400℃、6h 的渗氮），然后，进行了 550℃、110h 的低温回火。这样处理之后，钢中氮含量由原来的 0.08% 增加到 0.47%。这种处理和其他各种处理后的室温力学性能和持久强度试验结果如表 6-39 及图 6-44 所示。

表 6-39 0.08% C 钢经多边化+渗氮和其它热处理，化学热处理后的力学性能

处理工艺	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%
原始状态	357	195	38.8
多边化处理, 室温拉伸 2.1%, 600℃退火 8h	372	231	36.9
400℃渗氮 6h, 550℃退火 110h	418	246	34.3
室温拉伸 2.1%, 600℃退火 8h, 400℃渗氮 6h, 550℃退火 110h	420	272	26.2

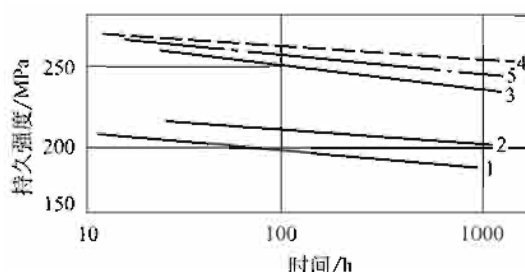


图 6-44 0.08% C 钢经各种工艺处理后的持久强度

1—原始状态；2—多边化处理；3—渗氮；4—多边化处理+渗氮；
5—渗氮+多边化处理

508. 表面纳米化后的化学热处理

表面纳米化改变了材料表面的结构，表面纳米晶之间形成高体积分数的界面为元素扩散提供了理想的通道，使材料表面的化学热处理更容易进行。例如在利用氨气分解对钢铁材料进行渗氮处理的常规方法中，温度一般大于 500~550℃，时间大于 20h。然而，对经表面机械研磨处理而得到纳米晶的纯铁在 300℃ 下渗氮 9h 就达到非常满意的氮化物层。即表面纳米化能够有效地降低化学热处理的温度和时间，提高渗入元素的浓度和渗层厚度。

509. 晶粒超细化处理

用形变与热处理相结合的方法细化奥氏体晶粒能得到良好的效果。这种方法的程序是：加热至刚刚高于 A_c 的温度，保持一段时间，达到完全奥氏体化，然后以较大的压下

量使奥氏体发生强烈形变，之后等温保持一段时间，使奥氏体进行起始再结晶，并于晶粒尚未开始长大之前进行快速冷却。用这种方法可获得晶粒十分细小的高强度高塑性钢材。

晶粒超细化处理的方法还有很多。例如，也可考虑形变热处理与急冷急热相结合的方法。其程序是预先形变淬火处理（高温、低温形变淬火皆可，以 A_r 点附近形变为最佳）—以非常快的速度加热至奥氏体化温度—淬火回火。此法与预先形变热处理方法十分相似。用此法可得到超细晶粒的高强度高塑性材料，抗拉强度达 2800MPa，伸长率为 5%~7%，断面收缩率为 20%~30%。

第七章

非铁金属的热处理

510. 铝合金的形变热处理

在研究固溶处理水淬后较大程度冷变形对 2014 铝合金时效后组织和性能的影响时指出：采用较大变形程度（65%）冷轧，再进行低温短时间时效（160℃，30min）可使 2014 合金的强度得到显著提高（ $\sigma_b = 568\text{MPa}$ ），其伸长率（ $\delta = 11.6\%$ ）仍不低于常规时效处理（固溶处理，水淬，160℃，12h）的伸长率；经这样冷变形的 2014 合金，在稍高温短暂时间回复处理，将使时效强化能力显著降低。

研究双重时效的低温形变热处理对 Al-Mg-Si-RE 合金力学性能的影响。双重时效的低温形变热处理使该合金获得抗拉强度 $\sigma_b = 350\text{MPa}$ ， $\sigma_{0.2} = 291\text{MPa}$ 和伸长率 $\delta = 6\%$ 的最佳综合力学性能。显然用这种处理工艺比用固溶淬火+时效的普通热处理工艺优越。

铝合金最终形变热处理是指铝合金经固溶处理+预时效+冷变形+终时效这整套工艺。经最终形变热处理的材料性能比单纯进行固溶+时效的要好。在最终形变热处理过程中由于溶质原子的分布和状态发生了变化、沉淀析出过程和形变位错运动过程交互影响，对铝合金的力学性能产生了很大的影响，最终材料的强度极限可提高 20% 以上。

511. 铜合金的形变热处理

冷形变可提高 Cu 合金的峰值力学性能。如在一定时效温度下，增加冷变形量可以缩短 Cu-9Ni-6Sn 合金达到峰值性能的时间。在 400℃ 时效的情况下，变形量从 75% 增加到 99.75%，时效时间由 30min 缩短到 1min，屈服强度提高到 227MPa。同时由于时效时间的缩短，可以使时效工艺在连续炉内进行。另一方面，冷变形量的增加，可以使时效温度降低，从而提高材料的峰值强度，如 99.75% 冷变形、350℃ 时效得到的强度比 400℃ 时效提高了 185MPa。可以认为：欲使合金在最短的时间内获得最高的机械强度，所需的冷变形量至少要大于 95%。

研究还指出：Cu 合金形变热处理的工艺关键为控制过饱和 α 固溶体的晶粒度；时效前施以一定的冷变形；根据使用性能要求选择冷变形量、时效温度，并使其时效时间适应于连续生产的要求。

512. 变形铝合金的去应力退火

铸件、焊接件、切削加工件和变形加工件往往有较大的残余应力。残余应力的存在造成

合金组织与性能的稳定下降，同时应力腐蚀倾向显著增加，而且合金零件易超差变形。因此必须进行去应力退火。去应力退火本质是一个回复的过程。去应力退火温度的选择需要慎重：如果加热温度过低，需要较长的保温时间，才能较充分消除残余应力；加热温度过高，导致强度下降较多。去应力退火的温度低于再结晶开始温度，保温后缓慢冷却。去应力退火多用于防锈铝合金和工业纯铝。表 7-1 给出了几种防锈铝合金的去应力退火制度。

表 7-1 几种防锈铝合金的去应力退火制度

牌 号	退 火 温 度/℃	保 温 时 间/min	
		厚 度<6mm	厚 度>6mm
5A02/LF2	150~180	60~120	
5A03/LF3	270~300	60~120	
3A21/LF21	250~280	60~150	60~150

513. 变形铝合金的再结晶退火

再结晶退火的目的是细化晶粒，同时消除残余应力和降低合金硬度，提高塑性。再结晶退火温度选择原则：①再结晶加热温度应在再结晶开始温度以上，保温后缓慢冷却；②对于形状复杂的加工件宜采用较高的再结晶温度，以保证好的塑性以便进行加工；③如果合金要保持一定的强度和硬度，则采用较低的再结晶温度；④对于经热处理强化的铝合金，为消除强化和冷作硬化效应以利于继续对形状复杂的工件进行变形加工，也应选择较高的再结晶温度。

再结晶温度是再结晶退火温度选择的主要参考点。影响再结晶温度的主要因素是变形程度，变形量愈大则再结晶温度越低。设 T_m 为合金熔点（取绝对温度），再结晶退火一般为 $0.7 \sim 0.8 T_m$ 。变形铝合金和热处理强化后变形铝合金的再结晶温度见表 7-2 和表 7-3。

表 7-2 变形铝合金再结晶退火工艺

牌 号	退 火 温 度/℃	保 温 时 间/min		冷 却 方 法
		厚 度<6mm	厚 度>6mm	
工业纯铝	350~400	热透为止	30	空冷或炉冷
3A21/LF21	350~420			
5A02/LF2	350~400			
5A03/LF3	350~400			
5A05/LF5	310~350			
5A06/LF6	310~350			
2A11/LY11	350~370	40~60	60~90	炉冷
2A12/LY12	350~370			
2A16/LY16	350~370			
6A02/LD2	350~370			
2A05/LD5	350~400			
2B50/LD6	350~400			
2A14/LD10	350~370			
7A04/LC4	370~390			

注：表中所列为空气循环炉中的加热制度，对于静止空气，保温时间应按表中数据增加 1/2，盐浴加热应缩短 1/3。

表 7-3 热处理强化后变形铝合金的再结晶退火温度工艺

牌 号	退 火 温 度/℃	保 温 时 间/h	说 明
2A16/LY6	390~420	1~2	30℃/h 的速度冷却至 260℃后,空冷
2A11/LY11	390~420	1~2	
2A12/LY12	390~420	1~2	
2A16/LY16	390~420	1~2	
6A02/LY2	390~420	1~2	
7A04/LC4	390~430	1~2	30℃/h 的速度冷却至 150℃后,空冷

514. 变形铝合金的均匀化退火

均匀化退火在于消除合金铸锭中的晶内偏析,使合金具有良好的压力加工性能,以得到品质优良的半成品。铝合金常用的均匀化退火工艺如表 7-4 所示。

表 7-4 变形铝合金的均匀化退火工艺

合 金 牌 号		退 火 温 度/℃	保 温 时 间/h	冷 却 方 式
新	原			
5A02	LF2	440	24	空冷
5A03,5A05,5A06	LF3,LF5,LF10	460~475	12~24	空冷
3A21	LF21	510~520	4~6	空冷
2A11,2A12	LY11,LY12	480~495	12~24	炉冷
2A16	LY16	525±5	12~16	炉冷
2A50,2B50	LD5,LD6	515~530	12	炉冷
2A14	LD10	475~490	12	炉冷
7A04	LC4	450~465	12~24	炉冷

515. 变形铝合金的时效

变形铝合金的时效可以分为自然时效和人工时效两种。淬火获得的过饱和固溶体处于不平衡状态,有发生分解和析出第二相的自发倾向。如果合金在常温下便开始进行这种析出过程,称为自然时效。自然时效由于温度低,一般只完成析出的初始阶段。如果合金在温度升高,原子活动能力增强才开始进行时效,称为人工时效。表 7-5 给出了几种铝合金自然时效和人工时效的结果。

表 7-5 铝合金时效工艺及性能

工 艺	自 然 时 效				人 工 时 效				
	牌 号	2A11 (LY11)	2A12 (LY12)	2A16 (LY16)	6A02 (LD2)	2A06 (LY6)	6A02 (LD2)	2A14 (LD10)	2A50 (LD6)
温 度/℃	室 温	室 温	室 温	室 温	95~105	150~185	175~185	160~170	165~175
时 间/h	96~144	96~144	96~144	96~144	3	12~15	5~8	12~15	10~16
σ_b /MPa	380	520	460	220	540	300	480	420	400
δ /%	15	12	15	22	10	16	10	13	10
硬 度(HBS)		131	105	65		95	135	105	

516. 变形铝合金的形变热处理

形变热处理是将变形与热处理在一起，可以有效改善析出相的分布及合金的微观组织结构，获得较高的强度、韧性以及应力腐蚀抗力。

铝合金的形变热处理可以分为两类：最终形变热处理和中间形变热处理。最终形变热处理已经取得了一定的应用。它是在热处理工序之间进行一定量的塑性变形，具体形式如下：①淬火+冷变形+终时效；②淬火+预时效+冷变形+终时效；③淬火+终时效+冷变形；④淬火+自然时效+变形+人工时效。塑性变形过程为过渡相的非均匀形核提供了更多的位置，使过渡相分布更加弥散。在提高强度的前提下，使强度、韧性、疲劳性能和应力腐蚀性能得到很好的配合。同时塑性变形还可以加速时效过程和提高合金的高温力学性能。中间形变热处理要求铸造后及在接近再结晶温度下热态压力加工后立即进行热处理，以保存热加工组织，改善合金的韧性和应力腐蚀性能。但由于在热加工工序之间再增加设备和工序，因此没有得到广泛应用。表 7-6 给出 Al-4.5Cu-1.5Mg-0.56Mn-0.33Fe-0.14Si 合金板材在各种形变热处理条件下的力学性能。

表 7-6 Al-4.5Cu-1.5Mg-0.56Mn-0.33Fe-0.14Si 合金板材在各种形变热处理条件下的力学性能

热 处 理 工 艺	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
190℃×10h	486	402	14.5
40%塑性变形,190℃×2h 时效	582	562	6.6
140℃×8h,40%塑性变形,140℃×8h	609	546	11.4
140℃×8h,40%塑性变形,180℃×8h	561	518	12.6

517. 变形铝合金的稳定化处理

稳定化处理可以通过消除工件的残余应力，稳定其微观组织结构，从而达到尺寸稳定的目的。稳定化处理对仪表零件，尤其是惯性器件具有重要的意义。稳定化处理工艺具体有稳定化时效和高、低温循环处理工艺等。

稳定化时效工艺比较常见。在该工艺中，时效温度高于正常时效温度。有时也采用多级时效作为稳定化处理工艺，固溶处理后进行预时效，再进行正常时效，最后进行终时效。

高、低温循环处理的稳定化工艺是一种将时效和冷处理结合反复进行的工艺。既可以降低材料的残余应力，又可以保证力学性能。高温处理采用该合金的时效温度，低温多采用 -70℃（干冰）和 -196℃（液氮）。高、低温温差越大，应力消除越多。如 2A12(LY12) 铝合金的高、低温循环工艺为：190℃(4h)+(-196℃,2h) 三次循环。最后一次结束于 190℃。

518. 铸造铝合金的退火

对铸件而言，比较重要的是均匀化退火。铸造铝合金在制备时，往往由于浇注冷却速度较大而出现成分偏析、不平衡共晶、第二相晶粒粗大等缺陷。这些缺陷严重弱化了材料的力

学性能,影响了零件的使用。均匀化退火可以消除这些缺陷。均匀化退火的温度高于再结晶温度,接近于合金熔点温度,保温后需要缓慢冷却。对于形状比较复杂要进行切削加工的铸件有时进行去应力退火处理。

519. 铸造铝合金的固溶处理及时效

铸造铝合金的固溶时效处理与变形铝合金基本类似。需要注意以下情况:①某些铸造合金元素含量较高,硬脆相数量较多,为保证合金有足够的塑性、韧性,采用欠时效处理;②某些需要尺寸稳定性高的铸件,可以采用过时效或稳定化时效,或高、低温循环处理。

常见铸造铝合金的热处理类型见表 7-7。

表 7-7 铸造铝合金热处理类型及代号

代号	热处理类型	工艺特点	目的和应用
T1	不固溶处理,人工时效	铸造后快冷,后直接人工时效	改善切削性能,提高表面质量
T2	退火		消除残余应力,提高合金塑性
T4	固溶处理自然时效		提高零件的强度和耐蚀性
T5	固溶处理,不完全时效	淬火后进行短时间时效或温度较低的时效	具有一定的强度和塑性
T6	固溶处理,充分时效		得到高的强度
T7	淬火,稳定化回火	时效温度比 T5、T6 高,接近零件的工作温度	较高的组织稳定性和尺寸稳定性
T8	淬火,软化回火	时效温度比 T7 高	降低硬度,提高塑性

520. 工业纯铜的热处理

工业纯铜一般进行再结晶退火,目的是改善晶粒度,消除内应力和软化金属。常见的工业纯铜的退火工艺见表 7-8。

表 7-8 常见工业纯铜的退火工艺

产品类型	牌号	规格/mm	退火温度/℃	保温时间/min
管材	T2、T3、T4、TP1、TU1、TU2	$\phi \leq 1.0$	470~520	40~50
		$\phi 1.05 \sim \phi 1.75$	500~550	50~60
		$\phi 1.8 \sim \phi 2.5$	530~580	50~60
		$\phi 2.6 \sim \phi 4.0$	550~600	50~60
		$\phi > 4.0$	580~630	60~70
棒材	T2、TU1、TU2、TU3	软制品	550~620	60~70
带材	T2	$\delta \leq 0.09$	290~340	
		$\delta = 0.1 \sim 0.25$	340~380	
		$\delta = 0.3 \sim 0.55$	350~410	
		$\delta = 0.6 \sim 1.2$	380~440	
线材	T2、T3、T4	$\phi = 0.3 \sim 0.8$	410~430	

521. 黄铜的热处理

对于普通黄铜，由于锌在铜中的固溶度随温度的降低而增大，没有热处理强化效果。故经常采用退火改善黄铜的冷加工性能。

黄铜冷加工中间退火工艺见表 7-9。管材、棒材再结晶退火温度见表 7-10。对于含锌大于 20%（质量分数）的黄铜冷变形存在残余应力，在潮湿大气、汞及汞盐中极易产生应力腐蚀开裂，必须进行去应力退火。对于加入其他元素的黄铜，一般也不进行热处理强化，但含铝 3%（质量分数）以上的黄铜例外。如 HA195-3.2 的热处理强化工艺为 800℃ 固溶处理，350~450℃ 时效。

表 7-9 黄铜冷加工中间退火工艺

牌 号	$\delta > 5\text{mm}$	$\delta = 1 \sim 5\text{mm}$	$\delta = 0.5 \sim 1\text{mm}$	$\delta < 0.5\text{mm}$
H96	560~600	540~580	500~540	450~550
H90、HSn70-1	650~720	620~780	560~620	450~550
H80	650~700	580~650	540~600	500~560
H68	580~650	540~600	500~560	440~500
H62 H69	650~700	600~660	520~600	460~530
HFe59-1-1	600~650	520~620	450~550	420~480
HMn58-2	600~660	580~640	550~600	500~550
HSn70-1	600~650	560~620	470~560	450~500
HSn62-1	600~650	550~630	520~580	500~550
HPb63-3	600~650	540~620	520~600	480~540
HPb59-1	600~650	580~630	550~600	480~550

表 7-10 黄铜管材、棒材再结晶退火温度

产品类型	牌 号	退 火 温 度/℃		
		硬	控制或半硬	软
管材	H96			500~600
	H80			480~550
	H68、H62	340	400~450(半硬)	
	HPb59-1、HSn70-1		420~500(半硬)	
	H60 圆形、矩形波导管	200~250		
棒材	H96			550~620
	H90、H80、H70		250~300	650~720
	H68		350~400	500~550
	H62、HSn62-1		400~450	
	H59-1、HFe59-1-1		350~400	
	HMn58-2		320~370	

522. 锡青铜的热处理

锡青铜常进行均匀化退火而不进行固溶处理。锡含量小于7%（质量分数）的锡青铜线材、带材可以进行再结晶退火及去应力退火，退火时应防止黏结；用作弹簧的锡青铜 QSn4-3、QSn6.5-4 等只能进行去应力退火，退火温度为 250~300℃。常见锡青铜中间退火温度及棒材、线材成品退火温度见表 7-11~表 7-13。

表 7-11 黄铜线材的再结晶退火温度

牌 号	规格范围/mm	退火温度/℃		
		硬	半 硬	软
H96	0.3~6.0			390~410
H90、H80	0.3~6.0	160~180		390~410
H68	0.3~6.0	160~180	350~370	460~480
H62	0.3~1.0	160~180	160~180	390~410
	1.1~4.8	160~180	240~260	390~410
	5.0~6.0	160~180	260~280	390~410
HPb59-1	0.5~6.0	250~270	300~350	410~430
	0.3~6.0	160~180		350~410

表 7-12 锡青铜中间退火温度

牌 号	$\delta > 5\text{mm}$	$\delta = 1 \sim 5\text{mm}$	$\delta = 0.5 \sim 1\text{mm}$	$\delta < 0.5\text{mm}$
QSn4-3	600~650	580~630	500~600	460~500
QSn4-4-2.5	580~650	550~620	520~680	450~520
QSn7-0.2	620~680	600~650	530~620	500~580
QSn6.5-0.1	600~650	600~650	520~580	470~530
QSn6.5-0.4	600~650	600~650	520~580	470~530

表 7-13 锡青铜棒材、线材成品退火温度

牌 号	规格/mm	硬	软
QSn6.5-0.1	棒材	250~300	
QSn6.5-0.4	0.3~0.6 线材		420~440
QSn7-0.2			

523. 铝青铜的热处理

铝在 565℃ 达到在铜中的最大溶解度 9.4%。含铝小于 9.4% 时，缓慢冷却得到单相 α 固溶体；含铝 8%~9%（质量分数）的铝青铜会出现 $(\alpha + \gamma_2)$ 共析组织，如果这时冷速较快， $\beta \rightarrow \alpha$ 转变不完全，部分 β 相保留下来分解为 $\alpha + \gamma_2$ 相，而 γ_2 相较脆，是不希望得到的。因此一般压力加工用的简单铝青铜铝含量（质量分数）小于 7%，这种铝合金不能进行时效强化，只能冷作硬化；对于复杂的铝青铜，如 $\text{Cu} + 1.8\% \text{Si} + 0.4\% \text{Co} + 5\text{Ni}$ ，可以进行固溶

时效处理。表 7-14 给出了几种两相铝青铜的热处理工艺。

表 7-14 几种两相铝青铜的热处理工艺

牌 号	退火温度/℃	固溶处理温度/℃	时效温度/℃	硬度(HBS)
QA19-2	650~750	800	350	150~187
QA19-4	700~750	950	250~300(2~3h)	170~180
QA110-3-1.5	650~750	830~860	300~500	207~285
QA110-4-4	700~750	920	650	200~240
QA111-6-6		925(保温 1.5h)	400(24h 空冷)	365(HV)

524. 铍青铜的固溶处理

一般固溶处理的温度为 760~780℃，一方面可以使强化相充分固溶，另一方面使晶粒不至于长得过大，保持在 0.015~0.45mm 之间。对于弹性元件，加热温度采用 760~780℃。保持时间一般按 1h/25mm 计算。表 7-15 给出了相应薄板、带材的保温时间。铍青铜在空气炉或氧化性炉中进行固溶处理，会产生氧化，使表面硬化。为防止氧化，宜在真空炉或氮气、惰性气体或还原性气氛中加热，以获得光亮热处理效果。也可以在空气电炉或煤气炉中进行，淬火后进行酸洗。严禁在盐浴炉中进行固溶处理。尽量缩短淬火转移时间，厚度薄的零件不超过 3s，一般零件不超过 5s。淬火介质可以用水，也可以采用油。对于铸造铍青铜，固溶处理应和均匀化退火相结合，保温时间在 3h 以上。

在铍青铜淬火处理中特别注意对晶粒尺寸的控制。铍青铜常用作仪表等精密零件的弹性元件，对晶粒尺寸有严格要求。表 7-16 给出了有关要求。

表 7-15 铍青铜薄板、带材及厚度很小的工件固溶处理时的保温时间

材料厚度/mm	保温时间/min	材料厚度/mm	保温时间/min
<0.13	2~6	0.25~0.76	6~10
0.11~0.25	3~9	0.74~2.30	10~30

表 7-16 固溶处理后铍青铜材料的晶粒尺寸要求

材 料 厚 度/mm	最 大 平 均 晶 粒 直 径/mm
0.25~0.76	≤0.035
0.76~2.29	≤0.045
2.29~4.78	≤0.060

525. 铍青铜的时效处理

含铍（质量分数）小于 2.1% 的合金均可进行时效处理，图 7-1 为铍青铜的时效硬化曲线。含铍高于 1.7%（质量分数）合金时效温度为 300~330℃，保温 1~3h；含铍低于 0.5%（质量分数）合金，最佳时效温度为 450~480℃，保温 1~3h；近年来发展了分级时效工艺，即先在高温下短时间时效，形成大量的 G.P. 区，后在低温保温时效，使 G.P. 区长大，获得较一般时效优异的性能。常见铍青铜的固溶处理及时效温度见表 7-17。

