

# 从冲击接触疲劳角度 论钢的渗碳及热处理工艺

西安交大材料及强度研究所  
华侨大学金工热处理教研室

执笔 陈子文

## 提 要

本文对渗碳钢的表层状态与多冲接触疲劳性能之间的关系进行了试验研究,指出:渗碳件的最佳多冲接触疲劳抗力所对应的渗层深度,淬火加热温度,加热时间和回火后表面硬度等是随着材料成分,另件尺寸和冲击能量大小而改变的;渗层的碳浓度应从马氏体的含碳量,碳化物大小,数量,渗碳层淬透性及淬硬性诸方面综合考虑来确定。

文中还指出:带有冲击性质的接触应力作用下的渗碳件,应该采用多冲接触疲劳试验方法来评定材料和热处理工艺。表面滚压强化是进一步提高渗碳件多冲接触疲劳寿命的有效途径。

## 前 言

因接触应力作用下引起失效的另件中,有相当一部分实际上是承受带有多次冲击性质的接触负荷,与不受冲击应力的另件比较,由于服役条件的变化,对材料的性能要求也要有相应的调整,如果在无冲击或偶然有少数冲击次数下,发生接触疲劳剥落的另件,采用“静”接触疲劳试验方法来评定材料和热处理工艺的话,那末,受多次冲击接触疲劳负荷下失效的另件,应采用“动”接触疲劳试验方法来选用材料和确定热处理工艺。

基于上述思路,研究了渗碳钢在不同的渗碳层深,热处理工艺参数及表层硬度等方面的多冲接触疲劳抗力变化规律,为合理选用渗碳钢,正确制订热处理工艺提供依据。

## 试 验 方 法

多冲接触疲劳试验机由自制的Dc—150多冲机改装,冲头采用直径为12.7毫米的GCr—15钢球。试样直径有60和30毫米二种(图1),试验装置如图2。冲击频率600次/分。

以试样出现麻点作为评定疲劳寿命的标志,试验后试样的麻点剥落坑外貌如图3,剥落坑成“V”字形,疲劳裂纹与表面倾角小于 $45^\circ$ 角(图4)。经电镜分析确定其断口具有疲劳特征,如图5。说明该试验方法所得的结果能表征材料在多冲接触应力作用下的接触疲劳失效性质。

试验均在西安交通大学进行,参加本试验工作的有:陈子文、陈新增、杜百平、沈莲、李春霖、李淑英,以及金相专业76、77届部分学生,上海第一石油机械厂邵学棟、张日新同志也参加了部分试验工作。

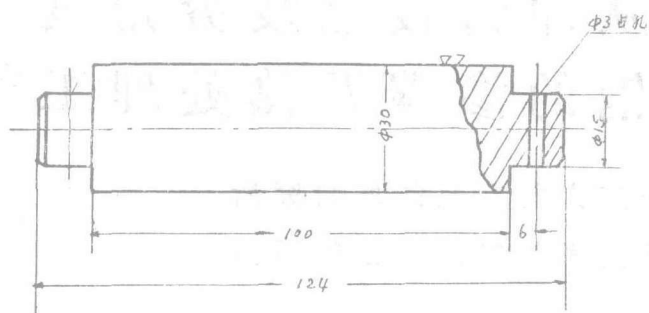


图1 试样尺寸

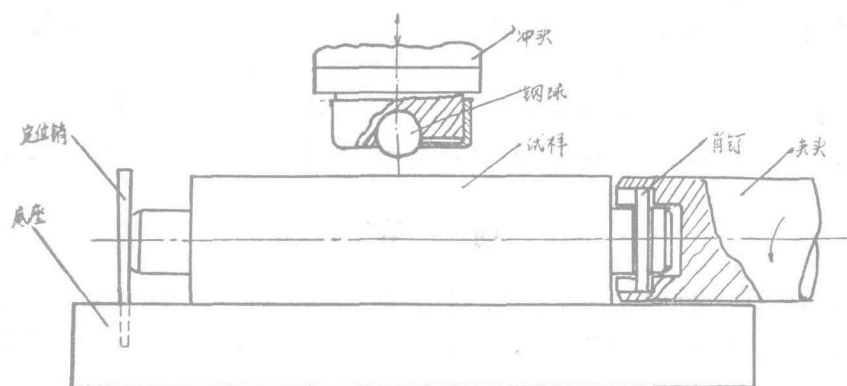


图2 试验装置(示意图)

