

金属热处理

第二届全国热处理年会论文选集

中国机械工程学会热处理学会 编



上海科学技术文献出版社

中国机械工程学会热处理学会

前 言

中国机械工程学会热处理学会和浙江省机械工程学会联合召开的第二次全国热处理年会于一九七九年四月在杭州举行。全国各地的专家、教授、科技工作者共一百五十余人参加了会议。会议共收到论文四百七十七篇。书面交流了二百二十八篇,分组宣读和讨论了七十四篇,并从中推荐了三十五篇编成这本论文选集。

本选集比较集中地反映了从一九六三年第一次全国热处理年会以来,我国热处理工作者在热处理理论、工艺、工艺与材料性能的关系及热处理设备等领域内的成就和进展。其中有不少内容是目前国内外从事热处理专业的科技人员正在探索和关注的,如激光热处理、渗金属、气相沉积、真空热处理等等。对生产中已沿用的工艺和设备,如渗碳、氮化、碳氮共渗、气体软氮化、离子氮化、流动粒子炉等也都有新的论点及改进。对碳钢和低合金钢的回火脆性的研究也有新的发现。选集所载的不少论文中,采用了较新的实验测试技术,如电镜、电子探针、电子衍射等,对金属断口、亚微观组织、微区相分析进行了较深入的研究,为机理探讨与性能分析提供了较可靠的依据。这些研究成果和生产经验,可作为从事热处理专业的科研、技术人员在工作中的主要参考文献。

本书由中国机械工程学会热处理学会秘书长朱沅浦、副秘书长裘汲两同志主编在选编过程中,论文作者对论文进行了认真地修改补充,在此表示谢意。由于篇幅所限,编者对于少数论文进行了较大的删节,有的未能及时征求作者意见,在此深表歉意。对于出现的错漏,敬请读者批评指正。

中国机械工程学会热处理学会

一九八〇年

目 录

GCr15 钢碳化物细化处理及其对接触疲劳性能的影响	李 超等 (1)
硼钢碳氮共渗的渗层淬透性	西安交通大学金属材料及强度研究所等 (10)
高速钢分级淬火规范对其组织和性能的影响	一机部工具行业联合试验组 (21)
结构钢亚温淬火	王传雅 (26)
高合金钢碳氮共渗中的氢脆和开裂	徐家达等 (35)
关于硅锰钼钒钢低温回火脆性问题的研究	裘尧健等 (43)
240 针阀体用 25SiMnMoV 钢的工艺研究	宋沂生等 (49)
马氏体时效不锈钢热脆性的研究	金嘉陵等 (54)
冷热模具钢 CG-2 热处理工艺、组织与性能	郭继良等 (63)
超硬高速钢 W12Mo3Cr4V3N	陈景榕等 (72)
高强韧性冷模具钢 65Cr4W3Mo2VNb 的热处理工艺研究	华中工学院金相教研室 (77)
5% 镍钢热处理工艺的研究	谭朝鑫 (84)
滴注式碳氮共渗炉气氛的调节控制	田润生 (93)
渗碳气氛碳势控制	顾百揆 (101)
滴注式可控气氛渗碳	梅志强等 (109)
室温形变对 18CrMnTi 及 18CrNiW 钢碳氮共渗的影响	安希曠等 (116)
中高碳钢深层加热浅层淬火时的材料强度	宋余九等 (125)
离子氮化的渗入速度及其金相组织形态	刘大桑等 (132)
离子氮化对气体流速及合理供氮量的研究	姜椿年 (139)
氮化钢离子氮化表层组织的分析	杜树芳 (146)
碳钢的氮化及软氮化合物层的组织形态及形成机理	潘健生等 (153)
气体软氮化的工艺研究	福州大学金属材料研究室等 (170)
对粉末渗硼法及其组织特征的研究	邵会孟 (186)
硼砂熔盐中渗硼及渗金属	刘君立等 (193)
G10 型风镐镐筒的软氮化处理	卢光照 (201)
真空热处理工艺	惠学仁等 (206)
在钢基体上进行碳化钛气相沉积 (CVD)	陈仁悟等 (213)
涡轮叶片料浆法渗铝、渗铝-硅工艺的研究及应用	朱宗元 (218)
电火花熔渗强化及其机理的研究	王荣华 (230)
用热处理工艺在铍合金上形成的高温抗氧化涂层	李云鹏等 (239)
不同热处理工艺对螺栓疲劳强度的影响	李 佐 (245)
球墨铸铁曲轴强化工艺的研究	罗启富等 (249)
钢与铸铁的激光热处理	关振中 (258)
真空淬火油特性的研究	许华仪 (266)
粒子流化性能的研究	金鸿业 (272)

GCr15 钢碳化物细化处理及其 对接触疲劳性能的影响

哈尔滨工业大学 李 超
哈尔滨轴承厂 邹胜利

[摘要] 本文研究了一种新型的碳化物细化方法。试验结果表明, GCr15 钢轴承套圈经锻热沸水淬火或高温奥氏体化沸水淬火后进行高温回火, 可使碳化物平均粒度由 1.1 微米减小到 0.3 微米。通过最终淬火工艺的调整与组织均匀性的改善, 在马氏体含碳量保持为 0.5% 情况下, 碳化物细化对提高 GCr15 钢的接触疲劳性能具有明显作用。

在过共析钢的淬火组织中, 有关残余碳化物的尺寸、分散度、马氏体的固溶成分与均匀性对轴承和工具等使用性能的影响问题, 已为人们所重视。由于上列因素均与淬火前预备组织中的碳化物形态及其分散度相关, 为了充分发挥过共析钢的性能潜力, 近年来, 以 GCr15 钢为代表, 开展了碳化物细化工艺的研究。

有关碳化物细化工艺的研究^[1~3]表明, 为了消除未溶碳化物对细化的不良影响以及调整碳化物细化与切削硬度之间的矛盾, 多采取重新高温固溶化预处理, 并于机加工后进行。由此必须防止一系列热处理缺陷。本文通过 GCr15 轴承套圈锻热淬火预处理试验, 提出了碳化物细化的新工艺方法, 并初步探讨了微观组织对 GCr15 钢接触疲劳等性能的影响。

一、试验方法

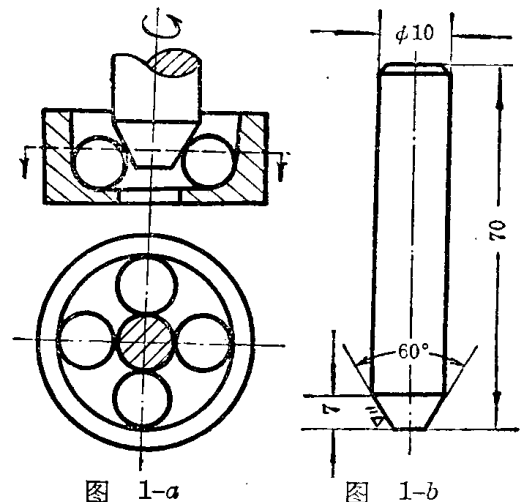
轴承套圈锻热淬火工艺性试验在平锻机、压力机及辗扩机等设备上进行。

试样与套圈用料均为 GCr15 钢。

采用过饱和苦味酸水溶液(加入洗涤粉)直接热蚀法来显示奥氏体晶粒度。晶粒度按 YB27-64 标准评定。

碳化物粒度的测定是在 1000 倍金相照片上采用 30 倍光学测微仪进行(在五个不同视场上选 10 微米正方格子), 并以电镜照片测定结果校核。残余奥氏体的测定, 采用磁性法。

