

ISSN 0366-1296

Forschungsbericht 52

DER BUNDESANSTALT FÜR
MATERIALPRÜFUNG (BAM)

BERLIN

**Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das
tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher
Härte bei reiner Festkörperreibung**

von Dr.-Ing. Aleksandar Tomov

August 1978

124 Seiten, 114 Bilder, 9 Tabellen

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon (030) 8104-1
Telex 01-83 261 bamb d

Inhaltsverzeichnis	Seite
1. Einleitung	1
2. Stand des Wissens	1
2.1 Allgemeiner Überblick	1
2.2 Die Bedeutung der Gleitgeschwindigkeit für das tribologische Verhalten	7
2.2.1 Der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das Verschleißverhalten	7
2.2.2 Der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das Reibungsverhalten	13
2.2.3 Der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf die Temperaturerhöhung	17
2.3 Spezielle Arbeiten über das tribologische Verhalten der untersuchten Werkstoffe	19
2.4 Zusammenfassung des Wissensstandes im Hinblick auf die Zielsetzung der vorliegenden Arbeit	25
3. Entwicklung und Aufbau der Prüfapparatur	26
3.1 Einleitung	26
3.2 Beschreibung der Funktion der Apparatur	28
3.3 Versuchskammer	30
3.4 Antrieb	31
3.5 Belastungsvorrichtung	34
3.6 Meßgrößen	37
3.6.1 Normalkraft	37
3.6.2 Reibkraft	40
3.6.3 Verschleißbetrag	40
3.6.4 Temperatur	43
3.6.5 Luftfeuchtigkeit	45
4. Versuchsvorbereitung und Versuchsdurchführung	45
4.1 Eigenschaften und Vorbereitung der Proben	45
4.2 Versuchsdurchführung	48
5. Ergebnisse und Diskussion	49
5.1 Paarung Schnellarbeitsstahl-Vergütungsstahl Ck 60	49
5.1.1 Einfluß des Gleitweges	49
5.1.2 Einfluß der Gleitgeschwindigkeit	51
5.1.3 Verschleißerscheinungsformen	52
5.1.4 Diskussion	54
5.2 Paarung borierter Stahl-Vergütungsstahl Ck 60	58
5.2.1 Einfluß des Gleitweges	58
5.2.2 Einfluß der Gleitgeschwindigkeit	60
5.2.3 Verschleißerscheinungsformen	62
5.2.4 Diskussion	68
5.3 Paarung Hartmetall-Vergütungsstahl Ck 60	70
5.3.1 Einfluß des Gleitweges	70
5.3.2 Einfluß der Gleitgeschwindigkeit	72
5.3.3 Verschleißerscheinungsformen	74
5.3.4 Diskussion	79
5.4 Paarung boriertes Hartmetall-Vergütungsstahl Ck 60	81
5.4.1 Einfluß des Gleitweges	81

5.4.2	Einfluß der Gleitgeschwindigkeit	83
5.4.3	Verschleißerscheinungsformen	84
5.4.4	Diskussion	89
5.5	Paarung Keramik 710 – Vergütungsstahl Ck 60	90
5.5.1	Einfluß des Gleitweges	90
5.5.2	Einfluß der Gleitgeschwindigkeit	93
5.5.3	Verschleißerscheinungsformen	95
5.5.4	Diskussion	101
5.6	Zusammenfassende Darstellung und Diskussion	105
6.	Zusammenfassung	109
7.	Literaturverzeichnis	111
8.	Anhang	117
8.1	Eichung der Meßinstrumente	117
8.1.1	Eichung der Drehmomentaufnahme	117
8.1.2	Eichung der Druckaufnahme	120
8.1.3	Eichung der Temperaturmessung	122
8.1.4	Eichung der Wegaufnahme	122

1. Einleitung

In vielen Bereichen der Technik hat die Forderung nach rationeller Energienutzung zu ständig wachsenden Beanspruchungsdaten von Belastung, Geschwindigkeit und Temperatur geführt. Um den gestiegenen Beanspruchungen gerecht zu werden, kommen Werkstoffe hoher Härte in verschiedenen Bereichen des Maschinenbaues zum Einsatz. In letzter Zeit wurden auch Verfahren entwickelt, die die Beschichtung eines weicheren Metalls durch extrem harte Schichten ermöglichen. In vielen Fällen gewährleistet eine hohe Härte des Grundmaterials oder des Überzuges einen hohen Verschleißwiderstand. Oftmals sind es aber auch weichere Werkstoffe, die zur Lösung bestimmter Verschleißprobleme beitragen, wie z. B. bei Gleitlagern.

Die Entwicklung der in der Fertigungstechnik benutzten Werkstoffe ist ein Beispiel dafür, daß man zur Erzielung eines hohen Verschleißwiderstandes sich um die Herstellung immer härterer Werkstoffe bemüht. Dabei wird häufig der Begriff des hohen Verschleißwiderstandes nur mit einer hohen Warmfestigkeit verbunden, da man sich des tribologischen Aspekts des Verschleißverhaltens der Werkstoffpaarung oft nicht bewußt ist oder ihm keine große Bedeutung beigemessen hat.

Es ist jedoch inzwischen bekannt, daß eine Härtesteigerung keineswegs immer zu einer Verminderung des Verschleißes führen muß. Das ist nur dann der Fall, wenn bestimmte Verschleißmechanismen dominieren. So besteht z. B. nur beim abrasiven Verschleiß, bei dem der Furchungsmechanismus überwiegt, ein linearer Zusammenhang zwischen dem Verschleißwiderstand verschiedener Werkstoffe und ihrer Härte. Die Adhäsion ist bei härteren Werkstoffen gewöhnlich weniger ausgeprägt als bei den weichen. Andererseits kann nicht von vornherein abgeschätzt werden, wie die Oberflächenzerrüttung und die Tribooxidation durch eine Erhöhung der Werkstoffhärte beeinflusst werden.

Ziel dieser Arbeit ist es, vergleichende Untersuchungen über das tribologische Verhalten an Werkstoffen hoher Härte aus unterschiedlichen Werkstoffgruppen in einem breiten Geschwindigkeitsbereich durchzuführen.

Für die vorliegenden Untersuchungen wurden folgende Werkstoffe ausgewählt: Schnellarbeitsstahl, borierter Stahl, Hartmetall, boriertes Hartmetall und Aluminiumoxid (Keramik 710).

2. Stand des Wissens

2.1 Allgemeiner Überblick

Als Verschleiß wird der Vorgang eines fortschreitenden Materialverlustes aus der Oberfläche eines festen Körpers durch Kontakt und Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers bezeichnet. Diese volumenbezogene Änderung wirkt sich nach Erreichung eines bestimmten, von der Funktion der Elemente abhängigen Verschleißwertes funktionsmindernd aus.

Untersuchungen haben gezeigt, daß als Ursachen des Verschleißes im allgemeinen vier grundlegende, in ihrer Wirkungsweise voneinander unabhängige, Verschleißmechanismen anzusehen sind: Adhäsion, Tribooxidation, Furchung und Oberflächenzerrüttung. Gemeinsam werden sie erstmals von Burwell /1/ behandelt und als wesentlich für den größten Teil der Verschleißprozesse bezeichnet. Viele Untersuchungen, die die o. e. Behauptung bewiesen haben, wurden auch von Habig und Czichos /2, 3/ durchgeführt.

Der Mechanismus der Adhäsion besteht darin /2, 3/, daß bei Verschleißbeanspruchung infolge der hohen lokalen Pressungen an einzelnen Mikrooberflächen die schützenden Oxidschichten durchbrochen werden und lokale Mikroverschweißungen entstehen. Diese Verschweißungen können durchaus eine höhere Festigkeit als die Reibpartner besitzen. Daher kann die Trennung oder Verschiebung der sich gegeneinander bewegenden Reibpartner nicht nur in der Grenzfläche sondern auch im Volumen des einen Partners erfolgen.

Die Stärke der Adhäsionsbindung wird im wesentlichen durch zwei Faktoren bestimmt:

- a) durch die Größe und Anzahl der sich in der Kontaktfläche bildenden Mikrokontakte, deren Gesamtheit als wahre Kontaktfläche bezeichnet wird
- b) durch die Größe der in den Mikrokontaktflächen zwischen den Partnern wirkenden Bindungskräfte.

Die Größe und Anzahl der Mikrokontaktflächen wird im wesentlichen von der Belastung und der Formänderungsfähigkeit der an der Kontaktfläche angrenzenden Kristallite beeinflusst.

Die Stärke der Adhäsionsbindungen hängt von der Art und der Dicke der an den Oberflächen liegenden Oxidschichten und kontaminierenden Filme ab. Diese Schichten und Filme wirken im allgemeinen adhäsionshemmend, können aber während der Verschleißbeanspruchung durchbrochen und/oder abgerieben werden und dadurch direkte metallische Kontakte ermöglichen.

Die Tribooxidation wird durch die während eines Reibvorganges als Folge der entwickelten Reibungswärme steigende Temperatur begünstigt. Dadurch wächst die Bereitschaft der Reibpartner, mit den Komponenten des Umgebungsmediums chemisch zu reagieren. Diese Reaktionsprodukte werden ständig abgerieben und wieder neu erzeugt. Sie verändern die Festigkeitseigenschaften der Oberflächenbereiche, indem sie die auftretenden mechanischen Spannungen nur begrenzt durch plastische Deformation abbauen können und neigen beim Erreichen einer kritischen Dicke zum spröden Ausbrechen.

Der Mechanismus des Furchungverschleißes kann vorzugsweise dann auftreten, wenn einer der beiden verschleißbeanspruchten Werkstoffe beträchtlich härter und rauher als der andere ist. Die härteren Oberflächenrauheitshügel oder Abriebpartikel werden dann in die weichere Gegenfläche eingedrückt und erzeugen in einer Art Mikrozerspanungsprozeß Riefen und mikrospäneähnliche Abriebpartikel. In umfangreichen Versuchen wurde für eine Reihe von Metallen festgestellt, daß der Verschleißwiderstand von Metallen bei abrasiver Beanspruchung linear mit der Härte zunimmt.

Als letzter wichtiger Verschleißmechanismus ist die Oberflächenzerrüttung zu nennen. Sie ist als Hauptursache des Verschleißes bei Rollreibung anzusehen, tritt aber auch bei Gleitreibungsbeanspruchung auf. Sie ist an Rissen, die senkrecht zur Gleitrichtung und Gleitfläche verlaufen, zu erkennen.

Die Oberflächenzerrüttung wird bekanntlich durch die nach Betrag oder Richtung sich ändernden Spannungen, wie es z. B. bei rotierenden Wellen der Fall ist, hervorgerufen. Bei reiner Festkörperreibung kann in Mikrobereichen während der Bildung und Zerstörung von Mikrokontaktflächen ein ständiger Wechsel von dreiachsigen Zug- und Druckspannungen auftreten. Somit können Zerrüttungsvorgänge wirksam werden, obwohl makroskopisch gesehen keine Spannungsschwankungen feststellbar sein müssen.

Die erörterten Verschleißmechanismen können einzeln auftreten, sich bei einer Änderung äußerer Parameter ablösen oder auch gleichzeitig einander überlagert sein. Adhäsion und Tribooxidation führen zur Änderung der stofflichen Zusammensetzung der beanspruchten Kontaktflächen. Die Adhäsion kann dabei als Wechselwirkung zwischen Festkörpern angesehen werden, während die Tribooxidation durch Reaktion der Verschleißpartner mit dem Umgebungsmedium zustande kommt. Beide Mechanismen verändern die Eigenschaften der Reibflächen und bereiten die Bildung loser Abriebpartikel vor. Die eigentliche Abtrennung von losen Verschleißpartikeln erfolgt aber erst durch Furchung oder Oberflächenzerrüttung.

Als grundlegende Erscheinungen des Verschleißprozesses sind der Mechanismus des Werkstoffübertrages und der s. g. leichte und schwere Verschleiß anzusehen.

Bezüglich des Mechanismus des Werkstoffübertrages waren Feng, Burwell und Strang /4/ wahrscheinlich die ersten, die deutlich erkannten, daß Werkstoffübertragung von einer Oberfläche auf die andere nicht dem Abrieb äquivalent ist. Zur Klärung dieser Frage hat Kerridge /5/ wesentlich beigetragen. Er stellte fest, daß einer Metallübertragung eine Oxidierung des übertragenen Metalls folgen kann.

Die Versuche wurden mit einer Stift-Ring-Apparatur durchgeführt, wobei ein Stift mit einem flachen Ende gegen die zylindrische Fläche eines Ringes gepreßt wurde. Der Ring war härter als der Stift, so daß dessen Verschleiß im Vergleich zu dem des Stiftes vernachlässigbar war. Die Versuche zeigten, daß der Betrag des auf den Ring übertragenen Metalls vom Stift konstant blieb, die Übertragungsschicht sich trotzdem kontinuierlich abwetzte. Der Vergleich zwischen den Beträgen der Verschleißrate und des Nachschubes des Metallübertrages deutet darauf hin, daß die Verschleißpartikel in einem indirekten Prozeß erzeugt werden, wobei der Eintritt in die übertragene Schicht eine Verschleißetappe kennzeichnet. Die Tatsache, daß auf einem neuen Ring die Anfangsrate des Überganges größer ist als die im Beharrungszustand, indiziert, daß der Faktor, der für die Bestimmung der Verschleißrate maßgebend ist, durch die Intensität der Entfernung des Metalls von der übertragenen Schicht und nicht von der Intensität der Bildung der Schicht gekennzeichnet ist.

Der Mechanismus des Verschleißes sieht folgendermaßen aus. Am Anfang der Gleitbewegung finden lokale Verschweißungen statt und das Metall wird vom weichen (Stift) auf den härteren Reibpartner (Ring) übertragen. In dieser Phase ist der Übertragungsbetrag größer als die Verschleißrate. Der Übertrag findet in den wahren Kontaktbereichen statt, und da diese sich kontinuierlich ändern, wird eine Schicht von übertragenem Metall über die ganze Ringspur gebildet. Die Schicht des übertragenen Metalls ist offenbar durch Verschmierung und Härtung der einzelnen, verschweißten Partikel gestaltet. Da keine Rückübertragung vom Ring zum Stift bemerkt wurde, bedeutet das, daß die Schicht selbst fast gar keine Verschweißung bildet. Die an den Kontaktflächen entwickelte hohe Temperatur verursacht die Oxidation des übertragenen Metalls und dieses, da es nicht mehr so stark haftet, wird mit dem nächsten Gleiten weggerieben. Im Gleichgewichtszustand setzt sich die übertragene Schicht ab und der Schicht- und Verschleißbetrag wird durch Verschweißen und Übergang auf die frei gewordenen Flächen gewährleistet. Dabei befindet sich die Übertragsrate und die Rate, bei der die Bildung loser Verschleißpartikel beginnt, im Gleichgewicht.

Die Behauptungen von Kerridge /5/ bezüglich des Rück-Übertrages wurden durch die Versuche von Steijn /9/ nicht bestätigt. Kerridge konnte nämlich überhaupt

keinen Rück-Übertrag feststellen, Steijn jedoch (bei Untersuchungen mit der gleichen Paarung, allerdings an einer anderen Versuchsapparatur) registrierte einen Rück-Übertragsbetrag von 5 bis 10 % des Anfangsübertrages. Das beweist, nach Meinung des Verfassers, daß der Verschleißprozeß überwiegend durch Übertrag und nachträgliche Entfernung der übertragenen Schicht stattfindet, wobei der Rück-Übertrag simultan geschieht. Allerdings ist dessen Wert im Vergleich mit dem Übertragsbetrag sehr klein und die Rolle, die er in dem gesamten Verschleißmechanismus spielt, hat keine große Bedeutung.

Bei fast allen Untersuchungen (mit minimalen Ausnahmen) wurde eine nichtmonotone Abhängigkeit zwischen dem Verschleiß und der Gleitgeschwindigkeit festgestellt, und diese Charakteristik der verschiedenen Reibpaarungen wurde durch den Einfluß der sich zwischen den Reibflächen bildenden Oxidschichten interpretiert. Einen Versuch, die Verschleißarten, die bei der Reibung eines weichen auf einem härteren Metall hervorgehen, nach bestimmten Kriterien einzuordnen, unternahmen Hirst und Lancaster /6/.

Untersuchungen mit fünfzehn Stoffen zeigten, daß im allgemeinen drei Typen die Verschleiß-Zeit-Abhängigkeit kennzeichnen (Abb. 1). Typ I ist durch einen großen Einlaufverschleiß, der sich nach einer bestimmten Einlaufzeit stark vermindert und im weiteren Verlauf minimal ansteigt, charakterisiert. Typ II weist eine streng lineare Abhängigkeit des Verschleißes mit der Zeit auf. Typ III kommt nur selten vor und kann als Teilgruppe des Typ II bezeichnet werden.

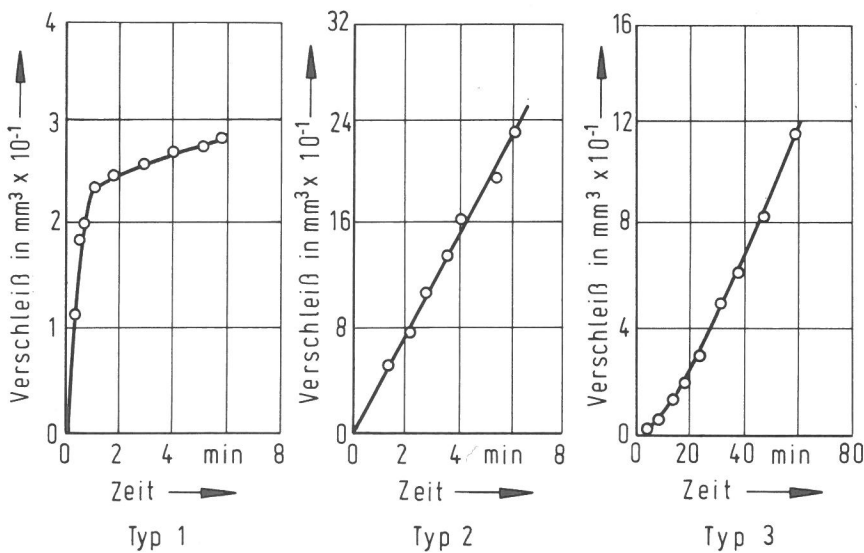


Bild 1
Verschleißtypen nach Hirst und
Lancaster /6/

Im Anfangsstadium des ersten Verschleißtyps ist der Abrieb durch große metallische Partikel gekennzeichnet. Im Gleichgewichtszustand sind die Verschleißteilchen fein zerteilt, erscheinen häufig schwarz und bestehen aus Oxiden oder aus stabilem oxydiertem Metall. Die Reiboberfläche ist oft glanzlos und häufig mit einem schwarzen oder trüben Film überzogen.

Die Verschleißformen, die in den einzelnen Typen enthalten sind, werden mit "leichtem" und "schwerem" (starkem, heftigem) Verschleiß (mild and severe wear) /7/ bezeichnet. Der starke Verschleiß ist durch umfangreichen zwischenmetallischen Kontakt und Oberflächenschäden gekennzeichnet. Dabei wird das weichere auf das härtere Metall übertragen und es ergeben sich metallische Ab-

riebpartikel. Beim leichten Verschleiß ist das Ausmaß an intermetallischem Kontakt durch die Bildung eines Oberflächenüberzuges vermindert. Die Oberflächenschäden und der Metallübertrag sind relativ gering und die Abriebpartikel sind teilweise oder völlig nichtmetallisch. Jede metallische Reibkombination kann die beiden Verschleißformen aufweisen.

Bezüglich der Größe und der chemischen Zusammensetzung der Verschleißpartikel beim leichten und schweren Verschleiß widersprechen die Versuchsergebnisse von Steijn /10/ denen von Hirst und Lancaster /6/. Steijn erwähnt, daß sich die Verschleißprodukte im Bereich des schweren und des leichten Verschleißes nicht verändert haben. In beiden Fällen erhält man feines, pulverartiges aus 90 % α - Fe_2O_3 und 10 % γ - Fe_2O_3 zusammengesetztes rotes Eisenoxid. Nie wurden metallische Eisenpartikel bemerkt. Nach Aussage des Verfassers ist es nicht gerechtfertigt, die Verschleißprozesse vor und nach dem Bruch des Oxidfilmes streng voneinander zu unterscheiden!

Untersuchungen über den Übergang vom leichten zum schweren Verschleiß und die Bedingungen, die dazu beitragen, wurden von Lancaster /8/ durchgeführt. Es wurde der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf den Verschleiß der Paarung Messing-gehärteter Stahl untersucht, und die Ergebnisse sind in Abb. 2 dargestellt.

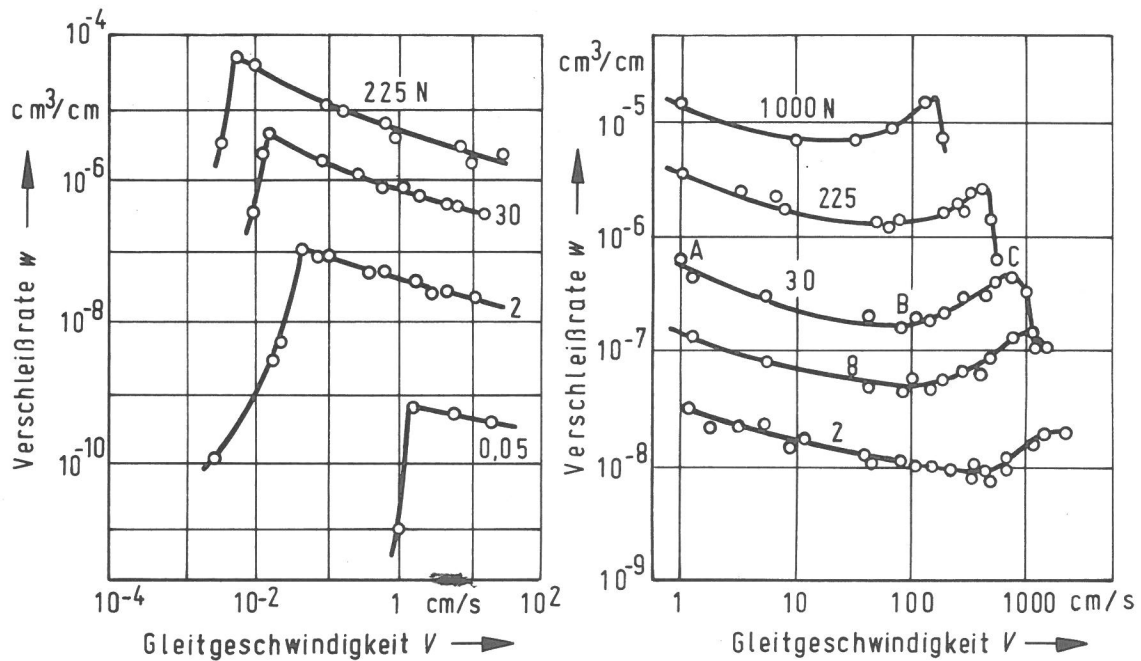


Bild 2
Übergang vom leichten zum schweren Verschleiß bei unterschiedlicher Belastung und Gleitgeschwindigkeit nach Lancaster /8/

Man kann im allgemeinen behaupten, daß der Übergang vom schweren zum leichten Verschleiß bei einer bestimmten Reibpaarung von der Belastung, der Gleitgeschwindigkeit und der Temperatur abhängig ist. Er findet dann statt, wenn zwei entgegengesetzte Prozesse ihr Gleichgewicht erreichen /6/. Die Oxidationsrate nimmt mit steigender Temperatur zu, und ein Übergang zum leichten Verschleißregime ist beim Erreichen einer kritischen Temperatur gewährleistet. Dieser von der Reibungswärme hervorgerufene Temperaturanstieg ist von dem Einfluß der Belastung und der Geschwindigkeit abhängig. Das bedeutet, daß der Übergang bei Erreichung dieser kritischen Kombination stattfinden wird. Der Oxidationsbetrag hängt in erster Linie von der für den wiederholten Kontakt

zwischen zwei gleichbleibenden Oberflächenbereichen notwendig verfügbaren Zeit ab, die der Geschwindigkeit umgekehrt proportional ist.

Dem Übergang vom leichten zum schweren Verschleiß wurden auch die Untersuchungen von Welsh /11/ gewidmet. Die Versuche zeigten, von der jeweiligen Belastung oder Gleitgeschwindigkeit abhängig, daß drei Übergangsphasen zu erkennen sind: T_1 - eine Änderung vom leichten zum schweren Verschleiß bei niedrigen Belastungen; T_2 - eine Änderung vom schweren zurück zum leichten Verschleiß bei höheren Belastungen; T_3 - eine kleinere Änderung in dem leichten Verschleißbetrag (bei Belastungen die höher als bei T_2 liegen), die durch divergierenden Verschleißbetrag des Stiftes und der Scheibe gekennzeichnet ist. Die Abhängigkeit der Verschleißrate (und dadurch auch der Verschleißtypen) von der Gleitgeschwindigkeit ist in Abb. 3 dargestellt. Es ist ersichtlich, daß mit steigender Geschwindigkeit sich die Übergangslast vermindert, und daß für bestimmte Belastungen nur bei Erreichung einer kritischen Geschwindigkeit entsprechende Änderungen des Verschleißbetrages stattfinden.

Das Diagramm in Abb. 3 ähnelt sehr den Verschleiß-Gleitgeschwindigkeitskurven von /13/. Dennoch zeigen diese durch hohe Belastungen gewonnenen Kurven die Existenz nur einer kritischen Geschwindigkeit, die dem T_2 -Übergang äquivalent ist. Die bei niedriger Belastung ermittelten Kurven enthalten das Bestehen einer zweiten kritischen Geschwindigkeit, die dem T_1 -Übergang gleich ist.

Der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf die Übergangslast ist direkt in Abb. 4 dargestellt. Es ist ersichtlich, daß sich T_2 viel stärker mit der Geschwindigkeit ändert im Vergleich zu T_1 . Jede Kombination von Belastung und Geschwindigkeit, die sich innerhalb der zwei Übergangskurven (schraffierte Fläche) befinden, deutet auf einen schweren Verschleiß hin, und jede Kombination außerhalb dieser Fläche bedeutet leichten Verschleiß. Der Übergang vom schwe-

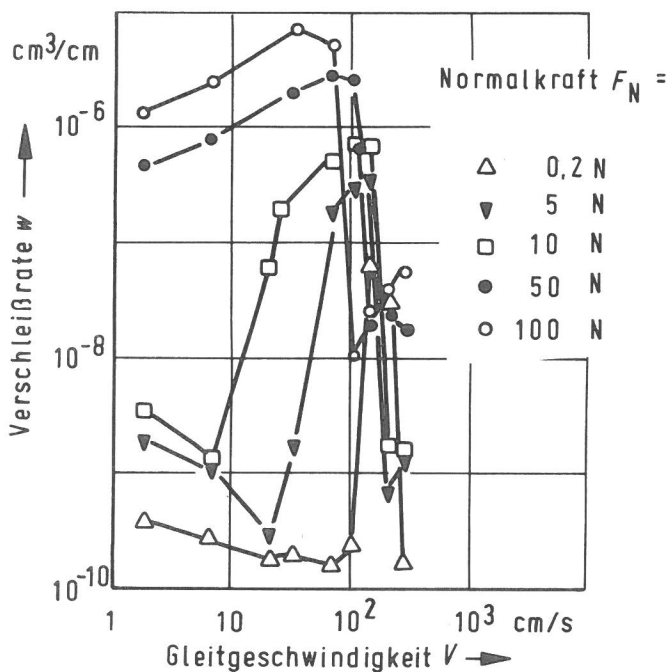


Bild 3
Abhängigkeit der Verschleißrate von der Gleitgeschwindigkeit bei unterschiedlichen Belastungen nach Welsh /11/

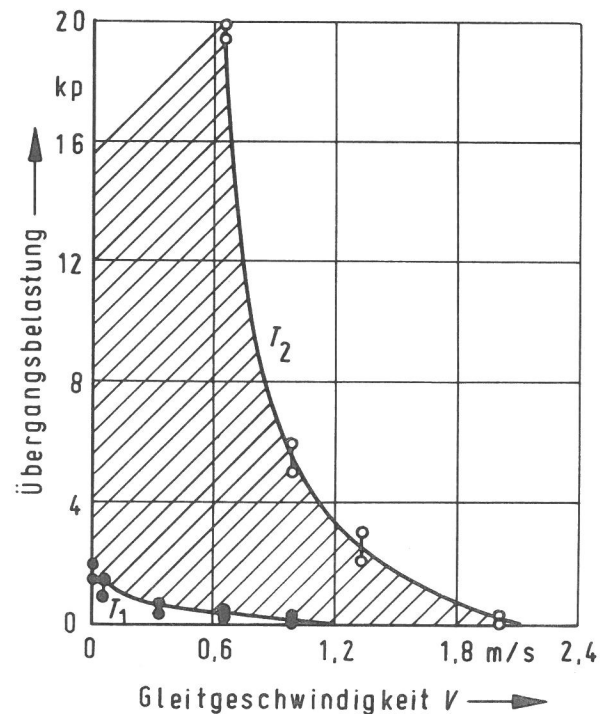


Bild 4
Die Abhängigkeit der Übergangslast von der Gleitgeschwindigkeit nach Welsh /11/

ren zum leichten Verschleiß ist von der Härte und dem Grad der Oxidation der Oberfläche abhängig. Bei niedrigen Belastungen ($< T_1$) ist der schwere Verschleiß durch den kombinierten Effekt von Verfestigung und Oxidation behindert. Bei höheren Belastungen ($> T_2$) ist die Wiederkehr des leichten Verschleißes hauptsächlich durch die durch Reibungswärme beeinflusste Phasenänderung hervorgerufen. Die Härte, die diese Phasenänderung begleitet, ist am Anfang hoch genug, den schweren Verschleiß ohne Intervention der Oxidschicht zu unterdrücken. Andererseits kann die Oxidation den schweren Verschleiß nur dann verhindern, wenn die Grundhärte einen kritischen Wert überschreitet. Deshalb bedeutet diese kritische Härte ein "Minimum-Kriterium" für den leichten Verschleiß. Der schwere Verschleiß kann aber auch ohne Oxidation, durch Erreichen eines zweiten kritischen Härtewertes, verhindert werden.

2.2 Die Bedeutung der Gleitgeschwindigkeit für das tribologische Verhalten

2.2.1 Der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das Verschleißverhalten

Die Entwicklung des Eisenbahntransportes und der spanabnehmenden Bearbeitung führte um die Jahrhundertwende zu einem bedeutenden Interesse an Gleitprozessen. In seinem Buch erwähnt Awakov /12/ die Versuche von Herbert im Jahre 1910 und Denis im Jahre 1914, die einen nichtmonotonen Charakter des Verschleißes in Abhängigkeit von der Schnittgeschwindigkeit an Schneidewerkzeugen bei Dreharbeiten nachgewiesen haben. Zu ähnlichen Ergebnissen führten die Versuche von Polyakow im Jahre 1916 und Smith und Leigh im Jahr 1925.

Das Gebiet der spanabhebenden Metallbearbeitung war nur eine Möglichkeit, die Gesetzmäßigkeiten der Reibung zu erforschen. Diese Versuche kann man fast als Modellversuche betrachten, weil man das Werkzeug beliebig oft ausbauen kann und nicht nur den Verschleiß messen, sondern auch die Änderungen an der Oberfläche beobachten und dadurch Aussagen über den Verschleißprozeß machen kann. Im Gegensatz dazu liefern die Messungen an Maschinenteilen nur eine Kenngröße - den Abrieb. Deshalb war ein naheliegender Gedanke in den 30er Jahren, Untersuchungen an allgemeinen Modellen, die verschiedene Ähnlichkeiten mit den Beanspruchungen in Maschinen aufweisen, vorzunehmen.

Mit die ersten, die solche Modellversuche durchgeführt haben, waren Kehl und Siebel /13/. Mit ringförmigen Probekörpern aus Gußeisen und unlegiertem Stahl verschiedener chemischer Zusammensetzung wurde u. a. auch der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf den Verschleiß bei Festkörperreibung ermittelt. Die Versuche wurden im Geschwindigkeitsbereich zwischen $v = 0,07$ und 6 m/s durchgeführt.

Die Ergebnisse der Versuche zeigten, daß die Kurven, die die Abhängigkeit des Verschleißes von der Gleitgeschwindigkeit kennzeichnen, sich keinesweg monoton verhalten (Abb. 5). Sie erreichen fast alle bei einer relativ niedrigen Geschwindigkeit einen Maximalwert und anschließend mit steigender Geschwindigkeit (aber in einem relativ engen Geschwindigkeitsbereich!) einen Tiefstwert. Mit weiterem Anstieg der Gleitgeschwindigkeit nimmt der Verschleiß wieder zu.

Für die außerordentlich starke Abnahme des Verschleißes haben die Verfasser keine Erklärung gefunden. Sie vermuteten, daß "die Oxidation des Verschleißstaubes die Ursache für den Abfall des Verschleißes mit steigender Geschwindigkeit ist".

Ein Versuch, die Abhängigkeit der Oxidation während des Reibprozesses von der

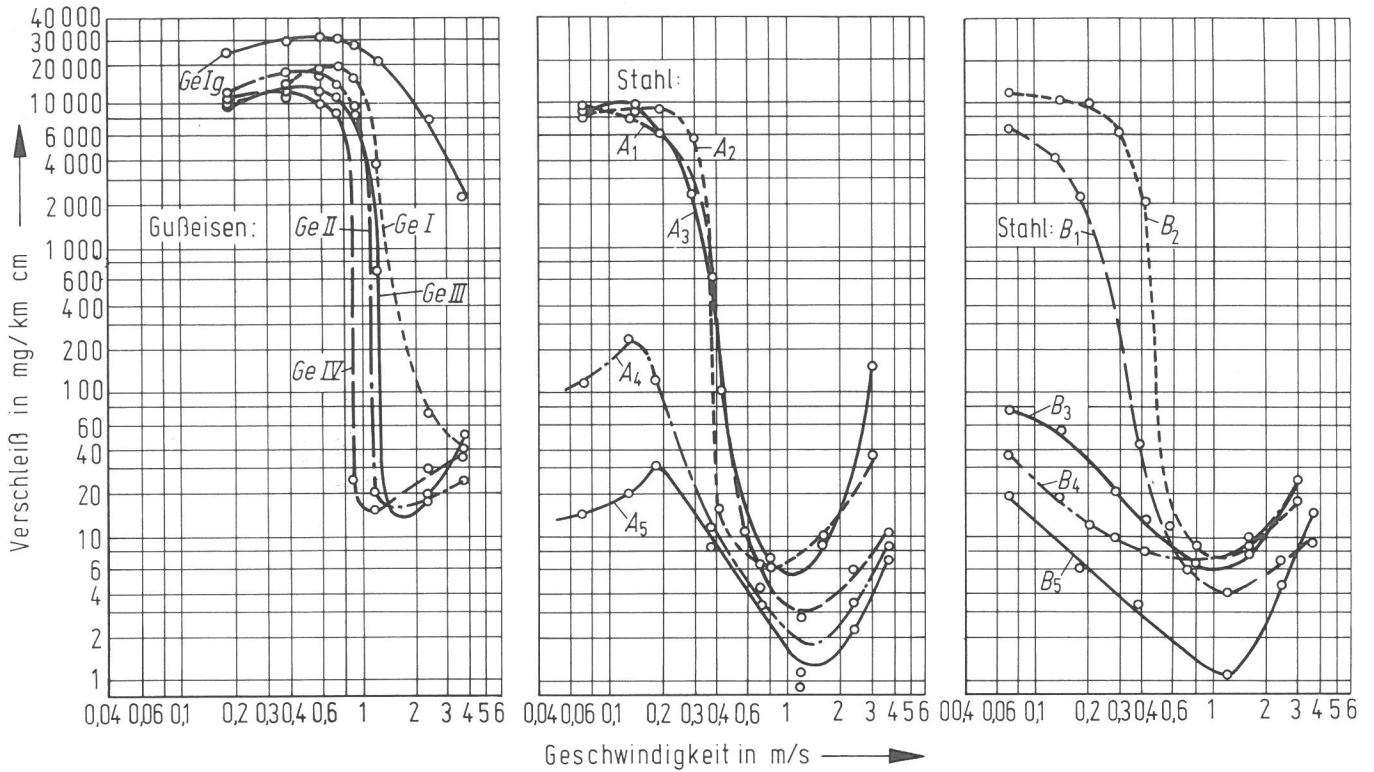


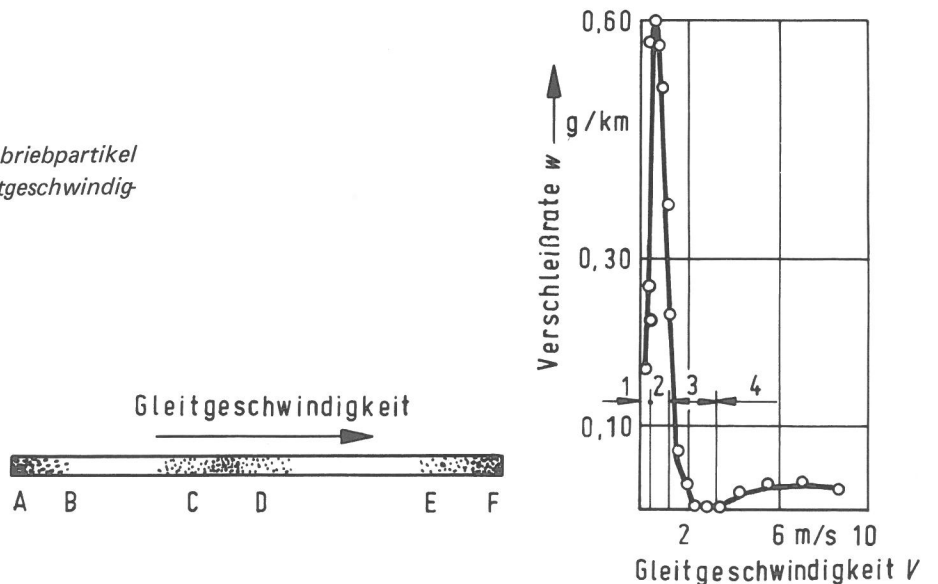
Bild 5
Abhängigkeit des Verschleißes von der Gleitgeschwindigkeit nach Kehl und Siebel /13/

Gleitgeschwindigkeit festzustellen, wurde von Kosteckii /15/ unternommen. Er stellte fest, daß bei Trockenreibung von Metalloberflächen zwei komplizierte Prozesse stattfinden:

- Bildung von Adhäsionsbrücken und deren Zerstörung
- Oxidation der plastisch verformten Oberflächenschichten.

Beide Prozesse verlaufen nach einem genauen Schema, passieren bestimmte Entwicklungsstadien und weisen auf Eigenschaften der Reibung (auf die Reibkraft, Verschleißbetrag usw.) hin.

Bild 6
Die Abhängigkeit a) der oxidierten Abriebpartikel und b) der Verschleißrate von der Gleitgeschwindigkeit nach Kosteckii /15/



Der Verfasser präsentiert ein prinzipielles Schema der Entstehung und Entwicklung der Adhäsions- und Oxidationsprozesse bei Trockenreibung in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit (Abb. 6 a) im Bereich von $V = 0$ bis 25 m/s . Im Abschnitt AB findet Oxidation bei niedrigen Gleitgeschwindigkeiten statt, im Abschnitt BC-Adhäsion bei niedrigen Geschwindigkeiten; im Abschnitt CD-Oxidation bei höheren Gleitgeschwindigkeiten, im Abschnitt DE-Adhäsion bei hohen Gleitgeschwindigkeiten und schließlich im Abschnitt EF-Oxidation bei höchsten Gleitgeschwindigkeiten. Allerdings, bei verschiedenen Metallen, schwankt beim Übergang von der einen zur anderen Verschleißart die dazu erforderliche kritische Übergangsgeschwindigkeit in ziemlich breitem Bereich.

Zur Veranschaulichung des vorgelegten Schemas dient das in Abb. 6 b dargestellte Verschleiß-Gleitgeschwindigkeits-Diagramm. Die Werte wurden mit einer Stift-Ring-Apparatur gewonnen. Der Stift war aus geglühtem Stahl mit $HB = 140$ und glitt an der Umfangsfläche eines Ringes aus normalisiertem Stahl mit $HB = 260$ im Geschwindigkeitsbereich zwischen $V = 0,2$ bis 10 m/s bei einer Flächenpressung von $p = 10 \text{ kp/cm}^2$.

Bei minimaler Geschwindigkeit (Bereich 1 oder Abschnitt AB in Abb. 6 a) an den Kontaktflächen findet Oxidation statt, wobei die Adhäsion während der Einlaufzeit erheblich zunimmt und dadurch einen starken Zuwachs des oxidierten Verschleißes verursacht.

Im Geschwindigkeitsbereich 2 findet die Bildung und die Zerstörung der Adhäsionsbrücken statt. In diesem Bereich nimmt der Verschleiß am Anfang stark zu, erreicht ein Maximum und fällt dann wesentlich ab. Im Bereich 3 findet wieder Oxidation statt, und der Verschleiß erreicht einen minimalen Wert. Im Bereich 4 findet Adhäsion infolge der hohen Temperatur und erhöhten Plastizität statt. Der Verschleiß in diesem Bereich nimmt anfangs zu (aber nicht so stark wie im Bereich 2), erreicht ein Maximum und sinkt ab. Bei den höchsten Geschwindigkeiten infolge der Erwärmung der Oberflächenschichten, die bis zu einer Verbrennung des Metalls führt, erfolgt die Verbindung des Metalls mit dem Sauerstoff. Dabei ist der Verschleiß viel geringer (Abschnitt EF, Abb. 6 a) im Vergleich mit dem in Abschnitt DE.

Dieses Schema der Verschleißvorgänge bzw. die Teilung in Adhäsions- und Oxidationsgeschwindigkeitsbereiche wurde besonders von Kuznecov /16/ starker Kritik ausgesetzt.

Der nichtmonotone Charakter der Verschleißrate im Geschwindigkeitsbereich zwischen $0,61$ und $91,5 \text{ m/s}$ wurde durch die Versuche von Johnson, Swikert und Bisson /14/ nicht bestätigt. Die Untersuchungen wurden auf einer Stift-Scheibe-Apparatur durchgeführt. Gegen eine Stahlscheibe aus SAE 52 100 (Werk.Nr. 1.3505) wurden Stifte aus Bleibronze, Silikonbronze, Gußeisen mit Kugelgraphit und Inconel-Guß mit Normalkraft von $2,69 \text{ N}$ und 12 N gepreßt.

Die Abhängigkeit der Verschleißrate von der Gleitgeschwindigkeit ist in Abb. 7 a und 7 b dargestellt. Den größten Einfluß übte die Gleitgeschwindigkeit bei der Bleibronze aus. Die Verschleißkurve nimmt mit steigender Geschwindigkeit stark ab und erreicht einen minimalen Wert bei ungefähr $V = 76 \text{ m/s}$. Die Verschleißwerte der anderen Werkstoffe befinden sich alle in einem relativ schmalen Bereich, und obwohl es Abweichungen vom linearen Trend gibt, kann man eine mit zunehmender Geschwindigkeit steigende Tendenz feststellen.

In Abb. 7 b ist die Verschleißabhängigkeit des Inconel-Gusses von der Gleitgeschwindigkeit bei einer fast 4,5-fach höheren Belastung im Vergleich mit Abb. 7 a,

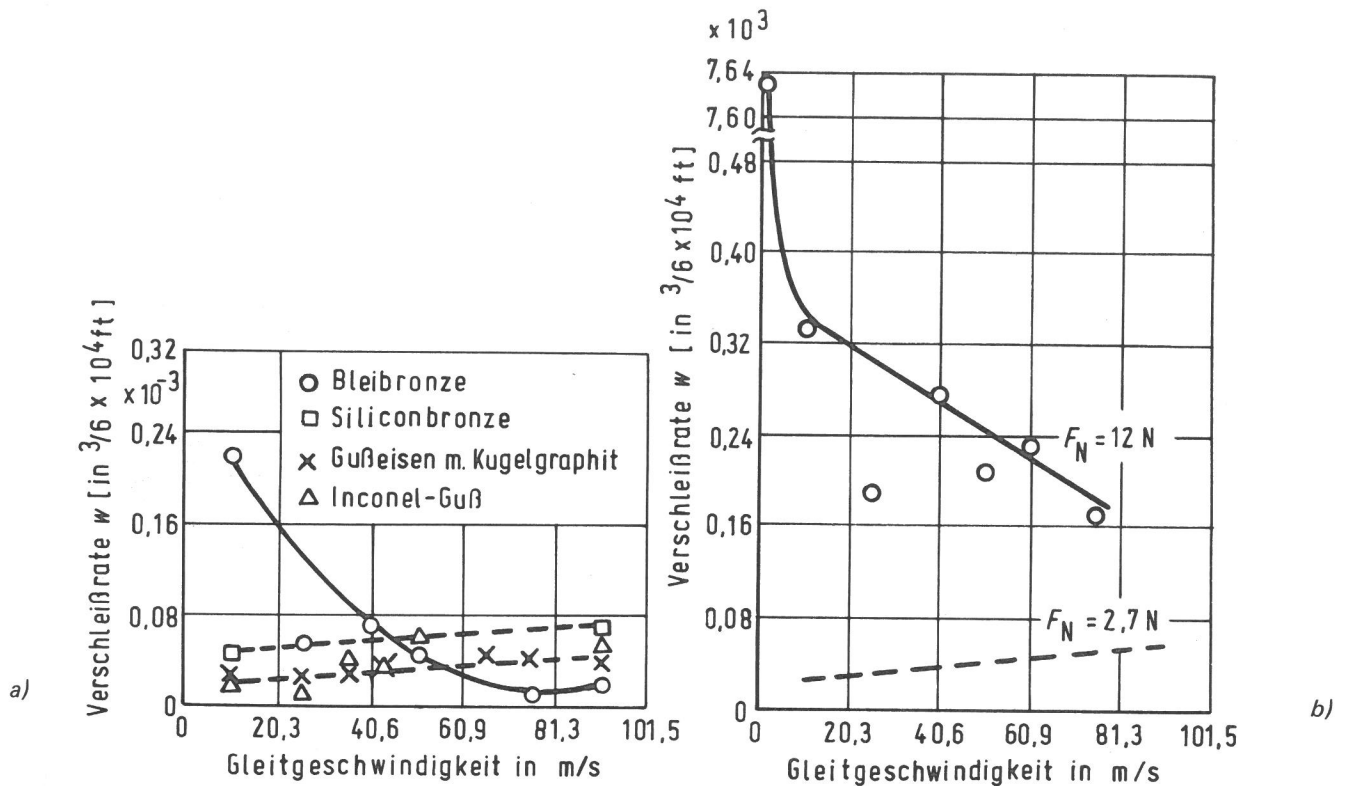


Bild 7

Die Abhängigkeit der Verschleißrate von der Gleitgeschwindigkeit nach Johnson, Swikert und Bisson /14/

a) bei $F_N = 2,69$ N; b) bei $F_N = 12$ N

dargestellt. Das unterschiedliche Verhalten über den gleichen Geschwindigkeitsbereich ist sehr deutlich. Der maximale Verschleißwert wird bei der minimalen Geschwindigkeit erzielt. Mit steigender Geschwindigkeit (bis ungefähr $V = 10$ m/s) nimmt der Verschleiß sehr stark ab. Mit weiterem Geschwindigkeitsanstieg bleibt die Verschleißtendenz zwar fallend, ist aber durch eine viel geringere Abnahme gekennzeichnet.

Die Verfasser berichten, daß es in vielen Fällen einen Oxidfilm oder Metallübertrag auf die Scheibe gegeben hat, der mit steigender Belastung bei allen Gleitgeschwindigkeiten beobachtet wurde.

Theoretische Untersuchungen über die Verschleißmechanismen der Stähle und ihre Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit wurden von Yoshimoto und Tsukizoe /17/ durchgeführt. Abhängig davon, ob die Bildung der Metallverschweißungen in Abwesenheit oder Anwesenheit eines Oxidfilmes stattfindet, unterscheiden die Verfasser drei Verschleißtypen:

- Metallischen Verschleiß (W_1)
- Verschleiß des Fe_2O_3 -Filmes (W_2)
- Verschleiß des Fe_3O_4 -Filmes (W_3).

Keiner der drei Typen erfolgt einzeln. Im allgemeinen erscheinen meistens zwei oder auch alle drei zusammen. Die Kombination der Verschleißtypen kann von der Gleitgeschwindigkeit und der zwischen den Oberflächen herrschenden Normalkraft abhängig sein. Die folgenden Faktoren können diese Verschleißtypenkombinationen beeinflussen:

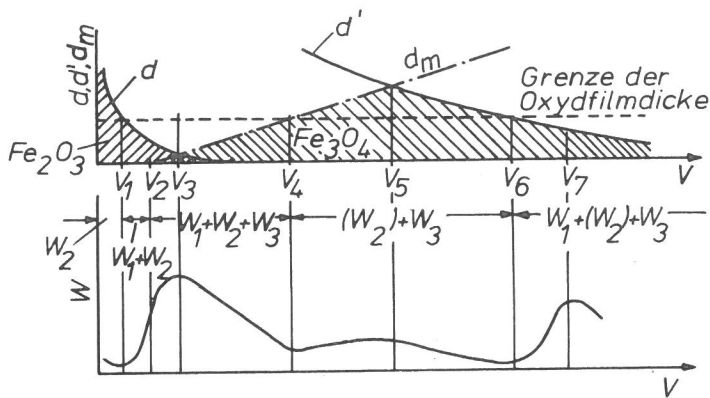
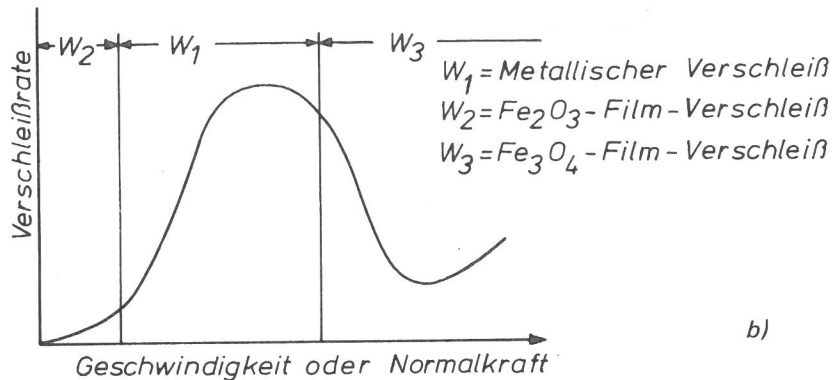


Bild 8
Abhängigkeit der Verschleißrate und den dazu führenden Verschleißmechanismen von der Geschwindigkeit nach Yoshimoto und Tsukizoe /17/



- das Ausmaß der Verschweißungen
- die Stärke des Oxidfilms auf den Kontaktoberflächen
- der lokale Temperaturanstieg der Kontaktpunkte.

In Abb. 8 a ist die Abhängigkeit der gesamten Verschleißrate und der damit verbundenen Verschleißmechanismen von der Gleitgeschwindigkeit dargestellt. Auf der Ordinatenachse sind die Stärke des Fe_2O_3 -Films (d), die Stärke des Fe_3O_4 -Films (d') und die Stärke der Schmelzschicht (d_m) aufgetragen. Folgende Änderungen der Verschleißmechanismen und des Verschleißbetrages sind zu erkennen:

- i) $W < W_1$. Die Stärke des Fe_2O_3 -Films ist größer als die Grenzstärke des Oxidfilmes. Das bedeutet, daß nur die Bildung eines Fe_2O_3 -Film-Verschleißes stattfinden wird.
- ii) $W_1 < W < W_2$. Die Stärke des Fe_2O_3 -Films ist kleiner als die Grenzstärke des Oxidfilmes. Das bedeutet, daß gleichzeitig der Fe_2O_3 -Film-Verschleiß und der metallische Verschleiß stattfinden werden. Der letzte ist im Vergleich mit dem Oxidverschleißbetrag viel größer, und der gesamte Verschleißbetrag steigt mit zunehmender Geschwindigkeit sehr stark an.
- iii) $W_2 < W < W_4$. Da die lokale Temperatur über den Schmelzpunkt ansteigt, wird zusätzlich der Fe_3O_4 -Film-Verschleiß stattfinden. Der gesamte Verschleißbetrag erreicht bei W_3 seinen Höchstwert.
- iv) $W_4 < W < W_6$. Metallischer Verschleiß findet nicht mehr statt. Der Verschleißbetrag erreicht den Höchstwert bei W_5 .

In Abb. 8 b ist die durch verschiedene Versuche ermittelte Abhängigkeit des Ver-

schleißbetrages von der Geschwindigkeit dargestellt. Die Übereinstimmung der theoretischen und der praktisch gewonnenen Ergebnisse ist ziemlich gut.

Der Einfluß der Oxidation beim Gleiten mit hohen Geschwindigkeiten wurde auch von Cocks /18/ untersucht. Die Versuche wurden mit einer Stahl-Stahl Paarung mit unterschiedlicher Normalkraft und Gleitgeschwindigkeiten bis 66 /m/s/ durchgeführt. Die Untersuchungen zeigten, daß bei hohen Geschwindigkeiten unter bestimmten Bedingungen die Oxidation die Ursache von schwerem Verschleiß sein kann. Das geschieht ganz plötzlich, durch einen verhältnismäßig kleinen Anstieg der Geschwindigkeit oder der Normalkraft. Bei weiterem Anstieg der Normalkraft oder der Gleitgeschwindigkeit führt die Oxidation zum Versagen des Gleitsystems. Das liegt in deutlichem Widerspruch zu den Erkenntnissen bei niedrigen Geschwindigkeiten, bei welchen die Verschweißungen und das Fressen die üblichen Nachteile von Überladung sind. Eine Folge dieser Doppelrolle der Oxidation (schützend bei niedrigen und zerstörend bei hohen Normalkräften) ist, daß im Bereich der niedrigen Belastungen die Verschleißrate mit steigender Geschwindigkeit abnimmt, während im hohen Belastungsbereich sie mit steigender Geschwindigkeit zunimmt.

Untersuchungen über die Abhängigkeit des Verschleißes von der Gleitgeschwindigkeit wurden auch von Quinn /19/ durchgeführt. Die Versuche fanden auf einer Stift-Scheibe-Apparatur im Geschwindigkeitsbereich von 0,95 bis 12,8 m/s und unter Normalkraft von 5 /N/ statt. Als Reibpartner wurde eine Paarung aus gering vergütetem Stahl mit mittlerem Kohlenstoffgehalt benutzt.

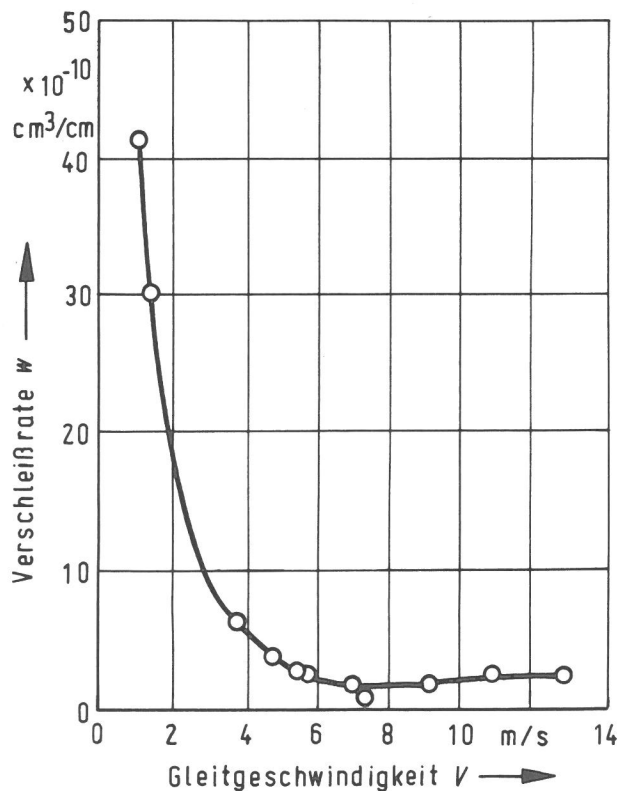


Bild 9
Die Abhängigkeit der Verschleißrate von der Gleitgeschwindigkeit nach Quinn /19/

Im unteren Geschwindigkeitsbereich zeigt die Kurve der Verschleißrate eine deutlich fallende Tendenz an und weist dadurch auf einen Übergang vom schweren zum leichten Verschleiß hin (Abb. 9). Dieser Übergang macht sich bis zur Geschwindigkeit von ungefähr $v = 6$ m/s bemerkbar und strebt anschließend einen linearen, zur Geschwindigkeitsachse fast parallelen Verlauf zu. Der Abrieb war der Menge, der Größe und der Form der Partikel nach - von der Geschwindig-

keit abhängig - unterschiedlich. Die Farbe wurde als grauschwarz, dunkelbraun, mittelbraun und rotbraun bezeichnet. Die Röntgenbeugungsanalyse zeigte, daß am Anfang die Partikel überwiegend α -Fe, nach Ablauf der halben Versuchszeit α -Fe und α -Fe₂O₃ beinhaltet haben. Diese Zusammensetzung blieb bis zum Ende der Versuchszeit. Das könnte bedeuten, daß der Verschleiß vorwiegend durch Oxidation stattfindet sobald der schwere, durch Metallpartikel gekennzeichnete Verschleiß am Anfang des Versuches die Reiboberflächen zur Gleichförmigkeit eingefahren hat.

Untersuchungen zur Bestimmung der Abhängigkeit der Verschleißrate von der Gleitgeschwindigkeit bei unterschiedlicher Temperatur und Feuchtigkeit des umgebenden Mediums unternahmen Tsuji und Ando /20/. Die Versuche wurden an der s. g. OKOSHI-Prüfmaschine durchgeführt. Die Normalkraft betrug 21 N, der Gleitweg 66,6 m und der untersuchte Geschwindigkeitsbereich lag zwischen $v = 0,05$ und $3,6$ m/s. Es wurden Paarungen aus kohlenstoffreichem, kohlenstoffarmem und nichtrostendem Stahl untersucht. Die Raumtemperatur wurde mit 15, 20 und 25° C bestimmt, und die relative Luftfeuchtigkeit betrug 10 % und 90 %.

Obwohl man wegen des kurzen Gleitweges alle Ergebnisse als Einlaufswerte deuten muß, zeigte sich auch in diesem Bereich ein bemerkenswerter Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf die Verschleißrate. Alle Paarungen erreichten im unteren Geschwindigkeitsbereich ein Maximum der Verschleißrate. Dieses Maximum war, in Abhängigkeit von der Luftfeuchtigkeit und der Raumtemperatur, durch unterschiedliche Werte gekennzeichnet und wurde in einem relativ engen Geschwindigkeitsbereich erreicht.

Im oberen Geschwindigkeitsbereich ($v > 2$ m/s) wurde ein geringer Einfluß der Gleitgeschwindigkeit bemerkt, da alle Verschleißkurven fast parallel zur Geschwindigkeitsachse verliefen. In diesem Bereich war auch der Einfluß der Luftfeuchtigkeit und der Raumtemperatur minimal oder überhaupt nicht erkennbar.

Eine Ursache für den schweren Verschleiß im unteren Geschwindigkeitsbereich sehen die Verfasser im auftretenden adhäsiven Verschleiß. Andererseits wurde der minimale, geschwindigkeitsunabhängige Verschleiß im oberen Geschwindigkeitsbereich durch die schützende Wirkung der Oxidschicht gedeutet. Diese Oxidschicht wurde trotz kurzer Versuchsdauer durch die hohe, geschwindigkeitsabhängige Temperatur der Kontaktflächen gebildet.

2.2.2 Der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das Reibungsverhalten

Die klassischen Grundgesetze der Reibung, wie sie der Reihe nach entwickelt wurden, können folgendermaßen zusammengefaßt werden /21/.

- a) Die Reibkraft ist der Belastung proportional.
- b) Der Reibungskoeffizient ist unabhängig von der scheinbaren Kontaktfläche.
- c) Der statische Reibungskoeffizient hat einen größeren Wert als der kinetische Reibungskoeffizient.
- d) Der Reibungskoeffizient ist unabhängig von der Gleitgeschwindigkeit.

Die klassischen Grundgesetze überlebten die Jahre ohne bedeutende Änderungen bis zu unserer Zeit, und deshalb muß man annehmen, daß sie eine angemessene Gültigkeit haben. Allerdings haben die Versuche der letzten Jahre gezeigt, daß die meisten der Grundgesetze nicht ausreichend genau sind. So z. B. das vierte, das die Unabhängigkeit der sich gegeneinander bewegenden Körper förderte, war

schon von Anfang an umstritten. Selbst Coulomb als Verfasser hat die Gültigkeit dieses Gesetzes durch gewisse Voraussetzungen bedingt /22/. Anstieg des Reibungskoeffizienten mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit haben Vince /22/ und später Hirn /22/ festgestellt. Die zu gleicher Zeit mit Hirn durchgeführten Versuche von Morin /22/ zeigten eine Unabhängigkeit der o. e. Größen.

Man muß hinzufügen, daß alle Untersuchungen in einem niedrigen Geschwindigkeitsbereich stattfanden und ein kleines Geschwindigkeitsgebiet umfaßten. Kennzeichnend für diese Versuche war der monotone Charakter der Geschwindigkeitsabhängigkeit der Reibwertkurve. Der erste, der festgestellt hat, daß der Reibungskoeffizient bei steigender Geschwindigkeit ein Maximum durchläuft, war Conti /22/.

Im Jahre 1947 veröffentlichten Johnson, Swikert und Bisson /23/ ihren Bericht über die Reibung bei hohen Gleitgeschwindigkeiten. Die Versuche wurden mit einer Stift-Scheibe-ähnlichen Apparatur durchgeführt, die sich dadurch unterscheidet, daß anstatt eines Stiftes eine Kugel auf der Scheibe gleitet, so daß am Anfang des Versuches der Kontakt punktförmig ist. Die Scheiben waren aus Stahl SAE 1020 (Werkst.Nr. 1.0402) mit HB = 185, die Versuchskugel aus Stahl SAE 1095 (Werkst.Nr. 1.1274). Die Versuche wurden über einen Geschwindigkeitsbereich von 0,254 bis 33,5 m/s und eine Belastung von 1,7 bis 22,3 N durchgeführt.

