

# 铬含量对低碳合金钢冲击腐蚀磨损性能和机理影响的研究

## 摘 要

湿磨衬板用钢要求良好的硬度、韧性、耐蚀性的配合，已开发的低碳高合金钢很好的解决了这一难题，本论文在此基础上，调整其中的铬含量，并探讨铬含量的变化对冲击腐蚀磨损机理的影响，以期扩大该钢种的使用范围，为在工业上应用提供理论数据。

在此次研究中，首先测定了三种铬含量的低碳合金钢的抗冲击腐蚀磨损性能，测试在调整过的 MLD-10 磨损试验机上进行，试验很好地模拟了工矿条件。结果证明，在铁矿石浆料中，在不同的冲击功下，铬含量为 9% 的低碳合金钢失重量最少，说明其硬度、韧性与耐蚀性的搭配是最优的；铬含量为 6% 的低碳合金钢失重其次；铬含量为 3% 的低碳合金钢失重量最大，表面变形最剧烈。

最后通过 Hitachi-x-650 扫描电子显微镜考察了三种铬含量的低碳合金钢试样的冲击腐蚀磨损表面形貌，并用 Olympus 光学显微镜进行了光学金相分析，对这三种钢的磨损机理进行一定的探讨，结果证明，在模拟工况条件下，在冲击功 1.2J 时，铬含量为 3% 的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机制为：开始阶段为微观切削机理，而后是腐蚀与磨损的交互作用造成的磨损，最后演变为变形疲劳磨损；铬含量为 6% 的的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机制为：开始阶段为微观切削机制，而后为累积变形引起的材料的浅层剥落，最后演变为多次塑变机制；铬含量为 9% 的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机制为多次塑性变形机理。在模拟工况条件下，在冲击功 2.0J 时，铬含量为 3% 的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理为：前期为多次塑变机理，后期为剥层疲劳磨损；铬含量为 6% 的的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理为：前期为多次塑变机理，随后转变为腐蚀磨损的交互作用造成的材料的浅层剥落。铬含量为 9% 的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理为：前期为微观切削机理，后期为剥层疲劳磨损造成的局部浅层剥落。

关键词： 冲击腐蚀磨损，磨损量，表面磨损形貌

# **Effect of Cr Content on Impact Corrosion and Abrasion Properties and Mechanisms of Low Carbon Alloy Steel**

## **Abstract**

The steel used in liner board need cooperation of hardness, toughness and resistance of corrosion, the developed low carbon high alloy steel settles this problem well, the aim of this paper will discuss the influence of Cr content on impact corrosion and abrasion properties and mechanisms of low carbon alloy steel in order to enlarge serviceable range of this kind of steel, and to supply the data for industry application.

In this study, we first tested the resistance of low carbon alloy steel of three kinds of Cr content to impact corrosion and abrasive wear. The test was carried out by a modified MLD-10 tester. The test methodology very well simulated the working condition of metallurgical industry. Then the behavior of impact corrosion and abrasion of the three steels in simulated metallurgical conditions was discussed. The results show that under the ironstone slurry, the wear loss of the low carbon high steel of 9% Cr content in different impact energy was the least, which indicates that its cooperation of hardness, toughness and resistance of corrosion is best. The wear loss of the low carbon high steel of 6% Cr content is secondary. The wear loss of the low carbon high steel of 3% Cr content is the most, and its deformation is the severest.

At last the worn surface of low carbon alloy steel of three kinds of Cr content was studied by Hitachi-x-650 SEM(Scanning Electronic Microscope) in this paper, and the subsurface microstructures of the three steels were analysed through Olympus optical microscope, finally we definitely discussed the wear mechanism of the three steels. The results that under the simulated working condition of metallurgical industry, at the impact energy of 1.2J, the impact corrosion and abrasion mechanism of low carbon alloy steel of 3% Cr content is that in initial stage, the impact corrosion and abrasion mechanism is micro-cutting, then changes to wear due to the mutual action of corrosion and abrasion, finally the mechanism is deforming fatigue wear; the impact corrosion and abrasion mechanism of low carbon alloy steel of 6% Cr content is that in initial stage, the impact corrosion and abrasion mechanism is mainly micro-cutting, then changes to shallow spalling due to accumulated deformation, finally the mechanism is multiple plastic deformation; the impact corrosion and abrasion mechanism of low carbon alloy steel of 9% Cr

content is multiple plastic deformation. Under the simulated working condition of metallurgical industry, at the impact energy of 2.0J, the impact corrosion and abrasion mechanism of low carbon alloy steel of 3% Cr content is that in initial stage, the impact corrosion and abrasion mechanism is multiple plastic deformation, in final stage, the mechanism changes to breadcrust fatigue wear; the impact corrosion and abrasion mechanism of low carbon alloy steel of 6% Cr content is that in initial stage, the impact corrosion and abrasion mechanism is multiple plastic deformation then the mechanism changes to spalling due to the mutual action of corrosion and abrasion; the impact corrosion and abrasion mechanism of low carbon alloy steel of 9% Cr content is that in initial stage, the impact corrosion and abrasion mechanism is micro-cutting, in final stage, the impact corrosion and abrasion mechanism changes to local shallow spalling due to breadcrust fatigue wear.

**Keywords:** impact corrosion and abrasion; wear loss; worn surface

## 插图清单

图 1.1 合金元素对共析点的影响 .....	3
图 1.2 合金元素对共析温度的影响 .....	4
图 1.3 铬对 0.5%碳钢 C 曲线的影响 .....	5
图 1.4 合金元素对淬火钢中残余奥氏体数量的影响 .....	6
图 2.1 低碳合金钢退火工艺曲线 .....	16
图 2.2 低碳合金钢淬火及回火工艺曲线 .....	16
图 3.1 1# 试样淬火回火态能谱分析 .....	19
图 3.2 2# 试样淬火回火态能谱分析 .....	19
图 3.3 3# 试样淬火回火态能谱分析 .....	20
图 3.4 1# 试样退火态和淬火回火态的金相组织 .....	22
图 3.5 2# 试样退火态和淬火回火态的金相组织 .....	22
图 3.6 3# 试样退火态和淬火回火态的金相组织 .....	23
图 4.1 冲击腐蚀磨损试验装置示意图 .....	28
图 4.2 在铁矿石酸性矿浆中冲击功 1.2J 下三种钢的磨损失重与磨损时间的关系曲线 .....	29
图 4.3 在铁矿石酸性矿浆中冲击功 2.0J 下三种钢的磨损失重与磨损时间的关系曲线 .....	30
图 4.4 冲击功 1.2J 下 1# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌 .....	32
图 4.5 1.2J 冲击功下 1# 试样 8h 的表层硬度梯度 .....	32
图 4.6 冲击功 1.2J 下 1# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组织 .....	34
图 4.7 1.2J 冲击功下 1# 试样 12h 的表层硬度梯度 .....	34
图 4.8 冲击功 1.2J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌 .....	36
图 4.9 1.2J 冲击功下 2# 试样 6h 和 12h 的表层硬度梯度 .....	36
图 4.10 冲击功 1.2J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组织 .....	38
图 4.11 冲击功 1.2J 下 3# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌 .....	39
图 4.12 冲击功 1.2J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组织 .....	40
图 4.13 1.2J 冲击功下 3# 试样 12h 的表层硬度梯度 .....	41
图 4.14 冲击功 2.0J 下 1# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌 .....	43
图 4.15 冲击功 2.0J 下 1# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组	

织..... 44

图 4.16 1# 试样 8h 表层硬度梯度 ..... 45

图 4.17 冲击功 2.0J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌  
..... 46

图 4.18 冲击功 2.0J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组  
织..... 47

图 4.19 2# 试样 6h 和 12h 表层硬度梯度 ..... 48

图 4.20 冲击功 2.0J 下 3# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌  
..... 50

图 4.21 冲击功 2.0J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组  
织..... 51

图 4.22 3# 试样 12h 表层硬度梯度 ..... 51

## 表格清单

表 2-1 低碳合金钢的成分范围.....	15
表 3-1 试验原料的主要成分.....	18
表 3-2 三种铬含量的低碳合金钢的化学成分.....	19
表 3-3 金属材料耐均匀腐蚀的十级标准.....	21
表 3-4 不同铬含量的低碳合金钢的退火和淬火态硬度值.....	23
表 3-5 不同铬含量的低碳合金钢的退火态和淬火态冲击韧性值.....	24
表 3-6 三种钢的均匀腐蚀失重数据.....	24
表 4-1 三种含碳量的低碳合金钢基本参数.....	27

## 独创性声明


本人声明所呈交的学位论文是本人在导师指导下进行的研究工作及取得的研究成果。据我所知，除了文中特别加以标志和致谢的地方外，论文中不包含其他人已经发表或撰写过的研究成果，也不包含为获得合肥工业大学或其他教育机构的学位或证书而使用过的材料。与我一同工作的同志对本研究所做的任何贡献均已在论文中作了明确的说明并表示谢意。


学位论文作者签字： 签字日期：2007年4月20日

## 学位论文版权使用授权书

本学位论文作者完全了解合肥工业大学有关保留、使用学位论文的规定，有权保留并向国家有关部门或机构送交论文的复印件和磁盘，允许论文被查阅或借阅。本人授权合肥工业大学可以将学位论文的全部或部分论文内容编入有关数据库进行检索，可以采用影印、缩印或扫描等复制手段保存、汇编学位论文。

(保密的学位论文在解密后适用本授权书)

学位论文作者签名：

导师签名：

签字日期：2007年4月20日

签字日期：2007年4月20日

学位论文作者毕业后去向：

工作单位：

电话：

通讯地址：

邮编：

## 致 谢

本研究及学位论文是在我的导师丁厚福教授和杜晓东副教授的亲切关怀和悉心指导下完成的。他们严肃的科学态度，严谨的治学精神，精益求精的工作作风，深深地感染和激励着我。从课题的选择到论文的最终完成，丁老师和杜老师都始终给予我细心的指导和不懈的支持。两年多来，两位老师不仅在学业上给我以精心指导，同时还在思想上给我以启迪，在此谨向在天堂之上的丁老师，向一直在关怀着我的杜老师致以诚挚的谢意和崇高的敬意。

在此，我还要感谢在一起愉快的度过研究生生活的王家庆和满达虎两位同门，正是由于你们的帮助和支持，我才能克服一个一个的困难和疑惑，直至本文的顺利完成。

此外，我还要感谢实验室的郑玉春老师、程娟文老师、王学沧老师、王强老师、熊振茵老师，感谢你们对我的试验的无私的帮助。

在论文即将完成之际，我的心情无法平静，从开始进入课题到论文的顺利完成，有多少可敬的师长、同学、朋友给了我无言的帮助，在这里请接受我诚挚的谢意！

最后我还要感谢培养我长大含辛茹苦的父母，谢谢你们！

孙国栋  
2007年3月



# 第一章 绪论

## 1.1 引言

磨损是机械零件失效的三种主要原因（磨损、腐蚀、疲劳）之一，各种机械零件的磨损所造成的能源和材料的消耗是惊人的。据统计，世界工业化发达的国家能源约 30% 是以不同形式消耗在磨损上的。我国每年磨损造成的损失达 400 亿元人民币。因此，随着科学技术的发展与进步，世界各工业技术发达国家都非常重视磨损问题，积极开展摩擦与磨损的研究与应用，利用摩擦与磨损知识，通过不断地探索与实践，材料科学工作者同工程技术人员找到了降低磨损的各种对策，创造与开发了新型工程耐磨材料，也创造了表面耐磨处理技术，改善了材料表面性能，提高了耐磨损零件的使用寿命，降低了能耗，可以说用少的投资取得了巨大的经济效益。但是，磨损是一门极为复杂的学科，涉及到许多物理、化学及力学过程，还涉及到金属学、表面物理、表面化学、塑性变形和断裂理论等学科以及一系列的影响因素，因此，研究磨损和不断发展新的耐磨材料是一项永远需要讨论的课题。

在所有各工业部门中采矿工业是设备和零部件磨损最严重的部门之一，设备的磨损并不是简单的纯磨损，而是腐蚀磨损甚至是冲击腐蚀磨损。国内外学者在这方面做了大量的研究工作，并取得了一定的成效，但侧重点多是材料的腐蚀磨损和冲蚀磨损，对于材料的冲击腐蚀磨损机理的研究，却鲜有报道。

本课题利用冲击磨损实验机来模拟矿山机械所处的环境，同时通过调整其中的合金元素含量来降低其成本，因此具有一定的学术价值和科学意义。

## 1.2 钢中合金元素及其作用

随着工业生产和科学技术的发展，对钢的性能提出越来越高的要求，碳素钢在机械性能、耐热、耐磨、不锈钢耐酸以及某些物理化学性能和工艺性能等方面不能满足使用要求。为了满足使用上的需要，就必须在冶炼过程中特意在钢中加入一定量的某一种或几种元素进行合金化。不管加入的元素是具有合金性质的钨、钼，还是具有非金属性质的硅、硼，也不管加入量是多达 20~30% 的铬、镍，还是只有 1~2% 的锰、硅，乃至只有 0.005% 的硼，只要是作为提高钢的某些性能而特意加入的元素，都属于合金元素。

目前钢中常加入的元素<sup>[1, 2]</sup>有：硅、锰、铬、镍、钨、钼、钒、钛、铌、锆、铝、钴、氮、硼、稀土元素等。不同国家常用的合金元素与各国的资源条件有很大的关系。例如，钼、钨、钒、硅、锰、硼、稀土元素等是我国的富产元素，目前我国合金钢的生产已建立起符合我国资源条件的独立的合金钢体系。

### 1.2.1 合金元素在钢中的存在形式

合金元素在钢中的作用<sup>[3]</sup>与其在钢中的存在形式有直接关系。合金元素在钢中的分布状况不仅与合金元素本身的特性、含量以及碳的含量有关，而且还受热处理工艺条件的直接影响。

溶入固溶体成为合金奥氏体或合金铁素体是合金元素在钢中存在的主要形式之一。

形成具有金属性的化合物。过渡族金属常与半径小的非金属元素形成碳化物、氮化物和硼化物，合金元素之间或合金元素与铁之间也可形成各种金属间化合物。碳化物也是合金元素存在的主要形式之一，根据形成的倾向大小，可将合金元素划分为碳化物形成元素和非碳化物形成元素，前者如钛、铌、锆、钒、钼、钨、铬和锰等，后者有镍、硅、铝、钴、铜等。

微量地存在于非金属夹杂物中，如氧化物、硫化物、硅酸盐等。这是因为有些元素是在熔炼的最后阶段加入的，它们与钢液中残存的氧发生反应，形成氧化物，但来不及进入渣中，结果以极微细质点的非金属夹杂物存在于钢中。自由状态存在。个别元素如铅、铜和铍含量超过其溶解度时，将以自由状态存在于钢中。

在平衡状态下，一般钢的基本相组成为铁素体和碳化物。非碳化物形成元素基本上溶于铁素体中，它们在碳化物中的溶解度极微。碳化物形成元素随钢中元素及碳含量的不同，其分布情况比较复杂<sup>[4]</sup>，一般可能出现如下情况：

所有碳化物形成元素均应同时存在于铁素体和碳化物中。但最强的碳化物形成元素（如钛、锆）溶入铁素体者甚微；而最弱的碳化物形成元素锰，则将大部分溶入铁素体中。

当钢中碳化物形成元素含量较少，而含碳量足够高时，则它们大部分处于碳化物中，或形成合金渗碳体，或形成特殊碳化物。愈是强碳化物形成元素愈容易形成特殊碳化物。

当钢中碳化物形成元素含量较高，而碳量不足时，则与碳亲和力强的元素首先形成碳化物，其余量则溶入固溶体；而与碳亲和力较小的元素则全部溶入固溶体中。

### 1.2.2 合金元素对铁碳相图的影响

合金元素对铁碳相图的影响对于分析合金钢在热处理过程中的组织变化和制订热处理工艺是很重要的。实际上合金钢系三元或多元合金，应该建立三元或多元状态图作为研究合金钢中组织和相变的基础，但由于三元或多元相图较为复杂，而分析 Fe—Fe<sub>3</sub>C 平衡图的变化最为直观。因此通常以铁碳相图出发点，分析合金元素对它的影响<sup>[5]</sup>，来粗略地了解合金元素的作用。

对奥氏体相区的影响：铁碳相图中的奥氏体相区即 NJESG 区，合金元素加入以后，可使其扩大或缩小，锰与镍属于前者，铬、钨、钒、钛、硅等属于后者，碳扩大  $\gamma$  相区的作用是其它合金元素的几十倍以上。值得注意的是，缩小奥氏体相区的合金元素当其含量超过某一临界值后，可使奥氏体相区完全消失。铬的临界值约为 19%，除铬外，钨约为 12%；硅约为 4.5%；钛约为 1.0%。

对铁碳相图中 S 点和 E 点成分的影响：总的说来，凡能扩大  $\gamma$  相区的元素，随其含量的增加，均将使 S 点及 E 点向左下方移动(如锰、镍等)；凡能缩小  $\gamma$  相区的合金元素随其含量的增加均将使 S 点及 E 点向左上方移动。S 点是共析点，S 点左移，说明共析含碳量减少，例如，一般碳素钢共析成分含碳量为 0.77%，如果钢中加入 13% 铬，共析点的含碳量即移至 0.3%，这样一来，含碳为 0.4% 的 4Cr13 不锈钢便属于过共析钢了。图 1.1 表示了常用合金元素溶入奥氏体后对钢的共析成分的影响。从图中可以看出，所有的合金元素都降低共析含碳量。钼和钨稍有差别，当含量低时，使共析含碳量降低，当达到一定量后，又使共析含碳量回升。

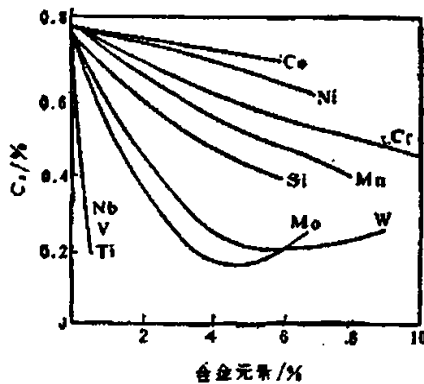


图 1.1 合金元素对共析点的影响

对临界点的影响：合金元素对铁碳相图的另一重要影响就是改变铁碳相图中临界点  $A_1$  和  $A_3$  的位置，因此合金钢的热处理温度不同于碳钢。规律如下：凡扩大  $\gamma$  相区的合金元素如镍、锰、铜、氮等均将使铁碳相图中  $A_1$  和  $A_3$  的温度下降，但钴使  $A_1$  和  $A_3$  升高是个例外；缩小  $\gamma$  相区的合金元素如钨、钼、硅、铝、铌、钒等，使铁碳相图中  $A_1$  和  $A_3$  的温度升高。铬稍有不同，含量低于 7.5% 时使铁碳相图中  $A_3$  点温度下降，含量高于 7.5% 时则使  $A_3$  温度升高，但随铬量增加， $A_1$  温度却一直是升高的。合金元素对共析温度的影响如图 1.2 所示。 $A_1$  升高意味着加热时奥氏体化的温度提高了，这直接影响着合金钢热处理的温度。

### 1.2.3 合金元素对钢的热处理组织转变的影响

合金钢在加热时的奥氏体化进程基本上与碳钢具有相同的规律，即包括奥氏体的形成、残余碳化物的溶解、奥氏体成分的均匀化以及奥氏体晶粒长大等阶段。但是由于合金元素的作用，对上述各个阶段都产生影响，使合金钢在奥氏体化过程中表现出一些特点<sup>[6]</sup>。首先，合金元素通过改变碳在奥氏体中的扩散速度来影响奥氏体形核与长大，如非碳化物形成元素镍和钴能增大碳在奥氏体中的扩散系数，因而增大奥氏体的形成速度；而硅、铝或锰对其影响不大；至于铬、钼、钨、钒等强碳化物形成元素，由于它们强烈降低碳在奥氏体中的扩散速度，所以大大地降低了奥氏体的形成速度。其次，合金元素对碳化物向奥氏体中溶解也有影响，一般说来，非碳化物形成元素促进碳化物分解，加速溶解，而碳化物形成元素增大碳化物稳定性，减慢了溶解速度，且不同碳化物的稳定性不同。再次，合金元素原子的不均匀分布，其在奥氏体中极小的扩散系数，也会使合金钢奥氏体均匀化过程比碳钢慢得多，因此，合金钢与碳钢相比，其奥氏体化所需的加热温度要高，保温时间要长。最后，合金元素对奥氏体晶粒长大也有影响，如锰会促进晶粒长大，钒、铬等强烈阻碍长大，对此的解释先后出现过机械障碍论、内吸附理论和晶界铁原子自扩散理论。

