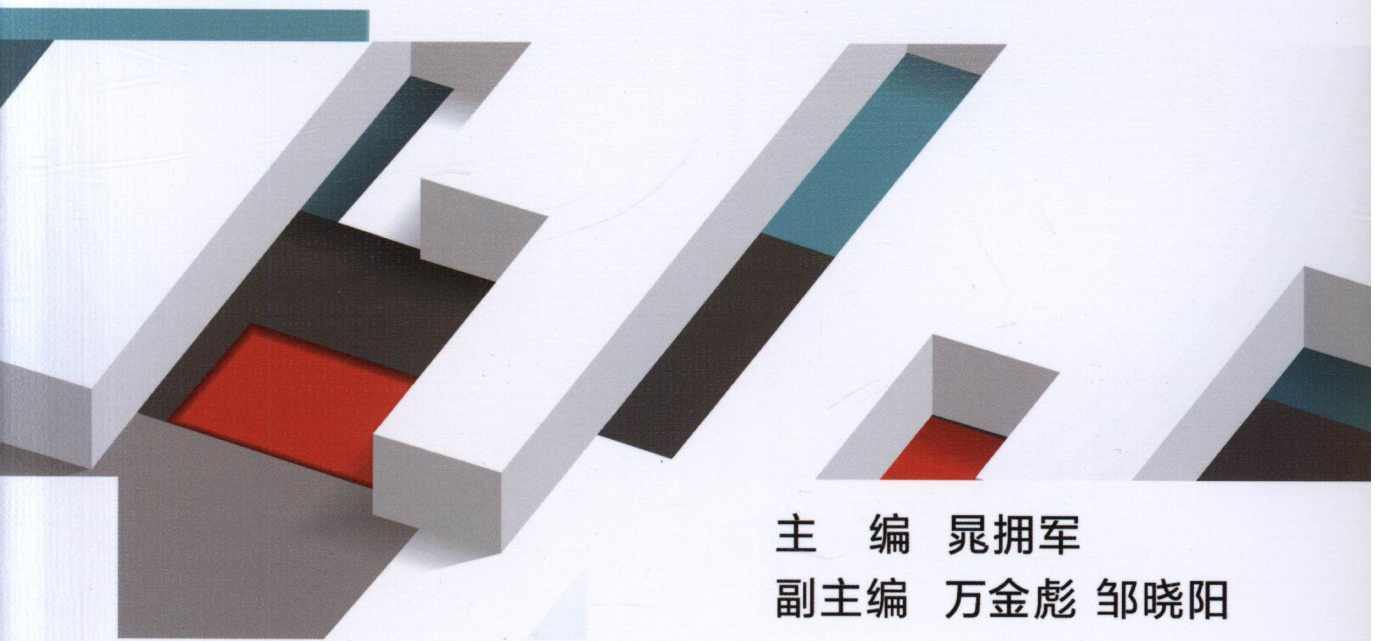





模具材料 及表面强化技术



主 编 晁拥军

副主编 万金彪 邹晓阳



 机械工业出版社
CHINA MACHINE PRESS



模具材料及表面强化技术

主 编 晁拥军

副主编 万金彪 邹晓阳



机械工业出版社

本书重点介绍了模具材料的性能、模具材料的应用、模具钢锻造、模具热处理及模具表面强化处理基础知识、强韧化处理、先进模具材料及热处理技术。本书注重理论与实践相结合,力求缩小教学与实践的距离,旨在解决影响模具使用寿命的选材和处理工艺问题。作者以一种全新教学模式讲解模具材料及表面强化技术,使学生掌握快、理解深、会应用、能解决实际问题,为毕业后能迅速适应工作岗位打好基础。

本书可供高职高专院校模具设计与制造、材料加工等专业学生使用,也适用于中等职业技术学校模具专业学生,同时还可供在职模具技术人员自学和技术工人的培训使用。

图书在版编目(CIP)数据

模具材料及表面强化技术/晁拥军主编. —北京:机械工业出版社, 2014. 9

ISBN 978-7-111-47684-9

I. ①模… II. ①晁… III. ①模具—工程材料②模具—金属表面处理
IV. ①TG76

中国版本图书馆 CIP 数据核字(2014)第 188793 号

机械工业出版社(北京市百万庄大街 22 号 邮政编码 100037)

策划编辑:孔 劲 责任编辑:孔 劲

版式设计:赵颖喆 责任校对:樊钟英

封面设计:马精明 责任印刷:李 洋

北京玥实印刷有限公司印刷厂印刷

2014 年 11 月第 1 版第 1 次印刷

184mm×260mm·15 印张·362 千字

0001—3000 册

标准书号:ISBN 978-7-111-47684-9

定价:35.00 元

凡购本书,如有缺页、倒页、脱页,由本社发行部调换

电话服务

网络服务

社服务中心:(010)88361066 教材网:<http://www.cmpedu.com>

销售一部:(010)68326294 机工官网:<http://www.cmpbook.com>

销售二部:(010)88379649 机工官博:<http://weibo.com/cmp1952>

读者购书热线:(010)88379203 封面无防伪标均为盗版

策划编辑电话:(010)88379772

前 言

模具是机械、冶金、电子、轻工、国防等工业部门的重要工艺装备,是保证高效率生产、高产品质量和降低生产成本的重要手段。目前,机械工业约 70% 的零件采用模具成形,一般合金工具钢中模具用钢约占 70% ~ 80%。随着工业技术的迅速发展,广泛采用新的高精度、高效率的模具成形工艺,尤其是冷作模具钢和热作模具钢是在非常苛刻的条件下工作,因此要求工模具材料具有高的强度、高的硬度、冲击韧性、淬透性和好的热稳定性和抗冷热疲劳性能等,即要求具有良好的综合力学性能。

模具材料品种繁多,模具热处理工艺要求高,金相组织要求也很严格,因选材或热处理工艺不当,特别是对整体强化、表面处理、强韧化处理等方法不能很好运用,将导致金相组织不佳,使模具过早失效。因而模具专业的学生以及模具的设计者、生产者及使用者迫切需要一种形成体系、注重理论联系实际、能够系统阐述模具的使用条件、材料选择、毛坯成形及常规热处理、通过表面强化特别是强韧化处理解决模具早期失效的指导性书籍。

本书从发掘材料的性能潜力出发,从表面强化、整体强韧化及复合热处理综合运用角度入手,深入探讨解决模具早期失效的有效途径,理论联系实际,简明扼要,图文并茂,实用性强。全书共分 6 个模块,包括影响工模具寿命的基本因素及毛坯处理、冷作模具钢、热作模具钢、塑料模具钢、模具表面强化处理、模具材料的强韧化处理。为了更好地保证内容的完整性、科学性、实用性,编者在编写过程中参阅了很多有关教材、著作和文献资料,从模具材料使用和加工工艺方面的生产实际需求出发,结合专业课程需要,进行了合理选择和编写。本书采用模块式、任务驱动型教学方式,在整合重组传统的“模具材料及表面处理”课程的基础上,增加强韧化处理部分内容,力求能够解决模具使用寿命问题,缩小教学与实践的距离,适应高职教育教改特点和发展方向。

本书为作者多年从事材料热处理工作和从事专业理论教学中的思考与实践,编写的过程中还得到了刘少光、赵昌盛、尤永龙、黄言态、刘长江等专家、老师的大力支持,同时参考了大量的有关文献资料、图表等,在此一并致以衷心地感谢。由于作者水平有限,书中不足之处在所难免,敬请广大读者批评指正。

晁拥军

于温州职业技术学院

目 录

前言

模块1 影响模具寿命的基本因素

及毛坯处理 1

任务 1.1 模具设计对使用寿命的影响 1

知识点 1.1.1 结构影响 2

知识点 1.1.2 应力集中的影响 3

任务 1.2 模具制造质量对模具寿命的影响 ... 4

知识点 1.2.1 模具锻造与热处理的影响 5

知识点 1.2.2 模具冷加工质量的影响 8

知识点 1.2.3 模具材料的影响 9

知识点 1.2.4 模具使用条件的影响 12

任务 1.3 常用模具的失效形式 13

知识点 1.3.1 冷作模具失效特征 13

知识点 1.3.2 热作模具失效特征 15

任务 1.4 模具毛坯的锻造及软化处理 20

知识点 1.4.1 模具毛坯的锻造 20

知识点 1.4.2 模具冷压毛坯的软化处理 26

复习思考题 28

模块2 冷作模具钢 29

任务 2.1 非合金（碳素）工具钢 30

任务 2.2 低合金工模具钢 34

知识点 2.2.1 CrWMn 钢 34

知识点 2.2.2 GCr15 钢 35

知识点 2.2.3 9Mn2V 钢 37

知识点 2.2.4 9SiCr 钢 38

知识点 2.2.5 60Si2Mn 钢 39

知识点 2.2.6 7CrSiMnMoV 钢 40

知识点 2.2.7 6CrNiMnSiMoV（GD）钢 ... 42

任务 2.3 高碳高铬型微变形冷作模具钢 ... 44

知识点 2.3.1 Cr12 钢 44

知识点 2.3.2 Cr12MoV 钢 46

知识点 2.3.3 Cr12Mo1V1 钢 47

任务 2.4 高速工具钢 49

任务 2.5 基体钢 52

知识点 2.5.1 6Cr4W3Mo2VNB（65Nb）钢 52

知识点 2.5.2 7Cr7Mo3V2Si（LD）钢 54

知识点 2.5.3 5Cr4Mo3SiMnVA1（012Al）钢 56

复习思考题 58

模块3 热作模具钢 59

任务 3.1 低耐热热作模具钢 61

知识点 3.1.1 5CrNiMo 钢 62

知识点 3.1.2 5CrMnMo 钢 64

知识点 3.1.3 4CrMnSiMoV 钢 65

知识点 3.1.4 5Cr2NiMoVSi 钢 66

知识点 3.1.5 8Cr3 钢 66

任务 3.2 中耐热热作模具钢 67

知识点 3.2.1 4Cr5MoSiV（代号 H11）钢 68

知识点 3.2.2 4Cr5MoSiV1（代号 H13）钢 69

知识点 3.2.3 4Cr5W2VSi（代号 W2）钢 70

任务 3.3 高耐热热作模具钢 71

知识点 3.3.1 3Cr2W8V（代号 H21）钢 ... 72

知识点 3.3.2 5Cr4W5Mo2V（代号 RM2）钢 73

知识点 3.3.3 4Cr3Mo2MnVNbB（HD）钢 74

知识点 3.3.4 6Cr4Mo3N12WV（代号 CG-2）钢 75

知识点 3.3.5 4Cr3Mo3W4VNb（代号 GR）钢 77

知识点 3.3.6 3Cr3Mo3W2V（HM1）钢 ... 78

知识点 3.3.7 3Cr3Mo3VNb（HM3）钢 ... 79

知识点 3.3.8 4Cr3Mo2MnVB（ER8）钢 81

复习思考题 83

模块4 塑料模具用钢 85

任务 4.1 非合金塑料模具钢 89

任务 4.2 预硬型塑料模具钢 91

知识点 4.2.1 SM3Cr2Mo（P20）系列 ... 91

任务 4.3 易切削预硬型塑料模具钢	92	知识点 5.3.3 离子注入表面强化	154
知识点 4.3.1 5CrNiMnMoVSCa	93	任务 5.4 气相沉积技术	156
知识点 4.3.2 8Cr2MnWMoVS	94	知识点 5.4.1 物理气相沉积 (PVD) ...	156
任务 4.4 时效硬化型塑料模具钢	96	知识点 5.4.2 化学气相沉积 (CVD) ...	163
知识点 4.4.1 SM2CrNi3MoAl1S (SM2)	96	知识点 5.4.3 气相沉积的应用	167
知识点 4.4.2 SM1Ni3MnCuAl (PMS) ...	97	任务 5.5 热喷涂与热喷焊技术	171
知识点 4.4.3 18Ni 型马氏体时效钢	99	知识点 5.5.1 火焰喷涂	172
任务 4.5 渗碳、淬硬型塑料模具钢	100	知识点 5.5.2 粉末火焰喷焊	176
知识点 4.5.1 SM1CrNi3	101	任务 5.6 电火花表面强化和堆焊	178
知识点 4.5.2 0Cr4NiMoV (LJ) 钢	102	知识点 5.6.1 电火花表面强化	178
知识点 4.5.3 淬硬型塑料模具钢 (SM4Cr5MoSiV、SM4Cr5MoSiV1、 SMCr12Mo1V1)	103	知识点 5.6.2 堆焊	182
任务 4.6 耐腐蚀型塑料模具钢	103	复习思考题	190
知识点 4.6.1 SM2Cr13、SM4Cr13	104	模块 6 模具材料的强韧化处理	191
知识点 4.6.2 SM3Cr17Mo	104	任务 6.1 钢中奥氏体晶粒及自由碳化 物相的超细化处理	192
知识点 4.6.3 0Cr16Ni4Cu3Nb (PCR) 钢	105	知识点 6.1.1 高温快速加热淬火	192
任务 4.7 塑料模具零件的加工路线及 热处理	106	知识点 6.1.2 奥氏体逆相变循环加热 ...	193
知识点 4.7.1 热处理基本要求	106	知识点 6.1.3 两相区交替循环加热	194
知识点 4.7.2 塑料模具的制造工艺 路线	107	知识点 6.1.4 深冷处理	194
知识点 4.7.3 塑料模具的热处理	107	任务 6.2 利用混合组织的性能	195
复习思考题	108	知识点 6.2.1 残留奥氏体加马氏体 (回火马氏体) 组织	195
模块 5 模具表面强化处理	109	知识点 6.2.2 铁素体加马氏体组织	196
任务 5.1 化学热处理	110	知识点 6.2.3 马氏体加贝氏体组织	198
知识点 5.1.1 化学热处理的基本过程 ...	110	任务 6.3 控制马氏体、贝氏体形态的 淬火	199
知识点 5.1.2 化学热处理的分类及 基本性能	111	知识点 6.3.1 等温淬火	199
知识点 5.1.3 渗碳	113	知识点 6.3.2 低碳马氏体组织的应用 ...	201
知识点 5.1.4 碳氮共渗	119	任务 6.4 真空热处理	202
知识点 5.1.5 渗氮	121	任务 6.5 复合热处理技术	203
知识点 5.1.6 氮碳共渗	126	知识点 6.5.1 表面合金化 + 淬火	204
知识点 5.1.7 硫氮共渗	130	知识点 6.5.2 表面硬化 + 回火温度下的 表面化学热处理	205
知识点 5.1.8 渗硼	131	知识点 6.5.3 形变热处理	206
知识点 5.1.9 渗金属	136	任务 6.6 控制冷却的方法	209
任务 5.2 表面淬火	142	知识点 6.6.1 预冷淬火	210
知识点 5.2.1 感应淬火	143	知识点 6.6.2 双介质冷却淬火	210
知识点 5.2.2 火焰淬火	145	知识点 6.6.3 可控延时淬火 (CDQ) 方法	212
任务 5.3 高能量密度表面强化	147	知识点 6.6.4 控时浸淬 (ITQ) 技术 ...	213
知识点 5.3.1 激光加热表面强化	147	知识点 6.6.5 增强淬火方法 (IQM) ...	213
知识点 5.3.2 电子束加热表面处理	152	复习思考题	214
		附录	215
		参考文献	231

模块 1

影响模具寿命的基本因素及毛坯处理

【知识目标】

- * 影响模具寿命的基本因素。
- * 模具的失效形式。
- * 模具毛坯的锻造。

【能力目标】

- * 了解模具的主要失效形式及影响模具寿命的基本因素，能够初步分析模具失效的原因。
- * 初步掌握模具材料、锻造、热处理及机械加工特点，能根据模具的工作条件从设计、制造及使用等方面采取措施，提高模具寿命。
- * 了解模具冷压毛坯的软化处理。

模具是工业生产中不可缺少的重要工艺装备，是降低成本、提高产品质量和适应规模生产的基础和保证。在机电工业中，70%以上的零件采用模具加工；塑料、陶瓷和建材等制品大部分也采用模具成型。所以，国外把模具工业称为“工业发展的基础”、“促进繁荣的动力”，我们称为“百业之母”。但是随着工业技术的发展，模具的工作条件日益苛刻，模具的使用寿命严重地影响着工业生产的发展，因而提高模具的使用寿命受到了广泛的重视和研究；因此，模具制造的相关技术得到了深入研究、广泛应用和迅速发展。通过分析和研究模具使用中失效的原因，然后才能采取相应的有效措施来提高模具的使用寿命，取得良好的经济效益。

影响模具使用寿命的因素很多，包括设计、加工制造、材料的选择、热处理工艺、使用和维护等，对任何一个环节安排不当，都可能严重影响模具的寿命。模具的工作寿命，主要决定于模具在工作时承受的热—机械载荷水平和模具本身的承载能力。

影响模具承载能力的因素很多，除压力加工工艺外，还决定于模具设计、模具材料、模具的冷加工、模具的热加工、模具的工作条件这五个方面的多种因素。

任务 1.1 模具设计对使用寿命的影响

模具的结构对于模具的承载能力和承载水平都有着明显的影响。合理的结构有助于增强模具承载能力，减轻模具承受的热—机械载荷水平，防止冲头与凹模之间的啃伤。

模具设计不仅要结构合理，还应根据模具服役条件和受力状态选择合适的材料，设计合理的热加工工艺，以取得所期望的硬度值。此外，还要对钢材纤维的取向、模具几何形状变化、圆角曲率半径的大小等作周全的考虑，以防止热处理和服役过程中产生裂纹、断裂、塌陷和变形等早期失效。

知识点 1.1.1 结构影响

1. 壁厚设计不合理

图 1-1 所示为开裂的热锻模示意图, 模具材料为 5CrNiMo 钢, 硬度为 50 ~ 52HRC, 由于模腔边缘倾角处曲率半径太小 (R 为 0.5mm), 模壁厚度与型腔深度也不相适应, 模壁强度显得不足, 在倾角处形成应力集中, 在反复应力作用下形成裂纹, 导致模具失效, 仅锻造 200 余件坯件就出现粗大裂纹而失效。采用镶拼的方法或使型腔壁厚为型腔深度的 1.5 倍可以解决早期破裂的问题。

国内外许多试验结果表明, 采用传统间隙的模具, 刃口磨损快、寿命短。适当加大间隙 (由料厚的 7% 加大到 15%), 模具寿命显著增加, 如图 1-2 所示。

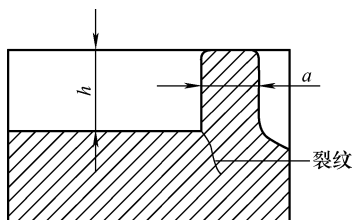


图 1-1 模腔深度与壁厚示意图

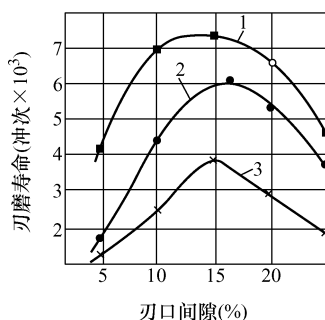


图 1-2 刃口间隙对冲压模寿命的影响

2. 导向结构的影响

可靠的导向结构, 对于避免冲头与凹模间互相啃伤, 极为有效。对于无间隙或小间隙的大中型多型腔冲裁模更为重要。

例如用 T10 工具钢制作的冲裁模, 工作硬度为 55 ~ 59HRC, 在 2mm 厚的 08 钢板上冲裁 M3 螺母, 若无导向结构, 当条料冲至末端时, 常发生冲头冲半孔, 对冲头附加弯曲载荷, 导致发生啃伤和冲头早期折断, 寿命极不稳定。为了防止凹模被啃伤, 曾降低冲头的硬度, 但这样会降低冲头的耐磨性。增加导向板后, 冲头悬臂部分的长度, 由 35mm 缩短到 9mm, 提高了冲头的刚性和引导精度, 从而减轻了啃伤和早期折断现象, 如无导向板的冲头平均寿命为 780 件, 而加导向板的冲头寿命为 38500 件, 使模具寿命大幅度提高。

3. 降低实际承载的影响

对于在接近极限载荷的条件下服役的模具, 降低模具在使用过程中承受的载荷, 避免局部过载, 也是提高模具寿命的重要途径。

在冷锻、冷挤压模的底部无排气孔, 由于残留空气的影响, 使工件棱角、顶端成型不良。如载荷过大, 还可能使模具胀裂。设置排气孔后, 避免了残留空气的影响, 减少了冲压力, 模具寿命可提高 10 ~ 20 倍, 且保证工件成形饱满、棱角清晰, 如图 1-3 所示。对定行程锻压设备 (机械压力机) 使用的模具, 要考

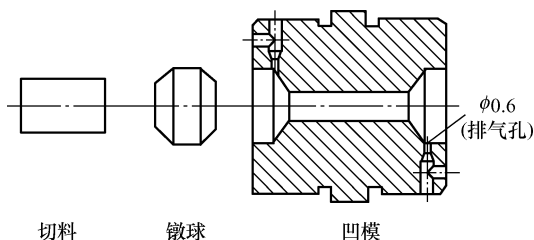


图 1-3 冷锻六角螺母压球模排气孔设置

虑到毛坯可能超重导致过载,因而对闭式挤压模,应当为多余的毛坯料留出飞边空间。

六角螺栓冷镦冲头承受的压应力大于 1960MPa,冲击频率为每分钟 60 次。按原设计图纸加工,冲头根部的应力集中无法避免,使模具处于极限承载状态服役。改进了冲头的形状及尺寸,大大改善了应力状态,结果使冲头的工作应力降低了 20 倍,寿命延长了 9 倍。

模锻锤、高速锻锤主要依靠冲击能使毛坯成形。当工件成形后,还有剩余的冲击能,如果没有足够大的承击面承受和吸收,模具型腔可能因为过载而发生变形或开裂。高速锤锻模由于强烈的冲击载荷而容易发生早期断裂失效。如适当加大模具的承击面,可显著减少早期断裂失效。

图 1-4 所示的热挤压镍-铜-锌合金棒料 3Cr2W8V 钢制垫块,其棱角部分软化变形而早期失效。主要是尖角处应力集中及导热不良引起的,在设计热作模的型腔时,应尽量设法防止局部过热。将棱角改为 $R = 20\text{mm}$ 的圆角后,使用寿命由 95 次上升到 195 次,提高了一倍多。

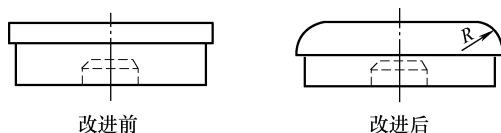


图 1-4 热挤压垫块棱角改圆角

图 1-5 所示为反挤压凸模的几种结构形式,采用图 1-5a、图 1-5b 所示结构时比采用图 1-5c 结构的单位挤压力下降 20%, 模具寿命显著提高,但其顶部斜角也不宜过大,否则易因偏载而导致模具弯曲折断。

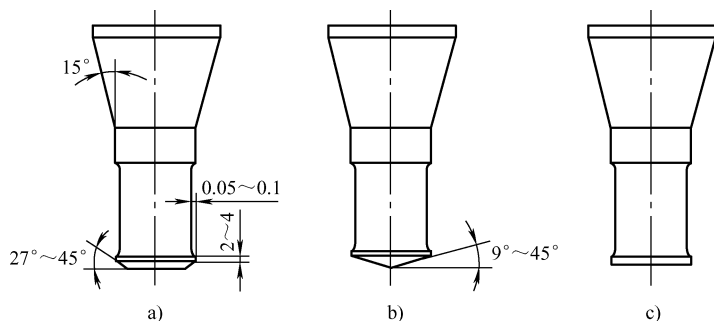


图 1-5 反挤压凸模的几种结构对寿命的影响

知识点 1.1.2 应力集中的影响

模具的截面尺寸变化处,最容易因应力集中而开裂导致早期破坏。因为模具钢在大多数情况下,需要在高强度状态承受载荷,必然对应力集中十分敏感,所以合理安排工模具截面尺寸,对模具的寿命影响颇大。例如,模腔圆角曲率半径的大小导致裂纹的形成,裂纹在反复应力作用下迅速扩展,导致模具开裂,降低模具使用寿命。

模腔大多含有过渡圆角,合理的过渡圆角 R 对模具寿命影响很大。图 1-6 所示为冷挤压凹模的金属入口处的形状和内径圆角 R 对模具寿命的影响。由图可见增大圆角半径 R ,可提高模具寿命。热锻模的圆角半径同样对模具寿命影响很大,如模腔外圆角半径 R 由 1mm 增大到 5mm 时,最大比较应力可减少近 40%,显著地提高模具寿命。热锻模的内圆角半径也要合理选择,过小易使模锻工作条件恶化,锻模易于磨损。根据经验,内圆角半径值可按 $r = (2 \sim 3.5) R$ 选取 (R 为外圆角半径) 较为合适。

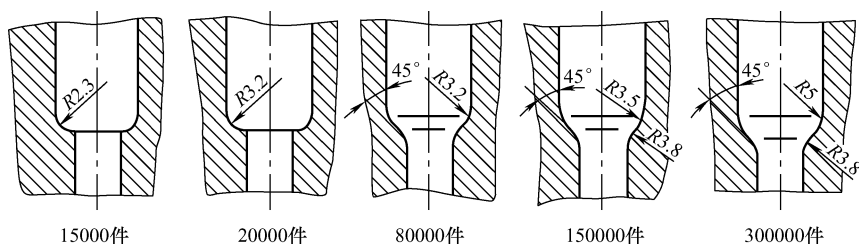


图 1-6 冷挤凹模的金属入口处的形状和内径圆角对寿命的影响

在使用中易于断裂而又无法消除应力集中因素的模具，可预先分割，采用组合或镶块结构。这是克服成型凹模早期断裂失效的一项重要措施。图 1-7 所示的冷挤压顶杆，用 Cr12MoV 钢制作，原寿命仅为 1 千~2 千次，改为组合结构后，消除了应力集中因素，平均寿命提高到 15700 次，最高达到 28300 次。

受力大冲击力高的模具，如冷挤、冷锻、热锻等模具，采用整体式结构时，由于模具表面拉应力的存在，易引起模具局部或整体的开裂现象。如塔形锻造凹模，采用组合式模腔，有效降低了模具表面的拉应力，就可避免开裂现象。图 1-8a 所示为高速工具钢制的 M12 螺栓整体式的冷墩凹模，整体式易出现早期胀裂现象，其寿命约 1 万件。改为图 1-8b 所示的预应力组合式的，由于有效降低了模具受力时的应力梯度，避免了尖角处的应力集中，其寿命达到 6 万件。

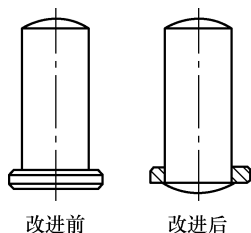


图 1-7 冷挤压顶杆结构改进示意图

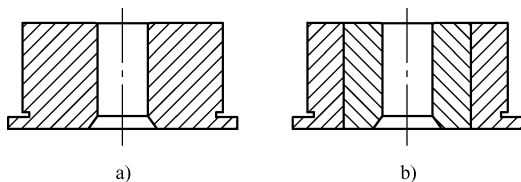


图 1-8 冷墩凹模结构改进示意图

整体式高速锤凸模截面尺寸变化甚大，工作寿命极短。后改为组合结构，大大减弱了应力集中，寿命大幅度提高。整体结构条件的中厚板弯曲凹模，其 V 形槽底部经常由于应力集中而胀裂。后改为对开组合结构，配以通用模架，即可正常服役而不发生早期胀裂失效。

预应力结构可提高冷挤、冷锻凹模的承载能力，充分发挥高耐磨材料的潜力。特别是使用硬质合金制作的模具，如不采用预应力结构，容易发生早期胀裂失效。预应力镶套径向强化可克服径向胀裂，小锥度轴向加压强化既可增强径向断裂抗力又可克服脱底开裂。如用 W6Mo5Cr4V2 钢制作的整体式凹模，寿命仅为 1000~1500 件，当采用镶套式结构后，寿命大幅度提高到 50000~70000 件。

任务 1.2 模具制造质量对模具寿命的影响

模具制造过程的毛坯锻造、预处理、淬火硬化及表面强化等热加工工序，对模具的性能和使用寿命有很大的影响。从模具制造工艺和模具寿命的关系出发，对热加工工艺的要求

为：通过合理安排锻造工艺避免锻造裂纹；通过合理的预处理保证良好的切削性能及冷压加工所需的塑性；通过合理安排热处理工序及操作避免表面脱碳层、淬火裂纹及变形，保证较高的抗热疲劳能力及热强性，保证较高的抗压强度，保证较高的强韧性等。

模具在制造过程中，机械加工复杂，包括车、钳、刨、铣、钻、线切割、电火花、磨、冷压等工序，模具表面加工质量的好坏，对模具的耐磨性、抗咬合能力、断裂抗力等都有显著影响。加工中尺寸、精度、表面质量等稍有失误，就可能造成模具的工作条件发生变化，导致模具早期失效。

知识点 1.2.1 模具锻造与热处理的影响

1. 锻造工艺质量的影响

目前我国模块标准化程度很低，钢材规格也很少，除大、中型锤锻模块由钢厂直接供应外，用户需将所购进的圆钢改锻成所需的模具毛坯，一般外径为 $\phi 40 \sim 70\text{mm}$ 的模具毛坯大多用圆钢改锻而成。以使钢材达到模具毛坯的尺寸及规格，为后续加工做好准备。

在模具制造业中，锻坯的质量对淬火变形及开裂倾向、服役时的断裂抗力，都有明显的影响。模具使用的材料中，尤其是工作部分的材料，较多使用合金钢甚至高合金钢。高合金模具钢中，含有较多的共晶碳化物。在大、中截面钢材中，碳化物偏析严重，如不锻造而直接用于制造模具，易引起异常的淬火变形。在低合金模具钢中，也存在热锻压流线所引起的方向性效应，不合理的流线分布容易引起早期断裂失效。

锻造的另一个目的是改善模具钢的组织 and 性能，如使大块碳化物破碎，获得均匀分布状态；改善模具金属纤维的方向性，使流线合理分布；消除或减少冶金缺陷如焊合气孔、提高钢的致密度等。为了获得优质的锻坯，应选用足够能量的锻锤，以充分的变形量进行多向反复锻打，注意控制锻件流线和型面位置，以及锻后正确的冷却方法。

如冲压模材质为 Cr12，毛坯尺寸 $\phi 90\text{mm}$ ，共晶碳化物大于 5 级，由轧材直接车削加工，使用寿命仅数件至数十件，最高达 3000 件，均以崩刃、纵向开裂或碎裂而失效；后改用 $\phi 60\text{mm}$ 棒料，经锻粗锻制成 $\phi 90\text{mm}$ 坯料，共晶碳化物降为 3 ~ 4 级，分布也较均匀，制成模具后，使用寿命达 8000 件以上。规格为 M10 ~ M12 的搓丝板，如用 Cr12MoV 钢轧材直接切削加工而成，使用寿命不超过 6 万次；如对毛坯进行充分锻造后，其寿命将提高近一倍，达到 10 万次。

模具钢要有严格合理的锻造工艺。首先，加热温度不能过高，要防止过热和过烧。加热速度不能太快，加热要均匀，注意钢料在炉中的位置要适当，有时加热还要翻转棒料，以使其受热均匀。锻打时要轻重掌握适度，打击力过大，变形量太大，易产生裂纹。停锻后的冷却速度也很重要，冷却过快也易开裂。因此，如果锻造工艺不合理，不仅达不到改善模具钢质量和提高其性能的目的，甚至会造成锻造缺陷而恶化钢材质量。

2. 热处理工艺的影响

模具通过热处理从而获得所需的工艺性能和使用性能，保证在正常服役条件下能具有一定的使用寿命。但是，如果热处理工艺不合理或操作不当，将会产生明显缺陷，如变形、开裂或严重影响到模具钢的组织状态，引起模具早期失效，缩短模具寿命。模具热处理包括预备热处理，如球化退火、正火、去应力回火、调质处理等。也包括最终热处理，如淬火、回火、表面强化处理等。

(1) 毛坯预处理工艺的影响 正确的预处理对于提高模具的承载能力和使用寿命起着积极的作用。预备热处理主要目的是获得需要的加工工艺性能及为模具最终热处理做好组织准备,作用是消除毛坯残存的组织缺陷,形成有利于强韧性、冷加工工艺性和减少淬火缺陷的原始组织。热处理关键是加热温度的选择(保证碳化物充分溶解或合金元素充分固溶),冷却方法(冷却速度或等温温度)的选择,保证能获得合适的切削硬度,所析出的碳化物均匀分布。

锻后退火可以去除锻后应力,调整工件加工硬度,当然还可以调整碳化物的形状和分布,退火是否充分对模具钢的断裂抗力影响也很大,需要对退火工艺予以足够重视。预处理后的组织对淬火开裂倾向及变形胀缩趋势,也有很大的影响,经实验预处理后获得调质细珠光体组织的变形倾向远小于片状珠光体组织。

钢中不均匀分布的碳化物对模具的强度、韧性等会造成明显损害。进行锻造工艺处理后,再进行合适的热处理加以改善。如 T8A 钢冲头经碳化物微细化处理后进行低温淬火,可显著减少崩裂,寿命提高 10 倍。Cr2 钢经碳化物微细化处理后,再淬火回火到 59 ~ 60HRC,其无缺口冲击值可比普通处理提高一倍以上,可以使模具寿命提高一至数倍。采用高温固溶处理正火进行消除锻坯中的网状二次碳化物或链状碳化物,可明显提高钢的断裂韧性。细化碳化物后,可使钢的塑性及冲击韧性值提高近一倍。

高速工具钢及高铬钢的共晶碳化物不均匀性,经高温奥氏体化退火后,再进行等温退火,可使大、中截面钢材的碳化物不均匀度,由 8 ~ 9 级变为 6 ~ 7 级,可显著改善小型毛坯中碳化物的分布,特别是促进小颗粒碳化物球化和大块碳化物棱角圆整化,并细化了晶粒,用于冷锻模可提高寿命一倍以上。

奥氏体晶粒超细化预处理可全面改善模具钢的强度、韧性及抗压强度。W6Mo5Cr4V2 钢超细化处理后晶粒度由常规等温处理的 10 级提高到 12 级,抗弯强度提高了近 20%。9SiCr 钢制滚丝模经超细化预处理后,晶粒度从常规处理后的 8 ~ 9 级细化为 13 ~ 14 级,抗弯强度提高 30%,断裂挠度上升 40%,服役寿命提高一倍以上。

(2) 最终热处理工艺的影响 最终热处理的关键是淬火工艺的制定。由于热处理工艺或操作不当,导致模具早期失效的数量约占模具失效总数的 60% 左右。热处理加热温度的高低、保温时间的长短、冷却速度的快慢和炉内气氛等工艺参数的选择不当,都会造成模具淬火开裂或早期失效。模具在热处理过程中应保证加热均匀,冷却均匀,并应防止模具表面产生氧化和脱碳,淬火后应及时、充分回火,以提高模具硬度的均匀性,从而获得良好的耐磨性和高的疲劳抗力或高的冷热疲劳寿命。

淬火温度过高,使奥氏体晶粒长大,大量碳化物溶入基体,淬火后出现粗针马氏体,增加了模具热处理应力,使模具变脆,服役中容易出现开裂、崩刃、折断等问题。如冷作模具镇流器引伸模,由直径为 150mm 的 CrWMn 钢的棒材锻造后加工成形,热处理淬火温度为 840 ~ 850℃ 油冷淬火。当该模具冲压 400 件产品时发生断裂,经调查,由于控温仪表失灵,模具淬火加热温度高达 870℃,淬火后得到粗大马氏体使模具脆性增加,又由于有大量残留奥氏体,使钢材热导率下降,磨加工中容易形成磨削裂纹,致使模具在服役过程中磨削裂纹迅速扩展而导致开裂。

淬火温度过低,则不能保证有足够的合金元素固溶于基体之中,钢的淬透性下降,耐回火性降低,模具硬度降低,降低钢的高温强度、组织稳定性及冷热疲劳抗力,造成模具产生

塌陷、变形和磨损，导致使用寿命降低。

淬火冷却是淬火后能否获得需要的组织性能的决定性因素。如果冷却过快或油温过低均容易出现淬火裂纹，这将会严重缩短疲劳寿命，甚至引发早期断裂，若冷却速度太慢将发生非马氏体型转变，同样会对模具寿命造成不良影响。对于碳素钢和低合金钢，因淬透性较差，必须采用冷却速度较大的油冷或水冷才能获得预期的效果。合金钢的淬透性高，可采用油冷淬火或空冷。对于大型模具，尤其是模壁较厚的部位中心区域冷却速度较慢，往往得不到马氏体组织，或使碳化物或杂质元素沿晶析出或偏聚，形成“黑色晶界”，增加模具脆性，服役中使模具脆性断裂。

模具的硬度影响着模具的强度及耐磨性等，但硬度提高塑性、韧性却往往呈下降趋势。模具发生早期失效，大部分是由于工作硬度过高而损失了韧性而导致早期断裂；少部分是由于工作硬度过低而呈现早期变形或磨损。对于不同的模具，有其自身的最佳强韧性配合问题，应对模具的寿命、失效形式、影响主要因素进行分析后，找出硬度及韧性等方面的最佳配合。

如 T10A 钢冲头在软质硅钢片上冲孔，仅冲几千片就因毛刺过大而失效。如将硬度从 56 ~ 58HRC 提高到 60 ~ 62HRC，则寿命可提高到 2 ~ 3 万次，再继续提高硬度，由于韧性不足容易出现早期断裂，使寿命降低。3Cr2W8V 钢制热挤压模，硬度为 45 ~ 50HRC 时容易出现早期断裂，硬度降到 38 ~ 40HRC 时，不再出现早期断裂，平均寿命明显提高。

最终热处理中的回火也是重要工序，首先模具回火要充分，高合金模具一般要求回火两次以上，这是因为钢中的残留奥氏体是在回火冷却过程中转变为回火马氏体，经两次以上回火可以使残留奥氏体充分转变。否则，将在模具中残留较大的淬火应力，降低模具韧性，容易发生早期断裂。为缩短工时，提高设备利用率，回火时间可适当缩短些。

加热过程中对工件的保护不到位引起的脱碳或过保护造成的表面增碳，都会造成工件的寿命降低。表面过度增碳将使材料的韧性下降，热疲劳抗力降低，增加了崩刃、脆断倾向，使裂纹扩展速度增加。冷作模具表面增碳后，主要出现崩刃、脆断等失效形式。3Cr2W8V、5CrNiMo 钢制作的模具，采用气体渗碳炉或固体渗碳剂保护加热淬火，易造成表面增碳层，厚度为 0.5 ~ 1.0mm，含碳量可达到 0.7% ~ 1.0%，导致早期热疲劳龟裂。

脱碳是模具淬火加热过程中最常见的表面缺陷，加热温度低于 800℃ 的木炭、未充分脱氧的盐浴、未高度净化的分解氨气及氢气，都不能保证模具表面不发生脱碳。脱碳层强度低、耐磨性差、易产生微裂纹，如未经去除，则会降低模具耐磨性及疲劳抗力。3Cr2W8V 钢热冲模，在高温箱式炉内加热淬火时，为了防止氧化脱碳，操作者采用旧固体渗碳剂保护，引起了表面渗碳，淬火前为了清除渗碳剂，在空气中作了短时间停留则又引起表面脱碳，在渗碳层外面形成铁素体组织。冲模在服役过程中，由于表面脱碳，强度降低，使冲头表面产生强烈磨损，而脱碳层下面的增碳层降低了钢的热导率，使模具内外温度梯度加大，增加了热应力和热应变，沟槽处成了热疲劳裂纹的起源，导致冲模早期失效。

4Cr5MoSiV1 是制作大、中型铝合金压铸模的最佳材料，即使脱碳层极薄，也明显损害疲劳抗力。用此材料制作的铝合金压铸模至少压铸上万次后才出现热疲劳裂纹。曾有一套上述模具仅压铸 2000 次就出现了早期热疲劳而失效，对热疲劳裂纹处横截面进行金相分析，发现表面存在 0.1mm 厚的贫碳层，距表面 0.05mm 处硬度为 362HV，0.10mm 处为 386HV，0.15mm 处为 412HV，0.2mm 处为 426HV。

知识点 1.2.2 模具冷加工质量的影响

模具的冷加工质量不但是为了达到必须的形状、尺寸等精度，对模具的寿命也会产生显著的影响。加工过程中如出现尖角或表面粗糙，留有刀痕，将容易在刀痕或尖角处萌发疲劳裂纹，造成模具疲劳失效，所以模具的切削加工应严格保证尺寸过渡处的圆角半径，圆弧与直线相接处应光滑，保证工作部位光滑无痕。不正当的磨削工艺如进给量过大、冷却不足等容易烧伤模具表面或产生磨削裂纹，降低模具的疲劳强度和断裂抗力；模具电加工（包括线切割及电火花成形）能使模具表面产生拉应力及显微裂纹，也易导致模具早期开裂和表面剥落。有时因模块中的内应力，特别是淬火硬化模块的内应力很高，电加工前未采取措施降低内应力，则在电加工进程中由于应力重新分布，易导致模具变形或开裂。

1. 表面损伤层的影响

(1) 磨削烧伤的影响 磨削一般作为工件的精加工亦即最后的加工，由于磨削时的进刀量及冷却等处理不到位，则有可能在工件表面瞬时升温而引起模具烧伤。表面磨削烧伤后对模具寿命有如下的不利影响：降低耐磨性、降低疲劳抗力、降低抗咬合能力、加剧脆断及崩刃倾向。所以磨削烧伤往往是模具制造过程中最常见、影响最大的冷加工缺陷。在磨削过程中，由于模具钢的组织缺陷及磨削工艺条件不当，所形成的表面烧伤有如下几种形式。

由于磨削时进刀量太大且冷却不到位，使工件表面产生较大的切削应力，表面出现与磨削加工方向相垂直为主的网状裂纹。轻微的磨裂用肉眼难以觉察，严重时才可用肉眼观察到。

被磨削表面温度超过相变点，由于是在非常薄的层面上快速冷却，被磨削表面生成白亮层，如图 1-9 所示，具有较高的硬度（65~67HRC），厚度通常小于 50 μm 。低合金钢的白亮层在 200℃ 以上回火时分解；高速工具钢的白亮层在 550℃ 以上回火后分解。

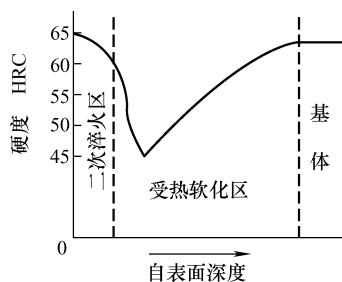


图 1-9 低合金钢表面磨削烧伤影响区

被磨削表面温度没有达到相变点，表面层出现回火或退火现象，使局部硬度降低，导致耐磨性和疲劳性能下降。表面软化层经 5%~10% 硝酸水溶液浸蚀后呈暗灰色。低合金钢的软化层的硬度低于 50HRC，高速工具钢的软化层的硬度低于 60HRC。被磨削表面表面层的温度达到 300℃ 时加工表面将呈现条纹状色彩（黄、紫、蓝等），类似 250~300℃ 阶段回火色。

表面脱碳层也明显加剧合金工具钢和高速工具钢的磨裂和淬裂倾向，模具钢材或锻坯表面通常存在厚度为 0.5~3.0mm 的脱碳层。如在切削加工时未将脱碳层除尽，将在淬火后出现软点或软区，甚至表面硬度普遍偏低。此外，还降低模具的耐磨性、抗咬合能力、抗热疲劳能力和疲劳强度。对此较敏感的常用钢种为 Cr2、CrWMn、W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2 等。

T10A 钢制的冷墩螺钉光冲，其型腔深而陡，使用中常发生早期塌陷失效，寿命小于 4000 次。经分析是由于型腔磨削时进刀深度过大，烧伤软化。后改进磨削工艺，光冲寿命显著提高，稳定在 3 万次以上。

9Cr2 钢制小型冷轧辊（62~64HRC），在使用中常表现为表面早期剥落失效，主要体现在模具表面有约 0.02~0.03mm 的磨削烧伤层，改变磨削工艺增加一次预磨削过程后，解决

了表面磨削烧伤层的问题，寿命显著提高。

(2) 电火花烧伤层的影响 模具加工过程中广泛应用电火花穿孔、线切割、电火花成型等方法。电加工过程中，由于放电产生大量的热，使加工表面温升到熔融状态，剧冷后在加工面上得到白色熔淬层，如图 1-10 所示，具有较高的硬度，其厚度与电火花加工规范有关。不仅硬度会出现异常，而且会产生微裂纹。若表面白色层未经去除或未采取低温回火方法防止微裂纹的扩展，则模具在服役过程中微裂纹就可能成为疲劳源，使模具使用寿命降低。对于承受冲击载荷的模具及重载模具，经电火花加工后应补充回火，以减轻电火花加工层的脆性。

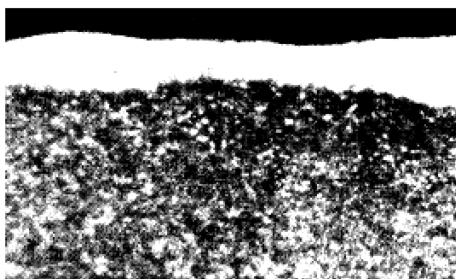


图 1-10 电加工后表面形成的白色熔淬层

2. 模具表面加工质量的影响

模具处于高硬度、高强度状态时，往往也是处于低塑性、低韧性的状态，所以对表面缺陷十分敏感。表面粗糙度的降低，一方面可减少坯料的流动阻力，降低模腔的磨损率，另一方面可减小表面缺陷（如刀痕、电加工熔斑等）和产生裂纹的倾向。表面粗糙度对模具寿命影响很大，试验表明，光洁程度对静弯强度有一定影响，如 W9Cr4V2 钢磨削比铣削时的抗弯强度可提高 25%，抛光可提高 33%。

如用 6Cr3SiV 钢制冷挤压模，表面粗糙度值 Ra 为 $1.6 \sim 1.8 \mu\text{m}$ 时，其寿命约 3 万件左右；如经精抛光表面粗糙度值 Ra 达 $0.2 \sim 0.1 \mu\text{m}$ ，寿命可提高到 4.5 万 ~ 5 万件。

表面残存的刀痕、尺寸变化处的圆角半径、刻印的标记、锻压引起的夹层、裂纹、撞击伤痕等，如位于应力很大的部位，将成为断裂失效源，促成模具的早期脆断，降低工作寿命，如风动铆钉模在使用中铆合几百个铆钉后头部碎裂。断口呈现疲劳断裂形貌，疲劳源位于印痕处。

3. 加工精度的影响

模具零件工作部位的几何形状，如圆角半径、出模斜度、刃口角度的加工应严格按设计要求进行，在刀具或设备不能实现时，应由人工修磨并严格测量，以保证模具合理的受力状态，有配合尺寸的部位，应保证其公差或进行配磨。5CrNiMo 钢制热锻模的型腔，不应出现尖角。重载锤锻模型腔中的凹槽根部，应保证圆角半径大于 $2 \sim 3 \text{mm}$ 。否则，容易由此导致严重碎裂。

目前，圆滚模及搓丝板普遍采用反滚压法制成，如毛坯软化不充分或工序安排不当，在滚模及丝板的牙尖将残存夹层缺陷。工作时，将在夹层处萌生裂纹而发生早期崩裂失效。模具间隙量及均匀性的调整，增加配合承载面及合模面的接触，保证凸模和凹模受力中心的一致性，这些措施都可提高模具的装配精度，从而提高模具的寿命。

知识点 1.2.3 模具材料的影响

1. 冶金缺陷的影响

根据模具钢中使用环境较复杂的大、中截面钢材的使用经验，模具淬火时出现的工艺缺陷及服役时的承载能力，主要与钢材冶金质量有关。含碳及合金元素较多的模具钢，具有较

强的出现冶金缺陷的倾向。模具材料不仅要具有适应模具工况的优良性能,更重要的是材料本身的质量。例如材料内部存在疏松、夹杂、化学成分偏析、碳化物不均匀等,往往促成模具毛坯的锻造开裂、淬火开裂或在服役中发生脆断,是导致模具早期失效的重要因素。购进的钢材首先要检验共晶碳化物的不均匀度,如果碳化物不均匀度级别大于3级,则钢材力学性能下降,如果未经充分改锻,则因组织不均匀而造成组织应力,热处理时易发生变形及开裂。因此,对这类钢材最好采取多向多次锻拔,以便尽量击碎碳化物和改善锻件金属纤维方向性。模具钢材中存在中心疏松或残余缩孔时,易导致锻裂或在服役中脆断。此类缺陷只有对钢材、模块作切片低倍检验,用热酸浸蚀后方能显现。模具钢的冶金质量,应具备下列条件:

- 1) 成分及性能稳定,材质洁净度高,各种有害元素、气体、非金属夹杂物的含量少。
- 2) 碳化物颗粒分布均匀、细小,无网状碳化物,带状偏析轻微。
- 3) 断口宏观组织细密,无孔洞、疏松、白点等缺陷。

进行模具设计时必须考虑到金属材料的纤维组织的走向,而且还要利用合理的锻造工艺改善金属材料的化学成分和组织的均匀性,注意把模具型腔安排在金属组织最致密而均匀的部位,使模腔部位处于良好的组织状态,以便充分发挥材料的潜力,提高模具的使用寿命。白点是锤锻模块及大截面合金钢材常见的一种冶金缺陷。由于内部存在大量微裂纹,易导致淬火开裂或在服役中脆断,必须以足够大的锻压比改制成小规格钢材。通常截面小于 $\phi 150\text{mm}$ 的已发现有白点缺陷的钢材,经大变形量压力加工后,原有的白点可被焊合。

例如,采用直径为200mm的5CrMnMo钢棒,经热锻粗后加工成泵盖和扇形物两副热锻模具,分别模锻300件和1000件产品后,模腔凸边即出现密集的热裂纹和整个膜腔下陷,经取样热酸浸蚀后发现,模腔部位存在严重的疏松和粗大的枝晶组织,显然模坯经热锻粗也未能改善棒材中心组织的缺陷,导致模具的早期破坏。

当碳化物呈现网状、带状、棱角状、链状等形态时,都将严重损害钢的力学性能,增加淬火变形及开裂的倾向。例如,冲切钢板的凹模,材料是CrWMn钢,由棒材直接加工而成,硬度为62.5HRC,冲切1300只产品后模具即开裂,断口平整呈低周疲劳特征,显微组织中有二次碳化物网。由于有网状碳化物的存在,使模具脆性增加,在冲切过程中易在应力集中部位形成微裂纹。经锻造快冷消除了网状碳化物后,模具使用寿命提高了6倍左右。

2. 模具用钢的影响

表1-1为各种模具钢的性能要求。合理选择模具用钢的基本目的,在于避免模具在服役时出现早期失效,以及在制造时减少废品率。模具用钢的性能水平、材质优劣、使用合理与否等因素,对模具制造的精度、合格品率以及服役时的承载能力、寿命水平,均有密切的关系。

表 1-1 模具钢的性能要求

性 能	冷作模具钢	热作模具钢	塑料模具钢
耐磨性	●	●	●
强度	●	●	●
韧度	○	●	○
硬度	●	○	○

(续)

性 能	冷作模具钢	热作模具钢	塑料模具钢
耐蚀性		○	●
热稳定性	○	●	●
抗热疲劳龟裂		●	
抗氧化性		●	
组织均匀性各向同性	●	●	●
尺寸稳定性（零件精度保持性）	●	●	●
抗黏着（咬合）性、擦伤性	●	○	○
热传导性	○	○	●
工艺性能			
可加工性（冷、热加工成形性）	●	●	●
镜面性和蚀刻性			●
淬透性	●	●	●
淬硬性	●	○	○
焊接性			○
电加工性（包括线切割）		○	○

注：●表示为主要要求，○表示次要要求，空白表示可以不做要求。

材料的选择和使用，因为影响因素多，彼此关系复杂，所以是模具制造的一个重大问题。材料是产品的基础，材料影响着模具产品的功能适用性、耐用度、安全性，在模具及其零件的设计、制造过程中，选择何种原材料是至关重要的。模具设计时，材料确定后，才能安排制造、装配的加工路线和加工工艺方法，以及估算制作成本。通过对各种典型模具的失效分析，设法满足材料的使用性能和工艺性能两方面的要求，找出能影响模具寿命特点的性能指标，然后，以此为依据，有针对性地选择模具用钢及热处理工艺。

在选用材料时要注意使用新型材料，我国已经研制出不少适合我国特点的新型高效模具钢，如热作模具钢中的 3Cr3Mo3W2V、5Cr4W5Mo2V、4CrMnSiMoV 等，冷作模具中的 6Cr4W3Mo2VNb、7Cr7Mo3V2Si、7CrSiMnMoV 等新钢种的采用，均获得提高模具寿命数倍的效果。如冷作模具钢选用 6Cr4W3Mo2VNb（65Nb）代替 T10、Cr12MoV、W6Mo5Cr4V2 等制作多工位冷墩机用的内六角凸模、钢板弹簧冲孔凸模、螺栓压角凸凹模、螺栓平圆头冲模、圆环冲压模等；热作模具钢选用 3Cr3Mo3W2V（HMI）代替 3Cr2W8V 钢等制作轴承套圈的热冲压凸模和凹模、连杆辊锻成形模、小型机锻模等都显著提高了模具寿命。

如轴承套圈毛坯（ $\phi 31 \sim 33$ ）热锻锻冲头，用于高速锻压机，每分钟锻锻 80 ~ 100 件，对冲头喷水进行强制冷却。采用 3Cr2W8V 钢制作的冲头，热稳定性虽高但多数以早期热裂失效，主要问题是抗热疲劳性能不够，采用 4Cr5MoSiV 钢制作后，提高了韧性及抗热疲劳能力使寿命提高 60%。钢件反挤压模具冲头承受的压应力接近工具钢的极限承载能力，用 Cr12MoV、Cr12 等钢制作的冲头（硬度为 61 ~ 66HRC），其服役寿命仅几十件，呈现锻粗后断裂失效。若采用 W18Cr4V 高速工具钢制作冲头，其服役寿命高于 3000 次。若采用强韧性更好的 W6Mo5Cr4V2 钢制作冲头时，并辅以模具结构的改进措施，在大量生产中，平均寿

命可达到 7000 次的水平。

当然改用钢材时不一定总是改到更高级的,有时利用普通材料采用强韧化的处理工艺替代也会有很好的效果。如冷镦货车车厢螺栓凹模,原用 Cr12 钢制作,尽管凹模壁厚达 40mm 左右,但在服役中仍常出现早期劈裂失效,寿命仅为 1 千~2 千次;用于剪切厚度为 11mm 中厚钢板的长剪刀,用 9CrWMn 钢剪刀淬火操作简便,但使用中容易崩刃,寿命较短。对于凹模改用 T8A 钢制作,并采用内孔喷水淬火,形成有利于提高疲劳抗力的表面硬化层,有效地克服了早期劈裂失效,寿命可达到两万次以上;剪刀改用 T10A 钢剪刀,用薄壳淬火工艺保证了材料的强韧性,疲劳抗力高,崩刃倾向小,寿命延长七倍。

选择材料牌号时应注意在满足使用要求的前提下兼顾经济性。生产批量的大小对材料的选择有很大的影响,如加工产品的批量较小,可选用便于制造加工、价格低廉的模具材料;如加工批量很大,则应选用承载能力强、服役寿命长的高性能模具钢。生产量愈大,对模具的寿命要求也愈高,也就有必要选择高性能的材料。

知识点 1.2.4 模具使用条件的影响

在使用模具进行锻压生产时的许多因素都将影响模具的寿命,如设备的精度及设备调整,被加工工件的材质及加工工艺等,都必须严格控制和正确操作,才能充分发挥模具材料的性能而获得较高的使用寿命。

1. 设备与模具装配的影响

使用高精度、高刚性压力机,可使冲模寿命提高 3~10 倍。压力机的精度与刚性,对冲压裁与冷挤压模的寿命影响极大,尤其在使用硬质合金冲模时,必须选择高精度、刚性好的压力机,才能获得良好的效果。

如薄板冲裁模的单侧间隙仅 0.03~0.1mm,同一型号的冲模在新系列 40t 压力机上使用比在 60tC 形压力机上使用时,寿命提高 3 倍以上。Cr12MoV 钢制硅钢片复杂冲模在普通 C 形压力机上工作,平均刃磨寿命仅 1 万~4 万次,在新式压力机上可达 8 万~15 万次。

模具装配不当,或未按规定的工艺操作,会使模具产生附加应力引起受力不均,从而导致模具的恶性损坏。如在 420t 挤压机上挤压铝合金时,由于放入挤压筒内的铝合金锭较多,铝锭加挤压垫超出了挤压筒的实际长度,使挤压轴和挤压筒偏离中心,引起挤压轴受力不均而弯曲和折断。

2. 加工工艺的影响

为减轻模具的载荷提高磨具寿命,被加工材料应经充分软化退火降低硬度,钢材球化程度完全,提高塑性。Cr12MoV 搓丝板加工 20Mn 钢时,硬度从 30HRC 降低到 20HRC 时,使用寿命从 8000~9000 件提高到约 16000 件。冷镦 35 钢内六角螺钉的六角冲头,当被加工材料未经充分退火时,冲头在服役时频繁发生早期折断失效,严格控制钢材退火工艺,降低并稳定材料的硬度,使冲头寿命稳定在 5000~10000 次。

材料表面存在极薄的氧化膜应最有利于延长模具寿命的材料表面状态,表面无氧化黑皮,也无脱碳层,表面脱碳或具有铁素体组织的深冲钢板,由于对模具表面咬合倾向增大,将大大降低模具的寿命。T10A 钢制冲压模,冲裁表面光亮(表面存在极薄的氧化膜)的薄钢板时,每刃磨一次可冲 3 万次;改冲同等厚度的热轧钢板(有黑皮)时,寿命下降为 1.7 万次左右。在金属塑性成形时,采用适当的润滑剂,可减少摩擦系数,使变形抗力下降,其

降低的幅度通常为 30% ~ 40%，这有助于减轻模具的磨损及防止模具断裂的危险性。如用二硫化钼配制油剂用于不锈钢表壳挤光模，寿命可达 10000 件；采用机油润滑的寿命只有 30 件。热强钢叶片精锻模采用二硫化钼与玻璃复合润滑，模具寿命比石墨油润滑的高 5 倍。

预热及冷却条件对模具的寿命同样产生影响，可以降低热应力，保持模具的高温强度。具体方法应与模具用钢的特性相适应，为了降低模具温度，常常采用各种冷却剂进行冷却，而冷却剂的选择必须根据模具材料而定。例如，高合金钢模具的导热性差，采用水冷却会使模具内外形成很大的热应力，容易在模具表面产生龟裂而使模具早期失效。如 3Cr2W8V、5Cr4W5Mo2V 等含钨较多的热作模具钢，必须充分预热，并应避免喷水冷却，以油、水雾和水内冷为宜。4Cr5MoSiV、3Cr3Mo3W2V 等以铬、钼为主的合金模具钢，较能适应喷水强制冷却。对 3Cr2W8V 钢采用喷水强制冷却，容易出现早期热疲劳开裂。

热作模具经服役一定时间后，由于在服役时既承受机载荷，又受热应力的作用，在模具内发生了不均匀的塑性变形及组织变化。经服役一定时间后应进行一次充分的低温回火，消除模具中的内应力，防止模具变形及开裂，显著延长模具寿命。

任务 1.3 常用模具的失效形式

模具的失效形式和特征随着模具结构、材料性能、制造工艺和服役条件等因素的不同而各异，模具在使用时还受到加工质量、尺寸结构、装配、设备精度、操作水平等其他因素的影响，所以模具失效分析是一个系统工程，要在多因素中找到主要因素，为解决一个主要问题往往采取综合的措施。因为模具在服役过程中各部位承受的作用力不同，可能同时出现多种形式的损伤，这些损伤又相互促进，加速模具的破坏，当其中一种发展到足以妨碍模具正常工作或出现废品，丧失服役能力时，就造成模具的完全失效。尤其是当模具在高硬度下使用时，更容易发生突然断裂，其危害更为严重。

知识点 1.3.1 冷作模具失效特征

1. 冷作模具的工作条件

冷作模具的种类很多，主要用于完成金属或非金属材料的冲裁、弯曲、拉伸、锻造、挤压等工序。由于加载方式及被加工材料的性质、规格不同，各种模具的工作条件差别很大，因而其失效的形式也不相同。

如各类紧固件的挤压成形是在强烈的三向压应力状态下完成的。凸模既受强大的压应力，又受各种不均衡侧向力，特别是在凸模尺寸变化应力集中处，易产生脆性断裂。而凹模有胀裂的可能以及由于金属材料剧烈流动而引起模腔严重磨损。在冷锻和冷挤压时，冲头承受巨大的压力，凹模则承受巨大的张力，冷锻模工作时，凸模承受强烈的冲击力，其最大压应力可达到 2500MPa；由于金属在型腔中剧烈流动，使冲头和凹模的工作面受到剧烈的摩擦而产生热量，可使模具表面的瞬时温度达到 200 ~ 400℃，局部甚至更高。冷锻及冷挤压模具要求型腔能承受巨大的压力、张力和摩擦，具有高的变形抗力、高的耐磨性和高的断裂抗力（包括疲劳断裂抗力）。

冲裁模主要用于各种板料的冲切成形，模具的工作部位是刃口。冲裁模刃口承受的剪切力大，摩擦发热严重，易磨损，凸模易产生崩刃、折断等。要求刃口在工作中不崩刃、不易

变形、不易磨损,保持其完整和锐利。在冲裁中、厚钢板时,特别是在厚钢板上冲小孔,冲头的单位压力极大。冲裁模要求刃口强韧性好、耐磨损,即具有高的耐磨性、高的抗崩刃能力、高的断裂抗力及疲劳断裂抗力,冲头尤其具有高的强韧性和耐磨性。

拉伸模主要用于对软质板材拉伸成形,弯曲模主要用于各种金属零件的弯曲成形,这两个工序的工作应力一般不大,主要要求模具的工作面保持较高的光洁程度,不发生黏附磨损和擦伤。有些模具的形状过于复杂而造成巨大的应力集中时,则要求具有高的断裂抗力。

2. 冷作模具常见的失效形式

(1) 断裂失效 冷作模具尤其是冷挤压、冲压裁模具的工作载荷较大,为了获得高耐磨性和高寿命,往往提高强度使硬度大多在 60HRC 以上,结果导致模具韧性低,缺口敏感性大,模具在使用中突然出现裂纹或发生破损而失效,破损多发生在受力最大的工作部位,或截面变化应力集中之处,图 1-11 所示为几种典型的断裂类型。当模具本身存在带状或网状碳化物、晶粒粗大、表面磨削烧伤、粗糙刀痕、回火不足等缺陷,或在工作时操作不当而发生超载,容易发生早期脆断失效。早期脆断的寿命很短,一般不超过数千件,有的甚至只有几十次到几百次。其特征是突然断裂,没有明显的宏观征兆和塑性变形。宏观断口没有剪切唇,断口比较平坦,呈脆性断裂特征。

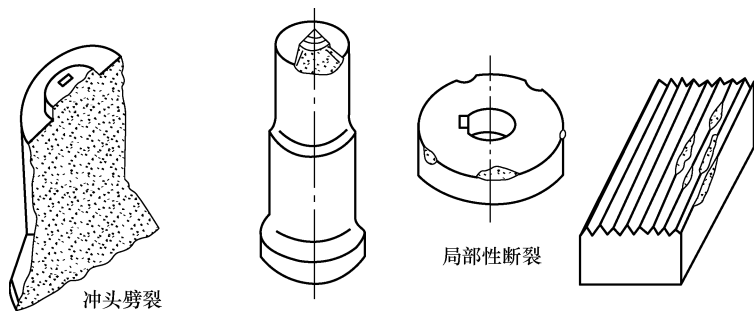


图 1-11 冷作模具的几种断裂类型

冲压模由于导向和安装精度不符要求,或模具间隙不均匀,也可促使凸模弯曲折断,凹模刃口崩裂。冲压模在服役过程中发生突然断裂,断裂往往起源于圆角曲率半径小或尖角处等应力集中的部位,断面比较平坦,无明显的裂纹扩展停顿线和剪切唇,微观断口特征呈解理和准解理形貌。

(2) 疲劳失效 冷作模具承受的载荷都是在一定的能量下、以一定的冲击速度周期性地施加的多次冲击载荷。疲劳断裂失效主要是循环应力作用所造成,其断裂过程比上述的脆断要缓慢得多,其寿命在 5000 ~ 10000 次以上。在冷镦模、冷挤压模工作时,由于成形力大,在金属变形过程中模具表面的瞬时温度很高,造成温度循环,也加速疲劳裂纹产生。实验表明,模具在服役过程中疲劳裂纹萌生源往往会出现多处,都在模具表面的薄弱环节处萌生疲劳裂纹,如晶界、碳化物和应力集中部位,断口的微观特征呈解理和准解理形貌为主。

由于冷作模具具有高硬度和高屈服强度,虽然有利于推迟疲劳裂纹的萌生,但因其断裂韧性很低,因此疲劳裂纹的扩展速率很快,而裂纹失稳的临界长度减小,使疲劳裂纹扩展所需的循环数急剧减少。对于高硬度的脆性材料,在应变应力下萌生 0.1mm 的微裂纹,即可引起快速失稳扩展而导致瞬间断裂,冲击疲劳萌生约 0.1mm 的微裂纹时间约占模具总寿命

的90%以上。图1-12所示为CrMn系钢制造的冲压模，硬度为63HRC，当冲压4000余件时，模具发生突然断裂，裂源在应力集中较大的尖角处，断口无明显的疲劳条纹。

(3) 磨损失效 模具在冲击应力和摩擦应力的作用下，摩擦面上微观不平处互相咬合，并不断产生微观塑性变形，在晶界和滑移面交汇处引起应力集中，最后与基体分离成磨屑，从而使磨损量随着冲压次数的增加而增多。冲压模的磨损主要是咬合磨损，也可能因刃口上存在表面剥落的碎屑而产生磨料磨损。此外，还有因摩擦发热而产生的热磨损。模具工作部分和被加工材料之间的摩擦而引起的物质损耗，能使刃口变钝，棱角变圆，平面变凹凸状，使加工件的形状及尺寸发生变化，如冲裁模的刃口变钝，冷冲模的工作表面出现沟槽等。如冲压裁模具在工作中频繁地受到冲击载荷和由于不断切割材料而承受摩擦磨损是其主要失效形式。

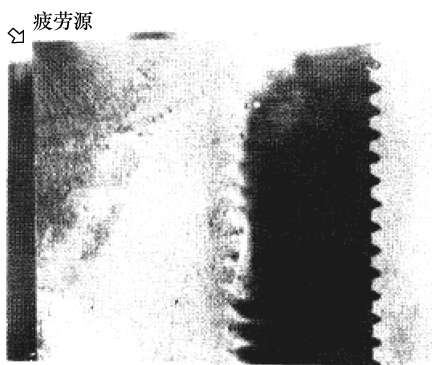


图1-12 模具失效断口形貌

磨损有均匀磨损、局部磨损和局部剥落等形式。非均匀的局部磨损，往往是由于外来粒子、碳化物剥离及磨损中形成的硬质点引起的磨粒磨损。局部剥落掉块是在磨损过程中，在剪应力作用下引起的局部疲劳磨损而萌生微裂纹并最终扩展至脱落所致。

一般情况下随着模具硬度的提高，模具的耐磨性也提高，但模具硬度愈高，冲击性能会下降，会促使磨损裂纹的形成和扩展，从而加速磨损的进程。在硬度大致相同的情况下，韧性愈好耐磨性愈高。所以，要提高耐磨性，必须注意硬度和韧性的良好配合。当冲件材料与模具表面接触时，在高压摩擦下润滑油膜破裂，发生咬合。此时，被冲压件金属“冷焊”在模具型腔表面，使工件表面，被冷焊在型腔表面的金属瘤划出道痕。咬合往往容易出现剥落而加剧模具的磨损。当工件表面出现划痕和拉沟后，就必须将模具卸下进行研磨、抛光。在某些拉伸作业中，有的仅拉伸数十次就可出现咬合现象，需对模具进行整修。

(4) 塑性变形 在冷镦、冷挤和冲压过程中，模具在使用中由于工作载荷大、模具硬度偏低发生型面变形，冲头由于材料抗压或抗弯强度不足而出现镦粗、下陷、弯曲变形失去原有的几何形状而报废，实践证明，当冷镦冲头硬度低于56HRC时，冷挤冲头硬度低于60HRC时，就容易出现此类形式的失效。其具体表现为凸模镦粗、弯曲，凹模型腔下沉塌陷、棱角堆塌、模孔胀大等。

当淬火温度过低时，会使碳化物在基体中的溶解量不足，钢材淬透性降低，淬火后硬度偏低，不仅模具的耐磨性差，而且抗压强度也低，在受到大载荷冲击压力后，冲头就会出现鼓胀，模具型腔增大，从而导致模具失效。

知识点 1.3.2 热作模具失效特征

热作模具使用的环境和条件有其特殊性，它除了有冷作模具常出现的磨损、断裂和变形等基本失效形式外，更多的会出现冷热疲劳、塌陷和热浸蚀等失效形式。由于下模受热影响大，并有比较复杂的压制型腔及下模可能有较大的偏斜，约80%的失效发生在下模。

1. 热作模具的工作条件

热作模具可分为四类：锤锻模、压力机锻模、挤压模、压铸模，它们的工作条件差别颇

大。影响热作模具工作条件的因素主要有：锻压设备的构造及特性、毛坯材料的性质、模具的润滑及冷却方式、模具的结构及制造工艺质量等。

(1) 锤锻模的工作条件 各种吨位的锻锤产生巨大的冲击功使毛坯成形。随着锻锤吨位的增加，模具承受的冲击载荷也愈大。此外，模具在工作过程中，还受到很大的压力。由于模具型腔的形状不同，各部位将处于复杂的应力状态，即有拉应力、压应力、弯曲应力等。在锤锻时，由于工件塑性变形而引起流动，而导致工件与模具间产生摩擦。热塑性变形时，摩擦力与压力之间不存在比例关系，材料所能承受的最大摩擦力决定于材料的屈服强度。摩擦对模具寿命有重要的影响，常常使模具产生磨损，使模具型腔尺寸超差而报废。这种磨损还因模具在工作过程中被氧化而加剧。

由于模具型腔与热毛坯金属接触，毛坯金属的热量及在变形过程中与型腔表面摩擦生成热量等传给了模具型腔，而毛坯的加热温度越高，持续工作的时间越长，则模具型腔受热程度越高。在锻压过程中，模具型腔中凸台或凸起的部位受热温度较高，型腔表面温度可达 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ ，有的局部甚至达到 750°C 。如果模具材料的导热性能不好，将加速型腔的升温。

模具受热后，由型腔表面到模具心部的温度分布是不均匀的，表面的温度高于心部，由于模具中温度分布不均匀，会导致出现内应力，使模具产生变形或开裂。距型腔表面约 $2\sim 4\text{mm}$ 处温度较高，再向内温度逐渐降低。模具温度升高后，必将对模具材料的组织及性能有重要的影响，一般应使模具的工作温度低于回火温度，模具型腔的温度如未超过模具的回火温度，模具在工作过程中，组织与性能不会发生明显的变化。如模具型腔的温度超过模具钢的相变点，在模具冷却时将发生相变。这种相变除了会引起模具性能变化外，还带来较大的内应力。

为了控制模具在工作过程中的温度不高于模具的回火温度，每锻压一个或几个毛坯后，就要用冷空气、水、油等介质进行冷却。为了减少模具与毛坯之间的摩擦，每锻压一个毛坯后，在模具表面涂抹润滑剂，这些润滑剂也可起到冷却的作用。因此，对于模具型腔表面薄层来说，是在急冷、急热循环交替的条件下工作的，引起了热应力及热疲劳。在锻造黑色金属时，由于加工温度高，相应地使模具的工作温度升高，常常使模具发生热软化、热磨损、热疲劳等损伤。锻造高温合金及高合金钢时，由于它们具有较高的高温强度，使模具的载荷增大，常常使模具断裂而报废。

锻压凹模的模壁承受很大的切向拉应力，特别是凹模型腔表面出现热疲劳裂纹后，原来光滑的凹模成为含有大量表面裂纹的凹模，这将严重地损害凹模的断裂抗力。采用各种形式的组合式凹模，凹模寿命可望得到大幅度提高。

锻压冲头的工作部分和支承部分的尺寸差别较大，尺寸过渡区往往是应力集中最严重之处，容易在此出现疲劳裂纹，造成冲头早期脆断，影响冲头寿命。因此，在结构设计时，应尽量加大圆角半径或采取圆锥过渡，工作部分应具有高硬度，支承部分应保持中等硬度或较低的硬度（高温回火处理）。这样，可减少早期脆断的危险。

(2) 热挤压模具的工作条件 根据被加工毛坯的性质，可将热挤压模划分为机器零件挤压模和型材挤压模两大类。根据被挤压金属的流动方向和冲头运动的方向可分为：挤压时金属的流动方向与冲头的运动方向相同时的正挤压；挤压时金属的流动方向与冲头的运动方向相反的反挤压；挤压时金属同时向两个方向流动的复合挤压；挤压时金属流动方向与冲头

的运动方向成 90° 角的径向挤压。

由于使热挤压模具和被挤压金属的接触时间较长,因而热挤压模具的工作温度高于锤锻模。反挤或复合挤压时由于模具与工件的摩擦加剧,模具的温升大于正挤压,如果存在氧化皮等硬颗粒,这种摩擦将加剧,热挤压模具的摩擦比锤锻模严重。被挤压金属的加热温度越高,热挤压模具的工作温度也就越高,挤压铜合金、钛合金和结构钢时模具的温度可达到 $600\sim 800^\circ\text{C}$,挤压不锈钢或耐热钢时,模具的温度更高。为防止模具温升过高也要对模具进行冷却,同样会使模具承受急冷、急热交替循环的作用。热挤压冲头工作和脱模时将受巨大的压力及拉力,还要承受由于位置偏差产生的弯矩,凹模同样也承受较大的压力和拉力,以及强烈的摩擦和热循环应力,残留的刀痕或较粗的磨痕往往成为热疲劳裂纹的萌生源,使热疲劳过程加速。

2. 热作模具常见失效形式

(1) 热磨损失效 热作模具型腔内的磨损与冷作模具磨损的形成因素不同。热锻模的磨损,主要是模具与被加工的红热金属坯料之间的摩擦得不到润滑,被红热的金属坯料氧化,型腔表面层被回火软化,而氧化又加剧了磨损,同时发生氧化磨损和黏着磨损。磨损不仅破坏模具的尺寸精度并使锻件超差,也可以使模具表面出现擦伤沟槽,因而破坏锻件的表面光洁度。此外,擦伤沟槽又是热疲劳裂纹的萌生处。由于擦伤沟槽破坏了锻件的光洁度,或是由于擦伤沟槽诱发了热疲劳开裂而使模具失效。

图1-13所示是材料为5CrMnMo钢制泵盖下锻模,温升比上模严重使模腔表层软化较快,由于基体硬度较低(48HRC),磨损严重,由于基体韧性较好,裂纹未迅速扩展而导致模具断裂,但模具因严重的磨损已无法锻成合格产品而报废。而热冲压的上冲模,硬度为51HRC,在锻造3000件后就在冲头边缘和金属流变最激烈的部位出现磨损和细小裂纹。随着锻造次数的增加,裂纹扩大、数量增多,当锻造到6300件左右时模具断裂失效。

对于同样的模具材料,对模具磨损有较大影响的因素是模具的温度与模具的硬度。温度越高则模具硬度越低,模具越软则磨损量越大。解剖分析了尺寸为 $230\text{mm}\times 280\text{mm}\times 225\text{mm}$ 的5CrNiMo钢制锻模,模具热处理后的硬度为45~47HRC,如图1-14所示。而锻压2000件后,模具型腔表面附近的硬度降低到35HRC。由于模具硬度的降低,使模具容易磨损。

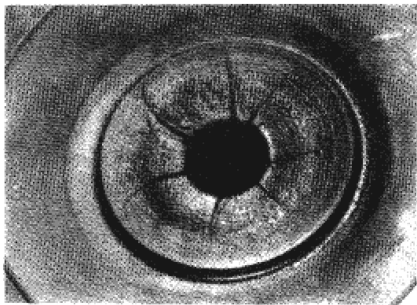


图1-13 泵盖下锻模的磨损裂纹

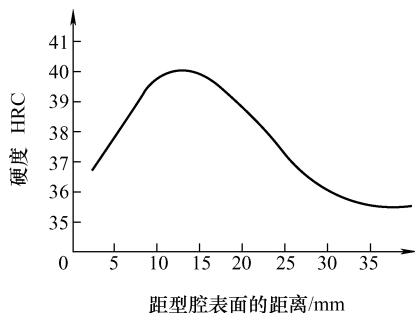


图1-14 模具断面硬度分布曲线

当模具表面形成薄而致密氧化物薄膜能防止锻造材料与模具的咬合并抑制热量的传递时,具备润滑作用。但是如果形成厚的氧化物层,易于形成脱落层促进模具的磨损。所以模具材料应具有某种程度的抗氧化性。

(2) 断裂失效 断裂和开裂失效在热锻模中约占总失效数 20% ~ 25%，在压铸模中约占 5% ~ 10% 左右。由于断裂往往具有突发性，在危害模具寿命的失效事故中，以早期断裂最普遍。发生早期断裂失效的模具，其寿命往往很短，其锻压次数多则千余次，少则数百次甚至数十次。

造成模具断裂和开裂的原因很多，除了模具安装和操作不当外，与模具设计、材质选择、加工质量不佳削弱模具的承载能力、热处理工艺不当强韧性配合有问题等有密切的关系。断裂往往起源于模腔尖角处或应力集中的部位。图 1-15 所示为热锻模裂纹，断口较平坦，无明显的裂纹扩展停顿线，宏观无塑性变形和剪切唇，显示出脆性断裂特征。断口微观形貌为解理和准解理特征。

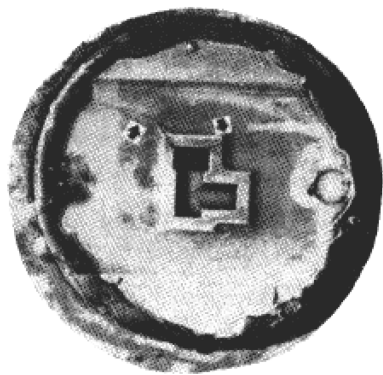


图 1-15 热锻模裂纹

实践表明，如模块热处理后的硬度偏高，易产生早期脆断。模块硬度提高后，将降低钢的断裂韧性及冲击值，显著地增加脆断倾向。模块硬度提高后，又使模具的冷热疲劳抗力降低，这就使模具型腔表面过早的产生热疲劳裂纹，由于钢的断裂韧性较低，使热疲劳裂纹的尺寸很小就可能达到临界尺寸，进而迅速失稳扩展导致模具脆断。

如模块的回火温度确定在出现回火脆性区间，就增大了早期脆断的可能性。5CrNiMo 钢淬火后，在 300 ~ 450℃ 之间回火时，无论是冲击韧性试样或断裂韧性试样，其微观断口形貌以沿晶断裂为主，说明回火脆性造成了脆性断裂。

(3) 型面堆塌 模具在服役过程中，模腔型面变形下塌，使被加工零件尺寸超差，而造成模具失效。这种失效形式主要出现在热锻模、热辊锻模上，尤其是热锻模的下模。锻压黑色金属的模具，被锻毛坯的温度高达 1000℃ 以上，模具表面与高温毛坯接触时，将会有大量的热量传到模具表面，即使采取了强制冷却措施，也不一定能将模具的表面温度下降到很低的程度，根据锻压工艺特点、模具的结构和冷却的效果，大约在 500 ~ 660℃ 波动。下模经受热影响更大，容易使其型腔表面软化、变形，导致塌陷。实践表明，当模具表面层的硬度由于过度回火而被软化到 30HRC 以下时，容易发生塑性变形。

在锻造热强性较高的材料时，或模具硬度较低，抗压强度不足时，也容易引起模具型腔塌陷而失效。

图 1-16 所示为热锻模在锻造 18Cr2Ni4WA 钢时，仅锻压 1000 件左右模腔就下陷变形而失效。在下塌区周围，由于受到拉伸应力的作用，还出现了细小的横向裂纹。图 1-17 所示为冲挤低碳钢杯形锻件的冲头，但其头部圆弧部分由于壁厚达 30mm，虽然冷却正常进行但由于热传导路程较长，使该处的温度升高，心部 C 点硬度为 49 ~ 51HRC，距表面 2mm 处的 A、B 两处的硬度下降到 14 ~ 29HRC，使模具材料过度回火而软化变形。

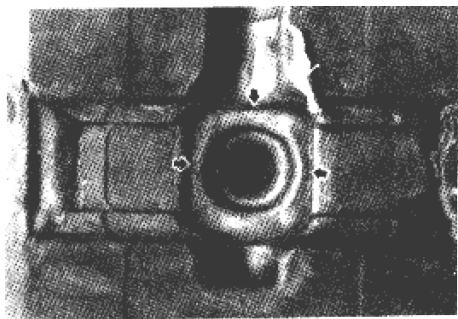


图 1-16 热锻模型腔下陷及裂纹（箭头所示）

(4) 模具的热疲劳 模具在工作中受到急冷、急热的作用而产生的热应力,是导致模具热疲劳的主要原因。模具的热疲劳,是在模具型腔表面产生微细裂纹,这种裂纹有的呈单条状的,有的则连成细网状,又称为“龟裂”。

热疲劳裂纹的产生,除和交变的拉、压应力有关外,模具表面被高温氧化也是不可忽视的原因。由于热应力、氧化腐蚀、被加工毛坯挤入裂纹中等因素的作用,热疲劳裂纹产生后将扩展。

热疲劳是热作模具特别是压铸模具常见的失效形式,由于热疲劳而导致失效的铝压铸模具占失效总数的 60% ~ 70%。模具表面温度的提高使表面有膨胀的倾向,但被模具内层温度较低的部分所约束,使模具表面出现压缩应力。由于高温,模具表面层材料的屈服强度将下降,因此,热应力很容易超过模具材料的屈服强度而使表面层发生压缩性的塑性变形。当锻件脱模后,模具表面迅速降温,特别是当采用喷水冷却时,模具表面立即降到室温,由此产生了相反方向的温度梯度,因此当锻件脱模后,在模具外表层中的压应力逐渐减少并转变为拉应力。模具表层金属随加热和冷却而膨胀或收缩,模具与注入模的高温金属液或压入的高温坯料间的温差愈大,模具表层的膨胀和收缩量就愈大,产生的拉应力也就愈大,热疲劳裂纹的产生也就愈快。

在研究模具的热疲劳抗力与钢的冲击值关系时发现,如模具钢的冲击韧性愈高,则模具的热疲劳抗力也愈高。模具的硬度高低对热疲劳抗力的影响也是显著的,图 1-18 所示为 5CrNiMo 钢硬度与热疲劳敏感度的关系,模具热处理后的硬度愈高,其热疲劳抗力愈低。

模具的热疲劳,是热作模具的普遍损坏形式。产生的热疲劳裂纹常常是早期脆断、机械疲劳的裂纹源。所以它能加速模具的断裂。出现热疲劳裂纹后,也能加剧模具的磨损过程,因此推迟模具的热疲劳裂纹的产生是提高模具寿命的重要方面。模具基体硬度较低时塑性和韧性较好,裂纹扩展较缓慢,模具存在不影响锻件质量的细小裂纹,则仍可使用。反之,模具基体塑性低,则小裂纹会迅速扩展成粗大裂纹,导致模具早期失效。裂纹扩展区的断面往往存在较多的油污和氧化物。热疲劳裂纹属于表面裂纹,一般并不深,但是,由于存在巨大的锻压力,使模具中产生很大的机械应力,它促使热疲劳裂纹继续向内部扩展。当模具材料具有足够高的断裂韧性值时,热疲劳裂纹可继续进行亚稳扩展,形成较深的机械疲劳裂纹;当模具材料的断裂韧性值小于裂纹尖端的应力强度因子时,将发生失稳扩展,模具将由于低应力脆断而失效。

热疲劳裂纹引起的失效是压铸模具的主要失效形式。在多次冷热循环后,模具表面反复经受压缩和拉伸应力的循环从而导致热疲劳的产生。由于模具型腔仅受到金属液的冲刷,无热锻模中金属塑变摩擦力作用,所以压铸模热疲劳裂纹呈龟裂状,如图 1-19 所示。裂纹剖面呈短条状,垂直于型面。裂纹宽度和长度大小不等,一般宽为 0.5mm 左右,长约 1mm 左右,裂纹中有氧化物和液体金属残留。压铸模具形成热疲劳(龟裂)的因素较多,浇注温

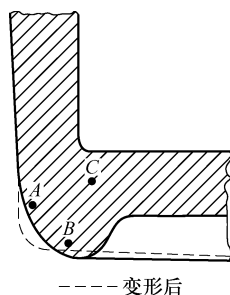


图 1-17 冲头变形示意图

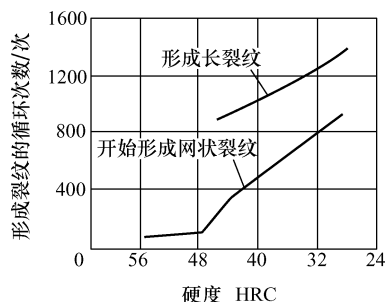


图 1-18 5CrNiMo 钢硬度与热疲劳敏感度的关系

度和模具的预热温度之间温差愈大、冷却速度愈快,则热疲劳裂纹愈容易产生,而且和热循环的速度、模具的热处理工艺和表面处理也有密切的关系。裂纹萌生的循环周次与模具材质、应变水平等因素有关。

(5) 腐蚀 腐蚀又称为冲蚀、熔蚀或浸蚀,腐蚀是热作模具特有的损坏形式。压铸模在服役过程中,熔融金属被注入型腔时,被高温金属液冲刷的模具部位产生冲蚀,特别是当金属液以高速高温注入(压铸)时,尤为严重。在压铸模具中常会引起冲蚀,这是在高温下模具受到液体金属的物理和化学作用,在模具表面产生的腐蚀现象。热锻模型腔内的损坏,取决于金属坯料的塑变程度和受力状态,腐蚀部位往往在模腔内的局部地区,如图1-20所示。

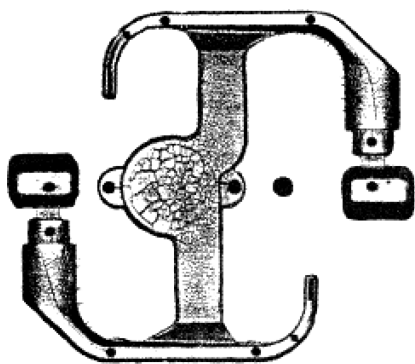


图 1-19 压铸模具的热疲劳龟裂纹图

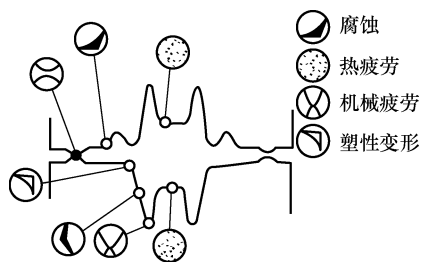


图 1-20 热锻模型腔内各部位的损坏形式

压铸模中的冲蚀比热锻模的冲蚀更容易形成,而且对模具的损坏也较大。受到冲蚀的模具部位表面呈凹凸不平,棱角变钝,严重影响铸件的几何形状、尺寸精度和表面质量,从而导致模具早期失效。

任务 1.4 模具毛坯的锻造及软化处理

模具钢材改锻和软化处理质量的好坏,直接关系到模具制造的加工效率和淬火工艺的质量,而且明显影响模具的使用寿命,应予以高度重视。

知识点 1.4.1 模具毛坯的锻造

模具钢尤其是高合金钢中合金元素含量高、种类多,碳化物偏析严重,加热时奥氏体不易均匀化,锻造温度范围窄,易过热、过烧与锻裂,可锻性很差。因此,锻造时要严格控制工艺过程,如加热速度、加热温度、始锻温度、终锻温度、锻造方法、锻造比、锤击力及锻后的冷却速度等。

为了正确制定锻造工艺和进行锻造操作,必须充分了解锻件的质量对热处理质量和性能的影响。

1. 锻造质量对性能的影响

(1) 碳化物的形态及分布 过共析工具钢中,存在由液相或固相析出的一次或二次碳

化物。由于碳化物是硬而脆的物质，对钢的韧性和塑性不利。特别是当碳化物呈网状或带状分布时，使钢的淬火变形量和力学性能呈现明显的方向性。用碳化物偏析程度严重的钢材或锻坯制作的模具，易于发生淬火开裂、磨削裂纹及使用时脆裂等现象。如果碳化物相能均匀分布，对于模具钢的工艺性能和使用性能有益处，加热时阻碍奥氏体晶粒长大，降低钢的过热敏感性；由于碳化物相的硬度极高，显著提高钢的耐磨性和抗咬合能力，提高了钢的强度。

过共析钢停锻温度过高时（ $>850^{\circ}\text{C}$ ），过早进入缓冷坑或直接进行退火，都会促成网状碳化物的析出。钢的含碳量超过共析成分愈多，生成网状碳化物的倾向愈强烈。加入少量钒元素，可有效地抑制网状碳化物的析出。常用合金工具钢中以 Cr2 及 CrWMn 钢形成网状碳化物的倾向较突出。对 CrWMn 钢制模具发生的淬裂、磨裂及脆裂进行金相分析证实，钢中的碳化物网大于 2~3 级，呈网状或半封闭网存在，经常发现裂纹沿碳化物网伸展。

过共析钢中的液析及带状碳化物是钢锭在凝固过程中析出。液析块较大，颜色白亮，呈粗条分布或呈链状。带状碳化物颗粒小而均匀，呈束带状分布，不如网状碳化物那样引起人们重视。为消除或减少钢中的碳化物带及液析缺陷，采用高温扩散退火或依靠足够大的锻造比多向反复锻来改善。但是，如停锻温度过低，在 $700\sim 800^{\circ}\text{C}$ 碳化物析出区施加过大变形量，也会造成新的带状偏析。生产实践表明，大截面的 CrWMn 钢材或锻件，易于存在这类缺陷，并造成淬裂、磨裂和使用中脆裂。

Cr12、Cr12MoV、Cr6WV 钢及 W18Cr4V 高速工具钢，属于莱氏体钢，莱氏体钢材的规格愈大，碳化物不均匀度愈严重，即使经压延后，在较大规格钢材中，仍残留明显的带状或网状堆聚，尤以 Cr12 钢为突出，在淬火后，力学性能更差，其中以横向性能下降最多，抗弯强度为纵向的二分之一。大、中截面的莱氏体钢，必须进行多向反复锻造，以改善碳化物不均匀性，方能保证模具钢强度和韧性。碳化物的不均匀性还与钢的成分有关，当钢中的含碳量在 1% 左右和含有 1% 左右的钨时，碳化物的不均匀性较高，即使采用较大的锻造比，仍有一定量的带状或网状碳化物。选用大的锻造比和大的变形率有利于破碎碳化物，改善碳化物的颗粒度。对存在碳化物不均匀的钢，可采用高温扩散处理，进行均匀化处理，一般采用 $1180\sim 1200^{\circ}\text{C}$ ，保温 5~8h。轧后或锻后进行强化冷却，可以采用风冷、雾冷等工艺措施。一般轧后或锻后冷却到 $650\sim 700^{\circ}\text{C}$ ，然后进行缓冷，快冷是为了防止网状碳化物，缓冷是防止白点和形成裂纹。

碳化物偏析，对重载和带尖齿模具的寿命影响最大。Cr12MoV 钢制搓丝板，如采用简单锻造成形，碳化物不均匀度为 5~6 级，使用寿命很短，有的只搓几千个螺钉即出现严重掉齿。使用多向反复锻造工艺，使碳化物不均匀度 <2 级，消除了掉齿现象，使用寿命提高了十几倍甚至几十倍。

(2) 锻造流线的影 响 在钢锭与钢料的锻造、压延过程中，钢中的树枝状晶体、夹杂、碳化物、缩孔、气泡及疏松等，沿加工方向被延伸拉长，形成彼此平行的线条，通称为流线或纤维，如图 1-21 所示。这种流线的存在，引起了钢材性能的各向异性。平行于流线方向（纵向）与垂直于流线方向（横向）之间的力学性能及淬火变形趋势，呈现明显差异，对于模具热处理质量及使用寿命有很大影响。流线组织十分稳定，无论热处理或压力加工都无法消除，只能通过改锻来改变它的分布与排列方向。高合金模具钢，由于碳化物数量较多，其

纵向与横向之间的冲击韧性差异更大。以直径为 60mm 的 Cr12MoV 钢材为例, 硬度同为 57 ~ 58HRC 的纵向与横向试样之间, 冲击值竟相差 10 倍之多。

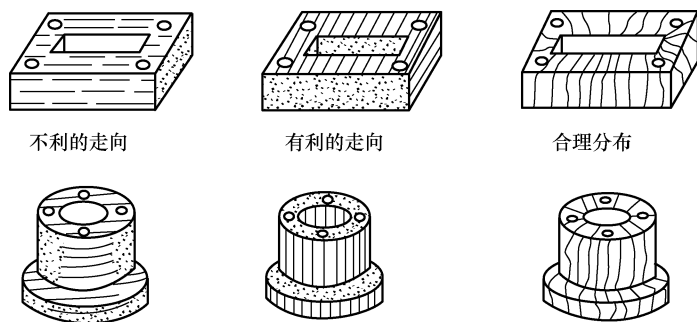


图 1-21 模具中的流线分布

对于高合金钢重载模具, 流线方向分布的合理性, 比单纯的碳化物等级更为重要。为了防止模具过早发生脆断失效和冲模的各向变形不均匀, 除了要降低毛坯碳化物偏析程度外, 更重要的是根据模具受力情况与模具形腔, 合理选择毛坯的流线分布。精密模具, 常由于毛坯流线分布不当, 在淬火时发生难以克服的各向变形的不均匀性。为了实现精密模具的微变形淬火, 重要的前提是保证毛坯流线的合理排列和碳化物的均匀分布。如重载模具中的最大拉应力与流线方向垂直, 就很容易发生早期脆性劈裂失效, 其特征为粗糙纤维状无光泽断口, 无明显疲劳源及疲劳扩展区。

2. 模具锻造的基本方法

(1) 锻造加热规范 锻造过程的加热及冷却操作是保证锻件质量的重要环节, 特别是高合金钢, 具有导热性差、塑性低、锻造温度范围窄等特点, 如加热不当, 往往使锻件一击即碎, 或产生内裂纹。如冷却不当, 会使锻件金相组织中出现网状碳化物或冷裂纹等难以补救的缺陷。

冷态工具钢的钢锭, 必须充分预热, 严格控制升温速度。高合金钢毛坯的锻造一般要分级加热, 低温预热时缓慢加热, 800 ~ 900℃ 以下控制在 1 ~ 2min/mm; 高温加热阶段可快速加热, 1000 ~ 1100℃ 可控制在 0.6 ~ 0.8min/mm。直径小于 80mm 的高速工具钢、高铬钢钢材, 直径小于 120mm 的低合金工具钢、高合金结构钢钢材, 以及各种规格的非合金工具钢, 在炉门烘烤预热即可。加热过程中经常翻动, 使其加热均匀。到达加热温度后, 保温时间要充分, 以保证奥氏体均匀化及具有良好的塑性, 避免因加热不足塑性低而出现锻裂。

合金钢返修件重新加热时, 必须缓慢升温或分段充分预热。高合金钢锻件重锻前, 应预先退火, 或在 800 ~ 900℃ 长时间预热, 否则极易开裂或生成蔡状断口。

钢料在高温下的保温或透烧时间, 一般按直径 0.3 ~ 0.5min/mm 计算。透烧不足在锻造中易形成内裂纹。保温时间过长, 加剧晶粒长大和表面氧化脱碳。在加热过程中, 要注意经常翻动钢料, 使受热均匀, 充分透烧。表 1-2 为常用工模具钢的热加工参数。

表 1-2 常用工模具钢的热加工参数

钢 种	加热温度/℃		始锻温度/℃		终锻温度/℃		冷 却 方 式	
	钢锭	钢坯	钢锭	钢坯	钢锭	钢坯	钢锭	钢坯
9SiCr	1150 ~ 1210	1100 ~ 1150	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	800 ~ 850	800 ~ 850	缓冷	
9Cr2	1170 ~ 1200	1120 ~ 1180	1130 ~ 1150	1100 ~ 1130	≥850	≥850		
5CrW2Si	1180 ~ 1200	1150 ~ 1170	1150 ~ 1180	1120 ~ 1150	≥850	≥850		
Cr12	1140 ~ 1160	1120 ~ 1140	1110 ~ 1140	1080 ~ 1100	900 ~ 920	880 ~ 900	缓冷或红送退火	
Cr12MoV	1140 ~ 1170	1100 ~ 1140	1110 ~ 1140	1000 ~ 1060	850 ~ 920	850 ~ 900		
Cr12Mo1V1	1140 ~ 1160	1100 ~ 1140	1110 ~ 1140	1000 ~ 1060	850 ~ 900	850 ~ 900		
9Mn2V	1140 ~ 1180	1080 ~ 1120	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	800 ~ 850	850 ~ 800	缓冷	
MnCrWV	1130 ~ 1180	1120 ~ 1150	1080 ~ 1130	1080 ~ 1100	≥800	800		
CrWMn	1150 ~ 1200	1100 ~ 1150	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	800 ~ 850	800 ~ 850		
6W6Mo5Cr4V	1100 ~ 1180	1100 ~ 1140	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	≥900	≥850	缓冷或红送退火	
5CrMnMo	1150 ~ 1180	1100 ~ 1150	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	800 ~ 880	800 ~ 850		
5CrNiMo	1150 ~ 1180	1100 ~ 1150	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	800 ~ 880	800 ~ 850		
4CrSiMnMoV	1160 ~ 1180	1100 ~ 1150	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	≥850	≥850		
3Cr2W8V	1150 ~ 1200	1130 ~ 1160	1100 ~ 1150	1080 ~ 1120	850 ~ 900	850 ~ 900		
4Cr5MoSiV	1150 ~ 1180	1120 ~ 1150	1100 ~ 1150	1070 ~ 1100	900	900 ~ 850		
4Cr5MoSiV1	1150 ~ 1180	1120 ~ 1150	1100 ~ 1150	1070 ~ 1100	≥900	900 ~ 850		
5Cr4Mo2W2VSi	1150 ~ 1180	1130 ~ 1160	1100 ~ 1140	1080 ~ 1100	≥900	850		
4Cr3Mo3W2V	1170 ~ 1200	1150 ~ 1180	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	900	≥850		
W6Mo5Cr4V2	1170 ~ 1190	1140 ~ 1160	1080 ~ 1100	1040 ~ 1080	≥950	≥900		
3Cr2Mo	1160 ~ 1200	1150 ~ 1180	1100 ~ 1160	1100 ~ 1150	≥820	≥820		
3Cr2NiMnMo	1160 ~ 1200	1150 ~ 1180	1100 ~ 1160	1100 ~ 1150	≥820	≥820		

各种钢料的始锻温度，主要考虑最佳的塑性和最小的变形抗力。终锻温度上限，主要考虑晶粒长大、生成萁状断口或析出网状碳化物等缺陷。终锻温度过高时，被打碎或拉长的晶粒有足够能量重新长大，致使模具在室温时内部呈现网状组织。这种网状组织可造成较大的淬火变形，甚至开裂，同时给模具性能带来不良影响。钢料的终锻温度下限，主要考虑防止塑性下降、引起锻裂或产生过大的内应力。终锻温度过低时，金属塑性变形的能力大大降低，使锻造发生困难，甚至出现锻裂，或者使模具内部的碳化物呈带状分布，产生很大应力。这种带状碳化物用预先热处理不能消除，易造成严重的淬火变形，甚至开裂，模具性能也受到较大影响。在确保钢材不出现裂纹的情况下，应尽量用较低的终锻温度，会获得更细小的晶粒。其次，对于某些莱氏体钢，在锻造时避免终锻温度过低而产生角裂和边裂。因此，应严格控制终锻温度，严禁在终锻温度以下进行锻打。

一种钢的始锻温度与终锻温度之间的间隔称为锻造温度范围。高合金钢的范围只有 200℃ 左右，普通结构钢达 400℃ 以上，在锻造操作中应充分注意。通过 Cr12MoV 钢高温加热温度与金相组织关系的试验，发现 1250℃ 加热后呈现过烧，晶界明显熔化，缓冷后沿晶界析出粗大网状碳化物。1200℃ 加热，组织明显过热，晶粒粗大，缓冷后在晶界亦析出明显

网状碳化物。在 1170℃ 以下加热，缓冷后组织无变化。生产实践证明，Cr12MoV 钢如在 1200℃ 加热透烧后立即锻造，第一锤就可将钢材打裂。钢材的加热温度，不能超过始锻温度上限值 30 ~ 50℃，锻坯尺寸、形状的修整可在比停锻温度低 50℃ 范围内进行。

(2) 冷却规范 锻件的冷却也应严格控制，既要防止在 A_{r1} 或 $A_{r_{cm}}$ 点以上冷速过慢而析出网状碳化物，又要防止冷速过快，内应力过大造成冷裂纹。高碳高合金钢停锻后应立即置于灰箱或砂箱中缓慢冷却，最好是冷到 500 ~ 600℃ 时立即装入炉内退火。高合金钢的淬透性高，在停锻时钢的组织仍为奥氏体，如果放在地面上或金属上冷却，会使其转变成马氏体 + 奥氏体 + 碳化物组织，易产生过大的应力，引起开裂。

如各种碳素结构钢，低合金结构钢等，空冷只发生铁素体、珠光体转变，塑性较高，一般不出现冷裂纹，可直接空冷；各种高淬透性的亚共析合金钢中不存在过剩碳化物相，无析出网状碳化物的可能，但由于淬透性较高，塑性不足，这类钢在停锻后可直接缓冷，特大截面如模块等，可转炉冷；如 Cr2、CrWMn、9SiCr 钢等类钢在冷却时，应在 700℃ 以上快冷，冷速不低于 40 ~ 50℃/min，然后慢冷，不仅可以防止析出网状碳化物，又可避免发生马氏体转变，以减少冷裂倾向；高合金莱氏体类钢由于过冷奥氏体极为稳定，空冷时即可发生马氏体转变，所以这类钢在停锻后应及时转入热或热灰坑中缓冷。

(3) 锻造比与锻造方法 模具钢的锻造要求较高，尤其高碳高铬钢、高速工具钢及新型冷模具钢 Cr4W2MoV、Cr2Mn2SiWMoV 及基体钢等，由于导热性差、塑性低、变形抗力大、锻造温度范围窄、淬透性高、组织缺陷较严重、变形发热效应较大等特点较难锻造。

1) 锻造比。锻造后的面积与锻造前面积之比称为锻造比，比值应随截面的增大而增加。直径为 $\phi 40 \sim 120\text{mm}$ 的高合金钢材，一般取 8 ~ 18。锻造比太小时，不能改变碳化物的不均匀分布，淬火后产生不规则的变形，磨削过程中产生龟裂，使用过程中易产生崩裂。对 Cr12、Cr12MoV、W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2 等钢种，希望总锻造比大一些，即三次镦粗拔长之总锻造比为 8 ~ 10。但过大的锻造比 (>20) 并不可取，由于增加火次，加大了锻造开裂的危险，降低了效率。

除应注意总锻造比外，每次镦粗或拔长的单次锻造比，对锻造效果也有明显的影响。如单次锻造比小于 1.5 时，变形仅限于坯料的表面，对心部组织改善效果较差，即使采用足够的总锻造比，也不能达到预期效果。因此，一般取单次锻造比为 2 ~ 3。如采用 5 ~ 10 则效果更好。如改锻 $\phi 100\text{mm} \times 300\text{mm}$ 的 Cr12MoV 钢材时，取总锻造比 25，单次锻造比 5 ~ 10，锻成模块各部位的碳化物不均匀度均为一级。但过大的锻造比使操作困难，容易锻裂。

2) 单向镦拔。适用于原材料的碳化物不均匀度级别与锻件的要求较接近的情况。锻造操作较简单，即使要求流线呈横向分布，亦可在镦拔完毕后，换向成形。如最后为镦粗状态，则流线呈辐射状分布。采用这种锻造方法，可进一步击碎碳化物，镦粗比应大于 3。为便于拔长并降低镦粗过程中侧面开裂倾向，对合金钢锻件广泛采用方柱镦粗，即先将圆钢锻成四棱为圆角的方柱体，再进行镦粗。单向镦拔使钢材组织最致密的表层在镦拔过程中又受到剧烈的锤击和变形，组织进一步改善，锻后仍处于圆周部分。因而适用于工作部分沿圆周分布的重载模具如滚丝模、圆剪刀等；但端面开裂倾向大，端面是钢材组织最差的部分，在反复镦粗时，端面与砧面接触时间长降温大，在拔长时易开裂；心部金属流动量小，心部组织改善效果差。

3) 单向拔长。对于长度与直径之比较大的工件，当材料的碳化物不均匀度级别接近锻

件要求时,可采用单向拔长。锻造比愈大,碳化物粉碎愈细,分布愈均匀。但过大的拔长锻造比,容易使碳化物成带状组织,影响横向机械性能。因此,单向拔长锻造比以2~4为宜。

4) 横向锻拔。高速工具钢工具的刃口多分布在圆周上,对锻坯采用单向锻拔方式较普遍。模具的工作型腔及刃口多在端部及中心处。大规格的高合金钢中心部位锻造开裂倾向大,因而广泛采用横向锻拔方式。

横向锻拔,是将毛坯轴向锻粗后转90°,沿垂直于流线的方向作多次锻拔,最终在锻粗或拔长状态下整形。横向锻拔操作方便,有利于采用大锻粗比。拔长时端面开裂倾向低,钢材截面上最致密、塑性好的表面,始终处于拔长时的端面,坯料与锤砧接触面经常变换,因而温度均匀。锻造大规格高合金钢材时,可有效地克服由于中心疏松造成的端面中心开裂。对心部组织改善的效果好,锻坯端面的组织好。

但锻坯的外圈组织不均匀,变形主要在横向进行,钢材原心部流向侧面,流线方向不易掌握。单纯的横向锻造方式不适合于制作工作部分位于周围的滚压模具及要求淬火微变形的精密模具。

5) 多向反复锻拔。对于高合金模具钢,原材料规格大于 $\phi 80\text{mm}$ 和碳化物不均匀度超过4级时,一般要采用反复锻拔。此法综合了单向及横向两种锻造方式的特点,对钢料从三个方位进行反复换向锻造。为了保证锻件有足够的变形量,毛坯拔长后的长度应为直径或边长的2.5~3倍,锻粗后的高度为锻粗前高度的一半左右。采用十字锻造法和综合锻造法,操作技术要熟练,否则易出现打裂现象。

多向锻拔是获得优质模具毛坯的一种常用锻造方式。其特点是锻造变形均匀,易锻透,组织改善全面,碳化物细碎。但多向锻拔操作复杂,开裂倾向比单纯横向锻造要大,流线方向难以掌握。必须选用足够吨位的锻锤和足够大的锻造比,保证锻透。对于直径 $\phi 80\text{mm}$ 以上的高合金钢,其总锻拔数取6~8次,总锻造比不少于15。

用直径 $\phi 80\text{mm} \times 75\text{mm}$ 重2.8kg的Cr12MoV钢料,以总锻造比21,单锻造比3.5按三向循环锻拔方式六锻六拔后,碳化物不均匀度全面改善到1级,流线彻底打乱,碳化物颗粒呈无定向分布。因而三向锻拔对改善组织效果既快又好,但有流线方向难以记清和操作复杂的缺点。

(4) 注意锤击操作 在锤击时应做到“两轻一重”及“两均匀”的操作要领。对低倍组织差,心部锻裂倾向大的坯料,可采用V形胎模锻造。根据坯料的大小和要求,选择合适的设备。锻锤吨位过小时,锤击力不足,变形只发生在表层,中心部分碳化物不能击碎;吨位太大时,锤击过重,容易出现裂纹。两轻一重是指始锻及停锻时应轻击,中间进行重击。始锻时温度高,晶粒粗大晶界强度低,如重击会引起心部温度上升,形成过热锻裂,裂纹呈粗糙断口;中间温度时,由于碳化物开始析出,强度增加,塑性良好,可以用中等力量或重锤锻打,接近终锻温度时塑性大为降低,必须用轻锤慢打。

均匀是指注意各部分变形及温度的均匀。无论在锻粗或拔长时,对角线锻打容易导致中心开裂。在锻粗时应防止侧面形成过大的鼓形或歪斜,以采用方柱锻粗方式较有利。拔长时应掌握每次压下量在0.6~0.8H(H为工件厚度)左右。压下量过大则展宽大,易导致十字开裂;过小则锻不透。

锻造时,为了保持各部分温度均匀,当局部温度过高时应轻击或稍停片刻。锤砧边缘应倒成圆角并预热保持200~300℃左右。毛坯出现尖棱应及时倒角。冲孔时冲头应预热至200~300℃,避免单面冲孔,应从两面冲孔,以防孔口缺肉或出现裂纹。

知识点 1.4.2 模具冷压毛坯的软化处理

冷挤压制模法是制造模具型腔的一种加工方法。它不需要切削加工,只要将坚硬的原模或阳模,用强压力冷压入较软而且富有塑性的材料内,形成所需的型腔。经冷挤压加工而成的型腔表面,一般比较光滑,可显著缩短挤压后的加工过程。用冷挤压、冷滚压方法加工复杂型腔或型面的新工艺,由于效率高、质量好,已应用于制造塑料、压铸、热锻、精压、冷锻、冲压、螺纹滚压等各种模具。

阳模的材料主要用合金工具钢 Cr12、Cr12M1V1、9CrWMn 及高碳轴承钢 GCr15,要求低时可用碳素工具钢等。经过机械加工等成形之后,通过合适的热处理,使硬度达 60HRC 左右。

模具型腔的材料,通常采用流动性好,变形阻力少的低碳钢。不过用这种材料作模具,其使用寿命低,所以还要加以硬化处理。因此,应选用退火后硬度低,在加工后的硬化处理中,渗碳性、淬硬性良好,而且热处理变形少的材料。但即使加以硬化处理,仍然不能满足模具性能方面的要求。冷压毛坯采用的钢种,已扩大到高合金模具钢。成批生产的搓丝板及圆滚模,普遍采用 9SiCr 及 Cr12MoV 钢制作,用高速工具钢螺纹芯棒以反滚压方式制成。

由于合金模具钢变形抗力大、塑性低,在冷压成型时,经常发生阳模断裂或毛坯压裂等事故。因而毛坯的性能对冷压工艺的成败具有决定性的影响。

1. 冷压毛坯的组织与硬度要求

冷压毛坯,应具有塑性高、强度低、冷作硬化倾向低的特点。冷压浅型腔时,毛坯硬度为 $\leq 217\text{HBW}$,深型腔毛坯硬度为 $\leq 160\text{HBW}$,复杂型腔毛坯以 $\leq 130\text{HBW}$ 为宜。滚模冷压毛坯的 Cr12MoV 钢硬度 $< 229\text{HBW}$ 及 9CrSi 钢 $< 207\text{HBW}$ 为宜。

具有完全球化体组织的钢,冷变形塑性最高,变形抗力最低,冷作硬化倾向最小。金相组织中含有片状珠光体的比例愈大,毛坯硬度愈高,塑性愈低。除纯铁、奥氏体不锈钢和时效硬化钢外,对其他各种钢材制作的冷压毛坯,都应进行完善的球化处理,力求达到 100% 的球化率。高碳钢及高碳高合金钢中碳化物及合金碳化物的增加,使冷变形性能变差。为了保证冷压工艺的进行,这些钢的冷压毛坯中不允许有残留的片状、网状或带状碳化物。

毛坯硬度低,可以降低成形压力,增加冷压操作的安全性。充分软化主要依靠降低合金元素及碳化物在铁素体中的浓度,应使碳化物充分析出并凝集成均匀的粗球状颗粒,形成的碳化物适当的粒度硬度才能够降低到要求的硬度,如图 1-22 所示。当 T12 钢的球化体中,碳化物颗粒平均直径达 $2\mu\text{m}$ 左右时,硬度可降到 160HBW。

2. 冷压毛坯软化处理

纯铁和低碳钢冷压毛坯要求获得中等晶粒的铁素体,并防止时效硬化倾向和析出游离的三次渗碳体网。如纯铁 DT1 采用 $880 \sim 900^\circ\text{C}$ 保温 $2 \sim 3\text{h}$,以 $50 \sim 100^\circ\text{C/h}$ 的冷速降温到 $550 \sim 600^\circ\text{C}$ 以下空冷,硬度 $80 \sim 90\text{HBW}$,而 10、20 及 20Cr 钢采用 $700 \sim 720^\circ\text{C}$ 保温 $8 \sim 15\text{h}$,以 $50 \sim 100^\circ\text{C/h}$ 的冷速降温到 $550 \sim 600^\circ\text{C}$ 以下空冷,硬度分别为 $\leq 118\text{HBW}$ 、 $\leq 131\text{HBW}$

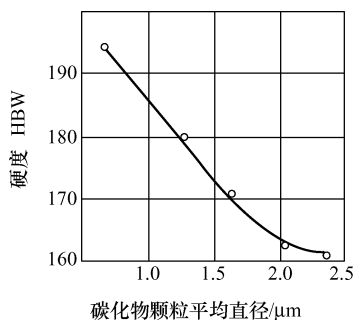


图 1-22 T12 钢的球化颗粒直径与硬度的关系

及 $\leq 140\text{HBW}$ 。

DT1 及 10 钢等纯铁及低碳沸腾钢毛坯在预处理过程中, 如在 A_{c1} 以下区域 ($550 \sim 750^\circ\text{C}$) 冷速过快, 形成被碳、氮等原子过饱和的 α 固溶体, 以后在室温放置, 出现时效硬化现象析出高度弥散的碳、渗氮物, 使钢的硬度和形变抗力显著上升, 如 DT1 纯铁毛坯, 经长时间放置后, 硬度将由 $80 \sim 100\text{HBW}$ 上升到 $150 \sim 170\text{HBW}$, 塑性和韧性降低, 冷压性能明显恶化。所以纯铁及低碳钢冷压毛坯退火过程中, 于 $600 \sim 750^\circ\text{C}$ 区间应缓慢降温。退火后长期放置的纯铁及低碳钢毛坯, 可进行补充 $650 \sim 700^\circ\text{C}$ 的高温回火, 消除时效硬化现象。

中碳钢及中碳合金钢冷压毛坯预处理应使碳化物充分析出、凝聚并完全球化, 45、40Cr、5CrMnMo 钢采用 $740 \sim 760^\circ\text{C}$ 保温 $4 \sim 6\text{h}$, 以 $5 \sim 10^\circ\text{C}/\text{h}$ 的冷速降温到 600°C 以下空冷, 硬度分别为 $\leq 156\text{HBW}$ 、 $\leq 163\text{HBW}$ 及 $\leq 207\text{HBW}$ 。

如果在退火后硬度仍偏高, 可附加高温回火软化, 其工艺为加热到 $650 \sim 670^\circ\text{C}$ 保温 $3 \sim 10\text{h}$ 。例如材质为 40Cr 钢的拉伸模及整形模, 经常规退火后硬度为 194HBW , 硬度过高。用生铁屑保护装箱于 710°C 回火 8h 后炉冷两次, 硬度降为 $155 \sim 160\text{HBW}$, 顺利冷压成形。

由于在锻态 T7、T8 钢中往往存在粗大的珠光体, 且球化退火加热温度范围很狭窄, 这类钢获得完全球化体比较困难。对型腔复杂的 T7、T8 钢制模具毛坯, 可采用图 1-23 所示的摆动退火工艺, 即在 A_1 上下作周期性等温若干次, 以促使球形碳化物晶核更好地形成和长大, 获得 163HBW 以下的硬度。高碳低合金工具钢中合金渗碳体比渗碳体稳定, 锻态组织较弥散, 允许较宽的退火加热温度, 容易完全球化, 但也容易混有弥散的点状碳化物。Cr2、CrWMn、9Mn2V 等钢 $810 \sim 830^\circ\text{C}$ 保温 $3 \sim 4\text{h}$, 以 $5^\circ\text{C}/\text{h}$ 的冷速降温到 600°C 以下空冷, 可以获得 197HBW 、 207HBW 、 187HBW 的硬度。适当提高退火加热温度, 结合极缓慢冷却可获得较好软化效果, 也可以采用摆动退火工艺。

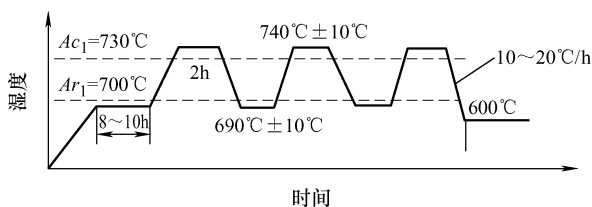


图 1-23 摆动退火工艺曲线

由于高铬钢及高速工具钢合金碳化物含量多而稳定, 退火后出现的不是片状碳化物, 而是索氏体状组织, 难以充分软化。主要措施是上限加热分段等温, 还可附加高温回火。如 Cr12MoV、W18Cr4V 等钢采用 $870 \sim 890^\circ\text{C}$ 保温 $3 \sim 4\text{h}$, 降温到 $760 \sim 780^\circ\text{C}$ 保温 $6 \sim 8\text{h}$, 降温到 $740 \sim 760^\circ\text{C}$ 保温 $2 \sim 3\text{h}$, 缓冷到 650°C 以下空冷, 硬度分别为 $\leq 217\text{HBW}$ 、 $\leq 229\text{HBW}$ 。

某些含硅量多的中、高碳钢, 以及高合金工具钢等回火脆性倾向较大的钢种, 在退火过程中, 从高温通过 $550 \sim 600^\circ\text{C}$ 区缓冷时, 晶界析出脆性相, 造成韧性及塑性的明显下降, 在冷变形加工中, 由于脆性大而产生破裂现象。

如 9SiCr、5CrW2Si、60Si2MnA、高铬钢、高速工具钢等冷压毛坯, 出现脆性裂纹倾向时, 应使毛坯在退火降温到 $650 \sim 700^\circ\text{C}$ 以下采用快速冷却, 或退火后在此温度补充回火时采用快速冷却, 可以抑制脆性, 但不能减小成型压力。在等温退火降温到 $650 \sim 700^\circ\text{C}$ 以后油冷或水冷, 塑化效果更好。这种塑化回火工艺也称为“水韧处理”或“油韧处理”。

如高速工具钢制作各种冷镦模具, 获得良好使用效果。如用于制造十字槽螺钉冲头复杂模具型面等模具, 在冷压成型时经常产生裂纹。经采用退火后附加一次 $730 \sim 750^\circ\text{C}$ 一小时后油冷的塑化回火, 消除了冷压时的开裂现象, 而挤压力无明显变化。

复习思考题

1. 举例说明应力集中对模具寿命的影响。
2. 为什么模具钢锻造要有严格的工艺控制?
3. 模具钢的冶金质量应具备什么条件? 冷作模具主要性能要求是什么?
4. 为什么进行模具设计时必须考虑到金属材料的纤维组织的走向?
5. 为什么说最终热处理的关键是淬火工艺的制定?
6. 举例说明冷加工质量对模具寿命的影响。
7. 为什么说材料的选择和使用, 是模具制造中的一个重大问题?
8. 冷作模具常见的失效形式有几种? 详细说明断裂失效特征。
9. 热作模具常见失效形式有哪些? 详细说明热磨损失效特征。
10. 冷压毛坯的组织与硬度要求是什么?

