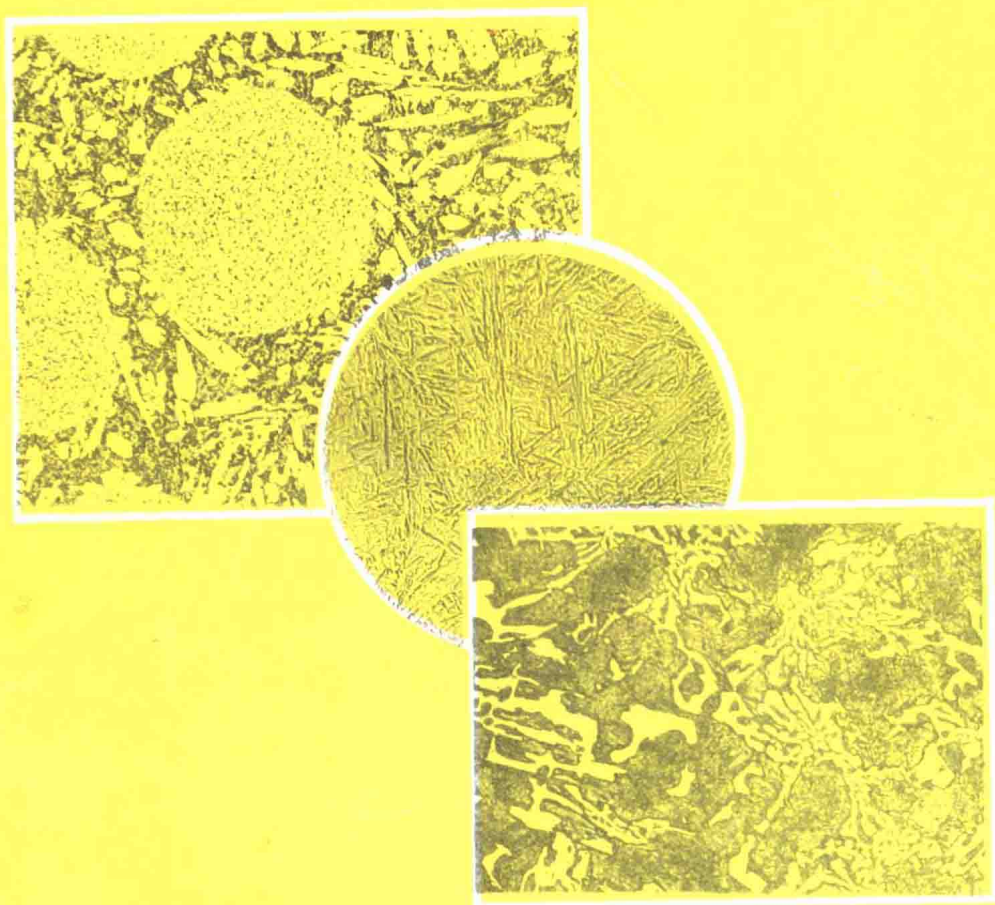


第4届
全国金属耐磨材料学术会议
论文选集



中国金属学会耐磨材料学术委员会 编
《水 利 电 力 机 械》编辑部

前 言

中国金属学会金属耐磨材料学术委员会于1987年10月在四川省乐山市召开了第四届学术年会。本届年会在征文期间共收到论文摘要144篇，在会上宣读的论文为119篇。为了本届论文选集选文在学术水平和实际应用方面具有一定的代表性，学术委员会邀请九位同志对在年会上宣读的论文分别进行了评审，提出论文选集的选文意见，同时，还考虑了学术委员会有关委员对本部门论文的推荐意见。在这样的基础上，本论文选集共收入了61篇文章，内容涉及到耐磨合金钢、耐磨合金白口铸铁、表面硬化处理、磨损机理和磨损失效等方面的研究成果。

在本选集编审过程中得到《钢铁》编辑部，特别是《水利电力机械》编辑部有关同志的大力协助，谨致以谢意。

张 清

1988年 9月

目 录

前言	张 清
中国金属学会金属耐磨材料学术委员会征文通知	
中国金属学会特殊钢学会金属耐磨材料学术委员会	
磨损表层的“白层”组织特征及其性能的研究	高彩桥、靳忠效 (1)
磨损亚表层内残余奥氏体的 X 射线研究	姚三九、王兆昌 (5)
金属材料受三体磨损的切削机制	方 亮、周庆德 (8)
磨粒生成及长大机理的新探索	贾春德、J. S. Sheasby (12)
硬质颗粒复合材料组织及其冲蚀磨损特性的研究	王华明、纪嘉林 (18)
烟气轮机叶片冲蚀磨损的研究	王玉珊 (23)
固体粒子冲蚀磨损试验机的研究	林福严、丁 钢、曲敬信、邵荷生 (27)
浆体冲蚀磨损试验研究	赵田臣、陈华辉、邵荷生 (31)
含沙空化流场中材料的损坏特性	何筱奎 (36)
不同强化机制合金钢的耐磨性研究	王建侠、田 蕃、张 清 (43)
球磨机衬板用低合金耐磨铸钢的冲击磨料磨损耐磨性的研究	
杨瑞林、李力军、吴志勇	(52)
低碳低合金高强度耐磨铸钢——ZG 30CrMnSiMoV 的研究	
曲敬信、芮争家、姚源彬	(56)
深冷处理对 W18Cr4V 高速钢耐磨性的影响及其机理初探	卞建春、高毓芳等 (61)
高碳高铬钢耐磨性的研究	曹永青、张 清 (64)
铬镍硅钒组合式导卫板的研制	何榜全 (67)
高铬稀土钢喷燃器火嘴的研制	寇生瑞 (71)
稀土铬钼钢的研究	刘敬彩、任丽君、徐宏武、卢建设 (73)
大型水泥球磨机衬板新材质 ZGCr13 钢的研制	贾存玉等 (76)
高碳低合金钢锻热淬火钢球的研制及应用	李恒德 (79)
高碳中铬合金钢衬板的试验研究	李茂林 (81)
ZG 40CrMnSiMoRE 耐磨钢衬板的研究	吕乐源、李力军等 (86)
高碳中锰耐磨钢的研究	谈荣生、王海珊 (91)
奥氏体中锰钢及其在齿板上的应用	李梅溪、顾文桂等 (94)
高锰钢的动载磨料磨损	郑有才、刘会亭、周翠兰、侯增寿 (99)
高锰钢耐磨性潜力探讨	汪剑国 (102)
铸造高锰钢在小能量多次冲击载荷下的疲劳断裂	李玉海 (106)
爆炸硬化提高矿用高锰钢件使用寿命的研究	矿用高锰钢爆炸硬化联合试验组 (110)
消化引进 13.5m ³ 电铲斗齿的试验研究	王 雄 (115)
腭式破碎机齿板耐磨性研究	蒋伯诚、毛惠玲 (117)
环式碎煤机用高锰钢锤环的研制	寇生瑞 (120)
硅对加硼高铬铸铁碳化物形态的改善以及对力学性能和耐磨性能的影响	沈 军等 (124)