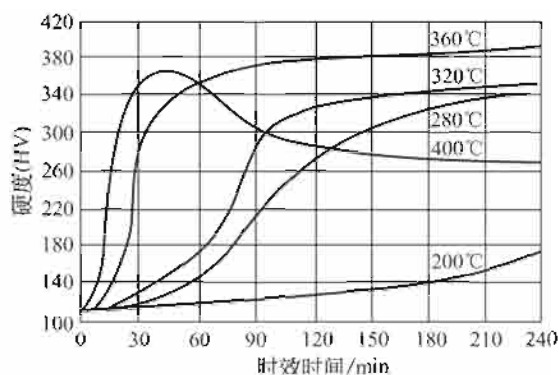


图 7-1 QBe2 时效曲线

表 7-17 铍青铜的固溶处理及时效温度

合金	固溶处理温度/℃	时效温度/℃
Cu+1.9%~2.2%Be+0.2%~0.5%Ni	780~790	320~330
Cu+2.0%~2.3%Be+($<0.4\%$ Ni)	780~800	300~345
Cu+1.6%~1.85%Be+0.2%~0.4%Ni+0.10%~0.25%Ti	780~800	320~330
Cu+1.85%~2.1%Be+0.2%~0.4%Ni+0.10%~0.25%Ti	780~800	320~330
Cu+1.9%~2.15%Be+0.25%~0.35%Co	785~790	305~325
Cu+1.6%~1.8%Be+0.25%~0.35%Co	785~790	305~325
Cu+0.45%~0.6%Be+2.35%~2.60%Co	920~930	450~480
Cu+0.25%~0.50%Be+1.4%~1.7%Co+0.9%~1.1%Ag	925~930	450~480
Cu+0.2%~0.3%Be+1.4%~1.6%Ni	950~960	450~500
Cu+0.63%Be+2.48%Ti	780~800	400~450
Cu+2%~2.3%Be+0.35%~0.45%Co+0.07%~0.11%Fe	800~820	295~315

根据铍青铜的时效硬化曲线可以确定时效工艺。有时根据特定需要，时效点不一定选择在峰时效上，可根据具体情况选择。

526. 铍青铜的去应力退火处理

该处理用于消除残余应力，保证零件在长期使用过程中的尺寸和形状的稳定。一般铍青铜去应力退火的温度为 150~200℃，保温时间 60~90min。

527. 弹性青铜的热处理

一些铜合金具有较好的弹性性能和耐蚀性，如铍青铜、锡青铜、锡磷青铜等，可以用作弹簧材料，制作弹簧以及其他弹簧元件。另外还有单相合金，如单相铝青铜、硅锰青铜、黄铜、锌白铜等。对于单相合金，提高弹性极限的方法是冷塑变形后低温退火。弹性合金热处理优化的着眼点在于提高弹性极限以及应力松弛抗力，各弹性合金最佳热处理制度如表 7-18 所示。

表 7-18 一般弹性铜合金的最佳退火工艺

牌 号	预冷变形 60% 后的 最佳退火工艺	弹性极限/MPa			硬度(HV)
		$\sigma_{0.002}$	$\sigma_{0.005}$	$\sigma_{0.01}$	
QSn4-1	150℃, 30min	463	532	583	218
QSn6.5-0.1	150℃, 30min	489	550	596	
QSi3-1	275℃, 1h	494	565	632	210
QA17	275℃, 30min	630	725	790	270
H68	200℃, 1h	452	519	581	190
H80	200℃, 1h	390	475	538	170
H85	200℃, 30min	349	405	454	155
BZn15-20	300℃, 4h	548	614	561	230

528. 硅青铜的热处理

二元硅青铜一般不进行时效强化热处理, 如 QSi3-1 用来制作弹性元件时只进行 275~325℃ 的去应力退火; 对含 Ni 的硅青铜, 有显著的时效强化效果, 如 QSi1-3 合金可以进行固溶时效处理, 工艺如下: 850℃ 保温 2h, 水淬, 450℃ 时效 1~3h。

529. 铬青铜、铍青铜的热处理

均可进行时效强化。工业铬青铜 QCr0.5 热处理制度如下: 950~980℃ 保温 30min 后, 在 400~450℃ 时效 6h, 强度显著提高。铍青铜一般在固溶后进行冷形变, 再进行时效。如含铍 0.24% (质量分数) 的铍青铜, 热处理工艺为: 920℃ 固溶, 冷变形 75%, 450℃ 时效。

530. 白铜的热处理

白铜铸锭晶内偏析严重, 必须进行均匀化退火。有关均匀化热处理工艺见表 7-19。

表 7-19 白铜均匀化退火制度

牌 号	温 度/℃	时 间/h
B19、B25	1000~1050	3~4
BMn3-12	830~870	2~3
BMn40-1.5	1050~1150	3~4
BZn15-20	940~970	2~3

白铜的使用性能在很大程度上决定了热处理工艺。如 BMn3-12 用作精密仪表, 应进行去应力退火, 使电阻稳定; 而 BMn40-1.5 零件在高温下工作时, 应在较高温度下进行短时退火, 温度可达 750~850℃, 用作弹性元件的铍白铜 BZn15-20, 则在 325~375℃ 进行低温退火。白铜加工产品的退火温度见表 7-20 和表 7-21。

表 7-20 白铜加工产品的中间退火温度

℃

牌 号	$\delta > 5\text{mm}$	$\delta = 1 \sim 5\text{mm}$	$\delta = 0.5 \sim 1\text{mm}$	$\delta < 0.5\text{mm}$
B19、B25	750~780	700~750	620~700	530~620
BZn15-20、BMn3-12	700~750	680~730	600~700	520~600
BA1 6-1.5、BA13-3	700~750	700~730	580~700	550~600
BMn40-1.5	800~850	750~800	600~750	550~600

表 7-21 白铜棒材、线材成品的退火温度

℃

牌 号	规 格/mm	半 硬	软
BZn15-20	棒材	400~420	650~700
	线材 $\phi 0.3 \sim 6.0$		600~620
BMn3-12	线材 $\phi 0.3 \sim 6.0$	400~420	500~540
BMn4.0-1.5	线材 $\phi 0.3 \sim 0.8$		670~680
	线材 $\phi 0.85 \sim 0.20$		690~700
	线材 $\phi 2.1 \sim 6.0$		710~730

531. 钛合金的去应力退火

该退火的目的在于消除冷加工成形或焊接等过程中的内应力，金属内部一般发生回复现象。退火温度一般在 450~650℃ 之间。其具体温度和时间参数取决于初始残余应力和应力松弛的最终程度和材质。图 7-2 给出了 TC4 合金加热温度和保温时间对应力松弛影响情况。由图可以看出，退火温度越高，保温时间越长，内应力消除得越彻底。表 7-22 和表 7-23 给出了相应钛合金去应力退火工艺规范。

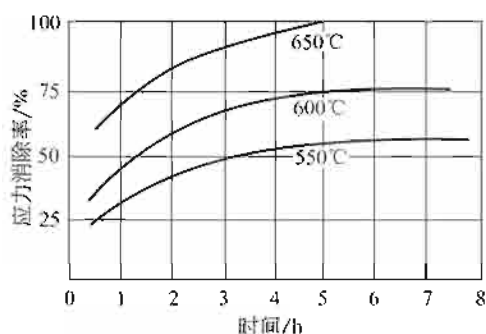


图 7-2 TC4 合金加热温度和时间对应力松弛的影响

表 7-22 钛合金去应力退火的工艺规范

合金牌号	加热温度/℃	保温时间/h	合金牌号	加热温度/℃	保温时间/h
工艺纯钛	480~595	0.25~4	TC3	550~650	0.5~4
TA4	640~660	1~1.5	TC4	580~620	1~1.5
TA5	640~660	1~1.5	TC6	630~670	1~1.5
TA6	640~660	1~1.5	TC7	550~650	0.5~2
TA7	610~630	1~1.5	TC9	550~650	0.5~4
TA8	610~630	1~1.5	TC10	480~650	1~8
TC1	520~560	1~1.5	TB2	610~630	1~1.5
TC2	550~580	1~1.5			

表 7-23 钛合金去应力退火保温时间

最大截面/mm	<1.5	1.5~2.0	2.1~5.5	>5.5
保温时间/min	10	15	25	60

532. 钛合金的完全退火

目的在于使钛合金的组织 and 性能均匀，具有适当的韧性和塑性。 α 钛合金完全退火过程主要发生再结晶，其退火温度选择在 $\alpha+\alpha/\beta$ 相变点以下 $120\sim 200^\circ\text{C}$ ，温度过高引起氧化和晶粒长大，过低则再结晶不完全；可热处理强化的 β 钛合金完全退火温度选择在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点以上，采用空冷方式，也相当于固溶处理；对于 $\alpha+\beta$ 两相合金，退火温度选择在 $\alpha+\beta/\beta$ 相变点以下 $120\sim 200^\circ\text{C}$ ，并采用空冷方式进行冷却，在完全退火过程中，不仅发生再结晶，而且 α 和 β 相的组成、数量和形态也发生变化。钛合金具体的完全退火工艺规范见表 7-24。

表 7-24 钛合金退火工艺

合金牌号	退火处理类别	产品	加热温度/ $^\circ\text{C}$	保温时间/min	冷却方式
工业纯钛	完全退火	棒材、锻件、型材	670~700	30~120	空冷
		板材	500~550	30~120	空冷
TA4	完全退火		700~750	30~120	空冷
TA5	完全退火	棒材、锻件、型材	800~850	30~120	空冷
		板材	700~800	30~120	空冷
TA6	完全退火	棒材、锻件、型材	800~850	30~120	空冷
		板材	750~800	30~120	空冷
TA7	完全退火	棒材、锻件、型材	800~850		空冷
		板材	750~800		空冷
TA8	完全退火		750~780	60~120	空冷
TC1	完全退火	棒材、锻件、型材	700~730		空冷
		板材	650~670		空冷
	等温退火		840 ± 10		炉冷
			650 ± 10	60~90	空冷
TC2	完全退火	棒材、锻件、型材	700~730		空冷
		板材	650~700		空冷
	等温退火		840 ± 10		炉冷
			650 ± 10	60~90	空冷
TC3	完全退火		700~800	60~120	空冷
TC4	完全退火		700~800	60~120	空冷
			840 ± 10	60~90	炉冷
	等温退火		650 ± 10	60~90	空冷
	除氢退火		700~815, 炉冷到 590	30~120	炉冷、空冷
	多次退火		730 以 $55^\circ\text{C}/\text{h}$ 冷却到 565	240	炉冷、空冷
			950 以 $55^\circ\text{C}/\text{h}$ 冷却到 565		炉冷、空冷
		675 以 $55^\circ\text{C}/\text{h}$ 冷却到 565	60	炉冷、空冷	
TC6	完全退火		750~850	60~120	空冷
	等温退火		870 ± 10		炉冷
			650 ± 10	60~90	空冷

续表

合金牌号	退火处理类别	产品	加热温度/℃	保温时间/min	冷却方式
TC7	完全退火	棒材、锻件、型材	800~850	60~120	空冷
	双重退火		920±10		空冷
			590±10		空冷
TC9	完全退火		600	60	空冷
TC10	完全退火		700~830	45~120	空冷
TB2	完全退火		800±10	30	空冷

533. 钛合金的等温退火和双重退火

等温退火适用于 β 元素含量比较高的 $\alpha+\beta$ 合金，目的保证 β 相的充分分解，使工件具有较好的塑性和热稳定性。一般将工件加热至比相变点低 $30\sim 80^\circ\text{C}$ 以下保温后，将工件移到某一较低温度保温空冷；或直接炉冷。

双重退火是为了改善 $\alpha+\beta$ 合金的塑性、断裂韧度和组织稳定性。第一次加热温度高于或接近于再结晶温度，在保证晶粒不长大的情况下使再结晶充分进行；第二次加热至较低的温度长时间保温，使 β 相充分分解，以保证组织的稳定性。

534. 钛合金的固溶处理

$\alpha+\beta$ 合金常在 $\alpha+\beta$ 两相区加热，亚稳定 β 合金为防止晶粒长大，一般选择在稍高于 β 相变点的温度加热。保温时间尽量缩短。可以按下式进行计算：

$$T = (5\sim 8) + AD$$

式中， T 为保温时间，min； A 为保温时间系数， 3min/mm ； D 为工件有效厚度，mm。

淬火介质一般用水，有时也用高闪点、低黏度的油。另外，如果板材厚度在 4mm 以下，可以使用亚硝酸盐或硝酸盐在盐槽中淬火，但禁用含氯化物的盐类。对于含 β 稳定元素少的 $\alpha+\beta$ 合金，淬火转移时间要快，否则会导致 α 相从 β 相中析出，使力学性能下降，对于 β 稳定元素较多的合金，淬火转移时间可以相应延长。固溶处理温度对 TC4 合金性能的影响见图 7-3。

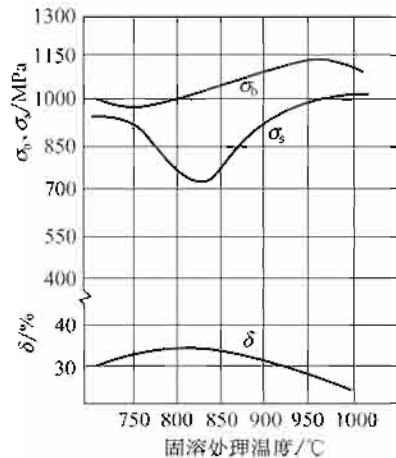


图 7-3 固溶处理温度对 TC4 合金力学性能的影响

535. 钛合金的时效

钛合金的时效规范一般取决于材料对力学性能的要求。如 Ti-6Al-4V 合金在 500℃ 时效可以得到较高的强度，540℃ 时效时强度和伸长率均较好；时效温度提高到 675℃，可以得到较高的断裂韧性。如果合金中含有较多的过渡族元素，如钼、钒、铌、锰等，常在 500℃ 以上进行时效，否则会形成 ω 相。另外生产中采用的时效时间较长，以使组织接近于平衡组织。常用的固溶时效规范见表 7-25。

表 7-25 钛合金固溶时效处理规范

合金牌号	产品类型	固溶处理			时 效		
		加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质	加热温度/℃	保温时间/h	冷却介质
TC3		800~850		水	420~500	4~6	空气
TC4		925±10	0.5~2	水	500±10	4	空气
	棒材、锻件、型材	900~950	0.5~1	水	510~590	2~3	空气
TC6		840~880	1~1.5	水	550~560	2~4	空气
TC9		900~950	1~1.5	水	500~600	2~6	空气
TC10	板材	880~930	0.25~0.5	水	570~595	4~8	空气
	棒材、锻件、型材	870~930	0.5	水	540~620	4~8	空气
TB2		800±10	0.5	水	500±10	8	空气

536. 钛合金的形变热处理

钛合金在形变过程中晶粒内位错密度增加，晶粒和亚晶得到细化，析出相不但析出加快，而且分布更加弥散，这样提高了钛合金的室温强度和塑性；另一方面，钛合金在变形过程中基体发生多变形化，亚组织比较稳定，提高了合金疲劳强度和热强性。几种钛合金的形变热处理工艺和力学性能见表 7-26。

表 7-26 几种钛合金的最佳形变热处理工艺与性能

合 金	热处理工艺	室温性能				450℃ 瞬时强度			450℃ 持久强度	
		σ_b /MPa	δ /%	Ψ /%	σ_{-1} /MPa	σ_b /MPa	δ /%	Ψ /%	σ /MPa	时间/h
Ti-6Al-2.5Mo-2Cr-0.3Si-0.5Fe	850℃ 淬火 + 550℃, 5h 时效	1150	10	48	560	770	15	46	690	73
	850℃ 变形 50%~70%，水冷 + 550℃, 5h 时效	1460	10	45	610	920	13	67	690	163
Ti-6Al-4V	880℃ 淬火 + 590℃, 2h 时效	1160	15	43	500	743	18.5	63.5	750	110
	920℃ 变形 50%~70%，水冷 + 590℃, 2h 时效	1400	12	50	590	985	15	63	750	120
Ti-4.5Al-3Mo-1V	880℃ 淬火 + 480℃, 12h 时效	1165	10	39	620	900	17	65	600	24
	850℃ 变形 50%~70%，水冷 + 480℃, 5h 时效	1270	10	39	620	900	17	65	600	86

537. 镁合金的退火处理

镁合金的热处理分为两种：消除内应力退火和完全再结晶退火。消除内应力退火的目的

在于消除工件加工成形过程中的内应力，退火温度低于再结晶温度，退火时间也短；再结晶退火的目的在于消除加工硬化，回复和提高工件的塑性，退火温度高于再结晶退火的温度，相应的退火保温时间也长。对于尺寸要求比较严格的部件，去应力退火是必需的。有关镁合金退火热处理规范见表 7-27。

表 7-27 镁合金热处理退火规范

合金牌号	完全退火		消除内应力退火			
	温度/℃	时间/h	板材		挤压件和锻件	
			温度/℃	时间/h	温度/℃	时间/h
MB1	340~400	3~5	205	1	260	0.25
MB2	350~400	3~5	150	1	260	0.25
MB3			250~280	0.5		
MB8	280~320	2~3				
MB15	380~400	6~8			260	0.25

538. 镁合金的固溶淬火处理

有些镁合金，如 MB6、ZM5 等在压力加工或铸造成形后，为提高抗拉强度和伸长率，可以只进行固溶淬火处理。为使强化相充分溶解，应需要较长的加热保温时间。

539. 镁合金的时效处理

对某些镁合金，可以直接进行人工时效处理，得到相当高的时效硬化效果。典型的合金如 MB15。对 Mg-Zn 系合金，加热淬火使晶粒长大，反不如进行直接人工时效。

540. 镁合金的固溶淬火及人工时效处理

固溶处理可以提高合金的屈服强度，但塑性有所降低，主要用于 Mg-Al-Zn 系和 Mg-RE-

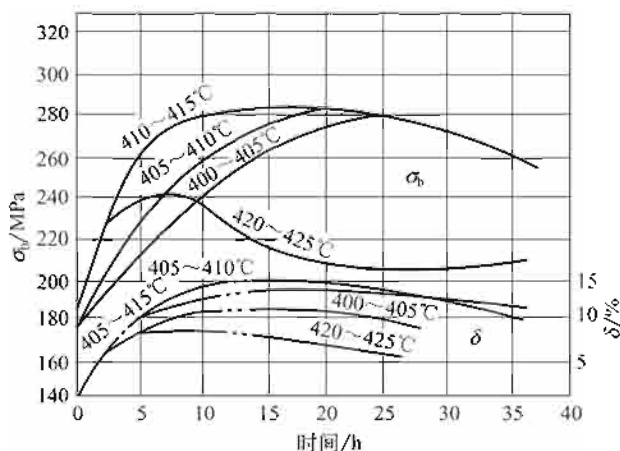


图 7-4 固溶温度和时间对 ZM5 合金性能的影响
(实线为 σ 曲线，点画线为 δ 曲线)

Zr系。由图7-4可见固溶温度对镁合金力学性能的影响。表7-28为常见镁合金的热处理规范。

表 7-28 镁合金常用的热处理规范

合金类别	合金系	合金牌号	热处理类别	固溶处理			时效(退火)			
				加热温度/℃	加热时间/h	冷却介质	加热温度/℃	加热时间/h	冷却介质	
高强度铸造镁合金	Mg-Al-Zn	ZM5	I	Z	415±5	14~24	空气	175±5	16	空气
				Z,S	415±5	14~24	空气	200±5	8	空气
			II	Z	415±5	6~12	空气	170±5	16	空气
				Z,S	415±5	6~12	空气	200±5	8	空气
	Mg-Zn-Zr	ZM1	S				175±5	28~32	空气	
							195±5	16	空气	
		ZM2	S				325±5	5~8	空气	
	ZM8	ZS	480(空气)		空气	150	24	空气		
耐热铸造镁合金	Mg-RE-Zn-Zr	ZM3	S				200±5	10	空气	
		ZM4	M				325±5	5~8	空气	
			Z	570±5	4~6	压缩空气				
			ZS	570±5	4~6	压缩空气	200	12~16	空气	
		ZM6	ZS	530±5	8~12	压缩空气	205	12~16	空气	
	Mg-Y	ZMg	S				310	16	空气	
高强度变形镁合金	Mg-Mn	MB1	M				340~400	3~5	空气	
	Mg-Mn-Ce	MB8	M				280~320	2~3	空气	
	Mg-Al-Zn	MB2	M				280~350	3~5	空气	
			M				250~280	0.5	空气	
		MB5	M				320~380	4~8	空气	
			M				320~350	4~6	空气	
		MB6	M				200±10	1	空气	
			Z	380±5						
	Mg-Zn-Zr	MB15	M				175±5	10		
			ZS	415±5						
			S				150	2	空气	
			ZS	515	2	水	150	2	空气	
耐热形变镁合金	Mg-Nd-Zr	MA11	ZS	490~500		水	175	24	空气	
		MA12	ZS	530~540		水	200	16	空气	
镁锂合金	Mg-Li		M				175	6	空气	
							150	16	空气	

注：M为退火；Z为固溶处理；S为人工时效；ZS为固溶淬火加人工时效。

541. 镍和镍合金的热处理

镍和锰、铁等元素形成固溶型合金，具有优良的耐蚀性、良好的力学和工艺性能。另外适当添加一定的合金元素，可以得到高电阻、低电阻系数、高耐热性和特殊电、磁合金。表

7-29 和表 7-30 给出了纯镍和镍合金的特性和用途、加工和热处理参数。

表 7-29 镍和部分镍合金的特性及用途

类型	合金牌号	主要成分/%	加工产品	用途
工业纯镍	Ni2	Ni>99.98	板、带	机械、化工设备耐蚀性构件、精密仪表仪器构件、电子管及无线电设备零件、医疗器械、食品卫生器皿
	Ni4	Ni + Co > 99.9	板、带	
	Ni6	Ni + Co > 99.5	板、带、箔、管、棒、线	
	Ni8	Ni + Co > 99.0	板、带、棒、线	
镍锰合金	NiMn3	Mn2.30~3.30	线	内燃机火花塞
	NiMn5	Mn4.60~5.40	线	
镍铜合金	NiCu40-2-1	Cu38~42, Mn1.05~2.25 Fe≤1.0	板、带、箔、管、棒、线	高强度耐蚀零件、高压冲油电缆、供油槽、加热设备和医疗器械零件
	NiCu28-2.5-1.5	Cu27~29, Mn1.2~1.8 Fe2.0~3.1	板、带、箔、管、棒、线	

表 7-30 镍和镍合金各种加工参数和热处理参数

合金代号	浇注温度/℃	热加工温度/℃	退火温度/℃	收缩率/%
Ni2、Ni4、Ni6、Ni8	1500~1550	860~1200	650~800	2.0
NiCu28-2.5-1.5	1500~1550	1000~1150	700~850	2.1
NiCu40-2-1	1420~1480	1040~1180	550~800	
NiMn3	1500~1560	1150~1200	650~900	
NiMn5	1520~1580	1150~1250	650~900	

542. 钨合金的热处理

钨及其合金由于加工硬化速率快，内应力大，必须进行热处理。消除应力退火用来消除加工造成的残余应力，降低硬度，改善塑性，消除应力退火的温度一般在再结晶温度以下 200℃。再结晶退火用于开坯阶段，以减少或消除组织的不均匀性，但接近成品或成品时不能进行再结晶退火，否则会导致脆-塑转变温度的升高。钨板的再结晶温度见表 7-31。而对于 W-Hf-C 和 W-Re-Hf-C 等沉淀强化钨合金，可采用形变热处理。

表 7-31 钨板的再结晶温度

板厚/mm	加工率/%	开始再结晶温度/℃	完全再结晶温度/℃
10	60	1300~1350	1450~1500
3	70	1250~1300	1450~1500
1.0	90	1150~1200	1400
0.5	95	1100~1150	1350

543. 钼合金的热处理

钼及其合金的热处理，主要采用消除应力退火、再结晶退火、高温退火和形变热处理。消除应力退火释放一部分内能，使再结晶温度提高，提高金属的加工温度和使用温度。同时

降低合金强度，增加塑性，其消除应力退火温度低于再结晶温度，对于纯钼及固溶体钼合金在接近成品和半成品时几乎全部采用消除应力退火，完全再结晶退火用于钼合金的加工过程中，以细化晶粒、提高钼的密度。表 7-32 和表 7-33 给出了纯钼板和钼合金的再结晶温度。工业钼中杂质含量高，高温退火可以对杂质由晶界通过扩散进入晶内，提高塑性，但加热和冷却参数要恰当选择。