退火与淬、回火组织中基体成分及残余碳化物量的测定, 采用氯化钾-柠檬酸溶液电解分离定量分析法。



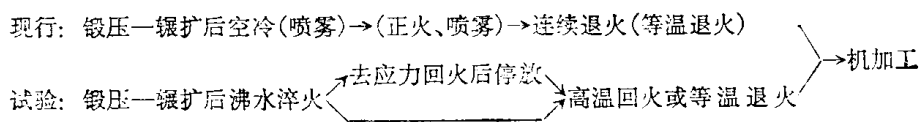
接触疲劳性能测定在自行设计的四球式接触疲劳试验机上进行(图 1-a), 试样形状如图 1-b。最大接触应力为 580 公斤力/毫米², 转速 2810 转/分。

为了防止锻热淬火裂纹, 试验选用沸水作为淬火介质。锻件于沸水槽中冷却后随即进行球化处理或经去应力回火后存放。

二、试验工艺与结果分析

1. 锻热淬火预处理与碳化物细化工艺试验

GCr15 轴承套圈毛坯现行生产工艺路线与试验工艺路线对比如下:



注: 括号内为特殊产品工艺

(1) 轴承套圈锻热淬火预处理工艺

试验以 210 型轴承为主, 表 1 所列为选定的主要工艺规范与试验结果。有关不同工艺的影响, 详见另文^[4]。

表 1

序号	套圈型号	锻压方式	取样部位	始锻温度(°C)	终辗温度(°C)	辗压比	冷却方式	奥氏体晶粒度(级)	组织	硬度(HRC)	注
01	210-02 (内套)	平锻 辗扩	料棒前部	1160~1200	950~1000	1.2	辗后随即于沸水中冷透(出水后进入 550°C 回火炉保温 1 小时空冷)	6~7	M+A'	63.5	组织与硬度为淬火状态
02			中部	1100~1150	900~950			7~8	M+A'	63.2	
03			后部	1000~1050	850~900			7~8	M+A'	63.0	
04	210-01 (外套)	压力 辗扩	任取料段	1160~1200	900~950	2		8~9	M+A'	64.0	同一套圈内径
05											6~7

试验结果表明, 在平锻情况下, 同一料棒由于加热不均和加工先后不同, 始锻与终辗温度差异较大。在正常操作条件下, 终辗温度偏低的后段, 淬火前仍可保持为奥氏体状态; 终辗温度偏高的前段, 形变后再结晶晶粒略有长大。同一套圈由于内、外径辗扩形变率不同, 存在晶粒不均现象。当其它工艺参数相同时, 淬火前的冷待时间对锻热淬火效果具有决定性作用。若辗后冷待时间过长, 不仅因聚集再结晶而使晶粒粗化(4~6 级), 对于终辗温度偏低套圈, 有可能出现屈氏体、贝氏体等非淬火组织, 这对随后通过高温回火后获得细而匀的碳化物是不利的^[5]。

综上所述, 轴承套圈经正常锻热沸水淬火预处理, 由于高温形变以及随即淬火对动态再结晶过程的控制作用, 具有组织细化效果(图 2)。

有关锻热淬火裂纹问题, 亦是该工艺能否应用的关键。试验表明, 高温奥氏体经形变后淬火与无形变直接淬火相比, 前者具有较小的裂纹倾向性。此外, 由于高温固溶化使 GCr15 钢的 Ms 点降至 130°C 左右, 故采取接近 Ms 点的沸水淬火并随即进行去应力回火或直接进行

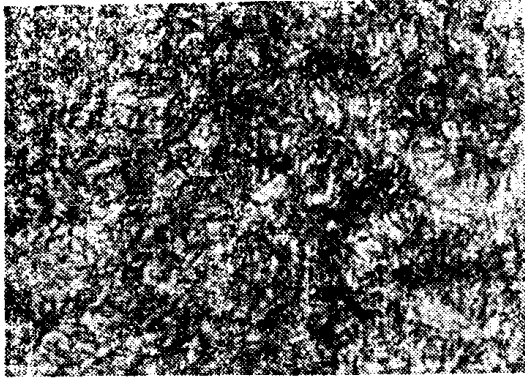


图2 210 轴承外套经锻热沸水
淬火预处理后的组织 ×500



图3 GCr15 钢 1150°C 沸水淬
火组织(粗大 M 出现显微裂纹) ×500

球化退火,可避免裂纹的产生。经锻热淬火的毛坯和退火、机加工后的半成品通过酸洗检验以及对装配前的 200 套试验品进行 100% 的磁力探伤,均未出现淬裂废品。而奥氏体晶粒粗大且未经回火的非正常套圈取样或经 1150°C 高温奥氏体化沸水淬火的试样,则可见横穿粗大马氏体的微裂纹(图 3)。为此,根据正常锻热淬火具有晶粒细化作用以及有关高碳马氏体微裂纹的形成机理,我们认为,前者可能与晶粒细化使马氏体微裂纹形成的敏感度大为降低有关。此外,在回火过程中由于碳化物的析出而使微裂纹得到弥合(搭桥),亦可能具有一定作用。有关问题将在寿命对比试验中进一步考核。

(2) 碳化物细化退火工艺

为考核碳化物细化的性能效果和研究高温固溶化淬火预处理对细化的作用,试验除选用锻热淬火的套圈外,经 1050°C 30 分钟固溶化沸水淬火预处理的试样亦随炉处理。

表 2 为所选定的主要球化工艺与试验结果,为便于对比,现行退火工艺与分析亦一并列入。

表 2

工 艺	硬度 (HB)	碳化物粒度(微米)			数 量 个/10 微米 ²	组 织 (1000 倍)	基 体 成 分	
		平均	最小	最大			C (%)	Cr (%)
	269	0.3	0.1	0.7	85	碳化物呈 质点状密集 分布	0.030	0.30
	229	0.4	0.1	0.9	64	碳化物质 点细密	0.025	0.27
	197	0.6	0.2	1.0	46	碳化物呈 细粒状均匀 分布	0.020	0.24
	187	1.2	0.3	1.7	28	碳化物呈 粗粒状	0.018	0.21

试验结果表明,具有马氏体组织的试样经高温回火与等温退火工艺进行碳化物细化时,由于碳化物析出过程以及扩散条件的区别,导致球化效果不同。其中等温退火组织的碳化物均匀,圆正度良好,硬度均匀,切削性适宜。与连续退火组织相比,虽然碳化物粒度相差明显,但硬度变化不大,这可能与马氏体作为原始组织而使等温退火后碳化物大小与分布较为均匀有关。

在扩散不充分的高温回火情况下(720°C 2小时基体固溶元素含量高于退火),析出的碳化物质点细密,大小不均,圆正度不良(4500倍下)。由表2可见,提高回火温度可使组织得到改善,切削硬度亦有所降低。经最终热处理时,通过扩散与溶解作用,除残余碳化物的粒度略有

