

**KERNFORSCHUNGSZENTRUM  
KARLSRUHE**

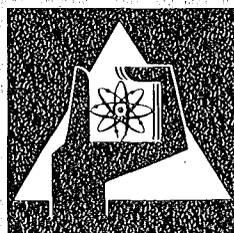
Mai 1975

KFK 2144

Laboratorium für Isotopentechnik

**Reibung und Verschleiß trockener Oberflächen  
(Stand 1973/74)**

K. Szatzschneider



**GESELLSCHAFT  
FÜR  
KERNFORSCHUNG M.B.H.**

**KARLSRUHE**

Als Manuskript vervielfältigt

Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.  
KARLSRUHE

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

KFK 2144

Laboratorium für Isotopentechnik  
Fachbereich Physik/Maschinenbau

Reibung und Verschleiß trockener Oberflächen

(Stand 1973/74)

von

Kristof Szatzschneider

Gesellschaft für Kernforschung m.b.H., Karlsruhe



## Z U S A M M E N F A S S U N G

In dem Bericht werden die Probleme der trockenen Reibung und des Verschleißes beschrieben.

Erkenntnisse, Theorien und Modelle der letzten Jahre werden erläutert, adhäsiver, oxidativer und abrasiver Verschleiß qualitativ beschrieben und zur quantitativen Erfassung der Verschleißerscheinung herangezogen.

Die reale Kontaktfläche der reibenden Partner im statischen und dynamischen Zustand und deren statische Verteilung auf den Kontaktbereichen werden theoretisch beschrieben und experimentell bewertet. Man setzt voraus, daß der Verschleiß in diesen Berührungsbereichen entsteht. Je nach dem Verschleißmechanismus wird der Verschleiß als abrasiv, oxidativ oder adhäsiv bezeichnet.

Es werden die realen Verschleißvorgänge beschrieben, die durch alle drei Mechanismen zustande kommen. Die "stick-slip"-Erscheinung wird durch die zeitabhängige Adhäsion auf der statistisch verteilten realen Kontaktfläche erklärt.

Es wird auch eine kurze Übersicht über die Verschleißmeßanordnungen gegeben.

## Friction and Wear of Dry Surfaces

(Status: 1973/74)

### Summary

This report is a description of problems associated with dry friction and wear.

Knowledge obtained as well as theories and models defined in recent years are explained; wear through adhesion, oxydation and abrasion is described qualitatively and employed in the quantitative assessment of wear phenomena.

A theoretical description is presented of the real contact areas of friction partners in the steady-state and dynamic states and of their steady-state distribution, which is followed by an experimental evaluation. Wear is assumed to be generated in this area. Depending on the wear mechanism, wear is termed abrasive, oxydative or adhesive.

The real wear processes are described which are caused by the three mechanisms. The stick slip phenomenon is explained by the time-dependent adhesion on the randomly distributed real contact surface.

Also a short review is given of the wear measurement assembly.

# I N H A L T S V E R Z E I C H N I S

## Vorwort

1. Einführung
2. Kontakt zwischen zwei rauhen Oberflächen
3. Abrasiver Verschleiß
4. Adhäsiver Verschleiß
5. Oxidativer Verschleiß
6. Reale Verschleißvorgänge
7. Verschleißmessanordnungen
8. Literaturverzeichnis

## V O R W O R T

Im Laboratorium für Isotopentechnik (LIT) des Kernforschungszentrums Karlsruhe werden vielseitige tribologische Versuche durchgeführt. Es werden untersucht: Der Verschleiß von Motorenteilen und Antriebselementen, die Wirkungsweise von verschiedenen Schmiermitteln und die Grundlagen der Verschleißerscheinung.

Die Arbeiten stützen sich auf die in Berichten und Fachzeitschriften publizierten Ergebnisse von theoretischen und experimentellen Untersuchungen, die in USA, UdSSR, Japan und im westeuropäischen Raum durchgeführt wurden. Die Zahl dieser Veröffentlichungen nimmt ständig zu.

Die Standardwerke, die die Verschleißerscheinung beschreiben (Bowden-Tabor, Rabinowicz, Kragelski), wurden zu Anfang der sechziger Jahre oder noch früher herausgegeben. Im folgenden wird ein Überblick über die Grundlagen der Verschleißmechanismen bis Anfang 1974 gegeben. Die Probleme der hydrodynamischen Schmierung werden nicht berücksichtigt. Dieser Bericht stellt eine Niederschrift einer im Frühjahr 1974 im LIT von mir gehaltenen Vorlesungsreihe dar.

## 1. E I N F Ü H R U N G

Die zahlreiche Literatur, die theoretische und experimentelle Untersuchungen über die Verschleißerscheinungen umfaßt, liefert eine vielseitige Grundlage für die qualitative und oft auch quantitative Beschreibung der Vorgänge beim Verschleiß.

Der Verschleiß der Metalle läßt sich aufgrund der physikalischen Erscheinungen einteilen in:

1. Abrasiver Verschleiß
2. Oxidativer Verschleiß
3. Metallischer (Adhäsiver) Verschleiß

Abrasiver Verschleiß tritt auf, wenn die rauhen Spitzen einer harten Oberfläche (zwei Medien), oder harte und scharfe Körner zwischen reibenden Oberflächen (drei Medien), aus der weichen Oberfläche Material herausschneiden.

Als oxidativen Verschleiß bezeichnet man den Vorgang, bei dem immer neue, von der Atmosphäre auf der Oberfläche gebildete Oxidschichten abgetragen werden.

Metallischer (adhäsiver) Verschleiß tritt auf, wenn die reinen metallischen Oberflächen aufeinander reiben. Der Verschleiß wird dann durch adhäsive Haftkraft zwischen beiden Metallen verursacht.

Die übliche Bezeichnung "Adhäsiver Verschleiß" ist nicht ganz richtig, weil die Adhäsion (zwischen Oxiden) auch beim oxidativen Verschleiß stattfindet.

Oft wird der Verschleiß auch aufgrund der Größe der Verschleißrate in "mild wear" und "severe wear" eingeteilt. Diese Einteilung scheint für eine theoretische Beschreibung ungünstig zu sein, weil in beiden Verschleißbereichen gleichzeitig verschiedene physikalische und chemische Faktoren den Verschleiß verursachen und beeinflussen.

Wenn zwischen den reibenden Oberflächen kein Schmiermittel vorhanden ist, spricht man von trockenem Verschleiß oder trockener Reibung. Zwischen trockener Reibung und vollständiger Schmierung gibt es aber keine scharfe Grenze, sondern einen Übergangsbereich, der als Grenzschmierung oder Mischreibung bezeichnet wird.

Der Verschleiß  $W$  wird meistens über die wegbezogene Verschleißrate  $dW/dS$  beschrieben, worin  $S$  als Verschleißweg der Reibflächen bezeichnet wird.

Für konstante Reibgeschwindigkeit ergibt sich die Verschleißrate als  $dW/dt$ .

## 2. KONTAKTFELD ZWISCHEN ZWEI RAUHEN OBERFLÄCHEN

Die reale Kontaktfläche  $A_r$  zwischen zwei rauhen Oberflächen spielt für die Verschleißmechanismen eine primäre Rolle, weil der Verschleiß auf dieser Fläche stattfindet.

Die Größe der realen Kontaktfläche bestimmt die mechanischen Eigenschaften der zusammengedrückten Materialien und die Kraft  $L$ .

Die  $A_r$  ist, bei konstanter Belastung, von der geometrischen Fläche  $A_a$  - scheinbare Kontaktfläche - unabhängig.

Wenn zwei metallische Körper mit den Flächen  $A_a$  mit einer Kraft  $L$  zusammengedrückt werden, werden die Rauigkeitsspitzen der weichen Fläche so lange verformt, bis die entstehende gesamte Druckspannung der Kraft  $L$  gleich wird. Es entstehen statistisch verteilte Kontaktbereiche  $A_i$ , deren Summe die reale Kontaktfläche  $A_r = \sum A_i$  zwischen zwei Körpern bilden.

Bild 1 zeigt schematisch eine solche Kontaktzone, die zwischen den Materialien a und b mit den Härten  $p_a > p_b$  entstanden ist [1].

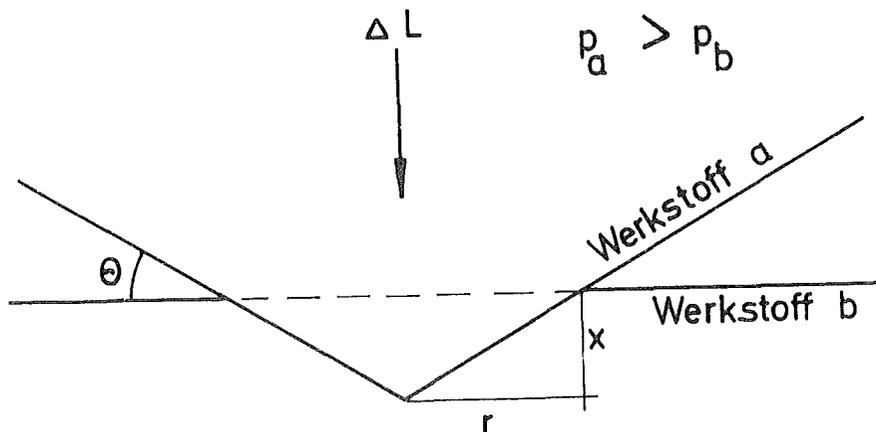


Bild 1: Einzelne Kontaktzone zwischen zwei Metallflächen

Das energetische Gleichgewicht an solchen Kontaktzonen ergibt die Gleichung |1|:

$$\frac{dE}{dx} = \frac{d}{dx} (\Delta L_i x - \int_0^x \pi r^2 p_b dx + W_{ab} \pi r^2) = 0$$

daraus folgt:

$$\Delta L_i = \pi r^2 p_b - 2\pi r W_{ab} \operatorname{ctg} \theta$$

worin:  $\Delta L_i$  = Kraft in dem Kontaktbereich

$W_{ab}$  = Adhäsionsenergie zwischen den Materialien a und b pro Flächeneinheit.

Die einzelnen Terme beschreiben:

Die Arbeit der Kraft  $\Delta L$  auf dem Weg  $x$ , die Verformungsenergie des Materials b und die Adhäsionsenergie der Kontaktzone.

Aus der Gleichung ergeben sich folgende Bedingungen:

$$A_i \geq \frac{\Delta L_i}{p_b} ; \quad A_r = \sum A_i \geq \frac{L}{p_b}$$

Wenn der Einfluß der Adhäsionsenergie vermieden wird ( $W_{ab}$  klein) und der Winkel  $\theta$  nicht zu klein ist (die Oberflächen sind rau), was in praktischen Fällen meistens erfüllt ist, läßt sich die reale Kontaktfläche  $A_r$  errechnen als:

$$A_r = \frac{L}{P} = A_a \frac{P^+}{P_b} \quad (1)$$

worin:  $P$  = Druck auf die Fläche  $A_a$

Der Quotient  $\frac{A_r}{A_a} = \alpha$  wird als Kontaktstufe bezeichnet.

