

机械构件的热处理设计

吴 轮 中 编 著

JIXIE GOUJIAN
DE
RECHULI
SHEJI

上海科学技术文献出版社

机械构件的热处理设计

吴轮中 编著



清华大学图书馆藏
机械工业出版社

上海科学技术文献出版社

上海科学技术文献出版社

7288/05



机械构件的热处理设计

吴轮中 编著

上海科学技术文献出版社出版发行

(上海市武康路2号)

各书店经销 商务印书馆上海印刷厂印刷

开本 787×1092 1/32 印张 12 字数 290,000

1987年10月第1版 1987年10月第1次印刷

印数: 1—6,000

统一书号: ISBN 7-80513-049-3/T·28

定 价: 2.80 元

《科技新书目》361-301

前 言

我学会自1978年恢复活动以来，曾先后编辑出版了《第十七届国际热处理会议论文选辑》、《钢的控制气氛热处理》、《渗碳和碳氮共渗》……等专辑，颇受读者欢迎，对促进热处理技术的发展起了一定的作用。

随着国民经济的发展对机械工业提出了更高的要求，其中最重要的就是提高机械产品质量和扩大机械产品的出口能力，以适应各行各业技术改造的需要和在国际市场上的信誉和竞争能力。而在提高机械产品性能和质量以及延长机器零部件的使用寿命的措施中，热处理无疑是个重要的手段。为此我学会过去曾以译丛的形式分专题介绍了国外的最新热处理技术。为了满足不同读者的需要，我们拟选择某一专题，以编著的形式系统地介绍国内外热处理技术的新动态和资料，以供广大的机械设计人员、热处理专业人员和有关学校专业的师生们参考。《机械构件的热处理设计》一书就是这种新形式的第一次尝试。本书由我学会吴轮中同志编著，汪曾祥同志主审。限于水平，难免有不当之处，希望广大读者批评指正。

上海市机械工程学会
热处理学会编辑出版委员会
一九八六年十月

编者的话

编者从多年来从事机械工厂热处理设计工作的经历中，深切地体会到要进一步提高机械产品质量水平，关键之一就是要使冷热加工工艺能紧密地相互结合。很多机械设计人员也希望能有一些集中反映冷热加工相互间的关系以及对产品性能影响的书籍和资料。但在国内，这类文献至今尚不多见。为此，编者试图从金属热处理技术角度来阐述机械构件的热处理设计，作为这种结合的一种尝试。

本书内容主要取材于近期日文书刊中有关机械零件强度设计、钢种选用和加工工艺等专辑文章和编者长期来的设计工作经验。全书共分八章，主要内容如下。

第一章绪论——从机械零件失效分析出发，提出了提高零件质量的三个关键，即如何设计、如何选材和如何热处理，以此为开端，引出以下章节。

第二章钢种选用——提出了钢种选用原则和如何按照零件性能及加工的要求来合理地选用钢种。

第三章机械构件的强度和热处理——从机械构件受力特性分别介绍提高耐磨性、耐冲击性、耐疲劳性和耐低温脆性的热处理工艺，以及对构件和钢的机械性能估算方法。

第四章机械构件设计和热处理——提出了构件截面尺寸必须和钢的淬透性相适应、机械构件的设计关键和如何选择适合于热处理的形状设计原则、以及零件设计图上应标注的热处理技术条件等。

第五章专题讨论了热处理设计项目,如提高材料均匀性、稳定性和加工性能的热处理工艺,表面热处理的应用和热处理工艺的进展等。

第六章专门介绍了热处理和冷加工的关系以及零件加工路线的安排,这无论对机械零件的设计和工厂组织生产都有很大的参考价值。

有鉴于目前机械构件中焊接件愈来愈多的趋势,第七章重点介绍焊接构件的热处理工艺。第八章列举了一些热处理设计实例。最后,附录了各国常用钢号对照表。

本书经上海市机械工程学会热处理学会理事长裘汲高级工程师和编辑出版委员会沈百全、陈时雍同志审阅。学会副理事长汪曾祥同志在主审时逐章逐节对本书内容提出了具体的修改意见。对此深表谢意。

由于编者的水平所限,本书内容如有错误或不当之处,敬请读者批评指正。

编者

一九八六年十月

目 录

第一章 绪论	1
(一) 机械构件破损的原因.....	1
(二) 制造坚固耐用构件的关键.....	2
第二章 钢种选用	5
(一) 钢种选用原则.....	5
(二) 根据淬透性要求.....	6
1. 零件的截面尺寸效应.....	6
2. 钢的淬透性.....	7
(三) 根据抗拉强度要求.....	9
1. 按照常温抗拉强度考虑.....	10
2. 按照高温抗拉强度考虑.....	13
(四) 根据抗蠕变性要求.....	14
1. 400°C 以下的蠕变强度.....	14
2. 400°C 以上的蠕变强度.....	14
(五) 根据耐疲劳性要求.....	15
(六) 根据耐蚀性要求.....	18
1. 马氏体系列不锈钢.....	19
2. 铁素体系列不锈钢.....	20
3. 奥氏体系列不锈钢.....	20
4. 析出硬化型不锈钢.....	21
(七) 根据低温使用要求.....	22
(八) 根据加工性能要求.....	26
1. 切削加工性.....	26

2. 磨削加工性.....	27
3. 热锻性.....	27
4. 冲压加工性.....	27
(九) 根据表面硬化处理要求	29
1. 渗碳用钢.....	29
2. 氮化用钢.....	30
第三章 机械构件的强度和热处理	37
(一) 强度设计和热处理	37
1. 调质.....	37
2. 表面热处理.....	39
(1) 表面硬化	39
(2) 表面强化	40
(3) 表面润滑处理	41
3. 复合热处理.....	41
(1) 调质加表面硬化	41
(2) 调质加表面强化	41
(3) 调质加表面润滑处理	41
(4) 表面硬化加表面强化	42
(5) 表面硬化加表面润滑处理	42
(6) 表面强化加表面润滑处理	42
(二) 提高耐磨性的热处理	43
1. 硬度和耐磨性.....	43
2. 抑制表面层粘附作用的表面热处理和耐磨性.....	54
(三) 提高耐冲击性的热处理	60
1. 杂质、偏析和锻造对材料冲击值的影响	60
2. 退火、正火和淬火回火对冲击值的影响	63
3. 贝氏体等温淬火.....	70
4. 快速加热淬火和快速加热贝氏体等温淬火.....	70
5. 形变热处理.....	73

(四) 提高耐低温脆性的热处理	73
(五) 提高耐疲劳性的热处理	77
1. 关于表面硬化钢疲劳强度的基本概念	77
2. 心部强度和硬化层深度与疲劳强度的关系	79
3. 表面硬化和残留应力与疲劳强度的关系	81
4. 表面硬化钢的疲劳破裂源和鱼眼状斑点	84
5. 各种表面硬化法对疲劳强度的影响	86
(1) 高频淬火	86
(2) 渗碳淬火和碳氮共渗淬火	88
(3) 气体氮化	88
(4) 软氮化	91
(六) 推测钢的机械性能的估算方法	100
1. 求硬度	100
(1) 正火、退火硬度	100
(2) 淬火硬度	100
2. 求抗拉强度	100
(1) 调质钢	100
(2) 正火、退火钢	101
(3) 轧制状态、退火的高强度钢	101
3. 求屈强比	101
(1) 空气淬火调质钢	102
(2) 油淬调质钢	102
4. 从显微组织求机械性能	103
5. 机械性能相互之间的关系	103
(1) 从抗拉强度求% C	103
(2) 从延伸率求% C	103
(3) 从抗拉强度求硬度	104
(4) 从抗拉强度求疲劳强度	104
(5) 从抗拉强度求剪断强度	104
(6) 从抗拉强度求屈服强度	104

(7) 从延伸率、断面收缩率推测韧性	104
第四章 机械构件设计和热处理	105
(一) 钢的截面尺寸效应和淬透性	105
(二) 零件图上应注明的热处理技术要求	119
1. 硬度	119
(1) 布氏硬度	120
(2) 洛氏和表面洛氏硬度	121
(3) 维氏及显微硬度	127
(4) 肖氏硬度	128
2. 制定热处理要求的要点	134
3. 零件图上应注明的热处理要求	134
(1) 普通热处理	134
(2) 表面淬火	134
(3) 渗碳	135
(4) 氮化	135
(5) 重要机械零件	135
(三) 机械构件的设计关键	135
1. 消除应力集中部分	135
2. R 圆弧的重要性	149
3. 残留应力的功过	151
(四) 适合于热处理的形状设计	153
1. 均匀的截面	153
2. 锐角部分	156
3. 形状因素造成的冷却程度的差异	156
(五) 为稳定地良好地进行零件热处理设计上的校核	
要点	157
1. 是否要在加工成零件状态进行热处理	157
2. 零件厚度是否均匀	157
3. 零件形状是否对称	157

4. 零件上,孔、沟、花键、销槽等尽可能减少了吗	157
5. 零件上尖角都没有了吗	157
6. 残留应力是否已消除	157
7. 如用夹具淬火能达到适合的公差吗	158
8. 零部件都是整体的吗	158
第五章 热处理设计	159
(一) 提高材料均匀性稳定性的热处理	159
1. 使组织成为平衡均匀状态	159
2. 消除内应力	160
3. 获得尺寸稳定性	165
(二) 提高加工性能的热处理	167
1. 提高冷作加工性	167
2. 提高切削性能	170
(三) 表面硬化的优点和缺点	172
(四) 表面热处理时基体的硬度	173
(五) 高频淬火零件的预先处理	174
(六) 硬化层深度和强度及耐磨性的关系	178
1. 硬化层深度和疲劳强度的关系	178
2. 硬化层深度和耐冲击性的关系	184
3. 硬化层深度和耐磨性的关系	184
(七) 提高耐蚀性的表面热处理	193
1. 覆盖耐蚀性好的金属	193
(1) 扩散渗镀法	193
(2) 喷镀法	195
(3) 热浸镀法	195
2. 起替代阳极作用的覆盖层	195
(1) 扩散覆盖法	195
(2) 热浸镀法	195
(3) 喷镀法	195

(八) 热处理技术的进展	196
1. 复相热处理	196
2. 真空热处理	197
3. 形变热处理	198
4. 微处理机的应用	198
5. 高能量密度表面强化	199
6. 镀热扩散处理	200
(1) Stanal 法	200
(2) Forez 法	200
(3) Delsan 法	200
(4) Zinal 法	200
(5) 利用化学镀的表面硬化处理	200
7. 复合处理	201
8. 残留奥氏体的有效运用	202
9. 感应热处理	202
(1) 超高频电脉冲局部微层淬火	203
(2) 高频电阻加热局部薄层淬火	203
10. 聚合物淬火液的运用	203
第六章 机械构件的加工路线和热处理的关系	204
(一) 毛坯热处理(第一热处理)	204
1. 铸锻件	205
2. 型材	205
(二) 半成品热处理(第二热处理)	206
(三) 生产线上的热处理	208
(四) 确定加工路线的一般原则和示例	209
(五) 精密仪表零件的加工路线和稳定化处理	211
第七章 重要焊接构件的热处理	224
(一) 焊接构件热处理的目的和效果	224
(二) 消除残留应力的焊后热处理	225

(三) 超厚焊接构件的焊后热处理	229
1. 焊后热处理的升温、降温速度及温差	230
2. 焊后热处理的保温时间	230
3. 关于中间退火	235
(四) 应力腐蚀裂纹和焊后热处理	236
1. 应力腐蚀裂纹	236
2. 防止应力腐蚀裂纹的焊后热处理	240
第八章 热处理设计举例	243
(一) 高强度螺栓	243
1. 汽车发动机用高强度螺栓	243
(1) 特点	243
(2) 材料选用	244
(3) 制造工序	245
(4) 热处理	248
2. 钢结构高强度螺栓	250
(1) 质量要求	250
(2) 技术条件	252
(3) 材料选择	252
(4) 热处理	258
(二) 齿轮	262
1. 船舶齿轮	262
(1) 特点	262
(2) 蒸汽轮机用齿轮	262
(3) 柴油发动机用齿轮	263
(4) 工艺过程和热处理	264
(5) 关键问题和今后动向	271
2. 工业机械用齿轮	272
(1) 热处理方法和材料的确定	272
(2) 设计制造方面的注意事项	274

(3) 热处理设计的研究.....	277
3. 建筑机械齿轮.....	283
(1) 对齿轮性能和齿轮失效的分析.....	284
(2) 建筑机械齿轮的热处理设计.....	285
4. 汽车齿轮.....	291
(1) 主要的汽车齿轮的特征.....	291
(2) 汽车齿轮的强度和热处理设计.....	297
(3) 汽车齿轮材料的热处理波动和热处理变形.....	303
(三) 曲轴.....	307
1. 曲轴强化方法的考虑.....	307
2. 曲轴的软氮化处理.....	309
(1) 材料对疲劳强度的影响.....	309
(2) 软氮化后的冷却方法.....	309
(3) 材料对校直工作的影响.....	311
(4) 校直对疲劳强度的影响.....	312
(5) 大量生产时防止发生弯曲和校直的方法.....	313
3. 气体软氮化的应用.....	314
(四) 凸轮轴.....	316
1. TIG 处理工艺.....	317
2. 冶金状态.....	320
3. 设备和生产经验.....	325
附录: 常用钢号对照表.....	329
参考文献.....	371

第一章 绪 论

(一) 机械构件破损的原因

机械构件无论设计制造得多么好都不可能永久使用，总有一天会达到使用寿命的终结。使用寿命的长短取决于零件设计、材料选择、制造工艺和服役条件(温度、介质、加荷速度等)等，其差别也很大。从经济上考虑，对大型设备如电站发电机组，工程规模大，一次投资多，要求主要设备构件的使用期限尽可能长一些，即所谓“百年大计”。而对于某些易耗备配件，可以定期检修更换，只要在此期限内不失效就可以了。

机械构件由于破损而不能用的主要原因大致如表 1-1。

表 1-1 机械构件破损的原因和特征

破 损 现 象	过 程	进 行 度	安 全 性
疲 劳	眼不能见	急 进	危 险
磨 损	眼能看见	渐 进	安 全
锈 蚀	眼能看见	渐 进	安 全
冲 击	眼不能见	急 进	危 险
强度不够	眼不能见	急 进	危 险

(1) 疲劳 零件失效的最普遍的原因是疲劳损坏。零件在疲劳损坏过程中，肉眼几乎不可能察觉，但在某一天却会突然损坏。从而造成整台机械无法运行，甚至发生危险事故。据不完

全统计,疲劳损坏的主要原因是设计不当。因而,机械构件设计现在已由过去的静态设计转变为动态设计,也就是说要将材料的疲劳强度作为设计的主要依据。

(2) 磨损 机械构件由于磨损而不能使用的情况也很多。但是磨损在使用过程中是可以看得见的。人们可以从磨损的情况估计出剩余的使用期限,可以确立更换零件的标准,部署备件。从而在机械构件设计时就可以根据磨损过程来确立使用期限,很安全。

(3) 锈蚀 发生锈蚀现象也可判断剩余的使用期限,在机件维护保养上很方便。在高温多湿的气候条件使用时,应采取防锈措施。

(4) 冲击 机械构件常常发生因受到不可预计的冲击而破坏,其破坏过程肉眼完全看不见,所以这也是极危险的。机械构件要求耐冲击性不是没有道理的。

(5) 强度不够 这完全是设计的失误,不能不认为是应力计算的过错,必须从头开始重新研究。

——上面将机械构件破坏的原因分为五类,在零件设计时如能以肉眼能见的现象确定使用寿命来设计是安全的。即最好按磨损情况来确定使用年限,尽可能避免使零件在疲劳或冲击上冒险。这就要选用适合的材料进行恰当的热处理。由于钢是经过热处理后运用的,所以热处理设计就显得特别重要。

(二) 制造坚固耐用构件的关键

要制造满意的机械构件有三个关键,即如何设计,如何选材和如何热处理,这三个如何的连贯很重要。不管是多么好的设计,如材料选择不当则不可能达到要求,即便选择了适合的材

料,如果材料的热处理不适当,还是得不到满意的性能。从疲劳强度上看,设计一般,材料即便好,热处理工艺差,其性能只能评10分,这时只要搞好热处理,性能就可马上提高到50分。再搞好设计,三个关键密切配合,性能就能达到满分100分。这是制造良好的机械构件的关键。必须注意到,它们的相互影响不是相加而是相乘,任何一个关键为零,其综合效果也是零。

一般,机械构件的设计大多不进行力学计算,材料选择按老习惯或经验,或者依靠手册进行。对于第三个关键热处理则依靠热处理的专业人员,从某种意义上说大多依靠他人。钢铁材料只有通过热处理才能充分地发挥其性能。因而,无论如何,设计—材料—热处理三者必须互相结合,缺一不可。机械构件的设计不仅应当包括材料选用和热处理设计在内,而且应当将它们放在同等重要的位置。只有这样才有可能达到真正良好的机械构件设计。

工业生产的发展对材料提出更多的和更高的要求。材料科学适应这一要求向前发展,反过来又为工业上使用材料开辟了更为广阔的天地。它们是相互促进的。在机械制造使用的材料中各种牌号的钢占据很大的比重。钢种的选用显得特别重要。要选用好钢种就必须了解各种钢的特点,特别是钢经过各种热处理后所能达到的性能及其适用范围。

热处理设计对于机械构件不仅很重要,而且有广泛的内容。热处理设计并不单纯是只要确定了零件的硬度就完了,所有直接或间接与热处理有关的事项都应包括在热处理设计之内。

从力学性能上看,热处理的影响很明显,但要做到有针对性地进行热处理,即应根据零件的服役条件,确定适合的热处理。例如,对于零件的疲劳强度,就要深入理解疲劳强度的基本概念,研究表面硬化和残留应力与疲劳强度的关系,各种表面硬化

法对疲劳强度的影响,等等。此外,零件的形状对热处理的影响也

机械构件设计的形状对构件性能和热处理工艺性的影响也不容忽视,否则会造成不利的条件。例如,零件的截面不均匀就难于达到均匀的加热和冷却,使得零件的性能不均匀,不注意消除零件的锐角部分就会形成应力集中,导致零件的变形或开裂,等等。

3.2 热处理可提高材质均匀性、稳定性和耐蚀性,改善材料的加工性,当然,适用于各个条件的热处理工艺并不一样。为了哪种目的需要进行何种热处理工艺是热处理设计的一个方面。

3.3 热处理工序和零件加工路线的配合得当可使加工过程很顺利地,并提高其经济性。例如,根据各种不同的具体条件,调质处理有时可在毛坯状态进行,有时要在成为半成品后处理。而在组织批量大的零件流水线生产时,就要求零件的热处理设计能适应这些生产线的需要,不会由于热处理工序而中断流水线。总之,热处理在加工路线中的位置和作用也是热处理设计的一个重要内容。

4. 焊接结构在机械制造中占有很大的比重和重要的位置。重要焊接构件都必须进行焊后热处理以保证构件的性能和使用寿命。重要焊接构件的焊后热处理工艺都应遵循从生产经验总结得出的各种处理规范,从处理规范上来保证焊后热处理的效果。

5. 随着现代科学技术的进步,热处理技术也在不断地进展。这种新的热处理进展和成就应用在机械制造业上可促进机械产品性能的提高,并延长重要零件和易损配备件的使用寿命。这就要求将这些进展和成就及时地结合到设计中去。

综上所述,制造坚固耐用的机械构件的先决条件之一就是重视机械构件的热处理设计。

第二章 钢种选用

(一) 钢种选用原则

这里所说的钢种选用，主要指需要热处理的零件在机械制造过程中应该怎样选用钢种。当然，即便是在机械厂不进行热处理的制品，也应当对冶金工厂出厂的原材料的状态和性能有所了解，以便选用性能合适的钢种。但本书不涉及这方面内容。

钢种选用的原则，可从技术性和经济性两方面来分析。所谓技术性，是指所选用的钢种按正常的加工工艺制造的零件能够胜任它的服役条件，具有一定的使用寿命。从这个要求出发，在技术上并不排除选用高于要求的优质材料的可能性。但是要满足技术性的要求也并不是轻而易举的事情。对于基础件，随着工业的发展，对它提出的要求也越来越高，设计师们为此必须作出更大的努力。所谓经济性，一般是指在满足性能要求的前提下，材料的费用必须便宜。有时，对于重要的工程，例如动力机械装置，从使用期和安全性出发，选用费用较贵的材料也被认为是很经济的。这就是说对于重要的、举足轻重的零件，要权衡利弊。经过综合分析来作出选择。当然，从经济上说，还必须将材料费用、加工费用以及管理费用结合起来，即总的制造费用是最低的。所以在考虑钢材选用的同时还应想到加工工艺方面的主要工序。

技术性涉及的内容十分广泛。为便于进行系统分析，可将其归纳为零件的服役条件和零件的加工工艺性要求两方面。属于

零件服役条件的要求,最基本的是零件的受力状态,即机械性能的要求,如抗拉强度、抗蠕变性、耐疲劳性、耐冲击性、耐磨性等等。就是说所选用的钢材通过热处理后可使零件满足上述某一项或几项性能的要求。零件的服役条件还包括温度和使用环境。对于在高温或低温环境中使用的零件或构件,材料还必须具有能适应使用温度的性能。而在环境条件方面材料应具有对付大气侵蚀或在各种腐蚀性介质中使用而不过早损坏的品质。

零件的加工工艺性也是必须充分注意的方面,否则是达不到最终的目的。例如,必须根据设计的零件的形状、大小和截面尺寸来选择具有相应的淬透性钢种,才能保证热处理后所需要的机械性能。为便于加工,材料应具有适当的加工性能,对于要采用某些专门热处理工艺的零件,则必须选用适合该工艺的钢种,例如合金钢等。

下面分别讨论选用钢种的各种要求。在了解了这些内容之后,就有可能根据各个零件的特点和要求,作出合适的选择。

(二) 根据淬透性要求

1. 零件的截面尺寸效应

所谓截面尺寸效应是指由于零件截面厚度不同,其外部与心部的热处理效果发生差别的现象。尺寸效应愈大,热处理后表面与中心的性能相差愈多。例如,中碳结构钢的截面尺寸效应很大,直径小于20mm的圆棒在水中淬火时,淬火效果一般可能达到中心部分,直径大于此数值的,在离表面愈远的部分淬火效果愈不充分,在中心部分总是析出铁素体和细珠光体,得不到马氏体组织。由于热处理效果发生差别,零件的机械性能当然也要随之有差别。因此必须重视这种截面尺寸效应。

这种截面尺寸效应主要受钢的淬透性的影响。所谓淬透性，简单地说，是指钢接受淬火的能力，即截面上能淬火成马氏体组织的深度。淬透性好的钢种截面尺寸效应小。截面尺寸效应除了钢的淬透性的影响之外，也受到热处理工艺的影响。

为了保证零件获得要求的机械性能，人们从钢的淬透性和热处理工艺两方面进行了大量的试验研究，积累并总结出较完整的资料。本书将在后面的章节中介绍这方面的资料。应用这些资料对设计工作是很方便的。

2. 钢的淬透性

这里不要把钢的淬透性和钢的淬硬性混为一谈。钢的淬硬性是指钢淬火成为马氏体组织所能达到的最高硬度，它主要与淬火加热时固溶在钢的奥氏体中的碳量有关。合金元素含量对淬硬性没有明显的影响，但对钢的淬透性的影响却较大。

有很多表示钢的淬透性的方法。这里主要简单介绍对于结构钢最通用的端淬试验。

端淬试验如图 2-1 所示，是将直径 25 mm 试样，加热到预定温度后，在其一端喷水冷却，从水冷端起测定试样侧面硬度的方法。将由此得到的结果，画成图 2-2 那样的曲线就是淬透性曲线。

淬透性好的钢，即便距淬火端很远之处硬度也不降低，相反，淬透性差的钢，曲线立刻就降下来了。此曲线也叫 H 曲线。

由于同一种钢号的化学成分中列有成分的范围，因此按此求得的淬透性曲线就有上限和下限，如图 2-3 影线那样具有一定的宽度。这叫做淬透性带(H带)。

如上所说，在钢的化学成分规格内，即使用同一种钢进行同样的热处理，其成分接近规格上限和下限的，淬火后的情况并不

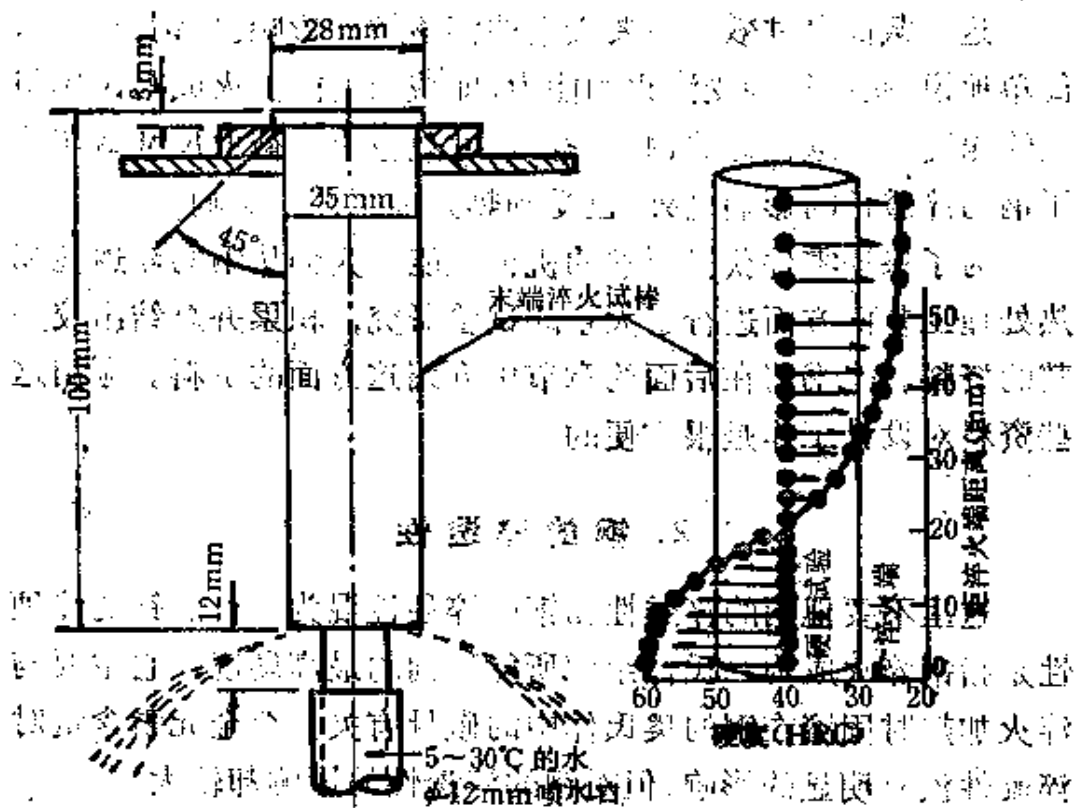


图 2-1 端淬试验装置

(淬透性试验)示意图

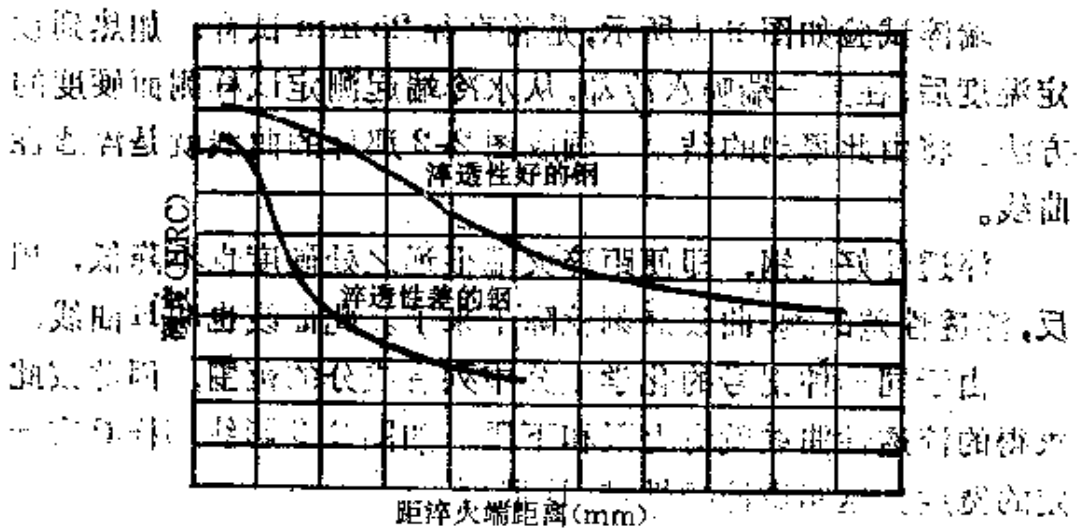


图 2-2 淬透性曲线

(H 曲线)示意图

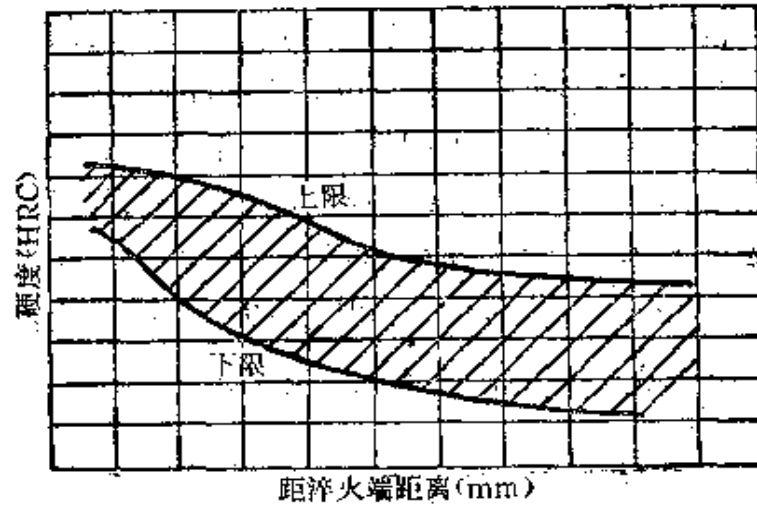


图 2-3 淬透性带
(H 带)示意图

一样, 偏差很大, 有时甚至达不到所要求的机械性能。因此不得不采取更安全的热处理条件和选定较好的钢种。这样, 为了获得充分的可靠性, 在费用上就不能是价廉的了。

因此各国大都规定了能保证淬透性的结构钢, 叫做 E 钢。其淬透性是根据端淬试验测定的。这对于热处理作业标准化的制品质量是有可能达到均一的。在设计零件时可以根据零件的形状、尺寸和要求的机械性能, 采用能保证淬透性的钢种。

(三) 根据抗拉强度要求

对于受静载荷的机械零件, 在选择钢种时一般是以其抗拉强度和屈服点为基准的, 当然也需要适当考虑延伸率和断面收缩率。在抗拉强度方面还应按照常温和高温两种不同的使用条件分别进行研究。

1. 按照常温抗拉强度考虑

要使材料有一定的塑性同时又要提高材料的抗拉强度，一般都是将零件进行淬火后高温回火。钢材的抗拉强度和硬度有一定的关系，不同的钢种引起的差别并不太大，但是即便硬度相同，不完全淬火的钢与完全淬火的相比，屈服强度、断面收缩率、延伸率都要降低，即塑性要差一些（图2-4）。图2-4上横坐标为淬火不完全度，单位为HRC，其值为完全淬火组织的硬度 R_M 与不完全淬火组织的硬度 R_Q 之差。

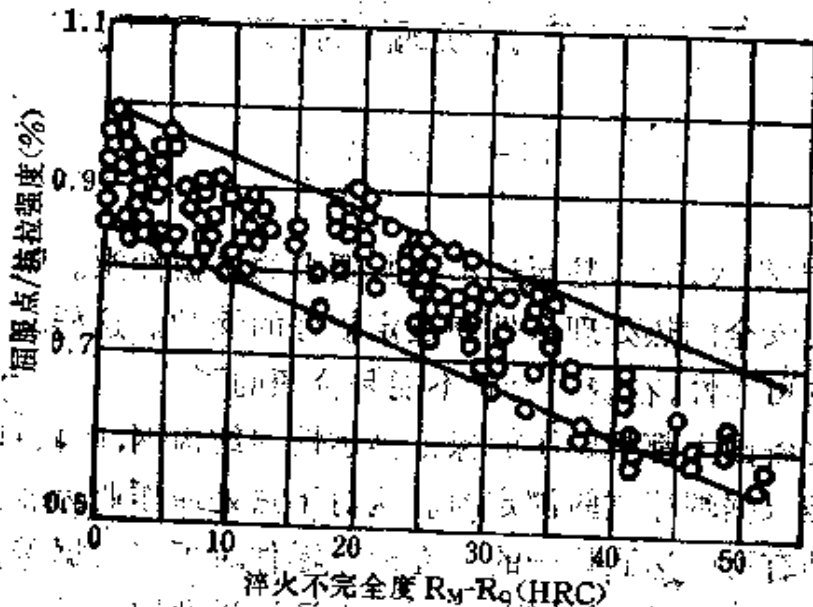


图2-4 淬火不完全度和屈强比

(屈服点/抗拉强度)的关系

但是，钢种对材料的塑性却有很大影响。一般如硬度相同，合金钢要比碳钢的断面收缩率和延伸率高（图2-5）。这是因为加进去的合金元素提高了钢材的淬透性，使其能获得较完全的淬火组织。因此，应按照零件形状、大小，选择具有适合该零件淬透性的钢种。如碳素结构钢达不到要求的淬透性时，就应选

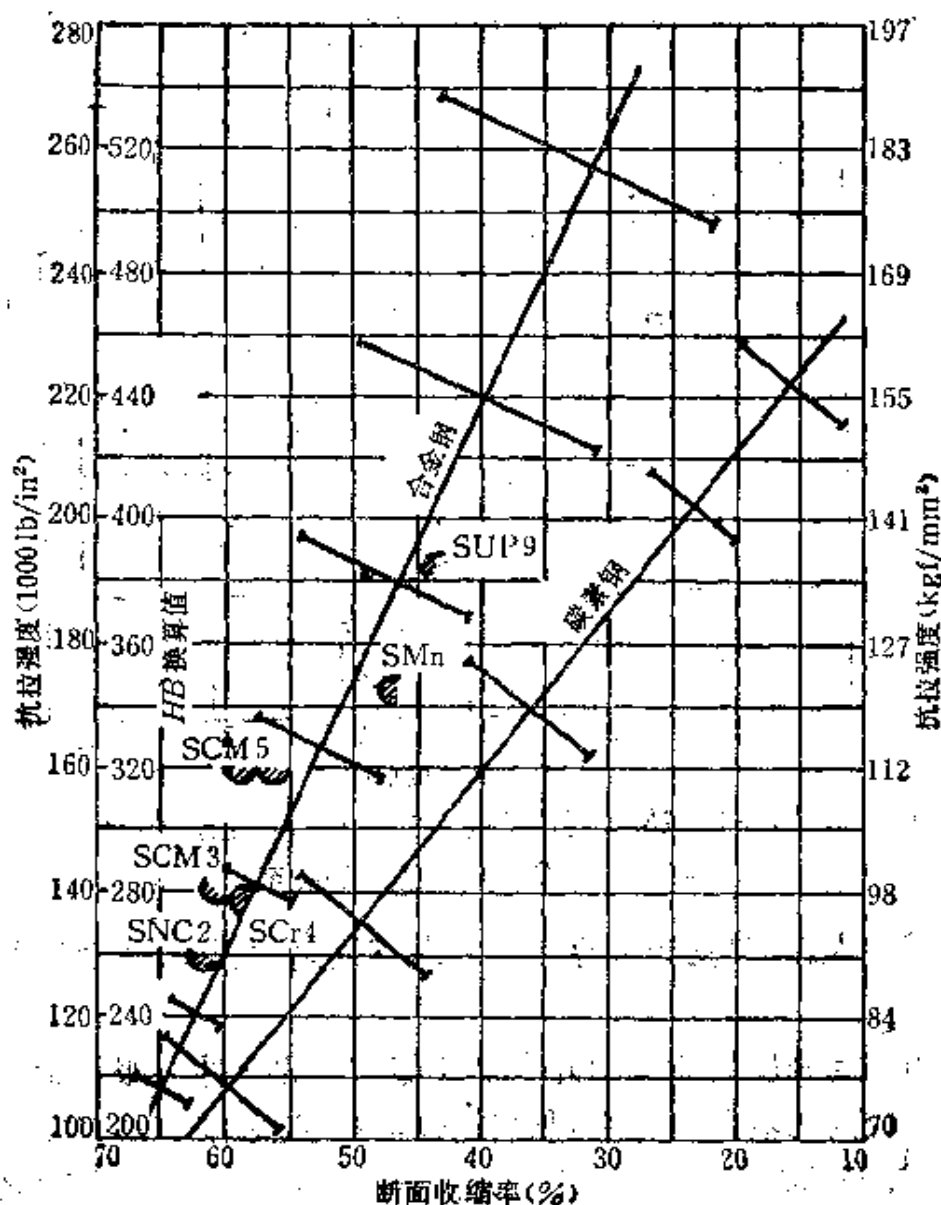


图 2-5 调质钢的抗拉强度和断面收缩率的关系
(淬火值为 JIS B 类试验平均值, n 各为 100)

择合金结构钢。

但是,对于超高强度钢,在硬度高到某个一定数值后,反而是硬度愈高的,疲劳强度发生意外地下降。而且高硬度的钢,缺

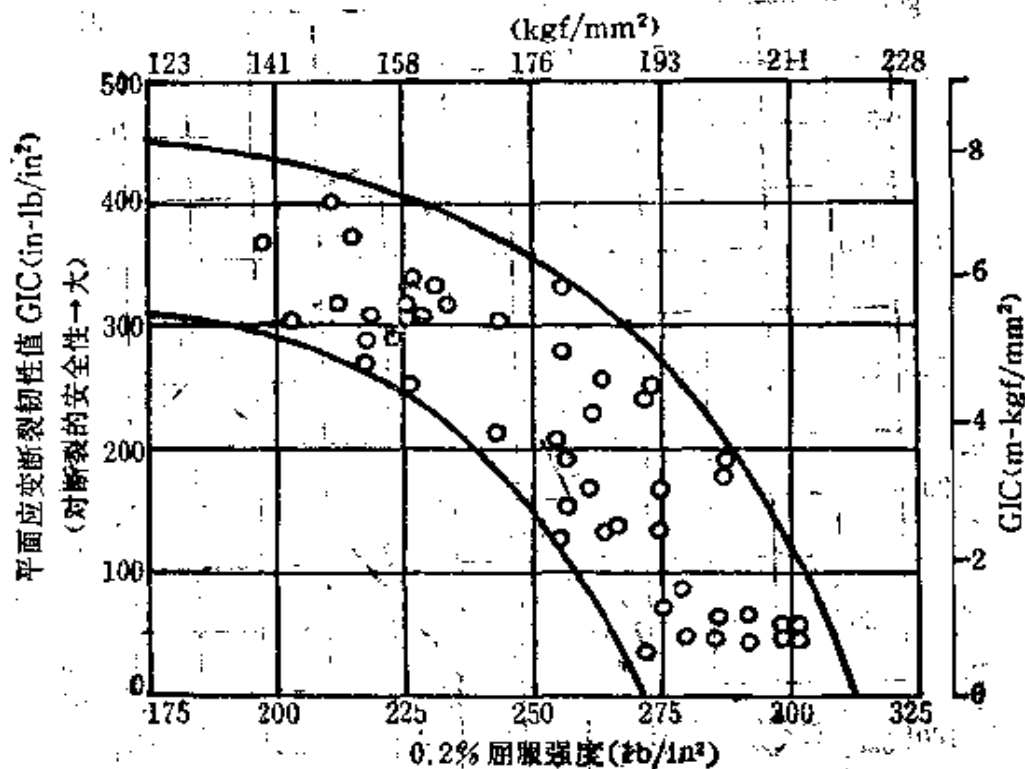


图 2-6 18Ni 马氏体时效钢的平面应变断裂韧性和 0.2% 屈服强度的关系

口敏感性大,容易受到外界环境和内部缺陷的影响,需要引起注意。

用超高强度钢制造的并有螺纹等缺口的零件,服役于水中或温度较高的场所,在受到比材料本身抗拉强度低得多的应力作用下,于 50~60h 后会突然破损。这种现象一般称之为延迟断裂。它和钢中氢量有很密切的关系,也受外界含氢基的环境的影响。钢中存在残留应力和微观及宏观应力集中时也容易发生延迟断裂现象。

在这种情况下使用马氏体时效钢可得到良好的结果。图 2-6 表示 18Ni 马氏体时效钢静态缺口弯曲试验结果所得断裂韧性和 0.2% 屈服强度的关系。图上表明使用时必须充分考虑韧

性而选择适当的强度。

除了经过淬火回火来提高强度的方法外，也有在轧制状态或正火状态使用的钢种。日本 JIS 介绍了一种 SM50Y 钢。它是在硅锰系钢中加微量铌，在轧制时控制始轧和终轧温度，使铌的碳化物能弥散析出，从而促使屈服强度上升，其屈服强度可达到 50kg 级。铌的作用不仅能增加屈服强度，而且由于在热轧时铌在奥氏体中的弥散析出，导致材料晶粒显著细化，同时还能使脆性转折温度大幅度下降。

2. 按照高温抗拉强度考虑

热锻模、压铸模等热作模具在高温和激烈冲击的苛刻条件下使用，因此要求材料不但具有足够的高温抗拉强度、塑性韧性，而且要求有很好的抗热龟裂性。

所谓抗热龟裂性就是意味着材料对加热和冷却重复过程所发生的温度的急剧变化带来的热应力有一定的抵抗能力。

受热冲击而不损坏的最高温度由下式表示：

$$\Delta T_{\max} \cdot \alpha \frac{K\sigma}{E\alpha}$$

式中：K——导热系数

σ ——拉伸或压缩应力

E——弹性模量

α ——热膨胀系数

从上式可知，高温抗拉强度大的钢种，抗热龟裂性很好。热作模具用钢的高温强度按照含有铬、铬钼、镍铬钼的次序增高，抗龟裂性也依次增大。

切削用工具钢，使用中因切削而产生高热量，因而除了常温硬度和强度以外，必须重视高温硬度和强度。高温硬度依靠加

进钨、钴、钒、铬、锰等合金元素而提高，含有多量钨、钼、钒的高速钢就是这种代表性的钢种。

此外，在合金钢中，加入少量的钨、钼、钒、铌、钽、锆、铪等元素，也能提高钢的抗蠕变性能。

(四) 根据抗蠕变性要求

蠕变强度对于在高温下长期使用的结构零件是很重要的性能。一般添加硅、镍、铬、钼、钨、钒等合金元素，可使钢的抗蠕变性升高。

1. 400°C以下的蠕变强度

要提高400°C以下温度的蠕变强度，可选用低碳钢，或者选用在低碳钢中加硅、铬、钼的合金钢。低碳钢、铬钼钢是铁素体或索氏体组织，要比奥氏体组织的钢好。硅铬钢在铁素体组织状态使用。其热处理是从约1000°C淬火后在700°C左右回火，得到铬碳化物不偏析的索氏体，同时可防止使用中析出碳化物而使抗蠕变性和耐蚀性下降。

另外，硅和铬一样，在耐热钢表面形成致密的氧化物膜，是提高材料抗氧化性的合金元素。

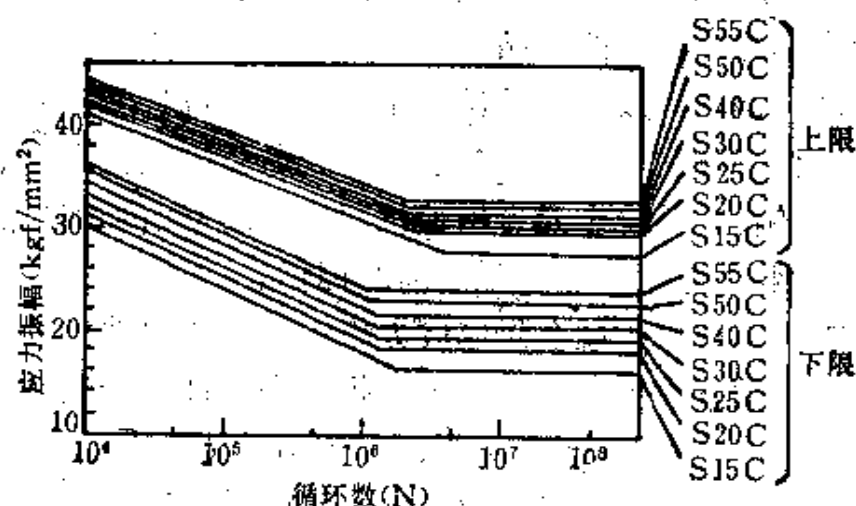
2. 400°C以上的蠕变强度

在400°C以上使用时，上述铁素体钢的蠕变强度明显下降，而奥氏体钢就较高。例如18Cr-8Ni奥氏体系不锈钢；以及在其中再加入硅、钼、钨等合金元素，改善了机械性能的不锈钢。镍是一种贵重元素，对耐蚀性的效果不太显著，但因其不致氧化，而且能使钢的奥氏体稳定化，从而提高高温强度而被采用。奥氏体耐热钢，如长时间处于600°C以上高温，将会析出碳化物和氮化物而容易发生蠕变。因此奥氏体钢的热处理应在

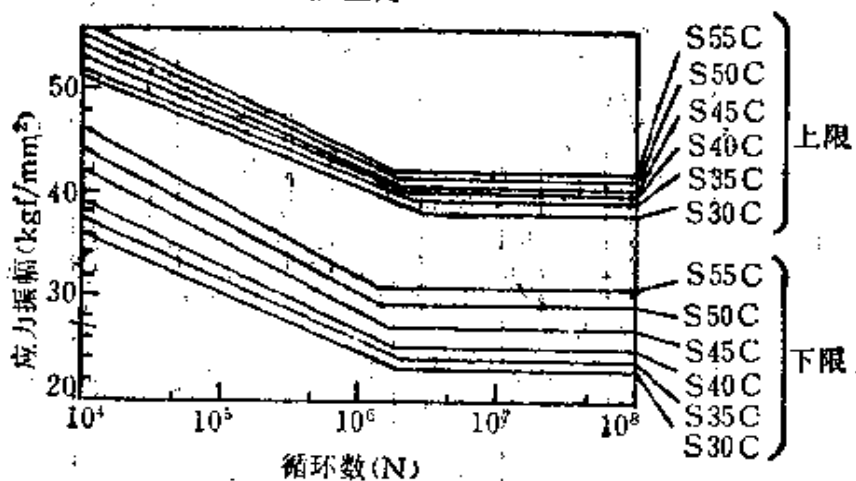
比使用温度至少高 50°C 的 700~800°C 充分回火或时效来提高蠕变强度和疲劳强度。

(五) 根据耐疲劳性要求

钢的疲劳强度和它的抗拉强度成正比,即抗拉强度高的钢,疲劳强度也高。但是两者之间的比值却随着抗拉强度的升高而



(a) 正火



(b) 淬火回火

图 2-7. 碳素结构钢的回转弯曲 S-N 曲线

下降。当钢的抗拉强度超过 100 kgf/mm^2 时，其比值显著下降。

图 2-7 表示碳素结构钢的疲劳强度。能耐无限次周期应力的振幅叫做疲劳极限。

钢的疲劳强度和它的组织有关。钢在经过淬火和高温回火处理后，即便其抗拉强度和正火后的相同，但疲劳强度前者要高得多(图 2-8)。同样的，不完全淬火将使钢的疲劳强度显著下降(图 2-9)。因此要使用淬透性好的钢，进行淬火回火处理才能制造出疲劳强度高的制品。

当结构钢淬火成全部马氏体组织，回火时温度较高，如不出现回火脆性，即便是相同的抗拉强度，疲劳强度也会高一点。因此添加铬、镍、硅等合金元素增加抗回火性的钢和加粗来防止回火脆性的钢，可以说是疲劳强度高的钢种。

当零件有缺口时就会形成应力集中，即所谓缺口效应。这种缺口效应随着硬度或抗拉强度的提高和塑性的降低而增大。

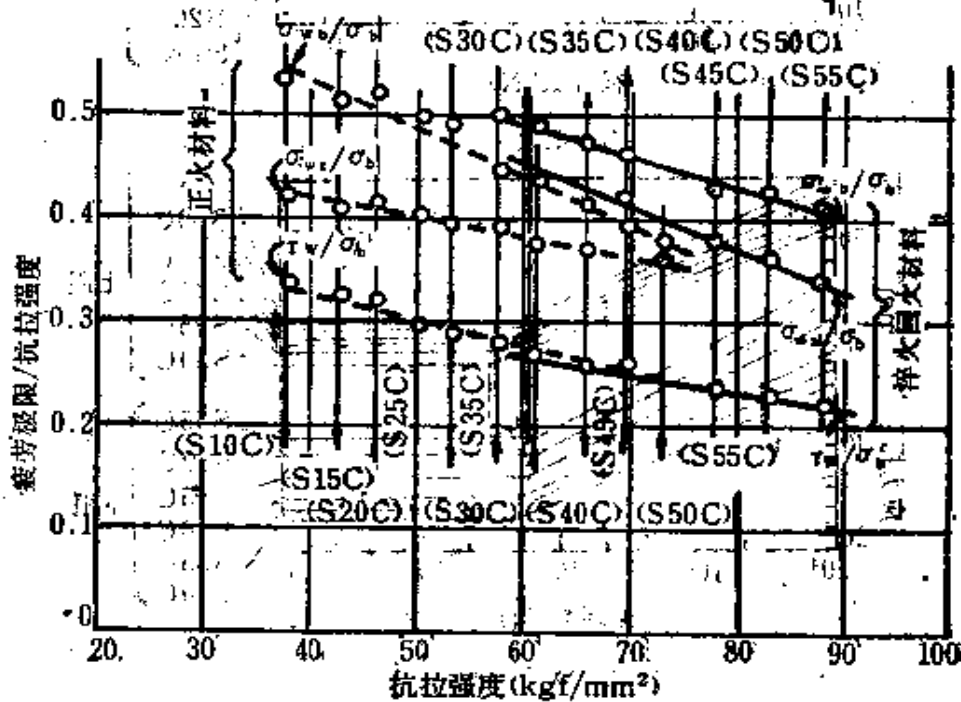


图 2-8 钢的回转弯曲疲劳强度和抗拉强度的关系

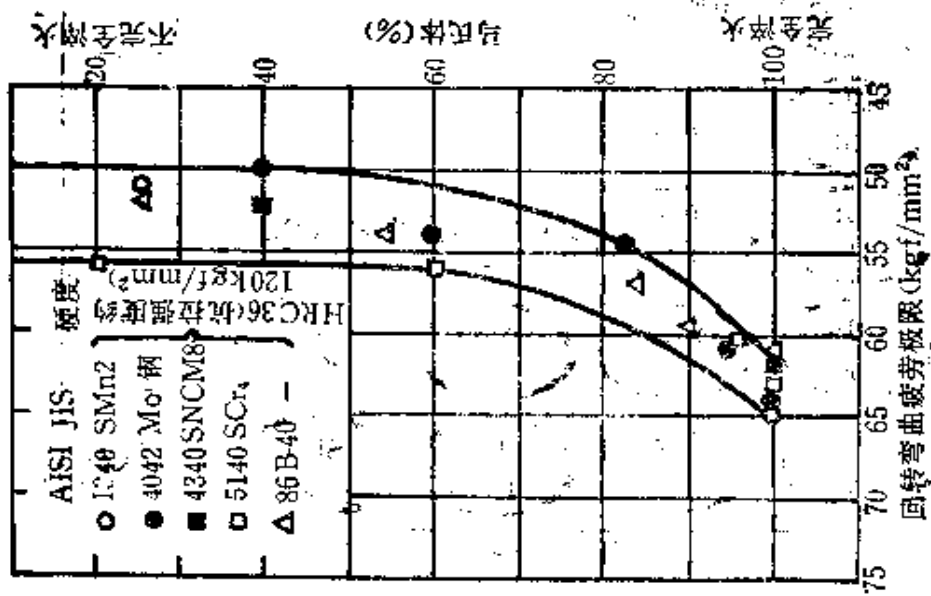


图 2-9 淬火完全度和回转变弯曲疲劳极限

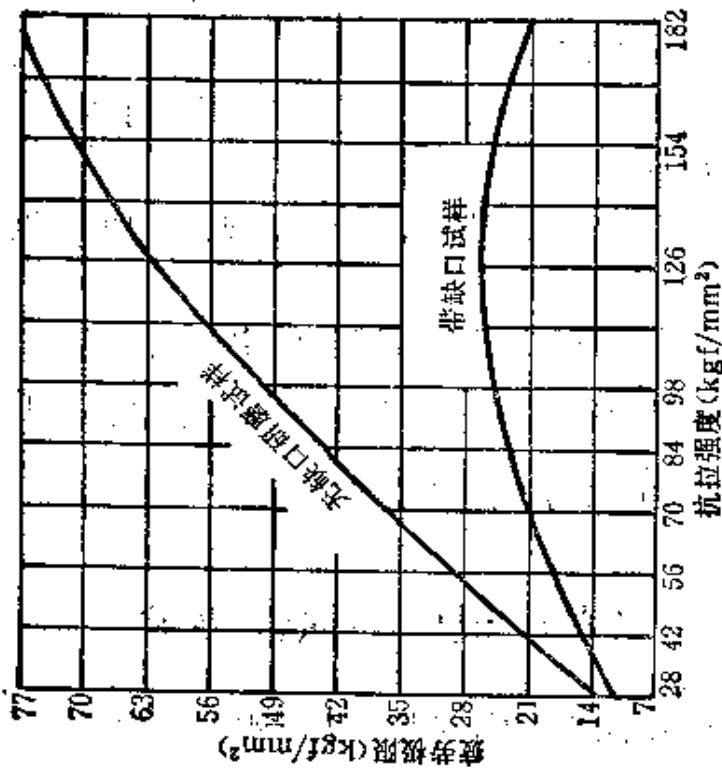


图 2-10 有缺口时的疲劳极限

这一点从图 2-10 看得很清楚。因此,非金属夹杂物等材料缺陷对疲劳强度产生非常大的影响。

凡需要使用缺口韧性、耐疲劳性、耐磨性好的钢时,马氏体时效钢是最适宜的钢种。

进行真空熔炼或真空脱气,非金属夹杂物少的钢可以说是疲劳强度高的材料。

当零件承受弯曲、扭转负荷时轴的中心线上应力为零,因而没有必要将零件完全淬透,通常淬火到距表面大约 $\frac{1}{4}D$ 的深度能达到 80% 以上的马氏体就足够了。

(六) 根据耐蚀性要求

钢材对雨水不用说了,就是在大气中也易生锈,长年使用则

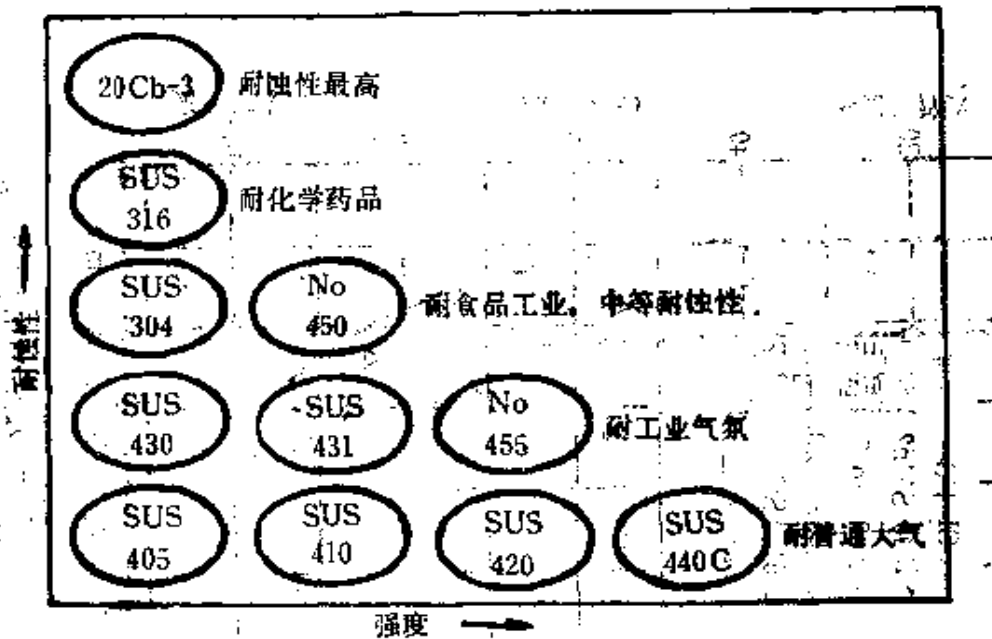


图 2-11 选择不锈钢的示意图

强度下降。要使这种锈蚀延缓进行，就要提高钢材耐大气的腐蚀性，这时如在钢中加入铬、铜、磷等较有效，相反硫和碳却是有害的。对于耐大气腐蚀的高强度钢往往依靠加铜来提高其耐大气腐蚀性，由于磷对焊接结构有害，因此一般在普通钢中受到限制。

机械零件如有耐蚀性问题时，大多采用不锈钢。选择不锈钢的示意图见图 2-11。不锈钢大致分为马氏体系列、铁素体系列和奥氏体系列三大类。此外还有析出硬化型和特殊的不锈钢。

1. 马氏体系列不锈钢

马氏体系列不锈钢具有淬火硬化性能，因而用于需要机械强度高而用碳钢则耐蚀性不够的零件。马氏体系列不锈钢各钢种特性和主要用途示于表 2-1。

表 2-1 马氏体系列不锈钢的特性和用途

钢 种	成 分	特 性	主要用途
SUS403	13Cr-低Si	低 Si, 改进机械性能	涡轮叶片、阀、压缩机叶片
SUS410	13Cr-低C	代表性的 13Cr 钢	阀座、泵轴
SUS420J1	13Cr-中C	比 SUS410 碳高	刀具、外科器具
SUS420J2	13Cr-高C	比 SUS 420 J1 碳高, 可得到高硬度, 耐磨性也高	刀具、弹簧、轴承、注塑用模具
SUS410J1	13Cr-Mo	依靠加 Mo, 改进耐热性和高温强度	涡轮叶片
SUS431	16Cr-2Ni	增加 Cr 和 Ni, 改进耐蚀性和韧性, 在马氏体系列不锈钢中耐蚀性最好	飞机零件、船轴

2. 铁素体系列不锈钢

铁素体系列不锈钢和马氏体系列不同,没有淬火硬化性,因此多在退火状态下使用。其耐蚀性、加工性和焊接性等位于马氏体系列和奥氏体系列中间。用途很广,一般用于汽车零件和散热器、化工机械等。表 2-2 表示铁素体系列不锈钢的特性和主要用途。

表 2-2 铁素体系列不锈钢的特性和用途

钢 种	成 分	特 性	主要用途
SUS430	18Cr	比 13Cr 系列耐蚀性好	汽车零件、散热器、炉子零件
SUS405	13Cr-A1	加 Al 使铁素体稳定,改善焊接性	化工机械

3. 奥氏体系列不锈钢

奥氏体系列不锈钢是高温、常温都是奥氏体的不锈钢,它完全没有淬硬性,使用范围极为广泛。表 2-3 表示各钢种的特性和用途。

表 2-3 奥氏体系列不锈钢的特性和用途

钢 种	成 分	特 性	主要用途
SUS301	17Cr-7Ni	比 SUS304 加工硬化性大,可得到高强度、高硬度,但耐蚀性稍差	飞机用结构材料、弹簧
SUS302	18Cr-8Ni-高C	比 SUS304 容易加工,因为碳高,易析出碳化物,不适合于焊接件	食品工业、厨房、建筑
SUS304	18Cr-8Ni	比 SUS302 碳低,减轻晶间腐蚀的害处,一般用得最广泛	化学工业机器、食品制造设备

(续表)

钢 种	成 分	特 性	主要用途
SUS 304L	18Cr-8Ni- 低C	比SUS304 碳低, 提高抗晶界 腐蚀性, 一般的耐蚀性和SUS304 相同	化学工业机器、 原子能反应堆
SUS321	18Cr-8Ni- Ti	SUS304 加 Ti, 抗晶界腐蚀性 高	化学工业机器
SUS347	18Cr-8Ni- Nb	SUS304 加 Nb, 抗晶界腐蚀性 高	化学工业机器
SUS316	18Cr-12Ni- Mo	SUS304 加 Mo, 增加 Ni 量, 对非氧化性酸的耐蚀性大	化学工业机器
SUS316L	18Cr-12Ni- Mo-低C	比SUS316 碳低, 提高抗晶界 腐蚀性	化学工业机器
SUS316J1	18Cr-12Ni- Mo-Cu	SUS316 加 Cu, 抗硫酸性火	化学工业机器
SUS316J1L	18Cr-12Ni- Mo-Cu- 低C	比SUS 316 J1 碳低, 提高抗晶 界腐蚀性	化学工业机器
SUS309S	22Cr-12Ni	SUS304 增加 Cr 和 Ni, 改善 耐蚀性、抗氧化性、高温强度	化学工业机器
SUS310S	25Cr-20Ni	比SUS309S 再增加 Cr 和 Ni, 进一步改善抗氧化性、高温强度	化学工业机器

4. 析出硬化型不锈钢

在 Cr-Ni 系中加入铝、钛、铜、钼、磷、铌等元素可获得析出硬化性, 这种不锈钢经过热处理后可得到优良的机械性能, 因而也得到广泛地使用。代表性的钢种列于表 2-4。

表 2-4 析出硬化型不锈钢的特性和用途

钢 种	成 分	特 性	主要用途
SUS630	17Cr-4Ni- 4Cu-0.35Nb	焊接性良好, 耐蚀性稍差, 不耐氧化性的酸	船舶、飞机的耐蚀耐磨零件, 阀、活塞杆、滚珠轴承、泵的叶轮、弹簧
17-7PH	17Cr-7Ni- 1.2Al	焊接性良好, 耐蚀性比SUS304稍差, 但比Cr系不锈钢好	垫圈、刀具、链带、阀、弹簧
17-10P	17Cr-10Ni- 0.25P	硬化性稍差, 焊接性不好	船舶零件

(七) 根据低温使用要求

在低温下使用的金属材料, 除了建造在室外的构件和建筑物如桥梁等之外, 需要耐低温和高压的贮存容器需要量也正在急剧增加。金属在低温的机械性能和其结晶构造有密切的关系, 具有体心立方晶格的碳钢, 低温强度虽增高, 但冲击值却显著下降而发生脆化。

一般用于低温的材料应具备以下条件,

- (1) 在使用温度的耐冲击性(缺口韧性)要好;
- (2) 屈服点等机械性能高;
- (3) 加工性和焊接性都很好;
- (4) 耐蚀性良好等。

其中最重要的性能要求是抗脆性破断的强度。

钢的低温脆性可预先用缺口试样作低温冲击试验来进行研究, 冲击值随着温度下降而急剧降低的温度范围叫做脆性转折温度。这种转折温度如图 2-12 所示, 随钢的含碳量增加而上

升。而且S%也发生脆化作用，其影响程度比碳稍低一些。另外钢中的含气量如O₂和N₂，都有很大的影响。此外，由于塑性应变、焊接等加工处理也会使转折温度大大上升而容易发生脆性破断。

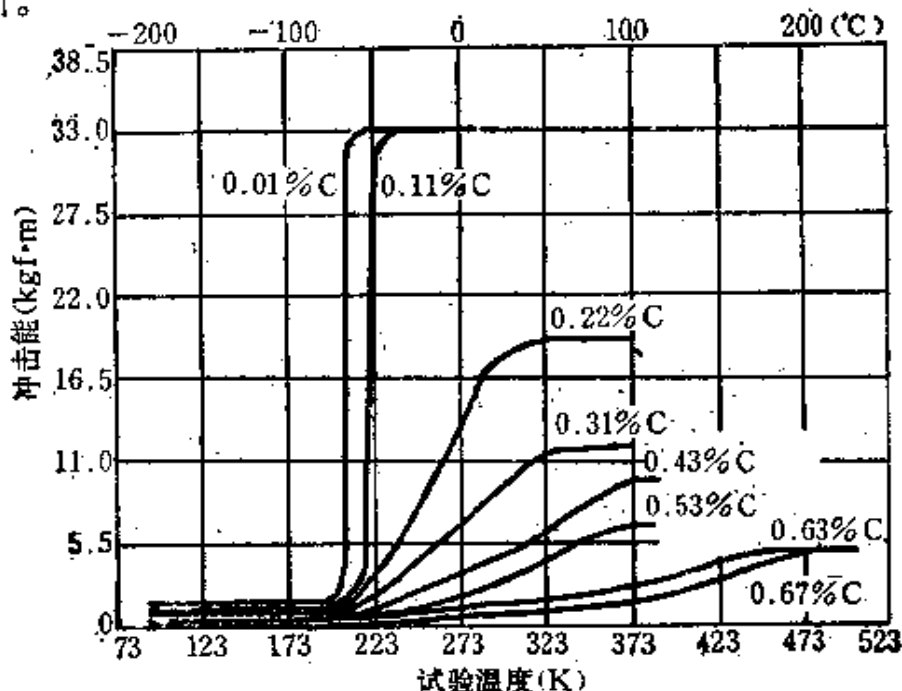


图 2-12 C% 对钢的脆性转折温度的影响

图 2-13 表示用于低温的各种钢种和使用温度范围。一般在 228K(-45°C)以上可使用 Al 镇静钢。在极低温区域，奥氏体系列不锈钢表明是最适宜的钢种。对于低温用钢，应根据其强度、经济性和低温脆性来进行选择。

图 2-14 表示 Ni 对正火的 0.1% C 钢低温冲击的影响。从图可知随着含 Ni 量的增加，脆性转折温度移到低温，在 8.5~13% Ni 时，一直到 77K(-196°C)都几乎不显示脆化。这被认为是由于 Ni 不但使铁素体晶粒细化，而且因为 Ni 固溶在铁素体中而抑制了在低温时屈服点上升的原故。这里所表示的 13% Ni 钢是奥氏体钢，而 9% Ni 钢大部分是马氏体，部分混合着细

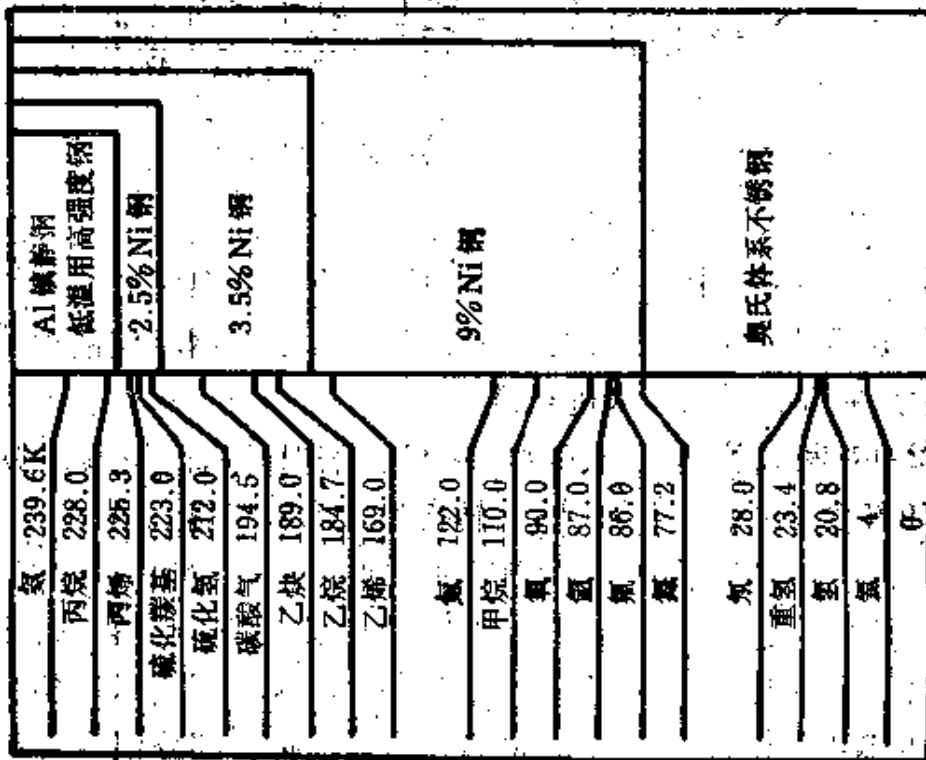


图 2-13 液化气工业的温度(用 1 大气压的沸点表示)和低温装置用材料

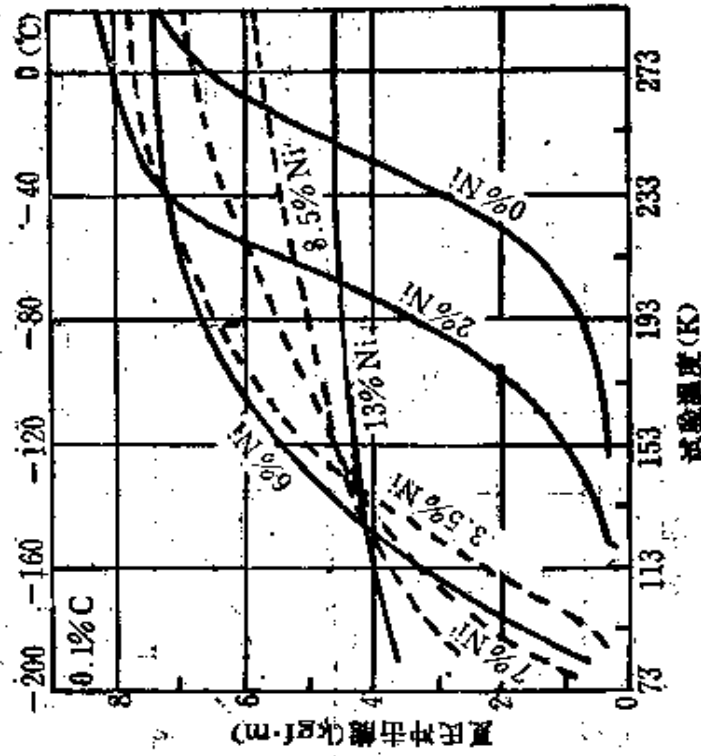


图 2-14 Ni% 对低碳钢的低温冲击性能的影响

晶粒奥氏体, 马氏体的强度和奥氏体的韧性巧妙地结合, 是在低温发挥强韧性的代表性低温用钢。因此 9% Ni 钢可安全地使用到 77K (-196°C) 的低温区域。但是这种钢是在淬火回火, 或者两次正火的热处理条件下使用的, 热处理条件对韧性有非常敏感的影响, 需要注意。这种钢容易发生回火脆性, 所以 8~9% Ni 钢, 焊接后几乎在所有场合都不进行去应力退火。

最近, 试图制出节约 Ni, 而韧性和 9% Ni 钢相同的钢种。如图 2-15 所示, 开发了重复进行三段~四段热处理这种重复热处

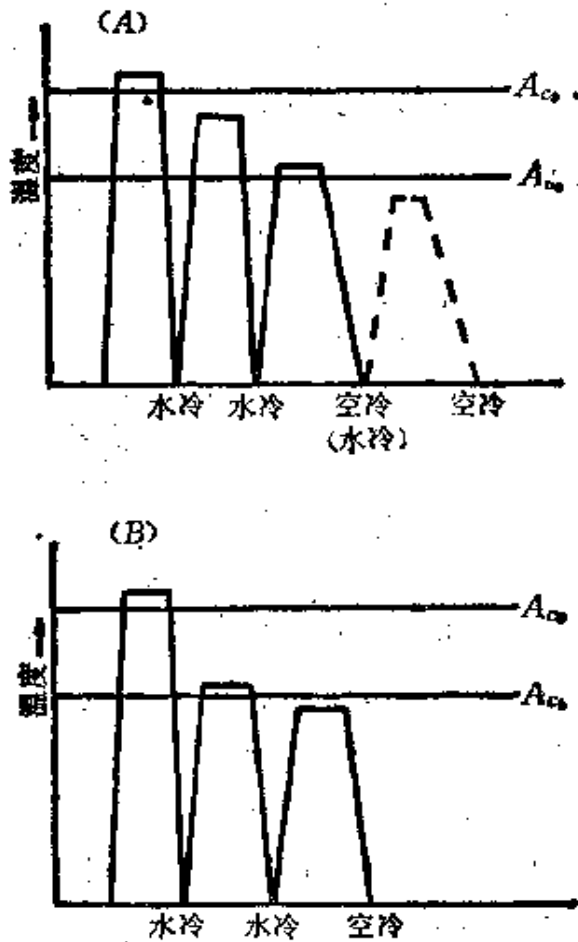


图 2-15 改善低温韧性的多段热处理法
(A) 美国型, (B) 日本型

理方式的 5~7% Ni 钢。这种钢在组织中存在着大量游离的细晶粒奥氏体相,由于化学成分和在热处理上的努力,目前已提高了韧性而接近理想状态。但是这种钢在焊接时的热影响部位很可能会抵消特殊热处理的效果,因此为了确保韧性要特别注意。

(八) 根据加工性能要求

零件的加工性能,除了要求能降低加工费用外,还影响零件的合格率和可靠性,应和其他性能同时考虑。

1. 切削加工性

钢的切削加工性以具有适当的硬度和韧性为好。低合金钢切削加工性,特别是加硫、钙、硒的易削钢随含碳量和显微组织而不同,不能一概地说比碳钢差。碳量达 0.3% 的低合金钢,正火达到中等程度乃至粗层状珠光体则切削加工性很好。0.3% C 以上的中合金钢,正火则太硬,要进行退火,但完全退火容易发展成切削加工性不太好的带状铁素体组织,反而是等温退火的好。晶粒的大小也影响切削加工性。一般晶粒粗大的组织的切削加工性好。

在加工大批量零件时,为了能降低切削刀具的磨损,较长时间保持刀具的几何精度,以便能保持零件被加工面的尺寸精度和表面光洁度并增加刀具重磨以前加工的零件数量,人们研究并应用了易削钢。易削钢从渗碳结构钢、强韧钢,到广泛范围的不锈钢、工具钢等都有产品。但是工具钢和机械结构钢相比,热加工性差,容易发生淬火裂纹,因而易削成分的添加量一般要比机械结构钢少得多。

硫系易削工具钢有在 SKD6 热作工具钢中加 0.05~0.10%

硫的钢种和在 SKH9 钼高速钢中加 0.10% 左右硫的钢种。

2. 磨削加工性

磨削加工性也和切削加工性一样，受化学成分、硬度、金属组织等的影响。特别是碳化物的种类、数量和分布的影响更大。一般碳量愈高，磨削加工性愈差。

含很多硬的钒碳化物的高钒高速钢，磨削加工相当困难，磨削费用很高，也很难达到要求的磨削精度。但是由粉末冶金法制造的烧结高速钢，即便是高钒的，也比大气熔炼的磨削加工性好，是这种高速钢的一大优点。

3. 热 锻 性

所谓热锻性好的材质，是指那些高温变形抗力小和锻造时不易发生质量缺陷的材料。

钢的变形抗力表示在图 2-16 上，是用正向挤压法和反向挤压法加工的测定结果。

4. 冲 压 加 工 性

打字机等办公机器的零件和汽车、机械、电气方面的弹簧等，大多是用冲压方法进行钢板冲裁、弯曲、深冲等制成，然后进行热处理。在大量冲压加工生产中，材料费所占的比重很大，因而必须选择容易冲压加工、便宜、而且制成成品后能满足需要的质量的材料。

冲裁加工时各种材料的剪断抗力值示于表 2-5。关于支配剪断抗力的因素，有各种见解，但主要要看材料本身的值。对于碳钢，碳量愈低的，冲裁、弯曲和深冲加工都较容易，因而大多数用低碳结构钢钢板冲压成形制造的零件都进行渗碳淬火，然后

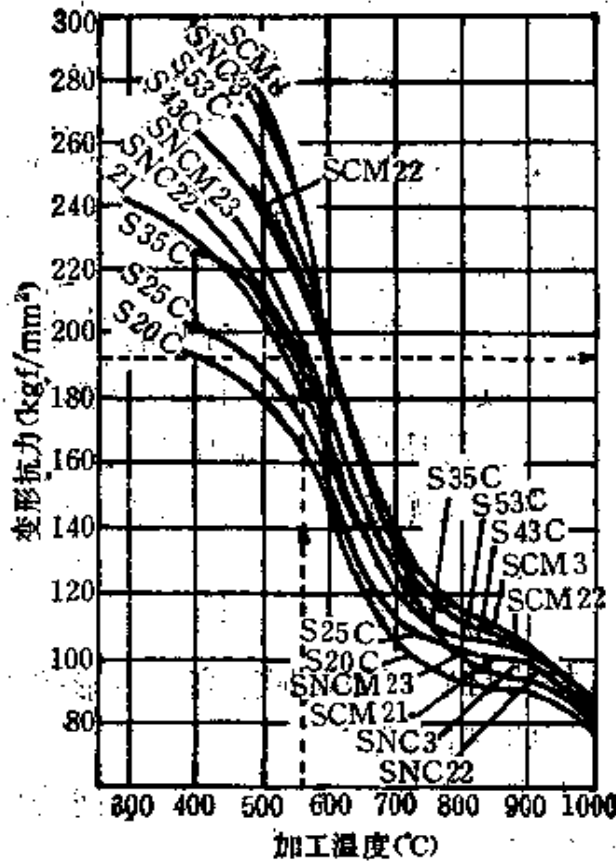


图 2-16 钢的变形抗力
(根据正向挤压和反向挤压的测定结果)

表 2-5 各种材料的剪断抗力和抗拉强度
(单位: kgf/mm²)

材 料	剪断抗力		抗拉强度		材 料	剪断抗力		抗拉强度	
	软	硬	软	硬		软	硬	软	硬
铁板	32	40	—	45	钢, 0.4%C	45	56	56	72
深冲用铁板	30~35	—	32~38	—	钢, 0.6%C	56	72	72	90
钢板	45~50	50~60	—	60~70	钢, 0.8%C	72	90	90	110
钢, 0.1%C	25	32	32	40	钢, 1.0%C	80	105	100	130
钢, 0.2%C	32	40	40	50	硅钢板	45	56	55	65
钢, 0.3%C	36	48	45	60	不锈钢板	52	56	65~70	—

经 400~450°C 回火后制成成品。最近还开发了用贝氏体钢板 (HB350~400) 进行冲裁后直接使用的。例如某些钢板弹簧就是这样。贝氏体钢板在冲裁加工时会发生加工硬化, 因而在零件周边发生加工硬化而增加耐磨性。由于冲裁后不再进行热处理, 所以也不必担心变形。但是, 在这种情况下, 钢板的硬度有很大差别, 因而影响到模具的磨损, 因而要求有一定刚性的模具和冲压机械。

(九) 根据表面硬化处理要求

在要求耐磨性、耐疲劳性、耐热胶着性时, 一般可根据要求分别进行渗碳、氮化、表面淬火等表面硬化处理。例如, 有缺口的零件要提高耐疲劳性, 施行氮化处理是有效的方法。下面主要论述渗碳和氮化零件的钢种选择方法。

1. 渗碳用钢

渗碳用钢要求淬火时心部(母材)不硬化, 有韧性, 一般选含碳量 0.20% 以下的。

渗碳处理时, 因为要在渗碳温度保温很长时间, 还要将奥氏体晶粒不易发生粗大化作为选择的条件。渗碳部分容易发生铁素体软点这种“不正常组织”的沸腾钢, 应该避免作为渗碳用钢。

为了提高心部淬透性、韧性以及改善硬化层的耐磨性、耐疲劳性和渗碳性, 可以在钢中加入下述合金元素。

铬降低碳的扩散速度, 容易形成过剩渗碳组织, 对提高淬透性有效, 希望限制在 1% 左右(图 2-17)。钼也和铬一样, 能改善淬透性、脆性, 可添加 0.2~0.7% 左右。

镍降低渗碳深度、表面碳浓度, 对渗碳工艺不利, 但因能防

止奥氏体粗大化,改善韧性,以添加0.5%左右为宜(图2-18)。钒具有防止晶粒粗大,提高渗碳层强度的作用。因此,对于高温渗碳,是有益的合金元素。

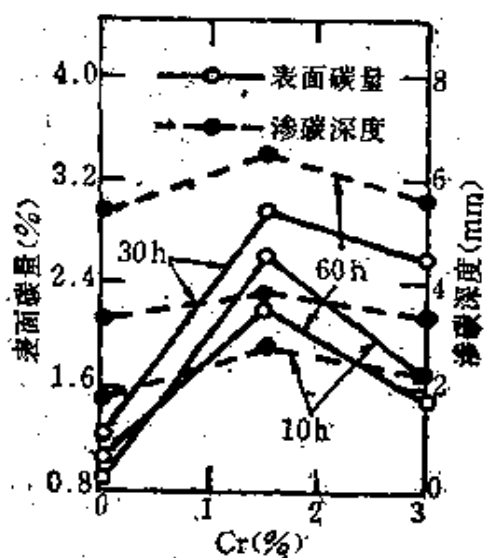


图2-17 加铬量对表面碳量和渗碳深度的影响

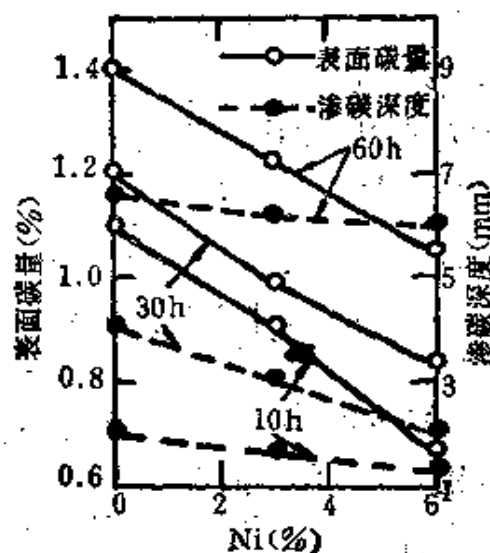


图2-18 加镍量对表面碳量和渗碳深度的影响

锰有利于提高淬透性,但要注意到夹杂物和发纹。

2. 氮化用钢

氮化用钢的必要条件是母材必须有足够的机械性能,而且有和氮的亲和能力强的合金元素以便使表面的硬化层能得到必要的足够硬度。

含碳量决定心部的机械性能。从氮化处理来看,没有特别的限制,一般为0.2~0.5%左右。碳量高会阻碍氮的扩散,降低氮化层的厚度,相反,碳量低则如图2-19所示,硬度梯度很陡,再少则氮化层易脆,容易剥离,因此要充分注意氮化层表面的脱碳。

镍是和氮的亲和能力低的元素,对氮化不起作用,但能改善

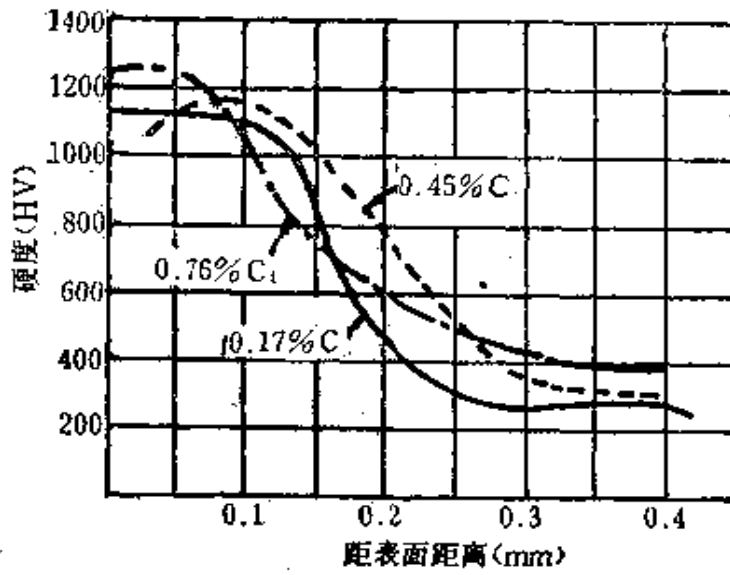


图 2-19 碳量对铬铝氮化钢的氮化层的硬度的影响

机械性能。相反，某些和氮的亲和能力大的元素在氮化温度会形成氮化物，从而提高表面层的硬度。例如，形成非常稳定的氮化物的铝、钒、钼等几乎全都不固溶于铁素体，因而提高了边界氮浓度，降低扩散速度。

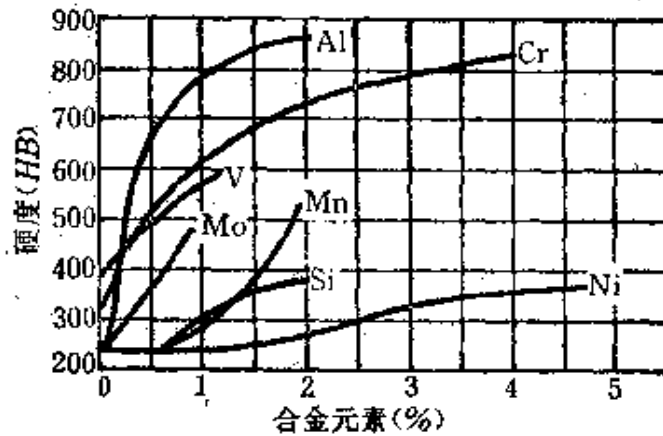


图 2-20 添加的元素对氮化最高硬度的影响

但是锰和铬等和铝及钛等相比亲和能力低，还固溶于铁素体，所以边界的氮浓度比铝、钛等情况低，扩散速度也不那末小。因此，锰和铬等增加硬化层厚度，但增加的硬度不多。图 2-20 表示各种元素单独对最高硬度的影响。图 2-21 表示铝和铬的综合作用。而图 2-22 表示铝和铬对氮化深度影响的综合作用。

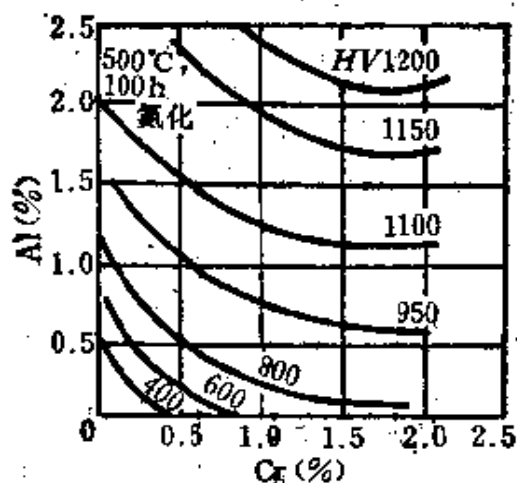


图2-21 Al 和 Cr 的添加量和氮化最高硬度的关系

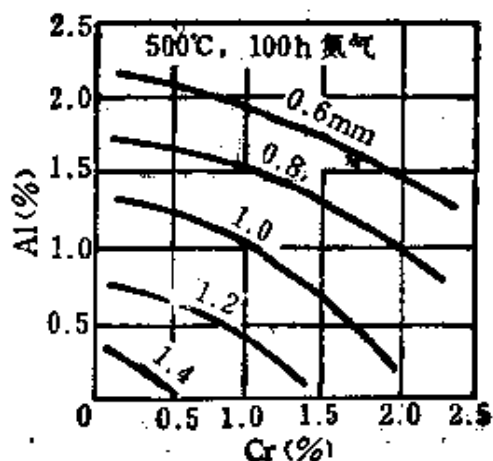


图 2-22 Al 和 Cr 的添加量和氮化深度的关系

国外氮化用钢的成分示于表 2-6，这些钢的心部机械性能列于表 2-7。

高铝铬钼系列的表面硬度最高，耐磨性和疲劳强度也最好，但硬化层稍脆，在钢材生产上存在的缺点是不易得到发纹少的产品。和这种情况相比，低铝铬钼系列、铝钼系列和铬钼钒系列，它们的表面硬度比高铝系列低，但其特点是能得到比较强韧的硬化层，心部淬透性也较好。

在铝镍系列，有在进行氮化处理加热时能使心部时效硬化的马氏体时效钢。其硬度分布表示于图 2-23。在低于 480°C 温度氮化，表面硬度明显增高，心部仍不失去马氏体时效效果。

表 2-6 各国氮化用钢的规格

国名	钢号	化 学 成 分 (%)									
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	V		
日本	SACMI	0.40~0.50	0.15~0.50	≤0.60	≤0.25	1.30~1.70	0.15~0.30	0.70~1.20	—	—	
	ASTM A级	0.38~0.45	0.20~0.40	0.40~0.70	—	0.20~0.40	0.30~0.45	0.85~1.20	—	—	
美	(A355-57T) B级	0.30~0.40	0.20~0.40	0.50~1.10	—	0.20~0.40	0.15~0.25	0.85~1.20	Se 0.15~0.25	—	
	C级	0.20~0.27	0.20~0.40	0.40~0.70	3.25~3.75	0.20~0.40	0.20~0.30	0.85~1.20	—	—	
	D级	0.30~0.45	0.20~0.40	—	—	0.20~0.40	0.15~0.25	0.85~1.20	—	—	
	Nitually N	0.20~0.25	—	0.25~0.45	4.75~5.25	0.40~0.60	0.20~0.30	1.80~2.20	V 0.08~0.15	—	
英	En40A	0.10~0.20	0.10~0.35	0.40~0.65	≤0.40	2.90~3.50	0.40~0.70	—	—	—	
	En40B	0.20~0.30	0.10~0.35	0.40~0.65	≤0.40	2.90~3.50	0.40~0.70	—	—	—	
	En40C	0.30~0.50	0.10~0.35	0.40~0.80	≤0.40	2.50~3.50	0.70~1.20	—	—	0.10~0.30	
	En41A	0.25~0.35	0.10~0.45	≤0.65	≤0.40	1.40~1.80	0.10~0.25	0.90~1.30	—	—	
	En41B	0.35~0.45	0.10~0.45	≤0.65	≤0.40	1.40~1.80	0.10~0.25	0.90~1.30	—	—	

(续表)

国名		化学成分 (%)									
钢号		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	V		
德	27CrAl6	0.27	0.25	0.60	—	1.50	—	1.0	—		
	34CrAl6	0.34	0.34	0.60	—	1.50	—	1.0	—		
	34CrAlS5	0.34	0.34	0.40	—	1.20	—	0.90	—		
	34CrAlMo5	0.34	0.34	0.60	—	1.00	0.20	1.00	—		
	31CrMoV9	0.31	0.34	0.55	—	2.50	0.20	—	0.15		
	34CrAlNi7	0.34	0.34	0.50	1.00	1.70	—	1.00	—		
法	20CD12	0.17~0.25	0.10~0.40	0.40~0.70	—	2.70~3.30	0.40~0.60	—	—		
	25CD13	0.25	0.10~0.40	0.40~0.70	—	3.20	0.60	—	—		
	30CD12	0.28~0.35	0.10~0.40	0.40~0.70	—	2.80~3.80	0.30~0.50	—	—		
	30CDV12-10	0.27~0.35	≤0.50	0.40~0.80	—	2.50~3.50	0.80~1.20	—	0.15~0.25		
	30CAD6-12	0.28~0.35	0.20~0.40	0.50~0.80	—	1.50~1.80	0.25~0.40	1.00~1.30	—		
	40CAD6-12	0.28~0.45	0.20~0.40	0.50~0.80	—	1.50~1.80	0.25~0.45	1.00~1.30	—		
	30CAD6-03	0.26~0.32	0.10~0.40	0.40~0.80	—	1.50~1.75	0.25~0.45	0.20~0.40	—		
	30CAD6-06	0.25~0.35	0.10~0.40	0.40~0.80	—	1.50~1.75	0.25~0.45	0.45~0.75	—		

表 2-7 各种氮化用钢心部的机械性能

钢 种	板 厚 (mm)	机 械 性 能					HB
		抗拉强度 (kgf/mm ²)	屈服点 (kgf/mm ²)	0.2%屈服点 (kgf/mm ²)	延伸率 (%)	冲击值 (kgf·m)	
Cr-Mo 系列							
En40A, En40B(英)	{ 150 150 150 150	71 80 87 95	53 60 68 76	51 57 65 73	22 20 18 17	5.5 5.5 5.5 4.8	201~265 223~277 248~302 269~321
En40C(英)	{ 54 15	134 110~137	114 —	107 90	10 10	2.1 2.5	375~444
30CD12(法)	{ 15~41 41~100 100~160 160~250	105~132 100~120 95~115 90~110	— — — —	85 80 75 56	10 11 12 13	2.8 2.8 2.8 —	
31CrMoV9(德) Al-Cr-Mo 系列	{ 80~150 ~80	90~105 80	75 60	— —	13 11	— —	
En41A, En41B(英)	{ 150 100 54	71 80 87	53 60 60	51 57 57	20 19 17	5.5 5.5 4.8	201~265 223~277 248~302
30CAD6-12(法) 40CAD6-12(法) 34CrAlMo5(德) SACMI(日) Nitrally (AISI A 级)(美) (AISI B 级)(美)	{ 80 25	85~105 95~115 80~100 >85	— — — >70	60 70 65	16 14 12 >15	4.4 4.0 — 10* kgf/cm ²	229~285 248~302 229~269

* 夏氏冲击值,其他均为艾氏冲击值

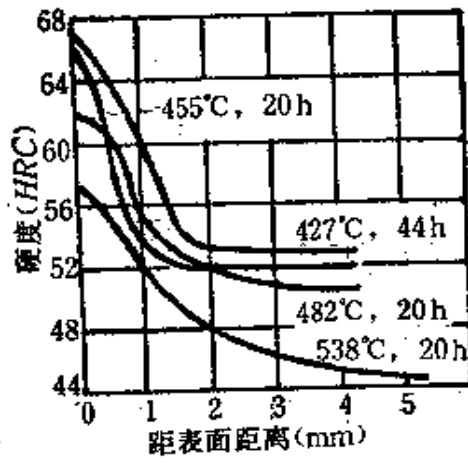


图 2-23 氮化马氏体时效钢的硬度分布曲线

第三章 机械构件的强度和热处理

(一) 强度设计和热处理

有效地提高机械零件强度的热处理方法可以列举以下几项。

1. 调质(完全淬火并回火)
2. 表面热处理 可分为:
 - (1) 表面硬化(渗碳、氮化、高频淬火等)
 - (2) 表面强化(软氮化)
 - (3) 表面润滑处理(渗硫)
3. 复合热处理 可以提出以下几种复合法:
 - (1) 调质加表面硬化
 - (2) 调质加表面强化
 - (3) 调质加表面润滑处理
 - (4) 表面硬化加表面强化
 - (5) 表面硬化加表面润滑处理
 - (6) 表面强化加表面润滑处理