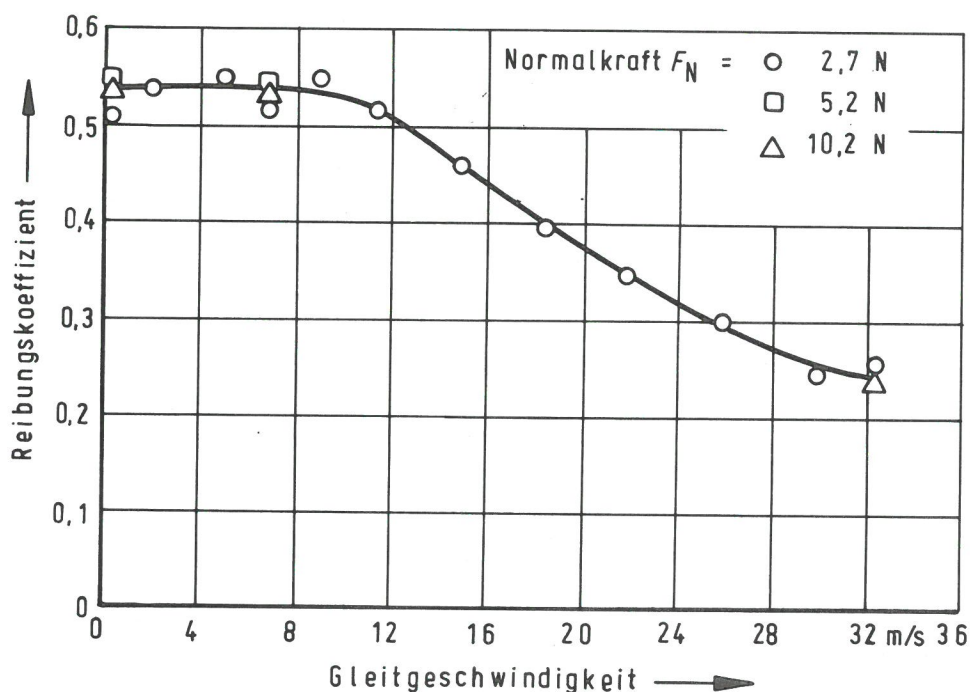


Bild 10

Die Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten von der Gleitgeschwindigkeit nach Johnson, Swikert und Bisson /23/

Der Reibungskoeffizient bleibt im allgemeinen mit steigender Geschwindigkeit bis zu einem Grenzwert bei ungefähr 10 m/s konstant (Abb. 10). Mit weiterer Zunahme der Gleitgeschwindigkeit nimmt er sehr schnell ab und neigt zu einem annähernd konstanten Wert, der vermutlich über dem untersuchten Geschwindigkeitsbereich liegt.

Die gegenwärtigen Ergebnisse zeigten dennoch, daß sich bei trockenem Hochgeschwindigkeitsgleiten der Reibungskoeffizient mit steigender Belastung infolge

der zunehmenden Schutzwirkung des Oxidfilms vermindert. Das widerspricht den unter /23/ angegebenen Ergebnissen, die eine Unabhängigkeit des Reibungskoeffizienten von der Belastung und der Geschwindigkeit bis 10 m/s behaupteten. Dieses Resultat /23/ sollte aber nicht überraschen, da die Versuchsbedingungen keine Bildung von Oxidschichten erlaubten. Jeder Versuch dauerte nur wenige Sekunden, und während dieser Zeit bewegte sich der Stahlreiter immer über neue Oberflächenteile der Scheibe, die kalt und nichtoxidiert waren.

Reibversuche bei sehr hohen Geschwindigkeiten (bis 800 m/s) unternahmen Bowden und Freitag /24/. Die Untersuchungen wurden mit verschiedenen Metallen im Vakuum durchgeführt.

Die Ergebnisse zeigten, daß der Reibungskoeffizient der Metalle mit steigender Geschwindigkeit abnimmt und dabei sehr niedrige Werte erreicht. Die Kontaktbereiche werden so schnell abgeschert, daß die Wärmeerzeugung schneller als deren Weiterleitung ist. Das verursacht eine Erweichung oder Schmelzung des Kontaktbereiches, da das unterliegende Metall noch verhältnismäßig hart ist. Da die Temperatur also mit zunehmender Entfernung von der Scherzone sehr schnell abnimmt, verhält sich das Metall wie eine, von einer dünnen Schicht mit niedriger Abscherfestigkeit und einer verhältnismäßig harten Grundfläche zusammengesetzte Kombination. Das bedeutet, daß die Reibung und der Verschleiß unter diesen Bedingungen hauptsächlich von den relativen physikalischen Eigenschaften der gleitenden Metalle bei diesen erhöhten Temperaturen abhängig ist.

Die Berechnungen des Wärmeflusses zeigten sehr deutlich, daß die Verschmelzungen an der Oberfläche nicht über den ganzen, sondern in einem innerhalb der scheinbaren Kontaktfläche begrenzten Bereich stattfinden. Die auf diese Weise erhaltene wahre Kontaktfläche ist von der Geschwindigkeit, mit welcher sich die plastischen Deformationen ausbreiten, abhängig.

Untersuchungen im Geschwindigkeitsbereich, die zwischen den von /24/ und den von /25/ liegen, unternahmen Williams und Giffen /26/. Sie haben Messungen des Reibungskoeffizienten einer Stahl-Stahl Paarung mit einer Stift-Scheibe-Apparatur durchgeführt. Der Geschwindigkeitsbereich lag zwischen 25,6 und 228,6 m/s und die Normalkraft zwischen 2,3 und 15,8 N. Die Ergebnisse der Untersuchungen, verglichen mit denen von /25/ und /27/, sind in Abb. 11 abgebildet. Sie stellen eine Kurvenfamilie dar, die mit zunehmender Geschwindigkeit (Abb. 11) eine gleichmäßige Verminderung des Reibungskoeffizienten aussagen. Es ist bemerkenswert, daß das Versuchsergebnis von /27/ bei Untersuchungen

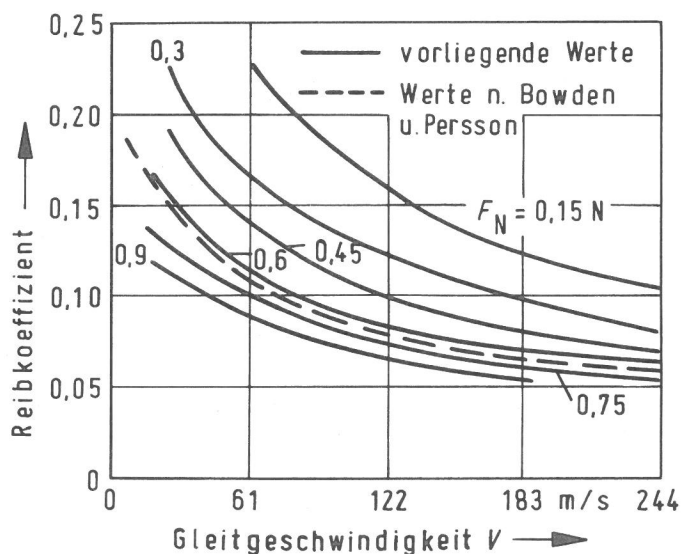


Bild 11
Die Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten von der Gleitgeschwindigkeit nach Williams und Giffen /26/

im Vakuum und bei einer Gleitgeschwindigkeit von 610 m/s gewonnen wurde, trotzdem aber mit den Ergebnissen der besprochenen Arbeit übereinstimmt.

Durch die Versuche der letzten Jahre wurde bewiesen, daß die Bildung eines Oxidfilms den Wert des Reibungskoeffizienten beeinflusst. Auch in dieser Arbeit wurde festgestellt, daß die Kontaktoberfläche der Stahlproben bei unterschiedlicher Geschwindigkeit und konstanter Normalkraft Veränderungen in der Beschaffenheit und dem Ausmaß des Oxidfilms zeigen.

Im allgemeinen kann man deutlich drei Oberflächenbeschaffenheiten (manchmal sind alle drei Typen an einer Oberfläche zu erkennen) unterscheiden /26/ :

- blank polierte, nichtoxidierte Oberflächen
- graue Bereiche, die eine Eisenoxidschicht darstellen
- und
- dunkle Flecken, die durch Ausreißen von Metallpartikeln entstandene Einsenkungen kennzeichnen.

Die Oberfläche der Reibspur an der Scheibe unterscheidet sich völlig von der des Stiftes. Die Kontaktfläche ist nur mit einer dunkelgrauen Oxidschicht bedeckt und zeigt ausgedehnte Risse im unterliegenden Metall. Dieses Bild ändert sich unter verschiedenen Bedingungen (Änderung der Geschwindigkeit und der Belastung) geringfügig und ist kennzeichnend für einen niedrigen Energieverbrauch.

Den Einfluß der Abmessungen der Proben auf die Reibkraft sowie die Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten von der Funktion $\sqrt{F_N} \cdot v$ untersuchten Earles und Kadhim /28/. Sie benutzten die gleiche Apparatur und Reibpaarungen wie /26/ in einem Geschwindigkeitsbereich zwischen 28,3 und 200 m/s und unter Belastung von 0,91 bis 20,4 N .

Der Reibungskoeffizient nimmt mit steigender Geschwindigkeit und Normalkraft ab. Dieser Trend wurde auch bei den Arbeiten anderer Forscher /25, 26/ festgestellt. Die dargelegten Ergebnisse zeigen aber eine deutliche Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten von dem Durchmesser des Stiftes bzw. der nominellen Kontaktfläche. Bei gleicher Geschwindigkeit und Normalkraft nimmt der Reibungskoeffizient mit Verminderung des Probendurchmessers ab. Der Unterschied ist bei niedrigen Normalkräften und Geschwindigkeiten besonders auffällig. Aus dem Diagramm (Abb. 12) ist die deutlich fallende Tendenz des Reibungskoeffizienten mit steigendem Wert der Funktion $\sqrt{F_N} \cdot v$, ungeachtet von den Probenabmessungen, zu erkennen. Die unterschiedlichen Probendurchmesser beeinflussen nur den absoluten Wert des Reibungskoeffizienten, nicht aber die allgemeine Tendenz der Kurven. Aus dem Diagramm ist auch ersichtlich, daß die aus /26/ gewonnenen Werte zwar die gleiche fallende Tendenz aufweisen, im allgemeinen aber höhere Werte des Reibungskoeffizienten anzeigen. Ein ähnlicher Verlauf des Reibungskoeffizienten ist auch durch die Untersuchungen von Kadhim und Earles /29/ und Earles und Powell /30/ bestätigt worden.

In der bereits zitierten Arbeit von Quinn /19/ erwähnte der Verfasser auch die Ergebnisse über den Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf den Reibungskoeffizienten. Aus dem Diagramm (Abb. 13) sieht der Verfasser eine mit zunehmender Geschwindigkeit fallende Tendenz des Reibungskoeffizienten, ohne die Extremwerte bei $v = 6,5$ und $v = 8,5$ m/s zu berücksichtigen.

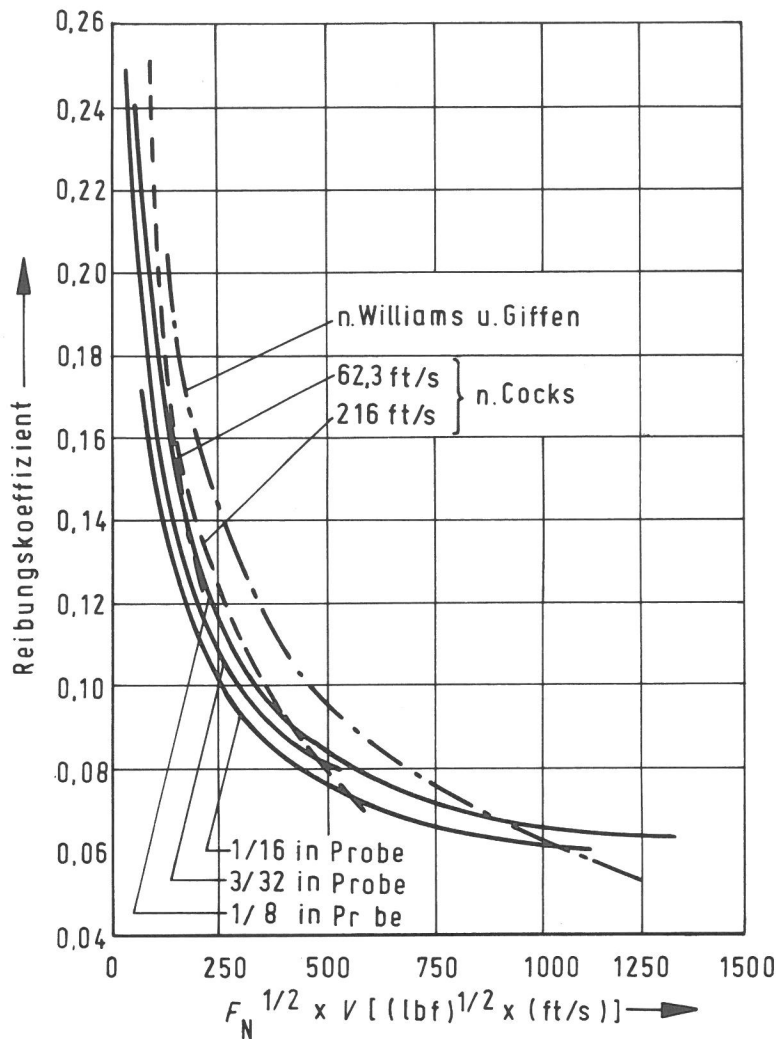


Bild 12
 Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten von der Funktion $F_N^{1/2} \cdot v$ nach Earles und Kadhim /29/

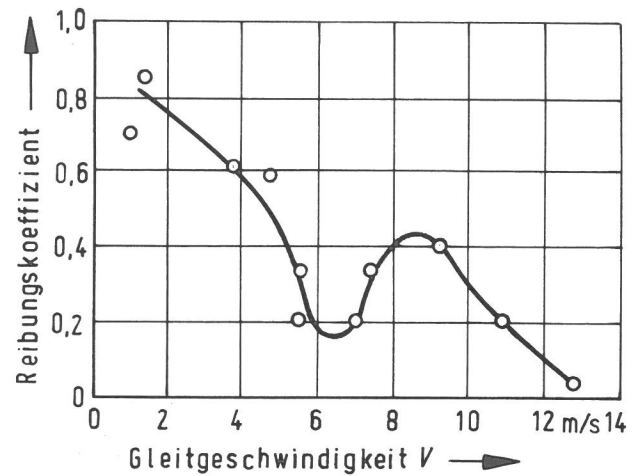


Bild 13
 Abhängigkeit des Reibungskoeffizienten von der Gleitgeschwindigkeit nach Quinn /19/

2.2.3 Der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf die Temperaturerhöhung

Bei einem Reibungsvorgang zwischen zwei Festkörpern wird die mechanische Energie (Reibungsenergie) in andere Energieformen umgesetzt und verteilt. Erfahrungsgemäß geht der überwiegende Teil der angewandten Arbeit sofort oder nach einiger Zeit in Wärme über. Die Wärme breitet sich von den Kontaktflächen in die Tiefe beider sich berührender Körper aus. Die Wärmeströme verteilen sich in Abhängigkeit von den wärmephysikalischen Eigenschaften der kontaktierenden Reibpartner, von ihren Abmessungen und von den herrschenden Wärmeableitungsbedingungen.

Die entstehende Wärme verursacht eine erhöhte "Grenzflächentemperatur" der Reibpartner, deren Kenntnis für die Triboforschung fundamentale Bedeutung hat. Die Bestimmung dieser Temperaturerhöhungen ist mit beträchtlichen theoretischen wie auch experimentellen Schwierigkeiten, die überwiegend mit der (meist unbekannt) wahren Kontaktfläche zusammenhängen, verbunden.

Die wissenschaftliche Untersuchung der Wärmeentwicklung bei tribologischen Vorgängen setzte Anfang dieses Jahrhunderts ein. Grund dafür waren die bei der

Metallbearbeitung auf schnellaufenden Werkzeugmaschinen auftretenden Probleme des erhöhten Verschleißes der Werkzeuge. Zunächst handelte es sich nur um kalorische Untersuchungen /31/, bei denen man die von den Spänen, dem Werkstück und dem Werkzeug insgesamt aufgenommene Wärme bestimmte. Eine Aussage über die an den Grenzflächen auftretenden Temperaturen war bei diesen Messungen nicht möglich.

In den 20er Jahren wurden die ersten Versuche mit dem Ziel unternommen, mit in der Nähe der Schneidstellen angeordneten Thermoelemente genauere Werte zu gewinnen /32, 33, 34/.

Zu den ersten theoretischen und experimentellen Untersuchungen über die bei Reibungsvorgängen auftretenden Temperaturerhöhungen zählen die von Bowden und Ridler /35/. Die Versuche, die an einer Stift-Ring-Apparatur durchgeführt wurden, ergaben, daß die reibbedingte Temperatur mit steigendem Reibungskoeffizient, zunehmender Normalkraft und wachsender Gleitgeschwindigkeit anstieg. Dabei war die höchste, in kleinen Bereichen auftretende Temperatur durch den Schmelzpunkt des niedriger schmelzenden Reibpartners begrenzt.

Genauere Berechnungen wurden später von Blok /36/, Jaeger /37/ und Holm /38/ vorgenommen und von Archard /39/ für den praktischen Gebrauch geeignet zusammengefaßt und vereinfacht.

Archard hat die Berechnung der Oberflächentemperaturen von zwei Voraussetzungen abhängig gemacht:

- i) die Wärme wird durch die Reibung der wahren Kontaktfläche verursacht
- ii) die gesamt entwickelte Wärme wird in vollem Umfang in den Reibpartner weitergeleitet.

Diese Theorie fördert die Lösung der Gleichungen des Wärmestromes in jedem Reibpartner. Die abgeleiteten Oberflächentemperaturen sind von dem Betrag des Wärmezufusses, der Größe und Geschwindigkeit der Wärmequelle und der Materialeigenschaften der Reibpartner abhängig. Der Umfang der Wärmemenge, die jeden Körper durchströmt, ist durch das Kriterium bestimmt, daß die Gleichungen des Wärmeflusses beide Reibkörper zur gleichen mittleren Oberflächentemperaturen führen.

Bei der Berechnung der Oberflächentemperaturen nach Archard /39/ wird als Kriterium für die Verteilung der entwickelten Wärmemenge an beiden Reibpartnern der dimensionslose Parameter "L" herangezogen. Dieser ist dem Radius der Kontaktfläche und der Gleitgeschwindigkeit direkt und der sogenannten Temperaturleitzahl umgekehrt proportional. Werte von $L < 0,1$ bedeuten, daß sich die entwickelte Wärme gleichmäßig auf beide Reibpartner verteilt; Werte von $L > 100$ besagen, daß die gesamte Wärme praktisch im stationären Reibpartner zurückbleibt.

Der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf die mittlere Temperaturerhöhung ist durch den Wert des Parameters "L" bestimmt. Bei Werten von $L < 5$ ist die Temperaturerhöhung mit der Gleitgeschwindigkeit direkt und für Werte von $L > 5$ mit deren Quadratwurzel proportional.

Experimentelle Untersuchungen zur Bestimmung der Zusammenhänge der Volumentemperatur und der Funktion $\sqrt{F_N} \cdot v$ wurden von Earles und Powell /40/ an einer Stift-Scheibe-Apparatur durchgeführt. Die zu untersuchenden Stifte waren

aus Stahl SAE 50100 und die Scheibe aus gehärtetem Stahl SAE 1115. Die Gleitgeschwindigkeit betrug $v = 100 \text{ ft/s}$. Die Ergebnisse zeigten eine lineare Abhängigkeit der Volumentemperatur von der Funktion $\sqrt{F_N} \cdot v$ (Abb. 14).

So eine geradlinige Abhängigkeit wurde von anderen Forschern /41/ nicht bestätigt. Diese berichteten, daß die Zunahme der Normalkraft zu steigenden Temperaturen und Verschleißraten führten, die Zunahme der Gleitgeschwindigkeit aber einen variablen und kleineren Effekt ausübte. Die Erklärung für diesen nichtgeradlinigen Verlauf fand Mølgaard /41/ in der dominanten Rolle der Tribooxidation.

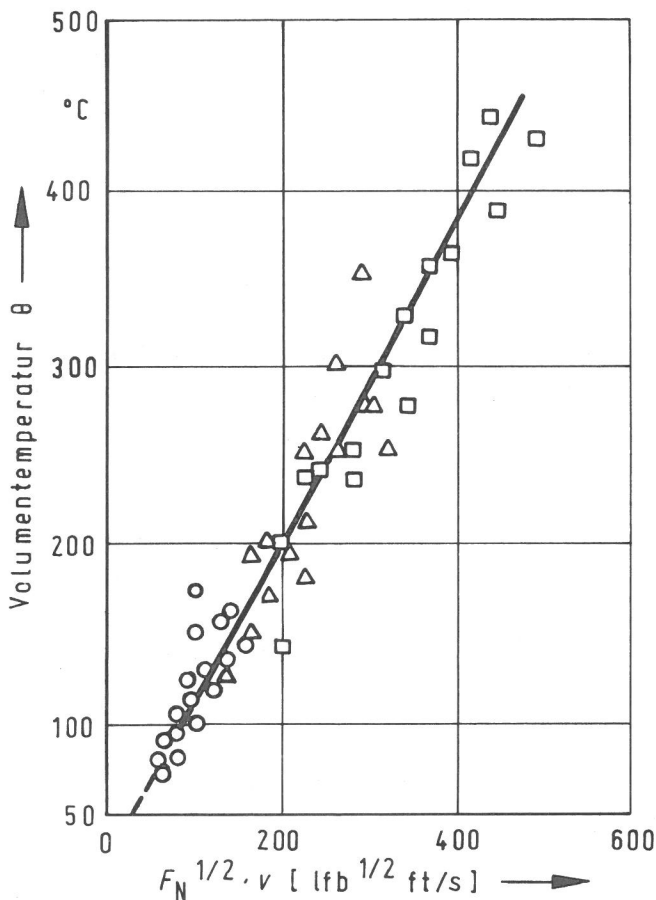


Bild 14
Volumentemperatur des Stiftes in Abhängigkeit von der Funktion $\sqrt{F_N} \cdot v$ nach Earles und Powell /40/

2.3 Spezielle Arbeiten über das tribologische Verhalten der untersuchten Werkstoffe

Während an Hartmetall-Werkzeugen die auftretenden Verschleißursachen und ihre Wirkungsbereiche (in dem Geschwindigkeitsbereich der Fertigungstechnik) weitgehend bekannt sind, fehlten an Schnellarbeitsstählen Untersuchungen der Verschleißursachen noch bis vor 10 Jahren vollständig. Soweit in der Literatur über systematische Untersuchungen berichtet wurde, handelte es sich ausschließlich um die Ermittlung empirischer Gesetzmäßigkeiten für das Standzeitverhalten der Werkzeuge.

Bei den nachträglich zitierten Arbeiten handelt es sich um Untersuchungen, bei denen die Werkzeugschneide mit immer neuen Oberflächen des Grundkörpers (Werkstück) in Berührung kommt. Aus diesem Grund sollte man die Ergebnisse und Deutungen dieser Arbeiten nicht ohne Vorbehalt zur Beurteilung der Resul-

tate der durchzuführenden Arbeit übernehmen, da die Versuchsbedingungen nicht übereinstimmen!

Als mögliche Verschleißursachen bei den Schnellarbeitsstahlwerkzeugen kommen u. a. auch Mikroausbröckelung durch Adhäsion oder Verschweißung von Werkzeug und Werkstoff /42/, plastische Verformung des Schneidstoffes /43/, Diffusion zwischen Werkzeug und Werkstoff /42, 44/ und Reaktionen des Werkstoffes mit anderen Medien (z. B. Komponenten der umgebenden Atmosphäre) /43/ in Betracht.

Wenn ein direkter Kontakt zwischen den Reibpartnern besteht, muß mit einer verstärkten Verschweißung zwischen den metallisch reinen und durch die Verformung aktivierten Kontaktoberflächen der Reibpartner gerechnet werden. Diese plastischen Verformungen erstrecken sich weit in das Schneidstoffgefüge /45/. Beim Überschreiten einer bestimmten Temperatur vermindert sich die Wärme-
härte des Schnellarbeitsstahles beträchtlich, und der Abtrag von Schneidstoff in den Kontaktzonen führt beim Auftreten von plastischen Verformungen zu einem starken Anstieg des Verschleißes.

Da die klassischen Voraussetzungen für einen Diffusionsvorgang (gegenseitige Löslichkeit der beteiligten Komponenten und das Vorhandensein eines Konzentrationsgefälles) erfüllt sind /45/, ist die Geschwindigkeit der eventuell stattfindenden Diffusion wesentlich durch die Temperatur der Kontaktfläche beeinflusst. Da die zulässigen Schneidetemperaturen wegen der gegenüber Hartmetallen geringeren Wärmefestigkeit der Schnellarbeitsstähle auf ungefähr 600°C beschränkt ist, schließt Schilling /45/ die Möglichkeit eines Diffusionsvorganges aus. Selbst bei höheren Temperaturen sollte es nicht zu einer Diffusion kommen, da infolge von Anläßvorgängen eine Erweichung des Schneidstoffes mit so einer Tiefenwirkung eintritt, daß eventuell ablaufende Diffusionsvorgänge durch den plastischen Abtrag des Schneidstoffes aus den Kontaktzonen überholt wären. Das bedeutet, daß bei der Paarung Schnellarbeitsstahl/Vergütungsstahl eine zur Schwächung des Schnellarbeitsstahl-Gefüges führende Diffusion als Verschleißursache ausgeschlossen ist.

Eine der wenigen Arbeiten, die über Modellversuche des Verschleißvorganges an Schnellarbeitsstahl-Kohlenstoffstahl-Paarungen berichten, ist die von Hogmark und Vingsbo /46/. Die Versuche wurden auf einer Ring-Stift-Apparatur bei $v = 100\text{ m/min} = 1,70\text{ m/s}$ und mit einer Normalkraft von 200 N durchgeführt. Der Gleitweg betrug 1570 m. Als Paarungen wurden immer die gleichen Werkstoffe eingesetzt. Auf Grund der Versuchsergebnisse stellten sie fest, daß der Höchstwert des Verschleißes und die größte Oberflächenbeschädigung durch adhäsiven Verschleiß verursacht wurde. In anderen Fällen wurde der adhäsive Kontakt durch den hohen Oxidfilmbetrag unterdrückt.

Es wurde andererseits bemerkt, daß zwischen den Reibpartnern während des Versuches eine Keilbildung entstanden ist. Diese Keilbildung wurde immer am Ring beobachtet, woraus die Verfasser den Schluß ziehen, daß der Verschleißmechanismus nicht nur von der Metallkombination, sondern auch von der Geometrie der Reibpartner abhängt.

Die erste Arbeit über das Borieren legierter Werkstoffe wurde im Jahre 1939 in der Sowjetunion veröffentlicht /47/. Das Verfahren wird /48/ bereits fast zwei Jahrzehnte praktisch angewandt und hat sich besonders bei Werkzeugen für spanlose Umformung und in der Erdölbohrtechnik bewährt.

Als "Borieren" bezeichnet man das Eindiffundieren von Bor in die Oberfläche

metallischer Werkstoffe /49/. Aus dem eindiffundierten Bor und dem Grundmetall bildet sich eine zahnförmige, im Grundstoff verankerte, Verbindungsschicht /50/. In Abhängigkeit von den Borierbedingungen besteht diese Schicht aus einer äußeren borreichen FeB-Phase und einer inneren borarmen Fe₂B-Phase oder nur aus der Fe₂B-Phase /47/.

Das günstige Verschleißverhalten der borierten Stähle geht auch auf Grund vergleichender Untersuchungen zwischen borierten und nichtborierten oder anders behandelten Stählen durch Modellverschleißprüfungen hervor /51, 52, 53/.

In den bekanntgewordenen Arbeiten wurden der Einfluß der Wärmebehandlung (mit oder ohne Erzeugung einer Verbindungsschicht), der Verschleißprüfung (mit oder ohne Schmierung), der Luftfeuchte, der Bedingungen einer definierten Atmosphäre (Vakuum, Argon, Stickstoff) und des Gegenkörpers geprüft. Dabei wurden die Untersuchungen meistens mit einer bestimmten Gleitgeschwindigkeit und verschiedenen Normalkräften oder Flächenpressungen durchgeführt. Diese Geschwindigkeit lag bei /52, 53/ bei $v = 0,1$ m/s und bei /51/ bei $v = 3$ m/s. Soweit es dem Verfasser bekannt ist, berichtet nur die unter /53/ zitierte Arbeit von Golego und Mitarbeiter aus dem Jahre 1973 über den Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf den Verschleißbetrag und den Reibungskoeffizienten. Diese Untersuchungen wurden im Vakuum und in Luft mit zwei ringförmigen Proben unter Flächenpressung von $p = 10$ kp/cm² im Geschwindigkeitsbereich zwischen schätzungsweise $v = 0,025$ bis $0,9$ m/s und $v = 2$ bis 5 m/s durchgeführt. Reibpartner waren erstens eine Kombination aus boriertem Stahl und zweitens eine Paarung aus boriertem und legiertem Stahl. Die Ergebnisse der Versuche zeigen die fallende Tendenz des Verschleißbetrages und des Reibungskoeffizienten mit steigender Gleitgeschwindigkeit.

Die Versuche von Eyre /51/ zeigten, daß durch das Borieren der Einlaufverschleiß, im Vergleich mit nichtborierten Proben, vollkommen unterbunden werden kann. Das gleiche geht auch aus den Untersuchungen der Abhängigkeit der Verschleißrate von der Normalkraft hervor. Im Gegenteil zu dem im bestimmten Belastungsbereich auftretenden schweren Verschleiß bei den nichtborierten Proben, zeigte die Verschleißabhängigkeit der borierten Proben keine Änderung des Verschleißmechanismus.

Der adhäsive Verschleiß bei den Proben wurde durch die Anwesenheit der Boridschicht verhindert. Eyre /51/ führt das auf eine chemische Unverträglichkeit zwischen den Kontaktflächen zurück.

Bezüglich der Komposition der Boridschicht haben die Untersuchungen von Habig und Mitarbeiter /52/ deutlich die Überlegenheit der Einphasigen, nur aus Fe₂B bestehenden Schicht, gegenüber den zweiphasigen Schichten, nachgewiesen. Andere Versuche /53/ wiesen darauf hin, daß die Adhäsion und der durch sie hervorgerufene Übertrag unter den gegebenen Bedingungen eine untergeordnete Rolle spielt. Viel entscheidender für das Verschleißverhalten ist die Tribooxidation.

Als ein wichtiges Ergebnis der o. e. Untersuchungen /53/ kann die Tatsache erwähnt werden, daß bei Reibung im trockenen Zustand ein besonders niedriger Verschleißbetrag auftritt, wenn der Reibpartner mit der größeren kinematischen Fläche boriert und der Gegenkörper gehärtet oder nitriert ist.

Ergebnisse über den Verschleiß der Hartmetalle sind nur von den Untersuchungen der Standzeiten der Hartmetallwerkzeuge bekannt. Obwohl die Versuchsbedingungen bei weitem nicht die gleichen sind, müßten - abgesehen von den spezifischen Verschleißerscheinungen der Werkzeuge - die grundsätzlichen Verschleißmechanismen einige Ähnlichkeiten nachweisen.

Die Veröffentlichungen von Dawihl in den 40er Jahren /54, 55/ sind als Pionierarbeit zur Klärung der Verschleißursachen der Hartmetalle zu betrachten. In einer seiner neueren Arbeiten /56/ erwähnt Dawihl, daß folgende drei Eigenschaften das Verschleißverhalten der hochharten Werkstoffe kennzeichnen.

- i) Reißempfindlichkeit (Spannungsintensitätsfaktor und seine Temperaturabhängigkeit)
- ii) Gefügeeinflüsse, Verformungsverhalten und Verschleißerscheinungen
- iii) Korrosionseinflüsse

Diese grundsätzlich wirksamen Einflußgrößen auf den Verschleiß werden überlagert von den bei Verschleißvorgängen entstehenden Energiekonzentrationen und die dadurch bedingten tribophysikalischen Erscheinungen.

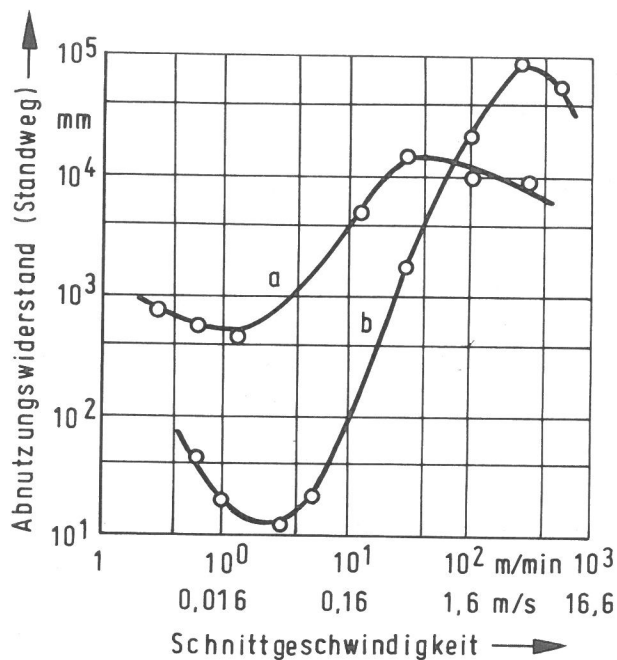


Bild 15
Standweg-Schnittgeschwindigkeits-Kurven für Hartmetall (a) und Al₂O₃ (b) bei Bearbeitung von Ck 35 nach Dawihl und Klingler /60/

Andererseits ist die Deutung der Extremwerte der Verschleiß-Gleitgeschwindigkeitskurven (Abb. 15) durch Plasmaschichten und deren Bildung während der Auflösung der Gitterstrukturen ziemlich problematisch und nicht nachgewiesen.

Aus den bisherigen Arbeiten kann man entnehmen, daß sich die Untersuchungen vorwiegend mit den Ursachen des Verschleißes bei hohen Temperaturen auseinandergesetzt haben. Zu den wichtigsten Erscheinungen, die bei Temperaturen der Kontaktfläche von über 500^o C auftreten können, zählen die s. g. Diffusionsvorgänge an den Kontaktflächen. Diese Vorgänge sind von einigen Forschern /57, 58/ als Hauptursache des Verschleißes in diesem und höheren Temperaturbereichen angenommen worden.

Die Untersuchungen von Hehenkamp und Heumann /57/ zeigten, daß man während des Drehens im Meißel grundsätzlich mit zwei Transporterscheinungen zu rechnen hat: Mit der elektrolytischen Überführung des Kohlenstoffs und seiner Thermomodiffusion. Das starke Temperaturgefälle erzeugt einen Thermostrom, der die elektrolytische Wanderung des Kohlenstoffs bewirkt, und zum anderen transportiert es den Kohlenstoff durch Thermomodiffusion unmittelbar zu heißeren Proben-teilen. Beim Drehmeißel sind beide Transportvorgänge in der Regel gleichgerich-

tet. Infolge dieser Strömung des Kohlenstoffs herrscht zur Freifläche hin eine Neigung zur Entkohlung und zur Bildung neuer Phasen, von denen besonders die spröde η -Phase bevorzugt auftreten dürfte. Das Auftreten der Thermodiffusion wird durch die Wechselwirkung mit dem umgebenden Gas, die im Bereich der höchsten Temperaturen den dorthin beförderten Kohlenstoff fortschafft oder verbraucht, stark begünstigt. Andere Möglichkeiten bestehen durch Wechselwirkung des Kohlenstoffs mit Oxidschichten.

Der unmittelbare Nachweis der Diffusion ist jedoch schwierig /56/; sie hat nur eine geringe Tiefenwirkung, da die Temperaturen, die die Diffusion ermöglichen, nur in unmittelbarer Nähe der Kontaktzone erreicht werden. Jede Diffusion bei den Reibpaarungen Stahl-Hartmetall führt, vorwiegend durch Kohlenstoffentzug, zu einem Festigkeitsabfall des Hartmetalls und damit zu einer Minderung des mechanischen Verschleißwiderstandes. Das ermöglicht, daß die angegriffenen Stellen leichter abgetragen werden.

Die vorher geschilderten Versuchsergebnisse lassen vermuten, daß eine der Hauptursachen des Verschleißes bei hohen Temperaturen (die durch hohe Gleitgeschwindigkeiten hervorgerufen sind) wahrscheinlich eine Folge der Diffusion ist. Die Sprödigkeit der auftretenden η -Phase könnte wahrscheinlich die Reißempfindlichkeit des Hartmetalls begünstigen und dadurch zum erhöhten Verschleiß führen.

Soweit es dem Verfasser bekannt ist, wurden Verschleißversuche mit boriiertem Hartmetall noch nicht durchgeführt. Diese Tatsache schließt jede Vergleichsmöglichkeit mit anderen Untersuchungen aus. Das Verschleißverhalten dieser Paarung wird wesentlich davon abhängen, ob die Boridschicht während des Versuches durchbrochen wird oder nicht. Abhängig davon, welcher Fall eintritt, sollte das Verschleißverhalten mit dem boriierten Stahl oder mit dem Hartmetall Ähnlichkeiten nachweisen.

Die keramischen Werkstoffe bestehen zum größten Teil oder ganz aus α -Aluminiumoxid. Deren Entwicklung begann bereits im Jahre 1928 /59/, und im Laufe der Zeit wurden diese Werkstoffe so weit verbessert, daß sie heute mit wirtschaftlichem Erfolg in Fällen großer mechanischer und thermischer Beanspruchung, wie z. B. in der spanabhebenden Bearbeitung, als Gleitlager usw. eingesetzt werden.

Systematische Untersuchungen über den Verschleißwiderstand der keramischen Werkstoffe haben in den fünfziger Jahren, besonders zur Ermittlung der Standzeitkurven bei der spanabhebenden Bearbeitung, begonnen /60, 61/. Gegenüber diesen Ergebnissen liegen die Resultate der Modellverschleißuntersuchungen /59, 62, 63/, die mit den o. e. mit einiger Reserve wegen der bestehenden unterschiedlichen Versuchsbedingungen zu vergleichen sind. Obwohl man den bei Drehwerkzeugen auftretenden Verschleiß der s. g. Freiwinkelfläche durchaus mit dem Verschleiß eines Gleitvorganges an einer Ring-Stift-Apparatur vergleichen könnte, zeigen derartige Vergleichsversuche, besonders bei höheren Geschwindigkeiten, beträchtliche Unterschiede /64/.

Den Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf den Verschleiß im Bereich zwischen (schätzungsweise) 0,15 und 2,5 m/s untersuchten Dawidl, Klingler und Dörre /64/. Sie stellten einen verhältnismäßig geringen Einfluß der Gleitgeschwindigkeit fest. Lediglich im Bereich von etwa 0,5 m/s bei der Paarung Al_2O_3 und Stahl Ck 35 und im Bereich von etwa 1,5 m/s bei der Paarung Al_2O_3 und Al_2O_3 wurden Verschleißmaxima beobachtet. Die Autoren deuteten diese Höchstwerte als Folge der durch die Versuche hervorgerufenen Schwingungen, die sich mit den Eigenschwingungen der Versuchsanordnung überlagerten und zur Resonanz geführt haben.

Bei den Untersuchungen der Standwegkurven von Hartmetall und Al_2O_3 bei der Bearbeitung von Ck 35 ermittelten Dawihl und Klingler (in einer im Jahre 1958 veröffentlichten und in /60/ zitierten Arbeit), daß der Verlauf der Funktion des Abnutzungswiderstandes und der Schnittgeschwindigkeit Mindest- und Höchstwerte durchläuft (Abb. 15). Die Verbesserung des Abnutzungswiderstandes ist, nach ihrer Hypothese, durch das Ausheilen der Kerbstellen infolge von Oberflächendiffusion im Werkstoff der Schneide hervorgerufen. Diese sogenannten Erholungseffekte sollten im Temperaturbereich von etwa 500°C vor sich gehen und sollen auch bei Gleitreibung ohne Spanabtrennung in den Kontaktflächen mitwirken.

Betreffend der Ursachen des Verschleißes muß man berücksichtigen, daß bei diesen Werkstoffen erst bei Temperaturen oberhalb 1000°C merkliche plastische Verformungen auftreten und daher ihre Elastizitätsgrenze bei niedrigen Temperaturen mit der Bruchfestigkeit übereinstimmt. Deshalb werden nach Dawihl und Klingler /59/ neben Ritzwirkungen und chemischen Einflüssen als Verschleißursachen angenommen: Verschleiß durch Abschlagen einzelner Teilchen der sich kontaktierenden Oberflächenunebenheiten (sogenannter Schlagverschleiß) und Verschleiß durch Verschweißung. Dieser sogenannte Schlagverschleiß tritt überwiegend dann auf, wenn beide Reibpartner aus Aluminiumoxid bestehen. Dieser Verschleiß sei erheblich geschwindigkeitsabhängig.

Der zweite Verschleißtyp (Verschweißung) tritt bei Paarungen auf, bei denen ein Reibpartner metallisch ist. Diese metallische Komponente bestimmt auch den Beginn der merklichen Verschweißung, aber erst nach Überschreiten einer bestimmten Temperatur. Diese Temperatur ist für jede Werkstoffpaarung unterschiedlich.

Die aufgeschweißten Schichten wirken durch Aufbau einer Schutzschicht verschleißmindernd und dämpfend auf die Reibdruckschwingungen.

Diffusionsvorgänge an den Kontaktflächen - wegen der weitgehenden Unlöslichkeit der Komponenten ineinander - sind sehr unwahrscheinlich.

Opitz und Mitarbeiter /65/ nehmen an, daß die Verschleißursachen bei Hartmetallen sowie bei oxidkeramischen Werkstoffen, trotz deren grundlegend unterschiedlichen Aufbaus, augenscheinlich gleich sind. Sie stellten fest, daß der Freiflächenverschleiß etwa in der gleichen Größenordnung wie bei Hartmetallen liegt und daß sich eine metallische Übertragsschicht auf den Kontaktzonen des keramischen Werkstückes gebildet hat. Gleichzeitig behaupten sie, daß der Verschleiß zum Teil durch Mikroausbrüche einzelner Korngruppen aus dem Gefüge hervorgerufen wird.

Buckley /62/ unterscheidet im allgemeinen zwei Verschleißtypen: Den adhäsiven und abrasiven Verschleiß. Bedingung für die Existenz des adhäsiven Verschleißes ist, daß die Adhäsion vor der Abrasion stattfindet. Ferner muß die Bruchfestigkeit wenigstens des einen kontaktierenden Werkstoffes im Vergleich mit der der Adhäsionsschicht geringer sein, da sich im anderen Fall die Verschweißbindungen in der Zwischenschicht trennen würden und dadurch theoretisch keinen Verschleiß hervorrufen würden. In der Regel führt der adhäsive Verschleiß zu extrem niedrigen Verschleißraten.

Der abrasive Verschleiß geschieht, wenn eine der beiden sich im Kontakt befindenden Oberflächen erheblich höhere Härte aufweist. Die durch Abtragen der Unebenheiten oder Mikroausbrüche entstandenen Abriebpartikel des härteren Werkstoffes (in diesem Fall des Aluminiumoxids) schneiden die Oberfläche des weicheren Werkstoffpartners an und tragen deren Material durch Mikrozer-spanung ab.

Der für viele Keramiksarten kennzeichnende sehr große Verschleißwiderstand kann auf die Anwesenheit eines Oberflächenfilms, der mindernd auf die Bildung starker Adhäsionsschichten wirkt und auf die durch den hohen Elastizitätsmodul verminderte wahre Kontaktfläche, zurückgeführt werden.

Betreffend einer eventuell auftretenden Oxidation ist zu bemerken, daß Dawidl und Klingler /60/ eigentliche Reiboxidationen zwar ausschließen, die Möglichkeit für Reaktionen zwischen den Reibpartnern (Al_2O_3 -Stahl) mit der umgebenden Atmosphäre jedoch zulassen. Andere Forschungsarbeiten, z. B. die von Duwell /66/ und Kirk und Syniuta /63/ weisen darauf hin, daß die abnehmende Abhängigkeit der Verschleißrate von der kristallographischen Orientierung des Al_2O_3 (die bei hohen Gleitgeschwindigkeiten auftritt) durch einen Anstieg der Verschleißrate wegen eines chemischen Eingriffs zwischen FeO und Al_2O_3 hervorgerufen ist.

2.4 Zusammenfassung des Wissensstandes im Hinblick auf die Zielsetzung der vorliegenden Arbeit

Zusammenfassend ist festzustellen, daß das Verschleißverhalten einer metallischen Werkstoffpaarung im Modellversuch nicht nur von den Beanspruchungsbedingungen und den mechanischen Eigenschaften der Reibpartner, sondern auch vom Prüfprinzip abhängig ist. Die Lage des Übergangsbereiches vom einen zum anderen Verschleißmechanismus hängt weitgehend vom Prüfprinzip, der Form und der Größe der Proben ab. Je nach konstruktiver Ausführung des Prüfgerätes (der Größe der Proben und der hinter ihnen angeordneten Massen) kommt es zu unterschiedlicher Wärmeabfuhr, die zu unterschiedlichen Probertemperaturen führen kann. Das wirkt sich auf das Ausmaß der Oxydation an den Berührungsf lächen und auf die mechanischen Eigenschaften in den oberflächennahen Bereichen entsprechend aus. Unter diesen Umständen sind die beträchtlichen Abweichungen der Ergebnisse mit verschiedenen Versuchseinrichtungen trotz ähnlicher Beanspruchungsbedingungen und das oftmals andere Verhalten der so untersuchten Reibpaarungen unter Praxisbedingungen erklärbar und verständlich.

Erst in den letzten Jahren wurden Versuche mit Paarungen aus legiertem Stahl, mit beschichteten Werkstoffen oder keramischen Materialien durchgeführt. Ergebnisse über Materialkombinationen, die unter extrem harten Arbeitsbedingungen eingesetzt werden, z. B. in der Fertigungstechnik, in hochbelasteten Gleitlagerungen usw. liegen kaum vor. Die Ermittlungen der Standzeitkurven der Werkzeuge in der spanabhebenden Bearbeitung haben zwar den Verschleiß als Kriterium für die Lebensdauer der Schneide benutzt, sich aber erst in den letzten zehn Jahren mit den Verschleißursachen intensiv auseinandergesetzt. Allerdings sind die Ergebnisse dieser Versuche zu sehr durch die Geometrie der Schneide und durch die Zerspanungsbedingungen beeinflusst, um vergleichbare Aussagen zu den Modelluntersuchungen zu liefern. Andererseits wurden diese Versuche in einem zu stark praxisgebundenen Geschwindigkeitsbereich durchgeführt.

Im Hinblick auf die beabsichtigten Untersuchungen kann man folgendes feststellen:

- i) Modellverschleißuntersuchungen an den zu untersuchenden Paarungen wurden nur selten oder überhaupt nicht durchgeführt.
- ii) Die aus der Literaturrecherche entnommenen Ergebnisse wurden meistens

unter Bedingungen, die mit denen der beabsichtigten Arbeit nicht übereinstimmen, gewonnen.

- iii) Die zur Klärung der Verschleißursachen erscheinenden Verschleißmechanismen sind in diesem Geschwindigkeitsbereich nicht ausreichend untersucht worden.

Aus diesen Gründen wurden in der Bundesanstalt für Materialprüfung (im Laboratorium für Tribometrie und Tribophysik) im Rahmen eines Forschungsvorhabens Untersuchungen ohne Schmierung über das tribologische Verhalten der im folgenden aufgeführten Werkstoffe in einem großen Geschwindigkeitsbereich durchgeführt. Nach dem Stift-Scheibe-Verfahren wurden Paarungen aus Stiften von fünf verschiedenen Werkstoffen mit Scheiben aus Vergütungsstahl untersucht.

Die Materialkombinationen sind aus der folgenden Tabelle zu entnehmen:

BAM Bezeichnung	Scheibe	BAM Bezeichnung	Stift
DE	Vergütungsstahl Ck 60	DC	Schnellarbeitsstahl DMo 5 (S 6-5-2)
		DD	Borierter Stahl (Kern aus 42CrMo4 beschichtet mit Fe ₂ B)
		DF	Hartmetall mit 93 % WC, 6 % Co, 1 % TiC+TaC
		DO	Wie DF, aber zusätzlich boriiert in Pulver EKABOR HM
		DT	Keramik 710

3. Entwicklung und Aufbau der Prüfapparatur

3.1 Einleitung

Im allgemeinen sind an einem tribologischen Vorgang vier stoffliche Partner /67/ (Abb. 16) beteiligt: Die beiden sich relativ zueinander bewegenden Reibungspartner - die Festkörper (1) und (2), der flüssige oder feste Zwischenstoff (3) und das Umgebungsmedium (4).

Die Bewegungsform ist durch Gleiten, Rollen usw. gegeben, der Bewegungsablauf kann kontinuierlich oder oszillierend sein. Die eigentlichen Beanspruchungsgrößen sind die Belastung F_N , die Relativgeschwindigkeit der Reibungspartner v , die Temperatur im Reibungssystem T und die Beanspruchungsdauer t .

Aus Abb. 16 ist ersichtlich, daß die Reibungsvorgänge komplexe Vorgänge sind und durch eine Vielzahl von Parametern gekennzeichnet sind. Die Variation nur eines Parameters kann das Verhalten des gesamten Reibungssystems erheblich verändern. Das bedeutet auch, daß es sich bei Reibungsvorgängen immer um Wechselwirkungen zwischen mehreren stofflichen Partnern handelt und daß die Festkörperreibung nicht als Stoffeigenschaft eines Festkörpers, sondern nur als Kennzeichen des betreffenden gesamten Reibungssystems ist.

Tribologisches Prüfsystem

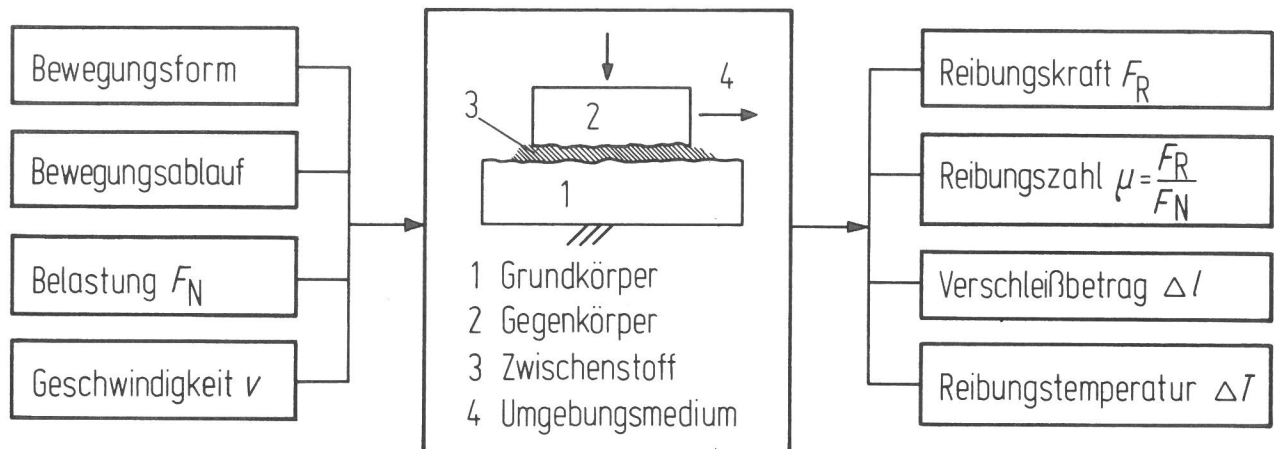


Bild 16

Schematische Darstellung eines tribologischen Prüfsystems

Das Verhalten des Reibungssystems ist durch verschiedene Meßgrößen charakterisiert, wie z. B. die Reibkraft, sowie den als Quotient von Reibkraft und Belastung definierten Reibkoeffizienten. Weitere Meßgrößen sind der Verschleißbetrag, die Reibungstemperatur, der elektrische Übergangswiderstand des Kontaktgebietes und die Schallemission.

Das Block-Schema des tribologischen Prüfsystems verdeutlicht, welchen Anforderungen die Konstruktion eines Tribometers gerecht werden muß. Um diese Anforderungen zu erfüllen, muß die Prüfapparatur zwei Aufbaugruppen besitzen: Den sogenannten mechanischen und meßtechnischen Aufbau.

Die Aufgabe des mechanischen Aufbaus ist, die Funktion des Beanspruchungskollektivs (z. B. Bewegungsform, Belastung, Geschwindigkeit usw.) zu ermöglichen. Die Konstruktion des meßtechnischen Aufbaus muß die Erfassung und ggf. Registrierung der zur Messung beabsichtigten Meßgrößen erlauben.

Der Gegenkörper kann mit dem Grundkörper in Kontakt gebracht werden, indem man den ersten radial oder axial zum anderen bewegt, also eine Radial- oder Axialkraft aufgibt. Betreffend der Kontaktgeometrie kann man drei Kontaktformen erzielen: Punkt, Linie oder Fläche bzw. Punkt oder Linie oder Flächenkontakt. Dabei muß man beachten, daß diese Kontaktformen nur formell sind und daß sie sich infolge elastischer oder plastischer Deformation (oder auch durch Verschleiß) in eine flächenförmige Kontaktstelle verändern.

Die für diese Untersuchungen gewählte Verschleiß-Test-Anordnung ist ein Stift-Scheibe System. Das charakteristische dieser Anordnung ist die Tatsache, daß der Stift ständig im Kontakt ist, während sich die Kontaktstelle der Scheibe dauernd ändert. Die theoretische Kontaktform ist ein Punkt; in der Tat ist sie das nur unter Belastung Null. Bei einer Belastung größer als Null verformt sich die Kontaktstelle, zuerst elastisch und dann eventuell auch plastisch, so daß die Kontaktstelle die Form einer Fläche annimmt.

Die Versuche sollen jeweils bei einer relativen Luftfeuchtigkeit von 50 % durchgeführt werden. Um diese Bedingung zu erfüllen, muß das Tribometer eine dichte Versuchskammer besitzen, die die gewünschte Luftfeuchtigkeit während der gesamten Versuchsdauer gewährleistet.

Zusammenfassend kann man davon ausgehen, daß die gesamte Apparatur vier Funktionen erfüllen muß:

- der Versuchsscheibe eine bestimmte Drehzahl mit einem bestimmten Drehmoment zu übermitteln
- dem Versuchsstift den Weg bis zur Kontaktstelle mit der Scheibe und Aufgabe einer bestimmten Normalkraft zu ermöglichen
- Aufnahme und Registrierung verschiedener Ein- und Ausgangsparameter während der Versuche
- Durchführung der Versuche unter Bedingungen einer definierten Atmosphäre.

Der Drehzahlbereich soll so gewählt werden, daß er bei einem Kontaktdurchmesser der Scheibe von $D = 100$ mm eine Gleitgeschwindigkeit von $v = 0,3$ bis 30 m/s ermöglicht.

Während der Versuche müssen folgende Parameter erfaßt werden: Die Normalkraft, die Reibkraft, der Verschleißbetrag, die Volumentemperatur des Stiftes und die Umdrehungszahlen der Scheibe.

3.2 Beschreibung der Funktion der Apparatur

In Abb. 17 ist das Schema des funktionellen Aufbaus der Versuchsapparatur dargestellt. Der Antrieb, wahlweise mit zwei Elektromotoren zu versehen, ist über einen Drehmomentaufnehmer bzw. eine sogenannte Distanzspindel an die Scheibenaufnahme angeschlossen und übermittelt der Scheibe die gewünschte Umdrehungszahl. In der Versuchskammer befinden sich die Scheibenaufnahme bzw. die Reibpartner und die Belastungsvorrichtung. Diese Kammer soll den Versuchsraum abdichten und eine Versuchsdurchführung unter Bedingungen einer definierten Atmosphäre (die durch eine 50 % feuchte synthetische Luft charakterisiert ist) ermöglichen. Zur Erreichung der gewünschten Feuchte sorgt die Befeuchtungseinrichtung.

Durch die Belastungsvorrichtung wird der Stift in Kontakt mit der Scheibe gebracht und mit der gewünschten Normalkraft an sie gepreßt. Die Vorrichtung muß aber auch den entgegengesetzten Vorgang ermöglichen bzw. den Stift entlasten und ihn in die Anfangsposition bringen.

Die Normalkraft wird auf pneumo-hydraulischem Wege erzeugt. Die potentielle Energie des sich unter Druck befindenden Öles wird durch eine kolbenähnliche Konstruktion in mechanische Energie des Stiftes umgewandelt.

Der meßtechnische Aufbau der Apparatur ermöglicht die Messung und Registrierung folgender Meßgrößen: Der Normalkraft, der Reibkraft, des Verschleißbetrages und der Volumentemperatur des Stiftes.

Unter den in Abschnitt 3.1 und 3.2 geltenden Anforderungen wurde ein Tribometer (Abb. 18) entwickelt. Der Grundaufbau ist im wesentlichen aus dem Kasten (Pos. 1), vier Säulen (Pos. 2), den Trägerplatten (Pos. 3), dem (zur Verminderung der Durchbiegung der Trägerplatten) I-Träger (Pos. 4), dem Antrieb (Pos. 5) und der Grundplatte der Versuchskammer (Pos. 6) zusammengesetzt. Die Trägerplatten und die Säulen bilden statisch gesehen eine Rahmenkon-

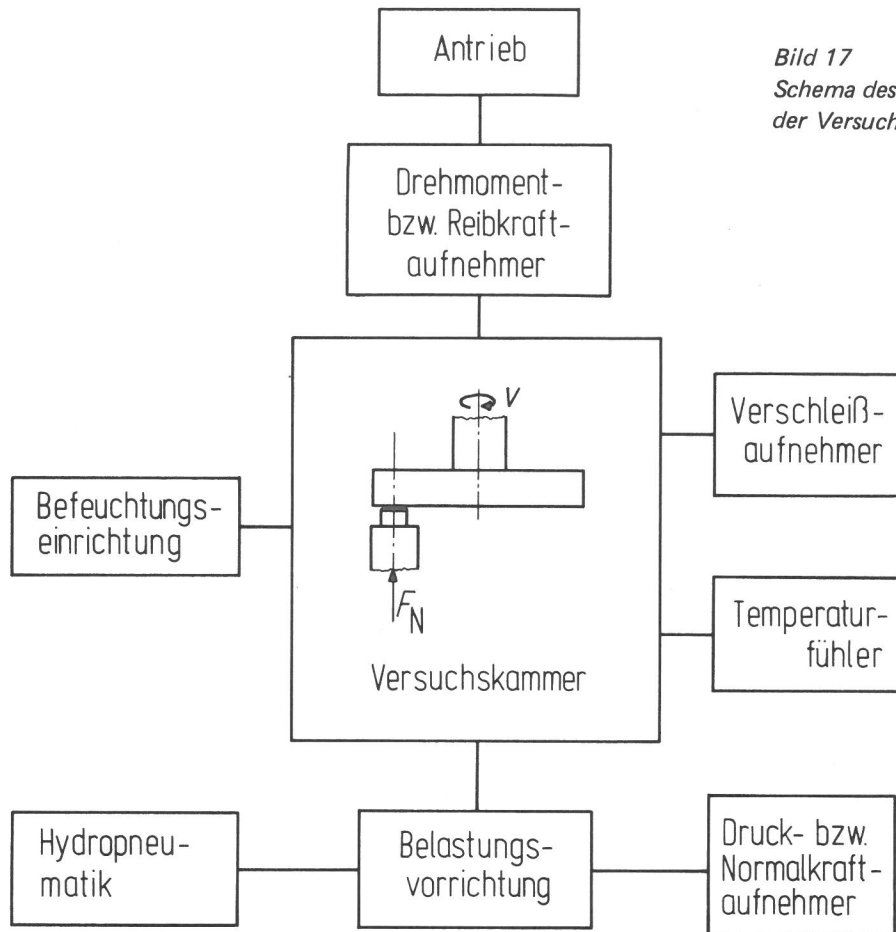


Bild 17
 Schema des funktionellen Aufbaus
 der Versuchsapparatur

struktur. Diese Konstruktion wird besonders dort, wo es auf hohe Steifigkeit des Aufbaus ankommt, oft benutzt.

Einige Elemente des Tribometers werden im folgenden ausführlich beschrieben.

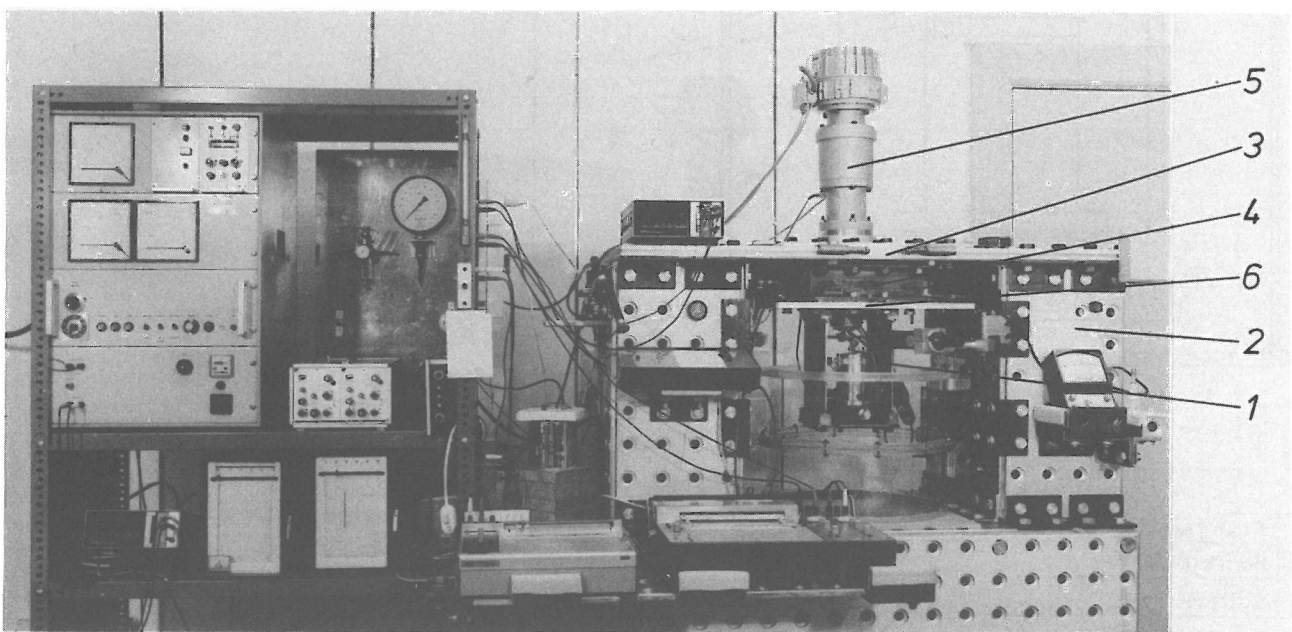


Bild 18
 Gesamtansicht der Versuchsapparatur. (1) Versuchskasten, (2) Säule, (3) Trägerplatte, (4) I-Träger, (5) Antrieb, (6) Grundplatte.

3.3 Versuchskammer

Eine schematische Darstellung der Versuchskammer ist in Abb. 19 wiedergegeben. Sie beinhaltet:

- den Versuchskasten, zusammengesetzt aus Querplatte (Pos. 3) und Grundplatte (Pos. 5)
- den Rollentisch (Pos. 4)
- die Versuchskammerabdichtung, zusammengesetzt aus dem Zylinder (Pos. 8) und der Abdeckplatte (Pos. 9).

Die Druckkammer (Pos. 6) befindet sich auch in der Versuchskammer, ist funktionell gesehen ein Bestandteil der Belastungsvorrichtung und wird deshalb im Abschnitt 3.5 besprochen.

Die Vorschubbewegung des Rollentisches (Pos. 7) wird durch einen Gleichstrommotor über eine Spindel-Mutter-Kombination bewirkt. Die bewegliche Tischfläche hat die Funktion, den Stift am Anfang des Versuches genau unter die Kontaktstelle zu bringen und ihn danach wieder in Anfangsposition zu transportieren.

