

И. В. Крагельский 等 著

真空中的摩擦与磨损

穆永阁 译

桂长林 校

合肥工业大学摩擦学研究所编辑出版

1988.3

И. В. Крагельский 等 著

真空中的摩擦与磨损

穆永阁 译 桂长林 校

目 录

前 言

第一章 研究工作概况

第二章 摩擦的分子—力学理论和磨损机理

摩擦的双重性质

磨损的性质

磨损的主要计算方程

摩擦力与负荷、粗糙度和物理机械特性的关系

外摩擦界限的破坏, 抗摩擦标准和摩擦偶的擦伤

滑动速度对摩擦力的影响

第三章 真空—摩擦的介质

摩擦时的真空条件

气体与固体的相互作用

真空系统中的剩余气体成份, 质谱测量

真空条件对材料特性的影响

第四章 真空中的摩擦与磨损的研究方法

抽气系统的选择

真空摩擦机

试验研究装置

摩擦试验装置—在真空中加速粒子流

作用在固体润滑和自润滑材料上

第五章 碳素钢在真空中的摩擦与磨损

稀薄度对摩擦与磨损的影响

滑动速度对摩擦与磨损特性的影响

摩擦初始阶段真空中的摩擦出气

摩擦时的硬化和软化

摩擦偶的不对称

	磨损产物研究
	钢的磨损与稀薄度之间的某些一般规律
第六章	非金属材料在真空中的摩擦与磨损
	工作在真空中的摩擦组件材料选择的一般原则
	适合真空的固体润滑
	固体层润滑出气
	固体润滑摩擦时的出气
	真空中难熔材料一二硫化物和二硒化物的研究
	自润滑材料和固体润滑在真空中摩擦和有辐照时的状况
第七章	固体润滑涂层的摩擦与磨损
	真空中用的固体润滑涂层
	固体润滑涂层的工作性能
	薄涂层的摩擦与磨损
第八章	真空中的滑动和摆动支承
	滑动支承
	摆动支承
	罗塔普林特润滑法

原版前言

分析了科学进步的进程后可以断言，实际需要最能促进科学的发展。这一道理也完全适用于真空中的摩擦研究。

1960年以前，有关这方面的报告在全世界只有5~6篇，随后的十年时间就有成百篇的报告出现。要保证真空中的摩擦部件可靠的工作，就需要进行研究。在高真空中的初期试验表明，外摩擦导致两个表面的牢固结合，即所谓焊接。为使这一现象得到有效利用是需要时间的。现正在研究并寻求真空摩擦焊接工艺的应用。

需要解决在真空中的摩擦的第一项任务是在1936年，为保证x射线管的旋转阳极的可靠工作而提出来的。

随后是为提高宇航设备的可靠性。宇航设备在近地和宇宙空间初期的某些失败是与摩擦部件的故障有关。因为液体润滑在原子氧和原子氢的作用下发生了质的变化。润滑剂具有不同分压强的一些组分有选择性地蒸发，使润滑剂的成份变质，摩擦系数增大，摩擦产生的热量由于缺少液体和气体的对流而不能从摩擦组件排出。摩擦组件过热就会卡死。

为了消除真空的有害影响，设计师们曾把摩擦组件密封起来并在装组件的空间充满气体或油蒸汽。甚至还设法制造一种用挥发物质或润滑油浸润的材料，使之蒸发来破坏真空。这种方法效果不好，因为密封增加了结构重量，每一公斤重量要发送到空间需要消耗30公斤燃料。此外，如果机构和工作组件是一次性移动的可采用波纹管来解决，但是对于长期运动的旋转轴和往复件就不适宜了，因为它的强度太差。其它密封既贵又不可靠。磁离合器密封较好，但传送的力矩有限，且重量大。

续表 2

按柯芬法 分 类	材 料		摩 擦 系 数 (经过下述 转 数 后)		销 接 触 面 的 性 质	盘 上 的 痕 迹 性 质
	销	盘	5	100		
在 氮 气 中						
	Cu	Ni	0.58	5.25	宽带严重坑蚀	小片擦伤, 窄痕
	Ti	Zr	0.92	1.23	同 上	同 上
在 空 气 中						
在固态下中 等溶解度的 偶对	Ag	Cu	0.45	1.50	在宽段落上擦伤	大 面 积 脱 落
	Ni	Cr	0.91	1.30	同 上	同 上
	W	Fe	0.19	1.23	无 脱 落	窄段落大片脱落
在 空 气 中						
低 溶 解 度 的 偶 对	W	Al	1.42	1.60	弄 脏	大片擦伤, 在窄 段落上有脱落
	Zn	Fe	0.29	0.32	窄段落有不明显 脱 落	窄 段 落 弄 脏
	Sn	Cu	1.44	1.63	表 面 擦 伤	弄 脏
	Zr	Fe	0.39	0.72	同 上	同 上
	Sn	Ni	0.71	0.93	同 上	同 上
	Zr	Al	0.45	0.72	弄 脏	同 上
在 氮 气 中						
	Pb	Al	0.50	0.49	磨损段落中等 磨 光	磨光, 窄带
	Mg	Fe	0.45	0.62	同 上	同 上
	W	Cu	0.42	0.60	同 上	同 上
	Pb	Fe	0.38	0.42	同 上	磨损不明显
	Cd	Fe	0.32	0.36	磨损段落小 磨 光	同 上

