

BAM-BERICHT Nr. 13

DER BUNDESANSTALT FÜR
MATERIALPRÜFUNG (BAM)

BERLIN

**Festkörpergleitreibung und Verschleiß
von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber,
Magnesium und Aluminium
in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch
zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr**

von

Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig (Berichter)

Prof. Dr.-Ing. Kurt Kirschke

Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig

Dipl.-Phys. Harald Tischer

Die vorliegende Arbeit wurde in der Fachgruppe „Rheologie und Tribologie“ der Bundesanstalt für Materialprüfung durchgeführt. Außerdem wirkten folgende Laboratorien der Anstalt mit: „Metallographie und Metalltechnologie“, „Elektronenmikroskopie und Feinstrukturuntersuchungen“, „Oberflächenmorphologie“, „Zusammensetzung von Oberflächenschichten“, „Elektrische Meß- und Regeltechnik“ u. a. Ein Teil der elektronenoptischen Aufnahmen wurde im Elektronenmikroskopischen Labor des Fachbereiches Werkstoffwissenschaften der Technischen Universität Berlin gemacht.

Allen Mitarbeitern sei herzlich gedankt. Unser besonderer Dank gilt Herrn Dr. P. Studt für die Mitarbeit bei der Vorbereitung des Forschungsvorhabens, Herrn Dipl.-Ing. W. Rösener für den Entwurf der Versuchseinrichtung sowie Herrn Ing. W. Schrag für die Mitwirkung bei den experimentellen Arbeiten und für das Zeichnen der graphischen Darstellungen.

Für die großzügige finanzielle Unterstützung der Arbeit sei der Deutschen Forschungsgemeinschaft gedankt.

Vorwort	
0. Symbole	
1. Einleitung	1
1.1. Übersicht	1
1.2. Aufgabenstellung	2
2. Grundlagen und bisherige Untersuchungen	3
2.1. Physikalische Eigenschaften der verwendeten Metalle	3
2.2. Thermodynamik und Kinetik von Oberflächenreaktionen	3
2.3. Reibung, Metallübertrag	5
2.4. Verschleiß	7
2.5. Morphologie der Reibflächen	8
2.6. Abriebpulver	9
3. Versuchsbeschreibung	10
3.1. Programm	10
3.2. Einrichtungen	10
3.2.1. Reibungs- und Verschleißapparatur	11
3.2.2. Vakuumpumpstand	11
3.3. Reibpartner, Umgebungsmedium	12
3.4. Durchführung	12
4. Auswertung	14
4.1. Licht- und elektronenoptische Beobachtungen	14
4.2. Reibungskoeffizient	14
4.3. Gleitgeschwindigkeit und Gleitweg	15
4.4. Verschleißbetrag	15
4.4.1. Stift	15
4.4.2. Scheibe	15
4.5. Rauheit	16
4.6. Abriebpulver	16

5. Ergebnisse	17
5.1. Morphologie der Reibflächen	17
5.2. Mikrohärte	23
5.3. Reibungskoeffizient	26
5.4. Reibflächentemperatur	29
5.5. Verschleißbetrag	30
5.6. Verschleißkoeffizient	34
5.7. Abriebpulver	37
5.8. Mittenrauhwert	39
6. Diskussion der Ergebnisse	42
7. Zusammenfassung	46
8. Literaturverzeichnis	47
9. Anhang	52

a	Aktivität	D	Verschleißspurdurchmesser
d	1. Stiftdurchmesser 2. Länge einer Mikrokontaktstelle	G	Gibbssche Freie Energie
k	1. Geschwindigkeitskonstante der Oxidation 2. Boltzmann-Konstante	H	1. Vickershärte 2. Gesamtenergie
k''	parabolische Geschwindigkeitskonstante der Oxidation	K	Verschleißkoeffizient
k'' _c	kubische Geschwindigkeitskonstante der Oxidation	K _p	chemische Gleichgewichtskonstante
l	Stiftlänge	MB	Meßbereich
l''	lineare Geschwindigkeitskonstante der Oxidation	N	Normalkraft
m	1. Masse eines Gasmoleküls 2. Masse	Q _{Ad}	Adsorptionsenergie
n	Drehzahl	R	1. Reibungskraft 2. allgemeine Gaskonstante
p	Gasdruck	T	Temperatur
q	Oberfläche	V	1. Verschleißvolumen 2. Vergrößerung
s	1. Gleitweg 2. Entropie	W	Verschleißbetrag
t	Versuchszeit	\bar{W}	Gesamtverschleißbetrag
v	Gleitgeschwindigkeit	α_o	Kondensationskoeffizient
x	Molzahl	μ	Reibungskoeffizient
y	Molzahl	μ_s	periodische Schwankung des Reibungskoeffizienten
z	Zeitpunkt	ξ	Oxidschichtdicke
A	Aktivierungsenergie	ρ	Dichte
A _o	wahre Kontaktfläche	θ	Bedeckungsgrad
		$\dot{\theta}$	Adsorptionsgeschwindigkeit

1.1. Übersicht

Durch Reibung und Verschleiß entstehen der deutschen Volkswirtschaft jährlich Verluste von mehreren Milliarden Deutsche Mark (Mellerowicz 1967/68, Bartz 1971). Maßnahmen zur Reibungs- und Verschleißminderung sind daher von eminenter Bedeutung. Der Technik ist es in mühevoller Kleinarbeit gelungen, Reibung und Verschleiß in vielen Einzelfällen durch Entwicklung und Verbesserung von Werkstoffen, Schmierstoffen und Konstruktionen zu verringern. Ihr Interesse war und ist dabei allerdings immer mehr auf ganz bestimmte Verschleißteile und Verschleißteilgruppen und weniger auf das Erkennen allgemeiner Zusammenhänge gerichtet (Wahl 1966).

Auch die Forschung sieht ihr Ziel in der Verminderung von Reibung und Verschleiß. Ihr Weg führt aber nicht über die Erkenntnis allgemein gültiger Gesetzmäßigkeiten. Im Mittelpunkt der Beobachtungen stehen die grundlegenden Mechanismen, die während der Relativbewegung sich berührender Körper wirksam sind.

In diesem Zusammenhang ist es auch Aufgabe der Forschung, die beobachteten Phänomene zu ordnen und Begriffe zu definieren, mit denen sich diese Phänomene eindeutig beschreiben lassen. Hier wurde durch die OECD Research Group on Wear of Engineering Materials (1969) wichtige Arbeit geleistet, wenn auch noch manche Fragen offen blieben. In dem von ihr vorgelegten „Glossary of terms and definitions“ lautet die Definition für den Verschleiß: „The progressive loss of substance from the operating surface of a body as a result of relative motion at the surface“.

In einer Anmerkung wird hinzugefügt, daß eine geringe plastische Verformung fast an allen Verschleißprozessen beteiligt ist. Etwas weitergehend rechnen Fink und Bugarcic (1964) das Wegdrücken von Material in Oberflächenbereichen zum Verschleißbegriff hinzu.

Verschleiß tritt vor allem in Festkörperkontakten auf, wenn die Reibpartner – wie im Gebiet der Mischreibung – nicht vollständig und andauernd durch einen Schmierfilm voneinander getrennt sind oder wenn sich überhaupt kein flüssiger Schmierstoff zwischen den Reibpartnern befindet, so daß reine Festkörperreibung vorliegt. Daher erscheint es zweckmäßig, den Zustand der Festkörperreibung eingehend zu untersuchen. Von Praktikern wird die Untersuchung der reinen Festkörperreibung allerdings häufig für weniger sinnvoll gehalten, weil wirkliche Maschinen geschmiert würden und nur im hydrodynamischen Bereich arbeiten sollten, in dem kein Verschleiß auftritt. Tatsache ist aber, daß zumindest beim Anfahren und Abbremsen von gleitenden Maschinenelementen das Gebiet der Mischreibung, in dem sich Festkörper- und Flüssigkeitsreibung überlagern, durchlaufen wird. Auch Getriebe arbeiten meistens nicht im rein hydrodynamischen Zustand. Außerdem werden Bremsen, Passungen, elektrische Kontakte, Schürfwerkzeuge u. a. nicht ge-

schmiert. Ferner ist zu beobachten, daß bei Neukonstruktionen die Zahl der Schmierstellen möglichst klein gehalten wird, um die späteren Wartungskosten zu verringern; statt dessen werden immer mehr Trockengleitelemente eingesetzt.

Zum Verständnis der bei der Festkörpergleitreibung wirkenden Mechanismen ist ein Einblick in die während der Berührung und tangentialen Verschiebung von Oberflächen herrschenden Vorgänge notwendig.

Wegen der stets vorhandenen Rauheit ihrer Oberflächen berühren sich Körper nur in eng begrenzten Mikrokontaktstellen. Beim Zusammenbringen ist der Druck in diesen Stellen gewöhnlich so groß, daß sofort plastisches Fließen eintritt, wobei die Mikrokontaktflächen sich so lange vergrößern und an Zahl zunehmen, bis sie der Normalkraft standhalten können. Die Gesamtheit der Mikrokontaktflächen wird als wahre Kontaktfläche bezeichnet. Nach Bowden und Tabor (1959 und 1964) ist sie im statischen Zustand durch das Verhältnis von Normalkraft N und Härte H gegeben:

$$A_o = \frac{N}{H} \quad (1)$$

Kombinierte Normal- und Tangentialkräfte, die einen dreidimensionalen Spannungszustand herbeiführen, lassen Größe und Zahl der Kontaktstellen noch weiter anwachsen, bevor es dann zum makroskopischen Gleiten kommt (Courtney-Pratt und Eisner (1957).

In den Mikrokontaktflächen wirken atomare Adhäsionskräfte, deren Größe von den physikalisch-chemischen Eigenschaften der Oberflächen abhängt. Durch auf metallischen Oberflächen liegende natürliche Oxidschichten, Adsorptionsschichten und organische oder anorganische Verunreinigungen werden die Adhäsionskräfte in der Regel stark herabgesetzt. Berühren sich aber durch Ionen- oder Elektronenbeschuß im Ultrahochvakuum gereinigte nackte Metalloberflächen, so können die Adhäsionskräfte die Größe der metallischen Bindungskräfte annehmen und ein vollständiges Verschweißen der Partner hervorrufen.

Nach der von Bowden und Tabor entwickelten Theorie sind es die Adhäsionsbindungen, die hauptsächlich für die Reibung verantwortlich sind. Demgegenüber hat eine von Feng (1952) und Bickermann (1970) vertretene Hypothese, nach der die Rauheitsspitzen der Reibungspartner sich verhaken und dadurch deren gegenseitige tangentialen Verschiebung behindern, weniger Zustimmung gefunden.

Als Folge der Adhäsion kann Werkstoff von einem Reibpartner auf den anderen übertragen werden. Der Übertrag ist häufig ein wichtiger Teilprozess des Verschleißgeschehens. So beobachteten Kerridge und Lancaster (1955, 1956), daß bei der Reibung von Stahl auf Stahl und von Messing auf Stahl dem Abrieb von losen Verschleißpartikeln stets ein Werkstoffübertrag voranging.

Oxidische Deckschichten der Oberflächen können durch Verschleiß zerstört werden. Bei Anwesenheit von Sauerstoff oxidieren die dadurch freigelegten metallischen Bereiche von neuem. Dabei wird die Oxidationsgeschwindigkeit durch reibbedingte Temperaturerhöhungen und eine mechanische Aktivierung der Oberflächen gesteigert. Die ohne äußere Wärmeeinwirkung ablaufende Oxidation wurde von Fink (1929) entdeckt und nach einem Vorschlag von Hannemann als Reiboxidation bezeichnet. In neuerer Zeit werden die während der Reibung ablaufenden Reaktionen allgemein tribochemische Reaktionen genannt (Heinicke und Harenz 1968).

Dringen Rauheitsspitzen eines Partners in den anderen ein, so kann während einer Tangentialbewegung Stoff aus dessen Oberfläche verdrängt oder sogar in einem Mikrozerspannungsprozeß abgetrennt werden. Abriebteilchen, die sich in der Reibfläche aufhalten, wirken in ähnlicher Weise spanend. Diese Prozesse werden unter dem Begriff der Furchung zusammengefaßt.

Bei wechselnder Größe und Richtung der in den Mikrokontaktflächen wirkenden Kräfte können Oberflächenbereiche in einer gewissen Schichtdicke Veränderungen des Gefüges erleiden, die schließlich in der Bildung von Rissen, Grübchen oder „pittings“ sogar makroskopisch sichtbar werden. Dieser Vorgang wird auch Zerrüttung genannt. Er ist die Hauptursache des Verschleißes bei rollender Beanspruchung. Vor allem durch Beobachtungen mit dem Rasterelektronenmikroskop wurde aber erkannt, daß die Zerrüttung auch bei der Gleitreibung nicht zu vernachlässigen ist (Bayer und Schuhmacher 1969; Kolozsvary und Filep 1969).

Die vier Mechanismen: Adhäsion, Oxidation, Furchung und Zerrüttung reichen im allgemeinen zur Beschreibung der bei der Festkörperreibung von Metallen ablaufenden Verschleißprozesse aus (Burwell 1957/58, Wellinger und Uetz 1963). Sie treten selten allein auf, sondern überlagern und beeinflussen sich gegenseitig.

Es ist hervorzuheben, daß durch Adhäsion oder Oxidation allein keine losen Verschleißpartikel entstehen. Hierzu ist ein zweiter Mechanismus, wie Furchung oder Zerrüttung, notwendig. Rabinowicz (1961) meint, daß lose Abriebteilchen entstehen, wenn die in Mikrobereichen gespeicherte elastische Energie größer als die zur Schaffung von Bruchflächen benötigte Oberflächenenergie wird.

Als Maß für die Reibung wird meistens der Reibungskoeffizient angegeben, der bekanntlich durch das Verhältnis von Reibungskraft R zur Normalkraft N gegeben ist:

$$\mu = \frac{R}{N} \quad (2)$$

Zur quantitativen Erfassung des Gleitverschleißes wurde von Holm (1946), Burwell und Strang (1952) sowie Archard (1953) eine Gesetzmäßigkeit aufgestellt. Danach besteht zwischen dem Verschleißvolumen V , der Härte H , der Normalkraft N und dem Gleitweg s folgender Zusammenhang:

$$V = \frac{K'}{3} \cdot \frac{N}{H} \cdot s \quad (3)$$

Der Faktor $K'/3$ gilt unter der Annahme des Abriebes von halbkugelförmigen Verschleißpartikeln. Für eine beliebige Form der Partikel ergibt sich eine allgemeinere Beziehung,

bei der außerdem das Verhältnis V/s zum Verschleißbetrag W zusammengefaßt ist:

$$W = K \cdot \frac{N}{H} \quad (4)$$

Der Proportionalitätsfaktor K wird als Verschleißkoeffizient bezeichnet. Er kann als ein Maß für die Wahrscheinlichkeit angesehen werden, mit der zwei aufeinander treffende Kontaktpitzen einen Verschleißpartikel bilden.

Der Verschleißbetrag ist demnach der Normalkraft direkt und der Härte umgekehrt proportional. Dies hat jedoch nur Gültigkeit, solange die Konstellation der wirkenden Verschleißmechanismen erhalten bleibt. Wenn höhere Gleitgeschwindigkeiten und Belastungen zu größeren Reibungswärmemengen führen und die Temperatur ansteigt, kann der Verschleißkoeffizient einen anderen Wert annehmen (Hirst 1965). Nach Burwell und Strang (1952) gilt die Beziehung auch dann nicht mehr, wenn die nominelle Flächenpressung über einem Drittel der Härte des weicheren Partners liegt.

Findet während des Reibvorganges eine tribochemische Oxidation der Reibpartner statt, so können sich die Festigkeitseigenschaften der Oberflächenbereiche verändern. Oxide, aber auch Metalle, in denen Sauerstoff oder Stickstoff gelöst wird, brechen oberhalb bestimmter Spannungen spröde, d. h. sie können die Spannungen nicht durch plastische Formänderung abbauen. Nimmt man an, daß die auf den Reibflächen aufwachsenden Oxidschichten bei Erreichen einer kritischen Schichtdicke ξ ausbrechen, so ergibt sich nach Quinn (1967 und 1968) ein Zusammenhang zwischen dem Verschleißkoeffizienten K und der Geschwindigkeitskonstanten der Oxidation k'' :

$$K = \frac{d}{\xi^2 \cdot \rho^2 \cdot v} \cdot k'' \quad (5)$$

Dabei ist d die Länge einer Mikrokontaktstelle in Gleitrichtung, ρ die Dichte des Oxides und v die Gleitgeschwindigkeit. Auch Tao (1969) weist auf den Zusammenhang zwischen Verschleißbetrag und Oxidationsgeschwindigkeit hin.

1.2. Aufgabenstellung

Das Ziel dieser Arbeit war, festzustellen, ob und wie weit Reibung und Verschleiß von Kristallstruktur der metallischen Reibpartner, ihrer gegenseitigen Löslichkeit und den Oxidationsbedingungen abhängen.

Wenn die Oxidationsgeschwindigkeit von entscheidender Bedeutung ist, muß sich eine Senkung des Sauerstoff-Partialdruckes stark auf das Reibungs- und Verschleißverhalten auswirken. In den Untersuchungen wurde daher ein möglichst wasserfreies, synthetisches Gemisch aus 20 % Sauerstoff und 80 % Stickstoff als Umgebungsmedium gewählt und der Gasdruck zwischen $2 \cdot 10^{-7}$ und 760 Torr variiert. Als Metalle wurden Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium eingesetzt, deren physikalisch-chemische und mechanische Eigenschaften gut bekannt sind. Die Reibungspartner bestanden entweder aus gleichen Metallen oder aus Eisen und jeweils einem der fünf anderen Metalle.

Als Unterlage für diese Arbeit wurden die relevanten physikalisch-chemischen Grundlagen und die für die genannten Metalle bekannt gewordenen bisherigen Reibungs- und Verschleißuntersuchungen im Sinne einer Literaturrecherche zusammengestellt.

Fortschritte in der Tribologie werden heute mehr denn je durch die Zusammenarbeit von Physikern, Chemikern, Maschinenbauern und Metallurgen erzielt. Da kein Fachmann alle Einzelheiten der genannten Einzeldisziplinen übersehen kann, werden in diesem Abschnitt einige aus metallphysikalischer und metallurgischer Sicht wichtige Punkte, die für die Deutung der Versuchsergebnisse von Bedeutung sind, ausführlich dargestellt.

2.1. Physikalische Eigenschaften der verwendeten Metalle

Die wichtigsten, hier interessierenden physikalischen Eigenschaften der verwendeten Metalle sind in den *Tabellen I und II* des Anhangs zusammengestellt. Kupfer, Silber und Aluminium besitzen die kubisch-flächenzentrierte Struktur. Ihre plastische Formänderung wird durch 12 Gleitsysteme ermöglicht (Tabelle I). Für die hexagonalen Metalle Kobalt und Magnesium stehen bei Raumtemperatur nur drei Hauptgleitsysteme zur Verfügung. Bei 445°C wandelt sich Kobalt von der hexagonalen in die kubisch-flächenzentrierte Struktur um. Eisen ist unterhalb 910°C kubisch-raumzentriert, zwischen 910 und 1390°C kubisch-flächenzentriert und darüber bis zum Schmelzpunkt wieder kubisch-raumzentriert. Für die kubisch-raumzentrierte Struktur beträgt die Anzahl der Gleitsysteme 48. Die kritische Schubspannung zur Betätigung eines Gleitsystems ist für Kobalt mit 7000 p/mm² am höchsten, gefolgt von Eisen mit 2800 p/mm². Viel niedriger liegen die kritischen Schubspannungen von Kupfer, Silber und Magnesium mit 65, 48 und 77 p/mm². Für Aluminium dürfte der Wert noch kleiner sein.

Es ist aber einschränkend zu bemerken, daß die Beträge der kritischen Schubspannung stark vom Reinheitsgrad der Metalle abhängen, so daß die in Tabelle I angegebenen Werte sich von denen der in den Versuchen eingesetzten Metalle, die teilweise andere Reinheitsgrade besitzen, unterscheiden können.

Die aus Dichte ρ , spezifischer Wärme c und Wärmeleitfähigkeit λ berechneten Wärmeeindringzahlen ($\sqrt{\rho \cdot c \cdot \lambda}$) nehmen in der Reihenfolge Kupfer, Silber, Aluminium, Eisen, Kobalt und Magnesium ab (Tabelle II). Der Elastizitätsmodul (*Bild I* des Anhangs) und mit Ausnahme von Eisen auch die Zugfestigkeit (*Bild II* des Anhangs) nehmen mit steigender Temperatur ab. Bei Eisen durchläuft die Zugfestigkeit mit zunehmender Temperatur ein Maximum, das vermutlich durch gelösten Stickstoff hervorgerufen wird.

2.2. Thermodynamik und Kinetik von Oberflächenreaktionen

Wie schon erwähnt, können durch Verschleißprozesse die auf Metallen stets vorhandenen Oxidfilme abgerieben werden, so daß in Mikrobereichen nackte metallische Oberflächen

entstehen. Wenn nun Sauerstoff-, Stickstoff- oder Wassermoleküle o. a. aus dem umgebenden Medium auf diese Stellen treffen, kommt es zur Adsorption und chemischen Reaktion mit den Metallen. Die Geschwindigkeit dieser Prozesse kann dann maßgebend für den weiteren Verschleißablauf sein. Im folgenden sollen daher kurz die wichtigsten Gesetzmäßigkeiten der Thermodynamik und Kinetik der Adsorption und chemischen Reaktion zusammengefaßt werden.

Unter Adsorption versteht man die Anreicherung von Molekülen an einer Oberfläche. Auf Festkörperoberflächen, die sich in einem Gasraum befinden, treffen ständig Gasmoleküle auf, von denen ein gewisser Anteil festgehalten wird. Andere Moleküle verlassen wiederum die Oberfläche. Dieser Vorgang wird Desorption genannt. Im Gleichgewicht ist die Anzahl der adsorbierten und desorbierten Moleküle gleich groß. Zur quantitativen Beschreibung des Gleichgewichtes wird häufig die Langmuirsche Adsorptionsisotherme gewählt. Danach hängt der relative Bedeckungsgrad θ , der zwischen 0 und 1 liegen kann, in folgender Form vom Partialdruck ρ des adsorbierbaren Gases ab:

$$\theta = \frac{b\rho}{1 + b\rho} \quad (6)$$

$$b = \frac{\alpha_0 \exp Q_{Ad}/RT}{k_0 \sqrt{2\pi m k T}} \quad (7)$$

Dabei ist α_0 der Kondensationskoeffizient (für Metalle 0,2 bis 0,95), Q_{Ad} die Adsorptionsenergie, die im allgemeinen mit wachsendem Bedeckungsgrad abnimmt, R die allgemeine Gaskonstante, T die absolute Temperatur, k_0 eine Konstante, m die Masse eines Gasmoleküls und k die Boltzmann-Konstante. Für kleinere Gasdrücke gilt näherungsweise

$$\theta = b \cdot \rho \quad (8)$$

Je nach Art der Adsorptionskräfte und Größe der Adsorptionsenergien unterscheidet man zwischen Physisorption und Chemisorption. Bei der Physisorption wirken van der Waalsche Kräfte mit Adsorptionsenergien unter 6 kcal/Mol, während bei der Chemisorption freie Bindungskräfte abgesättigt werden, wobei Adsorptionsenergien größer als 50 kcal/Mol auftreten können. Chemisorbierte Lagen sind sehr stabil und nur im Vakuum durch Zuführung von thermischer Energie zu zerstören.

In *Bild III* des Anhangs ist der relative Bedeckungsgrad über dem Sauerstoffpartialdruck für verschiedene Adsorptionsenergien bei 300 und 700°K aufgetragen. Dort ist zu erkennen, daß bei 300°K eine einmolekulare Adsorptionsschicht ($\theta = 1$) erst oberhalb 10⁻⁶ Torr thermodynamisch stabil ist, wenn die Adsorptionsenergie mindestens 18 kcal/Mol beträgt. Bei 700°K ist eine noch höhere Adsorptionsenergie notwendig.

Die Geschwindigkeit der Physisorption kann mit folgender Beziehung abgeschätzt werden:

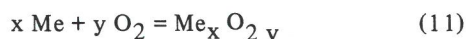
$$\dot{\theta}_{\text{phys.}} = \alpha_0 (1 - \theta) \frac{\rho}{\sqrt{2 \pi m k T}} \quad (9)$$

Sie nimmt danach mit steigendem Bedeckungsgrad, steigender Temperatur und fallendem Gasdruck ab. Für die Geschwindigkeit der Chemisorption gilt:

$$\dot{\theta}_{\text{chem.}} = \alpha_0 f(\theta) \frac{\rho}{\sqrt{2 \pi m k T}} \exp(-A/RT) \quad (10)$$

Zur Chemisorption muß vielfach eine Aktivierungsenergie A aufgebracht werden. Nach Trapnell (1955) erfordert die Chemisorption von Stickstoff auf Eisen und von Sauerstoff auf Silber eine Aktivierungsenergie, während die Chemisorption von Sauerstoff auf Eisen und vielen anderen Metallen ohne eine Aktivierungsenergie möglich sei.

Die chemische Reaktion von Metallen mit Sauerstoff läßt sich in allgemeiner Form durch folgende Gleichung darstellen:



Mit x und y sind die Molzahlen der Ausgangsstoffe bezeichnet. Im thermodynamischen Gleichgewicht gilt das Massenwirkungsgesetz:

$$\frac{a_{\text{Me}_x \text{ O}_{2y}}}{a_{\text{Me}}^x \cdot \rho_{\text{O}_2}^y} = K \quad (12)$$

Darin bezeichnet a die Aktivität (Produkt aus Aktivitätskoeffizient und Konzentration) des Metalls und des Oxids, die gewöhnlich im festen Zustand vorliegen; ρ_{O_2} ist der Sauerstoffpartialdruck. Die Gleichgewichtskonstante K ist mit der Differenz der Gibbsschen Freien Energien der Reaktionspartner und der Temperatur verknüpft:

$$K = \exp(-\Delta G/RT) \quad (13)$$

$$\Delta G = G_{\text{Me}_x \text{ O}_{2y}} - (x G_{\text{Me}} + y G_{\text{O}_2}) \quad (14)$$

Die Gibbssche Freie Energie eines Stoffes ist gleich der Differenz aus seiner Gesamtenergie H und seiner gebundenen Energie T · s, wobei s seine Entropie angibt:

$$G = H - Ts \quad (15)$$

Die Reibung von Metallen kann eine Anreicherung von Gitterfehlern (Leerstellen, Versetzungen) in den metallischen Oberflächenschichten und in den Reaktionsprodukten bewirken, welche die Energien und Entropien der beteiligten Stoffe erhöhen und dadurch das thermodynamische Gleichgewicht beeinflussen können.

Formal lassen sich zu Gleichung 15 in Anlehnung an Tokkar (1961) Überschußgrößen, welche die Gitterstörungen repräsentieren, hinzufügen:

$$G + G^{\ddot{u}} = H + H^{\ddot{u}} - T(s + s^{\ddot{u}}) \quad (16)$$

Dieser Ansatz ist zwar im strengen Sinne der Thermodynamik nicht erlaubt, weil $H^{\ddot{u}}$ und $s^{\ddot{u}}$ zeitabhängig sind. Diese Größen verschwinden nämlich, wenn die Gitterstörungen z. B. durch Erholung oder Rekristallisation wieder abgebaut werden. Während eines unter gleichbleibenden Bedingungen

ablaufenden Reibvorganges wird sich aber ein stationärer Zustand zwischen Neubildung und Annihilierung von Gitterstörungen ausbilden, so daß $H^{\ddot{u}}$ und $s^{\ddot{u}}$ zeitlich konstant bleiben.

Für die Reaktion ergibt sich dann folgende Gleichung:

$$\Delta G = (H + H^{\ddot{u}})_{\text{Me}_x \text{ O}_{2y}} - [x(H + H^{\ddot{u}})_{\text{Me}} + y H_{\text{O}_2}] - T \left\{ (s + s^{\ddot{u}})_{\text{Me}_x \text{ O}_{2y}} - [x(s + s^{\ddot{u}})_{\text{Me}} + y s_{\text{O}_2}] \right\} \quad (17)$$

Für den gasförmig vorliegenden Sauerstoff wurden dabei keine Überschußgrößen berücksichtigt. Da die Überschußenergien und -entropien fast immer unbekannt sind, ist eine Abschätzung der Gleichgewichtslage schwierig. Möglich ist eine Verschiebung sowohl zur Seite der Ausgangsstoffe als auch zur Seite der Reaktionsprodukte.

In *Tabelle III* des Anhangs sind für die hier untersuchten Metalle die Löslichkeiten von Sauerstoff und Stickstoff, die Reaktionsgleichungen und die für 298°K berechneten Gibbsschen Freien Energien ΔG_{298} ohne Berücksichtigung irgendwelcher Überschußgrößen zusammengestellt. Je negativer die Werte sind, um so mehr liegt das Gleichgewicht auf der Seite der Reaktionsprodukte.

Eisen bildet die drei Oxide FeO, Fe₃O₄ und Fe₂O₃; unterhalb von 570°C sind nur die beiden zuletzt genannten thermodynamisch stabil. Die Oxide des Kobalts sind CoO und Co₃O₄, unter bestimmten Bedingungen auch Co₂O₃. Kupfer besitzt die Oxide Cu₂O und CuO. Silber oxidiert vornehmlich zu Ag₂O, während Magnesium mit Sauerstoff zu MgO reagiert und Aluminium zu Al₂O₃. Von den Reaktionen mit Stickstoff ist die Bildung von Fe₄N angeführt.

Die negativen freien Bildungsenergien ΔG_{298} sind für MgO und Al₂O₃ am größten, gefolgt von Fe₃O₄, CoO, Fe₂O₃, Cu₂O, CuO und Co₃O₄. Weitaus am niedrigsten ist die Bildungsenergie des Ag₂O. Diese Verbindung zerfällt schon unterhalb 200°C in Silber und Sauerstoff. Fe₄N ist sogar schon bei Raumtemperatur instabil.

Die thermodynamischen Daten geben nur die Lage der chemischen Gleichgewichte an; sie sagen aber nichts über die Geschwindigkeit der ablaufenden Reaktionen aus. Diese resultiert vielmehr aus einer Reihe von Teilvorgängen (vgl. Hauffe 1967), von denen der langsamste geschwindigkeitsbestimmend ist.

Wird die Geschwindigkeit durch eine Phasengrenzreaktion festgelegt, so ergibt sich häufig ein lineares Zeitgesetz der Oxidation:

$$\frac{\Delta m}{q} = l'' t \quad (18)$$

Dabei bedeutet Δm die Gewichtszunahme, q die Oberfläche, l'' die lineare Geschwindigkeitskonstante und t die Zeit. Ein lineares Oxidationsgesetz wird immer dann beobachtet, wenn sich auf dem Metall keine schützende Deckschicht bildet. Nach Pilling und Bedworth (1923) ist dies der Fall, wenn das Verhältnis von Molvolumen des Oxids zu Atomvolumen des Metalls kleiner als 1 ist.

Obwohl bei der Oxidation von Magnesium dieses Verhältnis nur 0,81 beträgt, fand Gulbransen (1945) erst oberhalb 450°C ein lineares Zeitgesetz. Finsch und Quarrel (1933)

nehmen an, daß MgO zunächst in dünnen Schichten in einer instabilen Modifikation orientiert auf dem Metall aufwächst und kompakte Schichten bildet. Erst nach Erreichen einer kritischen Dicke soll die Deckschicht aufplatzen, wenn nämlich die Gitterkräfte des MgO ausreichen, um die normale kubische Struktur zu erzwingen.

Ist die Diffusion infolge eines chemischen Potentialgefälles geschwindigkeitsbestimmend, so gilt ein parabolisches Wachstumsgesetz:

$$\left(\frac{\Delta m}{q}\right)^2 = k'' t \quad (19)$$

Dieses Gesetz wird beim Wachstum von dicken Oxidschichten beobachtet, wie sie z. B. auf Eisen, Kobalt und Kupfer aufwachsen können.

Bei der Ausbildung von dünnen Anlaufschichten (Dicke einige 100 Å) findet man häufig ein kubisches Oxidationsgesetz:

$$\left(\frac{\Delta m}{q}\right)^3 = k_c'' t \quad (20)$$

Hier ist der Transport durch die Deckschicht oft nicht nur eine Folge des chemischen Potentialgefälles, sondern auch eine Folge der Existenz eines elektrischen Feldes in der Randschicht. Als Beispiel ist die Oxidation von Kupfer bei nicht zu dünnen Deckschichten zu nennen.

Bei sehr dünnen Schichten tritt eine logarithmische oder reziprok-logarithmische Zeitabhängigkeit auf

$$\xi = \xi_0 \ln(t + t_0) - \xi_0 \ln t_0 \quad (21)$$

$$\frac{1}{\xi} = A - B \ln t \quad (22)$$

ξ bezeichnet die Schichtdicke. Dem logarithmischen Anlaufgesetz gehorcht die anfängliche Oxidation von Cu bei 100°C, wo der Einfluß des in der Randschicht entstehenden elektrischen Feldes überwiegt. Eine reziprok-logarithmische Abhängigkeit findet man z. B. bei der Oxidation von Aluminium bei Raumtemperatur, wo der Übertritt von Metallionen aus dem Metall ins Oxidgitter und Austritt von Kationen aus dem Oxidgitter an dessen Oberfläche geschwindigkeitsbestimmend ist.

Die Temperaturabhängigkeit der Oxidationsgeschwindigkeit läßt sich in vielen Fällen durch eine Arrhenius-Beziehung

$$k = \text{const.} \exp(-A/RT) \quad (23)$$

wiedergeben, in der k die Geschwindigkeitskonstante, A die Aktivierungsenergie und T die absolute Temperatur bedeutet. Hiernach nimmt die Oxidationsgeschwindigkeit mit steigender Temperatur zu. Außerdem besteht eine Abhängigkeit vom Sauerstoffpartialdruck:

$$k \sim p_{O_2}^c \quad (24)$$

Die Größe des Exponenten c hängt vom Fehlernordnungscharakter des gebildeten Oxids ab. Für Eisen, Kobalt und Kupfer liegt er unter den in Tabelle III angegebenen Bedingungen zwischen 1/7 und ca. 1/3.

Trotz einer großen negativen freien Bildungsenergie des Oxids kann die Oxidationsgeschwindigkeit sehr gering sein. So beträgt die Geschwindigkeitskonstante der Oxidation

von Aluminium bei 600°C nur $3 \cdot 10^{-11} \text{ g}^2 \text{ cm}^{-4} \text{ h}^{-1}$, weshalb Aluminiumoxidschichten auch nur relativ langsam wachsen.

2.3. Reibung, Metallübertrag

Hier werden in erster Linie Ergebnisse vorgestellt, die den Einfluß des Gasdrucks des Umgebungsmediums und die Wirkung von natürlichen oder künstlich aufgetragenen Oxidschichten betreffen. Bei Reibpaarungen aus verschiedenen Metallen wird angegeben, ob ein Metallübertrag beobachtet wurde.

Von verschiedenen Autoren gemessene und mitgeteilte Reibungskoeffizienten stimmen nur selten überein, da die Reinheit der verwendeten Metalle, die Geometrie der Meßanordnung, welche die Ableitung der erzeugten Reibungswärme und die Entstehung von Schwingungen maßgeblich beeinflußt, sowie Belastung, Gleitgeschwindigkeit und nicht zuletzt das Umgebungsmedium meistens voneinander abweichen. Trotzdem können die Arbeiten wenigstens qualitativ darüber Aufschluß geben, ob und in welcher Richtung eine Veränderung des Gasdruckes der die Reibpartner umgebenden Atmosphäre die Größe des Reibungskoeffizienten beeinflusst.

Die Hypothese, nach welcher Reibungskoeffizient und Metallübertrag vor allem von der gegenseitigen Löslichkeit der Reibpartnermetalle abhängen soll, wurde durch eine Literaturzusammenstellung, in der auch schon Ergebnisse dieser Arbeit berücksichtigt sind, stark erschüttert (Habig 1970). Daher wurde die Löslichkeitshypothese in dieser Arbeit nicht weiter verfolgt.

Der von Bowden (1952) für Eisen bei 10^{-4} Torr gemessene Reibungskoeffizient fiel stark ab, wenn Sauerstoff in die Versuchskammer eingelassen wurde und sich der Druck auf einige Torr erhöhte. Podlasek und Shen (1967) fanden für Stahl bei 760 Torr Luft einen Reibungskoeffizienten zwischen 0,24 und 0,58; bei 10^{-8} Torr stieg er auf Werte zwischen 0,68 und 1,64 an. Im Ultrahochvakuum bei 10^{-11} Torr verschweißten Reibpartner aus Eisen vollständig, so daß der Reibungskoeffizient unmeßbar groß wurde (Buckley 1968). Schon durch die Bildung einer einatomaren Sauerstoffschicht auf den Reibflächen wurde er stark erniedrigt. Johnson, Swickert und Bisson (1947) teilten mit, daß auf den Reibflächen befindliches Fe_3O_4 ein besseres Reibverhalten hat als $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$. Johnson, Godfrey und Bisson (1948) brachten Schichten von Fe_3O_4 oder $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ künstlich auf Stahlproben auf. Bei den angewandten hohen Gleitgeschwindigkeiten hatten die mit Fe_3O_4 bedeckten Reibpartner einen niedrigeren Reibungskoeffizienten als die mit $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ beschichteten.

Der Reibungskoeffizient von Kobalt steigt nach Foley, Petersen und Zapf (1963) mit zunehmender Versuchszeit von 0,4 auf 0,8 an. Einen noch etwas höheren Wert beobachteten sie bei der Reibung von CoO auf Kobalt. Einen von Wilson (1955) mit steigender Belastung gemessener Abfall des Reibungskoeffizienten von 0,8 auf 0,4 ist dann vielleicht darauf zurückzuführen, daß die natürliche Oxidschicht durchbrochen wurde. Buckley und Johnson (1964) untersuchten die Reibung von Kobalt im Vakuum zwischen 10^{-7} und 10^{-8} Torr in Abhängigkeit von der Temperatur. Unterhalb der Umwandlungstemperatur des Kobalts lag der Reibungskoeffizient bei 0,35. Setzte mit zunehmender Temperatur die Umwandlung von der hexagonalen in die kubisch-

flächenzentrierte Struktur ein, so stieg der Reibungskoeffizient stark an, bis die Reibpartner völlig verschweißten. Untersuchungen an hexagonalen Kobalteinkristallen, die sich mit den dicht gepackten (0001)-Ebenen berührten und in $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ -Richtung bewegt wurden, erbrachten selbst im Ultrahochvakuum von 10^{-11} Torr einen Reibungskoeffizienten von nur 0,35.

Ausführlich wurde die Reibung von Kupfer untersucht. Whitehead (1950) fand, daß der Reibungskoeffizient in Abhängigkeit von der Normalkraft drei Bereiche durchlief. Unterhalb 1 p lag sein Wert bei 0,4; dabei wurden auf den Reibflächen nur wenige parallel laufende Riefen erzeugt. Zwischen 1 und 40 p bestand ein Übergangsbereich, in dem der Reibungskoeffizient auf 1,8 anstieg. Er blieb dann bis 4000 p konstant; durch den Reibvorgang wurden die Reibflächen nun stark aufgerauht. An den Rändern der Verschleißspuren waren Gleitlinien sichtbar, die auf den Ablauf von plastischen Formänderungen hinweisen. Dieses Reibungsverhalten wurde qualitativ von Wilson (1955) und Liu (1964) bestätigt.

Der Bereich der niedrigen Reibungskoeffizienten wird auf die Existenz von auf dem Kupfer liegenden schützenden Oxidschichten zurückgeführt. Nach Russel, Burton und Ku (1965) soll das mengenmäßige Verhältnis der Kupferoxide Cu_2O und CuO einen – wenn auch geringen – Einfluß haben, indem der Reibungskoeffizient mit steigendem CuO -Gehalt kleiner wird. Wenn Oxidschichten bei hohen Belastungen durchbrochen werden, entstehen metallische Kontakte mit starker Adhäsion und hohen Reibungskoeffizienten.

Bowden und Hughes (1939) beobachteten, daß im Vakuum von ca. 10^{-6} Torr der Reibungskoeffizient von Kupfer von anfänglich 0,5 auf 4,8 anstieg und bei Zugabe von Sauerstoff wieder abfiel, wobei allerdings der Wert von 0,5 nicht wieder erreicht wurde. Ein Anstieg des Reibungskoeffizienten mit fallendem Gasdruck stellten auch Brown und Burton (1967), Podlaseck und Shen (1967) sowie Fischer und Feller (1970) fest. Darüber hinaus teilten Johnson und Buckley (1967/68) mit, daß der Reibungskoeffizient von Kupfer im Ultrahochvakuum bei 10^{-11} Torr unmeßbar groß wurde. Demgegenüber berichteten Jellison, Predmore und Staugaitis (1969), daß der Reibungskoeffizient von Kupfer zwischen 760 und 10^{-8} Torr unabhängig vom Gasdruck war. Da bei ihren Versuchen die Reibungspartner nur relativ kurze Gleitwege zurücklegten, ist es allerdings fraglich, ob die anfänglich vorhandenen Oxidschichten soweit abgerieben wurden, daß sich der dem jeweiligen Gasdruck entsprechende Oberflächenzustand einstellen konnte. Außerdem wiesen Jellison et al. darauf hin, daß Cocks (1964) und Antler (1964) in Luft Reibungskoeffizienten von 1,0 sowie Evans und Monroe (1966) im Vakuum einen Wert von 3,8 gefunden hatten. Auch Moeller und Noland (1967) bestimmten im Ultrahochvakuum von 10^{-8} Torr bei 200°C einen mit 4,9 recht hohen Reibungskoeffizienten.

Über Silber sind nur wenige Arbeiten bekannt geworden. Whitehead (1950) bestimmte in Luft einen von der Normallast unabhängigen Reibungskoeffizienten in der Größe von 1,0. Die auf Silber vorhandene dünne Oxidschicht verhindert nach Wilson (1955) nur bei sehr kleinen Belastungen den metallischen Kontakt. In einem nicht näher angegebenen Vakuum fanden Shaw und Leavey (1930) bei Raumtemperatur einen Reibungskoeffizienten von ca. 2,5, der bei 350°C auf 4,0 stieg. Moeller und Noland (1967) bestimm-

ten im Ultrahochvakuum von 10^{-9} Torr bei 200°C einen Wert von 2,15.

Von Magnesium berichtete Wilson (1952), daß der Reibungskoeffizient fiel, wenn die Oberflächenoxidfilme durchbrochen wurden. Bowden (1952) teilte mit, daß Reibungspartner aus Magnesium selbst bei kleinsten Belastungen Mikroverschweißungen bildeten, während Ainbinder und Prančs (1966) beobachteten, daß die Mikrokontakte bei der Relativbewegung nicht an Größe zunahmten. Buckley (1968) stellte fest, daß im Ultrahochvakuum von 10^{-10} Torr der Reibungskoeffizient von Magnesium im untersuchten Temperaturbereich zwischen -200 und $+100^\circ\text{C}$ mit der Erhöhung der Zahl der wirksamen Gleitsysteme von 0,5 auf 1,0 anstieg, wenn nämlich neben dem basischen Hauptgleitsystem noch das prismatische oder pyramidale Gleitsystem betätigt werden konnte. Außerdem fiel bei Raumtemperatur der Reibungskoeffizient mit zunehmendem Gleitweg von 3,5 auf 0,8 ab, wofür Rekrystallisations- und Texturdefekte verantwortlich gemacht wurden.