Wenn man berücksichtigt |2|, daß das weichere Material an den Kontaktstellen fließt und damit die reale Kontaktfläche zunimmt, ergibt sich der Quotient aus folgender Gleichung:

$$\frac{P^+}{P} = \frac{\alpha}{1-\alpha} \quad (2)$$

Wenn der Abstand zwischen zwei Oberflächen unter der Flächenbelastung  $P$  einerseits statistisch ermittelt und andererseits aus der plastischen Verformung der Spitzen unter Annahme konstanten Materialvolumens errechnet wird, läßt sich der Quotient aus dem Rauigkeitsprofil errechnen.

Diese Theorie setzt voraus, daß der Fließdruck im ganzen Belastungsbereich konstant und gleich der Abdruckhärte ist. Diese Berechnung der realen Kontaktflächen ist also vereinfacht, da das Verhärten der Materialspitzen, das aufgrund der Verformung auftritt, nicht berücksichtigt wurde. Die Materialhärte  $p$  steigt mit dem Druck  $P$  folgendermaßen an:

$$p \sim P^{\beta}$$

worin  $\beta$  in verschiedenen  $P$ -Bereichen unterschiedliche Werte annimmt.

Daraus folgt |3|:

$$\left| \frac{p^+}{p} \right|^{1-\beta} = C \frac{\alpha}{1-\alpha} \quad (3)$$

worin C = Proportionalitätsfaktor.

Auf Bild 2 sind die experimentellen und theoretischen Ergebnisse eingetragen |3|, die für die Materialpaarung Al + Stahl erzielt wurden.

Die stetige Linie zeigt den Funktionsverlauf  $\alpha = \alpha \left( \frac{p^+}{p} \right)$  nach der Gleichung (2), die unterbrochene Linie den Verlauf nach der Gleichung (3).

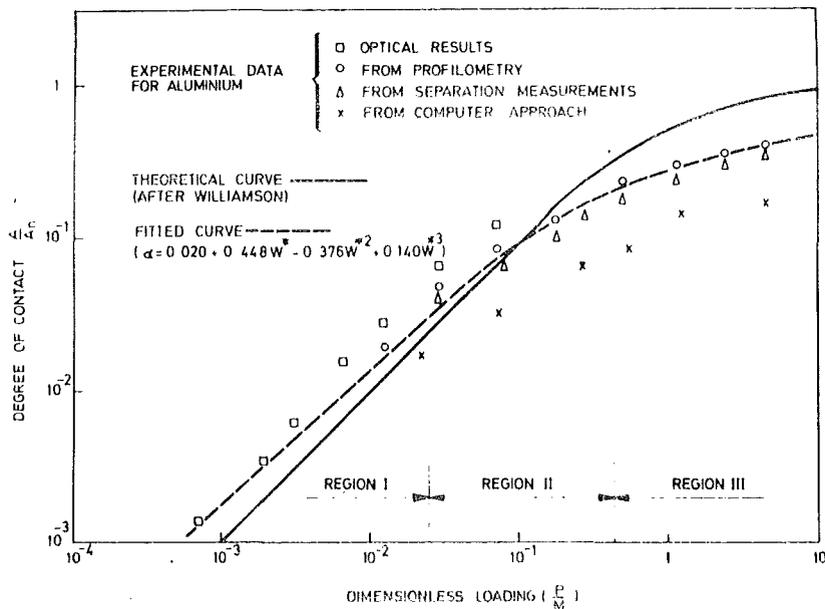


Bild 2:  $A_r/A_a$  als Funktion der dimensionslosen Belastung |3|

Bereich I  $\alpha < \frac{p^+}{p} < 2,5 \times 10^{-2}$ ;  $1-\beta = 0,925$

Bereich II  $2,5 \times 10^{-2} < \frac{p^+}{p} < 0,44$ ;  $1-\beta = 0,65$

Bereich III  $0,45 < \frac{p^+}{p} < 4,7$ ;  $1-\beta = 0,3$

Im ersten Bereich ( $\alpha$  klein, bis  $\approx 5\%$ ) und  $1-\beta \approx 1$ , vereinfacht sich die Gleichung (3) zur Gleichung (1). Für die meisten Verschleißfälle wird also die Gleichung (1) die reale Kontaktfläche mit ausreichender Genauigkeit beschreiben.

Ergebnisse von optischen Messungen [4] und Berechnungen der Kontaktflächen aufgrund elektrischer Widerstandsmessungen [5] bestätigen die Gültigkeit von Gleichung (1).

Bei höheren Temperaturen diffundieren die Materialien a und b an den Kontaktstellen ineinander. Spuren von diffundiertem Material wurden mit der Mikrosonde gefunden [6]. Die experimentellen Ergebnisse zeigen einen linearen Zusammenhang zwischen  $A_r$  und der Kontaktbelastung L [7]. Wenn der Druck  $P^+$  die Materialhärte  $P^+$  übersteigt, wird die Oberflächenwelligkeit oder die ganze Fläche makroskopisch verformt.

Die reale Kontaktfläche wird dann nicht mehr zunehmen und  $\alpha$  nimmt einen konstanten Wert an, der je nach Material, zwischen 0,3 und 0,5 liegt [8].

Bei einer gegenseitigen Bewegung der Oberflächen tritt außer der Spannung  $P^+ = \frac{L}{A_r}$  auch eine Scherspannung s in den Kontaktstellen auf.

Es entsteht eine andere Kontaktfläche  $A_r'$ , mit einer neuen Normalspannung  $P_i^+ = \frac{L}{A_r'}$ ,

Für diese plastische Verformung gilt [10]:

$$P_0^{+2} = P_i^{+2} + \theta s^2$$

daraus folgt:

$$1 + \theta \phi = \left( \frac{A_r'}{A_r} \right)^2$$

worin:

$$\begin{array}{ll} \theta & - \text{Konstante} \\ \phi = S/p_i^+ & - \text{Verhältnis von Scher- zu Normal-} \\ & \text{spannung, das bei makroskopischen} \\ & \text{Bewegungen dem Reibungskoeffizien-} \\ & \text{ten gleich ist.} \end{array}$$

Die Gleichung zeigt, daß die reale Kontaktfläche unter einer bei Bewegung entstehenden Scherspannung vergrößert wird. Der Koeffizient hängt von den Verformungseigenschaften der reibenden Materialien und von der Form der Kontaktzone ab. Für Stahl wurde experimentell ein Wert von  $\theta = 3,3$  |8|, für Platin  $\theta = 12$  |10| gefunden.

Modellversuche |11| mit einer Kontaktstelle machten deutlich, wie sich die Kontaktfläche bei einer plastischen Verformung unter kombinierten Spannungen vergrößert.

Zur Klärung der Verschleißverhältnisse ist es wichtig, nicht nur die reale Kontaktfläche, sondern auch ihre Verteilung auf der scheinbaren Fläche zu kennen. Das bedeutet, daß die Gestalt und die mittleren Abmessungen der Kontaktstellen sowie die Verteilungsdichte der Abmessungen bestimmt werden müssen. Die Größe und Verteilung der Verschleißteilchen hängen von diesen Abmessungen ab. Eine Aussage über diese Abhängigkeit geben die Werte des Korrelationskoeffizienten zwischen den Rauigkeitsprofilen und den Verteilungen der Verschleißteilchen |12|.

In Bild 3 sind Ergebnisse von Untersuchungen |6| aufgetragen, in denen die Anzahl der Kontaktstellen bei gesteigerter Flächenbelastung ermittelt wurde.

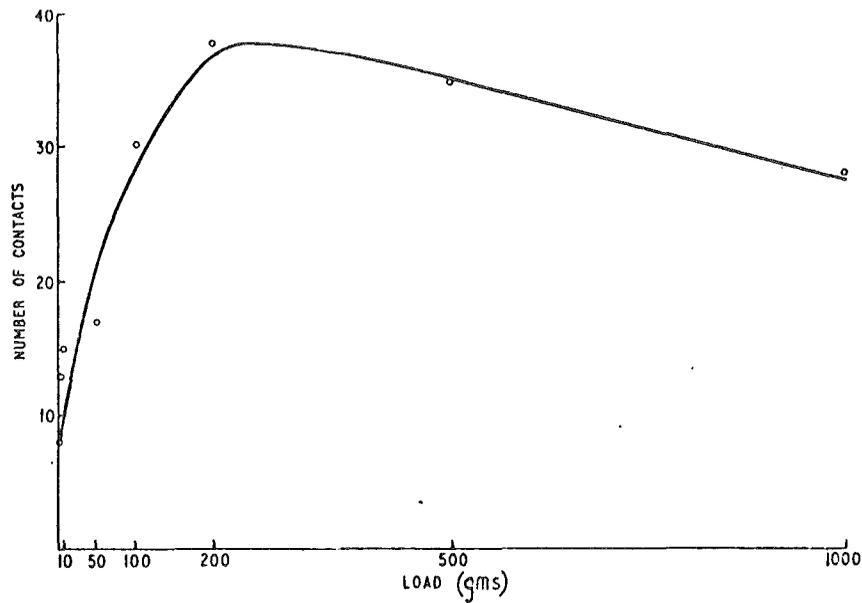


Bild 3: Abhängigkeit der Zahl der Kontaktstellen von der Flächenbelastung |6|.

Es wurden die Kontaktstellen zwischen Nickel und Kupferplatten untersucht. Die durch Diffusion verursachten Kupfereinschlüsse in Nickel wurden mit einer Mikrosonde gefunden. Die Abmessungen der Cu-Flecken entsprechen den Kontaktstellengrößen.

Die Zahl der Kontaktstellen und ihre Größe in Abhängigkeit von der Flächenbelastung wurden auch mit optischen Methoden untersucht |13|.

Die Ergebnisse sind auf Bild 4 dargestellt.

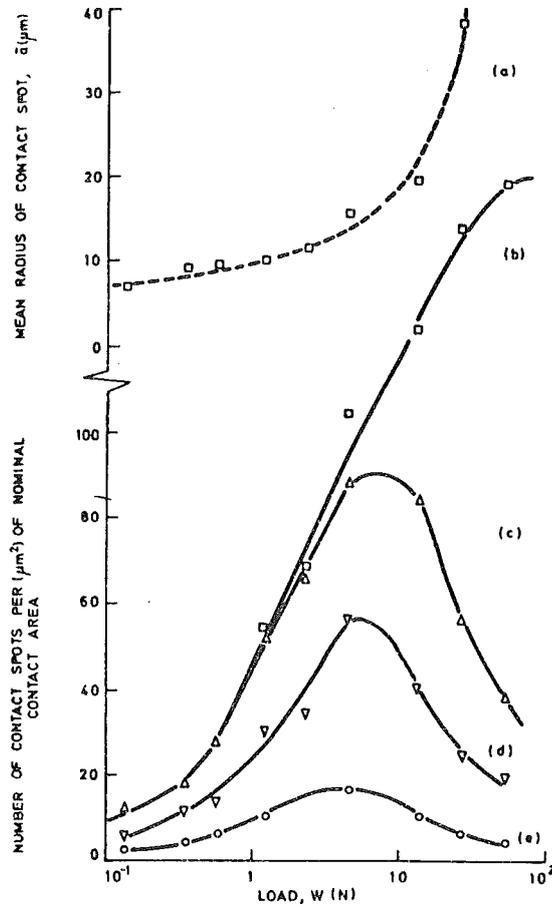


Bild 4 | 13 | : (a) Mittlerer Radius der Kontaktstellen  
(b) Anzahl der Kontaktstellen (manche Kontaktstellen binden sich zusammen)  
(c) Gesamte Anzahl der Kontaktstellen die neu gebildet wurden  $\frac{dN}{dL}$   
(d) Anzahl der elliptischen Kontaktstellen  
(e) Anzahl der kreisförmigen Kontaktstellen

Viele theoretische Ansätze, die eine bestimmte Form der Kontaktstelle annehmen, haben keine befriedigende Beschreibung der Kontaktfläche gegeben. Eine ausführliche Beschreibung dieser Arbeiten ist im Buch von Kragielski zu finden |4|.