Der Versuchskasten hat folgende Funktionen:

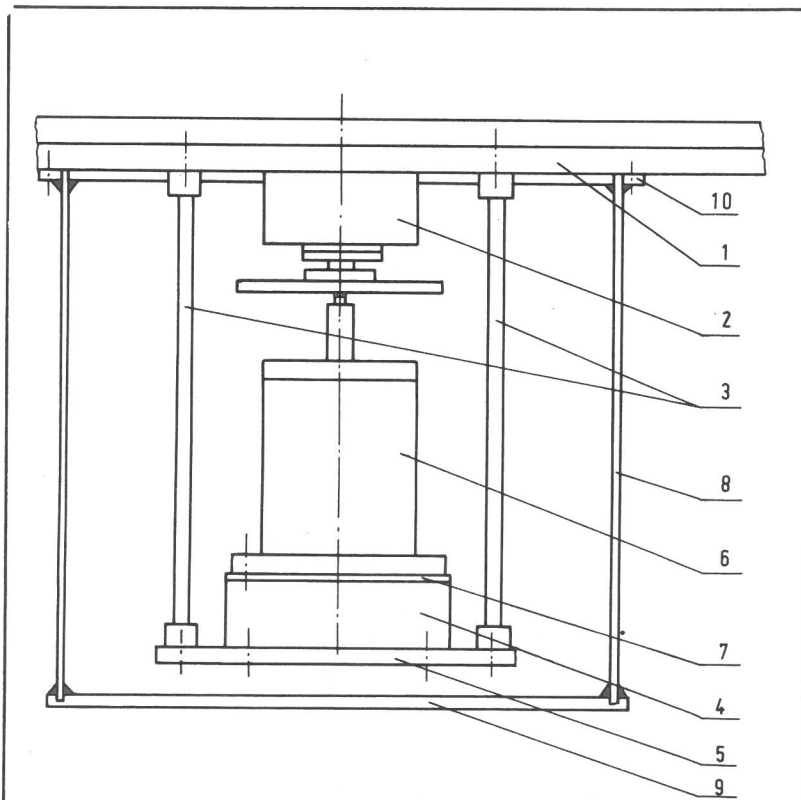


Bild 19
Schema der Versuchskammer

5	Grundplatte	10	Verbindungsring
4	Rollentisch	9	Abdeckplatte
3	Querplatten	8	Zylinder
2	Spindelgehäuse	7	Bewegliche Tischfläche
1	Trägerplatten	6	Druckkammer
Nr.	Benennung	Nr.	Benennung

- als Fundament der Druckkammer mit der Stifthalterung und des Rollentisches zu dienen
- das Eigengewicht der o. e. Elemente zu tragen
- alle während des Versuches auftretenden Kräfte und Schwingungen bei möglichst geringen elastischen Deformationen an das Grundgestell weiterzuleiten.

Dabei muß die Konstruktion folgendes gewährleisten:

- ausreichende Steifheit des Kastens, so daß die während des Versuches auftretenden elastischen Deformationen einen minimalen Einfluß auf das Versuchsergebnis haben
- zufriedenstellender Bedienungskomfort beim Einbau und Ausbau der Reibpartner
- leichte Montage.

Der Zylinder (Pos. 8) und die Abdeckplatte (Pos. 9) der Versuchskammerabdichtung sind aus Plexiglas. Diese zwei Elemente sind durch den Verbindungsring (Pos. 10) mit den Trägerplatten (Pos. 1) verbunden. Der Plexiglaszylinder hat die Funktion, die Versuchskammer von der umgebenden Luft abzudichten und durch die Öffnungen in der Trägerplatte eine Durchspülung verschiedener Gase zu ermöglichen.

Als Material für die Kammerabdichtung wurde Plexiglas aus folgenden Gründen gewählt:

- billiger und leichter im Vergleich mit Glas oder Metall
- durchsichtig im Vergleich mit Metall und dadurch Möglichkeit zur optischen Verfolgung des Versuchsablaufes
- einfachere Konstruktion der Verbindungen (kleben) im Vergleich mit Metall (Flansch- und Schraubenverbindungen),

3.4 Antrieb

Zur Verfügung standen zwei Elektromotoren, die die Erforschung des gesamten Geschwindigkeitsbereiches ermöglichen sollten.

Der erste, als Elektromotor I bezeichnet, war ein Axem-Selvalco-Gleichstromscheibenläufermotor der Fa. BBC. Der Rotor dieses Motors besitzt auf Grund seines Aufbauprinzipes ein sehr geringes Trägheitsmoment, welches in Millisekunden die Erreichung einer gewünschten Drehzahl gewährleistet.

Das zweite Antriebselement, als Elektromotor II bezeichnet, war ein Drehstrom-Standardmotor der Fa. Stephan. Dieser Elektromotor wurde mit einem stufenlos verstellbaren Antrieb der Fa. Heynau verbunden. Dadurch wurde der Umdrehungsbereich auf 930 bis 8400 min^{-1} erweitert.

Die Leistung wurde bei den Elektromotoren mit 0,5 bzw. 0,55 kW bei 3000 bzw. 2720 min^{-1} angegeben. Das nominelle Drehmoment betrug $M_0 = 15 \text{ kpcm} = 0,15 \text{ Nm}$. Durch nachträgliche Messungen wurde festgestellt, daß die Sicherheitskupplung zwischen den Elektromotoren und dem Drehmomentaufnehmer einen

Höchstwert von nur $M_{\max} = 10,2 \text{ kpcm} = 0,102 \text{ Nm}$ mit Sicherheit übertragen kann.

Die bekannte Relation zwischen der Umdrehungszahl, dem Kontaktdurchmesser und der Gleitgeschwindigkeit

$$V = \frac{D \pi n}{60}$$

kann Hinweise für das Geschwindigkeitsintervall liefern. Bei einer nutzbaren Scheibenringfläche zwischen $D_{\min} = 60 \text{ mm}$ und $D_{\max} = 110 \text{ mm}$ und einem Umdrehungsbereich von ca. $n_{\min} = 10$ bis $n_{\max} = 8400 \text{ min}^{-1}$ ergibt sich:

$$V_{\min} = \frac{D_{\min} \cdot \pi \cdot n_{\min}}{60} = 0,0314 \text{ m/s}$$

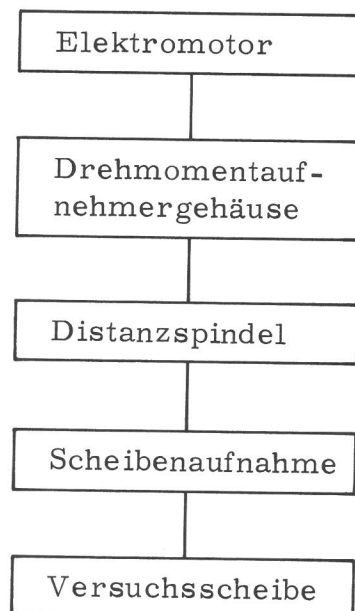
$$V_{\max} = \frac{D_{\max} \cdot \pi \cdot n_{\max}}{60} = 48,38 \text{ m/s}$$

Es ist also möglich, Versuche im Gleitgeschwindigkeitsbereich zwischen 0,03 und 48 m/s durchzuführen.

Das ergibt einen Übertragungsfaktor:

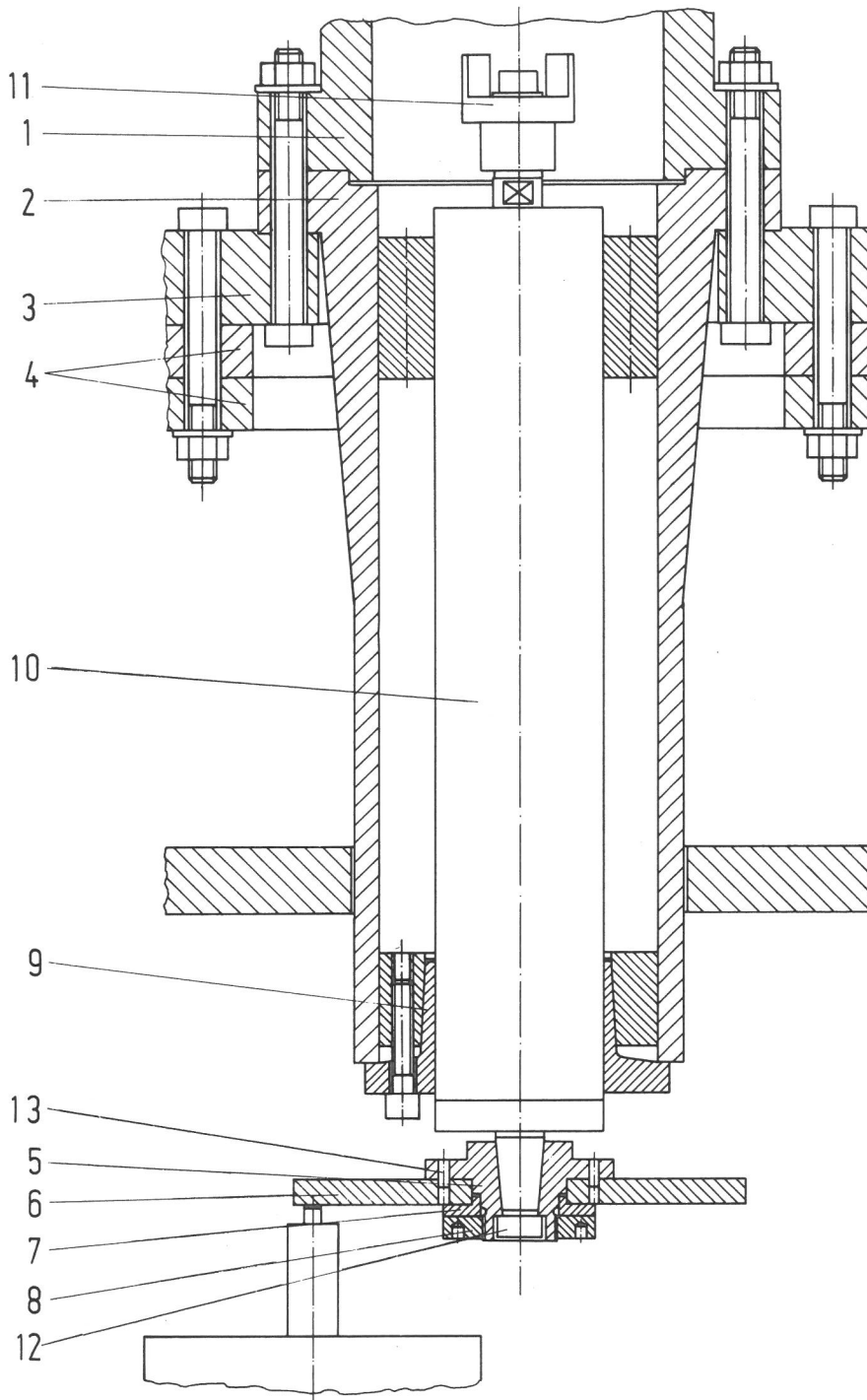
$$\frac{V_{\max}}{V_{\min}} = 1540$$

Zwischen dem Elektromotor und der Distanzspindel befindet sich das Drehmomentaufnehmergehäuse (Abb. 20, Pos. 1) gemäß dem folgenden Schema:



Zur Übernahme der während des Reibprozesses entstandenen Axialkräfte (der Normalkraft, mit der der Stift gegen die Scheibe gepreßt wird) und aus Konstruktionsgründen wurde die sogenannte Distanzspindel entwickelt. Die Spindeleinheit (Pos. 10), ein Erzeugnis der Fa. Fortuna Werke, Stuttgart, ist mit zwei Spannsätzen (Pos. 9) auf dem Distanzspindelgehäuse (Pos. 2) befestigt. Die Welle der

Bild 20
Konstruktiver Aufbau des Distanzspindelgehäuses



1. Drehmomentaufnehmergehäuse
2. Distanzspindelgehäuse
3. Zwischenring
4. Trägerplatten
5. Scheibenaufnahme
6. Versuchsscheibe
7. Unterlegscheibe
8. Mutter
9. Spannsatz
10. Spindelwelle
11. Sternkupplung
12. Abdruckschraube
13. Zentrierstift

Spindeleinheit, die Welle des Drehmomentaufnehmers und die Welle des Elektromotors sind miteinander durch eine Stern- (Pos. 11) bzw. Sicherheitskupplung verbunden. Der Flansch des Spindelgehäuses ist an dem entsprechenden Flansch des Drehmomentaufnehmergehäuses angeschlossen, so daß er das Gewicht des Elektromotors und die während des Versuches auftretenden Schwingungen mittels des Zwischenringes (Pos. 3) auf die Trägerplatten (Pos. 4) und weiter auf das Grundgestell überträgt.

Die Scheibenaufnahme (Pos. 5) wird mit der Abdruckschraube (Pos. 12) auf dem Wellenkegel befestigt. Da die Anliegefläche kegelartig ist, bedeutet das gleichzeitig die Einnahme einer zentrischen Stellung in bezug auf die Wellenachse. Die Scheibenaufnahme verfügt über zwei, zur Übernahme der während des Reibprozesses entstandenen Tangentialkräfte, eingebaute Stifte (Pos. 13). Zum Schutz

der Scheibe und zur Gewährleistung einer gleichmäßigen Verteilung der Anziehungskraft der Mutter (Pos. 8) auf die Scheibe wird die Unterlegscheibe (Pos. 7) eingesetzt.

Die Funktion des Drehmomentaufnehmers wird in dem Abschnitt 3.6.2 ausführlich erläutert.

3.5 Belastungsvorrichtung

Das neu entworfene Tribometer ist mit einer pneumo-hydraulischen Kraftaufgabe versehen, die Normalkraft wird also nicht mittels Gewichte, sondern unter Aufgabe eines bestimmten Druckes erzeugt. Beide Methoden haben ihre Vor- und Nachteile. Bei der mechanischen Kraftaufgabe ist die Bestimmung der Größe der Normalkraft (und damit verbunden auch die Bedienung der Apparatur) wesentlich einfacher, und die Möglichkeit einer Fehleinstellung ist viel geringer. Bei der anderen Methode muß man den Eigenwiderstand (die Elastizität) des Balges berücksichtigen (also dessen Kennlinie ermitteln!) und eventuelle Abweichungen vom nominellen Luftdruck im Versorgungsnetz in Kauf nehmen. Andererseits ist diese Methode für eine pulsierende, zeitabhängige Kraftaufgabe geeignet.

Die für die Durchführung der Versuche vorhandenen Antriebe sollten laut Hersteller ein Drehmoment von $\min 1,47 \text{ Nm} = 15 \text{ kpcm}$ im ganzen Umdrehungsbereich zur Verfügung stellen. Die Prüfung der Sicherheitskupplung hat aber gezeigt, daß das maximal übertragbare Drehmoment bei $1 \text{ Nm} = 10,2 \text{ kpcm}$ liegt. Daraus ergab sich der maximale Wert der mit Sicherheit übertragenen Tangentialkraft

$$F_T = \frac{2M_0}{D} = \frac{2 \cdot 1}{0,1} = 20 \text{ N}$$

Das bedeutet, daß der maximale Wert der aufzutretenden Reibkraft diesen Wert nicht überschreiten darf, also

$$F_R \leq F_T$$

Die Auslegung der max. zugelassenen Reibkraft ist von Bedeutung, weil sie direkt auf die max. zugelassene, zwischen dem Stift und der Scheibe herrschenden Normalkraft F_N , hinweist. Im allgemeinen ist $F_R = \mu F_N$, so daß man bei Voraussetzung der Werte von μ , die max. zugelassene Normalkraft F_N bestimmen kann. Da μ besonders bei niedrigen Geschwindigkeiten (und von der jeweiligen Paarung abhängig) auch Werte bis $\mu = 2$ erreichen kann, ergibt sich eine maximal zulässige Normalkraft von:

$$F_{N\max} = \frac{F_{R\max}}{\mu_{\max}} = \frac{20}{2} = 10 \text{ N}$$

Als Energiequelle wird Preßluft vom Hausversorgungsnetz benutzt. Mittels eines "Druckfilters und Regelventils" (Abb. 22) wird die Luft filtriert und deren Druck reduziert, so daß zur weiteren Verfügung eine verhältnismäßig reine Luft vorhanden ist.

Der gewünschte Druck (der für die Ausübung der Normalkraft notwendig ist)

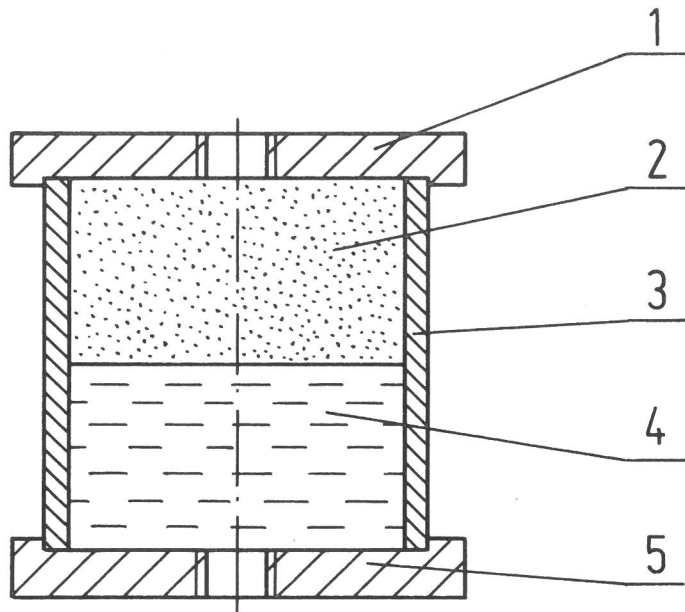


Bild 21
Schema der pneumo-hydraulischen Kammer

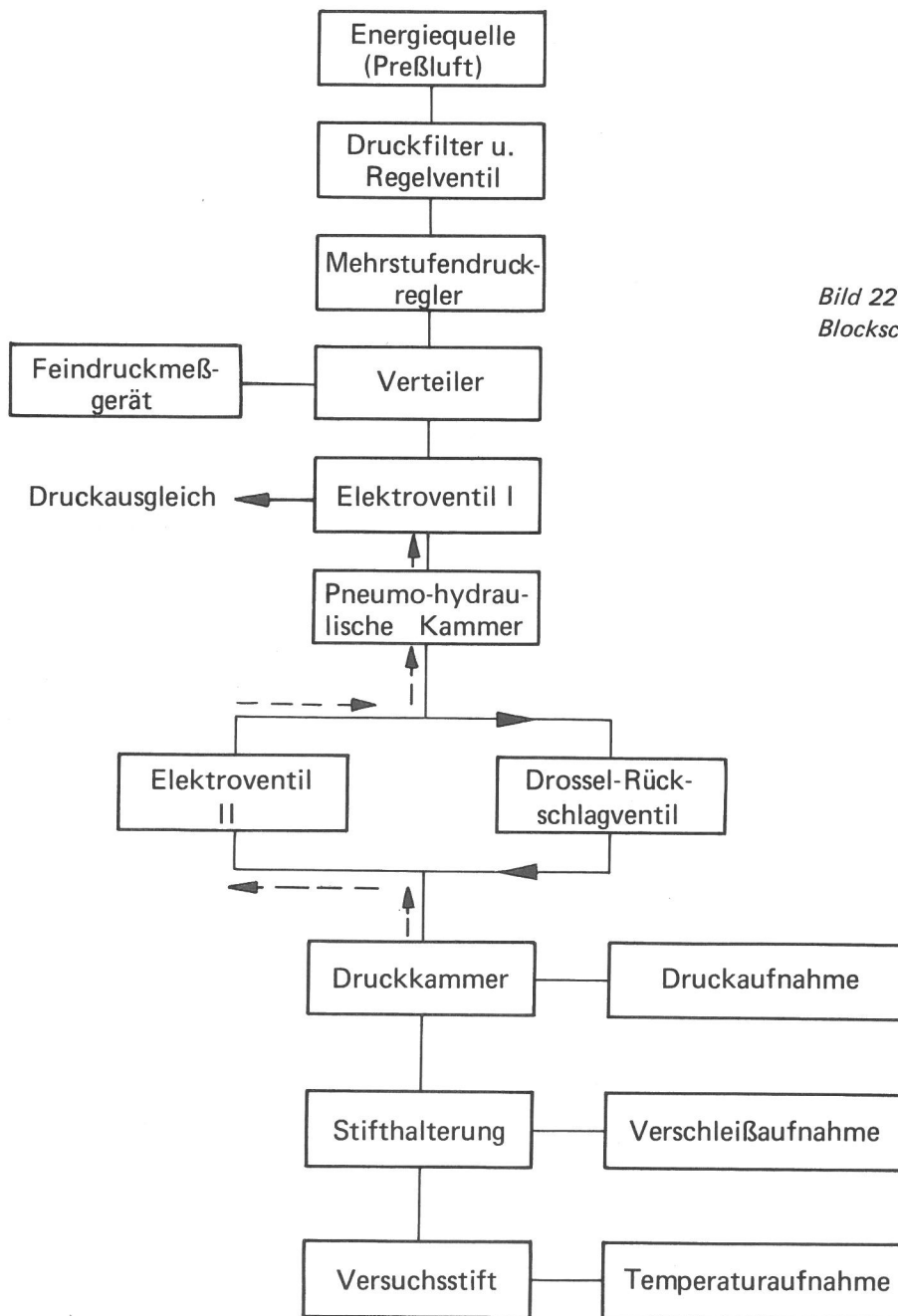
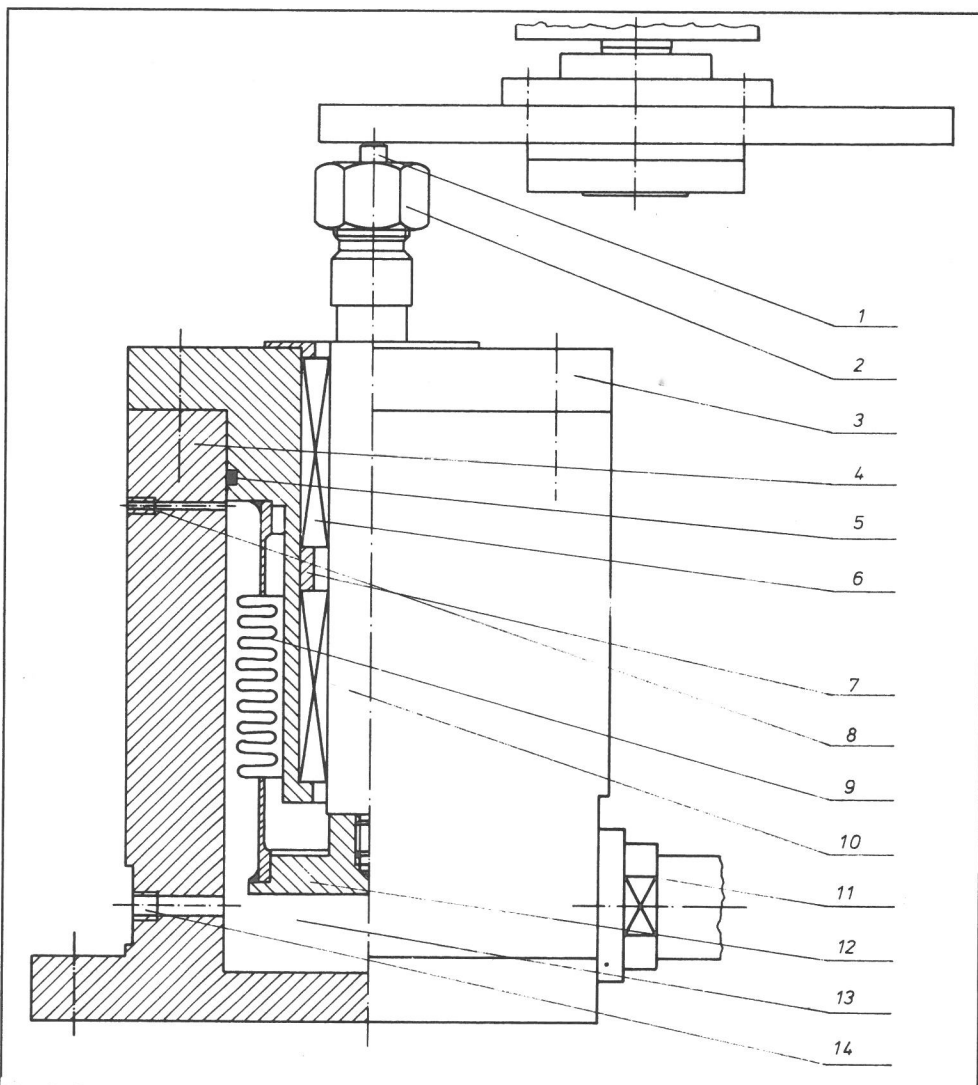


Bild 22
Blockschema der Kraftaufgabe

wird mit dem Mehrstufendruckregler eingestellt und ist an dem Feindruckmeßgerät ablesbar.

Die pneumo-hydraulische Kammer, deren schematische Darstellung in Abb. 21 zu sehen ist, besteht im wesentlichen aus zwei Messingplatten und einem Plexiglasrohr, die durch Verbindungsschrauben befestigt sind.

In der Kammer (deren untere Hälfte ebenso wie die ganze weitere Leitung mit Öl gefüllt ist) übermittelt die Preßluft dem Öl ihre potentielle Energie. Dadurch wird das Öl als weiterer Energieträger bestimmt. Das Öl wird in die Druckkammer geleitet und versetzt die Druckstange (Abb. 23, Pos. 10) und damit den Stift (Pos. 1) mit der Stifthalterung (Pos. 2) in Bewegung, deren Richtung durch die Kugelbüchsen (Pos. 6) eindeutig bestimmt ist. Der Stift, der mittels der beweglichen Tischfläche des Rollentisches die exakte Kontaktposition unter der Scheibe schon erreicht hat, benötigt nun ein gewisses Quantum an Energie, um den



7	Distanzring	14	Öleinlaß
6	Kugelbüchse	13	Ölkammer
5	Dichtung	12	Druckplatte
4	Druckkammer	11	Druckaufnehmer
3	Abdeckung	10	Druckstange
2	Spannvorrichtung	9	Balg
1	Versuchsstift	8	Entlüftungsbohrung
Nr.	Benennung	Nr.	Benennung

Bild 23
Konstruktiver Aufbau
der Druckkammer

Eigenwiderstand des Balges zu überwältigen und Kontakt mit der Scheibe aufzunehmen. Ein weiterer Energiezuwachs ist selbstverständlich erforderlich, um eine bestimmte Normalkraft gegenüber der Scheibe ausüben zu können.

Die Funktion des Drossel-Rückschlagventils kann man schon seinem Namen nach entnehmen. Es soll die Schwingungen der Ölsäule infolge der Planlaufabweichungen der Scheibe drosseln und damit den Öldruck möglichst konstant halten.

An dem pneumo-hydraulischen Netz sind auch zwei Zweiwege-Elektroventile angeschlossen. Elektroventil I am Eingang der pneumo-hydraulischen Kammer und Elektroventil II in der Ölleitung parallel mit dem Drossel-Rückschlagventil. Während des s. g. Arbeitsvorganges (Öldruck in der Druckkammer zur Erreichung der Kontaktstelle, anschließend zur Normkraftaufgabe und während des Versuches) ist Elektroventil I offen und Elektroventil II zu. Damit ermöglicht man der Preßluft unbehinderten Zugang in die pneumo-hydraulische Kammer und Auswirkung des Druckes über das Rückschlagventil in die Druckkammer. Beim s. g. Rückgang (Ende des Versuches durch Abbrechen des Kontaktes zwischen den Reibpartnern) betätigt man das Elektroventil II und sperrt die Preßluftleitung durch das Elektroventil I mit gleichzeitigem Öffnen einer Entlüftungslei-

tung, so daß der Druckausgleich von der Druckkammer über Elektroventil II (wegen des geringeren Widerstandes gegenüber dem des Rückschlagventils) die pneumo-hydraulische Kammer und Elektroventil I zur umgebenden Atmosphäre führt.

Der Versuchsstift (Abb. 23, Pos. 1) ist mit der Spannvorrichtung (Pos. 2) an dem oberen Teil der Druckstange (Pos. 10) befestigt. Die Druckstange ist zwischen zwei Kugelbüchsen (Pos. 6) gelagert und am unteren Ende durch eine Schraubverbindung mit der Druckplatte (Pos. 12) verbunden. Der Balg (Pos. 9), der auf der Druckplatte (Pos. 12) und der Abdeckung (Pos. 3) aufgeschweißt ist, dichtet die Ölkammer (Pos. 13) ab und ermöglicht gleichzeitig eine Axialbewegung der Druckstange in Richtung zur oder von der Versuchsscheibe. Diese Axialbewegung findet immer statt, wenn sich der Druck in der Ölkammer verändert; damit ist es möglich, die Lage des Stiftes zu verändern und einen Kontakt sowie die Ausübung einer Normalkraft zwischen dem Stift und der Scheibe zu erzielen. Bei steigendem Druck in der Ölkammer bewegt sich der Stift in Richtung Scheibe, bei fallendem Druck in entgegengesetzter Richtung. Die Intensität der herrschenden Normalkraft ist dementsprechend von der Größe des Öldruckes und dem zu überwindenden Kontaktweg abhängig.

3.6 Meßgrößen

3.6.1 Normalkraft

Wie bereits in 3.5 erwähnt, ist für die Annahme des Kontaktes zwischen dem axial beweglichen Stift und der in axialer Richtung unbeweglichen Scheibe ein bestimmter Druck notwendig. Erst nach der Kontaktaufnahme ist es möglich, eine Normalkraft zwischen den Reibpartnern durch Erhöhung des Druckes zu erzielen. Das bedeutet, daß der gesamte Druck aus der folgenden Gleichung ermittelt werden kann:

$$p_t = p_k + p_m \quad (1)$$

wobei

p_t - der gesamte Druck

p_k - der "Kontaktdruck"

p_n - der Druck, um eine bestimmte Normalkraft zu erzeugen

ist.

Offensichtlich hängt der sogenannte Kontaktdruck von dem Eigenwiderstand des Balges und dem vorhandenen Kontaktweg ab. Der Eigenwiderstand, auch elastischer Formänderungswiderstand genannt, ist der äußeren Belastung proportional, solange die Materialbeanspruchung im elastischen Bereich liegt. Der Proportionalitätsfaktor dieser Funktion wird als Federrate bezeichnet und ist ein Maß für den o.e. Formänderungswiderstand, den der Balg den äußeren Belastungen entgegensetzt.

Laut Hersteller /72/ beeinflussen die Wanddickenunterschiede am Einsatzmaterial die Federrate in der dritten Potenz. Gleichzeitig hat die Veränderung der Wellenhöhe eine ungefähr quadratische Veränderung zur Folge.

Wenn man die folgenden Bezeichnungen einführt:

$f_{wb}/N/$ - Eigenwiderstand des Balges

$c_w/N/m\text{-Welle}/$ - Axial-Federrate je Welle gemäß Maßtabelle

n_w - Wellenzahl des Balges

$l_b/m/$ - geforderter Axialweg für den ganzen Balg,

bekommt man:

$$f_{wb} = \frac{c_w}{n_w} \cdot l_b = \frac{156,9064 \cdot 10^3}{9} = 17.434,04 l_b,$$

$$f_{wb} = 17.434,04 \cdot l_b \quad /N/ \quad (2)$$

Das ist eine Gerade (Abb. 24), die die Abhängigkeit des Eigenwiderstandes des

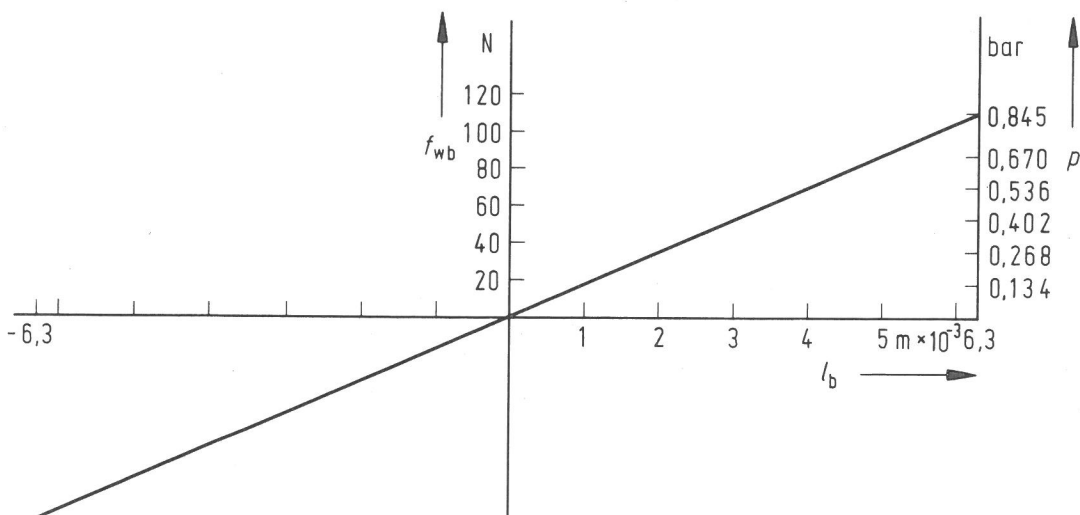


Bild 24

Die Abhängigkeit des Eigenwiderstandes des Balges von dem geforderten Axialweg

Balges vom geforderten Axialweg kennzeichnet. Laut Hersteller wird der Axialweg je Welle mit $\pm 0,7$ mm angegeben, so daß der gesamte Weg

$$\pm 0,7 \cdot n_w = \pm 0,7 \cdot 9 = \pm 6,3 \text{ mm} = \pm 0,0063 \text{ /m/}$$

beträgt. Die o. e. Funktion ist also nur in diesem Bereich definiert.

Die Normalkraft, die der Stift auf die Scheibe ausübt, errechnet man aus der Gleichung

$$F_N = A_b \cdot p \text{ /N/} \quad (3)$$

wobei

$A_b/\text{m}^2/$ - wirksamer Balgquerschnitt gemäß Maßtabelle /72/

$$A_b = 13 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2$$

p /bar/ - Überdruck

$F_N/\text{N/}$ - Normalkraft

ist.

Diese Gleichung ermöglicht den Druck zur Erzeugung einer bestimmten Normalkraft zu berechnen:

$$p = \frac{F_N}{A_b} = \frac{F_N}{13 \cdot 10^{-4}} = 769,23 F_N \text{ N/m}^2 \quad (4)$$

Die Gleichungen (2) und (4) kann man kombinieren und dadurch den notwendigen Druck, der dem Eigenwiderstand des Balges für eine Wegeinheit entspricht, berechnen:

$$\begin{aligned} p &= 769,23 \cdot 17,434,04 \cdot l_b = \\ &= 13410803,42 \cdot l_b \text{ N/m}^2 = 134,108 \cdot l_b \text{ bar} \end{aligned} \quad (5)$$

wobei l_b /m/ der gewünschte Axialweg des Balges ist.

Es ist offensichtlich, daß dieser Druck dem sogenannten Kontaktdruck entspricht, also

$$p = p_k = 134,108 \cdot l_b \text{ /bar/} \quad (6)$$

Das zweite Glied der Gleichung, den Partialdruck p_n , errechnet man aus (4):

$$p = p_n = 769,23 \cdot F_N \text{ N/m}^2 = 0,0076923 \cdot F_N \text{ /bar/}$$

so daß das endgültige Ergebnis

$$p = p_k + p_n = 134,108 \cdot l_b + 0,0076923 \cdot F_N \text{ /bar/}$$

lautet.

3.6.2 Reibkraft

Die Reibkraft an der Kontaktstelle zwischen den Reibpartnern, die aus der bekannten Relation $F_T = \mu \cdot F_N$ hervorgeht, erzeugt das Drehmoment:

$$M_T = F_T \cdot D/2 \quad /Nm/ \quad (7)$$

wobei D /m/ der Kontaktdurchmesser ist. Dieses Drehmoment verursacht eine Verdrehung (Torsion) der Antriebswelle, deren Deformation eine Aussage über die Größe des o. e. Drehmomentes vermitteln kann. Die Reibkraft läßt sich dann aus der Gleichung (7) errechnen.

Die Messung der Torsion der Welle wird auf folgende Weise durchgeführt. Eine aus einem elektronischen Gerät stammende Trägerfrequenz wird über ein Meßkabel der Ringspule 2 (Abb. 25) zugeführt. Diese Spannung wird transformatorisch über die auf der rotierenden Welle angeordnete Ringspule 1 der Spule 4 des induktiven Meßwertaufnehmers weitergeleitet. Wird durch ein Drehmoment die Welle verdrillt, so wird in der Gegenspule 5 eine Spannung erzeugt, die zu der Verdrillung proportional ist. Diese Spannung wird über ein zweites Ringspulensystem schleifringlos dem elektronischen Gerät zugeführt und dort nach einer Verstärkung zur Anzeige gebracht.

Die auf diese Weise auftretenden Deformationen verursachen eine Winkeländerung von etwa $0,5^\circ$, die induktiv sehr gut gemessen werden kann, wenn man bedenkt, daß bei einem Verdrillwinkel von $0,05^\circ$ 6mV zur Verfügung stehen.

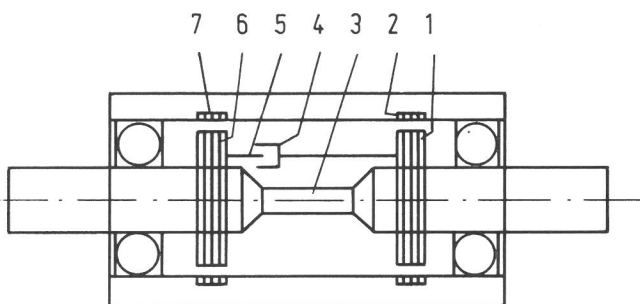


Bild 25
Schematische Darstellung des Drehmomentaufnehmers

3.6.3 Verschleißbetrag

Laut Entwurf DIN 50 320 ist der Verschleißbetrag eine zahlenmäßige Angabe über die Änderung der Gestalt oder der Masse eines Körpers durch Verschleiß. Es wird zwischen direkten, bezogenen und indirekten Verschleiß-Meßgrößen unterschieden. Direkte Verschleiß-Meßgrößen sind durch die Änderung der Gestalt oder der Masse eines verschleißenden Körpers gegeben (DIN 50 321, im Entwurf). Als Verschleißbetrag wird eine Längen-, Flächen-, Volumen- oder Massenänderung des verschleißenden Körpers bezeichnet. Man unterscheidet also zwischen linearem, planimetrischem, volumetrischem oder massenmäßigem Verschleißbetrag bzw. entsprechender Längenänderung (senkrecht zur verschleißenden Fläche), Flächenänderung, Volumenänderung oder Massenänderung des verschleißenden Körpers. Die verschiedenen Meßgrößen sind am Beispiel des Stift-Scheibe-Versuchssystems erläutert (Abb. 26) /69/. Die sogenannten planimetrischen Verschleißbeträge sind durch die dicht schraffierten Flächen gegeben. Der

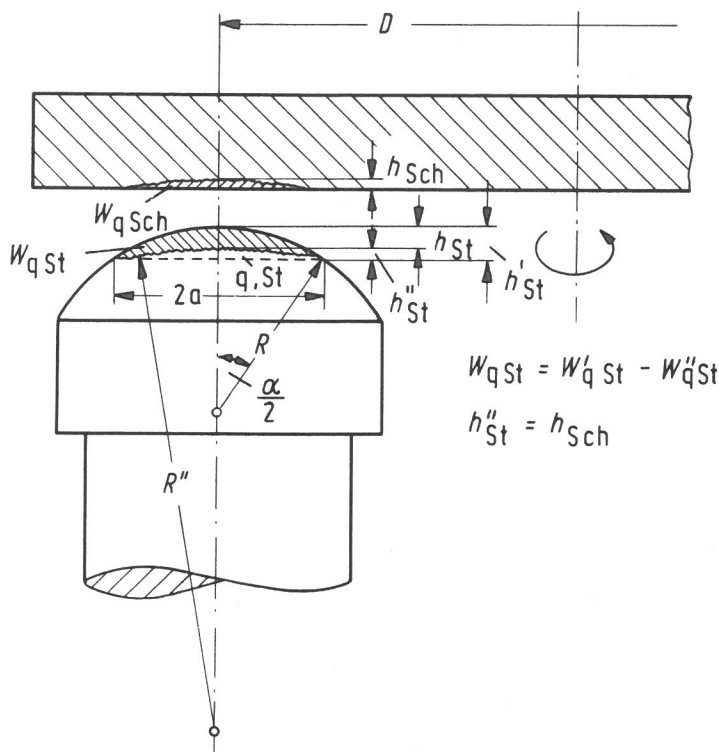


Bild 26
Verschleißbezeichnende Meßgrößen eines Stift-Scheibe-Versuchssystems

$$W_{qSt} = W'_{qSt} - W''_{qSt}$$

$$h''_{St} = h_{Sch}$$

planimetrische Verschleißbetrag der Versuchsscheibe $W_{q, sch}$, läßt sich durch Ausplanimetrieren des Profildiagrammes der Verschleißspur abschätzen. Der planimetrische Verschleißbetrag des Versuchsstiftes $W_{q, st}$ kann mit Hilfe des Durchmessers der Verschleißkalotte ermittelt werden. Dem Profildiagramm der Verschleißspur an der Scheibe und dem entsprechenden Diagramm der Verschleißkalotte kann man den linearen Verschleißbetrag, der im Bild als h_{sch} und h_{st} bezeichnet ist, entnehmen.

Der volumetrische Verschleißbetrag der Scheibe kann aus der folgenden Gleichung ermittelt werden /69/ :

$$W'_v = W_{q, sch} \cdot \pi \cdot D \quad /m^3/ \quad (8)$$

Richtige Ergebnisse werden nur unter Voraussetzung einer konstant breiten Verschleißspur errechnet, welche nur bei einer sehr geringen Planlaufabweichung der Scheibe erzielt werden kann.

Der volumetrische Verschleißbetrag des Stiftes ist aus der folgenden Gleichung zu errechnen:

$$W''_v = \frac{\pi}{3} \cdot \left[h'_{st} \cdot (3R - h'_{st}) - h''_{st} \cdot (3R'' + h''_{st}) \right] \quad (9)$$

wobei

$$h'_{st} = R - (R^2 - a^2)^{1/2} \quad (10)$$

und

$$R'' = (2a)^2 / 8h''_{st} - h''_{st} / 2$$

sind.

Die Verschleißbeträge des Stiftes und der Scheibe brauchen nicht in der selben

Größenordnung zu liegen. Hierfür sind die folgenden unterschiedlichen Beanspruchungsverhältnisse des Stiftes und der Scheibe verantwortlich:

- konstanter Spannungszustand des Stiftes gegenüber der periodischen Belastung der Scheibe
- Möglichkeit zur Bildung schützender Adsorptionsschichten an der periodisch belasteten Scheibenverschleißspur
- Erhöhung der Temperatur des Stiftes, verursacht durch die Reibungswärme, gegenüber der wegen ihrer großen Wärmekapazität kaum steigenden Temperatur der Scheibe.

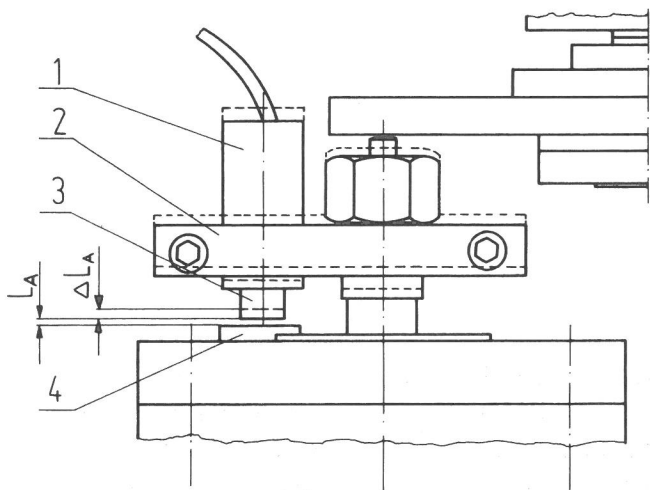


Bild 27
Schema der Messung des linearen Verschleißbetrages

Der Verschleißbetrag wurde während und nach dem Versuch gemessen, und zwar während des Versuches mit einem induktiven berührungslosen Wegaufnehmer. Es wurde also der lineare Verschleißbetrag ermittelt (Abb. 27). Nach dem Versuch wurde der Durchmesser der Verschleißkalotte des Stiftes gemessen. Das Profilogramm der Kalotten der verschlissenen Stifte hat gezeigt, daß $h''_{st} \approx 0$ ist, so daß man die zur Berechnung des volumetrischen Verschleißbetrages benutzte Gleichung (9) modifizieren kann und den Betrag aus den Gleichungen (10) und (11) errechnet:

$$W''_v = (\pi/3) \cdot h'^2_{st} \cdot (3R - h'_{st}) \quad (11)$$

Die Messung des linearen Verschleißbetrages wurde, wie schon oben erwähnt, mit einem berührungslosen induktiven Wegaufnehmer durchgeführt (Abb. 27). Er besteht aus zwei getrennten Meßspulen, welche durch die Fa.-Nr. einander zugeordnet sind und beim Einsatz zu einer Halbbrücke zusammengeschaltet werden. Diese Aufteilung in zwei getrennte Elemente ist erforderlich, weil die Meßspulen räumlich getrennt montiert werden müssen. Jedes Meßelement besteht aus einem Edelstahlgehäuse (Abb. 27, Pos. 3), in welchem die Meßspule eingegossen ist. Die Meßfläche befindet sich auf der Stirnseite des Aufnehmers gegenüber den elektrischen Anschlüssen.

Die prinzipielle Einbauordnung ist in Abb. 28 dargestellt. Die Verlagerung ΔL des Meßobjektes wird nur von der Spule L2 (Abb. 27, Pos. 3) gemessen, während der Referenzspalt L_R vor der passiven Spule L1 konstant bleibt.

Ein Teil der Anordnung ist in Abb. 27 dargestellt. Die Meßspule (Pos. 3) ist an

einer Halterung (Pos. 1) befestigt, die die Möglichkeit hat, verschiedene Anfangspositionen (verschiedene Größen des Abstandes L_A) einzunehmen. Die Halterung ist an dem Meßbalken (Pos. 2) befestigt, der mit der Druckstange fest verbunden ist. Nach Beginn des Versuches erhält der Stift und die Scheibe einen bestimmten Verschleiß, der vom Meßsystem als Annäherung des Stiftes zur Scheibe bzw. durch Veränderung des Luftspaltes von L_A auf $L_A + \Delta L$, registriert wird.

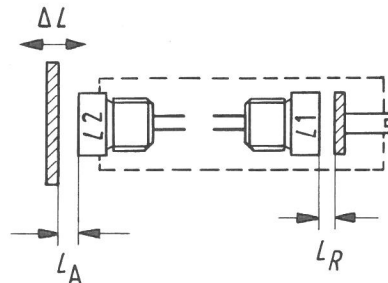


Bild 28
Prinzipielle Einbauordnung des Wegaufnehmers

Das Material des abgetasteten Meßobjektes ist für die Größe des Meßeffectes maßgebend. Da sich die aktive Referenzfläche gegenüber dem Aufnehmer L2 auf der Oberfläche des aus austenitischem Stahl X12CrNi188 (Werkst. Nr. 1.4300) gebauten Druckzylinders befindet und somit als Objekt zum Messen schlecht geeignet ist, wird diese durch Aufkleben eines dünnen, weichmagnetischen Plättchens (Pos. 4) brauchbar gemacht.

3.6.4 Temperatur

Ein Reibungsvorgang zwischen zwei Festkörpern kann als Prozeß bezeichnet werden, bei dem die mechanische Energie (Reibungsenergie) in andere Energieformen umgesetzt wird. Der überwiegende Teil geht sofort oder nach einiger Zeit in Wärme über. Die Bestimmung der durch die Reibung hervorgerufenen Temperaturerhöhung stößt auf beträchtliche theoretisch-begriffliche wie auch experimentelle Schwierigkeiten /31/. Eine der Ursachen dafür ist die (fast immer) unbekannte wahre Kontaktfläche. Die eigentliche Berührung der Reibpartner geschieht infolge der stets vorhandenen Oberflächenrauheit in den s. g. Mikrokontakten, deren Flächensumme die wahre Kontaktfläche ergibt. Diese ist meist wesentlich kleiner als die geometrische (scheinbare) Kontaktfläche. Diese Mikrokontakte, die während des Reibvorganges ständig wechseln, sich elastisch und plastisch verformen, nehmen aus der Reibarbeit Energie, hauptsächlich in Form von Schwingungsenergie, auf. Diese Energie teilt sich den angrenzenden Volumenbereichen mit, so daß nach kurzer Zeit eine Temperaturerhöhung entsteht.

Die experimentellen Schwierigkeiten bestehen darin, daß eine örtlich genau bestimmte Temperaturmessung unmittelbar an oder in der Reibfläche während des Reibvorganges meist nicht möglich ist.

Da die zeitlichen und örtlichen Temperaturschwankungen eine besondere Bedeutung bei tribologischen Vorgängen haben, benötigt man ein Temperatur-Meßinstrument mit kleiner Zeitkonstante und großer Empfindlichkeit. Dies kann man im allgemeinen nur mit thermoelektrischen und pyrometrischen Meßverfahren erreichen. Die Messung der Temperaturdifferenz mit den Thermoelementen beruht auf dem bekannten Seebeck- und Peltier-Effekt. Werden zwei elektrische Leiter aus verschiedenen Werkstoffen an einem Punkt elektrisch leitend verbunden (Lötstelle), so tritt an den freien Enden der beiden Leiter (Vergleichsstelle) eine Thermospannung auf, wenn die Löt- und die Vergleichsstelle verschiedene

Temperaturen aufweisen. Diese Thermospannung ist dem Temperaturunterschied der Meß- und der Vergleichsstelle proportional. Da diese Temperaturmessung eine Temperaturdifferenzmessung ist, muß die Temperatur der Vergleichsstelle bekannt sein und während des Versuches konstant gehalten werden. Das Thermoelement reagiert mit einer gewissen Trägheit; man spricht von der "Ansprechzeit" des Thermoelements, die durch die s. g. Zeitkonstante gekennzeichnet ist. Diese wird in erster Linie von der Form und der Art der verwendeten Materialien des Thermoelements und auch von dem Medium bestimmt, in dem die Messung vorgenommen wird. Ganz allgemein kann man sagen: Die Zeitkonstante ist gleich dem Verhältnis aus dem Wärmeaufnahmevermögen zum Wärmeabgabevermögen des Thermoelements und kann zwischen einigen 10 ms bis einigen Sekunden liegen.

Die Temperaturmessungen wurden mit einem Thermocoax-Miniatur-Mantel-Thermoelement aus Chromel-Alumel der Fa. Philips, Typ 2ABAc05, die eine durchschnittliche Thermokraft von ca. $41 \mu\text{V}/^\circ\text{C}$ besitzt, durchgeführt.

Bei der Temperaturmessung ist man bemüht, möglichst nahe an die Kontaktstelle der Reibpartner mit dem Thermoelement zu kommen. Das kann annähernd erreicht werden, indem das Thermoelement in ein Bohrloch im Stiftkopf eingelegt wird. Da die Werkstoffe der Versuchsstifte teilweise sehr hart sind (Hartmetall, Keramik) und dadurch die Fertigung so kleiner Bohrungen ($d = 0,5 \text{ mm}$) mit konventionellen Methoden äußerst schwierig (oder sogar unmöglich) ist, hat man auf diese Lösung verzichten müssen. Die einfachste Lösung war, das Thermoelement in ein vierkantiges prismatisches Element (Abb. 29, Pos. 1) einzubetten, so daß das Thermoelement mit der Flanke des Stiftkopfes (Pos. 3) in Kontakt ist. Diese Thermoelementhalterung wird mit einem Gegenstück (Pos. 2) an dem Stiftkopf befestigt.

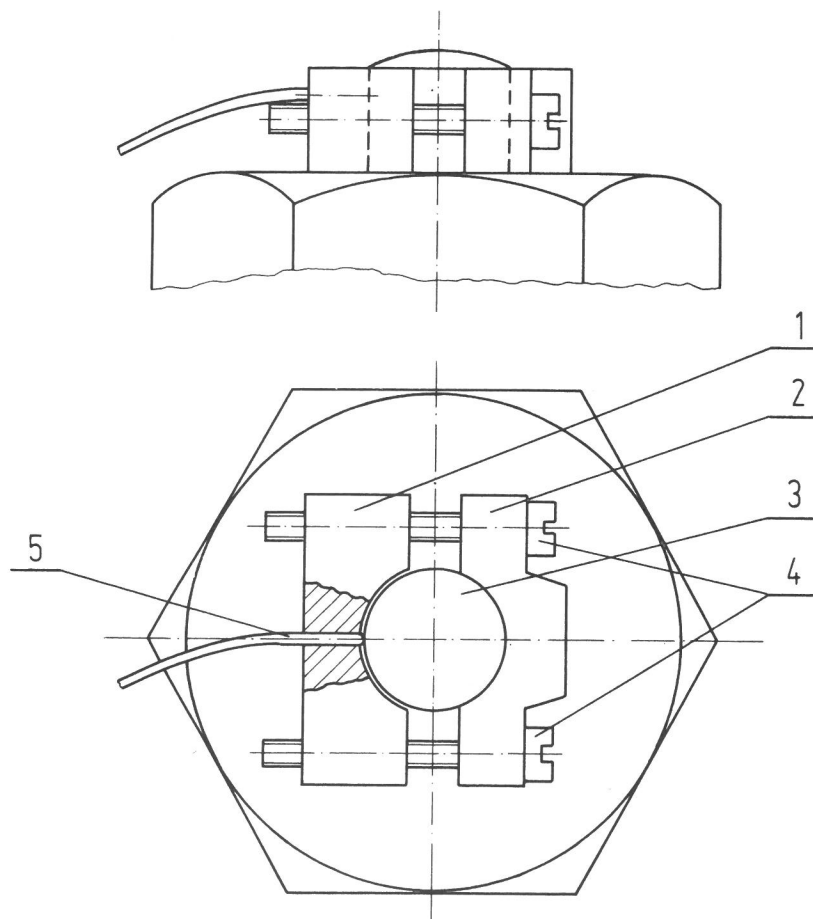


Bild 29
Thermoelementhalterung

1. Klemmbacken
2. Klemmbacken
3. Versuchsstift
4. Klemmschrauben
5. Thermoelement

3.6.5 Luftfeuchtigkeit

Die Messungen der relativen Luftfeuchtigkeit in der Versuchskammer wurden mit einem handelsüblichen Meßgerät der Fa. Ultrakust-Gerätebau, Typ Hygrophil, durchgeführt.

4. Versuchsvorbereitung und Versuchsdurchführung

4.1 Eigenschaften und Vorbereitung der Proben

Die Versuchsscheiben wurden aus Stangenmaterial Ck 60 (Werkstoff Nr. 1.1221) gemäß Abb. 30 durch Drehen und Schleifen gefertigt. Die Oberflächen der Scheiben wurden anschließend auf einer Läppmaschine mit Korund-Läpppulver Nr. 1900 (fein), Körnung 700, geläppt.

Die Reste des Gemisches von Läppflüssigkeit und Läpppulver, die nach dem Bearbeitungsvorgang an den Scheiben übriggeblieben sind, wurden zuerst mechanisch mit Freon und einem weichen Lappen entfernt. Anschließend wurden die Scheiben in ein mit Freon gefülltes Ultraschallbad eingetaucht und zusätzlich von dem restlichen Öl und Läpppulver gereinigt.

Im Gegensatz zu den Versuchsscheiben wurden die Stifte bei verschiedenen Herstellern gefertigt. Im Laboratorium folgte dann (Abb. 31) die Fertigung der Stiftkuppe, die in Abhängigkeit vom Material mit Diamant- oder Korund-Schleifscheiben durchgeführt wurde. Die gewünschte Oberflächenqualität wurde durch Abziehen mit SiC Schleifpapier, Körnung 400 oder 600, erzielt.

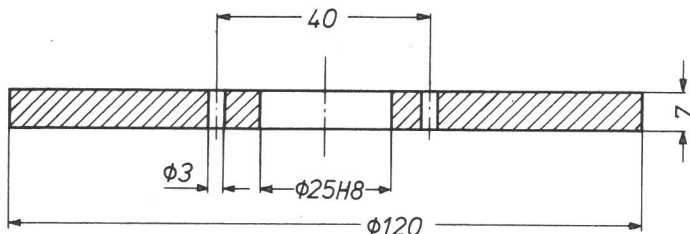


Bild 30
Versuchsscheibe

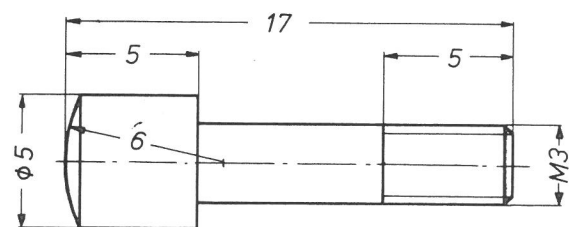


Bild 31
Versuchsstift

Die Stifte wurden in ein mit Freon gefülltes Ultraschallbad eingetaucht und dadurch vom Öl und darauf klebenden Staub gereinigt. Anschließend wurden sie, wie die Scheiben, bis zum Anfang des Versuches in Exsikkatoren aufbewahrt. Tabelle 1 gibt Angaben über die chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe und Tabelle 2 Angaben über einige physikalische Eigenschaften.

Die Ergebnisse der durchgeführten Rauheitsmessungen kann man der folgenden Tabelle 3 entnehmen. Es muß hinzugefügt werden, daß nach dem üblichen Bearbeitungsverfahren die Stifte aus Keramik 710 durch sehr viele Ausbrüche gekennzeichnet waren. Diese Ausbrüche haben sich bei den Rauheitsmessungen bemerkbar gemacht, indem eine gemittelte Rauhtiefe von ca. 4 μm registriert wurde. Erst nach zusätzlicher Bearbeitung mit einer flüssigen Polierpaste wurde das in Tabelle 3 erwähnte Ergebnis erzielt.

Die Oberflächenqualität der Kontaktzonen wurde mit einem Tastschnittgerät (Hommel-Tester-T 3) nach DIN 4768 erfaßt.

Es wurden umfangreiche Härtemessungen der Versuchsproben durchgeführt. An

Werkstoff	Chemische Zusammensetzung / % /									
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	W	WC	Co	TiC+TaC
Schnellarbeitsstahl ¹⁾ DMo 5 (S 6-5-2)	0,78- -0,86	0,40	0,40	4,5	5,2	2,00	6,70	-	-	-
Borierter Stahl*) 42 CrMo 4	0,38- -0,45	0,15- -0,40	0,50- -0,80	0,90- -1,20	0,15- -0,30	-	-	-	-	-
Hartmetall THM	-	-	-	-	-	-	-	93	6	1
Vergütungsstahl Ck 60	0,57- -0,65	0,15- -0,35	0,60- -0,90	-	-	-	-	-	-	-
Boriertes Hartmetall THM **)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
Keramik 710 ***)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

*) Mit 92,5 % SiC, 5,1 % KBF₄ und 2,5 % B₄C Borierpulver 5 Stunden bei 900° C
Minimale Boridschichttiefe 70 µm.

**) 24 Stunden bei 900° C mit Pulver Ekabor HM

***) Dichter Aluminiumoxid Al₂O₃, Massengehalt 99 %

1) Wärmebehandelt

Tabelle 1 Chemische Zusammensetzung der Versuchswerkstoffe

Werkstoff		Elastizitätsmodul	Poissonzahl	Dichte	Spezifische Wärme	Wärmeleitfähigkeit λ	
		E/kp/mm ² /	ν	ρ[p/mm ³]	c[cal/gr°C]	[kcal/mh°C]	[cal/cm s°C]
DC	(DMo 5) S 6-5-2	2,172 · 10 ⁴	0,288	8,1	0,127	-	0,056-0,068 0,048-0,054
DD	42 CrMo 4*)	2,1 · 10 ⁴	0,3	7,85	0,114	22-45	-
DF	Hartmetall THM	6,3 · 10 ⁴	0,22	15	0,09	-	0,19
DO	boriertes Hartmetall	6,3 · 10 ⁴	0,22	15	0,09	-	0,19
DT	Keramik 710	3,0 · 10 ⁴	0,25	3,7	0,20-0,25	16-25	-
DE	Vergütungsstahl Ck 60	2,1 · 10 ⁴	0,3	7,85	0,114	22-45	-

*) Alle Werte beziehen sich auf den Stahlkern!

Tabelle 2 Einige physikalische Daten der Versuchswerkstoffe

den Stiften wurde die Mikrohärtigkeit (HV 0,2) jeweils an der bearbeiteten Kontaktfläche und an der metallographischen Probe dicht am Rand und auch mit zunehmender Entfernung vom Rand ermittelt. Die Ergebnisse der Messungen liegen in der folgenden Tabelle 4 vor. Als Kommentar zu den Ergebnissen muß man hinzufügen, daß die Abweichungen mit steigender Härte zunehmen. Besonders große Abweichungen (bis 2,5 %) zeigten sich bei dem boriierten Hartmetall. Anderer-

seits wurde bemerkt, daß sich die Härtewerte, gemessen an der Kuppe des Stiftes, mit den gemessenen Werten am metallographischen Schliff bis zu 6 % zugunsten der Messungen an der Kuppe unterscheiden.

Versuchswerkstoff	Gemittelte Rauhtiefe $R_z / \mu\text{m}$
Schnellarbeitsstahl	0,91 \pm 0,20
borierter Stahl	0,88 \pm 0,13
Hartmetall	1,02 \pm 0,14
boriertes Hartmetall	1,16 \pm 0,15
Keramik 710	1,48 \pm 0,29
Vergütungsstahl	0,87 \pm 0,05

Tabelle 3
Ausgangsrauigkeiten der Versuchsstifte und der Scheibe aus Vergütungsstahl

An der Scheibe konnte die Mikrohärtigkeit wegen der schwer erkennbaren Eindrücke nicht gemessen werden. Grund dafür war die durch das Läppen kontrastarm gewordene Oberfläche, so daß man bei der Messung der kleinen Abdrücke mit erheblichen Fehlern hätte rechnen müssen. Deshalb wurde eine Makrohärtemessung vorgenommen.

Die Messungen an 36 Scheiben lieferten einen Mittelwert von HV 10 = 215,6 kp/mm². Die Messungen der Mikrohärtigkeit an einer metallographischen Probe ergaben einen Mittelwert von HV 0,2 = 245,9 kp/mm².

In Tabelle 4 sind die Ergebnisse der Messungen der Mikrohärtigkeit der Stifte zusammengefaßt.

Versuchswerkstoff	Ergebnisse der Messungen HV 0,2		
	am Stift	am Schliff	an der Boridschicht
Schnellarbeitsstahl	838 \pm 18	821 \pm 10	-
borierter Stahl	-	319 \pm 9*)	1356 \pm 56
Hartmetall	1821 \pm 50	1712 \pm 56	-
boriertes Hartmetall**)	1919 \pm 75	1796 \pm 14	-
Keramik 710 ***)	-	-	-

*) Härte des Stahlkernes aus 42 CrMo 4

***) Boridschicht nicht nachgewiesen. Laut Herstellerangaben auch nicht breiter als der Meßabdruck, so daß die Messung unmöglich wäre.

***) Abdrücke wegen des nichtreflektierenden Abdrucks nicht zu erkennen. Mos-Härte 9

Tabelle 4 Ergebnisse der Härtemessungen der Versuchsstifte

Die Tiefe der boriierten Schicht an der Probe aus 42 CrMo 4 wurde auch ermittelt. Sie betrug zwischen 72 und 86 μm und weist auf eine eindeutige borarme Fe_2B -Phase hin.

4.2 Versuchsdurchführung

Die direkten Vorbereitungen für einen Versuch begannen mit dem Einbau der Reibpartner in ihre Halterungen. Dabei wurde darauf geachtet, daß die Proben nicht mechanisch beschädigt oder mit Fingerabdrücken verunreinigt werden.