经过试验，他们断定，摩擦既取决于材料的弹性模型，又取决于化学亲合力。

表 1

摩 擦 偶	摩 擦 系 数 η	平均算术值* η'	$\eta - \eta'$ 差 值	化 学 亲 合 力 (化合物数量)
Ag-Fe	0.30	1.7	-1.40	溶化后形成二种 不混合液体
Cu-Fe	0.69	1.5	-0.80	
Ni-Fe	0.69	0.9	-0.20	
Ag-Ni	0.86	2.1	-1.30	
Al-Fe	1.28	2.0	-0.72	一种
Al-Cu	1.47	2.7	-1.23	四种
Ag-Cu	1.72	2.2	-0.48	无
Cu-Ni	2.01	1.7	+0.31	无
Al-Ag	2.20	2.8	-0.60	二种
Al-Ni	2.36	2.1	+0.26	三种

均为固溶体

* η' 计算同种金属偶对摩擦系数的平均值。参加该项试验的偶对有
(Fe-Fe=0.8; Ni-Ni=1.1; Cu-Cu=2.3; Ag-Ag=2.6;
Al-Al=3.1)

按亲合力分类(化合物的可溶性和可形成性)的各种偶对在空气中和氮气中的摩擦试验结果见表 2。

表 2

按 柯 芬 法 分 类	材 料		摩 擦 系 数 (经 过 下 述 转 数 后)		销 接 触 面 的 性 质	盘 上 的 痕 迹 性 质
	销	盘	5	100		
在 空 气 中						
在 固 态 下 完 全 可 溶 的 偶 对	Cu	Ni	0.28	1.00	宽 擦 伤	宽 擦 伤
	Mo	Cr	-	-	同 上	同 上
	Ni	Fe	0.82	1.10	同 上	同 上
	Cr	Fe	0.30	0.73	无 擦 伤, 窄 痕	小 片 擦 伤, 窄 痕
	Ti	Zn	0.69	0.64	小 块 擦 伤, 宽 痕	同 上

2 的装置进行了试验。该装置是一个直径60毫米的圆盘 1，用直径 6 毫米的球形销 2 压紧圆盘母线，最大滑动速度为0.54米/分，试样的最大负荷273克。表面在真空中（ 10^{-6} 托）加热清洁。

分析科芬的试验结果（表 2），表明在空气中摩擦（能形成保护氧化膜）时具有完全溶解能力的摩擦偶和不能形成合金和化合物的摩擦偶相互间的摩擦系数的差异与在真空中（不能形成保护膜）试验时相比要小得多。

很明显，这并不是确定较大的摩擦系数的唯一标志，例如硬的销在软基体上摩擦时（钨和铅在空气中）还可能看到由于侵入基体而涂抹上痕赫。

柯芬发展了这一思想，即金属能否形成合金，在惰性气体介质中摩擦时的摩擦现象是不同的。在第一种情况下为坑蚀，在第二种情况下为表面损伤，他通过铜-镍，镍-镍摩擦偶长期的滑动和在各种温度，各种滑动速度，各种介质下的试验结果确定，存在着使摩擦性质产生突变的过渡温度。低于该温度，表面损伤，高于该温度为坑蚀。柯芬指出，临界点可解释为通过相互摩擦物体接触表面的扩散过程。

马卡-林评述了柯芬的试验结果，并根据焊接性能对摩擦偶作了如下分类：

全焊接：Pb-Cu；Zn-Cu；Zn-Zr；Cd-Cu；Al-Ag；Al-Cu；Cu-Fe；Mg-Cd；Mg-Al；Mg-Cu；Mg-Ti；Cd-Ag；Cd-Ti；

部分焊接：Cu-Ag；Bi-Cu；Zn-Fe；Pb-Ti；Zn-Ti；Zn-Ag；Cd-Fe；Al-Fe；Al-Ti；Ag-Cu；Fe-Ti；Fe-Zr；Bi-Fe；Ag-Ti；Pb-Al；Zn-Al；Mg-Al；Al-Zr；Al-Ni；Bi-Ti；

有限焊接：Ag-Zr；Pb-Fe；Ag-Fe；Mg-Fe；Cd-Zr。

马卡-林认为，两个摩擦物体间原子的相互引力足够接触点焊接，因此形成固溶体的标准并不是非要不可。此外，他还阐述了几何因素（硬销侵入软金属）影响弄脏的程度。

在真空中摩擦时会粘着的这一合理论点以及金属结构和摩擦条件仅影响损坏特性的主张（能形成固溶体的为坑蚀，反之则为表面损坏），后来被许多人曲解了。他们引用柯芬和马卡-林的论点，着手制作粘着和非粘着摩擦偶。我们的试验证实柯芬和马卡-林发表的见解是正确的。就本质来说，全部摩擦偶都会粘着的。粘着程度只不过取决于同种或异种金属裸露表面的原子间所表现出的内聚力是明显或比较差而已。因为这将导致系统自由能的减少，粘着过程本身是自发的。

在后来的研究中，研究各种金属在真空中（ 10^{-6} — 10^{-8} 托）的摩擦和吸附特性的巴克立和

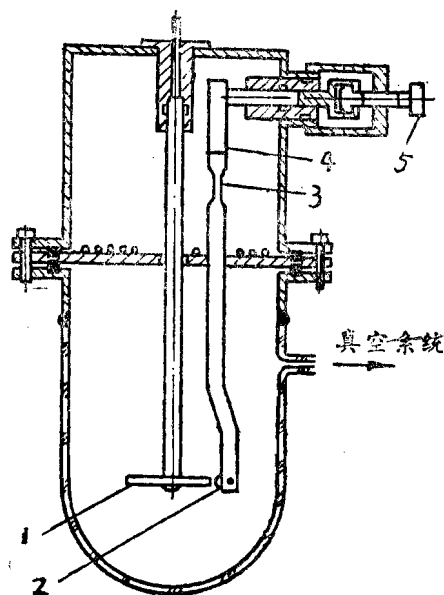


图 2 科芬试验装置[104]

