

ISSN 0938-5553
ISBN 3-89429-216-4

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin

Forschungsbericht 187

**Mikrotribologie:
Stand der Forschung und Anwendungsmöglichkeiten
Literaturübersicht**

von Dr. rer. nat. Thomas Schneider
und Dr. rer. nat. Erich Santner

Berlin 1992

ISSN 0938-5553
ISBN 3-89429-216-4

Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin

Forschungsbericht 187

**Mikrotribologie:
Stand der Forschung und Anwendungsmöglichkeiten
Literaturübersicht**

von Dr. rer. nat. Thomas Schneider
und Dr. rer. nat. Erich Santner

Berlin 1992

144 Seiten, 63 Abbildungen 6 Tabellen

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon (030) 8104-1 Telex 183 261 bamb d
Telefax (030) 811 20 29

Copyright © 1992 by Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven

Verlag und Vertrieb:
Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH
Postfach 10 11 10, 2850 Bremerhaven 1
Telefon (0471) 460 93-95

Zusammenfassung

Der vorliegende Bericht soll nach einem kurzen Abriß der Motivation den derzeitigen Stand der Forschung auf dem Gebiet der Mikrotribologie darstellen. Dazu werden neben einigen bereits eingeführten Methoden hauptsächlich neue Meßverfahren erläutert.

Aus der Literatur zusammengefaßte experimentelle Untersuchungen mit der Methodik der Oberflächenphysik sowie den aufgeführten neuen Verfahren bilden den zentralen Teil dieser Arbeit. Ergänzend hierzu werden einige grundlegende theoretische Modelle sowie Simulationsrechnungen aus jüngerer Zeit vorgestellt.

Ziel dieser Arbeit ist es, Werkstoffwissenschaftlern, Ingenieuren und Physikern eine Einführung in das relativ neue Forschungsgebiet "Mikro-Tribologie" zu geben und in einem größeren Kontext seinen Zusammenhang mit der (Makro-) Tribologie aufzuzeigen.

Summary

This review briefly surveys the motivation for and the present state of research in microtribology. A selection of several analytical techniques are summarized, with emphasis on recent developments.

The main part of the report reviews previous publications on the contribution of surface science methods to microtribology and also newly developed experimental methods. Supporting fundamental theoretical models and computer simulations are presented.

This report aims to provide the materials scientist, engineer and physicist with an introduction to the rather new field of "microtribology" and to illustrate its connection to (macro-) tribology.

*Mikrotribologie - Mikrotechnik - Oberflächenanalytik - Oberflächenkräfte -
Rastertunnelmikroskop - Rasterkraftmikroskop - Nanoindenter - Einkristalle -
Mikrokristalle - Haft/Gleitreibung - Adhäsion - Graphit - dünne Filme -
Festplatten - Simulationsrechnungen - Cluster - Fraktale -*

Danksagung

Die Verfasser danken Frau S. Binkowski und Frau R. Pahl für die Anfertigung der Abbildungen und Tabellen sowie Herrn Dipl. Phys. H. Tischer für die Korrektur und Ergänzung der Literaturliste. Den Damen des Sekretariats, Frau E. Künast-Güll und Frau M. Peyer, sei an dieser Stelle ebenso gedankt wie den Herren der Hardware, N. Köhler und R. Erlebach, für ihre Hilfe bei der zeitweiligen Amnesie der Festplatte und ohne Herrn Dipl. Ing. J. Schwenzien würden einige Kommafehler (mehr) den Leser verwirren.

Inhaltsverzeichnis

	Seite
1. Einleitung	7
2. Mikro-Meso-Nano	10
3. Mikrotechnologie	11
4. Meßtechniken der Oberflächenphysik in der Tribologie	15
4.1 Die "klassischen" chemischen Analysemethoden	15
4.2 Neue Entwicklungen zur Oberflächencharakterisierung	16
4.2.1 Der Surface Force Apparatus	17
4.2.2 Die Rastermikroskope: STM und AFM	18
4.2.3 Der Nanoindenter	34
5. Methodik der Mikrotribologie	36
5.1 Vereinfachung der Parameter	36
5.2 Parameter aus der Festkörperphysik	37
6. Mikrotribologische Untersuchungen	43
6.1 Messungen mit dem STM	43
6.2 Messungen mit dem AFM	49
6.3 Messungen mit dem SFA	57
6.4 Messungen mit dem Nanoindenter	69
7. Theorie in der Mikrotribologie	73
7.1 Simulationsrechnungen	74
7.2 Fraktale Geometrie	79
7.3 Cluster	89
8. Zusammenfassung	94
9. Schlußbemerkungen	96
10. Literaturverzeichnis	99

1 Einführung: Warum Mikrotribologie?

Der notwendige Schritt von der makroskopischen Tribologie zur Mikrotribologie.

Die Tribologie als die Wissenschaft von Reibung, Verschleiß und Schmierung hat ihr Tätigkeitsfeld überall dort, wo sich mittelbar oder unmittelbar berührende Stoffbereiche relativ zueinander bewegen. Damit spielt sie in fast allen Bereichen unseres modernen Lebens in einer Hochtechnologiegesellschaft eine wesentliche Rolle. Das fängt beim menschlichen Körper mit seinen Gelenken und deren Ersatz aufgrund ihres Verschleißes (Artrose) an und führt über die unser Leben prägenden technischen Errungenschaften wie Auto, Flugzeug, Phono- und Videogeräte, Haushaltsgeräte ("weiße" Waren), Maschinenbau, Energieversorgungsanlagen bis hin zur Raumfahrt. Die technisch-wissenschaftlichen Fortschritte auf diesen Gebieten tragen wesentlich zu unserer Lebensqualität bei, sei es indem sie Gesundheit, Mobilität und Informationsaustausch sichern oder indem sie unserer Wirtschaft die für unseren Wohlstand erforderlichen Wettbewerbsvorteile bringen.

Ziel der technischen Entwicklung ist heute die Steigerung der Funktionalität und der Lebensdauer der Produkte, Reduzierung des Verbrauchs an Energie und Material und die Schonung der Umwelt. Dazu leistet die Tribologie wesentliche Beiträge, indem sie Versagensursachen aufklärt, Hinweise zur Reduzierung von Material- und Reibungsverlusten (Energie) gibt und Materialentwicklung fördert, die umweltschonendere Prozesse ermöglicht (z.B. Emissionsreduzierung im Automobilbau durch Einsatz von Keramik im Verbrennungsmotor). Die wichtige Rolle der Tribologie bei werkstofftechnischen Entwicklungen und verbesserten Konstruktionen ist daher unumstritten. Dabei sind die gefundenen Lösungen bislang jedoch häufig nicht dem Verständnis der physikalisch-chemischen Grundlagen zuzuschreiben, sondern sie wurden rein empirisch gewonnen, da das Gebiet der Tribologie wegen seines interdisziplinären Charakters und der komplexen Abhängigkeiten der tribologischen Eigenschaften von den beteiligten Werkstoffen, Beanspruchungen und Umgebungsmedien eine analytische Aufklärung der Zusammenhänge nahezu unmöglich erscheinen läßt.

Das Gebiet der Mikrotribologie ist nun zum einen die Erweiterung der Tribologie auf kleine Dimensionen, erzwungen durch den allgemeinen Trend in der Technik, kleinere Strukturen bzw. geringere Toleranzen zu erreichen. Zum anderen besteht der Wunsch nach dem grundsätzlichen Verständnis der bei der Reibung auftretenden Phänomene. Dazu ist eine Reduzierung der Vielzahl der ein Tribosystem bestimmenden Parameter erforderlich. Der bereits begonnene Weg führte ja von den "realen" Tribosystemen (z.B. Kolben-Zylinder) zu den vereinfachten Prüfverfahren z.B. der Stift-Scheibe-Apparatur. Die damit erreichte Auflösung eines Tribosystems in seine Beanspruchungskomponenten macht die tribologischen Vorgänge der Beobachtung und Messung zugänglicher und führt daher zu vermehrtem Verständnis der vorliegenden Mechanismen und spart Geld und Zeit im Vergleich zu Tests an fertigen Maschinen und Geräten. Im Zuge weiterer Unterteilung kommt man zwangsläufig zu immer stärker vereinfachten und somit idealisierten Systemen bis hin zu den (ein)kristallinen Strukturen der Festkörperphysik. Eine solche Modellierung erleichtert natürlich auch die Simulation durch Computer erheblich, wodurch kürzere Rechenzeiten oder aber größere Genauigkeiten erzielt werden können. Dabei sollte natürlich die Übertragbarkeit der so erhaltenen Ergebnisse auf das "reale" Tribosystem insoweit gewährleistet bleiben, daß sie qualitativ zur Aufklärung des tribologischen Verhaltens herangezogen werden können.

Bei der Untersuchung und Klärung der zugrunde liegenden Verschleißmechanismen greift man auf mannigfaltige Methoden zurück, deren Anwendung sich unter anderem nach der Größe der zu vermessenden Strukturen richtet. Die Ausweitung der tribologischen Forschung auf das Gebiet der Mikrotribologie - d.h. die Mikrokontaktbereiche - erfordert die Einführung neuer Techniken, die Untersuchungen und Analysen in Bereichen unterhalb von etwa $0,1 \mu\text{m}$ erlauben. Dabei stoßen viele der bisher benutzten Meßverfahren (z.B. Profilometer) bereits an ihre Auflösungsgrenzen, so daß hier verstärkt Methoden aus dem Bereich der Festkörper- bzw. Oberflächenphysik zum Einsatz kommen müssen (surface science).

Da diese jedoch häufig besondere Anforderungen an die Eigenschaften eines Probenkörpers oder das umgebende Medium stellen, steigt oft der apparative Aufwand erheblich. Der Einsatz

von Ultrahochvakuum (UHV) oder eine zur Herstellung der Leitfähigkeit einer Probe nötige Beschichtung komplizieren solche Messungen und lassen sie zeitaufwendiger werden. Zudem steigt bei kleiner werdenden Meßgrößen die Gefahr einer zunehmenden Verfälschung durch die Messung selbst, was Gegenproben mit ergänzenden Meßmethoden wünschenswert macht.

Allgemein kann gesagt werden, daß auch auf dem interdisziplinären Gebiet der Tribologie grundlegend neue Erkenntnisse nur durch systematische Anwendung der Erfahrungen, Meßtechniken und Untersuchungsmethoden von Ingenieuren, Chemikern und Physikern zu erwarten sind. Fernziel ist die Entwicklung von Materialien mit maßgeschneiderten tribologischen Eigenschaften bzw. diese theoretisch vorhersagen zu können.

Im folgenden soll nun nach einer kurzen Erläuterung der verwendeten Begriffe eine Übersicht über den bisherigen Stand der Forschung auf diesem interdisziplinären Gebiet gegeben werden.

2 Mikro-Meso-Nano

Die in der Literatur zu findenden Bezeichnungen für die einzelnen Bereiche der Längenskala werden von den Autoren der verschiedenen Fachgebiete häufig unterschiedlich interpretiert. So hat ja ein Mikrometer in der Festkörperphysik bereits eine makroskopische Größenordnung, immerhin handelt es sich um ca. 5000 Atom- bzw. Gitterabstände, wohingegen ein Ingenieur hier eher von einer mikroskopischen Größe spricht. Um Mißverständnisse zu vermeiden, soll daher kurz auf die hier getroffene Unterscheidung eingegangen werden.

Unter Mikrobereich werden von technischer Seite Längen unterhalb 100 μm verstanden; darin eingeschlossen aber auch Abmessungen bis in atomare Größenordnungen, d. h. dem Geltungsbereich der Festkörperphysik, bei der Gitterabstände in Kristallen sowie Atomabstände in Molekülen in Ångström gemessen werden. Die auch manchmal benutzten Ausdrücke nanoskopische bzw. mesoskopische Länge werden hier als Teile des mikroskopischen Maßstabs verstanden, sie geben also nur eine Obergrenze für die vorherrschende Größenordnung einer Struktur oder eines untersuchten Bereichs einer Oberfläche an.

Sollen die angesprochenen Begriffe ein Längenintervall definieren, so wird darauf gesondert hingewiesen werden. Während ja ein vorgesetztes "mikro-" bzw. "nano-" den interessierenden Meterbereich bereits kennzeichnet, besteht bei der mesoskopischen Betrachtungsweise die Schwierigkeit einer eindeutigen Definition. Im allgemeinen ist hier der Bereich von etwa 50 - 500 nm gemeint, Abweichungen nach oben oder unten sind aber je nach Autor möglich.

Einer weiteren Erklärung bedürfen auch die verwendeten Abkürzungen: Zwar besteht häufig Übereinstimmung zwischen den Akronymen der deutsch- und englischsprachigen Literatur, bei unterschiedlicher Schreibweise sollen hier aber ausschließlich die englischen Kürzel benutzt werden, da diese auch im deutschen Sprachgebrauch immer mehr Eingang finden und so eine eindeutige Bezeichnung ermöglichen. Das Raster-Tunnel-Mikroskop wird also entsprechend der englischen Schreibweise (scanning tunneling microscope) mit STM abgekürzt.

3 Mikrotechnologie

Die in der Einleitung bereits angesprochene fortschreitende Miniaturisierung in der Technik sowie der dadurch nötige Zwang zu kleineren Toleranzen verlangt auch von der Tribologie ein Nachfolgen in diese Dimensionen. Die Mikro- bzw. Nanotechnologie liegt mit den Abmessungen und Genauigkeiten von 100 - 0,1 nm bereits im Grenzbereich zu atomaren Größenordnungen [1], d. h., die (Tribo-)Technik dringt in die der Oberflächenphysik zugehörigen Gebiete vor. Der Begriff "Mikrotribologie" soll hier also parallel zur Mikrotechnologie zunächst mehr quantitativ verstanden werden, nicht als eine andere Qualität der Tribologie.

Die in verschiedenen Sparten der Technik bereits erreichte Verkleinerung der Abmessungen soll anhand einiger Beispiele kurz skizziert werden.

In der Elektrochemie wurde eine Brennstoffzelle mit einer Dicke von 550 nm entwickelt, aufgebracht auf ein 125 µm dickes Trägermaterial. Die eigentliche Zelle besteht aus Pseudoboemit mit einer Fläche von etwa 1 µm² (1 millionstel mm²), die Kontaktierung erfolgt über Platindrähte [2].

Eine ebenfalls im µm-Bereich strukturierte Oberfläche aus Aluminiumoxid bzw. Gold kann durch selektive Adsorption aus einem Lösungsgemisch wechselweise mit hydrophilen (wasseranziehenden) und hydrophoben (wasserabstoßenden) Molekülen belegt werden. Dabei adsorbieren die Reagenzien als sogenannte "self assembled monolayers" (SAM). Durch die Abhängigkeit der optischen und elektrischen Eigenschaften dieser sogenannten amphiphilen Moleküle von ihrer räumlichen Orientierung kann eine Oberfläche mit stark unterschiedlichen Eigenschaften erzeugt werden. Man hofft, mit Hilfe solcher Schichten optische Übertragungssysteme bauen zu können, die störungsunempfindlicher sind als elektrische Leitungen. In Vorversuchen wurde Alkanthiol an Gold adsorbiert, Alkankarboxylsäure an Aluminiumoxid, die dabei erreichte Selektivität dieser orthogonalen SAM betrug dabei mindestens 1 zu 100 [3].

Der bisher kleinste Biosensor besteht aus mehreren würfelförmigen Behältern mit einer Kantenlänge von 50 µm, die durch eine Wand von

25 μm Stärke getrennt sind. Dabei wird die Aktivität lebender Zellen in einem solchen Behälter anhand ihrer Produktion von Kohlendioxid und Zucker bestimmt. Durch eine geeignete Kontaktierung kann der sich ändernde pH-Wert gemessen werden, der mit der biologischen Aktivität korreliert ist [4]. Durch die Kleinheit dieses Sensors kann eine sehr große Zahl davon auf einem einzigen Chip untergebracht werden, was z.B. bei der Reihenuntersuchung von Seren eine erhebliche Zeitersparnis sowie eine größere statistische Genauigkeit zur Folge hat.

Gemeinsam ist den hier angeführten Beispielen das Aufbringen der dünnen Schichten mittels Molekularstrahlepitaxie (MBE), in denen dann Strukturen mittels verschiedener lithographischer Techniken erzeugt werden. Diese wurden erstmals auf dem Gebiet der Elektronik in großem Umfang eingesetzt und ermöglichten durch ihre Genauigkeit erst die hohe Integration moderner elektronischer Schaltungen. Bei der IC-Herstellung mittels Photoresisttechnik können mit Hg-Lampen mit Wellenlängen zwischen 366 und 436 nm Fenster von 0.7 μm in eine Schicht geschnitten werden [5]. Für einen 16 Mbit-Chip ist dieses Maß noch auf 0.5 μm zu verkleinern, was z.B. durch die Verwendung kürzerer Wellenlängen (Elektronen- oder Röntgenlithographie) erreicht wird.

Mit der Methode der Synchrotronstrahlung konnte man aber auch bereits Zahnräder mit einem Durchmesser von unter 100 μm herstellen [6], was einen "Maschinenbau" in dieser Größenordnung möglich machen würde (Abb. 3.1).

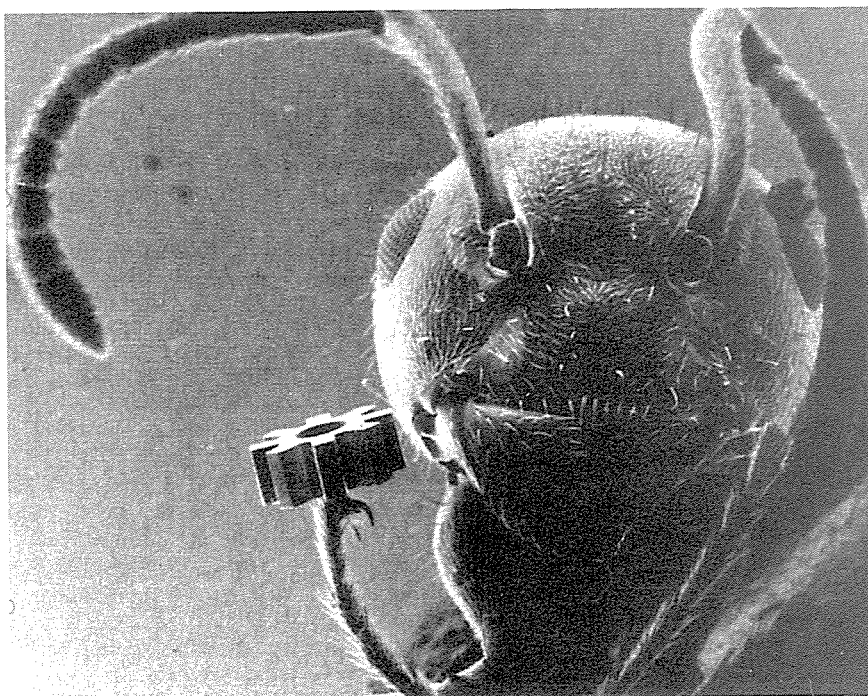
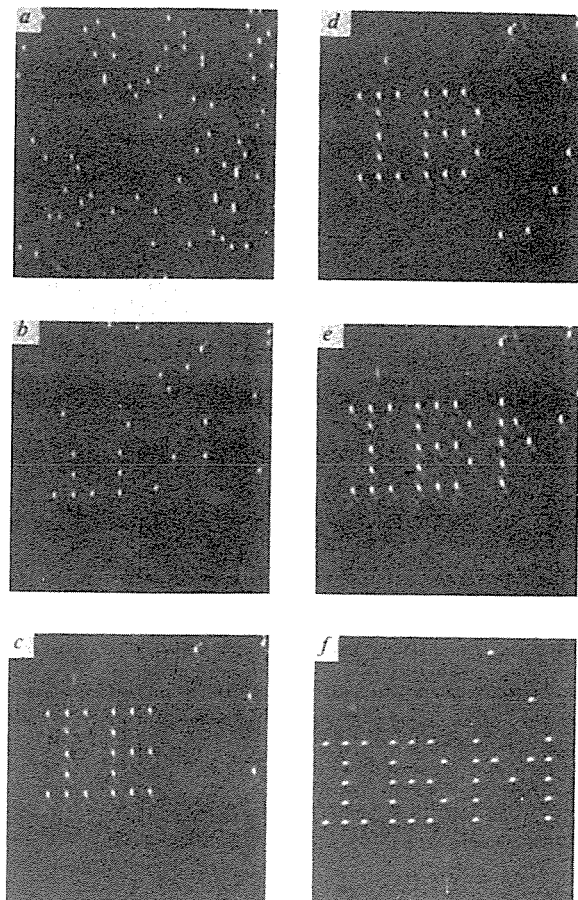


Abb.3.1
mit MBE hergestelltes
Zahnrad, [6]

Man kann sich unschwer vorstellen, daß derart kleine Geräte bereits durch schwache Reibungskräfte oder winzige Verschleißpartikel in ihrer Funktion nachhaltig gestört werden könnten. Aber auch Toleranzen z.B. bei Kugellagern liegen heute bereits bei einigen Nanometern, ebenso die Rauheit bzw. Maßhaltigkeit optischer Oberflächen. Ähnliche Oberflächengüten werden in der Datenverarbeitung für sogenannte Festplatten verlangt. Um eine möglichst hohe Speicherdichte zu erhalten, muß der Lesekopf sehr dicht, etwa $0.3 \mu\text{m}$, über der Plattenoberfläche schweben. Dies erfordert natürlich eine entsprechende Genauigkeit bei der Plattenherstellung; Diamantdrehen und anschließendes Beschichten sind die üblicherweise benutzten Techniken. Auf solche Oberflächen angewandt, sind die klassischen Meßgeräte wie z. B. Profilometer häufig bereits an ihrer Auflösungsgrenze angelangt, größere Genauigkeit bieten hier neu entwickelte Geräte wie das scanning tunneling microscope (STM) oder das daraus abgeleitete atomic force microscope (AFM), auf die in einem späteren Kapitel näher eingegangen werden soll.

Diese Mikroskope bieten aber nicht nur die Möglichkeit der Untersuchung einer Oberfläche, vielmehr kann diese auch manipuliert und die geänderte Topographie mit der gleichen Methode anschließend wieder untersucht werden. Es können somit kleinste Strukturen bis hin zu einzelnen Atomen "geschrieben" werden (Abb.3.2) [8-13].



*Abb.3.2
mit der STM-Spitze geschriebene
Buchstaben aus Xe-Atomen auf
Pt-Substrat, Temperatur von
Probe und STM 4K, nach [11]*

Dabei ist es bereits möglich, daß diesen Einzelatomen eine bestimmte Funktion zukommt, z.B. die eines Schalters. Eine solche Anordnung ist in Abb. 3.3 dargestellt.

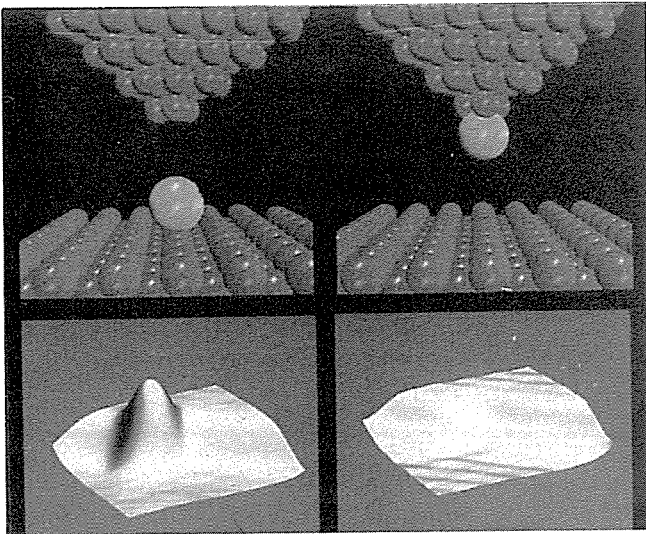


Abb. 3.3
 Ein Einzelatom als Schalter,
 in der oberen Reihe Modelldar-
 stellung, unten STM-Bild der
 Oberfläche, nach [12]

Dabei zeigt die obere Bildleiste das simulierte "Hartkugelmodell" der mit dem STM gemessenen realen Situation. Der Schalter besteht in diesem Fall aus einem Xenonatom, dessen Position durch Impulse verschiedener Polarität zwischen der Spitze und dem Substrat wechselt. Die Leitfähigkeit des Gesamtsystems ist hoch, wenn das Xenonatom sich an der Spitze befindet, im anderen Fall ist sie klein. Dies macht auch deutlich, daß für ein einziges Atom nicht mehr zwischen "Elektrik" und "Mechanik" zu unterscheiden ist, im Mikrobereich beginnen die Grenzen zwischen den einzelnen Fachgebieten zu verschwimmen. Eine recht gute Übersicht über das Thema Mikrofabrikation bietet eine Reihe von Artikeln in der Zeitschrift "Science" [14]. Damit wären die Voraussetzungen gegeben, um das zu erreichen, was Feynman bereits vor über 30 Jahren in seinem Buch "Miniaturisation" über die zukünftigen Möglichkeiten der Materialentwicklung und -anwendung voraussagte: "We will get enormously grater range of properties that substances can have and of different things that we can do" [15].

4. Meßtechniken der Oberflächenphysik in der Tribologie

4.1. Die "klassischen" chemischen Analysemethoden

Die Anwendung von Meßtechniken aus der Oberflächenphysik (surface science) auf tribologische Problemstellungen ist nicht neu. Schon länger werden unter anderem mit Auger-Elektronen-Spektroskopie (AES), Elektronen-Spektroskopie zur chemischen Analyse (ESCA) und Sekundärionen-Massenspektroskopie (SIMS) Untersuchungen an tribologisch beanspruchten Oberflächen durchgeführt, um nur die wichtigsten unter zahlreichen weiteren Verfahren zu nennen. Einen Überblick über deren physikalische Grundlagen und Einsatzmöglichkeiten geben verschiedene Publikationen aus dem Bereich der experimentellen Festkörperphysik, siehe z. B. [16,17], sowie die dort angegebenen Literaturstellen.

Mit diesen Analyseverfahren können nun verschiedene Elemente, Verbindungen oder Valenzzustände auf einer Oberfläche nachgewiesen werden. In Verbindung mit einer Ionenkanone kann man durch Absputtern ein Tiefenprofil der Probe erhalten, um so z. B. aus der Sauerstoffverteilung mit zunehmender Tiefe Rückschlüsse auf eventuelle Tribooxidation zu ziehen. Dabei ist die laterale Auflösung durch den Fokusbereich begrenzt, der etwa bei 0,1 - 1 mm liegt. Um in kleinere Bereiche vorzudringen, wurde daher in jüngster Zeit zu den drei oben genannten Methoden noch ergänzend die Möglichkeit entwickelt, durch einen verkleinerten Strahldurchmesser und eine Rasterung von der untersuchten Probe eine "Karte" der Oberfläche zu erhalten. So kann man z. B. mit SAM (= scanning Auger microprobe) die Elementverteilung auf der Oberfläche zeigen. Die erzielbare Auflösung beträgt dabei etwa 1µm, auch hier natürlich in Abhängigkeit von der möglichen Fokussierung. Gemeinsam ist allen diesen Spektroskopien, daß sie nur im Ultrahochvakuum (UHV) betrieben werden können.

Eine weitere Methode, bereits 1962 von Redhead entwickelt [18], ist die sogenannte Thermodesorption (TDS), bei der ein zuvor der Probe angebotenes (und adsorbiertes) Gas durch Temperaturerhöhung desorbiert wird. Mit einem Massenspektrometer läßt sich der Partialdruck der desorbierenden Spezies oder anderer eventueller Reaktionsprodukte verfolgen. Durch Auftragen des Signals gegen die Probentemperatur erhält man ein Spektrum mit einem oder mehreren

Maxima bei bestimmten Temperaturen, die einer maximalen Desorptionsrate entsprechen. Mittels verschiedener Auswertemethoden lassen sich daraus Adsorptions- und Aktivierungsenergien des jeweiligen Moleküls oder Atoms ableiten. Eine makroskopische Variante dieses Verfahrens ist die Thermogravimetrie, bei der man ebenfalls eine Probe aufheizt und deren Gewichtsverlust dabei gravimetrisch verfolgt. Beide Methoden wurden bereits auf spezielle tribologische Problemstellungen angewandt [19,20]. Bei Arbeiten, die auf mikrotribologische Untersuchungen abzielen, besteht die Schwierigkeit, die besonders kleinen Gasmengen bzw. kleinen Gewichtsunterschieden nachzuweisen. Jedoch hat gerade TDS eine sehr große Empfindlichkeit, moderne Massenspektrometer können Partialdrücke von $<10^{-15}$ Torr detektieren, so daß sogar eine durch tribologische Beanspruchung bewirkte direkte Desorption unter Umständen zu messen wäre. Voraussetzung hierzu ist aber auf jeden Fall eine UHV-Kammer oder eine differentielle Pumpstufe, mit der die Partialdrücke der Restgase niedrig gehalten werden, um Störeffekte auszuschalten.

Insgesamt bleibt festzustellen, daß zwar bereits mit "klassischen" Methoden der Oberflächenanalytik einige mikrotribologische Untersuchungen durchgeführt wurden, bedingt durch besser geeignete neue Techniken hier aber wohl eher eine Stagnation eintreten wird. Für Routinemessungen, gerade in einer UHV-Kammer, sind diese Analyseverfahren häufig unverzichtbar, weswegen sie zur Ergänzung bei in-situ Tribologiemessungen herangezogen werden könnten.

4.2 Neue Entwicklungen zur Oberflächencharakterisierung

Den im folgenden beschriebenen Meßmethoden gemeinsam ist die Tatsache, daß sie auf der Untersuchung von Oberflächen beruhen, die auf einen einzigen Mikrokontakt reduziert sind, bzw. mit einem Mikrokontakt eine ausgedehnte Oberfläche vermessen wird. Die Nutzung eines solchen Einzelkontaktes als Reibpartner vereinfacht die Geometrie des Tribokontaktes natürlich erheblich. Weiterhin bleibt es im Idealfall auch bei einer steigenden Belastung bei einem Kontakt, aus der wachsenden Last resultiert lediglich eine Vergrößerung der Kontaktfläche (s. Abb. 4.1).