Für Aluminium bestimmte Whitehead (1950) einen von der Belastung unabhängigen Reibungskoeffizienten von ca. 1,0. Es fand eine starke plastische Verformung der Oberflächen statt, weil die dünne, im Verhältnis zum Grundwerkstoff sehr harte, natürliche Oxidschicht schon bei geringen Belastungen durchbrochen wurde. Ainbinder und Prančs (1966) machten ähnliche Beobachtungen. Wurde die Dicke der Oxidschicht durch anodische Oxidation erhöht, so ergab sich nach Whitehead (1950) ein geringfügig erhöhter Reibungskoeffizient, während Wilson (1952) sowie Wright und Scott (1957) eine Erniedrigung feststellten und gleichzeitig beobachteten, daß die Oxidschichten nicht so leicht durchbrochen wurden. Podlaseck und Shen (1967) teilten mit, daß der Reibungskoeffizient von Aluminium bei 760 Torr zwischen 0,3 und 4,4 lag und daß er bei 10^{-8} Torr auf Werte zwischen 1,3 und 5,1 anstieg.

Wilson (1955) untersuchte durch Messung des elektrischen Übergangswiderstandes, bei welchen Normallasten die auf Metallen liegenden Oxidschichten durchbrochen wurden, wobei die Partner aus einem abgerundeten Stift und einer ebenen Platte bestanden. Auffallend hoch sind mit 10,0 p die Werte für Magnesium und Eisen (Tabelle 1).

*Tabelle 1
Härte von Metallen und Oxiden sowie Normalkraft, bei der die Oxide durchbrochen werden (Wilson 1955)*

Metall	Härte [kp/mm ²]	Oxidhärte [kp/mm ²]	Normallast, bei der die Oxide durchbrochen werden [p]
Ag	26	—	0,003
Al	15	1800	0,2
Co	240	—	0,2
Cu	40	130	1,0
Mg	27	400	10,0
Fe	105	400	10,0

Bei der Reibung von Partnern, die nicht aus den gleichen, sondern aus verschiedenen Metallen bestehen, ist zunächst von Bedeutung, welche Metallkombination verwendet wird. Darüber hinaus hat aber auch ihre konstruktive Anordnung

einen entscheidenden Einfluß. So berichteten Bowden und Tabor (1964), daß beim Reiben von Kupfer als geometrisch kleinerem Partner auf Gold die natürliche Oxidschicht des Kupfers nicht durchbrochen wurde, während nach einer Vertauschung der Metalle das natürliche Kupferoxid schon bei Belastungen über 1 p zerstört wurde. Clark (1963) machte ähnliche Beobachtungen für die Reibpaarungen Stahl/Kupfer, Stahl/Silber und Stahl/Aluminium. Wurden zylindrische Drähte aus Kupfer, Silber oder Aluminium gegen eine Stahlwalze gedrückt, so ergaben sich kleinere Reibungskoeffizienten, als wenn Stahldrähte auf Walzen aus Kupfer, Silber oder Aluminium rieben. Im folgenden soll daher der Anordnung der Reibpartner größere Aufmerksamkeit geschenkt werden.

Für die Reibung eines Eisenstiftes auf einer Kobaltplatte bestimmten Goodzeit, Hunnicutt und Roach (1956) einen Reibungskoeffizienten von 0,43. Dabei wurde Eisen auf die relativ harte Kobaltplatte mit $HV = 339 \text{ kp/mm}^2$ übertragen. Buckley und Johnson (1964) ließen einen Kobaltstift auf einer Stahlplatte reiben. Bei 10^{-9} Torr stieg der Reibungskoeffizient mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit von 0,2 auf 0,95 an. Dies wurde mit der Umwandlung des Kobalts von der hexagonalen in die kubisch-flächenzentrierte Struktur als Folge einer reibbedingten Temperaturerhöhung gedeutet. Nach Beendigung des Versuches befand sich Kobalt auf der Stahlplatte. Ein anschließender Lauf bei 760 Torr ergab keinen Anstieg mehr; der Reibungskoeffizient durchlief vielmehr ein flaches Minimum, dessen Wert bei 0,2 lag. Dübler, Feller, Hack und Matschat (1970) maßen bei $5 \cdot 10^{-6}$ Torr einen Reibungskoeffizienten von 0,67, wobei auf dem Kobaltstift kein Eisenübertrag festgestellt wurde.

Für die Paarung Eisen/Kupfer teilte Whitehead (1950) mit, daß der Reibungskoeffizient ähnlich wie bei Kupfer/Kupfer drei Bereiche durchlief, wenn ein Stahlstift auf einer Kupferscheibe rieb. In beiden Fällen wiesen die Kupferscheiben auch ähnliche Morphologieveränderungen auf. Ku (1968) beobachtete, daß in Helium der statische Reibungskoeffizient 0,43 betrug, wenn ein Kupferstift auf einer Eisenwalze rieb, während die Reibung eines Eisenstiftes auf einer Kupferwalze zu einem Wert von 1,99 führte. Im Vergleich dazu war der Reibungskoeffizient von Eisen/Eisen 1,09 und von Kupfer/Kupfer 1,76. Dübler et al. (1970) machten qualitativ fast die gleichen Beobachtungen. Der Reibungskoeffizient der Paarung Kupferstift/Eisenring betrug 0,95, während die Paarung Eisenstift/Kupferstift mit 1,09 einen größeren Wert aufwies. Im Vergleich dazu lagen die Werte für Eisen bei 0,86 und für Kupfer bei 1,39. Mit gekreuzten Zylindern maßen Shaw und Leavey (1930) im Vakuum für Kupfer/Eisen einen Reibungskoeffizienten von 0,6; für Eisen von 0,8 und für Kupfer von 2,2. Jellison, Predmore und Staugaitis (1969) berichteten, daß der Reibungskoeffizient von Stahl auf Kupfer mit fallendem Gasdruck anstieg. Auf den Stahlgleiter wurde Kupfer übertragen, das mit fallendem Gasdruck mengenmäßig zunahm.

Die Paarung Silber/Eisen wird häufig zur Stützung der Löslichkeitshypothese angeführt, weil Reibpartner dieser ineinander unlöslichen Metalle kleine Reibungskoeffizienten ergeben sollen. So bestimmten Shaw und Leavey (1930) im Vakuum einen Wert von 0,2; Coffin (1959) in Luft einen niedrigsten Wert von 0,15 und Goodzeit et al. (1956) einen mittleren Wert von 0,32. Begelinger und de Gee (1967) beobachteten, daß der Reibungskoeffizient von Silber/Stahl in einem Argon-Sauerstoff-Gemisch größer als in reinem

Argon war. Nur bei Anwesenheit von Sauerstoff wurde Silber auf die Stahlprobe übertragen. Dübler et al. (1970) fanden mit 0,93 bei $5 \cdot 10^{-6}$ Torr einen recht hohen Reibungskoeffizienten, ohne daß Eisen auf den Silberstift übertragen wurde, während Golego (1965) im Ultrahochvakuum von 10^{-9} bis 10^{-10} Torr Werte zwischen 0,52 und 0,68 beobachtete.

Für die Paarung Eisenstift/Magnesiumplatte fanden Goodzeit et al. (1956) einen Reibungskoeffizienten von 0,46. Dabei wurde Magnesium auf den Eisenstift übertragen. Coffin (1959) maß für die Reibung eines Magnesiumstiftes auf einer Eisenwalze in Luft einen Reibungskoeffizienten von 1,02 und in Helium nur noch 0,62. Für die Paarung Magnesiumstift/Eisenring erhielten Dübler et al. (1970) bei $5 \cdot 10^{-6}$ Torr einen Reibungskoeffizienten von 0,46. Es wurde Eisen auf dem Magnesiumstift mit der Mikrosonde festgestellt, das sich aber nicht durch eine Gewichtszunahme bemerkbar machte. – Golegos (1965) Werte lagen bei 10^{-9} bis 10^{-10} Torr zwischen 0,3 und 0,48.

Die Reibung eines Stahlstiftes auf einer Aluminiumplatte gleicht nach Whitehead (1950) der Reibung von Aluminium auf Aluminium. Der von der Belastung unabhängige Reibungskoeffizient lag bei 1,3. Goodzeit et al. (1956) bestimmten den Reibungskoeffizienten der Paarung Eisenstift/Aluminiumplatte zu 0,83, wobei Aluminium auf den Eisenstift übertragen wurde. Dübler et al. (1970) beobachteten bei $5 \cdot 10^{-5}$ Torr auf den Aluminiumstift übertragenes Eisen mit einem Reibungskoeffizienten von 0,85. Fischer und Feller (1970) schätzten für die Paarung Aluminiumstift/Eisenplatte bei 760 Torr einen Reibungskoeffizienten von 0,58 und bei 10^{-6} Torr von 0,98 ab. Sie beobachteten ebenfalls einen Übertrag von Aluminium auf Eisen.

2.4. Verschleiß

Der Verschleiß hängt noch mehr als die Reibung von der konstruktiven Gestaltung und Anordnung der Reibpartner und den Versuchs- und Betriebsbedingungen ab. So berichteten Begelinger und de Gee (1970), die Messungen von international durchgeführten Ringversuchen auswerteten, über die völlig unzureichende Übereinstimmung von in verschiedenen Laboratorien mit unterschiedlichen Apparaturen, aber an den gleichen Werkstoffen gewonnenen Ergebnissen. Darum soll hier zunächst nur exemplarisch über die Messung und Berechnung von Verschleißkoeffizienten berichtet werden, aus denen vor allem der Einfluß der Kombination der Reibpartner hervorgeht. Wenn der Verschleiß auch häufiger durch die Abnahme von Gewicht, Volumen oder Länge quantitativ angegeben wird, so kommt jedoch dem Verschleißkoeffizienten wahrscheinlich eine größere physikalische Bedeutung zu. Von Archard und Hirst (1956) für technische Werkstoffe mitgeteilte Ergebnisse wurden von Matthäi (1964) ins Deutsche übertragen und diskutiert (Tabelle 2). Die Härte (mittlerer Fließdruck) der eingesetzten Werkstoffe lag zwischen 0,17 und $130 \cdot 10^6 \text{ p/cm}^2$, also innerhalb von annähernd drei Größenordnungen; die Unterschiede der Verschleißkoeffizienten betragen dagegen fast fünf Größenordnungen. Bemerkenswert ist auch, daß der Verschleißkoeffizient des sehr harten Wolframkarbides mit $4 \cdot 10^{-6}$ wesentlich größer war als der des viel weicheren Polyäthylens mit $1,3 \cdot 10^{-7}$, wenn beide Werkstoffe auf Werkzeugstahl rieben. Andererseits ist Wolframkarbid nur 7mal härter als weicher Stahl, sein Verschleißkoeffizient dagegen 7 000mal kleiner. Aus diesen Ergebnissen wird deutlich, daß Verschleißwiderstand und Härte nicht gleichzusetzen sind.

Tabelle 2
 Von Archard und Hirst (1956) angegebene Verschleißkoeffizienten
 ($N = 0,4 \text{ kp}$; $v = 1,8 \text{ m/sec}$)

Belastung $N = 400 \text{ p}$ und Gleitgeschwindigkeit
 $v = 180 \text{ cm/s}$.

Werkstoffpaarung	Verschleißrate $10^{10} W$ cm^3/cm	mittlerer Fließdruck $10^{-6} p_m$ p/cm^2	Verschleißkoeffizient K
Weichstahl auf Weichstahl . . .	1570	18,6	$7 \cdot 10^{-3}$
Messing (60% Cu, 40% Zn) auf Werkzeugstahl	240	9,5	$6 \cdot 10^{-4}$
Teflon auf Werkzeugstahl	200	0,5	$2,5 \cdot 10^{-5}$
Messing (70% Cu, 30% Zn) auf Werkzeugstahl	100	6,8	$1,7 \cdot 10^{-4}$
Perspex auf Werkzeugstahl	14,5	2,0	$7 \cdot 10^{-6}$
gegossenes Bakelit auf Werk- zeugstahl	12,0	2,5	$7,5 \cdot 10^{-6}$
Silberstahl auf Werkzeugstahl	7,5	32	$6 \cdot 10^{-5}$
Werkzeugstahl auf Werkzeug- stahl	6,0	85	$1,3 \cdot 10^{-4}$
Stellit auf Werkzeugstahl	3,2	69	$5,5 \cdot 10^{-5}$
ferritischer Edelstahl auf Werkzeugstahl	2,7	25	$1,7 \cdot 10^{-5}$
laminiertes Bakelit auf Werk- zeugstahl	1,8	3,3	$1,5 \cdot 10^{-6}$
gesintertes Wolframkarbid auf Werkzeugstahl	0,9	18,3	$4 \cdot 10^{-6}$
gesintertes Wolframkarbid auf gesintertem Wolframkarbid	0,03	130	$1 \cdot 10^{-6}$
Polyäthylen auf Werkzeugstahl	0,3	0,17	$1,3 \cdot 10^{-7}$

Tabelle 3
 Von Archard (1953) aus Übertragungsmessungen von Rabinowicz und
 Tabor (1951) berechnete Verschleißkoeffizienten ($N = 2 \text{ kp}$)

Belastung $N = 2 \text{ kp}$

gleiche Metalle				
Paarung	mitt- lerer Fließ- druck $10^{-6} p_m$ p/cm^2	Dichte e g/cm^3	Über- tragungs- masse $10^6 M$ g/cm	Verschleiß- koeffizient $K = \frac{M p_m}{e N}$
Cadmium auf Cadmium	2	8,65	50	$5,7 \cdot 10^{-3}$
Zink auf Zink	3,8	7,14	200	$5,3 \cdot 10^{-2}$
Silber auf Silber	4,3	10,5	20	$4,0 \cdot 10^{-3}$
Kupfer auf Kupfer	9,5	8,95	20	$1,1 \cdot 10^{-2}$
Platin auf Platin	13,8	21,4	40	$1,3 \cdot 10^{-2}$
Weichstahl auf Weichstahl	15,8	7,8	15	$1,5 \cdot 10^{-2}$
Edelstahl auf Edelstahl	21,7	7,8	5	$7,0 \cdot 10^{-3}$
ungleiche Metalle				
Paarung	Übertragungs- masse $10^6 M$ g/cm		Verschleiß- koeffizient K	
Cadmium auf Weichstahl	0,3		$3 \cdot 10^{-5}$	
Kupfer auf Weichstahl	1,0		$5 \cdot 10^{-4}$	
Platin auf Weichstahl	1,5		$2 \cdot 10^{-4}$	
Weichstahl auf Kupfer	0,3		$2 \cdot 10^{-4}$	
Platin auf Silber	0,4		$3 \cdot 10^{-5}$	

Tabelle 4
 Aus Meßwerten von Antler (1964) berechnete Verschleißkoeffizien-
 ten

Paarung		Reinheit %	Verschleißkoeffizient $10^5 K$	
Stift	Scheibe		Stift	Scheibe
Fe	Fe	99,75	82	23
Cu	Cu	99,95	27	61
Ag	Ag	99,99	9,2	1,4
Al	Al	97,25	18	170

$N = 0,98 \text{ kp}$; $v = 0,01 \text{ m/sec}$; Laborluft

Archard (1953) berechnete weiterhin die Verschleißkoeffizienten von verschiedenen Metallen aus Messungen von Rabinowicz und Tabor (1951), die die von radioaktiven Stiften auf die Gegenkörper übertragenen Metallmengen bestimmt hatten. Auch diese Ergebnisse wurden von Matthäi (1964) ins Deutsche übertragen (Tabelle 3). Hervorzuheben ist, daß die Verschleißkoeffizienten der Stifte bei Paarungen gleicher Metalle um ein bis zwei Größenordnungen über den Werten von Paarungen verschiedener Metalle lagen.

In Tabelle 4 sind aus Meßwerten von Antler (1964) berechnete Verschleißkoeffizienten zusammengestellt. Diese sind für Kupfer und Silber über eine Größenordnung kleiner als die von Archard (1953) für die gleichen Metalle berechneten Werte.

Wiegand und Heinke (1969) berichteten über Modellverschleißuntersuchungen an mehr technischen Werkstoffen zwischen 760 und 10^{-9} Torr. Für die verschiedenen Werkstoffpaarungen erhielten sie in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums vier charakteristische Verschleißkurven. In Typ 1 durchlief der Verschleiß bei ca. 1 Torr ein Maximum, das durch große Mengen metallischer Verschleißpartikel gekennzeichnet war. Bei hohen Gasdrücken bildeten sich durch tribochemische Reaktionen oxidische Partikel, die mit einem niedrigen Verschleiß verbunden waren. Im Hochvakuum fand dagegen nur noch Metallübertrag statt. Bei Typ 2 ergab sich mit zunehmendem Vakuum ein sprunghafter Anstieg des Verschleißes, wobei oxidische Verschleißpartikel von metallischen abgelöst wurden. Bei Typ 3 bildeten sich schon bei 760 Torr metallische Verschleißpartikel mit hohem Verschleiß, während mit fallendem Gasdruck infolge zunehmender Adhäsion nur noch Metallübertrag stattfand, so daß der Verschleiß sich stark erniedrigte. Typ 4 war dadurch gekennzeichnet, daß bei 760 Torr oxidische Partikel abgerieben wurden, wobei der Verschleiß höher lag, als wenn im Vakuum nur noch Metall von einem Partner auf den anderen übertragen wurde. Aus diesen Beobachtungen wird deutlich, daß der Gasdruck des Umgebungsmediums einen großen Einfluß auf den Wirkungsbereich der einzelnen Verschleißmechanismen und den durch sie bedingten Verschleiß hat.

2.5. Morphologie der Reibflächen

Infolge plastischer Formänderung der Oberflächenbereiche und der Abtrennung oder des Übertrages von Verschleißpartikeln ändert sich die Morphologie der Reibflächen. Die nach Beendigung der Verschleißbeanspruchung aufgenommenen Bilder können Aufschluß über die vorherrschenden Verschleißmechanismen geben. So werden bei starker Adhäsion regellos zerklüftete Oberflächen beobachtet (z. B. Coffin 1959), während bei ausgeprägter Furchung die Oberflächen von parallel laufenden Riefen durchzogen werden.

Starke Zerstörungen der Reibflächen sind im Lichtmikroskop nur schwer oder überhaupt nicht erkennbar. Hier brachte die Entwicklung des Rasterelektronenmikroskops eine entscheidende Verbesserung, da dieses Gerät große Tiefenschärfe und hohe Auflösung miteinander verbindet. Da es erst seit wenigen Jahren kommerziell erhältlich ist, sind bisher wenige Arbeiten über seinen Einsatz in der Verschleißforschung bekannt geworden. Hier sind vor allem die Veröffentlichungen von Bayer und Schumacher (1968), Kolozsvary und Filep (1969), Wiegand und Heinke (1969), Quinn und Wolley (1970) sowie Bhattacharyya, Howes und Johari (1970) zu nennen. Im Vorgriff berichtete Habig (1970) über einige Ergebnisse dieser Arbeit.

Aus den bis jetzt vorliegenden Aufnahmen läßt sich übereinstimmend feststellen, daß auf den Reibflächen häufig schichtenförmige, parallel zur Kontaktfläche liegende Bereiche entstehen. Aus Rissen, die nahezu senkrecht zur Reibrichtung und zur Reibfläche verlaufen, wird auf die Beteiligung der Zerrüttung am Verschleißgeschehen geschlossen. Außerdem lassen sich Aussagen über die Größe und teilweise auch über die chemische Zusammensetzung der auf den Reibflächen liegenden Verschleißpartikel machen.

2.6. Abriebpulver

Eine Analyse der Verschleißpartikel kann weitere Informationen über die wirkenden Verschleißmechanismen liefern. So kann vor allem die tribochemische Oxidation durch oxidische Bestandteile der Abriebpulver nachgewiesen werden.

Dies (1939) beobachtete, daß ein Zusammenhang zwischen dem Verschleißbetrag einer Weicheisenprobe, die gegen eine rotierende Walze aus Chromstahl gedrückt wurde, und der chemischen Zusammensetzung der Abriebpulver bestand. In dem in Abhängigkeit von der Normalkraft gemessenen Verschleißmaximum enthielten die Abriebpulver fast ausschließlich metallisches Eisen, während in dem bei höheren Belastungen auftretenden Verschleißminimum der α - Fe_2O_3 -Anteil überwog. In einer anderen Arbeit fand Dies (1943) neben metallischem Eisen und Fe_2O_3 auch FeO , aber kein Fe_3O_4 . Dabei nahmen die Anteile von Fe und FeO mit sinkender Belastung und steigender Gleitgeschwindigkeit zu. Bei rollender Reibung mit Schlupf fanden Fink und Hofmann (1933) Fe , Fe_2O_3 und Fe_3O_4 , während FeO nicht nachgewiesen wurde. Heinemann und Schultze (1968) meinen, daß bei der Reiboxidation von Eisen α - Fe_2O_3 immer das Endglied der Oxidationsprodukte darstellt. Sie entdeckten bei Schwingungsreibverschleißuntersuchungen neben α - Fe_2O_3 auch geringe Spuren von Fe_3O_4 , wenn die Luftfeuchte extrem niedrig war. Pomey (1948) beobachtete beim Reiben von Stahl auf Stahl in der Einlaufperiode größere Mengen von Fe_3O_4 , die mit einem niedrigeren Verschleißbetrag verbunden waren, als wenn nach längeren Laufzeiten die Menge des α - Fe_2O_3 zunahm.

Bei der Reibung von Kobalt/Kobalt fanden Foley, Peterson und Zapf (1963) im Abriebpulver an oxidischen Bestandteilen nur CoO , nicht aber Co_2O_3 oder Co_3O_4 vor.

Für die rollende Reibung mit Schlupf von Kupfer/Kupfer stellten Fink und Hofmann (1932) fest, daß die Menge der metallischen Verschleißpartikel zugunsten der oxidischen

abnahm, wenn die Reibpartner vor dem Einsatz kalt verformt worden waren. Es traten neben Cu sowohl Cu_2O als auch CuO auf. Mit ähnlichen Versuchen beobachteten Fink und Euteneuer (1962), daß die in trockener Luft gebildeten Abriebpulver zu zwei Dritteln aus Cu , zu einem Drittel aus Cu_2O und nur zu 1–3 % aus CuO bestanden. Auch nach Fischer (1970) wurde bei der Gleitreibung von Kupfer/Kupfer in Luft bei Raumtemperatur wesentlich mehr Cu_2O als CuO erzeugt. Bei niedrigen Sauerstoffpartialdrücken nahm der Anteil an Cu_2O noch zu. Demgegenüber fand Cocks (1958) mit Elektronenbeugungsaufnahmen nach Versuchen bei sehr hohen Gleitgeschwindigkeiten ($v = 66 \text{ m/s}$) vornehmlich CuO auf den Reibflächen. Da die Kupferoxide sich in ihrer Härte nur wenig von metallischem Kupfer unterscheiden, können die Oberflächenbereiche plastisch verformt werden, ohne daß die Oxidschichten durchbrochen werden.

Begelinger und de Gee (1970) führten Reibungsuntersuchungen mit Kupferstiften auf Stahlringen durch. Betrag der Durchmesser der Kupferstifte 4 mm und der Durchmesser der Stahlringe 76 mm, so fand starker adhäsiver Verschleiß statt, so daß die Stahlprobe nach wenigen Minuten mit Kupferpartikeln bedeckt war. Wurden die Experimente aber mit Stiften von 8 mm Durchmesser und Stahlringen von 40 mm Durchmesser durchgeführt, so setzten Oxidationsprozesse mit einer niedrigeren Verschleißrate ein.

Über oxidische Abriebprodukte von Silber ist nichts bekannt geworden. – Bei Untersuchungen des Schwingungsreibverschleißes einer Magnesiumlegierung wurde von Waterhouse (1955) die Bildung von MgO festgestellt.

Ebenfalls bei schwingender Reibbeanspruchung wurde von Dies (1943) für Aluminium/Aluminium im Abriebpulver Al und Al_2O_3 gefunden. Dabei war das Al_2O_3 aus kristallinen und vermutlich auch aus amorphen Bestandteilen zusammengesetzt. Durch das sehr harte tribochemisch gebildete Al_2O_3 wurden gehärtete Stähle und sogar Sinterhartmetall angegriffen. – Außer der Oxidation sind auch Reaktionen mit Stickstoff möglich. So beobachteten Dies (1939) sowie Schottky und Hiltkamp (1936), daß bei der Reibung von Stahl/Stahl Stickstoff in den Oberflächenbereichen angereichert wurde.

Die Größe oxidischer Abriebteilchen ist häufig wesentlich kleiner als die rein metallischer Teilchen, wie schon Dies (1939) und Fink u. Hofmann (1932) bemerkten. – Mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit nimmt nach Hirst und Lancaster (1960) bei der Paarung Messing/Stahl die Größe der Abriebpartikel zu.

3. Versuchsbeschreibung

Nach dieser Literaturübersicht soll nun über die eigenen Versuche berichtet werden.

3.1. Programm

Die Versuchsvariablen waren: Kombination der Reibpartner, Gasdruck und Reibgeschwindigkeit. Die Versuche wurden mit dem Stift-Scheibe-System durchgeführt. Zunächst bestanden beide Reibpartner aus den gleichen Metallen. In einer zweiten Versuchsserie rieben Eisenstifte gegen Scheiben aus den fünf anderen Metallen und in einer dritten Serie Stifte dieser fünf Metalle gegen Eisenscheiben. Daraus ergaben sich insgesamt 16 Kombinationen. Der Gasdruck wurde meist in sechs Stufen, gelegentlich auch in acht oder bloß drei Stufen zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr variiert. Als Gleitgeschwindigkeiten wurden $0,02$; $0,1$ und 1 m/sec gewählt. Die insgesamt, d. h. mit allen drei Geschwindigkeiten nacheinander zurückgelegten Gleitwege lagen in der Größenordnung von 10 km. Die Normallast wurde durch Multiplikation der Vickers-Härte des weicheren Partners mit dem Faktor $0,03 \text{ mm}^2$ festgelegt, lediglich die Paarungen Eisenstift/Kobaltscheibe mit $0,039 \text{ mm}^2$ und Eisenstift/Silberscheibe mit $0,019 \text{ mm}^2$ wichen davon etwas ab. Wenn Gleichung 1 gültig ist, gibt der Faktor gerade die Größe der wahren Kontaktfläche an.

3.2. Einrichtungen

Für die Versuche wurde eine Hochvakuum-Reibungs- und Verschleißapparat entwickelt. Sie gliedert sich in zwei Teile: 1. die eigentliche Reibungs- und Verschleißapparat, d. h. die mechanischen und elektrischen Einrichtungen zur Erzeugung und Messung von Reibung und Verschleiß (Bild 1 und 2); 2. den Vakuumpumpstand zur Herstellung definierter Versuchsatmosphären (Bild 3).

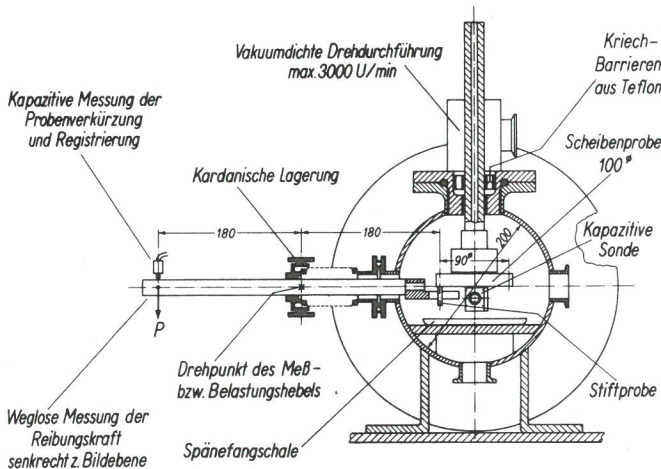


Bild 1
Reibungs- und Verschleißapparat

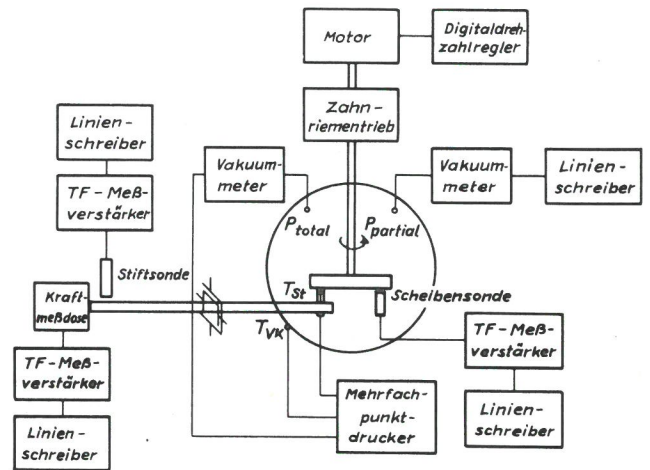


Bild 2
Blockschaltbild der Reibungs- und Verschleißapparat

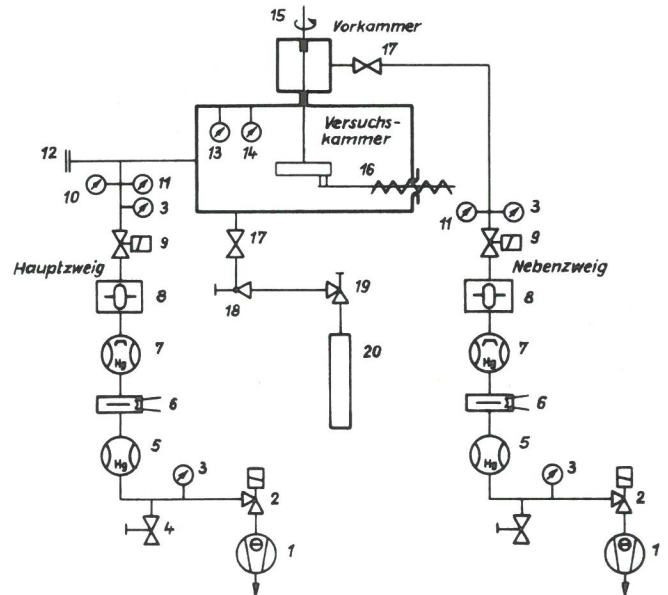


Bild 3
Vakuumschematische Darstellung des Pumpstandes

- | | |
|------------------------------------------|----------------------------------------|
| 1. Drehschieberpumpe | 11. Penning III |
| 2. Elektromagnetisches Sicherheitsventil | 12. Blindflansch und Stromdurchführung |
| 3. Thermotron II | 13. Ionisationsmanometer IM IV |
| 4. Belüftungsventil | 14. Topatron |
| 5. Quecksilberdampfstrahlpumpe | 15. Drehdurchführung |
| 6. Vakuümkühler | 16. Balgen und Meßhebel |
| 7. Quecksilberdiffusionspumpe | 17. Durchgangsventil |
| 8. Tiefkühlfalle | 18. Dosierventil |
| 9. Elektropneumatisches Ventil | 19. Druckminderventil |
| 10. U-Rohr-Manometer | 20. Gasflasche |

3.2.1. Reibungs- und Verschleißapparat

Das Prüfprinzip (Bild 2) war folgendes: Eine Stiftprobe wurde gegen die Stirnfläche einer rotierenden Scheibenprobe gepreßt und so auf Reibung und Verschleiß beansprucht. Über einen kardanisch gelagerten und leicht beweglichen, in den Versuchsraum vakuumdicht eingeführten Meßhebel wurde die Belastung aufgebracht und zugleich Reibung und Verschleiß durch geeignete Aufnehmer erfaßt und laufend registriert. Als Maß für den Verschleiß diente die Änderung der Abmessungen der Proben: eine Stiftverkürzung bewirkte eine Senkung des Meßhebels am belasteten Ende, die mit einem Abstandsmeßgeber gemessen werden konnte. Für eine weitere Analyse wurden die anfallenden Verschleißspäne für die einzelnen Versuchsbedingungen getrennt in einer Aufwandschale gesammelt. Ein Thermoelement, das durch eine Bohrung im Stift bis dicht an die Reibfläche herangeführt war, maß näherungsweise die Reibflächentemperatur.

Die Versuchskörper hatten folgende Abmessungen:

Stift: 5 mm ϕ , ca. 25 mm Länge
Scheibe: 100 mm ϕ , 16 mm Dicke.

Zum Versuch wurden beide Proben stirnseitig aneinander gepreßt, die Scheibe in Umdrehung versetzt und der Stift dabei außerhalb der Drehachse gehalten, so daß der Stift auf der Scheibe periodisch ein und dieselbe Bahn durchlief. Drei Bahnen verschiedenen Durchmessers waren möglich. Der Stift war um 3° zur Drehrichtung der Scheibe geneigt. Um den gleichen Winkel wurde die Reibfläche des Stiftes vor Beginn des Versuches abgeschrägt. Die Scheibe war am Ende einer über Zahnriemen angetriebenen Welle mit Schwungrad befestigt. Die Scheibhalterung bot die Möglichkeit der Ausrichtung auf ebenen Lauf; die entsprechende Justierung erfolgte mittels eines kapazitiven Abstandsgebers (Scheibensonde, s. u.). Die Stifthalterung saß am einen Ende des Meßhebels, die Belastung wurde am anderen Ende durch Gewicht aufgebracht.

Das infolge der Reibung zwischen Stift und Scheibe am stiftseitigen Ende des Meßhebels angreifende Drehmoment, welches der Reibungskraft direkt proportional ist, wurde am lastseitigen Ende des Meßhebels als Druck auf eine Kraftmeßdose praktisch weglos gemessen (Bild 3). Verwendet wurden induktive Kraftmeßdosen mit elastischer Membran vom Typ Q der Fa. Hottinger-Baldwin mit angeschlossener Trägerfrequenzmeßbrücke KWS II – 5 mit einer Trägerfrequenz von 5 kHz. Der maximale Meßweg betrug dabei 0,1 mm. Um dem Meßhebel jederzeit eine Bewegung in vertikaler Richtung zu ermöglichen, war eine lose Ankopplung durch bloßes Anlegen an die Kraftmeßdose nötig. Andererseits sollte bei stark schwankender Reibung der Hebel möglichst auch nicht abprallen können. Dies wurde durch eine leichte Vorspannung mittels Feder erreicht.

Die unterschiedliche Geometrie der Versuchskörper ließ an sich erwarten, daß der Verschleiß hauptsächlich an der Stiftprobe angreifen würde, da die Reibfläche des Stiftes im Gegensatz zu den Flächenelementen der Bahn auf der Scheibe ständig im Eingriff war. Zur Messung des Verschleißes wurden zwei Meßvorrichtungen (Bild 2) in Gestalt kapazitiver Abstandsgeber geschaffen: gegenüber einer Planfläche am lastseitigen Ende des Meßhebels eine sog. Stiftsonde und im Innern der Versuchskammer gegenüber der Scheibe – jeweils einstellbar auf Bahnmitte – eine Scheibensonde. Durch die Scheibensonde wurde damit direkt der lineare Verschleiß der Scheibe in der Spur erfaßt, durch die Stiftsonde die

Summe aus linearem Stift- und Scheibenverschleiß. Beide Sonden arbeiteten mit einem Trägerfrequenzmeßgerät (50 kHz) der Fa. Wayne Kerr (DM 100 bzw. B 731 A). Von besonderem Vorteil war dabei die im Gegensatz zur normalerweise hyperbolischen Charakteristik bei Null beginnende und annähernd lineare Charakteristik, die durch eine Rückkopplungsschaltung im Gerät erreicht wird. Die Empfindlichkeit der Stiftsonde war wählbar zu 0,4 Skt/ μm oder 0,04 Skt/ μm , die der Scheibensonde lag bei 0,16 Skt/ μm . Die Scheibensonde trug einen isolierenden Überzug zur Vermeidung störender Einflüsse von Verschleißpartikeln; zusätzlich waren verschiedene Vorkehrungen getroffen, um die Ablagerung von Verschleißpartikeln auf der Scheibensondenfläche nach Möglichkeit überhaupt zu verhindern.

Die Versuche ergaben bei allen untersuchten Paarungen einen derartig geringen eindimensionalen Scheibenverschleiß, daß eine Auswertung der Meßergebnisse von der Scheibensonde nicht möglich war.

Die Spänefangvorrichtung bestand aus einer flachen Schale, die in Sektoren eingeteilt war. Ein Abdeckblech darüber ließ immer einen Sektor unter der Verschleißstelle frei. Bei Änderung der Versuchsbedingungen wurde die Schale um einen Sektor (unter dem Abdeckblech) weitergedreht. Dazu wurde ein Blech benutzt, das am kardanisch gelagerten Meßhebel befestigt war und in einen Zahnkranz am Schalenrand eingriff.

3.2.2. Vakuumpumpstand

Die Notwendigkeit, die Versuchsatmosphäre während eines Versuchs konstant zu halten, erforderte den Einbau des Reibsystems in eine vakuumdicht abgeschlossene Versuchskammer. Die vorgesehenen Messungen verlangten eine von Kohlenwasserstoffen wie Öl oder Fett und anderen schädlichen Verunreinigungen extrem freie Atmosphäre, deren Gasdruck bis ins Hochvakuum abgesenkt werden konnte.

Die eigentliche Versuchskammer bildete ein 450 mm langer Kessel von 200 mm Durchmesser aus rostfreiem Edelstahl. Über ein T-Stück gleichen Durchmessers war der Kessel an den Hauptzweig des Pumpsystems angeschlossen, mehrere kleinere Flanschöffnungen dienten dem Gaseinlaß (über Tombakschläuche und ein Dosierventil) sowie der Anbringung von Vakuummeßröhren und Stromdurchführungen für Scheibensonde, Thermoelement u. ä. Den Abschluß bildete ein abnehmbarer Flanschdeckel mit Glasfenster zur visuellen Beobachtung des Verschleißvorganges. Besondere Sorgfalt galt der Stelle, an der die Welle für den Scheibenantrieb in die Versuchskammer eingebracht war. Obwohl die verwendete Drehdurchführung mit ölüberlagerter Simmeringdichtung bereits für die Verwendung in Hochvakuum-Apparaturen ausgelegt war und lediglich ein Öl (Diffelen normal) mit sehr niedrigem Dampfdruck enthielt, wurde zwischen Versuchskammer und Drehdurchführung noch eine Vorkammer geschaffen und diese gesondert über einen Nebenzweig des Pumpsystems evakuiert. Darüber hinaus wurden Kriechbarrieren aus Teflon eingebaut, um damit ein Eindringen des Dichtungöls in die Versuchskammer hinein zu verhindern. Zum Ausheizen der Versuchskammer dienten außen angebrachte Heizbänder; etwa 180°C waren damit erreichbar. Sämtliche Einrichtungen wie auch die Dichtungen mußten deshalb bis zu dieser Temperatur hitzebeständig sein. Verwendet wurden Dichtungsringe aus Vitilan, einem fluorkohlenstoffhaltigen Elastomer.

Das Vakuumleitschema des Pumpsystems gibt Bild 3 wieder. Haupt- und Nebenzweig wurden parallel aufgebaut, lediglich unterschiedlich dimensioniert; über einen engen Spalt zwischen einer Teflonbuchse und der Scheibenantriebswelle standen Versuchs- und Vorkammer und damit auch die beiden Pumpzweige miteinander in Verbindung. Bei der Suche nach der geeignetsten Hochvakuumpumpe mußten Gasunabhängigkeit der Absaugung und größtmögliche Reinheit des Versuchsraumes, insbesondere absolute Ölfreiheit des Vakuums, den Ausschlag geben. Nach eingehendem Studium des darüber vorliegenden Erfahrungsmaterials fiel die Wahl auf Quecksilberdiffusionspumpen. Neben universeller Verwendbarkeit garantierten diese in sauberen, einwandfreiem Zustand und unter Benutzung von Kühlfällen als Dampfsperren, die mit flüssigem Stickstoff gekühlt wurden, Öl- wie auch Quecksilberfreiheit des Versuchsraumes. Das Endvakuum nach dem Ausheizen lag bei $2 \cdot 10^{-7}$ Torr.

Als Vakuummeter standen neben einem Quecksilber-U-Rohr-Manometer ein Wärmeleitungsmanometer (Thermotron II), ein Penningmanometer (Penning III), ein Ionisationsmanometer (IM IV) mit Meßröhre nach Bayard-Alpert und ein Partialdruckinstrument (Topatron) der Firma Leybold zur Verfügung. Damit konnte der Totaldruck im gesamten Druckbereich sicher erfaßt werden. Im Hochvakuum war die Partialdruckanalyse zwischen den Massenzahlen 2 und 100 mit einer Nachweisgrenze von $5 \cdot 10^{-9}$ Torr möglich.

3.3. Reibpartner, Umgebungsmedium

Die Reinheit und soweit bekannt auch die Erschmelzungsart der verwendeten Metallproben sind in *Tabelle IV* des Anhangs zusammengefaßt. Unterschiede in der Reinheit der Stifte und Scheiben des gleichen Metalls lagen darin, daß beide Probenwerkstoffe oft nicht von demselben Hersteller bezogen werden konnten. Da vor allem die Stiftmetalle im Anlieferungszustand ein Verformungsgefüge besaßen, wurden Rekristallisationsglühungen durchgeführt, deren Einzelheiten in *Tabelle V* des Anhangs enthalten sind. Nach dem von Exner (1966) beschriebenen Verfahren wurde die Korngröße von jeweils einer Probe der Stift- und Scheibenmetalle bestimmt. Es ergaben sich mittlere Korndurchmesser D_{N50} von ca. $30 \mu\text{m}$. Stärker davon abweichend wurde für den untersuchten Silberstift ein Wert von $6 \mu\text{m}$ abgeschätzt, wobei jedoch eine gewisse Unsicherheit wegen einiger Schwierigkeiten bei der Schliiffherstellung zu berücksichtigen ist. Die Magnesiumscheiben wiesen Gußstrukturen mit zum Zentrum der Scheiben hin verlaufenden Stengelkristallen auf, deren Länge in der Größenordnung von 1 cm lag. Auch die untersuchte Aluminiumscheibe fiel mit einem mittleren Korndurchmesser D_{N50} von $850 \mu\text{m}$ aus dem Rahmen heraus. Von der Silber- und der Kobaltscheibe konnte die Korngröße nicht bestimmt werden, da von beiden nur eine Probe zur Verfügung stand, die für die Reibungs- und Verschleißversuche unversehrt bleiben mußte.

Die Korngröße konnte also nicht als Konstante vorgegeben werden; sie wurde hier aber zum Vergleich mit späteren oder von anderer Seite durchgeführten Messungen festgehalten, weil ihre Bedeutung für die Festigkeitseigenschaften bekannt und ein Einfluß auf das Reibungs- und Verschleißverhalten wahrscheinlich ist.

Vor dem Einbau der Proben in die Versuchsapparatur wurde die Vickershärte sämtlicher Proben gemessen (*Tabelle VI* des Anhangs). Die Prüflast betrug für die Stifte, die direkt nach der Rekristallisationsglühung geprüft wurden, 0,3 bis

3 kp. Für die Scheiben wurden Prüflasten zwischen 10 und 50 kp gewählt, weil diese erst nach einer mechanischen Bearbeitung geprüft wurden. Einige Stifte und Scheiben des gleichen Metalls besaßen eine unterschiedliche Härte. Die Ursache hierfür kann in der ungleichen Reinheit oder in einer Ungleichmäßigkeit der Rekristallisationsglühungen, die in verschiedenen Chargen durchgeführt wurden, gelegen haben.

Die Stirnflächen der Stifte und Scheiben, welche die Kontaktfläche der Reibpartner darstellten, wurden so bearbeitet, daß möglichst glatte Oberflächen entstanden. Die Scheiben wurden feingedreht, geschliffen und poliert, so daß vor Versuchsbeginn ihre Rauhtiefe $R_t < 1 \mu\text{m}$ war. Anfänglich wurden auch einige Scheiben eingesetzt, die nur feingeschliffen waren. Die Stirnflächen der Stifte wurden durch Feilen und Schmirgeln so bearbeitet, daß ihre Normale mit der Stiftachse einen Winkel von 3° bildete. Bei dieser Behandlung ergab sich für die Stifte eine etwas größere Rauhtiefe als für die Scheiben.