Mit dem Mehrstufendruckregler wurde der Öldruck in der hydraulischen Leitung langsam vergrößert und dadurch eine Bewegung des Stiftes in Richtung Scheibe zwecks Kontaktaufnahme verursacht. Dieser Augenblick (und dadurch die Größe des Kontaktdruckes) wurde mit einem Fernglas, das eine 12,5fache Vergrößerung besitzt, ermittelt. Ermöglicht wurde das durch eine, an der Gegenseite der Linie Stift-Fernrohr montierte Lichtquelle, deren Beleuchtung ein Konturenbild des Stiftes an der Scheibenoberfläche sichtbar machte. Dadurch konnte man den Kontakt zwischen den beiden "Bildern" mit der 12,5fachen Vergrößerung sehr genau ermitteln.

Da jede Scheibe eine gewisse Planlaufabweichung aufweist, wurde durch Drehen die Stelle mit der maximalen negativen Abweichung, also das Tal, bestimmt und dann eine Kontaktdruckkorrektur vorgenommen.

Als die Größe des Kontaktdruckes bekannt war, wurde der Stift immer mit der konstanten Normalkraft von $F_N = 5 \text{ N}$ belastet. Es folgte der Einbau der Wegaufnahmehalterung in den mit der Druckstange verbundenen Meßbalken unter Einhaltung eines Anfangsluftspaltes von $L_A = 1 \text{ mm}$. Danach wurde die Versuchskammer geschlossen und mit synthetisch reiner, auf 50 % befeuchteter Luft durchgespült. Nach Erreichung der gewünschten Feuchtigkeitskonzentration wurde die Zufuhr der Luft eingestellt und die Kammerventile abgeschlossen.

Bis zum Anfang des Versuches wurde eine 30 min Pause, zwecks Homogenisierung des Luftgemisches und Befeuchtung der Reibpartner, eingeleitet. In der Zwischenzeit wurden bei allen Meßinstrumenten die Ausgangspositionen (Nullpunkt) eingestellt und kurz vor dem Beginn des Versuches noch einmal nachkontrolliert. Die Dauer der einzelnen Versuche wurde von der Ermittlung einer Verschleiß-Gleitweg Abhängigkeit bestimmt. Die Versuche wurden nach einer bestimmten Zeit (die einem gewissen Gleitweg entspricht) abgebrochen. Während des Versuches wurde die Temperatur der Stiftflanke, die Reibkraft, der Verschleiß und die Normalkraft durch verschiedene Schreiber registriert. Nach dem Versuch wurde die Stiftkalotte gemessen und danach das Abriebvolumen bestimmt.

Die schon gebrauchten Probekörper wurden in Exsikkatoren aufbewahrt.

Die Zahl der bei den jeweiligen Paarungen und Geschwindigkeiten durchgeführten Versuche wurde durch die Streuung der Ergebnisse bei Erfassung der drei grundlegenden Abhängigkeiten: Abriebvolumen-Gleitweg, Reibkraft-Gleitweg und Temperatur-Gleitweg, bestimmt. Die meisten Streuungen gab es bei den Versuchen mit Stiften aus Hartmetall und boriiertem Hartmetall bei 30 m/s Gleitgeschwindigkeit, die wenigsten bei den Stiften aus Schnellarbeitsstahl.

Die Dauer der Versuche (die Länge des Gleitweges) wurde vom Erreichen des thermischen Gleichgewichtszustandes oder des Temperaturmaximums bestimmt. Wie die Vorversuche zeigten, führte das bei jeder Paarung und verschiedenen

Gleitgeschwindigkeiten zu unterschiedlichen Ergebnissen. Um eine bestimmte Gleichmäßigkeit zu erreichen, wurde der maximale Gleitweg der Versuche folgendermaßen begrenzt:

- bei Gleitgeschwindigkeit von $V = 30, 10$ und 3 m/s - $L_{\max} = 10.000 \text{ m}$
- bei $v = 1 \text{ m/s}$ - $L_{\max} = 7.200 \text{ m}$
- bei $v = 0,3 \text{ m/s}$ - $L_{\max} = 5.000 \text{ m}$

5. Ergebnisse und Diskussion

Im folgenden werden die Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen vorgestellt.

Die Versuche wurden in der Regel nach 1000, 3000, 5000, 7200 und 10000 m Gleitweg beendet. Ausnahmen wurden bei $v = 1$ und $0,3 \text{ m/s}$ gemacht, indem man auf die Versuchsdauer von 10000 m bzw. 7200 und 10000 m verzichtete. Das beeinflusste die Verschleißerscheinungsformen nicht, da die Reibpartner bei diesen niedrigen Gleitgeschwindigkeiten nach einem viel kürzeren Gleitweg ihr thermisches Gleichgewicht bereits erreicht hatten.

Anschließend wurden die Kalottendurchmesser der verschlissenen Stifte gemessen und gemäß der Formeln (10) und (11) (Abschnitt 3.6.3) deren Abriebvolumen errechnet.

Nach den Messungen wurden die Probekörper in Exsikkatoren aufbewahrt.

Das Abriebvolumen der Grundkörper (der Scheiben) wurde meßtechnisch nicht erfaßt.

5.1 Paarung Schnellarbeitsstahl - Vergütungsstahl Ck 60

5.1.1 Einfluß des Gleitweges

Wie aus dem Abriebvolumen-Gleitweg-Diagramm (Abb. 32) und den in Tabelle 5 vorgestellten b -Werten der Funktion $W = m \cdot L + b$ ersichtlich, weisen die Verschleißkurven auf einen mit steigender Gleitgeschwindigkeit zunehmenden Einlaufverschleiß hin.

Material des Stiftes	Gleitgeschwindigkeit $V \text{ /m/s/}$	Werte der Koeffizienten der Verschleißkurve, bei $L \text{ /m/}$ $W = mL + b$	
		$m \cdot 10^{-6}$	b
Schnellarbeitsstahl	0,3	10,354	0,00641
	1	8,550	0,00962
	3	9,849	0,03609
	10	30,545	0,10502
	30	43,105	0,10833

Tabelle 5 Werte der Koeffizienten der Verschleißkurve bei der Paarung Schnellarbeitsstahl - Vergütungsstahl Ck 60

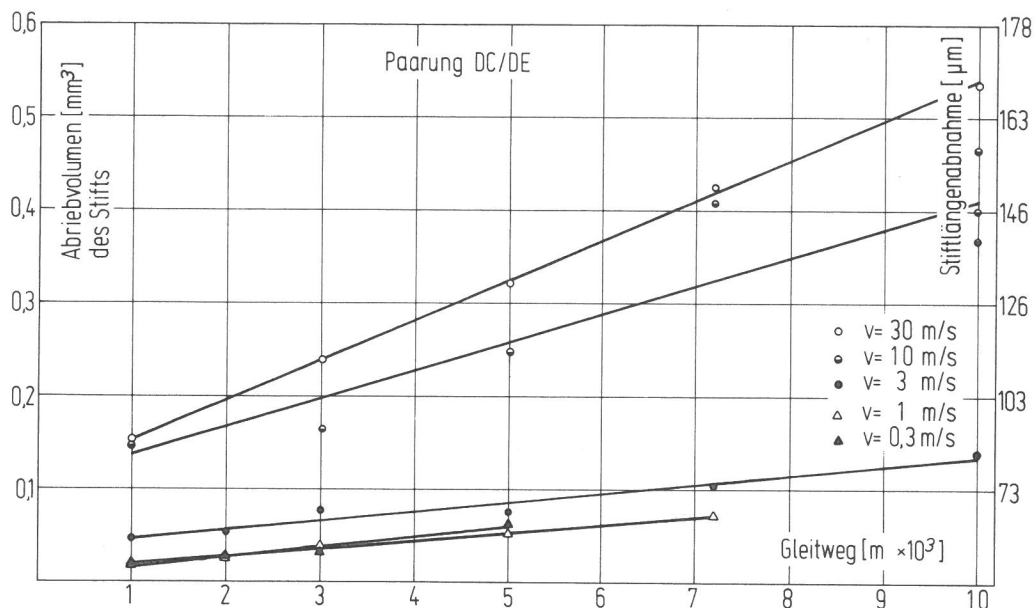


Bild 32

Abriebvolumen-Gleitweg-Diagramm. Paarung DC (Schnellarbeitsstahl) /DE (Vergütungsstahl)

Streuungen der Versuchsergebnisse, die auf einen nichtlinearen Verlauf des Abriebvolumens im untersuchten Gleitwegbereich hinweisen können, wurden nur bei der Gleitgeschwindigkeit $v = 10 \text{ m/s}$ bemerkt.

Die Neigung der verschleißkennzeichnenden Geraden (Tab. 5) deuten auf zwei, in bezug auf den Verschleißbetrag, unterschiedliche Geschwindigkeitsbereiche hin. Die Werte im ersten Geschwindigkeitsbereich ($v = 0,3, 1 \text{ und } 3 \text{ m/s}$), die sich untereinander unwesentlich unterscheiden, liegen deutlich unter den m-Werten des zweiten Bereiches ($v = 10 \text{ und } 30 \text{ m/s}$).

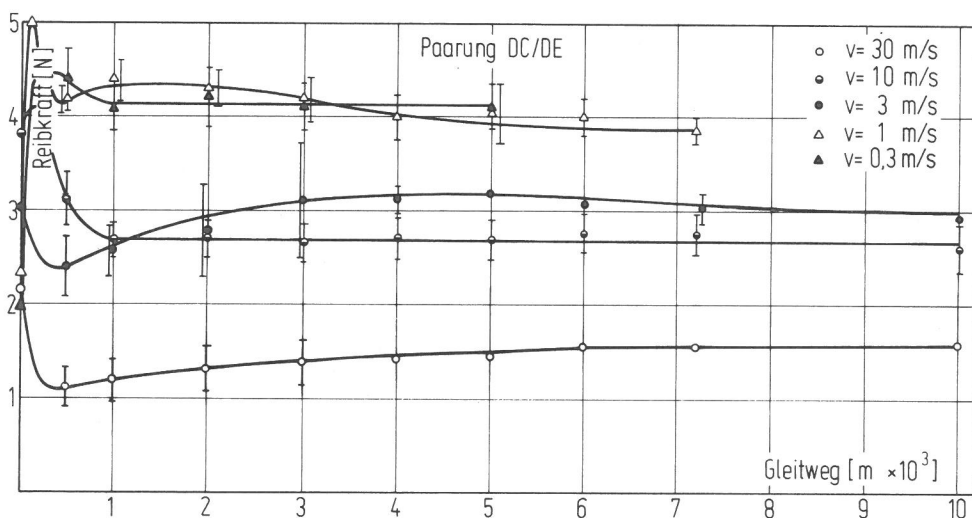


Bild 33

Reibkraft-Gleitweg-Diagramm. Paarung DC (Schnellarbeitsstahl) /DE (Vergütungsstahl)

Aus dem Reibkraft-Gleitweg-Diagramm (Abb. 33) läßt sich erkennen, daß der Beharrungszustand nach unterschiedlich langen Gleitwegen erreicht wird. Der Einlaufvorgang wird bei den Gleitgeschwindigkeiten $v = 0,3, 1 \text{ und } 10 \text{ m/s}$ durch einen kurz nach Versuchsbeginn eintretenden Maximalwert gekennzeichnet. Im Gegensatz dazu weisen die Einlaufkurven bei $v = 3 \text{ und } 30 \text{ m/s}$ auf eine nach Einlaufbeginn eintretende fallende Tendenz und auf einen Minimalwert hin.

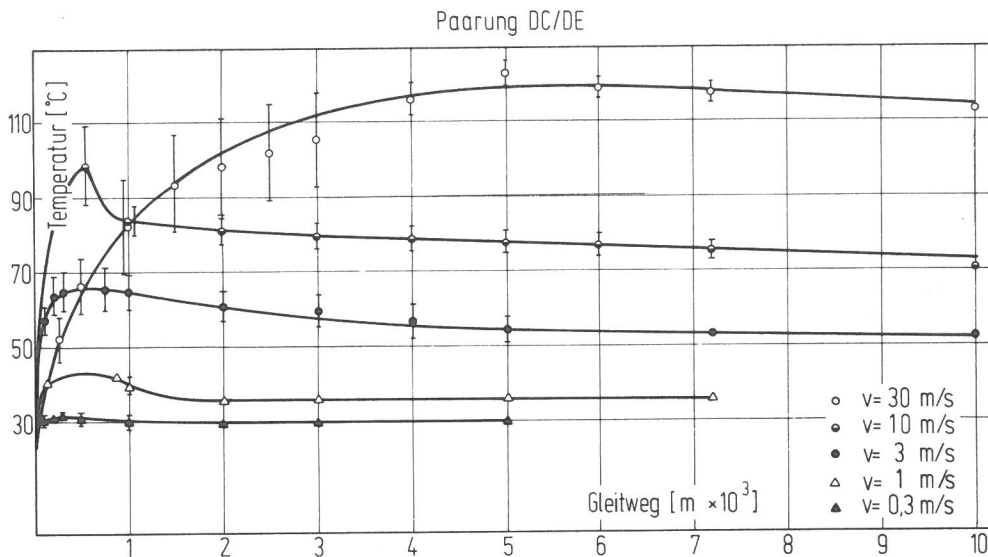


Bild 34
Temperatur-Gleitweg-Diagramm. Paarung DC (Schnellarbeitsstahl) / DE (Vergütungsstahl)

Das Temperatur-Gleitweg-Diagramm (Abb. 34) zeigt, daß der Gleichgewichtszustand mit steigender Gleitgeschwindigkeit nach immer längeren Gleitwegen eintritt. Kennzeichnend für den Einlaufverlauf ist das Erreichen eines Maximalwertes mit anschließendem Übergang zu einem linearen Kurvenverlauf. Dieser Maximalwert sowie die Werte im Gleichgewichtszustand sind der Gleitgeschwindigkeit proportional.

5.1.2 Einfluß der Gleitgeschwindigkeit

Die Abhängigkeit des Abriebvolumens des Stiftes von der Gleitgeschwindigkeit ist in Abb. 35 dargestellt. Die Verschleißkurven (deren Werte dem Diagramm, Abb. 32, für unterschiedliche Gleitwege entnommen worden sind) weisen auf eine mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit steigende Tendenz hin. Die Kurve, die dem Gleitweg von 1000 m entspricht, ist für den Einlaufverschleiß kennzeichnend.

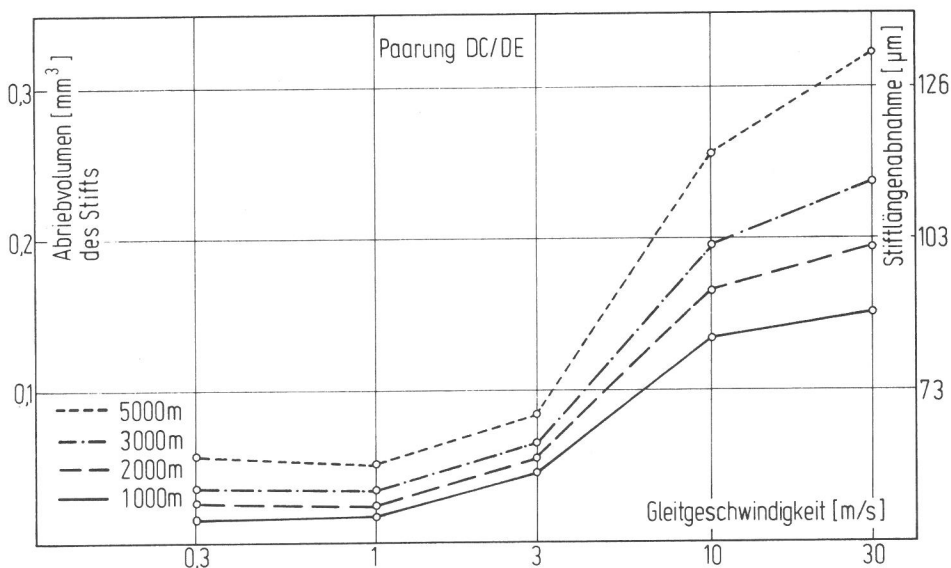


Bild 35
Die Abhängigkeit des Stiftverschleißes von der Geschwindigkeit. Paarung DC (Schnellarbeitsstahl) / DE (Vergütungsstahl)

Die fallende Tendenz der Reibkraft sowie die Zunahme der gemessenen Temperatur mit steigender Gleitgeschwindigkeit ist aus den Diagrammen (Abb. 36 und 37) deutlich erkennbar.

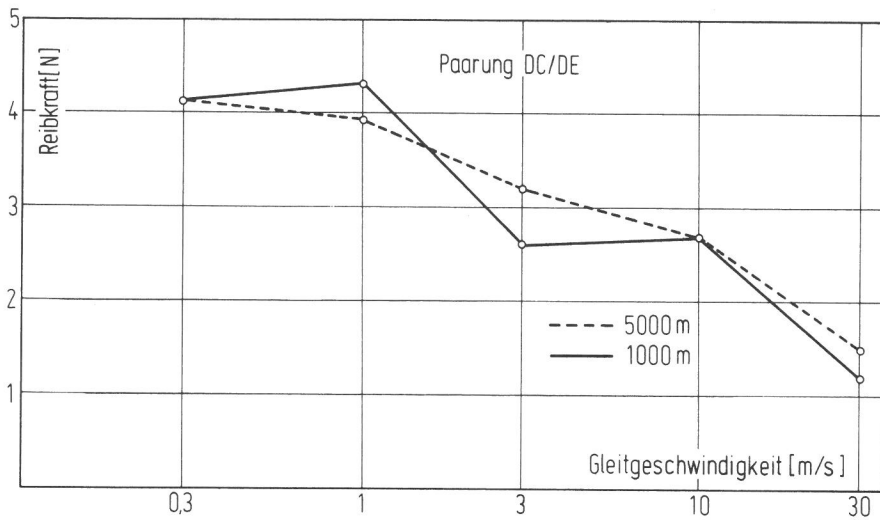


Bild 36
Die Reibkraft in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit. Paarung DC (Schnellarbeitsstahl) / DE (Vergütungsstahl)

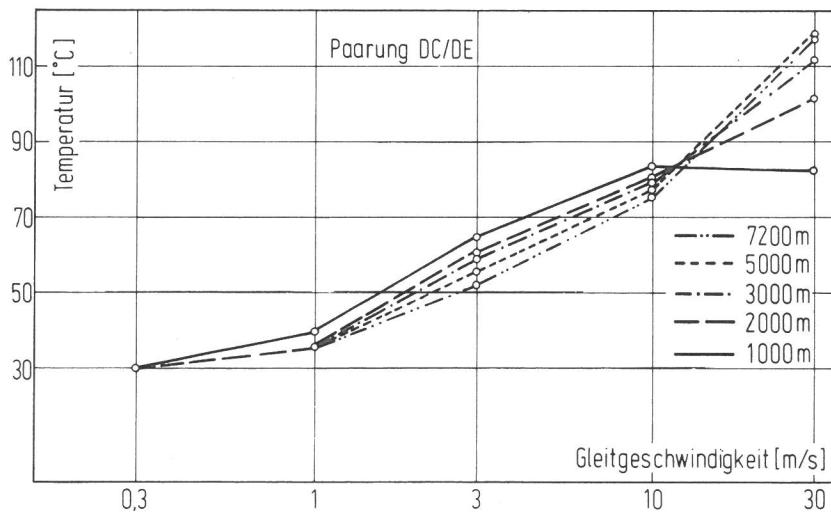


Bild 37
Die gemessene Temperatur in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit. Paarung DC (Schnellarbeitsstahl) / DE (Vergütungsstahl)

5.1.3 Verschleißerscheinungsformen










Die Beobachtungen durch das Lichtmikroskop zeigten, daß man je nach Oberflächenbeschaffenheit die verschlissenen Stiftkalotten in Abhängigkeit von der Geschwindigkeit in drei Gruppen einordnen kann. Die erste Gruppe erfaßt die Geschwindigkeit $v = 0,3$ und 1 m/s, die zweite die Geschwindigkeit $v = 3$ und 10 m/s und die dritte die Geschwindigkeit $v = 30$ m/s.

Die erste Gruppe ist durch eine sehr starke Oxydation der Abriebpartikel, die sich mit ihrer rostbraunen Farbe deutlich erkennen lassen, gekennzeichnet. Diese Abriebpartikel verbleiben in großer Menge an der Stiftkalotte sowie um den Kalottenrand. In sehr kleinen Mengen ist auch plättchenartiger Abrieb bemerkbar sowie Spuren von einer hellgrauen, von der Scheibe stammenden Übertragungsschicht.














Bei der zweiten Gruppe findet eine Kombination von heller und hellgrauer Übertragungsschicht statt. Die Farbe der Abriebpartikel ist grüngrau. Sie befinden sich vorwiegend an der Stiftkalotte und nehmen mit steigender Gleitgeschwindigkeit ab.

Bei $v = 30 \text{ m/s}$ ist das Bild der mit hellgrauer und heller Schicht bedeckten Stift-
 oberfläche noch ausgeprägter. Ermüdungsrisse, die sich quer zur Gleitrichtung
 erstrecken, sind an der hellgrauen Übertragsschicht zu bemerken (Abb. 41).
 Abriebpartikel sind weder auf der Stiftoberfläche noch am Rand zu identifizieren.

Um eine größere Übersicht der auftretenden Verschleißerscheinungsformen zu
 ermöglichen, wurden die o. e. Erscheinungsbilder mit entsprechenden Symbolen
 versehen und in Abb. 38 tabellarisch dargestellt.

	Oberfläche ohne Übertrag
	Oberfläche mit Übertrag
	Oberfläche mit haftenden Tribooxidationspartikeln
	Tribooxidationspartikel an der Oberflächenkante
	Zerrüttungsrisse am Übertrag
	Zerrüttungsrisse im Grundmaterial
	Oberfläche mit Riefen
	Scheibenspur mit (Rück)Übertrag
	Scheibenspur mit Riefen

*Symbole zur Kennzeichnung der Verschleiß-
erscheinungsformen*

Paarung	BAM- Bezeichnung	Gleitweg [km]	Gleitgeschwindigkeit [m/s]									
			0,3		1		3		10		30	
			Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe
Schnellarbeitsstahl – Ck 60	DC/DE	10										
		5										
		1										

*Bemerkung: Im Geschwindigkeitsbereich zwischen $v = 0,3$ und $v = 3 \text{ m/s}$ rostbraune und grüngraue Abriebpartikel,
 bei $v = 10 \text{ m/s}$ nur grüngraue Abriebpartikel*

Bild 38

Verschleißerscheinungsbilder der Paarung Schnellarbeitsstahl – Vergütungsstahl Ck 60

5.1.4 Diskussion

Die Beobachtungen der Kontaktflächen am Licht- und Rasterelektronenmikroskop führten zur Feststellung folgender Befunde:

1. Die Dichte der Oxidbeläge nimmt mit steigender Geschwindigkeit ab (Abb. 39 und 40).
2. Die Adhäsion nach $v = 10$ und 30 m/s ist stärker als bei den niedrigeren Gleitgeschwindigkeiten ausgeprägt (Abb. 39 und 40).
3. Bei hohen Gleitgeschwindigkeiten ($v = 30$ m/s) machen sich Zerrüttungsrisse in der Übertragsschicht bemerkbar (Abb. 41).

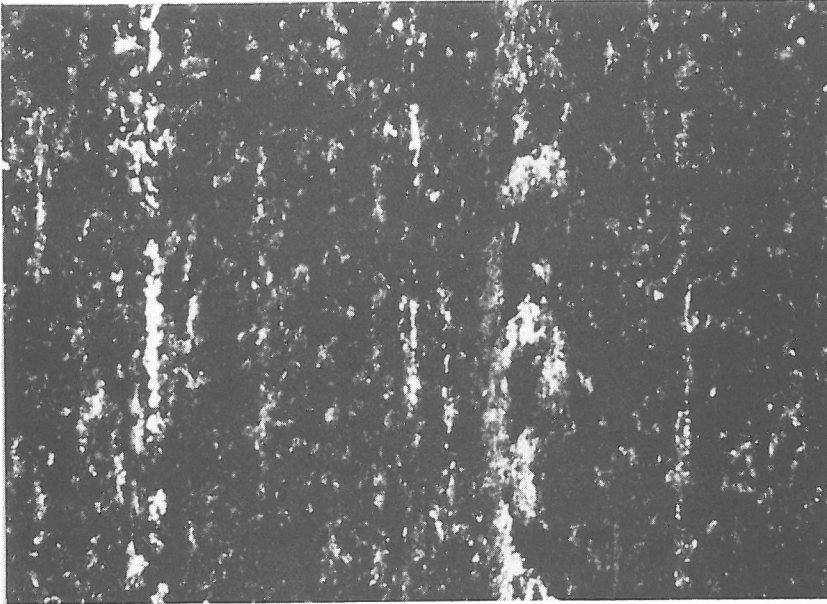
Auf Grund der vorliegenden Ergebnisse, des Vergleichsdiagramms in Abb. 42 und den durch beiliegende Aufnahmen erläuterten Befunde kann man den Verschleißvorgang dieser Paarung im untersuchten Geschwindigkeitsbereich folgendermaßen deuten.

Im unteren Geschwindigkeitsbereich bildet sich eine durch rostbraune Abriebpartikel gekennzeichnete Oxidschicht aus. Diese Oxidschicht besitzt offensichtlich eine ausreichende Dicke, verhindert vorerst die Bildung einer Adhäsionschicht und übt eine verschleißschützende Rolle aus.

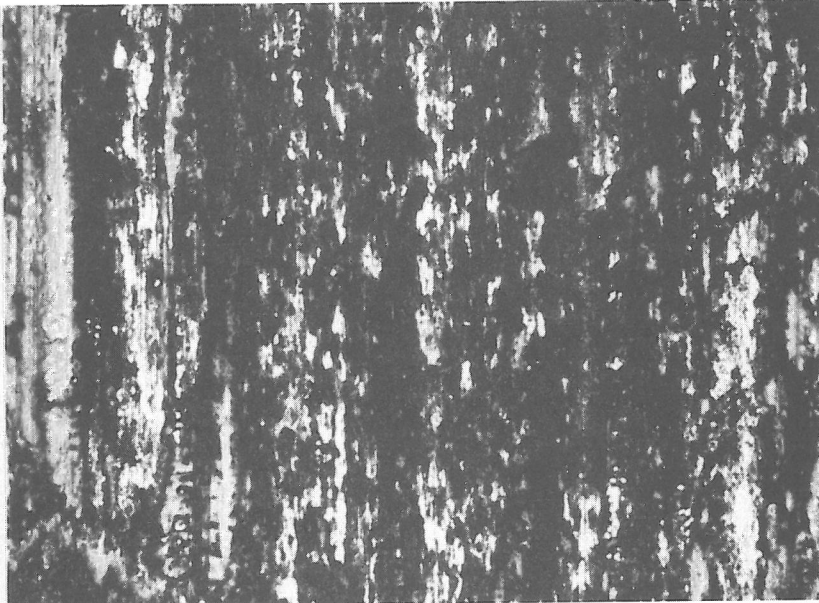
Wegen der kürzeren zur Verfügung stehenden Reaktionszeiten, nimmt mit steigender Gleitgeschwindigkeit die Bildung des Fe_3O_4 auf Kosten des mit rostbrauner Farbe gekennzeichneten α - Fe_2O_3 zu. Da die aus Fe_3O_4 gebildeten Schichten dünner als die aus α - Fe_2O_3 sind, können diese leichter durchbrochen werden und damit zu einer Begünstigung der Adhäsionsbildung führen. Dadurch läßt sich die Zunahme des adhäsiven Verschleißes mit steigender Geschwindigkeit erklären.

Aus den Beobachtungen der Gleitspuren aufnahmen der Grundkörper geht deutlich hervor, daß Adhäsionsprozesse im gesamten Geschwindigkeitsbereich auftreten. Diese Prozesse führten wahrscheinlich überwiegend zum Übertrag des weicheren Scheibenmaterials auf den härteren Stift. Dieses übertragene Material oxidierte bei niedrigen Gleitgeschwindigkeiten, so daß auf den Stiftoberflächen Tribooxidationsprodukte zu erkennen sind. Offensichtlich wurde auch Material auf die Scheibe zurückübertragen, wie es z.B. aus Abb. 43 ersichtlich ist.

Bei höheren Gleitgeschwindigkeiten fand nur noch eine verminderte Tribooxidation des übertragenen Materials statt. Dadurch wurde die Bildung der Übertragsschichten begünstigt. Die Abnahme der Härte des Stiftmaterials, beeinflusst durch die in diesem Geschwindigkeitsbereich herrschenden Temperaturen, hatte eine Trennung der Übertragsschicht an der Stiftoberfläche zur Folge und verursachte einen erhöhten Verschleiß. Dieser Verschleiß wurde auch durch die in der Übertragsschicht sich ausbildenden Zerrüttungsrisse begünstigt.



a) DC 11



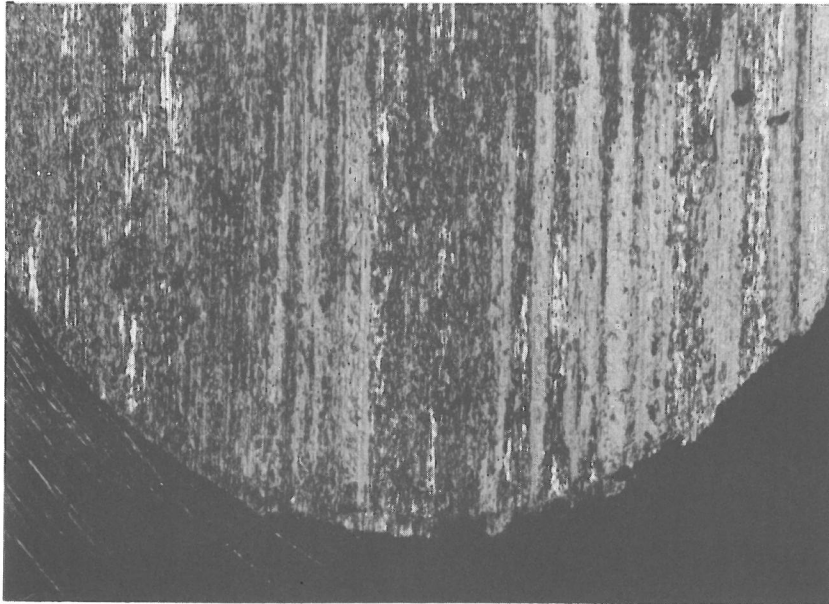
b) DC 20



c) DC 28

Bild 39

Stiftproben aus Schnellarbeitsstahl
nach jeweils 1000 m Gleitweg-Ver-
größerung 130mal a) $v = 0,3$ m/s,
b) $v = 1$ m/s, c) $v = 3$ m/s



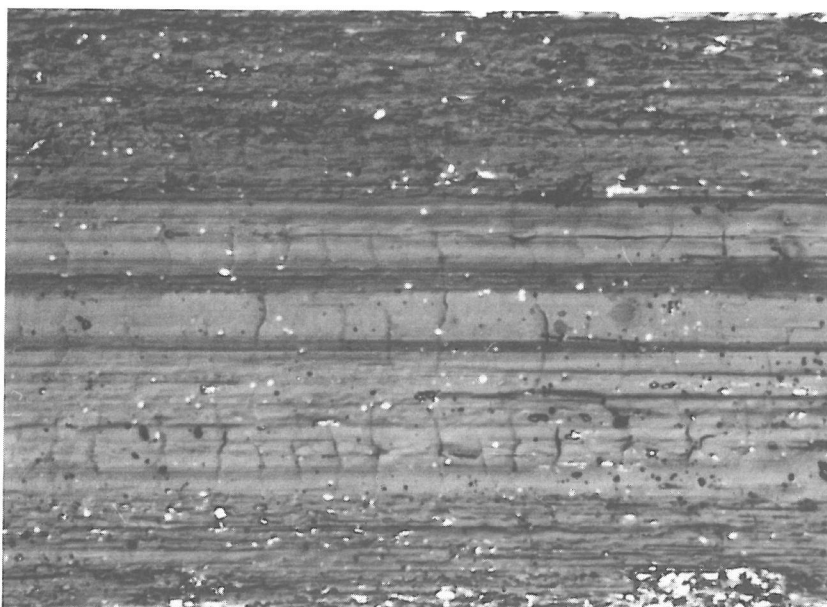
a) DC 16



b) DC 30

Bild 40

Stiftproben aus Schnellarbeitsstahl nach jeweils 1000 m Gleitweg-Vergrößerung 64mal a) $v = 10$ m/s, b) $v = 30$ m/s



DC 30

Bild 41

Zerrüttungsrisse an der Übertragungsschicht. Stift aus Schnellarbeitsstahl bei $v = 30$ m/s nach 1000 m Gleitweg. Vergrößerung 400fach

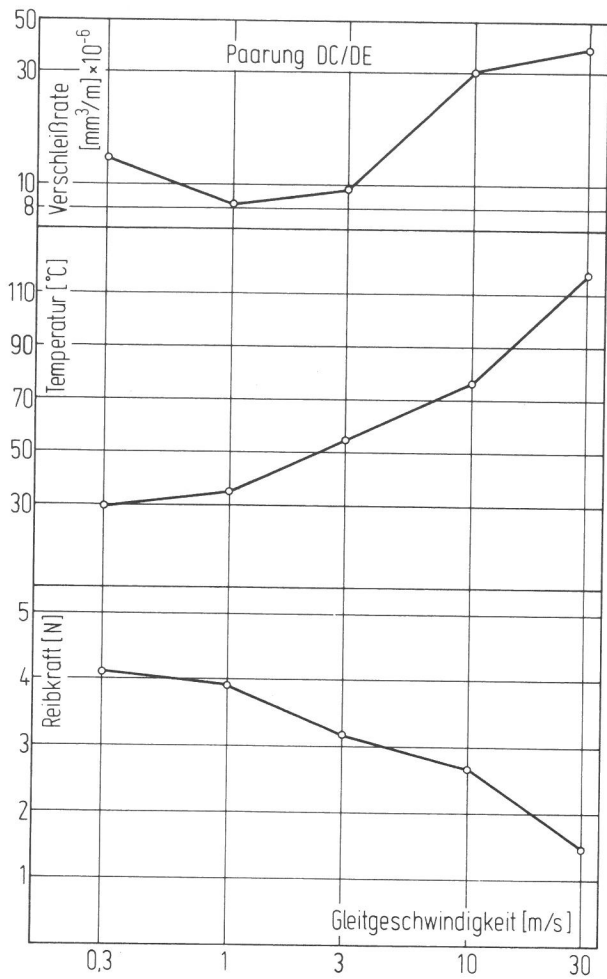


Bild 42
 Vergleichsdiagramm der Verschleißrate, der Temperatur und der Reibkraft in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit. Paarung DC (Schnellarbeitsstahl) / DE (Vergütungsstahl)

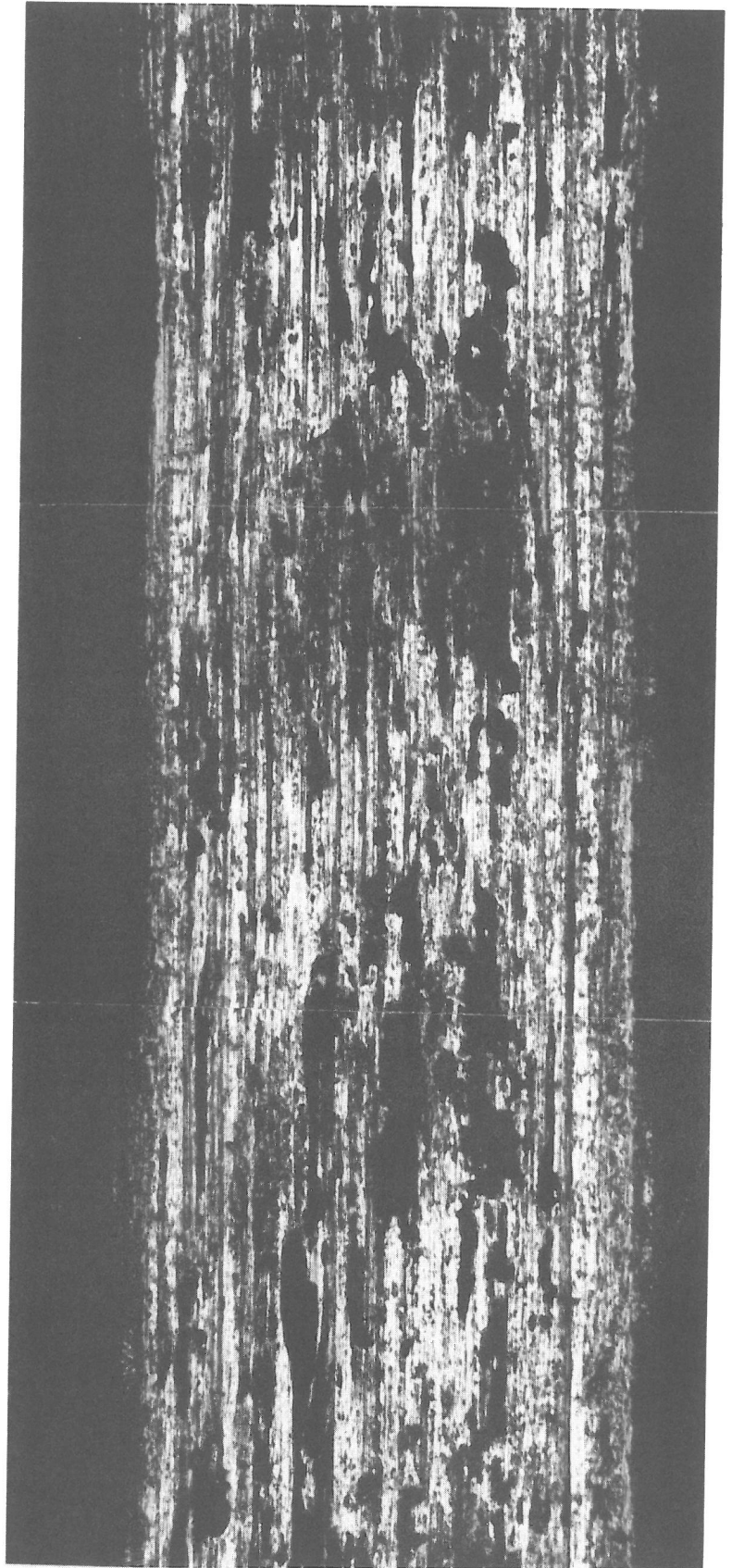


Bild 43
 Paarung DC (Schnellarbeitsstahl) / DE (Vergütungsstahl) Geschwindigkeit $v = 1 \text{ m/s}$, Gleitweg 1000 m Scheibenbezeichnung DE 454, Vergrößerung 64 x

5.2 Paarung borierter Stahl - Vergütungsstahl Ck 60

5.2.1 Einfluß des Gleitweges

Wie aus dem Abriebvolumen-Gleitweg-Diagramm (Abb. 44) und den in Tab. 6 vorgestellten b -Werten der Funktion $W = m \cdot L + b$ ersichtlich, weisen die Verschleißkurven auf konvexe (positive b -Werte) und konkave (negative b -Werte) Einlaufkurven hin.

Streuungen der Meßwerte, die einen nichtlinearen Verschleißverlauf andeuten, wurden nicht festgestellt. Jedoch lassen die Ergebnisse bei den Gleitgeschwindigkeiten $v = 0,3$ und 10 m/s die Vermutung zu, daß die entsprechenden Einlaufstadien erst nach 2000 m bzw. 4000 m Gleitweg beendet werden.

Die Neigung der Verschleißkurven (Tab. 6) deuten auf zwei unterschiedliche Geschwindigkeitsbereiche hin. Der erste Bereich (bei $v = 0,3$ und 1 m/s) ist durch den Durchbruch der Boridschicht gekennzeichnet. Im zweiten (bei $v = 3, 10$ und 30 m/s) bleibt die o. e. Schicht erhalten.

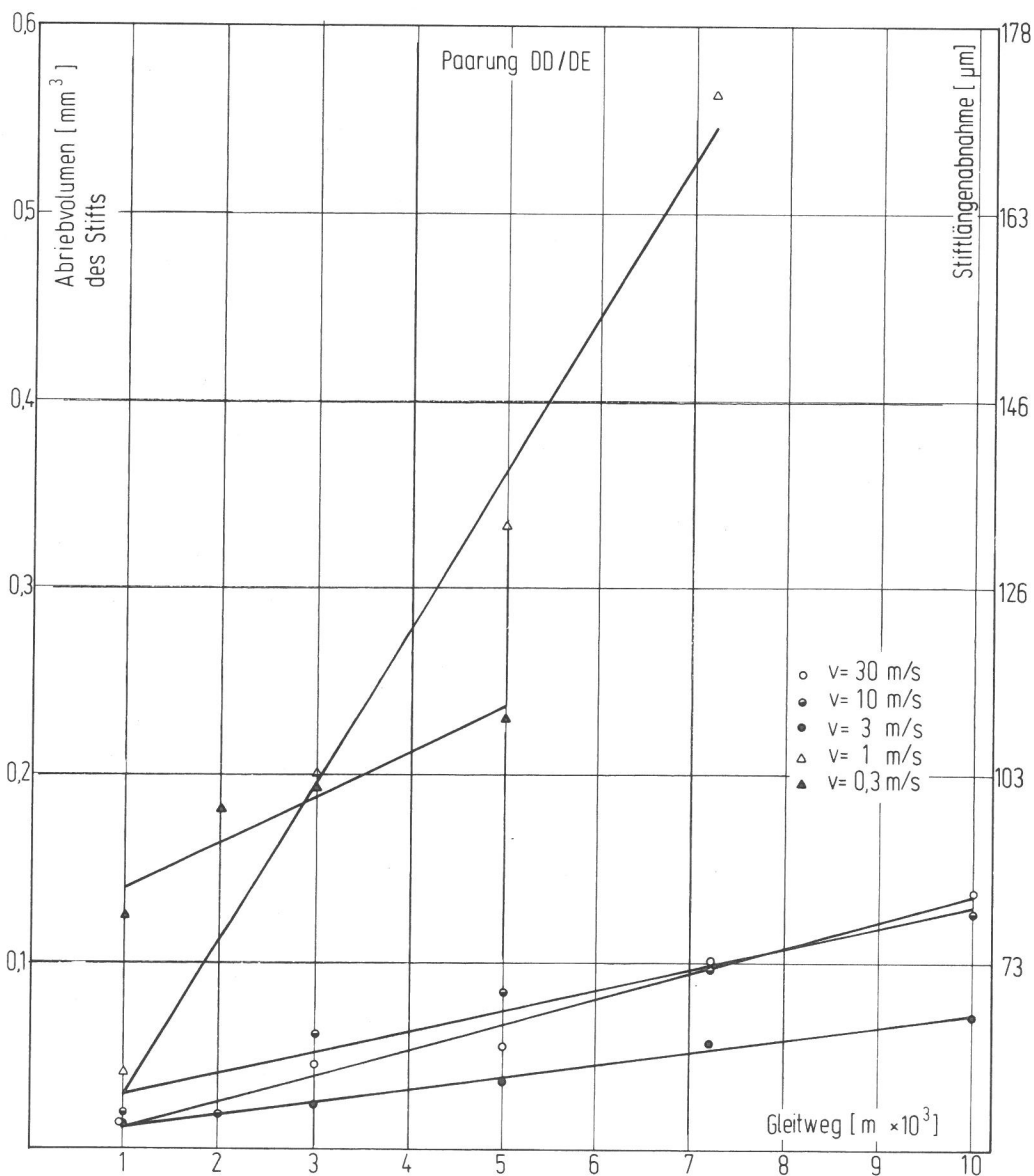


Bild 44

Verschleiß-Gleitweg-Diagramm. Paarung DD (borierter Stahl) / DE (Vergütungsstahl)

Material des Stiftes	Gleitgeschwindigkeit V /m/s/	Werte der Koeffizienten der Verschleißkurve bei $L / m /$ $W = mL + b$	
		$m \cdot 10^{-6}$	b
Borierter Stahl	0,3	24,291	0,1145
	1	82,828	-0,0516
	3	6,756	0,0041
	10	11,175	0,0178
	30	13,744	-0,0027

Tabelle 6 Werte der Koeffizienten der Verschleißkurve bei der Paarung borierter Stahl - Vergütungsstahl Ck 60

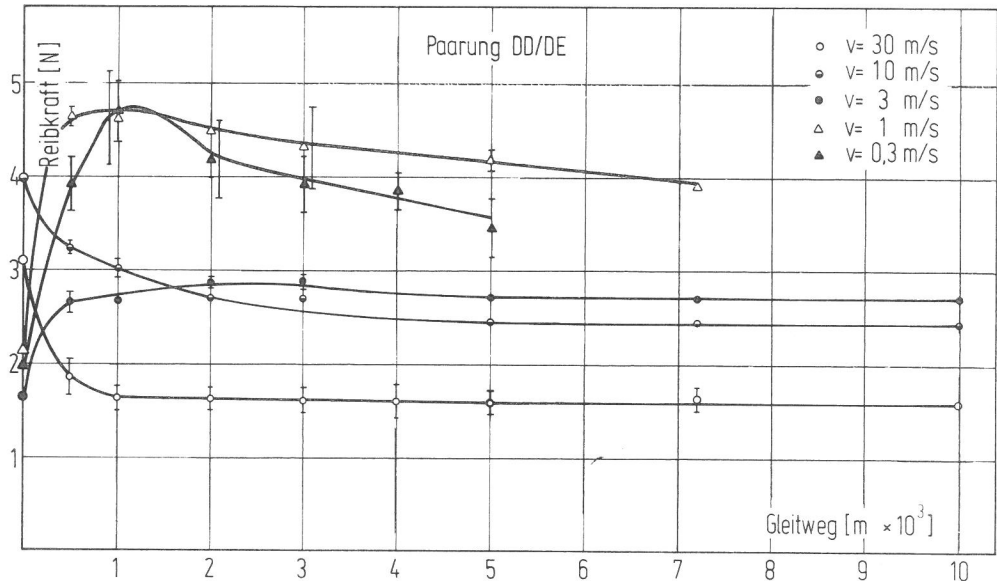


Bild 45 Reibkraft-Gleitweg-Diagramm. Paarung DD (borierter Stahl) / DE (Vergütungsstahl)

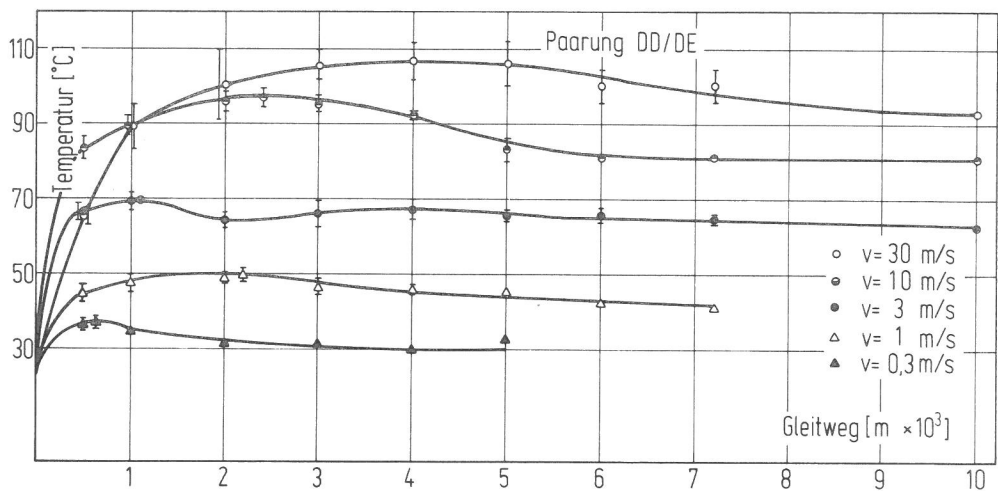


Bild 46 Temperatur-Gleitweg-Diagramm. Paarung DD (borierter Stahl) / DE (Vergütungsstahl)

Aus dem Reibkraft-Gleitweg-Diagramm (Abb. 45) läßt sich erkennen, daß der Beharrungszustand bei den Proben mit durchbrochener Boridschicht im untersuchten Gleitwegbereich nicht eingetreten ist. Diese Kurven zeigen im Einlaufstadium einen deutlichen Anstieg des Reibkraftwertes an und weisen nach Erreichen des Maximalwertes auf eine mit zunehmendem Gleitweg fallende Tendenz hin. Einen ähnlichen aber nicht so ausgeprägten Verlauf zeigt auch die Reibkraftkurve bei $v = 3$ m/s. Im Gegensatz dazu, weisen die entsprechenden Kurven bei $v = 10$ und 30 m/s auf eine bis zur Errechnung des Beharrungszustandes fallende Tendenz hin.

Wie aus dem Temperatur-Gleitweg-Diagramm (Abb. 46) ersichtlich, wurde der thermische Gleichgewichtszustand mit steigender Gleitgeschwindigkeit nach immer längeren Gleitwegen erreicht. Ausnahmen stellen die Temperaturkurven bei $v = 1$ und 3 m/s dar. Die erste erreicht den Gleichgewichtszustand im untersuchten Gleitbereich nicht. Die zweite deutet nach Erreichen des Maximalwertes einen anschließend nicht stark ausgeprägten Mindest- und Höchstwert an.

5.2.2 Einfluß der Gleitgeschwindigkeit

Die Abhängigkeit des Abriebvolumens des Stiftes von der Gleitgeschwindigkeit ist in Abb. 47 dargestellt. Die nachträglich beschriebenen Beobachtungen und die Aufnahmen der Kontaktflächen der Stifte weisen darauf hin, daß bei der Gleitgeschwindigkeit $v = 0,3$ m/s die Boridschicht nach 1000 m Gleitweg durch den auftretenden Verschleiß fast durchbrochen ist (Abb. 50). Das bedeutet, daß im weiteren Verlauf des Reibungsvorganges diese Paarung nicht mehr eindeutig zu bezeichnen ist, da nach dem Durchbruch der harten Schicht die Kontaktfläche des Stiftes aus einem Fe_2B -Ring und einem 42CrMo4-Kern zusammengesetzt ist. Deshalb sind die bei längeren Gleitwegen zustande gekommenen Vorgänge, im Vergleich mit Ergebnissen in Geschwindigkeitsbereichen, in denen diese Schicht noch vorhanden ist, nicht mehr zu vergleichen!

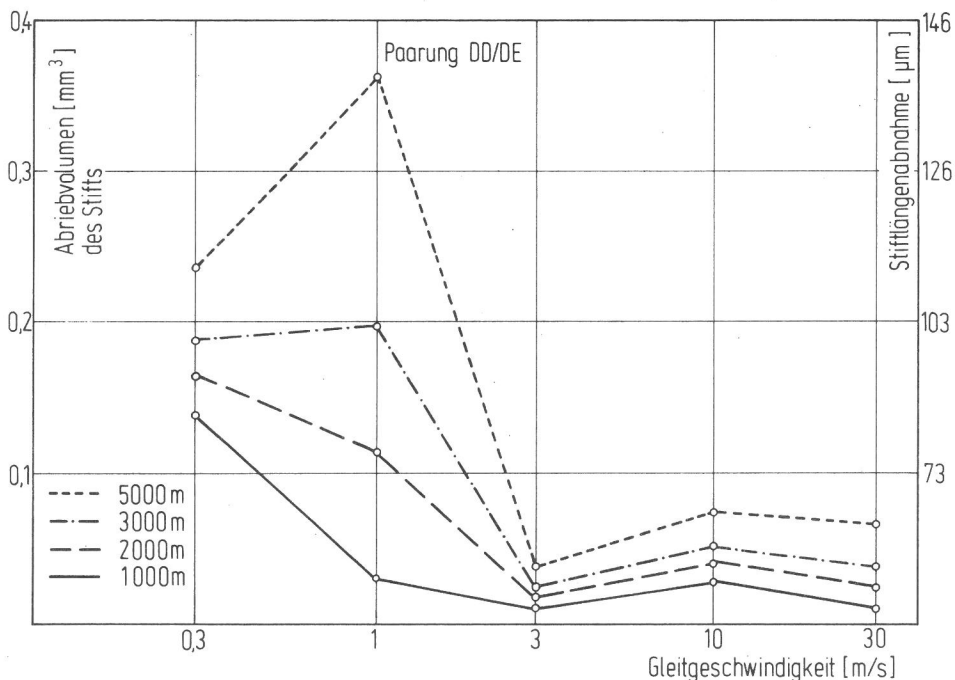


Bild 47

Die Abhängigkeit des Stiftverschleißes von der Geschwindigkeit. Paarung DD (borierter Stahl) / DE (Vergütungsstahl)

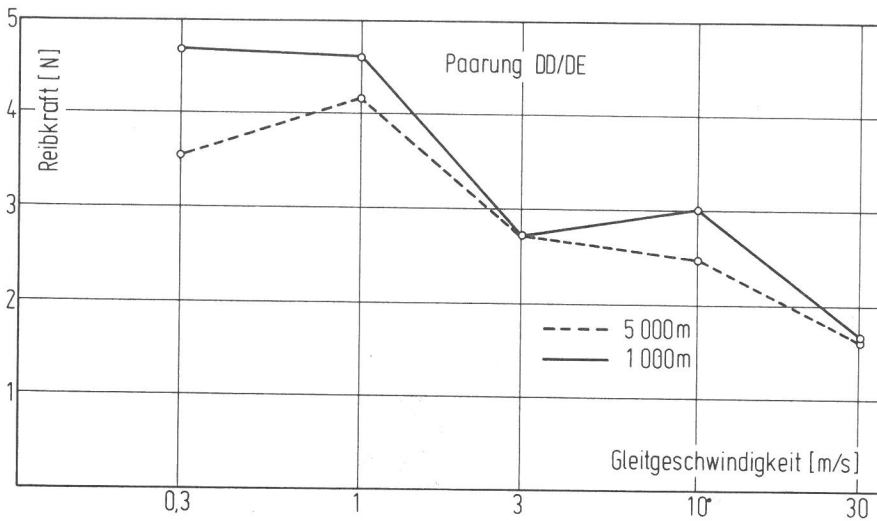


Bild 48
 Abhängigkeit der Reibkraft von der Gleitgeschwindigkeit. Paarung DD (borierter Stahl) / DE (Vergütungsstahl)

Hieraus ergibt sich, daß im Abriebvolumen-Gleitgeschwindigkeitsdiagramm (Abb. 47) nur die Kurve für 1000 m Gleitweg mit den Ergebnissen der anderen Geschwindigkeiten verglichen werden kann. Aus dem Diagramm in Abb. 47 und unter den o. e. Voraussetzungen ist die fallende Tendenz der Verschleißkurve mit zunehmender Geschwindigkeit zu erkennen. Im oberen Geschwindigkeitsbereich dagegen (ab $v = 3$ m/s) verlaufen die Kurven fast parallel, so daß sich ein wesentlicher Einfluß der Gleitgeschwindigkeit nicht erkennen läßt.

Bei der Deutung des Verlaufes der Reibkraftkurve (Abb. 48) muß man von den bereits o. e. Überlegungen bezüglich der erhaltenen oder durchbrochenen Boridschicht ausgehen. Das besagt, daß nur die Kurve für 1000 m Gleitweg im gesamten untersuchten Geschwindigkeitsbereich zu vergleichen ist. Aus diesem Diagramm ist die im allgemeinen als fallend, mit schwach ausgeprägten Mindest- und Höchstwert zu bezeichnende Tendenz dieser Kurve ersichtlich.

Aus dem Temperatur-Gleitgeschwindigkeits-Diagramm (Abb. 49) ist ein mit steigender Geschwindigkeit zunehmender Temperaturanstieg zu erkennen.

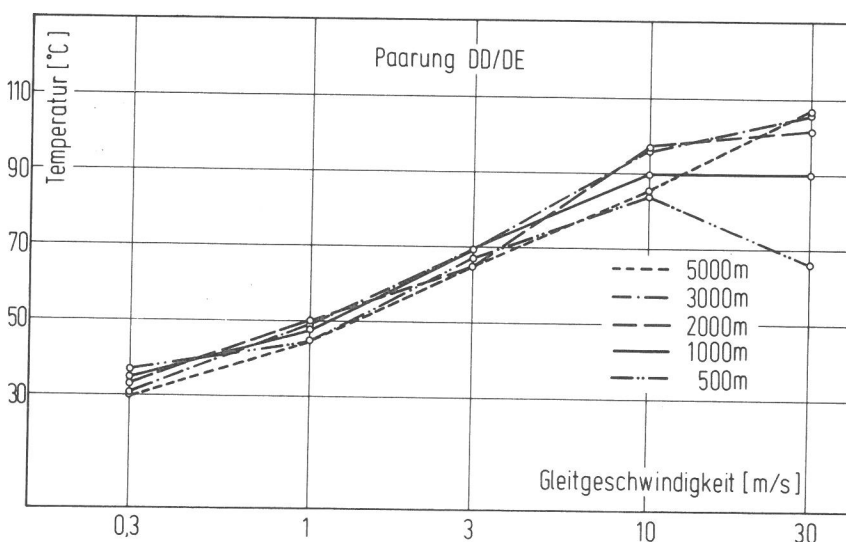


Bild 49
 Abhängigkeit der gemessenen Stifttemperatur von der Gleitgeschwindigkeit. Paarung DD (borierter Stahl) / DE (Vergütungsstahl)

5.2.3 Verschleißerscheinungsformen

Die Beobachtungen durch das Lichtmikroskop lassen erkennen, daß die Boridschicht bei den Versuchen, die bei $v = 0,3$ stattgefunden haben, bereits nach 1000 m Gleitweg (Abb. 50) durchbrochen war.

Die in Abb. 51 abgebildete Gleitspur an der Scheibe läßt die durch wahrscheinlich abrasiver Beanspruchung der Boridschichtpartikel entstandenen Gleitbahnen deutlich erkennen.

Bei der Geschwindigkeit $v = 1$ m/s wird die Boridschicht auch nach 1000 m Gleitweg durchbrochen (Abb. 52 b). Der Verschleißverlauf ist ähnlich dem bei $v = 0,3$ m/s, jedoch durch am Kalottenrand aufhaltende, bröckelartige, graue Partikel und teilweise rostbraunen Abrieb gekennzeichnet. Die Scheibenspuren zeigen stark ausgeprägte Gleitspuren. Die Ursache dafür ist wahrscheinlich die gleiche, wie bei $v = 0,3$ m/s. Offensichtlich ist zwischen den Kontaktflächen ein starker abrasiver Verschleiß vorhanden, der immer neue brockenartige Partikel von dem Stahlkern des Stiftes durch Zerspanen entfernt.

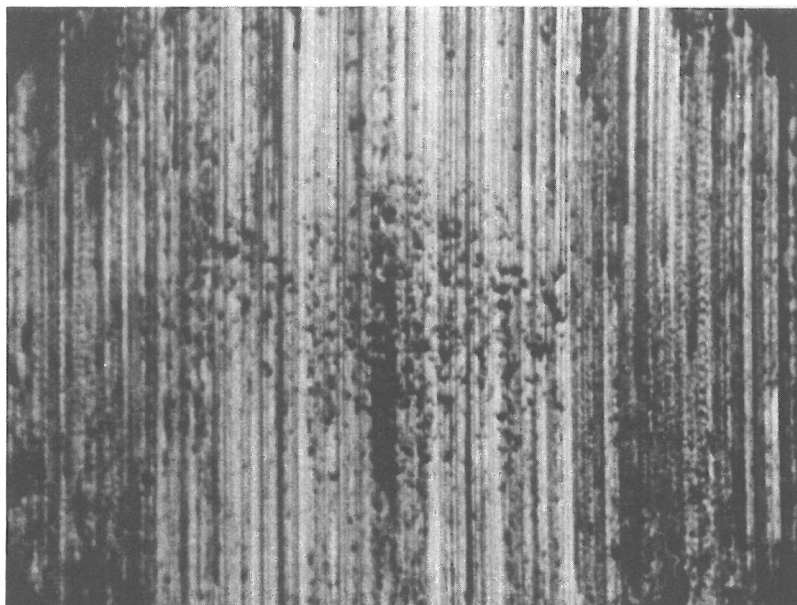
Bei der Gleitgeschwindigkeit $v = 3$ m/s findet man, im Vergleich mit denen der niedrigen Geschwindigkeiten, ein qualitativ (und auch quantitativ) anderes Bild vor. Große Flächen sind mit hellgrauem adhäsivem Übertrag bedeckt (Abb. 53), und der sichtbare Abrieb ist vorwiegend durch die, von der hellgrauen Übertragungsschicht stammenden, Plättchen gekennzeichnet. Es ist kein rostbrauner Abrieb vorhanden. Die Beobachtungen der nachfolgenden Proben bestätigen, daß die Übertragungsschicht in einem bestimmten Zeitrythmus aufgetragen und abgetragen wird. Das wird durch adhäsionsarme und adhäsionsreiche, zyklisch sich wechselnde Stiftoberflächen bestätigt (Abb. 53 b und c).

Die langen Risse, deutlich an den Stiftoberflächen bei $v = 10$ m/s zu sehen (Abb. 54 a, b, c), wurden schon bei niedrigen Geschwindigkeiten, allerdings nicht in dieser Länge und nicht so breit, bemerkt. Diese Risse durchqueren die ganze Kontaktkalotte und erstrecken sich quer und schräg zur Gleitrichtung. Der Übertrag ist durch eine nichtkompakte hellgraue Schicht gekennzeichnet. Diese Übertragungsbildung ist auch durch einen zyklischen Charakter geprägt. Die ganze Oberfläche ist mit Gleitbahnen versehen, und es scheint als ob die Zahl dieser mit längerem Laufweg zunehmen. Bei keiner Stiftprobe wurden rostbraune Abriebpartikel festgestellt.

Die Erscheinungsbilder der bei $v = 30$ m/s verschlissenen Stiftoberflächen weisen im Vergleich mit denen bei $v = 10$ m/s auf große Ähnlichkeiten hin. Es sind markante helle (Boridschicht) und dunklere (hellgraue Übertragungsschicht) Regionen an der Kontaktfläche zu lokalisieren (Abb. 55). In verstärktem Maße ist die hellgraue Übertragungsschicht bemerkbar, und ganz reine Oberflächen, wie es noch bei $v = 10$ m/s der Fall war, sind nicht mehr vorzufinden. Das bedeutet daß der Bildungszyklus dieser Schicht mit wachsender Gleitgeschwindigkeit zugenommen hat. Weiterhin ist eine starke Gleitbahnbildung bemerkbar. An der Boridschicht sind Zerrüttungsrisse deutlich zu erkennen (Abb. 55 c und 56).

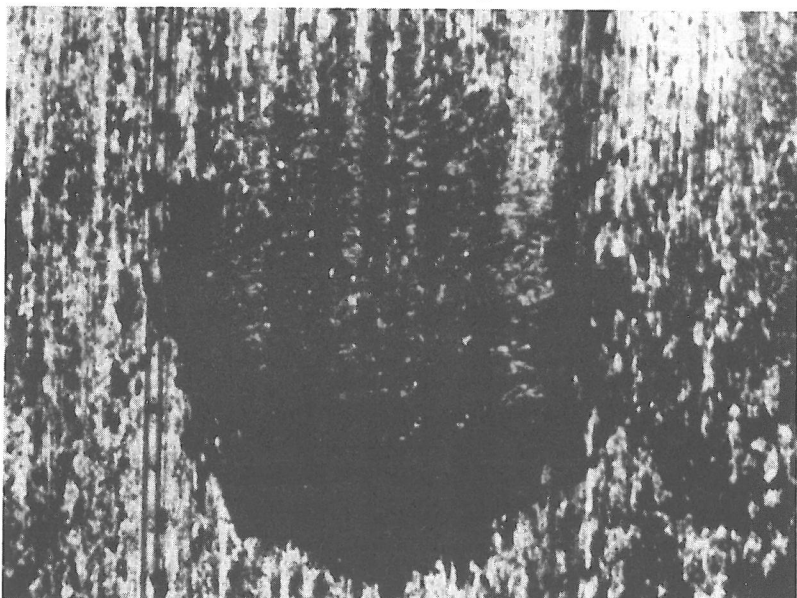
Die o. e. Erscheinungsbilder sind in Abb. 57 tabellarisch dargestellt.