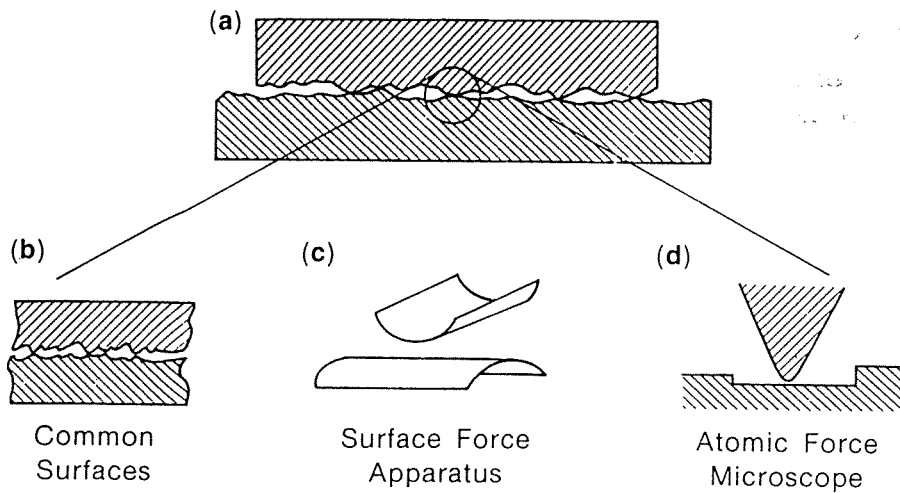


Abb. 4.1
Mikrokontaktgeometrie bei SFA und AFM (STM), nach [29]

4.2.1 Der surface force apparatus (SFA)

Eigentlich bereits eine ältere Entwicklung ist der von Tabor gebaute "surface force apparatus" SFA aus dem Jahr 1969 [21], dessen Aufbau später von Israelachvili verbessert wurde [22]. Diese Vorrichtung dient dazu, die zwischen zwei frisch gespaltenen Glimmerplättchen bzw. gekreuzten Zylindern aus Glimmer auftretenden Kräfte zu messen. Dabei kann der Abstand bis auf 1 Å genau eingestellt werden, seine Messung erfolgt mittels einer optischen Methode: Beugungsmuster gleicher Ordnung durch Interferenz mehrerer Strahlen (fringes of equal chromatic order, FECO). Zur Kraftmessung wird die Auslenkung einer geeichten Feder genutzt, an der einer der Zylinder befestigt ist, d.h. man führt die Kraftmessung auf eine Wegmessung zurück (s. Abb. 4.2). Ein ähnliches Verfahren wird auch beim Rasterkraftmikroskop angewandt, darauf und auf die im Einzelnen wirkenden Kräfte wird in Kap 4.2.2 eingegangen werden. Bei der Spaltung von Glimmer entstehen atomar glatte Oberflächen über einen Bereich, der größer ist als die Kontaktfläche beider Zylinder. Die hohe Flächenpressung bei dieser Anordnung führt dann zu einer ebenen Fläche (Durchmesser etwa 100µm) zwischen beiden makroskopischen Körpern mit einem Radius von etwa 1 cm. Wird nun ein Zylinder über einen Antrieb gegen den anderen verschoben, kann man mittels eines weiteren Kraftsensors eine Reibungskraft messen.

Da zwischen die Zylinder auch Flüssigkeiten eingebracht werden können, ist es möglich, deren Verhalten bei Änderung des darauf lastenden Drucks zu vermessen. Auf diese Weise konnten Israelachvili und Mitarbeiter erstmals Reibungskräfte im atomaren

Bereich bei trockenem oder geschmiertem Kontakt untersuchen. Diese Ergebnisse werden in einem späteren Kapitel in einem größeren Zusammenhang näher beschrieben werden.

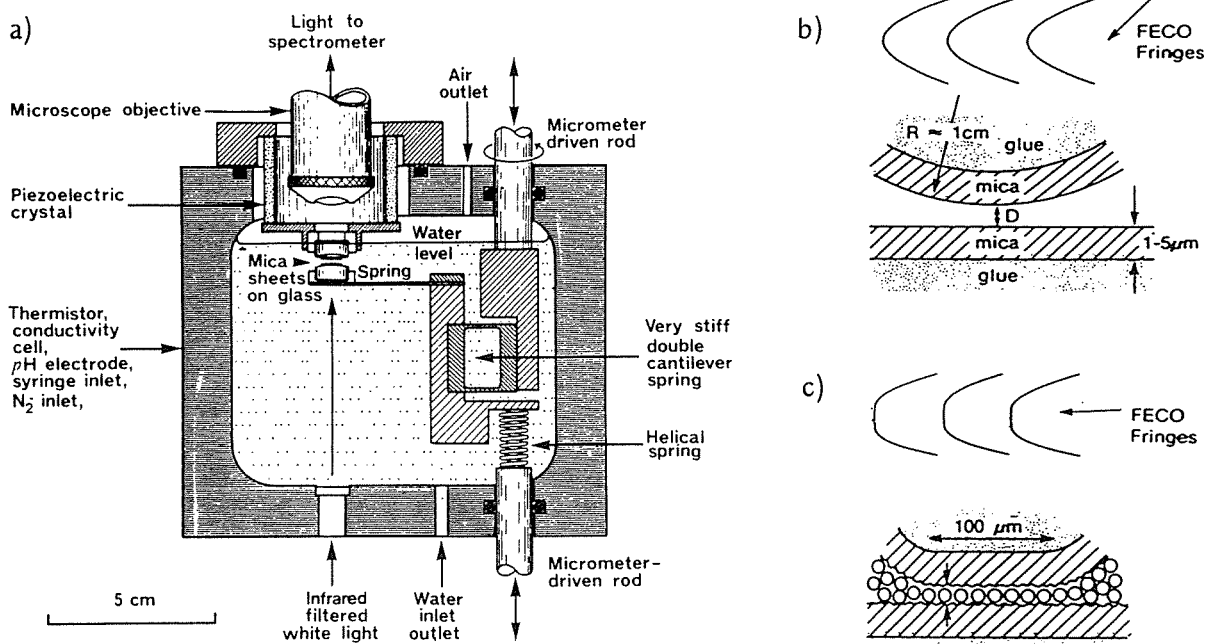


Abb. 4.2

a): Schemazeichnung des SFA [23] und der auftretenden Beugungen,
 b): vor Kontakt c): nach Kontakt [24]

4.2.2 Die Rastermikroskope: STM und AFM

Dieses von Binnig und Rohrer [25] erstmals vorgestellte Mikroskop nutzt den aus der Quantenphysik bekannten Tunneleffekt, um eine Festkörperoberfläche abzubilden; Messgröße ist der dabei auftretende Tunnelstrom. Im Jahre 1986 erhielten die Autoren für dieses Gerät den Nobelpreis, parallel dazu hatte eine rasante technische Weiterentwicklung eingesetzt, die zunächst der Erhöhung der Auflösung und der Zuverlässigkeit des Mikroskops diene. Einen chronologischen Überblick hierüber gibt Tabelle 4.1. Ein wichtiges Problem war insbesondere die Stabilität gegen Erschütterungen, aber auch die Herstellung der Tunnelspitzen erinnerte eher an einen Rückfall in die Zeiten der Alchimie. In schneller Folge entstanden jedoch zahlreiche Verbesserungen, die dann eine Routineanwendung erlaubten und bald waren auch erste kommerzielle Geräte erhältlich. Ebenso können Spitzen in verschiedenen Geometrien sowie aus unterschiedlichen Materialien maßgeschneidert werden.

Jahr	Thema	Literatur- stelle	Autoren
1982	1. Veröffentlichung, STM	[25]	Binnig und Rohrer
1986	Nobelpreis	[26]	
1983	1. atomare Auflösung mit STM	[27]	
1986	1. AFM	[28]	
1987	1. atomare Auflösung mit AFM	[29]	
1987	1. at. Aufl. AFM / Nicht-leiter	[30]	Albrecht und Quate

*Tab.4.1
Chronologie
der STM/AFM-
Entwicklung*

Daneben wurden von diesem Typ verschiedene Varianten abgeleitet, denen andere Abbildungsmechanismen zugrunde liegen; als Wichtigste davon muß das Rasterkraftmikroskop genannt werden, ebenfalls von Binnig und Rohrer erstmals eingesetzt [28]. Während die Anwendung des Rastertunnelmikroskops durch sein Arbeitsprinzip auf leitfähige Oberflächen beschränkt ist, erlaubt das Rasterkraftmikroskop (atomic force microscope = AFM) auch eine Untersuchung von Isolatoren. Da dieser Mikroskoptyp auf der Messung der Normalkraft beruht, die zwischen der angenäherten Spitze und der Probe herrscht, können durch eine geeignete Wahl des Spitzenmaterials bzw. des Abstandes zu der Probe verschiedene Wechselwirkungen untersucht werden. So entstand eine ganze "Familie" von Kraftmikroskopen, mit denen elektrostatische, magnetische und auch, mittels eines zweiten Sensors, Reibungskräfte gemessen werden konnten.

Wegen ihres großen Anwendungsspektrums haben diese Methoden breiten Eingang in die Grundlagen- und die industrielle Forschung gefunden. Da es sich hier um sehr neue Techniken handelt und sie daher nicht als bekannt vorausgesetzt werden können, soll hier eine kurze Einführung in die physikalischen Grundlagen gegeben

werden: zunächst die Beschreibung einer Oberfläche im atomaren Maßstab, danach eine Erläuterung der beiden wichtigsten Mikroskoptypen, des STM und des AFM. Für weitere Informationen sei auf die vorhandenen Übersichtsartikel verwiesen sowie die darin angegebene Sekundärliteratur, in der neben der historischen Entwicklung auch auf spezielle apparative Probleme eingegangen wird [31-41].

Eine Festkörperoberfläche, die im Mikrometerbereich noch eine scharfe Grenze darstellt, ist bei atomarer Betrachtung nicht mehr so exakt umrissen, sondern weist verschiedene Übergangszonen auf (Abb. 4.3).

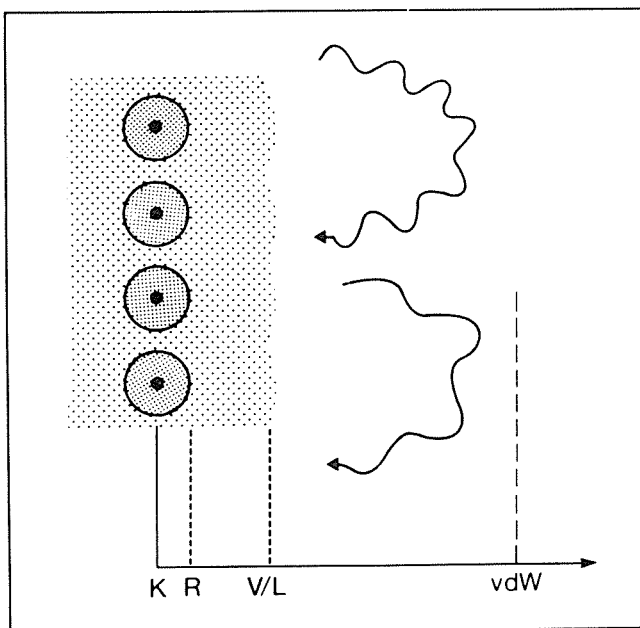


Abb. 4.3

Die verschiedenen Zonen einer Festkörperoberfläche, [41]

K = Kernposition

R = Rumpfelektronen

V/L = Leitungs-/Valenz- e^-

vdW = van der Waals Kräfte

Nimmt man für die Atomkerne der letzten Lage eines Kristallgitters eine definierte Position an, so bilden deren Rumpfelektronen die erste Grenze. Dieser noch recht enge Bereich erstreckt sich über etwa 0.01-0.03 Å. Die zweite Zone besteht aus Valenz- und Leitungselektronen und dehnt sich bis etwa 1 nm aus, wobei die Aufenthaltswahrscheinlichkeit dieser schwach gebundenen Elektronen exponentiell abfällt. Das dritte Gebiet wird von den van der Waals Kräften beherrscht, einer schwachen Wechselwirkung, die durch elektromagnetische Wellen vermittelt wird. Diese können z.B. durch thermische oder spontane Fluktuation der Valenz- oder Leitungselektronen erzeugt werden. Noch weiter außen schließt sich dann eine vierte Zone an, die durch das Einwirken äußerer Kräfte definiert wird. Hierzu zählen die Effekte, die durch optische oder akustische Wellen erzeugt werden, ebenso wie die durch

Polarisation oder Magnetisierung bewirkte Ausbreitung elektrischer bzw. magnetischer Felder.

Bereich	Felder	SXM	Transport	SXM
Kontakt	Abstoßung	AFM [28]	Punktkontakt	STM [42]
Austausch	chem. Bindung	SFM [43] (AFM)	Tunneln	STM [25]
v.d. Waals	vdW-Anziehung	SFM [44, 45]	Wärmeleitung	SThM [44]
			Nahfeldoptik	SNOM [46]
			Nahfeldakustik	SNAM [47]
aufgeprägte Effekte (extern; Umgebung)	Coulomb-Kraft	SFM [43]		
	Ladungs- akkumulation	SCM [48]		
	magnetische Kraft	MFM [44]		
	Kapillar- kondensation		Ionenleitung	SICM [49]
			Ausgasrate	- [50]

Tab. 4. 2

SXM X-beliebige Rastermikroskopien, [41]

Nähert man nun zwei Festkörper einander an, so werden nacheinander diese vier Bereiche durchlaufen. Es soll allerdings noch einmal erwähnt werden, daß diese nicht scharf voneinander getrennt sind, sondern ineinander übergehen bzw. sich überlappen. Neben den wirkenden Feldern lassen sich auch noch dazugehörige einzelne Transportphänomene unterscheiden, diese sind in Tabelle 4.2 mit aufgeführt.

Das Rastertunnelmikroskop (STM)

Grundlage des Rastertunnelmikroskops ist der aus der Quantenphysik bekannte Tunneleffekt, der bei Anlegen einer Spannung zwischen Spitze und Probe zum sogenannten Tunnelstrom führt. Das Phänomen des Tunnels liegt in der Wellennatur des Elektrons begründet, dessen Aufenthaltswahrscheinlichkeit an der Oberfläche z.B. eines Metalls nicht "schlagartig" endet, sondern vielmehr exponentiell abklingt. Werden nun zwei Festkörper einander genähert, so können die Wellenfunktionen der Elektronen überlappen, d.h. es besteht

für die Elektronen die Möglichkeit, die Potentialschwelle zu durchtunneln, obwohl diese höher sein kann als die Gesamtenergie der Elektronen.

Bei Anlegen einer geringen Spannung erhält man dann, ohne daß sich die beiden Körper berühren, einen Strom, der exponentiell mit dem Abstand d der Grenzflächen abfällt. Dieses Verhalten ist gleichzeitig der Nachweis, daß es sich um den Tunneleffekt handelt, da bei Vorliegen einer ohmschen Leitung der Strom sich linear ändern würde. Diese starke Abstandsabhängigkeit des Tunnelstroms kann man nutzen, um die Topographie einer Oberfläche darzustellen. Dazu reduziert man einen der Körper auf eine sehr feine Spitze, die über die andere Fläche gerastert wird. Jede Höhenänderung des Substrats wird mittels des sich ändernden Tunnelstroms detektiert. Bei einer ausführlicheren Betrachtung findet man allerdings, daß für den Tunnelstrom neben der Abstandsabhängigkeit noch weitere Parameter entscheidend sind. Als wichtigster sei hier nur die Elektronenaustrittsarbeit Φ genannt, deren Größe die Energie angibt, die zum Entfernen eines Elektrons aus einem Festkörper nötig ist (s. Abb. 4.4). Nimmt man in einer einfachen Näherung die Flächen als eben an, so gilt für freie Elektronen mit:

$$eV_T, k_B T \ll \Phi$$

$$I \propto V_T/d \cdot \exp(-\Phi^{1/2} \cdot d) \quad \text{Gl. 4.1}$$

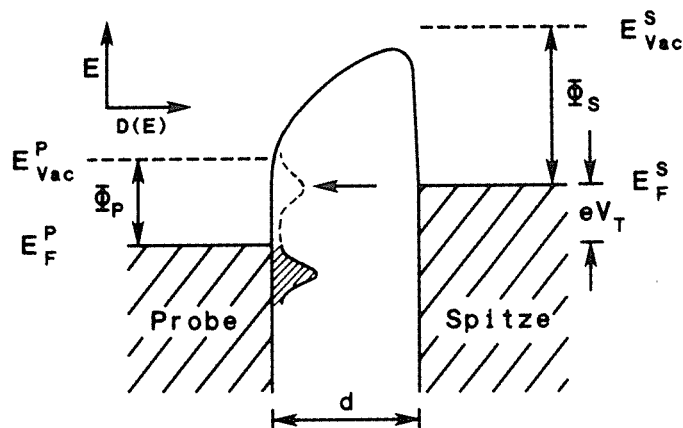


Abb. 4.4
Potentialverhältnisse beim STM,
 $\Phi_{P,S}$: Austrittsarbeit der Probe
bzw. Spitze, E_{vac} : Energie der
 e^- an der Vakuumgrenze,
 E_F : Fermienergie
 d : Abstand nach [37]

Daraus folgt, da sich die Austrittsarbeit lokal ändern kann - z.B. durch ein bestimmtes Adsorbat erhöht wird - die Möglichkeit, daß trotz einer größeren geometrischen Höhe der Tunnelstrom vermindert wird! Eine Schlußfolgerung über die vorliegende Topographie ist daher nicht trivial, läßt sich aber eventuell aus dem Verhalten bei einer Polaritätsänderung zwischen Tunnelspitze und Probe

ziehen, wenn die Austrittsarbeiten von Adsorbat und Substrat bekannt sind. Zur Problematik der Abhängigkeit des Tunnelstroms von verschiedenen Parametern und der Auswirkung auf die erhältliche Abbildung einer Oberfläche gibt es einige theoretische Arbeiten, auf die hier jedoch nur verwiesen werden soll [51-55].

Auf der experimentellen Seite lag das Hauptproblem in der nötigen mechanischen Stabilität der Apparaturen. Abstände von wenigen Ångström einzustellen und über die benötigte Meßzeit von einigen Minuten konstant zu halten erfordert eine erhebliche Genauigkeit, auch müssen auftretende Störungen schnell korrigiert werden. So betragen z. B. die Bodenvibrationsamplituden im Laborbereich typisch $0,1 \mu\text{m}$, thermische Driften für viele Werkstoffe etwa $0,1 \mu\text{m}$ pro Zentimeter und Grad, woraus man ungefähr die Schwierigkeiten ermessen kann, welche die Experimentatoren zu überwinden hatten. (Eine Eisenplatte mit einer Länge von 70 mm dehnt sich bei einer Temperaturerhöhung von nur einem Grad um 816 nm aus!). Mit herkömmlichen Methoden wie Mikrometerschrauben oder Zahnradgetrieben ist die erforderliche Genauigkeit nicht zu erreichen. Solche rein mechanischen Vorrichtungen dienen beim STM nur der groben Positionierung, während die Feineinstellung über Piezoelemente erfolgt. Diese bestehen üblicherweise aus Bleititanat oder Bleizirkonat. Ihr Verstellbereich ist zwar auf etwa 0,2 Prozent der Gesamtlänge begrenzt, dies reicht jedoch in Anbetracht der geforderten geringen Veränderungen aus. Vorteilhaft ist weiterhin die rein elektrische Ansteuerung der Piezokeramiken, die über einen Kleinrechner erfolgen kann, was eine schnelle und spielfreie Bewegung der Tunnelspitze ermöglicht; ebenso kann durch eine weitgehende Automatisierung des Heranfahrens an die Probe die Gefahr von Beschädigungen vermindert werden.

Das "scanning" in X- bzw. Y-Richtung durch Piezoelemente übernimmt ebenfalls der Computer, wobei als Regelgröße der Z-Achse ein konstanter Tunnelstrom eingehalten wird. Das Bildsignal besteht dann aus der dazu notwendigerweise linearisierten Piezospaltung. Dieser Modus ermöglicht den Einsatz des STM auch über Flächen mit größerer Rauheit. Um eine höhere Abtastrate zu erzielen, kann die Regelelektronik auf einen mittleren Abstand eingestellt werden, Meßsignal ist dann der sich mit der Struktur ändernde Tunnelstrom. Dazu ist allerdings eine sehr glatte Oberfläche Voraussetzung, damit eine Berührung der Tunnelspitze bei einem zu plötzlichen

Anstieg der Oberfläche vermieden wird. In Tabelle 4.3 sind zum Vergleich einige Daten verschiedener Meßmethoden aufgeführt.

Type	Contact	Resolution [nm]	
		lateral	vertical
stylus profilometry	Y	1000	5
optical interferometry	N	500	1
SEM	N	10	60
STM	N	1	0.1

Tabelle 4.3
Vergleich Struktur-Meßmethoden,
[56]

Mit beiden Rastermikroskopen kann man eine Auflösung bis in den atomaren Bereich erreichen, dabei können Flächen von bis zu $5 \times 5 \mu\text{m}^2$ Größe abgerastert werden, bei neueren Geräten bis zu $100 \times 100 \mu\text{m}^2$. Die zu untersuchende Oberfläche wird durch eine Folge von Linien dargestellt, wobei sich durch einen regelmäßigen Abstand in Y-Richtung ein quasi dreidimensionales Bild ergibt. Der Steuerparameter für die Z-Achse wird entweder durch den veränderlichen Tunnelstrom oder die für eine veränderliche Höhe nötige Piezospaltung gebildet (s. Abb. 4.5).

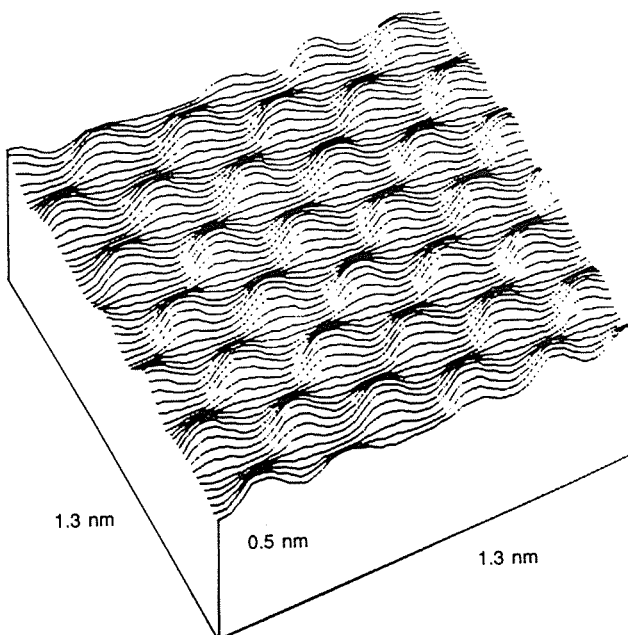


Abb. 4.5
Linienrasterbild einer
Graphitoberfläche abgebildet
mit einem STM, nach [34]

Mit speziellen Geräten ist es möglich, Objekte bis zu 6 Zoll Durchmesser zu erfassen, wovon dann jeder Abschnitt der Oberfläche in einem Fenster von etwa $25 \mu\text{m}^2$ untersucht werden kann. Wichtig ist auch die Möglichkeit, über einen Maßstabsbereich von fünf

Zehnerpotenzen die Vergrößerung einzustellen (Zoom). Damit können Teile einer Probe zunächst grob abgerastert werden, um dann mit einer höheren Auflösung der interessanten Bereiche die Untersuchung kontinuierlich bis zur maximalen Vergrößerung fortzusetzen.

Von den verschiedenen Geräten der Anfangszeit haben sich einige Bauprinzipien durchgesetzt, auf denen die jetzt verwendeten Geräte basieren:

So werden hauptsächlich zwei Arten der Aufhängung der Spitze eingesetzt, eine "dreibeinige", bei der jede Achse durch einen Piezokristall gebildet wird (Abb. 4.6) und die "Röhrchen"-Aufhängung.

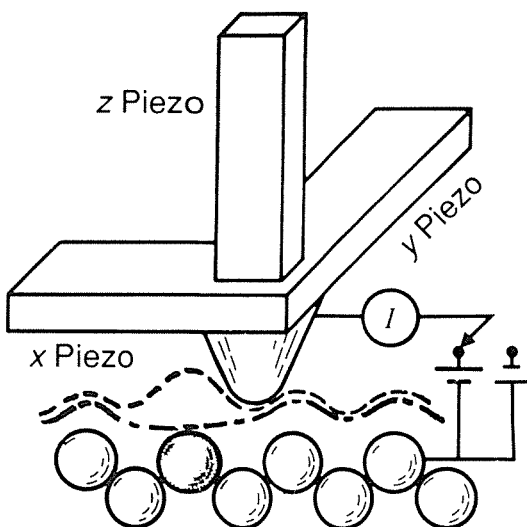


Abb. 4.6
Schemabild der Dreibein-Aufhängung eines STM jede Achse wird durch einen Piezokristall gebildet, nach [34]

Bei letzterer Aufhängungsart sitzt die Spitze auf einem Hohlzylinder, dessen Innenseite die eine Piezoelektrode darstellt. Die Außenseite wird durch vier Segmente gebildet, die einzeln oder in einer geeigneten Kombination mit einer Spannung gegen die Innenelektrode beaufschlagt werden können.

Die Positionierung der Probe in Z-Richtung erfolgt dann durch eine gleichzeitig an alle vier äußeren Segmente angelegte Spannung, die Auslenkung entlang der X-bzw. Y-Achse erreicht man durch eine leichte Verbiegung des Piezos mittels Steuerspannungen an gegenüberliegenden Segmenten (s. Abb.4.7). Die notwendige Linearisierung in Richtung der Raumkoordinaten sowie der Ausgleich einer eventuellen thermischen Drift erfolgt on line durch den Rechner.

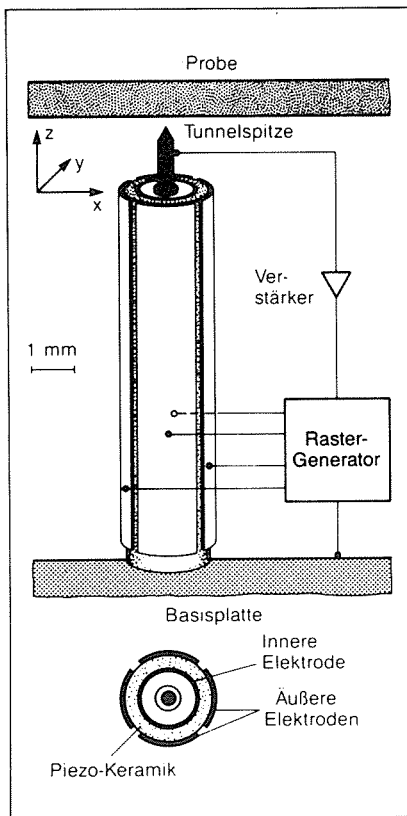


Abb. 4.7

Schemazeichnung der Spitzenaufhängung mittels Röhrenpiezo, der Querschnitt durch die Piezokeramik zeigt die Aufteilung in vier Segmente.

Entwickelt in der KFA-Jülich nach [57]

Prinzipiell macht es keinen Unterschied, ob die Spitze oder die Probe beweglich ausgeführt wird, beide Arten werden angewandt und erzielen atomare Auflösung. Es ist sogar möglich, den Träger der Probe frei auf einer Unterlage laufen zu lassen, nur durch die elektrischen Zuleitungen mit dem Rechner verbunden. Diese, oft als "Laus" bezeichnete Einrichtung, ermöglicht dann eine Untersuchung von fast beliebig großen, ebenen Flächen. Unabhängig von der Bewegungsmethode ist auch die Anordnung der Spitze über oder unter der Probe. Erstere bietet die Möglichkeit, die Probe zu benetzen, um so Untersuchungen z.B. von Biomolekülen in einem wässrigen Medium durchzuführen, wohingegen bei fester Spitze und lose aufgelegter Probe ein schnellerer Probenwechsel erfolgen kann, was Routineuntersuchungen erleichtert.

Stellvertretend für die verschiedenen verwirklichten apparativen Lösungen soll hier der Aufbau näher beschrieben werden, wie er in der Kernforschungsanlage Jülich entwickelt wurde [57].

Die Strategie hierbei war eine konsequente Vereinfachung der bisherigen Konzepte. Um die nötige Vibrationsfreiheit zu erreichen wurde nicht auf die sonst übliche schwingungsarme Aufhängung gesetzt, für die häufig schwere (und teure) luftgelagerte Granittische benutzt werden, sondern es wurde nur dafür gesorgt, daß Probe und Spitze nicht gegeneinander schwingen können.

Voraussetzung hierfür ist eine steife Konstruktion mit einer möglichst hohen Resonanzfrequenz. Abbildung 4.8 zeigt eine Prinzipskizze des Mikroskops.

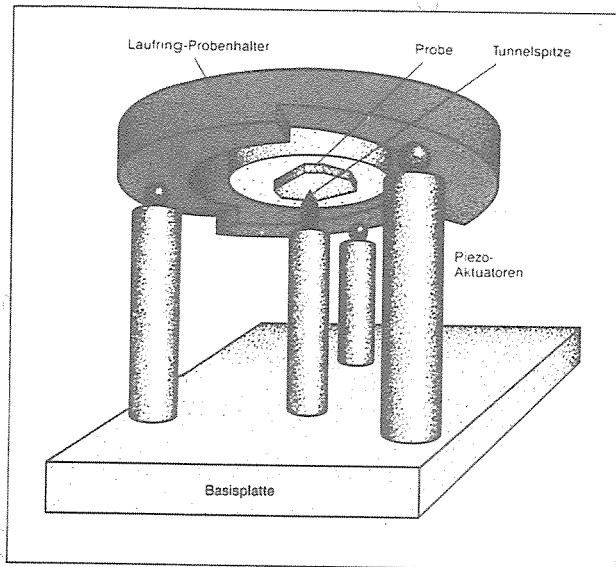
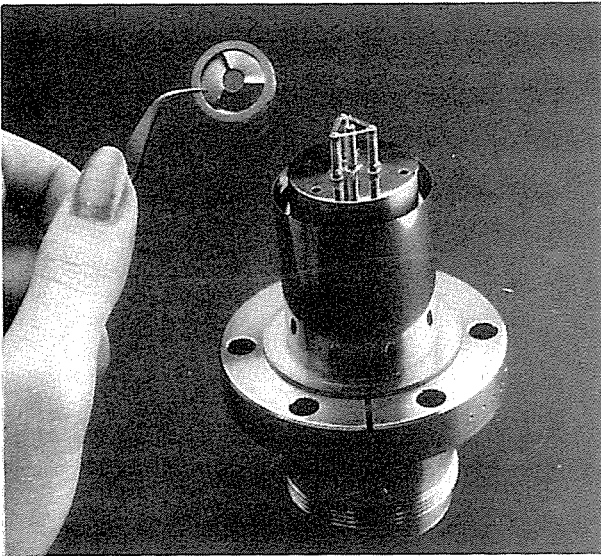


Abb. 4.8
Prinzip des STM der KFA-Jülich,
Aufbau mit vier gleichen Röh-
ren piezos zur Kompensation
der Temperaturdrift, abnehm-
barer Probenhalter, [57]

Die Basis bilden einige Edelstahlplatten, die nötige Dämpfung wird durch zwischengelegte Vitonringe bewirkt. Auf der Grundplatte sind vier Röhrrchen-Piezoaktuatoren befestigt. Drei davon tragen die Probe, an ihren Enden sind Metallkugeln angebracht, der vierte dient der Z-Verstellung der Tunnelspitze. Da alle vier die gleiche Länge und Bauart besitzen, ist eine Temperaturkompensation automatisch sichergestellt. Die auf drei Kugeln lose aufliegende Probe kann durch langsames Ansteuern der Piezokristalle in einer stabilen Lage über die Tunnelspitze bewegt werden. Durch schnelle Impulse in gleicher Richtung ist es möglich, die Träger unter der Probe durchrutschen zu lassen, wodurch ein Transport über größere Strecken erfolgen kann. Durch eine Kombination beider Bewegungsarten ist dann ein Abrastern auch von sehr großen Flächen möglich; werden die Aktuatoren phasenversetzt angesteuert, kann man die Probe auch drehen. Eine Variante, bei der das Mikroskop "auf dem Kopf" stehend betrieben wird, wurde ebenfalls gebaut; damit können dann auch, wie bereits erwähnt, flüssigkeitsbedeckte Oberflächen untersucht werden. Das Mikroskop bildet hier also die "Laus", die mit einer Geschwindigkeit von bis zu 1 mm pro Sekunde über die Probe laufen kann.