1—圆盘；2—销；3—额定负荷测量弹簧；4—摩擦力测量弹簧；5—加载装置；6—隔热屏

续表 2

按柯芬法 分 类	材 料		摩 擦 系 数 (经 过 下 述 转 数 后)		销 接 触 面 性 质	盘 上 的 痕 迹 性 质
	销	盘	5	100		
在 氮 气 中						
	W	Al	1.05	1.31	弄 脏	严 重 坑 蚀
	Sn	Cu	0.48	1.00	大段落轻度坑蚀	大 面 积 粘 附
在 空 气 中						
不 形 成 合 金 的 偶 对	Ag	Fe	0.15	0.18	稍 弄 脏	磨 损 不 明 显
	Ag	Ta	0.35	0.48	同 上	磨 光
	Mo	Cu	0.29	0.60	磨 光	磨 光
	Ag	Cr	0.25	0.70	稍 弄 脏	磨 光
	Mg	Fe	0.59	1.02	宽段落上小脱落	弄 脏
	Ta	Cu	0.15	0.25	不 大 的 擦 伤	磨 光
	Pb	Al	0.95	1.30	少 量 脱 落	弄 脏
	W	Cr	0.15	0.32	磨 光	磨 光
	Pb	Fe	0.38	0.93	不 大 的 脱 落	弄 脏

绍乌和利维的研究奠定了基础。他们的化学亲合性影响摩擦系数的思想由恩斯特, 梅尔恰特, 科芬, 马卡-林, 戈列格等人进一步发展了。

1939年鲍乌金和西约兹设计了最简单的真空摩擦试验装置如图 1^[93]。在玻璃罩中拉一根金属丝 1, 其上悬挂着用相同的或不同材料制的游码 2。仪器倾斜, 使游码脱离。按金属丝的倾斜角计算静止摩擦系数。为确定动摩擦, 游码做成筒状。弯曲的托梁 3 受电磁铁 4 的释放, 造成游码跳动, 在金属丝上滑动一定距离后停下。按滑动距离求出摩擦系数。

洛奇, 古济特和托特证实了绍乌和维利的想法。他们认定好的轴承材料在熔化之后是不会形成铁溶体的^[123]。随后科芬用纯金属在惰性气体(氮)和空气中进行 3 精心试验, 得出的结论是金属形成合金的本领在很大程度上影响摩擦系数, 主要是摩擦时的损伤^[104]。他指出, 如果金属不能相互溶解, 那么在惰性气体中摩擦时就不会出现坑蚀。科芬利用如图

的全部金属,都出现大的表面硬化。铁和钼的硬化尤其大:摩擦结果使显微硬度到3.5~4倍。这将导致抗剪强度的下降。

有些文献在这里想再提一下。沙洛蒙首先指出,氧对含二硫化钼的润滑油是有害的^[120]。含碳纤维的聚合物在真空中的试验很有意思。在1968年哈里斯和万-罗伯特斯指出,醋酸盐聚合物填加碳纤维,它的耐磨提高二个数量级,並超过通常用在宇航技术中的材料(氟塑料+玻璃纤维+钼)的耐磨^[111]。聚酰胺+50%碳纤维更有效。聚酰胺在真空中的磨损强度加填碳纤维时下降5个数量级。我们认为,这是炭吸收了摩擦过程中分解出来的氢,並形成保证弹性摩擦接触的条件造成的。

哈里斯,里德和汤姆普森关于轴承在真空中的状态的研究值得注意^[112]。这些试验采用无油抽气。轴承涂层用的材料中,包括金,银,铅,镱氟塑料和合成氟塑料分离环,以铅电镀涂层最好,铅青铜分离环最有效。

但是,正如布里斯克乌和多芬指出的那样,宇航装置的各种组件在空气中试验时必然不会像在真空中那样仍能很好地工作,例如固体润滑用的铅在空气中氧化並迅速磨损^[96]。因此,在专用容器加液体润滑脂供给摩擦组件的办法仍在保留,而且得到发展。

维甘德和海因克研究了空气稀薄度对一系列电镀和化学涂层的磨损影响^[135]。随着真空度不同,磨损强度随图5所示的四种型式之一变化。铬-镍偶对(见图5a)在压强降低时磨损强度增加,直至在1托附近达到最大。这时,磨损的氧化粒子由非氧化粒子代替。然后磨损减小,並在 10^{-3} 托可观察到材料迁移。

青铜-化学镀镍和青铜-电镀镍偶对(见图5δ)在大气压强下就出现材料迁移,同时磨损物具有金属性质。随着压强的降低,磨损减小。大约在 $10^{-2} \sim 10^{-5}$ 托磨损中止並转入相互迁移。在大气压强下的磨损强度越高,开始转入相互迁移的压强则越低。磨损强度可能的全部曲线均在图的阴影区。