稀土对铬合金铸铁热塑性的影响·····	孙 逊、李 达、刘建成	(130)
钛对抗磨白口铁组织和性能的影响·····	汪大经、王敏德等	(135)
锌变质处理对高铬铸铁组织和性能的影响·····	温质清、张永维、王庆顺	(139)
高铬白口铁中残余奥氏体在冲击磨料磨损中作用的研究·····	全健民、周以忠	(142)
低应力、软磨料条件下高铬铸铁的磨损失效·····	张庆安、杨冬冬等	(147)
多相强韧化白口铸铁的研究·····	姜振雄、王陆庄	(152)
高铬耐磨合金铸铁的热处理组织及性能·····	吴光熹	(156)
高铬白口铸铁的高温形变热处理·····	陈长顺	(157)
高铬白口铸铁的热处理变形问题·····	王 铁、黄敏江	(161)
高铬白口铸铁轧辊的热处理研究·····	吴健中	(163)
提高高铬铸铁抛丸机叶片寿命的途径·····	陈云贵、苏俊义、陈全德	(167)
双金属复合材料的研究·····	宋琳生	(172)
白口铸铁——铸钢双金属复合铸造材料及工艺的研究·····	朴东学、平献忠	(175)
武钢1700轧机入口导板局部包铸新工艺的研究·····	刘也平、刘京理	(180)
Cr 20 型高铬铸铁耐磨性机理初探 ·····	魏安柏等	(183)
中铬铸铁的研制·····	饶其昌、张永振	(185)
E型磨煤机磨环磨损失效分析·····	齐纪渝、杨企泰	(191)
锰对钨铬合金白口铸铁铸态组织及性能的影响·····	王续宝、尤占云等	(195)
锰 钒钛耐磨铸铁研究·····	金远智、贺镇江等	(198)
奥氏体——贝氏体复相强韧化抗磨球铁·····	杨佳荣、刘庚南等	(201)
白口铸铁与渗碳钢的抗磨性研究·····	崔庆喜、姚三九	(205)
高铬合金铸铁孕育处理提高耐磨性·····	刘振武	(207)
TiC 硬质合金颗粒堆焊合金耐磨性的研究·····	杨瑞林、王可寰等	(208)
镍基自熔性合金粉末喷焊层的低应力磨料磨损特性·····	胡增文、江继姚、李孝全	(213)
Ni—P—SiC 抗磨复合镀层·····	黄新民、邓宗钢等	(216)
用高聚焦太阳能对球墨铸铁进行铬、碳化硼和铬+碳化硼表面合金化的研究·····	谭宗汤等	(219)
高速钢渗硼及其渗层的耐磨性·····	欧阳梦兰、谢从新	(224)
钢渗硼层的残余应力对其耐磨性的影响·····	谢从新、欧阳梦兰	(229)
45钢离子氮化研究·····	孟昭松	(233)
水泥热工设备耐热件失效分析与选材·····	向启琦、刘宗璞	(237)
欢迎订阅《水利电力机械》·····	《水利电力机械》编辑部	(封三)

磨损表层的“白层”组织特征 及其性能的研究

哈尔滨工业大学

高彩桥

靳忠效

一、前言

在磨损件表层出现一层与心部组织明显不同的新相，难以腐蚀，呈白亮色，这个组织就是“白层”。

“白层”是J. W. 司特^[1]于60年前在钢丝绳表层发现的。此后，相继在各种场合诸如钢轨、活塞环、研磨与钻削的零件以及激光热处理、线切割^{[2]~[6]}等材料表层被发现，充分说明其存在范围广泛。因此，逐渐引起人们的重视。

“白层”具有两个突出的特点：耐腐蚀和高硬度^[7]。它的存在对零件的接触疲劳、耐磨性及表面质量等有很大影响。所以，人们对它的生成机理及组织特征都进行了不少研究。到目前为止，一般认为，“白层”主要是由塑性流动、急冷急热、表面反应三种机制所致^[4]。

塑性流动造成晶粒细化、加工硬化、应力诱发相变、加工软化等。

急冷急热造成回复、多边化、再结晶、相变、析出等。

表面反应造成氧化反应、渗氮、渗碳等。

但是在实际条件下，情况不同，程度各异。如三好荣次^[8]认为，真空条件下铁素体钢的“白层”是反复塑性变形的结果；而叶山房夫^[9]则用45钢试验后认为，主要是由于淬火后形成马氏体所造成的。

至于“白层”是什么相？迄今为止，有三类意见：

①马氏体或以马氏体为主的组织^{[10]~[13]}，这是多数人的意见；

②主要是奥氏体^[14]，这是用x射线分析后得出的结果，原因是塑性变形使奥氏体稳定化；

③马氏体—奥氏体（弹性）共格存在^[7]，两相处于伪平衡系统，所以耐腐蚀，硬度高。

总之，以往研究都没有能看清楚“白层”内部组织状态，仅仅从热处理原理等进行理论分析，而且缺乏系统、全面地探索，这样对于“白层”本质特征就了解得很不深入。

本试验对滑动磨损条件下形成的“白层”进行系统性地研究，以揭示其本质特征，弄清它的某些性质，以探索利用它的可能性。

二、试验条件

销试样采用20CrMnTi钢，环试样采用T10钢，化学成分见表1。销试样与环试样的大小、形状见图1。

表1

试样的化学成分

试 样	材 料	C	Cr	Mn	Ti	Si	P	S
销	20CrMnTi	0.21	1.18	1.09	0.076	0.27	0.012	0.020
环	T10	0.98	—	0.27	—	0.22	0.015	0.020

销试样在 $900 \pm 10^\circ\text{C}$ 渗碳7小时后冷却到 860°C ，保温30分钟淬油，测得渗层为 0.8mm 左右，残余奥氏体为 $8 \sim 9\%$ ，硬度HRC62~64。环试样在 810°C 盐浴中加热5分钟淬火，再进行 200°C 回火，硬度HRC62~64。

磨损试验是在XH—3型销环磨损机上[14]进行的，用20号机油浸油润滑，油温控制在 $35 \pm 1^\circ\text{C}$ 。

金相腐蚀剂为3%硝酸+5%苦味酸的酒精溶液。同时，也使用3%硝酸酒精溶液。

分析仪器采用Neophote 1型光学显微镜、S550型扫描电镜、Philips Em 800透射扫描电镜以及D/max—8B旋转阳极x射线衍射仪等。测量显微硬度使用的是HX—200维氏硬度计。

三、试验结果

1. 载荷时“白层”形成的影响。如图2所示，随着载荷的增加，“白层”厚度增大，表明摩擦热随载荷而增加，相应地在表面引起的相变就变得严重了。

2. “白层”的扫描电镜组织。图3是“白层”的微观组织状态，其特点是细小、致密、弥散、无明显晶界，在2000~3000倍扫描电镜下几乎看不清楚它的精细组织。“白层”内部包含着许多缺陷，如空洞、裂纹、疏松等，组织分布也不均匀，有薄有厚。

