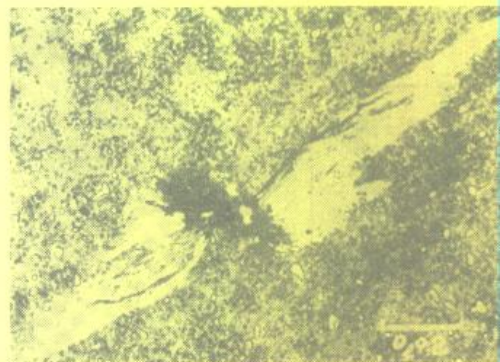




国外轴承钢的研制

上海科学技术情报研究所

国外轴承钢的研制

•
上海科学技术情报研究所出版

本书在上海发行所发行

上海商务印刷厂印刷

•
开本: 787×1092 1/16 印张: 5.5 字数: 135,000

1976年11月第1版 1976年11月第1次印刷

印数: 1—3,200

代号: 151634·314 定价: 0.70 元

(限国内发行)

目 录

序言	(1)
1. 未溶碳化物量与基体含碳量对轴承钢强度的影响	(3)
2. 马氏体中碳、铬含量对轴承钢疲劳寿命的影响	(10)
3. 碳化物粒度及未溶碳化物量对轴承钢疲劳寿命的影响	(17)
4. 硅轴承钢的性能	(24)
5. AUJ 型轴承钢	(35)
6. 轴承钢的成分与制造方法	(41)
7. 耐冲击轴承钢	(51)
8. 中温重负荷用渗碳轴承钢	(56)
9. 高淬透性低成本的新轴承钢	(62)
10. 轴承钢接触疲劳试验后的金相研究和残余奥氏体对疲劳 寿命的影响	(64)
11. 52100 钢疲劳试验后显微组织的变化	(74)

序 言

高碳铬轴承钢是各国都使用的、应用最广的钢种，近几年日本和美国经改变和添加合金元素后进行了一些新钢种的研制工作。美国还在改进冶炼工艺方面获得了一些研究成果。

早在1967年，日本门间等人就曾得到这样的试验结果：在一些铬轴承钢中研究基体含碳量对强度的影响时表明：钢基体含碳量在0.5~0.6%时有着最大的疲劳强度^[1]（方括号中数字即本书译文的序号，以下同）。这些作者次年又发表报告称：当轴承钢中马氏体基体含碳量在0.4~0.5%时，有着较高的滚动接触疲劳寿命及压碎强度^[2]。他们还研究了碳化物粒度及未溶碳化物量对轴承钢疲劳寿命的影响，其结果表明：细粒碳化物钢的滚动接触疲劳寿命、硬度、压碎强度均比粗粒碳化物的钢要好，少量未溶碳化物的钢有较好的耐磨性。当马氏体中碳含量一定时，未溶碳化物量增加后，硬度虽稍有升高，但疲劳寿命和压碎强度都降低了。根据这样的结果，认为目前标准轴承钢含碳规格0.95~1.1%是过高了，因此需要加以降低，才能提高疲劳寿命，减少碳化物的偏析^[3]。

上述日本作者山本等人对加硅的轴承钢进行了研究，含碳0.5%的钢的硅含量增至1.47%时，滚动接触疲劳寿命有明显的提高，当高碳铬轴承钢加硅1.65%时，滚动接触疲劳寿命也有改善，对硬度及压碎强度却无影响^[4]。

在上述基础上，山本在1972发表了三个新型轴承钢，即中碳（碳0.7~0.85%）铬轴承钢AUJ1，中碳硅（硅1.2~1.6%）铬轴承钢AUJ2，高碳硅铬轴承钢AUJ3，就额定寿命（B10）而言，AUJ1约为标准的SUJ2（即52100）的2.5倍，就平均寿命（B50）而言，AUJ1约为SUJ2的两倍，AUJ2及AUJ3的疲劳寿命也比SUJ2高，其他如切削性、淬透性等也有改善^[5]。

门间及山本二人以上述结果的一部分轴承钢（碳0.55~0.78%、锰0.1~1.15%、铬0.5~2%，硅1~2%）在美国取得了专利权^[6]。

日本还有人研究过加硅、锰、钼、钒等合金元素的轴承钢，得到这些元素与淬透性的关系，这对大尺寸的轴承滚柱可以调整成分及经过一般的淬火操作来得到，而不是经过通常的渗碳法来得到。从表面到中心的硬度曲线来看，这样的轴承钢可望有渗碳轴承钢相同的性能^[7]。

硅、镍、铬、钼、钒等合金元素对渗碳轴承钢淬透性及强度、韧性的影响也进行了研究与讨论^[8]。

美国近几年研究出来的新轴承钢是TBS-9（碳0.84~0.95%、铬0.25~0.4%、钼0.05~0.1%），其淬透性与52100钢差不多，因合金元素低，其成本较低，它的滚动接触疲劳寿命约与52100钢相似，但比5160钢高^[9]。

残余奥氏体对轴承钢的研究结果表明，较高的淬火温度，会得到较多的残余奥氏体，即使经过冷处理，也不能完全消除。残余奥氏体对提高疲劳寿命有辅助作用^[10]。

最后一篇是法国人Tricot等研究了52100轴承钢滚动接触疲劳寿命试验后显微组织的变化，还反映了炼钢工艺对疲劳寿命的影响^[11]。滚动接触疲劳试验的研究表明，一种称

为“白色区”的变态显微组织是由内孪生的马氏体加碳化物及球状碳化物所组成。另一种被称为“飞蝴蝶”(butterfly)的变态显微组织是与基体不连续的氧化物夹杂的边界上因滚动接触拉长后产生的,在具有一定共格性的硫化物及碳化物周围却没有看到这种变态组织。

真空脱气的优点不仅在于一般的脱气,主要是用钢中的碳与氧化合生成一氧化碳气体逸出,这样可脱去大部分氧,再用硅、铝脱氧后所生成的氧化物夹杂要比先用硅、铝脱氧再脱气的夹杂物少。这样的工艺被称为真空碳脱氧(见 Open hearth Proc., 1965, p. 11),美国在 1970 年修订轴承钢标准时,已将此工艺列入新标准 ASTM A295-70 之中,规定轴承钢在用碱性电弧炉冶炼后须进行真空碳脱氧。日本在它的轴承钢标准 (JIS G4805-70) 规定的是真空脱气,则不够确切,因为要进行真空碳脱氧,用钢锭模真空脱气法是不可能达到目的的,此法的脱气是在钢水浇入钢锭模的时候进行的,脱气后钢立即凝固。从尽量减少非金属夹杂物的角度来看,滴流脱气、循环脱气(RH 真空脱气)与提升脱气(DH 真空脱气)都有两个耐火材料容器,易沾染耐火材料夹杂物。较理想的是带电磁感应搅拌的盛钢桶脱气装置 (Met. Prog. V. 84, N.2, 1963, p. 88) 及带电弧加热及电磁感应搅拌的 ASEA-SKF 盛钢桶脱装置 (O. Winkler, Vacuum metallurgy, 1971, p.379)。尽管法国作者系用该厂现有的 RH 真空脱气装置,还是可以看出它的好处。美国早先的报道是:真空脱气可改善额定寿命 300% (对于滚珠轴承)或 250% (对于滚柱轴承) (见 Met. prog, V. 84, N. 2, 1963, p. 88)。