Die Größe der Kontaktstellen läßt sich auch statistisch beschreiben, wenn ihre Verteilungsdichte mit zugehörigen Parametern gefunden werden kann.

Bei statistischen Methoden wird die Oberfläche als eine statistische Gesamtheit von Rauigkeitsspitzen betrachtet. Unter der Annahme einer ganz allgemeinen Verteilungsfunktion wurde eine Gleichung für die Anzahl der Kontaktstellen  $n$  und ihre mittlere Größe  $f$  gefunden |14|. Wenn man eine Normalverteilung für die Spitzenhöhe und die Profilsteigung annimmt, bekommt man:

$$f^{-1} \sim n \sim \frac{\sigma_x \sigma_y}{\sigma^2}$$

$\sigma_x; \sigma_y$  bezeichnen die Standardabweichungen der Steigungen in den Rauigkeitsprofilen, die in zwei beliebig gewählten, senkrechten Richtungen aufgenommen werden.  $\sigma$  bezeichnet die Standardabweichung der Profilhöhe |14|.

Das Ersatzprofil, das die Werte  $\sigma_x, \sigma_y$  liefert, besteht aus der Summe der Profile der beiden in Kontakt stehenden Flächen.

Die Ergebnisse von experimentellen Untersuchungen bestätigen diese Theorie |4, Seite 70|.

Falls aus der Oberflächenbearbeitung keine Aussagen über die Rauigkeitsprofile gemacht werden können, wird eine Normalverteilung für die Profilabmessungen angenommen.

Die Voraussetzung der normalen Verteilung für die Steigungs- und Höhenwerte der Rauigkeitsprofile ist in vielen praktischen Fällen erfüllt. Das bestätigen verschiedene Veröffentlichungen, z.B. |15| und |16|. In eigenen Untersuchungen wurden die Höhen- und Steigungsverteilung für geschliffene Oberflächen nach dem  $\chi^2$ -Test geprüft. Der Test lieferte keine Aussagen gegen die Annahme der Normalverteilung.

Diese Voraussetzung wurde auch theoretisch und experimentell genau untersucht in der Arbeit |17|. Es wurde ein "Oberflächenkontaktkoeffizient" eingeführt, der von statistisch ermittelten geometrischen Parametern und mechanischen Eigenschaften der Oberfläche abhängig ist. Mit Hilfe dieses Koeffizienten läßt sich die beim Flächenkontakt entstehende Verformung der Rauigkeitsspitzen in guter Übereinstimmung mit den Experimenten beschreiben.

Mit der Annahme der normalen Verteilung wurden theoretisch die Anzahl der Kontaktstellen pro Flächeneinheit und deren mittlere Durchmesser gefunden |18|. Die experimentelle Überprüfung hat die Richtigkeit der Theorie bestätigt |19; 20|. Die theoretischen und experimentellen Ergebnisse sind denen auf Bild 4 ähnlich.

Um eine Verteilung der Kontaktstellengröße angeben zu können, muß man eine Verteilungsdichtefunktion voraussetzen. Es scheint, daß die logarithmisch normale Verteilung richtig ist, die sich in vielen Fällen zur Normalverteilung vereinfachen läßt.

Der numerische Wert der Varianz wurde bis jetzt nicht untersucht.

### 3. A B R A S I V E R V E R S C H L E I S S

Der abrasive Verschleiß tritt auf, wenn die Rauigkeitsspitzen des härteren Materials in die weichere Fläche mit der Kraft  $L$  eingepreßt werden und bei gegenseitiger Bewegung aus dem weicheren Material Abriebteilchen Herausschneiden, oder wenn harte Körner zwischen zwei Oberflächen eingeführt werden.

In einem vereinfachten Modell wird eine konische Form der Spitzen mit einem Konuswinkel  $\theta$  angenommen [1]. Die Verschleißrate ergibt sich dabei als:

$$\frac{dW}{ds} = \frac{Lctg\theta}{\pi p}$$

Dieses Modell fand eine gute Bestätigung in Experimenten. Die Verschleißarbeit wird für die Bildung einer neuen Oberfläche und die plastische Verformung der Verschleißteilchen verwendet [21].

Man setzt voraus, daß eine konische Spitze auf dem Weg  $l$ , eine Rille mit der Breite  $d$  und Tiefe  $x$ , ausschneidet (Bild 5).

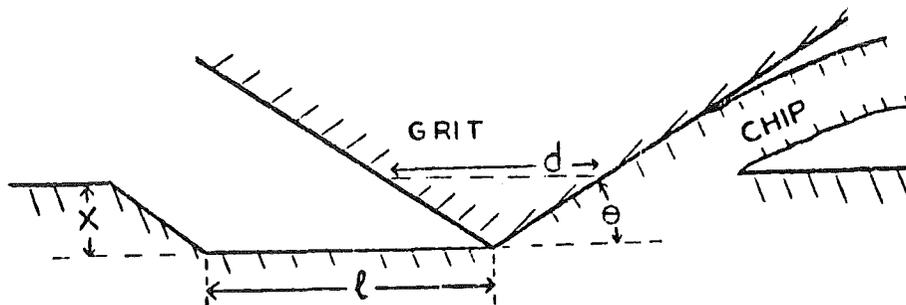


Bild 5: Die schematische Darstellung des abrasiven Verschleißmechanismus [21].

Das ausgeschnittene Material, das einen Span bildet, wird plastisch verformt. Die dafür notwendige Spannung und Dehnung werden mit  $\sigma_y$  und  $\epsilon$  bezeichnet [21].

Die Verformungsenergie  $E_1$  ergibt sich als Produkt von  $\sigma_y \cdot \epsilon$ , multipliziert mit dem des Spanvolumen

$$\frac{d^2 l \operatorname{tg} \theta}{2} \sigma_y \cdot \epsilon$$

Gleichzeitig wird eine neue Fläche gebildet, mit einer Oberflächenenergiedichte  $\gamma$ . Die dazu notwendige Energie ergibt sich zu:

$$E_2 = \frac{2dL\gamma}{\cos \theta}$$

Man betrachtet die Verschleißenergie  $E$  als die Summe von  $E_1$  und  $E_2$ .

Die Größen  $E_1$  und  $E_2$  sind vom Parameter  $d$  und dem Winkel  $\theta$  abhängig.

Für genügend große und scharfe Spitzen ( $d$  und  $\theta$  groß) wird  $E_1$  größer  $E_2$ .

Die Verschleißenergie wird dann für das Ausschneiden von abrasiven Teilchen verbraucht. Dies wird beim Schleifen auftreten. Für kleinere  $d$  und  $\theta$  gewinnt der Term  $E_2$  gegenüber  $E_1$  an Bedeutung.

Die Verschleißenergie wird auch für die Bildung der neuen Fläche verwendet.

Dieser Fall tritt in der Praxis beim Polieren auf.

Die experimentelle Untersuchung von geschliffenen und polierten Cu-Oberflächen hat für den Parameter  $d$  Werte gegeben, die im Einklang mit den errechneten Relationen zwischen  $E_1$  und  $E_2$  stehen |21; 22|.

Die Zusammensetzung von Verschleißergebnissen verschiedener Metalle und Kunststoffe hat eine gute Korrelation zwischen Kohäsionsenergien und den abrasiven Verschleißraten gezeigt |23|. Die gefundene funktionale Abhängigkeit zwischen diesen beiden Größen wurde aber nicht weiter erläutert.

Der abrasive Verschleiß spielt eine wichtige Rolle bei verschiedenen Bearbeitungsverfahren von Metallen, insbesondere beim Schleifen und Polieren. Er wurde aus diesem Grunde häufig theoretisch und experimentell untersucht, um optimale Bedingungen für die Verschleißrate und die Qualität der Oberfläche zu finden.

Aus der Betrachtung der mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe und der geometrischen Beschreibung der Oberfläche schließt man, daß der abrasive Verschleiß auftreten kann, wenn die Eindringtiefe  $h$  von harten, konischen (im vereinfachten Modell) Abrasionsspitzen zu ihrem Radius  $r$  größer ist als 0,5 ( $\frac{h}{r} > 0,5$ ) |4, Seite 115 - 124|.

Weitere Versuche in dieser Richtung, mit der Betrachtung von statistischer Verteilung der Größe  $\frac{h}{r}$ , haben unter anderem zu einer Festlegung der optimalen Bearbeitungszeit der Oberfläche mit einem Abrasionspulver geführt |24|.

Im allgemeinen steigt die Verschleißrate mit dem steigenden Härteunterschied zwischen dem Werkstoff und dem Abrasionsmittel und geht, wenn das Abrasionsmittel weicher ist als die geschliffene Oberfläche, fast zu Null, was die auf dem Bild 6 |25| eingetragenen Ergebnisse zeigen.

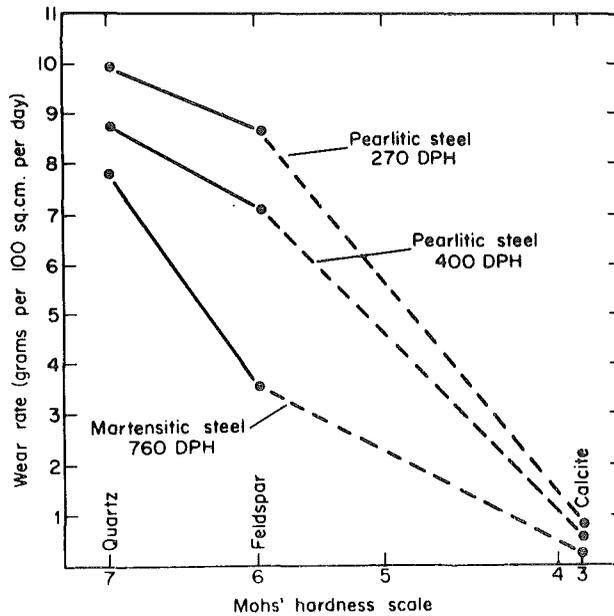


Bild 6: Die Verschleißraten von Stählen mit unterschiedlicher Härte für verschiedene Abrasivsmittel |25|.

Von diesen Regeln gibt es aber viele Abweichungen, besonders, wenn beim Bearbeiten im Werkstoff Phasentransformationen stattfinden, z.B. der Wechsel von Restaustenit zu Martensit |26|.

Abrasiver Verschleiß spielt eine große Rolle bei der Oberflächenfertigung, es gibt eine ganze Reihe von technischen Werken, die Oberflächenbearbeitung beschreiben.