Stift DD 4, $v = 0,3 \text{ m/s}$ nach 100 m Gleitweg, Vergrößerung 64 x



Borierte Schicht wenige Minuten vor dem Durchbruch a)

Nach 2000 m Gleitweg, gleiche Vergrößerung, Stift DD 5

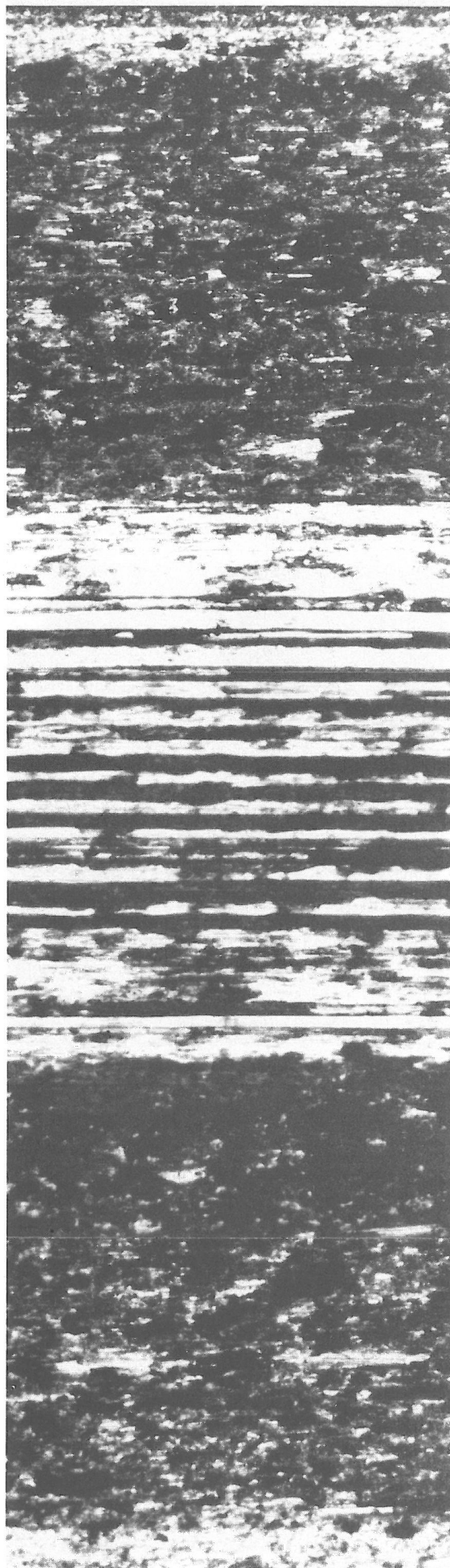


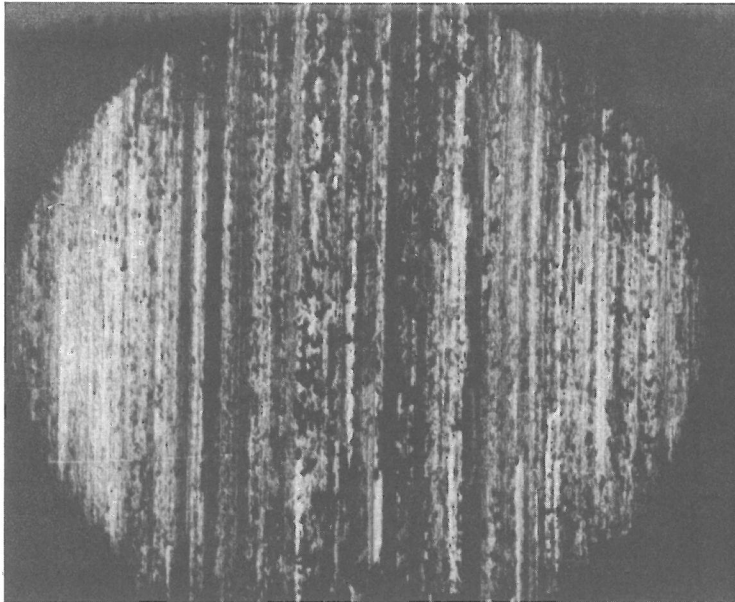
Borierte Schicht durchbrochen b)

Bild 50
Stiftproben aus boriertem Stahl bei
 $v = 0,3 \text{ m/s}$. Grundkörper aus Ver-
gütungsstahl

Paarung DE 434/DD 5, $v = 0,3 \text{ m/s}$,
Gleitweg 2000 m, Vergrößerung
130 x (Nr. AW 11, 12, 13)

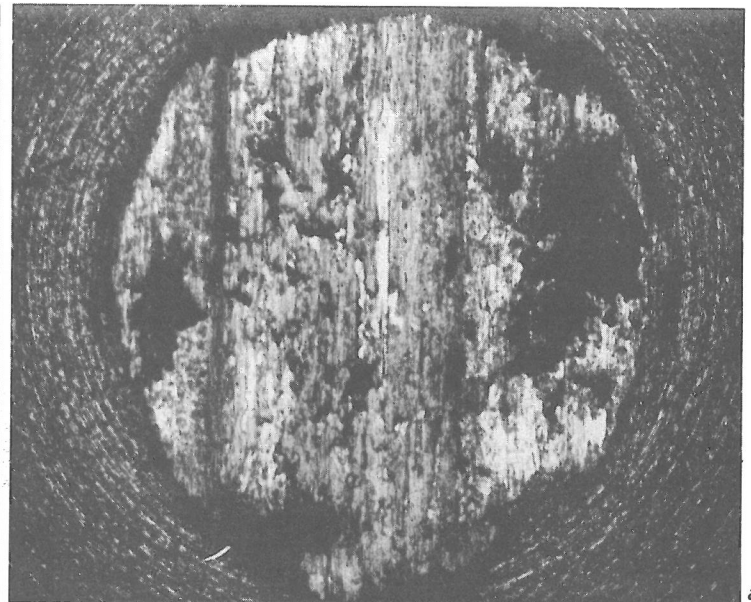
Bild 51
Gleitspur des in Bild 47 b) abgebil-
deten Stiftkalotte



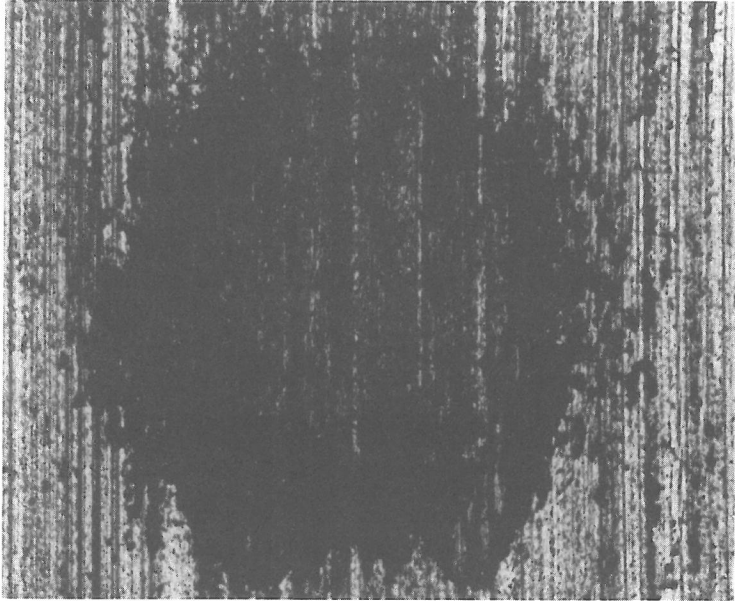


a)

Stift DD 12, Boridschicht noch im ganzen Oberflächenbereich vorhanden

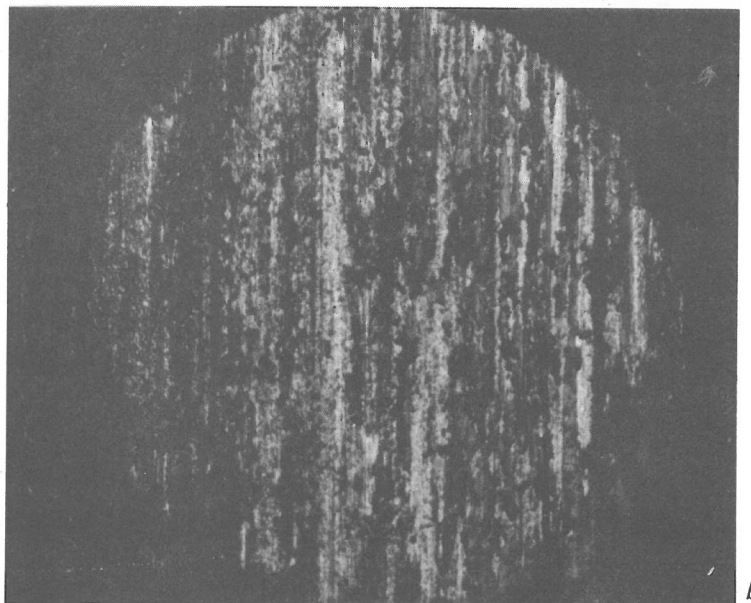


a)

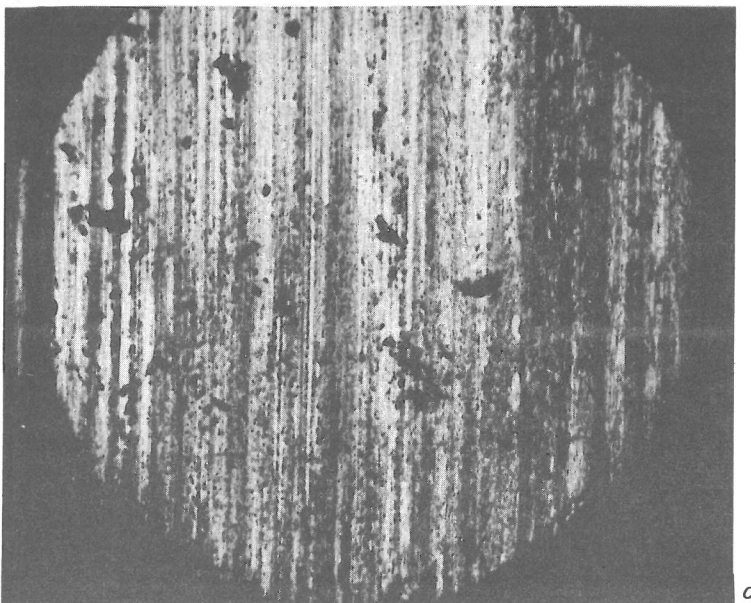


b)

Stift DD 3, Boridschicht durchbrochen



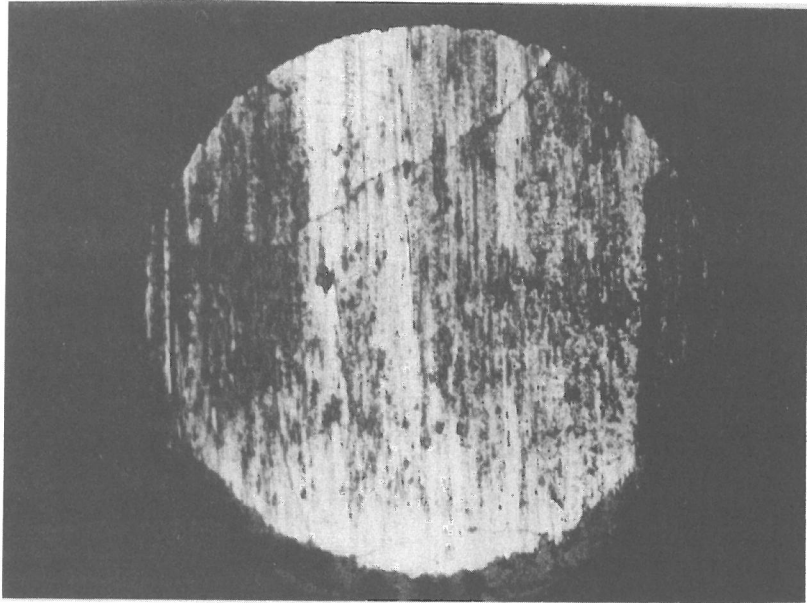
b)



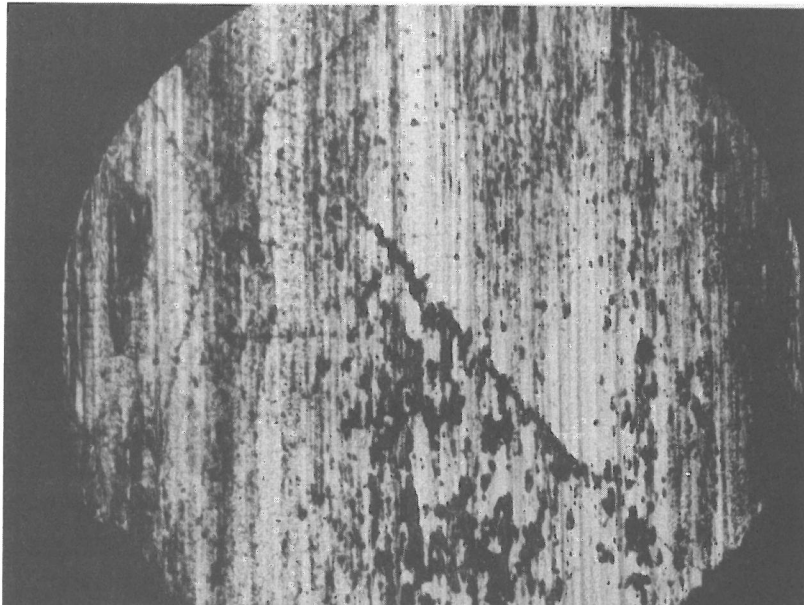
c)

Bild 52
a und b bei $v = 1 \text{ m/s}$ nach jeweils 1000 m bzw. 3000 m Gleitweg. Vergrößerung 64 x

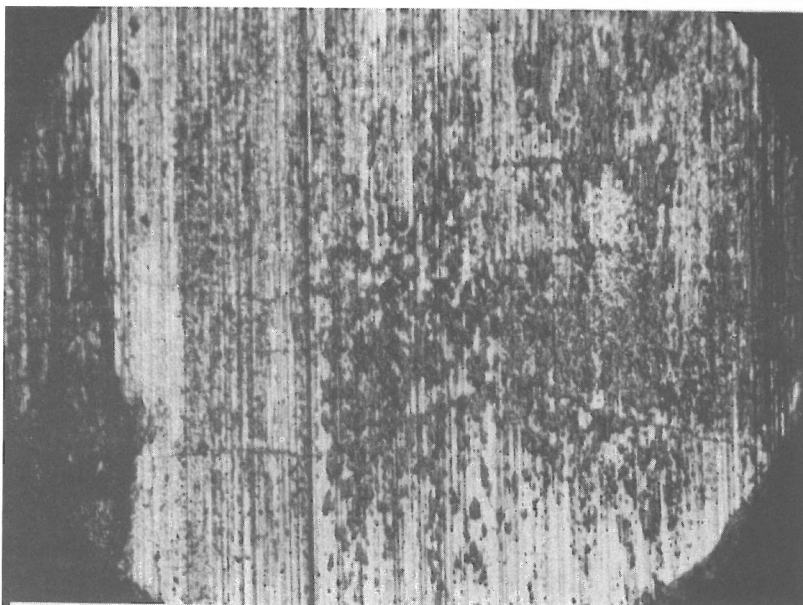
Bild 53
 $v = 3 \text{ m/s}$, Vergrößerung 64 x. Stifte aus boriertem Stahl. a) DD 29 nach 1000 m, b) DD 26 nach 3000 m und c) DD 8 nach 5000 m Gleitweg



a)



b)



c)

Bild 54
v = 10 m/s, Vergrößerung 64 x. Stifte aus borierter Stahl a) DD 35 nach 1000 m, b) DD 1 nach 3000 m und c) DD 14 nach 5000 m Gleitweg

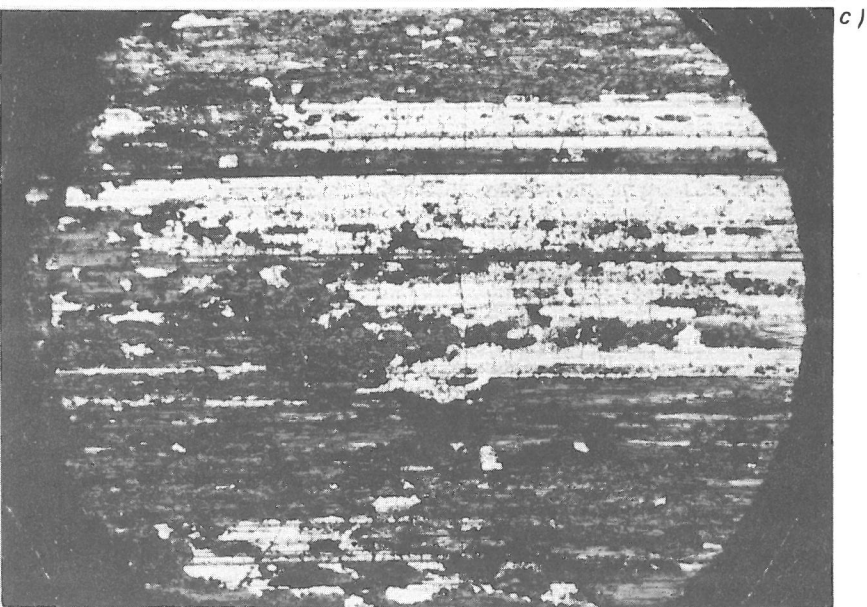
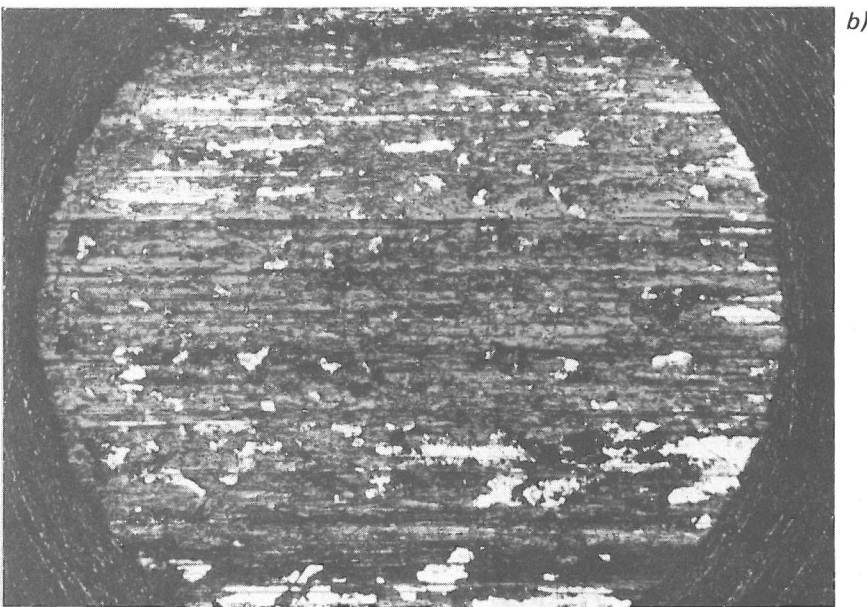
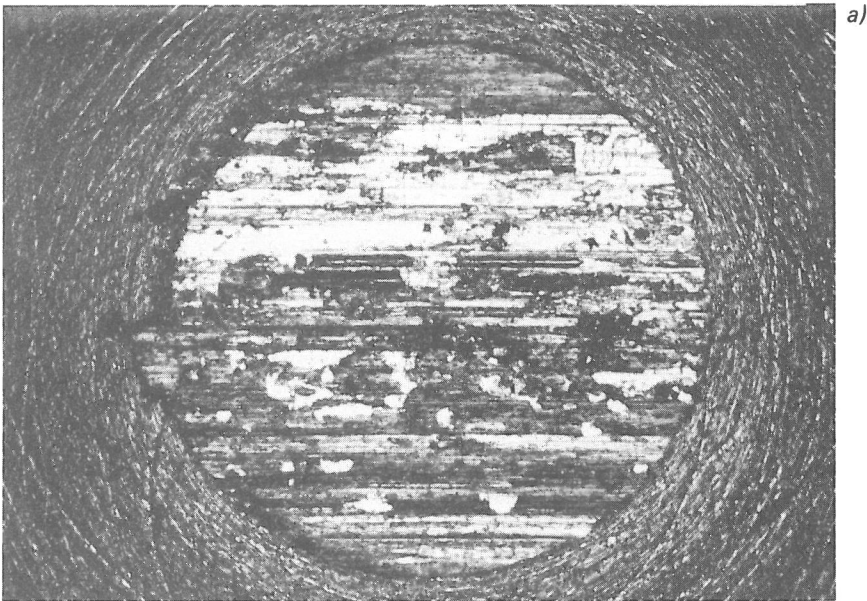
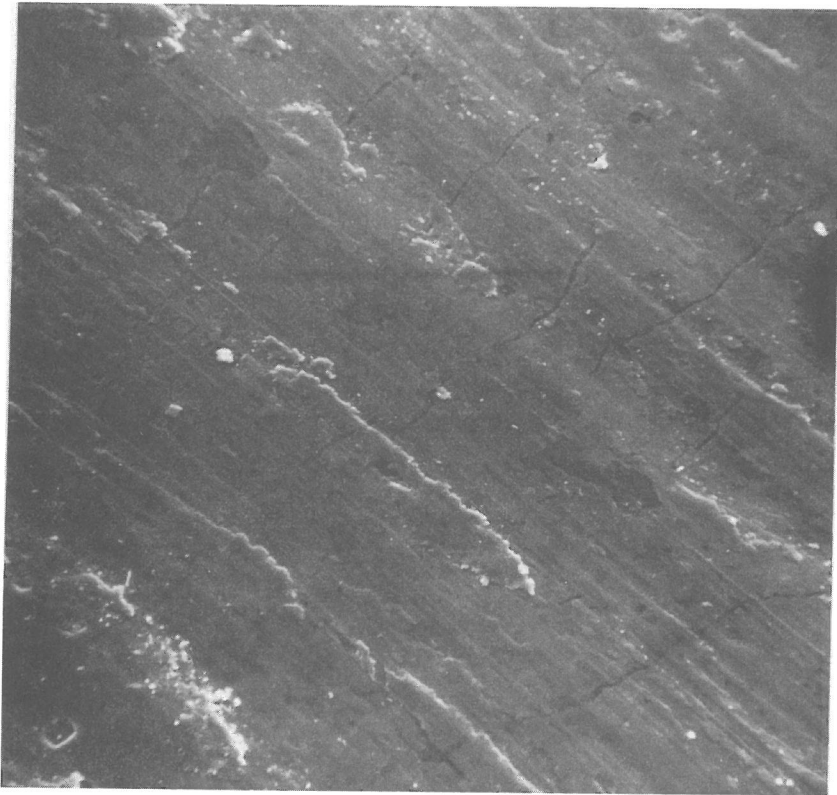


Bild 55
v = 30 m/s, Vergrößerung 64 x. Stifte aus borierter Stahl a) DD 15 nach 1000 m, b) DD 36 nach 3000 m und c) DD 33 nach 5000 m












a)



















b)

*Bild 56
v = 30 m/s, Stift aus borierterm Stahl
DD 23 bei 7200 m Gleitweg. Ver-
größerung a) 500 x, b) 2000 x*

	Oberfläche ohne Übertrag
	Oberfläche mit Übertrag
	Oberfläche mit haftenden Tribooxidationspartikeln
	Tribooxidationspartikel an der Oberflächenkante
	Zerrüttungsrisse am Übertrag
	Zerrüttungsrisse im Grundmaterial
	Oberfläche mit Riefen
	Scheibenspur mit (Rück)Übertrag
	Scheibenspur mit Riefen

Symbole zur Kennzeichnung der Verschleißerscheinungsformen

Paarung	BAM-Bezeichnung	Gleitweg [km]	Gleitgeschwindigkeit [m/s]										
			0,3		1		3		10		30		
			Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	
Borierter Stahl – Ck 60	DD/DE	10	—		—								
		5	—		—								
		1											

Bemerkung: Rostbraune lose und haftende Abriebpartikel nur bei $v = 0,3$ und $v = 1$ m/s zu bemerken.
Zerrüttungsrisse bei $v = 30$ m/s teilweise mit der Übertragsschicht verdeckt

Bild 57
Verschleißerscheinungsbilder der Paarung borierter Stahl – Vergütungsstahl Ck 60

5.2.4 Diskussion

Auf Grund der durch die beiliegenden Aufnahmen veranschaulichten Befunde, des Vergleichsdiagramms (Abb. 58) und der bisherigen Kenntnisse, kann man den Verschleißvorgang dieser Paarung im untersuchten Geschwindigkeitsbereich folgendermaßen deuten.

Mit steigender Gleitgeschwindigkeit erfolgt:

1. Eine Zunahme des adhäsiven Übertrages,

2. Eine Abnahme der Oxidation,
3. Eine Zunahme der Zerrütungsrisse an der Stiftoberfläche.

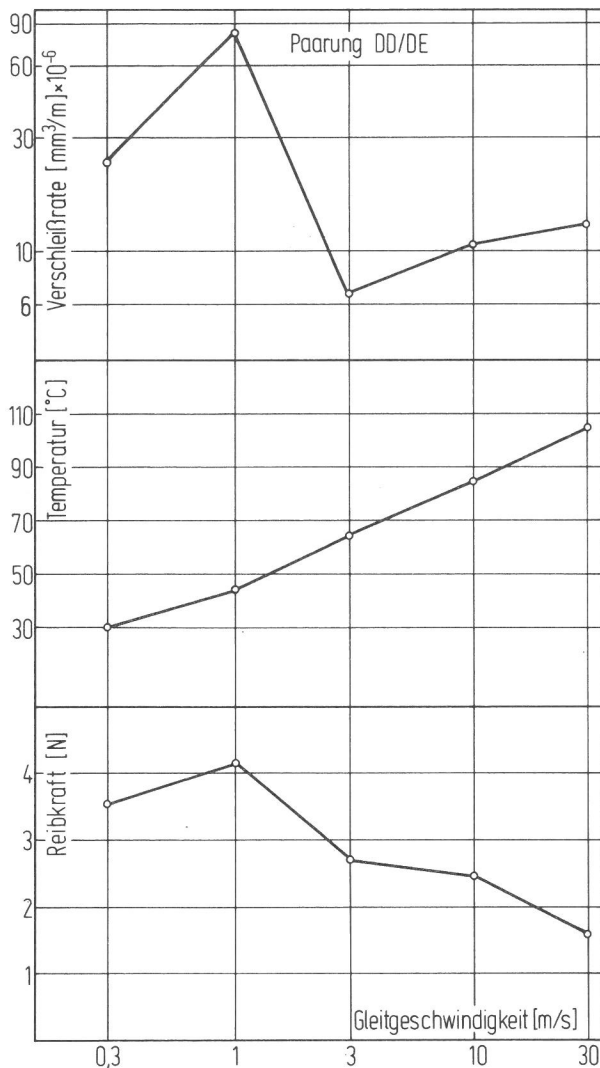


Bild 58
 Die Verschleißrate, die Temperatur und die Reibkraft im Verschleißgleichgewichtszustand der Probe in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit. Paarung DD (borierter Stahl) / DE (Vergütungsstahl)

Im niedrigen Geschwindigkeitsbereich ($v = 0,3 \text{ m/s}$) ist der Einlaufvorgang durch einen sehr schweren Verschleiß gekennzeichnet. Während dieses Einlaufvorganges, infolge noch nicht existierender verschleißmindernder Oxidschichten, findet eine Mikroausbröckelung relativ großer Partikel aus der Boridschicht statt. Diese Ausbröckelung wird durch den spröden Charakter der Boridschicht begünstigt. Die Gleitspuren am Grundkörper zeigen die abrasive Wirkung dieser harten Partikel deutlich an (Abb. 51).

Die Beendigung des Einlaufvorganges ist durch das Erreichen des Maximalwertes der Reibkraftkurve im Reibkraft-Gleitweg-Diagramm (Abb. 45, Kurve für $v = 0,3 \text{ m/s}$) gekennzeichnet. Die Abnahme des Reibwertes weist auf die reibkraftmindernde Wirkung der bereits erzeugten, vermutlich vorwiegend aus $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ zusammengesetzten und auf dem Stahlkern haftenden Oxidschicht hin. Die fallende Tendenz der Reibkraftkurve mit zunehmendem Gleitweg ist durch den steigenden Anteil der auf der freigewordenen Stahlfläche des Stiftes haftenden Oxidschicht zu erklären. Ein Gleichgewichtszustand wird vermutlich erst dann erreicht, wenn der Quotient der Borid- und Stahlkernkontaktfläche konstant bleibt.

Die Bildung des o. e. Oxidfilms ist auch für das Beenden des Einlaufvorganges verantwortlich.

Mit steigender Gleitgeschwindigkeit (mit Ausnahme von den bei $v = 1 \text{ m/s}$ stattgefundenen Ergebnissen) vergrößert sich auf Kosten des $\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$ Oxidfilms der Anteil der durch den grüngrauen Abriebpartikel gekennzeichneten Fe_3O_4 Partikel. Da auch eine mit steigender Gleitgeschwindigkeit zunehmende Adhäsion stattfindet, ist anzunehmen, daß diese Abriebpartikel schnell zu Fe_3O_4 oxidieren und eine verschleißmindernde Rolle spielen.

Obwohl die Bildung einer Adhäsionsschicht in einigen Arbeiten bestritten oder als bedeutungslos für den Verschleißprozeß bezeichnet wurde /70/, haben die Arbeiten von Habig und Mitarbeiter /53/ und Golego ein Auftreten starker Adhäsion im Vakuum zwischen boriierten Paarungen beobachtet. Die vorliegende Arbeit bestätigt, daß auch unter normalen Luftdruckverhältnissen bei höheren Gleitgeschwindigkeiten starke Adhäsionserscheinungen stattfinden (Abb. 55), die den Verschleißprozeß wesentlich beeinflussen. Dieser Adhäsionsprozeß findet durch Übertrag des Stahlmaterials der Scheibe auf die boriierte Oberfläche des Stiftes statt.

Der relativ niedrige Verschleiß bei hohen Gleitgeschwindigkeiten wird durch die hohe Warmhärte der Boridschicht begünstigt. Das Vorhandensein einer noch ausreichend harten Schicht bewirkt, daß die Trennung der zustande gekommenen Adhäsionsbindungen nicht an der Stiftkontaktfläche, sondern in der Adhäsionsschicht oder an der Kontaktfläche der Scheibe stattfindet.

5.3 Paarung Hartmetall - Vergütungsstahl Ck 60

5.3.1 Einfluß des Gleitweges

Wie aus dem Abriebvolumen-Gleitweg-Diagramm (Abb. 59) und den in Tab. 7 wiedergegebenen b-Werten der Funktion $W = m \cdot L + b$ ersichtlich, weisen alle Verschleißkurven mit einer Ausnahme (bei $v = 3 \text{ m/s}$) auf konvexe Einlaufkurven hin. Bei den hohen Gleitgeschwindigkeiten ($v = 10$ und 30 m/s) sind diese Einlaufkurven (wegen den minimalen b-Werten) praktisch als Geraden anzusehen.

Streuungen der Meßwerte des Abriebvolumens der Stiftes, die auf eine nichtlineare Verschleißabhängigkeit hindeuten, wurden bei $v = 30 \text{ m/s}$ und in geringem Maße bei $v = 3 \text{ m/s}$ bemerkt.

Material des Stiftes	Gleitgeschwindigkeit $V \text{ /m/s/}$	Werte der Koeffizienten der Verschleißkurve, bei $L \text{ /m/}$ $W = mL + b$	
		$m \cdot 10^{-6}$	b
Hartmetall THM	0,3	0,098	0,00134
	1	0,668	0,00151
	3	2,969	-0,00228
	10	0,307	0,00041
	30	5,152	0,00014

Tabelle 7 Werte der Koeffizienten der Verschleißkurve bei der Paarung Hartmetall - Vergütungsstahl Ck 60

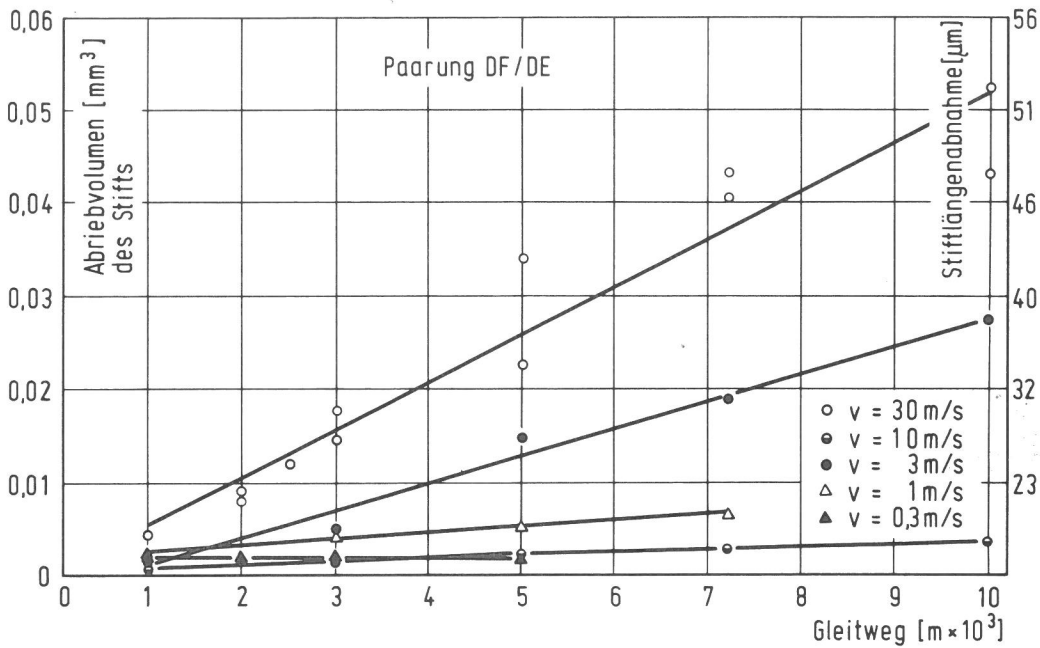


Bild 59
Verschleiß-Gleitweg-Diagramm. Paarung DF (Hartmetall) / DE (Vergütungsstahl)

Die Neigung der Verschleißkurven (Tab. 7) deuten auf zwei unterschiedliche Geschwindigkeitsbereiche hin. Der erste Bereich (bei $v = 0,3, 1$ und 10 m/s) ist im Vergleich mit dem bei $v = 3$ und 30 m/s durch deutlich niedrigere Neigungskoeffizienten gekennzeichnet.

Aus dem Reibkraft-Gleitweg-Diagramm (Abb. 60) läßt sich erkennen, daß der Beharrungszustand im untersuchten Gleitwegbereich bei $v = 0,3$ und 3 m/s nicht auftritt. Der Einlaufvorgang wird bei den Gleitgeschwindigkeiten $v = 0,3, 1$ und 3 m/s durch einen kurz nach Versuchsbeginn eintretenden Maximalwert gekennzeichnet. Im Gegensatz dazu weisen die Einlaufkurven bei $v = 10$ und 30 m/s auf eine nach Einlaufbeginn eintretende fallende Tendenz und auf einen folgenden Minimalwert hin.

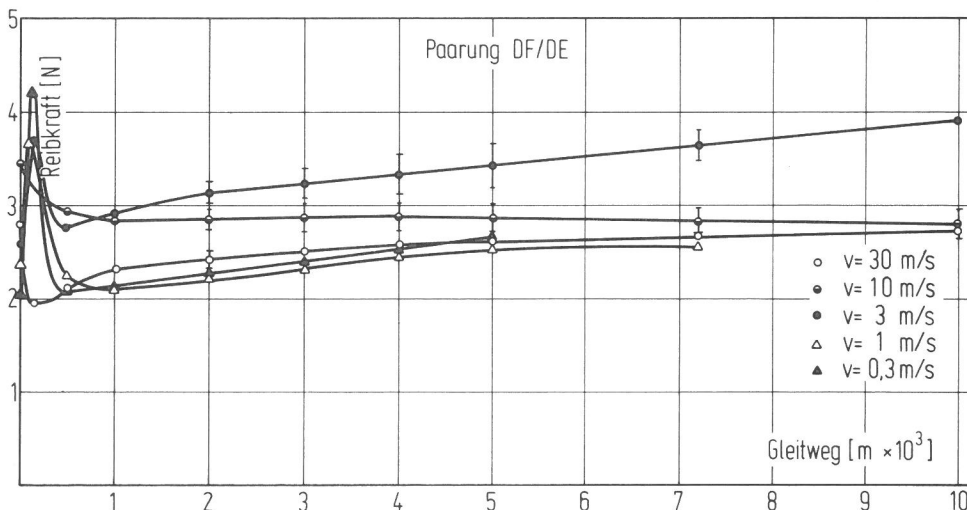


Bild 60
Reibkraft-Gleitweg-Diagramm. Paarung DF (Hartmetall) / DE (Vergütungsstahl)

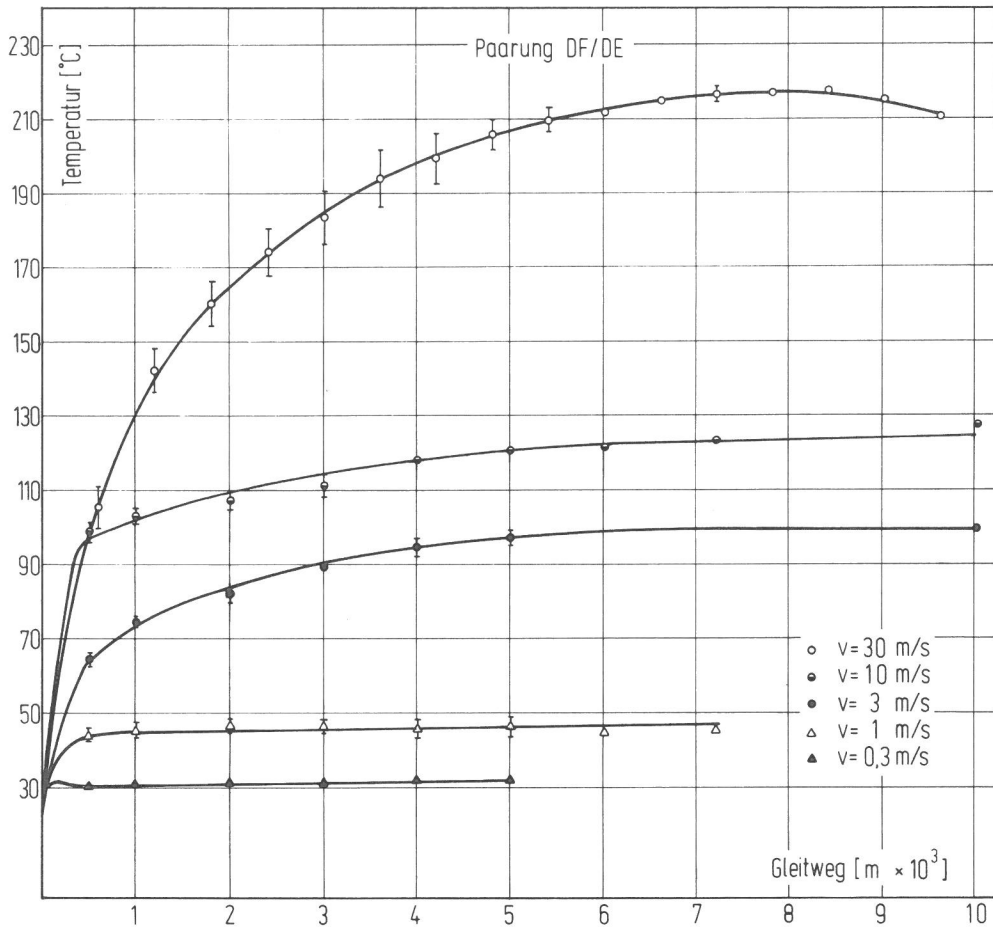


Bild 61
Temperatur-Gleitweg-Diagramm. Paarung DF (Hartmetall) / DE (Vergütungsstahl)

Das Temperatur-Gleitweg-Diagramm (Abb. 61) zeigt, daß der Gleichgewichtszustand mit steigender Gleitgeschwindigkeit nach immer längeren Gleitwegen eintritt. Im Einlaufverlauf läßt sich nur bei $v = 0,3 \text{ m/s}$ ein Maximalwert erkennen. Die Temperaturwerte im Beharrungszustand sind der Gleitgeschwindigkeit proportional.

5.3.2 Einfluß der Gleitgeschwindigkeit

Die Abhängigkeit des Abriebvolumens des Stiftes von der Gleitgeschwindigkeit ist in Abb. 62 dargestellt. Die Verschleißkurven bei 1000 m (die das Einlaufstadium kennzeichnen) und 2000 m weisen auf eine Unabhängigkeit im Geschwindigkeitsbereich bis $v = 10 \text{ m/s}$ hin. Mit zunehmendem Gleitweg machen sich die Extremwerte bei $v = 3$ und 30 m/s deutlich bemerkbar.

Die in Abb. 63 dargestellte Abhängigkeit der Reibkraft von der Gleitgeschwindigkeit zeigt deren relativ kleinen Einfluß im untersuchten Geschwindigkeitsbereich. Dagegen ist aus dem Temperatur-Gleitgeschwindigkeits-Diagramm (Abb. 64) die mit steigender Geschwindigkeit zunehmende Temperatur deutlich zu erkennen.

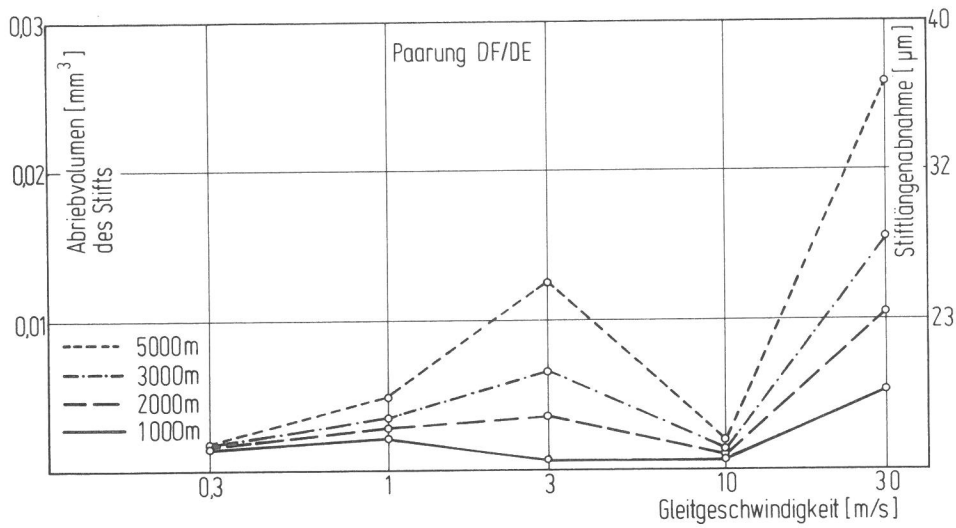


Bild 62
Abriebvolumen – Gleitgeschwindigkeitsdiagramm. Paarung DF (Hartmetall) - DE (Vergütungsstahl)

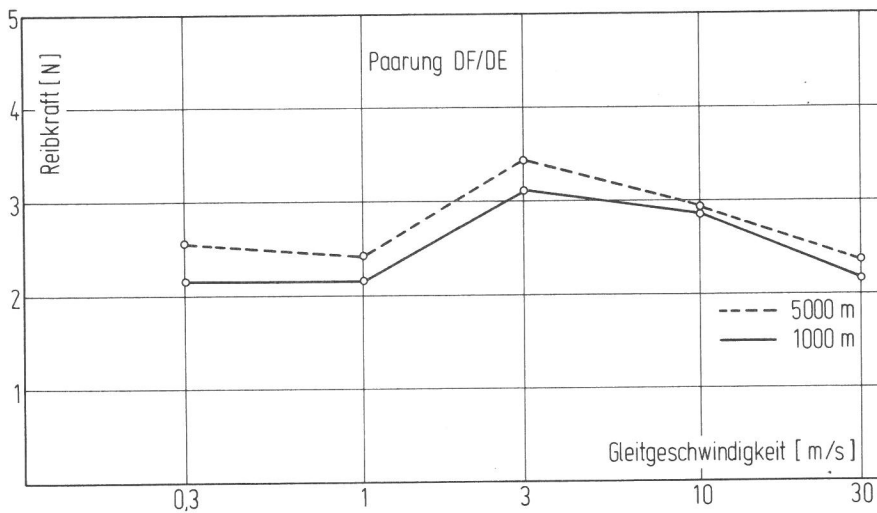


Bild 63
Reibkraft-Gleitgeschwindigkeitsdiagramm. Paarung DF (Hartmetall) - DE (Vergütungsstahl)

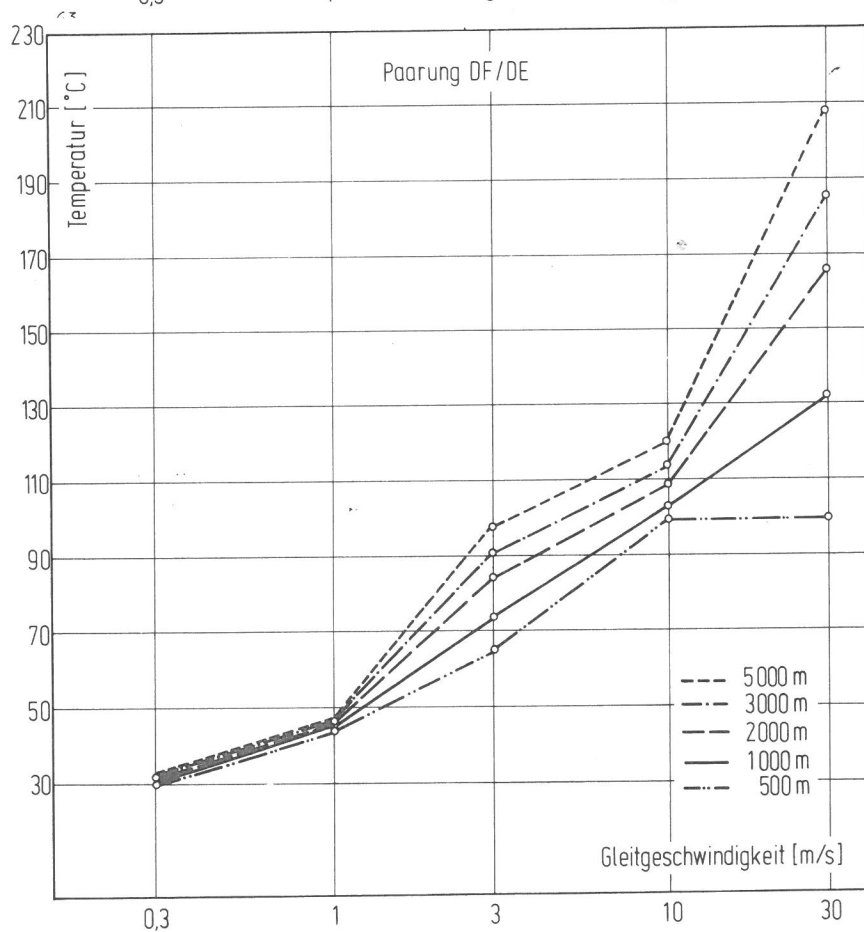
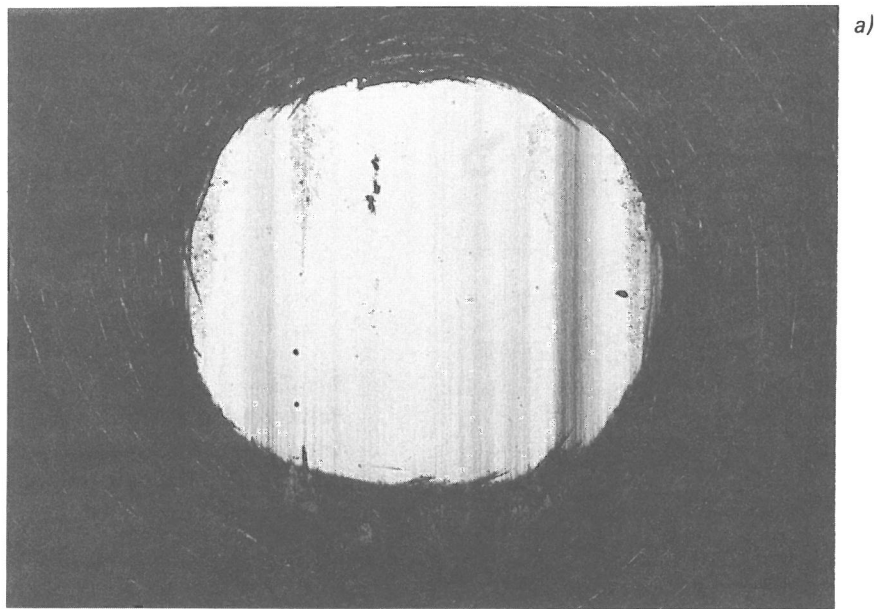


Bild 64
Paarung DF (Hartmetall) / DE (Vergütungsstahl) Temperatur-Gleitgeschwindigkeitsdiagramm

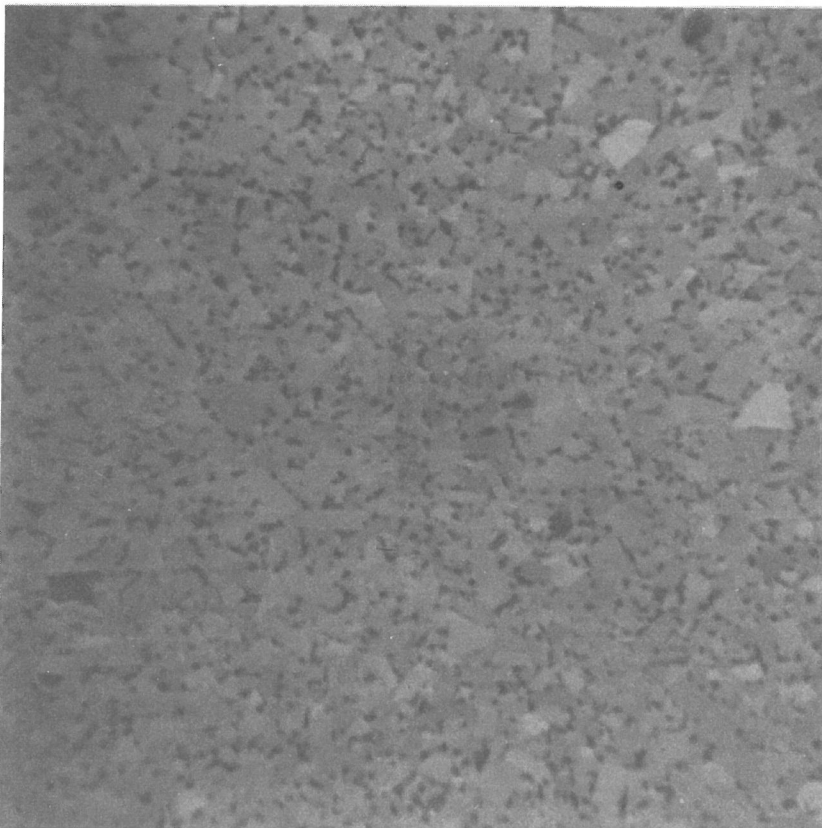
5.3.3 Verschleißerscheinungsformen

Die Beobachtungen durch das Lichtmikroskop zeigten, daß bei keiner Versuchsgleitgeschwindigkeit rostbraune Abriebpartikel zu bemerken waren. Die verschlissenen Oberflächen der Versuchsstifte bei $v = 0,3, 1$ und 3 m/s waren blankpoliert, und an der Rasterelektronenmikroskopaufnahme (REM-Aufnahme) ist das Grundgefüge des Stiftwerkstoffes deutlich zu sehen (Abb. 65). Alle blankpolierten Oberflächen waren mehr oder weniger durch starke Gleitspuren gekennzeichnet.

Ein adhäsiver Übertrag wurde in etwas kleinerem Ausmaß erst bei $v = 10 \text{ m/s}$ (Abb. 66) und deutlicher bei $v = 30 \text{ m/s}$ (Abb. 67) erkennbar. Bei diesen Ge-



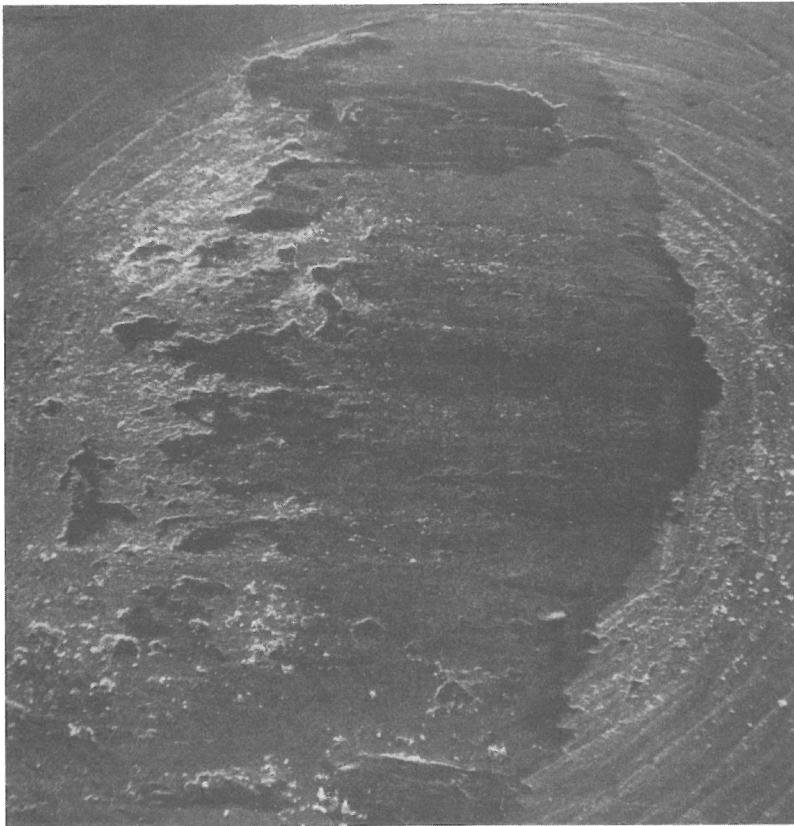
a)



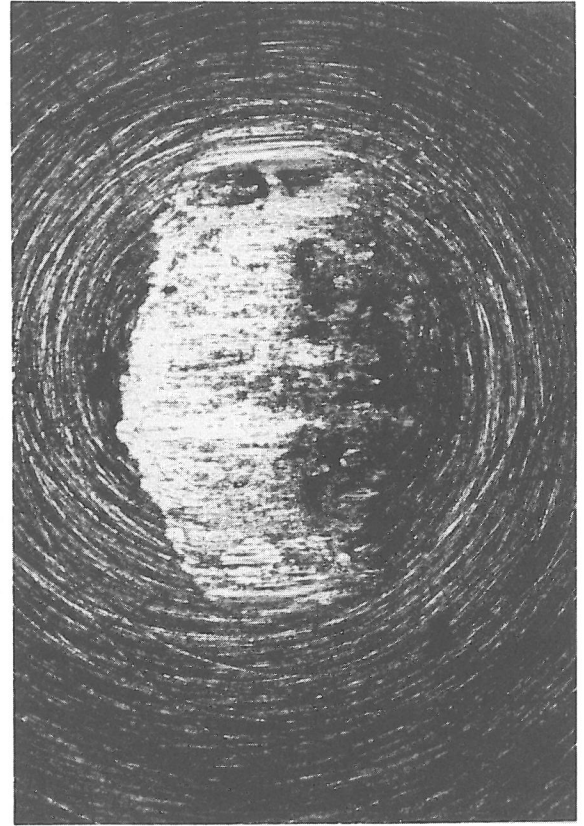
b)

Bild 65

Paarung DF 40 (Hartmetall) – DE (Vergütungsstahl Ck 60) Gleitgeschwindigkeit $v = 1 \text{ m/s}$, Gleitweg 7200 m, a) Lichtmikroskopaufnahme, Vergrößerung 64fach, b) REM-Aufnahme, Vergrößerung 2000fach



a)



b)

Bild 66

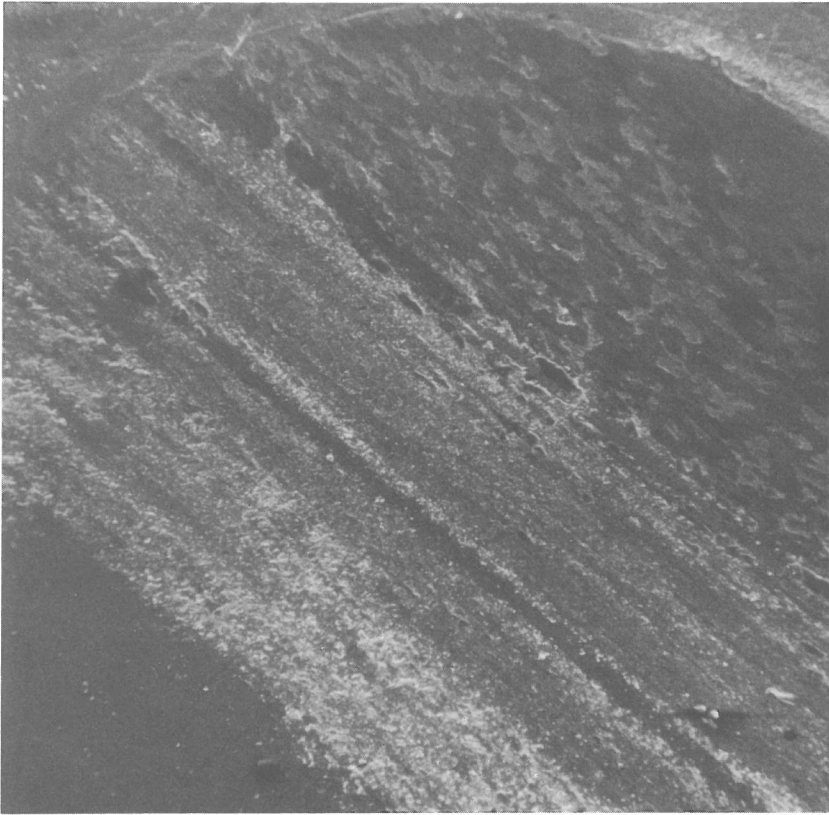
Paarung DF 33 (Hartmetall) – DE (Vergütungsstahl Ck 60) Gleitgeschwindigkeit $v = 10$ m/s, Gleitweg 7200 m, a) REM-Aufnahme, Vergrößerung 100fach, b) Lichtmikroskopaufnahme, Vergrößerung 64fach

schwindigkeiten war die Oberfläche teilweise ohne bzw. teilweise mit Übertrag versehen. Diesen Übertrag konnte man im Lichtmikroskop als einen hellgrauen und einen weißen Film identifizieren. Es wurden an der Stiftoberfläche angeschweißte, von der Scheibenspur herausgerissene Teilchen lokalisiert. Risse an den Stiftoberflächen wurden nur bei $v = 30$ m/s, und zwar erst nach 7200 m Gleitweg bemerkt (Abb. 68). Die Risse breiten sich in der Regel quer zur Gleitrichtung aus.

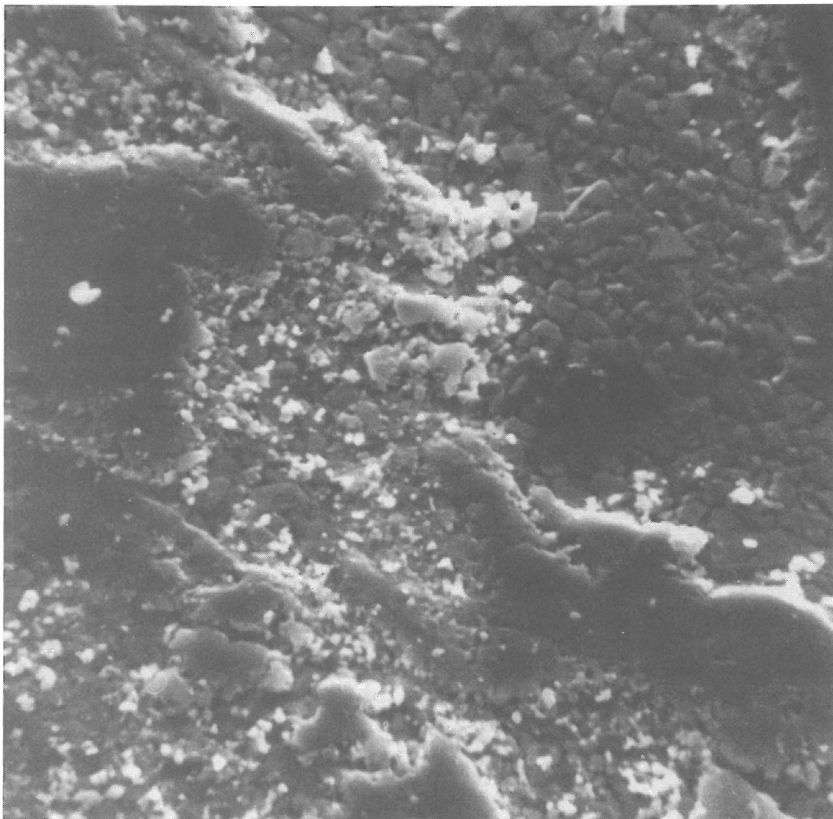
Bei allen Geschwindigkeiten bestand der Abrieb aus kleinen schwarzen Partikeln und Plättchen der hellgrauen übertragenen Schicht. Dieser plattenartige Abrieb ist besonders deutlich bei den hohen ($v = 10$ und 30 m/s) Geschwindigkeiten erkennbar.

Die Verschleißerscheinungen, die an der Scheibenspur im Bereich des Höchst- und Mindestwertes des Stiftverschleißbetrages zu erkennen sind, veranschaulichen die unterschiedliche Auswirkung der Adhäsionsschichten auf den Verschleiß. Im Bereich des maximalen Verschleißes des Stiftes (bei $v = 3$ m/s) ist die Scheibenspur durch intensive plastische Deformation gekennzeichnet (Abb. 69). Dagegen weist die Scheibenspur im Bereich des minimalen Verschleißes des Stiftes (bei $v = 10$ m/s) auf eine mit reichem adhäsivem Rückübertrag kennzeichnende Spur hin.

Die o. e. Erscheinungsbilder sind tabellarisch in Abb. 71 dargestellt.