下面分别谈谈这些热处理方法和所起的作用。

1. 调 质

所谓调质就是在淬火后进行约 400°C 以上的回火操作,主要适用于碳素结构钢和合金结构钢。钢在淬火状态硬而脆,为了使其强韧化,要在 $400\sim 650^{\circ}\text{C}$ 回火。这就是调质。对于结构钢

这是不可缺少的热处理。需特别注意的是“完全淬火后回火”。“不完全淬火的回火”不好。完全淬火后回火将使钢更加强韧，不完全淬火的回火，虽然调质后的硬度相同，但如在第二章第(三)节所说，表示塑性和韧性的延伸率、断面收缩率及冲击值要降低1/3。因此即便是调质后的硬度相同，性能也不一定相同。因而调质件首要的先决条件是完全淬火。是否完全淬火最好是检验淬火硬度。淬火硬度主要取决于钢的含碳量，合金元素几乎不发生影响，大致可按下面的经验公式来预测。

$$\text{淬火硬度(HRC)} = f(\text{C}\%)$$

$$\text{实用最高淬火硬度(HRC)} = 30 + 50 \times \% \text{C} (90\% \text{ 马氏体})$$

$$\text{实用最低淬火硬度(HRC)} = 24 + 40 \times \% \text{C} (50\% \text{ 马氏体})$$

实用最高淬火硬度相当于90%马氏体，可作为“完全淬火的硬度”。而实用最低淬火硬度是表示“是否淬上火”的硬度界限，在此硬度以上一律都当作淬上火，低于此硬度就不能算是淬上火。上面所说的是硬度界限，相当于在淬火后的组织中只有50%的马氏体。材料只有在完全淬火并回火时，才可以根据硬度来预测全部机械性能。

要达到完全淬火，必须考虑零件壁厚的敏感性。碳素结构钢直径超过20 mm (厚度14 mm) 就不可能完全淬火。因此超过此尺寸的零件就必须采用合金结构钢。特别是当零件需要高的疲劳强度和冲击值时，完全淬火就愈显得重要。从疲劳断裂的角度来看，裂纹的延伸速度比裂纹的萌生更值得注意，有时即便产生了裂纹，如果进展缓慢就可不必担心。由于完全淬火并回火的零件对防止疲劳裂纹进展的能力很大，因此如零件主要是考虑疲劳强度时就要求热处理必须是完全淬火回火。这种情况的硬度以HRC40~45最好。这是一般认为的耐疲劳的硬度范围。

合金结构钢用于直径20 mm以上的零件，但也要考虑经济

性。因此应选择含有廉价合金元素和淬透性合乎要求的钢种。

在需要耐冲击性时不用说也是完全淬火回火的最好。只有在完全淬火回火时硬度和冲击值成反比。因此可以按需要的冲击值回火到与其相应的硬度。一般机械零件的冲击值若在摆锤式试验机上达到 $7 \text{ kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ 以上,在实用上已经是足够的。

2. 表面热处理

(1) 表面硬化

机械零件的破坏主要发生在它的表层,所以使表层硬化是适当的防御措施。表面硬化热处理方法有渗碳、氮化等化学表面硬化法和高频淬火及火焰淬火等物理表面硬化法两类。前者是使表面化学成分发生变化而硬化的方法。后者是借淬火而硬化的处理方法。渗碳和氮化改变表层的化学成分和基体不同,耐磨性、耐疲劳性特别好。和这种做法相比,高频淬火及火焰淬火仅仅是表层马氏体化,因而提高耐疲劳性要比耐磨性更有效。

借表面硬化进行机械零件强度设计时,问题在于硬化层深度取多少?本来硬化层深度需要对应于外力造成的应力分布,而零件内的应力分布是不能预测的,所以大多是按照实践经验决定硬化层深度。关于硬化层深度和强度的关系将在第五章第(六)节进行探讨。

硬化层深度与有效硬化层深度和全硬化层深度两种 渗碳目的有效

表面硬化淬火不仅使表层硬化,而且在表层还残留压应力,对提高疲劳强度很有效果。为了充分地利用表层的残留压应力,渗碳淬火时,基体的含碳量希望在0.2%以下,例如0.15% C时,热处理变形最小,对齿轮等的渗碳淬火很适合。作为渗碳淬火用的合金钢,如果用Cr、Mn、Mo含量高的钢,在气体渗碳时容易发生晶界氧化而使表层成为不完全淬火状态,从而产生降低疲劳强度或使渗层剥离等现象。应引起注意。

表面硬化处理一般在淬火后都进行低温回火(180~200°C)。这种低温回火有否必要还是个问题。对于这个问题,表面淬火后要进行磨削加工的零件,应该遵守必须进行低温回火的准则。这在防止磨削裂纹意义上是绝对必要的。在不需磨削加工的零件,仅以耐疲劳性为目的,为100%有效运用表层残留压应力,低温回火以不采用为好。但在不仅要求耐疲劳性,也需要耐磨性时,低温回火就不能省略。

(2) 表面强化

机械零件在虽然要求耐磨性,但最主要的是要求耐疲劳性时,采用表面强化热处理比表面硬化还要有效。表面强化热处理推荐用软氮化工艺。软氮化没有氨气氮化那样硬,所以一般俗语称之为软氮化。有盐浴软氮化和气体软氮化两种方法。处理温度都是570°C,所以只适用于调质零件。可以在调质后进行,或者在回火同时进行,570°C处理后一般立即要水冷。

盐浴软氮化,以前国外叫tuffride法,由于产生公害,后来得到改进,现在以新tuffride名称再次问世。而气体软氮化作为无公害法而得到广泛应用。和盐浴软氮化法一样有渗入S和N的处理方法,叫做硫氮共渗。

和表面硬化相比,表面强化的表层硬度为HV500~600,能大大提高耐疲劳性,因此应该大力推行于需要耐疲劳性高的零

件。

(3) 表面润滑处理

降低机械零件的表面摩擦系数，进而提高耐磨性的处理方法称做表面润滑处理。要起到表面润滑作用，渗硫是很好的。渗硫有高温(570°C)和低温(190°C)两种盐浴处理方法。高温处理温度为570°C，只能用于调质件。低温处理温度190°C，适用于低温回火零件，如高频淬火和渗碳淬火零件。这是预先降低经过表面硬化的零件的表面摩擦系数而防止热胶着。这对受摩擦的机械零件是一种有效和适宜的表面处理方法。

3. 复合热处理

生产实践发现，将两种热处理方法复合起来，比单一的热处理具有更多的优越性，如常用的调质后再进行表面淬火。因而在机械零件强度设计时可以考虑调质和表面热处理组合的各种复合热处理法。

(1) 调质加表面硬化

调质的目的是改善基体的性能，如将其和改善表面层为目的的表面硬化处理复合，就是调质加表面硬化，即调质后表面淬火。基体材料由于调质而强韧了，如对其表面再进行表面硬化以提高耐磨、耐疲劳性，的确是如虎添翼。当然，表面淬火后进行低温回火是必要的。

(2) 调质加表面强化

是将调质后的材料表层再用软氮化强化的复合热处理。软氮化处理温度如恰好相当于调质的回火温度，可以调质后再软氮化，也可以在淬火后将回火和软氮化合进行，适用于只要求提高耐疲劳性的零件。

(3) 调质加表面润滑处理

是赋予调质零件以润滑性为目的而进行的一种复合渗硫处理的方法。高温渗硫时和回火温度相同，低温渗硫则要求在调质后再在 190°C 复合处理。对于发生摩擦或热胶着的机械零件是最恰当的复合热处理。

(4) 表面硬化加表面强化

这种复合处理就是将以往习惯表面硬化后直接使用的零件和软氮化相结合的处理方法。其处理次序应是软氮化后再高频淬火。这时软氮化层由于高频淬火，在扩散氮的同时还改善材料的淬透性，因而增大了硬化深度。淬火组织的马氏体也因含有氮而细化，因而强度增高。但是也可以考虑采用高频淬火后再 570°C 软氮化的复合处理。这时高频淬火的硬化层在软氮化的同时成为调质状态，可得到具有调质软氮化层的表面强韧零件。

(5) 表面硬化加表面润滑处理

表面硬化零件只达到表面硬化作用。这时如再进行复合渗硫的润滑处理，例如，在渗碳淬火或高频淬火过的零件上将低温回火和低温渗硫同时进行，则硬化层兼有润滑性，增加了机械零件的适用性。将表面淬火零件进行高温渗硫就是使硬化层在调质的同时渗硫，达到发挥强韧性和润滑性的目的。氮化层上面复合渗硫方式也可考虑。或者是气体氮化加低温渗硫，或者是气体氮化加高温渗硫。氮化和高温渗硫同时进行的硫氮共渗就是 Sursulf 法。

(6) 表面强化加表面润滑处理

是表面强化的软氮化和增加表面润滑性的渗硫相结合的复合处理，经过这种复合处理的机械零件适合于需要耐疲劳和要求润滑性的条件。

以上概述了提高机械零件强度的各种热处理方法，其中有

些复合热处理目前实践经验还不太多，优越性还未能充分表现出来，还可能更多更好的复合热处理方式有待开发和研究。

下面将按专题探讨提高机械零件各项性能的热处理方法。

(二) 提高耐磨性的热处理

零件因磨损而失效的形态有划痕磨损、粘附磨损、滚动磨损等。

一般认为硬度愈高的材质耐磨性愈好。因此，要提高耐磨性，提高材料表面的硬度是可取的方法。其中除了一般的淬火硬化方法以外，常用的热处理工艺还有渗碳、碳氮共渗、氮化、高频表面淬火和火焰表面淬火等。

如果磨损现象是由于表面粘附造成的，那末只要在钢铁表面形成不容易发生粘附的薄层，就可改善其耐磨性，软氮化、渗硫和硫氮共渗等就是属于这一类的处理方法。

上面所说的两大类提高耐磨性的热处理工艺都有各自的特色，对改善耐磨性都很有效。下面根据一些实验数据分别论述材料和热处理工艺对耐磨性的影响。

1. 硬度和耐磨性

人们从日常经验中早就发现硬度愈高的愈耐磨的现象。因此将含碳量高、淬透性好的钢，淬火成为硬度高的马氏体组织可提高其耐磨性。

在划痕磨损中，有报告说，硬度相同，杨氏模量愈高的材料磨损愈少，如图 3-1 和表 3-1 所示。

钢的淬火硬度在其含碳量达到 0.6% 以上时大致为一固定值，但如果在其组织中有硬的碳化物时则耐磨性更好，因此含碳

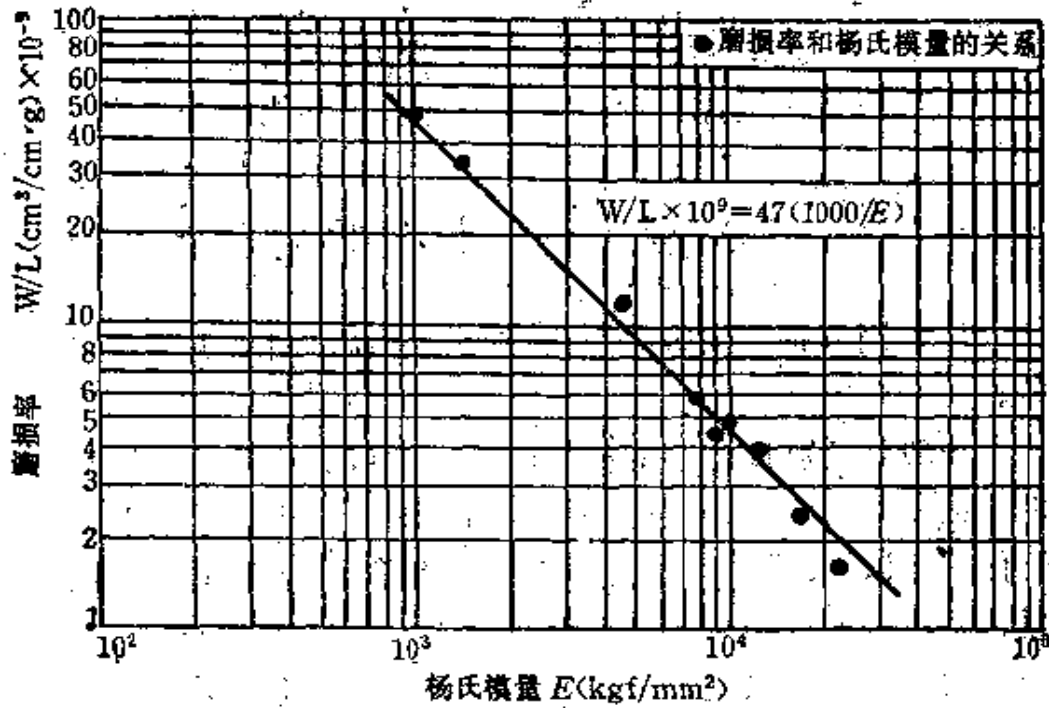


图 3-1 对砂纸的磨损率和杨氏模量的关系

表 3-1 评价各种材料耐划痕磨损的典型值(H/E)

材 料	状 态	杨氏模量 E (kgf/mm ²)	硬度 H (HB)	(H/E) × 10 ³
氧化铝	烧 结	9.8 × 10 ³	2000	204
镀铬	光 泽	8.4 × 10 ³	1000	119
灰铸铁	淬 火	10.5 × 10 ³	500	48
硬质合金	9% 钨	57 × 10 ³	1800	32
钢	淬 火	20.4 × 10 ³	600	29
钛	硬 化	12.3 × 10 ³	300	24
铝合金	硬 化	7.4 × 10 ³	120	16
灰铸铁	铸造状态	10.5 × 10 ³	150	14
钢	退 火	21 × 10 ³	150	7

耐划痕磨损性
大
↑
↓
小

量愈多的钢磨损量愈少。图 3-2 显示了这种情况，所以需要高的耐磨性时应选用高碳钢并进行淬硬处理。

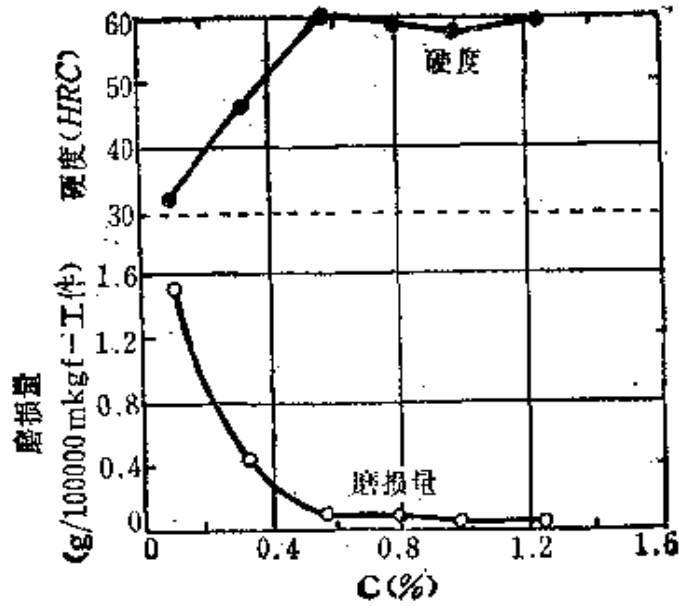


图 3-2 淬火钢的硬度和磨损量的关系

钢中因有各种合金元素而形成不同的碳化物。与碳钢中的碳化铁相比,由铬、钼、钨或钒等构成的特殊碳化物要硬得多(表 3-2)。这种特殊的碳化物按照铬、钼、钨、钒的次序增高硬度,其中钒只要加入微量就能显著提高其耐磨性,如图 3-3 所示。

表 3-2 碳化物的硬度

碳化物类型	硬度(HV)	碳化物类型	硬度(HV)
M_3C	1150~1760	Fe_3C	1150~1340
$M_{23}C_6$	1000~2800	$(Cr, Fe)_{23}C_6$	1000~1520
M_7C_3	1800~2800	$(Cr, Fe)_7C_3$	1820
M_2C	1800~3000	Mo_2C	1800~2200
M_6C	1600~2300	W_2C	3000
MC	2250~3200	Fe_4Mo_2C	1670
		MoC	2250
		WC	2400~2740
		VC	2500~2800
		TiC	3200

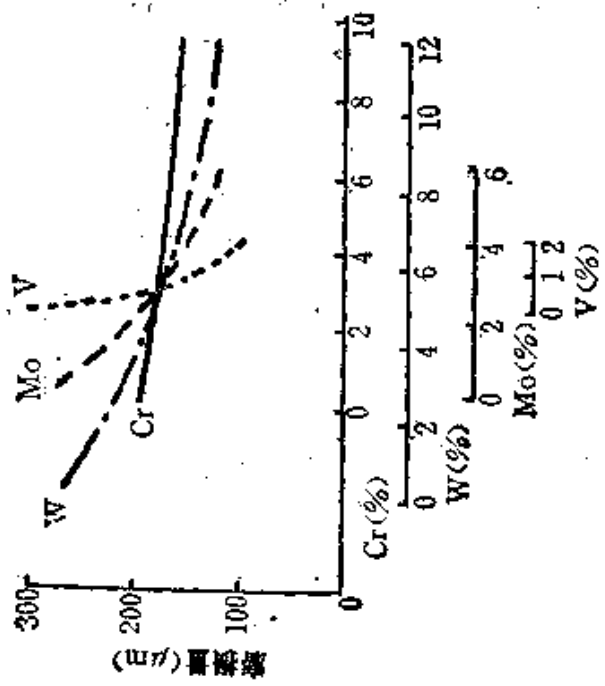


图 3-3 合金元素对耐磨性的影响 (以 0.3% C-3Cr-3Mo-0.5V 钢作标准, 负荷到 160kgf/mm²)

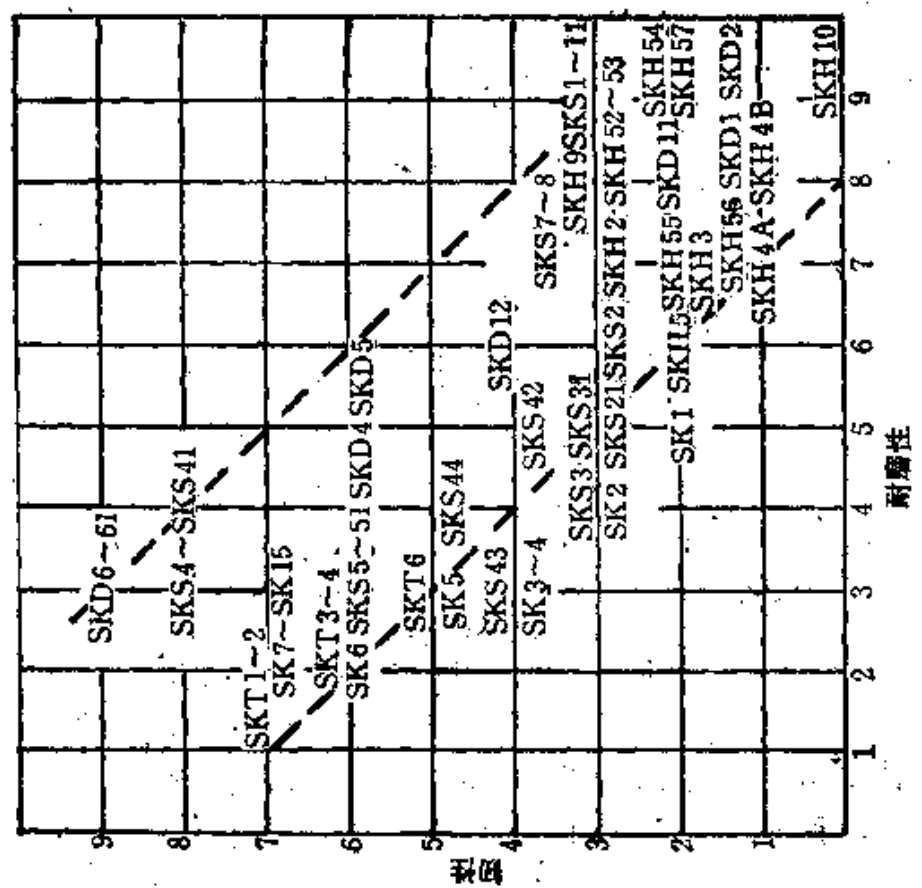


图 3-4 JIS 工具钢的耐磨性和韧性

因此,与碳素工具钢相比,含特殊碳化物的合金工具钢,尤其是含特殊碳化物多的高速钢,其耐磨性要好得多。图3-4表示了它们的关系。图上根据各钢种的常用硬度,将韧性和耐磨性划分为9级,数值愈大的意味着它的性能愈好。

在高速钢中,含钒的碳化物量愈多的,其耐磨性愈好(图3-5)。

如要求有高温耐磨性,则如图3-6所示,含M6C(钼、钨为主要成分)的SKH9要比含Cr7C3的SKD1好。

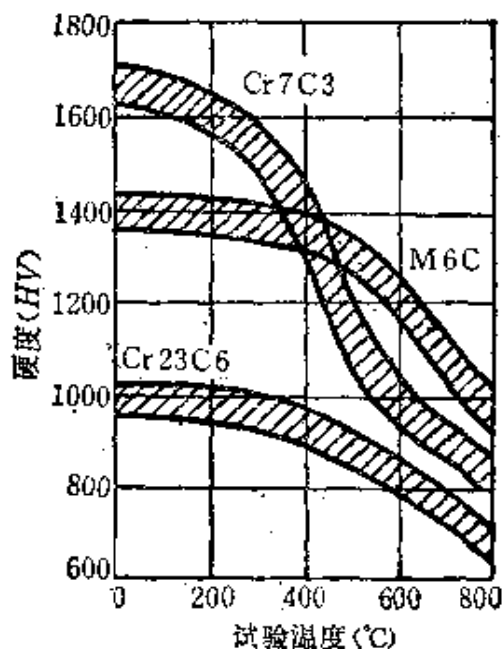
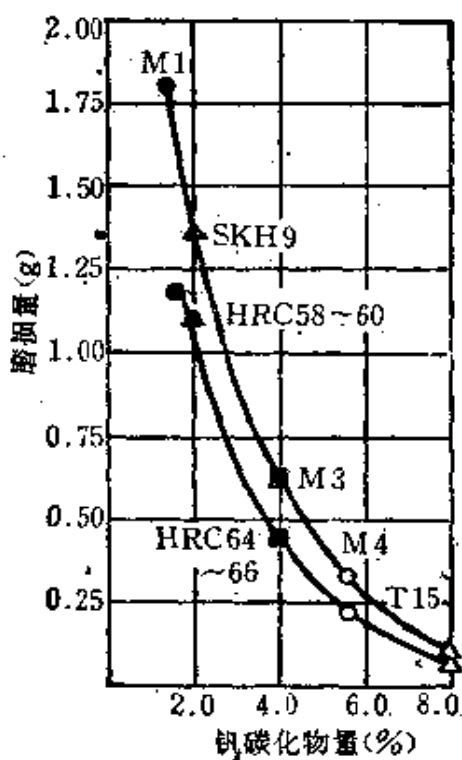


图3-5 钒碳化物量对耐磨性的影响

图3-6 碳化物的高温硬度

受冲击载荷磨损的零件如使用高锰钢(13% Mn)热处理可得到较好的结果。因为高锰钢淬火时成为奥氏体状态,一旦受到冲击作用就会发生加工硬化,可达到HB500~600高硬度,从而

获得显著的耐磨性。

根据 Kruschov 等的研究，将试验金属样品在砂纸上以一定压力、一定距离磨损时的磨损率的倒数和磨损率最大的铅的倒数之比值作为相对耐磨度，分别求得在纯金属、淬火回火、加工硬化三种情况下，硬度和磨损的关系。其结果如图 3-7、3-8、3-9 所示。纯金属和淬火回火硬化的材料，硬度值高的相对耐磨度升高。但是由于加工硬化而增大硬度值的材料，却未能改善其耐磨性，有磨损增多的倾向。

这是个极重要的现象，因为它说明并不是只要提高硬度值就一定能提高其耐磨性。

图 3-10 表示碳氮共渗处理钢的表面硬度值和磨损的关系。按照该图所示，在润滑的滑动摩擦情况，表面硬度值增高则单位磨损量下降。这是在碳氮共渗后从该温度直接淬火的，因而在

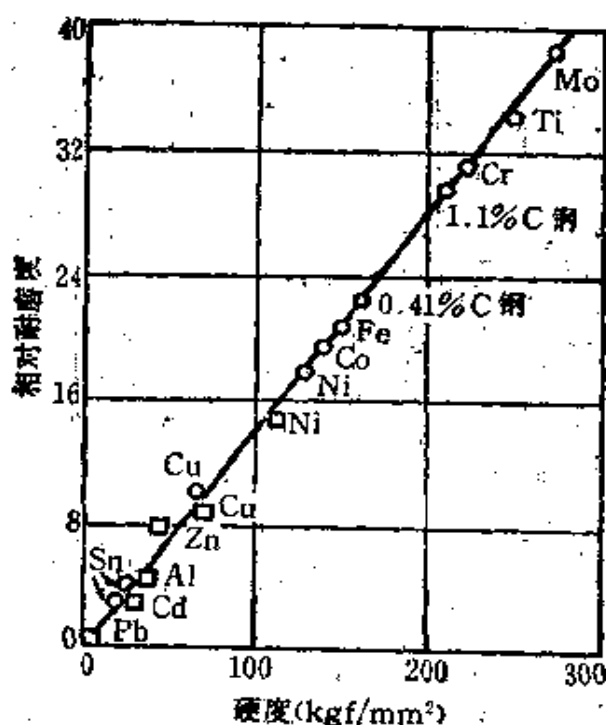


图 3-7 纯金属的相对耐磨度和硬度的关系(Kruschov, Babichev)

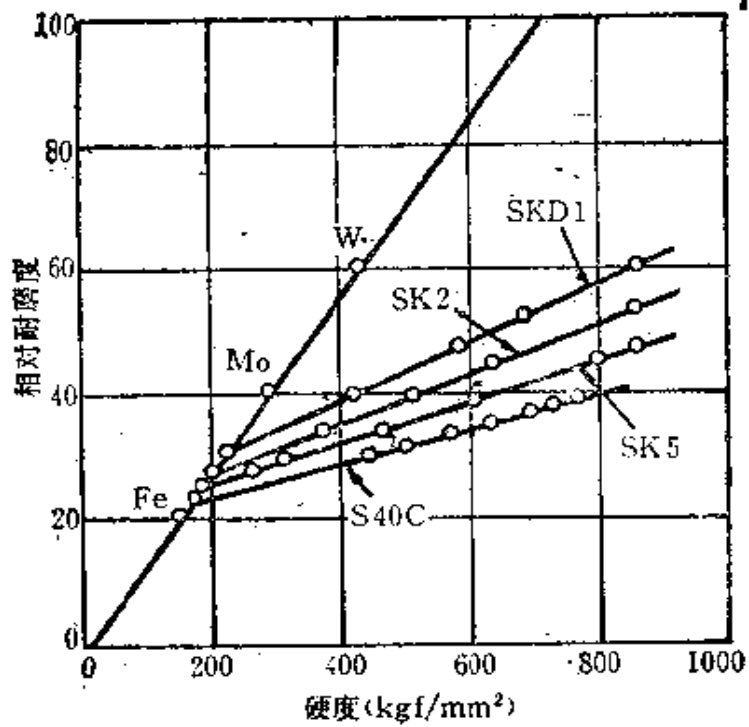


图 3-8 淬火回火处理钢的相对耐磨度和硬度的关系 (Krushov, Babichev)

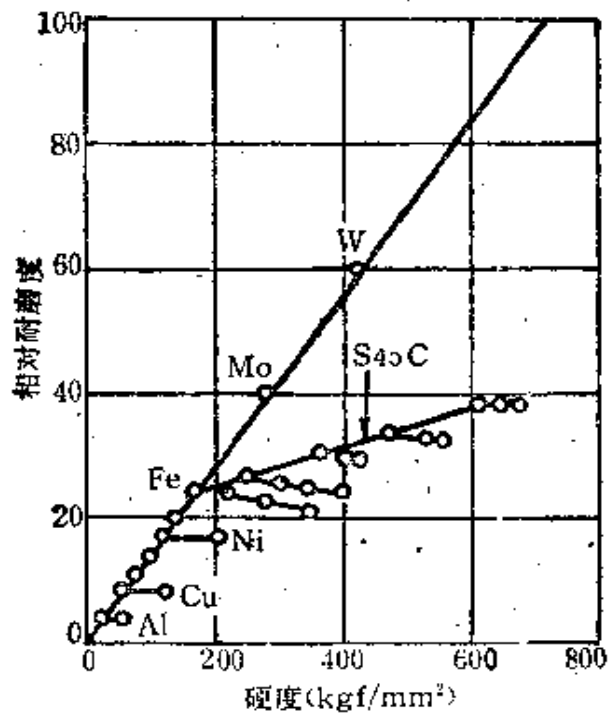


图 3-9 加工硬化的金属和合金的相对耐磨度和硬度的关系 (Kruschov, Babichev)

处理温度高时,表面生成多量的残留奥氏体,随之引起表面硬度

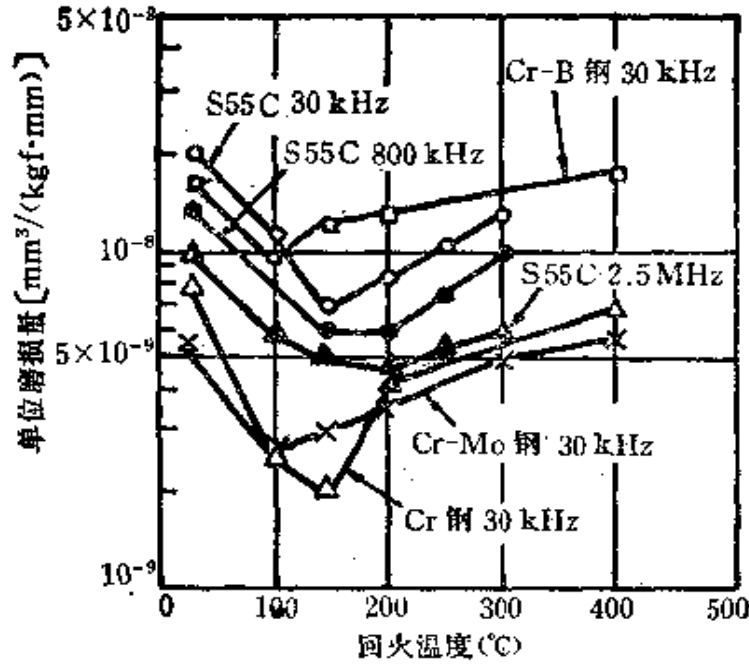


图 3-11 高频淬火钢的回火温度和磨损的关系

试样: 固定的和旋转的试样都是在高频淬火后在各种温度回火 1h

磨损条件: $P15 \text{ kgf/cm}^2$

润滑油: 60 锭子油, 油温 20°C

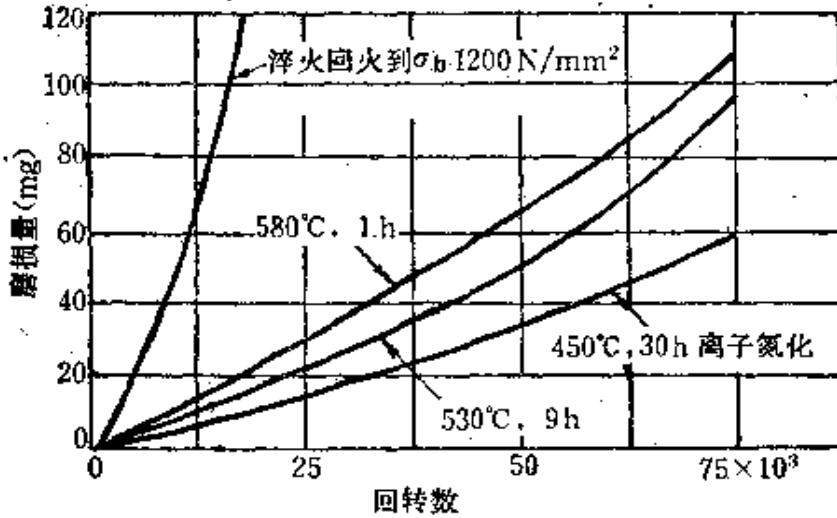


图 3-12 离子氮化处理温度对磨损的影响 (Edenhofer, Bewley)

试样: $42\text{CrMo}4$, 化合物层: $4\sim6 \mu\text{m}$, 扩散层约 0.2 mm

磨损条件: 用 Amsler 磨损试验机, 载荷 196.2 N , 相对滑移速度

1.43 m/s 无润滑, 滚动, 滑动摩擦

差异,但是从图上可以看出,所有的钢在淬火后进行 150°C 回火的单位磨损量大都显示最低值。这种情况可解释为,在 150°C 回火温度以下,随着温度的逐渐增高,材料在发生软化的同时也消除了残留应力,因而单位磨损量减少。而高于 150°C 以后虽能消除应力,但同时硬度也随之下降,结果使磨损量增多。

Edenhofer 等研究了 42CrMo4 离子氮化的耐磨性。将试样在 $450\sim 580^{\circ}\text{C}$ 氮化范围内改变氮化温度,使其得到一定的表面化合物层($4\sim 6\ \mu\text{m}$),全硬化层深 $0.2\ \text{mm}$,然后在 Amsler 磨损试验机上进行无润滑、滚动滑动的摩擦试验。试验条件固定为载荷 $196.2\ \text{N}$,相对滑动速度 $1.43\ \text{m/s}$ 。图 3-12 表示其结果,从结果来看是处理温度低的好。另外,从处理温度和表面硬度的关系来看,以 450°C 处理的最硬,随着处理温度的提高,硬度有下降的趋势,因而可认为表面硬度对耐磨性有显著的影响。

经过渗硼处理的钢,其表面层硬度比渗碳、氮化更高。渗硼有气体、液体(盐浴和电解法)、固体三种方法,都能在表层生成 FeB,其下层生成 Fe_2B 相,前者的硬度为 HV 2000,后者为 HV 1500 左右。

图 3-13 和 3-14 表示渗硼层在滑动磨损试验结果的例子。经过渗硼处理的钢和未处理的或淬火硬化的相比,显示出磨损量最小,耐磨性最好。但是,将渗硼处理钢的表层为 FeB- Fe_2B 双相和 Fe_2B 单相相比,硬度低的 Fe_2B 单相的钢的磨损量反而更少。其主要原因是,由于在渗硼后的冷却阶段,或者在摩擦过程中产生的摩擦热所导致的急剧加热与冷却的反复作用,使 FeB 和 Fe_2B 的边界附近常常发生微细裂纹,此裂纹以后又成长而发生断裂、剥落,而且这种磨损下来的粉末又夹杂在摩擦面之间,引起急剧的磨损。但是在轻度磨损的条件下,上述现象却很少见,因为这时, Fe_2B 要比 FeB 更容易发生氧化磨损,可以推测能减

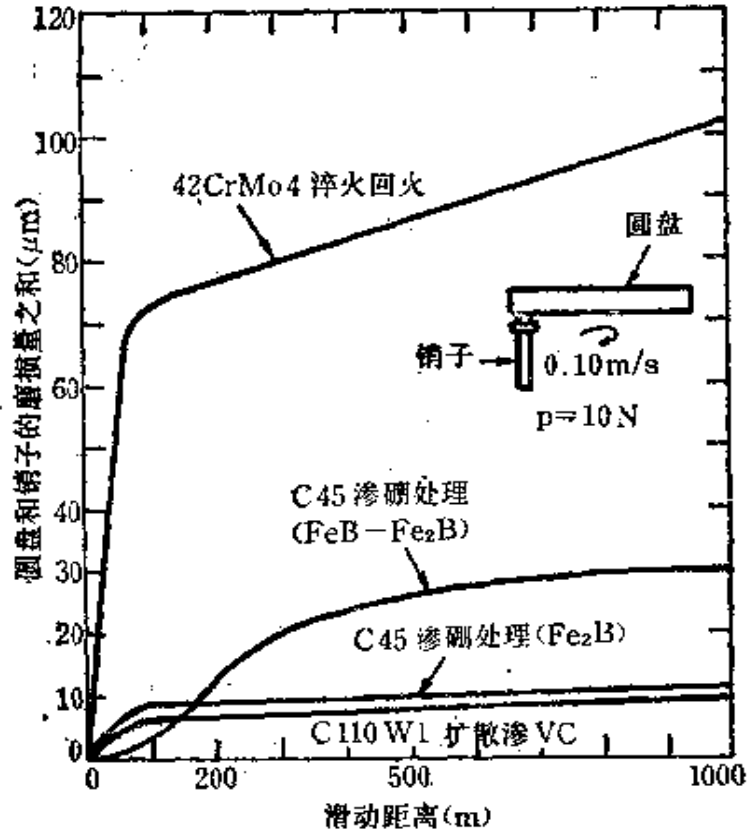


图 3-13 渗硼处理钢的无润滑滑动磨损量的变化 (Müller, Schaaber)

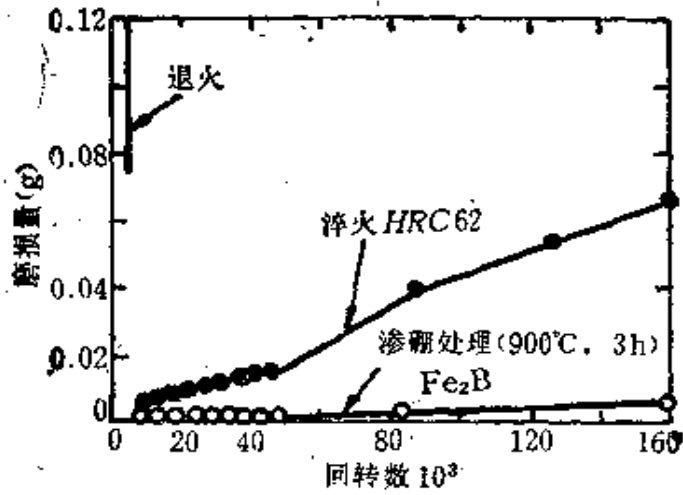


图 3-14 渗硼处理钢的耐磨性

试样: C45 试验机: Faville-Levally 试验机
 载荷: 5kg, 配合的试验材料是经过相同处理的
 (Chatterjee-Fischer, Schaaber)

少上述磨损现象发生的断裂、剥落下来的粉末。因此在渗硼处理时有必要考虑使表面层成为 Fe_2B 单相组织。

2. 抑制表面层粘附作用的表面热处理和耐磨性

在粘附磨损中,当载荷为材料的布氏硬度值的 $1/3$ 左右时,往往出现热胶着状态,如图 3-15 所示。该图表示了 S-25C 钢的硬度为 HB223 和 430 时,摩擦压力和粘附磨损系数的关系。当压力逐渐增加到 $1/3$ 布氏硬度值时粘附磨损系数就发生急剧增加,即进入所谓热胶着状态。例如当 S25C 硬度为 HB223 时,此压力为 $223 \times 1/3 = 74 \text{ kgf/mm}^2$, 在 HB430 时为 $430 \times 1/3 =$

143 kgf/mm^2 。

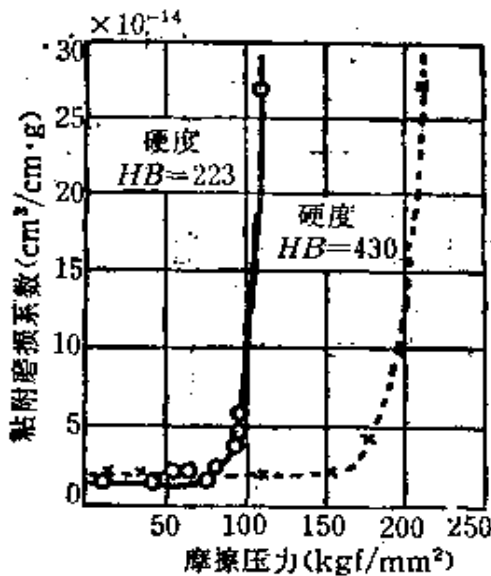


图 3-15 摩擦压力和粘附磨损系数的关系

同种材料的配合,在磨损的过程中容易发生粘附或熔敷现象,因此避免这种现象的发生就能减轻磨损的程度。但实际上就是在不同材料配合的情况,随着磨损的进行发生从对方材料来的金属迁移 (metal transfer),在摩擦面上构成同种材料的配合而更加造成容易发生金属迁移的状态,随着这一过程的进行磨损损耗增

大。这种现象的绝大多数是起因于粘附或熔敷,因而如能用表面热处理方法来抑制这种现象,就有可能提高材料的耐磨性。

工业上常用的渗硫或硫氮共渗是采用盐浴法。渗硫是在 200°C 左右的含硫电解盐浴中进行的。硫氮共渗则是在 570°C , 在添加硫化物的氮化盐浴中处理的。经过这样处理,在钢的表

面层生成 FeS 化合物，这和润滑油中作为耐高压添加剂添加的硫化物在摩擦过程中所构成的反应和形成的反应产物一样，都能起到减摩作用。

在电解渗硫处理的钢的表面上形成几个微米的 FeS 层，该层能抑制和对方材料的粘附或熔敷现象，从而具有很好的耐磨性。图 3-16 的例子，是在 $200^{\circ}C$ 、10 min 电解渗硫的试样和未处理的材料进行 Falex 试验的结果。从结果来看，未渗硫的材料在试验时间 27 min、载荷约 600 kg 时就发生热胶着，渗硫处理的试样，在实验 60 min 以上，载荷 1100 kg 时也未出现热胶着，发现有很好的抗热胶着性。

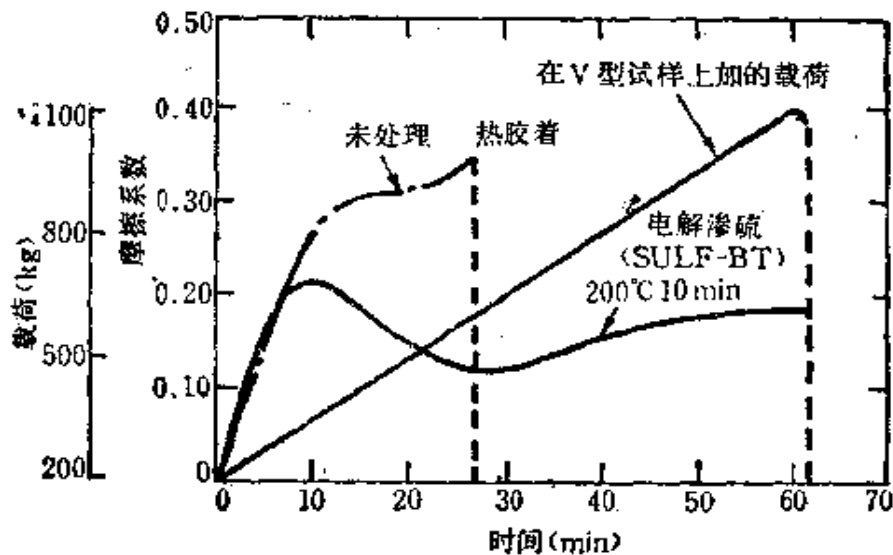


图 3-16 电解渗硫处理(SULF-BT)钢的 Falex 试验结果(Grieve)

下面对硫氮共渗处理的钢用 Falex 试验机，在有润滑和无润滑条件进行了和上述相同的实验，和其他的表面热处理法一起，研究了最大载荷、平均摩擦系数和摩擦面的状态，其结果列于表 3-3 和表 3-4。

表 3-3 0.4% C 钢经过各种表面热处理在有润滑条件下的摩擦、磨损性能 (Gregory)

表面热处理条件	最大载荷 da. N	平均 摩擦系数	摩擦面的观察结果
离子氮化, 560°C, 16h	2500	0.032	在局部发现急剧擦伤, 中止实验计划
特殊气体氮化, 570°C, 5h	1200	0.038	发生热胶着
CN-CNO 系盐浴氮化, 570°C, 1.5h	2000	0.035	发现局部熔敷, 观察到发热现象
加硫的 CN-CNO 系盐浴处理, 570°C, 2h	2500	0.032	产生轻微擦伤, 中止实验计划
硫氮共渗处理 (Sursulf 法) 570°C, 1.5h	2500	0.030	几乎未受到表面损伤, 中止实验计划

试验机用 Falex 摩擦试验机

表 3-4 0.4% C 钢经过各种表面热处理在无润滑条件下的摩擦、磨损性能 (Gregory)

表面热处理条件	最大载荷 da. N	平均 摩擦系数	摩擦面的观察结果
离子氮化, 560°C, 16h	400	0.16	观察到热胶着造成的表面损伤
特殊气体氮化, 570°C, 5h	200	0.40	试验刚开始就急剧地发生热胶着
CN-CNO 系盐浴氮化, 570°C, 1.5h	470	0.28	在试验过程中发生细的磨损粉末, 由于热胶着, 摩擦系数增大
加硫的 CN-CNO 系盐浴处理, 570°C, 2h	780	0.13	摩擦面发生塑性流动, 未看到磨损粉末, 观察到部分擦伤
硫氮共渗处理 (Sursulf 法) 570°C, 1.5 h	1150	0.11	摩擦面发生塑性流动, 未看到磨损粉末, 观察到极轻微的部分擦伤

从表 3-3 中可知在有润滑的条件下,加硫的 CN-CNO 系盐浴处理的和硫氮共渗处理的,与离子氮化的钢虽具有大致相同的最大载荷和平均摩擦系数,但磨损面的表面状态很不一样,硫氮共渗处理的几乎未受到表面损伤。

而在表 3-4 的实验结果,上述倾向表现得更加显著,说明硫氮共渗处理可以得到最高的耐磨性。

对球墨铸铁施行硫氮共渗处理,研究其滑动磨损性能的结果表明,在容易发生粘附或熔敷的苛刻条件下确实具有很高的磨损抗力,但在属于所谓轻度磨损的氧化磨损区域,几乎未表现出什么优越性。

下面介绍一种氧氮碳共渗处理方法和耐磨性的试验情况。所谓氧氮碳共渗处理就是在 CH_4 或渗碳性气体和 NH_3 的混合气体中添加 0~2% 氧进行的为了提高耐磨性的一种表面热处理法。图 3-17 表示其代表性的热处理过程。即在炉内装入被处理零件后,减压到 $13.3 \text{ N/m}^2 (10^{-1} \text{ 托})$,再在 $4 \text{ KN/m}^2 (10 \text{ 托})$ 的一定压力下供给 NH_3 气,同时使炉温上升到 570°C 处理温度。在刚要达到处理温度之前切换到例如在 $\text{CH}_4\text{-NH}_3$ 混合气体中添加少量氧的气氛,在炉压 $53.3 \text{ KN/m}^2 (400 \text{ 托})$ 保持 10 min 后减压到 $13.3 \text{ KN/m}^2 (100 \text{ 托})$,再重复升到 53.3 KN/m^2 ,这样进行几次循环操作,处理结束的工件在 13.3 N/m^2 减压下油冷取出。

这样在 570°C 进行 2h 氧氮碳共渗处理的试样 (En32 钢) 和经过其他表面热处理的试样一起研究了它们的耐磨性。结果示于图 3-18。这是在 Amsler 磨损试验机上,使用 SAE*30 润滑油,载荷 20 kg,滑动率 10% 的条件下进行滚动滑动磨损试验。氧氮碳共渗处理的钢在通常的条件下,得到和气体软氮化 (Nitemper) 或盐浴软氮化 (Tuffride) 处理类似的磨损变化曲线,耐磨性很好。

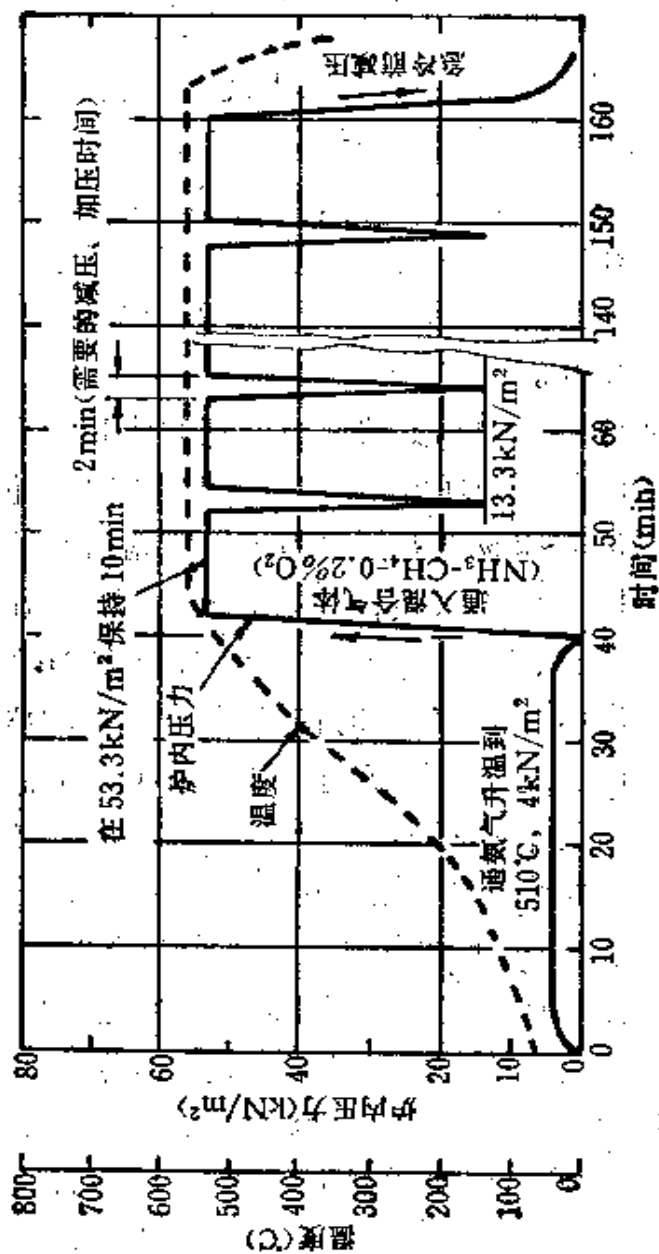
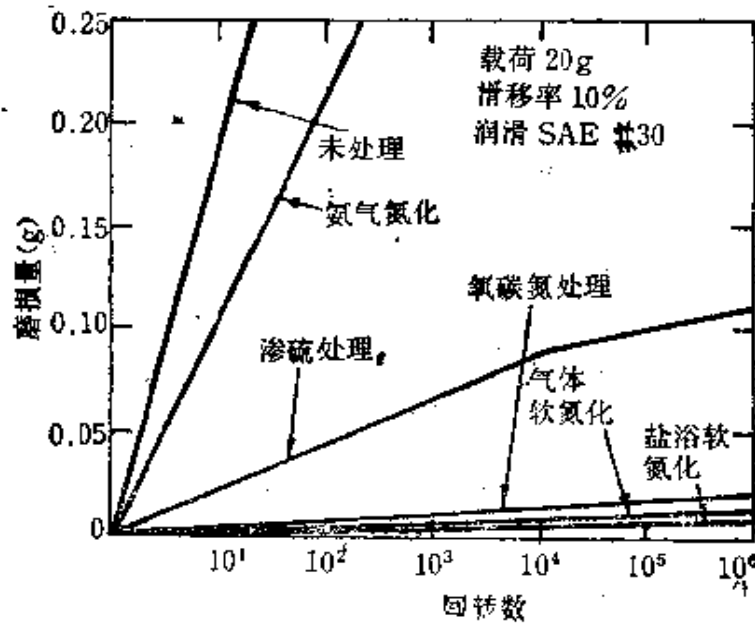


图3-17 低压表面热处理周期(在混合气中加氮则成为氨碳氮处理)
(Dawes, Tranter 和 Reynolds)

3-17



试验机: Amsler 磨損试验机

图 3-18 施行各种表面热处理的 En32 钢的磨損量变化曲线(Dawes, Tranter 和 Reynoldson)

表 3-5 是在 Faville-Levally 摩擦试验机上, 和上述一样用 SAE*30 润滑油进行热胶着试验的结果。从表可知氧氮碳共渗处理的钢(En8)比未处理的剪断载荷要高 4 倍以上, 而且也比 Nitemper 或 Tuffride 有更好的性能。

表 3-5 En8 钢经过各种表面热处理后在 Faville-Levally 试验机上试验的结果(Dawes, Tranter, 和 Reynoldson)

处理方法	销子的剪断载荷	试验后的表面状态*
未处理	308 kg	磨損变形
Nitemper	1070 kg	磨面光亮
Tuffturide	925 kg	磨面光亮
氧氮碳共渗	1261 kg	磨面光亮

* 销子的摩擦面和 V 形试样的接触面



(三) 提高耐冲击性的热处理

在零件或构件上往往在外形或材料内部都可能存在着各种大小的缺陷,在使用过程中这些缺陷就成为疲劳裂纹源,当材料的耐冲击性差时就会发生急剧的脆性断裂。如果材料的耐冲击性好,则即便有这种缺陷,在很多情况下也会因局部的塑性变形而避免脆性断裂。

在研究热处理工艺对钢的耐冲击性能的影响之前,还需要了解影响耐冲击性的一些其他因素。其中最主要的是材料中的杂质和偏析以及锻造比的影响。下面先介绍这些因素和材料冲击值的关系,然后再讨论热处理工艺的作用。

1. 杂质、偏析和锻造对材料冲击值的影响

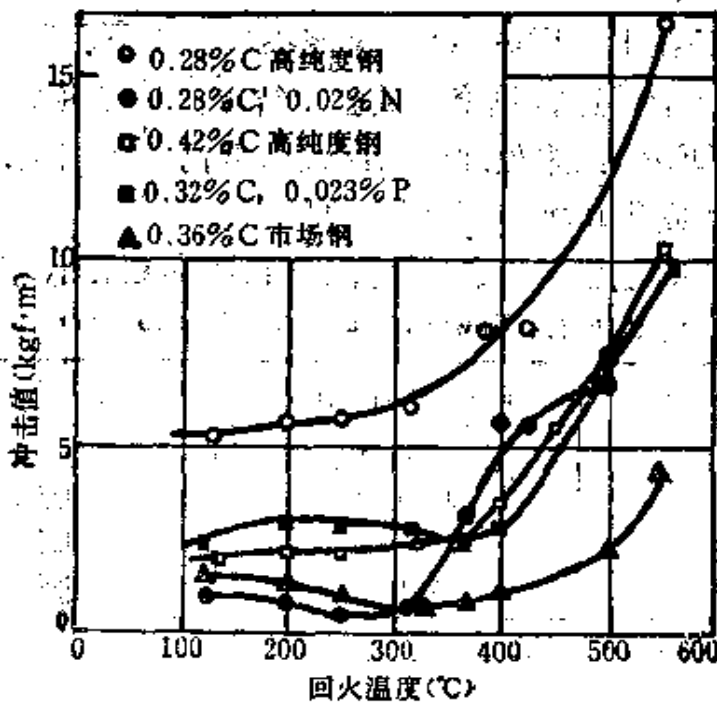


图 3-19 马氏体回火伴随的冲击值的变化

材料含有磷和氮等杂质，在 300°C 左右的回火温度时会明显地出现所谓低温回火脆性。因此，一般结构钢应避开在 300°C 左右温度回火，在 550°C 以上温度回火后使用就没有什么问题，如图 3-19 那样，磷、氮全都使冲击值下降。

从这种情况来看，应当用杂质尽可能少的镇静钢。

真空熔炼和电渣重熔的材料杂质要比大气熔炼的少得多。最近发展的等离子电弧熔炼，其材料更好。这种等离子电弧熔炼法是在 5000°K (4727°C) 以上，甚至达到 50000°K (49727°C) 的等离子电弧的高能熔炼、精炼的，这样可以使杂质蒸发或离解而除去。

材料偏析将使其耐冲击性大大地恶化。例如，对于工具钢，为了增加其耐磨性和高温强度，常希望在钢的组织中能形成碳化物。在淬火状态下，SKD61 等热作工具钢，碳化物占重量的 6~7%，SKD11、SKH9 等冷作工具钢和高速钢碳化物甚至达到 16~20% (重量%)。这种碳化物的分布状态对其耐冲击性有很大影响，当碳化物偏析显著时将使使用寿命显著下降。例如，热作模具钢 SKD61，其服役寿命指标按照加工的零件应为 50000~60000 个，但是由于碳化物偏析，常常在加工 50~100 个零件时就发生早期裂缝。

图 3-20 表示偏析对 SKD61 钢的延伸率和断面收缩率的影响。电渣重熔(ESR)的材料，与大气中熔炼的相比，延伸率和断面收缩率、冲击值和锻造后的方向性都得到明显的改善。

含碳化物最多的高速工具钢，碳化物造成的危害很显著。因此，最近开发了用粉末烧结法来制造高速钢。这种粉末冶金高速钢中的碳化物分布均匀，没有偏析，因而耐冲击性很好。

图 3-21 表示了锻造比对 0.36% 碳钢的断面收缩率、延伸率和冲击值的影响，从图可知这几项性能都是锻造比在 4 以上

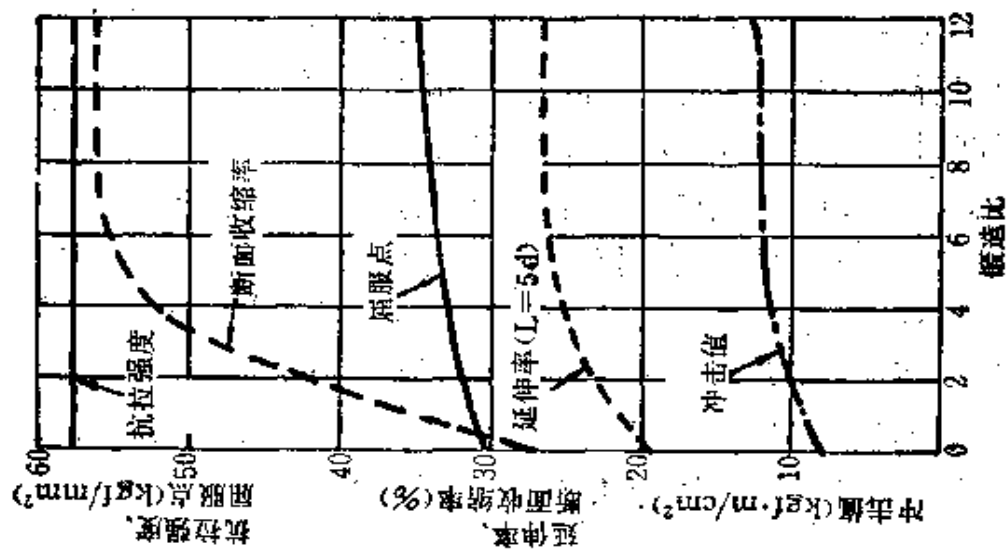


图 3-21 锻造比对 0.36% 碳钢机械性能的影响

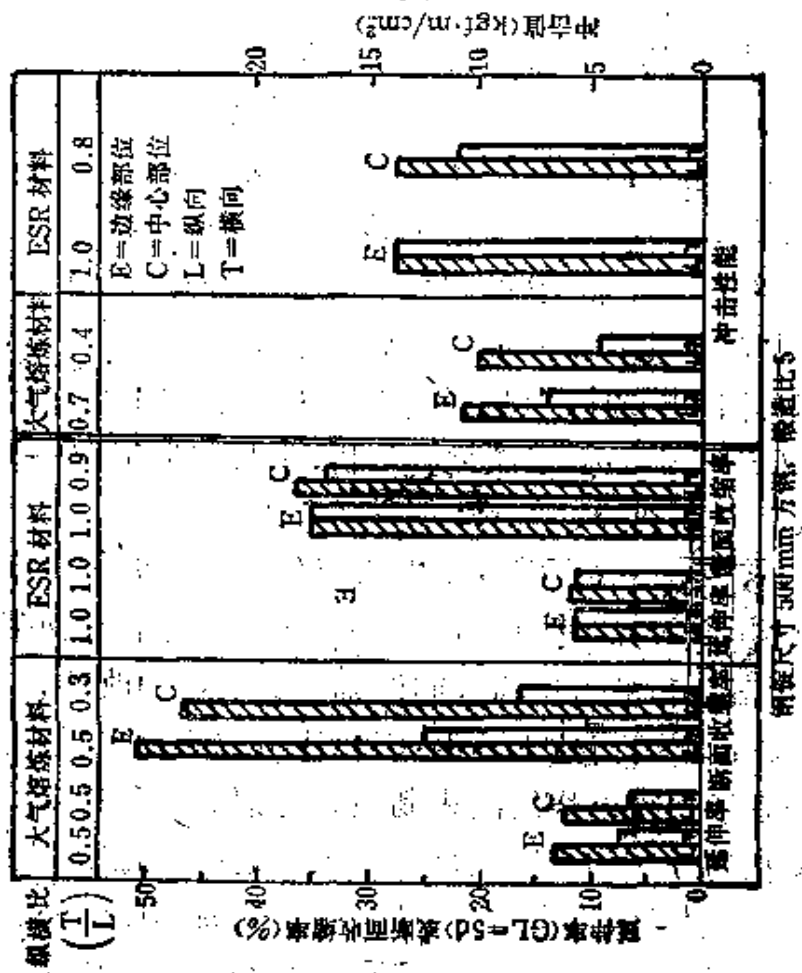


图 3-20 SKD61 在常温时的机械性能 (1010°C 油冷, 590°C × 2h × 两次回火)

时得到显著的改善。一般认为结构钢和合金工具钢的锻造比应在 4 以上, 高速钢应在 6 以上。

2. 退火、正火和淬火回火对冲击值的影响

图 3-22 表示热处理对低碳钢冲击试验时韧性-脆性转变温度的影响, 对于耐冲击性正火要比退火好, 但淬火回火的更好。图 3-23 则是经过各种热处理的 1045 钢转变曲线, 由于淬火回火处理, 冲击值大为提高。图上显示水淬的比油淬的好, 这是因为油淬没有能充分淬火, 是不完全淬火组织。图 3-24 表示锰钢在回火到相同硬度(HRC35)时, 不完全淬火对转变曲线的影响, 淬火成 100% 马氏体的冲击性能最好。这是钢的淬透性引起的截面尺寸效应造成的结果。图 3-25 表示截面尺寸效应的一个例子, 同样处理的含 0.45% C 的 Si-Mn 钢圆棒, 直径大小对各项机械性能有影响, 直径愈小而愈容易淬火的, 得到的强度和韧性都很高。

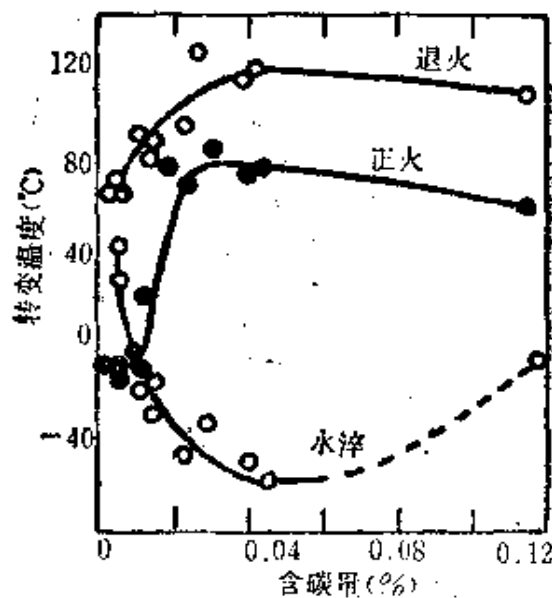


图 3-22 夏氏冲击试验所得低碳素钢的韧性-脆性转变温度

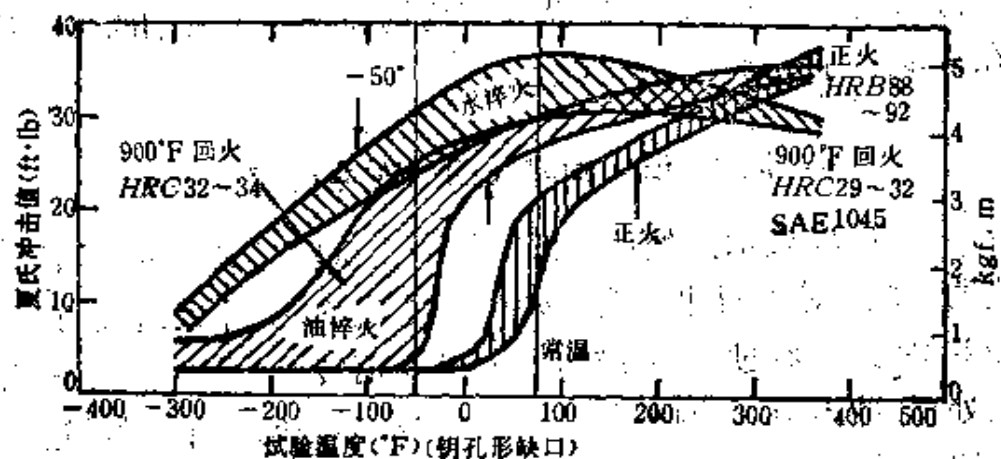


图 3-23 经过各种热处理的 1045 钢的冲击值和试验温度的关系 (Sims, Boulger)

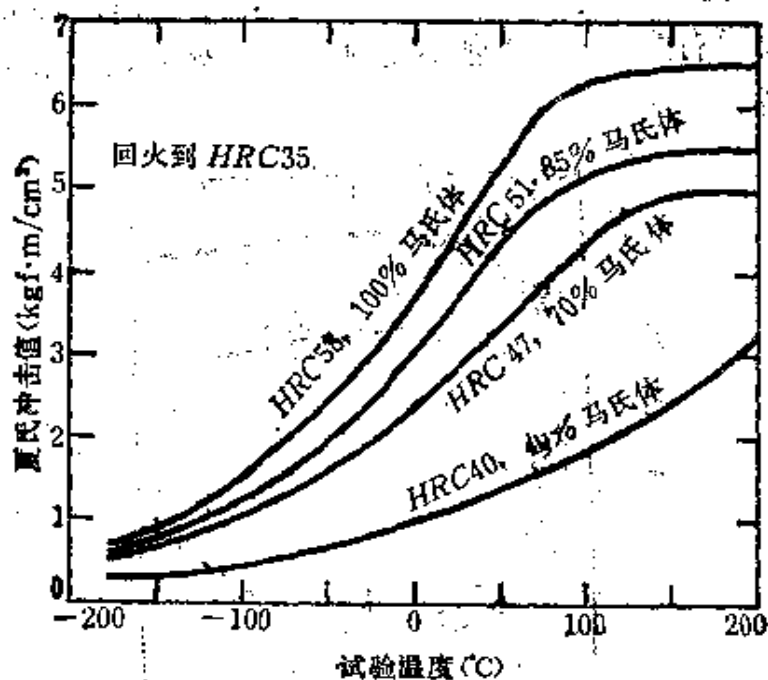


图 3-24 不完全淬火对 Mn 钢 (0.43% C, 0.24% Si, 1.79% Mn) 冲击转变曲线的影响

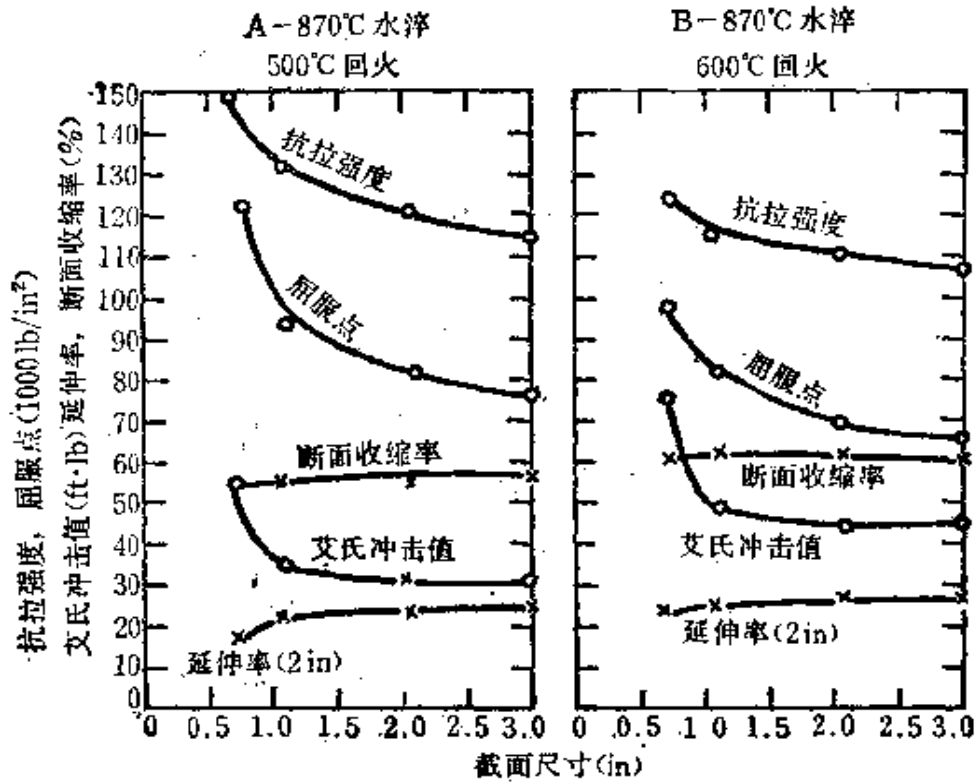


图 3-25 截面尺寸对 0.45% C、0.78% Mn、0.2% Si 钢机械性能的影响

应当指出, 结构钢在淬火回火到相同硬度时, 含碳量低的钢的冲击值比含碳量高的高。图 3-26 表明, 碳量 0.3% 的钢的冲击值为 0.5% 碳量钢的两倍。

延伸率和断面收缩率也是同样的情况。图 3-27 表示, 如硬度相同, 碳量愈低的, 其延伸率和断面收缩率愈高。

从淬火回火处理后的机械性能来看, 凡硬度愈高、抗拉强度愈高则冲击值愈低。从钢种来看, 在热处理到相同硬度和抗拉强度情况下, Cr-Mo 钢和 Ni-Cr-Mo 钢的冲击值要比碳钢高得多。

奥氏体晶粒大小也影响钢材的机械性能, 奥氏体晶粒愈细, 冲击值就愈高。

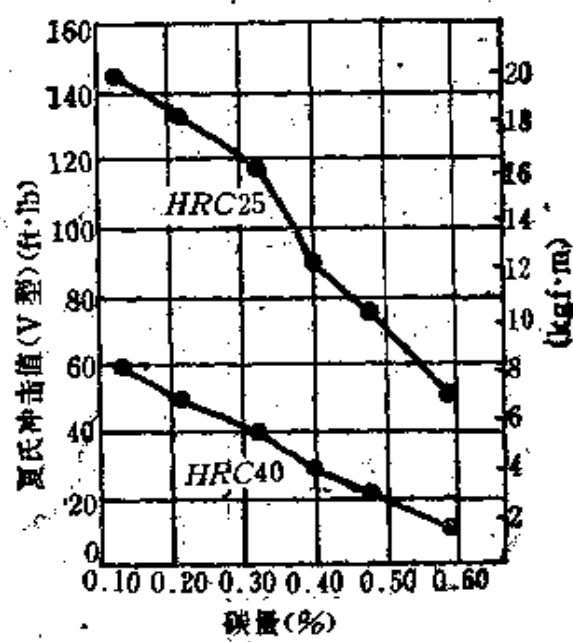


图 3-26 碳量和冲击值的关系(AISI8600 系列钢种进行淬火回火的数据)

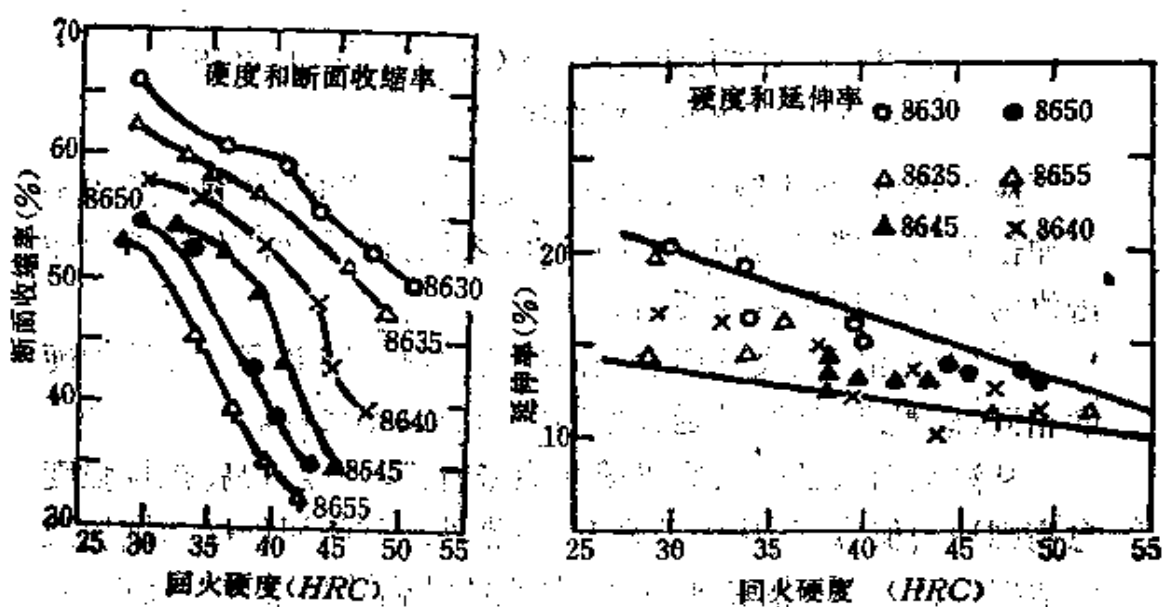


图 3-27 回火硬度和延伸率及断面收缩率的关系 (钢号为 AISI 规格)

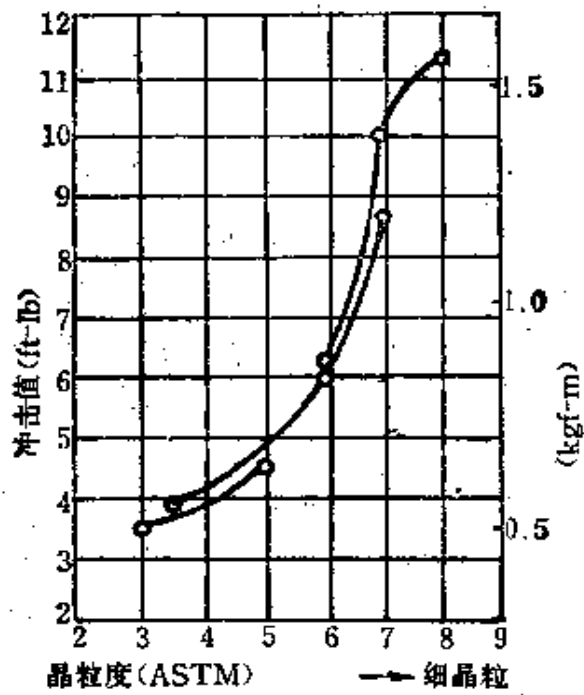


图 3-28 奥氏体晶粒度对韧性的影响

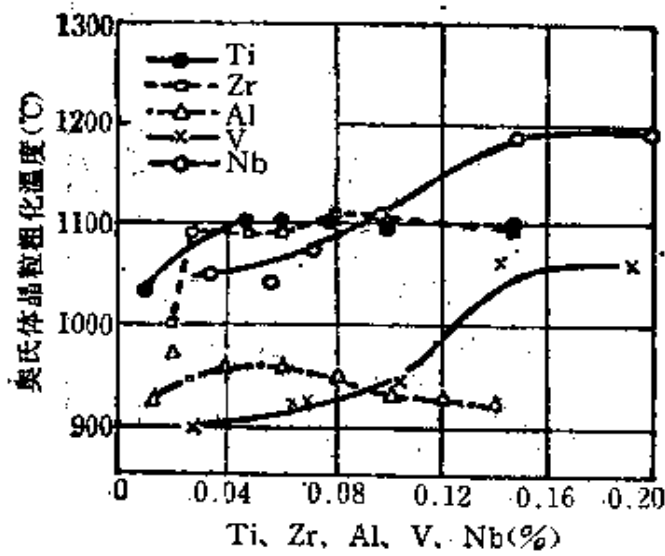


图 3-29 各种元素对奥氏体晶粒度粗化温度的影响

如图 3-28 所示，ASTM 晶粒度 7 号的组织与 4 号组织相比，硬度虽然相同，但冲击值却要高 2.5 倍。因此，应该使用晶粒度很细的钢种。

奥氏体晶粒在温度愈高时成长得愈粗大，达到某一温度以上就会急剧粗大。因此，在热处理加热时应避免钢材过热。但是如在钢中稍微加一点铌、钒、硅、钛等就可显著提高奥氏体晶

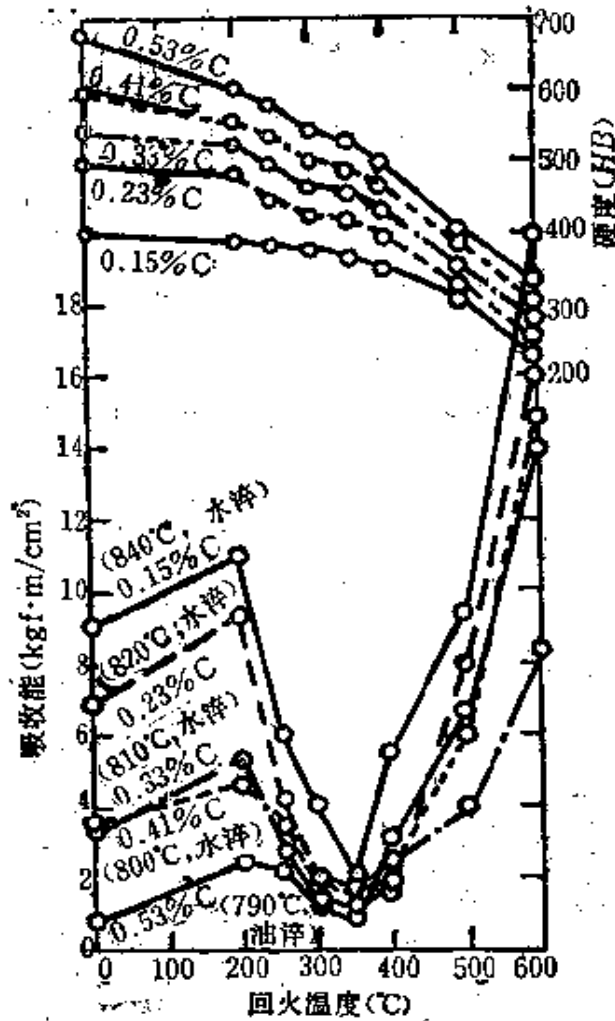


图 3-30 回火温度对淬火钢冲击值的影响

0.15~0.53% C, 约 0.2% Si, 1.1% Mn, 1.4% Cr, 0.2% Ni,

回火时间: 2h 水冷

粒发生粗化的温度(图 3-29), 这对防止奥氏体晶粒粗化很有效果。

淬火回火处理虽然能提高钢的耐冲击性, 但是还应该充分注意到回火脆性的问题。这就是在 200~400°C 回火时发生的低温回火脆性和在 450~650°C 回火时发生的高温回火脆性。

图 3-30 表示回火温度对不同碳量的 Si-Mn 钢冲击值的影响, 这些钢都在适宜的淬火温度淬火, 在 300°C 左右回火时显示出特别低的冲击值。这就是低温回火脆性的结果。其原因一般认为是由于在回火马氏体中形成薄膜状渗碳体 (Fe_3C) 所造成

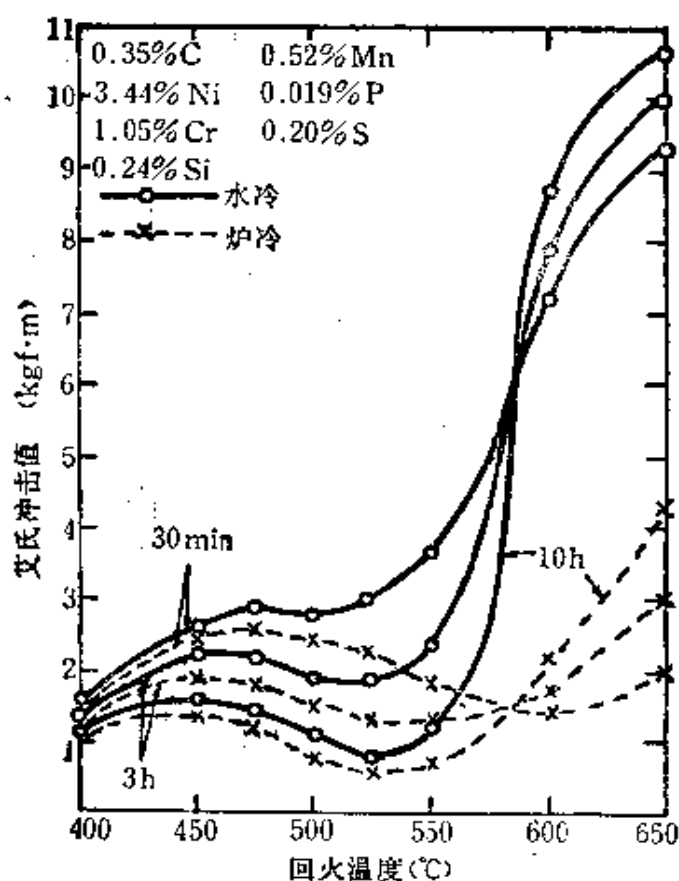


图 3-31 回火加热保持时间及其后的冷却速度对 Ni-Cr 钢高温回火脆性的影响

的。这种回火脆性一般认为除了避免在这个温度回火之外无法防止。

然而，图 3-30 还表明，在 200°C 以下温度进行回火时，低碳钢却显示出极高的强度和高的冲击值，因而最近大都主张将合金结构钢在淬火后经 150~200°C 的低温回火，形成所谓低碳回火马氏体组织作为一种超强韧钢来使用。

一般合金结构钢，除了要求特别高的强度外，大多在淬火后进行 400~650°C 的高温回火，在高韧性状态下使用，这就是调质。图 3-31 表示 Ni-Cr 钢淬火后在图上所示的各回火温度和一定时间保温，经水冷或炉冷后冲击值的变化，在长时间回火温度下保温和保温后炉冷时，冲击值要比水冷的低得多。这种现象称作高温回火脆性。

为了防止这类回火脆性，应当尽量避免在容易发生脆化的温度下回火，保温时间应尽可能的短些，回火后应采用水冷。Ni-Cr 钢是最容易发生这类回火脆性的钢种，一般认为可依靠添加约 0.5% Mo 来防止这种脆性。

3. 贝氏体等温淬火

钢加热到淬火温度奥氏体化后，按照不同的钢种在 500~200°C 的金属浴或盐浴中冷却，并在此温度等温保持一定时间后，使材料内部转变成贝氏体组织，叫做贝氏体等温淬火。钢的冲击性能如图 3-32 一例所示，等温淬火可得到很大的提高，特别是在约 350°C 以下温度生成的下贝氏体组织，冲击值提高得更多。

4. 快速加热淬火和快速加热贝氏体等温淬火

将钢快速加热到相变点以上的尽可能低的温度，在此温度

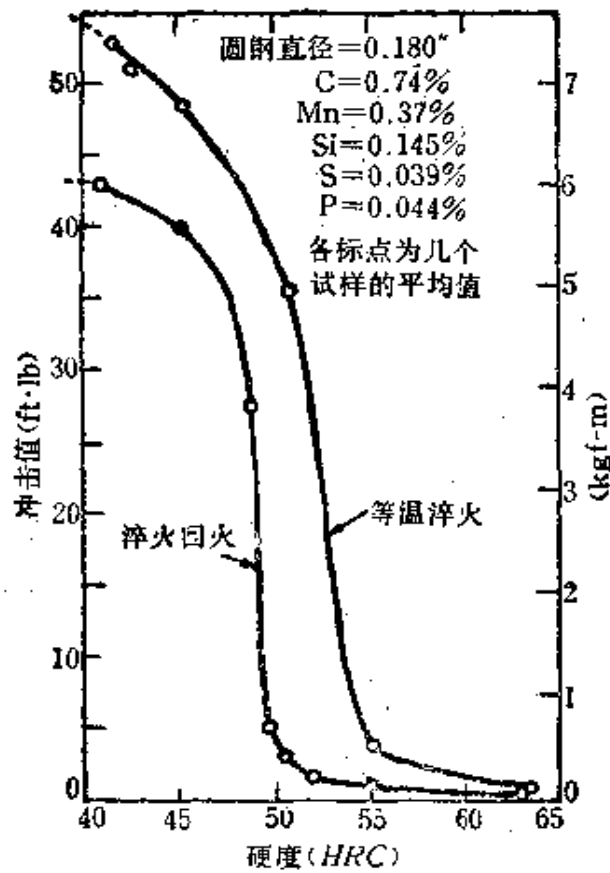


图 3-32 热处理到各种硬度钢的冲击值的比较
(淬火回火和等温淬火)

保温并进行奥氏体化，这时渗碳体或碳化物如要均匀地固溶于奥氏体中需要很长时间，因此如在能得到淬火硬度的温度范围内尽可能短的时间保温后淬火，则钢将转变为含有未固溶渗碳体或碳化物的极细的低碳马氏体组织。这种热处理称作快速加热淬火。施行这种淬火的如图 3-33 一例所示，与普通淬火(图中虚线所示)相比，能得到较高的冲击值。这种快速加热淬火和前述的贝氏体等温淬火结合起来的是快速加热贝氏体等温淬火。由于这种处理，钢的冲击值如图 3-34 一例所示，还能再提高很多。

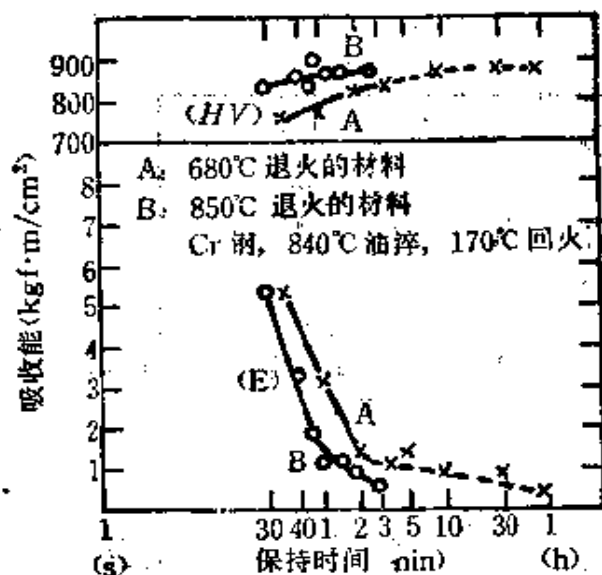


图 3-33 奥氏体化保持时间对施行快速加热淬火(实线)和普通淬火(虚线)的 Cr 钢(1.12% C, 0.53% Cr)的硬度和夏氏冲击值($\phi 5$ mm 无缺口试样)的影响

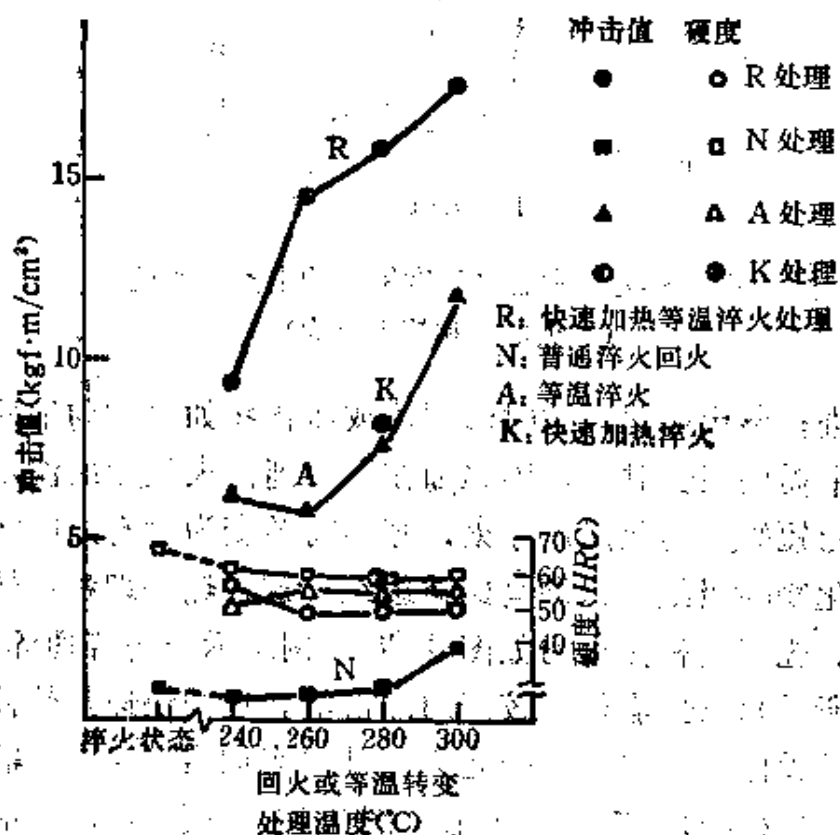


图 3-34 快速加热等温淬火处理对 SKS 的硬度和冲击值的影响

5. 形变热处理

钢在奥氏体化后，在稳定或准稳定(相变点以下)的奥氏体区域进行轧制、锻造等加工，然后进行珠光体、贝氏体或马氏体相变，得到高强度钢的热处理操作称作形变热处理。依靠这种方法，不仅强度，而且冲击性能也能提高很多。图 3-35 是其一例，表示 Cr-Mo 钢经奥氏体形变热处理(准稳定奥氏体形变后马氏体化)后冲击值的变化。

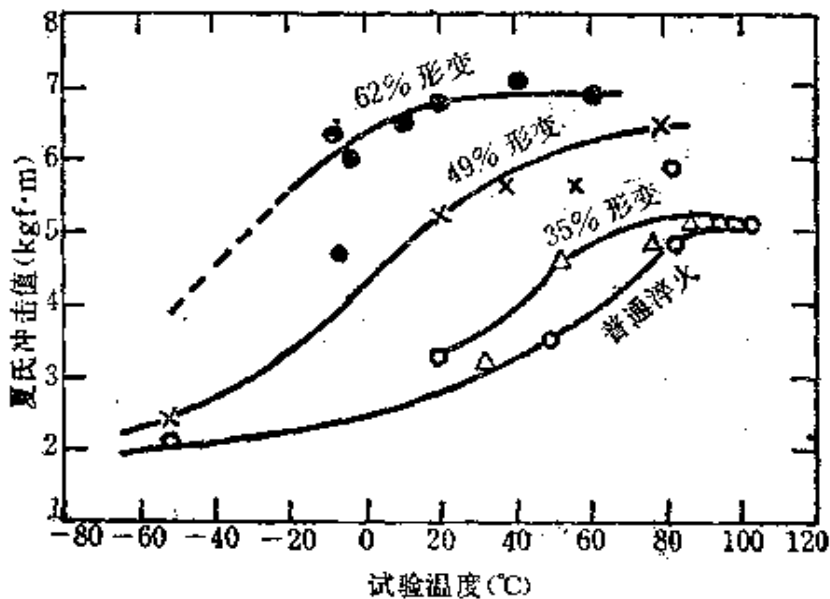


图 3-35 在 600°C 的形变加工度对 5%Cr、2%Mo、0.2%C 钢的夏氏冲击转变曲线的影响(淬火后, 200°C × 2h 回火)

(四) 提高耐低温脆性的热处理

第二章曾说到低温用钢的低温脆性问题。这里再讨论一下有关低温脆性问题以及热处理对它的改善作用。

一般钢在低于室温的低温，随着温度的下降，塑性变形抗力

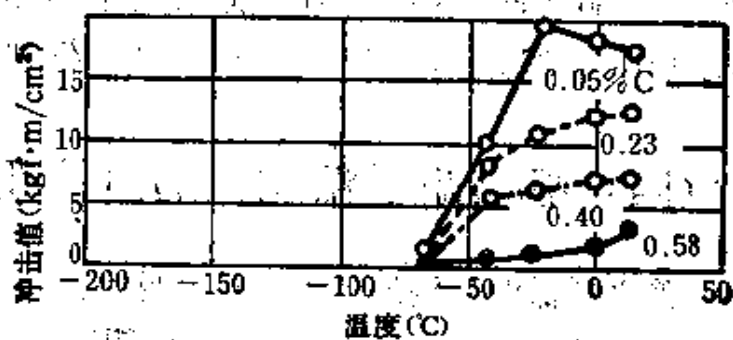
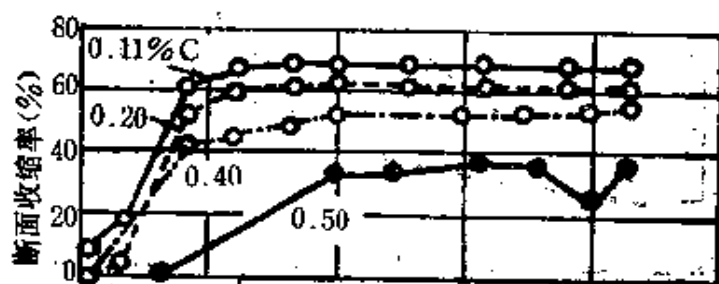
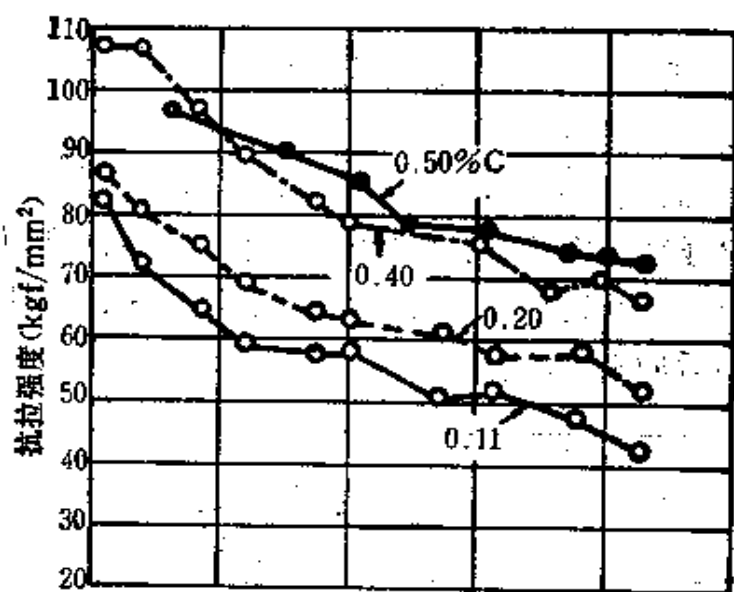