冷作模具钢

【知识目标】

- * 冷作模具材料的服役条件、失效特点和性能要求。
- * 冷作模具用钢及选用。
- * 冷作模具的热处理。

【能力目标】

- * 掌握冷作模具的工作条件、主要失效形式及对模具材料的性能要求。掌握冷作模具材料的种类、常用牌号、热加工工艺，并能合理选用。
- * 初步掌握非合金（碳素）工具钢、低合金工模具钢、高碳高铬型微变形冷作模具钢、高速工具钢的常用牌号及性能特点，能根据冷作模具的工作条件合理选用模具材料，并能制订加工工艺。
- * 了解基体钢等其他冷作模具材料的常用牌号及性能特点。

【项目案例导入】

铝箔制品高精复合成形模具：

铝箔制品如图 2-1 所示，料厚为 0.065 ~ 0.085mm。铝箔成形模具是一副高精复合成形模具，它一次性完成上述工序，且实现了在国产普通开式自动压力机上高速全自动化生产。从产品图可以看出其生产工序包括：落料、第一级拉深、压形、第二级拉深、卷边、顶出工件等。

模具结构如图 2-2 所示，模具上、下部分均配有一个二级联动气缸。上模部分常通气，相当于气压弹簧，分别压着拉深凹模和打件器。下模二级联动气缸在图中未画出，大气缸充气卷边，小气缸充气顶出工件。

模具中的落料凸模 12 因要参与拉深，宜选用硬度较高耐磨性较好的钢种，二级拉深凸模 7 与拉深凹模 14 也如此；落料凹模 10 则需选用较软的材料，且能方便地调整模具间隙；一级拉深凸模 8 选中碳优质碳素结构钢，调质硬度即可。

冷作模具钢是在非合金（碳素）工具钢的基础上发展起来的，由于性能优良，除用来制造冷

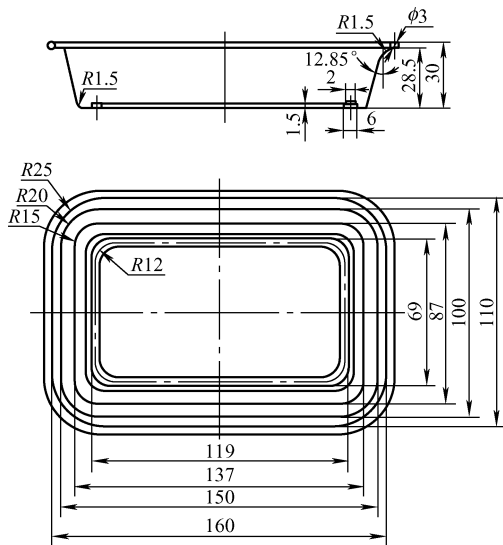


图 2-1 铝箔制品

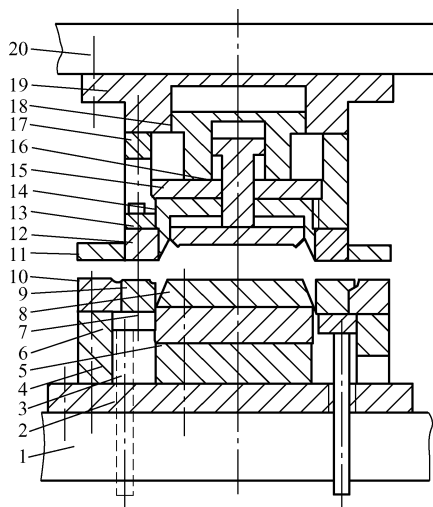


图 2-2 铝箔制品模具结构

- 1—下模板 2—下垫板 3—顶杆 4、5—凸模座 6—压边圈垫板 7—二级拉深凸模
8——级拉深凸模 9—压边圈 10—落料凹模 11—卸料板 12—落料凸模 13—打件器
14—拉深凹模 15—垫板 16—小活塞 17—落料凸模座
18—大活塞 19—气缸 20—上模板

作模具外，还用于制造各种刀具、量具等。冷作模具用于金属或非金属材料的冲裁、拉深、弯曲、冷挤、冷镦、滚丝、压弯等工序。工作对象处于室温状态，模具的工作条件相对恶劣，为了保证足够的耐用度，除了要求模具有高强度、高硬度和高耐磨性，还要求足够的韧性。模具的高强度、高硬度和高耐磨性，要求有足够的碳量进行保证，所以冷作模具材料中碳的质量分数一般都在 0.6% 以上。形状简单的小型工模具可选用非合金工具钢。形状复杂、精度要求较高的中小型工模具和量具，可选用低合金（合金元素含量小于 5%）工模具钢。低合金工模具钢的合金元素，可以增加淬硬层深度，降低工模具淬火开裂和变形倾向，提高了工模具的承载能力。对于要求淬透性好，而且具有高硬度、高强度、高耐磨性和承载能力大的大中型模具，一般选用高铬钢、高速工具钢、基体钢及钢结硬质合金等。

任务 2.1 非合金（碳素）工具钢

非合金工具钢就是碳素工具钢，简称碳工钢，在模具制造中，非合金工具钢仍然保持着重要地位。碳素工具钢主要优点是价廉易得，易于锻造成形，切削加工性能较好，主要缺点是淬透性差。碳素工具钢的碳含量（质量分数）为 0.65% ~ 1.35% 分 8 个牌号，即 T7、T8、T8Mn、T9、T10、T11、T12 和 T13。其中 T8Mn 是含 Mn 量比常规稍高的特殊牌号，淬透性提高而过热敏感性也略有提高。又依冶金质量分优质钢和高级优质钢两组，高级优质钢即在牌号后加 A 代表，如 T8A 等。高级优质碳工钢的含 S、P 低，分别不大于 0.020% 和 0.030%，Si、Mn 含量也低且范围窄，残余杂质、非金属夹杂物等均低。

碳素工具钢常规淬火的淬硬层只有 1.5 ~ 5mm；淬火冷却介质一般采用自来水、盐水或碱水，变形开裂倾向大；耐磨性和热强性都较低。因此，碳素工具钢常用来制造一些小型手工刀具或木工刀具，以及精度要求不高的形状简单的小型冷作模具、塑料模具等。

1. 化学成分

碳素工具钢牌号及化学成分见表 2-1。

表 2-1 碳素工具钢牌号及化学成分^①（质量分数）

牌 号	化学成分(%)				
	C	Mn	Si	S	P
			≤		
T7	0.65 ~ 0.74	≤0.40	0.35	0.030	0.035
T8	0.75 ~ 0.84				
T8Mn	0.80 ~ 0.90	0.4 ~ 0.6			
T9	0.85 ~ 0.94	≤0.40			
T10	0.95 ~ 1.04				
T11	1.05 ~ 1.14				
T12	1.15 ~ 1.24				
T13	1.25 ~ 1.35				

① 摘自 GB/T 1298—2008 《碳素工具钢》。

2. 性能与应用

（1）性能 钢的力学性能主要取决于钢的组织 and 结构。钢的硬度主要由含碳量决定，含碳量越高硬度越高。含碳量越高，钢中析出的碳化物颗粒越多，阻止了回火时硬度的下降，因而含碳高的钢耐回火性高于含碳低的钢。

一般情况下钢的耐磨性取决于硬度，含碳量越高，耐磨性越好，如 T12 钢比 T10 钢耐磨性稍高。当碳素工具钢硬度在水淬 60 ~ 62HRC 以下时，耐磨性急剧降低。钢的强度随含碳量增加而增加，但钢的塑性、韧性随含碳量的增加而逐渐下降，当碳质量分数 w_c 为 0.9% 时强度达最大值，随后降低，含碳量继续增加，因渗碳体分布不均匀及网状碳化物的出现，脆性提高强度下降。所以一般钢铁材料的碳质量分数 w_c 不超过 1.4%。提高淬火温度会使碳素工具钢的强韧性下降，但适当提高淬火温度可增加硬化层厚度从而提高模具的承载能力。碳素工具钢的硬度随回火温度的提高而下降，在 150 ~ 300℃ 的低温回火后，抗弯强度及冲击韧度随回火温度的升高而明显增高，应根据不同牌号选择最佳回火温度。

工具钢锻后空冷毛坯的组织一般为珠光体 + 碳化物。毛坯停锻温度不能太高，锻后采用风冷或喷雾冷却，以抑制二次碳化物呈网状析出。如已发现毛坯中有二次碳化物网存在，则在球化退火之前必须用 810 ~ 840℃ 正火方法消除，严重的碳化物网甚至要进行高、低温两次正火，才能彻底消除。T7、T8 钢不易球化，有一定数量的片状碳化物存在，过共析钢都有少量粗球状碳化物。

（2）应用 T7 钢是亚共析钢，淬火后没有剩余碳化物，耐磨性差，硬度也相对较低，常用于制作木工工具和钳工工具。共析成分的碳素工具钢，如 T8、T8A，淬火加热时容易过

热，淬火变形也大而且强度和塑性也比较低。T8Mn 和 T8MnA 的性能与 T8、T8A 相似，但淬透性好，能获得较深的淬硬层。过共析成分的碳工钢，如 w_c 在 1.0% ~ 1.15% 的 T10、T10A 和 T11、T11A 钢，淬火温度低于 800℃ 时，不会过热仍保持细晶粒，而淬火组织中保留有剩余碳化物，使耐磨性提高。当 w_c 超过 1.15% 时，如 T12、T13 钢由于碳化物过多且分布难以均匀，虽然硬度和耐磨性高但韧性下降明显。

T10A 碳量比较适中，是最常用于作冲压模的有代表性的工具钢，淬火时过热敏感性小，经适当热处理可得到较高强度和一定韧性，适合制作要求耐磨性较高而承受冲击载荷较小的模具；T7A 含碳量最低，相对于其他碳素工具钢属于高韧性碳素工具钢，其强度和韧性都比较高，适于制作要求较高韧性的小型模具；T8A 钢淬透性、韧性等均优于 T10A 钢，耐磨性也较高，但大、中截面模具易残存网状碳化物，故适于制作小型拉拔、拉深、挤压模具；T12A 钢过剩碳化物多，颗粒大且分布不均，网状碳化物较严重，主要适用于要求高硬度和高耐磨性而对韧性要求不高的切边模等模具。

3. 常规处理工艺

(1) 锻造加工 碳素工具钢热变形抗力低，锻造温度范围宽，锻造工艺性能好。锻造工艺规范见表 2-2。

表 2-2 碳素工具钢的锻造工艺

牌 号	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却 方 式
T7A、T8A	1130 ~ 1160	≥800	单件空冷或堆放空冷
T10A、T12A	1100 ~ 1140	800 ~ 850	空冷到 650 ~ 700℃ 转入干沙、炉灰坑中缓冷

(2) 热处理加工

1) 预备热处理。球化退火后的碳化物球愈均匀、圆整、细小，淬火后的剩余碳化物也愈均匀、圆整、细小，球状碳化物比片状碳化物切削阻力小，车刀对球状碳化物切割的机会也比片状少，便于切削加工，工件的表面粗糙度值也较小；碳化物球化后，在淬火加热时不易溶解，未溶的碳化物可以阻止晶粒长大，可细化淬火马氏体组织；淬火后保留一定数量均匀、细小、圆整的剩余碳化物，可以大幅度提高工件的强韧性和耐磨性。故球化退火常作为最终热处理前的预备热处理。

常规等温退火工艺，一般采用 760 ~ 780℃ 加热，保温 2 ~ 4h，然后急冷到 680 ~ 700℃，等温 4 ~ 6h，再炉冷到 550℃ 左右出炉。

对于 T7、T8 钢，如采用常规退火工艺，常常不易获得满意的球化质量。在淬火能够淬透的前提下，推荐小型工模具毛坯采用调质球化工艺，可以进一步细化碳化物。先将毛坯在 780 ~ 800℃ 加热淬火，然后在 560 ~ 580℃ 高温回火 2h，对于小型工模具毛坯，可以获得索氏体球化组织。

2) 淬火及回火。碳素工具钢淬火后获得淬火马氏体组织，使模具具有高硬度和耐磨性。淬火温度的高低对淬火后模具质量有着重要影响。淬火加热温度是根据钢的临界点来选择的，表 2-3 为碳素工具钢的淬火、回火工艺规范。油淬或硝盐浴中淬火时，淬火加热温度比水淬提高 20℃ 左右，以便获得较深的淬硬层和较高的硬度。

表 2-3 碳素工具钢的淬火、回火工艺规范

牌 号	淬 火			回 火		
	加热温度/℃	冷却介质	硬度 HRC	加热温度/℃	保温时间/h	硬度 HRC
T7	780 ~ 800	盐或碱的水溶液	62 ~ 64	140 ~ 160 160 ~ 180	1 ~ 2	62 ~ 64 58 ~ 61
	800 ~ 820	油或熔盐	59 ~ 61	180 ~ 200		56 ~ 60
T8	760 ~ 770	盐或碱的水溶液	63 ~ 65	140 ~ 160 160 ~ 180		60 ~ 62 58 ~ 61
	780 ~ 790	油或熔盐	60 ~ 62	180 ~ 200		56 ~ 60
T9	760 ~ 770	盐或碱的水溶液	63 ~ 65	140 ~ 160		61 ~ 63
	780 ~ 790	油或熔盐	60 ~ 62	160 ~ 180		57 ~ 60
T10	770 ~ 790	盐或碱的水溶液	63 ~ 65	140 ~ 160 160 ~ 180		62 ~ 64 60 ~ 62
	790 ~ 810	油或熔盐	60 ~ 62	180 ~ 200		59 ~ 61
T11	770 ~ 790	盐或碱的水溶液	63 ~ 65	140 ~ 160 160 ~ 180		62 ~ 64 61 ~ 63
	790 ~ 810	油或熔盐	61 ~ 62	180 ~ 200		60 ~ 62
T12	770 ~ 790	盐或碱的水溶液	63 ~ 65	140 ~ 160 160 ~ 180		62 ~ 64 61 ~ 63
	790 ~ 810	油或熔盐	61 ~ 62	180 ~ 200		60 ~ 62
T13	770 ~ 790	盐或碱的水溶液	63 ~ 65	140 ~ 160 160 ~ 180		62 ~ 64 61 ~ 63
	790 ~ 810	油或熔盐	62 ~ 64	180 ~ 200		60 ~ 62

高碳钢淬火加热温度一般在 770 ~ 790℃ 之间，淬火冷却介质采用自来水、盐水或碱水都可以，有时小件可以淬油。高碳钢模具回火后硬度在 54 ~ 60HRC，低温淬火工艺是把正常淬火加热温度压低 20 ~ 30℃，使奥氏体中溶入的碳降低，可获得体积分数为 50% 以上的板条马氏体的淬火组织，孪晶马氏体也较细，可以提高模具韧性，但淬硬层太薄。

淬火加热所需的保温时间，原则上是必须能保证模具内部达到淬火温度并使奥氏体中碳浓度均匀化。加热保温时间与所用加热设备、装炉量、模具尺寸都有关。如较大的模具实际加热保温时间应比计算的时间适当缩短；而很小的模具，其实际加热保温时间应适当延长。保温时间不足，淬火后不能获得良好的组织和力学性能；而保温时间过长，会使模具产生过热或表面脱碳，也浪费了能源，降低了生产效率。

碳素工具钢淬火后存在较大内应力，强度较高，但塑性、韧性低，必须立即进行回火，马氏体回火分解析出碳化物，减少了微裂纹的数量，也可降低马氏体的内应力和脆性。在 160 ~ 200℃ 之间回火，马氏体中碳含量降低的速度最快，到 200℃ 时，马氏体中碳的质量分数可降低到 0.3% 左右，同时析出的碳化物，可有效地将微裂纹搭接一半以上。高碳钢选择在 160 ~ 200℃ 之间回火，可以获得硬度、强度和韧性的最佳配合。

回火温度的选择参照表 2-3 并按所要求的硬度而调整。回火时间的选择主要是为保证回火转变过程充分进行，通常是 1 ~ 2h。回火加热介质可以是油或硝盐，以保证温度均匀。充

分回火后的组织是贝氏体或回火马氏体加粒状渗碳体。

高碳钢淬火时，如能先形成一定数量的强韧性较好的下贝氏体，可以有效地减小后形成马氏体的伸展空间，可细化马氏体，减少微裂纹的数量，所以等温淬火可以改善工件韧性，减少变形和开裂倾向。

任务 2.2 低合金工模具钢

非合金钢淬透性差，淬火变形大，耐磨性、强韧性和耐回火性都较差，因此不能用来制造形状复杂、精度要求高、承载力较大的工模具。为适应工模具性能需要而发展起来的高碳低合金钢，是在碳素工具钢基础上加入适量（一般小于 5%）的合金元素，如 Cr、Mn、Si、Mo、W、V、Ti、Ni 等元素冶炼而成的。合金元素的加入可以降低淬火临界冷却速度，减小了热应力和组织应力，减小了淬火变形及开裂倾向，钢的淬透性也明显提高；使耐回火性有所上升，马氏体在回火时不易分解，分解后析出的碳化物也不易集聚长大，低温回火后的工模具具有较高的强韧性和耐磨性，使用寿命可大幅度提高。

知识点 2.2.1 CrWMn 钢

CrWMn 钢中含质量分数为 1% 左右的 Mn、1% 左右的 Cr 和 1.2% ~ 1.6% 的 W。W 和 Cr 都是碳化物形成元素，钢材中有较多的碳化物，因此工件淬火、回火后有较多的剩余碳化物，硬度高，耐磨性好。淬透性比 GCr15 钢好，因为钨的碳化物比较稳定，使奥氏体晶粒较细。但是其碳化物不均匀性也比较严重，是工件脆裂、崩刃、剥落的主要原因。

1. 化学成分及相变点

CrWMn 钢的化学成分见表 2-4。

表 2-4 CrWMn 钢的化学成分

元 素	C	Si	Mn	Cr	W	P、S
质量分数 (%)	0.90 ~ 1.05	≤0.4	0.80 ~ 1.10	0.90 ~ 1.20	1.20 ~ 1.60	≤0.030

CrWMn 钢相变点为： $A_{c1}730^{\circ}\text{C}$ 、 $A_{cm}940^{\circ}\text{C}$ 、 $A_{r1}710^{\circ}\text{C}$ 、 $M_s155^{\circ}\text{C}$ 。

2. 性能与应用

(1) 性能 CrWMn 钢是 9CrWMn 钢的改进型，提高了 C、Cr、W 的含量，所以有更高的淬透性，油淬可淬透 $\phi 40 \sim \phi 50\text{mm}$ 的工件，因淬火变形小而习惯称微变形钢。力学性能 CrWMn 钢与 9Mn2V 及 9SiCr 钢相比较，在淬火及低温回火状态下含有较多的碳化物，因而具有较高的硬度和耐磨性。钨还能细化晶粒，使钢具有较好的韧性并能减小过热敏感性。当 800°C 淬火时，钢的抗弯强度、韧性最高。在 270°C 以下回火时，强度及冲击韧度随回火温度升高而显著上升。约在 300°C 左右回火，冲击韧度为最低值，应尽量避免在 300°C 附近回火。淬火后残留奥氏体量比其他合金钢多，此外还容易形成碳化物网，对韧性不利、可通过锻后正火予以改善。

CrWMn 钢易于形成碳化物网，因此要求在球化退火前先在 $960 \sim 980^{\circ}\text{C}$ 之间加热正火，消除碳化物网，然后再进行球化退火。对于较大的模坯，即使正火也无法避免碳化物网的形成，此时就应考虑更换钢种。

(2) 应用 CrWMn 钢的硬度、强度、韧性，淬透性及热处理变形倾向均优于碳素工具钢，主要用做轻载冲裁模（料厚 <2mm 厚），轻载拉深模及弯曲翻边模等。

3. 常规处理方法

(1) 锻造工艺 始锻温度为 1100 ~ 1140℃，终锻温度为 800 ~ 850℃，为避免形成网状碳化物，锻后要空冷到 650 ~ 700℃再缓冷（坑、砂或炉冷）。

(2) 热处理

1) 球化退火。①常规球化工艺：将毛坯加热到 780 ~ 800℃，保温 2 ~ 4h 后缓冷到 500℃左右出炉；②等温球化工艺：将毛坯加热到 780 ~ 800℃，保温 2 ~ 4h，然后急冷到 690 ~ 710℃，等温 5 ~ 6h，再炉冷到 500℃左右出炉。

2) 淬火、回火。CrWMn 钢正常淬火加热温度为 830 ~ 850℃，采用热油淬火或硝酸盐、碱浴分级淬火。淬火、回火温度见表 2-5、表 2-6。在 250 ~ 300℃区域内回火时，有回火脆性。淬火组织中也有类似 GCr15 钢那样的黑白区，但不及 GCr15 钢明显，也是由于碳化物粒度和分布不均匀所致。820℃加热淬火的组织，马氏体为隐针马氏体，组织比较均匀细小，剩余碳化物较多且较 GCr15 钢的剩余碳化物细小，淬火硬度为 60 ~ 64HRC，抗弯强度 σ_{bb} 约为 2740MPa 左右，冲击韧性最好，很适于形状复杂的精密模具采用。850℃加热淬火后组织较粗，已出现细针马氏体，按标准可评定为 2 级，淬火硬度为 64 ~ 66HRC，抗弯强度 σ_{bb} 约为 2152MPa 左右。

表 2-5 CrWMn 钢淬火加热温度

方 案	淬火温度/℃	冷 却				硬度 HRC
		介质	介质温度/℃	延续	冷却到 20℃	
I	820 ~ 840	油	20 ~ 40	至油温	—	63 ~ 65
II	820 ~ 840	油	90 ~ 140	至 150 ~ 250℃	空冷	63 ~ 65
III	830 ~ 850	熔融硝酸盐或碱浴	150 ~ 160	3 ~ 5min	空冷	62 ~ 64

注：1. 方案 II 和 III 用于形状复杂、要求变形小的工件。
2. 直径和厚度大于 50mm 的工件，淬火温度可提高到 850 ~ 870℃。

表 2-6 CrWMn 钢回火工艺规范

加热温度/℃	加 热 介 质	硬度 HRC	回 火 目 的
140 ~ 160	油、硝酸盐浴、碱浴	62 ~ 65	消除应力，稳定组织和尺寸
170 ~ 200		60 ~ 62	
230 ~ 260		55 ~ 60	

注：1. 高精度工件在粗磨加工后，应再进行去应力退火。
2. 高于 200 ~ 250℃回火时，不用冷处理即可保证尺寸的稳定性。

知识点 2.2.2 GCr15 钢

以 GCr15 为代表的高碳铬轴承钢，具有高的抗疲劳性能、高的延展性能、良好的耐磨性，合适的弹性和韧性，有一定的防锈能力，良好的冷热加工性能以及价格便宜等一系列优点，不但在轴承行业广泛应用，而且常常用来制造工具、量具、机床轴类和冷作模具。

1. 牌号及成分

常用滚动轴承钢牌号、化学成分、热处理见表 2-7。

表 2-7 常用滚动轴承钢牌号、化学成分、热处理

牌 号	化学成分 (%)						热 处 理		
	C	Si	Mn	Cr	S	P	淬火/℃	回火/℃	回火硬度 HRC
GCr9	1.00 ~ 1.10	0.15 ~ 0.35	0.25 ~ 0.45	0.9 ~ 1.2	≤0.25		810 ~ 830	150 ~ 170	62 ~ 66
GCr15	0.95 ~ 1.05	0.15 ~ 0.35	0.25 ~ 0.45	1.4 ~ 1.65			825 ~ 850	150 ~ 170	62 ~ 66
GCr15SiMn	0.95 ~ 1.05	0.45 ~ 0.75	0.95 ~ 1.25	1.40 ~ 1.65			825 ~ 845	150 ~ 180	≥62

2. 性能与应用

(1) 性能 钢材轧制成材或毛坯锻造成形时，如停轧停锻温度较高，晶粒粗大，冷却又比较缓慢时，会出现网状碳化物使工件最终热处理后的性能变差。锻后风冷却或喷雾冷却，可以抑制网状碳化物的析出。毛坯中的网状碳化物必须在球化退火前利用正火工艺消除。碳化物带状分布，使工件力学性能呈各向异性，一般说来，纵、横向的性能差异可达 5% ~ 10%。组织的不均匀，会在淬火时产生附加组织应力，促使工件变形开裂。高温均匀化退火、合理的六面锻造、双细化工艺、锻造余热淬火工艺，都可以改善碳化物的分布。该钢的焊接性较差，对白点形成敏感，有回火脆性倾向。

(2) 应用 GCr15 钢经常用于制造模具、精密量具以及其他要求高耐磨性、高弹性极限和高接触疲劳强度的机械零件。由于工模具服役时的工况与轴承并不完全相同，一般不承受高负荷下的点或线接触疲劳，但经常承受冲击、磨损、弯曲、剪切，有时还有一定的升温，因此要求工模具具备优良的强韧性。在具备一定的硬度、强度、耐磨性的同时，还要求有较高的多冲疲劳寿命，断裂韧性和良好的抗弯及扭转性能。

GCr15 钢一般经淬火加低温回火后使用。对尺寸精度要求高的零件，应在淬火后进行深冷处理。该钢也可经碳氮共渗处理，进一步提高其耐磨性、疲劳强度、尺寸稳定性和使用寿命。

3. 常规处理方法

(1) 热加工 热加工工艺参数见表 2-8。

表 2-8 GCr15 钢的热加工工艺参数

金 属 类 型	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却 方 式
钢	1210 ~ 1230	1120 ~ 1150	>850	坑冷
钢坯 > 100 方	1140 ~ 1200	1050 ~ 1120	800 ~ 850	坑冷至 650℃ 空冷 (≤φ55mm 空冷、φ55mm ~ φ100mm 堆冷 > φ100mm 堆冷或砂冷)

(2) 热处理

1) 球化退火。①常规球化退火：加热温度为 780 ~ 810℃，保温 3 ~ 6h，缓慢冷却 (10 ~ 30℃/h) 到 650℃ 后出炉空冷。加热温度和冷却速度对球化后的碳化物的形状、大小和分散度有决定性的影响。②等温退火：加热温度为 780 ~ 810℃，保温 3 ~ 6h，然后快速冷却到 680 ~ 720℃，再等温 4 ~ 6h 后炉冷到 650℃ 出炉。在常规球化退火时，从加热温度冷却到 650℃ 时，如果冷却速度太快，退火后将出现细粒状、点状和少量细片状珠光体组织，硬度将偏高。在等温温度以较快的冷却速度冷却到 650℃ 出炉时，退火后则容易在带状组织的低碳低铬带内形成片状珠光体带。

2) 淬火、回火。在常规淬火温度下淬火, 板条马氏体和孪晶马氏体两种马氏体混合存在, 板条马氏体略占多数。GCr15 钢在 835 ~ 865℃ 之间加热淬火, 基体中碳的质量分数在 0.5% ~ 0.6% 之间, 力学性能最好。GCr15 钢加热温度愈高, 碳化物溶解愈多, 奥氏体中碳及合金元素含量愈高, 淬透性和淬火硬度上升。淬火加热温度过低, 会使奥氏体中合金元素固溶量不足, 油冷后会出现非马氏体组织, 使硬度和强度下降; 淬火温度太高, 碳化物大量溶解并均匀化, 阻止奥氏体晶粒长大的碳化物逐步减少, 使晶粒粗大, 淬火后会出现粗针马氏体组织, 残留奥氏体增多, 强度和韧性都达不到要求。淬火加热最佳温度选择在 835 ~ 850℃ 之间, 大截面工件或分级淬火时可以选择 850℃ 以上加热, 淬火冷却一般选用热油或硝酸盐分级冷却, 油冷临界直径在 15 ~ 36mm 之间。

随着回火温度的上升, 硬度单调下降, 冲击韧性在上升的曲线上于 200℃ 左右有局部峰值, 225℃ 有局部谷值。在 150 ~ 160℃ 之间回火性能得到最佳的配合。要求有较高韧性的工模具、要求尺寸稳定性好的量具, 回火温度可以提高到 250℃ 左右, 此时硬度在 55 ~ 60HRC 之间, 韧性也有足够的储备。

(3) 温挤压工艺和组织 凹模热压成形, 冷挤压成型在模具制造业中已早有应用。温挤压 (700 ± 20℃) 工艺是轴承行业研制的一种新加工工艺, 也可以用于凹模和工具的制造。经温挤压以后, 模具中的碳化物进一步得到均匀化, 晶粒被细化, 可以明显提高工模具寿命。同时, 降低了加工能耗和工时, 提高了生产率, 减少了材料的损耗。温挤成形工艺的特点在于挤压温度较低, 不改变原材料的球化组织, 但可碎化碳化物带状偏析、液析和晶粒, 成形后不再进行球化退火, 即可直接进行机械加工。为尽可能多地保留中温形变的强韧化效果, 最终热处理时的淬火加热温度稍低于常规工艺 5 ~ 10℃。最终热处理的淬火加热温度为 840℃, 油冷淬火, 晶粒度为 11 级, 160℃ 回火后的硬度为 62 ~ 66HRC。

知识点 2.2.3 9Mn2V 钢

9Mn2V 钢是利用我国丰富的锰、钒资源研制出来的不含铬的冷作模具钢, 是合金工具钢中唯一不含 Ni、Cr 元素的经济型钢种, 其中锰的质量分数高达 1.70% ~ 2.00%, 主要是为了提高钢的淬透性, 淬火、低温回火后有高的硬度和耐磨性, 淬火时可用油冷, 变形较小。形状复杂的模具零件用热油冷却变形更小, 易于实现微变形淬火。

1. 化学成分

9Mn2V 钢的化学成分见表 2-9。

表 2-9 9Mn2V 钢的化学成分

元 素	C	Mn	V	Si	P、S
质量分数 (%)	0.85 ~ 0.95	1.70 ~ 2.00	0.10 ~ 0.25	≤0.40	≤0.030

9Mn2V 钢相变点为: Ac_1 730℃、 Ac_{cm} 765℃、 Ar_1 652℃、 Ms 125℃。

2. 性能及应用

(1) 性能 锰使钢的 Ms 点下降, 淬火后残留奥氏体比 CrWMn 钢多, 淬火变形比 CrWMn 钢更小, 但较多残留奥氏体也使尺寸稳定性不及 CrWMn 钢。钢中含 V 形成细微的 VC 质点能有效细化晶粒, 也能抑制网状二次碳化物析出。耐磨性不及 CrWMn 钢, 但仍比 T10 钢的耐磨性要高 6 ~ 7 倍。该钢的耐回火性差, 超过 250℃ 硬度明显下降。

9Mn2V 钢冷、热加工性能都比较好。由于含有 V 元素，细化了晶粒，减小了钢的过热敏感性，在实际生产中不够重视 9Mn2V 钢的过热敏感性，因此工件经常出现过热现象，油冷淬火临界直径为 30mm 左右，热处理变形较小。一般采用 850℃ 淬火，如淬火加热温度达 900℃ 以上，出现严重过热组织，将导致工件淬火开裂。

(2) 应用 9Mn2V 钢一般适于制造要求变形小，形状较复杂尺寸较小，轻载荷的冲压模、冷压模、雕刻模、弯曲模、落料模等。制作冲件厚度小于 4mm 的冲压模，刃磨寿命稳定在 2 万 ~3.5 万次的水平，比碱浴淬火的 T10A 钢提高 50% ~150%。

3. 常规处理方法

(1) 锻造工艺 锻造工艺见表 2-10。

(2) 热处理

1) 退火工艺。加热温度 750 ~770℃，保温 3 ~5h，等温温度 680 ~700℃，保温 4 ~6h，退火硬度小于或等于 229HBW。

2) 淬火工艺。正常的淬火加热温度为 780 ~820℃，油冷淬火或硝盐分级淬火，硬度达 62HRC 以上。9Mn2V 钢 780℃ 加热淬火的组织为隐针马氏体 + 残留奥氏体 + 剩余碳化物，淬火硬度约为 65HRC，抗弯强度 σ_{bb} 约为 2058MPa，淬火硬度和抗弯强度最高。9Mn2V 钢 820℃ 加热淬火硬度下降到 64.5HRC，抗弯强度 σ_{bb} 下降到 2009MPa。

表 2-10 锻造工艺

项 目	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却
钢锭	1140 ~1180	1100 ~1150	≥850	缓冷
钢坯	1080 ~1120	1050 ~1100	≥850	缓冷

3) 回火工艺。9Mn2V 钢的耐回火性较差，200℃ 回火后硬度就可下降到 60HRC 以下。回火温度一般要求在 160 ~180℃，空冷，硬度 60 ~62HRC。回火温度在 200 ~300℃ 范围有回火脆性及显著体积膨胀，应予以防止。

知识点 2.2.4 9SiCr 钢

9SiCr 钢是低合金刀具用钢，但也常常制作冷作模具零件。它比铬钢（Cr2 或 9Cr2）有更高的淬透性和淬硬性并且有较高的耐回火性，适合分级淬火或等温淬火。在 300 ~400℃ 回火时，硬度仍可保持在 60HRC 左右，有较好的耐磨性和韧性。

1. 化学成分

9SiCr 钢的化学成分见表 2-11。

表 2-11 9SiCr 钢的化学成分

元 素	C	Si	Cr	Mn	P、S
质量分数(%)	0.85 ~0.95	1.20 ~1.60	0.95 ~1.25	0.30 ~0.60	≤0.30

钢的相变点为： Ac_1 770℃、 Ac_{cm} 870℃、 Ar_1 730℃、 Ms 160℃。

2. 性能及应用

(1) 性能 850℃ 加热淬火的组织为正常淬火组织，以隐针板条马氏体为主，也有细针

马氏体，晶粒度为9级左右，残留奥氏体体积分数约为5%，细粒状剩余碳化物基本上均匀分布，淬火硬度为65HRC左右，抗弯强度 σ_{bb} 约为2250MPa。淬火温度升高，细针状孪晶马氏体增多。9SiCr钢的主要缺点是退火硬度较高，加热时脱碳敏感性大，故加热时应注意防护。

(2) 应用 因钢中含有硅和铬，所以淬透性好，适宜进行分级或等温淬火，这对于防止模具发生淬火变形极为有利，该钢可作多种形状复杂、变形要求小的冷作模具零件。其他还用于剪刀片、搓丝板、滚丝模、打印模等。已经逐步应用到载荷较大的模具，部分用来取代Cr12钢，作拉伸模具零件有比9CrWMn、CrWMn钢更高的使用寿命。

3. 常规处理方法

(1) 锻造工艺 见表2-12。

表 2-12 9SiCr 钢锻造工艺

项 目	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却
钢锭	1150 ~ 1200	1100 ~ 1150	880 ~ 800	缓冷（砂冷或坑冷）
钢坯	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	850 ~ 800	缓冷（砂冷或坑冷）

(2) 热处理

1) 退火工艺。加热温度780~810℃，保温2~4h，等温温度680~720℃，保温4~6h。

2) 淬火工艺。正常淬火加热温度为850~875℃，比GCr15钢和CrWMn钢的都高，油冷，硬度为62~65HRC，因奥氏体在中温转变区有较高的稳定性，故可采用分级或等温淬火。

3) 回火工艺。9SiCr钢回火工艺见表2-13。回火温度180~200℃，硬度为60~62HRC，于210~275℃之间有回火脆性，应避免在此温度回火。850~870℃加热、油冷淬火、175~200℃之间回火时，抗弯强度有极大值，刀具一般在此温度区内回火。要求有高韧性的模具在300℃左右回火，硬度则下降到59HRC左右，韧性则有较大的回升，抗弯强度 σ_{bb} 高达2840MPa，冲击韧度 α_K 上升到49J/cm²。

表 2-13 9SiCr 钢回火工艺

回 火 用 途	加热温度/℃	加 热 介 质	硬度 HRC
消除应力，稳定组织	140 ~ 160	油、硝盐或碱浴	62 ~ 65
	160 ~ 180		61 ~ 63
	180 ~ 200		60 ~ 62
	200 ~ 220		58 ~ 62

知识点 2.2.5 60Si2Mn 钢

60Si2Mn钢是一种弹簧专用钢种，具有高屈服强度、高疲劳极限和优良的塑性，钢材价格低廉，热处理工艺简单，有较高的强韧性和耐回火性，经过碳化物球化处理的模坯，淬火、回火后可获得较好的综合力学性能，热处理变形也较小。

1. 化学成分

60Si2Mn钢的化学成分见表2-14。

表 2-14 60Si2Mn 钢的化学成分

元 素	C	Si	Mn	S、P
质量分数(%)	0.6	2	0.8	≤0.3

2. 性能与应用

(1) 性能 60Si2Mn 钢含硅量高, 因此有石墨化倾向, 脱碳敏感性也较高。钢的性能指标并不亚于其他冷作模具钢, 只是耐磨性稍差些。作为一般冷作模具, 采用 870℃ 加热淬火、310℃ 以上回火, 其强韧性配合最好, 使用寿命有时比 9SiCr 钢模具要高出 1 倍。碱浴及新型淬火冷却介质淬火的冲头强韧性要高于油中淬火的冲头。

(2) 应用 60Si2Mn 钢为普及型弹簧钢, 早期应用于风铲、冲击钻探工具, 显示出优良的工作性能, 用来制作内六角螺钉冷镦冲头平均寿命达到 5000 ~ 7000 次的较好水平, 已经成为标准件冷镦冲头的基本牌号。由于剩余碳化物较少, 所以耐磨性稍低, 淬透性也不高, 油冷淬火临界直径为 25 ~ 30mm, 因此只能用作小型工模具。如冲击工具、硬质合金凹模预应力套 (48 ~ 52HRC), 标准件行业多用其制造冷镦冲头、螺母冷镦模具、冲压孔模具等。

3. 常规处理方法

(1) 球化退火 一般的退火工艺球化不完全, 仍然有片状碳化物存在, 采用 850℃ 加热, 油冷淬火, 790℃ 加热 25min, 急冷到 680℃ 保温 1h, 炉冷到 500℃ 出炉的短时间等温球化工艺, 可获得理想的球化组织。

(2) 淬火、回火

1) 淬火。因为钢材中含硅量较高, 使共析温度从 723℃ 上升到 790℃ 左右, 所以淬火加热温度较高。60Si2Mn 钢一般是采用 850 ~ 870℃ 加热, 油冷淬火。采用下限 850℃ 加热淬火的组织为针状马氏体和板条马氏体的混合组织, 淬火硬度可达 62HRC; 采用上限 900℃ 以上加热、油冷淬火的组织, 马氏体针稍粗, 板条马氏体增多, 淬火硬度为 61.5HRC, 370℃ 回火后仍有很高的强韧性; 800 ~ 820℃ 亚温淬火, 300 ~ 400℃ 回火对强韧性有利。

2) 回火。该钢的耐回火性较好, 300 ~ 350℃ 回火后硬度可达 57HRC, 400℃ 回火后硬度为 48 ~ 52HRC, 并具有高的强韧性, 回火温度一般选择 200 ~ 350℃, 注意避开 300℃ 左右的回火脆性区, 为了获得高硬度, 采用 200 ~ 280℃ 回火, 也有采用 120℃ 回火 16h (低温时效处理) 取代传统回火处理的。

知识点 2.2.6 7CrSiMnMoV 钢

火焰淬火模具钢是近年来为适应大型、特大型模具零件简化热处理工艺、缩短生产周期、节约生产成本而发展起来的新型钢种。7CrSiMnMoV 钢是我国研制的低合金空冷淬硬钢, 最大优点为可以进行火焰加热淬火, 也可整体加热淬火, 变形小。该钢的淬火温度范围很宽, 在 850 ~ 1000℃ 范围内变化, 淬火后均有良好效果, 空冷后硬度一般可达 60HRC 以上。

1. 化学成分

7CrSiMnMoV 钢的化学成分见表 2-15。

表 2-15 7CrSiMnMoV 钢的化学成分

元 素	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V
质量分数(%)	0.65~0.75	0.85~1.15	0.65~1.05	0.030	0.030	0.90~1.20	0.20~0.50	0.15~0.30

2. 性能与应用

(1) 性能 具有高的综合强韧性和良好的耐磨性，能有效避免冷作模具崩刃现象；淬火加热范围宽，利于火焰淬火；淬透性好，淬硬性高，热处理变形小，直径 80mm 的截面油冷可以淬透，直径 40mm 的截面空冷即可淬透，硬度可达 62~64HRC，硬度均匀，磨损倾向小；焊接性好，能满足冲模的补焊需求。

(2) 应用 可用于制作各种冷作模具，如薄板冲孔模、整形模、切边模、冷镦模等，对于多孔位的冲模或复杂型腔零部件的刃口，采用火焰淬火，型腔和孔距变形小，简化了制作工艺，有效降低了成本。对于要求高强韧性的模具，可以用其替代 T10A、9Mn2V、Cr12MoV 等钢材，模具寿命可以提高 3~4 倍。

3. 常规加工方法

(1) 锻造 7CrSiMnMoV 钢锻造工艺见表 2-16。

表 2-16 7CrSiMnMoV 钢锻造工艺

项 目	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢坯	1200	1100~1200	800~850	缓冷

(2) 热处理

1) 退火工艺。①840~860℃加热，保温 4~5h，以≤20℃/h 的速度冷却至 550℃出炉空冷；②等温退火工艺：820~840℃加热保温 2~4h，680~700℃等温 3~5h，炉冷至 550℃出炉。

2) 淬火。7CrSiMnMoV 钢淬火、回火温度与性能关系见表 2-17~表 2-20，直径 80mm 的试样 880℃淬火后，距表面 30mm 距离仍然有 60HRC 硬度，到心部硬度降低 3HRC。

3) 回火。7CrSiMnMoV 钢制小型模具类零件一般可以进行自回火。

表 2-17 7CrSiMnMoV 钢回火温度与性能关系

回火温度/℃	抗弯强度/MPa	冲击韧度 $a_K/(J/cm^2)$	硬度 HRC
180	3560	105	62
200	3510	102	62
250	3200	116	61
300	3110	118	59
350	3020	128	57
400	2860	139	54
450	2670	151	52
500	2600	163	50

表 2-18 7CrSiMnMoV 钢淬火规范

淬火温度/℃	冷却方式
860~920	油或空气

表 2-19 7CrSiMnMoV 钢淬火温度与力学性能的关系

淬火温度/℃	抗弯强度/MPa	冲击韧度 $a_K/(J/cm^2)$	硬度 HRC
820	3380	85	47 ~ 48
840	3410	87	60 ~ 61
880	3520	94	62 ~ 63
900	3560	105	62 ~ 63
920	3480	98	63 ~ 64
960	3320	89	62 ~ 63

表 2-20 7CrSiMnMoV 钢回火工艺规范

回火温度/℃	冷却方式	硬度 HRC
160 ~ 200	空气	58 ~ 62

知识点 2.2.7 6CrNiMnSiMoV (GD) 钢

6CrNiMnSiMoV 钢属低合金高强韧性冷作模具钢，代号为 GD 钢，是一种碳化物偏析小而淬透性高的高强韧钢，是空冷微变形模具钢。GD 钢的研制，解决了基体钢淬火温度区间比较窄、一般不能用箱式电炉加热淬火、成本较高的难题。

1. GD 钢的化学成分

化学成分见表 2-21。

表 2-21 GD 钢的化学成分

元 素	C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	V
质量分数 (%)	0.64 ~ 0.74	1.0 ~ 1.3	0.7 ~ 1.0	0.5 ~ 0.9	0.7 ~ 1.0	0.3 ~ 0.6	≤0.2

2. 性能与应用

(1) 性能 GD 钢较 CrWMn 钢适当降低含碳量，以减少碳化物偏析，同时增加 Ni、Si、Mn，以加强基体的强度和韧性，少量 Mo 和 V，可以细化晶粒、提高淬透性和耐磨性，并增加耐回火性，Cr 的作用主要在于提高淬透性。通过热处理工艺调整，可使 GD 钢获得较多的板条马氏体，碳化物细小而均匀，总量也较少，强韧性高，接近各种改型基体钢，有的韧性指标已超过改型基体钢。GD 钢的热加工工艺性好，淬火温度范围较宽、温度较低，热塑性好，变形抗力小。

(2) 应用 GD 钢可以取代 CrWMn、Cr12 型、GCr15、9Mn2V 等钢制作冷挤压模、冷弯曲模、冷镦模，精密塑料模、温热挤压模等，尤其在解决强韧性配合方面发挥了重要作用，已经在细长、薄片凸模，形状复杂、大型、薄壁凸凹模、中厚板冲裁模及剪刀片等工模具上应用，寿命分别提高几倍、十几倍、几十倍甚至数百倍，表 2-24 为 GD 钢部分应用效果对比。

3. 常规加工方法

(1) 锻造 锻造工艺性较好，锻造加热速度不宜太快，不太复杂的工件可以一火次成形，锻后应缓冷，并立即退火。锻造工艺规范见表 2-22。

表 2-22 GD 钢锻造工艺规范

入炉温度/℃	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
≤750	1080 ~ 1120	1040 ~ 1060	≥850	缓慢冷却

(2) 热处理

1) 退火。由于是空冷淬硬钢，过冷奥氏体的稳定性相当好，所以退火不易软化，等温球化退火工艺：加热温度为 760 ~ 780℃，保温 2h，然后以 30℃/h 速度降温到 680℃，再保温 6h 左右，炉冷到 550℃左右出炉空冷。退火后硬度为 230 ~ 240HBW，球化组织良好，可以较顺利地进行切削加工。

2) 淬火、回火。GD 钢淬火变形性比 CrWMn 小，脱碳敏感性也不大。GD 钢淬火具有足够淬硬性，且淬火温度低，温度范围宽，表 2-23 为不同加热温度淬火、回火后的性能。GD 钢的淬透性好，淬火可以用火焰加热的方法，冷却可以用油冷、油淬空冷、或空冷等多种方法，φ60mm 的钢材空冷可以全部淬硬，空淬硬度 61HRC。以 900℃加热、油冷淬火、200℃回火 2h，其组织为回火板条马氏体十回火隐针马氏体 + 体积分数为 11% 左右的残留奥氏体 + 体积分数为 2.7% 左右的剩余碳化物，可获得最佳的强韧性配合。表 2-24 为 GD 钢与部分钢种制模具部分应用实例对比。

表 2-23 GD 钢不同加热温度淬火、回火后的性能

淬火温度/℃		810	840	870	900	930	960	1000
空淬硬度 HRC		63.0	65.5	65.5	66.0	66.0	66.0	65.4
油淬硬度 HRC		65.5	66.0	66.0	66.0	66.0	66.0	66.1
晶粒度/级		—	12	12	11 ~ 10	11 ~ 10	10 ~ 11	7 ~ 6
回火后硬度 HRC	150℃回火	62.0	63.0	63.5	64.0	64.0	64.5	64
	175℃回火	61.0	61.5	62.0	62.0	62.5	63.0	63.0
	200℃回火	59.0	60.0	61.0	61.0	61.0	60.5	61.0
	230℃回火	59.5	60.0	60.0	60.0	60.0	60.0	60.0
	260℃回火	59.0	60.0	60.0	59.5	59.5	60.0	60.0
	300℃回火	59.5	59.5	59.0	58.5	58.0	60.0	59.0
	350℃回火	59.0	58.5	58.0	57.5	58.0	58.0	58.0
	400℃回火	57.0	57.0	56.5	56.5	56.5	56.5	57.0

表 2-24 GD 钢与部分钢种制模具部分应用实例对比

模具名称	牌 号	平均寿命	使用效果
彩电管座 050 簧片成形凸模	SKD11 GD 钢	800 万件 750 万件	寿命相当，国产化，节省外汇
簧片凹模	Cr12，CrWMn GD 钢	15 万件 60 万件	提高 3 倍
印制板插座 100 簧片冲模	Cr12、Cr12MoV GD 钢	约 1 万件 约 5 万件	提高 4 倍

(续)

模 具 名 称	牌 号	平 均 寿 命	使 用 效 果
印制板插座簧片 弯曲模	CrWMn, Cr12 GD 钢	24h 72h	提高 2 倍
接触簧片级进模 凸模	W6Mo5Cr4V2 GD 钢	0.1 万件 2.5 万件	提高 24 倍
薄长凸模 0.15mm × 55mm	Cr12 GD 钢	0.05 万件 1.3 万件	提高 25 倍
中导片级进模凸模	Cr12MoV GD 钢	11 万件 75 万件	提高 6 倍 彩电模具国产化
电刷级进模凸模	Cr12MoV GD 钢	0.04 万件 1.5 万件	提高 36 倍
厚度为 3mm 摇臂落料模	Cr12 GD 钢	16 万件 超过 60 万件	提高 3 倍
8mm 10 钢板垫圈模具	Cr12 GD 钢	刃磨一次 0.7 万件 刃磨一次 2 万件	提高 2 倍

任务 2.3 高碳高铬型微变形冷作模具钢

高碳高铬钢成分特点是高碳量和高铬量，Cr12 钢系列的高铬微变形模具钢，包括 Cr12、Cr12MoV、Cr12Mo1V1 等几个钢种。经常用于制造高耐磨、微变形、高负荷下服役的冷加工用的模具和工具，以 Cr12 和 Cr12MoV 钢应用最广，其中 Cr12Mo1V1 钢综合性能最好。铬能使钢有很高的淬透性，是形成 M_7C_3 型碳化物的主要元素，也是促成碳化物不均匀分布的主要元素。加入钼、钒能进一步提高钢的淬透性，细化晶粒和共晶碳化物，改善韧性，提高耐回火性。Cr12MoV 钢中含碳量比 Cr12 钢低，又因加入了钼和钒，因此其碳化物数量、粒度、形态、不均匀程度都比 Cr12 钢有较大的改善，从而韧性得到明显提高，Cr12Mo1V1 钢中 Mo、V 含量提高，并含少量 Co，强韧性、耐磨性均较 Cr12MoV 钢高。

知识点 2.3.1 Cr12 钢

1. 化学成分

Cr12 钢的化学成分见表 2-25。

表 2-25 Cr12 钢系列牌号及化学成分

牌 号	元素质量分数(%)						
	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	Co
Cr12	2.0 ~ 2.3	≤0.40	≤0.40	11.50 ~ 13.00	—	—	—
Cr12MoV	1.45 ~ 1.70	≤0.40	≤0.40	11.00 ~ 12.50	0.40 ~ 0.60	0.15 ~ 0.30	—
Cr12Mo1V1	1.40 ~ 1.60	≤0.60	≤0.60	11.00 ~ 13.00	0.70 ~ 1.20	≤1.10	≤1.00

Cr12 钢的相变点： Ac_1 810℃， Ac_{cm} 982℃， Ar_1 760℃， Ms 180℃。

2. 性能与应用

(1) 性能 Cr12 钢是高碳高铬型冷作模具钢的代表性牌号之一，属于莱氏体钢。含有极高量的 C (2.00% ~ 2.30%) 和 Cr (11.00% ~ 13.00%)，有很高的淬透性、淬硬性和耐

磨性，淬火变形小，Cr12 钢冲击韧度差，导热性和高温塑性也差，当碳化物不均匀时，变形呈多向性且不规则，它的组织不良是其主要缺点，很难用热处理方法改善不均匀的碳化物。热加工时要注意加热和锻造工艺，通过合理的锻造改善不均匀碳化物。

(2) 应用 主要用于要求高耐磨受冲击负荷较小的冲压模工作零件（凸模、凹模、冷挤压模的凹模等），由于冲击韧度差，导热性和高温塑性也差，具有明显的缺点，使用受到一定限制。近来逐渐被更优秀的钢种如 Cr12MoV、Cr12Mo1V1 或基体钢所取代。

3. 常规处理方法

(1) 锻造工艺 对 Cr12 钢必须进行锻造以改善碳化物的不均匀性，保证模具的强度和韧性，以提高寿命。锻造不仅使钢中碳化物分布均匀，提高强韧性，而且在模具中形成合理的流线排列，促使各方向淬火变形趋势一致。锻造加热时，要先预热，逐渐升温，并注意工件放置锻打时坚持多向锻拔，并且多次锻拔，才能保证击碎碳化物，改善锻件的方向效应。锻后注意缓冷并及时退火。Cr12 钢的锻造工艺规范见表 2-26。

表 2-26 Cr12 钢的锻造工艺规范

项 目	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1140 ~ 1160	1100 ~ 1120	900 ~ 920	缓冷
钢坯	1120 ~ 1140	1080 ~ 1100	880 ~ 920	缓冷

(2) 热处理

1) 退火。830 ~ 850℃ 保温 2 ~ 3h，720 ~ 740℃ 等温 3 ~ 4h，以 ≤50℃/h 的冷速冷却到 550℃ 出炉空冷，得到粒状珠光体 + 碳化物组织，退火硬度为 207 ~ 255HBW。

2) 淬火。Cr12 钢淬火工艺规范见表 2-27。加热时奥氏体中溶入质量分数为 4% ~ 5% 的 Cr，使过冷奥氏体稳定性加大，提高钢的淬透性，较大尺寸模具可以淬透。正确选择淬火温度，使钢中残留奥氏体引起的尺寸降低部分甚至全部抵消淬火时因马氏体转变所产生的尺寸增大，则可控制淬火变形量，减小发生变形所造成的尺寸不稳定。图 2-3 所示为 Cr12 钢淬火温度与硬度的关系，图 2-4 所示为 Cr12 钢淬火温度与奥氏体晶粒度及硬度的关系。

表 2-27 Cr12 钢淬火工艺规范

淬火温度/℃	冷却介质	硬度 HRC
950 ~ 980	油	61 ~ 64
1000 ~ 1100	油	40 ~ 60

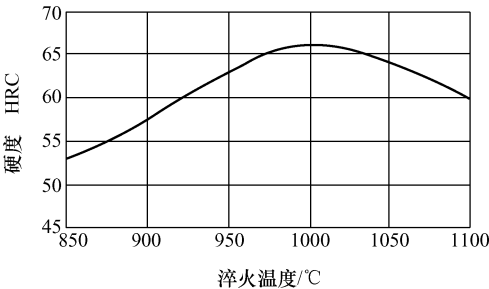


图 2-3 Cr12 钢淬火温度与硬度的关系

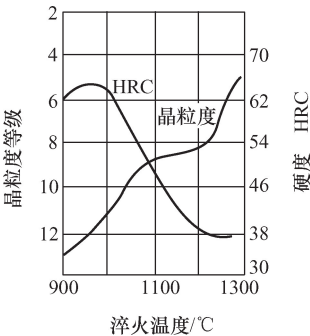


图 2-4 Cr12 钢淬火温度与奥氏体晶粒度及硬度的关系

3) 回火。Cr12 钢回火工艺规范见表 2-28。Cr12 钢淬火后存有相当数量的残留奥氏体, 一次回火后会有部分残留奥氏体转变为马氏体, 对性能影响不利。因此, 通过二次回火将一次回火时变成的淬火马氏体再转变为回火马氏体。

表 2-28 Cr12 钢回火工艺规范

用 途	加热温度/℃	回火时间/h	回 火 次 数	硬度 HRC
消除应力和稳定组织	180 ~ 200	2	1	60 ~ 62
消除应力和降低硬度	320 ~ 350	2	1	57 ~ 58

生产实践中采用二次回火工艺对提高模具寿命有一定作用。Cr12 钢在 270 ~ 350℃ 温度范围内扭转冲击值降低, 而在此温度区间回火硬度值也下降, 因此应避开此区间选择回火温度。

知识点 2.3.2 Cr12MoV 钢

Cr12MoV 是由 Cr12 钢发展起来的。由于添加了 Mo、V 元素, 可以有更好的淬透性和韧性, 淬火变形很小, 热稳定性、强韧性、微变形性均强于 Cr12 钢。在 300 ~ 400℃ 仍能保持良好的硬度和耐磨性。

1. 化学成分

Cr12MoV 钢的化学成分见表 2-25。Cr12MoV 钢的相变点: A_{c1} 830℃, A_{cm} 855℃, A_{r1} 750℃, M_s 220℃。

2. 性能及应用

(1) 性能 Cr12MoV 钢的力学性能与淬火温度有极大的关系, 随淬火温度的提高, 溶入奥氏体中的合金碳化物增加, 使奥氏体中固溶碳量和合金元素含量增加, 淬火硬度相应增加, 淬火温度增加到 1050℃ 时, 硬度达到最大值。再提高淬火温度, 则由于奥氏体中合金元素继续增多, M_s 点下降导致残留奥氏体大幅度增多, 致使硬度急剧下降, 同时使奥氏体晶粒粗大, 引起冲击韧性和抗弯强度明显下降。

(2) 应用 Cr12MoV 钢是 Cr12 系列中应用最广泛的钢, 几乎在所有冷作模具中应用, 由于有比 Cr12 钢更好的性能, 主要用于制作截面较大、形状复杂、经受较大冲击的各类冷作模具零件。

3. 常规加工方法

(1) 锻造 因钢的导热性差, 应注意缓慢加热, 最好在 800℃ 左右预热, 锻后必须缓冷。锻造时应采用“两轻一重”锻造法, 其他要求与 Cr12 钢相同, 锻造工艺见表 2-29。

表 2-29 Cr12MoV 钢的锻造工艺规范

项 目	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却 方 式
钢锭	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	900 ~ 850	缓冷 (坑或砂冷)
钢坯	1050 ~ 1100	1000 ~ 1050	900 ~ 850	缓冷 (砂或炉冷)

(2) 热处理

1) 退火。①以 $\leq 100^\circ\text{C}/\text{h}$ 的速度加热到 850 ~ 870℃, 炉冷至 550℃ 空冷, 硬度为 207 ~ 255HBW。②以 $\leq 100^\circ\text{C}/\text{h}$ 的速度加热到 850 ~ 870℃, 在 720 ~ 750℃ 等温, 炉冷至 550℃ 空

冷，硬度为 207 ~ 255HBW。

2) 淬火。Cr12MoV 钢采用低温淬火 (950 ~ 1000℃) 及低温回火 (200℃) 可获得高硬度及高韧性，但抗压强度较低；采用高温淬火 (1100℃) 及高温回火 (500 ~ 520℃) 可获得较高硬度及高抗压强度，但韧性太差；采用中温淬火 (1030℃) 及中温回火 (400℃) 可获得最好的强韧性，较高的断裂抗力。图 2-5 所示为 Cr12MoV 钢淬火温度与硬度关系，图 2-6所示为 Cr12MoV 钢回火温度与硬度及残留奥氏体量的关系。

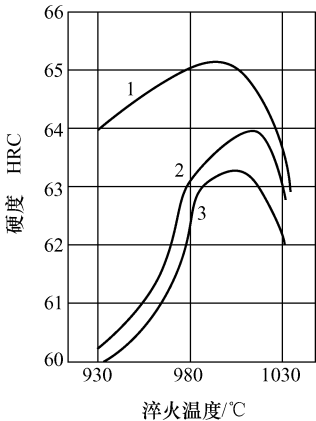


图 2-5 Cr12MoV 钢淬火温度与硬度关系
1—在增碳剂中加热，空冷
2—空气加热油冷 3—空气加热，空冷

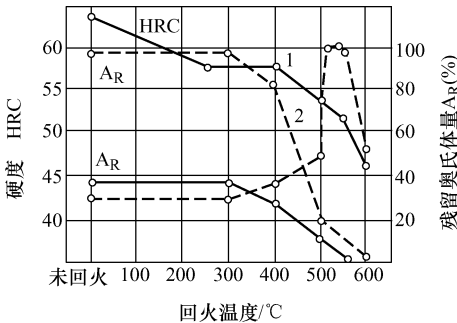


图 2-6 Cr12MoV 钢回火温度与硬度
及残留奥氏体量的关系
1—950℃ 淬火 2—1130℃ 淬火

3) 回火。Cr12MoV 钢回火工艺见表 2-30。

表 2-30 Cr12MoV 钢回火工艺

方 案	淬火温度/℃	回 火			
		用途	加热温度 /℃	介质	硬度 HRC
1	1020 ~ 1040	消除应力	150 ~ 170	油或硝盐	61 ~ 63
2		去除应力，降低硬度	200 ~ 275	—	57 ~ 59
3		去除应力，降低硬度	400 ~ 425	—	55 ~ 57
4	1115 ~ 1130	去除应力及形成二次硬化	510 ~ 520℃ 多次回火 - 78℃	—	60 ~ 61
5			冷处理 + 510 ~ 520℃ 一次回火		60 ~ 61
6			- 78℃ 冷处理加一次 510 ~ 520℃ 回火，再 - 78℃ 冷处理		61 ~ 62

知识点 2.3.3 Cr12Mo1V1 钢

Cr12Mo1V1 钢是国际上广泛采用的高碳高铬型冷作模具钢，属莱氏体钢，源于美国 D2 钢 (ALSI、ASTM)。由于钢的含 Mo、V 量比 Cr12MoV 钢高，并含有 Co，改善了钢的组织，其强韧性、耐磨性均有所提高。

1. 化学成分

Cr12Mo1V1 钢的化学成分见表 2-25。Cr12Mo1V1 钢的相变点： A_{c1} 810℃， $A_{c_{cm}}$ 875℃， A_{r1} 695℃， M_s 190℃。

2. 性能及应用

(1) 性能 由于钢中 Mo、V 含量增加，改善了钢的铸造组织，细化了晶粒，改善了碳化物形貌，因而 Cr12Mo1V1 钢的抗弯强度、挠度、冲击韧度等较 Cr12MoV 钢高，耐磨性也有所增加。Cr12Mo1V1 钢的锻造性能及热塑成形性比 Cr12MoV 钢略差。

(2) 应用 Cr12Mo1V1 钢的用途与 Cr12MoV 相同。由于含有 Co 元素及较高含量的 Mo、V 元素，提高了强韧性，可用于比 Cr12MoV 要求更高的模具零件。实践表明，如用 Cr12Mo1V1 钢制作的冲压裁模、滚丝模、滚轧轮等均比 Cr12MoV 钢提高 5 ~ 6 倍。

3. 常规处理方法

(1) 锻造 Cr12Mo1V1 钢经常制作大型、精密模具，且锻造成形性能较 Cr12MoV 差，所以锻造时要更加注意加热、锻造及冷却方法，锻造工艺规范见表 2-31。因钢的导热性差，锻造加热时，应注意缓慢加热，要先预热到 800℃ 左右，逐渐升温，并注意工件锻打时应多向、多次锻拔，以能保证击碎碳化物，改善锻件的方向效应，锻后注意缓冷并及时退火。锻造时应采用“两轻一重”锻造法，其他要求与 Cr12 钢相同。

表 2-31 Cr12Mo1V1 钢锻造工艺规范

项 目	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却 方 式
钢锭	1200 ~ 1160	1050 ~ 1090	≥850	红送退火
钢坯	1050 ~ 1100	1000 ~ 1050	≥850	红送退火缓冷（砂或炉冷）

(2) 热处理

1) 退火。①以≤100℃/h 的速度加热到 870 ~ 890℃ 保温 2 ~ 4h，以≤30℃/h 的速度炉冷至 550℃ 空冷，硬度为 207 ~ 255HBW。②以≤100℃/h 的速度加热到 840 ~ 860℃ 保温 2h，在 720 ~ 740℃ 等温 4h，炉冷至 550℃ 空冷，硬度为 207 ~ 255HBW。

2) 淬火。Cr12Mo1V1 钢的淬火工艺规范见表 2-32。

表 2-32 Cr12Mo1V1 钢的淬火工艺规范

淬火加热温度/℃			冷 却	硬 度 HRC
第一次预热	第二次预热	最后加热		
500 ~ 600	820 ~ 860	980 ~ 1040	油冷或空冷	60 ~ 65
500 ~ 600	820 ~ 860	1060 ~ 1100	油冷或空冷	60 ~ 65

3) 回火。Cr12Mo1V1 钢的回火工艺规范见表 2-33。

表 2-33 Cr12Mo1V1 钢的回火工艺规范

加热温度/℃	回火时间/h	回 火 次 数	硬 度 HRC
180 ~ 230	2	1	60 ~ 64
510 ~ 540	2	2	60 ~ 64

任务 2.4 高速工具钢

为了解决金属切削刀具的效率问题，人们发明了高速工具钢，至今仍在应用。高速工具钢中的主要合金元素有钨、钼、铬、钒、钴、铝等。常用的牌号有 W18Cr4V（18-4-1）、W6Mo5Cr4V2（6-5-4-2）以及为提高韧性而研制的降碳降钒高速工具钢 6W6Mo5Cr4V（低碳 M2 或称 6W6）等。

由于高速工具钢有很高的硬度、抗压强度和耐磨性能，除用来制作高速切削刀具外，也常用来制造要求承受重负荷、加工硬材质及要求一定热硬性的冷、热模具，采用低温淬火、快速加热淬火等工艺措施可以有效地改善其韧性。W6Mo5Cr4V2 高速工具钢有较高的韧性，在制作重负荷冷作模具方面取得了很好的效果。

新型高速工具钢 W9Mo3Cr4V 兼有 W18Cr4V 和 W6Mo5Cr4V2 高速工具钢的优点，成材率高，生产成本低。试验证明，其使用寿命比其他两种高速工具钢略有提高，因此在较短时间内得到了较大规模的生产和应用。

1. 化学成分

高速工具钢的牌号和化学成分见表 2-34。

表 2-34 高速工具钢的牌号和化学成分

类 别	牌 号	元素质量分数(%)					
		C	Cr	W	V	Mo	Co 或 Al
W 系	W18Cr4V	0.70 ~ 0.80	3.80 ~ 4.40	17.50 ~ 19.0	1.00 ~ 1.4	≤0.30	
	W9Cr4V2	0.85 ~ 0.95	3.80 ~ 4.40	8.50 ~ 10.0	2.0 ~ 2.60	≤0.30	
W-Mo 系	W6Mo5Cr4V2	0.80 ~ 0.90	3.80 ~ 4.40	6.00 ~ 7.00	1.80 ~ 2.3	4.50 ~ 6.00	
	W9Mo3Cr4V	0.79	3.80 ~ 4.40	8.50 ~ 9.50	1.30 ~ 1.7	2.70 ~ 3.30	
	6W6Mo5Cr4V	0.55 ~ 0.65	3.70 ~ 4.30	6.00 ~ 7.00	0.70 ~ 1.1	4.50 ~ 5.50	
Co 系	W18Cr4VCo10	0.70 ~ 0.85	3.80 ~ 4.40	1.00 ~ 19.00	0.70 ~ 1.5	0.80 ~ 1.00	9.00 ~ 10.00
	W2Mo9Cr4V2Co8	1.05 ~ 1.15	3.80 ~ 4.40	1.00 ~ 2.00	0.80 ~ 1.5	9.00 ~ 10.00	7.50 ~ 8.50
高 V 系	W12Cr4V4Mo	1.20 ~ 1.40	3.80 ~ 4.40	11.50 ~ 13.0	3.80 ~ 4.4	0.90 ~ 1.20	
	W6Mo5Cr4V3	1.15 ~ 1.25	3.80 ~ 4.40	5.75 ~ 6.75	1.80 ~ 2.2	4.75 ~ 5.75	
Al 系	W10Mo4Cr4V3Al	1.40 ~ 1.50	3.80 ~ 4.40	9.50 ~ 10.50	2.80 ~ 3.2	3.0 ~ 4.50	0.80 ~ 1.20
	W6Mo5Cr4 V2Al	1.05 ~ 1.15	3.80 ~ 4.40	5.50 ~ 6.50	1.80 ~ 2.2	4.50 ~ 5.50	0.95 ~ 1.20

2. 性能及应用

(1) 性能 高速工具钢是莱氏体钢。W18Cr4V 高速工具钢中有较多的共晶碳化物，虽经轧制仍呈不均匀分布，大截面钢材的碳化物偏析尤为严重。钨钼系高速工具钢因其碳化物分布较均匀、颗粒细小、钼可抑制晶界脆性相的析出，所以 W6Mo5Cr4V2 钢的强韧性优于 W18Cr4V 钢，W9Mo3Cr4V 钢则介于两者之间。6W6Mo5Cr4V 钢由于适当地减少了碳与钒的含量，降低了碳化物含量，改善了碳化物分布的均匀性，其抗弯强度与塑性、冲击韧性等都显著提高，而硬度与二次硬化能力都得以保持，是高强韧性的钢种，锻造工艺性能得到改

善，退火易于软化，热处理工艺与 W6Mo5Cr4V2 高速工具钢相似，二次硬化状态的冲击韧度随淬火温度降低而明显上升。

只有使合金元素充分溶入奥氏体中，才能提高工模具的热硬性，所以高速切削工具和热作模具的淬火加热温度要高些。高速工具钢在加热到 1100℃ 时， $M_{23}C_6$ 型碳化物（例如 $Cr_{23}C_6$ ）大部分已溶入奥氏体中，加热到 1150℃ 以上， M_6C 型钨、钼的碳化物（例如 W_3Fe_3C ， Mo_3Fe_3C ）开始明显溶解。在 1200 ~ 1250℃ 时溶解最快，但只能溶解一部分。MC 型钒的碳化物（例如 VC）溶解较少。但加热温度过高，碳化物的溶解加快，晶粒也急剧长大，淬火后马氏体针变得粗大，残留奥氏体量增多。为了提高高速工具钢工模具的韧性，使基体组织获得隐针马氏体，增加隐针板条马氏体的份额，因此大型刀具和冷作模具的淬火加热温度要低些。

（2）应用 由于高速工具钢的抗压强度、耐磨性及承载能力相当高，所以主要用于冷作模具中的重载凸模，如冷挤压凸模、重载冷镦凸模、中厚钢板冲孔凸模，以及各种用于冲裁奥氏体钢、弹簧钢、高强度钢板的中小型凸模。但高速工具钢合金元素含量高导致价格贵、工艺性能不佳，使其应用受到一定限制。降碳高速工具钢 6W6Mo5Cr4V2 用于取代高速工具钢或 Cr12 型钢制作易于脆断或劈裂的冷挤压凸模或冷镦凸模，可以成倍提高使用寿命，用于大规格的圆钢下料的剪刀寿命可提高数十倍。如精冲模的凸模、凹模，下料冲孔模，冷挤压和温挤压的凸模凹模，热挤压（Al、Mg、Cu 合金）的芯棒、镶块等。

3. 常规处理方法

（1）锻造 用于制造模具的高速工具钢钢材，都要经过改锻，并通过反复镦粗和拔长来改善碳化物的分布。锻造比要求大于 5，锻造比越大，碳化物分布越均匀，单方向拔长对碳化物不均匀分布的改善不明显。高速工具钢锻造工艺规范见表 2-35。由于含有大量的合金元素，导热性差，所以锻造加热时一定要注意预热和缓慢加热，锻造时也要遵循“两轻一重”的原则。

表 2-35 高速工具钢的锻造工艺规范

钢 种		加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
W18Cr4V	钢锭	1220 ~ 1240	1120 ~ 1140	≥950	砂冷或堆冷
	钢坯	1180 ~ 1220	1120 ~ 1140	≥950	
W6Mo5Cr4V2	钢锭	1180 ~ 1190	1080 ~ 1100	≥950	
	钢坯	1140 ~ 1150	1040 ~ 1080	≥900	
6W6Mo5Cr4V	钢锭	1140 ~ 1180	1100 ~ 1140	≥900	
	钢坯	1100 ~ 1120	1050 ~ 1080	≥850	

（2）热处理

1) 退火。高速工具钢锻后要立即进行球化退火，退火工艺规范见表 2-36。高速工具钢有两种球化退火工艺，一种是常规球化退火，另一种是等温球化退火工艺。退火组织为共晶碳化物 + 粒状及点状珠光体，退火使共析碳化物球粒化，降低硬度并为后续热处理做好组织准备。

2) 淬火。由于高速工具钢的导热性差，为了保证淬火质量，一般要求淬火加热时要进行两级预热，根据模具使用条件不同，对 W18Cr4V 钢制冷作模具的淬火温度，可以比用其制作刀具的淬火温度低 40 ~ 80℃，推荐淬火温度为 1220 ~ 1250℃；而对 W6Mo5Cr4V2 钢制冷作模具的淬火温度可比该钢制作刀具的淬火温度低 20 ~ 60℃，推荐淬火温度为 1160 ~ 1200℃；为保

证低碳高速工具钢 6W6Mo5Cr4V 的强韧性要求，淬火温度不能太低，一般在 1180 ~ 1200℃。

表 2-36 高速工具钢退火工艺规范

牌 号	退 火 方 法	加热温度/℃	保温时间/h	冷 却 方 式	退火硬度 HBW
W18Cr4V	软化退火	860 ~ 880	2 ~ 4	以 20 ~ 30℃/h 冷却到 500 ~ 600℃，炉冷或堆冷	≤277
	等温退火	860 ~ 880	2 ~ 4	炉冷 740 ~ 760℃ 保温 2 ~ 4h，再炉冷至 500 ~ 600℃ 空冷	≤255
W6Mo5Cr4V2	软化退火	840 ~ 860	2 ~ 4	以 20 ~ 30℃/h 冷却到 500 ~ 600℃，炉冷或堆冷	≤285
	等温退火	840 ~ 860	2 ~ 4	炉冷至 740 ~ 760℃，保温 2 ~ 4h，炉冷到 600，空冷	≤255
6W6Mo5Cr4V	软化退火	840 ~ 860	2 ~ 4	以 20 ~ 30℃/h 冷却到 500℃ 以下，空冷	117 ~ 229
	等温退火	840 ~ 860	2 ~ 4	炉冷至 740 ~ 750℃，保温 4 ~ 6h，炉冷到 550℃ 空冷	197 ~ 229

虽然是空冷可以淬火的钢种，但由于高速工具钢冷却时有强烈的碳化物析出倾向，所以最好不要空气冷却，空冷时冷却的均匀性也不好，空冷淬火的工模具韧性较差。淬火时不要采用预冷，分级淬火时的分级温度最好低于 600℃，最佳分级温度为 450 ~ 550℃。

3) 回火。高速工具钢淬火后的硬度一般在 63HRC 左右，残留奥氏体的体积分数为 20% ~ 25%。淬火后的组织处于不稳定状态，内应力高、脆性大、残留奥氏体较多，停留时间长可能导致产生裂纹和奥氏体稳定化，必须及时地进行回火。回火工艺规范见表 2-37。图 2-7 所示为 6W6Mo5Cr4V 钢不同温度回火三次后的力学性能，图 2-8 所示为 6W6Mo5Cr4V 钢不同温度回火后的硬度。

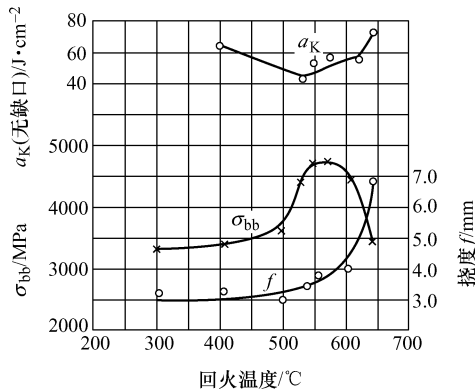


图 2-7 6W6Mo5Cr4V 钢不同温度回火三次后的力学性能（1200℃ 淬火）

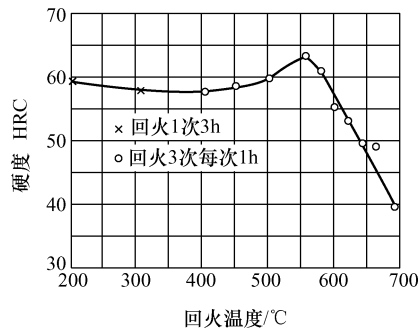


图 2-8 6W6Mo5Cr4V 钢不同温度回火后的硬度（1200℃ 淬火）

表 2-37 高速工具钢的回火工艺规范

牌 号	加 热 介 质	加热温度/℃	每次回火时间/h	回 火 次 数	硬度 HRC
W18Cr4V	空气炉或熔融盐、碱浴	550 ~ 570	1 ~ 1.5	3	62 ~ 66
W6Mo5Cr4V2		550 ~ 570			62 ~ 66
6W6Mo5Cr4V		560 ~ 580			58 ~ 63

回火过程是碳化物析出、聚集长大及残留奥氏体向马氏体的转变的过程,随着回火温度的升高,从马氏体中先析出 M_3C 型碳化物,马氏体中溶碳量开始下降,淬火应力逐步得到缓解,硬度开始下降。当回火温度达到 $500 \sim 560^{\circ}\text{C}$ 时,开始析出弥散的钨、钼、钒的碳化物 (W_2C 、 MoC 、 VC);回火冷却时残留奥氏体一部分转变为淬火马氏体,这两个因素促使硬度上升,出现回火二次硬化峰可达 $65 \sim 66\text{HRC}$ 。一般要进行三次回火,因为前次回火冷却过程中残留奥氏体转变成“淬火”马氏体,必须经再次回火才能使之转变为回火马氏体,消除前次回火时产生的组织应力,三次回火后,钢中残留奥氏体分别下降到体积分数为 15% 、 5% 、 2% 左右。

任务 2.5 基体钢

高速工具钢具有较高的强度、硬度、热硬性和耐磨性,但韧性不足,这也是莱氏体钢的普遍缺点。低合金工模具钢虽有较高的韧性和塑性,但强度、热硬性和耐磨性都不及高速工具钢。如果钢既有高速工具钢的强度、热硬性、耐磨性,又具有低合金工模具钢的韧性和塑性,将是理想的模具材料。

近年来发展起来的基体钢就是在高速工具钢的基础上发展起来的。本来高速工具钢的淬火组织基体组织是强韧兼备的,但另外占体积分数为 $10\% \sim 15\%$ 的共晶碳化物是耐磨性高而脆性较大的主要原因。显然,保持强韧兼备的基体和必要的耐磨性,降低共晶碳化物的数量,是减少应力集中、降低脆性、提高韧性的有效手段。基体钢多以 $W6Mo5Cr4V2$ 高速工具钢为母体,以各种方式加以改型,允许基体钢中含有体积分数为 5% 左右的剩余碳化物,一方面可以增加耐磨性,另一方面有助于防止高温加热时晶粒长大;适当增添少量合金元素,例如钛、镍、硅、锰、钼、铌等加以改型,形成目前已经推向市场的基体钢系列新钢种,简称基体钢,牌号及化学成分见表 2-38。

表 2-38 基体钢牌号及化学成分

基体钢牌号	元素 (质量分数,%)							
	C	Cr	Mo	W	V	Si	Mn	其他
6Cr4W3Mo2VNb	0.6 ~ 0.7	3.8 ~ 4.4	2.0 ~ 2.5	2.5 ~ 3.0	0.8 ~ 1.1	≤ 0.35	≤ 0.40	Nb0.2 ~ 0.3
5Cr4Mo3SiMnVAI	0.47 ~ 0.57	3.8 ~ 4.3	2.8 ~ 3.4	—	0.8 ~ 1.2	0.80 ~ 1.10	0.8 ~ 1.1	Al0.3 ~ 0.7
6Cr4Mo3Ni2WV	0.55 ~ 0.64	3.8 ~ 4.3	2.8 ~ 3.3	0.9 ~ 1.3	0.9 ~ 1.3	≤ 0.40	≤ 0.4	Ni1.8 ~ 2.2
5Cr4Mo2W2SiV	0.45 ~ 0.54	3.7 ~ 4.3	1.8 ~ 2.20	1.8 ~ 2.2	1.0 ~ 1.3	0.80 ~ 1.10	≤ 0.5	—
5Cr4W5Mo2V	0.40 ~ 0.50	3.8 ~ 4.5	1.7 ~ 2.3	4.5 ~ 5.3	0.8 ~ 1.2	≤ 0.40	0.2 ~ 0.6	—
6Cr5Mo3W2VSi	0.60 ~ 0.70	4.5 ~ 5.2	2.8 ~ 3.4	1.6 ~ 2.3	1.0 ~ 1.4	0.90 ~ 1.40	≤ 0.4	Ti0.2 ~ 0.5
50Cr4Mo3W2V	0.50	4.50	2.75	2.00	1.0	—	—	—
5Cr4Mo5WVCo8	0.55	4.00	5.00	1.00	1.0	—	—	Co8.0
7Cr7Mo2V2Si	0.68 ~ 0.78	6.5 ~ 7.5	1.9 ~ 2.5	—	1.7 ~ 2.2	0.7 ~ 1.2	≤ 0.4	—

知识点 2.5.1 6Cr4W3Mo2VNb (65Nb) 钢

6Cr4W3Mo2VNb 是以 $W6Mo5Cr4V2$ 高速工具钢为母体,在其淬火基体成分基础上,适

当增加含碳量，并用少量铌合金化的改型基体钢。该钢因碳质量分数的中限为 0.65%，又增加了少量的铌，故代号为 65Nb。

1. 65Nb 钢化学成分及相变点

65Nb 钢化学成分见表 2-38，相变点为 $A_{c1}810 \sim 830^{\circ}\text{C}$ ， $A_{r1}740 \sim 760^{\circ}\text{C}$ ， $M_s220^{\circ}\text{C}$ 。

2. 性能及应用

(1) 性能 65Nb 钢是一种高强韧冷热兼用模具钢，加入的合金元素铌和钒与钢中的碳生成高稳定性的碳化物，加热时极难溶解，VC 在 1050℃ 以上开始溶解，NbC 要到 1150℃ 以上才开始溶解，从而有效地阻止奥氏体晶粒长大，与不含 Nb 的钢比较，奥氏体晶粒细化温度提高 40 ~ 50℃，显著提高钢的韧性，Nb 还改善了钢的工艺性能，使锻造时的变形抗力减小，退火时易于球化软化，65Nb 钢模具可以采用冷挤压成形，热处理淬火加热温度范围宽。回火时，铌和钒都以 MC 型碳化物弥散析出，与 M_2C 型碳化物一起，促成强烈的二次硬化效果。但 65Nb 对于单位挤压力超过 2500MPa 的黑色挤压模具及要求高耐磨的模具，其抗压屈服强度和耐磨性则均显不足。

(2) 应用 可以用来制造各类模具，以冷作模具为主，有时也用于热作模具。65Nb 钢制作冷挤模、冷镦模不易开裂，制作形状复杂的有色金属冷挤压模，单位挤压力为 2500MPa 左右的黑色金属冷挤压模，以及轴承、标准件行业的冷镦模，特别适用于复杂、大型或难变形金属的冷挤压模具和受冲击负荷较大的冷镦模具，使用寿命较现用的 Cr12MoV 等模具钢及高速工具钢模具成倍提高。

3. 常规处理方法

(1) 锻造 65Nb 钢锻造工艺见表 2-39。该钢锻造性能良好，但应缓慢加热保证烧透。锻造工艺对模具钢的组织及模具寿命有显著影响，为使原有带状或网状碳化物破碎、细化、分布均匀，对锻坯尤其是大规格坯料，应进行改锻并反复镦拔，若经十字反复镦拔改锻，则碳化物分布十分均匀。对于切边模等带刃口的模具，经反复镦拔后基本上克服了刃口剥落现象，寿命比仅拔长的模具高出 4 ~ 5 倍。

表 2-39 65Nb 钢的锻造工艺规范

项 目	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却 方 式
钢锭	1140 ~ 1180	1100 ~ 1150	≥900	缓冷（砂或炉冷）
钢坯	1120 ~ 1150	1080 ~ 1120	900 ~ 850	缓冷（砂或炉冷）

(2) 热处理

1) 退火。退火工艺为 850 ~ 870℃ 加热保温 3h，炉冷到 730 ~ 750℃ 保温 6h，炉冷到 500℃ 以下出炉空冷，获球状珠光体组织，硬度为 217HBW；如果等温时间加长到 9h，则硬度为 187HBW。

2) 淬火。淬火工艺规范见表 2-40。淬火加热时间应保证碳化物充分溶解并均匀化，同时不使晶粒长大，在盐浴炉中加热系数以 15 ~ 20s/mm 为宜。冷却方式根据模具形状和对变形的要求，可采用油冷、油淬-空冷或分级淬火。

3) 回火。回火温度范围 520 ~ 580℃，一般采用二次回火，回火工艺规范参见表 2-40。

表 2-40 65Nb 钢淬火、回火工艺规范及应用

工 艺 方 案		I	II	III	IV
淬火	温度/℃	1140 ~ 1160	1120 ~ 1140	1080 ~ 1120	1160 ~ 1180
	时间/min	15	20	20	15
	冷却	油冷	油淬 ~ 空冷或分级	油冷	油淬 ~ 空冷
回火	温度/℃	520 ~ 540	540 ~ 560	540 ~ 580	560 ~ 580
	时间/min	60 ~ 90	58 ~ 60	57 ~ 59	59 ~ 61
硬度 HRC		61 ~ 63	58 ~ 60	57 ~ 59	59 ~ 61
应用举例		不锈钢表壳冷挤模	十字槽螺钉凸模	电子管阳极凸模	螺栓切边模

知识点 2.5.2 7Cr7Mo3V2Si (LD) 钢

7Cr7Mo3V2Si 钢是我国研制的高强韧性冷作模具钢，是经真空脱氧精炼的高纯净度钢，代号 LD，该钢具有高强度、高韧性和高的抗磨损性。还有一种 7Cr7Mo2V2Si 钢，含钼量与 7Cr7Mo3V2Si 钢仅差 0.5%，也称为 LD 钢，在此统称 LD 钢。

1. 化学成分

LD 钢的化学成分见表 2-41。

表 2-41 LD 钢化学成分（质量分数，%）

牌 号	C	Cr	V	Si	Mo	Mn	P、S
7Cr7Mo3V2Si	0.7 ~ 0.8	6.5 ~ 7.5	1.7 ~ 1.2	0.7 ~ 1.2	2.0 ~ 3.0	0.5	≤0.03
7Cr7Mo2V2Si					2.0 ~ 2.5		

为获得较好韧性，碳质量分数取 0.7% ~ 0.8%，低于“平衡碳”规律的碳含量，加入一定量的 Cr、Mo、V 碳化物形成元素，能保持有较高的硬度及耐磨性，加 Si 能够强化铁素体基体。

LD 钢相变点为： $Ac_1 876^{\circ}\text{C}$ 、 $Ar_1 725^{\circ}\text{C}$ 、 $Ac_3 925^{\circ}\text{C}$ 、 $Ar_3 810^{\circ}\text{C}$ 、 $Ms 105^{\circ}\text{C}$ 。

2. 性能与应用

（1）性能 冷、热加工的工艺性优良，热处理变形小，通用性强。由于它的性能优于 Cr12 型高碳高铬钢和高速工具钢 W6Mo5Cr4V2，应用日益普遍。LD 钢含碳量比 65Nb 高，合金元素钒的含量也较高。因此，在保持高韧性的情况下，其抗压强度、抗弯强度及耐磨性均比 65Nb 钢高。LD 钢经不同温度热处理的性能指标见表 2-42，此表可作为选用模具最终热处理工艺的依据。LD 钢回火有二次硬化现象，在 530℃ 回火时硬度出现峰值。LD 钢的碳化物偏析程度小，所以 $\phi 50\text{mm}$ 以下的原材料不经过改锻可以直接应用。

表 2-42 LD 钢经不同热处理的性能指标

热处理工艺		抗拉强度/MPa	抗压屈服强度/MPa	抗弯强度/MPa	挠度/mm
1100℃ 淬火	510℃1h 回火三次	2400	2710	4690	6.7
	530℃1h 回火三次	2480	2820	5520	8.9
	550℃1h 回火三次	2580	2550	5430	16.5
	570℃1h 回火三次	2500	2340	4990	16.5
	590℃1h 回火三次	—	2080	4380	16.5

(续)

热处理工艺		抗拉强度/MPa	抗压屈服强度/MPa	抗弯强度/MPa	挠度/mm
1150℃ 淬火	510℃1h 回火三次	1460	2720	3570	3.7
	530℃1h 回火三次	2360	2920	4670	4.7
	550℃1h 回火三次	2680	2865	5590	12.7
	570℃1h 回火三次	2680	2865	5590	8.3
	590℃1h 回火三次	2340	2230	4790	9.8

(2) 应用 由于 LD 钢具有良好的强韧性及耐磨性，因而适用于制造冷挤压模、冷镦模。如轴承滚子冷镦模、标准件冷镦凸模等，据报道用该钢制造的螺栓冷镦切边模，冷镦光冲模、汽车弹簧冲孔模、自行车中轴碗冷挤压模、硅钢片冲模等几十余种模具，使用寿命比原用钢种（Cr12MoV、W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2、Cr12、GCr15、9SiCr 等）成倍甚至十余倍、几十倍地提高。表 2-43 为 LD 钢与 Cr12MoV 钢模具使用寿命对比。

表 2-43 LD 钢与 Cr12MoV 钢模具使用寿命对比

钢 种	处 理 工 艺	硬度 HRC	金 相 组 织	平 均 寿 命	失 效 形 式
Cr12MoV	1040℃ 加热，油冷淬 火，240℃ 回火两次，每 次保温 4h	57 ~ 60	回火马氏体 + 体积分数为 10% 未溶碳化物 + 残留奥 氏体	2000 ~ 2500 件	崩刃、开裂
LD	1040℃ 加热，油冷淬 火，600℃ 回火保温 1h + 550℃ 回火保温 1h	58 ~ 59	回火马氏体 + 体积分数为 3% 未溶碳化物 + 残留奥氏体	30000 件	磨损、疲劳开裂

3. 常规处理方法

(1) 锻造 LD 钢锻造性能良好，宜采用缓慢加热，保证透烧，加热温度不宜过高，应严格控制在 1150℃ 以下，否则容易锻裂。终锻温度高于 850℃，锻后宜砂冷，锻造工艺规范见表 2-44。

模具锻造时应反复锻拔三次，以保证碳化物完全破碎，并获得均匀分布的碳化物，为以后热处理创造良好条件，并有利于模具寿命的提高。

表 2-44 LD 钢的锻造工艺规范

加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却 方 式
1120 ~ 1130	1100	≥850	缓冷（砂冷或炉冷）

(2) 热处理

1) 退火。①一般退火加热温度 860℃，保温 2h，随炉缓慢冷却，退火硬度 210 ~ 270HBW；②球化退火，加热温度 860℃，保温 2h，等温温度 740℃，保温 4 ~ 6h，冷却到 550℃ 以下出炉空冷，退火硬度 220 ~ 250HBW。

2) 淬火。淬火加热温度 1100 ~ 1150℃，加热系数 20 ~ 25s/mm，油冷，淬火工艺可参照表 2-42，淬火温度不能超过上限 1150℃，如超过晶粒将急剧长大。

3) 回火。回火加热温度 530 ~ 570℃，回火 2 ~ 3 次，每次 1 ~ 2h，回火硬度 57 ~ 63HRC。

4) 推荐工艺。1150℃ 淬火，零下 196℃ 深冷处理，550℃ 回火 2 ~ 3 次，强韧性综合指标最好。

知识点 2.5.3 5Cr4Mo3SiMnVAI (012Al) 钢

5Cr4Mo3SiMnVAI 钢, 代号为 012Al, 是一种以 W6Mo5Cr4V2 高速工具钢为母体的基体钢。012Al 模具钢综合性能好、强韧性高、冷热兼用、通用性强, 在替代 Cr12MoV 及 3Cr2W8V 钢制作冷、热作模具方面均取得很好效果。本钢材中碳的质量分数在 0.5% 左右, 相当于其母体高速工具钢 W6Mo5Cr4V2 淬火基体的溶碳量。提高合金元素含量的同时, 加入适量的锰和硅及添加微量铝, 在提高固溶强化效果、提高了基体强度的同时, 使钢材韧性有了明显提高。

1. 012Al 钢的化学成分及相变点

- (1) 化学成分 见表 2-38。
- (2) 临界点温度 $Ac_1 837^{\circ}\text{C}$, $Ac_3 902^{\circ}\text{C}$, $Ms 277^{\circ}\text{C}$ 。

2. 性能及应用

(1) 性能 012Al 钢共晶碳化物很少, 最好进行六面锻造。012Al 钢含较高的合金元素, 导热性差, 要注意缓慢加热, 在 1150 ~ 900℃ 范围有较好塑性。012Al 钢经 1090℃ 和 1120℃ 加热淬火和不同温度回火后的硬度见表 2-45。

表 2-45 012Al 钢回火后的硬度

回火温度/℃		20	200	350	450	510	540	580	620	650
1090℃ 淬火	硬度 HRC	61	57.5	58	60	61	58.5	54	49.5	41
	残留奥氏体 (%)	20.8	20	14	9	≤2	≤2	≤2	≤2	≤2
1120℃ 淬火	硬度 HRC	62	58	58	60	61.5	61	57	53	44.5
	残留奥氏体 (%)	28	—	—	—	≤2	≤2	≤2	≤2	≤2

(2) 应用 作为冷作模具钢, 012Al 钢比较适用于受强烈冲击的模具, 特别是标准件行业所用的冲模, 可以充分发挥高强韧性的特点。012Al 钢的耐磨性不及莱氏体钢, 最好进行表面化学热处理, 特别是渗氮或氮碳共渗处理, 可以有效地提高模具的耐磨性能。作为冷、热兼用型模具钢, 012Al 钢已在轴承热挤压冲头、传动杆热墩模、内六角凸模等方面得到成功应用, 效果良好, 模具使用寿命比传统热作模具钢 3Cr2W8V 制作的模具有较大幅度的提高。

3. 常规处理方法

- (1) 锻造 锻造工艺规范见表 2-46。

表 2-46 012Al 钢的锻造工艺规范

项 目	入炉温度/℃	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却 方 式
钢锭	≤750	1120 ~ 1150	1050 ~ 1100	≥900	箱冷
钢坯	≤800	1100 ~ 1140	1050 ~ 1100	≥850	砂冷

(2) 热处理

1) 退火。①常规退火工艺, 将毛坯以 ≤130℃/h 的速度加热到 860℃ ± 10℃, 保温 4 ~ 5h, 然后以 ≤30 ~ 50℃/h 的速度缓慢冷却到 600℃ 出炉空冷; ②等温球化工艺, 将毛坯以 ≤130℃/h 的速度加热到 860℃ ± 10℃, 保温 4h, 冷却到 710 ~ 720℃ 再等温 4 ~ 6h, 以 ≤30 ~

50℃/h 的速度炉冷到 600℃ 出炉；退火后硬度为 220HBW 左右。

2) 淬火。淬火温度及性能见表 2-47。

表 2-47 012Al 钢淬火温度及性能

淬火温度/℃	1060	1090	1120	1150	1180
硬度 HRC	60	61	62	62.5	62.5
晶粒度/级	11	10 ~ 11	9.5 ~ 10	8 ~ 8.5	7.5
剩余碳化物 (%)	5.6	5.3	2.3	1.8	0.8
残留奥氏体 (%)	—	20.8	28	29	29

最佳淬火温度在 1090 ~ 1120℃ 之间为宜，1090℃ 淬火，剩余碳化物为 5.3%，1120℃ 淬火，剩余碳化物为 2.3%，超过 1120℃，随淬火温度升高，硬度增加不显著，而晶粒明显长大；低于 1090℃ 温度淬火，虽晶粒较细，但硬度偏低。012Al 钢的等温转变时在 400 ~ 700℃ 之间有较大的奥氏体稳定区，适于分级淬火和等温淬火，有利于采取较小冷却速度，防止工件变形和开裂。

一般冷作模具选择下限温度淬火，510℃ 回火至少两次，每次保温 2h，硬度为 60 ~ 62HRC。热作模具选择在上限温度淬火，580 ~ 600℃ 回火至少两次，每次保温 2h，硬度为 52 ~ 54HRC。

3) 回火。表 2-47 为该钢回火后的硬度情况，500 ~ 520℃ 回火时硬度出现峰值，回火时有二次硬化现象，显微组织为回火马氏体加弥散分布的点状碳化物。应该在 580 ~ 620℃ 温度范围内回火快速冷却，避免出现第二类回火脆性。

【典型冷作模具零件加工】

冷挤压凸模零件如图 2-9 所示。

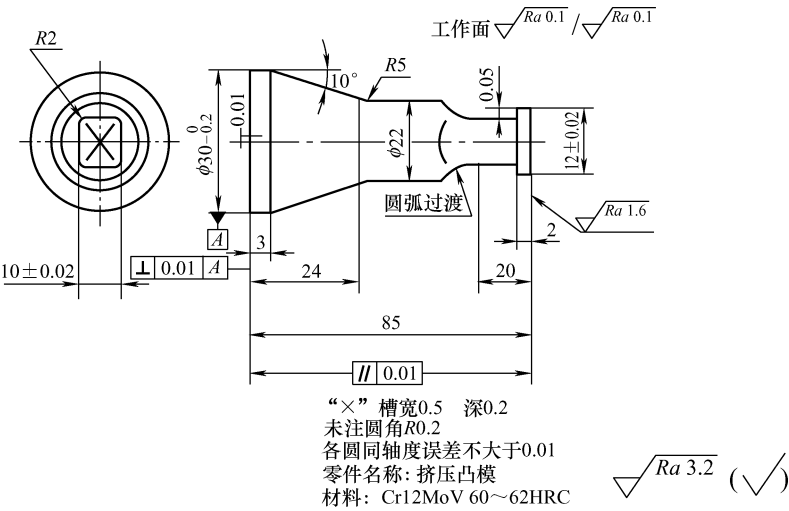


图 2-9 冷挤压凸模

1. 工艺性分析

冷挤压凸模在工作时，凸模要承受很大的压力，凹模则承受很大的张力，其单位压力可

达制件毛坯材料强度极限的4~6倍。

由于挤压时金属在型腔内流动,使凸模和凹模的工作面都承受剧烈的摩擦。这种摩擦和金属被挤压材料的剧烈变形,将产生热量,使模具表面的瞬间温度达200~300℃,因此,要求冷挤压凸模在长期工作时不得出现折断和弯曲疲劳断裂,并且要有较高的耐磨性和断裂抗力。凸模的刚度、强度、耐疲劳性和高寿命是冷挤压凸模工艺分析的重点。

选择凸模材料为Cr12MoV钢,热处理硬度为60~62HRC,Cr12MoV钢是高碳高铬微变形高合金工具钢,有高的耐磨性、淬透性、微变形性、高热稳定性、高的抗压强度,但原型材的共晶碳化物偏析严重,应通过“多向镦拔法”进行充分的“改锻”才能发挥材料的性能。

各主要表面在热处理之后进行精密磨削加工和抛光,保证表面粗糙度要求。在各阶段加工中,各过渡部分要圆弧过渡,不留粗加工刀痕和磨削裂纹,以保证凸模工作寿命。

2. 工艺方案

一般挤压凸模的工艺方案为:备料→锻造→等温退火→车、铣→淬火及回火稳定处理→磨加工→成品检验→工具磨切夹头、顶台→时效处理→研磨抛光。

冷挤压凸模材料主要是含碳量较高的共析钢和过共析钢,因此,锻后常采取等温球化退火,其目的是降低硬度、改善加工性能、细化组织,减少工件变形和开裂,并为最终热处理打下基础。等温球化退火比完全退火周期短、效率高。

最终热处理多采用高温盐浴炉1115~1130℃加热油中淬火,在510~520℃多次回火。采取真空炉加热淬火,这对防止脱碳和氧化效果更佳。模具磨削后应在260~315℃低温下进行除应力处理。

复习思考题

1. 碳素工具钢的性能特点及在冷作模具中的应用。
2. CrWMn钢的应用及热处理方法。
3. 用60Si2Mn钢制造小型冷镦冲头、螺母冷镦模具,选择常规处理工艺。
4. 7CrSiMnMoV钢的性能及应用。
5. Cr12MoV钢的性能特点?获得强韧性配合的处理方法?
6. 高速工具钢的性能特点?W18Cr4V钢的淬火回火工艺规范是什么?为什么不宜空冷淬火?
7. 为什么高速工具钢淬火后要尽快回火?
8. 什么是基体钢?与高速工具钢比较性能特点是什么?
9. 65Nb钢的性能及应用。
10. 7Cr7Mo3V2Si(LD)钢的锻造和热处理方法是什么?
11. 5Cr4Mo3SiMnVAI(012Al)钢的性能特点与常规热处理方法有哪些?制作冷作模具时的淬火温度如何选择?

