

第六届

全国金属耐磨材料学术会议 论文选集

中国金属学会耐磨材料学术委员会
《水利电力机械》编辑部 编

前 言

第六届全国金属耐磨材料学术会议在中国金属学会金属耐磨材料学术委员会、能源部水利部水利电力机械科技情报网、中国硅酸盐学会耐热耐磨材料学组三方共同筹备下,于 1991 年 11 月在苏州召开。出席会议的代表共 240 人,他们来自国内 24 个省、市、自治区的 17 个部局领导机关,65 家生产厂矿、34 所大专院校和 23 个科研机构共 129 个单位。本届年会共收到论文 145 篇,会议交流 131 篇,其中耐磨钢 29 篇,耐磨合金铸铁 49 篇,磨损机制、表面合金化和磨损失效分析 53 篇。会议在 15 位评委的组织下,交流了金属耐磨材料近年来的研究成果、生产工艺、产品质量控制和使用方面的新技术和经验。评选出 45 篇论文,收入论文选集。期望《第六届全国金属耐磨材料学术会议论文选集》,在金属耐磨材料科研成果的推广和合理使用,质量控制以及磨损理论的研究方面起到广开思路,加快信息交流的作用。由于编者水平所限,文集中不妥之处,请读者指正。

本选集的审稿、编辑、校对、出版和发行得到《水利电力机械》编辑部的大力协助,谨致以谢意。

王洪发
1992 年 5 月

目 录

前言	方 亮 周庆德	(封 2)
三体磨损中型变磨损理论的验证	方 亮 周庆德	(1)
低合金耐磨钢冲击磨料磨损的研究	全健民	(4)
90Cr6MoR 耐磨铸钢的研究	王洪发 许 达	(9)
新型超高强度奥—贝钢及其接触疲劳磨损特性的研究	曲敬信 杨东方 邵荷生 栾道成	(15)
边界润滑滑动磨损表层“白层”组织的研究	曲敬信 邵荷生 栾道成	(19)
钻井楔齿滚刀用低合金耐磨铸钢的研究	杨瑞林 李力军	(23)
M ₂ 高炉炉喉护板的研制	卢设辉 李梅溪 吕 晔	(27)
中碳多元合金钢衬板的研制	向启琦 李茂林 汪贵生 侯 捷 刘石辉	(31)
70Cr2SiMnMoVTiR 钢冲击磨料磨损的研究	汤世金 李 伟 杜齐元	(35)
ZG40CrMnSi2MoV 在球磨机衬板上的应用研究	寇生瑞 郭培政 孙 璜 张凤琴	(40)
高韧性中碳马氏体耐磨铸钢的研制	陈全德 何彦永 张福毅	(44)
高温耐热铁基合金锅炉喷燃器火嘴的研制	寇生瑞 寇金彪	(49)
高能液压碎石机凿杆的断裂与磨损特性	朱维翰 肖继福 陈荣仙 赵平顺	(52)
SR 复合强化高锰钢	朱瑞富 王世清	(56)
浅析 ZGMn13 磨煤球磨机衬板加工硬化作用	程必国	(61)
碳化物团球化中硅锰钢抗磨性及抗磨机理的研究	弭尚林 张仁智 唐玉林 李德珊 于洪若	(64)
残余奥氏体对高铬铸铁不同能量冲击磨损性能的影响	刁俊通 周庆德 刘石辉 宋光顺	(67)
介质酸根与浆料条件对高铬铸铁腐蚀磨损特性的影响	饶启昌 高义民 刘福玲 张金柱	(70)
MPS、MBF 磨煤机耐磨件国产化工作初探	冯健全 王金新	(74)
用于中速磨煤机的 Cr20Mo2CuVTiBR 耐磨铸铁的研究	林咸成 丁 辉 王止戈	(78)
APK40 型反击式破碎机冲击锤的研制	黄雁鸣 蒋世芳	(82)
Cr18 白口铸铁在矿浆泵上的应用	李景隆	(85)
高铬铸铁—碳钢双金属复合材料复合层的组织与性能	安江英 齐纪渝 杨企泰	(89)
双金属复合齿板的研究	李晓民 吴俊忠	(94)
离心复合高铬铸铁轧辊的解剖分析研究	吴建中 刘国际	(98)
大型高炉耐磨衬板材料的研制及应用	刘 轩 麦惠施	(102)
球磨机磨球与衬板磨损配合的研究	周文龙 徐延伟 赵金龙	(106)
水泥磨机用高铬磨球的解剖分析及对国产高铬磨球的质量评述	沈万慈 刘英杰 周平安 关成君 欧希平 荆元昌 周忠林	(109)
高铬铸铁磨球基体组织选择的模拟研究	符寒光 刘国际 吴建中	(111)
国内外水泥粉磨磨球评介	李茂林	(117)

冲击载荷高应力条件下高 Si/C 中铬铸铁的磨料磨损特性	李 卫	朴东学(122)
低铬白口铸铁冲击磨损耐磨性和断裂韧性的关系	梁工英	李锦章(126)
等温淬火球墨铸铁摩擦磨损性能的研究	周寤生 孟寿康	周庆德(130)
含磷蠕墨铸铁闸瓦摩擦磨损性能的研究	张永振 沈百令 贺润桐	陈 跃(136)
加磷冷硬抗磨铸铁	姚三九	汪大经(139)
稀土对 ZA27 合金耐磨性的影响	项宏瑶 宫本奎 马恒玉 左仁敏	周光辉(143)
4Cr 中频激光淬火及回火的组织与磨损特性	潘 肃 高彩桥 马 金 孔淑英 郭立新	于 水(147)
铸铁表面合金化工艺及材料研究	朴东学 孙超英 谢华生 李慧玉 李 卫	齐笑冰(150)
铸铁渗铬制造复合耐磨材料的研究	沈蜀西 徐彰德	李维民(154)
影响碳化物硬质颗粒堆焊材料耐磨性的冶金因素	李力军 杨瑞林 张立坡 高 峰 赵艳玲	(158)
激光熔覆粗 WC 颗粒金属陶瓷层的耐磨性	朱蓓蒂 曾晓雁 陶曾毅	杨树国(163)
药芯带极埋弧自动堆焊技术研究及在生产上的应用	哈尔滨焊接研究所	(166)
轧辊的磨损及其堆焊材料的研究	王 健 薛 锦 郎 毅 及玉梅	(168)
TiO ₂ 对 Al ₂ O ₃ 等离子喷涂层抗冲蚀性能的研究	卞建春 王静宜	郭大展(173)
耐磨胶粘涂层的气固和浆体冲蚀磨损研究	马向东 林福严	邵荷生(176)
中国金属学会耐磨材料委员会委员名单		(封底)