Die Anfangsrauheit der Proben wurde nicht systematisch erfaßt, weil vor allem bei weichen Metallen durch die Diamantspitze des Tastschnittgerätes die Oberflächen beschädigt werden konnten. Außerdem zeigte Finkin (1963), daß bei den Paarungen Stahl/Stahl und Kupfer/Kupfer die durch die Verschleißbeanspruchung hervorgerufene Rauheit unabhängig von der Anfangsrauheit war.

Das gasförmige Medium, in dem die Versuche durchgeführt wurden, bestand aus 20 % Sauerstoff und 80 % Stickstoff. Der Sauerstoff hatte nach Angaben der Lieferfirma eine Reinheit von 99,99 %, der Stickstoff von 99,998 %. Der Wassergehalt des Gemisches war mit ≤ 5 vpM und der Gehalt an Kohlenwasserstoffen mit $\leq 1,5$ vpM angegeben.

3.4. Durchführung

Stift und Scheibe wurden mit Tetrachlorkohlenstoff gereinigt und in ihre Halterungen eingebaut, aber noch nicht gleich zur Berührung gebracht. Die Stifthalterung besaß drei Einbaumöglichkeiten, so daß auf den Scheiben Verschleißspuren von ca. 60, 75 oder 90 mm Durchmesser erzeugt werden konnten. Nach Schließen der Versuchskammer und Füllen der Kühlfällen mit flüssigem Stickstoff wurden die Drehschieberpumpen und nach Erreichen eines Vorvakuums die Diffusionspumpen eingeschaltet. Wenn ein Gasdruck von $2 \cdot 10^{-7}$ Torr erreicht werden sollte, wurde die Kammer mit den dafür vorgesehenen Heizbändern ca. 24 Stunden vorher ausgeheizt; in einem solchen Fall konnte der Versuch erst nach Abkühlung der Kammer beginnen. Zur Einstellung von $5 \cdot 10^{-6}$, $5 \cdot 10^{-5}$ und 10^{-3} Torr wurde zunächst auf einige 10^{-6} Torr evakuiert und dann das Dosierventil, durch welches das Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch in die Kammer eindringen konnte, so weit geöffnet, bis sich der gewünschte Gasdruck einstellte. Für 1 Torr mußten die Diffusionspumpen abgeschaltet werden. Ein Druck von 760 Torr wurde erreicht, indem nach Evakuierung auf 10^{-6} Torr die Pumpventile geschlossen und die Kammer über das Dosierventil mit Gas gefüllt wurden. Um den Reinheitsgrad der Atmosphäre in der Kammer noch weiter zu erhöhen, wurde dieser Vorgang mehrfach wiederholt.

Nach Aufbringen des für die Normallast notwendigen Gewichtes auf den Meßhebel wurden die Kraft- und Längenmeßeinrichtungen abgeglichen, die Reibpartner zur Berührung gebracht und der Einlauf mit der kleinsten Geschwindigkeit von $v = 0,02$ m/sec begonnen. Der Einlauf wurde ge-

wöhnlich dann gestoppt, wenn die Breite der auf der Scheibe erzeugten Verschleißspur gleich dem Durchmesser des Stiftes war. Bei einem Versuchsdruck von 760 Torr wurde nun wiederum gespült, ansonsten wurden die Meßgeräte neu abgeglichen, die aus mehreren Sektoren bestehende Spänefangschale um einen Sektor weitergedreht und der erste zur Auswertung kommende Versuch mit der Geschwindigkeit von 0,02 m/sec gestartet. Der Versuch wurde in der Regel so lange ausgedehnt, bis eine mit der kapazitiven Meßsonde feststellbare Stiftlängenänderung auftrat. Er wurde aber spätestens nach einigen Tagen beendet, auch dann, wenn noch keine Längenänderung beobachtet wurde. Mit den gleichen Proben wurden dann anschließend die Versuche bei

den Geschwindigkeiten 0,1 und 1 m/sec gemacht, weil es zu aufwendig war, die Kammer nach jedem Versuch zu öffnen, neue Proben einzubauen, die Kammer wieder zu schließen und die erforderliche Versuchsatmosphäre herzustellen. Ein Nachteil dieser Versuchsführung war, daß die Oberflächenqualität von Scheiben und Stiften nicht konstant war, wenn in einem der vorangegangenen Läufe nennenswerte Änderungen der Morphologie auftraten. Weiterhin wurde in Kauf genommen, daß die Reibflächen, die bei $v = 0,02$ und $0,1$ m/sec erzeugt wurden, der optischen Beobachtung und der Rauheitsmessung verloren gingen. — Nach Beendigung einer Versuchsreihe wurde die Probe ausgebaut und in einem Exsikkator aufbewahrt.

4. Auswertung

4.1. Licht- und elektronenoptische Beobachtungen

Die Proben wurden zunächst mit bloßem Auge betrachtet. Hierdurch konnten häufig schon charakteristische Einzelheiten erkannt werden. Wenn die Reibpartner aus verschiedenfarbigen Metallen, wie z. B. Kupfer und Eisen bestanden, konnten von einem Partner auf den anderen übertragene Partikel ohne Schwierigkeiten erkannt werden. Eine fotografische Aufnahme im Lichtmikroskop bei 6,5facher Vergrößerung lieferte weitere Informationen. Höhere Vergrößerungen erbrachten wegen der Unebenheit der Reibflächen nur selten weitere Aufschlüsse. Daher wurde anschließend das Raster-Elektronenmikroskop eingesetzt. Zur Betrachtung der relativ großen Scheiben wurde ein besonderer Probenwagen entwickelt (von Czichos 1969, vorgestellt). Der Nachweis von Metallüberträgen auf den Versuchsstiften erfolgte mit der Mikrosonde, soweit diese Überträge nicht schon mit dem Auge festgestellt worden waren. Außerdem wurden von einigen Stiftproben senkrecht zur Reibfläche verlaufende Schriffe angefertigt, um das Gefüge und die Mikrohärtigkeit in den Oberflächenbereichen untersuchen zu können.

Wegen der begrenzten Probengröße war es nötig, die Härteindrücke sehr dicht nebeneinander zu setzen, so daß gegenseitige Beeinflussung anzunehmen ist. Die gefundenen Härtewerte können daher lediglich eine Tendenz angeben, quantitative Aussagen sind nicht zulässig.

Tabelle 5
Berechnung des Reibungskoeffizienten und seiner periodischen Schwankung

Zeitpunkt	kleinster Wert x_1 [Skt]	größter Wert x_2 [Skt]	Mittelwert $R' = \frac{x_1 + x_2}{2}$	Reibkraft + Vorspannung $R' [P] = \frac{R' \cdot MB}{100}$	Reibkraft R [P]	Reibungskoeff. $\mu = \frac{R}{N}$	Schwankung $S = x_2 - x_1$	Schwankung $S [P] = \frac{S \cdot MB}{100}$	Schw. d. Rk. $\mu_s = \frac{S}{N}$
1	71	80	75,5	1510	1170	0,42	9	180	0,064
2	72	79	75,5	1510	1170	0,42	7	140	0,050
3	73	81	77,0	1540	1200	0,43	8	160	0,057
.
.

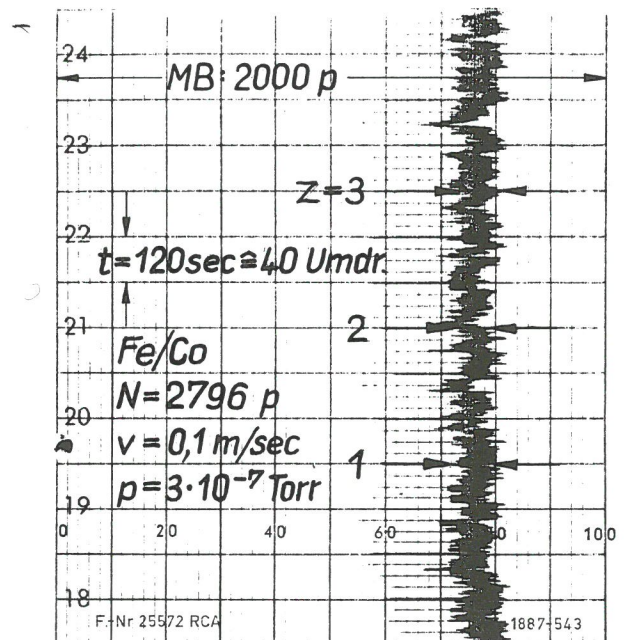


Bild 4
Aufzeichnung der Reibkraft

4.2. Reibungskoeffizient

Zur Bestimmung des Reibungskoeffizienten nach Gleichung 2 wurde die Reibungskraft kontinuierlich aufgeschrieben (Bild 4). Dabei ergab sich kein konstanter Wert. Es traten

vielmehr sowohl pro Umdrehung wiederkehrende periodische Schwankungen als auch längerfristige Änderungen der Reibkraft auf. Zur Auswertung wurden aus den Diagrammen in gleichbleibenden Zeitabschnitten die jeweils kleinsten und größten Werte abgelesen, tabellarisch zusammengestellt und gemittelt (Tabelle 5). Aus den Mittelwerten der Reibungskraft R und der Normalkraft N ließ sich dann der Reibungskoeffizient berechnen. Aus den erhaltenen Werten wurden der maximale und minimale Wert des ganzen Versuchslaufs ausgewählt und für den zugehörigen Gasdruck in die weiter unten gezeigten graphischen Darstellungen (Bild 17 und 19) eingetragen. Außerdem wurde die mittlere periodische Schwankung des Reibungskoeffizienten μ_s abgeschätzt, indem die Differenz des größten und kleinsten Diagrammwertes ($x_2 - x_1$) gebildet, in die Kräfteinheit umgerechnet und auf die Normalkraft bezogen wurde.

4.3. Gleitgeschwindigkeit und Gleitweg

Die Gleitgeschwindigkeit war durch die Drehzahl n und den mittleren Spurdurchmesser D gegeben:

$$v \text{ [m/sec]} = \frac{\pi}{6} \cdot 10^{-4} \cdot n \text{ [min}^{-1}] \cdot D \text{ [mm]} \quad (25)$$

Der Gleitweg war dann gleich dem Produkt aus Gleitgeschwindigkeit v und der Versuchszeit t :

$$s \text{ [km]} = 10^{-3} \cdot v \text{ [m/sec]} \cdot t \text{ [sec]} \quad (26)$$

Wenn auf jeder Spur die drei Geschwindigkeiten $v = 0,02$; $0,1$ und 1 m/sec gefahren wurden, ergab sich ein Gesamtgleitweg von

$$s_{\text{ges}} = s_{0,02} + s_{0,1} + s_1 \quad (27)$$

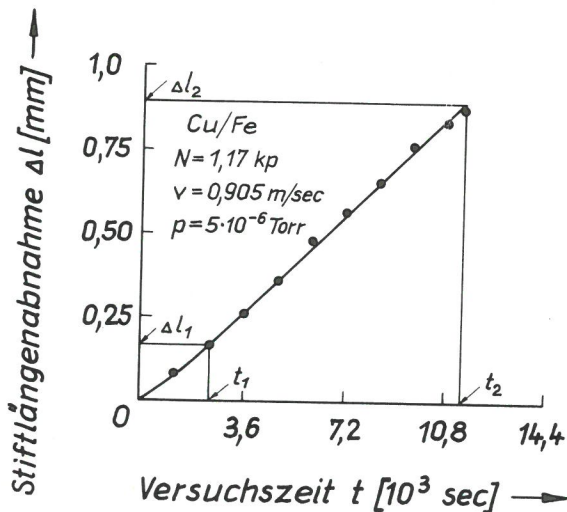


Bild 5

Bestimmung des Stiftverschleißbetrages

Stiftlängenabnahme: $\Delta l = \Delta l_2 - \Delta l_1 = (0,895 - 0,165) \text{ mm} = 0,73 \text{ mm} \quad (28)$

Stiftverschleißvolumen: $V_{\text{St}} = \frac{\pi d^2}{4} \cdot \Delta l = \frac{\pi \cdot 5^2}{4} \cdot 0,73 \text{ mm}^3 = 14,3 \text{ mm}^3 \quad (29)$

Zeitintervall: $\Delta t = t_2 - t_1 = (11,4 - 2,4) \cdot 10^3 \text{ sec} = 9 \cdot 10^3 \text{ sec} \quad (30)$

Gleitweg: $\Delta s = v \cdot \Delta t = \frac{0,905 \cdot 9 \cdot 10^3}{10^3} \text{ km} = 8,145 \text{ km} \quad (31)$

Stiftverschleißbetrag: $W_{\text{St}} = \frac{V_{\text{St}}}{\Delta s} = \frac{14,3 \text{ mm}^3}{8,14 \text{ km}} = 1,8 \text{ mm}^3/\text{km} \quad (32)$

4.4. Verschleißbetrag

4.4.1. Stift

Aus den kontinuierlich geschriebenen Diagrammen der Stiftlängenänderung wurden in konstanten Intervallen ähnlich wie bei den Reibkraftmessungen Mittelwerte abgenommen und in eine graphische Darstellung eingetragen (Bild 5), sofern die Länge der Stifte abnahm. Dabei konnte nicht in jedem Falle die gemessene Stiftlänge direkt mit einem Abtrag von Verschleißpartikeln vom Stift in Beziehung gebracht werden, da verschiedentlich auch Abriebpartikel aus der Scheibe vorübergehend oder andauernd auf dem Stift abgelagert wurden. In einigen Fällen kam es dadurch zu nennenswerten Stiftverlängerungen. Der Index St in den folgenden Formeln bezeichnet also lediglich den Meßort, sagt aber nichts darüber aus, ob reiner Stiftabtrag oder auch überlagerte Stiftverlängerung durch übertragene Scheibenpartikel gemessen wurde. Aus dem linearen Teil der Kurve wurde nach den Gleichungen (28) bis (32) der Verschleißbetrag, d. h. das auf den Gleitweg bezogene Verschleißvolumen, ermittelt. Nach Durchlaufen aller drei Versuchsgeschwindigkeiten wurde ein Gesamtverschleißbetrag \bar{W}_{St} nach folgender Beziehung errechnet:

$$\bar{W}_{\text{St}} = \frac{W_{\text{St}0,02} \cdot s_{0,02} + W_{\text{St}0,1} \cdot s_{0,1} + W_{\text{St}1} \cdot s_1}{s_{\text{ges}}} \quad (33)$$

Außerdem wurde die Länge der Stifte vor und nach einer Versuchsserie optisch vermessen. Aus dem Produkt der Längenabnahme Δl und der Stiftfläche $\pi d^2/4$ ergab sich als auf den Gesamtgleitweg bezogener Verschleißbetrag:

$$\bar{W}_{\text{St}} = \Delta l \cdot \frac{\pi d^2}{4} \cdot \frac{1}{s_{\text{ges}}} \quad (34)$$

Wenn die kapazitive und die optische Längenmessung richtig durchgeführt worden waren, mußten die aus den Gleichungen (33) und (34) berechneten Verschleißbeträge übereinstimmen; dies war auch durchweg der Fall. Außerdem wurde durch Wägung der Gewichtsverlust der Stifte bestimmt. Auch daraus ließ sich der Gesamtverschleißbetrag berechnen:

$$\bar{W}_{\text{St}} = \frac{\Delta m}{o} \cdot \frac{1}{s_{\text{ges}}} \quad (35)$$

Der aus Gleichung (35) berechnete Wert war nur dann mit dem von Gleichung (34) identisch, wenn die Stiftlängenänderung durch die Abtrennung von Verschleißpartikeln bewirkt wurde. War sie auch eine Folge der Verschiebung (d. h. plastischen Deformation) von Oberflächenbereichen, so war \bar{W}_{St} (35) kleiner als \bar{W}_{St} (33, 34).

4.4.2. Scheibe

Der durch die Beanspruchung bei den drei Gleitgeschwindigkeiten erzeugte Scheibenverschleiß wurde mit einem Tastschnittgerät gemessen. Dazu wurden die Scheibenoberflächen mit einem Bezugs ebenenfühler in Radialrichtung – quer zur Gleitrichtung – an mindestens 4 verschiedenen Stellen abgetastet. Die Abtastung wurde so durchgeführt, daß der Schlitten, in dem eine vertikal bewegliche Tastspitze eingebaut war, parallel zur Scheibenoberfläche lief (Bild 6). Die Profile wurden ohne Wellentrennung (cut off) aufgenommen und in Diagrammen aufgezeichnet, wobei die Ver-

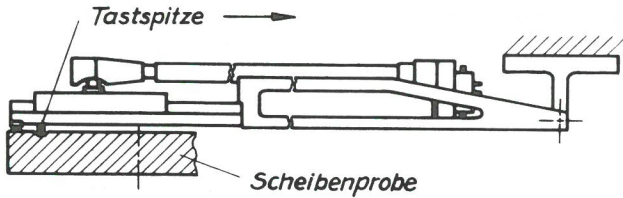


Bild 6
Abtastung der Scheibenproben

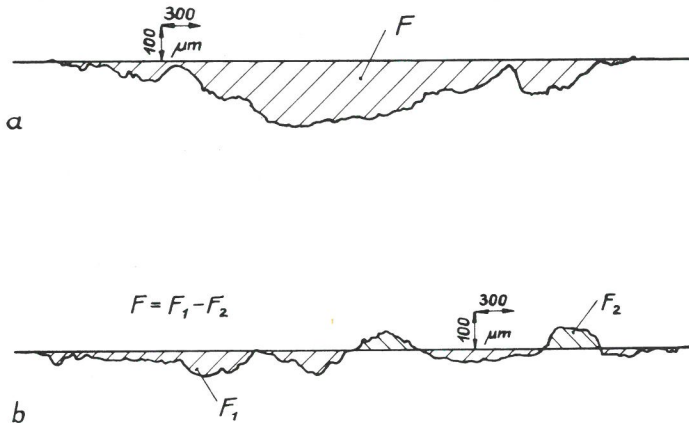


Bild 7
Profile von Scheibenverschleißspuren

tikalvergrößerung gewöhnlich größer als die Horizontalvergrößerung war. In *Bild 7 a* liegt das Profil vollständig unter der Begrenzungslinie der ursprünglichen Oberfläche, in *Bild 7 b* dagegen teilweise über ihr. Zur Ermittlung des Verschleißes wurde im ersten Fall die unter der Begrenzungslinie liegende, schraffierte Fläche F planimetrisch bestimmt. Im zweiten Fall bestand die für den Verschleiß maßgebliche Fläche F aus der Differenz der unter und über der Begrenzungslinie liegenden Flächen ($F_1 - F_2$). Dabei wurde vernachlässigt, daß die über der Begrenzungslinie liegenden Bereiche eventuell aus übertragenen Partikeln bestehen konnten und nicht durch die Aufrauung der Scheibe erzeugt worden waren.

Das Verschleißvolumen ergab sich aus dem Produkt der planimetrischen Fläche mit dem Gleitpurumfang πD , woraus sich folgender Gesamtverschleißbetrag abschätzen ließ:

$$\bar{W}_{\text{Sch}} = \frac{F \pi D}{s_{\text{ges}}} \quad (36).$$

4.5. Rauheit

Zur Bestimmung der Rauheit der Scheiben wurden die Oberflächen ebenfalls mit dem Bezugsebenenfühler abgetastet. Um die Welligkeit der Proben möglichst weitgehend zu eliminieren, wurde ein cut off von 2,5 mm gewählt. Die Meßstrecke betrug in der Regel 6,3 mm. Bei einer durchschnittlichen Breite der Verschleißspuren von 5 mm ging damit ein gewisser Anteil der unbeanspruchten Oberfläche in das Meßergebnis ein. In einigen Fällen verfälschte ein Absatz zwischen der unbeanspruchten Oberfläche und der Verschleißspur das Ergebnis derart, daß mit einer kürzeren Meßstrecke nur ein Teil der Verschleißspur erfaßt werden konnte.

An den Stiftproben wurden nur vereinzelt Rauheitsmessungen vorgenommen, weil die Gestalt ihrer relativ kleinen Oberflächen oft so unregelmäßig war, daß die Angabe eines Rauheitswertes nicht sinnvoll erschien.

Von den verschiedenen Meßgrößen, die mit dem vorhandenen Tastschnittgerät bestimmt werden konnten, wurde nur der Mittenrauhwert R_a , der aus jeweils vier Messungen gemittelt wurde, herangezogen.

4.6. Abriebpulver

Die in der Spänefangschale in verschiedenen Sektoren für jede Gleitgeschwindigkeit getrennt aufgefangenen Abriebpulver wurden in Reagenzgläser umgefüllt. Dann wurde ihr Volumen abgeschätzt und einer der folgenden 4 Klassen zugeordnet:

Klasse:	n	w	m	v
Volumen [mm ³]:	0	< 10	10–100	100–1 000

Anschließend wurde der Mittelwert der größten Längenausdehnung der Partikel mit bloßem Auge abgeschätzt und einer der folgenden 3 Klassen zugeteilt:

Klasse:	k	m	g
Länge [μm]:	< 5	5–500	> 500

Außerdem wurden mit Hilfe der Röntgenfeinstrukturanalyse nach Debye-Scherrer die in den Abriebpulvern enthaltenen kristallinen Substanzen ermittelt, soweit ihr Anteil größer als ca. 5 % war. Geringere Anteile, wie dünne Oxidfilme, konnten mit diesem Verfahren nicht erfaßt werden. Hierin lag aber nicht unbedingt ein Nachteil, da nicht entschieden werden kann, ob solche Filme während des Reibvorganges oder erst bei der anschließenden Lagerung der Proben entstehen.

5.1. Morphologie der Reibflächen

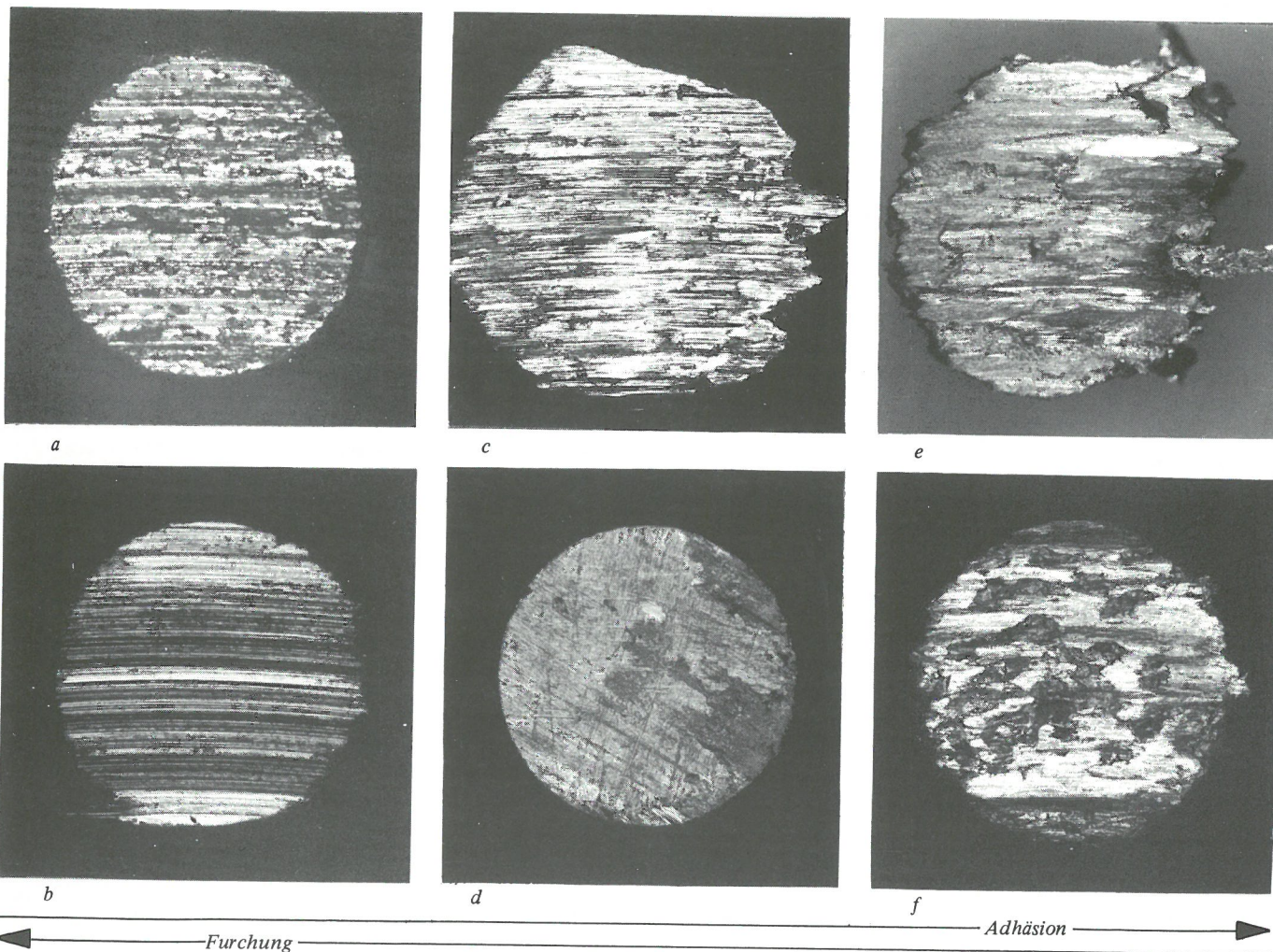
Aus den bei 6,5facher Vergrößerung durchgeführten fotografischen Aufnahmen konnten für die Stifte und Scheiben je 6 typische Erscheinungsbilder ausgewählt werden, denen sich alle anderen zuordnen ließen (*Bild 8 und 9*).

Eine von oxidischen Partikeln bedeckte Oberfläche, durch die parallele Riefen laufen, ist in *Bild 8 a* dargestellt. In *Bild 8 b* sind nur noch durchlaufende Riefen zu erkennen. In *Bild 8 c* durchlaufen diese sogar nicht einmal mehr die

gesamte Oberfläche, sondern beginnen an verschiedenen Stellen und enden wieder. Außerdem hat sich die geometrische Reibfläche durch Verschiebung von Oberflächenbereichen vergrößert. *Bild 8 d* zeigt auf der rechten Seite einen aus der Scheibe stammenden Metallübertrag, während auf der übrigen Fläche noch die ursprünglichen Bearbeitungsriefen zu sehen sind. *Bild 8 e* weist auf starke Höhenunterschiede in und quer zur Bewegungsrichtung hin. In *Bild 8 f* ist fast der ganze Stift von übertragenem Metall bedeckt, außerdem ist die Oberfläche sehr stark zerklüftet.

Nach dem derzeitigen Erkenntnisstand läßt sich sagen, daß für die in *Bild 8 a* und *b* dargestellten Reibflächen hauptsächlich der Furchungsmechanismus verantwortlich ist, wo-

Bild 8
Charakteristische Stiftreibflächen ($V = 6,5$)



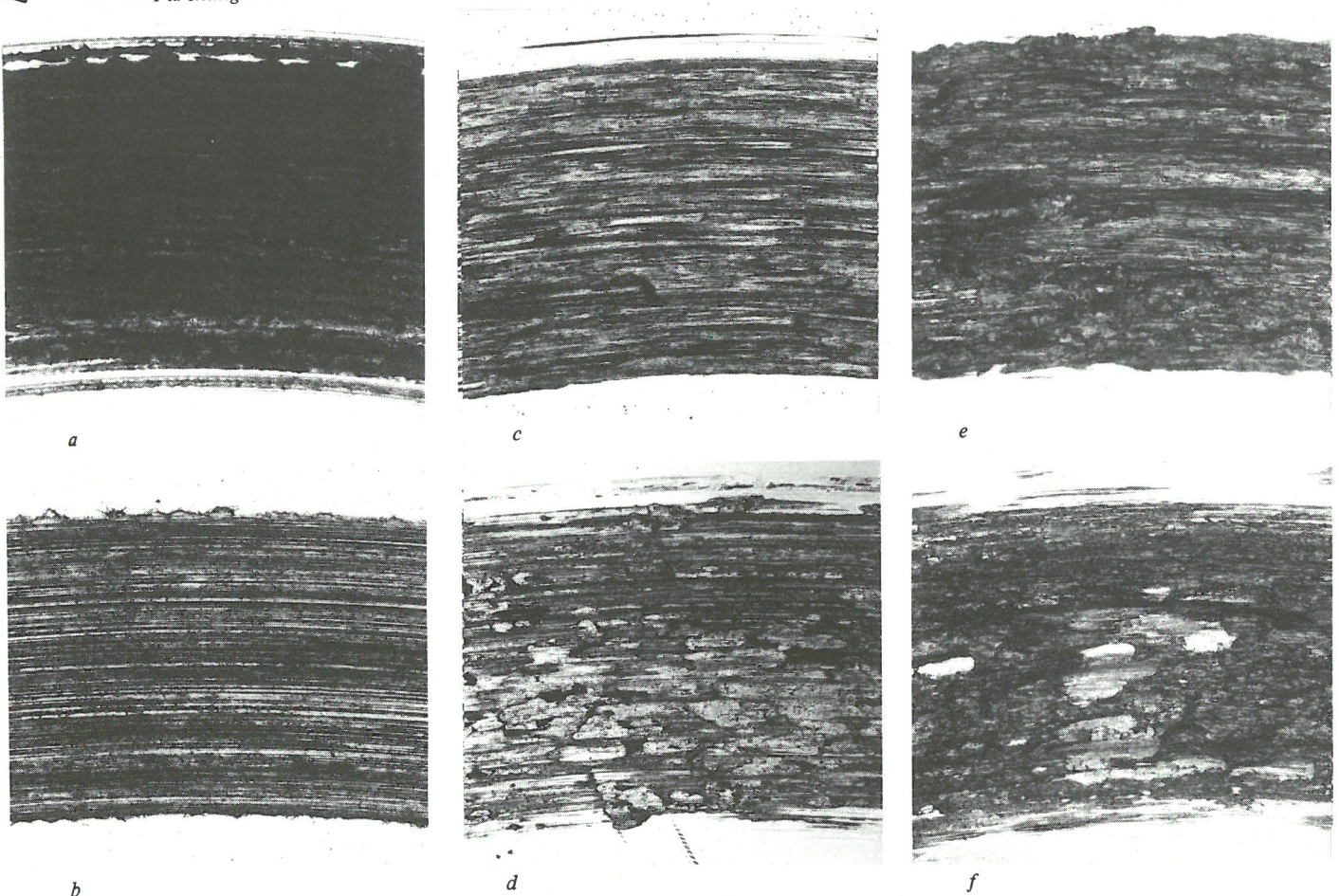


Bild 9
Charakteristische Scheibenreibflächen ($V = 6,5$)

bei teilweise auch oxidische Partikel am Furchungsprozeß teilnehmen (Bild 8 a). Die Reibflächen in Bild 8 e und f sind dagegen dem Adhäsionsmechanismus zuzuschreiben.

Ähnliche Erscheinungsbilder besitzen die Reibflächen der Scheiben (Bild 9). Auf der von Riefen durchzogenen Oberfläche von Bild 9 a befinden sich Oxidpartikel. In Bild 9 b sind wegen der geringeren Oxidbedeckung die Riefen deutlicher zu erkennen. Auf unterbrochene Riefen weist Bild 9 c hin. In Bild 9 d liegt übertragenes Metall auf den Riefen. Eine sehr starke Zerklüftung zeigt Bild 9 e, in Bild 9 f kommen noch übertragene Partikel hinzu.

Die bei den Versuchen entstandenen Reibflächen wurden den in Bild 8 und 9 dargestellten Typen zugeordnet und in Tabelle 6 zusammengestellt. Reibpartner aus gleichen Metallen besaßen am häufigsten den Typ e, woraus auf eine verbreitete Wirkung der Adhäsion geschlossen werden kann. Bei Eisen/Eisen trat der Typ e unterhalb von 1 Torr auf, während bei 760 Torr mit dem Typ a und einem zwischen b und e liegenden Typ die Furchung dominierte. Bei Kobalt/Kobalt änderten sich die Erscheinungsbilder der Stifte mit fallendem Gasdruck von a nach d, während die Scheibenoberflächen unverändert dem Typ b angehörten. Kupfer/Kupfer und Silber/Silber besaßen als Folge der Adhäsion schon bei 760 Torr Reibflächen des Typs e, die mit sinkendem Druck teilweise auf den Typ c zurückgingen. Magnesium/Magnesium wies den Typ e bei 1 und 10^{-3} Torr auf, während bei höheren und niedrigeren Gasdrücken der Typ c

überwog. Demgegenüber erstreckte sich bei Aluminium/Aluminium der Typ e über den gesamten Gasdruckbereich.

Beim Reiben von Stiften aus Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium gegen Eisenscheiben war der Furchenmechanismus stärker beteiligt. Auf den mit Kobaltstiften kombinierten Eisenscheiben zeigten sich erst ab $5 \cdot 10^{-5}$ Torr mit den Typen e und d stärkere Wirkungen der Adhäsion, während bei den Kobaltstiften mit dem Typ b die Furchung dominierte. Die Kombination Kupferstift/Eisenscheibe ließ sich bei 760 und 1 Torr dem Typ a zuordnen, während von 10^{-3} Torr an abwärts bevorzugt die Typen c und d auftraten. Bei der Paarung von Silberstiften mit Eisenscheiben war dagegen bei 760 Torr mit den Typen c und d die Adhäsion etwas stärker als bei niedrigeren Gasdrücken, wo der Typ b vorherrschte. Von den Magnesiumstiften wurde in allen Versuchen Magnesium auf die Eisenscheiben übertragen, so daß auf den Scheiben Oberflächen des Typs d entstanden. Auf den Stiften waren bei $5 \cdot 10^{-5}$ und $5 \cdot 10^{-6}$ Torr die Anzeichen der Adhäsion etwas stärker als bei 760 Torr. Auch bei der Paarung Aluminiumstift/Eisenscheibe wurde Aluminium auf die Eisenscheibe übertragen. Die Merkmale der Adhäsion waren hier bei $5 \cdot 10^{-5}$ und $5 \cdot 10^{-6}$ Torr am deutlichsten.

Bei den Kombinationen von Eisenstiften mit Scheiben aus Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium wurde immer Metall von den Scheiben auf die Eisenstifte übertragen, so daß die Stiftreibflächen aus den Typen d und f bestanden. Bei den Kobalt- und Silberscheiben wurden mit den Typen a und b überwiegend Erscheinungen der Furchung festgestellt, während bei den anderen Scheibenpartnern vor allem Wirkungen der Adhäsion sichtbar wurden.

Tabelle 6
Zuordnung der Reibflächen zu den in Bild 8 und 9 dargestellten Typen

Gasdruck [Torr]	Stift Fe	Scheibe Fe	Stift Co	Scheibe Co	Stift Cu	Scheibe Cu	Stift Ag	Scheibe Ag	Stift Mg	Scheibe Mg	Stift Al	Scheibe Al
760	a	b/e	a/b	b	e	e	e	e	c	c	e	e
1	e	e			e	e			e	e	e	e
10^{-3}	e	e	c	b	c	e	c	c	e	e	e	e
5×10^{-5}	e	e			c	e			c	c	e	e
5×10^{-6}	e	e			c	e			c	b		
2×10^{-7}	e	e	d	b	c	e	c	c	d	c	e	e
Gasdruck Torr			Stift Co	Scheibe Fe	Stift Cu	Scheibe Fe	Stift Ag	Scheibe Fe	Stift Mg	Scheibe Fe	Stift Al	Scheibe Fe
760			a/b	a	a	a	c	d	b	d	c	d
1			b	c	a	a					b/c	c
10^{-3}			b	c	c	e	b	b			c	f
5×10^{-5}			b	e	c	d			c	d	e	f
5×10^{-6}			b	d	c	d			c	d	e	f
2×10^{-7}			b	d	f	d	b	b			c	d
Gasdruck Torr			Stift Fe	Scheibe Co	Stift Fe	Scheibe Cu	Stift Fe	Scheibe Ag	Stift Fe	Scheibe Mg	Stift Fe	Scheibe Al
760			a/f	a	f	e	f	b	f	c	f	e
1					f	e			f	e	f	e
10^{-3}			f	c	f	c	d	b	f	e	f	e
5×10^{-5}					f	e			d	c		
5×10^{-6}					f	f			f	c	d	c
2×10^{-7}			d	b	f	d	d	b	d	c	d	c

Durch Adhäsion hervorgerufene Erscheinungsbilder traten also vor allem bei Reibpartnern aus gleichen Metallen und bei den Kombinationen von Eisenstiften mit Scheiben der fünf anderen Metalle auf, während die Furchung stärker bei der Paarung von Stiften aus Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium mit Eisenscheiben zur Geltung kam. Ein systematischer Einfluß des Gasdrucks auf den Wirkungsbereich der beiden Mechanismen ist nicht erkennbar.

Aus den mit dem Raster-Elektronenmikroskop an Stiften (St.) und Scheiben (Sch.) gemachten Aufnahmen wurden ebenfalls typische Erscheinungsbilder ausgewählt. In den Bildern 10 a und 10 b ist zu erkennen, wie Oberflächenbereiche in parallel zur Reibfläche liegende Schichten aufgeteilt sind. Dabei bestehen in Bild 10 b die Schichten aus Magnesium, das aus der Scheibe auf den Eisenstift übertragen wurde, während in Bild 10 a die Schichten ebenfalls aus übertragenem Magnesium bestehen können oder aber durch Verschiebung von Oberflächenbereichen des Magnesiumstiftes selbst gebildet wurden. Das Phänomen der

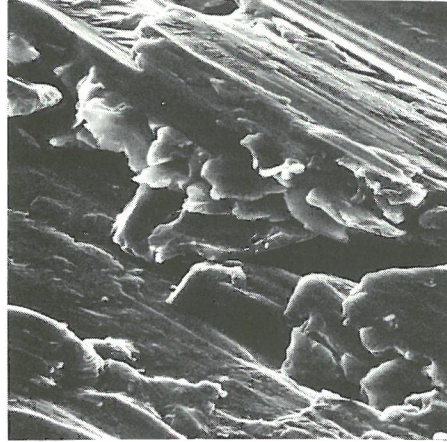
Schichtbildung wird auf den meisten Reibpartnern unabhängig von den Versuchsbedingungen beobachtet. Nach tribologischen Beanspruchungen bei vornehmlich hohen Sauerstoffpartialdrücken befinden sich auf den Reibflächen an verschiedenen Stellen kleine Partikel, die größtenteils aus tribochemisch erzeugten Oxiden bestehen (Bild 10 c und 10 d). – Risse, die auf eine Zerrüttung der Oberflächenbereiche hinweisen, sind in Bild 10 e und in der rechten unteren Ecke des Bildes 10 f zu sehen. Bild 10 f läßt außerdem erkennen, wie beim Weiterwachsen der Risse Verschleißpartikel entstehen können. Eine systematische Zuordnung des Auftretens der Zerrüttungsrisse zu den verschiedenen Versuchsbedingungen ist noch nicht möglich. Bei den Paarungen Kupfer/Kupfer und Aluminium/Aluminium wurden Scherwabern beobachtet, wie sie in ähnlicher Weise beim duktilen Bruch auftreten (Bild 10 g). Rattermarken wiesen die Kupferstifte der Paarung Kupfer/Eisen vor allem bei tiefen Gasdrücken auf (Bild 10 h). Glatte Riefen wurden bei den Kobaltstiften der Paarung Kobalt/Eisen bis hinab zu $5 \cdot 10^{-5}$ Torr beobachtet (Bild 10 i), und Riefen mit Mikro-



Mg-St.
Mg/Mg
 $5 \cdot 10^{-6}$ Torr

20 μm

a

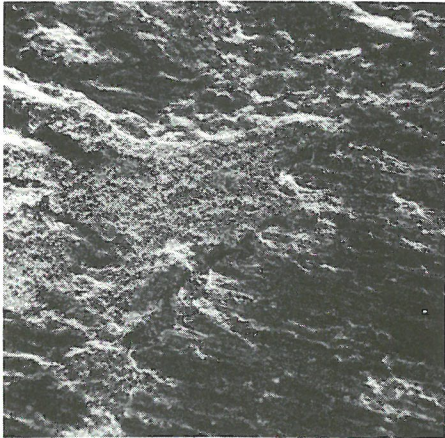


Fe-St.
Fe/Mg
1 Torr

20 μm

b

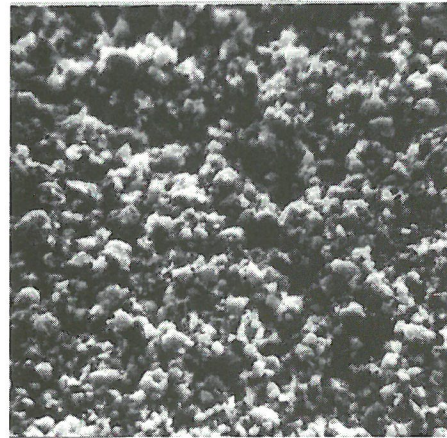
Schichten ≡



Fe-St.
Fe/Co
760 Torr

100 μm

c

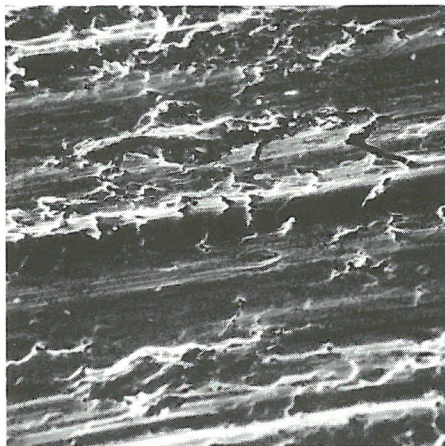


Fe-St.
Fe/Co
760 Torr

10 μm

d

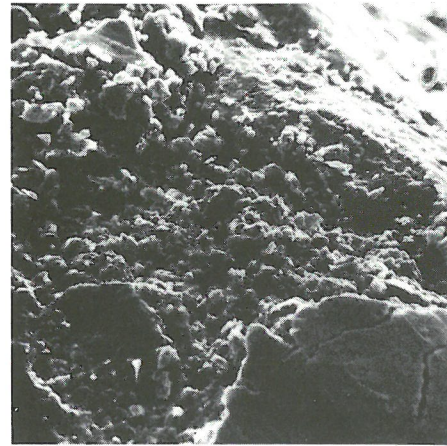
lose Partikel ○○



Fe-Sch.
Co/Fe
1 Torr

50 μm

e

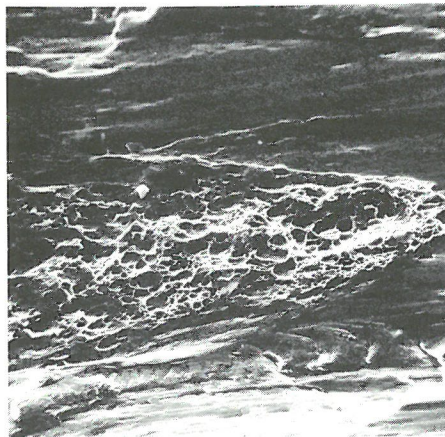


Ag-St.
Ag/Fe
 10^{-3} Torr

20 μm

f

Querrisse ∩

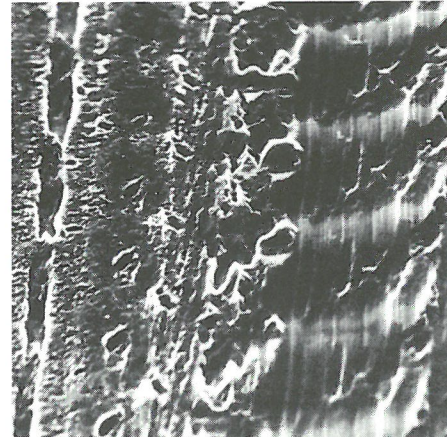


Cu-Sch.
Cu/Cu
1 Torr

100 μm

g

Scherwaben ⌘

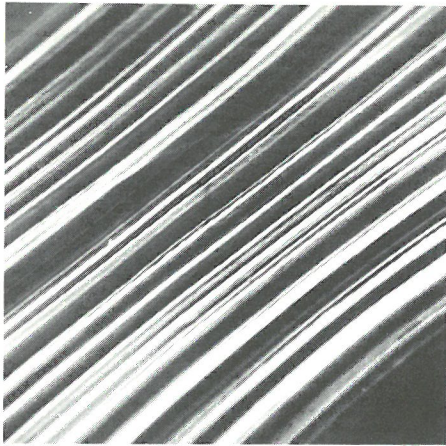


Cu-St.
Cu/Fe
 $5 \cdot 10^{-6}$ Torr

5 μm

h

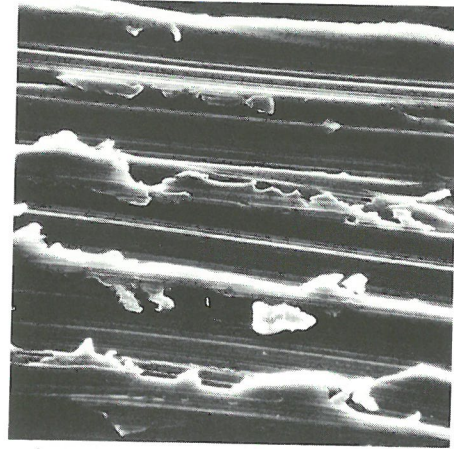
Rattermarken ≈



Co-St.
Co/Fe
 10^{-3} Torr

3 μm

i glatte Riefen ≡



Al-Sch.
Fe/Al
 $2 \cdot 10^{-7}$ Torr

15 μm

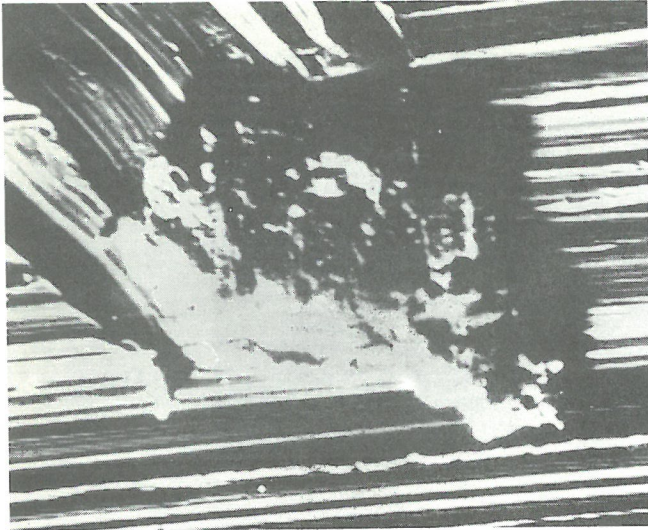
k Riefen mit Mikrospänen ≈

Bild 10
Mit dem Raster-Elektronenmikroskop beobachtete Reibflächen

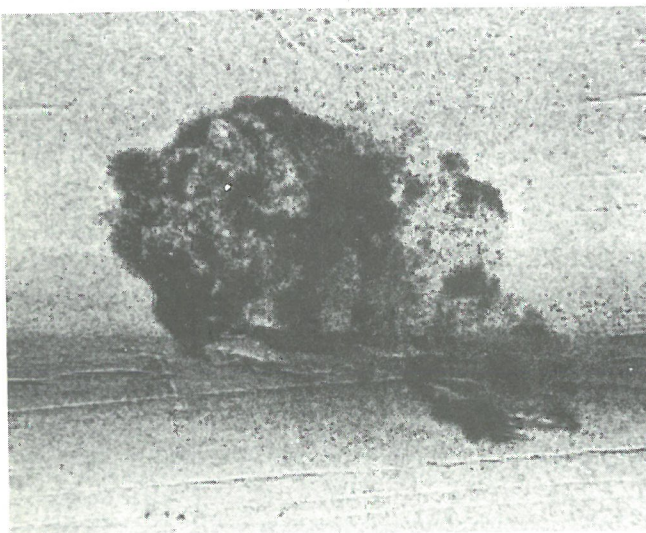
Tabelle 7 ↓
Zusammenstellung von typischen, mit dem Raster-Elektronenmikroskop beobachteten Erscheinungsbildern