3. “白层”的透射电镜组织及衍射斑点。平行于磨损面制备“白层”透射电镜试样观察后，得到图4的结果。“白层”内部位错密度极高，相互缠结程度严重，说明塑性变形激烈。与此同时，由于受摩擦热的影响，业已发生回复和多边化过程，形成了有亚晶界分隔开的胞状组织，测得晶粒直径^[15]约为 $500 \sim 1000 \text{ \AA}$ ，这与文献[14][16]的结果大体一致。

从“白层”衍射斑点看，呈连续和断续环状。环状花样是多晶体和非晶态所具有的衍射花样[17]，但是，非晶态环状花样比较光滑、细小，且不会有断续环[18]。所以，可判定是

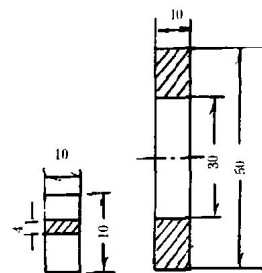
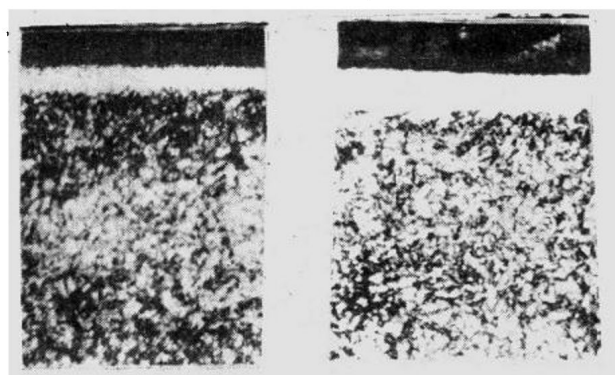


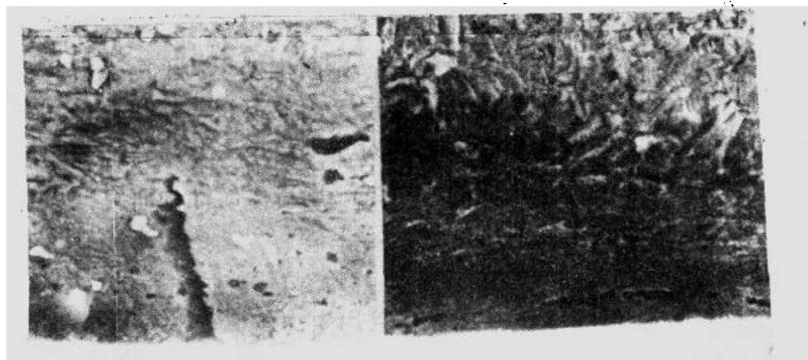
图1 试样尺寸规格



(a) 400x
P=144 N
V=1.75 m/S
L=72m

(b) 400x
P=184 N
V=1.75 m/S
L=65m

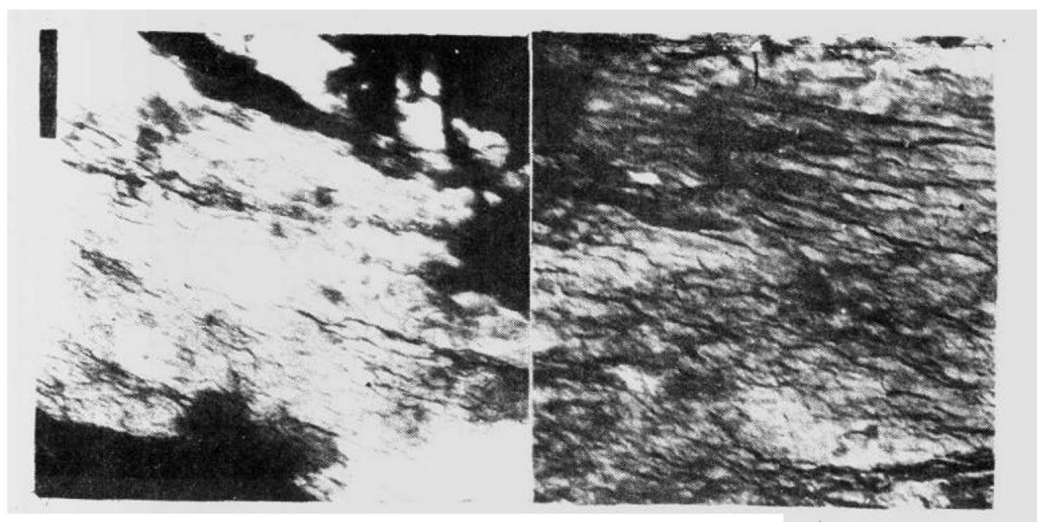
图2 载荷对“白层”形成的影响 硝酸酒精



(a) 2000x
P=264 N
V=1.75 m/S

(b) 1000x
V=1.75 m/S

图3 “白层”的扫描电镜组织 苦味酸、硝酸酒精溶液



(a) 48000x (b) 48000x
P=224 N V=1.75 m/S L=65 m

图4 “白层”的透射电镜照片

多晶体的衍射结果，是胞状亚晶的衍射花样。对衍射情况进行计算的结果表明：属 bcc 结构，或环属 bcc，较小的非规则正方体斑点属于 fcc 结构。这就说明表层受到复杂的塑性变形和热作用，形成了复相的“白层”结构。

4.“白层”的 x 射线分析。对“白层”进行 x 射线分析的结果如图 5 所示。可见，“白层”是由马氏体和奥氏体组成的。微机计算的结果表明，奥氏体约占 66.6%。这说明在具有塑性流动和淬火回火之综合作用的系统里形成了由两相（马氏体和奥氏体）构成的介稳表层。

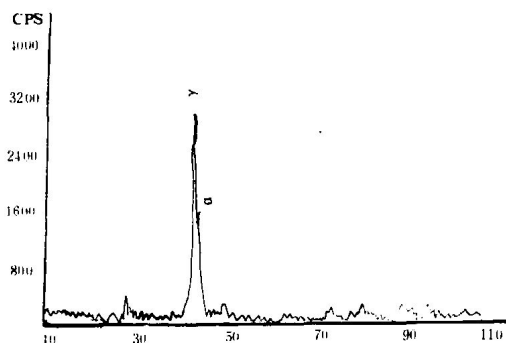


图5 “白层”的 x 射线分析结果

5.“白层”的硬度和断口形貌。“白层”的显微硬度约为 HV 800 ~ 1200，与以前的实验数据[4][14]类似。但是对其断口进行观察(图6)，发现“白层”虽然如此之硬，高倍观察，它却呈韧窝型韧性断裂，但不太均匀，韧窝也很小。低倍观察它比较平滑，好似脆性断裂，并有一些解理小台阶，说明它比心部的塑韧性差些。

