

KERNFORSCHUNGSZENTRUM

KARLSRUHE

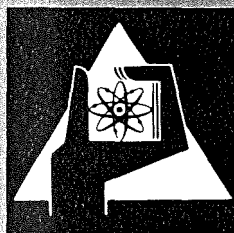
April 1977

KFK 2434

Laboratorium für Isotopentechnik

**Untersuchung der Verschleisseigenschaften von
Armco-Eisen nach der Bestrahlung mit Neutronen
und Alpha-Teilchen**

K. Szatzschneider



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

KARLSRUHE

Als Manuskript vervielfältigt

Für diesen Bericht behalten wir uns alle Rechte vor

GESELLSCHAFT FÜR KERNFORSCHUNG M. B. H.
KARLSRUHE

KERNFORSCHUNGSZENTRUM KARLSRUHE

KFK 2434

Laboratorium für Isotopentechnik

UNTERSUCHUNG DER VERSCHLEISSEIGENSCHAFTEN VON ARMCO-EISEN NACH
DER BESTRAHLUNG MIT NEUTRONEN UND ALPHA-TEILCHEN

K. Szatzschneider

Gesellschaft für Kernforschung mbH., Karlsruhe

⁺ von der Fakultät für Maschinenbau der Universität Karlsruhe genehmigte Dissertation

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

Zur Untersuchung der gestellten Aufgabe wurde ein Stift-Scheibe-Verschleißprüfstand konstruiert und gebaut.

Die Reibstifte wurden mit Neutronen und α -Teilchen bestrahlt.

Die Bestrahlungsdosen lagen:

für die Neutronenbestrahlung zwischen 10^{16} und 10^{20} n/cm²,
für die α -Teilchenbestrahlung zwischen 10^{16} und 10^{18} /cm².

Nach der Bestrahlung wurde die Härte gemessen und mit der von dem unbestrahlten Material verglichen. Auch in dieser Arbeit wurde bei den Untersuchungen mit Armco-Eisen ein deutlicher Einfluß der Neutronen und α -Teilchenbestrahlung auf die Härte festgestellt. Die unterschiedlich bestrahlten und unbestrahlten Stifte wurden in dem genannten Verschleißprüfstand abgerieben. Zusätzlich wurden auch die Stifte aus einem unbestrahlten, aber durch Kaltverformung verfestigten Material verschlissen. Die Verschleißversuche wurden durch die Untersuchung der Verschleißteilchen und die statistische Analyse der Reibkraft vervollständigt.

Aus den Versuchen hat sich ein Einfluß der Bestrahlungsart und der Bestrahlungsdosis auf den Verschleiß ergeben. Dieser läßt sich jedoch nicht auf der Basis der bestehenden Verschleißtheorie durch die Änderung der makroskopisch - mechanischen Eigenschaften des Materials erklären.

Es wurde erneut gezeigt, daß die Angabe der Härte für eine Verschleißbeschreibung nicht ausreichend ist. Der Einfluß der Materialvorgeschichte (Bestrahlen, Anlassen, Verformen) ist sehr stark und läßt sich wegen der Vielfältigkeit der gegenseitigen Abhängigkeiten nicht voraussagen.

Der Verschleiß im Bereich der Tieflage wurde als oxidativ identifiziert, im Bereich der Hochlage als metallisch.

Die Neutronenbestrahlung bewirkte, daß die Verschleiß-Hochlage bei kleinerer Belastung auftritt als bei unbestrahltem Werkstoff.

Im Bereich der Tieflage dagegen war der Verschleiß von bestrahltem Material geringer als der von unbestrahltem Material.

Bei der Bestrahlung mit geladenen Teilchen liegt die überwiegende Bedeutung für Verschleißuntersuchungen im Bereich der linearen Abhängigkeit zwischen der Materialtiefe und der Aktivität des Meßisotopes. Nach einer Bestrahlung mit niedrigeren Dosen von α -Teilchen (um 10^{16} α/cm^2) ergab sich die durch Beschußteilchen beeinflusste Zone erst am Ende der Teilcheneindringtiefe und außerhalb des linearen Bereichs. Bei Bestrahlung mit höheren Dosen (um 10^{18} α/cm^2) wurde eine Überlappung von beiden Bereichen festgestellt. In diesem Fall waren die Bestrahlungszeiten und die Erwärmung des Targets ausreichend, um eine diffusionsbedingte Ausdehnung der durch die Strahlung beeinflussten Zone zu verursachen.

Die Betrachtung der Reibkraft als ein stationär stochastischer Prozeß hat gezeigt, daß die Größe der auftretenden Reibkräfte, je nach Verschleißmechanismus und Werkstoffpaarung, entlang dem Reibweg unterschiedlich statistisch verteilt ist. Diese Unterschiede wurden über die phänomenologischen Meßgrößen wie mittlere Verschleißrate oder mittlere Reibzahl nicht erfaßt und deutlich gemacht. Die gezielte Korrelationsanalyse der Reibkraft kann zur weiteren Erforschung des Verschleißes und der Reibung beitragen.

Wear Behaviour of Armco Iron after Irradiation with Neutrons and Alpha Particles

Abstract

To study the wear behaviour of Armco iron irradiated with neutrons or alpha particles a pin-disk wear test facility was designed and built.

The abrasion pins were irradiated with neutrons and alpha particles. The irradiation doses:

for neutron irradiation, between 10^{16}
and 10^{20} n/cm²,

for α -particle irradiation, between 10^{16}
and 10^{18} α /cm².

The hardness after irradiation was measured and compared with that of the unirradiated material. The clear influence of α -particle irradiation on the hardness of Armco iron was confirmed. Pins irradiated in different ways and unirradiated pins were subjected to abrasion in the wear test rig mentioned above. In addition, unirradiated pins were strain hardened by cold working and then abraded. Finally examinations of the wear particles were performed and the abrasion force was statistical analyzed.

From the experiments an influence upon wear of the type of irradiation and the radiation dose was determined, which, however, cannot be explained - on the basis of existing wear theories - by the change in the macroscopic-mechanical properties of the material.

It has again been shown that an indication of the hardness is not sufficient to describe wear. The influence of the

history of the material (irradiation, annealing, deformation) is very strong and cannot be predicted because of the multiplicity of interdependences.

Wear in the low wear area was identified as being due to oxidation, in the high wear area as metallic.

As a result of neutron irradiation wear in the high wear region occurs at lower loads than in unirradiated materials.

In the low wear region, however, the wear of irradiated material was less than that of unirradiated material.

In the irradiation with charged particles the most significant aspects with respect to wear studies are seen in the linear dependency between the depth of material and the activity of the tracer isotope. Following irradiation with lower doses of α -particles (approximately $10^{16} \alpha/\text{cm}^2$) the zone influenced by bombardment particles was found only at the end of the depth of particle penetration and outside the linear activity region. In the case of irradiation with higher doses (approximately $10^{18} \alpha/\text{cm}^2$) overlapping of the two regions was found. In this case the irradiation time and the heating of the target were sufficient to cause expansion, due to diffusion, of the zone influenced by irradiation.

Regarding the abrasion force as a steady-state stochastic process showed that, depending on the wear mechanism and the materials coupled, the magnitude of the abrasion forces has a different statistical distribution along the abrasion path. These differences were not assessed or indicated by such phenomenological measuring quantities as the mean wear rate or the mean abrasion coefficient. The specific correlation analysis of the abrasion force can contribute towards further research into wear and abrasion.

I N H A L T	Seite
1. PROBLEMSTELLUNG	6
2. LITERATURSTUDIUM	7
2.1 Einführung	7
2.2 Beschreibung der Verschleißvorgänge	8
2.3 Der Bestrahlungseinfluß auf den Verschleiß	16
2.4 Meßanordnungen	17
3. BESCHREIBUNG DES UNTERSUCHUNGSMATERIALS (ARMCO-EISEN)	19
4. UNTERSUCHUNG DER HÄRTE	20
4.1 Messungen an neutronenbestrahlten Proben	20
4.2 Messungen an Proben mit -Teilchen- bestrahlung	21
4.3 Schlußfolgerungen	24
5. VERSCHLEISSPRÜFSTAND	25
5.1 Konstruktionsprinzip	26
5.2 Meßprinzip für Anpreßkraft, Verschleiß und Reibmoment	29
6. VERSCHLEISSVERSUCHE AN EISEN NACH DER NEUTRONENBESTRAHLUNG	31
6.1 Durchführung der Versuche	31
6.2 Ergebnisse und Schlußfolgerungen	32
7. UNTERSUCHUNG DER VERSCHLEISSSTEILCHEN	37
7.1 Die chemische Untersuchung	37
7.2 Teilchengrößenuntersuchung	38
8. VERSCHLEISSVERSUCHE AN EISEN NACH DER -TEILCHENBESTRAHLUNG	40
8.1 Durchführung der Versuche	40
8.2 Ergebnisse und Schlußfolgerungen	41
9. EINFLUSS DER MATERIALVORGESCHICHTE AUF DAS VERSCHLEISSVERHALTEN	45
10. REIBKRAFTUNTERSUCHUNG	48
10.1 Messung der mittleren Reibzahl	48
10.2 "stick-slip"-Analyse	48

11.	SCHLUSSFOLGERUNGEN	55
11.1	Einfluß der Bestrahlung auf den Verschleiß neutronenbestrahlten Eisens	55
11.2	Einfluß der Bestrahlung auf den Verschleiß -bestrahlten Eisens	55
11.3	Erkenntnisse für das Gebiet der Verschleißbeschreibung	56
12.	ANHANG	
	Ergebnisse der Verschleißversuche - vollständige Darstellung	58
13.	LITERATURVERZEICHNIS	64

BEZEICHNUNGEN

W	- Verschleiß; $ W = \mu\text{m}$
S	- Verschleißweg; $ S = \text{m}$
V.R. = $\frac{dW}{ds}$	- Verschleißrate; $\frac{dW}{ds} = \frac{\mu\text{m}}{\text{m}}$
ϵ	- Bruchdehnung; $ \epsilon = \%$
$\sigma_y, \sigma_{0,2}$	- Elastizitätsgrenze; $ \sigma_y = \text{kp/mm}^2$
μ	- Reibzahl
L	- Belastung auf reibendem Element (Stift); $ L = \text{p}$
t	- Verschleißzeit; $ t = \text{s}$
ρ	- Härte; $ \rho = \frac{\text{p}}{\text{mm}^2}$
P	- Druck; $ P = \frac{\text{p}}{\text{mm}^2}$
A_a	- scheinbare Kontaktfläche; $ A_a = \text{mm}^2$
A_r	- reale Kontaktfläche; $ A_r = \text{mm}^2$
k	- Verschleißkoeffizient
$\sigma^2; \sigma_K^2$	- Varianz
$\omega; \omega_K, \omega_O$	- Frequenz $ \omega = \text{s}^{-1}$
d	- Dämpfungsexponent der Stiftaufhängung
h (ω, ω_O, d)	- Durchlaßcharakteristik der Stiftaufhängung
R (τ)	- Korrelationsfunktion

1. P R O B L E M S T E L L U N G

Bei Verschleißuntersuchungen im Maschinenbau mit Hilfe von Radionukliden lassen sich durch die Steigerung der spezifischen Aktivitäten die Genauigkeit und die Empfindlichkeit der Meßmethoden vergrößern. Es ist bekannt, daß die Verschleiß-eigenschaften des Materials durch die physikalischen Eigenschaften bestimmt sind. Somit könnte die Bestrahlung die Ergebnisse beeinflussen, die bei den Verschleißuntersuchungen der bestrahlten Maschinenteile gewonnen werden.

Das Ziel der Arbeit ist es, die Bestrahlungseinflüsse auf das Verschleißverhalten zu bestimmen. Dafür wurden Härtemessungen, Verschleißversuche, Reibkraftanalyse und Verschleißteilchen-Untersuchungen durchgeführt. Die physikalischen Ursachen und die Natur der gefundenen Einflüsse wurde nicht untersucht. Daher mußten viele interessante Fragen offen bleiben, deren Behandlung den Rahmen dieser Arbeit übersteigen würde.

Die Verschleißversuche sollen mit bestrahltem und unbestrahltem Eisen unter gleichen Bedingungen (Geometrie, Druck, Geschwindigkeit, Luftfeuchte) durchgeführt und die Ergebnisse sollen danach verglichen werden. Die gewonnenen Meßergebnisse sollen für die Überprüfung der Verschleißtheorie verwendet werden.

2. L I T E R A T U R S T U D I U M

2.1 Einführung

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

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

1. Metallischer Verschleiß
2. Oxidativer Verschleiß
3. Metallischer (adhäsiver) Verschleiß

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

Metallischer (adhäsiver) Verschleiß tritt auf, wenn die reinen metallischen Oberflächen aufeinander reiben. Der Verschleiß wird dann durch adhäsive Haftkräfte zwischen beiden Metallen sowie durch Furchenbildung und Schneidwirkung auf Seiten des härteren Materials verursacht.

Oft wird der Verschleiß auch aufgrund der Größe der Verschleißrate in "mild wear" und "severe wear" eingeteilt.

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

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

Für konstante Reibgeschwindigkeit ergibt sich die Verschleißrate als dW/t .

Im Bereich "mild wear" - Verschleiß-Tieflage - spielen der oxidative Verschleiß, bei "severe wear" - Verschleiß-Hochlage - der metallische Verschleiß die überwiegende Rolle.

2.2 Beschreibung der Verschleißvorgänge

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

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

In einem vereinfachten Modell | 1 | läßt sich die reale Kontaktfläche A_r errechnen als:

$$A_r = \frac{L}{p} = A_a \frac{P}{p}, \quad (1)$$

worin: P = Druck auf die Fläche A_a ,
 p = Härte des weicheren Materials.

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

In einer Arbeit | 2 | wird der Zusammenhang zwischen Kontaktstufe L , Härte p und Druck P weiter untersucht. Für die meisten Verschleißfälle wird jedoch die Gleichung (1) die reale Kontaktfläche mit ausreichender Genauigkeit beschrieben.

Ergebnisse von optischen Messungen | 3 | und Berechnungen der Kontaktflächen aufgrund elektrischer Widerstandsmessungen bestätigten die Gültigkeit von Gleichung (1). Zur Klärung der Verschleißverhältnisse ist es wichtig, nicht nur die reale Kontaktfläche, sondern auch ihre Verteilung auf der scheinbaren Fläche zu kennen. Das bedeutet, daß die mittleren Abmessungen der Kontaktstellen sowie die Verteilungsdichte der Abmessungen

bestimmt werden müssen. Die Größe und Verteilung der Verschleißteilchen hängen von diesen Abmessungen ab. Eine Aussage über diese Abhängigkeit geben die Werte des Korrelationskoeffizienten zwischen den Rauheitsprofilen und den Verteilungen der Verschleißteilchen | 4 | .

Die Zahl der Kontaktstellen und ihre Größe in Abhängigkeit von der Flächenbelastung wurden auch mit optischen Methoden untersucht | 5 | .

Viele theoretische Ansätze, die eine bestimmte Form der Kontaktstelle annehmen, haben keine befriedigende Beschreibung der Kontaktfläche gegeben. Eine ausführliche Beschreibung dieser Arbeiten ist im Buch von Kragielski zu finden | 3 | .

Der Beschreibung des Verschleißes über das Modell der Kontaktstellen wurden sehr viele Arbeiten gewidmet. Dabei wurde der Zusammenhang zwischen Verschleiß, Reibung, Adhäsion, Oxidation und den Verformungseigenschaften der Materialien qualitativ und quantitativ untersucht | 6, 7, 8, 10 | .

Eine allgemeine Theorie wurde aber wegen der Vielfaltigkeit des Problems nicht gefunden.

Die besondere Aufmerksamkeit verdienen dabei die Arbeiten von D.H. Buchley | 11, 12 | . In Verschleißexperimenten unter Hochvakuum mit Oxiden auf der Oberfläche wurde von ihm im wesentlichen der reine metallische Verschleiß untersucht. Er fand einen Zusammenhang zwischen den Verformungseigenschaften von metallischen Kristallen, Adhäsion und dem Verschleißverhalten.

Eine ausführliche Zusammenstellung der Werte der Adhäsionsenergie der Reibungskoeffizienten und der mechanischen Eigenschaften der Metalle | 13 | bestätigt den adhäsiven und abrasiven Ursprung der Reibung.

Beim Verschleißvorgang wird das Material in einzelnen Kontaktstellen bis zur Bruchdehnung verformt. Die Verschleißteilchen werden dann gebildet, wenn die Adhäsionsenergie die Bruchenergie übersteigt. Nach ihrer Bildung haben die Verschleißteilchen

die auf der Oberfläche durch Adhäsion haften, eine innere Restscherspannung, die durch die Verformungsenergie gebunden ist. Ist diese Energie größer als die Adhäsionsenergie, entsteht ein freies Verschleißteilchen.

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

Die Unabhängigkeit der Verschleißteilchengröße von den Verschleißbedingungen wurde experimentell | 1, 14, 18 | bestätigt.

Hinsichtlich der gemessenen absoluten Teilchengröße besteht jedoch aufgrund experimenteller Schwierigkeiten Uneinigkeit.

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

Man setzt voraus: | 1 |

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

Die Verschleißmenge W auf dem Weg S läßt sich dann beschreiben als:

$$W = k \cdot S \cdot A_r = k \cdot \frac{L \cdot S}{p} \quad (2)$$

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

Die Folgende Tafel gibt Werte des Verschleißkoeffizienten k für verschiedene Materialien | 16 | an.

Comb.	$k \times 10^{-4}$	Comb.	$k \times 10^{-4}$
Cu vs Pb	0.1	Zn vs Zn	11,6
Ni vs Pb	0.2	Mg vs Al	15,6
Fe vs Ag	0.7	Zn vs Cu	18,5
Ni vs Ag	0.7	Fe vs Cu	19.1
Fe vs Pb	0.7	Ag vs Cu	19.8
Al vs Pb	1.4	Pb vs Pb	23.8
Ag vs Pb	2.5	Ni vs Mg	28.6
Mg vs Pb	2.6	Zn vs Mg	29.1
Zn vs Pb	2.6	Al vs Al	29.8
Ag vs Ag	3.4	Cu vs Mg	30.5
Al vs Zn	3.9	Ag vs Mg	32,5
Al vs Ni	4.7	Mg vs Mg	36,5
Al vs Cu	4.8	Fe vs Mg	38.5
Al vs Ag	5.3	Fe vs Ni	59.5
Al vs Fe	6.0	Fe vs Fe	77.5
Fe vs Zn	8.4	Cu vs Ni	81.0

Es wurde auch eine Tafel zusammengestellt, aus der bei angegebenen Verschleißbedingungen der Koeffizient k zu finden ist | 17 | .

Mehrfache Experimente | 18, 19, 20, 21 | haben eine lineare Abhängigkeit zwischen dem Verschleiß und dem Reibweg S sowie der Belastung (Bild 1) bestätigt.