Gasdruck [Torr]	Stift Fe	Scheibe Fe	Stift Co	Scheibe Co	Stift Cu	Scheibe Cu	Stift Ag	Scheibe Ag	Stift Mg	Scheibe Mg	Stift Al	Scheibe Al	
760	⊙⊙	⊙⊙}}	⊙⊙	}}	⊂	⊂	⊂	⊂		≈	⊂}}	⊂}}	
1	⊂	⊂			⊂	⊂			⊂	≈	⊂}}	⊂	
10^{-3}	⊂}}	⊂	⊙⊙	}}	⊂	⊂	⊂	⊂		≈	⊂	⊂	
5×10^{-5}	⊂}}	⊂							⊂	⊂	⊂}}	⊂	
5×10^{-6}	⊂	⊂			⊂	⊂			⊂	≈		⊂	
2×10^{-7}	⊂	⊂}}	⊂	⊂	⊂	⊂	⊂	⊂		≈	⊂}}	⊂	
Gasdruck [Torr]			Stift Co	Scheibe Fe	Stift Cu	Scheibe Fe	Stift Ag	Scheibe Fe	Stift Mg	Scheibe Fe	Stift Al	Scheibe Fe	
760			⊙⊙≡	⊙⊙	⊙⊙	⊙⊙⊂		⊂			}}	⊙⊙	⊂
1			≡	⊂}}	⊙⊙	⊙⊙⊂}}					⊙⊙		
10^{-3}			≡	⊂		⊂}}	≡}}	⊂}}			⊂	⊂	
5×10^{-5}			≡	⊂}}	≡	⊂			⊂≡	⊂	⊂	⊂}}	
5×10^{-6}				⊂	≡	⊂				⊂		⊂	
2×10^{-7}				⊂		⊂	⊂	⊂				⊂}}	
Gasdruck [Torr]			Stift Fe	Scheibe Co	Stift Fe	Scheibe Cu	Stift Fe	Scheibe Ag	Stift Fe	Scheibe Mg	Stift Fe	Scheibe Al	
760			⊙⊙⊂	⊂	⊂	⊂		⊂	⊂}}	⊂}}	⊂	⊂}}	
1					⊂	⊂			⊂	⊂}}	⊂	⊂	
10^{-3}			⊙⊙⊂	⊂}}	⊂	⊂			⊂	⊂		⊂	
5×10^{-5}					⊂	⊂			⊂	⊂			
5×10^{-6}					⊂	⊂			⊂				
2×10^{-7}			⊂	⊂		⊂	⊂	⊂	⊂	⊂		≈	

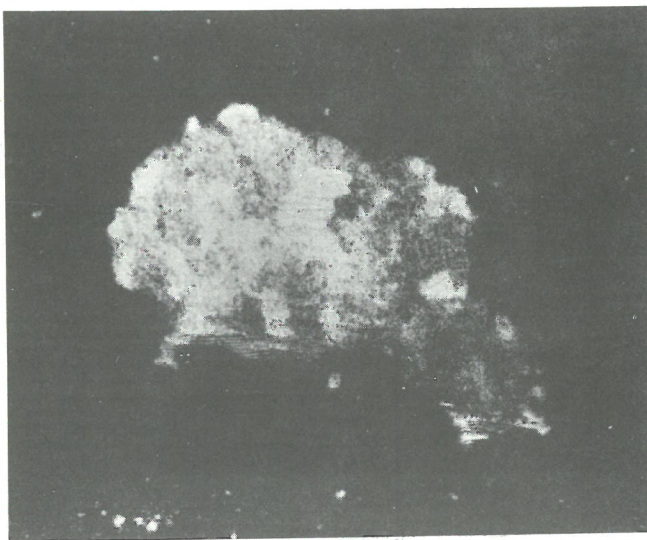
⊂ Schichten, ⊙⊙ lose Partikel, }} Querrisse, ⊂ Scherwaben, ≡ glatte Riefen, ≈ Riefen mit Mikrospänen, ≡ Rattermarken



a) elektronenoptische Aufnahme



b) Cu-K α -Strahlung



c) Fe-K α -Strahlung

Bild 11
Mit der Mikrosonde untersuchte Reibfläche eines Kupferstiftes
(Cu/Fe; $N = 1,17$ kp; $v = 1$ m/sec; $p = 10^{-3}$ Torr)

$V = 300$

spänen entstanden auf Magnesiumscheiben der Paarung Magnesium/Magnesium und teilweise auch bei Aluminiumscheiben der Paarung Eisen/Aluminium (Bild 10 k).

Die Erscheinungsbilder, die sich diesen Typen zuordnen ließen, sind für alle Reibpartner und Versuchsbedingungen in Tabelle 7 zusammengestellt, ohne daß damit der Existenzbereich der einzelnen Typen abgegrenzt ist, weil bei den hohen Vergrößerungen des Raster-Elektronenmikroskops nur kleine Ausschnitte der Oberflächen erfaßt und nicht die gesamte Oberfläche abgesucht werden konnte.

Eine gut geeignete Methode, auf die Reibflächen übertragenes Metall zu entdecken, wenn beide Reibpartner aus verschiedenen Metallen bestehen, ist die elektronenoptische Untersuchung mit der Mikrosonde. Hier wurden solche Untersuchungen nur an den Stiften vorgenommen, weil die Scheiben sich wegen ihrer Größe nicht in die Vakuumkammer der Mikrosonde einbringen ließen.

Aus den zahlreichen Aufnahmen ist in Bild 11 ein Kupferstift ausgewählt, dessen Gegenkörper eine Eisenscheibe war. Im Rasterbild (Bild 11 a) erkennt man, daß auf der Reibfläche des Kupferstiftes eine Partikel liegt. Von dieser Partikel wird nur wenig Cu-K α -Strahlung emittiert (Bild 11 b); dagegen ist die Intensität der Fe-K α -Strahlung wesentlich größer (Bild 11 c). Man kann daher annehmen, daß diese Partikel hauptsächlich aus Eisen besteht. Ähnliche Aufnahmen wurden an einer Reihe von Stiften gemacht. Die hierdurch und durch lichtoptische Beobachtungen gewonnenen Ergebnisse sind in Tabelle 8 zusammengefaßt, wobei die oxidischen Bestandteile durch Röntgenbeugungsaufnahmen der Abriebpulver bestimmt wurden.

Bei der Kombination von Kobaltstiften mit Eisenscheiben sind auf den Kobaltstiften nur wenige, wahrscheinlich lose aufliegende Eisenpartikel feststellbar, dagegen befinden sich auf den Eisenscheiben größere Mengen von Kobalt, und zwar bei 760 Torr in Form von tribochemisch gebildetem CoO, bei $2 \cdot 10^{-7}$ Torr in Form des metallischen Kobalts. Eine Vertauschung von Stift- und Scheibenmetall führt ebenfalls zu einem Kobaltübertrag, der dann allerdings auf den Reibflächen der Eisenstifte sichtbar wird.

Reiben Kupferstifte auf Eisenscheiben, so wird bei hohen Gasdrücken hauptsächlich Kupfer auf Eisen, bei niedrigen Gasdrücken auch Eisen auf Kupfer übertragen. Bei einer Vertauschung der Reibpartnermetalle ergeben sich ähnliche Verhältnisse.

Bei der Paarung von Silberstiften mit Eisenscheiben wird bei 760 Torr Silber auf die Eisenscheibe übertragen; bei 10^{-3} und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr verschwindet der Silberübertrag, statt dessen werden die Silberstifte mit einer dünnen Eisenschicht überzogen. Reiben Eisenstifte gegen Silberscheiben, so wird bei allen Gasdrücken Silber auf die Eisenstifte übertragen.

Bei der Kombination von Magnesiumstiften mit Eisenscheiben werden die Eisenscheiben mit zahlreichen Magnesiuminseln bedeckt, während die Magnesiumstifte nur hier und da Eisenpartikel einfangen. Bei einer Vertauschung von Stift- und Scheibenmetall wird auf den Eisenstiften überwiegend Magnesium gefunden, auf den Magnesiumscheiben dagegen kein Eisen. Ähnlich liegen die Verhältnisse bei der Paarung von Aluminium mit Eisen.

Zusammenfassend ist also festzustellen, daß Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium wesentlich häufiger und

Gasdruck [Torr]	Co-Stift	Fe-Scheibe	Cu-Stift	Fe-Scheibe	Ag-Stift	Fe-Scheibe	Mg-Stift	Fe-Scheibe	Al-Stift	Fe-Scheibe
760	am Rand etwas Fe-Pulver	CoO-Pulver	etwas Fe-Pulver	Cu ₂ O-Pulver	kleinere Fe-Partikel, eine Fe-Insel	Ag-Inseln	etwas Fe-Pulver	MgO, kleine Mg-Inseln	Fe-Pulver, besonders am Rand	Al-Inseln
10 ⁻³	an und in Querriefen etwas Fe-Pulver	vermutlich kleinere Co-Inseln	am Rand kleinere und größere Fe-Partikel	Cu-Inseln	dünne Fe-Schicht, die Ag-L α -Strahlung durchläßt	kein Ag sichtbar		Mg-Inseln	viel Fe am Rand, besonders in den Querriefen	Al-Inseln
2 x 10 ⁻⁷	sehr wenig Fe-Pulver	viele Co-Inseln	Fe bedeckt fast die ganze Oberfläche	viele Cu-Inseln	dünne Fe-Schicht, die Ag-L α -Strahlung durchläßt	kein Ag sichtbar	etwas Fe-Pulver (bei 5 x 10 ⁻⁶ Torr)	Mg-Inseln	Fe an Querriefen	Al-Inseln

Gasdruck [Torr]	Fe-Stift	Co-Scheibe	Fe-Stift	Cu-Scheibe	Fe-Stift	Ag-Scheibe	Fe-Stift	Mg-Scheibe	Fe-Stift	Al-Scheibe
760	zahlreiche Co-Inseln	kein Fe sichtbar	durchbrochene Cu-Schicht	kein Fe sichtbar	zahlreiche Ag-Inseln	kein Fe sichtbar	viele Mg-Inseln	kein Fe sichtbar	durchbrochene Al-Schicht	kein Fe sichtbar
10 ⁻³	durchbrochene Co-Schicht	kein Fe sichtbar	durchbrochene Cu-Schicht	kein Fe sichtbar	eine Ag-Insel am Rand (angelaufen)	kein Fe sichtbar	durchbrochene Mg-Schicht	kein Fe sichtbar	Al-Insel am Rand	kein Fe sichtbar
2 x 10 ⁻⁷	Co-Insel am Rand	kein Fe sichtbar	dünne Cu-Schicht	Fe-Schicht fast auf der ganzen Oberfläche	eine Ag-Insel am Rand (metallisch blank)	kein Fe sichtbar	Mg-Inseln am Rand	kein Fe sichtbar	Al-Grat an der Kante	kein Fe sichtbar

Tabelle 8

Mit dem Mikroskop, der Mikrosonde oder dem Röntgengoniometer nachgewiesene metallische und oxidische Bestandteile, die von den Reibungspartnern auf die entsprechenden Gegenpartner übertragen wurden

stärker auf Eisen übertragen werden als umgekehrt, vor allem dann, wenn Eisen das Stiftmaterial darstellt.

Im folgenden sollen die hier gewonnenen Ergebnisse kurz mit den Beobachtungen anderer Autoren verglichen werden.

Für Kobalt/Eisen beobachteten Buckley und Johnson (1964) bei 10⁻⁹ Torr ebenfalls einen Kobaltübertrag auf einem aus Stahl bestehenden Gegenkörper. Goodzeit et al. (1956) fanden dagegen, daß Eisen vom Stift auf eine Kobaltplatte übertragen wurde, wobei die Härte des Kobalts mit 339 kp/mm² allerdings recht hoch war. Dübler et al. (1970) konnten auf Kobaltstiften keinen Eisenübertrag nachweisen, obwohl auch hier das Kobalt annähernd dreimal so hart wie das verwendete Eisen war; über einen evtl. Kobaltübertrag auf den verwendeten Eisenring machten sie keine Angaben.

Die hier bei Kupfer/Eisen gemachten Beobachtungen werden durch die Arbeiten von Jellison et al. (1969) und Dübler et al. (1970) bestätigt.

Die mit fallendem Sauerstoffpartialdruck einhergehende Abnahme des Silberübertrages auf Eisenscheiben steht im Einklang mit Untersuchungen von Begelinger und de Gee (1967). Der hier im Vakuum auf den Silberstiften nachgewiesene dünne Eisenübertrag wurde von Dübler et al. (1970) nicht gefunden.

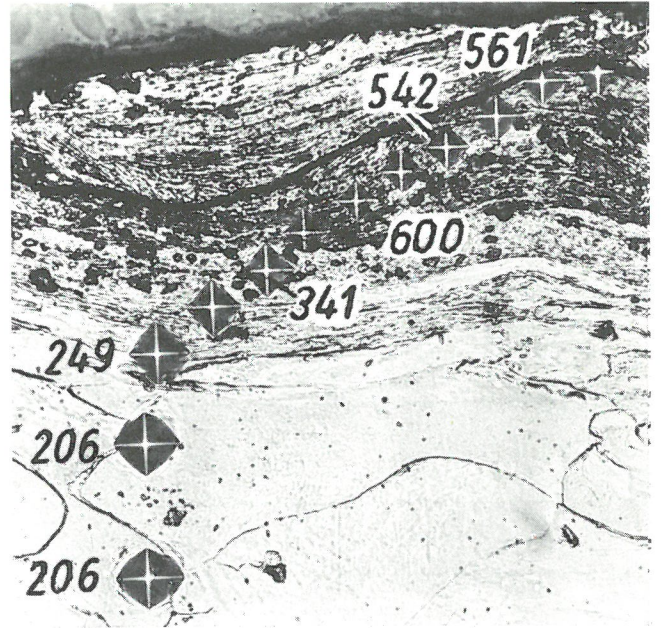
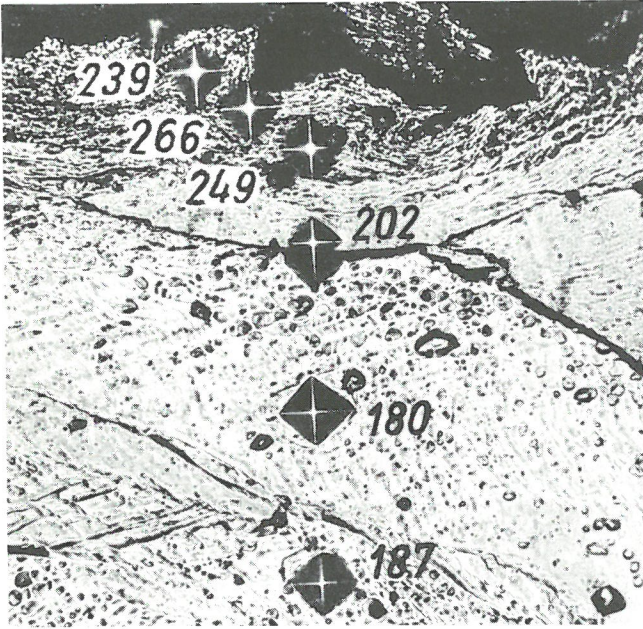
Bei der Kombination von Magnesium- und Aluminiumstiften mit Eisenringen wurde von Dübler et al. (1970) mit der Mikrosonde Eisen auf beiden Metallen entdeckt; gravime-

trisch war es allerdings nicht feststellbar, so daß es sich um sehr kleine Mengen gehandelt haben muß, wie sie auch in den hier beschriebenen Untersuchungen beobachtet wurden. Übertrag von Magnesium und Aluminium auf die Eisenstifte wurde in Normalatmosphäre schon von Goodzeit et al. (1956) festgestellt.

Aus den eigenen Beobachtungen wie auch aus den Arbeiten der genannten Autoren geht zusammenfassend hervor, daß bei Reibbeanspruchungen sehr häufig einseitiger oder wechselseitiger Metallübertrag stattfindet.

5.2. Mikrohärte

Von den Stiften aus Eisen, Kobalt und Kupfer wurden metallographische Schiffe angefertigt, die senkrecht zur Reibfläche und zur Reibkraft lagen. Dadurch wurde das Gefüge der tribologisch beanspruchten Oberflächenbereiche und des unbeanspruchten Volumens sichtbar. In unmittelbarer Nähe der Reibfläche wurde der Werkstoff plastisch verformt und verfestigt. Der Grad der Verfestigung und die Ausdehnung der verfestigten Bereiche wurden durch Mikrohärtemessungen ermittelt, wie sie in Bild 12 für zwei Eisenstifte wiedergegeben sind. — Da es hier nun darauf ankam, die Tendenz abzuschätzen, wurden die vorgeschriebenen Mindestabstände der Härteeindrücke meistens nicht eingehalten. Die Mikrohärtewerte dürfen daher nicht zu quantitativen Berechnungen verwendet werden. — Beträgt der Gasdruck des aus Sauerstoff und Stickstoff bestehenden Umgebungsmediums 760 Torr, so bildet sich durch tribochemische Reaktion des Eisens mit dem Sauerstoff auf der Reibfläche eine Oxidschicht, die im oberen Teil des Bildes 12 a zu erkennen ist. Die während des Reibvorganges herrschenden Scherspannungen wirken dann hauptsächlich in dieser Oxidschicht, so daß die darunterliegenden metallischen Werk-

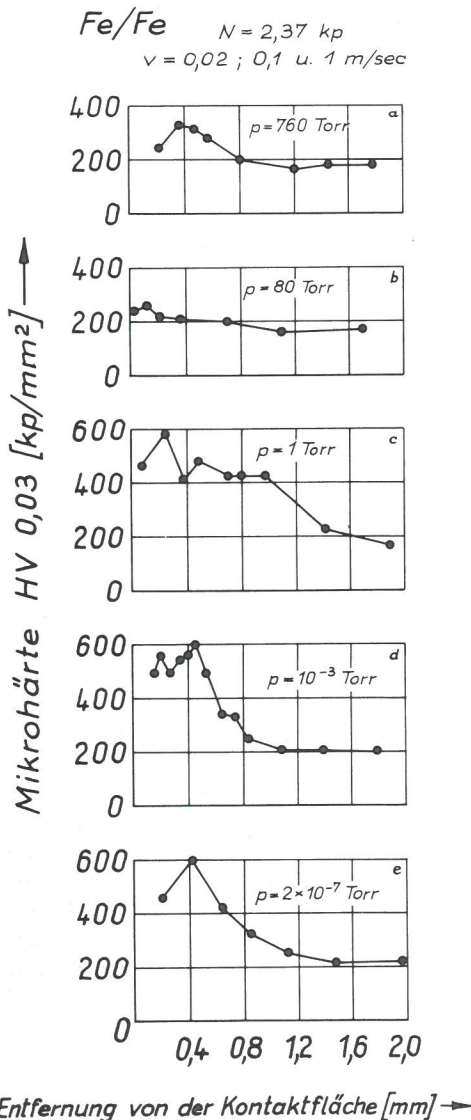


a) $p = 760 \text{ Torr}$
 $\mu = 0,55 - 0,64$
 $K = 0,00002$

$V = 530$

b) $p = 10^{-3} \text{ Torr}$
 $\mu = 0,81 - 0,97$
 $K = 0,00058$

Bild 12
 Schläffe mit Mikrohärteeindrücken von Eisenstiften
 (Fe/Fe ; $N = 2,37 \text{ kp}$; $v = 1 \text{ m/sec}$; Umgebungsmedium: 20 % O_2 ;
 80 % N_2)



stoffbereiche nur wenig beansprucht werden, wie aus dem nur geringen Anstieg der Mikrohärtete hervorgeht. Werden die Versuche unter sonst gleichen Bedingungen im Vakuum von 10^{-3} Torr durchgeführt, so wird wegen des geringeren Sauerstoffpartialdruckes keine dickere Oxidschicht mehr gebildet (Bild 12 b). Die Spannungen wirken voll in den metallischen Oberflächenbereichen, die nun, wie aus den Mikrohärtemessungen hervorgeht, wesentlich stärker verfestigt werden.

In den folgenden Bildern sind die Mikrohärte von Stiften, die bei unterschiedlichen Gasdrücken Reibbeanspruchungen ausgesetzt waren, über dem Abstand von der Reibfläche aufgetragen. Eisenstifte erfahren – wie schon erwähnt – bei 760 Torr und 80 Torr infolge der Oxidschichtbildung nur geringe Verfestigungen, die nicht weit in das Volumen eindringen (Bild 13). Bei 1 Torr sind die Verfestigungen wesentlich größer, außerdem erstrecken sie sich viel weiter in das Innere des Werkstoffes. Ebenso große Mikrohärte werden für 10^{-3} und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr gemessen; sie klingen aber mit zunehmender Entfernung von der Kontaktfläche schneller ab als für 1 Torr.

Wird das Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch durch reinen Stickstoff ersetzt, so verläuft die Mikrohärtete gemäß Bild 14. Es fällt auf, daß nun bei 760 Torr eine stärkere Verfestigung der Oberflächenbereiche eintritt. Die Ursache dafür ist, daß bei Abwesenheit von Sauerstoff auf den Reibflächen keine schützenden Oxidschichten mehr gebildet werden können. Bei 1 und 10^{-3} Torr werden in beiden Medien annähernd die gleichen Höchstwerte der Mikrohärtete erreicht, wobei jedoch die

Bild 13
 Mikrohärtete von Eisenstiften, deren Gegenkörper aus Eisenscheiben bestanden, nach drei Läufen der genannten Gleitgeschwindigkeiten bei verschiedenen Gasdrücken des Sauerstoff-Stickstoff-Umgebungsmediums

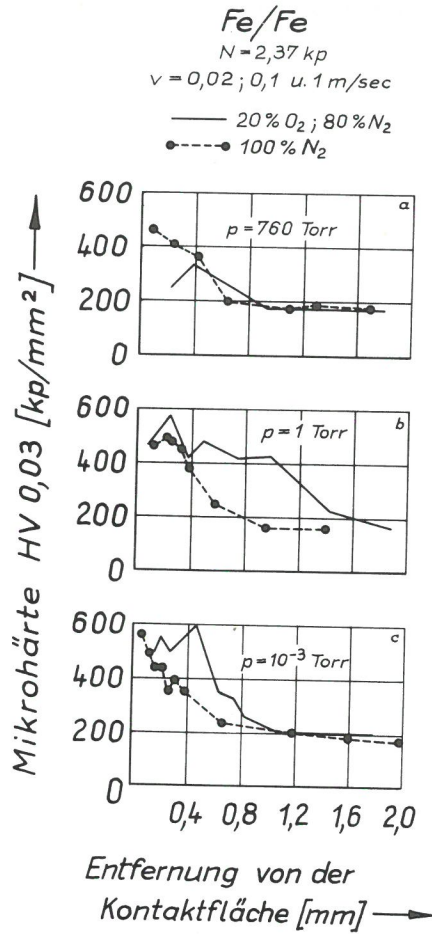


Bild 14
 Mikrohärte von Eisenstiften, deren Gegenkörper aus Eisenscheiben bestanden, nach drei Läufen der genannten Gleitgeschwindigkeiten in reinem Stickstoff und in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch

Mikrohärte der in Stickstoff beanspruchten Proben anscheinend schneller mit der Entfernung von der Kontaktfläche abnimmt. Da aber die Messungen an jeweils nur einer Probe vorgenommen wurden, kann nicht ausgeschlossen werden, daß dieser Unterschied rein zufällig ist.

In **Bild 15** sind Mikrohärtemessungen an Kupferstiften wiedergegeben, deren Gegenkörper zunächst aus Kupferscheiben und dann aus Eisenscheiben bestanden. Die Kupferstifte der Paarung Kupfer/Kupfer werden durch die tribologische Beanspruchung stark verfestigt, wobei die Ausdehnung der verfestigten Zonen mit fallendem Gasdruck abnimmt. Im Gegensatz zur Paarung Eisen/Eisen werden auch bei hohen Sauerstoffpartialdrücken keine schützenden Oxidschichten gebildet, so daß bei allen Versuchsbedingungen die Scherspannungen voll in den metallischen Grenzflächenbereichen wirken.

Bestehen die Gegenkörper aus Eisenscheiben, so ist die Verfestigung wesentlich geringer (**Bild 15 d, e und f**). Bei 760 Torr liegt auf den Kupferstiften eine dünne Kupferoxid-schicht, während bei $2 \cdot 10^{-7}$ Torr der Kupferstift von einem Eisenfilm überzogen wird. Bei 10^{-3} Torr fand eine starke Verschiebung der Oberflächenbereiche statt, durch welche die geometrische Reibfläche des Kupferstiftes stark vergrößert wurde.

In **Bild 16** sind Mikrohärtemessungen an Kobaltstiften zu-

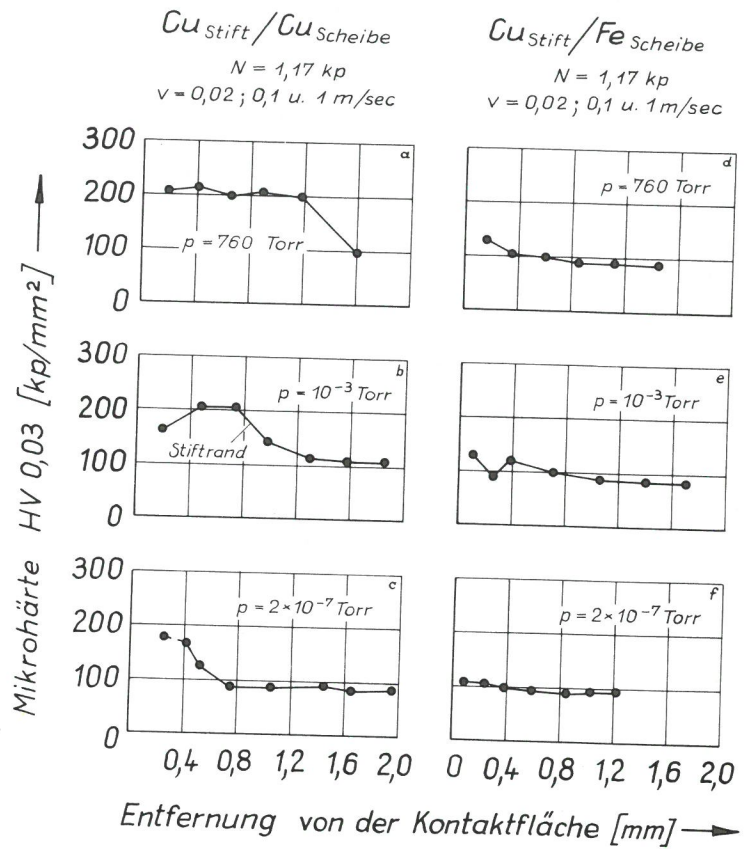


Bild 15
 Mikrohärte von Kupferstiften, deren Gegenkörper aus Kupfer- oder Eisenscheiben bestanden, nach drei Läufen der genannten Gleitgeschwindigkeiten bei verschiedenen Gasdrücken des Sauerstoff-Stickstoff-Umgebungsmediums

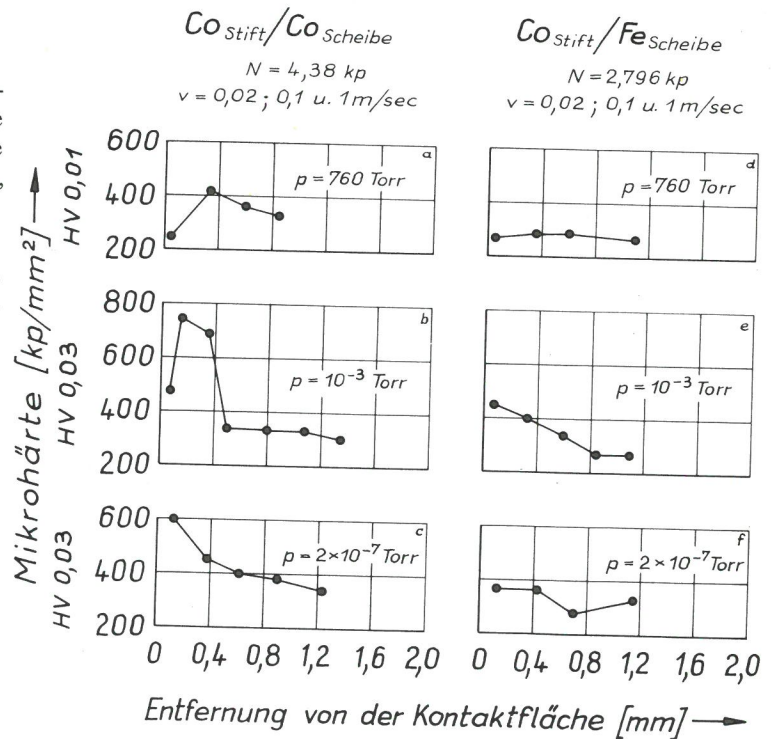


Bild 16
 Mikrohärte von Kobaltstiften, deren Gegenkörper aus Kobalt- oder Eisenscheiben bestanden, nach drei Läufen der genannten Gleitgeschwindigkeiten bei verschiedenen Gasdrücken des Sauerstoff-Stickstoff-Umgebungsmediums

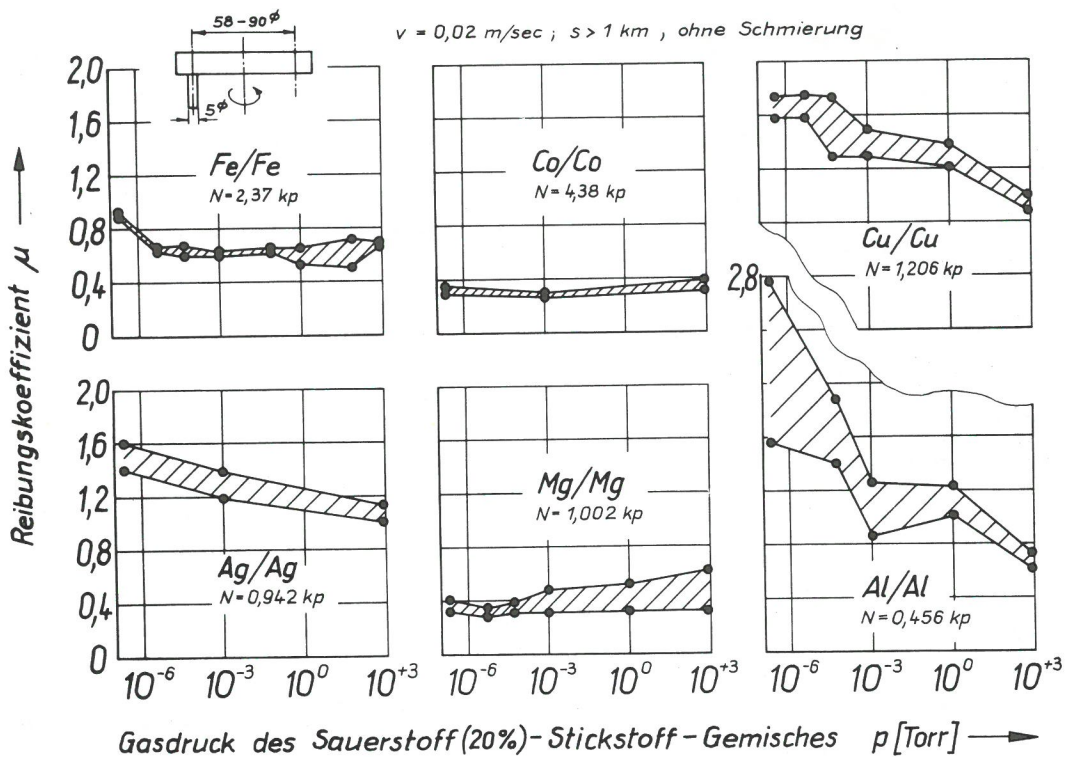


Bild 17
Der Reibungskoeffizient von Reibpaarungen aus gleichen Metallen in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums

sammengestellt, wobei die Gegenkörper aus Kobalt- oder Eisenscheiben bestanden. Da allerdings die während der Versuche herrschende Normalkraft bei der Paarung Kobalt/Kobalt größer war als bei der Paarung Kobalt/Eisen, sind die Ergebnisse nur bedingt miteinander vergleichbar. So sind die hohen Beträge der Mikrohärtigkeit für 10^{-3} und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr bei partnergleichen Reibpartnern mindestens teilweise auf die höhere Normalkraft zurückzuführen (Bild 15 b und c). Daher kann nicht mit Sicherheit entschieden werden, welchen Einfluß das Metall des Gegenkörpers ausübt. Es wird aber erkennbar, daß bei der Kombination von Kobaltstiften mit Kobalt- oder Eisenscheiben die Verfestigung für 760 Torr am geringsten ist.

5.3. Reibungskoeffizient

In Bild 17 sind die Reibungskoeffizienten von Paarungen aus gleichen Metallen in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums für eine Gleitgeschwindigkeit von 0,02 m/sec aufgetragen. Sie sind für die hexagonalen Metalle Kobalt und Magnesium am niedrigsten und vom Gasdruck unabhängig. Bei den kubisch-flächenzentrierten Metallen Kupfer, Silber und Aluminium ist der Reibungskoeffizient schon bei 760 Torr beträchtlich größer; außerdem steigt er mit sinkendem Gasdruck an. Das kubisch-raumzentrierte Eisen nimmt eine Zwischenstellung ein; bei ihm beginnt der Anstieg des Reibungskoeffizienten erst bei relativ niedrigen Gasdrücken.

Die bei Gleitgeschwindigkeiten von 0,1 und 1 m/sec abgeschätzten Reibungskoeffizienten sind hier nicht wiedergegeben, weil bei diesen Geschwindigkeiten in der Versuchsanordnung Schwingungen auftraten, was in der Regel nicht ohne Einfluß auf die Größe des Reibungskoeffizienten ist.

Im folgenden sollen die Ergebnisse mit den von anderen Autoren mitgeteilten Untersuchungen verglichen werden.

Für Kobalt wurde von Johnson und Buckley (1964) im Ultrahochvakuum von 10^{-11} Torr ein Reibungskoeffizient von 0,35 gemessen, der mit unseren bei etwas höheren Gasdrücken abgeschätzten Werten, die zwischen 0,3 und 0,4 liegen, erstaunlich gut übereinstimmt. Das in unseren Versuchen bei Drücken von 10^{-3} Torr an aufwärts tribochemisch gebildete Kobaltoxid beeinflusst den Reibungskoeffizienten kaum. Es liegen hier also offensichtlich andere Verhältnisse vor, als wenn von vornherein ein Partner aus Kobaltoxid auf Kobalt reibt, wie bei Foley et al. (1963).

Bei Magnesium liegt der hier gemessene Reibungskoeffizient niedriger als der von Buckley (1968) im Ultrahochvakuum bei Raumtemperatur abgeschätzte Wert. Mit 0,4 bis 0,6 befindet er sich vielmehr in der Nähe des von Buckley für -195°C mit 0,5 angegebenen, niedrigeren Reibungskoeffizienten.

Der Anstieg des Reibungskoeffizienten von Kupfer mit fallendem Gasdruck wurde ebenfalls von Bowden und Hughes (1939), Brown und Burton (1967), Podlaseck und Shen (1967) sowie von Fischer und Feller (1970) gefunden. Quantitativ besteht allerdings keine Übereinstimmung zwischen den mit verschiedenen Apparaturen von verschiedenen Autoren gewonnenen Werten. So geht auch weniger aus dem Betrag des Reibungskoeffizienten als vielmehr aus den Erscheinungsbildern der Reibflächen hervor, daß hier die von Whitehead (1950) beschriebene Hochlage des Reibungskoeffizienten durchlaufen wird.

Der bei Aluminium von Podlaseck und Shen (1967) im Vakuum von 10^{-8} Torr beobachtete, gegenüber Normalatmosphäre erhöhte Reibungskoeffizient stimmt mit den von uns bei etwas höheren Drücken gefundenen, durch eine größere Anzahl von Meßwerten gesicherten Reibungskoeffizienten überein.

Von Silber sind keine vergleichbaren Messungen bekannt. Der Anstieg des Reibungskoeffizienten von Eisen mit fallendem Sauerstoffpartialdruck steht im Einklang mit den Beobachtungen von Bowden (1952), Podlaseck und Shen (1967) sowie Buckley (1968).

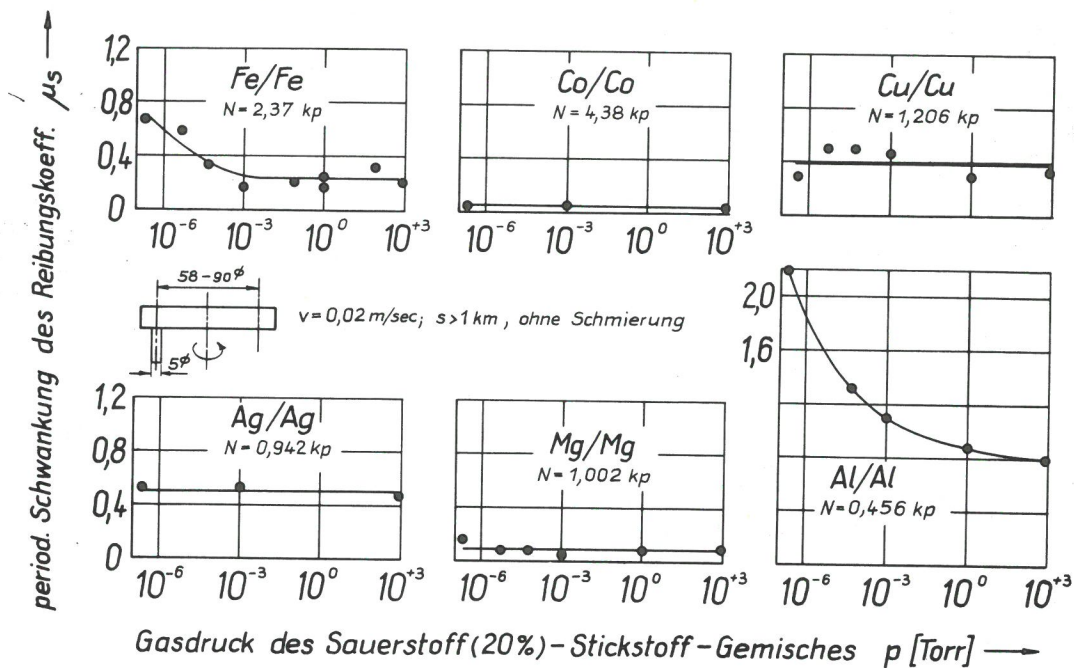


Bild 18
Periodische Schwankung des Reibungskoeffizienten

Außer dem Reibungskoeffizienten charakterisieren seine pro Umdrehung wiederkehrenden, periodischen Schwankungen das Reibungsverhalten. Wenn auch diese Schwankungen stark vom Schwingungsverhalten der Versuchsapparatur abhängen und ihre Erfassung durch die Trägheit des Kraftmeßsystems und seiner Anzeige mitbestimmt wird, werden sie doch auch wesentlich von der Kombination der Reibpartner und den herrschenden Versuchsbedingungen beeinflusst (Bild 18). So sind sie für Kobalt, Kupfer, Silber und Magnesium nahezu vom Gasdruck unabhängig und dabei für die hexagonalen Metalle am niedrigsten. Bei Eisen findet unterhalb von 10^{-3} Torr ein Anstieg statt, während sich bei Aluminium der mit fallendem Gasdruck zunehmende Anstieg über den gesamten Untersuchungsbereich erstreckt.

Bei Reibpartnern aus verschiedenen Metallen wurde jedes Metall einmal als Stift und andermal als Scheibe eingesetzt. So gab es bei der Paarung Kobalt/Eisen sowohl den Fall Kobaltstift auf Eisenscheibe als auch den Fall Eisenstift auf Kobaltscheibe. In Bild 19 sind die für beide Anordnungen gemessenen Reibungskoeffizienten und zum Vergleich auch die Reibungskoeffizienten gleichartiger Partner angeführt.