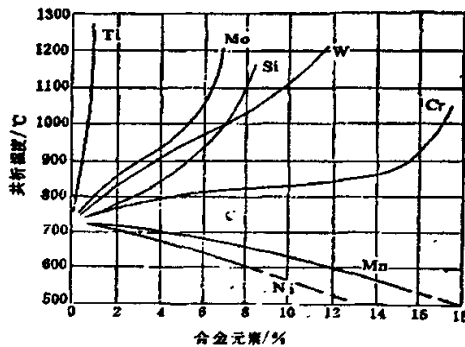


图 1.2 合金元素对共析温度的影响

合金元素对过冷奥氏体转变机构和动力学有着显著的影响，集中体现在 C 曲线的变化上。碳钢的珠光体转变和贝氏体转变温度范围极为接近，故等温转变图上只出现一个 C 曲线，合金钢却不同，由于合金元素溶入奥氏体后，对珠光体和贝氏体转变机构和动力学产生影响，从而改变了 C 曲线的位置和形状，如中、强碳化物形成元素铬、钨等使 C 曲线右移，并分出两个鼻温区，同时使 Ms 点下降，其中铬的贝氏体转变鼻子更加偏右（图 1.3）；非（或弱）碳化物形成元素（除钴外），如镍、锰，只使 C 曲线右移，且基本上不改变 C 曲线的形状。如此大的差别主要是由于合金元素对钢中过冷奥氏体转变过程中各个阶段的动力学有不同的影响。

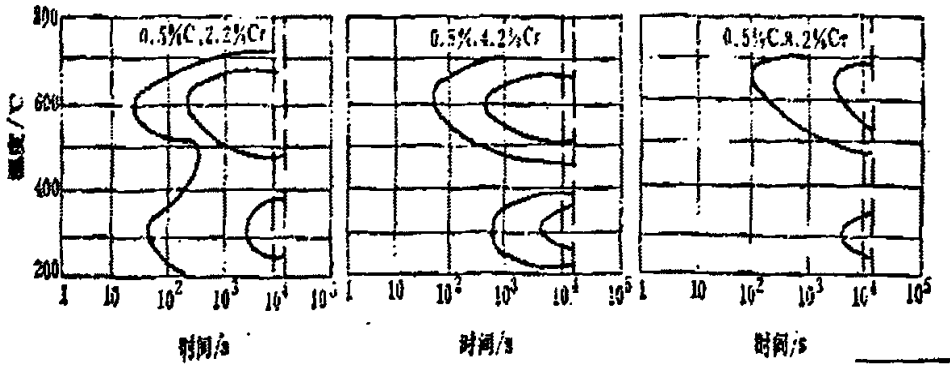


图 1.3 铬对 0.5% 碳钢 C 曲线的影响

除钴和铝外的所有的合金元素都对珠光体转变和贝氏体转变有不同程度的推迟作用，即降低钢的临界冷却速度，提高了淬透性，且多元合金化的作用远大于单一元素的作用，这也是提倡多组元少含量的原因。对贝氏体转变这样的半扩散型转变来说，合金元素主要通过影响碳原子扩散速度以及  $\gamma$  向  $\alpha$  相转变速度的影响而起作用，作用最强烈的是锰和铬<sup>[7]</sup>。碳的影响比较特殊，共析碳量的钢相对最稳定，高于或低于这一含量时，均有加速转变的趋势。合金元素对马氏体转变的影响主要体现在影响 Ms 点，除钴和铝外，都会降低 Ms 点，以碳的作用最为强烈。应当指出，合金元素对 Ms 点的影响与碳含量有关，含碳越高，则合金元素降低 Ms 点作用越显著。凡使 Ms 点降低的元素均使淬火钢中的残余奥氏体增加，降低 Ms 点越多的，残余奥氏体也越多，图 1.4 说明了这一点。一般认为，板条马氏体大都在 200°C 以上形成，片状马氏体在 200°C 以下形成，因此合金元素在降低 Ms 点的同时也促进片状马氏体的形成。对于马氏体的回火过程来说，合金元素主要提高回火稳定性，即相同回火温度下，其硬度将高于碳素钢，这是由于合金元素通常阻碍碳原子扩散，抑制马氏体分解，析出特殊碳化物而产生二次硬化，并且稳定残余奥氏体而产生二次淬火效应。不过合金钢通常会产生一定的回火脆性，第一类回火脆性目前没有有效方法消除，钼是降低第二类回火脆性最好的元素。

#### 1.2.4 合金元素对钢的性能的影响

钢的性能取决于钢中各组成相的性质和钢的组织状态。合金元素能改变钢中各组成相的性质，又可通过热处理改变钢的组织状态，从而可以改变钢的性能<sup>[8-10]</sup>。从微观机制来看，金属的塑性流动，主要是通过位错运动来实现的。合金元素加入钢中，改变各组成相的性质和组织状态实质上就是通过这一途径的强化。

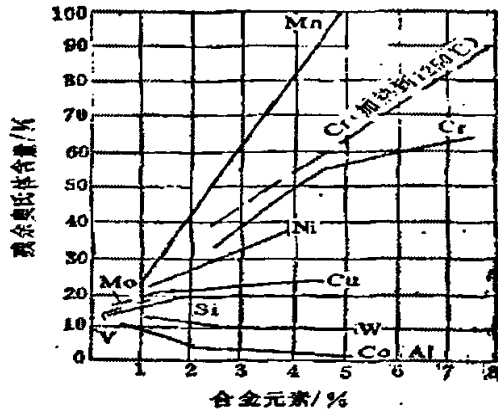


图 1.4 合金元素对淬火钢中残余奥氏体数量的影响 (1.0% C, 1150°C 淬火)

固溶于铁素体中的合金元素均能在不同程度上提高钢的屈服强度、抗拉强度及硬度，其中多种合金元素在提高强度的同时使塑性降低，因此对钢的冲击韧度也带来不同影响。

某些合金元素的碳化物或氮化物能在钢液凝固过程中成为非均质晶核，促进晶粒细化，使钢的强韧度提高。凡是能细化晶粒，细化组织的合金元素都能使钢的冲击吸收功提高，使钢临界韧性—脆性转变温度 (DBTT) 降低，使低温韧性提高。Mn、Ni 虽对晶粒度影响不大，甚至有粗化现象，但 Mn、Ni 的加入，使珠光体组织细化，使低温韧性提高。

掌握了合金元素在钢种的分布以及它们对合金钢组织和性能的影响，对于优化合金钢的成分，开发新的钢种具有及其重要的作用。

### 1.3 衬板材料的发展近况

机械磨损涉及的方面很多,其中磨料磨损占全部工业磨损的 50%以上。德国、英国等国家每年因磨料磨损而造成的损失达数十亿美元，澳大利亚的矿业每年因磨料磨损的损失占矿产品销售额的 2%。而磨料磨损中，球磨机衬板的磨损占了相当比重。解决途径有两个方面：一是从材料方面来提高材料的耐磨性；二是从工艺方面来改善磨损的环境<sup>[11]</sup>。

我国衬板材质自 80~90 年代起步，研究的两大主流是高、中锰钢的改性及变质处理和低、中合金钢衬板的研究。

奥氏体锰钢方面，吉林工业大学、清华大学、哈尔滨工业大学、阜新矿院等高校、国家建材局合肥水泥研究设计院等众多研究机构以及一些大中企业对 Mo, V, Ti, Ni, Cu 等元素的合金化方面均做过研究，并在变质处理、成分对高锰钢加工硬化效果及其机理方面做了研究。虽然国内这方面工作比国外并不逊色，在湿态衬板等方面的应用寿命比 ZGMn13 提高了 40%左右，但仍不够理想。

不可否认，国内在各类低、中合金钢材质方面的研究取得了可喜的进展，在合金化规律、处理工艺、耐磨耐蚀性能等方面做了大量工作。这类合金钢衬板，组织类型有马氏体、马氏体-贝氏体、贝氏体等，热处理工艺上有水淬、油淬、空淬、等温淬火、分级淬火、亚临界处理等，且大多都是瞄准湿态工况下的磨机衬板<sup>[12]</sup>。

从应用效果上看，寿命比高锰钢衬板有较大幅度的提高。如合肥水泥研究设计院研究的含 Cr、Mo 及微量 V、Ti、Nb 的中碳多元合金钢，在淮海水泥厂、昆明水泥厂、四川渡口水泥厂 22m×13m 等磨机上使用，取得了很好的使用效果。由合肥水泥研究设计院煤业(集团)公司机电总厂研究的另一种含 4.5%~5.5%Cr、0.3%~0.7%Mo，并用 RE 孕育处理的高碳中铬合金钢衬板在水泥球磨机上应用也很成功<sup>[11]</sup>。另外，该院与合肥工大、宁国耐磨材料总厂联合就矿山湿式球磨机衬板使用寿命攻关的情况，研制了一种低碳高合金钢新材料衬板，0.16%~0.28%C，7.0%~10.0%Cr，1.5%~2.2%Ni，0.5%~0.8%Mo，0.3%~0.6%Si，0.4%~0.8%Mn，另含有少量 RE 和 Ti。该衬板淬回火热处理后硬度 HRC46~52，无缺口冲击韧度大于 50J/cm<sup>2</sup>，有着较好的耐冲击和耐腐蚀磨损性能，在 Φ15m×30m 和 Φ27m×36m 铁矿球磨机上工业试验，使用寿命是高锰钢衬板的 2 倍以上，取得了令人瞩目的效果<sup>[13]</sup>。

由沈阳铸造研究所等研究的含 3%Cr 及 0.4%Mo 的多相低合金耐磨钢衬板，经等淬热处理得到贝氏体+马氏体+残余奥氏体组织。该材料具有高韧性、高硬度，从而具有良好抗冲击、抗疲劳、抗变形、抗磨损等特性。这种衬板经现场应用表明，使用寿命比普通高锰钢提高 1~2 倍。由沈阳工业大学研究的含 Cr、Mo、Cu 并辅以 RE 处理的中碳低合金耐磨钢，经 950℃空淬和 250℃回火后，硬度达到 HRC50 以上，冲击值为 25~60J/cm<sup>2</sup>。其基体为回火马氏体，经扫描电镜观察为一束束板状马氏体组织。在透射高倍观察下，可清楚地看到其组织为位错马氏体与少量孪晶马氏体的混合物，且在马氏体板条间有不连续薄膜状残余奥氏体分布，这种形状和分布的奥氏体改善了钢的冲击韧性和相对耐磨性。在对比试验选取的各冲击功条件下，新钢种的耐磨性均高于高锰钢。经河北迁安县铁矿在 183m×3m 球磨机上使用，这种材料的衬板寿命达到了 10~12 个月，而 ZGMn13 衬板的寿命仅为 3~5 个月<sup>[11]</sup>。

四川工业学院栾道成等研制成了一种以 Si、Mn 元素为主，Cr、Mo 元素为辅的低合金耐磨铸钢，其铸态组织以贝氏体为主，奥氏体呈薄膜状与贝氏体相间分布。具有高硬度和高韧性（HRC40~58， $\alpha_k \geq 15 \sim 45 \text{J/cm}^2$ ），可在铸态下使用，不需热处理；一定条件下，使用寿命比高锰钢高 1 倍。

当然，对于铸铁衬板的研究并未停止。高锰钢衬板替代材料最具代表性的就是含 15%Cr +3%Mo 的马氏体白口铁。这种材料是在马氏体基体中分布着不连续的共晶碳化物(Cr, Fe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 和富铬的二次碳化物，碳化物的体积约占总体积

的 40%~50%。这些铬的碳化物有着很高的硬度，均在 HV1200~1800 以上，足以抵抗一般磨料的磨损，然而，马氏体基体的硬度在 HRC50 上下，软于某些磨料的硬度，将被磨损，其上的碳化物可能被挖下来，因此，碳化物突出的抗磨性只有部分被利用。哈尔滨工业大学在改善 15Cr-3Mo 高铬白口铁性能方面也作了大量的工作，他们采用 K、Na、Mg、Ca 的盐类和合金对 15Cr-3Mo 铸铁进行喷射变质处理，消除了碳化物的原网状分布状态，使之呈蠕虫状或团块状分布，而且碳化物尺寸有所减少，这样就大大提高了材料的韧性和抗磨性。研究指出，经不同变质元素处理的 15Cr-3Mo 高铬白口铁的磨损量都较未变质的低，其中以钾变质的 15Cr-3Mo 高铬白口铁，其平均磨损量比未变质处理的低 63.2%，而最佳方案的磨损量比未变质处理的低 74.4%。辽宁工程技术大学刘忆等根据衬板工况要求，研制了以微量 V、Ti 取代 Mo、Cu 等贵重材料的高铬白口铸铁衬板材质，并用稀土进行变质处理。结果表明：复合变质可使基体组织细化，碳化物形态改善；适当的热处理可获得韧性和耐磨性的良好配合。

此外，攀枝花钢铁研究院的研究人员研究了采用铸态速冷方法获得的 KmTBCr15WVTi 铸铁的特性，以及钒含量对其组织、机械性能、耐磨性的影响，其制得的烧结机衬板在常温部位使用，寿命是 ZG50Mn2CrMoV 烧结机衬板的 4~6 倍，取得了较大的经济效益。黑龙江科技学院徐家文等研制了一种球磨机高铬铸铁衬板，这种材料的主要特征是以锰部分取代高铬铸铁中的钼，其组织为马氏体加碳化物。试验结果表明，使用该材料制作的衬板在低冲击载荷的工况条件下其使用寿命优于奥氏体高锰钢，且生产成本低，具有广泛的使用和推广价值<sup>[14~18]</sup>。

需要指出的是，从许多用户反映的实际情况看，与各文献所报导的情况有一定的差距。实际上，在国内矿山湿式磨机上应用的衬板还维持着高锰钢的一统局面，中、低合金钢只占很小比例，一方面这是一个发展过程的问题，另一方面中、低合金钢衬板的质量及其稳定性还存在着一定问题，在合金化、冶炼、铸造、热处理工艺上还有许多工作要做。根据有关统计数据构成，从衬板的整体寿命上，美国的矿山情况为 0.05kg/T 的磨耗，而我国则为 0.25kg/T。诚然，衬板的磨损受到矿石的大小、矿浆浓度、硬度、介质的 PH 值、磨机结构及转速等众多因素的影响，但也不可否认，国内的衬板材质本身与国外还存在着较大的差距。

#### 1.4 耐磨耐腐蚀机理方面的研究情况及分析

本论文的的研究的内容是针对冶金矿山湿式磨机衬板用钢，要达到预期目标，必须对这方面的失效机理有客观、合理的认识。摩擦与磨损作为一门新的学科，世界上是从 1966 年开始的，腐蚀磨损问题则是近 20 年内才开始受到重视。深入开展磨损的研究，减少和防止因磨损造成的损失问题具有重大的经济



意义。

磨损按照不同的标准可以分为不同的类别，如按环境与介质分类可分为：干磨损，湿磨损，流体磨损。按磨损机理可分为：磨料磨损，腐蚀磨损，冲击磨损，疲劳磨损等多种类型，针对本论文的研究范围，下面将对其中一些磨损机理详加阐述：

#### 1.4.1 磨料磨损机理

磨料磨损机理是指零件表面材料和磨料发生摩擦接触后，材料是如何磨损的，亦即材料的磨屑是如何从表面脱落下来的。就这一机理而言，迄今为止未完全清楚，还有一些争论，目前归纳的主要的磨料磨损的机理有：

(1) 微观切削机理：磨粒在材料表面的作用力可分为法向力和切向力这两个分力。法向力使磨粒压入表面，在表面形成压痕；切向力使磨粒向前推进，当磨粒的形状与方向适当时，磨粒如同刀具一样，在表面进行切削而形成切屑。由于切削的宽度和深度都很小，切屑也很小，故称之为微观切削。磨粒和表面接触时发生切削的概率不是很大。当磨粒形状较圆钝时，或者在犁沟的过程中磨粒的棱角而不是棱面对着运动方向时，或者磨粒和被磨材料表面间的夹角(攻角)太小时，或者表面材料塑性很高时，往往磨粒在表面滑过后，只犁出一条沟来，把材料推向两边或前面，而不能切削出切屑来。

(2) 多次塑变(犁皱或微观压入)机理：当磨粒滑过表面时，除了切削外，大部分磨粒只把材料推向前面或两旁，这些材料受到很大的塑性变形，却没有脱离母体，同时在沟底及沟槽附近的材料也受到较大的变形。犁沟形成时一般可能有一部分材料被切削而形成切屑，一部分则仅有塑性变形，被推向前缘的成为塑变楔，被推向两侧的成为塑变脊。若发生犁沟时，全部的沟槽体积都被推向两旁和前缘而不产生任何一次切屑，则称之为犁皱。犁沟或犁皱产生的塑变脊和塑变楔，当受到随后的磨料作用时，可能把堆积起的材料重新压平，也可能使已变形的沟底材料遭到再一次的犁皱变形，如此反复塑变，导致材料的加工硬化或其它强化作用终于剥落而成为磨屑。像这样表面微观组织受到周期性载荷作用而产生磨损叫低周疲劳磨损。这是因为材料在超过弹性极限的周期性重复应力作用下才有破坏的现象，因而扩大了疲劳的含义。而且实验表明，正常测定的疲劳极限不能作为材料磨料磨损耐磨性的基本判据。

(3) 微观断裂(剥落)磨损机理：磨损时由于磨料压入材料表面而具有静水压的应力状态，所以大多数材料都会发生塑性变形。但对有些材料，特别是脆性材料，则可能是断裂机理占支配地位，当断裂发生时，压痕处有明显的表面裂纹，这些裂纹从压痕四周出发向材料的内部伸展，裂纹平面垂直与试样表面而呈辐射状为中线裂纹，压痕附件还有横向的无出口裂纹。当横向裂纹相互交叉或扩展至表面时，就造成微观断裂机理的材料磨损。脆性材料的压痕断裂，

其外部条件取决于载荷大小，压头的形状和尺寸，内部条件则取决于材料的硬度及断裂韧性等。

#### 1.4.2 冲击磨损机理

在磨损失效的类型中，冲击磨损对材料最为不利。在冲击载荷的作用下，材料表面和亚表面会发生一定的塑性变形，塑性变形的局部积累则会产生微裂纹，微裂纹的扩展、并合，会导致材料剥落。为此 N.P.Suh 于 1973 年提出了剥层磨损理论<sup>[20-22]</sup>。该理论把材料的磨损特性与微观组织密切联系起来。剥层磨损过程可分为五个阶段：（1）两表面接触时，通过接触点传输法向和切向载荷。较软表面上的微凸体在重复载荷的作用下易于变形和断裂，形成磨损小颗粒。硬质微凸体也脱落，但脱落的速度较低。当微凸体变形或脱落时，开始产生出相当光滑的表面；（2）由接触点的硬质微凸体施加的表面作用力使每一次加载循环产生塑性变形增量，并随着重复加载而积累。经过一定次数的循环加载后遗留下来的永久变形增量，小于在该循环中出现的总塑性变形量，因在给定循环期间，剪切方向转换，弹性卸载应变值相当于塑性应变变量；（3）随着亚表面继续变形，在表面下面形核生出裂纹。由于就在接触区下面存在三向压缩载荷状态，所以非常接近表面处不会出现裂纹核生；（4）一旦裂纹出现（由裂纹核生或事先存在的空穴和裂纹），进一步加载和变形会引起裂纹延伸和扩展，最后与相邻裂纹相连。裂纹沿平行于表面的方向传播，其深度与材料的性质和加载状态有关；（5）当裂纹最后剪切到表面时，便剥长出长而薄的磨损片。磨损片的厚度与亚表层裂纹滋长位置有关。磨损率由裂纹形核速率或裂纹扩展速率决定，但裂纹扩展率总是比较慢。