三体磨损中塑变磨损理论的验证

西安交通大学 方 亮 周庆德

0 引言

三体磨损是工农业生产的机械设备工件中普遍的磨损形式。对三体磨损开展理论研究,具有重要的实际意义。关于三体磨损理论的研究现状,一般认为金属磨损是以切削+塑变的方式进行的^[1,2]。金属的总磨损量满足下面的关系式^[1]:

$$W = p_c W_c + (1 - p_c) W_d \quad (1)$$

式中 p_c 表示切削磨损发生的概率, W_c 表示切削磨损量, W_d 即为塑变磨损量。对于切削磨损,文献中已有较为系统的报道;对于塑变磨损,作者在考虑磨损的实际粗糙表面条件下,运用 Greenwood-Williamson 的接触理论^[3],导出了金属三体磨损下塑变磨损的体积表达式^[4]:

$$W_d = \frac{2\eta D^2 \gamma}{\pi \beta \epsilon_f^2} \cdot \left(\frac{\sigma}{R}\right) \cdot F_1(h) \cdot \frac{PL}{H} \quad (2)$$

式中 η 是表面微凸体的面密度, D, γ 是比例常数, β 是表面微凸体的半径, σ 是表面峰高分布的标准差, R 是磨粒的半径, P 是垂直载荷, L 是磨程, H 是金属硬度, ϵ_f 是金属断裂应变。对于 $F_1(h)$ 有:

$$F_1(h) = \int_h^{\infty} (S-h) \Phi^*(S) dS \quad (3)$$

$$h = \frac{d}{\sigma} \quad (4)$$

其中 d 为光滑平面与粗糙平面基准面的间距, $\Phi^*(S)$ 为标准化的表面峰高分布密度函数。

在金属塑变磨损体积的表达式(2)中,仅金属硬度 H 和断裂应变 ϵ_f 是与金属本身性能有关的参数。Zum Gahr^[5,6]认为,只有当材料的硬度很高时,断裂韧性才起显著的作用。对于硬度不高的金属材料,可以粗略地把 ϵ_f 当作常数,重新整理(2)式,有:

$$W_d = K \cdot \frac{PL}{H} \quad (5)$$

其中:

$$K = \frac{2\eta D^2 \gamma}{\pi \epsilon_f^2 \beta} \cdot \left(\frac{\sigma}{R}\right) \cdot F_1(h) \quad (6)$$

由(5)式可见,金属塑变磨损的体积随硬度的增加而减少。

在[1]中用式(5)解释了三体磨损中金属硬度与磨损量的关系。但式(5)是由理论推导得来,究竟是否存在这种关系,有必要从实验上给予证实,而且三体磨损中塑变磨损量与硬度的关系是一个基本理论问题,目前还无人涉及,因此本文的研究就显得更有意义。困难的是:在三体磨损条件下,往往是切削磨损和塑变磨损共存的,实验上很难将塑变磨损单独提取出来,只能采用一种逼近的方法开展研究。

为此,作者采用粒形较圆整的木里图石英砂作磨料,下试样则选用高硬度的高铬白口铸铁,以

造成大量的塑变磨损。其依据为:粒形圆整的磨料比其它磨料在磨损中更易滚动,在被磨金属表面产生塑变压痕,最终导致塑变磨损;另一方面,当与被磨试样配副的试样硬度高时,磨料也主要相对于较软试样表面滚动或嵌入软试样表面,也容易在较软的试样表面产生塑变磨损^[4]。因此,这种实验方法虽不能使金属产生纯塑变磨损,但能近似地测定金属在三体磨损下塑变磨损量与硬度的对应关系。

1 试验方法

三体磨损试验所用的试样材料分别为纯铜、纯铁、45 钢、T8 钢和高铬铸铁。各种材料的硬度值如附表所示。磨损试验所用的磨料是 200~315 μm 的木里图石英砂,其形状系数为 0.8724,粒形是比较圆整的。

为验证三体磨损条件下,金属塑变磨损量与硬度的关系,使用长程三体磨损试验机实验。试验机的原理及特点在[1]中有较详细的介绍。试验参数分别选取为:磨料流量 18g/min,试样名义压强 0.5MPa,磨程 83.2 米。实验时,仅改变上试样材料的硬度,下试样均取高铬铸铁。磨损后,在感量为万分之一克的分析天平上称取上试样的磨损失重值,然后用浮力法测得试样材料密度值,将失重换算成体积磨损。

为说明实验方案设计的合理性,验证三体磨损塑变磨损占主导地位,对长程磨损后的上试样磨损面,在扫描电镜上观察分析。而且还进行了短程磨损试验,以作进一步的验证。试验是在短程三体磨损试验机上开展的,有关试验机的原理和特点在[1]中也有介绍。试验时,试样上名义压强和长程三体磨损相同,不同的是磨程仅有 3.0 毫米。试验过程为:将加工好的高铬铸铁下试样用西安砂轮厂生产的 60 目棕刚玉砂布磨制出与上试样运动方向垂直的磨痕,以模拟实际磨损的粗糙表面。然后将上试样磨成金相面,金相面朝下,面对铺有石英砂的下试样开始实验。试验后在显微镜上统计整个磨面上的磨痕。

附表 磨损材料硬度、密度及失重值

材料种类	硬度(HB)	密度(g/cm ³)	失重(g)
纯铜	72	8.703	0.0617
纯铁	103	7.709	0.0142
退火 45 钢	121	7.820	0.0125
正火 45 钢	168	7.820	0.0120
正火 T8 钢	211	7.776	0.0100
淬回火 T8 钢	522	7.776	0.0042
高铬铸铁	656	7.630	0.0030

* 高铬铸铁的化学成分为:3.8% C, 15.5% Cr, 1.0% Mo, 1.0% Mn, 1.0% Cu。

2 实验结果

对各种材料进行长程三体磨损试验后,其失重值已列于附表中。由附表可见,随着金属硬度提高,磨损失重减少。若令磨损体积的倒数代表耐磨性,整理(5)式有:

$$R_d = \frac{1}{KRL} \cdot H \tag{7}$$

其中 R_d 代表在塑变磨损条件下金属的耐磨性,可见耐磨性应该与硬度成正比。把附表中各材料的失重值换算成磨损体积,再整理成耐磨性 R_d 相对于金属硬度 H 间的关系(如图1所示),则可更直观地看出硬度和耐磨性之间的确存在良好的直线关系,说明实验结果与理论表达式相吻合。

