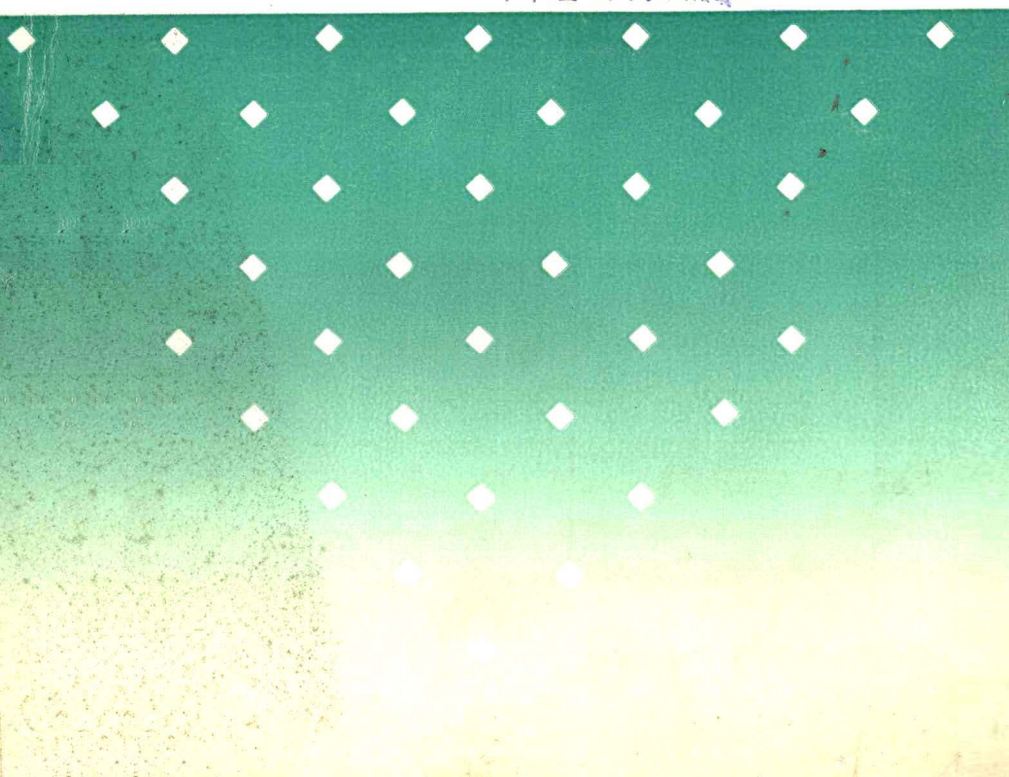


JINSHUNAIMOCAILIAO JIQI HEJINHUA

金属耐磨材料 及其合金化

周一志 富秀敏

华中理工大学出版社



金属耐磨材料及其合金化

周一志 宫秀敏 编



华中理工大学出版社

金属耐磨材料及其合金化

周一志 宫秀敏 编

责任编辑 漆文琰

*

华中理工大学出版社出版发行

《武昌喻家山》

新华书店湖北发行所经销

华中理工大学出版社沔阳印刷厂印刷

*

开本: 850×1168 1/32 印张: 10.25 字数: 252 000

1992年7月第1版 1992年7月第1次印刷

印数: 1-1 000

ISBN 7-5609-0672-9/TG·23

定价: 2.68元

(鄂)新登字第10号

前 言

本世纪60年代后期以来,摩擦学的研究得到了普遍的重视。摩擦学作为一门新兴学科,其研究重点不仅由过去的摩擦与润滑转向磨损,而且在摩擦学与材料科学及工程、安全工程等学科专业之间建立了紧密的联系。因此,人们越来越注重耐磨材料和材料表层抗磨技术的研究和选用。本书是作者在为摩擦学、机械学等学科硕士生多次讲授《金属耐磨材料的设计与处理》课程的实践基础上修订而成的。

本书着重反映了近20年来,尤其是80年代在金属耐磨材料方面的最新研究成果;力求在汲取国外研究成果的同时,重点总结和概括国内的研究水平和成果。全书共七章,在阐述金属摩擦磨损表面现象、系统分析摩擦磨损影响因素的基础上,论述了金属耐磨材料的整体合金化、金属耐磨件的各种表层强化技术中的合金化问题,提出了金属耐磨材料和抗磨表层强化技术的选用原则。本书可用作摩擦学、机械学等学科硕士生的教材或教学参考书,也是相关学科工程技术人员和大学本科生的实用参考书。

书中第四章、第六章和第七章由宫秀敏编写,其余各章由周一志编写。由于作者学识水平所限,而且本书的结构体系又是学科知识交叉渗透的一种尝试,书中若有谬误及不妥之处,恳请读者批评指正。同时,作者向本书中所引文献的作者表示诚挚的谢意!