真空自耗电弧炉与真空感应炉可提高轴承钢的滚动接触疲劳寿命 (Met. Prog. V. 92, N. 5, 1967, p. 60) 及减少夹杂物,因此美国 ASTM 标准 A535-65 的优质轴承钢规定要用这两个方法之一冶炼,其硫、磷杂质除由一般的 $\leq 0.025\%$ 降至 $\leq 0.015\%$ 外,夹杂物评级也有降低、法国作者的报告以真空自耗电弧炉的性能最好。这反映了国外的一些主要研究成果。

本书由上海第五钢铁厂、冶金部钢铁研究院、上海科学技术情报研究所有关同志共同译成。由于编译者水平有限,对不妥及错误之处,望批评指正。

编 者

1976 年 1 月

未溶碳化物量及基体含碳量 对轴承钢强度的影响

门间改三 须藤一 中野谦一

一、绪 言

发生在滚动轴承的所谓滚动磨耗(剥落)现象认为是由于重复交变剪应力而引起的疲劳破坏现象之一^[1]。在本研究中,特别把滚动疲劳和拉伸压缩疲劳作为中心问题。研究了未溶碳化物数量和基体马氏体含碳浓度对轴承钢强度的影响。过去也进行过这方面的研究,但几乎都用同一种的钢,变化热处理条件制备成碳化物的数量和分布状况不同的试样进行实验^[2~3]。用这样的方法,并没有单独地改变碳化物数量和马氏体的组成。在本研究中,准备用几种钢研究上述二种因素对强度的影响。

二、实 验 方 法

用轴承钢 SUJ2 进行予试验,研究了改变热处理条件而使得碳化物数量变化时的马氏体组成。未溶碳化物是在 0.5 N HCl 液中于 100 mA/cm² 电流密度下加以电解分离,实验结果示于图 1。如图所示,随着淬火温度上升,马氏体中的碳和铬含量大致是成直线增加的,但 Mn 含量几乎不变。利用这一实验结果,制备了以各种温度淬火的基体马氏体具有同样组成的轴承钢试样。化学成分如表 1。其中 M₁~M₇ 七种试料是根据图 1 制备的试样,用来研究只由基体马氏体组成的钢的强度,下面把这种试料称为基体钢。在研究未溶碳化物的影响时,熔炼了比基体钢含碳量更高的三种试料 C₁~C₃。C₂ 与 SUJ2 成分相同。用学振法测定了这些试料的非金属夹杂物,全部试样的夹杂物含量都处于 0.025%~0.06%,没有明显的误差。

轴承钢的碳化物粒度对其性能有很大影响,是众所周知的^[4]。故本报告未涉及这一效果,亦即规定了能够使全部试料未溶碳化物平均粒度大体处于 0.5~1.0 μ 之间的球化退火制度。

各试料的退火制度列于表 2。淬火温度, M₁~M₄ 试样是 880°C, M₅~M₇ 是 860°C, 均在电炉中加热一小时后油淬, C₁~C₃ 试料在 780°~930°C 之间的适当温度下铅浴加热 10 分

(抗拉、抗压、疲劳试样)~15 分(滚动疲劳试样)后油淬,试样淬火后立即淬入液体空气,然

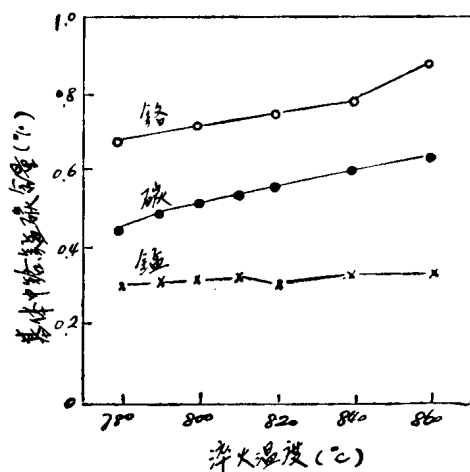


图 1 不同温度淬火的轴承钢
(C-2) 马氏体的化学成分

表 1 实验用钢的化学成分

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Al	Sn	As
M-1	0.41	0.26	0.49	0.017	0.014	0.16	0.32	0.6	0.033		
M-2	0.47	0.16	0.36	0.017	0.008	0.12	0.07	0.72	0.022	0.028	0.028
M-3	0.52	0.24	0.018	0.018	0.011	0.12	0.07	0.85	0.015	0.028	0.032
M-4	0.58	0.22	0.39	0.016	0.012	0.17	0.09	0.84	0.027		
M-5	0.68	0.17	0.27	0.022	0.017	0.13	0.10	0.95	0.022	0.021	0.036
M-6	0.79	0.22	0.47	0.018	0.015	0.16	0.16	0.38	1.11	0.033	
M-7	0.78	0.16	0.32	0.009	0.013	0.013	0.14	1.32	0.014	0.020	0.032
G-1	0.87	0.20	0.27	0.15	0.009	0.011	0.07	1.33	0.023	0.031	0.036
G-2	1.00	0.18	0.23	0.021	0.006	0.013	0.08	1.49	0.023	0.022	0.031
G-3	1.08	0.20	0.26	0.018	0.008	0.012	0.07	1.53	0.017		

后进行 160°C×1 小时回火再供实验用。

表 2 试料的球化热处理制度

M-1 M-3	880°C	1 小时 → 水冷 → 700°C 12 小时 → (720°C, 15 分 $\xrightarrow{10^\circ/\text{小时}}$ 650° 115 分 × 3 → 炉冷)
M-7	880°C	2 小时 → 空冷 → (760°C 1 小时 $\xrightarrow{10^\circ/\text{小时}}$ 700°C 1 小时) × 5 → 炉冷
G-1	930°C	3 小时 → 空冷 → 770°C, 3 小时 → 800°C, 16 小时 $\xrightarrow{10^\circ/\text{小时}}$ 680°C → 炉冷
G-2	930°C	3 小时 → 空冷 → 770°C, 3 小时 → 800°C 16 小时 $\xrightarrow{10^\circ/\text{小时}}$ 680°C → 炉冷
G-3	950°C	3 小时 → 空冷 → 780°C 3 小时 → 820°C 16 小时 $\xrightarrow{10^\circ/\text{小时}}$ 680°C → 炉冷

按上述方法制备成的试料,照出 6000 倍金相照片,用线性分析方法^[5~6]求得碳化物数量,试料的总含碳量与所求得的未溶碳化物含碳量之差,即可看作是基体马氏体含碳量。线性分析的实际距离是 4~5 mm,全部试料均在球化退火后按上述方法研究,其结果示于