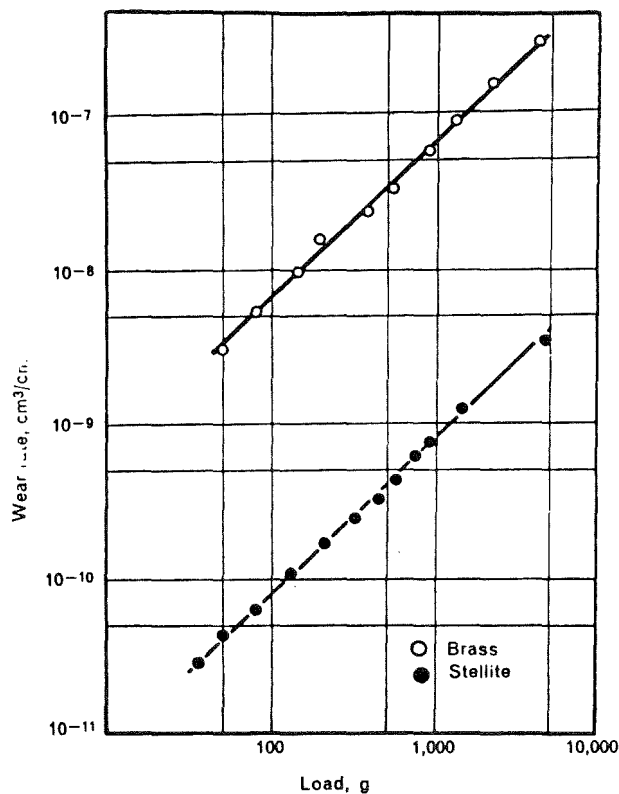


Bild 1 : Verschleißrate als Belastungsfunktion für Reibung von Messing und Stellite auf Werkzeugstahl | 19 | .

Die großen Abweichungen von der Linearität (Bild 2) zwischen dem Verschleiß und der Materialhärte lassen sich vermutlich durch direkte Einflüsse der metallographischen und kristallographischen Materialstruktur erklären | 22, 23, 24 | .

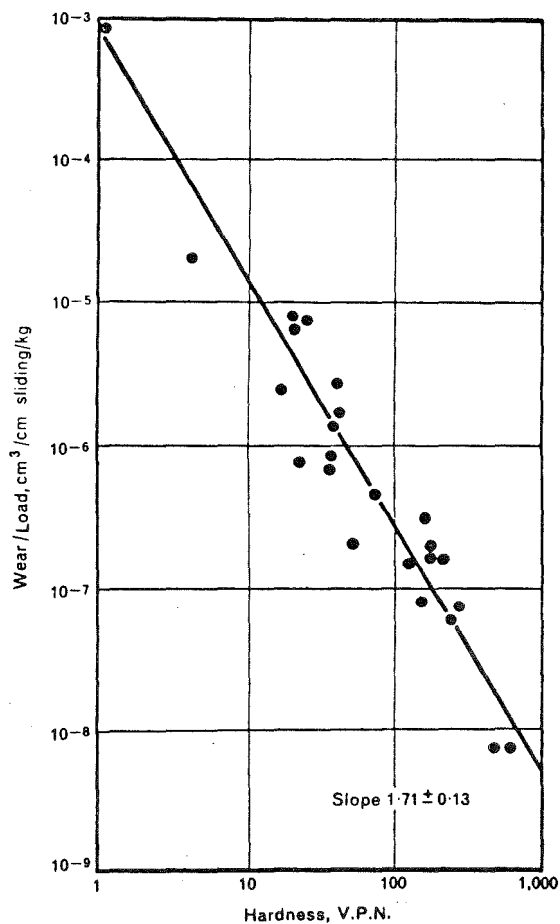


Bild 2 : Einfluß der Materialhärte auf die Verschleißrate bei der Reibung von verschiedenen Materialien auf Werkzeugstahl | 19 | .

Metalle sind normalerweise mit einer Oberflächenschicht bedeckt, die aus organischen Verunreinigungen, absorbierten Gasen und Metalloxiden besteht | 25, 26 | .

Beim Verschleißvorgang wird die Oxidschicht von der Atmosphäre immer wieder von neuem gebildet. Eine ausführliche Beschreibung

dieses Prozesses befindet sich in dem Buch von Kragielski | 3 | .

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

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

Diese Temperaturblitze wurden mit thermoelektrischen Methoden (wenn ein thermoelektrischer Effekt zwischen den reibenden Metallen stattfindet) oder fotometrischen Verfahren (Infrarot-Fotometrie) | 27 | in breiten Temperaturbereichen ($100 - 1000^{\circ}\text{C}$) registriert.

Die theoretische Berechnung der Blitztemperatur wurde in der Veröffentlichung | 28 | dargestellt.

Die erreichten Temperaturen hängen von Belastung und Geschwindigkeit beim Verschleiß ab und über die Oxidbildung | 29 | beeinflussen sie Reibungs- und Verschleißkoeffizienten | 30 | .

Es wurde auch ein deutlicher Einfluß der Zusammensetzung der Atmosphäre auf den Verschleiß festgestellt, so erhält z.B. im Falle des Verschleißes von Eisen der Wasserdampfgehalt die wesentlichste Bedeutung.

Der Einfluß der erzeugten Temperatur wurde nachgewiesen über den unterschiedlichen Gehalt der Eisenoxide (FeO , Fe_2O_3 , Fe_3O_4) im Abrieb, für verschiedene Belastungen und Reibgeschwindigkeiten | 32, 3 - S. 174-177 | .

Die unterschiedliche Oxiderzeugung erklärt auch die Abhängigkeit zwischen Reibungs- und Verschleißkoeffizienten von den Verschleißbedingungen (Belastung, Geschwindigkeit) | 30, 33 | .

Die sprunghafte Steigerung des Verschleißes für bestimmte Belastungswerte läßt sich über steigende Oxidation für bestimmte Blitztemperaturen erklären | 4 |. Die gleichzeitige Verkleinerung der Reibungskoeffizienten könnte über die Wirkung der Oxide verursacht werden | 35 |.

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

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

Aus der Betrachtung der mechanischen Eigenschaften der Werkstoffe und der geometrischen Beschreibung der Oberfläche schließt man, daß der abrasive Verschleiß auftreten kann, wenn die Eindringtiefe von harten, konischen (im vereinfachten Modell) Abrasionsspitzen zu ihrem Radius größer ist als $0,5$ | 3, S. 115-124 |.

Weitere Versuche in dieser Richtung, mit der Betrachtung von statistischer Verteilung der Größe $\frac{h}{r}$, haben unter anderem zu einer Festlegung der optimalen Bearbeitungszeit der Oberfläche mit einem Abrasionspulver geführt | 36 |.

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

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

Bei größerer Last steigt die Verschleißrate, die Oxidschicht kann nicht in gleicher Dicke wieder entstehen. Der Anteil

oxidativen Verschleißes geht zurück, gleichzeitig steigt der metallische Verschleiß an. Wenn kein oxidativer Verschleiß mehr auftritt, gilt für den metallischen Verschleiß eine lineare Abhängigkeit zwischen Belastung und Verschleißrate.

Bei weiter gesteigerter Last weist die Verschleißrate zunächst ein relatives Minimum auf, weil die metallischen Werkstoffe mit zunehmender Temperatur einen Abfall des Verformungswiderstandes zeigen.

Bei größerer Bruchenergie der Kontaktstellen kann die Blitztemperatur in einer Bruchstelle die Schmelztemperatur des Metalles übersteigen. Das Metall wird in der Bruchstelle weich. Gleichzeitig entsteht durch die hohe Temperatur eine schnelle Oxidbildung (z.B. bei Eisen Fe_3O_4) | 29, 37 | .

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

Eine weitere Steigerung der Last bringt so viel Energie in die Bruchstellen, daß das Metall in größeren Bereichen weich wird und die Verschleißrate schnell ansteigt.

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

Bild 13 stellt schematisch den Verlauf der Verschleißrate dar, der für Eisen, Stahl | 38, 39 30 | und Gußeisen | 41, 42 | bei verschiedenen Prüfständen gefunden wurde.

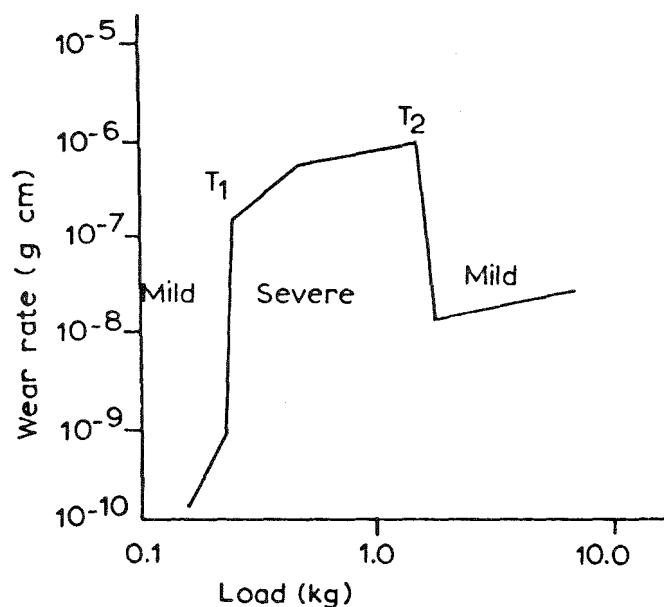


Bild 3 : Schematische Darstellung der Verschleißrate | 38 |

2.3 Der Bestrahlungseinfluß auf den Verschleiß

In der zahlreichen Literatur wurde der Einfluß der Neutronendosis auf die mechanischen Eigenschaften des Materials untersucht.

Da der Verschleiß eine Funktion der mechanischen Eigenschaften des Materials ist, ergibt sich somit auch eine Abhängigkeit von der Neutronendosis, mit der das Material bestrahlt wird. In der Arbeit | 43 | wurde diese Abhängigkeit experimentell festgestellt.

Bei der Bestrahlung mit geladenen Teilchen (α -Teilchen, Deuteronen, Protonen) entstehen Schäden im Kristall, wenn die Energie der Teilchen unter der Ionisationsenergie liegt. Die mechanischen Eigenschaften werden dabei nur in einer ca. 100 μm breiten Zone am Ende der Eindringtiefe verändert | 44 |. Diese Erscheinung wird dann wichtig, wenn die beschädigte Zone im Bereich der linearen Abhängigkeit zwischen Aktivität und der

Materialdicke liegt, da bei Verschleißuntersuchungen von Maschinenteilen in diesem Bereich der Verschleiß gemessen wird | 45, 46, 47, 48 |.

Auf den Verschleiß wirken sich auch die atomaren Wechselwirkungsprozesse aus, die die Adhäsionsenergie und die Oxidation bestimmen. Die Art und Anzahl der strahlungsverursachten Strukturdefekte hat auch auf diese Prozesse eine Wirkung. Das wurde qualitativ untersucht | 49, 50, 51 |, allerdings ohne Interpretation der genannten Einflüsse.

2.4 Meßanordnungen

Für Verschleißuntersuchungen werden viele verschiedene geometrische Formen der reibenden Elemente verwendet. Ein vollständiges Verzeichnis der Verschleißprüfstände findet man in TN 940 von The Brit. Hydromechanics Research Assoc. | 52 |. Die Form der reibenden Teile wird durch das Ziel der Untersuchung und die Art der Meßeinrichtungen, die im Prüfstand verwendet werden, bestimmt. Oft soll die Form den realen Maschinenteilen möglichst ähnlich sein | 53, 54 |. Der Verschleiß hängt von der Form und den Abmessungen der reibenden Teile sehr stark ab | 55, 56 |.

Obwohl in der Fachliteratur viele Verschleißergebnisse bekannt gegeben wurden, ist ihr Vergleich wegen der Vielfältigkeit der verwendeten Prüfstände nicht möglich. Aus diesen Gründen ist es sehr schwierig, allgemeine Schlüsse zu ziehen oder theoretische Modelle zu bilden. Die Verschleißversuche werden mit verschiedenen Belastungen (von Bruchteilen von Ponds bis mehreren Hundert kp) und Geschwindigkeiten (mm/s bis viele m/s) durchgeführt. In vielen Fällen werden Geschwindigkeiten und Belastungen verwendet, die verschiedene Zeitfunktionen (Sinus, Sägezahn und andere) darstellen | 57, 58, 6 |.

Die Verschleißversuche müssen bei konstanten klimatischen Bedingungen (Temperatur, Luftfeuchtigkeit) durchgeführt werden | 32, 34 |.

Oft führt man die Versuche unter Vakuum oder in einem Schutzgas, um die Oxidation zu vermeiden | 11, 2, 24 |.

In manchen Fällen wird ein chemisch stark wirkendes Medium angewendet | 59 |. Bei allen diesen Versuchen ist es wichtig, daß die Umgebungsbedingungen konstant gehalten werden.

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

Die Verschleißbestimmungen mit Radionuklidmethoden (Durchflußmethode, Dünnschichtdifferenzmethode) wird hauptsächlich bei Verschleißuntersuchungen von Maschinenteilen angewendet | 45, 46, 47, 48 |.

Eine große Rolle spielen mikroskopische (Raster.El.Mikroskop) und analytische (Mikrosonde) Untersuchungen der reibenden Oberflächen | 60 |.

3. BESCHREIBUNG DES UNTERSUCHUNGSMATERIALS (Armco-Eisen)

Als Versuchsmaterial wurde Armco-Eisen gewählt. Dieses technisch | 61 | reine Eisen enthält bis ca. 0,05% Kohlenstoff. Es hat also eine ferritische Struktur. Die maximale Lösbarkeit von Kohlenstoff im Ferrit beträgt bei Raumtemperatur nur 0,006%. In dem α -Eisengefüge werden sich deswegen Ausscheidungen von Zementit befinden. Die Verteilung dieser Ausscheidungen und der Verunreinigungen (Mn, Si, P, S, O) werden je nach der thermischen Bearbeitung des Materials seine mechanischen Eigenschaften (z.B. Härte) beeinflussen.

Das Material wurde über eine Stunde bei einer Temperatur von 650 °C und in Luft abgekühlt. Weil die Rekristallisationstemperatur für technisches Eisen 450 °C beträgt, sollte dieses Anlassen ausreichend sein. Dabei ist die Vickershärte HV 300 von $95 \pm 2 \text{ kp/mm}^2$ auf $110 \pm 2 \text{ kp/mm}^2$ gestiegen.

Aus dem angelassenen Material wurden die Reibstifte (Bild 6) gefertigt.

4. UNTERSUCHUNG DER HÄRTE

4.1 Messungen an neutronenbestrahlten Proben

Die Reibstifte aus Armco-Eisen wurden im Reaktor FR 2 des Kernforschungszentrums Karlsruhe in energetisch gemischtem Neutronenfluß aktiviert.

Der Anteil der thermischen Neutronen in dem verwendeten Bestrahlungsfluß beträgt ca. 90% und der Anteil der epithermischen und schnellen Neutronen je 5%.

Die Höhe der Neutronendosis wurde wie folgt abgestuft:
 10^{16} , 10^{17} , 10^{18} , 10^{19} , 10^{20} n/cm². Die Aktivierungszeiten wurden dem jeweiligen Neutronenfluß angepaßt, der zwischen $7 \cdot 10^{13}$ und $9 \cdot 10^{13}$ n/cm²·s betrug.

Für jede Bestrahlungsdosis wurden 3 Reibstifte verwendet, die in Al-Folie verpackt waren. Mit der Annahme der thermischen Leitfähigkeit von Al-Folie $\lambda = 10^3 \frac{\text{W}}{\text{cm} \cdot \text{grad}}$ wurde die maximale Probentemperatur bei der Aktivierung von dem Bestrahlungsdienst auf 300 °C geschätzt.

Zur Kontrolle der Aktivierungsdosen wurde die Aktivität der Proben gemessen und mit der errechneten Aktivität verglichen. Beide Werte stimmen mit einer Genauigkeit von 5% überein. Als Meßisotop wurde ⁶⁰Co verwendet, weil das Versuchsmaterial 300 ppm Co enthält, was über die Aktivierungsanalyse bestimmt wurde.

Durch die Bestrahlung sind einzelne Frenkeldefekte und deren Kaskaden entstanden | 62, 63, 64 |.

Die Härtemessungen wurden nach Vickers HV 300 von bestrahlten Reibstiften durchgeführt.

Bild 4 zeigt die Härte in Abhängigkeit von der Bestrahlungsdosis.

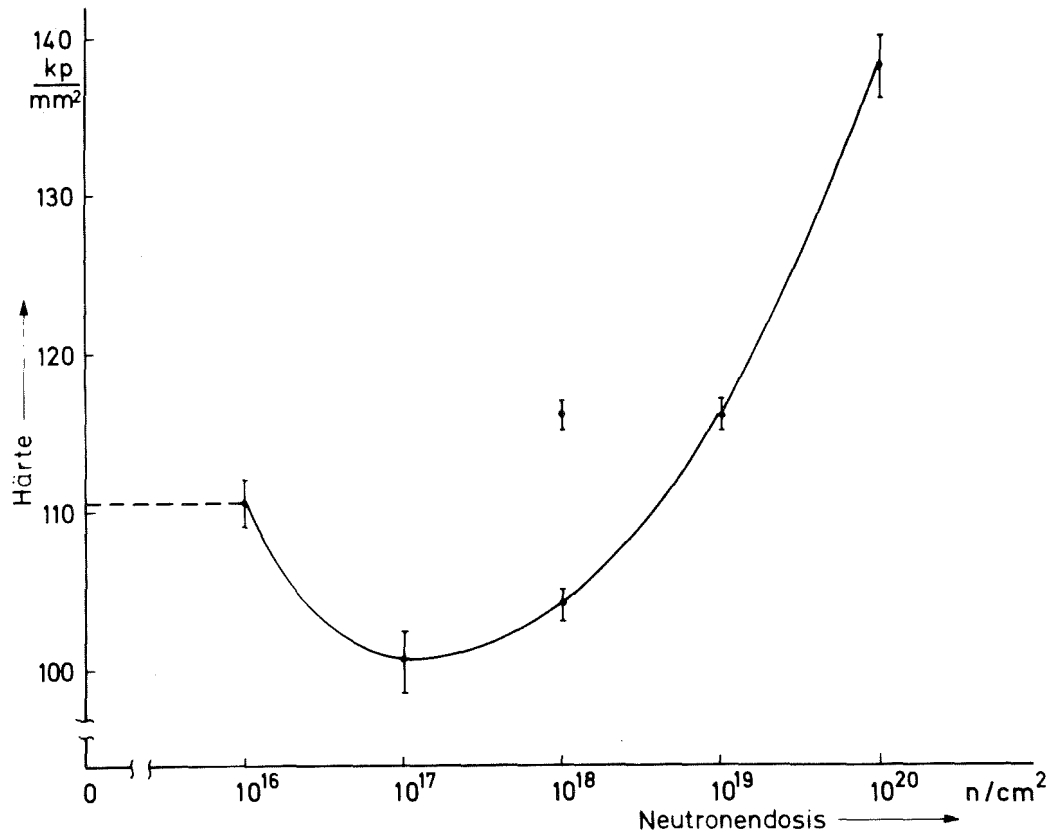


Bild 4 : Vickershärte nach der Neutronenbestrahlung

4.2 Messungen an Proben mit α -Teilchenbestrahlung

Die Reibstifte wurden im Zyklotron mit α -Teilchen senkrecht zur Reibfläche bestrahlt. Die Bestrahlungsdosen wurden aus den Stromintegralen unter der Annahme der gleichmäßigen Verteilung des kreisförmigen Strahls mit dem Durchmesser 5 mm errechnet. Die jeweils erzielten Bestrahlungsdosen sind in der folgenden Tafel dargestellt:

Proben Nr.	Mittlerer Strom in μA	Bestrahlungs- zeit	Dosis α/cm^2
1	1,2	10 min	$0,9 \cdot 10^{16}$
2	1	15 min	$1,4 \cdot 10^{16}$
3	1,9	6 h	$6,5 \cdot 10^{17}$
4	2,2	8 h	$1 \cdot 10^{18}$
5	2	7 h	$8 \cdot 10^{17}$
6	1	15 min	$1,4 \cdot 10^{16}$

Die Anfangsenergie der α -Teilchen beträgt 100 MeV. Daraus errechnet sich die Eindringtiefe in Eisen zu 1,283 mm.