作 者

于武汉工学院

1991年8月

目 录

第一章 金属摩擦磨损的表面现象.....	(1)
§ 1. 固体表面的形貌与接触.....	(1)
§ 2. 摩擦磨损表面层的物理冶金问题.....	(3)
§ 2.1 金属表面的微观特征	(3)
§ 2.2 金属表面层结构与组织在摩擦磨损过程中 的变化	(4)
§ 2.3 表层化学成分的变化	(11)
§ 2.4 表面层性能的变化	(16)
§ 3. 摩擦磨损表面层的化学问题.....	(18)
§ 3.1 表面吸附与氧化	(19)
§ 3.2 润滑剂与金属表面的摩擦化学反应	(24)
第二章 摩擦磨损的影响因素.....	(27)
§ 1. 摩擦磨损影响因素系统分析.....	(28)
§ 2. 冶金学参数对摩擦磨损的影响.....	(31)
§ 2.1 磨粒磨损	(32)
§ 2.2 粘着磨损	(45)
§ 2.3 疲劳磨损	(52)
§ 2.4 根据磨损剥层理论评述冶金学参数对耐磨 性的影响	(54)
§ 2.5 摩擦诱发元素迁移对磨损的影响	(57)
§ 3. 耐磨材料的选用与设计原则.....	(58)
第三章 金属耐磨材料整体合金化.....	(61)
§ 1. 导论.....	(61)
§ 1.1 钢中合金元素及其存在形式	(61)

§ 1.2	合金元素与钢中晶体缺陷的相互作用	(62)
§ 1.3	钢中的碳化物和氮化物	(64)
§ 1.4	合金元素在马氏体转变中的行为	(69)
§ 1.5	合金元素对钢的回火转变及耐磨性的影响	(71)
§ 2.	耐磨结构材料及合金化	(74)
§ 2.1	结构材料耐磨性的影响因素及合金化	(75)
§ 2.2	高锰钢的磨损特性与合金化	(84)
§ 2.3	结构件的表面耐磨强化	(92)
§ 3.	轴承材料的合金化与处理要点	(95)
§ 3.1	滚动轴承钢	(95)
§ 3.2	滑动轴承合金	(101)
§ 4.	工具钢的耐磨性与合金化	(107)
§ 4.1	一般工具钢的耐磨设计	(107)
§ 4.2	高速钢的耐磨性和合金化	(109)
§ 4.3	模具材料的合金化与耐磨性	(121)
第四章	金属耐磨件表层合金化基础	(135)
§ 1.	表层合金化的概念与分类	(135)
§ 2.	渗入元素在渗层中的存在形式和作用	(137)
§ 3.	表层合金化的基本过程	(140)
§ 3.1	化学渗剂的分解	(140)
§ 3.2	活性原子的吸收	(140)
§ 3.3	渗入元素的扩散	(142)
§ 4.	表层合金化过程的控制因子与强化途径	(142)
§ 4.1	控制因子	(143)
§ 4.2	加速表层合金化过程的途径	(154)
第五章	金属耐磨件表层单元合金化	(160)
§ 1.	渗碳	(160)
§ 1.1	渗碳层质量的影响因素分析	(160)