3 讨论

前面的实验已经说明,金属的塑变磨损量与硬度成反比,和理论吻合得很好。现对实验设计的合理性进行分析,即分析实验中塑变磨损是否占主导地位。

磨损面的形貌特征能够直观反映金属的磨损方式。表面存在划痕或犁沟,是发生切削磨损的必要条件;而表面呈现凹凸不平的折皱、翻边等,则是磨料反复碾压形成塑变痕迹,其最终结果是导致塑变磨损。因此,作者通过扫描电镜详细地观察了三体磨损后试样表面的磨损形貌。发现试验的几种材料磨损表面均没有划痕或犁沟存在。图2是淬火回火T8钢的磨损形貌,表现出大量塑性变形的特征,塑变磨损应该占有主导地位。

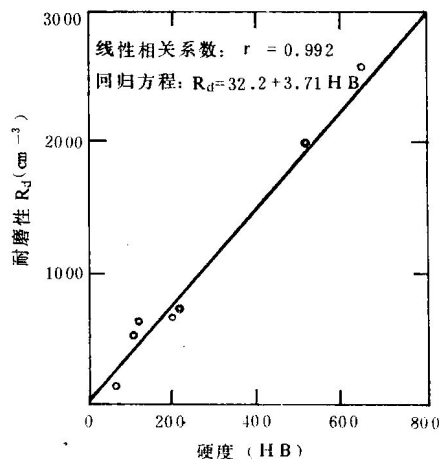


图1 三体磨损实验条件下耐磨性与金属硬度间的关系

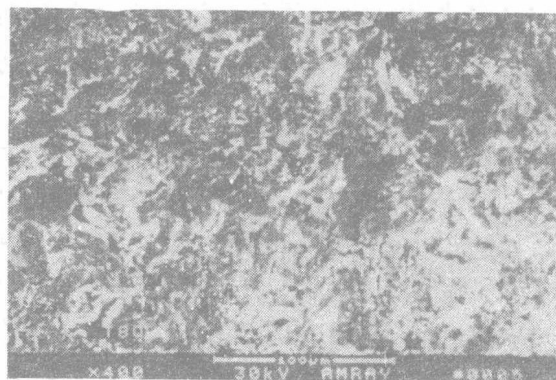


图2 淬回火T8钢磨损表面形貌

前面曾经指出,本文的实验设计方法虽不能使金属产生纯塑变磨损,但塑变磨损还是主要的磨损方式。从问题的另一方面来理解,就是说还存在一定量的切削磨损。现在,我们通过短程三体磨损试验后试样表面磨痕的统计,半定量地估算磨损系统中切削磨损发生的上限值大小。如果已知试样上磨粒作用的总数和划痕的数目,则后者与前者的比值实际就反映了切削磨损发生的上限值。因为磨粒的冲角大于系统的临界冲角后才形成切屑,故以划痕的数目来估算切削磨损夸大了切削磨损的份量。

假设所有磨损试样与磨粒接触的总数均与纯铜试样上磨粒作用的总数相等,则下述试样产生切削磨损的上限值可估算为:

$$\text{纯铜: } \frac{52}{812} \times 100\% = 6.4\% \quad 45 \text{ 正火钢: } \frac{71}{812} \times 100\% = 8.7\%$$

$$\text{T8 正火钢: } \frac{80}{812} \times 100\% = 9.8\% \quad \text{T8 淬回火钢: } \frac{130}{812} \times 100\% = 16.0\%$$

从上述计算可以得出下面两条结论:(1)在本文的实验条件下,切削磨损的确只占很小一部分,而塑变磨损占有主导地位;(2)软表面的塑变磨损比硬表面更占优势,因而用硬表面和软表面配对时,软表面的磨损更接近塑变磨损的方式,说明用硬表面作下试样的方案是合理的。

进行三体磨损时,采用粒形圆整的磨料和高硬度的下试样,可以造成试验材料以重复塑变为主的磨损方式,在这样的实验条件下,对塑变磨损理论的验证是有效的。

低合金耐磨钢冲击磨料磨损的研究

清华大学 全健民

0 前言

工程中低合金钢是一类重要的耐磨材料,特别在冲击磨料磨损条件下具有明显优越性^[1]。不同含碳量的低合金钢都有应用。如 45Mn2 用于磨煤机和水泥磨机中作磨球, GCr15 用于矿山和水泥磨机作磨球。

低合金钢材料在一定磨损工况下的耐磨性与其处理工艺、组织、性能有密切关系。R. El. Koussy 研究了热处理条件对不同成分铬钢耐磨性的影响,指出合适的回火温度和较高的奥氏体化温度可提高耐磨性^[2]。C. K. Kwok 研究了高强高韧中碳钢中组织对耐磨料磨损性能的影响^[3]。但以往所作工作都是在无冲击或冲击功不大的磨料磨损条件下进行的。

本文结合我国研制及应用的低合金钢耐磨材料系统,研究在冲击磨料磨损条件下处理工艺、组织、性能与耐磨性的相关性,为低合金耐磨钢的组织设计、工艺处理、合理选用提供依据,以发挥低合金耐磨钢的使用潜力和应用效果。

4 结论

实验中金属的三体磨损方式以塑变磨损为主,在此条件下得出:金属的磨损量和硬度成反比,很好地验证了塑变磨损的理论。

参 考 文 献

- 1 Fang L. Zhou Q. D. and Li Y. J. "An Explanation of the Relation between Wear and Material Hardness in Three-Body Abrasion", Proceedings of Internatinal Conference on wear of Materials, Ed. by K. C. Ludema, ASME, 1991, 513~520
- 2 邵荷生,金占明. 塑性材料的三体磨料磨损转化机制. 第五届全国金属耐磨材料学术会议论文选集, 1989 年, 第 145~149 页
- 3 Greenwood J. A. and Williamson J. B. P. "Contact of Nominally flat Surfaces", Proc. Roy. Soc(London), 295A(1966)300~319
- 4 方亮. 从颗粒运动方式研究金属材料的松散磨料磨损. 哈尔滨工业大学博士学位论文, 1991 年, 第 128~141 页
- 5 Zum Gahr K. H. Microstructure and Wear of Materials, Elsevier Science Publishers B. V. 1987, 132~350
- 6 Zum Gahr K. H. "Modelling of Two-Body Abrasive Wear", Wear, 124(1988)87~103