表 3

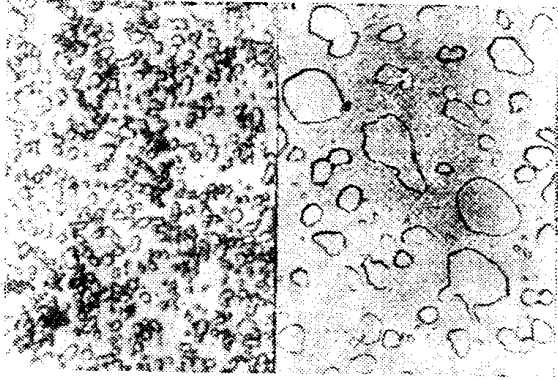
序号	对比类别	退火组织				硬度 (HB)	注
		碳化物粒度(微米)			10微米 ² 面积中碳化物粒数		
		平均	最小	最大			
05	现行工艺 210 套圈(内)	0.90	0.30	1.55	43	197	
06	现行工艺 210 套圈(外)	0.95	0.36	1.55	38	197	
07	日本光洋厂 SUJ-2 钢管(套圈料)	0.90	0.20	1.40	42	197	1976年进厂料
08	试验工艺 210 套圈(内)	0.30	0.10	0.70	70	234	锻热沸水淬火→740°C 2时回火
09	试验工艺 210 套圈(外)	0.56	0.20	0.94	50	197	锻热沸水淬火→等温退火
10	钢厂供退火钢料(Φ15)	1.10	0.30	1.75	28	197	
11	瑞典SKF退火钢料(Φ10)	0.75	0.20	1.30	38	197	轴研所提供料
12	试验工艺钢料(Φ15)	0.60	0.22	1.00	46	202	退火钢料重新 1050°C 30分钟沸水淬火,等温退火
13	二级球化组织	0.95	0.30	1.50	34	197	热检标准照片

表 4

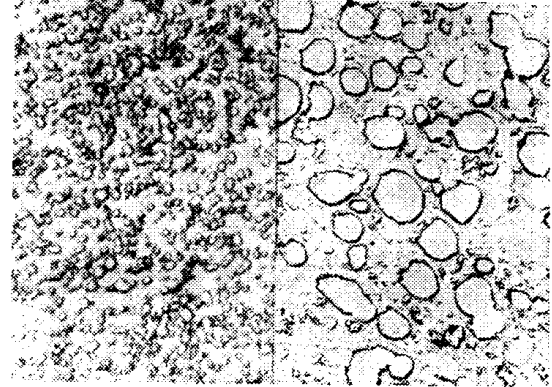
序号	对比类别	淬、回火组织		硬度 (HRC)	注
		碳化物平均粒度(微米)	10微米 ² 面积中碳化物粒数		
14	现行工艺 210 轴承套圈(内)	1.00	20	63.0	哈轴产品
15	现行工艺 210 轴承套圈(外)	1.00	22	63.2	哈轴产品
16	细化试验 210 轴承套圈(内)	0.40	31	63.2	锻热淬火→740°C 2时回火 820°C 15分油淬 150°C~160°C 回火 3时
17	细化试验 210 轴承套圈(外)	0.60	25	63.0	锻热淬火→等温退火 830°C 15分油淬 150°C~160°C 回火 3时
18	日本进口 N210W 轴承套圈(2210)(内)	0.85	21	62.9	日本 NACHI 产品
19	日本进口 N210W 轴承套圈(2210)(外)	1.00	18	63.0	日本 NACHI 产品
20	西德进口 N212 轴承套圈(2212)(内)	0.95	20	62.6	西德 SKF 产品
21	西德进口 N212 轴承套圈(2212)(外)	0.75	25	62.1	西德 SKF 产品

长大外,其圆正度亦趋改善。故在保证切削性能的前提下采取适当的高温回火工艺,可以成为一种获得细化碳化物的快速球化工艺方法。

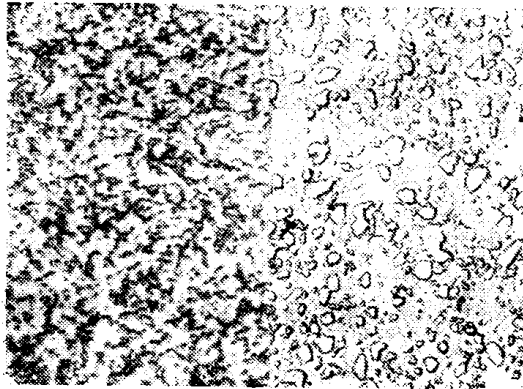
表 3 所列为本试验选用的 GCr15 钢套圈经锻热淬火预处理的球化组织与哈轴 近年来进的国内、外同类轴承钢材及现行工艺的套圈退火组织对比结果,其金相组织如图 4 所示。



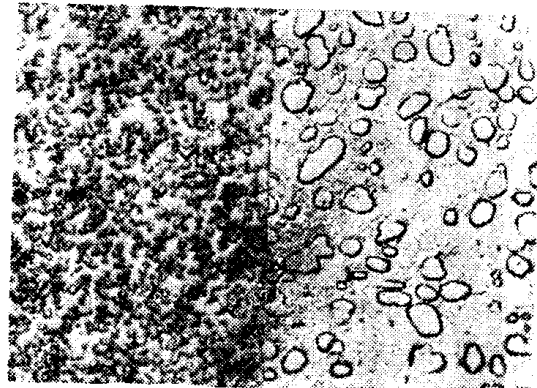
×1000 ×4500
图 4-1 现行工艺 210 轴承内套退火组织



×1000 ×4500
图 4-2 日本光洋厂 SUJ-2 钢管(套圈料)退火组织



×1000 ×4500
图 4-3 210 轴承内套锻热淬火→高温回火组织



×1000 ×4500
图 4-4 210 轴承外套锻热淬火→等温退火组织

图 4 轴承套圈退火组织对比

表 4 所列为细化处理的试验轴承套圈与几种国内、外轴承套圈(成品)在使用状态下的残余碳化物对比情况,其金相组织如图 5 所示。

上列对比表明,各类轴承套圈在硬度相近的条件下,经锻热淬火细化处理的套圈不仅残余碳化物细小,粒度与分布均匀,且基体组织的均匀性亦较为良好。显然,最终热处理前的组织状态及由此决定的淬火工艺具有重要作用。