模块 3

热作模具钢

【知识目标】

- * 热作模具材料的服役条件、失效特点和性能要求。
- * 热作模具用钢及选用。
- * 热作模具的热处理。

【能力目标】

- * 掌握热作模具的工作条件、主要失效形式及对模具材料的性能要求。掌握热作模具材料的种类、常用牌号、热加工工艺，并能合理选用。
- * 初步掌握低耐热热作模具钢、中耐热热作模具钢及高耐热热作模具钢的常用牌号及性能特点，能根据热作模具的工作条件合理选用模具材料，并能制订加工工艺。
- * 了解提高热作模具钢性能的方法。

【项目案例导入】

十字轴零件毛坯如图 3-1 所示，材料为低合金钢 20CrMnTi。挤压前对直径 40mm 的棒料进行退火软化处理，硬度为 130 ~ 135HBW，挤压时材料在模具型腔内作径向流动，形成对称结构的十字轴。

模具结构如图 3-2 所示，为防止模具在挤压过程中沿切应力方向因强度不够而发生破裂，应对模具增加预应力层，使模具装配过程中外圈、中圈对内圈产生预加载荷，以抵消模具型腔在挤压过程中的部分挤压应力。

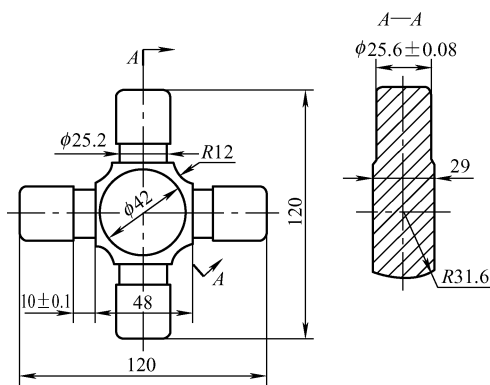


图 3-1 十字轴毛坯图

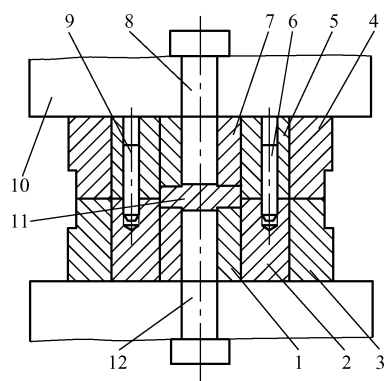


图 3-2 十字轴预应力闭合锻模

- 1、7—模具内圈 2、5—模具中圈 3、4—模具外圈
6、9—定位销 8、12—凸模
10—上模座 11—锻件

预应力层和模具型腔体之间的结合面使用小于摩擦角 $1^\circ 30'$ 的锥面配合, 结合面在安装前经过精密磨削加工, 使结合面的理论接触面积不小于 70%; 在室温下模具经压力机装配后, 结合面在径向具有 0.45 ~ 0.60mm 的过盈, 使模具型腔具有预应力。

选择凸模、凹模的材料为 4Cr5W2VSi, 该钢在中温工作条件下具有较高的热强度、硬度, 有较高的耐磨性、韧性和较好的热疲劳性能。经过热处理硬度达到 48 ~ 52HRC, 强韧性比较好。中圈和外圈选用 40Cr 钢, 经调质处理后具有良好的强韧性。

热作模具钢用来制造使加热的固态或液态金属在压力下成形的模具。热作模具在工作时, 承受着巨大的冲击力、压应力、张应力、弯曲应力, 模具型腔与高温 (有时可达 1150 ~ 1200℃) 金属接触后, 本身温度可达 300 ~ 400℃, 局部高达 500 ~ 600℃。还经受着空气、油、水等的反复冷却。在时热时冷的苛刻条件下工作的模具, 其型腔表面极易产生热疲劳裂纹 (即龟裂)。此外, 炽热金属在模具型腔中变形所产生的强烈摩擦, 容易因磨损而降低精度。因而要求热作模具钢具有足够的热强性、热疲劳性、韧性、硬度和耐磨性, 良好的导热性和耐蚀性, 还要求大型锻模有高的淬透性, 以提高模具热处理后整体性能。

1. 热作模具钢材料的特性和应用

(1) 热作模具材料的性能特点 热作模具在工作中既受外力的作用, 又受温差的影响, 模具的工作条件复杂, 对模具材料的性能要求严格。为了保证模具正常工作, 热作模具材料应满足下列基本要求。

1) 良好的耐磨性。模具在工作中时除了承受与坯料间的摩擦力外, 还受到高温氧化腐蚀和氧化铁屑的研磨。因此, 热作模具材料应具有较高的硬度和抗黏附性。

2) 高的热稳定性和较高的高温强度。热作模具在工作时与炽热的金属, 甚至是液态金属相接触, 模具表面温度高达 400 ~ 700℃, 这就要求热作模具材料在高温时能保持其常温力学性能的能力, 即高的热稳定性; 同时, 要求热作模具具备较高的高温强度, 高温下不软化, 避免产生过量变形和开裂。

3) 良好的韧性。热作模具在工作中承受很大的冲击力作用, 而且冲击频率高, 尤其是锤锻模, 这就要求热作模具材料具有良好的韧性, 模具受到冲击时不易断裂, 如锤锻模的冲击韧度 α_K 值要求大于 30J/cm² (冲击韧度值一般只作为选材时参考, 而不作为设计计算的依据)。

4) 良好的耐热疲劳性。热作模具在较高温度作用下, 在承受交变载荷作用的同时, 反复被加热和冷却, 则一时热膨胀, 一时冷却收缩, 产生很大的热应力, 而且这两种热应力方向相反, 交替产生, 致使模具表面会形成网状裂纹而过早断裂。所以要求热作模具材料具有较高的耐热疲劳抗力。

5) 良好的导热性。为使模具不致积热过多, 导致力学性能下降, 要尽可能降低模面温度, 以减少模具内外部分的温差, 要求热作模具材料具有良好的导热性。

(2) 热作模具材料的成分特点

1) 热作模具钢的含碳量: 一般在 0.3% ~ 0.6% (质量分数) 以保证良好的强度、韧性。含碳量过高, 钢的韧性和塑性下降, 导热性较差; 含碳量过低, 则硬度和耐磨性达不到要求。

2) 合金化特点: 热作模具钢中通常含有一定量的合金元素, 形成一定数量的合金碳

化物来强化铁素体，加入 Cr、Ni、Mn、Si 等，提高钢的淬透性；加入 Mo、W、V 等，提高钢的耐回火性，减少高温回火脆性；高 Cr、高 W，缩小奥氏体区域，提高钢的抗热疲劳性。正是因为这些合金元素提高了模具钢的相变温度，使模具在交替受热与冷却的过程中不发生相变而产生较大的体积变化。同时含有 W、Mo、V 等合金元素的模具钢在回火时以碳化物的形式析出而产生二次硬化，使热作模具钢在较高的温度下仍保持相当高的硬度。

2. 热作模具钢的分类

见表 3-1。

表 3-1 热作模具钢的分类

按用途分	按使用性能分	按工作温度分	牌 号
锤锻模用钢	高韧性热作模具钢	低耐热热作模具钢	5CrMnMo、5CrNiMo、4CrMnSiMoV、5Cr2NiMoVSi、5SiMnMoV
热锻模用钢、 热挤压模用钢	高强韧性热作模具钢	中耐热热作模具钢	4Cr5MoSiV、4Cr5MoSiV1、4Cr5W2VSi
	高热强性热作模具钢	高耐热热作模具钢	3Cr2W8V、3Cr3Mo3W2V、4Cr3Mo3SiV、5Cr4W5Mo2V、5Cr4Mo3SiMnVA1（012Al）
压铸用钢	高强韧性热作模具钢	中耐热热作模具钢	4Cr5MoSiV1、4Cr5W2VSi 等
	高热强热作模具钢	高耐热热作模具钢	3Cr2W8V、3Cr3Mo3W2V、4Cr3Mo2MnVNbB、3Cr3Mo3VNB、4Cr3Mo3SiV 等
热冲裁模用钢	高韧性热作模具钢	低耐热热作模具钢	5CrNiMo
	高强韧性热作模具钢	中耐热热作模具钢	4Cr5MoSiV、4Cr5MoSiV1、4Cr5W2SiV
	高耐磨热作模具钢	低耐热热作模具钢	8Cr3、7Cr3

根据钢中的合金元素及热处理后得到的主要性能（耐热性、韧性和耐磨性等），可将热作模具钢分为：

按用途分为热锻模用钢、热挤压模用钢、压铸模用钢、热冲裁模用钢。

按工作温度分为低耐热热作模具钢（350 ~ 500℃）、中耐热热作模具钢（550 ~ 600℃）和高耐热热作模具钢（580 ~ 650℃）。

按使用性能分为高韧性热作模具钢、高热强性热作模具钢、高强韧性热作模具钢和高耐磨性热作模具钢。

下面按照工作温度分类介绍各类热作模具钢。

任务 3.1 低耐热热作模具钢

低耐热热作模具钢主要用于制造各种尺寸的热锤锻模、热切边模、热弯曲模、平锻模和压力机锻模等。低耐热热作模具钢所能承受的工作温度较低，一般为 350 ~ 500℃，且多为低合金钢。常用低耐热热作模具钢的牌号及化学成分见表 3-2，临界点见表 3-3。

表 3-2 常用低耐热热作模具钢的牌号及化学成分

牌号	元素质量分数（%）							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	P、S
5CrMnMo	0.50 ~ 0.60	0.25 ~ 0.60	1.20 ~ 1.60	0.60 ~ 0.90	—	0.15 ~ 0.30	—	均为 ≤0.030
5CrNiMo	0.50 ~ 0.60	≤0.40	0.50 ~ 0.80	0.50 ~ 0.80	1.40 ~ 1.80	0.15 ~ 0.30	—	
4CrMnSiMoV	0.35 ~ 0.45	0.80 ~ 1.10	0.80 ~ 1.10	1.30 ~ 1.50	—	0.40 ~ 0.60	0.20 ~ 0.40	
4Cr2NiMoVSi	0.40 ~ 0.47	0.50 ~ 0.80	0.40 ~ 0.60	1.54 ~ 2.00	0.80 ~ 1.20	0.80 ~ 1.20	0.30 ~ 0.50	
5Cr2NiMoVSi	0.46 ~ 0.53	0.60 ~ 0.90	0.40 ~ 0.60	1.54 ~ 2.00	0.80 ~ 1.20	0.80 ~ 1.20	0.30 ~ 0.50	
8Cr3	0.75 ~ 0.85	≤0.40	≤0.40	3.20 ~ 3.80	—	—	—	
7Cr3	0.60 ~ 0.75	≤0.40	≤0.40	3.20 ~ 3.80	—	—	—	

表 3-3 常用低耐热高韧性热作模具钢的临界点

序号	牌 号	临界点/℃（近似值）				
		Ac_1	Ac_3	Ar_1	Ar_3	M_s
1	5CrMnMo	710	800	680	—	215
2	5CrNiMo	730	780	620	—	230
3	4CrMnSiMoV	792	855	660	770	330
4	5Cr2NiMoVSi	750	874	623	751	243

知识点 3.1.1 5CrNiMo 钢

5CrNiMo 是低合金热作模具钢的代表性牌号，比 5CrMnMo 钢应用更早，至今仍具有较广泛应用。由于含 Ni，可以较大幅度地提高钢的强度和韧性，该钢比 5CrMnMo 有更好的塑性、韧性和强度，尺寸效应不敏感。有一定的耐磨性，淬透性良好。5CrNiMo 钢有白点敏感性，耐回火性也不太高。由于碳化物形成元素含量低，二次硬化效应微弱，热稳定性差，高温强度低。

1. 性能与应用

（1）性能 5CrNiMo 钢具有高的韧性、淬透性，较高的耐磨性以及良好的高温强度。淬火、回火温度对硬度和冲击韧度的影响见表 3-4 和表 3-5。5CrNiMo 钢具有高的淬透性，尺寸为 300mm×400mm×300mm 的模坯，自 820℃油淬和 560℃回火后，断面各部分的硬度几乎一致，但其淬火变形不易控制。

从表 3-4 和表 3-5 可以看出，5CrNiMo 钢的硬度随着淬火温度的升高而增加，但增幅不大；冲击韧度随着淬火温度的升高而下降，5CrNiMo 钢的强度、硬度随着回火温度的升高而下降，塑性、冲击韧度随着回火温度的升高而增加。5CrNiMo 钢在 400℃以下工作可保持较高强度，在高于 400℃工作时强度急剧下降，温度升至 500℃时，抗拉强度只有室温时的一半。

表 3-4 5CrNiMo 钢淬火、回火温度对硬度（HRC）的影响

淬火温度/℃	回火温度/℃						
	300	350	400	450	500	550	600
900	52	50	48	45	41	38	32
950	53	51	49	46	42	39	33
1000	54	52	50	47	43	40	34

表 3-5 5CrNiMo 钢淬火、回火温度对冲击韧度的影响（单位：J/cm²）

淬火温度/℃	回火温度/℃						
	300	350	400	450	500	550	600
840	21	25	29	35	45	56	71
950	19	20	23	25	35	49	62
1000	13	16	20	22	30	40	54

（2）应用 该钢具有高韧性、高耐磨性和良好的高温强度，可用来制造各种形状复杂的中大型锻模，也可用于热切边模。主要用于中小型锻模，而且边长不大于 300mm，工作温度低于 500℃。

2. 淬火、回火

（1）淬火 5CrNiMo 钢淬火加热时应分段预热，预热温度为 600～650℃。该钢的常规淬火温度为 830～860℃。为减少淬火变形，淬火冷却方法有以下两种。

1）油冷。淬火加热后，先预冷至 750～780℃（即延时淬火），再置于 30～70℃的循环油中冷却，冷至 150～200℃出油，并立即回火，不能冷到室温再回火，否则易开裂。在油中停留的时间视模具尺寸大小而定，小型模具 15～20min，中型模具 25～45min，大型模具 45～70min，模具出油时，其表面油渍只冒青烟而不着火。

2）分级淬火。将模具置于 160～180℃的硝盐中停留，停留时间与模具尺寸有关（按 0.3～0.5min/mm 计算），使其组织发生马氏体转变，然后再转入 280～300℃的硝盐中等温 2～3h；或将模具置于 150℃的硝盐中停留，使其组织发生马氏体转变，然后再转入 280～300℃的硝盐中等温 2～3h。钢的淬火组织为马氏体+下贝氏体+少量残留奥氏体，回火后获得回火下贝氏体组织，这样可明显提高模具的寿命。分级淬火主要适合于小型模具。

为了提高热锻模使用寿命，可采用等温处理方法。即淬火加热后，将模具于 160～180℃硝盐中分级停留，使发生部分马氏体转变，然后再转入 280～300℃硝盐中等温停留 2～3h 或先将模具淬入 150℃油中，再转入 280～300℃硝盐中停留 2～3h。此时，模具钢的组织由马氏体+下贝氏体+少量残余碳化物组成，回火后获得回火下贝氏体组织，模具寿命明显提高。

如某厂对 5CrNiMo 钢锻模采用 150℃出油，再进入 300℃硝盐中等温 3h，使用寿命提高 20%～50%。

（2）回火 5CrNiMo 钢中由于含有钼，因而对回火脆性并不敏感。5CrNiMo 钢经淬火后，必须立即回火，以消除内应力、稳定组织和尺寸。回火保温的时间应大于 2h。为了防止回火脆性的产生，每次回火后应采用油冷，然后在 160～180℃再回火一次，以消除油冷产生的应力。回火温度与模具尺寸有关。小型模具为 490～510℃（硬度为 44～47HRC），中型模具为 520～540℃（硬度为 38～42HRC），大型模具为 560～580℃（硬度为 34～37HRC）。

知识点 3.1.2 5CrMnMo 钢

5CrMnMo 钢是传统的热锻模钢, 由于使用较早, 被更多的人所熟悉, 至今仍在广泛使用。该钢韧性高, 淬透性较好, 有一定的耐磨性, 但热强性较差, 主要用于中、小型模具。

5CrMnMo 钢中含有锰, 它是代替 5CrNiMo 钢中所含的镍, 用锰代替镍, 对于钢的淬透性没什么影响, 只是略微减低钢的冲击韧性。为了得到所需的韧性, 5CrMnMo 钢制的模具要比 5CrNiMo 钢制的模具在更高一些的温度进行回火。5CrMnMo 钢与 5CrNiMo 钢相比, 强度、硬度相当, 但在相同硬度下, 5CrMnMo 钢的冲击韧性比 5CrNiMo 钢低, 5CrMnMo 钢的淬透性、耐热疲劳性也稍低, 且热处理时过热倾向较大。

1. 性能及应用

(1) 性能 由于模具使用时经常与高温金属坯料接触, 因此淬火后应在 500℃ 左右回火。这样, 当模具使用时温度达到 350 ~ 400℃, 钢的屈服强度仍能保持在 980MPa 左右。若使用温度超过这个温度范围, 其强度则会急剧下降。因此, 由这种钢制作的模具只宜在 400℃ 以下的工况下服役。尽管加了钼, 但用此类钢制作的模具回火加热后仍应在油中冷却到 100℃ 左右才能取出, 以防产生回火脆性。

为了使钢的组织逐步均匀化, 锻造时必须交替锻粗和拔长, 并保证有一定的锻造比。为防止白点产生, 锻后小型锻件应缓冷到 150 ~ 200℃ 后空冷, 大型锻件锻后必须在 600 ~ 650℃ 保温, 然后缓冷到 150 ~ 200℃ 出炉空冷。

(2) 应用 适用于制造要求较高强度和耐磨性, 有一定韧性要求的各种中、小型锤锻模具及部分压力机模块, 也可用于工作温度低于 400℃ 的其他小型热作模具。

2. 常规加工工艺

(1) 锻造 锻造工艺见表 3-6。

表 3-6 锻造工艺

项 目	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却
钢坯	1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	850 ~ 800	小型件到 150 ~ 200℃ 空冷, 大型锻件锻后于 600 ~ 650℃ 保温, 缓冷到 150 ~ 200℃ 空冷

(2) 热处理

1) 退火 ①完全退火以 $\leq 30^\circ\text{C}/\text{h}$ 速度加热到 760 ~ 780℃, 保温 4 ~ 6h, 炉冷到 500℃ 出炉空冷, 硬度为 197 ~ 241HBW。②等温退火以 $\leq 30^\circ\text{C}/\text{h}$ 速度加热到 740 ~ 760℃, 保温 2 ~ 4h, 炉冷到 680℃ 等温 4 ~ 6h, 炉冷到 500℃ 以下出炉空冷, 硬度为 197 ~ 241HBW。退火组织为片状珠光体 + 块状铁素体。

2) 淬火、回火。5CrMnMo 钢淬火先在 400℃ 预热, 加热到 840 ~ 850℃, 60℃ 热油冷却到 150 ~ 180℃ 空冷 (或立即回火), 450 ~ 500℃ 回火两次。为了防止回火脆性的产生, 每次回火后应采用油冷, 然后在 160 ~ 180℃ 再回火一次, 以消除油冷产生的应力。表 3-7 为锻模回火工艺, 淬火工艺曲线如图 3-3 所示。

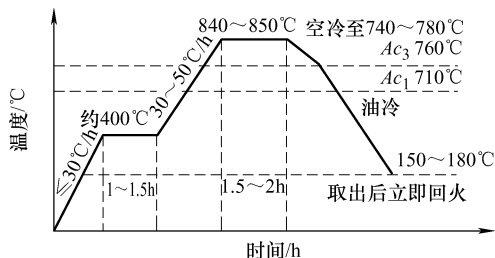


图 3-3 5CrMnMo 的淬火工艺曲线

表 3-7 锻模的回火工艺

方 案	回 火 目 的	模 具 类 型		回火温度/℃	硬度 HRC
I	消除应力， 稳定组织	模具工作部分	小型锻模	490 ~ 510	41 ~ 47
			中型锻模	520 ~ 540	38 ~ 41
II	消除应力， 稳定组织	模具燕尾部分	小型锻模	620 ~ 640	35 ~ 39
			中型锻模	640 ~ 660	34 ~ 37

知识点 3.1.3 4CrMnSiMoV 钢

4CrMnSiMoV 钢是原 5CrMnSiMoV 钢的改进型，是我国研制的低合金大截面热锻模钢新钢种之一。原钢种的合金元素种类及含量均未变动，只是降低碳含量（ $w(C)$ 约为 0.1%），其目的是在基本保持原有强度的基础上提高钢的韧性，所以它的强韧性比 5CrMnSiMoV 钢更好。

1. 性能与应用

（1）性能 4CrMnSiMoV 钢在最佳温度淬火和回火后，具有较高的高温强度、耐磨性和良好的冲击韧度、耐回火性和热疲劳抗力。高温强度、淬透性、耐回火性、热疲劳抗力均比 5CrNiMo 钢好，冲击韧度与 5CrNiMo 钢相近（稍低），且冷、热加工性较好。

4CrMnSiMoV 钢的硬度与淬火温度的关系如图 3-4 所示；硬度与回火温度的关系如图 3-5 所示。

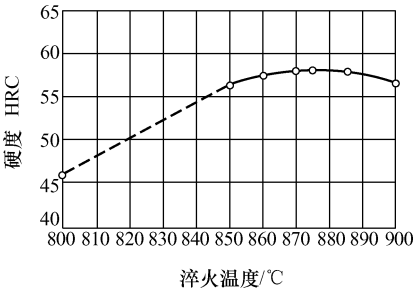


图 3-4 4CrMnSiMoV 钢的硬度与淬火温度的关系

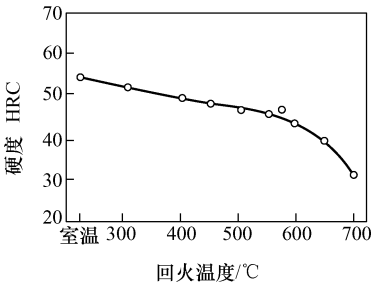


图 3-5 4CrMnSiMoV 钢的硬度与回火温度的关系

（2）应用 该钢具有较高的耐回火性，好的高温强度、耐热疲劳性能和韧性，而且有很好的淬透性和较好的冷、热加工性能。该钢适宜制造各种大、中型锤锻和压力机锻模，也可用于校正模、平锻模和弯曲模等。模具使用寿命高于 5CrNiMo 钢，如用压力机锻打汽车连杆、前梁、齿轮等所用的模具，使用寿命比 5CrNiMo 钢提高 25% ~ 110%。

2. 常规热处理

（1）预备热处理 采用等温退火，加热温度 840 ~ 860℃，保温 2 ~ 4h，等温温度 700 ~ 720℃，等温时间 4 ~ 6h，炉冷至 500℃再空冷。退火后硬度≤241HBW，切削加工性较好。

（2）淬火与回火

1) 淬火：该钢的常规淬火温度为 860 ~ 880℃。淬火冷却介质为油，淬透性好。

2) 回火：回火保温的时间应大于 2h，回火温度与模具尺寸有关；一般来说，小型模具为 520 ~ 580℃（硬度为 44 ~ 49HRC），中型模具为 580 ~ 630℃（硬度为 41 ~ 44HRC），大型

模具为 610 ~ 650℃（硬度为 38 ~ 42HRC），特大型模具为 620 ~ 660℃（硬度为 37 ~ 40HRC）。

知识点 3.1.4 5Cr2NiMoVSi 钢

5Cr2NiMoVSi 钢是用于 5CrNiMo、5CrMnMo 钢不能满足要求时的大截面热锻模新钢种之一。5CrNiMo、5CrMnMo 等主要问题是碳化物形成元素含量低、热稳定性差、高温强度低、耐热磨损和热疲劳性能差、淬透性也较低，模具型腔表面易于发生热磨损、热机械疲劳，模具寿命普遍较低。

1. 化学成分

见表 3-2。

2. 性能及应用

(1) 性能 5Cr2NiMoVSi 主要添加了一定量的钒和硅，其他元素更加合理组合，充分发挥了各元素的优良作用，高温强度提高 64%，热稳定性温度可提高 150 ~ 170℃。具有高淬透性，500mm × 500mm 截面模块常规淬火回火后的硬度表面和心部基本一致，且心部硬度高于 5CrNiMo 钢 13HRC。在 500℃ 以下时，5Cr2NiMoVSi 钢的高温强度与 5CrNiMo 钢相近，而当高于 600℃ 时，5Cr2NiMoVSi 钢的强度却高出一倍以上。

(2) 应用 该钢用途与 5CrNiMo、5CrMnMo 钢相同，主要制造要求更高的大型锤锻模。如用于制造各类压力机模具和 3t 锤锻模，平均使用寿命比 5CrNiMo 钢高 0.5 ~ 1 倍；制造汽车前梁模，使用设备为 12000t 机械压力机，5CrNiMo 钢锻模平均寿命 5000 件，5Cr2NiMoVSi 钢模具 8500 件。

3. 常规处理方法

(1) 锻造 锻造工艺见表 3-8。

表 3-8 锻造工艺

加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却
1180 ~ 1200	1140 ~ 1160	850 ~ 900	缓冷（砂冷或空冷）

(2) 热处理

1) 退火。低于 450℃ 装炉，等温退火加热温度 790 ~ 810℃，保温 2 ~ 4h，等温温度 710 ~ 730℃，保温 4 ~ 6h，炉冷到 550℃ 以下出炉空冷，退火硬度为 220 ~ 230HBW。

2) 淬火及回火。淬火 960 ~ 1010℃ 加热，油冷，硬度为 54 ~ 61HRC。回火 600 ~ 680℃ 加热，空冷，硬度为 35 ~ 48HRC。

知识点 3.1.5 8Cr3 钢

在热作模具钢中，热冲裁模的工作温度较低，对材料的性能要求相对宽松，除了应有高的耐磨性、良好的韧性及加工工艺性能，几乎所有的热作模具钢都能适用。当然在选择材料时应注重使用性的前提下注意经济性，此外还要考虑生产上的方便，一般推荐使用 5CrNiMo、4Cr5MoSiV、4Cr5MoSiV1 和 7Cr3、8Cr3 等钢。其中 8Cr3 钢是比较经济的钢种，使用比较多。8Cr3 钢是在碳素工具钢 T8A 基础上添加一定量 Cr（3.20% ~ 3.80%）而成。是热作模具钢中含碳量最高的一种。

1. 化学成分

见表 3-9。

表 3-9 化学成分

元 素	C	Cr	Mn	Si	P	S
质量分数（%）	0.75 ~ 0.85	3.20 ~ 3.80	≤0.40	≤0.40	≤0.030	≤0.030

钢相变点（近似值）为： $A_{c1}765^{\circ}\text{C}$ 、 $A_{c3}830^{\circ}\text{C}$ 、 $A_{r1}750^{\circ}\text{C}$ 、 $A_{r3}770^{\circ}\text{C}$ ， $M_s370^{\circ}\text{C}$ 。

2. 性能及应用

（1）性能 由于含较多的 Cr，淬透性明显提高，碳化物形态较为细小而均布。该钢具有一定的室温、高温力学性能，耐磨性在热作模具钢中较为突出，实际上它是热作、冷作兼用的低合金模具钢。由于性能有限，有时为性能更好的 Cr12 型钢所替代。回火在 $460 \sim 480^{\circ}\text{C}$ 之间有冲击值下降的现象，韧性要求较高的零件，应避免在此温度回火。

（2）应用 该钢适宜制造工作温度不太高但要求耐磨性的热冲裁模、平锻模、热冲孔模的冲头，热切边模的凹模镶块，热顶锻模、热弯曲模及热剪刀片等。

3. 常规处理方法

（1）锻造 该钢锻造时为避免析出网状碳化物，锻后应该在 700°C 以上快冷，然后再缓冷。锻造工艺规范见表 3-10。

表 3-10 8Cr3 钢锻造工艺规范

装炉温度/ $^{\circ}\text{C}$	加热温度/ $^{\circ}\text{C}$	始锻温度/ $^{\circ}\text{C}$	终锻温度/ $^{\circ}\text{C}$	冷 却 方 式
≤800	1160 ~ 1180	1050 ~ 1100	≥850	缓冷（坑冷或砂冷）

（2）热处理

1）退火。①缓慢加热到 $780 \sim 800^{\circ}\text{C}$ ，保温 $2 \sim 4\text{h}$ ，出炉空冷至 $700 \sim 720^{\circ}\text{C}$ ，等温 $3 \sim 4\text{h}$ ，降温到 550°C 以下出炉空冷，硬度 $\leq 241\text{HBW}$ 。②缓慢加热到 $790 \sim 810^{\circ}\text{C}$ ，保温 $2 \sim 4\text{h}$ ，以 $\leq 30^{\circ}\text{C/h}$ 的冷速降温到 600°C 以下出炉空冷，硬度为 $207 \sim 255\text{HBW}$ 。

2）淬火、回火。淬火温度 $820 \sim 850^{\circ}\text{C}$ ，油冷到 $120 \sim 150^{\circ}\text{C}$ 出油，立即回火，淬火硬度为 $60 \sim 62\text{HRC}$ ，回火温度宜选取 $480 \sim 520^{\circ}\text{C}$ ，保温 2h ，硬度为 $41 \sim 45\text{HRC}$ 。8Cr3 钢 620°C 的热稳定性见表 3-11。

表 3-11 8Cr3 钢 620°C 的热稳定性

保温时间/h	0	2	4	6	8	11.5	14.5	17.5	21
硬度 HRC	49.6	29.9	29.6	27.4	27.8	27.9	27.6	26.1	25.1

任务 3.2 中耐热热作模具钢

这类钢与低耐热高韧性热作模具钢相比，主要特点是含有较多的铬、钼、钒、钨等碳化物形成元素及含碳量较低（ $w_c(\text{C})$ 为 $0.32\% \sim 0.45\%$ ）。由于钢中含有较多的铬元素，因而具有很好的淬透性，直径 100mm 的棒材在空冷淬火时可以完全淬透，故被称为空冷硬化

热作模具钢。在截面尺寸小于 150mm 时具有与 5CrNiMo 钢相近的韧性，而在工作温度 500 ~ 600℃ 时却具有更高的硬度、热强性和耐磨性，因此中耐热韧性模具钢被广泛用来制造锤锻模、热挤压模及心棒、压力机模、精锻机模及镶块、铝合金和铜合金压铸模、高速锤锻模等。常用中耐热热作模具钢的化学成分及临界点见表 3-12、表 3-13。

表 3-12 常用中耐热热作模具钢的牌号及化学成分

序 号	牌 号	元素质量分数 (%)								
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	S	P
1	4Cr5MoSiV (H11)	0.33 ~ 0.43	0.80 ~ 1.20	0.20 ~ 0.50	4.75 ~ 5.50	1.10 ~ 1.60	0.30 ~ 0.60	—	≤0.030	≤0.030
2	4Cr5MoSiV1 (H13)	0.32 ~ 0.45	0.80 ~ 1.20	0.20 ~ 0.50	4.50 ~ 5.50	1.10 ~ 1.75	0.80 ~ 1.20	—	≤0.030	≤0.030
3	4Cr5W2VSi (W2)	0.32 ~ 0.45	0.80 ~ 1.20	≤0.40	4.75 ~ 5.50	—	0.60 ~ 1.00	1.60 ~ 2.40	≤0.030	≤0.030
4	4Cr4MoWVSi	0.30 ~ 0.45	0.80 ~ 1.20	≤0.40	3.60 ~ 4.40	0.80 ~ 1.20	0.80 ~ 1.20	0.80 ~ 1.20	≤0.030	≤0.030

表 3-13 常用中耐热热作模具钢的临界点

序 号	牌 号	临界点/℃ (近似值)				
		Ac_1	Ac_3	Ar_1	Ar_3	M_s
1	4Cr5MoSiV	853	912	720	773	310
2	4Cr5MoSiV1	860	915	775	815	340
3	4Cr5W2VSi	800	875	730	840	275

知识点 3.2.1 4Cr5MoSiV (代号 H11) 钢

4Cr5MoSiV 钢是一种空冷硬化热作模具钢。在较低的奥氏体化温度条件下进行空淬，热处理变形小，由于钢中含有较高的硅，淬火加热时在钢表面形成一层又硬又黏的氧化硅薄膜，阻止了钢的继续氧化，因而空冷淬火时产生氧化铁皮的倾向小，而且可以抵抗熔融铝的冲蚀作用。

1. 性能及应用

(1) 性能 4Cr5MoSiV 钢在中温 (≤600℃) 条件下，具有较高的热强度、热疲劳性能，高的韧性和一定的耐磨性。是一种空冷硬化的热作模具钢，在中温工作条件下具有很好的韧性，较好的热强度、热疲劳性能和一定的耐磨性，在较低的奥氏体化温度条件下能空淬，热处理变形小，空淬时氧化倾向小，而且可以抵抗熔融铝的冲蚀作用。当淬火温度为 1080℃ 时，硬度达极值，当回火温度超过 600℃ 时，硬度急剧下降，硬度与淬火温度、回火温度的关系如图 3-6 和图 3-7 所示。

(2) 应用 用于铝合金压铸模成形零件或镶块、热挤压模和穿孔用的工具和芯棒，汽车、拖拉机、五金工具等行业的机锻模、辊锻模。如用于机锻模的 H11 钢代替 5CrNiMo 及 3Cr2W8V 钢，模具寿命提高 2 ~ 3 倍。在高温下使用为提高其耐磨性和耐蚀性，最好进行渗氮处理，可以作为 4Cr5MoSiV1 钢的代用品。

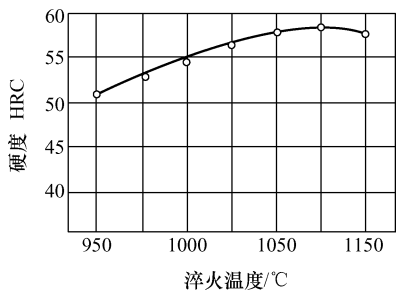


图 3-6 4Cr5MoSiV 钢硬度与淬火温度的关系（空淬）

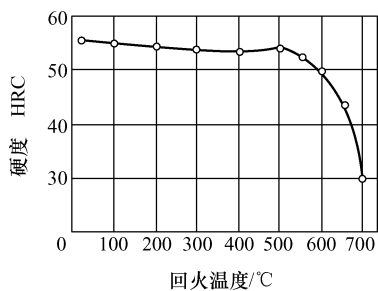


图 3-7 4Cr5MoSiV 钢硬度与回火温度的关系（1030℃空淬）

2. 常规处理方法

(1) 锻造 锻造工艺规范见表 3-14。

表 3-14 H11 钢锻造工艺规范

加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
1120 ~ 1150	1050 ~ 1100	≥850	缓冷（坑冷或砂冷）

(2) 热处理

1) 退火。①普通退火：随炉升温加热到 860 ~ 890℃，保温 2 ~ 4h，以 30℃/h 冷速冷到 500℃ 以下出炉空冷，硬度≤229HBW；②等温球化退火：随炉升温加热到 860 ~ 890℃，保温 2h，降温到 740 ~ 760℃，等温 4h 左右，以 30℃/h 冷速冷却到 500℃ 以下出炉空冷，硬度≤229HBW。

2) 淬火。最佳奥氏体化温度应选择在 1000 ~ 1040℃，淬火加热应先经 550℃、800℃ 两次预热至透热，冷却可采用油冷，也可采用分级冷却，油冷淬火后硬度可达 57 ~ 60HRC。对于要求热硬性为主的模具，应选取上限加热，对于要求韧性较好的模具，可选取中下限加热。

3) 回火。4Cr5MoSiV 钢的回火温度为 550 ~ 650℃，回火应进行两次。在 500℃ 回火出现二次硬化峰，硬度最高为 55HRC 左右，但韧性最差。

知识点 3.2.2 4Cr5MoSiV1（代号 H13）钢

4Cr5MoSiV1 钢是含 Cr5% 的中合金热作模具钢的代表性牌号，在目前是我国应用最广泛的热作模具钢，4Cr5MoSiV1 钢源自美国的 H13 钢（ASTM. AISI），1985 年已纳入我国合金工具钢标准。

4Cr5MoSiV1 钢与 4Cr5MoSiV 钢相比，钒的含量增加了约一倍。该钢的热强度和硬度较高，在中温条件下具有较高的热强度、热疲劳性能，高的韧性和一定的耐磨性。在较低的奥氏体化温度条件下进行空淬，热处理变形小，空冷淬火时产生氧化铁皮的倾向小，而且可以抵抗熔融铝的冲蚀作用。

1. 性能与应用

(1) 性能 4Cr5MoSiV1 钢有较高的韧性和耐冷热疲劳性能，用其制作的模具可以保证压铸件外观质量。模具在使用前无须预热，在热加工工序间可安全地用水冷却，该钢材同时

具备较高的热强性，是一种强韧兼备的质优价廉钢种，既可用作热锻模材料，也可在模腔温升低于 600°C 的工况下用作压铸模材料。尽管含碳量较低，4Cr5MoSiV1 钢中还有亚稳定共晶碳化物，碳化物带状偏析有时也较严重，因此要进行反复多向锻造，锻造比要大于 40，锻后要立即进行球化退火。淬透性好，直径 100mm 的棒材在空冷淬火时也可以完全淬透，有二次硬化效应，抗回火性能较好。当淬火温度为 1100°C 时，硬度达极值，当回火温度超过 600°C 时，强度、硬度急剧下降，韧性、塑性增加，硬度与淬火、回火温度的关系如图 3-8 和图 3-9 所示。

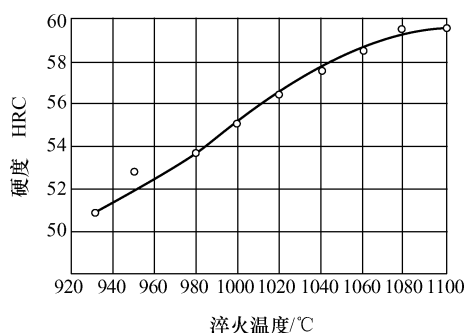


图 3-8 4Cr5MoSiV1 钢硬度与
淬火温度的关系

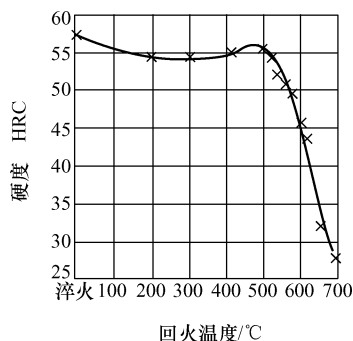


图 3-9 4Cr5MoSiV1 钢硬度与回火温度的
关系 (1020℃ 油淬，二次回火)

(2) 应用 广泛用于制造热挤压模具与芯棒，模锻锤的锻模，锻造压力机模具，精锻机用模具镶块以及铝、铜及其合金的压铸模等。该钢有良好的渗氮工艺性能，渗氮后可进一步提高耐磨性和耐蚀性，压铸模成形零件最终经渗氮处理已经广泛应用。

2. 常规处理方法

(1) 预备热处理 采用普通退火，加热温度 $860 \sim 890^{\circ}\text{C}$ 保温 $2 \sim 4\text{h}$ ，炉冷至 500°C 再空冷，退火后的硬度 $\leq 229\text{HRC}$ ，切削加工性较好；消除应力退火加热温度为 $730 \sim 760^{\circ}\text{C}$ ，等温时间 $3 \sim 4\text{h}$ ，炉冷。

(2) 淬火与回火 该钢的常规淬火温度为 $1020 \sim 1050^{\circ}\text{C}$ ，淬火冷却介质为油（油温为 $20 \sim 60^{\circ}\text{C}$ ）或空气、淬透性好、淬火变形小。采用 $560 \sim 580^{\circ}\text{C}$ 的回火，回火后的硬度为 $47 \sim 49\text{HRC}$ 。通常采用二次回火，第二次比第一次要低 $10 \sim 20^{\circ}\text{C}$ 。

知识点 3.2.3 4Cr5W2VSi (代号 W2) 钢

4Cr5W2VSi 钢是空冷硬化的热作模具钢，是含 Cr5% 系列中钨系钢种，由 4Cr5MoSiV 钢演变而来，以 2% W 代 1% Mo，所以对脱碳不太敏感。与 4Cr5MoSiV1 相比，用 2% 的 W 替代 1.35% 的 Mo 而形成。在中温工作条件下具有较高的热强度、硬度，有较高的耐磨性、韧性和较好的热疲劳性能。

1. 性能与应用

(1) 性能 4Cr5W2VSi 钢具有较高的热稳定性（最高 $600 \sim 610^{\circ}\text{C}$ ），其韧性和抗热疲劳性能稍低于 4Cr5MoSiV 钢和 4Cr5MoSiV1 钢，淬火变形倾向较大，脱碳性不敏感，热处理工艺性较好。钢的淬透性好，直径 100mm 的棒材在空冷淬火时也可以完全淬透，虽然是可以空

冷淬火的钢种, 淬火时应尽快冷却到 500℃ 以下 (以免在珠光体转变区缓慢冷却有碳化物自奥氏体中析出), 尤其是界面大于 120mm 的模具, 完全采用空冷淬火时很可能由奥氏体中析出碳化物, 降低钢的冲击韧性。钢在进行回火时有二次硬化现象, 但在 600 ~ 620℃ 回火, 由于在晶界析出 M_6C 型碳化物, 其冲击韧性和塑性下降。

当淬火温度为 1180℃ 时, 硬度达极值, 当回火温度超过 600℃ 时, 强度、硬度急剧下降, 韧性、塑性增加, 硬度与淬火、回火温度关系如图 3-10 和图 3-11 所示。

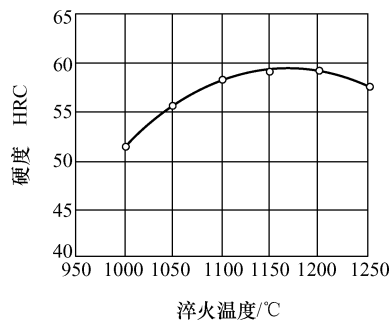


图 3-10 4Cr5W2VSi 钢硬度的
与淬火温度的关系

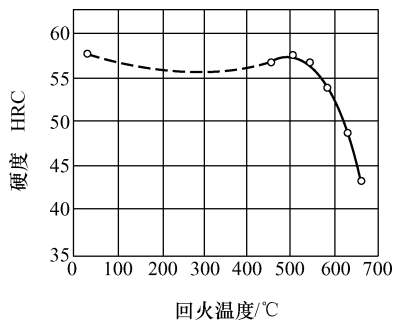


图 3-11 4Cr5W2VSi 钢硬度与回火
温度的关系 (1080℃ 空淬)

(2) 应用 该钢适用于制造热挤压用的模具和芯棒, 铝、锌等轻金属的压铸模, 热顶锻结构钢和耐热钢用的工具, 以及成形某些零件用的高速锤用模具。

2. 常规处理方法

(1) 预备热处理 采用普通退火, 加热温度 860 ~ 880℃, 保温 3 ~ 4h, 炉冷至 500℃ 再空冷; 或采用等温退火, 加热温度 860 ~ 880℃, 保温 3 ~ 4h, 等温温度 750℃, 保温 4 ~ 6h, 炉冷至 550℃ 再空冷; 退火后的硬度 $\leq 229HRC$, 切削加工性较好。消除应力退火, 加热温度为 750 ~ 780℃, 等温时间 2 ~ 4h, 炉冷或空冷。

(2) 淬火与回火 可采用较低的淬火温度 1030 ~ 1050℃ 进行淬火, 也可采用较高的淬火温度 1060 ~ 1080℃ 淬火, 淬火冷却介质为油或空气, 淬透性好, 淬火变形小。

当采用较低温度淬火后的第一次回火温度为 560 ~ 580℃, 第二次回火温度为 530 ~ 540℃, 回火后的硬度为 47 ~ 49HRC。当采用较高温度淬火后的第一次回火温度为 590 ~ 610℃, 第二次回火温度为 570 ~ 590℃, 回火后的硬度为 48 ~ 52HRC。

任务 3.3 高耐热热作模具钢

高耐热热作模具钢含碳量不高, 但合金含量高 8% ~ 11% (质量分数) 甚至更高质量分数的合金元素。这类钢有高的耐热性, 即高的高温强度和高温硬度, 可以在 600 ~ 700℃ 高温下工作, 同时具有高的耐磨性、淬透性, 有强烈的二次硬化效果、高的抗耐回火性、较高的抗疲劳性和断裂韧度。适用于制造热冲凸凹模、热挤压模与芯棒、铜合金和黑色金属压铸模、热剪切刀和搓丝板等。常用的高耐热性热作模具钢的牌号及化学成分见表 3-15。下面介绍几种常用的高耐热性热作模具钢。

表 3-15 常用高耐热热作模具钢牌号及化学成分

牌 号	元素质量分数 (%)							P、S
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	其他	
3Cr2W8V	0.30 ~ 0.40	≤0.40	≤0.40	2.20 ~ 4.40	0.80 ~ 2.70	0.20 ~ 0.50	W: 7.50 ~ 9.00	均为 ≤0.030
3Cr3Mo3W2V	0.32 ~ 0.42	0.60 ~ 0.90	≤0.65	2.80 ~ 3.30	2.50 ~ 3.00	0.80 ~ 1.20	W: 1.20 ~ 1.80	
3Cr3Mo3VNb	0.24 ~ 0.33	≤0.60	≤0.35	2.60 ~ 3.20	2.70 ~ 3.20	0.60 ~ 0.80	Nb: 0.08 ~ 0.15	
4Cr3Mo3SiV	0.35 ~ 0.45	0.80 ~ 1.20	0.25 ~ 0.70	3.00 ~ 3.75	2.00 ~ 3.00	0.25 ~ 0.75	—	
4Cr4WMoSiV	0.35 ~ 0.45	0.80 ~ 1.20	≤0.40	3.60 ~ 4.40	0.80 ~ 1.20	0.80 ~ 1.20	W: 0.80 ~ 1.20	
4Cr3Mo2MnVB	0.34 ~ 0.39	0.25 ~ 0.60	1.20 ~ 1.70	2.20 ~ 2.80	1.80 ~ 2.30	0.60 ~ 1.00	B: 0.002 ~ 0.005	
4Cr3Mo3W4VNb	0.37 ~ 0.47	≤0.50	≤0.50	2.50 ~ 3.50	2.00 ~ 3.00	1.00 ~ 1.40	W: 3.50 ~ 4.50	
4Cr3Mo2NiVNb	0.35 ~ 0.45	≤0.35	≤0.40	2.50 ~ 3.00	1.80 ~ 2.20	1.00 ~ 1.40	Ni: 0.80 ~ 1.20	
5Cr4W2Mo2SiV	0.45 ~ 0.55	0.80 ~ 1.10	≤0.50	3.70 ~ 4.30	1.80 ~ 2.20	1.00 ~ 1.30	W: 1.80 ~ 2.20	
5Cr4W5Mo2V	0.40 ~ 0.50	≤0.40	≤0.40	3.40 ~ 4.40	1.50 ~ 2.10	0.70 ~ 1.10	W: 4.50 ~ 5.30	

知识点 3.3.1 3Cr2W8V (代号 H21) 钢

碳含量较低 ($w(\text{C})$ 为 0.30% ~ 0.40%), 含有一定的铬和钒合金元素, 从而保证模具具有良好的淬透性、导热性, 较高的韧性和一定的硬度。钨含量较高 ($w(\text{W}) \geq 8\%$), 可提高耐回火性、热硬性以及高温 (600 ~ 700℃) 强度、硬度和耐磨性。该钢冷热疲劳抗力差, 在急冷急热交变条件下工作时容易产生冷热疲劳裂纹而失效, 已逐渐被新钢种替代。

1. 性能与应用

(1) 性能 抗拉强度和硬度与回火温度的关系如图 3-12 所示。随着淬火温度的升高, 淬火后的硬度增加, 如图 3-13 所示。从图中可以看出, 3Cr2W8V 钢的耐回火性好, 且有二次硬化现象。当回火温度超过 600℃ 后, 强度、硬度开始明显下降, 当淬火温度高于 1100℃ 并在 650℃ 左右回火时, 有回火脆性。

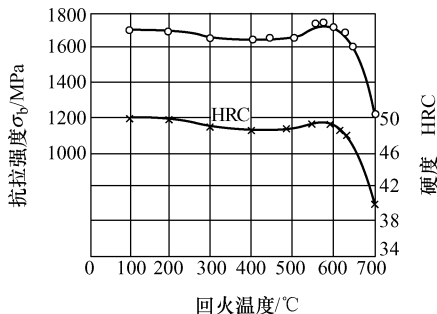


图 3-12 3Cr2W8V 钢抗拉强度和硬度与回火温度的关系

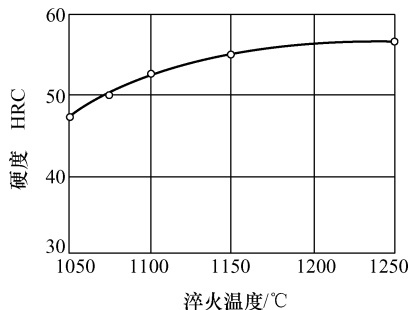


图 3-13 3Cr2W8V 钢硬度与淬火温度的关系

(2) 应用 该钢广泛用于制作高温、高压应力而冲击负荷不大的热挤压凸模和凹模, 铜、铝及其合金压铸模, 也可用作同时承受较大压应力、弯应力、拉应力的模具, 如反挤压

的模具；还可供作高温下受力的热金属切刀等。

2. 预备热处理

(1) 退火 采用普通退火或等温退火。普通退火加热温度 800 ~ 820℃，保温 2 ~ 4h，炉冷至 600℃再空冷，退火后的硬度为 207 ~ 255HBW；等温退火加热温度 840 ~ 880℃，保温 2 ~ 4h，等温温度 720 ~ 740℃，保温 2 ~ 4h，炉冷至 550℃再空冷；退火后的硬度 ≤ 241HBW，切削加工性较好。

(2) 淬火与回火 该钢可采用分级淬火，加热至 1050 ~ 1150℃，在 20 ~ 40℃ 的油中冷至 150 ~ 180℃再空冷。大型模具需在 600 ~ 650℃之间预热一次（保温 2h），并采用上限温度（即 1150℃）淬火。

亦可采用等温淬火，加热至 1140 ~ 1150℃，在 350 ~ 450℃的介质等温后油冷，再作 340 ~ 380℃的中温回火，其组织为下贝氏体，具有较高的强韧性，耐回火性比常规淬火好很多，抗热冲击性能也高，模具变形小，钢材断面在 80mm 以下时可以淬透。

该钢经淬火后，必须进行二次高温回火，回火温度为 600 ~ 660℃，每次保温 2h，强调韧性的模具采用下限温度，强调红硬性的模具采用上限温度。为防止回火脆性，回火后采用油冷，再作 160 ~ 200℃的补充回火，回火后的硬度为 40 ~ 48HRC。

知识点 3.3.2 5Cr4W5Mo2V（代号 RM2）钢

5Cr4W5Mo2V 钢是我国研制的新型高热强性热作模具钢，代号 RM2，属于基体钢类型的热作模具钢。它综合了高速工具钢的高热硬性、高温强度、高耐磨性和一般低合金工具钢具有的韧性。可代替 3Cr2W8V 钢，用来制造要求高的耐热性、耐磨性而韧性较低的形状不复杂的模具。

1. 化学成分

见表 3-15。

2. 性能及应用

(1) 性能 由于有比 3Cr2W8V 钢高的合金元素含量和碳含量，5Cr4W5Mo2V 钢具有高的热强性、热稳定性和耐磨性。表 3-16 为不同处理方法的冲击韧度。

表 3-16 不同处理方法的冲击韧度

热处理规程	$a_K/(J/cm^2)$
1050℃加热，450℃、30min 等温，600℃回火	22
1130℃淬火，160℃回火	17
1130℃淬火，600℃回火	22
1200℃淬火，600℃回火	6
1130℃加热，200℃、60min 等温，600℃回火	22.5

(2) 应用 5Cr4W5Mo2V 钢适于制作汽车、轴承、轻工业产品等行业的精制模、压印模、凸缘热冲模、辊锻模、热挤压凸模及热切底模、热切边模、辊锻模等模具。比 3Cr2W8V 钢制造的同类模具零件，寿命普遍提高 2 ~ 3 倍，个别模具可提高 10 ~ 20 倍。表 3-17为该钢与 3Cr2W8V 钢的应用对比。

表 3-17 5Cr4W5Mo2V 钢与 3Cr2W8V 钢的应用对比

模 具 种 类	使 用 单 位	使用寿命对比/件	
		5Cr4W5Mo2V	3Cr2W8V
精锻齿轮模	第一汽车厂	5203	200
半轴齿轮冲头模	第一汽车厂	9500	2000
308 轴承环毛坯塔形成形工艺用热挤成形冲头	宜山轴承厂	20000 套	2000 ~ 5000 套
不锈钢餐刀热冷轧模	天津餐具厂	150000	10000
突缘冲头	第一汽车厂	2000	5CrNiMo400 ~ 500
平锻机镶块模	第一汽车厂	16000	7500

3. 常规处理方法

(1) 锻造 低于 850℃ 装炉加热, 加热温度 1170 ~ 1190℃, 始锻温度 1120 ~ 1150℃, 终锻温度 850℃, 为避免网状碳化物形成, 锻后应在 850 ~ 600℃ 区间快冷, 在 600℃ 以下缓冷。

(2) 热处理

1) 退火。①球化退火加热温度 900℃ 保温 2h, 炉冷到 720 ~ 730℃ 等温 4h, 炉冷到 500℃ 以下出炉空冷。②快速球化退火 1030 ~ 1090℃ 加热油冷, 然后再 860 ~ 900℃ 加热炉冷。

2) 淬火及回火。1080 ~ 1120℃ 油冷淬火, 硬度为 57 ~ 61HRC。1130℃ 淬火并于不同温度回火后的硬度见表 3-18, 当淬火加热温度超过 1150℃ 时, 晶粒较明显长大, 而超过 1200℃ 时会显著长大。550℃ 回火时出现二次硬化峰, 而 700℃ 回火时仍保持 40HRC 的硬度。

表 3-18 5Cr4W5Mo2V 钢的回火硬度 (1130℃ 淬火)

回火温度/℃	淬 火 态	450	500	550	600	625	650	700
硬度 HRC	59	57.5	57.5	58.5	55	52.5	47	40.5

知识点 3.3.3 4Cr3Mo2MnVNbB (HD) 钢

随着少无切削新工艺的发展, 对模具钢的性能及模具使用寿命提出了更高要求。如热挤压黑色金属及铜等有色金属合金的热作模具、铜合金压铸模, 其工作温度可达 700℃ 左右。铜合金液通常温度为 880 ~ 960℃, 导热性能好, 因此模腔升温快, 温度高, 然后又很快降温, 热疲劳裂纹、金属熔蚀、热变形、塌陷等是模具的主要失效形式。国内广泛采用的 3Cr2W8V 钢及铬系热模钢 H13 等来制造这种类型的模具, 高钨钢热导率 (导热系数) 较低、合金元素偏析大、线胀系数大和热疲劳性能不良等缺点, 其耐磨损及冷热疲劳抗力已不能满足要求, HD 钢就是为适应 700℃ 左右温度工作而研制的新型热作模具钢。

1. 化学成分

见表 3-19。

表 3-19 化学成分

元 素	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Nb	P、S
质量分数 (%)	0.35 ~ 0.45	≤0.35	≤0.4	2.50 ~ 3.00	1.8 ~ 2.20	0.80 ~ 1.20	1.00 ~ 1.40	0.10 ~ 0.25	≤0.030

钢相变点为: $A_{c1}789^{\circ}\text{C}$ 、 $A_{c3}910^{\circ}\text{C}$ 、 $M_s363^{\circ}\text{C}$ 。

2. 性能及应用

(1) 性能 表 3-20 为 HD 钢的高温力学性能。在降低钢中的铬、硅含量的同时加入硼，使碳化物不均匀性下降，并提高因减少铬和硅含量而降低的淬透性和高温强度。加微量铌产生难溶于奥氏体中的碳化物，同时铌的加入还可提高碳化物的稳定性，因此能细化晶粒，降低过热敏感性，提高热强性和热稳定性。所以，钢的耐热性能比较高。钢的锻造性能良好，淬透性优于 3Cr2W8V 钢，淬火马氏体大部分为板条马氏体，局部区域有孪晶马氏体，板条间有少量残留奥氏体有比较好的强韧性配合。

表 3-20 HD 钢的高温力学性能

试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$ /MPa		ψ (%)		δ (%)		a_K / (J/cm ²)	
	HD	3Cr2W8V	HD	3Cr2W8V	HD	3Cr2W8V	HD	3Cr2W8V
650	536.9	414	66.1	49.1	16.3	14.0	56/44	
700	405.3	235	69.3	85.4	17.6	21.8	75/40	62/38

(2) 应用 在铜、铝合金的压铸模上应用获得了比较满意的效果。在相同硬度条件下，HD 钢比 3Cr2W8V 钢断裂韧度高 50%，700℃ 高温短时抗拉强度高 70%，冷热疲劳抗力和热磨损性能分别高出 1 倍和 50%。HD 钢应用在钢质药筒热挤压凸模、铜合金管材挤压底模和穿孔针，热挤压轴承环凸模与凹模、汽门挤压底模等模具，使用寿命均比 3Cr2W8V 钢高。

3. 常规处理方法

(1) 锻造 锻造加热温度为 1100 ~ 1150℃，始锻温度为 1050 ~ 1100℃，终锻温度 ≥ 850℃。

(2) 热处理

1) 退火：①等温退火工艺为：840 ~ 860℃ 加热，保温 2 ~ 4h，炉冷到 680℃ 左右等温 4 ~ 6h。退火后硬度为 170 ~ 181 HBW。球化组织为点状珠光体。②加热温度 850℃，保温 4h，炉冷到 550℃ 以下出炉空冷。

2) 淬火、回火。淬火加热温度为 1050 ~ 1100℃，淬火硬度可达 58 ~ 59HRC。含硼钢材的奥氏体晶粒容易长大，因此淬火加热温度宜取下限温度为好，表 3-21 为 HD 钢和 3Cr2W8V 钢在不同温度回火时的硬度值。

表 3-21 不同温度回火时的硬度值 (HRC)

钢 种	回火/℃ 淬火/℃	300	400	500	530	560	590	620	650	700
	1130	52.5	52	52.5	53.5	54.0	53.8	51.2	47.0	41.0
HD 钢	1100	47.8	48.5	49.0	50.0	48.0	48.5	42.0	38.5	33.0
	1130	51.0	51.0	51.4	52.3	51.5	51.8	50.0	46.0	34.0

知识点 3.3.4 6Cr4Mo3N12WV (代号 CG-2) 钢

6Cr4Mo3N12WV 钢 (CG-2) 是我国研制的基体钢类型的新型热作、冷作兼用的模具钢。该钢是在 M2 高速工具钢基体的基础上提高基体的强度和韧性，有强度高、热硬性好、韧度

也好的综合性能。有比 3Cr2W8V 钢更高的强度，比高速工具钢高的韧性。

1. 化学成分

见表 3-22。

表 3-22 化学成分

元 素	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Ni	P、S
质量分数（%）	0.55 ~ 0.64	≤0.4	≤0.4	3.80 ~ 4.30	0.90 ~ 1.30	2.80 ~ 3.30	0.90 ~ 1.30	1.80 ~ 2.20	≤0.030

钢相变点为： Ac_1 737℃、 Ac_3 822℃、 Ar_1 650℃、 Ms 180℃。

2. 性能及应用

（1）性能 该钢是在高速工具钢基体的基础上适当增加 Mo、降低 W 含量，可以细化晶粒，降低钢的过热敏感性，加入 2% 的 Ni 可提高基体的强度和韧性。该钢具有较宽的热处理温度范围，淬透性高可空冷硬化，可以在较大范围调整工艺，可以通过氮碳共渗，渗氮等化学处理方法强化表面，耐磨性高。CG-2 钢的室温及高温强度，热稳定性均高于 3Cr2W8V 钢，但高温冲击韧度低于 3Cr2W8V 钢。热加工工艺较难掌握，锻造开裂倾向较为严重，在热加工时应给予注意。

（2）应用 CG-2 钢是冷热兼用型模具钢，用于冷作模具工作零件时，可采用 500 ~ 560℃ 回火；而用于热作模具工作零件时，可采用 600 ~ 650℃ 回火。CG-2 钢一般用于热挤压轴承圈冲头、热挤压凹模、热冲模、精锻模、冷锻模的凹模、冲头等。应用在轴承套圈热挤压凸模上，1130℃ 油淬及 630℃ 回火，硬度 50 ~ 53HRC，凸模寿命为 3Cr2W8V 钢凸模的 2 ~ 3 倍。制作标准件及轴承滚子冷锻模、缝纫机零件冷锻模等方面比 Cr12MoV 钢模具使用寿命也有明显提高。

3. 常规处理工艺

（1）锻造 CG-2 钢锻造工艺规范见表 3-23。

表 3-23 CG-2 钢锻造工艺规范

加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
1100 ~ 1140	1050 ~ 1080	≥900	缓冷

（2）热处理

1) 退火。①普通等温退火 800 ~ 820℃ 保温 2 ~ 3h，以 ≤50℃/h 的冷速冷却到 650 ~ 670℃ 保温 4 ~ 6h，炉冷到 550℃ 以下出炉空冷，硬度 220 ~ 240HBW。②球化退火随炉升温到 830℃ 保温 1 ~ 2h，以 ≤50℃/h 的速度冷到 680℃ 保温 1 ~ 2h，再升温到 830℃ 保温 1 ~ 2h，以 ≤50℃/h 的速度冷到 680℃ 保温 4 ~ 6h，550℃ 以下出炉空冷，硬度 220 ~ 240HBW。

2) 淬火与回火。淬火加热温度 1100 ~ 1130℃，油冷。回火温度 630℃，回火二次，每次 2h，回火硬度 51 ~ 53HRC，用做冷模时，回火温度 540℃，回火二次，每次 2h，硬度 59 ~ 62HRC。淬火温度与性能见表 3-24，CG-2 与 3Cr2W8V 钢的热稳定性比较见表 3-25。

表 3-24 淬火温度与性能

项 目	淬火温度/℃								
	1020	1050	1080	1100	1120	1140	1160	1180	1200
硬度 HRC	59.5	60	62.5	63	62.5	62	61.5	61.5	62
晶粒度级别/级	—	12	12~11	12~11	11~10	9~8	9~7	7~6	6~5
残留奥氏体量 (%)	14.8	17.4	15.3	21.3	22.8	22.8	26.0	26.3	26.3

表 3-25 CG2 与 3Cr2W8V 钢的热稳定性比较

牌 号	热处理工艺	室温硬度 HRC	试验温度 /℃	σ_b /MPa	δ_5 (%)	Ψ (%)	高温硬度 HV	$a_K/(J/cm^2)$
CG2	1120℃ 油淬， 630℃ 加热保温 2h，回火两次	51~53	20	2000	3.0~7.5	13.5~22.5	—	21~32
			550	1400~1560	5~8	10~15	401~429	19
			600	1150~1350	11	34	279~317	20
			650	900~1120	9.5~12	22~32	187~230	25
			700	660~720	9~10	30~32	101~102	75
3Cr2W8V	1140℃ 油淬， 620℃ 加热保温 2h，回火两次	49	20	1410	8.0	37.5	—	24.5
			500	1245	10.5	41.5	302	41.5
			600	1010	11.5	59.0	249	43.0
			650	910	16.0	54.0	154	58.5
			700	540	21.0	76.0	82	120.0

知识点 3.3.5 4Cr3Mo3W4VNb（代号 GR）钢

该钢是新型钨钼系热作模具钢，钢中加入少量的铌是为了增加回火抗力及热强度。4Cr3Mo3W4VNb 钢的冷热疲劳抗力、耐磨性、高温强度及热稳定性明显高于 3Cr2W8V。此外，高温抗压强度和韧性也高于 3Cr2W8V。

1. 化学成分

见表 3-26。

表 3-26 化学成分

元 素	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	Nb	P、S
质量分数 (%)	0.37~0.47	≤0.5	≤0.5	2.50~3.50	3.50~4.50	2.0~3.0	1.0~1.40	0.1~0.2	≤0.030

2. 性能及应用

(1) 性能 经空气感应电渣重熔冶炼的 GR 钢室温及高温力学性能见表 3-27，热稳定性见表 3-28。GR 钢的冷热疲劳抗力、热稳定性及高温抗压强度等明显高于 3Cr2W8V 钢。该钢的淬透性、冷热加工性均好。

表 3-27 GR 钢室温及高温力学性能

试验温度/℃	σ_b /MPa	σ_s /MPa	$\delta_5/(%)$	$\Psi/(%)$	$a_K/(J/cm^2)$	硬度 HRC
室温	1880	1500	6.7	20	16	52
600	1440	1160	1.25	3.0	23	—
650	1220	1030	2.0	3.0	26	—
750	675	580	3.75	18.0	110	—

表 3-28 GR 钢与 3Cr2W8V 钢 680℃时的硬度值

保温时间/h	0	1	2	3	4	5
GR	50	47.5	45	42.5	41	39.5
3Cr2W8V	48	44	41	37.5	34.5	32.5

(2) 应用 适于制造热锻、精锻、高速锻等热锻模具。成功地应用在齿轮高速锻造、精密锻造、轴承套圈热挤压、标准件热锻锻、小型机锻模、辊锻模等热锻模具上。与 3Cr2W8V 对比，各类模具使用寿命均有数倍至数十倍的大幅度提高。

3. 常规处理方法

(1) 锻造 表 3-29 为 GR 钢锻造工艺规范，锻后缓冷及时退火。

表 3-29 GR 钢锻造工艺规范

加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
1190	1150	≥900	缓冷

(2) 热处理

1) 退火。等温退火加热温度 850℃，保温 2 ~ 3h，等温温度 720℃，保温 3 ~ 4h，冷却到 550℃ 以下出炉空冷。

2) 淬火与回火。淬火温度 1160 ~ 1200℃，若要求高韧性及塑性，则选用较低淬火温度；若要求高的高温强度及耐回火性，则选用较高淬火温度。

回火温度 630℃、600℃，两次回火每次 2 ~ 3h，若复杂形状的大模具，可采用三次回火，回火后硬度为 50 ~ 54HRC。

知识点 3.3.6 3Cr3Mo3W2V (HM1) 钢

3Cr3Mo3W2V 钢与 3Cr2W8V 钢相比，该钢以钼代钨，含钨量大大降低，同时铬、钒的含量有适当的增加，使该钢具有优良的强韧性，在保持高强度和高热稳定性的同时，还具有良好耐热疲劳性，其抗耐回火性、抗磨损性能均优于 3Cr2W8V 钢，且热疲劳抗力要高很多。

1. 性能与应用

(1) 性能 该钢种在化学成分上以钼代钨，使钢的含钨量比较 3Cr2W8V 大大降低，同时铬和钒的量又适当的提高，有优异的抗热疲劳性能和耐回火性，在保持高强度、高热稳定性及高冷热疲劳抗力的同时还具有较高韧性，具有良好的冶炼、锻造、热处理及加工性能，但因含钼，热加工时要注意加热和保温时避免严重脱碳。3Cr3Mo3W2V 钢的硬度与回火温度的关系如图 3-14 所示，力学性能与回火温度的关系如图 3-15 所示，从图中可以看出，在 640℃ 回火时仍具有高的硬度。

(2) 应用 适用作高温、高负荷、急热急冷水冷条件下工作的压力机和轴承环热锻凹模、成形辊锻模，高强度和高热强钢零件的精锻模，铝和铜合金的压铸模，热挤压等模具零件，使用寿命可比 3Cr2W8V 及 5CrNiMoV 钢制模具提高 1 ~ 4 倍。如用作轴承套圈毛坯热挤压凸模、凹模，辗压辊及辊锻模均取得显著效果，模具平均寿命达 1 ~ 2 万件，最高 3 万件以上，比原用 3Cr2W8V 钢及 5CrMnMo 钢等钢种，模具寿命普遍提高 2 ~ 5 倍。

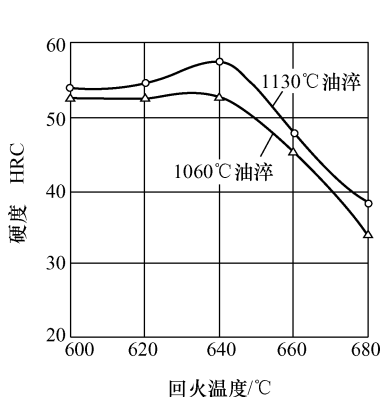


图 3-14 3Cr3Mo3W2V 钢硬度与回火温度的关系

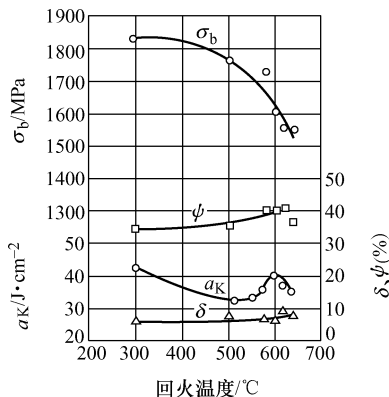


图 3-15 3Cr3Mo3W2V 钢力学性能与回火温度的关系（1050℃油淬）

2. 常规处理方法

(1) 锻造 3Cr3Mo3W2V 钢具有良好的热塑性，易锻造成形，开裂倾向低，锻造工艺见表 3-30。

(2) 热处理

1) 预备热处理。锻后应及时退火，可采用等温退火，其等温退火工艺为：加热温度 860 ~ 880℃，保温 2 ~ 4h，等温温度 720 ~ 740℃，保温 4 ~ 6h，炉冷至 500℃再空冷。退火后的硬度为 ≤255HBS，切削加工性较好。

表 3-30 3Cr3Mo3W2V 钢锻造工艺规范

装炉温度/℃	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
≤900	1170 ~ 1190	1050 ~ 1100	≥900	缓冷（坑冷或砂冷）

2) 淬火、回火。3Cr3Mo3W2V 钢在不同温度淬火的硬度、晶粒度见表 3-31。在 1030 ~ 1090℃ 淬火时，可得到 52 ~ 55HRC 的硬度，保持 11 级的细小晶粒。

表 3-31 3Cr3Mo3W2V 钢淬火硬度与晶粒度

淬火温度/℃	950	1000	1030	1060	1100	1120
硬度 HRC	50 ~ 51	52 ~ 53.5	54.5 ~ 55	55 ~ 55.5	57 ~ 57.5	58 ~ 58.6
晶粒度级别/级	11.5	11.5	11	11	11	10

为减少淬火变形和脱碳倾向，淬火加热应先经 550℃、800℃ 两次预热至透热以减少高温加热时间，冷却可采用油冷，也可采用分级冷却。

该钢可采用 600 ~ 630℃ 的回火，回火后的硬度为 50 ~ 55HRC；也可采用 630 ~ 650℃ 的回火，回火后的硬度为 45 ~ 50HRC。

知识点 3.3.7 3Cr3Mo3VNb（HM3）钢

HM3 钢是在 25Cr3Mo3VNb 钢和国外 35Cr3Mo3V 钢基础上研制成的新型超高强韧性热作模具钢。与同类型热作模具钢相比 HM3 钢的热强性、屈服强度提高，而脆性转变温度下降，

有的高温强韧性和抗热疲劳性能。解决了大量难变形合金锻件、高温合金锻件等热作模具钢高温强韧性的问题，弥补了热锻模钢 5CrNiMo 热强性不足、4Cr5W2VSi 钢韧性不足的问题。

1. 化学成分
见表 3-32。

表 3-32 化学成分

元 素	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	P、S
质量分数 (%)	0.20 ~ 0.30	≤0.60	≤0.35	2.60 ~ 3.20	2.70 ~ 3.20	0.60 ~ 1.20	0.08 ~ 0.12	≤0.030

钢相变点（近似值）为： Ac_1 920℃、 Ac_3 825℃、 Ar_1 734℃、 Ms 355℃。

2. 性能与应用

（1）性能 HM3 钢是铬钼型钢，加入铬主要是提高钢的淬透性、抗氧化性，并能强化固溶体基体，钼、钒、铌的碳化物熔点较高，可以细化晶粒，其碳化物不均匀性和韧性都优于铬的质量分数为 5% 的热作模具钢。耐回火性高，有明显的回火二次硬化效果。在淬火态可得到板条状马氏体组织，并随淬火加热温度和冷却条件的不同含有 5% ~ 18% 的残留奥氏体和 1% ~ 3% 的碳化物，在保证一定强度的前提下可以有更好的韧性，从而保证了优良的强韧性能。该钢的力学性能见表 3-33。

表 3-33 HM3 钢的力学性能

淬火温度/℃	淬火硬度 HRC	回火硬度 HRC	σ_b /MPa	σ_s /MPa	a_K /J·cm ⁻²
1060	47.1	48.1	1535	1352	26.3
1120	47.8	49.1	1646	1433	19

（2）应用 HM3 钢在工业上有较广泛的用途，如 GCr15 钢轴承套圈热锻成形模凹模，耐热钢、不锈钢成形模，连杆辊锻成形模，高强钢精锻模、有色金属压铸模等，能有效克服模具因热磨损、热疲劳、热裂引起的早期失效。用 HM3 钢制造要求高的强韧性热作模具，寿命比 3Cr2W8V、5CrNiMo、4Cr5W2VSi 等模具提高 2 ~ 10 倍。

3. 常规处理方法

（1）预备热处理 锻后应及时退火，可采用等温退火，加热温度 860 ~ 880℃，保温 2 ~ 4h，等温温度 720 ~ 740℃，保温 4 ~ 6h，炉冷至 550℃ 再空冷；退火后的硬度 ≤ 229HBW，切削加工性较好。

（2）淬火与回火 最终淬火加热温度为 1060 ~ 1090℃，油冷淬火或分级淬火都可以，淬火后硬度为 46 ~ 50HRC，晶粒度为 10 ~ 11 级。

对于锻造变形抗力小的工件所用的锻模，可选择 570 ~ 600℃ 回火，回火后硬度为 47 ~ 52HRC；对于锻造变形抗力大的工件所用的锻模，可选择 600 ~ 630℃ 回火，回火后硬度为 42 ~ 47HRC。表 3-34 为 HM3 钢 1080℃ 淬火于不同温度回火的硬度及残留奥氏体量。

表 3-34 HM3 钢 1080℃ 淬火于不同温度回火的硬度及残留奥氏体量

回火温度/℃	450	500	550	580	600	620	650
硬度 HRC	48.5	48.5	49.0	49.0	48.0	45.5	39.0

残留奥氏体（%）	6.4	6.17	1.58	0.77	0	0	0
----------	-----	------	------	------	---	---	---

知识点 3.3.8 4Cr3Mo2MnVB（ER8）钢

4Cr3Mo2MnVB 钢的代号为 ER8。它是一种空冷硬化热作模具钢，ER8 钢的热强性和热疲劳抗力都优于 4Cr5Mo2MnVSi 钢，高低温韧性均优于 HD 钢。

1. 化学成分

见表 3-35。

表 3-35 化学成分

元 素	C	Cr	Mn	Mo	V	B	Si	P、S
质量分数（%）	0.34 ~ 0.39	2.2 ~ 2.8	1.2 ~ 1.7	1.8 ~ 2.3	0.9 ~ 1.4	0.002 ~ 0.005	0.25 ~ 0.60	≤0.030

2. 性能及应用

（1）性能 ER8 钢的化学成分类似于 HD 钢，因未加铌，热强性和热稳定性稍差，但高、低温韧性均优于 HD 钢。热强性、热疲劳抗力及碳化物均匀性都优于 4Cr5Mo2MnVSi 钢。除有碳化物带状偏析外，有时也会有少量块状或颗粒状亚稳定共晶碳化物出现。硼有使奥氏体晶粒长大的倾向，淬火加热温度愈高愈明显，淬火冷却时也极有可能有碳化物沿晶析出。

（2）应用 与 HD 钢基本相同，可以用在比 HD 要求韧性更高的场合。在铜、铝合金的压铸模上应用获得了比较满意的效果。

3. 常规处理方法

（1）锻造 ER8 钢锻造工艺规范见表 3-36。

表 3-36 ER8 钢锻造工艺规范

装炉温度/℃	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
≤800	1120 ~ 1150	1080 ~ 1120	≥850	缓冷（坑冷或砂冷）

（2）热处理

1）退火。缓慢加热到 830 ~ 850℃，保温 2 ~ 4h，降温到 720 ~ 740℃，等温 2 ~ 3h，降温到 500℃ 以下出炉空冷。

2）淬火与回火。淬火温度为 1000 ~ 1070℃，硬度为 52 ~ 57HRC，ER8 钢淬火加热温度宜取下限温度。推荐淬火温度 1010 ~ 1030℃，40℃ 油中冷却，回火温度宜选取 600 ~ 650℃，回火要进行两次，每次保温 2h。表 3-37 为 ER8 钢经 1030℃ 淬火于不同温度回火后的硬度变化，表 3-38 为 ER8 钢经 1030℃ 淬火不同回火的高温硬度。

表 3-37 ER8 钢经 1030℃ 淬火于不同温度回火后的硬度变化

回火温度/℃	450	500	580	620	660	700
硬度 HRC	50.6 ~ 51	50 ~ 51	50.2 ~ 50.5	46 ~ 47.8	41.3 ~ 43	35.3 ~ 36.3

表 3-38 ER8 钢经 1030℃ 淬火不同回火的高温硬度（HV）

处 理 工 艺	试验温度/℃					
	300	450	600	650	700	750

1030℃油冷淬火, 600℃和610℃两次回火	444.7	427.7	392.7	364	296	224.7
1030℃油冷淬火, 600℃和650℃两次回火	391.2	357	331	311.7	281.7	228.7

【典型热作模具零件加工实例】

【实例1】5CrMnMo 钢制金属顶梁接头锻模热处理工艺规范。

锻模外形尺寸为: 320mm × 420mm × 515mm (长 × 宽 × 高)。硬度要求: 模面为 340 ~ 387HBW, 燕尾为 286 ~ 321HBW; 变形要求: 模面平面度要求在上、下模合模后, 模面应有 80% 的接触; 燕尾平面挠曲不大于 0.2mm。外观要求: 模面和燕尾工作面部分, 不应有裂纹、烧损、碰伤和麻点等。

(1) 退火 锻造后的锻模毛坯退火工艺曲线如图 3-16 所示。图中 670℃ 的两次长时间保温, 主要是起去氢作用。

(2) 淬火和回火 淬火加热时, 为防止模面和燕尾氧化与脱碳, 需加以保护。锻模淬火工艺曲线如图 3-17 所示。将准备好的模具装入箱式炉中, 以 $\leq 30^\circ\text{C}/\text{h}$ 的速度缓慢升至 400℃ 并保温 4 ~ 5h, 目的是减小热应力引起的变形与开裂。900℃ 保温 1h 是考虑锻模模面及燕尾都处于保护状态, 模具本身温度还低于炉温, 因此在较高温度下进行短时间加热, 以缩短加热时间。锻模出炉后, 首先去除铁盘和保护剂并清理模面, 为减少锻模的淬火应力和变形, 需在空气中预冷至 750 ~ 780℃, 然后模面向下整体入油, 5 ~ 6min 后将燕尾提出油面空冷 4min, 利用锻模本身余热使燕尾自行回火。提出油面部分是在燕尾槽以下 100mm 处, 以防止燕尾尖角处, 特别是燕尾与模体交界处产生裂纹。在燕尾自行回火的同时, 观察和测量燕尾自行回火的温度 (650 ~ 680℃)。燕尾提出空冷 4min 后再放入油中冷却, 5 ~ 6min 后再将燕尾提出油面空冷 4min, 如此反复, 锻模总冷却时间约为 30min。当锻模冷至 200 ~ 250℃ 时从油中取出 (此时锻模冒较浓青烟而不着火) 并立即回火。锻模回火工艺曲线如图 3-18 所示。

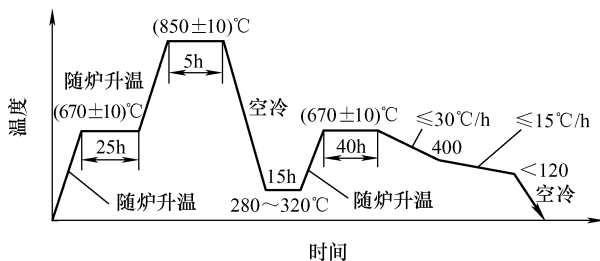


图 3-16 锻造后的锻模毛坯退火工艺曲线

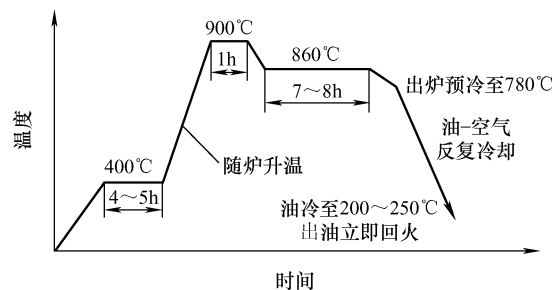


图 3-17 锻模淬火工艺曲线

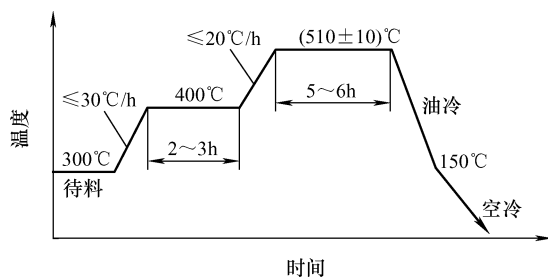


图 3-18 锻模回火工艺曲线

将淬火后的锻模装入事先升至 300℃ 的箱式炉中, 以 $\leq 30^\circ\text{C}/\text{h}$ 的速度升至 400℃ 并保温 2h, 随后以 $\leq 20^\circ\text{C}/\text{h}$ 的速度缓慢升至 $(510 \pm 10)^\circ\text{C}$ 并保温 4 ~ 6h。模具出炉后在油中冷至 150℃ 出油空冷。该模具经上述热处理工艺规范处理后, 其硬度值、变形量和外观质量均在技术要求范围内。

【实例2】3Cr2W8V 钢制热挤压模的热处理

3Cr2W8V 钢是出现较早、使用较广泛的热作模具钢之一。因钢中含有大量碳化物形成元素 W 和 Cr, 而具有良好的高温性能, 耐热疲劳性能、相变温度高, 淬透性好, 韧性适中, 是一种应用较多的热挤压模具钢。螺栓、螺母等紧固件的生产中, 热挤压工艺应用较广泛, 如变形比较大的六角螺栓、内六角螺栓、杯形螺母等均采用热挤压工艺, 模具大都选用 3Cr2W8V 钢制造。但是, 由于热挤压模工作条件恶劣, 模具受力复杂, 使用寿命大都在 2500 件左右, 有的甚至只有 1000 余件, 失效形式主要有过量变形、龟裂、掉块、擦伤和磨损等。显然, 如此低的寿命是没有充分发挥材料内在潜力的。

(1) 退火 模坯锻后退火除了降低硬度、改善切削加工性能外, 另一方面是为了清除组织缺陷和残余内应力, 细化晶粒, 为最终热处理做组织准备。退火工艺曲线如图 3-19 所示为原先采用的 3Cr2W8V 钢不完全退火工艺 ($A_{c_{cm}} = 850^{\circ}\text{C}$)。采用这种普通退火工艺有 3 个缺点: 模坯表面氧化脱碳严重; 晶粒虽然得到一定程度细化, 但没有得到均匀的内部组织; 工艺所需总时间长。采用图 3-20 所示的等温退火工艺并经生产使用证明, 不但避免了上述问题, 而且在最终淬火加热时碳化物溶于奥氏体中。

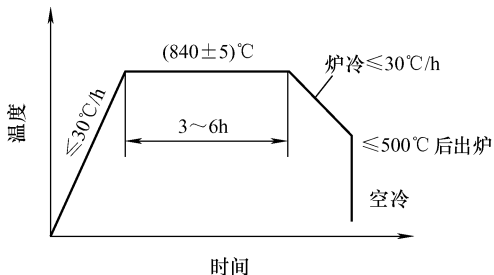


图 3-19 3Cr2W8V 钢的不完全退火工艺曲线

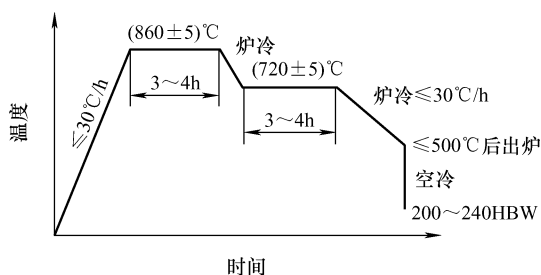


图 3-20 3Cr2W8V 钢的等温退火工艺曲线

(2) 淬火与回火 合理的热处理工艺是提高模具寿命的关键。热挤压模具不但受到较大的挤压力, 而且还受到急冷急热应力, 因此, 要求模具有硬度和韧性良好的配合。原先采用的热处理工艺为: $800 \sim 850^{\circ}\text{C}$ 预热, $1080 \sim 1150^{\circ}\text{C}$ 淬火, 并经 $560 \sim 580^{\circ}\text{C}$ 回火两次, 最终硬度为 $45 \sim 48\text{HRC}$ 。在生产中发现, 经这种工艺处理后的模具常出现变形和开裂。分析其原因是淬火温度低, Cr、W、V 合金碳化物未充分溶于奥氏体中。因此, 模具热稳定性较低, 断裂韧性值不高, 使用寿命较低。根据上述分析, 将淬火温度提高到 $(1200 \pm 10)^{\circ}\text{C}$, 并经 $(620 \pm 10)^{\circ}\text{C}$ 高温回火两次, 在油中冷却后, 再经 $160 \sim 200^{\circ}\text{C}$ 的补充回火, 使最终硬度为 $43 \sim 46\text{HRC}$ 。

采用这种工艺有 3 个优点: 一是提高了淬火加热温度, 使合金碳化物充分溶解, 保证了模具有高硬度和热硬性; 二是经高温回火析出大量弥散碳化物主要是 M_2C 型, 提高了模具的断裂韧性值、强度、硬度、热强性和耐热疲劳性能; 三是降低了碳化物偏析。经生产实践证明, 这种强韧化热处理工艺是行之有效的。

复习思考题

1. 热作模具钢是怎样分类的? 写出常用热作模具钢材料的牌号。
2. 热作模具材料的性能要求有哪些?