1 试验材料

1.1 化学成分

试验材料化学成分见表 1。

表 1 试验钢的化学成分

序号	材料	化学成分(%)						备注
		C	Si	Mn	Cr	S	P	
1	20	0.2	0.17~0.37	0.35~0.65	/	≤0.04	≤0.04	轧态
2	45CrMn2	0.47	0.40	1.5~2.5	0.7	0.022	0.028	锻态
3	70CrMo	0.7	0.32	0.74	0.59	<0.05	0.05	铸态
4	GCr15	1.0	0.15~0.35	0.2~0.4	1.5	<0.02	≤0.027	轧态

1.2 处理工艺

为获得不同组织状态,试验材料经退火后按表 2 所列规范处理。

表 2 热处理工艺

序号	材料	工艺代号	热处理规范
1	20	1a	915℃油淬,180℃1.5h回火
		1b	915℃油淬,600℃1.5h回火
2	45CrMn2	2a	880℃油淬,180℃1.5h回火
		2b	880℃空冷,180℃1.5h回火
		2c	880℃油淬,600℃1.5h回火
3	70CrMo	3a	850℃油淬,200℃1.5h回火
		3b	850℃油淬,600℃1.5h回火
		3c	850℃加热,300℃等温5min
		3d	850℃加热,300℃等温1h
4	GCr15	4a	840℃油淬,180℃1.5h回火
		4b	840℃油淬,600℃1.5h回火
		4c	1050℃油淬,180℃1.5h回火
		4d	900℃加热,280℃等温1h

2 试验方法

2.1 冲击磨料磨损试验

采用 MLD—10 冲击磨料磨损试验机进行试验,上试样为试验材料,尺寸是 10×10×30mm,配对下试样 40Cr,HRC20,磨料为 4~6 目石英,砂流量 50kg/h,冲击功为 3J,冲击次数 108r/min,每次试验预磨跑合 10 分钟,正式冲磨试验 30 分钟,用精度 0.0001 克光学天平称重测失重 ΔW ,磨损率 $\dot{W} = \Delta W/t = 2\Delta Wg/h$,耐磨性 $\dot{W}^{-1} = \frac{1}{\dot{W}} \cdot \frac{h}{g}$ 。

2.2 残余奥氏体测定

采用磁性法测残余奥氏体,以高温回火试样作为标样。

2.3 性能测定

采用 10×10×55mm 无缺口试样测冲击韧性,淬硬态试样最大冲击功取 150J,高温回火试样为 300J。

2.4 分析

采用扫描电镜(S450)进行磨面和亚表层分析,以研究磨损机制。

3 试验结果

试验结果详见表 3。

表 3 试验结果

材料	工艺 代号	组织	Ar (%)	Hv (HRC)	ak (J/cm ²)	$\dot{W}$ (g/h)	$\dot{W}^1$ (h/g)
20	1a	Mt	/	435(45)	>300	0.3475	2.88
	1b	St	/	233(RB99)	>300	1.6791	0.596
45CrMn2	2a	Mt	5.3	625(57)	>150	0.2694	3.71
	2b	Mt/B	/	601(55.8)	>150	0.2178	4.59
	2c	St	/	329(35)	>300	0.4434	2.25
70CrMo	3a	Mt	9.2	675(58.7)	7	0.2958	3.38
	3b	St	/	322(34.9)	/	0.4405	2.27
	3c	M/B(80%)	3.8	515(50.7)	12	0.1988	5.03
	3d	B _F	0	521(51.1)	13	0.2155	4.64
GCr15	4a	Mt+Cm	7.2	730(62)	102	0.2692	3.71
	4b	St	/	345(36.2)	>300	0.4358	2.29
	4c	Mt+Ar	20.7	790(64.7)	/	0.2237	4.47
	4d	B _F	0	535(52)	>150	0.1827	5.47

注: Mt: 回火马氏体, St: 回火索氏体, B_F: 下贝氏体, Ar: 残余奥氏体。

4 分析讨论

4.1 不同工艺处理后的组织、性能

不同含碳量合金经油淬、低温回火获得回火马氏体组织。随碳量增高, 马氏体固溶碳量增大, 合金硬度增加, 韧性下降; 高温回火得到回火索氏体组织, 随含碳量增加, 硬度变化较为平缓。不同组织状态下, 合金含碳量与性能关系如图 1 所示。中碳 Cr-Mn 钢(45CrMn2)油淬、低温回火得到回火马氏体。空冷、低温回火得到回火马氏体加贝氏体组织, 具有接近的硬度, 预计其应有较高的韧性。GCr15 淬火、低温回火获得回火马氏体加粒状渗碳体的组织。高温淬火因渗碳体溶入, 组织中残余奥氏体增加, 达到 20%。马氏体固溶碳量增加, 使硬度有所提高, 经等温处理得到下贝氏体组织, 与回火马氏体相比, 硬度降低, 韧性提高。70CrMo 短时等温为马氏体加贝氏体组织, 长时间等温得到下贝氏体组织, 均使韧性提高, 硬度降低。图 1 中也显示出下贝氏体组织随碳量提高硬度少许增加的趋势。

4.2 不同组织状态下合金含碳量与耐磨性关系

不同组织状态下含碳量与耐磨性关系示于图 2。可以看出, 回火马氏体与回火索氏体两种组织状态下有类似趋势。含碳量从 0.2% 到 0.47%, 由于马氏体中固溶碳量增高, 回火索氏体中渗碳分量明显增大, 耐磨性急剧增加; 而从 0.47% 到 1.0%, 由于回火马氏体组织硬度、韧性的综合作用, 回火索氏体组织具有接近硬度, 耐磨性基本保持恒定, 变化不大。对马氏体加贝氏体和下贝氏体组织, 则随碳量增高, 耐磨性增加。