淬火钢-电镀铬偶对(见图5b)的特点是以氧化膜抑制磨损。没有氧化膜时(压强低于 10^{-3} 托)磨损强度突然增加,这是迁移物质的脆性促成的。铜-电镀铬(见图5r)偶对,本来就不大的磨损随着压强的降低而减少並转入相互迁移。但这时迁移物质是粘滞的,这在很大程度上限制了磨损强度。

摩擦表面和磨损物的研究,表明大约在1托左右表面氧化停止,但用x射线摄影,几乎到 10^{-3} 托仍观察到磨损氧化物。材料迁移从 10^{-3} 托开始,这时破坏的氧化膜已来不及恢复。

木·卡瓦莫托和科·奥卡巴依斯研究了涂石墨的生铁-生铁偶对在真空中摩擦时的状况^[114]。他们确认,当滑动速度大于2米/秒时在表面上形成特殊的结构,磨损强度下降。该层是由铁素体,奥氏体,马丁体和混着莱氏体结构的自由渗碳体组成。作者指出,在滑动速度大时,实际接触的各点熔化。结构层是在严重变形条件下由于冷却形成的。

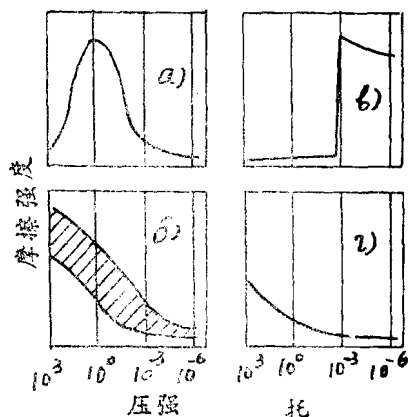


图5 磨损强度与压强的关系

约翰逊的工作具有很大价值[98-101]。试验条件非常清洁：系统用吸附泵，离子泵和低温泵抽气，剩余气体成份用质谱计监测，其主要成分为氢和氦，试样表面在真空中用电子轰击法清洁。

巴克立和约翰逊发现，体心立方和面心立方金属在明显的相互粘着作用力下具有高摩擦系数和大的磨损，而六边形材料的这些数据都不高。研究人员把这一事实与结晶结构中的易滑移系统的不同数量联系起来，即变形机理不同。根据易滑移系统的数量，塑性变形有可能从较小的应力下开始，因为较大的概率是某些系统的取向有利于滑动。与此同时，结构的易滑动系统越多，硬化的倾向就越大，因为滑动平面交叉，变形时的位错林和立错割阶的形成将阻碍进一步滑动。硬化将提高在滑动中形成的化合物的抗剪强度。六边形金属比体心立方和面心立方的易滑动系少，所以摩擦和粘着指标都低得多。

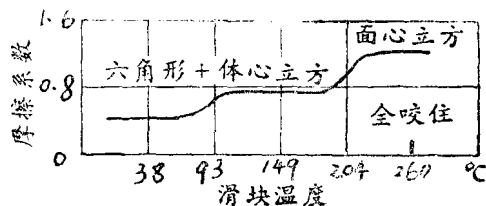


图3 钢-不锈钢摩擦偶的摩擦系数与温度的关系

摩擦过程中同素异形变化时结构的影响尤为明显，因为这时可以避免具有与各类同素异形体同样结晶结构的各类材料必定要克服的那种困难。图3和图4给出钢-不锈钢和钴-钴(用x射线摄影研究它的结构)摩擦偶的摩擦系数与温度的关系。很明显，随着结构的变化摩擦系数突然增大而结构保持不变时，温度并没有实质性的影响。

静态条件下摩擦系数变化起点和相变点的某些不重合可解释为摩擦表面的实际温度高于试样在试验中测得的一般温度，所以结构变化对压强敏感。

对多晶铍(六边形结构)明显地表现出摩擦系数的取向关系：沿着底面和棱柱晶面滑动和沿这些平面中各个平面的不同晶面方向滑动，摩擦系数就不同。沿底面滑动，摩擦系数每60分钟重复一次。而半晶材料，由于存在着晶界和具有不同的取向，影响了取向关系的显现。

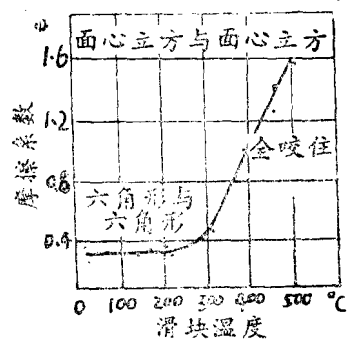


图4 钴-钴摩擦偶的摩擦系数与温度的关系

六边形结构金属的摩擦特性取决于 c/a (晶面晶底间隔与点阵常数之比)。密堆积金属的摩擦系数最小。 c/a 值偏离密堆积条件，摩擦系数增大。已经发现有序合金(金和铜)的摩擦系数取决于它所处的状态：有序状态比无序状态的摩擦系数低。材料在摩擦过程中的再结晶也会产生影响：使多晶铜和氧化铝在真空中摩擦时的摩擦系数减小。

依·格·诺索夫斯基研究了各类金属在真空 10^{-5} 托下的摩擦特性[56]。他研究了同种金属和与45*马氏体淬火钢的摩擦。计有体心立方型(铁、铌、钽、铬、钨)，面心立方型(铝、铜、镍、铅)，六边形密堆积型(镁、钛、锌、铍、钴)，棱面体型(铋、锑)和四角形(锡)的点阵金属。获得的结果与巴克立和约翰逊的数据基本符合。立方点阵金属由于粘着牢固而磨损利害。增加滑动速度，通常导致磨损增大。摩擦表面出现明显的粗糙度。除铅外