3. 5CrNiMo 钢的性能特点是什么? 8Cr3 钢的性能特点是什么?
4. 比较 45Cr2NiMoVSi 钢与 5CrNiMo 钢的性能特点和应用范围。
5. 热锤锻模对材料性能有哪些要求? 其淬火、回火工艺的制定应注意什么问题?
6. 热挤压模具的预先热处理方法有哪些? 各用于什么场合?
7. 简述中耐热热作模具钢的性能特点。
8. 简述热锻模的工作条件、失效形式和性能要求。
9. 简述热锻模的热处理特点。
10. 选择压铸模具材料的依据的哪些?
11. 压铸模具的热处理特点有哪些?
12. 将下列钢种与其适合制作的模具进行连线。

曲轴模锻模	5CrNiMo 钢
轴承套圈热挤压模	4Cr3Mo2NiVNbB 钢
铜基合金压铸模	4Cr4MoWVSi 钢
钛合金蠕变成形模	2Cr3Mo2NiVSi 钢
手表壳热冲模	W6Mo5Cr4V2

塑料模具用钢

【知识目标】

- * 塑料模具材料的服役条件、失效特点和性能要求。
- * 塑料模具用钢及选用。
- * 塑料模具的热处理。

【能力目标】

- * 掌握塑料模具的工作条件、主要失效形式及对模具材料的性能要求。掌握塑料模具材料的种类、常用牌号、热加工工艺，并能合理选用。
- * 初步掌握渗碳型塑料模具钢、淬硬型塑料模具钢、预硬型塑料模具钢、时效硬化型塑料模具钢等塑料模具材料的常用牌号及性能特点，能根据塑料模具的工作条件合理选用模具材料，并能制订加工工艺。
- * 了解耐蚀塑料模具钢、其他塑料模具材料的常用牌号及性能特点。

【项目案例导入】

图 4-1 所示是空调面板的注塑模。塑料模一般有凸模、凹模、型芯、镶块、成型杆和成型环等，这些零部件构成了塑料模的型腔，用来成型塑料制品的各种表面，它们直接与塑料相接触，经受其压力、温度、摩擦和腐蚀等作用。

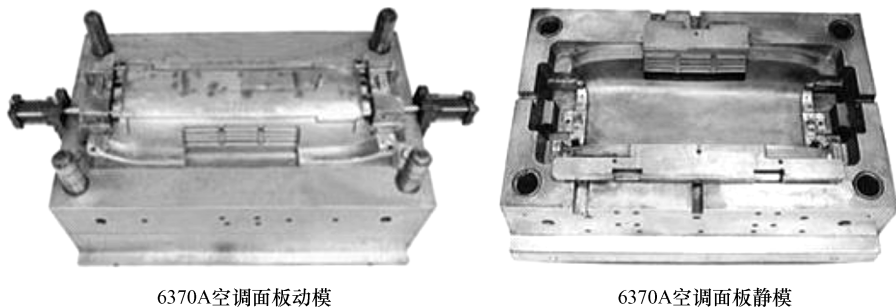


图 4-1 空调面板注塑模

1. 塑料模的分类

按照塑料件的原材料性能和成形方法，可把塑料模分为两大类。

(1) 热固性塑料模 它主要用于压缩、传递和注塑成形制品零件，包括压缩模、传递模、注射模三种类型，注射模较少用于热固性塑料件成形。常用的热固性塑料有酚醛塑料（即胶木）、氨基聚酯、环氧树脂、聚邻苯二甲酸二烯丙酯（PDAP）、有机硅塑料、硅酮塑

料等。

(2) 热塑性塑料模 它主要用于热塑性塑料注射成形和挤出成形。热塑性塑料主要有聚酰胺、聚甲醛、聚乙烯、聚丙烯、聚碳酸酯等。这些塑料在一定压力下在模内成形冷却后可保持已成形的形状,如果再次加热又可软化熔融再次成形。此类模具还包括中空吹塑模具、真空成形模具。

2. 塑料模的工作条件

(1) 热固性塑料压缩模

1) 工作条件。这种塑料的工作温度一般在 $160 \sim 250^{\circ}\text{C}$,工作时模腔承受单位压力大,一般为 $160 \sim 200\text{MPa}$,个别的要达到 600MPa 。工作中型腔面易磨损、腐蚀,脱模、合模时受到较大的冲击负荷。

2) 工作特点。该类模具压制各种胶木粉制件,在原料中加入一定量的粉末填充剂,在热压状态下成形。所以热负荷和机械负荷都较大,而填充剂致使模腔磨损也严重。

(2) 热塑性塑料注射模

1) 工作条件。这类塑料模的工作温度在 150°C 以下,承受的工作压力和磨损没有压缩模那样严重。有部分塑料在加热后的熔融状态下能分解出氯化氢或氟化氢气体,对模具型腔面有较大的腐蚀性。

2) 工作特点。这类塑料模在加热成形时一般不含固体填料,所以入型腔时射流润滑,对型腔磨损小。如果含有玻璃纤维填料,则大大加剧对流动道和型腔面的磨损。

3. 塑料模常见的失效形式

(1) 磨损 因热固性塑料中一般含有一定量的固体填充剂,在加热后软化、熔融的塑料中成为“硬质点”,冲入模具型腔后,与模具型腔表面摩擦较大,致使型腔表面拉毛,表面粗糙度变大而失去光泽,这会影响到塑料制件的外观质量。所以,一经发现模具型腔表面有拉毛现象,应及时卸下抛光。而经多次抛光后型腔扩大,对尺寸要求严格的塑料件即将超差而失效。例如,淬硬的工具钢胶木模连续压 $1.5 \sim 2.5$ 万件之后,模具表面磨损厚度为 0.01mm 。还有资料表明,模压 8 万次用玻璃纤维作填料的塑料,其模腔的磨损量是普通胶木粉磨损量的 6.5 倍,这说明,玻璃纤维对淬火钢磨损特别明显。因此,当在塑料中加云母粉、石英粉、玻璃纤维等各种无机物作填充剂时,要特别注意模具型腔的磨损问题。

(2) 腐蚀 因不少塑料中含有氯、氟等元素,加热至熔融状态后会分解出氯化氢或氟化氢等腐蚀性气体,腐蚀模具型腔表面,这就加大了其表面的粗糙度值,也加剧了模具型腔的磨损,从而导致失效。

(3) 塑性变形 模具在持续受热、受压条件下长期工作后,会发生局部塑性变形而失效。例如,生产中常用的渗碳钢或碳素工具钢制胶木模,在棱角处受负荷最大而产生塑性变形,出现表面起皱、凹陷、麻点甚至棱角塌歪等;或者分型面变形间隙扩大导致飞边增大而使塑件报废。如果是小型模具在大吨位压力机上超载使用,更容易出现这种失效形式。

产生这种失效的主要原因是模具型腔表面的硬化层太薄,且基本的硬度、抗压强度、变形抗力不足;或者是模具在热处理时回火不足,致使组织不稳定或残余应力未消除。

生产实践证实,碳素工具钢热处理后表面硬度在 $52 \sim 56\text{HRC}$ 、渗碳钢的层深在 0.8mm 以上时,即可获得足够的变形抗力,有效地防止塑性变形失效。

(4) 断裂 塑料模具一般有多处凹槽、薄边等,易造成应力集中,当韧性不足时,会

导致开裂。断裂的主要原因是由于结构温差产生的结构应力、热应力，或回火不足，在使用温度下残留奥氏体转变为马氏体，引起局部体积膨胀，在模具内产生较大的组织应力所致。

4. 对塑料模具材料的性能要求

根据上述各类塑料模的工作条件和失效形式，塑料模具材料应有下列性能要求。

(1) 使用性能要求

1) 足够的强度和硬度，以使模具能承受工作时的负荷而不致变形。通常塑料模的硬度在 38~55HRC 范围内。形状简单，抛光性能要求高的，工作硬度可取高些；反之，可取低些。

2) 良好的耐磨性和耐蚀性，以使模具型腔的抛光表面粗糙度和尺寸精度能保持长期使用而不改变。

3) 足够的韧性，这是保证模具在使用过程中不会过早开裂的重要指标。

4) 较好的耐热性能和尺寸稳定性。要求模具材料有较低的膨胀系数和稳定组织。塑料模具材料中钢的膨胀系数较小，铍青铜次之，铝合金和锌合金的膨胀系数则较大。

5) 良好的导热性，以使塑料制件尽快地在模具中冷却成形。

(2) 工艺性能要求 随着塑料制品种类的增加和质量要求的提高，以及塑料制品成形工艺趋向高速化、大型化、精密化和多型腔化，对塑料模具材料提出了较高的加工工艺要求。

1) 机械加工性能。塑料模具型腔的几何形状大多比较复杂，型腔表面质量要求高，难加工部位相当多，因此，塑料模具材料应具有优良的可加工性和磨削加工性能。对较高硬度的预硬化塑料模具钢，为了改善可加工性，通常向钢中加入 S、Pb、Ca、Se 等元素，从而得到易切削预硬化钢。

2) 焊接性能。塑料模型腔在加工中受到损伤时，或在使用中被磨损需要修复时，常采用焊补的方法（局部堆焊），因此模具材料要有较好的焊接性能。

3) 热处理工艺性能。热处理工艺应简单，材料有足够的淬透性和淬硬性，变形开裂倾向小，工艺质量稳定。

4) 镜面抛光性能。塑料制品的表面粗糙度主要取决于模具型腔的表面粗糙度。一般塑料模具型腔的表面粗糙度 Ra 为 0.16~0.08 μm ，表面粗糙度值 Ra 低于 0.5 μm 时可呈镜面光泽。尤其是用于透明塑料制品的模具，对模具材料的镜面抛光性能要求更高。镜面抛光性能不好的材料，在抛光时会形成针眼、空洞和斑痕等缺陷。模具的镜面抛光性能主要与模具材料的纯洁度、硬度和显微组织等因素有关。硬度高、晶粒细有利于镜面抛光；硬脆的非金属夹杂物、宏观和微观组织的不均匀，则会降低镜面抛光性能。因此，镜面模具钢大多是经过电渣熔炼、真空熔炼或真空除气的超洁净钢。

5) 电加工性能。模具材料在电加工过程中有时会出现一般机械加工不会出现的问题。例如：有的模具材料电火花加工后，表面会留下 5~10 μm 深的沟纹，使加工面的表面粗糙度变大。有些材料线切割时会出现炸裂。所以，模具材料必须要有良好的电加工性能。

6) 饰纹加工性能。很多塑料制品要求设置各种花纹、图案，如皮革纹、绸纹、布纹、精细华美的图饰等。因此，要求模具材料有良好的饰纹加工性能，这一性能同样要求材质纯净，希望组织细致均匀无成分偏析，否则腐蚀或光蚀后效果不佳。

5. 塑料模具用钢及选用

随着高性能塑料技术的不断发展和需求的持续提高，塑料制品的种类日益增多，制品向精密化、大型化、复杂化发展，成型生产向高速化发展，因此模具的工作条件也越趋复杂。以往人们为了保证一般精度塑料模具成本低廉而常常选用碳素钢，但碳素钢在热处理过程中很难控制变形，为了使模具精度符合要求，往往不经最终淬火、回火热处理加工，机加工成形后即交付使用，因而模具表面粗糙度较差，图案花纹容易磨损，模具的寿命也不高；而精密塑料模具通常采用合金工具钢制造，由于加工工艺性能差，难于加工出复杂的型腔，有时热处理变形问题也无法克服，因此，许多关键部件的塑料模具材料还常常依赖于进口的专用塑料模具钢。我国塑料模具钢耗用量很大，塑料模具用钢约占全部模具用钢的一半以上，为了解决钢材性能与加工精度之间的矛盾，国内有关科研院所和大专院校对专用塑料模具钢进行了研制，并取得了一定进展，目前已有部分商品进入市场，获得一定的效益。国产系列塑料模具钢不久将在机械、电子、仪表、轻工、塑料等行业普遍推广。

由于我国塑料模具专用钢体系建立时间不长，作为塑料模具专用钢（牌号前加前缀 SM）并已纳入标准的仅有十余个，是在优质碳素结构钢、合金结构钢、合金工具钢、不锈钢基础上经特殊冶炼和加工而成，以满足塑料模具特殊要求。塑料模具专用钢即 SM45、SM48、SM50、SM53、SM55、SM1Cr2Mo、SM3Cr2Ni1Mo、SM2CrNi3MoAl1S、SM4Cr5MoSiV、SM4Cr5MoSiV1、SMCr12Mo1V1、SM2Cr13、SM4Cr13、SM3Cr17Mo 等。

塑料专用钢的基本力学性能和热处理工艺与原钢种差别不大，如 SM45 钢和 45 钢；SM4Cr5MoSiV1 和 4Cr5MoSiV1，SM4Cr13 和 4Cr13 等。因此，部分牌号的基本性能仍沿用一般的性能数据，有差异的则加以指明。例如 SM1CrNi3 钢和合金结构钢 12CrNi3A。表 4-1 为根据塑料品种选用模具钢，表 4-2 为部分模具零件选用钢材及热处理要求。

表 4-1 根据塑料品种选用模具钢

用 途		代表的塑料及制品		模 具 要 求	选 用 钢 材
一般热塑性、热固性塑料	一般	ABS	电视机壳、音响设备	高强度耐磨性	SM50、40Cr、P20、SM1、SM2、8CrMnSM20CrNi3MoAl11S
		聚丙烯	电扇扇叶、容器		
	表面有花纹	ABS	汽车仪表盘、化妆品容器	高强度耐磨性光刻性	PMS SM20CrNi3MoAl11S (SM2)
	透明件	有机玻璃 AS	唱机罩 仪表罩 汽车灯罩	高强度耐磨性抛光性	5NiSCa SM2、PMS P20
增强塑料	热塑性	POM PC	工程塑料制品 电动工具外壳 汽车仪表盘	高耐磨性	65Nb、8CrMn、PMS、SM2
	热固性	酚醛 环氧	齿轮等		65Nb、8CrMn、06NiTi2Cr 06Ni6CrMoVTiAl

(续)

用 途	代表的塑料及制品		模 具 要 求	选 用 钢 材
阻燃型物件	ABS 加阻燃剂	电视机壳 收录机壳 显像管罩	耐腐蚀	PCR
聚氯乙烯	PVC	电话机 阀门管件、 门把手	强度及耐蚀性	38CrMoAl PCR
光学透镜	有机玻璃 聚苯乙烯	照相机镜头 放大镜	抛光性及防锈性	PMS、8CrMn PCR

表 4-2 部分模具零件选用钢材及热处理要求

模具零件种类	主要性能要求	选 用 材 料	热 处 理	使 用 硬 度
导向柱、导向套等	表面耐磨，心部有较好韧性	20、20Cr 20CrMnTi	渗碳、淬火回火	54 ~ 58HRC
		T8A、T10A	淬火回火	54 ~ 58HRC
型芯、型腔件等	较高强度，有好的耐磨性和一定的耐蚀性，淬火后变形小。	9Mn2V、CrWMn 9SiCr、Cr12	淬火后低、中温回火	56HRC 以上
		3Cr2W8V 35CrMo	淬火高温回火渗氮	42 ~ 44HRC 1000 ~ 1100HV
		T7A T8A T10A	淬火加低温回火	55HRC 以上
		45 40Cr 40VB 40MnB	调质	240 ~ 320HBW
		球墨铸铁	正火	220 ~ 300HBW
主流道衬套	表面耐磨，有时还要有耐蚀性和热硬性	20	渗碳淬火	55HRC 以上
		T8A、T10A	淬火、回火	55HRC 以上
		9Mn2V、CrWMn 9SiCr、Cr12	淬火，低中温回火	55HRC 以上
		3Cr2W8V、35CrMo	淬火加高温回火并渗氮	42 ~ 44HRC
顶杆、拉料杆、复位杆	有一定强度且比较耐磨	T7A、T8A	淬火回火	52 ~ 55HRC
		45	端部淬火，杆部调质	端部 40HRC 以上 杆部 225HBW 以上
各种模板、顶出板、固定板支架等	较好的综合力学性能	45、40MnB、40MnVB	调质处理	225 ~ 240HBW
		Q235、Q255、Q275		
		球墨铸铁	正火	205HBW 以上
		HT200	退火	

任务 4.1 非合金塑料模具钢

塑料模具的一般结构零件或次要的工作（成形）零件，大多数采用优质碳素结构钢、

碳素工具钢或弹簧钢等。但是用优质碳素钢制造的成形零件由于其纯净度低，抛光性能不理想（不能达到低于表面粗糙度值 $0.4\mu\text{m}$ ），难以达到工作零件的使用要求，致使模具使用寿命不长。因此提高碳素钢的冶金质量（一般均经真空脱气、特殊加工、降低P、S及残余合金元素含量等），提高钢的纯净度，缩小碳含量范围，稳定钢的性能，提高了加工工艺性能，成为塑料模具的专门用钢。为了区别于优质碳素结构钢，在其牌号前加SM符号，并另列标准。目前我国纳入标准的非合金塑料模具钢有五个牌号，即SM45、SM48、SM50、SM53和SM55。

1. 化学成分

见表4-3。

表 4-3 化学成分

牌 号	元素质量分数(%)				
	C	Si	Mn	S	P
SM45	0.42 ~ 0.48	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	≤ 0.030	≤ 0.030
SM48	0.45 ~ 0.51				
SM50	0.47 ~ 0.53				
SM53	0.50 ~ 0.53				
SM55	0.52 ~ 0.58				

SM50 钢的临界点 $Ac_1 725^{\circ}\text{C}$ ， $Ac_3 760^{\circ}\text{C}$ ， $Ar_3 720^{\circ}\text{C}$ ， $Ar_1 690^{\circ}\text{C}$ 。

2. 性能及应用

（1）性能 SM45 ~ SM55 共五个牌号属优质碳素塑料模具钢，与优质碳素结构钢 45 钢相比，P、S 含量低、钢的纯净度好。一般用热轧、热锻或正火状态的扁钢、厚钢板、模块供货。由于只提高了纯净度和控制了碳量的范围，不含合金元素，所以淬透性没有提高，不可能制造大尺寸的模具零件。主要性能与优质碳素结构钢相同，主要优点是可加工性良好，价格便宜、市场性好。

（2）应用 广泛用于中小型、中低精度要求的塑料模具零件，国外同类型的牌号在中国市场较流行的有日本的 S45C-S55C 系列。

3. 常规加工方法

（1）热加工 锻造工艺规范见表4-4。

表 4-4 锻造工艺规范

始锻温度/ $^{\circ}\text{C}$	终锻温度/ $^{\circ}\text{C}$	冷 却
1180 ~ 1120	≥ 850	空冷， $\phi 300\text{mm}$ 以上应缓冷

（2）热处理 热处理工艺见表4-5。

表 4-5 热处理工艺

项 目	退 火	正 火	淬 火	回 火
加热温度/ $^{\circ}\text{C}$ 冷却	810 ~ 830 炉冷	820 ~ 870 空冷	820 ~ 850 水或水淬油冷	按要求调整 空冷

任务 4.2 预硬型塑料模具钢

知识点 4.2.1 SM3Cr2Mo（P20）系列

3Cr2Mo 钢源自美国的塑料模具钢 P20（AISI，ASTM），是最早列入我国国家标准（GB/T 1299—2000）的塑料模具钢，代号 P20，是国际上通用型塑料模具钢，钢液经炉外精炼或电渣重熔，可使 P、S 的质量分数低于 0.01%。钢中杂质及 $Al_2O_3 \cdot SiO_2$ 类型的硬质点很少，切削时阻力小，因此可以调质到 28~37HRC 较高的硬度，用于预硬化状态供应，仍能保持良好的机械加工性能，抛光后可获得较低的表面粗糙度。在调质处理以后再进行机械加工，可避免热处理变形，故称为“预硬型”塑料模具钢。而 SM3Cr2Ni1Mo、3Cr2MnNiMo、SM3Cr2NiMo 这一组钢是在 3Cr2Mo（P20）钢的基础上发展起来的一系列 P20 钢改进型牌号。

为了弥补 P20 类型钢的不足，满足 P20 类型钢达不到要求的场合，在 P20 钢的基础上主要添加一些 Ni 元素，或者是提高 Mo、Mn 的等元素的含量，进一步改进冶炼加工，使钢材在品质上有较大改进提高，与 P20 一起称为 P20 系列钢，是目前应用最广泛的通用型塑料模具钢的典型牌号。P20 系列钢经渗碳、渗氮、氮碳共渗、离子渗氮后再抛光，表面粗糙度 Ra 可以降低到 $0.03\mu m$ 左右，表面光亮度也可进一步提高。

1. 化学成分

P20 系列钢的化学成分见表 4-6。

表 4-6 化学成分

牌 号	元素质量分数（%）						
	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	P、S
SM3Cr2Mo	0.28~0.40	0.20~0.80	0.60~1.00	0.30~0.55	1.40~2.00	—	≤0.010
3Cr2MnNiMo	0.32~0.40	0.20~0.40	1.10~1.50	1.70~2.00	1.40~2.00	0.85~1.15	
SM3Cr2Ni1Mo	0.32~0.42	0.20~0.80	1.00~1.50	1.40~2.00	1.40~2.00	0.80~1.20	
SM3Cr2NiMo	0.30~0.40	0.20~0.40	1.00~1.50	1.40~2.00	1.40~2.00	0.80~1.20	

临界温度（近似值）： $Ac_1 763 \sim 770^{\circ}C$ ， $Ac_3 815 \sim 825^{\circ}C$ ， $Ar_3 755^{\circ}C$ ， $Ar_1 640^{\circ}C$ ， $Ms 335^{\circ}C$ 。

2. 性能及应用

（1）性能 该钢具有较好的淬透性和综合力学性能，抛光性良好，精品钢材可抛光到镜面，对于一般塑料模具零件，利用预硬化的 3Cr2Mo 钢由原材料可直接加工到成品，避免在制造过程中热处理产生变形。P20 钢能在中等硬度下达到易切削、镜面光亮度的要求，必须满足好的钢材质量和好的刀具这样两个条件。由于加工刀具质量与钢材的原因，当国产 P20 钢调质硬度大于 30HRC 时，机械加工就比较困难，不得不将调质硬度降低到 28HRC 以下，因此模具表面粗糙度也就随之下降。

（2）应用 3Cr2Mo 钢适用于大中型和精密型塑料模具成形零件，低熔点合金的压铸模成形零件。SM3Cr2Ni1Mo、3Cr2MnNiMo、SM3Cr2NiMo 等钢由于淬透性更好，性能更优越，常常被称为高级塑料模具钢，可以制作尺寸大的、高档次的塑料模具成形零件。

3. 常规加工方法

(1) 锻造 P20 钢锻造工艺规范见表 4-7。

表 4-7 P20 钢锻造工艺规范

项 目	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却 方 式
钢锭	1180 ~ 1200	1130 ~ 1150	≥850	坑冷
钢坯	1120 ~ 1160	1070 ~ 1110	≥850	缓冷 (砂或炉冷)

(2) 热处理

- 1) 预先热处理。①低温退火工艺 720 ~ 740℃ 保温 2 ~ 3h, 炉冷到 500℃ 以下出炉空冷。②等温退火工艺 840 ~ 860℃ 保温 2h, 720 ~ 730℃ 保温 4h, 然后空冷。
- 2) 淬火。850 ~ 880℃ 加热, 油冷淬火。
- 3) 回火。550 ~ 650℃ 加热, 空气中冷却, 硬度为 28 ~ 37HRC。图 4-2 所示为回火温度对 3Cr2Mo 钢力学性能的影响, 图 4-3 所示为淬火温度对 SM3Cr2NiMo 钢硬度的影响。

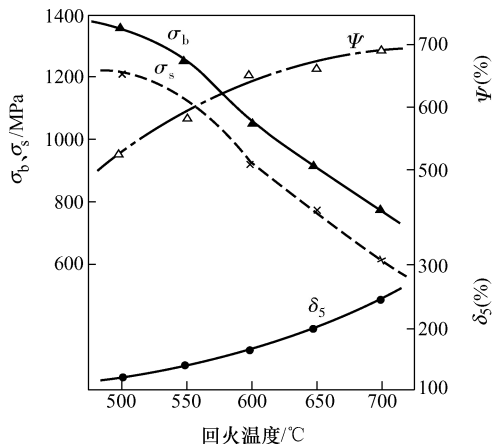


图 4-2 回火温度对 3Cr2Mo 钢力学性能的影响

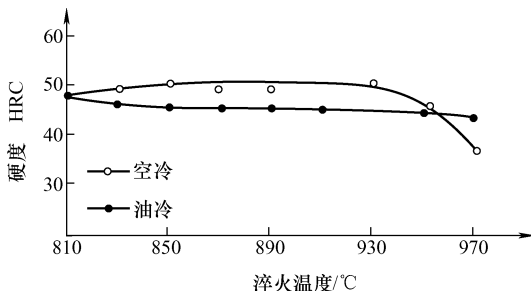


图 4-3 淬火温度对 SM3Cr2NiMo 钢硬度的影响

任务 4.3 易切削预硬型塑料模具钢

为了改善预硬型 P20 钢在机械加工上的困难, 在钢液中加入硫、铅、钙及微量硒、碲, 可使模坯在预硬化 (调质) 后既有较高硬度, 又易于机械加工, 因此研制了易切削预硬型塑料模具钢系列。往钢液中加入质量分数为 0.08% ~ 0.35% 的硫, 同时增加钢液中的锰量, 使之形成硫化锰 (MnS), MnS 不但在机械加工过程中能起到缺口断屑作用, 而且还有润滑作用, 使钢的机械加工性能得到明显的改善, 含硫易切削钢适于低速切削, 切削速度可达 40 ~ 60m/min; 模具钢中加入质量分数为 0.20% 左右的铅, 铅常以粒状分布在钢基体上, 在机械加工时铅以熔融状态浸出, 起到断屑和润滑的双重作用, 可使被切削金属加速流动, 改善钢材的断屑性能, 提高了机械加工性能, 适用于中、低速切削, 切削速度可达 60 ~ 80m/min; 模具钢中加入质量分数为 0.002% ~ 0.01% 的钙, 钙能形成低熔点氧化物, 在高速切削时 (150m/min), 这种低熔点氧化物进一步软化或熔融, 能起到断屑作用, 同时还能在刀具切削面上形成一层保护膜, 对刀具起润滑作用, 减小刀具的磨损。与加入的硫、铅比较,

加钙易切削钢的各种力学性能与不加钙的钢基本相同，钙是最有发展前途的一种易切削添加剂，也是冶炼技术要求较高的一种添加剂。

知识点 4.3.1 5CrNiMnMoVSCa

5CrNiMnMoVSCa（缩写 5NiSCa）是二元易切削预硬型塑料模具钢，即在钢中同时加入硫、钙，充分发挥两种元素的优良作用，这样既可降低刀具的磨损，还可降低模具表面粗糙度值，同时还改善钢的性能，单纯加硫易切削钢有各向异性的缺点，横向性能与纵向性能差异较大，不及硫、钙复合型的易切削钢。

1. 化学成分

见表 4-8。

2. 性能及应用

（1）性能 Ni 可增加韧度，Mn 可与 S 配合，形成易切削相 MnS。该钢淬透性高，直径 300mm 的钢材油冷淬火时，钢的中心硬度可达 55HRC，直径 500mm 的钢材油冷淬火后，中心硬度可达 47.5HRC；中心组织为马氏体 + 未溶碳化物 + 残留奥氏体 + 易切削相。马氏体大部分为板条马氏体，少量为孪晶马氏体。强韧性和镜面抛光性好，有良好的渗氮工艺性，渗氮后基体性能变化不大，但表面耐磨性大大提高，耐蚀性也有所改善。

表 4-8 化学成分

元 素	C	Cr	Ni	Mn	Mo	V	S	Ca
质量分数（%）	0.50 ~ 0.60	0.80 ~ 1.20	0.80 ~ 1.20	0.80 ~ 1.20	0.30 ~ 0.60	0.15 ~ 0.30	0.062 ~ 0.15	0.002 ~ 0.008

临界温度（近似值）： $A_{c1}695^{\circ}\text{C}$ ， $A_{c3}735^{\circ}\text{C}$ ， $M_s220^{\circ}\text{C}$ 。

一般合金模具钢在 35 ~ 45HRC 时是无法加工的，把 5NiSCa 钢试样调质到 35 ~ 45HRC 时，可顺利进行车、铣、刨、钻、攻丝、铰孔，比硫系易切削钢还要好，当硬度提高到 50HRC 时还可进行机械加工，比 P20 钢的可加工硬度高出 10HRC 左右。

此钢蚀刻性能好，图案清晰逼真，优于 P20 钢。此外，补焊性能也好，采用奥氏体不锈钢焊条进行修补后，可以顺利进行机械加工。而 P20 钢补焊后硬度增高，不容易机械加工。

（2）应用 通常以预硬化状态供应，即保证了模具的使用性能，又避免模具在制造过程中因热处理而带来麻烦，可以缩短生产周期和降低成本。5CrNiMnMoVSCa 已在家电、电脑行业的塑料模具中应用。

3. 常规处理方法

（1）锻造 锻造工艺规范见表 4-9。

表 4-9 锻造工艺规范

项 目	加热温度/ $^{\circ}\text{C}$	始锻温度/ $^{\circ}\text{C}$	终锻温度/ $^{\circ}\text{C}$	冷却方式
钢锭	1140 ~ 1180	1180	≥ 900	炉冷
钢坯	1100 ~ 1150	1040	≥ 850	缓冷（砂或炉冷）

（2）热处理

1）退火。①退火工艺，750 ~ 770 $^{\circ}\text{C}$ 加热，保温 2 ~ 3h 后以 30 $^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 冷速冷却至 600 $^{\circ}\text{C}$ 空冷，硬度 217 ~ 255HBW。②等温退火工艺，750 ~ 770 $^{\circ}\text{C}$ 加热保温 2h，670 ~ 690 $^{\circ}\text{C}$ 等温 4h，炉冷到 550 $^{\circ}\text{C}$ 以下空冷，硬度 217 ~ 220HBW。

2) 淬火与回火。表 4-10 ~ 表 4-12 分别为淬火规范、回火规范、热处理工艺对硬度的影响。5NiSCa 钢 880℃ 加热、油冷淬火后的组织为马氏体 + 少量未溶碳化物 + 残留奥氏体 + 易切削相。未溶碳化物为 MC、M₂₃C₆、M₃C 型，体积分数总量约为 1.86%。回火在 600 ~ 650℃ 温区内进行，组织为回火索氏体，回火后的硬度为 35 ~ 45HRC。

表 4-10 淬火规范

淬火温度/℃	冷却介质	硬度 HRC
860 ~ 900	油冷	62 ~ 63

表 4-11 回火规范

回火温度/℃	冷却介质	硬度 HRC
600 ~ 650	空气	35 ~ 45

表 4-12 热处理工艺对硬度的影响

淬火温度/℃		840	860	880	900	920	940	960
淬火硬度 HRC		60	62	63	63	63	63	61.5
回 火 温 度 / ℃	175	58	58	59	59.5	59.5	59.5	58.5
	200	57.5	57.5	57.5	58	58	58	58
	225	56	56	56.5	56.5	56.5	56.5	56.5
	250	55	55.5	55.5	56	56	56	56
	300	53.5	53.5	54	54.5	54.5	54.5	54.5
	400	50	50.5	50.5	51	51.5	51.5	51.5
	500	46.5	47.5	48	48.5	48	50	50
	525	45	46	47.5	48	48	49	49
	550	44	45.5	46.5	47.5	47.5	48	48.5
	575	43	44	45.5	47	47	48	48
	600	40.5	41.5	43.5	45	45	45.5	46.5
	625	36	39	39	41.5	42.5	43.5	44.5
	650	33.5	33.5	36	37	37.5	38.5	40
	675	30	31	32.5	33	33.5	34	35

知识点 4.3.2 8Cr2MnWMoVS

8Cr2MnWMoVS 钢（缩写 8Cr2S）是塑料模具和冷作模具兼用的易切削预硬化型新钢种。为了使淬火后钢的基体中碳的质量分数不低于 0.5%，并保留一定量的细小而弥散的残留碳化物，既可抑制淬火加热时奥氏体晶粒的长大，同时也可保证模具具有一定的耐磨性，因此钢中含碳量较高，与普通塑料模具钢比较耐磨性很好。

1. 化学成分

见表 4-13。

表 4-13 化学成分

元 素	C	Si	Mn	Cr	W	Mo	V	S	P
质量分数（%）	0.75 ~ 0.85	≤0.40	1.30 ~ 1.70	2.30 ~ 2.60	0.70 ~ 1.10	0.50 ~ 0.80	0.10 ~ 0.25	0.08 ~ 0.15	≤0.030

临界温度（近似值）： $Ac_1 770^{\circ}\text{C}$ ， $Ac_{cm} 735^{\circ}\text{C}$ ， $Ar_1 660^{\circ}\text{C}$ ， $Ms 170^{\circ}\text{C}$ 。

2. 性能及应用

（1）性能 含 S 量和含 Mn 量有合适的配比，所以 S 对钢性能的不良影响不大。加入其他元素的多元合金化又保证了具有良好的淬透性、细晶粒，形成合金碳化物，提高钢的耐磨性。该钢可以用渗氮、碳氮共渗方法提高耐磨性和防锈能力，抛光后光亮度较高。预硬态硬度为 40 ~ 48HRC 的模坯，其机械加工性能与碳素钢调质到 30HRC 时的机械加工性能相近，可采用高速工具钢或硬质合金刀具加工。对于特别复杂的模具，可以将模坯回火到 40 ~ 43HRC，然后再进行机械加工。机械加工时应采用低中速、小进给量，以充分发挥易切削钢的优势。8Cr2S 钢的抛光性能也优于碳素钢。

8Cr2S 钢含有较多的合金元素，含碳量也较高，碳化物较多，因此大型模坯的锻造比较困难。一般精度要求较高的模具的模坯，常选择 870°C 左右加热奥氏体化，空冷淬火，以减小变形，然后在 650°C 左右回火，回火硬度为 30 ~ 34HRC，组织为较粗的回火索氏体组织，易于机械加工成形。

（2）应用 该钢用于热固性、热塑性增强塑料制品的模具成形零件，也可以用于手表零件冲压模具或冷挤压模具的制造，在淬火、低温回火后硬度为 59 ~ 61HRC，模具使用寿命要高于一些传统模具材料。

3. 常规处理工艺

（1）锻造 8Cr2S 钢的锻造性能尚好，锻造工艺规范见表 4-14。锻造后，MnS 沿锻轧方向延伸成条状。

表 4-14 锻造工艺规范

加热温度/ $^{\circ}\text{C}$	始锻温度/ $^{\circ}\text{C}$	终锻温度/ $^{\circ}\text{C}$	冷却方式
1100 ~ 1150	1050 ~ 1100	≥ 900	缓冷（砂或炉冷）

（2）热处理

1) 退火。①球化退火退火， $790 \sim 810^{\circ}\text{C}$ 保温 4 ~ 6h，炉冷至 550°C 以下出炉空冷，硬度 240HBW；②等温球化退火， $790 \sim 810^{\circ}\text{C}$ 加热 2h，然后冷到 $680 \sim 700^{\circ}\text{C}$ 再保温 6 ~ 8h，炉冷到 550°C 出炉，硬度 207 ~ 229HBW。退火组织为细粒状珠光体，碳化物总体积分数约为 14% 左右。

2) 淬火。8Cr2S 钢的正常淬火加热温度为 $860 \sim 920^{\circ}\text{C}$ ，油冷淬火、空冷淬火或在 $240 \sim 280^{\circ}\text{C}$ 硝盐中等温淬火都可以，不同淬火方法淬火后的硬度见表 4-15。直径 100mm 的钢材空冷淬火可以淬透。淬火后的组织为隐针马氏体 + 细针马氏体 + 残留奥氏体 + 未溶碳化物 + 硫化物相，淬火后硬度为 60 ~ 64HRC，未溶碳化物的体积分数约为 7% 左右。图 4-4 所示为 8Cr2S 钢 880°C 淬火的力学性能。

3) 回火。做预硬型模具时，回火温度可选在 $550 \sim 620^{\circ}\text{C}$ 温区内。回火组织为回火索氏体，并有未溶碳化物

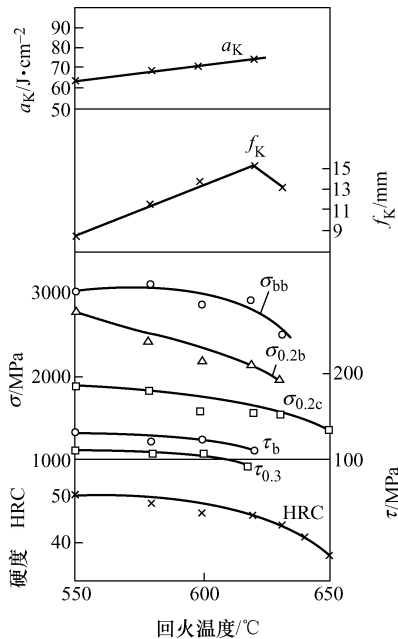


图 4-4 8Cr2S 钢 880°C 淬火的力学性能

和易切削相（灰色条状），回火硬度为 40 ~ 48HRC。做冷作模具时，回火温度可在 160 ~ 200℃，硬度为 60 ~ 64HRC。

表 4-15 不同淬火方式淬火后的硬度

冷却方式	不同淬火温度淬火后的硬度 HRC			
	860℃	880℃	900℃	920℃
空冷	62.0	63.2	63.5	64.5
热油冷（130℃）	62.3	63.6	64	64.5
240 ~ 260℃ 硝酸盐浴等温淬火 40min	60.2	64.8	—	—

任务 4.4 时效硬化型塑料模具钢

时效硬化型塑料模具用钢的共同特点是含碳量低、合金度较高，经高温淬火（固溶处理）后，钢处于软化状态（28 ~ 34HRC），组织为单一的过饱和固溶体。但是将此固溶体进行时效处理，即加热到某一较低温度并保温一段时间后，固溶体中就会析出细小弥散的金属化合物，从而造成钢的强化和硬化。与通常进行的淬火处理相比较，这一强化过程引起的尺寸、形状变化极小。因此，采用此类钢制造塑料模具时，可在固溶处理后进行模具的机械成形加工，然后通过时效处理，使模具获得使用状态的强度和硬度。在保证机械性能的前提下，有效地保证了模具最终尺寸和形状的精度，改变了通常的加工工艺，提高了加工效率，经济效益非常可观。

此类钢往往采用真空冶炼或电渣重熔，钢的纯净度高，所以镜面抛光性能和光蚀性能好。这一类钢还可以通过镀铬、渗氮、离子束增强沉积等表面处理方法来提高耐磨性和耐腐蚀性。下面介绍几种时效硬化型塑料模具用钢。

知识点 4.4.1 SM2CrNi3MoAl1S（SM2）

SM2CrNi3MoAl1S 钢是我国研制的时效硬化型易切削塑料模具钢，代号 SM2。时效时通过析出硬化相 Ni₃Al 而硬化，性能比 1Ni3Mn2CuAlMo（PMS）、25CrNi3MoAl 钢好。

1. 化学成分

见表 4-16。

表 4-16 化学成分

元素	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	P、S
质量分数（%）	0.20 ~ 0.30	0.20 ~ 0.50	0.50 ~ 0.80	1.20 ~ 1.80	0.20 ~ 0.40	3.00 ~ 4.00	1.00 ~ 1.60	≤0.030

临界温度（近似值）： Ac_1 710℃， Ac_3 795℃， Ms 405℃。

2. 性能及应用

（1）性能 SM2 钢在时效时可以析出硬化相 Ni₃Al，加入铬主要作用是提高钢的淬透性，因此 SM2 钢比 PMS 钢的淬透性稍高。该钢还具有一定的耐蚀性和良好的抛光性，可达镜面程度。由于含有较高量的 Al 和 Cr、Mo 等合金元素，该钢的渗氮工艺性能良好，气体渗氮，离子渗氮、碳氮共渗、氧渗氮等均能获得良好效果。供应时硬度 38 ~ 42HRC，由于 S 和 Mn 的配比适当，可以形成易切削相 MnS，可加工性也优于 PMS。

(2) 应用 应用于照相机等光学制品以及玩具、文具、牙刷、线路板等高精度塑料模具、透明塑料用模具等的成形零件。

3. 常规处理方法

(1) 锻造 锻造工艺规范见表 4-17。

表 4-17 锻造工艺规范

项 目	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
钢锭	1140 ~ 1180	1100	≥900	缓冷
钢坯	1130 ~ 1160	1080	≥850	缓冷

(2) 热处理

1) 退火。一般工件锻后不必退火。钢材的退火工艺为 740 ~ 760℃ 加热，保温 16h，炉冷到 500℃ 出炉空冷。

2) 固溶处理。SM2 钢的固溶加热温度为 870 ~ 930℃，晶粒度为 4 ~ 5 级，组织为低碳马氏体 + 粒状贝氏体，硬度为 32 ~ 35HRC。

3) 时效。时效温度为 500 ~ 520℃，时效后硬度为 40HRC，时效时间为 6 ~ 10h，时效后易于机械加工，表面抛光性能良好。

知识点 4.4.2 SM1Ni3MnCuAl (PMS)

SM1Ni3MnCuAl 钢是我国研制的时效硬化型塑料模具钢，代号 PMS。该钢属于低合金析出硬化钢，都经电渣重熔（ESR）精炼，因此纯净度高，组织致密均匀、热处理工艺简便，热处理后有好的综合力学性能，抛光性能好，研磨抛光后可达镜面（表面粗糙度值 $Ra0.05 \sim 0.012\mu m$ ）。PMS 钢中含有一定量的铝，因此特别适于进行表面渗氮或氮碳共渗处理，处理后的表面硬度可达 1000HV 以上，适用于处理工程塑料制品的成形模具。

1. 化学成分

见表 4-18。

表 4-18 化学成分

元 素	C	Si	Mn	Ni	Cu	Al	Mo	P、S
质量分数（%）	0.06 ~ 0.20	≤0.35	0.14 ~ 1.70	2.8 ~ 3.4	0.8 ~ 1.20	0.70 ~ 1.05	0.2 ~ 0.5	≤0.030

临界点（近似值）： $Ac_1 675^{\circ}C$ ， $Ac_3 821^{\circ}C$ ， $Ar_1 382^{\circ}C$ ， $Ar_3 517^{\circ}C$ ， $Ms 270^{\circ}C$ 。

2. 性能及应用

(1) 性能 PMS 钢是一种低碳的镍铜铝铁合金钢，锻造空冷后无须退火，即可进行机械加工成形。固溶处理后的硬度在 30HRC 左右，便于机械加工。机械加工后进行时效处理，即可获得 40 ~ 45HRC 的较高硬度，有微量变形。最后进行抛光处理，模具表面可达到镜面光亮度。PMS 钢表面耐蚀性高，PMS 钢补焊性能好，补焊区域硬度为 30HRC 左右，机械加工后重新时效，仍然可获得 39HRC 左右的硬度并保持镜面加工性能。钢中的碳、硫含量都较低，可以挤压成形，对于形状复杂的模具，这一优点显得特别重要。

(2) 应用 由于有很好的蚀刻性能，镜面加工性能等，是理想的光学透明塑料制品的成形模具材料。该钢用于光学塑料镜片如照相机、望远镜、眼镜等镜片、外观光洁光亮的家

电、钟表各种塑料壳体的注塑模具成形零件等。

3. 常规加工方法

(1) 锻造 锻造工艺规范见表 4-19。

表 4-19 锻造工艺规范

项 目	装炉温度/℃	加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却 方 式
钢锭	≤800	1140 ~ 1180	1100	≥900	缓冷
钢坯	≤900	1120 ~ 1160	1080	≥850	空冷

(2) 热处理

1) 退火。一般锻造空冷后无须退火。退火工艺为 740 ~ 760℃ 加热，以 ≤40℃/h 速度冷却到 600℃ 以下出炉。

2) 固溶处理。830 ~ 870℃ 加热，空气冷却。表 4-20 为固溶温度对硬度的影响，固溶加热温度对硬度影响不大，在 780 ~ 940℃ 加热固溶，空冷后的硬度为 31 ~ 33HRC，与油冷淬火比较，空冷有较低的内应力，可以进一步提高加工性能。

表 4-20 固溶温度对硬度的影响

固溶温度/℃	780	810	840	870	900	940
硬度 HRC	30.8	32.4	33.1	32.7	33.1	31.0

3) 时效处理。机械加工后进行回火时效，时效在 500℃ 左右有硬化峰，表 4-21 为时效处理规范，时效时有弥散 Ni_3Al 硬化相析出。马氏体和粒状贝氏体时效后的硬度都在 40 ~ 43HRC，具备了良好的镜面加工性能。图 4-5 所示为 PMS 钢不同温度时效的硬度，图 4-6 所示为 PMS 钢不同温度固溶的力学性能。

表 4-21 时效处理规范

时效温度/℃	时效时间/h	冷 却 介 质	硬度 HRC
500 ~ 520	4 ~ 8	空气	43 ~ 45

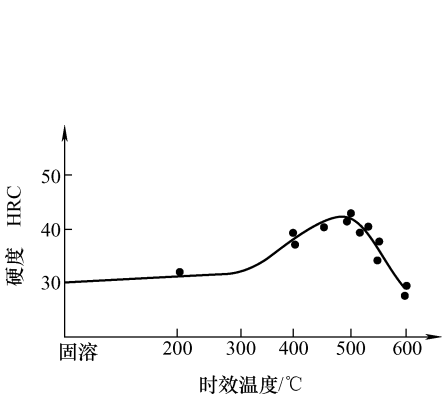


图 4-5 PMS 钢不同温度时效的硬度

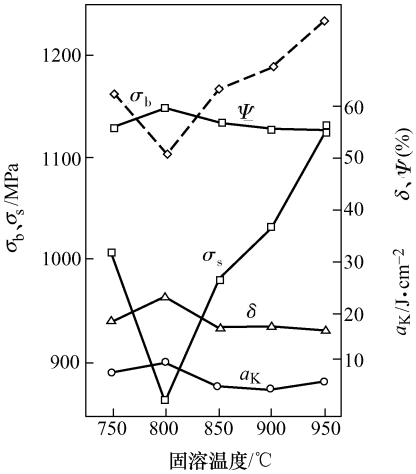


图 4-6 PMS 钢不同温度固溶的力学性能

知识点 4.4.3 18Ni 型马氏体时效钢

18Ni 型马氏体时效钢（00Ni18Co8Mo3TiAl、00Ni18Co8Mo5TiAl、00Ni18Co9Mo5TiAl、00Ni18Co12Mo4Ti2Al 都是超高强度钢）实际上是一系列低碳马氏体时效钢，含少量 Ti 和 Al 的 Fe、Ni、Co、Mo 的多元合金。在 18Ni 钢中，加入大量的 Ni，主要作用是保证固溶体淬火后能获得单一的马氏体，其次 Ni 与 Mo 作用形成时效强化相 Ni_3Mo ，Ni 还能提高马氏体时效钢的断裂韧度。

碳对钢的强度影响很大，即使含极少量碳元素，也会使马氏体强度显著提高。例如，加入质量分数为 0.02% 的碳元素后，马氏体的屈服强度会急增至 700MPa，当碳的质量分数增至 0.03% 以后，又会降低钢的屈服强度。所以，马氏体时效钢的碳质量分数不宜超过 0.03%。

18Ni 型钢中的硫元素是有害的。硫以硫化物形式存在于钢内，并沿热轧方向分布，导致钢的各向异性，因此要求控制 Ni18 型钢中的含硫量 $\leq 0.010\%$ 。

1. 化学成分

见表 4-22。

表 4-22 18Ni 类钢化学成分

牌 号	元素质量分数（%）							
	C	Si	Mn	Ni	Co	Mo	Ti	Al
00Ni18Co8Mo3TiAl	≤ 0.03	≤ 0.12	≤ 0.12	18	8.5	3.3	0.2	0.1
00Ni18Co8Mo5TiAl	≤ 0.03	≤ 0.12	≤ 0.10	18	8.5	5.0	0.4	0.1
00Ni18Co9Mo5TiAl	≤ 0.03	≤ 0.12	≤ 0.10	18	9.0	5.0	1.7	0.1
00Ni18Co12Mo4Ti2Al	≤ 0.03	≤ 0.10	≤ 0.10	18	12.5	4.2	1.6	0.1

临界温度（近似值）： $Ac_1 540 \sim 610^{\circ}C$ ， $Ac_3 740 \sim 750^{\circ}C$ ， $Ms 154 \sim 210^{\circ}C$ 。

2. 性能及应用

（1）性能 钢的高强度和硬度来自无碳或微碳 Fe-Ni 板条马氏体基体和时效析出的弥散度大且颗粒极小的金属间化合物，如 Fe_2Mo ， $NiMo$ ， Ni_3Ti 等。为了保证质量，这一组钢都应采用电炉熔炼后再用真空电弧炉重熔或电渣重熔等精炼。这一组钢的热加工性能和焊接性能均好。焊接应采用气体保护焊，热处理应在带控制气氛的炉内进行以保证处理质量。

在固溶处理后，钢的金相组织是板条状态马氏体，硬度为 35HRC 左右，有很好的冷变形加工和被切削加工性。这一组钢，也可采用渗氮处理进一步强化。

（2）应用 钢中含有贵重金属价格昂贵，主要应用于航空航天工业。但由于它具有优良的力学性能、优良的工艺性能，主要制造塑料模具的重要零件如高精度、超镜面、型腔复杂、大截面、大批量生产的塑料模具。

3. 常规处理方法

（1）锻造 锻造工艺规范见表 4-23，锻后不需要退火处理。

表 4-23 锻造工艺规范

项 目	装炉温度/ $^{\circ}C$	加热温度/ $^{\circ}C$	始锻温度/ $^{\circ}C$	终锻温度/ $^{\circ}C$	冷 却 方 式
开坯	800	≤ 1260	≤ 1230	≥ 820	高于 750 时快冷， 然后空冷或缓冷
锻轧	900	≤ 1230	≤ 1120	≥ 820	

(2) 热处理

1) 固溶处理。固溶温度见表 4-24。

表 4-24 固溶温度

加热温度/℃	保温时间/h	冷却 介 质	硬度 HRC
805 ~ 825	1 ~ 2	空冷至室温	35

2) 时效处理。图 4-7 所示为 00Ni18Co8Mo5TiAl 钢固溶后时效温度及时间的影响。时效处理规范见表 4-25。时效处理方法对钢的成分和生产工艺颇敏感，用同一时效工艺，由于成分和生产工艺的微小差异，对时效结果将产生明显的影响，要特别注意过时效现象的发生。具体钢种和批次要事先调整好最佳处理温度和时间，从时效时间来考虑，时间不足，不可能获得最好效果，但时间过长，由于析出沉淀颗粒的聚集粗化，同时在原奥氏体晶体上和板条状马氏体晶间也将有较多的逆转变奥氏体颗粒形成，从而使钢的宏观硬度和强度降低。

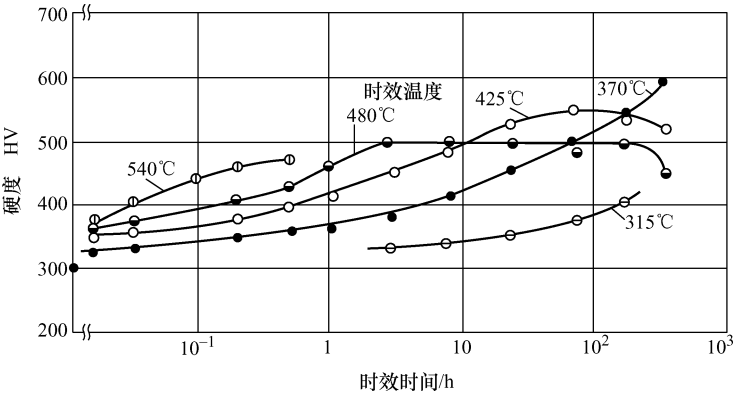


图 4-7 00Ni18Co8Mo5TiAl 钢固溶后时效温度及时间的影响

表 4-25 时效处理规范

时效温度/℃	时效时间/h	冷却 介 质	硬度 HRC
470 ~ 490	3 ~ 6	空气	48 ~ 53

任务 4.5 渗碳、淬硬型塑料模具钢

采用冷挤压成型的方法在模具加工尤其是塑料模具上相当普遍，可以大大提高效率，节约材料，为了使冷挤压成形性能良好（塑性变形抗力小、硬度低），必须采用碳含量极低（平均含碳质量分数 0.10%）、塑性很好的低碳钢、低碳合金钢，以保证钢的工艺性，为了保证钢的使用性能，即为保证较高的耐磨性不得不采用渗碳工艺予以表面硬化。而采用预硬型、时效硬化型钢时，虽然有好的工艺性，但工作硬度往往达不到高耐磨性的要求，这就是采用渗碳钢的根本原因。

预硬化钢由于硬度中等，当模具零件承受更大的压力或者要求耐磨性特别高时（如生产添加纤维或石墨等增强塑料制品时）；或者生产批量很大，要求长寿命；或者需要高镜面

性时（磨光抛光性往往与表面硬度成正比提高），预硬化型钢就不能胜任了，而采用表面硬化处理一是渗碳工艺耗时、耗能，二是变形也比较大，主要针对于需要心部具有良好塑性、韧性和冷变形性的工件，这就不可避免地要使用淬硬型塑料模具钢，通过淬火强化处理来完成。淬硬型钢在塑料模具制造中占有较大的比例，常用的就是冷作或热作模具钢，如 9Mn2V、CrWMn、9CrWMn、Cr5Mo1V、Cr12MoV 和 Cr12Mo1V1、4Cr5MoSiV 和 4Cr5MoSiV1 等钢，虽然也能够满足大部分模具的要求，但对于高精度的模具还有待于通过进一步提高钢材质量，达到塑料模具的特殊要求，生产厂家已经做了这方面的工作，但目前仅有 SM4Cr5MoSiV、SM4Cr5MoSiV1、SMCr12Mo1V1 等三个牌号，作为塑料模具钢而列入标准。

知识点 4.5.1 SM1CrNi3

塑料模具零件从工作性质和服役条件对性能要求上看，大多数零件没有必要采用渗碳钢和渗碳工艺来强化，只有要求表面高硬度高耐磨且心部必须有一定强度、韧度的零件，而且没有更理想的热处理工艺取代时才采用渗碳淬硬工艺。一般要求的塑料模具可以采用结构钢中的渗碳钢（或表面硬化钢）如：20、20Cr、20CrMnTi 等低碳钢，对于要求较高的塑料模具零件，一般不宜采用。渗碳淬火回火的工艺过程是比较复杂的，成本高、生产周期长，在热处理过程中容易出现变形、开裂、硬度不均匀等热处理缺陷。

SM1CrNi3 钢是目前我国唯一纳标的渗碳型塑料模具钢，是参考美国的 P6 钢为适应塑料模具成形零件的性能需要经精炼而成，虽然与合金结构钢 12CrNi3A 有近似的化学成分和近似的力学性能，但其冶金质量、抛光性和淬透性比 12CrNi3A 更好，在淬火和低温回火或高温回火后都有良好的综合力学性能。

1. 化学成分

见表 4-26。

表 4-26 化学成分

元 素	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
质量分数（%）	0.05 ~ 0.15	0.10 ~ 0.37	0.35 ~ 0.75	1.25 ~ 1.75	3.25 ~ 3.75	≤0.030	≤0.030

临界点（近似值）： Ac_1 720℃， Ac_3 810℃， Ar_1 600℃， Ar_3 715℃， Ms 409℃

2. 性能及应用

（1）性能 被切削加工性良好，钢的低温韧度好，缺口敏感性小。在硬度 260 ~ 320HBW 时，相对切削加工性为 60% ~ 70%。此外，钢的碳含量为 0.05% ~ 0.15%，退火后硬度低，抗冷塑性变形能力低，适合于采用冷挤压成形方法制造模具零件。零件成形后经渗碳、淬火、低温回火处理，在心部具有很好的韧性的同时，表面具有很高的硬度、耐磨性。

（2）应用 主要适用于冷挤压成型的形状复杂的浅型腔和大中型切削加工成型，要求耐磨性高、心部有较高韧性的塑料模具零件。

3. 常规加工方法

（1）锻造 锻造工艺规范见表 4-27。

表 4-27 锻造工艺规范

加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
1200	1180	≥850	缓冷

(2) 热处理

- 1) 退火。740 ~ 760℃ 加热，保温 4 ~ 6h 以 5 ~ 10℃/h 速度冷却，缓冷到 600℃ 再炉冷到室温，硬度小于 160HBW，适于挤压加工。
 - 2) 渗碳。900 ~ 920℃ 加热，保温 6 ~ 7h，渗层深度 0.8 ~ 1.0mm，缓冷罐内冷却。
 - 3) 淬火。860℃ 加热淬油，然后在 760 ~ 810℃ 进行第二次加热，油冷淬火。两次加热淬火主要是为了保证心部和表面的良好性能。
 - 4) 回火。150 ~ 200℃ 加热，保温 3h，空气中冷却。
- 经过上述处理的工件，表面硬度为 ≥58HRC，心部硬度为 26 ~ 40HRC。

知识点 4.5.2 0Cr4NiMoV (LJ) 钢

该钢含碳量很低，因而塑性优异、变形抗力低。钢中主加元素为铬，辅加元素为镍、钼、钒等。合金元素的主要作用是提高淬透性和渗碳能力，增加渗碳层的硬度和耐磨性以及心部的强韧性。

1. 化学成分

LJ 钢的化学成分见表 4-28。

表 4-28 化学成分

元 素	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
质量分数 (%)	≤0.08	<0.20	<0.30	3.60 ~ 4.20	0.3 ~ 0.7	0.2 ~ 0.6	0.08 ~ 0.15

2. 性能及应用

- (1) 性能 有良好的锻造性能和热处理工艺性，退火后挤压加工性能很好，LJ 钢冷成形性与工业纯铁相近，用冷挤压法成形的模具型腔轮廓清晰、光洁、精度高。由于渗碳淬硬层较深，基体硬度高，不会出现型腔表面塌陷和内壁咬伤现象，使用效果良好。
- (2) 应用 LJ 钢主要用来替代 10、20 钢及工业纯铁等冷挤压成形的精密塑料模。

3. 常规处理工艺

- (1) 锻造 锻造工艺规范见表 4-29。

表 4-29 锻造工艺规范

加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
1230	1200	≥900	缓冷

(2) 热处理

- 1) 退火。退火工艺为加热 880℃，保温 2h，随炉缓冷至（冷速约 40℃/h）650℃ 后出炉空冷。退火硬度 100 ~ 105HBW，可顺利地进行冷挤压成形。
- 2) 渗碳。固体渗碳工艺为加热 930℃ 保温 6 ~ 8h，箱冷到室温。LJ 钢渗碳速度快，渗层速度比 20 钢快一倍。

3) 淬火与回火。渗后在 850 ~ 870℃ 油淬, 再进行 200 ~ 220℃ 保温 2h 的低温回火。热处理后表面硬度为 58 ~ 60HRC, 心部硬度为 27 ~ 29HRC, 热处理变形微小。

知识点 4.5.3 淬硬型塑料模具钢 (SM4Cr5MoSiV、SM4Cr5MoSiV1、SMCr12Mo1V1)

对于负荷较大的热固性塑料模和注射模, 除了型腔表面应有高耐磨性之外, 还要求模具基体具有较高强度、硬度和韧性, 以避免或减少模具在使用中产生塌陷、变形和开裂现象。其他类型的模具钢不具备这种特性, 只能选用淬硬型塑料模具用钢来制造, 这些钢通过热处理淬火和低温回火 (少数采用中温回火或高温回火), 使硬度达到 45 ~ 50HRC 左右。一般要求的模具使用的淬硬型塑料模具钢就是常用的冷、热模具钢: 其中, 碳素工具钢 (如 T7A、T20A) 仅适于制造尺寸不大, 受力较小, 形状简单以及变形要求不高的塑料模, 可以利用其淬透性低的特点进行“薄壳”淬火, 制造要求表面耐磨而心部有一定韧性的模具; 低合金冷作模具钢 (如 9SiCr、9Mn2V、CrWMn、GCr15、7CrSiMnMoV 钢等) 主要用于制造尺寸较大、形状较复杂和精度较高的塑料模; Cr12 类型钢适于制造要求高耐磨性的大型、复杂和精密的塑料模; 高速工具钢 (如 W6Mo5Cr4V2、6W6Mo5Cr4V2 钢) 适于制造要求强度高和耐磨性好的塑料模; 热作模具钢适合于制造有较高强韧性和一定耐磨性的塑料模, 具体牌号性能参见冷、热模具钢栏目。

尽管以上提到的钢种在塑料模具中得到了一定的应用, 但对于要求比较高的大型、高精度及高镜面加工性的模具来说, 仍然满足不了要求, 生产厂家作了大量努力来满足这方面的使用需求, 已经有专门的淬硬型塑料模具钢投入市场, 由于开发比较晚, 作为塑料模具专用钢且纳入行业标准的仅三种, 即 SM4Cr5MoSiV、SM4Cr5MoSiV1、SMCr12Mo1V1 钢。这一组钢为适应塑料模具对抛光性、蚀刻性等的特殊要求, 在热作模具钢 4Cr5MoSiV 和 4Cr5MoSiV1 以及冷作模具钢 Cr12Mo1V1 的生产基础上, 都经过了 ESR、VAR 等精炼加工, 使杂质含量大大降低、韧度和等向性较好, 成为了专用塑料模具钢。基本性能可参见冷、热模具钢中该牌号栏目。

任务 4.6 耐腐蚀型塑料模具钢

由于塑料中存在氯、氟等元素, 加工受热时会分解析出 HCl、HF 等强腐蚀性气体, 侵蚀模具表面, 有时在空气流道口处使模具锈蚀而损坏, 会加剧模具的磨损失效。为了解决这一问题, 人们设法使模具钢有良好的耐蚀性。起初曾采用表面镀层如镀 Cr 作保护的方法, 但对形状复杂的型腔, 由于工艺复杂, 镀层容易脱落而难于达到长期防腐蚀的效果。后来使用耐蚀钢取得了较好效果。

为了满足塑料模具钢的特殊需求 (高纯净度、抛光性、蚀刻性、耐蚀性等), 在不锈钢的基础上, 通过纯净化的方法对不锈钢进行改进, 形成耐腐蚀型塑料模具专用钢。耐蚀型钢一般也是淬硬型钢, 即通过淬火回火来强化的, 耐蚀型塑料模具钢也有预硬化供应的。我国纳标的有 SM2Cr13、SM4Cr13 和 SM3Cr17Mo 钢三种, 其他还有多种经过精炼的不锈钢用于塑模零件, 如 1Cr18Ni9、2Cr13、4Cr13、9Cr18Mo、1Cr17Ni2、Cr14Mo4V、9Cr18、PCR 等。

知识点 4.6.1 SM2Cr13、SM4Cr13

SM2Cr13、SM4Cr13 属马氏体类型耐蚀塑料模具钢，机械加工性能较好，经热处理后具有优良的耐腐蚀性能，较好的强韧性，由于 SM4Cr13 含碳量比 SM2Cr13 高，所以有更高的硬度和耐磨性。SM2Cr13 可以预硬化供应。

1. 化学成分

见表 4-30。

表 4-30 化学成分

牌 号	元素质量分数（%）					
	C	Si	Mn	Cr	P	S
SM2Cr13、	0.16 ~ 0.25	≤1.00	≤1.00	12.0 ~ 14.0	≤0.030	≤0.030
SM4Cr13	0.36 ~ 0.45	≤0.60	≤0.80	12.0 ~ 14.0	≤0.030	≤0.035

2. 应用

经过精炼和热处理的这一类钢耐蚀钢材质纯净，组织均匀细小，有良好的镜面加工性能，适宜制造承受高负荷并在腐蚀介质作用下的高镜面表面质量的塑料模具和透明塑料制品模具等，尤其是光学透镜、有腐蚀性的树脂材料制品、添加助燃剂的树脂等。可以渗氮提高表面硬度和耐磨性，但耐蚀性会下降。

3. 常规处理方法

(1) 锻造 SM2Cr13、SM4Cr13 锻造工艺规范见表 4-31。

表 4-31 锻造工艺规范

加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷 却 方 式
≤800℃装炉，850℃前应缓慢加热	1160 ~ 1200	≥850	砂冷及时退火

(2) 热处理

1) 退火。750 ~ 800℃加热，炉冷至 550℃出炉空冷。

2) 淬火与回火。920 ~ 1050℃油冷淬火，600 ~ 750℃回火，硬度为 229 ~ 341HBW。

知识点 4.6.2 SM3Cr17Mo

SM3Cr17Mo 钢比 Cr13% 型马氏体不锈钢有更好的力学性能和耐蚀性，通常以预硬化状态 33 ~ 37HRC 供应。

1. 化学成分

见表 4-32。

表 4-32 化学成分

元 素	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	P、S
质量分数（%）	0.28 ~ 0.35	≤0.80	≤1.00	16.0 ~ 18.0	0.75 ~ 1.25	≤0.60	≤0.030

2. 应用

精炼的 SM3Cr17Mo 钢具有高纯净度，超镜面性，强耐腐蚀性等特点。该钢可渗氮进一

步强化，用于要求高的精密塑料模具的成形零件。

3. 常规处理方法

(1) 锻造 锻造工艺规范见表 4-33。

表 4-33 锻造工艺规范

加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
≤800℃装炉加热到 1100 ~ 1150℃	1050 ~ 1080	850 ~ 900	缓冷

(2) 热处理

1) 退火。加热温度 780 ~ 820℃，炉冷，退火后硬度 250HBW。

2) 淬火与回火。850℃预热，1000 ~ 1050℃加热，油冷淬火，零下 80℃冷处理，200 ~ 300℃回火 3h，空气冷却，硬度 43HRC。

知识点 4.6.3 0Cr16Ni4Cu3Nb（PCR）钢

0Cr16Ni4Cu3Nb 钢代号 PCR 钢，属析出硬化型不锈钢，耐蚀性和焊接性都优于马氏体型不锈钢，接近奥氏体不锈钢。淬火后获得单一的板条马氏体组织，硬度为 32 ~ 35HRC 时可进行切削加工。

1. 化学成分

见表 4-34。

表 4-34 化学成分

元 素	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Nb	P、S
质量分数（%）	≤0.07	≤1.0	≤1.00	15.0 ~ 17.0	3.0 ~ 5.0	2.5 ~ 3.5	0.2 ~ 0.4	≤0.030

2. 性能及应用

(1) 性能 锻造时应充分热透，锻打时要按“两轻一重”的方法进行，先轻锤快打，变形量小；然后可重锤，加大变形量；最后再轻击。PCR 钢淬透性好，在 $\phi 100\text{mm}$ 断面上硬度均匀分布。经 460 ~ 480℃时效处理后，硬度 42 ~ 44HRC，可获得较好的综合力学性能，有良好的耐蚀性能。回火时效后总变形率在 0.05% 以内，可以进行 PVD 表面离子镀处理，处理后可获得 1600HV 的硬度，耐磨性大大提高。

(2) 应用 PCR 钢具有良好的耐蚀性，适于制作含有氟、氯等塑料树脂成形模具。如用于氟塑料或聚氯乙烯树脂成形模、氟塑料微波板、塑料门窗、各种车辆把套、氟氯塑料挤出机螺杆、料筒以及添加阻燃剂的塑料树脂成形模。

3. 常规处理工艺

(1) 锻造 锻造工艺规范见表 4-35。

表 4-35 锻造工艺规范

加热温度/℃	始锻温度/℃	终锻温度/℃	冷却方式
≤800℃装炉加热到 1180 ~ 1200℃	1150 ~ 1100	≥1000	空冷或砂冷

(2) 热处理

- 1) 固溶处理。固溶温度 1050℃，空冷，硬度为 32 ~ 35HRC，基体组织为低碳马氏体，在此硬度下可顺利进行切削加工。
- 2) 时效处理。强度和硬度可以在 420 ~ 480℃ 时效达到峰值，但在 440℃ 时冲击韧度最低，有回火脆性倾向，所以最佳时效处理温度为 460℃，时效后硬度为 42 ~ 44HRC。

任务 4.7 塑料模具零件的加工路线及热处理

知识点 4.7.1 热处理基本要求

1. 适合的工作硬度和足够的韧性
- 根据塑料模具的工作条件，模具经过热处理应获得适中的硬度和足够的韧性，不同种类塑料模的工作硬度要求见表 4-36。

表 4-36 不同类型塑料模工作硬度

模 具 类 型	工 作 硬 度	说 明
形状简单无机填料的塑料模	56 ~ 60HRC	在高的压力下要求耐磨的模具
形状简单的小型高寿命塑料模	54 ~ 58HRC	在保证较高耐磨性的同时，具有好的强韧性
形状复杂、精度高、要求淬火微变形的塑料模	45 ~ 50HRC	用于易折断的部件
软质塑料注射模	280 ~ 300HBW	无填充剂的软质塑料
一般压铸模、高强度热塑料注射模	52 ~ 56HRC	包括尼龙、聚甲醛、聚碳酸酯等硬性塑料和光学塑料

2. 确保淬火微变形
- 塑料模淬火首先考虑防止模具型腔发生翘曲变形，并对变形量作了一定限制，其参考数据见表 4-37。

表 4-37 部分钢材塑料模允许淬火变形量

模具尺寸/mm	钢 材 种 类		
	碳素工具钢	低合金工具钢	优质渗碳钢
260 ~ 400	+0.20 -0.30	+0.15 -0.20	+0.15 -0.08
110 ~ 250	+0.15 -0.20	+0.10 -0.15	+0.10 -0.05
≤110	±0.01	±0.06	±0.04

3. 表面无缺陷易于抛光
- 塑料模型腔面的表面粗糙度要求较高，在热处理加热时要注意保护型腔，严格防止表面发生各种缺陷（如加热淬火留下的氧化皮痕迹，或者因高温回火保护措施不当形成的型腔面氧化等），否则，将给下一步抛光工序造成困难。
4. 有足够的变形抗力
- 尤其是热固性塑料模受负荷更重，并且长时间受热，周期性受压。因此，要求模具在热处理后保证有足够高的抗压塌和抗起皱的能力，即要有足够的变形抗力。

知识点 4.7.2 塑料模具的制造工艺路线

选用不同品种钢材作塑料模具,其化学成分和力学性能各不相同,因此制造工艺路线不同。

1. 低碳钢及低碳合金钢制模具

例如 20、20Cr、20CrMnTi 等钢的工艺路线为:下料→锻造模坯→退火→机械粗加工→冷挤压成形→再结晶退火→机械精加工→渗碳→淬火、回火→研磨抛光→装配。

2. 高合金渗碳钢制模具

例如 12CrNi3A、12CrNi4A 钢的工艺路线为:下料→锻造模坯→正火并高温回火→机械粗加工→高温回火→精加工→渗碳→淬火、回火→研磨抛光→装配。

3. 调质钢制模具

例如 45、40Cr 等钢的工艺路线为:下料→锻造模坯→退火→机械粗加工→调质→机械精加工→修整、抛光→装配。

4. 碳素工具钢及合金工具钢制模具

例如 T7A~T10A、CrWMn、9SiCr 等钢的工艺路线为:下料→锻成模坯→球化退火→机械粗加工→去应力退火→机械半精加工→机械精加工→淬火、回火→研磨抛光→装配。

5. 预硬钢制模具

例如 5NiSiCa、3Cr2Mo (P20) 等钢。对于直接使用棒料加工的,因供货状态已进行了预硬化处理,可直接加工成形后抛光、装配。对于要改锻成坯料后再加工成形的,其工艺路线为:下料→改锻→球化退火→刨或铣六面→预硬处理(34~42HRC)→机械粗加工→去应力退火→机械精加工→抛光→装配。

知识点 4.7.3 塑料模具的热处理

1. 渗碳钢塑料模的热处理

对于有高硬度、高耐磨性和高韧性要求的塑料模具,要选用渗碳钢来制造,并把渗碳、淬火和低温回火作为最终热处理。一般渗碳层的厚度为 0.8~1.5mm,当压制含硬质填料的塑料时模具渗碳层厚度要求为 1.3~1.5mm,压制软性塑料时渗碳层厚度为 0.8~1.2mm。渗碳层的含碳量为 0.7%~1.0% 为佳。若采用碳氮共渗,则耐磨性、耐腐蚀性、抗氧化、防粘性就更好。

渗碳温度一般在 900~920℃,复杂型腔的小型模具可取 840~860℃ 中温碳氮共渗。渗碳保温时间为 5~10h,具体应根据对渗层厚度的要求来选择。渗碳工艺以采用分级渗碳工艺为宜,即高温阶段(900~920℃)以快速将碳渗入零件表层为主;中温阶段(820~840℃)以增加渗碳层厚度为主,这样在渗碳层内建立均匀合理的碳浓度梯度分布,便于直接淬火。

渗碳后的淬火工艺按钢种不同,渗碳后可分别采用:重新加热淬火;分级渗碳后直接淬火(如合金渗碳钢);中温碳氮共渗后直接淬火(如用工业纯铁或低碳钢冷挤压成形的小型精密模具);渗碳后空冷淬火(如高合金渗碳钢制造的大、中型模具)。

2. 淬硬钢塑料模的热处理

形状比较复杂的模具,在粗加工以后即进行热处理,然后进行精加工,才能保证热处理时变形最小,对于精密模具,变形应小于 0.05%。塑料模型腔表面要求十分严格,因此在淬火加热过程中要确保型腔表面不氧化、不脱碳、不侵蚀、不过热等。应在保护气氛炉中或

在严格脱氧后的盐浴炉中加热，若采用普通箱式电阻炉加热，应在模腔面上涂保护剂，同时要控制加热速度，冷却时应选择比较缓和的冷却介质，控制冷却速度，以避免在淬火过程中产生变形、开裂而报废。一般以热浴淬火为佳，也可采用预冷淬火的方式。

淬火后应及时回火，回火温度要高于模具的工作温度，回火时间应充分，长短视模具材料和断面尺寸而定，但至少要在 40 ~ 60min 以上。

3. 预硬钢塑料模的热处理

预硬钢是以预硬态供货的，一般不需热处理，但有时需进行改锻，改锻后的模坯必须进行热处理。预硬钢的预先热处理通常采用球化退火，目的是消除锻造应力，获得均匀的球状珠光体组织，降低硬度，提高塑性，改善模坯的切削加工性能或冷挤压成形性能。

预硬钢的预硬处理工艺简单，多数采用调质处理，调质后获得回火索氏体组织。高温回火的温度范围很宽，能够满足模具的各种工作硬度要求。由于这类钢淬透性良好，淬火时可采用油冷、空冷或硝酸盐分级淬火。

4. 时效硬化钢塑料模的热处理

时效硬化钢的热处理工艺分两步基本工序。首先进行固溶处理，即把钢加热到高温，使各种合金元素溶入奥氏体中，完成奥氏体后淬火获得马氏体组织。第二步进行时效处理，利用时效强化达到最后要求的力学性能。

固溶处理加热一般在盐浴炉、箱式炉中进行，加热时间按 1min/mm、2 ~ 2.5min/mm，淬火采用油冷，淬透性好的钢种也可空冷。如果锻造模坯时能准确控制终锻温度，锻造后可直接进行固溶淬火。

时效处理最好在真空炉中进行，若在箱式炉中进行，为防模腔表面氧化，炉内须通入保护气氛，或者用氧化铝粉、石墨粉、铸铁屑，在装箱保护条件下进行时效。装箱保护加热要适当延长保温时间，否则难以达到时效效果。部分时效硬化型塑料模具钢的热处理规范可参照表 4-38。

表 4-38 部分时效硬化钢的热处理规范

牌 号	固溶处理工艺	时效处理工艺	时效硬度 HRC
06Ni6CrMoVTiAl	800 ~ 850℃ 油冷	510 ~ 530℃ × (6 ~ 8) h	43 ~ 48
PMS	800 ~ 850℃ 空冷	510 ~ 530℃ × (3 ~ 5) h	41 ~ 43
25CrNi3MoAl	880℃ 水淬或空冷	520 ~ 540℃ × (6 ~ 8) h	39 ~ 42
SM2	900℃ × 2h 油冷 + 700℃ × 2h	510℃ × 10h	39 ~ 40
PCR	1050℃ 固溶空冷	460 ~ 480℃ × 4h	42 ~ 44

复习思考题

1. 各类塑料模的工作条件如何？塑料模的失效形式主要有哪些？
2. 各类塑料模对所使用的材料有哪些基本要求？
3. 何为预硬性塑料模具钢？简述其成分、性能及应用特点。
4. 何为时效硬化性塑料模具钢？简述其性能及应用特点。
5. 塑料模成型零件的热处理基本要求是什么？试述用 20Cr 制造的塑料模型腔件的制造工艺路线。
6. 试叙述如何根据塑料制品种类和质量要求选用塑料模具钢。
7. 对塑料模进行表面处理的目的是什么？表面处理的方法有哪些？

模具表面强化处理

【知识目标】

- * 模具表面强化处理的原理和特点。
- * 模具表面强化处理的分类及选用。

【能力目标】

- * 掌握表面淬火技术（如感应淬火、火焰淬火等）、热扩渗技术（如渗碳、渗氮、碳氮共渗、渗金属等）、堆焊技术和电镀硬铬等技术在模具加工上的应用。
- * 初步掌握近年来迅速发展的激光表面强化技术、物理气相沉积技术（PVD）、化学气相沉积技术（CVD）、离子注入技术、热喷涂技术等模具加工上的应用。
- * 能够与整体热处理配合，从提高模具表面硬度、强度、耐磨性和防腐性能选择合适的表面强化处理方法。

模具材料是模具工业的基础。模具成形加工技术的不断发展，对模具材料提出的要求越来越高。而模具制造加工的专门化与产业化又要求尽量地降低模具材料及其加工的费用。表面工程技术是当前材料学科与工程领域中表现较为活跃、发展较为迅速的分支。表面工程技术在模具加工与制造领域中的应用，在很大程度上弥补了模具材料的不足，充分发挥了模具材料的性能潜力。

使用材料时，强韧性的配合非常重要，一般情况下表面高的硬度、强度、耐磨性与心部韧性、塑性之间常常存在着矛盾，使用整体材料，在许多情况下难于处理得恰当，有时甚至无法解决。而采用表面强化处理则很容易做到两者兼顾，使材料的潜力得到充分发挥。如冷作模具承受冲击载荷大，其表面耐磨性与心部韧性之间的矛盾更加突出，经渗硼后表面耐磨性由高硬度的硼化物层承担，再适当地提高回火温度将基体硬度降低使心部韧性得到改善，既发挥了硼化物层的耐磨优势，又避免发生脆性断裂，可使模具寿命延长十几倍。传统的中碳钢调质后表面淬火和低碳钢渗碳后淬火，都是强韧化处理的实际应用。用普通材料经表面强化处理，可能代替价格高的材料，甚至代替昂贵的稀缺材料。如用低碳钢渗铝，代替高合金耐热钢制作渗碳罐，节约了铬、镍资源并降低了成本。

表面强化技术是表面工程的核心内容，表面强化技术是决定强化层（膜）的成分、组织、结构和性能的关键。可应用于模具加工与制造的表面工程技术非常广泛，不仅包括传统的表面淬火技术（如感应淬火、火焰淬火等）、热扩渗技术（如渗碳、渗氮、碳氮共渗、渗金属等）、堆焊技术和电镀硬铬技术，还有近年来迅速发展的激光表面强化技术、物理气相沉积技术（PVD）、化学气相沉积技术（CVD）、离子注入技术、热喷涂技术等。许多表面强化技术的应用范围也不是单一的，常常是既能用于提高表面硬度、强度和防腐性能，又能用于装饰、维修机件，甚至作为制造复合材料的预处理工艺。

任务 5.1 化学热处理

化学热处理是利用固态扩散使其他元素渗入金属工件表面的热处理工艺，化学热处理就是将工件放在含有渗入元素的活性介质中，加热到一定温度后进行保温，使渗入元素被吸附并扩散渗入表面层，改变表面层化学成分及表面层的组织结构进而改变了表面层的性能。同时渗入两种或两种以上元素的，称为二元或多元共渗；先后渗入两种或两种以上元素的，称为二元或多元复合渗。

化学热处理对节约合金元素，提高钢件的使用寿命具有重大意义。二元或多元共渗与复合渗，能够进一步改善和补充单元渗的某些不足，提高渗层质量，化学热处理正朝着提高质量、缩短处理时间、降低成本、节约能源以及防止对环境污染的方向发展。

知识点 5.1.1 化学热处理的基本过程

传统的化学热处理通常把化学热处理过程分为渗剂的分解、工件表面对活性原子的吸附和活性原子从工件表层向内部扩散三个连续阶段。

1. 分解

介质中存在活性被渗元素是进行化学热处理的前提，这些活性原子大多来自渗剂的分解，分解就是渗剂中生成能渗入工件表面的活性原子的化学反应。它可能通过下面的三种反应生成：

分解反应如 $2\text{CO} \rightarrow \text{CO}_2 + [\text{C}]$

置换反应如 $\text{SiCl}_4 + 2\text{Fe} \rightarrow 2\text{FeCl}_2 + [\text{Si}]$

还原反应如 $2\text{BF}_3 \rightarrow \text{BF}_5 + [\text{B}]$

化学反应速度除取决于反应物的本性外，还与温度、压力、浓度、催化剂有关。一般增加浓度和升高温度，能增加反应速度。添加催化剂可以降低活化能，从而使反应速度剧增。

2. 吸附

吸附是物质在相界面上自动聚集的过程，固体的吸附就是固体物质自发地把周围介质中的分子、原子或离子吸附到固体表面的现象，一切固体都能或多或少地把周围介质中的分子、原子或离子吸附到自己的表面上来。吸附是活性原子（或离子）与金属原子产生键合而进入其表层的过程。金属表面原子的结合键比内部原子少，存在着指向空间的剩余引力。当周围介质中的分子、原子或离子碰撞到固体表面时，便被其吸收，并降低其表面能。吸附作用在固体表面不是均匀进行的，吸附中心一般出现在表面的一些缺陷上。粗糙的表面比平滑的表面吸附作用强，晶界比晶内吸附作用强。

固体表面的吸附作用，按其作用力性质可分为物理吸附与化学吸附。物理吸附是靠吸附剂与被吸附分子间的吸引力。物理吸附不需要活化能，一般无选择性，任何固体都能吸附任何气体，并且大多为多分子层，只是吸附力的强弱随固体和气体的性质不同而异。物理吸附的速度很大；化学吸附是靠吸附剂与被吸附粒子之间的类似化学键的结合力，具有化学反应的特征。化学吸附需要一定的活化能。

3. 扩散

在固体介质中，原子在化学位梯度（浓度、压力、电位、应力、磁场、晶体缺陷等）

驱使下引起的物质的宏观迁移,就是扩散。工件表面吸附活性原子(或离子)后,其表面浓度提高,形成浓度梯度,满足了扩散条件,使渗入元素向其内部迁移形成一定厚度渗层。

4. 加速化学热处理过程的途径

化学热处理是一个能源消耗较大的过程,直接关系到生产效率、经济效益等重大问题。国内外科研工作者进行了大量的研发工作,如:①通过对化学热处理中有利于原子扩散的新材料的开发,开辟了一条快速渗入的道路,如稀土元素在加速和提高渗入速度及质量方面的作用非常突出;②根据化学热处理技术的特点,在生产过程中广泛采用对处理过程进行分阶段控制的方法,如在气体渗氮时,常用二段、三段式渗氮代替一段式渗氮,在渗氮过程中通过交替的温度、浓度变换,实现渗氮过程的热循环,可以控制界面与内扩散时化学位的变化,加速渗氮过程。在气体渗碳的初始阶段(即排气和强渗期),通常加大渗剂的滴量,以产生更多的活性炭原子,在尽量短的时间内工件表面被碳所饱和并可以防止氧化,获得很高的表面碳浓度和很陡的碳浓度梯度,有利于碳原子向内扩散。在渗碳期,将渗剂降至合理的滴量,使分解、吸收、扩散三个过程充分协调,减少工件表面形成炭黑的可能性。采用这种方法,不仅加快了渗碳的进程,又能保证获得厚度较深、梯度平缓的过渡层;③在一些多元共渗过程中,部分渗剂原子的相互作用,可明显提高渗速,如碳氮共渗时,由于氮的渗入,将使钢的 A_1 点下降,有效地扩大奥氏体相区,这为较低温度下进行渗碳创造了条件,大大加速了碳氮共渗的进程。在渗氮处理时,加入C、S、O等元素进行二元或多元共渗,其渗速比单一渗氮更快。

知识点 5.1.2 化学热处理的分类及基本性能

1. 分类

化学热处理按渗入元素可分为渗碳、渗氮、碳氮共渗、氮碳共渗、渗硼、渗铝以及碳铬复合渗等。按钢铁基体材料在进行化学热处理时的组织状态,化学热处理可分为奥氏体状态(如渗碳、碳氮共渗等)和铁素体状态(如渗氮、氮碳共渗等)。

按化学热处理采用的温度,还有在钢的珠光体转变温度以上进行的高温化学热处理和在低于钢的珠光体转变温度下进行的低温化学热处理之分。常规的高温化学热处理如渗碳、碳氮共渗、渗硼、渗铝、渗硅等。高温化学热处理处理温度高,渗层较厚,变形大,能源消耗严重,主要目的是提高疲劳强度和耐磨性,或提高抗蚀性以及提高抗氧化性等,可用于承载较大的工件。进行高温化学热处理之后,多数还要进行淬火、回火以提高与改善基体与渗层的机械性能。常规低温化学热处理,有渗氮、氮碳共渗、硫氮共渗、硫氮碳共渗等,渗层薄(0.01~0.5mm),处理温度低节约能源,变形小,渗后一般不再进行加工,或只进行精加工。低温化学热处理的目的,主要是提高工件硬度或降低摩擦系数提高工件耐磨性,或提高耐磨性与疲劳强度,适用于承载不很大的工件。

化学热处理常用的是按处理时所用渗入元素介质的物理状态划分,分为固体法、液体法、气体法和等离子法等。

固体法是古老的传统工艺,固体法包括粉末或粒状填充法、膏剂或料浆涂覆法等,设备和操作简单,尤其是在进行单件、小批量生产和修复时更有优势。

液体法有盐浴法、电解盐浴法、热浸法、电镀、电泳或喷涂后扩散退火(退火温度高于渗入元素熔点)及水溶液电解加热等,其中盐浴法的使用较为广泛。盐浴法是将工件放

入含有渗入元素的盐浴坩埚中加热,进行扩散渗入。盐浴法所用设备简单,操作容易,处理时间短,渗后可直接淬火。

气体法是将工件放在封闭的炉膛或渗罐中,通入气体渗剂或滴入液体渗剂,在炉罐内分解为气体渗剂进行扩散渗入。但需要专用设备,不适于单件、小批量生产。气体法通过改变渗剂与稀释剂的比例,可实现可控气氛,渗层质量好,容易实现机械化,便于渗后直接淬火。

离子轰击法包括离子渗氮、离子渗碳、离子氮碳共渗、离子碳氮硫共渗、离子渗硼、离子渗硫等。先向真空罐中通入稀薄气体,在高压电场作用下引起辉光放电,使气体电离,用所产生的正离子轰击工件表面,正离子具有的高动能转化热能将工件加热,并使表面点阵原子激活脱位,点阵缺陷扩散速度大大加快,大幅度缩短扩渗时间、生产周期,提高渗层质量。

2. 渗层的基本性能

不同的材料经各种化学热处理及后续处理后,表面将获得不同厚度、成分、组织和性能,满足不同服役条件的需要,如渗碳、渗氮可以提高钢件的耐磨性和疲劳强度,渗硼可以提高耐磨性与抗蚀性;渗铬可以提高抗氧化性、抗蚀性和耐磨性;渗钒可以提高耐磨性;渗铝能明显地提高抗高温氧化性;渗硅则增强钢件对各种酸的抗蚀能力。

1) 硬度。经不同化学热处理工艺处理后所获得的渗层硬度是各不相同的。图 5-1 列出了几种处理方法的大致硬度范围。

2) 耐磨损性能。根据磨损条件不同,磨损可分为四大类,即磨粒磨损、黏着磨损、接触疲劳磨损和腐蚀磨损,这四种磨损的机理各不相同,破坏形式各异,因而对表面渗层也有不同的要求。

对工件表面所施加的应力不致使磨粒破碎这类低应力磨粒磨损,化学热处理具有较好的效果;在高应力磨粒磨损条件下,对材料的强韧性要求很高,而渗层一般较脆,因此,难以用化学热处理方法来提高这类工件的耐磨性。

材料抵抗黏着磨损的能力决定于材料的压缩屈服强度(硬度)、韧性,凡能提高材料表面硬度、减小摩擦副之间两种金属结合力的化学热处理方法,都将显著提高材料的抗黏着磨损能力。

材料接触疲劳强度除与材料的冶金质量、零件表面粗糙度等因素有关外,采用适当的化学热处理可显著提高接触疲劳强度,即提高材料抗接触疲劳磨损的能力。

典型的腐蚀磨损有氧化磨损、气蚀、微动磨损及特殊介质磨损等。致密而非脆性的氧化膜能显著提高磨损抗力。渗碳(碳氮共渗)、氧氮共渗、渗氮(氮碳共渗)等处理,可提高工件抗腐蚀磨损的能力。

3) 抗摩擦及抗擦伤性能。渗氮、氮碳共渗、渗硫等化学热处理方法,可降低材料表面

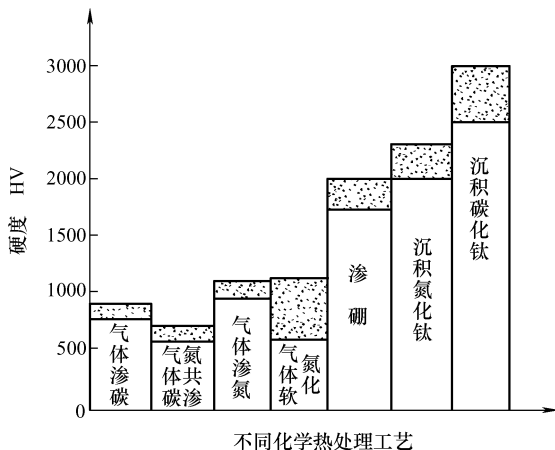


图 5-1 表面硬度与处理方法之间的关系

的摩擦系数，起到固体润滑的作用，或是提高材料的抗咬合性能，防止工件表面擦伤。这些工艺广泛用于模具、滚动轴承、工具、轴类等零件的表面处理。

4) 弯曲疲劳强度渗碳（碳氮共渗）、渗氮（氮碳共渗）等化学热处理工艺，能使工件表面产生残余压应力，可提高材料的弯曲疲劳性能。常用化学热处理方法及作用见表 5-1。

表 5-1 常用化学热处理方法及作用

处 理 方 法	渗 入 元 素	作 用
渗碳及碳氮共渗	C 或 C、N	提高工件的耐磨性、硬度及疲劳强度
渗氮及氮碳共渗	N 或 N、C	提高工件的表面硬度、耐磨性、抗咬合能力及耐蚀性
渗硫	S	提高工件的减摩性及抗咬合能力
硫氮及硫氮碳共渗	S、N 或 S、N、C	提高工件的耐磨性、减摩性及抗疲劳、抗咬合能力
渗硼	B	提高工件的表面硬度、提高耐磨能力及红硬性
渗硅	Si	提高表面硬度，提高耐蚀、抗氧化能力
渗锌	Zn	提高工件抗大气腐蚀能力
渗铝	Al	提高工件抗高温氧化及含硫介质中的腐蚀能力
渗铬	Cr	提高工件抗高温氧化能力，提高耐磨及耐蚀性
渗钒	V	提高工件表面硬度，提高耐磨及抗咬合能力
硼铝共渗	B、Al	提高工件耐磨、耐蚀及抗高温氧化能力，表面脆性及抗剥落能力优于渗硼
铬铝共渗	Cr、Al	具有比单一渗铬或渗铝更优的耐热性能
铬铝硅共渗	Cr、Al、Si	提高工件的高温性能

知识点 5.1.3 渗碳

渗碳是将低碳钢（含碳量 $w(C)$ 通常为 0.1% ~ 0.25%）的零件，在渗碳介质（渗碳剂）中加热到 900 ~ 950℃，使碳原子渗入其表面层，表面获得高碳渗层，即获得高淬硬性，然后再进行淬火并低温回火。渗碳淬火后工件表面层获得高碳回火马氏体，而零件心部获得低碳马氏体（或铁素体及托氏体），在保持心部基体高韧性的条件下获得了表面层的高硬度，从而提高零件的疲劳强度和耐磨性。

渗碳一般分为气体渗碳、固体渗碳、及其他渗碳方法。实践证明，渗碳层的碳浓度应在 0.8% ~ 1.1%，最好是 0.85% ~ 1.05%。表面碳浓度低，耐磨性与疲劳强度不足；表面碳浓度过高，渗碳层脆性增加，容易出现网状或块状碳化物。

渗碳层深度通常是在 0.5 ~ 2mm，其波动范围不应大于 0.5mm。渗碳层深度小于 0.5mm 时，渗碳不易控制，应采用碳氮共渗。渗层深度大于 2mm 时称为深层渗碳，如特大型渗碳轴承的渗碳层为 3.5 ~ 5mm。

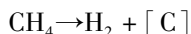
为了在保持心部韧性的条件下表面能有高的硬度和耐磨性，渗碳后必须淬火，随后进行低温回火。本质细晶粒钢，如 20CrMnTi 钢渗碳后奥氏体晶粒还比较细，可以出炉或出炉预冷到高于 Ar_1 或 Ar_3 （760 ~ 850℃）后直接淬火。本质粗晶粒钢，渗碳后要立即出炉或降温到 860 ~ 880℃ 出炉，冷却到室温后再重新加热淬火，这种工艺方法称为一次淬火，使用得比较广泛。

1. 气体渗碳

气体渗碳剂来自于滴入渗碳炉内的液体或直接通入炉内的气体。这些物质在渗碳炉内形成含有 CO 、 CH_4 、 H_2 、 N_2 以及少量 CO_2 、 H_2O 等混合气体。渗碳气体中的 CO 能通过下列反应，产生活性碳原子 $[\text{C}]$



而 CH_4 等饱和气态碳氢化合物，在渗碳温度下分解，生成活性碳原子 $[\text{C}]$



实践表明， CH_4 是比 CO 渗碳能力强的气体。但渗碳介质中 CH_4 的等饱和碳氢化合物含量过高，则分解出活性碳原子过多，工件表面来不及吸收，将形成炭黑沉积在工件表面上，影响渗碳的进行。

(1) 滴入式渗碳 把有机化合物液体直接滴入或用燃油泵以雾状喷入炉内，在高温下发生热解，由产生的气体使工件表面渗碳。图 5-2 所示为井式炉气体渗碳典型工艺，这是一种设备简单、操作方便的气体渗碳法。煤油是使用较普遍的滴入式渗碳剂，用含硫量小于 0.04% 的照明煤油或渗碳专用煤油，一般通过调节滴量控制碳势。近来，采用滴入两种有机液体，一种液体，如甲醇、乙醇，分解后产生渗碳能力较弱、还原能力较强的稀释气，又称为载气；另一种液体如丙酮、醋酸乙酯、煤油，形成渗碳能力较强的富化气。应用红外线仪分析气氛成分，并调节两种液体的比例，实现可控气氛渗碳。滴入式气体渗碳主要用于井式炉，大批量生产的连续炉也开始试验。我国滴注式渗碳大多应用在井式气体渗碳炉上，其工艺过程主要分为

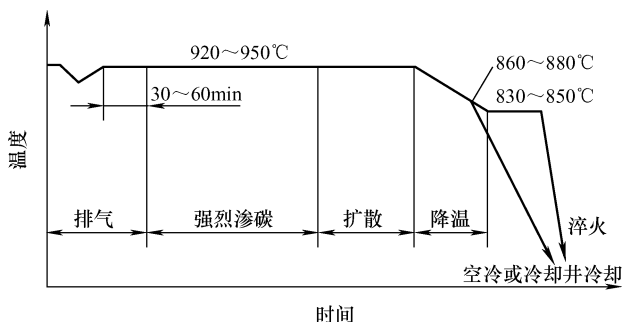


图 5-2 井式炉气体渗碳典型工艺

1) 排气。工件入炉后应尽快排除炉内空气，以防工件氧化。通常采取加大渗剂流量的方法，使炉内氧化性气氛迅速减少（加大吸热式保护气流量，或以甲醇代替煤油、苯等大量滴入）。排气不好，会造成渗碳速度慢，渗层碳含量低等后果。

2) 强烈渗碳。排气阶段结束后即可关闭试样孔，进入渗碳阶段或称强烈渗碳阶段，其特点是渗碳剂滴量较多或气氛较浓，保持炉气有较高碳势，使工件表面碳浓度高于最终要求，增大碳浓度梯度，强烈渗碳阶段的时间长短主要取决于模具渗碳层的要求。

3) 扩散。渗碳进入扩散阶段后，应减少渗剂量或降低碳浓度，即保持预定的碳势。此时炉气渗碳能力降低，表层过剩的碳继续向内部扩散，最后得到要求的深度及合适的碳浓度分布。

4) 降温出炉。对于可直接淬火的工件渗碳后应随炉冷至适宜的淬火温度并保温 15 ~ 30min，使工件内外温度均匀后出炉淬火。对于需重新加热淬件，可自渗碳温度出炉后在空气中冷却或入缓冷罐。为减少工件表面氧化、脱碳和变形，也可保持扩散阶段的渗剂流量并随炉降温至 500 ~ 550℃ 再出炉。表 5-2 为渗碳后常用冷却方式。

表 5-2 渗碳后常用冷却方式

冷却方式	适用范围
直接淬火	20CrMnTi 等一类细晶粒钢气体渗碳、盐浴渗碳后，预冷至淬火温度直接淬火
空冷	当 20CrMnTi 等钢气体渗碳、盐浴渗碳后进行一次淬火过程中使用。此法简单易行但表层易形成贫碳层，影响使用性能，故宜适当降温后出炉，并单独摆开，或用流动空气吹冷，或用喷雾加速冷却，以减少脱碳。但有些空冷时易产生表面裂纹的钢种如 20CrMnMo、20CrNi3 等，不能采用此方法
在缓冷坑中冷却或油冷	如 20CrMnMo、20CrNi3 等钢种的工件渗碳后需快冷或慢冷，避开危险区，以防止空冷时产生表面裂纹，也可采用随炉冷至 500 ~ 550℃ 再出炉空冷
在冷却井中冷却	冷却井为四周盘有蛇形管道通水冷却的带盖容器，渗碳件自渗碳炉中移入冷却井中后，应向其中通入保护气或滴入有机渗剂以避免工件表面脱碳和氧化
在等温盐浴中保持一定时间后空冷	盐浴渗碳后，空冷时表面易产生脱碳和氧化等缺陷的渗碳件，700℃ 等温后空冷，可以减少脱碳、氧化等缺陷
随罐冷却	多用于固体渗碳后的冷却。但 20Cr2Ni4 等钢渗碳后如采用随罐冷却到室温，常出现表面裂纹，应在 500℃ 左右开罐空冷，并及时回火

(2) 连续式炉气体渗碳工艺 连续式炉气体渗碳工艺是一些专业厂和标准件厂广泛采用的方法。该工艺自动化程度高，产品质量稳定，适用于大批量产品的渗碳处理。如井式炉等周期作业炉气体渗碳时整个炉膛的温度是一致的，而连续式炉气体渗碳将炉膛分为加热区、渗碳区、扩散区和预冷区等几个区域，有的采用了四区分隔的渗碳炉。为了提高渗速，达到所要求的表面碳含量和碳浓度梯度及渗碳层深度，各个区的碳势要求不一样，各个区的供碳量也就不同。表 5-3 为连续式炉气体渗碳工艺操作方法。为了渗碳气体保持一定活性，换气次数一般采用 3 ~ 4 次/h，并使炉内的压力维持在 100 ~ 150Pa。各区的加热温度为：

I 区为加热区，分为两段，第一段为 800 ~ 850℃，第二阶段为 900 ~ 930℃。温度由低到高应协调均匀，使工件透烧至渗碳温度。

II 区为渗碳区，工件在此区进行渗碳，温度为 950 ~ 960℃，目的是加速渗碳的进程。

III 区为扩散区，温度为 900 ~ 940℃，目的是改善工件的碳浓度梯度，获得合适的表面碳量。

IV 区为预冷淬火区，主要为直接淬火做准备，具体温度可根据材料而定。

表 5-3 连续式炉气体渗碳工艺操作方法

序 号	工 艺 操 作
1	工件入炉前的准备与井式气体渗碳炉相同
2	为使渗碳气体保持一定的活性，换气次数一般为 3 ~ 4 次/h
3	渗碳区压力一般为 100 ~ 150Pa，在该区用氧探头、红外仪、露点仪控制碳势，一般渗碳区露点 - 5 ~ - 15℃， $\varphi(\text{CO}_2) < 0.2\%$ ， $\varphi(\text{O}_2) < 0.2\%$ ， $\varphi(\text{C}_n\text{H}_n) < 0.2\%$
4	严格执行连续炉的安全操作规程，平时可以用薄片法定碳来调整工艺参数

(3) 稀土低温高深度渗碳 在渗碳层中存在细、小、圆、匀的碳化物对耐磨性、抗擦伤及接触疲劳性能有利，要达到这种状态大多是通过高碳势，分段渗碳，工艺十分复杂，很难推广应用。

而我国研究的稀土渗碳方法就基本达到了这一目的。稀土渗碳是在渗碳剂中添加少量含稀土元素的物质。稀土渗入形成的点阵畸变等晶体缺陷,降低扩散激活能,加速了扩散。使渗碳温度由 $920 \sim 930^{\circ}\text{C}$,降低为 860°C ,而工艺周期相当或稍有缩短。稀土元素分布是分散的,稀土原子半径比较大,与铁形成稀固溶体,形成的碳化物核心分布也很分散,缩短了碳原子向碳化物聚集的扩散行程,为形成细、小、分散的碳化物创造条件,解决了其他方法渗碳沿晶界析出网状碳化物的现象。早期析出的碳化物阻碍奥氏体晶粒长大,稀土的渗入和碳化物的析出,致使碳化物的周围碳浓度降低,致使局部形成板条马氏体,改善了渗层组织,提高渗碳层性能。稀土渗碳淬火变形明显减少,产品的表面层硬度、耐磨性、弯曲疲劳强度及接触疲劳强度均有一定程度的提高,而且耗能显著减少。

2. 固体渗碳

固体渗碳是一种古老的渗碳方法。但由于它价廉实用,尤其用于单件小批生产及模具修复更有优越性,到目前国内外还在使用,如图 5-3 为固体渗碳示意图。深层渗碳采用固体法最有利,美国对 3100 和 8600 钢轧辊是采用 1050°C 、保温 70h 的固体渗碳,渗碳层深达 9mm。

虽然固体渗碳时采用固态的渗碳介质,但其渗碳的实质与气体渗碳一样,也是依靠一氧化碳气体与工件表面作用而进行的。加热过程中,存在于渗碳箱内的氧气与固体碳作用生成 CO_2 和 CO ,到渗碳温度时,箱中氧含量已极低, CO 分解析出活性炭原子,活性炭原子为工件表面吸收,并向内部扩散。由于固体渗碳是将工件装在箱内密封隔绝空气,箱内的渗剂导热较慢,所以加热时应考虑加上 2~4h 的透热时间。

向固体碳中加入一定数量的碳酸盐 (BaCO_3 、 Na_2CO_3 等)或其他化合物,可加快一氧化碳形成的速度,增加气相中的 CO 浓度而使渗碳过程大大加快。

(1) 颗粒法渗碳 固体渗碳剂主要由固体碳及起催化作用的碳酸盐组成,其质量要求为:①有一定的渗碳活性,而且在多次反复使用时活性不致很快降低;②密度小,导热性好,以减轻重量及缩短升温 and 透烧的时间;③在渗碳温度下收缩小、强度高,而且不易烧损;④有害杂质如硫、磷等的含量尽可能少。

根据上述要求,常用的固体渗碳剂为硬木木炭及焦炭,前者渗碳活性较高,杂质较少,后者收缩小,热强度及导热性好,且不易烧损。常用的催渗剂为碳酸钡或碳酸钠,有时还加入一些碳酸钙,以增加渗碳剂颗粒抗烧结的能力。此外,乙酸钠、乙酸钡等有机盐类也有很强的催渗作用,表 5-4 列出了一些固体渗碳剂的组成。

(2) 膏剂渗碳 将炭黑、碳酸盐及黄血盐等用粘结剂(水、油等)调匀成膏状,涂覆于工件表面并放入渗碳箱内,经加热保温,可实现膏剂渗碳。与一般固体渗碳剂相比,膏剂渗碳具有时间短、渗速快等特点,适用于单件生产及局部渗碳,用于修复渗碳时效果也非常好,当然该方法用于批量生产时稳定性问题还要注意。表 5-5 为常用渗碳膏剂。

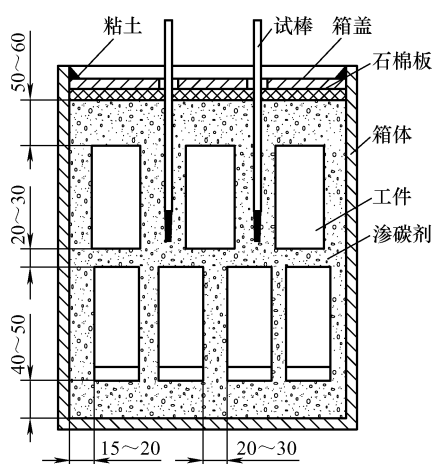


图 5-3 固体渗碳装箱示意图

表 5-4 固体渗碳剂的组成

组 分 名 称	含量（质量 分数,%）	使 用 情 况
BaCO ₃ CaCO ₃ 木炭（白桦木）	20 ~ 25 3.5 ~ 5 余量	在 930 ~ 950℃ 渗碳 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	工作握合物由 25% ~ 30% 新渗碳剂和 75% 旧渗碳剂组成 工作物中含 5% ~ 7 % BaCO ₃
BaCO ₃ 木炭	3 ~ 5 余量	(1) 20CrMnTi 钢 930℃ 渗碳 7h，渗层深度 1.33mm，表面碳浓度 $w(C)$ 1.07% (2) 用于低合金钢时，新旧渗碳剂比为 1:3；用于低碳钢，BaCO ₃ 应增至 15%
BaCO ₃ Na ₂ CO ₃ 木炭	15 5 余量	新旧渗剂比为 3:7，920℃ 渗碳层深度 1.0 ~ 1.5mm；平均渗碳速度 0.11mm/h，表面碳浓度 $w(C)$ 1.0%
BaCO ₃ Na ₂ CO ₃ 木炭	3 ~ 4 0.3 ~ 1.0 余量	18Cr2NiWA 及 20Cr2Ni4A 钢，渗层深度 1.3 ~ 1.9mm 时，表面碳浓度为 $w(C)$ 1.2% ~ 1.5%，用于 12CrNi3 钢时 BaCO ₃ 需增至 5% ~ 8%

表 5-5 常用渗碳膏剂

膏剂组成 (质量分数,%)	使用及效果
炭粉（100 目）64 碳酸钠 6 醋酸钠 6 黄血盐 12 面粉 12	先将三种盐混合，加入少量水并加热溶解，然后加入炭粉，再用水将面粉调成糊状与其混合成渗碳膏，使用时敷于工件表面，低碳钢工件在 920℃ 渗 15min，渗层深度为 0.25 ~ 0.30mm
炭粉 30 碳酸钠 3 醋酸钠 2 废润滑油 25 柴油 40	将原料混合均匀，成胶状，在工件表面涂覆 2 ~ 3mm 厚的膏剂，低碳 钢工件在 920 ~ 940℃ 时的渗速为 1 ~ 1.2mm/h
炭粉 55 碳酸钠 30 草酸钠 15	950℃ 渗碳，表面碳浓度 $w(C)$ 1% ~ 1.2%，渗速约 0.3 ~ 0.4mm/h
炭黑 30 碳酸钠 30 碳酸钡 20 黄血盐 20 外加 20 % 桃胶水 溶液	将原料混合成膏状，在工件表面涂覆约 3 ~ 4.5mm 厚。于 100 ~ 120℃ 烘干，放入渗碳箱密封保温渗碳

3. 液体渗碳

液体渗碳是在含有渗碳剂的熔盐中进行。所用设备为各种内热式及外热式盐炉。它具有设备简单，质量易控制等优点。单件小批量生产及小型工件比较适用。盐浴具有加热速度较

快、渗碳效率高、加热均匀、变形小以及便于直接淬火等优点，缺点是多数的渗碳盐浴有毒污染环境，能源利用率低。

渗碳盐浴含有基体盐与渗碳剂两种组分。采用氰盐作为渗碳剂，能得到满意的渗碳速度与合适的表面碳浓度。由于氰盐剧毒，必须注意安全操作与废盐处理。为此，许多国家都已经停止使用并在研究无毒液体渗碳新工艺。这些渗碳盐浴大多是改用碳粉、碳化硅、碳化钙、石墨粉等为渗碳剂成分，加入到氯化物与碳酸盐的基盐中，比较典型的“603”渗碳剂由 NaCl15%、Na₂CO₃15%、(NH₂)₂CO₂20%、木炭粉 5% 组成。表 5-6 列出一些液体渗碳剂成分。以“603”渗碳剂和黄血盐为渗碳介质的液体渗碳剂，原料是无毒的，但反应产物中含有少量有毒氰根。

表 5-6 部分液体渗碳剂成分

序 号	盐浴组成（质量分数）（%）			使用效果
	组成物	新盐成分	盐浴控制成分	
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。例如：20CrMnTi、20Cr 钢，920℃ 渗碳 3.5 ~ 4.5h，表面最高碳浓度 0.83% ~ 0.87%
2	603 渗碳剂 KCl NaCl Na ₂ CO ₃	10 40 ~ 45 35 ~ 40 10	2 ~ 8（碳） 40 ~ 45 35 ~ 40 2 ~ 8	该盐浴原料无毒，在 920 ~ 940℃ 时，装炉量为盐浴总量的 50% ~ 70%，20 钢渗碳试样的渗碳速度为 0.3mm/h
3	NaCO ₃ NaCl SiC (粒度 0.700 ~ 0.355mm)	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 ~ 78HRC

对于要求渗碳层薄和变形小的小工件，常用采用较低的温度（850 ~ 900℃）的盐浴渗碳，渗碳层容易控制。要求厚渗碳层的工件，可采用较高的渗碳温度（910 ~ 950℃）。

4. 渗碳后的热处理

渗碳操作只改变工件表面成分，使钢的淬硬性提高，为使工件表面得到强化，必须进行淬火处理，得到表层高碳钢马氏体。渗碳件的后续热处理，一般采用淬火及低温回火工艺。渗碳件经淬火、低温回火后，表面硬度为 58 ~ 63HRC；心部随钢种或工件大小不同，硬度在 28 ~ 45HRC。