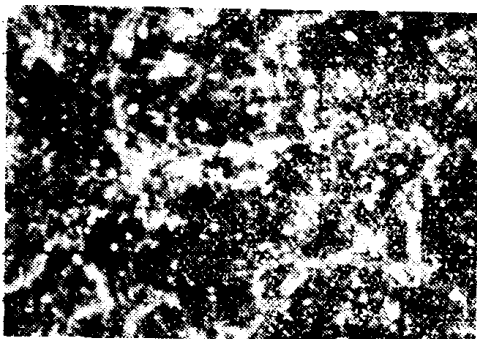


图 5-1 现行工艺 210 轴承内套 ×1000

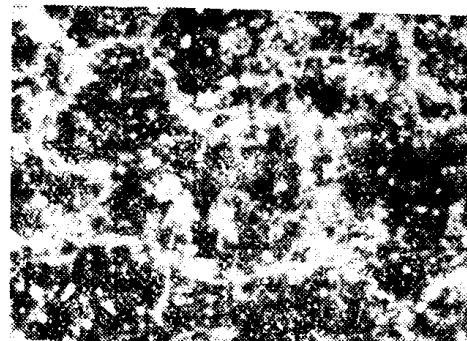


图 5-2 现行工艺 210 轴承外套 ×1000

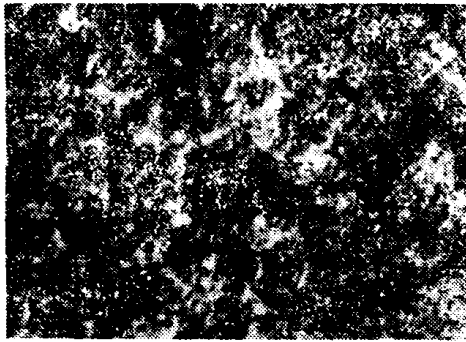


图 5-3 细化工艺 210 轴承内套(锻热淬火→高温回火预处理) ×1000

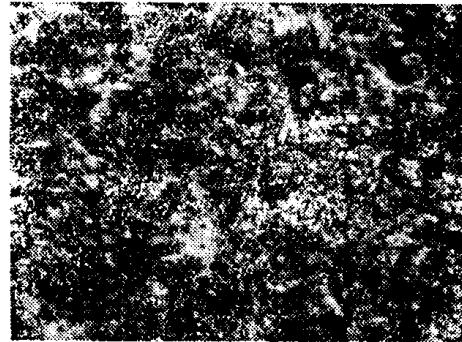


图 5-4 细化工艺 210 轴承外套(锻热淬火→等温退火预处理) ×1000

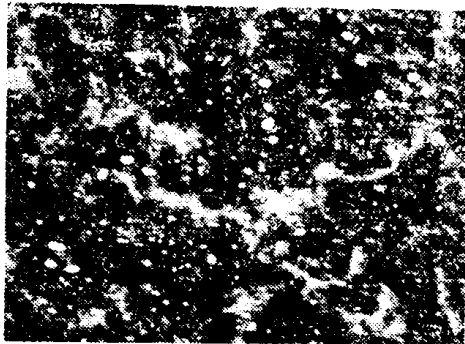


图 5-5 西德 N212 轴承内套 ×1000

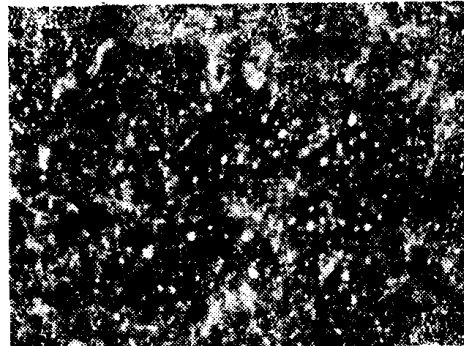


图 5-6 日本 N210W 轴承内套 ×1000

图 5 轴承套圈淬、回火组织对比

2. 淬火工艺试验

在研究碳化物粒度对 GCr15 钢接触疲劳性能的影响时,通常是调整淬火工艺,以便在硬度相同的条件下进行对比试验,即排除基体含碳量不同的影响^[6]。

表 5 所列为具有不同碳化物粒度的退火试样欲得到相同淬火硬度(HRC63)所选择的试验工艺与测试结果。图 6 为相应的金相组织。

试验表明,碳化物粒度不同的退火试样在淬火加热时,由于碳化物溶解速度不同,欲使固溶浓度一致,淬火温度相差 10~20°C,此时硬度值基本相同。表 5 可见,在淬火组织中当基体

表 5

序号	原始条件				淬、回火工艺	硬度(HRC)	残余碳化物		基体成分		残余奥氏体(%)	残余碳化物(%)	奥氏体晶粒度(级)
	预处理工艺	碳化物		硬度(HB)			平均粒度(微米)	10微米 ² 中粒数	C(%)	Cr(%)			
		平均粒度(微米)	10微米 ² 中粒数										
22	钢厂供退火料(Φ15)	1.10	28	197	840°C20分油淬 160°C回火 3时	63.2	1.20	14	0.50	0.75	11.7	7.44	9
23	1050°C30分沸水淬火→等温退火	0.60	46	202	830°C20分油淬 160°C回火 3时	63.2	0.65	26	0.52	0.80	12.1	7.11	9
24	1050°C30分沸水淬火→740°C2时回火	0.30	85	234	820°C20分油淬 160°C回火 3时	63.1	0.35	30	0.52	0.85	11.9	7.11	10

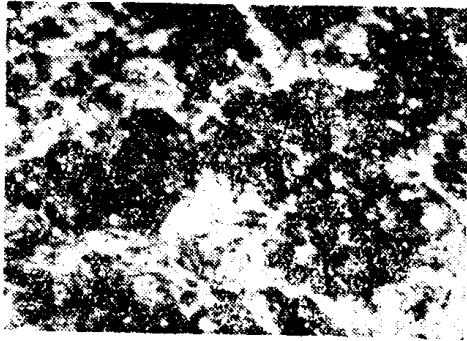


图 6-1 GCr15 钢退火料经 840°C 20 分钟油淬, 160°C 回火组织 ×1000

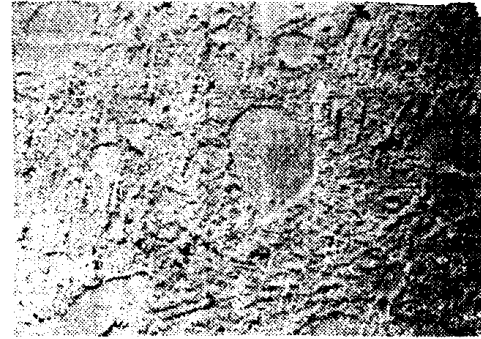


图 6-2 GCr15 钢退火料经 840°C 20 分钟油淬, 160°C 回火组织 ×12000

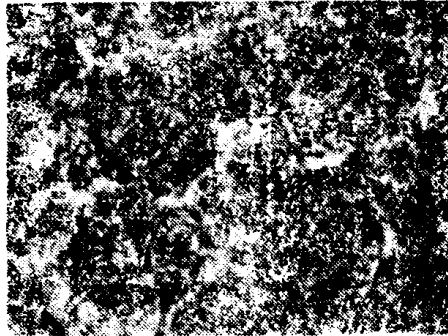


图 6-3 GCr15 钢 1050°C 沸水淬火→等温退火料经 830°C 20 分钟油淬, 160°C 回火组织 ×1000

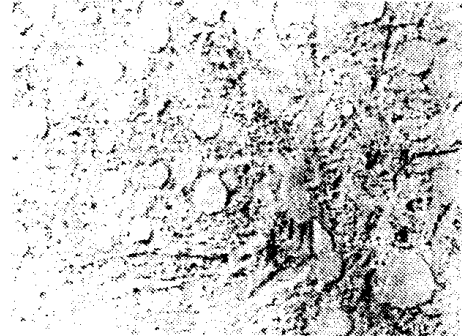


图 6-4 GCr15 钢 1050°C 沸水淬火→等温退火料经 830°C 20 分钟油淬, 160°C 回火组织 ×12000

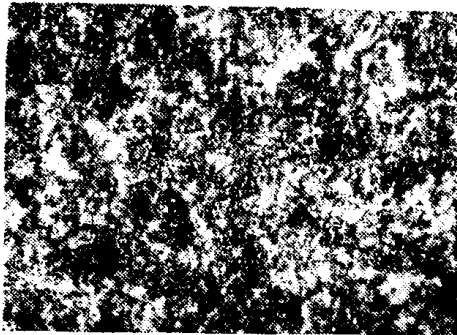


图 6-5 GCr15 钢 1050°C 沸水淬火→高温回火料经 820°C 20 分钟油淬, 160°C 回火组织 ×1000

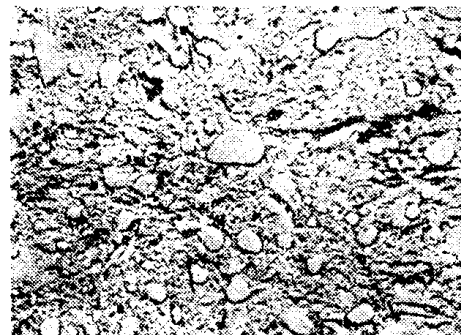


图 6-6 GCr15 钢 1050°C 沸水淬火→高温回火料经 820°C 20 分钟油淬, 160°C 回火组织 ×12000

图 6 具有不同碳化物粒度的 GCr15 钢料淬、回火组织对比

固溶浓度大致相同时, 残余奥氏体量以及残余碳化物量相差不大, 这在考核碳化物粒度对性能的影响上是很有利的。

在淬火加热过程中由于细匀而弥散分布的碳化物具有较快的溶解速度, 将促使奥氏体的均匀化程度增加, 基体间的浓度差减小, 以至 GCr15 钢通常所具有的“黑白区”特征的淬火组织不均匀性大有改观。

