

摩擦的金属物理

[苏] И. М. 柳巴尔斯基 著
Л. С. 巴拉特尼克

MO CA DE JIN
SHU WU LI

摩 擦 的 金 属 物 理

[苏] И. М. 柳巴爾斯基 著
Л. С. 巴拉特尼克

高彩桥 译
田万钰 校



机 械 工 业 出 版 社

本书分析了各种摩擦条件下金属和合金的组织与性能的变化,研究了金属材料造成轻微磨损与严重磨损的条件;阐述了在力和热的脉冲作用下组织转变和相变的可逆性问题。

本书可供在科研所、工厂实验室工作的金属学及金属物理工作者阅读。它对新摩擦副的设计者和使用者,对机械制造及冶金学院的大学生、研究生,以及致力于提高机器与机构耐用性的专家们都是有益的。

Металлофизика трения
И. М. Любарский Л. С. Палатник
«МЕТАЛЛУРГИЯ» 1976

* * *

摩擦的金属物理

[苏]И. М. 柳巴尔斯基, Л. С. 巴拉特尼克 著

高彩桥 译

田万钰 校

*

机械工业出版社出版(北京阜成门外百万庄南街一号)

(北京市书刊出版业营业许可证出字第117号)

重庆印制一厂印刷

新华书店北京发行所发行·新华书店经售

*

开本 787×1092 1/32 · 印张 5 · 字数 107 千字

1984年12月重庆第一版 · 1984年12月重庆第一次印刷

印数 0.001—6,450 定价 0.86 元

*

统一书号: 15033·5640

译 者 的 话

已故苏联学者И. М. 柳巴爾斯基是一位研究金属材料磨损机理的先驱者。三十年来, 他用各种现代分析方法(光学显微镜、电子显微镜、 x 射线衍射仪等)研究了许多实用金属与合金的磨损问题, 并对它们进行了较深入的组织分析。

本书作者对金属材料磨损的许多重要问题提出了自己的见解和推测。例如他们用动态金属学的观点分析了摩擦表面活性层内的组织与性能变化, 并由此提出可逆相变和组织变化的最佳组织与合金的研制问题。这些都是大家很感兴趣的。作者在书中提出了自己的观点, 但不是下结论, 这是符合本学科的发展状况的。

众所周知, 摩擦学是一门很年轻的科学。磨损问题的研究更是有待进一步深入。但是, 它们在节约能源、节约资源方面的巨大作用, 正在引起人们愈来愈大的注意。

不论书中的分析探讨, 还是它所列出的试验结果和数据, 都是很有特点、很有实用价值的。相信它对我国从事摩擦磨损、金属学、金属物理、机械制造以及材料研究的同志是有一定参考价值的。

高彩桥 1983年
于哈尔滨

序 言

延长现代化的与经过重新改装的机器与机械的使用寿命，是提高产品质量总任务中的一个重要环节。因此，首要的问题是降低摩擦构件的磨损与提高它的耐用性。

机器与机构越重要，现代化装备（例如宇宙开发、高温与低温用装置等）中摩擦构件的工作条件越复杂，机构的价值越高，在指定摩擦偶件材料，选定强化工艺，以及对摩擦过程进行分析时，金属学工作者的作用就越重要。

摩擦磨损问题引起了许多工业发展国家的专家的注意。例如，在英国发表的《白皮书》中（1963年^①）指出，英国每年因磨损所造成的浪费总额达五亿英镑以上[1]。

用词组《摩擦的金属物理》做为本书的标题，听起来很不习惯。很久以来（实际上到20世纪中期），摩擦问题被看成是力学的一个方面。分析摩擦偶件的工作时，人们的注意力只集中在机械接触的作用力和材料对它的抗力上。有人认为，磨损抗力取决于摩擦副材料的成分。可是，却完全忽视了材料的组织，特别是忽视了亚组织的作用，同时也没有考虑组织在摩擦过程中的变化。

在最近15~20年间，用金相方法分析摩擦过程中发生的组织变化，已经积累了大量的实践经验。现在有必要来总结

① 应是1966年（即乔斯特报告）——译者注。

一下，并对一些有争议的问题进行讨论。

从40~50年代开始广泛采用了金相方法研究摩擦过程中所发生的组织变化，并试图把材料的工作性能与原始（摩擦之前）组织联系起来。后来，为了揭示与研究摩擦过程中在材料微观体积内由于二次淬火、回火所引起的二次组织（一般是高弥散的组织），除了用一般金相方法进行分析之外，开始采用一些更精细的物理方法： x 线结构分析，电子显微镜，电子衍射，放射性同位素等。