把物体间发生的摩擦键看成第三物体，早在1939年就提出来了[36]。为了确定摩擦力和摩擦过程的外部参数以及材料的物理性质之间的关系，引入流变模型，以表示物体的具有的弹性-韧性特性的状况。但由于难于获得稳定的常数，这一方向未发展下去。英国学者阿·沙洛马卡斯在1953年以另一种方法来对待这一问题[128]。

对于橡胶-钢偶对，他把所形成的键看成是在结构上非完美的具有韧性的固体。考虑流动静态特性，他提出公式

$$v = B e^{-\frac{U - \gamma F}{kT}} \quad \text{或} \quad \ln \frac{v}{B} = -\frac{U}{kT} + \gamma \frac{F}{kT} \quad (5)$$

由此

$$F = \frac{kT}{\gamma} \left(\ln \frac{v}{B} + \frac{U}{kT} \right) = \frac{U}{\gamma} + \frac{kT}{\gamma B} \ln \frac{v}{B} \quad (6)$$

式中 F —摩擦力； k —波尔兹曼常数。

T —绝对温度； γ —摩擦力因数。

v —滑动速度； U —流动激活能。

格·木·巴尔捷涅夫在这一方面下一步将研究聚合物链与金属表面的相互作用[9]。

$$F = \frac{U}{\gamma} + \frac{kT}{\gamma} \ln \frac{v}{v_0}$$

$$\text{式中} \quad v_0 = \frac{\lambda}{\tau_0} \left(\frac{kT}{2\pi\gamma F l} \right)^{\frac{1}{2}}; \quad (7)$$

U —聚合物链跳越激活能（橡胶）；

λ —平均跳越路程。

γ —因数，表示所加的力对跳越过程激活能的影响程度。

τ_0 —热振荡周期（ $\approx 10^{-12}$ 秒）。

阿·沙洛马卡斯和格木·巴尔捷涅夫认为，激活垒由于加正切力（拉力 F ）而下降，所以就相应地采用公式

$$v = B_1 e^{-\left(\frac{U - \gamma F}{kT}\right)} \quad (8)$$

式中 γ —比例系数。

v —滑动速度。

B_1 —指数前因子。

由此算出摩擦力 F 。我们设想激活垒的变化取决于接触区内由拉力和挤压力决定的应力状态。（8）式对小负荷是合理的。如果额定负荷足够大，那么激活垒增加，这时一般采用下式：

$$v = B_2 e^{-\frac{U - \gamma F + k p}{kT}} \quad (9)$$

在粘着力小和压强 p 高时多半忽略指数幂的第二项，而在粘着力大和小负荷时则忽略

为了预见摩擦偶的状态和有目的的选择摩擦材料，人们非常重视获得确定摩擦系数值的定量关系式。我们从中选出一些。

根据鲍乌金和泰伯勒[11]的意见，摩擦系数为摩擦偶中较软材料的剪切强度对较硬材料的《流变应力》之比，即

$$f = \frac{S}{P} \quad (1)$$

尤·依·科斯捷林验证了这一关系式，他认为在许多情况下是有偏差的。切普满，帕斯科耶和泰伯勒也证实了按这一简单方程计算出来的数值与有机玻璃和氟塑料的实验值不相符合[102]，

这种差异是可以理解的。因为即使较软材料的切变断裂也只是所发生的摩擦键破坏的个别形式。而在其论述中，键只是一种形式。事实上在其公式中有两个物体和形成各种膜的周围介质。就实质来说，在呈现粘附桥的最薄弱的地方破坏了的摩擦键所具有的强度有可能比较弱物体平均强度还低。况且该过程不是同时，而是先后发生的，因此可以把它看成是在粘附层上的流动过程。当粘附层成为由于流动特性所赋与的“第三”物体时，一个物体向另一物体移动就要克服区域内的内摩擦[36]。不应忘记，第三物体的厚度非常薄，在没有液体润滑时小于100埃，也就是说在这种状况下有可能出现内聚力的破坏。

公式(1)在1953年由金格和泰帕勒修正：

$$f = f_0 + k \frac{\sigma_\tau}{\sigma_s} \quad (2)$$

很明显，系数 $f_0 + k$ 是修正值，它与必须考虑更复杂的分子摩擦机理有关。进一步研究表明了分子摩擦系数双项表达式的准确性。

托那科·库尼奇勒详细地研究了聚合物在静态和在滑动下(应用电影机)的摩擦机理。他认为摩擦具有双重性质，它是以粗糙度变形和克服实际接触面产生的分子键为条件[132]。但是他却未给出计算摩擦力的任何计算式。

适用于橡胶的季林双项式是很有名的[130]：

$$f = \frac{1}{a + bp} \quad (3)$$

式中 a 和 b —经验系数。

由恩斯特和梅尔钦特提出的适用于脱离各种膜的表面的公式值得注意[106]：

$$P = 0.427 L_p l_n \frac{T_{\text{熔}}}{T} \quad (4)$$

式中 L —溶解潜热，单位卡/克；

ρ —晶体密度，克/厘米³；

$T_{\text{熔}}$ —溶解温度 °K；

T —试验时的材料温度 °K；

从而 τ -切变强度，由固体熔解所需压强 P 的 $1/3$ 确定。

计算和实验证明，立方点阵结构的同种金属具有接近于1的摩擦系数的最大值，菱面体和六角体金属的摩擦系数较小，密堆积型六角体金属的更小。

的体积的能量饱和非常之大，使材料成为等离子体状态，随后凝结並发生各种结构和化学变化。

第二竟 摩擦的分子-力学理论和磨損机理

摩擦双重性质的现代概念

为了有可能掌握在真空中的摩擦，理论显得尤为重要。因为在真空环境下靠实验来选择摩擦偶既昂贵又非常困难。现在靠外摩擦分子-力学理论可以相当近似地算出摩擦力。计算的越准确，外加的负荷就可能越大。

