

第五届
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

中国金属学会第五届金属耐磨材料学术会议于1989年10月在大连市召开。来自国内25个省、市、自治区47个生产厂矿、38所院校和35个科研机构等120个单位的174名代表出席了会议。本届年会共收到论文147篇，大会交流133篇，其中低合金耐磨钢、奥氏体锰钢43篇；耐磨合金铸铁44篇；磨损机制、表面合金化和磨损失效分析46篇。这次学术活动，在金属耐磨材料的合理使用及磨损理论的研究方面起到了彼此启发、相互帮助、广开思路、加快信息交流的作用。根据会议评委对交流论文的评审意见，本论文选集共收入论文45篇，内容涉及到耐磨合金钢、耐磨合金白口铸铁、磨损机制、表面合金化及磨损失效分析等方面的科技成果。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》编辑部和《钢铁》编辑部的大力协助，谨致以谢意。

王洪发

1990年 5月

目 录

前言	王洪发(封二)
新型高强韧性高耐磨性奥氏体—贝氏体钢及其抗冲击磨料磨损特性的研究	
曲敬信 王华明 张 清 邵荷生	(1)
碳对铬钼钢组织、性能和耐磨性影响的研究	徐延伟 季首华 周文龙 (7)
ZG85Cr2MnMo 耐磨性的研究	王洪发 许 达 (13)
珠光体钢的两体磨料磨损研究	陈宏德 张 清 (15)
M—1 合金耐磨铸钢及其应用	
李梅溪 卢设辉 王定康 吕 晔 陈锡龄 范松年	(21)
湿况下45钢冲击磨损机理的探讨	许云华 谭宠予 周庆德 (25)
一种新型铸态中锰钢	姜启川 何镇明 王守实 崔东焕 阎久林 (31)
奥氏体中锰钢的马氏体组织分析	王明胜 朱延福 (33)
铁碳锰合金相图及组织图的研究	李绍雄 何镇明 赵宇光 赵玉谦 施忠良 (38)
高锰钢的研究现状与发展动向	朱瑞富 王世清 (41)
铬系白口铸铁腐蚀磨损特性的研究	饶启昌 高 峰 刘福玲 贺柏龄 (48)
冲击载荷、高应力条件下高铬铸铁湿态腐蚀磨损特性的研究	孙超英 朴东学 (52)
含硼28%Cr白口铸铁腐蚀磨损性能的研究	马乃恒 饶启昌 周庆德 (58)
锰对高铬铸铁组织和性能的影响	曲敬信 芮争家 (64)
高铬锰抗磨铸铁的研制——高铬铸铁以锰代钼的试验研究	梁鸿章 卢新成 (68)
高铬铸铁中铈的应用研究	陈和兴 (72)
高铬铸铁变质的试验研究	陈 东 顾泉佩 林国荣 杨文涛 (74)
高铬铸铁在磨粒磨损工况下的磨屑形貌分析	
贾树盛 周 宏 王金国 孙广平 苏玉林 尚 可	(78)
热塑性变形对高铬铸铁组织和性能的影响	张永维 温质清 王庆顺 刘振和 (82)
立浇双金属复合耐磨材料的研制	齐纪渝 杨企泰 谢敬学 方瑞芬 孙正国 (85)
泥浆泵缸套磨损机理与选材的探讨	包吉文 曹玉金 胡本立 孙福依 (90)
组合自固型无螺栓高铬铸铁球磨机衬板	陈长顺 (94)
高Si/C中铬白口铸铁组织、结构及抗磨性	李 卫 朴东学 (97)
MPS型中速磨煤机磨辊磨损失效分析	贾建民 侯君达 齐纪渝 谢敬学 (102)
M ₃ C型碳化物定向排列对耐磨性的影响	梁工英 吴祥泰 马宏超 (107)
马氏体球墨铸铁磨球的研制与应用	贺柏龄 饶启昌 周庆德 吕振林 高玉琢 (111)

M型抗磨球墨铸铁磨球的研究.....	万 毅	(113)
磷对RCM白口铸铁组织和性能的影响.....	沈蜀西 李维民 徐彰德 杨 军	(117)
新型高温耐磨合金在烧结合车筒条上的应用.....	张庆安 杨冬冬	(121)
适合于制造制动闸瓦的新型材料——磷、硼蠕墨铸铁.....		
.....张永振 陈 跃 龙 锐 戴宝林 刘伟莹		(123)
RE、Si、Mn合金化的ZA27合金的耐磨性与应用研究.....	宫本奎 马恒玉 项宏瑶	(128)
对面心立方材料冲蚀磨损的研究.....	付恒升 邵荷生 张 清	(131)
从磨料运动方式研究三体磨损机理.....	方 亮 周庆德 李耀君	(136)
三体磨料磨损残余应力与耐磨性关系的研究.....	饶启昌 吴建鹏 鲍永夫 桑可正	(141)
塑性材料的三体磨料磨损转化机制.....	邵荷生 金占明	(145)
奥氏体在冲击磨料磨损过程中作用的探索.....	王华明 邵荷生 张 清	(150)
软磨料冲蚀磨损机理的研究.....	林福严 邵荷生	(155)
碳钢及铸钢表面耐蚀陶瓷涂层的研究.....	徐延伟 赵金龙	(159)
堆焊合金中WC颗粒耐磨合金的烧损对耐磨性的影响.....		
.....杨瑞林 李力军 姜 虹 高 峰		(164)
钾钠变质Fe—Cr—C系耐磨堆焊焊条的研究.....	杨建华	(169)
等离子束金属表面硬化处理的显微组织分析.....	林化春 杨光达 丁润刚	(171)
激光表面处理对渗碳、渗硼合金钢的组织与耐磨性的影响.....		
.....赵平顺 张 清 朱维翰		(174)
低碳钢激光淬火研究.....	高彩桥 杨 平	(178)
渗硼层中的孔洞及其防止措施.....	邵嘉愉	(183)
电站锅炉“四管”表面预保护技术及其发展趋势.....	张恒祥	(186)
中国金属学会金属耐磨材料学术委员会委员名单.....		(封三)
《水利电力机械》一九九一年征订启事.....	《水利电力机械》编辑部	(封底)

新型高强韧性高耐磨性奥氏体—贝氏体钢 及其抗冲击磨料磨损特性的研究

曲敬信 王华明 张 清 邵荷生

一、前言

在高应力和强烈冲击磨损条件下工作的零件一直采用高锰钢，但在生产实践中，许多高锰钢零件的耐磨性并不高。作者认为，在高应力和强烈冲击磨损条件下工作的耐磨材料，应同时具有高屈服强度、高韧性和良好的加工硬化能力，而奥氏体高锰钢的主要弱点是屈服强度极低。本文的主要目的是研制一种同时具有高屈服强度、高韧性和良好加工硬化能力，在高应力和强烈冲击磨损条件下，耐磨性远优于奥氏体高锰钢和淬火—回火低合金钢且价格低廉的新型耐磨材料，并取得了成功。