这些研究工作的结果表明，摩擦过程不是一些等效接触行为的堆砌，而是组织由一种状态向另一种状态有规则过渡的总和。每个具体接触行为，都将为这种组织过渡积蓄条件。在有些情况下，这种过渡仅仅取决于弹性与塑性变形过程，而在另外的一些情况下，摩擦金属的表面及次表面将出现更深刻的组织与相的变化。

50年代本书作者对摩擦磨损过程从开始阶段到破坏进行了系统的研究。利用连续 x 线结构分析方法研究了接触区材料的表面层，并与其它方法（电子显微镜、电子衍射、质谱等）得到的数据进行了对比，导致产生了一个新的称为动态金属学的学科[20. 18. 12.]。它的任务是在广泛的工艺条件下及摩擦偶件工作表面热力学参数（ T ——温度， P ——微区接触的局部压力， C ——成分浓度）改变时，研究摩擦磨损各个阶段材料内部发生的相变、组织转变及亚结构变化。在上述研究工作的基础上，可以创制新的材料，并拟定处理它们的新工艺，这些工艺的特点是旨在获得理想的物理力学性能及理想的微观多相的伪平衡组织，这种组织状态在冲击性的力及热的作用下能进行逆向变化。相变与组织转变的伪可逆性不仅与快速的无扩散奥氏体 $\rightarrow$ 马氏体过程有

关，而且与奥氏体 γ -碳化物及其它的微观扩散性过程有关，这是因为强化相具有高度的弥散度，并同它们与母材具有有规则的弹性接触有关。

现在形成了摩擦的综合科学——《摩擦学》。它的基本内容是：1)摩擦；2)磨损；3)润滑。本书的内容主要是与摩擦和磨损有关。

本书中叙述的大部分实验工作是在乌克兰科学院低温研究所物理-技术试验室及哈尔科夫工业大学金属物理教研室进行的。

在完成论文稿时，科学技术硕士 T. M. 拉维茨卡雅，科学技术硕士 A. A. 古斯里雅科夫与工程师 И. Л. 列别杰娃给予了很大帮助，作者对他们表示深切的谢意。

目 录

译者的话

序言

第一章 摩擦表面的状态	1
表面及其弹-塑性变形	2
摩擦时的温度	10
摩擦偶件的特性	13
第二章 摩擦时相和组织的变化	18
摩擦过程的动力学	19
二次淬火与二次回火	24
摩擦时的扩散过程	28
“可逆”溶解与过剩相的析出	30
摩擦表面的变化	32
渗碳钢12XH3A表面的电镜研究	33
摩擦中组织转变的现实可能性	34
第三章 粘着与变形	35
粘着-变形理论	35
润滑与润滑膜	41
保护膜与覆盖层	44
摩擦磨损的类型	47
第四章 摩擦时的竟生过程	50
摩擦时组织转变的动力学 摩擦表面	50
摩擦时组织与性能的变化	59
摩擦磨损过程的连续x线研究	63

第五章 摩擦中的强化与去强化.....	75
白层	76
破坏	83
疲劳磨损	85
第六章 摩擦试验条件	92
真空条件下的摩擦	92
脉冲作用下的摩擦	104
微动-腐蚀	107
第七章 铸铁、轴承合金及其它合金的磨损	109
铸铁	109
轴承合金	114
铜基合金	118
复合材料	120
硬质合金的耐磨性	122
第八章 耐磨组织.....	123
点阵类型与 磨损	123
磨损时的硬度、变形和 塑性储备	128
摩擦副中的伪平衡 组织与伪可逆相变	136
对摩擦条件下工作的材 料的总要求	142
在真空中辐照下反常的低 摩擦	144
参考文献	147

第一章 摩擦表面的状态

本书的基本任务是讨论如何保证摩擦构件在相对运动时接触表面不因相互作用而产生宏观的破坏并使磨损最小。这是一项非常复杂的工作。在建立最简单的摩擦机理之前，一些实践者可能已经为之工作了几百年。但是，无论这方面的成就是多么显著，然而，与其耗费的力量相比是不相称的。这主要是因为随着新机器与机构的发展、改进与创造，对摩擦表面材料的要求也越来越高。