为了正确理解这一理论，应该考虑到外摩擦与内摩擦的根本不同点是在薄的表面上局部变形。为了保证外摩擦，必须在固体表面上有一松弛层-有可能产生局部变形的膜。但是，由于作用在摩擦表面上的巨大的挤压力，形变发生在下面各层。这就预先决定了它的双重性，即我们所说的摩擦的分子-力学性质：分子特性与克服膜的强度有关；力学特性与形变，膜下层的形变有关。

膜下层的形变是以接触点的粗糙度和波纹度为条件的，这对外摩擦和边界摩擦都是合理的。在接触点的部分区域，甚至在小负荷下也产生很大的应力。这也会影响在滑动时弹性挤压材料或刨掘材料的不平度並留下痕迹，即可逆或不可逆地改变固体表面的形状和外形。材料塑性挤压的不可逆变形和弹性变形的滞后损失决定着摩擦力的变形或力学分量。

以关系式 $\frac{h}{R}$ 表示的单元不平度相对侵入是评定摩擦系数变形分量的主要无量纲标准。

式中 h —侵入深度； R —模拟的球形单元不平度的曲率半径。表面粗糙度和负荷越大，变形分量越大。摩擦力的变形力学分量计算並不困难。它以材料塑性变形的功消耗计算和弹性变形的滞后损失计算为基础。如果对问题要进行精确的研究，还应该考虑压头前面的《小轴》变形波产生的阻力。

外摩擦的定量分析，建议用单元摩擦键这一概念。由于加到点和上的法向力和正切力的共同作用形成並破坏的点叫单元不平度切点。计算是把参加接触的全部摩擦键的摩擦力加起来。

根据侵入深度不同，摩擦键的损坏性质也不一样。我们把破坏形式分为五种：

1. 当作用负荷和粘着所引起的在接触区产生的应力不超过屈服点和材料强度极限时，配对件凸起部形成弹性变形。这时的材料破坏（磨损）可能只是由于摩擦接触产生疲劳的结果。
2. 如果接触应力达到材料屈服极限，但材料环绕配对件侵入的凸起部时，产生材料塑性挤压。这时的磨损将是小循环摩擦接触产生疲劳的结果，达到破坏的循环数不会超过 10^4 。
3. 如果接触应力或变形达到破坏值，或者凸起的环境状态被材料变形所破坏，就发生微量切削。在这种状况下破坏发生在相互作用的初期。
4. 摩擦键的粘着破坏（产生摩擦键的同一表面）。它並不直接引起破坏，但影响作用在接触点上的应力值和变形值，即伴随着变形过程同时发生。
5. 如果摩擦键强度超过放在它下面的材料强度，並出现所说的粘着时，就会产生内聚力破坏。这时的磨损和第三种情况一样，发生在相互作用的初期。

第三项。

最近在苏联进行的研究可使人们对摩擦时的金属粘着机理更明瞭些。文章指出,金属粘着必须克服与点阵结构有关的激活垒这一概念是没有根据的[20]。激活垒起作用,但很小。其它因素,如接触表面没有薄膜和材料的塑性起决定作用。

帕·依·韦尔金,耶·勒·克拉夫琴科和阿·恩·抑里切夫查明了摩擦表面产生的薄膜对粘着条件的决定性影响[16]。当提高接触点无菌条件时,变形将非常小。他们指出,在压强 10^{-9} 托下为了把两个铝样品粘住而挤压时的变形仅为8%。随着真空度变坏变形增加。这表明某些研究人员在空气中试验所获得的所谓一系列的可粘着性是有条件的。

木·尤·阿梅托夫进行的工作不是和到目前为止一样针对纯金属的,而是针对二元合金的。当合金与合金成分之一的纯金属摩擦时,粘着样品破坏状况的差异取决于合金元素的浓度。如果它在合金中浓度低于基底元素中的溶解度范围,就会出现坑蚀,反之则不会出现。

木·尤·阿梅托夫发展了这一思想。他设想,根据合金的电子理论,粘着强度取决于由这种或那种元素带到总电子团中的电子数。相应于基底金属中合金元素溶解度极限的临界电子浓度可以作为理论评定坑蚀趋势的标准。

当具有大价电子数的元素在基底金属点阵中溶解时,自由电子浓度逐渐增大。随着电子浓度增加,它的能量增长,金属键饱和,因此限制了坑蚀。电子浓度升高,限制了布里渊第一能区的尺寸。浓度继续升高将导致能级阶跃变化,使之变为另一种同素异形体。

格·沃·隆姆索诺维和阿·阿·托波罗热茨也研究电子构造对金属粘着的影响[68]。他们假设保证原子间相互作用的距离接近,就看到接触物体原子间的电子交换和原子的相互扩散。摩擦系数,随着电子组态能量稳定性的增大(价电子主量子数,将与摩擦偶所形成的稳定电子排列有关。当摩擦偶的自由电子部分最大时,摩擦和磨损最小。