Beide Ausführungen des STM können in Luft oder im Vakuum betrieben werden, ihre geringe Größe ("pocketsize", s. Abb.4.9) und relative



Unempfindlichkeit erlaubt heute den Einsatz in jedem normalen Physikkolabor, ohne besondere Maßnahmen wie z.B. eine Reinraumatmosfera zu erfordern. Die weitgehend automatisierte Ansteuerung erleichtert die Bedienung erheblich.

Abb. 4.9

"Pocketsize" STM, montiert auf einem UHV-Flansch mit 70 mm \varnothing

Das Rasterkraftmikroskop

Ausgehend von der Technik, die für die Tunnelmikroskopie entwickelt wurde, kommt mittlerweile eine ganze Familie von verwandten Methoden zur Untersuchung der verschiedensten Phänomene im atomaren Maßstab zur Anwendung. So wurde bereits der Begriff SXM geprägt, Rastermikroskopien für x-beliebige Eigenschaften von Oberflächen [41], ein Hinweis auf die Vielzahl der Möglichkeiten, die diese neue Technik bietet.

Es würde den Rahmen dieser Arbeit sprengen, auf jedes dieser Mikroskope, seine Einsatzmöglichkeiten sowie die physikalischen Grundlagen einzugehen. Da die Rasterkraftmikroskopie aber innerhalb dieses "Gerätezoos" und für tribologische Untersuchungen wieder einen wichtigen Zweig darstellt, erscheint es sinnvoll, diese näher zu beschreiben. Weitere Mikroskoparten sowie die zugehörigen Literaturstellen können Tabelle 4.2 entnommen werden.

Das Rasterkraftmikroskop mißt die zwischen Atomen bestehenden Kräfte, indem eine Spitze ähnlich der des STM über eine Oberfläche gerastert wird. Da hierbei aber im Gegensatz zu diesem kein Strom fließen muß, können auch Nichtleiter untersucht werden, die wichtigste für das STM geltende Beschränkung entfällt somit. Obwohl das Arbeitsprinzip des Rasterkraftmikroskops noch einfacher als das des Rastertunnelmikroskops erscheint, muß hier dennoch ausführlicher auf einige bestehende Probleme eingegangen werden, um Unklarheiten über die Wirkungsweise bzw. die verschiedenen Betriebsarten dieses Mikroskoptyps auszuschließen. Zunächst sind

hier die beiden Methoden der Ansteuerung der Mikroskopspitze zu unterscheiden, bei denen die aufgebrachte Kraft entweder direkt über die gemessene Auslenkung des Hebels bestimmt wird (DC-Mode), oder aber indirekt durch eine dem Hebelarm aufgeprägte Schwingung. Deren Änderung von Frequenz, Phase oder Amplitude bei der Annäherung an die Oberfläche läßt dann Rückschlüsse auf die wirkenden Kräfte zu (AC-Mode).

Eine mehr grundsätzliche Unterscheidung liegt in der Ausnutzung der verschiedenen wirkenden Kräfte mit langer oder kurzer Reichweite, jeweils bezogen auf die Abstände, die für den Betrieb eines Kraftmikroskops relevant sind. Dazu ist es nötig, noch einmal auf die bereits im vorigen Abschnitt bei der Definition einer Festkörperoberfläche erwähnten Zonen sowie die darin wirkenden Kräfte zurückzukommen (s. Abb. 4.3). Die wichtigste Wechselwirkung, die bei allen Betriebsarten auftritt, ist die van der Waals-Wechselwirkung, die aus diesem Grund eingehender behandelt werden soll. Um die auftretenden Phänomene bei einem Molekül, das sich einem anderen oder einer Oberfläche nähert, zu erklären, ist eine kleine Exkursion in die Festkörperphysik bzw. die physikalische Chemie sinnvoll.

Ein üblicher Ansatz [58,59] zur Beschreibung der intermolekularen Kräfte (vereinfacht hier: für zwei Kugeln) ist ein sogenanntes Lennard-Jones-Potential, häufig auch einfach in Anlehnung an die vorkommenden Potenzen als 6-12-Potential abgekürzt:

$$U(r) = a / r^{12} - b / r^6 \quad \text{Gl. 4.2}$$

Dabei gibt r den Abstand der Moleküle voneinander an, a und b sind Konstanten. Für andere Geometrien ergeben sich etwas andere Potenzansätze, die hier jedoch nebensächlich sind.

Der erste Term ist repulsiv, hervorgerufen durch die elektrostatische Abstoßung der Moleküle aufgrund der Abstoßung der Elektronen in den sich überlappenden Orbitalen. Der zweite Term schließlich ist attraktiv, er beschreibt die van der Waals-Energie durch die Dipol-Dipol-Wechselwirkung. Man erkennt leicht, daß für kleine r der repulsive Teil der Gleichung, für große r der attraktive Teil bestimmend wird. Aus der Summe beider Terme erhält man die potentielle Energie des Systems, die für einen bestimmten Wert von r ein Minimum aufweist: den Gleichgewichtsabstand beider Moleküle (s. Abb. 4.10).

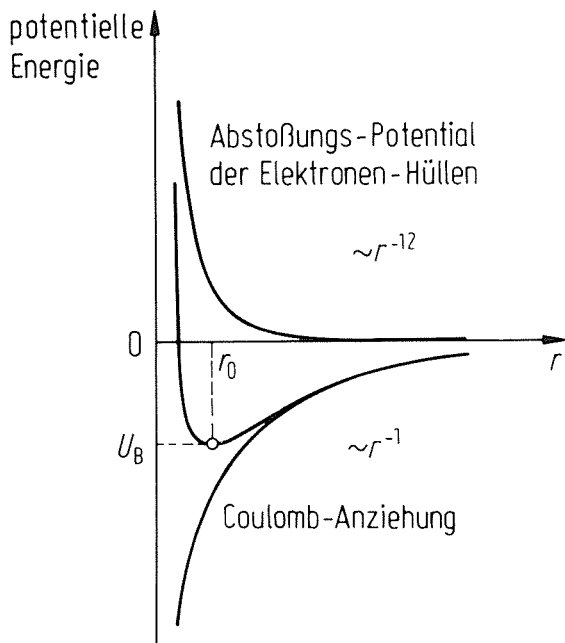


Abb.4.10
 Energiediagramm für zwei sich nähernde Kugeln, Lennard-Jones-Ansatz, hier zur einfacheren Darstellung mit einem $1/r$ Potential,
 r_0 = Gleichgewichtsabstand
 U_B = Bindungsenergie, [60]

Die van der Waals-Energie setzt sich wiederum aus verschiedenen Beiträgen zusammen:

- 1.) permanente Multipolmomente; z.B. hat ein Wasser-Molekül ein Dipolmoment, Kohlendioxid besitzt ein Quadrupolmoment.
- 2.) durch diese induzierte Momente
- 3.) die sogenannte Dispersion

Diese wird verursacht durch eine spontane Fluktuation der Polarisation durch eine Lageveränderung der Elektronen um den Kern. Diese Fluktuationen ereignen sich mit einer Frequenz von etwa 10^{15}s^{-1} , also einer Frequenz, die der des UV-Lichts entspricht, weswegen dieses gestreut (dispergiert) wird. Somit läßt sich die van der Waals-Energie schreiben als

$$U_{\text{vdW}} = U_{\text{pol}} + U_{\text{ind}} + U_{\text{disp}} \quad \text{Gl. 4.3}$$

Diese einzelnen Beiträge hängen nun wiederum von der Temperatur, der Polarisierbarkeit sowie weiteren Faktoren ab, was zu einem relativ komplizierten Ausdruck bereits für zwei identische Moleküle führt. Es lassen sich jedoch für dieses Problem geeignete vereinfachende Annahmen finden, die es erlauben, auch noch komplexere Systeme zu beschreiben. Mit diesen können dann die Terme von Gleichung 4.3 leicht summiert werden und es folgen daraus drei verschiedene Fälle:

- 1.) die van der Waals-Kraft zwischen beliebigen Materialien im Vakuum ist immer attraktiv.
- 2.) die vdW-Kraft zwischen gleichen Materialien in jedem Medium ist immer attraktiv.
- 3.) die vdW-Kraft zwischen verschiedenen Materialien in einem Medium kann repulsiv sein.

Der repulsive Term in Gleichung 4.2, hervorgerufen durch die elektrostatische Abstoßung gleicher Ladungen, beschreibt eine sehr starke und schnell abfallende Wechselwirkung. Seine mathematische Form kann zwar variieren (z.B. ein Potenzgesetz, "Harte Kugel"-Modell), entscheidender ist aber seine Wirkung auf das Verhalten zweier sich nähernder Moleküle oder von Atomen in einem Gitter: Das Gleichgewicht von anziehenden und abstoßenden Kräften bestimmt so wichtige Materialparameter wie z.B. den Elastizitätsmodul. Für ein Rasterkraftmikroskop ergeben sich somit grundsätzlich zwei Möglichkeiten, in denen es betrieben werden kann:

Im Wirkungsbereich der (attraktiven) vdW-Kräfte; dies wird als der berührungslose Modus bezeichnet, da durch die große Reichweite der vdW-Kräfte die Spitze relativ weit von der Probe entfernt ist. Durch die Attraktion kommt es auch zu dem in der Literatur häufig erwähnten Heranspringen ("jump to contact") der Spitze zur Probe. Übersteigt der Gradient der Wechselwirkung die Federkonstante des Hebels (oder auch die der Spitze!), so erfolgt eine schnelle Bewegung auf die Probe zu, bis wieder ein Gleichgewicht vorliegt. Wird die Spitze entfernt, so wird ihr Weg zunächst dem Verlauf der theoretischen Kraft/Weg-Kurve folgen, bis an einem anderen Punkt wiederum eine Instabilität auftritt. Dies führt zu einer Hysterese in der gemessenen Kraft/Weg-Kurve.

In der zweiten Betriebsart wird die Spitze bis in den Bereich der Abstoßung herangefahren, nur hier spricht man vom Kontaktmodus, welcher noch am ehesten dem Bild eines Plattenspielers entspricht, mit dem ein AFM häufig verglichen wird. In Verbindung mit der oben erwähnten Möglichkeit, die Spitze des Mikroskops in Schwingung zu versetzen, ergeben sich somit insgesamt vier Varianten, die hier noch einmal zusammen mit den jeweiligen experimentellen Vor- und Nachteilen aufgeführt werden sollen (nach [61]):

Modus	Vorteile	Nachteile
mit Kontakt		
DC	- höchste Ortsauflösung Messung der Proben- deformation	- evtl. nicht zerstörungsfrei - schlechte Kraftaufl. (1nN) - thermische Drift
AC	- Messung von E-Modul und Kontaktfläche gute Kraftauflösung	- evtl. nicht zerstörungsfrei - durch Modulation Störung der adhäsiven WW zwischen Spitze und Probe (ca. 0,1 pN!)
ohne Kontakt		
DC	- zerstörungsfrei	- schlechte Orts- und Kraft- auflösung - thermische Drift
AC	- zerstörungsfrei - gute Kraftauflösung - kleine th. Drift	- schlechte Ortsauflösung (ca. 10 nm)

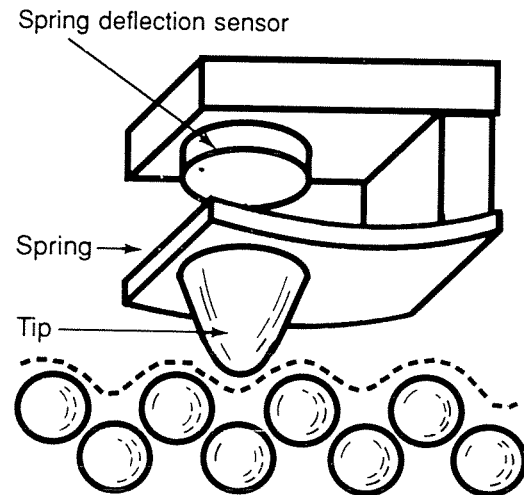
Aufgrund der Tatsache, daß eine Probe durch ein Rasterkraftmikroskop mit einer negativen oder auch völlig ohne eine Normalkraft untersucht werden kann, ist ein solches Gerät gerade für tribologische Problemstellungen gut geeignet. Besonders interessant ist auch die Möglichkeit, Adhäsionskräfte von Mikrokontakten direkt messen zu können, wenn die Spitze nach der Berührung zurückgezogen wird und eine Benetzung stattgefunden hat.

In Verbindung mit den für das STM bereits entwickelten Techniken ließ sich die kleinste nachweisbare Kraft bei einem AFM bis auf 0,1 pN vermindern, dazu mußte dessen "Auflagekraft" bis auf weniger als den millionsten Teil der einer Plattenspiellernadel verringert werden. Es mag auf den ersten Blick nur schwer möglich erscheinen, derart schwache Kräfte direkt zu messen, sie liegen in einer Größenordnung von etwa 10 nN für eine einzelne chemische Bindung, eine van der Waals-Bindung bricht ab etwa 0,1 nN während z. B. ein Profilometer eine Auflagekraft von typisch 100 nN benötigt. Zur Kraftmessung wird die Auslenkung eines dünnen Hebels mit einer Federkonstanten benutzt, die noch unter der einer einzelnen Bindung liegen muß, um eine zerstörungsfreie Messung zu

ermöglichen. Bei einer Schwingungsfrequenz im Festkörper von 10^{13} Hz und einer Atommasse von 10^{-25} kg ergibt sich die interatomare Federkonstante zu etwa 10 N/m. Ein Stück Haushaltsfolie aus Aluminium mit einer Länge von 4 mm und einer Breite von 1 mm hat eine Federkonstante von 1 N/m, d. h., es ist eigentlich sehr leicht, eine so schwache Feder zu bauen, die Schwierigkeit liegt vielmehr in einer ausreichend genauen Messung ihrer Auslenkung!

Erste Geräte benutzten hierzu ein Tunnelmikroskop, womit eine Auslenkung von 1 nm noch gemessen werden konnte, entsprechend einer Normalkraft von 1 nN; eine Prinzipskizze zeigt Abb. 4.11.

Abb. 4.11
Prinzipskizze des AFM, der "spring deflection sensor" kann z.B. ein STM sein, nach [40]



Ebenso wie beim STM muß auf genügende Schwingungsunempfindlichkeit geachtet werden; dies wird durch eine möglichst leichte Feder mit einer entsprechend hohen Resonanzfrequenz erreicht. Mit heute üblichen Techniken können bis über 100 KHz erzielt werden, was eine Höhenauflösung von besser als 0,1 Ångström bedeutet. Ein Nachteil der Abstandsmessung über den Tunnelstrom ist die Gefahr der Beeinflussung durch die Verschmutzung der Tunnelspitze. Bei neueren Geräten werden daher optische Methoden wie Beugung oder die Ablenkung eines Laserstrahls durch den Hebelarm angewendet, die eine bessere Stabilität gewährleisten (s. Abb. 4.12). Auch

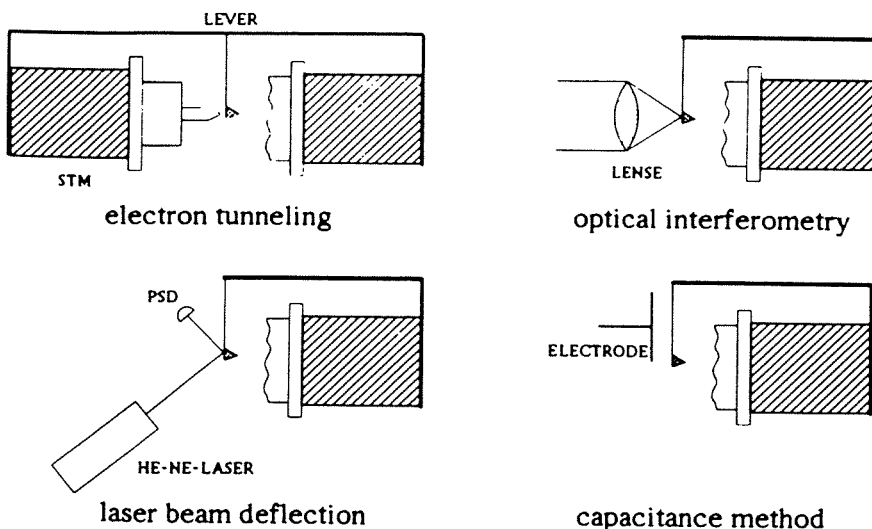


Abb. 4.12
verschiedene
Abstandsmeßmethoden
für ein AFM, nach
[36]

eine kapazitative Technik konnte bis zur Einsatzreife gebracht werden, wobei weitere apparative Details in der Literatur zu finden sind [36].

Die einfache Tatsache, daß es möglich ist, eine Oberfläche zerstörungsfei mehrmals hintereinander abzutasten, weist bereits auf ein tribologisch interessantes Phänomen hin: die Spitze muß ja dazu ohne jeglichen Verschleiß des "Gegenkörpers" arbeiten.

4.2.3 Der Nanoindenter

Die Notwendigkeit einer besseren Ortsauflösung bei Härteprüfungen führte über eine Verkleinerung der eindringenden Spitze bereits bis in den Mikrometerbereich. Parallel dazu mußte die aufzuwendende Prüfkraft ebenfalls verringert werden, um eine zu große Verformung der Probe zu vermeiden. Über die Mikrohärteprüfung hinaus ergab sich als logische Konsequenz die weitere Verkleinerung um drei Zehnerpotenzen: mit dem "Nanoindenter" kann man nun Kräfte bis hinab zu 75 nN mit einer Tiefenauflösung von 0,04 nm auf einen Prüfkörper einwirken lassen [62].

Abbildung 4.13 zeigt eine Prinzipskizze, die einem Herstellerkatalog entnommen wurde. Die Prüfspitze ist an einem Magneten befestigt, der durch das Magnetfeld einer Spule mit unterschiedlicher Kraft bewegt wird. Zusätzlich kann noch ein Wechsellspannungssignal überlagert werden, wodurch über "lock in"-Technik eine direkte Bestimmung der Elastizität möglich ist; die erreichbare kleine Zeitkonstante erlaubt eine Messung auch an sehr dünnen Schichten. Während der Prüfkörper kontinuierlich in die zu untersuchende Oberfläche eingedrückt wird, die Ansteuerung übernimmt ebenfalls der Computer, läuft bereits on line eine Teilauswertung. So können plastische und elastische Vorformung, das Volumen des Eindrucks und die Härte erhalten werden. Mit der erzielbaren Ortsauflösung liegt der Nanoindenter eher im mesoskopischen Längenbereich, eine direkte Erweiterung seines Einsatzbereiches zu noch kleineren Meßwerten bietet das Rasterkraftmikroskop, wie die Übersicht auf den Seiten 28 bzw. 29 zeigt.

Damit bietet sich der Nanoindenter zur Untersuchung von mechanischen Eigenschaften in nicht zu kleinen Volumina an, z.B. von den bereits angesprochenen dünnen Schichten oder auch von Keramiken. Einige Ergebnisse solcher Untersuchungen werden in einem späteren Kapitel ausführlicher behandelt werden.

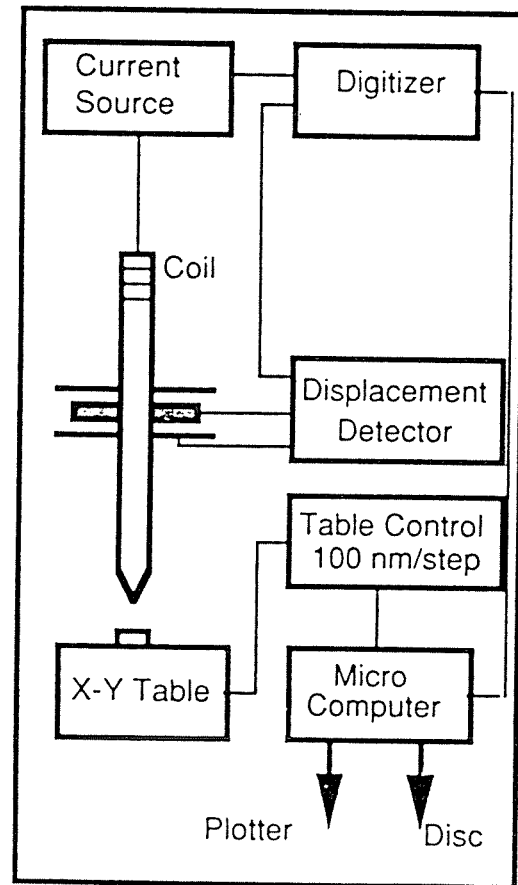


Abb. 4.13
Der Nanoindenter, Prinzipskizze
aus einem Herstellerkatalog
[62]

5. Methodik der Mikrotribologie

5.1 Vereinfachung der Parameter

Neben der Anwendung der angeführten Analysemethoden wird auch verstärkt eine von weniger Parametern beeinflusste Problemstellung angestrebt. So wird durch den Einsatz von Ultrahochvakuum (UHV) eine geringere Verschmutzung der Probe durch Restgas erzielt. Auf diese Weise sind Experimente möglich, bei denen der Einfluß adsorbierter Monolagen auf ein Tribosystem untersucht werden kann, ebenso wie die durch Implantation in ein Material eingebrachte Änderungen der Stöchiometrie im oberflächennahen Bereich. In beiden Fällen soll eine durch eine sehr kleine Stoffmenge hervorgerufene Beeinflussung eines Systems untersucht werden, das aber durchaus makroskopische Dimensionen haben kann. So gibt es einige Arbeiten, in denen die tribologischen Eigenschaften von durch Ionenimplantation verbesserten Stählen beschrieben sind, siehe z.B. [63-67] sowie Übersichtsartikel [68,69]. Im weitesten Sinne könnte man sogar PVD-Beschichtungen dazuzählen, solche Werkstoffe werden ja bereits großtechnisch hergestellt und eingesetzt, eine nähere Beschreibung dieses Verfahrens erübrigt sich daher.

Eine weitere Vereinfachung des Tribosystems ergibt sich durch die Verwendung von Einkristallen, bei denen durch eine unterschiedliche, definierte Orientierung der Einfluß der Struktur bestimmt werden kann. Auch hierbei ist es möglich, eine Untersuchung im makroskopischen Längenbereich etwa mit einem Stift-Scheibe-Apparat durchzuführen, ein Verweis auf die Literatur soll daher genügen [70,71]. Wünschenswert wäre auch die in-situ Messung an tribologischen Systemen, was den Einbau von Tribometern in UHV-Apparaturen mit entsprechenden Analysegeräten nötig machen würde. Dadurch kann eine nachträgliche Veränderung der beanspruchten Oberfläche durch den Einfluß von Restgasen, insbesondere die Adsorption von Wasserdampf oder durch Oxidation, verhindert werden. Untersuchungen dieser Art wurden im makroskopischen Bereich bereits sehr früh durchgeführt, bereits 1939 fanden Bowden und Hughes, daß der Reibungskoeffizient einer im Vakuum ausgegasteten Nickeloberfläche von Werten um 15 durch Adsorption einer Monolage Sauerstoff auf 5 sank [72], aber auch in jüngster Zeit werden Messungen durchgeführt [73,74]. Aus-

fürlichere Untersuchungen über einen größeren Partialdruckbereich, von Habig, Klaffke und anderen [75-78] in der BAM durchgeführt, zeigten ebenfalls den großen Einfluß, den Adsorptionsschichten auch im makroskopischen Bereich haben; in mikroskopischen Größenordnungen hingegen besteht noch ein erhebliches Defizit, welches nur langsam abgebaut wird.

Durch die Vereinfachung der Tribosysteme wird prinzipiell auch eine theoretische Behandlung erleichtert, wobei allerdings zu beachten ist, daß bei Simulationsrechnungen im atomaren Maßstab dies durchaus nicht zu verallgemeinern ist. Gerade im Übergangsbereich zwischen einer möglichen Kontinuumsrechnung und einer vollständigen quantenmechanischen Betrachtung sind erst in jüngerer Zeit theoretische Ansätze mit geeigneten Rechenprogrammen entwickelt worden. Als Schlagworte seien hier die fraktale Geometrie genannt, die ebenso wie "cluster", bestehend aus Atomen mit $N = 2-200000$, die Verbindung zwischen makroskopischen und mikroskopischen Längen herstellen. Hier sind für die Zukunft noch erhebliche Fortschritte zu erwarten, ein kurzer Überblick über einige bisher erreichte Ergebnisse aus der Theorie wird in Kapitel 7. gegeben werden.

5.2 Parameter aus der Festkörperphysik

Ein anderer Ansatz, der eher qualitativer Natur ist, versucht durch die Anwendung von Parametern aus der Oberflächenphysik oder der physikalischen Chemie auf tribologische Problemstellungen, diese von einer anderen Seite zu beleuchten. Dazu zählt eine Arbeit von Grimvall und Thiessen, in der die Autoren den Zusammenhang zwischen der Mikrohärtigkeit und den Bindungskräften in Karbiden, Nitriden und Boriden der Übergangsmetalle untersuchen [78]. Ausgehend von der allgemeinen Überlegung, daß hohe Werte für die Kohäsionsenergie, Standardbildungsenthalpie und Bindungsenergie auch große Härte eines Materials bewirken, wurde als neuer Parameter eine sogenannte effektive Kraftkonstante k_e eingeführt. Um diese für unterschiedliche Metalle zu normieren, wurde durch die jeweiligen Gitterkonstanten geteilt und der erhaltene Wert in Abhängigkeit von der Mikrohärtigkeit aufgetragen (s. Abb. 5.1).

Es ergab sich ein linearer Zusammenhang zwischen beiden Größen, ohne die "Ausreißer", die eine nicht normierte Auftragung gegen

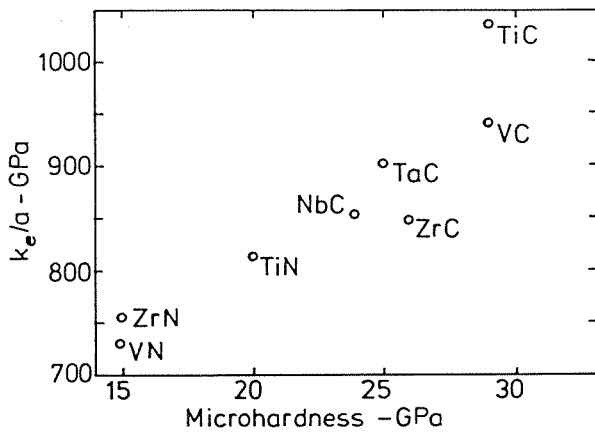


Abb.5.1
Effektive Kraftkonstante k_e/a aufgetragen gegen die Mikrohärtete, näheres siehe Text, nach [79]

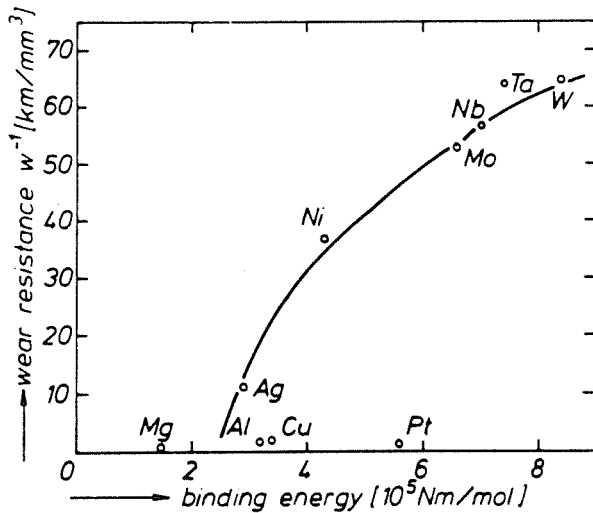


Abb.5.2
Verschleißwiderstand geg. die Bindungsenergie, [82]

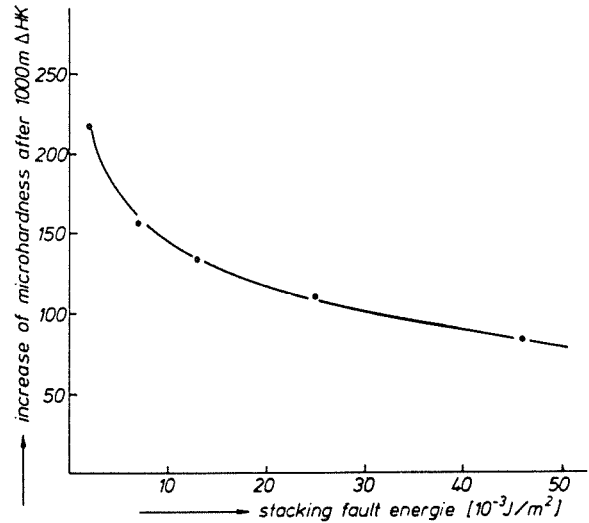


Abb.5.3
Mikrohärtete in Abh. von der Stapelfehlerenergie, [82]

z.B. die Bindungsenergie ergeben hätte (s. Abb.5.2, die Werte für Mg und Pt). Dahingehende Versuche waren bereits ab 1976 von Feller et al. durchgeführt worden, der den Einfluß der Bindungsenergie von Metallen u.a. auf ihren Kavitationswiderstand untersuchte, sowie die Abhängigkeit der Mikrohärtete (als Beitrag zur Verformungsfähigkeit) von der Stapelfehlerenergie [80-82].

Für verschiedene thermoplastische Kunststoffe wurde von Czichos und Feinle [83] deren Verschleißverhalten gegen Stahl (100Cr6) in Abhängigkeit von der Reißspannung bestimmt. Dabei zeigte es sich, daß alle gemessenen Verschleißdaten sich recht gut durch eine Gerade annähern ließen, wenn der Verschleißkoeffizient halblogarithmisch gegen einen Ausdruck aufgetragen wurde, der nur von der Reibungszahl f und der Reißspannung σ_b abhing (s. Abb.5.4).