Man erkennt, daß die Reibungskoeffizienten der Paarung Kobalt/Eisen nicht von einer Vertauschung der Reibpartner beeinflusst werden und vom Gasdruck unabhängig sind. Außerdem liegen sie auf dem niedrigen Niveau der für Kobalt/Kobalt gemessenen Werte. Bei der Paarung Kupfer/Eisen wirkt sich dagegen eine Vertauschung von Stift- und Scheibenmetall auf den Verlauf der Reibungskoeffizienten stark aus. Reibt ein Eisenstift gegen eine Kupferscheibe, so steigt der Reibungskoeffizient mit fallendem Gasdruck noch steiler an als bei der Paarung Kupfer/Kupfer. Bei der Kombination von Kupferstiften mit Eisenscheiben ist der Einfluß des Gasdruckes dagegen gering; die Reibungskoeffizienten liegen in der Nähe der für Eisen/Eisen gemessenen Werte.

Die Paarungen Silberstift/Eisenscheibe und Eisenstift/Silberscheibe haben nahezu die gleichen Reibungskoeffizienten; die Werte sind mit denen von Eisen/Eisen vergleichbar. Ob eine Abhängigkeit vom Gasdruck vorliegt, kann aus den gemessenen Werten nicht mit Sicherheit entschieden werden.

Auch bei der Paarung Magnesium/Eisen hängen die Reibungskoeffizienten nicht von der Anordnung ab. Sie sind über dem gesamten Gasdruckbereich konstant und haben die gleiche Größe wie die von Magnesium/Magnesium.

Der Reibungskoeffizient der Kombination Eisenstift/Aluminiumscheibe ist wieder höher als der der Kombination Aluminiumstift/Eisenscheibe. Für die Kombination von Eisenstiften mit Aluminiumscheiben steigen die Reibungskoeffizienten mit fallendem Gasdruck etwas schwächer an als für Aluminium/Aluminium, während die Werte für die Paarung Aluminiumstift/Eisenscheibe ungefähr mit denen von Eisen/Eisen zusammenfallen.

Offensichtlich sind demnach – vielleicht mit Ausnahme von Silber/Eisen – die Reibungskoeffizienten von Reibpartnern aus verschiedenen Metallen nicht niedriger als die von Partnern aus gleichen Metallen. Aus den Versuchen geht weiterhin hervor, daß die Anordnung der Reibpartner einen entscheidenden Einfluß auf die Größe des Reibungskoeffizienten ausüben kann, wie z. B. bei den Paarungen von Kupfer und Aluminium mit Eisen.

Vergleichende Untersuchungen, in denen der Einfluß der Anordnung der Reibpartner behandelt und ein Vergleich mit den Reibungskoeffizienten der Ausgangsmetalle unternommen wird, sind für Kobalt/Eisen nicht bekannt. Goodzeit et al. (1956) fanden für die Paarung Eisenstift/Kobaltplatte in Normalatmosphäre einen Reibungskoeffizienten von 0,43, während Buckley und Johnson (1964) im Ultrahochvakuum von 10^{-9} Torr bei kleinen Gleitgeschwindigkeiten einen Wert von nur 0,2 beobachteten, der auch bei 760 Torr als Minimalwert gefunden wurde. Der von Dübler et al. (1970) bei $5 \cdot 10^{-6}$ Torr gemessene Wert für die Kombination Kobaltstift/Eisenring liegt mit 0,67 etwas höher.

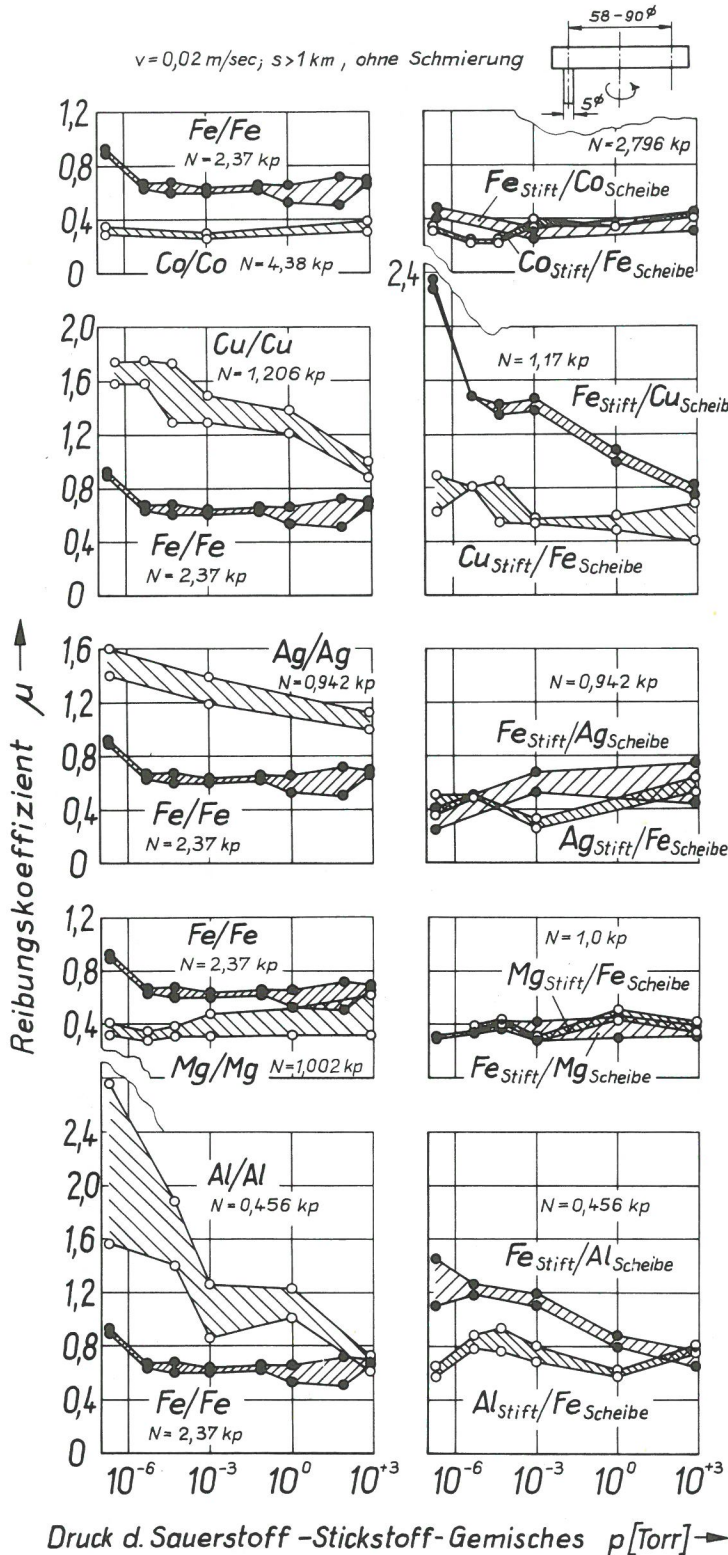


Bild 19
Der Reibungskoeffizient von Reibpaarungen aus gleichen und verschiedenen Metallen in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums

Die Paarung Stahlstift/Kupferscheibe verhält sich nach Whitehead (1950) ähnlich wie die Paarung Kupfer/Kupfer. Ku (1968) beobachtete ebenfalls, daß der Reibungskoeffizient der Kombination Eisenstift/Kupferscheibe in der Nähe des für Kupfer/Kupfer gemessenen Wertes lag, während beim Reiben eines Kupferstiftes auf einer Eisenwalze ein

wesentlich niedrigerer Wert auftrat. Bei Dübler et al. (1970) war der Unterschied etwas schwächer ausgeprägt. Insgesamt ergeben die vorliegenden Arbeiten für die Paarung Kupfer/Eisen ein übereinstimmendes Bild.

Für die Paarung Silber/Eisen liegen keine vergleichbaren Untersuchungen vor. Die von verschiedenen Autoren unter unterschiedlichen Bedingungen gemessenen Reibungskoeffizienten liegen zwischen 0,15 und 0,93.

Bei der Paarung Eisen/Magnesium ist es bemerkenswert, daß Goodzeit et al. (1956) in Normalatmosphäre mit 0,46 den gleichen Reibungskoeffizienten fanden wie Dübler et al. (1970) bei $5 \cdot 10^{-6}$ Torr; auch der von Golego (1965) für 10^{-9} bis 10^{-10} Torr mit 0,3 bis 0,48 abgeschätzte Wert fügt sich gut ein, während der von Coffin (1950) in Luft mit 1,02 gemessene Reibungskoeffizient überraschend hoch ist.

Die Reibung eines Stahlstiftes auf einer Aluminiumplatte gleicht nach Whitehead (1950) der Reibung von Aluminium

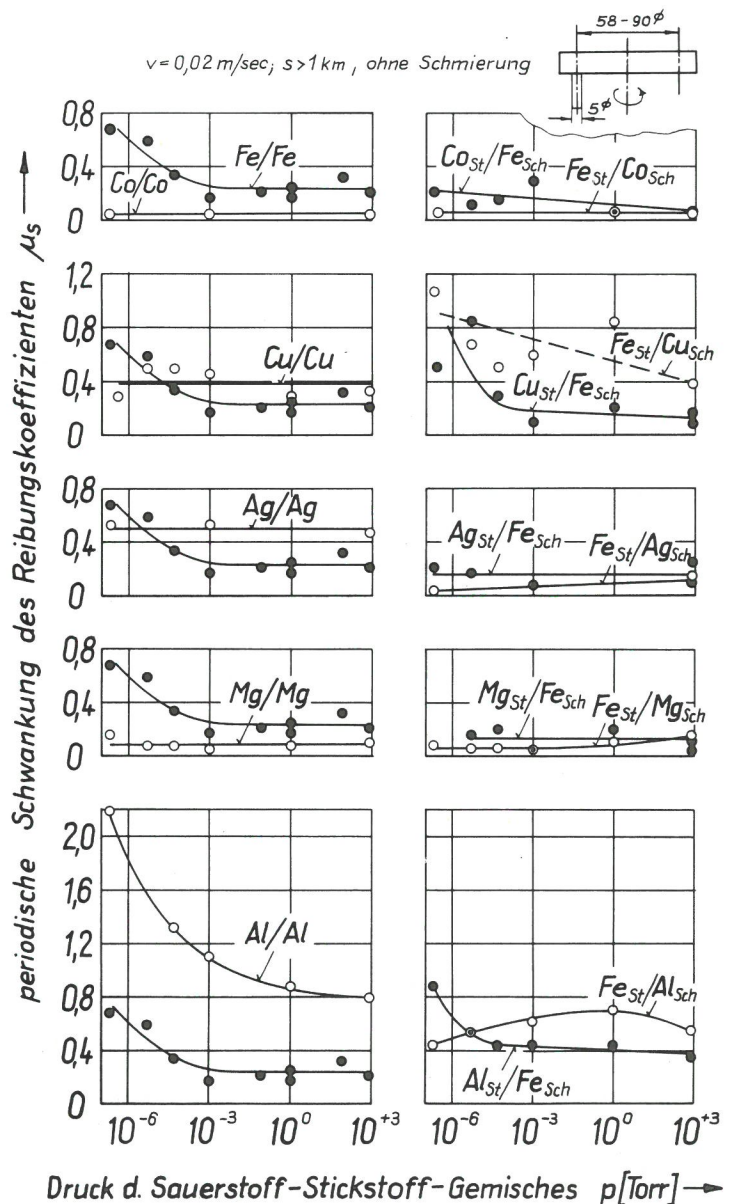


Bild 20
Periodische Schwankung des Reibungskoeffizienten von Reibpaarungen aus gleichen und verschiedenen Metallen in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums

auf Aluminium. Der von Goodzeit et al. (1956) für die Paarung Eisenstift/Aluminiumplatte in Normalatmosphäre mit 0,83 abgeschätzten Reibungskoeffizient wie auch der von Dübler et al. (1970) für $5 \cdot 10^{-6}$ Torr mit 0,85 gemessene Reibungskoeffizient stimmt recht gut mit den hier beobachteten Werten überein. Der von Fischer und Feller (1970) gefundene Anstieg des Reibungskoeffizienten der Paarung Aluminiumstift/Eisenplatte von 0,58 bei 760 Torr auf 0,98 bei 10^{-6} Torr zeigt sich allerdings hier nicht.

Durch die Gegenüberstellung der eigenen und der von anderen Autoren gemachten Untersuchungen wird deutlich, welchen Einfluß Anordnung der Reibpartner und Gasdruck des umgebenden Mediums auf den Reibungskoeffizienten haben können und wie die Reibungskoeffizienten von Reibpaarungen aus verschiedenen Metallen im Vergleich zu denen von Reibpaarungen aus gleichen Metallen liegen. Danach ist auch klar, daß der Reibungskoeffizient keine Materialkonstante ist.

Die periodische Schwankung des Reibungskoeffizienten (Bild 20) nimmt bei der Paarung Kobaltstift/Eisenscheibe geringfügig mit fallendem Gasdruck zu, während bei der Paarung Eisenstift/Kobaltscheibe ebenso wie bei Kobalt/Kobalt keine Änderung erkennbar ist. Die Kombination Kupferstift/Eisenscheibe und auf einem höheren Niveau auch die Paarung Eisenstift/Kupferscheibe zeigen mit abnehmendem Gasdruck eine Zunahme der periodischen Schwankung, die bei hohen Vakua über den Werten von Eisen/Eisen und Kupfer/Kupfer liegt. Bei der Paarung Eisenstift/Silberscheibe bleibt sie dagegen konstant. In beiden Fällen ist sie aber kleiner als für Silber/Silber und Eisen/Eisen. Reibt ein Eisenstift auf einer Magnesiumscheibe, so sinkt die periodische Schwankung des Reibungskoeffizienten mit fallendem Gasdruck geringfügig, während sie nach einer Vertauschung der Reibpartnermetalle nahezu unabhängig vom herrschenden Vakuum ist. Die Kombination Eisenstift/Aluminiumscheibe zeigt einen ähnlichen Anstieg wie Eisen/Eisen, nur zu etwas höheren Beträgen hin verschoben, während bei der Kombination von Eisenstiften mit Aluminiumscheiben offensichtlich ein Maximum auftritt. Hier liegen die Werte der periodischen Schwankungen zwischen den Werten für Eisen/Eisen und Aluminium/Aluminium.

Zusammenfassend ist festzustellen, daß die periodische Schwankung des Reibungskoeffizienten bei Paarungen aus verschiedenen Metallen meistens zwischen den Werten der Ausgangsmetalle liegt. Bei der Kombination Silber/Eisen liegt sie für beide geometrische Anordnungen unter den Werten der entsprechenden gleichen Metalle, bei Paarung von Eisenstiften mit Kupferscheiben ein wenig darüber.

5.4. Reibflächentemperatur

Die Temperatur der Reibfläche ist für die während des Reibvorganges ablaufenden physikalisch-chemischen Prozesse und für die von ihnen abhängigen mechanischen Eigenschaften der Oberflächenzonen von großer Bedeutung. Dabei ist es zweckmäßig, zwischen den in den Mikrokontakten örtlich begrenzt auftretenden, schnell abklingenden sog. „Blitztemperaturen“ und der mittleren Reibflächentemperatur, die im Mittel in der gesamten geometrischen Kontaktfläche auftritt, zu unterscheiden. Bei den vorliegenden Untersuchungen waren zwar über die Blitztemperaturen keine Aussagen möglich, jedoch über die mittlere Reibflächentemperatur ließen sich Angaben gewinnen. Eine untere Grenze dieser Temperatur stellt die in einem Abstand von 4 mm von der Reibfläche gemessene Stifttemperatur dar. In Bild 21 ist die aus sämtlichen Versuchen gemittelte Stifttemperatur über der Gleitgeschwindigkeit und dem Gasdruck des Umgebungsmediums dargestellt. Wie zu erwarten, nimmt die Temperatur mit wachsender Gleitgeschwindigkeit zu. Die Ab-

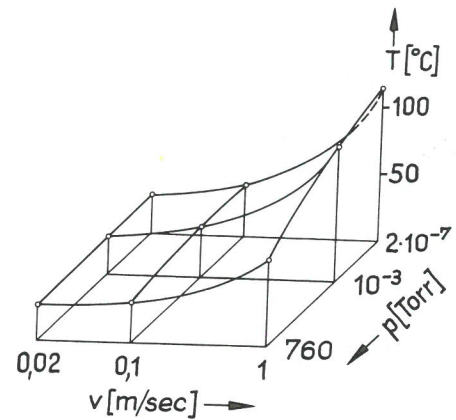


Bild 21
Mittlere Stifttemperaturen sämtlicher Versuche (Meßstelle zu Beginn der Verschleißbeanspruchung 4 mm von der Reibfläche entfernt)

senkung des Gasdruckes führt ebenfalls zu einer Temperaturerhöhung, die am stärksten bei einer Gleitgeschwindigkeit von 1 m/sec ausgeprägt ist.

Eine obere Grenze der Reibflächentemperatur kann zunächst für Kobalt/Kobalt auf Grund der Arbeiten von Buckley und Johnson (1964) abgeschätzt werden. Sie beobachteten, daß der Reibungskoeffizient bei der Umwandlung des Kobalts von der hexagonalen in die kubisch-flächenzentrierte Struktur steil ansteigt. Da bei den hier vorgestellten Messungen dieser Anstieg niemals auftrat, kann geschlossen werden, daß die Reibflächentemperatur unter der Umwandlungstemperatur, die für reines Kobalt nach Krajewski, Krüger und Winterhager (1970) 445°C beträgt, gelegen hat.

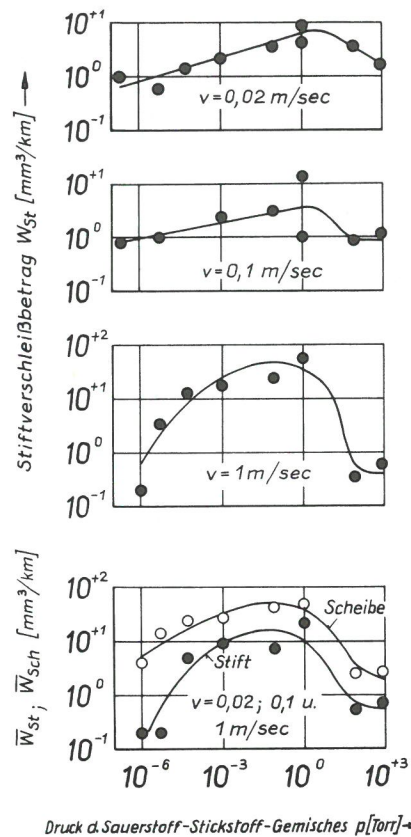
Tabelle 9
Reibleistungen und Stifttemperaturen für Kobalt/Kobalt und Paarungen mit höheren Reibleistungen

Partner St./Sch.	p [Torr]	v [m/sec]	N [kp]	$\bar{\mu}_{\max}$	$\frac{Q}{\text{cal}} \left[\frac{\text{cal}}{\text{sec}} \right]$	T^+ [$^{\circ}\text{C}$]	$T - T_{\text{Raum}}$ [$^{\circ}\text{C}$]
Co/Co	2×10^{-7}	0,96	4,38	0,40	3,94	182	156
Fe/Fe	1	0,94	2,37	0,85	4,43	110	85
"	10^{-3}	0,96	"	0,97	5,16	166	141
"	5×10^{-5}	0,95	"	1,01	5,32	172	147
"	5×10^{-6}	0,95	"	1,00	5,26	162	137
Fe/Cu	760	0,94	1,17	1,62	4,17	85	61
"	5×10^{-5}	0,95	"	1,95	5,07	162	136
"	5×10^{-7}	0,95	"	1,72	4,47	250	226

⁺ Meßstelle zu Beginn der Verschleißbeanspruchung 4 mm von der Reibfläche entfernt.

Mit Ausnahme der in Tabelle 9 zusammengestellten Paarungen dürfte dies auch für die meisten anderen Paarungen die obere Grenze der Reibflächentemperatur sein, weil ihre Reibleistungen unter der des Kobalts liegen, wie aus den Tabellen VII, VIII und IX des Anhangs hervorgeht. Lediglich bei Eisen/Eisen und der Kombination Eisenstift/Kupferscheibe traten für Gleitgeschwindigkeiten von 1 m/sec unter bestimmten Bedingungen höhere Reibleistungen auf, so daß hier auch höhere Reibflächentemperaturen nicht auszu-schließen sind (Tab. 9).

Fe/Fe, $N=2,37 \text{ kp}$, ohne Schmierung



Druck d. Sauerstoff-Stickstoff-Gemisches p [Torr] →

Bild 22
Verschleißbeträge von Reibpartnern aus Eisen in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums

5.5. Verschleißbetrag

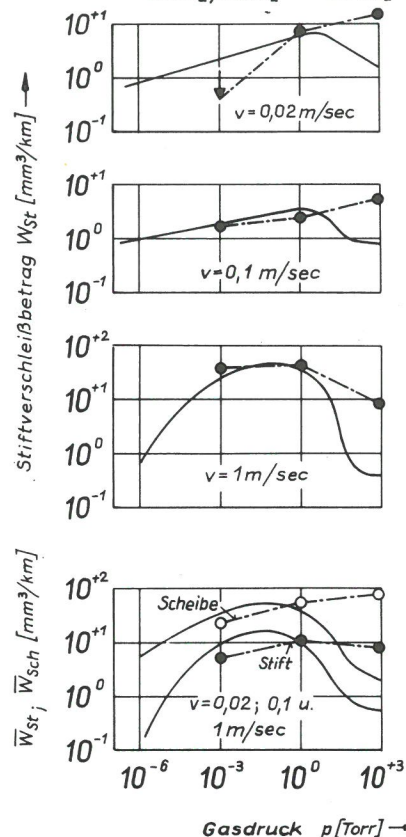
In den folgenden Bildern 22 bis 28 sind die Verschleißbeträge über dem Gasdruck des Umgebungsmediums dargestellt. Der Stiftverschleißbetrag W_{St} wurde aus der fortlaufend registrierten Stiftlängenänderung ermittelt. Der Gesamtstiftverschleißbetrag \bar{W}_{St} wurde durch Wägung der Stifte bestimmt. Außerdem wurde aus den Profildigrammen der Gesamtscheibenverschleißbetrag \bar{W}_{Sch} abgeschätzt. Der Gesamtverschleißbetrag von Stift oder Scheibe ist dabei immer das Ergebnis der Verschleißbeanspruchungen bei allen drei Versuchsgeschwindigkeiten.

In Bild 22 ist zunächst der Verschleißbetrag von Eisenstiften, die gegen Eisenscheiben reiben, für jede Geschwindigkeit einzeln untereinander wiedergegeben. Ganz unten sind die Stift- und Scheibengesamtverschleißbeträge eingetragen. Zu bedenken ist wieder, daß die einzelnen Verschleißbeträge den Übertrag vom anderen Partner mitenthalten können.

Bei einer Gleitgeschwindigkeit von 0,02 m/sec durchläuft der Verschleißbetrag der Eisenstifte ein Maximum, das bei ungefähr 1 Torr liegt. Für Gleitgeschwindigkeiten von 0,1 und 1 m/sec ist der Verschleißbetrag bei Gasdrücken von 760 und 80 Torr zunächst niedrig; er steigt aber bei ca. 1 Torr wiederum auf ein Maximum an, das vor allem für eine Gleitgeschwindigkeit von 1 m/sec sehr ausgeprägt ist. Die Gesamtverschleißbeträge \bar{W}_{St} und \bar{W}_{Sch} zeigen einen untereinander ähnlichen Verlauf, der stärkere Verschleiß liegt auf der Seite der Scheiben.

Fe/Fe, $N=2,37 \text{ kp}$, ohne Schmierung

— 20% O_2 ; 80% N_2 --- 100% N_2



Gasdruck p [Torr] →

Bild 23
Verschleißbeträge von Reibpartnern aus Eisen in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch und in reinem Stickstoff in Abhängigkeit vom Gasdruck

Die Ergebnisse an Eisenproben in reiner Stickstoffatmosphäre durchgeführter Versuche zeigt Bild 23. Bei Gleitgeschwindigkeiten von 0,02 und 0,1 m/sec durchläuft der Verschleißbetrag nun kein Maximum mehr, er steigt vielmehr mit wachsendem Stickstoffdruck an. Für eine Gleitgeschwindigkeit von 1 m/sec liegt der Verschleißbetrag bei 760 Torr Stickstoff zwar etwas niedriger als bei 1 Torr Stickstoff, er erreicht aber auch hier bei weitem nicht den niedrigen Wert, der bei 760 Torr des Sauerstoff-Stickstoff-Gemisches gefunden wurde. Die Gesamtverschleißbeträge von Stift und Scheibe zeigen bei 760 Torr reinen Stickstoffs ebenfalls stark erhöhte Werte.

Die Verschleißbeträge der Reibpartner der Paarungen Kobalt/Kobalt, Kobaltstift/Eisenscheibe und Eisenstift/Kobaltscheibe sind in Bild 24 enthalten. Reiben Kobaltstifte auf Kobaltscheiben, so ist wegen des ständigen Wechsels von Auf- und Abrieb nur bei manchen Versuchsbedingungen überhaupt ein Stiftverschleißbetrag meßbar (Bild 24 a, b, c), während der Gesamtverschleißbetrag der Kobaltstifte deutlich mit steigendem Gasdruck zunimmt. Bestehen die Gegenkörper aus Eisenscheiben, so erfahren die Kobaltstifte einen wesentlich stärkeren Verschleiß, der ebenfalls mit wachsendem Gasdruck größer wird (Bild 24 e, f, g, h). Beim Vergleich der Gesamtverschleißbeträge fällt auf, daß die Eisenscheiben erst von 10^{-3} Torr an abwärts einem stärkeren Verschleiß als die Kobaltstifte unterliegen. — Eisenstifte, die gegen Kobaltscheiben reiben, weisen nur bei einer Gleitgeschwindigkeit von 1 m/sec für 760 Torr einen meßbaren Verschleiß auf, sonst findet überwiegend Aufrieb statt (Bild 24 i, k, l). So ist auch ihr mit steigendem Gasdruck zunehmender Gesamtverschleißbetrag nur durch einen Punkt belegt, während der Gesamtverschleißbetrag der Kobaltscheiben eindeutig eine steigende Tendenz aufweist und außerdem wesentlich höher liegt (Bild 24 m).

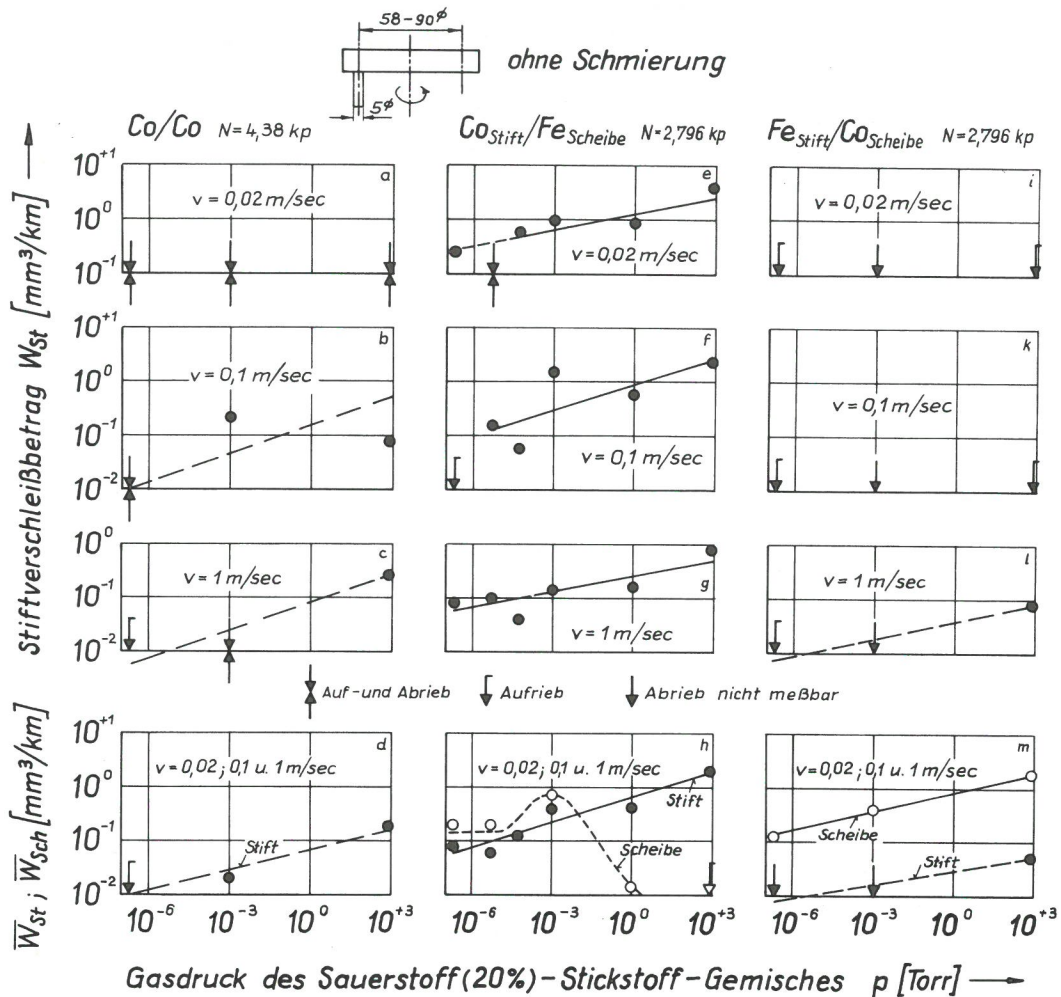


Bild 24
Verschleißbeträge von Reibpartnern aus Kobalt und Eisen in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums

Zusammenfassend ist hervorzuheben, daß die Kobaltstifte bei der Paarung mit Kobaltscheiben einem niedrigeren Verschleiß unterliegen, als wenn die Gegenkörper aus Eisenscheiben bestehen. Ferner erfährt Eisen nur als Scheibe unterhalb 10^{-3} Torr einen größeren Verschleiß als Kobalt. Dies ist besonders zu beachten, da Kobalt eine größere Härte als Eisen hat.

Bei Kupfer/Kupfer steigt der Verschleißbetrag der Kupferstifte für alle drei Geschwindigkeiten mit zunehmendem Gasdruck an (Bild 25 a, b, c). Wegen der Streuung der Meßwerte ist es unsicher, ob ein Einfluß der Reibgeschwindigkeit vorliegt. Auch die Gesamtverschleißbeträge der Kupferstifte und Kupferscheiben werden mit wachsendem Gasdruck größer (Bild 25 d). Von $5 \cdot 10^{-6}$ Torr an abwärts erfahren die Kupferscheiben einen Aufrieb.

Reiben Kupferstifte gegen Eisenscheiben, so nimmt der Verschleißbetrag der Kupferstifte bei Gleitgeschwindigkeiten von 0,02 und 0,1 m/sec schwach mit wachsendem Gasdruck zu (Bild 25 e u. f). Die Verschleißbeträge sind aber geringer, als wenn die Gegenkörper aus Kupferscheiben bestanden (Bild 25 a u. b). Bei einer Gleitgeschwindigkeit von 1 m/sec steigt der Verschleiß der Kupferstifte zwischen $5 \cdot 10^{-6}$ und 10^{-3} Torr monoton an, fällt dann um ca. 2 Größenordnungen ab und steigt von 1 bis 760 Torr wieder an (Bild 25 g). Die Hochlage des Verschleißbetrages ist dabei aber nicht auf Materialverlust, sondern auf eine plastische Verschiebung von Oberflächenbereichen zurückzuführen. Daher zeigt der durch Wägung ermittelte Gesamtverschleiß der Kupferstifte einen stetigen Anstieg (Bild 25 h). Der Verschleißbetrag der Eisenscheiben durchläuft dem-

gegenüber ein Maximum. – Der Verschleißbetrag der Eisenstifte, die gegen Kupferscheiben reiben, nimmt wiederum mit steigendem Gasdruck zu (Bild 25 i, k, l). Die Gesamtverschleißbeträge von Eisenstift und Kupferscheibe zeigen ebenfalls eine steigende Tendenz (Bild 25 m).

Die größten Verschleißbeträge treten demnach auf, wenn beide Reibpartner aus Kupfer bestehen (Bild 25 d). Durch die Kombination mit Eisen verringert sich der Verschleißbetrag sowohl der Kupferstifte (Bild 25 e, f, g, h) als auch der Kupferscheiben (Bild 25 m). Der Verschleißbetrag von Eisen ist vor allem dann niedrig, wenn Eisenstifte auf Kupferscheiben reiben (Bild 25 i, k, l, m). Eisenscheiben erfahren dagegen vor allem bei niedrigen Gasdrücken einen höheren Verschleiß als die auf sie einwirkenden Kupferstifte (Bild 25 h).

Silberstifte, die gegen Silberscheiben reiben, weisen erst im Vakuum einen meßbaren Verschleißbetrag auf (Bild 26 a, b, d), so daß abweichend von den vorangegangenen Beispielen der Verschleißbetrag der Silberstifte mit sinkendem Gasdruck zunimmt. Der Gesamtverschleißbetrag der Silberscheiben erhöht sich dagegen in umgekehrter Richtung mit steigendem Gasdruck. Die gleiche Tendenz gilt auch für Silberstifte, wenn sie gegen Eisenscheiben reiben (Bild 26 e, f, g, h). Dafür nimmt unter diesen Umständen der Gesamtverschleißbetrag der Eisenscheiben mit fallendem Gasdruck zu. Reiben Eisenstifte gegen Silberscheiben, so ist durch die kapazitive Längenmessung nur für eine Versuchsbedingung ein Verschleißbetrag der Eisenstifte abschätzbar (Bild 26 i, k, l). Durch Wägung läßt sich ein äußerst geringer Gesamtverschleißbetrag der Eisenstifte feststellen, der mit wachsendem Gasdruck größer wird (Bild 26 m).

Bei der Kombination von Magnesiumstiften mit Magnesiumscheiben ist der Stiftverschleiß nicht meßbar, weil sich Auf- und Abrieb stän-

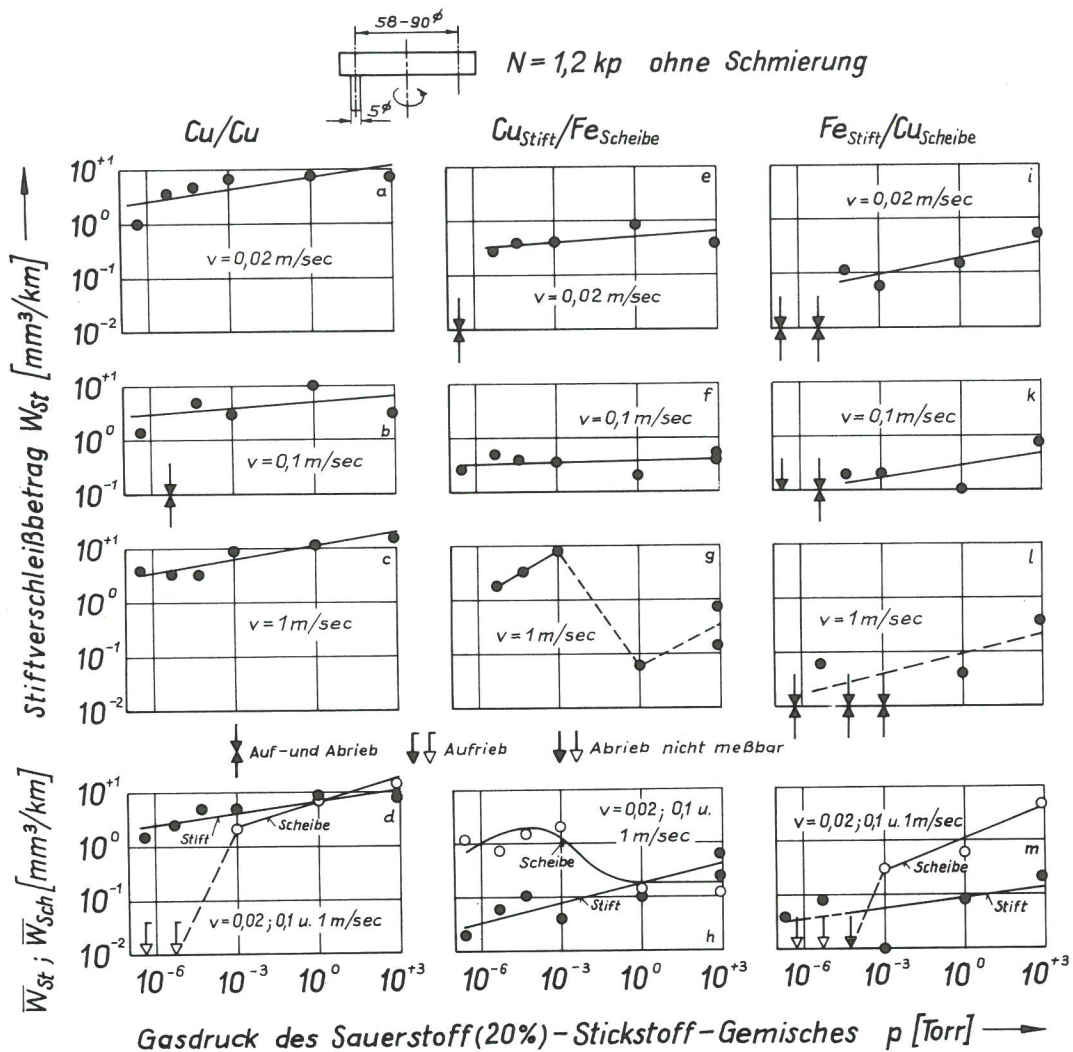


Bild 25
Verschleißbeträge von Reibpartnern aus Kupfer und Eisen in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums

dig abwechseln (Bild 27 a, b, c). Aus der Wägung geht hervor, daß die Stifte eine Gewichtszunahme erfahren; es wird also offensichtlich Werkstoff von den Scheiben auf die Stifte übertragen. Der Gesamtverschleißbetrag der Scheiben ist demgegenüber bis hinab zu einem Gasdruck von 10^{-3} Torr recht hoch (Bild 27 d). Bei Verwendung von Eisenscheiben als Gegenkörper erleiden die Magnesiumstifte einen starken, mit steigendem Gasdruck zunehmenden Verschleiß (Bild 27 e, f, g, h), während ein Verschleiß der Eisenscheiben wegen des Magnesiumaufriebes nicht meßbar ist. Reiben Eisenstifte auf Magnesiumscheiben, so wird Magnesium von den Scheiben auf die Eisenstifte übertragen, so daß deren Verschleiß einer Messung nicht zugänglich ist (Bild 27 i, k, l, m). Der Verschleiß der Magnesiumscheiben ist dagegen recht hoch.

Bei der Kombination von Reibpartnern aus Eisen und Magnesium ist also der Verschleiß der Eisenpartner sehr gering. Oberhalb 10^{-3} Torr erleiden die Magnesiumscheiben einen besonders hohen Verschleiß, wenn die Gegenkörper aus Magnesiumstiften bestehen, während bei tieferen Drücken Eisenstifte einen höheren Verschleiß hervorrufen.

Aluminiumstifte, die gegen Aluminiumscheiben reiben, erfahren einen ständigen Wechsel von Auf- und Abrieb, dadurch kann ihr Verschleiß nicht aus der kontinuierlich geschriebenen Stiftlängenänderung erfaßt werden (Bild 28 a, b). Durch Wägung läßt sich aber für einige Versuchsbedingungen der Gesamtverschleißbetrag der Aluminiumstifte abschätzen; er nimmt offenbar mit steigendem Gasdruck zu, während der viel höher liegende Gesamtverschleißbetrag

der Aluminiumscheiben nicht vom Gasdruck abhängt (Bild 28 d). Bestehen die Gegenkörper aus Eisenscheiben, so ist der Verschleißbetrag der Aluminiumstifte wesentlich größer als bei Gegenkörpern aus Aluminiumscheiben, außerdem ist eine positive Gasdruckabhängigkeit erkennbar (Bild 28 e, f, g). Auch der Gesamtverschleißbetrag der Aluminiumstifte steigt mit zunehmendem Gasdruck an, während der Gesamtverschleißbetrag der Eisenscheiben ein Maximum durchläuft (Bild 28 h). Reiben Eisenstifte auf Aluminiumscheiben, so wird kapazitiv erst bei niedrigeren Gasdrücken ein Verschleißbetrag meßbar, der aber offensichtlich nicht auf einem Materialverlust beruht, da sich durch Wägung kein Verschleiß feststellen läßt (Bild 28 i, k, l, m). Der Gesamtverschleißbetrag der Aluminiumscheiben ist wiederum vom Gasdruck unabhängig; er liegt etwas niedriger, als wenn die Gegenkörper anstelle von Eisenstiften aus Aluminiumstiften bestanden.

Aus den Ergebnissen geht hervor, daß der Gasdruck des umgebenden Sauerstoff-Stickstoff-Gemisches einen großen Einfluß auf den Verschleiß hat. In den meisten Fällen nimmt der Verschleißbetrag mit steigendem Gasdruck zu. Bei Eisenscheiben, gegen welche Stifte aus Eisen, Kobalt, Kupfer und Aluminium reiben, durchläuft er ein Maximum; ebenso bei Eisenstiften, deren Gegenkörper aus Eisenscheiben bestehen. Einen mit sinkendem Gasdruck steigenden Verschleißbetrag haben Silberstifte, die gegen Silberscheiben laufen, und Eisenscheiben, die durch Silberstifte beansprucht werden. Unabhängig vom Gasdruck ist der Verschleißbetrag von Aluminiumscheiben, deren Gegenkörper aus Aluminium oder Eisenstiften bestehen.