§ 1.2	钢中合金元素在渗碳过程中的行为	(168)
§ 1.3	渗碳层的摩擦磨损特性及其影响因素	(175)
§ 1.4	渗碳层组织的优化途径	(185)
§ 1.5	耐磨渗碳层的应用	(187)
§ 2.	渗氮	(188)
§ 2.1	渗氮层组织的形成机制及其工艺因素	(189)
§ 2.2	渗氮层的摩擦磨损特性	(197)
§ 2.3	合金元素在渗氮中的行为	(198)
§ 2.4	渗氮耐磨件的应用	(217)
§ 3.	渗硼	(225)
§ 3.1	渗硼层的摩擦磨损特性与渗层组织优化	(226)
§ 3.2	钢中碳和合金元素在渗硼过程中的行为	(237)
§ 3.3	渗硼耐磨件的应用	(245)
§ 4.	渗金属	(246)
§ 4.1	渗铬的特点及其耐磨性	(246)
§ 4.2	T.D 处理法	(252)
§ 5.	渗硫	(257)
§ 5.1	渗硫工艺	(257)
§ 5.2	渗硫层的组织及其摩擦磨损性能	(259)
§ 5.3	渗硫的应用	(261)
§ 6.	小结	(261)
第六章	金属耐磨件表层复合合金化	(264)
§ 1.	碳氮共渗	(264)
§ 1.1	碳氮共渗层质量的影响因素及其控制	(265)
§ 1.2	碳氮共渗层的耐磨性与疲劳强度	(272)
§ 1.3	碳氮共渗耐磨件的应用	(275)
§ 2.	氮碳共渗	(276)

§ 2.1 氮碳共渗的基本原理与工艺	(277)
§ 2.2 氮碳共渗层的组织、成分特点与耐磨性	(279)
§ 2.3 氮碳共渗耐磨件的应用	(286)
§ 3. 碳氮硼三元共渗	(287)
§ 3.1 三元共渗层的化学成分	(287)
§ 3.2 三元共渗层的组织	(288)
§ 3.3 三元共渗层的耐磨性与疲劳性能	(289)
§ 4. 硫氮共渗及其耐磨性能	(291)
§ 5. 氮碳硫共渗及其耐磨性能	(293)
§ 6. 氧硫氮三元共渗及其耐磨性能	(296)
§ 7. 其他表层复合合金化简介	(298)
§ 8. 小结	(300)
第七章 其他表层合金化方法	(302)
§ 1. 复合处理简介	(302)
§ 2. 碳化钛沉积	(304)
§ 2.1 碳化钛沉积层的形成过程与工艺	(304)
§ 2.2 碳化钛沉积层形成速度和质量的影响因素	(306)
§ 2.3 碳化钛沉积层的耐磨性及应用	(308)
§ 3. 离子注入	(309)
主要参考文献	(315)

第一章 金属摩擦磨损的表面现象

随着科学技术的发展，工程技术工作者对磨损的测试、监控、研究与日俱增。人们在不断探求减少磨损或利用摩擦磨损的途径，研究和设计新型的耐磨材料和抗磨工艺。从材料角度看，以往人们只注意机械接触作用力和材料对它的抗力，认为耐磨性主要取决于材料的成分，而忽视了材料组织的影响，尤其忽视了亚组织的作用，更少考虑摩擦磨损过程中组织等参数的微观和宏观变化。

磨损是一个复杂的累积过程，它由表面的相互作用、接触表面在摩擦过程中发生变化、表面破坏三个阶段组成。从动力学来看，这一过程不仅是材料在微观体积接触处发生的组织与性能的变化，也包括由这些变化引起的摩擦磨损过程本身的变化。磨损的先决条件是配对零件表面之间的紧密接触并作相对运动，或者零件表面与外来物体之间的有意或无意接触并作相对运动。接触表面在弹-塑性变形与机械能转化成的热能的复合作用下，摩擦表层将发生重要变化。因此，研究磨损和耐磨材料，首先必须研究摩擦磨损表面层的形貌、成分、组织和亚组织、物理性能、化学性能、物理化学性能与力学性能的变化。作为摩擦学工作者和材料科学与工程工作者，必须在研究这些参数之间的相互关系的基础上，探求控制或调节这些变化过程的途径，或设计新材料和新工艺。

§ 1. 固体表面的形貌与接触

在工程实践中，通常使用的表面加工方法，永远不能得到

“完全平整”的表面。在微观上，任何固体表面都是粗糙的，存在着波纹和许多微凸体，犹如尖峰和凹谷那样起伏着。依据加工方式的不同，峰尖的高度在 $0.05\mu\text{m}$ 和 $50\mu\text{m}$ 之间变化。