新型耐磨材料是只含硅、锰、铬等普通元素的高碳低合金钢。通过适当的热处理获得由奥氏体薄膜和极细贝氏体铁素体束组成的片层交替、均匀排列的双相组织，简称奥氏体—贝氏体钢。初步试验研究表明，这类奥氏体—贝氏体钢是一种具有上述优良性能的比较理想的新型耐磨材料。

二、实验内容和方法

1. 合金成分及试样制备

合金设计的指导思想是，充分利用碳在钢中的强化作用和硅在贝氏体转变过程中强烈抑制碳化物析出的特点，通过适当的热处理，使钢的组织中不存在脆性的高碳马氏体和碳化物，而是由具有高强度、高韧性、亚结构为高位错密度、极细的贝氏体铁素体束和稳定性较高、韧性较好的奥氏体薄膜交替排列的奥氏体—贝氏体双相组织。

通过大量试验研究，合金成分选择高碳、高硅并加入适量的锰和铬，其化学成分见表1。

表1 钢的化学成分范围

C (%)	Si (%)	Mn (%)	Cr (%)	S (%)	P (%)
0.8~1.0	2.0~3.0	0.8~1.5	0.8~1.5	≤0.04	≤0.04

合金在100公斤中频碱性感应炉中熔炼，浇成50公斤铸锭，锻造成截面尺寸为15×15、φ15和15×30毫米的坯料，球化退火后机加工成各种试样。

2. 确定获得奥氏体—贝氏体组织的热处理工艺。

3. 用金相显微镜、扫描电镜和透射电镜观察分析试样的组织结构，用X射线衍射仪测定组织中奥氏体含量及其点阵常数。

4. 测试材料的力学性能及平面应变断裂韧性。

5. 在MLD—10型动载磨料磨损试验机上进行冲击载荷磨料磨损试验。下试样为淬火—低温回火的45钢（HRC 58），转速为200次/分；上试样为试验材料，冲击频率为150次/分，冲击能量为0.49~4.9焦耳；磨料为10~20目精制石英砂，流量为48公斤/小时，所有试样均预磨损冲击1500次，正式磨损冲击5250次。

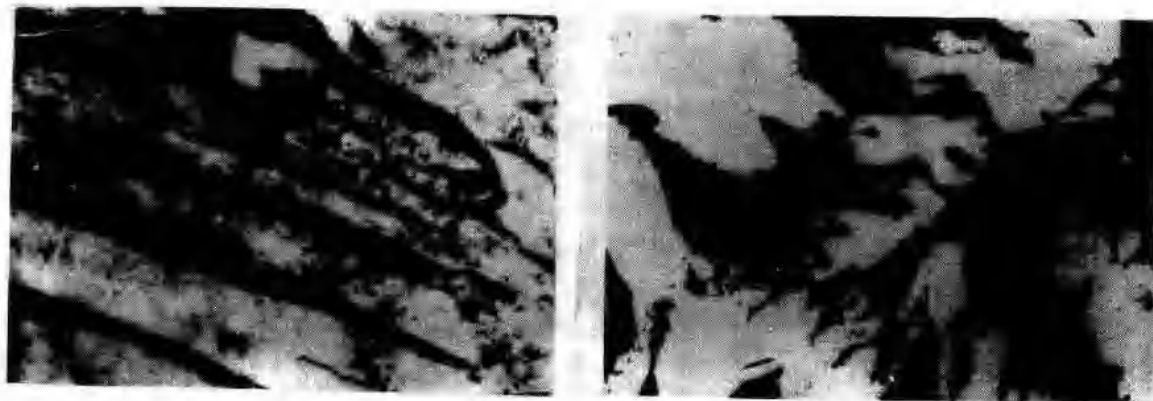
6. 用扫描电镜分析断口及磨面形貌, 用透射电镜观察磨损表面亚表层金属薄膜样品。

三、实验结果及分析

1. 不同转变温度的奥氏体—贝氏体组织

用膨胀法测得钢的临界点 $A_{c1} \approx 780^\circ\text{C}$, $A_{cm} \approx 820^\circ\text{C}$, $M_s \approx 195^\circ\text{C}$, 根据试验确定钢的奥氏体化温度为 860°C , 等温温度在 $280 \sim 380^\circ\text{C}$ 之间, 等温时间为 $60 \sim 90$ 分钟。

在 $280 \sim 330^\circ\text{C}$ 范围内, 奥氏体呈薄膜状, 贝氏体铁素体呈板条束状, 内部无任何析出相, 亚结构为高密度位错。在 $350 \sim 380^\circ\text{C}$ 范围内, 组织形态发生了根本变化, 贝氏体铁素体呈粗大板块或团块状分布于连续的奥氏体基体中。如图 1 所示。



(a) 280°C 等温 12000X

(b) 380°C 等温 37000X

图 1 不同温度等温转变奥氏体—贝氏体组织的 TEM 像

不同转变温度获得的奥氏体—贝氏体组织中的奥氏体数量及奥氏体含碳量如图 2 所示。

可见, 随转变温度升高, 组织中奥氏体数量增加, 奥氏体中含碳量减少, 奥氏体的稳定性降低。

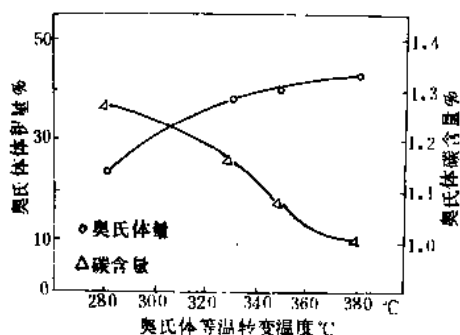


图 2 奥氏体—贝氏体组织中奥氏体量及奥氏体含碳量与转变温度的关系

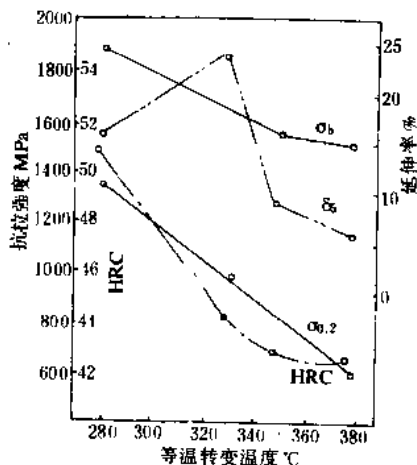


图 3 钢的力学性能与转变温度的关系

2. 奥氏体—贝氏体钢的力学性能

奥氏体—贝氏体钢的强度、塑性和硬度与转变温度的关系如图 3 所示。应变硬化指数与转变温度的关系如图 4 所示。

由图 3 可见, 随转变温度升高, 钢的强度几乎呈线性降低, 只是 σ_b 下降较缓, $\sigma_{0.2}$ 下降

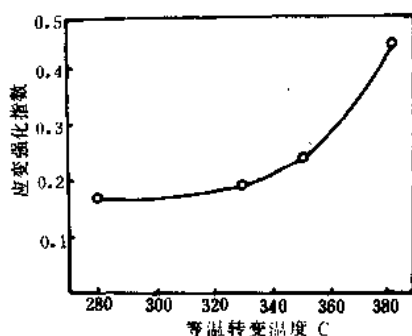


图4 钢的应变强化指数与转变温度的关系

较快: 延伸率(δ_5)在280~330°C范围内随转变温度升高而增加, 在330~380°C范围内, 随转变温度升高而下降, 在330°C左右, 塑性最高。应变强化指数在280~330°C范围内随转变温度升高而缓慢增加, 在330~380°C范围内, 急剧升高。