#### 1.4.3 疲劳磨损机理

疲劳磨损是一种最普遍的磨损形式，主要发生在承受周期性的接触载荷或交变应力的机器零件表面上，其基本原理为：疲劳磨损表面接触处应力的性质和数值变化趋势，可根据赫兹理论判定，无论接触物体是两球体的点接触或两圆柱体的线接触，最大正应力是发生在表面上，而最大剪应力是发生在离表面一定距离处，其距离对前者是  $0.47a$ ，对后者是  $0.78a$ ， $a$  为接触区半宽度。滚动接触时，在交变应力的影响下，裂纹容易在这里形核，并扩展到表面而产生剥落，在零件表面上形成点蚀状凹坑。若除滚动接触还存在滑动接触，破坏位置就逐渐移向表面，因为纯滑动时最大应力应在表面处。以上所述是指理想材料，实际上材料是不均匀的，零件表面粗糙不平，加之材料本身存在夹杂物、微裂纹以及硬质点等，使疲劳破坏的位置改变，所以裂纹有时从表面开始，而有时从次表面开始。近年来特别注意了接触应力的分析计算和材料结构与性能的分析。由于剪切力的作用，在亚表面将产生位错运动，位错在非金属夹杂物

或晶界等阻碍处形成堆集。因为在滚动过程中，剪应力方向反复作用，使位错运动一会向前一会向后，由于位错的相互切割产生空穴，空穴集中则形成空洞，最后发展成裂纹。裂纹形成后，在载荷的继续作用下，裂纹扩展，最后折向表面而形成点蚀<sup>[19]</sup>。

疲劳磨损包括两种类型，第一种是变形疲劳磨损，是在硬磨料相对滑动磨损或冲击磨损的条件下，磨料切削或凿削的同时，伴随有切削沟槽或冲击凿坑中材料的塑性变形，挤向沟槽或凿坑的周围，而且在后继磨料的作用下，被推挤出的金属承受反复变形、碾压。当某些变形严重部位应力超过材料疲劳极限，会产生裂纹，裂纹扩展连接引起疲劳脱落造成磨损，变形疲劳磨损具有低周应变疲劳性质，其耐磨性以材料的硬度和塑性(韧性)综合判据。第二种疲劳磨损是剥层疲劳磨损，即在软磨料或硬磨料作用下基体材料变形硬化后，由于接触应力的作用，在其亚表层形成裂纹，裂纹扩展，连接至表面，以薄层脱落，表面留下形态不规则的剥落坑。

#### 1.4.4 腐蚀磨损机理

腐蚀环境中摩擦表面出现的材料流失现象称为腐蚀磨损(Corrosive wear)，简称磨蚀。腐蚀磨损属于力学和电化学因素同时作用造成的失效。因腐蚀磨损是逐渐失效，比较容易被忽视，因此，迄今为止，有关腐蚀磨损的研究较少。腐蚀磨损并不是单纯的腐蚀和磨损的简单加和，而往往是单纯腐蚀或单纯磨损的数倍甚至几十倍<sup>[23]</sup>。腐蚀和磨损的交互作用是腐蚀磨损过程中普遍存在的现象，研究腐蚀磨损的实质和核心是弄清楚其交互作用的机制，即腐蚀和磨损是通过什么途径来相互加速的。

##### 1. 磨损过程对腐蚀的促进作用

###### (1) 磨料的机械作用对表面膜的破坏效应

大多数耐蚀金属都是通过表面形成可阻止腐蚀进一步发展的表面膜(钝化膜)而具有良好的耐蚀性，但在磨损过程中，由于磨料的磨损作用，表面膜要受到不同程度的破坏，破坏的程度与磨料棱角的尖锐度，载荷的大小等因素有关。表面钝化膜受到机械破坏，如果表面钝化膜被磨料作用去除，使金属裸露出新鲜表面，那么对于依赖保护膜耐蚀，而保护膜在所处的介质中愈合能力又较差的金属，腐蚀将以较静态高得多的速度发生，腐蚀速度平均可增加 2—4 个数量级，最大可增加 6—8 个数量级<sup>[24~26]</sup>。

在表面膜受到严重破坏的条件下，材料的耐蚀性主要取决于基体。如在强腐蚀介质中，不锈钢虽然由于表面钝化膜的破坏，腐蚀电流大大增加，但由于其基体为单相组织，具有良好的耐蚀性，其腐蚀速度及腐蚀磨损量要明显低于多相组织的高铬铸铁<sup>[25]</sup>。如果表面膜具有较强的自愈合能力，则磨损作用的影响会大大削弱。如 316 不锈钢与高合金奥氏体不锈钢及镍基合金比较，前者的稳定性差得多，一旦钝化膜受到磨料冲蚀破坏，腐蚀速度便大大增加，而后者

仍可保持良好的耐蚀性<sup>[27]</sup>。

## (2) 磨损对材料表面电化学性能的影响

磨损过程会使塑性材料表面产生的强烈塑性变形主要集中在犁沟两侧隆起部位或冲蚀坑的外缘,使这些部位具有较高的位错密度和腐蚀活性。在电化学腐蚀过程中,强烈变形区将成为阳极而其余部位成为阴极,构成所谓“应变差电池”,这种塑性变形可使腐蚀速度提高两个数量级左右<sup>[28]</sup>。

磨料与金属表面的相对运动及冲击作用下,产生犁削、挤压形成沟槽凹坑,并在侧面形成凸起的棱。文献<sup>[29]</sup>通过试验验证,此处位错堆积和应力集中十分严重,化学位很高,因此迅速被腐蚀而损耗(尖角很快变钝),而且棱角在形成开始时腐蚀速度很快。我们认为,在湿式球磨机中衬板表面的这种棱总是在不断形成,特别是材料的硬度和屈服强度偏低时更加严重,所以宏观上腐蚀速度因磨损而增快。因此,衬板材料应具备较高的硬度和屈服强度,这不仅是抵抗纯磨损的需要,也是抑制磨损对腐蚀的加速作用的需要。

## 2. 腐蚀对磨损过程的促进作用

### (1) 相界腐蚀对材料表面组织的破坏

冲击、挤压反复作用下产生的疲劳裂纹,矿浆腐蚀介质深入到亚表面,促使裂纹扩展而加速剥落。当晶界上具有第二相时,或成份偏析严重时,沿晶界优先产生腐蚀,导致金属剥落加快。Iwasaki 等人研究金属矿湿式研磨中由化学腐蚀得出的结论:在不断出现的新金属表面与处于钝化区的表面之间以及金属表面与矿浆之间均存在电化学腐蚀的电藕合,且与矿浆的 PH 值密切相关。众多专家研究指出,在湿态下,特别是在腐蚀介质中,同种材料的磨损率是干态下的数倍(酸性介质中尤其严重)<sup>[12]</sup>。

### (2) 腐蚀对二次磨损的促进

即使并未受到腐蚀介质的全面破坏,可由于磨料的作用,材料表面形成滚压坑,坑底与坑边缘构成应变差异电池,坑的边缘受到腐蚀,特别是有裂纹缺陷的部位更是如此。这些部位极易在二次磨损过程中被清除掉<sup>[30]</sup>。

可见,湿态腐蚀磨损并非纯磨损与纯腐蚀的简单叠加,而是具有交互加速作用的复杂过程。

## 1.5 本课题研究背景及意义

我国冶金矿山(铁矿、金矿等)湿式球磨机衬板,一直采用高锰钢制作。70年代后期铜矿山部分采用橡胶衬板,引进大型磨机开始采用合金钢衬板。矿山湿式磨机衬板,使用工况条件恶劣,既受腐蚀又受冲击和磨损。高锰钢仅韧性好、耐冲击性能好,耐磨损、耐腐蚀性能较差。因此国内外近年来纷纷研制改性高锰钢、中碳合金钢、高铬铸铁等材质。查阅国内外文献表明,虽然各类材质都有报道,但使用效果均不理想,主要表现为寿命较短。国内矿山湿式磨机

衬板仍是高锰钢一统局面。这一方面是新材料发展过程中的问题，另一方面是新材料的质量及稳定性还存在一定问题。为适应冶金矿山严酷的工况条件，合肥工业大学材料学院以丁厚福教授为组长的课题组研究开发了一种低碳高合金钢，很好的延长了湿式磨机衬板的寿命。为扩大这一钢种的使用范围，本论文通过改变这种低碳合金钢中铬的含量，分析其组织、性能变化规律，以及铬含量的变化对冲击腐蚀磨损机理的影响，为在不同的环境中使用不同的合金提供依据，已达到物尽其用。

## 第二章 低碳合金钢的成分、组织设计以及生产工艺

### 2.1 低碳合金钢的成分

多项研究表明,在湿态下,特别是在腐蚀介质中,同种材料的磨损率是干态下的数倍(酸性介质中尤其严重)<sup>[31]</sup>,且湿态腐蚀磨损并非是纯磨损与纯腐蚀的简单叠加,而是具有交互加速作用的复杂过程。通过对湿磨衬板的实际工作条件分析,湿式磨机衬板的材质,应具有较高的硬度、韧性及耐腐蚀性能;衬板的工作层应尽可能为单相组织,并尽量提高电极电位;同时应尽可能降低成分偏析、减少有害杂质含量,以及净化晶界。当然,有些因素之间是相互矛盾的,如韧性和硬度之间。解决问题的关键在于,从成分、工艺、组织、性能的控制,寻求耐磨、耐蚀及耐冲击的最佳配合范围。简言之,冶金矿山湿式磨机衬板的寿命主要取决于它的耐冲击、耐腐蚀、耐磨损的综合性能。这也是对该类衬板进行成分设计与化学、物理冶金过程的主导思想。

鉴于目前常用的衬板材质,高锰钢韧性有余,硬度、耐磨性不足;中高碳低合金钢的韧性与耐蚀性不够;高铬铸铁耐磨耐蚀性好,但韧性不足。上述材质总是存在这样或那样的缺陷,所以低碳合金钢在成分上力求耐磨、耐腐蚀、耐冲击三者并重。

含碳量的选择:含碳量在 0.15%~0.30%之间选择。含碳量偏低,材料的韧性将得以大大提高,但耐磨性会不够;而含碳量过高,材料的硬度、耐磨性会因此而改善,但韧性将难以满足要求,且高的含碳量也不能满足组织设计的要求。

含铬量的选择:铬是提高钢的淬透性、使钢强化的重要元素,同时也是提高钢的耐蚀性的重要元素。以往的耐磨衬板材质中,除高铬铸铁含铬量较高以外,一般材质中含铬量多低于 5%。低碳高合金钢选择铬含量为 7%~10%之间。因为偏低的含铬量对材料的耐腐蚀性不利;而偏高的铬含量对韧性不利。另外含铬量的选择还要兼顾铬量与碳量的合理匹配。

镍、钼元素的选择:众所周知在合金强化中,多元复合强化的效果更为显著,为此,低碳高合金钢中加入少量镍、钼元素进一步提高合金淬透性。同时,镍的加入有利于提高合金的韧性;钼有利于消除回火脆性以及提高合金的抗晶间腐蚀能力。根据文献资料<sup>[32]</sup>可知这两种元素对提高材料综合机械性能来说是不可多得的合金元素。为了控制合金成本,两者加入量之和不超过 3%。镍一般不超过 2%,钼不超过 1%。

硅、锰、硫、磷元素控制:硅元素含量控制在 0.30%~0.60%之间,锰元素含量控制在 0.40%~0.80%以内。硫、磷元素宜控制在 0.035%以下。

综上所述,低碳高合金钢合金的成分变化范围见表 2-1。

表 2-1 低碳合金钢的成分范围

元素	C	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	S	P
含量	0.15	7.0	1.5	0.60	0.30	0.40		
(wt%)	~	~	~	~	~	~	<0.035	<0.035
	0.30	10.0	2.5	0.80	0.60	0.80		

## 2.2 低碳合金钢的组织设计

为达到使用要求，所设计的低碳合金钢的组织为单相马氏体组织。因为马氏体组织首先为获得高硬度、高耐磨性提供了保证；其次，单相的组织也有利于提高合金的耐蚀性；板条为主的马氏体形态可以改善韧性，另外合金设计中添加的细化材料的元素，以及工艺设计中消除脆化因素的手段，都从多渠道提高了马氏体的韧性。

## 2.3 低碳合金钢的生产工艺

### 2.3.1 熔炼及铸造工艺

实验室工艺：原料为 20#、45#、铬铁、纯镍板、钼铁、纯铝（脱氧剂）等，根据低碳高合金钢的设计成分准确计算配料，适当考虑烧损余量。采用 ZGJL001-40-4 型真空感应熔炼炉熔炼合金。由于合金元素含量高，真空熔炼的条件下易出现严重的飞溅现象<sup>[33]</sup>，使得烧损严重，因此改用敞开式熔炼的方法，出炉前加适量脱氧剂，实验室小规模熔炼宜采用纯铝作脱氧剂，同时有细化晶粒作用<sup>[34]</sup>。浇铸完成的铸锭放到砂堆中缓冷。

实际生产中采用电弧炉或中频感应电炉熔炼，各元素配料成分也应充分考虑烧损余量。

### 2.3.2 热处理工艺

首先对铸锭进行 950℃2h 的退火处理。铸态组织虽然已经达到组织设计要求，为单相马氏体组织，但组织较粗大。退火能够进一步均匀组织，消除铸造应力。其退火曲线如图 2.1 所示。

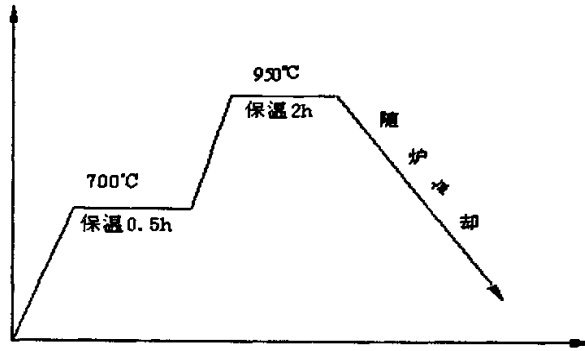


图 2.1 低碳合金钢退火工艺曲线

为了使低碳高合金钢达到性能要求，必须进行淬火。在确定淬火加热温度前，首先必须确定相变点的温度。根据经验公式<sup>[35]</sup>：

$$A_1 (^\circ\text{C}) = 723 - 664.5C - 26\text{Si} + 20\text{Cr} + 16\text{Mo} - 18\text{Ni} - 12\text{Mn}$$

$$A_3 (^\circ\text{C}) = 910 - 320C + 18\text{Si} + 5\text{Cr} + 14\text{Mo} - 14\text{Ni} - 10\text{Mn}$$

可计算出本次合金系的

$$A_1 (^\circ\text{C}) = 723.7^\circ\text{C}; A_3 (^\circ\text{C}) = 909.5^\circ\text{C}$$

为了进一步证实，我们用金相法测得  $A_1 (^\circ\text{C})$  在  $720^\circ\text{C} \sim 730^\circ\text{C}$  之间。这与经验公式计算的结果是非常吻合的。

最终确定的合金的淬火工艺及回火工艺曲线如图 2.2 所示。

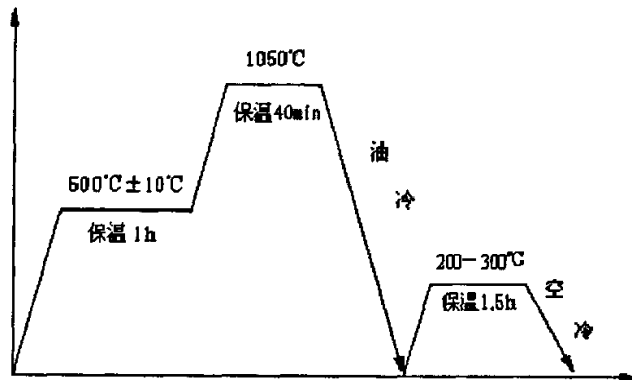


图 2.2 低碳合金钢淬火及回火工艺曲线



## 第三章 铬含量对低碳合金钢组织和常规性能的影响

冶金矿山湿式磨机衬板工作条件恶劣，既受具有较强酸碱度的矿浆的腐蚀，又受矿石和磨球的磨损，此外运动到一定高度落下的矿石与磨球对衬板也产生一定的冲击，因此可以说，衬板工作于冲击腐蚀磨损的条件下。这就要求材料具有很好的硬度、韧性和耐蚀性的配合，当然并不是要求这些性能都能达到高的水平，这也是不现实的，而是要根据实际工况设计出最佳的配合。在钢中铬是提高耐腐蚀性最有效的元素，前面的研究已指出，所研制的低碳高合金钢在酸性料浆中具有非常好的耐腐蚀性能<sup>[12]</sup>，那么如果将其中的铬含量降下来，低碳合金钢的组织 and 性能将有什么样的变化，变化的幅度如何，这就需要探讨铬含量对低碳合金钢组织和常规性能的影响。

### 3.1 铬元素在钢中的作用

#### 3.1.1 铬对钢的组织 and 热处理的影响

铬是缩小  $\gamma$  相区和形成  $\gamma$  相圈的合金元素，铬对临界点  $A_3$  和  $A_4$  有特殊的影响，与一般形成  $\gamma$  相圈的元素不同，当在铬含量时，随着铬含量的增加， $A_4$  点下降， $A_3$  点也随之下降。铬含量增加到 7% 时， $A_3$  点降至最低点  $830^\circ\text{C}$ ，铬含量再增加时， $A_4$  点继续降低， $A_3$  点却急剧升高，直至约含 12% 铬和  $1000^\circ\text{C}$  时， $A_4$  和  $A_3$  重合，形成封闭的  $\gamma$  相圈。由于  $A_3$  点的先降后升，使  $(\alpha+\gamma)$  两相区域分开成两部分。当铬大于 7.5% 或温度大于  $910^\circ\text{C}$  时，存在的  $(\alpha+\gamma)$  两相区系由含铬较低的  $\alpha$  固溶体与含铬较高的  $\gamma$  相互相平衡。

铬在钢中含量较高时，可以形成  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ， $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  以及  $\text{Cr}_2\text{C}_3$  型碳化物，这些碳化物的存在，有利于提高钢的耐磨性；含量较低时，铬会形成合金碳化物，如  $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ ， $(\text{Fe}, \text{Cr})_7\text{C}_3$ ，以及  $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$ 。

铬降低钢的马氏体转变点  $M_s$ ，其作用仅次于碳和锰，近于镍而大于钼。但应指出，如铬以碳化物存在于奥氏体中时，将相对的减少奥氏体中碳和铬的浓度，因而反将钢的  $M_s$  点提高。所以，真正对钢  $M_s$  点的升降起决定作用的是在淬火时，铬在奥氏体中实际存在的浓度。

铬可以提高钢的回火稳定性。它在这方面的作用介于钒和钼之间。也应指出，铬只有在淬火时已溶入奥氏体内时，才能发挥作用，若以未溶碳化物形式存在时，对钢的回火稳定性将不发生有利的影响。

#### 3.1.2 铬对钢的性能的影响

铬加入纯铁和钢中，在一定含铬量时，都能提高强度和硬度。钢中单独加入铬，对正火或调质后的理学性能虽有所改善，但作用不显著。因此，钢中在

加入铬的同时，还必须提高或加入其他的合金元素，如锰、钼等，才能显示出较好的性能。但需注意，铬是显著提高钢的脆性转变温度的元素。随着铬含量的增加，钢的脆性转变温度也逐步提高，对钢有不利的影响。

铬是具有钝化倾向的元素。因此，一定成分的铬加入钢中，使钢具有抗腐蚀性和抗氧化性的能力。其原因在于铬在钢中达到一定含量时可以在钢的表面形成钝化膜，从而延缓钢的腐蚀速度。钢中加入铬，在不含其他抗蚀元素的情况下，认为铬含量达到 12% 时，该钢即具有显著的抗硝酸腐蚀和抗氧化的能力。

从我国的资源情况和合理使用来考虑，应当尽量节约使用铬。因此，降低钢中铬的含量，来探讨铬对于钢的组织 and 性能的影响，就具有了较大的意义。

### 3.2 试验材料的制备及常规性能测试

#### 3.2.1 试验材料的制备

试验合金使用 20#，45#，铬铁，纯镍，钼铁，纯铝（脱氧剂）为原料，原料情况如表 3-1 所示。根据低碳合金钢的设计成分准确计算配料，并考虑烧损余量。在 ZGJL001-40-4 型真空感应熔炼炉中熔炼，由于合金元素含量高，真空熔炼的条件下易出现严重的飞溅现象<sup>[33]</sup>，使得烧损严重，因此采用敞开式熔炼的方法。熔炼温度为 1600℃，出炉前加适量铝作为脱氧剂。由于属于小规模熔炼，为提高成分均匀性，故采用钢模铸型，浇铸前铸型保温在 400℃。