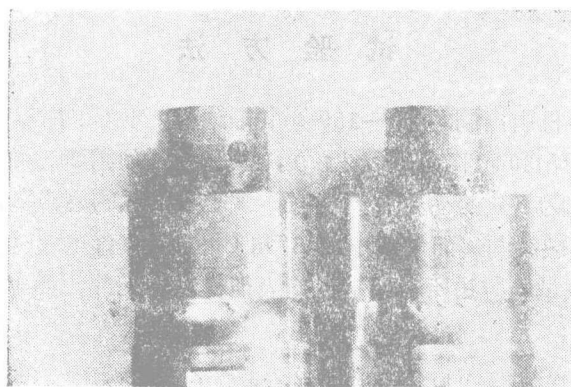


图3 试样剥落坑外貌

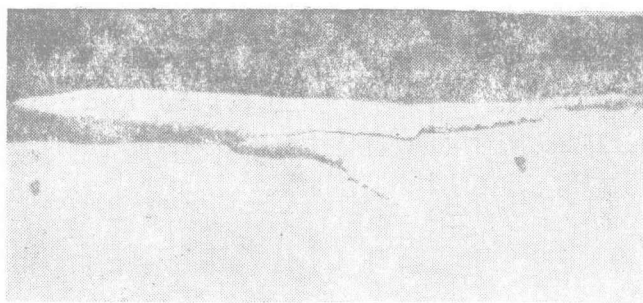


图4 疲劳裂纹

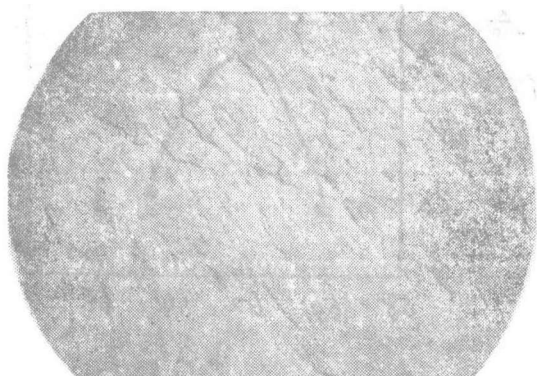


图5 剥落坑电镜断口(二级复型)

## 试验的结果与讨论

### 1. 表面硬度

表面硬度是目前工厂检验产品热处理后是否达到所规定指标的重要标志。表面硬度与静接触疲劳寿命的关系,国内外均已报导[1][2],指出 GCr—15 钢轴承的表面硬度为 Rc 62 时具有最高的接触疲劳寿命,低于或高于 Rc 62 都会引起寿命大幅度的下降(图 6)。至于硬度与动接触疲劳寿命的关系,还未见有报导。

众所周知,无冲击或少次数冲击下,材料的磨损抗力和接触疲劳抗力的大小,主要取决于材料的切断抗力,对承受多冲接触疲劳抗力的材料,除要求有高的切断抗力的同时,还需要有一定的正断抗力,以减小材料在该负荷作用下脆性破坏的趋势,钢中马氏体的碳含量直接影响着这二个指标的数值,而且是互相矛盾的。材料不变,淬火工艺相同的情况下,回火后的硬度一定程度上能反映材料的正断抗力和切断抗力的配合,也反映出材料的强度、塑性和韧性的配合。如果在静接触应力作用下,表面硬度与寿命之间有一峰值,那对于多冲接触疲劳应力下也会出现峰值,因为寿命的峰值反应了该服役条件下,两个互相矛盾着的性能指标具有最合理的配合。但在有冲击的条件下要比无冲击负荷时对材料要求有高一些的正断抗力和塑性,韧性,因此,最高寿命所对应的硬度应向低的方向转移。

我们采用20CrMn钢,  $\phi 30$ 毫米的试样作多冲接触疲劳试验[19], 结果如图7, 试验证实多冲接触疲劳寿命与硬度之间也存在有峰值, 当冲击能量为76公斤—厘米下, 最高寿命所对应的表面硬度在 Rc 58—60范围。与静接触疲劳相比较要降低 Rc 2—4。由此可见, 在接触应力作用下, 另件的最高寿命所对应的硬度是按照服役条件而变化的, 无冲击情况下硬度可提高一些, 有冲击负荷作用下, 硬度要控制在下限。