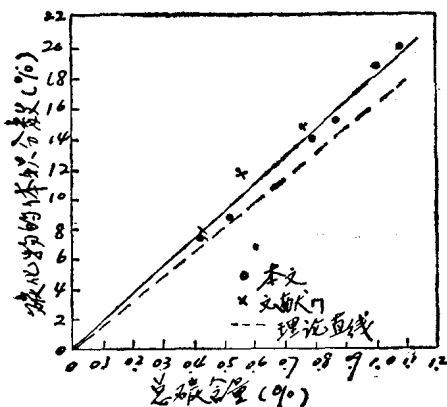


图 2 退火试料总碳含量和碳化物体积分数的关系

图 2,由图可知本实验结果与 Turkalo 等人^[7]的结论是非常一致的。与假定全部碳量形成碳化物来计算出的曲线(图内虚线)只有很小的差别。在本实验中对实测曲线(图内实线)与计算曲线之差加以修正求得了未溶碳化物的数量。硬度在 HV 880 以下的试样,其硬度值随着基体含碳量的变化而发生很大变化(该结果下面再叙述),利用这一结果对部分试料的线性分析可省略,而由硬度值推测了基体含碳量。

硬度是用 30 kg 负荷测定的维氏硬度,为了求得屈服应力,而使用 $\phi 11$ mm,高 22 mm 的圆柱试样,在侧面平行于轴线贴上二张纸的应变标尺,求得 0.1% 永久压缩变形,取此时的应力作为屈服强度。

抗拉试样和疲劳试样的尺寸示于图 3 及图 4,抗拉试验以 1 毫米/分的变形速度进行。疲劳试验把约 1000 周/秒振动次数时的平均应力作为

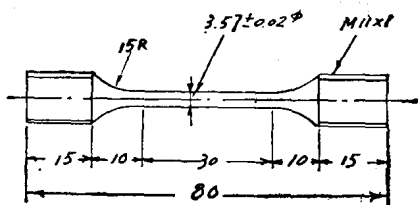


图3 抗拉试样

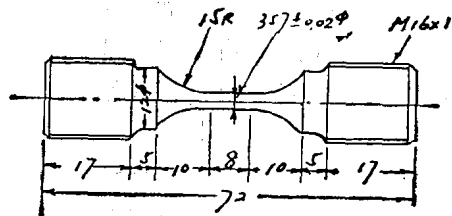


图4 疲劳试样

零点,在试样表面平行部分用06号砂纸沿轴向研磨后供实验使用。转动疲劳用推力轴承试验机进行^[8]。试样是直径60 mm × 厚5 mm的圆板,表面以04号砂纸用手研磨,用3个 $\phi 3/8$ 吋轴承钢球,使每个球在荷重333 kg下进行滚动,试样和球都浸在30号机油中,往返速度是900次/分。

三、实验结果和讨论

疲劳试验结果示于图5~图8。图5是M号钢即没有未溶碳化物的试料试验结果,图6~图8是C号钢,由图内所示温度淬火,来改变未溶碳化物的数量。根据以上结果,求得

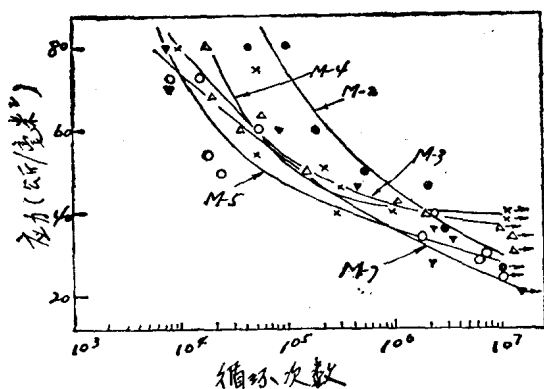


图5 M系列马氏体钢的S-N曲线

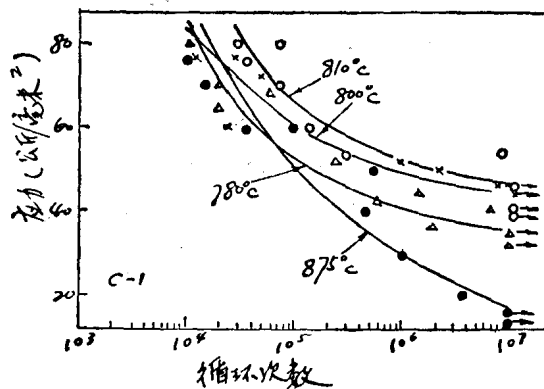


图6 淬火温度对C-1钢S-N曲线的影响

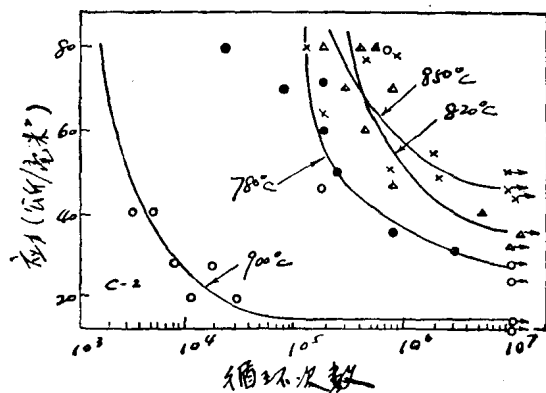


图7 淬火温度对C-2钢S-N曲线的影响

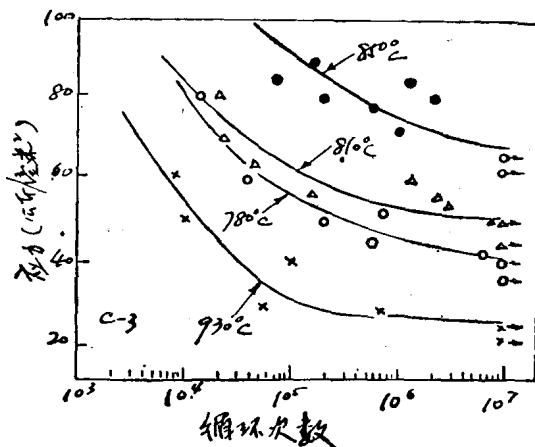


图8 淬火温度对C-3钢S-N曲线的影响

基体含碳浓度和 $N=10^7$ 时的疲劳极限的关系如图 9。由此可知, M 号钢和 C 号钢基体含碳浓度在 0.5~0.6% 时有最高的强度, 从而估计碳化物能提高强度 20~40 kg/mm², 图 10 是对 ± 70 kg/mm² 场合的疲劳寿命所整理出的数据, 对于寿命来讲也可看出与上述情况有同样倾向。