表 3-1 试验原料主要成分

成分 (Wt%)	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	S	P
20#	0.20	—	—	—	0.50	0.22	<0.035	<0.035
45#	0.45	—	—	—	0.50	0.22	<0.035	<0.035
铬铁	0.45	60	—	—	—	—	—	—
钼铁	—	—	—	55	—	—	—	—
镍板	—	—	100	—	—	—	—	—
纯 Al	脱氧剂							

所得的三种铬含量的低碳合金钢，分别编号为 1#，2#，3#，1# 含铬量相对最低，2# 含铬量中等，3# 含铬量相对最高。其成分和能谱曲线分别如表 3-2 和图 3.1~3.3 所示。

表 3-2 三种铬含量的低碳合金钢的化学成分

材料	试样的化学成分 (wt%)							
	C	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	S	P
1#	0.21	3.0	2.0	0.7	<0.22	<0.5	<0.035	<0.035
2#	0.21	6.0	2.0	0.7	<0.22	<0.5	<0.035	<0.035
3#	0.21	9.0	2.0	0.7	<0.22	<0.5	<0.035	<0.035

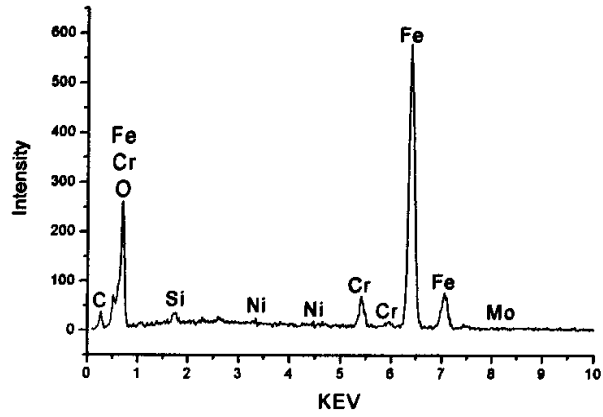


图 3.1 1# 试样能谱分析曲线

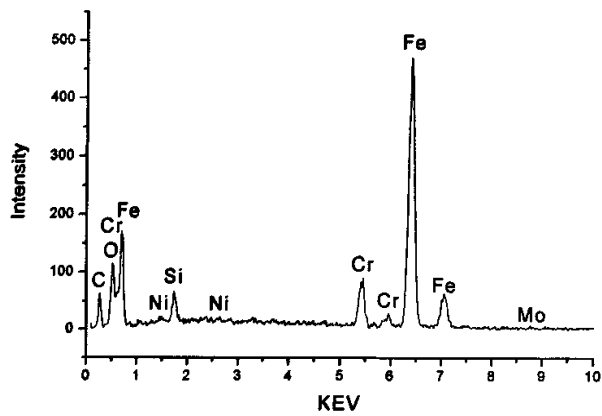


图 3.2 2# 试样能谱分析曲线

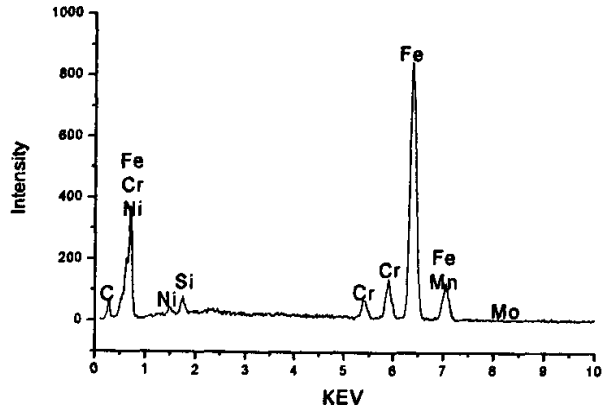


图 3.3 3# 试样能谱分析曲线

要达到所需要的性能，必须对钢热处理。为消除铸造过程中带来的成分偏析，首先对熔炼出来的钢退火，工艺为：650℃预热 1h 后，900℃保温 3h 空冷，然后线切割成 10mm×10mm×30mm，10mm×10mm×55mm，10mm×10mm×5mm 的试样若干。最后进行淬火回火处理，由于所得到的低碳合金钢中合金元素含量较高，为使合金元素在加热时充分溶入到奥氏体里，所采用的热处理工艺为：600℃×1h 预热，1050℃×0.5h 加热后油淬，再进行 250℃×3h 回火，得到最终试样。由于温度很高，为防止脱碳和减少氧化，用铸铁屑和木炭以 2:1 混合对试样加以保护<sup>[36]</sup>。

### 3.2.2 组织分析

采用 Olympus PME 型光学金相显微镜观察每种材料的退火态和淬火回火态金相组织，由于低碳合金钢有很好的耐蚀性，因此腐蚀剂选用了腐蚀性较强的氯化铁盐酸水溶液作金相腐蚀，配比为：氯化铁 5g，盐酸 50ml，水 100ml<sup>[37]</sup>。

### 3.2.3 常规性能测试

主要测定了三种与材料的冲击腐蚀磨损性能相关的常规性能，即硬度、冲击韧性以及均匀腐蚀性能，均采用未经磨损试验的试样。

每种材料的退火态和淬火回火态分别测定硬度和韧性，将 10×10×30mm 试样表面打磨平整以后在 HR-150 硬度计上测定 HRC 值，所用压力为 150N。每个试样测 4 个点，求得 HRC 的平均值。在 JB-300 摆锤式冲击试验机上测定 10×10×55mm 无缺口试样的  $a_K$  值，每种材料退火态与淬火回火态各测 4 个试样，采用的冲击功为 150J。

另取每种材料终态，即淬火回火态 10×10×5mm 薄片，用挂片失重法<sup>[38]</sup>测定均匀腐蚀速率。由于表面光洁度和应力状态可能对腐蚀性能产生较大影响

[39], 故薄片的所有表面经水砂纸粗磨后再细磨抛光, 随后用丙酮超声清洗并吹干, 使用精度为万分之一的电光分析天平称重, 记为原始重量  $M$ 。用丝线将薄片悬挂置于 pH 值为 2.5 的稀硫酸中, 共腐蚀 168h 后, 取出薄片清理腐蚀产物, 再按上述方法清洗称重, 得到新的重量  $m$ 。则均匀腐蚀的速度为:

$$V = (M - m) / St$$

式中,  $V$ —均匀腐蚀速率,  $\text{g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$ ;

$S$ —薄片总表面积,  $\text{m}^2$ ;

$t$ —腐蚀时间,  $\text{h}$ ;

得到的  $V$  值参照金属材料耐均匀腐蚀的十级标准<sup>[40]</sup> (表 3-3) 进行相互比较。

表 3-3 金属材料耐均匀腐蚀的十级标准

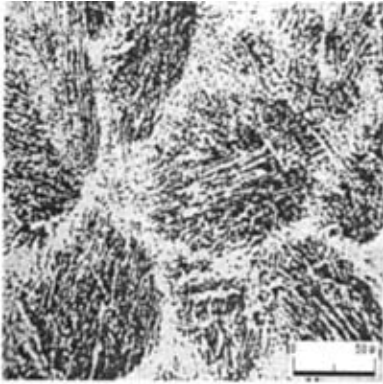
耐蚀性类别	腐蚀速度 $/\text{mm}\cdot\text{a}^{-1}$	失重 $/\text{g}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{h}^{-1}$						耐蚀等级
		铁基合金	铜及其合金	铝及其合金	钛及其合金	镍及其合金	钴及其合金	
I. 完全耐蚀	<0.001	<0.0009	<0.001	0.001	0.0012	<0.0003	<0.0002	1
II. 很耐蚀	0.001~ 0.005	0.0009~ 0.0045	0.001~ 0.0051	0.001~ 0.005	0.0012~ 0.0065	0.0003~ 0.0015	0.0002~ 0.002	2
	0.005~ 0.01	0.0045~ 0.009	0.0051~ 0.01	0.005~ 0.01	0.0065~ 0.012	0.0015~ 0.003	0.002~ 0.002	3
III. 耐蚀	0.01~ 0.05	0.009~ 0.045	0.01~ 0.051	0.01~ 0.05	0.012~ 0.065	0.003~ 0.015	0.002~ 0.01	4
	0.05~ 0.1	0.045~ 0.09	0.051~ 0.1	0.05~ 0.1	0.065~ 0.12	0.015~ 0.031	0.01~ 0.02	5
IV. 尚耐蚀	0.1~ 0.5	0.09~ 0.45	0.1~ 0.51	0.1~ 0.5	0.12~ 0.65	0.031~ 0.154	0.02~ 0.1	6
	0.5~ 1.0	0.45~ 0.9	0.51~ 1.02	0.5~ 1.0	0.65~ 1.2	0.154~ 0.31	0.1~ 0.2	7
V. 欠耐蚀	1.0~ 5.0	0.9~ 4.5	1.02~ 5.1	1.0~ 5.0	1.2~ 6.5	0.31~ 1.54	0.2~ 1.0	8
	5.0~ 10.0	4.5~ 9.1	5.1~ 10.2	5.0~ 10.0	6.5~ 12.0	1.54~ 3.1	1.0~ 2.0	9
VI. 不耐蚀	>10	>9.1	>10.2	>10.0	>12.0	>3.1	>2.0	10

### 3.3 铬含量对低碳合金钢组织及常规性能的影响

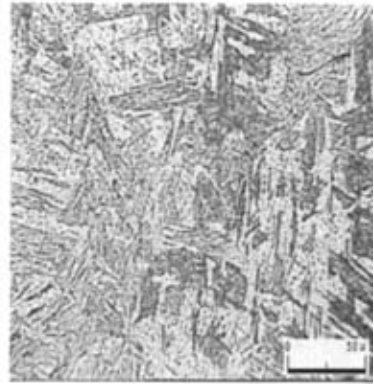
#### 3.3.1 铬含量对低碳合金钢组织的影响

1# 试样的退火态和淬火态的金相组织如图 3.4 所示, 其退火态的组织为先共析铁素体+珠光体, 铁素体呈网状分布在珠光体周围, 淬火回火态的组织为

单相板条马氏体。



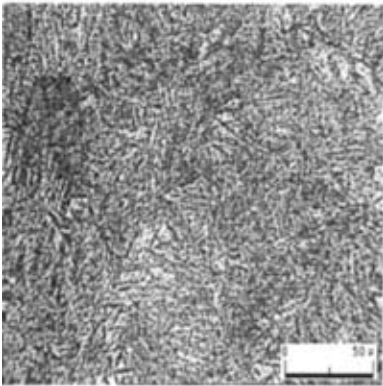
(a) 退火态组织



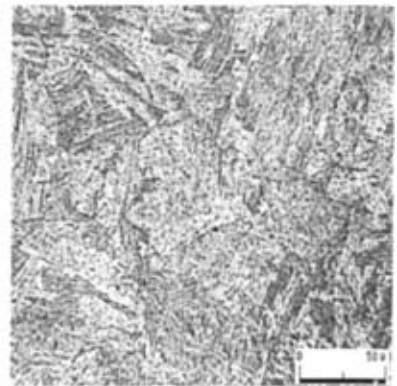
(b) 淬火回火态组织

图 3.4 1# 试样退火态和淬火回火态的金相组织

2# 试样的退火态和淬火回火态的金相组织如图 3.5 所示，因其铬含量相对于 1# 试样有所增加，有效地延长了奥氏体转变的孕育期，使得奥氏体发生转变的温度降低，从而使得到的组织更加细小，其退火态组织为少量先共析铁素体+屈氏体，铬使珠光体中碳的浓度及奥氏体中碳的极限溶解度减少，即使铁碳相图中的 S 点和 E 点向左方移动<sup>[1]</sup>，因而 2# 试样中先共析铁素体含量要比 1# 试样少。淬火回火态的组织为板条马氏体，相对于 1# 试样来说，其变化不明显。



(a) 退火态组织

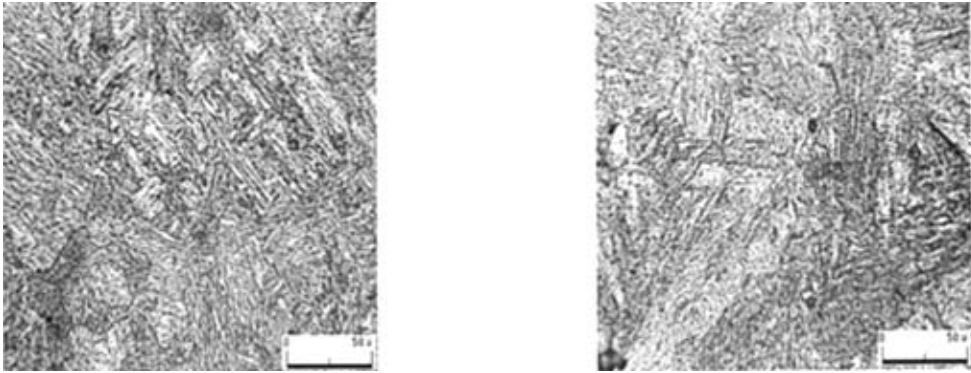


(b) 淬火回火态组织

图 3.5 2# 试样退火态和淬火回火态的金相组织

3# 试样的退火态和淬火回火态的金相组织如图 3.6 所示，其退火态和淬火回火态的组织均为单相板条马氏体。铬在铁内的扩散移动比较缓慢，同时铬也降低了碳的扩散速度，因此铬的出现降低了钢的临界冷却速度，从而增加了钢的淬透性。当钢中含铬量增大到一定程度时，其在较慢的冷却条件下也可以淬

透，3#试样在退火的条件下即得到完全淬透的马氏体组织，这说明炉冷时，其高的含铬量和其它合金元素的配合已使其冷速大于临界冷却速度。



(a) 退火态组织

(b) 淬火回火态组织

图 3.6 3# 试样退火态和淬火回火态的金相组织

### 3.3.2 铬含量对低碳合金钢硬度和冲击韧性的影响

三种试样的硬度测试结果如表 3-4 所示，从表中可以看出，在退火态下，随着铬含量的增加，低碳高合金钢的硬度也随之增加，但增加的幅度不明显，只有 1~2HRC。这是因为铬对于强化  $\alpha$  铁本来就是很弱的元素，当退火时，一部分铬又形成了碳化物，致使固溶于  $\alpha$  铁中的铬减少，所以退火后对于提高钢的强度就显得很弱。淬火回火态的硬度稍高于退火态，随着铬含量的增加，硬度值也逐渐增大。淬火回火后的硬度取决于其中的碳含量，铬在淬火时溶入奥氏体中，从而提高了钢的回火稳定性<sup>[1]</sup>，低碳合金钢中铬含量越大，推迟钢回火转变的程度越大，过饱和马氏体中析出的碳越少，因而其硬度越大。

表 3-4 不同含铬量的低碳合金钢的退火态和淬火态硬度值

试样号	硬度 HRC									
	退火态				平均值	淬火回火态				平均值
1#	39.8	40.1	40	41.3	40.3	44	42.2	42	44	43
2#	42	42.4	43.6	43	42.8	44	44	44.8	45	44.5
3#	44	44.5	44.2	45	44.4	48	50	50	51	50

三种试样的冲击韧性测试结果如表 3-5 所示，从表中可以看出，在退火态下，随着铬含量的增加，低碳高合金钢的冲击韧性先增加后又减小。冲击韧性表示的是材料在冲击载荷作用下抵抗破坏的能力。材料的冲击韧性越大，表明材料在断裂前吸收的能量越多。2#试样相对于 1#试样，其组织得到了明显的细化，从而使得断裂前有更多的能量被吸收，结果使冲击韧性得以改善。而 3#试样相对于 1#和 2#试样，其组织转变为马氏体，其中过饱和的含碳量加大了钢的畸变能，因而其冲击韧性有所下降。淬火回火后，一方面，冲击韧

性值相对于退火态有所增大，这是因为碳化物在钢中重新溶解，从而减轻了钢中铬的碳化物分布的不均匀性，使得冲击韧性得以改善。另一方面，随着铬含量的增大，低碳合金钢的冲击韧性下降，这与铬含量对低碳合金钢硬度的影响机理是一致的。

表 3-5 不同含铬量的低碳合金钢的退火态和淬火态冲击韧性值

试样号	冲击韧性 $\alpha_K/J.cm^{-2}$									
	退火态				平均值	淬火回火态				平均值
1#	82	88	100	105	94	133	135	139	142	137
2#	97	103	108	116	106	110	113	119	118	112
3#	83	91	75	83	83	86	97	90	86	90

### 3.3.3 铬含量对低碳合金钢均匀腐蚀性能的影响

淬火回火态下，三种试样的均匀腐蚀失重对比如表 3-6 所示。从表中可以看出，随着低碳合金钢中铬含量的提高，低碳合金钢的均匀耐腐蚀性增加，耐蚀级别从 10 级增到 6 级，铬可以提高钢的耐腐蚀性能，其原因在于铬在钢中达到一定含量时可以在钢的表面形成钝化膜，文献<sup>[26]</sup>指出，并非是 Fe-Cr 合金钝化膜中的铬含量的绝对值要达到一定值，而是 Cr/Fe 比须达到一定值，才能使膜的结构与成分发生变化，形成一层致密的有效保护膜。随着低碳合金钢中铬含量的增加，膜中 Cr/Fe 比越高，材料的耐蚀性越好。在钝化过程中，铁大量溶解而氧不断与材料表面发生反应，铬从基体向表层不断扩散，铬与氧的亲合力大于铁与氧的亲合力，在氧含量一定时，铬优先与氧结合，尽管铁也向外扩散，但铁的扩散速度小于其溶解速度。除了铬以外，镍和铝对铁的钝化性能也有良好的影响，可以不同程度地扩大钝化区，增强钝化性能。

表 3-6 三种钢的均匀腐蚀失重数据

试样号	腐蚀速率 / $g.m^{-2}.h^{-1}$				耐蚀级别
	1	2	3	平均值	
1#	9.1840	9.6837	9.0813	9.3163	10
2#	6.7222	6.6997	6.9167	6.7795	9
3#	0.2198	0.2066	0.2310	0.2191	6

### 3.4 本章结论

1. 铬含量对低碳合金钢的组织转变有较大影响。当铬含量为 3% 时，低碳合金钢退火态组织为先共析铁素体加珠光体，当铬含量为 6% 时，低碳合金钢退火态组织为少量先共析铁素体加屈氏体，当铬含量为 9% 时，低碳合金钢退火态组织即为单相板条马氏体；经淬火回火后，三种铬含量的低碳合金钢



的组织均为单相板条马氏体。

2. 随着铬含量的提高，低碳高合金钢退火态和淬火态的硬度均随之增加，但增加的幅度不明显。其冲击韧性在退火态下，先增大后又减小，淬火态下，冲击韧性随铬含量的增加而下降。
3. 随着低碳合金钢中铬含量的提高，低碳合金钢的均匀耐腐蚀性增加，耐蚀级别从 10 级增到 6 级。

## 第四章 铬含量对低碳合金钢冲击腐蚀磨损行为的影响

近些年来,人们对金属的腐蚀磨损进行了一些研究,并取得了进展,从而丰富了腐蚀磨损理论,为合理选材提供了依据,但对冲击腐蚀磨损却较少有报道。冲击腐蚀磨损过程是非常复杂的动态过程,它涉及的外部因素包括冲击力,相对运动形式,介质的成分、浓度、温度以及表面状态等;内部因素包括金属材料的成分,组织结构和力学性能以及材料的表面状态等。M Pant 等指出冲击速度,粒子半径,温度和冲击角度对于材料的破坏程度有重要的影响<sup>[41]</sup>。T.W.Chenje 等研究了在球磨机中腐蚀磨损的作用,指出同磨粒磨损相比,腐蚀因素在不含碳化物的环境中对磨损的作用是不重要的,其作用小于 15%<sup>[42]</sup>。Harry H 等指出在所实验的粒子尺寸范围内,随着粒子尺寸的增加,材料的磨损率增大。矿浆中粒子的流动速率以及密度对材料的磨损有很大的影响<sup>[43]</sup>。M. Divakar 等研究了表面的硬度对于 AISI316 冲蚀性能的影响,结果指出当材料具有足够的韧性时,随着硬度的增加,材料的抗冲蚀性能增加。冲蚀率随着冲蚀速度增加而增加,随着温度的增加而降低<sup>[44]</sup>。A.Toro 等研究了表面渗氮马氏体不锈钢在海水石英砂介质中腐蚀磨损性能,研究结果认为主要的磨损机理为微观切削以及第二相粒子的剥落<sup>[45]</sup>。