Außerdem hängt der Verschleißbetrag davon ab, ob die Ge-

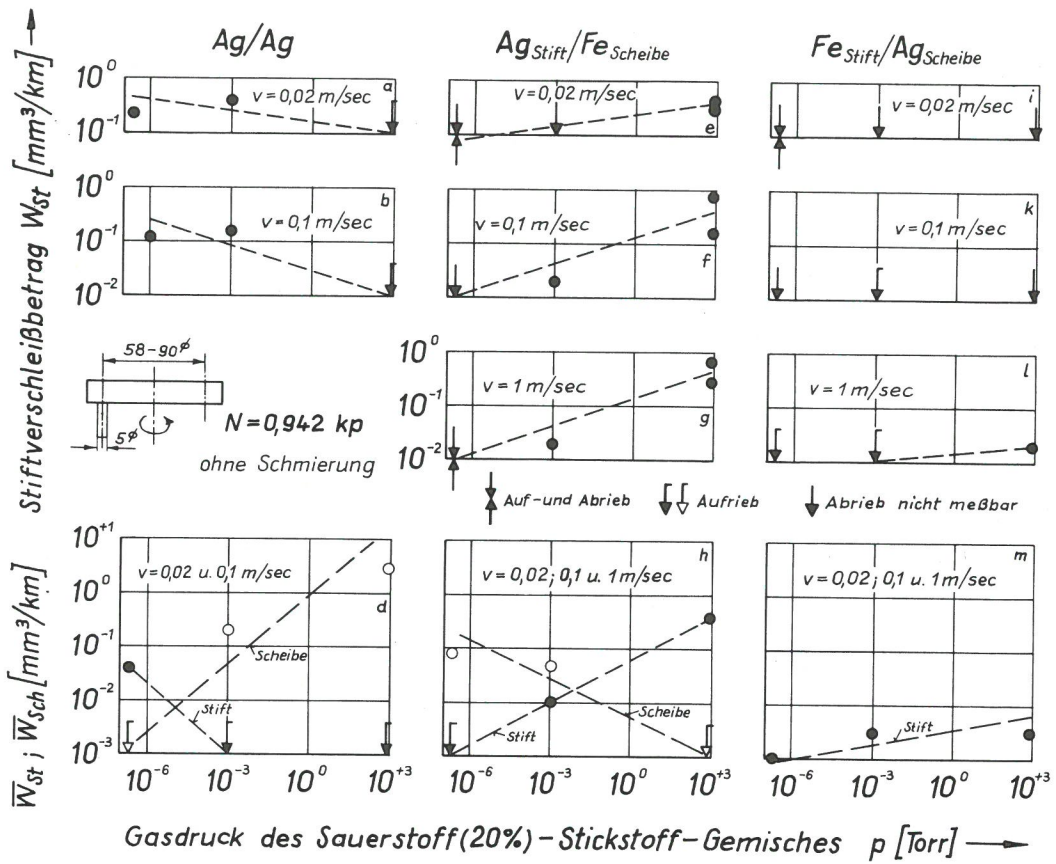
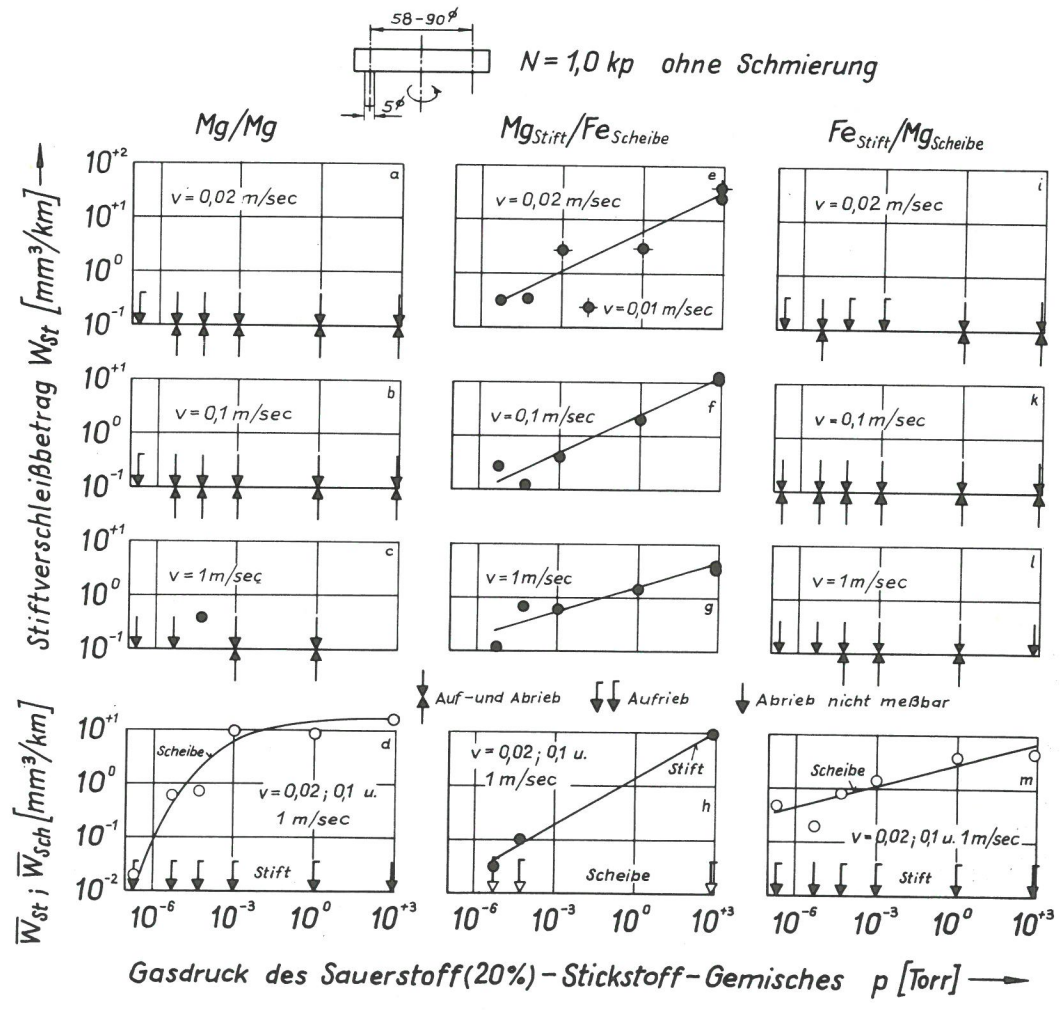


Bild 26
Verschleißbeträge von Reibpartnern aus Silber und Eisen in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums

Bild 27
Verschleißbeträge von Reibpartnern aus Magnesium und Eisen in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums



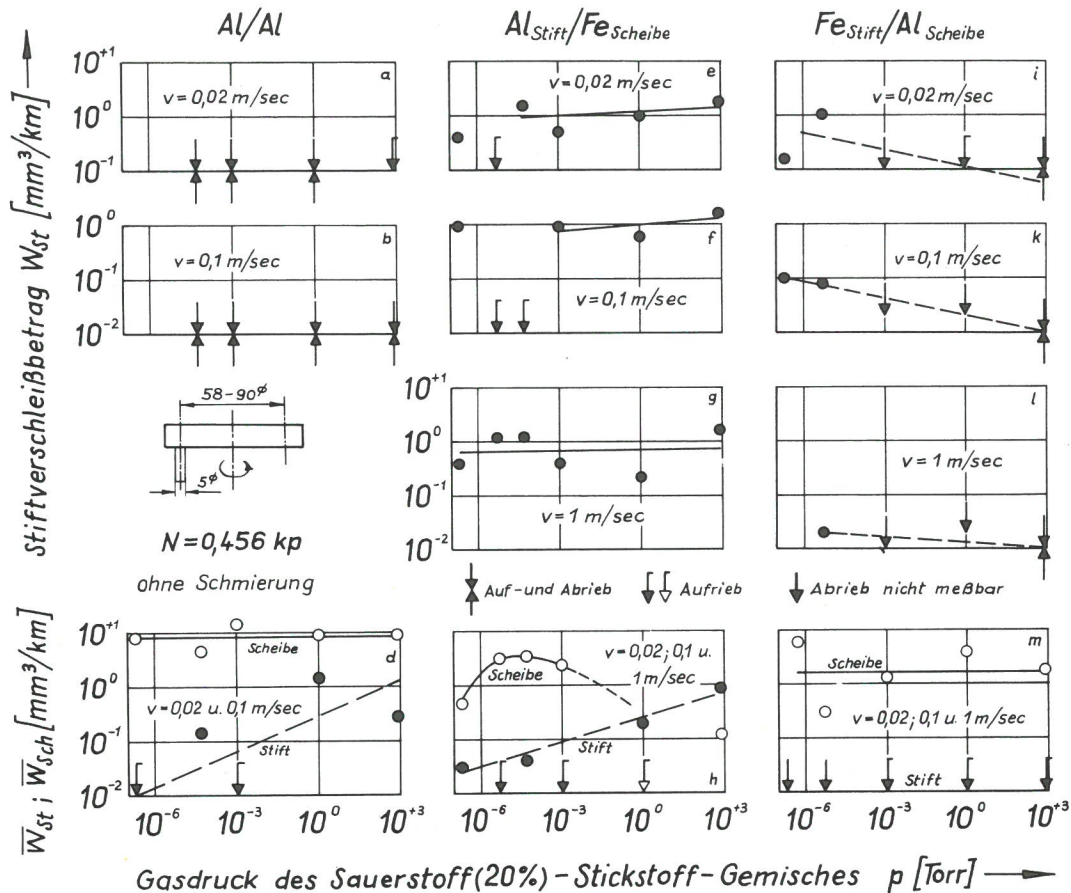


Bild 28
Verschleißbeträge von Reibpartnern aus Aluminium und Eisen in Abhängigkeit vom Gasdruck des Umgebungsmediums

genkörper aus den gleichen oder aus verschiedenen Metallen bestehen. So zeigen Kobalt-, Magnesium- und Aluminiumstifte mit Scheiben aus den entsprechenden gleichen Metallen einen Wechsel von Auf- und Abrieb, während sie mit Eisenscheiben als Gegenkörpern einen meßbaren, mit steigendem Gasdruck zunehmenden Verschleißbetrag aufweisen.

Ferner hängt der Verschleißbetrag davon ab, ob die Reibpartner als Stift oder als Scheibe eingesetzt wurden. So ist bei den Paarungen Eisen/Eisen, Aluminium/Aluminium und Magnesium/Magnesium der Verschleißbetrag der Scheiben wesentlich größer als der der Stifte. Auch bei Paarungen aus verschiedenen Metallen ist der Verschleiß der Scheiben meistens größer als der der Stifte.

5.6. Verschleißkoeffizient

Aus den Verschleißbeträgen lassen sich nach Formel 4 der Einleitung Verschleißkoeffizienten berechnen, die ebenso wie die Verschleißbeträge vom Gasdruck des Umgebungsmediums abhängen. Für die Berechnung wurden die Gesamtverschleißbeträge zugrunde gelegt.

In Bild 29 ist der Verschleißkoeffizient für Reibpartner aus gleichen Metallen aufgetragen. Er ist für die Scheiben aus Paarungen Eisen/Eisen, Silber/Silber, Magnesium/Magnesium und Aluminium/Aluminium fast bei allen Gasdrücken größer als für die entsprechenden Stifte. Nur bei Kupfer/Kupfer liegt sein Wert von $5 \cdot 10^{-6}$ Torr abwärts beträchtlich unter dem der Stifte. Die Höchstwerte des Verschleißkoeffizienten der Scheiben liegen zwischen 10^{-4} und ca. 10^{-3} . Sie werden von Eisenscheiben im Vakuum bei ungefähr 1 Torr,

für die Kupfer-, Silber- und Magnesiumscheiben dagegen bei 760 Torr erreicht, während die Aluminiumscheiben keine Abhängigkeit vom Gasdruck zeigen. Bei 10^{-6} Torr ist der Verschleißkoeffizient der Eisenscheiben etwas, der der Kupfer-, Silber- und Magnesiumscheiben hingegen stark abgefallen. Von den Stiften weisen die Eisenstifte, deren Verschleißkoeffizient ein Maximum durchläuft, und die Kupferstifte den stärksten Verschleiß auf, gefolgt von den Aluminium- und Kobaltstiften. Dagegen erfahren die Silber- und Magnesiumstifte überwiegend Aufrieb.

Reiben Kobalt-, Kupfer-, Silber-, Magnesium- und Aluminiumstifte auf Eisenscheiben, so ergeben sich die in Bild 30 dargestellten Verhältnisse, wobei zum Vergleich die Paarung Eisen/Eisen mit eingezeichnet ist. Der Verschleißkoeffizient der Stifte – mit Ausnahme der Eisenstifte – nimmt durchweg mit steigendem Gasdruck des Umgebungsmediums zu. Bei 760 Torr ist mit ca. $7 \cdot 10^{-4}$ der Verschleißkoeffizient der Magnesiumstifte am größten, es folgen die Kobalt-, Aluminium-, Kupfer- und Silberstifte. Bei 10^{-6} Torr ergibt sich eine etwas andere Reihenfolge: nun ist der Verschleißkoeffizient der Kobaltstifte am größten, es folgen die Kupfer-, Magnesium- und Aluminiumstifte, während die Silberstifte einen Aufrieb erfahren. Der Verschleißkoeffizient der Eisenscheiben durchläuft bei den Paarungen Kobalt/Eisen, Kupfer/Eisen und Aluminium/Eisen ebenso wie bei der Paarung Eisen/Eisen ein Maximum, das jetzt aber bei niedrigeren Gasdrücken liegt und nur bei der Paarung Aluminium/Eisen annähernd so hoch wie bei der Paarung Eisen/Eisen ist. Bei der Paarung Silber/Eisen wird möglicherweise ebenfalls ein Maximum erreicht, während bei Magnesium/Eisen nur Aufrieb stattfindet. Vor allem bei hohen Gasdrücken ist der Verschleißkoeffizient der Eisenscheiben niedriger oder höchstens genau so groß wie der der Stifte aus den anderen Metallen.

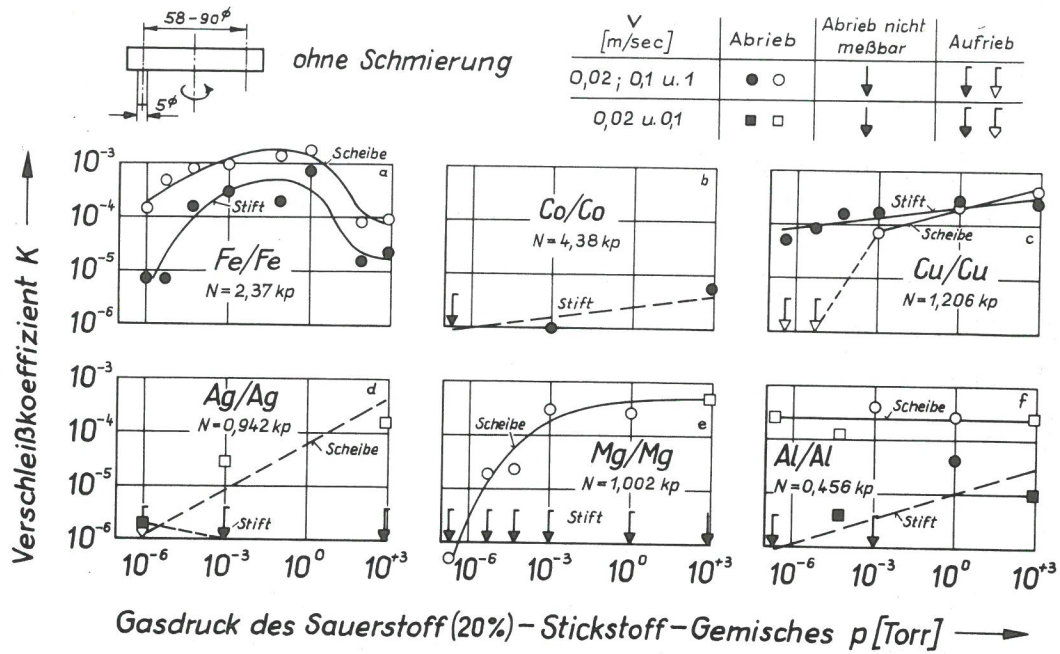


Bild 29
Der Verschleißkoeffizient von Reibpartnern aus gleichen Metallen nach zwei oder drei Läufen der angegebenen Geschwindigkeiten

Die Kombination von Eisenstiften mit den Scheiben der anderen Metalle führt zu den in Bild 31 wiedergegebenen Kurven. Die Eisenstifte erfahren nur bei der Paarung Eisenstift/Kupferscheibe einen größeren Verschleiß, der mit steigendem Gasdruck etwas zunimmt. Der wesentlich kleinere Verschleißkoeffizient der Eisenstifte der Paarungen Eisenstift/Kobaltscheibe und Eisenstift/Silberscheibe nimmt ebenfalls schwach mit dem Gasdruck zu. Demgegenüber ist der Ver-

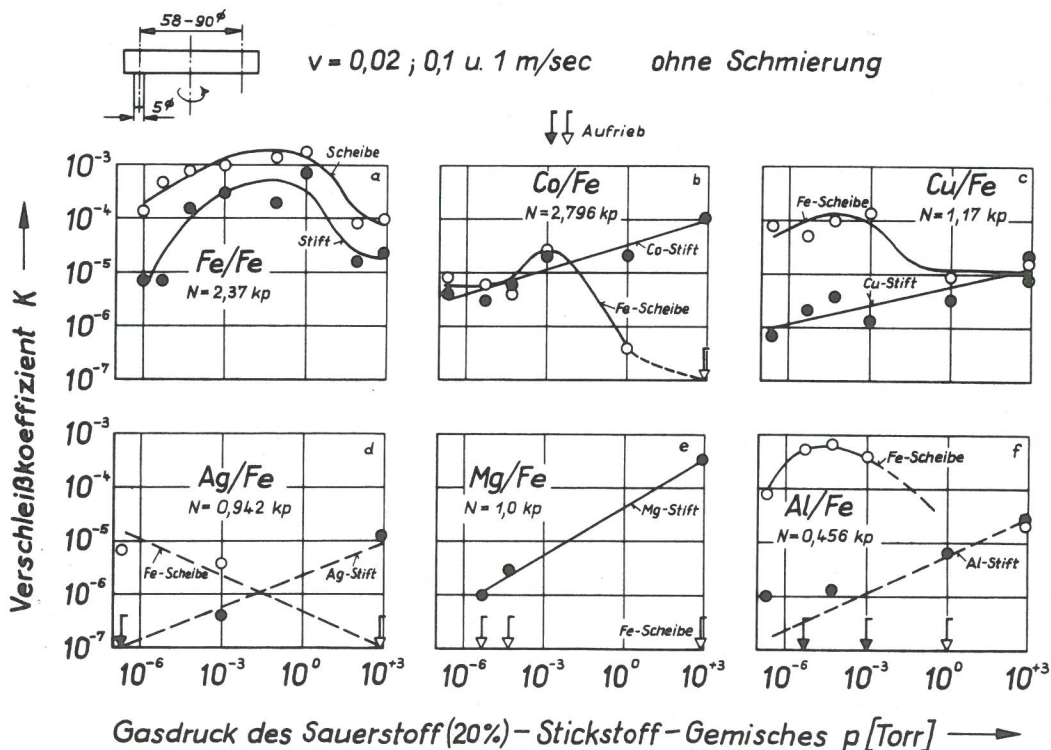
schleißkoeffizient der Kobalt-, Magnesium- und Aluminiumscheiben sowie bis hinab zu 10^{-3} Torr auch der der Kupferscheiben wesentlich größer als der Verschleißkoeffizient der zugehörigen Eisenstifte, wobei wiederum eine positive Gasdruckabhängigkeit vorliegt.

In den doppelt-logarithmischen Darstellungen des Verschleißkoeffizienten K über dem Gasdruck p ergaben sich häufig Geraden, die man durch eine Gleichung folgender Form ausdrücken kann:

$$K = a \cdot p^b \quad (37)$$

Bild 30
Der Verschleißkoeffizient von Stiften aus Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium sowie der zugehörigen Eisen-scheiben nach drei Läufen der angegebenen Geschwindigkeiten

Der Faktor a gibt den Verschleißkoeffizienten bei 1 Torr an, während durch den Exponenten b die Steilheit des Anstie-



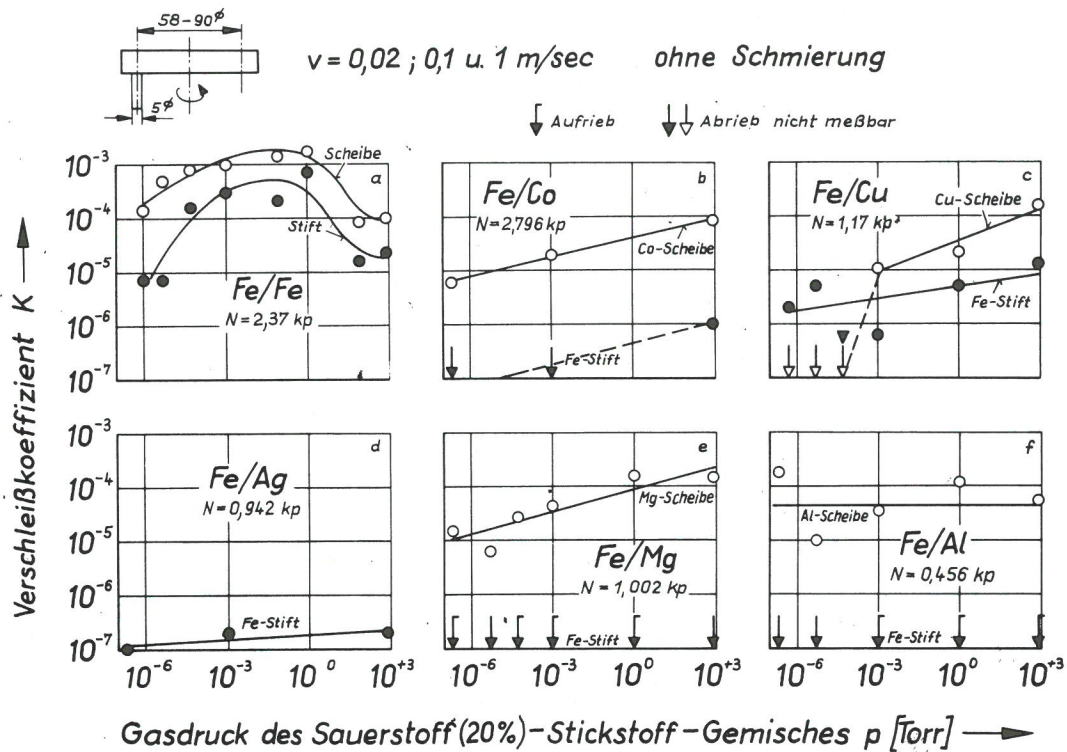


Bild 31
Der Verschleißkoeffizient von Eisenstiften und der zugehörigen Scheiben aus Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium nach drei Läufen der angegebenen Geschwindigkeiten

Tabelle 10
Zahlenwerte für den Faktor a und den Exponenten b der Gleichung 37 für verschiedene Reibpartner unter verschiedenen Versuchsbedingungen

Partner	Paarung Stift / Scheibe	Normalkraft [kp]	Geschw. [m/sec]	Gasdruckbereich [Torr]	$10^5 a$	b	$\pm 10^5 m_a$	$\pm m_b$
Fe-Stift	Fe/Fe	2,37	0,02	$2 \times 10^{-7} - 1$	18,3	0,14	5,8	0,03
"	"	"	0,1	"	12,2	0,10	9,3	0,07
Co-Stift	Co/Fe	2,796	0,02	$5 \times 10^{-5} - 760$	7,0	0,09	4,4	0,07
"	"	"	0,1	$5 \times 10^{-6} - 760$	4,8	0,15	4,3	0,08
"	"	"	1,0	$2 \times 10^{-7} - 760$	1,3	0,11	0,5	0,03
"	"	"	0,02; 0,1; 1,0	$2 \times 10^{-7} - 760$	3,3	0,15	1,1	0,03
Co-Scheibe	Fe/Co	2,796	0,02; 0,1; 1,0	$2 \times 10^{-7} - 760$	4,0	0,12	0,4	0,01
Cu-Stift	Cu/Cu	1,206	0,02	$4 \times 10^{-7} - 760$	22,3	0,07	8,0	0,03
"	"	"	0,1	"	15,2	0,04	8,5	0,05
"	"	"	1,0	"	33,9	0,08	6,1	0,02
"	"	"	0,02; 0,1; 1,0	"	21,8	0,07	5,2	0,02
Cu-Scheibe	"	"	"	$10^{-3} - 760$	19,1	0,13	1,0	0,03
Cu-Stift	Cu/Fe	1,170	0,02	$5 \times 10^{-6} - 760$	1,6	0,03	0,3	0,02
"	"	"	0,1	$3 \times 10^{-7} - 760$	1,3	0,01	0,2	0,02
"	"	"	0,02; 0,1; 1,0	$3 \times 10^{-7} - 760$	0,6	0,11	0,1	0,03
Fe-Stift	Fe/Cu	1,170	0,02	$5 \times 10^{-5} - 760$	1,3	0,11	0,3	0,04
"	"	"	0,1	"	1,7	0,08	0,9	0,06
"	"	"	0,02; 0,1; 1,0	$5 \times 10^{-7} - 760$	0,5	0,08	0,4	0,06
Cu-Scheibe	"	"	0,02; 0,1; 1,0	$10^{-3} - 760$	4,8	0,20	1,4	0,06
Fe-Stift	Fe/Ag	0,943	0,02; 0,1; 1,0	$2 \times 10^{-7} - 760$	0,01	0,03	0,03	0,02
Mg-Stift	Mg/Fe	1,0	0,01 u. 0,02	$5 \times 10^{-6} - 760$	19,2	0,24	6,1	0,03
"	"	"	0,1	"	7,6	0,23	1,8	0,03
"	"	"	1,0	"	4,8	0,15	1,2	0,03
"	"	"	0,01; 0,02; 0,1; 1,0	"	4,7	0,30	1,2	0,02
Mg-Scheibe	Fe/Mg	1,0	0,02; 0,1; 1,0	$2 \times 10^{-7} - 760$	8,9	0,14	3,6	0,03
Al-Stift	Al/Fe	0,456	0,02	$5 \times 10^{-5} - 760$	4,0	0,03	1,2	0,04
"	"	"	0,1	$10^{-3} - 760$	3,1	0,04	1,4	0,07
"	"	"	1,0	$2 \times 10^{-7} - 760$	2,3	0,01	1,4	0,05
Al-Scheibe	Fe/Al	0,456	0,02; 0,1; 1,0	$2 \times 10^{-7} - 760$	4,8	0,06	3,2	0,04

ges bestimmt wird. Beide Parameter wurden durch Ausgleichsrechnung ermittelt und in *Tabelle 10* für verschiedene Reibpartner und unterschiedliche Versuchsbedingungen zusammengestellt, soweit die Verschleißpartner der angegebenen Beziehung gehorchten. Dies war bei Kupfer/Kupfer der Fall, und außerdem, wenn mindestens ein Reibpartner aus Eisen bestand. Außerdem sind in *Tabelle 10* die absoluten Fehler m_a und m_b der Parameter a und b enthalten. Da diese Fehler teilweise recht hoch sind, läßt sich der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit nicht mit Sicherheit abschätzen. An den Paarungen Kupferstift/Kupferscheibe und Kupferstift/Eisenscheibe wird aber deutlich, wie sich der Ersatz der Kupferscheiben durch Eisenscheiben auf den Verschleiß der Kupferstifte auswirkt. Reiben nämlich Kupferstifte auf Kupferscheiben, so sind die Parameter a und b wesentlich größer, als wenn Kupferstifte auf Eisenscheiben reiben.

Unter Berücksichtigung der hier gewonnenen Ergebnisse lassen sich für a und b folgende Grenzen angeben:

$$10^{-7} \leq a \leq 4 \cdot 10^{-4}$$

$$10^{-2} \leq b \leq 3 \cdot 10^{-1}$$

Danach sieht es so aus, als ob der Faktor a etwas empfindli-

cher auf Änderungen der Versuchsbedingungen reagiert als der Exponent b.

5.7. Abriebpulver

Die durch Abrieb entstandenen Partikel wurden soweit wie möglich in der Spänefangschale aufgefangen. Dann wurden mit bloßem Auge Menge und Größe der Partikel abgeschätzt und verschiedenen Klassen zugeteilt; außerdem wurden durch Röntgenbeugungsanalysen die kristallinen Bestandteile der Abriebpulver bestimmt. Die so gewonnenen Ergebnisse sind in den *Tabellen 11, 12 und 13* zusammengefaßt.

Bestehen die Reibpartner aus gleichen Metallen (*Tabelle 11*), so nimmt die Menge der Abriebpartikel mit fallendem Gasdruck ab, wenn nicht wie bei Silber und Aluminium schon bei 760 Torr nur wenige Partikel abgerieben werden. Kleine oder mittelgroße Abriebpartikel werden vor allem bei höheren Gasdrücken beobachtet, wenn die Abriebpulver oxidische Bestandteile enthalten. Im Hochvakuum werden dagegen überwiegend große Partikel abgerieben. Oxidische Bestandteile, die durch tribochemische Reaktionen der beanspruchten Metalle mit dem Sauerstoff des Umgebungsmedi-

Gasdruck [Torr]	Gleitgeschw. [m/sec]	Fe/Fe Zusammensetzung			Co/Co Zusammensetzung			Cu/Cu Zusammensetzung			Ag/Ag Zusammensetzung			Mg/Mg Zusammensetzung			Al/Al Zusammensetzung		
		Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung
760	0,02	m	k	Fe; α -Fe ₂ O ₃	m	k	Co; CoO	m	g	Cu	w	g	Ag	m	m	Mg; MgO	w	g	Al
	0,1	m	k	Fe; α -Fe ₂ O ₃	m	k	Co; CoO	m	g	Cu	w	g	Ag	v	m	Mg; MgO	w	g	Al
	1	m	k	Fe; α -Fe ₂ O ₃ ; (Fe ₃ O ₄)	m	k	Co; CoO	m	g	Cu									
1	0,02	m	m(k)	Fe				w	g	Cu				m	m	Mg; MgO	m	g	Al
	0,1	v(m)	m(k)	Fe; (Fe ₃ O ₄)				w	g	Cu				v	k	Mg	w	g	Al
	1	m	g	Fe				w	g	Cu				w	g	Mg; MgO	w	g	Al
10 ⁻³	0,02	m	g	Fe	w	k	Co; CoO	w	g	Cu	w	g	Ag	w	m	Mg	w	g	Al
	0,1	m	g	Fe	w	k	Co; CoO	w	g	Cu	w	g	Ag	w	g	Mg	w	g	Al
	1	m	g	Fe	w	m	Co; CoO	w	g	Cu	w	g	Ag	w	g	Mg	w	g	Al
5x10 ⁻⁵	0,02	m	g	Fe				w	g	Cu				w	g	Mg; MgO	w	g	Al
	0,1	m	g	Fe				w	g	Cu				w	g	Mg			
	1	m	g	Fe				w	g	Cu				w	g	Mg	m	g	Al
5x10 ⁻⁶	0,02	m	g	Fe				w	n					w	g	Mg			
	0,1	m	g	Fe				n						w	g	Mg			
	1	w	g	Fe				w	g	Cu				w	g	Mg			
Min	0,02	w	g	Fe	w	m	Co	n			n			w	g	Mg	w	g	Al
	0,1	m	g	Fe	w	m	Co	n			n			w	g	Mg			
	1	w	g	Fe	w	m	Co	n			n			w	g	Mg			Al

Menge: n = nichts, w = 1-10 mm³, m = 10-100 mm³, v = 100-1000 mm³

Größe: k < 5 µm, m = 5-500 µm, g > 500 µm

Tabelle 11
Menge, Größe und chemische Zusammensetzung der Abriebpulver von Reibpartnern aus gleichen Metallen

Tabelle 12
Menge, Größe und chemische Zusammensetzung der Abriebpulver von Stiften aus Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium sowie der zugehörigen Eisenscheiben

Gasdruck [Torr]	Gleitgeschw. [m/sec]	Co-Stift / Fe-Scheibe			Cu-Stift / Fe-Scheibe			Ag-Stift / Fe-Scheibe			Mg-Stift / Fe-Scheibe			Al-Stift / Fe-Scheibe		
		Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung
760	0,02	v	k	Fe; Co; CoO	m	k	Fe; Cu; CuO	m(w)	k(m)	Fe; Ag; Ag ₂ O; [Ag ₂ O·Fe ₂ O ₃]	m(v)	k	Fe; Mg; MgO	m	k	Fe; Al
	0,1	m	k	Fe; Co; CoO	m(w)	k	Fe; Cu; CuO	m(w)	k(m)	Fe; Ag; Ag ₂ O; [Ag ₂ O·Fe ₂ O ₃]	m(v)	k	Fe; Mg; MgO	m	k	Fe; [Al]
	1	v	k	Fe; Co; CoO	m(w)	k	Fe; Cu; Cu ₂ O	w(w)	m(m)	Fe; Ag; [Ag ₂ O·Fe ₂ O ₃]	w(v)	m	Fe; Mg; MgO	m	k	Fe; [Al]
1	0,02	m	k	Fe; Co; CoO	m	k	Fe; Cu; CuO				m		Fe	w	m	Fe; [Al]
	0,1	m	k	Fe; Co; CoO	w	k				m			w	m	Fe; [Al]	
	1	m	k	Fe; Co; CoO	w	k				m			w	m	Fe; [Al]	
10 ⁻³	0,02	m	m	Fe	m	k	Fe; Cu	w	m	Fe; [Ag]	m		Fe; Mg; MgO	m	k	Fe; [Al]
	0,1	m	k	Fe	w	k	Fe; Cu	w	m	Fe; [Ag]	m			m	k	Fe; [Al]
	1	m	g	Fe; Co	w	k	Fe; Cu	w	m	Fe; [Ag]	m			w	m	Fe; [Al]
x10 ⁻⁵	0,02	w	m	Fe; Co	m	m	Fe; Cu				n			w	m	Fe; [Al]
	0,1	w	m		w	k	Fe; Cu				n			m	m	Fe; [Al]
	1	w	m		w	k	Fe; Cu				n			w	m	Fe; [Al]
5x10 ⁻⁶	0,02	w	m	Fe	w		Fe; Cu				n			w	m	Fe; [Al]
	0,1	w	m		w		Fe; Cu				n			m	g	Fe; [Al]
	1	w	m		w		Fe; Cu				n			w	m	Fe; [Al]
Min	0,02	m	m	Fe	w	m	Fe; Cu	n						w	m	Fe; [Al]
	0,1	m	m		w	m	Fe; Cu	n						w	m	Fe; [Al]
	1	m	m		w	m		w	g	Fe				w	m	Fe; [Al]

Menge: n = nichts, w = 1-10 mm³, m = 10-100 mm³, v = 100-1000 mm³

Größe: k < 5 µm, m = 5-500 µm, g > 500 µm

Gasdruck [Torr]	Gleitgeschw. [m/sec]	Fe-Stift / Co-Scheibe			Fe-Stift / Cu-Scheibe			Fe-Stift / Ag-Scheibe			Fe-Stift / Mg-Scheibe			Fe-Stift / Al-Scheibe		
		Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung	Menge	Größe	Zusammensetzung
760	0,02 0,1 1	m m v	k k k	Co; CoO Co; CoO Co; CoO	m v m	m g g	Cu Cu Cu	n n n			m m w	g g g	Mg, MgO Mg, MgO Mg, MgO	w w m	g g g	Al Al Al
1	0,02 0,1 1				m w w	g g g	Cu Cu Cu				m v m	g m m	Mg, MgO Mg Mg	w w w	g g g	Al Al Al
10 ⁻³	0,02 0,1 1	w w w	k k m	Co; CoO Co; CoO Co; CoO	w w w	g g g	Cu Cu Cu	n n n			m m m	m g g	Mg Mg, MgO Mg	w w w	g g g	Al Al Al
5 × 10 ⁻⁵	0,02 0,1 1				w n n		Cu				m w w	m g g	Mg Mg Mg			
5 × 10 ⁻⁶	0,02 0,1 1				n n n						w w n	g g g	Mg Mg Mg	w w w	m m m	Al Al Al
Min	0,02 0,1 1	w w w	k k k	Co	n n n			n n n			m w n	m g g	Mg Mg Mg	m n	g	Al

Menge: n = nichts, w = 1-10 mm³, m = 10-100 mm³, v = 100-1000 mm³
 Größe: k < 5 µm, m = 5-500 µm, g > 500 µm

Tabelle 13

Menge, Größe und chemische Zusammensetzung der Abriebpulver von Eisenstiften und der zugehörigen Scheiben aus Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium

ums entstanden, ließen sich röntgenographisch bei Eisen, Kobalt und Magnesium nachweisen. Bei Eisen wurde in Übereinstimmung mit vielen anderen Arbeiten überwiegend α-Fe₂O₃ gebildet, während Fe₃O₄ nicht mit Sicherheit nachgewiesen werden konnte. Kobalt oxidierte zu CoO, nicht aber zu Co₃O₄, und Magnesium zu MgO. Hervorzuheben ist, daß bei Kupfer, Silber und Aluminium röntgenographisch keine oxidischen Abriebpartikel nachweisbar waren. Auf diesen Metallen bildeten sich wahrscheinlich nur dünne, chemisorbierte Oxidschichten, deren Nachweis nur mit empfindlicheren Meßverfahren, wie z. B. LEED, möglich ist.

Bei der Kombination von Stiften aus Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium mit Eisenscheiben nimmt ebenfalls mit fallendem Gasdruck die Menge der Abriebpartikel ab und ihre Größe zu (Tabelle 12). Oxidische Bestandteile finden sich wiederum vor allem bei 760 Torr. Bei der Paarung Kobalt/Eisen tritt neben metallischem Eisen und Kobalt erneut CoO auf. Reiben Kupferstifte auf Eisenscheiben, so befindet sich bei Gleitgeschwindigkeiten von 0,02 und 0,1 m/sec neben metallischem Eisen und Kupfer hauptsächlich CuO in den Abriebpulvern, bei 1 m/sec hauptsächlich Cu₂O. Bei Silber/Eisen wurde Ag₂O gefunden, möglicherweise ist auch Ag₂O · Fe₂O₃ vorhanden, das aber wegen der unterschiedlichen Angaben in der Literatur (Krause et al. 1936 u. Croft et al. 1964) nicht mit Sicherheit identifiziert werden konnte. Bei Magnesium/Eisen bildete sich MgO. Bei Aluminium/Eisen wurde in den Abriebpulvern hauptsächlich metallisches Eisen und nur geringe Spuren von Aluminium entdeckt. Es ist aber nicht auszuschließen, daß vor allem bei hohen Gasdrücken auch amorphes Al₂O₃ vorhanden ist.

Reiben Eisenstifte auf Scheiben der fünf anderen Metalle, so ist die mit fallendem Gasdruck auftretende Abnahme der Menge und gleichzeitige Zunahme der Größe der Abriebpartikel nicht mehr so ausgeprägt (Tabelle 13). Kleine Abriebpartikel besitzen nur noch die Pulver der Paarung Eisen/Kobalt, soweit CoO gebildet wurde. Dagegen treten bei Eisen/Kupfer, Eisen/Magnesium und Eisen/Aluminium schon bei 760 Torr große Verschleißpartikel auf, während bei Eisen/Silber überhaupt keine Verschleißpartikel entstehen. Es ist auffallend, daß in den Abriebpulvern kein Eisen vorhanden

ist. Diese Beobachtung deckt sich mit den niedrigen Verschleißbeträgen der Eisenstifte, die bei diesen Bedingungen gefunden wurden.

Nitride wurden in keinem Fall entdeckt, was aber daran gelegen haben mag, daß sie in zu geringen Mengen gebildet wurden.

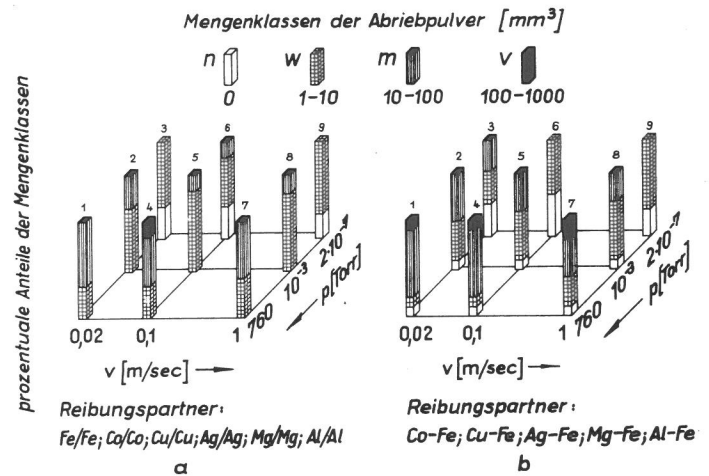


Bild 32

Die Menge der Abriebpulver von Reibpaarungen aus gleichen und verschiedenen Metallen in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit und vom Gasdruck

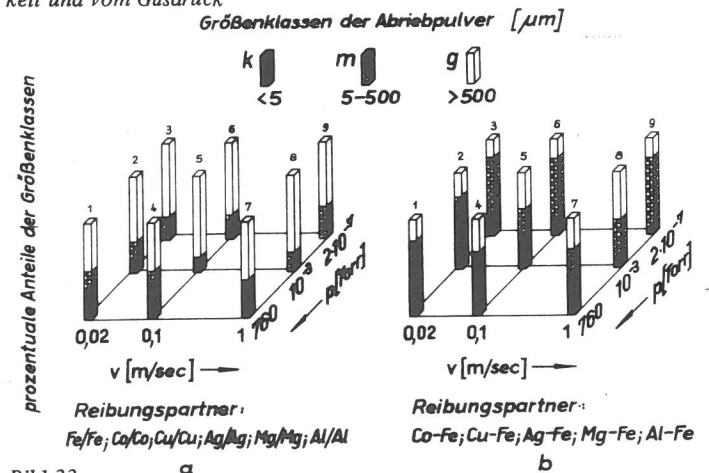


Bild 33

Die Größe der Abriebpartikel von Reibpaarungen aus gleichen und verschiedenen Metallen in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit und vom Gasdruck

Als wichtiges Ergebnis dieser Untersuchungen ist herauszuheben, daß die tribochemisch gebildeten Oxide nicht im Widerspruch zu den thermodynamischen Daten der unter normalen Bedingungen ablaufenden Oxidationsreaktionen stehen, wenn man die in 5.4 abgeschätzten mittleren Reibflächentemperaturen und die zugehörigen Gibbsschen Freien Energien zugrunde legt.

Trägt man die Anteile der einzelnen Mengenklassen über der Gleitgeschwindigkeit und über dem Gasdruck auf, dann erhält man die in *Bild 32* gezeigte Darstellung. In *Bild 32 a* ist die Verteilung der Verschleißpartikelmengen von Reibpartnern aus gleichen Metallen wiedergegeben. Bei $2 \cdot 10^{-7}$ Torr erzeugt ca. 1/3 der Paarungen unabhängig von der Gleitgeschwindigkeit keine Verschleißpartikel. Die restlichen Paarungen bilden überwiegend kleine Abriebpartikelmengen (zwischen 1 und 10 mm^3). Bei 10^{-3} und 760 Torr verlieren alle Reibpartner Verschleißpartikel. Die Klasse w (Menge $1 - 10 \text{ mm}^3$) ist bei 10^{-3} Torr mit 70 bis 80 % am stärksten vertreten, der Rest fällt der Klasse m (Menge $10 - 100 \text{ mm}^3$) zu. Bei 760 Torr nimmt der Anteil der Klasse w auf Kosten der Klasse m und teilweise auch der Klasse v (Menge $100 \text{ bis } 1000 \text{ mm}^3$) ab. Die allgemeine Tendenz läßt sich dahingehend zusammenfassen, daß mit zunehmendem Druck die Mengen der Verschleißpartikel zunehmen. Ein systematischer Einfluß der Gleitgeschwindigkeit ist nicht erkennbar.

Bei Reibpartnern aus verschiedenen Metallen gibt es bei allen Versuchsbedingungen Reibpartner, die keine Verschleißpartikel bilden (*Bild 32 b*). Ihr Anteil ist bei $2 \cdot 10^{-7}$ Torr am größten; dort sind außerdem noch die Klasse w mit 1 bis 10 mm^3 und bei einer Gleitgeschwindigkeit von 0,02 m/sec auch noch die Klasse m mit $10 - 100 \text{ mm}^3$ vertreten. Bei 10^{-3} Torr hat vor allem die Klasse m auf Kosten der Klasse

n zugenommen. Bei 760 Torr ist der Anteil der Klasse m noch größer geworden, außerdem tritt hier noch die Klasse v mit $100 - 1000 \text{ mm}^3$ auf. Eine Geschwindigkeitsabhängigkeit wird auch hier nicht ersichtlich. Damit zeigt sich in etwa dieselbe Tendenz wie bei den Paarungen aus gleichen Metallen.