（1）直接淬火 工件渗碳后随炉降温或出炉预冷到高于 Ar₁ 或 Ar₃ 温度（760 ~ 850℃）直接淬火，然后进行低温（160 ~ 200℃）回火 2 ~ 3h，降温或出炉预冷可以减少因温差引起的淬火内应力，从而减少工件的变形；预冷到稍高于 Ar₁ 或心部的 Ar₃ 时，工件表面已预冷到 Ar_{cm} 以下，因而使渗碳层中高碳的奥氏体析出一部分碳化物，降低奥氏体中的碳浓度，使淬火后残留的奥氏体减少，可以提高表面硬度。一般本质细晶粒钢（如 20CrMnTi、20MnVB、25MnTiBRE 钢等）制作的工件，在气体或液体渗碳（甚至固体渗碳）后大都可以采用直接淬火的方法。其主要优点是减少加热和冷却的次数，操作简化，节约能源，提高生产效率，减少淬火变形及表面氧化脱碳。

20Cr2Ni4、20CrNiMo、18Cr2Ni4W 等合金渗碳钢制作的大截面、重负荷的工件，在渗碳、预冷直接淬火后，渗层中残留奥氏体量较多，表面硬度常低于 56 ~ 58HRC。为了提高表面硬度，在预冷淬火后进行一次 -80 ~ -60℃ 的冷处理，使残留奥氏体转变为马氏体，然后再进行低温回火。

(2) 一次淬火 工件渗碳后直接出炉或降温到 860 ~ 880℃ 出炉，在缓冷罐内冷却或空冷至室温，然后再重新加热淬火的方法称为一次淬火，渗碳后一次淬火的方法应用较广泛，适用于固体渗碳后的工件以及气体、液体渗碳的本质粗晶粒钢工件，渗碳后需要机械加工的工件，或某些不宜于直接淬火的工件以及设备条件不允许直接淬火的工件。

淬火温度的选择要注意表面高硬度和心部高韧性的良好配合，才能充分发挥渗碳淬火方法的优越性。对于碳素渗碳钢，如果加热到心部 A_{c3} 以上，那么对表面来说就大大超过 A_{c1} 甚至 A_{cm} 温度，表面层奥氏体晶粒将会长大，淬火后出现粗大马氏体及过量残留奥氏体，降低工件的韧性、疲劳强度及表面硬度。对心部强度要求不高的工件，可主要达到表面硬度要求而选择在稍高于 A_{c1} 以上（一般为 760 ~ 780℃）温度加热淬火。选择在 A_{c1} 和 A_{c3} 之间温度（780 ~ 810℃）进行加热淬火，可以使表面达到要求的同时也兼顾到心部的要求。

对于合金渗碳钢，可采用稍高于心部 A_{c3} 温度（820 ~ 860℃），使心部铁素体全部溶解，淬火后心部获得较高强度。合金元素含量较高的渗碳钢（12CrNi3、18Cr2Ni4WA 钢等）制工件渗碳后采用一次淬火时，必须在渗碳后进行高温回火，使渗碳层中的残留奥氏体发生分解析出球状碳化物，随后在稍高于 A_{c1} 的温度（780 ~ 800℃）加热淬火。由于碳化物不能全部溶入奥氏体中，减少了残留奥氏体量，可以提高渗碳层的强度和韧性。

(3) 两次淬火 采用两次淬火，或一次正火加一次淬火，可以保证心部和表面渗层都达到高的性能要求。渗碳后第一次淬火（或正火）的加热温度应在 A_{c3} 以上，碳钢为 880 ~ 900℃，合金钢为 850 ~ 870℃，目的是细化心部组织，并消除表面网状渗碳体。第二次淬火的加热温度则根据高碳的表面层而选择在 $A_{c1} + 40 \sim 60^\circ\text{C}$ 温度范围内，要求心部硬度高的工件在 810 ~ 830℃，淬火后表面得到细针状马氏体和细颗粒状的碳化物。

但两次淬火法加热次数多，工艺较复杂，工件易氧化、脱碳和变形，浪费能源等原因，只对本质粗晶粒钢或使用性能要求很高的工件进行两次淬火。

知识点 5.1.4 碳氮共渗

碳氮共渗处理是将工件放在能产生碳、氮活性原子的介质中加热并保温，使工件表面同时吸收碳和氮原子并向内部扩散，形成具有一定碳氮浓度和一定厚度的渗层，然后按适当方式冷却（一般是直接淬火）的方法。碳氮共渗一般指的在 700 ~ 880℃ 进行的中温碳氮共渗过程。碳氮共渗是以渗碳为主，其目的与渗碳相近，在保持工件内部具有较高韧性的条件下，得到高硬度、高强度的表面层，以提高工件的耐磨性和疲劳强度，延长工件使用寿命。

碳氮共渗主要是气体法，也有液体法和固体法。本节重点介绍中温（760 ~ 880℃）气体碳氮共渗工艺。与渗碳相比，碳氮共渗有下列特点：

1) 渗层的深度由于氮的渗入而增加。在相同的温度和时间条件下，碳氮共渗层的深度远大于渗碳层的深度，提高了渗层中的碳浓度；

2) 渗层的相变温度（ A_1 及 A_3 点）由于氮的渗入而降低。使碳氮共渗温度低，共渗后奥氏体晶粒不致长大，可以直接淬火，变形小，渗层较薄一般在 0.25 ~ 0.6mm 范围；

3) 共渗层的淬火组织,一般是由细针状(或隐晶)马氏体、适量碳渗氮化合物及残留奥氏体组成,具有高耐磨性;

4) 渗层的 Ms 点因氮的渗入而降低,因此表层残留奥氏体较多。

(1) 设备及渗剂 将渗碳设备略加改装,增加含氮介质的注入通道即可实现气体碳氮共渗,气体碳氮共渗工艺与气体渗碳差不多,气体碳氮共渗使用的介质见表 5-7。

表 5-7 气体碳氮共渗常用介质

介 质	组 成	应 用
液体渗碳剂加氨气	煤油 + 氨、甲醇 + 丙酮 + 氨等	井式炉
含碳及氮的有机液体	其中有三乙醇胺、三乙醇胺 + 尿素、甲醇 + 三乙醇胺、 甲醇 + 三乙醇胺 + 尿素、甲醇 + 甲酰胺、三乙醇胺 + 乙醇、 醋酸乙酯 + 甲醇 + 甲烷 + 氨	井式炉
气体渗碳剂 + 氨	吸热式气氛 + 甲烷 + 氨	连续作业的贯通式炉

煤油 + 氨气及三乙醇胺等几种不同介质对碳氮共渗工艺性能及渗层表面碳、氮浓度的影响见表 5-8。该试验采用 JT - 90 井式气体渗碳炉,试样材料为 20Cr,碳、氮浓度为表面至 0.1mm 深度内的平均值。根据此表所列数据可知,煤油 + 氨气比较适合于大批量生产。如果生产批量不大,则可采用工业三乙醇胺,虽然价格较高,但可直接使用井式渗碳炉的滴注装置,不需要另外增加供氮设备。

表 5-8 不同介质对碳氮共渗工艺性能及渗层表面碳、氮浓度的影响

介 质 名 称	介 质 用 量	处理温度 /℃	平均渗 速/ (mm/h)	表面浓度 (%)		炉内炭黑 情况
				C	N	
三乙醇胺	120 ~ 150 滴/min	900	0.09 ~ 0.10	1.01	0.13	无
煤油 + 氨气	200 ~ 220 滴/min 0.2m ³ /h	920	0.10 ~ 0.13	0.80	0.08	少量

(2) 气体碳氮共渗温度和时间 碳氮共渗温度的选择应同时考虑工艺性和工件的使用性能,如共渗速度、工件变形、渗层组织及性能等。生产中采用的共渗温度一般均在 820 ~ 880℃ 范围内,此时,工件晶粒不致长大,变形较小,渗速中等,并可直接淬火。温度愈高,为达到一定厚度渗层所需时间愈短,但工件变形增大,当温度高于 900℃ 时,渗层中氮含量很低,渗层成分和组织接近渗碳。确定共渗温度后,则保温时间主要取决于渗层深度要求,随着时间延长,渗层内碳、氮浓度梯度变得较为平缓,有利于提高工件表面的承载能力。但时间过长,易使表面碳、氮浓度过高,引起表面脆性或淬火后残留奥氏体过多。

(3) 碳氮共渗后的热处理 为使工件具有较高强度和耐磨性,必须通过淬火使渗层转变为含碳、氮的马氏体,心部为低碳马氏体、贝氏体或珠光体组织,并通过低温回火,适当提高钢的韧性使表面达到高硬度、高耐磨性,而心部保持良好的韧性。因碳氮共渗温度比渗碳低,一般不会发生晶粒长大,共渗后大都可以进行直接淬火。碳氮共渗后的热处理应能保证工件获得要求的组织及性能,并尽量减少变形量。表 5-9 列出了常用结构钢碳氮共渗及后续热处理规范、表面硬度。

表 5-9 常用结构钢碳氮共渗及后续热处理规范

牌 号	碳氮共渗温度 /℃	淬 火		回 火		表面硬度 HRC
		温度/℃	介质	温度/℃	介质	
20MnTiB	840 ~ 860	降至 800 ~ 830	碱浴	180 ~ 200	空气	> 60
25SiMn2MoV	840 ~ 860	降至 820 ~ 840	油	160 ~ 180	空气	> 59
40Cr	830 ~ 850	直接	油	140 ~ 200	空气	> 48
15CrMo	830 ~ 860	780 ~ 830	油或碱浴	180 ~ 200	空气	> 55
20CrMnMo	830 ~ 860	780 ~ 830	油或碱浴	160 ~ 200	空气	> 60
12CrNi2	830 ~ 860	直接	油	150 ~ 180	空气	> 58
12CrNi3	840 ~ 860	直接	油	150 ~ 180	空气	> 58
20CrNi3	820 ~ 860	直接	油	160 ~ 200	空气	> 58
30CrNi3	810 ~ 830	直接	油	180 ~ 200	空气	> 58
12Cr2Ni4	840 ~ 860	直接	油	150 ~ 180	空气	> 58
20Cr2Ni4	820 ~ 850	直接	油	150 ~ 180	空气	> 58
20CrNiMo	820 ~ 840	直接	油	150 ~ 180	空气	> 58

由于氮使耐回火性提高，故碳氮共渗后的工件可在较高温度回火。一般情况下，共渗后的齿轮在 180 ~ 200℃ 回火，以减少脆性并保证表面最低硬度高于 58HRC；紧固件在 260 ~ 430℃ 回火，以提高抗冲击性能。表面需磨削加工的工件也应回火，以减少磨削时的开裂倾向。

知识点 5.1.5 渗氮

渗氮常称为渗氮，就是将工件放在含氮介质中，加热到较低温度（480 ~ 600℃），使氮渗入其表面，形成以渗氮物为主的渗层。有些钢种的渗氮层硬度高达 1000 ~ 1200HV，渗后不必进行提高硬度的淬火处理。渗氮层的高硬度是因高硬度渗氮物弥散分布在基体中所造成的，随渗氮温度升高，渗氮物片厚度增加，与母相的共格关系开始破坏，硬度降低。渗氮层的耐磨性远高于渗碳层，渗氮工件的变形小，处理后不再进行加工就可以使用，高精度的工件也只需要精磨、研磨或抛光。在渗氮层中形成大的残余压应力，有利于提高零件的疲劳强度。渗氮温度一般稍低于淬火钢的回火温度范围。调质状态的结构钢渗氮时，工件心部保持了调质状态的回火索氏体组织，在得到高硬度表面的同时具有良好的综合机械性能。

渗氮层具一定热硬性，在 500℃ 以下能长时期保持高硬度。在 600℃ 短时间加热，硬度也不降低，而当温度超过 600 ~ 625℃ 时，由于高弥散分布的渗氮物的聚集，而使渗氮层硬度下降。为了工件心部具有必要的力学性能，渗氮前一般要进行调质处理，获得回火索氏体组织。渗氮往往是最后一道工序，因而渗氮前要求加工到足够的精度，为了消除加工应力和减少渗氮过程的变形，一般在机械加工后要进行 1 ~ 2 次除应力回火。

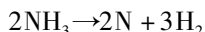
根据渗氮的目的，可分强化渗氮（硬渗氮）和抗蚀渗氮，对要求表面硬度高、耐磨性好、热处理变形小的高精度工件，多采用强化渗氮，如精密机床的主轴、镗床的镗杆、发动机缸套、油泵的分配轴等。为了提高碳钢、合金钢、塑料模具钢及电工钢工件的抗蚀能力，则对其进行抗蚀渗氮。抗蚀渗氮适用于对抗蚀性要求不太高的小零件，如仪表、打字机、缝

纫机的零件。抗蚀渗氮是在工件表面获得 0.015 ~ 0.06mm 厚的致密的、化学稳定性好的ε相渗氮层。对潮湿空气、过热空气、海水、气体燃烧产生的气体具有一定耐蚀能力。抗蚀渗氮温度比强化渗氮的温度高 (550 ~ 650℃), 渗氮后可以快冷。

渗氮用钢中常加入铬、钼、钨、钒、钛、铝等形成稳定渗氮物的元素。这些元素与氮形成高硬度、弥散分布的 AlN、MoN、Mo₂N、WN、W₂N、CrN、Cr₃N 等渗氮物, 能提高渗氮层的硬度和强度, 其中铝、铁、钒的渗氮物尤为显著。钢中加入钼和铝, 可改善扩散层性能。38CrMoAl 是最典型的渗氮钢种, 38CrMoAl 钢于 560℃ 渗氮后, 在渗氮层中形成与母相有一定取向关系的片状渗氮物, 片厚约为 5 ~ 6nm, 硬度可达 1000 ~ 1200HV。为克服该钢脆性大的缺点研制的 30CrAl (0.5% Al)、25CrMoAl (0.5% Al) 等钢。含钛钢在 600℃ 渗氮 3 ~ 6h 后, 渗氮层硬度为 850 ~ 1000HV, 深度为 0.3 ~ 0.45mm, 含钛渗氮钢渗氮温度可提高到 650℃, 渗氮时间可缩短到 6 ~ 10h, 硬度为 1000HV, 层深为 0.50mm 左右。

1. 气体渗氮

将氨气连续通入渗罐内, 在渗氮温度下, 氨气在工件及罐壁的催化作用下发生分解:



生成的活性氮原子 N 被工件表面吸附, 渗入后形成渗氮层。剩余的氮原子则结合生成 N₂ 和 H₂ 一起排出炉外。NH₃ 的分解率为 15% ~ 40% 时, 钢对 N 的吸收速度较快。渗氮温度愈高, 扩散愈快, 获得的渗氮层愈深。但是渗氮温度升高, 特别是高于 550 ~ 600℃ 时, 合金渗氮物将发生聚集长大, 导致硬度显著下降。根据渗氮时温度及渗剂供给情况通常把渗氮分为一段、二段及三段法, 对 38CrMoAl 钢来说, 一般取 510 ~ 520℃ 等温渗氮, 时间长达 70 ~ 80h, 称为一段渗氮。一段渗氮的工件硬度高, 变形小, 适用于坐标镗床主轴、轴套等精密件。为了加快扩散速度, 有的将后半期的渗氮温度提高到 550 ~ 560℃, 称为二段渗氮, 渗氮时间能缩短到 50 ~ 60h, 但表面硬度有所降低, 二段渗氮的变形较大, 适用于短粗的结构件, 如磨床的磨头轴。由于二段渗氮表面硬度有所降低, 又有将二段渗氮后期温度降到 520 ~ 530℃ 的, 即三段渗氮。在调整渗氮温度的同时, 对渗剂的流量进行适当调整, 还可以达到提高表面硬度, 降低渗层脆性及调整过渡层浓度梯度的目的。气体渗氮的缺点是时间长, 渗氮表层脆性大, 表 5-10 和表 5-11 为抗蚀渗氮工艺及气体渗氮工艺规范。

表 5-10 抗蚀渗氮工艺

材 料	渗 氮 工 艺				ε 相层厚度 /mm
	温度/℃	时间/h	氨分解率 (%)	冷 却 方 法	
DT (电工纯铁)	550 ± 10	6	30 ~ 50	随炉冷却至 200℃ 以下出炉空冷, 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、零件的精度, 分别冷至 200r - 出炉空冷, 直接出炉空冷, 油冷或水冷	40 ~ 80
10	600 ± 10	4	40 ~ 70		15 ~ 40
20	610 ± 10	3	50 ~ 60		17 ~ 20
30	620 ~ 650	3	40 ~ 70		20 ~ 60
40、45、40Cr、 50 以及所有牌号 的低碳钢	600 ± 10	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 ~ 1.5	45 ~ 65		
	700 ± 10	0.25 ~ 0.5	55 ~ 75		

表 5-11 常用结构钢和工具钢的气体渗氮工艺规范

材 料	渗氮工艺参数				渗层深度/mm	表 面 硬 度	典 型 工 件
	阶段	温度/℃	时间/h	氨分解率 (%)			
38CrMoAl		510 ± 10	35 ~ 55	20 ~ 40	0.3 ~ 0.55	850 ~ 950HV	曲轴
		510 ± 10	50	15 ~ 30	0.45 ~ 0.50	550 ~ 650HV	
	1	515 ± 10	25	18 ~ 25	0.40 ~ 0.60	850 ~ 1000HV	十字销、 卡块
	2	550 ± 10	45	50 ~ 60			
	1	510 ± 10	10 ~ 12	15 ~ 30	0.50 ~ 0.80	> 80HR30N	大齿轮、 螺杆
	2	550 ± 10	48 ~ 58	35 ~ 65			
	1	510 ± 10	10 ~ 12	15 ~ 35	0.5 ~ 0.8	> 80HR30N	气缸筒
	2	550 ± 10	48 ~ 58	35 ~ 65			
	1	510 ± 10	20	15 ~ 35	0.5 ~ 0.75	> 750HV	
	2	560 ± 10	34	35 ~ 65			
	3	560 ± 10	3	100			
	1	525 ± 5	20	25 ~ 35	0.35 ~ 0.55	> 90HR15N	
	2	540 ± 5	10 ~ 15	35 ~ 50			
	1	520 ± 5	19	25 ~ 45	0.35 ~ 0.55	87 ~ 93HR15N	齿轮
	2	600	3	100			
	1	510 ± 10	8 ~ 10	15 ~ 35	0.3 ~ 0.4	> 700HV	
	2	550 ± 10	12 ~ 14	35 ~ 65			
	3	550 ± 10	3	100			
40CrNiMoA		520 ± 10	25	25 ~ 35	0.35 ~ 0.55	> 68HR30N	
	1	520 ± 10	20	25 ~ 35	0.40 ~ 0.70	> 83HR15N	曲轴
2	545 ± 10	10 ~ 15	35 ~ 50				
12Cr2Ni3A	1	500 ± 10	53	18 ~ 40	0.59 ~ 0.72	503 ~ 599HV	齿轮
	2	540 ± 10	10	100			
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			
30Cr2Ni2WA		500 ± 10	55	15 ~ 30	0.45 ~ 0.50	650 ~ 750HV	
30CrMnSiA		500 ± 10	25 ~ 30	20 ~ 30	0.20 ~ 0.30	> 58HRC	
30Cr3WA	1	500 ± 10	40	15 ~ 25	0.40 ~ 0.60	60 ~ 70HRC	曲轴等
	2	520 ± 10	40	25 ~ 40			
3Cr2W8V		535 ± 10	12 ~ 16	25 ~ 40	0.15 ~ 0.20	1000 ~ 1100HV	模具
Cr12, Cr12Mo Cr12MoV	1	480 ± 10	18	14 ~ 27	> 0.20	700 ~ 800HV	
	2	530 ± 10	22	30 ~ 60			
Cr18Si2Mo		570 ± 10	35	30 ~ 60	0.2 ~ 0.25	> 800HV	要求耐磨的 抗氧化件

2. 离子渗氮

辉光放电是稀薄的气体分子和原子在电场中电离，不断产生带电体，以及它们之间互相撞击，在阴极与阳极之间引起连续的放电电流，使气体由绝缘体变为良导体的现象。离子渗

氮是利用高压电场在稀薄的含氮气体中引起的辉光放电，使氮渗入工件表面的工艺过程。离子渗氮是一项较成熟的工艺，离子轰击化学热处理的特点是渗速快，温度低并范围宽，渗层浓度和组织易控制，渗层脆性较小，变形小，节能，耗气量少，污染较少等，为此，离子渗氮的应用在逐步扩大，气体渗氮件已逐步被离子渗氮代替。图 5-4 为离子渗氮设备示意图。

铸铁件和不锈钢件可以用离子渗氮提高其耐磨性。离子渗氮还可以提高钛合金的耐磨性。但设备较复杂，投资较大，过程中的温度分布不均匀及温度控制的准确性还有待于解决。离子渗氮已经广泛用于热锻模、冷挤压模、压铸模、冲压模等，可以大幅度提高模具寿命。离子轰击渗氮温度降低到 450 ~ 500℃，工件变形小，有的称为低温离子轰击渗氮。冲击负荷较小的刀具，如拉刀、钻头、铣刀、铰刀等经低温短时离子渗氮后，能获得无化合物层的渗层组织，提高其使用寿命，效果良好。

离子渗氮时，先用真空泵将炉罐内抽至气压为 133 ~ 1330Pa，罐壁为阳极，工件放在罐内底盘为阴极，它们之间电压为 400 ~ 1100V。工作气体为氨或氮、氢混合气，在高压直流电场作用下，电子移向阳极，氮、氢的正离子移向阴极（工件）。正离子移到工件前几毫米处，由于急剧地电压下降，以很大的速度冲击工件表面，动能转换为热能，把工件表面加热到所需的温度。由于离子轰击，在表面层的 0.05mm 深度内产生高密度的空位和位格，降低了扩散激活能、扩渗加速，在渗氮过程的前 20h 内比普通气体渗氮快 3 倍。在离子轰击的过程中，一部分氮原子被吸收，直接渗入工件表面；另一部分氮原子引起阴极溅射。被溅射出的铁原子与氮原子（或氮离子）相结合，在工件表面形成呈蒸发状态的高氮相 FeN。FeN 在高温和离子轰击下除释放一部分氮气外，另一部分氮不断向工件内部扩散，依次形成下列各相：FeN、Fe₂N、Fe₃N、Fe₄N。离子渗氮可通过控制有关因素，调整氮与氢的比例，使氮含量在 10% 以下，可以得到韧性好、强度高的 γ' 相组织，得到硬度高、脆性低的渗氮层组织。表 5-12 给出几种材料的离子轰击渗氮工艺参数。

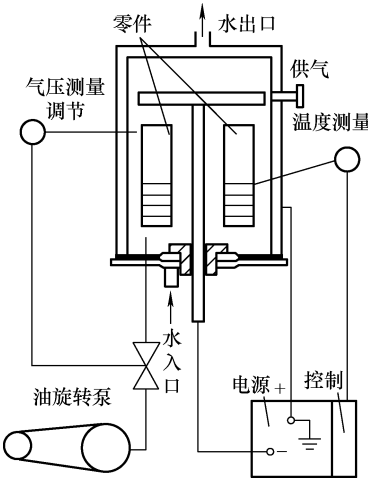


图 5-4 离子渗氮设备示意图

表 5-12 几种材料的离子轰击渗氮工艺参数

材 料	工 艺 参 数			表面硬度 HV0.1	化合物层厚度 /μm	总渗层深度 /mm
	温度/℃	时间/h	炉压/Pa			
38CrMoAl	520 ~ 550	8 ~ 15	266 ~ 532	888 ~ 1164	3 ~ 8	0.35 ~ 0.45
40Cr	520 ~ 540	6 ~ 9	266 ~ 532	650 ~ 841	5 ~ 8	0.35 ~ 0.45
42CrMo	520 ~ 540	6 ~ 8	266 ~ 532	750 ~ 900	5 ~ 8	0.35 ~ 0.40
25CrMoV	520 ~ 560	6 ~ 10	266 ~ 532	710 ~ 840	5 ~ 10	0.30 ~ 0.40
35CrMo	510 ~ 540	6 ~ 8	266 ~ 532	700 ~ 888	5 ~ 10	0.30 ~ 0.45
30SiMnMoV	520 ~ 550	6 ~ 8	266 ~ 532	780 ~ 900	5 ~ 8	0.30 ~ 0.45
3Cr2W8V	540 ~ 550	6 ~ 8	133 ~ 400	900 ~ 1000	5 ~ 8	0.20 ~ 0.30
H13	540 ~ 550	6 ~ 8	133 ~ 400	900 ~ 1000	5 ~ 8	0.20 ~ 0.30

(续)

材 料	工 艺 参 数			表面硬度 HV0.1	化合物层厚度 /μm	总渗层深度 /mm
	温度/℃	时间/h	炉压/Pa			
Cr12MoV	530 ~ 550	6 ~ 8	133 ~ 400	841 ~ 1015	5 ~ 7	0.20 ~ 0.40
W18Cr4 V	530 ~ 550	0.5 ~ 1.0	106 ~ 200	1000 ~ 1200	—	0.01 ~ 0.05
4Cr14Ni14W2Mo	570 ~ 600	5 ~ 8	133 ~ 266	800 ~ 1000	—	0.06 ~ 0.12
2Cr13	520 ~ 560	6 ~ 8	266 ~ 400	857 ~ 946	—	0.10 ~ 0.15
1Cr18Ni9Ti	600 ~ 650	27	266 ~ 400	874	—	0.16
Cr25MoV	550 ~ 650	12	133 ~ 400	1200 ~ 1250	—	0.15
1Cr17	550 ~ 650	5	666 ~ 800	1000 ~ 1370	—	0.10 ~ 0.18
HT250	520 ~ 550	5	266 ~ 400	500	—	0.05 ~ 0.10
QT600 - 3	570	8	266 ~ 400	750 ~ 900	—	0.30
合金铸铁	560	2	266 ~ 400	321 ~ 417	—	0.10

离子渗氮处理的速度较快，但总的来讲，化学热处理是一个时间很长的过程，能耗大，因此，已有一些离子渗氮的催渗技术被开发，并在生产中获得应用，其中较突出的是稀土催渗离子渗氮工艺，图 5-5 所示为稀土离子渗氮与普通离子渗氮的层深。稀土离子渗氮渗层的表层晶粒得以细化，各种晶体缺陷的增加，使渗氮速度和表面硬度增加。稀土对离子渗氮的催渗作用已被大量试验所证明，渗速可提高 20% ~ 30%。

稀土是一类原子结构非常独特的元素，一般认为，它对离子渗氮的气相活化、活性原子吸附及扩散三个过程均有影响。用于离子渗氮的一般为 La、Ce 等稀土化合物。可先将稀土化合物溶于有机溶剂，制成饱和溶液后，再按一定的比例将其混合于易挥发的有机溶液中（如丙酮等）依靠负压吸入炉内，稀土混合气的比例不超过 10%，不同工艺条件下的渗层深度见表 5-13。

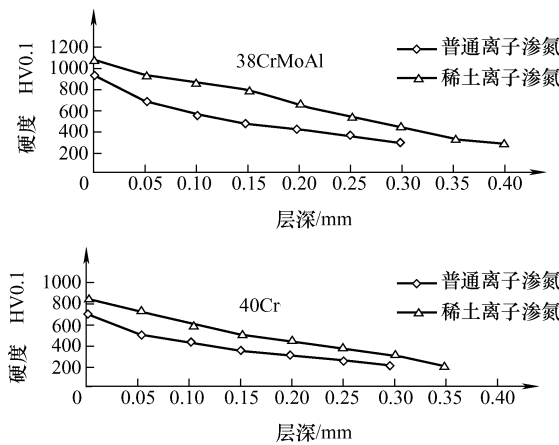


图 5-5 稀土离子渗氮与普通离子渗氮的层深

表 5-13 不同工艺条件下的渗层深度

工艺条件	38CrMoAl				40Cr			
	普通离子渗氮		稀土离子渗氮		普通离子渗氮		稀土离子渗氮	
	化合物层 /μm	扩散层 /mm	化合物层 /μm	扩散层 /mm	化合物层 /μm	扩散层 /mm	化合物层 /μm	扩散层 /mm
520℃, 4h	6.0	0.156	10.0	0.195	5.0	0.127	8.0	0.160
520℃, 6h	9.9	0.205	13.2	0.270	8.0	0.138	9.9	0.220
520℃, 8h	13.2	0.260	16.5	0.345	12.0	0.234	13.2	0.292

知识点 5.1.6 氮碳共渗

氮碳共渗是在 520 ~ 570℃ 低温使工件表面同时渗入氮、碳元素（以氮为主）的工艺过程，称为氮碳共渗，也曾称之为氮碳共渗，其目的与渗氮相近，是为了提高工件的表面硬度、耐磨性、抗咬合性及疲劳强度。该工艺可在气体、液体、固体等多种介质中进行。

与渗氮比较，氮碳共渗时，钢的表面首先被碳所饱和，生成极细的碳化物，它能作为渗氮媒介而促进渗氮，因此氮碳共渗的时间比气体渗氮时大为缩短；氮碳共渗的白亮层的脆性和裂纹敏感性小，并且有耐磨性、抗咬合性和抗蚀性；氮碳共渗时，一般都采用快冷，淬火后转变为含氮马氏体，快冷比缓冷的硬度要高 10HRC；氮碳共渗的渗层较薄，常为 0.1 ~ 0.5mm，其中化合层为 5 ~ 20 μm ，与渗氮一样用于承受载荷较小，要求疲劳强度高和耐磨、抗咬合的工件，不适用于重载荷下工作的工件。

1. 气体氮碳共渗

多数钢种的最佳共渗温度为 560 ~ 580℃。表 5-14 为保温时间对共渗效果的影响。为了不降低基体强度，共渗温度应低于调质回火温度。切削刀具氮碳共渗温度，可以降低到 510℃，时间缩短 0.5 ~ 1h。气体氮碳共渗时以提高耐磨性和疲劳强度为目的时，一般选用 550 ~ 580℃ 保温 2 ~ 4h。表中给出几种结构钢氮碳共渗后的表面硬度与渗层深度，在许多情况下氮碳共渗甚至可以代替渗碳，提高产品质量，降低了工艺成本。抗蚀氮碳共渗温度可以提高到 590 ~ 650℃。

表 5-14 保温时间对共渗效果的影响

材 料	(570 \pm 5) °C, 2h			(570 \pm 5) °C, 4h		
	硬度 HV	化合物层深度/ μm	扩散层深度/mm	硬度 HV	化合物层深度/ μm	扩散层深度/mm
20	480	10	0.55	500	18	0.80
45	550	13	0.40	600	20	0.45
15CrMo	600	8	0.30	650	12	0.45
40CrMo	750	8	0.35	860	12	0.45
T10	620	11	0.35	680	15	0.35

气体氮碳共渗使用得比较多，按使用渗氮和渗碳的混合渗剂可分为如下三类：

滴入液体或加入固体的氮碳共渗的有机渗剂，如 100% 尿素、100% 甲酰胺或三乙醇胺与酒精（1 : 1）的混合液；通入氨气并滴入液体渗碳剂（如甲醇、乙醇），如 50% ~ 60% NH_3 + 40% ~ 50% $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ （乙醇）；通入氨气和渗碳气体，如氨与烷类，50% ~ 60% NH_3 + 40% ~ 50% C_3H_8 。以 NH_4 代替 C_3H_8 时 NH_3 可增至 70% ~ 80%。氨基气氛，即 50% ~ 60% N_2 + 40% ~ 50% NH_3 + 2% ~ 5% CO_2 ，加 N_2 稀释，可提高氮势和渗速，减少 NH_3 消耗，降低成本。通入少量 CO_2 可以产生渗碳气氛，又可调节氮势，促进渗氮。

2. 液体氮碳共渗

液体氮碳共渗称为低温氰化，是靠盐浴中的氰酸盐（ NaCNO 或 KCNO ）分解出的 N、C 原子，进行氮碳共渗。液体氮碳共渗早期使用含氰的熔盐，如 47% KCN + 53% NaCN ，这种

盐浴的稳定性和流动性好，通入干燥的空气和氧，加速氰盐氧化，形成氰酸根（CNO⁻），增加盐的活性。由于有剧毒，已经基本停止使用。

后来开发以尿素为渗剂的不含氰盐的盐浴，如 40%（NH₂）₂CO + 30% Na₂CO₃ + 20% KCl + 10% KOH；30%（NH₂）₂CO + 20% Na₂CO₃ + 50% KCl，当混合盐熔化后升到氮碳共渗温度，其中氰酸盐含量达 35% 左右时便可使用。以尿素为主的盐浴，尽管原料无毒，但氰酸盐分解和氧化都同样含有剧毒的氰根，因而操作上必须有安全措施，并应达到环保要求。

各国开发出无公害的以氮碳共渗为主的盐浴氧氮碳共渗和硫氮碳共渗盐浴，我国也开发出了无公害产品，如表 5-15。TF-1 基盐由（NH₂）₂CO + Na₂CO₃ 合成，属于低氰盐浴。盐浴工作 24h 后添加 0.6% ~ 0.8% 再生剂 REG-1 恢复盐浴活性。工件在 TF-1 盐浴中氮碳共渗处理后，再于 230 ~ 400℃ 的 AB1 氧化盐浴中，停留 10min 进行氧化处理后取出水冷。氧化盐浴 AB1 主要是氢氧化物，可将微量 CN⁻ 氧化成 CO₃²⁻，实现无污染作业。

表 5-15 尿素-有机物型盐浴

盐浴配方（质量分数）及商品名称	获得 CNO ⁻ 的方法	主要特点
Degussa 产品： TF-1 基盐（氮碳共渗用盐） REG-1 再生盐（调整成分，恢复活性）	用碳酸盐，尿素等合成 TF-1，其中 CNO ⁻ 含量为 40% ~ 44%；REG-1 是有机合成物，可用（C ₆ N ₉ H ₅ ） _x 表示其主要成分，可将 CO ₃ ²⁻ 转化为 CNO ⁻	低氰盐，使用过程中 CNO ⁻ 分解而产生 CN ⁻ ≤ 4%，工件氮碳共渗后在 AB1 氧化盐浴中冷却，可将微量 CN ⁻ 氧化成 CO ₃ ²⁻ ，实现无污染作业。强化效果稳定
国产盐品： J-2 基盐（氮碳共渗用盐） Z-1 再生盐（调整盐浴成分，恢复活性）	J-2 含 CNO ⁻ 37% ± 2%，Z-1 的主要成分为有机缩合物，可将 CO ₃ ²⁻ 转变成 CNO ⁻	低氰盐，在使用过程中 CN ⁻ < 3%。工件氮碳共渗后在 Y-1 氧化盐浴中冷却，可将微量 CN ⁻ 转化为 CO ₃ ²⁻ ，实现无污染作业。强化效果稳定

我国研制的 J-2、J-2 氮碳共渗基盐和 Z-1、Z-2 再生盐配合进行硫氮碳共渗处理。随后还开发了硫氮碳钒共渗基盐 J-3。硫氮碳钒共渗的渗层结构中部分 Fe 原子被 V 置换，增加点阵畸变，使共渗层硬度提高 100 ~ 200HV，综合性能优于硫氮碳共渗。

图 5-6 所示为我国开发出的 QPQ 技术，盐浴氮碳共渗或硫氮碳共渗后再进行氧化、抛光、再氧化复合处理称之为 QPQ 处理，它是共渗盐浴中添加一种氧化性能适中的氧化剂，它使盐浴中 CN⁻ 分解不太快，盐浴成分稳定。使氮碳共渗盐浴中氰根稳定在 0.2% 以下，远低于德国的共渗盐浴。

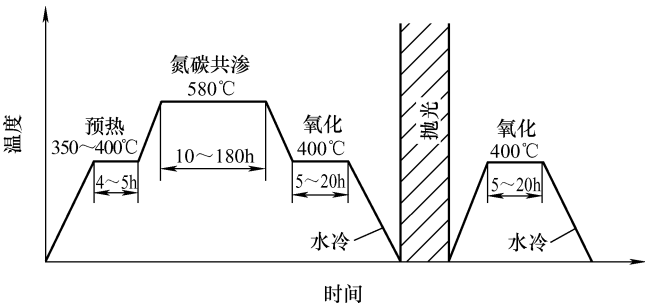


图 5-6 QPQ 工艺曲线

QPQ 处理应用十分广泛，处理工序为：预热（非精密件可免去）→520 ~ 580℃ 氮碳共渗或硫氮碳共渗→在 330 ~ 400℃ 的 AB（或 Y-1）浴中氧化 10 ~ 30min→机械抛光→在 AB（或 Y-1）浴中再次氧化。氧化目的是消除工件表面残留的微量 CN⁻ 及 CNO⁻，使得废水可

以直接排放。QPQ 处理使工件表面粗糙度大大降低，显著地提高了耐蚀性，并保持了盐浴氮碳共渗或硫氮碳共渗层的耐磨性、抗疲劳性能及抗咬合性。可获得赏心悦目的白亮色、蓝黑色及黑亮色。表 5-16 为常用材料的 QPQ 处理规范及渗层深度和硬度。

表 5-16 常用材料的 QPQ 处理规范及渗层深度和硬度

材料种类	代表牌号	前处理	渗氮温度/℃	渗氮时间/h	表面硬度 HV	化合物层厚度/μm
纯铁		—	570	2~4	500~650	15~20
低碳钢	Q235、20、20Cr	—	570	2~4	500~700	15~20
中碳钢	45、40Cr	不处理或调质	570	2~4	500~700	12~20
高碳钢	T8、T10、T12	不处理或调质	570	2~4	500~700	12~20
渗氮钢	38CrMoAl	调质	570	3~5	900~1000	9~15
铸模钢	3Cr2W8V	淬火	570	2~3	900~1000	6~10
热作模具钢	5CrMnAl ₀	淬火	570	2~3	770~900	9~15
冷作模具钢	Cr12MoV	高温淬火	520	2~3	900~1000	6~15
高速工具钢	W6Mo5Cr4 V2（耐磨件）	淬火	570	2~3	1200~1500	6~8
不锈钢	1Cr13、4Cr13	—	570	2~3	900~1000	6~10
不锈钢	1Cr18Ni9Ti	—	570	2~3	950~1100	6~10
不锈钢	0Cr18Ni12Mo2Ti	—	570	2~3	950~1100	总深 20~25
气门钢	5Cr21Mn9Ni4N	固溶	570	2~3	900~1100	3~8
灰铸铁	HT200	—	570	2~3	500~600	总深 0.1mm
球铸铁	QT500-7	—	570	2~3	500~600	总深 0.1 mm

3. 离子氮碳共渗

离子氮碳共渗也使用离子渗氮炉。在渗氮的基础上加入含碳介质，氮碳共渗大多以氨为氮源和丙酮、乙醇、丙烷、甲烷等为碳源进行氮碳共渗。离子氮碳共渗气氛中的碳浓度应严格控制。在共渗气氛中少量的碳能促使化合物生成，气氛含量加大时，可能要产生 Fe₃C 使化合物层减薄，温度升高会使化合物层中 ε 相的体积分数降低。气氛中的碳含量直接影响表面硬度，微量的碳有助于提高表层硬度，当表层出现 Fe₃C 时会使硬度大幅度下降，出现 Fe₃C 时同样会使离子渗氮的耐磨性降低。表 5-17 为 42CrMo 钢离子氮碳共渗温度对化合物层相组成相对量的影响。

表 5-17 42CrMo 钢离子氮碳共渗温度对化合物层相组成相对量的影响

序号	氮碳共渗温度/℃	体积分数（%）			备 注
		Fe ₂₋₃ N	Fe ₄ N	Fe ₃ C	
1	550±10	44.3	54.0	1.7	氮碳共渗介质：NH ₃ 97%+CO ₂ 3%，处理时间 3h
2	570±10	41.0	53.2	5.8	
3	590±10	25.7	67.5	6.8	

图 5-7a 和 b 分别为在 38CrMoAl 钢和 2Cr13 钢中 C_3H_8 的加入量对硬度分布的影响。精度要求高的零件，离子轰击氮碳共渗时，加少量渗碳气氛，大多采用 $(570 \sim 620^\circ\text{C}) \times (1 \sim 3\text{h})$ 随炉冷却的工艺。化合物层深为 $15 \sim 25\mu\text{m}$ ，硬度为 $600 \sim 800\text{HV} 0.1$ ；扩散层深为 $0.3 \sim 0.4\text{mm}$ ， $200 \sim 300\text{HV} 0.1$ 。精度要求较低的零件，可采用 $(620 \sim 640^\circ\text{C}) \times (1 \sim 3\text{h})$ 空冷的工艺。化合物层深为 $25 \sim 30\mu\text{m}$ ，硬度为 $600 \sim 800\text{HV} 0.1$ ；含氮马氏体扩散层深为 $20 \sim 40\mu\text{m}$ ，硬度为 $600\text{HV} 0.1$ 。油冷可得到化合物层深为 $25 \sim 30\mu\text{m}$ ，硬度为 $600 \sim 800\text{HV} 0.1$ ；含氮马氏体扩散层深为 $20 \sim 50\mu\text{m}$ ，硬度为 $800\text{HV} 0.1$ 。对要求渗层厚、硬度较高、变形不太严格的零件，可用 $(720 \sim 740^\circ\text{C}) \times (1 \sim 3\text{h})$ 油冷工艺，可获得 $250\mu\text{m}$ ，硬度为 $1000\text{HV} 0.1$ 的硬化层。

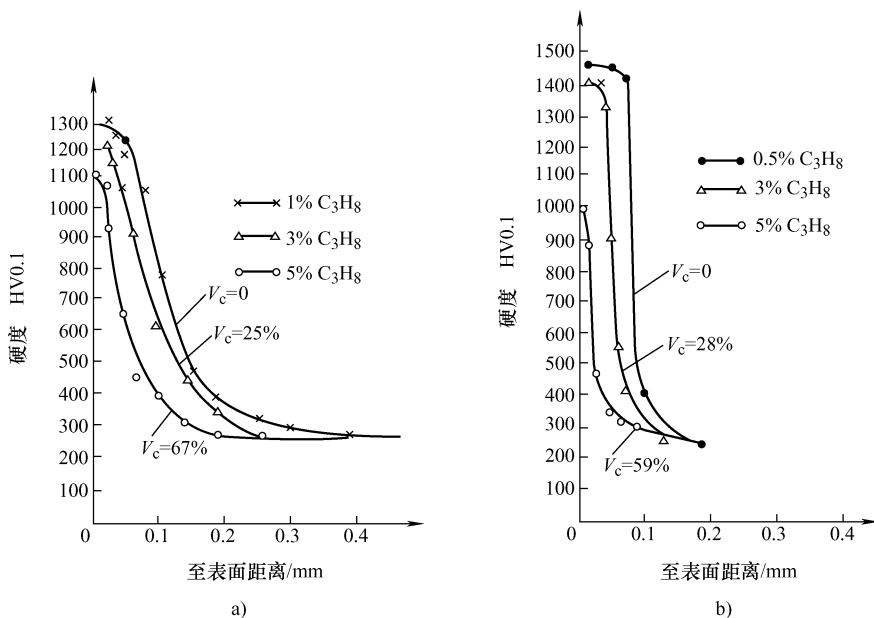


图 5-7 C_3H_8 加入量对离子氮碳共渗层及硬度的影响 (V_c 为化合物层中渗碳体的体积分数)

4. 固体氮碳共渗方法

固体氮碳共渗简便易行，不用专用设备，因而目前还在使用。固体氮碳共渗时，将工件装入箱中并在其四周填充固体介质，然后在箱式炉或连续炉中加热至 $550 \sim 600^\circ\text{C}$ 进行碳氮共渗，该工艺适用于单件、小批量生产及工模具修复。常用的固体渗剂有两类：一类是木炭和黄血盐；另一类是木炭、骨灰、碳酸钡及黄血盐。其中木炭、骨灰供给碳，黄血盐及碳酸钡在加热时分解，供给活性炭、氮原子，并有催渗作用。

1) 木炭 60% + 碳酸钠 10% + 黄血盐 30%。

2) 固体渗碳剂 70% + 尿素 30%，尿素装多孔容器中。例如高速工具钢或高铬工具钢，在 $540 \sim 560^\circ\text{C}$ ，共渗 $1.5 \sim 4\text{h}$ ，可获得 $0.02 \sim 0.05\text{mm}$ 渗层，硬度为 $950 \sim 1100\text{HV}$ ，能显著地提高工模具使用寿命。将 Cr12MoV 件埋在填充保温材料的密封罐中加热 ($550 \sim 560^\circ\text{C}$) $\times 3\text{h}$ 进行氮碳共渗，扩散层深为 $0.05 \sim 0.10\text{mm}$ ，表面硬度 $62 \sim 65\text{HRC}$ 。采用木炭 64.5% + 尿素 19.4% + 碳酸钠 16.1% 为渗剂，适用于中碳钢制造的模具，这种渗剂原材料无毒，但中间产物有微量氰根，故操作时应引起注意。

3) 固体渗剂中加入碘为催化剂, 碘的渗入可增加点阵畸变、位错密度等晶体缺陷, 可缩短工艺周期, 节约能源, 并获得耐磨性更佳的渗层。例如, 对经调质处理的 45、40Cr、T10、CrMn、3Cr2W8V 钢件, 在木炭 60% + 尿素 40% + 碘 4g 渗剂中经 $(560 \sim 580)^{\circ}\text{C} \times 3.5\text{h}$ 共渗, 加碘催化的比未加碘的总渗层和化合物层均增厚, 渗层的硬度也明显提高。表 5-18 为不同材料低温固体氮碳共渗后的渗层深度。

表 5-18 不同材料低温固体氮碳共渗后的渗层深度

钢 种	未加碘的渗层		加碘的渗层	
	化合物层/ μm	总渗层/mm	化合物层/ μm	总渗层/mm
45	15	0.20	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

4) 木炭 60% + 尿素 30% + 生石灰 7% + NH_4Cl 3%。对 3Cr2W8 钢氮碳共渗 $550^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$ 后油冷, 化合物层深为 6 ~ 8mm, 总渗层深为 0.12 ~ 0.15mm, 硬度 $756\text{HV}_{0.1}$ 。而对 T10 钢, $530^{\circ}\text{C} \times 4\text{h}$ 共渗后油冷, 硬度为 $756\text{HV}_{0.1}$ 。

知识点 5.1.7 硫氮共渗

硫化层是由 FeS 和 Fe_2S 组成, 硫化层的变形阻力小, 易沿滑动方向流动, 起润滑作用, 摩擦系数约为 0.15, 具有良好的减摩性和抗擦伤能力。在金属表面与金属表面的直接接触过程中, 可避免金属咬合。但是硫化层的这些优越性能必须在零件表面具有较高的硬度配合下, 才能充分体现出来, 因此硫化大多是在工件整体强化或表面强化 (如淬火、表面淬火、渗碳 + 淬火、渗氮和氮碳共渗等) 之后进行; 或者与渗氮、氮碳共渗同时进行。前者属于复合处理, 后者分别称为硫氮共渗和硫氮碳共渗。硫氮共渗是将渗硫与渗氮相结合的共渗工艺。硫氮共渗层的外层主要是渗硫层, 摩擦系数小, 耐磨性好, 抗咬合能力与擦伤能力强, 渗层的里层是硬度高的渗氮层, 因而兼有渗硫层和渗氮层的优点, 图 5-8 所示为 45 钢硫氮碳共渗层的耐磨性。白亮层脆性大, 生产上应当尽量避免。

硫氮共渗可采用气体法和液体法。气体硫氮共渗的介质为氨气和硫化氢气体。气体离子硫氮共渗在离子渗氮炉中进行, 由两个管道分别通入 H_2S 和 NH_3 。硫化氢是由盐酸与硫化铁作用而产生, 比例为 $\text{NH}_3 : \text{H}_2\text{S} = 9 \sim 12 : 1$ (体积分数), 氨分解率为 15%, ($530 \sim 560^{\circ}\text{C}$) 处理 (1 ~ 1.5h), 可得 20 ~ 40 μm 的渗层, 经硫氮共渗处理的高速工具钢表面硬度为 950 ~ 1050HV。

液体硫氮共渗常用 $\text{BaCl}_2 30\% + \text{NaCl} 20\% + \text{CaCl}_2 50\%$ 。添加 5% ~ 10% FeS , 并在盐浴底部通入氨气 (1 ~ 3L/min),

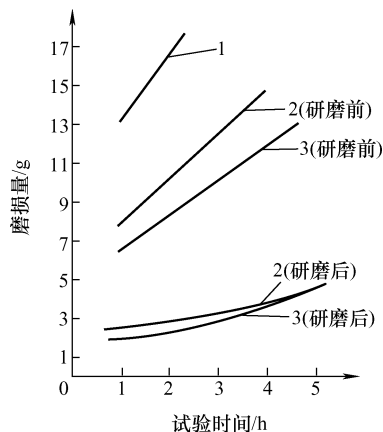


图 5-8 45 钢硫氮碳共渗层的耐磨性
1—淬火、回火 2—盐浴硫氮碳共渗
3—气体氮碳共渗

(540 ~ 560℃)，保温 0.25 ~ 2h。液体硫氮共渗多在高速工具钢刀具及 Cr12 型钢的模具热处理之后进行。表 5-19 为 45 钢硫氮共渗与其他处理工艺的摩擦磨损性能对比。

表 5-19 45 钢硫氮共渗与其他处理工艺的摩擦磨损性能对比

表面处理条件	润滑摩擦			非润滑摩擦		
	最大载荷/N	摩擦系数	摩擦表面状态	最大载荷/N	摩擦系数	摩擦表面状态
离子渗氮 560℃，16h	2500	0.032	部分表面发生严重划伤	400	0.16	有热黏着
气体氮碳共渗 570℃，5h	1200	0.038	发生热黏着	200	0.40	试样一开始就发生热黏着
盐浴渗氮 570℃，1.5h	2000	0.035	部分表面发生热黏着	470	0.28	黏着使摩擦系数增大，有细磨屑出现
盐浴硫氮共渗 570℃，2h	2500	0.032	有少数划伤	780	0.13	有塑性变形和局部划痕
盐浴硫氮共渗 570℃，1.5h	2500	0.030	几乎没有划伤	1150	0.11	有塑性变形和浅划痕

在氮碳共渗的基础上加入含硫的渗剂可以实现硫氮碳共渗，硫氮碳共渗也叫渗硫氮碳共渗，主要有气体法、液体法，也可采用固体法。其组织的组成与渗剂的组成有关。以渗硫为主时表层有 FeS 或 FeS 与 α -Fe；以渗氮为主时，有 $\text{Fe}_2(\text{N}, \text{C})$ 与 $\text{Fe}_4(\text{N}, \text{C})$ ；以渗碳为主时形成 $\text{Fe}_3(\text{C}, \text{N})$ 。气体法可用井式渗碳炉，常用滴入法。使用的渗剂有三乙醇胺（1kg）和乙醇（1kg）溶解 20g 尿素滴入炉内，并通入一定量的氨气，提高氮原子浓度。对高速工具钢刀具和模具钢的模具，一般以 540 ~ 560℃，1 ~ 3h 共渗工艺为宜。结构钢的共渗温度可稍高一点。液体法无污染硫氮碳盐浴法应用效果也非常好，如 3Cr2W8 钢制铝合金压铸模在 560 ~ 570℃ 进行 2 ~ 3h，化合物层致密区最高硬度 1000HV；Cr12MoV 钢制造冲压模，在 520 ~ 530℃ 进行 3 ~ 4h，化合物层致密区最高硬度 1050HV。表 5-20 为部分材料硫氮碳共渗层的抗咬合性及抗疲劳性能。

表 5-20 部分材料硫氮碳共渗层的抗咬合性及抗疲劳性能

材 料	抗咬合性（Falex 试验）负荷/N	抗疲劳性	
		弯曲疲劳/MPa	接触疲劳/MPa
45	13350	550	1666
QT600 - 3	10157	188	1627
4Cr5MoV1Si	11790	—	4028
25Cr2MoV	12013	—	2430
38CrMoAl	12306	600	—

知识点 5.1.8 渗硼

将硼元素渗入工件表面的化学热处理工艺称为渗硼，表 5-21 列出了渗硼的各种方法及特点。

表 5-21 各种渗硼方法的特点

渗 硼 方 法			特 点	应 用 状 况	常 用 设 备
固体法	粉末法	装箱进行，冷却后开箱直接使用或重新加热淬火	工艺简便，但劳动条件差	应用较多	箱式、井式电阻炉，保护气氛炉
		在流态床中进行，直接淬火或随炉冷却	工艺简便，劳动条件好，设备复杂	应用不多	流态床加热炉
	粒状法	装箱进行，冷后开箱或直接淬火	工艺简便，劳动条件比粉末法好	应用较多	箱式、井式电阻炉
		装箱加热或在保护气氛炉、真空炉中进行，可直接淬火或随炉冷却	用于局部、单件、小批量的生产	应用不多	箱式、井式电阻炉，保护气氛炉等，离子加热炉
液体法	熔盐法	浸入熔盐进行，可直接淬火或出炉空冷	操作简便，渗层组织均匀，渗后残盐清洗较难	应用较多	坩埚盐炉、内热式盐炉
	电解法	浸入电解熔盐中进行，可直接淬火或出炉空冷	可在较低温度下进行，适用于形状简单的工件	应用不多	坩埚盐炉 + 直流电源
气体法	气体法	放入密封罐中进行，可直接淬火或随炉冷却	渗剂有毒或易爆，设备复杂	应用不多	密封加热炉
	流态床法	在流态床中进行，直接淬火或随炉冷却			流态床加热炉
离子法		在离子加热炉中进行，随炉冷却。渗剂有气体和膏剂两种	渗速快，劳动条件好；但复杂工件较难处理，操作复杂	应用很少	离子加热炉

硼化层是 Fe_2B 或 $\text{FeB} + \text{Fe}_2\text{B}$ 组成，呈针状楔入基体中。硼化层具有高硬度，其中 Fe_2B 为 1300 ~ 1800HV， FeB 为 1600 ~ 2200HV， FeB 脆性大， FeB 和 Fe_2B 两相硼化层脆性和剥落倾向较大，为此，一般希望得到单相 Fe_2B 的渗硼层。硼化层过厚，脆性增大，剥落倾向增大，硼化层深度 0.7 ~ 0.15mm 为宜。硼化层的耐磨性优于渗碳、碳氮共渗和渗氮。硼化层的磨损量大约为钢的 1/100，摩擦系数低。硼化层在盐酸、硫酸和大多数碱中具有良好的抗蚀性。硼化层的热硬性好，在 850℃ 以下，能保持高硬度，渗硼层具有一定抗高温氧化能力。在空气中加热到 800℃ 持续 40h，氧化增重甚微。渗硼工艺在模具方面得到较多的应用，金属和合金渗硼主要是为了提高金属和合金表面的硬度、耐磨性和耐蚀性，特别是耐磨粒磨损能力。渗硼的应用范围主要是探矿和石油机械、砖成型模板、热冲模等要求耐磨粒磨损、耐高温磨损和耐高温腐蚀的工件。渗硼有固体法、液体法、气体法和离子法等，目前应用较多的渗硼方法仍然是固体法和液体法。

由于渗硼层脆性较大，渗后冷却速度不能太高，否则会造成渗硼层剥落。对于碳钢，一般将渗硼后缓冷作为最终热处理工艺，高合金工具钢多为 980℃ 渗硼淬火，或在淬火后再 700℃ 进行渗硼。渗硼件二次加热淬火应防止氧化脱硼。图 5-9 所示为钢中碳及合金元素对渗硼层的影响，图 5-10 所示为 45 钢渗层显微硬度与工作温度的关系，图 5-11 所示为渗层的硼浓度和硬度-渗层深度的关系。

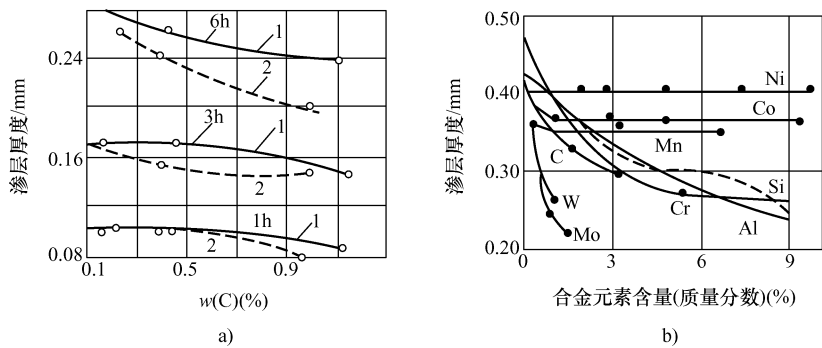


图 5-9 钢中碳及合金元素对渗碳层的影响

a) 碳的影响 (950℃) b) 合金元素的影响 (1000℃)
1—碳钢 2—铬钢

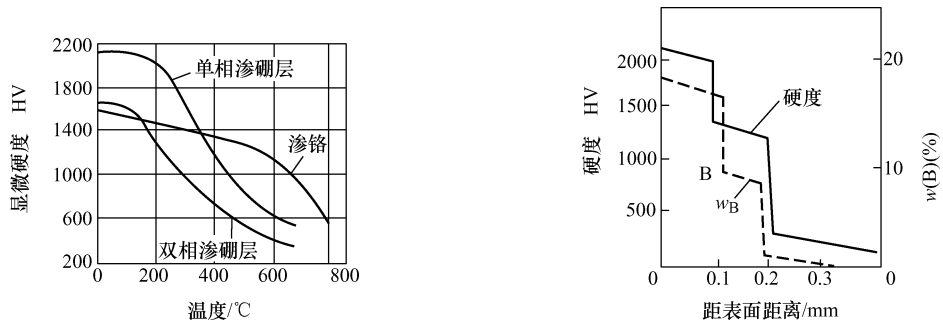


图 5-10 45 钢渗层显微硬度与工作温度的关系

图 5-11 渗层的硼浓度和硬度 - 渗层深度的关系

1. 气体渗硼

气体渗硼是用氢气为载气，三氟化硼、烷基硼化物、三溴化硼等为供硼剂的气体介质。由于这些气体都有剧毒、易爆或易水解等原因，气体渗硼在生产上使用不多。气体渗硼工艺过程和设备要求与气体渗氮类似，渗硼工件必须放在密封良好的容器中，加热到渗硼温度后通入含硼气体（废气必须烧掉或通入装有水的收集器），保温一段时间，停止含硼气体供给，并通入惰性气体 5 ~ 10min 后，取出淬火或降温到 200℃ 以下取出。气体渗硼的工件渗层厚度均匀、易控制，容易实现机械化生产，但设备一次性投资较大。表 5-22 是常见的气体渗硼剂成分及工艺。

表 5-22 常见的气体渗硼剂成分及工艺

渗剂成分（质量比）	温度/℃	时间/h	渗层厚度/mm	备 注
$B_2H_6:H_2 = 1:25$	850	2 ~ 4	0.05 ~ 0.25	—
$BCl_3:H_2 = 5 \sim 10:100$	750 ~ 900	3 ~ 6	0.1 ~ 0.3	纯铁

有将工件置于无定硼的悬浮水溶液中，涂覆 0.1 ~ 0.5mm 厚的无定硼，然后在 H_2 中加热，这种工艺硼的利用率高，氢气耗量少，得到 Fe_2B 单相的硼化层，硬度为 1300 ~ 1600HV，并可进行局部渗硼，没有环境污染。

2. 液体渗硼

将工件浸渍在熔融液体中，使其表面渗硼的工艺方法称为液体渗硼。液体渗硼一般是采

用以硼砂为主的熔融盐浴，分非电解与电解法两种。液体渗硼具有设备简单、操作方便、渗层组织容易控制、渗硼层致密和缺陷少等优点，应用较多。但处理过程中坩埚寿命短、盐浴流动性差、工件带走较多熔盐，而且这些熔盐难于清洗干净，影响盐浴渗硼的推广使用。表 5-23 为液体渗硼的成分和工艺。

表 5-23 液体渗硼的成分和工艺

	渗剂成分（质量分数）	温度/℃	时间/h	厚度/mm	渗层组织	备注
熔盐法	80% Na ₂ B ₄ O ₇ ，10% NaF，10% Al	950	6	0.23	FeB + Fe ₂ B	45 钢
	70% Na ₂ B ₄ O ₇ ，10% NaF，20% SiC	950	4	0.11	Fe ₂ B	45 钢
	60% Na ₂ B ₄ O ₇ ，15% NaCl， 15% Na ₂ CO ₃ ，10% Si - Fe	900 ~ 950	4	0.1	FeB + Fe ₂ B	45 钢
电解法	100% Na ₂ B ₄ O ₇ （电流密度 0.2A/dm ² ）	800 ~ 1000	2 ~ 6	0.06 ~ 0.45	FeB + Fe ₂ B	—
	90 % Na ₂ B ₄ O ₇ ，10 % NaOH（电流密度 0.2A/dm ² ）	600 ~ 800	4 ~ 6	0.025 ~ 0.1	FeB + Fe ₂ B	—
	80 % Na ₂ B ₄ O ₇ ，20 % NaCl（电流密度 0.2A/dm ² ）	800 ~ 950	2 ~ 4	0.15 ~ 0.3	FeB + Fe ₂ B	—

1) 盐浴渗硼是在硼砂熔盐中，加入比硼活泼的元素或它的化合物作为还原剂，将熔盐中硼砂热分解产生的 B₂O₃ 还原，产生活性硼原子，实现渗硼，硼砂熔盐渗硼的盐浴由供硼剂（硼砂）、还原剂（铝粉、碳化硅等）和促进渗硼、改善盐浴流动性和渗后残盐清洗的添加剂（氟化钠、氟硅酸钠、氯等）等组成。

硼砂在脱水过程中体积有较大膨化现象，所以自制硼砂熔盐渗硼必须先将硼砂缓慢少量加入坩埚中，待前次的硼砂基本都熔化后，再逐步加入，待融化后再缓慢加入还原剂。还原剂的加入会使盐浴流动性下降。硼砂熔盐渗硼具有成本低，生产效率高，处理加工稳定，渗硼层致密、质量好等特点，一般用于形状简单的工件渗硼。

2) 电解法渗硼熔盐多数以硼砂为基，其配制熔盐方法与硼砂熔盐的一样。电解渗硼是在硼砂熔盐中，以工件为阴极，石墨棒为阳极，在外电源作用下，熔融的硼砂发生热分解和电解，在阴极（工件）上析出的钠将 B₂O₃ 还原，生成活性硼原子 [B]，被工件表面吸收，扩散形成渗硼层。电解渗硼的电流密度为 0.1 ~ 0.5A/dm²，电压为 10 ~ 20V，于 930 ~ 950℃ 保温 2 ~ 6h，工件从盐浴中取出淬火或空冷，硼化层深可达 0.15 ~ 0.35mm，电解渗硼比非电解盐浴渗硼速度快，处理过程稳定，渗硼层质量好，适合大规模生产，由于大型复杂零件难于获得均匀渗层，不适于形状复杂的工件。

3. 固体渗硼

固体渗硼是把工件放入固体渗剂中，工件与渗剂一起被装箱并加热到一定温度保温一段时间，实现工件表面渗硼的工艺过程。固体渗硼是发展较快的渗硼工艺，根据渗剂形态特点，固体渗硼可分为粉末法、粒状法、膏剂法等。

固体法渗硼的渗剂配制容易，渗硼后表面无渗剂残留；所需的设备简单，且不需专用设备；适用于各种形状的工件，并能实现局部渗硼。国内一些专业厂家还将渗硼剂制成粒状，以减少工作时的粉尘，防止渗硼后渗剂粘结，方便工件的取出。但固体渗硼能耗大，热效率和生产效率低，工作环境差，工人劳动强度大，渗层组织和深度较难控制。

(1) 粉末法和颗粒法 这两种方法是将工件埋入填充粉末或粒状渗硼剂的渗箱中，加盖密封后加热渗硼。固体渗硼剂由供硼剂、活化剂、还原剂和填充剂组成，粒状渗硼剂还需加入粘结剂制成粒状。与粉末法相比，颗粒法工件装箱和取出时粉尘量大大降低，渗后无渗剂粘结，工件取出方便。这种方法既适合小批量生产，又能满足规模生产的要求。

固体渗硼剂一般由供硼剂（如供硼剂是化合物，还需加入还原剂，使之产生活性原子）、活化剂（催渗剂）、填充剂组成，这三种材料的选择和配比将决定渗剂的活性。粒状和膏剂渗硼剂还需加入粘结剂。除温度和时间外，影响固体渗硼渗层深度和质量的因素主要是渗剂的成分。渗剂活性越强，渗层越厚，其中的 FeB 相比比例越高；反之渗层薄，FeB 少，甚至渗层中无 FeB 相。表 5-24 是常用的几种粉末法和颗粒法渗硼剂成分与渗硼工艺。

表 5-24 常用的粉末法和颗粒法渗硼剂成分与渗硼工艺（45 钢）

	渗剂成分（质量分数）	温度/℃	时间/h	渗层厚度/mm	渗层组织
粉末法	5% B ₄ C, 5% KBF ₄ , 90% SiC	700 ~ 900	3	0.02 ~ 0.1	FeB + Fe ₂ B
	10% KBF ₄ , 50% ~ 80% SiC, 余硼铁	850	4	0.09 ~ 0.1	FeB
	15% B ₄ C, 10% Na ₂ SiF ₄ , 2% KBF, 73% SiC	950	16	0.85	FeB + Fe ₂ B
	80% B ₄ C, 20% Na ₂ CO ₃	900 ~ 1100	3	0.09 ~ 0.32	FeB + Fe ₂ B
	13% Na ₂ B ₄ O ₇ , 13% 活化剂, 10% 还原剂, 54% SiC, 10% 石墨	850	4	0.1	Fe ₂ B
	40% 硼铁, 8% 氟硼酸钾, 4% 氯化铵, 3% 氟化钠, 1% 硫脲, 余碳化硅	650	6	0.032	Fe ₂ B
粒状法	13% Na ₂ B ₄ O ₇ , 13% 活化剂, 10% 还原剂, 54% SiC, 10% 石墨, 粘结剂	900	5	0.1 ~ 0.2	FeB + Fe ₂ B
	20% 硼铁, 20% 硼砂, 15% 氟硼酸钾, 余碳化硅, 粘结剂	900	4	0.1	Fe ₂ B

为了降低渗硼剂成本，我国首先研制出以硼砂为供硼剂的粉末和粒状渗硼剂，选用合适的活化剂和还原剂配合，硼砂型渗硼剂在渗硼速度和控制渗硼层组织方面都比碳化硼、硼铁好，是良好的供硼剂。渗硼的活化剂有氟硅酸钠、氟硼酸钾、氟铝酸钠及一些氟化物。活化剂是渗硼过程与供硼剂反应，生成活性硼原子的组分。氟硅酸钠对渗硼的活化作用不比氟硼酸钾差，成本却降低很多。但过多的氟化物气体对人体有害，对车间有环境污染，我国已出现无烟无毒的渗硼剂，还原剂是与高价硼反应生成低价硼或活性硼原子的组分。以硼砂为供硼剂需加还原剂，其中有 Si、Ca、Al、Re 及其合金。硅铁还原能力较强，能较容易控制渗硼层组织，且成本低廉，使用较多，铝及铝铁合金也是较好的还原剂。填充剂是渗硼过程中调节硼势，防止烧结的组分。选择合适的填充剂可以解决在渗硼过程中渗硼剂结块和粘结工件问题。大多采用 SiC，也有采用木炭、活性炭为填充剂。3 号粉末渗硼剂选用经焙烧的 Al₂O₃ 为填充剂，渗剂不结块，松散，成为国内第一个商品化的渗硼剂。用硼砂作供硼剂并加入还原剂产生活性硼原子的渗硼方法，是将硼砂熔盐渗硼的原理应用于固体渗硼，用硼砂作供硼剂容易获得单相硼化物层。由于硼砂熔盐是难溶固体，加入石墨作为抗高温粘结剂，渗剂在高温时不粘结，可方便地取出工件，渗剂可重复使用。

固体渗硼多用 840 ~ 860℃ 处理 3 ~ 6h，硼化物层深 60 ~ 150μm。一般渗硼件的硼化层深度要求小于 150μm。增加渗剂活性并提高渗硼温度达 950℃ 以上，延长扩渗时间大于 8h 进行深层渗硼，硼化层厚度可达 200 ~ 300μm，可以满足大磨损量的需要。图 5-12 所示为 Cr12MoV 钢粉末渗硼及淬火、回火工艺。

(2) 膏剂法 渗硼是在渗硼剂中添加粘结剂制成膏状或料浆，涂刷或喷涂工件表面，干燥后加热渗硼。膏剂渗硼一般装箱密封加热，有的还填充 SiC、活性炭、Al₂O₃，有的在 N₂ + H₂ 保护气氛中加热。已经有渗硼剂在加热时可自发形成保护膜的保护膏剂渗硼剂，不需要装箱，可直接在空气介质的炉中加热，省掉渗箱，缩短加热时间，便于直接淬火。表 5-25 为膏剂法渗硼剂及工艺。

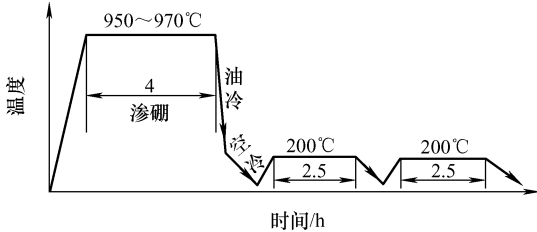


图 5-12 Cr12MoV 钢粉末渗硼及淬火、回火工艺

表 5-25 膏剂法渗硼剂及工艺

渗剂成分（质量分数）	基体材料	温度/℃	时间/h	渗层厚度/mm	渗层组织
50% B ₄ C, 35% NaF, 15% Na ₂ SiF ₄ , 桃胶水溶液	45SiMnMoV	920 ~ 940	4	0.12	FeB + Fe ₂ B
5% B ₄ C, 50% Na ₂ B ₄ O ₇ , 8% KBF ₄ , 32% SiC, 5% 石墨, 粘结剂	45 钢	900	5	0.130	FeB + Fe ₂ B

膏剂渗硼可用高频感应加热，如 50% B₄C + 50% Na₃AlF₆ 用水解的硅酸乙酯作成糊状，涂于工件上，干燥后高频感应加热到 1150 ~ 1160℃，保温 2 ~ 3 min，形成 0.1 ~ 0.12mm 的单相 Fe₂B 的渗层，硬度为 1150 ~ 1200HV。

知识点 5.1.9 渗金属

利用化学热处理方法将金属（如铬、钒、铌、钛）原子渗入工件表面的工艺称为渗金属。渗金属技术较多地应用于钢铁件，主要是利用铬、钒、铌、钛与碳的亲和力比铁强，能从铁中获得炭原子的能力，形成金属碳化物渗层。由于这些碳化物渗层往往具有超高硬度、高耐磨性等特性，因而很快受到重视，已经成功地应用于多种冷作模具和工具。渗金属的方法有固体法、液体法、气体法、离子法等，我国常用的是液体法和固体法。表 5-26 是几种碳化物覆层与渗硼、一般淬火处理的性能对比，各种渗金属方法及特点见表 5-27。图 5-13 所示为不同钢种的渗钛层表面硬度的分布，图 5-14 所示为不同钢种渗铬层硬度分布，图 5-15 所示为渗钒层硬度分布，图 5-16 所示为钢中含碳量对渗铬表层硬度的影响。

1. 液体渗钒、渗铌、渗铬、渗钛

液体渗金属是在熔融盐浴中进行的，熔盐主要由金属或金属合金粉末、活化剂、熔盐等组成。分为熔盐法和电解法两种。电解法渗金属是将金属粉末加入电解质熔盐中，通过电场作用产生金属离子并扩散进入基体。

表 5-26 几种碳化物覆层与其他处理方法的性能对比

渗层种类	渗层厚度/mm	表面硬度/HV	耐 磨 性	抗热黏着性	耐 蚀 性	抗高温氧化性
VC	5 ~ 15	2500 ~ 2800	高	高	较高	差
NbC	5 ~ 15	2400	高	高	较高	差
TiC	5 ~ 15	3200	高	高	高	差
(Cr, Fe) ₂₃ C ₆	10 ~ 20	1520 ~ 1800	较高	较高	较高	较高
渗硼	50 ~ 100	1200 ~ 2000	较高	中	中	中
淬火钢	—	600 ~ 700	一般	差	差	差

表 5-27 各种渗金属方法及特点

方 法	渗剂组分	特 点
粉末法	金属粉或金属化合物和还原剂（如铝粉）、卤化铵、氧化铝等	一般装箱在高温箱式炉、井式炉中进行加热保温。装箱和出炉时劳动强度大
膏剂法	金属粉或金属合金粉、活化剂、粘结剂	多用感应加热，应用不多
硼砂熔盐法	以 Na ₂ B ₄ O ₇ 为基，加入金属粉或金属化合物和还原剂（如铝粉）	一般用坩埚盐浴炉。熔盐稳定，渗层均匀，盐挥发少，不易老化，无公害。缺点是工件取出时粘盐较多。应用较广
中性熔盐法	以中性盐为基，加入金属粉或金属化合物和还原剂（如铝粉）	可在坩埚盐炉或电极盐炉中渗金属。盐浴流动性好，工件取出时粘盐较少；盐浴上下成分不太均匀
电解熔盐法	以 Na ₂ B ₄ O ₇ 为基，金属（扩散元素）板作为阳极	在电解坩埚盐浴炉中渗金属。熔盐稳定，无公害；工装夹具较复杂。应用不多
气体法	金属的卤化物气体	含有毒、有腐蚀、易爆炸气体，对设备要求高，操作必须注意安全
离子法	用欲渗金属作中间极（源极）	渗速快，渗层均匀，劳动条件好。应用不多

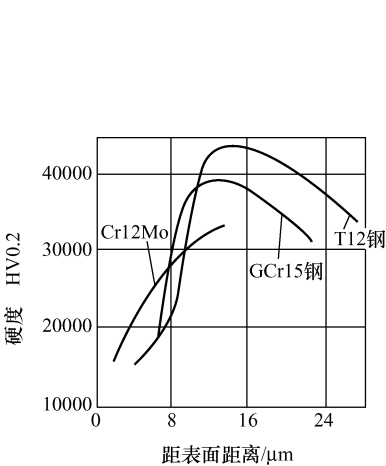


图 5-13 不同钢种的渗钛层表面硬度的分布

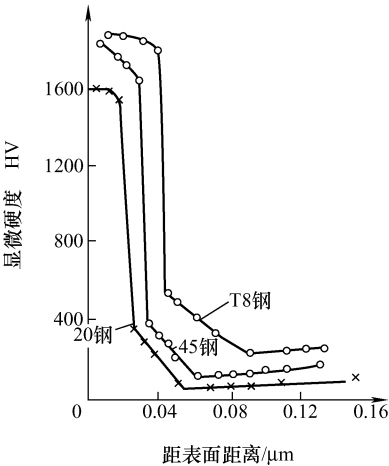


图 5-14 不同钢种渗铬层硬度分布

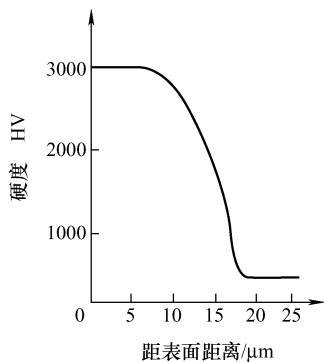


图 5-15 渗钒层硬度分布

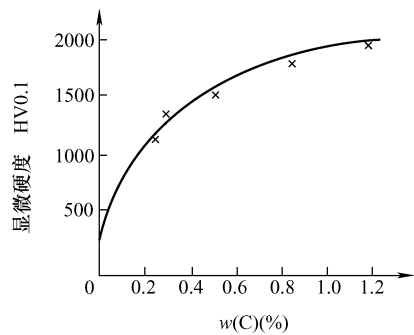


图 5-16 钢中含碳量对渗铬表层硬度的影响

熔盐法渗金属即通过悬浮在熔盐中的欲渗入金属原子或者渗剂中反应还原出的金属原子与被渗金属相互作用形成渗层。熔盐主要由金属的化合物、还原剂、活化剂、熔盐等组成。熔盐法渗金属又分为硼砂熔盐渗金属并形成碳化物的方法（TD 法）和中性盐渗金属等。液体渗金属的常见渗剂成分和工艺见表 5-28。

表 5-28 液体渗金属的常见渗剂成分和工艺

渗剂成分（质量分数）	温度/℃	时间/h	渗层厚度/μm	基体材料
10% Cr 粉 + 90% Na ₂ B ₄ O ₇	1000	5.5	17.5	T12
12% Cr ₂ O ₃ + 5% Al 粉 + 83% Na ₂ B ₄ O ₇	950 ~ 1050	4 ~ 6	0.015 ~ 0.02	T12
10% Cr ₂ O ₃ + 4% Al + 86%（50% BaCl ₂ + 20% Na ₂ B ₄ O ₇ + 30% KCl）	950	5	0.02	碳钢
10% V 粉 + 90% Na ₂ B ₄ O ₇	1000	5.5	22 ~ 24.5	T12
10% V-Fe + 90% Na ₂ B ₄ O ₇	1000	5.5	22	T12
10% V ₂ O ₅ + 5% Al 粉 + 85 % Na ₂ B ₄ O ₇	1000	5.5	17	T12
10% V ₂ O ₅ + 5% Al 粉 + 55 % Na ₂ B ₄ O ₇ + 30% 中性盐	820 ~ 880	5	5 ~ 16	T10
10% V ₂ O ₅ + 9% NaF + 9% Si-Ca-RE + 7.2% NaCl + 64.8% BaCl ₂	950	6	12	T12
10% Nb 粉 + 90% Na ₂ B ₄ O ₇	1000	5.5	20	T12
15% Nb ₂ O ₅ + 5% Al 粉 + 80% Na ₂ B ₄ O ₇	1000	5.5	17	T12
10% TiO ₂ + 90% NaCl, Ar	950	4	75	08F

1) 在硼砂盐浴渗钒、铌、铬等金属即 TD 法。它是在硼砂盐浴中于 800 ~ 1200℃ 加热钢、铸铁、钴合金、镍合金及硬质合金，使基体内的碳与盐浴中的碳化物形成元素结合，可在材料表面形成几微米到数十微米的金属碳化物（VC，NbC 等）层，这种工艺就称为硼砂盐浴金属覆层技术。TD 法的原理是在高温下通盐浴本身的不断对流，悬浮在盐浴中的金属活性原子与工件表面接触，吸附并向内扩散，形成金属渗层。硼砂熔盐的密度和黏度大，金属渗剂容易悬浮，是盐浴渗金属的最好载体，该法能使工件获得比其他渗金属熔盐更均匀的覆层。另外，熔融硼砂能溶解金属氧化物，可使工件表面清洁和活化，有利于金属原子的吸收和扩散。TD 法最大缺点是黏附在工件表面的残盐较难清洗。

在硼砂盐浴中添加 V_2O_5 、 Nb_2O_5 和 Cr_2O_3 等氧化物，同时加入还原剂 Al、Fe-Al、Si-Fe、Si-Ca 等活泼元素，还原生成新生的 V、Nb、Cr 原子，被钢表面吸附，扩散形成碳化物渗层 VC、NbC 和 Cr 的碳化物渗层。硼砂盐浴渗钒采用脱水硼砂 + 五氧化二钒 + 铝粉，盐中含钒量应控制在 5% ~ 8%。盐浴老化后，可加入 0.2% ~ 0.8% Al 粉还原，恢复盐浴活性。

渗钒层的 VC 硬度高，抗粘接性好，脆性小，且成本比较低，其工艺是脱水硼砂 80% ~ 90%，V-Fe（含 42% V）10% ~ 20%，60 ~ 150 目，盐浴中的含钒量保持在 10% 左右，950℃，4 ~ 6h。渗钒后尚需淬火、回火。对于淬火温度高于或等于渗钒温度的钢种（Cr12 型），可在渗钒后升温加热直接淬火。而淬火温度低于渗钒温度的碳素工具钢和合金工具钢，渗钒后空冷，然后再重新加热淬火。

硼砂盐浴渗钒、渗钒时坍塌下部渗速快，渗层厚，硬度高；上部则相反，渗层薄，硬度低。所以盐浴工作时应定时搅动，以减少偏析的影响。硼砂盐浴流动性差，工件粘盐重，特别是带孔槽件清洗有一定困难。硼砂盐浴严重侵蚀坍塌，坍塌使用寿命较短。渗钒、渗钒主要用于冲裁模、弯曲模、挤压模、切边模、冷锻模、制管模和粉末冶金模等冷作模具，与渗氮的模具相比较使用寿命可以提高几倍到几十倍。

为了改善硼砂熔盐流动性差等缺点，开发了在硼砂盐浴中加入氯化钡进行盐浴渗钒和铬钒共渗。采用渗钒配方为氯化钡 + 脱水硼砂 + 渗钒剂，可获得较深的渗层，T12 钢 950℃ 处理 4h，渗钒层为 10μm，流动性比硼砂盐浴好，工件少许粘盐，比较容易清洗。

2) 中性盐浴渗钒、钒、铬、钛，用中性盐或中性盐加碳酸盐为基盐，添加渗入元素的铁合金粉末，在钢表面形成碳化物层。在 22.2% KCl + 22.2% NaCl + 44.4% Fe-V 粉 + 11.2% Al_2O_3 盐浴中，将 15、45、T8 钢工件置于 1000℃ 处理 2 ~ 7h，得到表层为 V_2C ，次层为 VC 的碳化物层。钢中碳含量增加，表面 V_2C 层深不变，而次层 VC 增厚。

在 KCl + NaCl 中性盐中添加钛铁或铬铁粉可形成 TiC 或铬的碳化物层；但是，在中性盐中添加钒铁粉，在 15、45 和 T8 钢表面都不能形成 NbC 渗层。在 KCl + NaCl 中性盐中添加碳酸盐 K_2CO_3 、 Li_2CO_3 、 $BaCO_3$ 和 Na_2CO_3 后，添加钒铁粉能形成 NbC 层。在 95%（2KCl + $BaCl_2$ ）+ 5% K_2TiFe_6 盐浴中加热处理，可形成硬度极高的 TiC 层。

2. 固体渗钒、渗钛、渗铬

固体法渗金属是通过固体渗剂中欲渗金属原子与被渗金属相互作用而进行的，或者渗剂中反应还原出的金属原子在工件表面吸附、扩散渗入工件表面。固体渗钒、渗钛采用粉末填充法，不用专用设备，工件表面清洁，适用小批生产。表 5-29 为固体渗剂成分及工艺。

表 5-29 固体渗剂成分及工艺

渗剂成分（质量分数）	温度/℃	时间/h	渗层厚度/mm	基体材料
50% Cr, 48% ~ 49% Al_2O_3 , 1% ~ 2% NH_4Cl	980 ~ 1100	6 ~ 10	0.05 ~ 0.15	低碳钢
			0.02 ~ 0.04	高碳钢
73.5% Cr, 23% Al_2O_3 , 2% NH_4Cl , 1% NaF, 0.5% KHF_2	1000 ~ 1100	4 ~ 8	0.05	低碳钢
Cr: Fe: Al_2O_3 = 2: 1: 7, 1% ~ 2% NH_4Cl , H_2	1050	20	0.03 ~ 0.04	5590 合金
60% Cr-Fe (Cr65%, CO.1%), 39.8% 陶土, 0.2% NH_4Cl	850 ~ 1100	15	0.04 ~ 0.06	低碳钢

(续)

渗剂成分 (质量分数)	温度/℃	时间/h	渗层厚度/mm	基体材料
60% 铁钒合金粉 (含钒 30%) + 40% Al_2O_3	1100	10	0.012 ~ 0.016	碳钢
98% 铁钒合金粉 (含钒 30%) + 2% NKCl	1050	3	0.012 ~ 0.016	碳钢
98% 金属钒粉 + 2 % NH_4Cl	900 ~ 1150	3 ~ 9	0.008 ~ 0.038	0Cr18Ni10Ti
50% 金属钒粉 + 48 % Al_2O_3 + 2 % NH_4Cl	1150	3	0.01	0Cr18Ni10Ti
60% 铌铁粉 (含铌 51%) + 35% Al_2O_3 + 5% NH_4Cl	960	4	0.025	碳钢
15% Nb + 10% Na_3AlF_6 + 1% Al + 硼砂余量, 醇酸清漆	1000	4	0.020	GCr15
50 % Ti-Fe 粉 + 5 % NH_4Cl + 5% 过氯乙烯 + 40% Al_2O_3	1100	8	0.007	碳钢
49% TiO_2 + 29% Al_2O_3 + 20% Al + 2% NH_4Cl	1000	6	0.01	碳钢

固体渗钒剂有 50% 钒铁 + 10% 环氟硼酸钾 + 6% 氯化铵 + 1% 铝粉 + 33% 氧化铝, 温度 900 ~ 960℃, 保温 6h 可得 10 ~ 15 μm VC 层, 硬度为 2000 ~ 3700HV。此渗钒剂的缺点是用钒铁量太高, 成本偏高。还有一种配方将钒铁降低到 10%, 其配方为 10% V-Fe + 2% CuCl_2 + 2% NH_4Cl + 余 Al_2O_3 , 处理 T12 钢 950℃, 4h 获得 13 μm 渗钒层。渗钒层脆性小于渗钛层和渗硼层。渗钒处理 Cr12MoV 钢冲头、拉伸不锈钢模具、制锁用模等效果很好。

固体渗钛剂成分为 50% 钛铁 + 5% 氯化氨 + 5% 过氯乙烯 + 40% 氧化铝, 于 1000℃ 保温 6h, T8 钢可得到 10 μm 的 TiC 层, 显微硬度 2400 ~ 4000HV。50% Ti-Fe + 2% CuCl_2 + 2% NH_4Cl + 余 Al_2O_3 , 1000℃、4h、处理 T12 钢获得 16 μm 渗钛层。 TiO_2 为渗钛剂, 铝粉为还原剂, CaCl_2 为活化剂, 1000℃、4h、处理 T10 钢获得 20 μm TiC 渗层, 硬度为 2000HV。

3. 渗锌

在一定温度下将锌原子渗入工件表面的化学热处理工艺称为渗锌。渗锌能显著提高钢铁对大气、淡水、海水、苯、油等有机物质的抗蚀性, 并能改善对含硫介质的抗蚀性, 是钢铁材料防腐的最经济的、使用最普遍的方法。渗锌与镀锌相比, 渗锌层与基体结合牢固, 硬度、耐磨性和抗蚀性均有提高。渗锌具有温度低、变形小、设备简单等优点。铁粉末冶金材料渗锌代替黄铜制作弹子锁的锁芯, 对大气和潮湿空气的抗蚀性效果良好, 在生产上大量使用。还可提高铜、铝及其合金的表面性能。

常用的渗锌的方法和工艺有粉末渗和热浸渗 (液体渗锌) 两种。粉末渗因为所需设备简单, 操作方便, 渗层均匀, 表面光洁, 成品率高, 耐蚀性好, 有一定耐磨性, 特别适用于机械零件, 如螺钉、紧固件、弹簧等以及疏松多孔的铁基粉末冶金零件。而热浸渗方法有生产成本低、效率高、操作简单、生产工艺可靠、易于实现机械化和自动化生产等优点, 应用更广泛。

粉末渗锌是将表面清洁的工件埋入装有粉末渗锌剂的密封容器中, 加热到 300 ~ 440℃, 保持一定时间, 然后随炉冷却至室温。粉末渗锌剂的主要成分锌粉, 加入一些惰性物质 (如氧化铝) 以防止渗剂与零件或锌粉之间的粘结, 改善工件渗锌均匀性, 没有氢脆, 几乎没有变形。但粉末渗锌的缺点是工件装箱和取出操作时锌粉尘飞扬, 工作环境差。常用粉末渗锌剂成分及工艺规范见表 5-30。

表 5-30 常用粉末渗锌剂成分及工艺规范

序号	渗锌剂成分（质量分数）	温度/℃	时间/h	渗层厚度/μm
1	(50% ~75% 锌粉 +25% ~50% 氧化铝) +0.05% ~1% 氯化铵	340 ~440	1.5 ~8	12 ~100
2	20% 锌粉 +80% 氧化铝	340 ~400	2 ~4	30 ~80
3	50% 锌粉 +30% 氧化铝 +20% 氧化锌	380 ~440	2 ~6	20 ~70
4	99.5% 工业锌粉 +0.5% 氯化铵	380 ~420	2 ~4	20 ~70
5	50% 锌粉 +1% ~2% 氯化铵 +48% ~49% 氧化铝	380 ~420	2 ~4	20 ~70

机械能助渗锌比常规渗锌温度变化不大，仍为 400℃ 左右，但保温时间明显缩短，如直径 500mm 的滚筒加热到温后，在 400℃ 保温 1.5h，即可达 100μm 以上的渗锌层，保温时间仅为常规 1/10 ~ 1/8，节能效果十分显著，渗锌层组织是 FeZn₄ 化合物相。采用预抽真空和混有添加剂排出滚筒中空气办法，使渗锌件表面呈浅灰色，甚至呈白色。再钝化处理，表面光滑，颜色变浅，有金属光泽，经抛光后金属光泽更显著。

4. 渗铝

在一定温度下将铝原子渗入工件表面的化学热处理工艺称为渗铝。铝在室温就能发生氧化，形成的 Al₂O₃ 膜能紧密地与基体金属结合在一起，钢中含铝量达 8% 以上时，也能在其表面形成致密的氧化膜，因而具有良好的耐蚀性和抗氧化性。但是钢中铝含量过高，脆性大。渗铝是一种既可以保持工件基体的韧性，又可以提高工件表面的抗氧化和腐蚀能力的化学热处理方法，渗铝工件耐大气腐蚀性能比渗锌工件更好。渗铝还可改善铁基粉末合金、铜合金和钛合金的力学性能。用低碳钢渗铝后可代替价格较高合金的铬钢和镍铬钢制造某些零件。

渗铝件具有良好抗高温氧化性。低碳钢渗铝后，在 780℃ 以下能够无限期使用，低于 900℃ 能够长期使用，900 ~ 980℃ 以下工作，比未渗铝的工件寿命提高 20 倍，耐热钢渗铝后在 980 ~ 1100℃ 的耐用度是未渗铝的 5 倍。渗铝层抗大气腐蚀优于渗锌，渗铝层还能抗 H₂S、SO₂、CO₂、碳酸、硝酸、液氨、水煤气的腐蚀，特别抗硫化氢腐蚀的能力尤为显著。

渗铝方法可分为渗铝和涂覆扩散渗铝两类，热镀铝在化学热处理中常称为液体渗铝。涂覆扩散渗铝是在工件表面热涂一层铝，再进行扩散退火。加热方法除一般的辐射加热外，高频感应加热和电流直接通过零件加热等快速电加热，大幅度地缩短了加热时间，对节约能源和降低成本效果显著。渗铝主要是固体渗铝，常用固体渗铝剂的成分及工艺见表 5-31。图 5-17 所示为渗铝碳钢的耐腐蚀情况，图 5-18 所示为渗铝层显微硬度分布。

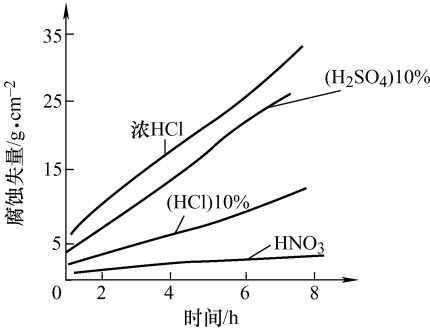


图 5-17 渗铝碳钢的耐腐蚀情况

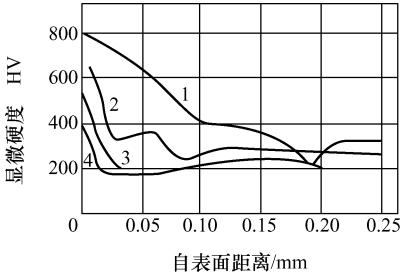


图 5-18 渗铝层显微硬度分布

1—900℃ 粉末渗铝，6h；2—900℃ 粉末渗铝，3h
3—900℃ 粉末渗铝，1h；4—900℃ 粉末渗铝，4h

表 5-31 常用固体渗铝剂的成分及工艺

渗剂成分（质量分数）	温度/℃	时间/h	渗层厚度/ μm
(14.2% 铝粉 + 84.8% 氧化铝) + 0.5% 氯化铵 + 0.5% $\text{KF} \cdot \text{HF}$	750	6	40
34.5% 铝铁粉 + 64% 氧化铝 + 1% 氯化铵 + 0.5% $\text{KF} \cdot \text{HF}$	960 ~ 980	6	400
39% ~ 99% 铝铁粉 + 0.5% ~ 1% 氯化铵 + 氧化铝余量	850 ~ 1050	2 ~ 6	250 ~ 600
78%（铁铝粉 + 铝粉）+ 21% 氧化铝 + 1% 氯化铵	900 ~ 1000	6 ~ 10	—

粉末渗铝是应用较早的一个传统工艺，用填充法把工件埋在 60 ~ 200 目之间粒度铝粉或铝铁合金粉、氧化铝的粉末状的渗铝剂中，然后加热到 900 ~ 1050℃ 保温数小时，其渗入机制与其他粉末渗金属相似。供铝剂为铝粉或铝铁合金粉，提供渗剂的铝原子；采用氯化铵催化活化被渗工件表面；填充剂采用氧化铝 (Al_2O_3) 或高岭土粉末，具有防止金属粉末粘结和调节渗剂活性的作用。

用快速电加热可以实现快速渗铝，是将电流直接通过工件和渗剂，或用高频感应电流将有铝涂层的工件加热，利用快速电加热可以缩短渗铝周期。电快速加热渗铝可以通过调整加热速度改变渗层的含铝量、相的成分和渗层组织、清除表面脆性区等。可以进行局部渗铝，从而可以保持零件的心部组织与性能不变，减少零件变形，易实现自动化。例如：用电加热于 1100℃，保温 5min 渗层为 160 ~ 170 μm 。

任务 5.2 表面淬火

利用快速加热的方法将钢件表面加热到临界点以上转变为奥氏体，然后快冷，形成马氏体组织的硬化层，而心部仍保持其原始组织（珠光体、索氏体），硬化层与基体之间一般都存在有不完全淬火的过渡层，这种工艺常称为表面淬火，提高耐磨性和疲劳强度是表面淬火的主要目的。表面淬火方法很多，根据加热方法的不同可分为：感应加热、火焰加热、激光加热、电子束加热等。

加热时靠近表面一定层深范围，不同程度地超过 A_{c3} 温度，达到奥氏体组织状态，在淬火时有足够的冷却速度时，将转变为非平衡的马氏体组织，是完全淬火的硬化层；心部基体部分的加热温度低于 A_{c1} ，保持原始组织；介于表层和心部之间的次表层，被加热到 A_{c1} 与 A_{c3} 温度之间，组织是奥氏体加铁素体，快速冷却后是不完全淬火的过渡层，组织为马氏体加铁素体。加热的强烈程度愈大，工件内部温度分布曲线就愈陡，淬硬层及不完全淬火的过渡层就愈薄，淬硬层、不完全淬火的过渡层和基体三者之间没有明显的界线。原始组织对快速加热固态相变影响很大。原始组织细、均匀时，可在较低温度和较短的保温时间内完成组织转变，淬火后得到细的或隐晶马氏体，硬度高，疲劳强度高，耐磨性好。为此，表面淬火前一般需要进行预处理，中碳结构钢常采调质或正火处理。

表面淬火的加热速度快保温时间短，奥氏体的晶粒度极细，淬火时冷速很快甚至自冷淬火，其淬硬层中马氏体很细，使得工件表面硬度、强度比一般淬火要高，因而具有良好的抗黏着磨损与疲劳磨损的能力。由于表面淬火后表面层形成比容大的马氏体，使工件表面层存在有较大的残余压应力。这种存在残余压应力的高硬度表面层将使工件的弯曲强度、扭转强度，特别是疲劳强度明显提高。

表面热处理的工艺简单，强化效果明显、变形小、生产效率高易于实现机械化、节能、

少污染，经过表面淬火的钢件，提高了表面的硬度和耐磨性，与经过适当热处理具有较高韧性的心部组织配合，可以使工件获得高度疲劳强度和强韧性，是应用相当广泛的工艺技术。

知识点 5.2.1 感应淬火

感应加热是利用电磁感应原理，当交变电流通过感应器时，产生的交变磁场，使放在感应器内的工件表面产生相同频率、方向相反的感应电动势，从而形成感应电流，即涡流，感应电流发生的电阻热将表面层加热到相变点以上，从而实现表面淬火的目的。

根据感应加热设备的交变电流频率范围，感应加热分为高频（频率大于 15kHz）、中频（频率为 1~8kHz）和工频（频率为 50Hz）三种。交变电流频率愈高，集肤效应愈强烈，电流透入深度愈浅。由于集肤效应使工件表面层的电流强度达到几千安培，热量比较集中，使高频感应加热在几秒钟内就可把工件表面加热到高温，而工件内部温度仍然很低。

高频表面感应加热设备大多采用 200~300kHz，有效淬硬层厚度为 0.5~2.0mm。用于中、小型件，如中小模数齿轮，中小尺寸轴的表面淬火；中频感应加热有效淬层厚度为 2~10 mm，用于淬硬层要求较厚的零件，如直径较大的轴，中大模数的齿轮；常用的超声频电流频率为 20~70kHz，兼有高、中频加热的优点，淬硬层厚度略高于高频，对中、小模数齿轮、花键轴、链轮等基本上能实现轮廓淬火。工频感应加热，有效淬硬层厚度为 10~20mm，用于大件，如轧辊、火车轮等表面淬火。为了保证淬火时表面获得均匀马氏体组织和心部有足够韧性，常在高频感应加热表面淬火前采用调质或正火作为预处理；调质后心部获得回火索氏体，心部综合力学性能较高，而正火后获得索氏体，机械加工性能好。

大多工件采用连续加热法，连续加热法是采用感应器与工件作相对运动，使工件表面逐次得到加热，随后逐次冷却淬火。连续加热淬火后，硬化层分布均匀，感应器通用性大。一般情况下，工件的直径越大，它所要求的硬化层越厚，因此，应根据工件的尺寸及硬化层厚度选择合适的电流频率。频率确定后则需根据硬化层厚度以及工件单位面积上输送的功率（比功率），选择设备的功率。硬化层深度和轴类零件直径与电流频率之间的关系分别见表 5-32 和表 5-33。

表 5-32 硬化层深度与电流频率之间的关系

频率/kHz		250	70	35	8	2.5	1.0	0.5
硬化层深度/mm	最小	0.3	0.5	0.7	1.3	2.4	3.6	5.5
	最大	1.0	1.9	2.6	5.5	10	15	22
	最佳	0.5	1.0	2.3	2.7	5	8	11

表 5-33 轴类零件直径与电流频率的关系

工件直径/mm	10~20	20~40	40~100
选用频率/kHz	200~300	8	2.5

高频感应加热的温度则应根据钢种、原始组织及相应区的加热速度来确定，见表 5-34。感应加热淬火可用喷液冷却和浸液冷却，淬火介质常用水、油，有时用聚乙烯醇水溶液及乳化液等。

表 5-34 常用钢种高频感应加热表面淬火的加热温度

牌 号	原 始 组 织	预备热处理	下列情况下的加热温度/℃ Ac ₁ 以上的加热速度/（℃/s） Ac ₁ 以上的加热时间/s			
			炉中加热	30 ~ 60 2 ~ 4	100 ~ 200 1. 0 ~ 1. 5	400 ~ 500 0. 5 ~ 0. 8
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
40Mn2 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
40CrNiMo	P + F	退火	830 ~ 850	920 ~ 960	940 ~ 980	980 ~ 1050
40CrNi	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 (+ Fe ₃ C)	正火或调质	760 ~ 780	780 ~ 820	800 ~ 860	820 ~ 900
CrWMn	粒状 P 或 粗片状 P	退火	800 ~ 830	840 ~ 880	860 ~ 900	900 ~ 950
	片状 P 或 S	正火或调质	800 ~ 830	820 ~ 860	840 ~ 880	870 ~ 920

注：P-珠光体，F-铁素体，S-索氏体。

由于高频感应加热速度很快，淬火后可在表层获得细小隐针状马氏体，淬火硬度比普通淬火高出 2 ~ 5HRC，而且淬火后表面存在压应力，耐磨性、抗疲劳强度显著提高，缺口敏感性较小，感应加热淬火广泛应用于齿轮、曲轴、轴、凸轮、轧辊、套筒形工件、机床导轨、螺杆、量具、工具等工件。图 5-19 和图 5-20 所示为高频感应淬火与普通淬火的硬度和耐磨性比较。表 5-35 为常用钢感应加热表面淬火后的回火工艺规范。

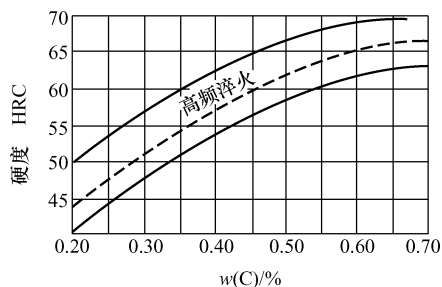


图 5-19 高频感应淬火与普通淬火的硬度比较

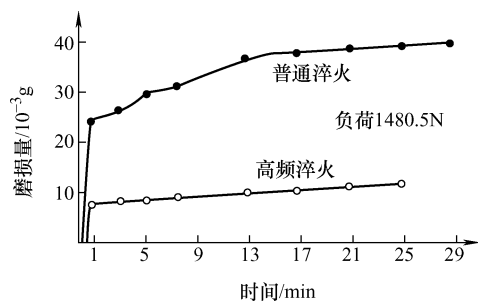


图 5-20 高频感应淬火与普通淬火的耐磨性比较

表 5-35 常用钢感应加热表面淬火后的回火工艺规范

钢材	要求硬度 HRC	淬火后硬度 HRC	回火温度/℃	回火时间/min
45	40 ~ 50	≥50	280 ~ 300	45 ~ 60
		≥55	300 ~ 320	
	45 ~ 50	≥50	200 ~ 220	45 ~ 60
		≥55	200 ~ 250	
50	50 ~ 55	≥55	180 ~ 200	45 ~ 60
	53 ~ 60	54 ~ 60	160 ~ 180	60
42SiMn	45 ~ 50	—	220 ~ 250	45 ~ 60
	50 ~ 55	—	180 ~ 220	60 ~ 90
15、20Cr、20CrMnTi、20CrMnMoV 渗碳后	56 ~ 62	56 ~ 62	180 ~ 200	60 ~ 120

感应加热淬火后为了减少淬火应力和降低脆性，一般要进行低温回火，使表面得到回火马氏体。可以自回火也可以在加热炉内进行回火，大多数是在炉内进行回火。

知识点 5.2.2 火焰淬火

火焰淬火就是将温度很高的火焰喷射到工件表面，使其较快地加热到钢的临界点以上，随后用水和其他介质冷却的表面淬火工艺。火焰淬火与感应加热表面淬火方法相比，具有设备简单，操作灵活，工件畸变小，表面清洁，一般无氧化、脱碳现象等优点。火焰表面淬火是只对模具刃口部分进行局部淬火硬化的方法，模具的其他部分仍可保持高韧性，因而经火焰表面淬火的模具韧性高；火焰表面淬火往往是模具制造的最后工序，凸模、凹模等零件装配时其材料处于可加工状态，全部加工、装配完成后再进行火焰表面淬火，可减少加工工序，提高生产效率；采用火焰表面淬火工艺不受地点、设备、时间限制，尤其是搬运不方便的大型模具更为有效。采用火焰表面淬火热处理费用可降低 60% 以上，节省电能 80% 左右；模具在使用中出现局部崩刃，可以补焊修复，有利于复杂模具制造及维修、更换。

火焰淬火是通过控制燃烧火焰还原区与工件的相对位置及相对运动来控制工件的表面温度、加热层深度及加热速度的。通常火焰加热淬火温度比炉中加热的普通淬火温度高 20 ~ 300℃；一般认为火焰还原区顶端距工件表面 2 ~ 3mm 为好；喷嘴的移动速度在 50 ~ 150mm/

min 之间选择。但由于加热温度和层深不易控制需要操作者较高的技术水平，劳动条件比较差。火焰加热常用的热源是氧乙炔焰，燃料是乙炔，助燃剂是氧气。也可以用其他燃料，如天然气、工业煤气、液化石油气或液体燃料，如煤油等。有时也用空气作为助燃剂。氧乙炔焰温度可达 3100℃，液化石油气空气焰可达 2000℃。如氧乙炔焰又分中性焰、碳化焰和氧化焰，而燃烧的火焰又分焰心、还原区和全燃区三层。火焰淬火时选择氧化焰（体积混合比为 1.5）是最有效的，此时火焰强度大，温度高，稳定性好，呈蓝色中性火焰。