对于冶金矿山湿式球磨机衬板,它既受冲击,又受腐蚀和磨损,冲击会起到加速腐蚀和磨损的作用。材料在冲击力的作用下产生疲劳微裂纹,腐蚀介质会深入到亚表面,促使裂纹扩展而加速剥落。李卫等<sup>[46]</sup>对于湿式研磨铝矿低铬铸铁磨球的失效分析结果中指出:冲击磨损产生的应力会加速碱脆裂纹的萌生与扩展。在文献<sup>[47]</sup>中又指出:随着热强碱腐蚀时间的延长,高锰钢的冲击韧度明显降低,碱脆开裂是造成高锰钢冲击韧度下降的主要原因。

在金属的冲击腐蚀磨损过程中,以磨损为主还是以腐蚀为主,人们有很大的分歧。文献<sup>[48]</sup>对冲击磨损失效行为的研究结果指出:冲击磨损表层形成了两个特征区域,即白层和形变层。白层实质上是冲击表层的强烈形变区,白层导致材料失效。在实验基础上,提出了白层诱发失效的两种模型:剥层失效和剥落失效模型。张保法<sup>[49]</sup>等研究了白层组织对材料磨损性能的影响,指出:高能冲击磨损过程中表层材料不但由于剧烈的塑性变形和切削造成磨损,而且还因为产生了独特的表层和亚表层的白层组织,表面白层和亚表面白层都具有非常细小的亚晶粒。在冲击过程中易于诱发产生裂纹,从而加剧材料的磨损流失。但以上实验中白层都是在高能冲击下看到的,至于在低能冲击下是否会出现白层报道很少。

除了理论研究之外,对于一些典型金属的冲击磨损的研究已成为重点。任旭芳<sup>[50]</sup>研究灰口铸铁在海水和沙粒作用下的腐蚀特征中指出:在海水和沙粒的共同作用下,有冲击波造成的局部高应力,作用在铸铁表面产生塑性变形,导

致局部硬化，当冲击波不断作用时，反复的硬化和软化导致材料疲劳，出现表面层状脱落。蒋业华<sup>[51]</sup>对于不同冲击角度对下 30%左右的 WC/铁基表面复合材料的冲蚀磨损性能进行了探讨。结果表明，复合材料的体积磨损率随冲击角的增大先增大,然后减小,最后又不断增大,分别在 50°和 70°处出现波峰和波谷。冲蚀浆料中固体粒子对试样表面的作用可以分解为平行于试样表面的切削作用和垂直于试样表面的冲击作用,其相互协同作用影响了复合材料冲蚀磨损性能。上官宝<sup>[52]</sup>采用 MLD-10 型动载磨料磨损试验机研究了以 ZG25 为基体的高铬铸铁铸渗层在小能量冲击下 0.2J 的磨损性能，结果表明：铸渗层的磨损失效形式以疲劳磨损和磨粒磨损为主。贾利晓<sup>[53]</sup>采用传统的铸渗工艺在铸钢件表面制备了钨铬复合层，采用 MLD-10 型动载磨料磨损试验机研究了试验条件对表面复合材料冲击磨损性能的影响。结果表明：钨铬复合渗层的磨损率随铬铁含量的升高先降低后升高，随 WC 含量的增加而降低,随冲击功的增大先减小后增大；而其磨损机制为塑性变形和剥落。陈颜堂<sup>[54]</sup>等研究了空冷贝氏体钢的冲击磨损行为。结果表明，冲击磨损失重是由于表面疲劳裂纹的萌生与扩展产生表面疲劳剥落所致。

以上皆为实验室单一实验条件下的研究，缺乏对实际工况的模拟。同时，材料的磨损机理尚存在争论，国内对此研究较少。所以对此开展更为深入的研究，具有很高的学术和应用价值。

#### 4.1 试验材料及试验方法

##### 4.1.1 试验材料

冲击腐蚀磨损的试验所用的材料为前面制备的不同含铬量的低碳合金钢，原料经熔炼浇铸热处理后，线切割成 10mm×10mm×30mm 的长条试样若干，最后经 400# 和 600# 砂纸打磨即可，其主要参数如表 4-1。

表 4-1 三种含碳量的低碳合金钢基本参数

试样号	Cr/wt%	热处理状态	HRC	$\alpha_k/J.cm^{-2}$	耐蚀级别	组织
1#	3	淬火回火	43	137	10	板条马氏体
2#	6	淬火回火	44.5	112	9	板条马氏体
3#	9	淬火回火	50	90	6	板条马氏体

##### 4.1.2 试验方法

冲击腐蚀磨损试验在改进的 MLD-10 型冲击腐蚀磨损试验机上进行（图 4.1），试验机冲击频率为 200 次/min。上试样即为待测材料，用线切割方法加工成 10×10×30mm 的条块，安装在冲锤上，试验时随冲锤作上下往复运动，冲击下试样，这是对实际工况中冲击因素的模拟。下试样为淬火处理过的 GCr15

钢。冲击面间始终存在一层酸性铁矿石料浆，这是对实际工况中腐蚀和磨粒磨损的模拟，此外，由于冲锤和滑道之间存在一定的间隙，因此冲锤下落时会有少量横向位移，这也为滑动摩擦磨损创造了条件。从目前对磨料的研究来看，用一定范围磨料特性的矿石进行试验，可以有效的定性评价材料的耐磨性，且实际工况中的磨料主要也是矿石；相反，使用特性过于严酷的磨料可能造成假象，因此本试验就选择了与实际工况相近的铁矿石酸性矿浆作为料浆，用 pH≈2.5 的硫酸水溶液与 6~10 目的铁矿石配制而成，1.2J 冲击功下所用的铁矿石为赤铁矿，其硬度为 550~630HV，2.0J 冲击功下所用的铁矿石为褐铁矿，其硬度为 400HV。

考虑到试验中矿石的破碎和粒度变化以及酸度的减弱，可能使材料的磨损行为发生很大变化，因此每隔半小时更新料浆一次，同时调整 pH 值到 2.5 左右。试验中的冲击功由冲锤的重量和下落高度共同决定，由于冲锤整体重量一定，因此可以通过改变落差来调整冲击功大小。

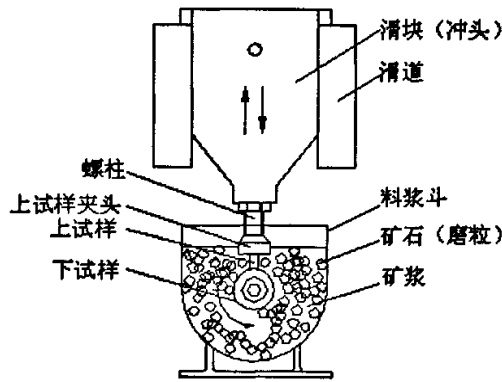


图 4.1 冲击腐蚀磨损试验装置示意图

每次试验前在超声波清洗机中用丙酮和酒精清洗试样，随后即时干燥，用精度为 0.00001g 的分析天平称重，得到初始质量  $W_0$ ，然后将试样装机，进行冲击腐蚀磨损试验，每种材料共做 5 种时长的试验，分别为 2h、4h、6h、8h、12h，每种时长各做 3 个试样，将冲击腐蚀磨损后的试样在超声波清洗机中用丙酮和酒精清洗后，吹干，再用精度为 0.00001g 的分析天平称重，得到磨损后质量  $W_i$ ，计算各时间段的失重  $\Delta W_i = W_0 - W_i$ ，取  $\Delta W_i$  的平均值来衡量材料的抗冲击腐蚀磨损性能。采用 Hitachi-X-650 扫描电镜观察清洗干净的冲击腐蚀磨损表面的 SEM 形貌，用 Olympus PME 型光学显微镜观察垂直于磨面的表层及亚表层的状态变化，并用 MH-3 型显微硬度计测定表层硬度梯度变化（起始点距表面 50 $\mu$ m，以后每隔 50 $\mu$ m，每点测量三次），进而分析冲击腐蚀磨损的机理。

## 4.2 冲击腐蚀磨损试验结果

在模拟工矿条件和不同的冲击功（分别为 1.2J、2.0J）下，对三种铬含量的低碳合金钢进行了冲击腐蚀磨损性能的研究。它们的冲击腐蚀磨损失重与冲击腐蚀磨损时间的关系如图 4.2~4.3 所示。

### 4.2.1 1.2J 下三种铬含量的低碳合金钢冲击腐蚀磨损试验结果

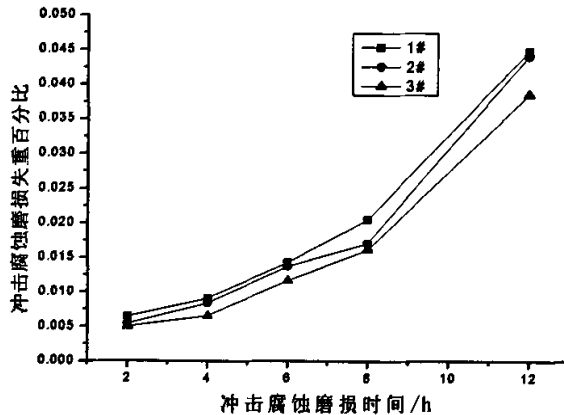


图 4.2 在铁矿石酸性矿浆中冲击功 1.2J 下三种钢的磨损失重与磨损时间的关系曲线

从图 4.2 来看，在铁矿石酸性矿浆中，冲击功为 1.2J 时，三种含铬量的低碳合金钢的失重均随时间的延长而增大。作为衬板材料使用的低碳合金钢，不仅要求高的硬度，更重要的是要有硬度和韧性的配合，而且要有一定的耐蚀性，随着含铬量的增加，低碳合金钢的冲击腐蚀磨损失重量减少，从表 4-1 来看，1# 试样虽然韧性较高，但其硬度较低，而且耐蚀性较差，难以阻挡矿石的凿削，因此其失重量最大，2# 试样的硬度、韧性与耐蚀性处于 1# 和 3# 试样之间，其失重量也处于两者之间，3# 试样的失重量最小，说明其硬度、韧性与耐蚀性的配合要优于 1# 和 2# 试样。在相同的时间段内，随着时间的延长，1# 试样失重曲线接近抛物线状，说明材料的失重量可能呈指数增长，失重率较大。2# 试样的磨损曲线和 1# 试样类似，但要比 1# 试样平缓一些。3# 试样的冲击腐蚀磨损曲线不同于 1# 和 2# 试样，大致可以分为三个阶段，2h~4h 为稳定磨损阶段，4h~8h 为加速磨损阶段，8h~12h 为剧烈磨损阶段，也就是说 3# 试样的冲击腐蚀磨损的过程是个逐步失重的过程。

### 4.2.2 2.0J 下三种铬含量的低碳合金钢冲击腐蚀磨损试验结果

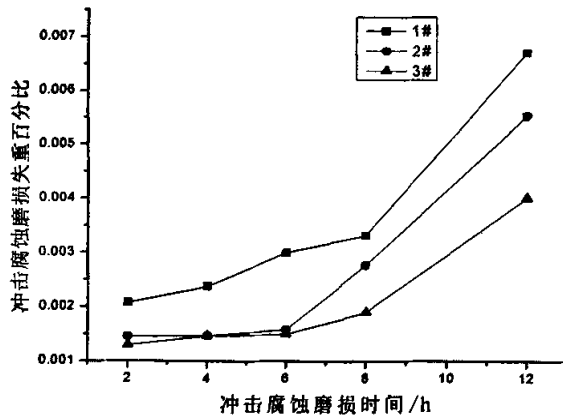


图 4.3 在铁矿石酸性矿浆中冲击功 2.0J 下三种钢的  
磨损失重与磨损时间的关系曲线

从图 4.3 所示的曲线中看出，和图 4.2 一样，在相同的时间段内，随着铬含量的增加，3 种低碳合金钢的失重随之增大，这与 1#，2#，3# 试样硬度、韧性和耐蚀性的搭配是分不开的，但是不同的是，图 4.3 所示的曲线中，对 1# 试样来说，其失重曲线，从一开始磨损就呈现出上升的趋势，而 2# 和 3# 试样在前 6 个小时内的失重曲线还是比较稳定的，说明 1# 试样的失重速率要大于 2# 和 3# 试样，而后 3 种试样的失重都随时间的延长而增大。

从图 4.2 和图 4.3 来看，2.0J 下试样的冲击腐蚀磨损失重量低于 1.2J，这并不说明冲击功增大，反而引起试样的失重量下降，而是由于试验条件所限，当冲击功为 1.2J 时，所用的矿石的硬度明显高于 2.0J 时所用矿石的硬度，从试验数据上来看 1.2J 下的冲击腐蚀磨损失重量大约为 2.0J 下的 9 倍，这也反映出浆料的特性在冲击腐蚀磨损过程中起到了重要的作用。

冲击功 1.2J 和 2.0J 下，当试样冲击到 12h 以后，材料的失重速率都明显增大，说明这个时间段内材料的冲击腐蚀磨损机理可能发生了较大的变化。

### 4.3 冲击腐蚀磨损机理分析

#### 4.3.1 1.2J 下三种铬含量的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理

##### 4.3.1.1 1.2J 下低铬含量的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理

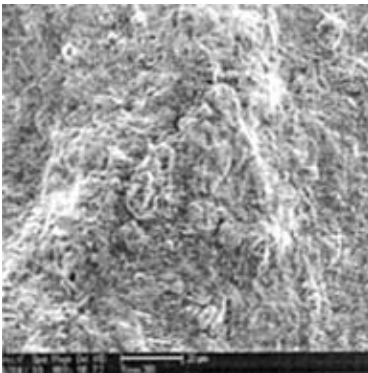
图 4.4 (a) ~ (e) 分别是冲击功 1.2J 下 1# 试样在铁矿石酸性矿浆中经过五个时间段冲击腐蚀磨损后的表面形貌。从图中观察，2h 时磨面主要以压入坑和挤出棱为主。冲击磨损试验时，上试样周期性地冲击旋转的下试样，上下试样之间有一层流动的磨料，其为赤铁矿，硬度为 550~630HV，而且具有尖锐的棱角，而 1# 试样板条马氏体的硬度在 420HV 左右，在冲击的过程中，难以抵挡矿石的压入。硬的磨料在冲击力的作用下压入金属表面，形成凿削坑，并

将坑内金属挤出发生塑性变形，形成挤出棱。磨粒在材料表面的作用力可分为法向力和切向力这两个分力。法向力使磨粒压入表面，在表面形成压痕；切向力使磨粒向前推进，当磨粒的形状与方向适当时，磨粒如同刀具一样，在表面进行切削而形成切屑。从材料的表面形貌来看，出现更多的是压入坑，而切削的特征很少，因此矿石在此种条件下更多的受到了压应力的作用而促使试样表面发生塑性变形，因此 1# 试样在试验初期的冲击腐蚀磨损机理为微观切削机理。

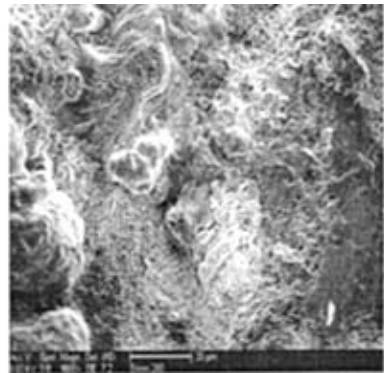
当冲击腐蚀磨损的时间达到 4h 时，试样表面出现了一定数量的腐蚀坑，且腐蚀坑多出现在挤出棱或是凹坑的边缘，这是因这些部分的位错堆积和应力集中严重，化学位比基体高<sup>[34]</sup>，在电化学腐蚀过程中，这些部位将成为阳极而其余部位成为阴极，构成所谓“应变差电池”，当腐蚀发生后材料的表面即会变得疏松，这样在外加冲击力的作用下，表层就容易产生出裂纹，在外加应力作用下，金属中已形成的裂纹的尖端是三向拉应力区，因而氢原子易于向裂纹尖端区域聚集，氢原子一般偏聚在裂纹尖端塑性区和弹性区的界面上，当偏聚浓度再次达到临界值时，便使这个区域明显脆化而形成新裂纹<sup>[55]</sup>。

6h 的磨损表面出现了更多的凿削坑，坑的周围发生了较大的塑性变形，这显然是大量矿石挤入材料表面的结果。当磨损达到 8h 时，从图 4.5 来看，材料的表面硬度为 650HV，因此矿石在此时很难再压入到表面，而是在切应力的作用下沿材料的表面滑动，使得 1# 试样的表面出现很多犁沟，从犁沟周围的形貌来看，一部分材料被切削而形成了切屑，而大部分则未被切削而在塑变后被推向两侧或前缘，随着时间的延长，堆积在犁沟前缘或是两侧的材料，当受到随后的磨料作用时，可能把被重新压平，也可能遭到再一次变形，如此反复塑变，导致材料的加工硬化层终于剥落而成为磨屑。

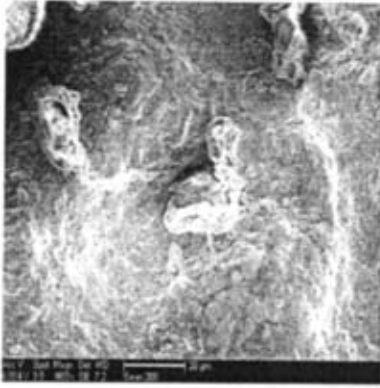
当磨损达到了 12h，材料的表面出现了较大面积的剥落，正是这些大面积的剥落造成了 12h 时材料失重量的明显增加。



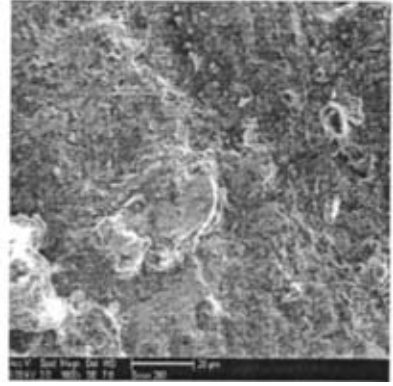
(a) 2h



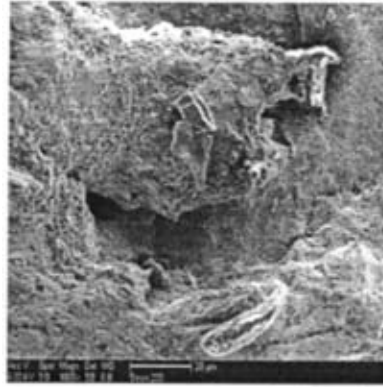
(b) 4h



(c) 6h



(d) 8h



(e) 12h

图 4.4 冲击功 1.2J 下 1# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌

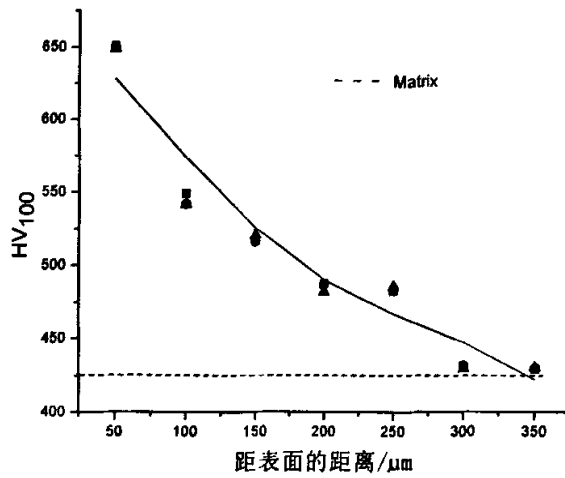
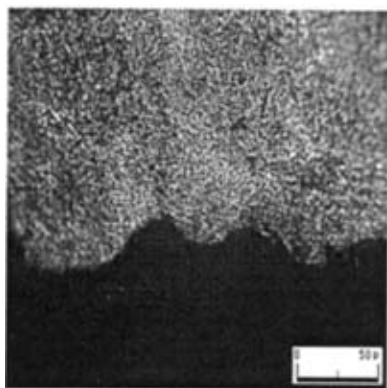