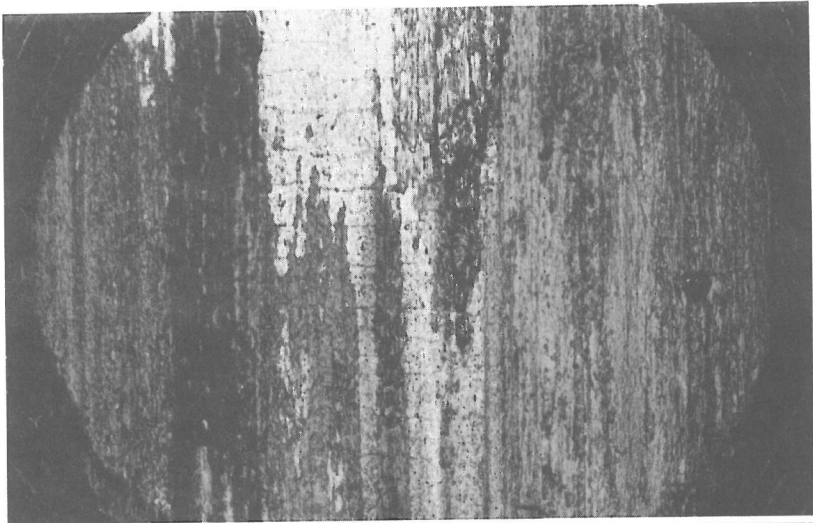


a)

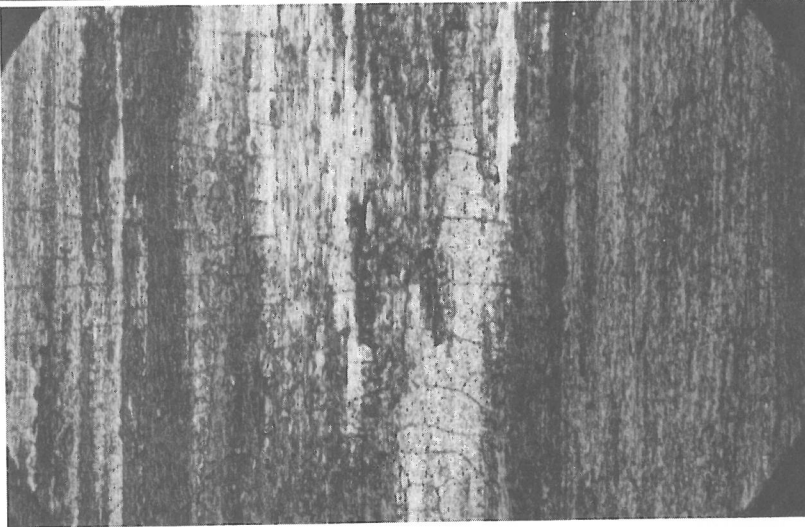


b)

Bild 67
*Paarung DF 55 (Hartmetall) – DE
(Vergütungsstahl Ck 60) Gleitge-
schwindigkeit $v = 30$ m/s, Gleit-
weg 3000 m, REM-Aufnahme,
Vergrößerung a) 100fach, b) 200fach*



a)



b)

Bild 68

Paarung DF (Hartmetall) / DE (Vergütungsstahl) Vergrößerung 64fach.
Gleitgeschwindigkeit $v = 30$ m/s
Gleitweg a) 10000 m. (DF 53 / AF 2)
b) 20000 m. (DF 60 / AF 3)

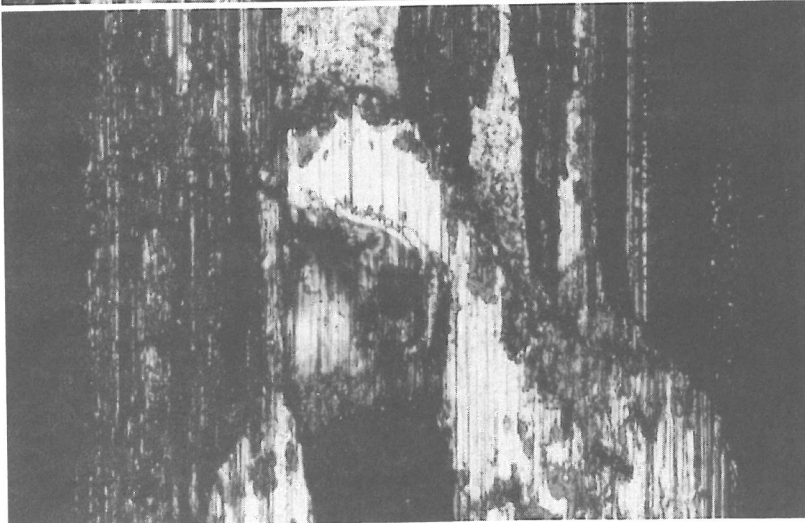


Bild 69

Paarung DE 470 (Vergütungsstahl Ck 60) – DF 19 (Hartmetall) Scheibenspur nach 1000 m Gleitweg, Gleitgeschwindigkeit 3 m/s, Vergrößerung 64fach

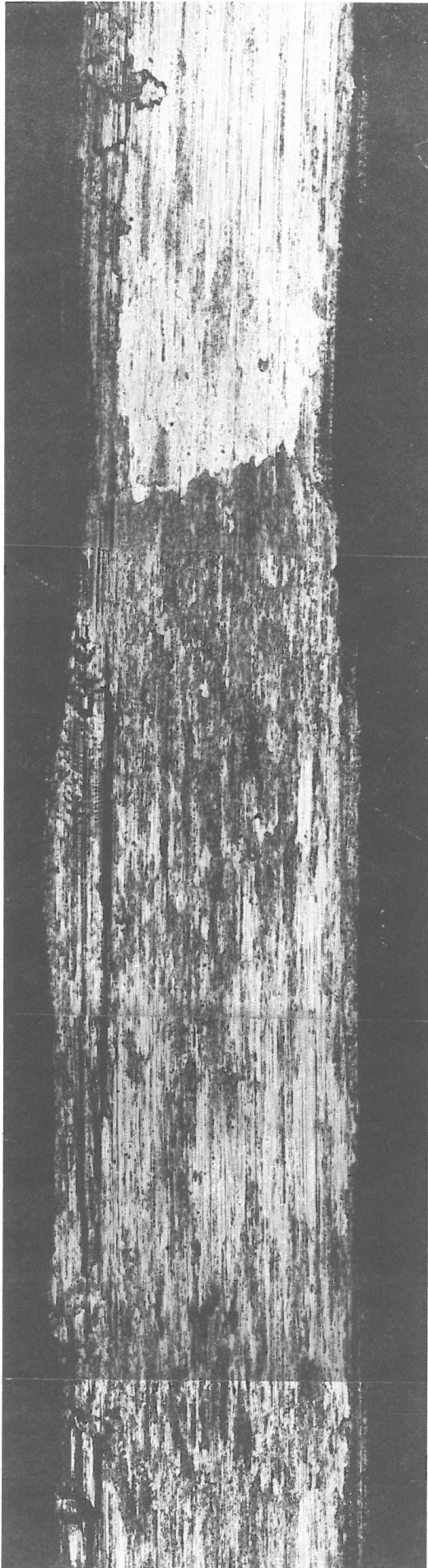


Bild 70
Paarung DE 464 (Vergütungsstahl Ck 60) – DF (Hart-
metall) Scheibenspur nach 1000 m Gleitweg, Gleitge-
schwindigkeit $v = 10$ m/s, Vergrößerung 64fach

5.3.4 Diskussion

Die auf Grund der Beobachtungen unter dem Licht- und Rasterelektronenmikroskop gewonnenen Erkenntnisse können folgendermaßen zusammengefaßt werden.

1. Ein adhäsiver Rückübertrag - zunächst Übertrag auf den Stift und dann Rückübertrag auf die Scheibe - ist im gesamten Geschwindigkeitsbereich auf der Gleitspur der Scheibe zu erkennen (Abb. 69 und 70).
2. An der Stiftoberfläche haftet die Übertragungsschicht erst ab $v > 3$ m/s (Abb. 66).
3. Bei der Gleitgeschwindigkeit $v = 10$ m/s wird eine haftende Tribooxidationsschicht beobachtet, die durch Tribooxidation des von der Scheibe übertragenen Werkstoffes gebildet wurde.
4. Bei der Gleitgeschwindigkeit $v = 30$ m/s findet der Übertrag ohne oder mit einer nicht erkennbaren nachfolgenden Tribooxidation statt.
5. Bei dieser Gleitgeschwindigkeit werden nach etwa 7000 m Gleitweg Zerrüttungsrisse bemerkt. Diese Risse sind besonders deutlich nach 20.000 m Gleitweg erkennbar (Abb. 68).

	Oberfläche ohne Übertrag		Zerrüttungsrisse im Grundmaterial
	Oberfläche mit Übertrag		Oberfläche mit Riefen
	Oberfläche mit haftenden Tribooxidationspartikeln		Scheibenspur mit (Rück)Übertrag
	Tribooxidationspartikel an der Oberflächenkante		Scheibenspur mit Riefen
	Zerrüttungsrisse am Übertrag	<i>Symbole zur Kennzeichnung der Verschleißerscheinungsformen</i>	

Paarung	BAM-Bezeichnung	Gleitweg [km]	Gleitgeschwindigkeit [m/s]										
			0,3		1		3		10		30		
			Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	
Hartmetall - Ck 60	DF/DE	10	—		—								
		5											
		1											

*Bemerkung: Im gesamten Geschwindigkeitsbereich keine rostbraunen Abriebpartikel.
Plättchenartige graue Abriebpartikel im gesamten Geschwindigkeitsbereich*

*Bild 71
Verschleißerscheinungsbilder der Paarung Hartmetall-Vergütungsstahl Ck 60*

Durch die o. e. Erkenntnisse und der Vergleichsdiagramme (Abb. 72) können die Verschleißursachen folgendermaßen erklärt werden.

Im unteren Geschwindigkeitsbereich von $v = 0,3$ bis $v = 3$ m/s wird keine Haftung der Adhäsionsschichten an den Stiftoberflächen bemerkt. Das bedeutet, daß diese Übertragsschicht in einer kurzen Zeit rückübertragen wird und die Trennung vorwiegend an der Stiftoberfläche erfolgt. Infolge der sehr starken atomaren Bindungen im Hartmetall und dem noch nicht ausreichenden Temperaturanstieg bei $v = 0,3$ m/s werden dabei nur wenige Hartmetallkörnchen aus dem Gefüge abgetragen.

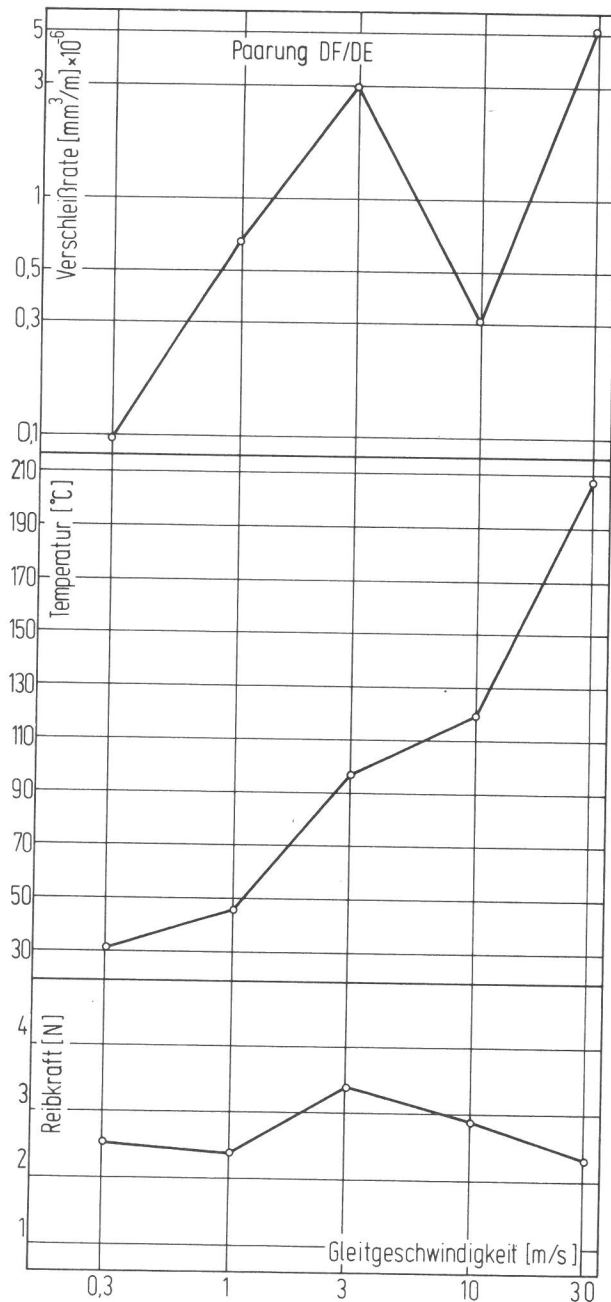


Bild 72
Die Abhängigkeit der Verschleißrate, der gemessenen Temperatur und der Reibkraft von der Gleitgeschwindigkeit

Mit steigender Gleitgeschwindigkeit (und dadurch hervorgerufenen höheren Temperaturanstieg) nimmt die Adhäsionswirkung zu. Das läßt sich aus dem schweren adhäsiven Verschleiß der Scheibenspur (bei $v = 3$ m/s) schließen (Abb. 69). Diese regelrechten Zerstörungen an der Scheibenspur tragen zur Bildung der breiten Gleitbahnen an der Stiftoberfläche bei.

Mit ansteigender Gleitgeschwindigkeit (bei $v = 10 \text{ m/s}$) und wahrscheinlich durch die hohe Oberflächentemperatur bedingt, bildet sich auf der Stiftoberfläche eine haftende Übertragsschicht. Diese Schicht oxidiert, verhindert dadurch einen erneuten Rückübertrag und wirkt sich verschleißhemmend auf die Reibpartner aus. Bei der höchsten Gleitgeschwindigkeit ($v = 30 \text{ m/s}$) ist die zu erwartende und durch die hohen Oberflächentemperaturen begünstigte Oxidation wahrscheinlich infolge der hohen Gleitgeschwindigkeit nicht möglich. Die Abscherung der Adhäsionsverbindungen ist zu schnell, um die Bildung einer Oxidschicht zu ermöglichen.

Als einen weiteren verschleißbegünstigenden Vorgang sind die Bildung der Zerrüttungsrisse (Abb. 68) anzusehen. Als eine der Ursachen dieser Risse werden die infolge der Planlaufabweichungen der Scheibe stattfindenden stoßartigen Beanspruchungen angesehen.

Verschleißbegünstigend wirkt sich wahrscheinlich auch eine durch Thermodiffusion hervorgerufene Wanderung der Kohlenstoffatome aus. Infolge der Diffusion des Kohlenstoffes herrscht an der Stiftoberfläche eine Neigung zur Entkohlung und zur Bildung neuer Phasen, von denen besonders die spröde η -Phase bevorzugt auftreten dürfte. Diese spröde Phase kann als begünstigend zur Auswirkung der Zerrüttungsrisse und damit mitverantwortlich für den relativ hohen Verschleiß bei $v = 30 \text{ m/s}$ angesehen werden.

5.4 Paarung boriertes Hartmetall - Vergütungsstahl Ck 60

5.4.1 Einfluß des Gleitweges

Wie aus dem Abriebvolumen-Gleitweg-Diagramm (Abb. 73) und den in Tab. 8 vorgestellten b -Werten der Funktion $W = m \cdot L + b$ ersichtlich, weisen alle Verschleißkurven auf konvexe Einlaufkurven hin. Der Einlaufverschleiß ist bei den Gleitgeschwindigkeiten $v = 0,3, 1$ und 10 m/s besonders niedrig.

Material des Stiftes	Gleitgeschwindigkeit $V \text{ /m/s/}$	Werte der Koeffizienten der Verschleißkurve, bei $L/\text{m/}$ $W = m \cdot L + b$	
		$m \cdot 10^{-6}$	b
Boriertes Hartmetall	0,3	1,0127	0,00133
	1	1,8835	0,00056
	3	2,0286	0,02829
	10	0,4647	0,00119
	30	1,9034	0,00804

Tabelle 8 Werte der Koeffizienten der Verschleißkurve bei der Paarung boriertes Hartmetall - Vergütungsstahl Ck 60

Streuungen der Versuchsergebnisse, die auf einen nichtlinearen Verlauf des Abriebvolumens im untersuchten Gleitwegbereich hinweisen können, wurden bei den Gleitgeschwindigkeiten $v = 30$ und 3 m/s bemerkt.

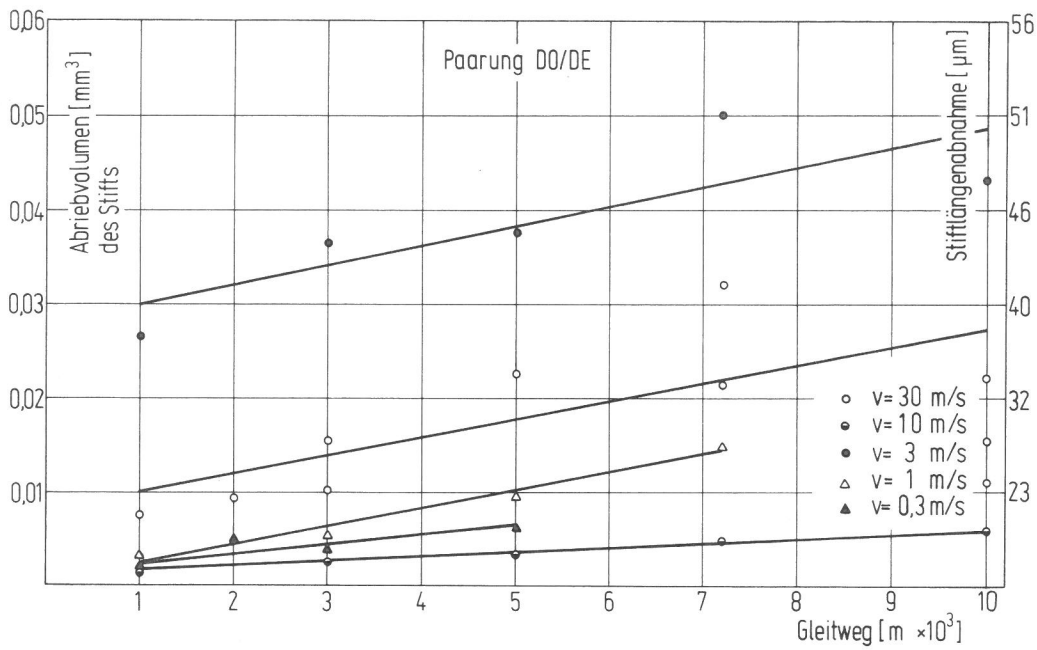


Bild 73
Abriebvolumen-Gleitweg-Diagramm; Stift aus boriiertem Hartmetall

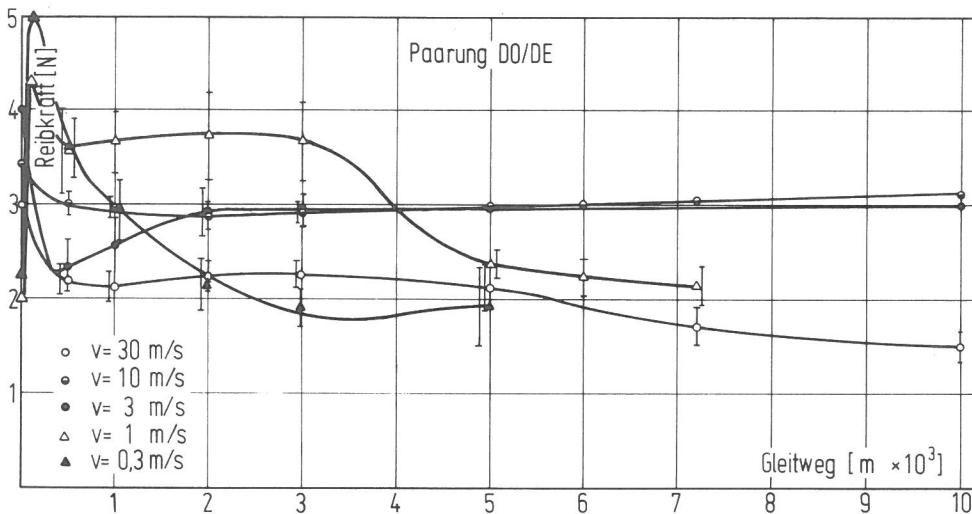


Bild 74
Reibkraft-Gleitweg-Diagramm; Stift aus boriiertem Hartmetall

Die m -Werte aus Tabelle 8, die die Neigung der Verschleißgeraden kennzeichnen, weisen praktisch bei $v = 1, 3$ und 30 m/s identische Werte auf. Diese Werte unterscheiden sich erheblich von denen bei $v = 0,3$ und 10 m/s.

Aus dem Reibkraft-Gleitweg-Diagramm (Abb. 74) läßt sich erkennen, daß der Beharrungszustand im untersuchten Gleitwegbereich bei den Gleitgeschwindigkeiten $v = 0,3, 1$ und 30 m/s angedeutet wurde, aber nur bei $v = 3$ und 10 m/s bereits eingetreten ist. Der Einlaufvorgang wird bei den Gleitgeschwindigkeiten $v = 0,3$ und 1 m/s durch einen kurz nach Versuchsbeginn eintretenden Maximalwert gekennzeichnet. Im Gegensatz dazu weisen die Einlaufkurven bei $v = 3, 10$ und 30 m/s auf eine nach Versuchsbeginn eintretende fallende Tendenz und auf einen folgenden Minimalwert hin.

Das Temperatur-Gleitweg-Diagramm (Abb. 75) zeigt, daß der thermische Gleichgewichtszustand sich bei den Geschwindigkeiten $v = 10$ und 30 m/s andeutet, aber im untersuchten Gleitwegbereich noch nicht eintritt. Der Einlaufvorgang ist mit

einem starken Anstieg der Temperatur und im unteren Geschwindigkeitsbereich durch das Auftreten eines Maximalwertes gekennzeichnet. Die Temperaturwerte im Beharrungszustand sind der Gleitgeschwindigkeit proportional.

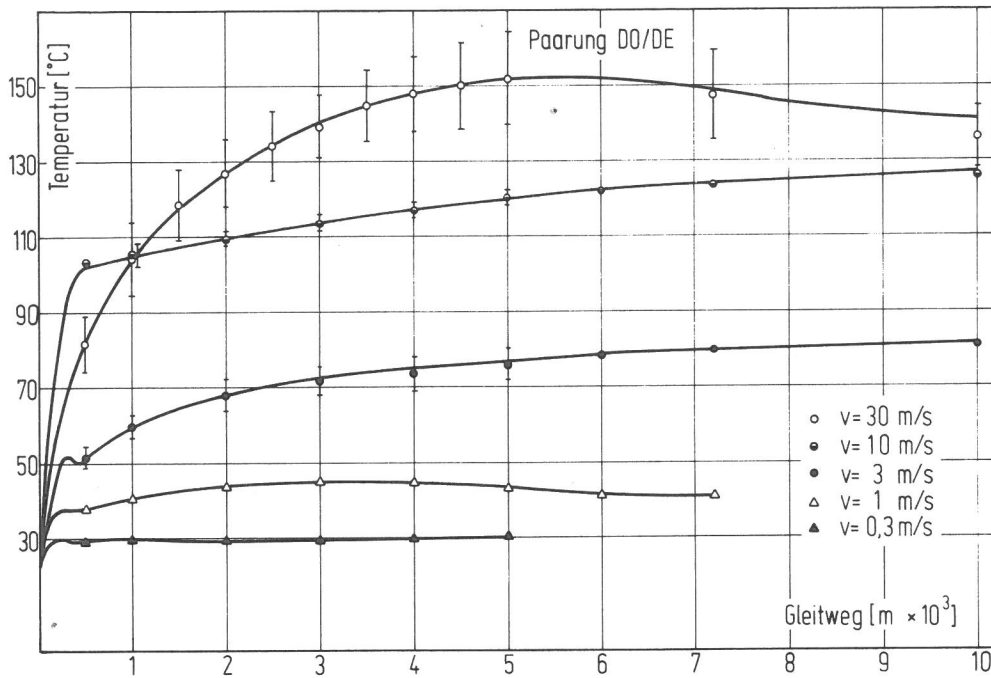


Bild 75
Temperatur-Gleitweg-Diagramm; Stift aus boriiertem Hartmetall

5.4.2 Einfluß der Gleitgeschwindigkeit

Die Abhängigkeit des Abriebvolumens des Stiftes von der Gleitgeschwindigkeit ist in Abb. 76 dargestellt. Die Verschleißkurve bei 1000 m Gleitweg kennzeichnet den schweren Einlaufverschleiß bei $v = 3 \text{ m/s}$.

Die in Abb. 77 dargestellte Abhängigkeit der Reibkraft von der Geschwindigkeit weist auf den relativ geringen Einfluß der Gleitgeschwindigkeit hin. Gleichzeitig

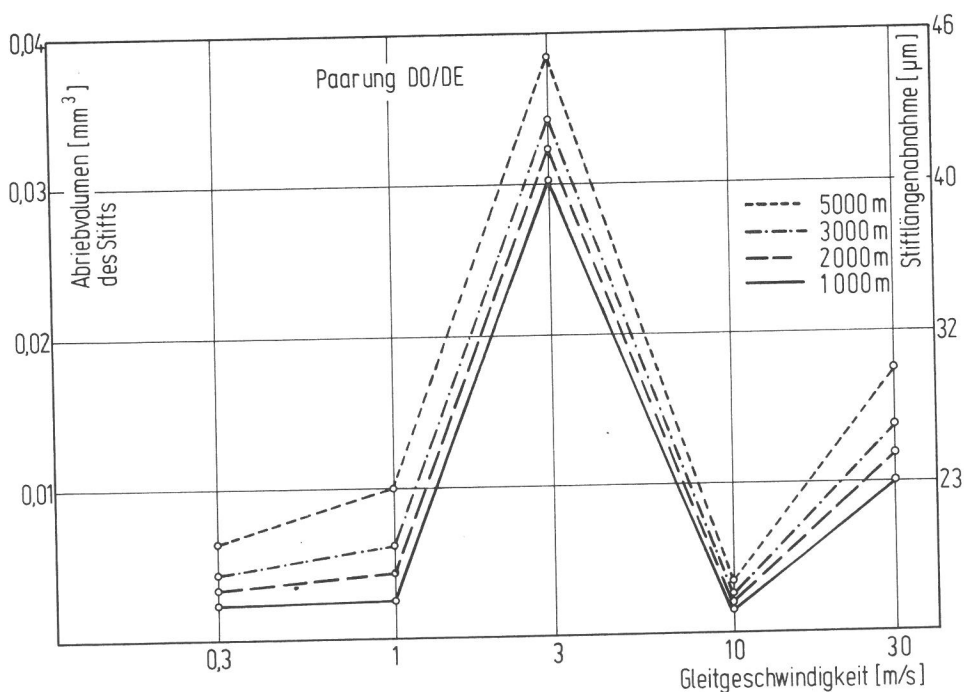


Bild 76
Abriebvolumen-
Gleitgeschwindigkeits-Diagramm

ist der unterschiedliche Verlauf der Reibkraftkurven bei 1000 m und 5000 m Gleitweg im unteren Geschwindigkeitsbereich deutlich erkennbar.

Der in Abb. 78 dargestellte Verlauf der gemessenen Temperatur zeigt die mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit steigenden Temperaturen an.

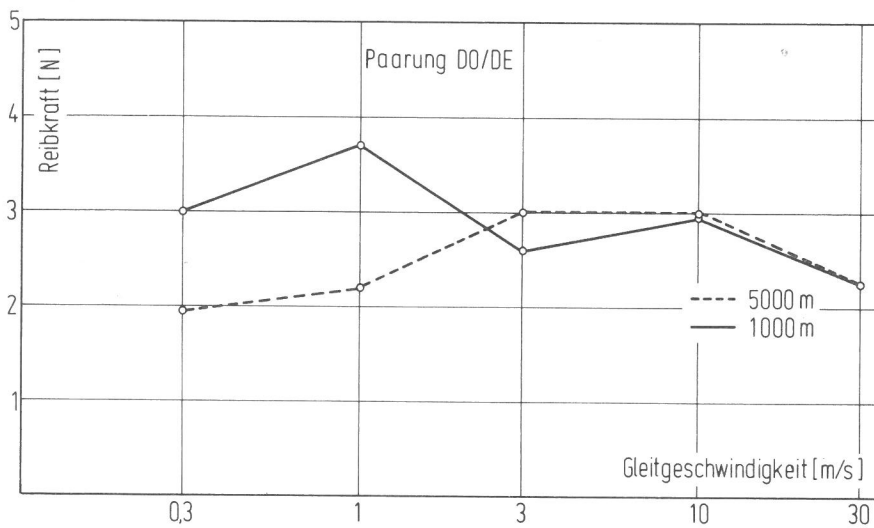


Bild 77
Reibkraft-Gleitgeschwindigkeits-Diagramm. Paarung DO (boriertes Hartmetall) – DE (Vergütungsstahl)

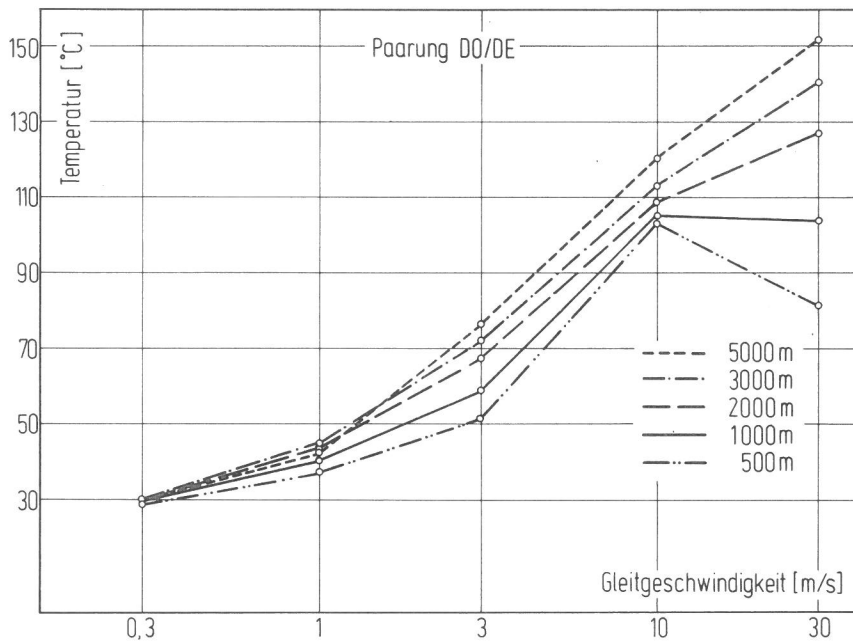


Bild 78
Temperatur-Gleitgeschwindigkeits-Diagramm. Paarung DO (boriertes Hartmetall) – DE (Vergütungsstahl)

5.4.3 Verschleißerscheinungsformen

Die Untersuchungen unter dem Licht- und Rasterelektronenmikroskop haben Ähnlichkeiten zwischen den Verschleißerscheinungen der Hartmetalle und der borierten Hartmetalle (blankpolierte Flächen im unteren Geschwindigkeitsbereich, Adhäsionsbildung im oberen Bereich, plättchenförmiger Abrieb), aber auch Unterschiede festgestellt.

In erster Linie ist es die Farbe der Abriebpartikel. Im Gegenteil zu den Hartmetallen wurde bei dieser Paarung, besonders bei den niedrigen Geschwindigkeiten, fast ausschließlich ein rostfarbiger Abrieb registriert. Eine andere Charakteristik im Geschwindigkeitsbereich zwischen $v = 0,3$ und 1 m/s ist eine sehr ausgeprägte Bildung von sehr breiten, stufenartig verteilten Gleitspuren

(Abb. 79 und 80). Diese Oberflächenbeschaffenheit ist bei $v = 3 \text{ m/s}$ kaum bemerkbar und bei den hohen Geschwindigkeiten nicht mehr zu erkennen. Der schwere Einlaufverschleiß bei $v = 3 \text{ m/s}$ (aus den Diagrammen, Abb. 73 und 76 ersichtlich) ist durch starke Adhäsionsvorgänge, deren Wirkung mit zunehmendem Gleitweg nachläßt, gekennzeichnet (Abb. 81).

Die Abbildungen der Kontaktkalotten bei den hohen Geschwindigkeiten ($v = 10$ und 30 m/s) sind fast identisch im Vergleich mit denjenigen der Hartmetalle (Abb. 83 und 84). In diesem Bereich nimmt auch die Zahl der rostfarbigen Abriebpartikel wesentlich ab. Deutlich macht sich (besonders bei $v = 30 \text{ m/s}$) ein hellgrauer kompakter Übertrag über große Flächenteile bemerkbar (Abb. 84). Außer den breiten Streifen des Grundstoffes ist auch eine helle Schicht, die offensichtlich von der Scheibe übertragen wurde, zu erkennen.

Die o. e. Erscheinungsbilder sind tabellarisch in Abb. 85 dargestellt.

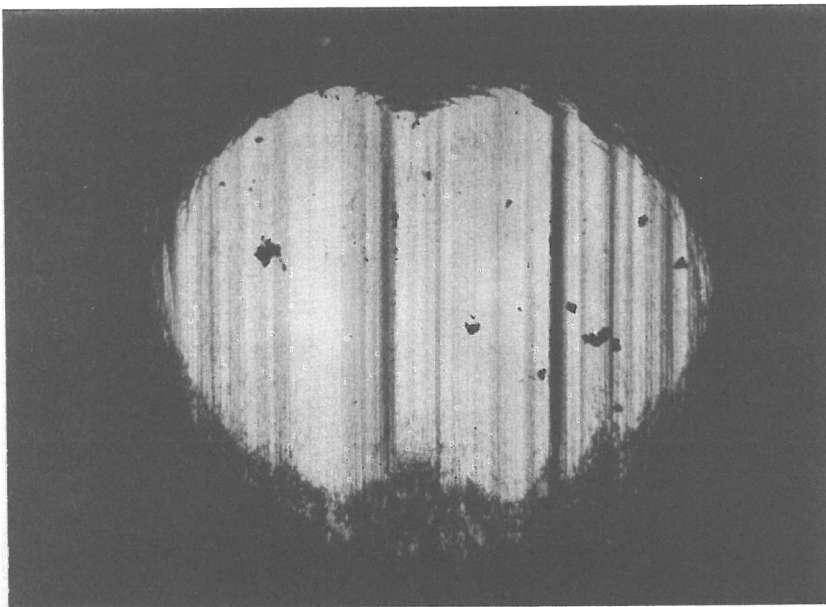


Bild 79
Paarung DO 3 (boriertes Hartmetall)
– DE (Vergütungsstahl Ck 60)
Gleitgeschwindigkeit $v = 0,3 \text{ m/s}$,
Gleitweg 5000 m, Vergrößerung
64fach

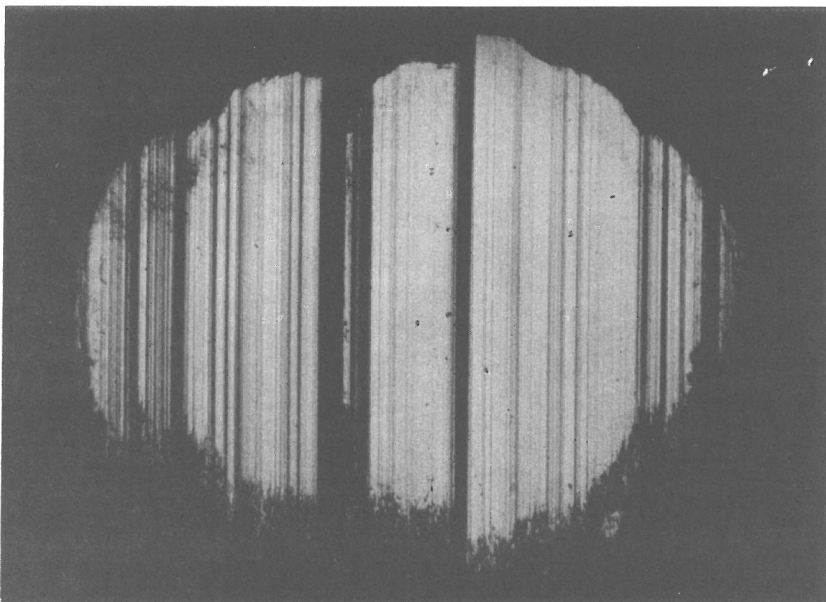
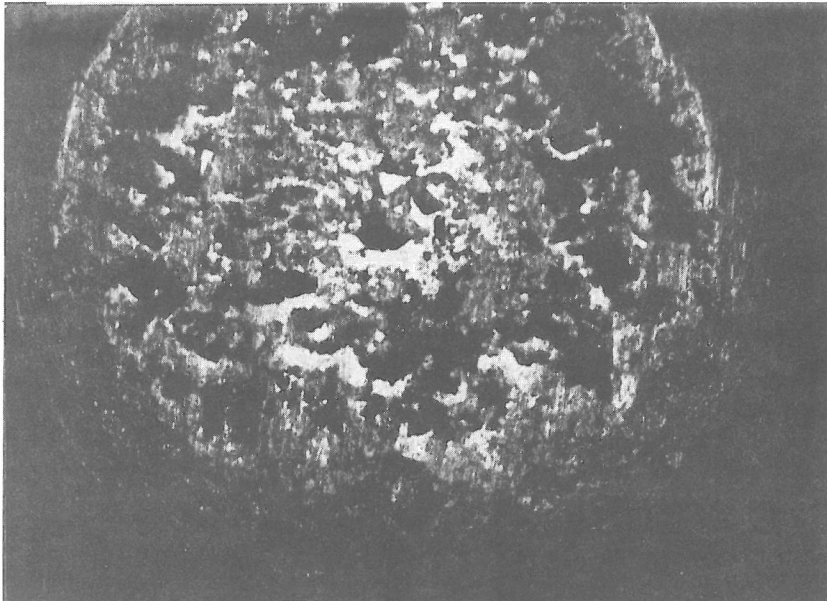
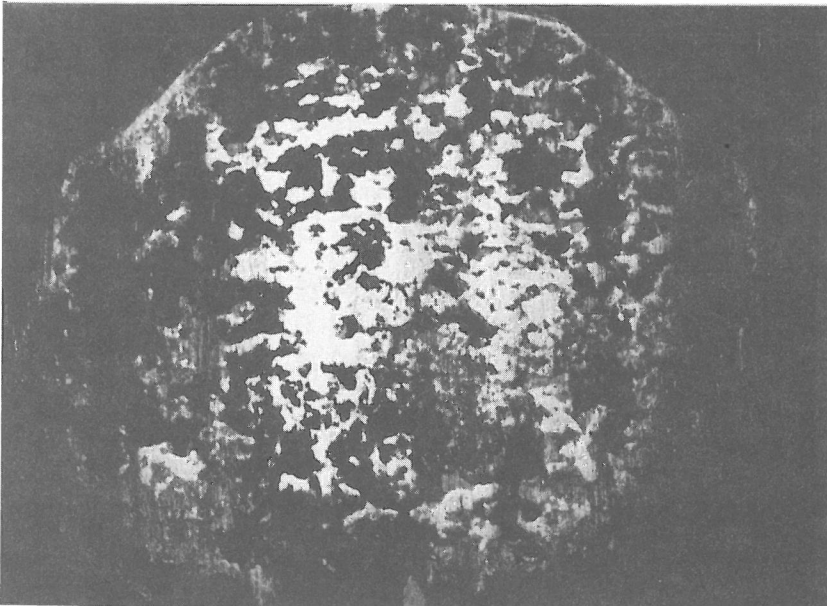


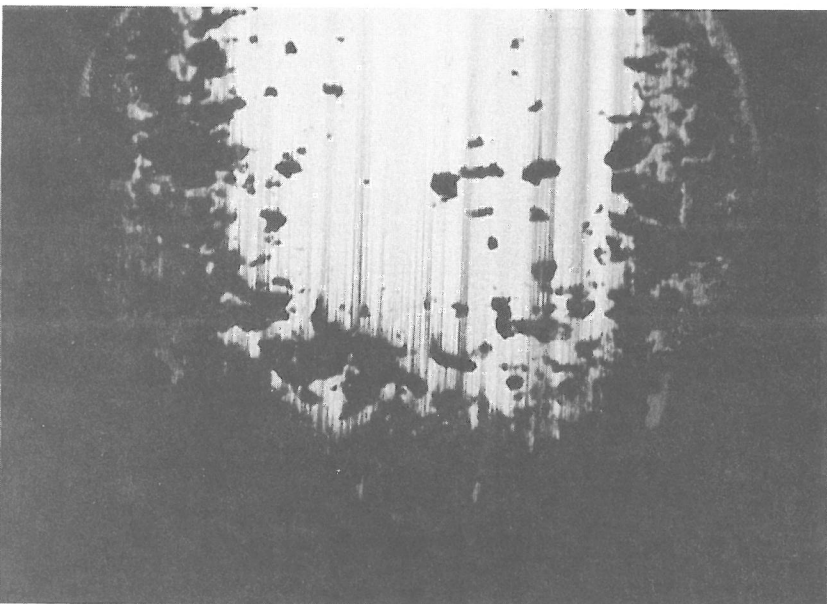
Bild 80
Paarung DO 50 (boriertes Hartmetall)
– DE (Vergütungsstahl Ck 60)
Gleitgeschwindigkeit $v = 1 \text{ m/s}$, Gleit-
weg 7200 m, Vergrößerung 64fach



a)



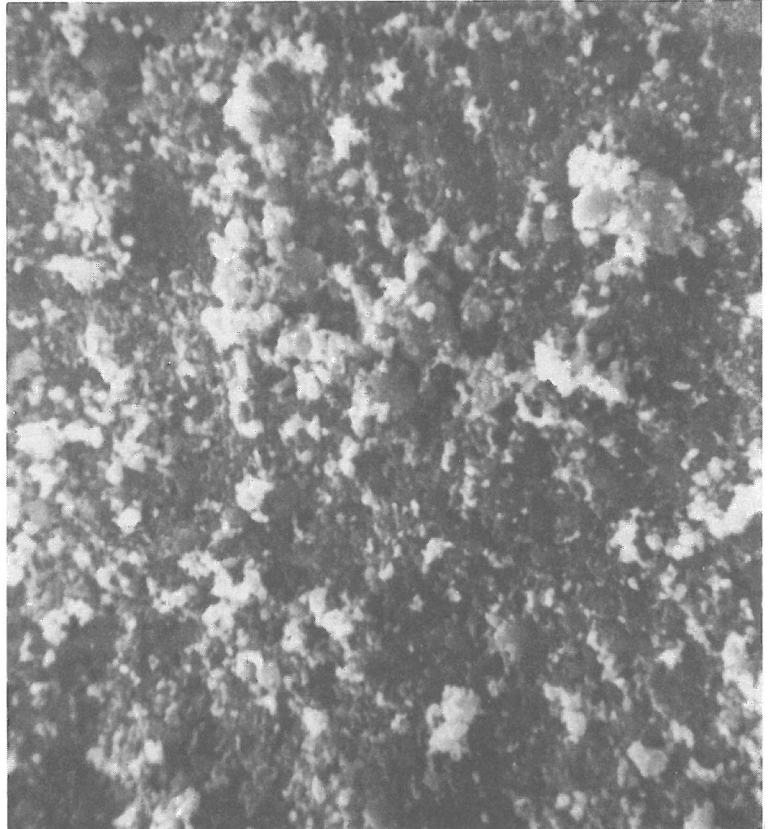
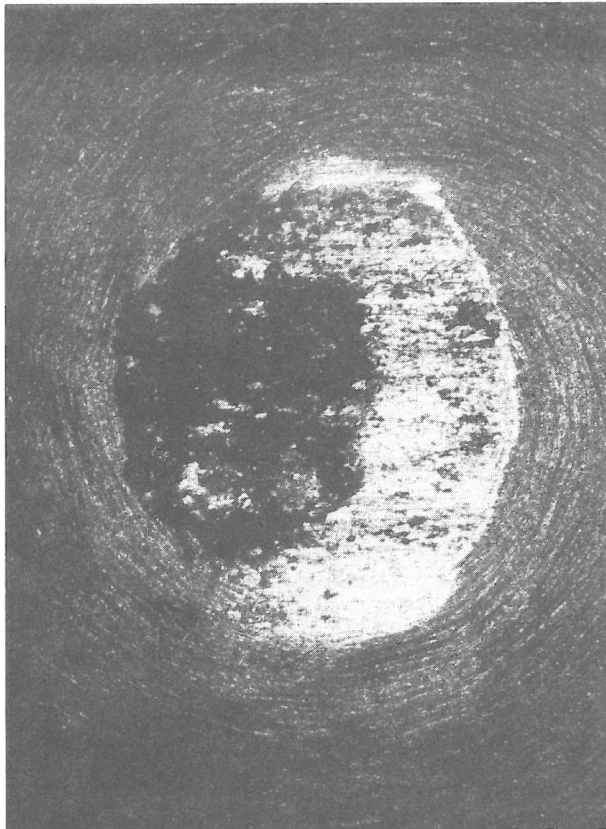
b)



c)

*Bild 81
Paarung DO (boriertes Hartmetall) –
DE (Vergütungsstahl Ck 60)
Gleitgeschwindigkeit $v = 3$ m/s,
Vergrößerung 64fach,*

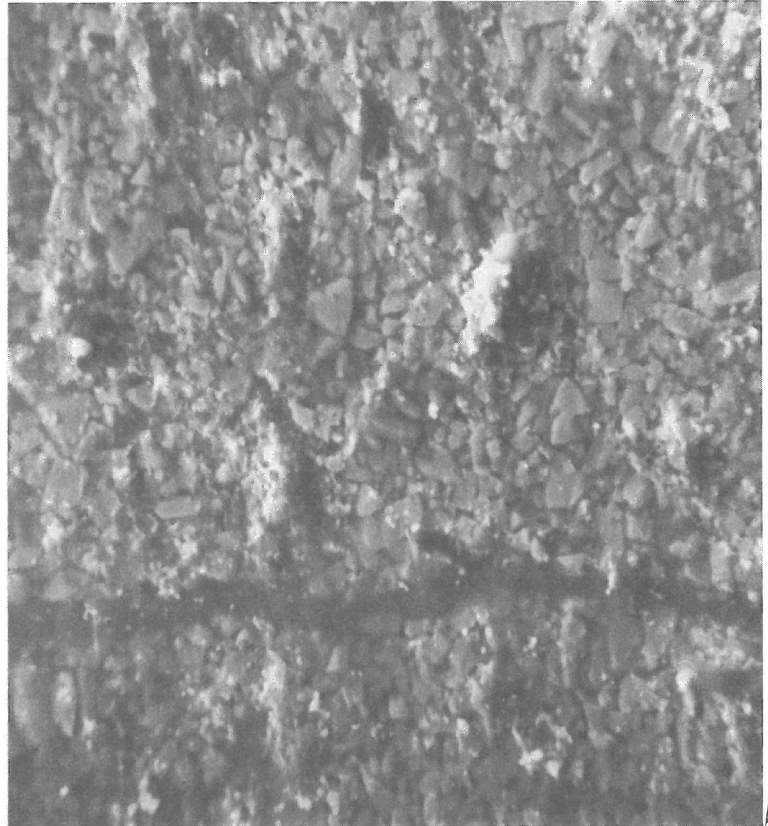
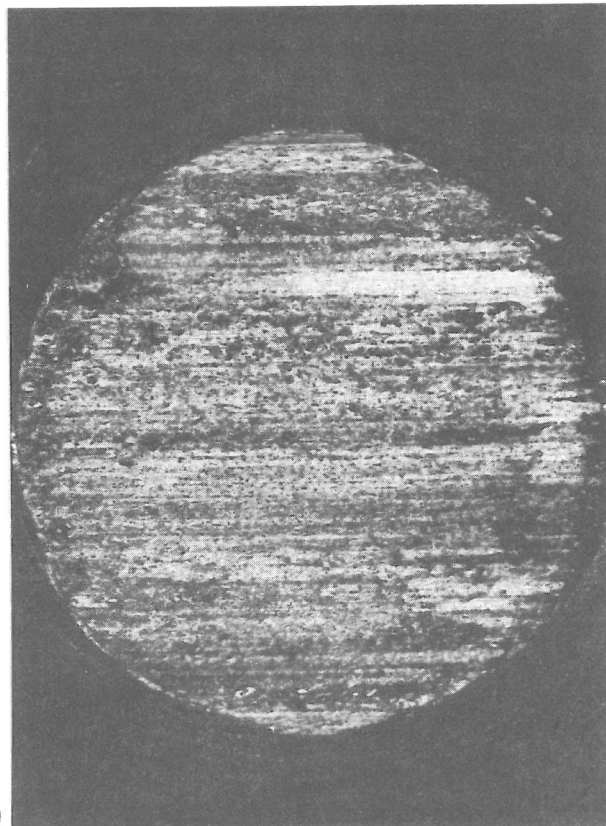
- a) DO 6, Gleitweg 5000 m,*
- b) DO 7, Gleitweg 3000 m,*
- c) DO 14, Gleitweg 1000 m*



a)

b)

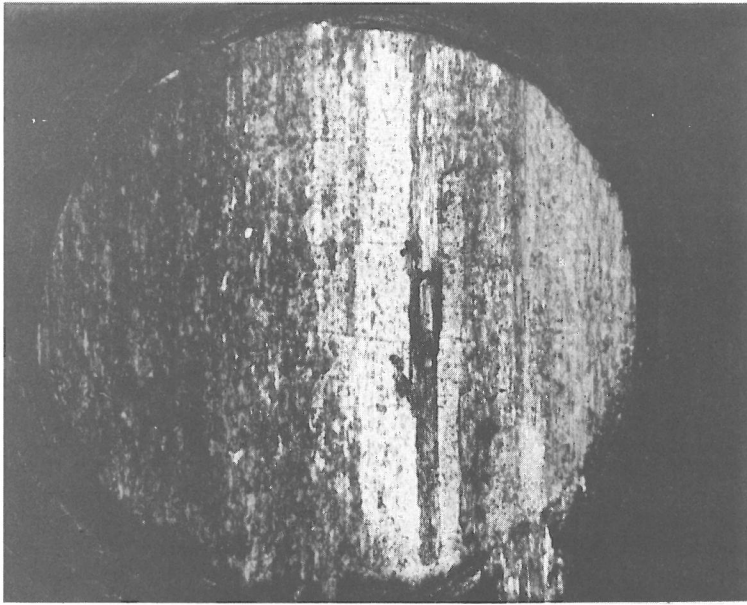
Bild 82
 Paarung DO 49 (boriertes Hartmetall) – DE (Vergütungsstahl Ck 60) Gleitgeschwindigkeit $v = 10$ m/s, Gleitweg 7200 m,
 a) Lichtmikroskopaufnahme, Vergrößerung 64fach, b) REM-Aufnahme, Vergrößerung 2000fach



a)

b)

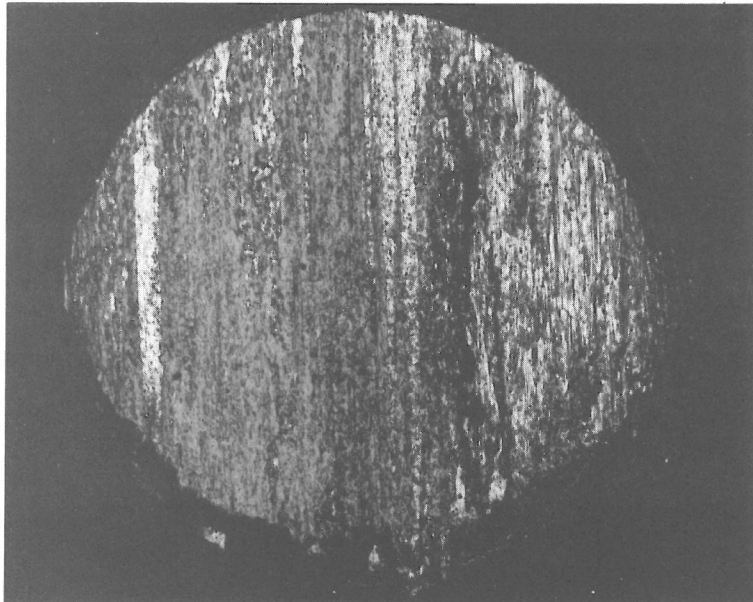
Bild 83
 Paarung DO 12 (boriertes Hartmetall) – DE (Vergütungsstahl Ck 60), Gleitgeschwindigkeit $v = 30$ m/s, Gleitweg 5000 m,
 a) Lichtmikroskopaufnahme, Vergrößerung 64fach, b) REM-Aufnahme, Vergrößerung 2000fach



a)

Bild 84

Paarung DO (boriertes Hartmetall) – DE (Vergütungsstahl Ck 60), Gleitgeschwindigkeit 30 m/s, Vergrößerung 64fach,
 a) Stift DO 5, Gleitweg 7200 m
 b) Stift DO 2, Gleitweg 10000 m



b)

Symbole zur Kennzeichnung der Verschleißerscheinungsformen

	Oberfläche ohne Übertrag
	Oberfläche mit Übertrag
	Oberfläche mit haftenden Tribooxidationspartikeln
	Tribooxidationspartikel an der Oberflächenkante
	Zerrüttungsrisse am Übertrag
	Zerrüttungsrisse im Grundmaterial
	Oberfläche mit Riefen
	Scheibenspur mit (Rück)Übertrag
	Scheibenspur mit Riefen

Paarung	BAM-Bezeichnung	Gleitweg [km]	Gleitgeschwindigkeit [m/s]									
			0,3		1		3		10		30	
			Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe
Boriertes Hartmetall – Ck 60	DO/DE	10	—		—							
		5										
		1										

Bemerkung: Im Geschwindigkeitsbereich bis $v = 3$ m/s vorwiegend rostbraune und plättchenförmige graue Abriebpartikel. Ab $v = 10$ m/s nur noch grüngraue lose und haftende Abriebpartikel

Bild 85

Verschleißerscheinungsformen der Paarung boriertes Hartmetall – Vergütungsstahl Ck 60

5.4.4 Diskussion

Dieser Werkstoff hat die gleiche chemische Zusammensetzung wie das Hartmetall, wurde aber anschließend 24 Stunden in Ekabor HM-Pulver bei 900°C thermisch behandelt. Die erwartungsgemäß daraus folgende Boridschicht, die laut Hersteller eine Tiefe von etwa $10\ \mu\text{m}$ aufweisen sollte, konnte durch metallographische Bearbeitung nicht nachgewiesen werden! Abgesehen von einigen Ähnlichkeiten der Versuchsergebnisse im Vergleich mit denen der Hartmetalle, zeigten sich auch ziemlich unterschiedliche Resultate.

Um diese Ähnlichkeiten und Unterschiede festzustellen, muß man das Vergleichsdiagramm der Verschleißrate, der gemessenen Temperaturdifferenz und der Reibkraft in Funktion von der Gleitgeschwindigkeit (Abb. 86) mit demselben für die Paarung Hartmetall - Vergütungsstahl (Abb. 72) gegenüberstellen.

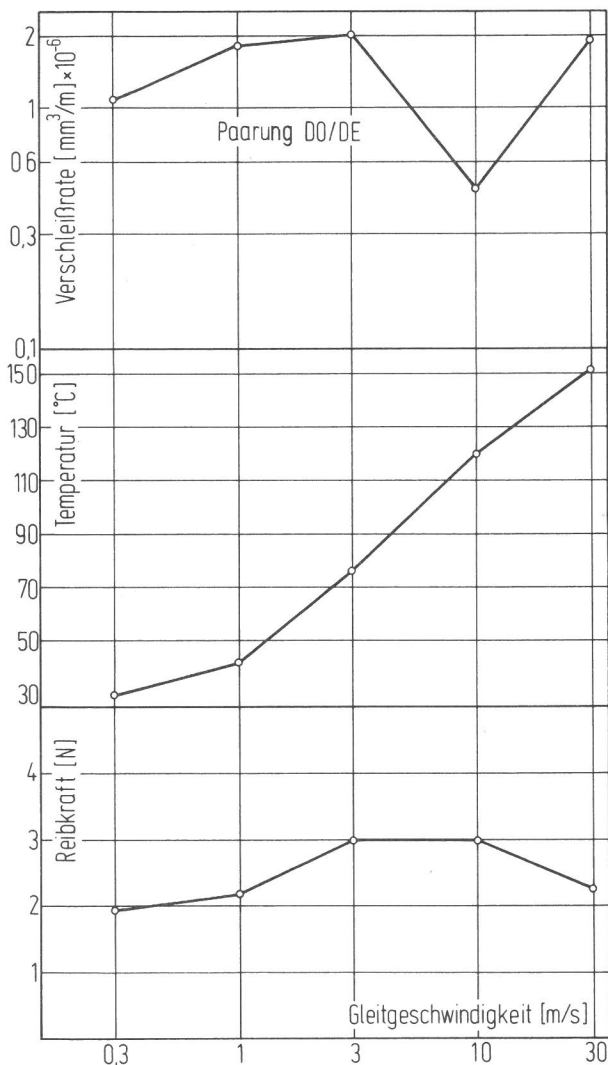


Bild 86
Verschleißrate, Temperatur und Reibkraft in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit. Paarung borisiertes Hartmetall-Vergütungsstahl Ck 60

Der Vergleich der Verschleißrate zeigt größere Werte bei den Geschwindigkeiten bis $10\ \text{m/s}$ und verlaufen sogar im Geschwindigkeitsbereich $v = 0,3$ bis $1\ \text{m/s}$ und $v = 3$ bis $10\ \text{m/s}$ parallel zueinander. Deutliche Unterschiede im Verlauf der Kurve ist im Geschwindigkeitsbereich $v = 1$ bis $3\ \text{m/s}$ und enorme Unterschiede im Bereich $v = 10$ bis $30\ \text{m/s}$.

Die Reibkraft weist im unteren Geschwindigkeitsbereich (bei $v = 1\ \text{m/s}$) kein Minimum auf, steigt kontinuierlich an und erreicht ihren maximalen Wert irgendwo zwischen $v = 3$ und $10\ \text{m/s}$ und verläuft weiter identisch wie die Reibkraft der Hartmetallpaarungen.

Der Verlauf der gemessenen Temperatur ist ähnlich. Bemerkenswert ist, daß unterhalb und oberhalb der Geschwindigkeit $v = 10 \text{ m/s}$ die Werte niedriger sind als bei der Hartmetallpaarung. Der größte Unterschied ist bei $v = 30 \text{ m/s}$ bemerkbar. Interessant ist, daß wie bei der Reibkraft auch hier die Geschwindigkeit $v = 10 \text{ m/s}$ ein Knotenpunkt ist. Bei diesem Knotenpunkt erreichen die Reibkraft und die Temperaturdifferenz beider Paarungen gleiche Werte, und die Verschleißraten unterscheiden sich nur minimal. Es ist naheliegend, daß dem Verschleißverlauf beider Paarungen bei dieser Geschwindigkeit ähnliche Prozesse zugrundeliegen.

Die Untersuchungen unter dem Licht- und Rasterelektronenmikroskop haben die auf Grund des Vergleiches der Diagramme getroffenen Überlegungen im wesentlichen bestätigt, so daß man zur Beurteilung der Verschleißmechanismen von den folgenden Ergebnissen ausgehen kann:

1. Alle im Abschnitt 5.3.4 aufgezählten Feststellungen sind auch für diese Paarung kennzeichnend.
2. Bei der Gleitgeschwindigkeit $v = 3 \text{ m/s}$ ist das Einlaufstadium durch starke Adhäsionsvorgänge, deren Wirkung mit zunehmendem Gleitweg nachläßt, charakterisiert (Abb. 81).
3. Im niedrigen Geschwindigkeitsbereich sind an der Kontaktfläche des Stiftes sehr breite, stufenartig verbleibende Gleitspuren zu beobachten (Abb. 80).
4. Es ist eine (im niedrigen Geschwindigkeitsbereich nur im Einlaufstadium) haftende, durch vorwiegend rostbraune Abriebpartikel gekennzeichnete Oxidschicht zu erkennen.

Auf Grund der durch Auswertung der registrierten Versuchsdaten erhaltenen Ergebnisse kann der Verschleiß des Stiftes folgendermaßen erklärt werden.

Im unteren Geschwindigkeitsbereich (mit Ausnahme der Einlaufvorgänge bei $v = 3 \text{ m/s}$) ist keine Haftung der Adhäsionsschichten zu bemerken. Wahrscheinlich übt der in großen Mengen am Rand und außerhalb der Kontaktfläche des Stiftes zu bemerkende rostbraune Abrieb eine in dieser Richtung hemmende Wirkung aus. Diese Oxidation nimmt mit steigender Gleitgeschwindigkeit ab, wodurch die relativ leicht ansteigende Kurve der Verschleißrate zu erklären ist.

Die stufenartig verteilten breiten Gleitspuren an der Stiftkontaktfläche können auf die durch die zusätzliche thermochemische Behandlung wahrscheinlich zustandegekommene ungleichmäßige Sprödigkeit der Boridschicht oder auch des Grundmaterials zurückgeführt werden.

Im hohen Geschwindigkeitsbereich ($v = 10$ und 30 m/s) läßt der ähnliche Verlauf der Verschleißrate und die ähnlichen Erscheinungsbilder der Kontaktflächen im Vergleich mit der Hartmetallpaarung die Vermutung zu, daß wahrscheinlich die gleichen Mechanismen als Ursachen des Verschleißes in diesem Bereich anzunehmen sind.

5.5 Paarung Keramik 710 - Vergütungsstahl Ck 60

5.5.1 Einfluß des Gleitweges

Wie aus dem Abriebvolumen-Gleitweg-Diagramm (Abb. 87) und den in Tab. 9 wiedergegebenen b -Werten der Funktion $W = m \cdot L + b$ ersichtlich, weisen die Ver-

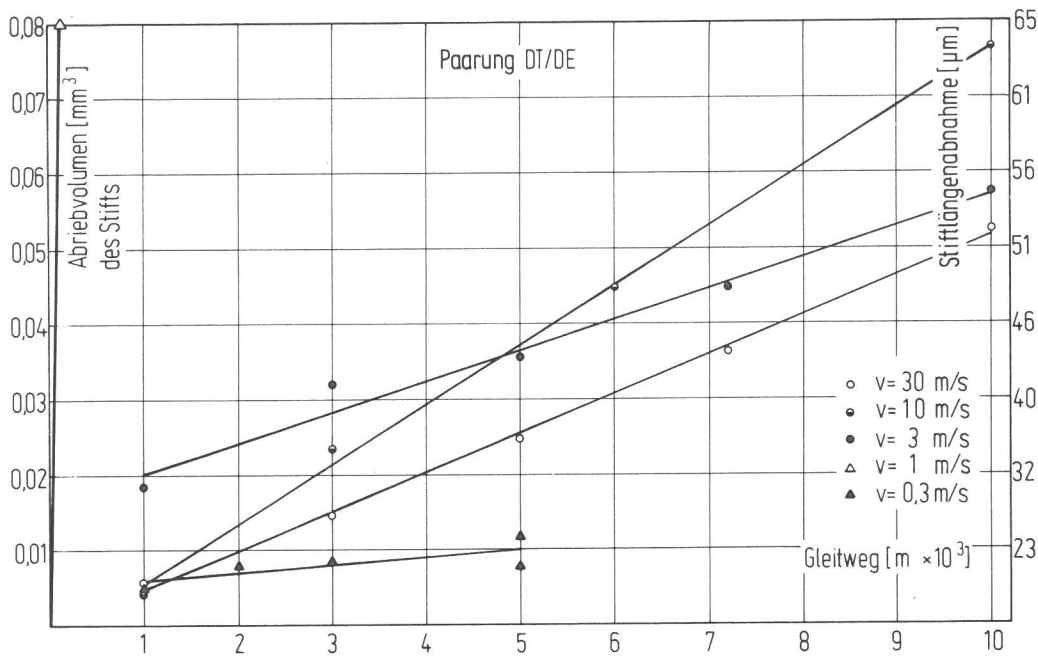


Bild 87
Verschleiß-Gleitweg-Diagramm, Stift aus Keramik

schleißkurven bis $v = 3 \text{ m/s}$ auf konvexe (positive b -Werte) und bei $v = 10$ und 30 m/s auf konkave (negative b -Werte) Einlaufkurven hin. Bei $v = 30 \text{ m/s}$ ist die Einlaufkurve (wegen des minimalen Betrags des b -Wertes) praktisch als Gerade anzusehen.