4.3 材料组织、性能与耐磨性关系

不同处理条件下硬度与耐磨性的关系如图 3 所示。可以看出, 总的趋势是随硬度提高耐磨性增

加。但在接近的硬度条件下,组织对冲击磨料磨损耐磨性有重要影响。

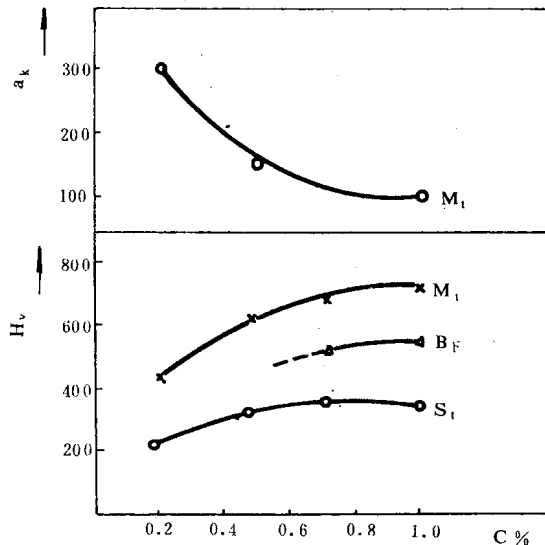


图1 含碳量与性能关系

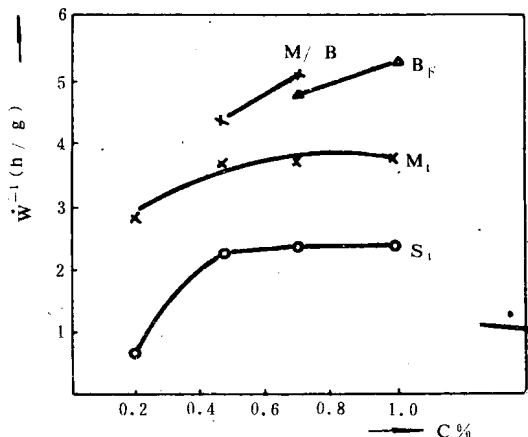


图2 不同组织状态下含碳量与耐磨性关系

4.3.1 A_r 组织

GCr15 高温淬火获得 M+20%Ar 的组织,比正常淬火下 Mt+Cm+少量 Ar 组织耐磨性有明显提高(约 20%),图 3 曲线中显示异常的走向。除去硬度增加的因素外,Ar 的存在是提高耐磨性的重要原因。Zum-Gahr 曾指出:在工具钢 90MnCrV8 淬硬态组织中含有 27%Ar,由于磨损中的 A→M 诱导相变,增大加工硬化效应以及阻碍裂纹扩展的作用,使无冲击磨料磨损条件下的耐磨性提高^[4]。显然,在冲击磨料磨损条件下,适量 Ar 对提高耐磨性也有类似影响。

4.3.2 M/B 组织

45CrMn2 空冷和 70CrMo 短时等温均可获得一定比例的 M/B 混合组织。由图 3 可看出,在接近硬度下 M/B 组织有更高的耐磨性;图 2 中也可看出,相同碳量合金中,M/B 较其他组织状态有更高的耐磨性。

M/B 组织对耐磨性的有利作用与其性能有关。俞德刚等指出:M/B 混合组织由于形成过程中下贝氏体的分割作用,使马氏体的板条束或片细化及马氏体形成对下贝氏体的加工硬化作用引起强度提高。此外,由于下贝氏体容易塑性变形,而有高的塑、韧性,因此 M/B 组织有较高的强韧性^[5]。宋余九等试验指出:M/B 复合组织有较高的疲劳强度^[6]。根据下面讨论可知冲击磨料磨损中疲劳剥落是一重要机制。因此,M/B 组织强韧性和疲劳强度的提高显然会使耐磨性改善。

4.3.3 下贝氏体组织

70CrMo 长时等温和 GCr15 1.5h 等温均得到下贝氏体组织。由图 3 看出,相同硬度下下贝氏体也有较高的耐磨性。图 2 也可看出,相同碳量合金中,下贝氏体是有较高耐磨性的组织。下贝氏体提高耐磨性也与其良好的强韧性和疲劳抗力有关。

4.4 冲击磨料磨损机制分析

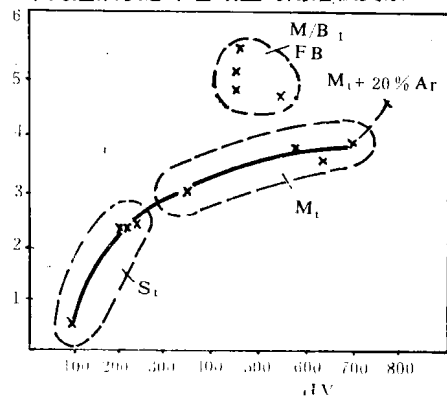


图3 硬度与耐磨性关系

对磨损试样磨面和亚表层分析可以看出,磨面有凿坑、疲劳剥落坑和切削沟槽,如图4所示,亚表层有组织变形和疲劳裂纹,如图5、6所示。



图4 GCr15(Mn)磨面

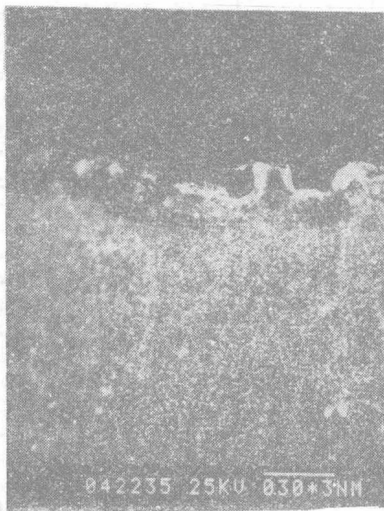


图5 GCr15(Mn)亚表层

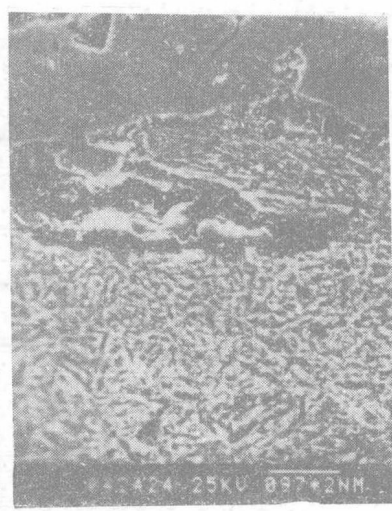


图6 45CrMn2(Mn)亚表层

由此得出,低合金钢在石英磨料作用下的冲击磨损主要有两种机制:一是磨料的凿削、切削引起的磨损;二是冲击作用下,反复凿坑变形引起的疲劳磨损。拉宾诺维奇给出切削磨损的判据, $W = K \cdot P/H$,硬度提高,磨损下降,材料耐磨性提高,对凿削磨损也有类似关系。陈南平根据 Mansin-coffin 关于应变疲劳的关系式,导出应变疲劳作用下的磨损关系式^[7]: $\dot{W}_f = K_p / (\epsilon_f \cdot H)^2$,式中, ϵ_f 为单轴拉伸时的断裂应变,反映材料的塑性; H 为硬度。因此,凿坑变形引起的疲劳磨损与材料的硬度和塑性综合相关,低合金钢中 M/B、B_F 和 Ar 组织对耐磨性的有利作用与其良好综合性能、减轻凿坑变形疲劳磨损有关。