Bei früheren Versuchen wurde festgestellt, daß die zufälligen Schwankungen der Anfangsenergie der Teilchen die Unterschiede zwischen der errechneten und gemessenen Eindringtiefe (bis ca. $\pm 100\mu\text{m}$) verursachen. Die Reibstifte wurden bei der Bestrahlung in einen Eisenstab eingebettet, der mit Trockeneis gekühlt wurde. Die Stifttemperatur bei der Bestrahlung wurde rechnerisch auf 700 bis 800 °C geschätzt. Diese Abschätzung stimmt mit gemessenen Temperaturen von anderen Versuchen überein.

Nach der Zyklotronbestrahlung wurden die Proben Nr. 5 (Bestrahlungsdosis $8 \cdot 10^{17} \alpha/\text{cm}^2$) und Nr. 6 (Bestrahlungsdosis $1,4 \cdot 10^{16} \alpha/\text{cm}^2$) zur Untersuchung der Härte verwendet. Nach einem Abtrag von 1000 μm wurden die Proben stufenweise abgeschliffen und poliert. Für jede Abtragstufe wurde die Härte (für beide Proben) und die Aktivität der Restprobe (Probe Nr. 5) gemessen.

Bild 5a stellt die relative Aktivitätsverteilung der durch die α -Bestrahlung erzeugten Radionuklide über der Eindringtiefe dar.

Die Härte in Abhängigkeit von der Eindringtiefe der α -Teilchen ist in Bild 5b aufgetragen.

Die Proben Nr. 1, 2, 3 und 4 wurden für weitere Verschleißversuche verwendet.

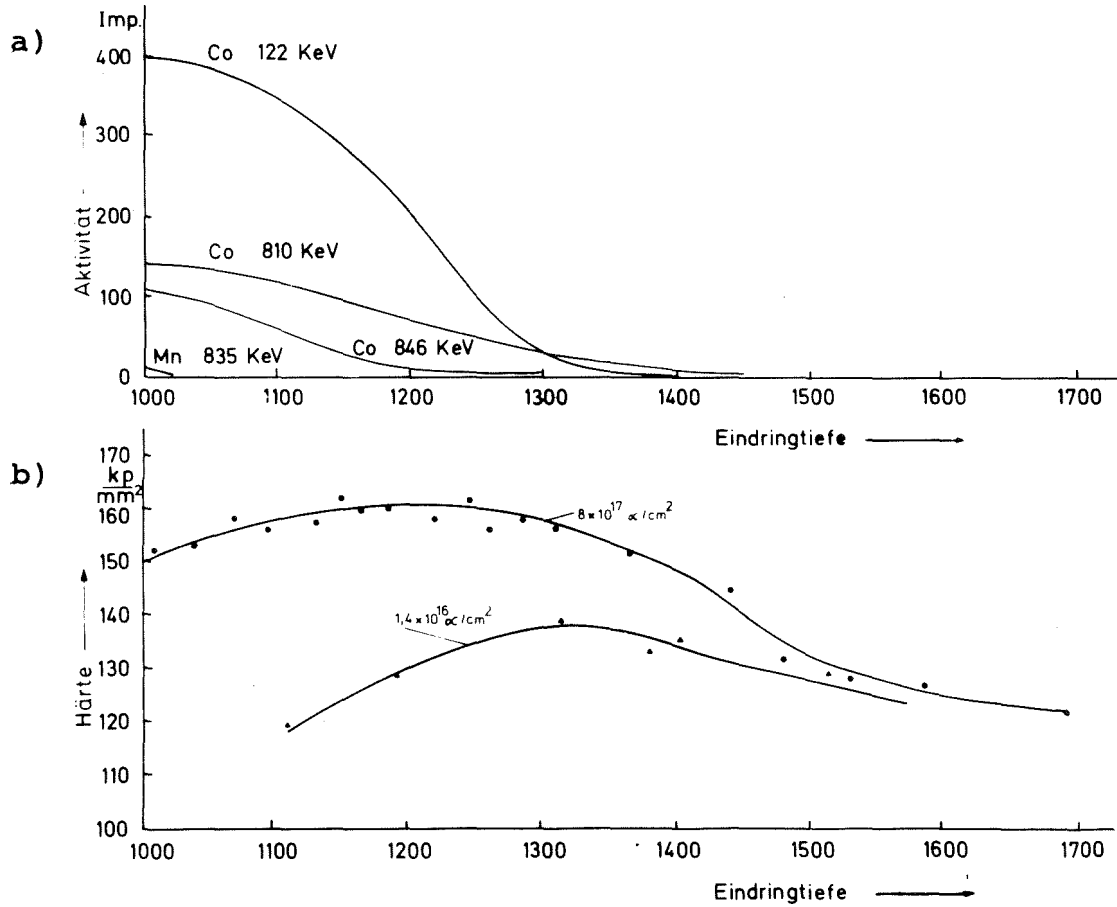


Bild 5 : a) Relative Aktivitätsverteilung (in Impulsen) der durch die α -Bestrahlung erzeugten Radionuklide über der Materialtiefe

b) Härte HV 300 (in kp/mm^2) in Abhängigkeit von der Eindringtiefe (in μm) der α -Teilchen.

4.3 Schlußfolgerungen

Die größten Bestrahlungsdosen, mit denen die Werkstoffe für die bisherigen Verschleißuntersuchungen mit Radionukliden im Maschinenbau bestrahlt wurden (für Neutronenaktivierung $10^{17} - 10^{18}$ n/cm², für Aktivierung mit geladenen Teilchen $10^{16} - 10^{17}$ Teilchen/cm²), liegen innerhalb der in der Arbeit untersuchten Dosen. Für Neutronenbestrahlung wurde die Vergrößerung der Härte festgestellt.

Der genaue Verlauf der Härteänderungen mit der Bestrahlungsdosis zeigt in untersuchten Fällen ein Minimum. Aufgrund der Literaturangaben | 65, 66, 67 | läßt sich auch hier vermuten, daß die Bestrahlung die Gitterdefekte produziert, die zur Herabsetzung der Fließgrenze beitragen.

Nach der α -Bestrahlung ist im wesentlichen nur im Endbereich der Eindringtiefe der Teilchen (Reichweite) eine veränderte Zone entstanden.

Für die Probe Nr. 5 ($8 \cdot 10^{17}$ α /cm²) liegt diese Zone im Bereich der linearen Abnahme der Aktivität mit der Materialtiefe, also in einem Bereich der für Verschleißversuche geeignet ist (s.g. "Linearer Bereich" | 48 |).

Die Ergebnisse der zahlreichen Untersuchungen über die Bestrahlung verschiedener Metalle mit geladenen Teilchen lassen folgende Beschreibung zu:

Durch die Bestrahlung wurden in einer ca. 200 bis 300 μ m dünnen Schicht am Ende der Eindringtiefe folgende Strukturdefekte erzeugt:

Frenkel-Defekte, deren Kaskaden und Einschlüsse von He-Atomen mit einem Anteil von ca. 500 ppm atomar (Proben 3, 4, 5). Die Bestrahlungszeiten für diese Proben und die dabei erreichten Temperaturen sind für die Poren- und Gasblasenbildung ausreichend | 44, 68, 69, 70, 71 |.

5. VERSCHLEISSPRÜFSTAND

Nach der Überprüfung verschiedener Prüfstände | 52, 72, 73, 74, 75 | auf ihre Eignung für die gestellte Aufgabe, wurde eine Stift-Scheibe-Konstruktion gewählt.

Diese Anordnung ermöglicht es, einfacher als bei anderen Konstruktionen, z.B. Verschleiß von zwei Ringen oder Kugeln, bei den Experimenten außer dem Verschleiß weitere Größen wie z.B. das Reibmoment oder die Temperatur zu messen.

Der Stift kann im Vergleich zu den Verschleißelementen der meisten anderen Prüfstände kleinere Abmessungen und damit ein geringeres Gewicht haben (im vorliegenden Fall Durchmesser = 3 mm, $G = 3,5$ g). Es ist wichtig, mit möglichst kleinen Verschleißstiften zu arbeiten, da bei den Verschleißuntersuchungen von bestrahltem Material die Radioaktivität der Masse des Stiftes proportional ist und insgesamt nicht zu hoch sein soll.

Die genauen Abmessungen der Scheibe und des Reibstiftes sind auf dem Bild 6 angegeben.

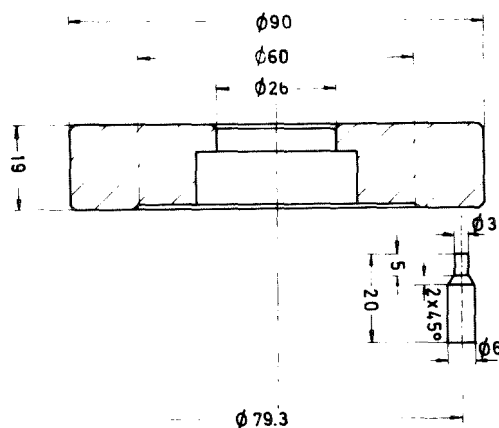


Bild 6 : Abmessungen der Scheibe und des Reibstiftes

Der Verschleißprüfstand wurde im Laboratorium für Isotopentechnik des Kernforschungszentrums Karlsruhe in Zusammenarbeit mit dem Lehrstuhl für Maschinenkonstruktionslehre und Kraftfahrzeugbau der Universität Karlsruhe konstruiert und gebaut.

5.1 Konstruktionsprinzip

Die Konstruktion des Prüfstandes ist in Bild 7 dargestellt.

Der Reibstift (1) wird durch eine statische Axialkraft in Richtung der Stiftachse an die drehende Scheibe (3) gedrückt. Die Kraft wird über Gewichte oder über einen Behälter mit Wasser durch Hebel verstärkt aufgebracht.

Die Reibscheibe (3) ist mit je 6 auf dem Umfang sitzenden Zug- und Druck-Schrauben auf der spielfrei gelagerten Welle befestigt. Durch entsprechende Spannung der Schrauben läßt sich die Scheibenfläche senkrecht zur Stiftachse sehr genau ausrichten (ca. $0,5 \mu\text{m}$). Dies ist für einen ruhigen Lauf der Scheibe notwendig. Die Scheibe ist aus einsatzgehärtetem Stahl 16 MnCr 5 angefertigt. Die Vickers-Härte beträgt $730 - 750 \text{ kg/mm}^2$. Der Durchmesser der Verschleißspur auf der Scheibe beträgt 77 mm, was für eine volle Umdrehung der Scheibe einen Verschleißweg von 242 mm ergibt. Die Reibscheibe dreht sich mit konstanter, regulierbarer Drehzahl von 5 bis 2000 Umdrehungen pro Minute. Die Drehzahl wird über einen optischen Geber gemessen.

Beim Verschleißversuch werden gleichzeitig die Kraft auf den Stift, die Reibkraft und die abgetragene Stiftlänge (Verschleiß) gemessen.

Der Prüfstand ist mit einem Bleischutz ausgerüstet worden, der die radioaktive Strahlung abschirmt und Verschleißversuche mit hochaktiven Proben ermöglicht.

Im Prüfstand wird eine zwischen $(20 \pm 2)\%$ und $(80 \pm 2)\%$ regulierbare Luftfeuchtigkeit erzeugt, die für die Reproduzierbarkeit

der Ergebnisse notwendig ist. Der Prüfstandskasten kann auch mit anderen Gasen gefüllt werden, um z.B. Verschleißversuche ohne Oxidation durchführen zu können. Bei Verschleißversuchen mit Schmierung kann man die Reibscheibe mit der Schmierflüssigkeit befeuchten.

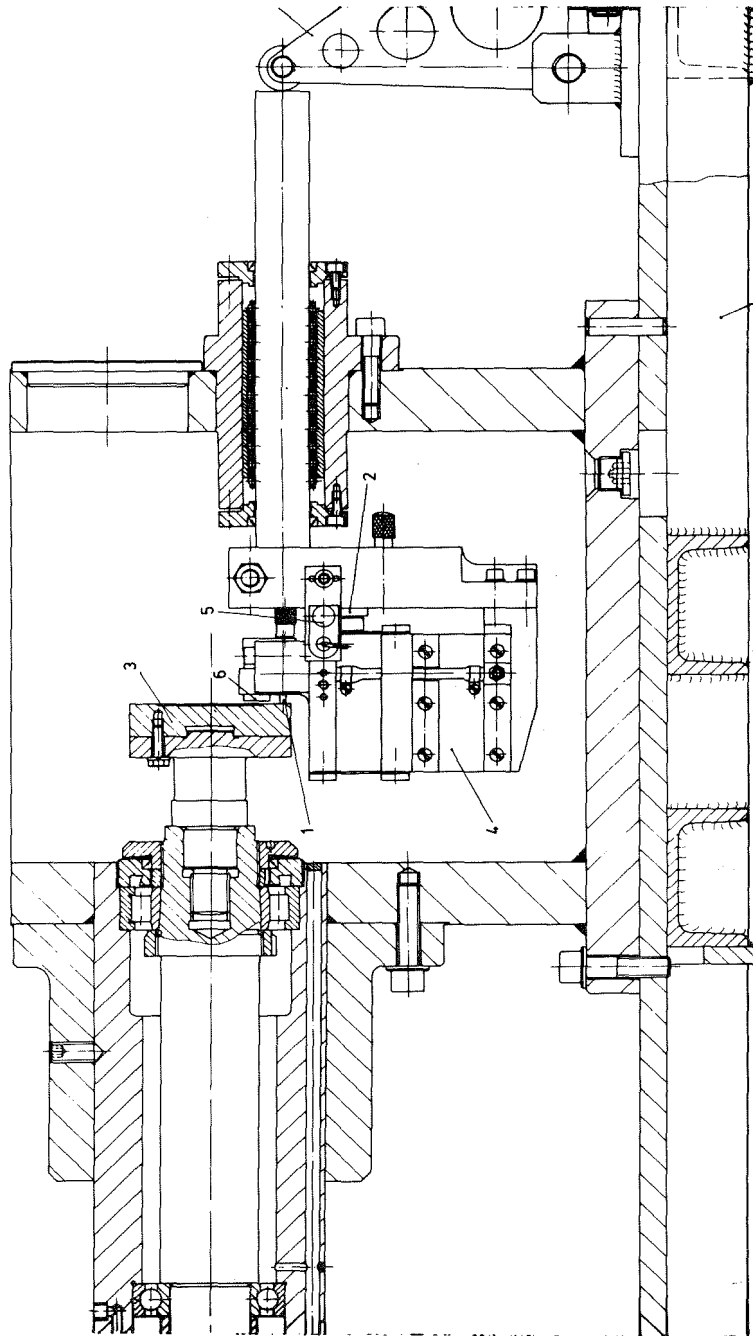


Bild 7 : Konstruktionsaufbau des Verschleißprüfstandes

Im Bild 8 erkennt man von rechts nach links: Prüfstand mit Bleiabschirmung gegen radioaktive Strahlung, drei kapazitive Abstandsgeber, Drehzahlmesser und Zwei-Kanal-Kompensations-schreiber, der den Verlauf von Reibmoment und Verschleiß registriert.

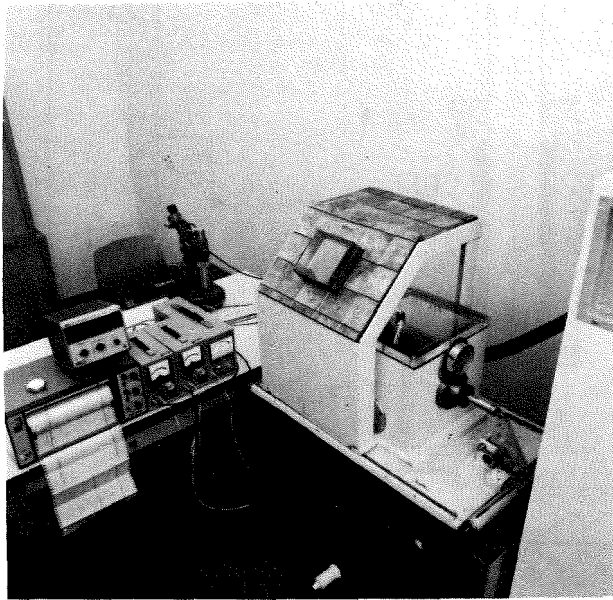


Bild 8 : Blick auf den Prüfstand

5.2 Meßprinzip für Anpreßkraft, Verschleiß und Reibmoment

Die Kraftmessung erfolgt über die Messung der Durchbiegung von zwei Blattfedern. Der Stift (1) mit dem Stifthalter sitzt auf zwei parallelen Blattfedern, die sich proportional dem äußeren Druck durchbiegen. Der Stift wird parallel in Achsrichtung geführt. Der Stifthalter nähert sich dem kapazitiven Abstandsgeber (2). Der Abstand zwischen dem Stifthalter und dem Abstandsgeber wird mit einer Empfindlichkeit von $0,2 \mu\text{m}$ gemessen. Das entspricht bei der gewählten Blattfedercharakteristik einer Kraft von 10,5 p. Wichtig ist dabei, daß die Kraft unbeeinflusst von Dichtungen oder Durchführungen direkt am Stift gemessen wird.

Die Verschleißmessung erfolgt über die Messung der abgetragenen Stiftlänge. Der Reibstift (1) verkürzt sich durch seinen Verschleiß und nähert sich zusammen mit dem Stifthalter der Reibscheibe. Auf dem Stifthalter ist ein kapazitiver Abstandsgeber (6) befestigt, der die Stiftabnahme in der Laufspur des Stiftes mißt. Der Verschleißabtrag wurde so mit einer Empfindlichkeit von $1 \mu\text{m}$ gemessen.