值得指出, 碳化物细化通过对固溶浓度与均匀性的影响, 可能涉及到基体形态的变化。我们认为, 经电解分离法测定的基体成分实属平均值, 而上述由于基体成分不均所导致的 GCr15 钢淬火组织中“黑区”与“白区”之分, 正是反映基体中存在低碳区与高碳区的结果, 故单纯以基体平均成分作为判定隐晶马氏体形态的依据, 未必妥当。有关问题尚待进一步研究。

3. 接触疲劳试验

试验选取三组具有不同碳化物粒度的试样分别于同一台试验机上进行。每组试样数均为

表 6

对比条件	序号 (i)	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
细化 (0.35 微米) $n=10$ $r=4$	破坏概率 $\left(\frac{i}{n+1}\right)$	0.0101	0.1818	0.2727	0.3636	0.4545	0.5454	0.6363	0.7272	0.8181	0.9090
	寿命 (h 小时)	7.12	14.45	53.30	69.20	70.00	71.00	71.45	72.30	73.15	75.30
非细化 (1.20 微米) $n=9$ $r=6$	破坏概率 $\left(\frac{i}{n+1}\right)$	0.100	0.200	0.300	0.400	0.500	0.600	0.700	0.800	0.900	—
	寿命 (h 小时)	3.50	9.32	13.40	17.45	38.30	57.25	71.10	73.45	96.45	—

注: n —试验试样数 r —疲劳试样数 额定转动时间为 70 小时 (11.802×10^6 —循环次数), 进行截尾法处理。

表 7

对比条件	No	Li	$x=\lg Li$	\hat{a}	\hat{c}	$\hat{a} \cdot x$	$\hat{c} \cdot x$	数 据 处 理
细化 (0.35 微米)	1	7.0	0.8450	-0.2149	-0.2368	-0.1816	-0.2000	$\lg L_0 = \sum_1^4 \hat{a} \cdot x = 2.188$ $L_0 = 154.2$ 小时 $\hat{a} = \frac{1}{2.3026 \cdot \sum_1^4 \hat{c} \cdot x} = 1.06$ $\lg L_{10} = \lg L_0 - \frac{0.9780}{\hat{a}} = 1.2654$ $L_{10} = 18.5$ 小时 $\lg L_{50} = \lg L_0 - \frac{0.1592}{\hat{a}} = 2.0378$ $L_{50} = 109.1$ 小时
	2	14.5	1.1461	-0.1772	-0.2269	-0.2031	-0.2598	
	3	53.5	1.7284	-0.1138	-0.1932	-0.1967	-0.3339	
	4	69.0	1.8389	1.5060	0.6567	2.7694	1.2076	
非细化 (1.20 微米)	1	4.0	0.6021	-0.0371	-0.1474	-0.0223	-0.0887	$\lg L_0 = \sum_1^6 \hat{a} \cdot x = 1.7656$ $L_0 = 58.3$ 小时 $\hat{a} = \frac{1}{2.3026 \cdot \sum_1^6 \hat{c} \cdot x} = 1$ $\lg L_{10} = \lg L_0 - \frac{0.9780}{\hat{a}} = 0.7870$ $L_{10} = 6.13$ 小时 $\lg L_{50} = \lg L_0 - \frac{0.1592}{\hat{a}} = 1.6064$ $L_{50} = 40.4$ 小时 \hat{a}, \hat{c} : 最佳线性不变估计参数 L_0 : 寿命基数 α : 韦布尔斜率 L_{10} : 破坏概率为 10% 的额定寿命 L_{50} : 破坏概率为 50% 的额定寿命
	2	9.5	0.9777	-0.0164	-0.1482	-0.0160	-0.1449	
	3	13.5	1.1303	0.0125	-0.1332	0.0141	-0.1506	
	4	17.5	1.2430	0.0493	-0.1051	0.0613	-0.1306	
	5	38.5	1.5855	0.0956	-0.0621	0.1516	-0.0985	
	6	57.5	1.7597	0.8961	0.5959	1.5769	1.0487	

10 个, 各组试样的碳化物粒度、热处理规范、硬度与组织等项如表 5 所列。

试验数据列于表 6 与表 7, 采取韦布尔 (Weibull W.) 函数分布法并以截尾法处理 (最佳线性不变估计法处理韦氏分布的参数)^[7]。其中一组试样由于试验条件的变化未列入。

试验结果表明, 具有不同碳化物粒度的 GCr15 钢, 通过淬火工艺的控制, 在淬火硬度与基

体含碳量大致相同的条件下(HRC63, 0.5%C), 经 820°C 淬火、碳化物平均粒度为 0.35 微米的细化试样, 相对于经 840°C 淬火、粒度为 1.20 微米的非细化试样, 具有较高的接触疲劳寿命。其中额定寿命 L_{10} 提高 2 倍(3.02:1); 中值寿命 L_{50} 提高 1.7 倍(2.69:1)。由此可见, 在 GCr15 钢的淬火组织中即使基体含碳量均保持最佳值范围^[8], 不同碳化物粒度对接触疲劳性能的影响仍表现十分明显。根据不均匀组织中高碳区与低碳区对疲劳寿命所产生的削弱作用, 我们认为, 碳化物细化除其自身的影响外, 通过基体固溶浓度与组织均匀性的改善(如图 6-1 与图 6-3 对比所示), 对提高接触疲劳抗力的作用是不可忽视的。故前时期有关马氏体含碳量及残余碳化物粒度对轴承寿命影响的争议^[9], 一方面可能与所选碳化物粒度对比范围不同有关, 而基体之间固溶浓度差的影响尤为值得探讨。

210 轴承的锻热淬火细化工艺试制品与现行产品的寿命对比, 尚在台架运转考核中。

三、结 论

(1) GCr15 钢轴承套圈经锻热淬火预处理具有细化晶粒作用, 并为碳化物细化提供良好的原始组织。

(2) 经锻热淬火或高温固溶化淬火具有马氏体组织的套圈与试样, 采取等温退火处理可得到良好的细化效果; 在满足切削硬度要求的前提下, 适当调整高温回火工艺, 可作为获得细化碳化物的一种快速球化工艺方法。

(3) 经细化处理的套圈与试样, 欲达到通常要求的淬火硬度, 可将淬火温度压低 10~20°C。由于细匀而弥散分布的碳化物具有较快的溶解速度, 将使基体组织的均匀性得到改善。

(4) 在马氏体含碳量保持 0.5% 的情况下, 碳化物细化对提高接触疲劳性能具有明显作用。

参 考 文 献

- [1] Grange R. A, «Met. Trans. », 2, (1971), 1, 65
- [2] 近藤正男, «特许公报», (1964), 昭 39-16769
- [3] Stickles C. A, «Met. Trans», 5, (1974), 4, 865
- [4] 哈尔滨工业大学, 哈尔滨轴承厂, «金属热处理», (1979), 3, 25
- [5] 哈尔滨轴承厂, 哈尔滨工业大学, 一机部轴承热处理会议交流论文(1978)
- [6] 门间改三等, «日本金属学会志», 32, (1968), 12, 1198
- [7] 上海师范大学, 洛阳轴承研究所, 内部资料(1978)
- [8] 门间改三等, «日本金属学会志», 32, (1968), 12, 1193
- [9] 山本俊郎, «国外轴承»译文(1974), 6, 25