#### 4. ADHÄSIVER VERSCHLEISS

Wenn zwei metallische Körper mit den Oberflächenenergiedichten  $\gamma_a$  und  $\gamma_b$  in Kontakt kommen, entsteht zwischen ihnen eine Kontaktfläche mit der Energiedichte  $\gamma_{ab}$ . Die Adhäsionsenergie  $W_{ab}$  ist definiert als die notwendige Energie, um die beiden Körper wieder zu trennen.

$$W_{ab} = (\gamma_a + \gamma_b - \gamma_{ab})A_r$$

Die Metalle der beiden Kontaktkörper mischen sich durch sprunghafte Bewegungen ihrer Atome in den Kontaktstellen. Der Prozeß läßt sich über die thermodynamischen Gleichgewichtsbedingungen beschreiben. Seine Geschwindigkeit steigt mit der Temperatur |27|.

In den Kontaktstellen entsteht eine Lösung oder Mischung beider Metalle. Es wurde eine deutliche Korrelation festgestellt zwischen der Fähigkeit von Metallen, eine Lösung oder Mischung zu bilden, und den Adhäsionskräften. Die größten Adhäsionskräfte entstehen, wenn die beiden Partner aus dem gleichen Metall bestehen. Sie werden desto kleiner, je kleinere gegenseitige Löslichkeit zwischen ihnen auftritt, wie in der Zusammenstellung von Daten für verschiedene Metalle gezeigt wird |28; 29|.

Auf den Zusammenhang zwischen den Adhäsions- und Reibungskoeffizienten, die für verschiedene Metalle bei unterschiedlichen Bedingungen gemessen wurden, deutet der qualitativ ähnliche Verlauf zwischen diesen beiden Größen hin |30; 31; 9|.

Meßergebnisse zeigen, daß die Reibungs- und Adhäsions-Koeffizienten für reine Metalle in Vakuum in sehr ähnlicher Weise von der Temperatur abhängig sind |32|. In Bild 7 ist diese experimentell gewonnene Abhängigkeit aufgetragen.

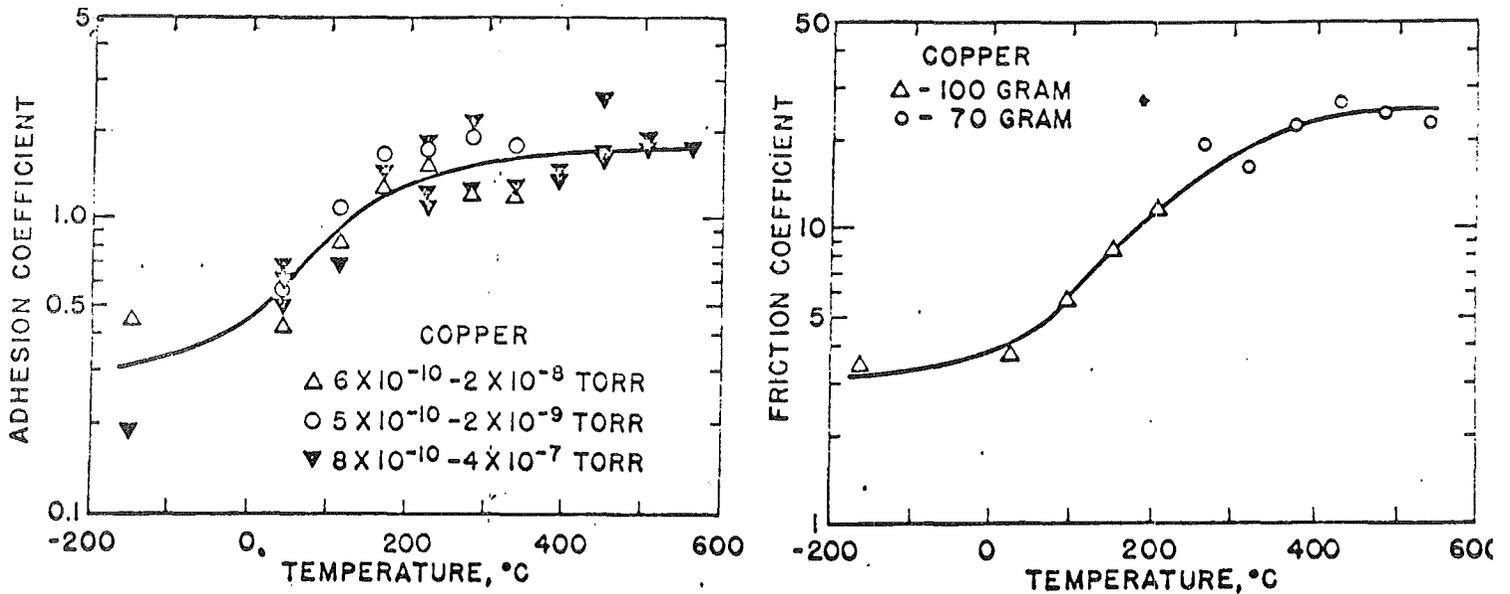


Bild 7: Abhängigkeit des Reibungs- und Adhäsions-Koeffizienten von der Temperatur |32|.

Auch die Abhängigkeit von der Metallhärte zeigt für beide Koeffizienten einen sehr ähnlichen Verlauf |30; 31; 33|.

Der Adhäsionskoeffizient steigt mit der Kontaktzeit schnell an |34|. Dieser Vorgang erklärt auch den Unterschied zwischen dem statischen und dynamischen Reibungskoeffizienten. Eine genaue Untersuchung |35| hat gezeigt, daß der statische Reibungskoeffizient seinen dynamischen Wert erreicht, wenn die Kontaktflächen um den mittleren Durchmesser der Kontaktstellen verschoben werden.

Die Steigerung der Adhäsionskraft mit der Kontaktbelastung  $L$  läßt sich über die Steigerung der realen Kontaktfläche erklären |36; 9|.

Die bei der gegenseitigen Bewegung, durch plastische Verformung entstehende Steigerung der realen Kontaktfläche |2| läßt sich als Ergebnis der Adhäsionskraft beschreiben |9|. Eine theoretisch abgeleitete Abhängigkeit zwischen Adhäsions- und Reibungskoeffizienten ist experimentell bestätigt worden |37|. Die Erscheinung

der Reibung bei negativer Belastung (Entlastung) läßt sich ebenfalls über die Adhäsionskraft erklären |38|.

Eine ausführliche Zusammenstellung der Werte der Adhäsionsenergie, der Reibungskoeffizienten- und der mechanischen Eigenschaften der Metalle |39| bestätigt den adhäsiven Ursprung der Reibung.

Es wurde jedoch keine allgemeine Korrelation zwischen dem Reibungskoeffizienten und der gegenseitigen Löslichkeit der Metalle gefunden |40|. Die Vergleichsdaten wurden bei unterschiedlichen experimentellen Bedingungen gewonnen, was allgemeine Schlußfolgerungen erschwert.

Beim Verschleißvorgang wird das Material in einzelnen Kontaktstellen bis zur Bruchdehnung verformt. Die Verschleißteilchen werden dann gebildet, wenn die Adhäsionsenergie die Bruchenergie übersteigt. Nach ihrer Bildung haben die Verschleißteilchen, die auf der Oberfläche durch Adhäsion haften, eine innere Restscherspannung mit folgender Energie |41|:

$$\frac{\nu^2 \sigma_y^2}{2E} \beta a^3$$

Wird diese Energie größer als die Adhäsionsenergie, die dem Produkt von  $W_{ab}$  mal Teilchenfläche ( $W_{ab} \beta^{2/3} a^2$ ) gleich ist, entsteht ein freies Verschleißteilchen.

Betrachtet man die für Metalle typischen Werte der Poisson-Konstanten  $\nu$  und des Elastizitätsmoduls  $E$ , erhält man als Bedingung für die mittlere Verschleißteilchengröße |1|

$$\bar{a} \geq 60.000 \frac{W_{ab}}{p}$$

Diese Rechnung ergibt, daß die mittlere Teilchengröße einen charakteristischen Wert für das Material darstellt und von den Verschleißbedingungen unabhängig ist.

Experimente haben gezeigt, daß es in breiten Geschwindigkeits- und Druckbereichen eine konstante Verschleißteilchengröße gibt [1; 41].

Die gemessenen mittleren Teilchengrößen  $a$  für verschiedene Materialien liegen ungefähr entlang einer Geraden  $a = 60.000 \gamma_{ab}/p$ , es gibt allerdings auch größere Abweichungen [1]. Beim Verschleißvorgang mit Schmierung wird die Adhäsions-Energiedichte  $\gamma_{ab}$  vielmal kleiner. Die mittlere Teilchengröße hängt wesentlich von den Schmierbedingungen ab und liegt z.B. bei Gleitlagerverschleiß im Motor im Bereich von  $0,1 \mu$  [42].

Andere Theorien zu der Abhängigkeit der Verschleißteilchengröße von den elastisch-plastischen Eigenschaften des Materials [43] haben keine bessere Übereinstimmung der theoretischen mit der gemessenen Teilchengröße ergeben.

In der Literatur trifft man oft Widersprüche in Berichten über die gemessenen Teilchengrößen. Man kann annehmen, daß sie durch die experimentellen Schwierigkeiten verursacht wurden.

Mit der Anwendung von "nuclepore filter" (eine Gesamtheit von senkrechten zur Filteroberfläche verlaufenden Kanälen mit nahezu gleichem Durchmesser) stellt ein Verfahren zur Verfügung, mit dem sich die Verschleißteilchengröße im Bereich von  $1 \mu$  messen läßt. Die Untersuchungen haben eine logarithmisch-normale Verteilung der Verschleißteilchengröße ergeben.

Keine bisherigen Versuche haben den Einfluß der unterschiedlichen Teilchenform auf die gemessene Verteilung berücksichtigt.

Die Verschleißteilchen können durch die Adhäsion auf der reibenden Oberfläche gehalten werden. Dabei entsteht ein Massentransport, dessen mathematische Beschreibung in |1| dargestellt ist.

Die Verschleißteilchen-Übertragung zwischen reibenden Flächen hat auf den Verschleißvorgang einen wesentlichen Einfluß. Wenn die Reibflächen sich nicht nur in der Härte  $p_a > p_b$  unterscheiden, sondern die weichere Fläche b zusätzlich noch viel kleiner ist als die härtere Fläche a, dann wird die kleinere Fläche b schneller mit den harten Verschleißteilchen, die aus der Fläche a stammen, zugedeckt, als die Fläche a mit den weichen Teilchen. Das ergibt einen hohen Verschleiß der Fläche a, obwohl sie härter ist. Das zeigen Verschleißergebnisse mit Stahlstift auf Titan-Oberfläche |1 Seite 149|. Die Abbildung der Verschleißspur zeigte deutlichen Titanverschleiß.

Weitere experimentelle Untersuchungen ergaben eine Abhängigkeit des Reibkoeffizienten von der angewandten Geometrie |44|. Für die Reibung eines Kupferstiftes auf einem Eisenring wurde ein Reibungskoeffizient von 0,95 gemessen, für den umgekehrten Fall, Reibung des Eisenstiftes auf den Kupferring, ein Reibungskoeffizient von 1,14. Das erklärt auch die unterschiedlichen Werte der Verschleißkoeffizienten k für kohlenstoffarmen Stahl auf Kupfer ( $0,5 \times 10^{-3}$ ) und Kupfer auf kohlenstoffarmem Stahl ( $1,5 \times 10^{-3}$ ) |1 Seite 139|.