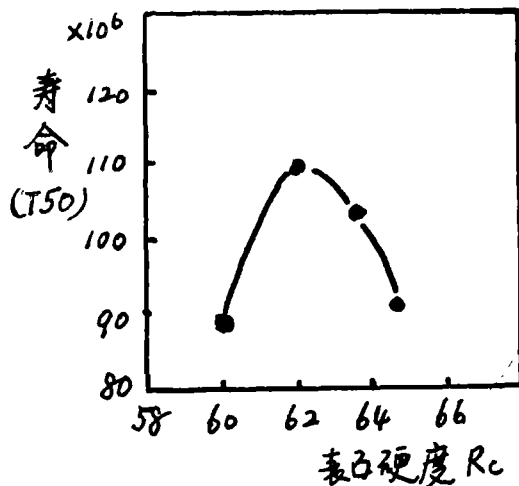


图6 表面硬度与接触疲劳寿命的关系

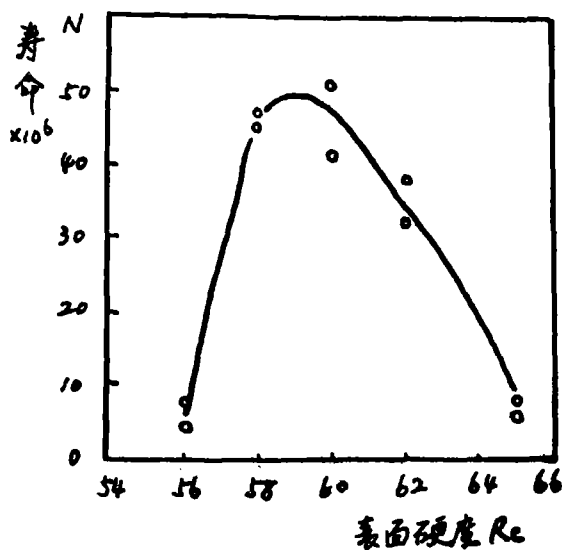


图7 表面硬度与多冲接触疲劳寿命的关系

## 2. 渗碳层深度

试验用 20CrM。钢 $\phi 60$ 毫米试样,渗碳及热处理工艺如图 8,回火后硬度为 Rc 57—60。

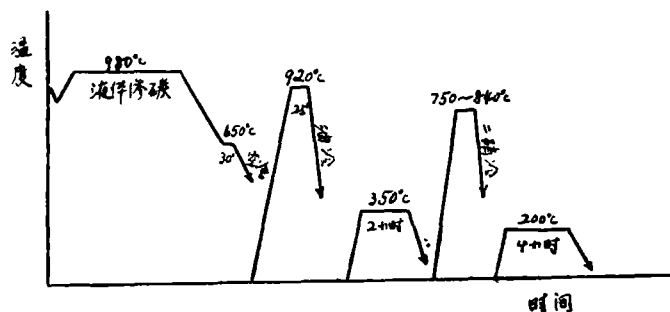


图 8 试样的渗碳及热处理工艺

冲击能量为 56.47 公斤—厘米时,渗层深度与多冲接触疲劳寿命的关系之间有一峰值(图 9),渗层由 1.69 毫米增加到 1.82 毫米时,疲劳寿命有大幅度的提高,直到 2.0 毫米时达到最大值。继续增大深度,寿命又大幅度地下降。通常情况下,都是用渗碳时间来调节渗层的深度,因此,厚的渗层容易增加表层的碳浓度,恶化表层组织,随着渗层的增加,虽然残余压应力的分布也加深,但表层的残余压应力的数值却随之下落,因此,渗层薄,强度嫌不足,太厚也会降低另件的寿命。

合理的确定渗碳层深度还应考虑另件的失效部位。在接触疲劳应力作用下,材料失效大

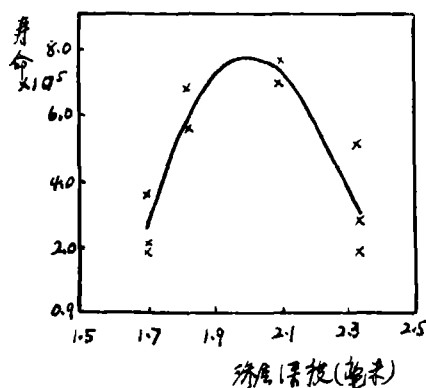


图 9 渗碳层的深度与多冲接触疲劳寿命的关系

体上有二种形式——麻点剥落和压碎(深层剥落),前者疲劳裂纹源于表面或次表面(最大切应力的地方),裂纹的深度和剥落坑的深度都不超过渗层深度。引起压碎的裂纹源于渗碳层与心部交界的过渡区、是因过渡区的应力/强度之比值不足造成的。资料〔3〕试验指出,渗层较薄裂纹易在过渡区萌生,此时增加渗层深度,提高心部强度都将会提高材料的疲劳强度,若渗层增加到一定程度后再继续增加的话,情况又会发生变化、裂纹将在表面或次表面萌生,此时不是渗层深度不够而是渗层表面的性能过低的问题了。可见接触疲劳寿命也反映

了在一定的外载下失效形式随着渗层发生转化的过程。

### 3. 热处理工艺参数

渗碳件一般都在淬火低温回火态下使用, 渗碳层系多相组织, 由马氏体+碳化物+残余奥氏体组成。组成体中马氏体数量占绝大多数, 是基体相, 它对表层的机械性能起着支配作用, 马氏体的性能又取决于它的大小、马氏体内的含碳量、形态以及亚结构的变化。第二相在组成体内的数量虽然不多, 可是它的几何性质(大小、形状和分布)、力学性质(强度、塑性和韧性)、物理性质(膨胀系数)和化学性质(与基体相之间的结合力)都会影响钢的性能, 譬如, 疲劳裂纹往往萌生于二相的界面处。除了非金属夹杂物之外, 基体和第二相(未溶碳化物或残余奥氏体)的大小、形状、分布和数量的变化, 很大程度上都是通过热处理来调整的。

为此, 我们研究了渗碳后各热处理工艺及参数与多冲接触疲劳的关系, 并确定该服役条件下最佳强度、塑性与韧性配合的热处理工艺。

#### (1) 一次淬火与二次淬火

试样用20CrMn。钢 $\phi 30$ 毫米, 热处理工艺参数见表1。淬火方法与多冲接触疲劳性能的关系如图10〔17〕。试验结果指出, 相同的表面硬度下, 无论是硬度高的(Rc65)或硬度低的(Rc62), 二次淬火都比一次淬火有较高的多冲寿命。电子断口分析发现, 830°C一次加热淬火回火的试样渗碳层尚有形状不规则的未溶碳化物。从图11看到, 碳化物在接触疲劳应力作用下碎裂的现象, 碳化物与马氏体的二相界面上还有裂纹, 这种现象在多冲接触疲劳失效的另件中也存在〔3〕〔18〕, 图12就是其中的一例。可见渗碳层中有形状不规则的, 甚至是块状碳化物, 往往会成为疲劳裂纹的策源中心, 引起另件的早期失效。经二次淬火的试样, 由于改善了未溶碳化物的几何形状(图13), 多冲寿命有了明显的提高。

表1 试样的热处理参数

方 法	参 数	淬 火			回 火	
		加热温度 (°C)	保温时间 (分)	介 质	温度°C	时间(时) 硬度(Rc)
一 次 淬 火		830	15	油	170	2 65
		830	15	油	240	2 62
二 火 次 淬		900 + 830	15	油	170	2 65
		900 + 830	15	油	240	2 62

第一次淬火工艺参数选择是否得当是控制碳化物几何形状的重要环节, 要使碳化物能充分溶解到奥氏体内而又使奥氏体晶粒不会显著长大的前提下确定一次加热温度, 致使淬火后获得马氏体+残余奥氏体组织, 为第二次淬火后得到高弥散、细小、圆整度好的碳化物颗粒提供条件。