当一个表面处于另一个表面之上时，只有当水平作用力克服了两表面间的静摩擦力时才能发生滑动。为了保持继续滑动，所需的力必须大于两表面间的动摩擦力。根据近代摩擦理论，由于实际的固体表面不是理想光滑的，而是具有起伏不平的性质，因此当这样的两个表面接触时，接触仅仅发生在少数孤立的点（微凸体）上，即接触永远是不连续的。于是，实际接触面积（ A_i ）是离散接触面积的总和，即各微凸体接触面积 $a_1, a_2, \dots, a_n$ 之和（如图1-1所示）。

$$A_i = a_1 + a_2 + \dots + a_n = \sum_{i=1}^n a_i \quad (1-1)$$

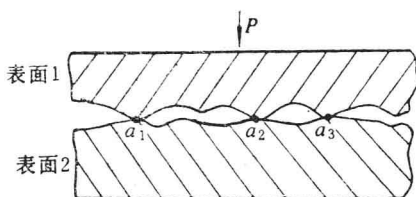


图1-1 在正向载荷 P 作用下两表面的接触情况

实际接触面积主要随接触斑点数量的增多而增大，而不是随接触斑点尺寸的增大而增大。实验表明，实际接触面积仅为表观接触面积（ A ）的微不足道的一部分，例如对于钢表面接触， $A_i = A/10\,000$ 。接触面积小，表明载荷为少数孤立点所支承，这些接触斑点将承受很高的局部压力并发生弹性或塑性变形，从而导致由于微凸体的互嵌而形成接触点和在接触点上形成“焊合接点”。当然，只有当接触斑点上的法向应力大于材料的屈服应力时，接触点 $a_1, a_2, \dots, a_n$ 上才将发生塑性流动，形成焊合接点。显然，摩擦阻力乃是剪断这些焊合接点所需要的力。在塑性接触情

况下，材料表面的实际接触面积与材料的性能有如下关系：

$$A_r = \frac{P}{\sigma_r} \quad (1-2)$$

式中， σ_r 为较软材料接触表面微凸体过渡到塑性状态时的应力（屈服压力）。

如果载荷低而材料具有高的屈服强度时，则接触是弹性的；反之，界面接触点将发生塑性流动。由于微凸体的高低不同，当载荷逐渐增大时，它们将依次接触，实际接触面积随之增大。

§ 2： 摩擦磨损表面层的物理冶金问题

磨损可以定义为：主要由于机械作用，从运动着的相互接触表面分离出来的微粒逐渐被排掉，而使零件在尺寸上产生了人们所不希望有的累积性变化。磨损是普遍存在的自然现象，只要两个承载的物体作相对运动，就存在着磨损的潜在条件。如果从不同角度对磨损进行分类时，其型式将是多种多样的。

在摩擦磨损过程中，摩擦副表面层状态取决于一系列过程：与摩擦面表层和亚表层以及摩擦副表面之间的化学成分再分配有关的扩散过程；空气、润滑剂或环境介质在摩擦表面上的吸附过程以及由此引起的化学反应过程；在机械作用和热作用下，表面层晶体缺陷的迁移过程以及不同金属形成的新的金属间化合物、金属同素异构转变等相结构转变过程；表面层经受加工硬化后在热作用下发生的再结晶，以及局部经受“热处理”而引起的组织转变过程。这些过程进行的程度激烈与否，主要取决于摩擦副表面层的塑性流动程度和温度的高低。这一系列过程将必然导致金属表层和亚表层的力学性能变化以及摩擦磨损过程本身的变化。

§ 2.1 金属表面的微观特征

宏观上，工程金属表面是粗糙的。微观上，在金属晶体表面

大约几个原子层内，其结构、性质与晶体内部都不相同，亚表层的组织、亚组织和性质与其他部分也不一样。归纳起来，金属表面层具有如下特征：

1) 在表面的垂直方向上，原子排列的周期性遭到破坏，表面层原子周围的电子云密度与晶体内部不同，动能较大的自由电子在表面聚集，形成过剩电子层，使晶体表面易于吸附其他物质，从而改变摩擦磨损过程中金属表面的性质。