Die Reibmoment- bzw. Reibkraftmessung erfolgt ebenfalls über die Messung einer Federauslenkung. Auf den Stift wirkt beim Verschleißvorgang senkrecht zur Bildfläche die Reibkraft, die eine elastische Biegung der Feder (4) verursacht. Diese Auslenkung wird über einen dritten kapazitiven Abstandsgeber mit einer Empfindlichkeit von $0,2 \mu\text{m}$ gemessen. Aus der linearen Charakteristik der elastischen Biegung der Feder ergibt sich, daß $1 \mu\text{m}$ Federweg 112 p Reibkraft entspricht.

Die Federkonstante muß so groß gewählt werden, daß die durch zufällige Änderung der Reibzahlen erzeugten Schwingungen (Amplitude $10 \mu\text{m}$), gegenüber der Verschleißspurbreite (3 mm) kleiner wird und den ruhigen Lauf des Prüfstandes nicht beeinflusst.

Für kleinere Reibungskoeffizienten (z.B. bei Schmierung) läßt sich die Feder (4) durch eine schwächere Feder leicht ersetzen.

Mit den Angaben der kapazitiven Abstandsgeber (2) und (5) läßt sich jeweils die Reibzahl bestimmen.

Da die Abstandsgeber im ganzen Meßbereich eine konstante Empfindlichkeit haben, ist der Fehler der Reibzahl desto kleiner, je größer die Meßwerte sind.

Die kapazitiven Abstandsgeber ermöglichen es, den Verlauf der Kraft, des Verschleißes und des Reibmomentes direkt in μm auf Analogschreibern aufzuzeichnen.

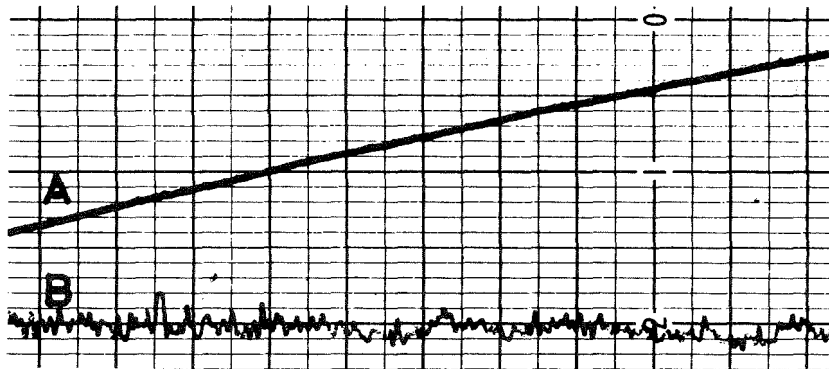


Bild 9 : Verschleiß- und Reibmomentverlauf über der Versuchszeit (Originalschrieb)

- A) Verschleißverlauf
1 μm Stiftverschleiß entspricht 2 mm auf dem Bild
- B) Reibmomentverlauf
0,2 μm Federweg entspricht 4 mm auf dem Bild.

6. VERSCHLEISSVERSUCHE AN EISEN NACH DER NEUTRONENBESTRAHLUNG

6.1 Durchführung der Versuche

Die Verschleißversuche wurden mit folgenden Reibstiften durchgeführt:

Bestrahlungsdosis n/cm^2	Vickershärte kp/mm^2
0	110 ± 2
10^{17}	101 ± 1
10^{19}	116 ± 1
10^{20}	138 ± 2

Es war genügend Versuchsmaterial vorhanden, um die Verschleißversuche bei verschiedenen Verschleißbedingungen durchführen zu können und sie mehrmals zu wiederholen. Die Stifte wurden bei 3 verschiedenen relativen Luftfeuchtigkeiten: $25\% \pm 2\%$, $50\% \pm 2\%$, $75\% \pm 2\%$ abgerieben. Für jede Feuchtigkeitsstufe wurden folgende Reibgeschwindigkeiten gewählt: 20 cm/s, 40 cm/s, 80 cm/s, 120 cm/s.

Die Belastung der Stifte wurde auf folgende Weise abgestuft:

100 p, 150 p, 200 p, 250 p, 300 p, 350 p, 400 p, 500 p, 600 p, 700 p, 800 p, 900 p, 1000 p.

Die Lasten wurden nacheinander aufgebracht. Der Verschleißweg betrug jeweils 100 m.

Aus der Steigung der Verschleißschriebe wurden die Verschleißraten ($\mu m/m$) errechnet. (Mikrometer der Stiftlänge pro Meter des Reibweges.)

Die Versuche wurden für jeden Verschleißpunkt 10 mal wiederholt. Aus den erzielten Verschleißraten wurden die Mittelwerte und deren Standardabweichungen (von 3% bis 7% der Mittelwerte) errechnet.

6.2 Ergebnisse und Schlußfolgerungen

Die gefundenen Abhängigkeiten zwischen den Verschleißraten und der Belastung sind in vollem Umfang im Anhang dargestellt.

Im Folgenden werden nur die aufschlußreichsten Ergebnisse beschrieben (Bild 10a, b, c, d). Die untersuchten Bereiche der Verschleißparameter (Belastung, Reibgeschwindigkeit, rel. Luftfeuchtigkeit) umfassen sowohl die Verschleiß-Tieflage wie auch die -Hochlage. Um die Verschleißmechanismen näher bestimmen zu können, wurden die Stiftreibflächen unter dem Rasterelektromikroskop mit einer Vergrößerung von 1200-fach untersucht (Bilder 11a, b, c und 12a, b).

Die Bilder 11a, b, c deuten auf einen gleichen Verschleißmechanismus, obwohl die Verschleißbedingungen unterschiedlich waren.

Der Vergleich der Bilder 12a (Verschleiß-Tieflage) und 12b (Verschleiß-Hochlage) deutet auf einen unterschiedlichen Verschleißmechanismus hin. Bei Verschleiß-Tieflage (Bilder 11a, b, c und 12a) ist die Oxidschicht auf der Reiboberfläche glatt und nur an einzelnen Stellen unterbrochen. In den Bruchstellen sieht man viele sehr kleine Verschleißteilchen. Die auf dem Bild 12b dargestellte Reiboberfläche (Verschleiß-Hochlage) ist, im Vergleich zu den anderen, sehr rauh.

Diese und auch andere Versuche, die in den folgenden Kapiteln beschrieben sind, deuten darauf hin, daß im Bereich der Tieflage oxidativer Verschleiß stattfindet und im Bereich der Hochlage metallischer Verschleiß eine wesentliche Rolle spielt. Mit der steigenden Reibgeschwindigkeit und rel. Luftfeuchtigkeit dehnt sich die Verschleiß-Tieflage in Richtung der größeren Belastungen bis auf den ganzen untersuchten Belastungsbereich aus.

Der steigende Wassergehalt der Atmosphäre und der Anstieg der "Blitztemperatur" | 27, 28 | in den Kontaktstellen zwischen den reibenden Partnern begünstigen offensichtlich die Oxidation.

Die Oxide mildern die Verschleißrate, weil sie eine größere Härte und niedrigere Adhäsion gegenüber dem Eisen haben.

Die auf dem Bild 10b dargestellten unterschiedlichen Verschleißraten im Bereich der Hochlage können durch die verschiedene Bruchbeanspruchbarkeit des unterschiedlich bestrahlten Materials verursacht werden.

Die Verschleißteilchen, die aus harten Eisenoxiden oder stark verformtem Eisen bestehen, können in allen untersuchten Fällen auch zusätzlich abrasiven Verschleiß erzeugen.

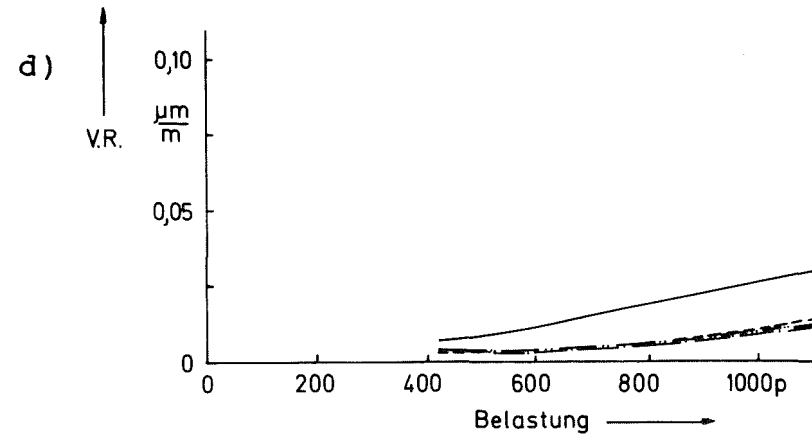
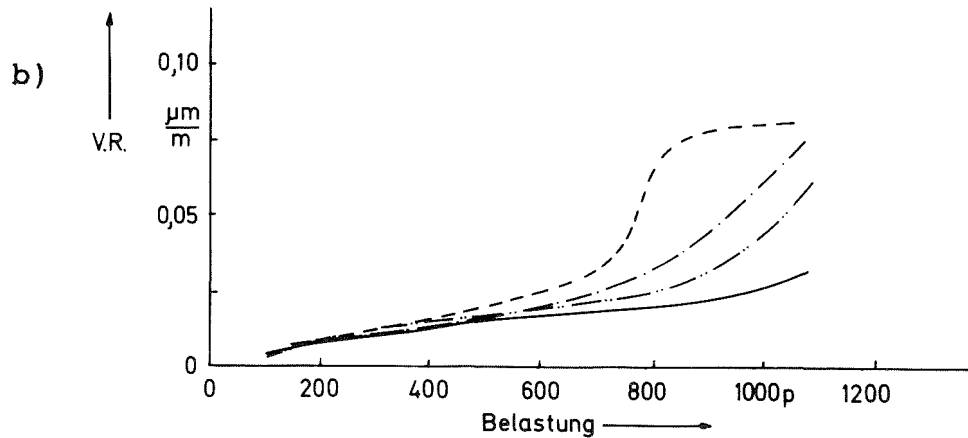
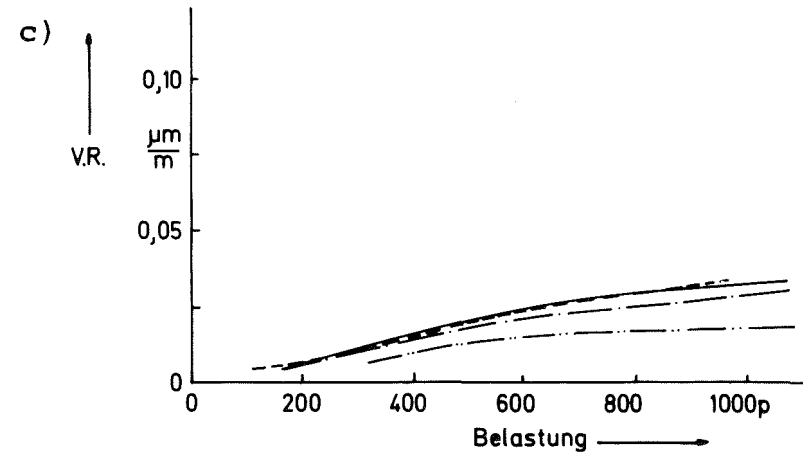
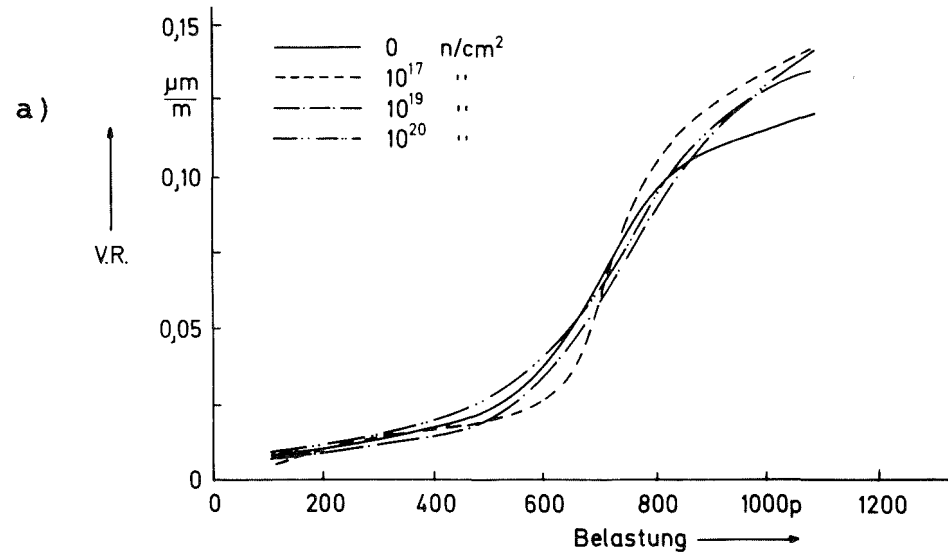


Bild 10 : Abhängigkeiten zwischen den Verschleißraten und Belastungen auf den Reibstift für Reibstifte, die mit verschiedenen Neutronendosen bestrahlt wurden.

Die Verschleißbedingungen sind:

- a) rel. Luftfeuchtigkeit 25%, Reibgeschw. 20 cm/s
- b) rel. Luftfeuchtigkeit 25%, Reibgeschw. 80 cm/s
- c) rel. Luftfeuchtigkeit 50%, Reibgeschw. 80 cm/s
- d) rel. Luftfeuchtigkeit 75%, Reibgeschw. 80 cm/s

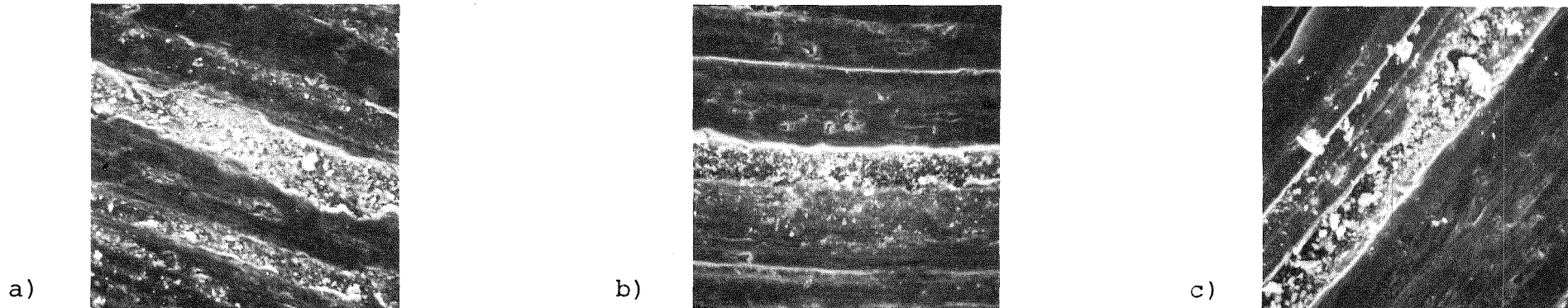


Bild 11 : Stiftreibflächen unter einem Rasterelektronenmikroskop 1200 mal vergrößert.
 Verschleiß-Tieflage bei Belastung 900 p und folgenden Verschleißbedingungen:

- a) Bestrahlungsdosis 0 , Rel. Luftfeuchtigkeit 25%, Reibgeschw. 80 cm/s (bild 9b)
- b) Bestrahlungsdosis 0 , Rel. Luftfeuchtigkeit 75%, Reibgeschw. 80 cm/s (Bild 9d)
- c) Bestrahlungsdosis 10^{20} n/cm², Rel. Luftfeuchtigkeit 75%, Reibgeschw. 80 cm/s (Bild 9d)

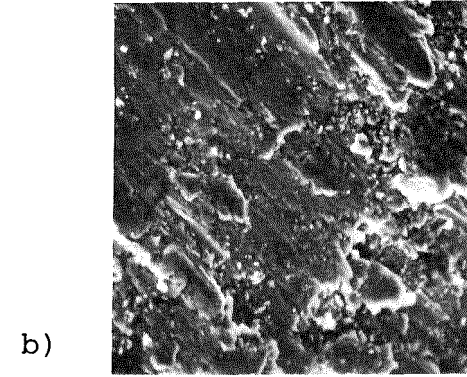
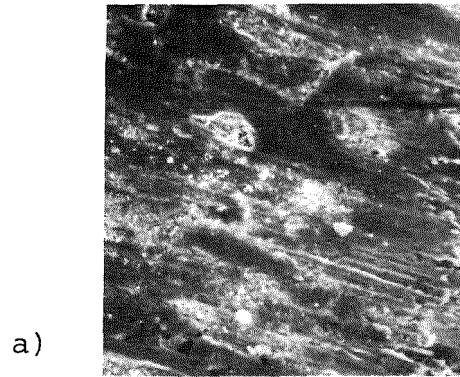


Bild 12 : Stiftreibflächen (Einlaufkante) unter einem Rasterelektronmikroskop 1200 mal vergrößert. Verschleißbedingungen: rel. Luftfeuchtigkeit 25%, Reibgeschwindigkeit 80 cm/s, Belastung 900 p (Bild 9b)

- a) Neutronendosis 0 , Verschleiß-Tieflage
- b) Neutronendosis 10^{17} n/cm² , Verschleiß-Hochlage

7. UNTERSUCHUNG DER VERSCHLEISSTEILCHEN

Bei den Verschleißversuchen mit den unbestrahlten und den mit 10^{20} n/cm² bestrahlten Stiften wurden die Verschleißteilchen gesammelt und anschließend untersucht.

7.1 Die chemische Untersuchung

Die nicht aktiven Teilchen wurden auf ihre chemische Zusammensetzung mit dem Debey- und Debey-Scherer-Verfahren untersucht. Die Teilchen für diese Untersuchung wurden bei folgenden Verschleißbedingungen abgerieben:

- 1) Rel. Luftfeuchtigkeit 25%,
Reibgeschwindigkeit 20 cm/s (Bild 10a)
 - a) Belastung 400 p (Verschleiß-Tieflage)
 - b) Belastung 900 p (Verschleiß-Hochlage)

- 2) Rel. Luftfeuchtigkeit 75%,
Reibgeschwindigkeit 80 cm/s (Bild 10d)
 - a) Belastung 400 p (Verschleiß-Tieflage)
 - b) Belastung 900 p (Verschleiß-Hochlage)

Aus der Lage der Interferenzmaximen von Cu k_{α} (Debey) und Cr k_{α} (Debey-Scherer) -Strahlung hat man für die Proben 1a und 1b folgende chemische Verbindungen gefunden: Fe; Fe₂O₃ und für die Proben 2a und 2b: Fe; Fe₂O₃; Fe₃O₄.

Zur Bildung der Fe₃O₄ ist eine Temperatur von ca. 500 °C notwendig. Für die Proben 2a und 2b ist diese Erwärmung vermutlich durch die sogenannte Blitztemperatur aufgetreten.

Demnach wurde bei den Proben 1a und 1b die zur Bildung von Fe₃O₄ notwendige Temperatur nicht erreicht.

Die identifizierten Eisenoxide sind wesentlich härter als das Grundmaterial (Fe_2O_3 - ca. 1000 kp/mm²; Fe_3O_4 - ca. |75| 500 kp/mm²). Die Oxidschicht auf der Metalloberfläche mindert deswegen die Verschleißraten.