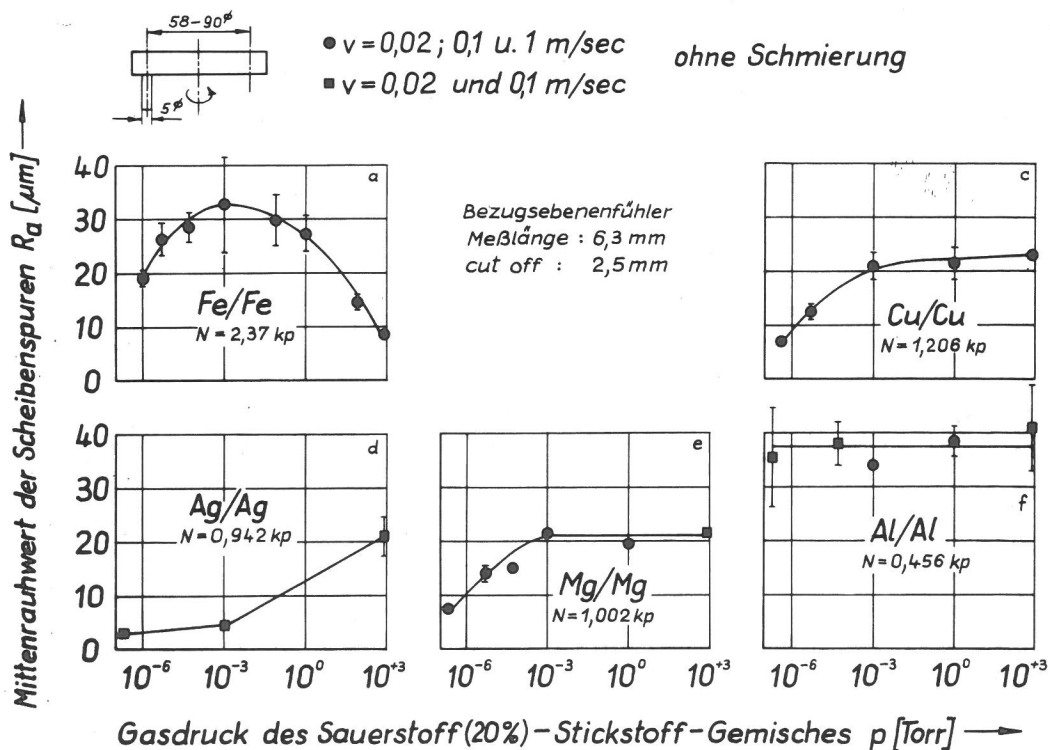
Eine ähnliche Betrachtung wie für die Mengen an Abrieb läßt sich für die Verteilung der Größenklassen der Abriepulver durchführen (*Bild 33*). Bei Reibpartnern aus gleichen Metallen (*Bild 33 a*) werden überwiegend große Verschleißpartikel gebildet. Dabei sinkt der Anteil der großen Partikel etwas mit steigendem Gasdruck. Bei 760 Torr ist ein größerer Anteil von kleinen Abriebpartikeln vorhanden, die hauptsächlich aus tribochemisch erzeugten Oxidpartikeln bestehen. Bei Reibpartnern aus verschiedenen Metallen (*Bild 33 b*) ist der Anteil der großen Partikel wesentlich kleiner; hier nimmt mit steigendem Gasdruck der Anteil der kleinen Partikel vor allem auf Kosten der mittelgroßen zu.

5.8. Mittenrauhwert

Zum Schluß sollen noch Ergebnisse von Rauheitsmessungen vorgestellt werden, die mit einem Tastschnittgerät in erster Linie an den Versuchsscheiben durchgeführt wurden. Bei Reibpartnern aus gleichen Metallen (*Bild 34*) durchläuft der Mittenrauhwert der Eisenscheiben in Abhängigkeit vom Gasdruck ein Maximum. Bei Kupfer- und Magnesiumscheiben bleibt er bis hinab zu 10^{-3} Torr nahezu konstant, bei tieferen Drücken fällt er ab. Bei Silberscheiben erstreckt sich der Abfall des Mittenrauhwertes über den gesamten Gasdruckbereich, während bei Aluminiumscheiben keine Abhängigkeit vom Gasdruck erkennbar ist.

Vergleicht man die Meßergebnisse bei den verschiedenen Scheiben, so sieht man, daß der Mittenrauhwert der Aluminiumscheiben am größten ist. Es folgt der Mittenrauhwert der Eisenscheiben bei 10^{-3} Torr; daran schließen sich die werte der Kupfer-, Magnesium- und Silberscheiben an.

Bild 34
Mittenrauhwert von Scheiben aus Eisen, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium, die durch Stifte der entsprechenden gleichen Metalle auf Verschleiß beansprucht wurden, nach zwei bzw. drei Läufen der angegebenen Geschwindigkeiten



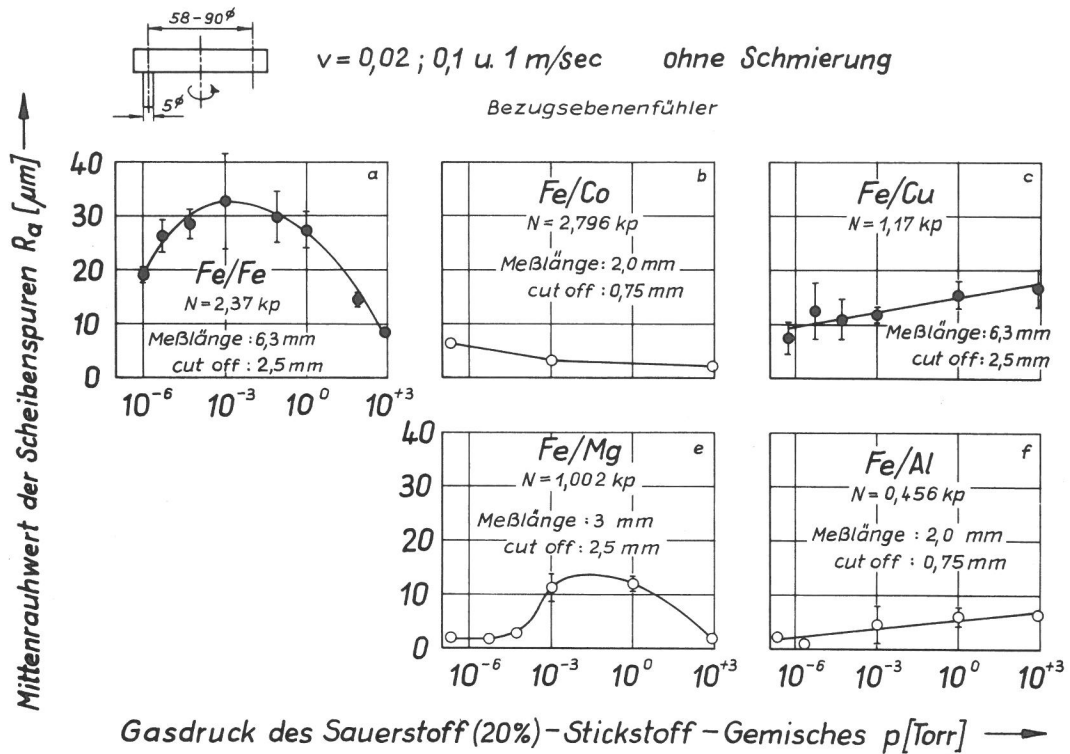
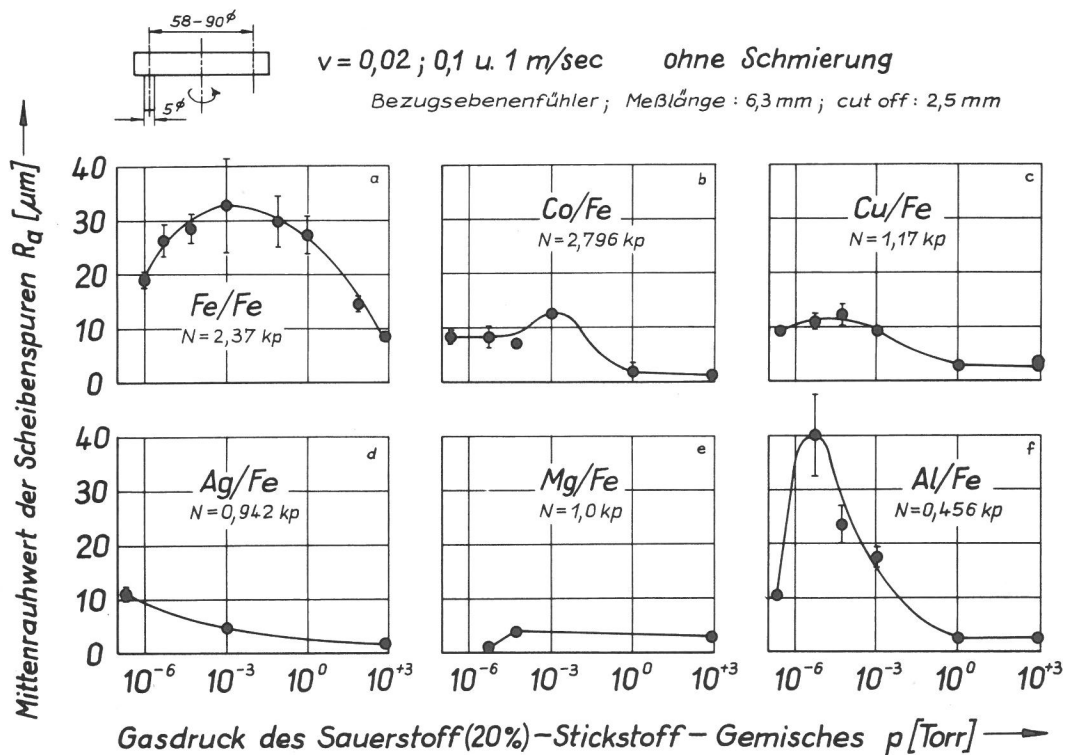


Bild 35
Mittenrauhwert von Scheiben aus Eisen, Kobalt, Kupfer, Magnesium und Aluminium, die durch Eisenstifte auf Verschleiß beansprucht wurden, nach drei Läufen der angegebenen Geschwindigkeiten

Bild 36
Mittenrauhwert von Eisenscheiben, die durch Stifte aus Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium auf Verschleiß beansprucht wurden, nach drei Läufen der angegebenen Geschwindigkeiten



Reiben Eisenstifte gegen Scheiben aus Kobalt, Kupfer, Magnesium und Aluminium, so ergeben sich die in Bild 35 aufgezzeichneten Mittenrauhwerte. Die Mittenrauhwerte der Kupfer- und Aluminiumscheiben, die mit fallendem Gasdruck abnehmen, sind teilweise beträchtlich kleiner, als

wenn diese Scheiben durch Stifte der entsprechenden gleichen Metalle beansprucht wurden. Der Mittenrauhwert der Magnesiumscheiben durchläuft jetzt ein Maximum, während die Werte der Kobaltscheiben mit steigendem Gasdruck etwas abnehmen.

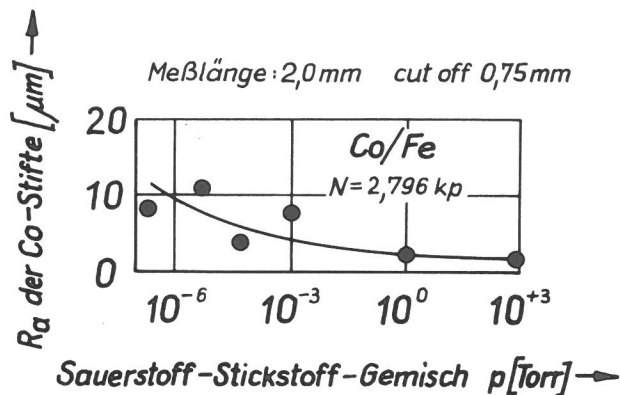


Bild 37
Mittenrauhwert von Kobaltstiften, die gegen Eisenscheiben rieben, nach drei Läufen der angegebenen Geschwindigkeiten

Bestehen die Scheiben aus Eisen und die Stifte aus Kobalt, Kupfer oder Aluminium, so durchlaufen die Mittenrauhwerte der Eisenscheiben ähnlich wie bei der Paarung Eisen/Eisen Maxima (Bild 36). Dabei liegt der Maximalwert der durch Aluminiumstifte auf Verschleiß beanspruchten Eisenscheiben auffallend hoch. Demgegenüber sind die Maxima der Eisenscheiben, deren Gegenkörper aus Kobalt- oder Kupferstiften bestanden, weniger stark ausgeprägt. Möglicherweise weisen auch die Eisenscheiben, deren Reibpartner Silberstifte waren, im Ultrahochvakuum ein Maximum auf,

während durch Magnesiumstifte beanspruchte Eisenscheiben eventuell zwischen 10^{-3} und 10^{+3} Torr ein Maximum des Mittenrauhwertes besitzen.

Ein Vergleich der Mittenrauhwerte mit den Verschleißkoeffizienten der Scheiben (Bild 29 – 31) zeigt, daß in beiden Fällen die Charakteristik der Kurven ähnlich ist, wenn man von den Paarungen Eisenstift/Kobaltscheibe und Eisenstift/Magnesiumscheibe absieht. Die Ursache hierfür liegt zumindest teilweise in der Ähnlichkeit der Meßverfahren; beide Größen wurden nämlich nach demselben Tastschnittverfahren ermittelt, wobei nur der cut off unterschiedlich war. Immerhin zeigt sich durch die beiden Ausnahmen, daß Verschleißkoeffizient und Rauheit nicht gleichsinnig verlaufen müssen. Diese Tatsache wird auch durch die Mittenrauhwerte von Kobaltstiften, die gegen Eisenscheiben rieben, bekräftigt. Während nämlich der Verschleißkoeffizient der Kobaltstifte (Bild 30 b) mit steigendem Gasdruck zunimmt, nimmt ihr Mittenrauhwert (Bild 37) ab.

Es sei hier noch erwähnt, daß die Rauheitsmessung an verschleißbeanspruchten Oberflächen nicht ganz unproblematisch ist, wenn sie mit mechanischen Tastschnittverfahren durchgeführt wird, weil die Tastspitze nicht allen Unebenheiten folgen kann, wie sie zum Beispiel in Bild 10 dargestellt sind. Außerdem ist das Profil von Reibflächen häufig sehr unregelmäßig, so daß die Angabe eines einzigen Meßwertes nicht zur vollständigen Beschreibung der Verhältnisse ausreicht. Die hier mitgeteilten Mittenrauhwerte werden daher nicht weiter diskutiert.

6. Diskussion der Ergebnisse

Im folgenden sollen zunächst die unterschiedliche Größe und Gasdruckabhängigkeit des Reibungskoeffizienten von Reibpartnern aus gleichen Metallen diskutiert werden. Daran schließen sich Bemerkungen über die Richtung des Metallübertrages bei Reibpartnern aus verschiedenen Metallen an; ihr Reibungsverhalten kann teilweise auf die Reibung zwischen gleichen Metallen zurückgeführt werden. Anschließend wird das Verschleißverhalten der verschiedenen Reibpartner besprochen. Zum Abschluß folgen noch einige Erläuterungen zu den tribochemisch erzeugten, oxidischen Abriebpartikeln.

Die Reibungskoeffizienten der kubisch-flächenzentrierten Metalle Kupfer, Silber und Aluminium sind nach den Versuchsergebnissen schon bei 760 Torr am größten, sie nehmen mit fallendem Gasdruck weiter zu. Die Werte der hexagonalen Metalle Kobalt und Magnesium sind viel niedriger und vom Gasdruck unabhängig. Das kubisch-raumzentrierte Eisen nimmt eine Zwischenstellung ein; bei ihm wird der Anstieg des Reibungskoeffizienten erst bei tieferen Gasdrücken erkennbar (Bild 17).

Die Reibungskraft ist nach verbreiteter Ansicht durch die Scherfestigkeit der in den Berührungsflächen der Reibpartner erzeugten Mikrokontakte gegeben. Bei wachsender Größe der Mikrokontaktflächen und zunehmender Stärke der Adhäsionsbindungen ist mit einem Anstieg der Reibungskraft und damit auch des Reibungskoeffizienten zu rechnen. Zu einer vertieften Betrachtung bedarf es daher einiger Überlegungen über die Größe der Mikrokontaktflächen und der in ihnen wirkenden Adhäsionskräfte.

In der Kontaktfläche kann es infolge der örtlich hohen Flächenpressungen schon bei geringen Belastungen zu plastischen Formänderungen kommen, deren Ausmaß von der plastischen Formänderungsfähigkeit der Metalle abhängt. Diese wird durch die Anzahl der Gleitsysteme, ihre Lage zu den angreifenden Kräften und die zu ihrer Betätigung notwendigen Schubspannungen bestimmt. Die hexagonalen Metalle Kobalt und Magnesium besitzen nur drei Hauptgleitsysteme, die kubisch-flächenzentrierten Metalle dagegen zwölf. Bei Kobalt und Magnesium sind daher in den als einkristallin anzusehenden Rauheitsspitzen Orientierungen möglich, die keine Betätigung der Gleitsysteme zulassen, wenn nämlich z. B. die angreifende Kraft senkrecht zur Basisebene liegt. Außerdem ist bei Kobalt die kritische Schubspannung zur Betätigung eines Gleitsystems sehr hoch (Tabelle I). Durch mechanische Zwillingsbildung kann zwar die

Orientierung der Kristallite verändert werden; es sind dazu jedoch recht große Spannungen erforderlich. Demgegenüber liegt bei kubisch-flächenzentrierten Metallen immer ein Gleitsystem günstig zur angreifenden Kraft. Da für Kupfer, Silber und Aluminium außerdem die kritischen Schubspannungen recht niedrig sind, können die Mikrokontaktflächen bei diesen Metallen leichter als bei den genannten hexagonalen wachsen (Habig 1968). Beim kubisch-raumzentrierten Eisen ist zwar mit den 48 Gleitsystemen die Orientierungsvielfalt noch größer als bei den kubisch-flächenzentrierten Metallen, die kritische Schubspannung ist aber für Eisen um mehr als eine Größenordnung höher als für Kupfer, Silber und Aluminium, wodurch seine plastische Formänderung erschwert wird. Die Größe der Mikrokontaktflächen dürfte daher von den kubisch-flächenzentrierten Metallen über das kubisch-raumzentrierte Eisen zu den hexagonalen Metallen hin abnehmen.

In den Mikrokontaktflächen entstehen zwischen den Atomen der Reibpartner Adhäsionsbindungen, deren Festigkeit von der Oxidbelegung der Metalle und, wie Czichos (1968) bei der Rollreibung im elastischen Bereich nachwies, auch von der Elektronenstruktur der beteiligten Metalle abhängt. Dabei führt eine Abnahme der Oxidbedeckung häufig, aber nicht immer zu einer Vergrößerung der Adhäsionskräfte.

Nach diesen Überlegungen ergibt sich für die einzelnen Paarungen folgendes Bild: bei den hexagonalen Metallen Kobalt und Magnesium ist der Reibungskoeffizient wegen der geringen Größe der Mikrokontaktflächen klein, wobei sich die Stärke der Adhäsionsbindungen im Vakuum mit abnehmender Oxidbelegung nicht wesentlich ändert. Letzteres wird durch die Untersuchungen von Buckley und Johnson (1964) für Kobalt und von Gilbreath (1967) für Magnesium belegt. Bei den kubisch-flächenzentrierten Metallen Kupfer, Silber und Aluminium treten größere Reibungskoeffizienten auf, weil eine Vergrößerung der Mikrokontaktflächen leichter möglich ist. Das Ansteigen des Reibungskoeffizienten mit fallendem Gasdruck läßt sich durch Zunahme der Stärke der Adhäsionsbindungen deuten, wenn die Oxidbedeckung abnimmt. Zwischen beiden Gruppen liegt das kubisch-raumzentrierte Eisen, bei dem die Mikrokontaktflächen trotz der großen Anzahl von Gleitsystemen wegen der hohen Schubspannungen zu ihrer Betätigung nur schwer wachsen können und die Festigkeit der in den Kontaktflächen wirkenden Adhäsionsbindungen erst bei tieferen Gasdrücken mit abnehmender Oxidbelegung größer wird, was mit Beobachtungen von Buckley (1968) im Einklang steht.

Bei Reibpartnern aus verschiedenen Metallen erscheint es zweckmäßig, vor der Reibung den zwischen ihnen auftretenden Metallübertrag zu diskutieren, weil er das Reibungsverhalten offensichtlich stark beeinflusst. Bei der Mehrzahl der Paarungen wird als Folge starker Adhäsion Werkstoff von den Nichteisenmetallen auf den Reibpartner aus Eisen übertragen, unabhängig davon, ob Eisen als Stift oder als Scheibe eingesetzt wird (Tabelle 8). Zur Erklärung dieser einseitigen Richtung des Übertrages müßte die Scherfestigkeit der Metalle herangezogen werden. Da diese Größe nicht bei allen Metallen bekannt ist, sei hier stattdessen die Zugfestigkeit betrachtet, die zwar quantitativ gesehen nicht die gleichen Werte besitzt, qualitativ aber die gleiche Rangfolge liefern dürfte. Maßgebend sind im übrigen die Festigkeitseigenschaften bei höheren Temperaturen (Bild II des Anhangs), da durch den Reibvorgang die Temperatur der kontaktierenden Oberflächenbereiche erhöht wird. Wie sich nun zeigt, besitzen Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium bei allen Temperaturen eine niedrigere Zugfestigkeit als Eisen, so daß der Übertrag dieser Metalle auf den Eisenpartner verständlich wird. Dagegen hat Kobalt bei Raumtemperatur eine höhere Zugfestigkeit als Eisen, mit steigender Temperatur nimmt diese jedoch ab, während die des Eisens bei ca. 250°C ein Maximum durchläuft und dabei die Zugfestigkeit des Kobalts geringfügig übertrifft. Eine durch die tribologische Beanspruchung auf 250°C erhöhte Temperatur der Reibflächen liegt durchaus im Bereich des Möglichen. So könnte auch der Kobaltübertrag mit Hilfe der Festigkeitseigenschaften erklärt werden.

Unklar bleibt aber der bei niedrigen Gasdrücken beobachtete Eisenübertrag auf Silberstifte und auf Stifte oder Scheiben aus Kupfer. So ist an dieser Stelle auch einschränkend zu erwähnen, daß die Festigkeitseigenschaften des Volumens nicht unbedingt für die Oberflächenbereiche maßgebend sein müssen, da diese durch die Einwirkungen des Umgebungsmediums stark verändert werden können.

Mit den vorangegangenen Erläuterungen kann die Reibung zwischen verschiedenen Metallen teilweise auf die Reibung zwischen gleichen Metallen zurückgeführt werden. So reiben bei der Paarung von Eisenstiften mit Scheiben aus Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium oder Aluminium übertragenes Kobalt auf Kobalt, übertragenes Kupfer auf Kupfer, usw. Dadurch wird verständlich, daß die Reibungskoeffizienten dieser Paarungen den gleichen Verlauf wie die der Paarungen der entsprechenden gleichen Metalle haben, wobei nur die Paarung Eisenstift/Silberscheibe eine Ausnahme bildet. Bei der Kombination von Stiften aus Kobalt, Kupfer, Aluminium und Magnesium wird Metall von den Stiften auf die Eisenscheiben übertragen, ohne daß diese vollständig mit übertragenen Partikeln bedeckt werden. So reibt dann bei der Paarung Kobaltstift/Eisenscheibe das Kobalt der Stifte teilweise auf dem Eisen der Scheibe und teilweise auf übertragenem Kobalt. Ähnliches gilt für die anderen Paarungen. Auf diesen Vorgang ist es wahrscheinlich zurückzuführen, daß die Reibungskoeffizienten von Kupfer- oder Aluminiumstiften auf Eisenscheiben nicht wie bei umgekehrter Anordnung der Reibpartner mit fallendem Gasdruck ansteigen; die Kontakte mit übertragenem Metall und Eisen wechseln dauernd, so daß nur zeitweilig die für kubisch-flächenzentrierte Metalle charakteristischen Bedingungen auftreten.

Erstaunlich ist, daß durch die vor allem bei 760 Torr tribochemisch erzeugten Oxidationsprodukte der Reibungskoeffizient augenscheinlich kaum beeinflusst wird. Daraus ist vielleicht zu schließen, daß der Haupteinfluß von den relativ

dünnen, röntgenographisch nicht mehr nachweisbaren Oxidfilmen ausgeht, die auch noch bei niedrigeren Sauerstoffpartialdrücken entstehen.

Wesentlich stärker als auf die Reibung wirkt sich der Gasdruck des Umgebungsmediums auf den Verschleiß aus. Während bei den meisten Reibpartnern der Verschleißbetrag mit steigendem Gasdruck zunimmt, durchläuft er bei Reibpartnern aus Eisen häufig ein Maximum (Bild 22). Im folgenden soll zunächst eine Erklärung für dieses Verhalten des Eisens versucht werden.

Bei 760 und 80 Torr werden auf Eisen tribochemisch größere Mengen von Eisenoxiden erzeugt, die hauptsächlich aus α -Fe₂O₃ und weniger aus Fe₃O₄ bestehen. Die durch die Gleitbewegung erzeugten Scherspannungen wirken dann hauptsächlich in der Oxidschicht, so daß die darunter liegenden metallischen Werkstoffbereiche nur wenig beansprucht werden, wie aus dem nur geringen Anstieg der Mikrohärte hervorgeht (Bild 12 a; 13 a und b). Im Verschleißmaximum bei 1 Torr werden dagegen keine dickeren Oxidschichten mehr gebildet. Die Spannungen wirken voll in den metallischen Oberflächenbereichen, die nun, wie aus den Mikrohärten (Bild 12 b und 13 c) hervorgeht, wesentlich stärker verfestigt und – damit zusammenhängend – auch stärker zerrüttet werden. Dabei entstehen durch die in den Mikrobereichen periodisch wirkenden Zugspannungen Risse, die nackte metallische Oberflächenbereiche freilegen. Auf diesen kann sofort Sauerstoff oder Stickstoff adsorbiert werden, so daß die Risse beim Abklingen der Spannungen nicht wieder verschweißen. Bei fortlaufender tribologischer Beanspruchung breiten sich auf den Reibflächen immer mehr Risse aus; dadurch können Werkstoffbereiche den Zusammenhang mit dem Grundmaterial verlieren und schließlich als lose Verschleißpartikel abfallen.

Bei 10⁻⁶ Torr ist der Verschleißbetrag wieder niedrig. Da infolge sinkenden Sauerstoff- und Stickstoffpartialdruckes auch die Adsorptionsgeschwindigkeit abgenommen hat, können einmal gebildete Risse leichter wieder zusammenwachsen; außerdem nimmt die Stärke der Adhäsionsbindungen zu, so daß es eher zum Metallübertrag als zur Bildung von losen Verschleißpartikeln kommt.

Wird das Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch durch reinen Stickstoff ersetzt, so ist der Verschleißbetrag des Eisens auch bei 760 Torr recht hoch (Bild 23). Diese Tatsache beruht vermutlich auf der Adsorption von Stickstoff, wodurch die Bildung von losen Verschleißpartikeln begünstigt wird. Möglicherweise wird auch Stickstoff in den Oberflächenbereichen gelöst, wodurch eine Versprödung eintreten kann.

Bei einer größeren Anzahl von Reibpartnern nehmen Verschleißbetrag und Verschleißkoeffizient mit steigendem Gasdruck des Sauerstoff-Stickstoff-Umgebungsmediums zu. Dabei hängt der Verschleißkoeffizient in vielen Fällen ähnlich wie die Geschwindigkeitskonstante der Oxidation von einer Potenzfunktion des Gasdruckes ab. Es besteht demnach anscheinend ein Zusammenhang zwischen dem Verschleißkoeffizienten und der Geschwindigkeitskonstanten der Oxidation, wie er auch in Gleichung 5 postuliert wird. Die Gültigkeit dieser Beziehung vorausgesetzt, müßte der Verschleißkoeffizient mit steigender Gleitgeschwindigkeit abnehmen. Wenn dies auch für einige Reibpartner gefunden wurde, so ist doch hier eine sichere Aussage wegen der großen relativen Fehler der Messungen nicht möglich.

Aus Mikrohärtemessungen (Bild 15) geht ferner hervor, daß Kupferstifte, die gegen Kupferscheiben reiben, wesentlich stärker und tiefgreifender verfestigt werden, als wenn die Gegenkörper aus Eisenscheiben bestehen. Dabei nimmt im ersten Fall die Tiefe der verfestigten Zonen im gleichen Maß wie der Verschleißkoeffizient mit fallendem Gasdruck ab. Da in Begleitung der Verfestigung häufig eine Werkstoffzerrüttung beobachtet wird, kann hier wohl der Mechanismus der Zerrüttung für die Bildung von Verschleißpartikeln verantwortlich gemacht werden. Dies steht in Übereinstimmung mit der Beobachtung, daß die Zerrüttung im Vakuum oft wesentlich langsamer abläuft als in Luft (Böhmer und Munz 1970). Demgegenüber ist bei Kupferstiften, die gegen Eisenscheiben reiben, vor allem bei hohen Gasdrücken der Mechanismus der Furchung ausgeprägt.

Kobaltstifte, die gegen Eisenscheiben reiben (Bild 30 b), haben im Gegensatz zum eben diskutierten Fall einen wesentlich höheren Verschleißkoeffizienten als Kobaltstifte mit Kobaltscheiben als Gegenpartnern (Bild 29 b). Außerdem sind die hohen Verschleißkoeffizienten mit geringen Verfestigungen der Oberflächenbereiche verbunden (Bild 16). Hier wird der Verschleiß überwiegend durch den Furchungsmechanismus hervorgerufen, der vor allem auf den Kobaltstiften der Paarung Kobalt/Eisen wirksam ist (Tabelle 6). Die Kobaltstifte der Paarung Kobalt/Kobalt werden dagegen durch übertragene und sich verfestigende Partikel geschützt. Magnesiumscheiben, gegen die Stifte aus Magnesium oder Eisen reiben (Bild 29 e, 31 e), und Magnesiumstifte mit Eisenscheiben als Gegenkörpern (Bild 30 e) erfahren bei höheren Sauerstoffpartialdrücken starken Verschleiß, wobei meistens MgO auftritt. Da MgO, als Mineral unter dem Namen Periklas bekannt, relativ hart ist, kann es besonders durch den Furchungsmechanismus zum Verschleiß beitragen. Andererseits bildet MgO nur in seiner instabilen Modifikation kompakte Deckschichten. Ihre Zerstörung dürfte durch die tribologischen Beanspruchungen beschleunigt werden, so daß die Oxidation bevorzugt nach dem linearen Oxidationsgesetz mit hoher Geschwindigkeit verlaufen kann. Die beanspruchten Oberflächenbereiche können somit besonders schnell verspröden und Abriebpartikel verlieren.

Aluminiumscheiben, gegen die Aluminium- oder Eisenstifte reiben (Bild 29 f, 31 f), haben zwar einen recht hohen, aber vom Gasdruck unabhängigen Verschleißkoeffizienten. Für die Höhe des Verschleißes kann die Bildung von kristallinem Al_2O_3 , das an sich als Korund eine hohe Härte besitzt, kaum verantwortlich gemacht werden; es war in den Abriebpulvern nicht nachzuweisen. Bekanntlich ist die Oxidationsgeschwindigkeit von Aluminium äußerst gering, was die Ursache dafür sein könnte, daß Oxidationsprozesse hier möglicherweise eine untergeordnete Rolle spielen. Damit wäre auch verständlich, daß der Verschleißkoeffizient der Aluminiumscheiben nicht merklich vom Sauerstoffpartialdruck abhängt.

Zusammenfassend läßt sich feststellen, daß die vier Mechanismen Adhäsion, Oxidation, Furchung und Zerrüttung je nach Metall und Versuchsbedingung unterschiedlich am Verschleiß beteiligt sind. Wirkt bei niedrigen Gasdrücken hauptsächlich die Adhäsion, so findet überwiegend Metallübertrag statt, ohne daß lose Verschleißpartikel entstehen. Verschleißbetrag und Verschleißkoeffizient sind dann gering. Bei höheren Gasdrücken wird durch Adsorption von Sauerstoff oder Stickstoff auf durch Risse freigelegten Oberflächenbereichen die Bildung metallischer Verschleißpartikel begünstigt, wobei die Furchung oder die Zerrüttung wirk-

sam sind. Entstehen auf den Reibflächen durch tribochemische Reaktionen Oxide, so ist wegen deren Sprödigkeit auch mit merklichem Verschleiß zu rechnen. Die Verschleißbeträge liegen aber im allgemeinen nicht so hoch wie die durch metallischen Verschleiß hervorgerufenen Beträge. Die von Wiegand und Heinke (1969) an anderen Werkstoffen gemachten Beobachtungen werden hiermit im Prinzip bestätigt.

Die Verschleißbeträge der Scheiben sind bei den meisten Versuchsbedingungen höher als die Verschleißbeträge der Stifte. Hierfür können mehrere Gründe verantwortlich sein. Es ist möglich, daß die Stiftkante als eine Schneide wirkt und dadurch Späne aus den Scheiben abtrennt. Da die Oberflächenbereiche der Scheiben nicht ständig, sondern periodisch beansprucht werden, wobei Druckspannungen zwischen null und der durch die Normalkraft gegebenen Maximalspannung auftreten, kann ferner der Mechanismus der Zerrüttung begünstigt werden. Außerdem kann auf den nicht im Eingriff stehenden Oberflächenbereichen der Scheiben Sauerstoff oder Stickstoff adsorbiert werden. Dabei wird die Adsorption durch die verhältnismäßig niedrige Scheibentemperatur begünstigt, weil die Adsorptionsgeschwindigkeit nach Gleichung (9) und (10) mit abnehmender Temperatur zunimmt, sofern nicht eine Aktivierungsenergie aufgebracht werden muß. Durch die Adsorption wird aber die Bildung von losen Verschleißpartikeln begünstigt. Möglicherweise spielt auch der von Antler (zuletzt 1970) und Cocks (1958 – 1964) beschriebene Keilbildungsmechanismus eine Rolle; nach den genannten Autoren entsteht zwischen Stift und Scheibe infolge Adhäsion ein Keil, dessen Material hauptsächlich aus der Scheibe stammt, weil diese sich nicht so schnell verfestigt wie der Stift, der dauernd im Eingriff ist.

Aus den Untersuchungen läßt sich kein Zusammenhang zwischen Reibungs- und Verschleißkoeffizient erkennen. Während bei den kubisch-flächenzentrierten Metallen der Verschleißkoeffizient mit steigendem Gasdruck wächst, sinkt der Reibungskoeffizient. Das Verschleißmaximum der Reibungspartner aus Eisen macht sich im Reibungskoeffizienten überhaupt nicht bemerkbar. Folgende allgemeine Erklärung bietet sich an: Der Reibungskoeffizient wird in erster Linie durch die Größe und Scherfestigkeit in den Mikrokontakflächen bestimmt, der Verschleißkoeffizient dagegen mehr von der Sprödigkeit der Oberflächenbereiche. Während die Scherfestigkeit im allgemeinen aber durch Sauerstoffdeckschichten infolge abnehmender Adhäsion geringer wird, ist die Sprödigkeit von oxidischen Oberflächenbereichen größer als von metallischen.

Zum Schluß sei noch die Bildung von tribochemischen Reaktionsprodukten erörtert. Die in den Abriebpulvern vor allem bei hohen Gasdrücken nachgewiesenen oxidischen Bestandteile lassen sich mit den herkömmlichen thermodynamischen Daten erklären, ohne daß irgendwelche zusätzlichen Größen eingeführt werden müssen, wenn man die hier abgeschätzten Reibflächentemperaturen der Stifte zugrunde legt. Die relativ große Menge der Oxidationsprodukte läßt allerdings darauf schließen, daß die Reaktionskinetik durch die tribologischen Beanspruchungen beschleunigt wird. Bei niedrigen Sauerstoffpartialdrücken entstehen in Übereinstimmung mit dem Massenwirkungsgesetz kaum noch Oxidationsprodukte, weil das chemische Gleichgewicht zur Seite der Ausgangsstoffe hin verschoben wird. Außerdem sinkt die Oxidationsgeschwindigkeit mit fallendem Druck.

Auffallend ist, daß Reibpaarungen aus den gleichen Metallen Eisen, Kobalt und Magnesium bei 760 Torr und teilweise auch noch bei niedrigeren Drücken größere Mengen von oxidischen Verschleißpartikeln bilden, während Kupfer, Silber und möglicherweise auch Aluminium nur dann oxidische Verschleißpartikel bilden, wenn die Gegenkörper aus Eisenscheiben bestehen. Da für die abgeschätzten Temperaturen die Oxidation aller Metalle thermodynamisch möglich ist, bleibt vor allem zu fragen, warum Kupfer, Silber und Aluminium unter den genannten Bedingungen keiner röntgenographisch nachweisbaren Oxidation unterliegen. Hierfür können die in Tabelle II des Anhanges zusammengestellten Wärmeeindringzahlen verantwortlich sein. Wie man sieht, sind die Wärmeeindringzahlen von Kupfer, Silber und Aluminium größer als die von Eisen, Kobalt und Magnesium. Die zuerst genannten Metalle können daher die Reibungswärme besser ableiten, so daß ihre Reibflächentemperatur und damit auch die Oxidationsgeschwindigkeit sinkt. Reiben dagegen Stifte aus Kupfer, Silber und Aluminium gegen Eisenscheiben, so kann die entstehende Reibungswärme wegen der geringeren Wärmeeindringzahl des Eisens nur langsam

abgeführt werden, wodurch die Temperatur und damit auch die Oxidationsgeschwindigkeit der Stifte zunimmt. Leider reagieren die in 4 mm Entfernung von der Reibfläche gemessenen Stifttemperaturen auf diese Vorgänge nicht empfindlich genug, so daß sie nicht zur Stützung dieser Hypothese herangezogen werden können.

Es bietet sich aber auch eine Erklärung mit Hilfe der Blitztemperaturhypothese an. Da die in den Mikrokontakten auftretende Blitztemperatur umgekehrt proportional zum Durchmesser der Mikrokontaktflächen ist (so Rabinowicz 1965), ist – wie schon erwähnt – bei Reibpartnern aus kubisch-flächenzentrierten Metallen, also Kupfer, Silber und Aluminium, mit relativ großen Mikrokontaktflächen und damit niedrigeren Blitztemperaturen zu rechnen, als wenn ein Reibpartner aus dem kubisch-raumzentrierten Eisen besteht. Zu dieser Deutung paßt auch die Beobachtung, daß oxidische Abriebpartikel vor allem dann entstehen, wenn ein Partner besonders hart ist (Fink u. Hofmann 1932, Siebel und Kobitzsch 1941).

7. Zusammenfassung

In einer evakuierbaren Versuchskammer wurden mit dem Stift-Scheibe-System Reibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium untersucht. Die Versuchsvariablen waren: Gasdruck des die Reibpartner umgebenden Sauerstoff-Stickstoff-Gemisches, Gleitgeschwindigkeit sowie Metall und Anordnung der Reibpartner. Die Normalkraft wurde für jede Paarung besonders festgelegt; in der Regel lag sie einheitlich in einem bestimmten Verhältnis zur Vickershärte.

Neben der Bestimmung des Reibungskoeffizienten, des Verschleißbetrages und des Verschleißkoeffizienten wurden – im Anschluß an die tribologischen Beanspruchungen – folgende weitere Untersuchungen durchgeführt: Die Reibflächen wurden im Licht- und Raster-Elektronenmikroskop sowie mit der Mikrosonde untersucht. Von einigen Stiftproben wurden metallographische Schlitze angefertigt und die Mikrohärtigkeit in den beanspruchten Oberflächenbereichen gemessen. Mit Hilfe eines Tastschnittgerätes wurde der Mittenrauhwert vor allem der Versuchsscheiben erfaßt. Ferner wurde eine mittlere Temperatur der Reibflächen der Stifte abgeschätzt. Mit Röntgenfeinstrukturuntersuchungen wurden die kristallinen Bestandteile der Abriebpartikel analysiert.

Aus den Ergebnissen lassen sich folgende Schlüsse ziehen:

1. Reibungs- und Verschleißkoeffizient sind keine reinen Werkstoffkonstanten; sie hängen von der Art und dem Druck des gasförmigen Umgebungsmediums ab, weil die kontaktierenden Oberflächenbereiche der Reibpartner durch tribochemische Reaktionen mit den Komponenten des Umgebungsmediums stoffliche Veränderungen erfahren können.
2. Bei Reibpartnern aus gleichen Metallen hängt der Reibungskoeffizient vor allem von der Kristallstruktur der eingesetzten Metalle ab. Für die kubisch-flächenzentrierten Metalle Kupfer, Silber und Aluminium steigt der bei 760 Torr schon recht hohe Wert mit zunehmendem Vakuum an; bei den hexagonalen Metallen Kobalt und Magnesium ist der Reibungskoeffizient niedriger und vom Gasdruck unabhängig; das kubisch-raumzentrierte Eisen nimmt offenbar eine Zwischenstellung ein.
3. Bei Reibpartnern aus verschiedenen Metallen wird die Reibung stark durch die Erscheinung des Metallübertrages beeinflusst. Dabei spielt die Anordnung der Reibpartnermetalle eine entscheidende Rolle. So ergibt sich z. B. für die Reibung eines Kupferstiftes auf einer Eisenscheibe ein anderer Reibungskoeffizient, als wenn ein Eisenstift auf einer Kupferscheibe reibt.
4. Verschleißbetrag und Verschleißkoeffizient nehmen in der Mehrzahl der Fälle mit steigendem Gasdruck des Umgebungsmediums zu. In Analogie zur Geschwindigkeitskonstanten der Oxidation hängt dabei der Verschleißkoeffizient K nach folgender Beziehung vom Gasdruck p ab: $K = a \cdot p^b$. Diese Beziehung gilt auch für Reibpartner der hexagonalen Metalle Magnesium und Kobalt, die bei 760 Torr teilweise einen ziemlich hohen Verschleißkoeffizienten aufweisen.
5. Demgegenüber durchläuft der Verschleißkoeffizient von Reibpartnern aus Eisen häufig ein Maximum. Wird bei der Paarung Eisen/Eisen das Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch durch reinen Stickstoff ersetzt, so verschwindet das Maximum; statt dessen tritt auch bei 760 Torr ein großer Verschleißkoeffizient auf.
6. Zwischen Reibungs- und Verschleißkoeffizient besteht kein einfacher Zusammenhang. Während der Verschleißkoeffizient mit sinkendem Gasdruck meistens fällt, nimmt der Reibungskoeffizient eher zu. Dabei kann sich der Verschleißkoeffizient um mehrere Größenordnungen ändern, während die Änderungen des Reibungskoeffizienten nur innerhalb einer Größenordnung liegen.
7. Die tribochemischen Reaktionsprodukte lassen sich mit den bekannten thermodynamischen Daten erklären. Die Reaktionskinetik wird durch die tribologischen Beanspruchungen offenbar beschleunigt.
8. Zur Deutung der Reibungs- und Verschleißprozesse bei Abwesenheit von Schmiermitteln reichen im wesentlichen vier grundlegende Mechanismen aus: Adhäsion, Oxidation, Furchung und Zerrüttung.

In einer getrennten Veröffentlichung (Habig 1970) konnte die Hypothese, nach der die gegenseitige Löslichkeit der Reibpartner einen entscheidenden Einfluß auf das Reibungs- und Verschleißverhalten haben soll, nicht bestätigt werden.