在弹-塑性变形与机械能转化成的热，以及下面将要着重讲述的过程的作用下，摩擦表面层中材料在加载与摩擦过程中将发生十分重要的变化。上述工作表层中的变化分为宏观及微观两种。宏观变化包括相互作用的摩擦表面微观形貌的变化，积瘤的形成，大、小磨粒的剥落，摩擦表面由于薄层的脱落产生或多或少的均匀磨损。微观变化包括组织与亚组织变化（晶体点阵缺陷的数量和分布特征等）。这些变化首先将导致摩擦副材料工作性能的丧失。

研究摩擦过程的必要性，最终归结于对摩擦表面相互作用的认识。这种作用是在不连续接触点即接触斑点的形成中出现的。构成这些接触点的有微峰、包围微峰的膜，以及邻近区域粘附在微峰上的材料。在相对运动中互相作用表面上，各处接触点受力是不一样的。材料的温度，甚至在接触面积的范围内也是不一致的。在材料各微观区域的摩擦过程中反应也是不同的。因此，从金属物理的角度研究摩擦过

程，必须从微观分析开始。在这种情况下没有发现磨损程度与摩擦力变化之间有什么规律性的联系。另外还查明，摩擦时的温度、变形以及其它因素对材料的作用，决定了一系列二次过程发生的可能性。但是，在每一个具体情况下，在这些复杂的过程中，究竟是那些过程能够实现，这与许多条件有关，特别是与摩擦条件、材料原始状态及其组织、性能与精细结构等因素有关。

表面及其弹-塑性变形

摩擦时材料行为的特殊性是在很薄的表面层中发生变形。在这种情况下发生的过程，往往是在很高的局部压力与很高的温度下进行的。从物理和化学的观点，这种很薄的工作表层具有相当大的活性和相当高的自由能。

材料近表层的组织（亚组织）与性能同其余部分（内部材料）是不一样的。金属表面层的材料，在变形过程中的特殊行为是受表面层原子的特殊位置制约的，这些原子的一些键是空着的。这将导致高能量自由表面的产生，并在近表层中出现某些组织特征。这层中亚结构的变化、例如表层显微变形，对摩擦磨损过程有强烈的影响。

利用现代方法所进行的一系列试验表明，表面层的特殊作用在形变强化的所有阶段都起作用。在这种情况下应力—应变曲线的一般特性将发生变化，例如屈服极限，曲线的形状及变形时曲线变化的特性，以及其它变形参量等。

试验表明，在晶体表面处，易于发生作用的是氧化膜、划伤、显微裂纹、过剩相析出质点、夹杂、位错以及其它缺陷。因此，与内部相比，表面上总是具有更多的易动位错。

表面层中的位错密度也总比其余部分高[4.5]。

大家知道，塑性变形的速度既取决于易动位错的密度，又取决于易动位错运动的速度。文献[6]指出，在应力为6~10公斤力/毫米²，温度为200℃时，单晶硅表面位错运动速度比心部高8~9个数量级，在400℃时高4~5个数量级。塑性变形时表面层附近位错开动的激活能比心部低2~2.5倍。可见，在塑性变形过程中，表面层的特殊作用是与易动位错的密度高以及运动速度快有关的。在加载的初期，表面形成强化层，随后的各阶段里表面出现阻碍效应，因此，心部变形过程在所有变形阶段都比表层落后。许多试验数据证明了上述的论点。伊·克拉梅尔[4]指出：体心、面心立方及密排六方金属变形时，表层比其下面的金属强化得快。由此得出结论[5]，在塑性变形时，试样表层的位错密度比内部高。用电解方法逐层去除表层后得到的试验数据指出，流变应力是下降的。伊·克拉梅尔认为表面的特殊作用是由于近表面变形层中位错密度高，这种变形层对于变形过程产生的位错运动是一种障碍。

近表层的塑性流变可以分为两个阶段。第一阶段在表面层中位错的形成与运动都很容易，第二阶段表面变形困难。在应力—应变曲线上，心部材料形变强化的各个阶段都比表面落后。有一种看法认为，表面层位错密度高，不是内部位错源造成的，而是由表面位错源所引起的，这与表层的工作条件有关。在变形初期，表层比心部位错源具有更为早的活化条件。

文献[7]指出，每一个变形温度下都存在一个临界变形量 ϵ^* ，在这个变形量下塑性流变优先在晶体的表层发生。参数 ϵ^* 的每一值都对应着一定的变形深度，即从晶体表面到塑