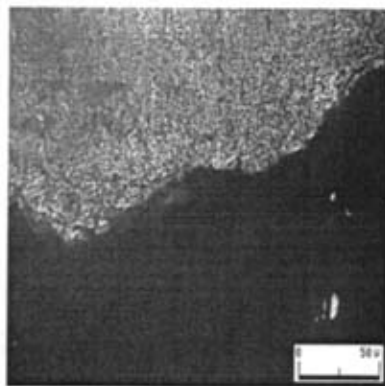
图 4.5 1.2J 冲击功下 1# 试样的 8h 的表层硬度梯度



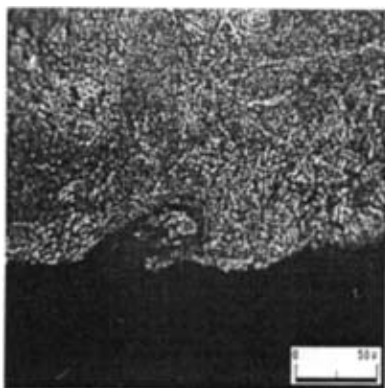
从垂直于磨损面的金相照片（图 4.6）可以看出，2h 时表面即起伏不平，这是矿石压入表面的痕迹，4h 时在亚表层有部分区域有裂纹出现，这应该是表层裂纹扩展的结果。6h 时亚表层出现的压坑正是矿石凿削的结果，这和表层的形貌是一致的。8h 材料的流失主要集中于表面，因此其亚表层较为平整。而当时间延长到 12h 时，在其亚表层出现了一块即将脱落的材料，经过较长时间的磨损后，此时磨料和试样接触区形成的循环应力可能已经超过材料的疲劳强度，从 1# 试样 12h 的硬度数据来看（图 4.7），材料并未发生较为明显的加工硬化，表层硬度和心部硬度相差无几，这样裂纹就不会在表层硬化层和心部的交界处萌生。由于矿石与下试样之间存在滚动和滑动，试样表面受到剪应力和压应力的共同作用，而对于滚动加滑动的疲劳磨损，微裂纹易在表面上产生，其萌生阶段大于扩展阶段，断口较暗<sup>[19]</sup>，因此经过 12h 长时间的冲击腐蚀磨损后 1# 试样的冲击腐蚀磨损机理已转变为变形疲劳磨损机理。



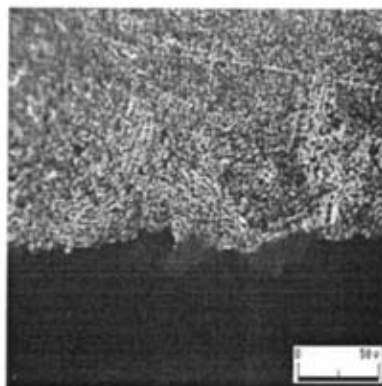
(a) 2h



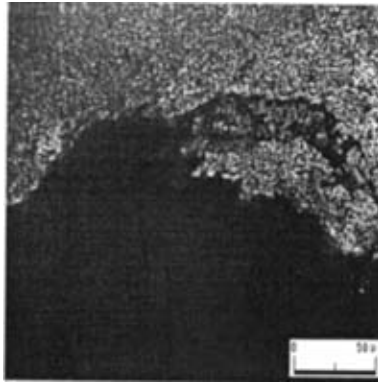
(b) 4h



(c) 6h



(d) 8h



(e) 12h

图 4.6 冲击功 1.2J 下 1# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组织

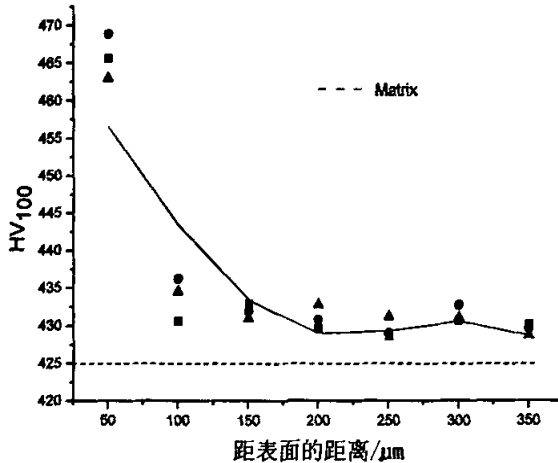


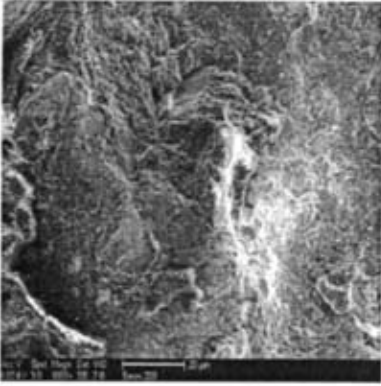
图 4.7 1.2J 冲击功下 1# 试样的 12h 的表层硬度梯度

因此，1# 试样的冲击腐蚀磨损机制为：开始阶段为微观切削机理，而后是腐蚀与磨损的交互作用造成的磨损，最后演变为变形疲劳磨损。

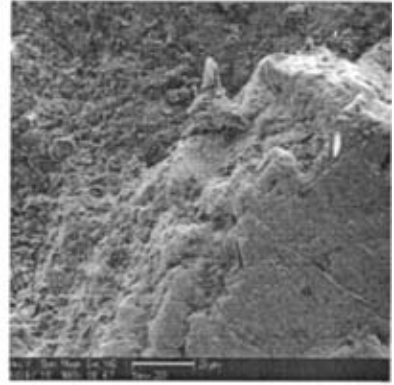
#### 4.3.1.2 1.2J 下中铬含量的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理

图 4.8 (a) ~ (e) 分别是冲击功 1.2J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中经过五个时间段冲击腐蚀磨损后的表面形貌。从图中观察，图 4a 和图 4b 的磨面上出现主要以微切削痕迹为主，这是因为 2# 试样的硬度较 1# 有了稍许提高，因此能够有效压入表面的矿石比例下降，而更多的矿石在切向应力的作用下，倾向于发生横向移动而对材料的表面的切削。当冲击时间的延长到 6h 时，从图 4.9a2# 试样 6h 的硬度梯度分布来看，近表层处发生了加工硬化，硬度最高

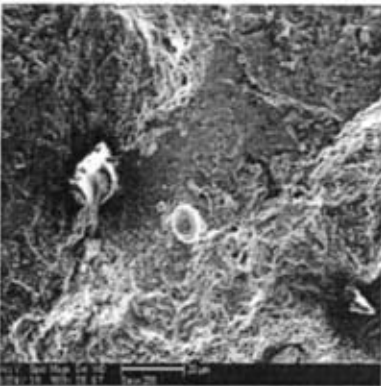
已达 580HV，此时材料表层塑性耗尽，脆性增加，磨粒对表面的反复辗压使得在硬化层和非硬化层的交界处形成裂纹，裂纹扩展至表面时即造成了材料的剥落，从 6h 试样表面形貌来看，局部已经发生浅层剥落，并且在剥落处有裂纹出现。已经剥层的区域由于出现了新的表面，因此再次为塑性变形创造了条件，这就是在冲击 8h 后再次出现多次塑变特征的原因。当磨损时间增加到 12h 时，表面上有很多即将脱落的磨屑，从图 4.9b 的表层硬度分布来看，此时材料发生了一定程度的加工硬化，经过加工硬化的材料难以抵挡冲锤和矿石的共同冲击力，最终从基体上剥落下来成为磨屑，这和 1# 试样经过 8h 磨损后的机理是一致的，相对于 1# 试样来说，2# 试样的硬度增加，韧性下降，这样在冲击腐蚀磨损的过程中，大部分的材料被推向犁沟的两侧，并未从基体上脱落下来，所以 2# 经过了更长的时间才在表面上出现了磨屑。



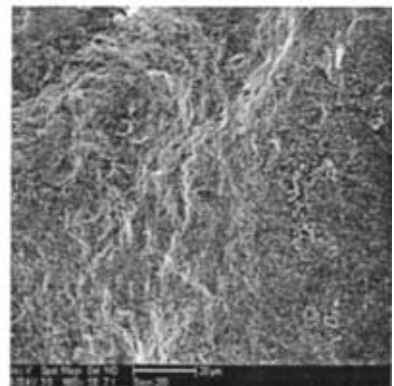
(a) 2h



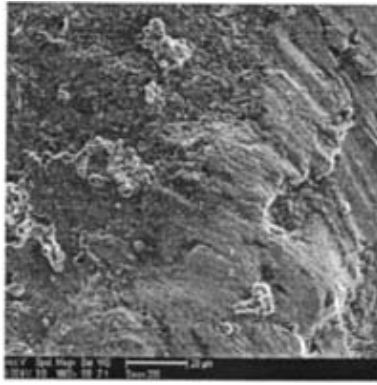
(b) 4h



(c) 6h

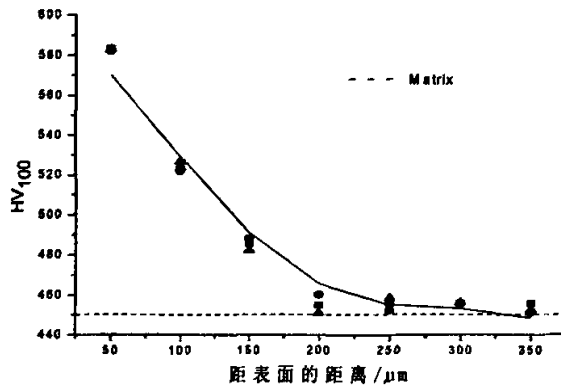


(d) 8h

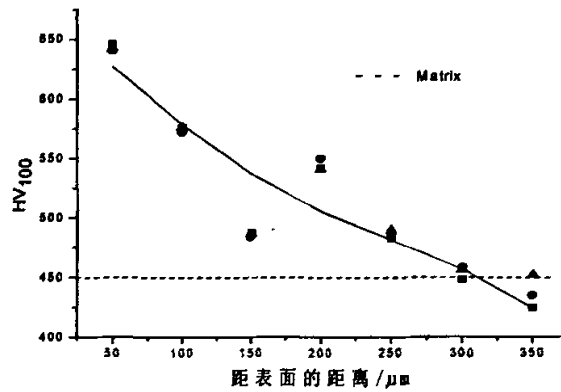


(e) 12h

图 4.8 冲击功 1.2J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌



(a) 6h

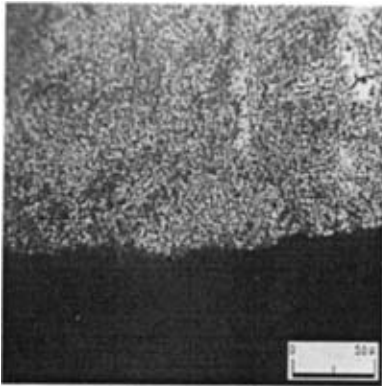


(b) 12h

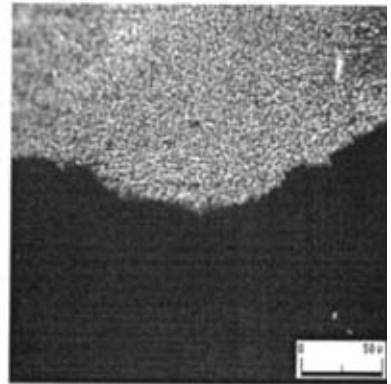
图 4.9 1.2J 冲击功下 2# 试样的 6h 和 12h 的表层硬度梯度

2# 试样的磨损亚表层的光学金相照片如图 4.10 所示，2h 时亚表层的磨面要比 1# 试样比较平整，因此失重量也小于 1# 试样，4h 时亚表面为起伏不平的轮廓，这是多次塑变的结果。6h 在表层附近区域出现了微裂纹，这显然是因为材料的表面发生了一定的加工硬化导致表面变脆的缘故。当冲击时间达到 12h 时，材料在表面发生流失，因此亚表层没有出现裂纹，只是在磨屑去除后留下了一些凹坑。

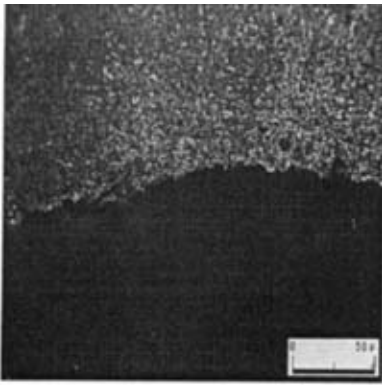
因此，2# 试样的冲击腐蚀磨损机制为：开始阶段为以微观切削为主，而后为累积变形引起的材料的浅层剥落，最后转变为多次塑变机制。



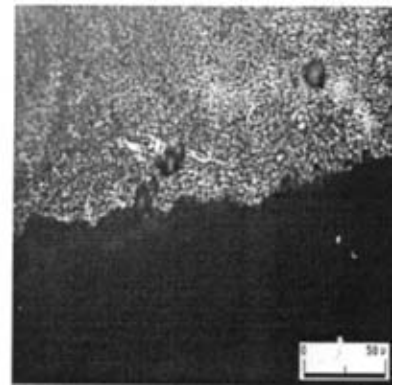
(a) 2h



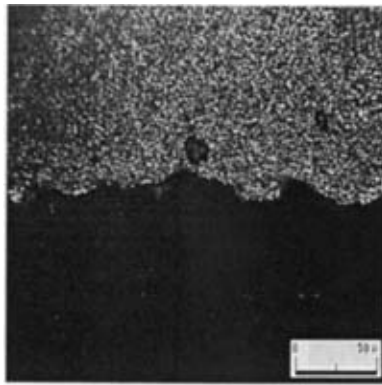
(b) 4h



(c) 6h



(d) 8h

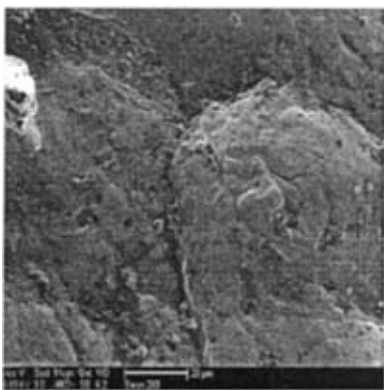


(e) 12h

图 4.10 冲击功 1.2J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组织

#### 4.3.1.3 1.2J 下高铬含量的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理

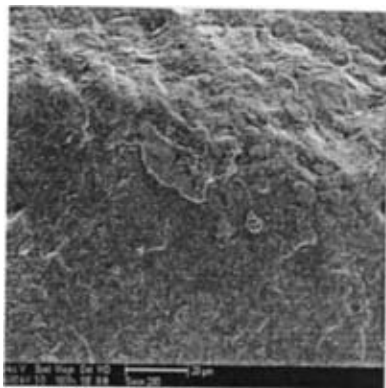
图 4.11 (a) ~ (e) 分别是冲击功 1.2J 下 3# 试样在铁矿石酸性矿浆中经过五个时间段冲击腐蚀磨损后的表面形貌。从图中观察, 3# 试样的表面要比 1# 和 2# 试样平整得多, 犁沟在磨面中占了绝大部分, 但其深度较浅, 对于 3# 试样来说, 磨粒滑过其表面时, 由于材料良好的硬度和冲击韧性的配合, 而很难形成磨屑, 磨粒只能把材料推向两边或是前方, 而形成塑变脊或是塑变楔。当试验时间增加时, 可以看到犁沟的数量有所增加, 在局部区域也发现了突起材料堆积, 并未出现任何剥落的痕迹。直到磨损至 12h 时, 才由于磨屑的去除而使得磨损表面凹凸不平。



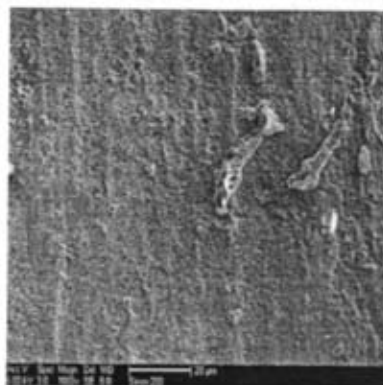
(a) 2h



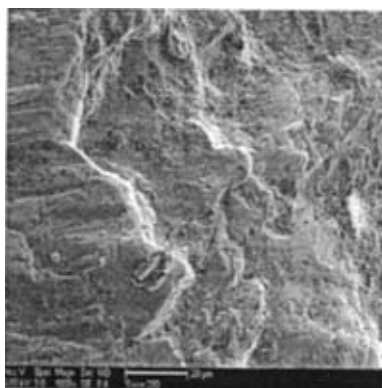
(b) 4h



(c) 6h



(d) 8h

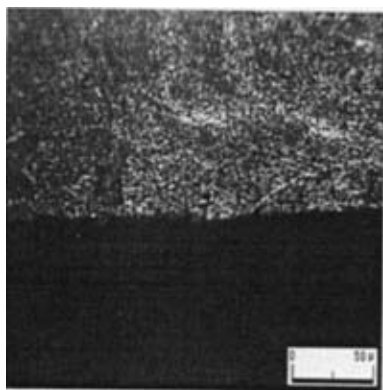


(e) 12h

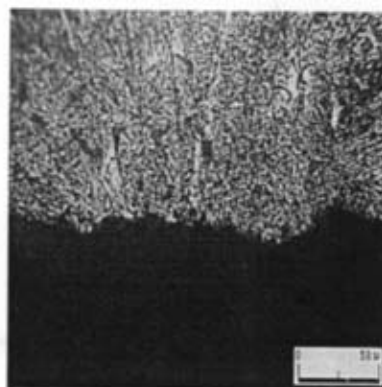
图 4.11 冲击功 1.2J 下 3# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌

从垂直材料表面亚表层的形貌来看（图 4.12），3# 试样的亚表层在冲击腐蚀磨损前 4 个时间段内，亚表层看起来都比较平缓，也没有裂纹出现，这说明在冲击腐蚀磨损的过程中，矿石和矿浆对 3# 试样的破坏程度很小，磨料只能使其表面变形，而很难使其发生材料的去除，这正是其失重量低于 1# 和 2# 试样的原因。在 12h 后在材料亚表层发现了即将脱落的片状磨屑，从其硬度分布曲线来看(图 4.13)，材料表层已经发生了加工硬化，但是硬化层较浅，因此磨屑只在材料表面不远处出现。

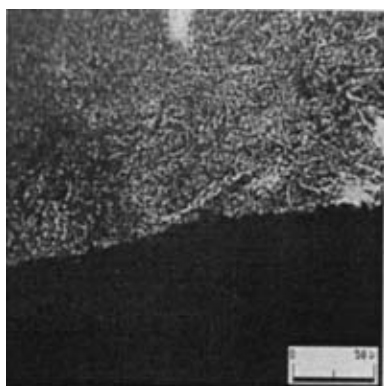
因此，对于 3# 试样来说，冲击腐蚀磨损机制为多次塑性变形机理。



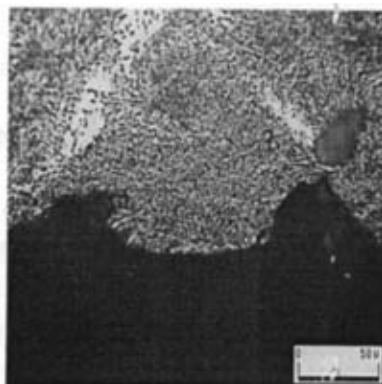
(a) 2h



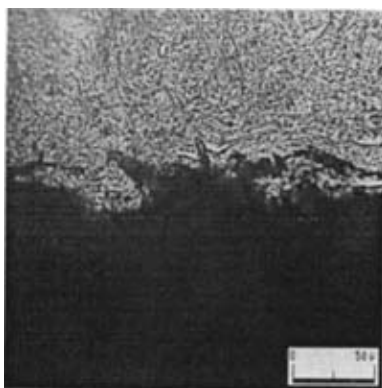
(b) 4h



(c) 6h



(d) 8h



(e) 12h

图 4.12 冲击功 1.2J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组织



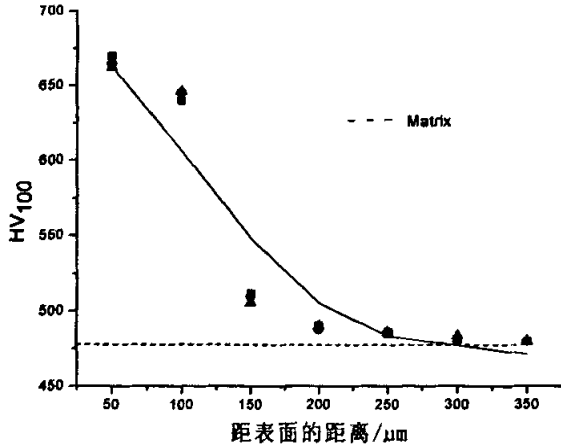


图 4.13 1.2J 冲击功下 3# 试样 12h 的表层硬度梯度

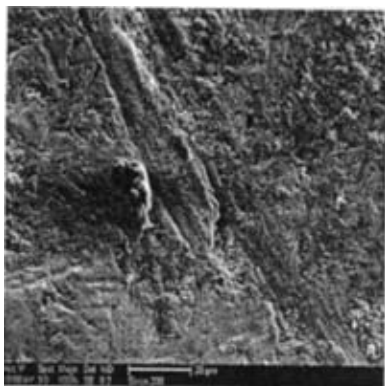
#### 4.3.2 2.0J 下三种铬含量的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理