硼钢碳氮共渗的渗层淬透性*

西安交通大学金属材料及强度研究所
南昌齿轮厂
南昌齿轮研究室

[摘要] 本文用端淬试验法研究了国产 25MnTiBR 硼钢碳氮共渗渗层淬透性的变化规律和特点,初步探讨了影响渗层淬透性的因素及改善渗层淬透性的途径。

试验结果表明,在硼钢的碳氮共渗和渗碳处理过程中,硼在渗层产生迁移现象和重新分布,导致硼在渗层表面区域的富集。氮的渗入促进了硼的这一现象,并形成新的硼化物,这是硼钢碳氮共渗层淬透性降低的重要原因。适当降低渗层的氮含量,有利于改善其渗层淬透性。

试验还表明,原材料淬透性高,渗层淬透性并不一定也高。因此对渗层的淬透性问题应给以应有的重视。

一、绪 言

通常认为钢件经碳氮共渗后,将提高渗层奥氏体的稳定性,有利于淬火时获得马氏体组织。但实际情况并非完全如此,生产实践中经常发现碳氮共渗钢件渗层中出现非马氏体黑色组织。

25MnTiBR 钢的研究表明^[1],该钢经碳氮共渗后,其性能较渗碳有提高;但共渗层出现非马氏体黑色组织的情况却比渗碳容易,有时甚至在渗层内部过渡区出现非马氏体组织,轻时呈网状分布,重则呈黑带状(见照片 1~4),常常导致性能下降,如图 1 所示。文献[2]指出,20Mn2TiB 钢也有类似情况。其他一些研究也指出^[3~5],渗层中非马氏体黑色组织的出现,会降低碳氮共渗钢件的表面硬度、弯曲疲劳强度、接触疲劳强度和耐磨性等,严重影响零件的使用寿命。

渗层非马氏体组织的出现直接与渗层淬透性有关。目前对渗层淬透性的研究方法尚不统一^[6~8],看法也不一致^[9~13]。一般认为在大多数情况下,渗层淬透性与心部淬透性是一致的,或者说成正比关系,只有少数情况例外(如硼钢)。但另一种看法认为渗层淬透性与心部淬透性并无一

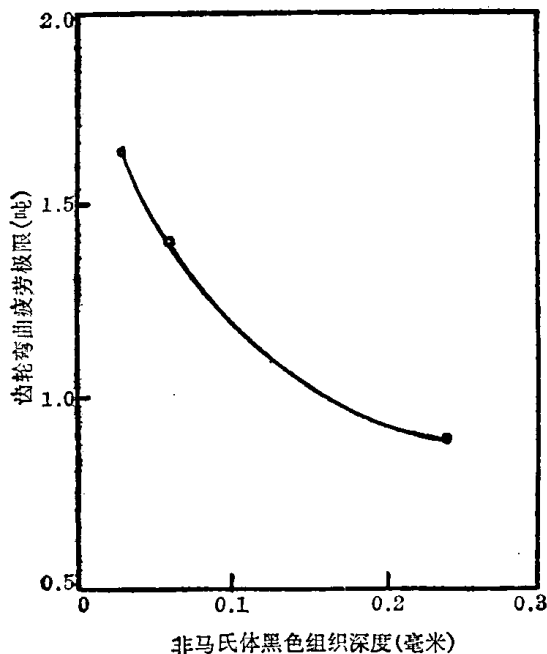
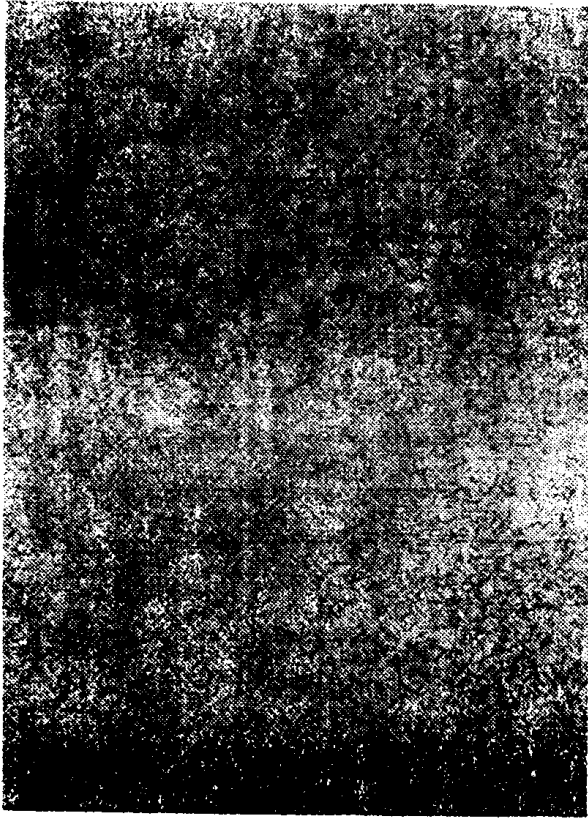
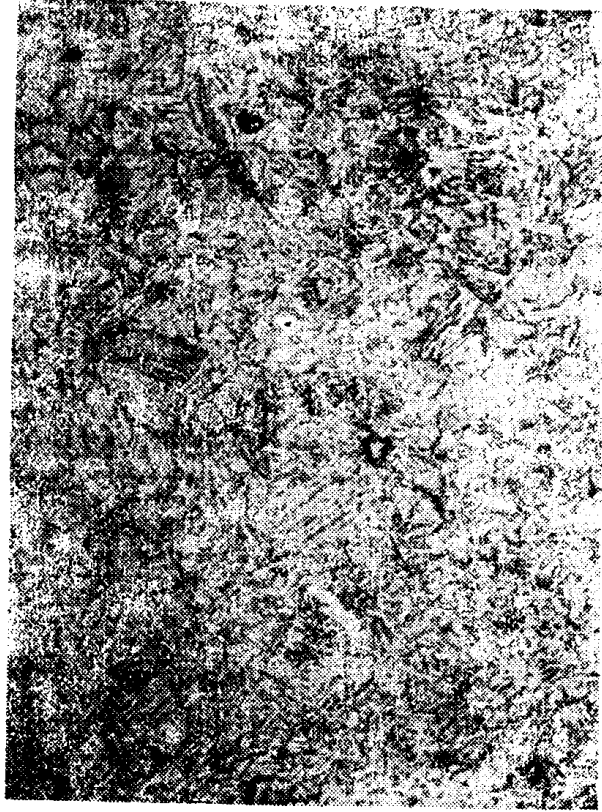