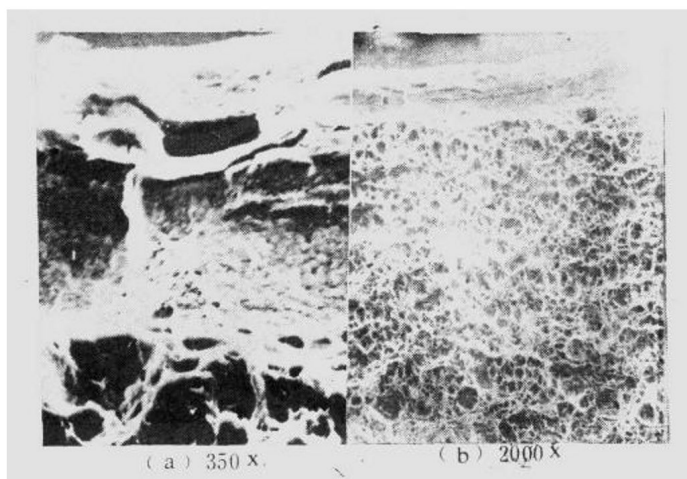


图6 “白层”的断口形貌

6. “白层”的摩擦学特性。对已经产生了“白层”的试样再次进行同样条件下的摩擦磨损试验,得到的“白层”具有良好的摩擦特性。

四、讨论

“白层”既然是新相,那么,它的形成也遵守新相的形成规律。为了形成“白层”,新旧相之间在一定条件下必须具备一定的相变驱动力——体积自由能差 ΔG_v ,而这就依赖于摩擦时的外加载荷和速度。如果载荷大、速度较高,则塑性变形严重,摩擦热增大,“白层”也就增厚。此外,由于摩擦时的点接触特性,造成变形和升温的不均匀[20],所以,“白层”形成也不均匀,组织状态也有差异。并且,“白层”在热力学上属介稳态,总要向更稳定的相转化。不过,这要在一定条件下才能实现。同时,磨损使“白层”不断更迭。

综上所述,在我们的试验条件下,“白层”是由马氏体和奥氏体组成的混合相。由于摩擦过程中的塑性变形、加工硬化、回复、多边化以及淬火回火作用,形成了细小的马氏体,而奥氏体可能以特殊形式稳定地存在于其中。所以,尽管20CrMnTi钢中所含奥氏体稳定化元素量很小,仍可以使奥氏体含量达到66%。其中的马氏体晶粒细小,相互交角也不大,内部位错很密,因此使其衍射花样呈多晶体环状,具有高硬度,而且能呈韧窝型韧性断裂,不过比心部韧窝小很多。

摩擦磨损过程中形成的“白层”受到复杂应力和热的作用,所以,它会含有许多晶体缺陷,如空洞、裂纹等。它们的发展会使“白层”从表层脱落,造成磨损。

表层产生了“白层”后,使材料表面性质发生了极大变化,不再是原来材料所具有的原始性能。因此,研究形成“白层”以后的表层性能是很有必要的。我们对其摩擦学特性进行初步研究的结果表明,“白层”性能良好。

五、结论

1. “白层”在热力学上属于介稳态,由于摩擦热和塑性变形的综合作用,生成于磨损表面。

2. “白层”是一种致密的组织,它的晶粒非常细小,大约为 $500 \sim 1000 \text{ \AA}$,内部包含高密度位错网,形成了胞状组织,衍射斑点是连续和断续的多晶体环状。

3. “白层”是由马氏体和奥氏体组成的混合相,虽然显微硬度达HV1000左右,却呈韧窝型韧性断裂。

4. “白层”具有良好的摩擦学特性。开发利用它是一项很有意义的研究课题。

参 考 文 献

- [1] Stead. J. W.: 《J. West Scot. Iron and Steel Inst.》, Vol. 19, 1912
- [2] Harrison. D.: 《Ph. D. thesis, Cambridge University, England》, 1979
- [3] Kuritsyna. A. D.: 《Tran. I anie. 11》, 1956
- [4] Griffiths. B. J.: 《Trans. ASME》, No. 107, 1985
- [5] 张学仁, 高彩桥: 《电加工》, 第2期, 1981年
- [6] 铁道科学院: 《激光热处理》, 国防工业出版社, 1973年
- [7] 柳巴斯基. N. M. (高彩桥译): 《摩擦的金属物理》, 机械工业出版社, 1984年
- [8] 三好荣次: 《金属学会志》, Vol. 23, No. 1, 1959年
- [9] 叶山房夫: 《润滑》, Vol. 26, No. 2, 1981年
- [10] 中岛耕一: 《润滑》, Vol. 30, No. S, 1985年
- [11] 矢畑 升: 《日本金属学会志》, Vol. 41, No. 1, 1977年

二、试验材料和方法

材料为合金白口铸铁 (2.08% C, 0.55% Si, 4.95% Mn, 1.02% Cu, 0.59% Mo), 试样用树脂砂铸造, 经200℃回火。其金相组织为: M_3C 型碳化物 (C_m) 呈不连续网状分布, 基体由马氏体 (M) 和 r_R 两相组成。磨损试样外径 $D=76\text{mm}$, 内径 $d=60\text{mm}$, 厚 $\delta=6\text{mm}$ 。磨损试验在模拟小型球磨机衬板磨损的试验机^[1]上进行。该试验机的原理是: 外载荷经滚轮传递给磨粒, 磨粒再作用在环形试样的端面上, 试样沿轴线旋转时, 处在试样与滚轮之间的磨粒就造成试样的磨损。

衍射试样用线切割法从磨前和磨后试样上取出, 长20mm, 厚2mm。由于磨损面凸凹不平, 不可能得到理论上的亚表层。规定: 磨后试样的测试面在抛光前仅在显微镜下 (1000×) 才可见到原磨粒磨损痕。APD—10 x 射线自动衍射仪的工作参数如下: Cu 靶, 波长 $\lambda = 1.5406 \text{ \AA}$, 电压40 kv, 电流35mA, 采用“阶梯扫描计数法”, 阶梯步长 0.05° , 计数时间2秒/步。所衍射晶面及其相应的衍射角度见表1。

表1 衍射面及其相应的衍射角度

衍射面 $\{hkl\}$	$C_m(004, 023)$	α_{200}	γ_{220}	α_{211}	γ_{311}
衍射角 (2θ)	53—55°	62.5—67.5°	71.5—76.5°	79—85°	87—92°

试样显微组织中的 C_m 量较多, 除影响 r_R 和 M 的绝对量外, 它的某些晶面的衍射谱线分别对 r_R 和 M 的谱线有所干扰, 可按文献^[2]中提出的方法进行扣除。通过对 C_m 粉末样的分析, 选定 $C_m(004, 023)$ 衍射谱线的积分强度为“校正强度”, 经比较、计算, 干扰 $\alpha_{200}, \gamma_{220}, \alpha_{211}, \gamma_{311}$ 衍射谱线的 C_m 的积分强度与“校正强度”之比分别为: 0.4, 0.4, 5.1, 0.9。