Die quantitative Analyse der Zusammensetzung der Teilchen war nicht möglich, weil die Verschleißteilchen eine sehr starke Restspannung aufweisen. Diese Restspannung hat eine derartige "Verschmierung" der Interferenz-Linien verursacht, so daß die fotometrische Messung keine sinnvolle Aussage erbracht hätte.

7.2 Teilchengrößenuntersuchung

Die radioaktiven Verschleißteilchen (aus dem mit 10^{20} n/cm²) bestrahlten Stift) wurden unter gleichen Bedingungen erzeugt, wie die Verschleißteilchen der Proben 1a und 1b. Die Teilchen wurden mit einer Zugabe von HD-Öl in Cyklohexan suspendiert. Die Suspension wurde durch einen Satz von Kernporenfiltern mit abgestuften Porengrößen von 8 µm bis 0,1 µm filtriert.

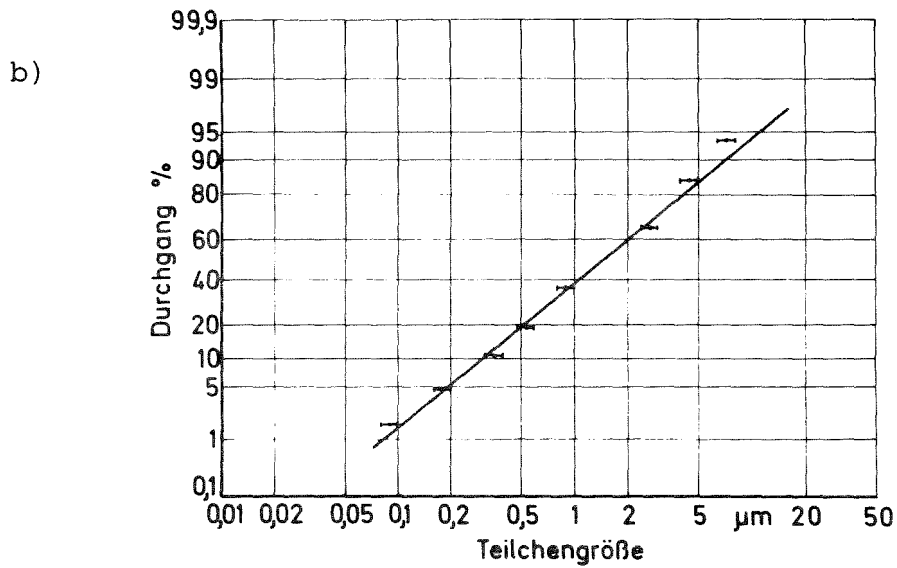
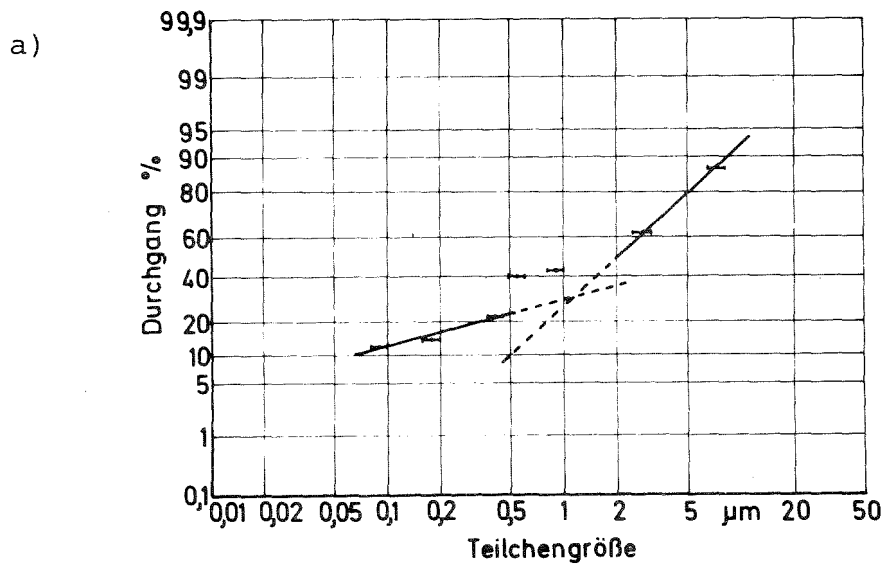


Bild 13 : Verteilung der Abriebmasse des mit 10^{20} n/cm² bestrahlten Stiftes als Funktion der Teilchengröße.

Verschleißbedingungen (Bild 9a):

Rel. Luftfeuchtigkeit 25%

Reibgeschwindigkeit 20 cm/s

a) Belastung 400 p (Verschleiß-Tieflage)

b) Belastung 900 p (Verschleiß-Hochlage)

Nach jeder Filtrationsstufe wurde die Masse des Rückstandes auf den Filtern als relative Aktivität gemessen. Daraus hat man die prozentuale Verteilung der Abriebmasse als Funktion der Teilchengröße errechnet.

Die Ergebnisse sind auf Bild 13 dargestellt.

Die Teilchen, die bei einer Belastung von 900 p abgerieben wurden, bilden eine einschichtige Gesamtheit, die logarithmisch normal verteilt ist. Die Gesamtheit der Teilchen, die bei einer 400 p Belastung abgerieben wurden, besteht aus zwei Schichten. Die eine Schicht schließt die Teilchen ein, deren Verteilung sich mit der Verteilung der bei 900 p Belastung abgeriebenen Teilchen deckt.

Die zweite Schicht wird von Teilchen gebildet, deren Größe wesentlich kleiner ist. Nach der Rabinowicz-Theorie müssen diese Teilchen aus Oxiden bestehen, die viel härter sind als das Eisen selbst [1, 14].

Dieses Ergebnis deutet darauf hin, daß bei Verschleiß-Tieflage der oxidative, bei Verschleiß-Hochlage der metallische Verschleiß entsteht.

8. VERSCHLEISSVERSUCHE AN EISEN NACH DER α -TEILCHENBESTRAHLUNG

8.1 Durchführung der Versuche

Nach der Bestrahlung im Zyklotron standen für die Verschleißversuche die Proben Nr. 1, 2, 3 und 4 zur Verfügung.

Die Bestrahlungsdosen betragen:

$0,9 \cdot 10^{16}$, $1,4 \cdot 10^{16}$, $6,5 \cdot 10^{17}$, 10^{18} /cm².

Das Material wurde durch den α -Beschluß hinsichtlich der Eindringtiefe der Teilchen unterschiedlich beeinflusst.

Um die Bestrahlungseinflüsse festzustellen, mußte das Material auf der gesamten Eindringtiefe bei konstanten Verschleißbedingungen abgerieben werden. Für die Verschleißparameter wurden

die Werte gewählt, bei denen die größten Unterschiede zwischen den Verschleißraten von Neutronen-bestrahlten und unbestrahlten Materialien festgestellt wurden (Bild 10b).

Das sind: Rel. Luftfeuchtigkeit 25%
Reibgeschwindigkeit 80 mm/s
Belastung 900 p

Nach dem Abreiben einer 500 μm dicken Schicht wurde die Verschleißrate gemessen. Die Messungen erfolgten nacheinander für jeweils 10 μm der abgeriebenen Stiftlänge.

8.2 Ergebnisse und Schlußfolgerungen

Die gemessenen Verschleißraten sind in Abhängigkeit von den abgeriebenen Stiftlängen auf den Bildern 14a, b und 15a, b dargestellt.

Die Verschleißversuche mit den Stiften 2 und 4 wurden als Wiederholung der Versuche mit den Stiften 1 und 3 durchgeführt. Die für alle 4 Stifte gewonnenen Ergebnisse zeigen, daß die Verschleißraten zuerst konstant bleiben und denen eines unbestrahlten Stiftes entsprechen ($0,25 \mu\text{m}/\text{m}$).

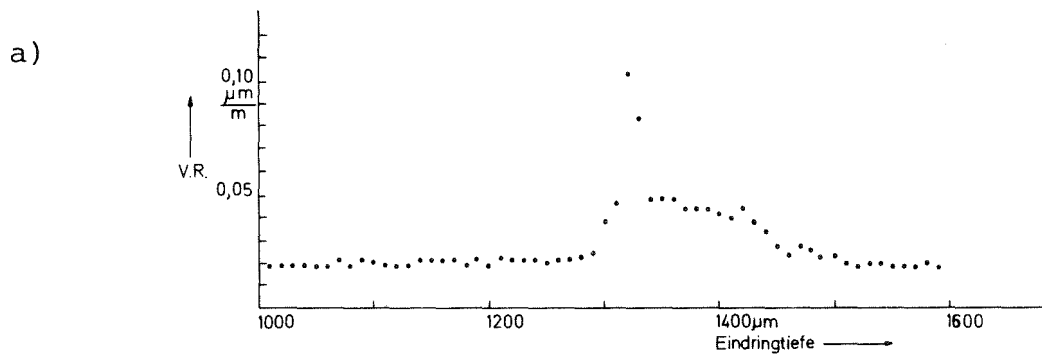
Erst wenn die Energie der Beschußteilchen unter der Ionisationsenergie fällt, entstehen die durch die elastischen Zusammenstöße der Teilchen mit den Atomen hervorgerufenen Frenkeldefekte.

Die α -Teilchen bleiben als He-Atome am Ende der Eindringtiefe im Material. Für die Proben 3 und 4 waren die durch die Bestrahlung eingeführten Mengen Helium sowie die Bestrahlungszeiten und die während der Bestrahlung erreichten Temperaturen nach den Angaben von [77, 78, 79, 80] für die Bildung von Heliumblasen ausreichend.

Die Verteilung der He-Ablagerungen wurde im Rahmen dieser Arbeit jedoch nicht untersucht.

In dieser Zone sind die Verschleißraten unregelmäßig und streuen weit auseinander (Bild 15).

Ein Unterschied zwischen dem Verlauf der Verschleißraten für die Proben 3 und 4 (Bild 15a, b) könnte dadurch verursacht worden sein, daß während der Bestrahlung der Probe 3 der mehrmalige Ausfall des Zyklotrons eine Abkühlung der Probe verursacht hat.



b)

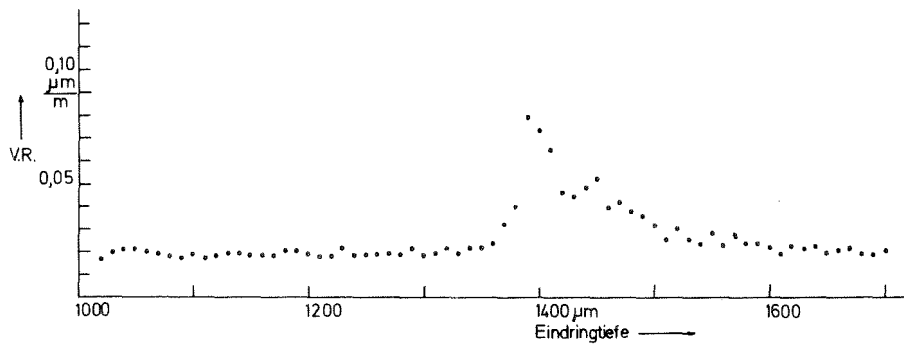


Bild 14 : Verschleißrate in Abhängigkeit von der Verschleißtiefe

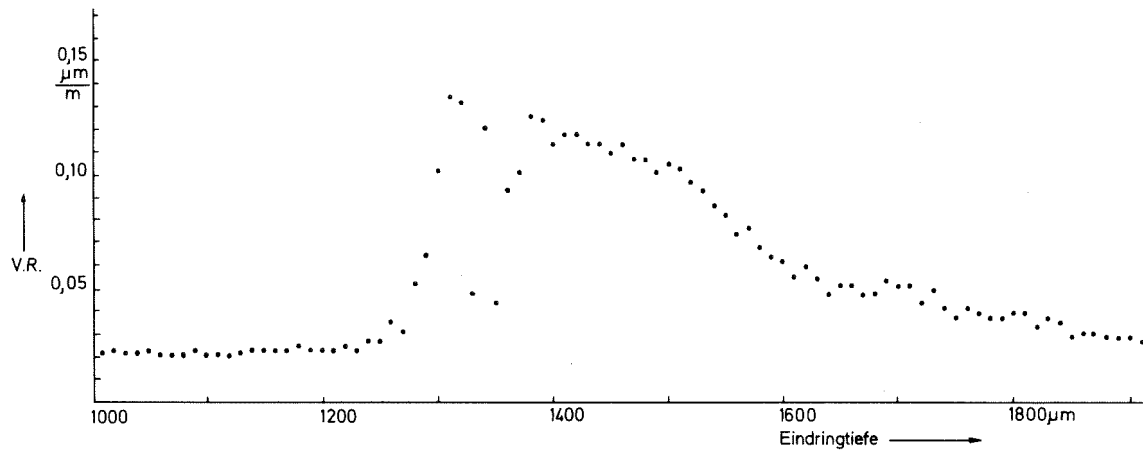
Verschleißbedingungen:

Rel. Luftfeuchtigkeit 25%
Reibgeschwindigkeit 80 cm/s
Belastung 900 p

a) Probe Nr. 1, Bestrahlungsdosis $0,9 \cdot 10^{16}$ /cm²

b) Probe Nr. 2, Bestrahlungsdosis $1,4 \cdot 10^{16}$ /cm²

a)



b)

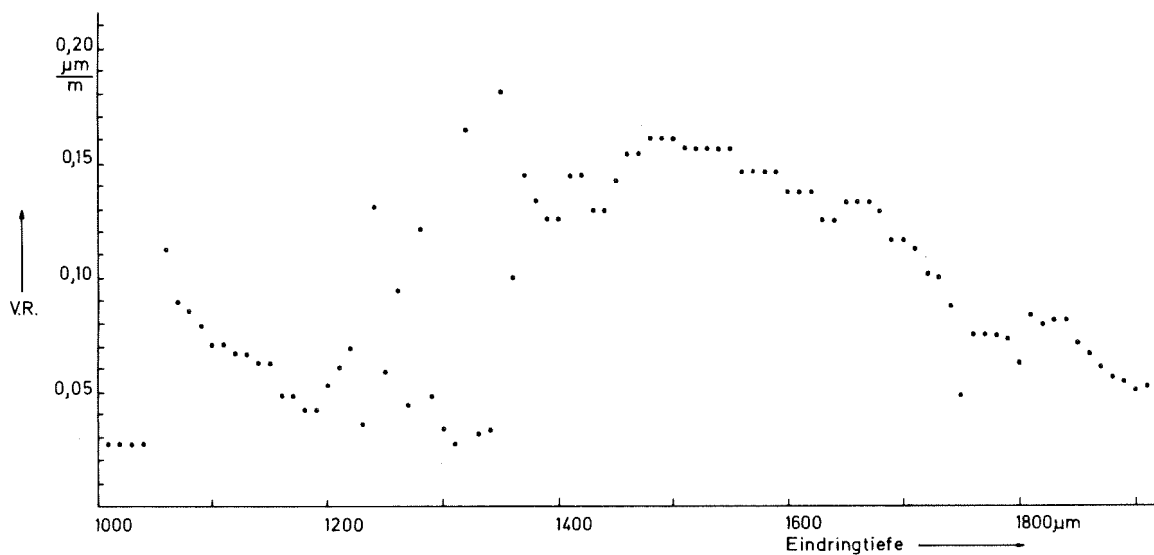


Bild 15 : Verschleißraten in Abhängigkeit von der Eindringtiefe der α -Teilchen

Verschleißbedingungen:

Rel. Luftfeuchtigkeit 25%
Reibgeschwindigkeit 80 cm/s
Belastung 900 p

a) Probe Nr. 3, Bestrahlungsdosis $6,5 \cdot 10^{17}$ /cm²
b) Probe Nr. 4, Bestrahlungsdosis 10^{18} /cm²

Bei den Proben 1 und 2 konnten die He-Blasen nicht entstehen, da die Bestrahlungszeiten zu kurz und die Targettemperatur zu niedrig waren. Die Zone der He-Ablagerungen kann durch Schwankungen der Anfangsenergie der Beschußteilchen (Unterschiede in der Eindringtiefe bis zu $100 \mu\text{m}$) ausgedehnt werden.

Beim weiteren Abreiben der Stifte wurde ein fast monotoner Abfall der Verschleißraten bis zu den Anfangswerten festgestellt. In dieser Zone bestimmen die durch Primäratome erzeugten Frenkeldefekte die Verschleißigenschaften des Materials.

9. EINFLUSS DER MATERIALVORGESCHICHTE AUF DAS VERSCHLEISSVERHALTEN

Das unbestrahlte Material wurde durch zusätzliches Anlassen und langsames Abkühlen in einem Ofen auf $100 \pm 2 \text{ kp/mm}$ Vickershärte gebracht. Danach wurde ein Teil des Materials stufenweise so weit kalt verformt (Zugverformung), bis die Härte $136 \pm 3 \text{ kp/mm}^2$ nach Vickers erreicht wurde. Aus dem auf solche Weise vorbereiteten Material wurden die Reibstifte angefertigt.

Diese Reibstifte unterscheiden sich weder chemisch noch durch Härte von denen, die mit Neutronendosen 10^{17} n/cm^2 und 10^{20} n/cm^2 bestrahlt wurden.

Die Unterschiede beruhen nur auf der kristallischen Struktur. Bei den mit 10^{20} n/cm^2 bestrahlten Stiften ($\text{HV} = 138 \text{ kp/mm}^2$) wurde der Härteanstieg durch die Strahlungsschäden hervorgerufen. Dem gegenüber ist die Verfestigung des kaltverformten Materials ($\text{HV} = 136 \text{ kp/mm}^2$) durch die Vergrößerung | 81, 82 | der Versetzungsdichte zu erklären.

Die Reibstifte, einer aus dem angelassenen und einer aus dem kaltverformten Material, wurden nach folgendem Programm abgerieben:

die relative Luftfeuchtigkeit 25% und 50% mit den Reibgeschwindigkeiten 40 cm/s und 80 cm/s. Die Lasten waren auf die gleiche

Weise wie bei den Versuchen mit den neutronenbestrahlten Stiften zwischen 100 p und 1000 p abgestuft. Die Ergebnisse sind in vollem Umfang in Anhang 1 aufgeführt. Die Bilder 16 und 17 zeigen einen Vergleich der Verschleißraten für einen bestrahlten und einen unbestrahlten Stift mit jeweils gleicher Härte.

Für das gesamte Verschleißprogramm waren die Verschleißraten von bestrahlten Stiften kleiner als die von unbestrahlten. Diese Unterschiede übersteigen wesentlich die jeweils aus den 10 Versuchen errechneten Varianzen der mittleren Verschleißraten.

Diese Versuchsreihe hat gezeigt, daß die Verschleißbeschreibung durch die Materialhärte sehr unvollkommen ist und daß die Bearbeitung des Materials und die Art und Anzahl der dabei erzeugten Strukturfehler eine wesentliche Rolle spielt.

Die Rolle der kristallischen Struktur haben Verschleißversuche von Monokristallen im Vakuum gezeigt | 22, 24, 55 |. Es gibt auch erste Arbeiten, welche den Zusammenhang zwischen Verschleiß und Strukturfehlern beschreiben | 83, 84 |.