2) 表面原子周围的原子排列是非对称的，它的近邻原子数减少，即有一些键是空着的。那么，表面原子为了保持平衡，将偏离阵点的平衡位置，这将导致高能量自由表面的产生，其能量大于晶体内部原子的能量，超出的部分能量称之为表面能。

3) 晶体表面是多种点阵缺陷（如空位、间隙原子、杂质原子）的源或阱，与晶体内部相比，表面上总是具有更多的易动位错，位错密度也总比晶体内部高。

总之，表面结构、性质所呈现的上述特征，将在摩擦学和表面处理技术中起着重要的作用。

§ 2.2 金属表面层结构与组织在摩擦磨损过程中的变化

根据塑性变形理论，金属塑性变形的速度取决于易动位错的密度和易动位错运动的速度。例如，在应力为60~100MPa、温度为200℃时，单晶硅表面位错的运动速度比心部高8~9个数量级，在400℃时高4~5个数量级。这是因为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。在加载初期，表面形成强化层，随后出现阻碍效应；而心部的变形过程滞后于表面层。常见的体心立方、面心立方及密排六方金属变形时，表层比其下面强化得快。然而实验表明，在磨损过程中，在摩擦面及接近摩擦面的极薄层内，由于与表面平行的位错受到镜象力的作用被拉出表面而消失。因此，在该薄层内位错密度并不高。Suh最初假设为位错贫化区，其厚度小于1μm。实验结果也是如此。

例如，以甘油作为介质，将铜与钢配对在77MT型试验机上经过35.5h试验后，由干涉线真实宽度（位错密度）沿铜试样纵截面的变化（如图1-2所示）可见，在厚度为0.1~0.3 μm 的表层中，

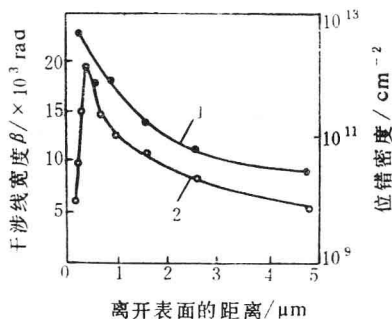


图1-2 铜在甘油介质中摩擦时干涉线宽度沿铜纵深的变化

1—经摩擦1min后；2—经摩擦35.5h后

其位错密度明显低于较深处。在无润滑条件下摩擦时，情况与此类似。当连续滑动时，在距表面一定距离处，由于位错之间及位错与其他缺陷之间的相互作用，并且变形是不均匀的，因此位错将发生堆积，产生快速强化，其结果将导致微空穴的形成。如果材料中含有第二相硬颗粒，则促进位错堆积，从而促进空穴形成。这些空穴或由于长大、或由于材料受剪而堆积起来，产生与磨损面平行的裂纹。随着摩擦的继续，位错不断萌生和发展，位错密度增加。对于退火态金属，位错密度在 $10^6 \sim 10^8 \text{cm}^{-2}$ 范围内，而经摩擦后，位错密度可增至 10^{12}cm^{-2} ，达到了冷变形金属的位错密度。由于位错的相互作用，材料得到强化。材料屈服应力 τ 与位错密度 ρ 之间的关系可用 Bailey-Hirsch 公式表示：

$$\tau = \tau_0 + \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (1-3)$$

式中， τ_0 相当于 $\rho = 0$ 时的屈服应力；

α 为常数，约为0.3~0.5；

G 为材料剪切模量；

b 为柏氏矢量。

另一方面，在金属晶体中，空位的平衡浓度 C_v 为：

$$C_v = \frac{n}{N} = A \exp(-E_v/kT) \quad (1-4)$$

式中， n 为空位数；

N 为晶体原子总数；

A 是取决于振动熵的系数，一般在 $1 \sim 10$ 之间；

E_v 是空位形成能，一般 $E_v \approx 1\text{eV}$ ；

T 为热力学温度；

k 为玻尔兹曼常数，等于 $1.38 \times 10^{-23}\text{J/K}$ 。

在摩擦过程中，由于机械作用与热的作用，空位形成能将降低，表层的空位数目随之增加。设空位数在摩擦作用下由 n 增至 n' ，那么空位浓度 C'_v 则为：

$$C'_v = \frac{n'}{N} = A \exp(-E'_v/kT) = A [\exp(-E_v/kT)]^{\frac{E'_v}{E_v}} \quad (1-5)$$