Die Rauigkeitsprofile der Oberfläche und aus ihnen errechnete Kennwerte zeigen, daß nach dem Einlauf die Oberflächenrauigkeit beim Verschleißvorgang beibehalten wird |45|. Die Anzahl der Kontaktstellen ist der realen Kontaktfläche  $A_r$  proportional.

Die Anzahl der Verschleißteilchen, die die abgeriebene Verschleißmenge bestimmen, ist von der Anzahl der Kontaktstellen direkt abhängig.

Man setzt voraus:

1. jede Kontaktstelle erzeugt die gleichen Teilchen,
2. die Wahrscheinlichkeit der Teilchenerzeugung für jede Kontaktstelle ist gleich.

Die Verschleißmenge  $W$  läßt sich dann beschreiben als:

$$W = k \cdot s \cdot A_r = k \frac{Ls}{p}$$

Der Faktor  $\frac{Ls}{p}$  beschreibt die aktive Verschleißfläche, die auf dem Verschleißweg die Verschleißteilchen erzeugen kann.

Die folgende Tafel gibt Werte des Verschleißkoeffizienten  $k$  für verschiedene Materialien |46|.

Comb.	$k \times 10^{-4}$	Comb.	$k \times 10^{-4}$
Cu vs Pb	0.1	Zn vs Zn	11.6
Ni vs Pb	0.2	Mg vs Al	15.6
Fe vs Ag	0.7	Zn vs Cu	18.5
Ni vs Ag	0.7	Fe vs Cu	19.1
Fe vs Pb	0.7	Ag vs Cu	19.8
Al vs Pb	1.4	Pb vs Pb	23.8
Ag vs Pb	2.5	Ni vs Mg	28.6
Mg vs Pb	2.6	Zn vs Mg	29.1
Zn vs Pb	2.6	Al vs Al	29.8
Ag vs Ag	3.4	Cu vs Mg	30.5
Al vs Zn	3.9	Ag vs Mg	32.5
Al vs Ni	4.7	Mg vs Mg	36.5
Al vs Cu	4.8	Fe vs Mg	38.5
Al vs Ag	5.3	Fe vs Ni	59.5
Al vs Fe	6.0	Fe vs Fe	77.5
Fe vs Zn	8.4	Cu vs Ni	81.0
Ag vs Zn	8.4	Cu vs Cu	126.0
Ni vs Zn	11.0	Ni vs Ni	286.0

Es wurde auch eine Tafel zusammengestellt, aus der man bei angegebenen Verschleißbedingungen den Koeffizienten  $k$  finden kann |47|.

Mehrfache Experimente |48; 49; 50; 51| haben eine lineare Abhängigkeit zwischen dem Verschleiß und dem Reibweg S sowie der Belastung (Bild 8) bestätigt.

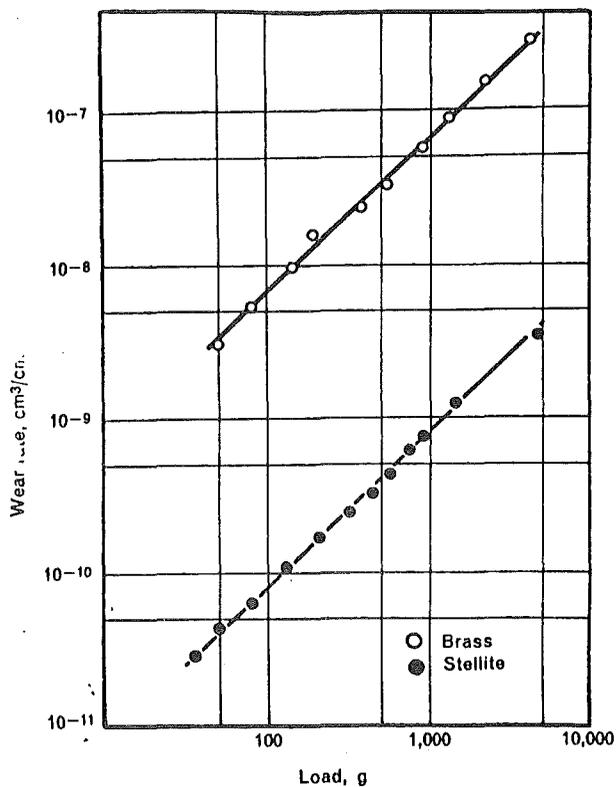


Bild 8: Verschleißrate als Belastungsfunktion für Reibung von Messing und Stellite auf Werkzeugstahl |49|.

Die großen Abweichungen von Linearität (Bild 9) zwischen dem Verschleiß und der Materialhärte lassen sich vermutlich durch direkte Einflüsse der metallographischen und kristallographischen Materialstruktur erklären.

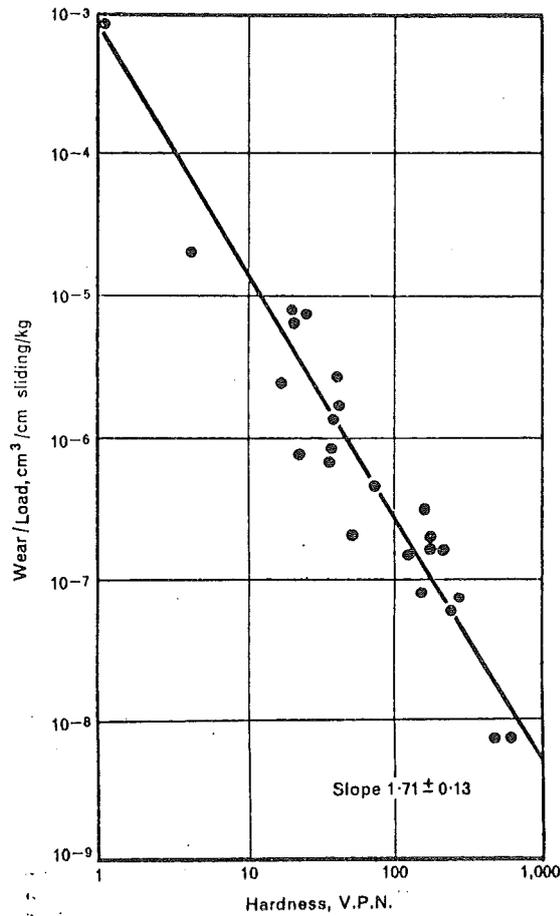


Bild 9: Einfluß der Materialhärte auf die Verschleißrate bei der Reibung von verschiedenen Materialien auf Werkzeugstahl |49|.

Der Einfluß der mechanischen Eigenschaften des Metalls auf die Reibung kann durch Experimente mit Monokristallen anisotroper Struktur untersucht werden. Die Adhäsionsbedingungen sind dann bestimmt, und Reibung und Verschleiß hängen von der Orientierung des Kristalls zur Bewegungsrichtung ab |52; 53; 54|.

Die Untersuchungen der Abhängigkeit zwischen kristallischer Struktur und tribologischen Eigenschaften der Metalle haben ergeben, daß bei kubisch raumzentrierter Struktur die größte Reibung und der größte Verschleiß entsteht. Bei kubisch flächenzentrierter Struktur besteht die größte Zahl der Gleitsysteme (12) und solche Metalle lassen sich am einfachsten verformen. Dadurch entsteht eine größere reale Kontaktfläche als bei anderen Metallen.

Die kleinste Reibung entsteht allgemein dann, wenn die reibenden Partner kubisch raumzentrierte und hexagonale Strukturen haben. Die Zahl der Gleitsysteme ist wesentlich kleiner bei meist gleichzeitig kleiner gegenseitiger Löslichkeit [44].

Es wurde auch versucht, den Verschleiß als Ergebnis der Änderungen in der Kristallstruktur in der Oberflächenschicht zu beschreiben [55]. Die Strukturbilder scheinen dieses Modell, mindestens qualitativ, zu bestätigen, da eine quantitative Bewertung der Verschleißrate wegen einer komplizierten Gleichung mit vielen Materialkonstanten sehr schwierig ist.

Die Erzeugung von Verschleißteilchen kann als ein zufälliges Ereignis betrachtet werden. Somit läßt sich der Verschleißvorgang statistisch beschreiben.

Eine Kontaktstelle mit dem Durchmesser  $f$  wird auf der Verschleißfläche mit der Wahrscheinlichkeitsdichte  $\phi(f)$  gebildet und kann mit der Wahrscheinlichkeitsdichte  $\psi(a/f)$  ein Verschleißteilchen mit dem Durchmesser  $a$  erzeugen.

Wenn man als  $N$  - die gesamte Anzahl der Kontaktstellen und als  $\beta(a)$  den Teilchenformkoeffizient bezeichnet, läßt sich der Verschleiß als:

$$W = \int_0^{\infty} \beta(a) a^3 n(a) da = \int_0^{\infty} \int_0^{\infty} N \beta(a) a^3 \phi(f) \psi(a/f) df da$$

beschreiben.

Die unbekanntenen Funktionen  $\beta(a)$ ,  $\phi(f)$ ,  $\psi(a/f)$  könnten durch die Verschleißteilchenuntersuchung und statistische Erfassung der Oberflächenprofile ermittelt werden. Es wurde versucht, die Verteilungsdichte  $\zeta(f) = \phi(f) \psi(a/f)$  analytisch festzulegen.

Unter der Annahme  $\zeta(f) = \zeta_0 |1 - \exp \xi f|$  und Proportionalität zwischen dem Gesamtverschleiß  $W$  und der gesamten Fläche der Kontaktstellen, ergibt sich für kleine  $f$  eine Proportionalität zwischen  $f$  und  $W$ , für große  $f$  wird  $W$  von  $f$  unabhängig. Das stimmt mit den Ergebnissen des Verschleißes einer gehobenen Fläche überein [56].

Dabei hat man die Übereinstimmung mit experimentell ermittelten Erkenntnissen erreicht, ohne aber den physikalischen Sinn der vorausgesetzten Funktion angeben zu können.

Viele Hinweise über den statistischen Charakter des Verschleißvorganges liefert die statistische Schwankung des Reibmoments zwischen Oberflächen, genannt "stick-slip", die mit der Verteilungsdichte  $\phi(f)$  der Kontaktstellen zusammenhängt.

Wenn das Reibsystem ein schwingendes System bildet (was meistens auftritt), kann es über Abweichungen der Reibkraft von ihrem Mittelwert zum Schwingen angeregt werden.

Wenn die Reibgeschwindigkeit mit der Schwingungsgeschwindigkeit vergleichbar wird, werden die Schwingungen durch den Unterschied zwischen dem statischen und dem dynamischen Reibwert verursacht. Der Reibkraftverlauf zeigt den charakteristischen "Sägezahn" (regulär stick-slip) [1. Seite 94 - 102].

Wenn die Abweichungen der Reibkraft oder des Reibwertes auf dem Reibweg zufällig um den Mittelwert verteilt sind, läßt sich annehmen, daß sie durch eine unterschiedliche Haftkraft verur-

sacht sind. Für die Reibgeschwindigkeiten, die stark von der Schwingungsgeschwindigkeit abweichen, entsteht dann der sogenannte irreguläre stick-slip, der sich als eine durch eine zufällig verteilte Kraft angeregter Schwingungen betrachten läßt.