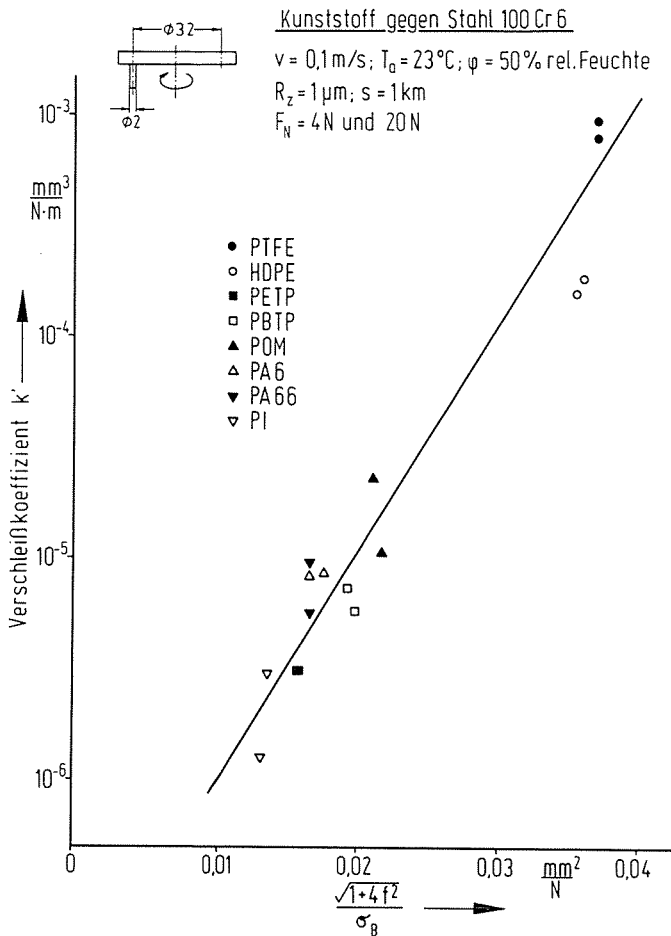


Abb. 5.4
 Verschleißverhalten von
 verschiedenen Kunststoffen
 gegen Stahl 100Cr6, nach
 [83]

Messungen an unterschiedlichen Kunststoffen mit sich selbst gepaart sowie in unterschiedlichen Kombinationen wurden von Erhard durchgeführt [84]. Einer der dabei untersuchten Parameter war die Oberflächenenergie bzw. die daraus abgeleitete Adhäsionsarbeit. Der Reibungskoeffizient, in Abbildung 5.5 noch mit μ bezeichnet, wurde hier an die berechneten Werte der Adhäsionsarbeit angefügt, es ergab sich eine exponentielle Zunahme.

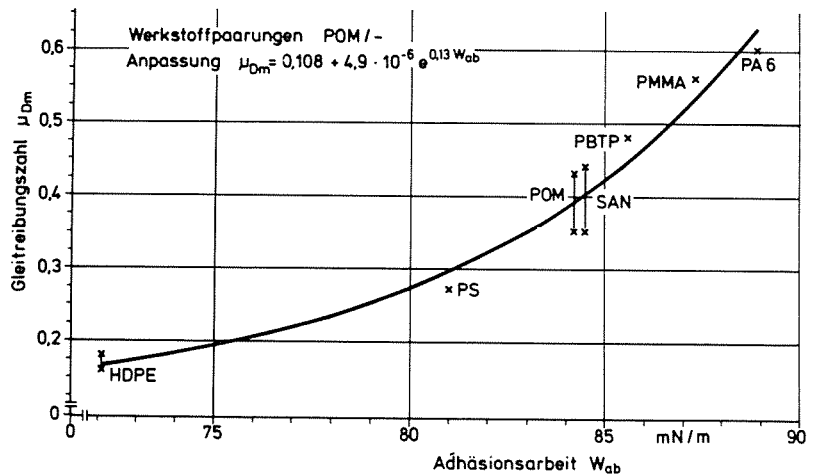


Abb. 5.5
 der Reibungskoeffizient
 μ aufgetragen gegen die
 Adhäsionsarbeit, [84]

Die Gleitreibung von Metallen im Vakuum wurde von Akagaki und Rigney mittels einer Stift-Scheibe-Apparatur untersucht, auch hier war der Einfluß der Adhäsionsenergie eine der Meßgrößen [85]. Für jede untersuchte Kombination verschiedener Reibpartner ergab sich ein Materialübertrag, sowohl im Bereich milden Verschleißes, als auch für starken Verschleiß. Als ein weiteres Ergebnis fanden die Autoren, daß für die untersuchten bcc-Metalle (Fe, Mo) sich die spezifische Verschleißrate mit steigender Adhäsionsenergie erhöhte während das Verhalten der fcc-Metalle (Cu, Ni) genau umgekehrt war. Weitere Ansätze zur Beschreibung tribologischer Eigenschaften durch Begriffe aus der Festkörperphysik stammen von Shinohara und Mitarbeitern, die über die Elektronenkonfiguration verschiedener Seltenerden- und Übergangsmetalle Rückschlüsse auf deren Verhalten zogen [86] (s. Tabelle 5.1). Dabei zeigten die Reibungszahlen der f-Metalle nur eine geringe Abhängigkeit vom umgebenden Medium auf, wohingegen Aluminium als s/p-Metall in trockener Luft oder im Vakuum sehr unterschiedliche Reibungskoeffizienten aufwies (s. Abb. 5.6).

Specimen	Electronic Configuration Number of Electrons in Subshells										Crystal Structure	
	3s	3p	3d	4s	4p	4d	4f	5s	5p	5d		6s
<i>s/p-metal</i>												
Al	2	1										f.c.c.
<i>d-metal</i>												
Ni	2	6	8	2								f.c.c.
Ta	2	6	10	2	6	10	14	2	6	3	2	b.c.c.
Ti	2	6	2	2								h.c.p.
<i>f-metal</i>												
La	2	6	10	2	6	10		2	6	1	2	h.c.p.
Ce	2	6	10	2	6	10	2	2	6	0	2	f.c.c.
Nd	2	6	10	2	6	10	4	2	6	0	2	h.c.p.
Sm	2	6	10	2	6	10	6	2	6	0	2	rhomb.
Gd	2	6	10	2	6	10	7	2	6	1	2	h.c.p.
Dy	2	6	10	2	6	10	10	2	6	0	2	h.c.p.

Tab. 5.1
Elektronenkonfiguration versch. Seltenerdmetalle, [86]

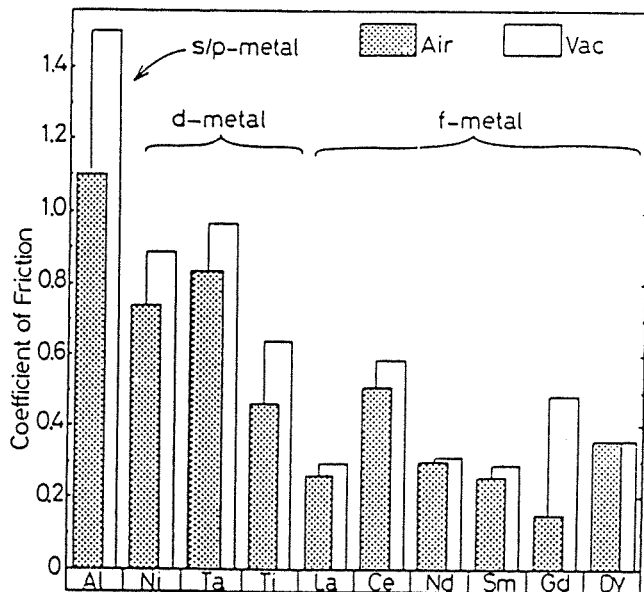


Abb. 5.6

Reibungskoeffizient für verschiedene d/f-Metalle in Luft und Vakuum, nach [86]

Adsorbatschicht auf den Proben befand. Nimmt man einen für Wasser realistischen Haftkoeffizienten von eins an, so kann man aus der kinetischen Gastheorie herleiten, daß selbst bei 1×10^{-6} Torr innerhalb einer Sekunde eine Oberfläche wieder mit einer Monolage belegt ist. Dieses prinzipielle Problem stellt sich bei allen Arbeiten, die in diesem Druckbereich durchgeführt wurden, und es erscheint nicht immer sicher, ob den Autoren dies bewußt ist.

Als gut geeignetes Material für die Grundlagenforschung an Schmiermitteln auf Oxidbasis hat sich Rutil erwiesen, leicht unterstöchiometrisches Titandioxid (TiO_{2-x}). In je einer theoretischen und experimentellen Arbeit haben Gardos und Mitarbeiter [87,88] den Einfluß von Anionenfehlstellen in Rutil auf seine tribologischen Eigenschaften postuliert bzw. nachgewiesen. Diese hängen von den Umgebungsbedingungen und der Temperatur ab, wobei insbesondere eine reduzierende Atmosphäre oder auch lediglich Vakuum die Stöchiometrie von Oberfläche und Volumen verändern können. Dabei wurde auch auf Ergebnisse anderer Autoren zurückgegriffen, die unter diesem Gesichtspunkt neu interpretiert werden konnten.

Das Auftreten von kristallographischen Schersystemen, die von den üblichen, einer bestimmten Gitterstruktur zugeordneten, abwichen, wurde auf die zunehmende Fehlstellenkonzentration zurückgeführt. Dabei wuchsen die zunächst vereinzelt vorliegenden Fehlstellen zu größeren Domänen zusammen, die als Antiphasengrenzen gedeutet wurden, in denen die Periodizität des Sauerstoffs erhalten blieb,

die des Titangitters hingegen gestört wurde. Die Domänen konnten dann zu größeren Systemen zusammenwachsen, die eine Scherebene bildeten; die dadurch vorhandene Beeinflussung der Kristallfestigkeit wirkt schließlich direkt auch auf die tribologischen Eigenschaften. Damit konkurrierende Effekte wie eine steigende Diffusionsrate des Sauerstoffs aus dem Volumen an die Oberfläche mit steigender Temperatur oder eine erhöhte Dissoziationswahrscheinlichkeit von Sauerstoffmolekülen aus der Gasphase durch die zunehmende Zahl aktiver Gitterplätze führten zunächst zu einer Abnahme der Kristallscherfestigkeit, später kam es wieder zu einer Erhöhung. Dieser wechselweise Einfluß von verschiedenen Parametern verursacht ein relativ komplexes Verhalten der tribologischen Eigenschaften, hier wird die Systemabhängigkeit der Tribologie einmal mehr deutlich, ebenso die Notwendigkeit, möglichst alle Parameter eines solchen Systems zu kennen. Ergänzend führte man Experimente an den (001)- und (110)-Ebenen von TiO_{2-x} durch, welche die obige Theorie weitgehend bestätigten. Dazu wurden die Proben in zwei verschiedenen Testapparaturen gegen ausgewählte keramische Gegenkörper geprüft, es handelte sich hierbei um heißisostatisch gepreßtes SiC sowie eine XTL-Saphirscheibe. Aus den Meßdaten für Rutil mit einer Stöchiometrie von $\text{TiO}_{1,93-1,98}$ ergab sich für die Scherspannung der (001)-Probe ein Wert von 8 MPa, vergleichbar etwa mit dem von MoS_2 , woraus auch eine ähnlich niedrige Reibung resultierte. Lag der Sauerstoffanteil noch niedriger (1,80), so stieg der Reibungskoeffizient wieder an, gleichzeitig sank der Verschleiß, wie es durch das Modell vorhergesagt wurde.

Insgesamt gibt es also durchaus vielversprechende Ansätze, tribologische Systeme durch Termini aus der Oberflächenphysik oder der physikalischen Chemie zu beschreiben und deren Verhalten erklären zu können. Dabei besteht allerdings noch häufig das Problem, technische Werkstoffe wirklich mit ausreichender Genauigkeit zu charakterisieren, um dann durch die Variation nur eines Parameters die Ursache für ein geändertes Verhalten eindeutig festzulegen. Da solche Untersuchungen auch an makroskopischen Systemen durchgeführt werden können, kommt ihnen eine wichtige Funktion als Bindeglied zwischen den traditionellen und mikrotribologischen Methoden zu.

6. Mikrotribologische Untersuchungen

6.1 Messungen mit dem STM

Im folgenden sollen STM-Messungen vorgestellt werden, die einige Autoren an verschiedenen Oberflächen durchgeführt haben. Dabei wurde aus der Vielzahl von existierenden Untersuchungen eine Auswahl getroffen, die sich auf Materialien beschränkt, für die ein technisches Interesse besteht. Hierzu zählen eigentlich bereits die ersten Untersuchungen von Binnig und Mitarbeitern, die an einkristallinem Graphit durchgeführt wurden. Heutzutage wird zur Eichung der Abbildungen von Rastertunnelmikroskopen häufig HOPG (highly oriented pyrolytic graphite) benutzt, dessen bekannte und wohldefinierte Struktur (s. Abb. 6.1) erste Messungen erleichtert und die Festlegung von Parametern ermöglicht, die dann Routinemessungen erlauben.

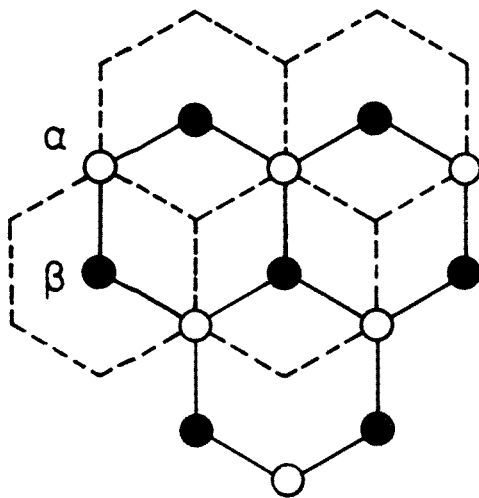


Abb.6.1

Gitterstruktur von Graphit, eingezeichnet sind zwei Lagen, um die beiden möglichen Positionen der C-Atome zu zeigen: bei α befindet sich in der darunterliegenden Schicht ein weiteres Atom, β bezeichnet die Lage über der Mitte des Hexagons

Ein weiteres wichtiges Anwendungsgebiet bilden die verschiedenen magnetischen Speichermedien zur Datenerfassung. Da bei diesen eine immer größere Speicherdichte verlangt wird, muß der Luftspalt zwischen dem Schreib/Lesekopf und der sich drehenden Magnetplatte immer kleiner werden, um die Informationsaufnahme auf eine möglichst kleine Fläche zu konzentrieren. Da in der Anlaufphase das schützende Luftkissen zwischen beiden Bauteilen fehlt, steigen die Anforderungen an deren Oberflächengüte erheblich. Eine besonders glatte Oberfläche kann also den Verschleiß vermindern, da dadurch das Gebiet der Festkörperreibung durch "Mikrokontakt-Zusammenstöße" schneller verlassen wird.

Mit der heute zur Verfügung stehenden Dünnschichttechnik kann man Schichten abscheiden, die eine Korrugation von weniger als 200 Å von Spitze zu Spitze haben, d. h. die an der Auflösungsgrenze eines Profilometers liegen. Durch seine sehr gute Höhengauflösung von 1 Å eignet sich ein Raster-Tunnel-Mikroskop ausgezeichnet zur Messung von Rauheiten, die durch konventionelle Geräte nicht mehr erfaßt werden können. Die bereits in Kapitel 4.2 aufgeführte Tabelle 4.3 gibt einen kleinen Überblick über die Möglichkeiten einiger Verfahren.

Da das Rastertunnelmikroskop berührungsfrei arbeitet, können die Messungen auch mehrfach wiederholt werden, ohne daß sich Änderungen der Oberflächenstruktur zeigen. So wurde eine Scheibe aus Stahl (AISI 52100) mit Schleifpapier (600er Körnung) poliert und anschließend

128 mal die Oberflächenrauheit gemessen [56]. In Abbildung 6.2 sind alle 128 Meßkurven übereinandergelegt, es zeigen sich praktisch keine Abweichungen.

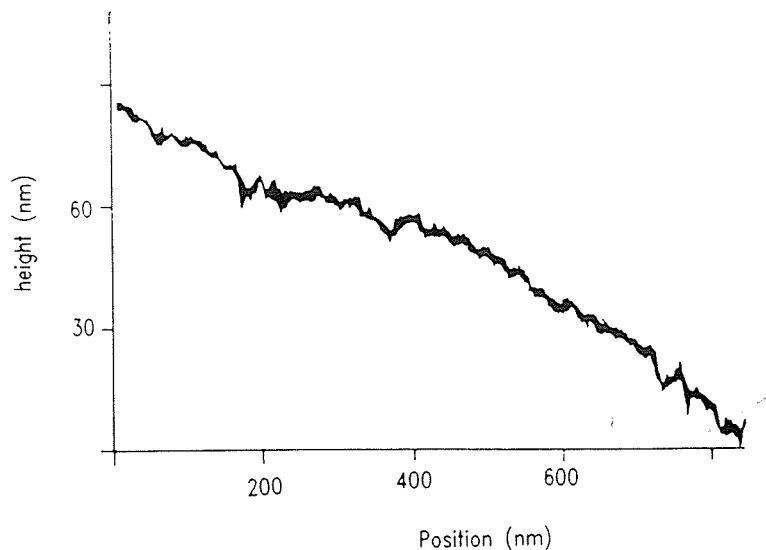


Abb.6.2
STM als Profilometer,
nach [56]

Abbildung 6.3 zeigt die Aufnahme der Oberfläche einer fertig beschichteten Magnetspeicherplatte, die von R. Kaneko et al. in

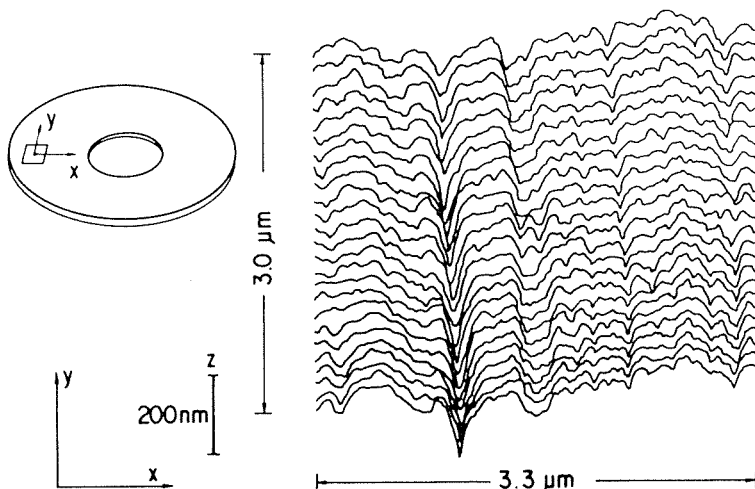


Abb.6.3
STM-Bild der Bearbeitungsspuren einer Festplattenoberfläche, nach [89]

normaler Umgebung gemacht wurde [89]. Das Linienraster zeigt eine Vielzahl von Details, deren Feinheit von einem Profilometer nicht aufgelöst werden könnte, es handelt sich hierbei um die Bearbeitungsspuren durch Diamantdrehen.

Die Autoren benutzten eine durch Ionenimplantation leitfähig gemachte Diamantspitze; die Speicherplatte ist durch die Kohlenstoffschichten, die bei der Herstellung als Verschleißschutz aufgebracht werden, bereits leitfähig und bedarf daher keiner weiteren Behandlung.

Ebenfalls eine Magnetspeicherplatte als Substrat wurde von Gehrtz und Mitarbeitern genutzt [90]. Mit einem speziell für industrielle Zwecke gefertigten Tunnelmikroskop untersuchten sie die auf der Oberfläche durch Diamantdrehen entstandenen Bearbeitungsspuren. Diese Technik wird auch in der optischen Industrie zur Herstellung von Laserspiegeln oder optischen Scannern eingesetzt, so daß sich für solche STM-Untersuchungen ein breites Anwendungsgebiet ergibt. In der zitierten Arbeit wurde als Probe eine Aluminiumplatte verwendet, wie sie als Träger für das magnetische Material eines Winchesterlaufwerks eingesetzt wird und die eine hohe Oberflächengüte besitzt. Unter Verzicht auf atomare Auflösung konnte ein Rasterbereich von $20 \times 20 \mu\text{m}^2$ in der Ebene bei einer Z-Verstellmöglichkeit von $4 \mu\text{m}$ erreicht werden. Um Instabilitäten des Tunnelstroms zu vermeiden, wurde die Oberfläche mit einer 10 nm dicken Gold-Palladium Schicht bedampft, da durch die Bildung von Aluminiumoxid die Leitfähigkeit herabgesetzt wurde.

Die erhaltenen STM-Abbildungen zeigen im Vergleich mit ebenfalls durchgeführten SEM-Untersuchungen eine verbesserte topographische Auflösung, die es erlaubt, die Unterschiede zu erkennen, die sich durch die Verwendung von verschiedenen Drehmaschinen ergaben.

Gangopadhyay und Mitarbeiter benutzten ein STM, um tribologisch beanspruchte Oberflächen zu untersuchen [91]. In einem Block-Ring-Tribometer liefen heißgepreßtes Siliziumnitrid und AISI 4620 Stahl gegeneinander, geschmiert wurde mit einer synthetischen Kohlenwasserstoff/Ester-Mischung. Die beanspruchte Siliziumfläche wurde anschließend mit Gold beschichtet (Schichtdicke 10 nm) und mit dem Tunnelmikroskop unter Laborbedingungen vermessen. Zusätzlich lieferten energiedispersive SEM-Spektren ergänzende Daten. Auf

beiden Oberflächen lagerte sich in Gleitrichtung ein schuppiger Film von etwa 25 - 40 nm Stärke ab, der sich aus organischem Material und Eisen zusammensetzte, also Bestandteilen des Schmiermittels und des Stahlrings. Auffällig war auch eine starke Glättung der beanspruchten Oberflächen. Während die Rauheit des Stahls vorher ungefähr 160 nm (entsprechend der Rauheit im Lieferzustand von $0,2 \mu\text{m} = 200 \text{ nm}$) betragen hatte, lag diese anschließend nur noch bei 27 nm, der Siliziumnitritblock zeigte eine Abnahme der Rauheit von 86 nm auf 4,4 nm, also etwa ein Zwanzigstel des ursprünglichen Wertes!

Durch die Überlegenheit der vertikalen Auflösung des Tunnelmikroskops gegenüber den SEM-Aufnahmen konnten noch kleinere Mikrostrukturen auch quantitativ erfaßt werden. So war es möglich, Mikropflügen auf der Siliziumfläche nachzuweisen, was im SEM unsichtbar geblieben war. Die Maximaltiefe der Furchen lag bei ca. 300 nm, mit Abweichungen in Längsrichtung, abhängig auch von der Höhe des durch plastische Verformung aufgeworfenen Materials. Als Ursache des Pflügens vermuteten die Autoren harte Verschleißpartikel aus Wolframkarbid, die durch die Kontaktzone gezogen wurden.

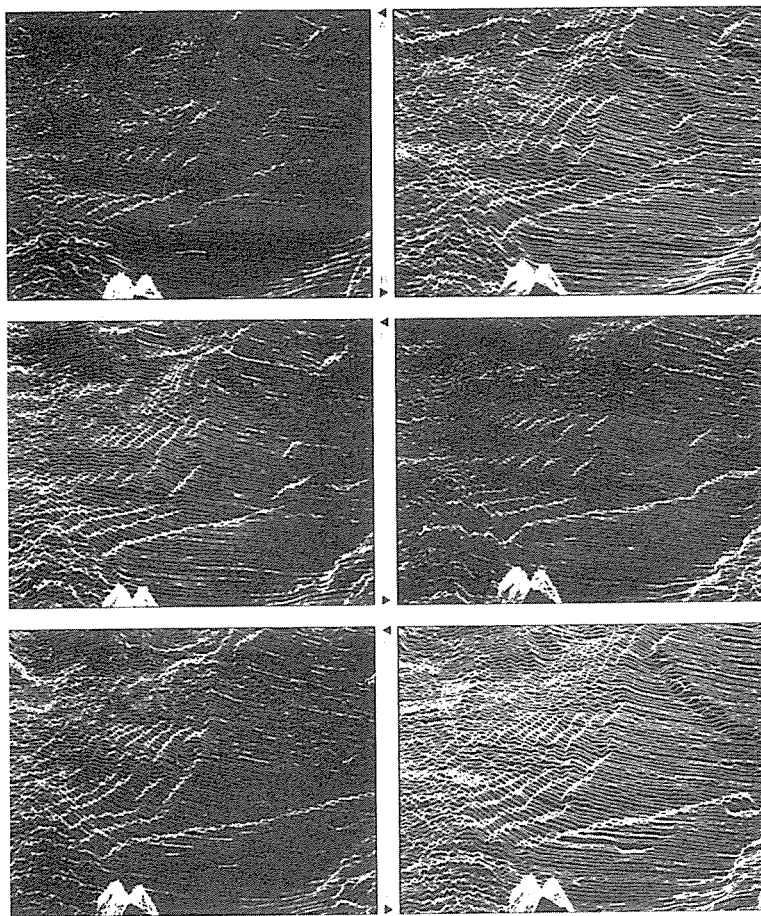


Abb. 6.4
 STM-Aufnahmen einer
 Si(111)-Oberfläche
 in Luft, Wanderung
 einer einatomaren
 Stufe unter dem
 Einfluß der Tun-
 nelspitze, vermut-
 lich adsorbierter
 Wasserfilm,
 Meßdauer je Bild
 10 s, nach [92]

Die bisher angeführten Arbeiten sind alle Beispiele für Untersuchungen statischer Oberflächen. Mit den neuesten Entwicklungen auf dem Gebiet der Rastermikroskope kann eine Fläche aber bereits so schnell untersucht werden, daß auch dynamische Prozesse sichtbar gemacht werden können. Wie leistungsfähig ein modernes Tunnelmikroskop ist, verdeutlicht eine Serie von Aufnahmen (Abb.6.4), die von einem Siliziumeinkristall gemacht wurden [92]. Die Bilder entstanden innerhalb von einer Minute und zeigen das Wandern einer Stufe über diesen Zeitraum. Die Autoren interpretierten dieses Ergebnis als die Diffusion von Wasser, das sich in einer monomolekularen Schicht auf der Oberfläche befindet, bzw., da die Messungen in Luft durchgeführt wurden, die Adsorption von Wasser aus der Umgebung.

Eine zusätzliche Schwierigkeit bei der Untersuchung von Silizium bestand darin, daß dieses in Luft sehr schnell oxidiert, was Messungen mit einem STM durch die Isolationsschicht unmöglich machen würde. Die frisch gespaltene Oberfläche mußte also möglichst schnell in die Halterung eingebaut und auf den nötigen geringen Abstand zur Tunnelspitze gebracht werden. Dies erfordert nach der Montage eine weitgehend automatisierte Manipulation der Probe, wie bereits in Kap. 4.1 angesprochen wurde.

Diese apparativen Möglichkeiten des STM können somit auch zur Untersuchung von ähnlichen, dynamischen Vorgängen genutzt werden, so z. B. die Entmischung von Legierungen, die als eine mögliche Ursache von Passivierung, Grübchenbildung und Spannungsrißkorrosion gilt. Dabei ist es möglich, solche Messungen in-situ in einem Elektrolyten durchzuführen und die auftretenden Strukturänderungen direkt zu detektieren [93]. Die Autoren beobachteten die selektive Auflösung einer Gold-Silber-Legierung in Perchlorsäure, um Hinweise auf die Rolle der Oberflächendiffusion beim Korrosionsprozeß einer Legierung zu erhalten. Eine solche Ag/Au-Legierung ist inert bei Lagerung in Luft und besitzt daher eine gut definierte Oberfläche, in diesem Fall eine (111)-Struktur, die "automatisch" entsteht, wenn beide Bestandteile auf ein glattes Substrat aufgedampft werden [94].

Untersucht wurde das Verhalten von vier Legierungen mit unterschiedlichem Silbergehalt (4, 7, 15 und 36 Atomprozent), die sich in einem Elektrolyten aus 0,1 M HClO_4 bei Potentialen bis zu

0,7 V (Referenzelektrode Ag/(1 mM AgClO₄ , 0,1 M HClO₄)) befand. Da bei solchen Spannungen eine reine Goldelektrode noch nicht in Lösung geht, konnte die beobachtete Aufrauhung der Oberfläche nur durch die Silberatome verursacht worden sein. Es bildeten sich auf den (111)-Terrassen des Substrats (8 Atom% Ag) zunächst einzelne Fehlstellen, die im weiteren Verlauf zu 1-atomar tiefen Löchern von bis zu 16 nm Durchmesser zusammenwuchsen. Lagen diese an den Rändern der Terrassen, führte dies zu einer starken Strukturierung der Kanten, wobei dieser Effekt mit wachsendem Silbergehalt stärker wurde. Bei einem Anteil von 4 Atomprozent Silber in der Legierung erfolgte hingegen eine Verkleinerung der Terrassen, traten Löcher auf, so blieben diese unter 4 nm im Durchmesser. Eine Ag/Au-Legierung besitzt somit einen Schwellenwert für den Silberanteil, bei dem sich deren Korrosionsverhalten ändert.

War der Silbergehalt einer Lage erschöpft, ordnete sich die aufgerauhte Oberfläche durch Leerstellendiffusion neu, was dann zu den beobachteten Leerstellenclustern führte; treibende Kraft für diesen Mechanismus ist die Verkleinerung der Oberflächenenergie. Die Autoren schlossen aus ihren Beobachtungen, daß einem rein zufälligen Verhalten der Leerstellenwanderung ein weiterer Mechanismus überlagert ist. Dieser wird durch eine Wechselwirkung von größerer Reichweite verursacht, die aufgrund der zwischen den einzelnen Leerstellen (bzw. Leerstellenclustern) sowie Leerstellen und den Kanten der Terrassen bestehenden Spannungen entsteht. Dieser Befund wird durch Computersimulationen untermauert, die einer der Autoren an einer Au (111)-Fläche durchgeführt hat. Dabei wurden durch Spannungsfelder vorhandene Fehlstellen von "abwärts" führenden Stufen angezogen, während sie von "aufwärts" gerichteten Stufen abgestoßen wurden.

Prinzipiell besteht die Möglichkeit, ein STM in einen Reibungsprüfstand einzubauen, um damit auch Prozesse verfolgen zu können, die während oder nach einer Reibbeanspruchung auftreten, so z.B. das Wandern von Stufen oder Versetzungen ebenso wie das zeitliche Verhalten eines Schmierfilms bei Mischreibung. Während der Einbau eines Tunnelmikroskops in ein SEM bereits ausgeführt wurde [95,96], ist die Kombination mit einem Tribometer noch nicht aus der Literatur bekannt. Da eine solche Meßanordnung aber auch keine echte in-situ Messung ermöglicht, sondern nur einen Probentransfer unnötig machen oder aber zumindest stark verkürzen würde, wäre es

günstiger, die Tunnelspitze selbst zur Beanspruchung heranzuziehen und anschließend die eingetretenen Veränderungen wieder mit der gleichen Spitze zu detektieren. Durch die Entwicklung der Kraftmikroskopie konnte allerdings ein etwas anderer, vielversprechender Weg eingeschlagen werden, erste Ergebnisse sind im folgenden Kapitel dargestellt.