梅氏试样(U型缺口)冲击韧性试验结果如图5所示。其变化规律与塑性基本相同。

在280°C和330°C形成的奥氏体—贝氏体组织, 其平面应变断裂韧性 K_{Ic} 分别为1144和1819 N·mm^{3/2}。

奥氏体—贝氏体钢的力学性能与其组织形态有密切的关系。在280~330°C范围内获得的组织是由极细的贝氏体铁素体板条束和极薄的奥氏体膜组成, 其中贝氏体是作为组织的连续基体骨架存在的。因而不只强度高, 而且韧性和加工硬化能力好, 在该温度范围内提高转变温度, 组织中奥氏体含量增多, 奥氏体膜增厚, 贝氏体铁素体板条束中碳的过饱和程度及位错密度均有所下降, 因而塑性和韧性明显提高; 与此同时, 由于奥氏体—贝氏体组织的片层间距增大, 所以屈服强度和硬度有所下降。

转变温度在350~380°C范围内获得的组织形态发生了根本的变化, 奥氏体已由原来的薄膜状转化为粗大的连续的基体组织; 贝氏体铁素体也由原来的板条束转化为粗大的不规则块状。转变温度越高, 组织中奥氏体数量越多, 组织越粗大, 奥氏体的稳定性越低, 因而材料的屈服强度急剧降低, 在较低的应变下就大量诱发马氏体相变, 形成粗大的高碳马氏体, 并作为材料的基体存在, 所以, 这种组织不仅强度、硬度低, 而且塑性、韧性也差。

3. 奥氏体—贝氏体钢抗冲击磨料磨损性能

奥氏体—贝氏体钢的相对耐磨性(以奥氏体高锰钢为标样)与等温转变温度的关系如图6所示。不同材料的相对耐磨性与冲击能量的关系如图7所示。奥氏体—贝氏体组织, 试验钢的淬火—回火组织和高铬白口铸铁的相对耐磨性与原始硬度的关系如图8所示。

由图6可以看出, 在各种冲击能量下, 奥氏体—贝氏体组织的耐磨性均优于奥氏体高锰钢; 在冲击能量一定时, 奥氏体—贝氏体组织的耐磨性随转变温度升高而下降。在280~330°C范围内下降较缓, 在330~350°C范围急剧下降。

由图7可见, 奥氏体—贝氏体组织的冲击磨损抗力与冲击能量之间不是单调的关系, 开始随着冲击能量的增加, 钢的冲击磨损抗力迅速提高, 在冲击功为3~4J时, 呈极大值, 以后随冲击能量的增加, 相对耐磨性逐渐降低, 但仍高于奥氏体高锰钢, 在各种能量冲击时,

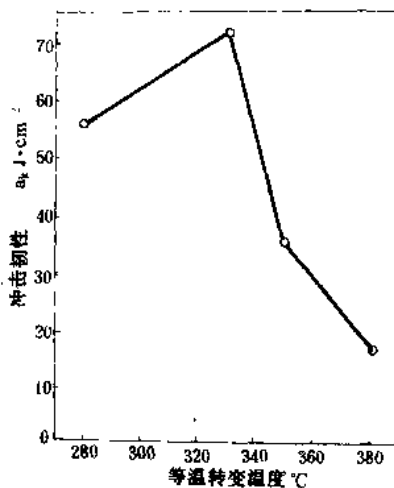


图5 钢的冲击韧性与转变温度的关系

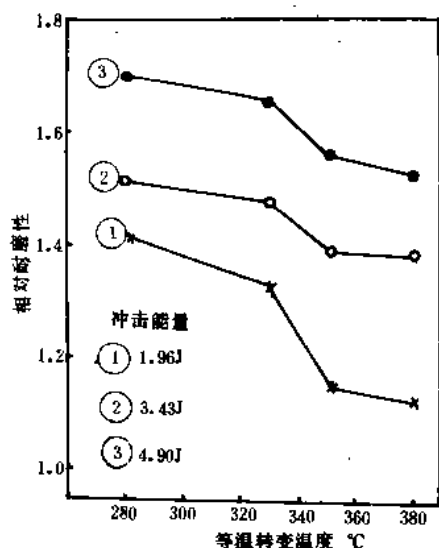


图6 奥氏体—贝氏体钢的相对耐磨性与转变温度的关系

280°C等温试样的冲击磨损抗力均比350°C等温的高。

由图8可以看出,在同样硬度下,奥氏体—贝氏体组织的耐磨性比同一钢的淬火回火组织高得多。

以上实验结果充分证明奥氏体—贝氏体组织具有优异的冲击磨料磨损抗力,以及材料的强韧性和加工硬化能力对冲击磨料磨损的突出作用。

4. 奥氏体—贝氏体钢的冲击磨料磨损机理

MLD—10冲击磨料磨损试验机的磨损过程包括上试样自由下落与旋转的下试样产生撞击和上试样被重新提起进行下一次冲击之前,上下试样之间相对运动产生的三体磨损过程。

奥氏体—贝氏体组织的磨损表面形貌如图9所示。磨面上是冲击挤压塑性变形的痕迹,几乎没有微切削和犁沟。

大量分析研究表明,韧性材料(如奥氏体—贝氏体钢、奥氏体高锰钢等)的冲击磨损机理主要是冲击挤压变形形唇,并经滚碾挤压形成大块状磨屑的过程,极少有犁沟和切削。脆性材料(如高铬铸铁、淬火低温回火的高碳高硅钢等)在冲击能量较低时,磨损机理主要是微切削和剥落,在冲击能量较高