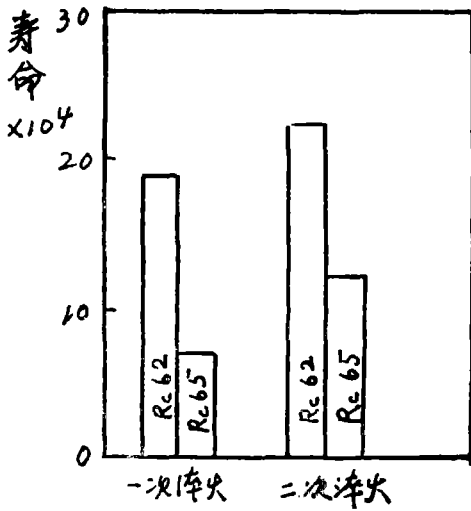


图10 淬火方法与多冲寿命的关系



图11 多冲试样剥落坑处碳化物碎裂情形  
(电子断口) 2000×

### (2) 第二次淬火工艺参数

上面试验结果指出, 二次淬火比一次淬火具有高的多冲寿命, 上述的第二次淬火工艺参数是否合理, 还有待于进一步试验来确定。

关于这个问题, 我们对20 CrMn, 20 CrNiMn 和25 MnTiBR 三种钢, 按图14的工艺流程进行了试验研究[19]。加热温度和加热时间对多冲接触疲劳性能的影响如图15、图16。

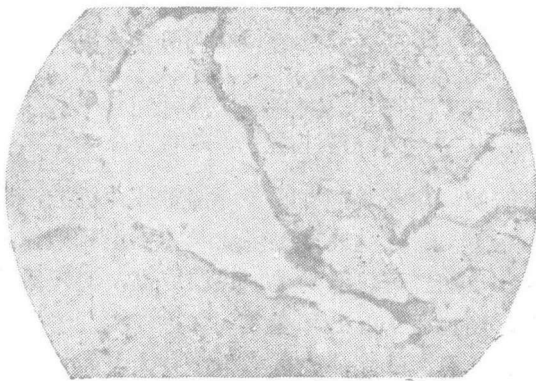


图12 失效零件的剥落坑碳化物碎裂  
(电子断口 2000×)

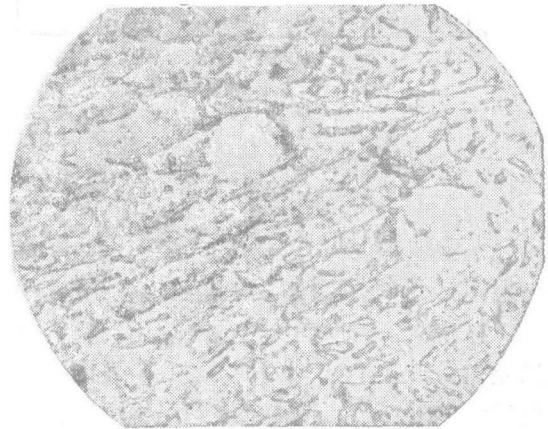


图13 二次淬火后碳化物形态  
(二级复型 10000×)

20 CrMn 等三种材料, 渗碳后有良好的预先热处理条件下, 于770~790℃ 温度下, 按每毫米18秒来计算加热时间, 淬火后可以获得最高的多冲接触疲劳抗力、低于此温度, 渗层的强度可能不足, 温度过高, 渗层的脆性增加都会导致多冲抗力的下降。790℃ 加热, 加热时间按18秒/毫米计算淬火的试样多冲抗力最高。