三、试验结果

1. 衍射面的实际积分强度

各衍射谱线强度的脉冲计数由 P 851 计算机逐步输出, 再从其总和中扣除本底总计数, 得到所衍射面的名义积分强度, 从中分别减去 C_m “校正强度”与其相应的强度比的乘积, 剩下的则为实际积分强度 (表2)。

2. 磨损前后 γ_R 量的变化

用图象分析仪求得 C_m 的体积分数 $V_c=20.64\%$; $\alpha(V/F)$ 和 $\gamma(\gamma_R)$ 的晶格常数由实验测出, $a_{\alpha 0}=2.8720 \text{ \AA}$, $a_{\gamma 0}=3.6150 \text{ \AA}$; 其他参数的选定及详细计算过程可参阅文献^[3]。表3中列出了磨损前后试样中的 γ_R 量。

亚表层内 r_R 量的变化 $48.78\% - 42.26\% = 6.5\%$

3. γ_R 晶粒内的微应变

表2 磨损前后所衍射面的积分强度

		$C_m(004, 023)$	α_{200}	γ_{220}	α_{211}	γ_{311}
磨 前	名 义		7958	17240	19827	18852
	实 际	831	7626	16908	15589	18104
磨 后	名 义		8717	12947	22121	16232
	实 际	867	8370	12600	17699	15452

表3 磨损前后试样中 γ_R 量 (%)

	$\alpha_{200}-\gamma_{220}$	$\alpha_{200}-\gamma_{311}$	$\alpha_{211}-\gamma_{220}$	$\alpha_{211}-\gamma_{311}$	平 均
磨 前	50.63	48.59	49.60	46.91	48.78
磨 后	43.22	43.73	40.80	41.31	42.26

和晶粒碎化

衍射谱线的积分强度与最大强度（俗称峰高）之比，就是劳埃宽度。因试验中采用了“阶梯扫描计数法”，各步仅停留 2 秒，所以取最大的三个相邻脉冲净计数的平均值为峰高。将 γ_{220} 、 γ_{311} 的实际积分强度除以

峰高，便得到它们的劳埃宽度（表 4）。从表中可看出， γ_{220} 和 γ_{311} 磨后的劳埃宽度都发生了变化。

劳埃宽度除与测试条

件有关外，晶粒细化和微观应变的存在都会使其增宽，所以应先将上述两因素各自引起的宽度分开，再分别求出 γ_R 的磨后微应变和细晶粒度。参照文献[4]。

假定 γ_R 衍射谱线的强度符合高斯分布，并以磨前 γ_R 的劳埃宽度作为工具宽度 b_0 ，磨后的为合成仪测出宽度 B_0 ，则合成真实宽度为 $\beta = B_0 \sqrt{1 - (b_0/B_0)^2}$ ，带入表 4 的数据，可求得： $\beta_1 = 9.9837$ ， $\beta_2 = 12.5865$ 。

实验测得 γ_{220} 和 γ_{311} 的布拉格角分别是： $2\theta_1 = 74.26^\circ$ ， $2\theta_2 = 89.94^\circ$ 。采用图表法得出：

平均微应变 $|\Delta d/d| = n_1/(4 \lg \theta_1) \approx 0.2\%$

细晶粒度 $D_d = \lambda/(m_1 \cos \theta_1) \approx 6.0 \times 10^{-6} (\text{cm})$ 。

1. γ_R 内的位错密度

Williamson 等[5]指出，晶体内存能 V_E 与合成真实宽度 β 的平方成正比 $V_E = 3E(A\beta^2)/2$ ，单位长度位错的应变能为 $V_c = (\mu b^2/4\pi k) \ln(\gamma/\gamma_0)$ ，位错密度 $\rho = V_E/V_c$ 。因存在有位错间的交互作用，即 $V_{\text{real}} = V_c F$ ，那么 $\rho = V_E/V_{\text{real}} = (K/Fb^2)\beta^2$ 。 $K = 6\pi kEA/[\mu \ln(\gamma/\gamma_0)]$ ， K 是与杨氏模量、应力分布形式、切变模量、晶粒大小等有关的系数，经计算，面心立方晶体 $K = 16.1$ 。 b 乃柏氏矢量， γ_R 的 $|b| = a_{\gamma_0} \cdot \sqrt{2}/2 = 2.5562 \times 10^{-8} (\text{cm})$ 。为简化计算，令 $F = 1$ ，即假设位错间无交互作用。所以， γ_R 内的位错密度：

$$\begin{cases} \rho_1(\beta_1) \approx 1.9 \times 10^{12} (\text{cm}^{-2}) \\ \rho_2(\beta_2) \approx 3.0 \times 10^{12} (\text{cm}^{-2}) \end{cases}$$

四、讨论

1. 亚表层内 γ_R 的相变

亚表层内的形变马氏体仅 6.5% 左右，主要由于 γ_R 在磨损过程中所处的应力状态所决定。外应力引起的范性形变可提供有利 M 形核的条件，还可降低因形状应变引起的形核位垒，使 M 在较小的驱动力下形成。但发生 M 转变伴随有体积膨胀，而亚表层内的 γ_R 处在压应力场中，压应力不利于形变 M 的产生。本试验条件下， γ_R 的相变不是引起材料强化的主要因素。

2. γ_R 的形变硬化

在外应力的作用下， γ_R 晶粒内出现微观体积变形，它不仅会导致晶粒“碎化”，而且加剧了位错源的活动性。随着微应变增大，位错增殖。当晶内存能趋于饱和时，则微应变将达到一定值（ $|\Delta d/d| \approx 0.2\%$ ），位错也达到高密度（ $\rho_1 = 1.9 \times 10^{12} \text{cm}^{-2}$ ， $\rho_2 = 3.0 \times 10^{12} \text{cm}^{-2}$ ）。形变强化与位错周围应力场的总作用有关，位错密度越大，应力场的总作用越强， γ_R 的形变强化程度越高。位错密度进一步增高，会造成位错缠结，趋于形成胞壁。在严重变形情况下， γ_R 内出现胞状亚结构，胞的尺寸越小，胞间距越小， γ_R 的流变强度越高。试验结果表明，亚表层内 γ_R 的晶粒中产生了亚晶和胞状亚结构，其细晶粒尺寸很小， $D_d = 6.0 \times 10^{-6} \text{cm}$ ，所以

γ_R 被强烈地加工硬化。

五、结束语

在本试验条件下, γ_R 晶粒内发生微应变 ($|\overline{\Delta d}/d| \approx 0.2\%$), 产生高密度位错 ($\rho_1 = 1.9 \times 10^{12}$, $\rho_2 = 3.0 \times 10^{12} \text{ cm}^{-2}$), 并形成了亚晶和胞状亚结构 ($D_d = 6.0 \times 10^{-6} \text{ cm}$)。这是导致亚表层内 γ_R 强烈加工硬化的主要原因。虽然有少量 (6.5% 左右) 形变 M 出现, 但它不是强化材料的主导因素。