表 7-32 纯钼板再结晶温度

名称	状态	再结晶温度/℃	
		$T_{\text{开始}}$	$T_{\text{结束}}$
钼薄板	冷轧 1.0mm 板	800~850	1050~1100

表 7-33 钼合金的再结晶温度

名称	工艺条件	再结晶温度/℃
挤压坯	1500~1600℃, 挤压比 3:1	1400
锻坯	1350~1400℃, 变形量 67%	1350
轧坯	1300~1350℃, 变形量 83%	1200

544. 直生式渗碳

直生式气氛渗碳是把气体燃体（如天然气、丙烷、丙酮等）和空气按吸热式气氛的混合比例直接通入密封箱式炉渗碳。这种渗碳工艺既不需要气氛制备装置，又省略了催化作用下吸热反应，具有较大的节能潜力。易普森公司的超级渗碳就是其中一例，表 7-34 给出了直生式气氛与吸热式气氛在四类设备中气氛制备成本对比结果。

表 7-34 直生式气氛与普通吸热式气氛的气体消耗量比较

设备类型	气体消耗量	
	吸热式	超级渗碳
TQF-4 箱式周期炉	~7m ³ /h 吸热气体+富化气	~1m ³ /h 天然气+空气
QDES-185 转底炉	~15m ³ /h 吸热气体+富化气	~1.5m ³ /h 天然气+空气
FDB-950-4-80×630-GRR 网带炉	~25m ³ /h 吸热气体+富化气	~1.7m ³ /h 天然气+空气
料盘炉 PP-106×34×16-24-G	~48m ³ /h 吸热气体+富化气	~3.5m ³ /h 天然气+空气

除了制气成本低以外，直生式气氛渗碳还有如下优点：炉内调整时间短，碳势恢复快，渗碳均匀性好，碳原子的传递速度快。缺点是炉内工作温度应在 800℃ 以上。

545. 高温渗碳

高温渗碳通常在 980~1100℃ 之间进行，主要优点是渗碳速度快，节能效果显著，尤其是在深层渗碳的情况下，如 9310 钢要求渗层深度为 4~5mm，在 900℃ 渗碳，需要 72h，而在 1010℃，只需要 16h。但是，高温渗碳必须在设备条件和零件材料允许的情况下进行，并要严格控制碳势和渗层深度，精确控制炉内气氛，保证炉内气氛快速循环，从而实现均匀渗碳。

546. 稀土催渗化学热处理

20世纪80年代,哈尔滨工业大学开拓了稀土材料应用的新领域。稀土元素在室温下化学性异常活跃,它能加速渗剂的分解,并活化钢件表面,从而提高扩散元素的传递系数;另外,扩散进入钢表面的稀土元素能产生大量的晶体缺陷,从而促进了渗入元素的表面聚集,结果使表面浓度提高,加大了扩散梯度,渗入元素的扩散系数提高。稀土元素可对渗碳、渗氮、碳氮共渗、氮碳共渗、离子渗均有催化作用。以稀土渗碳为例,稀土元素在不同的温度下,其催渗效果不同。

在920~940℃,稀土渗碳比常规渗碳可增加渗层深度10%~20%,而在860~880℃下,可增加15%~30%。稀土渗碳后的显微组织细小,碳化物弥散分布。如20Cr2Ni4A大型齿轮在860~880℃下稀土渗碳后,其接触疲劳强度和抗弯曲疲劳强度分别比常规渗碳提高21%和68%,节能20%,零件畸变小。

547. 高压气淬真空热处理

淬冷气体冷却能力的对流传热系数: $\alpha = A (pv)^m [W/(m^2 \cdot K)]$

式中 p ——气压, bar(1bar=10⁵Pa);

v ——气体流速, m/s;

A 、 m ——常数,与炉子结构、炉料及冷却气体的物理性能有关。

由上式可见,提高 p (bar)和流速 v (m/s),将使冷却速度依照 m ($m=0.6\sim 0.8$)次方指数增加,从而出现了高速钢高压高流率热处理的发展方向。最近,为进一步提高淬火冷却能力,降低成本,设备生产公司设计了加热室和冷却室分离的自动运料机构,图7-5是标准真空炉与双室真空炉冷却速度及能耗的比较。

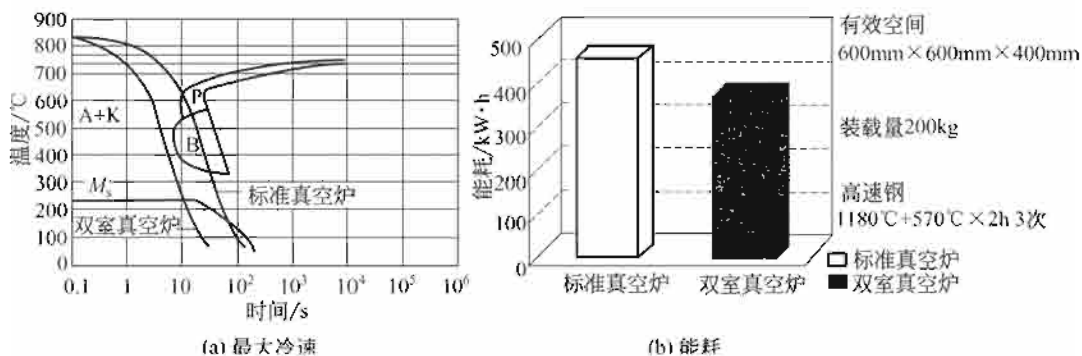


图 7-5 标准真空炉与双室真空炉最大冷速及能耗的比较

548. 低压渗碳技术

经过20多年的研究与试验,低压渗碳已投入工业应用,以无内氧化、表面光亮、允许高温渗碳、节能节气、无污染,便于串入柔性生产线,尤其适用于小孔渗碳等优势,越来越广泛地应用于航空航天和汽车工业。目前,ALD、IPSEN、IBM、ECM等公司都能生产低

压渗碳设备。

低压渗碳技术和气体渗碳工艺各有特色, 见图 7-6 不同工艺盲孔渗碳的渗层深度比较, 以及表 7-35 低压渗碳工艺与气体渗碳的比较。另外, 乙炔真空渗碳技术越来越受到重视。

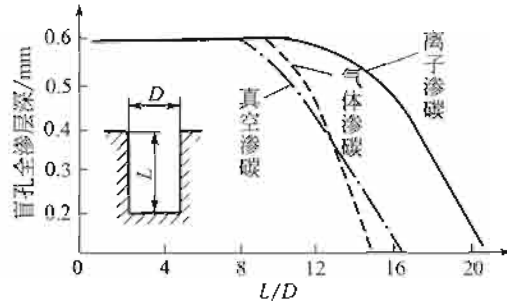


图 7-6 不同盲孔渗碳的比较

表 7-35 低压渗碳和气体渗碳工艺比较

工艺名称	等离子渗碳	真空渗碳	气体渗碳
渗碳气氛	$\text{CH}_4/\text{H}_2/\text{Ar}$	$\text{C}_2\text{H}_6(\text{CH}_4)$	吸热式气氛, 氮甲醇气氛, 直生式气氛
供碳源	等离子激发	热力学分解	热力学分解
压力范围/Pa	$(2\sim3)\times 10^3$	$1\times 10^3\sim 6\times 10^4$	1×10^5
气体消耗量/(m^3/h)	<1	~ 1	5~10
废气排放方式	泵抽	燃烧/泵抽	燃烧
设备的可用性	始终	始终	调整后
热辐射	无	无	有
工艺控制/调整	LD(等离子参数)	无	氧探头/露点仪
渗层深度	任意深/优选最大深度 1.5mm	深浅均可	中至深层
局部防渗方法	简单, 机械遮盖	昂贵, 涂防渗剂	昂贵, 涂防渗剂
渗碳速度	渗层渗碳速度比真空和气体渗碳快	薄层渗碳速度比气体渗碳快	遵循扩散定律
内氧化	无	无	有
工件几何形状	特别适合于复杂形状工件如喷嘴	与气体渗碳相同	有屏蔽效应, 如盲孔有贫碳现象
装载方式	有序	有序	堆放有序
淬火介质	高压气体 $>1\times 10^5\text{ Pa}$	高压气体 $>1\times 10^5\text{ Pa}$	油

549. 燃气真空热处理技术

燃气真空炉除了具有一般电加热真空炉的优点外, 还具有热效率高、生产率高、成本低等优点, 近来倍受行业的关注, 从生产厂家需求统计来看, 需求量逐年增加。表 7-36 给出了燃气真空炉和电加热真空炉的特点。

表 7-36 燃气真空炉和电加热真空炉的特点

燃气真空炉	电加热真空炉
①运行成本低	①结构紧凑, 干净
②加热速度快, 通常是电炉的 2~3 倍	②使用于高温作业, 设备寿命长

续表

燃气真空炉	电加热真空炉
③炉温均匀性好	③高压气淬时,使用大容量热交换器,冷却性能好
④生产率高	缺点:
⑤投资成本低	①冷墙设计,均温性差,低温时尤为突出
⑥安装成本低	②加热阶段,零件心部与表面温差较大
	③低温下工作难度大
	④设备安装成本高
	⑤加热区的维护费用昂贵

550. 铁基粉末冶金件的淬火与回火处理

碳含量、密度对铁基粉末冶金件抗拉强度的影响如图 7-7 所示。回火温度对 $w(C)0.8\%$ 铁基粉末冶金材料 (密度 $6.0g/cm^3$) 抗拉强度和硬度的影响如图 7-8 所示。回火温度超过 $100^\circ C$ 时,硬度很快下降。经 $300^\circ C$ 回火后抗拉强度具有最高值。通常,中碳和高碳的铁-碳、铁-碳-铜粉末冶金件可以热处理强化。淬火加热温度为 $790\sim 900^\circ C$,油淬,在 $175\sim 250^\circ C$ 下空气或油中回火 $0.5\sim 1h$ 。几种高碳粉末冶金材料经淬火、回火后的力学性能如表 7-37 所列。

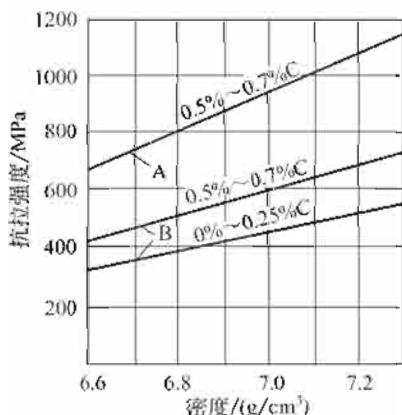


图 7-7 热处理和粉末冶金件的密度对抗拉强度的影响
A—热处理后的铁基烧结件; B—未经热处理的铁基烧结件

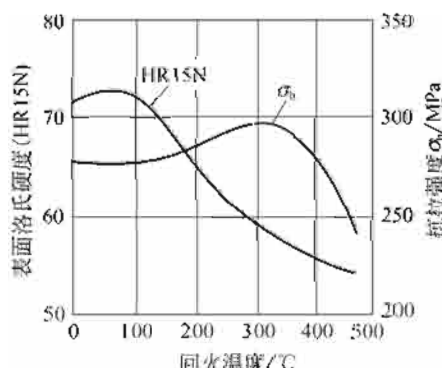


图 7-8 铁基烧结材料回火温度与性能之间的关系

表 7-37 几种高碳粉末冶金材料经淬火、回火后的力学性能

材料	化学成分(质量分数)/%					密度 /(g/cm³)	抗拉强度 /MPa	热处理前		热处理后	
	Fe	Cu	Ni	C	其他			基体硬度 (HV _{0.2})	表面硬度 (HRB)	基体硬度 (HV _{0.2})	表面硬度 (HRB)
Fe-C 系	余量			0.6~0.8	<1	>6.4	>350	180~230	>35	600~800	>35
	余量			0.6~0.8	<1	>6.6	>400	180~230	>45	600~800	>40
Fe-Cu-C 系	余量	3~5		0.6~0.8	<1	>6.4	>450	200~240	>50	600~800	>45
	余量	3~5		0.6~0.8	<1	>6.6	>500	200~240	>60	600~800	>52
	余量	3~6		0.6~0.8	<1	>6.8	>550	200~240	>65	600~800	>55
Fe-Cu-Ni-C 系	余量	3~5		0.6~0.8	<1	>6.6	>500	180~230	>60	600~800	>50
	余量	3~5		0.6~0.8	<1	>6.8	>550	180~230	>65	600~800	>55

铁基粉末冶金材料的淬透性也可以采用顶端淬火法确定。零件密度越高，水冷端的硬度越高，其硬化层也较厚，但比同一成分的锻钢淬透性低，其主要原因是密度低、导热性差。

551. 铁基粉末冶金材料的时效处理

某些铁基粉末冶金材料在热处理时有时效硬化现象。在高温烧结时，合金元素溶入铁中，随即快速冷却以抑制过剩相析出，然后在适当的温度下加热时效，使过饱和固溶体发生分解，并析出强化相，可使材料的强度和硬度提高。

根据 Fe-Cu 相图，铜在 α -Fe 中的溶解度随温度的降低而减小，在共析转变温度 835℃ 时，铜在 α -Fe 中的最大溶解度为 5%，如果将合金加热到 900℃，然后迅速冷却，形成过饱和固溶体，在 400~500℃ 时效硬化处理 2~4h，可使铁铜粉末冶金材料的抗拉强度和硬度显著提高。铜含量对铁-铜粉末冶金材料时效硬化的影响如表 7-38 所示。铜液熔渗后的粉末冶金件的热处理效果见表 7-39。

表 7-38 铜含量对铁-铜系粉末材料时效硬化的影响

w(Cu)/%	热处理工艺	抗拉强度/MPa	
		热处理前	热处理后
1	加热到 925℃，油中淬火，400~500℃ 时效 2~4h	340~390	540~580
2		380~440	620~670
3		420~480	710~730
4		460~500	720~740
5		440~520	730~770

表 7-39 铜液熔渗后的粉末冶金件的热处理效果

成分(质量分数)/%			热处理工艺	密度 (g/cm ³)	σ_b /MPa	σ_s /MPa	硬度 (HBR)	伸长率 /%	冲击吸收 功/J
Fe	Cu	C							
其余	25		900℃，水冷；500℃ 回火 2h	7.97	586	671	106	5.0	1.47
			740℃ 回火 2h	8.01	402	289	70	25.0	20.2
其余	25	1.0	840℃，水冷	7.93	1100	670	108	3.2	1.37
			840℃，水冷；315℃ 回火	7.94	1059	713	109	3.1	2.45
			650℃ 加热 18h	7.95	512	368	80	10.0	1.26
其余	25	1.0	790℃，水冷	7.90	1292	680	116	1.5	0.69
			790℃，水冷；315℃ 回火	7.96	1254	722	112	3.0	1.07
			650℃ 加热 18h	7.89	505	376	90	11.0	9.32

552. 铁基粉末冶金材料的渗碳和碳氮共渗

低碳铁基粉末冶金件可通过渗碳淬火或碳氮共渗淬火进行表面强化，以提高硬度和耐磨性。

粉末冶金件的密度对渗层质量有很大的影响，铁基粉末冶金件密度对渗碳淬火后的表面

硬度影响如图 7-9 所示。由图可知，在渗碳时间较长的情况下，密度愈大，渗碳层硬度愈高；当渗碳时间不够长时（例如 0.5h），硬度和密度关系曲线上有一最小值。渗碳时间增加，其最小值消失。为了保证渗层的表面硬度，必须采用足够的渗碳时间。铁基粉末冶金件密度对渗层在淬火后硬度分布特性的影响如图 7-10 所示。粉末冶金件密度愈低，其硬化层愈厚，硬度分布愈平缓，密度愈大，其硬化层愈薄，硬度分布愈陡，接近于碳钢碳氮共渗后的硬度分布特性。

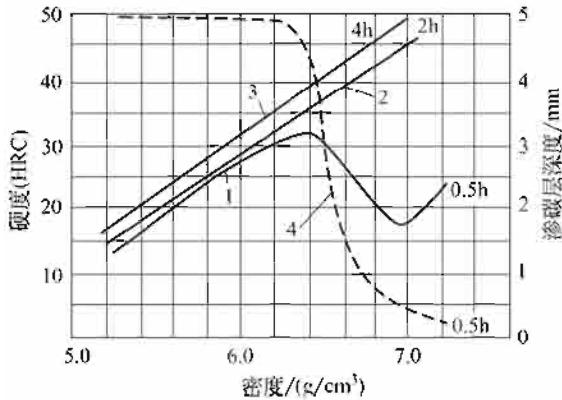


图 7-9 材料密度对渗碳淬火后硬度的影响
(试样尺寸 10mm×20mm×25mm)
1~3—硬度；4—渗碳层深度

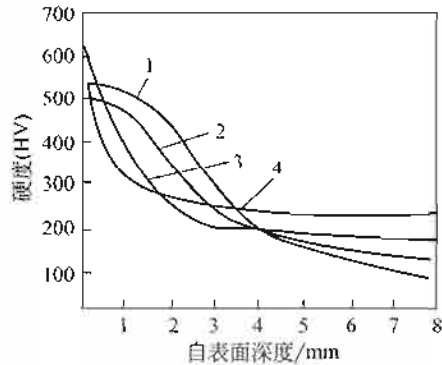


图 7-10 粉末冶金件密度与碳氮共渗层
硬度分布特性的关系

1—6.0g/cm³；2—6.4g/cm³；3—6.8g/cm³；4—T8A

铁基粉末冶金件密度对其渗层深度的影响如图 7-11 所示。当试样密度低于 6.5g/cm³ 时，经 0.5h 渗碳即可使试样渗透。当密度大于 6.5g/cm³ 时，0.5h 渗碳刚能形成渗碳层，其渗层将随渗碳时间的延长而增厚。铁基粉末冶金件密度对其渗碳淬火后的有效淬硬层深度影响如图 7-12 所示。密度越大，有效淬硬层越薄。

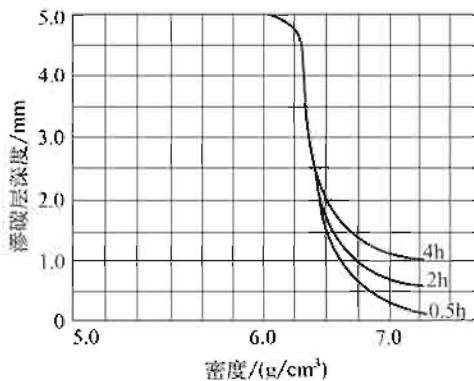


图 7-11 材料密度和渗碳时间对渗碳层深度的影响 [910℃在 0.154mm (100 目) 炭粉中渗碳]

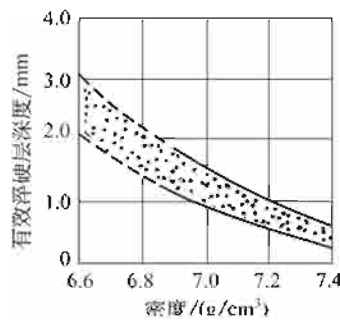


图 7-12 渗碳淬火后的有效淬硬层深度与材料密度的关系 (900℃渗碳 1.5~2h, 850℃淬火 200℃回火)

在密度不变的情况下，合金元素铜、镍和硫也能增加渗碳层表面硬度和淬硬层深度，铜、镍对铁基粉末冶金材料渗碳淬火后的硬度分布的影响如图 7-13 所示。

各种低碳粉末冶金件渗碳淬火后的硬度列于表 7-40；铁、铁铜系粉末冶金件渗碳淬火后的典型力学性能列于表 7-41。

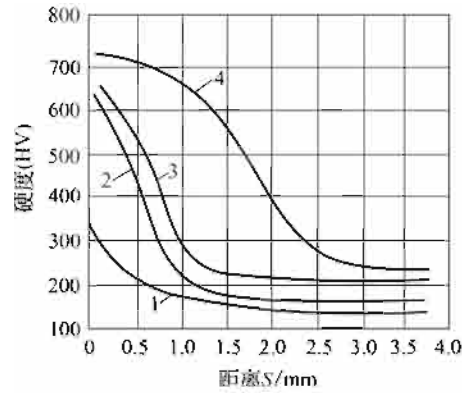


图 7-13 渗碳层淬硬性与铜、镍的影响

(烧结密度 $6.7 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$, 气体渗碳 850°C , 2h)

1—Fe+0.5%C; 2—Fe+2.5%Cu+0.5%C; 3—Fe+0.5%C;
4—Fe+2.5%Cu+2.5%Ni+0.5%C (元素成分为质量分数)

表 7-40 各种低碳粉末冶金件渗碳淬火后的硬度

材 料	成分(质量分数)/%					硬度(HV _{0.2})	
	Fe	Cu	Ni	C	其他	热处理前	热处理后
Fe 系	余量				<1	80~120	600~800
Fe-Cu 系	余量	2~3			<1	150~200	600~800
Fe-C 系	余量			0.2~0.4	<1	150~200	600~800
Fe-Cu-C 系	余量	3~5		0.2~0.4	<1	150~200	600~800
Fe-Cu-Ni-C 系	余量	3~5 ^①		0.2~0.4	<1	150~200	600~800

① Cu、Ni 金属粉末成分的总和。

表 7-41 铁、铁铜系粉末冶金件渗碳淬火后的典型力学性能

材 料	密度 (g/cm ³)	硬化层深度 /mm	硬 度		冲击吸收 功/J	抗拉强度 /MPa
			HRC	HR30N		
Fe 系	7.0	0.27		45	4.31	617
		0.35		48	4.08	638
		0.70	15	56	3.81	840
Fe 系	7.48	0.35		43	6.20	824
		0.50		54	5.52	912
		0.80		59	4.56	952
Fe-Cu 系	7.28	0.40		65	4.19	1080
		0.60		70	3.24	853
		0.90	45	70	3.43	952

553. 铁基粉末冶金材料的气体渗氮和气体氮碳共渗

为了在畸变较小的前提下提高铁基粉末冶金件的表面硬度和耐磨性，特别是提高其抗蚀性，可采用气体渗氮和气体氮碳共渗。

铁基粉末冶金件的气体渗氮与钢铁制品相同，在分解氨中进行。图 7-14 为 Fe-1.5%Cu-0.5%C 烧结材料在 500℃ 渗氮 1h 的硬度分布曲线。由图可见，铁基粉末冶金材料可在较短的渗氮时间内得到较理想的硬度和硬度分布。

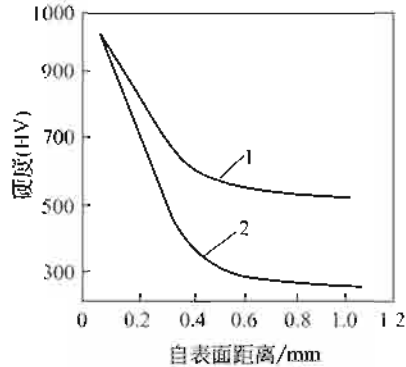


图 7-14 烧结 Fe-Cu-C 材料渗氮层硬度分布曲线
1—7.1g/cm³，500℃，1h；2—7.3g/cm³，500℃，1h

气体氮碳共渗温度为 (570±10)℃，采用工业酒精（或甲醇）和氨气或三乙醇胺作渗剂，共渗时间为 1.5~2.5h，出炉油冷。金相组织和低碳钢气体氮碳共渗后相似。

554. 铁基粉末冶金材料的蒸汽处理（氧化处理）

蒸汽处理是将粉末冶金件放在过热和过饱和蒸汽中加热氧化，其表面形成一层均匀、致密、有铁磁性、厚度为 3~4μm 的蓝色四氧化三铁薄膜。它具有良好的抗蚀性；能吸油，降低摩擦系数，改善摩擦特性；对粉末冶金件的封孔效果显著。采用蒸汽处理的零件有：汽车减振器活塞、缝纫机拨叉、齿轮等。