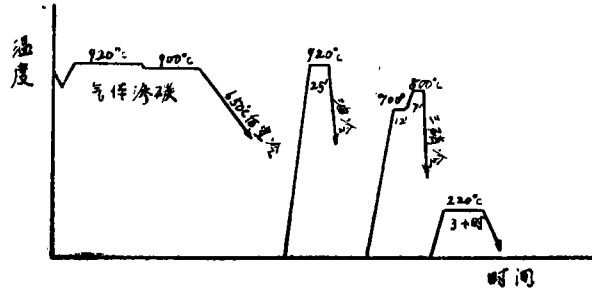


图14 试样的热处理工艺

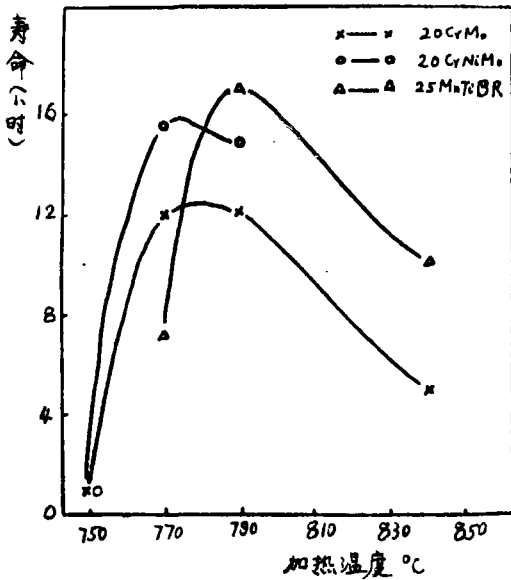


图15 二次淬火加热温度与多冲疲劳寿命的关系

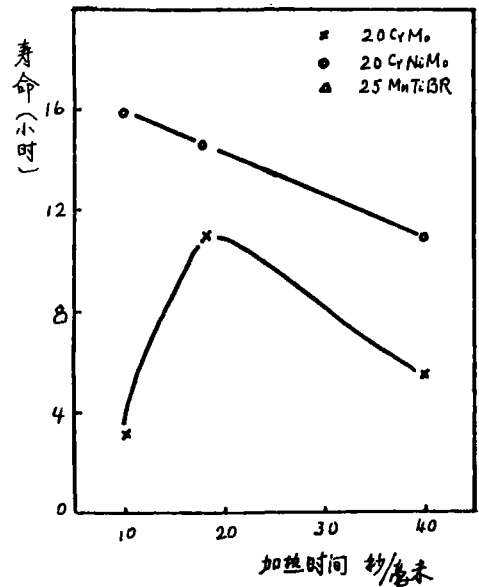
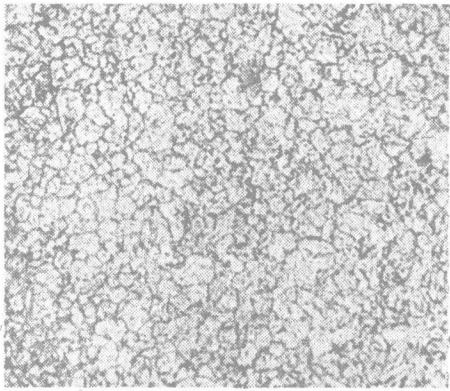


图16 二次淬火加热时间与多冲疲劳寿命的关系

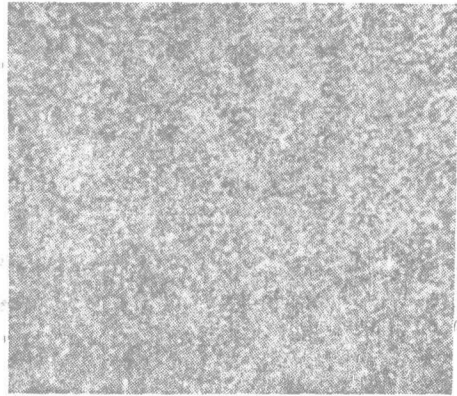
试验结果说明,二次淬火采用低温短时加热能使材料获得最高的多冲接触疲劳抗力,充分发挥材料的强度潜力,而高温长时加热的传统工艺既不是最佳工艺,又要多消耗能源。

材料的机械性能是内部组织结构变化的反映。从图17可以看到,加热温度高,奥氏体的晶粒和马氏体也粗大,淬火后残余奥氏体也增多。图18为790°C和840°C加热淬火后渗层的电镜组织照片,二种工艺在马氏体形态上的差异。低温短时加热的试样中,有大量的板条马氏体,高温长时加热是片状马氏体。片状马氏体在奥氏体晶粒内呈多向分布,片的中脊区(平行于透镜长轴的中间筋条)又是缺陷富集的地方,马氏体片内有孪晶,大多数片状马氏体内碳浓度都比较高,即使含碳量稍低的片状马氏体,在淬火过程中发生自回火,碳化物都沿孪晶界析出,片状马氏体内有高的碳浓度和孪晶亚结构决定了它的高脆性,低韧性性质,加之奥氏体向片状马氏体转变的速度很高,在转变过程中不可避免地将发生相互碰撞,会出现许多显微裂纹〔8〕。板条马氏体以尺寸大体相同的板条为单元结合成定向的、大致平行排列的马氏体束组成,马氏体的亚结构是位错,它的含碳量低,马氏体转变温度高,发生自回火或