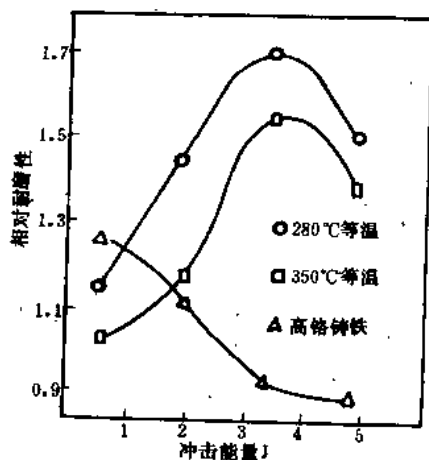


图7 不同材料的相对耐磨性与冲击能量的关系

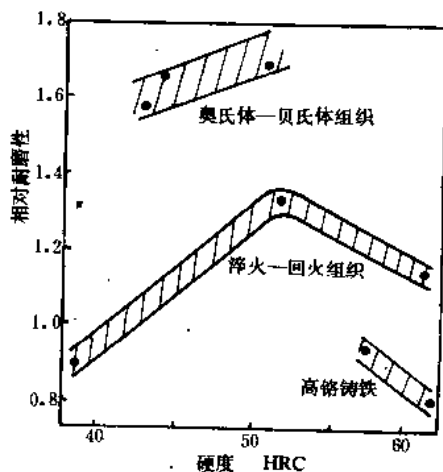


图8 不同材料的相对耐磨性与原始硬度的关系 (冲击能量为3.43J)

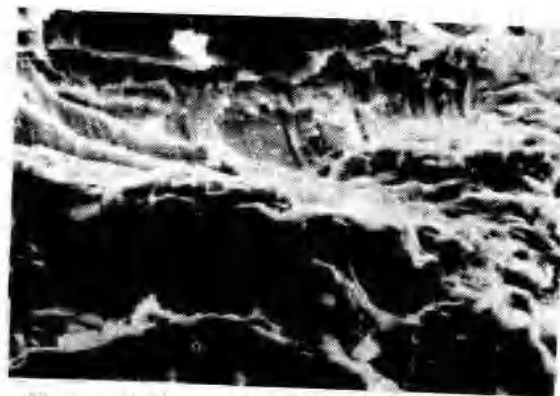


图9 奥氏体—贝氏体钢冲击磨损表面形貌
280°C等温 冲击能量为4.9J

时，主要是脆性剥落，甚至是宏观脆性崩落。

显然，要提高韧性材料的耐磨性，首先必须提高其屈服强度，以减少磨料冲击挤入的深度，同时还必须具有足够的韧性，使冲击形成的挤压唇在随后的三体磨损滚碾挤压过程中能承受更多的塑性变形而不脱落。由于奥氏体—贝氏体组织屈服强度高，磨料冲击挤入较小，表面冲击坑、变形唇均很少，磨面相对光滑。而奥氏体高锰钢由于屈服强度低，表面形成很大的冲击坑和变形唇，磨面很粗糙。这些粗大的冲击坑和变形唇在随后的三体磨损过程中，经很少几次滚碾挤压即脱落形成大块状磨屑。因而，奥氏体—贝氏体钢的冲击磨料磨损抗力远优于奥氏体高锰钢。

5. 奥氏体—贝氏体钢的加工硬化及其机制

分析冲击磨损试样磨面亚表层的硬度随深度的变化可知，奥氏体—贝氏体钢和奥氏体高锰钢两者表层的最高硬度接近，但硬化层深度差别很大，奥—贝钢不超过0.2mm，而高锰钢在2mm左右。同时，奥—贝钢的基体硬度比高锰钢高得多。显然，这与两种材料组织形态和力学性能的差异有关。

对磨面亚表层进行金属薄膜透射电镜分析发现，在350~380℃温度范围等温形成的奥—贝组织中存在大量粗大的应变诱发马氏体，如图10所示。280~330℃温度范围形成的奥—贝组织，在部分奥氏体薄膜中也存在应变诱发马氏体，但数量较少。

奥氏体—贝氏体钢的加工硬化特性和抗冲击磨料磨损性能与材料的组织形态，尤其与奥氏体的形态、分布及其稳定性密切相关。

在280~330℃形成的组织中，稳定性较高的奥氏体呈薄膜状，与贝氏体铁素体交替均匀排列，应变诱发马氏体只存在于磨面表层，亚表层仍为高强韧性的原始组织。这样，不仅不会从亚表层萌生裂纹，即使磨损表面产生了裂纹，它在向亚表层扩展遇到韧性极高的奥氏体薄膜时，奥氏体将通过塑性变形、诱发马氏体相变等方式松弛裂纹尖端应力，使裂纹扩展受到抑制。此外，应变诱发的马氏体极其细小并高度分散分布于贝氏体铁素体束之间，因而不仅不会使磨损表面加工硬化层变脆，反而使表面得到强化，增加对磨料压入的抗力。因此呈薄膜状高度分散分布的、稳定性较高的奥氏体，不仅对钢的综合力学性能有利，而且对钢的耐磨性，尤其是高应力、强烈冲击负荷磨料磨损耐磨性也极为有利。

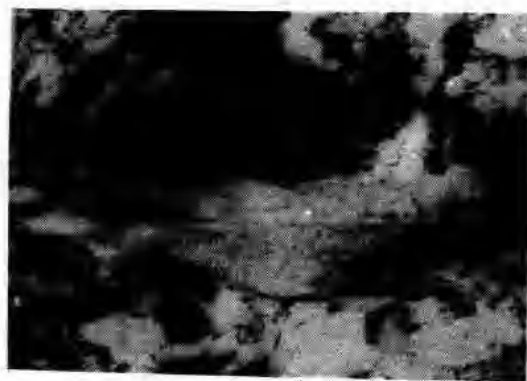


图10 奥氏体—贝氏体钢中的应变诱发马氏体 17000×

而在350~380℃范围形成的组织中，稳定性较低的奥氏体非常粗大，甚至成为组织的连续基体。由于屈服强度低，在很低的应力下就屈服变形，在很小的应变下就诱发大量粗大的脆性马氏体。由于这种脆性马氏体是组织的连续基体，因而使磨损表层的材料严重脆化，而且脆化层很厚，在高应力、强烈冲击负荷撞击下易于脆性崩落。显然，这种组织不仅降低钢的力学性能，而且对冲击磨料磨损的耐磨性也极为有害。

由此也不难理解，奥氏体—贝氏体钢在高应力、强烈冲击磨料磨损条件下，耐磨性远优于高锰钢的原因。

四、结论

1.同时具有高屈服强度、高韧性和良好加工硬化能力的材料,是高应力、强烈冲击负荷磨料磨损条件下最理想的耐磨材料。

2.研制的只含普通合金元素(硅、锰、铬)的高碳低合金奥氏体—贝氏体钢是一种强韧性很高,加工硬化能力良好,比较理想的抗冲击磨料磨损的新型耐磨材料。试验结果表明,其耐磨性远优于奥氏体高锰钢和淬火回火低合金钢。

3.奥氏体—贝氏体钢经适当热处理后,获得由稳定性较高的奥氏体薄膜和极细贝氏体铁素体板条束交替均匀排列的双相组织,这种组织具有高的强韧性和良好的加工硬化能力。

4.奥氏体—贝氏体钢在280~330℃等温处理,获得如下优异的综合机械性能。

σ_b (MPa)	σ_0 (MPa)	δ_5 (%)	ψ (%)	n	a_k (J/cm ²)	HRC	K_{Ic} (N·mm ^{-3/2})
1882~1860	1367~1022	16.0~23.7	23.3~24.2	0.166~0.203	55~72	44~52	1144~1819