Streuungen der Meßwerte des Abriebvolumens, die auf eine nichtlineare Verschleißabhängigkeit hindeuten, wurden nicht bemerkt. Anzeichen dafür, daß der Einlaufvorgang erst nach 1000 m Gleitweg erreicht wird, kann man bei $v = 0,3$ und 3 m/s vermuten.

Material des Stiftes	Gleitgeschwindigkeit $v \text{ /m/s/}$	Werte der Koeffizienten der Verschleißkurve, bei $L \text{ /m/}$ $W = m \cdot L + b$	
		$m \cdot 10^{-6}$	b
Keramik 710	0,3	0,997	0,00493
	1	ca 775	ca 0,5
	3	4,095	0,01610
	10	7,898	- 0,00253
	30	5,218	- 0,00063

Tabelle 9 Werte der Koeffizienten der Verschleißkurve bei der Paarung Keramik 710 - Vergütungsstahl Ck 60

Dem Diagramm (Abb. 87) und der Tabelle 9 ist der katastrophale Verschleiß bei $v = 1 \text{ m/s}$ zu entnehmen. Dieser Geschwindigkeitsbereich wurde näher untersucht, und die in Abhängigkeit vom Gleitweg gewonnenen Verschleißkurven wurden in Abb. 90 dargestellt. Das Reibkraft-Gleitweg-Diagramm (Abb. 88) läßt erkennen, daß der Beharrungszustand im untersuchten Gleitwegbereich bereits nach 1000 m

(bei $v = 10 \text{ m/s}$) und spätestens nach 5000 m (bei $v = 30 \text{ m/s}$) erreicht wird. Die einzige Ausnahme ergibt sich bei $v = 1 \text{ m/s}$.

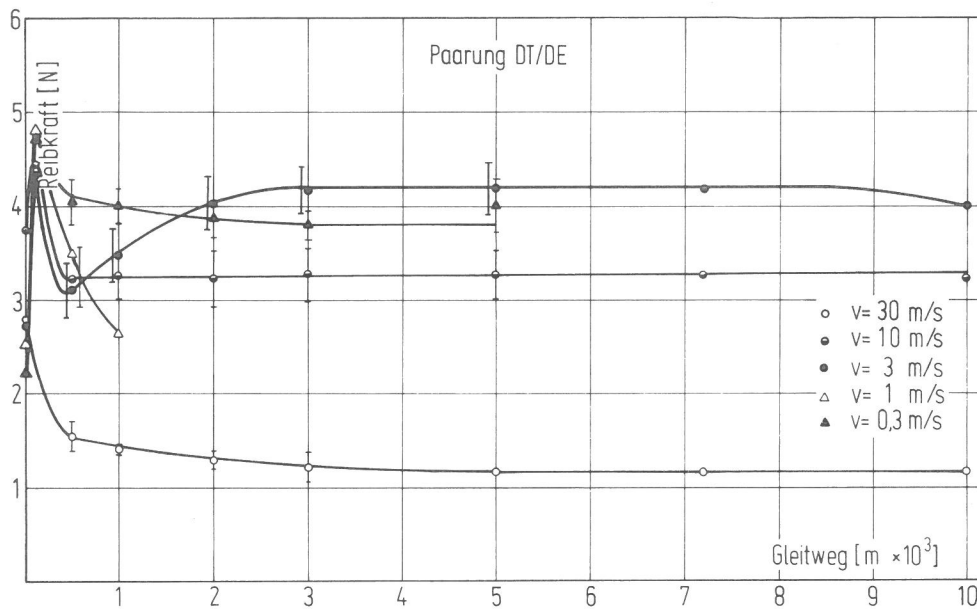


Bild 88
Reibkraft-Gleitweg-Diagramm, Stift aus Keramik 710

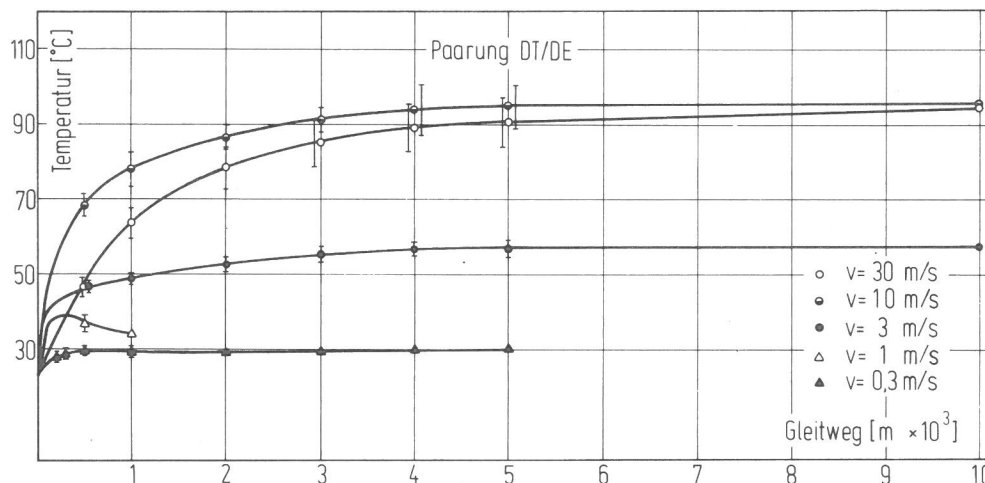


Bild 89
Temperatur-Gleitweg-Diagramm, Stift aus Keramik 710

Die Reibkraft in diesem Geschwindigkeitsbereich (von $v = 0,8$ bis $2,5 \text{ m/s}$) ist im Diagramm, Abb. 91, dargestellt. Im Grenzbereich des katastrophalen Verschleißes wurde die Reibkraft durch eine unmittelbar nach Versuchsbeginn fallende und anschließend steigende Kurve gekennzeichnet. Im Gegensatz dazu sind die Reibkraftkurven bei den Geschwindigkeiten, die den katastrophalen Verschleiß hervorrufen, durch monoton fallende Kurven charakterisiert.

Der Einlaufvorgang im Geschwindigkeitsbereich von $v = 0,3$ bis 10 m/s ist durch einen kurz nach Versuchsbeginn eintretenden Maximalwert gekennzeichnet. Im Gegensatz dazu weist die Reibkraftkurve bei $v = 30 \text{ m/s}$ eine fallende Tendenz auf und geht in eine zur Gleitwegachse parallele Gerade über.

Das Temperatur-Gleitweg-Diagramm (Abb. 89) zeigt, daß (mit Ausnahme bei $v = 1 \text{ m/s}$) nur bei $v = 30 \text{ m/s}$ das thermische Gleichgewicht im untersuchten Gleitwegbereich nicht erreicht wird, sich jedoch im weiteren Verlauf andeutet.

Kennzeichnend ist auch der Temperaturrückgang mit steigendem Gleitweg bei $v = 1 \text{ m/s}$ und die Tatsache, daß die Temperaturen bei $v = 10 \text{ m/s}$ höher als die bei $v = 30 \text{ m/s}$ liegen.

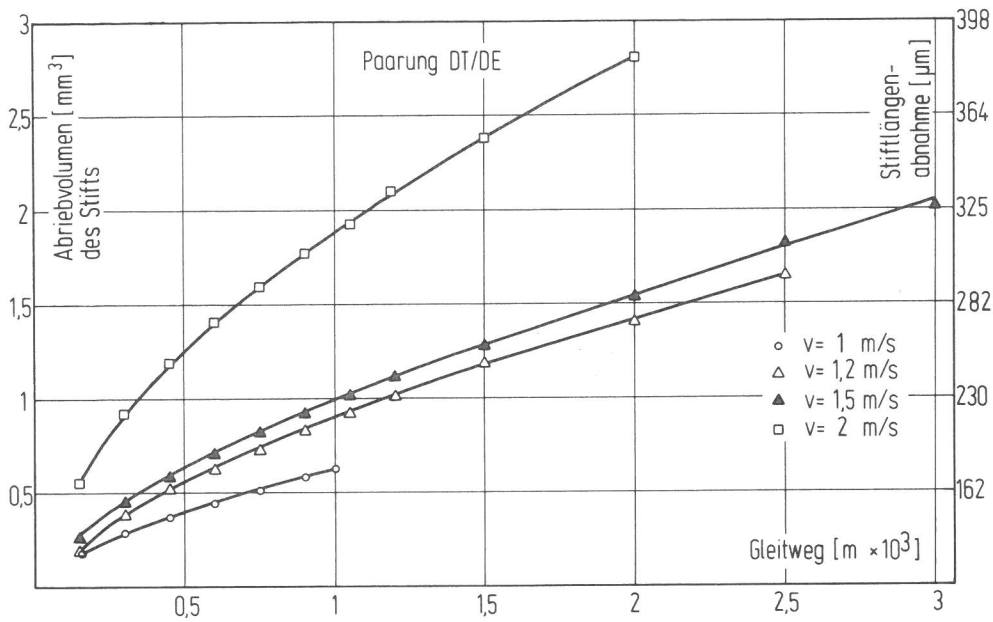


Bild 90
Abriebvolumen-Gleitweg-Diagramm, Stift aus Keramik 710

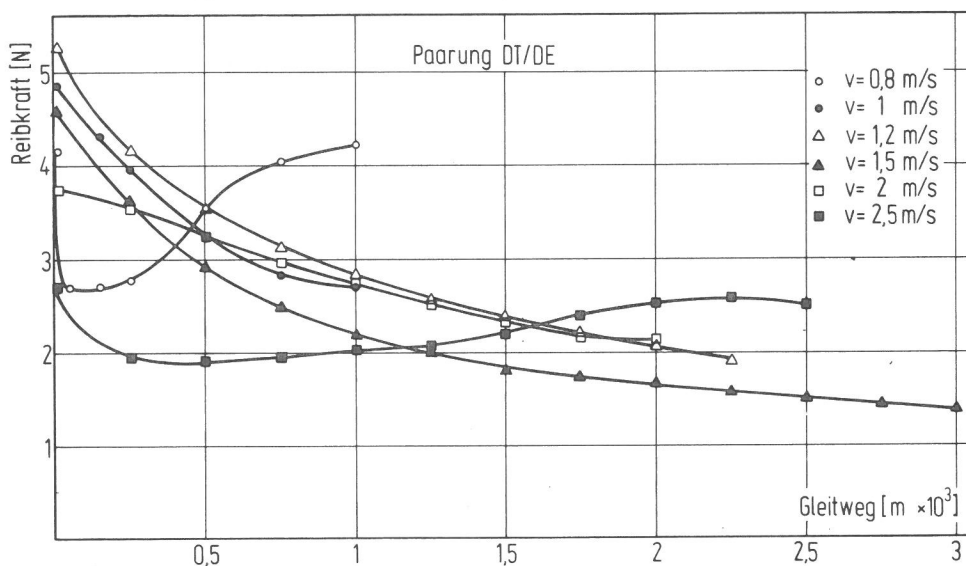


Bild 91
Reibkraft-Gleitweg-Diagramm im Geschwindigkeitsbereich von 0,8 bis 2,5 m/s. Stift aus Keramik 710

5.5.2 Einfluß der Gleitgeschwindigkeit

Die Abhängigkeit des Abriebvolumens des Stiftes von der Gleitgeschwindigkeit ist in Abb. 92 dargestellt. Die Verschleißkurven ab $v = 3 \text{ m/s}$ weisen auf einen geschwindigkeitsunabhängigen Verlauf hin. Die Kurven für 3000 und 5000 m sind im Bereich bis $v = 3 \text{ m/s}$ nicht eingetragen, da man diese Ergebnisse wegen des großen Abriebes nicht mehr erfassen konnte.

Der wesentliche Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf die Reibkraft ist in Abb. 93 ersichtlich. Der deutliche Abfall der Reibkraft im Geschwindigkeitsbereich des katastrophalen Verschleißes kann als begünstigend für stick-slip Schwingungen angesehen werden.

Der Temperaturanstieg mit steigender Gleitgeschwindigkeit (bis $v = 10 \text{ m/s}$) ist aus dem Diagramm, Abb. 94, ersichtlich. Hier wurden bei $v = 30 \text{ m/s}$ niedrigere Werte im Vergleich mit denen bei $v = 10 \text{ m/s}$ ermittelt. Dieses Ergebnis ist wahrscheinlich auf den sehr niedrigen Wert der Reibkraft bei $v = 30 \text{ m/s}$ zurückzuführen.

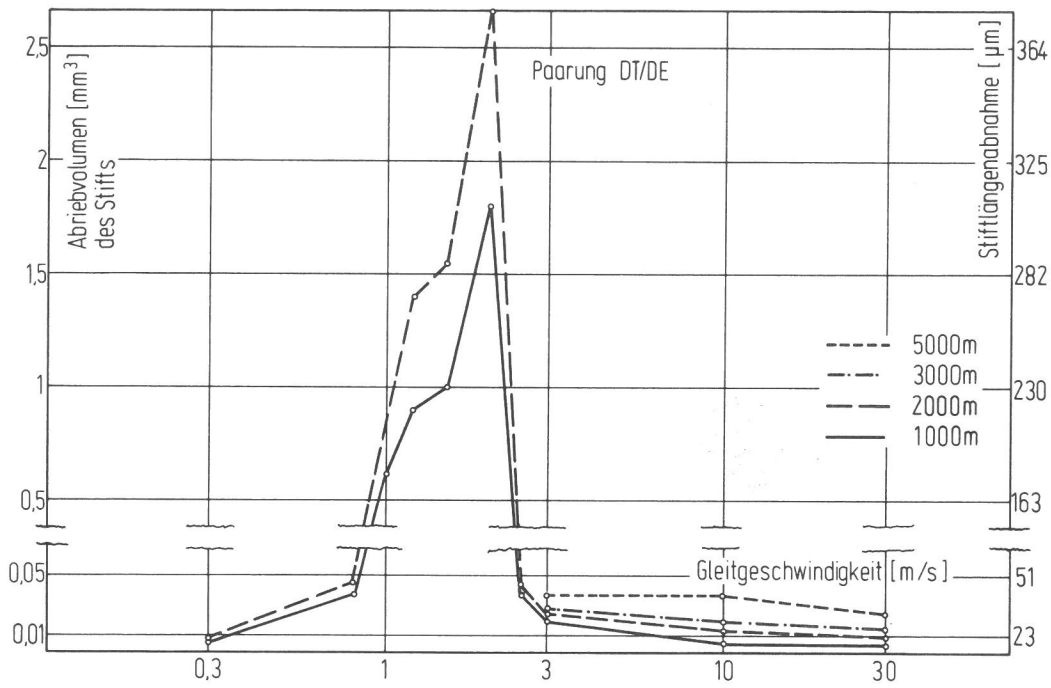


Bild 92
Die Abhängigkeit des Abriebvolumens des Stiftes von der Geschwindigkeit. Paarung DT (Keramik 710) / DE (Vergütungsstahl)

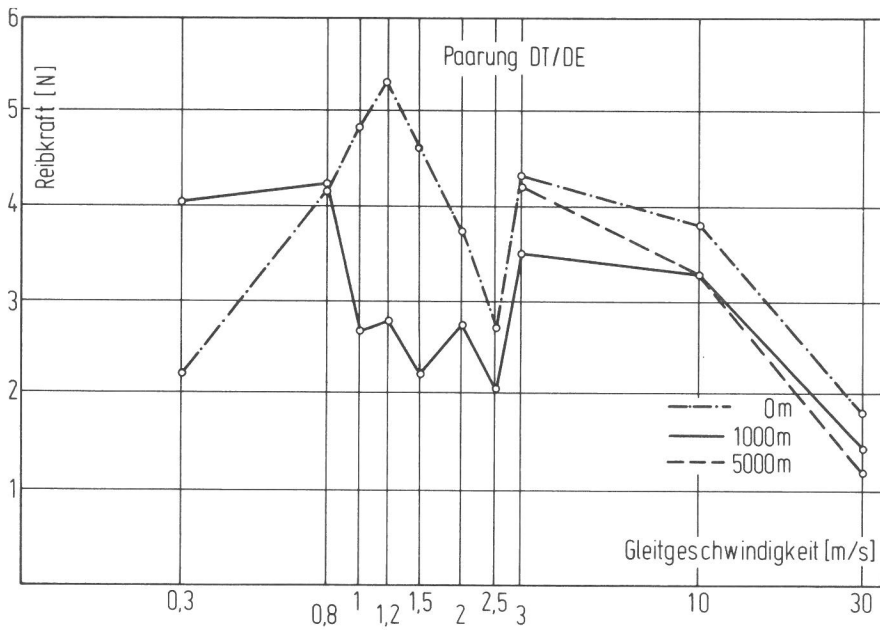


Bild 93
Die Abhängigkeit der Reibkraft von der Gleitgeschwindigkeit. Paarung DT (Keramik 710) / DE (Vergütungsstahl)

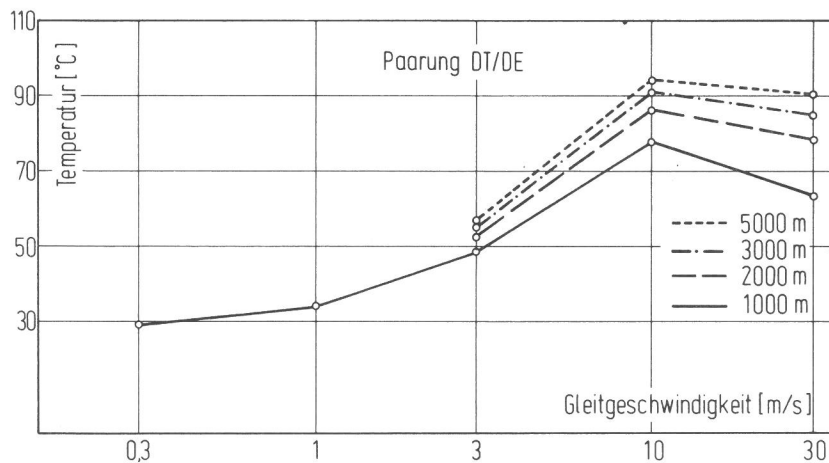
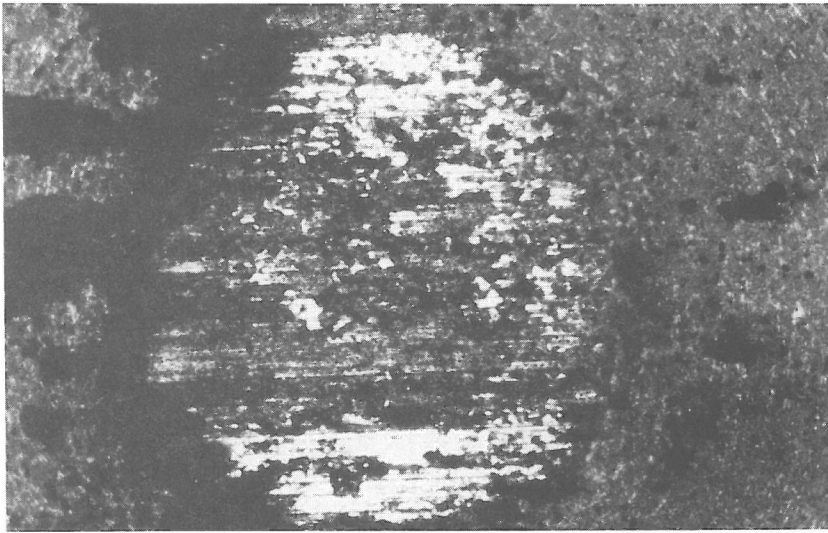


Bild 94
Die Abhängigkeit der gemessenen Temperatur von der Gleitgeschwindigkeit. Paarung DT (Keramik 710) / DE (Vergütungsstahl)

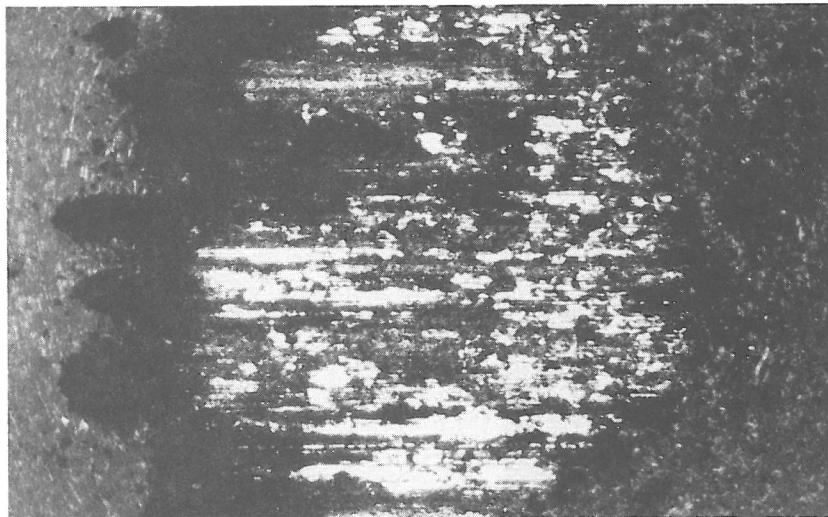
5.5.3 Verschleißerscheinungsformen

Die Beobachtungen unter dem Licht- und Rasterelektronenmikroskop und die daraus folgenden Aufnahmen zeigten, daß man (abgesehen von den Verschleißerscheinungen bei $v = 1$ m/s) zwei geschwindigkeitsabhängige Verschleißmechanismen vorfindet: Einen bei $v = 0,3$ und 3 m/s und den anderen bei $v = 10$ und 30 m/s.

Kennzeichnend für die erste Gruppe (bei $v = 0,3$ und 3 m/s) ist der in großen Mengen vorhandene rostbraune Abrieb und eine nicht haftende Übertragsschicht. Der Abrieb ist besonders am Kalottenrand angehäuft (Abb. 95) und bedeckt auch



a) DT 12

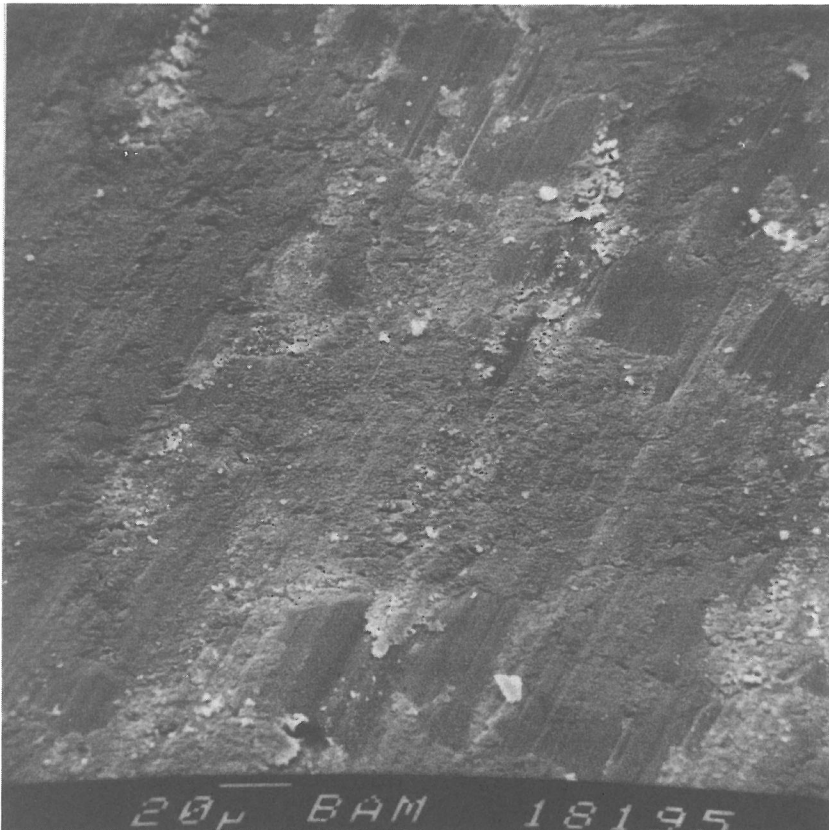


b) DT 16

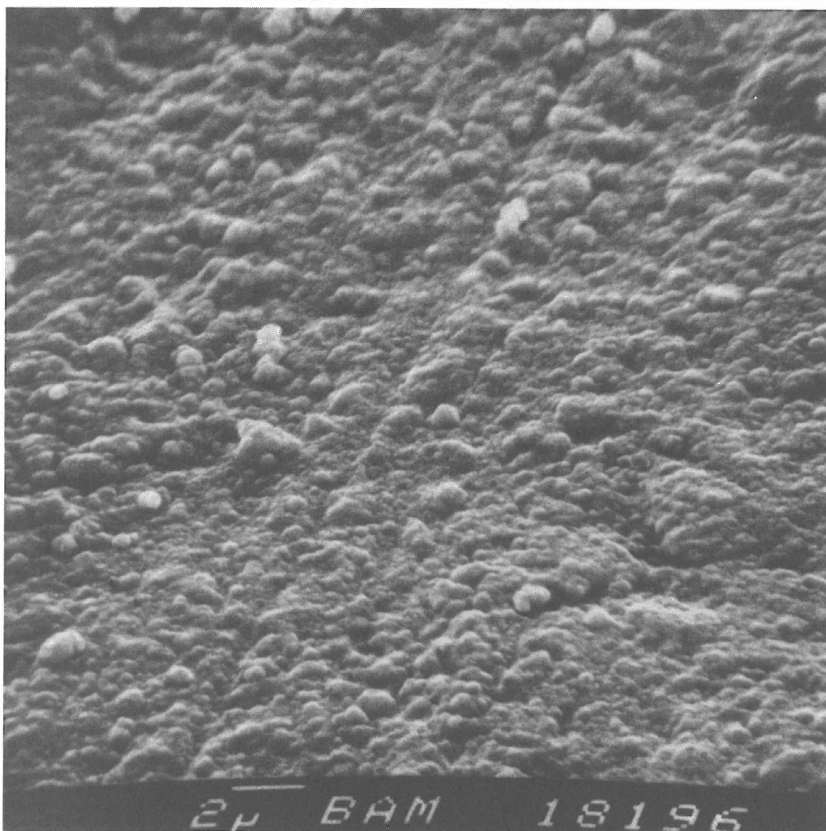


c) DT 26

*Bild 95
Paarung DT (Keramik 710) / DE (Ver-
gütungsstahl) nach jeweils a) 1000 m,
b) 2000 m und c) 5000 m. Vergröße-
rung 64 x. Gleitgeschwindigkeit
 $v = 0,3$ m/s*



a)

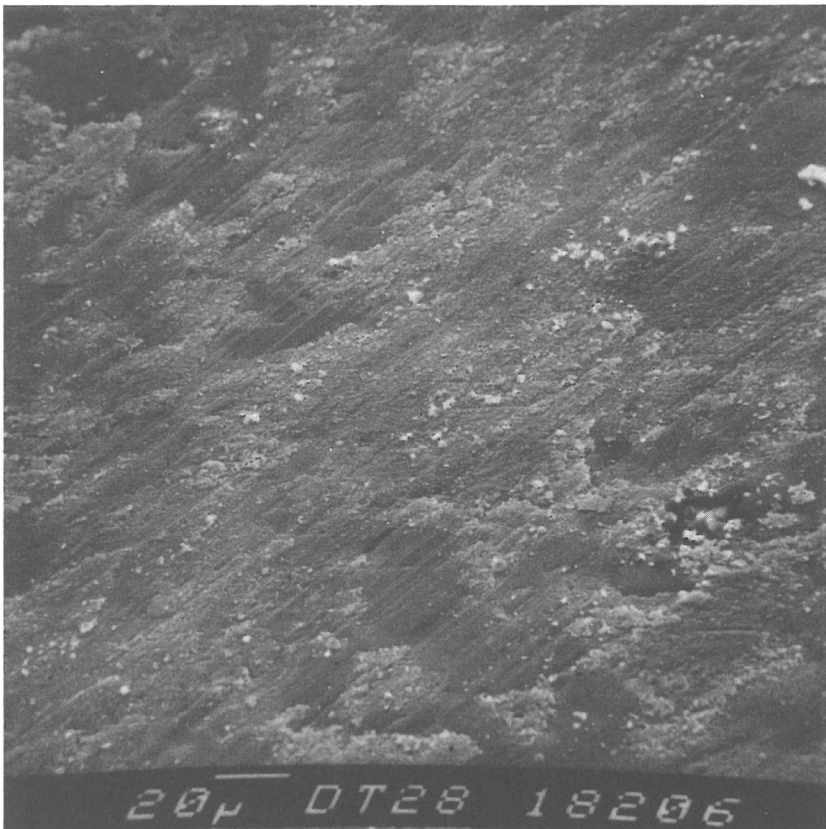


b)

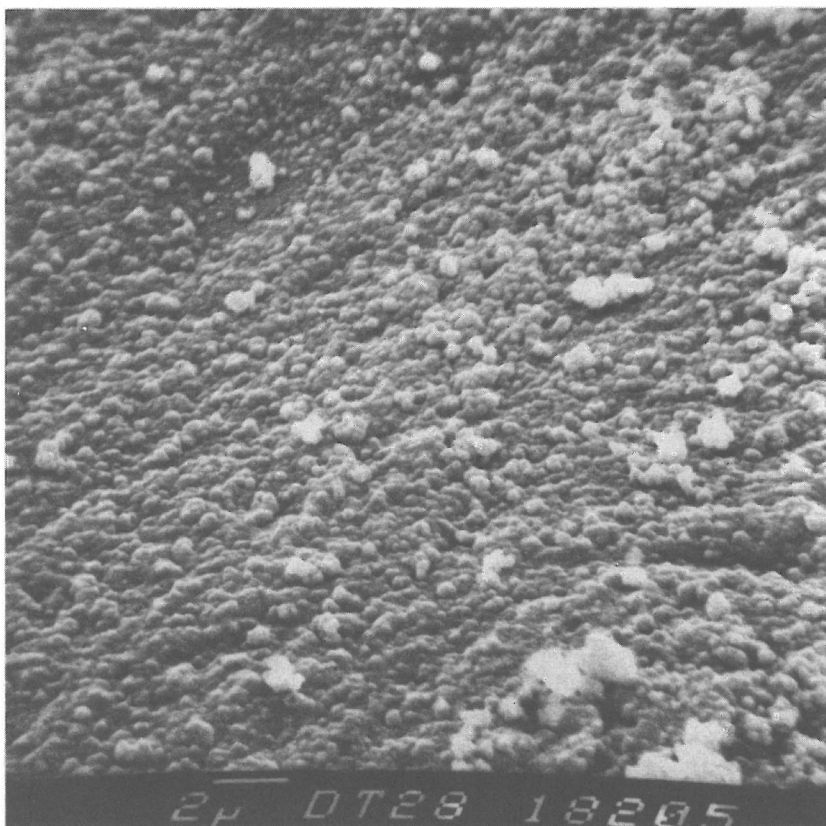
Bild 96

*Paarung DT 20 (Keramik 710) / DE
(Vergütungsstahl), Gleitgeschwindigkeit $v = 0,3$ m/s, Gleitweg 3000 m,
Vergrößerung a) 500 x, b) 5000 x*

einen Großteil der Kontaktfläche (Abb. 96 und 97). In kleinen Mengen ist auch ein hellgrauer, von der Scheibe stammender Übertrag erkennbar. Dieser Übertrag zerbröckelt nach kurzer Zeit und erzeugt dadurch zusätzliche Abriebpartikel. Die Korngrenzen lassen sich an den unbedeckten Teilen der Oberfläche deutlich erkennen, ebenfalls die durch Kornausbrüche erzeugten und mit Abriebpartikel gefüllten Aushöhlungen.



a)



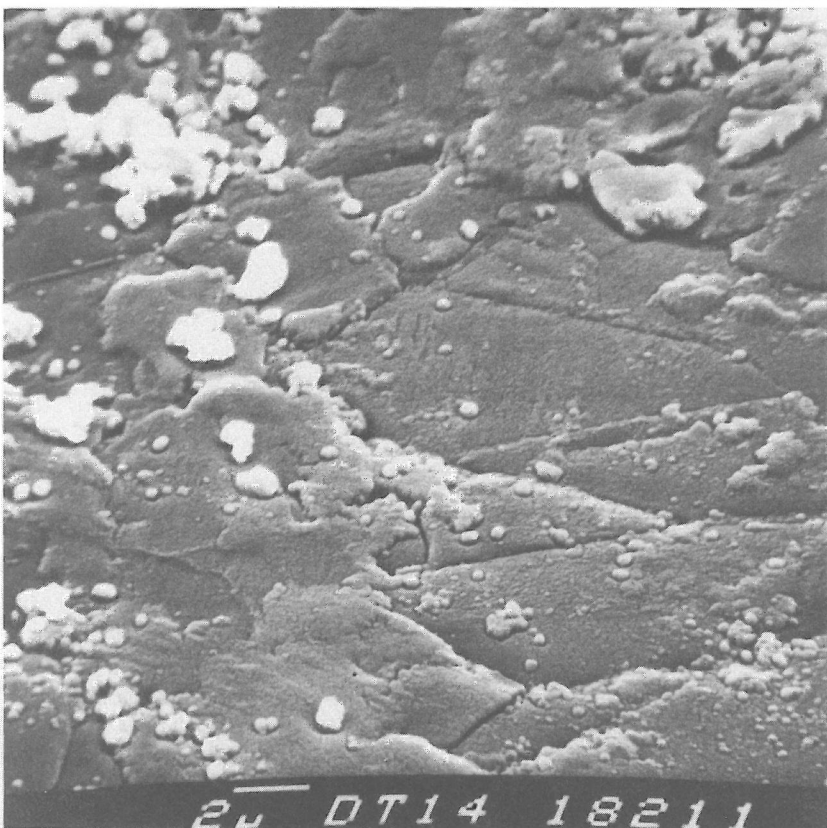
b)

*Bild 97
 Paarung DT (Keramik 710) / DE
 (Vergütungsstahl), Gleitgeschwindigkeit $v = 3$ m/s, Gleitweg 5000 m,
 Vergrößerung a) 500 x, b) 5000 x*

Die zweite Gruppe, die die Stiftproben bei $v = 10$ und 30 m/s beinhaltet, ist durch einen grüngrauen Abrieb und mit einer, mit steigender Gleitgeschwindigkeit zunehmenden, vorwiegend kompakten Übertragsschicht gekennzeichnet. Der Abrieb befindet sich überwiegend an der Kontaktoberfläche. Die hellgraue, von der Scheibe stammende Übertragsschicht ist bereits bei $v = 10$ m/s deutlich zu erkennen und weist einen vorwiegend schuppenartigen Charakter auf (Abb. 98). Die Übertragsschicht ist bei $v = 30$ m/s viel kompakter und sehr dünn.



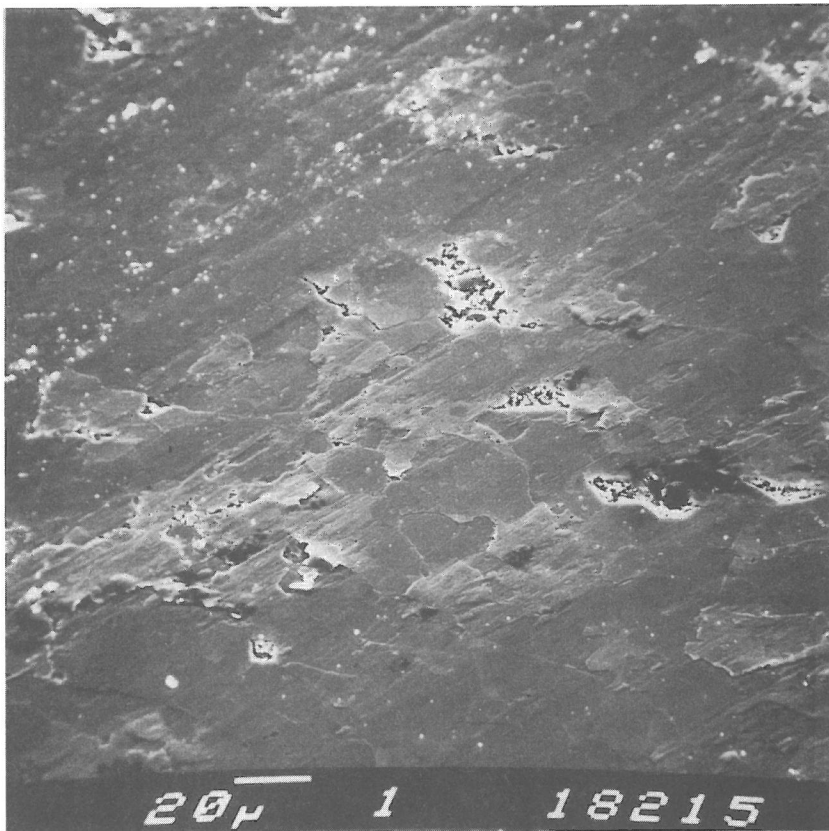
a)



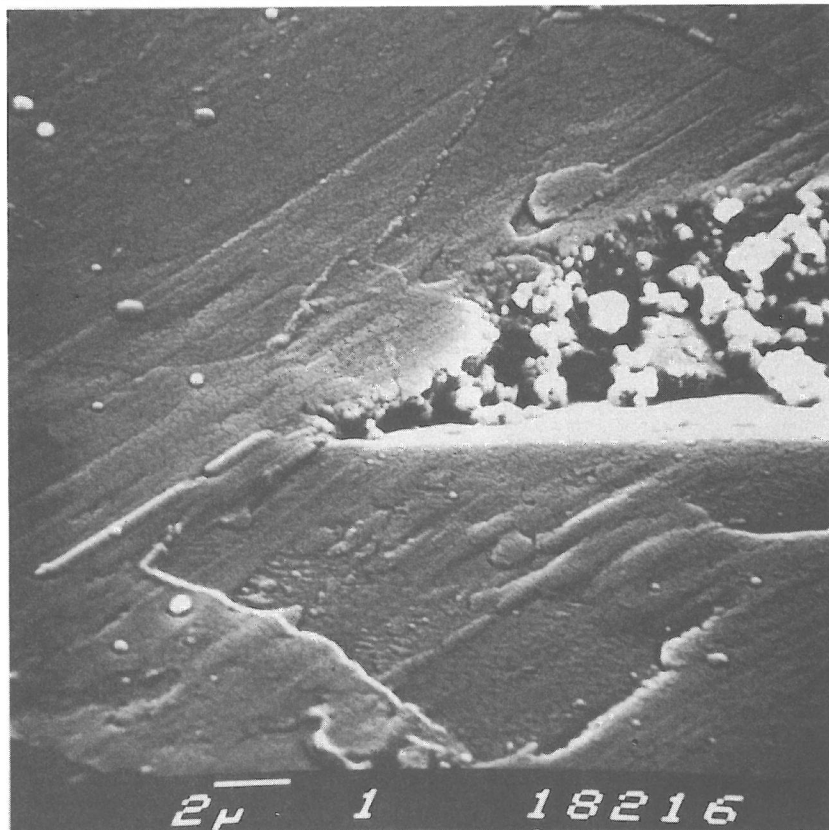
b)

*Bild 98
 Paarung DT (Keramik 710) / DE
 (Vergütungsstahl) nach 10 000 m
 Gleitweg. Gleitgeschwindigkeit
 $v = 10 \text{ m/s}$, Vergrößerung a) 500 x,
 b) 5000 x*

Wie aus dem Diagramm (Abb. 92) ersichtlich, findet im Geschwindigkeitsbereich zwischen $v = 0,8$ und $2,5 \text{ m/s}$ ein katastrophaler Verschleiß statt. Die REM-Aufnahmen (Abb. 100) verdeutlichen die Ausmaße der Zerstörungen an der Kontaktoberfläche. Man muß hinzufügen, daß ein ähnlich hoher Verschleiß auch am Grundkörper (der Scheibe) aufgetreten ist. Die stark zerklüftete Stiftoberfläche ist mit sehr großen, plattenartigen, plastisch verformten Abriebpartikeln be-



a)

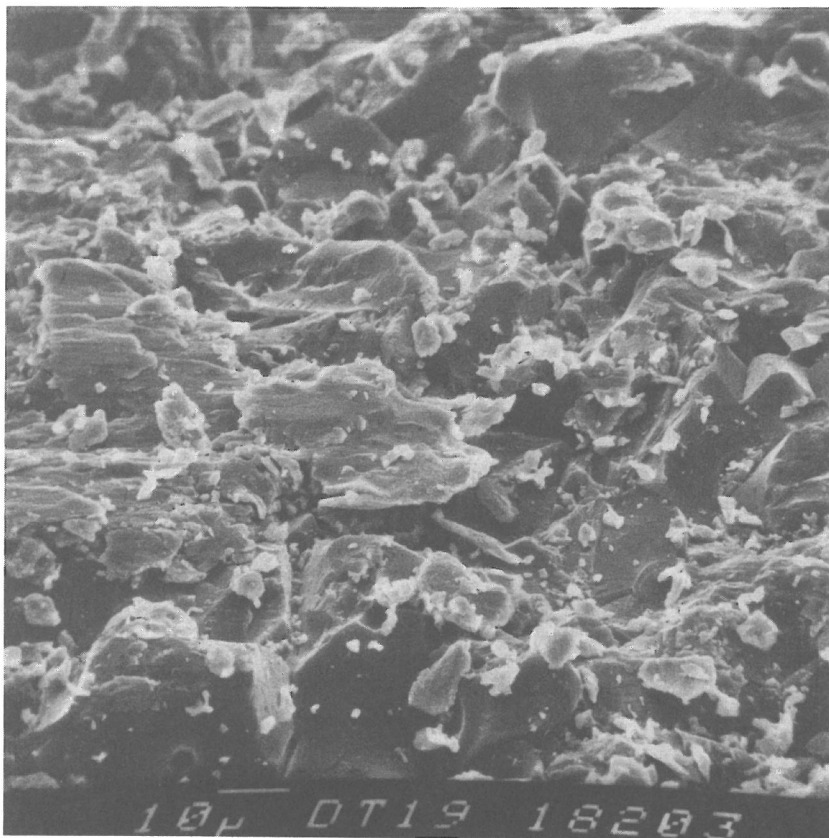


b)

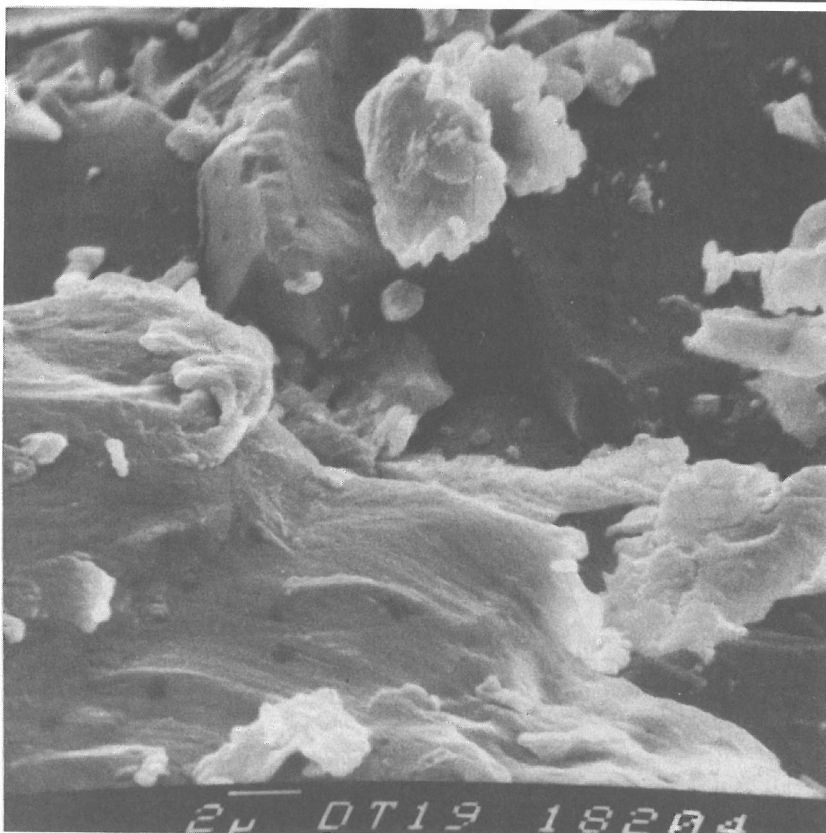
*Bild 99
 Paarung DT (Keramik 710) / DE
 (Vergütungsstahl) nach 5000 m
 Gleitweg. Gleitgeschwindigkeit
 $v = 30 \text{ m/s}$, Vergrößerung a) 500 x,
 b) 5000 x*

deckt (Abb. 100). Es sind die wie Mikroschneiden ausgebildeten Kornspitzen deutlich zu erkennen.

Die o. e. Erscheinungsformen sind tabellarisch in Abb. 101 dargestellt.























a)



b)

*Bild 100
Paarung DT (Keramik 710) / DE
(Vergütungsstahl), Gleitgeschwin-
digkeit $v = 1$ m/s, Gleitweg 500 m,
Vergrößerung a) 1000 x, b) 5000 x*

	Oberfläche ohne Übertrag		Zerrüttungsrisse im Grundmaterial
	Oberfläche mit Übertrag		Oberfläche mit Riefen
	Oberfläche mit haftenden Tribooxidationspartikeln		Scheibenspur mit (Rück)Übertrag
	Tribooxidationspartikel an der Oberflächenkante		Scheibenspur mit Riefen
	Zerrüttungsrisse am Übertrag	Symbole zur Kennzeichnung der Verschleißerscheinungsformen	

Paarung	BAM- Bezeichnung	Gleitweg [km]	Gleitgeschwindigkeit [m/s]									
			0,3		1		3		10		30	
			Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe	Stift	Scheibe
Keramik 710 – Ck 60	DT/DE	10	—		—							
		5			—							
		1										

Bemerkung: Bei $v = 0,3$ und 3 m/s nur rostbraune haftende und lose Abriebpartikel.
 Ab $v = 3$ m/s haftende und lose grüngraue, sowie plättchenförmige Abriebpartikel.
 Bei $v = 1$ m/s katastrophaler Verschleiß.

Bild 101
 Verschleißerscheinungsformen der Paarung Keramik 710 – Vergütungsstahl Ck 60

5.5.4 Diskussion

Die Beobachtungen der Kontaktflächen am Licht- und Rasterelektronenmikroskop führten zur Feststellung folgender Erkenntnisse:

1. Mit steigender Gleitgeschwindigkeit nimmt die Tribooxidation ab.
2. Im unteren und mittleren Geschwindigkeitsbereich sind die Abriebpartikel des von der Scheibe stammenden Übertrags durch eine rostbraune, im oberen Geschwindigkeitsbereich durch grüngraue Farbe gekennzeichnet.
3. Der von der Scheibe stammende Übertrag haftet erst ab $v = 10$ m/s.
4. Im Geschwindigkeitsbereich zwischen $v = 0,8$ und $2,5$ m/s tritt ein katastrophaler Verschleiß auf.

Auf Grund der vorliegenden Ergebnisse, des Vergleichsdiagramms (Abb. 102) und durch die beiliegenden Aufnahmen kann man den Verschleißvorgang dieser Paarung folgendermaßen deuten.

Im unteren Geschwindigkeitsbereich (mit Ausnahme des Bereiches zwischen $v = 0,8$ und $2,5$ m/s) bildet sich eine durch rostbraune haftende und lose Abriebpartikel gekennzeichnete Oxidschicht aus (Abb. 96 und 97). Diese Oxidschicht wird durch Zerbröckelung des übertragenen, nichthaftenden Scheibenmaterials erzeugt und wirkt verschleißhemmend.

Im oberen Geschwindigkeitsbereich ($v = 10$ und 30 m/s) ist keine wesentliche Änderung des Verschleißbetrages festzustellen (Abb. 92). Die Erscheinungsbilder der verschlissenen Oberflächen sind hauptsächlich durch eine dünne Übertragsschicht mit haftender Tribooxidation, deren Menge mit steigender Geschwindigkeit abnimmt, gekennzeichnet (Abb. 103 und 104). Der dominierende Verschleißmechanismus ist dementsprechend die Adhäsion, die in diesem Geschwindigkeitsbereich eine verschleißschützende Wirkung ausübt.

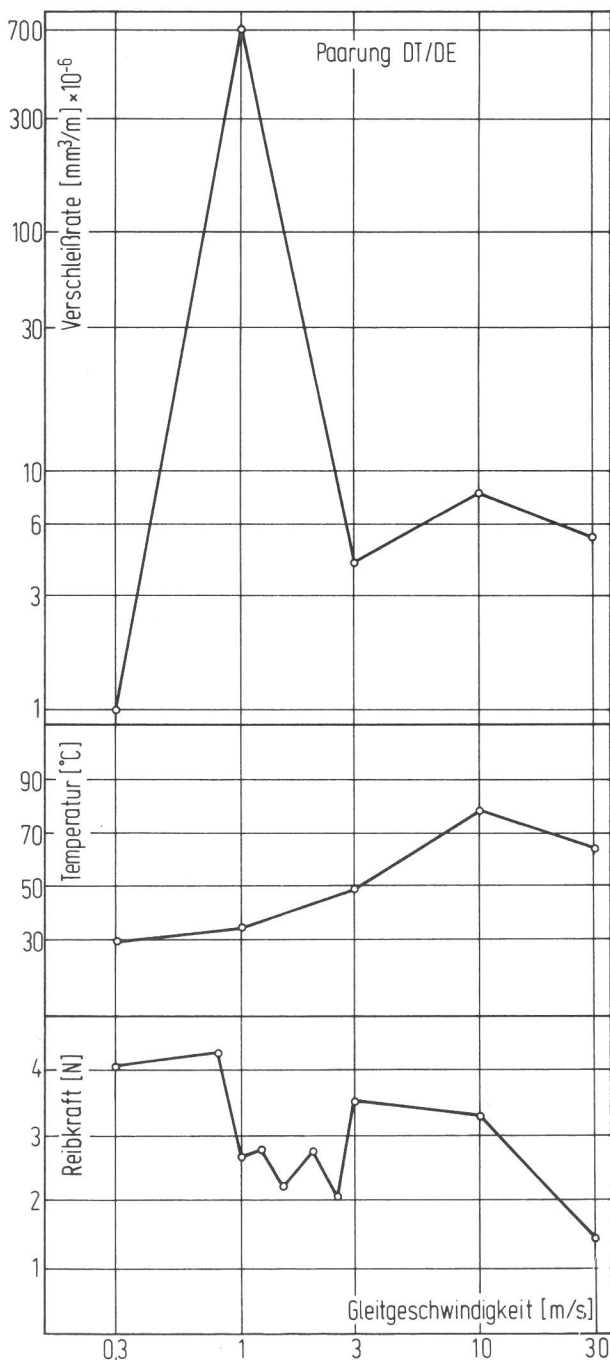
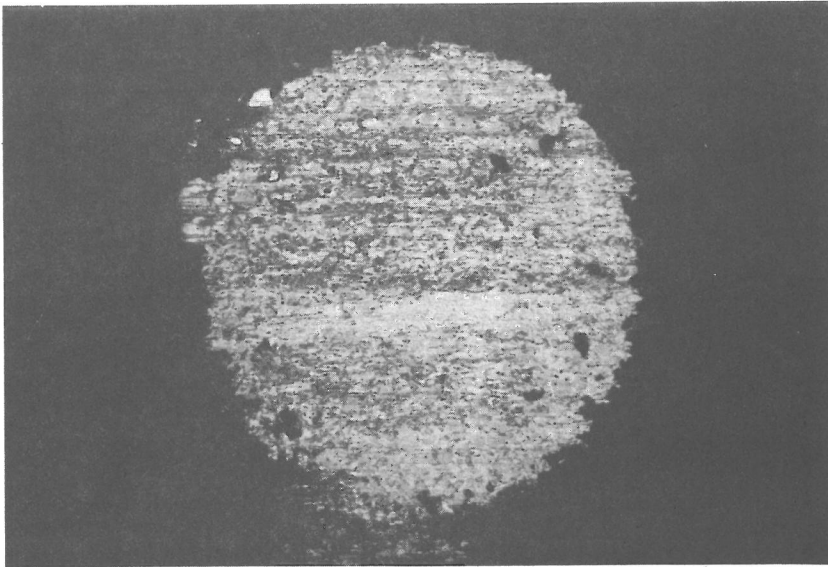
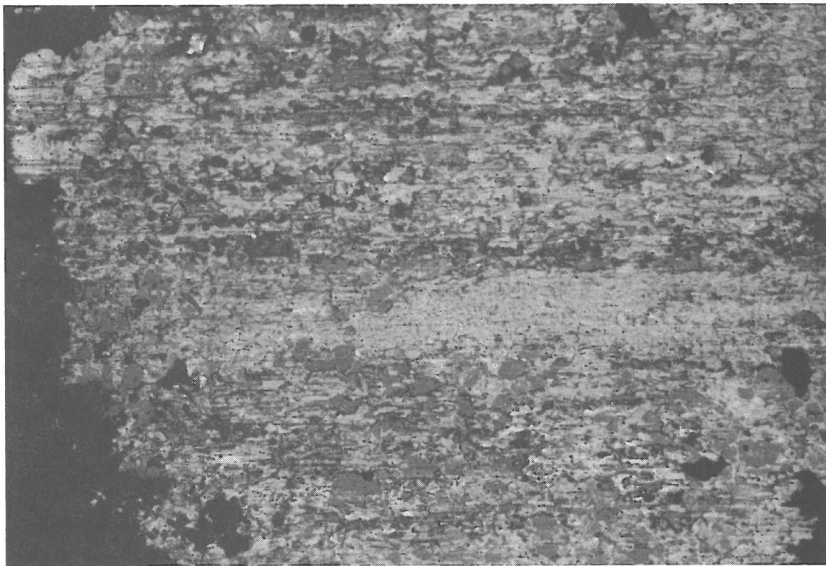


Bild 102
 Abhängigkeit der Verschleißrate, der gemessenen Temperatur und der Reibkraft von der Gleitgeschwindigkeit.
 Paarung DT (Keramik 710) / DE (Vergütungsstahl)



a) DT 23
64 x



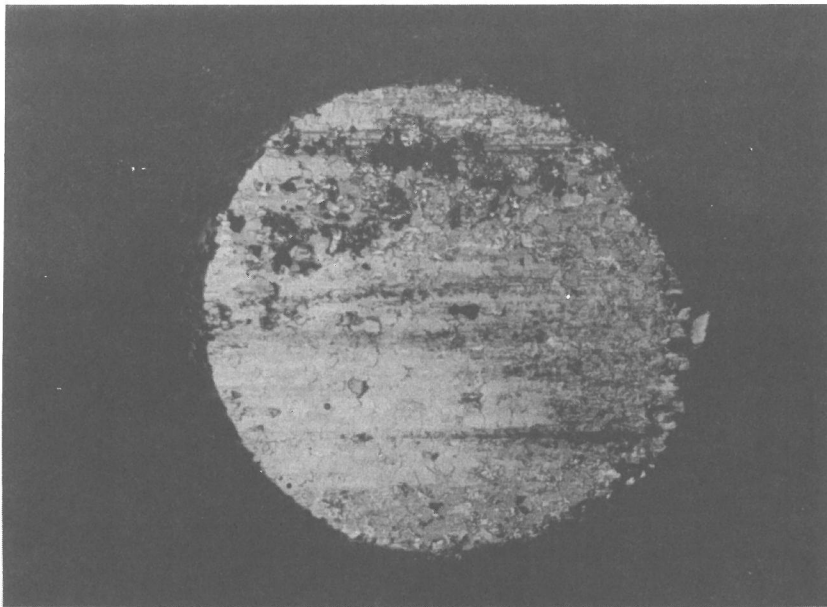
b) DT 23
130 x



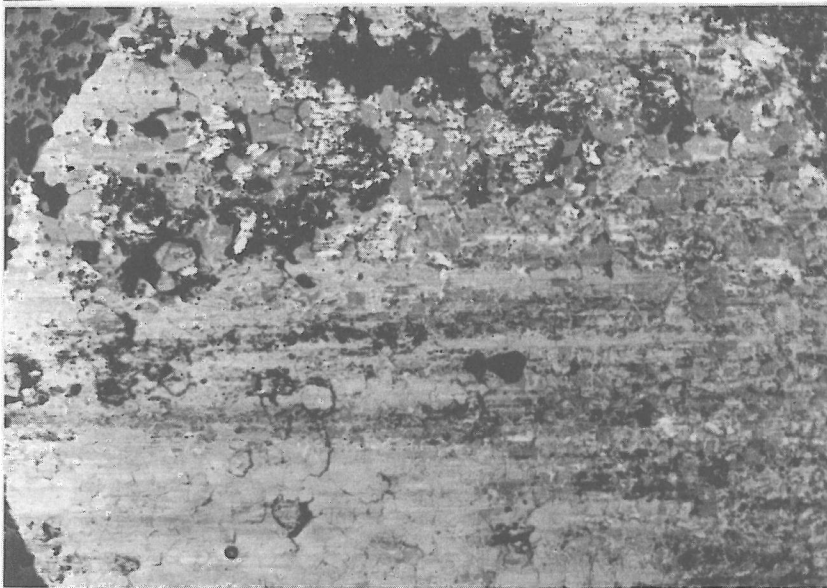
c) DT 23
130 x, polar.

Bild 103
Paarung DT (Keramik 710) / DE
(Vergütungsstahl) nach 1000 m
Gleitweg. Gleitgeschwindigkeit
 $v = 10 \text{ m/s}$

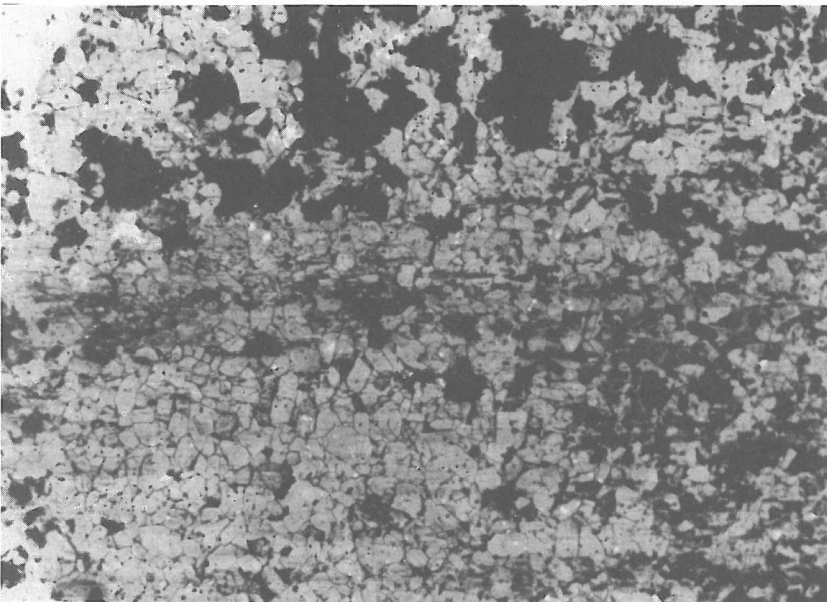
Im Geschwindigkeitsbereich des katastrophalen Verschleißes ($v = 0,8$ bis $2,5 \text{ m/s}$) zeigen die Kontaktoberflächen ein bruchflächenähnliches Aussehen (Abb. 100). Der deutliche Abfall der Reibkraft in diesem Bereich (Abb. 93) begünstigt die stick-slip Schwingungen, die als Ursache des katastrophalen Verschleißes angesehen werden können.



a) DT 3
64 x



b) DT 3
130 x



c) DT 3
130 x, polar.

Bild 104
Paarung DT (Keramik 710) / DE
(Vergütungsstahl) nach 1000 m
Gleitweg. Gleitgeschwindigkeit
 $v = 30 \text{ m/s}$

5.6 Zusammenfassende Darstellung und Diskussion

Die in Abschnitt 5.1 bis 5.5 dargestellten Versuchsergebnisse können folgendermaßen zusammengefaßt und gedeutet werden.

Bei der Paarung Schnellarbeitstahl - Vergütungsstahl Ck 60 wurde im Bereich der niedrigen Geschwindigkeiten die verschleißschützende Wirkung der Tribooxidationsschicht festgestellt. Mit steigender Gleitgeschwindigkeit nahm die Menge der Oxidpartikel und dadurch auch deren verschleißmindernde Wirkung ab. Diese Tatsache verursachte eine Zunahme des Verschleißes. Im höheren Geschwindigkeitsbereich wurde mit steigender Gleitgeschwindigkeit zunehmende Adhäsionsbildung bemerkt. Die in diesem Geschwindigkeitsbereich herrschenden Temperaturerhöhungen verursachten eine starke Abnahme der Warmfestigkeit. Dadurch fand die Trennung der Adhäsionsschicht vorwiegend an der Stiftoberfläche statt und war damit für die Zunahme des Verschleißbetrages verantwortlich.

Bei der Paarung borierter Stahl - Vergütungsstahl Ck 60 wurde die Boridschicht im niedrigen Geschwindigkeitsbereich nach 1000 m Gleitweg durchbrochen. Deshalb konnten diese Ergebnisse im Vergleich mit den bei höheren Geschwindigkeiten gewonnenen Ergebnissen (wegen der nichthomogenen Fläche) nicht verglichen werden.

Im niedrigen Geschwindigkeitsbereich konnte sich keine stabile Oxidschicht bilden. Daher wurde der Verschleiß vorwiegend durch die abrasive Wirkung der am Anfang des Verschleißes herausgerissenen Partikel der Boridschicht bestimmt.

Mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit wurden kompakte Übertragsschichten bemerkt, die im Gegensatz zur Schnellarbeitsstahlpaarung verschleißschützend wirkten. Diese Eigenschaft der Übertragsschicht wurde dadurch erklärt, daß die Warmfestigkeit der Boridschicht sich kaum mit steigender Temperatur veränderte. Deshalb fand die Trennung der Übertragsschicht nicht an der Stiftoberfläche, sondern in der Zwischenschicht statt.

Bei der Paarung Hartmetall - Vergütungsstahl Ck 60 und boriertes Hartmetall - Vergütungsstahl Ck 60 wurden im niedrigen und mittleren Geschwindigkeitsbereich glänzend saubere Kontaktflächen beobachtet. Diese Oberflächen wurden wahrscheinlich durch eine, dem Polieren ähnliche Bearbeitung (infolge der herausgerissenen Hartmetallpartikel) erzeugt. In diesem Geschwindigkeitsbereich nahm die abrasive Wirkung der herausgerissenen und in die zur Scheibenspur rückübertragene Schicht mit steigender Geschwindigkeit zu.