5 结论

- (1) 低合金钢通过不同工艺处理,可获得 M/B 或下贝氏体组织,具有良好的综合性能。
- (2) 对回火马氏体和回火索氏体组织随含碳量增加,从 0.2% 至 0.47%,耐磨性变化急剧,从 0.47% 到 1.0%,变化不大。对 M/B 和下贝氏体组织,在较高碳量范围,随碳量增加,耐磨性提高。
- (3) 材料组织状态对耐磨性有重要影响,在接近硬度下, M/B、下贝氏体组织和 M 加适量 Ar 具有更高的耐磨性。
- (4) 石英磨料作用下低合金钢冲击磨料磨损的主要机制是切削、凿削磨损和凿坑变形疲劳磨损,前者由硬度判据,后者则由材料硬度和塑性综合判据。 M/B、下贝氏体和 M 加适量 Ar 组织,其高的耐磨性与其良好综合性能、减轻疲劳磨损有关。

参考文献

- 1 全健民:低合金耐磨钢的应用、磨损与设计,《水利电力机械》,1986,第1期,40~45
- 2 Koussy R. El; Effect of Heat Treatment conditions and composition on the wear Resistance of some chromium steels《Tribology International》Dec. 1981. 323-328
- 3 Kwok C. K. and Thomas G; Microstructural Influence on Abrasive wear Resistance of High strength, High toughness Medium carbon steels. 《Wear of Materials》1983, 140~147

90Cr6MoR 耐磨铸钢的研究

冶金部钢铁研究总院 王洪发 许 达

0 前言

近十年来,作为铬系抗磨材料系列中的高铬铸铁或高铬铸钢、低铬铸铁和低铬合金钢已相继开发并投入生产应用。考虑到易磨损件同步更换的要求和寻求低成本的新型耐磨材料代替耐磨性优异、但成本高的高铬系铸铁或铸钢及镍硬铸铁等耐磨材料是具有现实意义的。

国内外研究表明^[1],当硬的马氏体基体上分布着硬质点的 $(Fe,Cr)_7C_3$ 型碳化物时,钢具有最优异的耐磨性。本文研究的高碳中铬钢,经淬火、回火热处理可达到这种类型的组织和耐磨性要求。阐述了这种材料的化学成分、奥氏体化温度、回火温度和显微组织、相结构与钢的力学性能和耐磨性的关系,并在矿山装机进行了试验。

1 试验材料与试验方法

1.1 试验材料

试验材料的成分见表1。A、B、C、D试验钢是用150kg中频感应炉熔炼,砂型浇注成试验样块。E钢是在5吨电弧炉内冶炼,浇注成基尔试样。用钼丝切割方法制成冲击、磨损、金相、临界点试样毛坯,经热处理后精加工成各类标准试样。高碳中铬钢E的临界点是用全自动膨胀仪测得的,试样为铸态经退火处理,结果见表2。

1.2 热处理工艺

试样的淬火回火处理均在箱式电炉中进行。试验钢热处理工艺见图1。

表1 试验钢的成分

编号	材料	化 学 成 分 %							
		C	Si	Mn	Cr	Mo	R	P	S
A	50Cr6MoR	0.51	0.59	0.60	5.5	0.28	0.05/0.2	≤0.04	≤0.04
B	60Cr6MoR	0.60	0.59	0.60	5.5	0.28	0.05/0.2	≤0.04	≤0.04
C	90Cr6MoR	0.89	0.59	0.60	5.7	0.28	0.05/0.2	≤0.04	≤0.04
D	100Cr6MoR	1.00	0.59	0.60	5.2	0.29	0.05/0.2	≤0.04	≤0.04
E	90Cr6MoR	0.90	0.205	0.52	6.22	0.29	0.05/0.2	0.024	0.027

- Gahr K. H. Zum: The Influence of Heat treatment on the Abrasiue Wear Resistance of Tool steel《Zeitschrift für metallkunde》V68 Dec. 1977 (in English)
- 俞德刚等: 钢的组织强度学, 上海科技出版社, 1983, 402—420
- 宋余九等: M/B 复合组织的疲劳断裂, 《机械工程材料》, 1983, 4
- 陈南平: 耐磨材料的选材原则与磨损机理, 《火电站球磨机磨球论文集》, 1987 年, 11~15

表2 E钢的临界点

临界点	AC ₁ S	AC ₁ b	Ar ₁	Ar ₃	Ms
温度/℃	785	815	655	690	140

奥氏体化温度采用 880、900、930、980℃，回火温度采用 200、250、300、350、400、450、500℃，研究对力学性能、耐磨性和碳化物相结构的影响。

1.3 显微组织与力学性能

用显微镜和扫描电镜观测不同热处理状态下试验钢的显微组织。残余奥氏体含量是用 15×15×10mm 试样电解抛光后，消除应变层，用 ApD·10x—衍射仪测得的。

高碳中铬钢的碳化物相结构分析，采用电解萃取碳化物粉末，x—衍射分析方法确定淬火状态、淬火回火状态以及铸态下的合金碳化物结构、相成分和碳化物含量。

试验钢的韧性，用 10×10×55mm 无缺口标准冲击试样在室温下测得。硬度在冲击试样上测得。

1.4 磨损试验

高应力二体磨料磨损试验是在 ML-10 型销盘式磨料磨损试验机上进行的。试样尺寸为 Φ4×20mm，圆盘转速为 60r/min，销的进给量 2mm/n，磨损轨迹长度 14.14m，载荷、砂纸均按要求改变。磨损失重是用万分之一克的分析天平称重。试样经一次预磨后，取三次磨损失重平均值作为一个数据。磨损率(W)以试样的单位面积(mm²)、单位磨损行程(m)的失重量(mg)表示；其倒数表示为耐磨性(W⁻¹)。