图 3-36 钢在低温的机械性能

增加,抗拉强度、屈服强度、硬度都提高,相反,延伸率、断面收缩率和冲击值下降。这种关系十分清楚地表示在图 3-36 所示低温机械性能曲线上。

这种低温脆性在冲击试验中表现得很明显。随着温度下降,冲击试验时从滑移断裂转变到分离断裂,从纤维状断口转变到晶粒状断口,冲击值下降。这种冲击值随着温度下降而急剧降低的温度范围叫做转变温度。零件的使用温度如果高于其材料的转变温度,使用中不会发生脆性断裂。

钢的碳量如增加,则转变温度上升,特别是,磷量的增加导致转变温度上升十分显著。硫、氧、氢、氮等的影响也很大,相反,硅、锰在脱氧范围内,锰还有脱硫的效果,由于脱硫,促使转

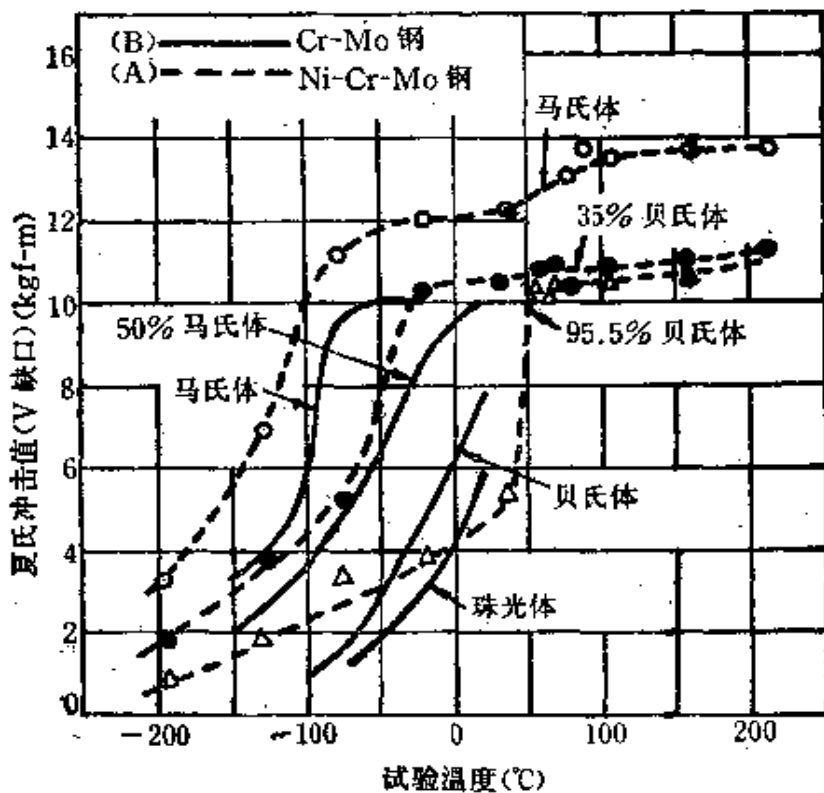


图 3-37 Cr-Mo 钢和 Ni-Cr-Mo 钢的组织
和低温冲击值的关系

变温度下降。铝、钛的添加不但可使晶粒细化,而且还有固氮作用,这些都起到降低转变温度的效果。

在低温使用的一般结构钢,首先要经过淬火以防止残留的游离铁素体,最好能成为完全的马氏体,然后经过回火成晶粒很细的索氏体组织,以达到很好的韧性。

图 3-37 表示对铬钼钢和镍铬钼钢通过适当地改变热处理方法(见表 3-6)获得,有:

- (1) 100% 马氏体组织;
- (2) 存在较多的贝氏体组织;
- (3) 只有单一的贝氏体组织;
- (4) 珠光体组织等四种情况下,冲击值随试验温度发生的变化。

表 3-6 图 3-37 用试样的钢种和热处理方法

代号	钢种	化学成分(%)					
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
A	Ni-Cr-Mo 钢	0.40	0.25~0.35	0.60~0.80	1.65~2.00	0.70~0.90	0.20~0.30
B	Cr-Mo 钢	0.40	0.31~0.33	0.60~0.63	—	0.69~0.71	0.31~0.34
A	组织	马氏体		35% 贝氏体		95.5% 贝氏体	
	热处理	油淬火 632℃ 回火		482℃ 等温相变 610℃ 回火		399℃ 等温相变 538℃ 回火	
	抗拉强度	105 kgf/mm ² (硬度约 HRC32)					
B	组织	马氏体			50% 马氏体		
	热处理	899℃ 油淬			454℃ 铅浴×35 s		
	组织	贝氏体			珠光体		
	热处理	454℃ 铅浴×1h			649℃ 等温相变		

由图 3-37 表明, Cr-Mo 钢与相同碳量的 Ni-Cr-Mo 钢相比,即便是完全淬火组织,其冲击值较低,脆性转变温度也高。在不完全淬火组织状态,特别在低温,这种下降倾向更明显。因此不含镍的钢应该尽可能在完全淬火状态下调质使用。

不完全淬火所产生的铁素体对低温脆性的影响很大,呈现回火脆性的钢在低温时更增加脆性,如前所述,应该避开在回火脆性的温度范围回火以便获得足够的韧性。

如上与一般结构钢相比,奥氏体组织的钢,转变温度显著低,作为低温用钢最能使人放心。有关情况可参阅前面第二章相应部分。

(五) 提高耐疲劳性的热处理

一般钢铁材料都可按照各种不同的要求来进行热处理。为了提高疲劳强度用得最多的热处理是表面硬化法。表面硬化法不但能提高疲劳强度,而且在大多数情况下还能提高其耐磨性和耐热胶着性,例如轴承和齿轮的点状腐蚀和剥落,一般都认为是疲劳磨损。正由于疲劳和磨损有着很密切的联系,因此不应分开来考虑。

1. 关于表面硬化钢疲劳强度的基本概念

要评定疲劳强度就有必要知道图 3-38 所示的从表面开始的硬度延伸曲线(a)、硬度和抗拉强度的关系(b)、硬度和疲劳极限的关系(c)、根据硬度所得的疲劳极限的分布(d)、在表面硬化时对疲劳极限有很大影响的残留应力分布曲线(e)、考虑了残留应力后疲劳极限的分布(f)等。

这些图形表明,硬度高则疲劳极限上升,但如零件整体变硬

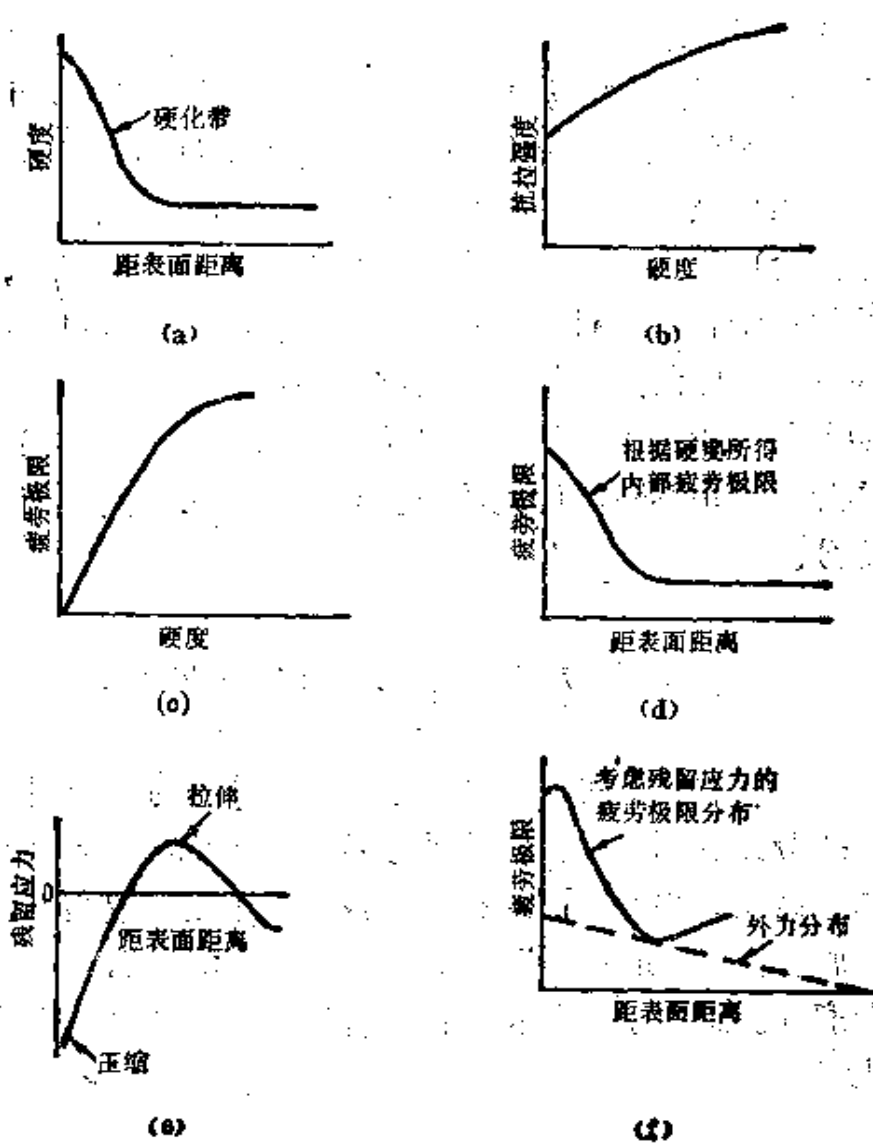


图3-38 关于表面硬化和疲劳极限关系的图解

则其耐冲击性差。而且由于表面残留压应力小，处理时的变形就大，因此希望内部有足够的韧性而硬度稍有降低。

机械零件受到应力作用时外力(载荷应力)的分布在表面最大，那些表面没有硬化的零件往往由于截面尺寸的变化或者表面光洁度差而产生表面应力集中，同时表面又容易受到腐蚀或磨损，因此如内部没有太大的缺陷，一般零件都是表面开始发生

损坏。通过化学或物理方法处理使表面在形成硬的表面层的同时还有很大残留压应力，这样就能够提高材料的疲劳强度。表面压应力还有对由外力产生的表面应力起缓和的作用。

2. 心部强度和硬化层深度与疲劳强度的关系

图 3-39 表示高频淬火齿轮的心部强度和弯曲疲劳强度的关系。心部强度达到 150 kgf/mm^2 左右，弯曲疲劳强度最高，但超过此值后又开始下降。图 3-40 表示渗碳硬化的齿轮和活塞销的心部强度和疲劳强度的关系。当齿轮的心部强度在 $150 \sim 160 \text{ kgf/mm}^2$ 时疲劳强度显示最大值。活塞销也和齿轮显示差不多的类似倾向。图 3-41 表示齿轮的渗碳硬化深度和疲劳强度的关系。随着渗碳硬化深度的增加，疲劳强度也提高，当渗碳硬化深度达到 $0.8 \sim 1.0 \text{ mm}$ 时达到最大值，以后则下降。图 3-42 是光滑疲劳试样的有效渗碳深度和回转弯曲疲劳极限的关系，从图可知在 $1.2 \sim 1.5 \text{ mm}$ 深值时出现最大值。

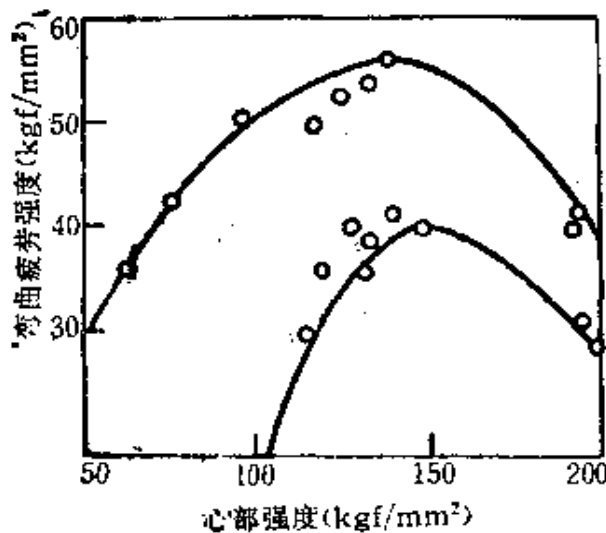


图 3-39 高频淬火齿轮的齿的弯曲疲劳强度和心部强度的关系

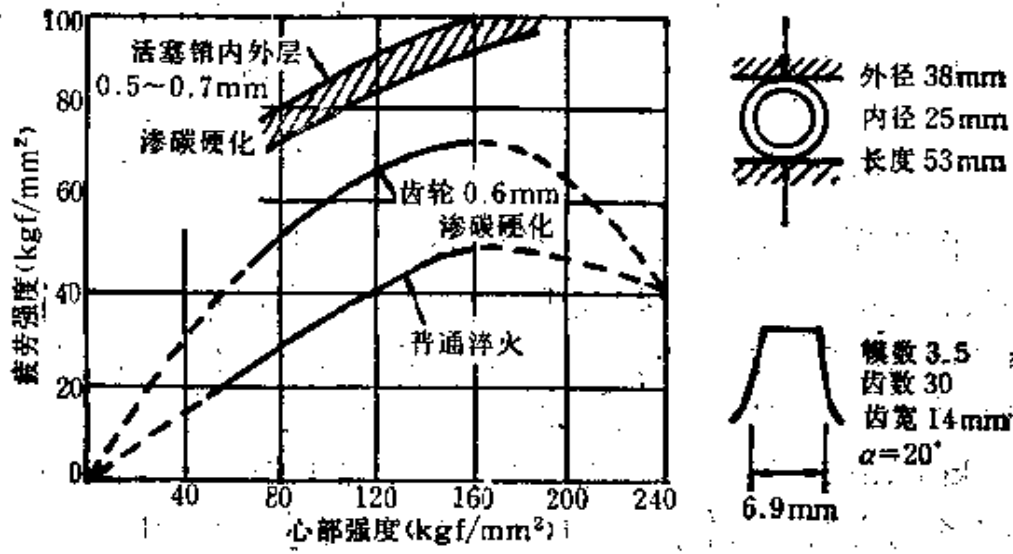


图 3-40 齿轮和活塞销的心部强度和疲劳极限的关系

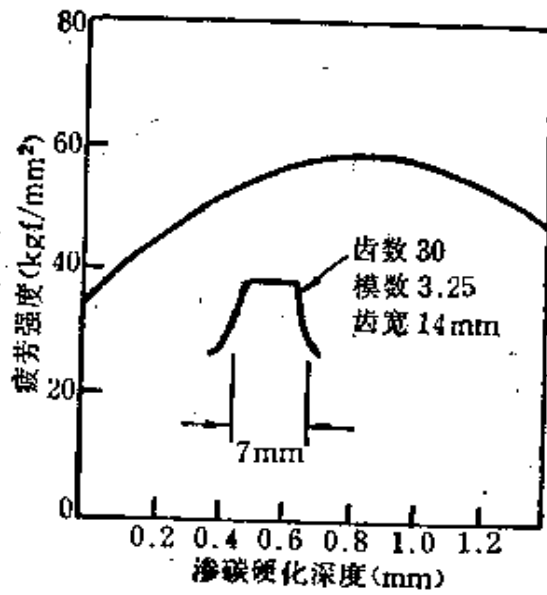


图 3-41 齿轮的齿的渗碳硬化深度和疲劳强度的关系

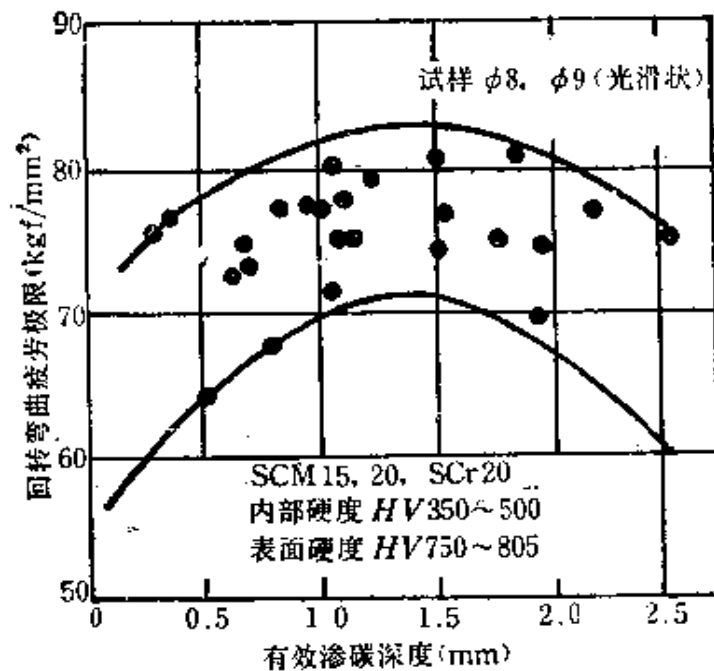


图 3-42 回转弯曲疲劳极限和有效渗碳深度的关系

根据这些结果，有人对于最适宜的硬化深度和被处理材料的壁厚的关系，提出了以下的近似的公式：

$$\text{最适宜的硬化率} = \frac{\text{最适宜硬化深度}}{\text{壁厚}} = 0.10 \sim 0.15$$

例如，对于 $\phi 20$ mm 实心轴的表面硬化，按上面公式其最适宜的硬化深度应为 2 mm 左右。但是实际上这样深的渗碳层需要很长时间，同时带来的问题还有晶粒粗大和表面生成大块碳化物，需要再进行细化处理和扩散处理。而在高频淬火时，经过短时间的快速加热就可得到一定的硬化层。氮化时的硬化深度浅。因而应根据零件的要求来选择适宜的硬化法和硬化深度。关于这个问题将在第五章热处理设计作进一步讨论。

3. 表面硬化和残留应力与疲劳强度的关系

如前所述，表面硬化的特点是表面存在残留压应力，这对疲

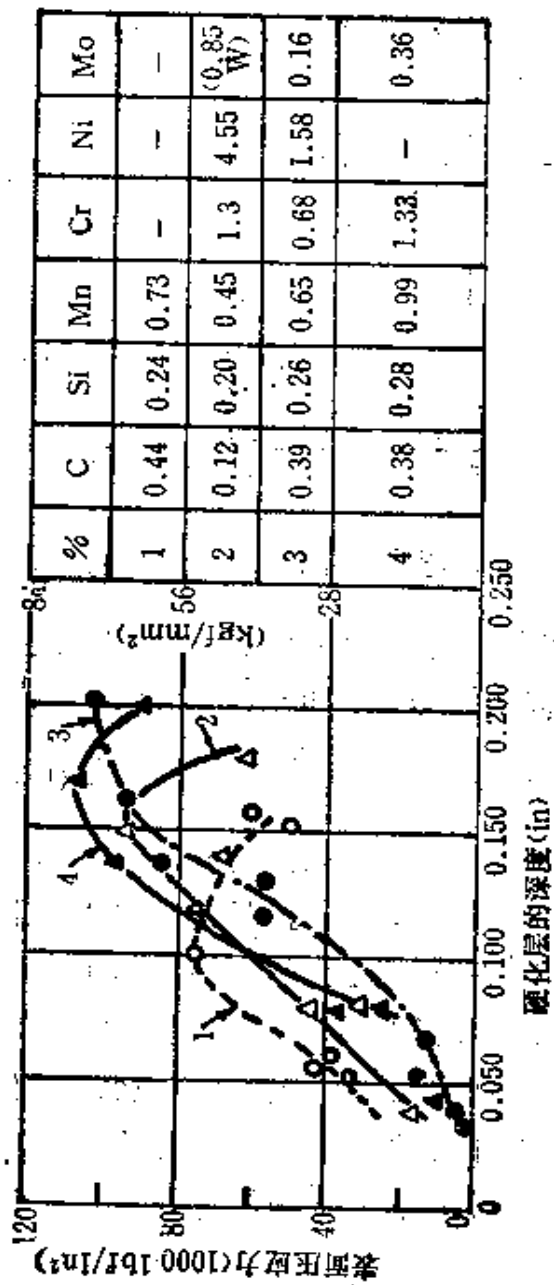


图 3-43 高频淬火硬化深度和压应力的关系

疲劳极限有很大影响。而且心部硬度愈低则残留压应力愈大。同时还应考虑到零件的切削加工性，因此，一般都使用含碳量0.2%左右的低合金钢或碳钢经渗碳硬化，使心部具有韧性。但有时为了防止表面压应力过大而造成剥落可采用心部强度高的合金钢以提高其疲劳强度。

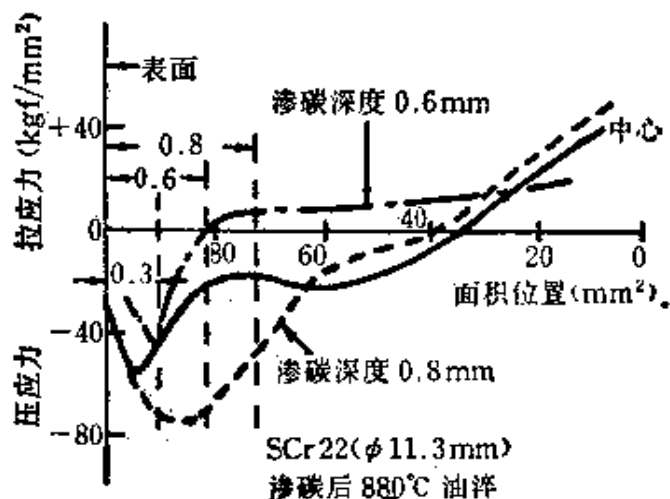


图 3-44 SCr22 渗碳淬火时的残留应力(切线方向)

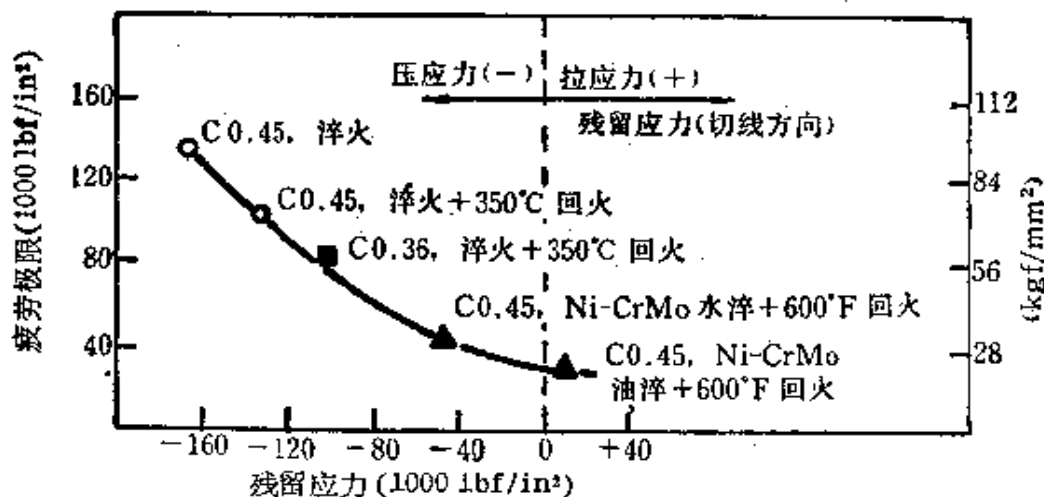


图 3-45 残留应力对钢疲劳极限的影响(回转弯曲带缺口的试样)

高频淬火时由于快速加热淬火，一般比渗碳淬火的表面压应力高，淬火组织的晶粒也细。图 3-43 为高频淬火时的表面压应力和硬化深度的关系。图 3-44 表示铬钢渗碳淬火时的残留压力。图 3-45 表示残留应力对各种钢材疲劳强度的影响，这些都表明残留压应力使疲劳强度提高。

4. 表面硬化钢的疲劳破裂源和鱼眼状斑点

表面硬化件的疲劳破裂源往往位于表面硬化部分和心部的交界面上，如疲劳源中有 Al_2O_3 等塑性变形小的非金属夹杂物，在其周围就会发生应力集中而促进疲劳裂纹。这就是鱼眼状斑点。

促使形成鱼眼状斑点的非金属夹杂物一般认为以硅酸盐系、氧化铝、钛化合物的影响最大，而硫化物系夹杂物影响较小。图 3-46 表示 SC37 钢的渗碳硬化光滑回转弯曲疲劳断口。图 3-47 表示盐浴软氮化的 Ni-Cr-Mo 钢的疲劳断口。图 3-48 是在 S10C 钢渗碳硬化的疲劳断口上的鱼眼状斑点，其中心部位存在着 Al_2O_3 非金属夹杂物。图 3-49 显示鱼眼状斑点的位置是在非硬化区和硬化层交界附近。在渗碳硬化时，此点比盐浴

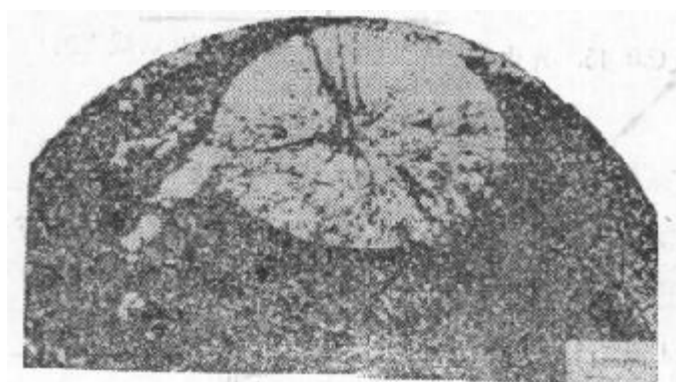


图 3-46 SC37 钢疲劳断口的鱼眼状斑点
(渗碳淬火, 载荷 38.7 kgf/mm^2 , 回转数 7.5×10^6)

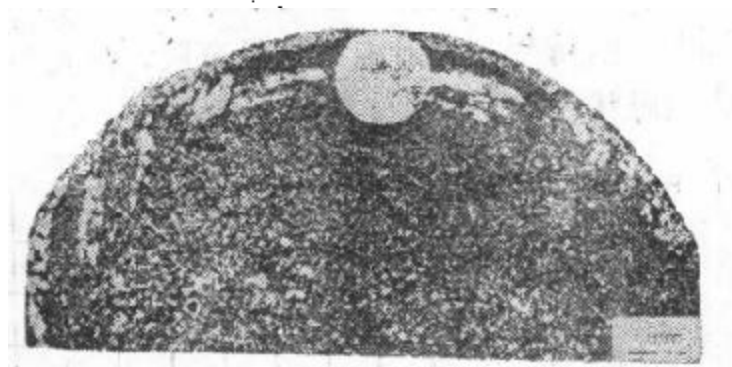


图 3-47 Ni-Cr-Mo 钢疲劳断口的鱼眼状斑点
(盐浴软氮化, 回转数 3.3×10^6)

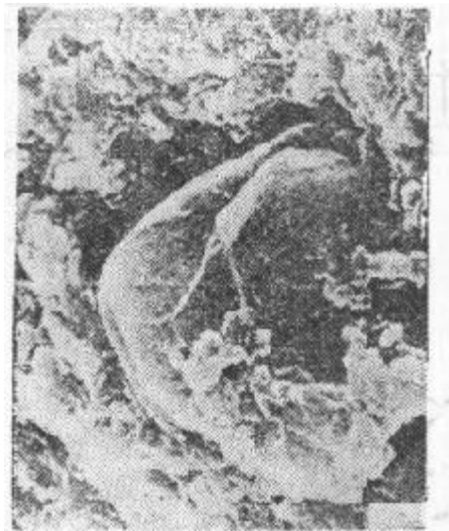


图 3-48 在渗碳淬火钢疲劳断口上发生的
鱼眼状斑点中心, 扫描电镜显示的 Al_2O_3
非金属夹杂物

软氮化的还要深一些。

表面硬化的疲劳试样如图 3-50, 实线 ABC 表示疲劳强度从表面到中心的分布, 表面硬化部分的疲劳强度高。如在疲劳试验时受到的应力负荷如虚线 EF 所示, 很显然负荷应力超过了该部分的疲劳强度。因此, 当应力分布为 D'BO 时, 也就是此

表面硬化材料的疲劳极限。如应力分布为 DEFO 时,则破坏将在 EBF 间产生,特别是在 B 点附近最危险,在大多数情况下在此点形成鱼眼状斑点。

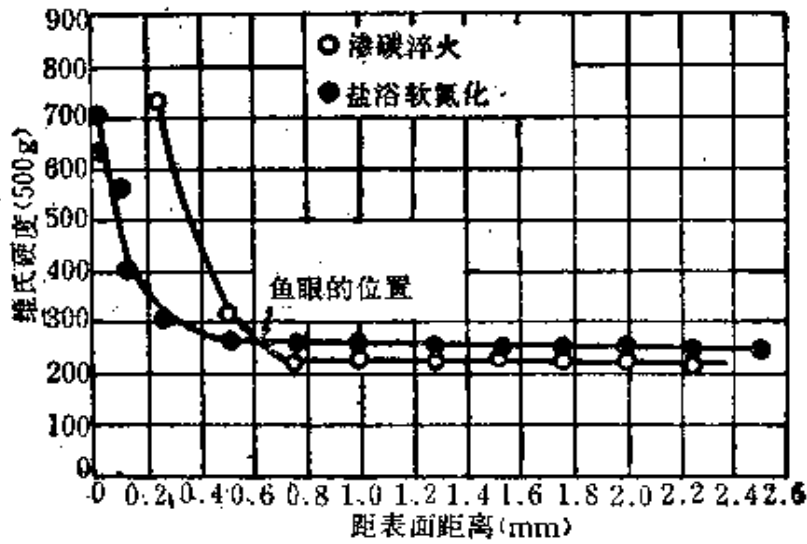


图 3-49 鱼眼的位置

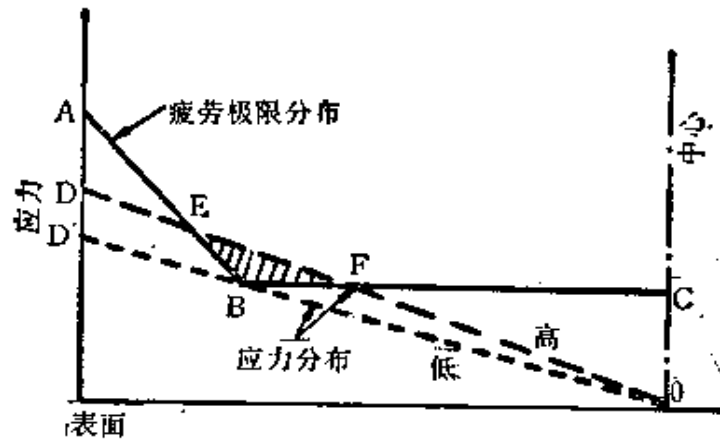


图 3-50 表面硬化钢的应力分布和疲劳极限分布的关系

5. 各种表面硬化法对疲劳强度的影响

(1) 高频淬火

高频淬火所用的钢一般是 0.3~0.5% C 的碳钢和合金钢。

图 3-51 表示 0.4% C 钢随硬化层厚度而变化的回转弯曲疲劳 S-N 曲线。图上表明,与未处理的相比,疲劳极限都显著提高,其绝对值是硬化层愈厚的愈大。

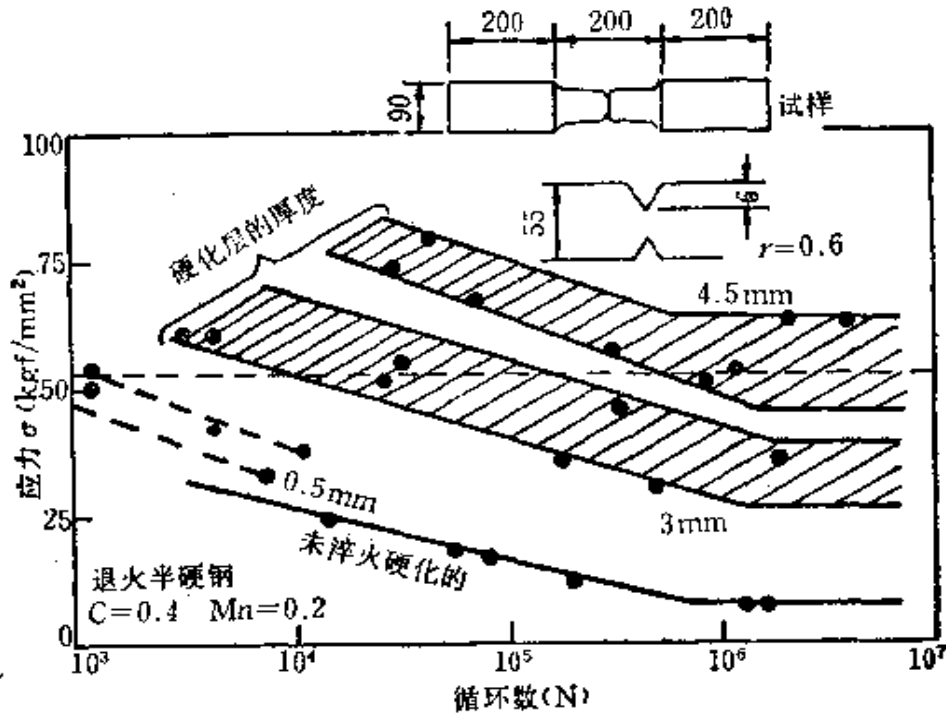


图 3-51 高频淬火钢回转弯曲的 S-N 曲线(缺口材料)

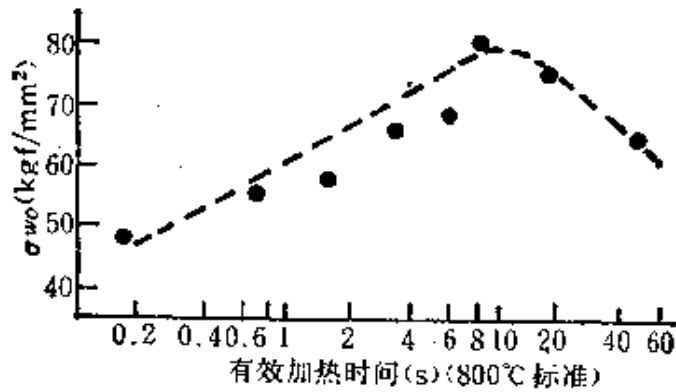


图 3-52 有效加热时间和 σ_{w_0} 的关系

这种倾向在光滑材料也是一样。但是，高频淬火的特点是快速加热和冷却，它的疲劳极限与前处理和高频处理条件有关，并不是都能提高疲劳性能。图 3-52 表示有效加热时间和疲劳极限的关系，从图上可以看到，疲劳极限达到最高的加热时间是 8~20s。如加热时间比其短时，则由于残留有铁素体，而过长则引起晶粒粗大，都会降低其疲劳极限。因而如果考虑这方面的各种问题并在适宜的条件进行高频淬火，就是一种提高耐疲劳性的好方法。

(2) 渗碳淬火和碳氮共渗淬火

渗碳淬火使表面发生马氏体相变硬化，同时产生很大的残留压应力。这都有利于提高疲劳强度。这方面的研究报告和数据甚多，表 3-7 列举了一些数据可供参考。

这些数据中没有说明试样的表面状态和金属组织，但是如除去表层内氧化，则残留有少量奥氏体可能使强度再提高一些。表中所示最高的可提高 230%。可以认为这是提高疲劳强度的有效方法。但要注意，渗碳后如中心钻孔会使疲劳强度下降。

碳氮共渗淬火后的硬度分布如果和渗碳淬火一样，提高疲劳极限的效果也大致相同。碳钢由于渗氮提高淬透性也是有利的因素。

(3) 气体氮化

主要用于含有 Cr、Mo 或 Al 钢的处理，表面由于生成氮化物发生高硬度和体积膨胀，从而带来很大的残留压应力。

气体氮化处理对疲劳强度的影响，在有缺口的材料和渗碳一样，氮化处理效果很大，对于光滑材料其效果不如有缺口材料那样明显。表 3-8 表示一个例子。但是大多数机械零件都免不了具有各种形式的缺口状态，因此氮化处理的效果是确定无疑的。

表 3-7 渗碳所提高的疲劳强度

试验方法	钢 种	试样形状	渗碳前的疲劳极限 (kgf/mm ²)	渗碳引起的疲劳极限的变化 (%, +增加, -减少)
无 缺 口 弯 曲 试 验	阿姆可铁 (0.02% C)	0.3 in 直径的回转弯 曲试样	±18.0	{ +120(渗碳深度 0.64 mm) +162(渗碳深度 1.90 mm) +67(渗碳深度 1.50 mm)
	0.2% C		±28.0	
	SAE1020 (0.2% C)	0.3 in 直径的回转弯 曲试样	±19.4	} 用各种热处理 方法研究的数 据
	SAE2320 (0.2% C, 3.5% Ni)		±33.2	
	SAE3120 (1.2% Ni, 0.65% Cr)		±26.4	
	0.16% C		±25.6	-88
	1.0% Cr		±40.3	+105
	1.4% Cr, 1.40% Mn		±54.3	+75
	1.2% Cr, 1.0% Mn, 0.25% Mo		±43.4	+68
	1.2% Cr, 1.0% Mn, 0.25% Mo		±50.0	+72
	2.0% Cr, 0.2% Mo, 2% Ni		±58.9	+32
	碳素钢		±32.2	+83
3.5% Ni		±45.0	+85	
5.0% Ni		±52.7	+62	
	2.0% Cr, 2.0% Ni, 0.25% Mo	5/16 in 直径回转弯 曲试样	±60.5	+13(渗碳后磨削加工)
		0.55 in 直径		

(续表)

试验方法	钢种	试样形状	渗碳前的疲劳极限 (kgf/mm ²)	渗碳引起的疲劳极限的变化 (%, +增加, -减少)
无缺口扭转试验	2.0%Cr, 2.0%Ni 0.25%Mo	0.55in 直径	±24.6	+26(渗碳后磨削加工)
带缺口弯曲试验	0.16%C 1.0%Cr	0.26in 直径回转弯 曲试样	±21.7	+82
	1.4%Cr, 1.4%Mn		±19.7	+95
	1.2%Cr, 1.0%Mn, 0.25%Mo		±24.6	+120
	1.2%Cr, 1.0%Mn, 0.25%Mo		±19.7	+120
	2.0%Cr, 0.2%Mo, 2%Ni		±13.8	+230
	2%Cr, 2%Ni 0.2%Mo	0.55in 直径, 中心穿孔	±33.5	-38(渗碳后穿孔) +29(渗碳前穿孔)
	SA F1035 (0.35%C)	有适当法来的齿轮的 齿的交变循环弯曲	±21.4	+61
带缺口扭转试验	2.0%Cr, 2.0%Ni, 0.25%Mo	0.55in 直径, 中心穿孔	±11.8	-17(渗碳后穿孔) +142(渗碳前穿孔)

表 3-8 气体氮化处理提高的耐疲劳性

钢 种	试样和试验条件	未处理材料的 疲劳极限 (kgf/mm ²)	氮化对疲劳极限的变化 (kgf/mm ²), (% , + 增加)
Cr-Mo 钢	φ15.2 循环弯曲	51.2	59.2(+16, 485℃氮化 10h) 59.5(+16, 485℃氮化 22h) 63.0(+23, 485℃氮化 72h) 59.8(+17, 485℃氮化 22h 后磨削)
	φ15.2 扭转	30.8	36.9(+20, 485℃氮化 10h) 35.2(+14, 485℃氮化 22h) 36.8(+19, 485℃氮化 72h) 36.4(+18, 485℃氮化 72h 后磨削)
Cr-Mo 钢	弯 曲	22.4	42.7(+91, 485℃氮化 10h) 42.5(+90, 485℃氮化 22h) 42.5(+90, 485℃氮化 72h)
	扭 转	16.3	30.7(+88, 485℃氮化 10h) 30.2(+85, 485℃氮化 22h) 29.0(+78, 485℃氮化 72h)

(4) 软氮化

为了改善气体氮化处理时间长的缺点, 进一步研制了盐浴软氮化(Tufftride)、气体软氮化和离子氮化等处理工艺, 对疲劳强度都有很大的提高。尤其是它对碳钢, 合金钢等不论什么钢种都能处理, 可以说是提高耐疲劳性的最适宜的处理方法。现对这种处理方法的特点和对疲劳强度的影响简介如下:

纯氮化在钢铁表面仅仅扩散氮, 软氮化则同时扩散氮和碳。如图 3-53 所示, 碳在 Fe-C 系中当共析温度 723℃ 时在 αFe 中

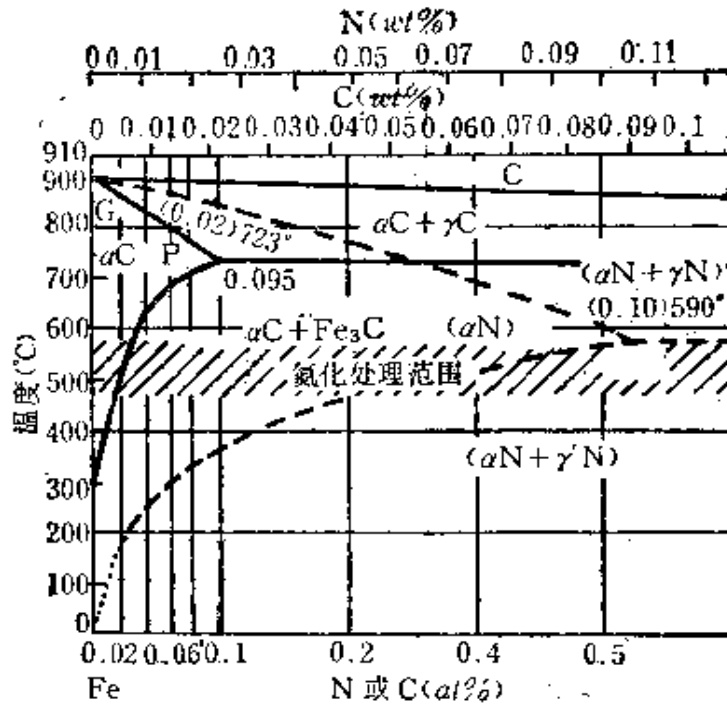


图 3-53 N 和 C 对于 αFe 的固溶度

只固溶 0.02% (重量), 而氮在 Fe-N 系中当共析温度 590°C 时能固溶 0.1%。因此在软氮化时, 碳和氮在钢铁表面同时扩散, 碳直接在 αFe 中饱和而析出 Fe_3C , 正如 Fe-N-C 系状态图所示在 ϵ 相固溶而形成碳氮化合物层。盐浴软氮化时碳氮化合物层中的平均碳量约为 1%。随着氮再向内部扩散得到只有氮扩散的扩散层。软氮化温度一般为 570°C 左右。对于碳钢, 氮固溶于 αFe 中, 如将其水冷则成为过饱和固溶氮的固溶体。这种状态使疲劳强度上升。但是, 在能优先生成 Cr、Al、Ti、Si 等硬的氮化物的合金钢和铸铁, 往往在扩散层中先析出而使硬度提高, 扩散层深度则较浅。不一定要从处理温度快冷。

碳钢如在软氮化后缓冷, 则从 αFe 析出 $\gamma'(\text{Fe}_4\text{N})$ 或 $\alpha''(\text{Fe}_{16}\text{N}_2)$, 疲劳强度比水冷时低。将 S15C 钢($\phi 3\text{ mm}$ 细棒)整

体加热从 570°C 渗氮后快冷，其氮浓度和强度的关系如图 3-54 所示，从图上看到，在达到 0.05% 氮之前强度急剧增加，在 0.1% 时达到 70 kgf/mm² 以上。图 3-55 表示 S45C 盐浴软氮化处理 1~6h 扩散层的硬度分布曲线。处理时间如果足够，按理硬化层深度还要深，疲劳强度还会高，但处理时间过长，则使碳氮化合物层增加疏松层而不好。

图 3-56 表示 1%Cr、13%Cr 和 S45C 钢软氮化时扩散层中氮的分布曲线。S45C 显示的氮的浓度分布坡度小。铬钢含氮量多，形成铬氮化物，表面含氮量高而扩散深度浅。图 3-57 表示 1% 铬钢盐浴软氮化处理的硬度分布，由于存在铬的氮化物，因而硬度很高。

各种纯氮化和软氮化所以能获得较高的疲劳强度，主要是

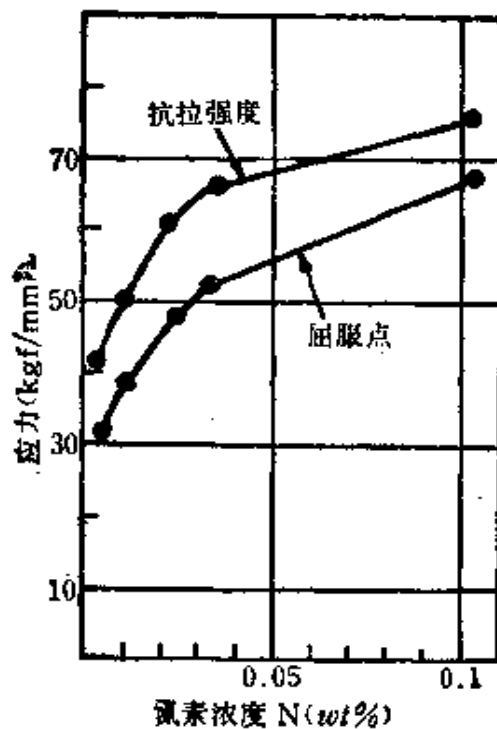


图 3-54 氮素浓度和抗拉强度的关系

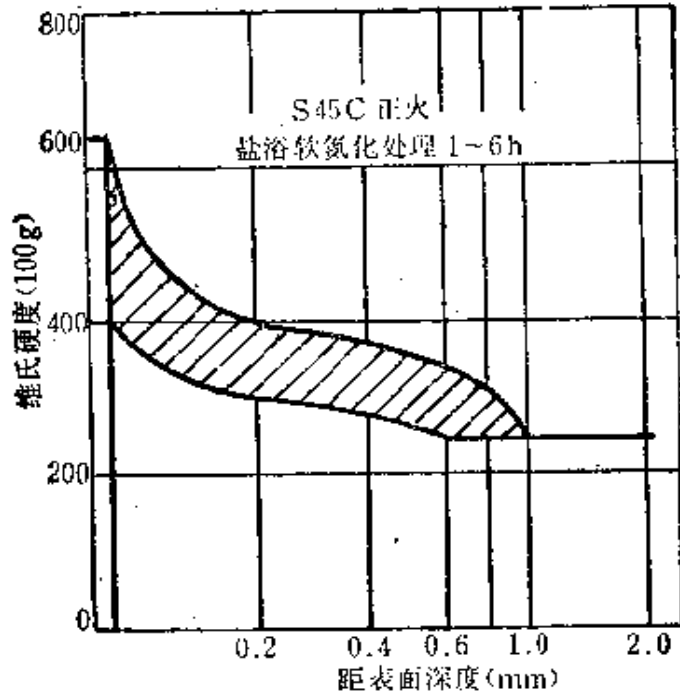


图 3-55 处理时间和硬度分布曲线

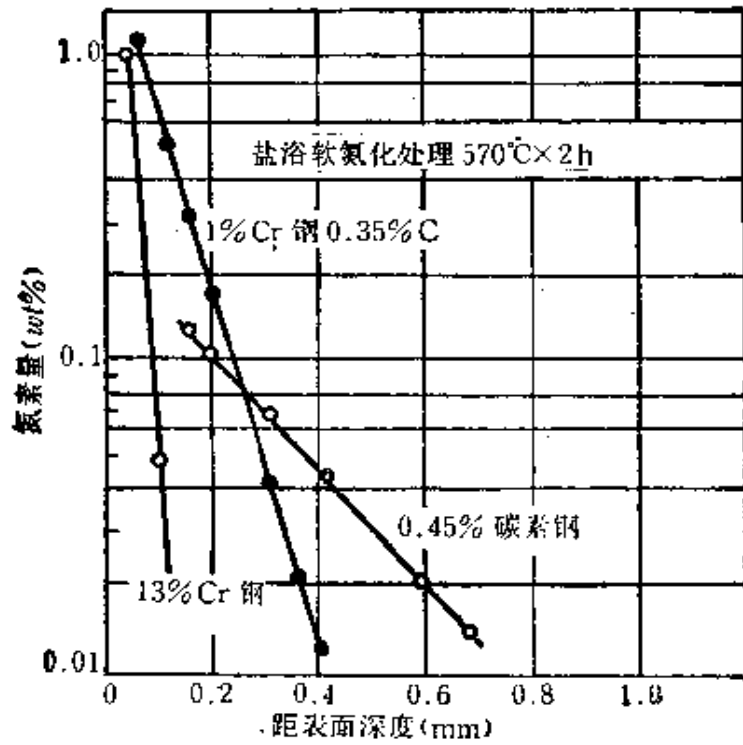


图 3-56 含铬对氮素浓度分布的影响(扩散层)

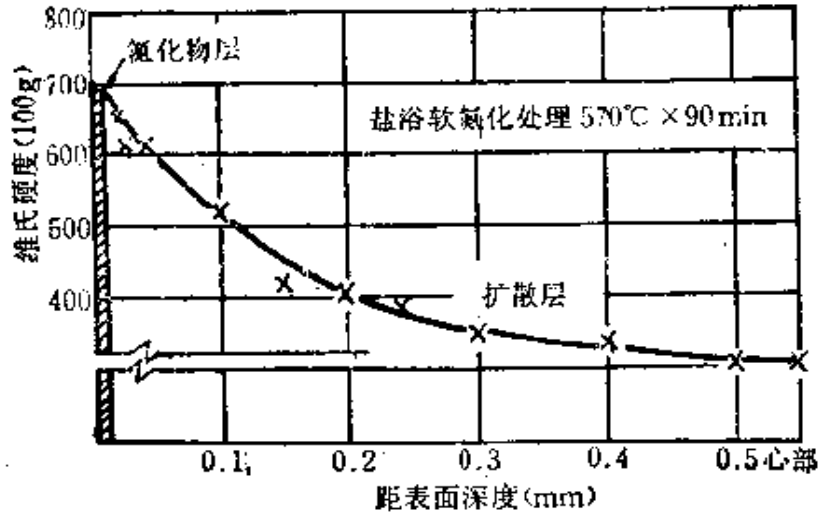


图 3-57 中碳铬钢(0.35% C, 1% Cr)盐浴软氮化处理的硬度分布

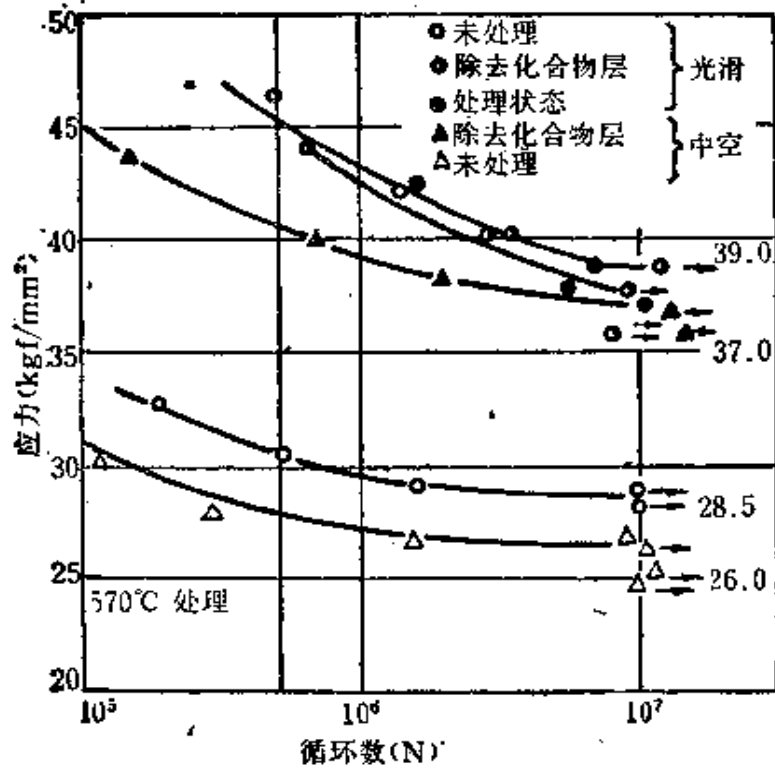


图 3-58 盐浴软氮化处理试样的疲劳特性

由于扩散层的氮的影响。一般认为碳素钢从 570°C 处理温度快冷, 由于 α -Fe 中过饱和的氮能阻止位错移动, 而使疲劳强度提高。如将处理后的最表面氮化物除去与未处理的作疲劳强度比较, 如图 3-58 所示没有多大差别。

图 3-59 为处理时间和疲劳强度的关系, 即使只处理 5 min 也发现疲劳强度有相当程度的提高。

图 3-60 表示碳钢的处理时间和疲劳强度的关系。低碳钢的疲劳强度上升率很高, 其绝对值以 S45C 钢最高。

将 1%Cr 钢和 S45C 钢比较则如图 3-61, 光滑试样的心部抗拉强度和疲劳极限, 未经软氮化处理的和经过处理的都同样增加。经过处理, 负荷应力显示缓慢增加的倾向, 硬化层深的 S45C 钢显示出比 1%Cr 钢较高的值。图 3-62 的缺口试样, 负荷应力的分布集中于表面附近, 扩散深度浅而表面硬度高的铬钢疲劳极限高, 心部强度在 80 kgf/mm² 以上时, 与光滑试样相比, 疲劳极限的绝对值低。气体软氮化方法和盐浴法相比, 对于各钢种都没有很大的差别。

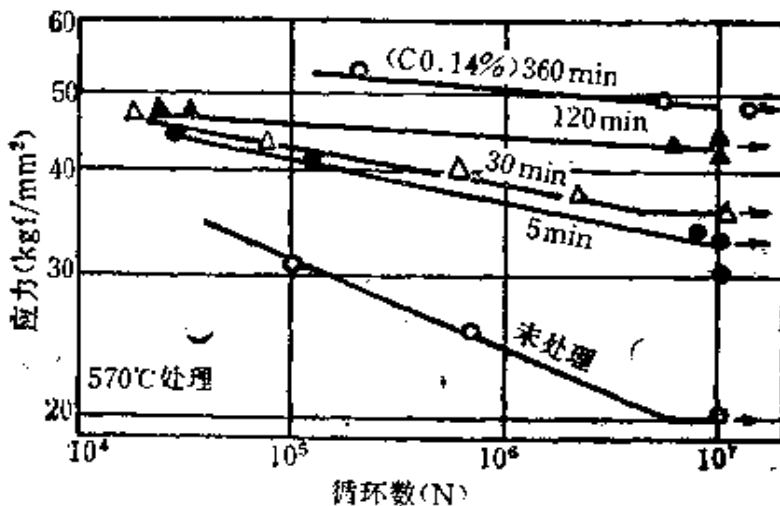


图 3-59 盐浴软氮化处理时间和疲劳极限的关系

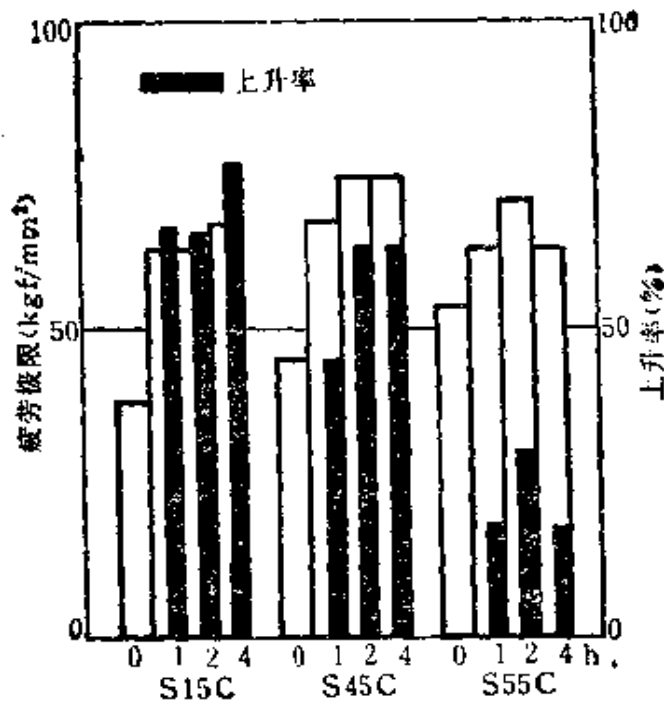


图 3-60 盐浴软氮化处理时间和碳素量对疲劳强度的关系

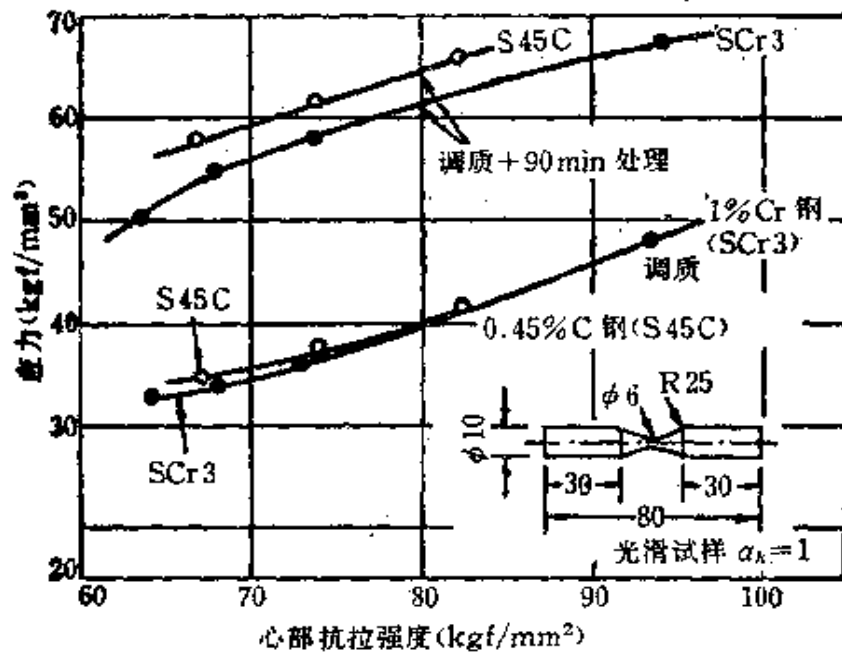


图 3-61 盐浴氮化处理的疲劳极限和心部抗拉强度(光滑试样)的关系

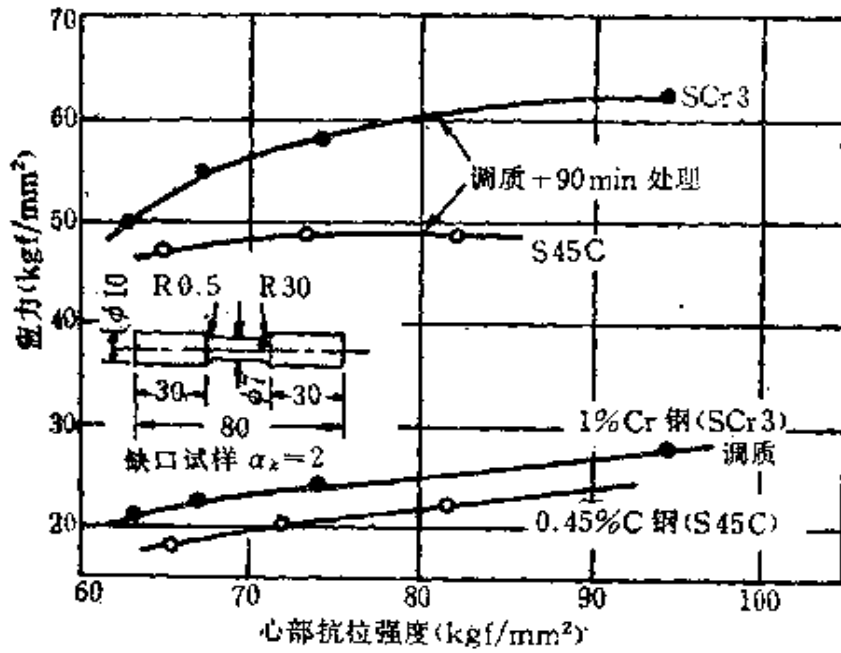


图 3-62 盐浴氮化处理的疲劳极限和心部抗拉强度(缺口试样)的关系

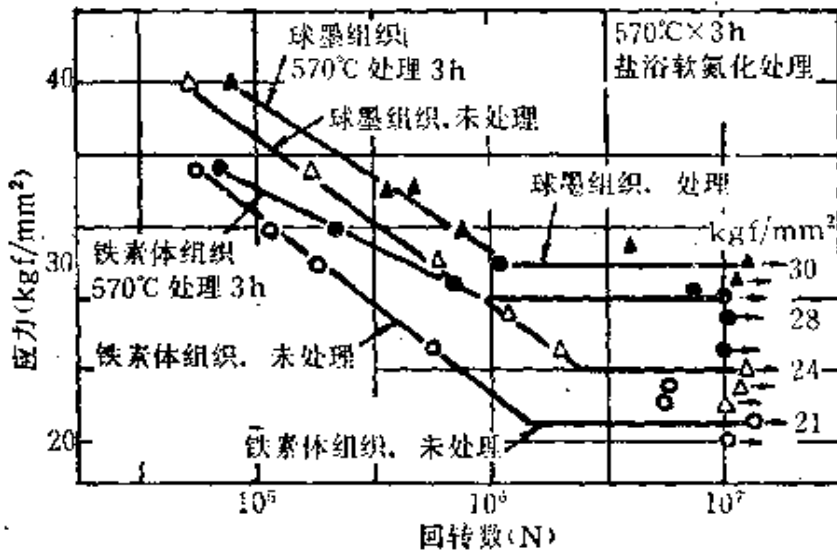


图 3-63 软氮化处理使疲劳强度提高的情况(球墨铸铁)

球墨铸铁含很多 C、Si，由于软氮化生成微细的 Si_3N_4 而提高硬度，疲劳强度也随之提高，图 3-63 表示其平面弯曲疲劳强度。

图 3-64 和图 3-65 表示在 570°C 软氮化处理 4 h 后，高频加热 3 s 淬火时疲劳强度的变化，由于高频淬火生成微细的含氮马氏体，因而硬度、疲劳强度都有很大的提高，金相组织表明氮

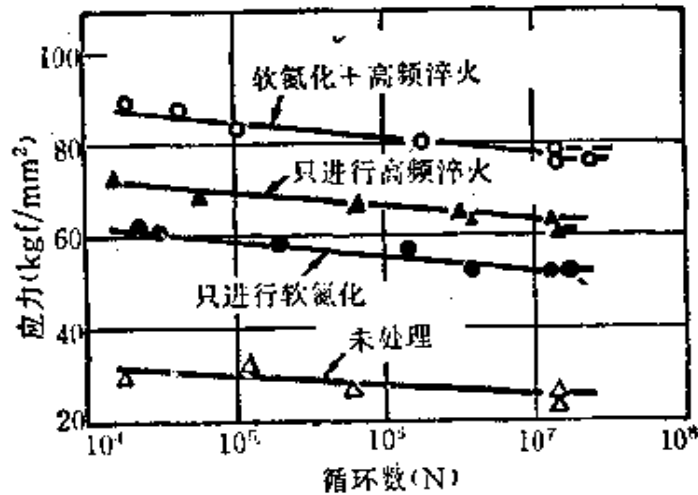


图 3-64 S48C 软氮化后高频淬火的疲劳极限

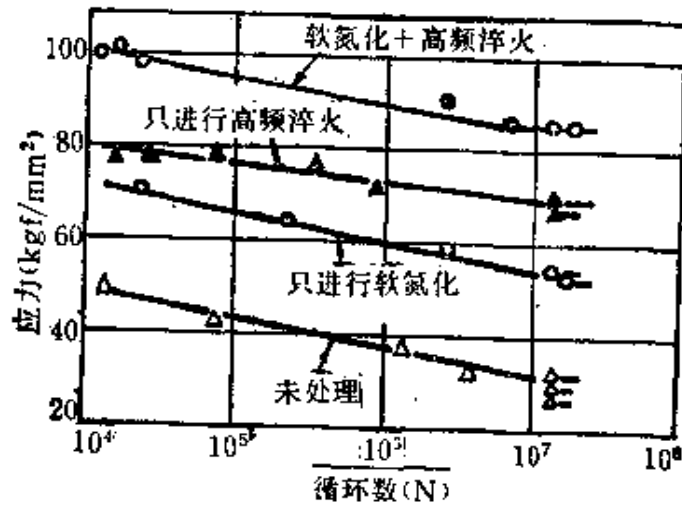


图 3-65 SCM3 软氮化后高频淬火的疲劳极限

化物层分解而转变为 γ 。最近都采取在软氮化后高频淬火的复合热处理工艺。

(六) 推测钢的机械性能的估算方法

机械结构用的碳钢和合金钢(不包括工具钢)的机械性能可以根据下面的公式或图表大体上推测出来。在某些情况下可以作为设计时的辅助参考。

1. 求 硬 度

(1) 正火、退火硬度

$$HB = 80 + 200(\%C), \%C \text{ 为钢的含碳量。}$$

(2) 淬火硬度

合金元素对淬火硬度影响较小,主要决定于含碳量(参看图3-66)。

(a) 完全淬火 实际最高硬度 $HRC = 30 + 50(\%C)$

(b) 公称淬上火的硬度 相当于50%马氏体硬度,叫做临界硬度。 $HRC = 24 + 40(\%C)$

2. 求 抗 拉 强 度

(1) 调质钢

$$\begin{aligned} \sigma_b(\text{kgf/mm}^2) = & 100(\%C) - 100(\%C - 0.40)/3 \\ & + 100(\%Si)/10 + 100(\%Mn)/4 \\ & + 12(\%Cr) + 30(\%Mo) + 6(\%Ni) \\ & + 2(\%W) + 60(\%V) \end{aligned}$$

适用于 $C < 0.9\%$ 、 $Si < 1.8\%$ 、 $Mn < 1.1\%$ 、 $Cr < 1.8\%$ 、 $Ni < 5\%$ 、 $V < 2\%$ 的钢。

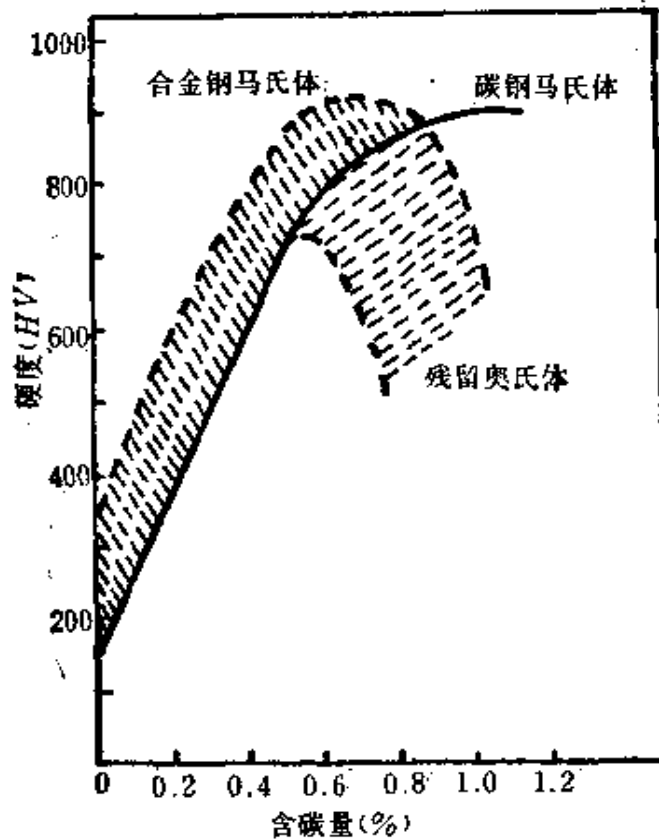


图 3-66 合金元素对马氏体硬度的影响
(单独添加 Mn、Ni、Cr、Mo)

(2) 正火、退火钢

$$\sigma_b(\text{kgf/mm}^2) = 20 + 100(\%C)$$

(3) 轧制状态、退火的高强度钢

先求碳当量 C_{ee}

$$C_{ee} = \%C + 1/5Mn + 1/7Si + 1/7Cu + 1/2Mo \\ + 1/4Cr + 1/2V + 1/20Ni$$

$$\sigma_b(\text{kgf/mm}^2) = (61 \times C_{ee} + 24.3) \pm 3.5$$

3. 求 屈 强 比

抗拉强度决定于回火后硬度，屈强比随淬火完全度而不同

(参看图 3-67)。

(1) 空气淬火调质钢

$$\begin{aligned} \text{屈强比}(\%) = & 48 + 3(\% \text{Si}) + 4(\% \text{Mn}) + 8(\% \text{Cr}) \\ & + 10(\% \text{Mo}) + 3(\% \text{Ni}) + 20(\% \text{V}) \end{aligned}$$

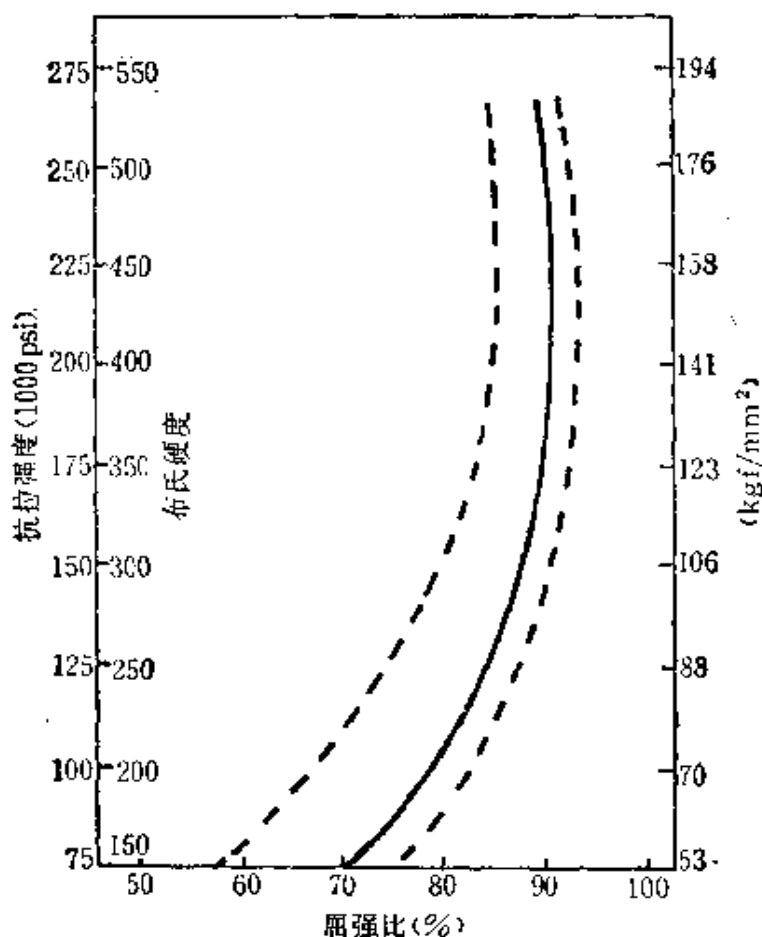


图 3-67 淬火回火钢屈服强度和抗拉强度的关系

注：实线为公称值，虚线表示偏差值，不完全淬火时屈强比容易下降

(2) 油淬调质钢

$$\begin{aligned} \text{屈强比}(\%) = & 55 + 3(\% \text{Si}) + 4(\% \text{Mn}) + 8(\% \text{Cr}) \\ & + 10(\% \text{Mo}) + 3(\% \text{Ni}) + 20(\% \text{V}) \end{aligned}$$

适用于 $\text{Si} < 1.8\%$ 、 $\text{Mn} < 1.1\%$ 、 $\text{Cr} < 1.8\%$ 、 $\text{Mo} < 0.5\%$ 、

Ni < 5%, V < 0.25%, 直径 150~200 mm 的钢。

4. 从显微组织求机械性能

铁素体和珠光体的机械性能数据如表 3-9。

表 3-9

性 能	组 织	
	空 冷 铁 素 体	空冷珠光体 (0.83%C) ⁽³⁾
抗拉强度(kgf/mm ²)	30 ⁽¹⁾	100 ⁽²⁾
延伸率(%)	40	15
布氏硬度(HB)	90	280

注：(1) 文献尚标明空冷为 31.5, 炉冷为 29。

(2) 文献尚标明空冷为 98, 炉冷为 84。

(3) 共析钢的 %C 大多比此低。

(1) 亚共析钢在正火、退火状态

$$\begin{aligned} \text{抗拉强度(kgf/mm}^2\text{)} &= 30 \times (\text{铁素体}\%) \\ &+ 100 \times (\text{珠光体}\%) = 30 \times (1 - \%C/0.83) \\ &+ 100 \times (\%C/0.83) \end{aligned}$$

$$\text{延伸率}(\%) = 40 \times (1 - \%C/0.83) + 15 \times (\%C/0.83)$$

$$\text{布氏硬度(HB)} = 90 \times (1 - \%C/0.83) + 280(\%C/0.83)$$

5. 机械性能相互之间的关系

(1) 从抗拉强度求 %C

$$\sigma_b(\text{kgf/mm}^2) = 20 + 100(\%C)$$

$$\%C = (\sigma_b - 20)/100$$

(2) 从延伸率求 %C

$$\delta(\%) = 50 - 46.8(\%O)$$

$$\%O = (50 - \delta) / 46.8$$

(3) 从抗拉强度求硬度

$$\sigma_b(\text{kgf/mm}^2) \doteq 1/3 \times HB \doteq 2.1 \times H_5 \doteq 3.2 \times HRC$$

(4) 从抗拉强度求疲劳强度

随表面状况而不同, 参看图 3-68。

$$\sigma_w(\text{kgf/mm}^2) \doteq \sigma_b \times 1/2 (\text{无缺口光滑材料})$$

(5) 从抗拉强度求剪断强度

$$\tau(\text{kgf/mm}^2) = \sigma_b \times (0.7 \sim 0.8)$$

(6) 从抗拉强度求屈服强度

如前所述和淬火完全度有关。

$$\sigma_s(\text{kgf/mm}^2) = \sigma_b \times 0.5 (\text{轧制材料})$$

$$= \sigma_b \times 0.8 (\text{热处理材料})$$

(7) 从延伸率、断面收缩率推测韧性

断面收缩率 > (2 × 延伸率) …… 调质良好

强韧性 = $\sigma_b \times$ 延伸率

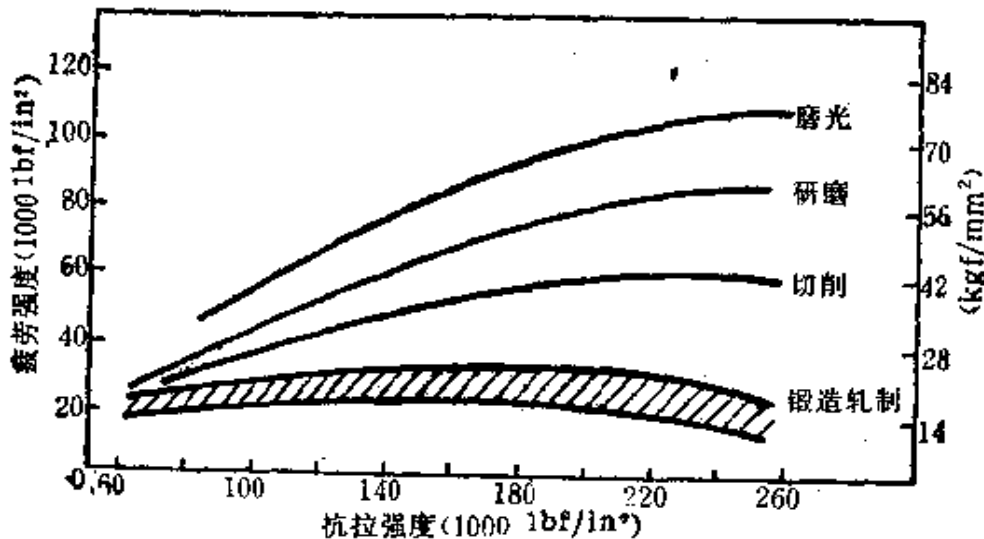


图 3-68 表面状态和缺口对疲劳强度的影响

注: 如再加上腐蚀环境, 则下降到这些曲线以下。

第四章 机械构件设计和热处理

(一) 钢的截面尺寸效应和淬透性

关于钢的截面尺寸效应和淬透性及其测试方法在第二章有关部分已作了介绍,这里将再作进一步的具体的阐述。

一般,为了便于进行机械性能试验,试样的尺寸都比较小,形状简单。这种用试棒得到的机械性能数据不是实物的数值。就是说,即便质地相同的钢,由于制成的零件大小粗细不一样,机械性能也各不同。截面尺寸愈粗大性能愈弱。

一般有关手册上介绍的机械性能数据,如无特别说明都是以 $\phi 25$ mm为标准尺寸的试棒数据。零件尺寸大于 $\phi 25$ mm,就不一定能直接采用此数据。

明显地显示截面尺寸效应的机械性能是疲劳强度,对拉伸性能也有影响。表4-1和表4-2表示这方面的例子,表明截面尺寸愈粗大,机械强度愈低。

表 4-1 试样直径和疲劳强度(kgf/mm²)的差别

钢 材	$\phi 8$ mm 试样	$\phi 100$ mm 试样	车轴实物 ($\phi 170$ mm)
SFA55	23	18.5	10.0
SFA60	26	20.5	10.5
SFA65	28	22.5	11.0

表 4-2 截面尺寸效应和拉伸性能的关系

材料和热处理	直径 (In)	屈服点 (kgf/ mm ²)	抗拉强度 (kgf/ mm ²)	伸长率 (%)	断面收缩 率(%)	硬 度 (HB)	艾氏冲 击 值 (ft-lb)
C1015 (0.15%C) 正火	1/2	33.5	44	38.6	71	126	85
	1	32.7	42.9	37	69.6	121	85
	2	31	42	37.5	69.2	116	86
	4	29	41	36.5	67.8	116	83
C1117 (0.17%C) 正火	1/2	31.5	48.5	34.3	61	143	70
	2	29	46.5	33.5	64.7	137	83
	4	24.5	44.3	34.3	64.7	126	84
C1040 (0.40%C) 正火	1	37.8	59.5	28	55	170	48
	2	37.1	58.8	28	53	167	51
	4	34.3	58.5	27	51.8	167	39
C1040 (0.40%C) 水淬, 550°C 回火	1/2	57	76.5	23.8	61.5	223	75
	2	48.5	71	24.7	63.6	207	85
	4	44.8	69.2	24.7	60.2	201	62
C1050 (0.50%C) 水淬, 600°C 回火	1/2	61.5	83	21.7	60	241	51
	2	55	82	23	61	235	24
	4	47.6	78.5	23.7	55.5	229	15
C1050 (0.50%C) 油淬, 600°C 回火	1/2	56.8	85.5	22.8	58	248	22
	2	47.5	78.5	23	55.6	223	20
	4	41	70.5	25	54.5	167	21

这种截面尺寸效应对热处理效果也有影响,即钢材愈粗,热处理的优点愈少。也有将这种现象称作质量效应。

质量效应实际上是钢的淬透性的一种反应。即热处理效果主要取决于零件的截面尺寸效应和所用钢种的淬透性。碳素钢的淬透性差,截面尺寸愈粗大就愈难于淬透到较深的厚度,其质量效应大。合金钢的淬透性比碳素钢好,其质量效应较小,热处

理效果要比碳素钢好。图 4-1 表示经过热处理的圆钢直径和抗拉强度的关系,表明随着直径的增大,调质后的抗拉强度显示出有规律地降低。

在钢的机械性能中,硬度和各种机械性能有一定的关系,因此常常将硬度作为代表,在实用中也很普遍。表 4-3 和表 4-4 表示热处理效果和尺寸效应的关系在淬火硬度上的反映。

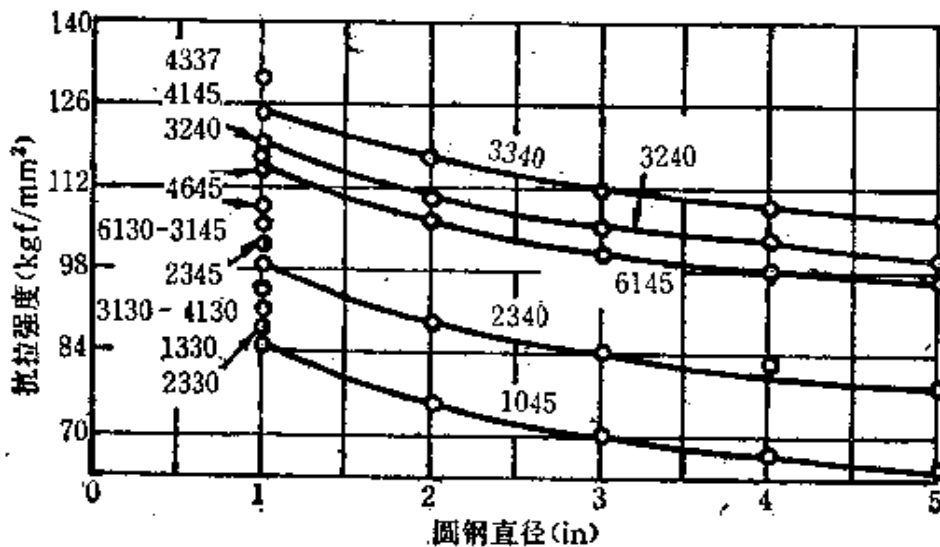


图 4-1 圆钢直径和调质后抗拉强度的关系

热处理,正火后油或水中淬火, 540℃ 回火取试样位置,直径 1 in 的从中心处取样,其他直径的从 1/2R 处取样。图中数字为 AISI 钢号

表 4-5 表示机械结构钢圆棒直径、中心硬度和调质的有效直径。例如 SCM435, 按照 JIS 标准尺寸($\phi 25$ mm), 抗拉强度在 95kgf/mm² 以上,硬度为 HB 269~321, 确保此性能的有效调质直径为 25~50 mm。同时表明如果该钢号的圆棒直径为 35 mm, 其中心部的硬度达到 HRC47。

表 4-6 和图 4-2 表示 JIS 机械结构钢的质量效应。表 4-6 中的数字是表示能保证 JIS 钢铁手册标明的机械性能的最大直

表 4-3 碳素钢的尺寸效应和淬火硬度

JIS 钢号	美国 钢号	成分 (%)			淬火硬度: 表面 (中心), HRC				备 注
		C	Mn	Si	$\frac{1}{2}''$	1''	2''	4''	
S15	1015(W)	0.15	0.53	0.17	36.5 (22.0)	HRB99 (90)	HRB98 (82)	HRB97 (78)	细晶粒
S20C	1020(W)	0.19	0.48	0.18	40.5 (28.0)	29.5 (HRB93)	HRB95 (83)	HRB94 (77)	细晶粒
S22C	1022(W)	0.22	0.82	0.20	45.0 (27.0)	41.0 (HRB92)	38.0 (HRB84)	34.0 (HRB81)	细晶粒
S30C	1038(W)	0.31	0.65	0.14	50.0 (23.0)	46.0 (21.0)	30.0 (HRB90)	HRB97 (85)	细晶粒
S40C	1040(O)	0.39	0.71	0.15	28.0 (21.0)	23.0 (18.0)	HRB93 (91)	HRB91 (89)	细晶粒
S50C	1050(W)	0.54	0.69	0.19	64.0 (57.0)	60.0 (33.0)	50.0 (26.0)	33.0 (20.0)	细晶粒
S50C	1050(O)	0.54	0.69	0.19	57.0 (34.0)	33.0 (26.0)	27.0 (21.0)	HRB98 (91)	细晶粒
SK7	1060(O)	0.60	0.66	0.17	59.0 (35.0)	34.0 (30.0)	30.5 (25.0)	23.0 (24.0)	细晶粒
SK6	1080(O)	0.85	0.76	0.13	60.0 (40.0)	45.0 (39.0)	43.0 (40.0)	39.0 (32.0)	细晶粒

(续表)

JIS 钢号	美国 钢号	成分 (%)			淬火硬度, 表面 (中心), HRC				备 注
		C	Mn	Si	$\frac{1}{2}$ 1"	1"	2"	4"	
SK4	1095(W)	0.96	0.40	0.20	5.1 (43.0)	64.0 (44.0)	63.0 (37.0)	63.0 (33.0)	复合晶粒
SK4	1095(O)	0.96	0.40	0.20	60.0 (41.0)	46.0 (40.0)	43.0 (37.0)	40.0 (33.0)	复合晶粒
SUM31	1117(W)	0.19	1.10	0.11	42.0 (29.5)	37.0 (HRB93)	33.0 (HRB86)	32.0 (HRB81)	粗晶粒
	1118(W)	0.20	1.34	0.09	43.0 (33.0)	36.0 (HRB96)	34.0 (HRB87)	32.0 (HRB82)	粗晶粒
SUM41 SMn438	1137(W)	0.37	1.40	0.17	57.0 (50.0)	56.0 (45.0)	52.0 (24.0)	48.0 (20.0)	粗晶粒
SUM41 SMn438	1137(O)	0.37	1.40	0.17	48.0 (42.0)	34.0 (23.0)	28.0 (18.0)	21.0 (16.0)	粗晶粒
SUM42 SUM3	1141(O)	0.39	1.58	0.19	52.0 (46.0)	48.0 (38.0)	36.0 (22.0)	27.0 (18.0)	粗晶粒
SMn443	1144(O)	0.46	1.37	0.05	39.0 (28.0)	36.0 (24.0)	30.0 (22.0)	27.0 (HRB97)	粗晶粒

注: (W)—淬火, (O)—淬油。

表 4-4 合金钢的尺寸效应和淬火硬度

JIS 钢号	美国 钢号	成 分 (%)							淬火硬度, 表面(中心), HRC			
		C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	1 $\frac{1}{2}$ "	1"	3"	4"	
	3310(O)	0.09	0.50	0.27	3.45	1.55	0.06	38.0 (37.0)	37.0 (32.0)	31.0 (29.0)	30.0 (28.0)	
	9310(O)	0.09	0.57	0.32	3.11	1.23	0.13	40.0 (38.0)	40.0 (37.9)	38.0 (37.0)	31.0 (29.0)	
SNCM420	4320(O)	0.20	0.59	0.25	1.77	0.47	0.23	44.5 (44.5)	39.0 (36.0)	35.0 (27.0)	25.0 (24.0)	
	4520(O)	0.18	0.57	0.28	0.03	0.01	0.52	HRB96 (93)	HRB94 (89)	HRB94 (88)	HRB93 (82)	
	4620(O)	0.17	0.52	0.26	1.81	0.10	0.21	40.0 (31.0)	27.0 (HRB97)	24.0 (HRB91)	HRB96 (83)	
	4820(O)	0.20	0.61	0.29	3.47	0.07	0.22	45.0 (44.0)	43.0 (37.0)	36.0 (27.0)	27.0 (21.0)	
SNCM220	3620(O)	0.23	0.81	0.26	0.56	0.43	0.19	43.0 (43.0)	29.0 (25.0)	23.0 (HRB97)	22.0 (HRB93)	
SSCM430	4130(W)	0.30	0.48	0.20	0.12	0.91	0.20	51.0	51.0	47.0	45.5	

(续表)

JIS 钢 号	美 国 钢 号	成 分 (%)						淬 火 硬 度, 表 面 (中 心), HRC			
		C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	$\frac{1^*}{2}$	1*	3*	4*
		0.29	0.85	0.25	0.62	0.44	0.19	(50.0)	(44.0)	(31.0)	(24.5)
	8630(W)	0.40	1.77	0.25	0.10	0.12	0.01	52.0 (47.0)	52.0 (43.0)	51.0 (30.0)	47.0 (22.0)
	1340(O)	0.40	0.90	0.27	1.21	0.62	0.02	53.0 (57.0)	57.0 (50.0)	39.0 (32.0)	32.0 (26.0)
	3140(O)	0.40	0.73	0.26	0.11	0.94	0.21	57.0 (55.0)	55.0 (50.0)	49.0 (38.0)	36.0 (34.0)
SNCM440	4140(O)	0.40	0.68	0.28	1.87	0.74	0.25	53.0 (51.0)	57.0 (56.0)	56.0 (51.0)	53.0 (47.0)
SNCM539	4340(O)	0.43	0.78	0.22	0.06	0.74	0.01	57.0 (56.0)	53.0 (45.0)	46.0 (35.0)	35.0 (29.0)
SCr440	5140(O)	0.41	0.90	0.25	0.63	0.53	0.29	57.0 (55.0)	56.0 (54.0)	52.0 (45.0)	42.0 (36.0)

(续表)

JIS 钢号	美国 钢号	成 分 (%)						淬火硬度, 表面(中心), HRC			
		C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	$\frac{1''}{2}$	1''	3''	4''
	4150(O)	0.51	0.89	0.27	0.12	0.87	0.18	64.0 (63.0)	62.0 (62.0)	58.0 (56.0)	47.0 (42.0)
	5150(O)	0.49	0.75	0.25	0.11	0.80	0.05	60.0 (59.0)	59.0 (50.0)	55.0 (40.0)	37.0 (29.0)
	6150(O)	0.51	0.80	0.35	0.11	0.95	0.01	61.0 (60.0)	60.0 (57.0)	54.0 (44.0)	42.0 (35.0)
	8650(O)	0.48	0.85	0.31	0.58	0.53	0.24	61.0 (61.0)	58.0 (57.0)	53.0 (52.0)	42.0 (38.0)
	9255(O)	0.52	0.75	0.20	0.07	0.12	0.01	61.0 (58.0)	57.0 (48.0)	52.0 (33.0)	35.6 (27.5)
	5160(O)	0.62	0.84	0.24	0.04	0.74	0.01	63.0 (62.0)	62.0 (60.0)	53.0 (43.0)	40.0 (29.0)
	4063(O)	0.61	0.79	0.26	0.15	0.14	0.24	65.0 (64.0)	64.0 (60.0)	43.0 (38.5)	32.0 (31.0)

注: (W)—淬水, (O)—淬油。

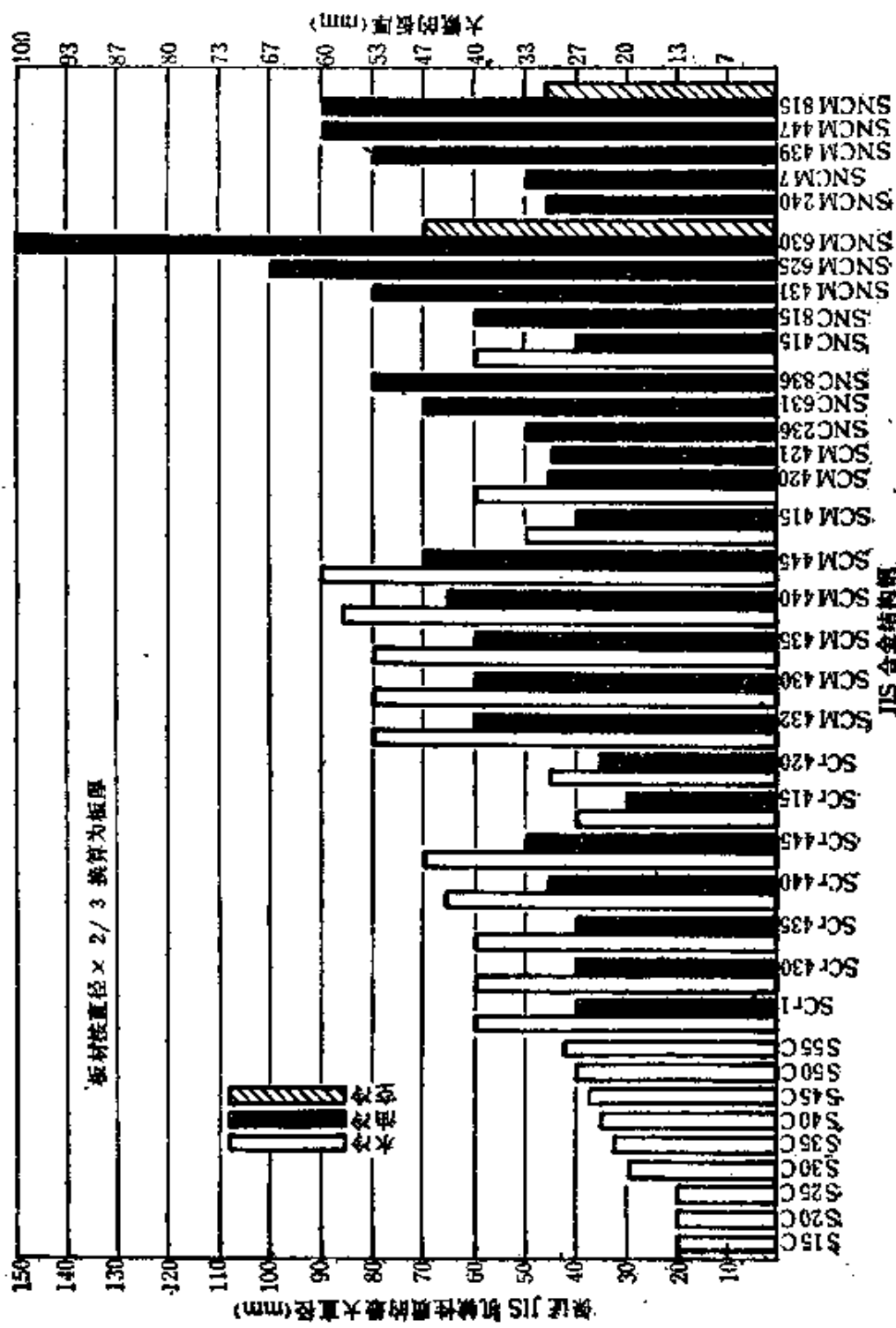


图 4-2 保证 JIS 机械性质的最大直径

表 4-5 机械结构钢圆棒直径、中心淬火硬度和有效调质直径

钢 号	圆棒中心 淬火硬度 (HRC/直径 mm)	JIS 参考值(直径 25mm)		有效调质直径
		抗拉强度 (kgf/mm ²)	HB	
S30C	43/10	>55	152~212	约10
S40C	50/15	>62	179~255	约15
S50C	55/18	>75	212~277	约18
SCr430	43/18	>80	229~285	10~35
SMn438	49/18	>75	212~285	10~35
SCM432	44/18	>90	255~321	10~35
SCr435	47/18	>90	255~311	10~35
SCM430	43/25	>85	241~293	15~45
SMnC443	52/25	>95	269~321	15~45
SCr440	50/25	>95	269~321	15~45
SNCM240	50/25	>90	255~311	15~45
SNC236	47/35	>75	212~255	12~50
SCM435	47/35	>95	269~321	25~50
SNCM431	43/40	>85	248~302	15~70
SNCM625	40/45	>95	269~321	25~100
SCM440	50/45	>100	285~341	35~85
SNC631	44/60	>85	248~302	35~115
SNCM630	43/70	>110	302~352	25~150
SNC836	47/100	>95	269~321	50~150
SNCM439	50/110	>100	293~352	85~150