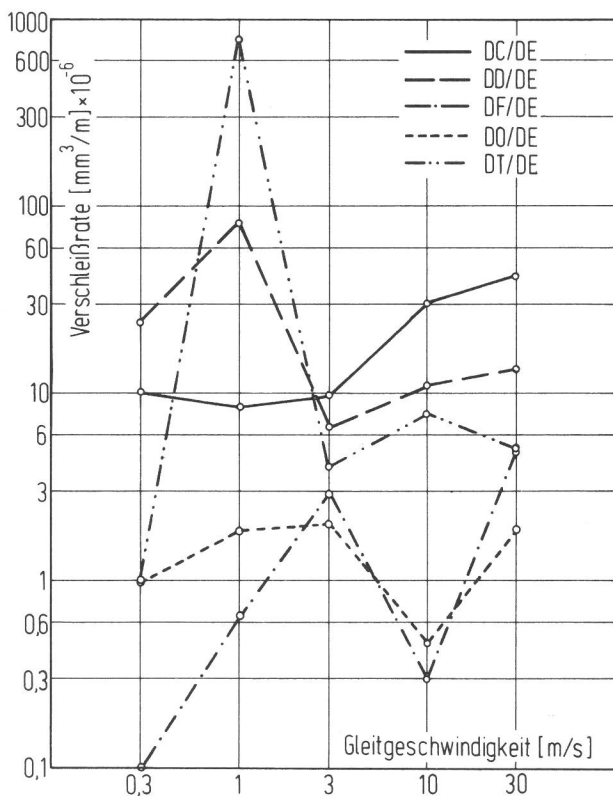
Im höheren Geschwindigkeitsbereich (bei $v = 10$ m/s) wirkte die Übertragsschicht, wie beim borierten Stahl, verschleißschützend. Diese Feststellung wurde dem niedrigen Wert des Verschleißbetrages entnommen. Die verschleißschützende Wirkung wurde durch die hohe Warmhärte des Grundmaterials des Stiftes ermöglicht. Mit steigender Gleitgeschwindigkeit kam es vermutlich zu einer Entkohlung durch Thermodiffusion, die besonders die spröde η -Phase des Kobalts begünstigte. Diese Sprödigkeit wurde als eine der Hauptursachen für die Bildung der Zerrütungsrisse und den dadurch hervorgerufenen Zuwachs des Verschleißbetrages angesehen.

Bei der Paarung Keramik 710 - Vergütungsstahl Ck 60 wurde im Geschwindigkeitsbereich zwischen $v = 0,8$ und $2,5$ m/s ein katastrophaler Verschleiß festgestellt. In diesem Bereich begünstigte der deutliche Abfall der Reibkraft das Auftreten von stick-slip Schwingungen. Es kann angenommen werden, daß diese Schwingungen den schweren Verschleiß verursachen.

Im übrigen Geschwindigkeitsbereich wurde nur eine minimale Änderung des Verschleißbetrages festgestellt. Die Erscheinungsbilder waren (mit Ausnahme des Bereiches des katastrophalen Verschleißes) im übrigen Geschwindigkeitsbereich durch eine Übertragungsschicht gekennzeichnet, deren Haftung mit steigender Geschwindigkeit zunahm. Diese Übertragungsschicht oxidierte, wobei die Menge der Tribooxidationsprodukte mit steigender Gleitgeschwindigkeit abnahm.

Die Verschleißrate stellt eine wichtige Aussage im Verschleißprozeß dar. Sie kennzeichnet den Anstieg der Verschleiß-Gleitweg-Kurve im Beharrungszustand und erhält somit bei einer linearen Abhängigkeit konstante Werte.

Die Analyse der über der Gleitgeschwindigkeit aufgetragenen Verschleißratenkurven (Abb. 105) zeigt, daß nur das Verschleißverhalten der Paarung Schnellarbeitsstahl - Vergütungsstahl Ck 60 durch eine monoton steigende Kurve gekennzeichnet ist. Die übrigen Paarungen sind durch einen zwischen $v = 1$ und 3 m/s auftretenden Höchstwert, einem darauf folgenden Mindestwert und erneuten Anstieg der Kurve charakterisiert.



DC/DE – Schnellarbeitsstahl/Vergütungsstahl
 DD/DE – borierter Stahl/Vergütungsstahl
 DF/DE – Hartmetall/Vergütungsstahl
 DO/DE – boriertes Hartmetall/Vergütungsstahl
 DT/DE – Keramik 710/Vergütungsstahl

Bild 105
 Die Abhängigkeit der Verschleißrate von der Gleitgeschwindigkeit der untersuchten Reibpaarungen

Der Verlauf der Kurven der Verschleißraten stimmt mit dem von Yoshimoto und Tsukizoe /17/ entwickelten Modell (Abb. 8) überein. Allerdings können Aussagen über die Zusammensetzung des Abriebs gemäß des o. e. Modells mangels genauerer Untersuchungen nicht gemacht werden.

Um einen quantitativen Vergleich des Abriebvolumens der untersuchten Stifte zu ermöglichen, wurden die Diagramme, Abb. 106 und 107, angefertigt. Diese Diagramme zeigen die Abhängigkeit des Abriebvolumens der Stifte von der Gleitgeschwindigkeit nach jeweils 1000 m (Abb. 106) und 5000 m Gleitweg (Abb. 107).

Aus den Diagrammen geht deutlich die Überlegenheit der Paarung Hartmetall - Vergütungsstahl Ck 60, besonders bis $v = 10$ m/s, hervor.

Die Abhängigkeit der Reibkraft von der Gleitgeschwindigkeit der untersuchten Paarungen ist im Vergleichsdiagramm (Abb. 108) dargestellt. Aus dem Dia-

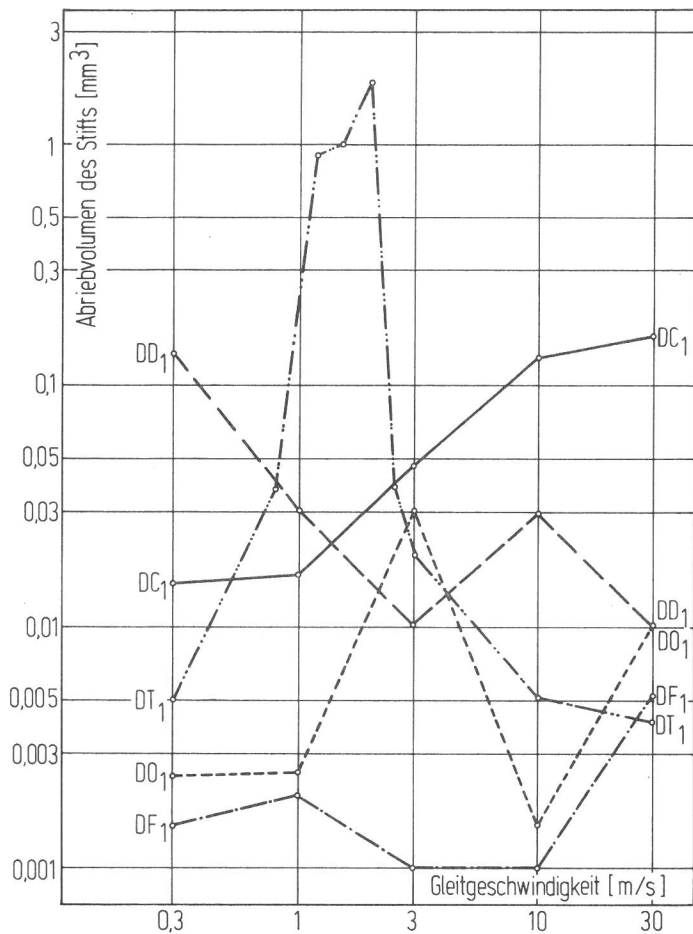


Bild 106

Die Abhängigkeit des Abriebvolumens der untersuchten Stifte von der Gleitgeschwindigkeit nach 1000 m Gleitweg

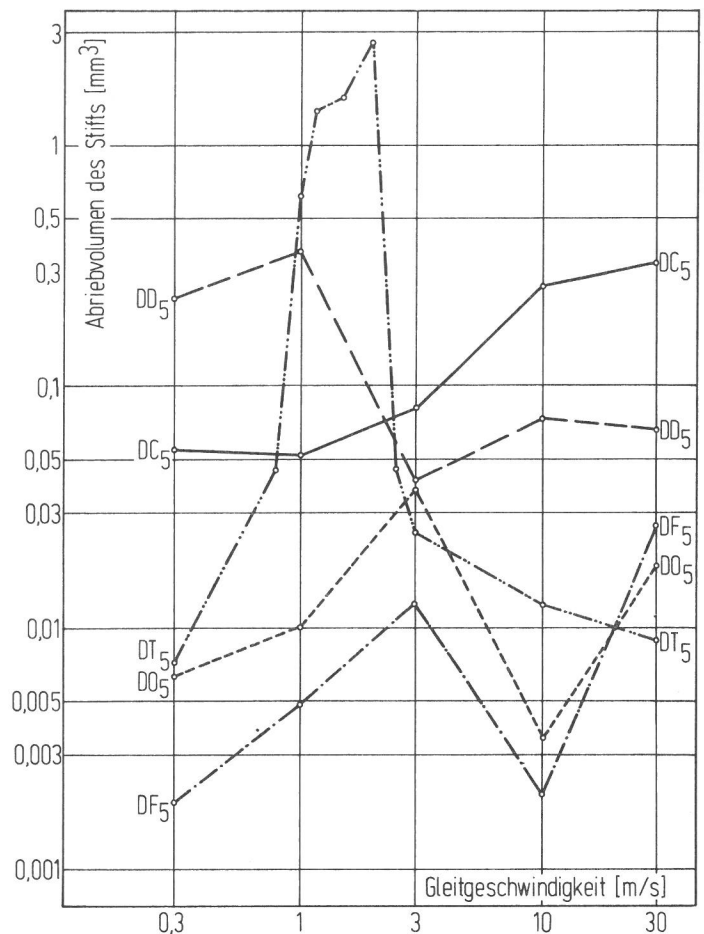


Bild 107

Die Abhängigkeit des Abriebvolumens der untersuchten Stifte von der Gleitgeschwindigkeit nach 5000 m Gleitweg

gramm ist der Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf den Verlauf der Reibkraftkurve deutlich erkennbar.

Bei der Paarung Schnellarbeitsstahl - Vergütungsstahl Ck 60 wurde dieser Verlauf durch eine monoton fallende Kurve gekennzeichnet. Bei den übrigen Paarungen wurden die Kurven durch einen steigenden Verlauf, einen Höchstwert und anschließend durch eine fallende Tendenz charakterisiert. Der Höchstwert wurde immer im Bereich zwischen $v = 1$ und 3 m/s registriert. Die einzige Ausnahme ist der Geschwindigkeitsbereich zwischen $v = 0,8$ bis $2,5$ m/s bei der Paarung Keramik 710 - Vergütungsstahl, in dem die Reibkraft einen starken Abfall und anschließend einen Anstieg erfuhr. Der starke Abfall der Reibkraft begünstigt die Entstehung von stick-slip Schwingungen, welche wahrscheinlich die Ursache des hohen Verschleißes in diesem Geschwindigkeitsbereich sind.

Die gewonnenen Ergebnisse besagen, daß der Verlauf der Reibkraftkurve mit steigender Gleitgeschwindigkeit keinen monotonen Charakter aufweist, sondern durch eine mit einem Maximalwert und einer anschließend fallenden Tendenz gekennzeichneten Kurve dargestellt ist. Diese Behauptung widerspricht nicht dem Verlauf der Paarung Schnellarbeitsstahl - Vergütungsstahl Ck 60, da man annehmen kann, daß ein entsprechender Höchstwert bei dieser Paarung unter dem untersuchten Geschwindigkeitsbereich liegt.

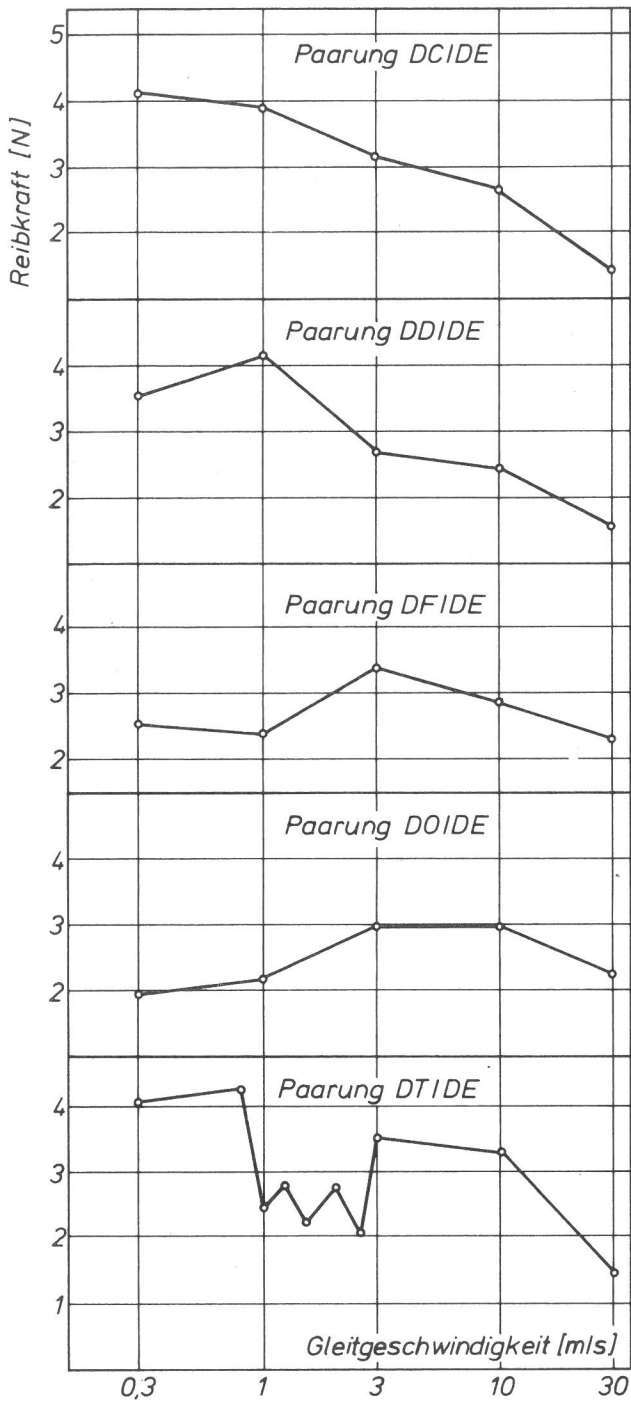


Bild 108
Die Abhängigkeit der Reibkraft von der Gleitgeschwindigkeit bei den untersuchten Reibpaarungen nach 5000 m Gleitweg

DC – Schnellarbeitsstahl
 DD – borierter Stahl
 DF – Hartmetall
 DO – boriertes Hartmetall
 DT – Keramik 710
 DE – Vergütungsstahl

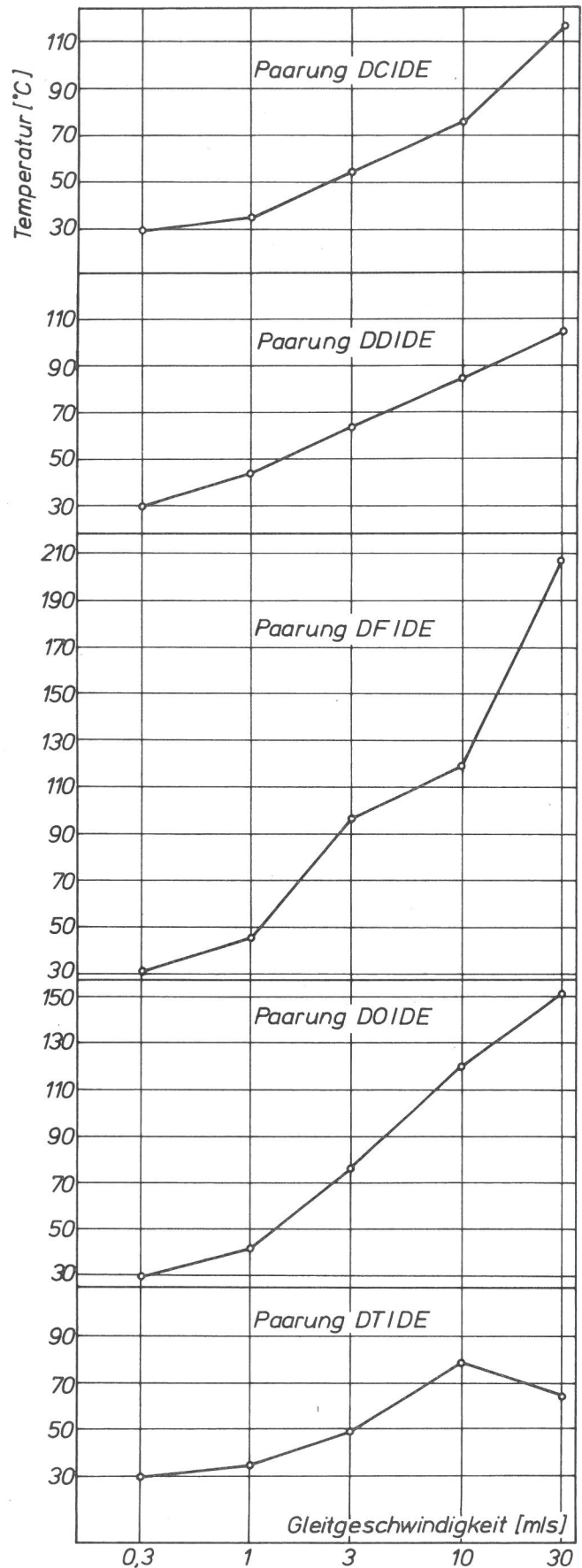


Bild 109
Die Abhängigkeit der Temperatur von der Gleitgeschwindigkeit bei den untersuchten Reibpaarungen

Die Abhängigkeit der gemessenen Temperaturen von der Gleitgeschwindigkeit ist im Vergleichsdiagramm (Abb. 109) dargestellt. Der Temperaturverlauf weist bei den untersuchten Paarungen auf eine mit zunehmender Gleitgeschwindigkeit steigende Tendenz hin. Der unterschiedliche Temperaturanstieg bei konstanter Geschwindigkeit ist durch den Einfluß

- i) der Materialkombination (Reibkraft, thermo-physikalische Eigenschaften, Änderung dieser Eigenschaften mit steigender Temperatur) und
- ii) der versuchsbedingten Größen (Normalkraft, Versuchsbedingungen, Probenabmessungen)

hervorgehoben.

Die Gegenüberstellung der vergleichbaren Paarungen (z. B. Hartmetall und boriiertes Hartmetall) zeigt, daß bei gleichen Werten der Reibkraft im höheren Geschwindigkeitsbereich erhebliche Temperaturunterschiede festzustellen sind. Diese Temperaturunterschiede sind möglicherweise auf die, durch die thermochemische Behandlung des boriierten Hartmetalls zustande gekommenen Änderungen der thermo-physikalischen Eigenschaften zurückzuführen.

Die bei der Paarung Keramik 710 - Vergütungsstahl Ck 60 fallende Tendenz der Temperaturkurve nach $v = 10$ m/s ist durch die erhebliche Abnahme der Reibkraft in diesem Geschwindigkeitsbereich zu erklären.

Dem Versuch, der Adhäsion eine allgemein gültige Wirkung auf den Verschleiß und die Reibkraft zuzuschreiben, konnte nicht stattgegeben werden. Der Grund dafür ist in der Tatsache zu sehen, daß die Wirkung der Adhäsion (wie es auch die bereits durchgeführten Versuche bestätigen konnten) vor allem von der Materialpaarung abhängt. So z. B. wirkt die Adhäsion bei der Paarung mit dem Schnellarbeitsstahlstift wegen seiner geringen Warmhärte bei höheren Temperaturen verschleißfördernd. Im Gegensatz dazu, wirkt sie bei den übrigen Stiften, deren Warmhärte bei hohen Temperaturen praktisch unverändert bleibt, verschleißschützend.

Die Tribooxidation übt bei den untersuchten Paarungen im niedrigen Geschwindigkeitsbereich im allgemeinen eine verschleißmindernde Wirkung aus. Mit steigender Gleitgeschwindigkeit nimmt wahrscheinlich wegen der kürzeren zur Verfügung stehenden Zeit die Menge der Tribooxidationsprodukte und dadurch auch ihre Wirkung ab.

6. Zusammenfassung

Es wurden an fünf Paarungen Verschleißuntersuchungen nach dem Stift-Scheibe-System in Abhängigkeit von der Gleitgeschwindigkeit zwischen $v = 0, 3$ und 30 m/s durchgeführt. Als Stiftwerkstoffe dienten: Schnellarbeitsstahl, borierter Stahl, Hartmetall, boriiertes Hartmetall und Keramik 710. Die Scheiben bestanden bei allen Versuchen aus normalisiertem Stahl Ck 60.

Die Untersuchungen führten zum folgenden Ergebnis:

1. Der Verschleiß, die Reibkraft bzw. der Reibungskoeffizient und der Temperaturanstieg sind geschwindigkeitsabhängig.
2. Die Abhängigkeit der Verschleißrate ist (mit Ausnahme der Paarung Schnellarbeitsstahl - Vergütungsstahl Ck 60) durch einen zwischen $v = 1$ und 3 m/s

auftretenden Höchstwert, einen darauf folgenden Mindestwert und erneuten Anstieg gekennzeichnet.

3. Die Abhängigkeit der Reibkraft ist durch eine steigende und nach Erreichen eines Maximalwertes fallende Tendenz charakterisiert.
4. Der durch die Messungen ermittelte Temperaturzuwachs weist - mit steigender Gleitgeschwindigkeit - auf einen einer Exponentialkurve ähnlichen Verlauf hin.
5. Für den Verschleiß sind die folgenden Erscheinungen von großer Bedeutung:
 - i) Adhäsiver Übertrag von Scheibenwerkstoff auf die Stiftoberfläche und Rückübertrag auf die Scheibenspur
 - ii) Tribooxidation des übertragenen Materials
 - iii) Warmhärte des Stiftmaterials

Mit Ausnahme des Hartmetalls und borierten Hartmetalls bei Gleitgeschwindigkeiten bis 3 m/s kam es bei allen Versuchen zum adhäsiven Übertrag von Scheibenwerkstoff auf die Stiftoberfläche und zum Rückübertrag. Dieser Übertrag hatte im allgemeinen eine schützende Wirkung, durch die der Stiftverschleißbetrag erniedrigt wurde. Diese schützende Wirkung wurde verstärkt, wenn die Übertragsschichten tribochemisch oxidieren konnten.

Nur bei der Paarung Schnellarbeitsstahl - Vergütungsstahl Ck 60 kam es trotz adhäsivem Übertrag bei hohen Gleitgeschwindigkeiten zu einem verstärkten Verschleiß, der durch den Abfall der Härte des Schnellarbeitsstahls mit steigender Temperatur bedingt sein dürfte. Bei den anderen Stiftwerkstoffen nimmt die Härte mit steigender Temperatur wesentlich geringer ab. Das bedeutet, daß der Verschleiß vor allem durch Scherprozesse in der übertragenen Schicht bewirkt wird, ohne daß dabei größere Anteile des Stiftmaterials abgetrennt wurden.

7. Literaturverzeichnis

1. Burwell, J. T.
Survey of possible wear mechanisms
Wear, 1 (1957) S. 119
2. Habig, K. -H.
Die Verschleißmechanismen von Metallen und Maßnahmen zu ihrer
Bekämpfung
Zeitschrift für Werkstofftechnik, 4 (1973) 1, S. 33
3. Czichos, H. u. K. -H. Habig
Grundvorgänge des Verschleißes metallischer Werkstoffe
- Neuere Ergebnisse der Forschung -
VDI-Berichte Nr. 194 (1973) S. 23
4. zitiert in: Mølgaard, J.
Die Entwicklung von Verschleißprozeßthesen
Schmiertechnik + Tribologie, 23 (1976) 5, S. 126
5. Kerridge, M.
Metal transfer and the wear process
Proc. Phys. Soc. London B 68 (1955) S. 400
6. Hirst, W. u. J.K. Lancaster
Surface film formation and metallic wear
J. Appl. Phys. 27 (1956) No. 9
7. Hirst, W.
Wear of unlubricated metals
Conference on Lubrication and Wear 1957
London, S. 674
8. Lancaster, J.K.
The formation of surface films at the transition between mild and severe
metallic wear
Proc. Roy. Soc. A 273 (1963) S. 466
9. Steijn, R. P.
Sliding wear and metal transfer under unlubricated conditions
Journal of Basic Engineering
Trans. ASME, March 1959, S. 67
10. Steijn, R. P.
An investigation of dry adhesive wear
Journal of Basic Engineering
Trans. ASME, March 1959, S. 56
11. Welsh, N. C.
The dry wear of steels
Phil. Trans. R. Soc. A 257 (1965) S. 31

12. Awakov, A.A.
Physikalische Grundlagen der Verschleißfestigkeitstheorie der Schneidwerkzeuge
Maschgiz, Moskva 1960 (Russ.)
13. Kehl, B. u. E. Siebel
Untersuchungen über das Verschleißverhalten der Metalle bei gleitender Reibung
Archiv für das Eisenhüttenwesen - (1936) H. 11, S. 563-570
14. Johnson, R.L., M.A. Swikert u. E.E. Bisson
Effect of sliding velocity and temperature on wear and friction of several materials
Lubrication Engineering 11 (1955) 3, S. 164-170
15. Kosteckii, B.I.
Adhäsion bei der Metallreibung, Erhöhung der Verschleißfestigkeit und die Standzeit der Maschinen
Maschgiz, Kiev-M 1953, S. 112-124 (Russ.)
16. Kuznecov, V.D.
Die Aufbauschneide beim Zerspanen und der Reibung
Gos. Izd. Tek-teor. Lit. Moskva 1956 (Russ.)
17. Yoshimoto, G. u. T. Tsukizoe
On the mechanism of wear between metal surfaces
Wear 1 (1957-58) S. 472
18. Cocks, M.
Role of atmospheric oxydation in high speed sliding phenomena
Journal of Applied Physik 28 (1957) Nr. 8, S. 835
19. Quinn, T.F.J.
The effect of "Hot-Spot" temperatures on the unlubricated wear of steel
ASLE Trans. 10 (1967) 2, S. 158-168
20. Tsuji, E. u. Y. Ando
Effects of air temperature and air humidity on speed dependency of sliding wear of steels
International lubrication conference Tokyo 1975, ISLE-ASLE, Tokyo, 1975
21. Moore, D.F.
Principles and applications of tribology
Pergamon Press, 1975, S. 33
22. zitiert in: Kragelski, I.W.
Reibung und Verschleiß
Karl Hanser Verlag, 1971
23. Johnson, R.L., M.A. Swikert u. E.E. Bisson
Friction at high sliding velocities
National Advisory Committee for Aeronautics, Technical Note No. 1442, Washington 1947

24. Bowden, F.P. u. E.H. Freitag
The friction of solids at very high speeds
Proc. Roy. Soc. London (A) 248 (1958) S. 1254
25. siehe /18/
26. Williams, K. u. E. Giffen
Friction between unlubricated steel surfaces at sliding speeds up to 750 feet per second
Proc. Instn. Mech. Engrs. 178 (1963-64) Pt 3N
27. Bowden, F.P. u. P.A. Person
Deformation, heating and melting of solids in high speed friction
Proc. Roy. Soc. A 260 (1961)
28. Earles, S.W.E. u. M.J. Kadhim
Friction and wear of unlubricated steel surface at speeds up to 655 ft/s
Proc. Instn. Mech. Engrs. 180 (1965-66) No. 22, Pt. 1
29. Kadhim, M.J. u. S.W.E. Earles
Unlubricated sliding at high speeds between Copper and steel surfaces
Proc. Instn. Mech. Engrs. 181 (1966-67), Pt. 3 0, Paper 19
30. Earles, S.W.E. u. D.G. Powell
Variations in friction and wear between unlubricated steel surfaces
Proc. Instn. Mech. Engrs. 181 (1966-67) Pt. 3 0, Paper 21
31. Czichos H. u. K. Kaffanke
Zur Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei tribologischen Vorgängen
VDI 112 (1970) Nr. 22 u. 24
32. Gottwein, K.
Die Messung der Schneidentemperatur beim Abdrehen von Flußeisen
Maschinenbau 4 (1925) 23, S. 1129 u. 5 (1926) 9, S. 414
33. Shore, H.
Thermoelectric measurement of cutting tool temperatures
I. Wash. Acad. Sci. (1925) No. 5, S. 85
34. Herbert, E.G.
The measurement of cutting temperatures
Proc. Instn. Mech. Engrs. (1926) No. 1, S. 289
35. zitiert in /31/
36. Blok, H.
Theoretical study of temperature rise at surfaces of actual contact under oiliness lubricating conditions
Inst. Mech. Engrs. (1937) No. 2, S. 222
37. Jaeger, J.C.
Moving sources of heat and temperature at sliding contacts
Proc. Roy. Soc. New South Wales 76 (1942) S. 203

38. Holm, R.
Calculation of the temperature development in a contact heated in the contact surface and application to the problem of the temperature rise in a sliding contact
J. appl. Phys. 19 (1948) 4, S. 361
39. Archard, J.F.
The temperature of rubbing surfaces
Wear 2 (1958/59) 6, S. 438
40. Earles, S.W.E. u. D.G. Powell
Surface temperature and its relation to periodic changes in sliding conditions between unlubricated steel surfaces
ASLE Trans. 11 (1968) S. 109
41. Grosberg, P. u. J. Mølgaard
Aspects of the wear of spinning travellers: the division of heat at rubbing surfaces
Proc. Inst. Mech. Eng. (London) 181, Part 3 L
42. Vieregge, G.
Zerspanung der Eisenwerkstoffe
Verlag Stahleisen, Düsseldorf 1959
43. Axer, H.
Beitrag zu den Verschleißursachen an Hartmetallwerkzeuge
Diss. Techn. Hochsch. Aachen, 1956
44. Altenwerth, F.
Diffusionsvorgänge an den Berührungszonen zwischen Werkstückstoff und Hartmetallwerkzeugen beim Drehen
Arch. f.d. Eisenhüttenwesen 31 (1960) 7, S. 433
45. Schilling, W.
Der Verschleiß an Drehwerkzeugen aus Schnellarbeitsstahl und seine Ursachen
Diss. Techn. Hochsch. Aachen, 1966
46. Hogmark, S. u. O. Vingsbo
Adhesive mechanisms in the wear of some tool steels
Wear 38 (1976) S. 341-359
47. Kunst, H. u. O. Schaaber
Beobachtungen beim Oberflächenborieren von Stahl
Härterei-Technische Mitteilungen 22 (1967) S. 275-292
48. Schreiber, E. u. M. Riehle
Einfluß des Borierens und Badnitrierens auf die Dauerfestigkeit von Stählen
Neue Hütte 19 (1974) H. 1, S. 38
49. Kunst, H.
Zur Frage der harten Schichten
HTM 30 (1975) S. 288

50. Habig, K.-H. u. H. Kunst
Modellverschleißuntersuchungen an boriertem und anders wärmebehandeltem
Stahl C 45
HTM 30 (1975) S. 99
51. Eyre, T.S.
Effect of boronising on friction and wear of ferrous metals
Wear 34 (1975) S. 383-397
52. Habig, K.-H., H. Kunst u. H. Müller
Untersuchungen des Verschleißes an borierten, vanadierten, nitrierten und
andere wärmebehandelten Stählen
BAM-Bericht 1975
53. Habig, K.-H., R. Chatterjee-Fischer u. F. Hoffmann
Untersuchungen des Verschleißes an borierten, vanadierten, nitrierten und
andere wärmebehandelten Stählen
Berlin/Bremen, März 1977
54. Dawihl, W.
Der Einfluß der Diffusion und Legierungsbildung auf die Verschleißfestigkeit
von Hartmetallegerungen
Zeitschrift f. techn. Physik - (1940) Nr. 2, S. 44
55. Dawihl, W.
Eigenschaften von Hartmetallegerungen
Zeitschrift f. Metallkunde 32 (1940) 9, S. 320
56. Dawihl, W. u. Altmeyer
Grundlagen des Verschleißes hoch harter Werkstoffe
Wear 32 (1975) S. 291
57. Hehenkamp, T. u. T. Heumann
Elektrolytische Teilchenwanderung und Thermomodiffusion in Hartmetallen
und ihre Bedeutung für den Verschleiß
Archiv für das Eisenhüttenwesen, 33 (1962) 7, S. 501
58. siehe /56/
59. Dawihl, W. u. E. Klingler
Der Einfluß von Verschweißungen zwischen Metallen und Aluminiumoxid-
Sinterwerkstoffen auf ihren Verschleißwiderstand
Wear 11 (1968) S. 461-470
60. Dawihl, W. u. E. Klingler
Beitrag zur Erklärung des Abnutzungswiderstandes in Abhängigkeit von der
Gleitgeschwindigkeit durch Drehversuche mit vorerhitzten Werkzeugschnei-
den
VDI-Z. 107 (1965) I, S. 321-360
61. Opitz, H., H. Siebel u. R. Fleck
Keramische Schneidstoffe
Forschungsberichte des Landes Nordrhein-Westfalen,
Westdeutscher Verlag, Köln/Opladen 1959

62. Buckley, D.
Friction and wear of ceramics
Ceramic Bulletin 51 (1972) No. 12
63. Kirk, J.A. u. W.D. Syniuta
Scanning electron microscopy and microprobe investigation of high speed
sliding wear of aluminum oxide
Wear 27 (1974) S. 367-381
64. Dawihl, W., E. Klingler u. E. Dörre
Zusammenhänge zwischen Verschleißwiderstand und Eigenschaften von
Sinterkörpern auf Al_2O_3 -Grundlage
Berichte der Deutschen Keramischen Gesellschaft 46 (1969)
H. 8, S. 409-415
65. siehe /61/
66. Duwell, E. J.
The effect of sliding speed on the rate of wear of sapphire on steel
Wear 9 (1966) S. 363-368
67. Czichos, H.
Tribophysikalische Grenzflächenvorgänge bei der Festkörperreibung
Fachseminar "Verhalten und Eigenschaften von metallischen Oberflächen",
TU Berlin, 1976
68. Kragelski, I. W.
Reibung und Verschleiß
Karl Hanser Verlag, 1971, S. 226
69. Habig, K. -H.
On the determination of wear rates
Wear 28 (1974)
70. Fichtl, W.
Über neue Erkenntnisse auf dem Gebiet des Oberflächenborierens
Härterei- Technische Mitteilungen 29 (1974) 2, S. 113
71. "Bedienungsanweisung für berührungslose Wegaufnehmer"
Hottinger Baldwin Meßtechnik, 1973
72. Metallbälge - Hydra Taschenbuch

8. Anhang

8.1 Eichung der Meßinstrumente

Da die Versuchsapparatur völlig neu entwickelt wurde, sind die Gesichtspunkte der Eichung von besonderer Wichtigkeit für die genaue Auswertung der Versuchsergebnisse. Im folgenden wird die Eichung der Meßinstrumente erläutert.

8.1.1 Eichung der Drehmomentaufnahme

Das nominelle Drehmoment des Elektromotors steht dem "Verbraucher" (dem Reibpartner) nicht in voller Größe zur Verfügung. Grund für diesen Drehmomentverlust sind die Eigenreibmomente der Lagerungen der Antriebswellen sowie das Drehmoment, das elastische Deformationen bei den Kupplungsteilen verursacht.

Wenn man mit

- M_n - das nominelle vom Elektromotor erzeugte Drehmoment
- $\sum M_v$ - die Drehmomentverluste
- M_{ef} - das effektive, dem Reibpartner zur Verfügung stehende Drehmoment

bezeichnet, kann man die folgende Gleichung aufstellen:

$$M_n = M_{ef} + \sum M_v$$

oder

$$M_{ef} = M_n - \sum M_v \quad (1)$$

Das Drehmoment, welches mit dem Drehmomentaufnehmer aufgenommen wird, registriert aber auch einen Teil der Drehmomentverluste und zwar die, die zwischen den Reibpartnern und dem Drehmomentaufnehmer stattfinden. Wenn man mit:

- M_{reg} - die vom Drehmomentaufnehmer registrierte Meßgröße

bezeichnet, dann gilt die Gleichung:

$$M_{reg} = M_w + M'_v$$

wobei

- M_w - das wahre, durch die Reibung der Versuchspartner verursachte Drehmoment

und

- M'_v - die vom Versuchspartner bis zum Drehmomentaufnehmer auftretenden Drehmomentverluste

sind.

Es folgt also:

$$M_w = M_{reg} - M'_v \quad (2)$$

Offenbar ist es notwendig, die Drehmomentverluste M_V zu kennen, um den wahren Wert des Reibmomentes zu errechnen. Diese Drehmomentverluste kann man nur annähernd berechnen, viel genauer können sie experimentell ermittelt werden. Die Bestimmung der Größe der Verluste erfolgte, indem man die Apparatur im Leerlauf mit Versuchsscheibe aber ohne Kontakt mit dem Stift fahren ließ. Die Versuche zeigten, daß die Drehmomentverluste im Meßbereich und mit der Verstärkung, in der die eigentlichen Versuche stattfanden, einen Anteil von $E = 0,025 \div 0,09$ V aufweisen. Dieser Betrag ist im Vergleich mit dem maximal erreichbaren Drehmoment von $7,3$ V gleich $1,00$ Nm ($1,25$ %) unbedeutend. Wenn man den o. e. Verlustwert auf einer reellen Ebene betrachtet bzw. mit Werten vergleicht, die während der Versuche registriert worden sind ($E_{reg} = 0,6 \div 1,65$ V), ergibt sich ein Fehler im Durchschnitt bis $6,5$ %.

Man muß noch erwähnen, daß die Drehmomentverluste bei kleineren Geschwindigkeiten fast unwesentlich sind (bis $1,5$ %), und daß sie mit steigender Geschwindigkeit zunehmen (bis zu 10 %).

Eine eindeutige Aussage über die Größe der Verluste kann man nicht machen, weil die Ermittlung im dynamischen Zustand stattfand (Leerlauf), die Deutung der Ergebnisse aber auf statisch gewonnenen Formeln beruhen.

Die Auswertung der Eichversuche hat eine eindeutige lineare Abhängigkeit festgestellt. Die Steigung der Geraden ist mit der gewählten Verstärkung des zum Drehmomentaufnehmer zugehörigen Trägerfrequenz-Meßverstärkers und der Belastung direkt proportional. Das heißt, daß man für unterschiedliche Belastung und bei eingestellter Verstärkung eine Gerade bzw. bei verschiedenen Verstärkungen eine Schar von Geraden errechnet (Bild 110).

Die Steigung der verschiedenen Geraden wird unter der Voraussetzung, daß die Spannung eine Funktion der Belastung bzw. des Drehmoments ist, errechnet:

$$E = f(G)$$

bzw.

$$E = f(2M/G) = f(2M/F) \quad (3)$$

wobei

$$F = G / M / \text{ die Belastung und} \\ D / m / \text{ der Angriffsdurchmesser}$$

ist.

Die Eichung hat gezeigt, daß die Steigung der Geraden bei Verstärkungen größer als 1 immer ein Vielfaches der Grundverstärkung (dem bei Verstärkung 1 gewonnenen Wert) ist. So bekommt man:

$$E = n_1 \cdot k \cdot (2M/D) = n_1 \cdot k(M/0,06) = \\ = n_1 \cdot 0,0863(M/0,06) / V / \quad (4)$$

wobei

$$k = 0,0863 \text{ der durch die Eichung ermittelte Steigungskoeffizient}$$

und

$$n_1 = 1, 2, \dots, 10 \text{ die gewünschte Verstärkung im Meßbereich } 0, 1$$

ist.

Von der Gleichung (2) kann man die Abhängigkeit der Reibkraft (die in der gleichen Richtung, wie die in der Schnur herrschende Dehnungskraft liegt) und die angezeigte Spannung ermitteln, wenn man einsetzt:

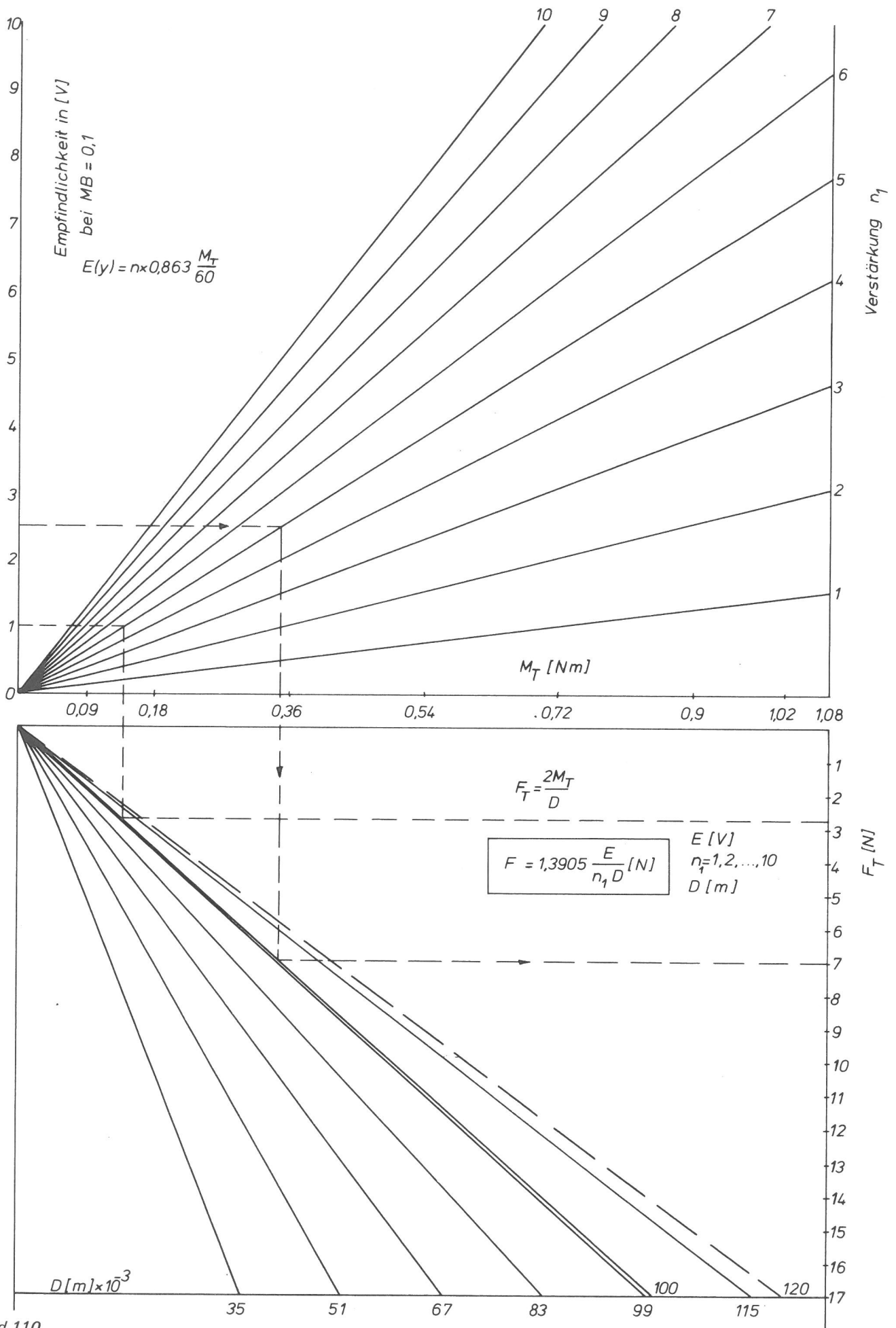


Bild 110
Das durch Eichung ermittelte Drehmomentdiagramm

$$M_T = F_R \cdot (D/2)$$

wobei D /m/ - der Durchmesser des Angriffspunktes der Reibkraft bzw. der Kontaktstelle der Reibpartner

ist.

$$E = n_1 \cdot 0,0863 \cdot (F_R \cdot D/2 \cdot 0,06) = 0,71916 F_R \cdot D \cdot n_1$$

und daraus folgt

$$F_T = 1,3905 \frac{E}{D \cdot n_1} \quad /N/ \quad (5)$$

Während der Versuche wurde immer der Kontaktdurchmesser $D = 0,1$ m eingehalten und bei Verstärkung $n_1 = 5$ des Meßbereiches $0,1$ das Drehmoment gemessen. Unter diesen Voraussetzungen erhält die Gleichung (3) die folgende Form:

$$F_T = 1,3905 \frac{E}{0,1 \cdot 5} = 2,781 \cdot E \quad N \quad (6)$$

Diese Gleichung wurde zur Auswertung der Versuchsergebnisse eingesetzt.

8.1.2 Eichung der Druckaufnahme

Die Eichung der Druckaufnahme wurde zur:

- Ermittlung des Eigenwiderstandes und des wirksamen Querschnitts des Balges
- Erfassung der Abhängigkeit des in der Druckkammer herrschenden Druckes mit der Anzeige des Feinmeßgerätes bzw. des Druckaufnehmers

durchgeführt.

Der Vergleich der errechneten und gleichen Werte zeigte eine Zunahme des wirksamen Balgquerschnitts um ca. 11 % gegenüber der Angabe des Herstellers. Die Streuung der Federrate des Balges lag in den vom Hersteller angegebenen Grenzen.

Zur Ausübung einer Normalkraft F_N /N/ bei bekanntem Abstand zwischen dem Stift und der Scheibe benötigt man folgenden Druck:

$$p = p_k + p_n = 78,65 \cdot 10^5 + 0,00695 \cdot F_N \quad \text{bar}$$

Der Eichvorgang wurde folgendermaßen durchgeführt. Anstatt der Scheibe wurde in einer bestimmten Entfernung von dem Stiftkopf eine Meßdose, deren Empfindlichkeit mit Eichgewichten ermittelt wurde, montiert. Die Anfangsentfernung zwischen dem Stift und dem Angriffspunkt der Meßdose wurde gemessen und dann der zur Kontaktaufnahme notwendige Druck auf der Skala des Feinmeßgerätes festgestellt. Durch Erhöhung des Druckes in der Druckkammer nahm auch die von der Meßdose erfaßte Normalkraft, deren Abhängigkeit schon durch einen Vorversuch bekannt war, zu. Eichversuche mit verschiedenen eingestellten Anfangsentfernungen lieferten Daten, deren Auswertung zur o. e. Gleichung führte. Die Versuche bestätigten, daß der zur Erreichung einer bestimmten Normalkraft notwendige Druck eine lineare Abhängigkeit mit der Anfangsentfernung zwischen dem Stift und dem Kontaktpartner und der gewünschten Normalkraft aufweist bzw. direkt proportional mit den oben erwähnten Größen ist (Bild 111).

Auf ähnliche Art wurde auch die Abhängigkeit der o. e. Größen durch den induktiven Druckaufnehmer ermittelt, sowie der Proportionalitätsfaktor zwischen der

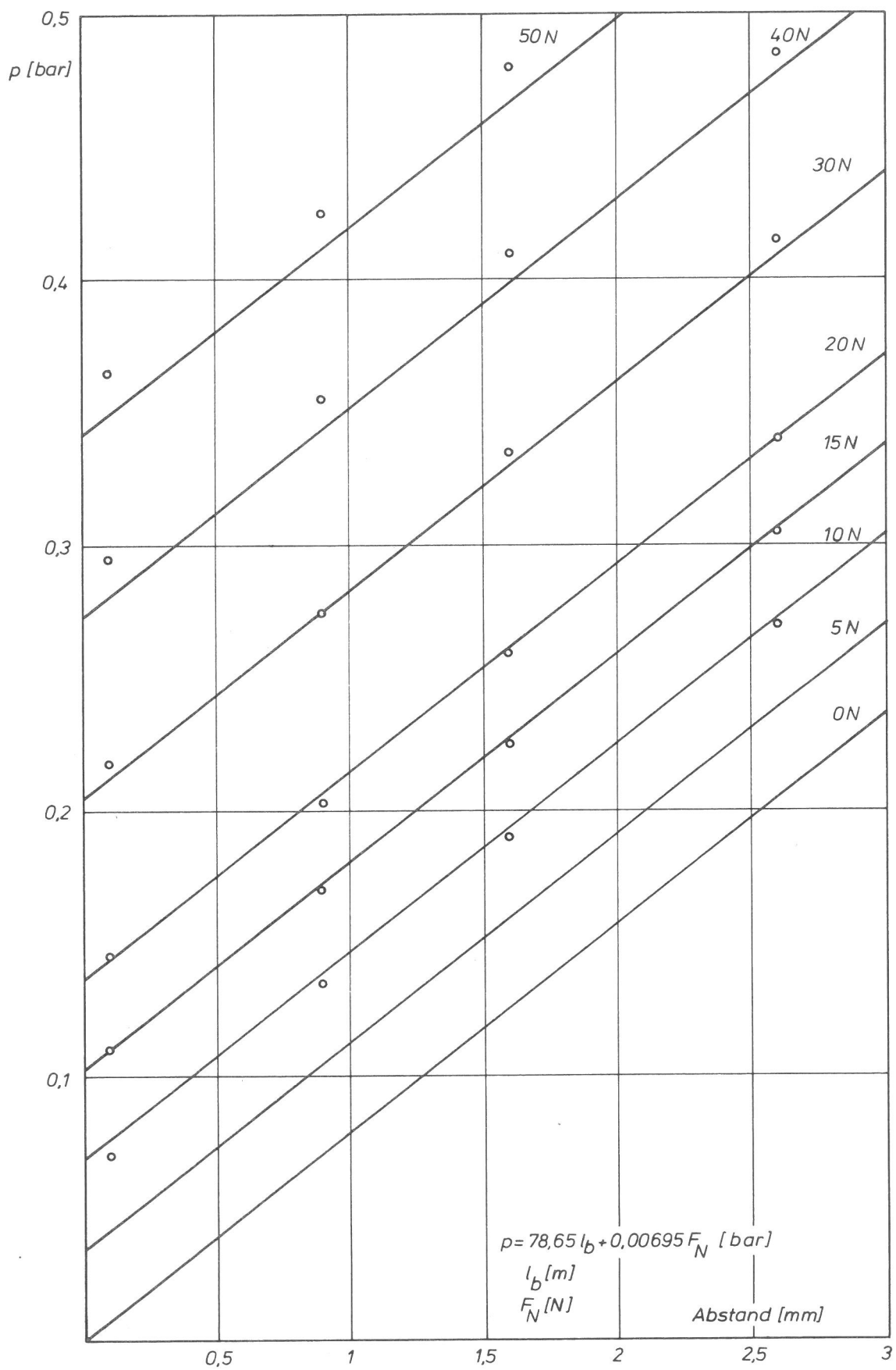


Bild 111
Graphische Darstellung der Eichergebnisse der Druckaufnahme

Druckanzeige des Feinmeßgerätes und der des digitalen Voltmeters. Aus der durch Eichversuche ermittelten Gleichung ist zu entnehmen, daß man bei erreichtem Kontaktdruck (und Normalkraft gleich Null !) für jeden Newton Normalkraft eine Druckerhöhung von 0,00695 bar benötigt. Bei 5 N Normalkraft, die bei jedem Versuch konstant gehalten wurde, beträgt das

$$p_{F_N=5} = 0,03475 \text{ bar}$$

bzw. bei der für den Versuch geeichten Meßbrücke (Meßbereich $100^{\circ\circ}$, Anfangsdruck $p_0 = 0$, Voltanzeige $E = 0$ und $p_{\max} = 0,5 \text{ bar}$ $E = 0,1 \text{ V}$)

$$E_{F_N=5} = 0,00790 \text{ V} .$$

Die Normalkraft bzw. der Öldruck in der Druckkammer wurde kontinuierlich während der Versuche mit einem Schreiber registriert. Die Daten lieferten eine Aussage über die Beständigkeit der vor dem Versuch eingestellten Normalkraft bzw. über die Größe der Druckschwingungen des Öles in der Druckkammer.

8.1.3 Eichung der Temperaturmessung

Zur Temperaturmessung wurde nach der in 3.64 beschriebenen Methode ein s. g. Thermocoax-Mantel-Thermoelement aus Chromel-Alumel der Fa. Philips mit der Bezeichnung 2ABAc 0,5 und Thermokraft von ca. $41 \mu\text{V}/^{\circ}\text{C}$, eingesetzt. Die Vergleichsstelle des Thermoelementes wurde in einem mit schmelzendem Eis gefüllten, wärmeisolierten Behälter konstant auf 0°C gehalten. Die aus der Temperaturdifferenz zwischen Meß- und Vergleichsstelle resultierende Thermospannung wurde durch einen Verstärker zwecks besserer Abschätzung der Anzeige des digitalen Voltmeters während des Versuches 25mal verstärkt. Dadurch entsprach die laufende Anzeige in $/\text{mV}/$ ungefähr der registrierten Temperatur in $/^{\circ}\text{C}/$.

Es wurde auch die Überprüfung der Werte der angegebenen Thermospannung unternommen. Dafür wurden zwei Vergleichsstellen mit konstanter Temperatur (schmelzendes Eis und siedendes Wasser) benutzt. Die ermittelten Ergebnisse zeigten nur geringe Abweichungen der Thermospannung, die wesentlich kleiner sind als die nach DIN 43 710 zugelassenen.

8.1.4 Eichung der Wegaufnahme

Für die dynamische Erfassung des Verschleißes der Reibpartner, also für die Registrierung des Verschleißes während des Versuchsvorganges, wurden berührungslose Wegaufnehmer (ein Paar) der Fa. Hottinger Baldwin Meßtechnik GmbH, Typ Tr 8 eingesetzt. Aus konstruktiven Gründen konnte der Einbau der Anordnung nicht als Differenzialmessung, sondern als Einfachmessung erfolgen (Bild 114). Das heißt, daß nur eine Spule (L_2) die Verlagerung des Meßobjektes erfaßt, während der Referenzspalt L_R vor der passiven Spule L_1 konstant bleibt.

Es wurde eine mechanische Kalibrierung durchgeführt, um die Abhängigkeit zwischen dem gemessenen Weg und die sich ergebenden Meßwertanzeigen durch den Meßverstärker zu ermitteln. Der zurückgelegte Weg wurde durch eine Meßuhr bestimmt.

Die aus dem Eichdiagramm hervorgehenden Kurven zeigen eine nichtlineare Abhängigkeit zwischen dem gemessenen Weg und der Größe der Meßwertanzeige (also der Empfindlichkeit des Wegaufnehmers) (Bild 112). Die Krümmung der

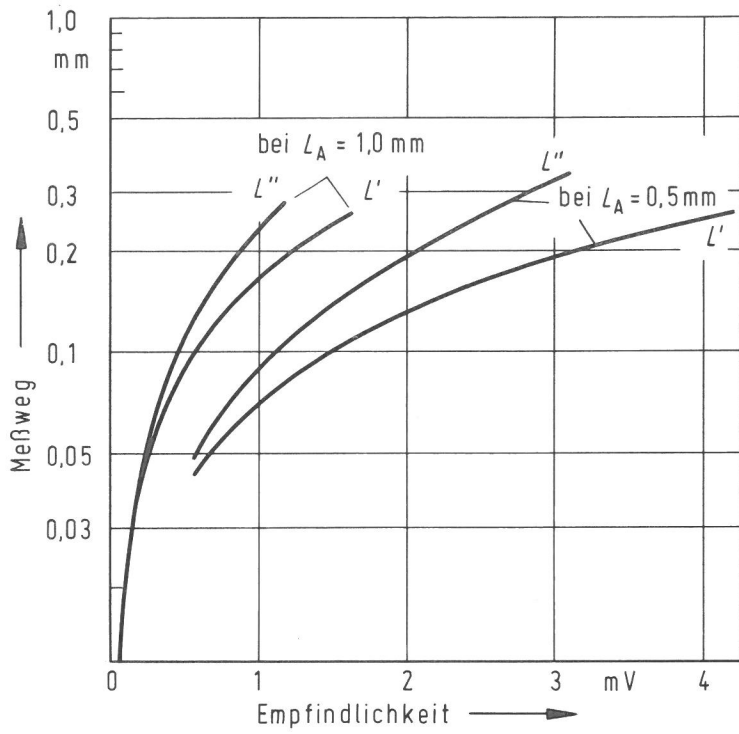


Bild 112
Die Empfindlichkeit des Wegaufnehmers
in Abhängigkeit vom Meßweg, L' – Differenzialmessung, L'' – Einfachmessung

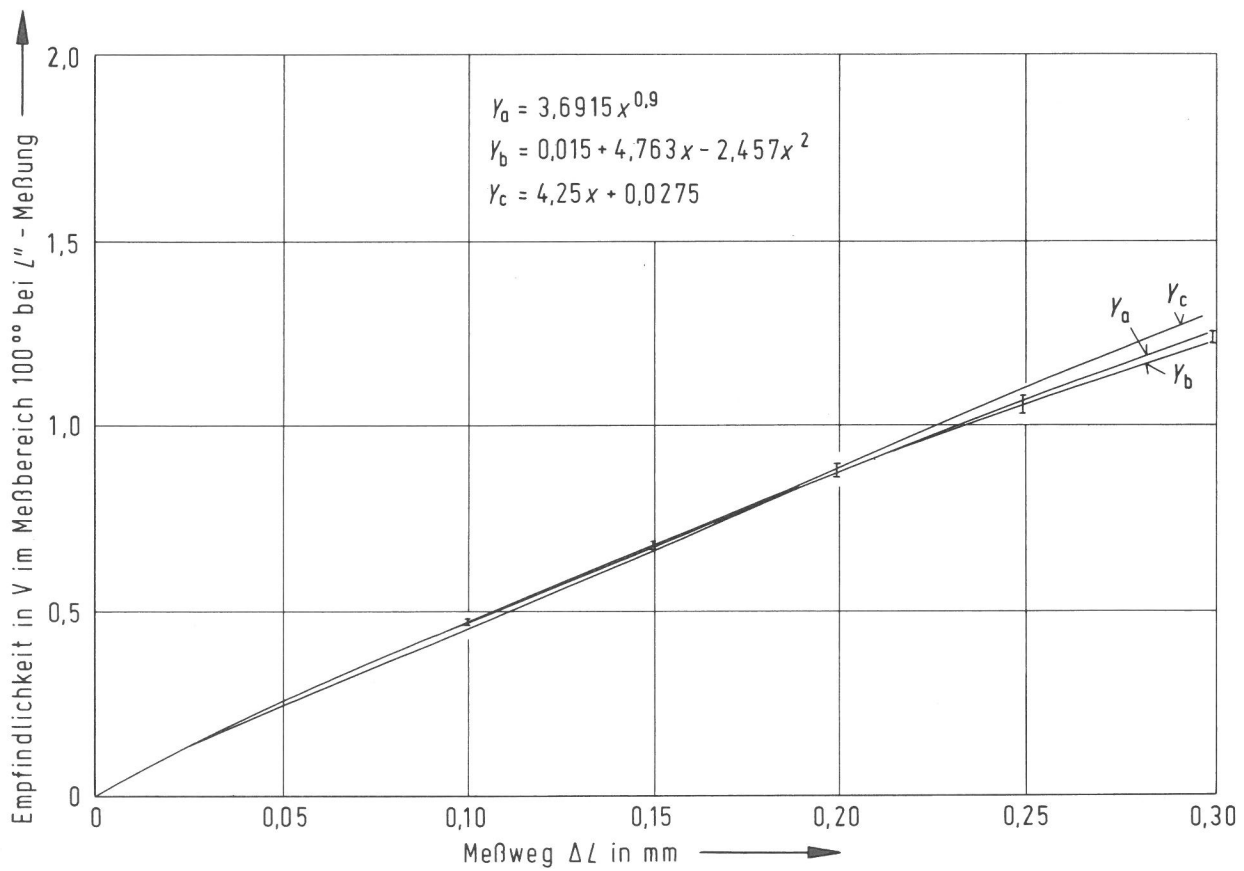
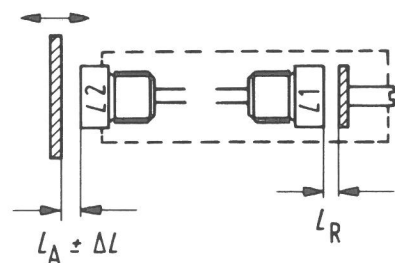


Bild 113
Verschiedene Ausgleichskurven der Eichversuche des Wegaufnehmers

Bild 114
Einbauanordnung des Wegaufnehmers



Kurve ist relativ schwach, und die Abweichung von einer durch den Nullpunkt verlaufenden Geraden im Bereich bis 20 % des Ausgangsluftspaltes beträgt weniger als 1 % /71/. Die Empfindlichkeit des Wegaufnehmers nimmt mit Verminderung des Ausgangsluftspaltes zu.

Die aus den Eichversuchen hervorgegangene Kurve kann durch eine Ausgleichs-
parabel dargestellt werden. Die für den gewählten Ausgangsluftspalt $L_A = 1,0/\text{mm}/$
lautet:

$$E = 0,015 + 4,763 (\Delta L) - 2,457 (\Delta L)^2$$

deren Verlauf in Bild 113 zu sehen ist. Die aus der gekrümmten Form der Eich-
kurve hervorgehende abnehmende Empfindlichkeit ist im Bereich zwischen
 $L = 0,05$ und $0,30$ mm mit zunehmendem Meßweg ΔL direkt proportional und
weist eine fast lineare Abhängigkeit der o. e. Größen auf. Deshalb kann man die
Frage, welcher Meßwert einem Weg von $1/\mu\text{m}/$ entspricht, nicht direkt beant-
worten. Der mittlere Wert ist

$$1 \mu\text{m} = 0,00390 \pm 0,00036 \text{ V}$$

also

$$= 0,0039 \pm 9,23 \%$$

und die Abnahme der Empfindlichkeit mit dem zunehmenden Weg ist durch die
folgende Gleichung gekennzeichnet:

$$E = -4,915 \cdot 10^{-3} \cdot \Delta L + 4,788 \cdot 10^{-3} \text{ V} .$$

Man kann errechnen, daß die vom Hersteller versprochene Abweichung der
Linearität von 1 % bei einem Meßweg von 20 % des Anfangsluftspaltes nicht zu-
trifft, sondern daß in diesem Fall (Ausgangsluftspalt von $L_A = 1\text{mm}$) nur mit
knapp 9 %, also mit $0,09$ mm, zu rechnen ist. Da aber in den meisten Versuchen
ein Verschleiß von ca. $100 \mu\text{m} = 0,1$ mm eintritt, kann man mit ausreichender
Genauigkeit mit einem Linearitätsfehler von 1 % des Ausgangsluftspaltes rechnen.

Dank

Die vorliegende Arbeit wurde im Laboratorium für Tribometrie und Tribophysik der Bundesanstalt für Materialprüfung in Berlin-Dahlem durchgeführt.

Dem Leiter des Laboratoriums, Herrn Prof. Dr. -Ing. H. Czichos, sowie Herrn Dr. -Ing. K. -H. Habig danke ich für die Themenstellung zu dieser Arbeit, die Unterstützung während ihrer Durchführung, sowie für Anregungen und Diskussionen zur Deutung der Versuchsergebnisse.

Mein Dank gilt auch den Mitarbeitern der Fachgruppe Rheologie und Tribologie, die mich bei der Ausführung einzelner Arbeiten unterstützt haben. Hier bin ich insbesondere Frau I. Leppin, Frau R. Pahl, Herrn H. Apelt, Herrn J. Schwenzen und Herrn M. Gienau zu Dank verpflichtet.

Die Werkstoffproben wurden von verschiedenen Firmen bzw. Instituten zur Verfügung gestellt. Insbesondere danke ich der Stiftung Institut für Härtereitechnik in Bremen für die Herstellung der Stifte aus Schnellarbeitsstahl und für das Borieren der Stifte aus 42 CrMo 4, der Krupp Widia-Fabrik in Essen für die Hartmetallstifte, der Staatlichen Porzellan-Manufaktur in Berlin für die Stifte aus Keramik und dem Elektroschmelzwerk Kempten für das Borieren der Hartmetallstifte.

Der Arbeitsgemeinschaft Industrieller Forschungsvereinigungen sei für die finanzielle Förderung gedankt.

Dem Deutschen Akademischen Austauschdienst sei für die Vermittlung und anfängliche finanzielle Unterstützung zu danken.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. H.G. Feller gilt mein besonderer Dank für die Betreuung dieser Arbeit.