图 4.14、图 4.17、图 4.20 分别是冲击功 2.0J 下三种铬含量的低碳合金钢在铁矿石酸性矿浆中经过五个时间段冲击腐蚀磨损后的表面形貌。对于此冲击功下的冲击腐蚀磨损，因为所用的矿石的硬度为 400HV 左右，而材料的硬度在 400~500HV 左右，因此此种条件应该属于软磨料磨损，根据大量的磨损机理研究<sup>[56~58]</sup>，软磨料磨损的应力远低于硬磨料磨损，此外，根据前面的研究成果来看<sup>[59]</sup>，磨料在冲击腐蚀磨损的过程中的作用要比冲击功更大，因此 2.0J 下材料的失重量明显低于 1.2J，其冲击腐蚀磨损机理也会和冲击功 1.2J 下有很大的不同。

##### 4.3.2.1 2.0J 下低铬含量的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理

图 4.14 (a) ~ (e) 分别是 1# 试样在 2.0J 冲击功下的冲击腐蚀磨损的表面形貌。从图上来看，和 1.2J 下的磨面形貌相比，2.0J 冲击载荷下磨面 2h 的形貌主要以犁沟为主，同时一部分材料被推向犁沟的两侧而成为塑变脊。由于磨粒材料的硬度和材料的硬度相当，所以磨粒不容易在冲击载荷的作用下压入到材料的表面，而大部分磨粒只是在切向力的作用下滑过试样表面。因为材料的韧性较好，所以当磨粒滑过表面时，磨粒不容易将表面的材料切削掉，大部分磨粒只把材料推向前面或两旁，这些材料受到很大的塑性变形，却没有脱离母体，同时在沟底及沟槽附近的材料也受到较大的变形。当试验时间达到 4h 时，表面出现了材料的堆积，犁沟的长度变短，在犁沟的前方有塑变楔出现。这是由于随着冲击时间的延长，犁沟两侧的材料毕竟要不断的积聚，从而形成材料的堆积。而后续的磨粒在滑过材料表面时，会受到前方堆积材料的阻挡而

受阻，导致犁沟长度变短。冲击时间为 6h 时的形貌看起来要比 2h 和 4h 的平整，而且出现了材料的剥落。犁沟或犁皱产生的塑变脊和塑变楔，受到后续磨料的反复作用时，塑性耗尽就会从材料表面脱落，引起材料的失重，这正是典型的塑变机制。

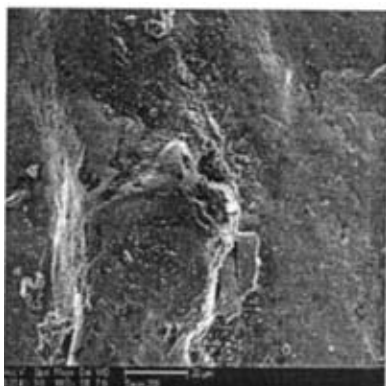


(a) 2h

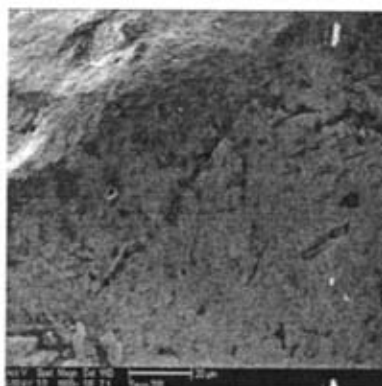


(b) 4h

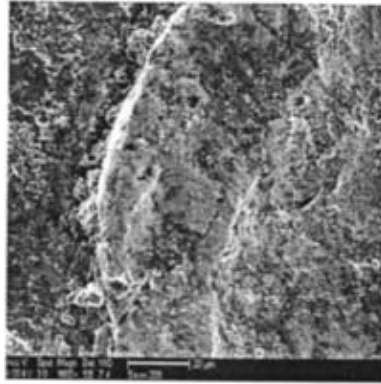
当试验时间增加到 8h 时，发现其磨面的形貌明显不同于之前时间段的，说明其冲击腐蚀磨损机理发生了变化。从其磨面来看，表面很平整，只有少量的划痕。当试验时间增加到 12h 时，磨面形貌以挤出舌形貌为主，并且挤出舌边缘有材料脱落痕迹，而在其底部有裂纹出现。



(c) 6h



(d) 8h

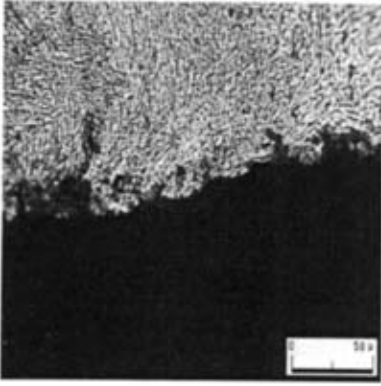


(e) 12h

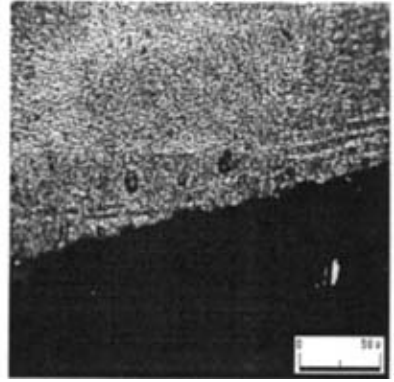
图 4.14 冲击功 2.0J 下 1# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌

从 1# 试样的磨损亚表层金相图片 (图 4.15) 来看, 2h 时亚表层出现的塑性流变证明材料发生了较大的塑性变形, 随着形变的累积, 在 6h 的亚表层时即出现了材料的剥落。而在 8h 到 12h 这两个时间段内, 亚表层的形貌有了较大变化, 其机理也必随之变化。8h 时在亚表层并没有出现萌生的裂纹, 其显微硬度的分布曲线表明 (图 4.16), 表层已经出现了明显的加工硬化, 而当时间达到 12h, 裂纹已经扩张而引起表层材料的较深的剥落。

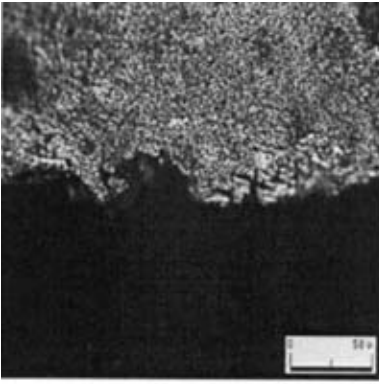
这和 N.P.Suh 提出了剥层疲劳磨损理论是一致的, 即磨损是表层微观组织受周期性的载荷的作用而产生的。随着冲击时间的延长, 磨粒施加给试样表面的作用力使每一次加载循环产生塑性变形增量, 并随着这个增量重复加载而积累。疲劳过程有发展的潜伏期, 在潜伏期内, 表面不出现任何的破坏层, 材料外部发生硬化而不会产生亚微观破坏。所以时间增加到 8h 时, 试样表面产生出相当光滑的表面。随着变形的不断继续, 在表面下面将形核生出裂纹, 由于在接触区下面存在三向压缩载荷状态, 所以非常接近表面处不会出现裂纹萌生, 一旦裂纹出现, 进一步加载和变形就会引起裂纹延伸和扩展, 最后与相邻裂纹相连。裂纹沿平行于表面的方向传播, 当裂纹最后剪切到表面时, 便剥落出长而薄的磨损片, 在磨面表现出来就是材料的剥落<sup>[55]</sup>。



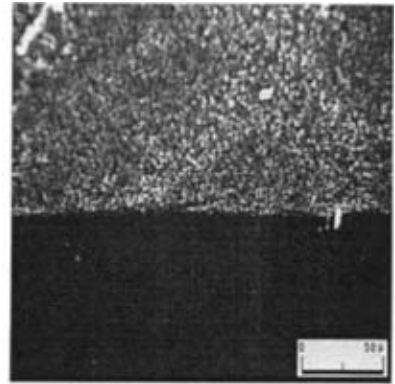
(a) 2h



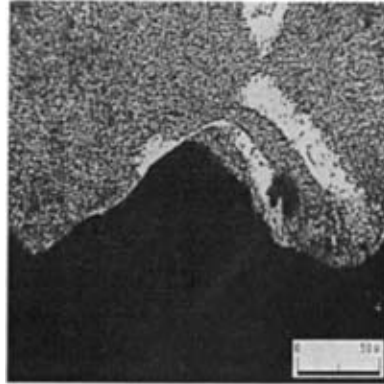
(b) 4h



(c) 6h



(d) 8h



(e) 12h

图 4.15 冲击功 2.0J 下 1# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组织

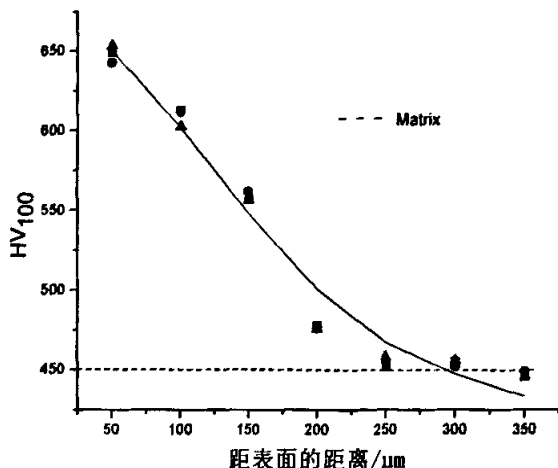
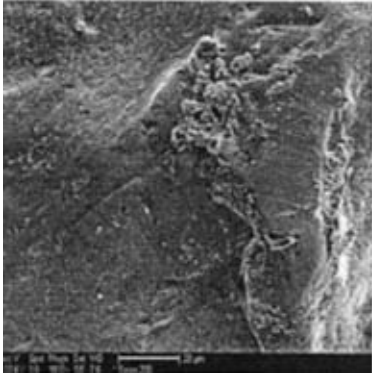


图 4.16 1# 试样 8h 表层硬度梯度

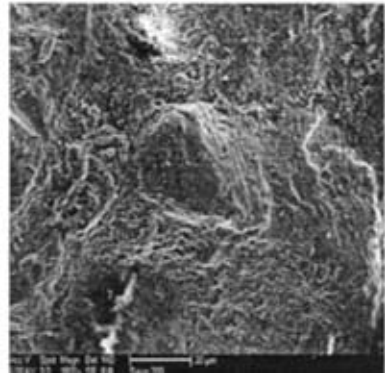
因此，在冲击功 2.0J 下，1# 试样的冲击腐蚀磨损机理为：前期为多次塑变机理，后期为剥层疲劳磨损。

#### 4.3.2.2 2.0J 下中铬含量的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理

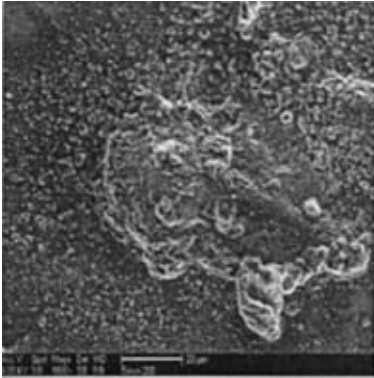
图 4.17 (a) ~ (e) 分别是冲击功 2.0J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中经过五个时间段冲击腐蚀磨损后的表面形貌。从磨面形貌来看，在前两个小时内，表面上只是有较浅的犁沟，所以塑变脊就很少，而更多的是将材料推向前方形成塑变楔，多个方向的塑变楔重叠，积聚起来就形成了磨面上出现的材料的堆积。当时间延长到 4h 时，表面上出现了许多疏松和多孔的痕迹，这是典型的腐蚀的特征。试样表面因为受到磨料和下试样的冲击、挤压、犁削等作用，会发生强烈的塑性变形，从而形成沟槽凹坑，并在侧面形成凸起的棱，这些部位与坑底相比较，具有较高的内能，在浆料的作用下，两侧隆起部位将作为阳极，而坑底部位将作为阴极，构成所谓的“应变差异电池”，这和 1# 试样在冲击功为 1.2J 试验时间为 4h 时的形貌是类似的，不同的是，2# 试样在新的裂纹形成后，腐蚀性的介质将进入到裂纹中，促使裂纹扩展，当时间达到 8h 时，磨面上出现了一块即将剥落的部分，说明此时裂纹已经扩展到临界尺寸，最后失稳扩展而导致材料的剥落。随后材料露出新鲜的表面，介质将随之腐蚀，当试验时间达到 12h 时，材料产生了更大的塑性变形。研究指出<sup>[25]</sup>，在腐蚀磨损中，由于塑性变形，可使腐蚀速度提高两个数量级左右，所以在 12h 时，当裂纹再次萌生，并且扩展连接时，就会造成材料的大量流失。



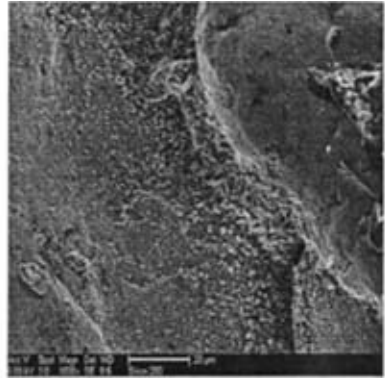
(a) 2h



(b) 4h



(c) 6h



(d) 8h

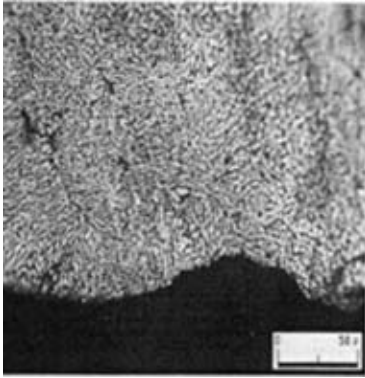


(e) 12h

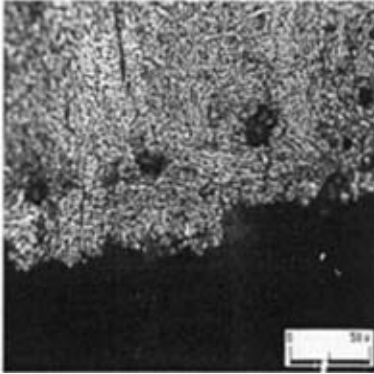
图 4.17 冲击功 2.0J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌

从 2# 试样的亚表层金相图片来看(图 4.18), 2h 时表层的凸凹不平, 证明了其发生了塑性变形, 4h 时亚表层出现了腐蚀坑, 并有少许浅层的材料的剥落,

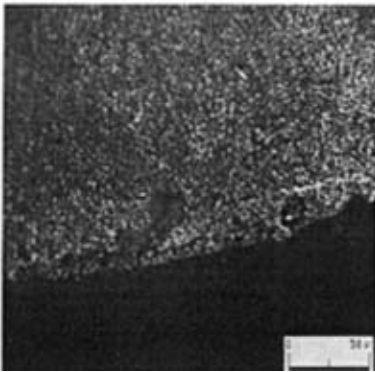
这和表层出现的疏松和多孔的痕迹是对应的。若应力足够大，则在位错塞积的端部形成较大的应力集中，由于不能通过塑性变形使应力松弛，便形成了裂纹，如图 4.18c 所示。



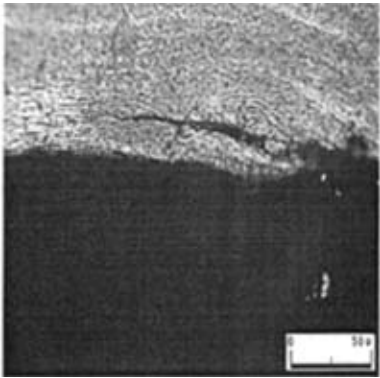
(a) 2h



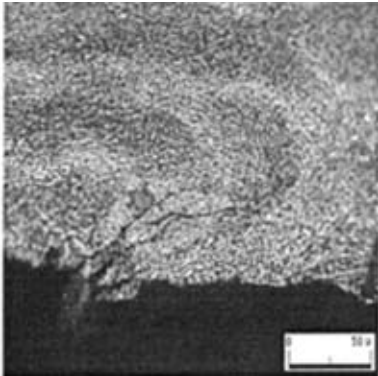
(b) 4h



(c) 6h



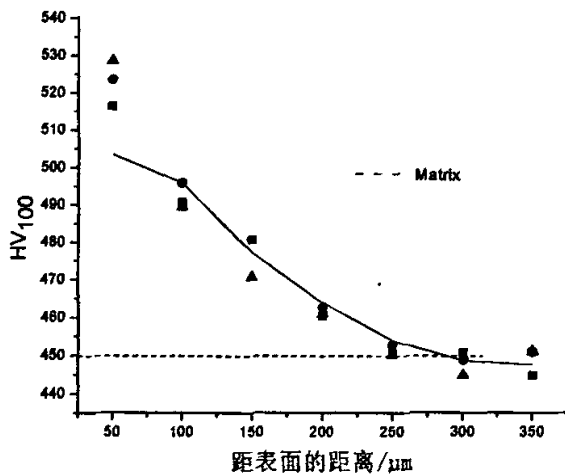
(d) 8h



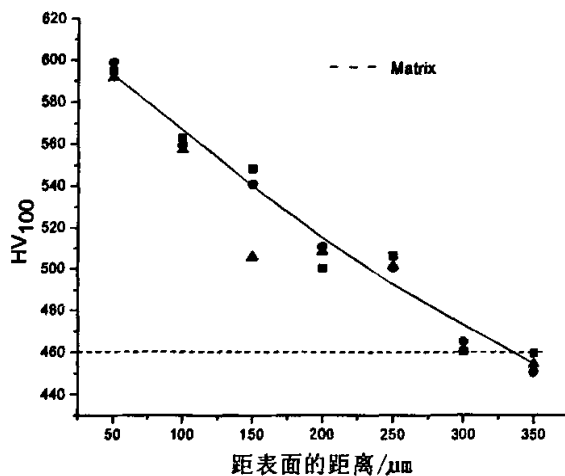
(e) 12h

图 4.18 冲击功 2.0J 下 2# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组织  
12h 时亚表层硬度曲线表明：此时试样的硬化层要比 6h 深一些，因此裂纹

的萌生部位比 6h 时距表面的距离更远，并且出现了二次和三次裂纹，正因为如此才 12h 时材料的失重量有了明显的增加。



(a) 6h



(b) 12h

图 4.19 2# 试样 6h 和 12h 表层硬度梯度

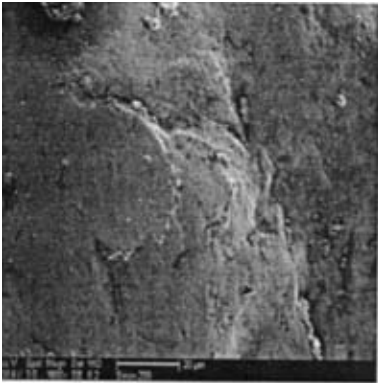
因此，在冲击功 2.0J 下，2# 试样的冲击腐蚀磨损机理为：前期为多次塑变机理，后期为腐蚀磨损的交互作用造成的材料的浅层剥落。

#### 4.3.2.3 2.0J 下高铬含量的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理

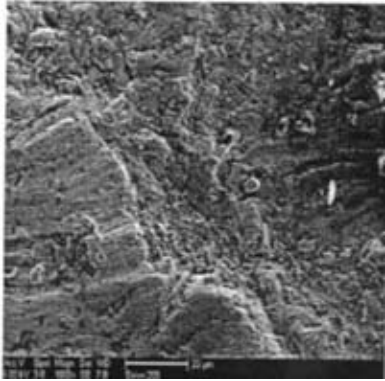
图 4.20 (a) ~ (e) 分别是冲击功 2.0J 下 3# 试样在铁矿石酸性矿浆中经过五个时间段冲击腐蚀磨损后的表面形貌。从磨面形貌来看，在前四个时间段