对于模具中不重要的零件或要求不高的模具，可以选用 45、55、40Cr、40CrV、42CrMo、42SiMn、50Mn、5CrMnMo 钢等。这些钢材对于制造耐磨性要求较高的零件，表面硬度可达到 55 ~ 63HRC；对于耐磨性要求一般，而强度和韧性要求较好的零件，表面硬度可达到 45 ~ 48HRC。

制造模具刃口等要求高硬度、高耐磨性及较好韧性的零件，经常选用碳素工具钢及合金工具钢，碳素工具钢 T10A 及低合金工具钢 9Mn2V、CrWMn 等。由于钢材的淬透性较差，火焰表面淬火必须采用一定的冷却介质方能淬硬，并且容易出现硬度不均，显微裂纹及尺寸变形大等缺陷。高淬透性又适于火焰淬火的钢种是我国研制的火焰加热空冷淬硬冷作模具钢 7CrSiMnMoV（CH-1），已在包括汽车覆盖件等大型模具在内的各种模具上广泛应用，表 5-36 为 CH-1 钢不同工艺的淬火硬度。

表 5-36 CH-1 钢不同工艺的淬火硬度

淬火温度/℃	冷却方式	硬度 HRC
820	油冷	47
	空冷	27
840	油冷	61
	空冷	50
860	油冷	62
	空冷	59
880	油冷	62
	空冷	61
900	油冷	63
	空冷	61
920	油冷	63
	空冷	62
940	油冷	64
	空冷	63

为了获得良好的淬火质量，使钢的淬火表面硬度均匀，需在淬火前进行调质或正火预先处理。火焰加热表面淬火方法可分为同时加热法和连续加热法，模具淬火前应在 180 ~ 200℃ 温度下预热 1 ~ 1.5h。淬火冷却介质最常用的是水，形状复杂要求变形小的高碳钢及合金模具钢类工件，也可用聚乙烯醇水溶液、肥皂水、乳化液和油等；冷却方式有直接喷射冷却、投入水中或油中冷却，对于合金钢，为避免淬火开裂，减少变形，可用喷雾或压缩空气冷却。采用连续冷却淬火时喷嘴与喷水孔的距离为 10 ~ 20mm 为宜，要注意水花飞溅发生

灭火或火焰回击现象,工件加热后5~6s加热温度均匀到850℃左右时,进行喷液淬火效果较好。工件经火焰加热淬火后一般在炉中进行180~200℃的低温回火,也可以直接采用火焰加热回火的方法。

用火焰加热连续淬火,在始点和终点产生回火带,宽度可达5~10mm,影响工件的使用寿命。为了解决回火带的问题采用两个喷嘴同时向两侧加热,随后冷却淬火。到终点时,喷嘴离开后继续喷水冷却,可以完全避免回火软带。如用双喷嘴火焰处理了直径尺寸为900mm的模具里外圈刃口,工件变形小不崩刃,成本低且使用效果好。

对于冲压模,采用7CrSiMnMoV钢及火焰表面淬火工艺,由于强韧性好,耐磨性高,比45钢、T8A、T10A钢制作模具寿命一般提高1~3倍。各种塑料模、橡胶模,原来采用45钢制造,由于整体淬火易变形,一般不淬火,采用7CrSiMnMoV钢则可以装配后进行火焰表面淬火,提高了模具的使用寿命。

任务5.3 高能量密度表面强化

采用激光束、电子束、离子束这三类高能束流对材料进行表面强化是20世纪70年代发展起来的高新技术。高能束的能量密度高,在被加工工件上,由极表层向里能够产生 $10^6 \sim 10^8$ ℃/cm的温度梯度,使表层薄层迅速加热到相变点,甚至熔化或部分发生气化。正因为达到了这样高的温度梯度,冷的基体又会使熔化部分以 $10^4 \sim 10^{11}$ ℃/s的速度冷却,从而得到表面极细晶粒乃至非晶、纳米晶等一些特殊的亚稳组织结构,从而赋予材料表面以特殊的性能。

高能量密度表面强化是通过相变强化、表面合金化、熔覆和非晶化等改变材料表面的成分或组织结构而实现的,在模具工作零件的表面使用高能量密度在很短的时间内使被处理表面进行以上的改变,从而形成具有一定性能的表面强化层,可以大幅度提高模具的寿命。它具有以下特点:

- 1) 能量密度高,加热速度快,加热时间短,加热层薄,可以对工件进行有选择的表面处理,能量利用率高。
- 2) 自激淬火淬硬层薄,组织极细,具有较高的硬度、强度及韧性,耐磨性好,并有较好的耐蚀性。
- 3) 可实现自动化,工件淬火变形小,甚至无淬火变形,表面光洁,无氧化膜。

知识点5.3.1 激光加热表面强化

激光是20世纪60年代出现的重大科学技术成就之一。激光是用相同频率的光诱发而产生的。由于激光具有高亮度、高方向性和高单色性等很有价值的特殊性能,一经问世就引起了各方面的重视。70年代制造出大功率的激光器以后,人们利用高能量密度的激光控制加热技术,对其在金属加工强化领域进行了研究应用,已有激光淬火、激光合金化、激光涂层以及激光冲击硬化等。

表面强化常用CO₂激光器,用CO₂气体做激活气体,激发出10.6μm的红外光。CO₂激光器功率大,已有2~20kW功率的CO₂激光器。电光转换率高,可达15%~20%,而且在传送远距离、光速细以及在聚集成很小一点的能力上,和低功率激光束相似。由于激光束具

有高方向性、高亮度和高单色性的特点，才使它具有极大的功率密度，为激光表面强化处理奠定了基础。

激光加热金属表面时，在极短的瞬间（每秒可达 $10^5 \sim 10^6^\circ\text{C}$ ）即可把材料表面层加热到很高的温度，使其发生相变或熔化。由于加热时间极短，致使工件表面熔化层或相变层厚度很小，而基体材料的受热程度又特别低，所以金属的冷却速度很高，每秒达 10^6°C ，约为一般淬火速度的 1000 倍。所以材料表层加热后的冷却是通过基体金属的传导散热即自激冷却。激光辐射加热能够使被强化工件表面形成若干超级淬火区（白色层），这些淬火区具有如下特征：亚组织晶粒显著细化，晶粒内部发生很大畸变；金属内部缺陷密度（特别是位错密度）显著增加；表层中产生很高的内应力。

金属对激光的吸收率与材料、表面粗糙度和激光波长等有关。一般情况下，金属对 $10.6\mu\text{m}$ 的激光吸收率很低，大部分被反射掉。为了提高吸收率，充分利用激光能量，激光加热的工件表面需要进行黑化处理。黑化处理方法主要有涂炭法、胶体石墨法和磷酸盐法，其中磷酸盐法最好。 $3 \sim 5\mu\text{m}$ 厚的磷化膜对激光的吸收率可达 $80\% \sim 90\%$ ，并且有较好的防锈性能，激光淬火后不用清除，即可进行装配。

1. 激光加热表面淬火

激光加热是利用激光的高亮度，高功率密度（ CO_2 激光器的功率密度可达 $10^3 \sim 10^5 \text{ kW/cm}^2$ ），加热速度大（ $10^4 \sim 10^6 \text{ K/s}$ ），加热时间短（ $10^{-4} \sim 10^{-3} \text{ s}$ ），加热层薄和工件自冷速度大的特点。由于激光加热速度很大，相变是在很大的过热下进行的，因而形核率高。激光淬火加热温度一般为 $A_{c1} + (50 \sim 200)^\circ\text{C}$ 。激光加热表面淬火就是用激光束照射工件表面，工件表面吸收其红外线而迅速达到极高的温度，超过钢的相变点。随着激光束离开，工件表面的热量迅速向心部传递而造成极大的冷却速度，靠自激冷却而使表面淬火。对于碳素钢来说就是加热使之奥氏体化及冷却时形成马氏体的过程。由于激光强化冷却速度极快，所以足能避开奥氏体恒温转变 C 曲线的“鼻尖”而得到细小的马氏体组织，即使像 10 钢那样的低碳钢也可以获得马氏体表层，无需其他冷却介质。

磷化表面经激光淬火后，中间呈现黑色，边缘有两条白边，这是由于磷酸盐经激光加热脱水。如两条白边窄而白，表示表面扫描速度适宜，所得到的淬硬层较深。

同时由于加热时间短，碳原子的扩散及晶粒的长大受到抑制，从而将得到不均匀的奥氏体细晶粒，冷却后表面得到的是隐晶或细针状马氏体组织。激光淬火时，如激光的功率密度过低，或激光束扫描速度太快，加热时间太短，则表面加热温度不足，冷却后将得不到马氏体组织；反之，激光功率密度过高，或扫描速度太慢，工件表面可能发生局部熔化，凝固后表面层会出现铸态柱状晶，甚至产生裂纹，降低机械性能。

图 5-21 所示为 W18Cr4V 钢激光淬火的硬度梯度分布，图 5-22 所示为激光淬火加热工件的方法。

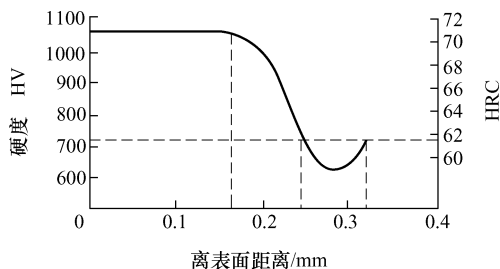


图 5-21 W18Cr4V 钢激光淬火的硬度梯度分布

由于激光淬火使马氏体点阵畸变提高、特殊碳化物的析出增加及硬化层晶粒超细化，使得激光淬火比常规淬火的表面硬度高，比高频感应淬火高 $15\% \sim 20\%$ 以上，见表 5-37。

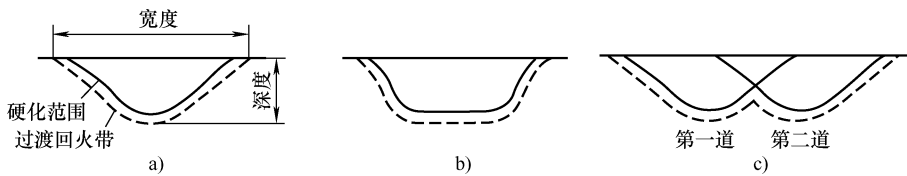


图 5-22 激光淬火加热工件的方法

a) 单道散焦激光束法 b) 单道摆动激光束法（一维） c) 多道重叠散焦激光束法

表 5-37 激光淬火与高频感应淬火硬度

材 料	硬 度	
	高频感应淬火	激 光 强 化
30	40 ~ 45HRC	51 ~ 54HRC
45	51 ~ 60HRC	60 ~ 66HRC
18Cr2Ni4WA	41 ~ 42HRC	51 ~ 56HRC
40CrNiMo	457HV	650 ~ 800HV
T12	825HV	1050HV

由于激光聚集深度大，在 75mm 左右的范围内的功率密度基本上相同，因此激光热处理对工件尺寸大小及表面平整度没有严格限制，并且能对形状复杂的零件或对零件的局部进行处理（如盲孔、小孔、小槽、薄壁件等）。此外，激光加热速度快，工件表面清洁，不需要保护介质，激光淬火靠自激冷却，不需要淬火介质，有利于环境保护，操作简单，便于实现自动化生产。由于激光是快速局部加热，即使处理形状复杂的零件，其淬火变形也非常小，甚至没有变形，因而激光加热淬火的零件一般可直接送到装配线上，但对于厚度小于 5mm 的零件，这种变形不可忽略。各种材料经激光相变硬化处理后，可以得到晶粒非常细小的表层组织，它不但有良好的强度、硬度，而且由于细小晶粒可以大大改善韧性，使材料表面性能得到改善，耐磨性也显著提高，见表 5-38。因为相变硬化层体积膨胀受到基体制约，使表层产生较大的残余压应力，提高了材料的疲劳强度。可见，激光加热表面淬火可以比较有效地解决模具的磨损失效和疲劳失效以及局部塑性变形等问题，延长模具的使用寿命。

表 5-38 激光淬火钢的磨损情况

材料名称	处理规范	激光硬化面积率(%)	磨损量/mg
20Cr	渗碳、淬火	—	2.2 ~ 2.9
		10	3.1 ~ 4.0
	激光硬化	20	2.5 ~ 3.1
		30	1.3 ~ 3.3
38CrMoAl	渗氮	—	3.4 ~ 4.9
		10	4.7
	激光硬化	20	2.9 ~ 4.5
		30	2.3 ~ 2.7
40Cr	调质	—	10.2 ~ 13.5
	激光硬化	20	2.0 ~ 3.5
		30	2.3 ~ 2.7

(续)

材料名称	处理规范	激光硬化面积率(%)	磨损失量/mg
45	调质	—	30.9~40.9
	激光硬化	20	2.1~4.4
		30	2.2~2.9
18CrMnTi	渗碳、淬火	—	3.3~4.6
	激光硬化	10	2.6~4.5
		20	19~2.2
		30	1.4~1.6

激光加热表面淬火不仅适用于 45、40Cr 和 40CrMnMo 等中碳钢的调质件，而且对铸铁、低碳钢和高碳钢、高速工具钢也能进行激光淬火。图 5-23 所示为 Cr12MoV 钢凹模刃口的激光淬火示意图，比常规处理提高寿命 4~6 倍。激光淬火大量用于处理内燃机、汽车和拖拉机发动机汽缸套内壁，如有的汽缸内壁获得 3~6 mm 宽、0.3~0.4mm 深的淬硬带，表面硬度为 750~1000HV，缸径呈规律性缩小 0.01~0.03mm，使用寿命提高 1~2 倍。T10A 钢冲孔模激光淬火后，刃部硬度为 1200~1300HV，首次重磨寿命由 (0.4~0.5) 万次，提高到 (1.0~1.4) 万次。

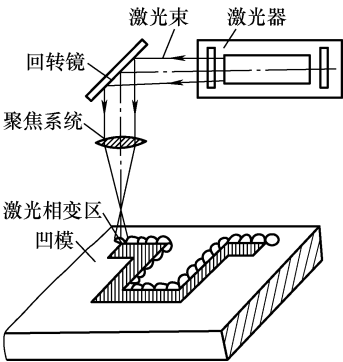


图 5-23 Cr12MoV 钢凹模刃口的激光淬火

对 GCr15 钢冲孔模和挤压模，用 500WCO₂ 激光器，功率密度为 0.3×10⁴W/cm²，扫描速度 50mm/s，自激冷却，表面硬度 927HV，冲孔模寿命提高 1.32 倍，压坡模寿命提高 8 倍以上。

2. 激光熔凝处理

激光熔凝处理是典型的快速加热和快速凝固过程，简称 LSM。激光表面熔凝处理时激光束输入工件的能量要比激光淬火的高，才能使工件表面产生熔化，然后依靠基体自身热传导快速冷却凝固，并不改变表层的化学成分。选用激光能量密度约为 10⁵W/cm²，而且要采用近于聚焦的光束或者匀强光斑。由于表层金属的加热和冷却都异常迅速，故所得的组织非常细小。若通过介质使表层熔液冷却速度达到 10⁶℃/s，则可抑制结晶过程的进行而凝固成非晶态，称为激光熔化—非晶态处理，又称激光上釉。

另外，与激光淬火工艺不同的，激光熔凝处理一般不需预涂覆激光吸收层，以免涂层进入熔池中影响熔凝层成分，而且光谱反射的问题由于出现熔化，不如激光淬火中那么严重。处理时一般应采用惰性气体保护，这样才能得到良好的重现性和表面粗糙度。

激光功率密度中等，扫描速度较慢时，表层将发生深度较小、面积较大的熔化，表面将为粗糙的焊波状。功率密度较大、扫描速度中等或较快时，表层熔化面积较窄，熔化深度较浅，表面粗糙度好。表面熔化区下方不存在明显的相变硬化区，表层熔化区冷却速度较高。功率密度很高、扫描速度极快时，表层条状熔化区窄细，表面粗糙度很小，表层温度梯度极大，可获得极高的冷却速度。在适当控制激光功率密度、扫描速度和冷却条件下，材料表面

经 LSM 处理, 可以细化铸造组织, 减少偏析, 形成高度过饱和固溶体等亚稳相乃至非晶态, 因而可提高工件表面的耐磨性、抗氧化性和抗腐蚀性能。

熔凝处理可以用来改善材料表面的耐磨性、疲劳强度和耐蚀性。某些模具钢在高速冷却结晶后, 可以提高碳化物弥散度, 改善合金元素及碳化物分布, 因而表面硬度和热稳定性都有提高, 可延长模具的寿命。如 Cr12 莱氏体钢和 4Cr5MoSiV 钢表面熔化, 然后超高速冷却, 形成很细的铸态组织, 使合金元素和碳化物分布更均匀, 提高了表面硬度。

3. 激光表面合金化及熔覆

激光表面合金化是一种既改变材料表面的物理状态, 又改变其化学成分的激光表面强化技术。这种表面强化工艺先是采用电镀、涂敷粉末、填加粉末等方法把所需要的合金元素涂敷到金属表面, 通过激光加热使其与基体表面共熔而混合, 在 0.1 ~ 0.3s 时间内形成厚 0.01 ~ 0.02mm 的表面合金层。快速熔化非平衡过程可使合金元素在凝固后的组织达到很高的过饱和度, 从而形成普通合金化方法不易得到的化合物、介稳相和新相, 在合金元素消耗量很低的情况下获得具有特殊性能的表面合金层。熔覆是保持表面加入的化合物不变, 而次表层部分基体与加入化合物熔化以加强结合强度。

合金元素的加入方法有预涂式和送粉式两种, 如图 5-24 所示。预涂式即采用电沉积、气相沉积、离子注入、刷涂、等离子喷涂、粘结剂、涂覆等方法将所要求的合金粉末预先涂覆在工件表面的相应部位, 然后用激光加热熔化, 与基体表面形成新的合金层; 送粉式(同步输入法) 是激光辐照的同时送入合金粉末, 需要精度较高的送粉装置。

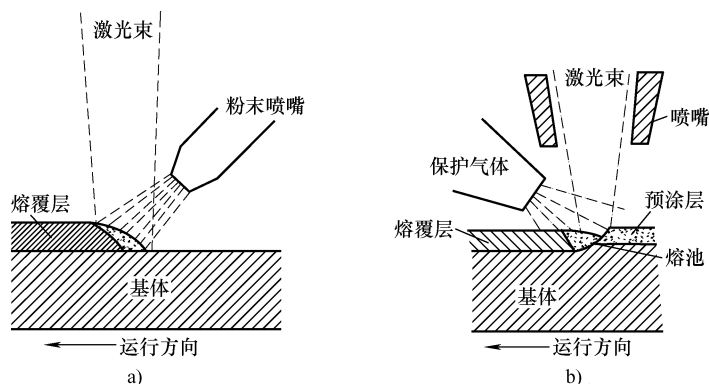


图 5-24 激光熔覆方法示意图

a) 一步法 b) 二步法

影响激光合金化层的工艺参数有: 粉末的选配、合金粉末预涂方法与厚度、激光输出功率、功率密度、稳定性、光斑尺寸、束斑能量分布均匀性、激光束扫描速度以及基材性质等。

表面合金化过程中合金元素向熔化区扩散, 在很短的时间内就能获得所需要的合金层。由于合金化层与基体材料之间可以形成纯粹的冶金结合, 具有极强的结合力, 从而提高了表层的耐磨性、耐蚀性和高温抗氧化性等性能。可使廉价的普通材料表面获得优异的耐磨、耐腐、耐热等性能, 以取代昂贵的整体合金; 可改善不锈钢、铝合金和钛合金的耐磨性能。

由于激光熔化过程有气体存在,且在快速凝固过程中来不及溢出表面,使表层中含有气孔,气孔的存在容易形成裂纹的萌生和扩展的聚集地,激光表面合金化技术的关键问题是如何消除或减少熔覆层的裂纹和气孔,这在有色金属的激光熔覆处理时应特别加以重视。

如在轧钢机导轨上利用激光熔敷高温耐磨涂层,与普通的碳钢导向板比较耐磨性提高4倍以上,与整体4Cr5MoV1Si钢比较,轧钢能力提高1倍以上,减少了停机时间,提高了产品的质量,降低了产品成本。

知识点 5.3.2 电子束加热表面处理

电子束亦属于一种高能密度的热源,它可在毫秒级时间内把金属由室温加热至奥氏体化温度或熔化温度,并借助冷基体的自身热传导,其冷速也可达到 $10^3 \sim 10^6 \text{ }^\circ\text{C/s}$ 。如此快的加热和冷却就给材料表面改性提供了很好的条件。但电子束流和激光束流的产生原理和物理特性不同。电子束是由电子枪阴极灯丝加热发射的电子形成的高能电子流,经聚焦线圈和偏转线圈照射到金属表面,并深入金属表面一定深度,与基体金属的原子核及电子发生相互作用。与激光加热相比较,能量利用率高,加热深度深,电子束对焦和束流偏转容易,操作控制方便,电子束设备功率稳定,输出功率大,最大功率可达150kW,设备运行成本便宜一半以上,电子束加热的工件表面不需黑化处理。电子束照射方式,可以是连续的,也可以是脉冲的。电子束加热速度快,淬火组织很细,可以得到细针马氏体、隐晶马氏体,甚至超细化组织,这是电子束热处理重要特点之一,电子束淬火一般不需要回火。

1. 电子束表面淬火

电子束表面淬火是将工件置于低真空中,用 $10^3 \sim 10^5 \text{ W/cm}^2$ 的高速电子流轰击工件表面,在极短的时间内,把钢件的表面加热到钢的相变点以上,由于电子束能量极高、集中,加热层很薄,可以靠自激冷却进行淬火,表面层转变为晶粒极细的马氏体。用线状电子束扫描装置可得到长方形的硬化层,这样能量分布较为均匀,可以得到较理想的硬化层。

电子束的功率密度和加热时间是电子束加热的主要参数。在其他因素相同情况下,随着功率密度的增加,淬硬层深度增加,淬硬层硬度提高。在相同的条件下,淬硬层深度随着加热时间的增加而加深。但是加热时间过长,会使金属基体变热,影响自激冷却效果。加热时间可用工件移动速度来调整,扫描速度过快起不到硬化效果,过慢会引起材料表面出现微熔。扫描速度一定时,功率增大则使实际奥氏体化温度升高,引起马氏体组织粗化。改变电子束的功率密度和扫描速度,可以改变淬火带的宽度和淬硬层深度。由于电子束的射程长,局部淬火部分的形状不受限制,即使是深孔底部及狭小的沟槽内部也能淬火。表面淬火加热所需能量密度只需 10^3 W/cm^2 ,控制表面温度低于熔点,在奥氏体转变温度下维持一定时间,以增加淬硬层深度。电子束工作时,依次照射每个特定的点,在一定点停留20~100ms后,以其热影区可以忽略的极快速度,在1ms之内将电子束移到下一个点,形成淬火工件要求的图案。图5-25所示为表面淬火时电子束走向,图5-26所示为电子束能量输入。

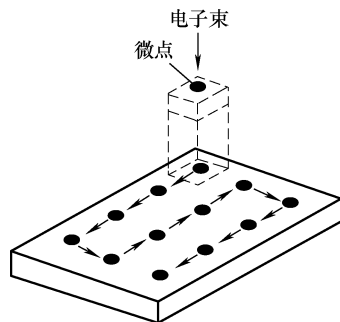


图 5-25 表面淬火时电子束走向

电子束热处理是在真空中进行,所以无氧化脱碳现象发生,处理后表面呈白亮色。电子束淬火后,零件几乎不发生变形,可以作为最后一道工序,淬火后可直接装配使用。经电子束加热表面淬火后,工件表面层呈压应力状态,有利于提高疲劳强度,从而延长工件使用寿命。

电子束加热表面淬火,表层得到晶粒极细小的隐晶马氏体,可以提高材料的强度与韧性,其硬度比常规热处理高

1~3HRC,如正火状态的45钢经电子束表面淬火后,硬度约为800~830HV,淬硬层深度可达0.2~0.3mm,T10A可达65~67HRC,GCr15可达67HRC以上,Cr12MoV可达700~800HV_{0.1}。磨损试验表明,电子束淬火比常规热处理的耐磨性提高5倍。

对汽车离合器凸轮进行选择表面淬火,每个工件需淬火8个部位,硬化层深度为1.5mm,表面硬度为58HRC。采用这种方法处理,避免了用感应加热表面淬火所难以克服的变形问题。用电子束表面淬火强化T10钢冲模,先用780~800℃油淬,180~200℃回火,硬度为58~60HRC;刃口部分用聚焦电流495mA,加速电压为45kV,束流为101mA,束宽为20mm,移动速度为30mm/s的电子束加热淬火,表面硬度为65~66HRC。

2. 电子束熔凝处理

用比电子束淬火高的能量密度对工件表面进行加热,使其表面在瞬间处于熔化状态,当停止加热时,在冷基体的作用下以极快的冷速冷却,从而使表层组织细化,实现高硬度下有良好的韧性,可以大大降低原始组织的显微偏析,电子束熔凝处理在真空中进行,具有真空脱气效果,因此表层熔凝层质量高。同时零件表面无需黑化预处理,处理时不需要保护气体,使用成本比激光低。电子束熔凝层的组织与性能与激光熔凝层相似。电子束熔凝最适于铸铁、高碳高合金钢,目前该工艺主要用于工模具和铸铁零件的局部强化。经过电子束表面强化处理后,工件在获得表面高强韧性的同时,仍然能保持心部的高韧性,如HSS孔冲模的端部刃口经过电子束表面处理,获得深1mm,硬度为66~77HRC,碳化物弥散分布,组织细化具有强度和韧性最佳配合的性能。

3. 电子束表面合金化及熔覆

使用比电子束表面淬火更高的能量密度对金属表面进行加热,将有特殊性能的镍基、钴基合金粉末和碳化钨粉末等涂敷在45钢表面,或在电子束作用的同时加入所需粉末使其熔融在工件表面上,在表面形成全新的合金化层;或在基体表面上形成具有某些特性的覆层,熔覆层与基体是冶金化结合,不产生明显的层间元素的混合与对流。在钢表面形成含镍、硼、钴、钨等合金元素的合金层或熔覆层。硼合金层硬度可达1200~1900HV,碳化钨合金层硬度可达980~1300HV。合金层为精细枝晶结构,向内为淬火组织,使金属表面具有很好的耐磨、耐腐蚀及耐热性能。

通过表面合金化,可以使普通碳钢的表面获得高合金钢的耐磨、耐热、耐湿性能合金钢的表面合金化,也能在细化表面晶粒的同时获得某些特殊性能,提高工件的强韧性,进一步

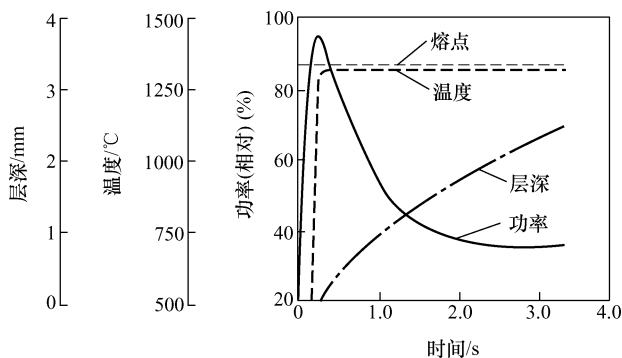


图 5-26 电子束能量输入

提高使用寿命。熔覆在真空状态进行,比激光熔覆的气孔要少,组织致密,硬度高耐蚀性好,表面质量好,熔覆的工艺方法与激光熔覆的一样,也有预置法和头部送粉法,如以提高耐磨性为目的,应在合金粉末中加入 WC、TiC 等高硬度碳化物粉末。

知识点 5.3.3 离子注入表面强化

离子束表面强化技术主要是指离子注入技术。该技术将几万到几十万电子伏特的高能束离子流注入固体材料表面,从而改变材料表面层的物理、化学和力学性能的一种新的表面原子冶金技术。图 5-27 所示为全方位离子注入机,离子注入是利用小型的低能离子加速器,将需要注入元素的原子,在加速器的离子源中电离成为离子,然后通过离子加速器的高压电场将其加速成为高速离子流,再经磁分析器提纯后,离子束强行打入置于靶室中的模具工作零件表面,以引起模具工作零件表面注入层中微观结构和宏观性能的变化。整个注入系统处于 $1.33 \times 10^{-3} \text{Pa}$ 的真空中,以保证离子束在规定的路线前进时不与其他元素的原子发生碰撞。

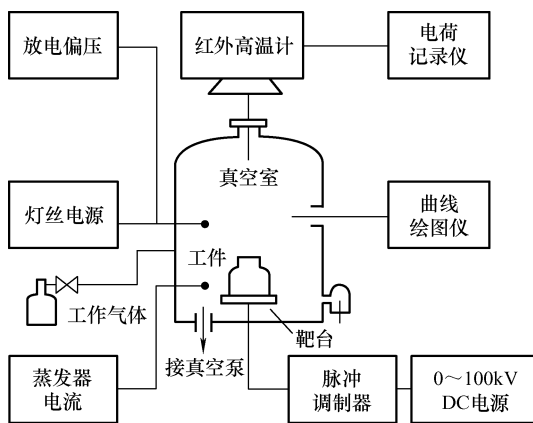


图 5-27 全方位离子注入机

离子注入的特点是通过高能量的离子流把异类原子直接引入处理件的表面层中进行合金化。引入的原子种类和数量不受任何常规合金化热力学条件的限制,从而获得超乎寻常的固溶强化和损伤强化等。离子注入技术应用到模具工作零件上,将引起模具工作零件基体表面晶格缺陷或基体表面点阵原子的化学结合,而使基体表面发生物理、化学和力学性能的变化,有效地提高了模具工作零件基体表面的硬度、耐磨性、耐腐蚀性和抗疲劳等多种性能。

离子注入首先要产生离子,常用的非金属有 N、C、B;耐蚀抗磨金属元素有 Ti、Cr、Ni;固体润滑元素有 S、Mo、Sn、In;还有耐高温元素 Y 及稀土元素等。气态元素的离子化比较容易,例如把 N_2 引入装置的离子源内,在存在高温灯丝加速电子的情况下,氮离子被电离,形成等离子体;金属离子的电离较为复杂,产生金属离子束,要先加热离子源中的挥发性金属化合物,也可采用氯化处理技术,即将氯气通入离子源室,并与离子源中放置的金属起反应,形成的氯化物被灯丝产生的热量所挥发,然后被电离。正离子经由狭缝从离子源中被抽出,随后被加速。

经两次加速的被注入元素的离子是以很高的速度注入靶中,将和基体金属离子发生碰撞,从而使晶格大量损伤,可以突破基体金属中的扩散速率以及固溶度的限制;注入元素与靶中的晶格原子不断发生碰撞而损失能量,若碰撞传递给晶格原子的能量大于晶格原子的结合能时,将使其发生移位,形成空位—间隙原子对。若移位原子获得的能量足够大,它又可撞击其他晶格原子,直到能量最后耗尽。一系列的碰撞级联过程,在被撞击的表面层内部产生强辐射损伤区,可使金属表面从长程有序变为短程有序,形成非晶态,使性能发生改变。所产生的大量空位在注入热效应作用下,集结在位错周围,对位错产生钉扎作用,这也可以说成是固溶强化。如 N、B 等注入元素,它们被注入金属后,会与金属形成渗氮物、硼化物,弥散分布于基体材料中构成硬质合金相使基体强化,称之为第二相强化。高速离子轰击

基体表面，也有类似于喷丸强化的冷加工硬化作用，还可使表面不平度减小。

离子注入工艺不同于镀覆技术，由于注入元素的浓度一般不超过原子的 15%，离子注入后，便形成与工件基体材料完全结合的表面合金，注入层与基体之间没有明确的分界面，所以不会出现剥落现象。由于注入时试样处于真空中，而且可以通过调节各种电控参数来控制注入过程的温度，这样既不改变工件基体表面的几何尺寸，又能保持原有的表面粗糙度。

虽然注入的深度较浅，约为 0.1 μm ，但是当工件表面发生磨损和形成位错时，注入原子便同时向内迁移，并和基体材料中元素的原子相互结合。即使在注入深度的层深被损耗后，仍能继续表现出一定的耐磨性和耐腐蚀性，能使金属表层有比注入层深度深 2~3 个数量级的深度上具有注入层的耐磨性，可以继续提高模具的实际使用寿命。图 5-28 所示为离子注入过程及浓度示意图。

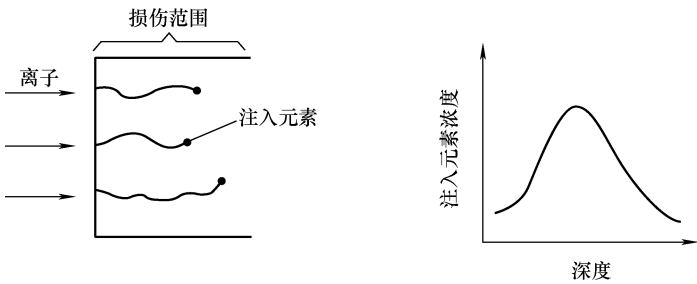


图 5-28 离子注入过程及浓度示意图

1. 改善材料的摩擦、磨损性能

图 5-29 所示为 9Cr18 钢离子注入的磨损曲线，表 5-39 所示为离子注入在磨损件上的应用。

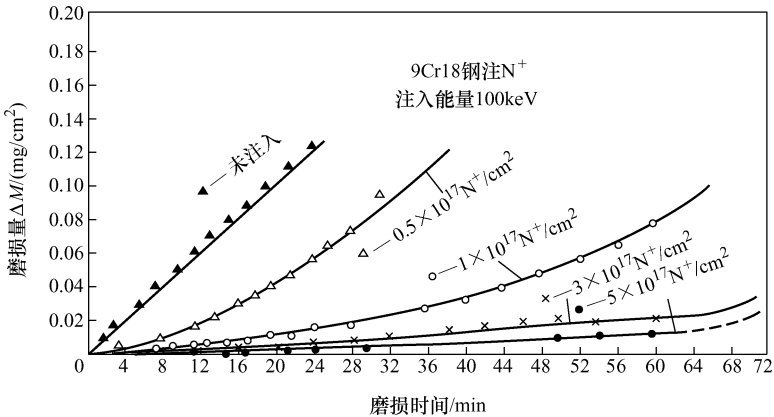


图 5-29 9Cr18 钢离子注入的磨损曲线

表 5-39 离子注入在磨损件上的应用

分 类	应 用	材 料	处 理	结 果
刀具	醋酸盐穿孔机	Cr 板	$4 \times 10^{17} \text{ N}^+/\text{cm}^2$	提高性能
	钻塑丝锥	高速工具钢	$8 \times 10^{17} \text{ N}^+/\text{cm}^2$	寿命提高 5 倍
	人工橡胶切刀	YG6	$8 \times 10^{17} \text{ N}^+/\text{cm}^2$	寿命提高 2 倍
	成形刀具	12Cr2C	$4 \times 10^{17} \text{ N}^+/\text{cm}^2$	大大降低黏着磨损
模具	铜杆拉模	YG6	$5 \times 10^{17} \text{ C}^+/\text{cm}^2$	产量提高 5 倍
	拉丝模	YG6	$2 \times 10^{17} \text{ Co}^+/\text{cm}^2$	寿命提高
	钢丝模	YG6	$3 \times 10^{17} \text{ Co}^+/\text{cm}^2$	磨损速度降至原来的 1/3
	塑料注入模	Cr 板	$4 \times 10^{17} \text{ N}^+/\text{cm}^2$	磨损速率降低

用离子注入技术来减少磨损、提高表面抗磨损能力是很有效的方法,即注入可提高表面硬度的元素(一般硬度高的表面,磨损量相对较小),由于离子注入的多种强化作用,可使许多材料的表面硬度增高 30%~120%,注入离子后材料硬度的改变情况与注入材料、基体材料、注入剂量、注入能量等有关。一般说来,硬度随注入离子的原子质量增大而增加,随注入剂量增大试样表面硬度增加,但注入剂量要大到一定值后硬度才会有所提高,剂量到一定程度后硬度上升趋势;或注入可减小摩擦系数的元素,在钢表面注入 Sn^+ 可以降低摩擦因子 50%,注入 Mo^+ 和 S^+ 后可使摩擦因数减少,降低摩擦因数达到降低磨擦力的目的。目前应用较多的注入元素有 N^+ 、 Ti^+ 、 C^+ 、 B^+ 、 P^+ 等,注入剂量为 $1 \times 10^{17} \sim 5 \times 10^{17}/\text{cm}^2$ 。

2. 离子注入对疲劳性能的影响

N^+ 注入不锈钢和 Ti^+ 注入马氏体时效钢后,疲劳寿命比未处理材料提高 8~10 倍。 N^+ 的注入对疲劳性能的影响原因,可用下述简单模型进行介绍, Fe_{16}N_2 细小沉淀相的作用是既可使铁素体相强化,又易使位错运动,从而使表面滑移更加均匀,降低了表面滑移的不均匀性,使疲劳寿命得以提高。 Ni 中注入 B 会使疲劳寿命提高 1 倍,其原因是得到一个高度无序的非晶或微晶组织,此组织坚硬,限制了驻留滑移带的形成。图 5-30 所示为注入对疲劳寿命的影响。

碳化钨基硬质合金拉丝模该种模具经氮离子注入后,可使模具寿命提高 2 倍以上。 W6Mo5Cr4V2 钢制 M12 螺母冲头,在冲硬度为 130~160HBW 的冷拔低碳钢螺母,采用 1190℃ 加热油淬,560℃ 回火 90min 三次和离子注入,可大幅度提高模具寿命。

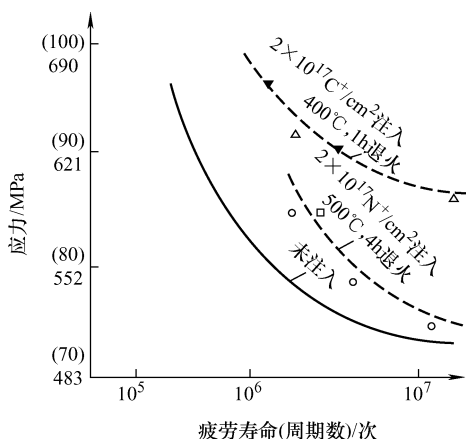


图 5-30 N^+ 、 C^+ 注入对 Ti-6Al-4V 对疲劳寿命的影响

任务 5.4 气相沉积技术

气相沉积技术是近 30 年来迅速发展的一门新技术。它运用化学或物理方法,在各种材料或制品表面沉积单层或多层薄膜,如 Ti、V、Ni、W、Mo、Cr 等元素形成的碳化物、渗氮物和硼化物,这些高熔点、高硬度及与钢基体结合能力强的金属化合物被覆在工模具工件表面,从而使模具获得需要的各种性能。

气相沉积的基本过程包括沉积材料的气相物质(气体原子、离子、分子或集合体)的产生、气相物质的输送及气相物质在工件表面形成固态薄膜三个基本环节。根据成膜过程机理的不同,可分为物理气相沉积(PVD)、化学气相沉积(CVD)和物理化学气相沉积。

知识点 5.4.1 物理气相沉积(PVD)

物理气相沉积是在真空条件下,利用物理方法,将沉积物材料气化为原子、分子或离子化为离子,直接沉积到基体表面的方法。物理气相沉积有蒸镀、溅射和离子镀。由于加热方法不同和控制粒子运动的方法不同,PVD 的种类也就很多,而且还在不断地发展,且每种 PVD 法都有专用的设备,工艺方法也在不断地研究发展之中。目前的 PVD 法与 CVD 法相比

形成涂层的成分相差不大，PVD 法工件的温度较 CVD 法低但涂层要薄，可减少工件的变形但涂层的牢固度低。

PVD 方法突出的优点是镀膜温度低，只有 500℃ 左右，而且温度还可以降低。虽然镀膜厚度较薄，但是能有效地提高模具寿命。镀膜设备复杂、价格高，是其在模具制造上难以普遍应用的主要原因。PVD 镀膜技术在工模具行业应用较多，国内一些厂家用 PVD 法强化模具工作零件表面，使模具寿命提高，获得了成功的经验。如：对 YG20 硬质合金录音机磁头外壳拉深模模具工作零件进行 PVD 涂覆 TiN 处理，模具寿命提高 3 倍以上；经低温沉积 TiN 涂层的电度表拉深模，其使用寿命由原来的 2000 件提高到 2 万件以上。此外，用 65Mn 钢制造的精密平面磨床的主轴，经低温沉积 TiN 涂层处理后，径向圆跳动达 0.002mm 较高精度，耐磨性可提高 6~8 倍。

1. 真空蒸镀

真空蒸镀是物理气相沉积中应用较广泛的一种干式镀膜技术，相对后发展起来的溅射镀和离子镀，其设备简单，价格便宜工艺简便，可进行大批量生产。蒸镀是在 $10^{-3} \sim 10^{-4}$ Pa 的真空度下，采用各种热能转化方式，使镀膜材料蒸发成为具有一定能量的气态粒子（原子、分子或原子团），然后凝聚沉积于工件表面形成膜层的方法。图 5-31 所示为采用电阻蒸发源的真空蒸镀原理图。镀膜室内工作时为真空状态，被镀膜的工件处于基板的位置，用卡具固定。将蒸镀的材料放置在蒸发源上，蒸发时，在蒸发电极上通低压大电流交流电，产生高温。电阻蒸发源由电阻温度系数大的高熔点金属钨、钼、钽等制作。大量蒸发成气态的金属原子，离开蒸发源的熔池表面，径直到达工件表面，并在工件表面凝结成金属薄膜。因此，真空蒸镀过程是由蒸镀材料物质蒸发、气相金属原子传输、气相金属原子在工件表面形核、成长等成膜过程组成的。

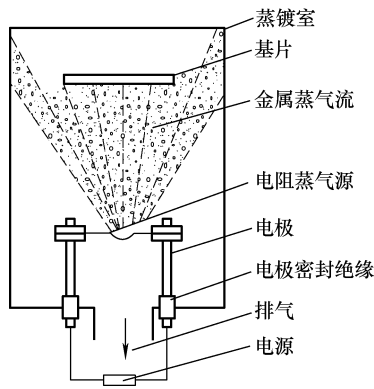


图 5-31 真空蒸镀原理图

真空蒸镀装置主要包括真空蒸镀室、真空抽气系统、蒸发源和基片（工件）。真空蒸镀室是不锈钢或玻璃制成的钟罩。蒸镀室内装有蒸发电极、基片架、轰击电极及测温监控装置等，基片架的作用是夹持工件，为保证镀膜的均匀性，除静止型外还有平板旋转型和有自转、公转的行星转动型等。

真空蒸镀的基本过程是：关闭充气阀和高真空阀，用机械泵对钟罩进行预抽气。当压强达到 $1 \sim 10$ Pa 后，关闭低真空阀，开启高真空阀，通过扩散泵与机械泵组进行抽气。当钟罩内压强达到需要数值后，再对蒸发源和基片加热进行蒸镀，蒸镀完毕后，关闭高真空阀，开启充气阀向钟罩内充气，然后打开钟罩，取出工件。

（1）蒸发源 真空蒸镀需将镀层材料加热使之蒸发变为气态。电加热的方法有电阻加热、电子束加热、高频感应加热、激光束加热。不同的加热方法制成各种蒸发源。

1) 电阻加热蒸发源。电阻蒸发源具有结构简单、操作方便、造价低廉等优点，使用较普遍。它是用丝状或片状的高熔点金属（钨，钼，钽）做成适当形状的蒸发源，根据镀料形状的不同，电阻蒸发源可做成丝状、螺旋状、舟状等。其结构如图 5-32 所示。将膜料放在其中，接通电阻加热膜料而使其蒸发。电阻蒸发源只能用于低熔点的金属或化合物的蒸发。

2) 电子束加热蒸发源。按照电子束设计的电子枪把热灯丝发射的电子汇集成为电子束, 电子束轰击膜料的一部分使之加热, 可以将高熔点金属熔化蒸发。电子枪类型很多, 按电子束的轨迹不同, 有直射式电子枪、环行电子枪和 e 形电子枪。目前应用的主要是 e 形电子枪, 图 5-33 所示为采用 e 形电子枪原理示意图。热电子由灯丝发出后, 被阳极加速, 在电子束垂直方向有电子枪两边的平行极板产生的均匀磁场, e 形枪的优点是正离子的偏转方向与电子偏转方向相反, 因此可以避免直射枪中正离子对镀材的污染。电子枪发出的电子束直接照射膜材锭表面, 将高速电子的动能转化为加热材料的热能, 使镀料熔化蒸发, 而进行蒸镀。

电子束蒸发源的特点是能量可高度集中, 使膜料的局部表面获得很高的温度, 能准确而方便地控制蒸发温度。对高低熔点的膜料都能适用, 尤其适合蒸镀熔点高达 2000°C 左右的氧化物。由于坩埚不被直接加热且可以用水冷却, 能避免坩埚材料对镀膜的污染, 因而适用于制备高纯度的膜层。

目前常用的 e 形电子枪电压为 10kV , 束流为 $300\text{mA} \sim 1\text{A}$, 通过调整阴阳极尺寸、相对位置和磁场设置可以调整电子束束斑的大小, 电子枪的工作真空度不能高于 0.1Pa , 否则将在电子束加速过程中使气体产生电离, 将阴阳极间的空隙击穿, 将破坏电子枪。

3) 激光束蒸发源。激光蒸发源将激光束作为热源来加热膜料, 通过聚焦可使激光束密度达到 $10^6\text{W}/\text{cm}^2$ 以上, 图 5-34 所示为激光蒸发装置简图, 激光器置于真空室之外, 高能量的激光束通过窗口进入真空室, 它以无接触加热方式使膜料迅速气化, 然后沉积在基片上形成薄膜。根据激光的工作方式不同, 可进行脉冲输出和连续输出。

激光加热法的特点是非接触加热, 避免了坩埚的污染, 能蒸发高熔点材料且污染极少。由于蒸发速度极高, 制得的合金、化合物薄膜组成与原蒸发材料基本相同; 易于控制效率高, 不会引起靶材带电的现象, 激光蒸镀能实现化合物的沉积, 而且不会产生分馏现象, 此外, 在基片不加热的情况下, 还能得到洁净良好的镀膜, 激光源镀膜是沉积介质膜、金属膜和无机化合物膜的好

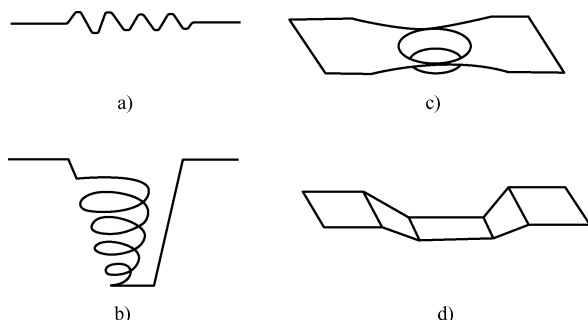


图 5-32 常用电阻蒸发源的形状示意图

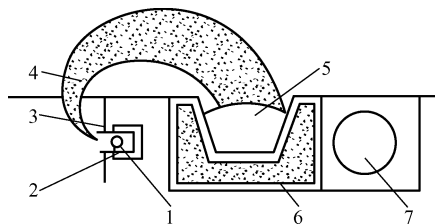


图 5-33 采用 e 形电子枪原理示意图

- 1—灯丝 2—控制极 3—阳极-加速极
4—电子束 5—膜材锭 6—水冷坩埚
7—产生均匀磁场线圈

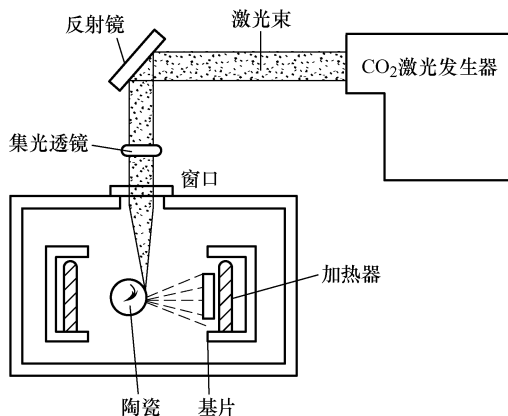


图 5-34 激光蒸发装置简图

方法。但激光蒸发过程有颗粒喷溅现象,大面积沉积有较大难度,设备成本较高。

4) 高频感应加热蒸发源。高频感应加热蒸发源是将镀材放置在感应圈中,感应圈通入高频电源,在镀材金属棒的表面产生感应电流,把镀材金属加热蒸发,采用感应加热蒸发速率大,设备简单,操作方便成本低廉,可以得到纯度高的涂层。

(2) 真空蒸镀工艺 先将基片表面、真空室内壁、基片架等表面的油污、锈迹、尘埃等进行清洗净化,必要时基片还可以进行离子轰击清理,使表面洁净,还可以使基片表面出现微观凹凸点更利于膜基间结合;镀膜室抽真空到 $10^{-3} \sim 10^{-2}$ Pa,加热基片,其目的是去除水分和增强膜基结合力,然后镀料预热,接通蒸发源,对镀料加热,先输入较低功率,使镀料脱水、脱气,为防止蒸发到基板上,此时,应用挡板遮盖蒸发源及源物质,然后输入较大功率,将镀料迅速加热到蒸发温度,蒸镀时再移开挡板;在蒸镀阶段,除要选择适当的基片温度、镀料蒸发温度外,沉积气压是一个很重要的参数;达到要求的膜层厚度以后,用挡板盖住蒸发源并停止加热,在真空条件下继续冷却 $15 \sim 30$ min,降温到 100°C 左右,然后停止抽气再导入空气,取出镀件,以防止镀层、剩余镀料及电阻、蒸发源等被氧化。

(3) 真空蒸镀的特点及应用 真空蒸镀的主要优点是工艺过程真空度高,因而膜层致密度及纯度很高;镀膜工艺过程及设备比较简单、易控制;基板不加偏压(电压);镀层蒸气原子的能量低,绕镀性能差,只有面向蒸发源的部位才可得到镀层;镀层与工件黏附力差。目前,真空蒸镀在金属材料表面强化工艺中应用的不多,主要用于对结合强度要求不高的功能膜,如:透明导电膜(SnO_2 、 In_2O_3)、导体膜(Al 、 Ag)、绝缘膜(SiO_2 、 Al_2O_3)等。

2. 溅射镀膜

溅射镀膜是在真空条件下,利用高能粒子轰击材料表面,通过离子动量转换打出靶材(被轰击的材料)中的原子及其他粒子,使材料表面原子或分子以一定能量逸出,然后在基片(工件)表面沉积成膜的工艺方法。由于离子在电磁场中能加速或偏转,所以荷能粒子一般为离子,这种溅射称为离子溅射。工业中广泛应用的溅射镀膜技术是在真空中利用低压气体的放电现象,产生的等离子经电磁场加速成高荷能的离子轰击靶材。因靶材通常加负偏压,也称为阴极溅射镀膜。由于溅射镀膜可以实现大面积快速沉积,几乎所有的金属、化合物、介质均可以做靶,镀膜密度高,基膜结合力强等优点,取得了快速的发展和推广应用。

(1) 溅射镀膜的原理 溅射是指荷能离子轰击靶材时,靶材在阴阳极间高压电场的作用下,其表面原子或分子得到足够能量而溅出、散射,发出电子并在电场力的作用下加速跑向阳极,当运动的电子其能量足以使事先冲入镀膜室的气体原子激发产生辉光放电时,气体原子会发生电离产生大量的离子和低速电子,这些离子就是轰击粒子。轰击粒子特别是正离子,将强烈轰击靶材使靶材的原子产生运动。溅射是热蒸发与弹性碰撞的综合结果,荷能离子轰击阴极表面,使阴极表面局部区域被剧烈加热,同时由于弹性碰撞,高能粒子的部分能量转变为阴极材料中某些原子的逸出功和逸出后的动能,引起阴极材料的原子向外飞散。

相对真空蒸镀,溅射出来的电子能量比蒸镀粒子大,所以膜基结合力大,致密性好,即可用于高熔点金属也可以用于化合物材料镀膜,材料适用性广;但由于溅射时需要较高的电压和气体,沉积速率较低,基片会因受到等离子体辐照产生温度升高现象,绕镀性差,面对靶材方向的部位沉积效果最好,使用受到一定限制。目前溅射镀膜主要适用于制备金属或合金薄膜、工模具表面的高硬质膜和装饰膜等。

(2) 溅射方法

1) 二极溅射。二极溅射是最早采用、最简单的溅射方法。图 5-35 和图 5-36 所示分别为直流二极溅射装置原理图和溅射原理示意图。直流二极溅射是利用气体辉光放电产生轰击靶的正离子，工件与工件架为阳极，被溅射材料为靶阴极。工作时，预抽真空的真空室内通入氢气，接通直流高压后，产生辉光放电，并在两级间建立起一个等离子区。其中带正电的氢离子轰击阳极靶，使靶物质表面溅射，并以原子或离子状态沉积在基片表面形成薄膜。

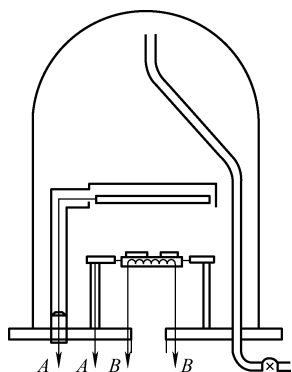


图 5-35 直流二极溅射装置原理图

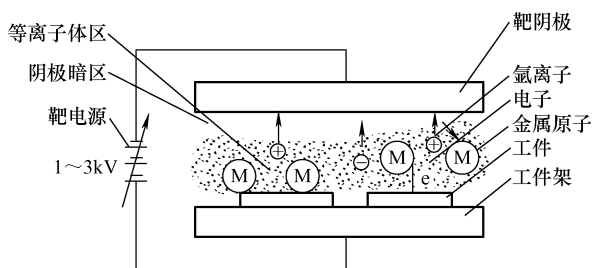


图 5-36 直流二极溅射原理示意图

该种溅射装置的主要优点是结构简单，可在大面积工件表面制取均匀薄膜，但由于有直射电子冲击基材产生高达几百度的温升，一些不允许变形的精密零件和低熔点材料不能应用；轰击粒子能量低，原子沉积率低，膜层堆积速率低，不适于制 $10\mu\text{m}$ 以上的厚镀膜；工作电压高，放电不稳定。为了克服二极溅射的缺点，又出现了三极或四极溅射，可实现低气压、低电压、大电流溅射，操作方便，沉积效率较高，改善了膜层质量，并且靶电流和靶电压可以独立调节，但不能抑制由靶产生的高速电子对基片的轰击。

2) 磁控溅射。磁控溅射又称高速低温溅射，有效地解决了阴极溅射的基片升温 and 溅射速率低的难题，磁控溅射的发展使得溅射镀膜工艺更加宜于大量稳定生产。与二极溅射比较，磁控溅射工作气压低，沉积速率高，镀膜质量好，工艺稳定，宜于大批量生产。磁控溅射原理如图 5-37 所示。在磁控溅射装置中，增设了和电场正交的磁场。在正交的电场和磁场的共同作用下，二次电子按特定的轨迹做复杂的运动，不断与气体原子发生碰撞，提高了溅射效率，经过多次碰撞后电子自身不断失去能量成为低能电子，避免了高能电子对基片的强烈轰击，表现出磁控溅射低温的特点。可以在低熔点的金属和塑料上面及要求高精度工件的镀膜。用磁控溅射方法可以在高速工具钢刃具、模具上沉积 TiC 、 TiN 、 $\text{Ti}(\text{CN})$ 超硬涂层。

磁控溅射溅射速率远高于其他溅射方法，与真空蒸镀相近，膜层质量和膜层结合力比真空蒸镀好。利用磁控溅射技术可以镀几乎所有

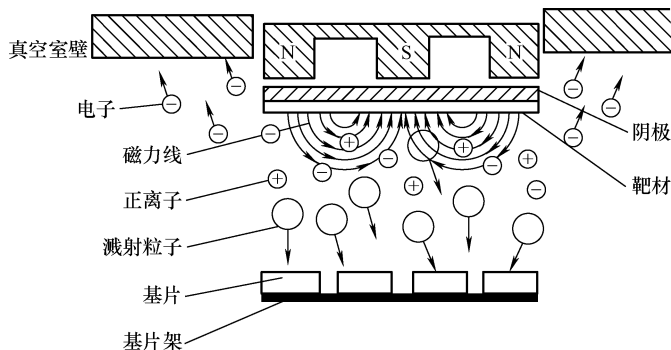


图 5-37 磁控溅射原理图

的金属和合金、导体和绝缘体。

3. 离子镀

离子镀就是在真空条件下,利用低压气体放电的等离子,使蒸发出金属或化合物蒸气的原子(或分子)电离和激活,然后在基片(工件)表面沉积成膜的过程。离子镀是在真空蒸镀和溅射镀的基础上发展起来的一种物理气相沉积技术,其沉积粒子除原子、分子外,还有部分能量达几百、上千电子伏特的离子,这些离子可以打入基材的几个纳米的深度,大大提高了膜层与基材间的结合力,又兼具蒸镀的沉积速度快和溅射镀的离子轰击清洁表面的特点。膜层附着力强,绕射性好,可镀材料广泛。图5-38所示为离子镀原理示意图。离子镀具有如下优点:离子镀过程中,离子将沿着电场的电力线运动,凡是有电力线分布之处,镀材离子都能达到。因此,工件的各个表面,包括孔、槽、面向蒸发源或背向蒸发源的表面,都处于电场之中,这就使得镀材的带电粒子到达工件所有的表面,镀层绕镀能力强;离子镀过程中,一定量的金属离子、高能金属原子及大量的氢原子和氢离子共同轰击阴极,产生阴极溅射效应,可以用氢原子将表面吸附的气体 and 污物轰击下来,使工件表面净化,使离子镀附着性能好;由于金属离子和高能中性原子带有较形核长大机制,可以得到优异、致密高的能量到达工件表面,从而改善了膜层的的镀层组织。离子镀的方法较多,如直流二极型离子镀、三极型离子镀、多阴极离子镀等,下面简单介绍空心阴极离子镀和多弧离子镀。

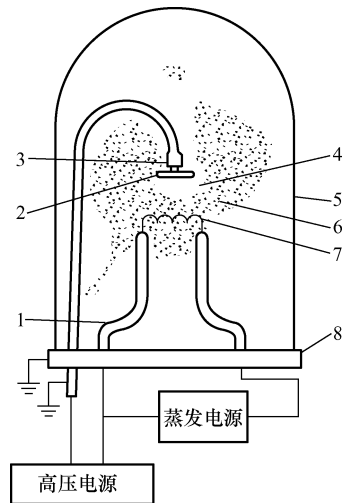


图 5-38 离子镀原理示意图

- 1—绝缘引线 2—集体架（阴极）
3—高压引线 4—阴极暗区 5—钟罩
6—辉光放电区 7—蒸发源 8—底座

(1) 空心阴极离子镀 空心阴极离子镀（简称 HCD 法）是利用空心热阴极放电产生等离子电子束作为蒸发源和离子源,使镀料蒸发并离子化,在金属表面沉积成膜的方法。

图5-39所示为空心阴极离子镀装置示意图。这种装置主要由空心阴极电子枪、坩埚、沉积基片和真空系统等组成。空心阴极电子枪用高熔点的钨管做阴极,坩埚做阳极,电源电压0~100V可调。同时两极并联(也可串联),点燃辉光放电的引弧电源,电源电压0~1000V可调。基板接两路电源的负电极:一路是电压为0~1kV的预轰击净化电源;另一路是镀膜过程中接通的电压为0~200V的负偏压电源。离子镀所用钨管内径为3~15mm,壁厚为1~2mm。当极间

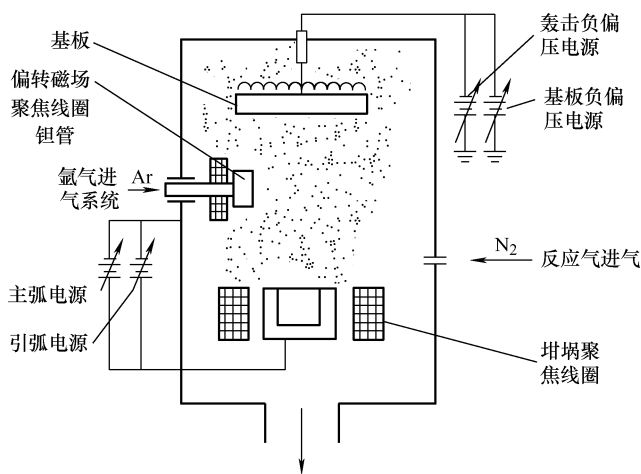


图 5-39 空心阴极离子镀装置示意图

气压达到辉光放电点燃条件时,产生空心阴极辉光放电。氢气发生电离,氢离子不断地轰击钽管内壁使温度升高至 $2000 \sim 2100^{\circ}\text{C}$,钽管发射出大量的热电子,辉光放电转变为弧光放电,形成等离子束向坩埚运动,此时接通阳极主弧电源,并切断引弧电源。在主弧电压电场的作用下,等离子电子束经聚焦,偏转后射向坩埚,使镀料金属蒸发。金属蒸气通过等离子体电子束区域,受到高密度电子流的碰撞而离子化,在放电空间存在大量的金属离子、氢离子、反应气分子离子、原子离子及更多数量的各种受激原子和长寿命亚稳原子。在这种条件下,有利于生成 TiN 等化合物。然后在基片负偏压的作用下以较大能量沉积到工件表面沉积成膜。装有被镀工件的基板,由交流电源电热器对它单独加热,使其温度保持适宜的镀膜温度(温度一般为 $300 \sim 600^{\circ}\text{C}$)。

空心阴极离子镀的特点是离化率高达 $20\% \sim 40\%$,在沉积过程中能够产生大量的高能中性粒子,大量离子和高能中性粒子的轰击可对基片进行很好的清理,使膜层致密均匀结合强度高,电子枪采用低压大电流工作安全系数高,操作简单通用性好,绕射性好,基片温升小,可以镀形状复杂、要求变形小的工件,可在工模具表面沉积 TiC、TiN 等高硬度涂层。沉积 TiN 时,只有一定钛蒸发功率与适当的氮分压配合才能得到色泽金黄、组织致密、硬度最高的 TiN 涂层。当氮分压偏低时,得到的涂层中含 $\alpha\text{-Ti}$ 及 Ti_2N ,涂层硬度偏低且颜色呈棕褐色。

(2) 多弧离子镀 多弧离子镀是采用真空电弧放电的方法在固体的阴极靶材上直接蒸发金属不需要熔池。该项技术也是近来应用最好的镀膜技术之一。图 5-40 所示为多弧离子镀装置示意图。它是由电弧蒸发源、基发片、真空系统等组成。蒸发器(靶)为阴极,基片为阳极。将被蒸发的镀材做成多个阴极靶,安装在镀膜室的四周和顶部,每个阴极靶都安装在水冷底座上,接电源负极,镀膜室接正极,电压 $0 \sim 220\text{V}$,电流 $20 \sim 100\text{A}$,基片接 $50 \sim 1000\text{V}$ 负偏压。镀膜时将镀膜室抽真空至 0.01Pa ,然后向镀膜室通入氢气或反应气。调整镀膜室内真空度达 $0.01 \sim 0.1\text{Pa}$ 。用触发电极将阴极触发短路,在触发极离开阴极时,引发电弧放电。此时在阴极前产生大量金属蒸气,阴极附近气压增高,气体自由程缩短,形成正离子堆积的双鞘层,因此自动维持场致发射型弧光放电。在切断触发电极电路后,阴极和镀膜室间仍可维持弧光放电。场致发射的众多微力弧斑在阴极靶面迅速徘徊。阴极斑电流密度很大,电压在 20V 左右。若阴极靶直径为 60mm 左右时,总电流在 $20 \sim 100\text{A}$ 范围内。这种阴极形成强等离子体,金属离化率达 $60\% \sim 95\%$,这些金属等离子体一方面维持着电弧放电,另一方面在基片上形成镀层。

多弧离子镀的特点是:①从阴极直接产生等离子体,不用熔池,在反应室内可以任意多源布置靶材;②设备结构较简单,不需要工作气体,也不需要辅助的离子化手段,弧源既是阳极材料的蒸发源,又是离子源;③离化率高,一般可达 $60\% \sim 95\%$,沉积速率高,沉积膜的附着性能好;④靶材采用水冷,可减少靶对基材的热辐射,降低基材的温度,采用较为安全的低压电源。

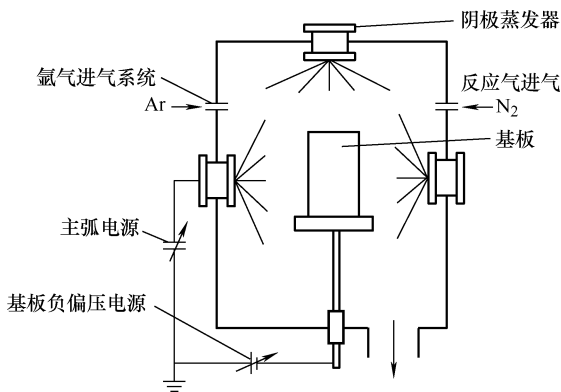


图 5-40 多弧离子镀装置示意图

多弧离子镀的适用性强,特别在高速工具钢刀具、不锈钢板及模具表面镀覆 TiN、TiC 耐磨膜层作为对工模具表面的强化处理,得到了广泛的应用。

知识点 5.4.2 化学气相沉积 (CVD)

在已经介绍的物理气相沉积 PVD 技术中,沉积膜基本就是靶的材料,沉积过程中基本上不发生化学反应。而化学气相沉积(简称 CVD)与 PVD 技术最大的差异就在于沉膜前有化学反应发生,沉积的膜则是反应产物之一。化学气相沉积是采用含有膜层中各元素的挥发性化合物或单质蒸气,在热基体表面产生气相化学反应,反应产物形成沉积涂层的一种表面技术。比 PVD 的覆盖性好,但相对沉积温度高。化学气相沉积种类很多,最常用的是常压 CVD,生产率低,沉积膜均匀性稍差,反应温度高造成基体变化。低压 CVD,即在 40Pa 下沉积,生产率高,反应温度在 150℃ 左右,沉积膜均匀,成分易控制。有机化合物 CVD,利用金属化合物,如 $\text{Ni}(\text{CO})_4$,反应温度低。激光 CVD 是用激光激活,使常规 CVD 技术强化,降低反应温度,易控制膜的成分与纯度,厚度范围宽 0.01 ~ 20μm。化学气相沉积的设备简单、操作维护方便、灵活性强、成本低廉,可以在较大范围准确调控膜结构和化学成分,不仅是现代固体电子学工艺的基础(沉积各种绝缘膜、多层布线等),同时该技术亦在工模具行业中发挥了巨大作用。特别是一些如渗氮物、碳化物、金刚石和类金刚石等超硬膜的沉积,大大提高了如模具等工件的耐磨、耐蚀性。CVD 法具有以下一些特点:

1) 设备简单,操作维护方便,灵活性强,只要选用不同的原料,采用不同的工艺参数,就可以制备性能各异的单一或复合涂层。

2) 由于它绕镀性能好,所以可涂覆带有槽、沟、孔、不通孔等各种形状的复杂工件。

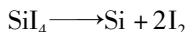
3) 由于沉积温度高(800 ~ 1100℃),涂层与基体之间结合牢靠,经 CVD 处理的工件,即使在十分恶劣的条件下工作涂层也不易脱落。但对于高温时变形量较大的钢材和尺寸要求特别精密的工件要考虑变形的影响。

4) 涂层致密均匀,并且可以控制它们的纯度、结构和晶粒度。

CVD 包括三个基本过程,即反应物气体或气体混合物向基材表面沉积区输送;反应物气体分子由沉积区的主气流向生长表面迁移并被表面吸附;反应物在沉积区表面发生化学反应,生成物形核且长大,同时形成气体副产物。化学反应则有热分解、还原、氧化、置换等反应。

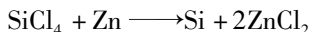
(1) 热分解反应 利用沉积元素的金属氧化物、卤化物、氢化物加热分解在工件表面沉积成膜。

如: $\text{SiH}_4 \longrightarrow \text{Si} + 2\text{H}_2$ (在 900 ~ 1000℃ 成膜)



(2) 氧化还原反应 利用沉积元素的氧化或还原反应,在工件表面沉积成膜。

如: $\text{SiCl}_4 + \text{O}_2 \longrightarrow \text{SiO}_2 + 2\text{Cl}_2$



(3) 综合化学反应 许多镀层的沉积过程包括两种或几种化学反应,沉积渗氮物或碳化物时有的包括热分解和还原反应。

如: $\text{TiCl}_4 + \text{CH}_4 \longrightarrow \text{TiC} + 4\text{HCl}$

图 5-41 所示为涂层成膜过程示意图,具体有以下几个过程。①反应生成的“热”的气相分子或原子被基材表面原子吸附,产生键合;②吸附的原子通过表面扩散、相遇且发生碰撞,形成原子团;③原子团形核、长大成若干“小岛”;④“小岛”继续长大、相连成膜。图 5-42 所示为 TiN 涂层 CVD 过程示意图。

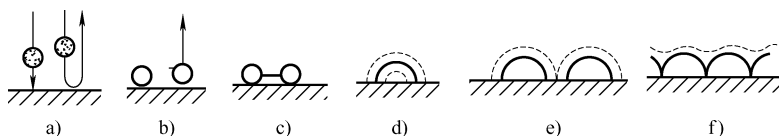


图 5-41 涂层成膜过程示意图

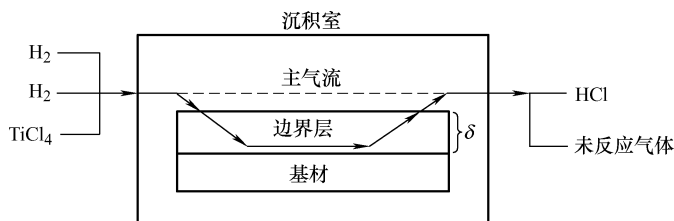


图 5-42 TiN 涂层 CVD 过程示意图

1. 常压 CVD 与低压 CVD

(1) 常压 CVD 常压 CVD 是应用最早的 CVD 镀膜工艺,由于在常压下进行,沉积工艺参数容易控制,重复性比较好,绕镀性好,可以加工形状复杂的零件,沉积温度高,适于批量生产。

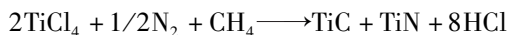
常压 CVD 气相沉积装置主要由以下几部分组成。

1) 反应器。反应器(或称反应室)是化学气相沉积装置中最基本的部分,沉积反应是在反应器中进行,反应器的基本类型有立式、水平式和钟罩式等。常压 CVD 装置大多是开口体系,连续地供气及排气,操作大多在一个大气压或略高于一个大气压下进行。至少有一种反应产物从反应区排出,反应总是处于非平衡状态,有利于形成沉积膜。

2) 加热系统。加热系统包括炉体及发热元件,通常是电阻加热炉或感应加热电炉。普通化学气相沉积装置中均有加热系统,其作用是将反应器和工件加热到沉积需要的温度。

3) 供气系统。供气系统包括反应气气瓶或源物质汽化器、气体净化、测量及控制装置等,包括 TiCl_4 发生器和 AlCl_3 发生器。供气系统的作用是将成分符合要求的反应气以一定的流量、压力送入反应器。

在常压下加热到 1000°C 利用气态物质在被镀工件表面进行化学激活反应,生成固态的 TiN、TiC 或 Al_2O_3 硬质膜,反应如下:



(2) 低压 CVD 低压 CVD 是在常压 CVD 基础上发展起来的,沉积过程中使用的反应气体装置结构与常压 CVD 相近,增加抽真空系统,开口体系增加封闭条件后,可以抽真空作为低压 CVD 使用。反应温度低 ($600 \sim 700^\circ\text{C}$),工作气压常在 $1 \sim 40000\text{Pa}$,可以减少载

气量，加快沉积速率，大大改善膜厚的均匀性，图 5-43 所示为低压 CVD 装置示意图。

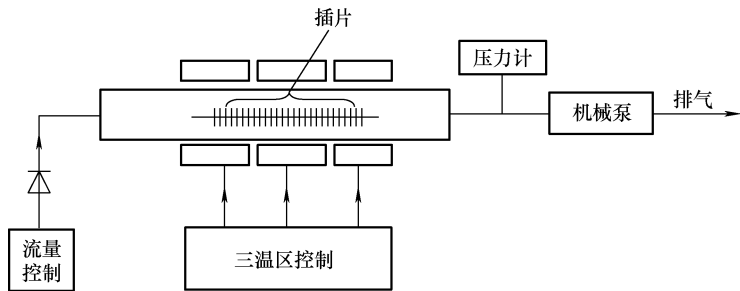


图 5-43 低压 CVD 装置示意图

2. 等离子化学气相沉积（PCVD）

等离子化学气相沉积是将低气压气体放电等离子体应用于化学气相沉积中的一项新技术，它是用辉光放电产生的等离子体激活气体分子，使化学气相的化学反应在低的温度下进行，因而也称等离子增强化学气相沉积 PECVD。这是一种高频辉光放电物理过程与化学反应相结合的技术。常规 CVD 中促进化学反应的能量来自热能，而 PCVD 除热能外，还通过辉光放电产生等离子体，等离子体是离子、电子、中性原子和分子的集合体，其中高能电子与反应气体中产生非弹性碰撞，使反应气体分子电离或激发，有利于形成化合物和反应物质分解也是一个重要因素，因而促进了气相沉积的分解和化合过程，使沉积温度大幅度降低到 500 ~ 600℃ 以下沉积成膜，由于电子能量分布有连续性，等离子体中可同时存在数种化学反应，反应比较复杂。此外，等离子体产生的辐射和电子、离子、光子对基片表面的轰击清理、辐照作用，也能促进化学反应，提高膜基结合力，提高成膜速度。等离子化学气相沉积是用等离子能量激活的化学气相沉积，一般的化学气相沉积则为热（温度）激活的化学气相沉积。与此相应的还有激光激活的化学气相沉积。

PCVD 成膜温度低，镀 TiN 时仅需 500℃，可以满足要求变形小的复杂模具的加工处理，可在不耐高温的材料上沉积成膜，膜致密，附着力强，拓宽了涂层材料的范围，可沉积非晶态膜及有机聚合物膜。

PCVD 装置与 CVD 装置结构相近，只是需要增加能产生等离子体的反应器。用于激发化学气相沉积反应的等离子体有：直流等离子体、射频等离子体、脉冲等离子体和微波等离子体。表 5-40 为 PCVD 的激发方式和特性。

表 5-40 PCVD 的激发方式和特性

激发方式	工艺参数	特点	沉积膜
射频等离子体	沉积温度 300 ~ 500℃ 沉积速率 1 ~ 3 μm/h 频率 13.56 MHz 射频功率 500W	反应温度低 相同温度比 CVD 下沉积 速度快近 2 倍	TiC(500℃) TiN, Ti (C、N) (300℃)
直流等离子体	沉积温度 500 ~ 600℃ 沉积速率 2 ~ 5 μm/h 直流电压 4000V 直流电流密度 16 ~ 49 A/m ² 真空 1.33 × 10 ⁻² Pa	工件上加负高压 反应温度低 膜均匀 附着性好	TiC (TiCl ₄ 与 Ar5% H ₂ 中反应)

(续)

激发方式	工艺参数	特点	沉积膜
脉冲等离子体	沉积温度、室温 激发温度 104 K 脉冲持续时间 $5 \times 10^{-5} \text{ s}$ 脉冲半周能耗 1800 ~ 2700J 离子密度 $10^{17} / \text{cm}^2$	沉积温度低 膜厚均匀 附着性良好 膜硬度高、光滑、纯度不高	金刚石
微波等离子体	磁控管 2450MHz 微波	反应气体活化程度高	Si_2N_4 (SiH_4 与 N_2 反应)

(1) 直流等离子 CVD 图 5-44 所示为直流等离子化学气相沉积装置示意图。沉积室接电源正极，基片接负极，基片负偏压为 1~2KV。

沉积时工件施加负高压 3000~4000V，机械泵即可达到所要求的真空度，排气管路应设置冷却，使腐蚀气体冷凝，减少对环境污染。首先用机械泵抽至 10Pa 左右真空度，先通入氢气和氮气，接通电源产生辉光放电，产生氢离子和氮离子轰击基片，进行预轰击清洗净化，使基片升温，温度升至 500℃，再通入 TiCl_4 ，气压调至 $10^2 \sim 10^3 \text{ Pa}$ 进行 TiN 沉积。膜层厚度均匀与基体附着力好，由于是直流，所以不能沉积非金属基材料。

(2) 射频 PCVD 射频等离子 PCVD 是采用射频辉光放电产生的等离子激活的化学气相沉积。图 5-45 所示为一种射频 PCVD 装置示意图，反应器内壁可用不锈钢制作，阴极接地与不锈钢腔体等电位，阴极为负电位，形成类似直流辉光放电的空间等离子，反应气体从基片通过时被强化反应发生沉积。

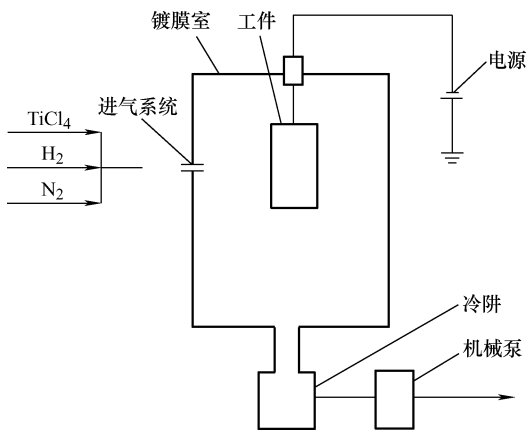


图 5-44 直流等离子化学气相沉积装置示意图

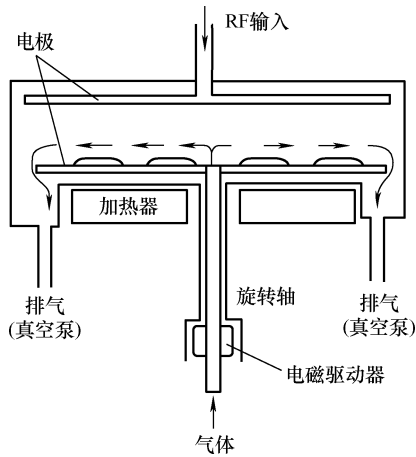


图 5-45 射频 PCVD 装置示意图

电源常采用 50~500W、450kHz 或 13.65MHz 的射频电源，反应室压力约为 0.13Pa，为了提高膜的性能，可以施加直流偏压或外部磁场诱导等离子体在基片表面沉积，沉积速率为 1~3 $\mu\text{m/h}$ ，沉积温度为 200~500℃。该法常用于沉积 SiO_2 、 Si_3N_4 、TiC、TiN、Ti(C、N) 等。

(3) 微波等离子 CVD 微波等离子化学气相沉积是微波放电产生等离子体，从而激活

化学反应进行化学气相沉积的工艺方法。微波等离子体比射频等离子体气体离子化高，放电非常稳定，等离子体可以不与器壁接触，有利于制备高质量薄膜。其中低压、低温微波等离子广泛用于各种 CVD 沉积膜。激活气体放电的电源，由射频提高到微波波段，传输方式发生根本性变化。射频传输基本上是通过电路来实现，放电空间是纵向电场。而微波在波段内是以横电波或横磁波方式传播。如图 5-46 所示为电子回旋共振放电微波等离子装置，从微波源产生的频率为 2.45GHz 的微波，通过波导系统，将微波能量耦合到发射天线，气体再经过模式转换器，最后在石英钟罩的反应腔体内，激发流经钟罩的低压气体，形成均匀等离子体球。在微波等离子体中，不仅含有高密度的电子和离子，还含有各种活性基团，可以实现气相沉积、聚合和刻蚀等各种工艺方法。电子回旋共振放电产生的等离子体是一种无电极放电，能量转换率高达 95%，电子回旋共振放电是当输入的微波频率 W 等于电子回旋频率 W_0 时，微波能量可以共振耦合给电子，获得能量的电子使中性气体电离发生放电，离化率更高，一般为 10% ~ 50%，能在 $10^{-3} \sim 10^5 \text{Pa}$ 的大范围内产生高密度等离子体，采用电子回旋共振等离子沉积方法可以大大减轻因高强度离子轰击造成衬底损伤，可比 RF 法的等离子体在更低的温度沉积，更适合于低熔点和高精度工件的加工，可降低到 300℃ 温度得到 SiO_2 膜，可在 140℃ 低温形成多晶金刚石膜。

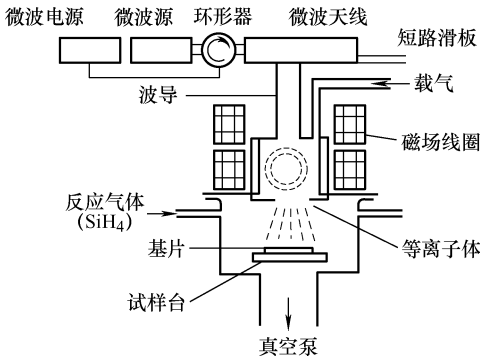


图 5-46 电子回旋共振放电微波等离子体 CVD 装置示意

知识点 5.4.3 气相沉积的应用

气相沉积膜附着力强，厚度均匀，质量好，沉积速率快，选材广，环境污染轻，它能制备耐磨膜、润滑膜、耐蚀膜、耐热膜、装饰膜以及磁性膜、光学膜、超导膜等功能膜。因而近年来发展相当迅速，已经应用到机械、电子、电器、通讯、光学、航空航天、化工、轻纺及食品等各行业。表 5-41 为气相沉积的典型应用。

表 5-41 气相沉积的典型应用

目 的	覆层的种类	基体材料	应用举例
耐 磨	TiN、ZrN、HfN、Ta ₂ N、NbN、MoN、CrN、BN、Si ₃ N ₄ 、TiC、ZrC、WC ₂ 、SiC、TiB ₂ 、BN、金刚石与类金刚石	高速工具钢、硬质合金、模具钢、碳钢、金属陶瓷	刀具、刃具、模具、超硬工具、机械零件
润 滑	Au、Ag、Cu-Au、Pb-Sn、MoS ₂ 、MoSe ₂ 、WS ₂ 、NbS、MoS ₂ -石墨	高温合金、结构金属、轴承钢	超高真空润滑；高温、超低温、无润滑条件下的润滑覆层。喷气发动机轴承、太空机构的轴承与滚动体、高温旋转件
耐 热	AlW、Ti、Ta、Mo、Al ₂ O ₃ 、Si ₃ N ₄ 、W-Al ₂ O ₃ 、Ni-Cr、BN	钢、不锈钢、耐热合金、钼合金、金属间化合物	排气管、耐火材料、发动机叶片、喷嘴、航天器件、核能耐热零件

(续)

目 的	覆层的种类	基 体 材 料	应 用 举 例
耐 蚀	Zn、Cd、Ta、Ti、Cr、Mo、Ir、Zr、Tic、TiN、NbC	碳钢、结构钢、不锈钢、有色金属	飞机、船、汽车、化工等零件、构件、标准件
装 饰	TiN、TiC、TaN、ZrN、VN、Al、Ag、Ti、Au、Ni、Cr	钢、黄铜、铝、塑料、陶瓷、玻璃	首饰、钟表、日用零件、眼镜、五金、徽章、汽车零件
电 子 学	Ta-N、Ta-Al、Ta-Si、Ni-Cr	陶瓷、高分子基板、玻璃	薄膜电阻
	Au、Al、Cu、Ni、Cr、Al-Cu、Pb-Sn、Pb-In	硅片、半导体表面、柔性基板	电极、过渡膜
	W、Pt、Ag	塑料、合金	电接点材料
	Fe、Cr、Co、Ni	合金、塑料	金属磁带、磁碟
	SO ₂ 、Y ₂ O ₃ 、Si ₃ N ₄ 、Al ₂ O ₃ 、类金刚石	电路板、集成电路	表面绝缘保护
光 学	TiO ₂ 、ZnO、In ₂ O ₃	塑料、玻璃、陶瓷、晶体	保护膜、反射膜、增透膜、特殊光学薄膜

1. 超硬耐磨涂层的应用

PVD 超硬耐磨涂层的特点之一是沉积温度低于 600℃，它可在工具钢和模具钢的高温回火温度以下进行表面处理，故变形小，最适合尺寸形状精密的机械零件；可不改变传统的制造工艺，仅仅在最终加工后进行一次处理。处理温度一旦低于 360℃，沉积层性能将恶化，故不能用于低温回火材料。决定是否在工模具表面采用 PVD 处理工艺，应考虑到工模具的形状及基体材料的表面状况。表 5-42 列出了适用于 PVD 方法处理材料的钢种，表 5-43 为常用超硬化合物的性能。

表 5-42 适用于 PVD 方法处理材料的钢种

钢 种	适用 条件	涂 层 种 类
碳素合金结构钢（如 42CrMo）、碳素工具钢、合金工具钢（0Cr18Ni9、1Cr23Ni18、20Cr3MoWVA、4SiCr、4CrVMoW、9Cr18）	表面压强在 200MPa 以下的滑动摩擦件	TiN、TiCTiN + TiC (3 ~ 5μm)
高速工具钢（W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2）、合金工具钢（Cr12、Cr12MoV）、硬质合金（3Cr17Mo、42CrMo、50CrMo4）	表面压强为 500 ~ 700MPa（回火温度在 360℃以上），可用于要求高的模具、机械零件	TiN、TiCTiN + TiC (3 ~ 5μm)

表 5-43 常用超硬化合物的性能

性 能	TiC	Cr 的碳化物	TiN	Ti（C、N）	Al ₂ O ₃
硬度 HV	3300 ~ 4000	1600 ~ 2200	1900 ~ 2400	2000 ~ 3200	2200 ~ 3600
熔点/℃	3160	1600 ~ 1780	2950	3050	2040
密度/(g/cm ³)	4.92	6.68	5.43	5.18 ~ 5.20	3.98
线膨胀系数	7.81	10.3	8.3	8.1	7.7
弹性模量	4.48	3.8	2.56	3.52	3.9
色泽	银灰	灰	金黄	浅灰	乳白

气相沉积超高硬度的膜使工模具使用寿命大幅度提高，它广泛应用于机械制造业。碳化钛（TiC）硬度高达 3500HV 左右，但热膨胀系数小，韧性差，与钢材差异大，且热稳定性差，耐热及抗氧化性不好，主要应用磨损件。渗氮钛（TiN）硬度在 2400HV 左右，外观呈金黄色便于直观检查，与大多数钢材的摩擦系数小，与钢材线膨胀系数差异小，有利于与基体间的结合，从性能实验结果可知，TiN 涂层的硬度、耐磨性、抗蚀性与常规的离子渗氮层相比，均成倍地提高，这与 TiN 涂层的超细晶粒、位错、孪晶亚结构的强化作用有密切的联系。TiN 层与基体之间的 Fe₂N 层的存在，对极薄的 TiN 表层起到了支撑作用。即使用于普通钢、铸铁等耐回火性较低的材料，同样显示了 TiN 涂层在性能上的优越性。调节碳、渗氮钛 Ti（C、N）中的 C/N 比例，可以发挥 TiC 硬度高、TiN 韧性好的各自优点，硬度在 2000~3200HV 之间，得到最佳性能组合。图 5-47 为两种处理方法的高速工具钢绞刀寿命对比。硬质合金刀片表面沉积 Al₂O₃，热稳定性好，高速切削时刃峰温度达 1000~1500℃的状态下保持不氧化，使用寿命是沉积 TiN 刀片的 2 倍。

刀具沉积 TiN 在我国机床行业使用较多，沉积 TiN 的滚齿刀、插齿刀、钻头、扩孔钻、拉刀、铣刀、铰刀、车刀等多种刀具上都有较好的应用效果，取得明显的经济效益。

沉积 TiN 硬质合金刀具的应用更为普遍，特别是空心阴极离子镀等工艺沉积温度为 300~600℃，得到晶粒细、压应力大、显微硬度高的沉积膜，解决 CVD 法在 1000℃高温沉积，降低硬质合金的断裂韧性和刀刃锋利程度等问题。

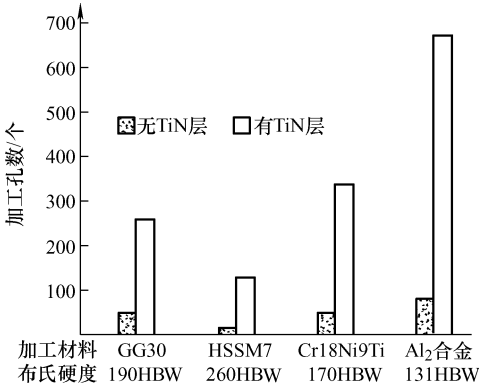


图 5-47 两种处理方法的高速工具钢绞刀寿命对比

沉积超硬膜也广泛应用于成型加工模具，有的使用寿命提高几倍，甚至十几倍，特别是尺寸大、形状复杂的金属成形模具经济效益更为突出。例如，用 PVD 方法在包括塑料模具钢制造的印制电路板模具，接插件模具，环氧树脂成型模，被青铜制造的模具，照相机用的拉伸模，电线导管压铸模，尼龙（含 40% 的矿物质）汽车件成型模以及制作黄铜轴衬的拉伸模、精密落料模、冲模等几类工模具面进行渗氮钛超硬薄膜覆层，效果非常明显，可提高模具的使用寿命 2~20 倍；Cr12MoV 钢的精密模具、凸凹模、模杆和冲头，用多弧离子镀沉积 3μm 左右、2300HV 的超硬膜，30μm 左右、1000~1690HV 的 Ti₂N + TiN + Ti 过渡层的使用寿命提高 3~10 倍。纺织工业中与纤维相摩擦的零件，采用沉积 TiC 后，其摩擦系数比镀硬铬降低一半，使用寿命延长 6 倍。表 5-44 为 CVD 处理方法用于工模具的效果。

表 5-44 CVD 处理方法用于工模具的效果（TiC 涂层）

模 具 名 称	模 具 材 料	用 途	涂覆效果（模具寿命）
冲孔模	Cr12MoV	汽车零件加工	提高使用寿命 10 倍
深孔模	Cr12MoV	汽车零件加工	比镀硬铬提高使用寿命 20 倍
精压模	Cr12MoV	汽车零件加工	比镀硬铬提高使用寿命 14 倍
拉伸模	Cr12MoV	汽车零件加工	寿命为未处理的 5 倍

(续)

模 具 名 称	模 具 材 料	用 途	涂覆效果 (模具寿命)
冷锻凸模	W6Mo5Cr4V2	螺母加工	提高使用寿命 4 倍
修整压头	Cr12MoV	制蹄件加工	提高使用寿命 3 ~ 4 倍
压铸模销轴	4Cr5MoSiV1	气缸盖加工	较渗氮提高使用寿命 3 ~ 5 倍
切边模	Cr12MoV	螺旋成型	寿命为未处理的 6 倍
滚轧模具	W18Cr4V	螺钉加工	寿命为未处理的 7 倍
拉拔模具	Cr12MoV	圆棒拉伸	寿命为未处理的 15 倍
冲头	W18Cr4V	粉末冶金成型	寿命为未处理的 20 倍
成型模	Cr12MoV	陶瓷树脂成型	寿命为未处理的 50 倍

2. 减磨膜的应用

工件的耐磨性除采用超高硬度镀膜提高硬度的方法外,还可以复加降低工件表面摩擦系数的方法进一步提高工件的耐磨性。润滑膜 MoS_2 、 W_2S 、 CaF_2 、 NbSe 、 BN 、 Au 、 Ag 、 Pb 、 Sn 、 In 等润滑性能好的物质或软金属组成的膜,摩擦系数小,也称减磨膜。利用气相沉积技术可以按需要设计制备多层复合膜,将硬质膜与软金属沉积在同一表面上,如 $\text{TiN}/\text{W-Se-In-Ce}$ 、 $\text{Cr}_3\text{C}_2/\text{MoS}_2$ 等复合膜都有很好的耐磨减摩作用,同时还有较高的结合强度。

MoS_2 润滑膜的承载能力大,摩擦系数低,润滑性能好,应用较广。宇航设备要在超真空 (10^{-8} Pa)、射线辐照、高低温下工作,对工件的耐磨性能和润滑性能要求极高。用蒸镀、离子镀、溅射法沉积的 MoS_2 润滑膜已在航天工业的各种仪器的齿轮螺丝、轴承以及滑动部件得到广泛应用。如卫星的回转仪、加速仪、中高速长寿命轴承、卫星谐波驱动设备的齿轮和轴承以及通讯卫星的侧转轴承,光学编码器驱动轴承和转靶 X 光机的转靶,用射频溅射 70nm 厚的 MoS_2 膜,效果良好。

离子镀软金属膜的摩擦系数一般均较小,可使工件的使用寿命延长,这与膜的晶粒尺寸和形状及界面上的合金化效应有关。近年来开发出用 Al 、 Cr 、 Co 、 Ni 、 Pt 、 Au 、 Ag 、 Ta 、 W 、 Cu 等与 MoS_2 的金属共沉积膜工艺方法,用 90% 的 MoS_2 加 5% Au 制成复合靶得到 MoS_2 - Au 共沉积膜,摩擦系数比 MoS_2 膜小而且稳定,磨损率低,抗潮能力远优于单一 MoS_2 膜。沉积的 $\text{MoS}_2 + \text{Au}$ 共沉积膜的快速开关已用于同步辐射装置上。

3. 耐蚀膜和抗高温氧化膜

沉积 Al 、 Zn 、 Cd 、 Ta 、 Cr 、 Ti 、 Mo 、 Tr 、 Zr 等金属镀膜,可使工件具有良好的耐蚀性能。如 Al 层可抗海水腐蚀,用离子镀铝处理碳钢,部分地代替不锈钢。碳化物覆层在盐酸、硫酸、磷酸、氯化钠以及氢氧化钠溶液中有优良的耐蚀性能, TiC 层在 7% 的硫酸与 10% 盐酸混合溶液中煮沸 3h 没有腐蚀; NbC 、 Cr_7C_3 覆层在盐雾实验中比镀铬好;在高温氯气中 Cr_7C_3 比不锈钢的耐蚀性好。在不锈钢表面沉积 Al_2O_3 ,可以提高基体在 980℃ 的煤气混合物中抗热循环和抗蚀能力,沉积 TiN 层可以使具备抗 700 ~ 750℃ 熔铝的浸蚀能力;沉积 W 、 Ir 覆层,使得零件的抗灼热火药气氛侵蚀效果非常明显。离子镀 20 ~ 30 μmAl 沉积膜,经 2100h 的 5% 盐水喷雾试验,没发生腐蚀破坏,比镀铬的耐蚀性好。钼表面沉积渗氮硅以及沉积 $\text{W-Al}_2\text{O}_3$ 混合层,其抗氧化性能显著提高,如图 5-48 所示,在耐热合金 JC6K 上沉积几种多元合金,其抗氧化性能的比较如图 5-49 所示。

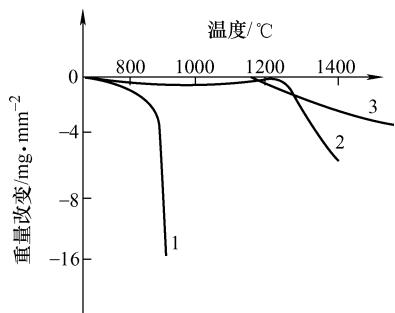


图 5-48 钼镀膜前后的氧化失重与温度的关系
1—未镀 2—镀渗氮硅 3—钨与氧化铝复合镀

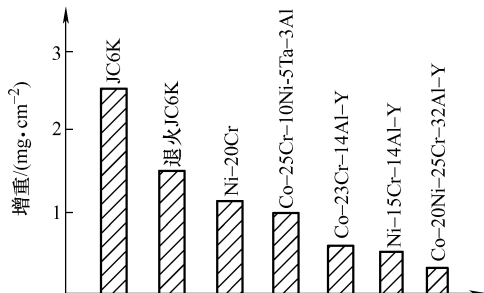


图 5-49 JC6K 高温合金与镀有多元合金钢条的
抗热性能比较（空气环境下 1000℃，100h）

MCrAlY (M = Ni、Co 或 Fe) 是典型的高温涂层合金。用 PVD 沉积 CoCrAlY 膜使其耐蚀性得到明显的改善。采用电子束离子镀和多弧离子镀 CoCrAlY 沉积膜的二级蜗轮工作导向叶片和蜗轮叶片，在焦化电厂和石化电厂使用效果良好。在 MCrAlY 涂层上再沉积 Pt 可使叶片的耐蚀性进一步提高，寿命进一步延长。此外，溅射的 $ZrO_2 + Y$ 与金属 Ni-50Cr 的交替多层沉积膜，用作燃气轮的防护膜，金属可使 ZrO_2 涂层不易剥落，克服了其韧性差的缺陷，充分发挥耐蚀热阻大的优良作用。

任务 5.5 热喷涂与热喷焊技术

热喷涂是利用某种热源将喷涂材料加热熔融或半熔融状态，并用热源自身的动力或外加高速气流使其雾化，高速喷射到基材表面，在经过预处理的工件表面形成附着牢固的喷涂层的工艺方法。热喷涂可以在普通的基材上制备出各种耐磨、耐蚀、耐高温、隔热、抗氧化、导电、绝缘、密封、润滑、防辐射以及其他特殊性能的涂层。热喷涂技术已经有近百年的历史，开始主要是喷涂锌、铝等低熔点金属，第二次世界大战期间，线材火焰喷涂开始用于零件的修复，因不引起热变形及氧化等的优点而受到重视。由于这种技术与航空航天等尖端技术的发展密切相关，随航空航天的发展而发展，促进了热喷涂技术不断改进完善，新的喷涂方法和喷涂材料不断出现。热喷涂从可以制非金属涂层、合金涂层、塑料涂层、陶瓷涂层发展到复合涂层和梯度涂层，热喷涂可以非常经济地解决关键工件的表面强化与修复，广泛用于航天、航空、机械、冶金、能源、交通、石油、化工、轻纺等各行业。

图 5-50 所示为热喷涂层形成过程示意图，热喷涂的基本过程是：①喷涂材料熔化成熔融状态或半熔融状态；②雾化成数十到数百微米的微粒；③将微粒高速喷向基材表面，产生强烈碰撞成扁平状涂层并瞬时凝固如图 5-50a 所示，在凝固冷却的 0.1s 中，此扁平状涂层继续受环境和热气流影响如图 5-50b 所示，间隔约 0.1s 第二片薄片形成如图 5-50c 所示，通过已经形成的薄片向基体或涂层进行热传导，逐渐形成层状结构，图 5-51 所示为涂层断面结构示意图。这三个过程是在极短的时间内进行的，尽管喷涂材料被加热到熔融状态，但基体温度一般要低于 200℃，少数情况下可达到 350℃。机械结合是热喷涂层与基材的主要结合方式，也是喷涂粒子间的主要结合方式。热喷涂时熔融或接近熔融状态的粒子，以高速冲击经粗化处理过的基体表面，冷凝时收缩咬住基材凸点，形成机械结合，经多次堆积形成喷涂

层；喷涂时，特别是喷涂放热型喷涂材料（如镍包铝粉末）时，基材表面有的微区接触温度可能超过其熔化温度，发生熔化，熔融粒子与基材形成微区冶金结合，进一步提高涂层与基材的结合强度；当熔融粒子高速撞击基材表面形成紧密接触时，由于变形、高温等作用，在涂层与基材之间可能产生微扩散，形成扩散结合，增加涂层与基材的结合强度；高温、高速的喷涂颗粒，撞击工件表面后，颗粒变形与基体紧密接触，颗粒与金属表面的距离可能达到原子晶格常数范围，进而形成金属键结合。热喷涂的技术特点：

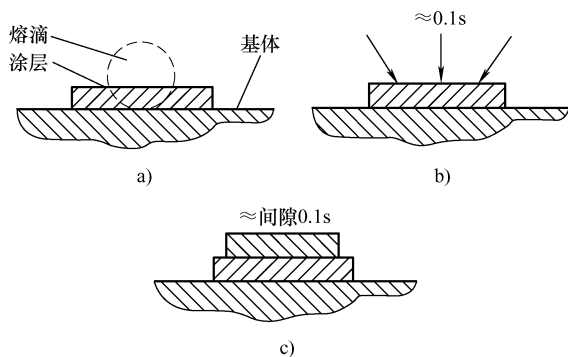


图 5-50 热喷涂层形成过程示意图

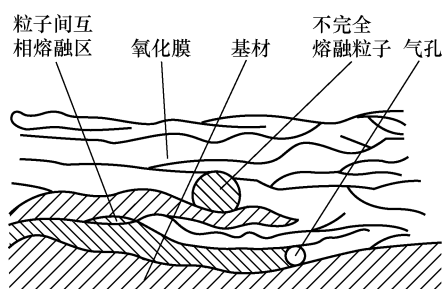


图 5-51 涂层断面结构示意图

1) 适用范围广，热喷涂的基材几乎不受限制，其中包括金属材料、陶瓷材料、非晶态材料和木材、布、纸等，几乎所有金属、合金、塑料、陶瓷以及它们的复合材料等都可以作为喷涂材料。

2) 工艺灵活，喷涂的零件不受尺寸大小和形状限制，可以对整体进行喷涂，也可局部表面喷涂，特别适于大型件的局部表面喷涂强化或修复。

3) 喷涂层的厚度较易控制，涂层厚度从几十微米到几毫米。

4) 除火焰喷涂外，喷涂过程母材受热温度低，组织性能变化很小，工件变形小。

5) 操作简单，成本低廉，生产率高，经济效益显著。

热喷涂方法较多，根据热源种类主要有燃烧热喷涂和放电热喷涂两类，此外还有激光喷涂法。

知识点 5.5.1 火焰喷涂

火焰喷涂法是以氧—燃料气体火焰作为热源，将喷涂材料加热到熔化或半熔化状态，并高速喷涂到经过预处理的基体表面上，从而形成具有一定性能的涂层工艺。

燃料气体包括乙炔（燃烧温度 3260℃）、氢气（燃烧温度 2871℃）、液化石油气（燃烧温度约 2500℃）和丙烷（燃烧温度达 3100℃），乙炔和氧结合能产生最高的火焰温度。

火焰喷涂可按喷涂材料的形状分为线材喷涂、棒材喷涂和粉末喷涂三种。

1. 线材火焰喷涂

线材及棒材火焰喷涂是采用氧乙炔火焰作为热源，材料为线材或板材的热喷涂方法，棒材喷涂原理与线材大致相同，线材从喷枪中心孔送出，氧和燃烧气体混合，燃烧形成的火焰将线材熔化，周围的压缩空气再将熔化的金属雾化成微滴，喷射到基材表面，沉积成涂层。图 5-52 所示为线材火焰喷涂原理图。对喷涂材料的加热熔化和雾化是通过线材火焰喷枪实

现的, 喷压缩空气, 乙炔和氧混合后在喷嘴出口外产生燃烧火焰。喷枪内的驱动机构通过送丝滚轮带动线材连续地通过喷嘴中心孔送入火焰, 在火焰中被加热熔化。压缩空气通过空气帽呈锥形的高速气流, 使熔化的材料从线材端部脱离, 并雾化成细微的颗粒, 在火焰及气流的推动下, 喷射到经过预处理的基材表面形成涂层。为适应不同直径和不同材质的线材, 采用不同的喷嘴和空气帽, 并调节送丝速度。在特殊场合下, 也采用惰性气体作雾化气流。