6.2 Messungen mit dem AFM

Nachdem die Anfangsprobleme des Rasterkraftmikroskops überwunden waren, wurde das AFM zunächst ebenfalls zu statischen Messungen der Topographie benutzt. Auch hierbei fanden als Substrat hauptsächlich sehr glatte Oberflächen Verwendung, häufig z.B. Magnetspeicherplatten aus der Computerindustrie.

Der Hauptvorteil des Rasterkraftmikroskops, durch sein strom- und spannungsloses Arbeitsprinzip auch Nichtleiter abbilden zu können, vereinfacht die Anwendung erheblich. Da das als Grundmaterial benutzte Aluminium eine Oxidschicht besitzt bzw. eine ebenfalls isolierende Verschleißschicht aufgebracht wird, ist dieser Faktor von entscheidender Bedeutung.

So wurden von Heinzelmann und Mitarbeitern Versuche an Schutzschichten aus hydriertem amorphem Kohlenstoff (a-C:H) durchgeführt [97]. Die 300 Å dicken Filme waren unter gleichen Bedingungen mittels CVD auf verschiedene Aluminiumplatten aufgebracht worden. Dabei konnten durch Laser-Raman-Spektroskopie sowie Profilometermessungen keine Unterschiede festgestellt werden, obwohl sich bei Verschleißprüfungen ein unterschiedliches Verhalten der Proben gezeigt hatte. Für die AFM-Untersuchungen wurden aus vier verschiedenen Platten je zwei Scheiben ausgestanzt, von denen jeweils 20-40 AFM-Aufnahmen gemacht wurden. Die hierbei benutzte repulsive Betriebsart ist experimentell leichter zu verwirklichen, die Normalkraft betrug typischerweise 1×10^{-7} N, es muß allerdings eine etwas schlechtere vertikale Auflösung in Kauf genommen werden. Trotzdem waren charakteristische Unterschiede in den Rauheiten nachzuweisen, die mit den Ergebnissen vorher durchgeführter tribologischer Untersuchungen korreliert werden konnten. Die Proben ließen sich jetzt in zwei Gruppen einteilen, wobei eine Rauheit von 40 Å rms den Grenzwert darstellte. Der gleiche Trend zeigte sich in der mit dem

AFM gemessenen maximalen Rauhtiefe (Spitze-Spitze), in nachfolgender Tabelle 6.1 sind die Ergebnisse zusammengefaßt.

Sample	Topography (AFM) (Å)		Frictional coefficient	
	R.m.s.	Maximum variation	Starting	Final
Sample A	35	265	0.18	0.71
Sample B	44	269	0.14	(0.12)
Sample C	45	342	0.10	0.36
Sample D	24	140	0.17	0.67

Tab.6.1

Korellation der Reibungsmessungen mit topographischen Daten der Festplattenoberflächen, nach [97]

Auffällig ist, daß bei etwa gleichen Anfangsreibungskoeffizienten die Endwerte stark differierten. Zwar stellte der Wert von Probe B in Tabelle 6.1 einen Ausreißer dar, die Tendenz ist aber dennoch deutlich. Die Autoren schlugen als den zugrunde liegenden Mechanismus abrasiven Verschleiß vor: Danach sollten die Proben mit einer Rauheit über 40 Å durch die sich bildenden Verschleißpartikel einen niedrigen Reibungskoeffizienten aufweisen, während für glatte Filme die Reibung am Ende der Beanspruchung hoch liegen sollte. In ergänzend durchgeführten SEM-Messungen konnte für die Gruppe der Scheiben mit niedriger Reibungszahl keine Schädigung der Oberfläche nachgewiesen werden, wohingegen erhebliche Veränderungen bei den Scheiben der anderen Gruppe zu verzeichnen waren. Da alle Proben unter gleichen Bedingungen beschichtet worden waren, wurde auf eine unterschiedliche Rauheit des Grundmaterials geschlossen, genauere Untersuchungen hierzu stehen aber noch aus.

Als nächster Schritt in der Entwicklung des AFM erfolgte anschließend die Erweiterung auf zwei Kraftsensoren, d.h. die direkte Messung von Lateral- und Normalkraft. Dadurch eröffnete sich erstmals die Möglichkeit direkter tribologischer Untersuchungen auf atomarer Ebene.

Zahlreiche Arbeiten, in denen ein Rasterkraftmikroskop gleichsam als Tribometer eingesetzt wird, stammen von der Gruppe um G.M. McClelland [98-100]. Ebenso wie bei früheren Arbeiten mit dem STM

wurden zunächst gut definierte Graphitoberflächen untersucht. Zur Anwendung kamen dabei Wolframspitzen mit Radien von etwa 1500 bzw. 3000 Å, die Federkonstanten der Hebel betragen 150 bzw. 2500 N/m. Die basale Graphitfläche wurde mit einer Kraft von 10^{-4} N abgerastert, die Geschwindigkeit betrug 400 Å/s, wobei über einen Bereich von 40-4000 Å/s keine Abhängigkeit der Reibungskraft von der Geschwindigkeit gefunden wurde. Bei der kleinsten angewandten Normalkraft von $7,5 \times 10^{-6}$ N wirkte nur eine sehr kleine Reibungskraft auf die Spitze ein, wenn die Probe darunter bewegt wurde. Eine Erhöhung der Normalkraft auf $2,4 \times 10^{-5}$ N hatte zunächst zur Folge, daß sich Probe und Spitze zusammen bewegten, bis bei Überschreiten einer bestimmten Federkraft des Hebels, Punkt A in Abb.6.5, die Spitze zu gleiten begann.

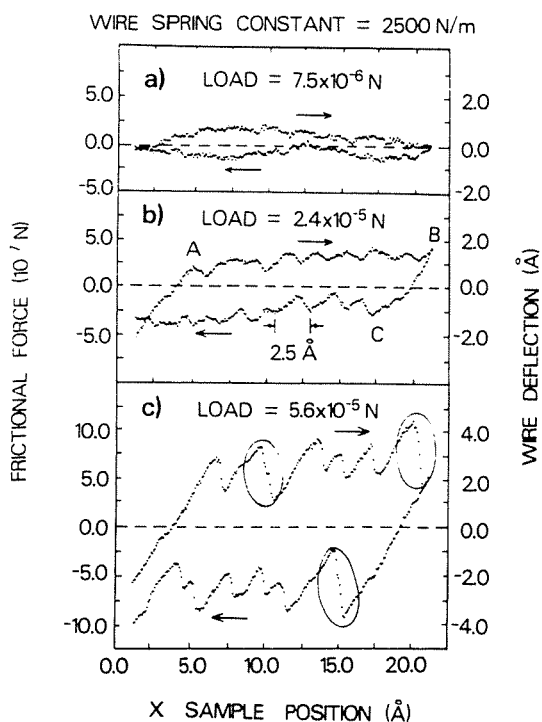


Abb. 6.5

Reibungsmessungen mit einem AFM auf Graphit, Gleitgeschwindigkeit 400 Å/s,

a) geringe Normal- und Reibungskräfte

b) stick-slip, Modulation mit der Gitterkonstanten von Graphit

c) stick-slip, teilweise über zwei Gitterkonstanten nach [98]

Die Reibungskraft zeigte dabei eine Modulation mit einer Periodizität von 2,5 Å, der Gitterkonstanten von Graphit (für SiO_4 ergab sich die Periodizität des Tetraeders von 4,5 Å, s. u.). Wurde die Last weiter auf $5,6 \times 10^{-5}$ N erhöht, so zeigte sich ein anderes Verhalten der Reibung: Jetzt erfolgten schnelle stick-slip-Übergänge, zum Teil über zwei Gitterkonstanten (in Abb.6.5 c durch Ellipsen gekennzeichnet).

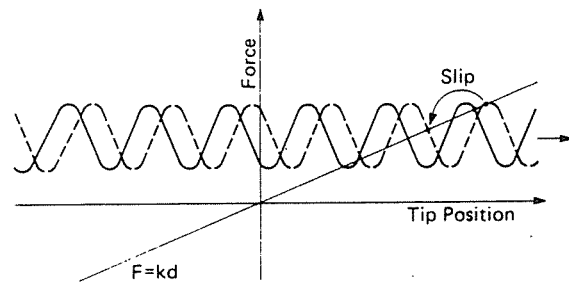
Mit anderen Wolframspitzen, die Federkonstanten von etwa 155N/m besaßen, wurde die Reibungskraft in Abhängigkeit von der Normalkraft nach dem Einsetzen des Gleitens bestimmt. Dabei

ergaben sich für verschiedene Spitzen Reibungskoeffizienten zwischen 0,005 und 0,015. Ähnliche Werte waren auch von anderen Autoren für Wolfram auf Graphit im Vakuum gefunden worden, allerdings bei etwas größeren Lasten von bis zu 4×10^{-4} N [101].

Die erhaltenen Ergebnisse deuteten McClelland und Mitarbeiter als eine zusammengesetzte Reibungskraft mit einem periodischen, konservativen Anteil sowie einem konstanten und nicht konservativen, der der Bewegungsrichtung entgegengesetzt ist. Als dessen Ursprung könnten Phononenerzeugung, viskose Dissipation oder plastische Verformung sowie Verschleiß gelten, wobei die Autoren letztere Gründe ausschlossen, da mehrfaches Wiederholen des Linienrasters keine Änderung der Kraft ergab.

Abb.6.6

Zustandekommen des stick-slip-Effekts bei Messungen mit dem AFM; Kraft F , Auslenkung d , Federkonstante k , nach [98]



Das Zustandekommen des stick-slip-Effekts läßt sich durch eine einfache Überlegung anhand der vorliegenden Kräfte in einem Diagramm erklären (Abb.6.6). Dargestellt sind hier die Reibungskraft in Abhängigkeit von der Position der Spitze für zwei verschiedene Probenpositionen sowie die auf die Spitze einwirkende Kraft $F = kd$, wobei k die Federkonstante und d die Auslenkung des Hebels bezeichnen.

Übertrifft nun die Modulation der Reibungskraft, bzw. deren räumliche Ableitung, die Federkonstante, so wird die Position der Spitze instabil: Es wird "slip" auftreten bis sie wieder eine stabile Position einnimmt. Auf diese Weise konnte auch leicht die gefundene Abhängigkeit des Einsetzens der Gleitbewegung von der Federkonstanten erklärt werden.

Eine Abschätzung der Größe der Kontaktfläche unter der Annahme einer Deformation der weicheren Graphitoberfläche unter der aufgebrachtten Last ergab bei einem Spitzenradius von 3000 \AA eine Fläche von $1,6 \times 10^6 \text{ \AA}^2$. Auf einer solchen Fläche kann aber die Spitze nicht als glatt im atomaren Maßstab gelten, vielmehr wird

der Kontakt zur Graphitoberfläche nur über die höchsten Rauheiten hergestellt, die tatsächliche Kontaktfläche ist also kleiner.

Im Standardmodell der Reibung [102] wird die Reibungskraft als proportional zur tatsächlichen Kontaktfläche angenommen, Proportionalitätskonstante ist die Scherfestigkeit s der Verbindung: $F = s \cdot A$. Wird eine statistische Verteilung der Rauheitshügel angenommen, so sollte die tatsächliche Kontaktfläche proportional zur Last sein, was bis auf eine kleine Abweichung von der Linearität von den Autoren auch gefunden wurde. Die Ursache für die Abweichung von der Linearität könnte eine Deformation der weicheren Graphitoberfläche mit steigender Last sein, was zu einer kleineren Auslenkung des Hebels und somit zu einer kleineren Normalkraft führen würde, als sie zur Berechnung ursprünglich herangezogen worden war. Erstaunlich ist bei den vorliegenden Messungen die Tatsache, daß mit einer rauhen und inhomogenen Spitze trotzdem eine relativ große periodische Kraft nachzuweisen war. Ein ähnliches Phänomen trat bei STM-Untersuchungen an Graphit auf, hier wurde von Pethica [103] als mögliche Erklärung das Herauslösen von einzelnen Graphitpartikeln aus der Oberfläche durch Mikrorauheiten angenommen. Diese Partikel könnten sich dann bei Einsetzen der Bewegung parallel zur Oberflächen einstellen, was durch die Kohärenz der Gitter zu einer großen periodischen Kraftkomponente führen würde.

Von Mamin [104] wurde vorgeschlagen, daß der größte Teil der Last von einem Wasserfilm reibungsfrei getragen würde, während eine einzelne Mikrospitze, die diesen durchdringt, Ursache der Reibung sein würde. Da die Messungen in normaler Umgebungsluft durchgeführt wurden, ist zwar ein solcher Wasserfilm durchaus wahrscheinlich, welche Rolle ein solcher Film bei der Reibung zweier Festkörper spielt, bedarf aber noch eingehender Untersuchungen. Experimente hierzu wurden mit einem SFA durchgeführt, über deren Ergebnisse im folgenden Abschnitt berichtet werden wird.

Für Glimmerflächen wurde mit dem AFM von den zitierten Autoren ein ganz ähnliches Verhalten gefunden: Ein niedriger Reibungskoeffizient von 0,094, das Auftreten von stick-slip-Effekten sowie eine Modulation der Reibungskraft mit der Gitterkonstanten [105]. Ebenfalls auf Glimmer, allerdings mit einer Normalkraft von nur

2×10^{-8} N, untersuchten Marti et al. [106] mit einem Rasterkraftmikroskop die auftretenden Reibungskräfte. Die Autoren benutzten hierzu die Durchbiegung des Hebels, der die Wolframspitze trägt, zur Messung der Auflagekraft, während die Reibungskraft über dessen Torsion bestimmt wurde.

Auch bei diesen Untersuchungen wurde eine periodische Schwankung der Reibungskraft mit der Topographie der Oberfläche gefunden, hier betrug diese $1,2 \times 10^{-9}$ N. Leider sind in der zitierten Arbeit keine Angaben über einen eventuellen konstanten Anteil der Reibungskraft enthalten, weswegen keine Aussagen über einen Reibungskoeffizienten gemacht werden können. Wie weitere, vorläufige Ergebnisse dieser Autoren zeigen, können durch die sehr kleine Normalkraft, die bei diesen Experimenten benutzt wurde, gerade die Oberflächen weicher Substrate besser abgebildet werden. Wieso durch Messungen der Reibung detailreichere Bilder als durch Mikroskopie der Normalkraft erhalten werden, ist allerdings noch nicht hinreichend geklärt. Weiterhin war es möglich, eine vorher mit der Spitze in der Oberfläche erzeugte Vertiefung durch Messung der Reibung abzubilden. Der drei Atomlagen tiefe Eindruck bewirkte eine Änderung der Reibungskraft von 2×10^{-8} N, die eindeutig mit der Topographie korreliert werden konnte. (Die Erzeugung von Hügeln ist mit einem STM ebenfalls möglich [107]: Durch einen aufgeprägten Spannungsimpuls wird die Oberfläche des Substrats direkt unterhalb der Spitze aufgeschmolzen, das gleichzeitig entstehende starke elektrische Feld bewirkt schließlich eine Tropfenbildung.)

Reibungs- und Adhäsionskräfte zwischen verschiedenen AFM-Spitzen (W, MnZn, Al_2O_3 -TiC, Si_3N_4 und SiC) und Substraten (C, SiO_2 , Si und Au) wurden von R. Kaneko gemessen [108]. Eine zu diesem Zweck aus einem AFM weiterentwickelte Apparatur gestattete es, ohne störende Stick-Slip-Effekte sich kontinuierlich ändernde dynamische Reibungskräfte zu messen, zur Messung der Adhäsionskräfte wurde ein konventionelles AFM eingesetzt.

Abbildung 6.7 zeigt die Verteilung der Adhäsionskräfte zwischen einer Diamantspitze und einem SiO_2 -Substrat. Man erkennt den deutlichen Unterschied zwischen einem geschmierten und einem ungeschmierten Kontakt: letzterer weist zahlreiche scharfe Peaks der Adhäsion auf, während die der geschmierten Oberfläche

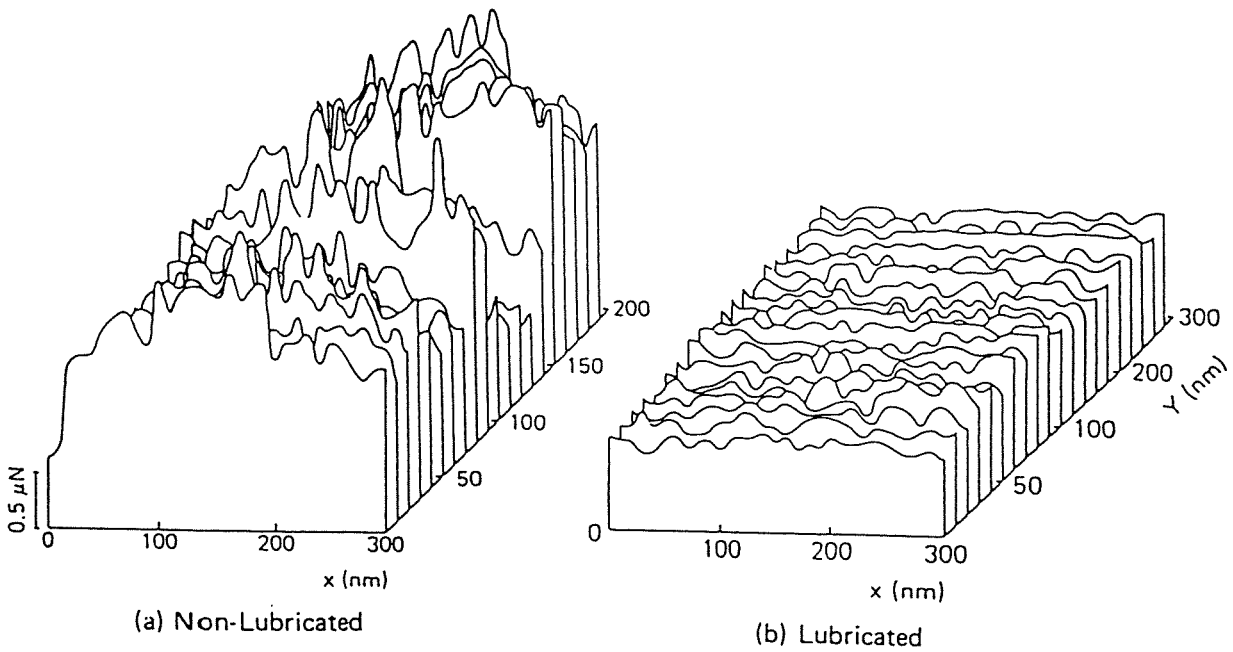


Abb. 6.7

a) ungeschmierte bzw. b) geschmierte Festplatte, Messung der Adhäsionskräfte mit dem AFM, nach [108]

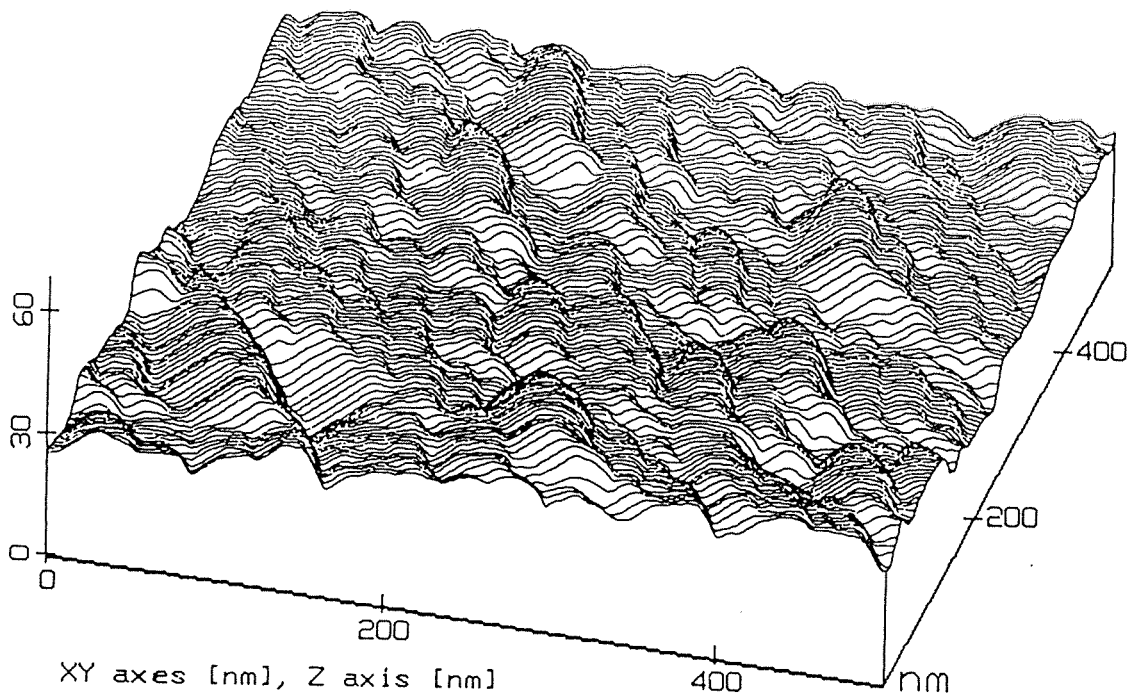


Abb. 6.8

Topographie der Festplattenoberfläche, aufgenommen mit einem STM, nach [108]

erheblich weniger variiert. Die Topographie der Proben wurde der besseren Übersicht wegen zusätzlich mit einem Rastertunnelmikroskop abgebildet (Abb.6.8). Allgemein zeigte es sich, daß die Adhäsionskräfte, wie zu erwarten, vom Substrat abhängen, aber auch für gleiche Materialien ergab sich für Einkristalle eine geringere Varianz als für gesputterte oder aufgedampfte Filme.

Analoge Ergebnisse wurden bei Messungen der Reibungskräfte auf geschmierten und ungeschmierten Substraten erhalten (s. Abb. 6.9), in diesem Fall zwischen einer Diamantspitze und einer mit Kohlenstoff beschichteten Magnetspeicherplatte.

Auch im "Reibungsbild" ist ein sehr deutlicher Unterschied zwischen beiden Oberflächen zu erkennen, wobei im ungeschmierten Kontakt die auftretenden scharfen "Kanten" in der Reibungskraft mit tatsächlichen Kratzern auf der Probe korreliert waren.

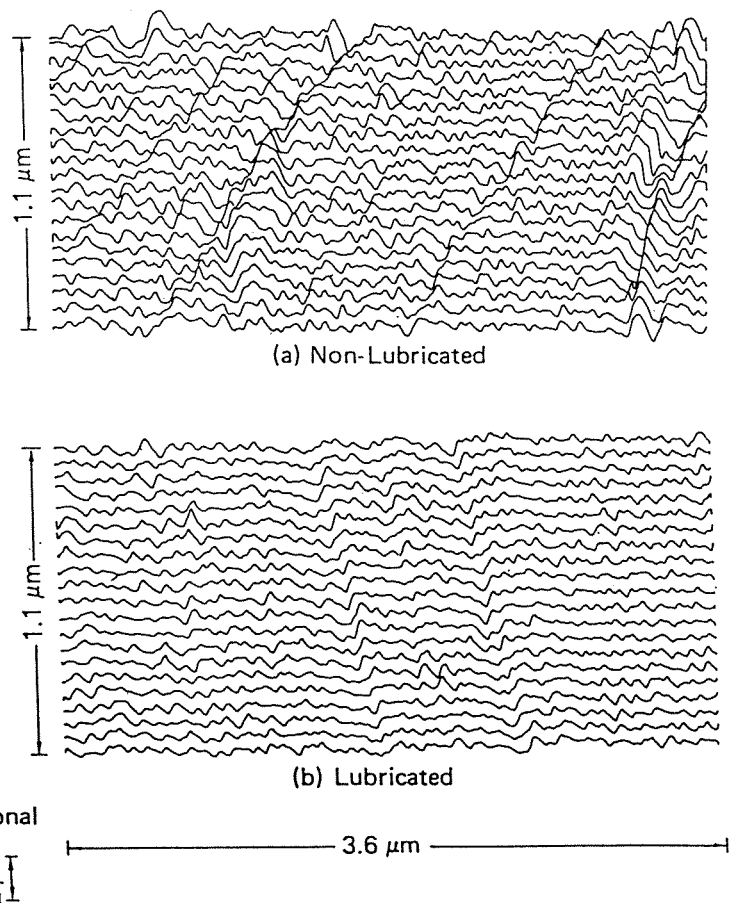


Abb. 6.9
 "Reibungsbild" der
 Oberfläche einer Fest-
 platte, AFM-Aufnahme,
 a) ungeschmierte Ofl.
 b) geschmiert , [108]

Zusammenfassend schloß der Autor, daß durch das Aufbringen eines Schmierfilms sowohl Adhäsions- als auch Reibungskräfte kleiner und gleichmäßiger wurden sowie von Verunreinigungen oder Defekten eventuell hervorgerufene Kraftspitzen durch die Abdeckung verhindert würden.

In einem Nachsatz wird außerdem noch einmal die wichtige Rolle der Mikrotribologie nicht nur für die Weiterentwicklung in der Magnetspeichertechnik, sondern im Besonderen auch zum Erkennen der Grundlagen von Reibung und Verschleiß betont; hier kann man durchaus zustimmen, jedoch ist auf diesem Gebiet sicher noch viel Arbeit zu leisten.

6.3 Messungen mit dem SFA

Umfangreiche Reibungsmessungen mit einem verbesserten SFA wurden von Homola et al. [24] durchgeführt (Näheres zum apparativen Aufbau siehe Kap. 4.1). Die beiden Glimmeroberflächen wurden entweder mit einem Epoxidharz (SHELL epon 1004) oder mittels Symdiphenylcarbazon auf die Silikatträgerplatten aufgeklebt. Letzteres ist erheblich härter als das Harz, was einen wichtigen Faktor bei der Berechnung der Kontaktfläche und der elastischen Verformung darstellt.

Die Messungen wurden mit ungeschmierten, in verschiedenen kontrollierten Atmosphären (Dämpfen) und mit sogenannten "surfactants" belegten Micaflächen durchgeführt. Dabei handelt es sich um oberflächenaktive Moleküle, im allgemeinen Reagenzien mit einem hydrophilen bzw. hydrophoben Ende. Für die Untersuchungen in trockener Luft wurden in die geschlossene Meßkammer einige Gramm Phosphorpentoxid eingebracht, unterschiedliche Feuchtigkeitsgrade der Stickstoffatmosphäre konnten jeweils durch gesättigte Salzlösungen eingestellt werden. Bei den Messungen in Flüssigkeiten wurde direkt ein makroskopischer Tropfen zwischen beide Oberflächen gebracht. Oberflächenaktive Substanzen können mit Hilfe der Langmuir-Blodgett-Technik [109] als monomolekularer Film abgeschieden werden; bei Kalziumstearat entsteht dabei eine Schicht von $24 \pm 1 \text{ \AA}$ Dicke auf jeder der beiden Mica-Flächen.

Als ein wichtiges Ergebnis fanden die Autoren, daß es möglich ist, solange bestimmte Voraussetzungen erfüllt sind, zwei Oberflächen reversibel und reproduzierbar ohne Verschleiß aneinander zu scheren. Eine solche Bedingung dafür ist das Fehlen eines direkten molekularen Kontaktes. Dazu sind im allgemeinen eine abstoßende Kraft mit kurzer Reichweite sowie kleine Normalkräfte erforderlich. Fehlt diese Abstoßung, so kommen die Oberflächen durch ihre attraktiven Wechselwirkungen in Kontakt, so daß bei einsetzender Relativbewegung und einer ausreichend starken Adhäsion Verschleiß auftritt.

Daher ist es wichtig, die Natur der vorhandenen kurzreichweitigen Kräfte in einem Tribokontakt genau zu erkennen, wenn man den zugrunde liegenden Reibungsmechanismus verstehen will. Die Adhäsion zwischen zwei molekular glatten Flächen hängt von dem

Medium ab, das sich zwischen beiden befindet, so kommt es im Vakuum oder bei Vorhandensein von Dämpfen im Allgemeinen zur Adhäsion. Wenn sich dort aber eine fest gebundene, physisorbierte Schicht ausgebildet hat, üblicherweise aus Wasser oder kohlenstoffhaltigem Material, werden die beiden Micaflächen durch diese getrennt, so daß ein echter molekularer Kontakt nicht entstehen kann. Die Autoren bezeichneten Reibung unter diesen Bedingungen als "interfacial sliding", bzw. "lubricated interfacial sliding", da sich ja mindestens eine Monolage einer Flüssigkeit zwischen beiden Festkörpern befindet.

Dies war bei Messungen in Luft oder Stickstoff der Fall, wobei sich eine Schicht von etwa 5 Å Stärke aus kohlenstoffhaltigem Material bildete. Dabei haften beide Oberflächen aneinander, so daß auch ohne Normalkraft eine endliche Kontaktfläche ausgebildet wird. Diese bleibt für eine negative Last solange erhalten, bis bei Überschreiten einer Grenzkraft sich die Obeflächen plötzlich trennen. Unter Druck wird der dazwischen befindliche physisorbierte Film selbst bei 150 Atmosphären nicht herausgedrängt. Es erscheint daher durchaus möglich, daß ein adsorbierter Wasserfilm eine ausreichende Stabilität besitzen könnte, um die Last einer AFM- oder STM-Spitze wenigstens teilweise zu tragen. Die im vorigen Abschnitt 6.2 aufgeworfene Frage nach der Rolle einer solchen Adsorbatschicht in diesem Tribosystem [104] ist damit zwar noch nicht endgültig beantwortet, aber es zeigt doch, daß erste, einfache Zusammenhänge bei Reibungsvorgängen durch mikrotribologische Untersuchungen gefunden werden konnten. Der makroskopische Zustand der "Grenzreibung" ließe sich also bis in den mikroskopischen Bereich extrapolieren, in dem eine einzige (für jeden Reibpartner) Adsorbatschicht die aufgebrachte Normalkraft tragen kann, solange diese die Adsorptionskräfte nicht überschreitet.

Wirkt eine laterale Kraft auf einen der Körper ein, so "haften" beide zunächst bis zum Erreichen einer kritischen Scherkraft aneinander, erst danach setzt Gleiten ein, wie das (schematische) Ergebnis in Abbildung 6.10 zeigt. Die Reibungskraft ist dabei nicht zur Last, sondern vielmehr zur Kontaktfläche proportional, wie es das Modell von Bowden und Tabor [102] vorhersagt (s.u.: Abb.6.11).