式中， E'_v 为摩擦后的空位形成能。

在薄表层内，一般情况下空位不超过 $10^{18} \sim 10^{19}\text{atom/cm}^3$ ，而摩擦时形成的空位数可达 $2.5 \times 10^{21}\text{atom/cm}^3$ 。由于表层空位数增加，空位积聚进而形成孔隙，使表层与里层之间的自由能分布发生变化。显然，表层的空位浓度增大，它所引起的晶格畸变也增强，自由能提高。

实际使用的金属材料绝大多数是多晶体，在摩擦磨损过程中，摩擦副表层材料的行为类似于金属在外力作用下的行为，由弹性变形、塑性变形和断裂三个阶段组成。根据多晶体塑性变形时不同取向晶粒的相互协调性与晶界对形变过程的阻碍作用等特点，金属表面层在摩擦过程的机械作用下，也可以产生下列现象：晶体破碎、亚晶细化、形成位错胞状组织、晶粒沿变形方向被拉长而形成纤维组织。透射电镜分析表明，在铜试样的磨损表面上，形成了约 $25 \sim 60\text{nm}$ 的拉长了的细小晶粒。根据剥层磨损

理论，如果表面是由于亚表面的裂纹扩展过程而剥落，那么变形的微凸体将经受严重的延伸，因为其层厚非常小，为 1nm 数量级，而各层又有不同的结晶学方向，当X射线衍射或电子衍射观察时，在表面上所得到的这种层状组织将不呈现唯一的结晶学特点，这种层状组织称之为贝尔俾 (Beilby) 层或切变—混合层。Федорченко也指出，在摩擦过程进入稳定阶段后，形成所谓工作层或二次结构，这种结构可以使材料表面免于破坏性磨损。所谓二次结构的形成，可视为金属的非晶态化过程。Beilby认为，这种非晶态化伴随着复杂的化学或物理-化学-力学过程，周围介质也参与了这一过程。Костецкий用电子照像证实了超细非晶态结构的存在。业已表明，非晶态结构层，由变形金属与极细的氧化物颗粒所组成。实际上它决定了材料的耐磨性。在某些情况下，其硬度超过了马氏体的硬度。总之，在摩擦及磨损过程中，由于摩擦应力使金属晶格发生畸变、位错密度增加、位错之间发生交互作用、晶粒破碎和变形等等，都将引起表层产生冷加工硬化效应。

对C0.43%钢和T8Mn与GCr15钢在白铰子油中进行的销-环磨损试验结果表明，在高、中摩擦速度下，由于摩擦副之间的咬粘，使接触面被加热到相变点 A_1 以上，随后因钢件的热传导和润滑剂共同产生的急冷作用，使其表面形成与基体组织不同的硬化层（属于马氏体），硬化层厚度随摩擦速度增加而增加，在 $5\sim6\text{m/s}$ 左右处于峰值，厚度达 $5\mu\text{m}$ 。硬化层由表面到基体是连续变化的，硬化层硬度分别为：C0.43%钢达到HV640~900，T8Mn达到HV800~850，这与干摩擦情况几乎相同，并且发现硬化层硬度随材料含碳量增加而增加。在低摩擦速度下，则只发生前述的加工硬化现象。

在磨损过程中，随着金属变形程度的增加，表面层还可能产生形变织构。一般形变量达到 $10\sim20\%$ 时，择优取向现象便达到可以察觉的程度；当形变量达到 $80\sim90\%$ 时，多晶体将呈现明显

的各向异性。对渗碳钢12CrNi3A表面的电镜分析表明,在法向和切向应力作用下, α 相发生织构,在极薄的表层内(50nm以下),在这种织构的基体中发生奥氏体单晶转变。