Die autoradiographischen Untersuchungen dieser Schwingungen haben ergeben, daß sie bei perfekter Schmierung nicht auftreten, sondern nur im Falle der Grenzschmierung oder Trockenreibung |57|. Das bedeutet, daß sie von der unterschiedlichen Haftung der Kontaktstellen zwischen reibenden Oberflächen verursacht werden. Die mechanische Beschreibung, die Phasendiagramme |58; 59| und die auftretenden Bereiche bei reibenden Maschinenelementen erläutern die Entstehung von "stick-slip" nicht. Eine Erklärung gelingt durch die Annahme einer statistisch verteilten Größe der Kontaktstellen, die mit verschiedenen Kräften pro Flächeneinheit wirken |60|.

Der auf solche Weise theoretisch errechnete Reibkraftverlauf entspricht dem für reale Reibprozesse.

Es wurde auch versucht, den mittleren Durchmesser der Kontaktstellen als Reibweg zu bestimmen, auf dem der Autokorrelationskoeffizient von "stick-slip" einen Wert von 0,5 erreicht. Der über diese Bedingung gefundene Reibweg stimmt mit der Länge des Reibweges überein, auf dem der statische Reibungskoeffizient dem dynamischen gleich wird ( $10^{-3}$  mm) |35|.

Es scheint, daß die genaue statistische Analyse der Reibkraft über die Untersuchung des "stick-slip" viele wichtige Hinweise über den Reibprozeß liefern kann.

## 5. OXIDATIVER VERSCHLEISS

Metalle sind normalerweise mit einer Oberflächenschicht bedeckt, die aus organischen Verunreinigungen, absorbierten Gasen und Metalloxiden besteht |61; 62|.

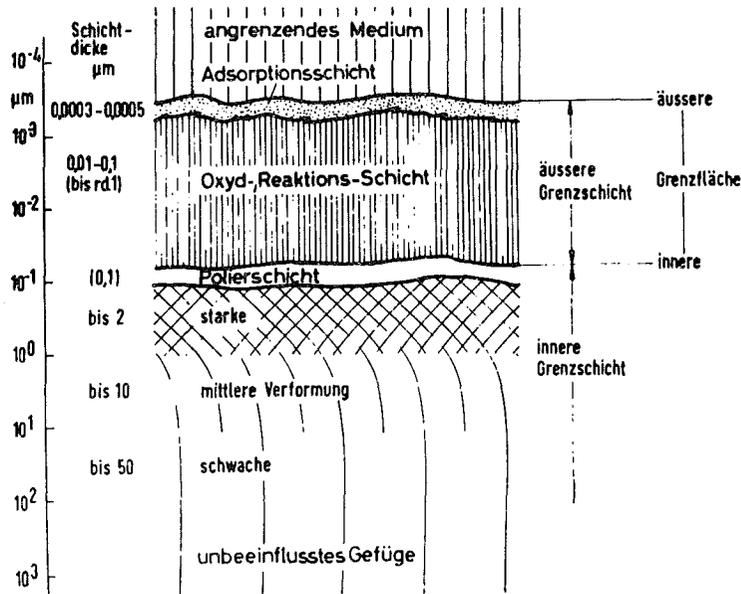


Bild 10: Schematische Darstellung der unter Normalbedingungen mit verschiedenen Schichten bedeckten metallischen Oberflächen |62|.

Die reine oxidfreie Oberfläche tritt nur unter höherem Vakuum auf. Da die Oberflächenschicht im allgemeinen die Adhäsionskräfte vermindert und die Oxidschichten spröder und unelastischer als das Metall sind, wird sie also andere Reibungs- und Verschleißigenschaften aufweisen. Durch die Verminderung der Adhäsion und aufgrund des kleinen Schermoduls hat die Oxidschicht oft eine Schmierwirkung.

Andererseits haben viele Oxide eine größere Härte als die Grundstoffe und bewirken abrasiven Verschleiß.

Beim Verschleißvorgang wird die Oxidschicht von der Atmosphäre immer wieder von neuem gebildet. Eine ausführliche Beschreibung dieses Prozesses befindet sich in dem Buch von Kragelski |4|.

Die Oxidbildung ist von der Atmosphäre und den Verschleißbedingungen (Geometrie, Geschwindigkeit, Belastung) abhängig.

Bei Relativbewegungen werden zwischen den Oberflächen adhäsive Kontaktstellen gebildet. Beim Losreißen einer adhäsiven Kontaktstelle wird jeweils eine bestimmte Menge von Energie frei, die sogenannte "Temperaturblitze" an den Bruchorten verursacht.

Diese Temperaturblitze wurden mit thermoelektrischen Methoden (wenn ein thermoelektrischer Effekt zwischen den reibenden Metallen stattfindet) oder fotometrischen Verfahren (Infrarot-Fotometrie) |63| in breiten Temperaturbereichen (100 - 1000 °C) registriert.

Die theoretische Berechnung der Blitztemperatur wurde in der Veröffentlichung |64| dargestellt.

Die erreichten Temperaturen hängen von Belastung und Geschwindigkeit beim Verschleiß ab und über die Oxidbildung |65| beeinflussen sie Reibungs- und Verschleißkoeffizienten |66|. Es wurde auch ein deutlicher Einfluß der Zusammensetzung der Atmosphäre auf den Verschleiß festgestellt, so ist z.B. im Falle des Verschleißes von Eisen der Wasserdampfgehalt am wesentlichsten |61; 67; 68|.

Die Temperaturblitze ergeben eine lokale Verminderung der Feuchtigkeit und auf diese sekundäre Weise beeinflussen sie den oxidativen Verschleiß |67|.

Der Einfluß der erzeugten Temperatur wurde nachgewiesen über den unterschiedlichen Gehalt der Eisenoxide ( $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ) im Abrieb, für verschiedene Belastungen und Reibgeschwindigkeiten |68, 4 Seite 174 - 177|.

Die unterschiedliche Oxiderzeugung erklärt auch die Abhängigkeit zwischen Reibungs- und Verschleißkoeffizienten von den Verschleißbedingungen (Belastung, Geschwindigkeit) |68; 66|.

Die sprunghafte Steigerung des Verschleißes für bestimmte Belastungswerte läßt sich über steigende Oxidation für bestimmte Blitztemperaturen erklären |70|. Die gleichzeitige Verkleinerung des Reibungskoeffizienten könnte über die Schmierwirkung der Oxide verursacht werden |71|. Die Oxidationsgeschwindigkeit und die Dichte der Oxidschicht werden sowohl durch die energetischen Parameter der Oxidation als auch durch die Diffusionsbedingungen in der Oxidschicht bestimmt.

Viele der hier genannten Erscheinungen sind bis jetzt, wegen theoretischer Schwierigkeiten oder unbekannter Konstanten, quantitativ nicht erfaßbar.

Die Beschreibung des oxidativen Verschleißes ist im allgemeinen nicht möglich und jeder Fall muß getrennt betrachtet werden.

Die hier beschriebene Theorie gilt für den Fall, daß die Oxidschicht nur aus einer chemischen Verbindung besteht.

Die Dichte der Oxidschicht über der Zeit beschreiben, je nach Oxidationsbedingungen, verschiedene Gleichungen, die experimentell gefunden wurden |72|.

Bei Temperaturen über  $200^\circ\text{C}$  läßt sich die Eisenoxidation mit folgender Gleichung beschreiben: |73|:

$$m^2 = \xi t; \xi = \xi_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

worin:

- t = Oxidationszeit
- $\xi_o$  = Oxidationskoeffizient
- T = Temperatur
- m = Oxidschichtdicke
- Q = Aktivationsenergie

Die Oxidationszeit t in der Verschleißzeit  $\tau$  ergibt sich als:

$$t = \frac{\tau}{k} = \frac{S}{vk}$$

Es wird Proportionalität zwischen der Oxidschichtdicke und der Verschleißteilchengröße angenommen:

$$m = \sigma a ; \quad \sigma = \text{Konstante}$$

Der Verschleißkoeffizient k ergibt sich dann als:

$$k = \frac{S \xi_o \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)}{v \sigma^2 a^2}$$

Die Überprüfung von quantitativen Theorien ist in der Praxis sehr schwierig, weil auf der Metalloberfläche meistens viele verschiedene Oxide entstehen und die Oberflächenschicht auch aus absorbierten Gasen und organischen Verunreinigungen besteht. In der Praxis tritt im allgemeinen oxidativer Verschleiß gleichzeitig mit adhäsivem und abrasivem Verschleiß auf.

## 6. R E A L E V E R S C H L E I S S V O R G Ä N G E

Bei realen Verschleißvorgängen zwischen metallischen Oberflächen, wie sie in der Praxis oft vorkommen, wird zuerst die Oxidschicht abgerieben, die normalerweise die Oberflächen bedeckt.

Für eine kleine Belastung  $L$  kann nun die Verschleißrate so klein sein, daß diese Schicht auf der ganzen Oberfläche oder in Teilen laufend neu aufgebaut wird.

Bei größerer Last steigt die Verschleißrate, die Oxidschicht hat zu wenig Zeit, um in gleicher Dicke wieder zu entstehen. Der Anteil oxidativen Verschleißes geht zurück, gleichzeitig steigt der adhäsive Verschleiß an. Wenn kein oxidativer Verschleiß mehr auftritt, gilt für den adhäsiven Verschleiß eine lineare Abhängigkeit zwischen Belastung und Verschleißrate.

Bei weiter gesteigerter Last weist die Verschleißrate  $V$  zunächst ein relatives Minimum auf. Dieses Minimum kann man auf folgende Weise interpretieren (Bild 12a):

Bei größerer Bruchenergie der Kontaktstellen kann die Blitztemperatur in einer Bruchstelle die Schmelztemperatur des Metalls übersteigen. Das Metall wird in der Bruchstelle weich. Gleichzeitig entsteht durch die hohe Temperatur eine schnelle Oxidbildung (z.B. bei Eisen  $Fe_3O_4$ ) |74; 65|.

Die Oxide und das geschmolzene Metall haben eine Schmierwirkung auf die reibenden Oberflächen.

Dieses Modell wird zusätzlich durch die temperaturabhängige Adsorption von Gasen (z.B.  $H_2O$ ) aus der Atmosphäre auf der Metalloberfläche kompliziert. Die Adsorptionsschicht ändert die Adhäsion und beeinflusst auf diese Weise Verschleiß und Reibung.

Eine weitere Steigerung der Last bringt so viel Energie in die Bruchstellen, daß das Metall in größeren Bereichen weich wird und die Verschleißrate schnell ansteigt. Bild 11 zeigt schematisch den Verschleißratenverlauf als Funktion von der Last.