5.在高能量冲击磨料磨损条件下,韧性材料(如奥—贝钢、高锰钢等)的磨损机理是冲击挤压变形形唇,并经滚碾挤压形成大块状磨屑的过程。因而,强韧性和加工硬化能力是提高材料耐磨性的重要因素。

6.奥氏体—贝氏体钢在较低的冲击能量下,磨损表面就明显产生加工硬化,而且硬化层很薄。其加工硬化机制是奥氏体薄膜中产生应变诱发马氏体。

7.奥氏体—贝氏体钢的组织形态,尤其是奥氏体的形态、分布及其稳定性对钢的力学性能和耐磨性有很大的影响。稳定性较高、呈薄膜状高度分散的奥氏体,不仅显著提高钢的力学性能,而且对钢的耐磨性也极为有利。反之,稳定性低的、粗大的、甚至成为钢的连续基体的奥氏体,不仅严重地降低钢的综合机械性能,而且对钢的耐磨性也极其有害。

奥氏体—贝氏体钢的组织形态主要取决于钢的化学成分和热处理工艺。

参 考 文 献

- [1] 王兆昌:《第二届金属耐磨材料学术会议论文选集》,第1页,《电力机械》编辑部
- [2] 陈希杰等:《第二届金属耐磨材料学术会议论文选集》,第75页,《电力机械》编辑部
- [3] 杨瑞林等:《第一届金属耐磨材料学术会议论文选集》,第70页,《电力机械》编辑部
- [4] 张清、田蕃:《第二届金属耐磨材料学术会议论文选集》,第45页,《电力机械》编辑部
- [5] 李琦、张清:《第三届全国金属耐磨材料学术会议论文选集》,第30页,《水利电力机械》编辑部
- [6] 曲敬信等:《第四届全国金属耐磨材料学术会议论文选集》,第27页,《水利电力机械》编辑部
- [7] 邵荷生、张清编著:《金属的磨料磨损与耐磨材料》
- [8] Matas, S.D., and Hehemann, R.F.: AIME Trans, Vol. 221 (1961)
- [9] Bhadeshia, H.K.D.H. and Edmonds, D.V.: Metal Science Vol. 117 (1983)
- [10] Park, Y.J., Morton, P.A., AFS Trans, (1985)
- [11] Kobayashi, T. and Yamamoto, H.: Metall Trans Vol. 19A (1988)
- [12] Moore, D.J., Rouns, T.N. and Rundman, K.B.: AFS Trans (1987)
- [13] Koo, J.Y., and Thomas, G.: Metall Trans, Vol. 8A (1977)
- [14] Zum Gahr, K.H.: Metall Trans, Vol. 11A (1980)
- [15] Maratary, F.: AFS Trans, 82—27 (1982)
- [16] Dubensky, W.J. and Rundman, K.B.: AFS Trans (1985)

碳对铬钼钢组织、性能和耐磨性影响的研究

大连理工大学铸造工程中心

徐延伟 季首华 周文龙

一、前言

在目前国内外广泛使用的耐磨材料中,高锰钢由于强度低,其耐磨性只有在承受高应力冲击条件下产生加工硬化时,才能充分发挥出来。合金白口铸铁韧性低,在使用中有时出现断裂、破碎等不安全因素。低合金钢尽管具有良好的综合机械性能,但它的耐磨性低。而铬钼合金钢的强度优于高锰钢,低合金钢,其韧性优于合金白口铸铁。因此,它成为良好的耐磨材料,日益受到人们的重视。

本文的实验研究主要就不同碳含量对铬钼钢的组织、性能和耐磨性的影响,以及它们在不同的磨损状态下的磨损过程和磨损机理等问题作了初步探讨。并研究了高碳铬钼钢代替Cr12MoV钢制作球磨机磨球的可能性。

二、试验材料及试验方法

1. 试验材料

试验用铬钼钢成分见表1。

试验用铬钼钢碳含量按表2中范围变化。

试验用钢经熔炼、浇注成试样,经退火加工成标准试块(10×10×55mm),然后进行热处理。

2. 实验方法

材料的磨损是在自制的磨损试验机上进行的,分两个系统,系统I为无冲击磨损,系统II为冲击磨损。图1、图2分别给出两种系统的原理图。表3给出了两种

表1 铬钼钢的化学成分, %

Si	Mn	P	S	Cr	Mo
≤1.2	≤0.8	≤0.04	≤0.04	5~7	0.5~0.8

表2 铬钼钢的碳含量的变化

序号	设计成分, %	分析成分, %
A	1.0~1.2	1.0
B	0.6~0.8	0.81
C	0.5~0.6	0.6
D	0.4~0.5	0.45
E	0.2~0.3	0.27

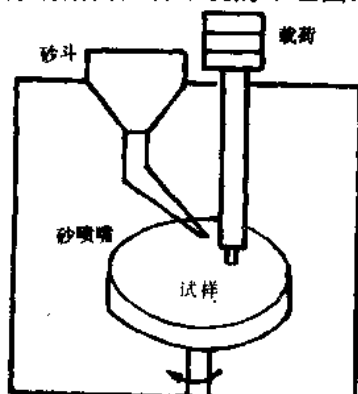


图1 系统I的干砂磨损机构

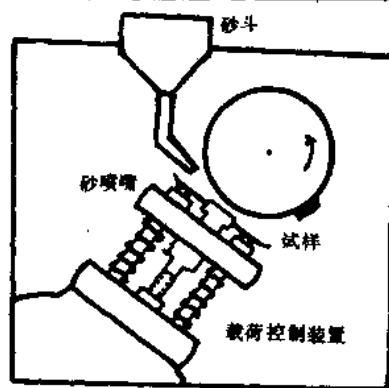


图2 系统II的干砂磨损机构

系统的磨损条件。

磨损试样尺寸为 $10 \times 10 \times 15 \text{ mm}$ ，磨损失重选用 0.1% 克光电天平称量。

表 3 两系统的磨损试验条件

试验条件 磨损方式	试样 加载 (kg)	磨料 种类	磨料 粒度 (目)	砂流量 (kg/min)	底盘 硬度 (HB)	磨 损 时 间 (min)	冲击功 (J)
系统 I	2.35	SiO_2	70~140	80	121.7	30	
系统 II	2.75	SiO_2	70~140	80	121.7	30	2