利用 x 射线对磨损亚表层进行分析, 可以查明材料在一定磨损工况中所能发挥的最大潜力及其内在原因。不仅可解决磨损机理研究中的某些难点, 而且, 能为合理选材和发展新材料提供理论依据。

参 考 文 献

- [1] 王兆昌等:《模拟小型球磨机衬板磨损的试验机》(北京钢铁学院资料), 1983年11月
- [2] 上海钢研所:《理化检验》(物理分册), 1977年, No 1—2, 第2—4页
- [3] Kim. C.:《J. Heat Treating》Vol 1, (79), No. 2, P43—51
- [4] 范 雄:《x 射线金属学》, 1981年9月, 第98—162页
- [5] Williamson. G. K. & Smallman. R. E.:《Philosophical Magazine》56, No. 1, P34—46

金属材料受三体磨损的切削机制

西安交通大学 方 亮 周庆德

序 言

在三体磨损中, 磨料处于松散的状态。磨料本身, 随着磨损系统滚动和滑动。磨料滑动时, 其作用相当于二体磨损中磨料对材料表面进行切削的情形。因此, 材料在三体磨损下, 无疑也存在着切削机制。

拉宾诺维奇 (Rabinowicz) 等对三体磨损的研究作了开创性的工作^[1]。他们认为, 在三体磨损时, 约 10% 的磨料处于滑动状态, 并引起磨损, 这种磨损就是切削磨损。但解释却是从材料的二体磨损量是三体磨损量十倍的试验事实推得的, 显然推论是不能令人信服的。

后来, Misra 和 Finnie 认为材料在三体磨损下的磨损行为与高角度冲刷磨损方式相似, 同属重复塑变机制^[2]; Oike 等在最近仍把这种磨损归为切削机制^[3]; 汪一麟、汪子祥却认为这种磨损是带有低周疲劳性质的塑变磨损^[4]。看来, 对材料受三体磨损的机理, 还没有一个统一的认识。所以, 有必要搞清材料受三体磨损的切削机制的确证及切削磨损占整个材料磨损的比值。

一、试验条件

所选用的材料有纯铁、纯铝、黄铜和白口铸铁。将白口铸铁的成份设计成含铬量和含碳量不同, 但共晶碳化物体积分数 (CVF) 却是相同的, 以资相互间可以比较。其基本组织分别为马氏体和奥氏体, 热处理制度在文献[5]中已有介绍。表 1 为白口铸铁的成份和 CVF。

二体磨损, 在 ML10 型销盘式磨损试验机上完成; 三体磨损, 在经过改装的混砂机上完成。

铸造专业毕业生, 陶彦来参加了试验机的制作和部分试验工作, 在此表示感谢。

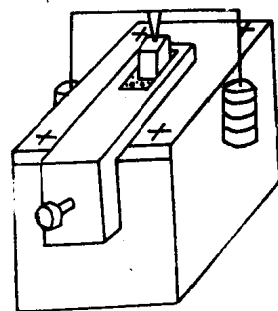


图1 短程三体磨损试验机示意图

为了研究材料的三体磨损机制，还自制了一台短程三体磨损试验机。图 1 是试验装置的示意图。这台装置的特点是可以较精确地选择磨程，利用磨制的金相面试样进行试验，然后统计表面磨痕，即可得到所需要的数据。作者选择载荷为 12 N，200~400 μm 石英砂磨料和工业纯

表 1 试验材料的化学成分和 CVF (%)										
试样号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	Cu	Cr/C	CVF
02	3.00	0.68	0.57	0.036	0.042	1.8	0.43	0.98	0.6	25.4
09	3.06	0.64	0.85	0.038	0.038	9.3	0.83	1.24	3.0	20.7
15	2.97	0.47	0.67	0.033	0.035	15.8	0.86	1.29	5.3	25.4
20	2.76	0.56	0.76	0.031	0.038	19.7	1.02	1.14	7.1	23.0
27	2.40	0.84	0.73	0.047	0.063	27.3	0.81	1.47	11.4	24.9

铁为试验材料的条件下，检验该装置的重复误差为 5.6%，结果是令人满意的。

二、试验结果

将松散磨料运动时与试样表面间的接触，定义为三体磨损的动接触。在接触过程中，试样表面留下的永久性痕迹，如塑性压坑、切削沟和剥落坑等，统称为动接触点。具有这些特征的动接触点的总和，就是动接触点数；而划痕数则是切削沟长度大于 26.7 μm 的统计数目，因为在这个长度下，切削沟的长宽比近似相等。本文将小于这个数值的切剥沟，归于塑性压坑和剥落坑一类中去。

在自制的这台短程三体磨损装置上进行试验，被磨损的表面上，无论是软材料，还是硬材料，都可以直接观察到切削痕，如图 2 和图 3 所示。只不过在硬材料表面的总划痕数和动

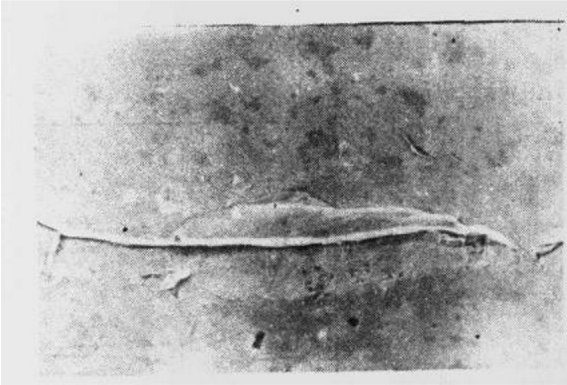


图 2 纯铁试样表面切削沟形貌
(SEM 二次电子像)



图 3 马氏体 Cr20% 白口铸铁表面切削沟形貌
(SEM 二次电子像)

接触点数都会随之而变，两者的比值可能是对磨程不敏感的参数。表 2 是磨程对动接触特性影响的试验结果。表中 A_0 代表试样的名义接触面积； n_L 代表磨损表面切削沟长度为 L 时的面密度； n_3 代表磨损表面三体磨损的动接触面密度。试验条件如前，只是将磨程作了改变。由此表可以看出：虽然磨程从 0.75 毫米变到 12 毫米，但总划痕数与动接触点数的比值，变动不到 5 个单位。因此，使用这个对磨程不敏感的参数，应该能够反映材料三体磨损的特征。

若磨程取 6 mm，载荷取 12 N，磨料取 200~400 μm 的精制石英砂，更换试验材料，可得表 3 所示的结果。可看出试验材料的硬度和参数 $\sum_{l_{\min}}^{l_{\max}} f_l$ 之间有很好的对应关系。然而当下试样是高铬铸铁时，纯铁上试样表面的划痕数会减少，即磨料有一部分嵌入纯铁表面，以对硬