亚·耶·格古津,依·沃,科拉格利斯基和勒·恩、帕里茨卡雅进行铜的相互接触试验。铜圆环压在两个并排的板子之间,圆环轴与板子平面垂直。试验证明,粘着过程是在不同速度下先后发生的:塑性变形(导致接触面积变形的粗糙度翘曲)和原子在形成的实际接触面上的相互调整。塑性变形过程比后者慢得多。只有接近熔解温度时两者在速度上才差不多,但前者消耗的功比后者大得多。因此材料的粘着能力主要取决于它的塑性,即是形成实际接触面积的能力。其次是补充条件:有没有保护膜,损坏性质-坑蚀或表面损坏,表面粗糙度等等。

现在可概括地做个小结。关于外摩擦性质目前存在着几种观点。

把它看成克服焊接桥,固相剪切(鲍乌金·泰伯勒等),形成的键的虚假流动(沙洛马卡斯),键在表面的定向再组合(巴尔捷涅夫),最后或者是固体表面的创掘过程(斯普尔和尼尤科布)。所有这些概念都能正确地描述各种多样化现象的某个方面。

特别应该指出的是绍乌和利维的思想。随后柯芬发展了它。认为金属在真空中摩擦时的损坏性质取决于它形成固溶体的能力。恩斯特和梅尔恰特的思想也很有意思。他们认为摩擦系数是按照摩擦物体的物理性质确定的。遗憾的是到目前为止这种思想未能普及,很少研究和受到检验。

现代在研究外摩擦时不可能不考虑摩擦接触中发生的机械化学变化。季辛等人发展了两个接触的不平滑物体在冲击瞬间,在接触区产生的《岩浆-等离子体》学说[131]。承受冲击

$$\tau = \tau_0 e^{\frac{w}{kT}}$$

式中 τ_0 —平衡态的振荡周期； w —跃迁激活能； k —波尔曼常数； T —绝对温度，那么原子（或空穴）的平均移动速度

$$V = C e^{-\frac{w}{kT}} \quad (11)$$

可以假定分子键在摩擦接触点的结合过程按这一速度进行。在第三物体中的切变强度，甚至对二维流变，在一次近似中将服从牛顿方程

$$\sigma_\tau = \eta \frac{dv}{dz} \quad (12)$$

大家知道，根据雅·依·弗伦克尔[82]以及格列斯顿，艾林格和波利宁[21]的思想，内摩擦系数由下式确定

$$\eta = A e^{\frac{U^*}{kT}},$$

$$\text{式中} \quad A = \frac{kT\tau_a}{\pi a \delta^2} \quad (13)$$

k —波兹曼常数； T —绝对温度；

τ_a —系数（ 10^{-13} 秒）； a —分子尺寸；

δ —相邻原子间的距离

我们的任务是查明影响内摩擦系数的因素并找出摩擦系数最小的条件。

首先我们应该抛弃在摩擦接触点上在固体—基体和膜之间存在明显的界限这种过时的观点。这种界限是不存在的。液体膜或固体膜与基体相互作用，就使后者疏松。如果没有膜，例如在高真空中，就会实现外摩擦。第三物体这时只是由两个物体组成，比基体更《疏松》，更有缺陷。这时，也只有在这时可以实现外摩擦。这里应当指出，物体的流动是与物体中存在“孔洞”这一概念紧密相关的。流动可看成是孔洞在材料介质中的运动。在这方面，阿、依、巴钦斯基早在1913年提出的公式就很明瞭。该公式能近似地正确描述韧性：

$$\eta = \frac{A}{V - V_i} \quad (14)$$

式中： V —液体的克分子容积；

V_i —液体分子占的容积；

$V - V_i$ —孔洞容积；

孔洞越多，原子越容易从一个位置移动到另一位置，也就是容易变形。从而可以得出如下结论：去掉点阵原子将会使它疏松，假液化，使原子具有最大的迁移率。

很自然，韧性与迁移率成反比。在摩擦时给接触区加上压缩力和剪切力。这些力改变了第三物体的形状，破坏了该系统相应于最小能量的平衡状态。变形系统力图恢复平衡状态（应

* 式中 U 似应为 W —译者注

我们对单元不平度进行简单的几何分析。不平度的峰取球形(侵入深度 h , 球形半径 R)。与运动方向垂直, 近似地用内接三角形表示的截面 等于 $A_r = h\gamma$ 。式中 γ —切点半径; h —侵入深度。

如果被挤压的材料的阻力等于 σ_r , 那么 相应地总阻力 $F = h\gamma\sigma_r$ 。在那样不平度上的负荷相应地为 $\frac{\pi\gamma^2}{2}\sigma_N = N$ (因为球的一半不与表面接触), 由此

$$f_M = \frac{T}{N} = \frac{h\gamma}{\pi\gamma^2} \cdot \frac{\sigma_r^2}{\sigma_N} \quad (10)$$

式中 f_M —摩擦系数的力学分量。

如果设 $\sigma_r = \sigma_N$, 并从几何关系考虑 $\gamma = \sqrt{2Rh}$, 式中 R —球半径, 那么 $f_\mu = 0.47\sqrt{\frac{h}{R}}$ 。

在更精确计算时 $f_\mu = 0.55\sqrt{\frac{h}{R}}$; 模拟粗糙表面不平度极限, $f_\mu = 0.4\sqrt{\frac{h}{R}}$ 。材料弹性变形