三、实验结果

1. 金相实验

为了鉴别三种典型含碳量的铬钼钢的显微组织，对 A、C、E 三种 CrMo 钢做了透射电镜分析。电镜照片见图 3~5。



图 3 试样 A 经 980°C 空淬 $450^\circ\text{C} \times 50 \text{ min}$ 回火的电镜照片



图 4 试样 C 经 980°C 空淬 $450^\circ\text{C} \times 50 \text{ min}$ 回火电镜照片



图 5 试样 E 经 980°C 空淬 $450^\circ\text{C} \times 50 \text{ min}$ 回火的电镜照片

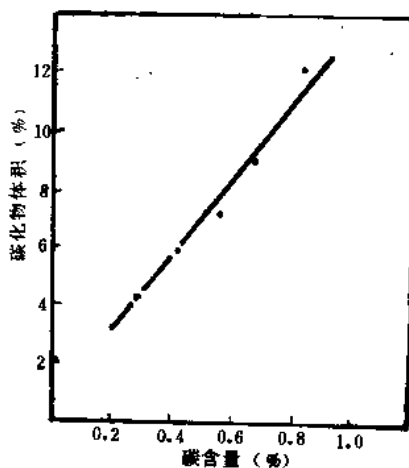


图 6 碳含量与碳化物体积的关系

从图片中可以看出，材料 A 淬火回火后得到针状马氏体，其亚结构是孪晶；而材料 C 的马氏体是以板条为主，且有少量针片，其亚结构为位错和孪晶；但材料 E 热处理后几乎全部获得板条马氏体，亚结构为高密度的位错。