蒸汽处理的主要工艺参数包括：温度、时间、蒸汽流量和压力。蒸汽处理的温度和时间对粉末烧结件形成氧化膜的影响如图 7-15 所示。一般处理温度为 540~560℃，处理时间为 40~60min。加热温度低，时间短，氧化膜薄，颜色淡，抗蚀性能差；加热温度过高，时间过长，氧化膜容易剥落，经适宜的蒸汽处理后可形成 3~4μm 厚的四氧化三铁薄膜，不仅能使粉末烧结零件表面发蓝，而且能使开口空隙发蓝。

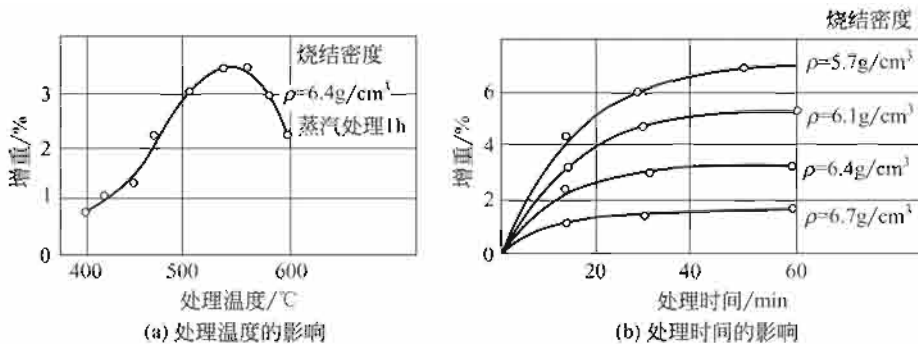


图 7-15 蒸汽处理温度和时间对氧化膜生长的影响

蒸汽流量和压力也是影响氧化膜质量的重要参数，在不影响炉温温度的前提下，蒸汽气流和炉膛压力应尽量提高，以促进四氧化三铁的形成和保证炉膛内的水蒸气呈饱和状态。蒸

汽处理对铁基粉末冶金件力学性能的影响如图 7-16 所示。

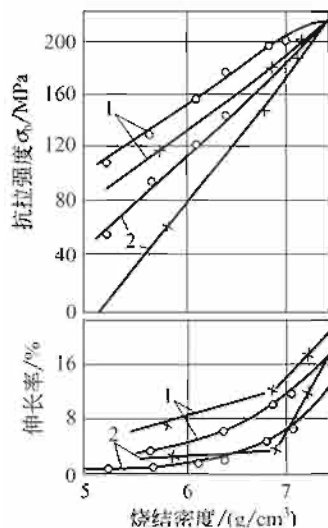


图 7-16 蒸汽处理对粉末冶金件力学性能的影响
(550℃, 1h, 蒸汽压 0.1MPa)

1—烧结体, 2—经蒸汽处理, ○—还原铁粉, ×—电解铁粉

555. 铁基粉末冶金材料的渗硫处理

为了提高铁基粉末冶金件表面硬度和耐磨性, 改善其加工性能和运转状态下的润滑条件, 防止咬合现象, 可采用渗硫处理。

铁基粉末冶金零件可采用气体、液体和固体渗硫法及低温电解渗硫。也可将烧结粉末零件置于熔融的硫中施行熔渗。浸硫处理的工艺过程如下。

① 将固态硫磺放在加热炉中加热, 温度控制在 130℃ 左右, 此时硫磺的流动性最好。温度过高则硫磺液变稠不利浸渍, 要严格控制硫磺液温度, 以利浸硫效果。

② 将制品装入铁丝筐内, 一起放入液体硫中。如果首先将零件预热到 100~150℃ 时, 浸渍时间仅需 3~4min。不进行预热的制品浸渍时间为 25min。当然还应根据制品的密度、壁厚及所要求的硫含量来决定浸渍时间。例如, 对密度为 6~6.2g/cm³ 的制品, 浸渍时间为 25min, 浸渍后硫含量 $w(S)$ 为 3%~4%。

③ 浸完后将制品取出, 放入预先加热到 130~150℃ 的 L-AN22 型全损耗系统用油中, 停留 30s 后, 将制品上下搅动一下, 制品表面硫磺液即可被冲刷去除, 然后将制品放在筛网上空冷。为了保证浸油的使用效果和清洁, 需要定期地把油中的硫分离出来。

556. 铁基粉末冶金材料的渗锌处理

为了提高铁基粉末冶金零件的抗锈蚀能力, 可采用渗锌处理。渗锌工艺为: 将工业锌粉 80% (质量分数) 和三氧化二铝粉 20% (质量分数) 与粉末冶金件同时密封于渗锌箱内, 为防止锌粉氧化必须严密封箱, 在 (400±10)℃ 下保温 2~3h。粉末冶金件经渗锌处理后, 渗层无脆性、无剥落现象, 表面呈银白色, 厚度为 0.03~0.05mm。与电镀锌相比, 渗锌工艺简单, 而且防锈质量比电镀锌好。

557. 铁基粉末冶金材料的渗铬处理

为了提高铁基粉末冶金件的抗氧化性和抗蚀性，特别是提高其表面硬度和耐磨性，可采用固体渗铬处理。渗铬剂的组成（质量分数）为：铬铁粉（铬含量 60% 以上， $280\mu\text{m}$ ）60%；三氧化二铝（ $280\mu\text{m}$ ）37%；氯化铵（三级试剂）3%。将渗铬剂与粉末冶金件共同装箱密封后升温至 $1050\sim 1100^\circ\text{C}$ ，保温 5~8h，炉冷到 500°C 以下出炉，空冷到 200°C 以下开箱。

558. 铁基粉末冶金材料的渗硼处理

为了提高铁基粉末冶金件的表面硬度和耐磨性，还可采用渗硼。渗硼主要采用 $\text{B}_4\text{C} + \text{KBF}_4 + \text{SiC}$ 固体渗剂。含 1%（质量分数）C 的铁基粉末冶金零件渗硼后再淬火，表面硬度可达 1500HV。为了改善渗硼层脆性，可采用硼铬共渗。铁基粉末冶金件在高温化学热处理时极易过热，使材料晶粒长大，性能降低，必须加以注意。

559. 钢结硬质合金的退火

钢结硬质合金常以退火态毛坯供应，为了进一步降低硬度，改善切削加工性，或对已淬火的钢结硬质合金进行改制，可施行退火处理。

亚共析钢钢结硬质合金退火温度为： $t_{\text{退火}} = A_{c_1} + (50\sim 100^\circ\text{C})$

过共析钢钢结硬质合金退火温度为： $t_{\text{退火}} = A_{c_1} + (50\sim 100^\circ\text{C})$

钢结硬质合金一般采用等温退火工艺，几种典型的钢结硬质合金的等温退火工艺规范如表 7-42 所示。

表 7-42 几种典型的钢结硬质合金的等温退火工艺（曲线图）

合金牌号	工艺规范	合金牌号	工艺规范
GT35		GW50	
R5、T1			
TLMW50		GJW50	

560. 钢结硬质合金的淬火

钢结硬质合金可采用普通淬火、分级淬火和等温淬火。其淬火加热温度范围很宽，可根据化学成分、对组织和性能的要求以及零件形状复杂程度具体确定。钢结硬质合金的导热性较低 [热导率 $1.25 \sim 2.65 \text{ W}/(\text{m} \cdot \text{K})$]，在加热过程中应采用一次预热 ($800 \sim 850^\circ\text{C}$) 或两次预热 ($500 \sim 550^\circ\text{C}$ 、 $800 \sim 850^\circ\text{C}$)，几种典型钢结硬质合金的淬火工艺如表 7-43 所列。

表 7-43 几种典型钢结硬质合金的淬火工艺制度

牌号或代号	淬火设备	淬火工艺条件					淬火硬度 (HRC)
		预热温度 / $^\circ\text{C}$	预热时间 /min	加热温度 / $^\circ\text{C}$	保温时间按速率计 / (min/mm)	冷却介质	
GT35	盐浴炉	800~850	30	960~980	0.5	油	69~72
R5	盐浴炉	800	30	1000~1050	0.6	油或空气	70~73
R8	盐浴炉	800	30	1150~1200	0.5	油或空气	62~66
T1	高温盐浴炉	800	30	1240	0.3~0.4	600 $^\circ\text{C}$ 盐浴空冷	73
D1	高温盐浴炉	800	30	1220~1240	0.6~0.7	560 $^\circ\text{C}$ 盐浴空冷	72~74
TLMW50	盐浴炉	820~850	30	1050	0.5~0.7	油	68
GW50	箱式炉	800~850	30	1050~1100	2~3	油	68~72
GJW50	盐浴炉	800~820	30	1020	0.5~1.0	油	70

561. 钢结硬质合金的回火

淬火后的钢结硬质合金必须进行回火处理，回火工艺规范可根据其化学成分和用途确定。GT35 合金在磨损条件下工作时，可在较低的温度下回火 ($200 \sim 250^\circ\text{C}$)，以获得高硬度和高耐磨性；在冲击负荷下工作时，可在较高的温度下回火 ($450 \sim 500^\circ\text{C}$)，以获得较高的强度和韧性。R5 合金在 $450 \sim 500^\circ\text{C}$ 回火，可获得最高硬度值。碳化钨系钢结硬质合金在 200°C 回火可获得良好的综合力学性能。高速钢钢结硬质合金 (T1、D1) 可采用高速钢的回火工艺，在 560°C 三次回火。几种钢结硬质合金的回火曲线如图 7-17 所示。由图 7-17 可知，

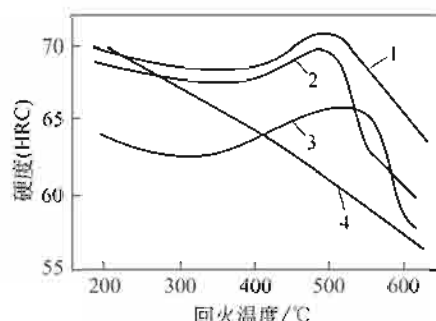


图 7-17 几种钢结硬质合金的回火特性曲线

1—Ti 合金；2—R5 合金；3—R8 合金；4—GT35 合金

高碳中铬钼合金钢钢结硬质合金 GT35, 硬度随回火温度升高而单值降低。含铬、钼、钨、钒较高的钢结硬质合金 R5、R8、T1 具有二次硬化现象。其硬度峰值出现在 500~550℃。低铬钼合金钢钢结硬质合金(碳化钨系)也具有二次硬化现象。

562. 钢结硬质合金的时效硬化

钢结硬质合金的时效硬化包括固溶处理和时效硬化处理两个过程。目前, 我国尚无公开发表的时效硬化型钢结硬质合金的资料。表 7-44 为美国几种时效硬化型钢结硬质合金的热处理规范。

表 7-44 时效硬化型钢结硬质合金的热处理规范

牌号	基本类型	热处理工艺		硬度(HRC)	
		固溶处理	时效硬化	退火态	硬化态
M-6	超低碳高镍马氏体时效钢	在 816℃ 下保温 1~1.5h 后空冷	在 482℃ 下保温 3~6h 后空冷	49	63
M-6A				54	67
M-6B				58	68
MS-5	镍铬马氏体不锈钢	在 980℃ 下保温 30min 后空冷	在 482℃ 下保温 10h 后空冷	46~50	60~62
HT-2	铁铬镍奥氏体合金	在 1093℃ 下保温 15h 后空冷	在 788℃ 下保温 8h 后空冷	43~45	51~54

563. 钢结硬质合金的沉积硬化合物层

在钢结硬质合金表面上沉积薄层耐磨的 TiC、TiN、Ti(C、N) 和 TiC-TiN 层能显著提高其耐磨性, 沉积方法主要是化学、物理气相沉积和离子镀。沉积 TiC 后可施行渗碳处理或沉积 TiC 后再进行烧结处理。镍-磷镀层也可提高钢结硬质合金刀具的切削寿命, 因为它可降低切削力。

564. 粉末高速钢的热处理

把高速钢粉末冷压烧结制成接近成品的坯件, 用热挤压法制成棒料或用热等静压法制成大型坯料。粉末高速钢成分组织均匀、碳化物颗粒小 ($<5\mu\text{m}$)。力学性能高, 加工性能好, 刀具寿命长, 可用于拉刀、铣刀、滚刀、插齿刀、成形刀等大型、精密、复杂形状刀具; 用于高温合金、钛合金、高强度钢等难加工材料的切削刀具; 用于自动机床刀具, 冷、热作模具以及摇臂镶块、气门座和叶片泵叶片等耐磨零件。

表 7-45 和表 7-46 列举了热挤压和热等静压 FT15 的热处理工艺和热处理后的性能。

表 7-45 热等静压 FT15 热处理制度及性能

密度 / (g/cm ³)	退火态硬度(HBS)	淬火温度 /℃	回火温度 /℃	回火时间 × 次数	淬火回火态硬度(HRC)	抗弯强度 /MPa	碳化物平均尺寸 /μm
10.0	≤290	1200~1240	520~540	2h×3	65~68	≥4000	1.4

表 7-46 热挤压 FT15 热处理制度及硬度

退火态硬度(HBS)	淬火温度/℃	冷却剂	回火温度/℃	回火时间×次数	淬火回火态硬度(HRC)
≤280	1230~1260	油	520~540	2h×3~4	65~68

565. 硬质合金的退火

两相 WC-10%Co 合金中钨的溶解度曲线如图 7-18 所示，该曲线亦即 $\gamma(\text{Co}) + \text{WC}$ 转变为复相 $(\text{WC} + \gamma + \text{Co}_3\text{W})$ 的临界温度曲线。在临界温度以上进行退火，可获得两相组织。在临界温度以下进行退火，可获得 $(\text{WC} + \gamma + \text{Co}_3\text{W})$ 三相组织。退火对 WC-Co 合金抗弯强度的影响如图 7-19 所示。

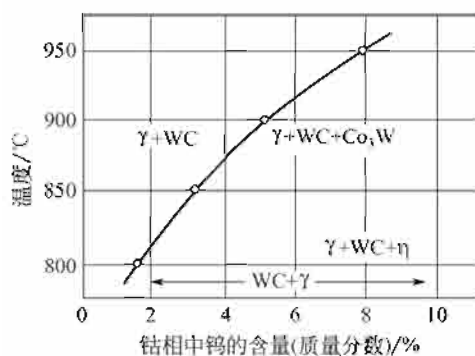


图 7-18 WC-10%Co 两相合金黏结相中 W 的固溶度

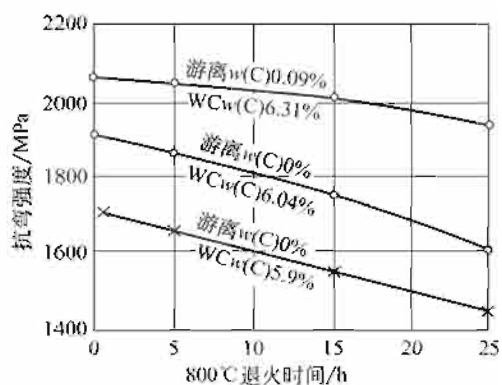


图 7-19 800℃退火对 WC-10%Co 合金抗弯强度的影响

566. 硬质合金的淬火

淬火可抑制 WC 析出及钴的同素异构转变 (Co 密排六方晶与面心立方在 417℃ 互相转换)。实践表明，含钴 40% (质量分数) 的合金经淬火后强度可提高 10%，但含钴 10% (质量分数) 的合金淬火后强度却降低。

567. 硬质合金的时效硬化

在 1250℃ 固溶处理和不同温度分解后的组织如表 7-47 所示。WC-Co 合金在 850~950℃ 等温可出现 η_1 和 η'_1 相。 η_1 和 η'_1 相的成分接近于 $\eta(\text{Co}_3\text{W}_3\text{C})$ ，但 η_1 相的钨含量稍低， η'_1 相的钨含量稍高，其晶格常数比 η_1 相大。在 725~775℃ 等温转变时出现 α' 相，电子显微镜观察表明，它是析出在黏结相 $\alpha\text{-Co}$ 内的一种极细小的分散相 $\alpha'(\text{Co}_3\text{WC}_x)$ 。在 550~650℃ 等温时有 ϵ' 相出现，它是一种接近 Co_3WC_x 的致密组织。经 165h 等温处理后还可以见到 Co_3W (针状组织) 和 $\epsilon\text{-Co}$ (密排六方结构)。在 250~400℃ 等温可形成 Co_2C 相。

WC-Co 合金时效时，合金硬度因 α' 和 ϵ' 析出而提高，但当发生 Co_3W 析出时，硬质合金硬度将会降低。

表 7-47 Co 过饱和固溶体等温分解时的相转变 (熔解温度 1250℃)

温度范围/℃	相 转 变
950~1250	$\alpha\text{-Co(W}\cdot\text{C)}\rightarrow\alpha\text{-Co}+\text{WC}$
350~950	$\alpha\text{-Co(W}\cdot\text{C)}\rightarrow\alpha\text{-Co(重结晶)}+\eta_1+\text{WC}\rightarrow\alpha\text{-Co}+\eta'+\text{WC}$
750~850	$\alpha\text{-Co(W}\cdot\text{C)}\rightarrow\alpha\text{-Co(C)}+\text{Co}_3\text{W}\rightarrow\epsilon\text{-Co}+\eta_1+\text{WC}\rightarrow\epsilon\text{-Co(7)}+\eta'+\text{WC}$
725~775	$\alpha\text{-Co(W}\cdot\text{C)}\rightarrow\alpha\text{-Co}+\alpha'\rightarrow\alpha\text{-Co(C)}+\text{Co}_3\text{W(针)}$
600~750	$\alpha\text{-Co(W}\cdot\text{C)}\rightarrow\epsilon\text{-Co}+\alpha'\rightarrow\epsilon\text{-Co(C)}+\text{Co}_3\text{W(六方)}$
650~750	$\epsilon\text{-Co(W}\cdot\text{C)}\rightarrow\epsilon\text{-Co(C)}+\text{Co}_3\text{W(针)}$
550~650	$\epsilon\text{-Co(W}\cdot\text{C)}\rightarrow\epsilon\text{-Co(C)}+\epsilon'\rightarrow\epsilon\text{-Co(C)}+\text{Co}_3\text{W(针)}$
550~650	$\epsilon\text{-Co(W}\cdot\text{C)}\rightarrow\epsilon\text{-Co(C)}+\epsilon'\rightarrow\epsilon\text{-Co(C)}+\text{Co}_3\text{W(六方)}$
250~400	$\epsilon\text{-Co(W}\cdot\text{C)}\rightarrow\epsilon\text{-Co(W)}+\text{Co}_2\text{C}$

虽然硬质合金热处理后 α' (Co_3WC_x) 分散相能使合金的硬度提高,但由于热处理时间较长,抗弯强度降低,在生产实践中一般不采用时效硬化方法来提高硬质合金的强度。

为了进一步提高硬质合金的耐磨性,可以在其表面气相沉积 TiC 或 TiN 涂层。

568. 电工用纯铁的人工时效

电工用纯铁在常温或 150℃ 以下长期使用,特别是当温度较高时,超过溶解度的碳从 α 相中析出,形成细小弥散的弱磁性相 Fe_3C ,使硬度提高,致使磁导率明显下降(约 30%~50%),铁损增大,矫顽力可能增大若干倍,这种现象叫做磁时效。氮和氧也能引起磁时效。为了避免发生磁时效,电工用纯铁在退火后,可以在 130℃ 保温 50h 后空冷,或在 100℃ 保温 100h 后炉冷,进行一次人工时效处理,提高组织和性能的稳定性。

569. 电工用纯铁的高温净化退火

为了提高电工用纯铁的纯度,一方面冶炼时采用强烈的脱氧剂(如用 Al 或 Si 脱氧)真空去氧,以及真空重熔等先进工艺;另一方面就是在固态下在氢气中进行高温净化处理。在 1200~1500℃ 的高温下长时间保温,使溶解在金属内部的碳、氮、氧、硫等杂质原子扩散到表面而被消除,或使它们的夹杂物(Fe_3C 、 Fe_4N 、 FeO 和 FeS)可能被还原而减少。一些不与氢起作用的少数杂质(如硅、锰、铜、铝)则保留在固溶体内,发生不大的坏作用。采用高温真空退火处理,同样可得到净化效果。电工用纯铁经净化退火后,由于杂质含量降低和晶粒粗化,软磁性能大大提高,最大磁导率可提高一个数量级。例如,纯铁在氢气中于 1480℃ 保温 18h 后,缓慢冷却到 830℃,再保温 12h 后缓慢冷至室温时,得到的磁导率 $\mu_i \approx 25 \times 10^{-3} \text{H/m}$; $\mu_m \approx 300 \times 10^{-3} \text{H/m}$ 。

570. 电工用纯铁的去应力退火

冷加工造成纯铁内部多种晶体缺陷(位错、层错等),并引起内应力,增加磁畴壁运动

的难度，使 H_c 增大， μ_m 值降低（见图 7-20）。为了消除这些不良影响，可以进行去应力退火或再结晶退火。退火温度对磁性能的影响如图 7-21 所示。退火温度高，晶粒粗大，于磁性能有利，所以去应力退火一般采用不发生 $\alpha \leftrightarrow \gamma$ 相变的最高温度，避免冷却时发生相变时晶粒细化。因此，纯铁消除冷加工应力通常采用的再结晶退火工艺制度是：在 600℃ 以下装炉，随炉升温至 800℃，再慢速加热到 830~890℃，保温 4h，然后以不大于 50℃/h 的冷速冷至 700℃，最后随炉冷到 500℃ 以下出炉。整个退火在氢气或真空中进行。退火工艺曲线如图 7-22 所示。

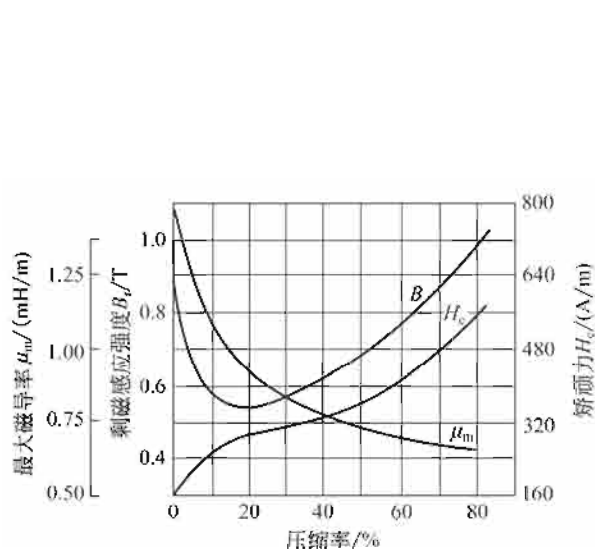


图 7-20 冷变形对工业纯铁的磁性能的影响

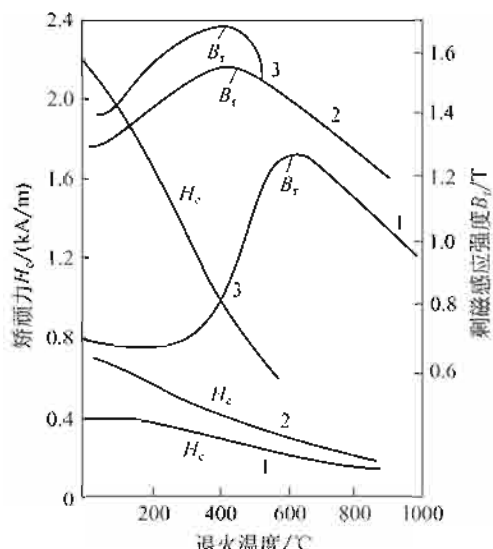


图 7-21 冷加工纯铁的磁性能与退火温度的关系
压缩率：1—45%；2—94%；3—99.9%

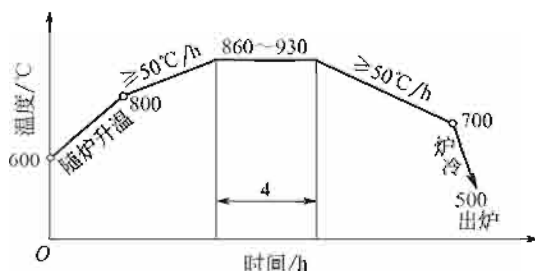


图 7-22 电工用纯铁的去应力退火工艺曲线

571. 热轧硅钢片的热处理

热轧无取向硅钢片是含硅的低碳镇静钢板坯，经多次加热连续热轧或叠片热轧制成。成品在连续式隧道炉、箱式炉或带钢连续炉中退火。退火温度和时间随硅钢片品种及生产工艺的不同，一般为 700~1200℃ 和保温一天到数天，炉内通保护气体，通过去除应力、脱碳和晶粒长大，使产品达到性能要求。