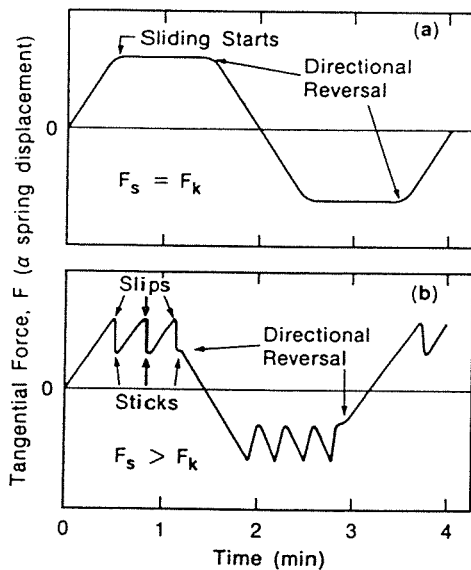


Abb.6.10

Reibungskräfte

a) statischer = kinetischer Reibungskoeffizient, $F_s = F_k$

b) für $F_s > F_k$

Wie bereits angesprochen wurde, bleibt auch bei negativer Normalkraft eine endliche Kontaktfläche und somit eine Reibkraft erhalten, ein konstanter Reibungskoeffizient kann daher nicht definiert werden, da dieser ja bei einer gegen Null gehenden Normalkraft divergieren würde. Dies macht zumindest im atomaren Bereich eine neue Definition des Reibungskoeffizienten erforderlich, bei der ein eventuell vorhandener attraktiver Beitrag zur Normalkraft mit zu berücksichtigen ist. Diese Neudefinition sollte für den makroskopischen Bereich in die bekannte Form übergehen, bei der ein attraktiver Anteil wieder zu vernachlässigen ist.

An dessen Stelle setzten die Autoren eine kritische Scherbeanspruchung ("critical shear stress"), die für ein bestimmtes System konstant ist. Diese wurde für die Reibung zweier Micaflächen in trockener Atmosphäre mit $2,5 \times 10^7 \text{ N/m}^2$ gemessen, unabhängig von der Gleitgeschwindigkeit.

Wurde die Reibungskraft bzw. die Kontaktfläche gegen die Normalkraft aufgetragen (Abb.6.11), so erkennt man, daß im Fall verschleißfreien Gleitens die Reibungskraft und Kontaktfläche proportional sind. Die Abhängigkeit von der Last ist jedoch zunächst nicht linear, dies ist erst bei höherer Normalkraft oder nach dem Einsetzen von Verschleiß der Fall. Extrapoliert man den näherungsweise linearen Teil der oberen Kurve bis die Reibungskraft Null wird, so erkennt man, daß der dazu gehörige Wert der Last negativ ist. Ein solches Verhalten war von Derjaguin für Reibung bei Adhäsion postuliert worden [110].

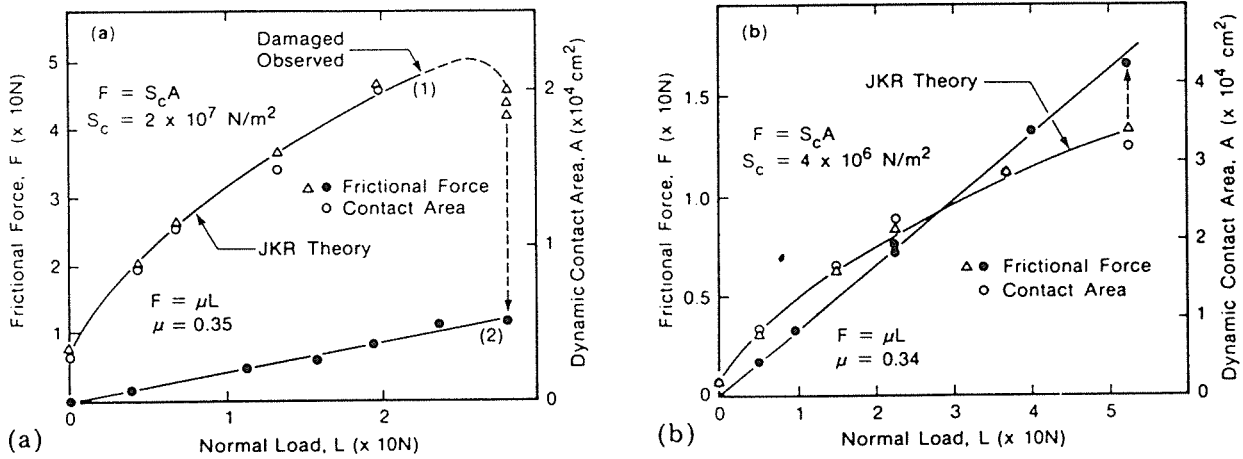


Abb. 6.11

Gleiten von MICA-Flächen in adhäsivem Kontakt

a) in Luft

b) belegt mit Kalziumstearat

Wurde die Messung unter Wasserdampf durchgeführt, so ergab sich eine Verringerung des kritischen Wertes der Scherung um einen Faktor 30 bei zunehmender Luftfeuchte. Dabei veränderte sich die Kontaktfläche nicht, auch blieb der Abstand beider Oberflächen voneinander konstant bei 3-5 Å. Dies ist auf repulsive Kräfte zurückzuführen, die entstehen, wenn sich Wasser an hydratisierten Kaliumionen niederschlägt, die auf der Oberfläche als Kondensationskeime wirken [111]. Ein ähnliches Verhalten zeigte sich, wenn die Oberflächen mit einer 0,01 M KCl Salzlösung benetzt wurden, hier lag der Wert unter 10^6 N/m^2 . Dies lässt sich ebenfalls auf das Vorhandensein rein repulsiver Wechselwirkungen mit kurzer Reichweite zwischen beiden Körpern zurückführen. Unter diesen Bedingungen war die Reibungskraft F proportional zur Last L mit einem Reibungskoeffizienten von 0,03 (Abb.6.12). Nach dem

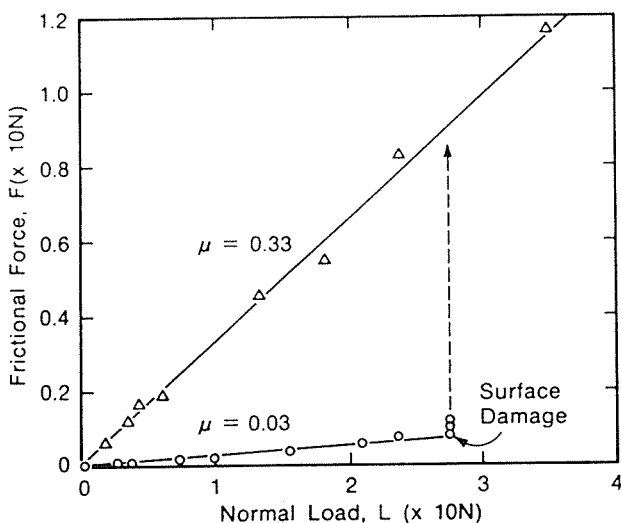


Abb. 6.12

Reibungskraft aufgetragen gegen die Last, MICA in 0,01 M KCl vor und nach Auftreten von Verschleiß, [24]

Einsetzen von Verschleiß stieg dieser auf 0,3 an, wobei in beiden Fällen die Reibung zwar durch Amontons Gesetz beschrieben wird, aber der zugrunde liegende Mechanismus ein anderer ist, da hier keine Adhäsion vorliegt.

Wurde die Oberfläche einfachen organischen Dämpfen oder Flüssigkeiten wie Dekan, Zyklohexan oder OMCTS ausgesetzt, ergaben sich sehr hohe kritische Scherbeanspruchungen von maximal $2 \times 10^7 \text{ N/m}^2$. Ursache hierfür waren die adhäsiv wirkenden kurzreichweitigen Kräfte, der genaue Wert wird dabei jedoch stark durch die Anzahl der dazwischen liegenden monomolekularen Schichten bestimmt, wie aus der Literatur bekannt ist [112]. Bei den Messungen "bevorzugten" beide Oberflächen einen Abstand voneinander, der eine diskrete Anzahl Schichten dazwischen erlaubte. Solange diese Anzahl während des Gleitens konstant blieb, änderte sich auch der Wert der Scherbeanspruchung nicht. Wurde aber die Last variiert, ergab sich auch eine andere kritische Scherbeanspruchung, wobei eine verminderte Normalkraft eine größere Anzahl von Schichten zur Folge hatte und umgekehrt.

Die hier gemessenen Werte lagen aber alle erheblich über denen der Scherviskositäten von Flüssigkeiten, wie sie im Volumen bestimmt wurden. In einer Arbeit von S.Granick werden neben eigenen Ergebnissen auch die einiger anderer Autoren zu diesem Thema zitiert und kurz zusammengefaßt [113,114]. Für Messungen mit Dodekan (0,001 Poise) ergab sich die in Bild 6.13 gezeigte Abhängigkeit von der Filmdicke bei einer Temperatur von 28 C. Die Viskosität der Flüssigkeit scheint ab etwa 26 Å zu divergieren, bereits für 40 Å liegt sie mit 100 Poise erheblich über dem Volumenwert.

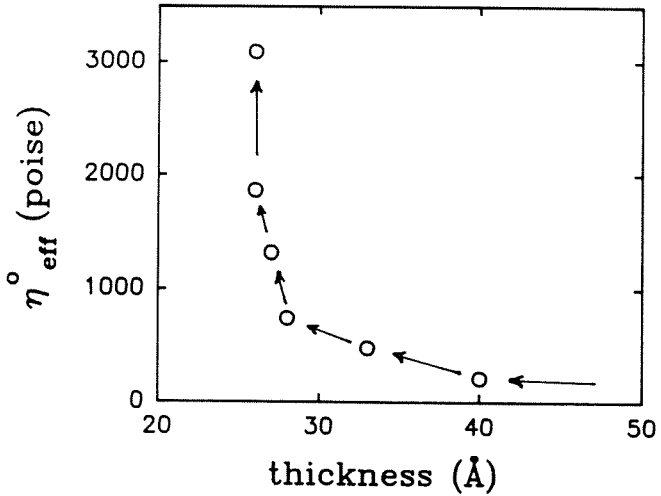


Abb. 6.13
 Viskosität von Dodekan in
 Abhängigkeit von der
 Filmdicke, [113]

Noch ausgeprägtere Unterschiede ergaben sich, wenn die Scherrate nicht wie in Abb.6.13 konstant war, sondern variiert wurde. In

Abb. 6.14 erkennt man für eine konstante Filmdicke von 27 Å für kleine Scherraten eine zunächst konstante, später stark abnehmende Viskosität. Solche zeitabhängigen Effekte traten sehr deutlich bei einer glasbildenden Flüssigkeit auf (Polyphenyl-Methyl Siloxan). In diesem Fall ergab sich für die kritische Scherspannung eine ausgeprägte Zeitabhängigkeit. (s. u. Abb.6.15) Diese Ergebnisse zeigen deutlich, daß bei der Untersuchung und Beschreibung solcherart eingengter Flüssigkeiten unbedingt Ungleichgewichtsbedingungen einbezogen werden müssen, da diese durch die geometrische Begrenzung verursachten zeitabhängigen Effekte einen erheblichen Einfluß auf das Verhalten der Flüssigkeit haben.

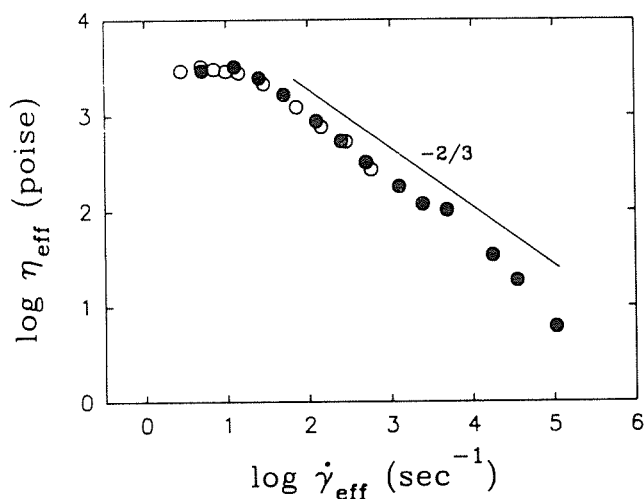


Abb.6.14
 Abhängigkeit der Viskosität von Dekan von der effektiven Scherrate (= Geschwindigkeit/Filmdicke), Messung mit dem SFA, nach [113]

Der von Israelachvili gefundene stick-slip-Effekt, der bis zu einer Dicke von vier Schichten nachzuweisen war, konnte für eine Nickeleinkristalloberfläche in Abhängigkeit von der Ethanol-

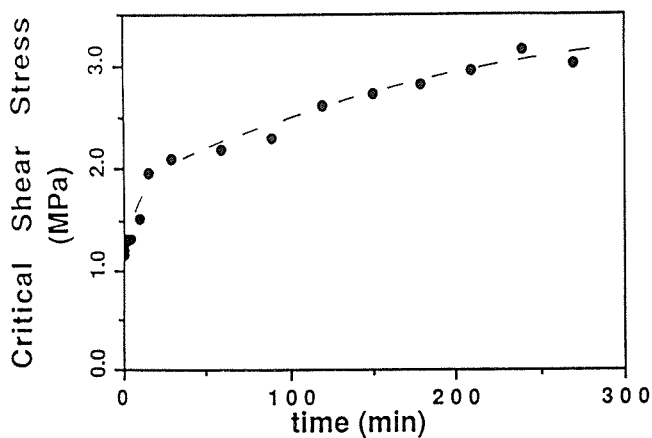


Abb.6.15
 Zeitabhängigkeit der kritischen Scherspannung, [113]

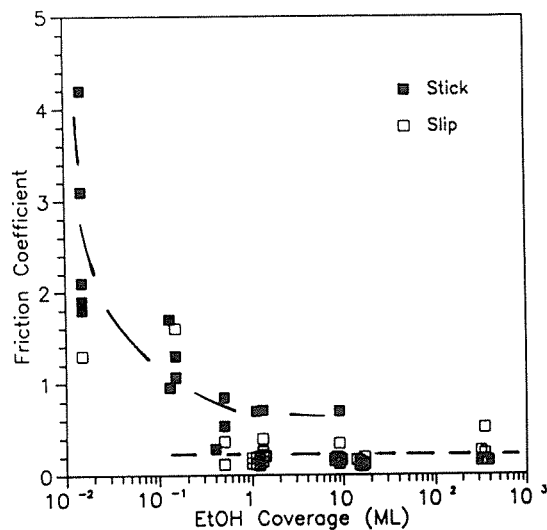


Abb.6.16
 Reibungskoeffizient gegen die Ethanolbedeckung aufgetragen, nach [113]

bedeckung in zwei deutlich getrennte Gebiete aufgeteilt werden (Abb.6.16). Oberhalb einer Monolage Ethanol sank der Reibungskoeffizient auf etwa 0,2 ab, während er für kleinere Bedeckungsgrade über 1 bis zu maximal 4 lag, dabei trat neben stick-slip gleichzeitig auch starker Verschleiß auf.

Insbesondere hier, aber auch wenn einige Flüssigkeitsschichten vorliegen, sollte noch nicht von einem Flüssigkeitsvolumen gesprochen werden, da sich die Eigenschaften des Zwischenstoffs doch stark von denen einer "klassischen" Flüssigkeit unterscheiden und teilweise eher einem Festkörper entsprechen. Durchgeführte Simulationsrechnungen zu diesem Problem werden in Kapitel 7.1 vorgestellt werden, in dem ein solches Verhalten als Ordnungs/Unordnungs Phasenübergang bezeichnet wird, was diese Definitionsschwierigkeiten vermeidet.

Weiterhin wurde von Israelachvili et al. die Reibung zwischen zwei Oberflächen in direktem molekularem Kontakt untersucht ("unlubricated interfacial sliding"). Dieser ist z.B. dann gegeben, wenn die Micaflächen in destilliertes Wasser eintauchen. In diesem Fall trat bei einsetzendem Gleiten sofort Verschleiß auf, obwohl der anfängliche Wert der Scherbeanspruchung niedrig war. Offensichtlich wurden durch die in destilliertem Wasser fehlenden Kaliumionen keine repulsiven Kräfte zwischen beiden Oberflächen wirksam (s.o.), was dann den direkten Kontakt ermöglichte.

Wurde die Oberfläche mit Kalziumstearat belegt, trat bei kleinen Gleitgeschwindigkeiten kein Verschleiß auf, bei trockener Umgebung dominierte stick-slip-Reibung. Der gefundene Wert von $3-4 \times 10^6 \text{ N/m}^2$ lag zwar etwa eine Größenordnung unter dem von trockenen Micaflächen, war aber immer noch höher als für feuchte Umgebung oder in Wasser eingetaucht. Dies ließ sich durch die Einlagerung von Wassermolekülen in die Adsorbatschicht erklären, was zu einer schwächeren Bindung an das Substrat führte. Dadurch ergab sich eine größere Beweglichkeit der Moleküle innerhalb der Schicht ebenso wie der gesamten Adsorbatschicht auf der Oberfläche, ein Verhalten, wie es ja auch für (mehrlagige) Graphitschichten gefunden wird. Homola weist in seiner Arbeit nachdrücklich auf die Notwendigkeit weiterer Messungen in kontrollierter Atmosphäre hin, um die Rolle der Feuchtigkeit bei der Reibung innerhalb solcher Systeme zu klären.

Wie bereits angesprochen, trat bei den in reines Wasser eingetauchten Oberflächen sofort Verschleiß auf. Bei der benutzten Meßmethode wird dies an zusätzlichen Beugungsmustern sichtbar, die durch Micapartikel verursacht werden (siehe Abb.6.17).

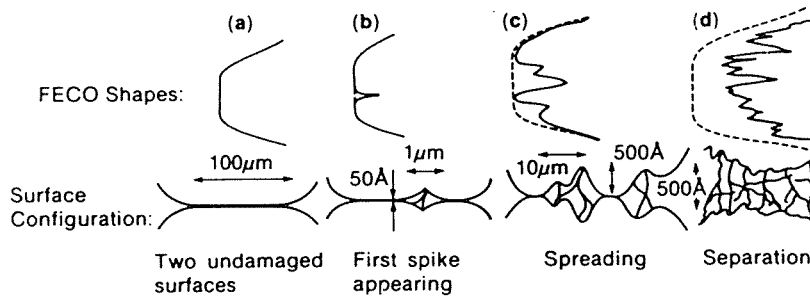


Abb.6.17
Beugungsmuster bei Verschleiß, [24]

Dadurch wurden die Oberflächen über eine Fläche getrennt, die erheblich größer war als der eigentliche Verschleißpartikel, die Verminderung der Kontaktfläche ergab dann eine erhebliche Reibungsverminderung. War eine Schädigung erst einmal aufgetreten, so erfolgte, noch bevor ein Gleitweg von der Größe der Kontaktfläche zurückgelegt war, der Übergang zu normaler Reibung mit Verschleiß. Dabei trennten sich beide Oberflächen voneinander, das Gleiten erfolgte gleichmäßig über eine Schicht aus Verschleißpartikeln mit einer Dicke von 100-1000 Å. Die Reibung wechselt dabei von einer Abhängigkeit von der kritischen Scherbelastung S_c in der Form $F = S_c A$ zu Amontons' Gesetz $F = \mu L$ mit dem Reibungskoeffizienten μ und der Last L .

Mica (in dry air)	0.35
Surfactant-coated mica surfaces (in air)	0.35
Mica (in decane)	0.40
Mica (in OMCTS)	0.34
Mica (in 2-methyloctadecane)	0.36
Mica (in water)	0.27
Surfactant-coated mica surfaces (in water)	0.27

Tab.6.2
Reibungskoeffizienten von MICA gegen sich selbst für verschiedene Bedingungen, nach Verschleiß, [24]

Ein anderes wichtiges Ergebnis war die Unabhängigkeit der Reibung von der Luftfeuchte, wenn erst einmal Verschleiß aufgetreten war, ganz im Gegensatz zu den Messungen des vorherigen Abschnitts. Der Reibungskoeffizient konnte dabei leicht bestimmt werden, einen Überblick gibt Tabelle 6.2.

Auffällig war weiterhin, daß der mittlere Abstand der Oberflächen nahezu konstant blieb, auch wenn die Last erhöht wurde. So wurde in einem Experiment die Normalkraft von 5 auf 50 N gesteigert, ohne daß sich der Abstand von 450 Å änderte oder sich die Oberflächen etwa berührten. Dieses Verhalten unterscheidet sich also ebenfalls von den Ergebnissen, wie sie für Gleiten ohne Verschleiß gefunden worden waren. Ebenso trat bei normaler Reibung kein stick-slip-Effekt auf, wie es bei der Grenzschicht ("interfacialen") -Reibung der Fall war, insbesondere nicht bei kleinen Gleitgeschwindigkeiten. Dabei blieb die Dichte der Verschleißpartikel in der Grenzschicht bei allen Versuchen niedrig, sie lag bei einigen Prozenten, wie durch die Messung der Brechungsindizes bestimmt wurde. Die Autoren vermuteten die geringe aufgebrachte Normalkraft als Ursache, die Versuchsanordnung ließ jedoch keine größere Last zu, um eine eventuelle Verdichtung der Verschleißpartikel in der Schicht zu erzielen, wodurch auch der Reibungskoeffizient beeinflußt werden könnte.

Zur Deutung der gefundenen Ergebnisse wurde das "cobbelstone"-Modell (Pflastersteinmodell) von Tabor [115] bzw. Sutcliffe et al. [116] erweitert [117]. Dieses Modell beschreibt die Grenzreibung zweier Schichten aus adsorbierten Kohlenwasserstoffen bei fehlendem Verschleiß. Bei diesen Messungen wurde der Wert von S_c durch die Energie bestimmt, die nötig war, um die innermolekularen Kräfte zwischen den Methylgruppen der adsorbierten Reagenzien zu überwinden, wenn beide Schichten gegeneinander bewegt wurden. Die Erweiterung erstreckt sich auch auf den Fall, daß sich eine oder mehrere Flüssigkeitsschichten zwischen den Oberflächen befinden.

Analog zu o.g. Modell wird auch hier die freie Energie des Gesamtsystems minimiert, indem die Moleküle der Zwischenschicht unter dem äußeren Druck ein stabiles Gleichgewicht einnehmen. Dazu muß der zur Verfügung stehende Raum optimal ausgenutzt werden, d.h., die Ordnung nimmt zu. Soll nun eine Oberfläche lateral verschoben werden, müssen sich die Flüssigkeitsmoleküle aus ihrer Gleichgewichtslage bewegen. Eine laterale Kraft führt also nicht sofort zum Gleiten der Oberfläche, vielmehr ist dazu Arbeit gegen die wirkenden van der Waals-Kräfte zu leisten. Mit Hilfe dieses Modells läßt sich ein Wert für S_c abschätzen. Dabei soll, um die Oberflächen zu trennen:

- 1.) der Beitrag einer externen Normalkraft gegenüber internen van der Waals-Kräften des Systems zu vernachlässigen sein.
- 2.) der Prozeß irreversibel sein, d.h. die einmal aufgebrachte Energie wird in Wärme umgewandelt.

Um eine Bewegung über eine Strecke d einzuleiten, müssen die Oberflächen um einen Betrag D angehoben werden (s. Abb. 6.17). Mit der Adhäsionsenergie F_{ad} folgt eine für das Gleiten nötige Energie von $D \cdot F_{ad}$. In erster Näherung ist dies ein Bruchteil der totalen Adhäsionsenergie der beiden Oberflächen: $2E_{ofl} \cdot A$, wobei A die Kontaktfläche angibt.

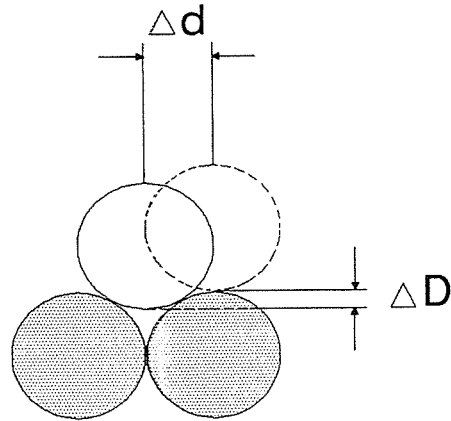


Abb. 6.17
Das "Pflastersteinmodell"

Sei F die zur Bewegung nötige Kraft, so erhält man durch Gleichsetzen:

$$d \cdot F = D \cdot F_{ad} = e(2E_{ofl} \cdot A) \quad \text{Gl. 6.1}$$

Dabei gibt e einen Bruchteil der Oberflächenenergie an; für die Diffusion eines einzelnen Teilchens auf einer Oberfläche gilt ungefähr $e = 0,1$, d.h., 10 % der Oberflächenenergie.

Mit einem typischen Wert für $2E_{ofl}$ von etwa $5 \times 10^{-2} \text{ J/m}^2$ und unter der Annahme, daß die laterale und normale Bewegung je etwa 1 \AA betragen ($d = D = 1 \text{ \AA}$), erhält man schließlich:

$$S_c = F/A = e(2E_{ofl}/d) = 5 \times 10^7 \text{ N/m} \quad \text{Gl. 6.2}$$

Dies entspricht dem experimentell erhaltenen Wert von $2 \times 10^7 \text{ N/m}^2$ für die Reibung von Micaflächen in Luft oder in Cyclohexan recht gut, wobei die Oberflächen jeweils durch eine Monolage Adsorbat getrennt sind. Gleichzeitig wird durch das Modell deutlich, daß bei einer größeren Zahl von Flüssigkeitsschichten eine geringere Energie aufgebracht werden muß, was auch im Experiment beobachtet werden konnte.

Die Gültigkeit des Pflastersteinmodells beruht auf dem Vorhandensein einer adhäsiven Wechselwirkung, im Falle der mit Wasser benetzten Micaoberflächen ergab sich jedoch keine Adhäsion,

vielmehr wurde eine Repulsion beobachtet. In diesem Modell sollte daher sogar ein reibungsfreies Gleiten möglich sein, was aber experimentell nicht bestätigt werden konnte. Zwar ergaben sich für S_c im Vergleich mit anderen Flüssigkeiten sehr geringe Werte, sie waren jedoch immer von endlicher Größe.

Man muß nun die in der vorherigen Betrachtung vernachlässigten Normalkräfte berücksichtigen, die einzigen "attraktiven" Kräfte, die in diesem System wirkten.

In einer einfachen Abschätzung erhielten die Autoren für ein System mit Adhäsion einen Wert von 10^4 atm für den van der Waals-Druck P_{int} . Im Vergleich dazu konnte der maximal in ihrer Apparatur erzielbare Auflagedruck von 1 - 100 atm (Kontaktfläche max. $0,1 \text{ mm}^2$, max. Last 50 g) vernachlässigt werden. Wirken also zwischen zwei Oberflächen attraktive van der Waals-Kräfte, ist nicht zu erwarten, daß S_c durch eine von außen aufgebrachte Last nennenswert beeinflusst wird, was ja auch experimentell bestätigt werden konnte.

Erst bei Fehlen von Adhäsion ergibt sich eine Abhängigkeit für S_c von der Last. Für eine halbqualitative Beschreibung dieses Verhaltens läßt sich die für eine Verschiebung nötige Kraft $d \cdot F/A$ in zwei Terme aufspalten. Sie setzt sich zusammen aus einem Beitrag der van der Waals-Kräfte $D \cdot F_{ad}/A$ und einem Term, der die Wirkung eines äußeren Drucks $P_{ext} = F_{ext}/A$ beschreibt: $D \cdot F_{ext}/A$. Allgemeiner erhält man für die kritische Scherspannung $S_c = F/A$ die Beziehung:

$$S_c = C_1 + C_2 P_{ext} \quad \text{mit } P_{ext} = L/A \quad \text{Gl.6.3}$$

$$C_{1,2} = \text{const.}$$

C_1 hängt dabei von der gegenseitigen Anziehung der beiden Oberflächen ab, C_2 dagegen wird durch das Verhältnis D/d bestimmt, d. h., je glatter die Topographie der Flächen, desto kleiner der Wert von C_2 . Bei fehlender Adhäsion folgt dann:

$$\text{mit } C_1 = 0 \quad \Rightarrow \quad F = C_2 P_{ext} A = C_2 L \quad \text{Gl.6.4}$$

Diese Gleichung hat zwar offensichtlich die gleiche Form wie Amontons' Gesetz, C_2 entspricht dem Reibungskoeffizienten μ , die Ursachen der Reibung sind jedoch jeweils verschieden. Während Amontons' Gesetz für die Reibung aufgrund von Scherung adhäsiver

Verbindungen Gültigkeit hat, tritt im anderen Fall überhaupt keine Adhäsion auf.

Die Autoren untersuchten auch noch den möglichen Einfluß der Hertz'schen Deformationsenergie auf den Wert von S_c . Unter der Annahme, daß von der elastischen Energie U_E während des Gleitens kein Anteil wiedergewonnen wird, kann der größtmögliche Beitrag abgeschätzt werden. Für eine Kugel mit dem Radius R , die auf einer ebenen Fläche unter der Last L bewegt wird, ergibt sich die elastische Energie, die pro Kontaktfläche A gespeichert wird, zu

$$U_E/A = U_E/r^2\pi = 2L/5R\pi. \quad \text{Gl.6.5}$$

Wird diese Energie in der Zeit, die der obere Körper zum Durchlaufen der Kontaktzone mit $2r$ Durchmesser braucht, nicht zurückerhalten, so ergibt sich mit dem Elastizitätsmodul K der Kugel die Beziehung

$$\begin{aligned} 2rS_c &= U_E/A \text{ bzw. } S_{c(e1)} = L/5\pi R^2 = & \text{Gl.6.6} \\ &= KA/5\pi^2 R^2 = (r/5R)P_{\text{ext}}. \end{aligned}$$

Mit den Daten des von den Autoren verwendeten Versuchsaufbaus ($K = 5 \times 10^{10}$ dyn/cm², $R = 1$ cm und $r = 0,01$ cm) ergibt sich $S_{c(e1)} = 3 \times 10^4$ N/m². Diese Größenordnung liegt erheblich unter den gemessenen Werten, der Beitrag kann also bei den Experimenten vernachlässigt werden. Für den Fall großer Lasten gilt für die Reibungskraft

$$F = S_c A \propto A^2 \propto L^{4/3} \quad \text{Gl.6.7}$$

Diese Form ist ähnlich den elastischen Hystereserverlusten bei Rollreibung, in beiden Fällen ist die Reibung proportional zu $L^{4/3}$ und vernachlässigbar klein. Somit setzt sich die gesamte auftretende kritische Scherspannung aus drei Teilen zusammen:

$$\begin{aligned} S_{c(\text{tot})} &= F/A = S_{c(\text{int})} + S_{c(\text{ext})} + S_{c(e1)} & \text{Gl.6.8} \\ &= C_1 + C_2 P_{\text{ext}} + (r/5R)P_{\text{ext}} \end{aligned}$$

Hierbei ist allerdings zu beachten, daß C_1 und C_2 keine echten Konstanten, sondern genaugenommen vom äußeren Druck P_{ext} abhängig sind. Obige Gleichung kann für hohe Lasten, für die A proportional ist zu $p \cdot L^{2/3}$, umgeformt werden in eine Abhängigkeit der Reibungskraft von der Last:

$$F = C_1 L^{2/3} + C_2 + C_3 L^{4/3} \quad \text{Gl.6.9}$$

Für das hier benutzte Meßsysteme schlossen die Autoren, daß bei Auftreten von Adhäsion der erste Term dominieren sollte, während für repulsive Wechselwirkungen oder unter hoher Last der zweite Term das Verhalten bestimmt. Der dritte Beitrag schien in diesem Fall vernachlässigbar zu sein, bei Verwendung einer Apparatur mit anderen Werten für Oberflächenenergie, Rauheit der Oberfläche, Elastizitätsmodul oder Last könnte jedoch jeder dieser Terme dominieren.