时, 仅考虑磁泄损失, 那时 $f_\mu = \alpha k\sqrt{\frac{h}{R}}$ (α 不很大, 尤其金属)。

计算与实验表明, 利用物体的体积特性计算出的变形和力学分量是足够准确的。薄膜、分子或大家所说的粘着分量的计算会引起很多困难。

粘附的产生是两个物体相互作用的结果。引起粘附的各种分子力的特性是不同的。固体表面之间的相互作用力可能是物理性质(范德瓦耳力)或者是化学性质(化学吸附), 例如金属—聚合物。金属之间产生金属键。到目前为止, 我们还不能按接触物体的分子特性计算粘附。

分子相互作用只能在两物体共有接触表面上出现, 适合于刚性固体(金属)的共有接触表面的形成要消耗不少与不平度变形有关的功。至于形成物体间分子键本身所消耗的功, 尤其是金属键, 通常比形成接触面积所需要的功要少得多(2~3个数量级)。与此有关的接触物体的刚性, 弹性和其它体积特性是决定因素。

应该把分子键在法向和正切方向上形成的阻力分开。一个表面与另一表面正常脱离时是分子键破坏, 而位移时则是两者的结合—在破坏的同时形成键。在连接两物体的薄层中实现流变过程实际上是受到许多限制的。一方面灵活移动层在偏平毛细管中受到通常流动范围的限制, 另一方面, 当膜丧失流动性和在一些点上的力学剪切伴随着另一些点上键的形成时受到固态《润滑》的限制。

现在就谈论分子摩擦一般定量理论还为时过早。在这一理论中应考虑到将两个固体分开的是膜和近表面层, 构成所谓的第三物体, 它可能处于从液态到固态的各种被态。而且中间膜与固体相互作用还会改变它的性质。因此力学的, 体积的特性可能并不能完全说明它的性质。

第三物体的移动不仅应用于液体和非晶物体, 而且应用于晶体。我们引用雅·依·弗伦克尔见文献82页的话: 《在后一种状况下, 试验中并未看到移动性, 可解释为塑性变形的影响尚未表露出来。如果原子滞留时间(文献同上)》

粘滞流动激活能，即在第三物体中实现内摩擦所需的能量，尤其是第三物体为非液体时的准确计算可能性问题，现在谈还为时尚早。但是显然它与蒸发能有关。

我们认为，这一特性与恩斯特和梅尔钦特提出的数值近似并不是偶然的。他们在摩擦力计算方程中加一个因数，它是物体溶解所需热量的三分之一。

上述讨论表明，目前我们还不能从理论上和数量上评定摩擦力的分子分量。但有一点是清楚的：即该过程远比我们目前所想像的把它归结为焊接桥切变断裂复杂的多。

以我们积累的材料为基础，我们可以说，在规定的速度下，摩擦的分子分量与压强和粗糙度的关系可用二项式 $\tau_s = \tau_0 + \beta p_a$ 来表示。该公式的最大缺点是式中没有移动速度。它已在机械学研究所制造的单轴承摩擦计（图6）上受到广泛的检验。从中可以找到分子键的切变强度。试样之一的球形压头1被紧压在两个面平行的试样2之间，并沿着与试样平面垂直的轴旋转。进行各种负荷下的试验，以便确定切向强度 τ_s 与在接触点 p_r 上的平均接触应力的关系。选择负荷时应保证各种硬度的衬垫在接触区的塑性变形。

将关系式 $\tau_s = \psi(p_r)$ 外推到 $p_r = 0$ 值，得到零压强下的切变强度 τ_0 。我们求出表示随压强（ p_r ）升高切变强度增加程度的分子键压电系数 β ，它是直线 $\tau_s = \psi(p_r)$ 在横座标轴上的倾角的正切。因为滚珠表面非常光滑，并沿着预先压入的圆窝滑动，那么变形几乎等于零。 τ_0 和 β 的实验数据将在下面给出。

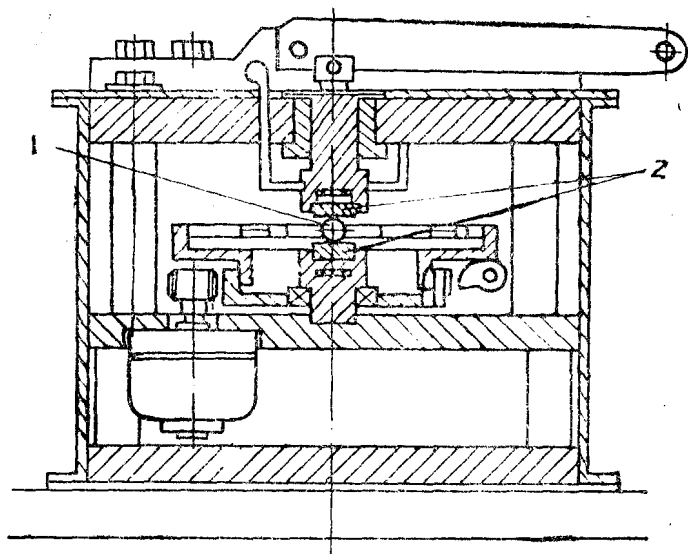


图6 单滚珠摩擦力计结构图

上述材料使人认为外摩擦的实质可用两种消耗的能量汇合来表征：其一消耗在第三物体中（分子、吸附分量）的内摩擦，其二是表面层变形（机械、变形分量）。摩擦系数相应地可用下式表示：

$$f = \frac{\tau_s}{p_r} + \frac{\tau_{11}}{p_r} \quad (20)$$

以上述分析为基础