表 4-6 JIS 机械结构钢的质量效应
(能保证 JIS 机械性能的最大直径, mm)

钢号	水冷	油冷	空冷	钢号	水冷	油冷	空冷
S15C	20			SCM440	(85)	65	
S20C	20			SCM445	(90)	70	
S25C	20			SCM415	50	40	
S30C	30			SCM420	60	45	
S35C	32			SCM421		45	
S40C	35			SNC236		50	
S45C	37			SNC63L		70	
S50C	40			SNC836		80	
S55C	42			SNC415	60	40	
SCr1	60	40		SNC815		60	
SCr430	60	40		SNCM431		80	
SCr435	60	40		SNCM625		100	
SCr440	(65)	45		SNCM630		150	70
SCr445	(70)	50		SNCM240		45	
SCr415	40	35		SNCM7		50	
SCr420	45	35		SNCM439		80	
SCM432	80	60		SNCM447		90	
SCM430	80	60		SNCM815		90	48
SCM435	80	60					

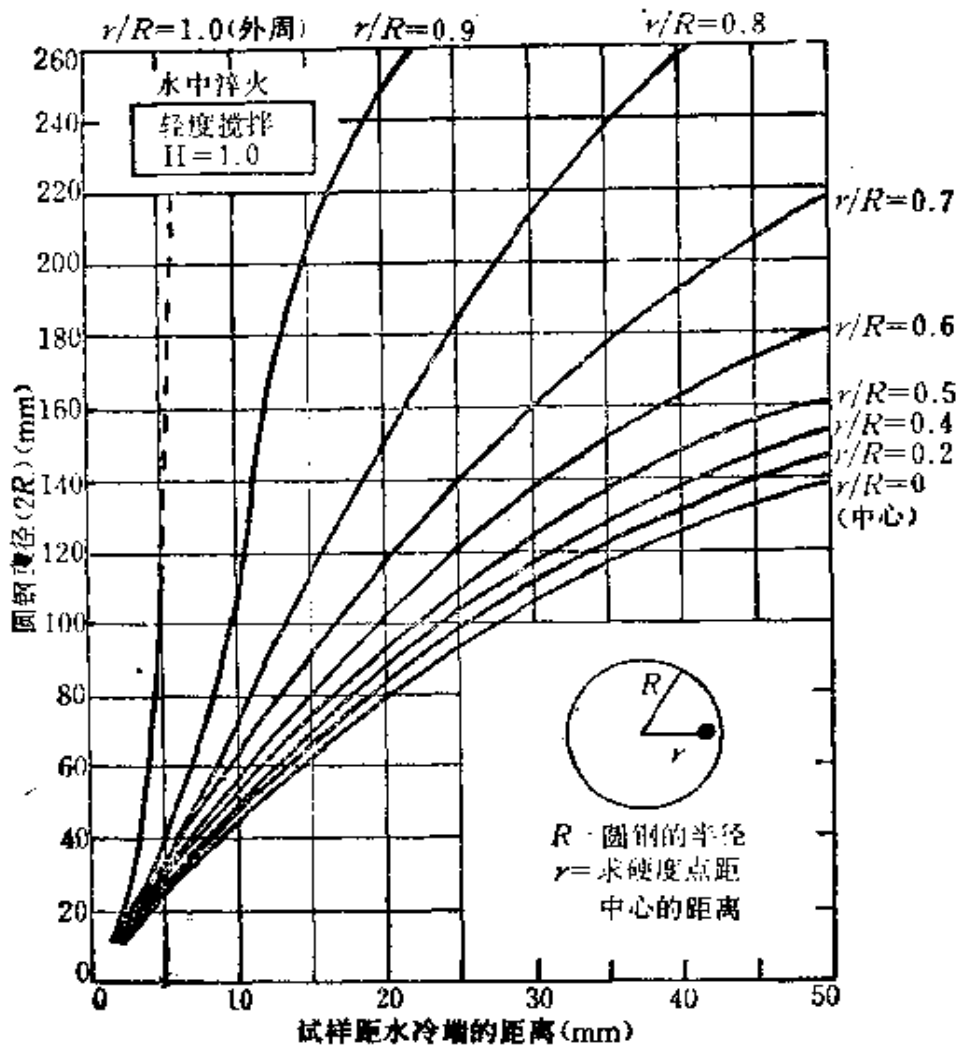


图 4-3 与圆钢横截面上各位置的冷却速度对应的试样距水冷端距离(水中淬火)

径(mm), 这意味着尺寸比其粗的就达不到 JIS 规定值。

解决结构钢质量效应的主要方法是要查明钢的淬透性。各种结构钢都可按照图 2-1 所示的末端淬火试验方法求得图 2-2 那样的淬透性曲线。在此曲线上表示了距淬火(水冷)端各种距离处的硬度。各种钢号的结构钢都有该钢号的淬透性曲线。它对机械设计是很有用的。如果确定了要求的机械性能的位置在

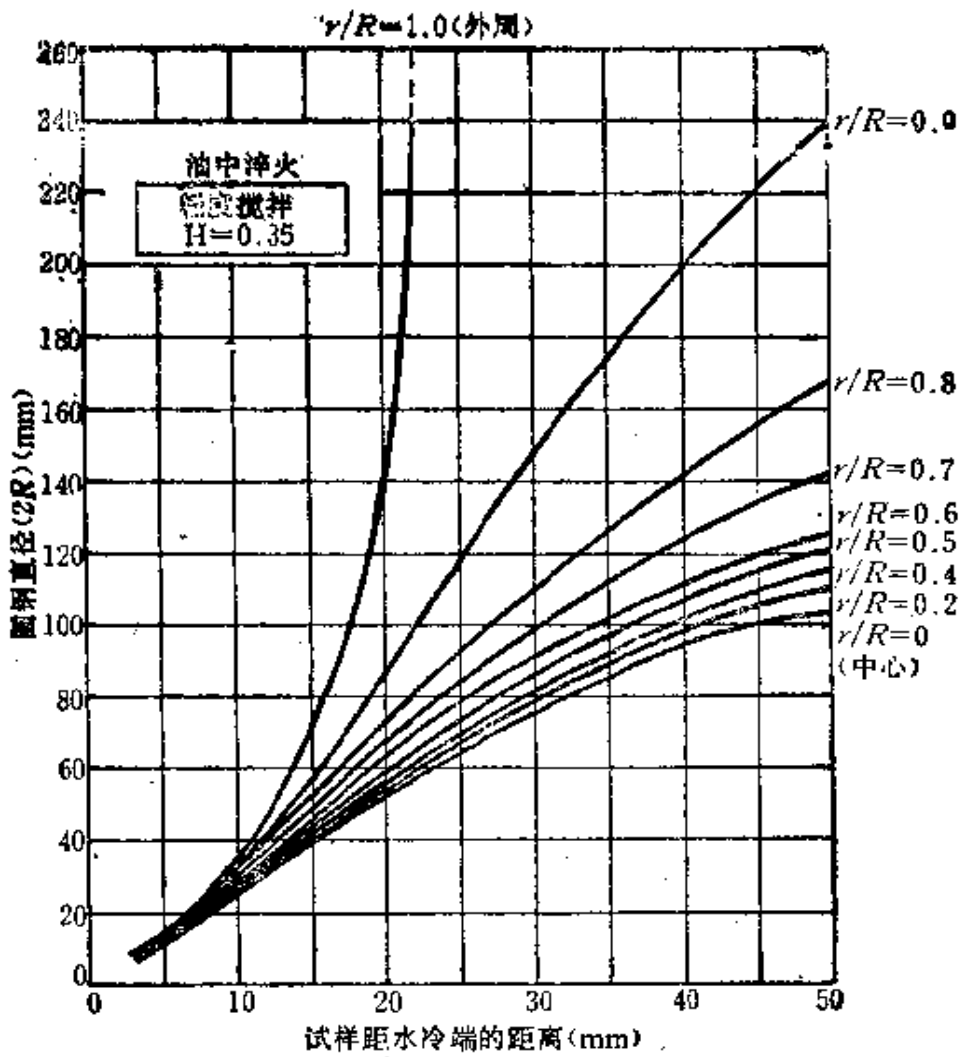


图 4-4 与圆钢横截面上各位置的冷却速度对应的试样距水冷端距离(油中淬火)

圆棒断面上的位置，可从图 4-3 或图 4-4 求得相当于该位置的在淬透性曲线上的距水冷端距离，由此得出与其对应的硬度(HRC)，再从硬度推算出该位置的抗拉强度($\sigma_b \approx 3.2 \times HRC$)。

图 4-3 是水中淬火的情况，图 4-4 则是油淬，断面上的位置都是以 r/R 表示。例如，要求中心部的硬度，在圆棒直径(纵轴)和 $r/R=0$ 的曲线交点处与横轴对应，读取距水冷端距离，然

后从淬透性曲线上求得其硬度 (HRC)。如果断面上的位置在 $1/2R$ 处, 则可按 $r/R = 0.5$ 来求即可。

那末怎样运用淬透性, 即如何确定零件要求的淬透深度呢? 这当然应根据零件的工作条件和应力分布状况来确定。下面举几种典型零件为例作概略的说明。

对于受轴向拉伸或压缩应力或交变拉应力、冲击负荷的零件, 如重要的高强度螺栓、拉杆等, 应力在零件的截面上均匀分布, 要求能全部淬透, 并回火以便能承受载荷。弹簧工作时承受交变应力和振动, 要求不能有永久变形, 因此材料应有稳定的高的屈强比 (σ_s/σ_b), 如果淬透性不好, 中心部出现游离铁素体, 使 σ_s/σ_b 大大降低, 工作时便容易产生塑性变形而失效。因此弹簧一般也要求全部淬透。受较大能量高频冲击的如凿岩机活塞, 应力分布在整个截面上是均匀的, 同样应全部淬透。

受交变弯曲应力、扭转应力、冲击负荷和局部磨损的轴, 应力主要集中于外层, 心部应力小, 心部不需要很高的强度, 一般淬透到距表面 $\frac{2}{1} \sim \frac{1}{4}R$ (轴的半径) 深处 (按载荷大小来调整)。

曲轴承受小能量多次冲击和交变应力, 应力分布也是外大内小, 淬透性要求和轴相同。对于局部易磨损的表面可在调质后进行表面淬火, 以提高局部处的硬度来提高耐磨性。

齿轮受交变弯曲应力、交变接触应力、冲击负荷, 以及带滑动的滚动摩擦。对接触应力来说表面硬度应高一些, 随不同模数接触点曲率半径不同而有差别, 疲劳(点蚀)系在表面下 $0.5b$ (b 为接触线宽度) 处, 此处切应力最大 (大约是 $0.31 \times$ 接触应力)。因此淬透层应大于 $0.5b$ 。模数大、负荷大, 淬硬层可深一些。心部硬度应为 HRC 32~48, 心部硬度低的可减少热处理变形, 而且还能增加齿部表面的压应力而提高疲劳强度。

受点或线接触交变应力和磨损的滚珠轴承，主要是从接触应力来考虑强度的，因此必须保证表面的硬度值，在大的轧机轴承还应考虑受到大的冲击载荷。对于小轴承可全部淬透，但受冲击载荷大的则不宜淬透。

此外还应指出，即使钢的淬透性弄清楚了，零件的负荷条件也明确了，但实际零件的服役结果和理论计算还有很大的差别。这是因为在实物上材料内部还有各种应力集中源，它们起了缺口效应的作用而使强度大幅度下降，因此计算所用的机械性能数据应较手册上介绍的低。通常情况，设计工作者都将它列入安全系数的一个因素来加以考虑。这个因素的大小应视材料工厂的钢的质量、热处理工艺和热处理操作技术、零件结构状况、尺寸效应和服役条件而定。尤其是对于大型零件，经常积累各种实验的实际数据，对于设计工作是十分重要的。

(二) 零件图上应注明的热处理技术要求

需要进行热处理而获得必要性能的机械零件，当然应在零件设计图上注明热处理技术要求。但是写在零件图上的热处理要求有时不太确切，写得很简单，例如只注明硬度值，不能正确表达对零件要求的性能。即便是硬度值有时也提得不很正确。因此，根据零件的服役特点正确地标明要求显得十分重要。下面就此作概略说明。

1. 硬 度

应当根据各种硬度试验方法的特点及其反映的数值来正确地选择标注硬度值。工业生产上常用的硬度试验和测定有布氏、洛氏和表面洛氏、维氏和努普(Knoop)硬度以及肖氏等。它

们的特点如下。

(1) 布氏硬度

布氏硬度是用钢球以规定载荷压入被试表面，保持一定时间，然后卸除。测量压痕直径便可算出布氏硬度值。布氏硬度的测定规范见表 4-7。

布氏硬度压痕较大，代表着金属在较大体积内的平均性能。因此，这种试验方法对于组织比较粗大的材料，如铸铁、轴承合金等，是其他硬度试验方法所不能代替的。压痕较大的另一优点，是易于保证测量精度。布氏硬度值因与压痕直径有关，所以不受试样在垂直方向弹性回复的影响。布氏硬度试验的缺点是

表 4-7 布氏硬度试验的测定规范

金属种类	布氏硬度值范围(HB)	试样厚度(mm)	负荷F与钢球直径D的关系	钢球直径D(mm)	负荷F(kgf)	负荷保持时间(s)
黑色金属	140~450	6~3	$F=30D^2$	10	3000	10
		4~2		5.0	750	
		<2		2.5	187.5	
黑色金属	<140	>6	$F=10D^2$	10	1000	10
		6~3		5.0	250	
		<3		2.5	62.5	
有色金属	>130	6~3	$F=30D^2$	10	3000	30
		4~2		5.0	750	
		<2		2.5	187.5	
有色金属	36~130	9~3	$F=10D^2$	10	1000	30
		6~3		5.0	250	
		<3		2.5	62.5	
有色金属	8~36	>6	$F=2.5D^2$	10	250	60
		6~3		5.0	62.5	
		<3		2.5	15.6	

对不同材料需更换压头及载荷大小,压痕的测量也比较麻烦,用于自动检验时受到限制。

进行布氏硬度试验时,在压痕周围一定深度处因塑性变形会产生冷作硬化。所以,工件过薄,被测平面过小,或相邻两压痕过近,都会显著影响试验结果。

综上所述可知,对比较大的调质零件标注布氏硬度值比较适宜,而对直径细小的轴,薄片等就不适用布氏试验。

(2) 洛氏和表面洛氏硬度

金属洛氏硬度试验,是在先后两次施加载荷(初负荷 F_0 及

表 4-8 各种洛氏硬度标尺的试验条件和应用

标尺符号	所用压头	② 总负荷 (kgf)	② 测量范围 (HR)	应 用 举 例
HRA	金刚石圆锥①	60	70~85	碳化物,硬质合金,淬火工具钢,浅层表面硬化钢
HRB	1/16"钢球	100	25~100	软钢,铜合金,铝合金,可锻铸铁
HRC	金刚石圆锥	150	20~67	淬火钢,调质钢,深层表面硬化钢,硬铸铁
HRD	金刚石圆锥	100	40~77	薄钢板,中等厚度的表面硬化钢,珠光体可锻铸铁
HRE	1/8"钢球	100	70~100	铸铁,铝、镁合金,轴承合金
HRF	1/16"钢球	60	40~100	薄软钢板,退火铜合金
HRG	1/16"钢球	150	31~94	磷青铜,铍青铜等
HRH	1/8"钢球	60	—	测定轴承合金等非均质合金的平均硬度
HRK	1/8"钢球	150	40~100	
HRL	1/4"钢球	150		
HRM	1/4"钢球	100		
HRP	1/4"钢球	60		
HRR	1/2"钢球	60		
HRS	1/2"钢球	100		
HRV	1/2"钢球	150		

① 顶角为 $120^\circ \pm 30'$, 顶角圆弧半径为 0.20 ± 0.1 mm.

② 表中各洛氏硬度标尺,预载荷为 10 kg.

表 4-9 洛氏硬度试验试样最小厚度

标尺名称	洛氏硬度值 (HR)	试样最小厚度 (mm)	标尺名称	洛氏硬度值 (HR)	试样最小厚度 (mm)
A	70	0.7	B	25	2.0
	80	0.5		30	1.9
	90	0.4		40	1.7
C	20	1.5		50	1.5
	30	1.3		60	1.3
	40	1.2		70	1.2
	50	1.0		80	1.0
	60	0.8		90	0.8
	67	0.7		100	0.7

表 4-10 圆柱形试件洛氏 C、A 和 D 标尺的修正量

硬度值 (HR)	圆柱形试件直径 (mm)								
	6.4	10	13	16	19	22	25	32	38
	洛氏 C、A 和 D 标尺的修正量 (HR)								
20	6.0	4.5	3.5	2.5	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0
25	5.5	4.0	3.0	2.5	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0
30	5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0	0.5
35	4.0	3.0	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5
40	3.5	2.5	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0	0.5	0.5
45	3.0	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5
50	2.5	2.0	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5
55	2.0	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5	0
60	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5	0	0
65	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5	0	0
70	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5	0	0
75	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5	0	0	0
80	0.5	0.5	0.5	0.5	0.5	0	0	0	0
85	0.5	0.5	0.5	0	0	0	0	0	0

总负荷 F) 的条件下, 将标准压头(金刚石圆锥或钢球)压入试样表面来进行的。洛氏硬度以 HR 表示。为了能用同一硬度计测定从极软到极硬材料的硬度, 采用不同的压头和载荷, 组成了 15 种不同的洛氏硬度标尺 (表 4-8), 其中最常用的是 HRA 、 HRB 、 HRC 三种。

洛氏硬度试验快速简单, 硬度值可从刻度盘直接读出。同时, 采用不同标尺, 可测出从极软到极硬材料的硬度, 因而广泛用于热处理质量检验。但须注意, 不同标尺硬度值, 因压痕不存在相似关系而不能直接比较, 只能借助于大量试验找出经验的对照关系。

表 4-8 中举出了洛氏硬度的应用例。概括起来, HRA 用于极硬的和浅层表面硬化钢, HRC 用于淬火、调质和深层表面硬化钢, 而对于正火、退火钢、软钢、铝合金等则须用 HRB 标尺。洛氏硬度试验试样最小厚度见表 4-9。

表 4-11 圆柱形试件洛氏 B、F 和 G 标尺的修正量

硬度值 (HR)	圆柱形试件直径 (mm)						
	6.4	10	13	16	19	22	25
	洛氏 B、F 和 G 标尺的修正量(HR)						
0	12.5	8.5	6.5	5.5	4.5	3.5	3.0
10	12.0	8.0	6.0	5.0	4.0	3.5	3.0
20	11.0	7.5	5.5	4.5	4.0	3.5	3.0
30	10.0	6.5	5.0	4.5	3.5	3.0	2.5
40	9.0	6.0	4.5	4.0	3.0	2.5	2.5
50	8.0	5.5	4.0	3.5	3.0	2.5	2.0
60	7.0	5.0	3.5	3.0	2.5	2.0	2.0
70	6.0	4.0	3.0	2.5	2.0	2.0	1.5
80	5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.5	1.5
90	4.0	3.0	2.0	1.5	1.5	1.5	1.0
100	3.5	2.5	1.5	1.5	1.0	1.0	0.5

对曲面试件进行洛氏硬度试验时,如试件的曲率半径不大,则测得的硬度值应加上修正量。对圆柱形试件的修正量可参考表 4-10 和表 4-11 (摘自 ISO/R80~1968)。

表面洛氏硬度试验(即轻载荷洛氏硬度试验)用于测定极薄材料和零件化学热处理后的表面硬度。这种硬度试验的初载荷为 3 kg,总载荷分别为 15、30 和 45 kg,并以每 0.001 mm 压痕深度为一硬度单位,表盘面刻度为 100。表 4-12 所示为不同表面洛氏硬度标尺的试验条件。

表 4-12 各种表面洛氏硬度标尺的试验条件和应用

标尺符号	所用压头	总负荷 (kgf)	测量范围 (HR)	应用举例
HR15N	金刚石,圆锥角 120°,顶端球面半径 0.2 mm	15	70~94	氮化钢、各种薄钢板、渗碳钢、刀和其他零件边缘部分和表面部分
HR30N		30	42~86	
HR45N		45	20~78	
HR15T	钢球直径 1/16in	15	62~94	软钢、黄铜、铝合金等薄板
HR30T		30	15~82	
HR45T		45	8~76	
HR15W	钢球直径 1/8in	15		软钢、镀锌铜
HR30W		30		
HR45W		45		
HR15X	钢球直径 1/4in	15		软金属、塑料等
HR30X		30		
HR45X		45		
HR15Y	钢球直径 1/2in	15		软金属、塑料等
HR30Y		30		
HR45Y		45		

表面洛氏硬度试验时对常用的 N 和 T 标尺所允许的试样最小厚度可参考表 4-13 和表 4-14(摘自 ISO/R1024-1969)。

对曲面试件进行表面洛氏试验时,如试件的曲率半径不大,则测得的硬度应加上修正量。对圆柱形试件的修正量可参考表 4-15 和表 4-16(摘自 ISO/R1024-1969)。

表 4-13 表面洛氏 N 标尺所允许的试样最小厚度

厚度 (mm)	HR15N	HR30N	HR45N	厚度 (mm)	HR15N	HR30N	HR45N
0.15	92	—	—	0.51	—	57	63
0.20	90	—	—	0.56	—	47	58
0.25	88	—	—	0.61	—	—	51
0.30	83	82	77	0.66	—	—	37
0.36	76	78.5	74	0.71	—	—	20
0.41	68	74	72	0.76	—	—	—
0.46	—	66	68				

表 4-14 表面洛氏 T 标尺所允许的试样最小厚度

厚度 (mm)	HR15T	HR30T	HR45T	厚度 (mm)	HR15T	HR30T	HR45T
0.25	91	—	—	0.56	—	45	43
0.30	86	—	—	0.61	—	34	31
0.36	81	79	—	0.66	—	—	18
0.41	76	73	71	0.71	—	—	4
0.46	68	64	62	0.76	—	—	—
0.51	—	55	53				

表 4-15 圆柱形试件表面洛氏 15N、30N、45N 标尺的修正量

硬度值 (HRN)	圆柱形试件直径 (mm)					
	3.2	6.4	10	13	19	25
	表面洛氏 15N、30N、45N 标尺的修正量(HRN)					
20	6.0	3.0	2.0	1.5	1.5	1.5
25	5.5	3.0	2.0	1.5	1.5	1.0
30	5.5	3.0	2.0	1.5	1.0	1.0
35	5.0	2.5	2.0	1.5	1.0	1.0
40	4.5	2.5	1.5	1.5	1.0	1.0
45	4.0	2.0	1.5	1.0	1.0	1.0
50	3.5	2.0	1.5	1.0	1.0	0.5
55	3.5	2.0	1.5	1.0	0.5	0.5
60	3.0	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5
65	2.5	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5
70	2.0	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5
75	1.5	1.0	0.5	0.5	0.5	0
80	1.0	0.5	0.5	0.5	0	0
85	0.5	0.5	0.5	0.5	0	0
90	0	0	0	0	0	0

表 4-16 圆柱形试件表面洛氏 15T、30T、45T 标尺的修正量

硬度值 (HRT)	圆柱形试件直径 (mm)						
	3.2	6.4	10	13	16	19	25
	表面洛氏 15T、30T、45T 标尺的修正量(HRT)						
20	13.0	9.0	6.0	4.5	4.5	3.0	2.0
30	11.5	7.5	5.0	3.5	3.5	2.5	2.0
40	10.0	6.5	4.5	3.5	3.0	2.5	2.0
50	8.5	5.5	4.0	3.0	2.5	2.0	1.5
60	6.5	4.5	3.0	2.5	2.0	1.5	1.5
70	5.0	3.5	2.5	2.0	1.5	1.0	1.0
80	3.0	2.0	1.5	1.5	1.0	1.0	0.5
90	1.5	1.0	1.0	0.5	0.5	0.5	0.5

我国从1963年起实行 GB 230-63 洛氏硬度试验方法。此标准比旧基准高 HRC 2~3, 例如新基准 HRC30、40、50、60, 分别相当于旧基准 HRC27.2、37.3、47.3、58.0。此外, 洛氏硬度计量在国际上没有统一基准。标准硬度块测试结果互有差异。这些情况在参看不同时期的设计图时不要忽略。

(3) 维氏及显微硬度

维氏硬度试验是用两相对面间的夹角为 136° 的正四棱锥形金刚石压头, 在一定的负荷作用下压入试件, 经规定的负荷保持时间后, 卸除负荷, 以所采用的负荷除以压痕的表面积所得的商数 (kgf/mm^2) 来表示硬度值。维氏硬度以符号 HV 并附以相应的指数注明试验负荷数值来标注, 例如 $HV_{30}375$, 即表示在 30 kgf 的负荷下, 在规定负荷保持时间内, 所测得的硬度值为 375。

维氏硬度试验法采用的负荷为 5、10、20、30、50 和 100 kgf 等六级。其中常用负荷为 5、10、30 kgf。这种试验法适用于维氏硬度值为 $HV8\sim1000$ 的金属、合金及其表面层硬度的测定, 广泛应用于研究工作。在热处理工艺质量检验中, 常用低负荷

表 4-17 维氏硬度试验试样最小厚度

负 荷 (kgf)	HV								
	900	800	700	600	500	400	300	200	100
试 样 最 小 厚 度 (mm)									
5	0.15	0.16	0.17	0.19	0.21	0.23	0.26	0.32	0.46
10	0.21	0.23	0.24	0.26	0.29	0.32	0.36	0.40	0.65
30	0.37	0.40	0.42	0.46	0.50	0.56	0.65	0.78	1.12
100	0.68	0.72	0.77	0.83	1.00	1.02	1.17	1.44	2.00

维氏硬度测定表面淬火时的强化层深度和化学热处理(如氮化)件表面硬度以及小件和薄件的硬度。维氏硬度试验试样最小厚度见表 4-17。

一般将负荷等于或小于 1 kgf 的维氏硬度试验专称为显微硬度。另一种努普(Knoop)硬度也是显微硬度, 它的压头与维氏金刚石压头不同, 是一相对棱间夹角为 $172^{\circ}30'$, 另一相对棱间夹角为 130° 的四棱锥金刚石压头。

努普硬度以符号 *HK* 表示, 同样要加注相应的指数来表明试验负荷数值。例如: $HK_{0.1}300$, 即表示在 100gf 的负荷下, 在规定负荷保持时间内, 所测得的硬度值为 300。努普压痕深度较浅, 对同一材料可选用较大负荷, 而且所测的对角线较长, 因此测量精度较高。

显微硬度试验法采用的负荷为 2~1000 gf。这种试验法适用于显微硬度值为 *HV* 8~2000 和努普硬度值为 *HK* 8~2000 的金属、合金及其表面层硬度的测定, 也可测定硬脆性的非金属材料硬度。一般的金属材料 *HK/HV* 为 0.9~1.1。

显微硬度试验主要适用于: (1) 小试件, 如钟表零件、缝纫机针、刀具的刃口等; (2) 薄试件, 如钢丝、薄钢片、钢带、金银箔等; (3) 表面层, 如电镀层、表面淬火、氮化层等; (4) 脆性材料, 如玻璃宝石等; (5) 金相组织, 如单晶体、多晶体、结晶晶粒等硬度的测定。

(4) 肖氏硬度

肖氏硬度和各种压入硬度试验方法不同, 是以试样的弹性功作为指标的。用一定重量的标准重锤由一定的高度自由下落到试样表面。重锤动能一部分消耗于试样的表面塑性变形, 其余部分则使重锤回跳。肖氏硬度就是根据重锤回跳高度来衡量的, 故又称弹性回跳硬度, 以符号 *HS* 表示。

肖氏硬度计是一种手提式轻便仪器,可带到现场去操作,方法简单,测量迅速。主要应用于轧辊硬度的测量,也用于大型工件如机床床身、曲轴、大齿轮、螺旋桨的叶片等硬度的测定。它不适用于小、薄、轻的试件,否则误差很大。因此,只有对于大型零件的表面硬度,图纸上才标注 HS 数值。肖氏与洛氏硬度的换算见表 4-18。

金属的各种硬度值之间以及硬度值与其他强度指标之间在理论上并无严格的相互关系,但根据大量试验经验可得出近似的对应关系。GB 1172-74 规定了黑色金属硬度及强度换算值,表 4-19 和 4-20 简明地摘录了常用的数据。

表 4-18 肖氏与洛氏硬度换算表

HRC	HS	HRC	HS	HRC	HS	HRC	HS
68.0	97	53.5	71	30.9	43	96.4	33
67.5	96	52.1	70	28.8	41	94.6	32
67.0	95	51.0	68	27.6	40	93.8	31
66.4	93	49.6	66	26.6	39	92.8	30
65.9	92	48.5	65	25.4	38	91.9	29
65.3	91	47.1	63	24.2	37	90.0	28
64.7	90	45.7	61	22.8	36	89.0	27
64.0	88	44.5	59	21.7	35	86.8	26
63.3	87	43.1	58	20.5	34	85.0	25
62.5	86	41.8	56			80.8	23
61.7	84	40.4	54			78.7	22
61.0	83	39.1	52			76.4	21
60.0	81	37.9	51			72.0	20
59.2	80	36.6	50			69.8	19
58.7	79	35.5	48			67.6	18
57.3	77	34.3	47			65.7	15
56.0	75	33.1	46				
54.7	73	32.1	45				

注:表中数值摘自 ASTM 标准,所列洛氏硬度基准和我国采用的略有差别,使用时应予以注意。

表 4-19 黑色金属硬度及强度换算值(一)(GB1172-74)

洛 氏		表 面 洛 氏			维氏	布 氏		抗拉强度 (kgf/ mm ²)
HRC	HRA	HR15N	HR30N	HR45N	HV	HB30D ²	d ¹⁰ , 2d ⁵ , 4d ^{2.5} (mm)	
70	86.6				1037			
69	86.1				997			
68	85.5				959			
67	85				923			
66	84.4				889			
65	83.9	92.2	81.3	71.7	856			
64	83.3	91.9	80.6	70.6	825			
63	82.8	91.7	79.8	69.5	795			
62	82.2	91.4	79.0	68.4	766			
61	81.7	91.0	78.1	67.3	739			
60	81.2	90.6	77.3	66.2	713			260.7
59	80.6	90.2	76.5	65.1	688			249.6
58	80.1	89.8	75.6	63.9	664			239.1
57	79.5	89.4	74.8	62.8	642			229.3
56	79.0	88.9	73.9	61.7	620			220.1
55	78.5	88.4	73.1	60.5	599			211.5
54	77.9	87.9	72.2	59.4	579			203.4
53	77.4	87.4	71.3	58.2	561			195.7
52	76.9	86.8	70.4	57.1	543			188.5
51	76.3	86.3	69.5	55.9	525	501	2.73	181.7

(续表)

洛氏		表面洛氏			维氏	布氏		抗拉强度 (kgf/ mm ²)
HRC	HRA	HR15N	HR30N	HR45N	HV	HB30D ²	d10, 2d5, 4d2.5 (mm)	
43	72.1	81.7	62.9	46.5	411	401	3.05	138.9
42	71.6	81.1	61.3	45.4	399	391	3.09	134.7
41	71.1	80.5	60.4	44.2	388	380	3.13	130.7
40	70.5	79.9	59.5	43.0	327	370	3.17	126.8
39	70.0	79.3	58.6	41.8	367	360	3.21	123.2
38		78.7	57.6	40.6	357	350	3.26	119.7
37		78.1	56.7	39.4	347	341	3.30	116.3
36		77.5	55.3	37.6	333	327	3.37	111.5
35		77.0	54.8	37.0	329	323	3.39	110.0
34		76.4	53.9	35.9	320	314	3.43	107.0
33		75.8	53.0	34.7	312	306	3.48	104.2
32		75.2	52.0	33.5	304	298	3.52	101.5
31		74.7	51.1	32.3	296	291	3.56	98.9
30		74.1	50.2	31.1	289	283	3.61	96.4
29		73.5	49.2	29.9	281	276	3.65	94.0
28		73.0	48.3	28.7	274	269	3.70	91.7
27		72.4	47.3	27.5	268	263	3.74	89.5
26		71.9	46.4	26.3	261	257	3.78	87.4
25		71.4	45.5	25.1	255	251	3.83	85.4
24		70.8	44.5	23.9	249	245	3.87	83.5
23		70.3	43.6	22.7	243	240	3.91	81.6
22		69.8	42.6	21.5	237	234	3.95	79.9
21		69.3	41.7	20.4	231	229	4.00	78.2
20		68.8	40.7	19.2	226	225	4.03	76.7
19		68.3	39.8	18.0	221	220	4.07	75.2
18		67.8	38.9	16.8	216	216	4.11	73.7
17		67.3	37.9	15.6	211	211	4.15	72.4

表 4-20 黑色金属硬度及强度换算值(二)(GB1172-74)

硬 度							抗拉强度 (kgf/mm ²)
洛 氏	表 面 洛 氏			维氏	布 氏		
HRB	HR15T	HB30T	HR45T	HV	HB10D ²	d ^{10, 20, 5,} 4d ^{2.5} (mm)	
100	91.5	81.7	71.7	233			80.3
99	91.2	81.0	70.7	227			78.3
98	90.9	80.4	69.6	222			76.3
97	90.6	79.8	68.6	216			74.4
96	90.4	79.1	67.6	211			72.6
95	90.1	78.5	66.5	206			70.8
94	89.8	77.8	65.5	201			69.1
93	89.5	77.2	64.5	196			67.5
92	89.3	76.6	63.4	191			65.9
91	89.0	75.9	62.4	187			64.4
90	88.7	75.3	61.4	183			62.9
89	88.4	74.6	60.3	178			61.4
88	88.1	74.0	59.3	174			60.1
87	87.9	73.4	58.3	170			58.7
86	87.6	72.7	57.2	166			57.5
85	87.3	72.1	56.2	163			56.2
84	87.0	71.4	55.2	159			55.0
83	86.8	70.8	54.1	156			53.9
82	86.5	70.2	53.1	152	138	3.00	52.8
81	86.2	69.5	52.1	149	136	3.02	51.8

(续表)

硬				度			抗拉强度 (kgf/mm ²)
洛氏	表面洛氏			维氏	布氏		
HRB	HR15T	HR30T	HR45T	HV	HB10D ²	d10, 2d5, 4d2.5 (mm)	
80	85.9	68.9	61.0	146	132	3.06	50.8
79	85.7	68.2	59.0	143	130	3.09	49.8
78	85.4	67.6	49.0	140	128	3.11	48.9
77	85.1	67.0	47.9	138	126	3.14	48.0
76	84.8	66.3	46.9	135	124	3.16	47.2
75	84.5	65.7	45.9	132	122	3.19	46.4
74	84.3	65.1	44.8	130	120	3.21	45.6
73	84.0	64.4	43.8	128	118	3.24	44.9
72	83.7	63.8	42.8	125	116	3.27	44.2
71	83.4	63.1	41.7	123	115	3.29	43.5
70	83.2	62.5	40.7	121	113	3.31	42.9
69	82.9	61.9	39.7	119	112	3.33	42.3
68	82.6	61.2	38.6	117	110	3.35	41.8
67	82.3	60.6	37.6	115	109	3.37	41.2
66	82.1	59.9	36.6	114	108	3.39	40.7
65	81.8	59.3	35.5	112	107	3.40	40.3
64	81.5	58.7	34.5	110	106	3.42	39.8
63	81.2	58.0	33.5	109	105	3.43	39.4
62	80.9	57.4	32.4	108	104	3.45	39.0
61	80.7	56.7	31.4	106	103	3.46	38.6

2. 制定热处理要求的要点

在确定热处理要求时可大致按以下步骤进行。

(1) 根据零件的工作条件,分析服役特点和应力分布情况,掌握主要损坏形式,确定应有的机械性能指标,并从它们之间的概略关系估算出相应的硬度,重要零件还应提出金相组织等。如在腐蚀或高温条件下工作,还应考虑腐蚀和蠕变的影响,确定相应的要求。

(2) 依据零件应力分布情况,结合零件截面尺寸大小和复杂程度,以及材料的淬透性,合理地选择材料,并可从选定的材料的淬透性曲线图确定该零件截面内的硬度和应力分布概况。

(3) 材料选定后,依据各种热处理方法的特点、材料在不同热处理条件下的组织变化,以及相应的机械性能和工艺性,合理选定热处理方法。

上述各点内容的具体阐述详见本书各章节有关部分。

3. 零件图上应注明的热处理要求

在零件的热处理要点确定后,在零件设计图上应具体注明的事项如下。

(1) 普通热处理

对一般零件应写明热处理方法、硬度范围;重要零件须提出不同部位的硬度,必要时提出零件不同部位的金相组织要求。

(2) 表面淬火

一般零件应注明表面热处理方法、硬度、表面淬火区域;重要零件须有热处理方法、表面淬火硬度、心部硬度、淬透层深度

和表面淬火区域。

(3) 渗碳

一般零件应注明硬度、渗碳层深度(按标准的确定渗碳层深度方法);重要零件必要时还须提出表层渗碳浓度要求、心部硬度和金相组织。

(4) 氮化

一般零件包括表面和心部硬度、氮化层深度、氮化区域;重要零件则增加心部机械性能,必要时还要提出金相组织及氮化脆性要求的评定级别。

(5) 重要机械零件

除了和以上相同的项目外,对重要零件应增加机械性能试样的取样部位及其相应的机械性能范围。

有特殊要求的工件则应写明特殊的要求,例如为了稳定组织和性能需要增加的时效处理。采用其他的表面热处理方法则应根据该工艺的特点提出具体的要求,如渗硫等。

(三) 机械构件的设计关键

一般,机械零件的破坏大多发生在应力集中部分,设计时必须注意应力集中部分,即应力源。应力源主要发生于锐角部分,所谓缺口效应乃是重要的因素。这种锐角可改为半径为 R 的圆弧状而消除应力集中。当然力求零件各部分厚薄均衡,设法使零件上没有突出部分都很重要。但使锐角换上 R 圆弧和不发生应力集中可以说是设计的关键。

1. 消除应力集中部分

应力集中部分可分为设计形状引起的和加工发生的两大

类,基于设计形状的部分可举缺口、急变的截面、键槽、油孔、螺纹部分、飞边、毛刺、突棱等。加工发生的应力集中部分认为有机械加工的不精致、钻孔、淬火裂纹、磨削裂纹、螺栓头下的沉割槽、压印标记等。

但是,这些应力集中部分,不论设计得多么好,有时也不能全部消除。例如螺纹和键槽会引起应力集中,而齿轮等可能引起应力集中的又是零件设计中必须保留的形状。即便是改变材料,或者是改进热处理,应力集中的影响仍然会很大,这些都应在设计时加以考虑。

为了消除应力集中,有时使表面产生残留压应力能稍为有所改善。例如进行氮化、渗碳、高频淬火等表面硬化热处理,或者做喷丸处理和滚压等机械处理都有一定的效果。但是,如能在设计阶段就消除应力集中部分就更好。一般,零件承受载荷部分应特别注意避免应力集中,承受载荷小或没有载荷的部位,应力集中的影响较小。例如,在扭转载荷的情况下,油孔部的应力集中虽然是无孔的四倍。但是,几乎不会发生疲劳强度的下降。

一般,高强度钢的缺口敏感度很高,通常即便增加钢的强度,对疲劳强度的改善也不大。像螺栓那样有螺丝的零件或者有油孔的零件,即便强度高到 $80\sim 105\text{ kgf/mm}^2$,除非进行特别处理就达不到提高疲劳强度效果。因此,在制造高强度钢零件又要求有高的耐疲劳性能时,设计中应尽量避免有应力集中部分。

图4-5表示缺口敏感度和疲劳应力集中系数的关系。这是表明缺口敏感度 q 和在疲劳试验的理论应力集中系数与实际的应力集中系数之差的因式。

$$K_f = 1 + q(K - 1)$$

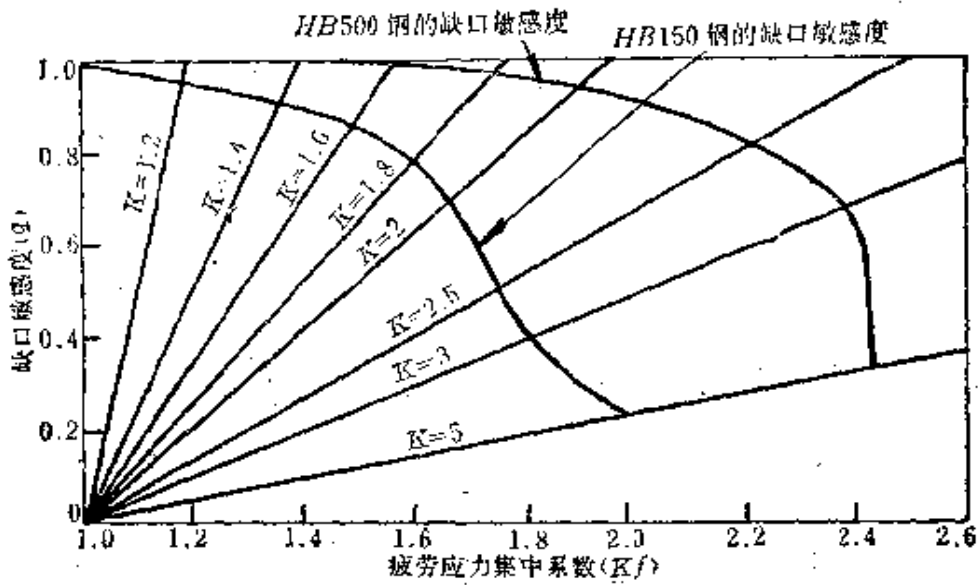


图 4-5 缺口敏感度和应力集中系数(Johnson, Lipson)

这里, K_f : 疲劳应力集中系数

q : 应力集中系数(缺口敏感度)

K : 理论的应力集中系数

如果 $q=0$, 就不存在该材料的缺口敏感度。

$q=1$, 则应力集中等于理论的应力集中。

从图 4-5 可知, 缺口敏感度 q 随 K_f 增高而下降。而且表明, 愈硬的钢缺口敏感度愈大。

图 4-6 表示应力集中系数和缺口部的 r 与疲劳强度增加率的关系, 表明缺口部的 r 愈小, 疲劳强度愈低。

避免应力集中的基本方法示于图 4-7 最简省的方法且增

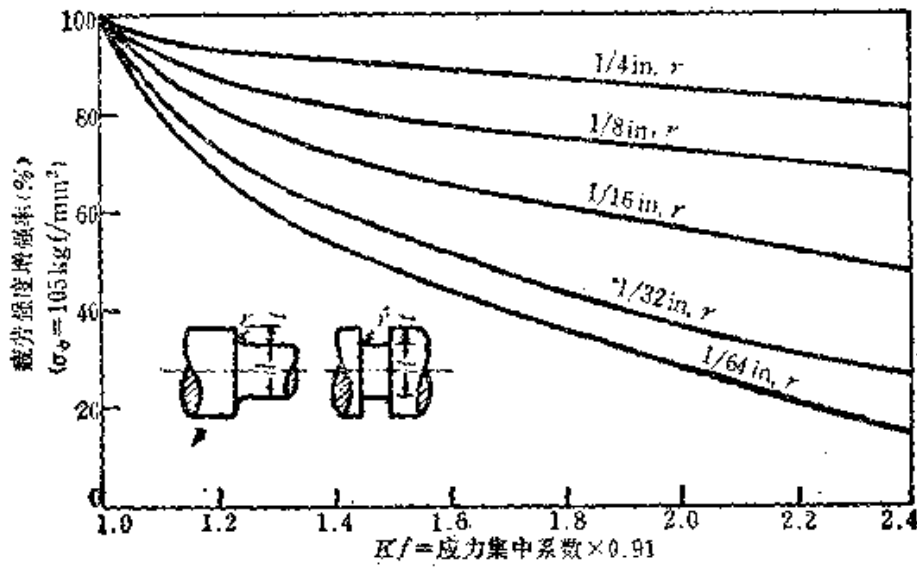


图 4-6 疲劳强度和应力集中系数的关系 (Peterson)
应力集中系数小的好

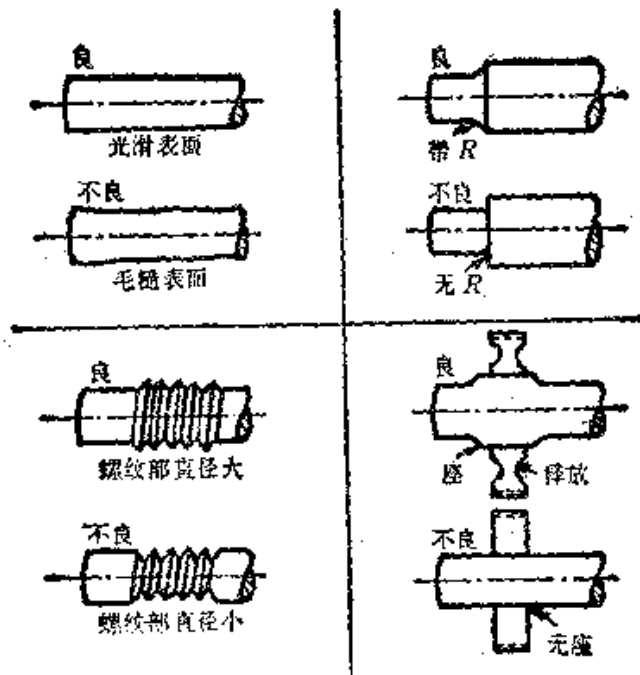


图 4-7 避免应力集中的方法

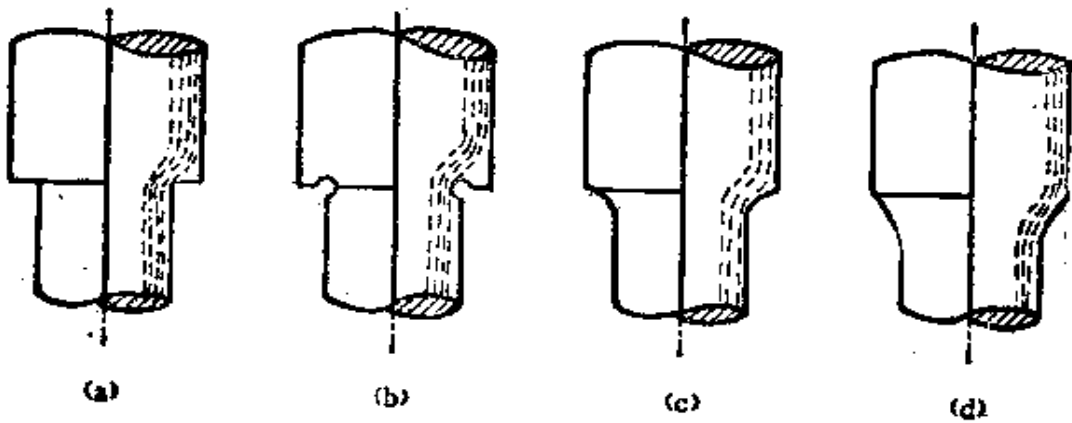
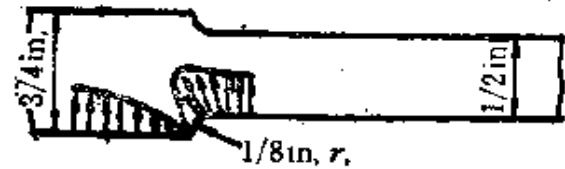
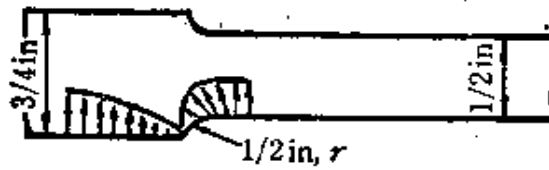


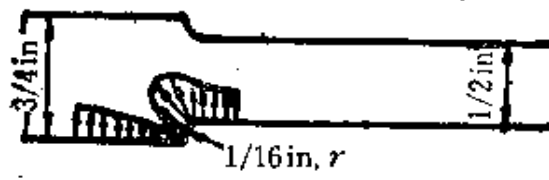
图 4-8 角部加 R 的方式
 (a) 无 R , (b) 释放孔, (c) 有 R , (d) 大 R



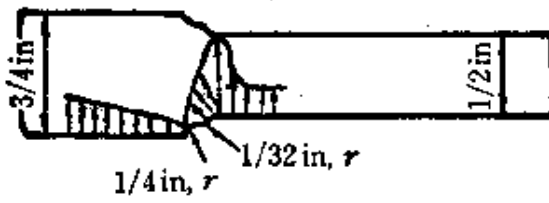
(a) 最大应力 = 1.6/1



(b) 最大应力 = 1.1/1



(c) 最大应力 = 1.8/1



(d) 最大应力 = 2.5/1

图 4-9 角部加 R 的方式
 (a) 良, (b) 优, (c) 不良, (d) 不良

的情况 ($R=0$) 的应力集中度低。这是要带 R 而又没有足够空间时的简便方法。图(d)是机械加工精度不好, R 成为二阶段的情况, 这时应力集中度增高。因此, 这就要求磨削成为平滑的 R 。

图 4-10 表示齿轮齿底的应力集中度, 以圆棒为 1, 则通常的平底的应力集中系数为 3.5, 而做成圆底则为 1.7, 减少约一半。为此近来高强度齿轮都做成圆底。

图 4-11 表示接合器的应力集中度, 其变化为直线式为 2.1, 20° 渐开线平底为 1.8, 30° 渐开线圆底为 1。渐开线圆底最好。

图 4-12 表示螺纹底的形状, 理想的螺纹底的形状如图 (a) 所示应是圆底、连续曲线、 R 大而光滑, 而如图 (b) 所示, 平底、不连续、小 R 、表面粗糙都是不好的。



(a) 平底齿(应力集中系数 3.5)

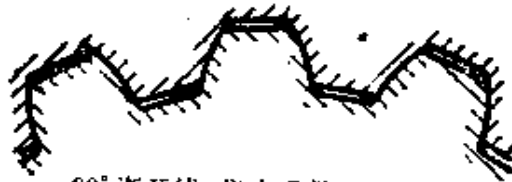


(b) 圆底齿(应力集中系数 1.7)

图 4-10 齿轮的齿底的 R 和应力集中
(集中系数以圆棒为 1) (Carvelli)



直线侧面(应力集中系数 2.1)

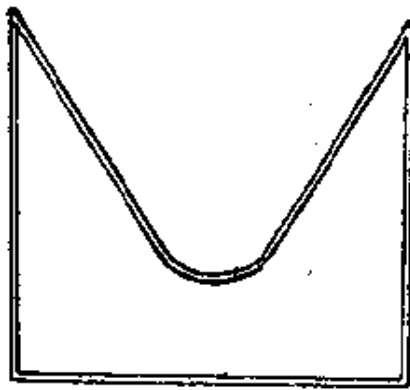


20° 渐开线(集中系数 1.8)

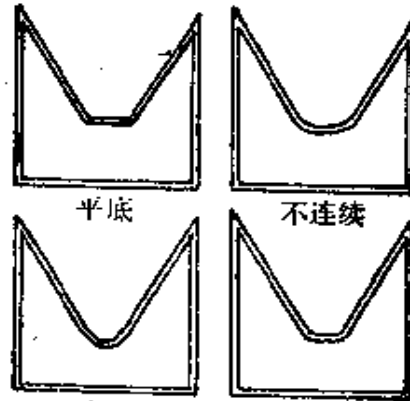


30° 渐开线圆底(集中系数为 1)

图4-11 花键的形状和应力集中(Carvelli)



(a)理想的:圆底、连续、大R、光滑



平底 不连续
小R 粗糙面
(b) 不良

图4-12 螺纹底的形状

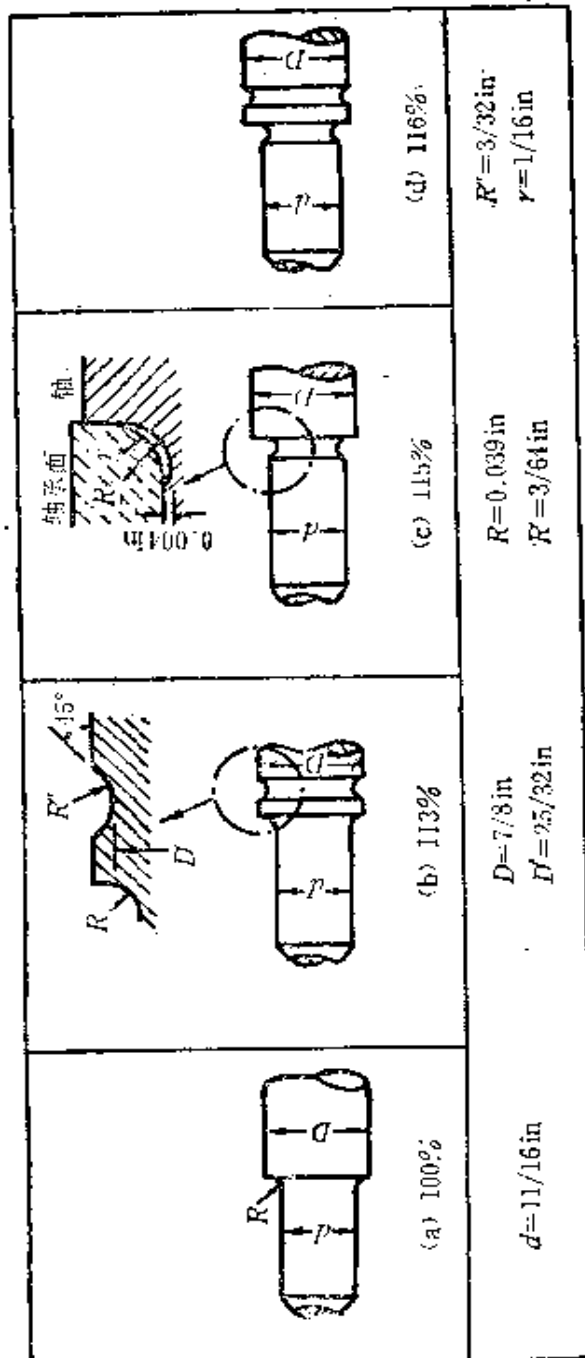


图 4-13 应力集中对回转轴的弯曲疲劳强度的影响(Horger, Buckwalter)

为了缓和应力集中，有合用几个应力集中的妙法。在缺口方面，单纯一个缺口要比几个缺口接近在一起的情况有害得多。例如在图 4-13 上，图 (a) 那样的形状，回转弯曲疲劳强度为 21 kgf/mm^2 ，作为 100%，将其做成图 (b) 那样与另一个应力集中接近，则达到 24 kgf/mm^2 ，为 113%；再做成图 (c) 的样子则为 115%，成为图 (d) 的形状则提高到 116%。而图 4-14，在拉伸的轴上有孔，此孔当然是发生应力集中的弱点。要使其改善，如图 (a) 那样，在孔的两侧带上应力释放沟则可减轻应力集中度。图 (b) 为了减轻凹口部的应力集中，像 (a) 那样在两侧和应力释放沟邻接，则如图所示应力集中度减轻。要减轻图 (c) 孔部的应力集中，在孔部表示有带环的惯例。图 (d) 是在台阶部分带应力释放沟的良法。

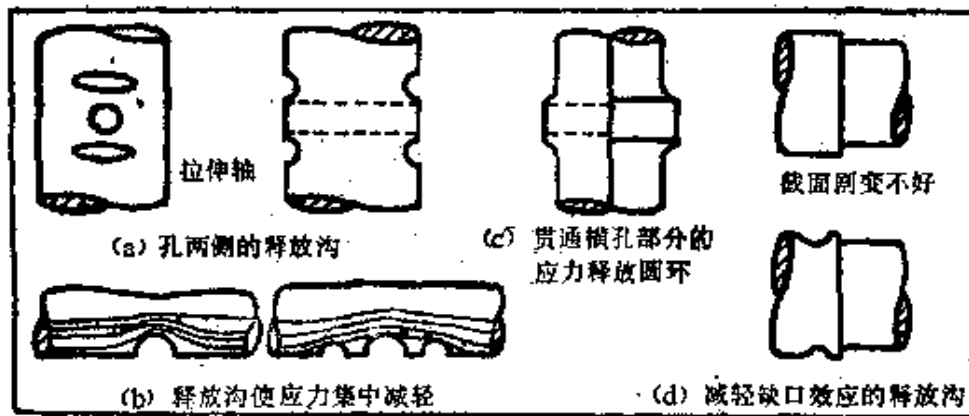


图 4-14 减轻应力集中的释放沟的效果
(Battele Memorial Inst.)

为了带上应力释放沟，不用机械加工而用压印的方法，如图 4-15(a)。图 (b) 是在孔部周围带沟，在其右侧是平面压印的方法，都是减轻应力集中的好方法。

图 4-16 表示油孔周围的卸荷沟对回转弯曲疲劳强度的影

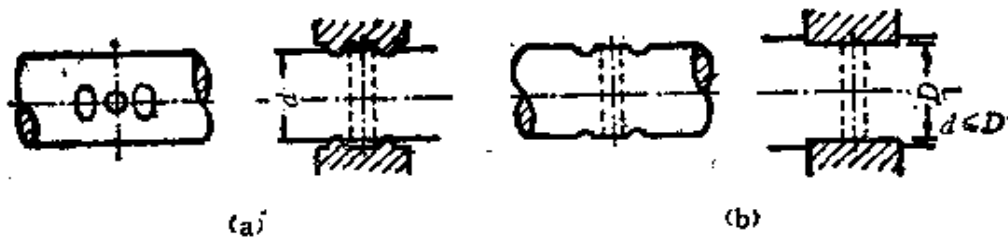


图 4-15 横孔周围的压印效果

疲劳强度(kgf/mm ²)		
钻孔		15.4
应力释放沟		17.5
平面压印(20t)		21.0
平面压印(直径 19mm)(20t) 应力释放沟		19.6
孔和应力释放沟轮廓压印		17.5
仅应力释放沟压印		21.0
平面压印后, 仅应力释放沟压印		29.8

(抗拉强度 $\sigma_b = 36 \text{ kgf/mm}^2$)

图 4-16 油孔周围压印对回转弯曲疲劳强度的效果
(直径 19mm, 孔径 3.5mm)(Battele Memorial Inst.)

响, 试样直径 19 mm, 油孔直径 3.5 mm。图上表明, 在油孔处带上泄荷沟则对疲劳强度的提高是有效的办法。

再有, 与有尖角的宽环相比, 窄环对减轻应力集中更有效(参看图 4-17)。在曲轴上, 在轴的根部带上月牙形凹进去的 R 可缓和应力集中(参看图 4-18)。而在曲轴的根部带上凹进去的同心圆 R 沟一般认为可增加寿命(图 4-19)。

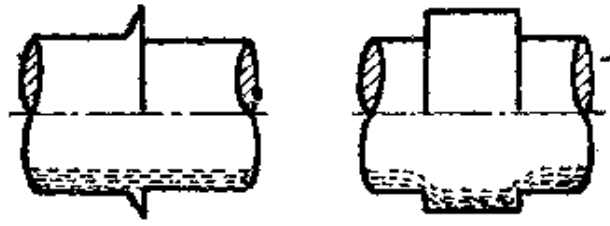


图 4-17 窄的环圈比宽的好

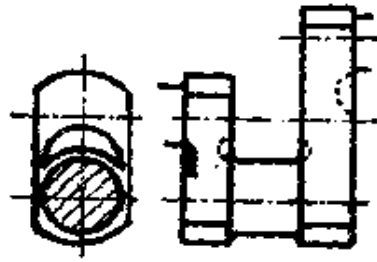


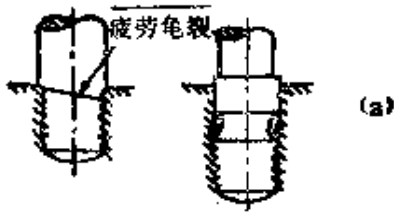
图 4-18 偏心沟减轻曲轴的应力集中



图 4-19 同心圆R沟增加寿命

图 4-20 是表示对螺栓、螺帽、双头螺丝之类零件改进设计而缓和应力集中的几个例子。(a)是双头螺丝的例子,(乙)为原来型式,(甲)是带应力释放沟的改进型。原来型式的双头螺丝大多从螺纹切丝结束部分发生疲劳龟裂,改进型就没有这个担心,在螺丝切丝根部包含有应力释放沟十分重要。(b)是螺栓和螺帽的设计对应力分布的影响。图(c)表示在螺栓紧固时,螺纹的多余长度如(甲)那样不到板厚的一倍不好,而如(乙)那样在 $d \times 1$ 以上时很好。图(d)表示螺纹车削终了部分的角度应该在 15° 以上,而图(e)为螺栓头下的R,在小直径螺栓应为 $0.08d$

(乙)原来方式 (甲)改良型



应力分布按螺栓螺母设计发生的变化

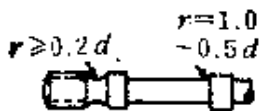


(e) 螺栓头下 r 在 $0.08 \sim 0.1d (d3/4)$ 以上

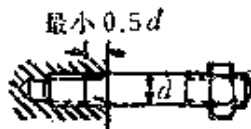
(d) 螺纹完工角度在 15° 以上

(乙)良

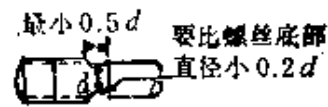
(甲)不良



(h) 螺栓的释放部份



(g) 双头螺丝上的有效释放沟



(f) 耐疲劳螺栓上的有效释放沟



(乙)良

(i) (甲)不良

图 4-20 螺栓、螺母、双头螺丝的改良设计
(Horgler and Buckwalter)

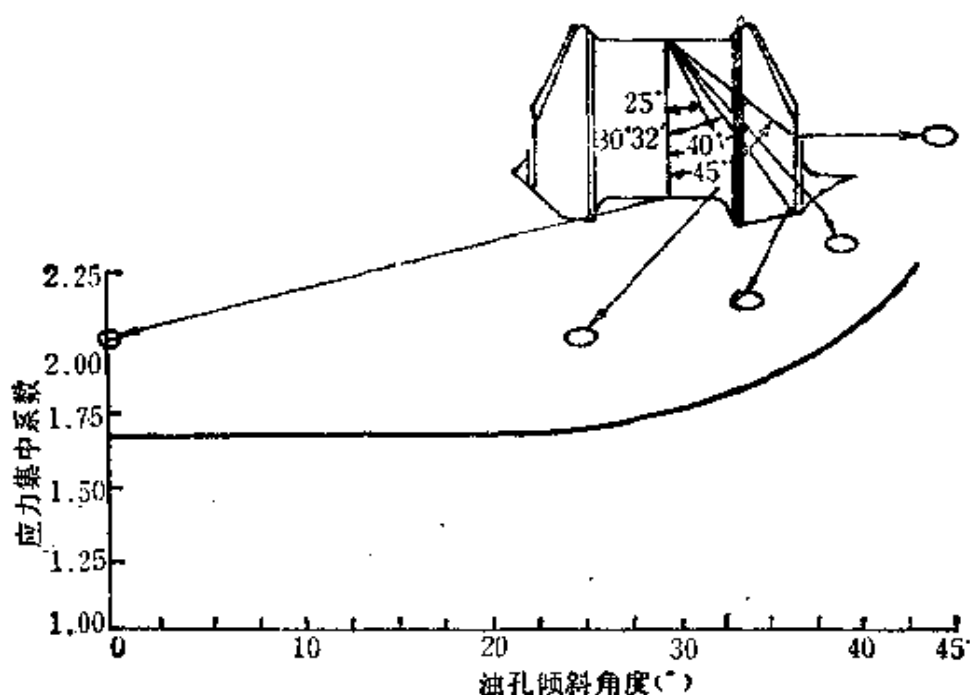
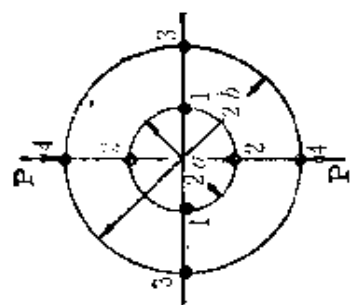


图 4-21 曲轴的油孔角度和应力集中系数的关系
(Oidberg and Lipson)

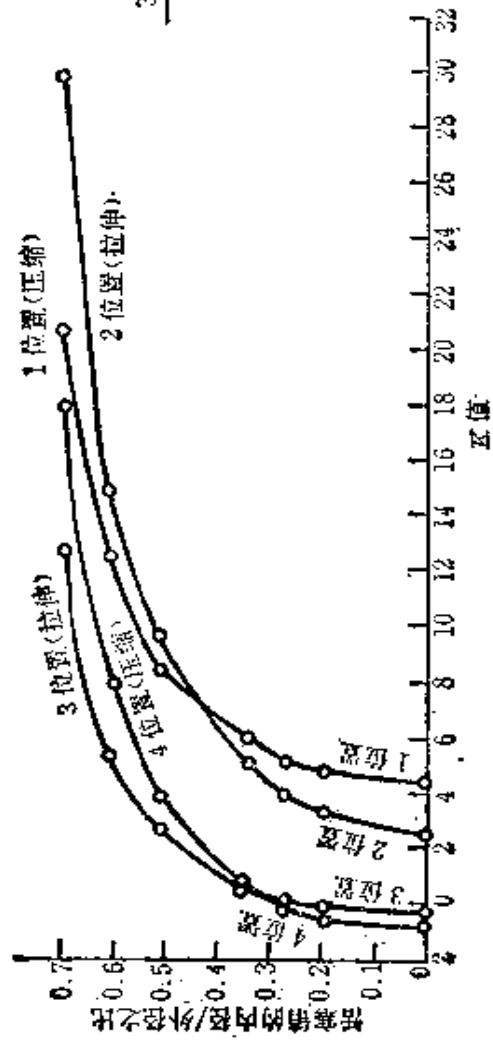
以上,直径 18 mm 以上的螺栓应该是 $0.1d$ 以上。图(f)表示高强度螺栓的螺纹部分释放沟要像图上表示的样子。图(g)受循环弯曲和冲击的双头螺丝要做成像图上那样的螺纹释放沟,而图(h)其本身的释放部分的形状尺寸最好做到图上的样子。图(i)受剪切或弯曲的螺栓,根据静拉伸或者扭转决定其本身的大小。如果将其减小到螺纹部直径的面积 36%,则循环冲击拉伸强度为相同直径的有应力螺栓的强度的 $2\frac{1}{2}$ 倍。

曲轴的油孔处于应力集中状态,依靠将孔适当地倾斜,像图 4-21 那样,可减轻应力集中。

活塞销在高载荷时从内径发生破损。其破损应力为孔径/外径的函数。图 4-22 表示它们的关系。图中载荷 P 作用于 4



在B点以外径
向应力为零



$$\sigma = K \frac{2P}{\pi b} = 0.637K$$

σ : 切向应力, K : 常数, P : 载荷 $lb/长(in)$, b : 销子半径 (in)

图 4-22 活塞销的应力分布

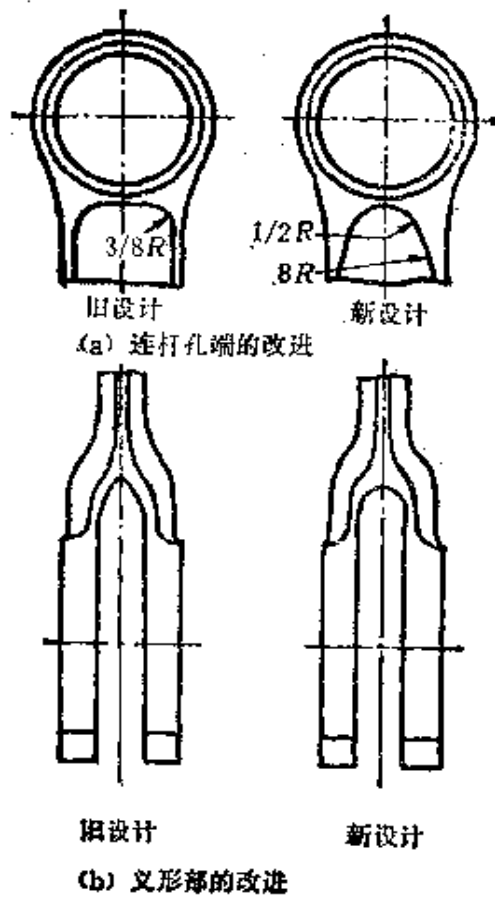


图 4-23 由于减小应力集中而延长寿命的实例
(连杆的例子 Gerdan)

个位置时,各位置的应力按内径(a)/外径(b)变化。即在位置 1 和 4 发生压应力,在位置 2 和 3 产生张应力。

图 4-23 是对连杆表示减小应力集中的例子,即由于改进 R 部分,疲劳强度显著提高。

2. R 圆弧的重要性

锐角处都改为 R 圆弧这一点很重要。锐角处动辄会发生应力集中,而且是热处理时淬裂的主要根源,在使用中是发生突然

破裂或疲劳破坏的起点。特别是占机械零件破损90%的疲劳起因,都认为是由于加R圆弧的方式不好,可见R圆弧是多么重要。一般认为锐角部分受到的力为平均应力的10倍。因此,即便安全系数假定为10,在锐角部分也只有1而已。总之,锐角是破损的危险场所。如能将锐角改为 $R=3\text{mm}$ 则其影响减半,大约 15mmR 则可全部消除。即便不可能做到 3mmR ,仅 1mm 、 2mmR 也是好的,因此加R圆弧是绝对必要的。具备应力集中知识和R圆弧的加工技术可大大降低机械零件的破损。

从关于R圆弧的事故例子的分析来看有如下情况:

- (1) 设计上R圆弧过小或者没有。
- (2) 设计的R圆弧没有标上尺寸。

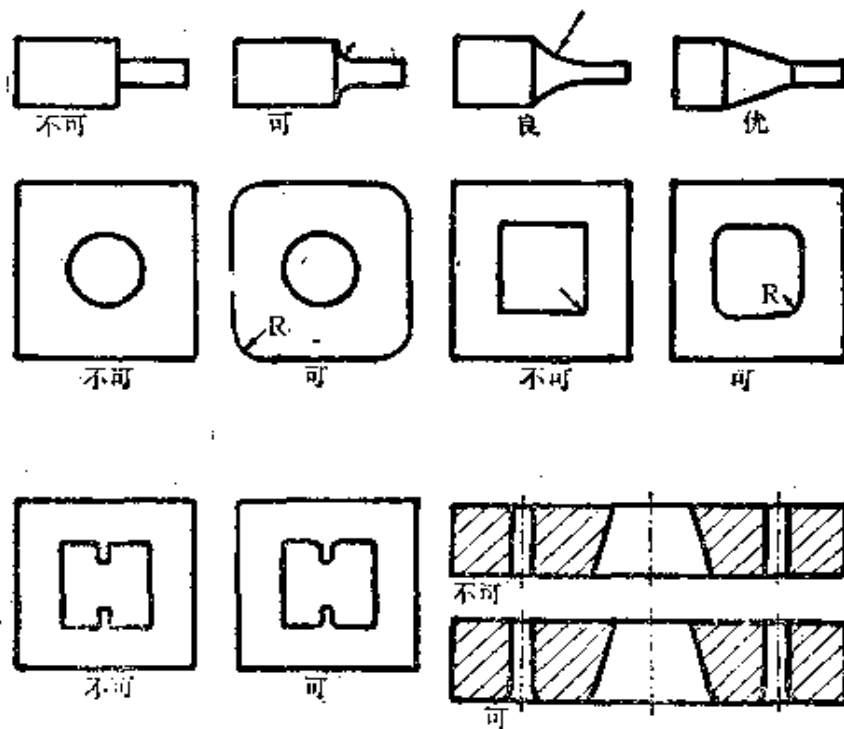


图 4-24 尖角部分加R的方式(一)

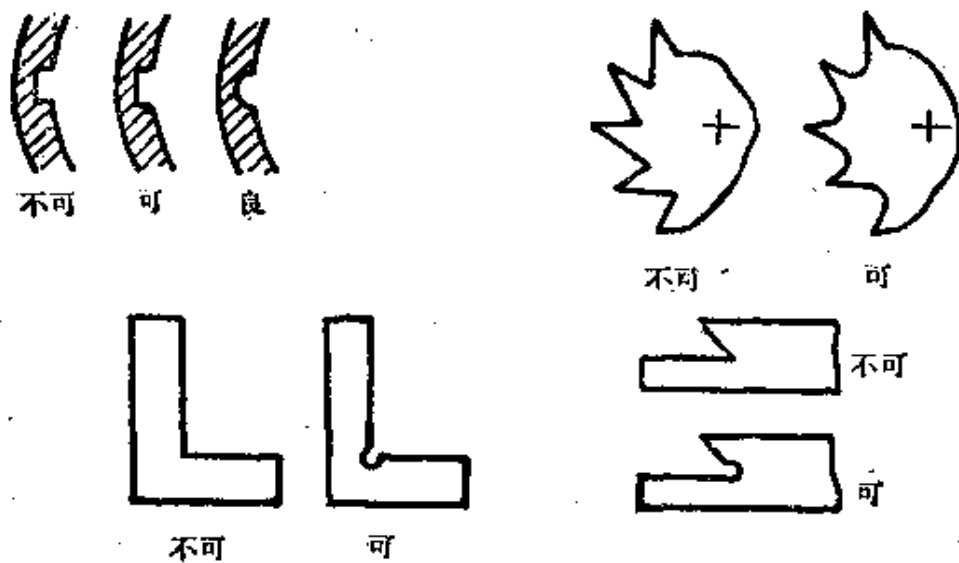


图 4-25 尖角部分加 R 的方式(二)

(3) 加工粗糙, 有重复缺口, 或者连接部分成缺口状。

(4) 设计图上标注不确切, 加工也不精致。

现在机械零件需要马上加上 R 圆弧的例子有齿轮和齿条的齿底(圆底齿)、销槽或花键的尖角部分。由于 R 圆弧不仅可以避免应力集中、防止疲劳破坏或冲击破损, 还可以防止热处理时的淬裂, 其优点很多。图 4-24 和 4-25 所示, 无论从设计上或热处理上看, 都是令人满意的加 R 圆弧的例子。

3. 残留应力的功过

所谓残留应力 (σ_R), 是在不承受外力载荷时, 材料内残留的应力。一般, 材料或零件中有残留应力, 就要影响到该材料的强度。特别是对疲劳强度, 残留应力的影响很大。残留应力对抗拉强度或屈服点影响虽不大, 但也不是完全没有影响。

一般, 残留拉应力削弱材料的强度, 残留压应力提高材料的强度。众所周知, 钢零件的外侧如有残留压应力则增加回转弯

曲疲劳强度和弯曲强度，应很有效地运用这一点。对抗拉强度或屈服点，即便外层有有益的残留压应力，如在内层存在拉应力与其平衡，对整体来说不能认为残留应力是好事。

再有，很难确定残留应力的大小和分布状态，因而在受到拉伸作用时，最好避免存在残留应力。不论什么材料，大概可以说不可能没有残留应力，因此，根据抗拉强度或屈服点在选择材料进行设计时，考虑到残留应力的影响，选定没有残留应力影响的方案十分重要。

残留应力，无论是拉伸或压缩对于磨损都不是好事。如存在残留应力，即便硬度很高，磨损量也不小。因此，在受磨损的零件必须先消除残留应力，这就是去应力退火。零件中存在残留应力还会发生时效变形，这就是时效变形的原因，因此对于精密零件有必要完全除去残留应力，即必须进行时效处理。时效处理有人工时效和自然时效两种方法。此外，存在残留应力容易锈蚀，为应力腐蚀源，这一点也必须引起注意。

表 4-21 发生残留应力的原因

发生应力的类别	发生应力的原因		表层残留应力符号
机械的	外力	拉伸 压缩 弯 曲	- + 凸面(-),凹面(+)
	加工	喷丸 滚轧 磨削	- - +
热作用的	热应力	700℃以下快冷	-
	相变应力	淬火	+
		渗碳、氮化	-
高频淬火 镀		- +	

一般认为残留应力的发生来源于机械的原因和热处理的原因。

表 4-21 表示发生残留应力的原因并标上应力符号。

要除去残留应力需要进行去应力退火，必须加热到再结晶温度（ $\sim 450^{\circ}\text{C}$ ）以上才有效。重要焊接构件的去应力退火可参看本书第七章。

（四）适合于热处理的形状设计

热处理的效果受零件形状的影响很大。从设计上看零件的形状不论是多么满意，如果在热处理上看是不适当的，那就无实用价值。这就是形状效应。

1. 均匀的截面

截面变化急剧的零件，淬火时由于发生的内部应力，常常会淬裂或变形。淬裂和变形的发生和截面形状变化的程度以及淬火激烈程度都有关系。但是，和改变淬火方法以减轻淬火激烈程度相比，人们总是希望尽量避免形状的急剧变化，使截面厚的部分均衡一下。

因此，要求：

（1）厚的部分和薄的部分不要做成一体，应尽可能分开为组合装配式。

（2）对整块厚的部分如可能要增加减薄厚度的孔。

（3）使盲孔改为通孔。

（4）大件做成中空式。

图 4-26 和 4-27 是考虑使截面均匀的几个例子。

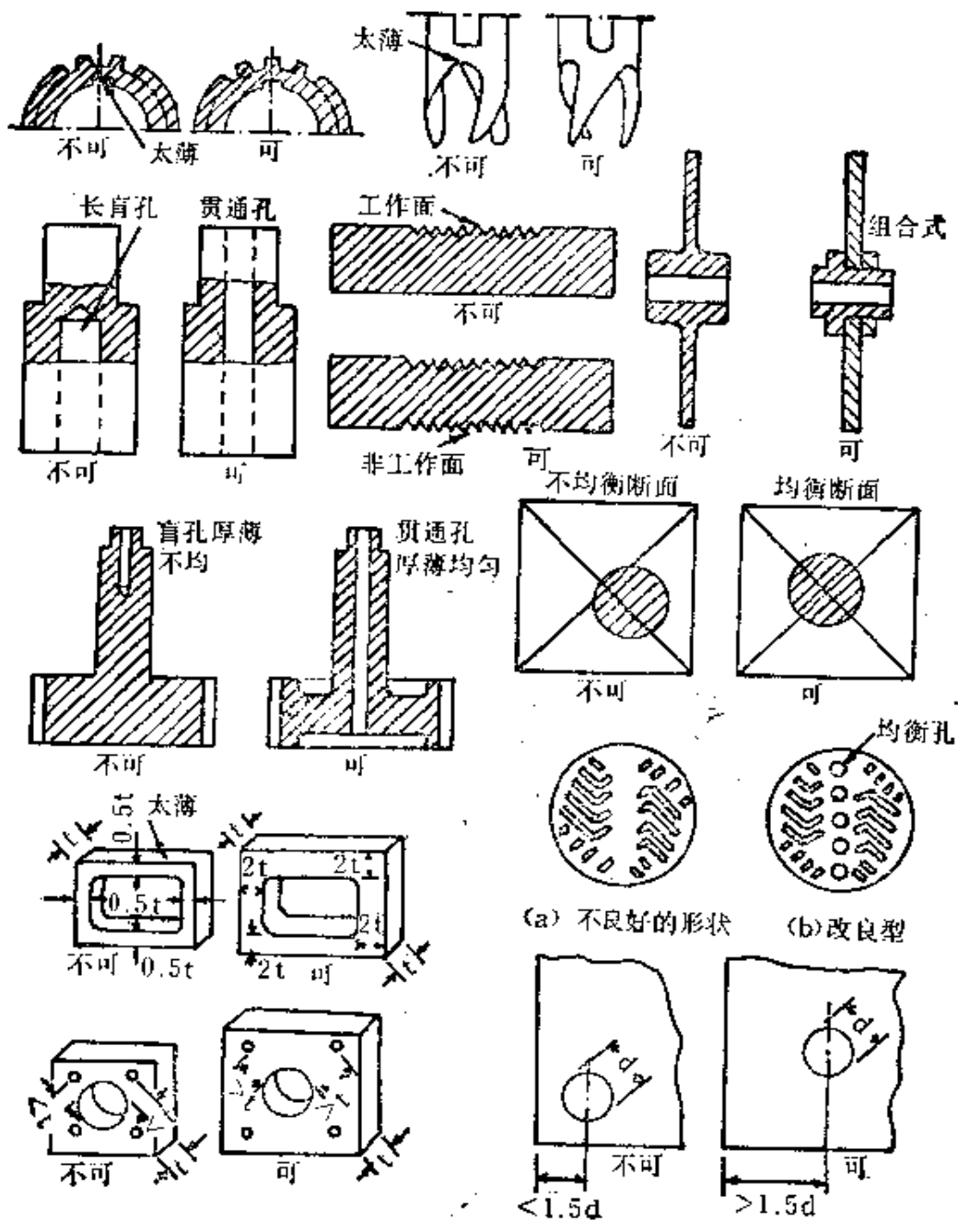


图 4-26 断面均衡举例(一)

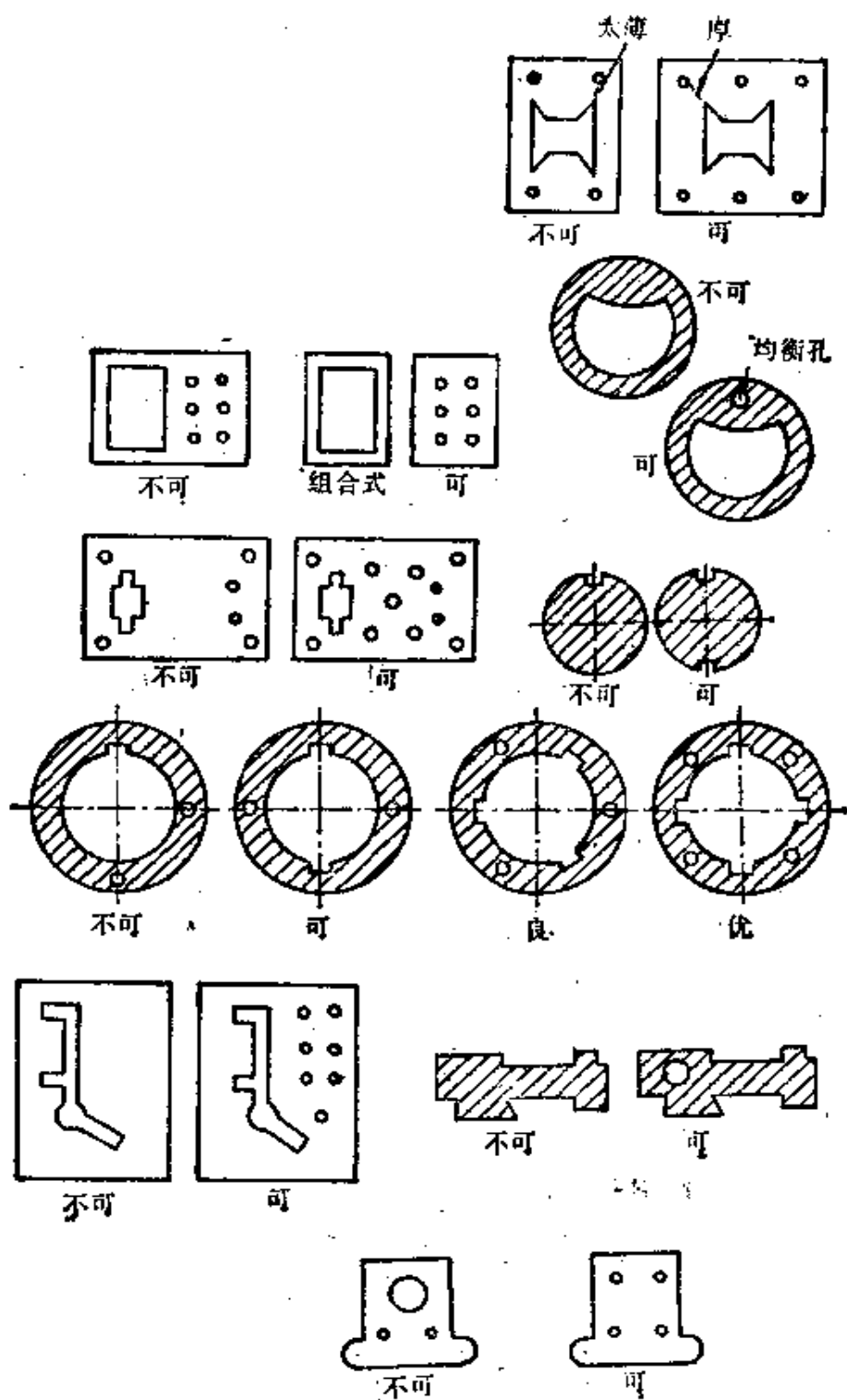


图 4-27 断面均衡举例(二)

2. 锐角部分

锐角部分的尖棱应绝对避免，一定要加上圆角以防止淬火时的应力集中，避免在使用中由于应力集中造成的疲劳龟裂(缺口效应)。如果尖角改为半径 3 mm 的圆角可使其影响减半，如为 15 mm 圆角则影响可全部消除。圆角加在截面相差悬殊部分这一点特别重要，而且最好是以斜度方式过渡。圆角半径希望在 3mm 以上。

锐角改圆角的举例见前面《机械构件的设计关键》一节有关部分。

3. 形状因素造成的冷却程度的差异

零件淬火时冷却速度的快慢随零件的形状而不同，球形冷得最快，板材最慢，其比例是：

$$\text{球:圆棒:板} = 4:3:2$$

而且，在同一个零件上，部分不同，冷却程度不同，图 4-28 表示这种例子。对机械设计者来说，了解到这一点就要求尽量避免设计成类似的情况。热处理人员遇到这种零件要预先考虑到零件各部分冷却速度不同，采取相应措施，以防止出废品。

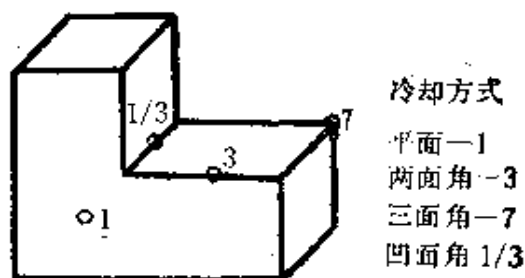


图 4-28 零件各部位冷却方式的差别

(五) 为稳定地良好地进行零件热处理设计上的校核要点

1. 是否要在加工成零件状态进行热处理

使用轧制后立即热处理的钢材制造轴类零件是很经济的,应尽量使用热处理过的(调质)原材料。如能这样,就可很方便地制造没有热处理变形和氧化脱碳的零件。

2. 零件厚度是否均匀

零件厚度不均匀则加热和冷却速度不可能均匀,热处理时就易发生淬火变形。因此,凡要求热处理的零件厚度应尽可能均匀。

3. 零件形状是否对称

零件形状对称,则热处理时发生的膨胀、收缩也对称地发生,不会造成零件的扭曲,因此零件不但在设计时要求尽可能成对称形状,而且热处理前的机械加工也希望对称地进行。

4. 零件上,孔、沟、花键、销槽等尽可能减少了吗

零件上这些东西很多则很难均匀加热和冷却,淬火时容易发生变形和开裂。这种弱点应尽可能少。特别是在孔的内部,淬火液的蒸汽滞留在那里就不能充分硬化,应引起设计时注意。

5. 零件上尖角都没有了吗

尖角是特别容易引起淬裂的处所。因此要检查尖角处有否倒角或带上圆角。如这样做了可防止过快冷却、淬裂或剥离。

6. 残留应力是否已消除

铸造、锻造、轧制、焊接、机械加工、校直等造成的残留应力需要在热处理前预先消除。不这样做则会发生淬火变形或出废

品。接近加工尺寸的零件，在和最后热处理温度相等的温度去应力是防止淬火变形的好方法。

7. 如用夹具淬火能达到适合的公差吗

为防止淬火变形而用夹具淬火时，是否有适当的支撑面，而且要研究平面和直径部分的尺寸是否都在适合的公差之内。

8. 零部件都是整体的吗

一般形状复杂的零件做成整体结构要不变形淬火几乎是不可能的，在这种情况下尽可能做成组合装配式。每个零件个别淬火，之后组合装配成一体就可以了。

第五章 热处理设计

(一) 提高材料均匀性稳定性的热处理

1. 使组织成为平衡均匀状态

钢锭在铸造时，由于凝固的先后不可避免地会在钢锭内部产生成分和杂质的偏析，这种不均匀的偏析虽然在以后锻造或轧制过程中能消除一部分，但是它却会产生按加工方向延伸的能力而形成带状组织。这样不仅是机械性能不均匀，淬火效果也不一致，还成为造成淬裂的原因。

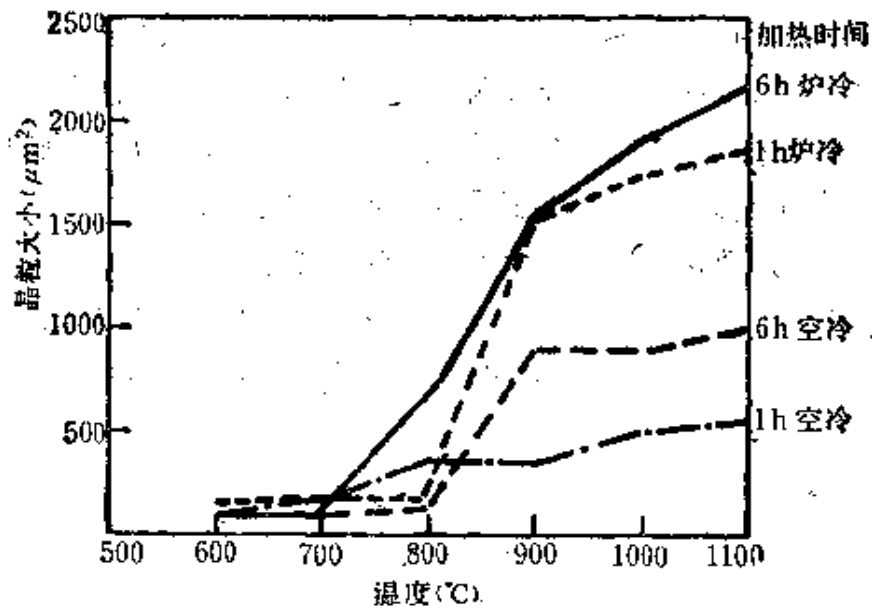


图 5-1 0.15% C 碳钢正火时的条件和晶粒大小的关系

为了消除化学成分不均匀性,可以在1100~1200°C高温中长时间加热,进行消除偏析的扩散退火。但是,这时的奥氏体晶粒会发生如图5-1所示的粗化,以后还应用正火处理来消除过热的影响。另外,在热加工时的高温加热和锻造比和锻造加工温度的变动,也会造成晶粒大小的不均匀,某些碳化物还容易局部凝聚粗大化。因此,为了获得组织均匀的材料,也要进行正火处理。

对于铸钢,为了改变粗化的铸造组织同样要进行正火。正火是将钢加热到相变点以上的适当温度后,在静止的大气中冷却,使钢的组织正常化。

以上这些都属于毛坯的预备热处理,或称为第一热处理,但是其重要性不容忽视,是进行以后的热处理和取得性能良好的机械零件的基础。

2. 消除内应力

所谓内应力,是金属材料在室温下,即使没有外力作用时,在材料内部所存在的应力。钢在铸造状态、焊接状态、热塑性加工或冷塑性加工状况,以及在淬火过程中,都存在着应力、相变应力、或塑性变形应力的合成内应力。此外,由于切削加工、磨削加工、喷丸处理也会发生或大或小的内应力。

内应力大致可分为宏观内应力和微观内应力两种。前者是在宏观范围内由于不均匀的形状变化和体积变化而发生的。而所谓微观内应力是在几个晶粒之间或者一个晶粒内部存在的内应力。

机械零件在经过喷丸处理和碳氮共渗淬火和冷处理后,表面会产生压应力,从而提高了疲劳强度。但是,内应力大多会诱发时效变形、时效开裂、加热变形、加工变形、应力腐蚀裂纹等。如经过加工处理后产生拉应力又常常会成为疲劳强度下降、机

械性能降低的原因。

在淬火生成的马氏体和受到强力加工的材料中，微观内应力分布也不均匀，成为以后韧性、强度、疲劳强度、耐磨性等下降的一个重要因素。因此为了防止产生这些缺陷，需要消除内应力。