热轧无取向硅钢片的性能不如冷轧取向硅钢片（见图 7-23），有逐渐被后者取代的趋势。

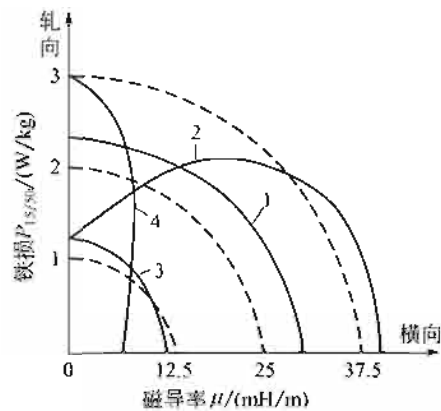


图 7-23 热轧和冷轧取向硅钢片的磁性与取向的关系

1—热轧无取向硅钢片 [$w(\text{Si})4\%$] 的 $P_{15/50}$ ；2—冷轧单取向硅钢片的 $P_{15/50}$ ；
3—热轧无取向硅钢片在 1T 时的 μ 值；4—冷轧单取向硅钢片在 1T 时的 μ 值

572. 冷轧无取向硅钢片的热处理

冷轧无取向实际上是低取向。冷轧硅钢片的磁性较高，厚度较均匀，表面质量较好。许多情况下（如电机用硅钢片）要求硅钢片磁各向同性，所以 20 世纪 50 年代以后出现了冷轧无取向硅钢片，并且发展很快。这种硅钢片目前一般采用一次冷轧或临界变形法生产，其工艺流程为：冶炼→铸锭→初轧开坯→热轧→酸洗→冷轧（→中间退火→临界变形）→成品热处理。生产方法的基本思想是：通过冷轧制度和最终热处理制度的适当配合，破坏择优取向，获得各向同性。一次冷轧法生产效率高，但因无中间退火的脱碳过程，难以保证高磁性。临界变形法是在冷轧中间退火后进行变形，破坏已产生的各向异性，同时获得大晶粒。压下率一般为 8%~10%，但此法常保留有一定的各向异性。

中间退火在 800~900℃ 下氢气或保护气氛中进行。

最终成品热处理有低温和高温退火两种。①在 900℃ 以下退火时，二次再结晶不能显著进行，磁各向异性不大，磁感应强度高。②最终退火温度高于 1100℃ 时，由于发生 $\alpha \rightarrow \gamma$ 转变，破坏了晶粒的择优取向，使磁各向异性降低。最终退火均在氢气或保护气氛中进行，采用罩式炉或连续炉处理。

573. 冷轧取向硅钢片的热处理

为了获得高磁性的单取向硅钢片，钢中必须含有有利杂质。它们在 850℃ 以下呈细小颗粒弥散分布在钢内，稳定地抑制晶粒长大；但在 850℃ 以上能溶解于基体中，便于二次再结晶的进行，并可促进 (110)[001] 取向的优先长大，而在高温下则易分解而被去除。常用杂质为硫化物、氮化物和碳化物，如 MnS 、 AlN 、 VC 等。

具有高斯结构的单取向冷轧硅钢片的典型生产流程为：冶炼→铸锭→开坯→热轧（至厚度约 2.2mm）→退火→酸洗→冷轧（至厚度约 0.7mm）→中间退火→冷轧→（至最终厚度 0.35mm）→脱碳退火→成品退火→涂层→拉伸回火→成品。在这个生产过程中，热处理对产品的生产和最终性能都有极重要的影响，各道热处理的目的和工艺可以说明如下。

① 黑退火，是将杂质（有利杂质除外）含量较少的热轧钢带，在冷轧之前，在 $760\sim 780^{\circ}\text{C}$ 保温 $8\sim 15\text{h}$ ，然后炉冷。目的是将钢中的 $w(\text{C})$ 脱至 0.02% 以下，以有利于以后促进获得高斯织构的杂质均匀析出，并获得细小的晶粒，为冷轧和后续工序作组织准备。

② 中间退火，经第一次冷轧后，钢带即成为最后的冷轧坯带，同时获得冷轧（变形）织构，为再结晶织构的形成创造条件。中间退火一般在 $800\sim 900^{\circ}\text{C}$ 进行，炉中通湿氢或分解氨，保温数分钟。目的是软化组织；为高斯织构的形成提供一定量的 $(110)[001]$ ，取向晶粒可变为此种取向的 $(111)[112]$ 取向晶粒；同时进一步脱碳，使 $w(\text{C})$ 降低到约 0.01% 。第二次冷轧后钢带达到最终尺寸，并获得更多更强的 $(111)[112]$ 织构。

③ 脱碳退火，退火温度为 $780\sim 830^{\circ}\text{C}$ ，一般采用连续炉通湿氢处理，使钢中 $w(\text{C})$ 降低到达 0.008% 以下；利用有利杂质对晶粒长大的阻碍作用；获得细小的再结晶晶粒；并使 $(110)[001]$ 取向的晶粒增多，为二次再结晶生成高斯织构提供更多的晶核。

④ 成品退火，通常在电热罩式炉中的氢气、保护气氛或在真空下进行，温度在 $1150\sim 1200^{\circ}\text{C}$ 或更高。在 $950\sim 1100^{\circ}\text{C}$ 范围内控制加热速度，使杂质的溶解速度与 $(110)[001]$ 取向晶粒的长大速度相适应，发生 $(110)[001]$ 的择优长大。通过这样的二次再结晶，获得完善的、高取向度的高斯织构，并在更高的温度下去除杂质，得到粗大晶粒。典型的工艺制度如图 7-24 所示。

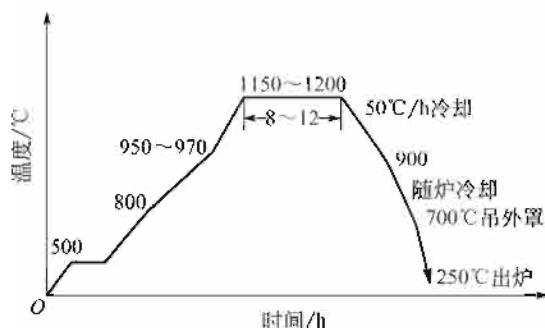


图 7-24 单取向硅钢片最终退火工艺曲线

⑤ 拉伸回火，硅钢片涂绝缘层后要进行拉伸回火。回火温度为 $700\sim 750^{\circ}\text{C}$ ，氢气保护，拉伸应力不大于 10MPa ，变形量不超过 0.2% 。回火的目的是矫正钢卷在高温退火中产生的板面弯曲和轧制时的翘变，并可使铁损耗降低和磁感应改善。

574. 铁镍合金的中间退火

铁镍合金的塑性很好，可以冷轧成薄带或极薄带（如高频用厚 $0.01\sim 0.005\text{mm}$ 的薄带）。薄带由多次冷轧获得，变形量较大，对于 IJ50 类合金，采用中等压下率，压下率一般为 $60\%\sim 80\%$ 。为了进一步变形加工，必须进行中间退火。为了改善磁性元件机械加工的工艺性能，也应进行预先热处理（退火）。这类中间退火或预先热处理均在真空或氢气中进行。加热温度为 $850\sim 870^{\circ}\text{C}$ ，保温 $1\sim 4\text{h}$ ，然后以 $200\sim 300^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的冷速冷至 600°C ，再空冷或炉冷。

575. 铁镍合金的高温退火

软磁合金的最终热处理多为高温退火，目的在于消除应力，净化成分，获得均匀的组

织，调整和提高磁性能。软磁合金的高温退火必须在保护气氛（通常用氢）或真空中进行，以防氧化并除去杂质；一般真空度应不低于 1.33Pa。为了获得最好的消除应力，净化成分，获得要求的组织和较好的磁性能，铁镍合金的退火温度都选在 1000~1300℃ 之间。退火保温时间与合金的类型、元件尺寸、装炉量、性能的要求等因素有关，一般为 3~6h；矩磁合金的时间为 2h 左右。退火加热后的冷却方法对铁镍软磁合金的磁性具有极重要的作用；从退火温度 1100℃ 到接近有序化转变温度 600℃，一般采用 150~200℃/h 的冷却速度，平稳地进行冷却。冷速不宜超过 250℃/h，以免产生内应力，导致磁性下降。

576. 铁镍合金的磁场退火

有些软磁合金在高温退火之后还要进行磁场退火。磁场退火有两种方法：一种是将合金重新加热到居里点以上约 50℃（650℃ 左右），保温一段时间后，在磁场中缓慢冷却；第二种是加热到居里点以下一定温度（400℃ 左右），加磁场并保温较长时间，再进行冷却。后者称为等温磁场退火。经过磁场退火后，合金中的磁畴采取与外场方向一致的分布，形成磁织构，显示出在外磁场方向上的单轴各向异性，沿磁场方向和垂直磁场方向的磁性能产生明显的差异。图 7-25 是 $w(\text{Ni})50\%$ 的铁镍合金经一般退火和磁场退火后的磁导率变化曲线。

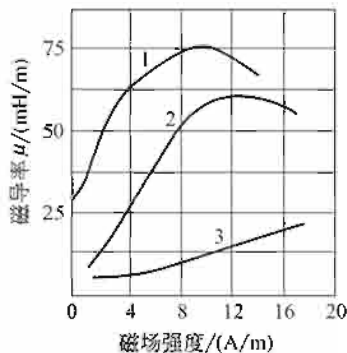


图 7-25 $w(\text{Ni})50\%$ 的铁镍合金的磁导率经热处理后的变化
1—沿外磁场方向的退火；2—无磁场的退火；3—垂直外磁场方向退火

577. 低膨胀合金（因瓦合金）坯料的热加工和热处理

铁镍膨胀合金的导热性很差，热加工的加热速度不宜过快，热锻温度一般为 1150~1240℃；热轧温度约 1120℃。加热时间不应过长，以免晶粒长大和晶界粗化，使机械加工性能降低。加热时应控制气氛中的硫、碳等有害元素。合金的冷变形抗力不大，很容易冷加工，但冷变形量不要超过 60%~70%，以免形成变形织构，或再结晶织构。要避免产生表面缺陷。

冷变形前和两次冷变形之间，为了提高或恢复合金的塑性，必须进行软化退火和中间退火。退火都在还原（不得含硫）或保护气氛中进行，加热温度为 830~880℃，可炉冷或空冷。

冷加工或形变后，为了消除应力，在 530~550℃ 进行退火。

578. 低膨胀合金（因瓦合金）的成品热处理

成品的热处理大致分以下几种情况。

① 一般进行三段热处理：先固溶处理，在空气中加热到 830℃，保温 20min，淬火，使合金成分均匀化；再回火，在空气中加热到 315℃，保温 60min，消除固溶处理的应力；最后稳定化处理，加热到 95℃，保温 48h，使组织和尺寸趋于稳定。

② 对于形状复杂或尺寸稳定性要求高的产品，采用加热到 850~870℃，保温 30min，以 40~50℃/h 的冷速冷却的退火工艺；或加热到 850~870℃，保温 30min，空冷，再在 315℃ 回火的工艺。有时回火要交替进行多次。

③ 对于冷加工或机械加工的高精度零件，采用的热处理制度是：先进行消除应力回火，加热到 315~370℃，保温约 60min 后空冷；再进行稳定化处理，加热到略高于使用温度，缓冷到稍低于使用温度，再缓慢加热到略高于使用温度，缓冷到室温。为了改善稳定性，在居里点附近的冷却要极其缓慢地进行。

④ 在特殊情况下，例如用于大地测量和计量的器具，除化学成分和冶金方法要求严格外，还要采取特殊的处理方法，如机械加工后，先进行消除应力退火，然后进行快速时效。快速加热至 150℃，保温 24h，按每 24h 降低 25℃ 的冷却速度冷至室温。

579. 低温用因瓦合金的热处理

在低温和超低温条件下使用的容器、管道及其他装置，除了要求低膨胀系数外，常常还希望有较高的强度和韧性。为此，在因瓦合金的基础上，添加一些铬、铜等元素。较重要的低温用因瓦合金有 Ni36Cr、Ni36Cu、Ni39 等。Ni36Cr 主要用于 20K 以下的低温装置；Ni39 主要用于 200~300℃ 至 -269℃ 温度范围内使用的结构和管道。

Ni36Cr 合金的热处理是，加热到 (840±10)℃，保温 15min 后水冷；再加热到 315℃，保温 60min 后空冷。Ni39 合金的热处理是，加热到 850~900℃，保温 15min 后空冷。

Ni36Cr 和 Ni39 合金经 950℃ 加热，5min 保温和水冷处理后，低温下的力学性能见表 7-48。

表 7-48 Ni36Cr 和 Ni39 合金的低温力学性能

牌 号	试验温度/℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	Ψ /%	a_k /(J/cm ²)
Ni36Cr	27	430	260	50	83	280
	-196	850	570	43	72	260
	-253	970	690	50	68	230
Ni39	27	480	340			240
	-196	890	620			230
	-253	1030	650			180

580. 热双金属的热处理

热双金属以冷轧带材的形式供应，冷轧变形量一般为 30%~60%。由带材制成热敏元

件, 然后进行装配。在生产过程中, 元件要产生内应力, 为了保证和稳定元件的热敏感度和尺寸, 热双金属元件(热敏感元件)一定要进行低温(280~450℃)稳定化热处理, 使内应力松弛, 发生回复过程, 并使组织稳定化。

稳定化处理的温度一般规定在使用温度以上 50~100℃。弥散硬化型合金的热处理温度约为 630℃, 升温速度不宜太快, 保温时间为 1~3h。冷却速度不规定, 但最好是在静止空气中冷却。加热均在真空或保护气氛中进行, 元件间应保留足够的间隙, 以免受热弯曲时相碰。进行多次(3次以上)的循环处理, 可以得到较佳的稳定化效果。常用热双金属元件稳定化处理的推荐规范见表 7-49。

表 7-49 热双金属成品常用稳定化热处理规范

牌 号	试样热处理规范		
	加热温度/℃	保温时间/h	冷却方式
5J11	260~280	1~2	空冷
5J14	260~280	1~2	空冷
5J16	300~350	1~2	空冷
5J17	150~200	1~2	空冷
5J18	300~350	1~2	空冷
5J19	300~350	1~2	空冷
5J20	150~200	1~2	空冷
5J23	380~400	1~2	空冷
5J24	300~350	1~2	空冷
5J25	400~420	1~2	空冷
5J101	230~250	1~2	空冷

581. 高弹性合金的淬火、回火处理

铁镍铬合金的淬火和回火, 特别是薄件的热处理, 都在真空或保护气氛中进行。

3J1(Ni36CrTiAl) 等合金在室温下的平衡组织为 γ 相基体和少量 $Ni_3(Ti, Al)$ 、 Ni_3Ti 及 TiC 、 TiN 等第二相。为了提高塑性便于冷变形, 或适于时效后获得较高的力学性能, 将合金加热到 900℃ 以上, 保温后水冷, 得到单相 γ 固溶体。

图 7-26 表示淬火加热温度对性能及晶粒度的影响。在 900~950℃ 之间淬火, 可完成再结晶, 其晶粒细小, 强度和硬度缓慢降低, 而塑性、晶格常数和电阻率继续显著增大。温度超过 1000℃ 后, 晶粒过分长大, 塑性加工性能降低。

合金淬火和回火处理时, 淬火加热温度对力学性能的影响如图 7-27 所示。在 700℃、4h 回火时, 淬火加热温度约 950℃ 时强度最高; 而在 950~975℃ 时塑性最好。

淬火后的组织为过饱和 γ 固溶体。回火的目的是使过剩相弥散析出, 提高合金的强度和弹性。回火处理决定合金的最终性能。图 7-28 显示 3J1 合金经不同温度淬火后力学性能与回火温度的关系。合金于不同温度淬火后, 回火温度超过 550℃ 后硬度即迅速提高, 塑性显著下降。在 650℃ 左右达到或接近极限值。700℃ 以后, 强度开始快速降低。一般最佳回火温度为 600~700℃, 这时析出相的尺寸和分布情况最佳。

3J1 合金经不同温度淬火后在 700℃ 回火时, 回火时间对力学性能的影响如图 7-29 所

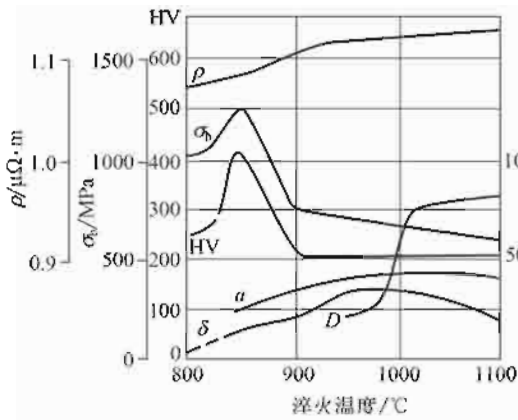


图 7-26 3J1 合金淬火加热温度对性能的影响 (保温 2min, 水冷)
D—晶粒度; α —晶格常数

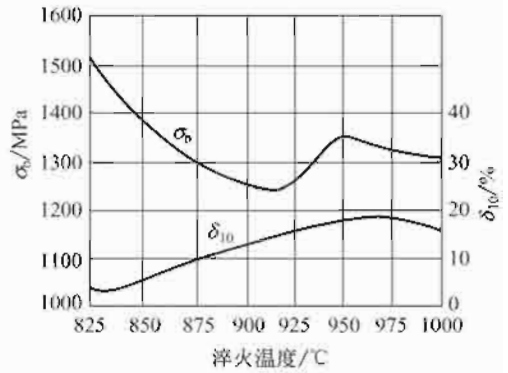


图 7-27 3J1 合金淬火回火处理时淬火加热温度对力学性能的影响
(回火规范为: 700℃, 保温 4h)

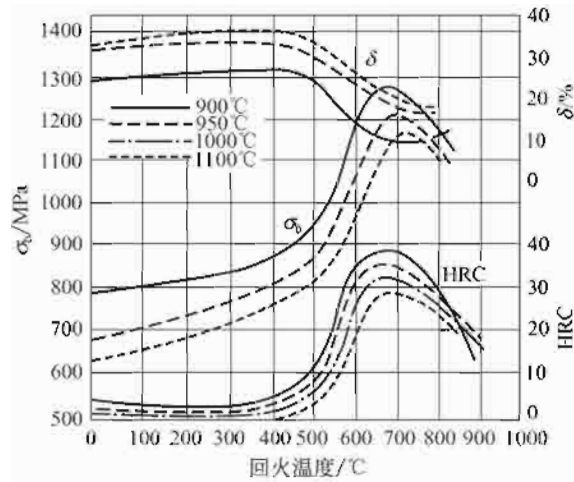


图 7-28 3J1 合金经不同温度淬火后力学性能与回火温度的关系

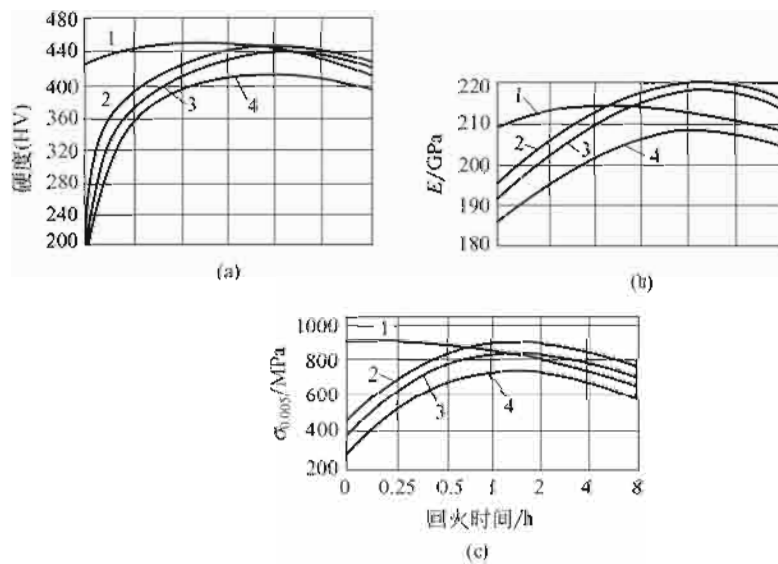


图 7-29 3J1 合金经不同温度淬火后在 700℃ 时的回火曲线
淬火温度: 1—850℃, 2—900℃, 3—950℃, 4—1100℃

示。强度和弹性的变化符合一般的时效规律，并有一个时效硬化峰值的最佳时间规范。超过此规范时，强化相聚集粗化，合金强度降低。这个时间规范大约为 2~3h。

图 7-28 和图 7-29 还表明，3J1 合金进行淬火和回火处理，在 900℃ 以上，淬火温度的变化不改变合金在随后回火时按时效过程发展的规律。但随淬火温度的提高，合金的强度和硬度降低。

582. 高弹性合金的形变热处理

淬火后进行冷变形，能促进随后回火过程中强化相高度弥散析出，提高合金的强度和弹性。三种合金经不同程度冷变形后的硬度与回火温度的关系如图 7-30 所示。随变形度的增大，合金回火后的硬度提高；硬度曲线的峰值向低温方向移动。但变形度超过 70% 时，硬度不再提高，而塑性也有所下降。较合适的变形度为 50%~60%。

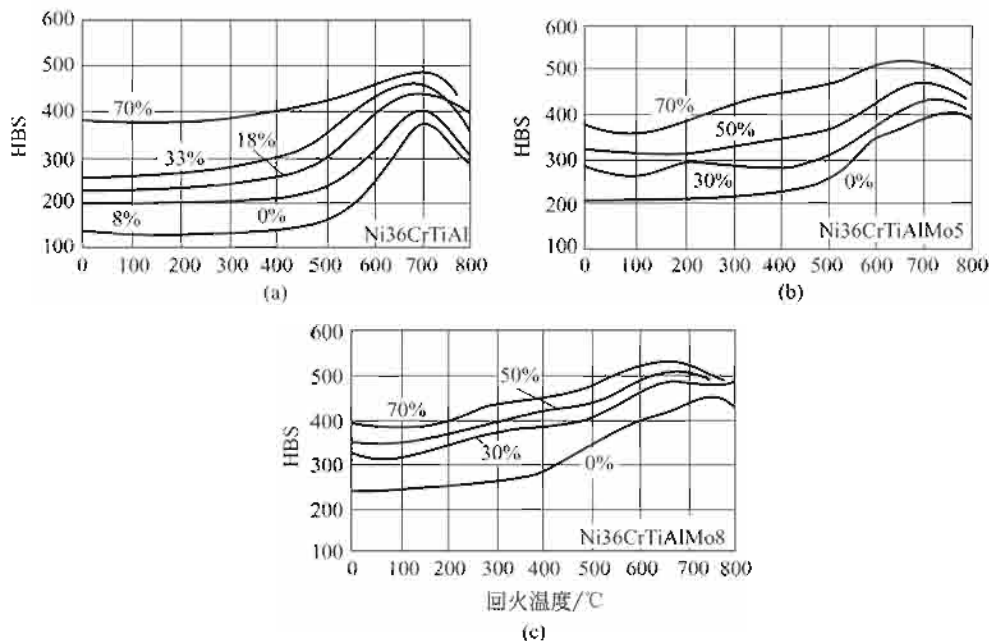


图 7-30 铁镍铬高弹性合金经不同量冷变形后的硬度与回火温度的关系

冷变形的强化作用，对含钼的合金的影响更为强烈。表 7-50 中给出了冷变形合金回火后的力学性能。铁镍铬合金经冷变形后，较佳的回火制度见表 7-51。

表 7-50 冷变形铁镍铬合金回火后的力学性能

合金	热处理制度	σ_b /MPa	σ_s /MPa	$\sigma_{0.005}$ /MPa	δ /%	HBS
Ni36CrTiAl(3J1)	950℃,水淬 >50%冷变形 700℃,2h回火	1400~1650	1300~1450	1120 ^①	8~12	330~350
Ni36CrTiAlMo(3J2)	980℃,水淬 >50%冷变形 750℃,4h回火	1400~1750	1300~1600		5~10	400~420
Ni36CrTiAlMo8(3J3)	1000℃,水淬 >50%冷变形 750℃,4h回火	1400~1900	1300~1600	1300 ^②	5~10	420~450