- Ainbinder, S. B. u. A. S. Prančs:
On the mechanism of the formation and destruction of adhesion junctions between bodies in frictional contact
Wear **9/3**, 209–227 (1966)
- Antler, M.:
Processes of metal transfer and wear
Wear **7/2**, 181–203 (1964)
- Antler, M.:
Stages in the wear of a prow-forming metal
ASLE Trans. **13/2**, 79–86 (1970)
- Archard, J. F.:
Contact and rubbing of flat surfaces
J. Appl. Phys. **24/8**, 981–988 (1953)
- Archard, J. F. u. W. Hirst:
The wear of metals under unlubricated conditions
Proc. Roy. Soc. (London) **A 236/1206**, 397–410 (1956)
- Archard, J. F.:
Wear
[pp. 267–333 in: Ku, P. M. (Ed.),] Interdisciplinary approach to friction and wear
NASA Sp-181 (1968) Washington: Superint. of Documents, U.S. Gov. Printing Office
- Bartz, W. J.:
Tribologie und Schmierungstechnik
VDI-Nachr. **25/5**, S. 1, 4, 5 (1971)
- Bayer, R. G. u. R. A. Schumacher:
On the significance of surface fatigue in sliding wear
Wear **12/3**, 173–183 (1968)
- Begelinger, A. u. A. W. J. de Gee:
Sliding characteristics of silver against iron as influenced by oxygen concentration
ASLE Trans. **10/2**, 124–133 (1967)
- Begelinger, A. u. A. W. J. de Gee:
Synopsis of the results from an international cooperative wear programm
Lubric. Engng. **26/2**, 56–63 (1970)
- Bhattacharyya, S., M. A. H. Howes und O. Johari:
A scanning electron microscopic study of wear surfaces
J. Met. **22/10**, 49–60 (1970)
- Bikermann, J. J.:
Thermodynamics, adhesion and sliding friction
Trans ASME F (J. Lubric. Technol.) **92/2**, 243–247 (1970)
- Böhm, H.:
Einführung in die Metallkunde
B. I. Hochschultaschenbücher Nr. 196/196 a.
Mannheim, Zürich: Bibliograph. Institut 1968
- Böhmer, M. und D. Munz:
Das Dauerschwingverhalten im Vakuum und in verschiedenen Gasatmosphären
Teil 1: *Metall* **24/5**, 446–455 (1970)
Teil 2: *Metall* **24/8**, 857–863 (1970)
- Bowden, F. P. und T. P. Hughes:
The friction of clean metals and the influence of adsorbed gases. The temperature coefficient of friction
Proc. Roy. Soc. (London) **A 172/263–279** (1939)
- Bowden, F. P.:
Über den Einfluß von Oberflächenfilmen auf die Reibung fester Stoffe
Schweizer Archiv **18/4**, 116–127 (1952)
- Bowden, F. P. u. D. Tabor:
Reibung und Schmierung fester Körper
Berlin, Göttingen, Heidelberg: Springer Verlag 1959
- Bowden, F. P. u. D. Tabor:
The Friction and Lubrication of Solids, Part II
Oxford: Clarendon Press 1964
- Brown, R. D. u. R. A. Burton:
Friction and adhesion of copper in vacuum
Trans. ASME F (J. Lubric. Technol.) **89/4**, 425–432 (1967)
- Buckley, D. H. u. R. L. Johnson:
Marked influence of crystal structure on the friction and wear characteristics of cobalt and cobalt-base alloys in vacuum to 10^{-9} millimeter of mercury
NASA Techn. Note D-2523 u. 2524 (1964)
- Buckley, D. H.:
Influence of number of operable slip systems in friction characteristics of single-crystal and polycrystalline magnesium
NASA Techn. Note D-4351 (1968), N 69-10370, Springfield CFSTI

- Buckley, D. H.:
Influence of chemisorbed films on adhesion and friction of
clear iron
NASA Techn. Note D-4775 (1968)
N 68-33278 Springfield: CFSTI
- Bugarcic, H.:
Einfluß der Feuchtigkeit auf mechanisch-chemische Vor-
gänge bei Reibungsbeanspruchungen von Armco-Eisen, Ein-
satz- und Radreifenstahl – unter Verwendung einer neukon-
struierten Reibungsprüfmaschine
Dissertation Tech. Hochsch. Aachen 1965
- Burwell, J. T. u. C. D. Strang:
On the empirical law of adhesive wear
J. Appl. Phys. **23**/1, 18–28 (1952)
- Burwell, J. T.:
Survey of possible wear mechanisms
Wear **1**/2, 119–141 (1957/58)
- Carter, R. E. u. F. D. Richardson:
An examination of the decrease of surface-activity, method
of measuring self-diffusion coefficients in wustite and
cobaltous oxide
J. Met. **6**/-, 1244–1257 (1954)
- Clark, O. H.:
Effect of surface contour on the role of plastic flow in
metal friction
Wear **6**/4, 303–311 (1963)
- Cocks, M.:
The role of atmospheric oxidation in high speed sliding
phenomena
I. J. Appl. Phys. **28**/8, 835–843 (1957)
II. ASLE Trans. **1**/1, 101–107 (1958)
- Cocks, M.:
Wear debris in the contact between sliding metals
J. Appl. Phys. **29**/11, 1609–1610 (1958)
- Cocks, M.:
Interaction of sliding metal surfaces
J. Appl. Phys. **33**/7, 2152–2161 (1962)
- Cocks, M.:
Role of displaced metal in the sliding of flat metals surfaces
J. Appl. Phys. **35**/6, 1807–1814 (1964)
- Coffin, L. F.:
Some metallurgical aspects of friction and wear
pp. 36–66 in: R. Davies (Ed.), Friction and Wear.
Amsterdam, London, New York, Princeton: Elsevier Pub-
lishing Company 1959
- Courtney-Pratt, J. S. u. E. Eisner:
The effect of a tangential force on the contact of metallic
bodies
Proc. Roy. Soc. (London) **A 238**/1215, 529–550 (1957)
- Croft, W. J., N. C. Tombs u. R. E. England:
Crystallographic data for pure crystalline silver ferrite
Acta Cryst. **17**/-, 313 (1964)
- Czichos, H.:
Über den Zusammenhang zwischen Adhäsion und Elektro-
nenstruktur von Metallen bei der Rollreibung im elastischen
Bereich
Dissertation TU Berlin 1968
Z. Angew. Physik **27**/1, 40–46 (1969)
- Czichos, H.:
Entwicklung eines Probenwagens zur Untersuchung großer
reibbeanspruchter Objekte im Stereoscan
Beiträge elektronenmikroskop. Direktabb. Oberfl. **2**/-, 129
bis 138 (1969). Münster: R. A. Remy
- Davis, K. G. u. E. Teghtsoonian:
Über die Verformung bei Kobalt und anderen Metallen mit
hexagonal dichtester Kugelpackung.
Kobalt -/22, 24–27 (1964)
- De Gee, A. W. J.:
Der Einfluß von Oxidschichten auf den Reibungs- und Ver-
schleißvorgang bei Gleitreibung
Materialprüfung **9**/5, 166–169 (1967)
- Dies, K.:
Die Vorgänge beim Verschleiß bei rein gleitender trockener
Reibung
VDI-Z. **83**/10, 307–314 (1939)
- Dies, K.:
Die Reiboxydation als chemisch-mechanischer Vorgang
Arch. f. d. Eisenhüttenwesen **16**/10, 399–407 (1943)
- Dübler, H., H. G. Feller, K. Hack u. E. Matschat:
Trockengleitreibung und Verschleiß von reinen Metallen im
Vakuum von $5 \cdot 10^{-6}$ Torr
Z. f. Metallkunde **61**/11, 861–865 (1970)
- Ernst, H. u. M. E. Merchant:
Surface friction of clean metals
pp. 76–101 in: Friction and Surface Finish
(Proc. Spec. Summer Conf. 1940)
Cambridge, Mass.: MIT 1940, reprinted as MIT Report
No. 15 (1969)
- Exner, H. E.:
Die mikroskopische Bestimmung von räumlichen Korngrö-
ßenverteilungen in undurchsichtigen Stoffen
Prakt. Metallographie **3**/8, 334–341 (1969)
- Evans, R. M. u. R. E. Monroe:
Surface welding in the space environment
DMIC Memo 214 Defense Metals Information Center, Battelle
Memorial Institute, Columbus, Ohio, 1966
- Feng, I.-Ming:
Metall transfer and wear
J. Appl. Phys. **23**/9, 1011–19 (1952)
- Finch, G. I. u. A. G. Quarrell
Proc. Roy. Soc. (London) **A 141**/-, 398 (1933)
- Fink, M.:
Neue Ergebnisse auf dem Gebiet der Verschleißforschung.
Diss. Techn. Hochsch. Berlin 1929
Organ Fortschr. Eisenbahnwes. **84**/20, 405–12 (1929)
- Fink, M. u. U. Hofmann:
Die Erscheinung der Reiboxydation an Elektrolytkupfer
Z. f. Metallkunde **24**/3, 49–54 (1932)
- Fink, M. u. U. Hofmann:
Oxydation von Metallen unter dem Einfluß der Reibung
Z. Anorg. Allg. Chemie **210**/-, 100–104 (1933)
- Fink, M. u. H. Euteneuer:
Ein Beitrag zur Klärung der Abnutzung bei rollender Rei-
bung mit Schlupf an Elektrolytkupfer
Forschungsber. Land Nordrhein-Westf. Nr. 1102
Köln, Opladen: Westdt. Verlag 1962

- Finkin, E.:
Surface roughness in wear
Wear **6/4**, 293–302 (1963)
- Fischer, D.:
Untersuchung von Reibungsvorgängen mit Hilfe der Exoelektronenemission
Diss. Techn. Univers. Berlin 1970
- Foley, R. T., M. B. Peterson u. C. Zapf:
Frictional characteristics of cobalt, nickel and iron as influenced by their surface oxide films
ASLE Trans. **6/1**, 29–39 (1963)
- Gilbreath, W. P.:
Definition and evaluation of parameters which influence the adhesion of metals
in: *Adhesion or Cold Welding of Materials in Space Environments*
ASTM STP **431**, 128–148 (1967)
- Golego, N. L.:
Metal seizing in high vacuum
Avtomat. Svarka **18/3**, 18–20 (1965) (Russ.)
Automat. Weld. **18/3**, 18–21 (1965) (Engl. transl.)
- Goodzeit, C. L., R. P. Hunnicutt u. A. E. Roach:
Frictional characteristics and surface damage of thirty-nine different elemental metals in sliding contact with iron
Trans. ASME **78/11**, 1669–1676 (1956)
- Gulbransen, E. A.:
The oxidation and evaporation of magnesium at temperatures from 400° to 500°C
Trans. Electrochem. Soc. **87/-**, 589–599 (1945)
- Gulbransen, E. A. u. K. F. Andrew:
The kinetics of the oxidation of cobalt
J. Electrochem. Soc. **98/6**, 241–251 (1951)
- Habig, K.-H.:
Zur Struktur- und Orientierungsabhängigkeit der Adhäsion und trockenen Gleitreibung von Metallen
Materialprüfung **10/12**, 417–419 (1968)
- Habig, K.-H.:
Der Einsatz des Raster-Elektronenmikroskops zur Aufklärung von Verschleißmechanismen
Beitr. Elektronenmikroskop. Direktabb. Oberfl. **3/-**, 235 bis 244 (1970) Münster: R. A. Remy
- Habig, K.-H.:
Der Einfluß der gegenseitigen Löslichkeit von Metallen auf einige ihrer tribologischen Eigenschaften
Metalloberfläche **24/10**, 375–379 (1970)
- Hansen, M.:
Constitution of binary alloys
New York, Toronto, London: McGraw-Hill Book Company 1958
- Hauffe, K.:
Reaktionen in und an festen Stoffen.
Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag 1967
- Heinemann, R.-W. u. G. R. Schultze:
Untersuchungen über tribochemisch angeregte Festkörperreaktionen (Reibkorrosion)
Teil 1: Physikalische Einflußgrößen, Schmiertechnik **14/5**
239–48 (1967)
- Teil 2: Chemische Einflußgrößen, Schmiertechnik und Tribologie **15/6**, 278–282 (1968)
16/1, 31–34 (1969)
- Heinicke, G. u. H. Harenz:
Tribochemische Wirkungen in der Technik
I. Tribooxydation als Korrosionsprozeß bei Reibungs-, Schmierungs- und Verschleißvorgängen.
Technik **23/4**, 236–242 (1968)
- Hirst, W. u. J. K. Lancaster:
The influence of speed on metallic wear.
Proc. Roy. Soc. (London) **A 259/1297**, 228–242 (1960)
- Hirst, W.:
Wear.
Metallurg. Rev. **10/38**, 145–170 (1965)
- Hobson, J. P.:
Physical Adsorption at extremely low pressures
in: Flood, E. A. (Ed.), *The solid-gas interface* Vol. 1
New York: Marcel Dekker 1967
- Holm, R.:
Electric Contacts
Stockholm: H. Gebers 1946
s. a. 4th edition
Berlin, Heidelberg, New York: Springer-Verlag 1967
- Hütte, Taschenbuch für Eisenhüttenleute
5. Auflage
Düsseldorf: Verlag Stahleisen 1961
- Jellison, J., R. Predmore u. C. L. Stagaitis:
Sliding friction of copper alloys in vacuum
ASLE Trans. **12/2**, 171–182 (1969)
- Johnson, R. L., M. A. Swikert u. E. E. Bisson:
Friction at high sliding velocities
NACA TN **1442** (1947)
- Johnson, R. L., D. Godfrey u. E. E. Bisson:
Friction of solid films on steel at high sliding velocities
NACA TN **1578** (1948)
- Johnson, R. L. u. D. H. Buckley:
Lubrication and wear fundamentals for high-vacuum applications
Proc. Inst. Mech. Engrs. **182/3 A**, 479–490 (1967/68)
- Kadhim, M. J. u. S. W. E. Earles:
Unlubricated sliding at high speeds between copper and steel surfaces
Proc. Inst. Mech. Engrs. **181/30**, 25–30 (1966/67)
- Kerridge, M.:
Metal transfer and the wear process
Proc. Phys. Soc. (London) **B 68/427**, 400–407 (1955)
- Kerridge, M. u. J. K. Lancaster:
The stages in a process of severe metallic wear
Proc. Roy. Soc. (London) **A 236/-**, 250–264 (1956)
- Kolozsváry, Z., G. Filep u. E. Filep:
Contribution to the study of surface fatigue in sliding wear
Wear **13/1**, 54–57 (1969)
- Krajewski, W., J. Krüger u. H. Winterhager:
Allotrope Umwandlung und thermisches Ausdehnungsverhalten binärer Kobaltlegierungen im Temperaturbereich von 100 bis 800°C
Kobalt **-/47**, 72–78 (1970)

- Krause, A., Z. Ernst, St. Gawryck u. W. Kocay:
Röntgenstruktur und katalytische Eigenschaften der Silberferrite
Z. Anorg. Chem. **228**/-, 352–356 (1936)
- Ku, P. M.
The effects of oxide and organic films on sliding friction
pp. 41–55 in: Bouis, L. J. u. H. H. Hausner (Eds.)
Fundamental phenomena in the materials science
Vol. 2: Surface phenomena
New York: Plenum Press 1966
- Kubaschewski, O. u. J. A. Catterall:
Thermochemical data of alloys
London, New York: Pergamon Press 1956
- Landolt-Börnstein (6. Aufl.):
IV Band: Technik – 2. Teil: Stoffwerte und Verhalten von metallischen Werkstoffen, Bandteile a, b, c
Berlin, Göttingen, Heidelberg: Springer-Verlag 1963-65
- Liu, T.:
Sliding friction of copper
Wear **7**/2, 163–174 (1964)
- Matthäi, G.:
Über den Gleitverschleiß ungeschmierter Oberflächen
Forsch. Ing.-Wes. **30**/1, 1–13 (1964)
- Mellerowicz, K.:
Möglichkeiten betrieblicher Kostensenkung
Molykote **12**/41, 3–7 (1967)
Maschinenschaden **40**/5, 175–78 (1967)
Schmiertechnik **15**/2, 70–76 (1968)
- Moeller, C. E. u. M. C. Noland:
Cold welding tendencies and frictional studies of clean metals in ultra-high vacuum
ASLE Trans. **10**/2, 146–157 (1967)
- OECD Research Group on Wear of Engineering Materials
Glossary of terms and definitions in the field of friction, wear and lubrication (tribology)
Paris: OECD 1969
- Pilling, N. B. u. R. E. Bedworth:
The oxidation of metals at high temperatures
J. Inst. Metals **29**/-, 529–582 (1923)
- Podlaseck, S. u. H. K. Shen:
A statistical method for the study of friction and wear in vacuum
in: *Adhesion or Cold Welding of Materials in Space Environments*
ASTM STP 431, 272–314 (1967)
- Pomey, J.:
Le frottement et l'usure
Off. Nat. d'Études Rech. Aéron. Rapp. Techn. Nr. 36 (1948)
NACA Techn. Note 1318 (1952), Engl. transl.
- Quinn, T. F. J.:
The effect of „hot-spot“ temperatures on the unlubricated wear of steel
ASLE Trans. **10**/2, 158–168 (1967)
- Quinn, T. F. J.:
Dry wear of steel as revealed by electron microscopy and x-ray diffraction
Tribology Convention 1968. Proc. Inst. Mech. Engrs. **182**/3 N, 201–213 (1967/68)
- Quinn, T. F. J. u. J. L. Woolley
The unlubricated wear of 3 % Cr 1/2 % Mo steel
Lubric. Engng. **26**/9, 312–321 (1970)
- Rabinowicz, E. u. D. Tabor:
Metallic transfer between sliding metals. An autoradiographic study
Proc. Roy. Soc. (London) **A 208**/-, 455–475 (1951)
- Rabinowicz, E.:
Influence of surface energy on friction and wear phenomena
J. Appl. Phys. **32**/8, 1440–44 (1961)
- Rabinowicz, E.:
Friction and wear of materials
New York, London, Sydney: John Wiley and Sons 1965
- Rabinowicz, E.:
Discussion note
pp. 304–308 in: Ku, P. M. (Ed.), *Interdisciplinary approach NASA SP-181* (1968)
Washington: Superint. of Documents, U.S. Gov. Printing Office
- Russel, J. A., R. A. Burton u. P. M. Ku:
Atmospheric effects on friction and wear of oxidized copper
Wear **8**/3, 173–187 (1965)
- Schottky, H. u. H. Hiltenkamp:
Mitwirkung des Luftstickstoffs beim Fressen aufeinander gleitender Stahlteile und beim Dauerbruch
Stahl u. Eisen **56**/15, 444–446 (1936)
- Shaw, P. E. u. E. W. L. Leavey:
Friction of dry solids in vacuo
Phil. Mag. (VII) **10**/66, 809–822 (1930)
- Siebel, E. u. R. Kobitzsch:
Verschleißerscheinungen bei gleitender trockener Reibung
Berlin: VDI-Verlag 1941
- Snide, J. A., J. R. M. Myers u. R. K. Saxer:
Oxydation von ultrahochreinem Kobalt bei verschiedenen Sauerstoffdrücken im Temperaturbereich von 950 bis 1250°C
Kobalt -/36, 139–142 (1967)
- Spalvins, T. u. D. V. Keller:
Adhesion between atomically clean surfaces
Trans. Vac. Metallurgy Conf. 1962, p. 149
New York: Amer. Vac. Soc.
- Tao, F. F.:
A study of oxidation phenomena in corrosive wear
ASLE Trans. **12**/2, 97–105 (1969)
- Tokkar, K.:
Zur Thermodynamik fester Stoffe
in: *Reactivity of solids*
Proc. 4th International Symposium on the Reactivity of Solids
Amsterdam, London, New York, Princeton 1961
- Trapnell, B. M. W.
Chemisorption
London: Butterworth Scientific Publ. 1955
- Wahl, H.:
Allgemeine Ordnungsprobleme bei der Bearbeitung von Verschleißfragen
Giesserei **53**/13, 421–430 (1966)

Waterhouse, R. B.:

Fretting corrosion

Proc. Inst. Mech. Engrs. (London) **169**/59, 1157–72 (1955)

Chart, Mech. Engr. **2**/7, 334–35 (1955)

Wellinger, K. u. H. Uetz:

Verschleiß durch körnige mineralische Stoffe

Aufber.-Techn. **4**/-, 193–204 u. 319–35 (1963)

Whitehead, J. R.:

Surface deformation and friction of metals at high loads

Proc. Roy. Soc. (London) **A 201**/1064, 109–124 (1950)

Wiegand, H. u. G. Heinke:

Modellverschleißuntersuchungen an metallischen Werkstoff-
paarungen im Vakuum bis zu Drücken von 10^{-9} Torr

Metalloberfläche **23**/2, 45–57 (1969)

23/3, 78–86 (1969)

Wilson, R.:

Influence of oxide films on metallic friction

Proc. Roy. Soc. (London) **A 212**/-, 450–459 (1952)

Wilson, R. W.:

The Contact resistance and mechanical properties of sur-
face films on metals

Proc. Phys. Soc. (London) **B 68**/9, 625–641 (1955)

Wright, K. H. R. u. H. M. Scott:

The frictional behaviour of anodised aluminium surfaces

Proc. Conf. Lubrication and Wear 1957, pp. 286–90

London: Inst. Mech. Engrs.

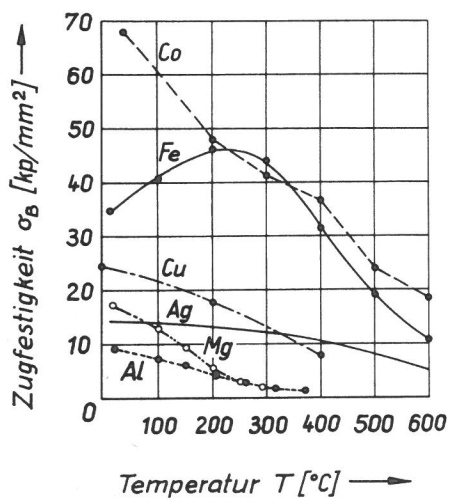
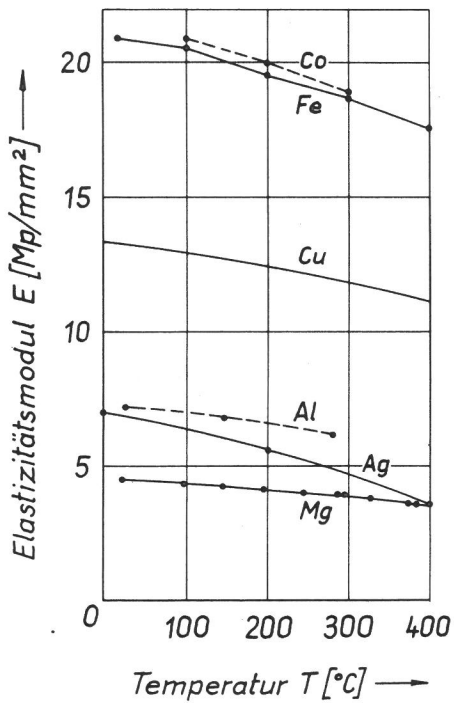


Bild II
Die Temperaturabhängigkeit der Zugfestigkeit nach Landolt-Börnstein (1965)

Bild I
Die Temperaturabhängigkeit des Elastizitätsmoduls nach Landolt-Börnstein (1965)

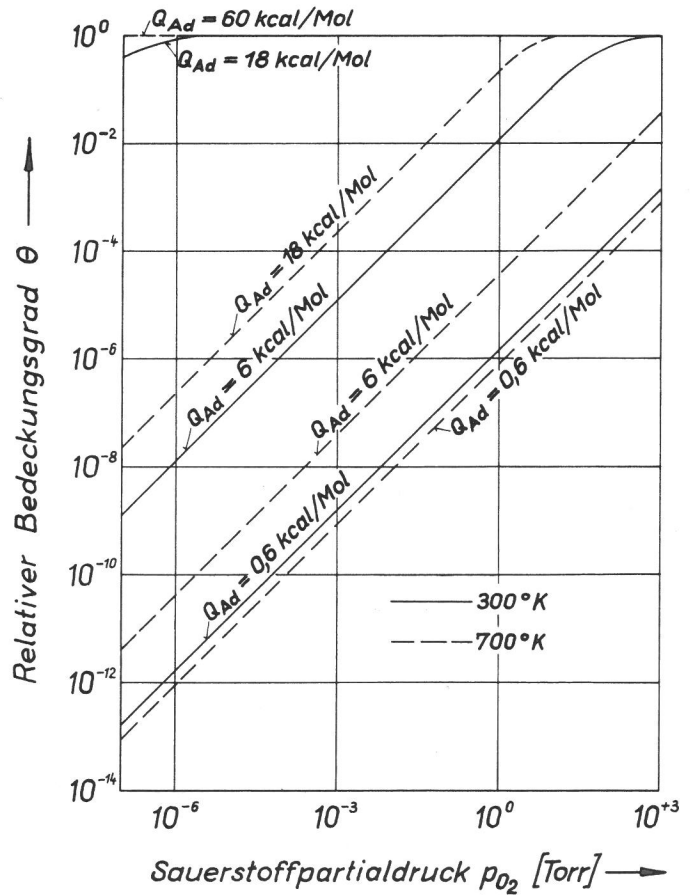


Bild III
Der relative Bedeckungsgrad in Abhängigkeit vom Sauerstoffpartialdruck bei 300°K und 700°K für verschiedene Adsorptionsenergien

Metall	Ordnungszahl	Elektronenkonfiguration	Struktur bei Raumtemp.	Strukturumwandlung	Gitterkonst. bei Raumt. [Å]	Atomradius [Å]	plast. Formänderung bei Raumtemperatur			
							Gleitricht.	Gleitebenen	Anzahl der Gleitsysteme	kritische Schubspannung [p/mm ²] (Reinheit)
Cu	29	3d ¹⁰ 4s ¹	kfz.		3,615	1,28	<110>	{111}	12	65 ⁺ (99,999)
Ag	47	4d ¹⁰ 5s ¹	"		4,086	1,44	"	"	"	48 ⁺ (99,99)
Al	13	3s ² 3p ¹	"		4,049	1,43	"	"	"	
Co	27	4d ⁷ 4s ²	hex.	hex. $\xrightarrow{445^\circ\text{C}}$ kfz.	a=2,507 c=4,069	1,25	<1120>	(0001)	3	7000 ⁺⁺ (reinst)
Mg	12	3s ²	"		a=3,209 c=5,210	1,60	"	"	"	77 ⁺ (99,996)
Fe	26	3d ⁶ 4s ²	krz.	krz. $\xrightarrow{906^\circ\text{C}}$ kfz. kfz. $\xrightarrow{1388^\circ\text{C}}$ krz	2,866	1,24	<111>	{110} {112} {113}	12 12 24 48	2800 ⁺ (99,96)

⁺ Böhm (1968) ⁺⁺ Davis u. Teghtsoonian (1964)

Metall	Dichte ρ (20°C) [g/cm ³]	spez. Wärme c (20-100°C) [$\frac{\text{cal}}{\text{g grd}}$]	Wärmeleit. λ (0°C) [$\frac{\text{cal}}{\text{cm sec grd}}$]	Wärmeeindringzahl $\sqrt{\rho \cdot c \cdot \lambda}$
Fe	7,876	0,112	0,173	0,391
Co	8,89	0,102	0,165	0,387
Cu	8,933	0,092	0,941	0,879
Ag	10,500	0,0559	0,98	0,758
Mg	1,738	0,0243	0,41	0,132
Al	2,6989	0,214	0,55	0,564

Tabelle I

Struktur und plastische Formänderung von Cu, Ag, Al, Co, Mg und Fe

Tabelle II

Wärmeeindringzahlen von Fe, Co, Cu, Ag, Mg und Al (nach Werten der Stoffhütte 1967 berechnet)

Tabelle III

Thermodynamische und kinetische Daten der Systeme Metall-Sauerstoff und Metall-Stickstoff

Stoffhütte (1967)

Metall	Löslichkeit (nach Hansen 1958)				Reaktion mit Sauerstoff und Stickstoff			Geschwindigkeit der Reaktion			
	Temp. [°C]	Konz. [Gew.-%]	Temp. [°C]	Konz. [Gew.-%]	Temp. [°C]	Gleichung	ΔG_{298}^+ [$\frac{\text{k cal}}{\text{Mol O}_2}$]	Temp. [°C]	Zeitgesetz	Geschwindigkeitskonstante	Literatur
Fe	700	0,008	590 300 100	0,1 0,01 0,001	>570 <570	2 Fe+O ₂ =2 FeO 6 FeO+O ₂ =2 Fe ₃ O ₄ 4 Fe ₃ O ₄ +O ₂ =6 Fe ₂ O ₃ 1,5 Fe+O ₂ =0,5 Fe ₃ O ₄ 4 Fe ₃ O ₄ +O ₂ =6 Fe ₂ O ₃ 8 Fe+N ₂ =2 Fe ₄ N	-110 -99 +1,5		parabolisch	$k_r \sim (p_{\text{O}_2})^{1/6}$	Hauffe (1967)
Co	600	0,006	600	0,6	<900 380	2 Co+O ₂ =2 CoO 6 CoO+O ₂ =2 Co ₃ O ₄ Behandlung mit NH ₃ führt zu Co ₃ N; Co ₂ N	-101 -60	950 bis 1250 1148 200 300 400	parabolisch	$k'' = 6,0 \cdot 10^{-2} (p_{\text{O}_2})^{0,35} \cdot \exp(-\frac{3700}{RT})$ $k'' \sim (p_{\text{O}_2})^{0,29}$ $\frac{P_{\text{O}_2}}{[\text{Torr}]} \cdot k''$ 76 $4,2 \times 10^{-16}$ " $4,0 \times 10^{-14}$ " $1,2 \times 10^{-12}$	Snide et al. (1967) Carter et al. (1954) Gulbransen et al. (1951)
Cu	550	0,0017		0	>300 220-375 <220	2 Cu+O ₂ =2 CuO Cu ₂ O=Cu+Cu 4 Cu+O ₂ =2 Cu ₂ O	-61 -71	1000 100	parabolisch erst kubisch, später logarithmisch	$k_r \sim (p_{\text{O}_2})^{1/7}$ $k \sim (p_{\text{O}_2})^{1/4}$	Hauffe (1967) Hauffe (1967)
Ag	200	0,002		0	<190	4 Ag+O ₂ =Ag ₂ O	-5				
Mg						2 Mg+O ₂ =2 MgO Mg ₃ N ₂	-276	450 450 475 475 450 450 400 400	linear parabolisch	P_{O_2} Oxidationsgeschw. [Torr] [g cm ⁻² min ⁻¹] 200 0,114 2 0,048 200 0,033 20 0,013 200 0,010 2 0,009	Gulbransen (1945)
Al		0,0003		0,0001		4/3 Al+O ₂ =2/3 Al ₂ O ₃ AlN	-244	600 25	parabolisch rez. logar.	$k'' = 3 \cdot 10^{-11} [\text{g}^2 \text{cm}^{-4} \text{h}^{-1}]$	Hauffe (1967)

⁺ Die Werte sind nach Daten aus der Eisenhütte (1961) und von Kubaschewski u. Catterall (1956) berechnet.

Material	Erschmelzungsart	Reinheit[%]	Analyse
Fe-Stifte	Vakuum	≥ 99,7	C Cu Mg Mn Ni Si P S O ₂ N ₂ H ₂ % : 0,01 0,07 0,07 <0,1 0,05 0,01 0,015 0,01 <0,02 <0,005 <0,0001
Fe-Scheiben	Vakuum	≥ 99,7	C Cu Mn Ni Si P S O ₂ N ₂ H ₂ % : <0,02 <0,05 <0,1 <0,1 <0,02 <0,02 <0,02 <0,02 <0,005 <0,0001
Co-Stifte		99,999	
Co-Scheibe		99,99	
Cu-Stifte	Vakuum	99,99 (Kupfer V)	Ag As Bi Cd Fe Mn Ni P Pb S Sb Sn Te Zn ppm : <10 <2 <1 <10 <40 <10 <10 <7 <2 <15 <2 <1 <5 <10
Cu-Scheiben	Vakuum	(+Ag) 99,95 (Kupfer E)	Be C Fe Mn Ni P Pb S Sb Sn Si Zn O ₂ % : Spuren 0 <0,005 0 <0,01 <0,0005 <0,01 <0,001 Spuren 0 <0,01 <0,001
Ag-Stifte		99,995	
Ag-Scheibe		99,97	
Mg-Stifte		99,999	
Mg-Scheiben		99,95	Fe Mn Ni Si % : 0,005 0,01 0,001 0,01
Al-Stifte		99,98	Cu Fe Mn Mg Si Ti Zn % : 0,0001 0,0007 0,0006 0,0018 0,0057 0,0008 <0,002
Al-Scheiben		99,99	

Tabelle IV
Reinheit der verwendeten Metalle

Material	Glüh-temp. [°C]	Umgeb. Medium	Glüh-dauer [min]	Art der Abkühlung ⁺	Korngröße		
					D _N 50 [μm]	D _G 50 [μm]	σ
Fe-Stifte	1000	Vakuum 10 ⁻⁵ [Torr]	60	a	31	82	0,55
Fe-Scheiben					32	105	0,68
Co-Stifte	1000 u. 370	Vakuum 10 ⁻⁵ [Torr]	60 300	a	38	101	0,58
Co-Scheibe	1000	Argon	60	b			
Cu-Stifte	600	Vakuum 10 ⁻⁵ [Torr]	30	a	18	42	0,54
Cu-Scheiben					30	117	0,72
Ag-Stifte	450	Vakuum 10 ⁻⁵ [Torr]	45	a	6	24	0,69
Ag-Scheibe	450	Argon	45	b			
Mg-Stifte	200	Vakuum 10 ⁻⁵ [Torr]	60	a	23	43	0,44
Mg-Scheiben					>1000		
Al-Stifte	400	Vakuum 10 ⁻⁵ [Torr]	60	a	48	88	0,47
Al-Scheiben	360		120		850	3750	0,70

⁺ a) aus dem Ofen herausgezogen und in evakuierter Röhre bis auf Raumtemperatur langsam abgekühlt

b) im Ofen langsam abgekühlt

Tabelle V
Wärmebehandlung und Korngröße der verwendeten Metalle

Reibpartner	Metall	Vickershärte		Reibpartner	Metall	Vickershärte	
		Prüflast [kp]	Härte [kp/mm ²]			Prüflast [kp]	Härte [kp/mm ²]
Stift Scheibe	Fe	3	71 ¹⁾ , 79	Stift Scheibe	Fe	3	71
	Fe	50	84		Cu	30	40
Stift Scheibe	Co	3	147	Stift Scheibe	Cu	0,3	40
	Co	30	134		Fe	50	80
Stift Scheibe	Cu	0,3	40	Stift Scheibe	Fe	3	71
	Cu	30	40		Ag	30	51
Stift Scheibe	Ag	0,3	38	Stift Scheibe	Ag	0,3	31 ³⁾ , 38
	Ag	30	51		Fe	50	69 ³⁾ , 80
Stift Scheibe	Mg	0,3	36	Stift Scheibe	Fe	3	72
	Mg	30	33		Mg	30	33
Stift Scheibe	Al	1	14	Stift Scheibe	Mg	0,05; 0,3	34
	Al	10	14		Fe	50	69 ⁴⁾ , 81, 109 ⁵⁾
Stift Scheibe	Fe	3	71	Stift Scheibe	Fe	3	71
	Co	30	134		Al	10	14
Stift Scheibe	Co	3	147	Stift Scheibe	Al	1	15
	Fe	50	83; 109 ²⁾		Fe	50	80

1) bei 80 und 8×10^{-2} Torr 2) bei 760, 10^{-3} und 2×10^{-7} Torr 3) bei 760 Torr
4) bei 760 Torr 5) bei 10^{-2} Torr

Tabelle VI
Vickershärte der verwendeten Metalle

Partner St./Sch.	v [m/sec]	N [kp]	$\bar{\mu}_{max}$	Q [cal/sec]	T ⁺ [°C]	T-T _{Raum} [°C]
Fe/Fe " " "	0,02	2,37	0,70	0,08	26	1
	0,10	"	0,70	0,39	34	9
	0,95	"	0,64	3,37	78	53
Co/Co " " "	0,02	4,38	0,39	0,08	32	2
	0,11	"	0,41	0,46	40	10
	0,97	"	0,36	3,58	85	55
Cu/Cu " " "	0,02	1,206	1,00	0,06	24	0
	0,10	"	0,96	0,27	32	8
	0,95	"	1,16	3,11	74	50
Ag/Ag " "	0,02	0,942	1,13	0,05	24	0
	0,09	"	0,96	0,19	29	4
Mg/Mg " "	0,02	1,002	0,62	0,03	22	0
	0,10	"	0,58	0,14	23	0
Al/Al " "	0,02	0,456	0,73	0,02	23	0
	0,10	"	0,59	0,06	25	0
Fe/Co " " "	0,02	2,796	0,45	0,06	26	1
	0,09	"	0,51	0,30	31	6
	0,93	"	0,28	1,70	50	25
Co/Fe " " "	0,02	2,796	0,45	0,06	27	4
	0,11	"	0,45	0,32	34	11
	0,98	"	0,36	2,31	86	63

Partner St./Sch.	v [m/sec]	N [kp]	$\bar{\mu}_{max}$	Q [cal/sec]	T ⁺ [°C]	T-T _{Raum} [°C]
Fe/Cu " " "	0,02	1,17	0,82	0,05	26	2
	0,10	"	1,76	0,48	32	8
	0,94	"	1,62	4,17	85	61
Cu/Fe " " "	0,02	1,17	0,60	0,03	26	0
	0,09	"	0,60	0,15	30	0
	0,93	"	0,58	1,48	68	43
Fe/Ag " " "	0,02	0,942	0,75	0,03	33	8
	0,09	"	0,75	0,15	34	9
	0,93	"	0,67	1,37	47	22
Ag/Fe " " "	0,02	0,942	0,64	0,03	30	6
	0,10	"	0,70	0,15	33	9
	0,98	"	0,81	1,75	65	41
Fe/Mg " " "	0,02	1,002	0,39	0,02	26	1
	0,10	"	0,31	0,07	31	0
	0,96	"	0,30	0,68	41	15
Mg/Fe " " "	0,02	1,006	0,42	0,02	26	0
	0,09	"	0,40	0,08	31	0
	0,78	"	0,42	0,77	58	19
Fe/Al " " "	0,02	0,456	0,77	0,02	26	1
	0,09	"	0,67	0,06	27	2
	0,93	"	0,55	0,55	43	18
Al/Fe " " "	0,02	0,456	0,81	0,02	32	0
	0,10	"	0,70	0,07	33	1
	0,96	"	0,56	0,26	46	18

⁺ Meßstelle zu Beginn der Verschleißbeanspruchung 4 mm von der Reibstelle entfernt

Tabelle VII
Reibleistungen und Stifttemperaturen bei p = 760 Torr

Partner St./Sch.	v [m/sec]	N [kp]	$\bar{\mu}_{max}$	Q [$\frac{cal}{sec}$]	T ⁺ [°C]	T-T _{Raum} [°C]
Fe/Fe	0,02	2,37	0,64	0,07	29	5
"	0,10	"	0,59	0,33	46	21
"	0,96	"	0,97	5,16	166	141
Co/Co	0,02	4,38	0,30	0,06	34	6
"	0,10	"	0,31	0,32	48	20
"	0,95	"	0,28	2,73	140	112
Cu/Cu	0,02	1,206	1,49	0,08	28	4
"	0,10	"	1,34	0,38	42	18
"	0,97	"	1,29	3,53	136	112
Ag/Ag	0,02	0,942	1,39	0,06	26	1
"	0,09	"	1,24	0,25	42	17
Mg/Mg	0,02	1,002	0,48	0,02	22	0
"	0,10	"	0,38	0,09	23	0
"	0,94	"	0,44	0,97	68	44
Al/Al	0,02	0,456	1,26	0,03	23	0
"	0,10	"	1,51	0,16	35	10
"	0,95	"	0,32	0,32	78	53
Fe/Co	0,02	2,796	0,33	0,04	24	0
"	0,09	"	0,27	0,16	30	5
"	0,93	"	0,29	1,76	98	73
Co/Fe	0,02	2,796	0,40	0,05	30	7
"	0,10	"	0,33	0,22	47	24
"	0,95	"	0,40	2,49	152	129

Partner St./Sch.	v [m/sec]	N [kp]	$\bar{\mu}_{max}$	Q [$\frac{cal}{sec}$]	T ⁺ [°C]	T-T _{Raum} [°C]
Fe/Cu	0,02	1,17	1,46	0,08	30	6
"	0,10	"	2,24	0,61	44	20
"	0,95	"	1,12	2,91	160	136
Cu/Fe	0,02	1,17	0,57	0,03	25	0
"	0,10	"	0,60	0,16	39	14
"	0,93	"	1,08	2,74	150	125
Fe/Ag	0,02	0,942	0,68	0,03	30	5
"	0,09	"	0,66	0,13	36	11
"	0,93	"	0,68	1,39	81	56
Ag/Fe	0,02	0,942	0,33	0,01	36	11
"	0,10	"	0,40	0,09	42	17
"	0,93	"	0,43	0,88	80	55
Fe/Mg	0,02	1,002	0,42	0,02	26	0
"	0,10	"	0,36	0,08	30	0
"	0,96	"	0,35	0,79	71	44
Mg/Fe	0,01	1,026	0,31	0,007	33	~ 0
"	0,09	"	0,41	0,09	31	~ 0
"	0,92	"	0,40	0,88	63	~ 35
Fe/Al	0,02	0,456	1,19	0,03	28	3
"	0,09	"	1,10	0,11	33	8
"	0,93	"	0,76	0,75	87	62
Al/Fe	0,02	0,456	0,80	0,02	29	1
"	0,09	"	0,68	0,07	34	6
"	0,95	"	0,64	0,65	78	53

⁺ Meßstelle zu Beginn der Verschleißbeanspruchung 4 mm von der Reibstelle entfernt

Tabelle VIII \wedge
Reibleistungen und Stifttemperaturen bei $p = 10^{-3}$ Torr

Partner St./Sch.	v [m/sec]	N [kp]	$\bar{\mu}_{max}$	Q [$\frac{cal}{sec}$]	T ⁺ [°C]	T-T _{Raum} [°C]
Fe/Fe	0,02	2,37	0,93	0,10	40	12
"	0,10	"	0,85	0,47	55	27
"	0,94	"	0,69	3,60	84	56
Co/Co	0,02	4,38	0,35	0,07	33	7
"	0,10	"	0,33	0,34	50	24
"	0,96	"	0,40	3,94	182	156
Cu/Cu	0,02	1,206	1,74	0,10	31	7
"	0,10	"	1,71	0,48	62	38
"	0,93	"	1,21	3,18	74	>50
Ag/Ag	0,02	0,942	1,60	0,07	28	3
"	0,09	"	1,86	0,37	44	19
Mg/Mg	0,02	1,002	0,41	0,02	26	2
"	0,10	"	0,45	0,11	28	4
"	0,94	"	0,33	0,73	65	41
Al/Al	0,02	0,456	2,76	0,06	26	1
"	0,10	"	1,62	0,17	32	7
Fe/Co	0,02	2,796	0,49	0,06	30	5
"	0,09	"	0,47	0,28	32	7
"	0,93	"	0,46	2,80	126	101
Co/Fe	0,02	2,796	0,35	0,05	36	13
"	0,10	"	0,42	0,27	43	20
"	0,94	"	0,35	2,15	162	139

⁺ Meßstelle zu Beginn der Verschleißbeanspruchung 4 mm von der Reibstelle entfernt

Tabelle IX \vee
Reibleistungen und Stifttemperaturen bei 10^{-6} Torr $\geq p > 10^{-7}$ Torr

Partner St./Sch.	v [m/sec]	N [kp]	$\bar{\mu}_{max}$	Q [$\frac{cal}{sec}$]	T ⁺ [°C]	T-T _{Raum} [°C]
Fe/Cu	0,02	1,17	2,35	0,13	36	12
"	0,10	"	2,21	0,61	65	41
"	0,95	"	1,72	4,47	250	226
Cu/Fe	0,02	1,17	0,89	0,05	28	3
"	0,10	"	0,76	0,21	43	18
"	0,92	"	0,96	2,42	140	115
Fe/Ag	0,02	0,942	0,41	0,02	23	0
"	0,09	"	0,28	0,06	23	0
"	0,93	"	0,40	0,82	59	34
Ag/Fe	0,02	0,942	0,51	0,02	24	0
"	0,09	"	0,40	0,08	28	3
"	0,93	"	0,38	0,78	76	51
Fe/Mg	0,02	1,002	0,31	0,01	23	0
"	0,11	"	0,26	0,07	28	2
"	0,96	"	0,29	0,65	59	33
Mg/Fe						
Fe/Al	0,02	0,456	1,45	0,03	28	3
"	0,09	"	1,11	0,11	32	7
Al/Fe	0,02	0,456	0,65	0,01	28	2
"	0,09	"	1,34	0,13	38	11
"	0,95	"	0,70	0,71	86	59