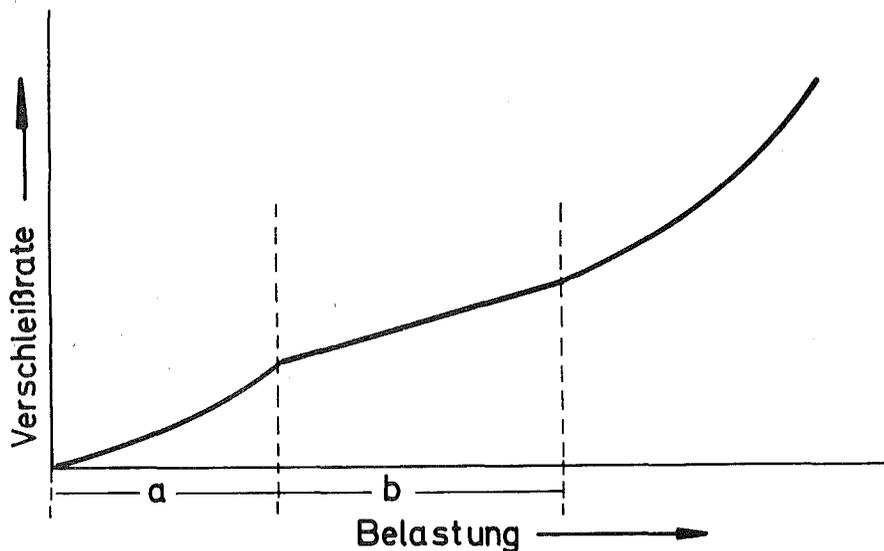


Bild 11: Verschleißratenverlauf metallischer Oberflächen.

In dem Bereich a tritt Oxidativ- und Adhäsiv-Verschleiß auf. Die Verschleißspur ist rauh und matt.

In dem Bereich b findet reiner Adhäsiv-Verschleiß statt. Die Verschleißspur ist blank, die Verschleißrate ist linear von der Last abhängig. Im nächsten Bereich beeinflusst das bereits beschriebene Weichwerden des Materials die Verschleißrate.

Der Verschleißratenverlauf läßt sich in den Bereichen a und b durch folgende, experimentell angepaßte Gleichung beschreiben |75|:

$$\frac{dW}{ds} = |1 - \exp(-mL^n)| \frac{kL}{p}$$

n und m sind Konstanten, die man aus experimentellen Ergebnissen ableiten muß. Die Formel beschreibt analytisch eine Funktion, die einen Verlauf wie die Verschleißkennkurve auf Bild 11 hat.

Bis jetzt wurde keine physikalische Erklärung für den Faktor  $|1 - \exp(-mL^n)|$  gefunden, der den Funktionsverlauf in dem Oxidativ-Verschleißbereich beschreibt. Der reale Verlauf ist sehr von den Verschleißbedingungen abhängig (Verschleißgeschwindigkeit, Geometrie, Zusammensetzung der Atmosphäre usw.) |67|.

Die oft als lose Verschleißprodukte entstehenden harten Oxide, z.B.  $Fe_2O_3$  oder durch starke Verformung gehärtete Metallteilchen, verursachen den abrasiven Verschleiß. Auf den reibenden Metalloberflächen entstehen dann typische Fuchrrillen. Der Verschleißmechanismus ist so kompliziert, daß sich ein quantitatives Modell nicht bilden läßt.

Das Bild 12a stellt schematisch den Verlauf der Verschleißrate dar, der für Eisen, Stahl |76; 77; 78| und Gußeisen |79; 80| bei verschiedenen Prüfständen gefunden wurde.

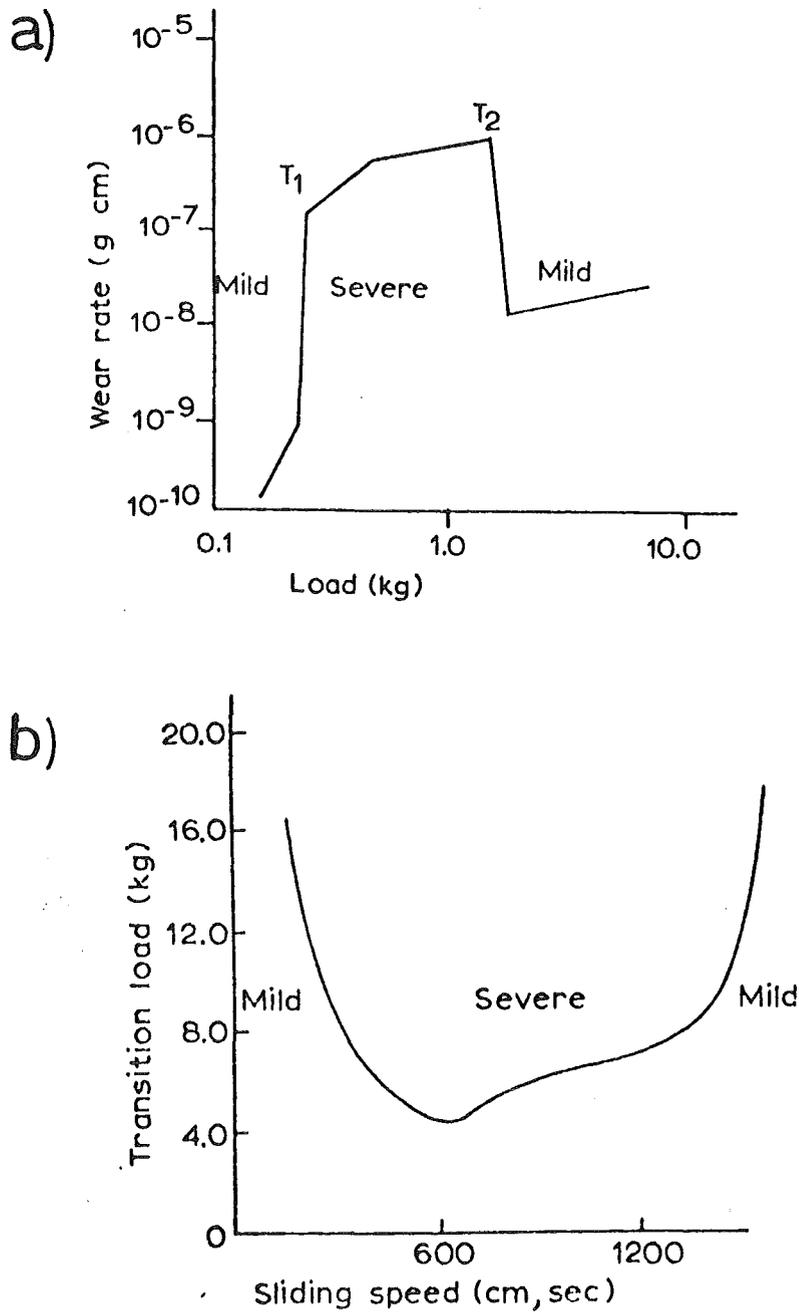


Bild 12: a - schematische Darstellung der Verschleißrate |76|  
b - die Verteilung der Verschleißparameter (L,v) auf Bereiche: Starker Verschleiß (Severe wear) (zwischen  $T_1$  und  $T_2$ ) und schwacher Verschleiß (mild wear) außerhalb  $T_1$  und  $T_2$ )

Für bestimmte  $L$  - und  $v$  - Werte wurde starker Anstieg ( $T_1$ ) oder Abfall ( $T_2$ ) der Verschleißrate festgestellt.

Die Untersuchungen der Abriebteilchen und Verschleißspuren deuten darauf hin, daß in den Transformationsbereichen  $T_1$  und  $T_2$  der Verschleißmechanismus sich auf folgende Weise ändert:

Im Bereich außerhalb  $T_1$  und  $T_2$  (mild) entsteht hauptsächlich oxidativer Verschleiß und im Bereich zwischen  $T_1$  und  $T_2$  (severe) hauptsächlich adhäsiver Verschleiß.

Die Kurve auf Bild 12b teilt die Verschleißparameterfläche auf in diese zwei Bereiche.

Es wurde auch mit steigendem  $L$  ein fast linearer Abfall des Reibungskoeffizienten außerhalb  $T_2$  festgestellt, was auf die in |4| beschriebene Schmierwirkung der Oxidschicht zurückzuführen ist.

Beim Verschleiß von Körpern aus inhomogenen Werkstoffen ist eine theoretische Beschreibung des Verschleißvorganges sehr kompliziert, weil die verschiedenen Strukturelemente unterschiedlich verschleifen und sich dabei gegenseitig beeinflussen können. Bis jetzt wurde im wesentlichen der Verschleiß von Gußeisen mehrmals untersucht, mit besonderer Berücksichtigung des Einflusses von freiem Graphit |82, 81| und anderen Strukturphasen |82; 83|. Diese Untersuchungen und auch die für Stahl haben ergeben, daß für solche inhomogene Strukturen der entscheidende Einfluß auf den Verschleiß nicht die Härte, sondern die Karbidphase darstellt |84|.

Die Verschleißbeschreibung kann zusätzlich durch die Strukturänderung kompliziert werden, wie sie z.B. auftreten kann beim Verschleißvorgang in der Oberflächenschicht. Der durch die Verformung erzeugte Martensit im Stahl 40 Cr 10 Mn 10 setzt den Verschleiß stark herab | 85 |.

Die vorher durchgeführte plastische Verformung beeinflusst den Reibungskoeffizient | 86 | und den Verschleiß | 87 |, der mit der Verformungsstufe steigt.

Im allgemeinen können adhäsiver und oxidativer Verschleiß gleichzeitig in unterschiedlichem, von den Verschleißbedingungen abhängigen Verhältnis auftreten. Die Entstehung des abrasiven Verschleißes ist dagegen nur bei bestimmter Härte und Rauigkeit möglich | 87 |.

Die zusätzlichen Einflüsse von Nebenerscheinungen wie: Schmierwirkung der Oxide und absorbierten Gase, Inhomogenität des Materials, plastische Verformung u.ä. verursachen, daß die einheitliche quantitative Beschreibung nicht möglich ist, sondern jeweils den konkreten Bedingungen angepaßt werden muß.

## 7. VERSCHLEIßMESSANORDNUNGEN

Für Verschleißuntersuchungen werden viele verschiedene geometrische Formen der reibenden Elemente verwendet. Ein vollständiges Verzeichnis der Verschleißprüfstände findet man in TN 940 von The Brit. Hydromechanics Research Assoc. |88|. Die Form der reibenden Teile wird durch das Ziel der Untersuchung und die Art der Meßeinrichtungen, die im Prüfstand verwendet werden, bestimmt. Oft soll die Form den realen Maschinenteilen möglichst nahe liegen |89; 90|.

Wie es in |4| beschrieben wird, ist der Verschleiß von der Form und den Abmessungen der reibenden Teile sehr stark abhängig.

Obwohl in der Fachliteratur sehr viele Verschleißergebnisse bekannt gegeben wurden, ist ihr Vergleich wegen dieser Vielfältigkeit der verwendeten Prüfstände nicht möglich. Aus diesen Gründen ist es sehr schwierig, allgemeine Schlüsse zu ziehen oder theoretische Modelle zu bilden. Die Verschleißversuche werden mit verschiedenen Belastungen (von Bruchteilen von Ponds bis mehrere Hundert kp) und Geschwindigkeiten (mm/s bis viele m/s) durchgeführt. In vielen Fällen werden Geschwindigkeiten und Belastungen verwendet, die verschiedene Zeitfunktionen (Sinus, Sägezahn und andere) darstellen |91; 30; 92|.