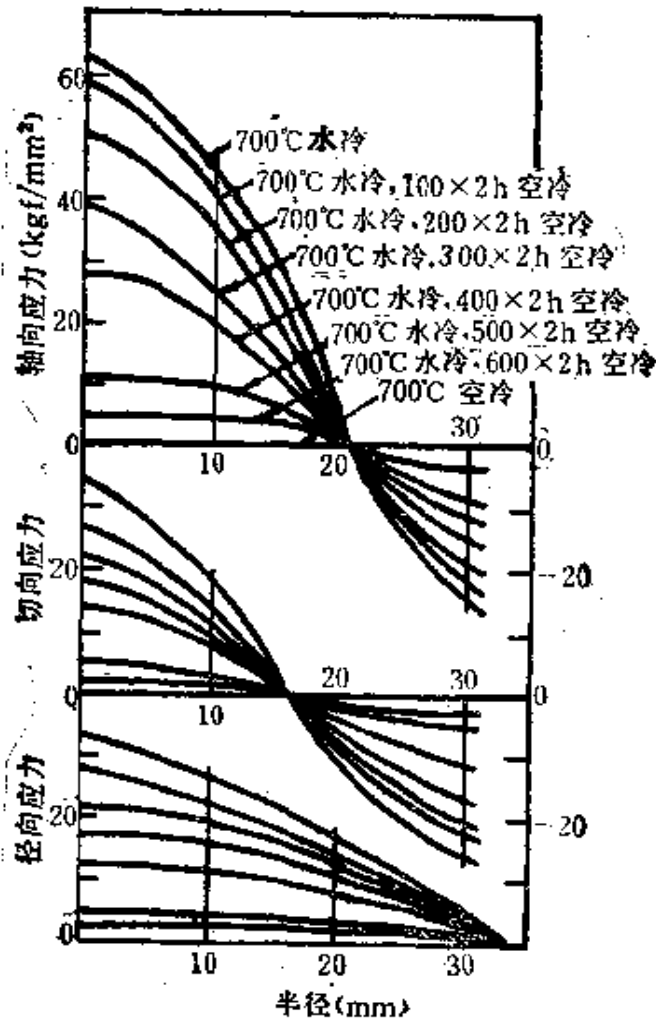


图 5-2 低温退火温度对 0.03% C 碳钢内应力
(热应力引起的)的影响

将材料加热到适当温度然后缓慢冷却的方法可以消除内应力。加热温度愈高,容易造成材料的塑性变形,从而缓和或消除全部或大部分内应力。一般情况下是将材料加热到再结晶温度或 A_1 相变点以上,对于钢可用 650°C 以下温度。这叫做低温退火或除应力退火。

图 5-2 表示由热应力引起的内应力分布和退火温度的关系。图 5-3 所示为除应力处理时温度和时间之间的关系,从图中可见,温度愈高则时间愈短。

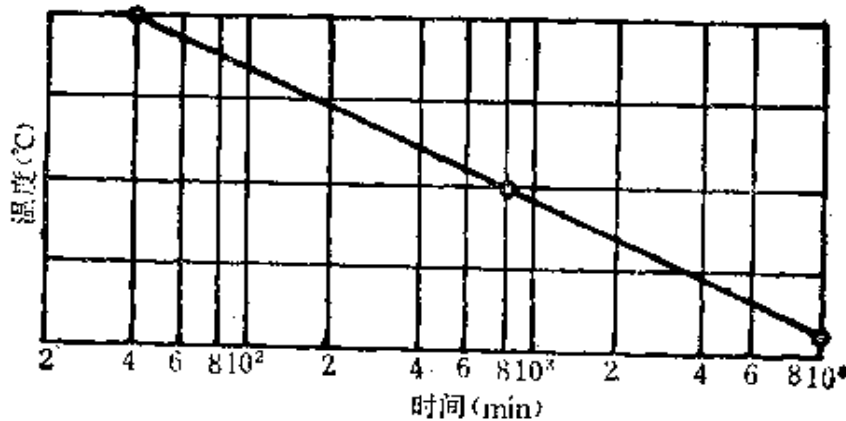


图 5-3 为了完全消除碳钢铸钢件的应力所需的温度和时间关系

图 5-4 所示为由淬火造成的内应力,它与图 5-2 对照可知在较低的温度下,应力就开始松弛,在 200°C 时应力降低一半, 500°C 时几乎完全消除。这时对淬火钢还具有回火的作用,它带来了组织变化和塑性增大的现象。对轴承、冷加工模具、碳钢或合金工具钢制的切削工具由于要求有高硬度,因此大多在 200°C 以下温度回火,这时的残留应力松弛量虽只达到 50%,但对以后的使用性能有很大效果。

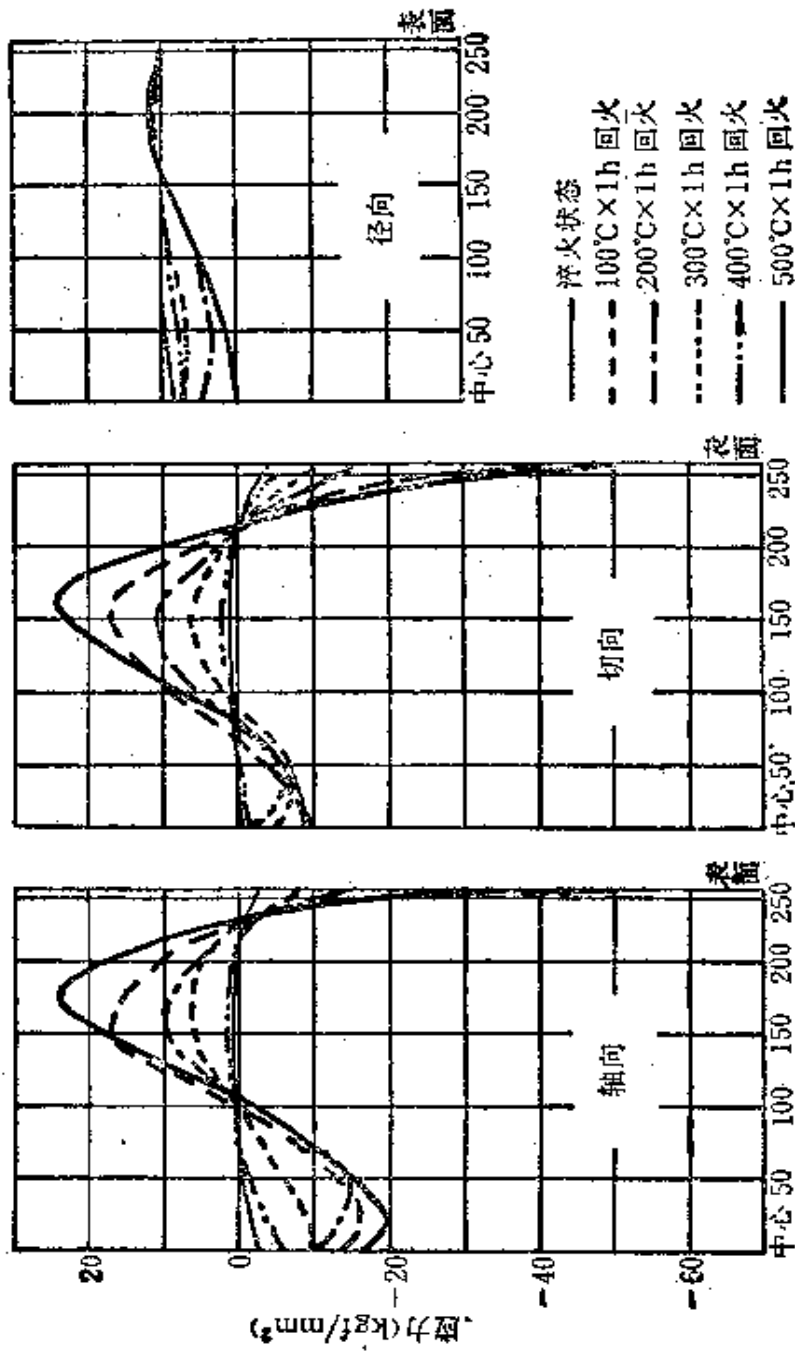


图 5-4 回火温度对淬火残留应力分布的影响

图 5-5 表示碳素工具钢回火引起的机械性能的变化。磨损和内应力的关系可参看图 5-6。

在进行强力的冷加工时,零件的表面会产生加工硬化,材料的再结晶温度随着加工程度的增加而急剧下降,因此只需要进行 375°C 左右的低温回火就可减轻残留应力并得到高的强度和疲劳强度。

关于重要焊接构件的去应力退火详见本书第七章重要焊接构件的热处理。

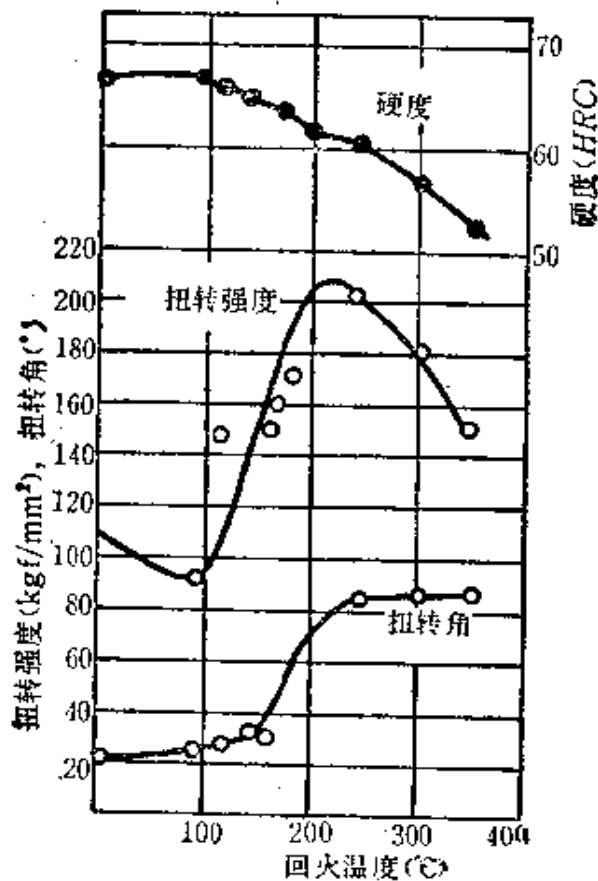


图 5-5 回火温度对淬火钢机械性能的影响

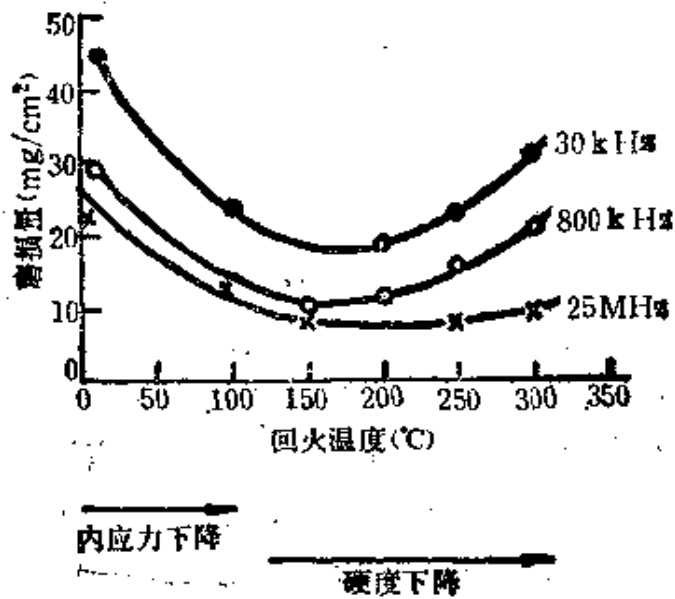


图 5-6 内应力和磨损的关系

3. 获得尺寸稳定性

铸铁件、焊接件、塑性加工件都残留着热应力或加工应力，它将在以后使零件变形。特别像机床那样精度很高的零件，如发生这种变形将使整台机床失去了原有的精度。因此必须进行除应力退火(低温退火)。

淬火钢同样也会发生时效变形，特别是那些需要高硬度的制品，如块规、轴承等，虽然在 200°C 以下温度低温回火，但常常不能完全消除淬火应力，此外，下面所说的组织变化对长年时效变化有很大影响。

钢在淬火加热时所生成的奥氏体在淬火后不可能全部转变为马氏体，这种未转变的奥氏体叫做残留奥氏体。碳钢的残留奥氏体量随钢的含碳量增加而增加。

淬火转变生成的马氏体，在常温放置中，如同回火第一过程

现象那样发生体积收缩。这种收缩变形依靠淬火后在100~200°C回火几乎可完全阻止其发生。

残留奥氏体长时间放置在常温下，也会很缓慢地转变为马氏体而发生体积膨胀。当然，残留奥氏体若在230~280°C回火，就会完全分解为铁素体和碳化物，但这样就得不到足够高的制品硬度。因此，一般将其冷却到冰点以下(冰冷处理)，使它全部或大部分转变为马氏体。图5-7表示钢在淬火后降到常温以下时，转变的马氏体量和残留奥氏体量。

就冰冷处理而言，如在处理前长时间在室温放置或进行回火(对防止冰冷时开裂有一定效果)，会产生残留奥氏体的稳定化，使以后的冰冷处理的效果很小，应该引起注意。

图5-8表示轴承钢从各种淬火温度油淬后，在各种温度回火1h，然后进行-196°C冰冷处理时的残留奥氏体转变量。冰冷处理后还要进行低温回火，这一点不要忽略。

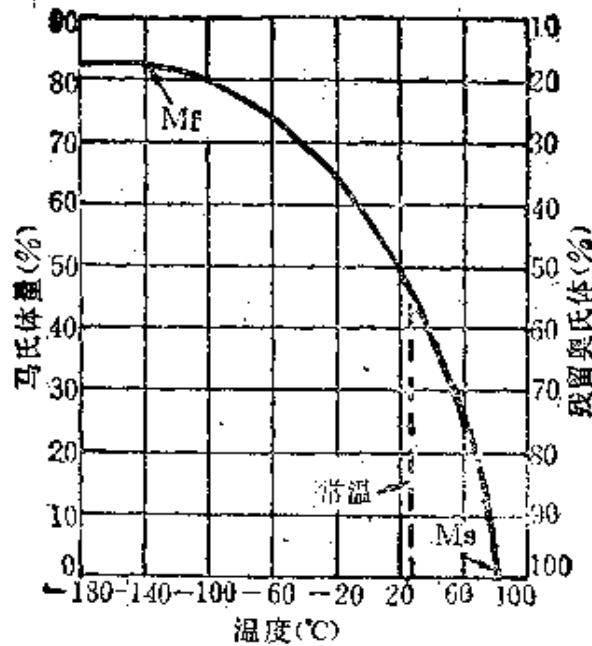


图5-7 1.12%C、4.98%Ni钢从1000°C淬火，冰冷处理时的马氏体量与温度的关系

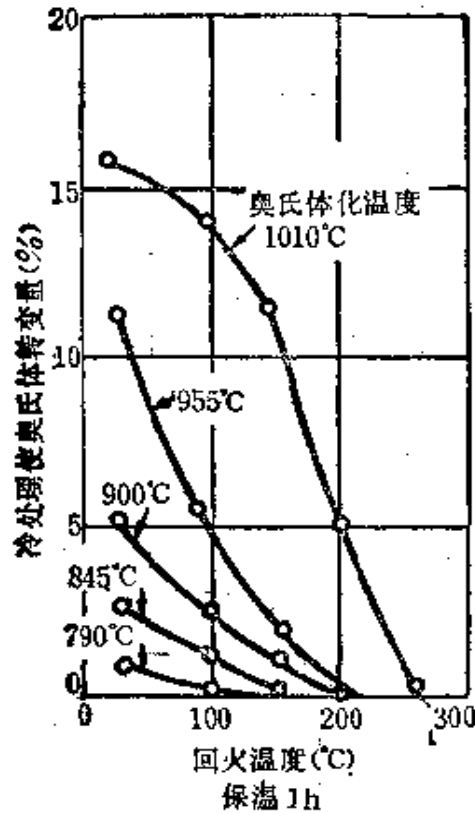


图 5-8 回火对残留奥氏体稳定化的影响

关于残留奥氏体的作用和影响已有很多讨论，但对于尺寸稳定性来说，应当降低残留奥氏体量，使得残留的奥氏体量在零件使用条件很稳定，不会发生转变，以保证零件尺寸的稳定性。

(二) 提高加工性能的热处理

1. 提高冷作加工性

从原材料不经过切削就直接制造精度很高又合乎形状和尺寸要求的零件的冷作加工技术已用得广泛。要提高这种冷作

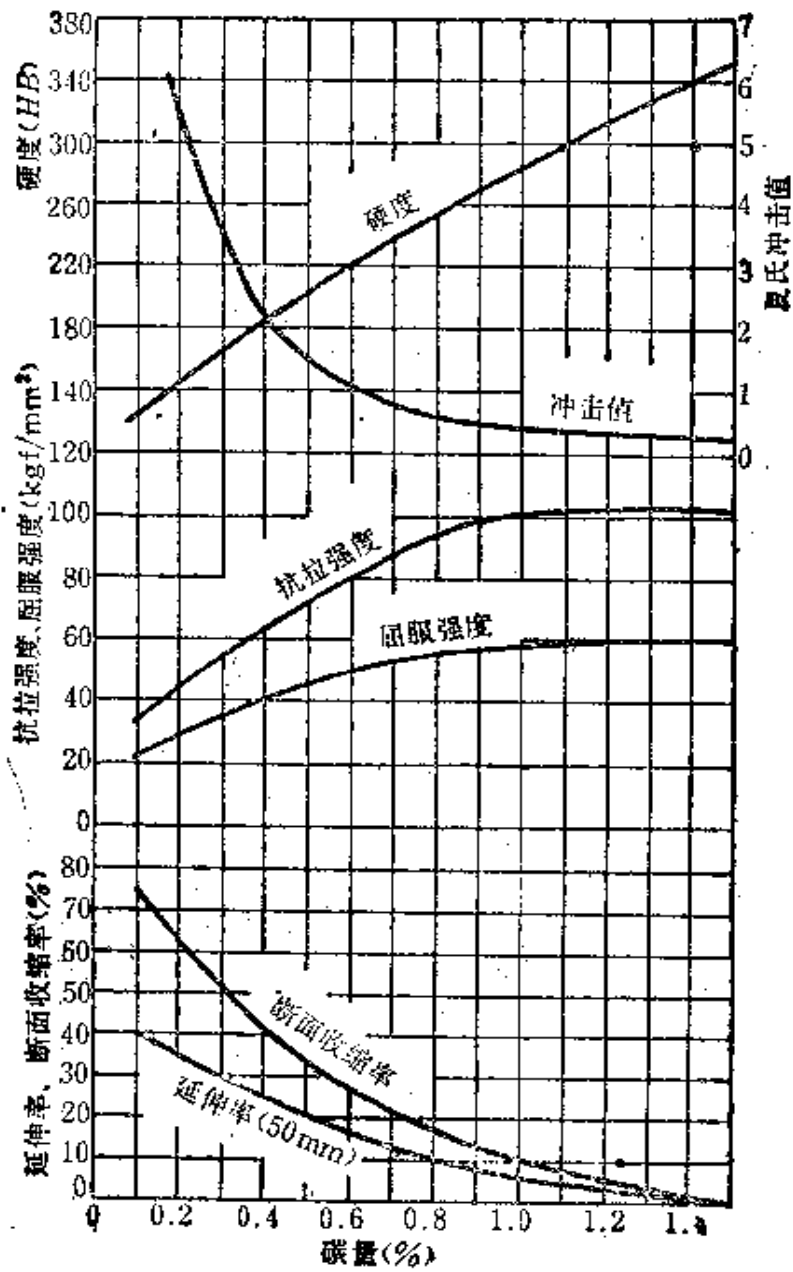


图 5-9 直径 25mm 的碳钢圆棒在轧制状态的机械性能和碳量的关系

加工的效率,除采用压模、阴模、冲头的制造技术外,原材料本身的热处理方法也不可忽视。

钢材在热成形时组织往往是不均匀的。有的在 α 固溶体中还固溶了过饱和碳,使材料的硬度增高,冷作加工性很差。

图 5-9 表示热轧钢材的碳量和硬度的关系,中碳钢和高碳钢在这种状态的冷作加工性非常差,几乎不可能进行冷作加工。因此要改变这种状态,就必须在 A_1 相变点左右进行退火处理。

有各种各样的退火方法,例如完全退火、软化退火、球化退火等。

在中碳钢和高碳钢中,与珠光体组织相比,球状渗碳体组织的塑性特别好,所以对于冷作加工来说,球化退火是最适合的退火方法,尤其是对于冷挤压拉伸件是必不可少的工序。

图 5-10 表示两个球化退火工艺的例子,按照图示退火规

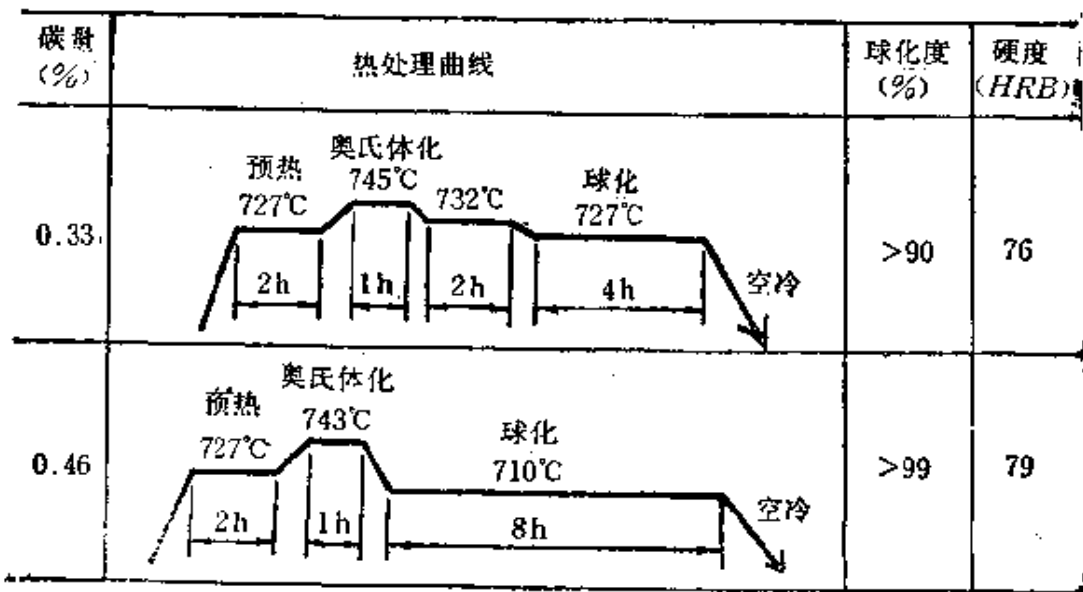


图 5-10 中碳钢等温转变球化退火规范

范,球化率可达90%以上,硬度也相应降低。其特点是在 A_1 点左右作较长时间保温以便渗碳体发生球化,要做到符合工艺曲线要求,对热处理设备的控温要求很严格,对批量大的零件可采用分段控温的连续式炉子。

2. 提高切削性能

所谓切削性能是指材料切削加工的难易程度。反映其判断的基准是切削阻力、工具寿命、加工面光洁度和切屑形状等,它们是相互关联的。切削性能不能以机械强度来表示,一般可以

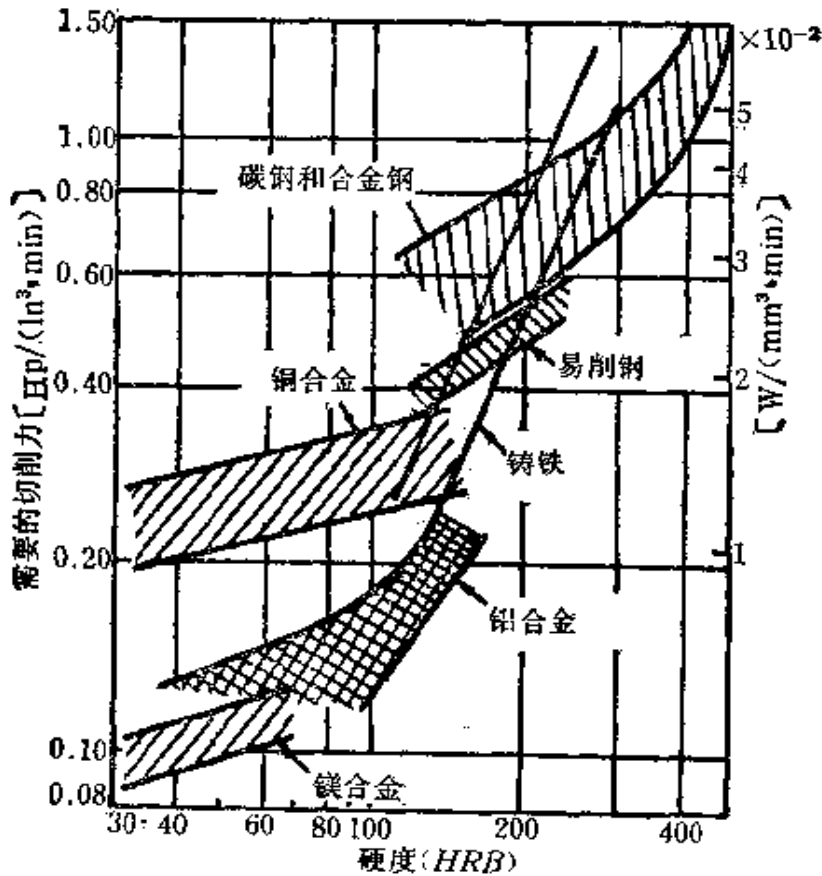


图 5-11 金属材料硬度和切削阻力的关系

说和硬度的关系比较密切。

图 5-11 表示各种金属材料的硬度和切削阻力。图 5-12 表示碳钢的碳量和热处理方法与切削性能的关系。

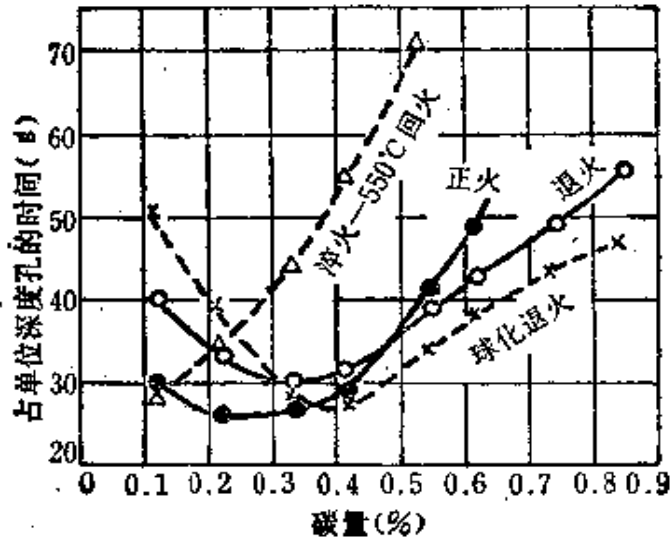


图 5-12 碳素钢的切削性能和碳量的关系

碳钢的碳量在 0.4% 以下时进行正火可以改善其切削性能,但碳量在 0.2% 以下的低碳钢,由于软的铁素体量很多,切削时很易在刀具上生成刀瘤,因此预先提高铁素体强度反而是改善切削性能的有效方法。

碳量超过 0.4% 时,可用退火处理降低硬度来提高其切削性能。而 0.6% 以上的碳钢则可用球化退火方法使其成为球状渗碳体便可产生良好的结果。

合金钢和加硫、钙、硒等易削钢不同,合金元素的影响因碳量和组织而不同。但是当钢的硬度超过 HB 200 则不仅铁素体被强化,而且碳化物量也增加了,切削性能随着硬度的增高而下

降。奥氏体钢由于其加工硬化性,因此即使硬度很低,切削性能也很差。

(三) 表面硬化的优点和缺点

如在第三章所说,钢的表面硬化常用来提高表面耐磨性和强度,特别是对提高疲劳强度很有效。

表面硬化热处理有整体加热表面硬化和只进行表面加热硬化的两种方法。整体加热表面硬化一般有渗碳、氮化等化学热处理方法。表面加热硬化则有高频淬火、火焰淬火等操作工艺。这些使表面硬化和强化的方法具有提高耐磨性和强度的优点。因此目前表面硬化法已得到普遍的采用。

当然,如果表面硬化工艺处理得不好,也会发生硬化层的剥离、内氧化等,造成零件以后失效的原因。但是这不是表面硬化的缺点。而是表面硬化技术条件设计得不好,或实际操作不当所致。例如,如前所说,由于硬化层深度不够,造成最大应力点处于硬化层和非硬化层的交界软弱部分,成为以后疲劳裂纹的起点。这种从内部发生的破裂(鱼眼)事故,外表看不见,因而极其危险。因此必须仔细地考虑外力造成的最大压力点和硬化层深度的关系来进行表面硬化设计。这一点将在下面专题讨论。剥离和鱼眼大概是表面硬化的主要缺陷。

对受到纯粹拉力的零件施行表面硬化,有时反而会使零件在受力后失效。因为表面硬化的零件只有表面层的强度提高,一旦受到纯拉力时,其心部强度较低的部分最先承受不了,最终导致整体完全损坏。因此,对于这些零件应进行整体硬化。例如受纯拉力的螺栓就是这样。只有在受到弯曲和扭转的情况下进行表面硬化才是有利的。

(四) 表面热处理时基体的硬度

表面硬化零件的强度主要取决于硬化层的硬度、硬化层的深度和硬化层的残留应力等。

硬化层的硬度随着硬化层的含碳量而定，碳量愈高愈硬。渗碳淬火(0.8% C)要比高频淬火(0.45% C)硬就是这个原故。

硬化层的深度一般取决于加热深度和加热层的淬透性。硬化层过浅则不能承受外来压力，将导致裂纹，甚至剥离。因而从外力造成的周期压力来看，适当的硬化层深度是必要的。

硬化层的残留应力一般是压应力，其大小随基体的含碳量而异。基体中碳量愈低则基体的硬度愈低，表面残留压应力就愈大。表层就不容易发生疲劳裂纹。

但是，表面硬化零件是以基体的硬度和硬化层的硬度互相配合来抵抗外力的，因此基体应有足够的硬度和强度。过去渗碳钢常采用含碳量在0.2%以下的低碳钢，这样不论渗碳表面多么强硬，但由于基体软弱，仍有可能发生零件不能承受外力的现象。因此，现在的趋势是将基体的含碳量适当提高，使基体具有一定的强度。

基体的硬度即强度值应视使用条件而定，不能一概而论。对于渗碳零件，如考虑到渗碳淬火后产生的变形和硬化层的残留压应力，可取低碳而软的较好。并且在渗碳淬火的情况，整体加热并整体淬火时，当基体的碳量在0.1%以下时，淬火变形小，基体的碳量为0.15~0.20%，则淬火变形增大。如基体的强度不够，而在形状尺寸上又受到限制，无法补救，就要提高心部的含碳量以提高其强度(硬度)。

必须指出，表面硬化零件心部的强韧性是非常需要的。因

此含碳量稍高的零件在表面硬化前最好进行淬火回火（调质），使基体组织为索氏体。适宜的索氏体硬度大致为 $HRC\ 20\sim 30$ 。总之，在心部硬度能达到 $HRC\ 20\sim 30$ 的前提下，应尽可能选用含碳量较低的钢来制造零件。

（五）高频淬火零件的预先处理

高频淬火的加热速度很快，因而相变（珠光体→奥氏体）或碳化物的固溶扩散和电炉缓慢加热的情况有很大区别。因为加热速度快，则 A_1 和 A_3 相变向高温方向移动，因此必须提高奥氏体化温度。此外，这种温度的偏移程度还和零件的预先处理后的组织有关。

一般，球状珠光体组织（淬火回火）要比片状珠光体（退火）能较快地转变为奥氏体组织，并且容易达到均匀的奥氏体。即使同是片状珠光体组织，间隔细的片状珠光体（正火组织）要比粗珠光体（退火组织）反应快。同是球状珠光体组织，球状细的（屈氏体）不用说也比粗的（索氏体）好。

图 5-13 是 S50C 钢高频淬火时得到最高淬火硬度的最低奥氏体化温度，表明退火组织（珠光体+铁素体）的奥氏体化温度要比调质组织（索氏体）高得多。总之，采用调质的钢高频淬火能得到良好的结果。

图 5-14 表示 S42C 钢预先处理组织和高频加热速度对 A_{c3} 相变点的影响。图中表明， A_{c3} 相变点的上升程度，预先调质处理的最少，然后是正火、退火，也就是说组织愈粗 A_{c3} 点愈高，奥氏体化温度也愈高。

图 5-15 表示 S40C 钢预先处理组织和硬化深度的关系，表明尽管全硬化层深度大致相同，铁素体少的组织（10% Fe，即正

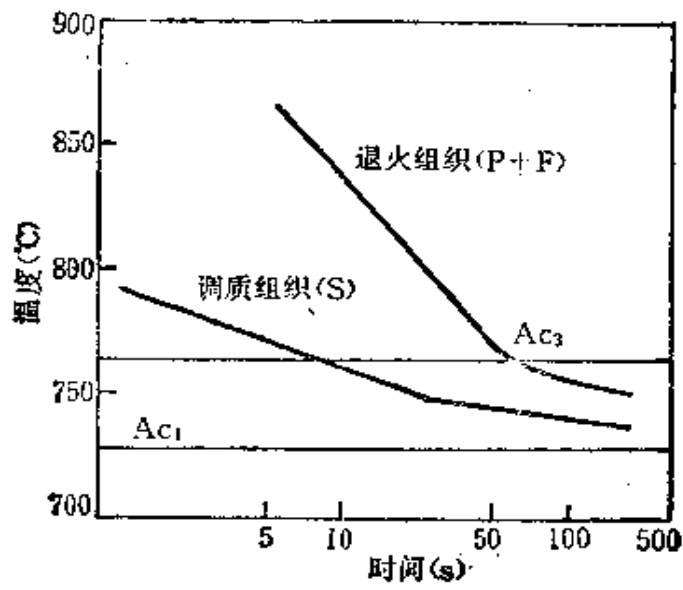


图 5-13 预先处理组织和得到最高淬火硬度的最低淬火温度(S50C 材料)

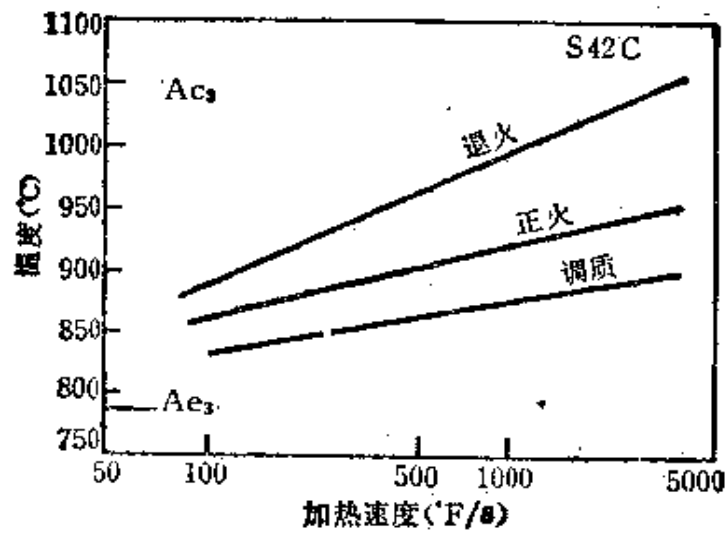
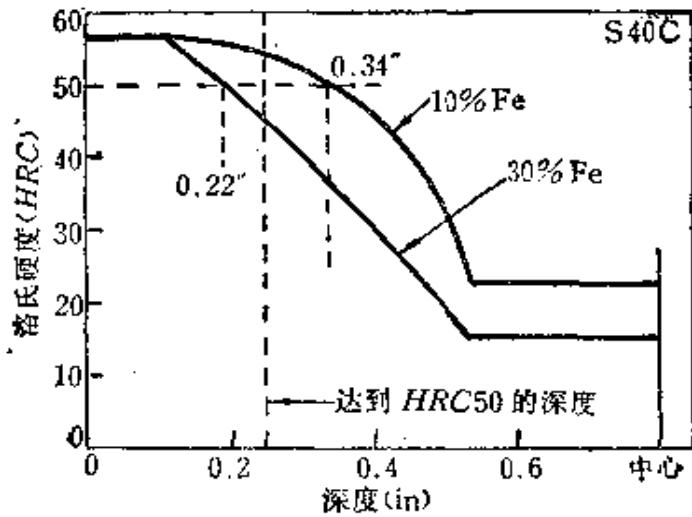
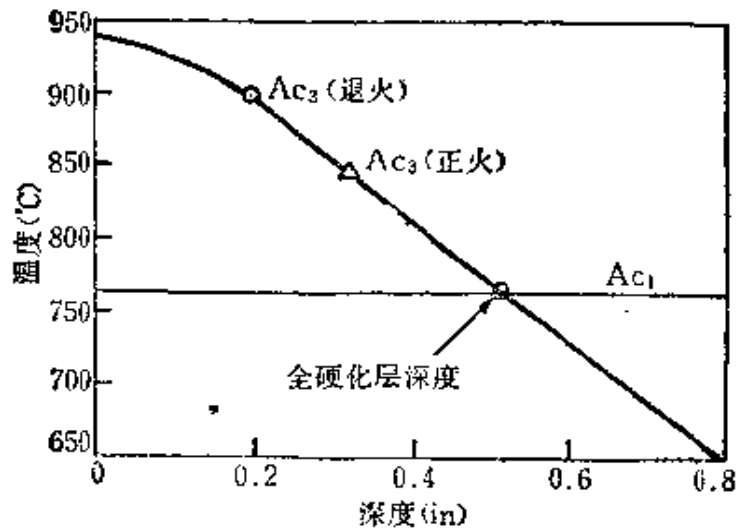


图 5-14 预先处理组织和加热速度对 Ac_3 点的影响 (S42C 材料)

火的)要比铁素体多的组织(30% Fe, 即退火的)能够得到较深的淬火层。因此要得到预定的有效硬化层深度(达到 HRC 50 的深度),对预先处理来说,很明显正火的要比退火的有效得多。而且图5-15(b)还表明,要得到预定的硬化层深度,正火预先处理的奥氏体化温度要比退火的低得多。



(a)



(b)

图 5-15 预先处理组织和硬化深度(3kHz)

图 5-16 表示 0.7% C 钢的预先处理组织和硬化层深度的关系，表明调质能得到更深的硬化层，奥氏体转变温度也更低些。

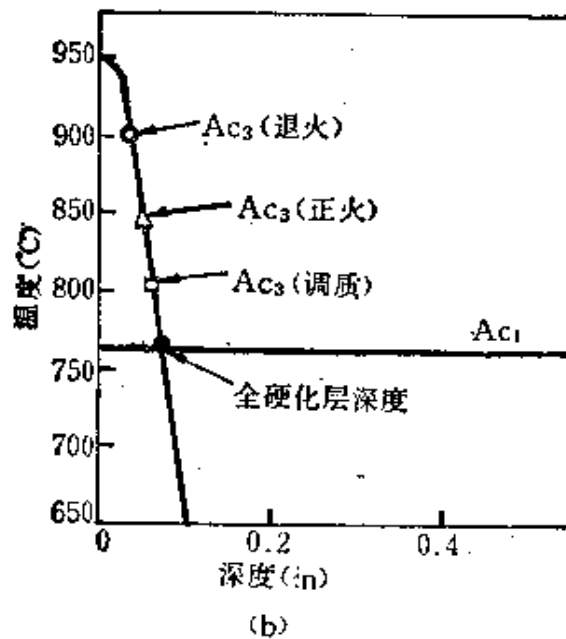
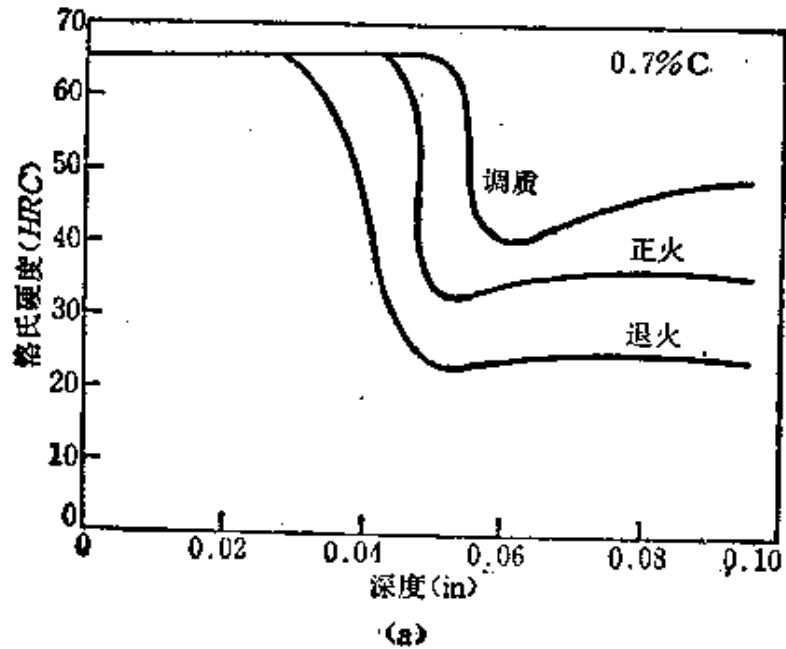


图 5-16 预先处理组织和硬化深度(450 kHz)

以上情况还表明,高频淬火时如要降低奥氏体化温度,并增加硬化层深度,作为预先处理,淬火回火(调质)最好,其次是正火,退火是最不适宜的。这还应该联系到节能来灵活运用。因为现在常在锻造后未经任何处理就进行高频淬火的零件非常多,这样如在锻造时晶粒已粗大,甚至是过热(魏氏)组织,就很少能满足高频淬火要求(淬火硬度和深度)。因此如要得到良好的高频淬火结果,希望能采用调质作为预先处理,但这需要淬火回火两道工序,在操作和节能上都不能使人很满意。

但是如果在锻造工艺上能控制锻造温度和终锻温度,就有可能得到和正火处理相同的效果。虽然它不是一个最好的结果,但却是个比较经济实惠的办法。但是无论如何,对于重要的机械零件的高频淬火,预先处理最好采用调质工艺。

(六) 硬化层深度和强度及耐磨性的关系

如前所述,表面硬化由于能提高零件强度和耐磨性而被广泛采用于某些零件的设计,但对硬化层深度的要求往往是由设计者凭经验来决定,不一定很经济;而在设计新产品时常常因为怕硬化层深度不够而影响到零件的使用寿命,因而一般都将硬化层深度定得过深,实际上是很不经济的。设计师们应参照下面叙述的硬化层深度和强度及耐磨性的关系来选择硬化层深度,从而使零件制造得既经济而又符合使用要求。

1. 硬化层深度和疲劳强度的关系

在图 3-38 上已阐述了表面硬化和疲劳强度的基本见解。应该指出,硬化层过浅则表面层易成为不完全淬火组织;反之,硬化层过深则表面层易产生过热而呈粗大组织。这些都是造成疲

疲劳强度下降的原因。因此在选定硬化层深度时，硬化层组织和硬度都是重要的因素。关于在表面硬化层中产生稳定的残留压应力问题应满足下列条件。

- (1) 依靠热处理在硬化层表面发生很大的残留压应力。
- (2) 由于循环载荷的作用，残留压应力不会削弱。

这些条件以齿轮为例的情况如图 5-17 所示。该图的实线为从齿根圆角表面向内部的应力分布表示为和表面最大应力之比。相应地点划线表示实现最适宜硬化层深度时理想的动载屈服强度分布（实际的屈服强度分布应根据淬火条件和材质表现为形状不同的曲线）。考虑到非硬化部分的动载屈服强度 σ_s 与硬化层的动载屈服强度 σ_{yh} 之比约在 0.25~0.4 之间，因此为了不发生由于非硬化部分的塑性变形造成的残留压应力削弱，硬化层深度应在 0.25~0.4 模数以上。另一方面，图中虚线表示不从非

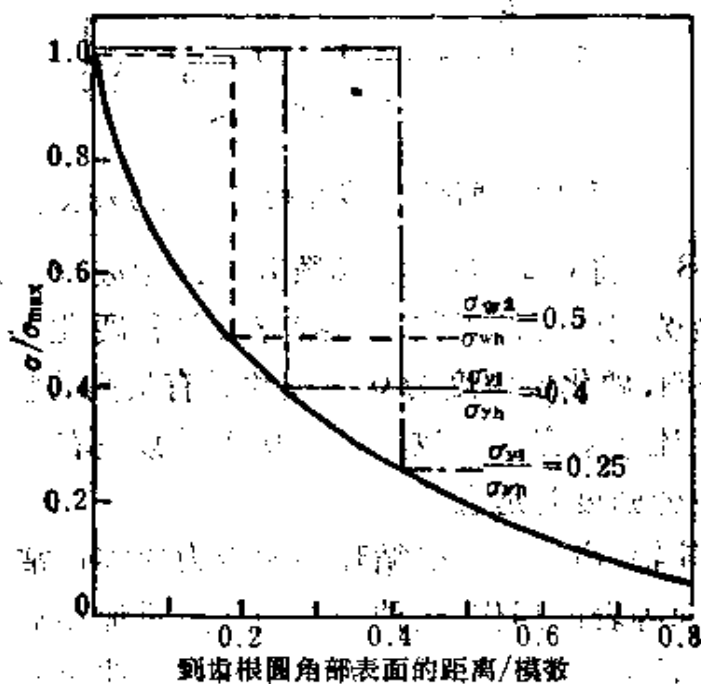


图 5-17 齿轮内部的应力分布和硬化深度

硬化部分发生疲劳开裂的条件。即非硬化部的疲劳极限对硬化层的疲劳极限之比充其量为0.5, 因此为了使疲劳裂纹从表面发生, 硬化层深度只要达到0.17 模数就够了。因此, 只要满足了前述的不发生由于非硬化部的塑性变形造成的残留压应力削弱的条件, 就同时能满足后述的疲劳裂纹仅能从表面发生的条件。

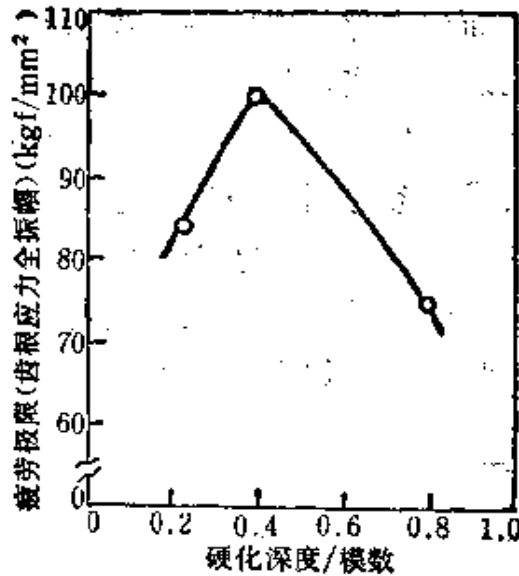


图 5-18 硬化层深度和疲劳极限的关系

图 5-18 是将 0.4% C 钢、模数 3 的齿轮进行高频淬火, 将齿根弯曲疲劳试验的结果整理为疲劳极限和硬化层深度的关系。图上表明, 硬化层深度为 0.4 模数具有最高的疲劳极限。这个结果和上述结果完全一致, 表现 0.4 模数左右的硬化层深度对于提高疲劳强度是适宜的。

轴承、轧辊、齿轮等承受循环接触应力的零件常会发生鳞片状剥落、点蚀等表面损伤, 这种表面损伤严重地影响到零件的使用寿命。它是由于循环接触应力的作用在零件的表面和内部发生的最大剪切应力或切向力所造成的疲劳现象。而当最大剪切

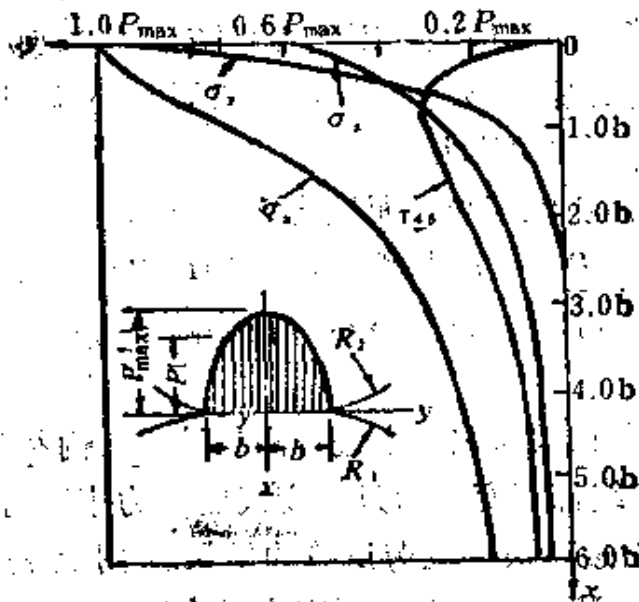


图 5-19 在两圆柱体接触面附近的应力的例子
 $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$ 为 x, y, z 轴的垂直应力, τ_{45} 和 x, y 轴成 45° 的剪切应力

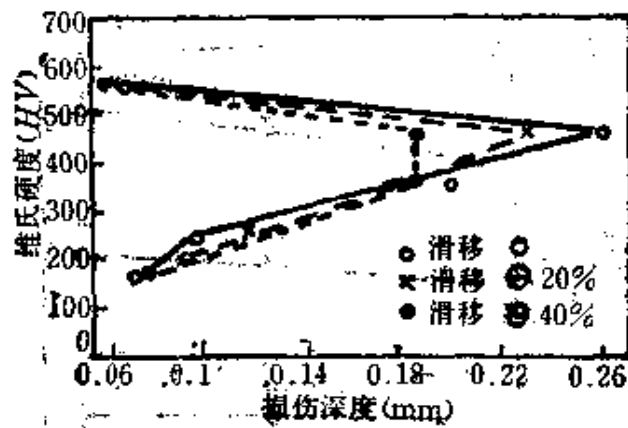


图 5-20 硬度和表面损伤深度的关系

应力平行于两圆柱体轴作用时, 则如图 5-19 所示那样

$$x_1 = 0.786b$$

这是发生于 $\mu = 0$, $x_1 =$ 距接触点距离, $b =$ 接触宽度 $\frac{1}{2}$ 处的

情况，其值为 $0.3 \times P_{\max}$ （最大接触应力）。当 $\mu > 1/9$ ，则剪切应力在滚动接触面上最大。因此为了防止滚动疲劳所造成的表面损伤，要求在提高淬火硬化层硬度的同时，使硬化层深度比发生最大剪切应力的深度大。

图 5-20 表示硬度和表面损伤的一个例子。这是在硬度在 HV 250 以下、 $P_{\max} = 70 \text{ kgf/mm}^2$ 和 HV 250 以上、 $P_{\max} = 155 \text{ kgf/mm}^2$ 时的情况。图上显示出在伴随有滞移的情况表面损伤深度变小。

图 5-21 是在圆筒试样上进行高频淬火，内径经过机械磨削，硬度和组织都不变，而只改变残留应力来进行在各种不同的 P_{\max} 条件下进行滚动疲劳试验的结果。图上表示当 $P_{\max} \geq 230 \text{ kgf/mm}^2$ ，试验前的残留压应力没有影响，几乎都在相同的循环数发生表面损伤。但是在 $P_{\max} \leq 210 \text{ kgf/mm}^2$ 时试验前的残留压应力有一定影响，产生表面损伤的循环数随残留应力的

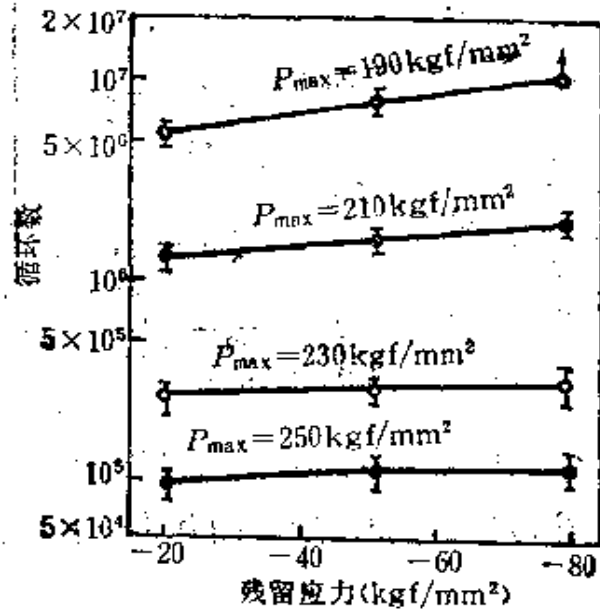


图 5-21 残留应力和表面损伤的关系

增大而增加。这被认为在表面发生塑性变形那样大的 P_{max} 的情况，残留应力对滚动疲劳强度不发生影响，在 P_{max} 很大时必须特别注意。

图 5-22 是在 $P_{max} = 190 \text{ kgf/mm}^2$ 的试样上测定残留裂纹的二维长度的结果。图上表明，试验終了后的裂纹长度取决于试验前残留应力的大小，试验前残留很大压应力的试样的裂纹长度短。根据这些结果，在达到某个一定的 P_{max} 以前，即使对

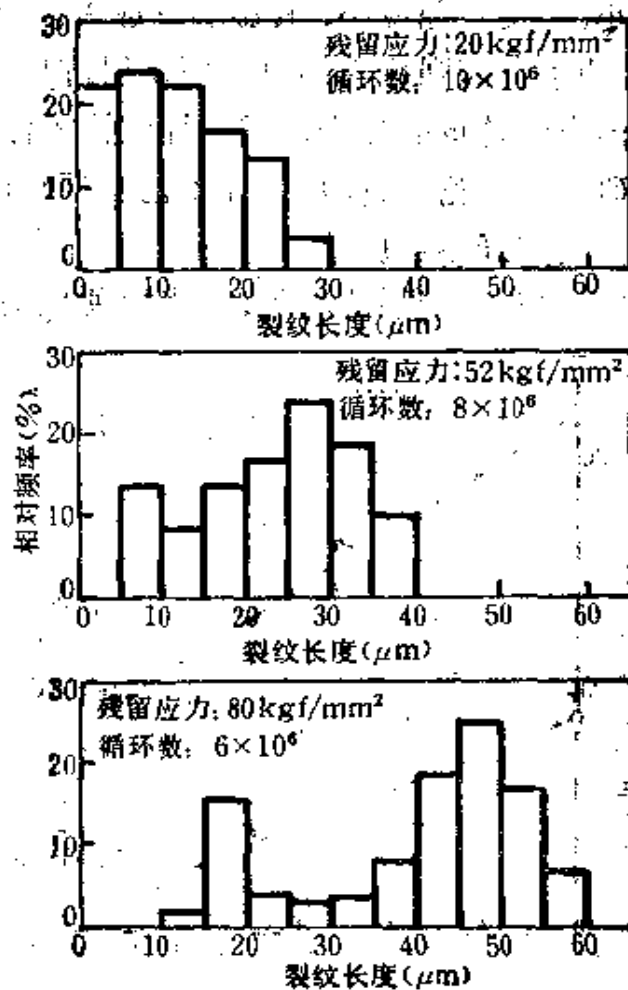


图 5-22 残留应力和裂纹长度的关系

于滚动疲劳残留压应力还具有延缓裂纹的传播而提高使用寿命的效果。决定这种 P_{max} 界限的一般认为是接触表面对塑性变形的阻力。

2. 硬化层深度和耐冲击性的关系

一般,钢的冲击值和硬度存在着反比的关系。因此,进行表面硬化处理使表层部分硬化就会相应地降低其耐冲击性。其下降率是硬化层愈厚愈明显。当然也和零件的大小有关,直径大的其影响程度小,相反直径愈小,其影响就愈大。事实上,对于某些机械零件,为了提高强度而加厚了硬化层,但是由于零件运行开始或骤然停止时造成的冲击,常会导致该零件特别细的部分容易折断。研究的结论是,在热处理工艺上没有过错,而是设计上对硬化层深度选择不当所致。

图 5-23 是经氮化处理后的材料,其表面硬化层的深度和冲

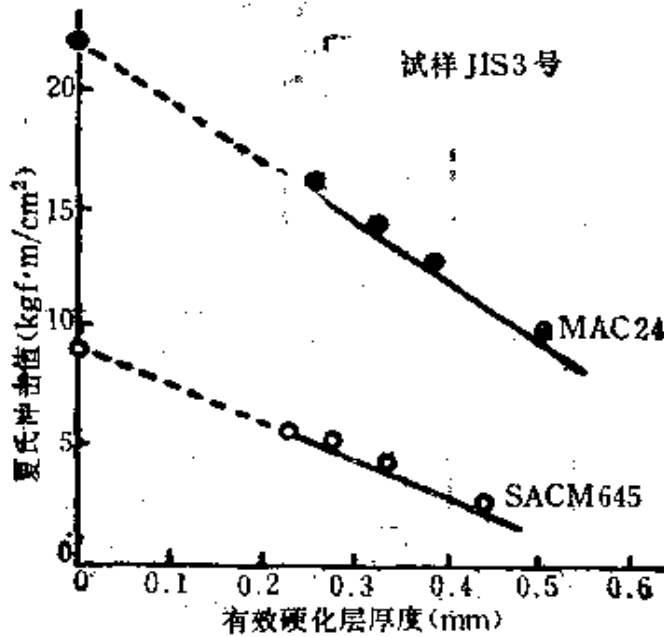


图 5-23 氮化材料冲击值的变化

击值之间的关系。从图上可以看出,冲击值随着硬化层厚度的增加而下降。但是铝氮化钢(SACM 645)和铬氮化钢(MAC 24)的冲击值绝对值却有很大差异,使用基体本身具有很好的耐冲击性的铬氮化钢,即便硬化层厚度在0.5 mm以上,也具有比铝氮化钢基体毫不逊色的耐冲击性。

表5-1是各种渗碳钢渗碳硬化层深度1 mm时,进行冲击值比较试验的结果。和氮化材料的情况一样,由于钢种的不同,其耐冲击性有显著的差异。

表5-1 渗碳硬化1 mm深的材料的耐冲击试验结果

钢种	硬化层硬度 (HV)	心部硬度 (HRC)	吸 收 能	
			(ft·lbf)	(kgf·m)
SAE4817	700	44	10	1.4
SAE9310	780	40	44	6.1
EX55	820	44	13	1.8
MAC14	830	40	62	8.6
16MnCr5	700	35	3	0.4
20MnCr4	730	31	20	2.8

因此,如必须加深硬化层厚度来提高零件强度时,应选择冲击值好的原材料。根据这个推理,改变被处理件的材料,就可以不降低原来需要的耐冲击性而加深硬化层厚度,以此来达到提高强度的目的。

为了不降低零件的耐冲击性,但又要不加深硬化层厚度却能提高零件强度,可采用心部强度高的材料。图5-24和5-25表示心部硬度不同的各种材料,经过氮化处理后的疲劳强度和赫兹应力的变化。显然提高心部强度或加深硬化层都是提高强度的有效方法。当然要提高心部强度还要根据零件大小选择淬透性适合的钢种。

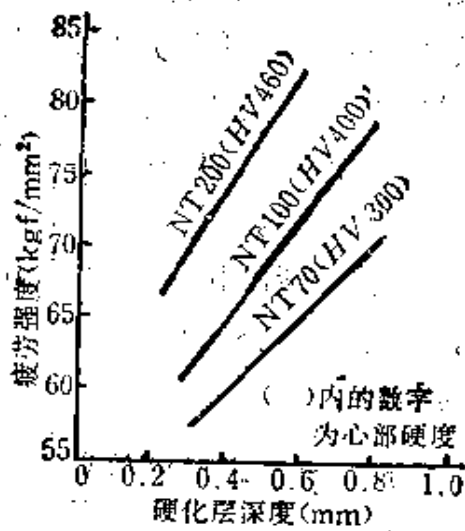


图 5-24 氮化处理材料的回转弯曲疲劳试验结果

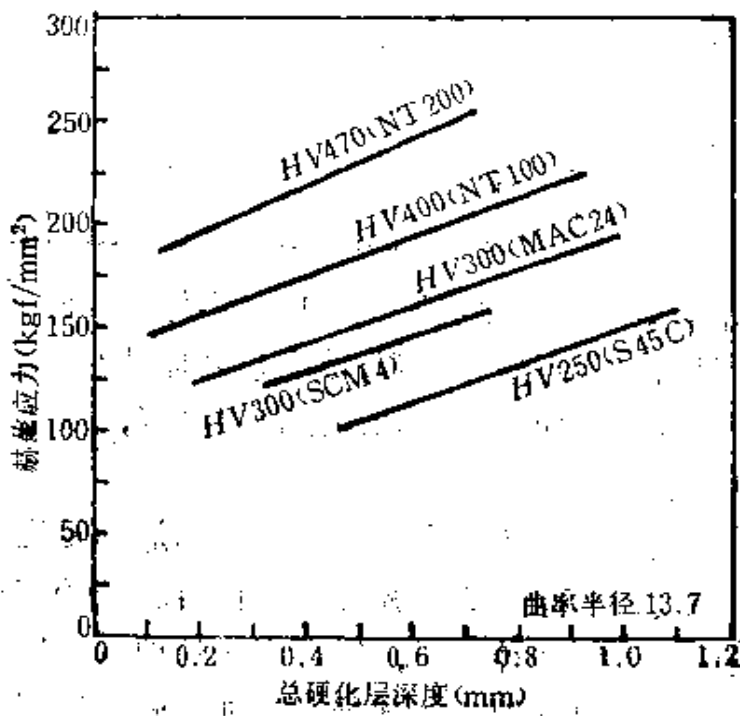


图 5-25 硬化层深度和心部硬度对氮化处理材料的面压强度的影响

表 5-2 是齿根强度有问题的齿轮，试验改换材料的结果。只要将 SOM 420 改换为 SNCM 420，就能取得相同的硬化层厚度，但齿根强度可提高约 2 kgf/mm^2 ；如将材料改为耐冲击性好的 SCM420，则硬化层可增深到 1.2 mm ，齿根强度可提高到 40 kgf/mm^2 。因此，可以在某些零件上借鉴这种方法。

表 5-2 齿轮的齿根强度试验结果

钢 种	有效硬化层深度 (mm)	齿根部硬度 (HV)	疲劳强度 (kgf/mm^2)
SOM420	0.7	286	32
SNCM420	0.7	330	34
SCM420	1.2	400	40

此外，高频淬火和火焰淬火，由于快速地只使表面加热淬火，其内部几乎保持原来性能不变。因此如采用经过调质的钢，其内部的冲击抗力较高，对零件性能起到支配的作用，而硬化深度和冷却造成的内应力对耐冲击性的影响一般都认为很小。

3. 硬化层深度和耐磨性的关系

在第三章提到提高耐磨性的一种有效手段是提高表面硬度，提高表面硬度的工艺有渗碳、碳氮共渗、氮化、高频淬火等。但是这些表面硬化层的深度从实用观点看究竟取多少为宜？从节能观点看是值得研究的问题。

可以这样设想，如果表面磨损 0.1 mm 就不能保证要求性能的机械零件，那么硬化层的厚度只要不小于 0.1 mm 就可以了。当然，在机械零件中，不可能仅仅以磨损来决定使用寿命，还应充分考虑疲劳、腐蚀等各种因素，但是要将磨损以外的一切失效因素都包括进去来研究硬化层厚度，将使问题复杂化，这里

仅就以磨损现象为主来讨论常用的碳氮共渗表面硬化层的厚度问题。

图 5-26 是表示碳氮共渗处理钢的表面层碳浓度分布及其淬火后的硬度分布曲线。从图上可以看到，最高硬度值的含碳量相当于大约共析成分的 0.75% C。碳量超过此值因生成残留奥氏体，硬度值反而下降。而心部硬度则随碳浓度逐渐减少而下降。后面所述的求碳氮共渗层的磨损耐久性实验，是以在碳浓度分布曲线上，磨损损耗达到距表面 0.74% C 处的连续摩擦时间来表示的。

表 5-3 表示在 750~900°C 各个温度下碳氮共渗处理 60min 时达到各种硬度值的到表面的距离，从而表示出硬化层厚度与处理温度及处理时间的相互关系。

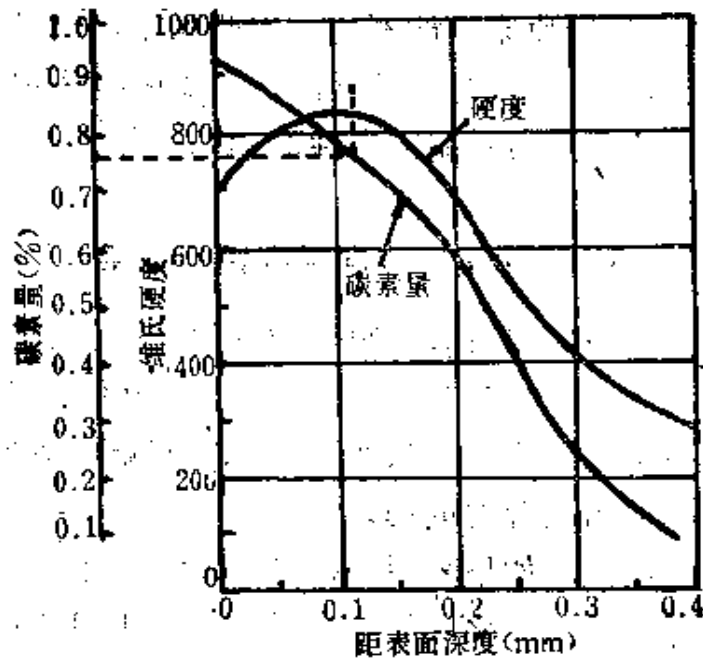
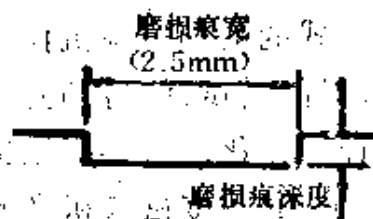


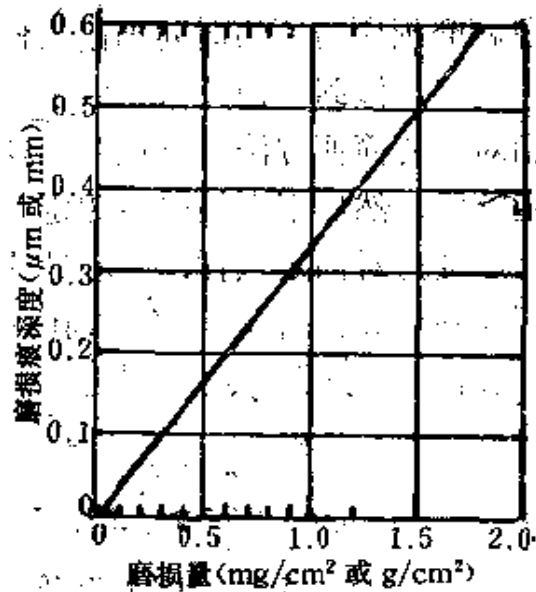
图 5-26 碳氮共渗处理钢的碳浓度及硬度分布的一个例子

试样: S15CK, 5×10×13mm

处理条件: 850°C × 60min 碳氮共渗处理, 油淬火, 回火, 100°C × 60min



(a) 用触针法测定的磨损痕深度模型图



(b) 磨损量和磨损痕深度的关系

图 5-27 求磨损痕深度方法的一个例子

表 5-3 碳氮共渗处理钢的硬度分布

处 理 条 件		到 表 面 的 厚 度 (mm)			
温度(℃)	时 间 (min)	到最高硬度 (HV)	到 HV700	到 HV513	到 HV300
750	60	0.03	0.06	0.07	0.15
800	60	0.08	0.14	0.18	0.29
850	60	0.12	0.20	0.25	0.39
900	60	0.18	0.30	0.36	0.55

注: (1) 试样: S15CK 5×10×13 mm.

(2) 从各处理温度直接淬火, 100℃ 回火 60min.

要在实际应用的机器上求得硬化层因摩擦消耗后，开始产生急剧磨损所需要的时间即耐久性时间，需要相当长的时间，而且也不容易做到。因此采用滚子—圆环式的磨损试验机作为与其相对应的简便方法进行试验。这时，对回转试样，可预先决定测定位置，然后根据精密地测定其直径的变化，求得磨损损耗层的厚度；对固定试样，用触针式加工面光洁度试验机实测图 5-27(a) 所示的磨损痕深度，同时称量各试样的重量减量 (mg/cm^2 或 g/cm^2)，根据这些测定值求得图 5-27(b) 那样的两者关

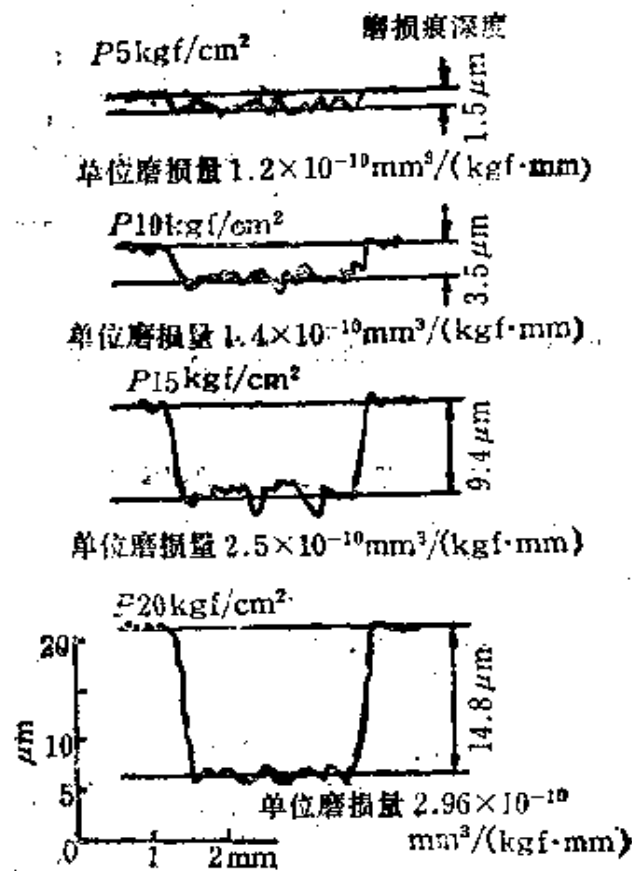


图 5-28 利用触针式加工面光洁度试验机测定磨损痕
试样: S15CK, 处理条件, 850°C 碳氮共渗, 油淬, 100°C 回火
磨损条件: P, 另详, $v, 3.40\text{m/s}$, $L, 250000\text{m}$
润滑油, 60 锭子油, 油温 20°C

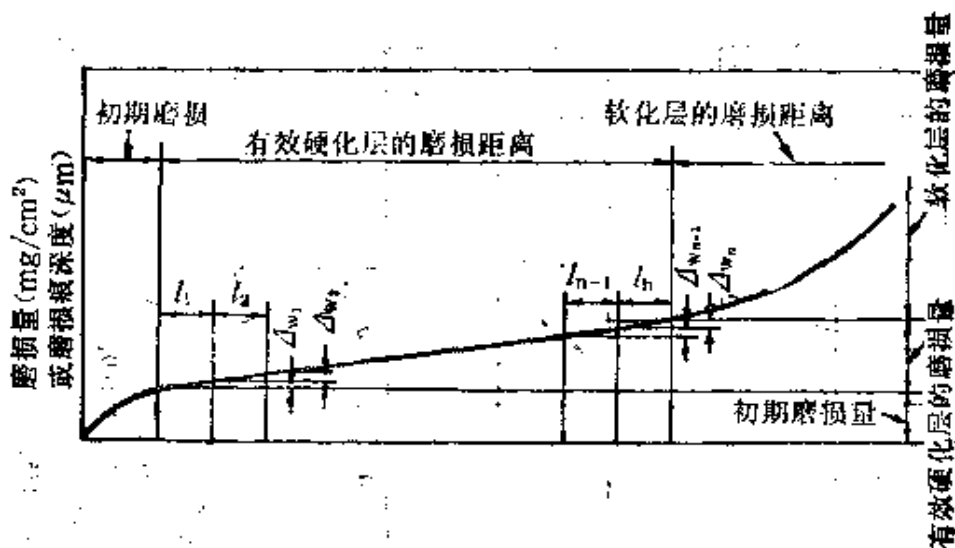


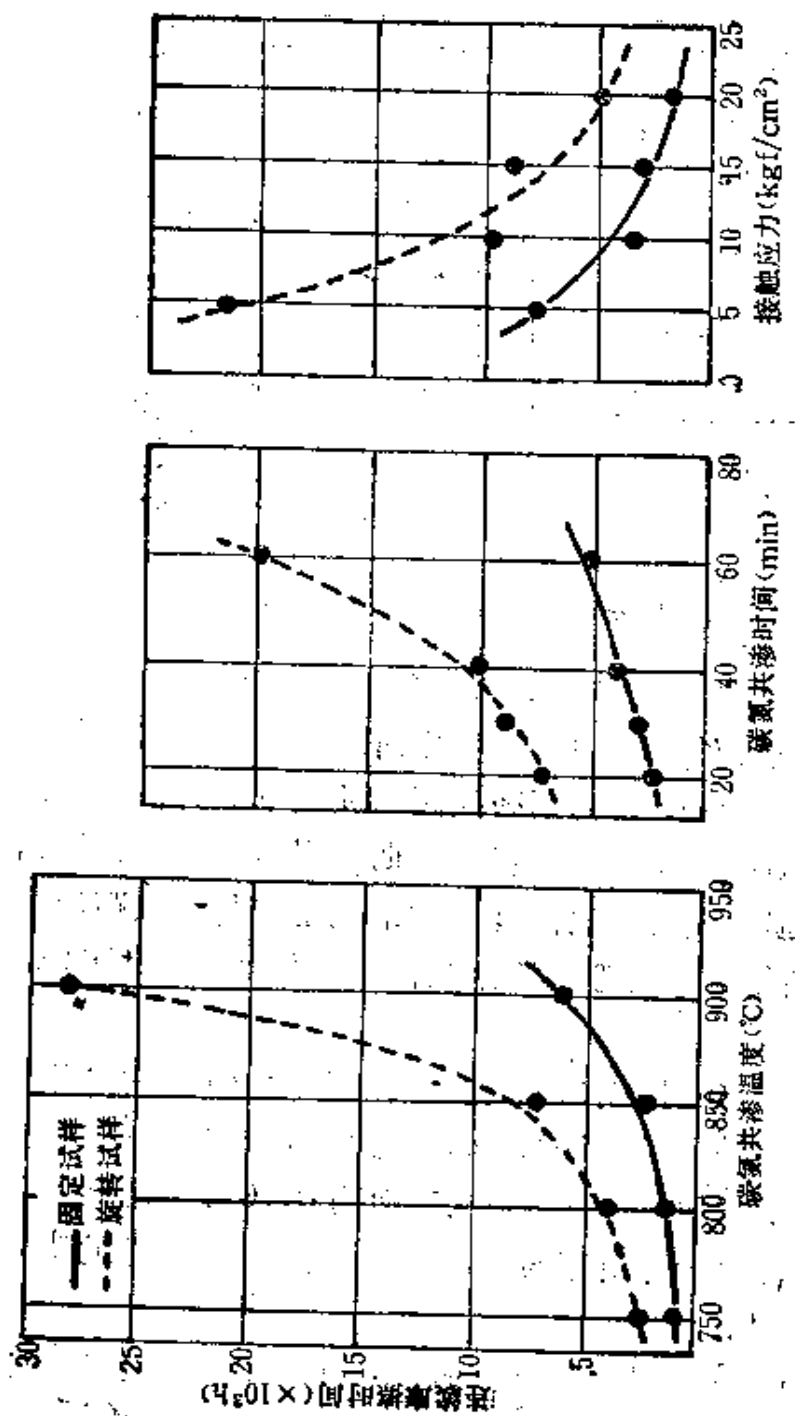
图 5-29 碳氮共渗处理钢磨损变化曲线模型

系。图 5-28 是上述方法求得的实测的磨损痕的例子。

如果求碳氮共渗处理钢的磨损变化曲线，大多显示出如图 5-29 所示的倾向。图中，在初期磨损区和硬度下降的低碳（即所谓软化层）磨损区中间，存在着从初期磨损结束的表面层到 0.70% C 处的磨损量或磨损痕深度，如果假定它与摩擦距离成比例增加时，则碳氮共渗处理钢的耐久性（即连续摩擦时间）就如图 5-30 所示。

在图 5-30 中，分别表示 (a) 碳氮共渗温度 (750~900°C)，(b) 碳氮共渗时间 (20~60 min)，(c) 接触压力和连续摩擦时间的关系。这些结果正如前所述，是从表面到 0.70% C 处所发生的磨损损耗为前提而计算出来的，而实际上在这些厚度的 1.5 倍处还能充分使用。

这样，如果在 850°C、30 min 碳氮共渗处理的钢，假定每月运转 8h，则在接触应力 15 kgf/cm²、摩擦速度 3.40 m/s 的一定条件，润滑油用石蜡油 60 锭子油（粘度指数 80.4）时，固定试



(a) 碳氮共渗温度和耐久性 (b) 碳氮共渗时间和耐久性 (c) 接触应力和耐久性

图5-30 碳氮共渗处理钢的耐久性
 (磨损掉有效硬化层——从表面到0.70% C——所需的连续摩擦时间)
 试样: 各试样都是S15CK, 在各种条件碳氮共渗后直接淬油, 100°C回火, 60min.
 处理条件: (a) 在各个温度碳氮共渗20min; (b) 在850°C作各种时间的碳氮共渗; (c) 850°C碳氮共渗30min.
 磨损条件: (d) 和(b) P, 15kgf/cm², v, 3.40m/s; (c) P, 另详, v, 3.40m/s.
 润滑油: 都是60锭子油, 20°C

样能够运行时间约1年6个月,回转试样则为4年5个月。接触压力如果是 5 kgf/cm^2 ,则前者4年不到,后者达11年3个月。

除了齿轮之类形状特殊的零件,在通常的滑动面,考虑的接触应力大多是在 5 kgf/cm^2 以下,因而在 850°C 经30 min 碳氮共渗处理就可认为是足够耐用了。延长处理时间来增加硬化层厚度以保证优良质量未必是必需的。

(七) 提高耐蚀性的表面热处理

对机械零件性能的要求多种多样,提高耐蚀性也是其中之一。在零件表面覆盖金属可以改善耐蚀性。这有两种情况,一种是覆盖层本身的耐蚀性良好,又能使基体和环境隔离开,从而能抗环境对零件的侵蚀,另一种是覆盖层本身没有多大的耐蚀性,只对基体起了替代阳极的作用并使其和环境隔开。下面分别就这两种情况作简略说明。

1. 覆盖耐蚀性好的金属

(1) 扩散渗镀法

这是使金属扩散渗入到基体表面,有热扩散作用,结合性很好。

在基体上扩散渗镀铬,一般可使表面层铬浓度达20~40%左右,最高可达60~80%。表5-4示出由于扩散渗镀铬,能够获得比不锈钢更好的耐蚀性。

扩散渗硼的钢对弱酸和碱性水溶液的耐蚀性比未处理的高。虽然纯钛的耐蚀性并不很好,但将钛扩散渗入成为钛铁合金后,却显示出颇为良好的耐蚀性。

同时扩散渗镀镍铬,与单纯镀镍和扩散渗铬相比,耐蚀性极

表 5-4 渗铬钢和不锈钢的耐蚀性比较

腐 蚀 试 验 条 件		腐 蚀 速 度 (g/m ² ·h)	
腐 蚀 溶 液	试 验 时 间 (h)	渗 铬 钢 板	不 锈 钢 (Cr18Ni10T)
50%CH ₃ COOH	530	0.0007	0.0008
100%C ₆ H ₆ O ₇	480	0.0012	0.0037
50%C ₆ H ₆ O ₆	1200	0.0042	0.0050
5%HNO ₃	480	0.0015	0.0030
10%HNO ₃	480	0.0011	0.0020
35%HNO ₃	480	0.0012	0.0019
沸腾HNO ₃	14	0.0091	0.0263

好。

使钒、铌、钨、钛等扩散渗透所得到碳化物渗层却能显著提高耐蚀性。表 5-5 是有关这方面的试验结果。

表 5-5 覆盖碳化物的材料和渗硼材料对各种水溶液的耐蚀性(重量减轻 mg/cm²)

条 件	覆盖 V 碳化物 的钢	覆盖 Nb 碳化物 的钢	覆盖 Cr 碳化物 的钢	渗硼的钢		未处理的钢			
				FeB	Fe ₂ B	SK ₄	SUS 27	SUS 316	
10%HCl(25h)	0.5	0.7	0.2	0.8	1.3	58.2	1.1	—	
20%HCl(25h)	4.1	0.7	2.8	2.9	10.0	147.1	36.1	—	
浓HCl(25h)	0.3	0.8	5.0	—	—	—	186.9*	96.9	
10%H ₂ SO ₄ (50h)	2.4	3.3	2.7	1.1	1.6	226.6	3.5	0	
50%H ₂ SO ₄ (50h)	0.3	0.8	0.2	5.1	1.6	—	18.3	49.5	
10%HNO ₃	(5h)	—	—	—	2.2	3.2	245.8	0	—
	(25h)	1.9	0.8	3.9	—	—	—	0	—
10%H ₃ PO ₄ (50h)	1.0	0.4	0.9	2.2	3.2	49.0	0	—	
10%NaOH(50h)	0.04	0.1	0.03	0.1	0.7	0	0	—	
5%BaCl ₂ (50h)	0.5	0.3	0.2	0.3	0.5	0.1	0	—	
5%NaCl(50h)	0.4	0.5	0.1	0.4	0.6	0.3	0	—	

* 这项只有 5h

进行碳化物扩散覆盖的方法，可以用熔融盐浴法、气体法、CVD法、PVD法等进行，其他扩散覆盖法大都一样。然而，由于处理方法的不同，即使是同一种金属覆盖，性能会有差异。

(2) 喷镀法

喷镀法可以广泛地选择喷镀材料，以便得到在特定环境下耐蚀性最好的效果。方法也很方便，并可用于修复磨损的零件。

(3) 热浸镀法

热浸镀锡是一种传统工艺，一直广泛地使用着，耐蚀性很好。

2. 起替代阳极作用的覆盖层

(1) 扩散覆盖法

扩散覆盖锌后表面层的耐蚀性比电镀锌低，在淡水及大气中耐蚀性高。

(2) 热浸镀法

热浸镀锌或铝，在淡水及大气中耐蚀性高。

(3) 喷镀法

大致和热浸镀法相同。

在覆盖金属时应该特别注意覆盖层的完好度，因为覆盖层如脆弱而引起的脱落或基体的接合不良引起的剥离等物理方面的因素，以及元素浓度坡度、析出异相等化学方面的因素，都有可能发生缝隙腐蚀或电池作用的腐蚀。甚至比不用覆盖层腐蚀得更利害。所以覆盖层的质量非常重要。

对耐蚀性的评价，应该是在某种特定条件下的耐蚀性，由于实际的环境中有物理的、化学的各种因素，腐蚀的状况也不

一样，因此只根据单纯的浸渍试验所做的结论，虽有一定的参考价值，但还是应当尽可能接近实际环境实行腐蚀试验来作判断。

上面所说的各种表面热处理，对耐热性或耐磨性都有一定的效果。但是零件在实际使用中的情况很复杂，应该将其他性能考虑进去，以便获得综合的效果，这才是最优秀的设计。

(八) 热处理技术的进展

热处理技术是热处理设计的依据。热处理技术的发展无疑地将提高热处理设计水平。机械产品的发展对机械构件设计经常提出多样化的越来越高的服役性能要求。这些要求都与材料选用和热处理技术紧密相连。基于这些要求，热处理技术也在不断地向前发展。此外，热处理技术的发展还和自然界的物质条件、工业技术的进步、以及环境卫生的要求等有关，它从一个侧面反映了人们改造客观世界的能力和水平。

当前热处理技术的发展趋势，除了确保机械构件要求的各种性能即可靠性之外，还致力于节约和安全。节约既包括节能，当然还包含整个生产费用的节省，即降低总的生产成本，提高经济性。安全除了热处理技术操作本身的安全，更重要的是对自然界生态环境卫生的影响，务必要通过有效的措施使其发生的不良影响降低到能允许的最低限度以下，最好能完全消除这种不良影响。这里，仅就热处理技术现阶段的进展作概略介绍。

1. 复相热处理

复相热处理是将钢处理成不同比例、形貌和分布的两相混合组织的一种热处理技术。近年来人们对不同种类、形貌和数

量的第二相组织在马氏体或铁素体基体上的存在所带来性能上的变化感到兴趣和重视,进行了大量的试验研究工作,取得了许多效果。复相热处理很有可能发展成为一种使钢的性能更臻于完善,材料潜力得到进一步发挥的热处理新领域。

例如,经复相热处理后的低碳低合金高强度钢板,是在铁素体基体上分布着不同形态和体积比的马氏体的两相混合组织。这种双相钢与普通冷轧态钢相比,强度提高近一倍;在等强度下,具有屈强比低、加工硬化能力强、成型性能优异、可焊性良好、且无屈服点延伸等特点。用这种钢代替冷轧薄钢板制作汽车的壳体构件、保险杆、轮辐等可以减轻汽车的自重和提高单位体积燃料油所行驶的里程,从而减少汽车耗油量而节能。此外它还用于输油管道和压力容器等。

又例如,低合金高强度钢经过临界区再加热淬火,继以回火的复相热处理后,得到在回火马氏体基体上存在一定体积比的针状铁素体的双相组织,在改善韧性和抑制回火脆性方面有良好的效果,可用来改进高强度钢和超高强度钢的强韧性配合,解决大锻件的回火脆性,提高低温钢的低温韧性。

复相热处理技术,按照钢种的不同有很多不同方法,从混合组织相成分上,大致可分类为钢的铁素体-马氏体复相热处理,钢的马氏体-贝氏体复相热处理,钢的马氏体-残留奥氏体或铁素体-马氏体-奥氏体复相热处理。随着技术的发展,理论认识的逐步加深,在生产上的应用将会逐渐增多。热处理设计工作者在这方面应起到研究推进的作用。

2. 真空热处理

真空热处理的应用越来越普遍起来了。这是由于真空热处理的许多优点以及真空热处理设备得到不断改进而出现的现

象。在真空中热处理可清除表面的氧化物,得到光亮的表面,具有脱脂、净化作用。开始仅采取在真空中进行仪表合金材料等的退火处理。现在已发展到真空淬火、真空渗碳等多种工艺。加压高速循环气冷和连续式真空炉的出现,以及配备微机控制装置,更扩大了它的适应范围。真空热处理不仅用于模具淬火,而且用在机械零件上都取得很好的效果。例如小型、微型轴承在连续式真空炉中淬火可获得光亮的表面,变形很小,并有节能和降低生产费用的效果。柴油机油针体进行真空渗碳,在中孔及喷孔内表面上能获得深度均匀的渗层,这是用常规的渗碳工艺做不到的。

3. 形变热处理

对钢进行塑性加工则位错密度上升而发生加工硬化。因此在调节合金元素和热处理而达到强韧化的材料或零件上,如同时使用塑性加工,就有可能得到更高的强韧性。这种将热处理和塑性加工合用的工艺叫做形变热处理。

六十年代是世界上研究形变热处理最盛行的时期。七十年代以后,控制轧制和锻热淬火等已在生产上获得普遍的使用。控制轧制用于钢材的强韧化处理。锻热淬火是指锻造成形的零件,例如发动机的连杆。根据形变热处理工艺过程的掌握和控制,强韧化效果虽不尽相同,但是其最实际的优点在于简化热加工过程而起到节能效果。

八十年代,国际学术界对整个形变热处理重新进行评审和分类,对于被认为有效的许多处理方法,将作重新研讨和运用。

4. 微处理机的应用

目前微处理机已经应用到热处理领域。例如在多室式真空

热处理设备上,正常生产所要求的时间-温度程序、添加气体流量的测量和控制、各室真空度的变化、装料和转移程序的调节以及在规定时间内其他功能,采用以微处理机为主的控制系统就能可靠而又精确地完成工艺所要求的功能。

微处理机系统也已应用于高频热处理和气体渗碳设备上。由于微处理机能提高工艺过程各个单元的控制精度,因此也就提高了零件质量所需要的最终精度。例如气体渗碳零件表面渗碳浓度的偏差,由于采用微机系统可精确地控制在 $\pm 0.025\%$ 。

微处理机在热处理中的运用,不仅由于软件系统、数学模型的研制取得进展,还由于大规模集成电路制造技术的发展,微处理机的价格大幅度下降,功能成倍增加,与常规的模拟系统相比已有竞争能力的原故。由于微机系统可以消除操作者造成的误差,提高质量,减少返修工作量和降低成本,预计80年代将有迅速发展。

5. 高能量密度表面强化

高能量密度表面强化,是在材料表面施加极高能量,使之发生物理或化学变化,以达到强化的目的。其特点是工序比较简单,过程非常迅速,零件变形非常小,生产效率很高。其另一个优点是能实现用常规工艺无法达到的表面强化。例如机械零件要求局部硬化的部位,用常规的高频或火焰加热由于有热影响区而无法进行时,采用高能量密度加热,例如激光加热,就可顺利地达到要求。

高能量密度加热技术发展了很多工艺方法。在机械工业中激光、电子束加热技术的装备和工艺有了迅速发展。虽然装备的一次投资高、技术复杂,但应用研究工作却一直在发展。主要是因为它能适应机械制造柔性生产流水线的原故。

此外,还有针对某些机械零件研制出一次投资、技术复杂程度、生产成本均较低的表面强化技术。例如汽车发动机铸铁凸轮轴的凸轮表面,用钨极惰性气体(TIG)电弧焊炬加热熔融-凝固处理(成为白口),达到硬化层深度均匀、耐磨性好的效果。这种专用装置可以很方便地安置在生产流水线上(见第八章所举凸轮轴热处理设计实例)。

6. 镀热扩散处理

在金属表面先镀上一层另一种金属,再进行热处理使镀层获得耐蚀、耐磨性能的处理方法,称作镀热扩散处理,最近国外已发表了很文献资料。这些处理方法的工艺和设备并不很复杂,对某些机械零件具有一定的实用价值,值得试验、应用和推广。现简述如下。

(1) Stanal法 是在 550°C 使钢铁表面扩散处理锡铈镀层的方法,处理后耐蚀、耐磨,表面硬度为HV 600(0.35% C钢)和HV 800左右(0.8% C钢)。

(2) Forez法 是在 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ 使钢铁表面扩散处理铜锡镀层的方法,处理后耐蚀、耐磨,表面硬度为HV 400左右。

(3) Delsan法 是在 420°C 使铜合金表面扩散处理锡铈镀层的方法,处理后耐磨,表面硬度青铜为HV 450,黄铜为HV 550,铝青铜达HV 700左右。

(4) Zinal法 是在 150°C 使铝合金表面扩散处理锌铜镍镀层的方法,处理后耐磨,表面硬度在HV 400左右。

(5) 利用化学镀的表面硬化处理 在钢表面上镀上化学镀镍磷合金镀层,然后进行热处理,可增高镀膜的硬度,从而使其耐磨性、密合性和耐蚀性都很好。热处理温度从 230°C 到 700°C ,

温度的选择决定于原材料的性质。

同样,经过化学镀镍硼合金镀层,经过热处理也可提高表面硬度。400°C 热处理的硬度最高,可达 1000~1100 kgf/mm²。

据报道,这种处理技术已用于各种工业的零件上。例如用于制造空穴玻璃用的模具以提高抗粘着性,改善造型性;用于精密齿轮、盘形制动器、汽缸、活塞、轴等以防止腐蚀和磨损。

7. 复合处理

在第三章中介绍了常用的几种复合热处理技术。从广义上可将其扩展为复合处理,即不仅几种热处理工艺的复合热处理,还包括热处理和其他处理方法组合在一起的复合处理技术。上面所说的镀热扩散处理也可认为是一种复合处理。

复合处理技术近来有很大进展。例如氮化淬火复合处理是工件渗氮后再加热淬火,使渗氮层的氮化物分解,氮向内扩散,淬火后形成含氮马氏体。这种渗层深度较大、组织微细、硬度高、脆性低,有较高的疲劳强度。对于重负荷或高精度零件,此复合处理工艺显著优于氮化处理,可克服其渗层过薄、性脆、易剥落和心部强度不足的缺点。与一般淬火相比,这种复合处理可进一步提高钢的硬度、耐磨性和疲劳强度。

这种氮化淬火复合处理与中温碳氮共渗相比,可获得较高的氮浓度和较好的机械性能,还不易出现黑色组织;与渗碳相比,如采用低温碳氮共渗淬火复合处理工艺,高温加热时间短,可节约能源,减少生产费用,零件机械性能也较好。

复合处理可以有各种工艺组合和工艺参数,对于各类机械零件,确定与其要求性能适合的最佳工艺,是热处理设计工作者的研究课题和任务。

8. 残留奥氏体的有效运用

一般认为残留奥氏体在淬火钢中的存在是有害的，它会降低硬度、降低耐磨性，会引起精密零件的尺寸变形，磨削时易引起开裂等。因此在生产实践中总是力求减少和限制残留奥氏体。70年代以来，残留奥氏体愈来愈引起人们的注意，对残留奥氏体的研究逐渐增多，这是因为在很多情况，残留奥氏体却表现出有利的作用。根据许多研究的结果，比较一致地认为，残留奥氏体的存在对轴承钢和低温钢的疲劳寿命或低温韧性带来有益的作用。

通过对淬火冷却的控制如能使轴承钢获得4~10%残留奥氏体和马氏体组织，则在不同接触载荷下，钢的接触疲劳寿命将随残留奥氏体的增多而提高。通过轴承运转试验中对“跑道”进行显微硬度与残余应力测定结果表明，残留奥氏体在运转过程中产生加工诱发相变，转变为马氏体，提高了“跑道”的硬度，相变伴随有较大的表层压应力和相变诱发性。这些是改善接触疲劳寿命的直接原因。

在齿轮渗碳层中残留约5%残留奥氏体可减少齿轮运转时的噪音，防止冲击时的裂碎并改善啮合条件。

对Fe-Ni低温用钢如第二章中所述，9%Ni钢和5~7%Ni钢由于组织中存在弥散细晶粒奥氏体，可使脆性转变温度移到低温区域，提高了低温的强韧性。

9. 感应热处理

感应热处理的应用已很普遍，近年来又有了新的进展。为了提高生产经济性，已采用感应淬火代替某些化学热处理，并具有较高的耐磨性、弯曲疲劳强度和接触疲劳强度（如轴承圈、低

淬透性钢齿轮);中频感应加热调质代替炉中加热调质(如地质勘探用钢管、钢棒等);感应加热淬火取代炉中淬火(如冷轧辊、滚珠丝杆等)不仅提高经济性,零件的性能也有提高。此外,还发展了下面说的一些新的技术。