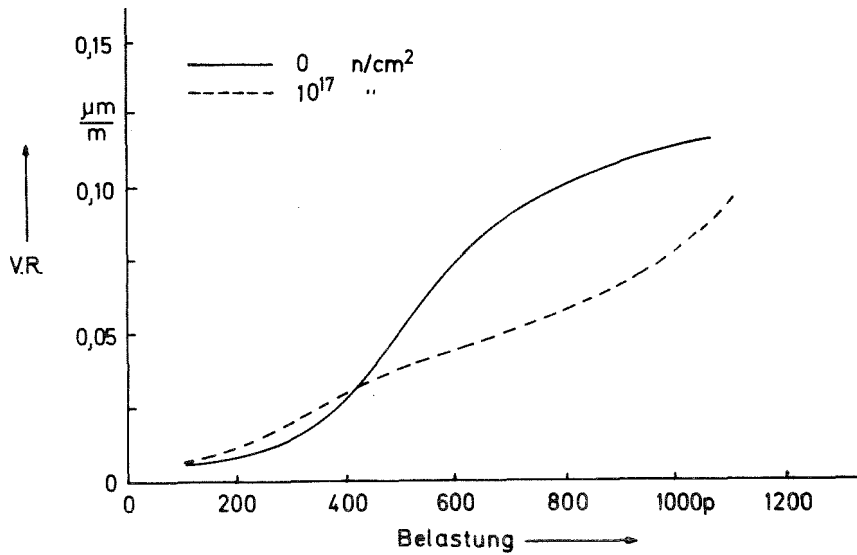


Bild 16 : Vergleich der Verschleißraten für einen unbestrahlten und einen mit 10^{17} n/cm^2 bestrahlten Stift mit gleicher Vickershärte (100 kp/cm^2)

Verschleißbedingungen:

Rel. Luftfeuchtigkeit 25%

Reibgeschwindigkeit 40 cm/s

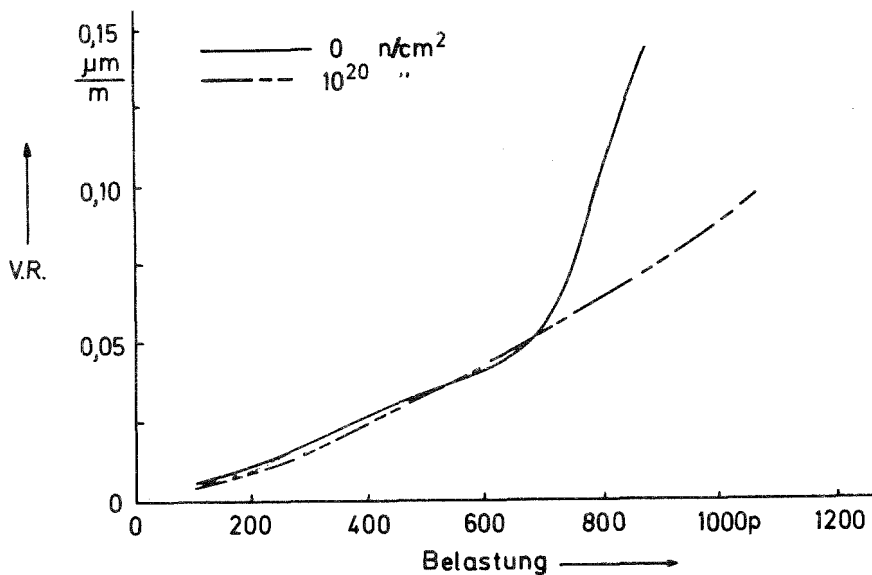


Bild 17 : Vergleich der Verschleißraten für einen unbestrahlten und einen mit 10^{20} n/cm^2 bestrahlten Stift mit gleicher Vickershärte (136 kp/mm^2 und 138 kp/mm^2)

Verschleißbedingungen:

Rel. Luftfeuchtigkeit 25%

Reibgeschwindigkeit 40 cm/s

10. REIBKRAFTUNTERSUCHUNG

10.1 Messung der mittleren Reibzahl

Bei jeder Verschleißuntersuchung wurde die mittlere Reibkraft gemessen. Die Meßeinrichtung ist in § 5 beschrieben. Es wurden die mittleren Reibzahlen errechnet. Ein Beispiel der Ergebnisse ist in Bild 18 ersichtlich. Bei allen Versuchen mit den neutronenbestrahlten Stiften wurde eine Verkleinerung der Reibzahlen mit steigender Belastung festgestellt. Auch bei großen Unterschieden der Verschleißraten (Bild 10b) konnten keine Unterschiede im Verlauf des Reibkoeffizienten festgestellt werden.

Trotz der gravierenden Unterschiede der Verschleißraten (Bilder 10, 14, 15) für die neutronen- und α -bestrahlten Stifte wurden keine größeren Unterschiede der mittleren Reibzahlen als deren Standardabweichung gemessen.

10.2 "stick-slip"-Analyse

Auf dem Verschleißweg s schwankt die Reibkraft $F(s)$ um ihren Mittelwert auf eine zufällige Weise. Diese Schwankung entsteht wegen der unterschiedlichen Haftung zwischen den reibenden Oberflächen (sogenannter irregulärer "stick-slip" | 1 |).

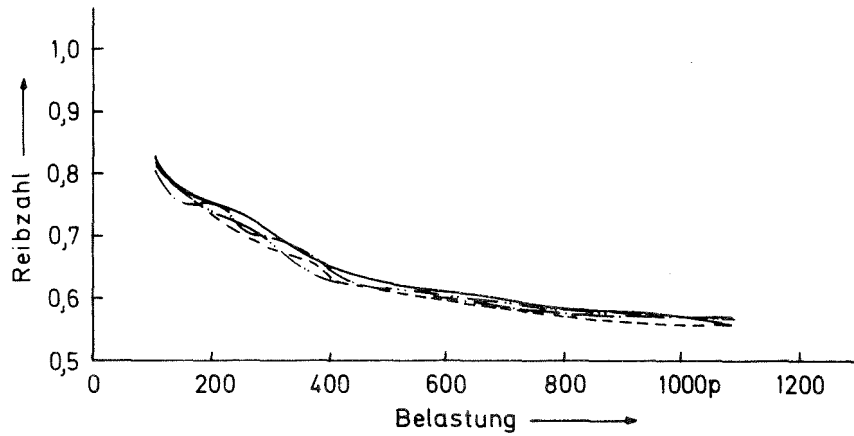


Bild 18 : Verlauf der Reibzahl für die mit Neutronen bestrahlten Reibstifte

Verschleißbedingungen: (Bild 9b)

Rel. Luftfeuchtigkeit 25%

Reibgeschwindigkeit 80 cm/s

Die momentanen Werte der Reibkraft bilden eine statistische Gesamtheit, die durch ihren Mittelwert $u \cdot L$ und die Varianz σ^2 charakterisiert ist. Die Mittelwertmessungen haben keine maßgebenden Unterschiede für die verschiedenen Verschleißmechanismen gezeigt. Wenn für die verschiedenen Verschleißmechanismen die Haftkräfte unterschiedlich verteilt sind, ist die Varianz σ^2 für diese Verteilung der Haftkräfte und damit für die Verschleißmechanismen charakteristisch.

Betrachtet man die Reibkraft entlang des Reibweges als einen stationären, stochastischen Prozeß, so hat dieser Prozeß ein Fourier-Spektrum, das aus Frequenzen ω_k ($k = 1 - m$) besteht. Die Korrelationsfunktion $R(\tau)$ eines solchen Prozesses ergibt sich als

$$R(\tau) = \sum_{k=1}^m \sigma_k^2 \cos 2\pi \omega_k \tau,$$

worin σ_k^2 die Varianzen der Amplitude der Frequenzen ω_k bedeuten.

Die gesuchte Varianz der Reibkraft ergibt sich dann als:

$$\sigma^2 = R(\tau = 0).$$

Sie wurde für solche Versuchspunkte gemessen, bei denen für die verschiedenen Reibstifte unterschiedliche Verschleißraten festgestellt wurden. Das sind die auf Bild 10a bei Belastungen 300 p, 600 p, 900 p und die auf Bild 10b bei Belastungen 300 p und 900 p dargestellten Werte. Bei Versuchen mit α -bestrahlten Stiften ($10^{18} \alpha/\text{cm}^2$) wurde die Untersuchung in verschiedenen Bereichen der Eindringtiefe der Teilchen durchgeführt.

Die Messungen wurden wie folgt durchgeführt: Der Reibstift ist auf einer elastischen Aufhängung befestigt (§ 5).

Die experimentell ermittelten Systemkonstanten sind:

$$\begin{array}{ll} \text{Eigenfrequenz} & \omega_0 = 134 \pm 2 \text{ Hz} \\ \text{Dämpfungsexponent} & d = 5,05 \pm 0,03 \text{ 1/sec} \end{array}$$

Die Federkonstante = $8,88 \cdot 10^{-3}$ $\mu\text{m/p}$ ist für die weitere Berechnung unwichtig, weil die Amplituden relativ gemessen wurden.

Der kapazitive Reibkraftgeber registriert die durch Reibkraftschwankung angeregten Schwingungen der Stiftaufhängung als eine zeitabhängige Schwingung der elektrischen Spannung. Über einen Frequenzanalysator wird aus dieser Schwingung ihr Fourier-Spektrum gewonnen und auf einem Magnetband aufgezeichnet. Anschließend werden die auf dem Magnetband aufgezeichneten Spannungsverläufe mit einem Digitalvoltmeter digitalisiert und auf einen Lochstreifen übertragen. Die Amplituden wurden für die Frequenzen von 10 bis 12 Hz in einer Folge von 3,35 Hz gemessen.

Das schwingende System wirkt wie ein Frequenzfilter mit einer Durchlaßcharakteristik $h = h(\omega, \omega_0, d)$.

Daraus läßt sich das Fourier-Spektrum der Reibkraft errechnen.

Die Varianz σ^2 ergibt sich als der Wert der Korrelationsfunktion dieses Prozesses $R(T)$ für $T = 0$.

Die Korrelationsfunktion für den in der angegebenen Form dargestellten Prozeß ist gegeben als:

$$R(T) = 2 \sum_{k=1}^m \sigma_k^2 \cos 2\pi\omega_k T$$

worin:

$$m = 360; \text{ und } \sigma_k^2$$

die Varianz der Amplitude für die Frequenz ω_k bedeuten.

Es wurde für jeden untersuchten Verschleißpunkt die fourier'sche Darstellung der Reibkraft 15 mal aufgenommen. Danach wurden mit Hilfe eines Rechners die Teilvarianzen σ_k^2 errechnet und die Varianzen der Reibkraft $\sigma^2 = R(\tau = 0)$ bestimmt.

Die errechneten σ^2 sind für die mit Neutronen bestrahlten Stifte in den Tafeln 1 und 2 und für den mit 10^{18} α/cm^2 bestrahlten

Stift in Tafel 3 zusammengestellt.

Die errechneten Varianzwerte lassen folgende Interpretation der gemessenen Verschleißraten zu:

Zu Bild 10a, Tafel 1:

Im gesamten Bestrahlungsbereich ist der Verschleißmechanismus von der Bestrahlungsdosis unabhängig.

Im Übergangsbereich zwischen "mild"- und "severe"-Verschleiß sind die Schwankungen der Reibkraft wesentlich stärker als in den übrigen Bereichen, da im Übergangsbereich sowohl der oxidative wie auch der metallische Verschleiß stattfindet. Die beiden Verschleißraten sind durch unterschiedlich starke adhäsive Haftstärke charakterisiert.

Zu Bild 10b, Tafel 2:

Der für den mit 10^{17} n/cm² bestrahlten Stift gemessene "severe"-Verschleiß beruht auf einem ganz anderen Verschleißmechanismus als der "mild"-Verschleiß, der für die übrigen Stifte gemessen wurde. Darauf deutet die große Schwankung der Reibkraft bei der Belastung 900 p hin.

Zu Bild 15b, Tafel 3:

Die Schwankungen der Reibkraft deuten darauf hin, daß der Verschleißmechanismus über die ersten 1200 µm Eindringtiefe konstant bleibt und dann durch die Bestrahlungseffekte beeinflusst wird.

Die in den Tafeln 1, 2 und 3 dargestellten Ergebnisse sind mit folgenden experimentellen Schwierigkeiten behaftet:

- Der kapazitive Abstandgeber, der als Reibkraftdetektor verwendet wurde, hat eine lineare Durchlaßcharakteristik bis 1200 Hz. Die höheren Frequenzen werden stark gedämpft und können bei dem Amplituden-Frequenz-Spektrum nicht berücksichtigt werden.

- Die im Bereich von 350 Hz bis 1200 Hz mit kleinen Amplituden auftretenden Frequenzen werden wegen der Durchlaßcharakteristik der Stiftaufhängung so stark gedämpft, daß sie nicht registriert werden können (ca. 20 dB).
- Bei der Untersuchung mit dem 10^{18} α/cm^2 bestrahlten Stift ist die Voraussetzung des stationären Prozesses wegen der Inhomogenität des Materials nicht erfüllt.

Aus diesen Gründen sollen die errechneten Werte für σ^2 nur qualitativ betrachtet werden.

Für weitergehende Interpretation der Korrelationsfunktionen $R(T)$ zu differenzierter Beschreibung der Verschleißvorgänge wäre es notwendig, die Versuche mit einem erheblich größeren Aufwand durchzuführen, was den Rahmen dieser Arbeit überschreiten würde.

Tafel 1 (Bild 10a)

Reibgeschwindigkeit 20 cm/s; Rel. Luftfeuchtigkeit 25%

Errechnete Varianzen:

Bestrahlungsdosis n/cm ²	Belastung in p		
	300	600	900
0	19,7	60,5	32
10 ¹⁷	14,5	55	33
10 ¹⁹	17,8	105	47
10 ²⁰	13	39	21,5

Tafel 2 (Bild 10b)

Reibgeschwindigkeit 80 cm/s; Rel. Luftfeuchtigkeit 25%

Errechnete Varianzen:

Bestrahlungsdosis n/cm ²	Belastung in p	
	300	900
0	11,5	8,4
10 ¹⁷	10	101
10 ¹⁹	18	13
10 ²⁰	14,5	16,5

(Bestrahlung 10¹⁸ α/cm²; Reibgeschwindigkeit 80 cm;
Rel. Luftfeuchtigkeit 25%; Belastung 900 p)

Eindringtiefe in μm	Varianz
550	15,5
750	16
1000	15
1200	13
1300	86
1600	23,5
1800	16,5

11. SCHLUSSFOLGERUNGEN

11.1 Einfluß der Bestrahlung auf den Verschleiß neutronenbestrahlten Eisens

1. Der Einfluß der Bestrahlungsdosen ist stark von der Vorgeschichte des Materials z.B. Bestrahlen, Anlassen, Verformen abhängig und läßt sich nicht voraussagen.
2. Es läßt sich keine systematische Abhängigkeit zwischen den Bestrahlungsdosen und Verschleißraten feststellen. Die Verschleißerscheinung kommt als Zusammenwirken von verschiedenen Mechanismen zustande, die voneinander abhängig sind und in unterschiedlicher Weise durch die Bestrahlung beeinflußt werden.
3. Nach einer Neutronen-Bestrahlung ist der Verschleiß im Bereich der Hochlage bei kleinerer Belastung aufgetreten als ohne Bestrahlung.
4. Im Bereich der Tieflage war der Verschleiß von bestrahltem Material geringer als der von unbestrahltem Material. Es liegt die Vermutung nahe, daß die durch Bestrahlung erzeugte Frenkeldefekte eine wesentliche Rolle spielen. Eine weitergehende Untersuchung übersteigt jedoch den Rahmen dieser Arbeit.

11.2 Einfluß der Bestrahlung auf den Verschleiß α -bestrahlten Eisens

1. Bei der α -Bestrahlung mit Dosen um $10^{16} \alpha/\text{cm}^2$ lag die geschädigte Zone am Ende der Eindringtiefe der Teilchen und tiefer im Material als der für Verschleißuntersuchungen anwendbare Bereich konstanter spezifischer Aktivität (Seite 21 und 51, 52, 53, 54). Deswegen ist bei solchen Dosen keine Beeinflussung der Verschleißmessung zu erwarten.

2. Bei der α -Bestrahlung mit Dosen von $10^{18} \alpha/\text{cm}^2$ und mehr wird das Verschleißverhalten im Bereich der Reichweite der geladenen Teilchen beeinflusst. In solchen Fällen sollten für die Verschleißuntersuchung solche Radioisotope gewählt werden, deren linearer Aktivitätsbereich vor der durch Bestrahlungseinflüsse veränderten Zone liegt, z.B. beim untersuchten Fall ^{54}Mn .
3. Wenn bei Verwendung größerer Dosen der veränderte Bereich zur Verschleißuntersuchung beansprucht werden muß, sollten Teilchenstrom und Bestrahlungszeit so aufeinander abgestimmt werden, daß die für die Einleitung des Diffusionsprozesses erforderlichen Zeiten und Temperaturen nicht überschritten werden und damit die beschädigte Zone durch die Diffusion der durch Bestrahlung eingeführten He-Atome nicht verbreitet wird.

11.3 Erkenntnisse für das Gebiet der Verschleißbeschreibung

1. Erneut wurde bestätigt, daß die Angabe der Härte für die Verschleißbeschreibung nicht ausreichend ist. Die unterschiedlichen Verschleißraten lassen sich nicht über die durch die Neutronenbestrahlung hervorgerufenen Härteunterschiede erklären. Die Verschleißraten der Stifte mit gleicher, aber auf verschiedenen Wegen erreichter Härte (Kaltverformung, Bestrahlung), lagen weit auseinander.
2. Die von Rabinowicz aufgestellte Theorie der Entstehung der Verschleißteilchen, aus der sich eine umgekehrte Proportionalität zwischen der Teilchengröße und der Härte ergibt, hat durch die Untersuchung der Verschleißteilchen eine Bestätigung gefunden.
Die mittlere Teilchengröße beträgt für die Oxidteilchen $0,2 \mu\text{m}$ und für metallische Teilchen $1,5 \mu\text{m}$. Die Stifthärte lag bei 130 kp/mm^2 und die Oxidhärte zwischen 500 und 1000 kp/mm^2 .

3. Die in verschiedenen Veröffentlichungen aufgestellte Vermutung, daß die mittlere Reibkraft nicht mit dem Verschleiß in Zusammenhang steht, wurde durch die Ergebnisse bestätigt. Bei großen Unterschieden der Verschleißraten lagen die Unterschiede der Reibkoeffizienten innerhalb der Nachweisgrenze. Auch der Übergang von Verschleiß-Tieflage zur -Hochlage äußert sich nicht bei den Werten des Reibkoeffizienten. Bei verschiedenen Verschleißmechanismen ist aber die statistische Verteilung der Reibkraft entlang des Reibweges unterschiedlich.