在摩擦接触中,因为实际接触面积上会发生摩擦机械能转化为热能而后散热的过程,所以摩擦活性层中的合金组织将发生变化甚至熔化。当摩擦表面的金属随接触点的接触、形变和脱离而立即被加热并随之冷却时,由于这种温升不是均匀的,且接触时间极短,于是在局部地方可能产生很高的温度。对高速滑动摩擦固体的研究表明,在摩擦过程中,表面会严重地发热。业已表明,摩擦面的温升与滑动速度成正比。因此,在选择摩擦副时,最高相对滑动速度应受到材料相变点和熔点的限制。在实际中,瞬时高温可能使接触面被加热到相变点 A_1 以上,甚至使表层达到较易熔化物质的熔点。其他研究者也充分证明,材料在摩擦表面接触点上会发生熔化。Grozin得出结论,摩擦可使100 μ m厚的金属表层以 $(1\sim40)\times10^4\text{ }^\circ\text{C/s}$ 的速度加热,然后以 $10^3\sim10^4\text{ }^\circ\text{C/s}$ 的速度冷却。据此,其一,可能导致摩擦表面的变化以及它与周围介质之间相互作用的变化(包括扩散、吸附与吸收过程的变化),表层的相变、组织变化,以及由此引起的材料性能变化。例如,根据机械作用和热作用的复合影响及其作用程度,将发生不同的相变。再者变形所产生的应力可以促进相变。当温度超过相变临界点时,就可能发生 $\alpha\rightleftharpoons\gamma\rightleftharpoons M$ 转变,称之为二次淬火。钢中促进 $\alpha\rightarrow\gamma$ 转变的元素含量越多,二次淬火的可能性就越大。如果温度低于临界点,淬火钢在微小体积内可能发生回火过程。以上情况表明,在摩擦过程中伴随着“热处理”过程。当然,这与一般的热处理过程又大不相同:一是加热、冷却速度非常快,二是在“微区”内进行。其二,如前所述,在摩擦磨损过程中反复地迅速加热和冷却,表面层金属发生非晶态化是完全有可能的。根据非晶态化的条件,具有适当合金成分的合金熔液以 $1\times10^5\text{ }^\circ\text{C/s}$ 的速度冷却时,就可能获得非晶态结构。

格罗津对GCr15钢摩擦组织进行观察后提出了“摩擦奥氏体”与“摩擦马氏体”的概念,前者是在摩擦过程中微区加热形成的组织——二次奥氏体;后者是二次奥氏体转变而成的马氏体。二次奥氏体向马氏体转变时也是不完全的,而是转变成奥氏体-马氏体混合组织,它含有大量的残余奥氏体。摩擦奥氏体的硬度高于原始残余奥氏体的硬度,摩擦马氏体的显微硬度波动于HB 850~925范围内。

大多数金属材料是多相的,摩擦磨损前淬火态的钢一般不可能获得百分之百的马氏体,还将有少量的残余奥氏体。在摩擦磨损过程中,由于各相的基本特征不同(如结晶方向不同),其变形是不均匀的。这种不均匀的变形和弹性应力将对残余奥氏体、马氏体转变发生影响。少量塑性变形引起内应力集中,从而有助于马氏体核胚的形成或者促进已存在的核胚长大,即促进残余奥氏体向马氏体转变。例如铬镍不锈钢,由于密排六方的 ϵ 相是面心立方奥氏体向体心立方马氏体转变的中间相,而少量塑性变形使层错增加,层错又促进 ϵ 相的形成,从而促进马氏体转变。在磨损过程中,表层承受的塑性变形和弹性变形,可产生类似的效果。对挺杆的摩擦面作X射线衍射分析表明,摩擦表面的残余奥氏体几乎完全地或明显地转变成了马氏体,这是不断摩擦产生的弹性形变所致。一般认为,形变对奥氏体向马氏体转变的影响规律是:少量变形有加速作用,而大的形变量则有阻碍作用。另一方面,由于摩擦升温或高的环境温度,淬火钢表层中的扩散过程加剧,化学成分发生局部变化,并发生回火过程;马氏体和残余奥氏体分解,碳化物的溶解、析出、转化、聚集、球化和粗化。碳化物的聚集、球化与粗化对材料的耐磨性是不利的。此外,在摩擦过程中,摩擦热及表面层的强烈塑性流变,不仅可能使碳化物碎化和分解,甚至可能导致碳原子结晶成石墨。

由于在摩擦中金属的加热和冷却时间非常短,所以还可能形成中间亚稳组织(有人称为“白层”),它处在热应力和相变应