① 50%冷变形，700℃回火 0.5h。

② 50%冷变形，750℃回火 0.25h。

表 7-51 冷变形铁镍铬高弹性合金的回火制度

合 金	合 金 状 态	回 火 制 度
Ni36CrTiAl	淬火带材	650~700℃, 2~4h
	淬火后冷轧带材	600~650℃, 2~4h
	淬火后冷拔丝材	600~650℃, 2~4h
Ni36CrTiAlMo 和 Ni36CrTiAlMo8	淬火合金	700~750℃, 4h
	淬火后冷变形合金	650~700℃, 4h

淬火和冷变形后，再进行一次快速淬火而后回火时，由于快速退火加热能使冷变形造成的缺陷重新均匀分布（不是消失），其微塑性变形抗力和松弛性能可以得到提高。表 7-52 中的结果说明，这种两次淬火形变热处理，具有与一次淬火形变热处理相近的弹性极限，但使伸长率成倍提高。在两次淬火形变热处理中，快速淬火的加热时间对合金的性能影响极大，也最敏感。加热时间增长时，强度降低而塑性提高。

表 7-52 铁镍合金经各种热处理后的性能

合 金	热 处 理 规 范		$\sigma_{0.002}$ / MPa	δ / %	HV
Ni36CrTiAl	常规热处理	950℃, 2min 水淬	350	38	180
		700℃, 2h 回火	800	15	380
	形变热处理	950℃, 2min 水淬	350	38	180
		50%冷变形	580	8	330
		700℃, 0.25h 回火	1150	2	435
	二次淬火形变热处理	950℃, 2min 水淬	350	38	180
		50%冷变形	580	8	330
		950℃, 3s 快速淬火	820	25	345
		700℃, 0.25h 回火	1120	8	430
	Ni36CrTiAlMo8	常规热处理	1000℃, 2min 水淬	500	22
700℃, 2h 回火			1000	6	430
形变热处理		1000℃, 2min 水淬	500	22	220
		50%冷变形	820	4	380
		700℃, 0.25h 回火	1300	3	540
二次淬火形变热处理		1000℃, 2min 水淬	500	22	220
		50%冷变形	820	4	380
		1000℃, 3s 快速淬火	920	22	450
		700℃, 0.25h 回火	1240	8	560

合金的表面状态对性能的影响很大。用电抛光除去有缺陷的表层，可提高表面强度和耐热性，并可降低其弹性滞后。所以，合金形变热处理后配合以电化学抛光，能明显提高弹性极限，如图 7-31 所示。

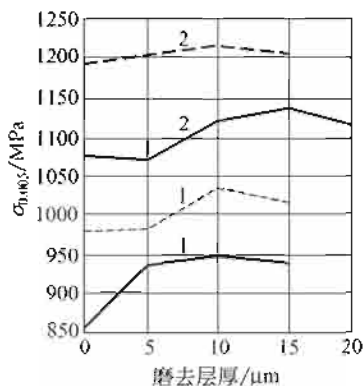


图 7-31 形变热处理和电抛光对铁镍铬合金弹性极限的影响

1—Ni36CrTiAl 实线：950℃水淬，700℃回火 2h；虚线：950℃水淬，20%变形，700℃回火 2h；2—Ni36CrTiAlMo8 实线：1020℃水淬，750℃回火 2h；虚线：1020℃水淬，20%变形，750℃回火 2h

583. 镍基高弹性合金的热处理

通常，Ni70CrNbMoAl 合金的最佳淬火温度为 1100~1150℃。含钨的 Ni70CrNbMoWAl 以及 Ni60CrNbMoWAl 合金的淬火温度约为 1150℃。图 7-32 是两种含钨合金的回火曲线。它们获得最高强度和弹性极限的最佳回火温度在 750℃左右。三种镍铬钨高弹性合金热处理制度和力学性能见表 7-53。松弛抗力如图 7-33 所示。它们的松弛抗力都很好，在较高温度（550~600℃）下，以 Ni60CrNbMoWAl 为最佳。

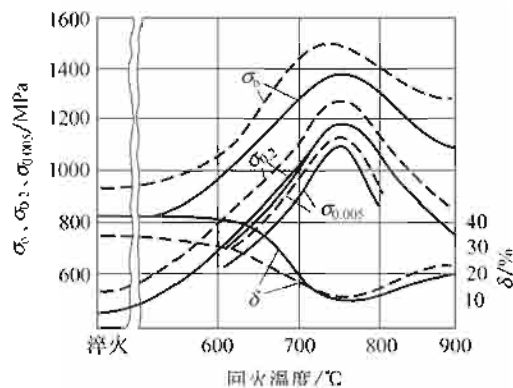


图 7-32 Ni70CrNbMoWAl (虚线) 和 Ni60CrNbMoWAl (实线) 合金 1150℃淬火后的回火 (保温 5h) 曲线

回火前的冷变形 (20%~30%) 可提高合金的强度和松弛抗力，并使回火曲线的峰值温度提前到 650~700℃。

合金在氧化性浸蚀条件下的耐蚀性很高，其中以 Ni60CrNbMoWAl 最好。它在形变热处理 (淬火+冷变形+回火) 状态下的腐蚀速度 (0.00005mm/a)，比一般热处理 (淬火+回火) 状态下的腐蚀速度 (0.00057mm/a) 低很多。

Ni70CrNbMoWAl 和 Ni60CrNbMoWAl 合金，经 1150℃淬火、冲压和 750℃回火 5h 后，具有高的承受高温循环载荷的能力和高温蠕变抗力，适于制造工作温度达 550℃的膜片型弹性敏感元件。

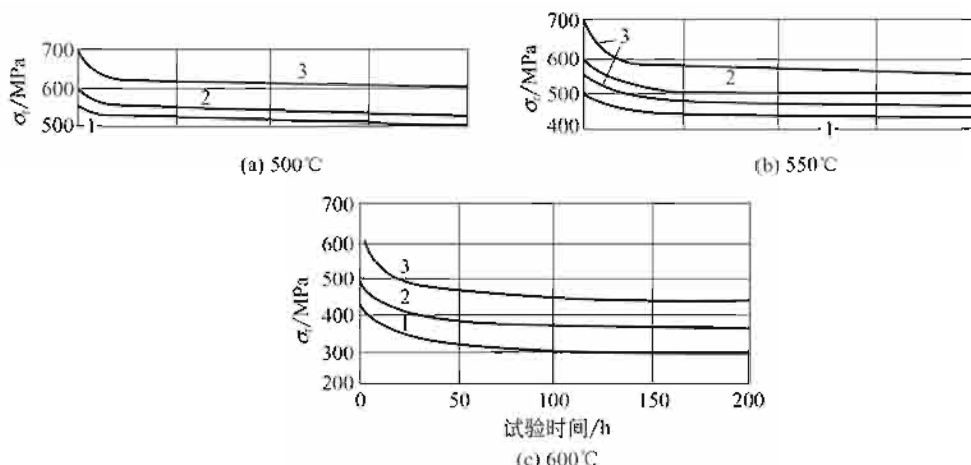


图 7-33 镍铌高弹性合金在 500℃、550℃和 600℃的应力松弛曲线
1—Ni70CrNbMoWAl；2—Ni60CrNbMoWAl；3—Ni70CrNbMoAl

表 7-53 镍铌高弹性合金的热处理制度和力学性能

合金	热处理制度	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	$\sigma_{0.005}$ /MPa	$\sigma_{0.002}$ /MPa	δ /%	HRB
Ni70CrNbMoAl	1000~1150℃,水淬	580~840	420~620			32~40	93~99
	1000~1150℃淬火, 750℃5h回火	1350~1600	1200~1350	1100~1200		8~3	45~48HRC
Ni70CrNbMoWAl	1150~1175℃,水淬	770~1000	450~540			30~39	95
	1150~1175℃淬火, 750℃5h回火	1500~1700	1240~1460	1100~1200	950~1120	10~12	48HRC
Ni60CrNbMoWAl	1150℃,水淬	500~940	370~450			36~42	93
	1150℃淬火,750℃5h回火	1350~1470	1150~1340	1100~1200	950~1070	7~12	45~46HRC

584. 钴基高弹性合金的热处理

这类合金一般由 1000~1050℃淬火，获得单相 γ 固溶体，塑性很好。回火时从固溶体中析出与母相共格的面心立方弥散相 $(Co, Ni)_3Nb$ ，使合金强化。合金经不同温度淬火，在不同温度下回火后，强度和电阻率如图 7-34 所示。获得最高强度和最低电阻率的回火温

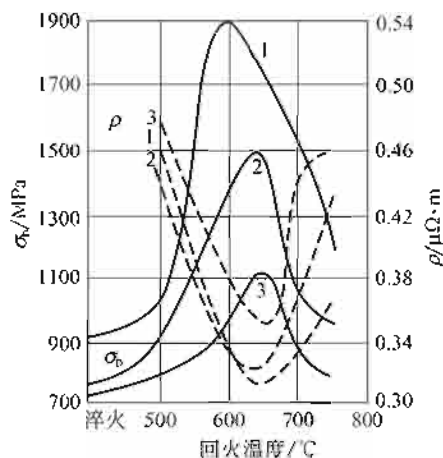


图 7-34 Co67Ni28Nb5 合金的强度和电阻率与淬火和回火温度的关系
1—950℃淬火；2—1000℃淬火；3—1050℃淬火

度为 600~650℃。

回火前进行冷变形能提高合金的弹性性能和强度。图 7-35 和图 7-36 表示冷变形丝材和带材的强度和电阻率与回火温度的关系。变形相同时，丝材的强度比带材高 18%~20%。合金同时获得低电阻率和在 400~450℃ 时的高松弛抗力的热处理制度是：1000℃ 淬火，35%~40% 冷变形，650℃ 回火 1h。

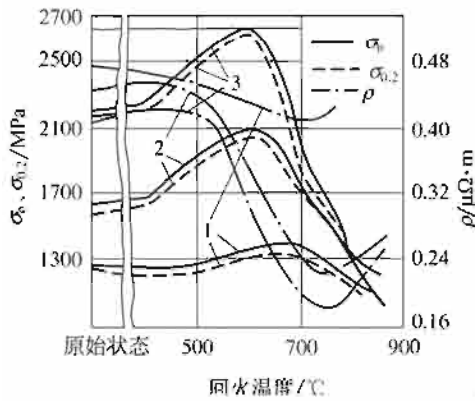


图 7-35 Co67Ni28Nb5 合金丝 (φ0.3mm) 的力学性能和电阻率与回火温度的关系
原始状态的冷变形为：1—24%；
2—43%，3—70%

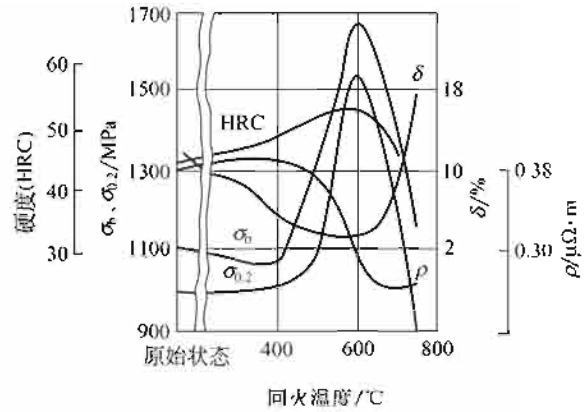


图 7-36 Co67Ni28Nb5 合金带 (厚 0.3mm) 的力学性能和电阻率与回火温度的关系
(原始状态的冷变形为 40%)

585. 铜基高弹性合金的热处理

由 Cu-Be、Cu-Ti 合金相图可知，铍青铜和钛青铜都是可热处理强化的合金。铍青铜加热到 780~800℃，钛青铜加热到 850~900℃，快冷，均可获得过饱和 α 固溶体，使塑性提高，硬度降低，便于元件的加工，并为时效硬化作准备。

固溶处理是影响元件质量和性能的关键。铍青铜固溶处理时需先用有机溶剂清洗表面，在保护气氛中加热，保温后迅速淬入 25~30℃ 以下的冷却水中，并立即烘干，避免锈蚀。

合金淬火后时效，过饱和 α 固溶体分解，发生时效硬化过程。图 7-37 表明铍青铜在不同温度下时效时性能的变化。合金的时效硬化效果强烈，时效制度一般为：300~330℃，1~3h。钛青铜时效制度以 400~450℃，2~8h 为最好。时效时要防止氧化、畸变和表面污染。

铍青铜、钛青铜都是应变时效倾向性较强烈的合金。时效前的冷变形能促进时效时的时效硬化过程，提高合金的强度和弹性。图 7-38 表示铍青铜经淬火和冷变形后时效时性能的变化。同图 7-37 相比，强度显著提高，塑性和导电率降低，图 7-39 显示冷变形度在时效时对弹性极限的影响。在时效峰值 (300~350℃) 以前，弹性极限随变形度增大而提高。为了获得较好的综合性能，冷变形合金比未冷变形合金的时效温度略低。冷变形度一般为 20%~40%。

时效硬化型铜基高弹性合金的热处理和力学性能见表 7-54。

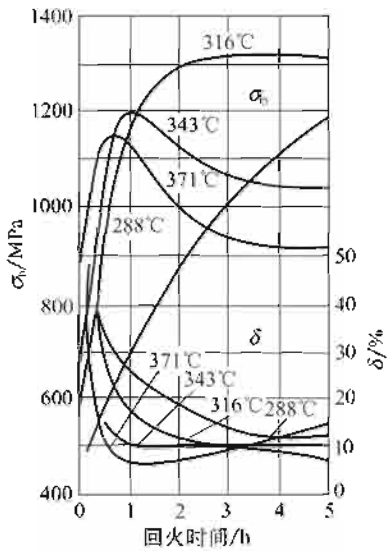


图 7-37 铍青铜 [w(Be)1.9%, w(Co)0.2%]
淬火后在不同温度下回火时性能的变化

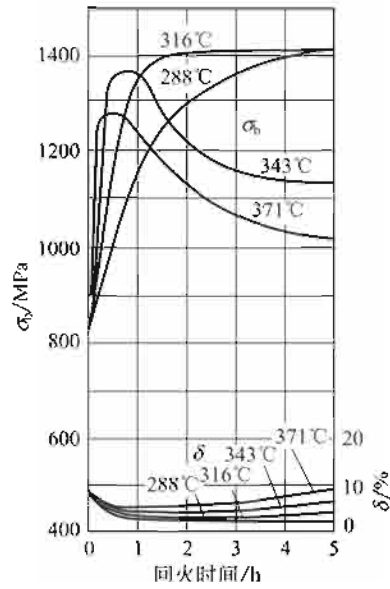


图 7-38 铍青铜 [w(Be)1.9%, w(Co)0.2%]
淬火和冷变形后在不同温度下回火时性能的变化

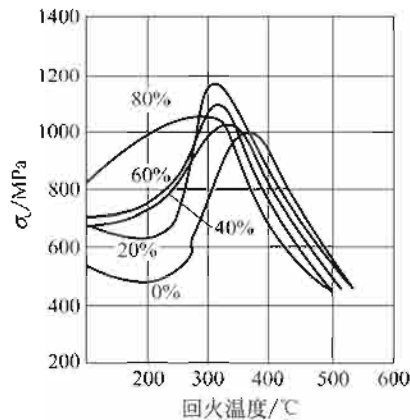


图 7-39 冷变形度对铍青铜 [w(Be)2%]
时效时弹性极限的影响

表 7-54 时效硬化型铜基高弹性合金的热处理和力学性能

合金	热处理制度和合金状态	抗拉强度 σ_b /MPa	弹性极限 σ_e /MPa	弹性模量 E/GPa	伸长率 δ /%	硬度 (HV)
铍青铜 QBe2	软化: 780~800℃ 氮气保护, 水冷	400~600			>30	<130
	硬态	>650			>2.5	>170
	软时效: 310~330℃, 2h	>1150	750	110	>2	>320
	硬时效: 310~330℃, 2h	>1200	820	130	>1.5	>360
铍青铜 QBe1.9	软化: 780~800℃ 氮气保护, 水冷	400~600			>30	<120
	硬态	>650			>2.5	>160
	软时效: 310~330℃, 2~2.5h	>1150	780	115	>2	>350
	硬时效: 310~330℃, 2~2.5h	>1200	870	135	>1.5	>370

续表

合金	热处理制度和合金状态	抗拉强度 σ_b /MPa	弹性极限 σ_e /MPa	弹性模量 E/GPa	伸长率 δ /%	硬度 (HV)
铍青铜 QBe1.7	软化:780~800℃氮气保护,水冷	440		107	50	<120
	硬态	>600			>2.5	>150
	软时效:310~330℃,2h	1150		124	3.5	>310
	硬时效:310~330℃,2h	>1100		130	>2	>340
钛青铜 QTi3.5	软化:850~900℃,水冷	<500		122	>30	120~130
	冷轧	700~900		125	2.5~4.5	230~260
	硬时效:400℃,2h	960~1160	800	139	5~11	310
钛青铜 QTi6-1	软化:850~900℃,水冷	400~600			3.0	140
	硬态	850		120	2.5	200
	软时效:450℃,2h	1100	610	126	2	320
	硬时效:420℃,2h	1200	790	128	1.5	350

586. 恒弹性合金的热处理

Ni35CrMoW 为时效硬化型合金，其热处理基本上包括淬火和回火两步。

① 淬火。Ni35CrMoW 合金游丝的走时温度误差主要与淬火温度有关。

淬火在真空中进行。加热时，合金中的碳化物溶解， γ 固溶体中铬、钼、钨的含量增大，因而镍含量相对降低，如图 7-40 所示。与此同时，合金淬火后强度、硬度及电阻率提高，固溶体晶格常数增大，如图 7-41 所示。淬火加热温度在 900~1050℃ 范围内增高时，合金中的碳化物急剧减少，基体中的 Ni 含量很快降低（见图 7-40）。镍含量对最佳成分的少许偏离 [如 0.3%~0.7%（质量分数）]，皆导致合金走时温度误差的显著增大 [0.5~1.0s/(℃·24h)]。

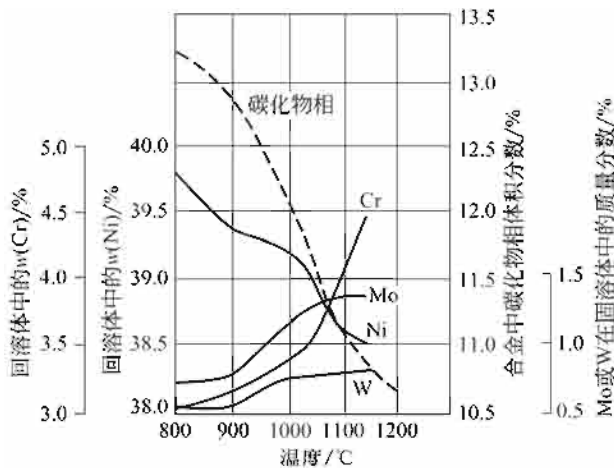


图 7-40 Ni35CrMoW 合金淬火加热时碳化物相含量和固溶体中 Ni、Cr、Mo、W 含量的变化

淬火后的冷变形能进一步提高合金的强度。随淬火温度的提高，加工硬化的效果显著增大（见表 7-55），但游丝半成品（ $\phi 0.3\text{mm}$ ）的变形度达 95%，并在成形时会产生脆性。为

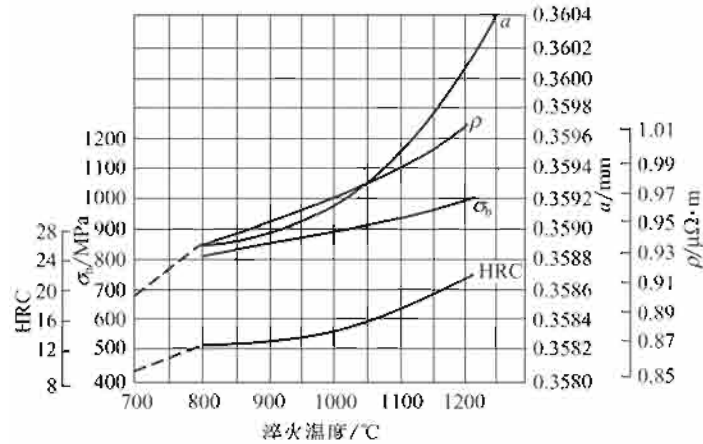


图 7-41 Ni35CrMoW 合金淬火加热时物理、力学性能的变化

为了避免脆性和获得成分适宜的固溶体，淬火温度一般采用 950~1000℃。

表 7-55 Ni35CrMoW 合金在不同温度下淬火及冷变形后的强度

在真空中淬火的温度/℃	抗拉强度 σ_s /MPa	
	在真空中淬火后	冷变形后
900	800	1150
1000	820	1270
1050	860	1320

② 回火应在真空炉或惰性气体保护炉中进行，炉温要均匀。

回火时，从淬火或淬火后冷变形的合金中析出 $(Fe, Cr, Mo, W)_7C_3$ 型复杂碳化物而使合金强化。图 7-42 表明，淬火未变形的合金回火时，晶格常数 a 的变化不大；淬火后变形的合金回火时， a 显著减小，而且变形越大， a 值减小越多，合金出现最低 a 值的回火温度也越低。淬火后的冷变形可强烈促进合金的时效过程，增强碳化物弥散硬化的效果。

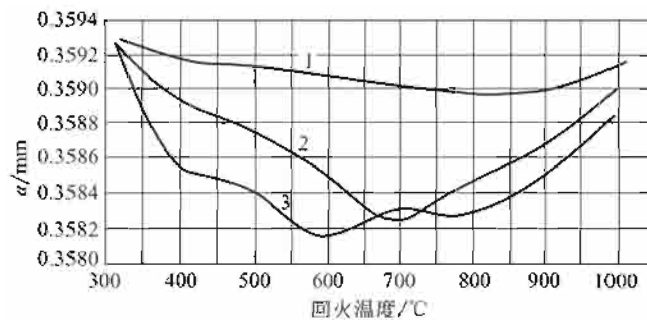


图 7-42 回火温度对 Ni35CrMoW 合金基体晶格常数的影响 (回火时间 5h)

变形度：1—0%；2—40%；3—90%

图 7-43 表明，在 400~550℃ 间回火时合金的强度最高，淬火后不冷变形的合金强度变化不大；淬火后冷变形的合金的强化效果显著。变形度越大，强度提高越多。在相同变形度下回火时，淬火温度高的 (1050℃) 比淬火温度低的 (900℃) 强度高。