的高铬铸铁表面进行切削。

白口铸铁的二体和三体磨损性能之间的关系，如图 4 所示。其中 K_{ab} 称作磨损系数，即单位磨程、单位名义接触面积下试样的失重。在使用石榴子石 (HV 1360) 和石英砂 (HV 1000) 作磨料的条件下，随 Cr/C 增加，二体磨损的 K_{ab} 迅速减

表 2 磨程和动接触之间的关系

磨程 (毫米)	0.75	6	12
总划痕数 $\left(\sum_{lmin}^{lmax} n_l A_o\right)$	95	242	337
动接触点数 $(n_3 \cdot A_o)$	225	514	760
$\sum_{lmin}^{lmax} f_l^*$	42.2	47.1	44.3

$$* \sum_{lmin}^{lmax} f_l = \sum_{lmin}^{lmax} n_l / n_3$$

表 3 材料和动接触之间的关系

试 验 材 料	上试样	纯铝	纯铁	黄铜	高铬铸铁	纯 铁
	下试样	纯铁	纯铁	纯铁	纯 铁	高铬铸铁
显微硬度 (HV, 50g)		59	98	100	989	98
划痕长度 (加权平均) (μm)		68	109	94	120	24
总划痕数 $\left(\sum_{lmin}^{lmax} n_l A_o\right)$		227	242	302	118	134
动接触点数 $(n_3 \cdot A_o)$		511	514	597	158	324
$\sum_{lmin}^{lmax} f_l$ (%)		44.0	47.0	50.0	75.0	41.4

* 表中数据均从上试样上面取得。

小，接近三体磨损的 K_{ab} 。在这里，同 Rabinowicz, Misra 和 Sasada^[6] 的二体磨损量是三体磨损量十倍的试验规律是不同的。

三、讨论

从上面的试验结果，可以清楚地知道，材料在三体磨损条件下，切削磨损占有一定的比值。下面建立一个简单的磨损率方程，来求得这个比值。

假定忽略材料形变强化的影响，并认为磨损过程中磨料不破碎，即属低应力磨损。在这个条件下，磨料的尺度同被磨表面粗糙度相比要大得多。这样，用光滑表面的试验结果去替代实际的磨损参数，引起的误差不会很大。如只考虑磨料产生的切削作用，很容易得到材料的二体磨损率公式：

$$\left(\frac{dV}{dl}\right)_2 = S_2 n_2 A_o \tag{1}$$

式中 v 是材料的磨损失重； l 是磨程； S_2 是材料产生切屑的横断面积； n_2 是二体磨损下磨料与试样的接触面密度，而 A_o 是试样的名义接触面积。同理，将试验统计参数转化为方程中的变量，经过几次变换，便可得到材料的三体磨损率公式：

$$\left(\frac{dV}{dl}\right)_3 = \frac{A_o S_2 n_2 E(l)}{L_o} \sum_{lmin}^{lmax} f_l \tag{2}$$

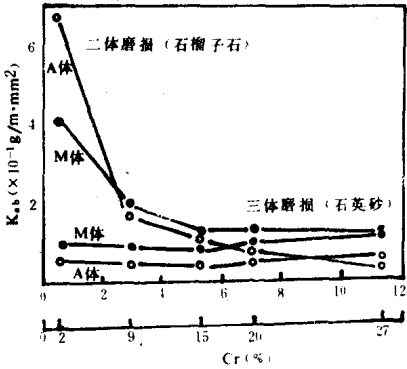


图 4 白口铸铁三体磨损与二体磨损的比较

式中 L_0 为试样长度, $E(l)$ 为划痕长度的平均值 (加权平衡)。将 (1) 式和 (2) 式结合, 使得:

$$\frac{\left(\frac{dV}{dl}\right)_3}{\left(\frac{dV}{dl}\right)_2} = \frac{E(l)}{L_0} \sum_{l_{\min}}^{l_{\max}} f_l \quad (3)$$

若三体磨损中, 磨料完全嵌入软表面, 则对硬表面的磨损就相当于二体磨损。即当

$$E(l) = L_0: \sum_{l_{\min}}^{l_{\max}} f_l = 1$$

时, 必然:

$$\left(\frac{dV}{dl}\right)_2 = \left(\frac{dV}{dl}\right)_3 \quad \text{这是一个极端情况。}$$

将表 3 数据代入 (3) 式, 且令 $L_0 = 10$ 毫米, 可得材料在三体磨损中切削磨损率和二体磨损率的比值:

$$\text{对纯铝: } \frac{68}{10 \times 1000} \times 44\% \approx 0.3\%;$$

$$\text{对黄铜: } \frac{94}{10 \times 1000} \times 50\% \approx 0.5\%;$$

$$\text{对纯铁: } \frac{109}{10 \times 1000} \times 47\% \approx 0.5\%;$$

而对纯铁—高铬铸铁 (Cr 20%) 组成的摩擦副, 则有:

$$\text{对纯铁: } \frac{24}{10 \times 1000} \times 41\% \approx 0.1\%;$$

$$\text{对高铬铸铁: } \frac{120}{10 \times 1000} \times 75\% \approx 1\%;$$

如果想求得三体磨损中切削磨损所占比值, 可以使用下面的关系式:

$$\frac{\text{三体磨损中切削磨损}}{\text{三体磨损}} = \frac{\text{三体磨损中切削磨损}}{\text{二体磨损}} \times \frac{\text{二体磨损}}{\text{三体磨损}}$$

上式右端第一项比值已知; 第二项比值, 对纯铝、黄铜和纯铁可利用 Rabinowicz 等人的结果, 即材料的二体磨损比三体磨损为 10 : 1; 对纯铁—Cr 20% 白口铸铁摩擦副中的 Cr 20% 白口铸铁, 直接利用图 4 的试验结果, 即比值为 1 : 1。将这些数据代入上面的关系式, 便有:

对纯铝, 三体磨损中切削磨损占整个磨损量比值为 3%; 对黄铜, 比值为 5%; 对纯铁比值为 5%。而对纯铁—Cr 20% 白口铸铁摩擦副中的纯铁, 比值为 1%; 对白口铸铁, 比值仍为 1%。在同一磨损系统中, 比值应该是相同的, 因为这个比值实际反映了磨料的滚滑比。由此得知, 磨料滑动的概率, 在试验材料中, 小于 5%。并不象 Rabinowicz 早先提出的 10%。而且还可看出, 滚动的磨料对材料造成的磨损, 将占很大的比例, 这个磨损当然不属于切削磨损。

四、结论

在本试验条件下, 可以得到下述结论:

1. 材料在三体磨损下, 切削磨损所占比值不超过 5%, 也就是磨料发生滑动的概率小于 5%。

磨粒生成及长大机理的新探索

沈阳工业学院

(加拿大)西安大略大学

贾春德

J.S. Sheasby

一、前言

众所周知,磨粒形成机理是摩擦学基本理论之一。不少著名学者已提出若干理论去说明它,例如:粘着理论,犁沟理论,脆性剥落理论等等。然而,令人遗憾的是,由于缺乏直接证据,人们仍然难以肯定,在摩擦面间,磨粒到底是怎样形成的?磨损究竟是怎样发生的?