(1) 超高频电脉冲局部微层淬火

已用于锯齿、打字机零件、精密仪表零件、缝纫机针等。其特点是由于频率高、比功率大($10\sim 25\text{ kW/cm}^2$),加热速度快、时间短($1\sim 500\text{ ms}$),淬火层浅($0.05\sim 0.5\text{ mm}$),可依靠工件自冷淬火。而且淬火变形极小,提高了零件的尺寸精度。此外淬硬层具有超细晶粒及极细马氏体组织和超高硬度(HRC70)。因而具有高耐磨性和韧性,零件寿命高于一般淬火件。

(2) 高频电阻加热局部薄层淬火

一般采用400 kHz、大比功率、短时间(小于1.5s)、局部薄层($0.3\sim 1.0\text{ mm}$)电阻加热,自冷淬火。淬火部位为带状,可根据需要对零件最易磨损的位置淬硬几条带。电触头一般用高频接触触头。淬火后零件变形小。比一般高频感应淬火电效率高、能量消耗小。各种碳钢、合金钢、铸铁和粉末冶金制品都可用此工艺处理。

10. 聚合物淬火液的运用

历来淬火液体大多是油和油,但油是大气污染和火灾的来源,并且是一种能源,用水淬火则常常使零件发生淬裂和变形。目前出现了聚合物淬火液,按照它与水的比例可得到水油之间的任意冷却速度,且不必担心火灾。这种淬火液已在高频淬火中广泛应用,并将逐步得到普遍应用。

第六章 机械构件的加工路线 和热处理的关系

机械构件在加工过程中需要进行热处理以满足各加工阶段的要求。这些要求大致可分为加工工艺性的要求，如切削加工性、冷作加工性等；以及零件成品应具有的使用性能要求，如强度、耐磨性等。这两者有时不能截然分开，相互之间有一定的内在联系。如能将所要求的热处理工序很好地组织在零件的加工路线中，则既能保证顺利地进行加工，又可达到必要的使用性能，加工费用也较便宜。

在机械工厂的生产过程中，热处理可分为：毛坯热处理（第一热处理）、半成品热处理（第二热处理）、生产线上的热处理和精密零件加工中的热处理这样四种不同情况，分别有各自的特点和需要注意的要点。

（一）毛坯热处理（第一热处理）

毛坯热处理习惯也称作第一热处理，看起来比较单纯，因此往往没有予以足够的重视。其实并非如此。何种毛坯应采取哪种热处理工艺，达到的目的是什么，都要经过具体分析才能确定。

一般毛坯热处理的目的是提高材料的均匀性和稳定性，使其具有良好的加工性能，并为以后的热处理作好准备。有时毛坯热处理达到的性能就是零件的最终性能，所以对毛坯热处理

的要求并不简单。

1. 铸 锻 件

对于重要的铸铁件一般都要进行低温退火处理，以消除铸造应力，获得稳定性，然后进行机械加工。但对于高强度球墨铸铁件则应进行毛坯正火以得到规定数量的珠光体和强度。

对铸钢件应进行正火以消除铸态的粗化组织，而大型锻钢件则在正火后附加去应力和去氢处理。大锻件的调质有时也在车削加工前，即在上述热处理工序之后进行。这对于环形件是很适宜的。它既可不必担心热处理变形的影响，又可以满足零件对淬透性的要求，同时还可以减少冷热加工车间的运输量（大件的运输是麻烦费力的事情）。而对于轴类大锻件则应在粗加工之后调质，这样可减少截面尺寸效应的影响，保证要求的淬透性和机械强度。至于轴的淬火弯曲变形，超差时可在回火后进行校直。

大批量生产的锻件如汽车、拖拉机、轴承等，单件的尺寸和重量都不很大，但数量很多。安排好这类锻件的热处理具有不可忽视的重要意义。

一般汽车拖拉机的结构钢锻件，加工余量都不大，都在锻后进行正火（强制风冷）或调质处理以达到要求的机械性能。这样可以简化工艺路线，减少零件的运输量，经济性较好。而滚动轴承类锻件大都为高碳铬钢，需在加工到一定的尺寸精度后整体淬硬，为了便于切削加工和为以后的淬火作准备，锻坯以进行球化退火为好。

2. 型 材

为了提高生产效率，大批量生产时有许多零件采用冷锻或

冷挤压等冷作方法加工成形,如螺钉、活塞销、链条的滚子和衬套等。这时应对坯料作球化退火,以减小变形抗力和模具损耗,并且有利于冷作成形。如果型材在钢厂已按冷作成形的要求进行热处理,机械厂就不需要再作球化退火处理。这道热处理工序不能省略。如果原材料状况不清楚,就应先进行工艺性试验来决定是否要搞球化退火。千万不可草率从事。

(二) 半成品热处理(第二热处理)

半成品热处理系指对机械加工过的零件进行的热处理工序,习惯也通称第二热处理以区别于毛坯的第一热处理。半成品热处理将决定零件最终性能,内容也比毛坯热处理复杂得多,一般是根据零件的设计要求而有各种不同的热处理工序,因而具有特别重要的作用。

半成品热处理的技术条件就是零件设计图纸上规定的技术要求。要实现这些要求,除了遵循热处理工艺本身的规范外,还需要和冷加工的密切配合。其中最重要的关键是加工表面的状况、包括加工余量和加工精度。

加工表面状况和热处理关系主要反映在两个方面:其一是,如果零件车削加工面太粗糙,刀痕过于深,将会起缺口效应作用,在零件尖角处更容易引起应力集中,在淬火冷却过程中此处就有可能产生淬火裂纹,造成废品。因此希望加工面最好能光滑一些,以有利于热处理操作。

另一方面是热处理对零件表面状态的影响。我国目前的热处理工艺和设备的水平还难于普遍实现零件的光亮热处理。这就要求半成品热处理后还要进行机械加工,以消除对表面状态的不良影响。因此,如果能够进行光亮热处理,则热处理后的

加工工作就可减少,从而提高了经济效果。

加工余量和热处理的关系甚为密切,因为零件经过热处理不可避免地会发生或大或小的变形。热处理变形包括翘曲变形(即形状变形)和尺寸变形,两者交织在一起使得某些零件的变形情况更加复杂化了。

半成品热处理中,对那些调质前为了减少截面尺寸效应的影响只进行了粗加工,以后还需要再加工的,预留余量可较多;但对于那些要求表面硬化的零件,就应认真考虑硬化前的加工余量问题。

表面硬化零件如所留磨余量过多,对于热处理来说,固然可不必担心变形超差的问题,但磨削工作量和加工费用都要增加很多,很不经济。而且磨削量过多,还可能引起硬化层深度不够和硬度值下降。这样,即便以后加工后零件的尺寸精度能够达到,但是强度性能并不是最佳状态。而磨削留量太少,则有可能磨不到规定的精度尺寸。因此正确的留磨余量,需要冷热加工的密切配合。首先要求零件的最好设计(包括材料选择、强度设计、形状设计等),其次就是要采取减少热处理变形的有效措施。这除了热处理工艺操作本身方面的措施外,如增加一道中间去应力处理工序有时也很有效果。例如,高精度抗磨氮化零件大都在调质并半精加工后增加一道去应力工序,实践表明这是很必要的。

然而,还有这样的情况,即由于种种原因(技术上的或经济上的)要求成品零件热处理不再进行机械加工(磨削),并且要达到设计精度,例如汽车齿轮之类的零件。这时,除了采取上面提到的一些必要措施之外,同时还要求提高热处理前的加工精度等级,以保证热处理后能符合设计精度,因为热处理只能做到尽量少变形,不可能达到不变形。

(三) 生产线上的热处理

大批量生产的产品，为了提高生产效率往往按零件组织流水生产线。对于需要热处理的零件，除了其毛坯热处理处在生产线开始之前单独进行外，半成品热处理则要求能组织在生产线内。这时的热处理工艺，既要能满足零件性能需要，又要求能适应生产线的特点。

热处理工序设置在生产线上，需要和生产线协调的主要是生产节拍和对生产环境的影响。机械加工和热处理相比，生产性质上的主要不同点是：

- (1) 零件是一个一个地被加工；
- (2) 一般是两班制生产；
- (3) 生产操作一般对环境没有不良的影响。

热处理要想适应上述特点就不能采用热处理炉。因为热处理炉应是三班制生产才能提高设备利用率。所以目前设置在生产线上的热处理大都是零件的高能量密集加热淬火，例如感应加热表面淬火等。

渗碳淬火件显然不可能原封不动的搬到生产线上。苏联曾介绍过齿轮感应加热高温快速渗碳淬火技术，但它要求材料在高温不易发生晶粒粗化，并且热处理后的变形对精度高的零件也不易符合要求。氮化的工艺周期很长，明显地不能与机械加工生产节拍相匹配，不适合设在生产线上。因此，目前在生产线上安置热处理工序还受到一定的限制。

当然，改变零件的热处理设计来适应生产线的要求（例如将渗碳淬火改为感应加热淬火），这种可能性不能说没有，但要慎重从事。因为热处理首先是要保证零件能达到性能要求，只有

在满足这个前提下,才可予以改变。这也是材料和热处理技术发展的重要方面,有待于今后研究开发。

(四) 确定加工路线的一般原则和示例

根据上面的分析讨论,结合工厂的生产实际,确定加工路线的一般原则可归纳如下。

1. 零件图纸上无技术要求的不重要的铸、锻、焊件可以不进行第一热处理。较重要的中碳结构钢锻件和合金钢锻件均须进行第一热处理。

2. 加工余量很大的铸锻件,有条件者可在粗加工后进行第一热处理。

3. 零件硬度小于 $HB\ 300$ 、钢的淬透性较好或加工余量不大时,可以在锻件或型材调质后机械加工,否则需先机械加工,后再调质。

4. 需要表面硬化的零件,应在机械加工到一定的留磨余量后进行。

5. 局部渗碳件的不要渗碳部分的防渗措施,在批量大时可采用阻渗的防护措施,对某些数量不多的大件可采取在渗碳后缓冷,然后用机械加工方法除去不需要的渗碳层。对防渗要求不十分严格的也可采取机械防护法(堵塞或包扎方法)。

6. 表面强化(软氮化)和表面润滑处理(渗硫)工序应在零件加工完毕后进行。

7. 为防止某些精度高的零件产生变形和尺寸不稳定,可根据具体情况考虑在机械加工工序中增加去应力热处理。关于这一点在下一节还将另作较详细的分析。

8. 弹簧、卡簧、弹簧垫圈等均需进行第二热处理。

根据上述原则, 各类零件的加工路线示例于表 6-1。

表 6-1 各类零件的加工路线示例

序号	零件类别	加工路线顺序
1.	重要铸铁件, 如柴油机机身、铸铝合金活塞、油泵体等	铸—热 ₁ —机—装
2.	加工余量大的重要铸铁件, 如整体铸造的球墨铸铁曲轴	铸—机(粗加工)—热 ₁ —机—装
3.	要求很高稳定性的铸件如光学仪器机座	铸—热 ₁ —机—热 ₂ —机—装
4.	有表面硬化要求的铸件, 如汽缸套	铸—热 ₁ —机—热 ₂ —机—装
5.	结构钢调质件, $HB < 300$	
	(1) 模锻件	锻—热 ₁ —机—装
	(2) 自由锻大件	锻—热 ₁ —机—热 ₂ —机—装
	(3) 型材加工件, 表面光洁度要求较高	机—热 ₂ —机—装
	(4) 型材加工件, 表面光洁度及精度要求都不高	机—热 ₂ —装
6.	调质并表面淬硬件	
	(1) 模锻件	锻—热 ₁ —机—热 ₂ —机—装
	(2) 自由锻大件	锻—热 ₁ —机—热 ₂ —机—热 ₃ —机—装
	(3) 型材加工件	机—热 ₂ —机—热 ₃ —机—装
7.	$HB > 300$ 的结构件	
	(1) 模锻件	锻—热 ₁ —机—热 ₂ —机—装
	(2) 自由锻大件	锻—热 ₁ —机—热 ₂ —机—装
	(3) 型材加工件, 表面光洁度要求较高	机—热 ₂ —机—装
	(4) 型材加工件, 表面光洁度及精度要求都不高	机—热 ₂ —装
8.	渗碳或碳氮共渗并淬火的零件, 包括用包扎法局部防渗件	
	(1) 锻件	锻—热 ₁ —机—热 ₂ —机—装
	(2) 型材加工件	机—热 ₂ —机—装

(续表)

序号	零件类别	加工路线顺序
9.	渗碳或碳氮共渗并淬火的零件， 采用镀铜法局部防止渗碳 (1) 锻件	锻—热 ₁ —机—镀—热 ₂ —机 —装
	(2) 型材加工件	机—镀—热 ₂ —机—装
10.	渗碳或碳氮共渗并淬火的零件用 机械加工法除去局部渗层 (1) 锻件	锻—热 ₁ —机—热 ₂ —机—热 ₃ —机—装
	(2) 型材加工件	机—热 ₂ —机—热 ₃ —机—装
11.	重要抗磨氮化件，如曲轴、齿轮等	锻—热 ₁ —机—热 ₂ —机—热 ₃ —机—热 ₂ —机—装
12.	螺旋弹簧 (1) 冷绕	绕—热 ₂ —机—装
	(2) 热绕	绕—热 ₁ —机—热 ₂ —机—装

注：表中加工路线代号意义：

铸—铸工；锻—锻工；机—机械加工；

热₁—第一热处理；热₂—第二热处理；

镀—电镀；装—装配；绕—绕弹簧。

(五) 精密仪表零件的加工路线和稳定化处理

精密仪表零件，其加工路线除了与上述内容一致的部分外，主要的特点是稳定化处理要求很高。因此在机械加工过程中要进行不止一次的稳定化处理和时效处理。对轻合金还要进行循环稳定处理。这些稳定处理都是为了保证仪表在长期使用过程中不因自然环境的影响而发生变化，从而保持性能的稳定。在生产实践中都是用工艺路线和规范来保证零件长期的稳定性和可靠性的，而这些工艺规范大多来自生产经验的积累。为了便

于应用, 现将其分类归纳于表 6-2 至表 6-6。

表 6-2 用不强化钢制造精密仪表零件的加工路线

零件的加工 路线顺序	零件要求的尺寸稳定程度级别		
	I	II	III
1	制造毛坯(铸、锻压、棒料切削)		
2	高温退火或正火		
3	粗加工和主要的机加工(留精加工余量)		
4	第一次稳定化回火	同左	同左
5	精加工	同左	加工到图纸规定尺寸
6	第二次稳定化回火	同左	—
7	加工到图纸规定尺寸	同左	—
8	稳定化时效	—	—
9	防锈处理	同左	同左
10	最后时效 ⁽¹⁾	—	—

(1) 见后面的说明(3)

表 6-3 用调质钢制造精密仪表零件的加工路线

零件的加工 路线顺序	零件要求的尺寸稳定程度级别		
	I	II	III
1	制造毛坯(铸、锻压、棒料切削)		
2	高温退火或正火		
3	毛坯粗加工		
4	调质处理(淬火、回火, 必要时增加冷处理)		
5	机械加工(留精加工余量 ⁽¹⁾)		
6	第一次稳定化回火		
7	精加工	精加工	加工到图纸规定尺寸
8	第二次稳定化回火	同左	—
9	加工到图纸规定尺寸	同左	—
10	稳定化时效	—	—
11	防锈处理	同左	同左
12	最后时效 ⁽²⁾	—	—

(1) 当调质到较高硬度时, 坯料的大部分加工量应当在粗加工阶段进行。

(2) 见后面的说明(3)

表 6-4 用工具钢淬火、(硬度 $>HRC60$) 来制造精密仪表零件的加工路线

零件的加工 路线顺序	零件要求的尺寸稳定程度级别		
	I	II	III
1	制造毛坯(锻压、棒料切削)		
2	等温退火		
3	粗加工和主要的机加工(留精加工余量)		
4	热处理(淬火、回火,必要时增加冷处理)		
5	精加工		
6	稳定化回火		
7	加工到图纸规定尺寸		
8	稳定化时效	同左	—
9	防锈处理	同左	同左
10	最后时效 ⁽¹⁾	—	—

(1) 见后面的说明(3)

表 6-5 用不热强化的有色合金(铝、镁、铜合金)制造精密仪表零件的加工路线

零件的加工 路线顺序	零件要求的尺寸稳定程度级别		
	I	II	III
1	制造毛坯(铸、模锻、压制、棒料切削)		
2	退火		
3	机械加工(留精加工余量)	同左	粗、精加工
4	稳定化退火	同左	—
5	精加工	同左	—
6	循环稳定处理(铝和镁合金)或稳定化时效(铜合金)		
7	加工到图纸规定尺寸	同左	同左
8	稳定化时效	—	—
9	防锈处理	同左	同左
10	最后时效 ⁽¹⁾	—	—

表 6-6 用强化的轻合金(铝镁合金)制造精密
仪表零件的加工路线

零件的加工 路线顺序	零件要求的尺寸稳定程度级别		
	I	II	III
1	制造毛坯(铸、模锻、压制、棒料切削)		
2	强化热处理(淬火和时效)		
3	机械加工(留精加工余量)	同左	粗、精加工
4	稳定化回火	同左	—
5	精加工	同左	—
6	循环稳定处理	同左	同左
7	加工到图纸规定尺寸	同左	同左
8	稳定化时效	—	—
9	防锈处理	同左	同左
10	最后时效 ⁽¹⁾	—	—

(1) 见后面的说明(3)

对于表 6-2 到 6-6 的内容还须作以下附加的说明:

(1) 为了保持强化热处理后成品零件的机械性能,第一次稳定化回火温度应低于淬火后回火(时效)温度,钢件应较回火温度低 20~30°C,而轻合金件则应低 15~20°C。

(2) 稳定化加热的保温时间,在最有利的条件(III级精度、尺寸不大、形状简单等)不应小于下面表 6-7 中的数字。

(3) 对 I 级稳定度的零件提出的“最后时效”工序，仅在应用化学和电化学防锈情况下才进行。如果是涂油漆防锈和防锈处理后还要加热到 100°C 以上，或者还要精加工的则这道时效工序就不需要。如果需要保持防护涂层质量，则最后时效温度应稍低于表 6-8 到表 6-12 所列数字。

表 6-8 到表 6-12 列出了表 6-2 到表 6-6 中热处理和热稳定化规范。

表 6-7 钢和轻合金热稳定化加热的最短保温时间和稳定化加热温度的关系

材料类别	稳定化回火或时效温度 (°C)	最短保温时间(h)
钢	600~650	2
钢	500~600	3
钢	400~500	4~5
钢	300~400	5~6
钢	130~200	8~13
轻合金	250~300	4
轻合金	200~250	6
轻合金	100~150	10

表 6-8 用不热强化的结构钢和不锈钢制造精密仪表零件的热稳定化规范

表 6-8 中加工 路线顺 序号	工序名称	材 料 牌 号	加 热 温 度 (°C)	保温时间 (h) (不包括均热时间)			冷却 条 件	备 注
				尺寸稳定程度级别				
				I	II	III		
2	退火或正火	35 (35J) 45 (45J) 30XГСА, 35XГCJ	860~880 840~860 890~910				炉冷或 空冷	
	退 火	1X13, 2X13	850~870				炉冷	
	淬 火	1X18H9, 1X18H9T	1080~1100	决定于零件尺寸			水冷	在必须消除冷作硬化时代替退火 或正火
4	第一次 稳定化 回 火	35 (35J), 45 (45J)	640~660	4~5	3~4	2~3	炉冷到 200°C 后	
		30XГСА, 35XГCJ						
		1X13, 2X13						
6	第二次 稳定化 回 火	1X18H9, 1X18H9T	440~460	6~8	4~6	4~6	空冷	
		35 (35J), 45 (45J)						
		30XГСА, 35XГCJ						
8	稳定化 时 效	1X13, 2X13	260~280	8~10	6~8	—	炉冷到 200°C 后	空冷
		1X18H9, 1X18H9T						
		35 (35J), 45 (45J)						
10	后 效 最 时	30XГСА, 35XГCJ	180~200°	10~15	—	—	空冷	建议在油浴中时效
		1X18H9, 1X18H9T						
		35 (35J), 45 (45J)						
			180~200°	3~5	—	—	空冷	(1) 建议在油浴中时效 (2) 见说明(3)

表 6-9 用调质钢制造精密仪表零件的热稳定化规范

表 6-3 中加工 路线顺 序号	工序名称	材 料 牌 号	加热温度 (°C)	保温时间(h) (不包括均热 时间)			冷却 条件	备 注	
				尺寸稳定 程度级别	I	II			III
2	高温退火 或正火	35 (35JI) 45 (45JI)	860~880 840~860	1~2			炉冷 或空冷		
		30XГСА 35XГCJI	890~910						
	正 火	40X 40XHMA	850~870				空冷		
		2X13 3X13 4X13	850~870				炉冷		
4	淬 火	35 (35JI) 45 (45JI)	860~880 840~860	按零件尺寸 装炉量和炉 型而定			水	表中列出各该钢号通用淬 火介质,在各个具体情况,选 择的淬火介质和淬火方法应 保证最小的残留应力,在特 殊情况建议用热浴介质淬火	
		30XГСА 35XГCJI	870~890						
	回火 到要 求的 硬度	40X 40XHMA	840~860					油	
		2X13 3X13 4X13	1000~1050						
		35 (35JI)	HRC26~32 420~470 HRC35~40 350~390					因钢的化学成分波动,采 用设备因素,回火到需要的 硬度的温度可能稍有变化	
		45 (45JI)	HRC26~32 480~530 HRC35~40 390~430						
		30XГСА 35XГCJI	HRC26~32 620~670 HRC35~40 530~550						

(续表)

表 6-3 中加工 路线顺 序号	工序名称	材料牌号	加热温度 (°C)	保温时间(h) (不包括均热 时间)			冷却 条件	备 注
				尺寸稳定 程度级别	I	II III		
4	回火到 要求的 硬度	40XHMA	HRC26~32 630~670 HRC35~40 550~600	按零件尺寸 装炉量和炉型 而定, 但不小 于 2h			空冷	因钢的化学成分波动, 采 用设备因素, 回火到需要的 硬度的温度可能稍有变化
		40X	HRC27~32 500~550 HRC35~40 370~420					
		2X13	HRC27~35 450~500					
		3X13 4X13	HRC47~52 470~500					
6	第一次 稳定化 回火	35(35J)	HRC26~32 390~440 HRC35~40 320~360	6	4~6	6	炉冷到 200°C后	为了保证被稳定化处理零 件的机械性能, 稳定化回火 温度应比回火到要求硬度的 温度低 25~30°C
		45(45J)	HRC26~32 450~500 HRC35~40 360~400	6	4~6	6	空冷	
		30XГСА	HRC26~32 600~650	4	3	3	在静止空 气中冷却	
		35XГCJI	HRC35~40 500~530	6	4~6	6		
		40XHMA	HRC26~32 600~650	4	3	3	炉冷到 200°C后	
			HRC35~40 520~570	4	3	3	空冷	
				5	4	4		
				5	3	3		

(续表)

表 6-3 甲加工 路线顺 序号	工序名称	材 料 牌 号	加热温度 (℃)	保温时间(h) (不包括均热 时间)			冷却 条件	备 注
				尺寸稳定 程度级别				
				I	II	III		
6	第一次 稳定化 回火	40X	HRC27~32 470~520 HRC35~40 350~400	6~8 6~8	6 6	6 4	在静止 空气中 冷却	
		2X13 3X13 4X13	HRC27~35 420~470 HRC45~50 450~500	6 6	6 6	4 4		
8	第二次 稳定化 回 火	35(35J) 45(45J)	260~280	6~8	4~6	—	炉冷到 200℃后 空冷	(1) 在真空或保护介质中加热 时,加热温度可提高到400~ 450℃,以缩短保温时间 (2) 为防止零件表面出现回火 色,建议在油浴中回火
		30XГСА 35XГCJI 40XHMA 40X 2X13 3X13 4X13						
10	稳定化 时 效	35(35J) 45(45J)	180~200	10~ 12	—	—	空冷	建议在油浴中时效
		30XГСА, 35XГCJI 40XHMA 40X 2X13 3X13 4X13						
12	最 后 时 效	35(35J) 45(45J)	180~200	3~5	—	—	空冷	(1) 见说明(3) (2) 建议在油浴中时效
		30XГСА 35XГCJI 40XHMA 40X						

表 6-10 用工具钢淬火(硬度 $\geq HRC60$)来制造精密仪表零件的热稳定规范

中加工 路线顺 序号	工序名称	材料牌号	加 热 温 度 ($^{\circ}C$)	保温时间(h) (不包括均热时间)			冷却 条件	备 注
				1	II	III		
2	等温退火	Y8 Y9 Y10 Y12 ШХ15 XBF	740~760→600~650 750~780→620~660 780~800→710~720	1~2			炉冷到 300 $^{\circ}C$ 后空冷	在 \rightarrow 符号后面表 示等温保持温度
		Y8 Y9 Y10 Y12 ШХ15 XBF	760~770 770~790 790~810 830~850	按零件尺寸装炉 量和炉型而定				
4	冷处理	Y8 Y10 Y10 Y12 ШХ15 XBF	-60~-70 $^{\circ}C$ 和更低 一些	1				
		Y8 Y9 Y10 Y12 ШХ15 XPF	15~-0170 15~-0170 18~-0200	按零件具体条 件而定但不小于 2~3h				
6	稳定化回火	Y8 Y9 Y10 Y12 ШХ15 XBF	130~140(HRC ≥ 60) 140~150 160~180	12~15 10~15 10 12~15 10~15 10 12~15 10~15 10	10 10 10	空气	(1) 见说明(1) (2) 建议在油浴中回火	
		Y8 Y9 Y10 Y12 ШХ15 XBF	130~140 140~150 160~180	12 10 12 10 12 10	10 10 10	空气	建议在油浴中时效	
10	最后时效	Y8 Y9 Y10 Y12 ШХ15 XBF	130~140 140~150 160~180	3~5 3~5 3~5	10 10 10	空气	(1) 见说明(3) (2) 建议在油浴中时效	

表 6-11 用不热强化的有色金属(铝、镁、铜合金)制造精密仪表零件的热稳定规范

表 6-5 中加工 路线顺 序号	工序名称	材料牌号	加 热 温 度 ($^{\circ}\text{C}$)	保温时间(h) (不包括均热时间)			冷却条件	备注
				尺寸稳定程度级别				
				I	II	III		
2	退 火	AMT AJ12 MA8	370~400 280~300 280~300	0.5 2 0.5~1.0.5~1	0.5 2 1.0.5~1	空 冷		
		J162 JC59-1	650~700 630~650	1	1			炉冷至300 $^{\circ}\text{C}$ 后空冷
4	稳定化 退 火	AMT AJ12 J162	270~290 270~290 580~600	8~10 8~10 6	6~8 6~8 4	— — —	炉冷到200 $^{\circ}\text{C}$ 后空冷	
		AMT AJ12 MA8 J162	冷到-60~-80 $^{\circ}\text{C}$, 加热到270~290 循环次数	1 2~3 2~3	1 2 2			1 2 1~2
6	循环稳 定处理	AMT AJ12 MA8	260~280	8	6	4	炉冷到200 $^{\circ}\text{C}$ 后空冷	
		J162 JC59-1	150~170 180~200	3~10 6	— —	— —	空 冷	
8	稳定化时效	AMT AJ12 J162	130~150	3~5	—	—	见说明 (3)	
10	最后时效	AMT AJ12 MA8						

表 6-12 用强化状态轻合金(铝、镁合金)制造精密仪表零件的热稳定化规范

表 6-6 中加工 路线顺 序号	工序名称	材料牌号	加热温度 (°C)	保温时间(h) (不包括均热时间)			冷却 条件	备 注
				尺寸稳定程度级别				
				I	II	III		
2	淬 火	Д1	495~505	0.25~1	0.25~1	0.25~1	20~40°C 水	(1) 如果坯料为淬火 时效状态, 则本工序取 消 (2) Д16 合金不允许 不淬火
		В95	465~475	2~8	2~8	2~8	100°C 水	在 20~80°C 水中淬 火时内应力过大
		Д16	495~505	8~16	8~16	8~16	空冷	
	自然时效	АД9	530~540	96	96	96		
		МД5	415~425					
		Д1	室 温					
4	人工时效	В95	120~125	24	24	24	空冷	
		Д16	190~200	6~8	6~8	6~8		
		АД9	220~230	4~6	4~6	4~6		
	稳定化	МД5	200~210	8	8	8		
		Д1	100~110	20~25	20~25	—		见说明(1)
		В95	110~120	15~20	12~15	—		
回 火	Д16	190~200	8~10	6~8	—	空冷		
	АД9	200~220	8~10	6~8	—			
		МД5	200~210	8~10	6~8	—		

(续表)

表 6-6 中加工 路线顺 序号	工序名称	材料牌号	加热温度 (°C)	保温时间(h) (不包括均热时间)			冷却 条件	备 注
				尺寸稳定程度级别				
				I	II	III		
8	循 环 稳 定 处 理	Д11	冷到-60~-80°C	1	1	1	空冷	
		В95	加热到 190~200°	3~4	2	2		
		Д16	冷到-60~-80°C	1	1	1		
		АЛ9	加热到 190~200°	3~4	2	2		
		МЛ5	冷到-60~-80°C	1	1	1		
			加热到 200~210°	3~4	2	2		
8	循 环 次 数	全部合金		2~3	-	-	空冷	
		Д11	100~110	15~18	-	-		
		В95	110~120	12~15	-	-		
		Д16 АЛ9 МЛ5	130~150	6~8	-	-		
		Д11 В95	100~110	3~5	-	-		
		Д16 АЛ9 МЛ5	130~150	3~5	-	-		
10	最后时效						见说明(3)	

• 10 •

第七章 重要焊接构件的热处理

(一) 焊接构件热处理的目的和效果

通常,对于压力容器之类的重要焊接构件在焊接后都要进行去应力退火。这种去应力退火还具有其他的效果,例如可除去焊缝中的气体,改善材料的金相组织,从而提高耐腐蚀性等。现在国际上已改称为焊后热处理(英语缩写为 PWHT)。

从广义上说,焊后热处理除了去应力退火外,也应包括完全退火、固溶处理、正火、正火回火、淬火回火、回火等等。但应用比较普遍的是去应力退火以及与其近似的其他的焊后热处理。

焊后热处理的目的是为了降低焊接残留应力,稳定构件的形状和尺寸,通过处理还可改善基体和焊接部位的机械性能和耐腐蚀性等。这样就可能防止构件的脆性断裂、疲劳断裂、应力腐蚀裂缝和蠕变等现象,从而提高了焊接构件的安全性和可靠性。

焊接残留应力所以会因焊后热处理而减小,首先是由于残留应力在加热和保温过程中发生应力松弛而减少。对于高温强度低的钢材和焊接部位,加热温度起主要作用;而高温强度高的材料,除了加热温度,保温过程也有很大的作用,但主要是加热温度,如温度过低时,即使保温时间很长,效果仍然不大。此外,加热保温后的冷却速度也应予以足够的重视,可按照焊接构件的形状和各部分之间的壁厚比,采取相应的缓冷,否则在冷却过程中会重新产生很大的残留应力。

焊后热处理不但降低了构件的残留应力，而且还对保持构件的形状和尺寸稳定有很大影响。如果焊后热处理未能减小残留应力，则随着以后时间的推移就有发生变形的危险。当然构件在热处理时的安装方法对于变形也是很重要的因素，同样不能忽视。

使氢等有害气体从焊接部位排出，是焊后热处理的另一效果。因此最好的方法是进行整体焊后热处理。如果因加工表面等原因不能采用整体处理而不得不用局部加热法来达到此目的，则应按含氢量和加热温度及保温时间的关系来决定热处理工艺。

很多的材料如 Cr-Mo 钢等，其焊接部位在焊后往往会变硬，需要使被硬化的焊接热影响区软化。这时焊后热处理温度要高一些，保温时间也要长一些，否则不能达到软化的效果，从而导致材料的韧性不够。当然，温度不能过高，否则就不能保持要求的强度。因此，合理地确定热处理温度十分重要。对于重要的焊接构件的焊后热处理，各国都根据生产经验制定了各种应当遵循的标准和规范。这一点将在后面介绍。

必须指出，如果在热处理后还要进行焊接修补，或者零件在最后安装时再要焊上附件，则有可能重新产生焊接应力和应力腐蚀，从而导致零件失效，应引起充分注意。

下面分别具体介绍消除残留应力的焊后热处理、超厚焊接构件的焊后热处理以及应力腐蚀裂纹和焊后热处理。

(二) 消除残留应力的焊后热处理

消除或减轻焊接构件残留应力的方法有加热方法和机械方法。对于大件和焊接接头多的构件多采用加热的方法即焊后热

处理的方法。

通常采用将材料加热到 A_{c1} 点以下温度并保温的低温退火法。这时几乎不发生材料组织的变化，但残留应力由于在该温度时的蠕变变形而松弛，而达到消除或减轻的目的。重要的是，必须均匀地进行加热和冷却，否则会重新产生新的热应力。

在各国的有关规范上都规定了消除残留应力的低温退火条件，这些规范都是生产经验的总结。遵守这些规范可取得较满意的效果。表 7-1 列举了国际标准 (ISO)、美国机械工程师学会 (ASME) 和日本高压技术协会 (HPI) 关于焊后热处理的规定。从其中可以看到几点带有规律性的倾向，表现为：

(1) 随着钢中合金元素含量的增加，焊后热处理温度要高一些，这主要是为了使热影响区达到足够的软化效果；

(2) 日本 HPI 1971 年规定的热处理温度比 1968 年规定的低，和 ASME 有关规定基本接近，这表明 1968 年规定的温度可能偏高；

(3) 要求用于耐腐蚀性条件和高湿的构件，焊后热处理温度应有所提高，这是为了使处理后残留的应力能更低一些，从而使钢的组织稳定性更好，以便更能适应所使用的条件；

(4) 构件制造过程中的中间焊后热处理要比最终焊后热处理温度低，这是为了不致于过多地降低材料强度。

表 7-1 中的数据 HPI 规定用于构件壁厚小于 100 mm，凡大于 100 mm 的超厚焊接构件的焊后热处理将在下一节介绍。

低温退火法的优点是，在正确掌握工艺条件下效果遍及构件整体，而机械方法只能作用于局部。

这种整体低温退火法，一般需要设置大型热处理炉，因而在应用上受到一定的限制。最近国内外大都开发了用柔软电缆式的电加热器对焊接构件在现场进行整体低温退火的方法。我国

表 7-1 各种材料焊后热处理温度(°C)

钢 种	ISO TC/LL	ASME Sec. VIII-1	ASME Sec. III Sec. VII-2	HPI (1968)	HPI (1971) 推 荐 值	
					t < 100 mm	t > 100 mm
C, C-Si, C-Mn C-Si-Mn	550~600	>593	>593	600~650	550~600	t < 100 mm >550(中间) >550(最终)
经过淬火回火的钢	低于回火温度					
C-1/4Mo	580~620	>593	>593	625~675		
C-1/2Mo	580~620	>593	>593	625~675	>590	>550(中间) ⁽³⁾ >590(最终)
1/2Cr-1/2Mo	620~660	>593	>593	625~675	>590	
1Cr-1/2Mo	620~660	>593	>593	680~730	>620(A) ⁽²⁾ >590(B)	>590(中间) >620(最终)
1 $\frac{1}{4}$ Cr-1/2Mo	620~660	>593	>593	680~730	>620(A) >590(B)	>590(中间) >620(最终)
2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo	625~750 ⁽¹⁾	>677	>677	700~750	>675(A) >650(B)	>600(中间) >675(最终)
5Cr-1/2Mo	670~740	>677	>677	700~750	>700(A) >675(B)	

(续表)

钢种	ISO TC/11	ASME Sec. VIII-1	ASME Sec. III Sec. VII-2	HPI (1968)	HPI (1971) 推荐值	
					t < 100 mm	t < 100 mm
7Cr-1/2Mo		>677	>677	700~750		
9Cr-1Mo		>677	>677	700~750	>700(A) >675(B)	
2~2 $\frac{1}{2}$ Ni		>593	>593	>593	>625	
3 $\frac{1}{2}$ Ni	550~580	>593	621~635	>600		
Mn-V			>593	600~650		
Cr-V			>593	600~650		
Mn-Mo-Ni		>593	>593	600~650	>590	>550(中间) >590(最终)

注: (1) 焊后热处理温度允许±20℃。

(2) A: 适用于钢的性能是要发挥高温强度和耐腐蚀性, 构件能适应使用环境, 接头硬度在 HV 250 以下,

B: 材料适应性要求不高, 不需要特别考虑耐蚀性的环境, 接头硬度在 HV 300 以下。

(3) 中间是指制造过程中的焊后热处理。

对球形储罐在现场整体热处理的工艺规范要点如下。

(1) 热处理时的升温速度,在 300°C 以下时不控制, 300°C 以上时应控制在 $60\sim 80^{\circ}\text{C}/\text{h}$ 的范围内。

(2) 退火温度,对于一般非调质钢中的 A3R、16MnR 以 $625\pm 25^{\circ}\text{C}$ 为宜, 15 MnVR 以 $570\pm 25^{\circ}\text{C}$ 为宜, 15 MnVNR 以 $550\pm 25^{\circ}\text{C}$ 为宜;对调质处理的钢应比其回火温度低 50°C 。

(3) 保温时间一般是每 25 mm 厚球壳板需 1 h, 时间按最厚的球板厚度计。

(4) 降温速度以每小时 $40\sim 60^{\circ}\text{C}$ 为宜,当冷却到 300°C 以下时可在静止空气中自然冷却。

(5) 在加热和冷却过程中球壳表面上相距 4.5 m 的任意两点间的温差不得大于 130°C 。

此外,要注意的问题是低温退火后的变形,应预先在焊接构件上采取相应的工夹具措施来防止热处理变形。

在 40 年代曾针对发生船体焊接脆性破损采取过低温缓和应力的方法。这是将气体火焰在焊缝两侧作一定速度的移动,使宽度约 150 mm 范围内加热到 $150\sim 200^{\circ}\text{C}$ 之后,立即水冷。这种方法主要是使焊缝方向的拉应力得到缓和以缓和船体之类的大型构件的残留应力。当时似乎是具有一定的效果。但是这种工艺方法不易掌握和控制。后来出现了韧性好的钢种,使用这种方法的必要性也就随之减小。

(三) 超厚焊接构件的焊后热处理

随着技术的发展,在原子能、炼油、化学工业等很多工业中使用的机器设备愈来愈趋向于大型化,压力容器的制造技术也有了惊人的发展。这些压力容器大多是超厚焊接构件。对于超

厚焊接构件的焊后热处理必须有更具体的严格的规定才能取得满意的效果。

1. 焊后热处理的升温、降温速度及温差

表 7-2 综合地表示了日本 JIS B8243 压力容器的规格和高压气体管理法的特定设备检查规则、美国 ASME 和英国 BS1515 的焊后热处理的规定。

根据材料要求的焊后热处理加热温度见前节表 7-1。表 7-2 规定了超厚焊接构件必须特别注意的升温、降温速度和升温中加热工件中的温差。从表 7-2 来看,三种规范没有明显差别。装出炉温度,日本规定最高为 300°C,美国最高为 427°C,英国最高为 400°C。ASME 曾经规定为 300°C,1975 年版修改为现在的 427°C(800°F)。

超厚焊接构件焊后热处理时的升温、降温速度很重要,不当由此引起很大的加热工件内外温差,需要缓慢地加热和冷却。

升温速度按日本规范规定为 $200^{\circ}\text{C} \times 25/T$ (T : 板厚 mm),以 125 mm 计则为 40°C。但如表 7-2 所示,板厚的焊接件就没有必要强调在 55°C/h 以下。

这里规定的升温速度最低一律为 55°C/h。由于炉子的性能和构件的复杂性等,容易造成内外的温差和加热工件整体的温差,所以就需要比规定还要慢的升温速度。

对于降温速度,情况也相同。制定工艺的人员和操作者都必须充分理解并经常注意。

2. 焊后热处理的保温时间

按照表 7-2,超厚焊接构件焊后热处理的保温时间为每 25mm 厚度 1 h,这样,整个保温时间可能很长。一般超厚焊接构

表 7-2 焊后热处理的规定

项 目	国 别		
	日本特定设备检查规则	ASME Sec. VIII 1.2	BS 1515
	规 范		
1. 装出炉温度	最高 300℃	最高 427℃	最高 400℃
2. 升温速度	$200\text{℃/h} \times \frac{25}{T}$ (T: 板厚, mm) 最高 200℃/h 最低 55℃/h	$220\text{℃/h} \times \frac{1}{T}$ (T: 板厚, in) 最高 222℃/h 最低 55℃/h	$200\text{℃/h} \times \frac{1}{T}$ (T: 板厚, in) 最高 200℃/h 最低 50℃/h
3. 降温速度	$275\text{℃/h} \times \frac{25}{T}$ (T: 板厚, mm) 最高 275℃/h 最低 55℃/h	$278\text{℃/h} \times \frac{1}{T}$ (T: 板厚, in) 最高 278℃/h 最低 55℃/h	$250\text{℃/h} \times \frac{1}{T}$ (T: 板厚, in) 最高 250℃/h 最低 50℃/h
4. 升温中加热工件的温差	在加热部位相距4.5 m任意两点温差应在100℃以下	在加热部位相距4.6 m任意两点温差应在139℃以下	在加热部位相距4.6 m任意两点温差应在150℃以下
5. 保温时间	板厚每 25 mm 1 h	板厚每英寸 1h, 但是对于板厚超过 2 in (P. No. 1, 3) 或者超过 5 in (P. No. 4, 5, 9A, 9B, 10A) 的, 超过部分每英寸 15 min	板厚每英寸 1 h
6. 局部退火时的均热宽度	环形接头以焊缝为中心为板厚的 4 倍, 其他管状突缘距焊缝边为板厚 6 倍的宽度均匀加热	环形接头以焊缝为中心为板厚的 4 倍, 其他管状突缘距焊缝边为板厚 6 倍的宽度均匀加热	环形接头以焊缝为中心加热 $5\sqrt{R}$ 范围, 距接头 $2.5\sqrt{R}$ 位置应在最高加热温度的 1/2 以上

件大都使用 Cr-Mo 或 Mn-Ni-Mo 合金钢，随着焊后热处理时间的增长，有使抗拉强度降低的倾向。

例如图 7-1 表示 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 钢的回火参数和抗拉强度的关系。这意味着焊后热处理条件应该取决于和机械性能相平衡的条件。

这里所说的回火参数是 Ralsan 和 Miller 按蠕变外插法建议采用的，其表示方式为 $T(\log t + 20) \times 10^{-3}$ (T 为 $^{\circ}\text{K}$; t 为 h)。作为在钢材回火或焊后热处理时表示温度和时间的综合效果的方法而得到广泛应用。

图 7-2 表示同一种钢回火时的冲击性能。当回火参数在 21 以下时，不出现过渡回火所造成的明显的韧性下降。在实际应用的回火温度范围，回火参数愈大，可得到愈高的韧性。

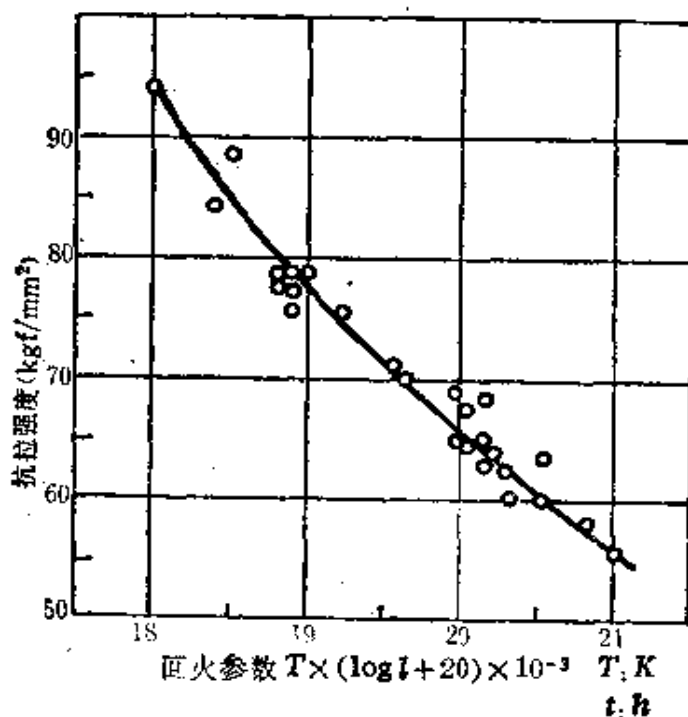


图 7-1 $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 钢的抗拉强度和回火参数的关系

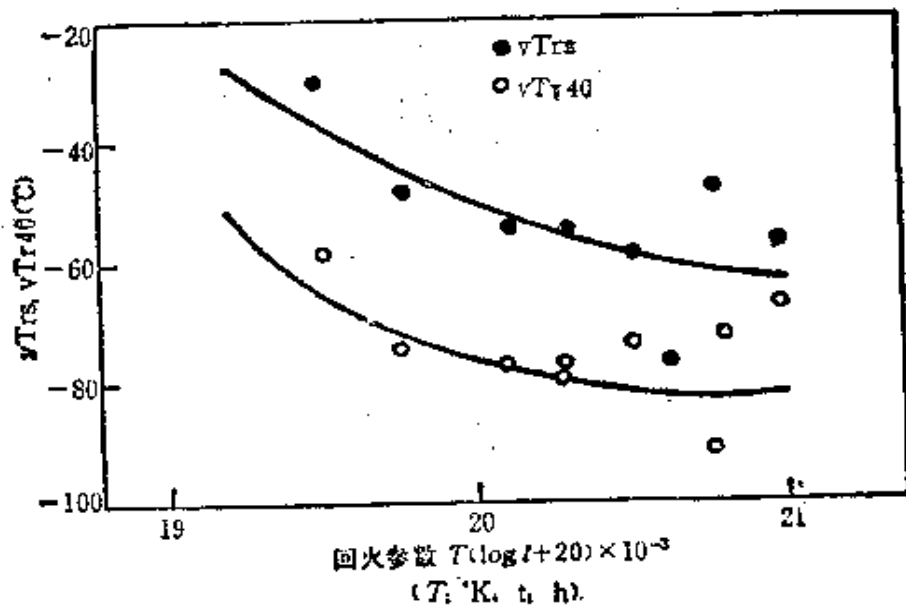


图 7-2 $2\frac{1}{4}$ -Cr-1 Mo 钢的冲击值转变温度和回火参数的关系

图 7-3 表示用同样方法求得的 Mn-Ni-Mo 钢的冲击性能的例子。这时回火参数超过 18.8, 则冲击韧性下降。在决定焊后热处理温度时间时必须考虑到这种情况。

图 7-4 表示同一种钢回火时抗拉性能的变化, 表明即便在充分长的回火时间也可得到稳定的抗拉强度。

这种回火参数也包括钢材的初期回火条件。一般应使初期回火温度稍低于最终热处理的温度, 并按其回火规范计算回火参数, 将两次回火参数合并计算。

在构件很长不能整体装炉热处理时, 常采取分两段进行的方法, 这时有的部分受到两次焊后热处理。如果两段焊后热处理的总的回火参数超过该钢种允许的最大回火参数, 将可能使该局部的强度降低。在表 7-2 中 ASME 规定了板厚超过一定厚度时要缩短回火保温时间。

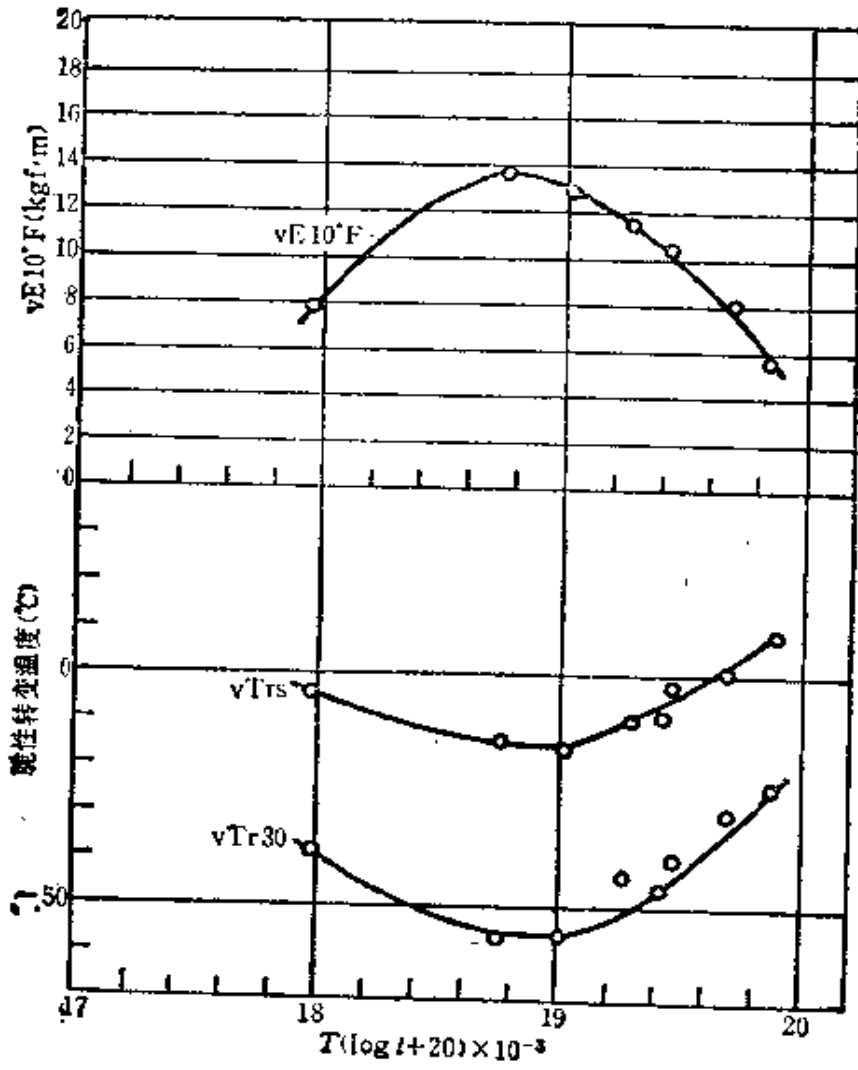


图 7-3 Mn-Ni-Mo 钢回火使其冲击性能发生的变化

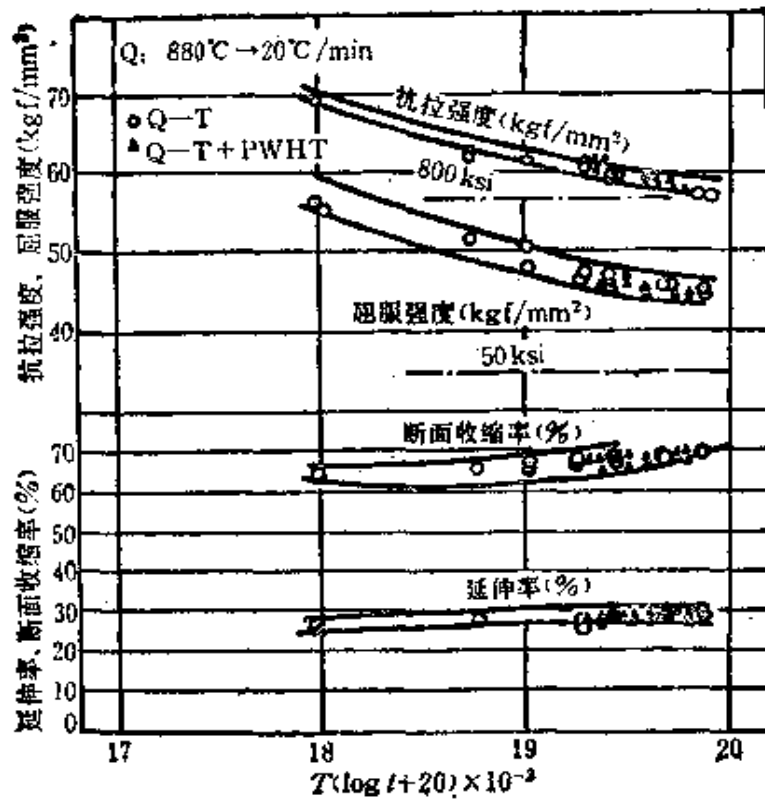


图 7-4 Mn-Ni-Mo 钢回火使其抗拉性能发生的变化

3. 关于中间退火

构件愈厚,受到的应力自然也很大,发生焊接裂纹的倾向也增大。为了防止在制造过程中发生裂纹,要在每个焊接工序结束后进行中间退火。但是增加中间退火的次数要影响到构件的机械性能。因而在加工前要将中间退火包括在总的焊后热处理参数中。

有些制造者采用仅仅是去氢处理 (300~350°C × 2 h) 代替中间退火,对于防止材料性能下降,这是有效的办法。

(四) 应力腐蚀裂纹和焊后热处理

焊接构件在使用过程中，有一种属于环境引起的应力腐蚀裂纹损坏的情况，它和蠕变或疲劳破坏不同，不容易预知其使用寿命。因而对于在这种条件下使用的焊接构件，应当尽可能预先采取防止发生这种破坏的对策。

这种预防对策除了可以从材料、施工，或者改善环境方面来考虑外，焊后热处理也是预防措施中的一个重要环节。

在焊接构件中，发生应力腐蚀裂纹现象频率很高的领域是化学装置（参见表 7-3 日本的数据）。这是因为在化学装置中，不仅操作的物质大多是腐蚀性的，而且大多是在高温高压下使用，促进了腐蚀发展的缘故。

1. 应力腐蚀裂纹

应力腐蚀裂纹是应力和腐蚀同时作用于金属材料时发生的破坏现象。应力腐蚀裂纹的大致分类如表 7-4。其中以电化学机构造成的裂纹和氢脆裂纹最有代表性而著称。

应力腐蚀裂纹有时也会在没有应力的情况，或者完全不成问题的弱腐蚀环境下发生，甚至微量的杂质也会成为发生应力腐蚀裂纹的原因。关于应力腐蚀裂纹目前已积累了下列实际经验。即：

(1) 纯金属不发生应力腐蚀裂纹。

(2) 几乎所有的金属合金，在特定的腐蚀环境下都会产生腐蚀裂纹，即使是微量合金元素也不例外。

(3) 材料处于弱腐蚀性的环境下，表面存在腐蚀薄膜时容易发生裂纹，而在强腐蚀性、全面激烈腐蚀时反而不容易发生裂

表 7-3 化学装置的损坏事例

损坏事例分类	事例数日	
	昭和 39~43 年	昭和 44~48 年
低温损坏		
(1) 全面腐蚀	26	29
(2) 局部腐蚀*	25	31
(3) 应力腐蚀裂纹和疲劳腐蚀裂纹	57	71
其中: (a) 奥氏体不锈钢	(32)	(34)
(b) 碳素钢和低合金钢	(20)	(27)
(c) 铜合金	(5)	(10)
(4) 脆性破坏	3	1
(5) 其他	5	4
高温损坏		
(1) 腐蚀	33	21
其中: (a) 硫化、碳化、氧化、氮化	(26)	(21)
(b) 钎灰蚀	(7)	(10)
(2) 裂纹	66	21
其中: (a) 焊接部位晶界裂纹	(36)	(3)
(b) 不同材料焊接部位裂纹	(20)	(2)
(c) 热应力裂纹	(3)	(4)
(d) 蠕变破坏	(7)	(12)
(3) 材料恶化造成的裂纹	22	4
其中: (a) σ 相脆化裂纹	(12)	(4)
(b) 氢脆损坏	(10)	(0)
材料缺陷	6	0
焊接缺陷	39	3
合 计	282	182

* 指穴蚀、麻点腐蚀、附着物腐蚀、裂隙腐蚀等。

表 7-4 应力腐蚀裂纹的分类

(1) 带有电学机构的裂纹
(A) 在结晶晶界及其他方面存在构成局部电池阳极的成分(相).
[例子] Al-Cu、Al-Zn、Al-Mg 合金或奥氏体系不锈钢的化合物在晶界析出.
(B) 存在由应力形成的新相.
[例子] 在钢中析出氮化物,奥氏体系不锈钢中的马氏体转变.
(C) 金属表面保护膜由于应力而被破坏,形成局部电池阳极.
(D) 由于塑性变形形成活性高的局部电池阳极.

(2) 带有熔融相的裂纹
(A) 存在熔融状态的腐蚀生成物.
[例子] 在 650℃ 以上高温,硫化物造成的镍的裂纹.
(B) 液体金属造成的裂纹.
[例子] 水银造成的铜合金的裂纹.

(3) 带有氢脆的裂纹
(A) 腐蚀发生的氢造成的裂纹.
[例子] 带有硫化物的酸性水溶液造成的钢的裂纹,氢氟酸造成的蒙乃尔合金的裂纹.
(B) 由于不同的金属接触而发生的氢造成的裂纹.
[例子] 在氯化物水溶液中和铝接触的 13%Cr 钢的裂纹.
(C) 由阴极电位防腐蚀而发生的氢造成的裂纹.
[例子] 硬度高的(约 HRC20 以上)马氏体系钢在硫酸中被通过足够的阴极电流时的裂纹.

(4) 其他原因的裂纹
[例子] 含碳 0.02% 以上的镍在 455℃ 以上的裂纹.

纹。

(4) 应力即使小到只产生滑动的程度也会发生裂纹(对于不锈钢在 2~3 kgf/mm² 的负荷就会发生)。但是达到断裂的应力小时很长。

(5) pH 的影响很大,在中性或稍带酸性使表面膜不稳定时容易有裂纹。

(6) 温度有很大影响。例如奥氏体不锈钢在高温水蒸汽(300~400°C)中由于几个 ppm 的 Cl^- 的作用也会有裂纹。但是在 50°C 以下不发生因氯化物造成的裂纹。

(7) 敏化处理的奥氏体不锈钢由于 Cl^- 或 H_2S 的作用在常温下也会有裂纹。

(8) 应力小、腐蚀性弱时易生成晶界裂纹；应力大、腐蚀性强时易生成晶内裂纹。

(9) 面心立方晶格易生成晶内裂纹，体心立方晶格易生晶界裂纹。

钢铁材料发生应力腐蚀裂纹的环境示于表 7-5。

表 7-5 发生应力腐蚀裂纹的环境

钢种	腐蚀性物质	钢种	腐蚀性物质	
碳素钢 低合金 钢	NaOH 水溶液(沸腾状态)	铁素体 系不锈 钢	高温高压水	
	NaOH+ Na_2SiO_3 水溶液 (沸腾状态)		高温碱	
	硝酸水溶液(沸腾状态)		H_2S 水溶液(酸性)	
	HCN 水溶液		NH_3 水溶液	
	HCN+ SnCl_4 + AsCl_3 + CHCl_3 水溶液		NaOH+ H_2S (水溶液)	
	CH_3COOH 水溶液		奥氏体 系不锈 钢	氯化物水溶液
	NH_4Cl 水溶液			海水
	CaCl_2 水溶液			NaHCO_3 + NH_3 + NaCl 水溶液
	H_2S 水溶液			Na_2CO_3 +0.1%NaCl 水溶液
	NH_4CNS 水溶液		H_2S 水溶液	水蒸气
	HNO_3CNS 水溶液	NaOH 水溶液(高温)	$\text{H}_2\text{S}+\text{CuSO}_4$ 水溶液	
	$\text{H}_2\text{SO}_4-\text{HNO}_3$ 水溶液	$\text{H}_2\text{S}+\text{氯化物}$ 水溶液	$\text{H}_2\text{S}_{2-3}\text{O}_6$	

2. 防止应力腐蚀裂纹的焊后热处理

对于防止产生应力腐蚀裂纹除了从材料及使用环境上采取对策外,焊后热处理也是一个防止的措施。

实际装置上产生应力的来源很多,表7-6是ASTM(美国材料检验协会)调查发生应力腐蚀裂纹的应力来源的实例。

表 7-6 应力类别和应力腐蚀裂纹事故数

	机械装置的种类	应 力 类 别	件数	小计	比率 (%)
残 留 应 力	机械装置的内 部或外部管道	焊接残留应力	9	92	81.4
		拉伸校正造成的残留应力	17		
		弯曲加工造成的残留应力	12		
		预先绑扎加工造成的残留应力	5		
		波纹管成形造成的残留应力	6		
		安装机械时紧固造成的残留应力	2		
	塔槽类本体	焊接残留应力(不包括衬里产生的)	13		
		衬里施工造成的残留应力	7		
		成型加工(热或冷加工)造成的残留应力	4		
	其他机械零件	焊接残留应力	6		
		冷轧冲压加工造成的残留应力	4		
		钻孔、剪切造成的残留应力	2		
		弯曲加工造成的残留应力	1		
切削加工造成的残留应力		1			
铆加工、装螺栓造成的残留应力		2			
锻造造成的残留应力		1			
外 部 应 力	操作时内外温差造成的热应力	14	21	18.6	
	操作时重复加热、冷却造成的热应力	3			
	操作时的动作应力	4			
合 计			113		100

表7-6表明,制造时的冷加工和焊接加工造成的残留应力常是造成应力腐蚀裂纹的原因。因此去应力是防止应力腐蚀裂纹最有效的方法。这里要指出,奥氏体不锈钢在650°C温度处理只能除去30~60%左右的应力。表7-7还表明要达到最有效地防止应力腐蚀裂纹,应尽量除去应力。

在进行奥氏体不锈钢去应力热处理时,应使用稳定化处理钢或低碳量的钢。防止应力腐蚀裂纹的焊后热处理温度和保温时间示于表7-8。

表7-7 在氯化脱碳装置上试验碳化物应力腐蚀的结果

钢种	弯曲加工后的热处理温度(°C, 2h)							
	弯曲加工的原来状态	350	400	450	500	550	650	850
SUS304	×	×	×	×	×	○	○	○
SUS321	×	×	×	○	○	○	○	○

注: ×表示发生裂纹, ○表示未发生裂纹

表7-8 焊后热处理条件

母材类别	保温温度(°C)	保温时间(h)
碳素钢	600 以上	大于 T/25
Cr-Mo 钢 $\left\{ \begin{array}{l} 1/2\text{Cr}-1/2\text{Mo} \\ 1\text{Cr}-1/2\text{Mo} \\ 1\frac{1}{4}\text{Cr}-1/2\text{Mo} \end{array} \right\}$	600 以上	大于 T/25
Ni 钢 (2.5Ni, 3.5Ni)	600 以上	大于 T/25
Cr-Mo 钢 $\left\{ \begin{array}{l} 2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo} \\ 5\text{Cr}-1\text{Mo} \\ 9\text{Cr}-1\text{Mo} \end{array} \right\}$	680 以上	大于 T/25
铁素体不锈钢 (17Cr)	740 以上	大于 T/25
马氏体不锈钢 (13Cr)	760 以上	大于 T/25
奥氏体不锈钢	850 以上	大于 T/25

注: 1. T 表示板的厚度(mm)。

2. 即使板厚在6 mm 以下,保温时间也需 1/4 h。

3. 板厚超过 50 mm 时,超过 50 mm 部分的保温时间可取每 25 mm 1/4h。

在容易发生应力腐蚀裂纹的环境中，即使一般不要求焊后热处理的厚的焊接接头部位，建议也按规范进行焊后热处理。

夹具的痕迹也会成为使用中应力腐蚀裂纹的发生点，因而对于夹具的痕迹也要处理。

第八章 热处理设计举例

(一) 高强度螺栓

1. 汽车发动机用高强度螺栓

(1) 特点

一般所谓高强度螺栓系指需要热处理到抗拉强度 70 kgf/mm^2 、即 7000 kgf/cm^2 (通称 7T 级) 以上的螺栓。对于汽车发动机, 由于应力为 7T 级以上的螺栓的比率相当高, 因此高强度螺栓是指应力为 9T 级以上的螺栓。

发动机用的典型的高强度螺栓有紧固汽缸头、连杆盖、主轴承盖、飞轮以及曲轴皮带轮的螺栓。

这些螺栓是紧固发动机主要部分的螺栓, 万一发生螺栓折断事故, 不仅损伤发动机整体, 还有引起重大事故的危险, 因此在高强度螺栓中要求特别高的质量。

汽缸头螺栓几乎都是 M10~M12, 加上密封垫圈将汽缸头紧固在汽缸体上, 螺栓长度达 100~150 mm。螺栓受到的负荷除了为密封燃气、水、油所必需的初期轴向紧固力以外, 还有气体压力作用的动载荷, 以及在铝制汽缸头中由于螺栓材料和汽缸头材料的热膨胀系数不同所发生的热应力。这种热应力的变化为爆发压力产生的变化的 6~7 倍, 因而在采用铝制汽缸头时, 螺栓需要特别高的抗拉强度。

连杆盖螺栓一般是在盖的一侧用螺帽紧固的方式, 也有在

连杆一侧开螺孔,在盖的一侧用螺栓紧固的方式。这时可以不用螺帽,因而可减少零件和重量,但在螺栓和连杆盖配合部分有摩擦力,增加轴向紧固力的波动,需要加以注意。螺栓受到的载荷除了初期紧固扭矩所致的轴向力以外,其变动载荷为发动机回转时因连杆小头重量往复作用的往复惯性力和连杆大头回转所致的回转惯性力。因此,根据螺栓轴向力增加的情况,要求更高的抗拉强度、疲劳强度。螺栓的规格几乎都是 M8~M9。

主轴承盖螺栓几乎都是 M10~M12,主要是承受燃烧压力带来的动载荷,因而要求有高的疲劳强度。

飞轮螺栓、曲轴皮带轮螺栓都是摩擦接合的螺栓紧固在曲轴的前后端部。因而并不要求高的疲劳强度,只要求高的抗拉强度和稳定的螺栓肩胛和螺纹的摩擦系数。

发动机用高强度螺栓共同要求的特点是:

- (a) 能大量生产,质量要稳定;
- (b) 能充分满足机械强度的要求;
- (c) 能充分满足疲劳强度的要求;
- (d) 扭矩系数 $K = T/P \cdot D$ (T : 扭矩, P : 轴向力, D : 螺纹公称直径) 的波动要小;
- (e) 材料费用要便宜。

(2) 材料选用

汽车发动机所用的 7T 以上的高强度螺栓全都是由钢制成。形状小而单纯,为了成批生产,大多是冷锻成形。

冷锻锻时对变形状态发生影响的除了钢材中的氮、磷以外,碳的影响很大,希望尽可能用添加少量合金元素的低碳钢,但是碳量低则有强度不足困难。

表 8-1 表示汽车发动机用的主要的高强度螺栓的材料和强度。7~8T 的螺栓要使用 S35C 以上的碳钢。9T 以上的螺栓几

表 8-1 主要的高强度螺栓用的螺钉材料和强度

钢 种	牌 号	强 度
碳 钢	S35C~S45C	7~8T
合 金 钢	SMn1, 2	9~10T
	SCr2, 3, 4	9~10T
	SCM1, 3, 4	9~13T
	SNCM5, 7, 8	12~14T
硼 钢	10B21, 10B29, 10B33, 10B35	7~9T

乎都是用淬透性高的合金钢。合金钢中用得最多的是硬度、韧性都很好、性能稳定的 Cr-Mo 钢。

锰钢因为便宜，在美国用得较多。铬钢用于 9~10T 强度，但是这种钢在进行球化退火时，不容易球化，而且有回火脆性相当明显等缺点，因此使用量有减少的倾向。

镍铬钼钢的淬透性最好，并且回火软化抗力大，因此能在较高温度回火而具有高韧性，并且对延迟断裂也有好处，但由于价格贵，很少用于 13T 以下的发动机螺栓。

硼钢在美国已经少量采用。硼钢是在低碳钢中添加 0.001% 左右微量的硼，使淬透性显著提高的钢种。冷锻性和未加硼的相同，但有合金钢一样的强度和韧性，材料价格也比合金钢低的优点。其最大的缺点是易受杂质的影响。

(3) 制造工序

图 8-1 表示高强度螺栓的制造工序流程。

(a) 原材料热处理 铬钢、铬钼钢等合金钢如在原材料状态进行冷锻容易发生锻裂，因而需要在锻前进行球化退火。由于网状渗碳体发生球化，因此在冷锻时渗碳体均匀弥散而获得均匀组织。球化退火温度在 A_1 相变点附近，经较长时

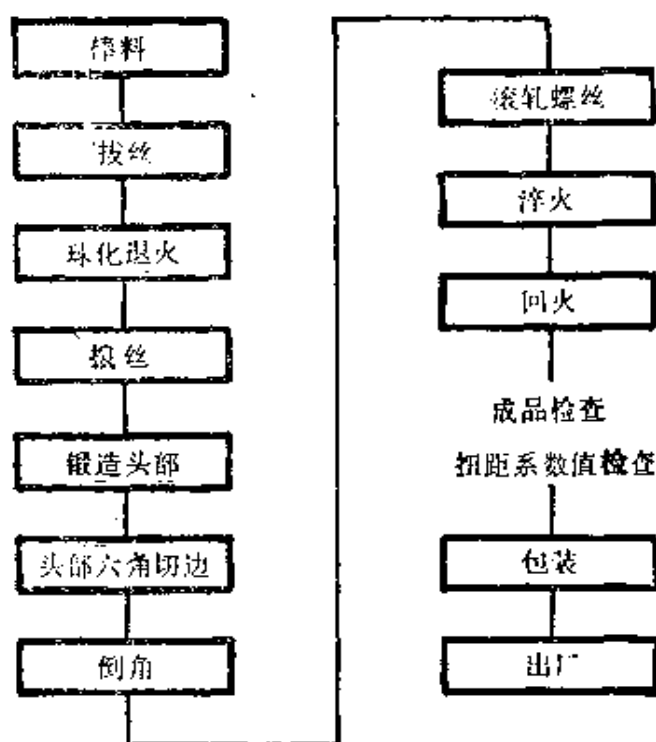


图 8-1 高强度螺栓的制造工序

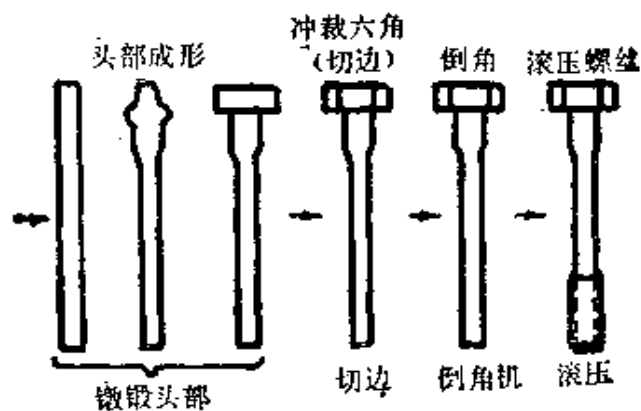


图 8-2 汽缸头螺栓制造工序

间保温,这时原材料表面易发生氧化、脱碳,为了提高退火质量可采用RX或DX气体等为保护气体。

(b) 冷锻 现在用得最多的是图8-2所示的两次锻锻头

部、切边倒角、滚丝工序。最近大多倾向于采用多次镦锻，头部也在镦锻时成形，省去切边工序。

在滚轧螺丝前，在强度上要特别注意之点是螺栓头部和轴部的连接半径(一般叫肩胛 R)。

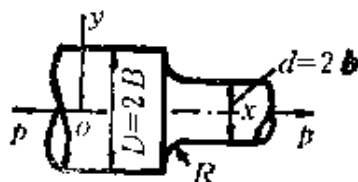
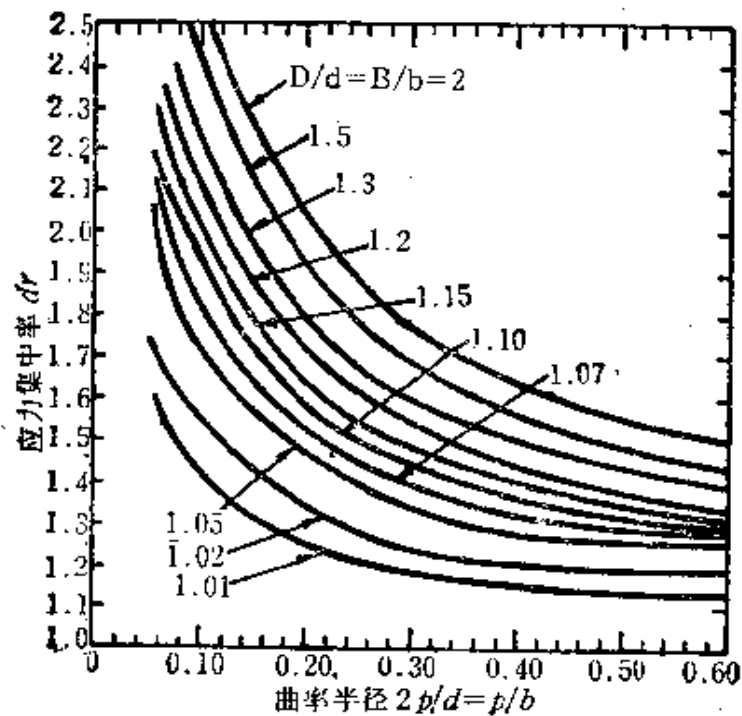


图 8-3 肩胛 R 和应力集中

因为在肩胛 R 处会发生应力集中，因而希望 R 大一些(参看 图 8-3)，但过大则受到螺栓孔尺寸的限制。因此有时将肩胛 R 作成阶梯式，有时在轴方向设置凹槽以扩大 R 而提高强度。为了再次提高强度，有时在热处理后再在 R 处进行冷辊压加工。这种方法在飞机用螺栓上已被采用，但在汽车上因成本关系还没

有普遍采用。

(c) 滚轧螺丝 滚轧螺丝通常在热处理前进行，只有在要求有高的疲劳强度时才在热处理后进行。但是，这时模具的寿命大幅度下降，因而成本相当高。因此有时采用两次滚轧的方法，即在热处理前进行滚轧90%以上，热处理后再滚轧其余部分。这样成本便宜，而疲劳强度仍能提高，应该注意的是在第一次滚轧和第二次滚轧的螺纹底的位向和螺距往往不易完全吻合，甚至在螺纹底部发生皱纹，反而使疲劳强度下降。表8-2表示按以上三个条件滚轧时疲劳强度的差别。

表 8-2 滚轧条件和螺丝的疲劳强度

螺纹底的圆角半径 (mm)	滚 轧 条 件		
	滚轧后热处理	滚轧前热处理	放大 0.1mm 预滚轧后 热处理—滚轧
H/8 ⁽¹⁾	$\sigma_a^{(2)} = 6.36 \text{ kgf/mm}^2$	12.0	—
H/6	7.41	14.1	11.0
H/5	7.25	13.3	—

使用螺丝 M10×15，强度级别 10.9T

(1) H 为螺纹全高，等于 0.866P (螺距)。

(2) σ_a 为疲劳试验的应力振幅， $\sigma_a = (\sigma_{max} - \sigma_{min}) / 2 = \sigma_{平均}$

螺纹底的曲率愈大，从提高疲劳强度看愈有利。按照 JIS 规格，螺纹底 R 应为 0.1p (螺距)，对于高强度螺栓大多采用 UNR 规格 (0.108~0.144p)，R 再大的规格为 UNJ (0.150~0.180p)，但要注意是否和螺母发生干扰。

(4) 热处理

淬火温度取 A_3 点以上 30~35°C，均匀奥氏体化后淬火。这时要防止材料表面发生氧化脱碳而用保护气氛，其中以 RX 气体用得最多。操作时要注意的是每个螺栓都能完全淬火，为此

螺栓的排列方式、淬火加热的保温时间,在成批生产前要预先作充分研究。

回火温度主要决定于所用材料、截面尺寸效应和要求的机械性质。不能单纯为了提高抗拉强度,而将回火温度过分压低,造成塑性和韧性下降,即使从延迟断裂来看,过低的回火温度也是不利的。回火后的冷却应根据材料特性,凡有回火脆性的钢

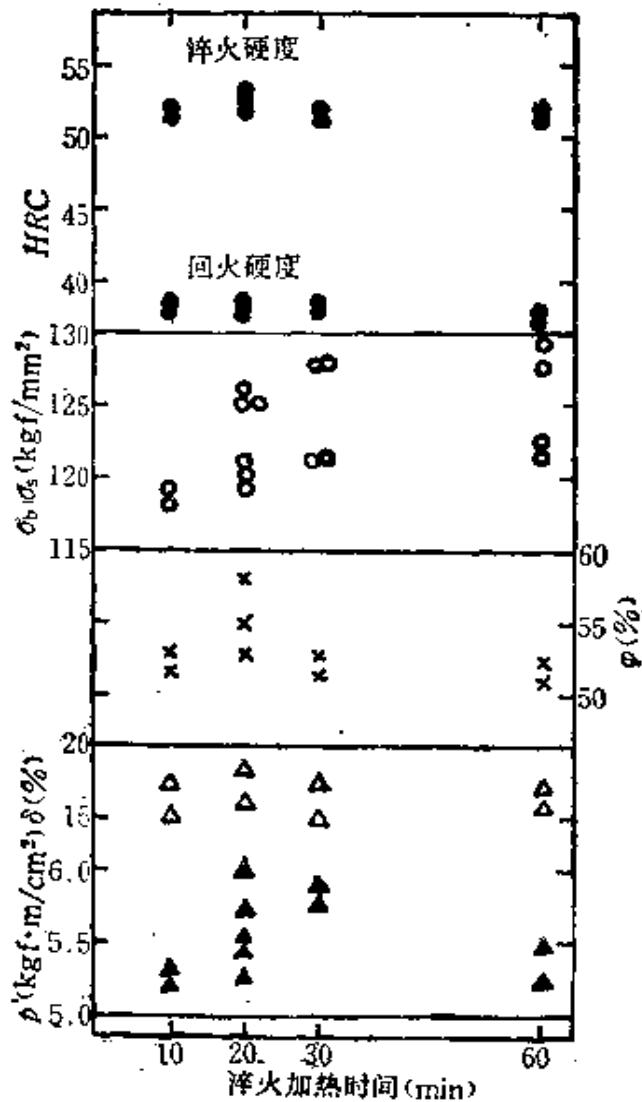


图 8-4 在各种淬火加热时间的硬度、拉力、冲击试验结果

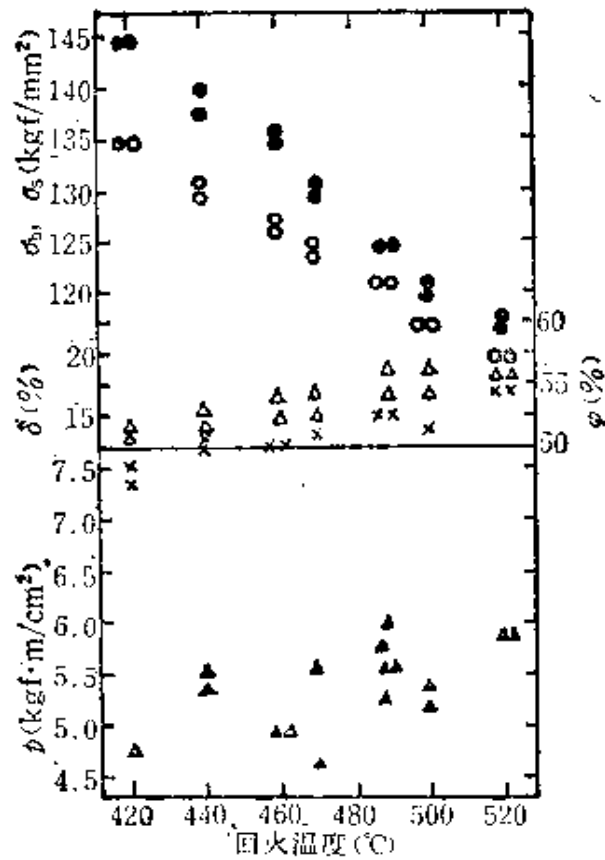


图 8-5 回火温度对机械性质的影响

(如铬钢)就应进行水冷。

图 8-4~8-6 表示受力为 12T 的 SCM4 螺栓，改变热处理条件对机械性能的影响。根据所得结果，淬火后的硬度当加热保温时间在 30min 以上时较稳定，而回火温度在 490°C 左右，回火时间在 90 min 以上时处于稳定状态。

2. 钢结构高强度螺栓

(1) 质量要求

高强度螺栓摩擦接合法已广泛用于桥梁或钢筋建筑等钢结构构件的现场接头来代替过去的铆钉接合法。这两种接合法的区

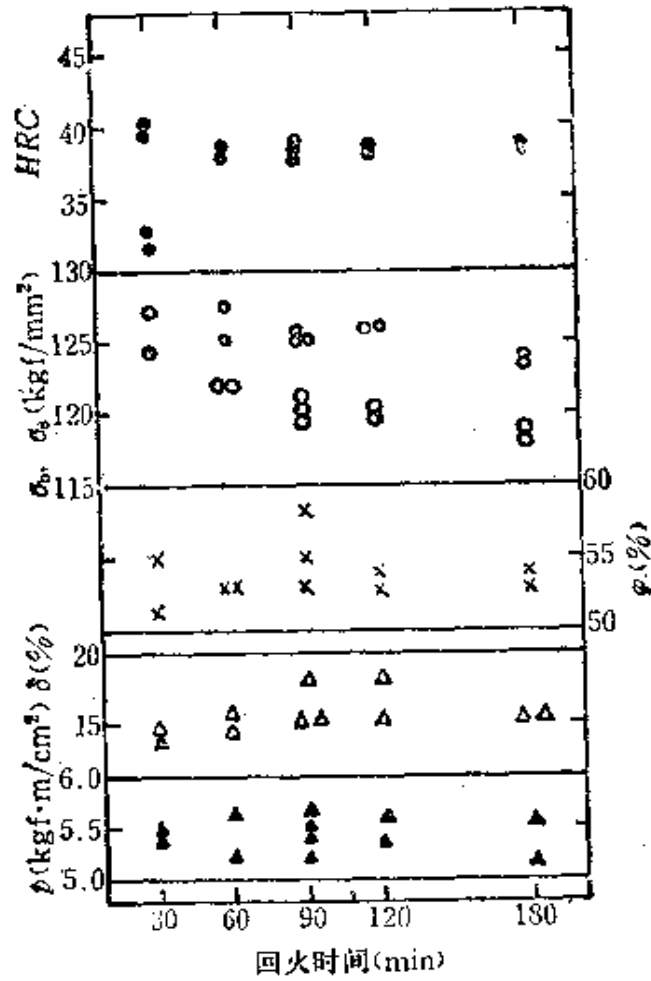


图 8-6 回火时间对机械性质的影响

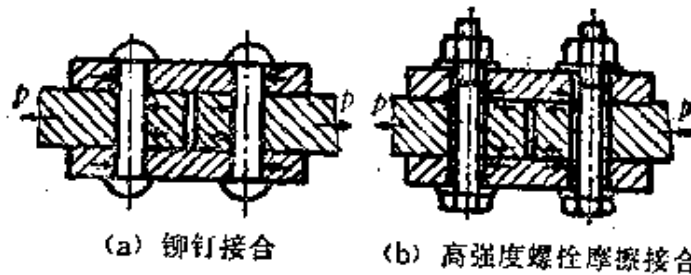


图 8-7 铆钉接合和高强度螺栓摩擦接合的区别

别如图 8-7 所示。铆钉接头是以铆钉轴头的剪断抗力和接头材料孔四周支承压力的抗力来传递接头间的载荷。高强度螺栓接

头是依靠加在螺栓上的高紧固力所造成的接头部分材料接触平面间的摩擦抗力来传递的。摩擦结合法有以下优点。

(a) 零件材料中的力的分布均匀, 零件材料孔四周的应力集中小, 因而接头的疲劳强度高。

(b) 接头的刚性高。

(c) 只要零件材料不破裂, 接头的抗破裂强度一直很高。

(d) 每个螺栓的传递力很大, 接头有可能轻量化。

同时, 用于摩擦结合的高强度螺栓如是长期连接, 其最高载荷不能大于材料强度最小值的 82.5%, 其连接性能应满足下列条件。即:

(a) 螺栓和螺帽应有充分的强度和韧性。

(b) 为了得到稳定的连接力, 螺栓、螺帽、垫圈间应具备一定的润滑机能(这叫做扭矩系数)。

(c) 经过长期使用连接力应不变而松弛值小。

(d) 在长时间高载荷状态暴露在露天的钢材中, 应当不会发生偶而发生的脆性破裂即延迟断裂。

(2) 技术条件

高强度螺栓副是由一根螺栓、一个螺帽、两枚垫圈组成。表 8-3 表示其机械性能。机械性能曾规定到 F13 T 级的高强度品种, 因为存在延迟断裂的危险被取消了。现在规定到 F11T 级。但是 F11T 级并不是没有发生延迟断裂的危险, 现在 F10T 级占据大半数。从世界各国的规格看, 大都集中到 8 T、10 T 两种, 被认为是妥当的数值。

对于形状尺寸, 考虑到高的连接力, 螺帽高度比一般螺栓大。

(3) 材料选择

高强度螺栓用的材料在满足前述质量要求的同时, 在冷加工和热处理工序上也有其特殊的要求, 而且还应价格便宜和具

表 8-3 高强度螺栓的机械性能

类别	零件名称	等级	机 械 性 能				硬度	
			拉 力 试 验*					硬度试验**
			屈服强度 (kgf/mm ²)	抗拉强度 (kgf/mm ²)	延伸率 (%)	断面收缩率 (%)		硬 度
1	螺栓	F8T	>64	80~100	>16	>45	HRC18~31	
	螺帽	F8	—	—	—	—	HRB85~100	
	垫圈	F35	—	—	—	—	HRC35~45	
2	螺栓	F10T	>90	100~120	>14	>40	HRC27~38	
	螺帽	F10	—	—	—	—	HRB95~HRC35	
	垫圈	F35	—	—	—	—	HRC35~45	
3	螺栓	F11T	>95	110~130	>14	>40	HRC30~40	
	螺帽	F10	—	—	—	—	HRB95~HRC35	
	垫圈	F35	—	—	—	—	HRC35~45	

* 螺栓的拉力试验是从螺栓车出的 4 号试样做的。

** 硬度试验都是对制品本身进行的。

有稳定的品质。所用材料经过几次变更。最近,由于低碳锰铬硼钢的加工性、淬透性都很好,而且价格也适当,是一般常用的材料。表 8-4 为其化学成分。

表 8-4 低碳锰铬硼钢化学成分的一例

材料等级	C	Si	Mn	P	S	Cr	B	Al
A(F10T 级用)	0.21	0.10	0.90	0.016	0.009	0.15	0.0017	0.035
B(F11T 级用)	0.20	0.15	0.80	0.015	0.008	0.80	0.0019	0.040

(a) 低碳锰铬硼钢的淬火特性 图 8-8 为表 8-4 所示材料的淬透性曲线。由于提高淬透性元素锰、铬和硼平衡配合,因而能获得充分的淬透性,冷作加工性也较好。图上, A 表示作为 F10T 级用材料必需的最低限度的淬火深度, B 表示 F11T 级用

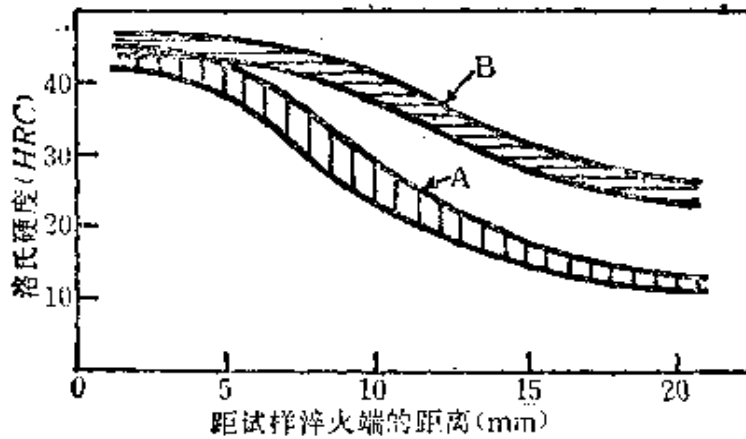


图 8-8 高强度螺栓用材料的淬透性

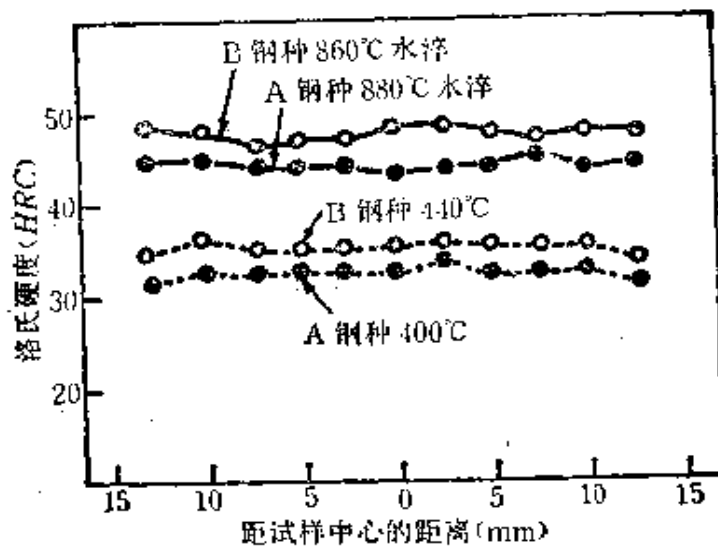


图 8-9 A、B 两钢种 $\phi 25.4$ 圆钢回火断面硬度(回火时间 1h)

材料淬火深度大致水平。图 8-9 表示每种材料淬火回火后的断面硬度分布，从图可知整个断面的硬度是均匀的。F8T 级螺栓因为需要量不多，没有专门为它用的材料，一般是提高 F10T 级用材的回火温度，降低强度水平来使用。

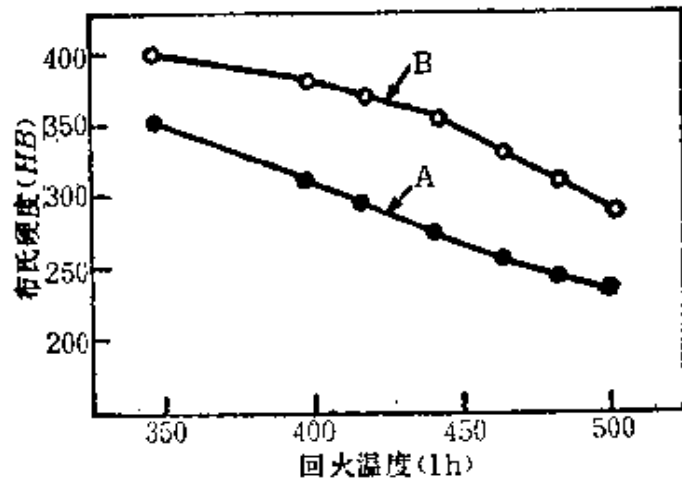


图 8-10 回火温度和硬度的变化

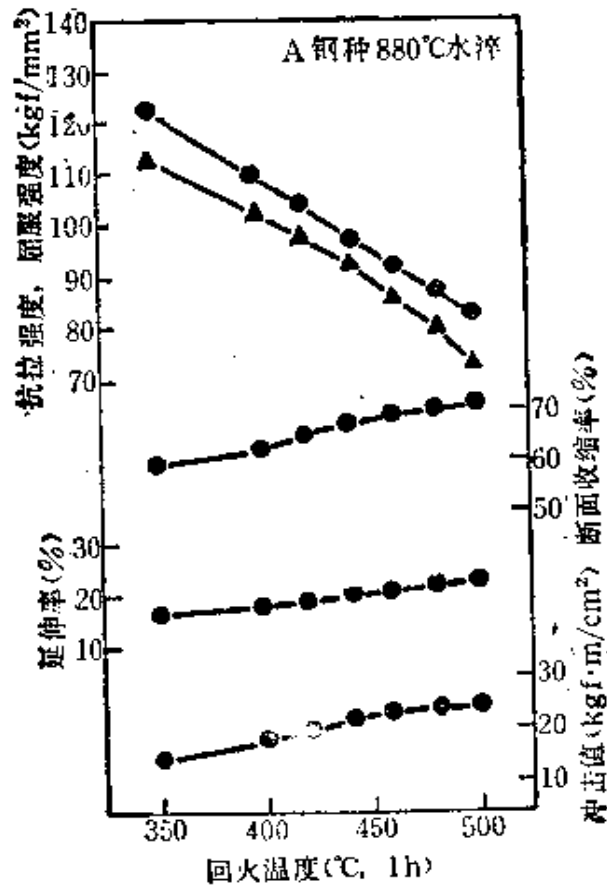


图 8-11 A 钢种的回火性能

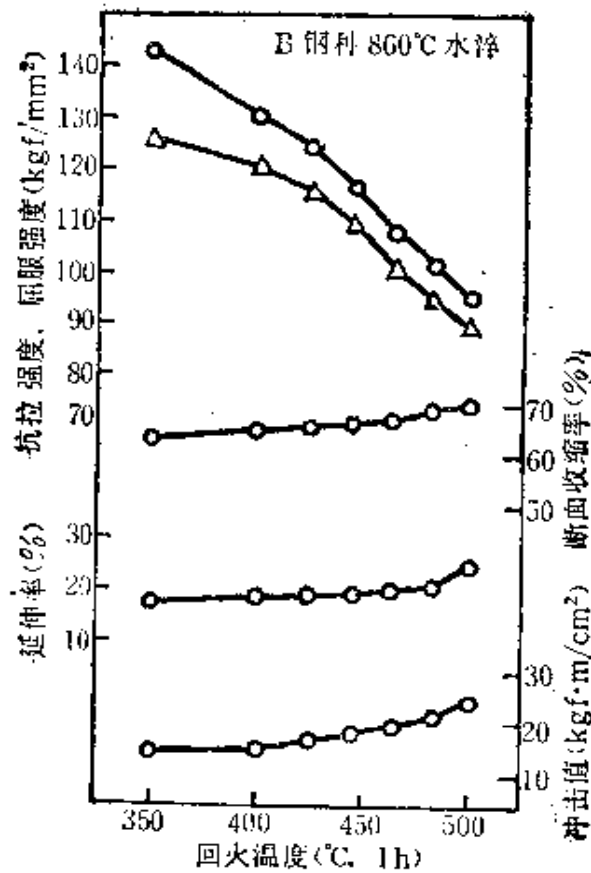


图 8-12 B 钢种的回火性能

图 8-10 表示两种材料的回火温度和硬度的关系，图 8-11 和图 8-12 以机械性能表示回火性能。从图上可确定，A 材料在 410°C 回火 1h，B 材料在 450°C 回火 1h 能得到 F10T 级和 F11T 级螺栓要求的硬度和机械性能。包含分散值在内两种材料热处理后的机械性质的一例示于表 8-5。螺栓强度稍为低于规格范围的象高强度螺栓那样在长期高载荷下使用，对于延迟断裂可认为是安全的。最近在螺栓热处理方面已充分考虑到这一点。

(b) 冷加工性能 高强度螺栓用材料要求有良好的冷加工性，即良好的冷镦锻性、表面质量和尺寸精度。以前常将材料经热处理软化后再进行冷拔到精整尺寸，最近，随着冷镦锻技术的

表 8-5 热处理后机械性质的一例

材料等级	热处理条件		屈服强度 (kgf/mm ²)	抗拉强度 (kgf/mm ²)
A (F10T 用)	880℃, 30min, 水淬	\bar{x}	102	107
	410℃, 60min, 水冷	σ	2.1	1.6
B (F11T 用)	880℃, 30min, 水淬	\bar{x}	107	115
	450℃, 60min, 水冷	σ	1.9	1.6

材料等级	热处理条件		延伸率* (%)	断面收缩率 (%)	冲击值** (kg/m/cm ²)
A (F10T 用)	880℃, 30min, 水淬	\bar{x}	19	64	17
	410℃, 60min, 水冷	σ	0.6	1.0	1.0
B (F11T 用)	880℃, 30min, 水淬	\bar{x}	18	63	14
	450℃, 60min, 水冷	σ	0.6	1.0	1.1

* JIS 4 号, $\phi 14$ mm, GL(标距长度)50mm.