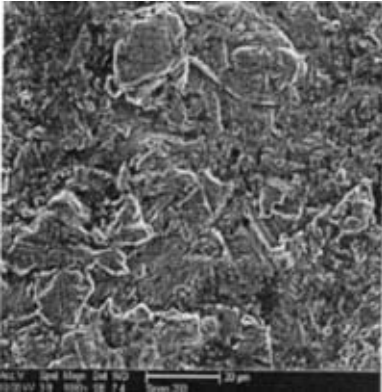
内，磨面上最初只有少量的切削的痕迹，随着时间的延长，磨面主要以微切削为主，随后磨面出现了凿削坑，另外还有少量的切削痕迹，进而延长到 8h 时，磨面上出现了即将脱落的碎片。这种现象和前面讲到的微观切削机理是相吻合的。只是由于此种条件下磨料的硬度只有 400HV 左右，而试样的表层硬度为 500HV 左右，因此更多的磨粒将随着冲击腐蚀磨损机下试样的转动对材料切削，而不是压入到实验材料的表面，而且切削的深度和宽度都不大。当试验时间为 12h 时，3# 在冲击载荷和磨料的作用下，产生了比较显著的塑性变形，在被挤出的金属棱处出现局部浅层小剥落。这可能是由于在冲击力的作用下，低碳高合金钢在挤出的金属棱处的加工硬化程度增强，导致金属棱的脆性增大，从而在冲击力的作用下在材料亚表面产生微裂纹，裂纹扩展至表面，最终导致在金属棱处出现局部浅层小剥落。



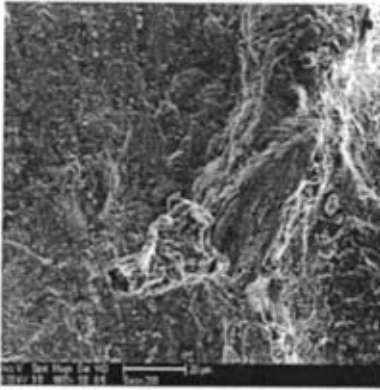
(a) 2h



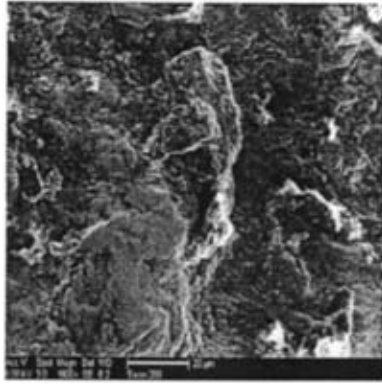
(b) 4h



(c) 6h



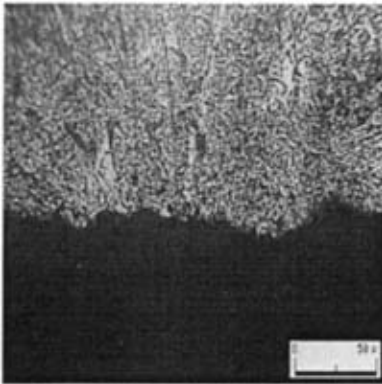
(d) 8h



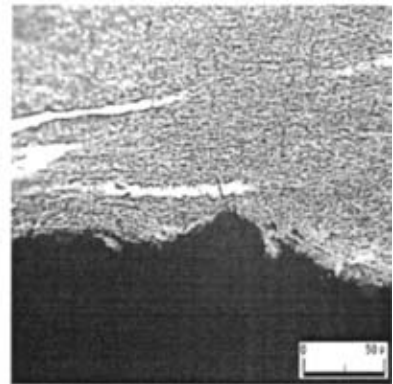
(e) 12h

图 4.20 冲击功 2.0J 下 3# 试样在铁矿石酸性矿浆中冲击腐蚀磨损表面形貌

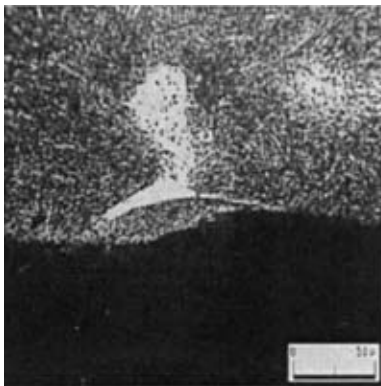
从 3# 试样的磨损亚表面的金相照片来看 (图 4.21), 在前四个时间段内 3# 试样的亚表层并未像 1# 和 2# 试样有裂纹出现, 这和 3# 试样的失重量低于 1# 和 2# 试样的是吻合的, 3# 试样的韧性和硬度的配合, 使得矿石很难对其造成大的破坏, 12h 时的亚表层的硬度分布曲线表明(图 4.22), 3# 试样的硬化层非常薄, 因此磨面上只出现了浅层的小剥落。



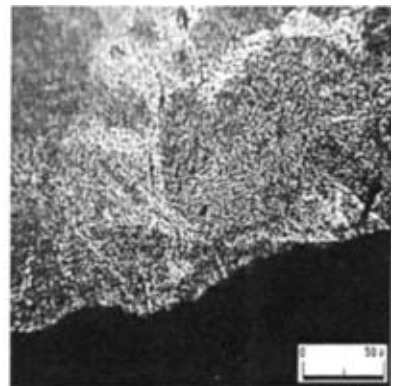
(a) 2h



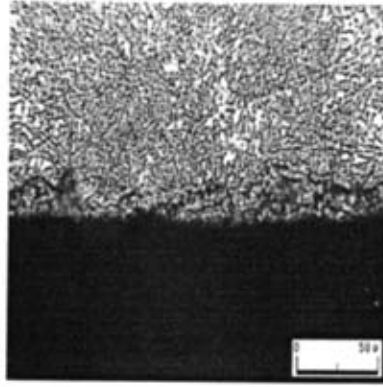
(b) 4h



(c) 6h



(d) 8h



(e) 12h

图 4.21 冲击功 2.0J 下 3# 试样在铁矿石酸性矿浆中磨损亚表面的光学金相组织

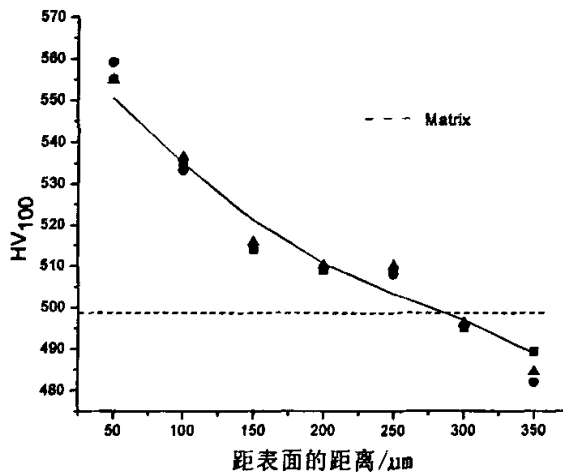


图 4.22 3# 试样 12h 表层硬度梯度

在整个试验阶段内，磨面上没有出现腐蚀的痕迹，这与 3# 试样中高的铬含量和其它元素的合理搭配是分不开的。

因此在冲击功为 2.0J 下，3# 试样的冲击腐蚀磨损机理为：前期为微观切削机理，后期为局部浅层疲劳剥落。

#### 4.4 本章结论

1. 在模拟工况条件下，在冲击功 1.2J 时，铬含量为 3% 的低合金钢冲击腐蚀磨损机制为：开始阶段为微观切削机理，而后是腐蚀与磨损的交互作用造成的磨损，最后演变为变形疲劳磨损；铬含量为 6% 的低合金钢冲击腐蚀磨损机制为：开始阶段为以微观切削为主，而后为累积变形引起的材

料的浅层剥落，最后转变为多次塑变机制；铬含量为 9% 的低合金钢冲击腐蚀磨损机制为多次塑性变形机理。

2. 在模拟工况条件下，在冲击功 2.0J 时，铬含量为 3% 的低合金钢冲击腐蚀磨损机理为：前期为多次塑变机理，后期为剥层疲劳磨损；铬含量为 6% 的低合金钢冲击腐蚀磨损机理为：前期为多次塑变机理，后期为腐蚀磨损的交互作用造成的材料的浅层剥落。铬含量为 9% 的低合金钢冲击腐蚀磨损机理为：前期为微观切削机理，后期为局部浅层疲劳剥落。
3. 在模拟工况条件下，铬含量为 9% 的低合金钢失重量最少，说明其硬度、韧性与耐蚀性的搭配是最优的；铬含量为 6% 的低合金钢失重其次；铬含量为 3% 的低合金钢失重量最大，表面变形最剧烈。

## 第五章 全文结论

冶金矿山上使用的湿式磨机衬板，既受到矿浆的腐蚀，同时又受磨球和矿石的冲击和磨损，工矿极为恶劣，而从国内外的的发展来看，虽然各类材质都有报道，但使用效果均不理想，主要表现为寿命较短。为适应冶金矿山严酷的工况条件，合肥工业大学材料科学与工程学院以丁厚福教授为组长的课题组研究开发了一种低碳高合金钢，装机使用后其性能达到了高锰钢寿命的两倍以上，为扩大这一钢种的使用范围，以使其达到不同环境的不同的使用要求，本论文研究了铬含量对低碳合金钢冲击腐蚀磨损性能的影响，同时，对材料的冲击腐蚀磨损的机理进行了初步的探讨。

铬含量对低碳合金钢组织、性能的影响：

1. 铬含量对低碳合金钢的组织转变有较大影响。当铬含量为 3% 时，低碳合金钢退火态组织为铁素体加珠光体，当铬含量为 6% 时，低碳合金钢退火态组织为铁素体加屈氏体，当铬含量为 9% 时，低碳合金钢退火态组织为单相板条马氏体；经淬火回火后，三种铬含量的低碳合金钢的组织均为单相板条马氏体。
2. 随着铬含量的提高，低碳高合金钢退火态和淬火态的硬度均随之增加，但增加的幅度不明显。其冲击韧性在退火态下，先增大后又减小，淬火态下，冲击韧性随铬含量的增加而下降。
3. 随着低碳合金钢中铬含量的提高，低碳合金钢的均匀耐腐蚀性增加，耐蚀级别从 10 级增到 6 级。

铬含量对低碳合金钢冲击腐蚀磨损性能和机理的影响：

1. 在模拟工况条件下，在冲击功 1.2J 时，铬含量为 3% 的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机制为：开始阶段为微观切削机理，而后是腐蚀与磨损的交互作用造成的磨损，最后演变为变形疲劳磨损；铬含量为 6% 的的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机制为：开始阶段为以微观切削为主，而后为累积变形引起的材料的浅层剥落，最后转变为多次塑变机制；铬含量为 9% 的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机制为多次塑性变形机理。
2. 在模拟工况条件下，在冲击功 2.0J 时，铬含量为 3% 的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理为：前期为多次塑变机理，后期为剥层疲劳磨损；铬含量为 6% 的的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理为：前期为多次塑变机理，后期为腐蚀磨损的交互作用造成的材料的浅层剥落。铬含量为 9% 的低碳合金钢冲击腐蚀磨损机理为：前期为微观切削机理，后期为局部浅层疲劳剥落。
3. 在模拟工况条件下，铬含量为 9% 的低碳合金钢失重量最少，说明其硬度、韧性与耐蚀性的搭配是最优的；铬含量为 6% 的低碳合金钢失重其

次；铬含量为 3% 的低合金钢失重量最大，表面变形最剧烈。

## 参考文献

- [1] 赵振业. 合金钢设计[M]. 北京: 国防工业出版社, 1999.
- [2] F. B. Pickering. Physical Metallurgy and the Design of Steels[M]. Applied Science Publishers Ltd, 1978.
- [3] E. C. Bain and H. W. Paxton. Alloying Elements in Steel[M]. American Society for Metals, 1966.
- [4] M. Hillert, 赖和怡, 刘国勋译. 合金扩散和热力学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1984.
- [5] Oblack. J. M, Hehemann. R. F. Transformation and Hardenability in Steels[M]. Climax Molybdenum Company, 1967.
- [6] W. C. Leslie. The physical Metallurgy of Steels[M]. American Society for Metals, 1981.
- [7] Д. А. 普罗科什金等著, 甘瑞祥译. 铬锰不锈钢的合金化[M]. 北京: 中国工业出版社, 1965.
- [8] R. W. K. Honeycombe. Steels-Microstructure and Properties[M]. Edward Arnold Publishers Ltd, 1981.
- [9] R. W. K. Honeycombe. Structure and Strength of alloy Steels[M]. Climax Molybdenum Company, 1974.
- [10] W. F. Smith. Structures and Properties of Engineering Alloys[M]. McGraw Hill, 1981.
- [11] 杨光春, 罗保全, 周洪. 球磨机衬板材料的研究进展[J]. 煤炭科学技术, 2002, 30(1): 25~27.
- [12] 卢书媛, 丁厚福. 湿磨衬板新材料开发及冲击腐蚀磨损机理的研究[M]. 中国学位论文全文数据库, 2003.
- [13] 李卫, 周平安, 陈华辉. 耐磨新材料新技术研究开发与耐磨材料产业化——第十届全国耐磨材料大会述评[J]. 铸造, 2004, 53(7): 503~510.
- [14] 李卫, 王洪发, 周平安等. 耐磨材料与磨损技术新进展-21 世纪全国耐磨材料大会述评[J]. 铸造, 2001, 50(1): 7~13.
- [15] 余自苏, 王工, 罗传越等. 含钒高铬铸铁的研制[J]. 钢铁钒钛, 1994, 1(15): 38~43.
- [16] 栾道成, 魏成富, 杨弼等. 铸态奥氏体-贝氏体复合强韧化耐磨铸钢衬板[J]. 铸造, 1997, 46(1): 34~36.
- [17] 徐家文, 孙昌立. 球磨机高铬铸铁衬板的研究与应用[J]. 煤炭技术, 2002, 21(5): 5~6.
- [18] 刘忆, 富利清. 稀土钒钛高铬白口铸铁衬板的研制[J]. 热加工工艺, 2004,

- (12): 41~42.
- [19] 何奖爱, 王玉玮. 材料磨损与耐磨材料[M]. 沈阳: 东北大学出版社, 2002.
- [20] Mills. D. J, Knutsen. R. D. Investigation of the Tribological Behaviour of a High-nitrogen Cr-Mn Austenitic Stainless Steel[J]. *Wear*, 1998, 215(1):83~90.
- [21] S. Karmakar, U. R. Rao and A. Sethuramiah. An approach towards fatigue wear modeling[J]. *Wear*, 1996, 198(4): 242~250.
- [22] 邵荷生, 张清. 金属的磨料磨损与耐磨材料[M]. 北京: 机械工业出版社, 1988.
- [23] 姜晓霞, 李诗卓, 李曙. 金属的腐蚀磨损[M]. 北京: 化学工业出版社, 2003.
- [24] 史晋宏. 腐蚀磨损影响因素及腐蚀机理研究[M]. 中国农机院研究生论文, 1984.
- [25] Petrov, L.N.and Osadchuk I. P. Protection of Metals[M]. ASTM, 1983.
- [26] 托马晓夫. 金属腐蚀及其保护的理论与[M]. 北京: 中国工业出版社, 1964.
- [27] Schoor. Metallic Corrosion Proceedings[M]. ICMC, 1980.
- [28] 刘家浚. 材料磨损原理及其耐磨性[M]. 北京: 清华大学出版社, 1993.
- [29] B. J. Noeal and A. Ball. Wear of Materials[M]. ASTM, 1983.
- [30] 张裕新, 吕振林, 饶启昌等. 湿式磨机磨球的腐蚀磨损[J]. 铸造(增刊), 1999, 1~4.
- [31] 赵学胜. 球磨机衬板新材料的研究[J]. 中国矿业, 2000, 9(49): 438~440.
- [32] 董允, 林晓娉, 姜晓霞. 铬、钼对不锈钢腐蚀与腐蚀磨损性能的影响[J]. 机械工程材料, 1997, 21(6): 29~31.
- [33] E. J. Dure. Electric Furnace proceedings[M]. ASTM, 1971.
- [34] A. M. Alper. High Temperature Oxides[M]. Academic Press, 1997.
- [35] 林惠国等编著. 钢的奥氏体转变曲线—原理、测试与应用[M]. 北京: 机械工业出版社, 1994.
- [36] 李松瑞. 金属热处理[M]. 北京: 工业技术出版社, 2003.
- [37] 金相图谱编写组. 金相图谱[M]. 北京: 水利电力出版社, 1986.
- [38] Ailor. W. H. Handbook on Corrosion Testing and Evaluation[M]. NewWiley, 1971.
- [39] Uhlig. H. H, Revie R. W. Corrosion and Corrosion Control: An Introduction to Corrosion Science and Engineering[M]. A wiley-interscience Publication John Wiley & Sons, 1985.
- [40] 章葆澄, 朱立群, 周雅. 防腐蚀设计与工程[M]. 北京: 航空航天大学出版社, 1999.



- [41] M. Pant, W. Bleck. Continuous impact wear resistance of duplex surface-modified hot work tool steel H10[J]. *Wear*, 2005, (259): 377~382.
- [42] M. Divakar. Effect of the material surface hardness on the erosion of AISI316[J]. *Wear*, 2005, (259): 110~117.
- [43] T. W. Chenje. Relationship between microstructure, hardness, impact toughness and wear performance of selected grinding media for mineral ore milling operations[J]. *Materials and Design*, 2004, 25: 11~18.
- [44] M. Divakar, V. K. Agarwal, S. N. Singh. Effect of the material surface hardness on the erosion of AISI316[J]. *Wear*, 2005, 259: 110~117.
- [45] A. Toro, A. Sinatora, D. K. Tanaka, A. P. Tschiptschin. Corrosion-erosion of nitrogen bearing martensitic stainless steels in seawater-quartz slurry[J]. *Wear*, 2001, (1251): 1257~1264.
- [46] 李卫, 涂小惠, 苏俊义. 湿式研磨铝矿低铬铸铁磨球的失效分析[J]. *理化检验—物理分册*, 1999, 35(12): 554~556.
- [47] 李卫, 王海龙, 涂小惠. 热强碱介质中耐磨高锰钢冲击韧度的研究[J]. *铸造*, 2004, 53(5): 369~371.
- [48] 杨业元, 方鸿生, 郑燕康. 冲击磨损失效行为的研究[J]. *矿山机械*, 1995, 21(8): 25~28.
- [49] 张保法, 沈万慈, 刘英杰. 高能冲击磨损中白层组织对材料磨损性能的影响[J]. *中国机械工程*, 1998, 9(2): 45~46.
- [50] 任旭芳, 齐宝森, 彭其凤. 灰口铸铁的腐蚀磨损表面特征[J]. *物理测试*, 1998, (5): 12~14.
- [51] 蒋业华. 冲击角度对WC/铁基表面复合材料表面冲蚀性能的影响[J]. *铸造*, 2004, 53(7): 521~524.
- [52] 上官宝. 高铬铸铁渗层的冲击磨损性能研究[J]. *中国铸造装备与技术*, 2004, 1: 21~22.
- [53] 贾利晓. 钨铬复合铸渗层的冲击磨损性能研究[J]. *铸造技术*, 2004, 25(5): 346~348.
- [54] 陈颜堂. 中低碳空冷贝氏体钢的冲击磨损行为[J]. *金属热处理*, 2005, 30(1): 42~46.
- [55] 束德林. 工程材料力学性能[M]. 北京: 工业技术出版社, 2003.
- [56] 张靖. 金属磨损与耐磨材料手册[M]. 北京: 机械工业出版社, 1991.
- [57] 刘英杰. 磨损失效分析按例汇集[M]. 北京: 机械工业出版社, 1985.
- [58] 河北农业大学编. 农村成品加工机械[M]. 北京: 机械工业出版社, 1983.
- [59] 吴凯. 冲击腐蚀磨损系统影响因素正交分析[J]. *热加工工艺*, 2005, (6): 1~3.

## 硕士期间发表论文

- [1] 孙国栋, 杜晓东, 丁厚福. 低冲击功下三种衬板钢冲击腐蚀磨损行为的研究[J]. 热加工工艺, 2006, NO.21.