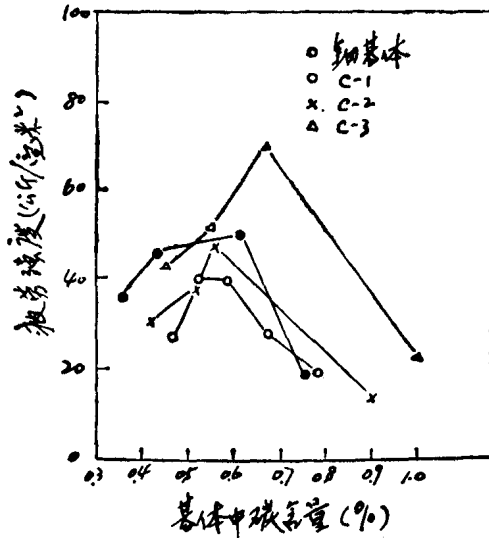


图 9 马氏体中碳含量对铬钢疲劳寿命的影响(推挽式疲劳)

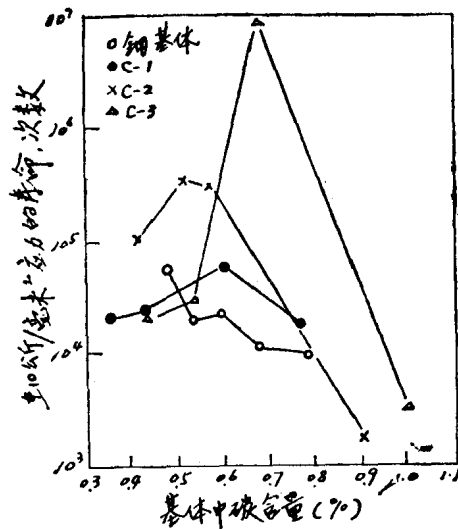


图 10 铬钢在 70 kg/mm² 时基体马氏体碳含量对疲劳寿命的影响(图中 10 公斤/毫米²应为 70 公斤/毫米²)

图 11 是抗拉实验的结果。由图可知, 基体含碳量在 0.5% 以上时, 抗拉破坏应力随含碳浓度的增高而降低。而且有未溶碳化物存在的 C- 钢比无未溶碳化物的 M 号钢还显出较高的破断强度, 可认为这是由于奥氏体晶粒度不同的缘故, 而 M 号钢的平均晶粒粒径是 9μ , C 号钢的晶粒粒径约为 5μ , 而且 M 号钢含碳浓度 0.4~0.5% 时, 是在原奥氏体晶粒内破坏,

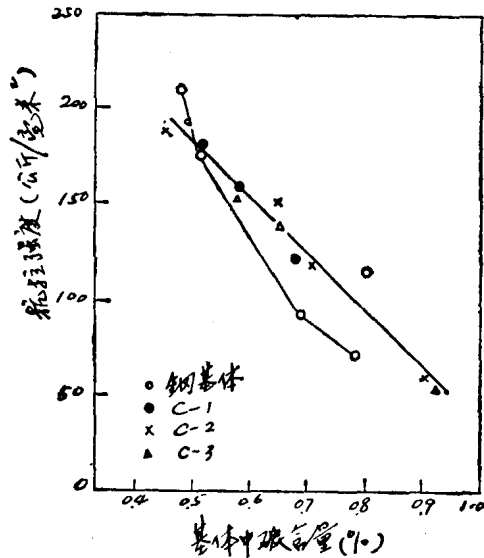


图 11 基体马氏体中含碳量对淬火后铬钢抗拉强度的影响

含碳浓度高于 0.6% 的钢则出现沿晶界的破坏, 0.8% 以上时几乎全部是晶界破坏。另一方面, C 号钢即使基体含碳浓度为 0.8%, 也几乎都是晶内破坏, 从含 C 1% 左右的试料开始出现晶界破坏。这种破坏形式之不同, 究竟是否只是由于奥氏体晶粒度之不同所致, 还是由于未溶碳化物的直接影响的结果, 目前尚不明确。尽管晶粒度不同, 但从基体含碳浓度为 0.4~0.5% 时 C 号钢和 M 号钢的破坏强度大致相等这一事实来看, 可以认为未溶碳化物的存在是使其自身韧性降低的一个原因。

图 12 是根据抗压试验所求得的屈服强度与基体含碳浓度的关系。由此可知, 屈服强度随基体含碳浓度的增加而上升, 未溶碳化物量的影响不明显, 图 13 是硬度和基体碳浓度的关系, 这种情况是未溶碳化物量越多, 硬度越大。图 11 与图 12

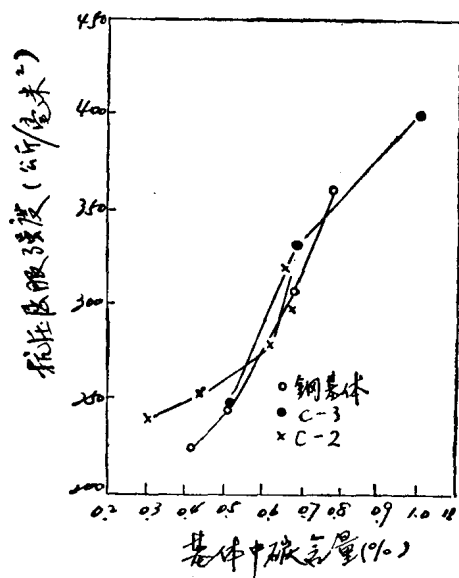


图 12 基体马氏体中碳含量对淬火铬钢
抗压屈服强度(0.1%永久变形)的影响

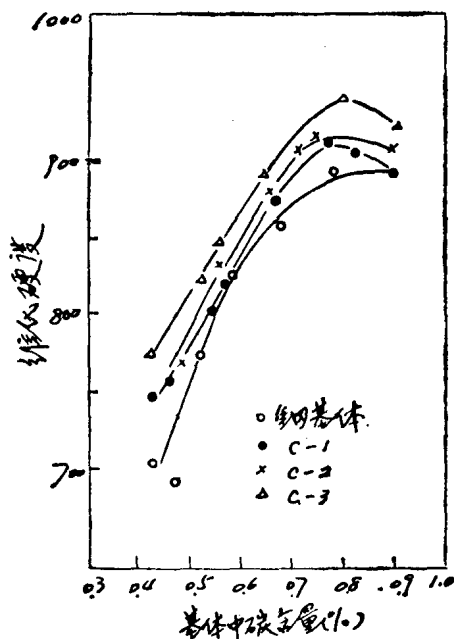


图 13 基体马氏体碳含量
对淬火铬钢硬度的影响

图 13 之所以不同,可能是由于抗拉试验不同所致,因为在压缩负荷下破坏较困难。

图 14 示出了转动疲劳和基体含碳浓度的关系,每一点是 5~6 个测定值的平均值。试料 C-2, C-3 的曲线最后点以虚线相连接。因为尽管在实验前没有发现所用试样有任何缺陷,但试验后却发现沿磨削方向有微细裂纹。就是说本来这些点应当放弃,但用来表示在基体碳浓度高的场合容易发生磨削裂纹,因而有可能使滚动疲劳寿命减低,这种情况还是有意义的。