2. 铬钼钢的碳量与其碳化物体积的对应关系见图 6。

3. 铬钼钢的热处理条件与其性能的关系

不同奥氏体化温度对铬钼钢的硬度和冲击韧性的影响见图 7 ~ 8。

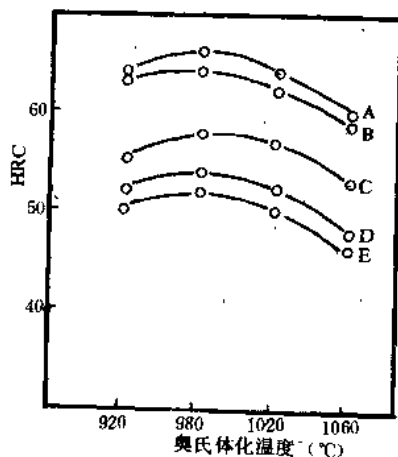


图 7 碳含量和温度与硬度的关系

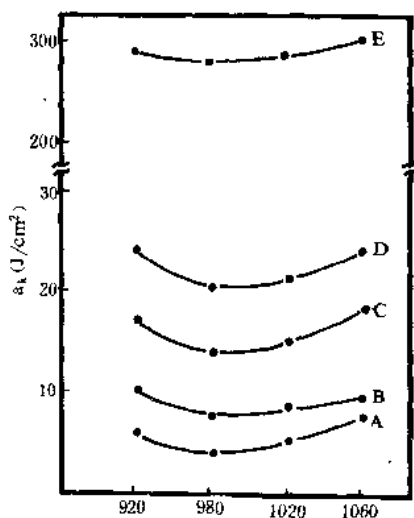


图 8 碳含量和奥氏体化温度与冲击韧性的关系

铬钼钢的回火温度与硬度和回火韧性的关系曲线见图 9 ~ 10。

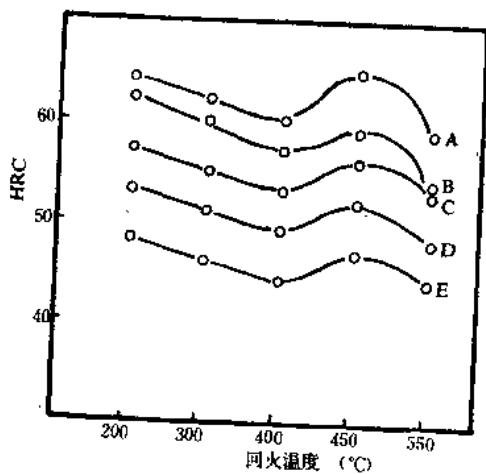


图 9 碳含量和回火温度与硬度的关系

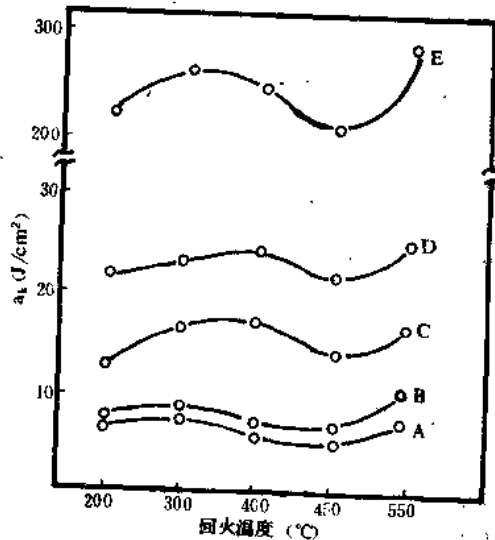


图 10 碳含量与回火温度与冲击韧性的关系

铬钼钢的热处理条件对其耐磨性能的影响见图 11 ~ 14。

以上实验结果表明，在低应力磨损系统中，不同碳量的铬钼钢的耐磨性与硬度的变化趋势是一致的；而在高应力冲击磨损系统中，低碳铬钼钢比高碳铬钼钢具有更优的耐磨性能。

4. 高碳铬钼钢与 Cr12MoV 钢磨球的性能对比

图 15 ~ 16 给出了在两种磨损系统中二种材质的耐磨性实验结果。

耐磨性的变化曲线表明：在两种磨损系统中，这二种钢的耐磨性变化趋势是不同的。在

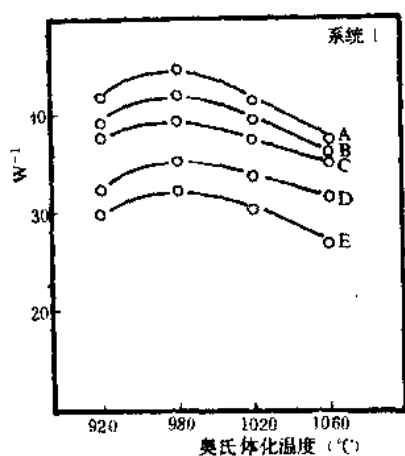


图 11 碳含量和耐磨性与奥氏体化温度的关系

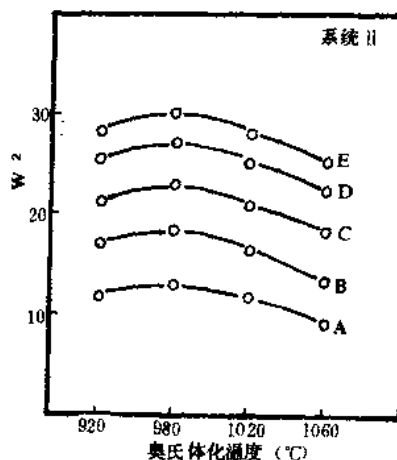


图 12 碳含量和耐磨性与奥氏体化温度的关系

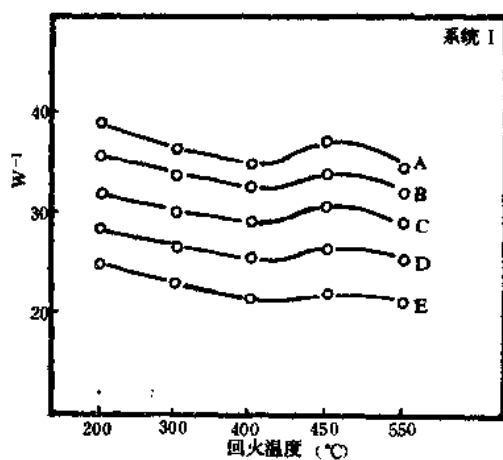


图 13 碳含量和耐磨性与回火温度的关系

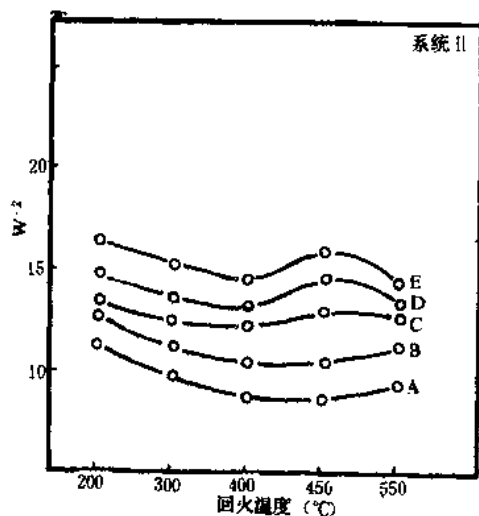


图 14 碳含量和耐磨性与回火温度的关系

低应力磨损条件下，含合金碳化物较多的Cr12MoV钢比含碳化物较少的高碳铬钼钢耐磨性更好；而在高冲击磨损条件下较低硬度的高碳铬钼钢比高硬度的Cr12MoV钢的耐磨性好。

球磨机磨球是在高冲击磨损条件下工作的，因而采用高碳铬钼钢代替Cr12MoV钢制作球磨机磨球是可行的，而且可以降低成本、提高使用寿命。

四、分析与讨论

从以上实验结果可以看出，碳含量对铬钼钢的组织有重大影响。现就组织中诸因素对其耐磨性的影响分述如下：

1. 残余奥氏体的影响

钢中有一定数量的残余奥氏体，对材料的耐磨性起有益的作用[9]。Hurnicks[11]认为：碳化物与奥氏体结合的强度大于其与马氏体结合的强度。残余奥氏体有延缓磨损时裂纹在碳化物附近形成的作用。同时，残余奥氏体有如下特性：在磨损过程中，介稳奥氏体的转变有

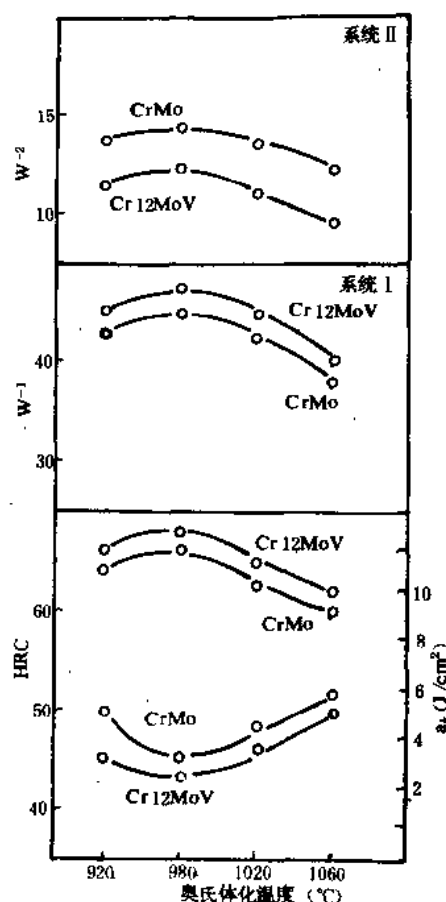


图 15 奥氏体化温度对两种材料硬度、冲击值和耐磨性的影响

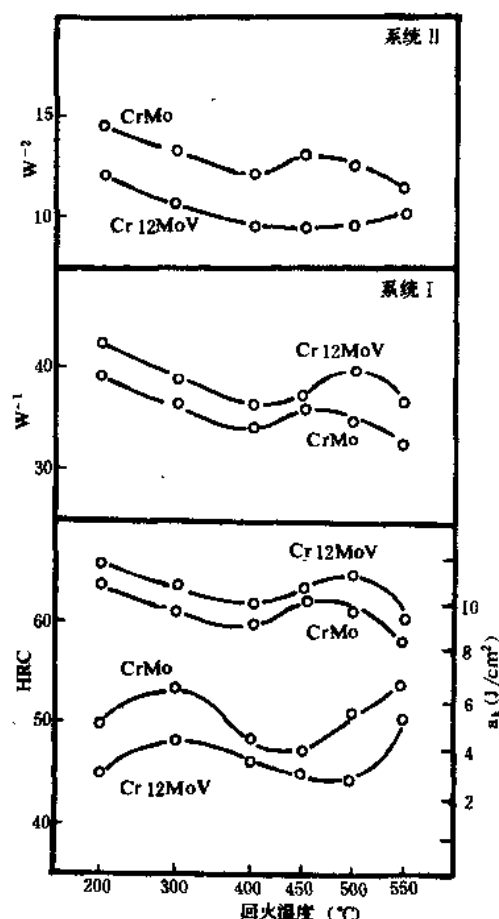


图 16 回火温度对两种材料的硬度、冲击值和耐磨性的影响

利于防止裂纹源的产生；韧性的残余奥氏体相抑制裂纹的扩展；由于碳化物与之结合强度高，故能防止在磨损过程中碳化物的剥落；同时残余奥氏体使得在磨损转变过程中消耗外界功，因而提高了加工硬化效果。

但在两个不同的磨损条件下，其作用是不同的。在低应力条件下，减少残余奥氏体含量有利于耐磨性的提高；而在高应力冲击磨损条件下，一定量残余奥氏体有利于耐磨性的改善。图17的实验结果证实了这一点。

2. 基体组织对耐磨性的影响

材料的显微组织对磨损有较大影响，但对于组织在磨损过程中的作用研究较少。Moore^[12]认为具有高密度位错亚结构的板条马氏体的耐磨性优于孪晶亚结构为主的针片马氏体。这是由于板条马氏体是具有良好的应变能力和应变抗力。Zum-Gahr^[13]认为在低应力磨损条件下，决定材料耐磨性的是基体的硬度。而在某一临界应力以上，材料韧性变得更为重要。本文的进一步实验结果（见图18）与Zum-Gahr的结论相符。