2 试验结果与分析

2.1 试验钢的力学性能与显微组织

五种试验钢，经不同淬火、回火热处理所测得的力学性能分别列于表 3(参见图 2)。

由表 3 看出，中铬钢随含碳量的提高，在相同热处理条件下，硬度随之提高。当碳含量达 0.90%~1.00% 时，显示出高的硬度。而在含碳量相同时，较高的淬火温度有较高的硬度。检测试验钢的韧性时，尽管铸态组织存在一定的铸造缺陷，出现了数据波动。但综合分析得出，不同淬火温度下，350~400℃ 回火具有较佳的韧性。

从图 2 E 钢 980℃ 油淬不同温度回火曲线显示出，中铬钢具有较高的回火稳定性，450℃ 回火出现二次硬化现象。综上可知，中铬钢含碳 0.9% 左右，含铬 6.0% 左右，钼含量在 0.2%~0.4%，用 980℃ 油淬或空淬，350~450℃ 回火可获得较佳的力学性能。

高碳中铬钢铸态下显微组织为珠光体+网状碳化物。980℃ 油淬组织为隐针马氏体+弥散分布碳化物+残留奥氏体，见图 3。淬火后经 350~400℃ 回火组织为回火马氏体+弥散分布碳化物+少量残余奥氏体，见图 4。在扫描电镜下观察，E 钢马氏体束或针细小，碳化物均匀弥散分布，残余奥氏体含量为 15.2%，见图 4(b)。

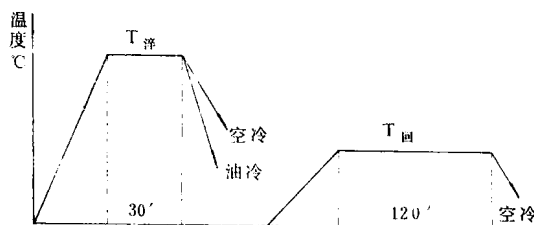


图1 热处理工艺图

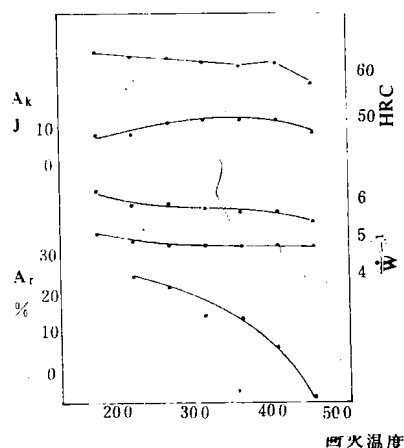


图2 E钢 980℃油淬不同温度回火处理的力学性能、耐磨性和残余奥氏体

表 3 试验钢的力学性能

试验钢	热处理工艺		HRC	A _k . J	试验钢	热处理工艺		HRC	A _k . J
A	900℃空冷	300℃回火	53.0	9.80	C	930℃空冷		62.0	
		350℃回火	53.0	11.86			350℃回火	57.5	9.80
	980℃空冷	300℃回火	55.0	25.87			400℃回火	57.5	4.90
		350℃回火	55.0	21.66			450℃回火	54.0	6.86
B	880℃空冷		58.5			930℃油冷	500℃回火	45.0	11.76
		300℃回火	54.5	8.33				62.0	
		350℃回火	54.0	8.80			350℃回火	57.0	6.86
		400℃回火	50.0	12.74			400℃回火	58.0	4.90
		450℃回火	48.6	7.84			450℃回火	56.5	8.04
	880℃油冷		58.0			980℃空冷	500℃回火	48.0	11.56
		300℃回火	53.0	12.74				60.0	
		350℃回火	54.5	6.95			350℃回火	56.0	17.64
		400℃回火	54.0	15.68			400℃回火	59.5	10.29
		450℃回火	52.0	7.35			450℃回火	57.0	3.92
	930℃空冷		60.5			980℃油冷	500℃回火	51.5	9.60
		300℃回火	55.0	11.96			350℃回火	56.0	7.64
		350℃回火	53.5	14.70			400℃回火	58.5	6.37
		400℃回火	55.0	7.84			450℃回火	59.5	7.94
		450℃回火	51.5	8.82			500℃回火	53.0	5.98
	930℃油冷		59.0		D	880℃空冷		62.5	
		300℃回火	56.5	5.88			350℃回火	56.0	4.12
		350℃回火	56.0	15.68			400℃回火	56.0	9.80
		400℃回火	56.0	14.70			450℃回火	54.0	9.60
		450℃回火	54.0	11.76			500℃回火	48.5	14.21
	980℃空冷		60.0			880℃油冷		62.0	
		300℃回火	56.5	6.08			350℃回火	58.0	8.13
		350℃回火	55.5	7.84			400℃回火	56.0	11.37
		400℃回火	55.0	17.64			450℃回火	50.5	4.02
		450℃回火	54.0	6.86			500℃回火	48.0	8.92
	980℃油冷		60.0			930℃空冷		59.0	
		300℃回火	56.0	7.64			350℃回火	58.0	12.35
		350℃回火	55.5	11.96			400℃回火	57.0	7.84
		400℃回火	53.0	25.48			450℃回火	56.0	6.86
		450℃回火	55.0	4.90			500℃回火	49.0	11.56
C	880℃空冷		63.0			930℃油冷		61.0	
		350℃回火	56.5	7.84			350℃回火	58.5	9.80
		400℃回火	57.0	14.70			400℃回火	59.0	7.94
		450℃回火	52.0	7.84			450℃回火	55.5	8.82
		500℃回火	45.9	8.80			500℃回火	51.0	7.84
	880℃油冷		58.5			980℃空冷		60.0	
		350℃回火	57.5	11.76			350℃回火	57.0	13.82
		400℃回火	55.5	10.78			400℃回火	60.5	5.88
		450℃回火	51.5	8.04			450℃回火	58.5	6.86
		500℃回火	47.0	10.78			500℃回火	50.0	10.78
						980℃油冷		56.0	
							350℃回火	56.5	12.05
							400℃回火	59.5	8.04
							450℃回火	59.5	6.37
							500℃回火	53.0	10.78