在滚动疲劳寿命试验中,滚动面产生塑性变形,而形成沟状轨道,因此硬度不同的试样即使在负荷一定的条件下应力也并不固定。根据弹性理论最大接触应力 $P_{\max}$ 可用下式表示(假定 P 表示荷重, d 表示钢球直径, R 表示轨道沟的曲率半径)

$$P_{\max} = \frac{4100}{\alpha} \sqrt[3]{\left(\frac{4}{d} - \frac{1}{R}\right)} P \text{ kg/cm}^2 \quad (1)$$

但是 α 是 $\cos \tau = \frac{1}{\frac{4}{d} - \frac{1}{R}}$ 的函数。

其关系如下表所示^[9]:

τ	90°	80°	70°	60°	50°	40°	30°	20°	10°
α	1.000	1.01	1.03	1.06	1.09	1.21	1.35	1.55	2.11

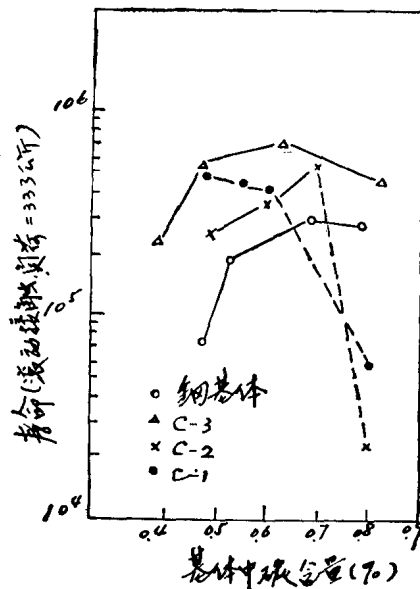


图 14 滚动接触疲劳寿命和淬火
铬钢基体马氏体中碳含量的关系

假定轨道是曲率半径 R 的圆弧,由沟宽和沟深求得 R ,图 15 表示了 R 和硬度的关系。另外,若 $P=333\text{ kg}$, $d=3/8$ 吋时代入(1)式则求出最大接触应力与 R 的关系示于图 16。最大接触应力与寿命 L 的关系,可用下列的经验公式表示^[10]:

$$L=C/P_{\max}^9 \tag{2}$$

式中 C 值是由试样形状和轴承型号所决定的常数,如 Nieman 等人所得到的结果^[11],轨道在试验初期形成,以后试验过程中形状变化极小,所以 R 可以假定为一不变值。图 17 是把图 14 改画成的,表示 $P_{\max}=500\text{ kg/mm}^2$ 时的寿命和基体含碳浓度的关系。由此图可以看出,基体含碳浓度在 0.6% 以下增加时,寿命增高,而在 0.6% C 以上增高时寿命大致不变,另外未溶碳化物对延长寿命稍有效果,上述的滚动寿命和基体含碳浓度的关系,与图 13 所示的硬度和基体碳浓度的关系相似。可是与图 9 和图 10 所示的抗拉抗压疲劳的结果却大不相同,这是因为这类硬质钢由抗拉应力引起的破坏,显示出强烈的组织敏感性。按图 9 和图 10 可以了解到基体含碳浓度在 0.6% C 以上时疲劳强度降低,也是由于上述金相组织的敏感性随着含碳量的增加而更加显著了。

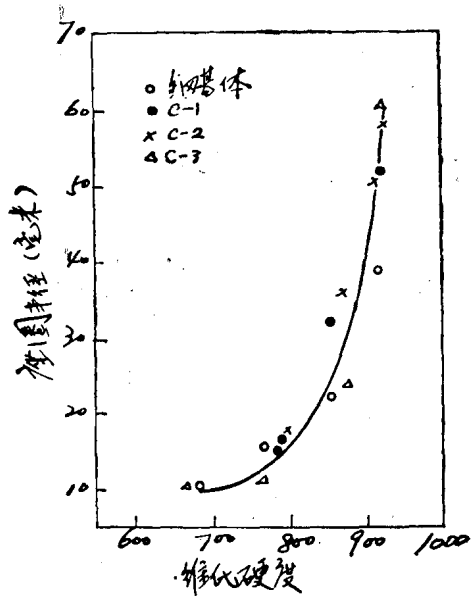


图 15 试样硬度和滚动轨道曲率半径的关系

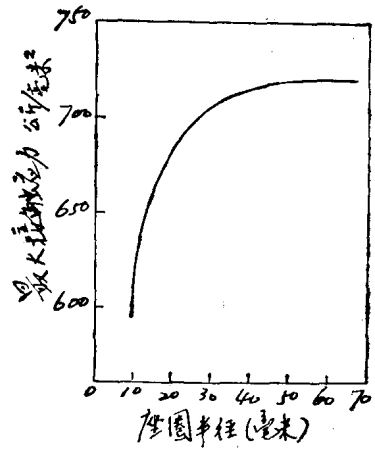


图 16 轨道的半径和最大接触应力的关系 球的直径: 3/8 吋 负荷: 333 kg

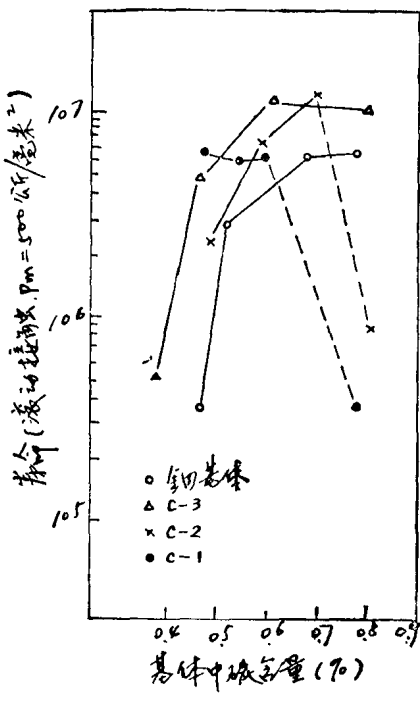


图 17 500 kg/mm² 最大接触应力下基体马氏体中碳含量和滚动接触疲劳寿命间的关系

结 束 语

关于轴承钢未溶碳化物量及基体含碳浓度对机械性能特别是疲劳强度的影响所作的研究结果,明确了以下几点:

(一) 硬度几乎是由基体含碳浓度所决定,但未溶碳化物有时能增加 HV 50 左右的硬度。

(二) 抗拉强度随基体含碳浓度的增加而减小。高碳基体钢发生原奥氏体晶界破坏,与此相对应的是抗压屈服应力随着基体含碳量的增高而增高,且在未达到屈服应力之前即发生拉伸破坏,可理解为这是由于硬质材料的抗拉强度对金相组织的敏感性所造成的。