6.4 Messungen mit dem Nanoindenter

Dieses Gerät ist zur Härtemessung von sehr dünnen Filmen geeignet, auch bei weichen Substraten. So untersuchten Yanagisawa und Motomura auf Polyimid aufgebrachte Kobaltfilme von nur 0,15 bzw. 1,70 μm Dicke [118], von Bhushan und Mitarbeitern wurden neben Substraten aus Werkzeugstahl auch Magnetbänder mit verschiedenen Beschichtungen vermessen [119]. Celis et al. [120] führte umfassende Messungen an verschiedenen keramischen Beschichtungen durch, mit dem Ziel, die mechanischen Eigenschaften dieser Materialien im Mikrobereich zu bestimmen. Untersucht wurden Härte, Kriechverhalten sowie der Elastizitätsmodul von TiN im Vergleich zu (Ti, Al)N und Ti(C, N). Anstoß hierzu waren Schwingungsverschleißmessungen, die unterschiedliche Verschleiß- und Reibungseigenschaften der Beschichtungen ergeben hatten.

Als Substrat wurden HSS- bzw. ASP23-Scheiben benutzt, die Beschichtung erfolgte im PVD-Verfahren. Zur Herstellung der (Ti,Al)N- sowie der Ti(C, N)-Legierungen wurden C- bzw. N-Ionen in die jeweiligen Schichten implantiert. Die Schwingungsverschleißmessungen mit einer Stahlkugel auf den ebenen Beschichtungen wurden unter Laborbedingungen durchgeführt. Jede Messung bestand aus drei Tests an einem Probenkörper, um Reproduzierbarkeit und Fehler der Einzelmessungen zu bestimmen. Der verwendete Nanoindenter besaß eine Tiefenauflösung von 0,2 nm bei Belastungen im μN -Bereich. Zur Nullpunktbestimmung wurde die Spitze aus einer Höhe von ca. 1 μm mit einer Geschwindigkeit von 5 nm/s abgesenkt, der steile Anstieg des Widerstandes bei Berührung der Probe legte den Nullpunkt fest. Von diesem ausgehend wurde die Last mit einer ausgewählten Rate bis maximal 100 mN gesteigert, nach Erreichen des Endwertes wurde dieser für 10 s gehalten und die Last anschließend auf 50-80 % verringert, nach dieser Phase blieb die

Last für 60 s konstant. Zusätzlich zu den Einzelmessungen konnten bis zu vier Zyklen gefahren werden, bei denen sich die Endlast jeweils erhöhte. In einem anderen Modus wurde die für einen Eindruck konstanter Tiefe nötige Kraft gemessen, wobei der steuernde Rechner das verdrängte Volumen on line bestimmte. Für die Kriechmessungen wurde eine schnell aufgebrachte Kraft für eine Stunde beibehalten und der resultierende Eindruck des Indenters gegen die Zeit aufgetragen.

Einige Ergebnisse der Schwingungsverschleißmessungen an TiN, (Ti, Al)N und C-implantiertem TiN zeigt Abb. 6.18. Bei TiN liegt die Reibung zunächst hoch um dann nach etwa 200 Zyklen abzusinken.

Nach einer Übergangsphase wird ein Plateau erreicht mit einem Reibungskoeffizienten von nur 0,17. Für (Ti, Al)N liegt der Endwert höher, während für Ti(N, C) ein Übergangsbereich nahezu fehlt, dessen späteres Verhalten dann wiederum dem von TiN gleicht.

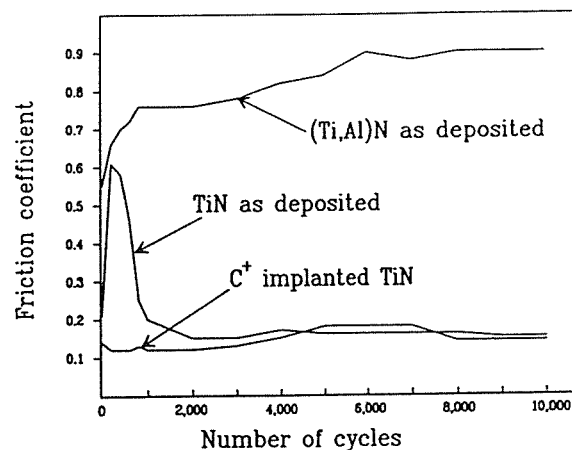


Abb. 6.18
Schwingungsverschleißmessungen an verschiedenen beschichteten Ti-Proben, nach [118]

Abbildung 6.19 zeigt Messungen mit dem Nanoindenter an TiN und (Ti, Al)N, bei denen ein konstantes Eindringvolumen bei einer Tiefe von 600 nm eingestellt wurde (a), bzw. eine lastgeregelte Messung mit 100 mN für TiN und Ti(N, C) (b). Hier erkennt man deutlich den durch die Ionenimplantation verursachten Unterschied: Für das implantierte Material sind für gleiche Eindringtiefen höhere Lasten nötig. In der gleichen Betriebsart wurde eine (Ti,Al)N-beschichtete Probe untersucht, die in einem Kugelscheibe-Apparat beansprucht worden war. Dabei ergab sich für die Verschleißspur im Vergleich mit dem unbeanspruchten Teil der Probe eine geringere Härte. Die Autoren führten dies auf die hohen Kontakttemperaturen zwischen der Kugel aus Aluminiumoxid und der Probe zurück, die entweder einen Phasenübergang oder aber einen "annealing" Effekt bewirkt haben könnten.

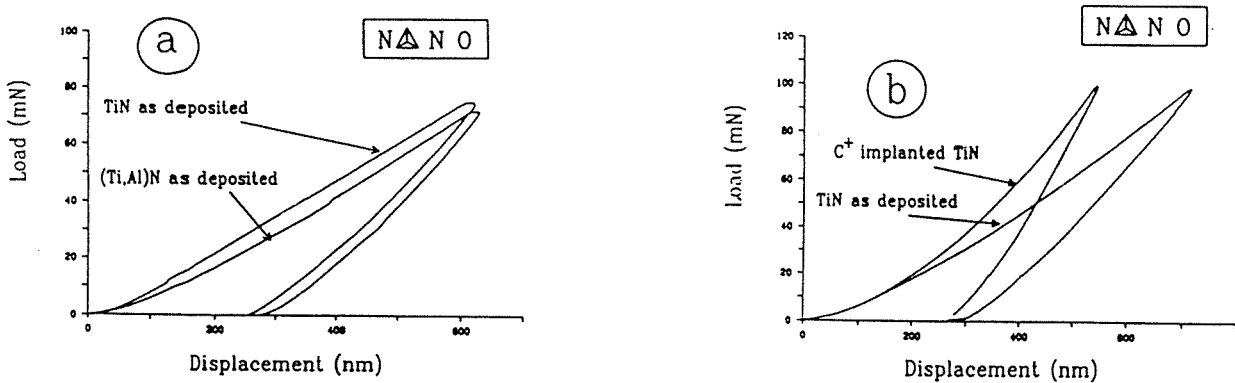


Abb. 6.19
 Messungen mit dem Nanoindenter an verschiedenen Ti-Proben
 a) gleiches Eindringvolumen
 b) mit gleicher Last

Das Kriechverhalten der Beschichtungen wurde ebenfalls mit dem Nanoindenter untersucht (Abb. 6.20). Die dazu aufgebrauchte Last von 1 mN führte bei der TiN-Probe zunächst zu einem Eindruck von 10 nm Tiefe, dieser Wert erhöhte sich nach einer Stunde Belastung auf 100 nm. Die Kriechkurve von (Ti,Al)N hingegen liegt deutlich tiefer und weist auch größere Unregelmäßigkeiten auf.

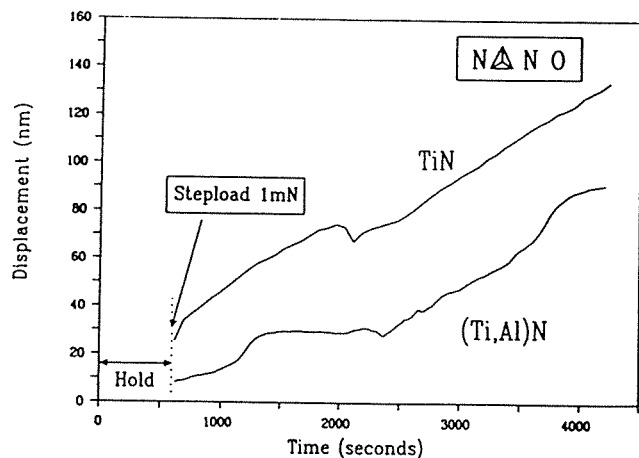


Abb. 6.20
 Kriechverhalten der Beschichtungen

Als Begründung für dieses Verhalten wurden von Celis und Mitarbeitern auftretende Defekte in der Beschichtung diskutiert, die unter der Belastung beweglich werden sollten. Die Autoren weisen aber auf die Notwendigkeit weiterer Untersuchungen sowie zusätzlicher theoretischer Berechnungen hin, um zu einem besseren Verständnis der vorliegenden Mechanismen zu kommen.

Meßzyklen mit steigender Last zeigten einen Grenzwert auf, durch dessen Überschreiten der Kurvenverlauf beeinflusst werden konnte. Wurde die Last über 4 mN erhöht, hatte dies eine zunehmende Abweichung vom ursprünglichen Kurvenverlauf zur Folge. Ursache hierfür war möglicherweise ein Ausbreiten der Eindruckzone in das Grundmaterial, die Schichtdicke der Kohlenstoffimplantation

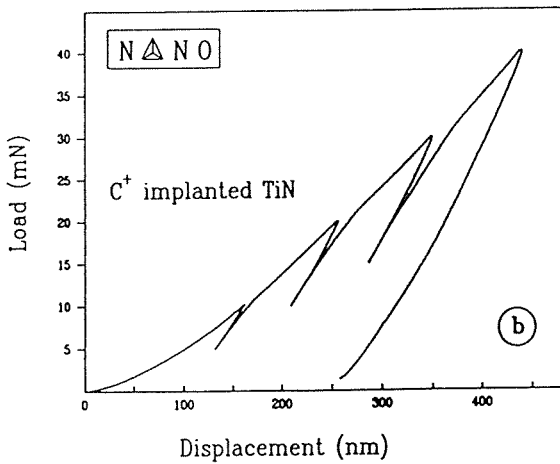
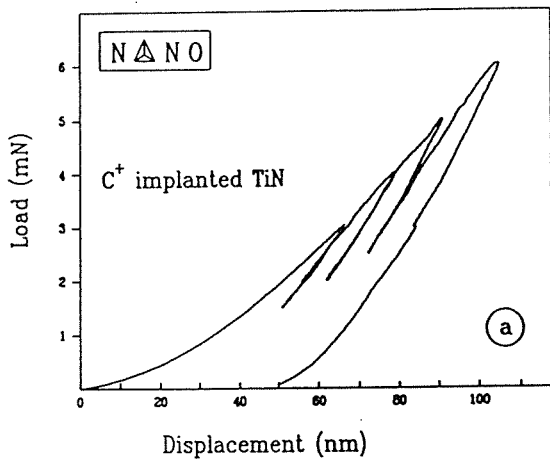


Abb. 6.21
Messungen mit steigender Last,
a) $< 4\text{ mN}$
b) $> 4\text{ mN}$
näheres siehe Text, [118]

betrug etwa 120 nm bei einer gaussförmigen Tiefenverteilung.

Dies zeigte sich auch in den durchgeführten Messungen von Härte und E-Modul an diesem Material (Abb. 6.22), dabei liegen jedem Meßpunkt 10 Einzelmessungen zugrunde, die gemittelt wurden.

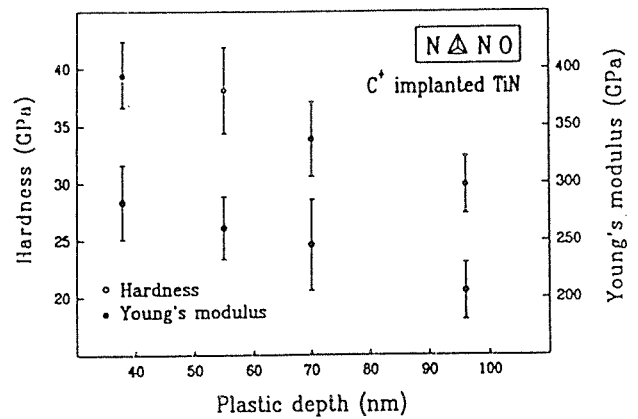


Abb. 6.22
Härte und E-Modul der Ti-
Proben, nach [118]

Diese Ergebnisse zeigen sehr schön, daß durch die wirkenden niedrigen Kräfte und die hohe Ortsauflösung, die ein solches Gerät bietet, Untersuchungen der mechanischen Eigenschaften dünner Filme durchgeführt werden können. Die in den Schwingungverschleißmessungen gefundenen Unterschiede im Verhalten der Materialien spiegelte sich in den verschiedenen untersuchten Eigenschaften wieder, wobei jedoch anzumerken ist, daß mit dieser Methode eher die mesoskopische Längenskala abgedeckt wird.

7. Theorie der Mikrotribologie

Theoretische Betrachtungen in der Mikrotribologie hatten häufig ihren Ursprung in entsprechenden Theorien für makroskopische Ansätze, bzw. man kam über den makroskopischen Maßstab zu einem mikroskopischen. Am deutlichsten wird dies vielleicht an den Untersuchungen von Hertz u.a. [121] bezüglich des Kontaktes von Festkörpern, wo ja bereits der Begriff des Mikrokontaktes geprägt wurde. Andere Versuche, z.B. die Energiedissipation beim Auftreten von Reibung zu beschreiben, führten ebenfalls sehr bald analog der "mechanischen" Entwicklung weg von makroskopischen Modellen zu (auch stärker idealisierten) mikroskopischen Ansätzen.

Die theoretische Behandlung von Problemstellungen in der Mikrotribologie erscheint zwar durch die mögliche Verminderung der Parameterzahl leichter zu sein als eine entsprechende (makroskopische) Tribologie, es zeigte sich aber, daß allgemeine, analytische Ansätze bisher auch in diesem Bereich noch nicht existieren. Von der Möglichkeit, nur durch eine Kombination von "berechneten" mikrotribologischen Eigenschaften verschiedener Werkstoffe ein ideales Tribosystem maßschneidern zu können, ist man leider noch weit entfernt.

In einzelnen Bereichen sind jedoch in jüngerer Zeit einige Fortschritte zu verzeichnen, die hier näher vorgestellt werden sollen:

1.) Die numerische Simulation von (Mikro)-Tribokontakten konnte auf ein "Minimalsystem" reduziert werden, seit durch die Entwicklung des Rasterkraftmikroskops ein entsprechendes experimentelles Gegenstück verwirklicht werden konnte. Damit ist eine direkte Vergleichsmöglichkeit von Theorie und Experiment wenigstens für einfache Strukturen möglich.

2.) Ein neuerer, eher analytischer Ansatz, die Geometrie einer Festkörperoberfläche maßstabsunabhängig zu beschreiben, verbindet dadurch automatisch Makro- und Mikrotribologie; erste Vorversuche zur Anwendung in der Praxis wurden bereits durchgeführt.

3.) Ebenfalls einen Übergang zwischen atomaren Strukturen und einem realen Festkörper, bestehend aus etwa 10^{23} Atomen, bilden

die sogenannten "cluster", Gebilde aus (gleichen) Atomen, deren Anzahl von einigen wenigen bis zu einigen 100000 reichen kann.

Dieses Kapitel ist daher in drei Teile gegliedert, in denen auf oben genannte Entwicklungen eingegangen wird.

7.1 Simulationsrechnungen

Es existieren zahlreiche theoretische Modelle zur Beschreibung tribologischer Eigenschaften, deren Gültigkeit jedoch häufig auf den makroskopischen Bereich mit angefitteten Parametern beschränkt bleibt. Für den hier interessierenden mikroskopischen Maßstab wurden bisher einige wenige Methoden entwickelt, die auf theoretische Berechnungen in diesem Bereich angewendet werden können.

Bei den in der Festkörperphysik üblichen Techniken geht man im allgemeinen von einer Periodizität des Gitters aus, die jedoch an einer Grenzfläche, wie sie ja ein Reibkontakt darstellt, nicht mehr gegeben ist. Hier müssen andere Methoden eingesetzt werden, die diese Problematik berücksichtigen, ohne dabei die teilweise erheblichen Rechenzeiten vollquantenmechanischer Ansätze zu benötigen. Diese Beschränkung konnte zwar durch die stürmische Weiterentwicklung der Computer etwas gemildert werden, sie gilt prinzipiell jedoch weiterhin. Es muß nun ein Kompromiß gefunden werden, der es erlaubt, mit genügender Genauigkeit die atomare Struktur der Materie zu beschreiben, ohne dabei das Ziel der Berechnung eines realen Mikrokontakts aus den Augen zu verlieren. Wie bereits in obiger Einleitung angesprochen wurde, bietet dabei ein einfaches Tribosystem, das aus der Spitze eines STM oder AFM sowie dem Substrat besteht, eine ideale Basis, um Theorie und Experiment zu verbinden.

Ohne nun explizit auf die einzelnen Methoden einzugehen, scheint es hier sinnvoller, lediglich einige Ergebnisse verschiedener Autoren vorzustellen. Spezifische Informationen über verschiedene Ansätze, verwendete Potentiale usw. bieten z.B. Arbeiten von Ferrante [122,123] und die dort angegebene Sekundärliteratur.

Daß für eine solche Simulation nicht unbedingt ein Computer nötig ist, zeigt eine Arbeit von J.M. Georges et al. [124]. Hier wurden die eindringende Mikrospitze ebenso wie das Substrat durch kleine

Seifenblasen gebildet, die auf einer Wasseroberfläche aufgebracht worden waren. Durch Bläschen von gleicher Größe konnte ein "Kristall" hergestellt werden, unterschiedliche Größen ergaben eine zusätzliche amorphe Adsorbatschicht.

Bei der Annäherung der Spitze traten nun wie im Experiment zunächst attraktive, später repulsive Kräfte auf, die zu einer Benetzung der Spitze bzw. plastischen Verformung des Substrats führten. Die zunächst noch vorhandenen adhäsiven Wechselwirkungen traten bei einer Vergrößerung der aufgetragenen Kraft immer mehr in den Hintergrund, das Eindringen der Spitze in die amorphe Adsorbatschicht erfolgte zunächst weitgehend linear, Instabilitäten in der Kraft/Weg-Kurve konnten mit der Wanderung von Versetzungen oder Korngrenzen erklärt werden. Der starke Anstieg der Kurve gegen Ende kennzeichnete den nun wachsenden Einfluß des Substrats. Wurde die Spitze herausgezogen, erfolgte eine teilweise elastische Verringerung der Kompression, gleichzeitig aber auch ein "wetting" der Spitze durch den Adsorbatfilm. Es bildete sich dabei ein Hals aus, der durch die wirkenden attraktive Kräfte verursacht wurde. Versuche mit rein kristallinen Modellen, d.h. regelmäßiger Anordnung der Blasen, ergaben einen größeren Elastizitätsmodul und eine höhere Fließgrenze gegenüber amorphem Material. Härtemessungen zeigten eine Proportionalität von mittlerem Druck und Fließgrenze, die Proportionalitätskonstante hing dabei von der Form der eindringenden Spitze ab.

Ebenfalls experimentell und mittels Simulation (molecular dynamics, MD) untersuchten U. Landman und Mitarbeiter das Verhalten von AFM-Spitzen, die mit verschiedenen Substraten wechselwirkten [125,126]. Modelliert wurde u.a. ein Goldsubstrat in (001)-Orientierung, bestehend aus drei statischen sowie acht dynamischen Gitterebenen zu je 450 Au-Atomen, die Spitze wurde volldynamisch gerechnet und aus 1400 Nickelatomen gebildet. Diese waren pyramidenförmig angeordnet, die erste Lage (zum Substrat zeigend) aus 72 Ni-Atomen wies ebenfalls eine (001)-Struktur auf, die folgende bestand aus 128, die 6 verbleibenden Lagen aus je 200 Atomen. Auch in dieser Simulation konnten alle experimentellen Befunde bestätigt werden: Der "jump to contact" Effekt, die Benetzung der Spitze und die Hysterese der Kraft/Weg-Kurve (s. Abb.7.1). Das Springen der Spitze bei Annäherung wurde bereits in Kap.4.2.2 näher erläutert, eine weitere Betrachtung erübrigt sich daher.

Abb. 7.1
Kraft/Weg-Kurve im Ni/Au-System,
gemessen mit dem AFM, [125]

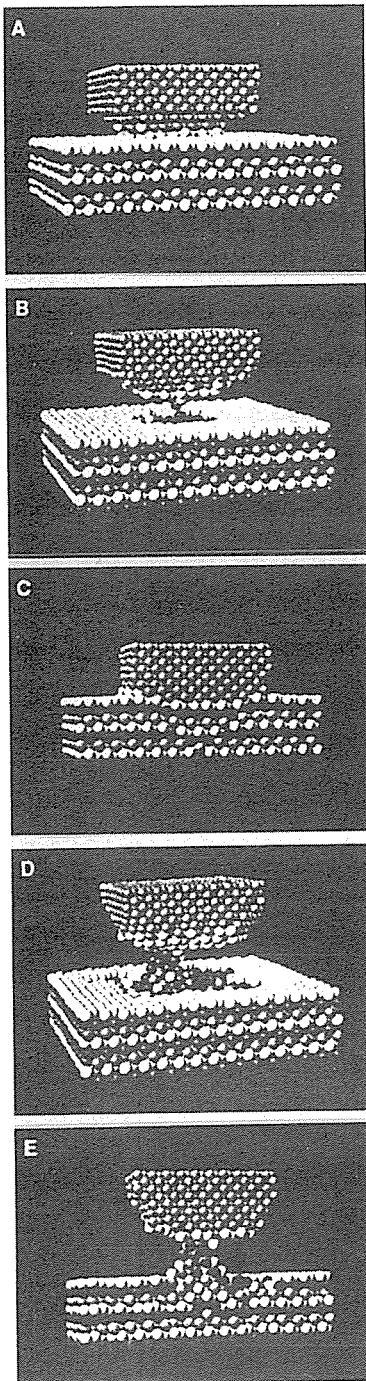
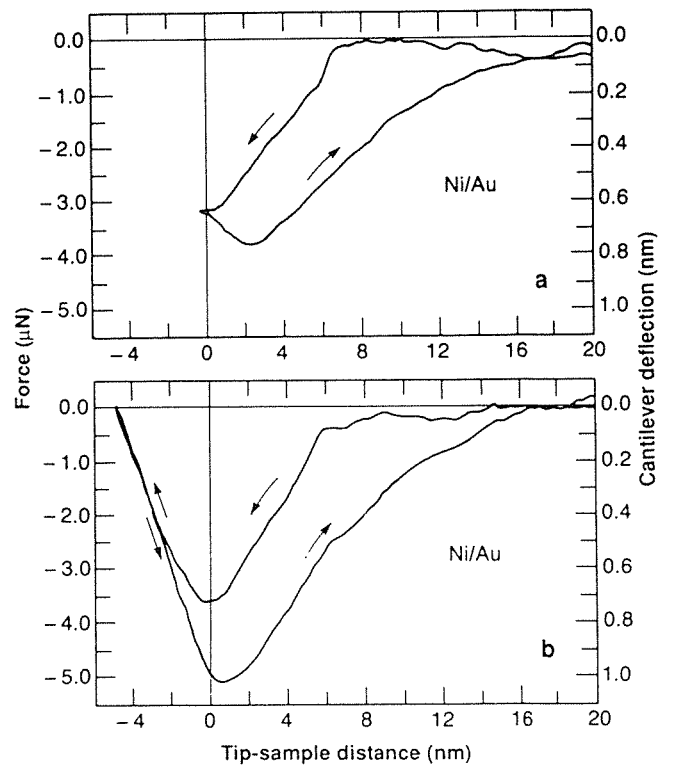


Abb. 7.2
MD-Simulation des Ni/Au-
Systems

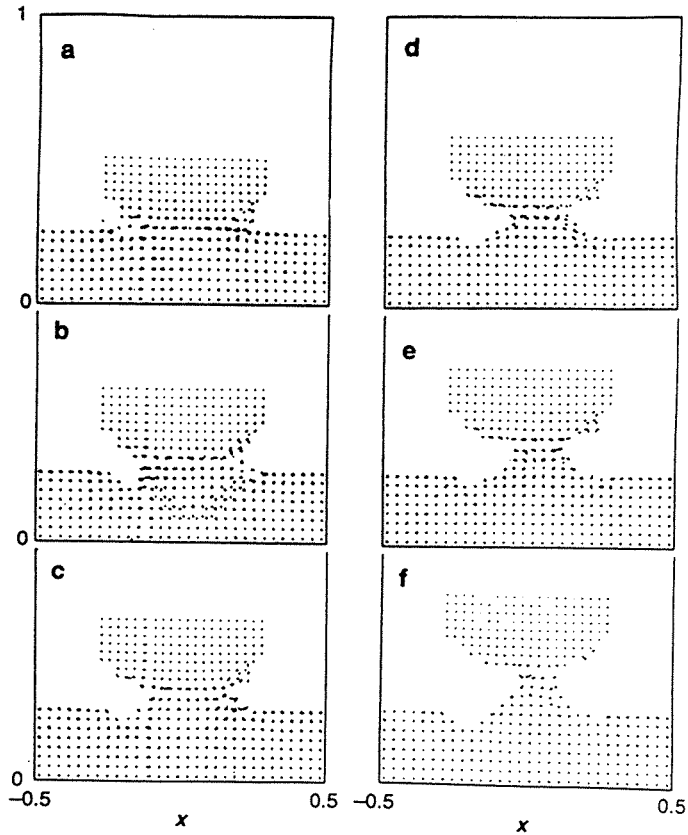
- a) "jump to contact"
- b) Spitze zurückgezogen: Benetzung durch Goldatome aus der 1. Lage
- c) maximales Eindringen: Gleiten entlang der (111)-Richtungen bis zur 8. Lage
- d) Spitze zurückgezogen: starke Benetzung, "Hals" zwischen Substrat und Spitze, (111)-Facettierung der Spitze
- e) Querschnitt durch die Situation in d), nach [125]



Die Benetzung konnte experimentell durch scanning Auger microscopy (SAM) und auch durch Simulation nachgewiesen werden, einige Phasen dieser quasi-dreidimensionalen Simulation sind in Abb. 7.2 a)-e) gezeigt. (Die unterschiedlichen Graustufen in der Abbildung ergaben sich durch die schwarz-weiße Wiedergabe der Farbvorlage der Autoren, die den einzelnen Gitterebenen verschiedene Farbtöne zuordneten, es handelt sich also nicht etwa um verschiedene Elemente.)

Man erkennt, daß bereits vor dem Eindringen der Spitze eine Übertragung von Substratatomen auf diese erfolgt, ebenso den sich ausbildenden Hals, wenn

beide Körper wieder voneinander entfernt werden. Letzterer ist zur Verdeutlichung noch einmal im Querschnitt gezeigt, ebenso als Punktdarstellung in Abb. 7.3. Die Simulationen ergaben auch eine Diffusion von Nickelatomen aus der Spitze in durch die Benetzung durch Gold freigewordene Gitterplätze des Substrats.

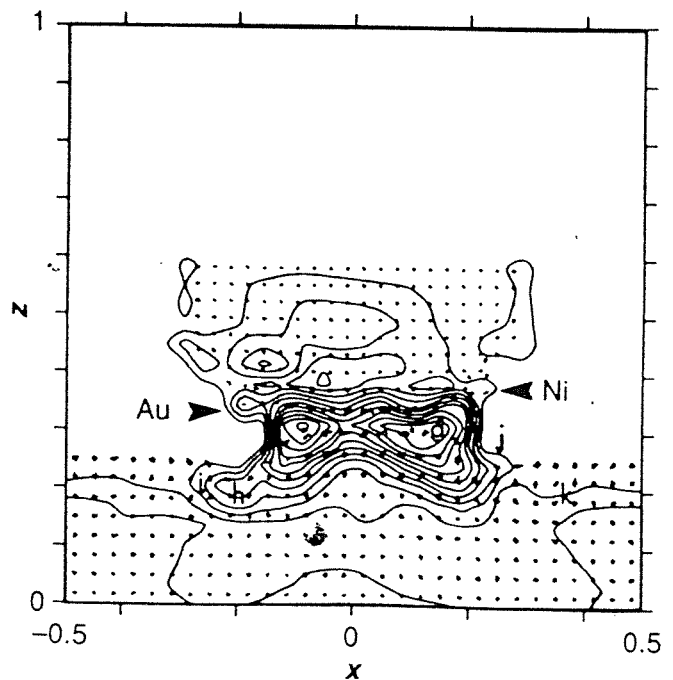


Spannungsberechnungen für die eindringende Spitze zeigten dabei nur in der Mitte Druckspannungen, durch die auftretenden attraktiven Kräfte hingegen konnten an den Rändern Zugspannungen nachgewiesen werden (s. Abb. 7.4, Abb. 7.5 a-d).