性变形的前沿。温度 T^* 升高，近表层的厚度增加，位错密度变大。

文献[7]的作者分析了大量的资料得出结论，认为晶体表层容易塑性流变的原因是：

1. 在固体变形表面附近易动的均匀-非舍尔位错源与不均一的复杂位错源密度高。

2. 反映 (Отображение) 作用。

3. 表面层组织原子-电子的特性和它与心部金属组织间存在的某些区别。

4. 晶体表面和心部可动位错上能量分配的基本机制表现的不同，这种差异是晶体表面与心部原子-电子结构与晶体点阵动力学不同所引起的。

文献[9]研究了具有各种表面状态的金属单晶体：具有自由表面的金；表面覆盖有牢固结合氧化物的铝，以及具有磨损表面的金和铝。

用多次反复变形与去除变形层的方法研究了表面状态的区别，同时还进行了拉伸试验。在反复变形与去除变形的试验中，金单晶没有发现任何表面强化特征。由此可以得出结论：金单晶的自由表面对材料宏观的塑性行为没有影响。覆盖有牢固结合氧化物的铝单晶可以清楚地看到表面强化。强化层的深度约为10微米。具有磨损表面的金、铝单晶的行为与未磨损的单晶完全不同。在这些单晶上发现了最有趣的现象，这就是未磨损的金、铝单晶初期快速强化和易滑移现象的完全消失。

文献[8]的作者们认为，初期快速强化及易滑移的消失是因为在磨损层下面积聚了位错，在附近发生了不均匀变形和平行的滑移。

文献[9]的作者们研究了高真空 (1.10^{-9} 毫米水银柱) 下铝与铜的塑性变形, 同时用乌克兰科学院拟制的POMC型质谱仪测定了气体的析出量。试验是在高真空室中进行的, 其中安装着一个小尺寸的粉碎机和质谱仪的发送器。工业纯的多晶体铜、铝试样断面 5×1 毫米, 工作部分长度16毫米。为了去除机械加工时产生的内应力, 事前进行了真空退火。图1所示的曲线是经过统计学处理的拉伸图。由图可见, 在真空中试验时破断前的变形量比空气中大, 铝大10%, 铜大8%。在高真空中变形时铝与铜的强度极限比在空气中小。图1中还引用了拉伸时氢析出的统计处理曲线。铜试样的气体析

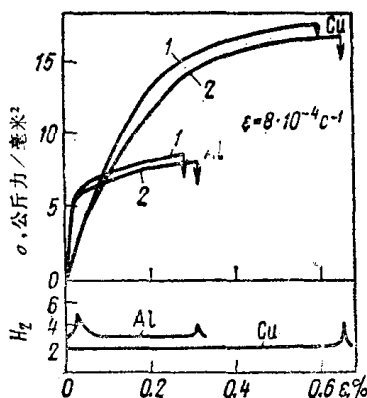


图1 铝、铜在空气中(760毫米水银柱)(1)和真空中(1.10^{-9} 毫米水银柱)(2)拉伸时塑性的变化及在真空中变形时氢气的析出

出在破断时最明显。在其它强化阶段即使析出氢, 也不超过仪器的误差, 因此测量不出来(与基底背景溶合了)。

铝试样在试验初期就析出了氢气, 气体析出达到顶点时的变形量约为3~7%。变形量为8%时, 气体析出减少到基底的水平。

图2是铝在真空与空气中的部分变形曲线和相应的氢气析出曲线。在真空拉伸曲线上发现了一些小台阶, 在空气中变形时则没有。用质谱仪分析剩余气体的成分证实, 带有低温冷却系统的加热真空室, 当压力达到 1.10^{-7} 毫米水银柱

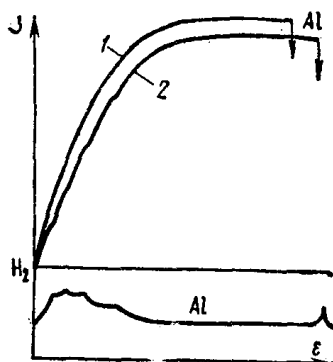


图 2 铝在空气 (760 毫米水银柱) (1) 和真空 (1.10^{-9} 毫米水银柱) (2) 中的变形曲线及相应的氢气析出曲线

时, 真空度对变形的影响就不明显了。在试验的时间范围内, 这时氧气的含量不多, 不足以在新鲜的金属表面上形成单层的氧化物。所以应当推测, 在形成单层覆盖氧化膜的近邻出现了氧化膜的强化效应。