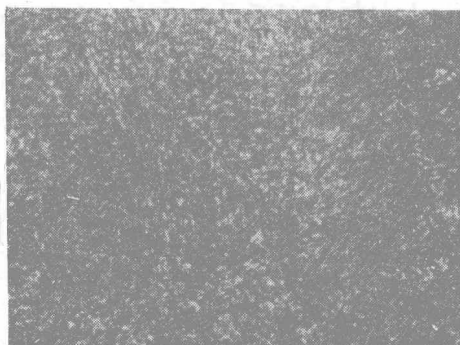
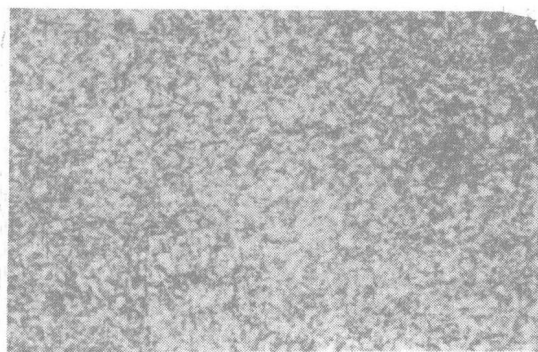


图3 高碳中铬钢(E) 980℃油淬组织
800× M+C+Ar



(a)显微镜 800×



(b)扫描电镜 5000×

图4 E钢 980℃油淬 350℃回火组织 M_□+C+Ar

2.2 钢的磨料磨损耐磨性

在 23.1N 载荷, 150 号 SIC 水磨砂纸磨损试验条件下, 试验钢 A、B、C、D 的耐磨性见表 4。

E 钢的磨料磨损试验是在 23.1N 载荷、80 号和 200 号 SIC 水磨砂纸条件下进行的。同时测得水韧处理高锰钢、高铬铸铁和高铬钢的耐磨性, 见图 2、表 5。

由表 4 可见, 中铬钢在相同的热处理条件下, 随着含碳量的提高, 耐磨性明显地随之提高。

表 4 试验钢 A、B、C、D 磨损试验数据

编号	热处理工艺	三次平均磨损量 mg	耐磨性 (mm ² · m/mg)
A	900℃空淬 300℃回火	37.0	4.80
	350℃回火	34.5	5.15
	980℃空淬 300℃回火	25.3	7.04
	350℃回火	26.0	6.85
B	930℃空淬 300℃回火	36.27	4.90
	980℃油淬 300℃回火	25.0	7.09
C	880℃空淬 350℃回火	22.7	7.81
	980℃空淬 400℃回火	30.9	5.75
D	930℃空淬 350℃回火	24.2	7.35
	980℃空淬 350℃回火	20.16	8.77

Moore^[1]研究得出, 马氏体钢磨料磨损耐磨性取决于碳含量的平方根, 说明含碳量与耐磨性有直接关系。不同含碳量的中铬钢的耐磨性随淬火温度的提高而提高。

由图 2 可见, 高碳中铬钢的耐磨性随回火温度的提高而有规律地降低, 与硬度的变化相一致, 经 980℃淬火, 350~400℃回火可获得较理想的耐磨性和力学性能。

从表 5 可看出, E 钢的耐磨性, 在 80 号 SIC 水磨砂纸磨料条件下与含钒高铬铸铁相近。在 200 号 SIC 磨料下略低于日本进口高铬钢, 明显地高于高锰钢, 也明显地高于美国进口的

ZG85Cr2MnMo 钢。综上所述,E 钢具有优异的耐磨性。

表 5 E 钢与高锰钢、高铬铸铁、低合金钢的耐磨性

编 号	热处理工艺		三次磨损平均失重		耐磨性 mm ² m/mg	
			№80	№200	№80	№200
			mg	mg		
E	980℃×30' 油淬	200℃回火	37.3	29.3	4.76	6.06
		250℃回火	39.1	30.9	4.55	5.57
		300℃回火	39.4	31.6	4.50	5.62
		350℃回火	39.6	32.0	4.48	5.56
		400℃回火	40.3	33.0	4.41	5.38
		450℃回火	39.8	33.0	4.46	5.38
		500℃回火	42.1	34.9	4.22	5.08
注 1 ZGMn13	1050℃水韧处理		42.2	35.4	4.20	5.03
注 4 CIX-2L				27.8		6.41
注 2 高铬铸铁			40.3		4.41	
注 3 ZG85Cr2MnMo				34.9		5.08

注:1、ZGMn13 成分,%:C2.26,Mn12.02,Si0.56,S0.005,P0.0047

2、高铬铸铁成分,%:C2.2,Cr15,Mo1.5,V0.5,HRC64, α_k 4.5J/cm²

3、ZG85Gr2MnMo 成分,%:C0.36,Si0.56,Mn0.74,Mo0.26,Cr1.86,P0.020,S0.032,HRC40, α_k 16.7J/cm²。(美国进口衬板分析数据)

4、CIX-2L 成分,%:C1.26,Si0.75,Mn0.54,Cr12.94,Mo0.26,S0.034,HRC57.5, α_k 3.5J/cm²。(日本进口大磨机衬板)

2.3 残余奥氏体

E 钢经 980℃油淬,不同温度回火测得的残余奥氏体含量示于图 2。由图看出,随回火温度的升高,残余奥氏体含量随之降低,到 500℃时已降到 2.1%。残余奥氏体对钢耐磨性的影响近来研究较多^[2~4],一般认为残奥对磨料磨损有益,而在伴有多次冲击或疲劳工况下则有害。在本试验条件下,硬度相近时高残奥含量对耐磨性没有显示出有益的作用。

2.4 碳化物相结构分析

用于相结构分析的材料成分见表 6,相分析结果见表 7。

从表 7 可见,E 钢在铸态下,碳化

表 6 相结构分析成分

编号	化学成分%							
	C	Mn	Si	Cr	Mo	R	S	P
E	0.90	0.52	0.205	6.22	0.29	适量	0.027	0.024
MTCr13	2.90	0.50	0.21	13.54	0.31	—	0.032	0.033
MTCr27	2.22	1.07	0.53	26.85	—	—	0.025	0.036

物得以充分析出,含量达到 10.59%,碳化物主要为 M₇C₃ 型。经 980℃奥氏体化油淬后,碳化物大多固溶于马氏体基体中,其含量仅为 3.1%,相结构为 M₇C₃ 型。将其用 400℃回火处理,碳化物弥散析出,见图 4。碳化物含量达 6.89%,以 M₇C₃ 型为主,有少量 M₃C 型。当 930℃奥氏体化油淬,400℃回火时,碳化物含量可达到 7.57%,碳化物类型为 M₇C₃ 型,加少量 M₃C 型。综上结果得出,E 钢铸态或热处理状态碳化物主要是由 M₇C₃ 型和少量或微量 M₃C 型组成。中铬钢与高铬铸铁比较,其明显差异在于碳化物含量低,而且 M₇C₃ 型碳化物成分也不同,表现在含铁量偏高,铬含量偏低。