4. Die weitere gezielte Untersuchung des "stick-slip" mit dafür angepaßten Prüfständen, zusammen mit der statistischen Beschreibung der Oberflächenrauigkeit könnte zu einer statistischen Erfassung des Verschleißvorganges führen. Diese Beschreibung könnte mit den experimentellen Ergebnissen besser übereinstimmen als die Gleichung $V = \frac{Lx}{p}$, weil die Voraussetzung, daß gleichgroße Verschleißteilchen mit konstanter Wahrscheinlichkeit entstehen, durch statistische Funktionen ersetzt werden und die Abhängigkeit von der Härte wegfällt.

12. A N H A N G

Ergebnisse der Verschleißversuche - vollständige Darstellung.

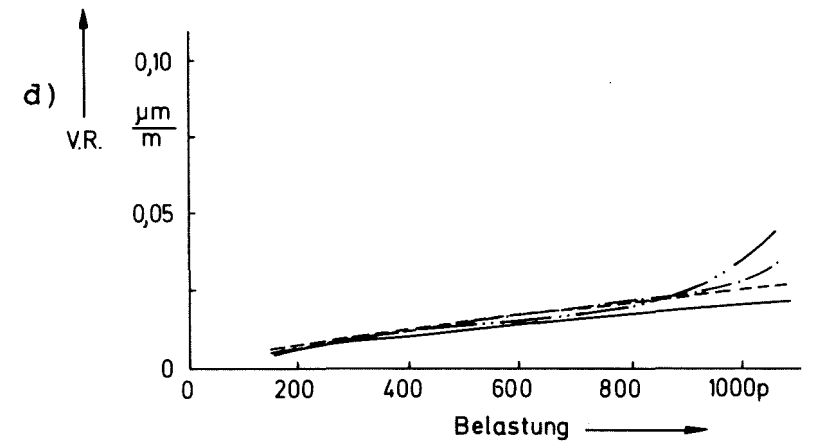
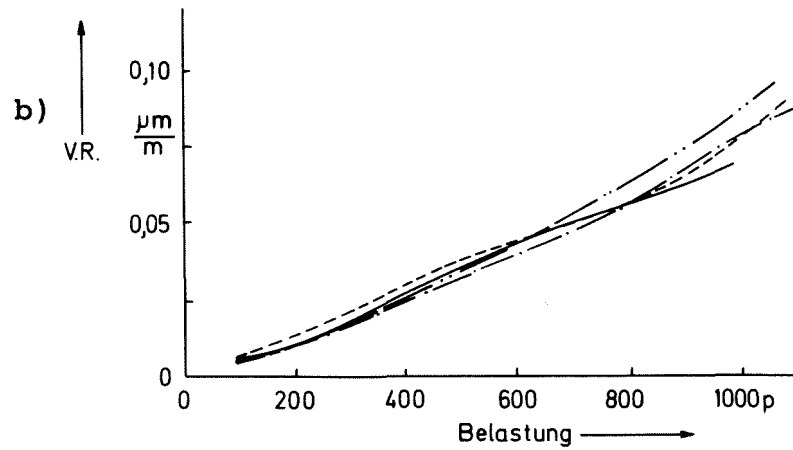
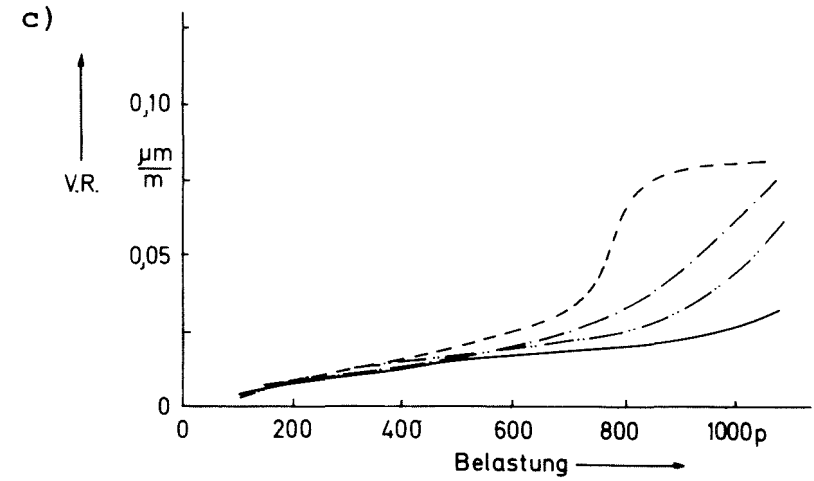
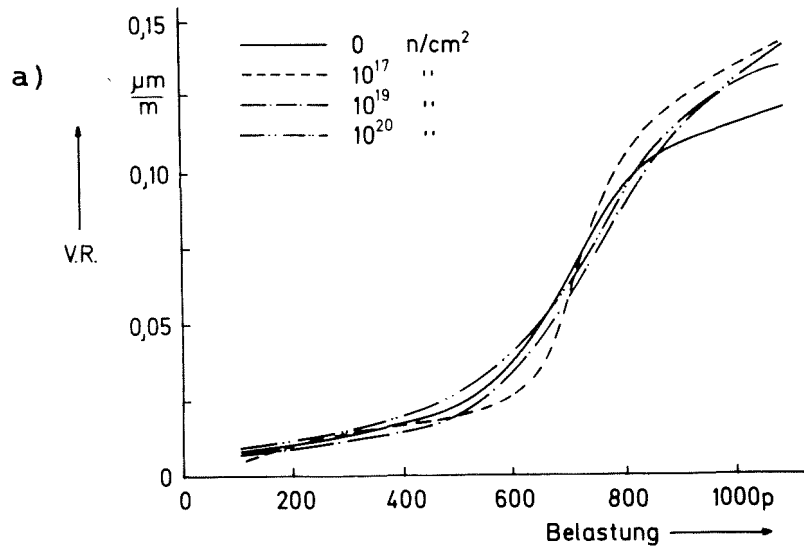


Bild 1 : Abhängigkeiten zwischen den Verschleißraten und Belastungen für die mit Neutronen bestrahlten Stifte. Rel. Luftfeuchtigkeit 25%.

- a) Reibgeschwindigkeit 20 cm/s
- b) Reibgeschwindigkeit 40 cm/s
- c) Reibgeschwindigkeit 80 cm/s
- d) Reibgeschwindigkeit 120 cm/s

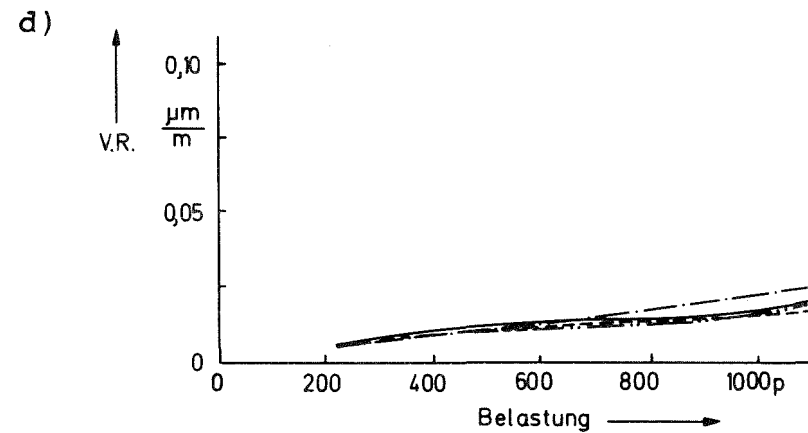
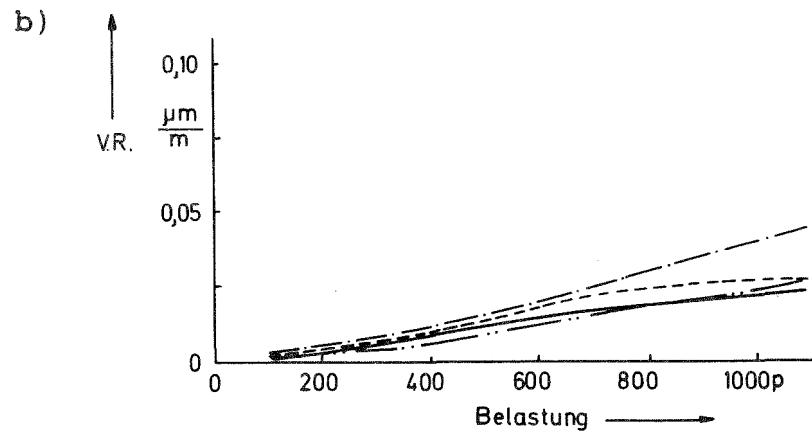
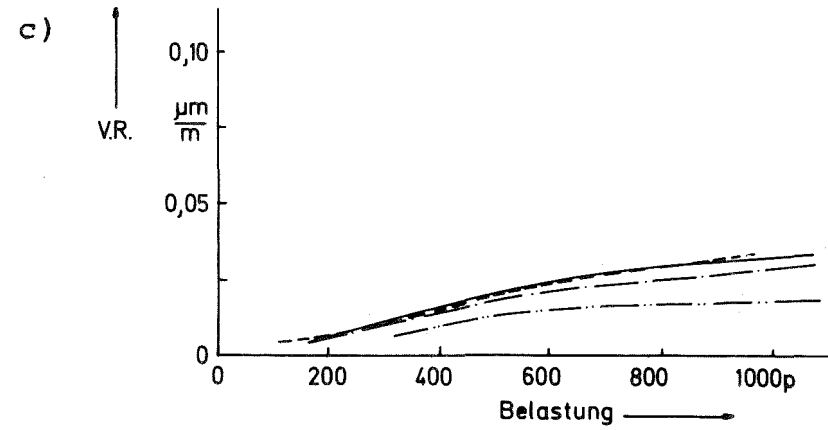
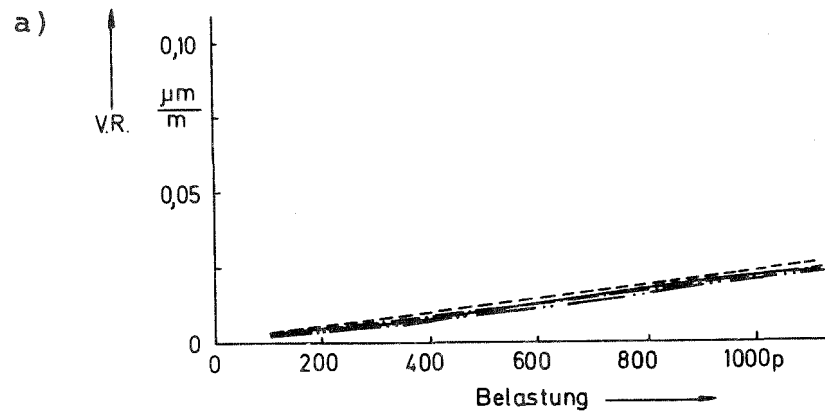


Bild 2 : Abhängigkeiten zwischen den Verschleißraten und Belastungen für die mit Neutronen bestrahlten Stifte. Rel. Luftfeuchtigkeit 50%.

- a) Reibgeschwindigkeit 20 cm/s
- b) Reibgeschwindigkeit 40 cm/s
- c) Reibgeschwindigkeit 80 cm/s
- d) Reibgeschwindigkeit 120 cm/s

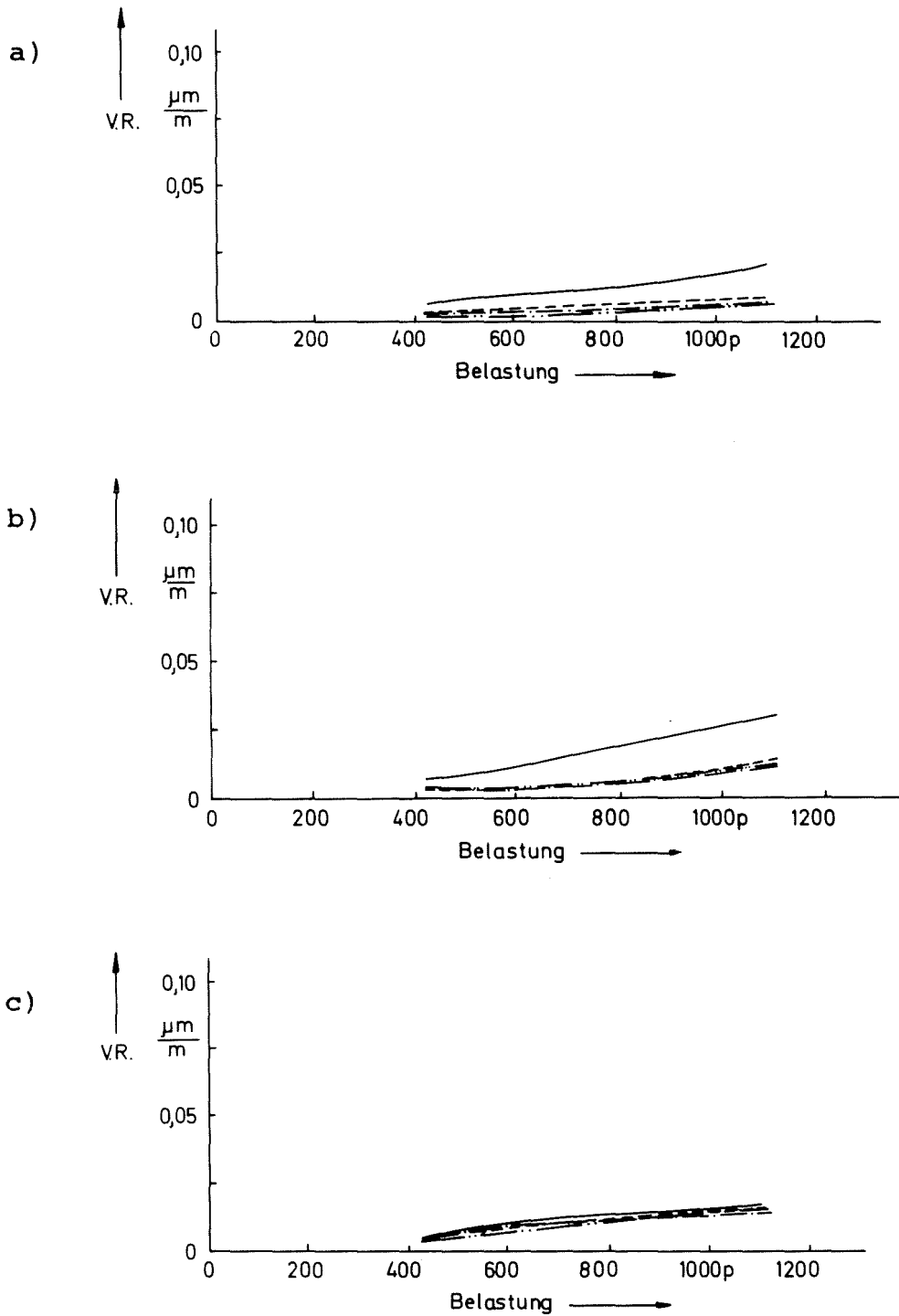


Bild 3 : Abhängigkeit zwischen den Verschleißraten und Belastung für die mit Neutronen bestrahlten Stifte
Rel. Luftfeuchtigkeit 75%

- a) Reibgeschwindigkeit 40 cm/s
- b) Reibgeschwindigkeit 80 cm/s
- c) Reibgeschwindigkeit 120 cm/s

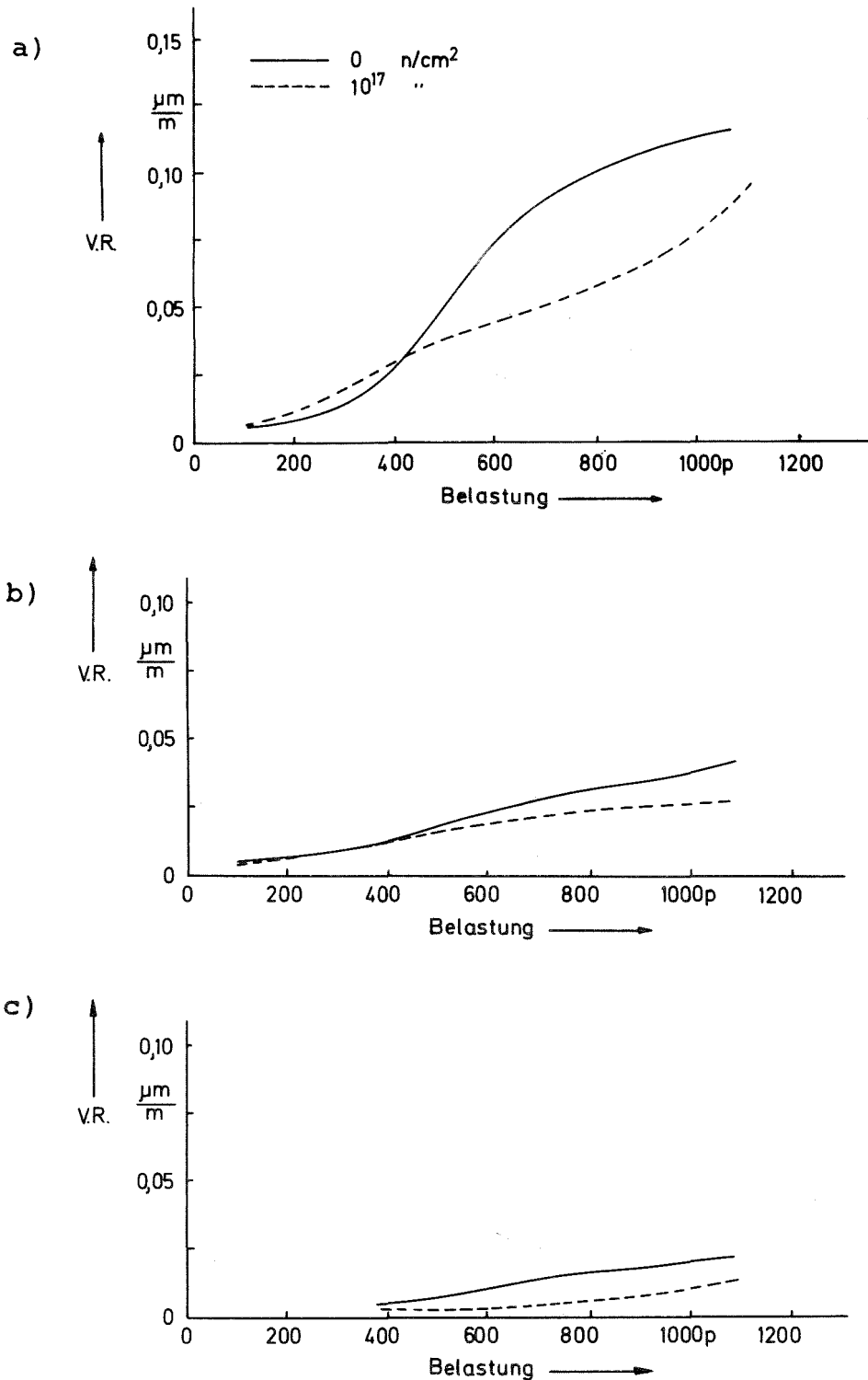


Bild 4 : Abhängigkeit zwischen den Verschleißraten und Belastung für die mit Neutronen bestrahlten und unbestrahlten Stifte mit gleicher Härte 100 kp/mm^2