(三) 滚动疲劳是在反复压应力下的疲劳现象,这种滚动疲劳强度与基体含碳量及未溶碳量之间的关系,表现出与相当于抗压抗力的硬度相类似的倾向。

(四) 由拉伸压缩交变疲劳试验的结果发现,基体含碳浓度在 0.5~0.6% 附近有最高的疲劳强度。未溶碳的存在在一定程度上增加了疲劳强度,通过这个实验,认为现用 SUJ 2 的成分是适宜的。

参 考 文 献

- [1] G. Lundberg and A. Palmgren: Dynamic Capacity of rolling bearing (1947), Stockholm.
- [2] 服部: 润滑, 6 (1961) No.1, 51.
- [3] 大沢, 近藤: 铁と钢, 50 (1964) 2030.
- [4] 瀬戸, 高桥: 铁と钢, 48 (1962) 569.
- [5] R. L. Fullman: J. Metals, 5 (1953) 1267.
- [6] R. T. Howard and M. Cohen: Trans. AIME 172 (1947) 413.
- [7] J. M. Turkalo and R. L. Low: Trans. AIME 212 (1958) 750.
- [8] 上野, 中岛, 池田: 铁と钢 46 (1960) 344.
- [9] H. Hertz: Gesammelte Werke, B. I. 及び Jahnke u. Emde: Funktionentafeln: 佐佐木: 轴受参照.
- [10] 服部: 机械の研究, 10 (1958) 371.
- [11] G. Nieman and K. W. Kranpner: V. D. L., Forschung, (1952) No. 434.

译自日本金属学会誌, 31 卷 11 期 (1967) 1266.

马氏体中碳、铬含量对轴承钢 疲劳寿命的影响

门间改三、丸田良平、山本俊郎、胁门惠洋

一、绪 言

轴承钢的化学成分是根据所制零件及其尺寸而有不同,其标准成分大致是1% C和1.5% Cr,长期以来几乎没有改变。

对轴承钢性能要求的最终目标,是疲劳寿命的持久性和稳定性。关于这一点,过去进行了大量的研究^[1],但尚未得出确切的结论。轴承钢一般经正火,球化退火制造轴承套圈,再经淬火、回火后使用,使用状态的组织是马氏体基体中分布着残存的未溶碳化物。因此,为了改善轴承钢的疲劳寿命,必须分别探讨马氏体基体和与它共存的未溶碳化物二者的影响。

作者根据上述观点,研究了轴承钢的疲劳寿命,首先讨论马氏体的最合适含碳量,再探讨马氏体含铬量对上述性能的影响。

二、试验材料

试样有 A、B 两组,其化学成分示于表 1。为了研究马氏体含碳量对疲劳寿命的影响,采用碳含量在 0.2~0.8% 范围内变化的碳素钢(A 组试样)另外为了研究含铬量的影响,采用含碳量固定在 0.5%,铬含量在 0.1~1.4% 范围内变化的低铬量(B 组试样)。A、B 两组寿命试样,是用实验室高频炉冶炼铸成 5 kg 钢锭(A 组及 B 组的 B_4-B_7)及 20 kg 钢锭(B 组的 B_1-B_3),经锻造后切削加工制成,均从奥氏体区温度完全淬火,在没有未溶碳化物存在的状态下进行实验。同时对各炉试样的硬度、压碎强度等机械性能加以综合研究,作为寿命试验结果的参考。

三、实验结果和讨论

1. 碳含量对机械性能及疲劳寿命的影响

在本实验中为了了解马氏体含碳量对机械性能的影响,以及这种影响与疲劳寿命的关系,在寿命试验之前进行了抗拉试验和压碎试验。实验材料是 A 组 $A_1 \sim A_5$,含碳量大约为 0.2、0.4、0.6 和 0.8% 左右。各组试料的奥氏体化温度均选在其 A_c 点以上大约 50°C (如表 2 所示)试样淬火奥氏体晶粒度均为 JIS 8。

由于在马氏体状态作抗拉试验, JIS 4 号试样不适用,所以本实验使用了缺口效应小的试样(图 1)一般用水作淬火介质,只有 0.8% C 的二个试样之中的一个淬于水,而另一个淬

于油。试样均在 200℃×90 分回火后再进行抗拉实验。

表 1 试样的化学成分(重量 %)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
A-1	0.2	0.2	0.22	0.010	0.024	0.16	0.06	0.14
A-2	0.38	0.23	0.26	0.009	0.025	0.15	0.06	0.12
A-3	0.51	0.23	0.3	0.009	0.023	0.15	0.06	0.13
A-4	0.61	0.22	0.29	0.009	0.022	0.15	0.06	0.12
A-5	0.84	0.25	0.24	0.009	0.022	0.16	0.06	0.12
A-6	0.23	0.25	0.39	0.017	0.037	0.16	0.09	0.14
A-7	0.40	0.26	0.43	0.017	0.039	0.16	0.09	0.14
A-8	0.44	0.20	0.34	0.019	0.036	0.16	0.09	0.14
A-9	0.50	0.21	0.35	0.019	0.033	0.15	0.09	0.14
A-10	0.61	0.26	0.44	0.019	0.042	0.16	0.09	0.14
A-11	0.80	0.26	0.44	0.02	0.045	0.16	0.09	0.14
B-1	0.53	0.25	0.34	0.010	0.021	0.16	0.07	0.12
B-2	0.56	0.25	0.35	0.01	0.019	0.16	0.07	0.80
B-3	0.53	0.25	0.36	0.01	0.02	0.16	0.07	1.29
B-4	0.52	0.27	0.36	0.009	0.018	0.15	0.07	0.11
B-5	0.51	0.25	0.34	0.007	0.020	0.16	0.07	0.61
B-6	0.51	0.25	0.34	0.007	0.021	0.16	0.07	0.93
B-7	0.50	0.26	0.36	0.007	0.02	0.16	0.07	1.43

表 2 试样使用的热处理条件

试 样 的 碳 量 (%)	奥氏体化温度 (°C)	保 温 时 间 (分)	冷 却 方 法
0.2	900	30	水 冷
0.4	860	30	水 冷
0.45	860	30	水 冷
0.5	850	30	水 冷
0.6	830	30	水 冷
0.8	800	30	水冷或油冷

图 2(a)表示实际真应力、屈服强度($\sigma_{0.2}$)和碳含量的关系,图 2(b)表示断面收缩率和伸长率与碳含量的关系,同时在图 2(a)上还标出了用抗拉试样测定的硬度值。

如图 2(a)所示,硬度值在含碳量 0.2~0.6% 区间急剧上升,在 0.6% 以上时则上升缓慢。真应力和屈服强度大致也有同样的倾向,即碳含量在 0.5%

以下时,随着含碳量的增高而上升,在 0.5% C 附近出现最大值。当含碳量超过 0.5% 时,随着含碳量的增高反而降低。另一方面,从图 2 的韧性来看。断面收缩率和伸长率均随含碳量的增高而急剧下降,伸长率在 0.4% C,断面收缩率在 0.6% C 以上时,几乎接近于零。