Die Verschleißversuche müssen bei konstanten klimatischen Bedingungen (Temperatur, Luftfeuchtigkeit) durchgeführt werden |68; 70|.

Oft führt man die Versuche durch in hohem Vakuum oder in einem Schutzgas, um die Oxidation zu vermeiden |28; 52; 54|.

In manchen Fällen wird ein chemisch stark wirkendes Medium angewendet |93; 94|. Bei allen diesen Versuchen ist wichtig, daß die Umgebungsbedingungen konstant gehalten werden.

Als Detektoren des Verschleißes und der Reibkraft werden induktive oder kapazitive Geber verwendet.

Die Verschleißbestimmung mit Radionuklidmethoden (Durchflußmethode, Dünnschichtdifferenzmethode) wird hauptsächlich bei Verschleißuntersuchungen von Maschinenteilen angewendet |95; 96; 97; 98; 99|.

Eine große Rolle spielen mikroskopische (Raster.El.Mikroskop) und analytische (Mikrosonde) Untersuchungen der reibenden Oberflächen |100|.

8. L I T E R A T U R V E R Z E I C H N I S

1. E. Rabinowicz                      Friction an Wear of Materials  
John Wiley and Sons Inc. (1965)
2. J.B.P. Williamson,  
J. Putten, R.T.Hunt                Burdy Res. Rep. Nr. 78 und 79  
(1970)
3. A.H.Uppal, S.D.Probert            Wear 23 (1973) S. 173 - 184
4. J.W. Kragelski                    Reibung und Verschleiß  
Carl Hanser Verlag, München (1971)
5. F.Bowden, D.Tabor                Proc.Roy.Soc. A 169 (1939)  
S. 391 - 402
6. B. Gregory                        Wear 21 (1972) S. 361 - 365
7. I.D. Huffington                  Wear 22 (1972) S. 259 - 267
8. J.B.Williamson, R.T.Hunt        Proc.Roy.Soc. A 372 (1972)  
S. 147 - 157
9. J.S.McFarlane, D.Tabor        Proc.Roy.Soc. A 202 (1950)  
S. 244 - 253
10. D. Tabor                         Proc.Roy.Soc. A 251 (1959)  
S. 378 - 393
11. A.P.Green                        Proc.Roy.Soc. A 228 (1955)  
S. 191 - 204
12. E. Finkin                        Wear 6 (1963) Seite 293 - 302
13. A.H.Uppal, S.D.Probert        Wear 22 (1972) S. 163 - 183
14. Y. Kimura                        Wear 15 (1970) S. 47 - 55
15. J.A.Greenwood                  Proc.Inst.Mech.Ang. 185 (1971)  
S. 625 - 633
16. T.Tsukizoe, T.Hisakado        Transact. of the ASME D 87 (1965)  
S. 666 - 674

17. T.Tsukada, Y.Anno Buletin of the ASME 15 (1972)  
Nr. 86, Bericht 1 - 3 S.982-1003/  
Bericht 4 S. 1448-56
18. T.Tsukizoe, T.Hisakado Transaction of the ASME 90 F  
(1968) S. 81 - 88
19. T.R.Thomas, S.D.Probert J.Phys. D (1970) S. 277 - 289
20. A.H.Uppal, S.D.Probert Wear 22 (1972) S. 215 - 234
21. E.Rabinowicz Wear 18 (1971) S. 169 - 170
22. R.L.Aghan, L.E.Sammels Wear 16 (1970) S. 293 - 301
23. J.P.Giltrow Wear 15 (1970) S. 71 - 78
24. Z.J.Kremen Russian Eng. Journal 49 (1969) 5  
S. 53 - 55
25. C. Lipson Wear Cons. in Design (1967)  
Prentice-Hall International, Inc.
26. S.M.Popov, V.S.Popov Metallovedenie i Termicheskaja  
Obrabotka Metallov 15 (1973)  
S. 60 - 62
27. D.F. Moore, G. Geyer Wear 22 (1972) S. 113 - 141
28. D.H.Buckley NASA TN D - 7018
29. D.H.Buckley Wear 20 (1972) S. 89 - 103
30. H. Czichos Z.Angew.Phys. 27 (1969) S. 40 - 46
31. M.E. Sikorski Journal of Basic Engineering  
ASME Trans.
32. R.D. Brown, R.A. Burton The Review of Scientific Instru-  
ments 37 (1966) S. 1699 - 1701
33. J.M.Michin, K.S.Ljapin Jzv. W.U.Z. - Fizika (1970) 3  
S. 50 - 56

34. D.H.Buckley NASA TN D - 4775
35. E.Rabinowicz Journal of Applied Physics 22  
(1951) S. 1373 - 79
36. K.Iwata, F.Aihara,  
K.Kurasaka Wear 18 (1971) S. 153 - 163
37. P.M.Vedamanikam,  
D.V.Keller ASLE Trans. 16 (1972) S. 73 - 81
38. J.Skinner, N.Gane J.Phy.Di.Appl.Phys. 15 (1972)  
S. 2087 - 94
39. E.Rabinowicz Journal of the Institute of Metals 95  
(1967) S. 321 - 326
40. K.Habig Metalloberfläche 24 (1970) 10  
S. 375 - 379
41. E.Rabinowicz Wear 7 (1964) S. 9 - 22
42. M. Fautz KFZ Karlsruhe, LIT, Private Mit-  
teilung
43. E.Lery, R.G.Linfor,  
L.A.Mitchell Wear 21 (1972) S. 167 - 177
44. H.Dübler, G. Feller  
K.Hack, E.Matschat Metallkunde 61 (1970) S. 861 - 865
45. P.Hammer Schmierungstechnik 2 (1971)  
S. 353 - 356
46. N.P.Chironis Product Engineering (August 1966)  
S. 41 - 49
47. E. Rabinowicz Wear 21 (1972) S. 401 - 403
48. J.T.Burwell, C.D.Strang Journal of Applied Physics 23  
(1952) S. 18 - 20
49. D.Summers-Smith Machinery and Production Engineering  
(1970) 4 S. 169 - 175
50. K.Kasak, T.A.Neumeyer Wear 14 (1969) S. 445 - 454

51. R.T.Spurr Wear 17 (1971) S. 279 - 283
52. D.H.Buckley Metals engineering quartely 6 (1967) S. 44 - 53
53. D.H.Buckley ASTM STP No 431 (1967) S.248 - 271
54. D.H.Buckley ASLT Trnas. 10 (1967) S. 134 - 145
55. N.P.Suh Wear 25 (1973) S. 111-24
56. E.F.Finkin Wear 21 (1972) S. 103 - 114
57. E.Rabinowicz, D.Tabor Proc.Roy.Soc. A 208 S. 455-476
58. A.Bosznay Acta Technika Academicae Scientiarum Hungaricae 69 (1970) S. 39 - 65
59. J.A.Elder, N.S.Eiss ASLE Transactions 12 (1969) S. 234 - 241
60. E.Rabinowicz Journal of applied physics 27 (1956) S. 131 - 35
61. H. Uetz Braunkohle, Wärme und Energie 20 (1968) Nr. 11 S. 365-76
62. H.G.Feller Technica 23 (1970) S. 2183
63. P. Deyber, M. Godet Tribology (1971) 8 S. 150 - 154
64. K.Kaffanke, H.Czichos BAM Berichte Nr. 19 Berlin Jan. 1973
65. J.W.Stanley Brit.J.Appl.Phys. 17 (1966) S. 795 - 801
66. T.F.J.Quinn ASLE - Transactions 10 (1967) S. 158 - 168
67. H.Uetz Werkstoffe und Korrosion 19 (1968) Nr. 8 S. 665 - 76
68. R.Mailänder, K.Dies Archiv für das Eisenhüttenwesen 16 (1943) 10 S. 385 - 398

69. R.L.Johnson, D.Godfrey  
E.E.Bisson NASA TN Nr. 1578
70. G.H.Vaessen, A.W.De Gee Wear 18 (1971) S. 321 - 333
71. K.H.Habig, W.W.Maening,  
K.Kirschke, H.Tischler BAM Berichte Nr. 13 Berlin  
Juni 1972
72. K. Hauffe Oxidation von Metallen und Metall-  
legierungen, Springer-Verlag 1959
73. T.F.J.Quinn Wear 18 (1971) S. 413 - 419
74. S.W.E.Earles, M.G.Hayler Wear 20 (1972) S. 51 - 57
75. R.P.Steijn ASME Trans. (March 1959) S. 56 - 66
76. T.S.Eyre, D.Maynard Wear 18 (1971) S. 301 - 310
77. R.M.Farrell, T.S.Eyre Wear 15 (1970) S. 359 - 372
78. N.C.Welsh Phil.Trans.Roy.Soc. London A 257  
(1965) S. 31 - 50 und S. 51 - 70
79. E.Takeuchi Wear 19 (1972) S. 267 - 276
80. E.Takeuchi Wear 11 (1968) S. 201 - 212
81. R.S.Montgomery Wear 14 (1969) S. 99 - 105
82. E.Wilson, T.S.Eyre Wear 14 (1969) S. 107 - 117
83. T.S.Eyre, E.Wilson Intern.Lubricat.Conf. ASME/ASLE  
October 1972 S. 1 - 7
84. N.A.Grınberg, L.S.Lirshits, Metalov. i Termichesk. Obr. Metallov  
V.S.Schcherbakowa No. 9 (September 1971) S. 57 - 59
85. L.G.Krushunov, R.J.Mints Sov.Mat.Sci.5 (1969) S. 461-464
86. P.W.Nazarienko, O.W.Zaijcek Jzv.Vysch-Utsch.Zaw.Fizika (1969)  
No. 9 S. 34 - 39
87. K.H.Habig Z.F.Werkstofftechnik 4 (1973)  
No. 1 S. 33 - 38

88. D.Raddy, B.S.Nau The British Hydromechanics Research Assoc. - "Wear Testing" (1968) TN 940
89. G. Katzenmeier Automobil-Industrie 3 (1971) S. 79 - 88
90. F. Borik SAE 700687 (1970)
91. R. Krause Dissertation T.Z. Karlsruhe 1965
92. Y.Yokoyama, S. Okabe Bulletin of the ISME 14 (1971) Nr. 68 S. 139 - 46
93. H. Wiegand, E.Broszeit Werkstoffe und Korrosion 23 F.W.Hirth, H. Speckhardt S. 87 - 94
94. V.S.Pikaeva, V.M.Korbut Soviet.Phys.-Doklady 15 (1971) Nr. 9 S. 888 - 90
95. A.J.Gervé Radioisotopes in mechanical engineering AES - CONF - 71 - 100 - 55 May 1971
96. A.J.Gervé VDI-Bericht Nr. 196 (1973)
97. A.J.Gervé Kerntechnik, Isotopentechnik und Chemie 14 (1972) No. 5 S. 204 - 209
98. W.Kaiser, J. Volz MRZ - Motortechn.Zeitschr.Nr.12 (1971) S. 1 - 6
99. A.J.Gervé, G.Katzenmeier S.A.E. 700717 Meetings, Milwaukee, Wis. Sept. 14 - 17, (1970)
100. D.Fischer, H.G.Foller Zeitschr.Metallkunde 62 (1971) Nr. 7 S. 543 - 548