对于 Ni35CrMoW 合金丝半成品，在加工成游丝时，最后一次总变形度一般应大于 90%；为了便于游丝的定型，回火温度皆定为 500~550℃。

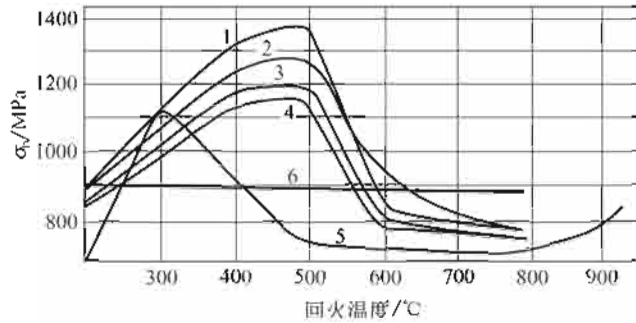


图 7-43 回火温度对 Ni35CrMoW 合金经不同温度淬火和冷变形时强度的影响

1—1050℃水淬, $\epsilon=63\%$; 2—1050℃水淬, $\epsilon=40\%$; 3—900℃水淬, $\epsilon=63\%$;
4—900℃水淬, $\epsilon=40\%$; 5—退火, $\epsilon=63\%$; 6—900℃水淬

587. TiNi合金单程形状记忆热处理

TiNi 合金单程形状记忆热处理一般有三种方法。

① 中温处理。使经轧制、拉拔等冷加工并充分硬化的成形合金，在 400~500℃ 温度下保温若干分钟到数小时。图 7-44 和图 7-45 分别是 Ti-49.8Ni 合金，在 400℃ 和 500℃ 经 1h

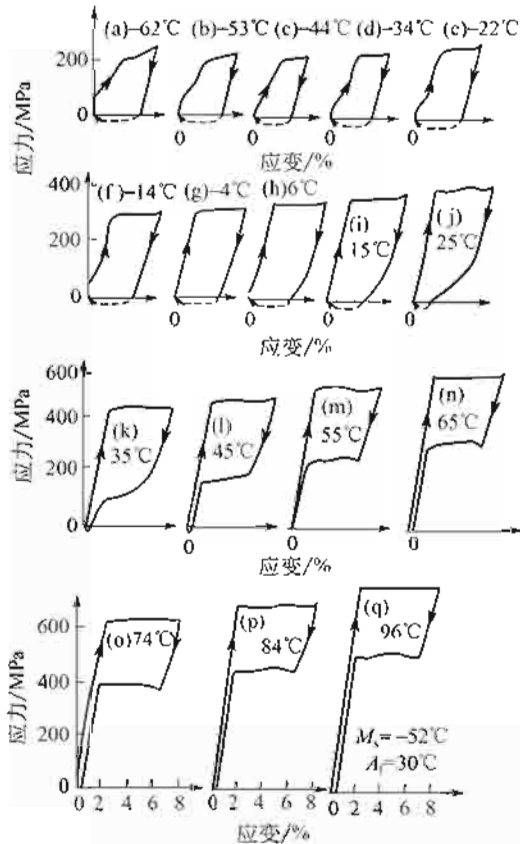


图 7-44 Ti-49.8Ni 合金经 400℃ 记忆热处理后的系列应力-应变曲线
(虚线表示加热可以回复的应变量)

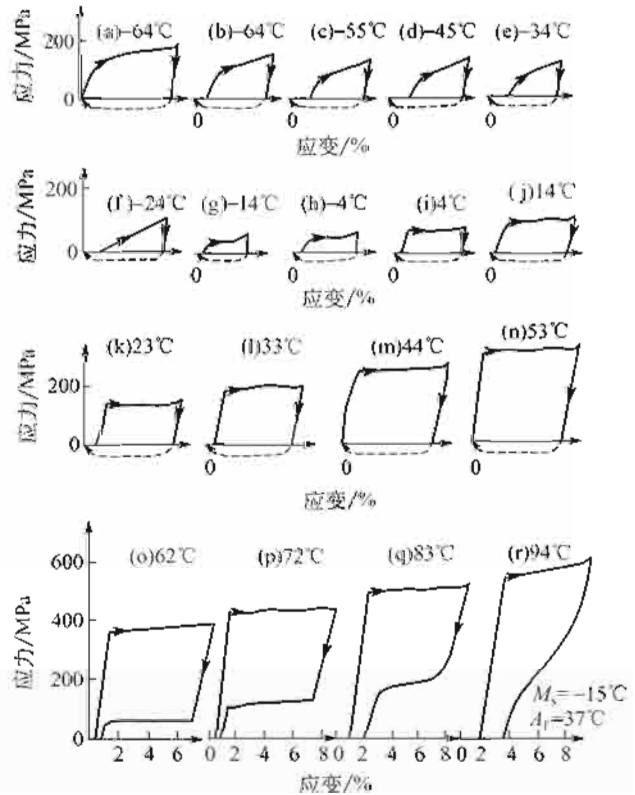


图 7-45 Ti-49.8Ni 合金经 500℃ 记忆热处理后的系列应力-应变曲线

热处理后、在各种温度下的应力-应变曲线。由图中曲线的比较可见，400℃和500℃两种温度的热处理，都得到了很好的形状记忆效应和超弹性；高温阶段表现出超弹性的曲线的下侧部所反映的回复力，400℃处理的比500℃的大得多，差值相当于给合金加热时间的回复力；500℃处理的合金在 M_s 点附近屈服应力很小。所以从实用性能和寿命考虑，合金的热处理温度选定为400~500℃最合理。

② 低温处理。使经800℃以上温度完全退火，在室温加工成形的合金，在200~300℃温度区间保温数分钟至数十分钟。经完全退火的合金十分柔软，非常容易加工成形状复杂、曲率半径很小的产品。低温处理的合金的形状记忆功能，特别是受反复作用时的疲劳寿命，都比中温处理的低。

③ 时效处理。使经800~1000℃均匀加热后急冷的固溶处理合金，在约400℃温度下时效处理数小时。利用合金较高的N含量，析出金属间化合物造成硬化，不仅能提高滑移变形的临界应力，还能引起R相变，减小逆转变的温度滞后。图7-46是Ti-50.6Ni合金经1000℃加热、冰水淬火后，在400℃时效处理1h后的一组应力-应变曲线。可见形状记忆特性与中温处理的很相近（与图7-44、图7-45比较）。但时效记忆处理只适用于 $w(\text{Ni})$ 为50.5%以上的TiNi合金。另外，工艺也比较复杂些。

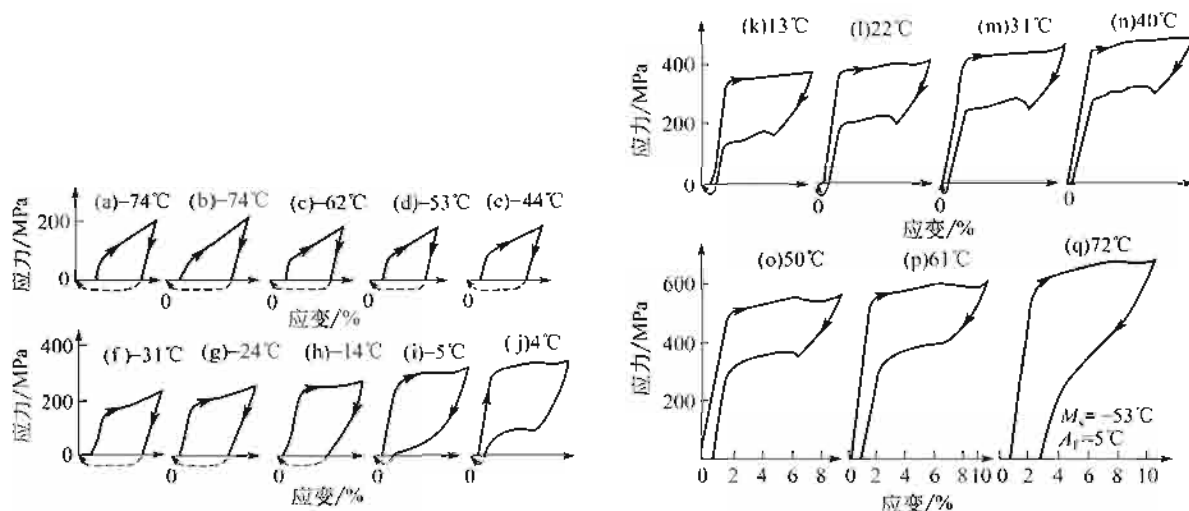


图 7-46 Ti-50.6Ni 合金经固溶处理再在 400℃ 时效处理应力-应变曲线

588. TiNi合金双程形状记忆热处理

双程形状记忆热处理的目的，是使合金在反复多次的升温降温过程中可逆地发生形状变化；加热升温时合金回复高温时的形状，冷却降温时合金回复低温时的形状。双程记忆处理的训练方法有三种，如图7-47所示。

(1) 进行形状记忆效应循环训练

将合金冷却至 M_s 点以下，对其变形，形成择优取向马氏体，然后加热到 A_f 以上，如图7-47中AEFGHIJA回线所示。此过程重复多次（20次），合金记忆趋于稳定。

图7-48是经950℃、1h真空退火的Ti-49.85Ni合金，受15%强制拉伸变形后的热膨胀曲线。第一次循环加热时，合金在90℃附近即发生很大的收缩，第二次及以后的循环加热皆在0℃时伸长、40℃时收缩，已形成很好的双程形状回复效应。

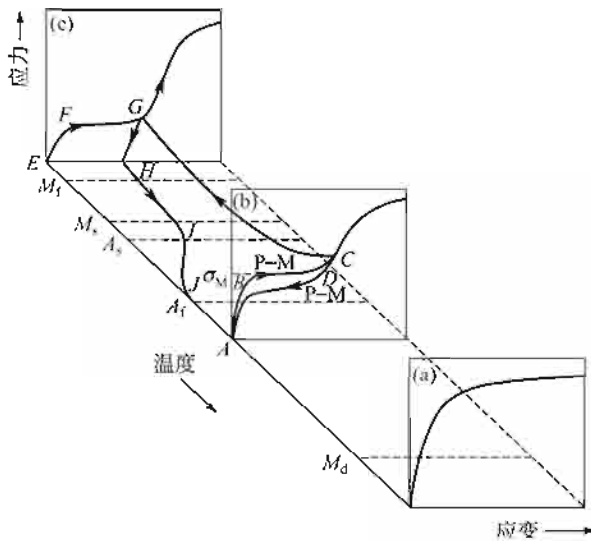


图 7-47 双程形状记忆训练示意图

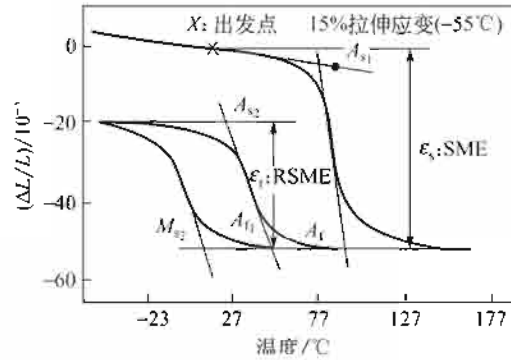


图 7-48 Ti-49.85Ni 合金经 15% 拉伸变形后的热膨胀曲线
(SEM: 形状记忆效应; RSME: 双程形状记忆效应)

(2) 进行应力诱发马氏体循环训练

在 A_f 点以上, 对合金变形, 产生应力诱发马氏体, 然后去除应力, 应力诱发马氏体消失, 如图 7-47 中的 ABCDA 回线所示。过程重复多次, 记忆位移趋于稳定。

(3) 进行形状记忆和应力诱发马氏体的综合循环训练

在 A_f 点以上, 对合金变形, 保持已变化了的形状不变的条件将其冷却至 M_f 点以下, 然后逐渐卸载, 并加热到 A_f 点以上, 过程如图 7-47 中 ABCGHIJA 回线所示。

试验表明, 含 Ni 量较高的合金, 例如 Ti-51Ni 合金, 经 800°C 均匀化加热, 在冷水中固溶处理, 然后约束成圆状在 400°C 进行 100h 的时效处理时, 由于有沉淀相析出, 可以得到全方位形状记忆效应。

589. 铸造镁合金基复合材料强化热处理

采用挤压铸造方法制备了 20%SiCw/AZ91 镁基复合材料。为了防止基体合金中晶界处的低熔点化合物的熔化, AZ91 镁合金及 SiCw/AZ91 镁基复合材料的固溶处理采用两段加热法, 即先加热到 380°C 保温 2h, 再加热到 415°C 保温 24h。时效温度为 175°C , 时效时间为 0~200h, 时效处理后复合材料的性能变化如图 7-49 所示。

图 7-49 是基体合金和复合材料在 175°C 时效时硬度随时效时间的变化关系, 两种材料在达到峰时效之前硬度随时效时间的延长而单调增加, 之后缓慢减小。复合材料在 40h 达到峰时效而基体合金则需要 70h, 这表明在 175°C 时效时, 复合材料相比基体合金时效硬化加快了。图 7-50 是复合材料和基体合金时效温度对峰时效时间的影响, 对于两种材料随着时效温度的提高, 峰时效时间明显减少, 这可能是由于时效温度增加, 使时效硬化动力学加快。同时, 在所有的温度下, 复合材料比基体合金达到峰时效时间显著减小。

图 7-51 是时效温度对两种材料峰硬度增量的影响, 在所有温度, 复合材料的峰硬度增量比基体合金的硬度增量要低大约 20%~30%, 也就是说, 复合材料的时效硬化效率比基体合金低。

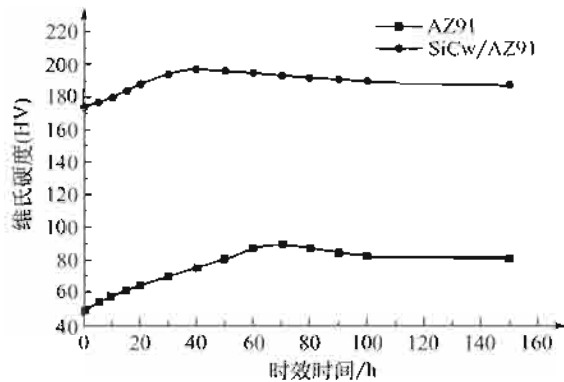


图 7-49 AZ91 合金及 SiCw/AZ91 复合材料在 175°C 下时效硬化曲线

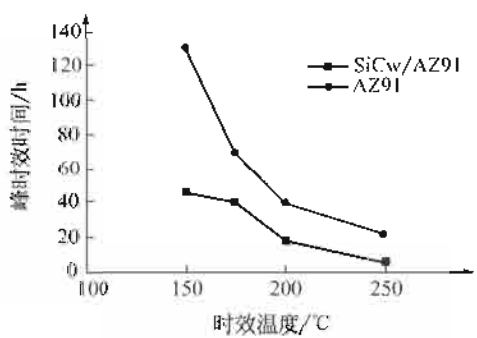


图 7-50 AZ91 合金及 SiCw/AZ91 复合材料时效温度随峰时效时间的变化曲线

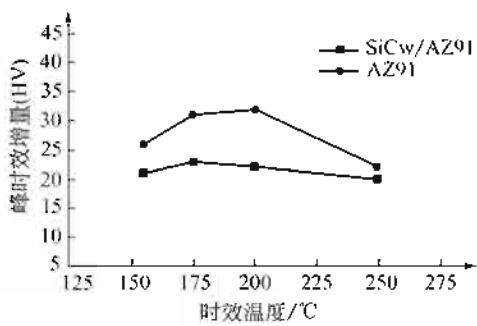


图 7-51 时效温度对 AZ91 合金及 SiCw/AZ91 复合材料硬度增量的影响

表 7-56 是 SiCw/AZ91 镁基复合材料在不同热处理状态下的拉伸性能，固溶处理明显提高了复合材料的断裂应变变量，峰时效处理（T6）显著提高了 SiCw/AZ91 复合材料的强度，但是其断裂应变变量显著降低，这与复合材料的时效析出有关。峰效应时，SiCw/AZ91 镁基复合材料中存在两种时效析出相：晶体内的片层状析出相以及 SiCw-AZ91 界面处的胞状析出相，这两种析出相均为 $Mg_{17}Al_{12}$ 。

表 7-56 SiCw/AZ91 在不同热处理状态下的拉伸性能

热处理状态	性能				
	HV	$\sigma_{0.2}/MPa$	σ_b/MPa	E/GPa	$\epsilon/\%$
铸态	178	240	370	86	1.12
淬火态	175	220	355	85	1.40
T6(175°C, 40h)	202		398	92	0.62

590. 变形镁合金基复合材料强化热处理

利用真空压力浸渍法制备了 $(B_4Cp + SiCw)/MB15$ 复合材料，两种增强体的体积分数均为 12%。将基体合金和复合材料切成小块封入真空玻璃管，在 360°C 固溶 4h，在冰水中淬火后，在 170°C 真空中等温时效。

由复合材料和合金的 DSC 曲线可知，复合材料和合金的析出峰温度分别为 218°C、233°C，表明复合材料中由于增强体的加入而产生的残余应力和高密度位错均使复合材料的

时效提前,而复合材料和合金中的 β' 的溶解峰温度分别为 292°C 、 288°C ,表明复合材料中的析出相稳定性提高。DSC分析表明 $(\text{B}_4\text{Cp}+\text{SiCw})/\text{MB15}$ 复合材料的时效析出提前,而析出物 β' 的稳定性较高,溶解过程推迟,且 $(\text{B}_4\text{Cp}+\text{SiCw})/\text{MB15}$ 复合材料的时效析出量比MB15合金多。

图7-52是MB15合金及 $(\text{B}_4\text{Cp}+\text{SiCw})/\text{MB15}$ 复合材料的时效强化硬度曲线,从硬度曲线上看,在固溶状态下,未开始时效时,复合材料的硬度由于增强体的加入而上升到 1000MPa ,而合金只有 500MPa 。复合材料达到峰时效只需 6h ,合金需 40h ,体现了明显的时效加速,但两者由时效强化引起的硬度均上升 200MPa 。复合材料中虽然有析出物在界面优先析出,使强化程度下降,但时效析出相会与高密度的位错发生相互作用,从而提高强化效果。由于上述两个因素,两材料的实际时效强化效果相近。 $(\text{B}_4\text{Cp}+\text{SiCw})/\text{MB15}$ 复合材料在 170°C 时效时,达到峰值时效时间比基体合金大大缩短,但时效强化程度趋于相近。

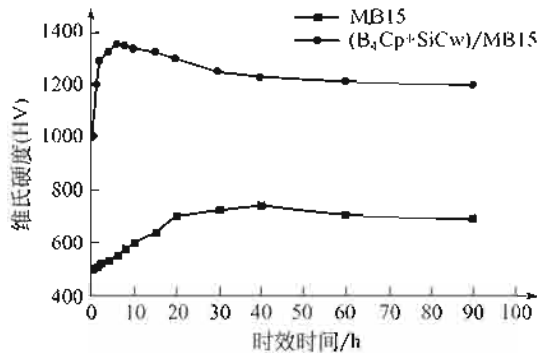


图 7-52 MB15 合金及 $(\text{B}_4\text{Cp}+\text{SiCw})/\text{MB15}$ 复合材料 170°C 时效硬化曲线

591. 钛合金的热处理

钛合金进行强化热处理,即固溶和时效处理,这一工艺能显著提高合金强度,目的是为了获得强度高与塑性好的综合性能。钛合金强化热处理由固溶处理与时效两步程序组成,这是一个相当复杂的过程,淬火高温加热时残留的 α 相保持不变, β 相根据合金成分不同可转变成 α 、 α'' 、 ω 、 β 等亚稳相,这些亚稳相在时效过程中转变成弥散的 $(\alpha+\beta)$ 相,使合金显著强化。表7-57为几种钛合金热处理的工艺参数。

表 7-57 钛合金热处理工艺参数

牌 号	去应力退火工艺		完全退火工艺		固溶处理工艺			时效处理工艺		
	温度/ $^{\circ}\text{C}$	时间/min	温度/ $^{\circ}\text{C}$	时间/min	温度/ $^{\circ}\text{C}$	时间/min	冷却方式	温度/ $^{\circ}\text{C}$	时间/h	冷却方式
TA1	500~600	15~60	680~720	30~120						
TA2	500~600	15~60	680~720	30~120						
TA3	500~600	15~60	680~720	30~120						
TA4	550~650	15~60	700~750	30~120						
TA5	550~650	15~60	800~850	30~120						
TA6	550~650	15~120	750~800	30~120						
TA7	550~650	15~120	750~850	30~120						
TA8	550~650	15~120	750~800	60~120						

续表

牌 号	去应力退火工艺		完全退火工艺		固溶处理工艺			时效处理工艺		
	温度/℃	时间/min	温度/℃	时间/min	温度/℃	时间/min	冷却方式	温度/℃	时间/h	冷却方式
TB2	480~650	15~240	800	30	800	30	水或空冷	500	8	空冷
TC1	550~650	30~60	700~750	30~120						
TC2	550~650	30~60	700~750	30~120						
TC3	550~650	30~240	700~800	60~120	820~920	25~60	水冷	480~560	4~8	水冷
TC4	550~650	30~240	700~800	60~120	850~950	30~60	水冷	480~560	4~8	水冷
TC6	550~650	30~120	750~850	60~120	860~900	30~60	水冷	540~580	4~12	水冷
TC7	550~650	30~120	850~950	60~120						
TC9	550~650	30~240	600	60	900~950	60~90	水冷	500~600	2~6	水冷
TC10	550~650	30~240	760	120	850~900	60~90	水冷	500~600	4~12	水冷

592. 高温化学气相沉积技术（简称HT-CVD）

目前采用 HT-CVD 技术生产的硬质涂层材料主要有：TiC、TiN、TiCN、Cr₇C₃、TiBN、Al₂O₃ 等单涂层和它们的复合涂层材料。高温化学气相沉积工艺过程包括：工件沉积前处理（工件清洗、强化处理等）、装炉、检漏、加热升温、沉积、冷却、检查和包装等。

沉积工艺举例如下。

TiC 涂层 沉积温度：1000~1050℃

沉积室压力：(1~2)×10⁴Pa

沉积时间：60~180min

各反应气体流量：主 H₂ 7000~12000SCCM

CH₄ 4000~8000SCCM (SCCM 即 cm³/min)

TiCl₄：加热温度 45~65℃

载气 H₂ 4000~6000SCCM

TiN 涂层 沉积温度：950~1000℃

沉积室压力：(1~2)×10⁴Pa

沉积时间：60~180min

各反应气体流量：主 H₂ 8000~13000SCCM

N₂ 6000~10000SCCM

TiCl₄：加热温度 45~65℃

载气 H₂ 5000~9000SCCM

在整个沉积工艺过程中，要严格控制各加热温度和各种气体流量。特别对 CH₄、TiCl₄ 等反应气体通入时间和流量，更需按工艺要求控制到位，否则对涂层质量会有很大影响。

593. 中温化学气相沉积（MT-CVD）技术

MT-CVD 硬质涂层工艺技术，在 20 世纪 80 年代中期就已问世，但在当时并没有引起人们的重视，直到 20 世纪 90 年代中期，世界上主要硬质合金工具生产公司，利用 HT-CVD 和 MT-CVD 技术相结合，研究开发出新型的超级硬质合金涂层材料，有效地解决了在