3. 合金碳化物的作用

合金碳化物在磨损过程中作用与其尺寸、大小和磨损条件有关。在低应力磨损条件下较

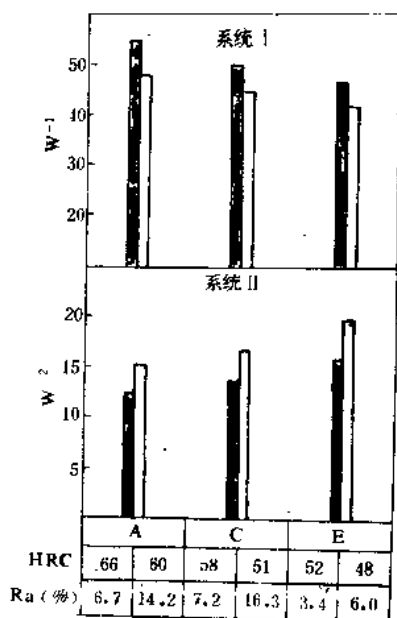


图 17 在两种磨损试验条件下不同残余奥氏体的铬钼钢的耐磨性

耐磨性。它的作用机制是保护基体，阻碍局部变形，使裂纹不易形核；但在高应力冲击磨损条件下，粗大未溶碳化物与基体界面常是裂纹形核的地点，因而对改善耐磨性不利，细小的合金碳化物阻碍位错的移动，使基体均匀强化，提高耐磨性。

五、结论

1. 材料的耐磨性是材料综合性能的体现，在不同的磨损系统中，材料耐磨性之间没有固定的一致性。
2. 碳对钢组织性能有重大影响，不同的碳含量决定了钢的组织 and 性能。
3. 碳对钢耐磨性的影响与磨损条件有关。在低应力磨损条件下，基体硬度决定耐磨性；在高应力磨损条件下，以板条马氏体为主的铬钼钢的耐磨性优于以针片马氏体为主的钢耐磨性。
4. 在低应力磨损条件下，残余奥氏体量越少，耐磨性越好。但在高应力冲击磨损条件下，一定量残余奥氏体的存在，有利于材料耐磨性的改善。
5. 用高碳铬钼钢代替Cr12MoV钢制作球磨机磨球是可行的。

参 考 文 献

- [1] Tylezak, J.K.: collecting alloy composition to wear, in low alloy steels "wear of materials", 1985, 73~100
- [2] 贾存玉、王定祥:《大型水泥球磨机衬板新材料——ECr13钢》，唐山水泥机械厂
- [3] American patent, No. 4, 129, 442, 《耐磨耐冲击钢》
- [4] 林威成等:《铬锰铜稀土耐磨材质的研究》，武汉水利电力学院
- [5] 萨摩林和美: SrIse—3牌号耐磨钢研制，《小松技报》，Vol. 22, No. 2, 第18~27页
- [6] American patent, No. 4, 170, 497

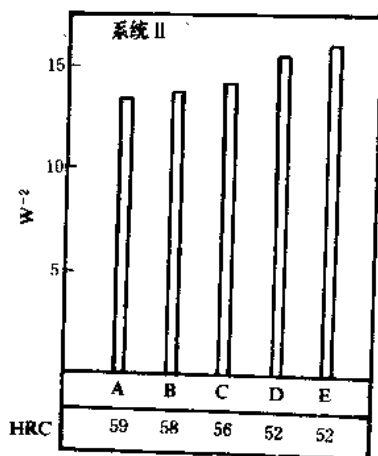


图 18 在硬度相近的条件下不同含碳的铬钼钢的耐磨性

大的未溶碳化物保护基体[14]，但从磨料作用下加工硬化情况看，弥散分布碳化物越均匀越有利[15]。正如Richardson[15]和Rhruschor[16]所提出的，高硬度 M_7C_3 型碳化物能有效地改善其耐磨性，细小的合金碳化物能有效地提高

ZG 85Cr2MnMo耐磨性的研究

冶金部钢铁研究总院 王洪发 许 达

前言

目前,国内球磨机衬板多用高锰钢制造。由于在研磨的工况下,不能使高锰钢充分加工硬化,故发挥不了高锰钢加工硬化的耐磨特性。而且,高锰钢衬板在使用过程中易产生变形,拆卸困难;在干磨的情况下,常常产生变形而拉断螺栓造成事故。国外球磨机衬板多用低合金钢或合金钢制造,可提高使用寿命,降低磨耗。国内近年已研制出低合金钢、高合金钢和合金铸铁衬板,并开始在磨机上应用。本文研究的 ZG 85Cr2MnMo 钢已在大型球磨机上($\phi 5.03 \times 6.4$)使用。为了更合理地应用 ZG 85Cr2MnMo 钢,研究了不同热处理状态下,不同组织对钢的耐磨性和力学性能的影响,并与其它钢不同组织状态的耐磨性作了对比。

一、试验材料与试验方法

试验材料取自电弧炉生产的铸造球磨机衬板。用钼丝切割机制成冲击、磨损和测定临界点用的标准试样。试验钢的化学成分见表 1。

表 1 ZG 85Cr2MnMo 钢化学成分

合金元素	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	P	S
含量(%)	0.86	0.56	0.74	0.28	1.86	0.22	0.02	0.032

钢的临界点是用全自动膨胀仪测得的,结果见表 2。

表 2 试验钢的临界点

临界点	A _{Cl}	A _{CM}	A _{r1}	A _{rM}	M _s
温度℃	760	805	660	740	215

为了研究钢的组织状态对力学性能和耐磨性的影响,进行了不同奥氏体化温度与淬火冷却方式及不同回火温度的热处理试验,并与空淬贝氏体钢 ZG 70CrMnMoBR 及板条状马氏体钢 ZG 32Cr2MnSiMoR 进行比较。冲击功用 $10 \times 10 \times 55\text{mm}$ 无缺口试样测试。

磨损试验选用低应力三体磨料磨损和高应力二体磨料磨损试验方法。

低应力三体磨料磨损试验是在 MLS—23 型湿式橡胶轮磨损试验机上进行的。橡胶轮转速为 240r/min 。试样尺寸为 $57 \times 25.5 \times 6\text{mm}$, 外加载荷为 68.6N , 磨料粒度为 $40 \sim 70$ 目石英砂。橡胶轮的硬度为 80 邵尔。砂浆比例为 $1500\text{克砂}/1000\text{克水}$ 。经过 1000 转预磨和正式磨损

[7] 李隆盛:《铸钢及其熔炼》

[8] 李茂林:《中碳低合金钢衬板研究》,国家建材局合肥水泥研究院

[9] Zum K.H.Gahr.: B. Metallkd, Band 68, Haft 21 (1977) 782~792

[10] Moovel.M.A.: Tribology Znternational, 1975, June 105~111

[11] Hurricks .P.L.: 《Wear》, Vol 26, 1979, 285

[12] Moore .M.A.: The relationship between the abrasive wear resistance, hardness and microstructure of Ferritic material, 《wear》, 28, 1974, 59~68

[13] Zum .K.H.Gahr.: Fracture, (1977), 733

[14] Lacason .J., Badss: Trans. ASEM, J. lubric Techol, Vol. 101 (1978), No. 2, 209~211

[15] Richardson .R.C.D.: 《wear》, 1974, Vol. 11, 245~275

[16] Rhruschor .M.M.: 《wear》, 1974, Vol. 8, 69~88