- a) Rel. Luftfeuchtigkeit 25%, Reibgeschw. 40 cm/s
- b) Rel. Luftfeuchtigkeit 50%, Reibgeschw. 40 cm/s
- c) Rel. Luftfeuchtigkeit 75%, Reibgeschw. 80 cm/s

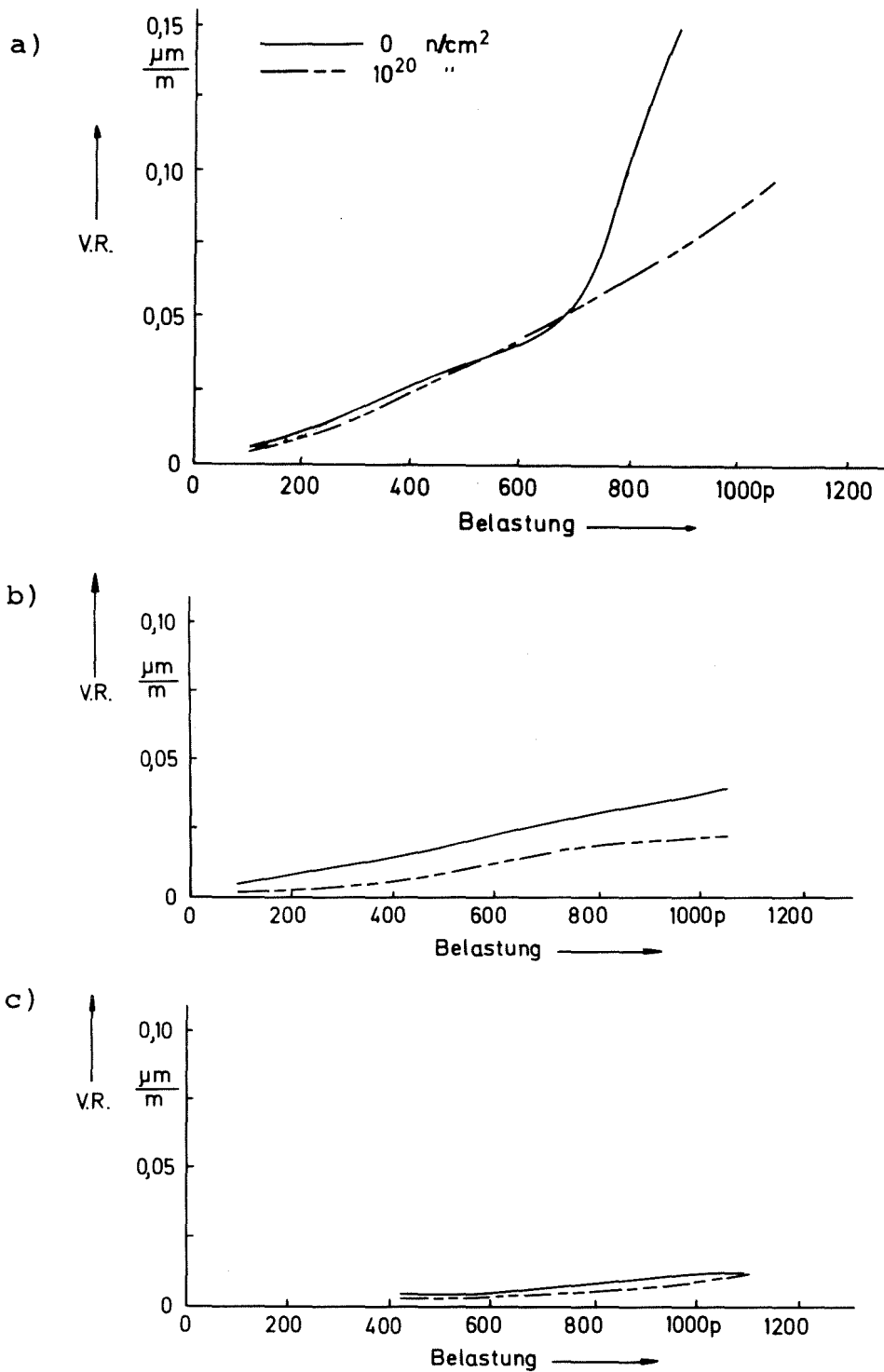


Bild 5 : Abhängigkeit zwischen den Verschleißraten und der Belastung für die mit Neutronen bestrahlten und unbestrahlten Stifte mit gleicher Härte 136 kp/mm^2

- a) Rel. Luftfeuchtigkeit 25%, Reibgeschw. 40 cm/s
- b) Rel. Luftfeuchtigkeit 50%, Reibgeschw. 40 cm/s
- c) Rel. Luftfeuchtigkeit 75%, Reibgeschw. 80 cm/s

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

1. E. Rabinowicz Friction and Wear of Materials
John Wiley and Sons Inc. (1965)
2. A.H. Uppal; S.D. Probert Area of Contact between Rough
and Flat Surface
Wear 23 (1973), S. 173-184
3. J.W. Kragielski Reibung und Verschleiß
Carl Hanser Verlag, München (1971)
4. E. Finkin Surface Roughness in Wear
Wear 6 (1963), S. 293-302
5. A.H. Uppal; S.D. Probert The Real Area of Contact between
a Rough and a Flat Surface
Wear 22 (1972), S. 163-183
6. H. Czichos Über den Zusammenhang zwischen
Adhäsion und Elektronenstruktur
von Metallen bei der Rollreibung
im elastischen Bereich
Z. Angew. Phys. 27 (1969), S. 40-46
7. M.E. Sikorski Correlation of the Coefficient of
Adhesion with Various Physical and
Mechanical Properties of metals
Journal of Basic Engineering
ASME Trans.
8. J.S. McFarlane; D. Tabor Relation between Friction and
Adhesion
Proc. Roy. Soc. A 202 (1950) S. 244-253
9. P.M. Vedamanikam;
D.V. Keller A Correlation between Static Adhesion
Data and the Dynamic Friction
Coefficient for Two Cobalt Alloys
and Iron under Vacuum Conditions
ASLE Trans. 16 (1972), S. 73-81

10. J. Skinner; N. Gane Sliding Friction under a Negative Load
J.Phy.Di.Appl.Phys. 15 (1972),
S. 2087-94

11. D.H. Buckley Adhesion of Various Metals to a Clean Iron (011) Surface Studied with Leed and Anger Emission Spectroscopy
NASA TN D - 7018

12. D.H. Buckley Adhesion of Metals to a Clean Iron Surface Studied with Leed and Anger Emission Spectroscopy
Wear 20 (1972), S. 89-103

13. E. Rabinowicz The Role of Surface Energy of Adhesion in Metalworking
Journal of the Institute of Metals
95 (1967), S. 321-326

14. E. Rabinowicz Practical Uses of Surface Energy Criterion
Wear 7 (1964), S. 9-22

15. E. Levy; R.G. Linfor;
L.A. Mitchell Wear Behaviour and Mechanical Properties
Wear 21 (1972), S. 167-177

16. N.P. Chironis Designing for Cero Wear or a Predictable Minimum
Product Engineering (August 1966),
S. 41-49

17. E. Rabinowicz A Nomogram for Wear Coefficient Calculations
Wear 21 (1972), S. 401-403

18. J.T. Burwell, C.D. Strang On the Empirical Law of Adhesive Wear
Journal of Appl.Phys. 23 (1952),
S. 18-20

19. D. Summers-Smith
Fundamentals of Wear
Machinery and Production
Engineering (1970) 4, S. 169-175
20. K. Kasak, T.A. Neumeyer
Observations on Wear of High-
Hardness Steel
Wear 14 (1969), S. 445-454
21. R.T. Spurr
The Wear Rate of Metals
Wear 17 (1971), S. 279-283
22. D.H. Buckley
The Influence of Various Physical
Properties of Metals on Their
Friction and Wear Behaviour in
Vacuum
Metals Engineering Quartely 6
(1967), S. 44-53
23. D.H. Buckley
The Influence of Cristal Structure,
Orientation and Solubility on the
Adhesion and Sliding of Various
Metal Single Cristals in Vacuum
(10^{-11} Torr)
ASTM STP No 431)1967), S. 248-271
24. D.H. Buckley
Friction Characteristics in Vacuum
of Single and Polycrystalline
Aluminium Oxide in Contact with
Themselve and with Various Metals
ASLT Trans. 10 (1967), S. 134-145
25. H. Uetz
Grundfragen des Verschleißes im
Hinblick auf neuere Erkenntnisse
auf dem Gebiet der Verschleißfor-
schung
Braunkohle, Wärme und Energie 20
(1968) Nr. 11, S. 365-76
26. H.G. Feller
Verschleiß metallischer Ober-
flächen
Technica 23 (1970), S. 2183

27. P. Deyber; M. Godet Contact Temperatures in Mixed Friction
Tribology (1971) 8, S. 150-154
28. K. Kaffanke; H. Czichos Die Bestimmung von Grenzflächen-temperaturen bei Tribologischen Vorgängen
BAM Berichte Nr. 19, Berlin Jan.1973
29. J.W. Stanley The Effect of Surface Temperatur on the Friction of Electrographite on Copper
Brit.J.Appl.Phys. 17 (1966), S. 795-801
30. T.F.J. Quinn The Effect of "Hot-Spot" Temperatures on the Underlubricated Wear of Steel
ASLE - Transactions 10 (1967), S. 158-168
31. H. Uetz Einfluß der Luftfeuchtigkeit auf den Gleitverschleiß metallischer Werkstoffe
Werkstoffe und Korrosion 19 (1968) Nr. 8, S. 665-76
32. R. Mailänder; K. Dies Beitrag zur Erforschung der Vorgänge beim Verschleiß
Archiv für das Eisenhüttenwesen 16 (1943) 10, S. 385-398
33. R.L.Johnson, D. Godfrey
E.E. Bisson Friction of Solid Films on Steel at High Sliding Velocities
NASA TN Nr. 1578
34. G.H. Vaessen; A.W. De Gee Influence of Water Vapour on the Wear of Lightly Loaded Contacts
Wear 18 (1971), S. 321-333

35. K.H. Habig; W.W. Maening;
K. Kirschke; H. Tischler Festkörpergleitreibung und Ver-
schleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer,
Silber, Magnesium und Aluminium
BAM Berichte Nr. 13, Berlin
Juni 1972
36. Z.J. Kremen Optimum Conditions for the
Abrasive Finishing of Metals
Russian Eng.Journ. 49
(1969) 5, S. 53-55
37.
37. S.W.E. Earles;
M.G. Hayler Wear Characteristics of some
Metals in Relation to Surface
Temperature
Wear 20 (1972), S. 51-57
38. T.S. Eyre, D. Maynard Surface Aspects of Unlubricated
Metal Wear
Wear 18 (1971), S. 301-310
39. R.M. Farrell, T.S. Eyre The Relationship between Load
and Sliding Distance in the
Initiation of Wear in Steels
Wear 15 (1970), S. 359-372
40. N.C. Welsh The Dry Wear of Steels
I. The General Pattern of
Behaviour
II. Interpretation and Special
Features
Phil.Trans.Roy.Soc. London A 257
(1965), S. 31-50 und S. 51-70
41. E. Takeuchi The Mechanism of Wear of
Spheroidal Graphite Cast Iron
in dry Sliding
Wear 19 (1972), S. 267-276
42. E. Takeuchi The Mechanism of Wear of Cast
Iron in Dry Sliding
Wear 11 (1968), S. 201-212

43. E.A.Markovskij,
M.M.Krasnoschtschekov Antifriktionye Charakteristiki
Stali, Obutschenoj Neutronami
Atomnaja Energija 18 (1965)
S. 72-73
44. V.F. Reutov,
J.A. Konjakov, V.M. Tuev Issledawanie Mukrotwerdosti Ni,
Cu, Al, Obutschennyh Zarjad-
dernymi Tschasticami
Fiz-Khim, Mekh. Mat. 8 (1972)
S. 80-84
45. A.J. Gervé Radioisotops in Mechanical
Engineering
Radioisotops in Mechanical
Engineering
AES - CONF - 71 - 100 - 55, May 1971
46. A.J. Gervé Einsatzmöglichkeiten von Radio-
nukliden zur Untersuchung kon-
struktiver und schmierstoffab-
hängiger Einflüsse auf den Ver-
schleiß von Maschinenteilen
VDI-Berichte Nr. 196 (1973)
47. W. Kaiser, J. Volz Einfluß eines MoS₂-Schmierölzu-
satzes auf den Kolbenringver-
schleiß
MTZ-Motortechnische Zeitschrift
Nr. 12 (1971), S. 457-62
48. A.J. Gervé, G.Katzenmeier,
K. Kollmann Relationship Between Oil Film
Thickness and Wear of Journal
Bearings
S.A.E. 700717 Meetings, Milwaukee,
Wis., Sept. 14-17, (1970)
49. J.P. Ziemliakow Ob Intiensiwnosti Istiranija
Matiprialow Pri Nalitschii
Defektow na Powierchnostjach
Obrascow
Fiziko chemitscheskaja mehanica
materialow 6 (1970) Nr. 5,
S. 11-112

50. W.A.Pawlos, J.J.Noskowa,
L.W.Rabinowitzch,
J.J.Kasakowa
Fizika metalow i metallovedenic
34 (1973), S. 669-670
51. G.Andarelli, D.Mangis,
R.Curtel
Observation of Dislocations
Created by Friction on Alu-
minium Thin Foils
Wear 23 (1973), S. 21-31
52. D.Raddy, B.S.Neu
The British Hydromechanics
Research Assoc. - "Wear Testing"
(1968) TN 940
53. G. Katzenmeier
Untersuchung zum Verschleißver-
halten von Gleitlagern mittels
Radioisotopenverfahren
Automobil-Industrie 3 (1971),
S. 79-88
54. F. Borik
Rubber Wheel Abrasion Test
SAE 700687 (1970)
55. H.Dübler, G.Feller,
K.Hack, E.Matschat
Trockengleitreibung und Ver-
schleiß von reinen Metallen
im Vakuum von $5 \cdot 10^{-6}$ Torr
Z.Metallkunde 61 (1970),
S. 861-865
56. P. Hammer
Schmierungstechnik 2 (1971),
S. 353-356
57. R. Krause
Selbsterregte Reibungsschwingungen
bei Kupplungslamellen
Dissertation TH Karlsruhe 1965
58. Y. Yokoyama,
S. Okabe
Reduction of Kinetic Friction
by Harmonic Vibration in an
Arbitrary Direction
Bulletin of the ISME 14 (1971)
Nr. 68, S. 139-146

59. H.Wiegand, E.Broszeit,
F.W.Hirth, H.Speckhardt
Beeinflussung des Korrosions-
verhaltens metallischer Werk-
stoffe bei gleichzeitig rei-
bender Beanspruchung
Werkstoffe und Korrosion 23
(1972), Nr. 2, S. 87-94
60. D.Fischer, H.G.Feller
Untersuchungen von Reibungsvor-
gängen mit Hilfe der Exoelek-
tronenemission
Zeitschr. Metallkunde 62 (1971)
Nr. 7, S. 543-548
61. G.E. Schulze
Metallphysik, Akademie Verl.
Berlin 1967
62. R. Strumane
The Interaction of Radiation
with Solids
North Holland Publ.Comp. -
Amsterdam 1964
63. M.W. Thompson
Defects and Radiation Damage
in Metals
Cambridge University Press (1969)
64. J.O. Stiegler
ORNL-TM- 3495 (1971)
65. McRicard
Saturation and Exposure
Dependance of the Field Stress
of Irradiated Iron
Philosophical Magazine 18
(1968), S. 691-99
66. V.A.Nilolaev,
J.A.Razov
Softening of Anstenic Aging
Steel be Neutron Irradiation
Soviet Atomic Energy 24
(1969), S. 962-63
67. M.M.Krasnoschtschekov,
E.A.Markowskij
Effect of Neutron Spectrum on
Stength Irradiated Steel
Fiziko-Khimitscheskaja Mekkanika
Materialov 4 (1968), S. 463-466

68. D.W.Keefer, A.G.Pard Hydrogen in Proton-Irradiated
Type 316 Stainless Steel and
Tantalum
Journal of Nucl.Mat. 47 (1973),
S. 97-101
69. D.A.Woodford, J.P.Schmith,
J.Moteff Effect of Helium Gas Bubbles
on the Creep Ductility of an
Austenitic Alloy
Journal of Nuclear Materials 29
(1969), S. 103-110
70. G.G. Bondarenko,
L.J. Iwanow Obrasowanie, radjacionnych
powreschdenii w Al obutschenom
niskoenergetitschskimi Protonami
Fiz. i Chem. obrabot. Mat.
(1972), No 5
71. R.A.Spurling,
C.G.Rhodes Journal of Nuclear Materials 44
(1972), S. 341-344
72. P.H. Bowden Solid Lubrication of Bearings
in a Space Environment
ALSE Transactions 7 (1965),
S. 225-235
73. J.K. Lancaster Lubrication by Transferred Films
of Solid Lubrication
ASLE Transactions 8 (1965),
S. 146-155
74. G.M. Sorokon,
J.J. Matyushina Method of Wear Testing under
Impact with a Single Piece of
Abrasive Material
Zavodskaja Laboratorija 37 (1971)
2, S. 218-220
75. H.Wiegang, K.H.Kloos Metallische Werkstoffoberflächen
unter Gleitreibung
Schmiertechnik + Tribologie Nr. 4
15, S. 165-177

76. J.M.Michin, K.S.Ljapin Sawissimosm koefizenta trienia
ot twerdosti jeje oksperimien-
tanaja prowierka
Jzv. W.U.Z. - Fizika (1970) 3,
S. 50-56
77. A.A. Bauer,
M. Kangilaski Helium Generation in Stainless
Steel and Nickel
Journal of Nuclear Materials 42
(1972), S. 91-95
78. D.Kramer, K.R.Garr,
A.G.Pard Helium Embrittlement of Type
316 Stainless Steel
Journal of the Iron and Steel
Inst. 207 (1969), S. 1141-1146
79. D.Kramer, K.R.Garr,
A.G.Pard Helium Embrittlement of a
Ferritic Stainless Steel
Trans. of the Metallurg.
Society of ASME 245 (1969),
S. 1909-1912
80. Chr. Lehmar Zur Bildung von Defekt-Kaskaden
in Kristallen beim Beschuß mit
energierreichen Teilchen
Nukleonik 3 (1961) No. 1, S. 1-13
81. E. Macherauch Die strukturmechanischen Grund-
lagen der Kaltumformung
Zt.f.Metallkunde 61 (1970),
S. 617-628
82. O. Vökringer Das Verformungsverhalten viel-
kristalliner Metalle
Wiss.Zeitschr. der TH Otto von
Guericke, Magdeburg 13 (1969),
S. 343-353
83. N.P. Suh The Delamination Theory of Wear
Wear 25 (1973), S. 111-24
84. S.Jahanmir, N.P.Suh,
E.R.Abrahamson Microscopie Observations of Wear
Sheet Formation by Delamination
Wear 28 (1974), S. 235-249