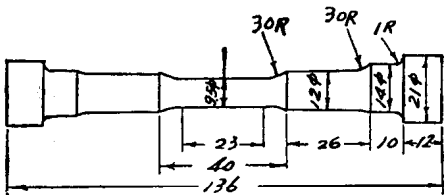


图 1 抗拉试样

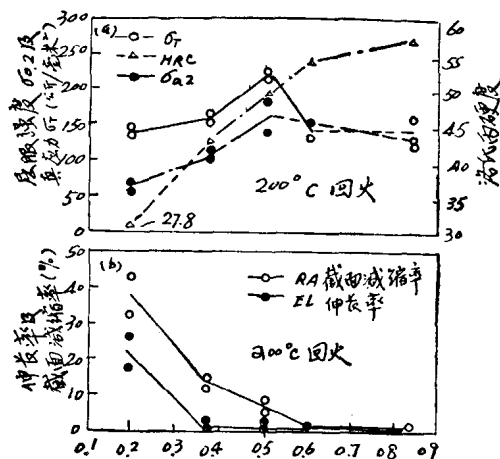


图2 马氏体中碳含量和机械性能间的关系
(截面减缩率应为断面收缩率)

据以前的研究报导^[2~3],钢的屈服点和抗拉强度与碳含量无关,而随硬度值的增高而增高,但这种对应关系只适用于HRC<50的范围,在更高的硬度值时,则随着硬度增高抗拉强度急剧下降。这种现象认为是由于以HRC 50为分界线,其断裂机理不同的缘故。在HRC 50以下时,一般是表现出塑性破坏,HRC 50以上时则表现出脆性断裂倾向。在本实验结果中,实际真应力和屈服强度以含0.5%C的试样为最高。此时试样的硬度大致是HRC 50左右,因此可认为是符合过去的研究结果的。总之,通过本实验明确了一点:即碳素钢在200°C回火状态马氏体的机械强度在固溶碳量约为0.5%时最高。

在轴承钢中,这个强度通常用压碎强度来比较,所以本实验也将研究马氏体含碳量对压碎强度的影响。压碎试验的试样是 $\phi 10 \times 20 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 的环状试样,按表2的热处理条件淬火并经150°C×90分回火后,这个尺寸的轴承钢试样压碎强度标准下限是2400 kg。

图3表示了含碳量与压碎强度的关系。同时也标出了用压碎试样端面测定的硬度。含碳量不同时硬度值的变化表现出与抗拉试样测定值大致类似的倾向。含碳量在0.2~0.4%范围内,随着含碳量的增加,压碎强度稍有升高,大约在碳0.4%时达到最大值,在碳0.4~0.6%区间压碎强度急剧下降,含碳量继续增加至0.6%以上时,压碎强度的下降又转慢。另外,对破断后的试样观察结果发现,含0.2%C的试样是在产生相当大的塑性变形后破坏的,而含有高于0.4%C的试样则几乎是没有任何产生变形的破坏。综上所述可知,在150°C回火状态的压碎强度在固溶碳量在0.4%附近出现最高值。

下面讨论马氏体含碳量对疲劳寿命的影响。一般滚动轴承的寿命表示方法有两种:一是在转动体或套圈的转动接触面产生剥落时的时间,一是用负荷重复次数来表示,由于滚动运动产生的重复应力是在表面层,因此材料的疲劳破坏也多在表面层产生龟裂,一般根据它的形状称为剥离。

本实验使用推力轴承寿命试验机^[4],这种试验机的寿命试验结果与轴承制造厂实际的寿命实验结果有很好的对应关系,所以我们认为是可靠的。

本试验机用的试样,是 $\phi 60 \text{ mm} \times 5.5 \text{ mm}$ 的圆板,为了有良好的淬透性,而作成中心开有一个 $\phi 18 \text{ mm}$ 孔的圆环形的板(下文简称圆板),试样淬火、回火后,表面光洁度研磨至 0.5μ 以供试验用。本试验机用三个钢球在圆板试样上沿着一定的圆轨道回转,由于在圆板试样上点接触而构成了产生重复应力的机构。试

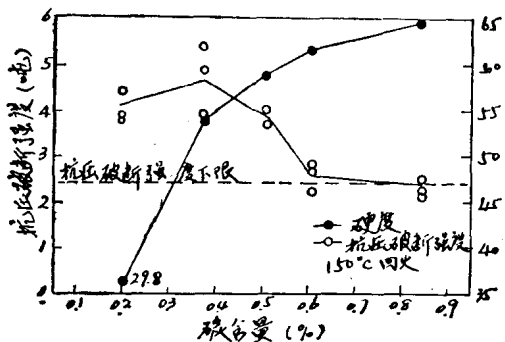


图3 马氏体中碳含量和硬度、压碎强度(即图中的抗压破断强度)间的关系

样产生制离时,钢球每当有碎片剥离表面就会产生异常振动,通过振动传感器把这个机械振动变换成为电振动,再通过放大器送入控制回路内,当振动超过规定值(本实验是 10μ 以上)以上时,继电器即动作而使试验机的运转自动停止。

在本实验中,球的直径是 $3/8$ 吋,每个球负荷约为 130 kg ,转动部分用的润滑油是 60 号锭子油,球体的回转数是 900 转/分。

用于寿命试验的试料是 A 组 $A_6\sim A_{11}$ 。试样的设计含碳量是 0.2 、 0.4 、 0.45 、 0.5 、 0.6 和 0.8% 六个成分组成,每个设计含碳量实际分别由 $2\sim 5$ 炉不同的试料进行试验。把这些结果综合起来,尽量正确地掌握含碳量对疲劳寿命的影响,因此,表 1 中 $A_6\sim A_{11}$ 试样的化学成分是几炉试料的平均值。

各试样按表 2 的热处理制度淬火、回火 $150^\circ\text{C}\times 90$ 分后,在上述的实验条件下进行寿命实验。实验结果示于图 4 ,横坐标是重复次数的对数值,纵坐标是用韦布尔法统计的破坏概率。碳量不同的每组试料,各取 $10\sim 15$ 个试样,另外,如果将每组寿命值的最大值和最小值加以比较,可以看出有较大的分散度(高达 $22\sim 25:1$),可以明显地看出马氏体含碳量对疲劳寿命的影响。

为了进一步说明这个关系,图 5 示出了各试样的额定寿命(90% 寿命)和平均寿命(50% 寿命)与含碳量的关系,同时还表示出了各试料的平均硬度作为参考,额定寿命和平均寿命表现出几乎同样的倾向,可以明确看到含碳量约为 0.45% 时,寿命达到最大值,比这个含碳量高或低都使疲劳寿命急剧降低。在含碳量低时(如 0.23% C 试料)疲劳寿命低是由于马氏体自身的强度低,而含碳量高时(如含 0.5% C 以上的试样)。试料的疲劳寿命低,则可能是由于马氏体中碳量增加而使马氏体脆化的缘故。