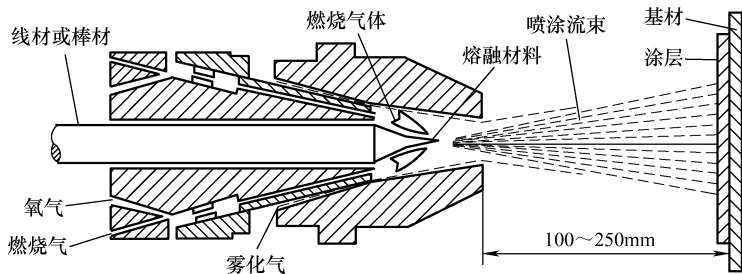


图 5-52 线材气体火焰喷涂原理图

线材端部进入火焰后被加热熔化, 在单位时间里熔化金属的量取决于火焰功率。线材端部被熔化状态取决于火焰和材料的性质。在氧化焰的情况下, 钢丝、黄铜丝、青铜丝熔化末端一般为变钝了的圆锥形; 钼丝、铝丝和锌丝呈针形。喷嘴结构不当或出现故障会改变熔化金属丝末端的形状。压缩空气使熔化的金属脱离和雾化, 从雾化区出来的粒子, 到离喷嘴 5~30mm 距离, 随同气流被加速。粒子飞行速度一般是 60~250m/s, 随着离喷嘴距离和直径的增加, 飞行速度降低。

粒子的尺寸取决于燃烧时形成的气体压力、线材输送速度、喷嘴结构及雾化空气压力。在喷涂钢和铜时, 全部粒子中约 50% 尺寸是 50~100 μm , 约 35% 低于 50 μm , 15% 在 100 μm 以上, 接近 400 μm 。喷涂锌、铝时, 30% 粒子尺寸是 50 μm , 70% 小于 50 μm 。飞行的粒子, 如钢、铜, 具有球形的熔粒形状, 锌、铝粒子呈不规则的形状。

线材火焰喷涂操作简单, 设备运转费用低, 主要应用在以下几个领域:

- 1) 在机械零部件上喷涂不锈钢、镍铬合金及有色金属等, 制备防腐蚀涂层, 或在大型钢铁构件上喷涂锌、铝或锌铝合金, 制备长效防护涂层。
- 2) 在机械零件上喷涂碳钢、铬钢、铝等, 用于恢复尺寸并赋予零件表面以良好的耐磨性; 在活塞环、同步环上喷钼; 在轴瓦上喷涂铜合金、巴氏合金等制备耐磨涂层。
- 3) 在要求抗高温氧化的零部件和容器上喷铝, 在经扩散处理, 制备抗高温氧化涂层; 在绝缘体上喷铜, 制备导电涂层。

2. 粉末火焰喷涂

图 5-53 所示为粉末火焰喷涂法的原理图, 粉末火焰喷涂的装置基本与线材火焰喷涂相同, 只是将送丝机构改为与喷枪连体的送粉装置, 粉末材料可以是金属粉、合金粉、复合粉、碳化物粉、陶瓷粉或组合粉, 另外粉末火焰装置中一般没有压缩空气输入。喷涂粉末由送料罐内自由落下或由送粉装置送入, 通常是利用送粉气流产生的负压, 将粉末吸到喷嘴中流经喷枪内孔到达喷嘴端部的燃烧火焰中, 被加热和加速, 成为熔融粒子, 高速度地被喷射到基材表面, 沉积形成喷涂层。为了进一步提高粉末的飞行速度, 也可以像线材喷涂那样, 在火焰外围附加压缩空气。粉末火焰喷涂一般采用氧乙炔焰, 在喷涂塑料时, 也可用氧丙

烷焰。

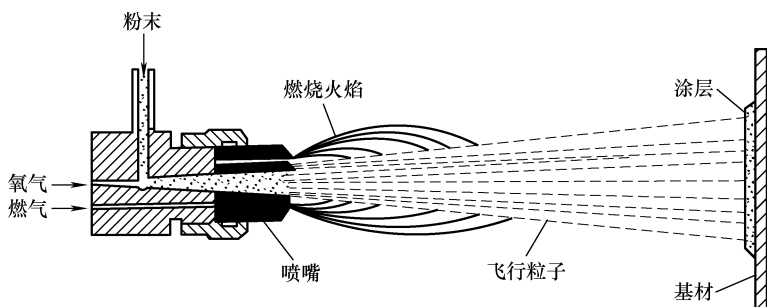


图 5-53 粉末火焰喷涂法原理图

粉末火焰喷涂中一般没有压缩空气参与雾化、加速，喷涂粒子的推动力直接来自燃料气的作用，故喷涂粒子飞行速度较小，涂层结合强度较低，气孔率较高。

中性焰是最常用的热喷涂火焰，中性焰火焰喷涂时，喷涂材料既不易被氧化，也不会由于过剩乙炔的分解而带来增碳，能较好地保证喷涂层的质量。适合于任何金属及其合金的喷涂。

3. 气体爆炸喷涂

气体爆炸喷涂又叫火焰冲击喷涂，是以瞬间释放的高能量形成的热能熔融喷涂材料并使其加速喷涂到工件表面形成涂层的工艺方法。爆炸喷涂的爆炸频率为 $4 \sim 12\text{Hz}$ ，每次爆炸形成涂层厚度约为 0.006mm 。断续爆炸喷涂可控制基材温升，每次爆炸可形成直径 20mm 、厚度为 $5 \sim 10\mu\text{m}$ 的涂层。爆炸喷涂主要用于喷涂 WC-Co 的耐磨涂层。

图 5-54 所示为爆炸喷涂的工作原理图，主要由一只长枪管构成的爆炸喷枪组成。氧和乙炔（亦可用丙烷、丙烯、氢）送入水冷喷枪管内，另一口送入氮气，同时将粉末送入，使粉末在燃烧气体中悬游，用火花塞点火后气体爆炸，爆炸区温度约为 5000°C 的高温使粉末熔化，由于喷涂粉末被加热的温度高，且熔融粒子以超声速飞行，与工件表面碰撞时所具有的动能大，涂层与基体表面形成显微焊接，涂层具有冶金和机械结合的特性，因此形成的涂层结合强度高；由于喷涂时，

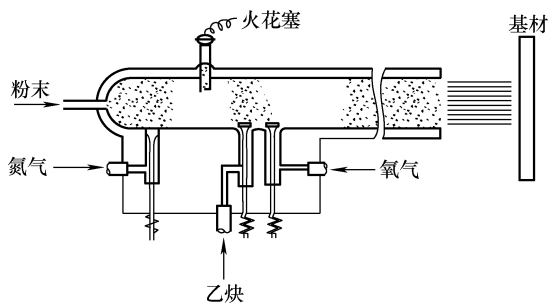


图 5-54 爆炸喷涂的工作原理图

粉末颗粒撞击到工件表面后受到急冷，在涂层中形成超细组织，涂层具有较高的硬度，如喷涂 YG12 硬质合金，涂层的硬度达 1300HV ，而一般火焰和普通电弧喷涂的涂层硬度仅为 800HV ，等离子涂层硬度为 1100HV 。由于涂层的组织细小，硬度高，因此涂层具有较好的耐磨性能；爆炸喷涂涂层致密，孔隙率低，一般小于 1% 。而且表面粗糙度值低，可低于 $Ra = 1.6\mu\text{m}$ ，磨削加工后表面粗糙度值可达 $Ra = 0.025\mu\text{m}$ ；由于爆炸喷涂是脉冲式喷涂，每次喷涂时工件受到热气流及热颗粒冲击时间短，只有几毫秒。而且气体爆炸喷涂的热源一般采用 $\text{O}_2\text{-C}_2\text{H}_2$ ，其燃烧焰流的温度约 3000°C 左右，远低于等离子焰流的温度（可达上万度）。再加上 N_2 或压缩空气对工件又起冷却作用。因此喷涂时工件表面的温度可控制在

100℃ 以下，工件不会发生相变和变形。爆炸喷涂时由于噪声达到 150dB 左右，需要在隔音、防尘室内遥控操作。

4. 超声速火焰喷涂（HVOF）

超声速火焰喷涂（HVOF）又称高速火焰喷涂，是 20 世纪 80 年代出现的一种高能量密度喷涂法。图 5-55 所示为其原理图。它采用内部火焰或燃烧枪，丙烷、丙烯、天然气、氢等燃烧气与氧在枪体燃烧室混合后进行连续爆炸，向细长颈部射出，经加热熔化后产生 1830m/s 的超声速气流，是声速的 4 倍，为普通火焰喷涂法的 4 ~ 5 倍，也显著高于一般的等离子喷涂射流速度，加热熔化的熔体微滴速度为 300 ~ 500m/s 撞击工件表面，因此超声速喷涂涂层结合强度高，气孔率低。另外，在超声速焰流中可观察到超声速流动所特有的马赫节点，像一串明亮的钻石，如图 5-56 所示，故有时又称超声速喷涂法为“钻石”喷涂法。形成结合力强、喷涂材料氧化少的高密度涂层，适用喷涂 WC-Co 类和高密度金属涂层。

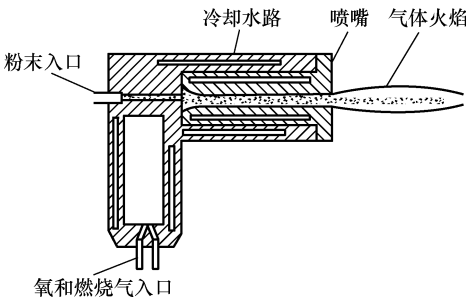


图 5-55 超声速火焰喷涂原理

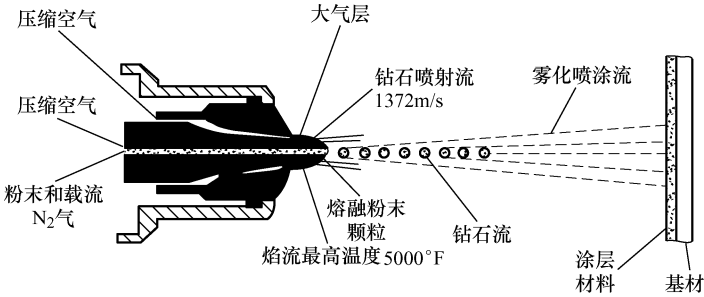


图 5-56 超声速焰流中的马赫节点

HVOF 喷涂时，粉末在火焰中加热时间长，能均匀地受热熔融，产生集中的喷射束流，喷涂焰流长度大，直径收缩小，使能量密度大而集中；基本保持喷涂材料特点不受到损害，微观组织变化小，可避免碳化物的分解与脱碳；采用的粉末粒度一般为 5 ~ 45μm，因此可获得表面光滑的涂层；涂层的孔隙率小，结合强度高，接近或达到爆炸喷涂的质量，但工作效率、工作条件的可变范围比爆炸喷涂更加优越，不足之处是成本较高。

HVOF 应用于航空航天领域、冶金工业，可以取代昂贵的等离子喷涂和电子束物理气相沉积。可以用于磨损部件的修复，价格与电镀铬相当，还可以制备纳米结构的 WC-Co 涂层等，表 5-45 为 HVOF 应用实例。

表 5-45 超声速火焰喷涂 HVOF 应用实例

适用部门	加工工件	喷涂材料	用途
航空航天	压缩机翼、发动机轴、轴承座	WC-Co/Cr, CoMoCrSi, MeCrAlY	耐磨
钢铁	各种轧辊、控丝芯轴、风扇、热镀锌用棍	Cr ₃ C ₂ - NiCr, WC-Co/Cr, 磷化物-WC-Co	耐磨，耐蚀

(续)

适用部门	加工工件	喷涂材料	用途
造纸	热压轧辊、冷压轧辊	WC-Co, WC-NiCr	耐磨, 防异物附着
印刷	进给辊、抓爪	WC-NiCr, SUS	耐磨, 夹紧
纤维	各种辊子	WC-Co	耐磨
汽车	缸套、透平增压器、活塞环	Fe-CrMo, Cr ₃ C ₂ -NiCr, WC-Co	耐磨, 防烧结
铸造	金属模	WC-Co	耐磨
塑料	挤出螺杆、塑模、辊子、刮刀	WC-Co, Cr ₃ C ₂ , NiCr	耐磨
一般产业机械	泵、套筒、轴、叶轮、柱塞、阀门、管道、输送机	WC-Co/Cr, NiCrFeBSi, Cr ₃ C ₂ -NiCr, Stellite	耐磨、耐蚀, 耐热

知识点 5.5.2 粉末火焰喷焊

粉末火焰喷焊也称粉末火焰喷熔，是利用氧乙炔火焰或其他热源加热工件及其表面的自熔性合金粉末使涂层熔融，在金属基材表面获得熔焊层的热喷涂方法，自熔性就是指喷涂粉末在喷涂后的重熔过程中有自脱氧作用。粉末火焰喷焊包含粉末火焰喷涂过程和涂层火焰重熔两个过程。在喷涂过程中或在涂层形成后，利用火焰对涂层直接加热，使涂层再次熔融，在重熔过程中，当合金充分熔化并完全润湿金属基材表面时，就开始了合金与基材之间的扩散互溶过程，在合金与基材界面上出现一条带状互溶区，产生了熔点较基材低的合金组织，由于元素相互扩散，喷焊层与金属基材之间形成牢固的冶金结合，大幅度提高了结合强度。由于合金粉末中的 B、Si 与氧的亲合力很强，因此在重熔过程中，能与涂层中的氧、工件表面的氧化物中的氧化合成 B₂O₃ 和 SiO₂。它们能与其他金属氧化物一起，形成硼硅酸盐玻璃碴而熔融上浮，这一层玻璃碴起到保护喷焊层不被氧化的作用，从而获得无气孔、无氧化物夹渣，与基体表面焊合的致密的喷焊层。

与其他热喷涂和堆焊方法相比，粉末火焰喷焊的喷焊层比喷涂有更优异的使用性能，其表面平整、光滑，焊层几乎无孔隙，与基体结合强度高，耐磨、耐蚀、抗氧化等性能优于喷涂及一些堆焊层；粉末火焰喷焊工艺适应性强，设备简单投资少，工艺操作简便易于掌握，不受工件批量、形状、大小的影响，喷焊层厚度可在较大范围内控制，甚至可以在工件使用现场进行喷焊施工；但只能喷焊自熔性合金和用于熔点高于粉末材料的金属基体，对工件要加热，存在变形问题。

这种方法使涂层重熔产生与金属基材冶金结合，消除了喷涂层中的气孔和氧化物夹渣，从而大幅度提高了致密性和结合强度，使之有更优异的耐腐蚀性能和耐磨性能，能承受更高的应力，这种方法已较普遍的应用于各种机械零件的表面强化，提高工作面耐腐蚀、耐磨和耐热性能，既用于旧件修复，又用于新产品的制造。热喷焊工艺根据喷粉和重熔的先后次序，通常分为“一步法”和“二步法”两种。

一步法喷焊：一步法喷焊工艺过程是喷粉与熔化粉末涂层工序在同一操作过程中进行，

即边喷边熔的方法。包括焊前工件表面准备、预热、预喷、喷粉重熔、缓冷等过程,其最大特点是喷粉与重熔一步完成。即采用同一火焰,首先将粉末铺在工件表面某个位置,随即把这个局部的粉末涂层熔融,直到出现“镜面反光”现象,如此反复重复上述工艺过程,直至整个工件表面均被喷焊层覆盖。一步法也可采用边喷粉、边重熔的方法,粉末不断地投入熔池,熔池随喷枪的移动而移动,直至整个待喷表面被喷焊层覆盖到预定的厚度为止。

一步法喷焊时,将工件整体预热到 $250 \sim 300^{\circ}\text{C}$,把全部待喷焊部位喷撒上 $0.10 \sim 0.15\text{mm}$ 厚的一层与喷焊层相同材料的预保护粉,以防止工件表面氧化,逐渐提高工件温度到 700°C 左右。当工件被加热到预保护粉开始润湿,出现“镜面”时,间歇地按动送粉开关喷送粉末,并同时把喷送到工件表面上的粉末熔化。根据粉末的熔融情况对喷焊层的厚度要求,移动喷炬火焰,继续间歇地送粉和熔粉。对于需局部补修的部件,操作时火焰焰心距离工件应较近,在不整体预热情况下,得到较高的局部高温。粉末直接喷入熔融表面,即喷与熔同时进行。注意操作时控制温度,防止合金流淌露底。

一步法喷焊的优点是对基体输入热量小,基体变形小,喷焊速度快,粉末利用率高,喷焊厚度可以很大。但喷焊表面不平整。一步法喷焊适用于大工件的小面积或不规则表面的喷焊。

二步法喷焊:二步法喷焊工艺是指喷涂粉末和熔化粉末涂层分为两步进行,即先喷后熔的方法。二步法喷焊工艺包括:工件表面准备、预热、喷粉、重熔、冷却。喷粉与粉末重熔不一定使用同一热源。喷粉方法与热喷涂相似。两步法喷焊时把工件预热 $250 \sim 300^{\circ}\text{C}$,待喷焊表面喷撒一层 $0.2 \sim 0.3\text{mm}$ 厚的预保护粉,然后逐步提高工件温度到 500°C 左右。在整个已喷撒了预保护粉的喷焊部位上均匀地多次喷撒粉末,达到预定厚度为止。喷涂完毕,工件温度一般已达到 $200 \sim 400^{\circ}\text{C}$,最好立即从喷焊部位一端开始,对已喷撒到工件表面上的粉末进行加热重熔。不仅可以使加热到熔融温度要求的热量减少,而且可以减少由于喷涂层冷却造成的裂纹或剥离,使原来疏松的粉末层熔化成致密的、与基体冶金结合的喷焊层。

二步法工艺的优点是喷熔层表面光滑平整、均匀一致。但基体输入热量大,变形大,基体组织会发生变化。两步法工艺适用于大面积、规则的工件表面。

二步法喷焊重熔时,除通常使用的氧乙炔火焰外,还可以采用其他几种重熔热源。如炉内重熔、感应重熔及激光重熔等。

炉内重熔是将已喷撒粉末的零件放入炉中加热,按调好的炉温使粉层重熔。这种方法是工件在炉内整体均匀加热,整个粉层能同时熔融,并能均匀地铺撒在工件表面上。但这种方法要求炉温达到粉末熔化温度后,立即切断电源,避免因加热时间太长而使喷焊层流散,这给实际准确操作带来了较大难度,同时加热温度也使基材温度过分升高。

感应重熔是将已喷粉末的零件,用高频感应加热方法进行重熔。这种重熔方法速度快、重熔温度控制准确、对母材影响小、工件变形小。但这种方法只适用于规则零件的重熔,同时对所喷粉末厚度要求非常均匀。

激光重熔是将已喷撒粉末的零件,用激光加热重新熔化。

喷焊枪与一般气焊枪有所不同。主要区别在于喷枪上附加了输送粉末的机构,它由粉斗、送粉阀及射吸室等部分组成,结构原理如图5-57所示。目前使用最普遍的是中小型喷焊枪,既可以用于一步法喷焊,也可以用于二步法喷焊,这一类喷焊枪均属于射吸式,采用混合气送粉。

重熔枪是对自熔性合金涂层进行火焰重熔的专门工具，重熔枪的结构原理和普遍焊炬一样，不具备送粉功能，采用燃烧温度高的氧乙炔火焰，它与喷涂枪配合使用，对较大型工件进行二步法喷焊，也用来对工件预热。

喷焊时工件受热温度升高，由于自熔合金的线膨胀系数大，脆性大，如果工件喷焊后冷却速度快，产生很大的热应力，易导致工件及喷焊层产生裂纹等缺陷。所以适当的冷却及热处理对防止裂纹、变形等缺陷的产生是必要的。

对于低碳钢零件及铁素体不锈钢，通常的空气中冷却方式不会产生马氏体相转变。因此，喷焊后不需进行专门的后热处理，只在空气中缓慢冷却；对于中碳钢或低合金钢零件，喷焊后应放置于石棉灰中缓冷；高碳钢、高锰钢、热锻模具钢和冷硬铸铁零件，喷焊时要注意防风，喷焊后放置石棉灰中缓冷；冷硬工具钢、马氏体不锈钢零件，喷焊后极易产生裂纹，喷焊后应进行等温退火处理。

热喷焊工艺特别是氧乙炔火焰喷焊工艺简便，设备投资少，便于推广。应用于机械零件的表面强化，提高耐蚀性、耐磨性和延长使用寿命，特别是在模具表面强化中取得了广泛应用，经济效益十分可观。表 5-46 列出了热喷焊工艺对部分模具表面强化应用实例。

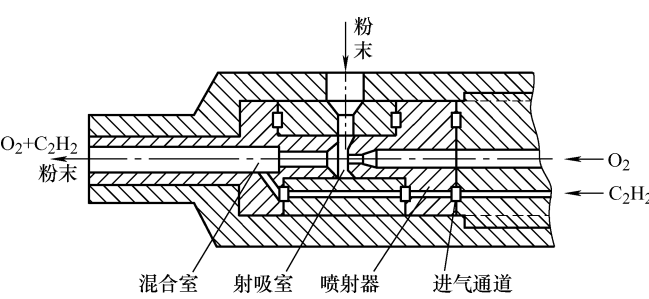


图 5-57 喷焊枪送粉装置结构原理图

表 5-46 热喷焊工艺对部分模具表面强化应用实例

工 件 名 称	原材料及处理工艺		新材料及火焰喷焊工艺			使用寿命对比
	基材	处理工艺	基材	喷焊合金	喷焊工艺	
冲压模冲头	2Cr13	热处理	Q235-A	FeNi15	二步法	提高 7 倍
热作模具	3Cr2W8V	热处理	45	钴基合金	等离子喷焊	提高 2 倍
耐火砖模	45	热处理	45	Ni55	二步法	提高 9 倍
注塑机形腔模	3Cr2W8V	热处理	45	Ni60	一步法	提高 6 倍

任务 5.6 电火花表面强化和堆焊

知识点 5.6.1 电火花表面强化

电火花表面强化是电火花加工技术的分支之一，电火花表面强化通过电火花放电的作用把一种导电材料涂敷熔渗到另一种导电材料的表面，形成合金化熔渗层，从而改变后者表面物理和化学等性能的工艺方法。电火花放电属于高能量密度加热，亦称为电火花熔敷或称为脉冲电弧显微堆焊，可以提高零件的硬度、耐磨性、耐蚀性及热硬性等表面性能。

电火花表面强化技术具有设备简单、操作容易、成本低等优点，可用于模具、刀具及机械零件的表面强化和磨损部位的修补。例如，把硬质合金等材料涂敷在用碳素钢制成的各类

工模具及机械零件的表面,可以提高其表面硬度,增加耐磨性、耐蚀性,使用寿命可提高一至数倍。

1. 电火花表面强化原理

电火花强化设备主要由脉冲电源与振动器两部分组成。金属电火花表面强化的原理及过程如图 5-58 和图 5-59 所示。脉冲电源是一个 RE 弛张式脉冲发生器,其中直流电源 E、限流电阻 R 和贮能电容器 C 组成充电回路;而电容器、电极、工件组成放电回路。通常电极接电源正极,工件接负极。电极与振动器的振动部分相接。振动器电源与脉冲电源构成设备的电源部分。由于振动器的作用使电极与工件之间的放电间隙频繁发生变化,电极与工件之间不断产生火花放电。当电极向工件表面运动到电极 1 与工件 2 分开较大距离时(见图 5-59a),两者尚未接触放电回路处于断路状态,电容器处于充电阶段。同时电极在振动器的带动下向工件运动。当电极与工件之间的间隙接近到某一距离时,间隙中的空气被击穿,产生火花放电(见图 5-59b),使电极和工件材料局部产生熔化,甚至气化,产生的金属蒸气、熔滴以及高温下被电离的气体构成了火花放电的通道。当电极继续接近工件并与工件接触时(见图 5-59c),火花放电停止,在接触点处流过短路电流,使该处继续加热。在火花放电过程,电极与工件表面产生“接触放电”的电蚀现象。熔融的阳极材料向阴极工件表面迁移,工件表面电蚀形成凹坑。在大多数情况下,电极材料的电蚀占优势,电极被电蚀的材料迁移到工件表面,在工件表面形成合金层。当电极继续下降时,以适当压力压向工件,使熔化了的材料相互粘结、扩散形成合金或产生新的化合物熔渗层。随后电极在振动器的作用下离开工件(见图 5-59d),由于工件的热容量比电极大,在工件自冷与空气介质的冷却共同作用下,工件放电部位急剧冷却使熔融材料迅速冷却凝固。接着振动器带动电极开始向上运动离开工件,放电回路断路,电源重新对电容器充电。这是电火花强化的一次充放电过程。实际上电火花强化是电极在工件表面按一定规律缓慢地移动,反复多次电火花放电,使强化点互相重叠和连接,形成连续均匀的强化层。

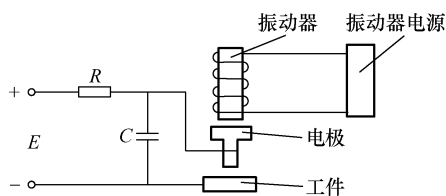


图 5-58 电火花涂覆设备结构简图

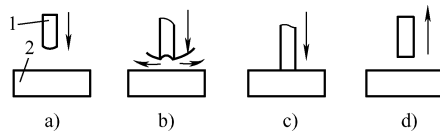


图 5-59 电火花表面强化过程示意图

电火花强化是一个高能量密度加热快速熔融—凝固过程。在电火花强化过程中,产生电火花放电的瞬时,电极和工件表面均产生微区熔化,在工作压力和电火花放电作用下,电极材料接触转移到工件金属熔融表面,有关金属合金元素(钨、钛、铬等)迅速扩散在工件金属的表面层,产生固溶强化;电火花放电微区在高温高压下,迁移的电极材料与工件材料,并与空气电离产生氮离子、氧离子等相互作用,形成一个较复杂的物理化学冶金过程,在电火花放电通道区域内,空气中的氮分子呈原子状态,它和受高温而熔化的金属有关元素化合成高硬度的金属渗氮物,如渗氮铁、渗氮铬等,来自石墨电极或周围介质的碳元素,一部分溶解在加热而熔化的铁中,一部分形成金属碳化物,如碳化铁、碳化铬等;在微熔区发生一定程度的液态扩散互溶,扩散层与基体有较好的冶金结合;脉冲放电停止后,工件基体

传热与空气散热,使极小的熔化微区,以极快速度冷却凝固形成强化层,对金属表面层进行了超高速淬火,可获得超细晶粒。在以上固溶强化、弥散分布的金属化合物引起的第二相强化、细晶强化等共同作用下,能在工件表面形成高硬度、高耐磨性、高热硬性的强化层,大量用于模具、刀具和机器零件的表面强化处理,并用于已磨损件的修补及淬火件的打孔,去除折断的工具等。在机械制造、电机、轻工、化工、纺织、农机、交通及钢铁等工业部门得到应用,显著提高工件的使用寿命。电火花强化具有下列特点:

1) 目前使用的小型电火花涂覆机主要由脉冲电源和振动器两部分组成,没有传动机构、工作台等机械构件,携带方便,操作简单、使用灵活,设备投资和运行费用都很低,电极材料消耗极少,可以根据需要选用电极材料。

2) 熔渗层与基体结合牢固,不会发生剥落。

3) 高能量密度加热,心部组织与性能无变化,处理后零件无变形,多种强化机理共同作用,可获得理想强化表面。

4) 局部加热耗电少,处理件不受尺寸限制,特别适用于大件的局部处理或某些失效件的局部修复。

但电火花熔渗层较浅,一般厚度为 $0.02 \sim 0.5\text{mm}$,表面粗糙度高,一般为 $Ra1.25 \sim 5\mu\text{m}$,熔渗层的均匀性和连续性较差。

2. 电火花强化层的特性

(1) 电火花强化层组织与结构 强化层的金相组织与电极材料、工件材料、强化条件以及电源参数等有关。当使用钨钴类硬质合金电极强化时,形成了通常称为“白亮层”的合金层、合金扩散和热影响层,由这三部分组成了电火花金属表面强化层。

根据白亮层的电子显微镜观察、分析和硬度值的测量,白亮层是电极材料和基体材料组成的新合金。白亮层的外层是由电极材料及其碳化物、氧化物、渗氮物组成的熔渗层。靠白亮层的内层为稍暗的扩散区,是电极材料的组成材料熔渗、扩散到基体材料中,随后淬火而形成的超细马氏体上分布一些碳化物。再往里是热影响区,抗蚀性较差,是一窄的暗带,其内部为基体组织。由于电极与工件材料的相互熔渗及合金化的原因,强化层与基体结合是极为牢固的。因而,经过表面强化的机械零件,在实际使用过程中未曾发现剥落的现象。

电火花金属表面强化层的厚度是白亮层和扩散层这两层厚度的总和。因为扩散层用常规的手段难以观察,而白亮层是影响耐磨性的关键,强化工艺中白亮层的深度又接近于强化后工件增厚值,所以通常可以用白亮层的深度来表示强化层的厚度。

强化层的厚度与电极和工件的材质、强化设备电气参数和加工条件等有关。例如在相同的条件下,放电脉冲能量增加,最大强化层厚度也增加。对于目前输入功率在 100W 以内的小功率强化机,最大强化层厚度约为 $0.02 \sim 0.03\text{mm}$ 。X 射线衍射相分析表明,强化 GCr15 钢表面是 W_2C 和少量 WC ,沿表面剥去 $25\mu\text{m}$ 后再分析,其结构仍为 W_2C 和少量 WC ,并且已经出现马氏体。而强化灰口铸铁时,白亮层主要是 $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$ 和少量 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 。

(2) 电火花强化层的性能与应用 电火花强化层表面硬度一般为 $970 \sim 1200\text{HV}_{0.1}$,有的可达 $1150 \sim 1600\text{HV}_{0.1}$,这与白亮层内存在高硬度碳化物有关。强化层的硬度与所使用的电极材料和工件材料有较大关系,当使用硬质合金 YG8 作电极材料时,在同样的强化条件下,工件材料不同时,白亮层的硬度有较为明显的区别,而且显微硬度值介于电极和工件硬度之间。其显微硬度可高达 $1100 \sim 1400\text{HV}_{0.1}$,或者更高。例如,电极材料为 YG8,对 Cr12 钢进行电

火花表面强化后的显微硬度如图 5-60 所示。

电火花强化层具有高的红硬性，在 800℃ 下仍具有较高的硬度。电火花强化主要用于提高工件的耐磨性，强化层的耐磨性与电极材料的硬度有关，硬度越高耐磨性越好。如：用铬锰、钨铬钴合金、硬质合金 YT15 等作为电极强化 45 钢时，将使其耐磨性比原来平均提高 2 ~ 2.5 倍。但在研究耐磨性的同时还必须考虑工件材料的物理、力学性能及强化层的组织致密性和孔隙度等因素。不同电极材料强化 45 钢试样的强化层的硬度和耐磨性结果。

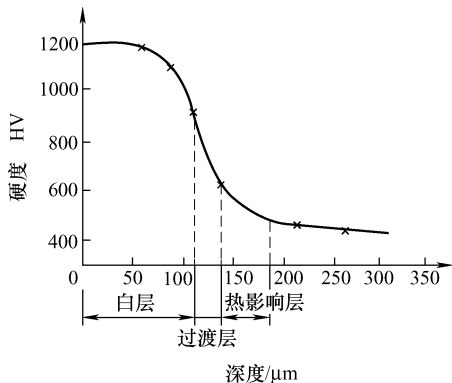


图 5-60 Cr12 钢电火花强化的显微硬度分布

表 5-47 不同电极材料强化 45 钢的硬度和耐磨性

电极材料	强化层厚度/μm	硬度 HV	相对耐磨性
TiC	80 ~ 126	3040	9.9
ZrC	70 ~ 120	2650	7.8
NbC	80 ~ 150	1660	5.0
Cr ₃ C ₂	120 ~ 160	1600	4.0
Mo ₂ C	100 ~ 180	1400	1.4
WC	110 ~ 180	1700	2.0

选用合适的电极材料，强化后的工件耐化学腐蚀或耐水蚀性能将有较大幅度的提高。例如，当用不同的电极材料强化 45 钢时，用 NaCl 水溶液做腐蚀性试验，经 Si 电极强化的耐蚀性提高 32%；C 电极强化的提高 90%，WC、CrMn、YT15 作电极强化不锈钢材料后，进行水冲蚀试验表明，耐蚀性提高 2 ~ 4 倍。

从电火花表面强化层的形成过程可知，在一个微小的区域内经过多次放电后可形成强化点，而强化层是许多强化点的融合和重叠，其宏观表面呈银灰色的橘皮状。由于电火花强化层是无数密集放电凹坑和强化点的融合和重叠的结果，脉冲放电能量越大，所熔化的金属微粒越大，所形成的放电凹坑和强化点也越大。所以，电火花强化的表面粗糙度随着脉冲能量增加而增大。在电火花强化正常生产情况下，表面粗糙度值 *Ra* 一般在 2.5 ~ 10μm，所以，为了得到一定厚度的强化层，又要保持较细的粗糙度和较高的生产率，可采用先用强电规范得到较厚的强化层，再逐渐降低电规范对强化层表面进行修整，降低其粗糙度，表面粗糙度值一般可达 *Ra*1.6μm。通常对模具、刀具，在粗加工规范涂敷之后，再经精规范修整即可直接使用，如果要求的表面粗糙度值更低，可对强化的表面再进行抛光加工。

电火花强化适合于合金钢、碳钢和铸铁等材料。电火花强化可提高工件的硬度、耐磨性、耐蚀性、抗高温氧化性和热硬性，目前主要应用于提高工具、模具及耐磨件的耐磨性的强化处理和修复。表 5-48 为模具电火花强化实例。刀具、模具等高硬度件需在热处理后进行电火花强化。首先根据工件的材料、硬度、工作表面或刃口情况、服役条件，确定强化部位和强化层的技术要求。强化件需先热处理达到硬度要求，修复件修复厚度应小于所用强化设备的最大涂层厚度。表面需清洗、除油、除锈，以减少涂层的气孔或氧化物夹杂。为使强化层表面达到一定的粗糙度，先用大电容作粗电火花强化，强规范用大直径电极，以获得较

厚的强化层；再改用小电容作细电火花强化，弱规范用小直径电极。

表 5-48 模具电火花强化实例

名 称	模 具		强 化 部 位	使 用 情 况		备 注
	材料	硬度 HRC		未 强 化	强 化 后	
M8 螺帽冷镦模	CrWMn	58 ~ 61	成形表面 刃口 模孔前端 10 mm	—	提高 3 ~ 5 倍	冲 6mmQ235A 钢板冲 30SiMnSi 50CrVA 钢板切断 K091 铰杆
M12 切角模	9SiCr	55 ~ 58		300 ~ 500 件	7 千 ~ 7 万件	
M12 螺栓冷镦下模	T10	58 ~ 61		0.65 万 ~ 1 万件	3 万 ~ 5 万件提	
冲压模	T10A	58 ~ 61		—	高 8 倍 1 万件	
压缩机阀片复合冲模	T10、Cr12MoV	60	—	3000 件	600 件	
十角冲头	W18Cr4 V	58 ~ 62	刃口	200 件		

对碳素工具钢 T10A、T12A、合金工具钢 GCr15、9CrSi、Cr12 及高速工具钢 W18Cr4V、W6Mo5Cr4V2 制的刀具热处理后再对刃部进行电火花强化处理，大多能提高其使用寿命 1 ~ 3 倍。电火花强化的高速工具钢刀具还可用于高硬度材料的切削加工。高速工具钢钻头一般只能加工硬度低于 32HRC 的材料钻孔。用 YG8 电极电火花强化直径 8.5mm 的钻头，可对 50 ~ 52HRC 的 45 钢件进行 3 个以上的钻孔。

电火花强化层对尺寸具有一定增量，所以还广泛用于修复已磨损报废的模具、刀具、量具、轧辊及零件。如 Cr12 钢制的 1250W 发电机扇形复式冲模，因单边磨损超差 0.02 ~ 0.03mm 而报废。采用粗、中、精规范电火花强化进行修复，强化层厚度为 0.02 ~ 0.03mm，不仅达到模具的尺寸要求，而且其使用寿命延长约 2 倍。由于量具的精度、表面粗糙度要求严格，用电火花强化修复时，一般只能用中规范和精规范，操作时要特别注意不要损伤其刃口和尖角。修复后要对修复的表面进行研磨以满足其精度和表面粗糙度要求。

知识点 5.6.2 堆焊

堆焊是用焊接的方法，即利用火焰、电弧、等离子弧等热源将具有一定性能的材料熔敷在基体表面上，即在其表面熔覆一层或几层具有特定性能的材料，使工件表面具有耐磨、耐蚀、耐热涂层的工艺方法。用堆焊对工件进行修复不仅可修复尺寸，还可通过合理选择焊层材料等工作，改善和提高其表面性能，将修复和强化两种功能结合起来，使工件的使用寿命超过原设计水平。堆焊发展到现在已具有工件的修复与表面强化两大功能，堆焊已经成为改进产品设计和提高产品性能常采用的表面强化技术。例如在制造一些耐磨零件的时候，不能用全部高硬度的材料制造这些零件。因为高硬度材料往往含有较多的贵重金属，整体使用势必大幅度提高零件的成本；材料的硬度提高的同时往往脆性大幅度提高，会使工件的使用性能大大降低；高硬度的材料难于加工，在制造工艺上有难度。所以在普通材料制造工件的表面利用堆焊的方法加上一层高硬度合金，可以达到使用、加工、成本等多方面的要求。

堆焊具有焊接的一般规律，手工电弧堆焊是应用最广泛的堆焊方法，原则上所有的熔焊方法都可以用于堆焊，但它有自身的特点，如它系异种金属焊接，要求尽可能低的稀释率，特别注意熔合区污染、热循环和热应力问题，要求堆焊材料与基体有尽可能好的润湿性和流平性等；堆焊材料则从普通的碳钢、低合金钢到高级合金钢、镍基合金、钴基合金、铜基合金以及碳化物、氧化物陶瓷材料。氧乙炔火焰堆焊的火焰温度低，能保持堆焊材料中碳化物等硬相的原有形状与性能，是较为广泛用于耐磨件堆焊的工艺。等离子弧堆焊有冷丝等离子

堆焊、热丝等离子堆焊、预制型等离子弧堆焊和粉末等离子弧堆焊,其中由于粉末等离子堆焊粉末制作简单、熔敷率高、粉末利用率高等优点应用很广泛。电渣堆焊的熔敷高,气体含量少,质量好,但易过热。堆焊方法广泛应用于航天、兵器、电站、矿山、冶金、机械、化工、农机以及工模具的制造与修复领域。

1. 电弧堆焊

电弧堆焊是目前一种主要堆焊方法。它是利用焊条或电极熔敷在基材表面的一种堆焊方法。采用的是量大面广的焊条电弧焊机,设备简单、移动灵活、成本低,几乎所有的实芯和药芯焊条均能用,应用广泛。

熔化焊时,在电热源作用下,焊条金属熔化的同时,被焊的金属母材表面也发生局部熔化,在母材上表面由熔化的焊条金属和母材组成具有一定几何形状的液态金属熔池。药皮熔化后形成熔渣,熔渣覆盖在熔滴和熔池表面,把液态金属与空气隔开,保护液金属不被氧化和渗氮,凝固的渣壳也可以防止高温的焊层被空气氧化。

(1) 手工电弧堆焊 手工电弧堆焊与手工电弧焊接相同,是将焊条与工件分别接到电源的两极,电弧引燃后,焊条与表面熔化成熔池,冷却后形成堆焊层。

焊条电弧堆焊用的设备和焊条电弧焊一样,有直流弧焊机、弧焊整流器和交流弧焊机,设备简单,操作方便,适于现场或野外作业。通过实心焊条和管状焊芯能获得几乎所有的堆焊合金层,满足各类零件表面强化和修复的需要,因此,目前仍是一种主要堆焊的工艺。对堆焊层性能要求不高,且采用酸性堆焊焊条时,选用弧焊变压器;当要求较高,且采用碱性低氢型焊条时,必须选用弧焊整流器或直流弧焊发电机。堆焊时希望尽可能小的熔焊区,为此应采用小电流、低电压、慢速焊,尽可能使稀释率与合金元素的烧损率降到最小限度;采用前倾焊,并防止开裂和剥离。

手工电弧堆焊时焊条的选择、焊条直径、堆焊电流、堆焊速度、零件的预热温度等对堆焊质量和生产率都有重要影响,首先要注意堆焊材料的选择,对一般金属间磨损件表面强化与修复,可遵循等硬度原则来选择堆焊材料,对承受冲击负荷的磨损表面,应综合分析确定堆焊材料;对腐蚀磨损、高温磨损件表面强化或修复,应根据其工作条件与失效特点确定合适的堆焊材料。

焊条电弧堆焊温度高,热量集中,一般堆焊前可不预热,工件的碳当量达到0.4%以上时应预热到100~300℃,堆焊后采用补充加热的方法使工件缓冷,或在炉中、石棉灰坑中缓冷。生产效率比氧乙炔焰堆焊高,工件变形小,但熔深大,稀释率达15%~25%,堆焊在焊工的直接观察和操纵下进行,不受焊接位置及工件表面形状的限制,但对焊工操作技术要求较高。常用于小型或复杂形状零件及可达性差的部位的堆焊,也广泛用于现场修复工作。

手工电弧堆焊多用于磨损失效件的修复,例如用高锰钢丝堆焊焊条修复装煤机耙齿。用Fe-Mn-Ni-C双相自强化钢焊条堆焊修复钢厂大型齿轮磨损部位。采用马氏体钢堆焊修复挖掘机斜斗的低应力磨料磨损。常温低压阀门、中温低压阀门及密封面可分别堆焊铜基合金、高铬不锈钢及钴基斯太尔合金。

(2) 振动电弧堆焊 振动电弧堆焊的工作原理是焊丝在送进的同时按一定频率振动,造成焊丝与工件周期性的短路、放电,使焊丝在12~22V较低电压下熔化,并稳定地堆焊到工件表面。

振动堆焊设备主要包括堆焊机床、堆焊机头、电源、电气控制柜和冷却液供给装置等。堆焊电源一般采用直流电源，而堆焊机头用以使焊丝按一定频率和振幅振动，并以一定速度送入堆焊处。按产生振动的方式不同可分为电磁式和机械式。振动电弧堆焊是在直流低压电路中串接电感器，空载时焊丝与工件未接触，电流等于零，电压为空载电压。当焊丝振动到与工件接触时，电路短路，电压迅速下降到零，电流增加到最大，接触处强大的短路电流所产生的热量加热了焊丝端部。当焊丝向上运动时，焊丝与工件接触端被拉伸成缩颈，截面积减小，电阻加大，温度升高，金属丝被熔化。焊丝被拉断的瞬间，焊丝与工件表面分离，产生间隙，电流急剧下降。与此同时，贮存在电感线圈中的磁能转变为电能，产生自感电势，增加了焊丝与工件间的电压，迅速达到电弧放电的电压，介质被击穿开始发生电弧放电。在电弧作用下，使焊丝金属熔化，形成堆焊层，这是脉冲放电阶段。在下次振动循环中，重复短路阶段到脉冲放电阶段，如此反复构成振动堆焊的全过程。

振动电弧堆焊具有熔池浅、热影响区小、堆焊层薄而均匀、工件变形较小、生产率较高、劳动条件较好等优点。但是振动电弧堆焊时焊剂的保护作用差，氢、氧、氮易浸入电弧区和熔池，在堆焊层与基体的结合处易产生针眼状气孔；堆焊层氢含量高，易产生裂纹。堆焊层受热和冷却不均匀，易造成组织和硬度不均匀。为了防止焊丝和焊嘴熔化粘连或在焊嘴上结渣，需向焊嘴供给少量冷却液。

(3) 熔化极气体保护电弧堆焊 熔化极气体保护电弧堆焊是利用送进的可熔化堆焊材料与基体之间产生的电弧热，使堆焊金属熔敷在基材表面的一种堆焊方法。所使用的设备如图 5-61 所示。焊机一般采用平特性的直流电源，并直流反接，保护气体是从焊枪中连续喷出的，以屏蔽大气对熔化金属的侵蚀。常用氩气、二氧化碳或它们的混合气体作保护气。用氩气保护时，堆焊过程中合金元素不会烧损，且电弧燃烧稳定，熔滴过渡平衡，堆焊层质量高，常用于镍基合金、钴基合金、低合金钢、铝青铜等的堆焊；二氧化碳气体保护电弧堆焊成本较低生产率高，但有合金元素烧损问题，电弧燃烧不稳，飞溅大，堆焊层质量不如氩气保护的好，适于修复球墨铸铁的曲轴、轴瓦及泥浆泵等堆焊性能要求不高的工件。用混合气体保护，可以改变熔滴特性及焊缝的形成。

如 CO_2 保护气体以一定的速度从喷嘴中吹向电弧区，把熔池与空气隔开，同时对熔融金属中的铁、硅、锰等元素起氧化作用，形成氧化物以浮渣的形式在焊层表面，并在冷却时脱落。

熔化极气体保护电弧堆焊易实现机械化和自动化，生产效率高，堆焊过程无需清渣，提高了设备的负载持续率，对焊工操作技术要求较低，熔敷速度可与单丝埋弧堆焊相当，但设备价格较高，并消耗保护气，使堆焊成本升高，适用于堆焊区域小、形状不规则的工件或小零件的堆焊，小面积堆焊可以采用单丝堆焊机，大面积堆焊可以采用多丝堆焊机，以改善热循环。

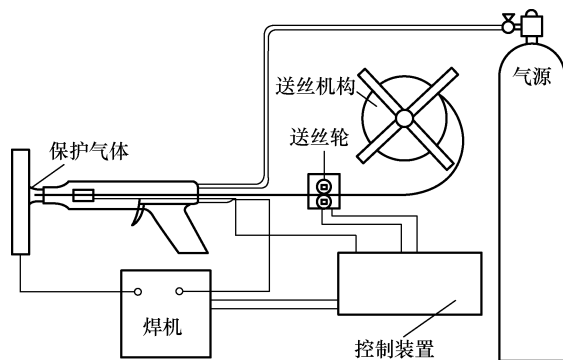


图 5-61 熔化极气体保护电弧焊设备示意图

(4) 埋弧堆焊 埋弧堆焊是在电弧高温作用下使焊剂熔化, 形成一个覆盖在熔池上面的熔渣层, 隔绝大气对堆焊金属的作用, 熔化的金属与熔剂蒸发形成的蒸气在熔渣层下形成一个密封的空腔, 电弧在空腔内燃烧, 使连续送进的焊条熔化, 即电弧埋在熔剂层下面进行堆焊, 使填充材料熔敷在基材表面的一种堆焊方法称之为埋弧堆焊。熔渣的保温作用使熔池内的冶金作用比较完全, 因而堆焊层的化学成分和性能比较均匀, 结合强度高, 表面也光洁平直。埋弧堆焊设备可与埋弧焊通用, 主要由电源、控制箱、焊丝送进机构、焊机行走机构及焊剂输送器等组成。埋弧堆焊通常采用大电流 (300 ~ 900A) 和较高的电流密度, 加上焊剂和熔渣的覆盖, 使热效率较高, 熔敷速度快, 但稀释率高。由于使用连续送进焊丝 (药芯焊丝或带极), 堆焊过程易实现机械化、自动化, 是进行大面积堆焊的理想方法。埋弧焊示意图如图 5-62 所示。焊剂的保护效果取决于焊剂的粒度与结构。多孔性的浮石状焊剂比玻璃状焊剂表面积大, 吸收的气体大, 保护效果差。焊剂的粒度越大, 其比容越大, 透气性越大, 保护性效果越差。但如果焊剂比容过小, 阻碍熔池中产生的大量气体外逸, 会使焊层出现气孔等缺陷。熔渣的熔点约为 1100 ~ 1250℃, 凝固较晚, 不仅保护了熔池中金属, 而且减慢了堆焊金属的冷却速度。金属在液态下存在的时间长, 促进了金属、熔渣和气体之间的反应更加完全, 有利于清除熔池金属中的非金属夹杂、夹渣和气体, 得到化学成分较均匀的堆焊层, 堆焊层表面光洁平整; 埋弧堆焊层存在残余压应力, 有利于提高修复零件的疲劳强度; 埋弧堆焊都是机械化、自动化生产, 因而生产率高, 埋弧自动堆焊的工艺和技术比手工电弧堆焊复杂, 热影响区大。埋弧自动堆焊可分为单丝、三丝、带极电弧堆焊, 如图 5-63 所示, 电极的连接方式有串列、并列和串联电弧等。

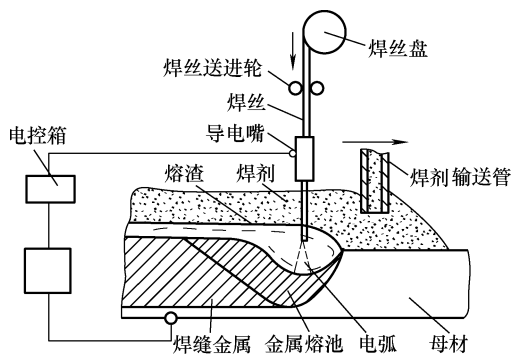


图 5-62 埋弧焊示意图

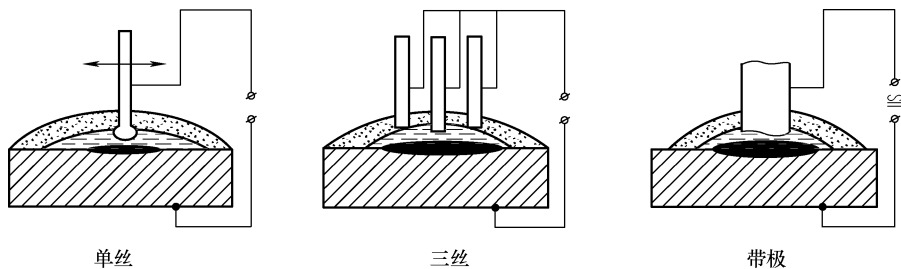


图 5-63 几种埋弧堆焊示意图

1) 单丝埋弧堆焊是目前最广泛使用的自动堆焊方法, 设备和操作都比较简单, 其堆焊层平整、质量稳定、熔敷率高, 劳动条件好。但其熔深大、稀释率高 (20% ~ 60%), 生产率不够理想。增大焊接电流, 能提高生产率, 但必须进一步增加熔深。为降低稀释率, 可采用下坡焊、降低电流、增加电压、降低焊速、电弧向前吹、增大焊丝直径, 采用单丝埋弧堆焊条用焊丝摆动法, 改进电弧加热集中的情况, 获得较宽的焊道等措施, 并且用堆焊 2 ~ 3 层来弥补。也可采用加入填充丝增加熔覆量, 降低稀释率。

2) 为了降低稀释率和提高熔敷速度, 在单丝埋弧堆焊基础上发展了多丝埋弧堆焊方法。双丝、三丝和多丝埋弧堆焊是将几根并列的焊丝接于电源的一个极上, 同时向焊接区推进的堆焊工艺, 电弧将周期性的从一根焊丝移向另一根焊丝。串列双丝双弧堆焊时, 第一个电弧电流较小, 后一电弧采用大电流, 这样冷却较慢, 可减少淬硬和开裂倾向; 双丝、三丝以及多丝并列, 接在电源的一个极上, 同时向堆焊区送进, 可加大焊接电流, 提高生产率, 而熔深可与单丝时一样; 串联埋弧堆焊时, 电弧发生在焊丝之间, 因而熔深更浅。此时为了使两焊丝均匀熔化, 宜采用交流电源。多丝埋弧堆焊的熔敷速度可达 $11.3 \sim 37.7 \text{ kg/h}$, 稀释率下降 $10\% \sim 15\%$ 。

两道焊丝可以沿堆焊方向前后排列, 成为双弧堆焊法。两根焊丝可用同一电源, 也可分别由两个电源供电。前面的电弧用较小电流, 少量熔化母材, 后面的电弧用大电流, 主要起堆高作用, 生产率很高。

3) 带极埋弧堆焊设备可用一般自动埋弧焊机改装, 也可用专用的设备。带极堆焊用金属带代替焊丝在焊渣上进行, 一般带极厚 $0.4 \sim 0.8 \text{ mm}$, 甚至可达 1.5 mm 。堆焊时, 电弧在带极端部局部点燃, 沿带端迅速移动, 与焊丝左右摆动相似, 因而熔深浅, 焊道宽, 稀释率最低可达 10% , 熔敷效率高。除单带极外还有的采用双带极、多带极或加入冷带等方法来提高熔敷率。如果借助外加磁场控制电极, 则可用 180 mm 宽的带极进行堆焊。如果用添加冷带极的双带埋弧堆焊, 可将生产率提高 2.5 倍, 而稀释率降至 5% 。带极堆焊所用焊剂应具有导电性, 带极的熔化主要靠渣的电阻热, 电弧热起辅助作用。目前, 多采用宽 60 mm 、 75 mm 、 120 mm 、 150 mm 的带极堆焊, 电压 $25 \sim 27 \text{ V}$, 电流 $790 \sim 860 \text{ A}$, 堆焊速度 $9 \sim 12 \text{ cm/min}$, 每小时堆焊面积达 $0.3 \sim 0.4 \text{ m}^2$ 。为获得更高的生产率, 还可增加带级宽度。

埋弧自动堆焊工艺参数规范主要包括: 预热温度、工作电压、工作电流、送丝速度、堆焊速度等。为了防止堆焊层产生裂纹, 焊件应先预热, 材料的碳含量高, 预热温度适当提高。

工作电压过低, 起弧困难, 堆焊过程中易熄弧, 堆焊层结合强度不高; 电压过高, 易起弧, 但堆焊层易出现高低不平, 脱渣困难, 影响堆焊层质量。采用直径 $d = 1.2 \sim 2.2 \text{ mm}$ 的焊丝时, 工作电压常选 $22 \sim 30 \text{ V}$ 。焊丝伸出长度约为焊丝直径的 8 倍为宜。焊丝伸出焊嘴的长度叫焊丝伸出长度, 它影响熔深和成形。焊丝伸出过大, 其电热增大, 熔化速度快, 使熔深减小, 焊丝易发生抖动, 堆焊成形差。焊丝伸出太短, 焊嘴离工件太近, 会干扰焊剂的埋弧, 且易烧坏焊嘴。

堆弧埋焊常用 H08、H08A、H08Mn、H15、H15Mn 等低碳钢丝, 也有采用可得到高硬度和耐磨性焊层的 H2Cr13、H3Cr13、H30CrMnSiA 和 H3Cr2W8V 的合金钢丝。

在正常情况下, 马氏体堆焊层的焊态组织为马氏体, 碳含量在 $0.1\% \sim 1.0\%$, 可分别形成低碳马氏体、中碳马氏体和高碳马氏体, 硬度在 $25 \sim 60 \text{ HRC}$ 之间变化, 最理想的应用是在抗金属间磨损的场合, 如各种齿轮、轴类的堆焊。为满足工模具钢的特殊性能要求, 有 18-4-1 型焊条 (D307) 可用于金属切削刀具的堆焊; 热锻模和冷锻模的堆焊则要求表面足够的高硬度和良好的抗冲击性, 可用 D337、D397、D327、D027 和 D036 等进行堆焊。

碳化钨堆焊合金是碳钢心碳化钨电焊条 D707 和管装碳化钨心电焊条, 碳含量高达 $1.5\% \sim 4.0\%$, 钨高达 $40\% \sim 70\%$, 此外还含有 Mo、Cr 等碳化物形成元素, 堆焊层中含有大量的 WC 和 W_2C 等碳化物, 硬度高, 耐磨性好, 但脆性大, 主要应用于混凝土搅拌机叶片、挖泥机叶片、风机叶片、糖厂蔗刀、打桩机锤头等的堆焊。

钴基堆焊合金主要是钴铬钨合金,即司太立合金,含铬量很高(23%~33%),含钨量可达3%~19%,Co与Cr形成固溶体,主要以 M_7C_3 型碳化物形式存在,650℃仍保持较高的硬度,抗高温氧化性好,抗磨粒磨损和黏着磨损性能好,主要用于在高温下工作要求耐磨的零件堆焊。受冲击力小的牙轮钻头轴承,锅炉旋转叶轮等选用碳含量 $w(C)$ 高达1.7%~3.0%的D822,受冲击力较小的高温高压阀门等可选用碳含量 $w(C)$ 为0.7%~1.4%的D802和D812合金。受冲击力较大的热锻模等则选用碳含量 $w(C)$ 为0.2%~0.5%的D842合金。

2. 等离子弧堆焊

等离子弧堆焊是利用等离子弧为热源,以合金粉末或焊丝为填充金属熔敷在基材表面的堆焊方法。等离子弧能量集中温度高,弧柱稳定,传热率和热利用率高,所以熔敷速度较快,熔深浅,稀释率较低可控制在5%以内,工件变形也小,可控制熔深和熔合比,熔敷率高焊道宽(焊枪摆动可控制在3~40mm,厚度0.5~8mm),易于实现自动化。但由于热梯度较大,必须采取措施防止工件开裂,大工件堆焊时需预热,设备成本较高,噪声大产生臭氧污染等。

电弧是一种稳定的放电形式,其特点是维持电弧放电需要的电压不大,但电流大,温度很高。电弧放电是两个电极间燃烧着电弧,电子从阴极放出,穿过电极空间,流入阳极。电弧中除去阴极区和阳极区,剩下的导电空间是弧柱。由于阴极区和阳极区都很小,所以弧柱的长度几乎等于电弧的总长度,弧柱是等离子体。

电弧穿过水冷喷嘴小孔时,受到冷气流和水冷喷嘴孔壁的冷却后,在气体的机械收缩效应和喷嘴热收缩效应作用下,使电弧弧柱的截面积缩小,带电子粒子密度增大,电场强度提高,这种压缩了的电弧称为等离子弧。等离子弧的温度高,可达24000~50000K,能量密度高可达105~106 W/cm²。等离子焰流以极高的速度从等离子枪中喷出,在喷嘴附近,有时可接近音速。

等离子弧按电源的连接方式分为转移型和非转移型两种基本形式。堆焊是以混合型和转移型等离子弧为热源。转移型的电源两极分别接于电极与工件,电弧在它们之间燃烧,水冷喷嘴起收缩作用。转移型与非转移型同时存在的称为混合型等离子弧。

等离子弧堆焊分粉末等离子弧堆焊和填丝等离子弧堆焊两大类。粉末等离子弧堆焊主要用于耐磨层堆焊,而填丝等离子弧堆焊主要用于包覆层堆焊。等离子弧堆焊设备比较复杂,其价格比气体保护堆焊贵得多,工艺参数的调控也较复杂,喷枪寿命较短,消耗的氩气量比钨极氩弧堆焊多,综合成本较高。这种堆焊方法主要用于质量要求高、批量大的零件表面堆焊,如工程机械刀具、磨具、钻具接头、发动机气阀阀面及高压阀门密封面等零件的应用。

(1) 粉末等离子弧堆焊 粉末等离子弧堆焊是将堆焊合金粉末送入弧区加热熔化实现堆焊。在机械零件强化与修复中,粉末等离子弧堆焊应用得较多。粉末等离子弧堆焊原理示意图如图5-64所示。粉末等离子堆焊设备由堆焊机、电源、电气控制系统、气、水路系统等组成。等离子弧粉末堆焊机主要有有机座、堆焊枪、送粉机构、摆动机构、防

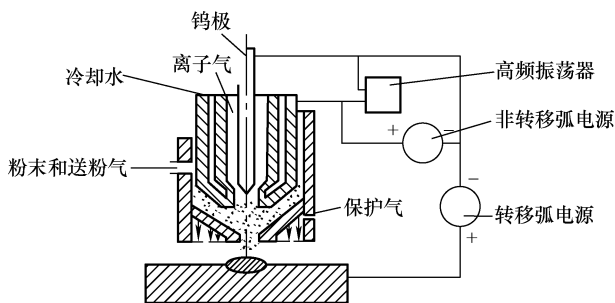


图 5-64 粉末等离子弧堆焊原理示意图

护通风罩、焊枪移动和工件转动机构等。这里转移弧作主热源，其电流可以控制工件的加热、熔深和稀释率，直接影响堆焊层的质量；非转移弧作二次热源，它补充转移弧的能量，并作为转移弧的导弧，其电流可以控制粉末的熔融状态，对堆焊过程的稳定性和熔敷率有较大影响；调节送粉速度和堆焊速度可以控制堆焊层的厚度；改变焊炬横向摆动幅度则可获得不同宽度的堆焊层。堆焊层的厚度通常在 $0.25 \sim 6\text{mm}$ ，且平滑整齐，不加工或精加工即可使用。

粉末等离子弧堆焊可用于铁基、镍基、钴基合金以及难熔合金的堆焊，碳化钨颗粒也可以直接添加到熔池中进行堆焊。适合于低熔点基材的堆焊和要求稀释率低的薄堆焊层。焊接过程完全机械化，特别适合于大批量、高效率的堆焊。目前粉末等离子弧堆焊广泛应用于模具刃口、犁铧刃口、钻杆接头、各种阀门密封面等的强化和修复。

(2) 填丝等离子弧堆焊 图 5-65 所示双热丝等离子弧堆焊原理示意图。填丝等离子弧堆焊按操作方式分手工堆焊和自动化堆焊两类；根据填丝是否预热又分热丝和冷丝堆焊两种。冷丝等离子弧堆焊是将冷的焊丝送入等离子弧区加热熔化堆焊，冷丝堆焊时凡是能拔成丝状的材料如碳钢丝、合金钢丝、铜合金丝等大多以自动方式送给。能铸成棒材的合金，如钴合金，也可采用手工送料进行堆焊。一般堆焊层厚度为 $0.8 \sim 6.4\text{mm}$ ，宽度为 $4.8 \sim 38\text{mm}$ 。冷丝堆焊在工艺和堆焊层质量上都较稳定，但生产率较低。主要用于各种阀门堆焊和小面积堆焊耐磨、耐蚀层。手工填丝等离子弧堆焊设备由焊接电源、焊枪、控制电路、气路及水路等组成。自动堆焊时还需有送丝机构，焊接小车或转动夹具。利用附加电源预先加热焊丝的热丝等离子弧堆焊能提高焊丝的熔化速度，可分为单丝和双丝送进，焊丝预热使稀释率降低到 5% 左右，提高熔敷率，可达 $13 \sim 27\text{kg/h}$ ，所用焊丝可以是实心的，也可以是管状的，由于焊丝预热，还可以除去焊丝上的水分等杂物，对减少堆焊层气孔起到了很好的作用。用双热丝则可进一步提高熔敷速度。堆焊时，调节电流值使两填丝在电阻热作用下加热到熔点，并被连续熔敷在等离子弧前面的基材上，随后等离子弧将它与基材熔焊在一起。热等离子弧堆焊的特点是稀释率低，且易控制，工件变形小，熔敷速度快。适用于大面积自动堆焊，如压力容器内壁包覆层堆焊。

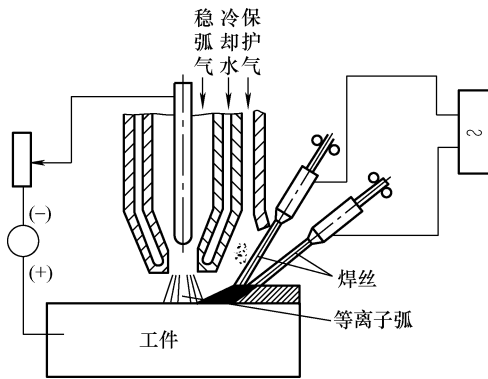


图 5-65 双热丝等离子弧堆焊原理示意图

3. 电渣堆焊

电渣堆焊是利用电流通过液态熔渣所产生的电阻热作为热源，将电极（焊丝或板极）和焊件表面熔化，冷却后形成堆焊层的工艺方法。开始先在极板与接头底部之间引燃电弧，利用电弧热使焊剂熔化形成渣池后，电弧熄灭，热源便由电弧热过渡到熔渣电阻热。因为熔化的金属密度大，下沉形成液体金属熔池，熔渣密度小，浮于熔池上面，渣池覆盖在金属熔池表面，保护金属熔池不被空气污染。随着电极的不断熔化，熔池中液体金属和熔渣均不断上升，离热源较远的下部液体金属，在冷却成形水套的强制冷却下凝固成堆焊层。

电渣堆焊的特点是熔敷速度快，一次可堆焊很厚的一层，电渣堆焊的熔敷率最高，板极堆焊的熔敷率可达 150kg/h ，节约焊剂，堆焊层气体含量低，质量好，电渣堆焊的渣池除了

有保护金属熔池不被空气污染的作用外,还对基材有较好的预热作用,故电渣堆焊时一般工件不需预热。其主要缺点是热输入大,加热和冷却速度低,高温停留时间长,接头严重过热,堆焊后需要进行热处理。此外,堆焊层不能太薄(一般应大于 $14\sim 16\text{mm}$),否则不能建立稳定的电渣过程。可采用实芯焊丝、管状焊丝、板状或带板进行堆焊,适用于堆焊厚度较大($15\sim 90\text{mm}$)、表面形状简单的大、中型零件。

电渣堆焊设备包括电源、堆焊机头(包括送丝机构、摆动机构及上下行走机构)、电控系统以及水冷成形滑块。电渣堆焊可使用多丝极或比带极埋弧堆焊更宽的板极(300mm),所得堆焊层更宽,表面平滑,熔深均匀,稀释率也较低。但电渣堆焊的熔合线附近成分变化过于剧烈,高温使用时堆焊层易剥离。因此为了防止剥离,常采用第一层用埋弧堆焊,第二层用电渣堆焊,这样不仅生产率较高,而且能得到结合牢固的光滑表面的堆焊层。为了获得更均匀的堆焊层表面,可通过线圈在电极边缘加磁场力的方法如图5-66所示,即磁控带极电渣堆焊法,这是一种电渣—电弧联合的堆焊方法,是一种优质、高效、节能的新型堆焊工艺。靠调整焊剂成分和焊接参数控制电弧—电渣比例,使带极的两边缘产生电弧,带极中间部位仍为电渣过程。外加磁场的目的是抵消电磁收缩力使堆焊层表面更均匀。还能克服咬边,加宽焊道,熔深小于 1mm ,稀释率低到 $5\%\sim 8\%$ 。堆焊一层即可获得相当于埋弧堆焊两层的优良性能,从而提高焊接生产率。

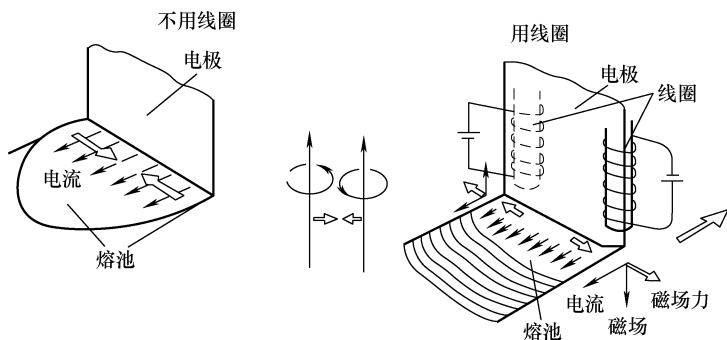


图5-66 用磁场力控制液态渣流动示意图

堆焊合金可分为铁基、镍基、钴基、碳化钨和铜基几种类型。铁基堆焊性能范围广,韧性与耐磨性配合好,能满足许多方面要求,而且价格低廉,品种多,所以应用最广。镍基、钴基堆焊合金价格高,但是高温性能好,耐腐蚀,抗氧化,主要用于高温下耐蚀、耐磨等场合。碳化钨堆焊合金具有良好耐磨料磨损性,价格较贵,主要应用在工具堆焊和有严重磨料磨损的工件。铜基材料的耐蚀性好,减磨性好,有时也用于堆焊材料。

马氏体类堆焊合金的组织为马氏体,有时会出现少量珠光体、贝氏体和残留奥氏体。这类钢一般是低、中合金钢,加入增加淬透性的合金元素 Cr 、 Mn 、 Mo ,会促进马氏体、贝氏体形成。加入碳化物形成元素 Cr 、 Mo 、 W 、 V 使堆焊层含有数量较多高硬度碳化物,增加其耐磨性。低碳马氏体堆焊合金如D217A。堆焊层的基体组织为韧性好的板条马氏体,硬度为 $25\sim 50\text{HRC}$,特点是抗裂性好,堆焊时不需预热,硬度较高,有一定耐磨性,能用陶瓷刀具加工,能承受较大冲击性能,变形和开裂倾向小;中碳马氏体堆焊合金如D172、D167、D212及D237,堆焊层基体组织为针状马氏体,有时含有少量板条马氏体、珠光体和残留奥

氏体，其硬度为 38 ~ 53HRC，具有较好的耐磨性和中等抗冲击性能，开裂倾向较大，堆焊时一般要预热到 250 ~ 350℃；高碳马氏体堆焊合金如 D207，D227。堆焊层的基体组织是针状马氏体和残留奥氏体，硬度为 60HRC 左右，具有良好的抗磨料磨损性能，但抗冲击性差，堆焊时开裂倾向大，一般需预热到 300 ~ 400℃，堆焊后只能用磨削方法加工。

D322、D327A、D027、D036 为冷模具用堆焊焊条，碳含量为 0.3% ~ 0.7% C，含有 Cr、Ni、V、W 等合金元素，增加淬透性，常温硬度高，堆焊后硬度大于 55HRC，主要用于冲压模、冲裁模等冷作模具的制造与修复。

D337、D39 为热作模具堆焊合金，碳含量偏低为 0.25% ~ 0.60%，含有提高耐回火性的合金元素 W、Mo、Cr 等，D337 与 3Cr2W8V 热模钢成分相近，提高高温硬度，主要用于热锻模及热轧辊的制造与修复。

高速工具钢堆焊合金成分与整体高速工具钢成分相近，D307 与 W18Cr4V 高速工具钢成分相近，具有良好热硬性，在 600℃ 以下保持高硬度，既可用于冷作模具堆焊，也可用于热作模具堆焊。

复习思考题

1. 感应加热一般分为几种？简述感应加热基本原理。
2. 火焰淬火的特点是什么？为什么火焰淬火时选择氧化焰加热？
3. 什么是化学热处理？化学热处理的基本过程有哪些？
4. 解释下列名词术语：渗碳、渗氮、碳氮共渗、渗金属、多元共渗。
5. 渗碳的目的是什么？碳氮共渗与渗碳比较有哪些特点？它们通常用于哪些场合？
6. 模具生产中渗硼方法有哪些？适用于哪些模具？使用效果如何？
7. 离子渗氮的主要特点是什么？
8. 简述激光相变硬化的特点。工艺参数包括哪些？
9. 电子束表面强化的特点与基本原理是什么？
10. CVD 和 PVD 法分别用于哪些模具的强化处理？
11. 简述 TiC、TiN 涂层有何特点。
12. 简述热喷涂的基本原理和一般工艺流程。
13. 简述热喷涂的特点及分类。
14. 简述离子注入提高表面性能的机理。
15. 离子注入技术的特点和一般原理是什么？
16. 电火花强化层的性能，举例说明如何应用。
17. 手工电弧堆焊的特点和应用有哪些？

模块 6

模具材料的强韧化处理

【知识目标】

- * 强韧化处理的定义、特点。
- * 强韧化处理的方法及选用。

【能力目标】

- * 掌握奥氏体晶粒及自由碳化物相的超细化热处理、充分利用马氏体及下贝氏体的强韧化热处理、运用淬火钢中存在塑性第二相的复合组织获得强韧性的热处理、形变热处理、真空热处理、复合热处理等方法。
- * 能根据模具的工作条件合理选用模具材料，并能制订与强化效果相匹配，适合使用条件的最佳强韧化工艺。

由于金属材料的优良性能和相对便宜的价格，已经被人类广泛地应用于各个领域，金属材料固有各方面的性能潜力也更多地被人们挖掘出来发挥作用。人类使用合金材料的发展史上，人们长期追求的中心目标首先就是如何达到合金的高强度，随之发展的就是各种强化技术。实践证明，当合金的强度提高时往往伴随其韧性和塑性下降，也就是脆性在加大。我们所讨论的强韧化问题，就是如何在提高强度的同时韧性和塑性不降低即达到强韧性的配合。随着科学技术的飞速发展和社会需求的多样化，提高常用材料强韧性指标成为挖掘材料性能潜力的关键。图 6-1 所示为目前对金属材料采用的强韧化技术及强度特性和韧性特性之间的关系。

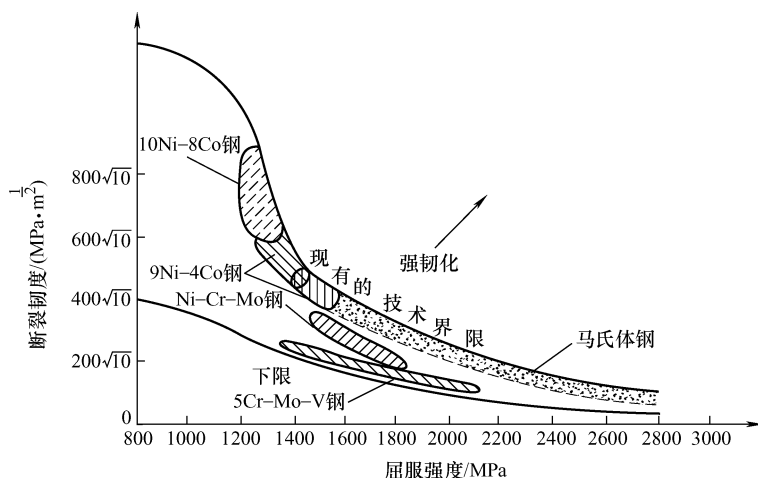


图 6-1 强韧化技术及强度特性和韧性特性之间的关系

我们经常用到的性能大多数是属于结构敏感的性能，它们与材料的组织结构、晶粒大小、加工工艺等密切相关。强韧化问题的主要着眼点在于解决强化与韧性这对矛盾并在一定

条件下统一起来。金属的结构、组织、成分以及对这些因素起决定性作用的工艺这四个相互关联的因素是决定金属材料性能的因素。但根本因素是材料的内部的组织、结构，有什么样的组织结构就有什么样的性能，而工艺往往是针对固定成份的钢种达到想要的机械性能，既得到需要的组织结构。

组织是可以肉眼观察到的，也可以是放大镜、光学显微镜、扫描电子显微镜或扫描力显微镜观察到的金属截面、断面上的具有足够景深、富有立体感的图像或薄膜试样上观察到的一定厚度试样的立体形态的平面重叠形貌。组织这一概念可以简要地理解为人们研究金属材料时所观察到的形貌或形态。

这里指的结构是广义的，是指构成材料的原子（分子、离子或者原子团）在固体材料内部三维空间的排列方式和组态，例如，体心立方、堆垛层错、位错、晶界等这样一些概念。结构主要取决于原子间结合特性和原子的本质，所以说结构是描述材料原子级别的三维特征的信息。

与上述两个因素相比较，一定成分的材料，可用适当的工艺改变这些因素，或者这些因素中的一部分以达到改变金属材料力学性能的目的。

如何保证强韧化是发挥强化效果的前提条件，即找出与强化效果相匹配适合使用条件的最佳工艺。当然最优化的热处理工艺不可能是千篇一律的，同种材料的各项性能都会因热处理方法及其工艺参数的不同而改变，各项性能指标又常常此消彼长。选择合适的热处理工艺参数、获得与工件的使用状况和失效方式相适应的最佳综合性能，才有可能制造出高质量的产品，这就是热处理与表面改性技术的特点、难点和魅力之所在。

热处理的主要目的就是运用相变规律，通过一定的工艺方法保证材料获得某种组织结构，使工件达到所要求的机械性能。但是，钢在热处理后获得的组织形态是多种多样的，它们所具有的性能差异很大，即使相同材料但不同形状大小的工件采用相同的热处理方法也会产生差别。因此，对于各类钢种、各种不同的工件通过何种热处理、发生哪些组织转变能够获得最佳的强度、塑性和韧性，即得到最佳的强韧性配合，这是金属材料及热处理工作者需要综合运用材料、组织结构、工艺等方面的知识解决的问题之一，其实质是在发挥材料性能潜力的同时如何解决脆性这一矛盾。在一般情况下，提高钢的强度，必然会使韧性、塑性降低，而且强度提高越高，韧性、塑性降低越多。为了保证钢件具有足够的韧性、塑性，通常都是用降低强度实现的。

从一定成分的金属材料的组织形态与性能之间的关系来分析，可能有多种形态的组织结构，既能提高强度又能提高塑性和韧性或提高强度不降低或较少降低塑性、韧性，而获得这些组织形态的热处理工艺方法也是多样的。强韧化处理的途径主要有①奥氏体晶粒及自由碳化物相的超细化热处理；②充分利用马氏体、下贝氏体的组织强韧性的强韧化热处理；③运用淬火钢中存在塑性第二相的复合组织获得强韧性的热处理；④形变热处理；⑤真空热处理、复合热处理。

任务 6.1 钢中奥氏体晶粒及自由碳化物相的超细化处理

知识点 6.1.1 高温快速加热淬火

含碳量 $w(\text{C})$ 大于 0.7% 的碳素工具钢和合金钢，一般淬火后在低温回火状态下使用，

以便获得所需要的高硬度、高强度及耐磨性。但通过这样热处理后,钢的塑性、韧性降低,模具在服役过程中不是因磨损而失效,而是因韧性不足而报废。以往采用提高回火温度的方法来降低脆性,但同时在一定程度上降低了强度和硬度。近来采用的快速加热淬火,可使模具得到较高强韧性。由奥氏体形成规律可知,如果热处理加热前,原始组织中的碳化物分散度较大,采用快速加热,进行短时间保温,可以获得细小的奥氏体晶粒,淬火后马氏体晶粒也相应细小。细化晶粒不仅可以提高强度,而且还可以显著改善钢的韧性。在相同的强度下,板条状位错型马氏体比片状孪晶型马氏体常常具有较高的韧性。影响马氏体形态的主要因素是奥氏体的化学成分。奥氏体中C及合金元素(除Co外)含量降低,容易获得板条状位错型马氏体,所以在高碳钢中,一般的淬火较难获得这种组织形态。加热速度越大、奥氏体形成温度越高,形成的奥氏体碳含量越低,越容易获得位错型马氏体。因此,采用快速加热淬火,是提高高碳钢件强度和韧性的途径之一。

高碳钢模具经快速短时加热淬火后,获得高强韧性,与奥氏体晶粒细小和马氏体成板条状有关。在快速加热条件下,奥氏体化不均匀,组织中保留未溶碳化物,使奥氏体内固溶的碳和合金元素量减少,提高了 M_s 点,有利于板条状马氏体的形成。加热速度越高,形成的奥氏体碳含量越低。短时加热,溶于奥氏体中的含碳量 $w(C)$ 可减少到0.6%以下,阻止了富碳区的形成,淬火后的显微组织为碳含量较低的隐晶马氏体加均匀分布的细小粒状碳化物及含有适量均匀分布的残留奥氏体,从而大大减少了出现淬火显微裂纹的几率。再经回火后,可以获得比普通淬火回火高的强度和韧性。如果采用多次淬火(第一次淬火温度较高时,常常需要逐次降温),将可获得更好的强韧化效果。

某厂对T10钢冲头采用了充分预热、高温快速短时淬火工艺,取得了显著效果。工件在650~680℃预热,预热时间为20~30s/mm;780~800℃盐浴炉加热,加热时间为6~7s/mm;采用水、油双液淬火;根据硬度要求确定回火温度,回火时间一般取60分钟左右。与常规工艺相比,提高了生产效率,减小了工件变形,在硬度相似情况下,冲击值比正常淬火提高25%。

为提高渗碳件使用寿命,可以先采用高温渗碳,提高渗碳温度,可以大大缩短渗碳时间,但奥氏体晶粒粗大,高温渗碳后直接置于油中冷却,使表层获得马氏体加残留奥氏体;为了使高温渗碳淬火后得到的较多残留奥氏体完全分解为贝氏体,接着在贝氏体形成区回火;然后用感应加热、盐浴炉或铅浴炉加热的方法,快速加热到渗碳钢的 Ac_3 点稍上,奥氏体化后立即淬火,在此温度快速加热的目的,在于使渗碳层和心部都获得细小的奥氏体晶粒,以及使渗碳表层奥氏体碳含量适当降低;最后进行低温回火。经这四步处理后,钢件晶粒细小,表层获得了细小而均匀分布的过剩碳化物以及碳含量较低的隐晶马氏体和较少的残留奥氏体;心部则为低碳马氏体。采用这种方法,解决了渗碳件表面因残留奥氏体过多或因碳含量过高,致使在淬火时有部分屈氏体出现而硬度降低的问题。

知识点 6.1.2 奥氏体逆相变循环加热

即首先将工件奥氏体化后淬火得到马氏体组织,然后又以较快速度重新加热到奥氏体化温度。由于加热速度越快,在淬火马氏体中形成的球状奥氏体起始晶粒越多并且越细小,并在一定条件下还可能在板条马氏体边界形成针状奥氏体,促使钢的晶粒度进一步细化。往返循环加热数次,可以得到13~14级的超细晶粒,在奥氏体晶粒内还分布着均匀的高密度位

错。加热速度越快,加热温度约接近许用温度下限,细化效果越好,加热时间以工件透热为宜,循环次数以3~4次为佳。图6-2所示为45钢循环加热示意图,首先将钢快速加热到略高于 A_{c3} 温度,短暂停留后迅速冷却,往复循环数次。每一次加热,奥氏体晶粒都能够细化一次,同时增加了下一次奥氏体化的形核率。在快速加热时未溶的细小碳化物能作为形核中心且阻碍了奥氏体晶粒的长大。

循环加热的原始组织中碳化物要分散,中碳钢要进行调质处理,低碳钢最好是热轧状态。

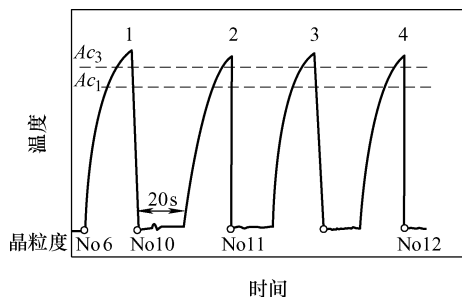


图 6-2 45 钢循环加热示意图

知识点 6.1.3 两相区交替循环加热

图6-3所示为含镍12%、钛0.25%（质量分数）钢两相区的交替循环加热工艺，首先加热到730℃淬火，然后再加热到650℃（两相区）保温，在马氏体晶体边界形成细小的定向分布条状奥氏体，再重复加热到730℃使奥氏体晶粒进一步细化，采用这种方法实验用钢得到了15~18级晶粒度，这种钢淬火后在低温下具有很高的强韧性。如果把形变处理与奥氏体晶粒超细化结合起来成为形变奥氏体晶粒超细化处理工艺，甚至可使晶粒度细化到16~19级，但该工艺受到形变条件的限制。

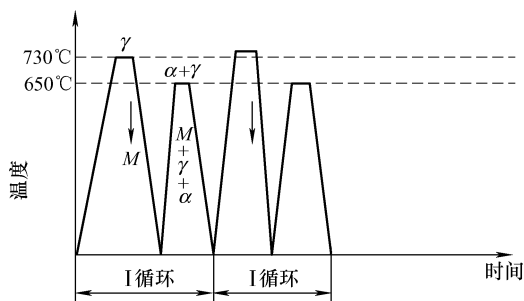


图 6-3 含镍 12%、钛 0.25%（质量分数）钢交替循环加热工艺

为了使模具钢具有优良的接触疲劳、多冲寿命及耐磨性,应设法使钢中的碳化物细化,如GCr15钢碳化物微细化淬火方法工艺过程如下:

先把工件加热到 A_{cm} 点温度以上,使碳化物全部溶入奥氏体中,然后油冷淬火,以获得马氏体及残留奥氏体组织;淬火后钢材或工件在300~380℃(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,残留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留奥氏体;然后高频快速加热奥氏体化(约1min)并淬火;最后按通常规程进行低温回火。经上述处理后,碳化物极细小(约0.1 μm),同时使GCr15钢的使用性能获得改善。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10~20℃,并能使基体组织的均匀性得到改善。

知识点 6.1.4 深冷处理

因为处理的温度在0℃以下,又称为零下处理,冷处理等。冷处理的方法有干冰冷处理(-78℃),液氮冷处理(-196℃),还可以将液氮加酒精调节温度介于两者之间的温度进行的冷处理,这里讲的深冷处理是指低于干冰处理温度的处理方法。图6-4所示为深冷处理的工艺。

由马氏体转变的不完全性可知,淬火钢中一般存在30%左右的残留奥氏体,这往往是产生时效变形和产生时效裂纹的原因。深冷处理是淬火冷却的继续,为了使淬火后钢中的残

留奥氏体转变为马氏体的处理，在工具钢中残留奥氏体转变为马氏体的同时，伴随着微细碳化物的析出的现象，可以提高耐磨性和对韧性有改善，研究认为，重复进行深冷处理效果更好。因此，对要求尺寸稳定性的量具和滚动轴承等精密淬火零件及要求强韧性的工模具进行深冷处理。

深冷处理在淬火后立即进行经常产生冷裂纹。因此，淬火后可在 100℃ 的热浴中进行预回火，然后再进行深冷处理。对于要求尺寸稳定性的零件冷处理的温度大约在 -60℃ 就可以充分达到要求。冷处理的时间每 25mm 用 30 min 即可，从深冷处理的温度升到室温最好放在水中或热浴中进行，即从深冷处理温度进行急热。采用这种方法可大量消除残余应力，有防止冷裂的作用，从深冷处理温度升温后必须立即按规定的温度回火。

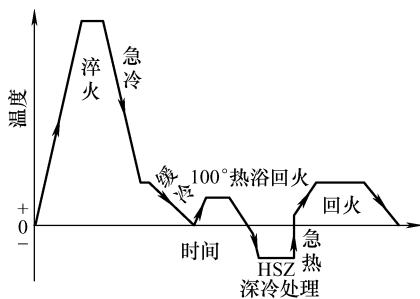


图 6-4 深冷处理的工艺

任务 6.2 利用混合组织的性能

一定成分、质量钢材制成一定尺寸的工件并采用一定的热处理工艺，钢件的显微组织往往不是单一组织，常常在基体组织中形成一些其他的相或组织，构成了各种混合组织。这些组织由于是由性能不同的相或组织组成的，并且组成、分布等变化对钢的性能将发生影响，如果处理得当可以提高工件的强韧性，甚至还可能产生独特的性能。

知识点 6.2.1 残留奥氏体加马氏体（回火马氏体）组织

近年来应用残留奥氏体作为塑性第二相来改善钢的强韧性日益为人们重视。如将 Fe-Ni12%-Ti0.25% 钢经晶粒超细化处理后淬火并在 525 ~ 575℃ 回火，可以在板条马氏体束之间保留一定数量条状残留奥氏体，可以改善这类低温用钢的低温韧性。一定数量的残留奥氏体可以改善轴承钢及渗碳、碳氮共渗钢的接触疲劳强度。在马氏体时效钢中存在一定数量的残留奥氏体可提高断裂韧性。所以残留奥氏体的有益功能正在被广泛应用。但是在不同的钢材中，奥氏体的形成条件及其形态，最佳存在数量、分布，以及基体的组织状态不同，所呈现的性能都不一样。残留奥氏体对钢的强韧性影响及其机理还有待深入研究，但残留奥氏体可以阻碍裂纹前沿的扩展，使裂纹前沿应力松弛，以及一定的应力水平又可能诱发马氏体相变使裂纹前沿强化，这是提高钢材强韧性的重要原因。

在一般情况下，由马氏体淬火转变的不完全性可知，钢件经淬火之后，都有一定数量的奥氏体未发生转变，成为残留奥氏体。残留奥氏体本质上也是奥氏体，只是在发生马氏体转变时受应力的作用，可能因少许发生变形和引起点阵畸变而稍稍强化，因此，残留奥氏体具有低强度、高塑性的特性。奥氏体中碳及合金元素（除 Co 外）增高、奥氏体晶粒细小、淬火冷却速度较小、在 M_s 点以下停留以及回火温度较低、保持时间较长等，都会增加残留奥氏体数量。控制这些因素，就可以控制钢中的残留奥氏体数量。

一般情况下在马氏体脆性较小强度较高的钢中，残留奥氏体的出现能够降低钢的强度、提高韧性；但在模具钢这样的较高碳量的残留奥氏体与高硬度、脆性较大的马氏体共存时，钢的强度和韧性都得到提高。

当然，不同钢中不同含量和分布的残留奥氏体对性能的影响是复杂的，若控制热处理使残留奥氏体在板条状马氏体板条束之间或片状马氏体晶粒周围，呈稳定薄膜状态对提高材料的韧性大有好处。如图 6-5 所示，由于残留奥氏体的存在可以阻止裂纹在马氏体之间扩展，裂纹的扩展沿脆性的马氏体晶粒进行（见图 6-5a），裂纹每进入另一方向的马氏体应力将降低一次。若裂纹穿过马氏体也穿过残留奥氏体直线扩展（见图 6-5b）裂纹尖端进入残留奥氏体时，因残留奥氏体发生往复塑性变形而使应力松弛。

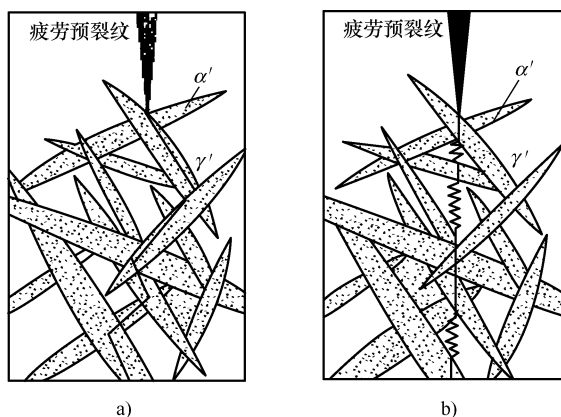


图 6-5 马氏体与残留奥氏体混合组织中裂纹扩展途径示意图

研究发现，热处理后的超高强度钢中含有一定数量奥氏体时，可以提高钢的断裂韧性。对于低碳 Cr-Mo-Co-V 超高强度钢，用不同的奥氏体化温度（从 929℃ 到 1149℃）进行淬火，可以获得不同的残留奥氏体量。对于不同残留奥氏体量的试样，经不同温度回火后的断裂韧性，回火后的断裂韧性随淬火钢中的残留奥氏体量增多而提高。

但是当钢中残留奥氏体沿原奥氏体晶界呈块状或网状分布时，主要是在外力作用下，晶界上块状或网状残留奥氏体先发生大量塑性变形，降低了屈服强度和弯曲疲劳强度，将对钢的机械性能造成不利影响。发生大量塑性变形的残留奥氏体于马氏体的交界处，会产生过大的应力集中，产生早期裂纹沿晶界扩展。对残留奥氏体组织形态及形成量的控制，可以通过调节奥氏体固溶的碳及合金元素量，采用不同的加热冷却方式，调整回火规范等来实现。

知识点 6.2.2 铁素体加马氏体组织

若将亚共析钢在铁素体与奥氏体两相区进行不完全加热淬火后，获得的显微组织是马氏体加一定数量的均匀细小铁素体，经回火处理后，可以提高钢的冲击韧性、减轻钢的回火脆性，这种两相区加热淬火回火处理的工艺方法被称为“亚温淬火”。

应该指出，从现有实验结果来看，利用“铁素体加奥氏体”两相区加热淬火，获得铁素体加马氏体混合组织，常常是在经中、高温回火后才对改善韧性起良好作用。如果回火温度过低，回火马氏体与铁素体的强度相差过大，微裂纹多起源于发生了过大塑性变形的铁素体中，也容易出现脆断倾向，降低钢的韧性。通常，只有在钢中铁素体细小、均匀分布而数量又比较少见的情况下，才具有改善钢件综合机械性能的作用。表 6-1 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。

表 6-1 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

牌号	相变点/℃		热处理规范	硬度 HRC	$\alpha_K/(J/cm^2)$						冷脆转 折温度 差/℃
	Ac_1	Ac_3			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。

亚共析钢淬火后，如果加热温度偏低，冷却速度缓慢或预冷时间过长，奥氏体稳定性减小或孕育期消耗过多，过冷奥氏体有可能部分转变为先共析铁素体组织。这种铁素体的出现，将对钢件的性能带来影响。如果钢件淬火后，先共析铁素体以网状分布于原奥氏体晶界上，或者以魏氏组织在钢中存在，会降低钢的强度，特别是会降低钢的疲劳强度。

亚共析钢两相区加热淬火并回火之后，常常具有较高的韧性，其原因可以大致归纳为如下几个方面的因素：

- 1) 由于淬火加热时有铁素体存在，促使产生回火脆性的 P、Sb、Sn、As 等都是缩小 γ 区的元素，因此这些元素将优先富集在铁素体中，改变了杂质元素的分布，减少了在奥氏体晶界上偏聚，从而减轻了回火脆化倾向。晶粒细小、晶界面积增大，也减轻杂质元素在晶界的偏聚程度，从而有减弱回火脆性和低温脆性的效果。由于钢中均匀分布的铁素体相的强度低、塑性高，当钢件承受应力时，局部应力集中可以因铁素体发生塑性变形而松弛，微裂纹也会在铁素体处受到阻碍而延缓发展，因而可以提高钢的韧性。
- 2) 由于两相区淬火比普通淬火温度低，奥氏体溶解的碳化物比较少，可能有一些碳化物残留，加之奥氏体的均匀性较小，淬火后马氏体在回火时容易分解，从马氏体中析出的碳化物可以附着在原来的碳化物上长大而呈粒状分布，因而有降低回火脆化倾向的作用。
- 3) 由于最后一次淬火的原始组织分散度较大，加热温度较低，从而使得奥氏体晶粒细小，加之已有一定数量的细小分散的铁素体存在，使钢中的晶界和相界的数量大大增多。因此，虽然铁素体的存在有降低强度的作用，但由于其晶粒细小则又有增高强度的影响，所以在提高韧性的同时，仍可使钢的强度保持在较高的水平。

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。从表 6-1 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。

如钢先在 A_{c3} 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，这种处理工艺中的 960℃ 油淬即属于亚温淬火。结果得到回火索氏体 + 少量游离铁素体的组织，强韧性配合比较好。

知识点 6.2.3 马氏体加贝氏体组织

低合金高强度钢中经常出现马氏体—贝氏体混合组织，经常会把这类组织看成是淬火不完全的产物，因此对它们的性能并未系统地研究。后来人们在某些低合金钢中发现具有这类混合组织的钢其韧性和强度都比单纯马氏体组织好，自此以后，马氏体—贝氏体混合组织的强韧特性才为人们所研究并运用到实际工件上，取得了很好的效果。表 6-2 为中碳钢的热处理和组织。

表 6-2 0.34% C、3.27% Ni、1.62% Cr、0.63% Mo、0.15%^① V 钢的热处理和组织

加热温度/℃	冷却方式	金相组织	晶粒度
840	水冷	100% 马氏体	9
840	320℃ 等温 4h 水冷	下贝氏体（少量残留奥氏体）	9
840	400℃ 等温 4h 炉冷 260℃ 水冷	上贝氏体 + 少量（下贝氏体 + 残留奥氏体 + 马氏体）	9
840	320℃ 等温 10min 水冷	50% 下贝氏体 + 50% 马氏体	9
840	400℃ 等温 4h 水冷	50% 上贝氏体 + 50% 马氏体	9

①均为质量分数。

奥氏体转变成下贝氏体时，铁素体以片状析出，在随后的冷却过程中，余下的奥氏体转变成马氏体。因为马氏体体积比原奥氏体大，片状下贝氏体受到马氏体强烈压缩，产生加工硬化，因此混合组织中下贝氏体的屈服强度应比单纯下贝氏体高，在中碳 Cr-Ni-Mo 钢中当下贝氏体含量为 25% 时，抗拉强度和屈服强度都出现了最大值。

当混合组织中出现上贝氏体时，这类混合组织强度都随上贝氏体含量增加而降低，主要原因是马氏体和上贝氏体的强度差别悬殊，上贝氏体中铁素体晶体粗大化及马氏体—上贝氏体组织在塑性变形量不相等。奥氏体转变成上贝氏体时析出的铁素体随等温时间增加而变粗，光学显微镜下呈块状，所以奥氏体化温度越高，上贝氏体铁素体块状晶体越大。等温时间增长，上贝氏体体积增多，铁素体直径也越大。

中碳 Cr-Ni-Mo-V 钢的马氏体—下贝氏体混合组织具有较好的韧性。这种钢在马氏体和下贝氏体各占 50% 时，断裂韧性（用 W/A 表示的数值）比单相组织好。50% 下贝氏体和 50% 马氏体混合组织在各种温度下的断裂韧性都最高。

混合组织韧性升高的原因是：裂纹在两相组织中传播时，由于组织的韧脆程度不同，造成裂纹扩展方向改变，硬组织（马氏体）中较软的下贝氏体铁素体层可使断裂消耗功增大。因为裂纹穿过铁素体片时，在尖端处应力集中峰值上升到解理应力水平之前就产生了塑性变形，断裂时形成的剪切唇可吸收一定数量的功。

如图 6-6 所示，在马氏体转变之前形成的下贝氏体对奥氏体晶粒分割后，使马氏体细化，裂纹扩展由于大角度晶界对裂纹的阻碍作用，裂纹在贝氏体与马氏体的交界处方向发生转变，显著降低韧脆转变温度，有利于提高钢的韧性，对强度有一定的提高作用。但要注意贝氏体的相对含量太高对疲劳强度是不利的。

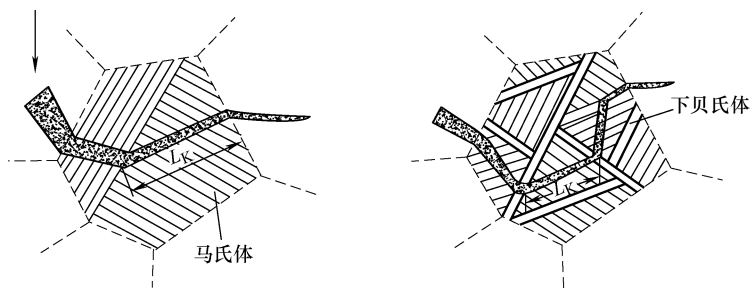


图 6-6 裂纹在混合组织中的扩展示意图

马氏体中存在片状下贝氏体时，可把原奥氏体晶粒进一步分割，对提高钢的屈服强度有利。混合组织中下贝氏体体积百分比较高时（超过 50%），或在高温回火条件下（任何体积百分比），塑性均可得到改善；马氏体中混有上贝氏体时，不论上贝氏体含量如何，也不论这种上贝氏体处于何种回火状态，都会使钢的屈服强度下降，使塑性下降。屈服强度降低的原因和贝氏体铁素体晶粒粗大有关；马氏体—下贝氏体组织的强度不仅由马氏体和下贝氏体本身的强度所决定，而且和马氏体板条束的大小以及下贝氏体所受到的塑性制约作用有关。随着下贝氏体含量增多，马氏体板条束变细，钢的屈服强度可望提高。另一方面，下贝氏体含量很少时，因受到马氏体的制约作用而强化，同样也可使屈服强度提高。

低温回火状态，马氏体中混有少量下贝氏体时，塑性变形过程中裂纹在平行于拉伸轴的下贝氏体中形核，此时，钢的实际断面收缩率降低，但延伸率增大。

混合组织中，贝氏体含量较少（< 10%）时的疲劳形核抗力优于贝氏体含量较多（40%）时的形核抗力，含量越高，低于单一马氏体越多，单纯马氏体组织的形核抗力比混合组织大。

任务 6.3 控制马氏体、贝氏体形态的淬火

知识点 6.3.1 等温淬火

将钢制工件加热奥氏体化后，淬火热浴（硝盐、金属浴或流态炉）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）；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。等温淬火工艺示意图如图 6-7 所示。由于下贝氏体的优良性能, 工件经等温淬火后可获得高强度与高韧性的良好配合, 而且内应力极小, 有利于减小淬火变形和防止淬裂, 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。对尺寸较大的工件也要适当提高淬火温度。等温温度主要由钢的等温转变图及工件要求的组织决定。等温温度越低, 则所得下贝氏体硬度越高, 贝氏体量越多, 尺寸变化也相应增多。因此, 调整等温温度可以改变淬火钢的机械性能和变形规律, 一般认为淬火温度在 $M_s \sim M_s + 30^\circ\text{C}$ 可获得满意的强韧性。高碳钢在等温淬火后, 韧性将进一步提高, 但等温温度以不超过残留奥氏体转变温度为宜。

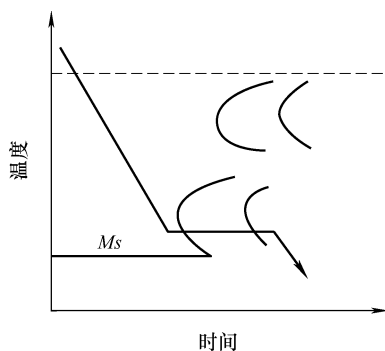


图 6-7 等温淬火工艺示意图

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, 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, 下贝氏体组织对提高切削性能作用不大, 可进行较短时间的等温保温, 对于高速工具钢刀具一般为 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, 对于高速工具钢通常采用 3h, 以使下贝氏体转变充分进行。有研究指出等温时间不宜太长, 当超过一小时后, 将使韧性明显下降, 长时间等温可能引起回火脆性。

由于贝氏体等温淬火的工艺周期比较长, 贝氏体转变不能进行完全, 可先在较低温度等温一定时间后再于较高温度等温淬火, 可以利用部分下贝氏体或部分马氏体组织对较高温度下贝氏体转变的催化作用促进贝氏体的转变, 如图 6-8 所示。合金工具钢制造的工件, 为了避免第一类回火脆性、减少残留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。预淬等温淬火又可称为复合淬火, 其工艺为工件奥氏体化后先淬冷至 M_s 点以下温度, 待得到 10% ~ 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。预先淬冷得到的马氏体可催化贝氏体转变, 从而减少残留奥氏体数量。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。当马氏体量较少时, 也可以不进行低温回火。

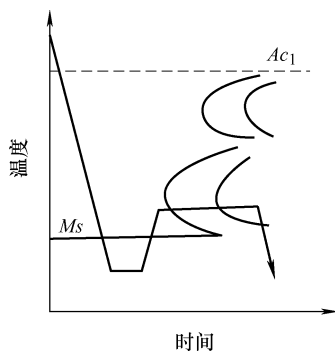


图 6-8 预淬等温淬火示意图

等温淬火常应用于形状复杂, 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; 合金结构钢及工具钢制造的弹簧、冲压模、轴承、精密齿轮等小型工件; 球墨铸铁 (如稀土镁钼球墨铸铁) 制造的工件, 经等温淬火后具有良好的力学性能组合, 可以代替一些合金结构钢; 变形铝合金可用等温淬火 ($150 \sim 200^\circ\text{C}$) 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。

知识点 6.3.2 低碳马氏体组织的应用

1. 低碳马氏体淬火

将低碳钢及低碳合金钢实行淬火强化，得到板条状低碳马氏体组织。研究表明，低碳马氏体具有较高的强度与良好的塑性韧性的配合（ σ_b 为 1200 ~ 1500MPa， $\delta_5 \geq 10\%$ 、 $\Psi \geq 40\%$ ， $a_k = 60\text{J/mm}^2$ ）同时还具有低的脆性转化温度。在静载荷、疲劳载荷及多冲负荷下，具有低的缺口敏感度和低的过载敏感性。其性能优于调质后的中碳钢，并且有良好的冷变形成型能力、好的焊接性、低的脱碳敏感性及变形倾向。

由于低碳钢淬透性较差，必须适当提高淬火温度、保温较长时间，并进行强烈的冷却，以便得到较大的淬透深度。一般在含 10% ~ 15% NaOH 水溶液或含 10% NaCl 水溶液中激冷，但其变形较大，所以对变形要求严格的工件应考虑选用淬透性好的低合金结构钢。低碳马氏体淬火主要用于常温下工作，要求具有一定强韧性的农业机具、汽车标准件、石油机械零部件等中小型结构零件。

2. 中碳钢的高温淬火

提高某些中碳合金钢的淬火温度，随淬火温度的提高，钢的淬透性加大，将在淬火后得到较多的板条马氏体，并在板条之间夹杂着残留奥氏体薄片，有较好的强韧性。如 40CrNiMo 钢加热温度从 870℃ 提高到 1200℃ 淬火不经回火，断裂韧性（ K_{IC} ）将提高 70%；在淬火经低温回火后，可提高 20%。把 5CrMnMo 钢淬火温度从 840℃ 提高到 900℃，及延长 500 ~ 520℃ 中温回火时间同样也使断裂韧性适当提高。