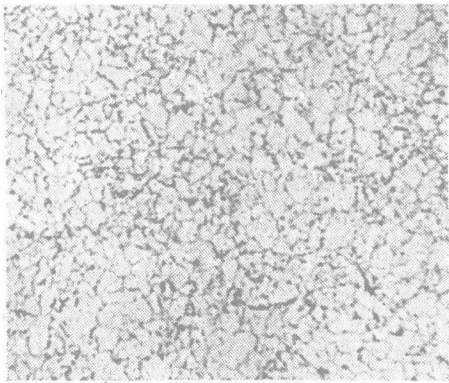




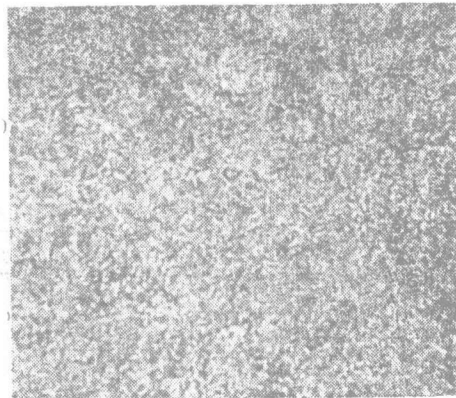
a 770°C



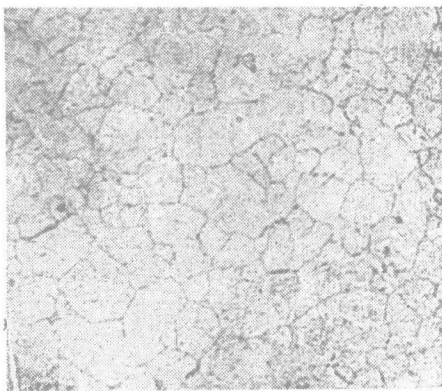
b 770°C



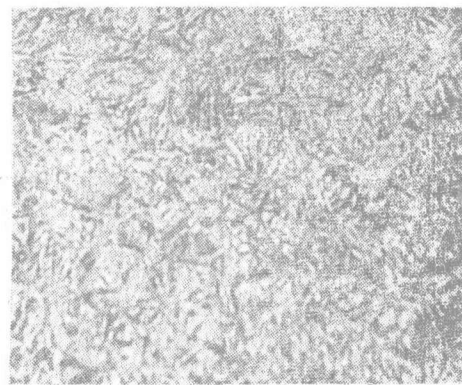
c 790°C



d 790°C



e 840°C



f 840°C

图17 不同加热温度下20 CrM。钢的奥氏体晶粒尺寸和相对应的金相组织400 ×

自回火后,碳化物沿着板条相界上呈魏氏组织型分布〔6〕,因此它具有优良的机械性能〔7〕,可见,低温短时加热与高温长时加热淬火各有不同的多冲接触疲劳抗力,除奥氏体晶粒大小有区别外,马氏体形态及其亚结构上的差异是一个重要因素。

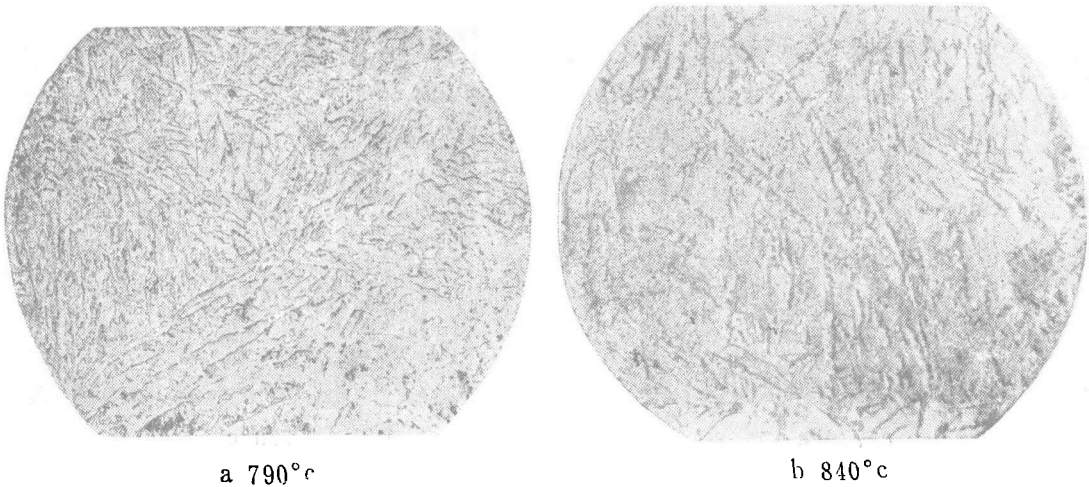


图18 790°C加热淬火(a)和840°C加热淬火(b)的电镜组织(二级复型)3000×

用X—射线测定了低温短时加热淬火后200°C回火的渗层马氏体碳含量为0.35~0.40%。这就从另一方面证实了电子显微镜分析的渗层中有大量板条马氏体的结论。国外资料介绍,滚珠轴承钢淬火马氏体中碳含量为0.45%时具有最高的静接触疲劳寿命〔9〕,这一结论与我们实验相一致,不过他们未能用马氏体形态学来解释高寿命的原因。

综上所述,20CrMn等三种钢渗碳后二次淬火比一次淬火有高的多冲接触疲劳寿命,在于合理地调整了马氏体基体和第二相的几何性质和相对量,第一次淬火目的在于控制二次碳化物,同时也改善心部组织,为最后热处理做准备。第二次淬火采用低温短时加热,能强烈地细化晶粒,降低奥氏体固溶的碳含量,使得淬火后获得大量具有优良综合机械性能的位错型板条马氏体,进一步改善碳化物的几何性质,使之达到切断抗力与正断抗力的合理配合,强度与塑性韧性合理配合。传统采用的高温长时加热第二次淬火不是最佳工艺,它未能充分发挥材料的潜力。该新工艺已在生产上使用并取得明显效果〔4〕〔20〕。

#### 4. 渗碳层的淬透性

钢于渗碳淬火后,表层或次层会出现数量不等的非马氏体组织,它会降低材料的疲劳强度〔10~12〕,削弱接触疲劳抗力。图19是在接触应力作用下疲劳裂纹沿着非马氏体发展情形,非马氏体成了疲劳裂纹发展的有利通道,导致渗碳件早期失效。

过早地出现非马氏体组织是渗层淬透性不足所致,它已引起国内外的重视,注意选择具有一定渗层淬透性的材料来制造渗碳件。合金钢经过渗碳后,渗碳层的化学成分同心部有比较大的差别,因而渗层和心部具有不同的淬透性,问题在于二者之间有无直接的关系,即心部(相当于原材料)淬透性高的钢,经渗碳后其渗层的淬透性是不是也高?