对于这一点可以这样来解释, 金属表面的性质是不均匀的, 在含氧量低的情况下, 氧化膜的

形成只是在个别活性大的地方开始, 例如位错露头的地方。此外, 强化作用还与吸附气体膜有关。由于这些气体的解吸取决于负压的程度, 所以气体的影响在较低的压力下才能表现出来。

在评价微观塑性变形时, 应当注意变形条件、加载方法、周围介质的类型 (空气、真空) 与其它试验条件, 甚至要观察分析变形处于宏观与微观的哪个阶段。每一个强化阶段对应着一定的位错组织。在高应力下位错组织呈蜂房状。在阐述摩擦过程时, 要注意不同变形量对位错组织变化的影响。

在较低的名义载荷下, 在材料局部的微观地区可能发生塑性变形。这些地方的实际应力可能达到相当大的程度。由于法向载荷增大以及在切应力作用下应力的重新分布, 将使单个的接触点的接触区域增大, 并导致塑性变形区扩大。由

于正应力与切应力的共同作用，在摩擦时材料表面层中形成体积应力状态，正如B. Л. 格罗津指出的那样，就是高强度材料也表现出良好的塑性。表面层的切应力包括材料内部与表层中位错的运动阻力。去除载荷后，多晶体系层中的内应力不能完全消除。面心和体心立方金属的X线分析数据说明，在卸载之后，试样表面经常保留有压缩应力，它们与试样内部的拉应力平衡。文献[10]中阐明了体心立方金属在变形时产生这种残余压应力的原因。对于单质、异质材料，存在着几种不同机构(效应)：1.降低表面层晶粒屈服极限的表面效应(同心部相比)。2.材料的表面与心部不均匀强化引起的强化效应；随着变形的增长，这种不均匀性也增加。3.强化引起的各向异性和相邻晶粒屈服极限的差异引起的各向异性效应。4.各相弹性模量不同引起的异质效应。5.两个相邻的屈服极限不同的相，在相界面上有相间表面效应。

第一和第二种效应导致宏观第一类应力的产生，第三种、第四种引起不均匀的微观应力。

摩擦表面物理-力学性能变化的基本原因之一是塑性变形的不均匀性。塑性变形能量的一部分消耗在残余应力的形成上。摩擦时残余应力取决于表面上最大正应力及表层下一定深度的最大剪应力。塑性变形深度份量随比压力和摩擦速度的增加而减少，这是因为这时相当一部分摩擦功耗费在接触点的弹性和塑性变形或者磨损上。

对于在滚动摩擦与滚动代滑动的摩擦过程中产生的第一类残余应力，系统的研究数据列入下图中[11]。研究的对象是渗碳钢20X2H4A。这种钢用于摩擦条件下的重要零件(齿轮、活塞销、轴、滚子等)。

用巴比切夫改进的厚壁环，以达维坚柯夫法研究了残

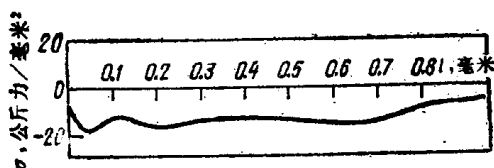


图3 残余应力在原始状态（渗碳后，摩擦前）沿渗碳层深度分布的图形

余应力。众所周知，采用这种方法是先将环形试样切开，腐蚀后测验变形的大小，再用电子计算机处理所得数据。摩擦试验是在LIP-2滚子试验机上进行的。图3所示是在热处理之后，在摩擦试验之前，残余应力沿渗碳层深度分布的图形。实际上在整个渗碳层中都是压应力，在0.05毫米处有极大值。在0.15~0.2毫米处，钢的组织是马氏体和比别处稍多的残余奥氏体（按x线分析数据为15~20%）。

由于磨削，在渗碳试样的表面出现了很大的残余拉应力（在表面上大于30公斤力/毫米²），在0.02毫米处转变为压应力。

图4是这些试样在接触应力 $k=140$ 公斤力/毫米²及纯滚动试验后残余应力的分布图。在摩擦过程中，表面上原来的残余拉应力转变为压应力，一般随摩擦路径增大而加大。不过在残余应力增加的总趋势下，在试验的一些个别阶段，观察到有残余压应力减小的情况。

渗碳层在有滑差的摩擦试验之后，残余压应力的分布示于图5。在表层下面，切应力最大的地方残余应力最大。

转数增加时发现压应力有增长的趋势。

滚动加滑动摩擦时，试样表面残余应力的变化是由于塑性变形不均匀和摩擦表面放出的热量共同作用的结果。我们发现这两个效应的作用效果是不同的。类似的试验结果，即