3. 高碳钢的低温短时加热淬火和高温淬火

高碳钢在略高于 A_{c1} 温度加热淬火具有更高的硬度、耐磨性以及较好的韧性。高碳钢淬火后出现的“隐晶马氏体”降低了奥氏体中的含碳量，碳浓度约为 0.60%，因此有利于获得一定数量的板条马氏体，高碳钢在低温淬火时还使马氏体细化。这种淬火组织是由很细的板条马氏体及片状马氏体，自由碳化物和少量残留奥氏体所组成。不仅性能较好，而且减少了变形开裂倾向。因此通过对高碳钢实行在稍高于 A_{c1} 的低温、快速、短时间加热，可以调整高碳钢中奥氏体内的碳浓度，从而改变淬火后的组织形态和机械性能，获得较好的强韧性。表 6-3 为 T10 钢淬火、回火后的硬度及显微组织。

表 6-3 T10 钢淬火、回火后的硬度及显微组织

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 粒	780℃ 碱浴淬火 + T200℃	61.2	9	隐晶 M + 细针 M + K + A _R
2	P 片	780℃ 碱浴淬火 + T200℃	61.0	9	细针 M + 细小板条 M + K + A _R
3		840℃ 碱浴淬火 + T200℃	63.3	8	板条状 M + A _R
4		940℃ 碱浴淬火 + T200℃	63.0	7	板条状 M + 针状 M + A _R
5		1000℃ 碱浴淬火 + T200℃	62.7	6	板条状 M + 针状 M + A _R
6		1150℃ 碱浴淬火 + T200℃	62.8	5	板条状 M + 针状 M + A _R

注：M—马氏体，K—碳化物，A_R—残留奥氏体。

T10 钢采用完全淬火的方法，可以获得一部分板条马氏体，得到了板条状马氏体，提高

淬透性,可以提高强韧性及多冲寿命,铆钉风窝头是典型的承受多冲负荷的模具,采用高温淬火工艺时原始组织为片状珠光体,并经 840℃ 淬火和 200℃ 回火后强韧性及多冲寿命最优,高温淬火使模具寿命提高了 2~3.5 倍。

任务 6.4 真空热处理

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。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。金属在真空中加热时,引起了表面的物理状态以及化学成分的显著变化,随着真空度的提高,加热室内气体分子浓度可以由一个大气压下 2.7×10^{19} 个分子/cm³ 降低到 3×10^{-13} 个分子/cm³。与此同时,氧的分压降到极低,因此,不仅使金属不会在加热过程中发生氧化、脱碳以及其他化学腐蚀,而且还具有表面净化、脱脂、除气等作用,可以得到洁净光亮的表面。能够进行真空淬火的材料很多,如空淬钢、各种类型的高速工具钢、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。

由于气冷式真空淬火炉、油冷式真空淬火炉、水冷式真空淬火炉等技术的开发,从而使工具钢、高速工具钢、不锈钢和耐热合金等各种材料都能进行真空淬火处理。同时在真空中的化学热处理已日益成熟,真空渗碳、碳氮共渗、渗金属等都显示了渗速快、浓度分布易控制、公害少等显著的优越性。

真空淬火后的高光亮度主要是由于工件表面无氧化膜,附着在工件表面的油污和杂质被挥发而使工件充分呈现金属光泽的缘故。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。真空淬火后的光亮度依在真空炉内加热时真空度的变化而有很大不同,真空淬火后的光亮度也与冷却介质的纯净程度和组成有密切关系。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碳、水、氧所造成,可由提高真空淬火油的质量来解决。

真空淬火后表面光洁、无氧化脱碳。高合金工具钢由于淬火温度高,在真空加热后高活性的表面在油淬时将发生瞬时渗碳作用形成一层小于 50μm 的高碳淬火层。这些原因均使真空淬火后的硬度要比普通淬火时要高而且均匀,不会出现淬火软点。在真空加热时的脱气作用还可以提高材料的强度、耐磨性、抗咬合性及疲劳强度。所以真空淬火后的工件寿命普遍较高,据报道模具经真空淬火后平均寿命可提高 30%~400%。

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。特别是用气冷淬火时工件始终不移动在原地冷却,因此有助于减小淬火变形并使其变形有规律、易控制。测定 Cr12MoV 滚丝模经 1050℃ 真空淬火后的变形量要比盐浴加热淬火小 70% 左右。

模具真空热处理,能提高模块的整体性能,对于在使用中必须进行刃磨的冲裁模类模具,因为在工作中刃口部分周期性地承受极大的冲击弯曲和挤压负荷,刃口两面都被冲压材料挤压,使模具受到强烈磨损。如果模具强度、韧性不足,组织不均匀,将出现早期崩刃和疲劳破损;硬度和耐磨性不足将出现早期磨损失效。采用真空热处理可以使模具表面和内部性能一致,不会因为在刃磨后出现强化层磨损而性能下降的情况。

模具零件真空热处理时注意:

1) 模具材料含有较多的合金元素, 蒸气压较高的元素 (如 Al、Mn、Cr、Si、Pb、Zn、Cu 等) 在真空中加热时易发生蒸发现象, 尤其是含 Cr 量高的钢种。所以要适当控制淬火加热时的真空度, 以防止合金元素的挥发。

2) 为减少加热模具零件因内外温差而产生的热应力和组织应力, 升温速度也不能太快, 对复杂的或大截面的模具零件要进行多次预热。

3) 高速工具钢、高 Cr 钢和 3Cr2W8V 钢等较大截面的模具零件, 应尽量推荐在高压气淬炉内进行处理。如气冷速度不够要进行油淬时, 必须采用气冷油淬工艺, 以防油淬后工件表面出现白亮层组织。

4) 真空淬火加热温度基本上可与盐浴加热和空气加热的温度相同或略低一些。但应注意, 真空加热是以辐射为主, 升温时工件升温速度远比炉温 (指示温度) 慢, 故均温、保温时间视装炉情况, 要适当延长。小零件需要用金属网分隔, 使加热和冷却均匀。

随着真空渗碳设备的进一步推广, 催生了真空碳氮共渗新技术的出现。真空碳氮共渗新技术既保留了气体碳氮共渗的优点, 又有自身新的特点。氮碳共渗时由于氮的渗入, 钢的相变点 A_1 降低, 因此可以采用比渗碳更低的淬火温度淬火, 从而减少淬火变形。由于氮的渗入使共渗层的淬透性提高, 因此即使是碳素钢也可以比较容易地淬火。又由于冷却速度可以放慢, 因此对减少淬火变形和防止开裂有利。但在进行气体碳氮共渗时因使用的介质是吸热式气氛和氨气, 所以易出现晶界氧化层。而真空炉中实施的碳氮共渗是靠碳氢化合物在负压下 (低于一个大气压) 的裂解、非平衡式的、高碳势下的强渗, 不是大气压下靠 CO 传递的平衡式渗碳; 渗氮是靠氨气在负压下裂解后, 在一定氮势下, 以平衡的方式渗入, 共渗过程中的全部物理化学反应没有含氧介质和活性氧的介入, 所用氨气量和其水分含量也在控制范围以下, 因此共渗层没有出现“黑斑、黑网、黑带”等晶界氧化层, 使疲劳强度更为突出。所以真空碳氮共渗新技术具有共渗过程无晶界氧化层, 疲劳强度、耐回火软化温度提高, 耐磨性、耐蚀性更好; 热处理变形小, 节约能源气、大幅度减少废气排放; 真空碳氮共渗后碳素钢也能接受真空油淬热处理。

任务 6.5 复合热处理技术

近些年来为了节约能源, 追求更好的性能, 国内外开始把各种强韧化热处理、表面合金化、表面淬火、表面功能性覆层、形变强化等工艺进行了多种类型的组合和复合, 使机械零部件的性能有了很大提高, 并把它开辟为新的热处理技术领域。复合热处理是将两种或更多的热处理工艺复合, 或是将热处理与其他加工工艺复合, 使各工艺间互相弥补增强, 以更大程度地挖掘材料潜力, 使零件获得单一工艺所无法达到的优良性能。

1) 多种热处理方法的复合。表面合金化与淬火; 渗碳或碳氮共渗后的淬火 (重新加热淬火或渗后直接淬火); 渗碳或渗氮后用激光进行表面淬火; 如 30CrMnSi 钢经 560℃ 30h 渗氮 + 1000℃ 淬火和 200℃ 2h 回火后, 因有渗氮物存在, 晶粒非常细小, 表层及心部均有较高的强韧性, 在冷作模具上得到应用。

表面硬化与在低温回火温度下的表面化学热处理, 淬火处理与在高中温回火温度下的化学热处理, 两种化学热处理方法的复合。化学热处理与涂层 (化学沉积或电镀) 的复合。

化学镀与热处理的复合。例如，在 Ni-P 化学镀 ($3\mu\text{m}$) 之后进行 400°C 1h 的时效处理，可以消除镀层应力，同时诱发出 Ni_3P 相，显著改善了耐磨性，使压铸模寿命大为提高。

2) 热处理与其他工艺的复合。压力加工与热处理复合的形变热处理，可按形变强化与相变强化的顺序区分为三类：形变在相变前（形变淬火、形变等温淬火等）；形变在相变后（回火马氏体形变、调质形变、珠光体形变等）；以及形变在相变中进行（诱发马氏体形变、等温形变淬火、过饱和固溶体形变时效等）。整体或表面强化与表面形变强化（辊压、喷丸），以及在整体或表面强化 + 表面功能性覆层（电镀、喷涂、以及有机树脂涂层等等）。

形变化学热处理。把各种塑性变形加工工艺与化学热处理（渗氮、渗碳、氮碳共渗、渗硼、渗硫和渗金属等）结合起来，能够大幅度提高钢铁零件抗磨损、耐疲劳等与表面强化有关的性能。

上面简要介绍了各种热处理工艺复合的方法，从目前热处理技术发展的趋势看，复合热处理发展前景广阔。尽管有的工艺已应用于生产，但是对工艺复合后的基本规律及在复合作用下组织与性能变化的规律还很少有系统的研究，并且还有许多新的工艺方法有待于广大热处理工作者去探索与实践。热处理工艺复合一般可遵循以下原则：

(1) 功能继承原则 复合热处理可以是心部强韧化与表面强化的复合，也可以是两种整体强化工艺或两种表面处理工艺的复合。在考虑两种工艺组合的可能性时，应当注意加热规范，冷却规范的合理配合。以及两种表面合金化先后进行时它们之间的相互作用及其对钢的组织性能带来的影响。在进行第二次热处理时应该继承第一次热处理后的效果而不应是为了获得另一种性能而完全消除前处理的作用。是互补加强而不是顾此失彼。

(2) 优质、经济原则 从技术上的可能性及经济上的合理性出发，一般来说，要通过工艺复合使工件更加具备多种功能、或是使工件的性能大幅度提高、寿命大幅度增长，而不会显著增大工件的变形开裂倾向。热处理工艺复合应当尽量简化热处理工序和缩短热处理周期，热处理工艺复合所消耗的资金一定要小于适当改善工件的性能和提高寿命而节约的资金经济上才是合理的。

知识点 6.5.1 表面合金化 + 淬火

工件经过渗碳、碳氮共渗、渗氮、渗硼等表面合金化处理后，再进行直接的或再加热淬火。在这里，由于渗碳及碳氮共渗后的淬火已成为热处理强化不可缺少的环节，在此不再介绍。对淬火的要求应该是“硬韧结合，硬而不裂”，如果使表层残存压应力则更好。然而完全淬透的钢表层有残余拉应力，这是由于淬火冷却时的由表及里逐步降温，表层比心部更早地冷到 M_s 点而发生马氏体相变，使心部承受拉应力而表层承受压应力；当心部冷到 M_s 点进行马氏体转变时，则使心部承受压应力而表层承受拉应力。由于这个残余拉应力，会使完全淬透的工件的疲劳强度等降低。

1. 渗氮（氮碳共渗）+ 淬火

这一复合热处理工艺过程称为渗氮（氮碳共渗）淬火，图 6-9 所示为氮碳共渗 + 淬

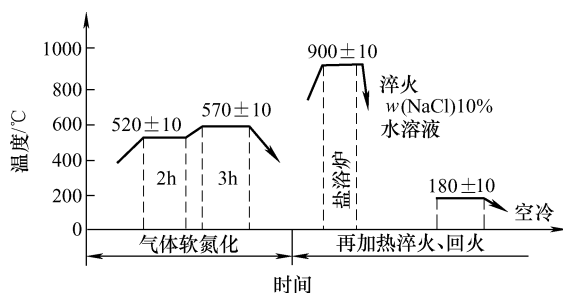


图 6-9 氮碳共渗 + 淬火的工艺示意图

火的工艺示意图。此类方法适用于心部也能淬透的钢,例如 $w(\text{C})$ 为 $0.95\% \sim 1.05\%$ 、 $w(\text{Cr})$ 为 $1.30\% \sim 1.65\%$ 的钢渗氮后再进行整体加热淬火和低温回火。工件渗氮后再淬火,则由于表层渗入氮而使 M_s 点降低,所以尽管表层冷得快,但比心部马氏体转变要迟,即使表层与心部相变顺序颠倒,使表层残余压应力,从而提高工件的疲劳强度。在奥氏体化过程中,渗氮物分解,同时氮原子向心部扩散固溶,在随后的淬火过程形成固溶氮、碳的马氏体并使工件表面获得残余压应力,因而可提高工件耐磨性和疲劳强度。试验表明,经上述处理,使用寿命可提高 $3 \sim 6$ 倍。如果在渗氮淬火后再进行冷处理,使表层的马氏体化更充分,则表层的残余压应力更大、效果更好。

2. 渗氮(氮碳共渗)+高频感应淬火

渗氮通常是在调质后的工件上进行的一种表面硬化处理,通常工件渗氮或氮碳共渗后不再进行其他热处理。渗氮层虽硬但较浅(一般为 $0.2 \sim 0.5\text{mm}$)。如在渗氮后再进行高频加热淬火,在高频加热时表层氮原子向心部基体扩散,对消除渗氮白亮层、减小脆性有好处。另一方面,通过淬火,得到了微细含氮的马氏体,不仅增加了工件硬化层深度,而且表面硬度也有所提高,因此,有较强硬的基体作后盾就能充分发挥坚硬的渗氮层的潜力。总之,采用这种复合处理与单独采用氮碳共渗或高频感应淬火相比较,复合处理有利于提高表面硬度,疲劳强度,并且增加了硬化层深度。

3. 渗硼+淬火处理

一般认为,渗硼后的热处理对渗硼层的硬度影响不大,再加热淬火却改变了基体组织、性能及表面应力状态,避免了高硬度的渗硼层出现“蛋壳状”的单一硬脆层,从而对渗硼层的性能产生了影响。40Cr 钢渗硼-空冷、渗硼-淬火-不同温度回火等复合处理,在滚动+滑动时的磨损曲线如图 6-10 曲线。40Cr 钢渗硼-空冷、渗硼-淬火-高温回火基体体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-中温回火得回火托氏体硬度为 $40 \sim 42\text{HRC}$,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。

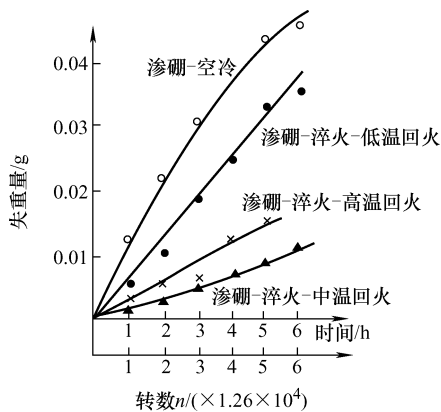


图 6-10 40Cr 钢渗硼复合处理后的磨损曲线

知识点 6.5.2 表面硬化+回火温度下的表面化学热处理

经淬火后的工件在高、中、低温下回火时与化学热处理(如氮碳共渗、硫氮共渗、渗硫等)相结合,即不增加能源消耗又可获得更好的性能组合。

1. 表面硬化+低温回火温度下的表面化学热处理

(1) 渗碳淬火+低温渗硫 渗碳淬火后,如果在回火过程中同时再渗入硫原子,可增加润滑性,使工件具有耐磨、耐咬合性能。 180°C 低温渗硫与低温回火合并起来,可收到一

举两得的效果。

(2) 渗氮 + 低温渗硫 渗氮能获得极硬的表层, 而渗氮后复合以 190℃ 低温渗硫, 可使工件表层兼有耐磨性和润滑性, 呈现优良的表面性能。

(3) 渗氮 (氮碳共渗) + 高频感应淬火 + 低温渗硫 低温渗硫可与高频感应淬火后的低温回火工艺结合起来。单独用高频感应淬火仅能提高耐磨性和耐疲劳性, 若单独用低温渗硫只具有润滑性, 采用复合处理则兼有强韧和减磨的复合特性, 更有效地发挥硬化表层的潜力。

2. 淬火处理 + 在高、中温回火温度下的化学热处理

(1) 调质 + 氮碳共渗 (硫氮共渗) 由于氮碳共渗和硫氮共渗处理温度一般为 520 ~ 570℃, 而许多结构钢调质处理中的回火温度也是在这一温度范围内。所以, 在调质处理过程加以氮碳共渗, 便能在强韧的基体上形成耐磨、耐疲劳的表层。硫氮共渗还有润滑性好的特点。

(2) 分级淬火 + 氮碳共渗 把奥氏体化后的工件, 淬入含有活性炭、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氮碳共渗的综合热处理工艺。氮碳共渗能使高速工具钢工具表面获得具有耐磨、抗腐蚀、抗疲劳等性能的渗层。为了减少中间工序、改进工艺和提高效率, 可将氮碳共渗与分级淬火或回火复合起来。浴槽温度一般为 560 ~ 620℃, 工件淬入后也以不超过 680℃ 为宜。由于淬入时工件温度较高, 所以共渗过程进行的也较迅速。通常的情况是, 在低温氮碳共渗介质中分级淬火 3 ~ 4min, 就能获得一般低温氮碳共渗数小时方能得到的共渗层厚度, 还可在高速工具钢回火时进行低温氮碳共渗。例如 W6Mo5Cr4V2 刨刀经 820℃ 预热: 1230 ~ 1235℃ 淬火加热, 在 560℃ 分级淬火复以氮碳共渗, 随后在 560℃ 回火并复合进行氮碳共渗三次, 每次 1h, 硬度为 66 ~ 68HRC。在加工 60Si2Mn 钢锻模胚时, 其使用寿命比用 W18Cr4V 钢正常处理的提高 8 倍。复合氮碳共渗后都应在 450 ~ 560℃ 硝酸盐中进行中和, 清洗掉表面黏附的残盐。

知识点 6.5.3 形变热处理

形变热处理是对过冷奥氏体进行塑性变形, 并使它转变成马氏体, 即把压力加工和热处理相结合, 得到较高的强度和良好的韧性, 使材料性能得到综合提高的工艺方法, 是形变强化和相变强化相结合的一种综合强化工艺。它包括金属材料的塑性形变和固态相变两种过程, 并将两者有机地结合起来, 利用金属材料在形变过程中组织结构的变化, 影响相变过程和相变产物, 以得到所期望的组织与性能。形变热处理的主要优点是将金属材料的成形与获得材料的最终性能结合在一起, 简化了生产过程, 节约能源消耗及设备投资; 与普通热处理比较, 能在获得较高的强度同时能保持高的韧性, 主要是综合了位错强化、固溶强化、第二相沉淀和弥散强化以及马氏体晶体细化强化四种机构的结果。由于形变热处理可以获得优异的强韧性, 所以已经在宇航、飞机、武器、汽车、工具、机械制造等工业中用来处理螺栓、滚珠轴承、齿轮、充气瓶、冷凿、钻头、铣刀、丝锥、冲模、冷墩模等。表 6-4 为形变热处理工艺及应用。

表 6-4 形变热处理工艺及应用

类 别	工 艺	原 理	用 途	效 果
低温形变热处理	低温形变淬火	钢在奥氏体化后急冷至等温转变区（500 ~ 600℃），施行 60% ~ 90% 形变后淬火	高强度零件，如飞机起落架，火箭蒙皮，高速工具钢刀具，模具，炮弹及穿甲弹壳，板簧	保持韧性，提高强度和磨性。可使高强钢的强度从 1800MPa 提高到 2500MPa 以上
	低温形变等温淬火	钢在奥氏体化后急冷至最大转变孕育区（500 ~ 600℃），施行形变后在贝氏体区等温淬火	热作模具	在保持较高韧性前提下提高强度至 2300 ~ 2400MPa
	等温形变淬火	在等温淬火的奥氏体—珠光体或奥氏体—贝氏体转变过程中形变	适合于等温淬火的小零件，如小轴，小模数齿轮、垫片、弹簧、链节等	提高强度，显著提高珠光体转变产物的冲击韧度
	连续冷却形变处理	在奥氏体连续冷却转变过程中施行形变	适用于小型精密耐磨，抗疲劳件	可实现强度与韧性的良好配合
	诱发马氏体的低温形变	对奥氏体钢施行室温或更低温度的形变（一般为轧制），然后时效	18-8 型不锈钢，PH15-7Mo 过渡型不锈钢以及 TRIP 钢	在保证韧性前提下提高强度
高温形变热处理	高温形变淬火	精确控制终锻和终轧温度，利用锻、轧余热直接淬火，然后回火	加工量不大的碳钢和合金结构钢零件，如连杆、曲轴、叶片、弹簧、农机具及枪炮零件	提高强度 10% ~ 30%，改善韧性，疲劳抗力，回火脆性，低温脆性和缺口敏感性
	高温形变正火	适当降低终锻、终轧温度，然后空冷、或强制空冷、或等温空冷	适用于改善以微量元素 V、Nb、Ti 强化的建筑结构钢材的塑性和碳钢及合金结构钢锻件的预备热处理	提高钢材韧性，降低脆性转变温度，提高疲劳抗力
	高温形变等温淬火	利用锻、轧后余热施行珠光体区域或贝氏体区域内的等温淬火	用于 $w(C)0.4\%$ 钢缆绳和高碳钢丝及小型紧固件	提高强度及韧性
	亚温形变淬火	在 Ac_3 和 Ac_1 间施行形变淬火	在严寒地区工作的构件和冷冻设备零件	明显改善合金结构钢脆性，降低冷脆域
	利用形变强化遗传性的热处理	用高温或低温形变淬火使毛坯强化，然后施行中间软化回火，以便于切削加工，最后二次淬火，低温回火，可再现形变强化效果	适用于形状复杂、切削量大的高强钢零件	提高强度和韧性，取消毛坯预备热处理工序
	表面高温形变淬火	用高频或盐浴使工件表层加热至 Ac_1 或 Ac_3 以上，施行滚压强化淬火	高速传动轴、轴承套圈等圆柱形或环形零件，履带板和机铲等磨损零件	显著提高零件疲劳强度和耐磨性以及使用寿命
	复合形变热处理	把高温形变淬火和低温形变淬火复合，或将高温形变淬火与马氏体形变时效复合	适用于 Mn13、工具钢和冷作模具钢等难以强化的钢材	提高强度、韧性、疲劳强度和耐磨性等综合力学性能
形变化学热处理	利用锻热渗碳淬火或碳氮共渗	零件在奥氏体化以上温度模锻成形，随即在炉中渗碳或碳氮共渗淬火、回火	中等模数齿轮	节能，提高渗速，硬度及耐磨性
	锻热淬火渗氮	钢件锻热淬火后，高温回火时渗氮或氮碳共渗	模具、刀具及要求的耐磨件	加热渗氮或碳氮共渗过程，提高耐磨性

(续)

类 别	工 艺	原 理	用 途	效 果
形变化学热处理	低温形变淬火渗硫	钢件低温形变淬火后，回火与低温电解渗硫结合	高强度摩擦偶件，如凿岩机活塞，牙轮钻等	心部强度高，表面减摩
	渗碳件表面形变时效	渗碳、渗氮、碳氮共渗零件渗后在常温下施行表面喷丸或滚压，随后低温回火，使表面产生形变时效作用	航空发动机齿轮、内燃机缸套等耐磨及疲劳性能要求极高的零件	显著提高零件表面硬度，耐磨性，使表面产生压应力，明显提高疲劳抗力
	渗碳表面形变淬火	用高频电流加热渗碳件表面，然后施行滚压淬火，也可在渗碳后直接施行滚压淬火	齿轮等渗碳件	零件表面可获得极高的耐磨性

1. 低温形变热处理

如图 6-11 所示，把钢加热至奥氏体状态并保持一定时间，急冷却至 $Ac_1 \sim Ms$ 点的某一中间温度，进行塑性变形，在不发生奥氏体再结晶的情况下，随后立即淬火获得马氏体组织，为低温形变热处理，也称亚稳奥氏体形变淬火。过冷奥氏体应具有足够的稳定性，使其在亚稳奥氏体的形变和随后的冷却过程中不产生非马氏体组织，可以获得强度和韧性的良好配合。

这种形变热处理主要是利用组织和相遗传原理，对奥氏体进行塑性变形，引进高密度位错，遗传给淬火马氏体。与普通回火处理的相比，钢材经奥氏体塑性变形、淬火后，再经适当的回火处理，可以在大幅度提高强度情况下，不降低甚至还可以提高塑性和韧性。

低温形变热处理工艺的优化取决于影响形变热处理效果的各工艺参数的选择。这些工艺参数是：奥氏体化温度、形变温度、形变前后的停留和再加热、形变量、形变方式、形变速度和形变后的冷却。在保证淬火后获得马氏体组织的情况下，影响形变热处理效果最大的因素是塑性变形温度和形变量。

在其他条件相同时，形变温度越高，形变储存能越小，再结晶将难于进行。但是，在钢的热形变过程中，形变温度相当于再结晶退火的保温温度，而保温温度对再结晶形核率和长大速率的影响，都是随温度的升高呈指数上升。温度越高，再结晶进行得越快，产生一定体积分数的再结晶所需时间也越短。在低温形变淬火时，应尽量采取较低的奥氏体化温度。形变温度越低，强化效果越大，但塑性和韧性下降较大。

形变量是影响形变储存能的最重要因素。形变量越大，储存的能量越多，再结晶的驱动力也越强。因而，再结晶的形核率和长大速率也越高，不但再结晶温度降低，再结晶速度也加快。一般情况下，形变量越大，对金属材料的强化效果越好。

钢经低温形变后，奥氏体内有较高的位错密度使马氏体内具有较高的位错密度，从而强化了马氏体。形变又使奥氏体晶粒细化，提高了马氏体强度，并且使析出的碳化物呈弥散分布在强化基体上。

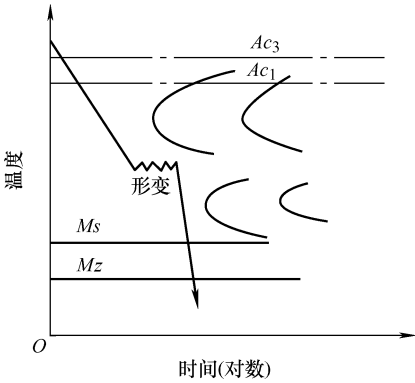


图 6-11 低温形变热处理示意图

低温形变热处理常用于合金结构钢,在不降低韧性的情况下,可显著提高钢的强度和屈服极限(通常强度可提高300~700MPa,屈服极限可提高300~900MPa)。低温形变热处理对工具钢也有明显效果,如W18Cr4V高速工具钢经适当低温形变热处理后,硬度增加两个HRC单位,强度增加42%,塑性增加43%。

2. 高温形变热处理和混合形变热处理

图6-12及图6-13所示分别为高温形变热处理和混合形变热处理,将钢加热到稳定奥氏体区,保温一段时间并进行形变,然后进行淬火获得马氏体的工艺方法。高温形变热处理增加钢中的位错密度不多,但可以细化奥氏体晶粒,从而细化马氏体,高温形变淬火可以提高钢的抗拉强度和屈服强度,同时能改善塑性和韧性。高温形变奥氏体所处的不同组织状态及形成的各种结构缺陷,不仅对随后淬火产生一定的影响,且在一定程度上被转变的马氏体所继承。

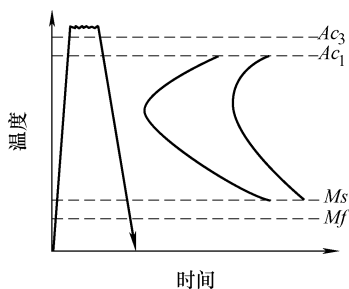


图 6-12 高温形变热处理图

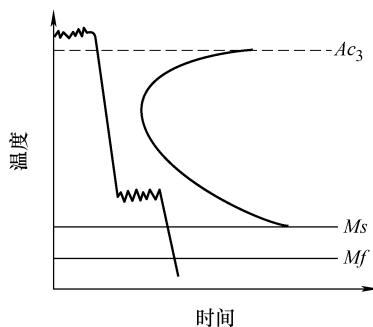


图 6-13 混合形变热处理

此方法可用于各种结构钢和工具钢,适当改善工具钢的综合机械性能。生产中已经广泛采用锻热淬火和控制轧制工艺等高温形变热处理工艺方法,获得强韧化的组织与性能。对于9SiCr钢试验的结果表明,在900℃进行形变热处理(变形度40%),并经200℃回火后,其弯曲强度可由2000MPa提高到3000MPa,高温形变热处理可显著提高该钢的强度和塑性。

将钢在奥氏体稳定范围内形变,接着冷至中温奥氏体亚稳定区再进行形变,然后进行淬火。经混合形变热处理后的钢,强度最高,韧性最好,但操作比较复杂。

任务 6.6 控制冷却的方法

为了达到不同工件及同一工件不同部位的组织要求,以满足使用性能需求,热处理工艺的进展已由奥氏体化后的直接淬火发展到控制淬火的工艺方法,使组织性能达到要求及减小变形,有时把淬火冷却过程和热加工工序直接结合起来,如铸造淬火、锻造淬火、形变淬火、在特定的压床及自动线上的加压校直淬火等。各种淬火方法选择应按工件的材料及其对组织、性能、尺寸精度的要求而定。显然在保证技术条件要求的前提下应当选择最简便又经济的工艺方法。

热处理冷却过程十分复杂,在不同的外场(热、力、电、磁、光等)和环境的作用下,材料发生相变、应力、应变和化学反应等变化,对这些复杂现象中的客观规律认识的深化,

是提高热处理质量的基础。电子计算机的发展,为人们提供了强大的科学计算和信息处理的能力,从而有可能建立描述材料热处理冷却过程中各种复杂现象及其相互作用的物理数学模型和计算机模拟方法,构成热处理的虚拟生产平台。热处理冷却过程的计算机模拟近年来发展迅速,并已逐步到生产应用大型工件及复杂条件下的控制淬火,显示出提升热处理水平的巨大潜力。如喷水、喷雾淬火、可控延时淬火(CDQ)方法、控时浸淬(ITQ)技术、增强淬火方法(IQM)等。

知识点 6.6.1 预冷淬火

直接淬火是将奥氏体化的工件直接淬入单一的淬火介质中的方法,如图 6-14 所示,此时对一定成分和尺寸的工件来说淬火工件的组织与性能与所采用的淬火介质的冷却能力有重大关系。由于该工艺过程简单、经济、适合大批量作业,故在淬火工艺中应用最广泛。

但对于形状复杂、截面变化突然的某些工件,单液直接淬火时在截面突变的接壤区因淬火应力集中容易导致开裂,图 6-15 所示为危险截面示意图。为使各部分温差减小,可以自淬火温度取出先预冷一段时间,或在技术条件允许时令其最薄的截面或棱角产生部分非马氏体组织,然后再全部淬火。此法称为预冷淬火或延迟淬火。预冷时间(从淬火温度预冷到危险截面达 650°C)对一般碳钢及低合金钢可按下式估计:

$$t = 12 + RS$$

式中 t ——工件预冷时间;

S ——危险截面处的厚度(mm),一般是工件最薄的地方;

R ——与工件尺寸有关的系数,一般为 $3 \sim 4\text{s}$ 。

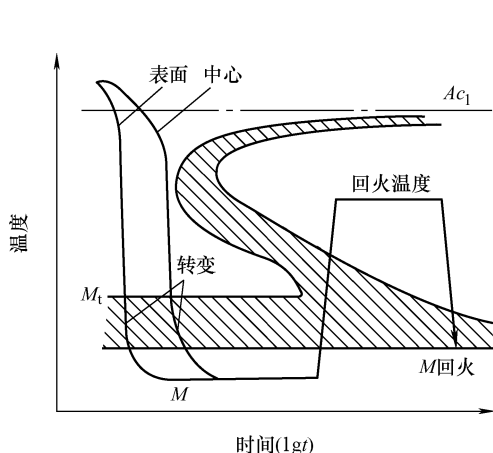


图 6-14 单一介质的直接淬火方法示意图

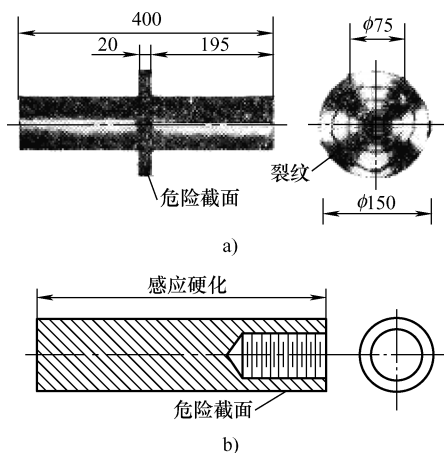


图 6-15 零件危险截面示意图

知识点 6.6.2 双介质冷却淬火

理想淬火冷却的速度应该是慢—快—慢的方法,避开非马氏体转变区,减少淬火时的变形开裂倾向,具体工件的大小、形状、尺寸等千变万化,单一淬火介质不能满足某些工件对淬

火变形及组织性能的要求,所以采用先后在两种介质中进行冷却的方法,如空气—油,水—油,水—空气,油—空气,鼓风—喷雾冷却等。

1. 双液淬火

对于某些淬透性较差的钢(如高碳钢)用盐水淬火易裂,用油淬不硬,而又未能找到更合适的水溶性淬火介质时,往往采用水—油双液淬火法,即在高温区用盐水的快速冷却抑制过冷奥氏体的分解,在小于 400°C 转入油中缓慢冷却以减少淬火应力,此法多用于碳素工具钢及大截面的低合金工具钢(要求淬透较深)的工件,通常用水冷停留时间来控制工件温度。对碳素工具钢工件一般 3mm/s ,复杂件 $4\sim 5\text{mm/s}$,大截面件 0.5mm/s 控制。

2. 喷射淬火

对于仅要求某一局部硬化的零件(如内部型腔或感应与火焰加热的工件表面),可以在特制的喷液装置中淬火。图6-16所示为内型腔表面喷射淬火示意图,将一个型腔内表面需硬化的模具,在整体加热后放在喷液装置上,内孔在喷射水的作用下降温淬火,其余不需要淬火的部分则在空气中冷却。当模具整体温度降到 600°C 以下时全部淬入油中。控制喷水的压力、速度、水温及是否间断等参数可以控制硬化层的深度、组织、变形量等。

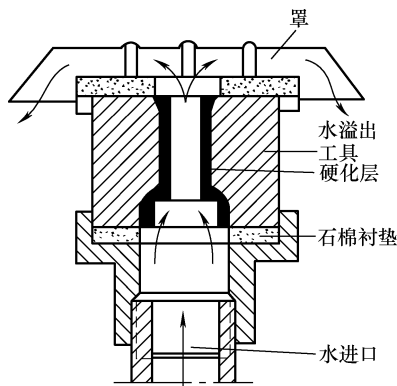


图 6-16 内型腔表面喷射淬火示意图

对于一些大型模具易于发生淬火开裂的棱角、边缘等处,可以先对局部进行喷冷,待其表面达到马氏体状态后停止,使内部的热量传递到已经淬火的局部表面,达到高温回火的温度(约 $550\sim 600^{\circ}\text{C}$)进行自回火,得到回火索氏体组织,然后再对整体进行淬火。

3. 喷水、喷雾淬火

国外很早就对大型工件开始采用简便易控制的喷雾淬火冷却的方法,并已用于大型轴类零件的淬火。用水进行喷射淬火时,使蒸汽膜提早破裂,显著地提高了在较高温度区间内的换热系数和冷却速度,喷水的压力愈高,流量愈大,效果愈显著。

在喷嘴的设计上,可以做到水和空气同时喷出。当水的压力 $p > 0$ 时属喷水淬火,随着水压的增加,工件表面被带走的热流密度增大,当水的压力 $p = 0$ 时,水被压缩空气带出,成为喷雾冷却状态。大型轴类件的喷雾冷却如图6-17所示,其原理是利用压缩空气吹到与其成一定角度的水柱上,使水雾化并与风混合喷向工件表面。

大型轴类工件在竖井式炉中加热后放在淬火回转台上并使轴旋转,此时四周喷雾施行冷却。在冷却过程中可以根据需要更换不同的冷却方式,并通过调节水压和空气压力调节冷却速度。另一种是连续作业方式,工件以一定速度不断向前移动,不同的距离上喷嘴的水压和气压不同,适合于大批量的生产。这种喷水—喷雾—喷空气的冷却装置可由计算机调节并与冷却过程的计算机模拟技术相结合,就有可能达到理想淬火冷却状态,获得最大的淬硬层深度,防止开裂和减

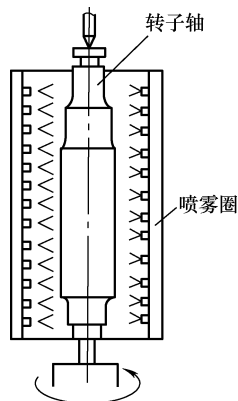


图 6-17 大型轴类件的喷雾冷却

少变形，并彻底克服了淬火介质对环境的污染，是一种安全清洁的智能淬火冷却技术。喷射和喷雾淬火的浸湿速率很大，有利于均匀冷却，另一方面不同位置上表面冷却的均匀度与喷嘴的布置有关，此外工件的移动（或来回摆动）以及旋转均有助于提高冷却的均匀度。喷雾冷却时各个水滴撞击加热表面，形成的蒸汽又能迅速排除，因此形成稳定蒸汽膜的温度提高，沸腾期强烈扩大，且喷射液流与工件表面接触的时间较短，使液体来不及过热，这些均显著提高了喷雾冷却的速度及均匀性。显然，喷雾冷却方法的冷却能力及均匀度与水的雾化程度，水与空气的流量（压力），工件与喷嘴的距离，喷雾器孔数，液流与冷却表面的角度等因素有关。

喷水、喷雾冷却的主要优点是：

1) 冷却速度可以通过计算机调节，可适应不同钢种不同直径大型工件的淬火冷却要求，也适应同一工件不同淬火部位对冷速的要求，可以对组织进行控制，可获得较深的淬硬层。

2) 在心部冷速相同时，截面温差比油冷时要小，因此淬火应力也较小，沿轴向及圆周方向硬度均匀，变形小。

3) 断续冷却淬火。大的高碳及合金工具钢工件或大型锻件的淬火，由于高的淬火应力，以及可能过大的心部迟于表面的相变应力，不允许在一种介质中透冷，因此采用了水—空气及水—油断续冷却的方法。通过调整水冷和空冷的时间，可以控制锻件的冷速。对直径大于 300mm 的合金钢锻件，可先空冷后水冷以减少淬火应力，第一次水冷必须保证锻件表层冷却到珠光体转变区以下温度，冷却时间为 $0.3 \sim 0.5 \text{ min}/100 \text{ mm}$ ，然后再空冷，空冷时间每次不少于 $1.5 \sim 2.0 \text{ min}$ ，在空冷时内部热量向表层扩散而使表面温度回升，空冷时间以保证表面温度不超过回火温度为限，以后每次水冷时间逐次减少，空冷时间逐步延长以减小锻件截面温差及淬火应力。

知识点 6.6.3 可控延时淬火（CDQ）方法

最近人们引用“逆淬火”的概念，通过重复进行可控的延时淬火而获得逆淬硬度分布，使得淬硬深度较普通淬火工艺显著增加。逆淬火是指淬火表面硬度低，心部硬度较高的一种反常现象。它与延时淬火中的冷却速率不连续变化及改变冷速前的孕育期消耗有关。

当加热钢件浸入到聚合物溶液中时，附着了水状聚合物膜的热金属周围有蒸汽膜，此时冷却很慢。当附着的蒸汽膜内的热量（还依赖淬火液的搅拌速率）足以使其破裂时，产生核沸腾，表面的热传导突然加快，即发生冷速的不连续变化。聚合物膜越厚，膜破裂越迟，延时淬火效果越明显。某些 PAG 淬火剂具有适当的膜厚度和膜强度的平衡，可通过改变聚合物的浓度和膜厚度来实现可控延时淬火。图 6-18 所示为直径 50mm 的 4140 钢棒在普通淬火油中（20℃，无搅拌）淬火后测得的截面硬度分布（曲线 1）和在 25% 浓度 UCON-E 溶液中（40℃，搅拌速率 0.8m/s）淬火后的硬度分布（曲线 2）。该试样经 480℃ 回火 2h 的硬度分布如图 6-19 所示。

正常淬火经回火后的硬度变化趋势与淬火未回火时相同，而逆淬的回火硬度分布沿截面下降缓慢，两者在中心的硬度差约 6HRC。实验表明具有逆淬硬度分布的试样疲劳寿命提高。逆淬试样的裂纹扩展阶段较均匀，约占总疲劳寿命的 13% ~ 20%。

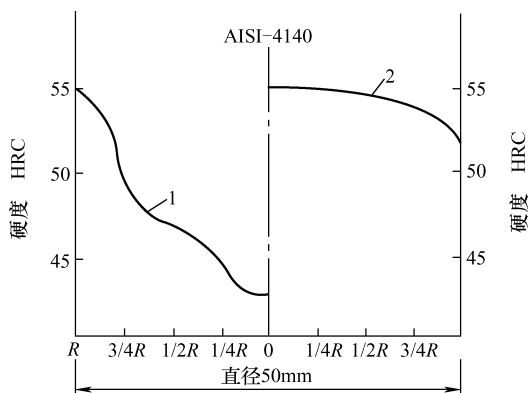


图 6-18 普通油淬与 CDQ 淬后截面的硬度分布比较

1—在 20℃，静止油中淬火的正常硬度分布

2—在 25% UCON-E 浴温 40℃，搅拌速率 0.8m/s 条件

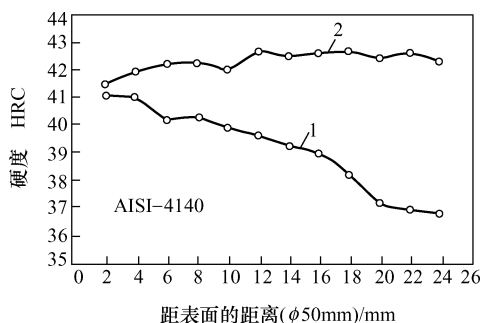


图 6-19 480℃ 回火 2h 的硬度分布

知识点 6.6.4 控时浸淬（ITQ）技术

控时浸淬（Immersion Time Quenching）是一种在淬火过程中实现连续控制搅拌的方法。近年来，配合水溶性聚合物淬火剂的应用，国外发展的浸淬控时淬火技术和系统已成功地应用在生产中。

影响水剂介质冷却性能的三个最基本工艺参数是浓度、浴温和搅拌，而搅拌是生产中最易改变的工艺参数，它们都对淬火烈度产生影响。为了获得最佳组织、硬度、淬硬深度的同时防止开裂和减小变形，采用控制搅拌速度就可做到淬火初始阶段搅拌速度最大，随着接近 M_s 点，搅拌速度降至最小。

ITQS（控时浸淬系统）是根据理论计算的时间次序，经实验验证，然后用计算机控制使其在生产中重现。保证 ITQS 淬火过程成功的关键是要精确地确定初始冷却阶段的冷却时间。最大冷速必须足以避免形成非要求的组织转变。

图 6-20 所示为双传送带连续 ITQS 被应用于 AISI 1043 前轮毂的直接锻造淬火中。水剂淬火液是 17% ~ 19% UCON—E，浴温 40 ~ 50℃，上传送带中安装上、下两排喷嘴。第一阶段的时间为 15s，生产数据表明，ITQS 系统淬火的显微组织更加均匀、晶粒细小，硬度有所提高，同时使生产成本显著降低。

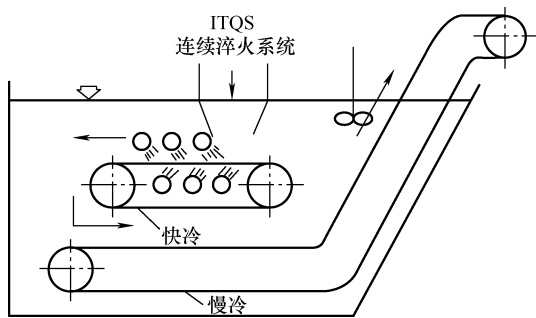


图 6-20 双传送带连续 ITQS 系统示意图

知识点 6.6.5 增强淬火方法（IQM）

通常认为在马氏体相变过程中增强冷却是危险的，快速冷却会产生高热应力和组织应力，易发生淬火畸变和开裂，所以人们在制定淬火工艺方法时设法使淬火冷速降低。然而近来人们通过大量的实验研究表明，在马氏体相变区域增加冷却速率，淬火开裂几率开始是逐

渐增大,当几率达到最大值后,再增大冷速其开裂几率会逐渐降低至零,基于这个规律开发了一种通过增强传热条件,在表层产生压应力的合金钢增强淬火方法(Intensive Quenching Method)。

一般淬火时,残余应力的产生是由于相变塑性和奥氏体转变成马氏体的比容变化所引起的。淬火时工件的温度由表及里逐步降低,当工件表层从奥氏体向马氏体转变时,由于比容增大,会产生压应力。马氏体层越厚,表层压应力就越高;随着冷却过程的进行,工件内部也发生马氏体转变,由于心部产生体积膨胀会降低表层的压应力,甚至使表层的压应力变成拉应力状态。

所谓增强淬火,是指在马氏体转变区域通过强制快冷方式淬火,以控制淬火表层获得最大的压应力,当表面形成最大压应力时,停止增强淬火,并在 M_s 点附近保持等温冷却。减慢心部冷却,阻止马氏体形成,因而产生高的表面压应力;当表层达到最佳深度,并形成最大压应力时,整个增强淬火过程就完成了。如果过冷奥氏体中新形成的马氏体量在30%以下,就可保证材料的塑性、韧性。所以也可以控制心部马氏体转变数量在30%以下,在保证工件表面硬度的条件下保证材料心部有足够的韧性,达到减少淬火开裂,提高强度的目的。

图6-21所示为半轴增强淬火装置示意图,淬火箱的供水和半轴的上、下料是由两个传感器控制。第一个传感器5分析工艺的膜沸腾和核沸腾阶段,第二个传感器6通过测定材料铁磁状态的改变来反映奥氏体向马氏体的转变。当传感器6表明一定数量的马氏体相变发生,则采用增强淬火方法一,通过传感器5调整水流喷速,使膜沸腾阶段的时间减至最短,从而获得最大表面压应力。也可采用增强淬火方法二,用传感器5表征核沸腾的开始和完成,通过传感器6控制水压,确定增强淬火的结束,使马氏体转变量少于30%。

通过增强淬火方法表面可获得接近100%的马氏体组织,对于给定钢种,可获得最大淬硬层深度。可获得高表面残余压应力,疲劳寿命可以提高一个数量级,降低淬火开裂倾向,提高硬度和强度。用这种方法,普通碳钢能代替合金钢。增强淬火还能获得更均匀的力学性能,使畸变最小。

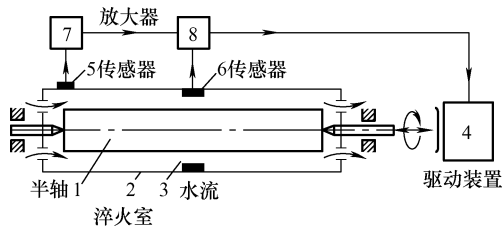


图 6-21 增强淬火装置示意图

复习思考题

1. 钢铁材料的强化主要有哪几种途径?
2. 什么是回火脆性? 分别为哪几类回火脆性?
3. 什么是低温脆性?
4. 什么是钢的强韧化? 强韧化处理的途径主要有哪些?
5. 解释高碳钢模具经快速短时加热淬火后, 获得高强韧性的原因。
6. 高碳钢高温淬火具有较高强韧性的原因是什么。
7. 什么是形变热处理? 主要优点是什么?
8. 什么是复合热处理? 主要包括哪几种方法?
9. 什么是“逆淬火”?

附 录

附表 1 碳素工具钢的退火规范

牌 号	加 热 规 范		冷 却 范 围			硬 度
	温度/℃	保温时间/h	缓冷	等温		HBW
				温度/℃	保温时间/h	
T7	740 ~ 750	4 ~ 2	以 <30℃/h 冷 速炉冷到 500 ~ 600℃ 出炉	650 ~ 680	等 温 4 ~ 6h 后炉冷到 500 ~ 600℃ 出炉	≤187
T8	740 ~ 750			650 ~ 680		≤187
T9	740 ~ 750			650 ~ 680		≤ 192
T10	750 ~ 760			680 ~ 700		≤197
T11	750 ~ 760			680 ~ 700		≤ 207
T12	760 ~ 770			680 ~ 700		≤207
T13	760 ~ 770			680 ~ 700		≤217

附表 2 碳素工具钢的正火规范

牌 号	加热温度/℃	保温时间/s · mm ⁻¹	冷 却 方 式	硬度 HBW
T7	800 ~ 820	盐浴炉 20 ~ 25 空气炉 50 ~ 80	视工件尺寸大小 可采取空冷、空气 吹冷，硝盐（400℃ 左右）冷却、油冷	241 ~ 302
T8	760 ~ 780			241 ~ 302
T9	780 ~ 800			241 ~ 302
T10	830 ~ 850			255 ~ 329
T11	840 ~ 860			255 ~ 329
T12	850 ~ 870			269 ~ 341
T13	860 ~ 880			269 ~ 341

附表 3 碳素工具钢的淬火冷却方法

冷 却 方 法	常用冷却介质	介质温度/℃	停 留 时 间	适 用 范 围
单液淬火	水溶液：NaOH40% ~ 50% 水溶液：NaOH（或 NaCl）5% ~ 10%	≤40	1s/（3 ~ 5mm）	>12mm 形状简单
	10 号或 20 号机油	20 ~ 120	冷至 150℃ 以下	<5mm
双介质淬火	水溶液—油	—	1s/（4 ~ 7mm）	>12mm 形状较复杂
	水溶液—硝盐（或碱浴）	—	1s/（3 ~ 6mm）	>12mm 形状较复杂

(续)

冷却方法	常用冷却介质	介质温度/℃	停留时间	适用范围
马氏体分级淬火	KNO ₃ 50% + NaNO ₂ 50%	150 ~ 200	2 ~ 10 min	≤12mm 形状较复杂
	KOH85% + NaNO ₂ 15% 及总重量 3% 的水	150 ~ 180	2 ~ 10min	≤25mm 形状较复杂
贝氏体等温淬火	硝酸盐	150 ~ 200	20 ~ 60min	≤12mm 形状复杂
	碱浴	150 ~ 180	20 ~ 60min	≤25mm 形状复杂

附表 4 碳素工具钢的调质规范

牌 号	淬 火		回 火		球 化 级 别	硬 度 HBW
	加热温度/℃	冷却介质	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

附表 5 碳素工具钢的淬火回火规范

牌 号	淬 火			回 火		
	加热温度 ^② /℃	冷 却 介 质	硬 度 HRC	加热温度/℃	保温时间/h	硬 度 ^① HRC
T7	780 ~ 800	盐或碱的水溶液 油或熔盐	62 ~ 64	140 ~ 160	1 ~ 2	62 ~ 64
	800 ~ 820		59 ~ 61	160 ~ 180		58 ~ 61
				180 ~ 200		56 ~ 60
T8	760 ~ 770	盐或碱的水溶液 油或熔盐	63 ~ 65	140 ~ 160	1 ~ 2	60 ~ 62
	780 ~ 790		60 ~ 62	160 ~ 180		58 ~ 61
				180 ~ 200		56 ~ 60
T9	760 ~ 770	盐或碱的水溶液 油或熔盐	63 ~ 65	140 ~ 160	1 ~ 2	61 ~ 63
	780 ~ 790		60 ~ 62	160 ~ 180		59 ~ 62
				180 ~ 200		57 ~ 60
T10	770 ~ 790	盐或碱的水溶液 油或熔盐	63 ~ 65	140 ~ 160	1 ~ 2	62 ~ 64
	790 ~ 810		61 ~ 62	160 ~ 180		60 ~ 62
				180 ~ 200		59 ~ 61
T11	770 ~ 790	盐或碱的水溶液 油或熔盐	63 ~ 65	140 ~ 160	1 ~ 2	62 ~ 64
	790 ~ 810		61 ~ 62	160 ~ 180		61 ~ 63
				180 ~ 200		60 ~ 62
T12	770 ~ 790	盐或碱的水溶液 油或熔盐	63 ~ 65	140 ~ 160	1 ~ 2	62 ~ 64
	790 ~ 810		61 ~ 62	160 ~ 180		61 ~ 63
				180 ~ 200		60 ~ 62
T13	770 ~ 790	盐或碱的水溶液 油或熔盐	63 ~ 65	140 ~ 160	1 ~ 2	62 ~ 64
	790 ~ 810		62 ~ 64	160 ~ 180		61 ~ 63
				180 ~ 200		60 ~ 62

① 在盐或碱水中淬冷并经相应温度回火的硬度。
② 加热系数：空气炉 50 ~ 80s/mm，盐浴炉 20 ~ 25s/mm。

附表 6 常用合金工具钢球化退火规范

牌 号	加 热 规 范		冷 却 规 范			硬度 HBW
	温度/℃	保温时间 /h	缓 冷	等 温		
				温度/℃	保温时间/h	
9SiCr	790 ~ 810	4 ~ 2	以 30℃/h 炉 冷 到 500 ~ 600℃ 出炉	700 ~ 720	等温 4 ~ 6h 后炉冷到 500 ~ 600℃ 出炉	179 ~ 241
CrWMn	770 ~ 790			680 ~ 700		207 ~ 255
CrMn	780 ~ 800			700 ~ 720		197 ~ 241
Cr2	770 ~ 790			680 ~ 700		179 ~ 229
9Mn2V	750 ~ 770			670 ~ 690		≤229
GCr6	780 ~ 800			700 ~ 720		179 ~ 207
GCr15	780 ~ 800			700 ~ 720		179 ~ 207
CrW5	800 ~ 820			680 ~ 720		229 ~ 285
Cr6WV	830 ~ 850			720 ~ 740		≤235
Cr12	850 ~ 870			730 ~ 750		217 ~ 269
Cr12MoV	850 ~ 870			730 ~ 750		207 ~ 255

附表 7 常用合金工具钢的正火规范

牌 号	加热温度/℃	保温时间/s · mm ⁻¹	冷 却	硬度 HBW
Cr2	930 ~ 950	盐浴炉 25 ~ 30 空气炉 70 ~ 90	空冷	302 ~ 388
9SiCr	900 ~ 920			321 ~ 415
CrMn	900 ~ 920			321 ~ 415
CrWMn	970 ~ 990			388 ~ 514
GCr6	900 ~ 950			270 ~ 390
GCr15	900 ~ 950			270 ~ 390

附表 8 合金工具钢的淬火回火规范

牌 号	淬火温度/℃	冷 却 介 质	淬火硬度 HRC	回火温度/℃	回火硬度 HRC
Cr2	830 ~ 850	油	62 ~ 65	130 ~ 150	62 ~ 65
	840 ~ 860	硝酸盐	61 ~ 63	150 ~ 170	60 ~ 62
9SiCr	850 ~ 870	油, 硝酸盐	62 ~ 65	140 ~ 160 160 ~ 180	62 ~ 65 61 ~ 63
CrMn	840 ~ 860	水, 油	63 ~ 66	130 ~ 140 160 ~ 180	62 ~ 65 60 ~ 62
CrWMn	820 ~ 840	油	62 ~ 65	140 ~ 160	62 ~ 65
	830 ~ 850	硝酸盐	62 ~ 64	170 ~ 200	60 ~ 62
SiMn	780 ~ 800	水	62 ~ 65	150 ~ 160	62 ~ 64
	800 ~ 840	油, 硝酸盐			
9Mn2V	780 ~ 800	油, 硝酸盐	≥62	150 ~ 200	60 ~ 62
CrW5	820 ~ 860	水, 油	64 ~ 66	150 ~ 170	61 ~ 65
				200 ~ 250	60 ~ 64

(续)

牌 号	淬火温度/℃	冷 却 介 质	淬火硬度 HRC	回火温度/℃	回火硬度 HRC
Cr6WV	950 ~ 970 990 ~ 1010	油 硝酸盐	62 ~ 64 62 ~ 64	150 ~ 170 190 ~ 201 第一次 500 第二次 190 ~ 210	62 ~ 63 58 ~ 60 57 ~ 58
Cr12MoV	1000 ~ 1040 1115 ~ 1130	油, 硝酸盐 油, 硝酸盐	62 ~ 63 45 ~ 50	150 ~ 170 200 ~ 275 510 ~ 520 多次	61 ~ 63 57 ~ 59 60 ~ 61
GCr6	800 ~ 825 790 ~ 810	油, 硝酸盐 水	62 ~ 65 63 ~ 65	160 ~ 180	≥61
GCr15	830 ~ 850 840 ~ 860	油 硝酸盐	62 ~ 65 61 ~ 63	160 ~ 180	≥61

附表 9 工具钢热处理后的相组成

牌 号	相组成 ^① (质量分数, %)			
	淬 火 后		回 火 后	
	碳 化 物	残留奥氏体	碳 化 物	残留奥氏体
T7	—	2 ~ 3	3	2 ~ 3
T8	—	4 ~ 5	4 ~ 5	4 ~ 5
T12	3 ~ 5	5 ~ 8	10 ~ 12	5 ~ 8
CrWMn	4 ~ 6	16 ~ 18	12 ~ 14	16 ~ 18
Cr12Mo	8 ~ 9	18 ~ 20	15 ~ 16	18 ~ 20
W18Cr4V	16 ~ 19	22 ~ 25	22 ~ 24	< 1
W6Mo5Cr4V2	14 ~ 16	20 ~ 22	20 ~ 22	1

注：基体为马氏体。

附表 10 高速工具钢退火工艺规范

序 号	牌 号	软 化 退 火			等 温 退 火				
		加热温度 /℃	保温 时间 /h	冷 却	硬度 HBW	加热温度 /℃	保温 时间 /h	冷 却	硬度 HBW
1	W 18Cr4V	860 ~ 880	2	以 20 ~ 30℃/h 冷 速冷却到 500 ~ 600℃, 然后炉冷 或堆冷	≤277	860 ~ 880	2	炉冷至 740 ~ 760℃, 保温 2 ~ 4h, 再炉冷至 500 ~ 600℃出炉, 空冷	≤255
2	W6Mo5Cr4V2	840 ~ 860	2		≤285	840 ~ 860	2		≤255
3	W14Cr4VMnRE	870 ~ 890	2		≤277	870 ~ 890	2	炉冷至 740 ~ 750℃, 保温 2 ~ 4h, 再炉冷至 500 ~ 600℃出炉空冷	≤255
4	9W18Cr4V	850 ~ 870	2		≤285	850 ~ 870	2		≤262
5	W12Cr4V4Mo	840 ~ 860	2		≤285	840 ~ 860	2		≤262
6	W6Mo5Cr4V2Al	850 ~ 870	2		≤285	850 ~ 870	2		≤269
7	W10Mo4Cr4V3Al	840 ~ 860	2		≤285	840 ~ 860	2		≤269
8	W6Mo5Cr4V5SiNbAl	850 ~ 870	2		≤285	850 ~ 870	2		≤269

(续)

序号	牌 号	软化退火			等温退火				
		加热温度/ ℃	保温 时间/ h	冷 却	硬度 HBW	加热温度/ ℃	保温 时间 /h	冷 却	硬度 HBW
9	W12Mo3Cr4V3Co5Si	860 ~ 880	2	以 20 ~ 30℃/h 冷 速冷却到 500 ~ 600℃, 然后炉冷 或堆冷	≤285	860 ~ 880	2	炉冷至 740 ~ 750℃, 保温 2 ~ 4h, 再炉冷至 500 ~ 600℃出炉空冷	≤269
10	W2Mo9Cr4V2	800 ~ 850	2		≤277	800 ~ 850	2		≤255
11	W2Mo9Cr4V2	850 ~ 870	2		≤277	850 ~ 870	2		≤255
12	W6Mo5Cr4V2Co5	840 ~ 860	2		≤285	840 ~ 860	2		≤269
13	W6Mo3Cr4V5Co5	850 ~ 870	2		≤285	850 ~ 870	2		≤277
14	W12Cr4V4Co5	850 ~ 870	2		≤285	850 ~ 870	2		≤277
15	W2Mo9Cr4VCo8	860 ~ 880	2		≤285	860 ~ 880	2		≤269
16	W10Mo4Cr4V3Co10	850 ~ 870	2		≤311	850 ~ 870	2		≤302
17	W12Mo3Cr4V3N	840 ~ 860	2		≤293	840 ~ 860	2		≤285
18	W18Cr4V4SiNbAl	870 ~ 890	2		≤352	870 ~ 890	2		≤341
19	FW12Cr4V5Co5					860	2	炉冷至 750℃, 保 温 4h 再随炉冷却至 约 300 ~ 460℃, 出 炉空冷	≤277
20	FW10Mo5Cr4V2Co12					860	2		280 ~ 302

附表 11 高速工具钢淬火回火工艺规范

序号	牌 号	淬火预热		淬火加热		淬火 介质	回 火 规 范	淬火、回 火后硬度 HRC
		温度/ ℃	时间/ s · mm ⁻¹	温度/ ℃	时间/ s · mm ⁻¹			
1	W18Cr4V	850	24	1260 ~ 1300 1200 ~ 1240 ^④	12 ~ 15 15 ~ 20	油	560℃回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥62
2	W6Mo5Cr4V2	≥850	24	1200 ~ 1220 ^①	12 ~ 15	油	560℃回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥62
				1230 ^②				≥63
				1240 ^③				≥64
				1150 ~ 1200 ^④	20			≥60
3	W14Cr4VMnRE	850	24	1230 ~ 1260	12 ~ 15	油	560℃回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥63
4	9W18Cr4V	850	24	1260 ~ 1280	12 ~ 15	油	570 ~ 590℃, 回火 4 次, 每次 1h, 空冷	≥63
5	W12Cr4V4Mo	850	24	1240 ~ 1250 ^① 1260 ^② 1270 ~ 1280 ^③	12 ~ 15	油	550 ~ 570℃回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥62
6	W6Mo5Cr4V2Al	850	24	1220 ~ 1240	12 ~ 15	油	550 ~ 570℃回火 4 次, 每次 1h, 空冷	≥65

(续)

序号	牌 号	淬 火 预 热		淬 火 加 热		淬火 介质	回 火 规 范	淬火、回 火后硬度 HRC
		温度/ ℃	时间/ s · mm ⁻¹	温度/ ℃	时间/ s · mm ⁻¹			
7	W10Mo4Cr4V3Al	860 ~ 80	40	1230 ~ 1250	20	油	540 ~ 560℃ 回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥66
8	W6Mo5Cr4V5SiNbAl	850	24	1220 ~ 1240	12 ~ 15	油	500 ~ 530℃ 回火 3 次, 每次 1h, 空冷, 或 560℃ 回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥6 5
9	W12Mo3Cr4V3Co5Si	850	24	1210 ~ 1240	12 ~ 15	油	560℃ 回火 4 次, 每次 1h, 空冷	≥66
10	W2Mo9Cr4V2	800 ~ 850	24	1180 ~ 1210 ^② 1210 ~ 1230 ^③	12 ~ 15	油	550 ~ 580℃ 回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥65
11	W2Mo9Cr4V2	850	24	1200 ~ 1230	12 ~ 15	油	550 ~ 570℃ 回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥64
12	W6Mo5Cr4V2Co5	800 ~ 850	24	1210 ~ 1230	12 ~ 15	油	550℃ 回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥64
13	W6Mo3Cr4V5Co5	800 ~ 850	24	1210 ~ 1230	12 ~ 15	油	540 ~ 560℃ 回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥64
14	W12Cr4V4Co5	800 ~ 850	24	1220 ~ 1245	12 ~ 15	油	530 ~ 550℃ 回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥65
15	W2Mo9Cr4VCo8	850	24	1180 ~ 1200 ^② 1200 ~ 1220 ^③	12 ~ 15	油	550 ~ 570℃ 回火 4 次, 每次 1h, 空冷	≥66
16	W10Mo4Cr4V3Co10	800 ~ 850	24	1200 ~ 1230 ^② 1230 ~ 1250 ^③	12 ~ 15	油	550 ~ 570℃ 回火 3 次, 每次 1h, 空冷	≥66
17	W12Mo3Cr4V3N	850	24	1220 ~ 1280 (通常采用 1260 ~ 1280)	12 ~ 15	油	530 ~ 560℃ 回火 4 次, 每次 1h, 空冷	≥65
18	W18Cr4V4SiNbAl	850	24	1230 ~ 1250	12 ~ 15	油	530 ~ 560℃ 回火 3 ~ 4 次, 每次 2h, 空冷	≥65
19	FW12Cr4V5Co5	850	24	1230 ~ 1260	12 ~ 15	油	520 ~ 540℃ 回火 3 ~ 4 次, 每次 2h, 空冷	≥66
20	FW10Mo5Cr4V2Co12	850	24	1170 ~ 1190	12 ~ 15	油	520 ~ 540℃ 回火 3 ~ 4 次, 每次 2h, 空冷	≥66

注：高速工具钢的热处理特点及注意事项。

- 1. 高速工具钢淬火加热温度范围较窄，为了确保淬火质量，须严格控制。
 - 2. 在没有盐浴加热的条件下，淬火加热可在箱式炉中进行，但须采用保护性介质或气氛加以保护，以防氧化、脱碳。在这种情况下，淬火加热保温时间亦应酌情增加。
 - 3. 简单刀具采用上限淬火温度，薄刃、复杂刀具采用下限淬火温度（已注明者除外）。
 - 4. 对于小件工具，淬火加热保温时间不得少于 1.5min。
 - 5. 高速工具钢淬火后应及时回火（不得超过 24h），防止开裂及奥氏体稳定化。
 - 6. W6Mo5Cr4V2、W6Mo5Cr4V2Al、W10Mo4Cr4V3Al、W6Mo5Cr4V5SiNbAl、W2Mo9Cr4V2、W6Mo5Cr4V3 以及其他钼系高速工具钢易氧化、脱碳，退火时应采用装箱退火或在保护气氛炉中退火。
- ①高强薄刃刀具淬火温度；②复杂刀具淬火温度；③简单刀具淬火温度；④冷作模具淬火温度。

附表 12 各种工具真空气淬结果

产品名称	淬火温度/℃	冷却压强/MPa	晶粒度	淬火硬度 HRC	回火硬度 HRC
M3 ~ M5 齿轮滚刀	1215 ~ 1220	0.40 ~ 0.5	9.5 ~ 10	65 ~ 65.5	64 ~ 65.5
φ100M3 插齿刀	1220 ~ 1225	0.40 ~ 0.5	9.5 ~ 10	64.5 ~ 65.5	64 ~ 65
φ3 ~ 5mm 中心钻	1210 ~ 1215	0.30 ~ 0.4	10	65 ~ 66	64 ~ 65
M5 ~ M20 机用丝锥	1210 ~ 1215	0.30 ~ 0.4	10	65 ~ 66	64 ~ 65
φ1.5 ~ 2.5mm 仪表钻	1210 ~ 1215	0.30 ~ 0.4	10	65.5 ~ 66	65 ~ 66

附表 13 等温时间对 W18Cr4V 钢组织和硬度的影响 (1290℃ 加热, 260℃ 等温)

等温时间/h	等温冷却的马氏体点/℃	室温下的相组成(%)				硬度 HRC
		碳化物	贝氏体	马氏体	奥氏体	
0	210	5	0	75	20	65.6
1	160	5	25	45	25	65.5
2	70	5	40	20	35	61.2
3	< 0	5	50	0	45	57.8
4	< 0	5	55	0	40	59.4

附表 14 冷作模具的常规加热系数

钢种	加热温度/℃	加热系数 K/mm ⁻¹	
		盐浴炉	电炉
碳素工具钢	550 ~ 620	1	—
	760 ~ 840	0.4 ~ 0.5	1 ~ 1.5
低合金模具钢	550 ~ 620	1	—
	820 ~ 950	0.5 ~ 0.6	1 ~ 1.5
中高合金模具钢	550 ~ 620	1	—
	800 ~ 850	0.5	1 ~ 1.5
	950 ~ 1100	0.3 ~ 0.5	0.6 ~ 0.8
	950 ~ 1100 (不预热)	—	1 ~ 1.3

附表 15 几种冷作模具钢的正火规范

牌 号	$A_{c_{cm}} (A_{c_3})/℃$	正火温度/℃	硬度 HBW
T7A	770	800 ~ 820	229 ~ 285
T8A	740	800 ~ 820	241 ~ 302
T10A	800	830 ~ 850	255 ~ 321
T 12A	820	850 ~ 870	269 ~ 341
Cr2	900	900 ~ 920	302 ~ 388
9CrWMn	900	880 ~ 900	302 ~ 388
9SiCr	870	900 ~ 920	321 ~ 450
CrWMn	940	970 ~ 990	388 ~ 514
9Mn2V	860	860 ~ 880	—
5CrMnMo	760	870 ~ 890	≤227
5CrNiMo	770	870 ~ 890	≤227

附表 16 热作模具钢退火工艺

牌 号	加 热		等 温		冷却方式	硬度 HBW
	温度/℃	间时/h	温度/℃	时间/h		
5CrNiMo	760 ~ 780	4 ~ 8	—	—	方式 1 ^①	197 ~ 241
	760 ~ 780	4 ~ 6	680	4 ~ 6	方式 2 ^②	197 ~ 241
5CrMnMo	760 ~ 780	4 ~ 6	—	—	方式 1	197 ~ 241
	850 ~ 870	2 ~ 4	680	4 ~ 6	方式 2	197 ~ 241
5CrNiW	780 ~ 800	4 ~ 6	—	—	方式 1	197 ~ 241
5Cr2NiMoVSi	790 ~ 810	2 ~ 4	720 ~ 730	4 ~ 6	方式 2	220 ~ 230
3Cr2W8V	840 ~ 860	2 ~ 4	—	—	方式 2	207 ~ 255
	830 ~ 850	2 ~ 3	700 ~ 720	3 ~ 4	方式 1	207 ~ 255
3Cr3Mo3W2V	850 ~ 870	2 ~ 4	710 ~ 730	4 ~ 6	方式 2	197 ~ 229
5Cr4W _{0.5} Mo2V	850 ~ 870	2 ~ 3	720 ~ 740	3 ~ 4	方式 2	≤255
4Cr3Mo3W4VTiNb	840 ~ 860	3	710 ~ 730	4	方式 2	170 ~ 229
4Cr5MoSiV	860 ~ 890	2 ~ 4	—	—	方式 1	≤229
4Cr5MoSiV1					方式 1	
5CrW2Mo2VSi	880 ~ 900	2 ~ 4	750 ~ 780	8 ~ 12	方式 2	≤229
5Cr4Mo3SiMnVAl	860	2 ~ 3	720	3 ~ 4	方式 2	≤207
4Cr5W2VSi	860 ~ 880	3 ~ 4	—	—	方式 1	≤229

- ① 方式 1 为炉冷到 500℃ 以下出炉空冷。
② 方式 2 中第一段加热保温后，以较快速度冷却到等温温度，保温后炉冷到 500℃ 以下出炉空冷。

附表 17 常用冷作模具钢的回火温度与硬度

牌 号	淬火硬度 HRC	达到下列硬度 (HRC) 范围的回火温度/℃				
		45 ~ 50	52 ~ 56	54 ~ 58	58 ~ 61	60 ~ 63
T7A	62 ~ 64	330	250	220	170	150
T8A	62 ~ 64	350	270	230	190	160
T10A, T12A	62 ~ 64	370	290	250	210	170
9Mn2V	62.0	380	300	250	220	150 ~ 180
Cr2	62	450	290	300	200	150
9SiCr	65	450	350	320	250	190
5CrW2Si		420	280	250	—	—
Cr12(980℃ 淬火)	63	—	—	320 ~ 350	250	180 ~ 190
Cr12MoV(1030℃ 淬火)	63	—	540	500	230	170
5CrMnMo		380	250	200	—	—
W6Mo5Cr4V2	> 60	—	—	—	620	560
W18Cr4V	> 62	—	—	—	620	—
6W6Mo5Cr4V		—	—	—	—	—

(续)

牌 号	淬火硬度 HRC	达到下列硬度 (HRC) 范围的回火温度/℃				
		45 ~ 50	52 ~ 56	54 ~ 58	58 ~ 61	60 ~ 63
Cr4W2MoV	60 ~ 62	—	—	—	520 ~ 540	—
7Cr7Mo3V2Si		—	—	—	—	530 ~ 540
6Cr4W3Mo2VNB		—	—	540 ~ 580	—	—
60Si2Mn		400	—	300 ~ 350	—	—

注：碳素工具钢一般采用一次回火；合金钢应采用二次或多次回火，回火时间为 2 ~ 3h。

附表 18 热作模具回火工艺

牌 号	淬火温度/℃	回 火 工 艺				回火后硬度 HRC
		温度/℃	时间/h	次 数	冷 却 方 式	
5CrMnMo	830 ~ 850	460 ~ 490	2	≥1	空	42 ~ 47
		490 ~ 520	2	≥1	空	38 ~ 42
		520 ~ 550	2	≥1	空	34 ~ 38
5CrNiMo	830 ~ 850	475 ~ 485	>2	≥1	空	41 ~ 45
		485 ~ 510	>2	≥1	空	39 ~ 43
		600 ~ 620	>2	≥1	空	33 ~ 37
5CrNiW	840 ~ 860	520 ~ 540	>2	≥1	空	41 ~ 45
		530 ~ 550	>2	≥1	空	39 ~ 43
		590 ~ 610	>2	≥1	空	33 ~ 37
3Cr2W8V	1050 ~ 1100	560 ~ 580	>2	>1	空、油	44 ~ 48
		600 ~ 640	>2	>1	空、油	40 ~ 44
	1100 ~ 1150	600 ~ 620	≥1	≥2	空、油	44 ~ 48
		640 ~ 660	≥1	≥2	空、油	40 ~ 44
4Cr5W2VSi	1050 ~ 1100	580 ~ 620	≥2	≥2	空、油	48 ~ 52
		520 ~ 560	≥2	≥2	空、油	52 ~ 56
3Cr3Mo3W2V	1030 ~ 1050	650 ~ 660	≥2	≥2	空、油	38 ~ 44
		600 ~ 620	≥2	≥2	空、油	48 ~ 52
5Cr4Mo3SiMnVAI	1090 ~ 1100	580 ~ 600	≥2	≥2	空、油	53 ~ 55
4Cr3Mo3W4VNB	1170 ~ 1190	620 ~ 640	≥2	≥2	空、油	50 ~ 52
3Cr3Mo3VNB	1070 ~ 1090	610 ~ 630	≥2	≥2	空、油	45 ~ 47
5Cr4W5Mo2V	1120 ~ 1140	620 ~ 640	≥2	≥2	空、油	49 ~ 51

附表 19 压铸铝合金用模具的淬火、回火工艺

牌 号	淬、回火工艺	硬度 HRC
3Cr2W8V	550 ~ 600℃ 预热，1050℃ 加热，预冷至 850℃ 油淬，在 610℃，580℃ 进行两次回火（结合进行渗氮或碳氮共渗）	40 ~ 45 (渗氮表面为 56 ~ 58HRC)
1Cr9W6	1120 ~ 1140℃ 加热，油淬，再进行 560 ~ 570℃ 回火	42 ~ 45
18Ni250	固溶温度 820℃，时效温度为 482℃	50
2Cr10MoSiVWNiN	1010 ~ 1050℃ 加热，油淬，再在 565 ~ 590℃ 回火	35 ~ 39

附表 20 冷作模具钢的回火脆性温度

牌 号	CrWMn	9Mn2V	GCr15	9SiCr	Cr12	Cr12MoV
温度/℃	250 ~ 300	19 ~ 230	200 ~ 250	200 ~ 240	290 ~ 330	325 ~ 375

附表 21 热作模具钢淬火工艺

牌 号	淬火温度/℃	冷 却 介 质	硬度 HRC
5CrNiMo	840 ~ 860	油	58 ~ 60
5CrNiW	840 ~ 860	油	55 ~ 59
5CrNiTi	830 ~ 850	油	55 ~ 58
5CrMnMo	830 ~ 850	油	52 ~ 58
5Cr2NiMoVSi	940 ~ 970	油	60 ~ 61
3Cr2W8V	1050 ~ 1100	油	50
	1150 ~ 1160	油	53 ~ 55
3Cr3Mo3W2V	1030 ~ 1090	油	52 ~ 55
3Cr3Mo3VNb	1130 ~ 1150	油、盐水	46 ~ 48
5Cr4W5Mo2V	1130 ~ 1150	油	56 ~ 60
4Cr3Mo3W4VTiNb	1160 ~ 1200	油	55 ~ 57
4Cr5MoSiV	1000 ~ 1050	油、空气	56 ~ 58

附表 22 常用模具用钢气体渗氮和气体氮碳共渗工艺规范

牌 号	技 术 要 求		渗氮温 度/℃	气 体 比 例		氨分解 率(%)	保温 时间/h	应 用
	硬度 HV	深度/mm		氨气	载气体 (RX 气)			
3Cr2W8V 4Cr5MoSiV 4Cr5MoSiV1 4Cr5W2SiV	> 1000	0.05 ~ 0.01	530 ~ 550	50%	50%	30 ~ 40	5	压铸模、热锻模、 热挤模、温挤模
		0.10 ~ 0.20		100%	—	30 ~ 40	10 ~ 20	
Cr12MoV Cr12Mo1V1 Cr5Mo1V	> 1000	0.03 ~ 0.05	510	40%	60%	30 ~ 40	3	冷锻模、冷挤模、 冲裁模
		0.05 ~ 0.07		40%	60%	30 ~ 40	6	拉深模、弯曲模、 陶土模
W6Mo5Cr4V2 W18Cr4V	> 1000	0.03 ~ 0.05	540	30%	70%	30 ~ 40	3	冲裁模、冷挤模
		0.05 ~ 0.07		40%	50%	30 ~ 40	5	拉深模、弯曲模
7Cr7 Mo2V2Si 5Cr4Mo3SiMnVA1 6Cr4W3Mo2VNb	> 900	0.03 ~ 0.05	540	30%	70%	30 ~ 40	3	冲裁模、冷挤模、 冷锻模
		0.05 ~ 0.07		40%	50%	30 ~ 40	5	拉深模、弯曲模
38CrMoAlA 25CrNi3MoAl 06Ni6CrMoVTiAl	> 900	0.03 ~ 0.04	530	90%	10%	25 ~ 35	25	塑料成型模
SM4Cr13 Cr12Mn5Ni4Mo3Al	> 900	0.10 ~ 0.20	530	90%	10%	30 ~ 40	10	塑料成型模

附表 23 常用模具钢真空淬火工艺参数

牌 号	预 热		淬 火			回火温度 /℃	硬度 HRC
	温度 /℃	真空度 /Pa	温度/℃	真空度 /Pa	冷 却		
9SiCr	500 ~ 600	0.1	850 ~ 870	0.1	油 (40℃ 以上)	170 ~ 190	61 ~ 63
CrWMn	500 ~ 600	0.1	820 ~ 840	0.1	油 (40℃ 以上)	170 ~ 185	62 ~ 63
9Mn2V	500 ~ 600	0.1	780 ~ 820	0.1	油	180 ~ 200	62 ~ 63
5CrNiMo	500 ~ 600	0.1	840 ~ 860	0.1	油或 N ₂ 气	480 ~ 500	39 ~ 44.5
Cr5MoV	一次 500 ~ 550 二次 800 ~ 820	0.1	970 ~ 1000	10 ~ 1	油或 N ₂ 气	160 ~ 200	60 ~ 62
3Cr2W8V	一次 480 ~ 520 二次 800 ~ 850	0.1	1050 ~ 1100	10 ~ 1	油或 N ₂ 气	560 ~ 580 600 ~ 640	42 ~ 47 39 ~ 44.5
4C5W2SiV	一次 480 ~ 520 二次 800 ~ 850	0.1	1050 ~ 1100	10 ~ 1	油或 N ₂ 气	600 ~ 650	38 ~ 44
7CrSiMnMoV	500 ~ 600	0.1	880 ~ 900	0.1	油或 N ₂ 气	450 200	52 ~ 54 60 ~ 62
4Cr5MoSiV1	一次 500 ~ 550 二次 800 ~ 820	0.1	1020 ~ 1050	10 ~ 1	油或 N ₂ 气	560 ~ 600	45 ~ 50
Cr12	500 ~ 550	0.1	960 ~ 980	10 ~ 1	油或 N ₂ 气	180 ~ 240	60 ~ 64
Cr12MoV	一次 500 ~ 550 二次 800 ~ 850	0.1	980 ~ 1050 1080 ~ 1120	10 ~ 1	油或 N ₂ 气	180 ~ 240 500 ~ 540	60 ~ 64 58 ~ 60
W6Mo5Cr4V2	一次 500 ~ 600 二次 800 ~ 850	0.1	1100 ~ 1150 1150 ~ 1250	10	油或 N ₂ 气	200 ~ 300 540 ~ 600	58 ~ 62 62 ~ 66
W18Cr4V	一次 500 ~ 600 二次 800 ~ 850	0.1	1000 ~ 1100 1240 ~ 1300	10	油或 N ₂ 气	180 ~ 220 540 ~ 600	58 ~ 62 62 ~ 66

附表 24 中国与欧洲诸国的高速工具钢牌号近似对照

No.	中国 GB	德 国		法国 MF	俄罗斯 LOCT	瑞典 SS	英国 BS
		DIN	W-Nr				
1	W18Cr4V	S18-0-1	1.3355	HS 18-0-1	P18	2750	BT1
2	W18Cr4VCo5	S18-1-2-5	1.3255	HS18-1-1-5	~ P18K5 Φ2	2754	BT4
3	W18Cr4V2Co8	~ S18-1-2	1.3265	HS 18-0-2-9	—	2756	BT5
4	W12Cr4V5Co5	S12-1-4-5	1.3202	HS12-1-5-5	PLOK5 Φ5	—	BT15
5	W6Mo5Cr4V2	S6-5-2	1.3343	—	P6M5	2722	BM2
6	CW6Mo5Cr4V2	SC6-5-2	1.3342	HS6-5-2HC	—	—	—
7	W6Mo5Cr4V3	—	—	—	P6M5Φ 3	—	—
8	CW6Mo5Cr4V3	S6-5-3	1.3344	HS6-5-3	—	2725	—
9	W2Mo9Cr4V2	S2-9-2	1.3348	HS2-9-2	—	2782	—
10	W6Mo5Cr4V2Co5	S6-5-2-5	1.3243	HS6-5-2-5	P6M5K5	2723	—
11	W7Mo4Cr4V2Co5	S7-4-2-5	1.3246	HS7-4-2-5	—	—	M41
12	W2Mo9Cr4VCo8	S2-10-1-8	1.3247	HS2-9-1-8	—	2716	BM42

附表 25 中国与欧洲诸国的合金工具钢牌号近似对照

NO.	中国 GB	德 国		法国 MF	俄罗斯 LOCT	瑞典 SS	英国 BS
		DIN	W-Nr				
1	9SiCr	90CrSi5	1. 2108	—	9XC	2092	—
2	8MnSi	~ C75W	1. 1750	—	—	—	BW1A
3	Cr06	140Cr	1. 2008	130Cr3	X05	—	—
4	Cr2	100Cr6	1. 2067	Y100C6	X	—	BL1 BL3
5	9Cr2	90Cr3	1. 2056	—	9X1	—	BL3
6	W	120W4	1. 2414	—	B1	2705	BF1
7	4CrW2Si	—	—	—	4XB2C	—	—
8	5CrW2Si	~ 45WCrV7	1. 2542	~ 45WCrV8	5XB2C	~ 2710	BS1
9	6CrW2Si	~ 60WCrV7	1. 2550	(~ 55WC20)	6XB2C	—	—
10	Cr12	X210Cr12	1. 2080	X200Cr12	X12	—	BD3
11	Cr12MoV	X165CrMoV12	1. 2601	—	X12M	2310	—
12	Cr12Mo1V1	X155CrMoV12-1	1. 2379	X160CrMoV12	—	—	BD2
13	Cr5 Mo1V	X 100CrMoV5-1	1. 2363	X100CrMoV5	—	2260	BA2
14	9Mo2V	90MnCrV8	1. 2842	90MnV8	—	—	B02

附表 26 中国与亚太各国（地区）以及国际标准的碳素工具钢牌号近似对照

NO.	中国 GB	中国台湾 CNS	日本 JLS	韩国 KS	美 国		国际标准化 组织 ISO
					ASTM	UNS	
1	T7	SK7	SK7	STC7	—	—	TC70
2	T8	SK5 SK6	SK5 SK6	STC5 STC6	W1A-8	T72301	TC80
3	T8Mn	SK5	SK5	STC5	—	—	—
4	T9	—	—	—	W1A-8 ¹ / ₂	T72301	TC90
5	T10	SK3 SK4	SK3 SK4	STC3 STC4	W1A-9 ¹ / ₂	T72301	TC105
6	T11	SK3	SK3	STC3	W1A-10 ¹ / ₂	T72301	~ TC105
7	T12	SK2	SK2	STC2	W1A-11 ¹ / ₂	T72301	TC120
8	T13	SK1	SK1	STC 1	—	—	TC140
9	T8A	—	—	—	—	T72301	—
10	T 10A	—	—	—	—	T72301	—
11	T 12A	—	—	—	—	T72301	—

附表 27 中国与欧洲诸国的碳素工具钢牌号近似对照

NO.	中国 GB	德 国		法国 NF	俄罗斯 LOCT	瑞典 SS	英国 BS
		CIN	W-Nr				
1	T7	C70W2	1. 1620	(C70E2U)	Y7	1770	—
2	T8	C80W2	1. 1625	(C80E2U)	Y8	1778	—
3	T8Mn	C85W	1. 1830	—	Y8L	—	—
4	T10	C105W2	1. 1645	(C105E2U)	Y10	1880	BW1B
5	T11	C110W2	1. 1654	~ C105E2U	Y11	—	—
6	T12	C125W2	1. 1663	C12E3U	Y12	1885	BW1C
7	T13	C13W2	1. 1673	~ C140E3U	Y13	—	—
8	T7A	C70W1	1. 1520	C70E2U	Y7A	—	—
9	T8A	C80W1	1. 1525	C80E2U	Y8A	—	—
10	T10A	C105W1	1. 1545	C105E2U	Y10A	1880	—
11	T12A	C110W1	1. 1550	—	Y12A	1885	—

附表 28 中国与亚太各国（地区）以及国际标准的合金工具钢牌号近似对照

NO.	中国 GB	中国台湾 CNS	日本 JIS	韩国 KS	美 国		国际标准化组织 ISO
					ASTM	UNS	
1	Cr06	SKS8	SKS8	STS8	—	—	—
2	Cr2	SUJ2	SUJ2	—	I3	T61203	100Cr2
3	W	~ SKS21	~ SKS21	~ STS21	F1	T60601	—
4	4CrW2Si	~ SKS41	~ SKS41	~ STS41	—	—	—
5	5CrW2Si	—	—	—	—	—	~ 45WCrV2
6	6CrW2Si	—	—	—	—	—	~ 60WCrV2

附表 29 中国与亚太各国（地区）以及国际标准的高速工具钢牌号近似对照

NO.	中国 GB	中国台湾 CNS	日本 JIS	韩国 KS	美 国		国际标准化组织 ISO
					ASTM	UNS	
1	W18Cr4V	SKH2	SKH2	SKH2	T1	T12001	HS18-0-1
2	W18Cr4VCo5	SKH3	SKH3	SKH3	T4	T12004	HS18-1-1-5
3	W18Cr4V2Co8	~ SKH4	~ SKH4	~ SKH4	T5	T12005	—
4	W12Cr4V5Co5	SKH10	SKH10	SKH10	T15	T12015	HS12-1-5-5
5	W6Mo5Cr4V2	SKH9	SKH9	SKH9	M2(正常C)	T11302	HS6-5-2
6	CW6Mo5Cr4V2	—	—	—	M2(高C)	T11302	—
7	W6Mo5Cr4V3	SKH52	SKH52	SKH50	M3 Class1	T11313	—
8	CW6Mo5Cr4V3	SKH53	SKH53	SKH50	M3 Class2	T11323	HS6-5-3
9	W2Mo9Cr4V2	—	—	—	M7	T11307	HS2-9-2
10	W6Mo5Cr4V 2Co5	SKH55	SKH55	SKH55	—	—	HS6-5-2-5
11	W7Mo4Cr4V2Co5	—	—	—	M41	T11341	HS7-4-2-5
12	W2Mo9Cr4VCo8	SKH59	SKH59	SKH59	M42	T11342	HS2-9-1-8

附表 30 国内外模具寿命对比

模具类型	模压零件、材料、尺寸	模具工作零件材料	模具总寿命（冲次、件）	
			国际先进水平	国内水平
冲裁模	黄铜、低砷钢板； 平板冲裁件；料厚≤ 1mm 尺寸 40mm × 40mm、φ45mm	凸、凹模用碳素工具钢 T8、T10	400 万 ~ 700 万	< 100 万
		用合金工具钢 Cr12、Cr12MoV	800 万 ~ 1000 万	300 万 ~ 500 万
		用硬质合金 YG15、YG20	6 亿 ~ 30 亿	< 5000 万
	电动机转、定子片 硅钢板料厚 t ≤ 0.5 mm 尺寸 < 200mm	硬质合金多工位连续冲裁模	美国 Linina 公司：3 亿	3800 ~ 5000 万
			日本黑田精工 2.7 亿	
			瑞士 Statomat：8000 万	
			英国 Stellrem 公司：≈ 1 亿	
精冲模	含碳 w(C) 0.2% 以下的 软钢；料厚：t < 3mm，t = 3 ~ 6mm 拉杆、 凸轮、垫板类精冲件	合金工具钢：Cr12MoV	50 万 ~ 100 万	< 15 万
		合金工具钢：Cr12MoV 高速工具钢：W6Mo5Cr4V2	30 万 ~ 60 万	10 万 ~ 12 万
压铸模	铝	Cr-Ni 钢，3Cr2W8	> 45 万	< 20 万
锻模	钢，曲轴	Cr-Ni 钢，5CrNiMo	> 1.4 万 ~ 2 万件	0.5 万 ~ 0.7 万件
注塑模	ABS，中型件	合金工具钢	> 50 万件	20 万 ~ 30 万件
	聚乙烯，中型件	合金工具钢	> 200 万件	50 万件

附表 31 几种新型模具材料的应用及效果案例

材 料	应 用 范 围	使用寿命/次
3Cr3Mo3W2V (HM1)	轴承套圈热挤压模 火箭喷管精锻模 连杆辊锻成形模 铜热挤压模	1 万 ~ 3 万 比 5CrNiMo 高 1 ~ 3 倍 比 3Cr2W8V 高 1 ~ 3 倍 比原模具提高 1 ~ 3 倍
3Cr3Mo3VNb (HM3)	轴承套圈热锻凹模 连杆辊锻模 压铸模(压铸 Q195、Cu)及不锈钢、耐热、 难变形材料零件精锻模(叶片，弯接头)	1 万 ~ 3 万 1 万 ~ 2 万 比 5CrNiMo、ЭИ958 钢制模具分别提高 3 ~ 10 倍 和 2 ~ 5 倍
6Cr4Mo3Ni2W V (CG2)	轴承毛坯热压冲头 热挤压成形冲头 手表壳热冲上模十字槽螺钉冲头	1 万 ~ 2 万 0.2 万 ~ 0.4 万，比原模具提高 1 倍以上 9 万
4Cr3Mo3W4VNb (GR)	轴承套圈热挤压模 柱塞热挤压模	1 万 ~ 3 万 0.3 万 ~ 0.5 万 (3Cr2W8V、250)
5Cr4Mo3SiMnVAl (012Al)	M12 六角螺母下冲 碳氮共渗 M12 六角螺母下冲 平圆头十字槽精冲模	11 万 (60Si2Mn 2 万) 21 万 9 万
6Cr4W3Mo2VNb (65Nb)	MLO 螺栓镦顶模	16 万 ~ 20 万 (60Si2Mn 12 万)
6Cr4W3Mo2VNb	氮碳共渗 M12 六角螺母下冲 平圆头十字槽精冲模 不锈钢异形件冷锻模	21 万 9 万 2 万 ~ 2.5 万

(续)

材 料	应用范围	使用寿命/次
5Cr4W5Mo2V (RM2)	不锈钢中温热轧模轴承套圈热冲头	15万~25万 比5CrNiMo、3Cr2W8提高1~3倍
8Cr2MnWMoVS	PQ100系列电阻连接复合模 CJ 10~40灭弧罩陶土模 大钢轮冲模	60万 (Cr12; 20万) 比CrWMn高5倍 6万~7万, 比Cr12钢制模提高5倍 (CrWMn; 2万)
7CrSiMnMoV	落料模	刃磨寿命1.2万比Cr12提高0.5~3倍
7Cr7Mo3V2Si (LD)	M10六角螺母冷下冲 M12六角螺栓冷镦模	18万 52万 (Cr12MoV钢模2万; 美国50万)
9Cr6 W3Mo2V2	42CrMo钢制12.9高强度螺栓滚丝轮	5000件 (Cr12MoV为350件)
YG20C	5/16 in 钢球冷镦模	150万 (Cr12 10万; YG20 50万)
GW50	单槽模	2700万 (Cr12 240万)
3Cr2WMoVNi	万向节叉模	>10000 (优于DAC, YHD3)
5Mn15Cr8 Mo3V2Nb	B30管坯挤压模	50根 (3Cr2W8V为3~4根)
(Y10) 4Cr5Mo2MnVSi	1/2in 铜闸阀体模, 1in 阀体壳模	达2万
	汽车变速箱上盖压铸模	22万次 (3Cr2W8V 3万~5万次)
	120照相机合模	30万次 (3Cr2W8V 3万次)
4Cr3Mo2MnVB (ER8) (QR080改型)	大口径弹体热挤压模	3000次 (比3Cr2W8V提高5倍)
PCR	制造含氟、氯塑料膜	比45钢镀铬模寿命提高100倍以上

附表 32 冷挤压模具的失效形式及提高寿命的措施

模具部件名称	破坏失效形式	原因	提高寿命措施
冷挤压凸模 (冲头)	1. 折断	1. 圆弧过渡半径 R 过小, 应力集中过大 2. l/d 比大, 在不稳定区工作, 降低了许用应力 3. 大的偏心弯曲载荷 (毛坯端面不平, 毛坯与凹模间隙过大, 大于 0.2mm; 凸模、凹模装配固定不当, 不同心) 4. 工作过程反复作用的压应力与张应力 5. 表面研磨质量差, 粗糙, 由刀痕磨痕引起应力集中	1. 尽可能增大 R 2. 降低 l/d 比, 提高稳定度 3. 保证毛坯端面平整, 凹模与毛坯间隙控制在 0.1mm 左右, 装配不同心度应小于 0.15mm 4. 提高研磨质量 5. 选用高强韧性材料或基体钢 6. 采用较低的淬火温度, 提高强韧性 7. 采用组合凸模
	2. 工作部分的表面纵裂纹	1. 高工作应力下引起的疲劳破坏 2. 碳化物不均匀性大, 非金属夹杂物严重, 强韧性低 3. 加工的刻痕、磨痕引起的应力集中	1. 选用高速工具钢材料 (反挤冲头尤为必要) 2. 采用特殊锻造, 改善碳化物分布 3. 提高表面加工质量 4. 挤压过程中, 每挤压 2000~3000 件后进行研磨或油光修整

(续)

模具部件名称	破坏失效形式	原因	提高寿命措施
冷挤压凸模(冲头)	3. 刃部(定径处)的疲劳断裂	1. 重复交变的压缩应力 2. 重复交变的温升作用	1. 采用强韧性, 压缩强度及抗回火软化能力高的钼系高速工具钢 2. 从材质和热处理上保证硬度和压缩强度的均匀性 3. 提高抗弯强度
	4. 碎裂	1. 热处理不当, 过热 2. 回火不足 3. 大变形度下的单位压力过高	1. 施行正确的热处理工艺 2. 回火要充足 3. 采用多工位挤压, 减少变形度
	5. 永久变形、(锻粗、弯曲)	1. 硬度和强度不足 2. 比压过大 3. 坯料端面不平整	1. 从设计上减少 l/d 比, 增高稳定度 2. 提高硬度(60~63HRC) 3. 采用钼系高速工具钢或钢结硬质合金等材料 4. 保证模具全截面有均匀的硬度和压缩强度 5. 保证坯料端面的平整度
	6. 磨损	1. 硬度低 2. 润滑不良 3. 坯料硬度高, 变形抗力大 4. 设计不合理	1. 硬度提高到60HRC以上 2. 改善润滑和冷却条件 3. 采用高速工具钢或钢结硬质合金等
	7. 劈裂(断口平整, 呈辐射型)	1. 带状碳化物严重 2. 过热 3. 回火不足	1. 采用残余碳化物量低或带状碳化物级别低的材料 2. 采用特殊锻造方法, 改善碳化物的分布状态 3. 提高热处理质量
冷挤压凹模	1. 内表面裂纹	1. 脱碳 2. 带状碳化物级别高 3. 表面质量不佳 4. 润滑不良	1. 采用脱氧良好的盐浴炉加热或进行真空热处理 2. 采用反复锻拔工艺, 改善碳化物不均匀性 3. 采用碳氮共渗表面强化处理 4. 提高坯料的润滑质量
	2. 横裂纹	1. 截面过渡处变化剧烈 2. 硬度不均 3. 应力集中大	1. 采用组合模具, 拼合结构 2. 采用尽可能大的过渡圆弧半径 R 3. 改善加工质量 4. 保证材质和硬度的均匀性
	3. 纵裂纹	1. 预应力低 2. 非金属夹杂及带状碳化物级别高, 强度低, 各向异性大	1. 增大预应力 2. 改进材质和采用特殊锻造, 改善碳化物不均匀性
	4. 疲劳裂纹(与横裂纹形式相似但呈贝壳状, 与超负荷断裂不同)	1. 产生于工作面到挤出部的弹性变形区 2. 重复的弹性变形所起的弹性应力	1. 改进工作过程的加压条件 2. 采用有良好预应力圈的钢结硬质合金
	5. 磨损	1. 硬度低 2. 耐磨性不足 3. 热处理硬度不均匀	1. 提高使用硬度 2. 采用高耐磨的钢结硬质合金等材料 3. 提高材质和硬度的均一性

参考文献

- [1] 金涤尘, 等. 现代模具制造技术 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2003.
- [2] 吴兆祥, 等. 模具材料及表面处理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2005.
- [3] 秦启泰. 应用热处理 [M]. 北京: 金盾出版社, 1997.
- [4] 雷廷权, 等. 金属热处理工艺方法 500 种 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1998.
- [5] 冯晓曾, 等. 模具用钢和热处理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1984.
- [6] 李泉华. 热处理实用技术 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
- [7] 许发铤, 等. 模具材料与使用寿命 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2000.
- [8] 孙希泰, 等. 材料表面强化技术 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2005.
- [9] 潘邻. 化学热处理应用技术 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2004.
- [10] 钱苗根. 现代表面技术 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2002.
- [11] 许发铤. 模具精饰加工及表面强化技术 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
- [12] 徐滨士, 等. 表面工程的理论与技术 [M]. 北京: 国防工业出版社, 1999.
- [13] 吉泽升. 多元渗硼技术及其应用 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2004.
- [14] 蔡珣. 表面工程技术工艺方法 400 种 [M]. 北京: 北京工业出版社, 2006.
- [15] 那顺桑, 等. 金属强韧化原理与应用 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2006.
- [16] 钟顺思, 等. 轴承钢 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2000.
- [17] 董成瑞, 等. 微合金非调质钢 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2000.
- [18] 邓玉昆, 等. 高速工具钢 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 2002.
- [19] 俞德刚, 等. 钢的组织强度学-组织与强韧性 [M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1983.
- [20] 陈进化. 位错基础 [M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1983.
- [21] 王广生, 等. 金属热处理缺陷分析及案例 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1997.
- [22] 俞德刚, 等. 钢的组织强度学 [M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1983.
- [23] 陈进化. 位错基础 [M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1984.
- [24] 戚正风, 等. 锻造余热热处理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1987.
- [25] 王德文. 新编模具实用技术 300 例 [M]. 北京: 科学出版社龙门书局, 1996.
- [26] 徐进, 等. 模具材料应用手册 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2004.
- [27] 蔡美良, 等. 新编工模具钢金相热处理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1998.
- [28] 王德文. 提高模具寿命应用技术实例 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2004.
- [29] 李泉华. 热处理技术 400 问解析 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2002.
- [30] 陈再良, 等. 先进热处理制造技术 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2002.
- [31] 刘云旭. 金属热处理原理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1981.
- [32] 安运铮. 热处理工艺学 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1982.
- [33] 左晓卫, 等. 2006 年中国机械工程学会年会论文集 [C]. 北京: 机械工业出版社, 2006.
- [34] K. E. 西尔宁. 钢及其热处理 [M]. 北京: 冶金工业出版社, 1984.
- [35] 孙大涌, 等. 热处理手册第 1 卷 [M]. 3 版. 北京: 机械工业出版社, 2001.
- [36] 高松英次. 模具制造基础知识 [M]. 杭州: 浙江科学技术出版社, 1982.
- [37] 大和久重雄. JIS 热处理技术 [M]. 北京: 国防工业出版社, 1990.
- [38] 山东省机械工业厅科学技术情报站. 模具热处理工艺选择及缺陷防止 [M]. 济南: 山东科学技术出版社, 1983.

- [39] 胡赓祥, 等. 金属学 [M]. 上海: 上海科学技术出版社, 1980.
- [40] 崔昆. 钢铁材料及有色金属材料 [M]. 北京: 机械工业出版社, 1980.
- [41] 晁拥军, 等. LD 钢的强韧化及深冷处理在冷挤压模上的应用 [J]. 金属热处理, 2004, 29 (5): 49-52.
- [42] 晁拥军. 含氮马氏体深冷处理后的组织和性能 [J]. 热加工工艺, 2003, 5: 36-37, 39.
- [43] 晁拥军. 膏剂渗碳工艺与渗后热处理对其渗层性能的影响 [J]. 金属热处理, 2002, 27 (11): 25-26.
- [44] 晁拥军. 自保护膏剂渗碳及复合处理工艺对性能的影响 [J]. 热加工工艺, 2002, 4: 54-55.
- [45] 晁拥军. 工模具材料强化处理应用技术 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2008.
- [46] 李有才. 模具材料 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2009.
- [47] 张金凤. 模具材料与热处理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2010.
- [48] 李淑清. 机械制造基础 [M]. 成都: 西南交通大学出版社, 2008.
- [49] 陈勇. 模具材料及表面处理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2002.
- [50] 胡彦辉. 模具制造工艺学 [M]. 重庆: 重庆大学出版社, 2005.
- [51] 许炳鑫. 模具材料与热处理 [M]. 北京: 机械工业出版社, 2004.

本书特色

- 本书旨在解决影响模具使用寿命的选材和加工工艺问题。
- 本书注重理论与实践相结合,力求缩小教学与实践的距离。
- 作者以一种全新模式讲解模具材料及表面强化技术,读者掌握快、理解深、会应用、能解决实际问题。
- 本书可为学生毕业后迅速适应工作岗位打好基础。

地址:北京市百万庄大街22号

邮政编码:100037

电话服务

社服务中心:010-88361066

销售一部:010-68326294

销售二部:010-88379649

读者购书热线:010-88379203

网络服务

教材网:<http://www.cmpedu.com>

机工官网:<http://www.cmpbook.com>

机工官博:<http://weibo.com/cmp1952>

封面无防伪标均为盗版

上架指导 工业技术/模具/模具材料

ISBN 978-7-111-47684-9

策划编辑◎孔劲 / 封面设计◎马精明

快关注我吧,

我是机工社机械科技出版



ISBN 978-7-111-47684-9



9 787111 476849 >

定价: 35.00元