我们对20CrMn等三种钢进行了渗碳层淬透性的试验研究〔13〕,结果指出,三种材料渗碳层的淬透性都随着含碳量的增加而提高,以后又随之下降,最大淬透性所对应的含碳量在0.7%左右(图20)。

有的材料如20CrNiMn和20CrMn钢的淬透性高,渗碳层的淬透性也高;有的材料如25MnTiBR钢,渗碳前淬透性比较高,但渗碳层的淬透性并不高。因此,不能盲目地用渗碳钢的淬透性高低来推断渗碳层的淬透性。



图19 疲劳裂纹沿渗层内非马氏体组织发展的情形400×

为使渗碳层在淬火后有高的硬化能力,也必须控制有一定的碳含量,三种材料最大的硬度值所对应的碳含量都在0.85%左右(图21),说明最大的淬透性与最高的淬硬性能所对应的碳含量是有差别的,综合分析图20和图21可以得出,在保证淬透性的同时再考虑淬硬性,二者都比较容易满足,反之,淬透性不易得到保证。

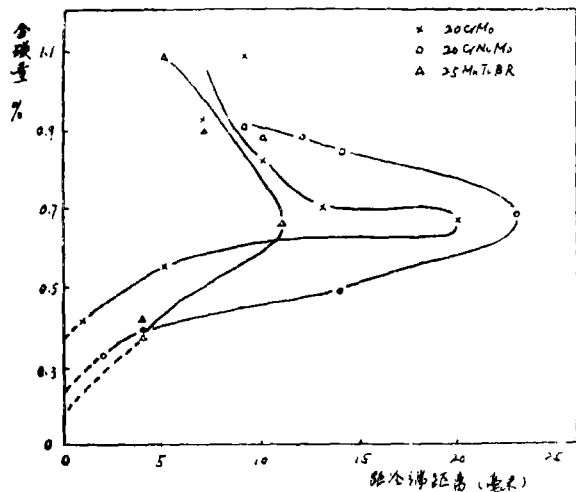


图20 有效淬硬层深度与含碳量的关系

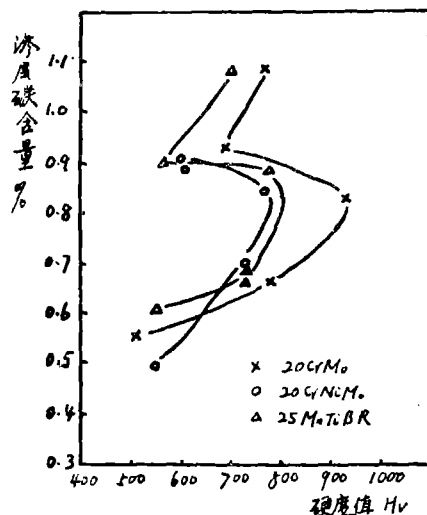


图21 表面碳浓度对硬度的影响

### 5. 渗碳层碳浓度的确定

上面试验研究了某些碳浓度与性能的关系,得出关于最佳性能所应有的碳含量。再考虑其他有关因素,进行综合分析就可以得出一个统筹兼顾的表层碳浓度的方案。这些试验的结果和其他的一些因素是:

(1) 200℃回火状态下马氏体中的含碳量为0.35~0.40%时具有最高的多冲接触疲劳抗力。

(2) 渗碳层最大的淬透性的含碳量为0.70%左右。

(3) 表层具有最高淬硬性的含碳量为0.85%左右。

(4) 表层有未溶的二次碳化物对静接触疲劳没有好处[14]。

(5) 一般情况下,承受接触疲劳的另件表面都有磨损行为,为了提高渗层的耐磨性,必须有适量的未溶二次碳化物,[14]指出当马氏体中固溶碳为0.45%,表面碳浓度在0.4~0.7%时具有最高的耐磨性。

(6) 淬火加热过程中,碳化物能阻止奥氏体晶粒的粗化。

综合上述,表层碳浓度控制在0.7~0.9%比较合适。

## 6. 渗碳层滚压强化对多冲接触疲劳的贡献

经渗碳淬火后,表面再进行喷丸或滚压冷变形强化还可以进一步提高渗碳件的机械性能。从图22可以看到20 CrMn钢渗碳淬火回火后的试样再施行滚压能显著地提高多冲接触疲劳寿命[19],其原因可以从渗层的残余应力分布,亚结构变化和表面光洁度等方面来分析。我们用X—射线应力仪测定了20 CrMn钢渗碳淬火试样滚压前后的残余应力分布,如图23。滚压大大提高了试样残余应力的数值,而不改变曲线的形状。根据接触疲劳理论,引起麻点剥落的裂纹主要萌生于表层或次表层的最大切应力的地方,增加该处的残余压应力数值对推迟疲劳裂纹的萌生和减慢裂纹扩展速度都将是有益的。滚压后渗层的硬度和微观结构都发生了相应的变化,表层硬度一般提高了1~2 Rc,强化层的位错密度增加,嵌镶块细化[16],渗层的残余奥氏体发生塑性变形促使它转变为马氏体并带有形变痕迹,基体中的马氏体在冷变形过程中有高弥散的碳化物沿着亚晶的滑移面析出。组织结构的这些变化无疑的对提高材料接触疲劳抗力都将起到有益的作用。