高速、高效切削、高强度合金钢重切削、干切削等机械加工领域中，刀具使用寿命低的难题，才引起广泛的重视。目前，已在涂层硬质合金刀具行业投入生产应用，效果十分显著。

MT-CVD 技术沉积工艺如下。

沉积温度：700~900℃

沉积反应压力： $2 \times 10^3 \sim 2 \times 10^4$ Pa

主要反应气体配比： $\text{CH}_3\text{CN} : \text{TiCl}_4 : \text{H}_2 = 0.01 : 0.02 : 1$

沉积时间：1~4h

594. 低温化学气相沉积技术

低温化学气相沉积技术（简称 PCVD），是作为 CVD 和 PVD 技术补充而发展起来的。PCVD 技术沉积温度 $< 600^\circ\text{C}$ ，拓宽了基体材料适用范围，具有设备简单、工件变形小、绕镀性能好、涂层均匀、调整成分方便等优点。既克服了 HT-CVD 技术沉积温度高，对基体材料要求严格的缺点，又避免了 PVD 技术绕镀性能差、设备复杂的问题，是一种具有很大发展前景和应用价值的新型涂层工艺技术。

低温化学气相沉积技术工艺过程是：经清洗后的待处理物件，按要求摆放在不锈钢制造的盛物框上，放入沉积室并接好电源，罩上沉积室。系统经检漏密封合格后，通入 H_2 恢复常压。再罩上加热炉对沉积室进行加热。当工件温度升至规定沉积温度后，启动真空泵对系统排气抽空，并通入 Ar 或 N_2 ，通过直流脉冲电源对物件表面进行轰击净化或离子渗氮。达到要求后，再按需要通入 TiCl_4 、 SiCl_4 、 AlCl_3 、 N_2 、 CH_4 、 H_2 等反应气体沉积硬质涂层。沉积工序结束后，切断电源、停止通入反应气体。移开加热炉进行冷却，冷至 100°C 以下，即可打开沉积室取出涂层制品，经检验合格后，包装入库。

595. 活性反应离子镀技术

活性反应离子镀原理和设备结构简单。图 7-53 为活性反应离子镀膜机结构示意图。

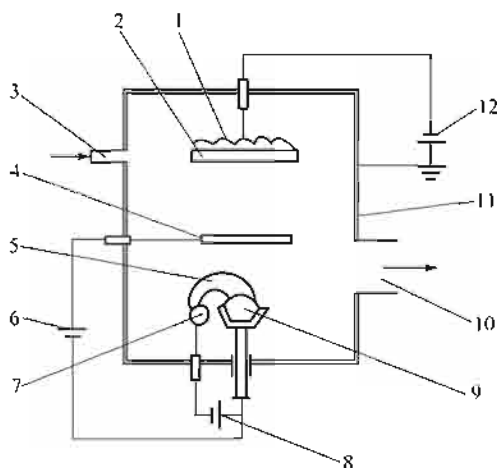


图 7-53 活性反应离子镀膜机结构示意图

- 1—烘烤加热装置；2—工件；3—进气孔；4—活化电极；5—电子束；
6—活化电极电源；7—电子枪；8—电子枪电源；9—坩埚和金属键；
10—真空系统；11—真空室；12—偏压电源

活性反应离子镀工艺过程：工件经清洗入炉后抽真空。当真空度达到 $6 \times 10^{-3} \text{Pa}$ 后，开启烘烤加热电源，对工件进行加热。达到一定温度后通入氩气，真空度降至 $2 \sim 3 \text{Pa}$ ，接通工件偏压电源，电压调至 1000V 。此时产生辉光放电，获得氩离子。氩离子在负偏压电场的作用下，对工件进行轰击净化。

开启活化极电源、关闭氩气，通入反应气体氮气，真空度调至 $(2 \sim 5) \times 10^{-2} \text{Pa}$ 。工作偏压仍为 1000V 。最后接通电子枪电源。一般枪电压 10kV ，束流 $0.3 \sim 1 \text{A}$ 。电子束达到坩埚后，其动能转为热能将金属加热、蒸发，此时工件和活化电极上都产生辉光。随着电子束电流的增加和活化极电压的升高，辉光强度增大、活化极电流增大、工件偏流增大。活化极电流可达 $15 \sim 40 \text{A}$ ，活化极电压 $50 \sim 80 \text{V}$ 。调整适当的参数，可以获得优质的氮化钛等硬质涂层。

596. 空心阴极离子镀技术 (HCD)

图 7-54 为空心阴极离子镀膜机结构示意图。空心阴极离子镀技术属于弧光放电范畴，其工艺过程如下。

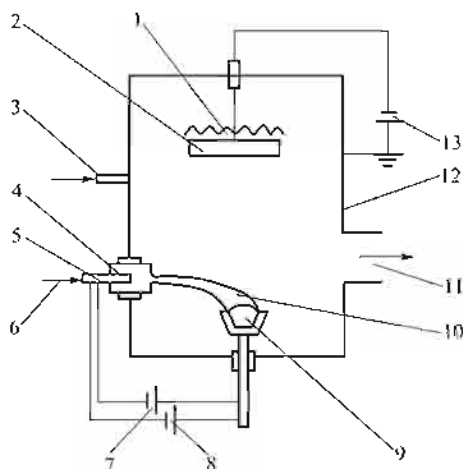


图 7-54 空心阴极离子镀膜机结构示意图

1—烘烤加热装置；2—工件；3—反应气进气孔；4—空心阴极枪；5—钨管；6—氩气进气孔；7—引弧电源；8—维弧电源；9—坩埚和金属铢；10—空心阴极电子束；11—真空系统；12—真空室；13—偏压电源

① 烘烤加热工件及氩离子轰击净化。工件经清洗入炉后抽真空。当真空度达到 $6 \times 10^{-3} \text{Pa}$ 后，开启烘烤加热电源，对工件进行加热。达到一定温度后，从钨管通入氩气，真空度降至 $2 \sim 3 \text{Pa}$ ，接通工件偏压电源，电压调至 $500 \sim 1000 \text{V}$ 。此时产生辉光放电，获得氩离子。氩离子在负偏压电场的作用下，对工件进行轰击净化。轰击 $10 \sim 20 \text{min}$ 。

② 沉积氮化钛硬质涂层。将工件偏压降至 $50 \sim 200 \text{V}$ ，开启空心阴极电源，加大氩气的流量，当真空度达到 100Pa 左右时，钨管首先产生辉光放电，然后很快转为弧光放电。内径 6mm 的钨管，弧电流 $50 \sim 80 \text{A}$ ；内径 15mm 的钨管，弧电流可达 $300 \sim 400 \text{A}$ 。如此高密度的电子流到达坩埚，将金属加热、蒸发。首先沉积一层纯钛的底层，以提高涂层和基体的结合力。

将偏压降至 $50 \sim 100 \text{V}$ ，通入氮气。沉积氮化钛涂层时的真空度一般为 $(3 \sim 8) \times 10^{-1}$

Pa, 获得致密的氮化钛等化合物涂层。沉积时间 20~40min, 由沉积厚度决定。达到预定沉积时间后, 关闭弧电源、偏压电源、工件转架、氩气、氮气。

597. 热丝阴极离子镀技术

热丝阴极离子镀技术和空心阴极离子镀技术一样, 属于热电子弧光放电类型离子镀技术。在真空室顶上安装热丝弧枪, 热丝阴极枪中安装钨丝, 接弧电源负极。真空室底部安装水冷坩埚接电源正极, 内装金属锭。坩埚周围安装水冷辅助阳极。工件接偏压电源。氩气由热丝阴极枪引入, 反应气由真空室引入。真空室外围安装上下两个大的电磁线圈。图 7-55 为热丝阴极离子镀膜机结构示意图。

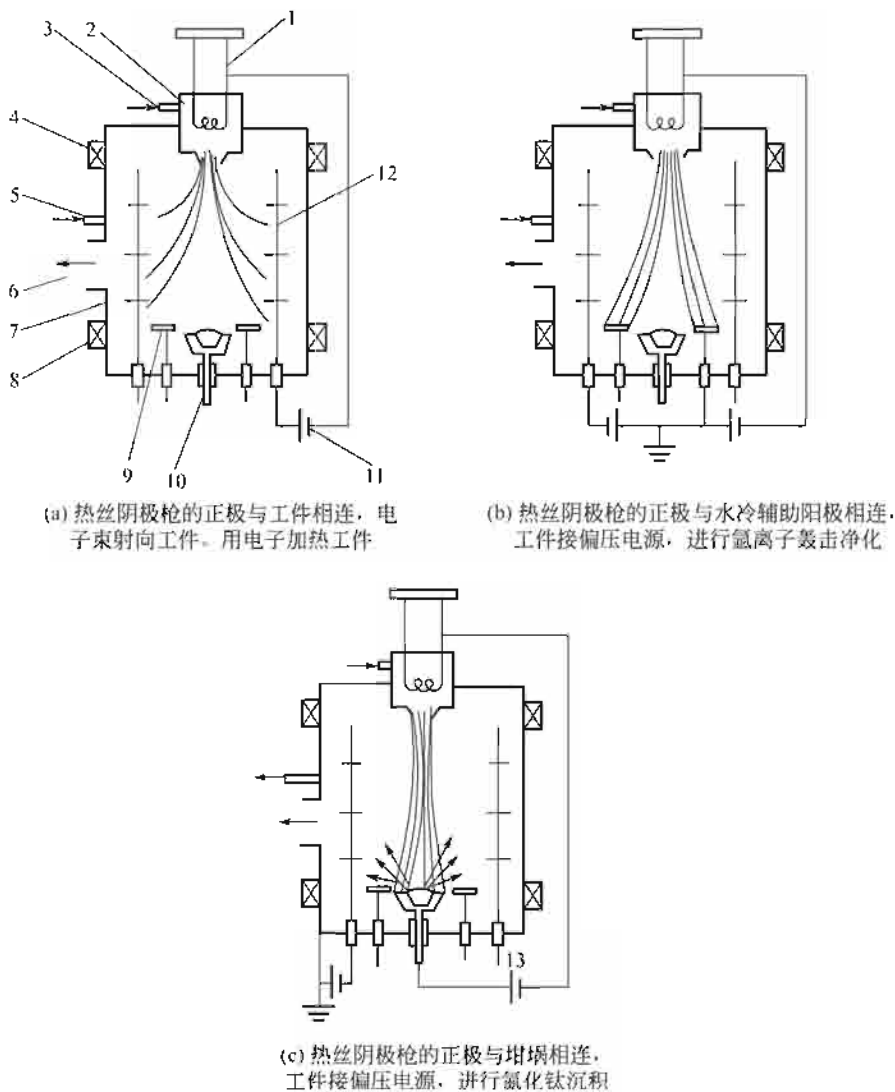


图 7-55 热丝阴极离子镀膜机结构示意图

1—钨丝; 2—热丝阴极枪; 3—氩气进气孔; 4—上电磁线圈; 5—反应气进气孔;
6—真空系统; 7—真空室; 8—下电磁线圈; 9—辅助阳极; 10—坩埚和
金属锭; 11—弧电源; 12—工件; 13—偏压电源

热丝阴极离子镀技术工艺过程如下。

① 电子轰击加热。工件经清洗入炉后抽真空。当真空度达到 $6 \times 10^{-3} \text{Pa}$ 后, 进行电子轰击加热。从热丝弧枪室通入氩气, 真空度调至 $3 \times 10^{-1} \text{Pa}$, 钨丝预加热电流 150A, 接弧电源的负极。弧电源的正极和工件转架连接。开启工件转动机构。外围电磁线圈电流 20A。开启弧电源后热丝阴极枪产生的热电子流射向工件, 工件被电子流加热。加热 30~50min 后关闭弧电源。

② 氩离子轰击净化。加热完毕, 将真空度调至 $2 \times 10^{-1} \text{Pa}$, 转换弧电源的正极与水冷辅助阳极连接。将弧电流调至 100A, 钨丝加热电流保持 150A。偏压电源的负极与工件转架连接, 电压 120V。外围电磁线圈的电流 10A。这时大量的热电子流射向水冷辅助阳极, 在热丝阴极枪和辅助阳极之间形成很亮的弧柱, 沉积室内产生了大量的等离子体。接通偏压电源后, 氩离子在负偏压电场的作用下, 对工件进行轰击清洗。一般轰击清洗 10~20min 后关闭弧电源转入镀膜阶段。

③ 沉积氮化钛超硬涂层。轰击清洗完毕, 将真空度调至 $1.8 \times 10^{-1} \text{Pa}$, 转换弧电源正极接水冷坩埚, 缓慢增加外围电磁线圈电流至 30A。工件偏压 100V, 钨丝加热电流保持 150A 缓慢增加弧电流至 200A。同时通入氮气, 真空度调至 $2.3 \times 10^{-1} \text{Pa}$, 弧电流增至 200A, 沉积氮化钛硬质涂层。一般沉积 90min。最后关闭弧电源、钨丝加热电源、偏压电源、工件转架、氩气、氮气。

598. 电弧离子镀技术

电弧离子镀技术属于冷场致弧光放电。电弧离子镀技术工艺过程如下。

① 烘烤加热工件及氩离子轰击净化。工件经清洗入炉后抽真空。当真空度达到 $6 \times 10^{-3} \text{Pa}$ 后, 开启烘烤加热电源, 对工件进行加热。达到一定温度后, 通入氩气, 真空度降至 $2 \sim 3 \text{Pa}$, 接通工件偏压电源, 电压调至 800~1000V。此时产生辉光放电, 获得氩离子。氩离子在负偏压电场的作用下, 对工件进行轰击净化。轰击时间 10~20min。

② 沉积钛底层。真空度调至 $3 \times 10^{-1} \text{Pa}$, 工作偏压调至 500V。逐个引燃阴极弧源产生冷场致弧光放电。此时从阴极弧源表面发射出钛原子和钛离子。在工件负偏压的作用下沉积到工件上形成钛底层, 以提高硬质涂层的附着力。钛金属放电时, 真空室内的等离子体的光为蔚蓝色。

③ 沉积氮化钛等化合物涂层。真空度调整到 $(3 \sim 5) \times 10^{-1} \text{Pa}$, 工作偏压调至 100~200V, 通入氮气后沉积氮化钛, 此时真空室内的等离子体的光为樱红色。调整所通入的氩气和氮气比例, 可以适当调整涂层的色泽。还可以通入 C_2H_2 、 O_2 等, 可以获得 TiC 、 TiO_2 等, 沉积室内的辉光相应地变为其他色泽。

599. 磁控溅射技术

磁控溅射技术属于辉光放电领域。涂层粒子来源于氩离子对阴极靶材产生的阴极溅射作用。氩离子将靶材溅射下来后, 沉积到工件上形成所需涂层。磁控溅射技术沉积氮化钛工艺过程如下。

① 烘烤加热工件及氩离子轰击净化。工件经清洗入炉后抽真空。当真空度达到 $6 \times 10^{-3} \text{Pa}$ 后, 开启烘烤加热电源, 对工件进行加热。达到一定温度后, 通入氩气, 真空度降

至 2~3Pa, 接通工件偏压电源, 电压调至 500~1000V。此时产生辉光放电, 获得氩离子。氩离子在负偏压电场的作用下, 对工件进行轰击净化。轰击时间 10~20min。

② 沉积钛底层。将工件偏压降至 500V 左右, 真空度调至 $(3\sim5)\times 10^{-1}\text{Pa}$ 。开启磁控溅射靶电源, 表面产生辉光放电高密度的氩离子流从靶面溅射出钛原子, 首先沉积钛底层。

③ 沉积氮化钛硬质涂层。通入氮气, 真空度仍然在 $(3\sim5)\times 10^{-1}\text{Pa}$ 范围。由于平衡磁控溅射的金属离化率只有 5%~10%, 金属的活性比较低, 获得氮化钛等化合物涂层的工艺范围(配氮量)比较窄。与弧光放电相比, 欲获得优质氮化钛涂层时, 必须严格控制钛的溅射量和氩-氮比。而且工件与靶面的距离不能超过 100mm。否则沉积速率很低, 色泽不好控制。

600. 化学气相沉积复合超硬涂层技术

采用 HT-CVD、MT-CVD、PCVD 技术除了沉积单层 TiN 等涂层以外, 很早就用于沉积复合涂层了。沉积包含 TiC、TiCN、TiN 的七层涂层和包含 TiC、TiCN、TiN 和 Al_2O_3 多层复合涂层, 硬度比单层 TiN 的硬度高得多。近期采用 PCVD 沉积 TiN-TiAlN 和纳米级 nc-TN/ α - Si_3N_4 多层超硬涂层, 硬度高达 5000~6350HV, 摩擦系数低, 只有 0.07, 耐腐蚀性强, 涂层和基体的结合力高达 115N, 是提高工模具使用寿命很有发展前途的新型复合超硬涂层材料。

采用化学气相沉积和等离子体化学气相沉积技术来沉积复合超硬涂层的操作比较简单。只需要向沉积室交替通入沉积复合超硬涂层所需的气态反应源物质, 便可以得到所欲沉积的复合涂层。

601. 物理气相沉积复合超硬涂层技术

在物理气相沉积中, 由于电弧离子镀的金属离化率高、容易进行反应沉积, 沉积速率高, 是沉积复合涂层的主要技术之一。但涂层组织中有较大的熔滴, 难于沉积较均匀涂层。磁控溅射的沉积速率比电弧离子镀小, 金属离化率低, 沉积化合物涂层的难度较大, 但涂层组织细密, 可以将超晶格的周期调制得更小, 从而获得纳米级的复合超硬涂层。加之中频脉冲电源的出现, 可以在复合涂层中加上 C_3N_4 、DCL 等高电阻涂层。因此, 非平衡磁控溅射匹配中频脉冲电源可以获得反应充分、涂层组织细密、层间结构达到纳米级间隔、包含 SiO_2 、 Al_2O_3 、AlN 等绝缘层的多层复合超硬涂层。

参 考 文 献

- [1] 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] 戴中兴, 杨紫霞. T8A 钢薄层硬化. 金属热处理, 1994, (12): 35-35.
- [3] 王宝霞. 真空热处理新技术. 国外金属热处理, 1990, 11 (3): 3-11.
- [4] 马菊仙, 毛树楷, 王乃千, 杨爱柏. 石墨流态炉中的热处理及节能效果. 金属热处理, 1994, (8): 7-8.
- [5] 高守义, 邹壮辉. 中高碳钢超声淬火的研究. 金属热处理学报, 1993, 14 (2): 44-48.
- [6] 余立林, 冯小曾. 第二届年会论文集. 中国机械工程学会材料学会, 1990.
- [7] 江涌. 东北地区第四届城市热处理技术交流会论文选集. 哈尔滨: 哈尔滨热处理学会, 1991, 224.
- [8] 李志超. 东北地区第四届城市热处理技术交流会论文选集. 哈尔滨: 哈尔滨热处理学会, 1991, 259.
- [9] 夏期成. 3Cr2W8V 钢高温加热等温淬火的试验研究. 兵器材料科学与工程, 1992, 15 (1): 19-22.
- [10] 刘平, 康布熙, 李延祥, 王再友. 亚温等温淬火对球铁强韧性影响的研究. 金属热处理, 1993, (7): 19-22.
- [11] 夏期成. Cr12MoV 钢最佳奥氏体化复合冷却淬火. 兵器材料科学与工程, 1995, 18 (1): 41-44.
- [12] 樊爱民, 黄国钦, 章瀚, 杨怀得. 热处理对热模具钢热疲劳性能的影响. 兵器材料科学与工程, 1992, 15 (11): 31-36.
- [13] 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.
- [14] 成光裕. 用线性回归分析法预测 45 钢回火性能. 金属热处理, 1990, (7): 24-26.
- [15] 热处理手册编委会. 热处理手册. 第2卷. 第2版. 北京: 机械工业出版社, 1991.
- [16] 李良福编译. 修复热处理对钢工具使用时强化过程的作用机理. 国外金属热处理, 1995, 16 (4): 48-54.
- [17] 钟士红. 钢的回火工艺与回火方程. 北京: 机械工业出版社, 1993.
- [18] 王秀兰. 振动时效工艺的应用. 金属热处理, 1990, (5): 45-47.
- [19] 热处理手册编委会. 热处理手册. 第3卷. 第2版. 北京: 机械工业出版社, 1992.
- [20] 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.
- [21] 刘造群, 汪德贵. 小孔内径的高频埋水淬火工艺. 金属热处理, 1992, (7): 42-43.
- [22] 于家洪, 陈传忠, 宫秀伟, 王世清. W18Cr4V 高速钢激光相变强化的组织及性能. 金属热处理学报, 1994, 15 (1): 31-36.
- [23] 吴秋红, 陶增毅, 王爱华, 崔锬, 胡有利, 黄重尘. 铝合金激光表面强化工艺. 金属热处理, 1994, (10): 6-9.
- [24] 周显印译. 铸件表面的空气电子束重熔淬火. 国外金属热处理, 1990, 11 (5): 32-36.
- [25] 陈再良. 表面硬化的新能源——大功率弧光灯的应用. 金属热处理, 1994, (7): 36-37.
- [26] 王铀. 中国材料工程大典 (15). 北京: 化学工业出版社, 2006: 422-424.
- [27] 刘勇. 中国材料工程大典 (15). 北京: 化学工业出版社, 2006: 639-648.
- [28] 徐跃明. 中国材料工程大典 (15). 北京: 化学工业出版社, 2006: 655-657.
- [29] 北京机电研究所. 先进热处理制造技术. 北京: 机械工业出版社, 2002: 319.
- [30] 雷廷权等. 金属热处理工艺方法 500 种. 北京: 机械工业出版社, 1997.

欢迎订购冶金与金属类图书

书 号	书 名	定 价
热 处 理		
	热处理工艺方法 600 种	
	热处理操作简明手册	
00448	金属热处理 300 问	28
6499	钢铁热处理实用技术	20
	热处理工艺规范数据手册	
00121	汽车关键零件热处理技术	38
01145	热处理常见缺陷分析与对策	25
01138	钢铁热处理基础	18
8661	钢铁零件制造与热处理 100 例	28
7752	表面淬火技术	22
8274	化学热处理技术	35
冶 金		
9930	钢铁冶金 600 问	28
	冶金加热炉设计与实例	
	转炉炼钢生产技术	
	轧钢生产问答	
4183	有色金属——冶金、材料、再生与环保	70
	有色金属冶金 1200 问	
7659	镁冶炼与镁合金熔炼技术	35
7658	有色金属熔炼与铸锭	35
9677	铜冶炼工艺	22
8492	铜冶炼技术(引进版)	35
9541	铜回收、再生与加工技术	48
	耐火材料工艺学	
	采矿概论	
	矿井通风及其系统稳定性	
金 属 材 料		
01270	新编中外金属材料手册	198
00195	常用金属材料手册	38
00968	实用金属材料速查速算手册	16
8437	实用轻金属材料手册	38
	材料化学	

续表

书号	书名	定价
7183	固体物理导论(原著第八版)	58
9198	金属材料先进制备技术	35
6641	材料表面强化技术	55
9936	材料成形检测技术	29
9869	金属材料及其成形性能	28
9563	粉体材料成形设备与模具设计	39
00677	石化装置寿命预测与失效分析工程实例	48
9549	耐热镁合金	75
6408	钛与钛合金	58
6987	变形镁合金	50
9551	块体非晶合金	48
8929	金属强韧化原理与应用	35
00362	铜合金及其应用	48
01186	先进汽车用钢	68
9746	钢铁制品表面着色技术	28
8174	高氮钢和不锈钢—生产、性能与应用	32
9126	特殊钢缺陷分析与对策	28
8198	一维铜锌铝纳米复合材料	29
其 他		
8577	铝加工生产技术 500 问	45
	不锈钢焊接与质量控制	
6976	表面熔融凝固强化技术——热喷涂与堆焊技术	35
8105	金属材料焊接基础	38
7689	金属爆炸复合与物理冶金	35
7055	水溶液沉积技术	20

订书电话：010-64519685；010-64518800。

也可通过当当网或卓越网购买。

邮购地址：北京市东城区青年湖南街 13 号化学工业出版社邮购科（100011）

详情及相关图书信息请浏览：<http://www.cip.com.cn>

注：如有写书意愿，欢迎与我社联系：

010-64519279 Email: dsl@cip.com.cn