与普通磨损形貌分析法推断磨粒形成及磨损机理相比,应用直接观察技术的优越性在于:直接观察给出的是直接证据,生动的动态观察驱使观察者不得不抛弃某些经典理论而去研究那些用普通形貌分析法根本无法发现和解释的现象,从而得出较为符合实际的能揭示事物本质的认识。

应用扫描电镜仔细分析由直接观察法提出的那些可能导致提出新的磨粒形成机理的关键区域,在详尽证据的基础上,本文提出了一个新的磨粒生成及长大机理。

二、实验技术

1. 磨损试验机

本实验用的磨损试验机如图1所示。当金属销钉对着玻璃或金属涂敷玻璃滑动时,通过该机的光学显微镜系统,试件的动态磨损过程清晰可见^[1]。该机速度可控,加于试件上的载荷可预置,并能拍摄静、动态照片。

2. 摩擦材料

销钉:经退火处理的楔形销钉分别用 OFHC 无氧铜 (HB35), 70—30 黄铜 (HB 70) 及 1040 钢 (HB 274) 制成,并用 3 微米金刚砂研磨、抛光。

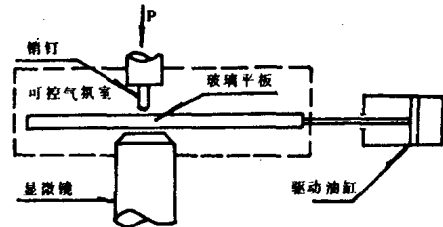


图1 磨损试验机结构示意图

2. 导出的三体磨损简化模型是适用的,可以用来对材料的三体磨损机制进行估价。

3. Rabinowicz 的二体磨损量是三体磨损量十倍的结果不是对所有情况都适用的。在本试验中,高铬铸铁在使用石榴子石和石英砂作磨料的情况下,其二体磨损量和三体磨损量的比值近似相等。

参 考 文 献

- [1] Rabinowicz, E. Dunn, L. A. and Russel, P. G: Wear, 4 (1961), 245—255
- [2] Misra, A. and Finnie, I: Wear, 60 (1980), 111—121
- [3] Oike, M, Emori, N. and Sasada, T: Wear of Materials—1987, 185—190
- [4] 汪一麟, 汪子祥: Wear of Materials—1987, 619—626
- [5] 方亮, 饶启昌, 周庆德: Wear of Materials—1987, 733—742
- [6] Sasada, T, Oike, M. and Emori, N: Wear, 97 (1984) 291—302

平板:与销钉对磨的平板材料有碱性平板玻璃、涂镀着铬或钛的平板玻璃(莫氏硬度5)、1040钢板,表面镀铬的1040钢板(HV850)。玻璃镀层既有必要的粘附强度,又有必要的透明度。各类平板的清洗见资料[1]~[3]。

3. 试验过程

在干燥的氧中,用OFHC铜销钉对磨平板玻璃,通过显微镜观察磨粒生成区和长大的趋势,以得出一般磨粒形成过程的初步印象。

在其它条件不变情况下,改变摩擦偶件的组合以决定试验结果的普遍性和特殊性。

改变平板表面粗糙度、摩擦速度和作为介质用的气体种类,观察对试验结果的影响。

正常试验条件为:介质气体是干燥的医用氧,法向载荷36 MPa,滑动速度0.2 mm/S,单向一次性摩擦。

三、实验结果及其分析

1. 直接观察结果

图2是典型的直接可见的磨损形貌。无论是铜对磨平板玻璃,还是对磨铬涂镀玻璃,经观察可见,所有微小磨粒都从楔形销钉的前边缘产生。这一极其狭窄的区域就象磨粒生成源,不断生育着磨粒。随着相对滑动,这些磨粒变得越来越大。起初,这些磨粒保持间歇运动,

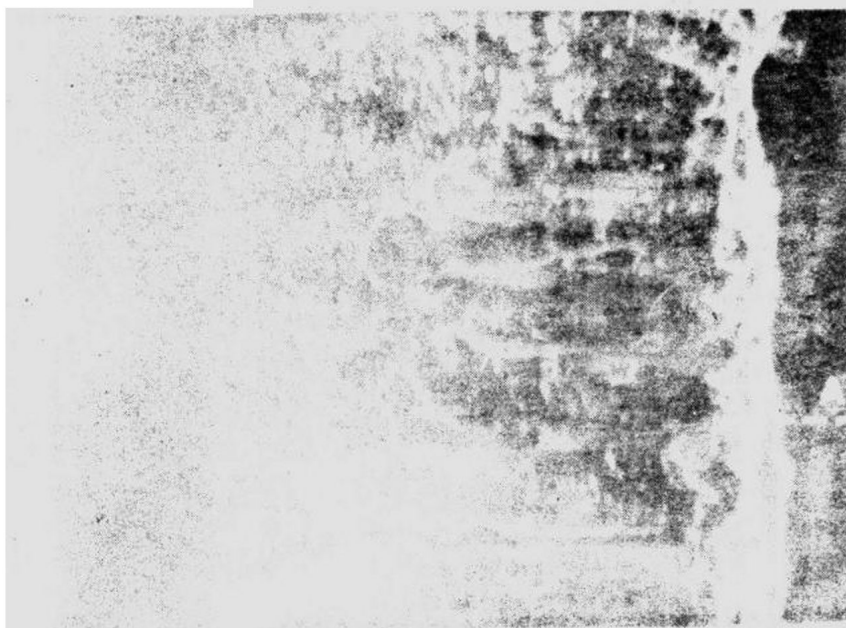


图2 直接观察所见形貌(铜—玻璃)

但是,当达到一定尺寸后,这些长大了的磨粒便转移并粘附在玻璃平板一方。这些转移后的磨粒比较稳定,相对运动中在销钉表面犁出一道道的沟痕。经过一段距离后,这些磨粒又趋于转移回销钉表面,并积聚起来形成一个由无数磨粒组成的转移层。转移层象水坝一样,阻止了正向它们流来的磨粒。于是,随着新的磨粒积聚,转移层便对着磨粒运动方向扩展,这些转移层会不时地有裂纹出现,破碎部分便随着相对运动移出界面,在销钉表面犁出深深的沟痕并形成大尺寸的磨粒团。转移层的不断生成、长大与碎裂后移出界面维持着该区域的平衡。上述过程是难以用经典的粘着磨损或磨料磨损理论加以说明的。

2. 磨粒形成过程的SEM研究结果

由于受光学显微镜放大倍数的限制,用磨损试验机仍难以进行十分精细的研究。图3是沿图2中A—A线从左到右约40 μm区域内拍摄的一组扫描电镜连续照片。四个形貌截然不同的区域,揭示了磨粒生成、长大的全过程。

1) 一区—磨粒成核区