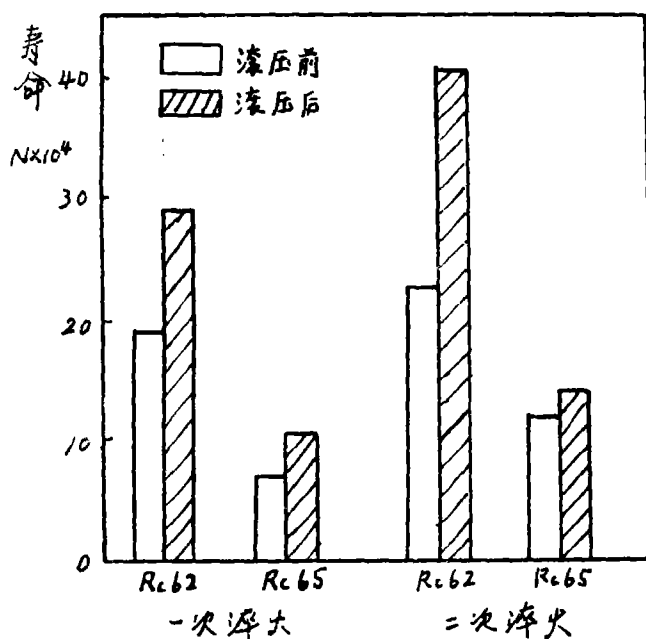


图22 滚压对多冲接触疲劳的影响

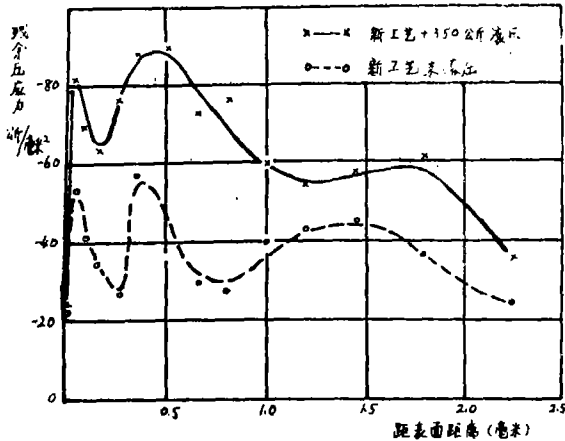


图23 滚压前后试样内残余应力的分布

## 结 论

1. 以麻点剥落为主要失效型式的渗碳件, 疲劳裂纹的萌生, 扩展以至最后出现麻点的全过程都发生在渗层范围内。为此, 要提高这类另件的多次冲击接触疲劳寿命, 关键在于改善渗碳层的性质, 使渗层能获得高的切断抗力的同时要设法提高正断抗力, 得到强、塑、韧的合理配合。

因外载条件的改变, 对渗碳层的性能要求也有所不同, 实验和实践都证实带有冲击接触疲劳性质的渗碳件要求比无冲击的要有高的塑性与韧性。

2. 多冲接触疲劳寿命与渗碳层深度之间具有一峰值关系, 峰值所对应的渗层深度受应力状态, 应力水平, 另件失效部位及尺寸等因素的支配, 在本试验条件下峰值位置相当于层深为2.10毫米。

3. 渗碳件的二次淬火比一次淬火工艺有高的多冲接触疲劳寿命, 其中第一次淬火的主要目的在于调正渗层中碳化物的几何性质和数量, 为第二次淬火作好准备。

4. 第二次淬火采用低温短时加热 ( $770\sim 790^{\circ}\text{C}$  16~18 秒/毫米) 来代替传统的高温长时间加热 ( $840\sim 860^{\circ}\text{C}$ , 30~40秒/毫米), 多冲寿命提高2~3倍。低温短时加热淬火具有优良综合机械性能是渗碳层中有大量碳浓度低的位错型马氏体以及细化晶粒的结果。

5. 适当提高回火温度, 把表面硬度控制在 Rc 58~60 时具有最高的多冲寿命。

6. 渗碳层的碳浓度的控制应考虑下列因素的综合影响, 马氏体的碳含量, 渗层淬透性和渗硬性, 耐磨性以及加热中奥氏体晶粒长大的倾向等, 渗层碳浓度控制在0.7~0.9%比较合适。

7. 渗碳件经过综合强化还可以进一步提高多冲接触疲劳寿命, 本试验采用滚压强化的措施又使渗碳件提高寿命50%, 经滚压强化后改善了渗层的残余应力的分布, 同时也细化了亚晶结构, 增加位错密度。

## 参 考 文 献

1. 〈理化检验〉(物理部份) 1974年 第一期第30~33页
2. w. 霍夫曼  
〈Maschinenbau Technik〉 1963 №11 570~572 中译文 〈轴承译丛〉 1964年  
第四期第25~29页
3. 〈西安交通大学学报〉 1977年 第四期 第25~34页
4. 〈西安交通大学学报〉 1977年 第四期 第123~145页
5. G.R. Spelch and W.C. Leslie 〈Met. Trans.〉 1972 Vol 5
6. 郭可信 〈金属学报〉 1964年 第七卷 第2期
7. 周惠久、黄明志  
〈高等学校自然科学学报〉(机械动力版) 1964年 试刊第二期 第104~141页
8. G. Thomas  
〈Met. Trans.〉 1971 Vol 2 №9 2373
9. 门间改三等  
〈金属学会会志〉 1968 Vol 32 №12 1193  
译文〈国外轴承钢研究〉 上海科技情报所 1976年
10. 南昌齿轮厂等  
〈25MnTiBR 和 18GMnTi 钢的渗层淬透性〉 1978
11. Meyer H.U.  
〈M'eTaux (Corros—Inds)〉 №452 131~145
12. 荒木透等  
〈金属材料技术研究所研究报告〉 1966 Vol 9 №1 16~26
13. 西安交通大学 〈科学技术报告〉 79—041
14. 门间改三等  
〈金属学会会志〉 Vol 32 №12 1198
15. 西安交通大学 〈金属材料及强度专辑 II〉 第31~45页
16. Паншаъ  
Вестник Машиностроения〉 1970 №1 35~38
17. 西安交通大学 〈科学技术报告〉 75—062
18. 西安交通大学 〈科技参考资料〉 75—029
19. 西安交通大学 〈科学技术报告〉 79—172
20. 上海第一石油机械厂等  
〈Pk250Jy型矿用钻头试制试验总结〉 1977年9月