** JIS 4 号, 2mm U 形缺口(室温).

进步, 已能直接从轧制材料进行冷镦。

关于高强度螺栓用材料的冷镦性应当首先是螺栓在头部加工时, 能够在不发生裂纹和尽可能小的工具磨损条件下进行, 因此要求有低的变形抗力。冷镦性差的材料, 螺栓头部会发生如图 8-13(a) 所示的由于变形能量不够而引起的 45° 剪断裂纹, 或发生如图 8-13(b) 那样在钢材表面残留有深的线状缺陷, 或者紧接在表面下有非金属夹杂物造成的纵向裂纹。由于螺栓头部的加工方法和一般评价冷镦性的强制压缩试验十分相似, 因此如对螺栓头部作最苛刻的塑性变形加工, 直到发生上述裂纹, 就能够正确地求得最低限度的变形能量和表面质量。变形抗力一般和硬度有关, 根据经验, 硬度如在 HRB95 以下, 一般都认为冷镦没有问题, 如单纯从工具和镦锻机的寿命方面看,



(a) 45° 裂纹

(b) 纵裂纹

图 8-13 螺栓头部锻时发生的裂纹

当然希望硬度愈低愈好。

表 8-6 表示对轧制状态材料试验的结果。这些材料包括分散值在内硬度都在 *HRB85* 以下的低值，并且有足够的延性，因此加工性能很好，可以作为在轧制状态下冷锻的材料。

表 8-6 对冷锻材料的试验结果

材料等级	屈服强度 (kgf/mm ²)	抗拉强度 (kgf/mm ²)	延伸率 (%)	断面收缩率 (%)	硬度 (HRB)
A(F10T 级用)	29	51	36	64	76
B(F11T 级用)	39	58	35	65	80

JIS4 号, $\phi 14\text{mm}$, GL50mm.

(4) 热处理

高强度螺栓、螺帽、垫圈副的热处理要求如下：

(a) 为了满足各自规格要求的机械性能，应按材料牌号进行淬火回火作业。

(b) 大批量热处理时应能得到偏差小而稳定的质量。

(c) 加强高强度螺栓管理，得到稳定的表面状态。

为满足上述要求，一般使用带保护气氛调节装置的连续式热处理炉。图 8-14 为操作工序和操作校核要点的一个例子。

工作概况如下。首先属于同一批的螺栓（同等级，直径相同，长度大致相同的螺栓，一昼夜的处理量称作同一批）通过料

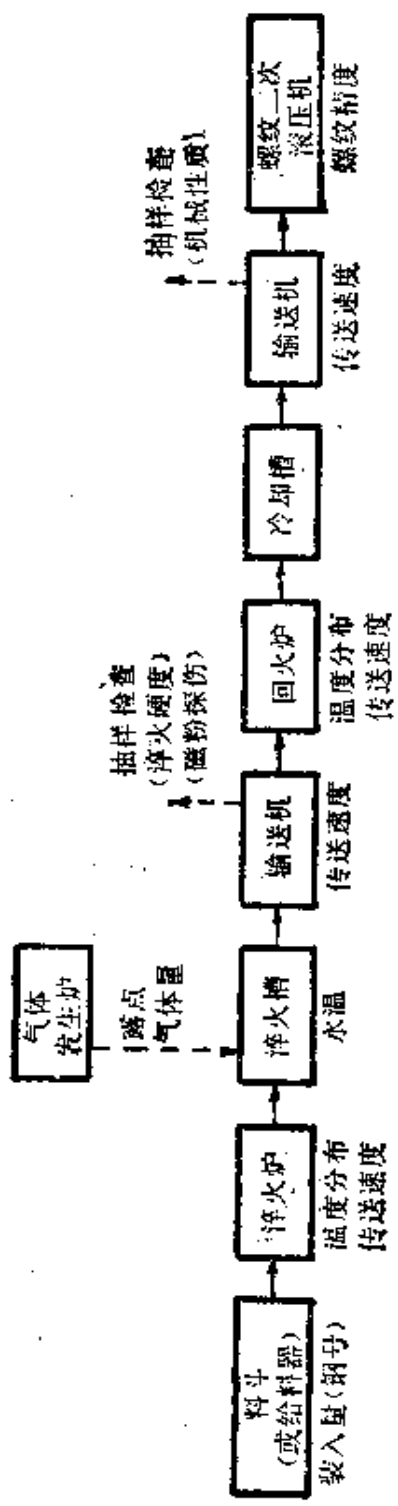


图 8-14 热处理工序及其质量管理程序图

斗装入淬火炉,装入量应以规定量均匀地输入,不能在局部地方堆积很多。保护气氛用丙烷或丁烷经发生炉制备的RX(吸热型)气。要使被处理材料不发生渗碳或脱碳,可调节气氛的露点来调整气氛浓度使之适合被处理材料的碳势。在淬火槽内应进行充分搅拌以保证均匀快速冷却。在淬火操作时常常会发生螺纹部分的碰撞痕迹,这对高强度螺栓将成为极重要的扭矩系数发生偏差的原因。因此,最近在回火后经过自动地再滚轧螺纹以达到扭矩系数稳定化。

热处理是保证高强度螺栓机械性能的重要手段,因此要求特别严格的质量管理。下面介绍质量管理的具体内容。

首先决定每个工序的管理项目。例如,就淬火工序来说,分为温度、时间、RX气体流量、露点等操作,和淬火硬度、有无淬火裂纹等处理后的有关质量。因此应在操作前事先确定 ①取样方法,②取样时间,③工作部署和负责人,④测量仪器,⑤管理标准,⑥记录方法,⑦发生不正常情况的处置等。而且要经常督促检查有关操作管理的各个项目是否正确实施。对于质量可采取统计管理方法,以便保持稳定的品质和事先防止发生不正常情况。其方法是从每批中取的样品(一般 $n=3\sim5$) 算出各特性值(例如淬火硬度)的 \bar{x} 和 R , 然后当此数据群达到某种程度(一般 $n=25\sim30$), 再求出其平均的 $\bar{\bar{x}}$ 和 $\bar{\bar{R}}$, 据此来决定特性值的管理范围。即 \bar{x} 的管理, 以 $\bar{\bar{x}}$ 为中间值, 管理上限(U. C. L.) = $\bar{\bar{x}} + A_2\bar{\bar{R}}$, 管理下限(L. C. L.) = $\bar{\bar{x}} - A_2\bar{\bar{R}}$ 。并且 \bar{R} 的管理为 U. C. L. = $D_4\bar{\bar{R}}$, 但数值为:

n	3	4	5
A_2	1.02	0.729	0.577
D_4	2.58	2.28	2.12

按照此数值制成 \bar{x} -R 管理图, 经常校核其工艺是否稳定。

对螺栓、螺帽、垫圈都采用同样的管理方法。高强度螺栓副的螺帽、垫圈也都要求热处理。垫圈采用和螺栓相同的热处理炉和螺栓一样进行淬火、回火。但是, 要使垫圈在连接时不发生和螺帽摩擦所致热胶着, 其硬度应比螺帽高, 而且因为不需要螺栓那样的韧性, 所以回火温度应比螺栓低。螺帽一般用热成形机成形, 利用成形后的余热水淬, 只要进行回火, 和螺栓一样进行品质管理。表 8-7 表示 F10T × M22 螺栓 \bar{x} -R 管理特性值的一个例子。

表 8-7 \bar{x} -R 管理特性值的一例(F10T × M22)

零件项目		取样数	性能项目	平均值 (\bar{x})	范围 (R)	标准偏差 ($\sigma=R/d_2$)
螺 栓	4号试样	2	屈服强度(kgf/mm ²)	103.2	2.7	1.60
			拉伸强度(kgf/mm ²)	109.3	3.1	1.84
			伸长率(%)	18.5	1.4	0.84
			断面收缩率(%)	64.6	2.7	1.62
	成品	3	最大载荷(t)	33.0	0.8	0.44
			硬度(HRC)	32.9	1.5	0.90
螺帽	3	硬度(HRC)	26.8	1.9	1.14	
垫圈	3	硬度(HRC)	40.3	1.7	1.03	

必须指出, 对于成批生产的制品, 质量保证不应依靠最终的检查, 因此必须对操作工序进行严格的质量管理, 也只有这样才有可能采用统计的管理方法。

(二) 齿 轮

1. 船 舶 齿 轮

这里举例介绍主要的船用蒸汽轮机和柴油发动机的减速齿轮的设计、制造和热处理要点。

(1) 特点

船舶齿轮一般传递功率很大，在一根轴上有达到5万马力的，齿轮的尺寸、重量当然也很大。例如四万五千马力蒸汽轮机的低速大齿轮，直径达到5300mm，齿宽1200mm，重量约40t。

蒸汽轮机的转速，高压的达6000~7000 r/min，低压的也有3000~4000 r/min，因而高压高速齿轮节圆直径的圆周线速度很高，有的甚至达到90m/s。

尽管齿轮很大，却要求超高精度加工，节距、齿形等误差都在几个微米以内。这是因为要尽量减少高速引起的振动和噪音，在强度上也需要高精度的原故。

除了超大型油轮外，一般船上安装齿轮装置的机器间没有多余空间，因而要求齿轮装置尽可能小型轻量化。

一般商船的运转率很高，其耐用年限为15~20年，几乎是半永久性的。因此要求齿轮有很高的疲劳强度，这就需要慎重地选择材料和热处理。

(2) 蒸汽轮机用齿轮

蒸汽轮机的齿轮除了小型的或舰艇等特殊的以外，几乎都采用调质齿轮。这是由于随着传递马力增大导致至齿轮尺寸也很大，如采用表面硬化齿轮，由于投资过大，不可能随便地设置渗碳炉或齿面磨削机床等加工设备。而且调质齿轮可超高精度切齿或剃齿加工，质量也相当稳定。

这种调质齿轮的材料和热处理要求如下。

- (a) 为增加耐点蚀强度要有高的硬度。
- (b) 为防止齿的折断要有足够的韧性。
- (c) 大齿轮大都是焊接结构,要求有良好焊接性。
- (d) 要有良好的机械加工、切齿加工的切削性能。
- (e) 零件厚度大,要求材料的截面尺寸效应小。
- (f) 要具有耐循环载荷、足够的耐磨性、半永久性的疲劳强度。

要全部满足上述性能要求当然需要各齿轮制造厂和钢厂的共同努力。下面举日本几个齿轮制造厂技术条件的实例供参考。

A 公司:

小齿轮: 3 CrMo 钢, $HB\ 280$, 屈服点 $80\ \text{kgf/mm}^2$, 抗拉强度 $100\ \text{kgf/mm}^2$ 。

大齿轮: 1 CrMo 钢, $HB\ 220$, 屈服点 $56\ \text{kgf/mm}^2$, 抗拉强度 $75\ \text{kgf/mm}^2$ 。

B 公司:

小齿轮: NiCrMo 钢, $HB\ 300$, 屈服点最低 $80\ \text{kgf/mm}^2$, 抗拉强度 $105\ \text{kgf/mm}^2$ 。

大齿轮: CrMo 钢, $HB\ 240$, 屈服点最低 $60\ \text{kgf/mm}^2$, 抗拉强度 $85\ \text{kgf/mm}^2$ 。

C 公司:

小齿轮: 析出硬化型钢(含 Ni、Cr、Mo、V、Al 等), $HB\ 380$ (时效后), 0.2% 屈服强度 $114\ \text{kgf/mm}^2$, 抗拉强度 $123\ \text{kgf/mm}^2$ 。

大轮齿: NiCrMoV 钢, $HB\ 321$, 0.2% 屈服强度 $93\ \text{kgf/mm}^2$, 抗拉强度 $97\ \text{kgf/mm}^2$ 。

(3) 柴油发动机用齿轮

柴油机船大多是小型船舶,机舱小,要求减速器尽可能小型轻量化。因此减速装置设计成多扭矩传递式,并使齿轮表面硬化以增大传递容量。这种齿轮的表面硬化有渗碳淬火和氮化等方法。常用的渗碳淬火法用于船舶齿轮需具备下列条件。

(a) 渗碳部分的淬火硬度要高,耐点蚀、耐擦伤和耐磨性都要好。

(b) 非硬化部分的切削性好,而且要有一定程度的强韧性。

(c) 从表面到心部的含碳量的坡度要平缓,要达到平缓的硬度分布,因此心部硬度也要稍有提高。

(d) 渗碳层深度应较深,需要在渗碳温度中有较长加热的时间,因而要求心部晶粒尺寸稳定,不发生粗化现象。

(e) 齿轮形状较大,容易增大淬火变形,因而要采取较低的淬火温度。

根据上述条件,日本石川岛播磨重工业(株)使用 SNC22 和 SNCM23 钢制造船用齿轮。优点是基体强度高,长时间渗碳晶粒也不会粗化;含镍量高,相变点低,淬火变形小。但因为含镍量高,应注意到热处理时容易出现残留奥氏体。

(4) 工艺过程和热处理

无论是汽轮机或柴油机船用齿轮与汽车或一般机械用齿轮相比都非常大,制造这种大齿轮毛胚的钢锭也很大,因此原材料就存在着一般小零件不会发生的问题,这就是:

(a) 成分偏析增大;

(b) 长时间加热造成的组织粗化;

(c) 由于冷却速度不均匀造成的组织的不均匀和内应力增大;

(d) 组织上的空隙、非金属夹杂物增加;

(e) 残留氢造成的白点,发生龟线裂纹等。

在这些问题中，有的可以在锻制过程中采用脱气等处理方法来减少钢锭中的含氢量，但是已产生的偏析或非金属夹杂物就很难消除，因此如何能得到优质的大型钢锭这一点很重要。

对于调质处理的大齿轮，考虑到截面很厚一般用淬透性好的 CrMo 钢或 NiCrMo 钢。表 8-8 为船用大齿轮的轮圈和小齿轮用的材料。日本某公司对轮圈钢材采用 1%CrMo 系的 AISI 4140 钢，小齿轮用 2%NiCrMo 系的 AISI4340 钢。

表 8-8 船用大齿轮轮圈和小齿轮用材料举例

件名	材 料	化 学 成 分 (%)						
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V
轮 圈	碳 钢	0.32	0.25	0.80				
	1%Ni 钢	0.30	0.30	0.90	1.10			
	1%CrMo 钢	0.30	0.30	0.75		1.10	0.35	
	1%CrMo 钢	0.40	0.30	0.75		1.15	0.35	0.05
	1%NiCrMo 钢	0.18	0.30	0.80	1.25	0.80	0.45	0.10
	2%NiCrMo 钢	0.40	0.30	0.70	1.80	0.80	0.25	
小 齿 轮	3%CrMo 钢	0.32	0.30	0.40		3.00	0.55	
	2%NiCrMo 钢	0.40	0.30	0.60	1.80	0.90	0.30	
	2%NiCrMo 钢	0.45	0.30	0.60	2.25	0.90	0.45	0.10
	3%NiCrMo 钢	0.40	0.30	0.50	3.00	0.80	0.40	

图 8-15 表示大齿轮的制造工序。为了得到清淨度高、偏析少的高品位钢锭，炼钢用碱性电炉，真空铸锭。图 8-16 左边表示用钢锭锻造成轮圈的锻造要领。锻造成形后按图 8-16 右边的热处理曲线进行热处理。根据工件的大小，有时工序②的去氢处理可省略，缓冷到 200~300°C 后直接再加热进行淬火工序。淬火加热温度为 860~900°C，这比小件的淬火温度稍高一些，其目的在于温度高可使炉内温度均匀性、扩散效果及组织均匀化都要好一些。

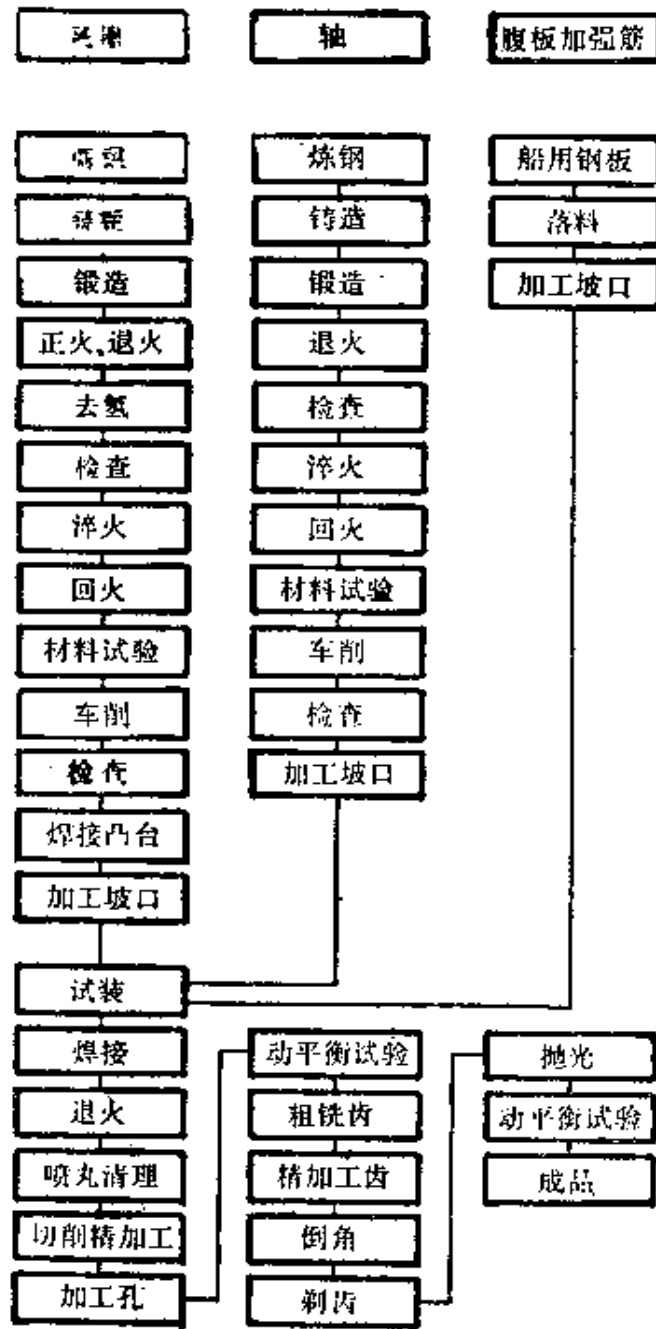


图 8-15 调质大齿轮的加工工序(焊接以后的各工序都有检查工序,本图上省略了)

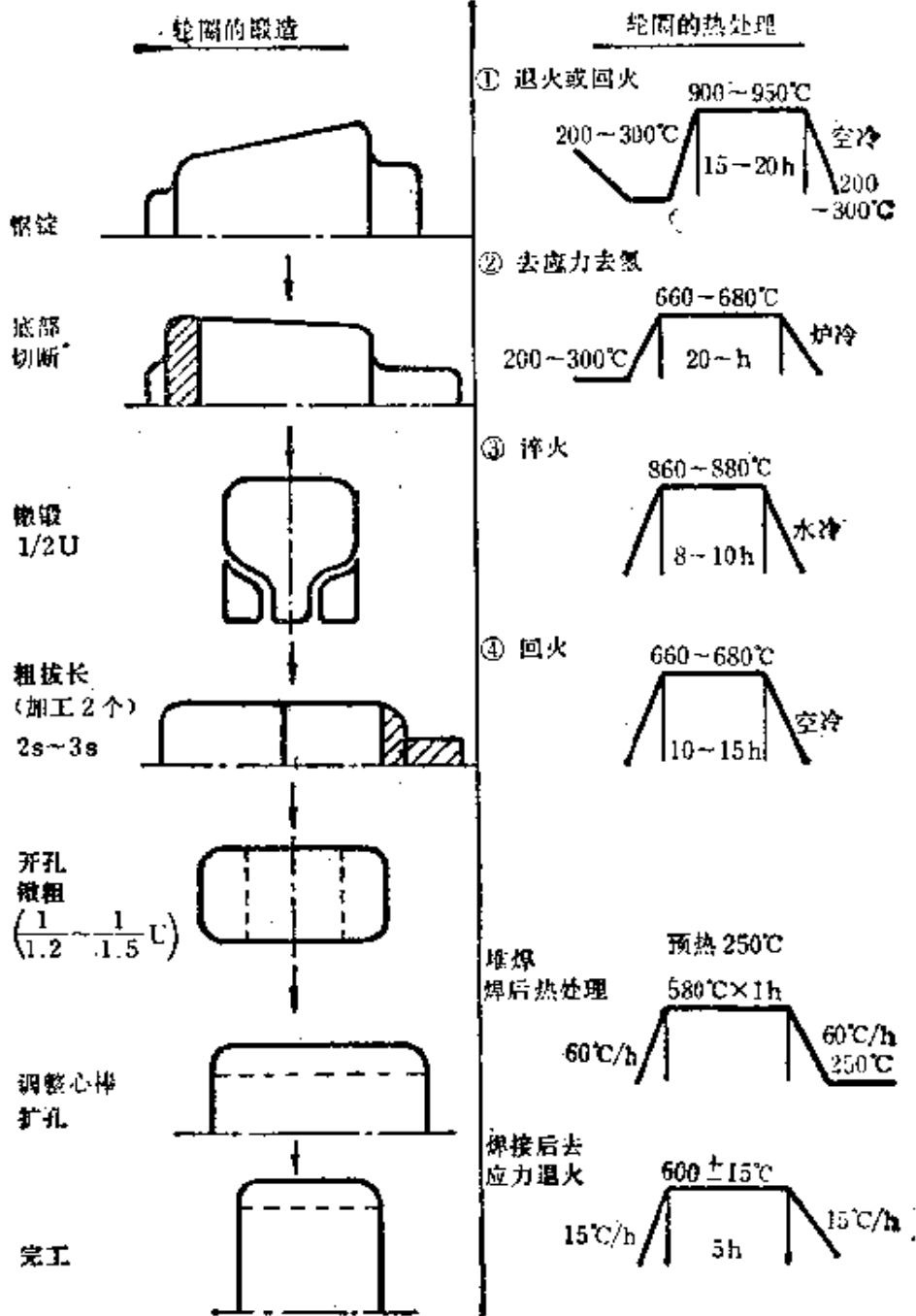


图 8-16 调质大齿轮轮圈的锻造工序和热处理曲线

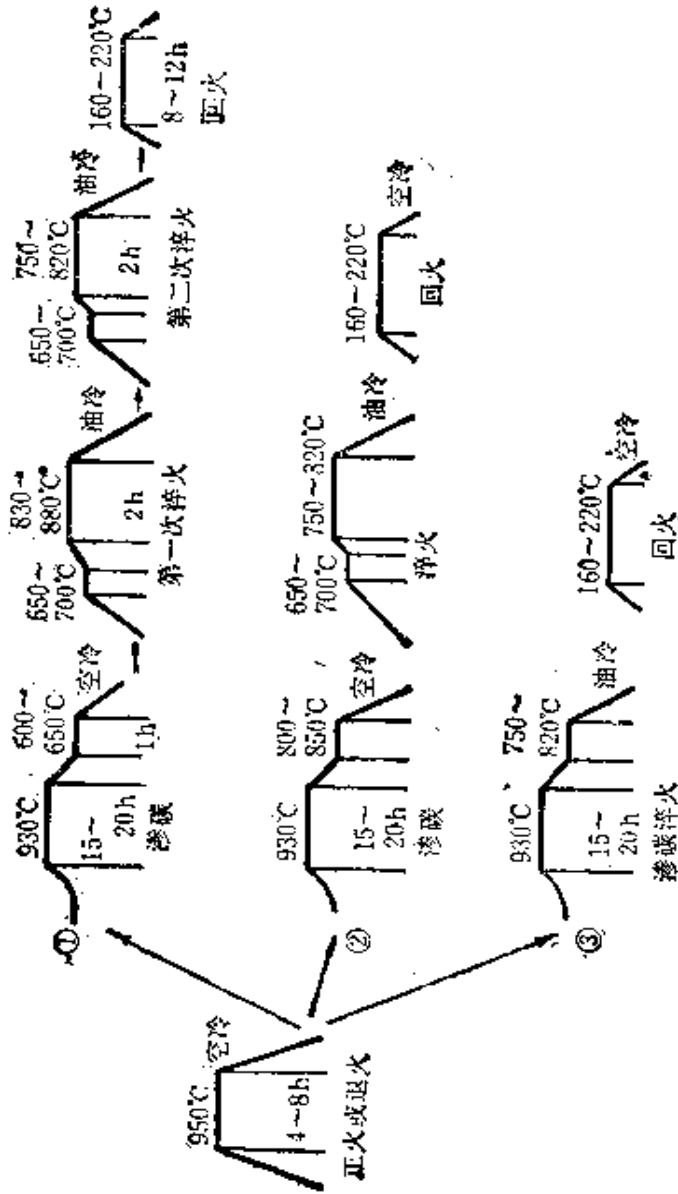


图 8-17 渗碳淬火热处理曲线

油冷淬火对厚的、形状大的工件可能得不到必要的强度,因此只能进行水淬。以前为防止淬火不均匀和发生淬火裂纹等,大多在淬火前车去黑皮。最近,随着铸钢及锻造成形技术的提高,为节约起见,也有在黑皮状态淬火的。为防止淬裂,可在淬火后不待冷却到室温就立即在 670°C 左右进行回火。

在检查方面除测试机械性能外,还应进行超声波探伤、硫印检查,根据需要还要作磁力探伤等。

渗碳齿轮的制造在冶炼和锻造上和调质齿轮相同。这里主要介绍渗碳工艺。

固体渗碳方法虽然费用便宜,但作业条件差,渗碳浓度不易控制,现在只用于渗碳深度要求特别深的个别特殊零件。

气体渗碳是一般用得最普遍的方法。对船用齿轮大件大都用大直径的井式气体渗碳炉。图 8-17 为几种不同的气体渗碳淬火工艺。

对于大型齿轮,为了使渗碳、淬火操作发生的变形最小,在粗加工后要进行正火或退火,其温度应比渗碳温度高 $20\sim 30^{\circ}\text{C}$ 。

图 8-17 ①的渗碳工艺是考虑了心部强度和表面强度要求都很高的正规方法。由于两次淬火,淬火变形大,实际上很少适用于大型零件。

②的方法是为了消除①法的缺点,省去第一次淬火只进行第二次淬火。因为渗碳后空冷具有代替第一次淬火的效果,起了细化晶粒,抑制残留奥氏体的作用,用于中大型零件。

③的方法是考虑到淬火变形和炉子的热效率而在渗碳后直接淬火。虽有炉子效率高、不必担心脱碳、渗碳质量好的一面,但有残留奥氏体增多,晶粒易粗化等的缺点。现在某些用铝脱氧的合金渗碳钢是一种奥氏体晶粒不容易长大的钢种,可不必担心晶粒粗化问题。但是含镍量多的钢,残留奥氏体容易增多。

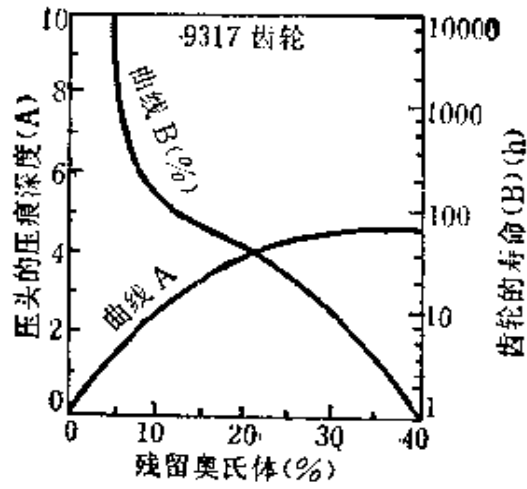


图 8-18 残留奥氏体量和压头的压痕深度(硬度)及齿轮寿命的关系

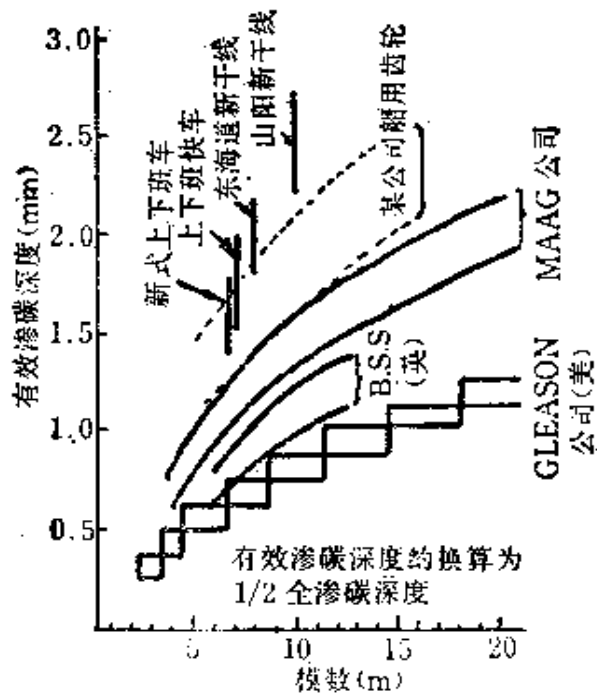


图 8-19 模数(m)和有效渗碳深度的例子

关于残留奥氏体对齿轮强度的影响,有的资料介绍它有好的作用,也有的说是有害的。图 8-18 表示残留奥氏体量和齿轮硬度及寿命的关系,图上表明残留奥氏体愈多,淬火后硬度愈低,而硬度愈高寿命愈长。对船用齿轮希望将残留奥氏体抑制在 25% 以下。如残留奥氏体过多而硬度不够时应进行冷处理。

对于齿轮硬化层的最适宜的深度,BS (英国工业标准)、AGMA (美国齿轮制造商协会)、MAAG 公司 (瑞士马格齿轮公司) 等都有规定,日本各单位也发表了推荐值,实际上各制造厂大多根据经验决定。图 8-19 为模数和有效渗碳深度关系的几个例子,模数愈大渗碳层愈厚。在实际的渗碳作业中考虑到齿轮的变形量,因此要附加 0.10~0.50 mm 厚薄不均匀的磨削余量。

(5) 关键问题和今后动向

对于调质大齿轮,有赖于毛坯制造厂和齿轮制造厂相互配合来解决:

(a) 大型锻钢件容易出现孔隙、夹杂物、偏析等缺陷,要确立得到更高品位的钢锭的技术。

(b) 研制淬透性好并且切削性好的钢种和切削工具。

(c) 研制尽可能减小淬火变形的工艺方法。

对于渗碳齿轮,需要致力于:

(a) 研制降低成本,促进轻量化的焊接结构渗碳齿轮。

(b) 为了缩短渗碳时间开发将高温渗碳或真空渗碳法用于大型齿轮的具体技术。

(c) 研制淬火变形尽可能小的冷却方法。

(d) 研究如何控制残留奥氏体的方法。现在虽已采用调节碳势,冷处理、淬火方法、回火方法来控制残留奥氏体。但大型零件如采用冷处理则成本较高,因而有必要研制其他的控制

残留奥氏体的方法。

2. 工业机械用齿轮

工业机械用齿轮尽管很多,但不论其用途如何或负荷多少,在强度设计上的共同准则应是:

(a) 齿根处有足够的强度,运行时所产生的弯曲应力不会造成疲劳破损。

(b) 齿面受到的接触应力不致发生点蚀。

(c) 齿面有足够的硬度不致于发生显著磨损。

(d) 啮合齿轮的接触面应当均匀等。

齿轮设计,一般是按照机械的空间场所、圆周线速度等决定齿轮外形的大致大小、精度,然后再根据需要传递的马力决定齿轮的规格。

在决定这些齿轮规格的同时,也应考虑热处理设计,它包括材料热处理和耐疲劳性、耐点蚀性的关系;设计确定材料热处理的注意事项;生产设计上的研究等。

(1) 热处理方法和材料的确定

一般齿轮的热处理工艺有淬火加回火、高频淬火、渗碳淬火、氮化等,它们达到的强度水平示于表 8-9。

表 8-9 热处理齿轮的强度水平

项 目	淬火高温回火	淬火中温回火	高频淬火	渗碳淬火	氮 化
疲劳强度	×	△	◎(×)	◎	○
耐点蚀强度	×	△	○	◎	△
耐磨性	×	△	○	○	◎

注: ×—差, △—中等, ○—良好, ◎—优。

高频淬火时的疲劳强度在整体同时淬火时,齿面齿底都硬化时为◎,只有齿面淬火时为×。

淬火回火齿轮所用材料应考虑到淬透性，按照设计要求的硬度、齿轮的大小来决定材料牌号(参看第四章(一))。高频淬火只需要加热冷却齿部，不易出现淬火回火那样的截面尺寸效应，因而主要用廉价的碳钢。材料含碳量和高频淬火硬度的关系见图 8-20。随着含碳量增多淬火硬度上升，但淬火时容易诱发淬火裂纹，所以高频淬火一般多用 S35C~S45C 材料。

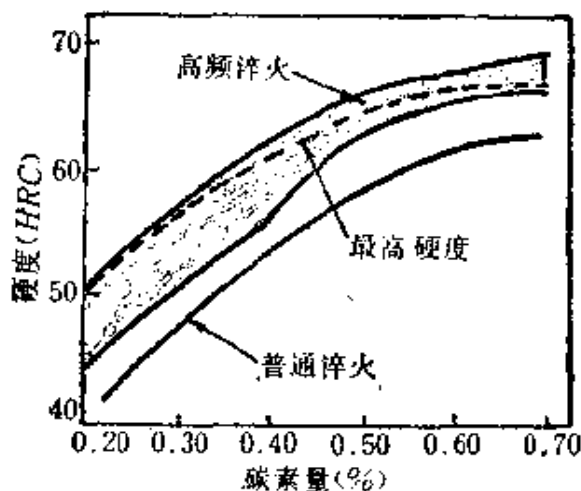


图 8-20 硬度和碳量的关系

渗碳淬火是使材料表面渗入碳后淬火硬化，和淬火回火一样受截面尺寸效应的影响。渗碳齿轮一般用渗碳钢，在热处理后如组织良好和硬度相同则疲劳极限对于镍铬系列、铬钼系列、镍铬钼系列钢材差别不大。

但是，如果齿底表面硬度下降则会降低疲劳强度，所以选择材料时需要考虑材料的截面尺寸效应。齿轮轮圈的厚度和硬度的大致数值示于表 8-10。

氮化硬化是氮化时能生成硬的氮化物所致。氮化钢材应是含有能形成硬的氮化物元素(如 Al, Cr, Mo)的钢，标准的氮化钢因为含铝，洁净度比其他钢差，心部强度低，因此作为氮化处

表 8-10 齿轮轮圈的厚度和达到的渗碳淬火硬度(单位: H_S)
(表中值表示得到硬度的最低值)

材料牌号	齿底圈的厚度 (mm)									
	50		50~100		100~150		150~200		200~250	
	齿面	齿底面	齿面	齿底面	齿面	齿底面	齿面	齿底面	齿面	齿底面
SNC21	75	75	70	60						
SNC22	80	75	80	75	80	75	80	75	80	65
SCM21	80	80	80	75	75	60	75	60	75	60
SCM22	80	80	80	75	75	60	75	60	75	60
SNCM23	80	75	80	75	80	75	75	65	75	65

理的齿轮钢材倒不如用铬铝钢好。

(2) 设计制造方面的注意事项

(a) 材料的技术条件 一般淬火后所得到的硬度大多是指各种材料化学成分范围中间值时的淬火结果。由于化学成分的波动会使淬透性有很大的变化,有时即使进行正确的热处理也不一定得到需要的硬度。因此,在选择齿轮材料时应该考虑到这些因素。

材料内部缺陷有诱发淬火裂纹、降低疲劳强度的危险。对于表面硬化齿轮,最好预先决定材料缺陷的技术条件,齿轮材料的大致标准示于表 8-11。

对于大齿轮的毛坯应充分考虑到锻造比,以免在重要的齿部可能残留树枝状结晶而损害齿轮强度。渗碳齿轮因要在高温中渗碳,为防止晶粒粗化以用铝脱氧剂的钢为好。

(b) 热处理技术条件 首先是硬度,应根据形状、材质、热处理作业的偏差规定合适的硬度范围。对于渗碳淬火和高频淬火的齿轮,如果硬度的上限值较低则由于淬火而得到的压应力将在回火后消失,引起疲劳强度下降。回火温度和残留应力的

表 8-11 钢材的检查

检查项目	检查方法	规格值		备注
		项目	容许值	
洁净度 (非金属夹杂物) 检查	JIS G0555-1956 钢的非金属夹杂物的显微镜试验方法	洁净度	A系 0.10 以下 其他 0.15 以下 合计 0.25 以下	
发纹检查	JIS G0556-1956 钢的发纹的内眼试验方法	发纹	4-10-(5)以下	
超声波探伤检查	JIS-Z 2344-1958 金属材料的超声波试验方法	缺陷状态	以(F1/T×100%表示)*	探伤条件: 频率: 1~3 MHz 灵敏度: V ₁₅ -1.4 50% V ₁₅ -2.8 80% 探伤面光 精度: 100s 以下 探伤方法: 半径方向, 全长(圆钢)
		缺陷存在范围		
		从轴心到 r/2 外侧	20以下	
	从轴心到 r/2 内侧	50以下		

* F1: 一次缺陷反射波的高度

T: 发射脉冲波的高度

关系见图 8-21。

表面硬化齿轮的硬化深度, 大多按 M(模数)来规定, 各种资料上的提法也不一致, 大致为 0.15M~0.25M (全硬化层深度, 图 8-19 上指的是有效渗碳深度)。

点蚀是从齿的表面发生龟裂, 和齿的表面硬度有关。一般认为表面愈硬愈富于耐点蚀性。对弯曲应力引起的齿根折断也

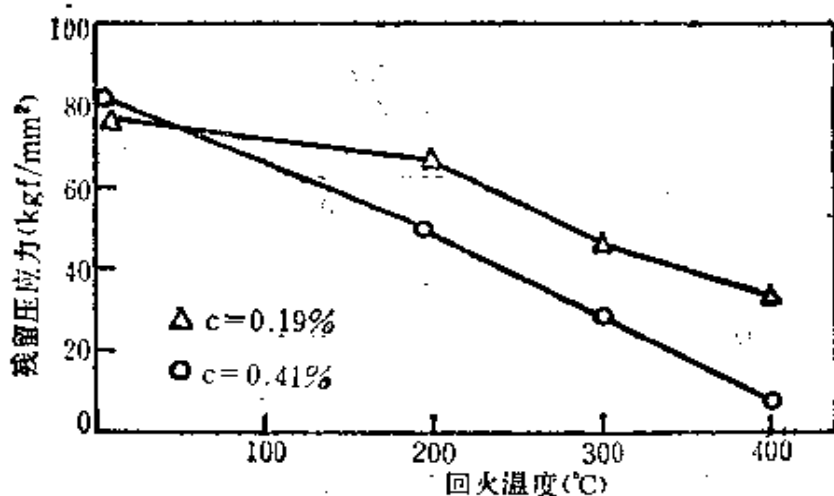


图 8-21 回火温度和残留应力的关系

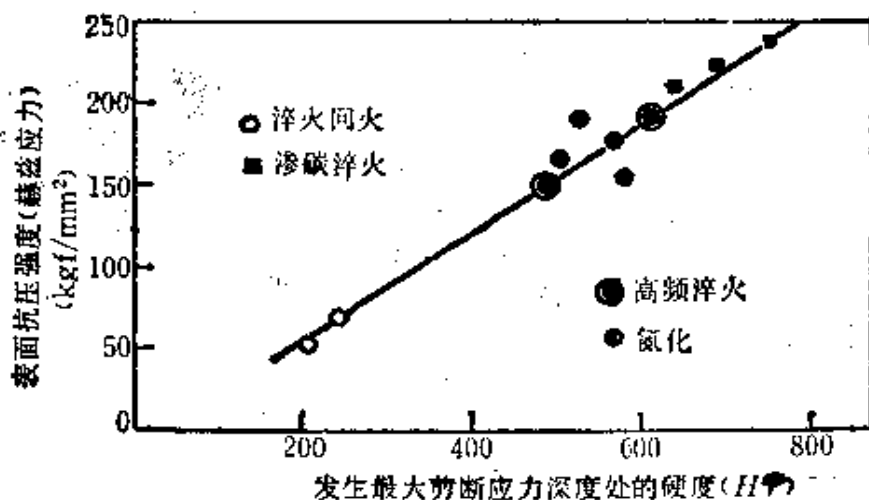


图 8-22 表面抗压强度和表层下面硬度的关系

往往是从齿面发生龟裂开始。因此，从材料的角度出发，齿轮的强度决定于齿面的硬度和残留应力的_{大小}。齿面剥落通常发生在硬化层和心部的交界处，因此抗剥落性和心部硬度即基体硬度有关。对点蚀强度的实验例子示于图 8-22。因为基体硬度不可能很高，因此硬化层深度最好能符合图 8-22 上发生最大剪断应力处的硬度。

硬化层的实际深度如超过规定的要求则生产成本增加，热处理也易产生偏差，应该避免。硬化层深度的允许范围，对于小模数齿轮，因为整体硬化后齿部有被冲击折断的危险，因此要规定上限值；但对中模数以上的齿轮，因对强度影响不大，硬化层深度的范围就没有必要规定得太狭窄。

(c) 制造技术对设计上的要求 对于淬火回火齿轮，以在坯料淬火回火后切齿加工为好，这样表面硬度分布均匀，淬火操作造成的故障(变形、淬火裂纹等)影响少。但是对模数大的齿轮，如果没有选定截面尺寸效应小的钢种，则在铣齿后容易引起齿底面强度下降，需要注意。

对于高频淬火齿轮，应预先在坯料时就进行调质，然后再高频淬火，这样在强度、变形、作业性等都能得到较好的结果。高频淬火的齿轮形状应尽可能上下左右对称和好的加工表面光洁度，同时要避免尖角以防止产生淬火裂纹或淬火不均匀等缺点。

渗碳淬火大齿轮应预先在坯料时进行正火回火，因为正火温度和渗碳温度相同或稍高一些，能减少渗碳后变形量的波动，从而可以在事先调整加工裕量来弥补热处理时的变形量，齿轮的形状如上所述，也应尽可能上下左右对称，特别是轮圈形状、轴向齿端附近的形状以减轻变形程度。

对需要氮化处理的齿轮，热处理应采取淬火回火以增加基体的强度，和中间去应力退火以减轻变形。

(3) 热处理设计的研究 热处理的最大特点是，它只改变零件的内在质量，而机械加工等其他工种都是改变零件的外形。由于工业机械用齿轮的材料、形状、机械性能、表面硬度等要求多种多样，使得热处理作业不易同一批处理，增加了热处理成本。因此，从生产一开始就有必要

慎重地研究热处理设计。下面提出一些看法供参考。

在齿轮的制造成本上，由高到低依次是渗碳淬火齿轮 \geq 氮化齿轮 \gt 高频淬火齿轮 \gt 淬火回火齿轮。

由于材料不同，热处理温度也不一样，不能同炉处理。为了提高热处理的生产率，建议如表 8-12，根据齿轮轮圈厚度来统一材料的选择。

表 8-12 统一选用工业机械齿轮材料的意见

热处理方法	轮圈厚度(mm)	材 料	硬 度 (HS)	
			齿 面	齿底面
淬火回火	<200	SCM4	36~45 45~55	同左
	>200	SNCM8	36~45 45~55	同左
高频淬火	<6 模数	S35C	>60	>50*
	>6 模数	S43C	>65	>55
渗碳淬火	<100	SCM22	>80	>75
	>100	SNC22	>80	>75
氮 化	<150	SCM1	>75	同左
	150~250	SCM9	>70	同左

* 不可能测定成品齿底面的硬度

高频淬火齿轮的强度与渗碳淬火或氮化的齿轮相近，但制造成本要低些，已普遍在汽车和车辆的齿轮中采用。但是在工业机械齿轮中，由于高频淬火的选择基准尚不具备，并且可靠性低，因此使用面不广。

高频淬火达到的硬化层深度决定于感应加热的频率，使用的频率如不适合就会引起硬化层深度不足或齿部的硬化形态不好，使强度下降。

要得到适宜的齿部硬化形态，必须在感应加热频率和输出功率都适合的淬火机上进行短时间加热。如输出功率不够，想用延长加热时间来弥补则有可能发生齿部硬化形态不好和容易发生淬火裂纹，应该引起注意。

要进行均匀的感应加热还必需有与齿轮形状合适的感应器。由于感应器的制造费用很高，因此必须要制造一定数量的齿轮（一般至少在20个以上）才采用高频淬火，千万不能用已有的形状不太适合的感应器勉强凑合使用，否则就会有损于加

表8-19 适用于高频淬火齿轮的设计准则

项目		适用范围						备注				
制造数		应同时制造20个以上齿轮(用已有的适合的感应器情况除外)										
频率 (kHz)	模数	2	4	6	8	10	12	14	16	18	20	备注 —— 适宜的范围 - - - 硬化层形态较差,热处理设计中允许的最大范围
	1	—————										
	3	—————										
	8	—————										
	10	—————										
	20	—————										
	50	—————										
	100	—————										
	200	—————										
400	—————											
输出 功率 (kW)	外径 ϕ (mm)	<100	<200	<400	<600	<800	<1000	备注				
	50	50	100	200	350	400	500	应使用大于此输出功率的机床淬火				
	150	150	200	350	450	500	600					
	250	200	250	350	550							
试制		应以实际齿轮进行试验来确定设计条件										

表中所指必需的输出功率是指齿轮整体淬火而言，如是单齿淬火时就只需要小功率就可以了

热效果,影响高频淬火的质量。

表 8-13 列出了适用于高频淬火齿轮的设计准则。按照这个准则进行热处理设计,一般都能制造出可靠性高而成本低的齿轮。

齿轮的渗碳硬化层深度除特殊负荷外,一般可按模数统一划分为如表 8-14 所示。

表 8-15 为渗碳浓度和耐点蚀性的关系。图 8-23 为碳浓度和弯曲疲劳强度的关系。图和表都表明,含碳量高的强度也高,但过高的含碳量在淬火后容易增加残留奥氏体量反而使硬度下降,也不适宜。因此如将含碳量维持在共析点左右,则可得到稳定的组织和高的强度。

表 8-14 确定齿轮渗碳硬化层的建议

模 数	全硬化层深度(mm)	备 注
6 以下	0.9~1.5	同一批零件取 $0.15 \times M$
6~12	1.8 以上	
>12, <20	2.3 以上	

表 8-15 C% 和点蚀强度

C%	硬度(HV)	循 环 数
0.67	674	3.3×10^6
0.86	694	8.4×10^6
1.13	710	$>10^7$

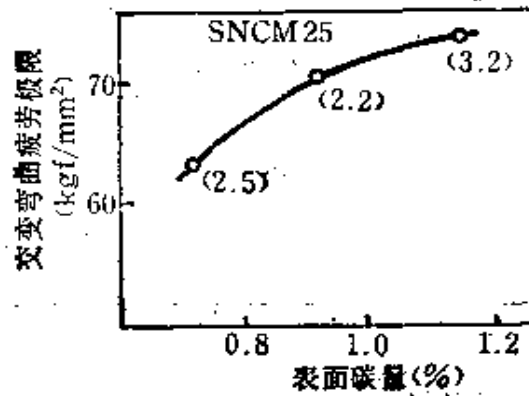


图 8-23 表面碳量和疲劳极限

表 8-16 为一般齿轮设计中考虑疲劳强度时的参考数据。有时为了零件性能、空间位置等原因而必须提高强度时，可将表 8-16 值提高 20~30%。但是必需正确地选择材料和相应的热处理条件。

表 8-16 生产设计上的疲劳极限指标

热处理方法	材 质	疲劳极限(kgf/mm ²)
淬火回火	SCM4	>30
	SNCM8	>30
高频淬火	S35C	>50
	S43C	>65
渗碳淬火	SCM22	>65
	SNC22	>65
氮 化	SCM1	>65
	SCM3	>60

热处理变形对零件成本和性能的影响都很大，因此减少变形是热处理生产过程中最为重要的事情。因热处理而造成齿轮精度的影响示于表 8-17。变形量和磨削时间关系的计算例子见

表 8-17 热处理对齿轮精度的影响

热 处 理 方 法	等 级 下 降 数	硬 度 (HS)
高频淬火	2	65~75
渗碳淬火	2~3	75~85
氮 化	1~2	78~87

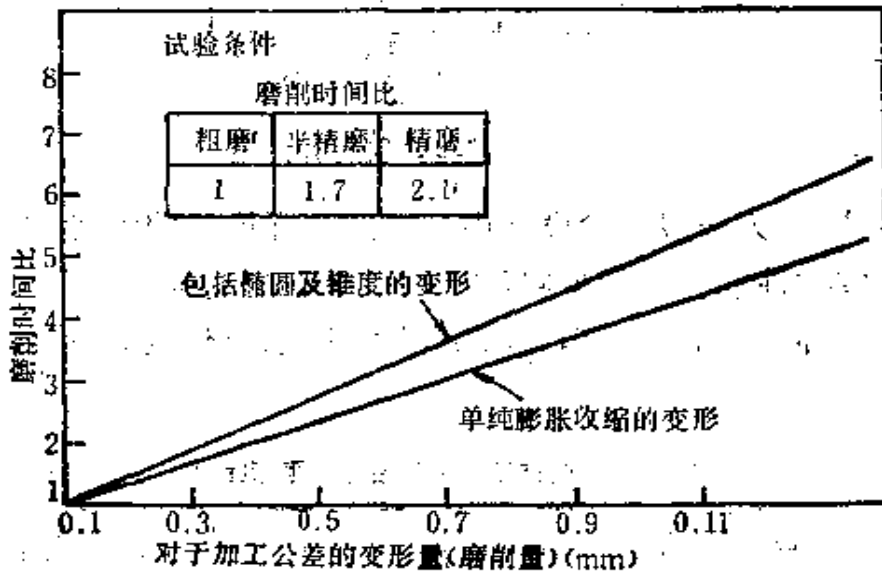


图8-24 变形量和磨削时间的关系。以磨削量0.1mm时的磨削时间为1作为对于磨削量的时间比

图 8-24。由于变形量增大不得不增加加工余量，相应地就要增加这部分的硬化深度，因此增加了热处理和切削加工费用。热处理的变形量目前还只能凭经验来估计。有人总结出表面硬化件外径和变形量的大致关系如图 8-25，渗碳齿轮的变形例子示于图 8-26。

减少热处理的变形量和掌握其变形的规律无疑是热处理设计上的重要技术。因此应在满足零件技术要求的前提下尽可能使材料和零件形状标准化，努力探索形状和变形量的定量关系。这就需要设计人员和材料热处理技术人员的经常交流，共同努

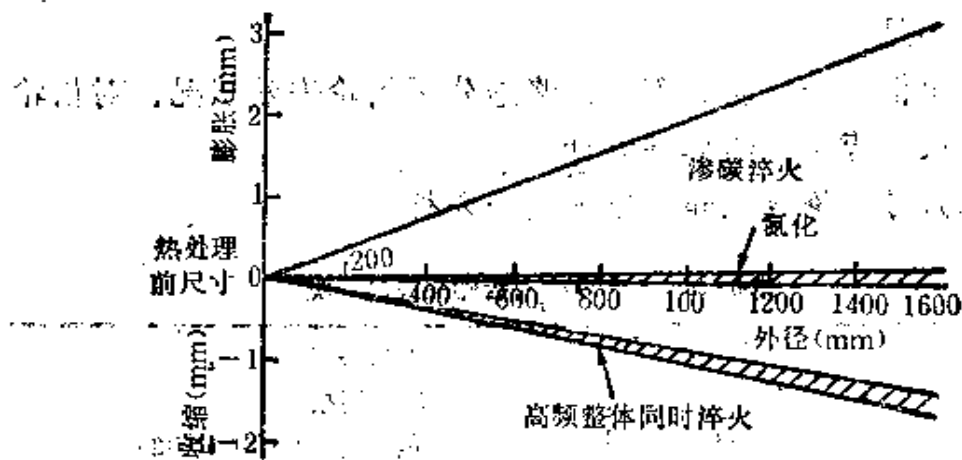


图 8-25 零件外径和热处理变形的关系, 按照渗碳淬火齿轮的材料、形状、淬火方案, 变形量的倾向不同

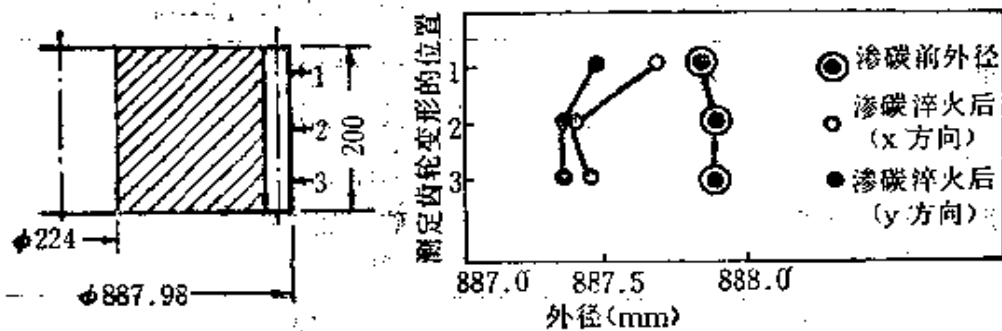


图 8-26 齿轮变形的实例

力来达到这一目标。

3. 建筑机械齿轮

履带式牵引车、轮式牵引车以及动力铲等以泥土和岩石为对象的建筑机械, 使用条件千差万别, 负荷大小或频率也都不一样。因此要正确地对其齿轮提出强度的要求就比较困难。理想的齿轮热处理设计是热处理后的材料强度能满足设计上的齿轮

强度要求。但实际有时不是这样,有时采用的材料太好,有时却又强度不足。

下面根据一些研究资料概略地分析齿轮失效状况、对齿轮性能要求和齿轮的热处理设计。

(1) 对齿轮性能和齿轮失效的分析

表 8-18 AGMA 对齿轮失效的分类

齿 面 恶 化	磨 损	正常磨损 磨料磨损 焦痕磨损(Scorching) 过负荷磨损
	塑性屈服 (Plastic Yielding)	脊状磨损(Ridging) 滚压屈服(Rolling) 锤击屈服(Peening) 鳞状屈服(Rippling)
	粘 合	轻度擦伤 激烈擦伤
	齿面疲劳	初期点蚀 破坏性点蚀 剥落
	其 他	腐蚀磨损 烧蚀 干扰磨损 磨削裂纹
(II) 齿 部 破 损		过负荷破损 疲劳破损 裂纹 淬火裂纹

根据 AGMA(美国齿轮制造商协会)的分类,齿轮失效的情况如表 8-18 所示。齿轮失效大致有两类情况:齿面损伤而失去

齿轮机能和齿根处折断。除了设计原因外，在材料方面大都是由于疲劳所致。

传递动力的齿轮同时由于滑动和滚动接触而传递动力，齿面由于摩擦作用发生摩擦力而出现磨损现象。齿轮设计上的因素如表面加工精度、齿轮传动时的滑移率和滑移速度都对齿面磨损有影响，当然齿面的润滑状况和材料组织的影响也不可忽视。

弯曲应力引起的齿根折断常常是从齿面发生龟裂开始。齿面的剥落是由于接触载荷而发生的剪断应力超过了齿面材料的

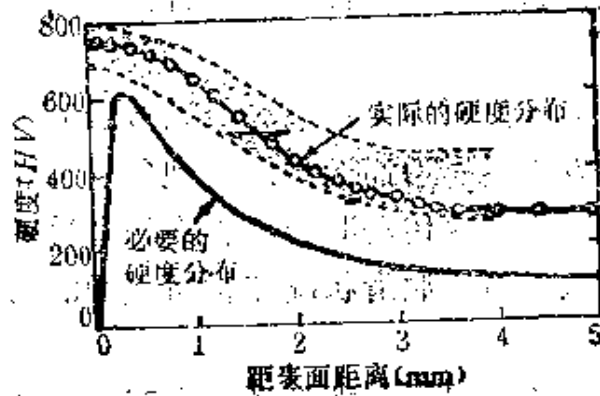


图 8-27 不发生剥离所需要的硬度分布和实际的硬度分布

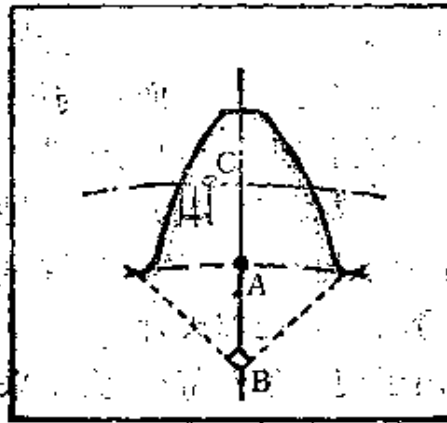


图 8 28 心部硬度的测定位置

线。上下两条虚线为硬度的偏差值。从图可知，齿轮的硬化深度能满足设计要求，看来硬化层深度可稍浅一点，相应地也可降低一点渗碳费用。

测量齿轮的心部硬度一般是在图 8-28 所示的 A、B 和 C 三点上测定的，具体的位置由各厂根据各自的经验而定，通常 A 点是齿底圆周和齿顶中心线的交点，B 点是从齿底向齿顶中心线作 45° 引线的交点，C 点是在节圆上两倍于硬化深度的位置。传统的心部硬度是 HRC30~40。

从图 8-28 上的 A、B 及 C 处的位置可见它是基体材料本身

的硬度,和渗碳层的硬度没有直接关系,因而和材料的淬透性和淬火时的冷却速度有关。从这个硬度值可以知道其淬火条件。实际上心部硬度在剪断应力分布上具有基体材料强度的意义。

图 8-29 表明,心部硬度是全渗碳层和基体材料交界位置上的硬度。调查研究表明,在渗碳件上,从有效硬化深度处到全渗碳层深度之间的硬度下降状况大致是一定的。因而可以这样假定,由于从两倍于有效硬化深度的位置起其硬度值已趋向于平坦,因此规定在二倍于硬化深度位置测定心部硬度是适宜的。

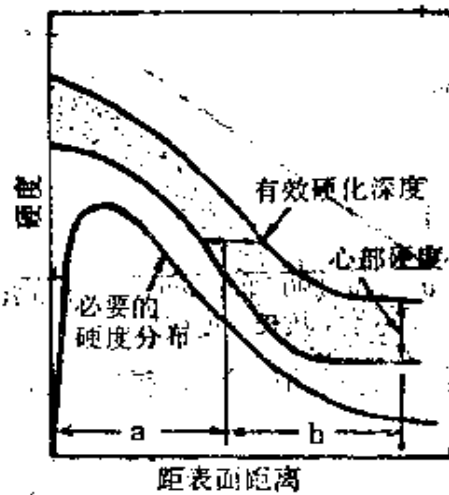


图 8-29 测定心部硬度位置的说明图

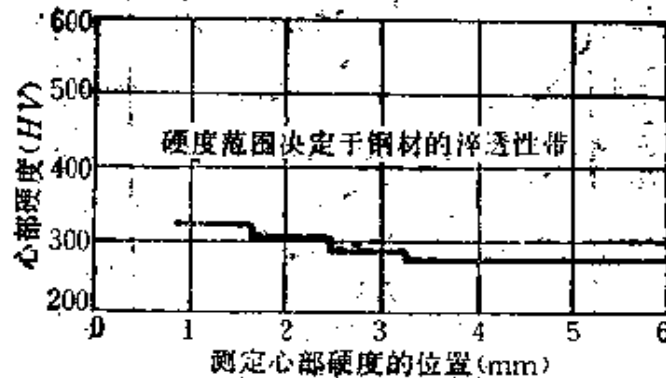


图 8-30 为节圆部位硬化深度两倍位置的硬度

图8-30是按照以上观点的心部硬度推荐值。例如图上表明如有效硬化深度为1mm,则心部硬度应在距表面2mm处测定,其值按照规定应大于HV810。

建筑机械齿轮的齿根弯曲应力大致应在 50kgf/mm^2 左右,而且齿根应力集中相当大,只要稍向心部应力就急剧下降。例如在模数10的齿轮上,当受到面压 190kgf/mm^2 载荷时,齿根的最大弯曲应力为 47kgf/mm^2 ,但在距表面2mm处应力就下

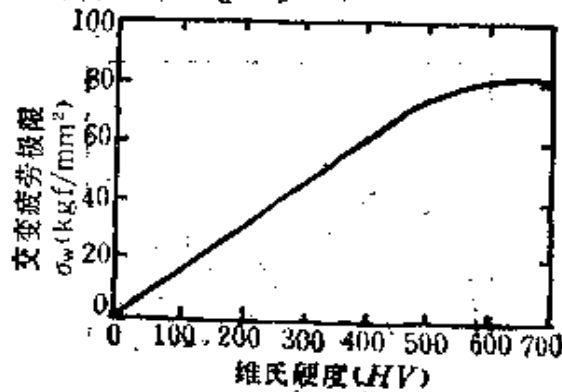


图8-31 钢铁材料的硬度和疲劳极限的关系

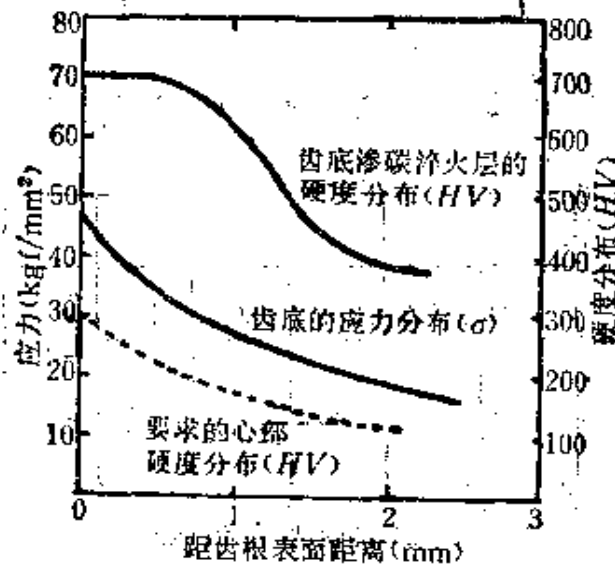


图8-32 齿根要求的硬度分布和实际渗碳得到的硬度分布

降到只有 $20\text{kgf}/\text{mm}^2$ 左右。

图 8-31 为一般钢铁材料的疲劳强度和其硬度之间的关系。对上述例子中的应力分布所要求的硬度分布图形如图 8-32 所示。从图可知在齿部硬化深度范围内硬度均大于 $HV300$ ，因而不会发生来自表面的龟裂。而渗碳淬火钢的心部硬度也不会在 $HV200$ 以下（紧接有效硬化层的心部）。因而几乎不可能由于心部硬度低而使齿根折断。

对于建筑机械齿轮，由于需要有抗剥落性因而心部的硬度强度都比较高，也就不会影响齿根弯曲。影响齿根弯曲疲劳强度的主要因素有(a)表面的硬度，(b)残留应力，(c)应力集中程度，特别是在磨齿时要注意到磨削終了部位的尖角部分。

既然建筑机械齿轮的心部硬度对齿根弯曲没有影响，却常常会在大型建筑机械齿轮上发现齿根折断呢？下面通过一个实例来分析其原因。图 8-33 是一渗碳淬火的小齿轮轴（模数 10，齿数 18，单件重 40kg）在低频疲劳条件下早期从齿根折断后，在折断处齿底的硬度分布。图 8-34 是测定硬度处的显微组织。图 8-34 表明，齿根的表面硬度显著偏低，这是因为表面因晶界氧化

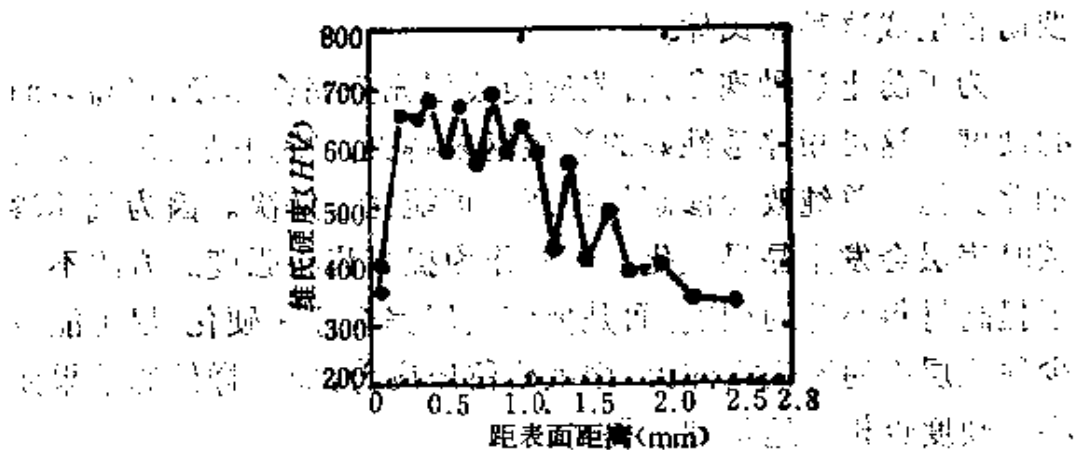


图 8-33 在低频疲劳条件下从齿根早期断裂的小齿轮齿底的

断面硬度分布

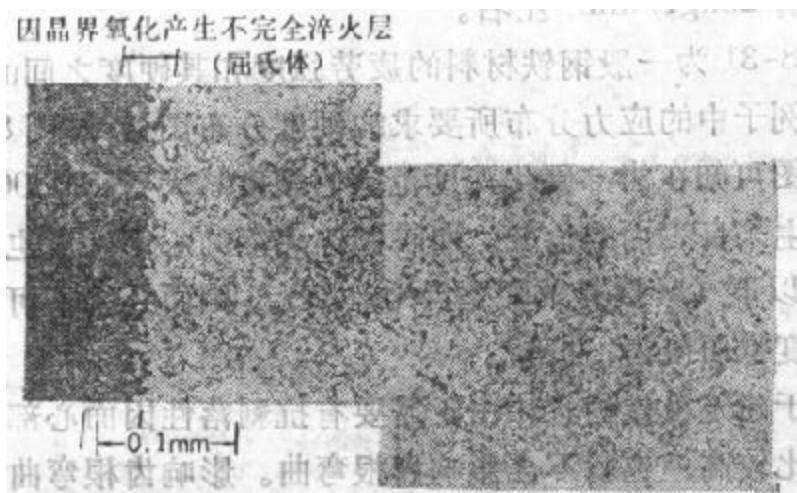


图 8-34 模数 10, 齿数 13, 单件重 40kg 的渗碳齿轮的齿底组织
($\times 300 \times 3/7$)

产生较软的屈氏体,在硬化层内也有不完全淬火的屈氏体(黑色的点点)的缘故。而以后硬度的突然升高是因为软的屈氏体和硬的马氏体混合在一起。但在测定洛氏硬度时是用砂轮机研磨表面的,这样就使表面层的这种不正常情况没有被检查出来。这种由强度较低的屈氏体支配了渗碳层的强度,使齿轮表面的硬度低,残余压应力也小,这是齿轮轴折断的主要原因。因此有必要防止生成这种屈氏体。

为了防止这种现象,首先应使表层充分完全淬硬,提高表面的硬度。这可用淬透性好的渗碳钢来解决,特别是大齿轮更是如此。但是单纯改变渗碳钢种还不可能完全解决。因为气体渗碳时表层会发生晶界氧化。因此作为提高齿根强度的方法不在于提高材料心部的硬度,而是要使表层完全淬火硬化,尽可能减少硬化层内的不完全淬火,增大残留压应力,而这样做的结果使心部硬度也相应地得到了提高。

对高载荷齿轮来说,点蚀是很重要的问题。一般讲齿面的硬度愈高则耐点蚀性愈好。但仅仅硬度高还不够,要提高点蚀

寿命还应在承受载荷时做到均匀接触。除此以外，造成点蚀寿命下降的原因之一是面压达到 200 kgf/mm^2 时，齿表面 $20 \mu\text{m}$ 左右处的温度可达 200°C ，高出淬火后的回火温度 (150°C)，从而使表面硬度下降。因此从热处理设计来讲，除了增大材料的软化抗力外，改进润滑方法，降低接触齿面的温度也是很重要的。

点蚀的发生机理，有 $\tau_{45^\circ\text{max}}$ 的亚表面裂纹学说和由于同时发生滑移(摩擦系数 0.10 以上)， $\tau_{45^\circ\text{max}}$ 接近表面的表面裂纹学说两种。一般认为高载荷齿轮的点蚀是属于后一种情况。但是直到目前为止，点蚀发生机理的定量分析还很不够，还需要从金属组织和力学分析结合在一起来进行研究。

4. 汽车齿轮

汽车上使用的很多齿轮，无论是变速机构、差动机构、转向机构或者发动机及辅机上所用的各种齿轮，不仅要研究其各自所要求的强度、耐久性等性能，而且还应考虑批量生产和制造成本。

在汽车齿轮热处理设计时，首先应掌握齿轮的服役条件、它实际的动载荷和周期应力，然后选定材料和热处理工艺。例如，即便同样是变速机构齿轮，低速和高速档齿轮的使用条件就完全不同。在使用时间上低速档齿轮为 5~15%，高速档则达 45~90%，相差很大。在使用寿命上，低速档齿轮要求 30~50 万次，而高速档齿轮的要求为 300~1000 万次。因而低速档齿轮可按有限疲劳寿命设计，而高速档齿轮则应按疲劳极限设计。

下面分别介绍主要的汽车齿轮的特征及其强度设计和热处理。

(1) 主要的汽车齿轮的特征

表 8-19 日本汽车齿轮的材料和热处理

零件名称	材 料	热 处 理
凸轮轴定时齿 轮(链轮)	S35C~55C FC25, 35, 特殊铸铁 粉末烧结黑色金属	淬火回火+软氮化
曲轴定时齿轮(链轮)	S35C~55C FC25, 特殊铸铁 粉末烧结黑色金属	高频淬火, 淬火回火, 软氮化 高频淬火
飞轮齿圈	S15C, 25C S45C, 50C	渗碳+火焰淬火 高频淬火
起动装置小齿轮	SCM21, 22	渗碳淬火
分配器齿轮	S15C, 25C	渗碳淬火, 渗碳淬火+软氮化
同步衬套	S35C~55C, SCM1 SCM22H 粉末烧结黑色金属	淬火回火, 淬火回火+软氮化 渗碳淬火
齿轮组	SCr22, 22H SCM21, 22, 22F	渗碳淬火
1~4 速齿轮 输入轴换向空转齿轮	SCr21H, 22, 22H SCM21, 21H, 22, 22H	渗碳淬火
差动机构小齿轮	SNCM9, 23, 23H SCr22, 22H SCM21, 21H, 22, 22H	渗碳淬火
差动机构内啮合齿轮	SNCM9, 21H, 23 SCM21, 21H, 22, 22H	渗碳淬火(加压淬火)
差速机构驱动小齿轮 差速机构半轴齿轮	SNCM23 SCM21, 21H, 22	渗碳淬火
转向蜗杆	SCr3, 22, SNCM23 SNCM25, SCM22, 23	渗碳淬火
转向扇形齿轮轴	SCr22, SNCM23H SCM22, 23	渗碳淬火
转向滚珠螺母	SCM22, 23H, SAE4320	渗碳淬火

汽车所用的主要齿轮大致可分为发动机、变速机构、转向机构及其他四部分，日本所用的材料和热处理汇总列于表 8-19。

(a) 发动机部分 发动机部分的曲轴和凸轮轴上的定时齿轮与传动系统的其他齿轮相比，负荷较小，但耐磨性要求高。因此采用碳钢淬火回火处理，即使这样，齿的弯曲强度也是足够的，为了减轻齿面磨损有时可采用高频淬火或软氮化处理。

发动机内部的油泵齿轮和分配器齿轮，是由零件很多的螺旋伞齿轮组合起来的，由于是在润滑状态下带负荷运行，因此要求齿轮有高的耐磨性和耐热胶着性。通常是将碳钢或表面硬化钢进行渗碳淬火、碳氮共渗或渗碳淬火后再软氮化的齿轮与进行高频淬火、火焰淬火、软氮化处理的镶套碳钢齿轮配合起来使用。

发动机启动时不可缺少的飞轮齿圈只是在启动时才使用。通常大多是用碳钢经淬火回火、高频淬火或火焰淬火处理，也有将齿圈薄套和淬火同时进行的，或者采用渗碳后高频淬火。

(b) 变速机构齿轮 手动变速机构各档的使用频率如前所述是不一样的。所用齿轮大多是渗碳淬火，也有用碳氮共渗或高频淬火的。各国用于变速机构齿轮的钢号如表 8-20 所示。英国的工厂多为镍系的渗碳钢。日本和联邦德国在二次大战中镍资源不足，进行了无镍而能充分发挥性能的钢种的研制。联邦德国的工厂几乎全部是 Mn-Cr 系和 Mo-Cr 系。美国汽车则多用 Ni-Cr 系渗碳钢。最近美国也开始了少 Ni 和 Mo 钢的实用性试验研究。今后汽车齿轮用钢的低合金钢化还会进一步发展。

近来使用自动变速机构即转矩变换器的汽车越来越多。转矩变换器车的齿轮与变速机构车相比，冲击负荷小，构造上用

表 8-20 变速机构齿轮用钢种(用于渗碳淬火)

钢 种	国 别			
	美 国	联 邦 德 国	英 国	日 本
Cr 钢	5135	—	EN18, 5135	SCr21, SCr22
CrMo 钢	4137, 4118	25CrMo4	—	SCM21, SCM22
NiCrMo 钢	4718, 4720, 8617, 8620, 8622	—	EN353, 8617, 8620, 8621	SNCM23
NiCr 钢	—	—	EN352	—
NiMo 钢	4620, 4621, 4820	—	4620, 4621	—
CrMn 钢	—	16MnCr5, 20MnCr5	—	—
Mo 钢	4023, 4027	—	—	—

的是小模数齿轮，因此要求材料和热处理能相互配合以满足要求。美国采用了淬透性较低的 CrMo 渗碳钢，按照模数大小进行较薄硬化层的渗碳淬火或碳氮共渗淬火(参见表8-21)。

(c) 转向机构齿轮 转向机构齿轮从蜗杆滚柱型和蜗杆滚针型改变到滚珠螺母型。

蜗杆滚柱式，采用轴承钢或具有较厚硬化层的渗碳钢制的滚柱，和其啮合的蜗轮蜗杆则是具有能耐高面压作用的厚渗碳硬化层和心部硬度，这是因为要预防发生压碎或表面下层破损造成的剥离现象。

在滚珠循环式转向机构，是从切削出滚珠螺纹的蜗杆轴，通过循环滚动的滚珠将力传递到扇形齿轮轴的螺母。由于使用滚珠，所以蜗杆轴和螺母的滚珠螺纹表面，在每个接触部位都必须有足够的硬化层深度和心部硬度。而且滚珠螺纹面在渗碳淬火

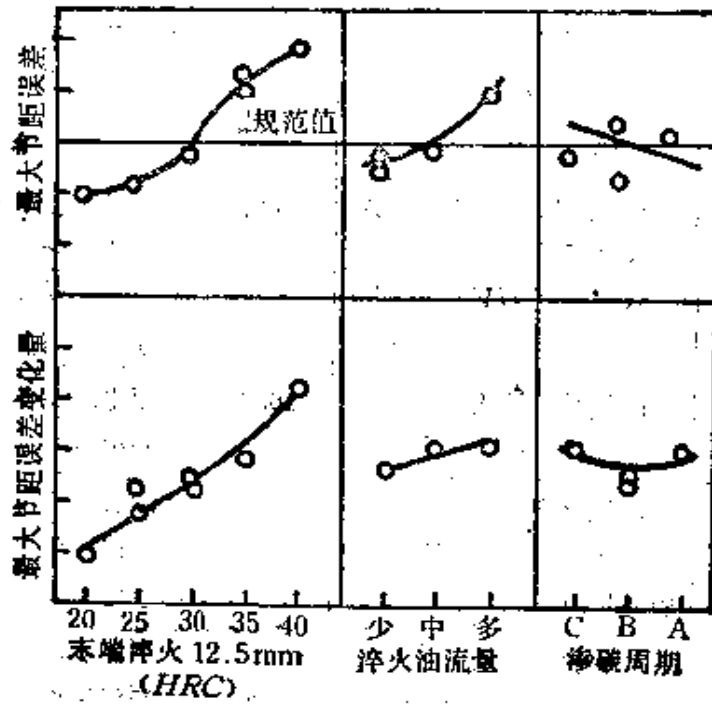
表 8-21 自动变速机构用齿轮(美国例子)

	太阳齿轮		行星齿轮	
	材料	热处理	材料	热处理
A	5140	碳氮共渗淬火 (RA 79~82.5) 表面硬度 HV620~755	5145	碳氮共渗淬火, 硬化层深度 0.18~0.25mm 表面硬度 HV620~755
B	5140 5132	碳氮共渗淬火	8620	碳氮共渗淬火 硬化层深度 0.30~0.41mm
C	8620 4027	渗碳淬火 硬化层深度 0.64~0.89mm	8620	碳氮共渗淬火 硬化层深度 0.46~0.64mm
D	1330	碳氮共渗淬火 硬化层深度 0.64~0.89mm	1330	碳氮共渗淬火 硬化层深度 0.30~0.38mm
E	4023 (钢管)	渗碳淬火, 表面硬度 HRC58以上 硬化层深度 0.38~0.64mm	4024	渗碳淬火, 表面硬度 HRC58 以上 硬化层深度 0.38~0.64mm
F	5140H (钢管)	渗碳淬火 硬化层深度 0.18~0.25mm	5140H	渗碳淬火 硬化层深度 0.18~0.25mm

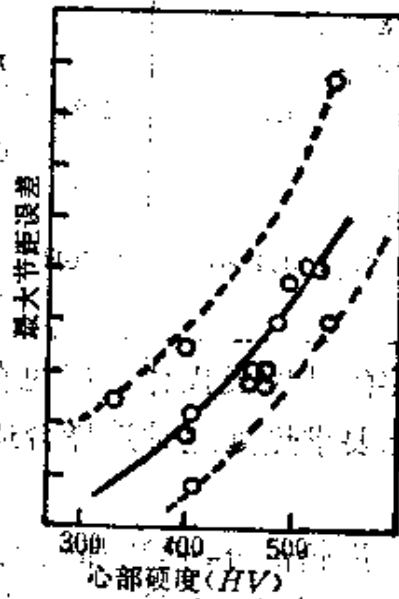
时希望不要产生过多的残留奥氏体, 以免在磨削时发生磨削烧伤或磨削裂纹, 因此要求热处理时选择合适的气氛碳势和淬火冷却剂。

螺母和扇形轴的齿轮部分, 模数都较大, 通常就接其各自的模数来确定渗碳硬化层深度。但是螺母内侧滚珠槽底较薄, 应镀铜或涂上防渗剂来防止渗碳。

(d) 差动机构部分: 差动机构大都用伞齿轮, 这种齿轮的



(a) 节距误差和各主要因素的关系



(b) 心部硬度和节距误差的关系

图 8-35 伞齿轮的热处理变形

热处理变形是最大的问题。因此锥形齿轮的模压淬火（校正淬火）是不可少的，和锥形齿轮啮合的传动小齿轮也常采用回转校正淬火方法。

渗碳淬火发生变形和钢材的淬透性有很密切的关系，如图8-35所示，淬透性愈好，心部硬度愈高则齿的螺旋角和节距误差愈大。特别是锥形齿轮，里面有很多安装用的螺孔，此孔底和齿底的厚度较薄都会在热处理时发生较大的变形。因此对差动机构齿轮用钢要特别注意其淬透性。在模压淬火时大多用常温淬火油，油的流量和模子压力的配合很重要。

关于汽车齿轮热处理变形问题下面将作详细的分析。

(2) 汽车齿轮的强度和热处理设计

(a) 耐磨性设计 影响齿轮耐磨性的因素很多，从啮合角度看有接触方式——点接触或面接触、润滑情况、相互间的滑动速度、齿轮的加工精度，以及载荷时有无冲击载荷等；从热处理角度来看则有硬度分布、材料组织、硬化层深度等。过去一直认为齿轮硬度高，耐磨性就好（参阅图8-36），这样讲实际上还不够完整，在齿轮啮合中还需要看其配对齿轮之间的相对硬度，若相差很大则会增加硬度低的齿轮磨损，造成齿间隙增加和寿命

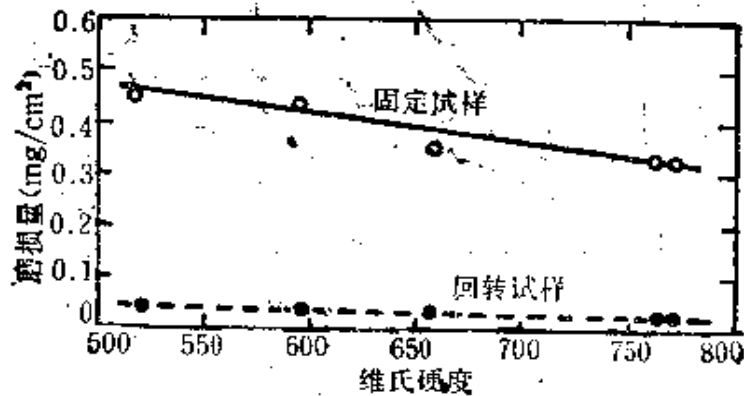


图 8-36 表面硬度和耐磨性

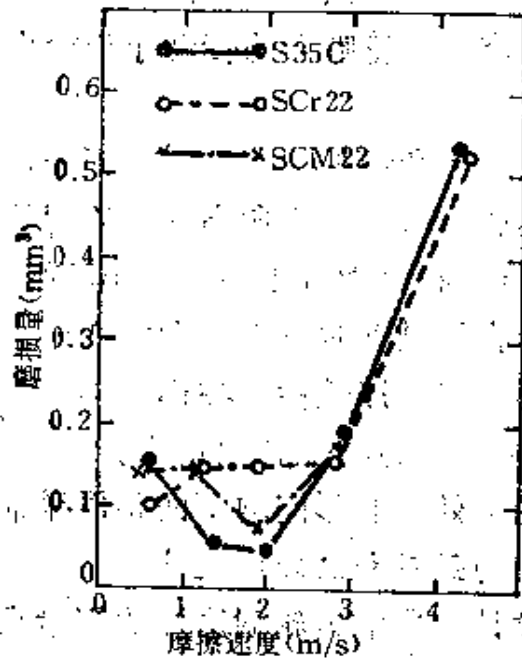


图 8-37 摩擦速度和磨损量的关系

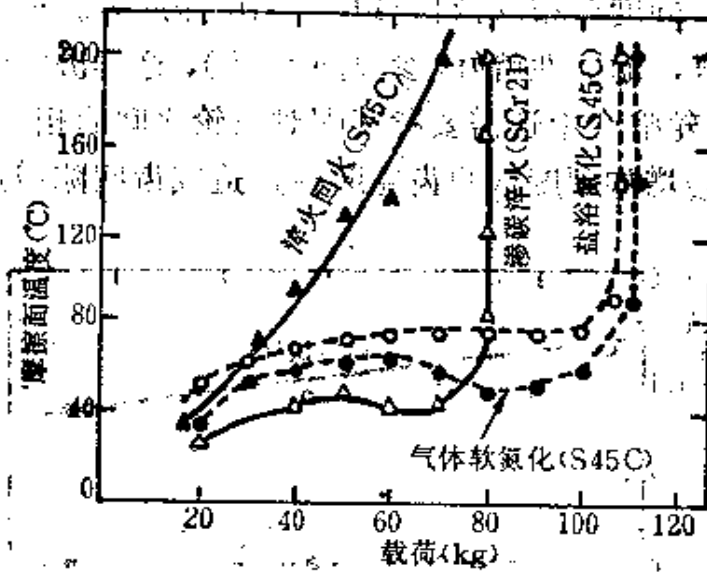


图 8-38 耐热胶着性

(内径 $\phi 22$ 、外径 $\phi 28$ 圆环和平板的热胶着试验, 滑移速度 2m/s, 润滑油子油。)

下降。因此，通常对渗碳淬火的齿轮，选择维氏硬度 650~850 范围是适当的。高频淬火齿轮则根据使用的钢种和含碳量，从防止淬火裂纹和抗回火软化上看，大都取 HRC50~60 的硬度。

在润滑条件和摩擦速度及面压方面，如啮合齿面温度上升则容易发生热胶着(参见图 8-37)，因此可采用碳氮共渗或软氮化处理。尤其是软氮化，因其氮化层的摩擦系数低而且耐热胶着性也好(图 8-38)。

在滚动磨损这一点，有必要确保硬化层深度大于发生最大剪断载荷深度。残留奥氏体量在一定限度内能有助于滚动接触面的磨合和发生马氏体化而降低接触面压力。但过多的残留奥氏体反而会增加磨损量(如图 8-39 所示)。

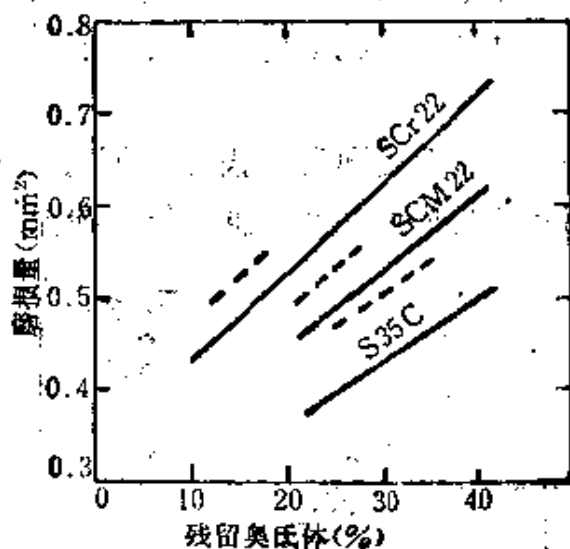


图 8-39 残留奥氏体和耐磨性

渗碳表面的碳量，从表面硬度的波动和硬化能力看，大多是以 0.8~0.9% C 为目标。但是渗碳钢的合金成分和其淬透性常常会影响其淬火后的残留奥氏体或渗碳体量，从而影响其最终的硬度。

此外还应注意测量表面硬度的方法。因为在热处理后通常是用洛氏硬度计来测量齿顶部的硬度，而齿顶和真正受力的齿面的硬度不一定相同；特别是经过磨削的齿轮更是这样。同时还应考虑渗碳时的气氛碳势和渗碳时间，以尽量避免产生晶界氧化的坏影响。这些都是热处理设计(包括选用渗碳用钢)时应当充分注意的因素。

(b) 耐冲击性 这里所说的冲击载荷是指因碰撞等发生意外时所造成的冲击过载荷。表面硬化材料的耐冲击性和通常在钢材性能表中的正火或调质后材料的冲击值显著不同。

图 8-40 和图 8-41 所示都是在渗碳硬化层和冲击性能之间的关系上实验的结果。从图可知，随着渗碳硬化层深度增加，心部塑性变形所吸收的冲击功剧减，几乎所有的冲击吸收能完全在硬化层处，导致冲击值急剧下降。这点应在产品设计上给予适当的考虑。

(c) 疲劳强度 关于表面硬化齿轮的疲劳强度，可供参考的资料不多。图 8-42 所示为疲劳强度与渗碳深度的关系。美

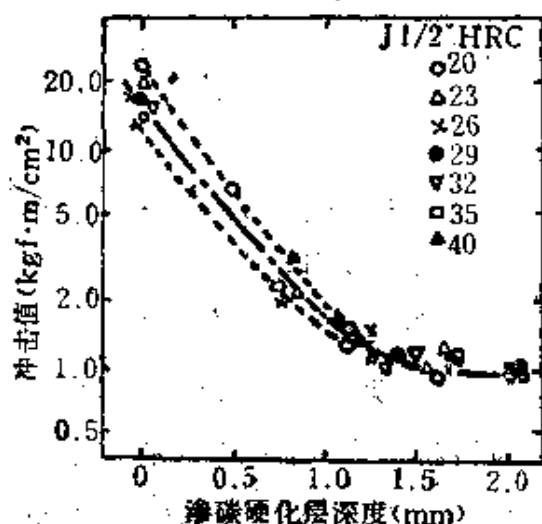


图 8-40 硬化层深度和冲击值(SCM21, 22H 渗碳淬火)

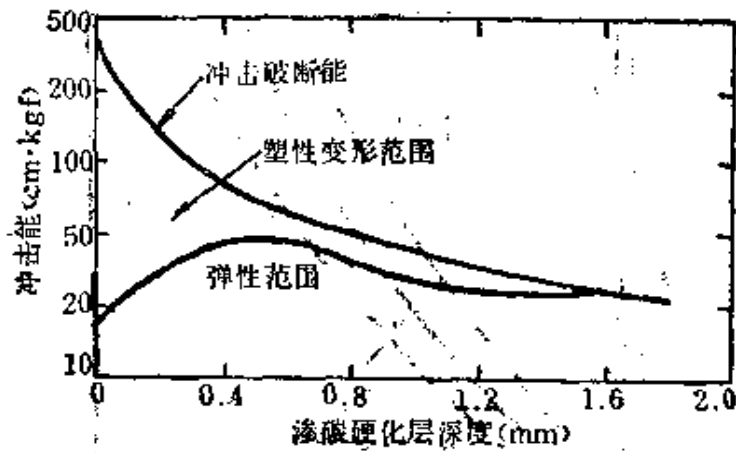


图 8-41 硬化层深度和冲击吸收能(klein, $M=3$, 渗碳淬火)

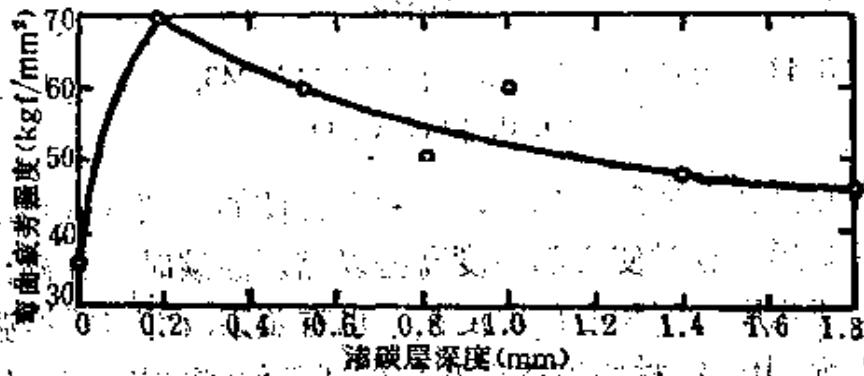


图 8-42 渗碳深度和疲劳强度(klein, $M=3$, 渗碳淬火)

国齿轮制造商协会从滚动疲劳和抗压强度上考虑推荐了按照模数确定硬化层深度(图 8-43)。

目前世界各国对判定表面硬化层深度的标准还不统一。美国 SAE 规定以到 HRC50 处为止的深度作为表面硬化层, 但欧洲热处理协会则以 HRC55 处为标准。日本 JIS 在 1979 年也修改为 HRC55 (JIS-G0557-1979)。也有国家将表面硬度和心部硬度之间 1/2 处规定为硬化层深度。

齿轮的心部硬度如前面图 3-39 所示对于弯曲疲劳强度有

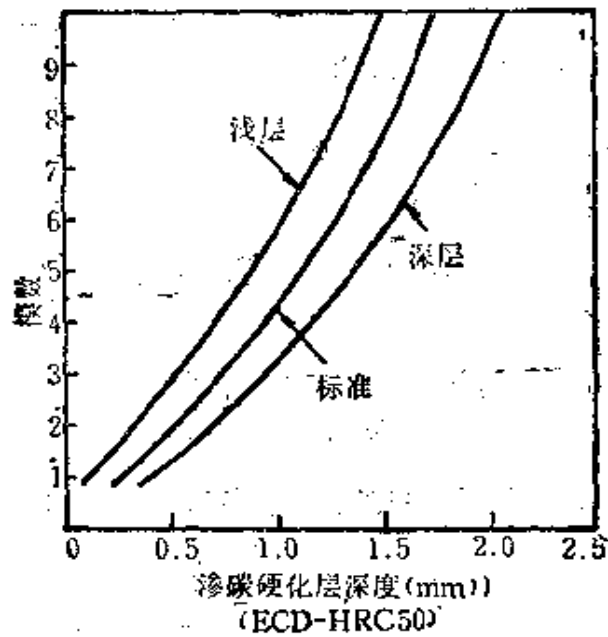


图 8-43 渗碳硬化层深度推荐值(AGMA 246, 01A, 原文为 D. P. 和 E. C. D)