图 1 非马氏体黑色组织深度对碳氮共渗齿轮弯曲疲劳强度的影响

* 本试验工作,曾得到北京钢铁学院金属物理教研室同志的大力协助,谨致谢意。



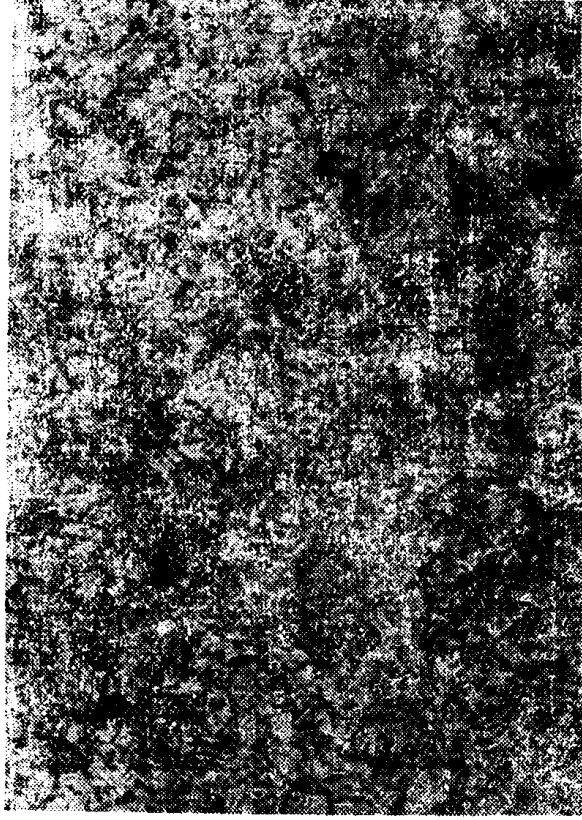
照片1 碳氮共渗层非马氏体黑色组织
(25 MnTiBR 钢) ×150



照片3 碳氮共渗层过渡区的非马氏体黑色组织
(25MnTiBR 钢) ×600



照片2 碳氮共渗层表面区域的非马氏体黑色组织
(25MnTiBR 钢) ×500



照片4 碳氮共渗层过渡区的非马氏体黑色组织
(25MnTiBR 钢) ×500

定的关系。国内外对碳氮共渗层中非马氏体黑色组织形成机理,已进行了很多研究。有的认为是金属元素的内氧化引起^[14,15],有的则认为这是由于形成了某些合金氮化物所致^[8,16,17],但很少涉及硼本身对渗层淬透性的作用,尚未见硼对碳氮共渗层淬透性有什么特殊有害影响的详细研究报告。对硼钢的碳氮共渗问题也存在分歧,有的认为硼是有益无害的元素^[18],但更多的认为硼钢不适宜碳氮共渗处理^[8,19]。

可见,研究硼钢碳氮共渗的渗层淬透性,搞清硼对渗层淬透性的作用,将有助于合理使用硼钢提供一些依据。

二、25MnTiBR 钢的碳氮共渗渗层淬透性

1. 试验用钢及热处理工艺条件

在钢种上选用 18CrMnTi 钢,在热处理工艺上选用渗碳作比较。

(1) 试验用钢的化学成分列于表 1

表 1 试验用钢化学成分 (%)

钢 种	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ti	B	R
25MnTiBR	0.24	1.45	0.40	0.014	0.027	0.18	0.09	0.0026	0.0033
18CrMnTi	0.21	0.98	0.26	0.0067	0.015	1.12	0.093	—	—

(2) 热处理工艺条件

试验是在 RJT-75 井式气体渗碳炉中进行。碳氮共渗温度为 850°C,共渗介质为煤油和氮。渗碳温度为 920°C,介质为煤油。

(3) 渗层处理结果见表 2

表 2 渗层的深度和碳氮浓度

项 目		表 面 浓 度 (%)		渗 层 深 度 (毫米)	
		碳	氮	共 析 层	总 渗 层*
25MnTiBR	碳 氮 共 渗	0.998	0.226	0.40	0.80
	渗 碳	0.852	—	0.52	1.04
18CrMnTi	碳 氮 共 渗	0.889	0.294		
	渗 碳	0.907	—	0.53	1.10

* 渗层深度测量到出现原始组织为止。

2. 试验方法

采用 Jominy 端淬试样,在其上预先平行地加工出两个测量硬度的小平面。试样经碳氮共渗或渗碳后,从炉中取出直接进行端淬试验。端淬试验按国标 GB225-63 规定进行。然后逐层测定渗层不同深度上的端淬曲线。维氏硬度的测量负荷为五公斤。

根据测得的渗层不同深度处的端淬曲线,可获得在一定端淬距离上渗层的硬度变化曲线和渗层中硬度为 HRC50 的端淬距离变化曲线,其示意图可用图 2 表示。

3. 试验结果

(1) 碳氮共渗层不同深度处的端淬曲线

图3和4表示两种钢的共渗层表面(实线)和渗层内两个不同深度处(虚线)的端淬曲线。由图可知:

1) 两种钢的碳氮共渗层不同深度处的端淬曲线并不随着渗层深度的增加而有规律地降低。表面端淬曲线位于内层端淬曲线的下方,表明其表面淬透性较差。

2) 18CrMnTi钢的端淬曲线变化较平缓,其淬透性比硼钢好。

(2) 碳氮共渗层和渗碳层淬透性比较

1) 渗层表面端淬曲线比较

图5和6为两种钢的碳氮共渗层和渗碳层表面的端淬曲线。曲线表示,两种钢的碳氮共渗的表面淬透性均比渗碳为差。

2) 相同端淬距离上碳氮共渗层和渗碳层的硬度变化比较

图7表示在端淬距离为2毫米和10毫米时,硼钢的两种渗层的硬度变化曲线。曲线表示,同一端淬距离上碳氮共渗层的硬度比渗碳层的低,随着端距增大(即冷速降低),碳氮共渗层的硬度降低明显比渗碳的快。这说明硼钢碳氮共渗层的淬透性比渗碳为差。

3) 渗层的 HRC50 等硬度曲线

图8为两种钢的碳氮共渗层和渗碳层的 HRC50 等硬度曲线。曲线表示 HRC50 等硬度线呈反“C”形状,其端距峰值的位置和相对应的层深和浓度列于表3。结果表示:

1. 两种钢的两种渗层的 HRC50 端淬距离的峰值均不出现在渗层表面,而在渗层的次内

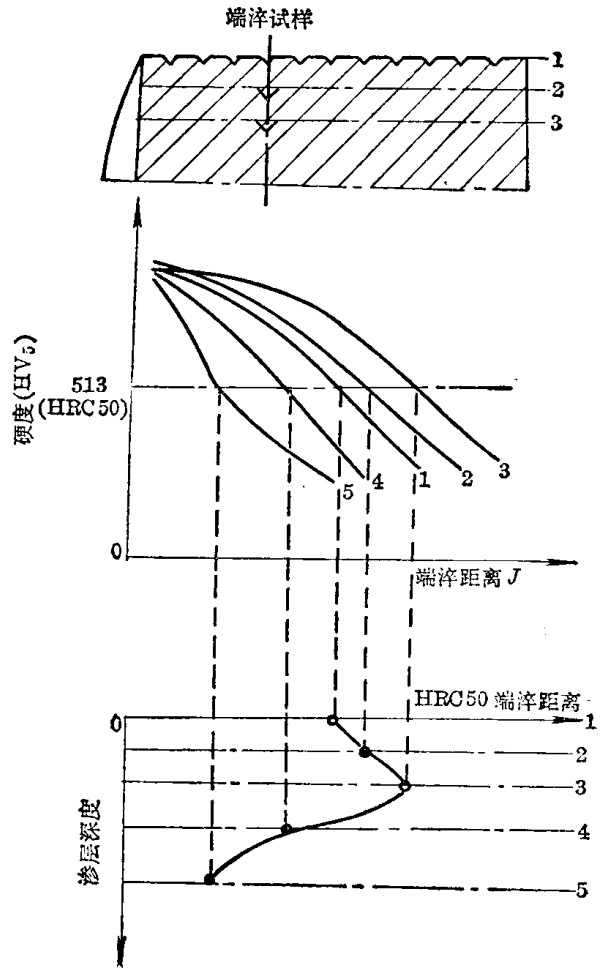


图2 渗层 HRC50 等硬度曲线示意图

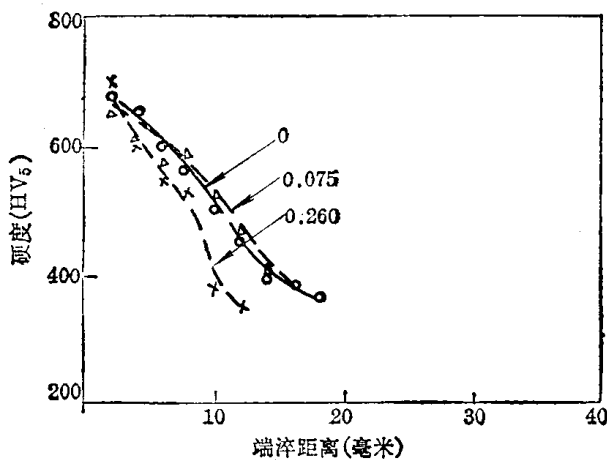


图3 25MnTiBR 钢碳氮共渗层不同深度上的端淬曲线

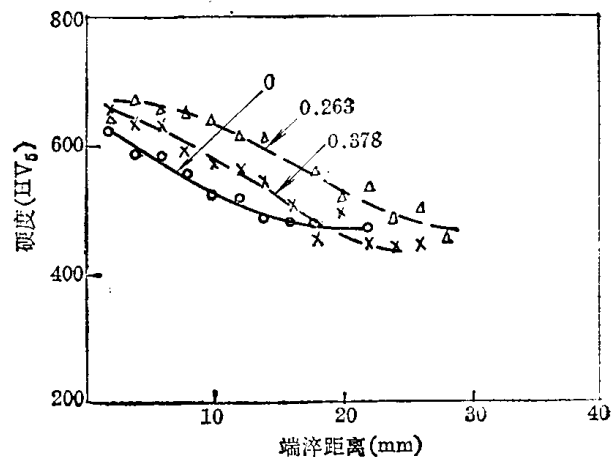


图4 18CrMnTi 钢碳氮共渗层不同深度上的端淬曲线

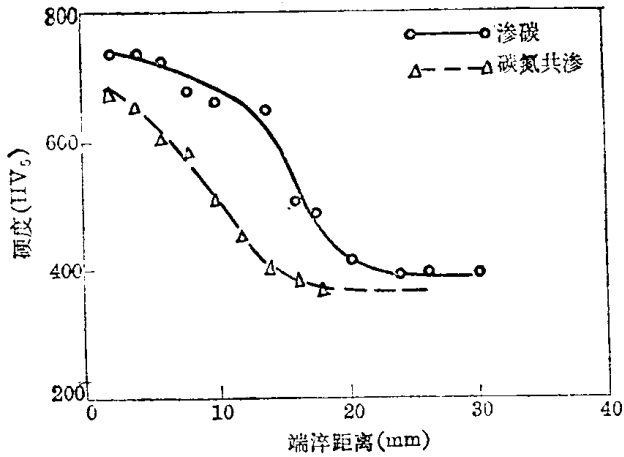


图5 25MnTiBR 钢碳氮共渗层和渗碳层表面的端淬曲线

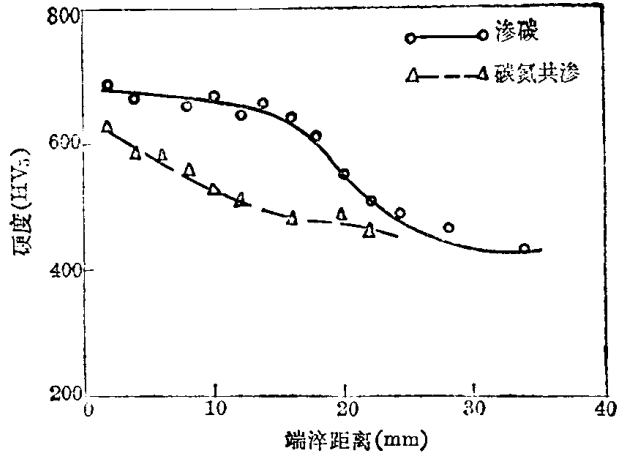
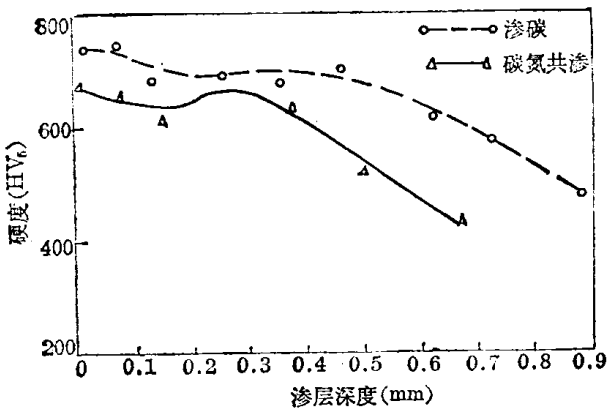
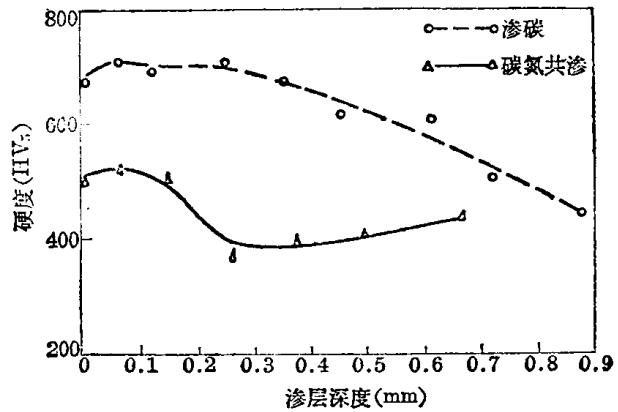


图6 18CrMnTi 钢碳氮共渗层和渗碳层表面的端淬曲线



a. 端淬距离 2 毫米(J2)



b. 端淬距离 10 毫米(J10)

图7 25MnTiBR 钢碳氮共渗层和渗碳层的硬度变化比较

层,表明渗层表面区存在淬透性降低现象。

2. 两种钢的碳氮共渗层的淬透性均比渗碳层差,尤以硼钢表现得更为明显。这与渗层不同深度的端淬曲线变化和渗层的硬度变化的结果是相一致的。因此可以认为,方法简易的 HRC50 等硬度曲线可以较为直观地反映整个渗层的淬透性变化的趋势。

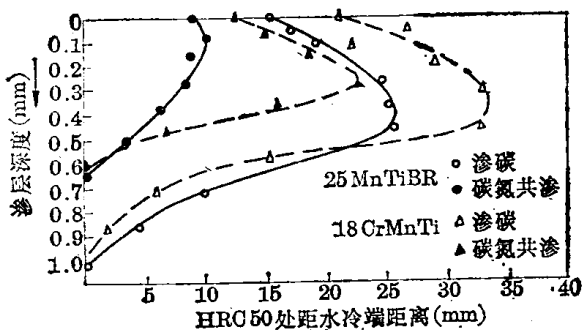


图8 25MnTiBR 钢和 18CrMnTi 钢碳氮共渗层和渗碳层的 HRC50 等硬度曲线 (以渗层深度表示)

4. 试验结果讨论

(1) 硼在渗层中的迁移现象和重新分布

一般硼是作为强烈提高基体金属淬透性的微量元素而加入于钢中,但硼在钢中提高淬透性的效果却随着含碳量的提高而降低^[13]。这一点尚不能很好地解释硼钢渗层淬透性降低的一些现象,如为什么碳氮共渗层和渗碳层淬透性的差别

硼钢比铬钢大?为什么硼钢碳氮共渗后过渡区容易出现非马氏体组织?等等,这应与硼在渗层的行为和作用有关。