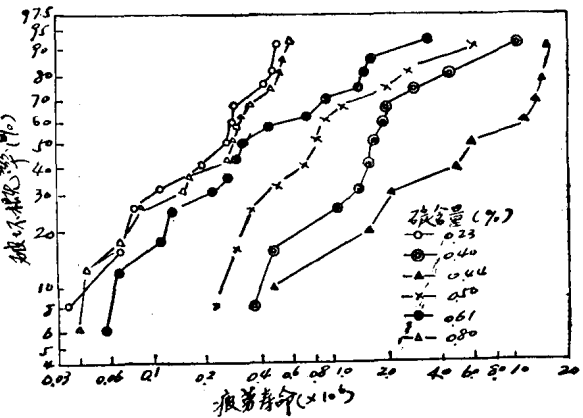


图4 各种碳含量的试样的疲劳寿命

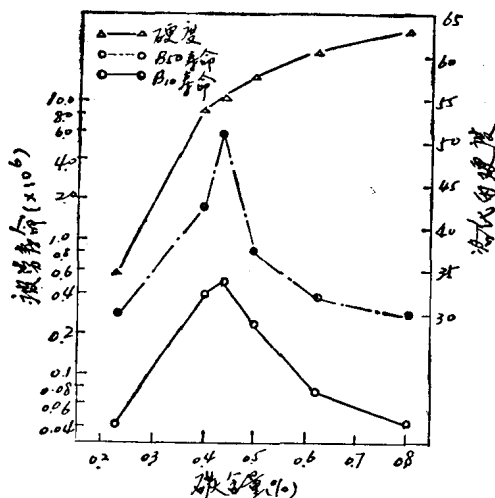


图5 马氏体中碳含量和疲劳寿命间的关系

在研究轴承钢的性能时,根据剥离所确定的疲劳寿命是最重要的课题,而耐磨性也是重要的问题,因此有必要掌握马氏体基体含碳量和耐磨性的关系。在本研究中采用 $A_1\sim A_5$ 试料,使用大越式快速磨损试验机研究了其耐磨性能。

进行耐磨性实验时必须注意以下几点:

(1) 由于实验是在干状态进行的,不要有磨屑的烧结,并且尽量减小由于摩擦而引起的温度上升。

(2) 所有 $0.2\sim 0.8\%$ C 的试样的磨痕宽度,应在 $1\sim 3\text{ mm}$ 范围内。

为了选择同时满足上述二项条件的摩擦距离和负荷,而进行一系列的预备试验,即回转子用 SUJ 2 材料,摩擦距离固定为 400 米,并以三种速度和负荷进行了实验(即摩擦速度为 0.94 米/秒,荷重 6.1 kg; 摩擦速度 0.208 米/秒,荷重 13.2 kg 及摩擦速度 0.382 米/秒,荷重 6.1 kg)。试样尺寸是 30 mm×70 mm×10 mm。热处理条件与寿命试验时相同。

实验结果示于图 6, 随着马氏体中含碳量的增加, 单位磨损量显著减少, 再进一步看其变化的比例, 在含碳量 0.2~0.4% 的范围内随着含碳量的增加单位磨损量急剧减少, 而超过此含碳量再提高碳量时, 单位磨损量的减少却缓慢了, 综合考虑以上结果可以认为马氏体中固溶含碳量为 0.4~0.5% 时, 是可以大致满足耐磨性能要求的。

二、马氏体含碳量与钢的机械强度及疲劳寿命的关系

上面报导了用 C 0.2~0.8% 的碳钢在完全淬火、回火状态进行各种实验, 对马氏体固溶碳量与钢的强度的关系作了研究, 研究结果表明, 仅仅对耐磨性能来说, 马氏体含碳量是

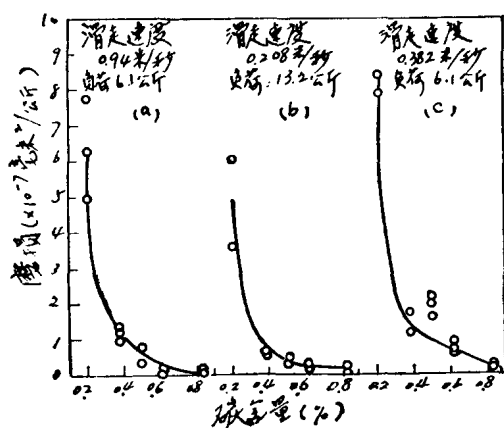


图 6 马氏体中碳含量和磨损的关系

在大体一致的硬度范围内 (HRC 50~57) 均出现最大值, 这是很值得认真讨论的现象。这样的结果说明, 在轴承钢的使用状态(即淬火后 150°C 回火状态)如果保证淬火后马氏体中的固溶碳量为 0.4~0.5 时就有最好的机械强度和疲劳寿命。当马氏体中固溶的碳量低于 0.4% 时, 马氏体自身的强度低, 造成上述性质低劣, 相反, 若马氏体中固溶的碳量在 0.5% 以上时, 由于马氏体脆化, 而上述性质也变劣。如若经过淬火马氏体中固溶的碳量在 0.4~0.5% 时, 则有一定的韧性, 并且耐磨性也不比 0.8% C 那样的高碳试样差很多。

对于轴承钢可以得出这样的结论, 即淬火马氏体中固溶 0.4~0.5% C 可获得最好的性能。不过在现有的轴承钢中除马氏体外还有相当量的未溶碳化物, 因此有必要作进一步探讨。容后详述。

越多越好, 而对压碎强度来说是在碳 0.4% 附近最好, 疲劳寿命是在碳 0.45% 附近最好, 抗拉强度和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 是在碳 0.5% 附近最高。由此可知, 在某一硬度值范围, 抗拉强度, 压碎强度和疲劳寿命均能达到最大值。图 7 以硬度值为横坐标, 把这三个性能按纵坐标加以比较, 从图中可以看出, 当硬度值在 HRC 50~57 时, 抗拉强度, 压碎强度、疲劳寿命都出现最大值。

抗拉强度、屈服强度、压碎强度、疲劳寿命这些乍看起来各不相同的性能, 如在没有碳化物共存的完全淬火低温回火状态加以比较时,

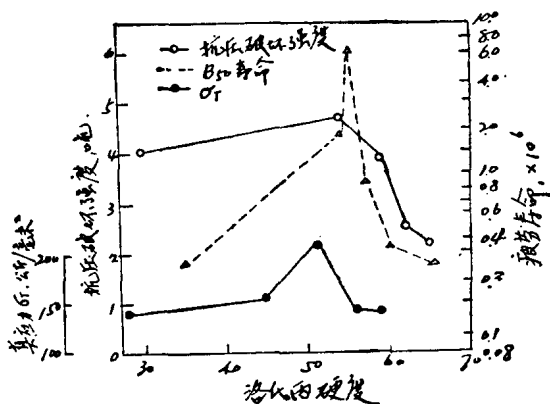


图 7 硬度和真应力、压碎强度 (即抗压破坏强度) 和疲劳强度间的关系