最适宜的值。在实际应用上,有的设计使心部硬度低些以抑制热处理变形,有时使心部硬度高些以缩短渗碳时间并确保耐压强度。硬化层深度和心部硬度相互也有关系,并对疲劳强度有很大影响,由于钢材的淬透性和热处理条件(渗碳时间、温度、碳势、淬火温度、冷却速度等),使晶界氧化程度和残留应力状态等发生很大变化,因而要确保热处理质量,钢材淬透性的管理就显得很重要(参看图 8-44)。

另外,齿的弯曲疲劳强度不单单是疲劳极限设计,考虑达到车辆使用寿命时齿轮的使用频率而灵活运用有限疲劳寿命的设计才可以说是最适当的设计。

高频淬火达到的表面硬化层深度和疲劳强度的关系也有一般性的资料,对于齿轮未必是可靠的,回转淬火和固定淬火,残留应力的分布显然不同,需要积累实际的数据。

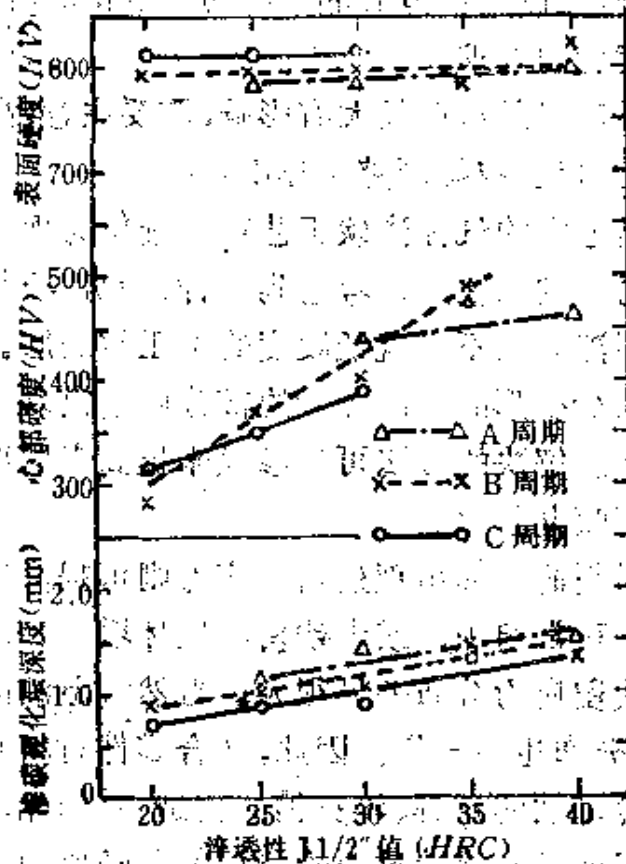


图 8-44 钢材淬透性的影响 (SCM21, 22H 渗碳淬火)

(3) 汽车齿轮材料的热处理波动和热处理变形因素

(*) 热处理工艺波动的影响 按照上面所说进行齿轮的强度设计还只是理论上的, 要保证大量生产汽车的质量, 齿轮热处理工艺发生波动是很大的问题, 要给予充分的注意和研究。

钢材的成分波动, 晶粒度、洁净度和淬透性都对渗碳淬火零件的强度有很大影响, 因此有必要根据零件的大小、要求的性能和采用的热处理工艺条件来确定需要的钢材淬透性。对于典型齿轮, 要求的淬透性应能适应渗碳淬火大齿轮的齿根或节圆厚度。此外, 对渗碳硬化层的硬度和深度有影响的表面层的淬透性也很重要。最近倾向于在钢中加入确保表面层有足够淬透性

的最低合金成分,用碳量调节心部硬度的渗碳钢的看法,因为这样做适合汽车齿轮的要求。

提高渗碳温度对晶粒度长大有影响,需要注意,高温渗碳虽能缩短渗碳时间,但要权衡利弊来作出选择。

晶界氧化是通常的气体渗碳工艺难于避免的现象,它使渗碳件的表层不易达到高硬度,考虑到钢种、碳势、冷却方法等至少要使表层渗碳淬火后不出现低硬度的不正常表层。特别在采用热油淬火以减少变形时,冷却慢的部分就会出现不正常的表层组织(屈氏体)。解决的办法可用渗氮来提高表层淬透性,或者在淬火后进行喷丸强化。

表面硬化材料的表面出现残留压应力则可提高疲劳强度,但如表面出现不正常组织,或者残留奥氏体增多和冷却速度不均匀,都会使残留应力分布差异很大。当然常温油淬火和热油淬火,残留应力分布也不一样。因此,适合零件材料和形状的冷却方法,包括冷却油的选择、淬火槽的构造、油的循环和冷却方法、冷却周期、工夹具和渗碳过程的研讨都是必要的,据此来掌握符合零件要求的最适合的热处理工艺。

(b) 齿轮的热处理变形 一般齿轮在渗碳淬火后齿形向增大压力角方向变化,齿向向减少扭转角方向变化。曾对模数 3、节圆直径 153.4、齿数 47 的渐开线齿轮,用 A、B 两钢种进行热处理变形试验(A 为 SOM22 钢, B 为 Mn-Cr-B 钢)。在机械加工精度相同时,两钢种渗碳淬火后的齿形误差、齿向误差、齿沟振摆的比较结果见图 8-45,该图表明 B 钢的变化量和偏差都比 A 钢大。图 8-46 是表示对磨削工序有影响的内径尺寸的变化,表明 B 钢也比 A 钢缩小得多。

从上述试验可知,材料不同时热处理变形情况也不一样,当然可以用调整前道工序的加工尺寸作为补救措施,但最好能事

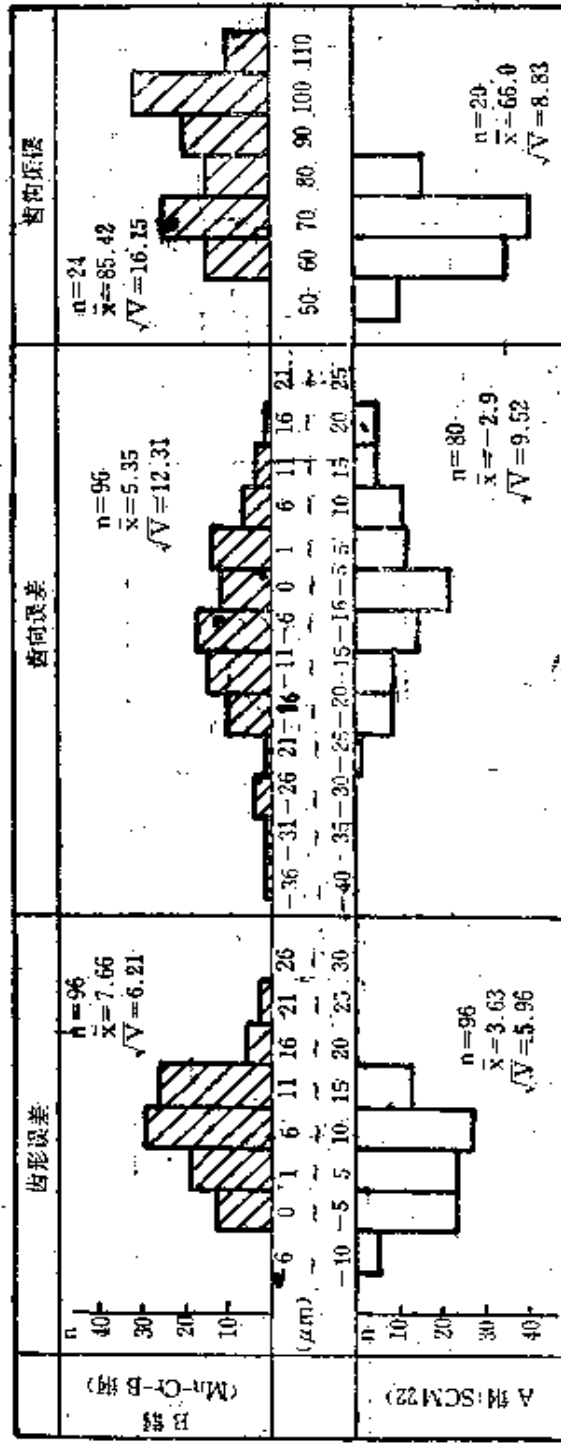


图 8-45 渗碳淬火后 A、B 两种钢齿轮的精度比较

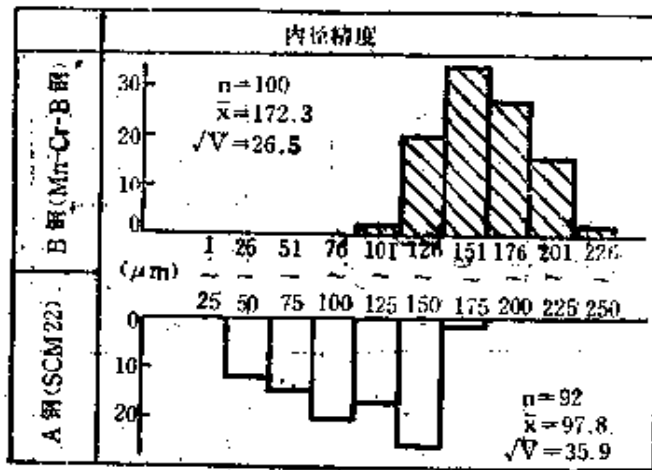


图 8-46 渗碳淬火后 A、B 的内径精度

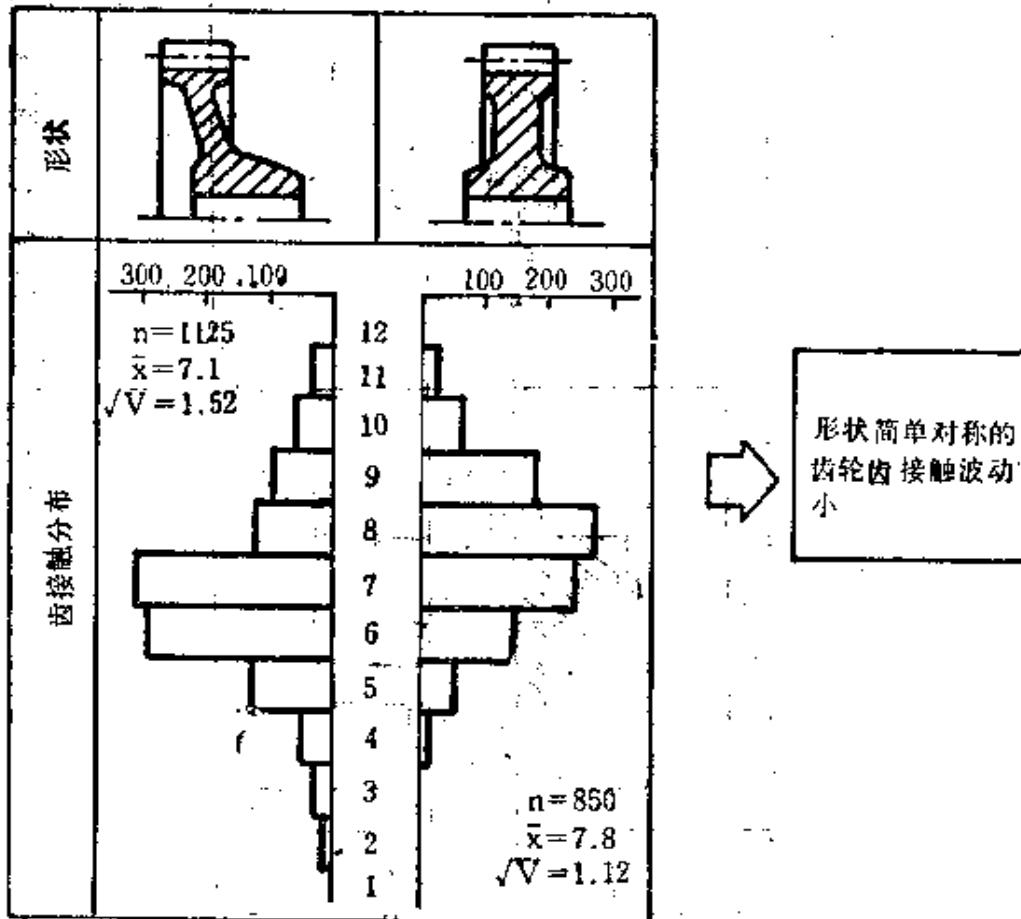


图 8-47 齿轮形状差别所引起的齿接触分布的比较

先对所用钢种和零件尺寸变化的绝对值作充分研究，并且通过热处理工艺保证其能稳定。

此外，影响热处理变形最大的因素是齿轮的形状。图 8-47 是两种形状不同的齿轮的轮齿接触的差别。这是表示试验齿轮和 JIS 零级高精度标准齿轮啮合时的齿间的接触情况。中间 7 字表示 100% 完全接触，以这里为中心偏离，轮齿的接触范围变得狭窄起来。此图还表明，对于齿筋左右对称并且呈直线的，轮齿接触良好。因而对于齿轮的形状应尽可能采取左右对称，形状越简单越好。但最初的形状在最初设计时就已决定了，这就需要设计、工艺、生产部门间的紧密协调和配合。

以上表明，齿轮的热处理变形受材料和形状的影响很大，这是研究的重点。此外为了消除机械加工时的残留应力，进行中间工序的去应力退火有时也可获得好的效果，但要增加工序和费用，应按具体条件考虑是否要增加去应力退火工序。

(三) 曲 轴

1. 曲轴强化方法的考虑

载重汽车的曲轴过去都是锻钢件，将轴承滑动面进行中频淬火以提高耐磨性。近年来，随着汽车工业的发展，要求曲轴向性能高、重量轻的方向发展，因而对曲轴的强化方法进行了广泛的研究。对钢曲轴的强化方法有以下几种考虑。

- (1) 提高材料的强度。
- (2) 滚压圆角。
- (3) 圆角部位中频淬火。
- (4) 软氮化处理。

作为材料上的一种强化措施，是用锰钢、铬钢、铬钼钢等替

代过去常用的碳钢,提高调质硬度而使用。但是考虑到大批量生产条件,不希望加工 HB300 以上的锻坯,而且改变材料,价格也相应要提高,但曲轴重量尚不能减轻,因而这不是较好的办法。

圆角部分采用中频淬火和在圆角部分进行滚压一样,都是对圆角部分的有效强化方法。中频淬火是将原来只对曲轴滑动面淬火扩大延伸到圆角部分,但淬火后的校直和磨削所花费的时间要比原来多得多。

近年来,大型车辆广泛应用 V 形发动机。曲轴的扭转振动就成为一个突出的问题,仅仅依靠强化圆角部位不能满足要求。为了提高曲轴的扭转强度,除了对圆角部位强化外,对油孔的内面和减轻重量的孔的内面等都要求能够作强化处理。

图 8-48 和图 8-49 所示为中频淬火曲轴由于扭转振动而在油孔内面发生疲劳失效的实例。从图 8-49 可见,疲劳破坏是以中频淬火层的边界为起点的。作为对策,进行软氮化处理是有效的方法。

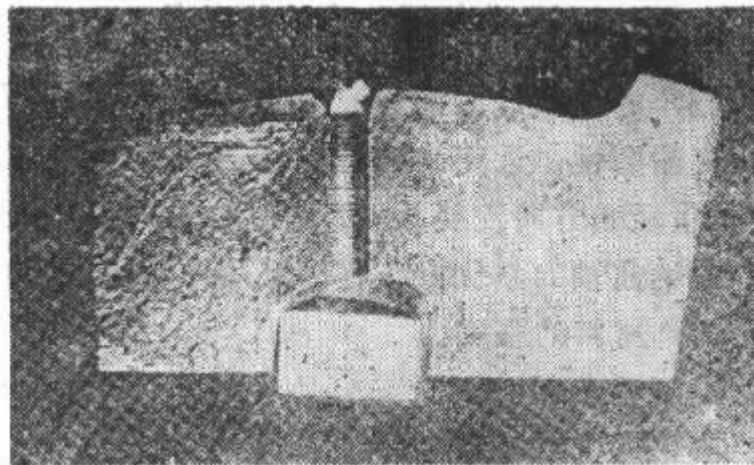


图 8-48 由于扭转振动从油孔内面发生疲劳失效的例子

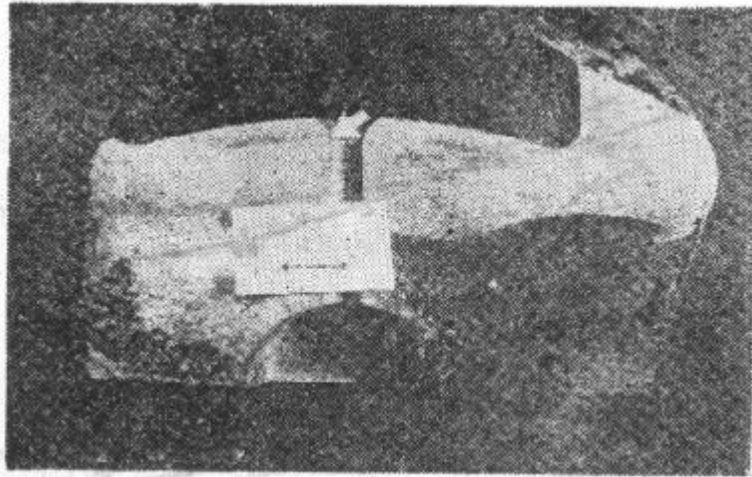


图 8-49 图 8-48 的破坏起点和中频淬火层的关系

2. 曲轴的软氮化处理

软氮化处理除了应用于钢制曲轴以外,还可用于铸铁曲轴,这里介绍钢曲轴的软氮化处理。其中包括材料的选定,在软氮化处理前的制造工序中防止变形,软氮化所用的夹具的设计,处理后的冷却方法和校正方法等。

(1) 材料对疲劳强度的影响

软氮化处理件的疲劳强度如图 8-50 所示,合金钢比碳钢高。但是,按照后面将要谈到的原因,曲轴大多是用碳钢制造。用碳钢时的疲劳强度如图 8-51 所示,即凡是在处理前硬度和疲劳强度高的,处理后的疲劳强度也高。因此处理前的硬度很重要。

但是在软氮化处理前的回火温度如低于软氮化处理温度 570°C ,则在软氮化时就有可能发生弯曲变形。因此在确定材料的调质硬度时必须同时考虑到疲劳强度和可能发生的弯曲变形。

(2) 软氮化后的冷却方法

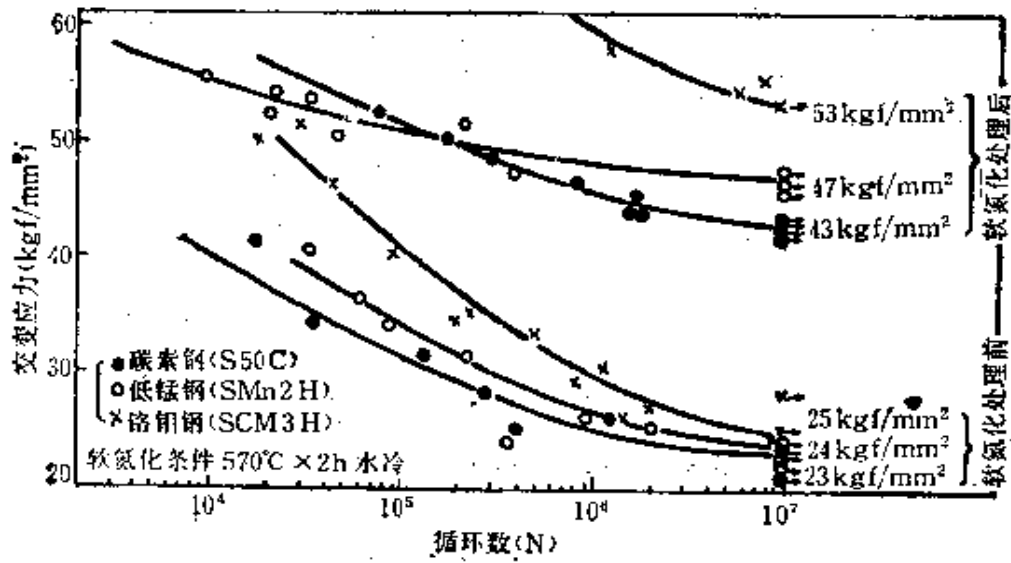


图 8-50 软氮化处理件的疲劳强度(材料的影响)
U 形缺口, $\sigma_k = 1.78$

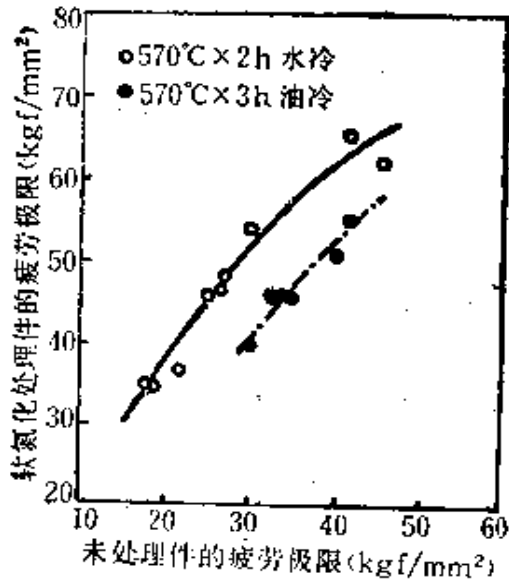


图 8-51 软氮化处理件和未处理件的疲劳极限的关系

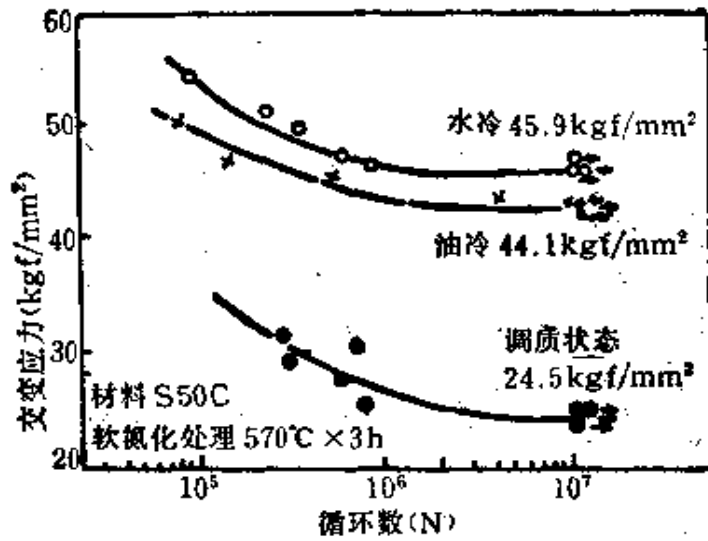


图 8-52 软氮化处理件的疲劳强度(冷却方法的影响)
U 形缺口, $\alpha_n = 1.78$

软氮化处理后的冷却也要兼顾到疲劳强度和变形。图 8-52 表示碳钢处理后水冷和在 180°C 油中冷却后疲劳试验的结果。虽然水冷后的疲劳强度较高。但是对那些变形量不允许太大的和大型曲轴,只能采用油冷,用稍低的疲劳强度来换取较小的变形量还是适宜的。

(3) 材料对校直工作的影响

中频淬火的曲轴,淬火后如稍有弯曲可由最后的磨削加工来消除,但软氮化处理的曲轴,氮化物层只有 10 μ m 左右厚,处理后只允许作轻微抛光。当然,最理想的状态是软氮化后不发生弯曲,但这在大量生产时是不可能的。因此万一稍有弯曲就只能进行校直。校直对软氮化处理工件的影响因材料而有很大差异。

图 8-53 表示用碳钢、低锰钢、铬钢、铬钼钢试样进行校直试验的结果。从结果来看,合金钢在表面容易生成铬等合金氮化

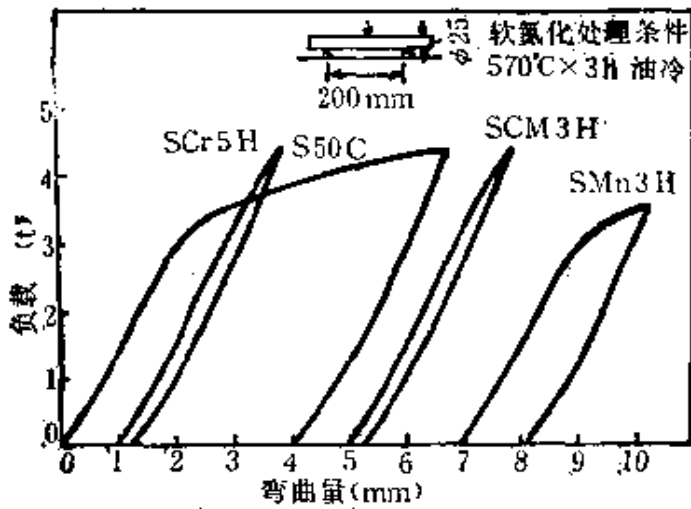


图 8-53 各种材料对校直的影响

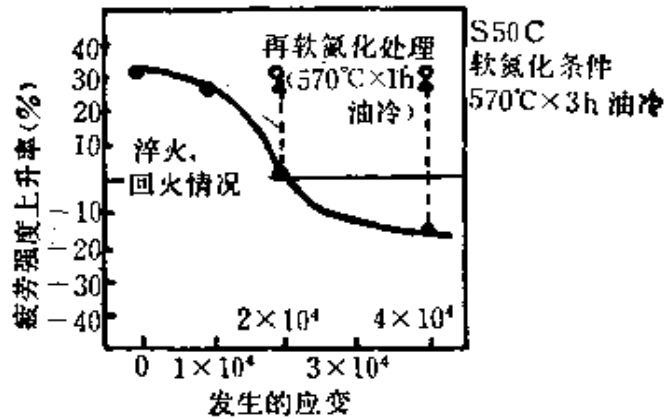


图 8-54 软氮化处理件因校直而降低疲劳强度

物,硬度和强度都较高,在校直时易出现裂纹。也就是说合金钢在软氮化后几乎不能进行校直,而曲轴有时还免不了要在处理后校直,因此以采用碳钢为好。

(4) 校直对疲劳强度的影响

软氮化处理后的工件经过校直会降低表面的残留压应力,而过度的校直又会使表面氮化物层发生微裂纹,从而使疲劳强度显著降低。因而软氮化处理后的校直必须在严格控制下进

行。

校直时，受到载荷而发生的圆角部的应变和疲劳强度降低率的关系示于图 8-54。从该图看，超过 1×10^4 应变(10mm)则疲劳强度开始大幅度下降，超过 20mm 则降到未处理前的水平，超过此值，疲劳强度反而比未处理的低。

(5) 大量生产时防止发生弯曲和校直的方法

上面说过在大量生产曲轴时应尽可能防止在软氮化处理时发生弯曲。这就要求在锻造时发生的弯曲应尽量小，淬火后的回火温度应在强度允许范围内尽可能高，机械加工时要采取加工应力小的切削方法，校直过的曲轴要进行去应力退火，软氮化

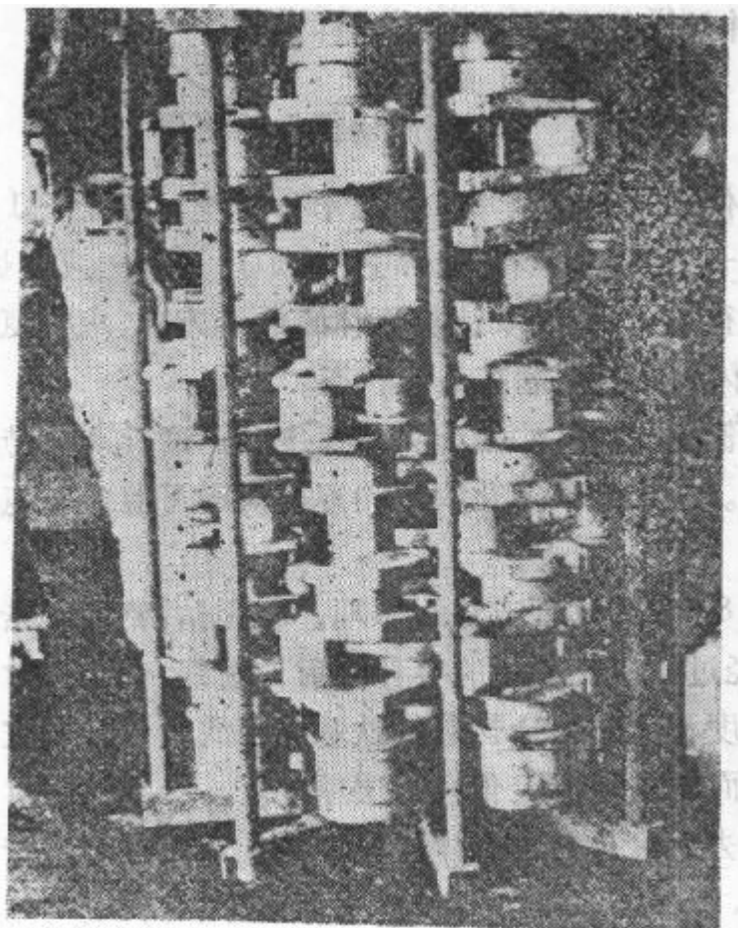


图 8-55 大型卡车 10 缸发动机曲轴的软氮化处理

处理时的夹具也应充分考虑到不至于发生弯曲等等。象大型卡车曲轴那样长的工件,横放和竖放发生的弯曲程度差别就很大,应尽可能在竖直下处理。图 8-55 表示大型卡车 V 型 10 缸发动机曲轴的软氮化处理的状况。

但是,即便是这样小心,在大量生产时软氮化处理后仍难免有一定百分比的曲轴超过允许的弯曲值。对这种超差工件如前所述,圆角部的应变如在 10 mm 以下,校直是允许的。因此限制校直时的应变量就可不降低疲劳强度。校直量在 10 mm 以上将使疲劳强度下降。但是如图 8-54 所示,在校直后再进行软氮化处理可恢复疲劳强度。但重新处理后如再发生弯曲则校直将更困难,并且增加费用,很少有这样做的。

3. 气体软氮化的应用

气体软氮化的应用目前已十分广泛。对于长 1 米以上工件如大型卡车曲轴,应在特殊的井式炉内进行。应使炉内的温度、气氛都很均匀,特别要注意气体的混合方式,应使氨气和 RX 或 NX 气体的比例控制在最佳状态。

软氮化处理件的氮化物层厚度对耐磨性和疲劳强度的影响都很大。无损检测氮化物层的厚度同时可鉴定软氮化工艺的可靠性。

图 8-56 为这种方法的原理。利用钴、铬等元素的 X 射线特性,对经过软氮化处理的零件照射 X 射线,依靠其对化合物层的衍射强度和透过化合物层从铁基体来的衍射强度进行对比,可以精确而无损地测定化合物层厚度。

过去无论是另置试棒或在零件上预留试样进行化合物层厚度测定,不仅需多花时间和费用,而且只能代表局部的数值。而用这种无损检测的方法只要改变 X 射线的照射面积,就能在很

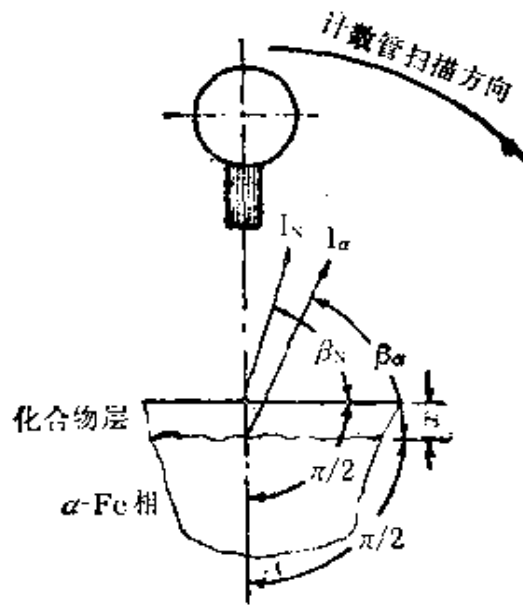


图 8-56 用 X 射线进行化合物层无损测定的原理图

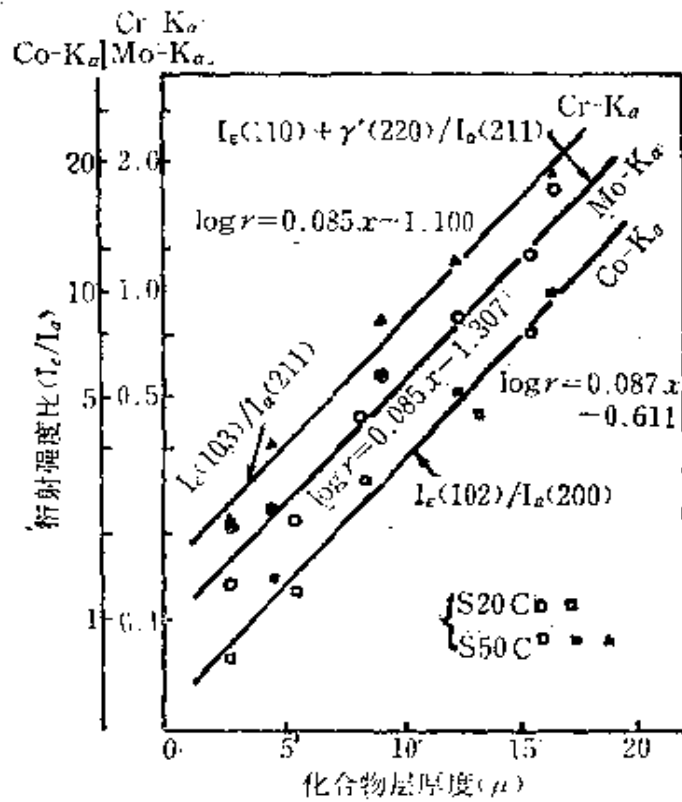


图 8-57 用 X 射线进行化合物层厚度无损测定结果

短的时间内掌握所在测定面的平均值，此数值也更准确。如能采取自动方式还可以对全部工件作检测，使大量生产的产品可靠性更高，是质量管理的一个好办法。图 8-57 是用这种办法对各种化合物层测定的结果。

(四) 凸 轮 轴

1980 年联邦德国 AEG-Elotherm 公司发表了“ELOW'G”处理方法，这种处理方法是用钨极惰性气体焊枪局部重熔铸铁凸轮的工作表面，使其产生增加耐磨性的白口铁层。在技术研制、冶金状态、设备、生产经验和费用比较的研究中论证了超过铸造车间冷硬铸造和感应硬化的优点。这是一种独特的热处理设计，人们从其中可受到启发，并可推广应用于类似的产品和工艺。现简介如下。

冷硬铸铁由于表面有极好的耐磨性已经是表面硬化处理如火焰或感应硬化处理的很好取代材料。甚至有些用感应硬化铸铁凸轮轴达不到发动机上使用要求时，可用冷硬铸铁来代替而不需要作重要的修改。这种情况同样可适用凸轮随动件如摇臂等。

但是，冷硬铸造要人工造型，而且必须很细心地操作，人工劳动量很大，也不可能实现自动化。同时，在铸造时必须相当好地控制冷硬深度，否则任何种类麻口铁的散布都将会造成加工的困难。

为解决上述问题，可采用局部重熔铸造使石墨熔解，依靠材料基体的导热使熔化部位激冷，抑制石墨结构以得到需要的莱氏体(白口铁)结构。

目前有各种可用于局部重熔的能量，例如激光、电子束、感

应、电弧等,都具有这种热冲击处理所必需的几千瓦/厘米²的功率密度。但是大功率的激光设备价格很贵,效率却低于 10%,而功率足够的电子枪不仅价格贵,而且需要有真空装置。感应法虽被认为是价格便宜而且也适合于这种用途。但是当冷硬铸造深度要求 1 mm 左右时,熔化了金属由于这种方法固有的感应电动力而被甩掉了。

经过各种试验之后,发现转移型等离子钨极惰性气体焊枪(TIG)形式的电弧是用于重熔铸铁表面的最适宜方法。它的功率密度可高达 10kW/cm²,而且可精确控制,被加热的局部熔潭又是在氩屏蔽下保护熔化的,并且没有感应法带来的电动力的害处。最后也是很重要的一点是 TIG 电弧是便宜的。

1. TIG 处理工艺

TIG 处理工艺并不复杂。焊枪通过仿形装置导向,沿着固定路线在表面上熔化。横向动作,或者在圆周方向围绕凸轮一行一行地完成;或者相反,焊枪连续地越过凸轮表面(图 8-58)。

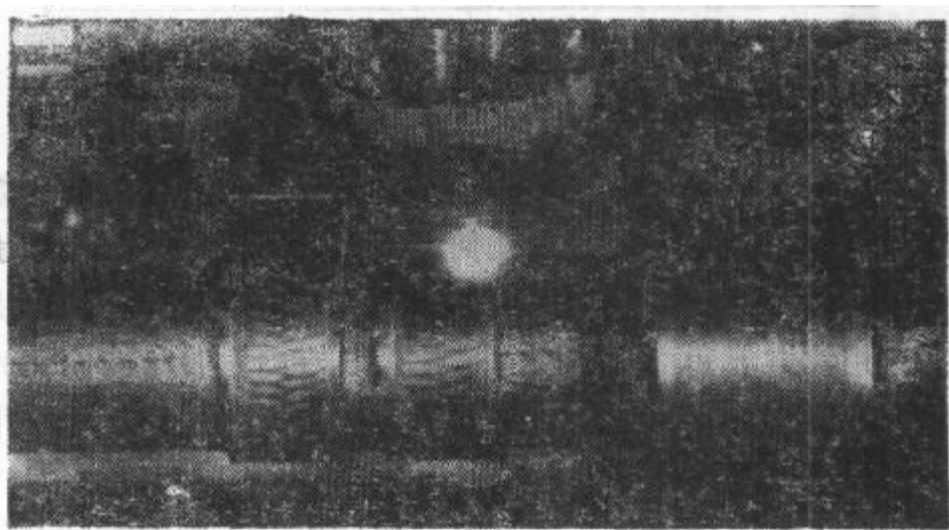


图 8-58 铸铁凸轮轴在进行 TIG 硬化

后一种方法的动作行程和凸轮的宽度一致，凸轮轴同时缓慢旋转，因而在凸轮两端面之间的材料被加热到液相温度之上。由于其热冲击始终作用于原始材料(比白口铁有延性)以前没有激冷的地方，而熔融是在另一边，因此在以后精磨时不会出现磨削裂纹。而沿圆周方法围绕凸轮逐行熔融的，在磨削时往往会产生严重的磨削裂纹。两种方法应用于凸轮所得到的表面状态示于图 8-59。表面粗糙度在表面处理深度大约 1 mm 情况下，其参差不平平均约 0.2 mm。

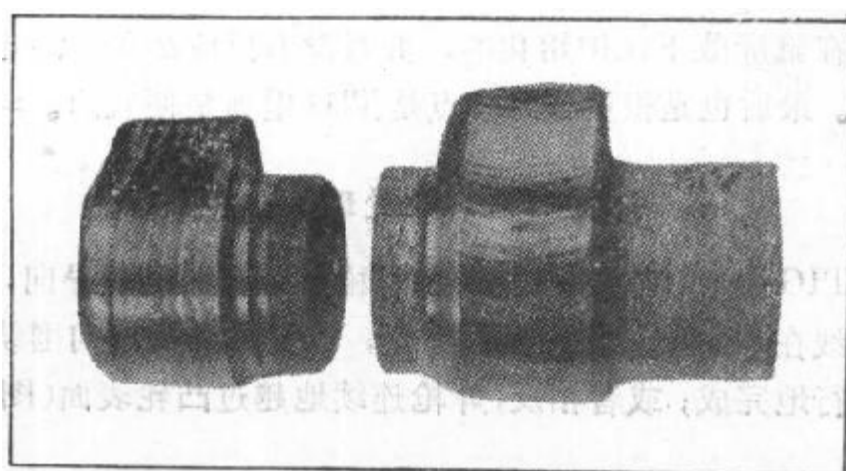
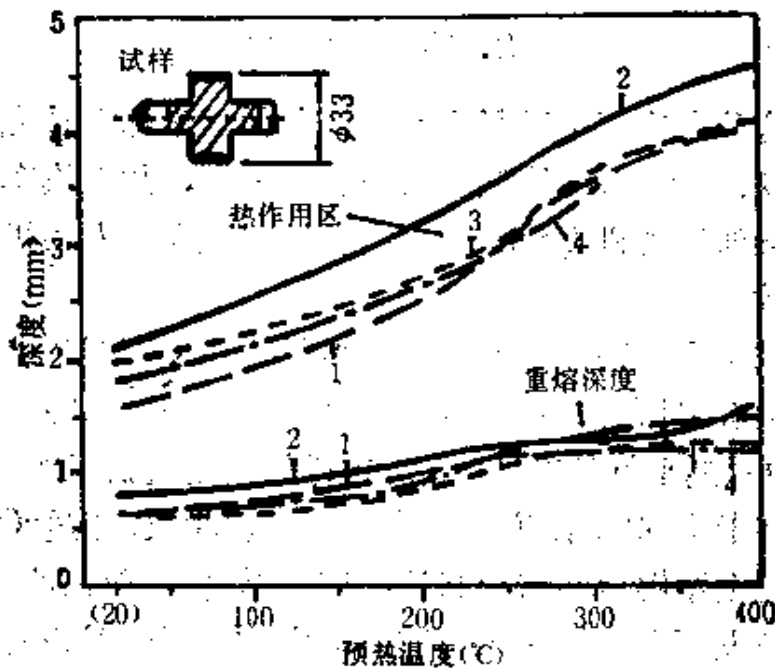


图 8-59 凸轮在两种方案 TIG 硬化后的表面状况

注意：凸轮的边缘留有未处理部分作为防止熔化金属流散的阻挡层

如图 8-59 所示，凸轮的边缘留有未处理部分作为防止熔化金属流散的阻挡层，使得在任何情况下熔液都不会流散而引起尺寸误差。而且凸轮两边留有软边对发动机试车也有好处。由于重力作用使熔液向下紧靠冷的部位而具有向垂直方向硬化的倾向而不是两边的热的边缘。这些都是有利的条件使凝固作用在材料能够流散之前就迅速发生。因此，如果轴在水平位置，这就意味着对于不同轮廓的凸轮，焊枪必须相对于轴的旋转在与垂直方向成一定角度的位置安置。大约 40° 斜角是一个好的折衷

方案，这是到现在为止在处理时避免额外地调整此角度变化的折衷方案。很明显，在零件的冷的心部和熔化层之间有一个奥氏体区。此奥氏体区由于原来的珠光体结构在固溶体中具有高的碳量，使得临界冷却速度降低，有可能形成具有体积膨胀的马氏体。由于金属的冷的体质，冷却速度将快到似乎足够形成马氏体。因为这是在约 1150°C 的表面形成硬而脆的莱氏体之后发生的，奥氏体区转变成马氏体的体积胀大似乎有导致莱氏体



试样号	材 料	石 墨		
		形状	排列	号 数
1	珠光体灰铸铁	1	A	4~5
2	珠光体灰铸铁	1	A	5~6
3	珠光体灰铸铁	1	D	7~8
4	铁素体灰铸铁	1	D	7~8

图 8-60 预热温度对重熔深度的影响

表层开裂的严重的危险。为了防止这种现象的发生，应将轴预热到约 400°C，并且在 TIG 硬化之后缓冷。

预热还对硬化深度有影响，使热的作用区在 A_{c1} 以上（图 8-60），不仅能避免表层开裂，而且因为预热是用行频导电方式，能够用较低的功率达到较深的莱氏体层深度。预热时凸轮轴作为电路的一部分，被连接到标准的凸出焊接变压器的次级绕组，其输出电流是每 25mm 直径的凸轮轴需要约 10A/mm²。

2. 冶金状态

用这种方法硬化了很多铸铁，包括铁素体和珠光体片状石墨铸铁、球铁、可锻铸铁和铬钼合金铸铁，用在汽车用汽油机和小型柴油发动机上没有一根凸轮轴在装配和发动机试车时过早的失效。

从试验中发现，不同的电弧喷射作用和石墨的贫泛溶解度和碳当量有密切的关系。当碳当量在 4.3% C 时，从平衡图（图 8-61）中看到正好是在“C”点，这样如碳当量低于“C”点则石墨只要稍高于 1153°C 温度就很容易溶解。相反，超过“C”点，如要使石墨完全溶解就必需很高的温度，这就需用较高的功率密度。试验中还发现在石墨进入溶液之前由于电弧喷射作用可能会消散一些石墨。对于过共晶铸铁需要有更高的温度，但是如流动性随着温度升高而增加，则使得处理工艺更难控制。

亚共晶铸铁就不是这样。虽然没有对溶液进行过时间—温度—溶液分析，但估计有一部分奥氏体在石墨进入溶液之后仍被保留着未溶解。这可能是希望有较低的流动性和比较容易控制的理由。还发现原始的石墨结构并不像以前预料的那样严格。但是，为了简化生产工艺，在生产过程中还必须有一定的控制。通常规定按照联邦德国标准，石墨结构的排列为 D 和 E，大小号

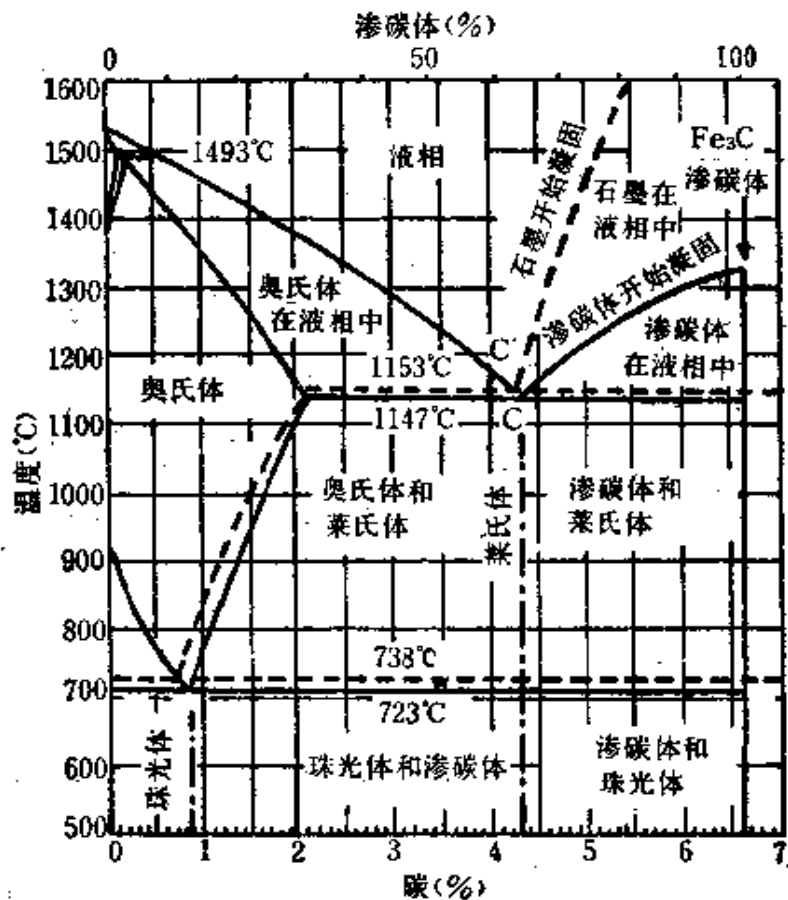


图 8-61 铁-渗碳体平衡图(铁、石墨边界用虚线表示)。在 TIG 硬化铸铁凸轮轴中,局部重熔使石墨进入溶液。快速冷却抑制其重新沉淀,有利于形成渗碳体。例如在亚共晶铸铁的情况,最后的结构由占优势的渗碳体加初生奥氏体转变形成的珠光体和莱氏体(奥氏体-渗碳体共晶)中的珠光体组成。这种白口铁结构在本文中称作“莱氏体”结构

数为 4~6(图 8-62)。

图 8-63 是在凸轮轮廓上具有代表性的硬度测量值。从图可知,在凸起的头部“2”中不出现像侧面位置“1”和“3”中那样的硬度“峰值”。这是因为在侧面,开始在靠近激冷莱氏体层下面位置的冷却速度还不足以形成马氏体而出现珠光体区,直到随

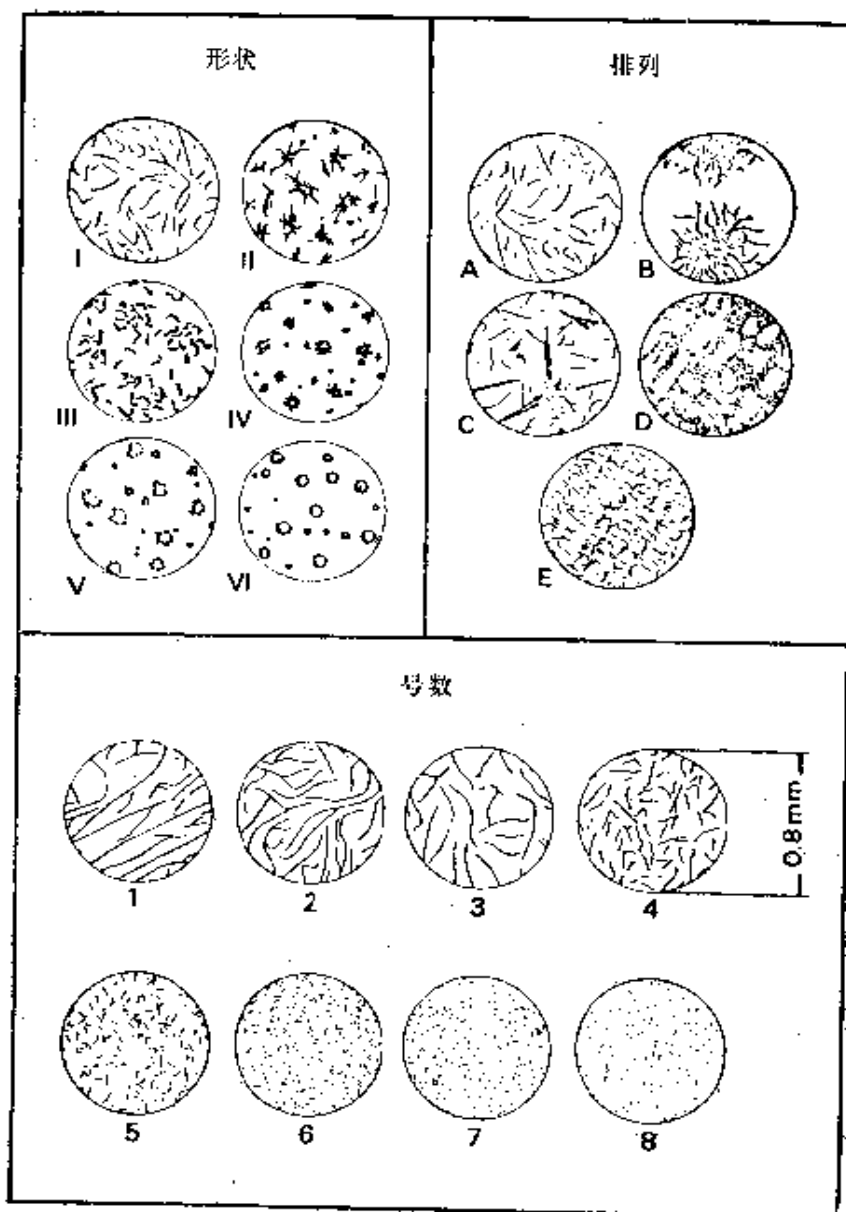


图 8-62 按照联邦德国标准 VDG P441/1962 的石墨形状、排列、大小号数分级图

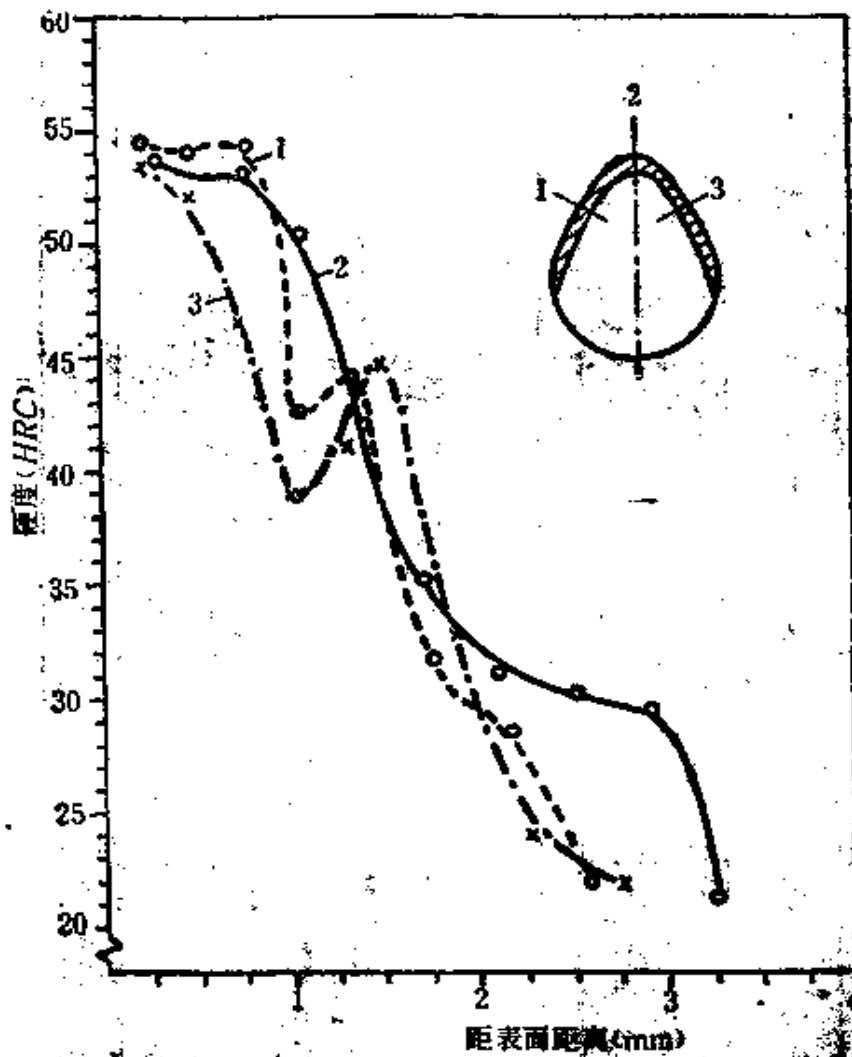


图 8-63 在 TIG 硬化的凸轮上测得的侧面(曲线 1)和顶部(曲线 2)的硬度曲线。侧面的硬度曲线呈现出奇特的“峰值”

过这个范围以后,由于较快的冷却形成了一些马氏体的缘故(图 8-64)。但是凸起的头部,由于几何形状和组织不同,只要较少的能量就能导致较高的温度,因此达不到临界冷却速度而不能形成马氏体。在实践中还观察到,在凸轮刚刚硬化处理之后,顶部还仍然是红热时,侧面已经是暗黑色。

为了得到均匀的莱氏体层深度并且具体地说为了维持约

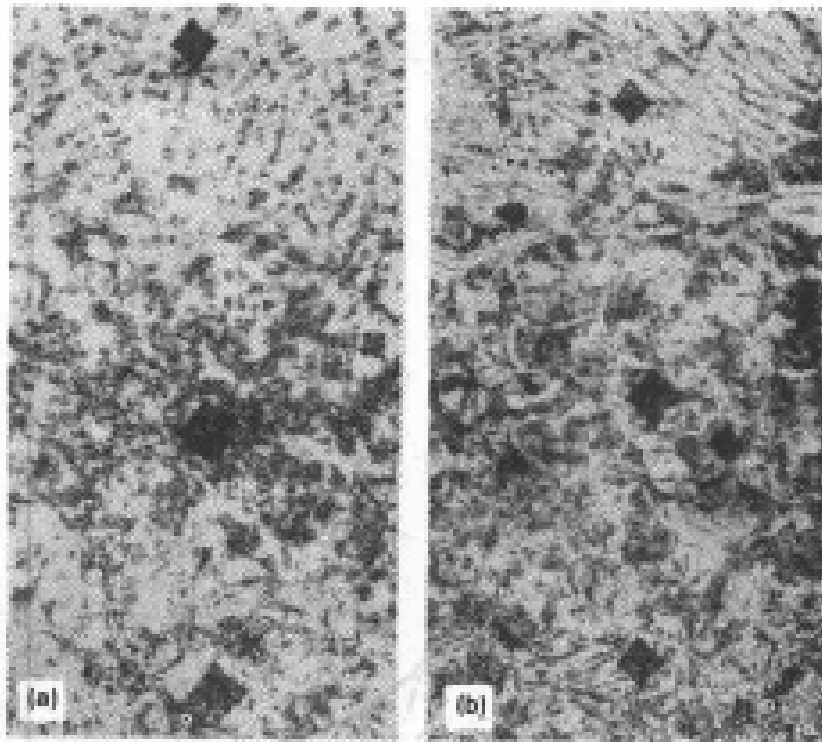


图 8-64 TIG 硬化层的显微组织

- a. 带片状石墨的珠光体铸铁, b. 珠光体球墨铸铁, 在白口铁表面(顶部)
下面是由含有马氏体区支撑的珠光体中间层, 放大率 $\times 200$

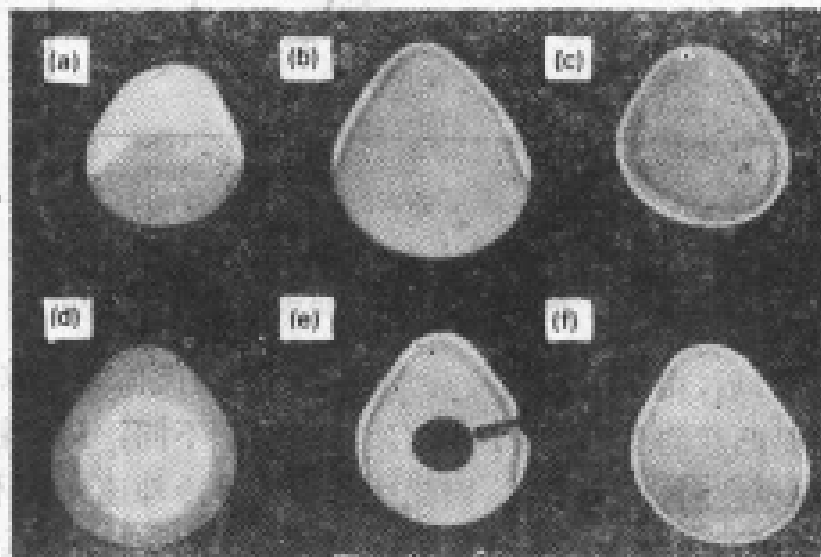


图 8-65 凸轮的宏观结构

处理为, (a) 铸造车间冷硬铸造凸出部分, (b) 220°C TIG 硬化, (c) 360°C TIG 硬化,
(d) 感应加热硬化, (e) 220°C TIG 硬化, 空心的, (f) 360°C TIG 硬化

0.2mm 的表面粗糙度(相当于精磨时的磨削量),在凸起顶部处电弧功率可减少 20%。图 8-65 为几种不同 TIG 硬化凸轮的宏观结构,一个是 360°C 的方案,一个是 220°C 带空心的方案。将凸轮上的 3 mm 油孔进行适当的倒角就能解决油孔要求硬化的难题。

实践表明,在凸轮侧面的奇特的硬度曲线对使用毫无妨碍,但是必须注意的是在硬化前必须预热,否则会有开裂的危险。

3. 设备和生产经验

目前有两种型式的 TIG 硬化设备。一种是灵活的简单的卧式万能的感应扫描器装置,将凸轮一个一个地硬化,它能适合

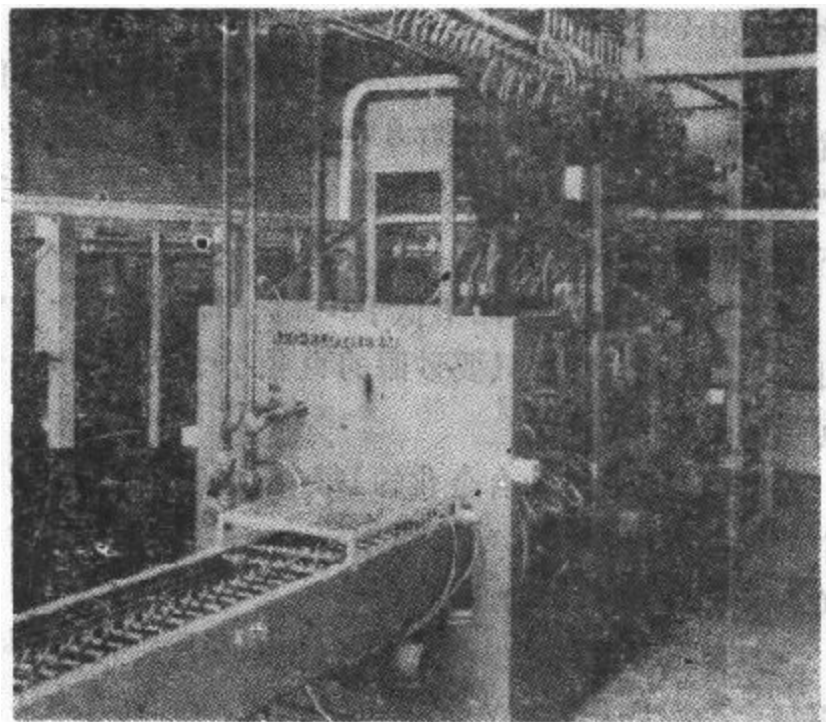


图 8-66 生产能力为每小时 12 根凸轮轴的自动 ELOWIG 硬化机进料端的全视图。后面是冷却控制塔

于各种各样凸轮轴的 TIG 硬化。

另一种是完全自动化的联动机(图 8-66)。在联动机前面是一台进料输送机。凸轮轴通过输送机到摇臂梁,再经摇臂梁输送到每次能处理两根轴的双轴硬化机。轴直接通过电阻分两阶段预热到约 400°C ,其第二个特点是温度可以控制(红外辐射温度计通一断控制)。

这台联动机在重熔方向约 200° ,冷硬深度至少 1mm 时,每小时产量大于 120 根凸轮轴,重熔时间在 1min 以下。如要 360° 方向重熔,其时间随着基圆直径成比例增加。重熔带可能会重迭,但必须限制在基圆上。在重迭区没有“软”的过渡带。

整套设备包括很多的部件。每个焊枪有一个单独的电源。连接到它们的是高频发生器,用于自动引燃,以及共用的集气管(用纯度 99.99% 氩)。

如果要在精磨后有均匀的冷硬深度,则应在预先的机械加工就考虑到它的公差。例如有 8 个凸轮的凸轮轴,其硬化方向约 200° ,如在长度约 400mm 凸轮轴的偏心率(总摆摆)在 0.2mm 以下,就不需要再校正。

这样处理的总的废品率低于 1%。试验确定,在每侧精磨后可以允许 5 个砂眼,只要砂眼的直径小于 0.8mm ,砂眼之间的间距大于 2mm 。

钨电极(加 4% 钍合金化的)每个工作班更换一次以保障下一个班无故障操作。钨电极费用很小,大约每 100 个凸轮只要 1 美分。

预热到 400°C ,每根凸轮轴耗用电能不大于 $0.4\text{kW}\cdot\text{h}$ 时,重熔每个凸轮约 $0.02\text{kW}\cdot\text{h}$,即每根 8 个凸轮的轴为 $0.16\text{kW}\cdot\text{h}$ 。这样除了辅助设备的动力,这种工艺需要约 $0.5\sim 0.6\text{kW}\cdot\text{h}/\text{凸轮轴}$,即每个凸轮小于 $0.1\text{kW}\cdot\text{h}$ 。这大约相等于感应硬化处理

的能量,而且不需要单独的去应力处理。

这种工艺需要的费用和感应硬化以及铸造冷硬凸轮轴的比较表明, ELOWIG 硬化具有质优价廉的特点(图 8-67 和 8-68)。

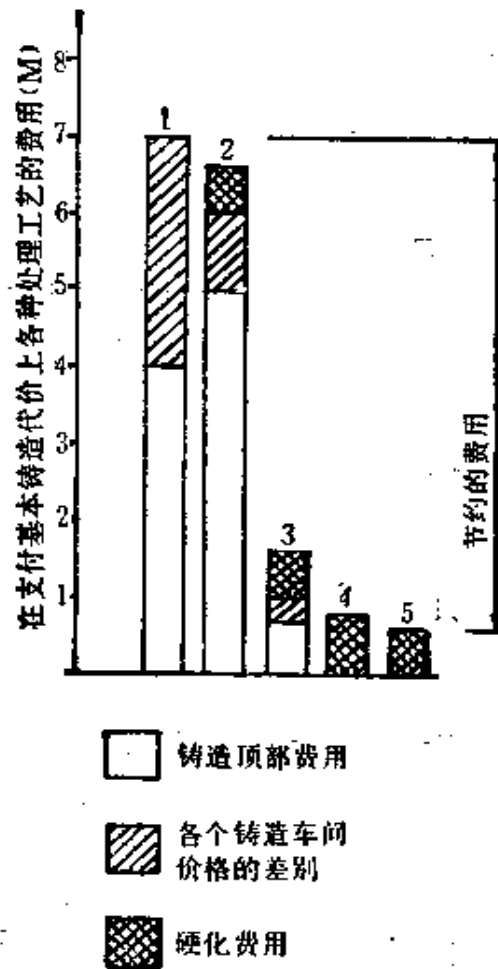


图 8-68 在铸造车间冷铸、感应硬化和 ELOWIG 硬化时凸轮费用的比较

- 1. 铸造车间冷硬铸造
- 2. 可锻铸铁, 感应硬化
- 3. Cr-Mo 合金铸铁, 感应硬化
- 4. 灰铸铁, ELOWIG 360° 硬化
- 5. 灰铸铁, ELOWIG 180° 硬化

附录：常用钢号对照表

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
1. 普通碳素钢								
A1 AY1								CT1CII
A1b								CT1KH
A1F AY1F								CT1KII
B1 BY1								BC1CII
B1b								BC1HC
B1F BY1F								BC1KH
A2 AY2		RS134-2 (1.0108)						CT2CII
A2b	SS34	US134-2 (1.0102)					A34-2	CT2HC
A2F AY2F								CT2KH
B2 BY2								BC2CII
B2b	SS34							BC2HC
B2F BY2F								BC2KH
C2		RS134-2 (1.0108)						BC2CII
C2F		US134-2 (1.0102)						BC2KH

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
A3 AY3	SS41	RRS137-2 (1.0114)				43A 43B 40B	E42-3 (A37-3)	CT3CP
A3b	SM41B	RS137-3 (1.0116)	A36			43C	E24-2 (A37-2)	CT3HC
A3F AY3F	SM41A	US137-3 (1.0112)					E24-2 (A37-2)	CT3KH
B3 BY3 B3b BY3F B3F	SS41							BC3CP BC3PC BC3KH
C3	SM41B	RS137-2 (1.0114)				43A, 43B	E24-3 (A37-3)	BC3CP
C3F		RRS137-2 (1.0116)	A36			43C, 40B, 40C	E24-2 (A37-2)	BC3KH
A4		US137-2 (1.0112)						
AY4		RS142-2 (1.0134)					E26-3 (A42-3)	CT4CP
A4b		RRS142-3 (1.0136)					E26-2 (A42-2)	CT4PC
A4F AY4F		US142-2 (1.0132)					E26-2 (A42-2)	CT4KH

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
B4 BY4 B4b B4F BY4F								БСТ4СП БСТ4ПС БСТ4КП
C4		RS142-2 (1.0134) RRS142-3 (1.0136) US142-2 (1.0132)					E26-3 (A42-3)	БСТ1СП
C4F							E26-2 (A42-2)	БСТ4КП
A5 AY5 B5 C5	SS50	S150-2 (1.0532)				50B	A50-2	СТ5СП БСТ5СП БСТ5СП
A6 AY6 B6		S160-2 (1.0542)					A60	СТ6СП БСТ6СП

•••••

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
A7						A70		

2. 优质碳素结构钢

(1) 普通含锰量钢组

05F			1005		1005	015A03		05KII
08F			1006	1006	1006	040A04		08KII
08	S09CK (S9CK)	C10(1.0301) CK10(1.1121)	1008	1008	1008	055A04		08
10F			1010	1010	1010	040A10		10KII
10	S10C	CK10(1.1121)	1010	1010	1010	040A10 050A10 060A10	XC10	10

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
10	S12C		1012	1012	1012	040A12 050A12 060A12	XC12	
15F						040A15		15KH
15	S15C S15CK	C15 (1.0401) CK15 (1.1141) Cml5 (1.1140)	1015	1015	1015	040A15 050A15 060A15		15
	S17C		1017	1017	1017	040A17 050A17 060A17	XC18	

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
20F						040A20		20KII
20	S20C S20CK		1020	1020	1020	050A20 060A20		20
	S22C	C22(1.0402) CK22(1.1151)	1023	1023	1023	040A22 050A22 060A22		
25	S25C		1025 1026	1025 1026	1025 1026	060A25 080A25	XC25	25
	S28C		1029	1029	1029	060A27 080A27		
30	S30C		1030	1030	1030	060A30 080A30 080M30	XC32	30
	S38C		1035	1035	1035	060A32 080A32		

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
35	S35C	C35(1.0501) CK35(1.1181) Cm35(1.1180)	1035 1037	1035 1037	1035 1037	060A35 080A35	XC35	35
	S38C		1038	1038	1038	060A37 080A37	XC38	
40	S40C		1040 1039	1040 1039	1040 1039	060A40 080A40 080M40		40
	S43C		1042 1043	1042 1043	1042 1043	060A42 080A42	XC42	
45	S45C	C45(1.0503) CK45(1.1191) Cm45(1.1201)	1045 1046	1045 1046	1045 1046	060A47 080A47 080A46	XC45	45
	S48C		1045 1046 1049	1045 1046 1049	1045 1046 1049	060A47 080A47	XC48	

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
50			1050 1053	1050 1053	1050 1053	080M50		50
	S53C		1055	1055	1055	060A52 080A52		
55	S55C	C55(1.0535) CK55(1.1181) Cm55(1.1209)	1055	1055	1055	070M55 060A57 080A57	XC55	55
60	S58C	C60(1.0601) CK60(1.1221) Cm60(1.1223)	1060	1060	1060	060A62 080A62		60
65			1065	1065	1065	060A67 080A67	XC65	65
70			1070	1070	1070	060A72 070A72 080A72	XC70	70

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
75			1074	1074	1074	080A78 070A78 080A78		75
80			1080	1080	1080	060A89 080A83	XCS0	80
85			1084	1084	1084	060A86 080A86		85

(2) 较高含锰量钢组

15Mn		17Mn4 (1.0844)	1016 1019	1016 1019	1016 1019	080A15 080A17		15Г
20Mn			1021 1022	1021 1022	1021 1022	080A20 070M20	XC18	20Г
25Mn	S28C		1026	1026	1026	070M26		25Г
30Mn	S30C		1030	1030	1030	080A30 080A32	XCS2	30Г

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
35Mn	S35C		1037	1037	1037	080A35		35Г
40Mn	S40C	40Mn (1.5038)	1039 1040	1039 1040	1039 1040	080A40		40Г
45Mn	S45C		1043 1046	1043 1046	1043 1046	080A47		45Г
50Mn	S50C		1050 1053	1050 1053	1050 1053	080A52 080M50	XC48	50Г
60Mn			1561		1561	080A64		60Г
65Mn			1566		1566 (1066)			65Г
70Mn			1572		1572			70Г

•••••

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГCCT
			ASTM	AISI	SAB			
T7	SK7 SK6		W1-7			1204Y,75 1304Y,75	Y7	
T8	SK6 SK5		W1-7 ¹ / ₂				Y8	
T8M,n	SK5						Y8Г	
T9	SK4 SK5		W2-8 ¹ / ₂ W1-8 ¹ / ₂		BW1A		Y9	
T10	SK3 SK4		W2-9 ¹ / ₂ W1-9 ¹ / ₂		BW1B	1203Y,90 1303Y,90	Y10	
T11	SK3		W1-10 ¹ / ₂			1202Y,105	Y11	
T12	SK2		W1-11 ¹ / ₂		BW1C	1201Y,120	Y12	
T13	SK1		W2-13 W1-12 ¹ / ₂			1200Y,135	Y13	

3. 硬质合金

•••••

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
T7A							1105Y,165	Y7A
T8A		C80W1 (L,1525) (VDEh)					1104Y,175	Y8A
T8MnA		C85WS (L,1830) (VDEh)						Y8ΓA
T9A							1103Y,190	Y9A
T10A		C105W1 (L,1545) (VDEh)						Y10A
T11A							1102Y,105	Y11A
T12A							1101Y,120	Y12A
T13A								Y13A

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
09Mn2								09Г2
10Mn2			1511		1513			10Г2
15Mn2								15Г2
20Mn2	SMn420 (SMn21)		1024	1024	1024 (1024)	150M19		20Г2
30Mn2	SMn433 (SMn1)	28Mn6(L.5065) 30Mn5(L.5066)	1330	1330	1330	150M28		30Г2
35Mn2	SMn438 (SMn2)	36Mn5(L.5067)	1335	1335	1335	150M36		35Г2
40Mn2	SMn443 (SMn3)*		1340	1340	1340			40Г2
45Mn2	SMn443 (SMn3)		1345	1345	1345			45Г2

4. 合金结构钢
(1) 锰钢组

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
50Mn2			1052	1052	1552 (1052)			50Г2

(2) 硅锰钢组

27SiMn								27ГГ
35SiMn		37MnSi5 (1.5122)						35ГГ
42SiMn		46MnSi4 (1.5121)						43ГГ

(3) 锰钒钢组

15MnV		15MnV5 (1.5213)						
42Mn2V		42MnVT (1.5223)						

(4) 铬钢组

15Cr	SCr415 (SCr21)		5115		5115		12C3	15X
------	-------------------	--	------	--	------	--	------	-----

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГCCT
			ASTM	AISI	SAE			
(6) 铬锰钢组								
15CrMn							16MC5	15XГ 18XГ
20CrMn		20MnCr5 (1.7147)					20MC5	20XГ
40CrMn								40XГ
(7) 铬锰硅钢组								
20CrMnSi								20XГC
25CrMnSi								25XГC
30CrMnSi								30XГC
35CrMnSi								35XГCA
(8) 铬钒钢组								
20CrV		22CrV4 (1.7513)						20XΦ
40CrV		42CrV6 (1.7561)						40XΦA
50CrV	SUP10	50CrV4 (1.8159)	6150	6150	6150	735A50	50CV4	50XΦA

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
(9) 铬锰钛钢组								
20CrMnTi								18XГТ
30CrMnTi								30XГТ
(10) 钼钢组								
16Mo		15Mo3 (1.5415)						16M
(11) 铬钼钢组								
12CrMo		13CrMo44 (1.7335)				1501-020 Gr.27	12CD4	12XM
15CrMo	SCM415 (SCM21)	16CrMo44 (1.7337)	A887 Gr.12				12CD4	15XM
20CrMo	SCM420 (SCM22)	25CrMo4 (1.7218)					18CD4 20CD4	20XM
30CrMo	SCM430 (SCM2)	34CrMo4 (1.7220)	4130	4130	4130		30CD4	30XM
35CrMo	SCM435 (SCM3)	34CrMo4 (1.7220)	4135	4135	4135	708A37	35CD4	35XM

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГCCT
			ASTM	AISI	SAE			
42CrMo	SCM440 (SCM4)	42CrMo4 (1.7225)	4140	4140	4140	708M40 708A42 709M40	42CD4	
	SCM421 (SCM23)							
	SCM418		4118	4118	4118			
	SCM445 (SCM5)	50CrMo4 (1.7228)	4145	4145	4145			
	SCM822 (SCM24)	25CrMo4 (1.7218)					25CD4	
38CrMoAl	SACM645 (SACM1)	34CrAlMo5 (1.8507)				905M39		38XMoCA
(12) 铬锰钼组								
15CrMnMo		15CrMo5 (1.7262)						
20CrMnMo		20CrMo5 (1.7264)						18XFM
40CrMnMo			4140	4140	4140	708A42		40XFM 38XFM

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
(13) 铬钼钒钢组								
12CrMoV 12Cr1MoV		24CrMoV55 (1.7733)						12XMΦ 12X1MΦ
24CrMoV 35CrMoV								35XMΦA
(14) 镍铬钢组								
12CrNi2	SNC415 (SNC21)						10N11 16NCL1	12XH2
12CrNi3A	SNC815 (SNC22)	14NiCr10 (1.5732)		(3415)	665M13		10NCL2 14NCL2	12XH3A
12Cr2Ni4A			(E3310) (E3316)	(3310) 3316			12HC15	12X2H4A
20CrNi			(3120)	(3120)	635M15		20NC6	20XH
20CrNi3A							20NCL1	20XH3A
20Cr2Ni4A				(3325)			20NCL4	20X2H4A
30CrNi3A	SNC631 (SNC2)			(3436)	653M31		30NCL1 30NCL2	30XH3A
37CrNi3A	SNC836 (SNC3)			(3336)			35NCL5	

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
40CrNi	SNC235 (SNC1)			(3140)	(3140)	640M40	35NC6	40XH
45CrNi				(A3145)	(3145)			45XH
(15) 镍铬钼钢组								
40CrNiMoA	SNCM439 (SNCM8)		4340	4340 (4337)	4340 (4337)	817M40 816M40		40XHMA
	SNCM220 (SNCM21)		8620	8620	8620	805M20	20NCD2	
	SNCM240 (SNCM6)		8640	8640	8640	945M38 945A40		
	SNCM415 (SNCM22)			4315				
	SNCM420 (SNCM28)		4320	4320	4320			
	SNCM431 (SNCM1)			(4337)	(4337)			
	SNCM447 (SNCM9)			4347				
	SNCM625 (SNCM2)					830M31		

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
	SNCM815 (SNCM25)					835M15		
(16) 硼钢组								
40B				T1S4B35				
45B				50B46H				
40MnB				TSL4B35H				
45MnB				TSL4B50H				
5. 保证淬透性合金结构钢								
	SMn433H (SMn1H)		1330H	1330H	1330H			
	SMn438H (SMn2H)		1041H	1041H	1041H			
	SMn443H (SMn3H)		1041H	1041H	1041H			
	SCr420H (SCr22H)		5120H	5120H	5120H	530H30		
	SCr430H (SCr2H)		5130H	5130H	5130H			

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
	SCr435H (SCr3H)		5135H	5135H	5135H	503H36		
	SCr440H (SCr4H)		5140H	5140H	5140H	503H40		
	SCM418H		4118H	4118H	4118H			
	SCM435H (SCM3H)		4135H	4135H	4135H	640H35	30CD4	
	SCM440H (SCM4H)		4140H	4140H	4140H	708H42		
	SCM445H (SCM5H)		4145H	4145H	4145H			
	SNC631H (SNC2H)						30NCL1	
	SNC815H (SNC23H)					655H13		
	SNCM220H (SNCM21H)		8620H	8620H	8620H		20NCD2	
	SNCM420H (SNCM23H)		4320H	4320H	4320H			

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
6. 合金工具钢 (1) 量具刃具用钢组								
9SiCr		90CrSi15 (1.2108)						9XC
8MnSi		C75W3 (1.1750)						
CrWn		145Cr6 (1.2063)						XF
CrW5	SKS51		L6	L6				XB5
	SKS1							
	SKS11		F2	F2				
	SKS7		07	07			Z142 110WC20	
Cr06	SKS8	140Cr3 (1.2008)					1230 Y2135C	13X
Cr2		100Cr6 (1.2067) 105Cr5 (1.2060)	L3					X

(续表)

中国	日本	联邦德国	美国			英国	法国	苏联
			ASTM	AISI	SAE			
GB, YB 9Cr2	JIS 85Cr7 (1.2064)	DIN(W-Nr.) 85Cr7 (1.2064)				BS	NF	ГОСТ 9X
V	SKS2					DW2	2141 100WC10	B1
W	SKS43		W2-9 ¹ / ₂ W1-9 ¹ / ₂			BF1	1102 Y1105V	Φ
	SKS21		F1					
(2) 耐冲击工具用钢组								
4CrW2Si	SKS41	35WCrV7 (1.2541) 45WCrV7 (1.2542)	SL	SL		BS1	2341 55WC20	4XB2C
5CrW2Si		45WCrV7 (1.2542)				BS1		5XB2C
6CrW2Si	SKS42	80WCrV8 (1.2552)						
	SKS44		W2-8 ¹ / ₂					6XB2C
(3) 冷作模具钢组								
Cr12	SKD1	X210Cr12 (1.2080)	D3	D3		BD3	2233 Z200C12	X12

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
Cr12MoV	SKD11	X165CrMoV12 (1.2601)	D2	D2		BD2 BD2A	2235 Z160CDV12	X12M
Cr6WV	SKD12		A2	A2		BA2	2231 Z100CDV5	X6BΦ
9Mn2			O2	O2				
9Mn2V		90MnV8 (1.2842)	O2	O2		BO2	2211 90MnV8	
MnCrWV			O1	O1		BO1		
CrWMn	SKS31	105WCr6 (1.2419)					2212 90MnCW5	XBF
9CrWMn	SKS3							9XBF
	SKD2	X210CrW12 (1.2436)	D7	D7				
(4) 热作模具钢								
5CrMnMo	SKT3	40CrMnMo7 (1.2311)	6G(ASM)	6G				5X1M
	SKT5	43CrMoV67 (1.2323)	6G(ASM)	6G				
	SKT2		6150	6150	6150			

* 35 *

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
5CrNiMo	SKT4	55NiCrMoV6 (1.2713)	6F2(A SM)	6F2			338L 55NCDV7	5XFM
2Cr2W8V	SKD5	X30WCrV53 (1.2567)	H21	H21	BH21 BH21A	3543 Z30WCV9		3X2B8Φ
4SiCrV		38SiCrV8 (1.2248) 45SiCrV6 (1.2249)						4XC
8Cr3								8X3
4Cr5MoVSi	SKD6	X38CrMoV51 (1.2343)	H11	H11	BH11	3431 Z38CDV5		
	SKD4							4X2B5ΦM
	SKD6L	X40CrMoV51 (1.2344)	H13	H13	BH13			
	SKD62		H12	H12	BH12	3432 Z38CDWV5		

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
65		C67(1.0761)	1064	1064	1064	080A67	XC65	65
		CK67(1.1231)	1065	1065	1065			
70		C67(1.0761)	1070	1070	1070	070A72	XC70	70
		CK67(1.1231)						
75		C75(1.0773)	1074	1071	1074	070A78	XC70 XC80	75
85	SUP3		1034	1084	1084	030A86		85
			1566	1566 (1066)				C5T
65Mn								
55Si2Mn	SUP6	55Si7 (1.0904)	9255	9255	9255	250A53	55S6 56S7	55C2
60Si2Mn	SUP7	65Si7(1.0906) 66Si7(1.5228)	9260	9260	9260	250A58 250A61	61S7	60C2
		60SiCr7(1.0961)						

7. 弹簧钢

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	英 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
60Si2CrA		67SiCr5 (1.7103)	9254		9254			60C2XA
50CrMn	SUF9	55Cr3 (1.7176)				527A60		50XГ
50CrVA	SUP10	50CrV4 (1.8159)	6150	6150	6150	735A50	50CV4	50XΦA

8. 滚动轴承钢

GCr6		105Cr2 (1.3501)	E50100		50100		10CC3	ШХ6
GCr9	SUJ1	106Cr4 (1.3503)	E51100	51100	51100	534A99	100C5	ШХ9
GCr15	SUJ2	100Cr6 (1.3505)	E52100	52100	52100	534A99	100C6	ШХ15
GCr9SiMn	SUJ3		A485-Cr.1					
GCr15SiMn		100CrMn6 (1.3520)						ШХ15Г

(续表)

中国 GB, YB	日本 Jis	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
9. 高速钢								
W18Cr4V	SKH2	S18-0-1 (1.3355)	T1	T1	BT1	4101 Z80WCV 18-04-01	P18	
	SKH3	S18-1-2-5 (1.3255)	T4	T4	BT4	4271 Z80WKCV 18-05-04-01		
	SKH4A		T5	T5	BT5	4275 Z80WKCV 18-10-04-02		
	SKH4B		T6	T6	BT6			
	SKH10	S12-1-4-5 (1.3202)		T15	BT15	4175 Z165WKCV 12-05-05-04	P10K505	
	SKH9	S6-5-2 (1.3348)	M2	M2	BM2	4301 Z85WDCV 06-05-04-02		

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 TCCT
			ASTM	AISI	SAE			
	SKH52		M3-1	M3-1				
	SKH53	S6-5-3 (1.3344)	M3-2	M3-2				
	SKH54			M4	BM14	4361 Z130WDCV 06-05-04-04		
	SKH55	S6-5-2-5 (1.3243)				4371 Z85WDKCV 06-05-05-04-02		
	SKH56		M36					
	SKH57	S10-4-3-10 (1.3207)						
W12Cr4V 4M0		S12-4 (1.3302)						P14Φ4

10. 不锈钢材料
(1) 铁素体型

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГCCT
			ASTM	AISI	SAE			
0Cr13	SUS405	X7Cr13 (1.4000)		405		405S17		08X13 (0X13)
	SUS429			429				
	SUS416			416		416S21	Z12CF13	
1Cr17	SUS430	X8Cr17 (1.4016)		430		430S15	Z8Cr17	12X17 (X17)
	SUS430F	X12CrMoS17 (1.4104)		430F			Z10CF17	
	SUS434	X6CrMo17 (1.4113)		434		434S19	Z8CD17-01	
1Cr28		X8Cr28 (1.4083)						15X28 (X28)
0Cr17Ti								08X17T (0X17T)

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
1Cr17Ti		X8CrTi17 (1.4510)						
1Cr25Ti								25X25T (X25T)
1Cr17Mo2Ti		X8CrMoTi17 (1.4523)						

(2) 马氏体型

1Cr13	SUS417	X10Cr13 (1.4006)		410		410S21	Z12Cr13	12X13 (1X13)
	SUS408	X15Cr13 (1.4024)		408		408S17		
	SUS410S	X7Cr13 (1.4000)	410S				Z6Cr13	08X13 (0X13)
2Cr13	SUS420J1	X20Cr13 (1.4021)		420		420S37 420S29	Z20Cr13	20X13 (2X13)

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
	SUS420F			420F		Z30CF13		
3Cr13	SUS420J2				420S45	Z30C13	30X13 (3X13)	
4Cr13		X40Cr13 (1.4034)				Z40C14	40X13 (4X13)	
1Cr17Ni2	SUS43L	X22CrNi17 (1.4057)		43L	431S29		14X17H2 (1X17H2)	
9Cr18							95X18 (9X18)	
9Cr18MoV		X90CrMoV18 (1.4112)						

(3) 奥氏体型

	SUS140A			440A			
	SUS140B			440B			

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
	SUS440C			440C			Z100CD17	
	SUS440F		440F					
	SUS305	X5CrNi19 11(1.4303)		305		305S19	Z8CN18-12	
00Cr18Ni10	SUS304L	X2CrNi18 9(1.4306)		304L		304S12	Z2CN18-10	08X18H11 (009X18H11)
0Cr18Ni9	SUS304	X5CrNi18 9(1.4301)		304		304S15	Z6CN13-09	08X18H10 (0X18H10)
1Cr18Ni9	SUS302	X12CrNi18 8(1.4300)		302		302S25	Z10CN18-09	12X18H9 (X18H9)
2Cr18Ni9								17X18H9 (2X18H9)
	SUS303	X12CrNiS18 8(1.4305)		303		303S12	Z10CNF18-09	
	SUS303Se			303Se		303S14		12X18H10E (X18H113)

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГCCT
			ASTM	AISI	SAE			
	SUS201			201				
	SUS202			202		284S16		12X17T9AH4 (X17T9AH4)
	SUS301			301		301S21	Z12CN17-07	
0Cr18Ni9Ti	SUS321	X10CrNiTi18 9(1.4541)		321		321S12	Z6CNT18-11	08X18H10T (0X18H10T)
1Cr18Ni9Ti		X10CrNiTi18 9(1.4541)				321S20	Z10CNT18-11	12X18H10T (X18H10T) 12X18H9T (X18H9T)
1Cr18Ni 11Nb	SUS347	X10CrNiNb18 9(1.4550)		347		347S17	Z10CNNb 18-10	08X18H12B (0X18H12E)
	SUS384			384			Z6CNC 18-16	
	SUS385			385				

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
	SUSXM7		XM7			Z6CNU 18-10		
	SUSXM15J1		XM15					
2Cr13 Mn9Ni4							20X13H4Г9 (2X13H4Г9)	
1Cr18 Mo8Ni5N							15X17AF14 (X17AF14)	
0Cr18Ni12 Mo2Ti		X10CrNiMoTi18 10(1.4571)				Z8CNDT 17-12	10X17H13M2T (X17H13M2T)	
1Cr18Ni12 Mo2Ti		X10CrNiMoTi18 10(1.4571)				Z8CNDT 17-12	10X17H13M2T (X17H13M2T)	
	SUS308			308				
	SUS309S			309S				
	SUS310S			310S				

• 254 •

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
00Cr17Ni14 Mo3	SUS317L	X2CrNiMo18 10(1.3438)		317L		317S12	Z2CNDT 19-15	
0Cr18Ni12 Mo3Ti						320S17	Z8CNDT 17-13	
1Cr18Ni12 Mo3Ti							Z8CNDT 17-13	
	SUS317			317		317S16		
	SUS316	X5CrNiMo18 10(1.4401)		316			Z6CND 17-12	
	SUS-316L	X2CrNiMo18 10(1.4404) X2CrNiMo18 12(1.4435)		316L		316S12	Z2CND 17-12 Z2CND 17-13	03X17H14M2 (000X17H13M2)

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN(W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASIM	AISI	SAE			
00Cr18Ni14 Mo2Cu2	SUS316J1L							
0Cr18Ni18 Mo2Cu2Ti		X6CrNiMoCu Ti18(L.4506)						
(3) 沉淀硬化型								
0Cr17Ni7Al	SUS631	X7CrNiAl17 7(L.4568)	631			Z8CNA 17-7	09X17H710 (0X17H710)	
	SUS630		630					
11. 耐热钢								
(1) 铁素体型								
1Cr18Si3		X10CrSi13 (L.4722)						
1Cr18Si2		X10CrSi18 (L.4741)		442				
1Cr13SiAl		X10CrAl13 (L.4724)					10X13C10 (1X13C10)	
(2) 马氏体型								

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
1Cr13	SUS410 SUS403	X10Cr13 (1.4006) X15Cr13 (1.4024)		410 403		410S21 403S17	Z12Cr13	12X13 (1X13)
2Cr13								20X13 (2X13)
1Cr5Mo		12CrMo19 5(1.7362)		501 502			Z12CD5	15X5M (X5M)
1Cr11MoV								15X11MΦ (1X11MΦ)
4Cr9Si2	SUH1	X45CrSi9 (1.4718)				401S45	Z45CS9	40X9C2 (4X9C2)
4Cr10Si2Mo	SUH2						Z40CSD10 Z45CSD10	40X10C2M (4X10C2M)
(3) 奥氏体型								
1Cr18Ni9Ti		X10CrNiTi18 9(1.4541)				321S30	Z10CNT 18-11	12X18H10T (X18H10T) 12X18H9T (X18H9T)
1Cr18Ni12Ti								12X18H12T (X18H12T)
1Cr23Ni13	SUH309			309		309S24	Z15CN 24-13	20X23H13 (X23H13)

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
1Cr20Ni14 Si2		X15CrNiSi20 12(1.4828)						20X20H14C2 (X20H14C2)
1Cr25Ni20 Si2	SUH310	X15CrNiSi25 (1.4841)		310			Z12CN25-20	20X25H20C2 (X20H20C2)
4Cr14Ni14 W2Mo								45X14H14B2M (4X14H14B2M)
	SUH31				331S42		Z35CNWS 14-14	
1Cr15Ni36 W3Ti								XH35BT
	SUH35				349S52			
	SUH36				349S54			
	SUH37				381S34			
	SUH330			330			Z12NCS 36-16	

(续表)

中国 GB, YB	日本 JIS	联邦德国 DIN(W-Nr.)	美国			英国 BS	法国 NF	苏联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
	SUH660		660			Z6NCTDV 25-15B		
	SUH661		661					
	SUH21	CrA1205 (1.4767)						
	SUH409			409				
	SUH446			446				
	SUH4				443S65	Z30CSN 20-02		
	SUH11					Z45CS9		
	SUH660					Z20CDN6Y11		
	SUH616		616				15X12BHMΦ (1X12BHMΦ)	
12. 易切削结构钢								
Y12	SUM12		1109	1109	1109	10F2	A12	

(续表)

中 国 GB, YB	日 本 JIS	联 邦 德 国 DIN (W-Nr.)	美 国			英 国 BS	法 国 NF	苏 联 ГОСТ
			ASTM	AISI	SAE			
Y15		10S20 (1.0721)	1119	1119	1119	220N.07		
Y20	SUM32	22S20 (1.0724)				20F2	A20	
Y30		35S20 (1.0726)					A30	
Y40M.2			1139	1139	1139	225M.36	A40T	
	SUM21		1212	1212 1112	1212			
	SUM22		1213	1213 - 1113	1213			
	SUM22L		12L13		12L13			
	SUM23				1215			
	SUM24L		12L14	12L14	12L14			
	SUM31		1117	1117	1117			
	SUM41		1137	1137	1137			
	SUM42		1141	1141	1141			
	SUM43		1144	1144		225M44	45N.F4	

• 370 •

TH122
35

0318045

中国

22

11

参 考 文 献

- [1] 大和久重雄著 《设计·材料·热处理》，日刊工业新闻社，1983。
- [2] 不二越热处理研究グループ著《新版知りに、い热处理》ジャパンマシコスト社，1980。
- [3] 《机械设计》，1978，No.4。
- [4] 《机械设计》，1980，No.3。
- [5] 《金属材料》，1977，No.5。
- [6] 《金属材料》，1975，No.5。
- [7] 《溶接技术》1979，No.12。
- [8] 田村今男、泉久司、伊佐重輝著 《铁钢材料学》，朝仓书店，1981。
- [9] F. H. REINKE 《HEAT TREATMENT OF METALS》1981，No.1
- [10] 中国计量科学研究院主编 《力值与硬度计量手册》下册，科学出版社，1980。
- [11] 刘虎林编写 《金属材料知识手册·钢材部分》，湖南科学技术出版社，1981。