Abb. 7.3

Punktdarstellung der MD-Simulation nach Eindringen der Ni-Spitze in Gold: bei Zurückziehen der Spitze von der Probe bildet sich durch die Adhäsionskräfte dazwischen ein verbindender Hals aus, nach [125]

Abb. 7.4
Spannungsberechnung für das Ni/Au-System
Punktdarstellung mit Linien gleicher Spannung,
näheres siehe Text



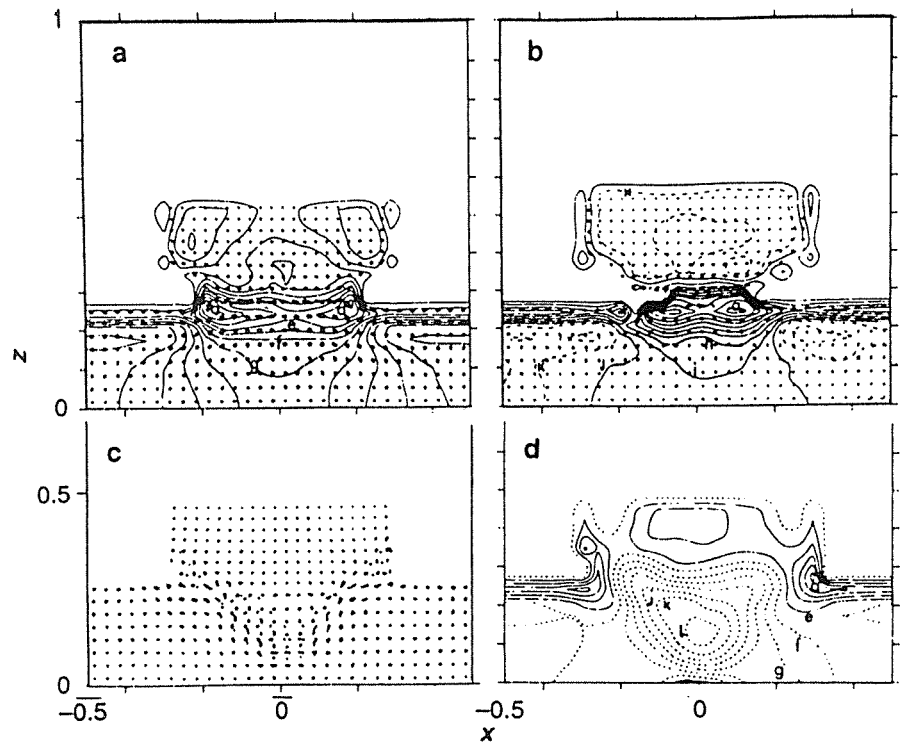


Abb. 7.5a-d
Spannungsbe-
rechnungen

In Übereinstimmung mit den durchgeführten Experimenten ergab sich nach dem Eindringen der Spitze eine Erhöhung der Adhäsionskräfte um 50% gegenüber denjenigen, wie sie bei einem ersten Kontakt auftraten. Auch das Auftreten von Stick-Slip-Reibung konnte sowohl für eine kristalline als auch für eine amorphe Spitze berechnet werden. Dabei vermuteten die Autoren eine Umordnung der Spitze unter dem Einfluß des Substrats, wodurch dessen Periodizität der Spitze aufgeprägt werden sollte. Ähnliche Ordnungs/Unordnungsübergänge für das Gebiet der Grenzreibung vermuteten Thompson und Robins als Ursache für auftretende Stick-Slip-Effekte [127], was außerdem die mit einem SFA gefundenen Ergebnisse eines fest/flüssig Phasenübergangs von Israelachvili et al. [112] theoretisch untermauert.

Sokoloff berechnete das Verhalten aufeinander gleitender Kristalle mit verschiedenen Gitterkonstanten sowie die auftretende Energiedissipation [128], ebenso wurden ergänzende Experimente durchgeführt [129]. Der Energieabbau sollte über Phononenerzeugung erfolgen, also Schwingungen des Gitters; die zum Gleiten der beiden Kristalloberflächen aufeinander nötige Kraft sollte für kleine (gegen die Schallgeschwindigkeit) Gleitgeschwindigkeiten umgekehrt proportional zu dieser Geschwindigkeit und proportional zur Kontaktfläche sein, die Scherung erfolgte über Fehlstellenwanderung. Für inkommensurable Gitter wurde eine sehr kleine Scherspannung von $10^{-4} \text{ dyn cm}^{-2}$ gefunden, der Autor schloß daraus,

daß hier das Gleiten nicht innerhalb eines Adsorbat/Substrat-Systems, sondern direkt in der Grenzschicht stattfand. Dies steht im Widerspruch zu den o.g. Ergebnissen von Landman, Thompson und Robins sowie zu bisherigen Annahmen bei geschmierter Reibung, in denen immer das Vorliegen einer monomolekularen Adsorbatschicht postuliert worden war. In dem zitierten Modell von Sokoloff wurde jedoch die Struktur des Gegenkörpers festgehalten, während eine "Rekonstruktion" des Gegenkörpers als energetisch günstiger in den anderen Arbeiten erlaubt war; der Einfluß von so verschiedenen Anfangsbedingungen läßt wohl einen direkten Vergleich der Ergebnisse nicht oder nur bedingt zu.

Diese Arbeiten sollten verdeutlichen, welche Informationen gerade durch die Kombination von Simulation und Experiment erhalten werden können. Durch den Einsatz anderer Materialien ließen sich zumindest bei der in einem STM bzw. AFM vorliegenden einfachen Geometrie weitere Rückschlüsse auf reale Tribosysteme ziehen, zu erwartende Fortschritte in der Computertechnik werden den Einsatzbereich solcher Rechenprogramme auch auf größere Systeme erweitern.

7.2. Fraktale Geometrie

Der Begriff des Fraktals wurde in einer frühen, kaum beachteten Veröffentlichung von Richardson aus dem Jahr 1961 [130] zwar noch nicht benutzt, jedoch waren dessen empirische Untersuchungen über die Abhängigkeit der Länge von Küstenlinien vom verwendeten Maßstab einer Karte die Grundlage für weiterführende Arbeiten. So folgte 1967 von Mandelbrot ein Artikel [131], dessen eigenartige Überschrift: " How long is the coast of Britain? " direkt an die o.g. Messungen von Richardson anknüpfte (s. Abb. 7.6). Basierend auf dessen Ergebnissen brachte Mandelbrot diese in einen exakten mathematischen Zusammenhang, der auf einer allgemeineren Definition des Dimensionsbegriffs in der Geometrie beruhte und nicht nur ganzzahlige, sondern auch gebrochene (fraktale) Dimensionen erlaubte. Der Küste Großbritanniens wurde hierbei keine Länge, sondern vielmehr eine Dimension zugeordnet ($D = 1,25$), die als Maß für die "Zerklüftung" der Küstenlinie galt.

Der mathematische Formalismus, der dieser Geometrie zugrunde liegt, kann hier allerdings nur gestreift werden, für eine

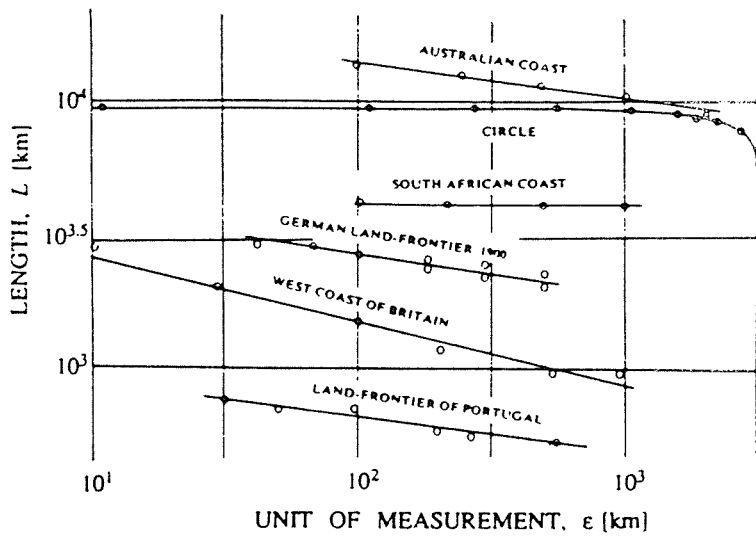


Abb. 7.6
Maßstabsabhängigkeit von
Küstenlängen, nach [130]

vollständige Behandlung sei auf neuere Bücher der Geometrie verwiesen [132,133]. Zwei speziellere Arbeiten zu diesem Thema, die sich mit der Anwendung fraktaler Modelle auf Kontakte zwischen rauhen Oberflächen befassen, stammen von Majumdar und Bhushan [134,135]; auf dieses Gebiet wird später noch ausführlicher eingegangen werden.

In der euklidischen Geometrie sind Objekte wie Punkte, Kurven, Flächen und Würfel in der Reihenfolge ihrer Dimension geordnet: 0, 1, 2 und 3; letztere besitzen ein Maß: Länge, Fläche und Volumen. Dieses Maß ist nun unabhängig von den benutzten Maßeinheiten, z.B. bleibt die Länge einer Linie unverändert, gleichgültig, ob man Zentimeter oder Mikrometer als Einheit verwendet. Im Gegensatz dazu ist die Länge der Umfangslinie einer natürlichen Fläche, z.B. einer Insel, häufig vom verwendeten Maßstab abhängig (s.o. Abb.7.6). Dadurch ist es möglich, daß eine solche Linie umso länger erscheint, je kleiner der Maßstab gewählt wird und es ist sogar fraglich, ob diese Länge einem endlichen Grenzwert zustrebt, oder aber infinit wird, wenn der Maßstab nur genügend klein wird. Diese meßtechnisch unerwünschte Unbestimmtheit der Länge einer natürlichen Linie sollte nun durch die Einführung einer anderen Größe eliminiert werden, die ein genaues Maß liefert, ohne von der Wahl einer Einheitslänge abhängig zu sein.

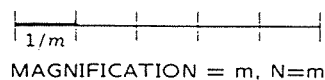
Der Zusammenhang dieser zunächst esoterisch erscheinenden Theorie mit der Tribologie besteht in der Möglichkeit, dadurch mathematisch die Rauheit einer Oberfläche beschreiben zu können. So gibt in einem Entwurf zur DIN 4762/1 die "gestreckte Profillänge" diejenige Länge an, die entsteht, wenn alle Erhebungen und

Vertiefungen innerhalb einer Bezugsstrecke zu einer geraden Linie ausgezogen werden. Es ist aber offensichtlich, daß zur Gesamtlänge nur diejenigen Strukturen beitragen können, die der Meßfühler erfaßt. Das führt bei steigender Auflösung zu einer stetigen Vergrößerung der Profillänge, da immer mehr Details der Oberfläche erkennbar werden. Daraus geht nun hervor, daß ein Grenzwert für eine gestreckte Profillänge eventuell überhaupt nicht existiert, da bei einer rauhen Fläche jede Steigerung der Genauigkeit diesen Wert erhöht. Eine allgemeinere Definition dieser Profillänge scheint daher wünschenswert, bzw. sollte durch einen anderen Begriff ersetzt werden. Diesen könnte die fraktale Geometrie liefern. Daher scheint es angebracht, zum besseren Verständnis kurz auf den formalen mathematischen Hintergrund dieser Geometrie und den zugrunde liegenden allgemeineren Begriff der Dimension einzugehen.

Dazu betrachtet man zunächst (s. Abb.7.7) eine gerade Strecke mit einer Einheitslänge, die in gleiche Teile der Länge $1/m$ unterteilt ist. Jeder dieser Abschnitte ist der Gesamtstrecke ähnlich und muß um den Faktor m vergrößert werden, um der Einheitslänge zu entsprechen. Da diese unabhängig von der Unterteilung und somit von $1/m$ sein soll, folgt daraus, daß die Anzahl der Unterteilungen $N = m$ sein muß.

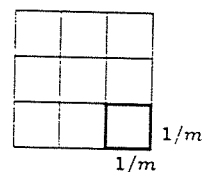
Auf eine quadratische Fläche erweitert ergibt sich eine Unterteilung in Quadrate mit der Seitenlänge $1/m$, die Vergrößerung beträgt wiederum m , die Anzahl der Unterquadrate ist $N = m^2$. Allgemein läßt sich somit für ein Objekt der Dimension D schreiben $N = m^D$. Die Dimension erhält man durch Auflösen nach $D = \log N / \log m$. Mit dieser Definition muß nun eine Dimension nicht notwendig ganzzahlig sein, sondern kann auch einer gebrochenen Zahl entsprechen.

LINE



(a)

SURFACE



MAGNIFICATION = m, $N=m^2$

(b)

GENERALIZATION

$$N = m^D$$

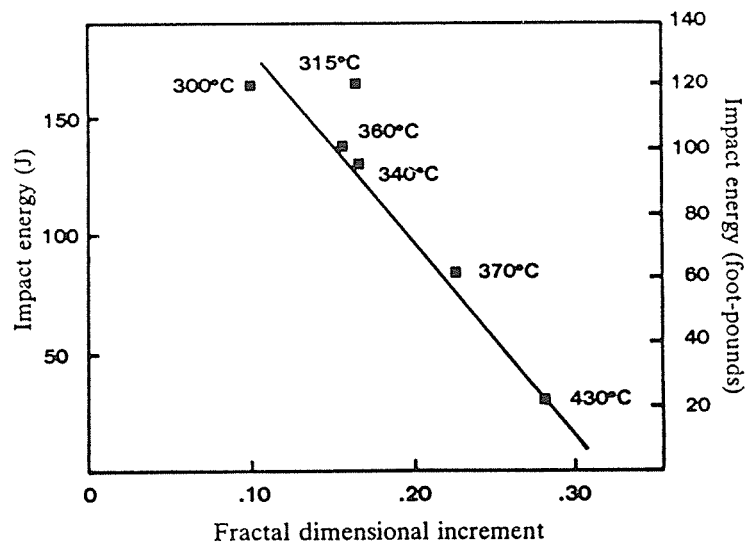
$$D = \frac{\log N}{\log m}$$

Abb. 7.7

Über a) die Linie und
b) das Quadrat zu einem verallgemeinerten Dimensionsbegriff,
näheres siehe Text

Erfolg zur Beschreibung der Morphologie von Bruchflächen eingesetzt werden kann.

Abb. 7.9
die Kerbschlagzähigkeit
nach Charpy, aufgetragen
gegen die Rauheit der
Bruchfläche, nach [136]



Die sonst üblichen qualitativen Methoden zur morphologischen Analyse solcher Oberflächen sind zeitaufwendig und erfordern dazu noch ein erhebliches Fachwissen. Die Möglichkeit, zur Bestimmung der geometrischen Parameter einer beanspruchten oder bearbeiteten Oberfläche einen mathematischen Formalismus anwenden zu können und automatisiert über einen Rechner laufen zu lassen, würde eine erhebliche Beschleunigung solcher Untersuchungen bewirken. Kirk und Mitarbeiter haben nun ein Computerprogramm entwickelt [137], mit dessen Hilfe die Untersuchung von Verschleißpartikeln aus Maschinen (Bergbau und Raffinerietechnik) [138], der Biologie [139] sowie Verschmutzungen in frischen Schmierölen [140] anhand ihrer REM-Bilder nach einer fraktalen Analysemethode durchgeführt werden kann. Vorhandene REM-Aufnahmen einiger Verschleißpartikel wurden zunächst über eine Videokamera digitalisiert, gleichzeitig konnten zur besseren optischen Darstellung die verschiedenen Höhen entsprechenden Grauwerte in ein Falschfarbenbild umgewandelt werden. Vertikale oder horizontale Schnitte durch das Bild ergaben ein Grauprofil der Probe, das als Parameter für die Höhe benutzt wurde. Einen kleinen Nachteil bedeutet aber die Abhängigkeit des Grauwertes von der Signalintensität im Detektor des Mikroskops, die selbst wiederum eine Funktion von verschiedenen Faktoren wie Winkel der Probe, Beschleunigungsspannung und Material ist. Da sich der Verlauf des Verfahrens aber auf die Untersuchung von Umfangslinien bezieht, bedeutet dies keine wesentliche Einschränkung. Durch ein starkes Übersteuern der Bildsignale ließ sich eine scharfe Begrenzung erzeugen (Abb.7.10), die so erhaltene Linie wurde ebenso wie das Höhenprofil analysiert.

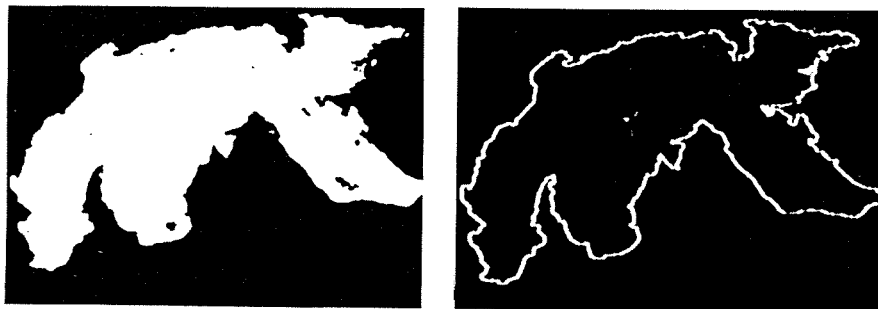


Abb. 7.10
Erzeugen einer
scharfen
Begrenzungslinie,
nach [138]

Dazu mußten die Pixel der Ränder jedes Bildes einzeln abgetastet werden, bis der Ausgangspunkt wieder erreicht war, ein einfacher Algorithmus legte dann die Grenzlinie fest, die Darstellung erfolgte durch einen Polygonzug mit einer bestimmten Schrittweite. Die anschließende Auswertung durch doppelt logarithmisches Auftragen des gemessenen Umfangs in Abhängigkeit von der Schrittweite anhand des gezeigten Beispiels ergab dann eine Gerade, deren Steigung die fraktalen Dimension bestimmte (s. Abb.7.11).

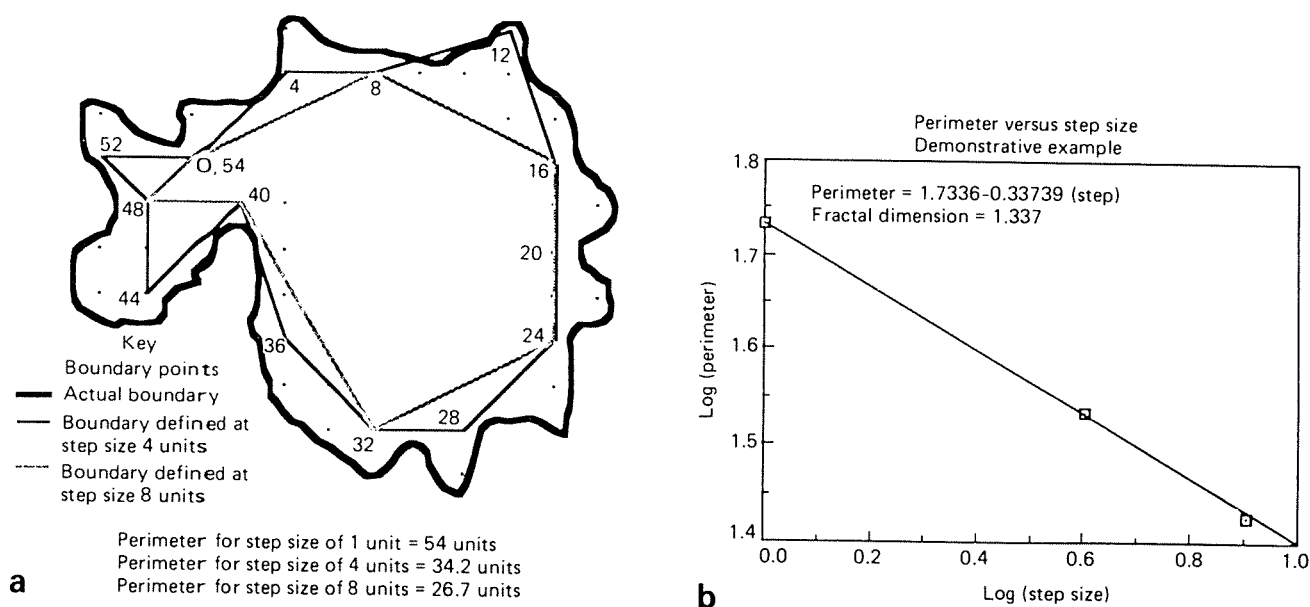


Abb. 7.11
Beispiel einer Partikelauswertung nach Kirk et al. [138]

Als Ergebnis für den in Abbildung 7.12a gezeigten realen Verschleißpartikel wurden hingegen zwei verschiedene fraktale Dimensionen gefunden, erkennbar an den beiden unterschiedlichen Geradensteigungen in Abbildung 7.12b. Diesen konnten Rauheiten mit zwei unterschiedlichen Längenskalen zugeordnet werden: wurde die Probe mit kleinen Schrittweiten vermessen, ließ sich eine Textur auflösen, für größere Einheiten ergab sich eine rauhere Struktur.

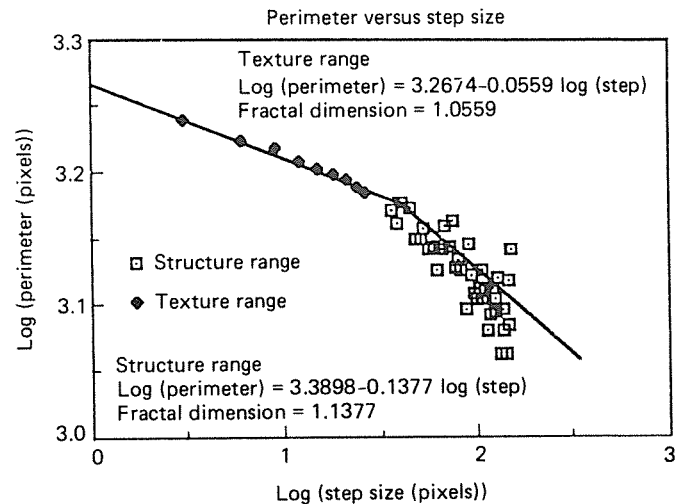
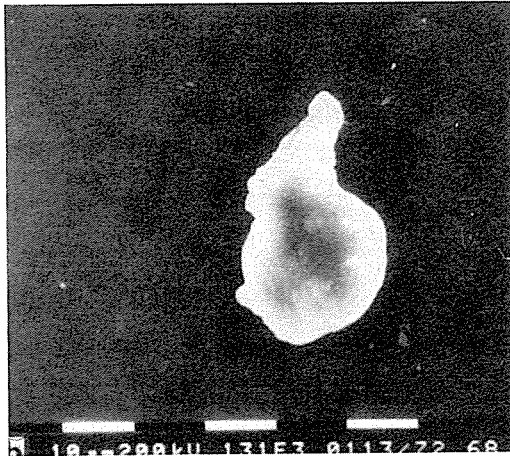


Abb. 7.12

Auswertung des im Bild gezeigten realen Verschleißpartikels, nach [138]

Die Autoren konnten die verschiedenen (metallische, kalzium- und siliziumhaltige) untersuchten Verschleißpartikel nur anhand ihrer fraktalen Eigenschaften in Gruppen einordnen, die deren Ursprung widerspiegeln. Bei Messungen an Verunreinigungen zeigte es sich, daß diese Partikel teilweise sehr ähnliche Dimensionen aufwiesen und daher zusätzliche Parameter zur genaueren Charakterisierung wünschenswert wären. Insgesamt betrachtet ist dies jedoch eine interessante und erfolgreiche technologische Anwendung einer zunächst etwas seltsam anmutenden Theorie.

Wie bereits zu Beginn dieses Abschnitts erwähnt, soll abschließend noch auf eine weitere, ähnlich gelagerte Anwendungsmöglichkeit der fraktalen Geometrie eingegangen werden: Die Beschreibung des Kontaktes zweier rauher Oberflächen [134,135]. Im Gegensatz zu bisherigen konventionellen Theorien, bei denen vereinfachend die Kontaktgeometrie nur mittels maßstabsabhängiger Rauheitsparameter (z.B. instrumentelle Auflösung über eine bestimmte Länge) einer gemittelten Fläche angenommen wurde, geht man hierbei von Flächen aus, die sich über Kontaktpunkte vieler Größenordnungen berühren. Durch diese allgemeineren Ausgangsbedingungen erhält man eher eine fundamentale Beschreibung des Kontaktes zweier Festkörper.

Die experimentelle Bestätigung, daß natürliche Oberflächen eine fraktale Geometrie besitzen können, wurde bereits angeführt, daher soll hier nur noch kurz als Beispiel einer technischen Oberfläche eine magnetische Speicherplatte vorgestellt werden, die ja eine sehr geringe Rauheit besitzt. Dazu wurden von Bushan Messungen

durchgeführt, bei denen eine solche Oberfläche mit einem Profilometer und einem STM untersucht wurde. Mit beiden Meßmethoden ergab sich ungefähr die gleiche fraktale Dimension der Probe, obwohl ja beide Verfahren eine sehr unterschiedliche Auflösung haben. Die Dimension der Oberfläche wurde für einen Maßstabsbereich über drei Dekaden zwischen 2,33 und 2,38 bestimmt.

Dies verdeutlicht noch einmal den Unterschied zu konventionellen Modellen, die durch ihre Maßstabsabhängigkeit das Phänomen des Festkörperkontakts zu sehr vereinfachen und daher häufig auf ein bestimmtes Anwendungsgebiet beschränkt bleiben müssen. Neben den besprochenen fraktalen Modellen gibt es noch andere Ansätze, einen Festkörperkontakt zu beschreiben, ohne eine bestimmte Größe der Mikrokontakte festzulegen. Eine Gemeinsamkeit dieser Modelle ist der Versuch, eine Oberfläche mit einer zufälligen Geometrie zu erzeugen. Greenwood hatte sich bereits 1966 mit diesem Thema befaßt [141] und fand im Experiment Abweichungen von den theoretischen Vorhersagen. Für in jüngerer Zeit durchgeführte Simulationsrechnungen [142,143] benutzte der Autor ein Verfahren, das eine Oberfläche als ein zweidimensionales "Rauschen" darstellte, der Kontakt zweier solcher Flächen wurde dann nach statistischen Methoden charakterisiert. Eine andere Möglichkeit bietet sich durch Anwendung der Fourier-Transformation in drei Dimensionen [144], die diskret oder kontinuierlich durchgeführt werden kann. Da alle diese Verfahren zu Oberflächen führen, deren Rauheit der realer Festkörperflächen nahekommt, ist die anschließende Berechnung von Größen wie plastische oder elastische Verformung von der Wahl des Verfahrens unabhängig (s. Abb.7.13).

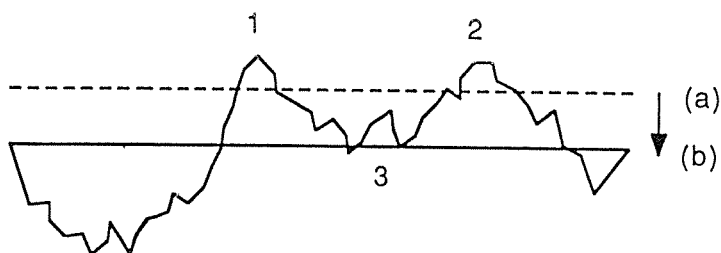


Abb. 7.13
plastisches Verformen
einer simulierten
Oberfläche

Auch die Simulation von Ribbildung und Ribausbreitung auf Oberflächen und im Volumen wurde mit Hilfe fraktaler Modelle durchgeführt. Ausgangspunkt waren wiederum geophysikalische Untersuchungen [145,146], aus denen geschlossen worden war, daß die Wahrscheinlichkeit eines Partikels, zu zerbrechen, nur von der relativen Größe seiner nächsten Nachbarn bestimmt wurde, d.h.: hat ein Partikel nur Nachbarn von gleicher Größe, so wird durch diese

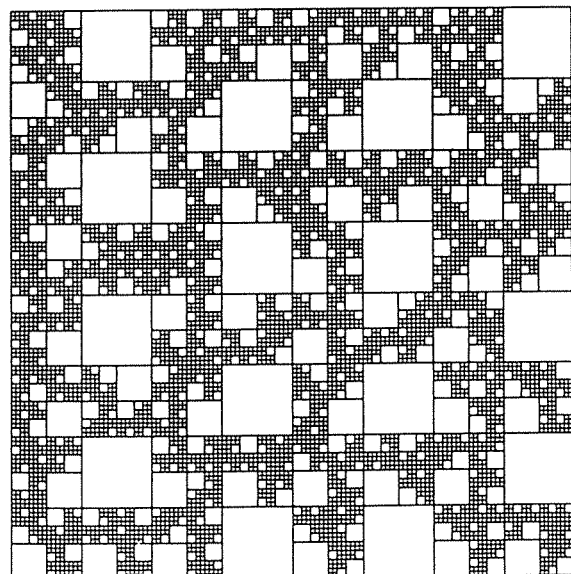
Geometrie der Druck auf seine Oberfläche maximal. Als Resultat eines solchen Prozesses blieben dann nur Partikel übrig, die keinen Nachbarn gleicher Größe mehr haben; dies sollte für jeden beliebigen Maßstab gelten.

In der Simulation gingen die Autoren Steacy und Sammis [147] von dem einfachsten Modell einer vollständigen Flächen- bzw. Raumauffüllung aus: Ein aus gleichen Bauteilen (Quadrat, Würfel) bestehendes zwei- bzw. dreidimensionales Muster wurde an den Rändern periodisch einem Druck ausgesetzt, das "Zerbrechen" folgte bei jedem Takt einem einfachen Mechanismus. Dabei zerfiel ein Quadrat in vier Unterquadrate mit halber Kantenlänge, ein Würfel wurde entsprechend in acht gleiche Würfel unterteilt, dieser Vorgang wiederholte sich mit jeder Periode. Die auf diese Weise entstehenden Strukturen konnten noch durch verschiedene Randbedingungen modifiziert und der Einfluß dieser Parameter auf die fraktale Dimension bestimmt werden. Zum Vergleich zogen die Autoren natürliche Bruchflächen heran, allerdings von geologischen Strukturen. Als wichtigste Parameter stellten sich die Anzahl und Konfiguration der Nachbarn eines einzelnen Blocks heraus, die durch die Definitionsmöglichkeiten der Nachbarn bestimmt sind. Für einen Würfel sind drei Fälle zu unterscheiden:

- 1.) Nachbarn teilen sich Flächen, Kanten und Ecken eines Würfels, daraus ergibt sich eine maximale Anzahl von 26.
- 2.) Rechnet man nur mit Flächen und Kanten, so folgt ein Maximum von 18.
- 3.) Als strengste Bedingung werden nur die Flächen gezählt, daraus folgen höchstens 6 Nachbarn.

Im Verlauf der Simulation wurde nun, beginnend mit den größten Würfeln, derjenige mit den meisten gleichgroßen Nachbarn unterteilt, waren zwei Würfel gleichwertig, so erfolgte der Zerfall nach dem Zufallsprinzip (Abb.7.14).

Abb.7.14
Zweidimensionale Simulation
einer Bruchfläche, nach [147]



In einer Variante dieses Systems geschah dies nicht mehr zufällig, sondern die Aufspaltung war für einen Block wahrscheinlicher, in dessen Nachbarschaft ein Block gleicher Größe eine Zyklusschleife vorher unterteilt worden war. Damit sollte der Tatsache Rechnung getragen werden, daß durch das Zerschneiden eines Blocks eine Spannungskonzentration in dessen unmittelbarer Umgebung erreicht wird, die eine Spaltung weiter entfernter Blocks unwahrscheinlicher macht.

Als gemeinsames Ergebnis der 2- und 3-dimensionalen Simulationen wurde gefunden, daß die Kompensation der auftretenden Spannungen die fraktale Dimension nur wenig beeinflusste, erheblich empfindlicher reagierte das System, wie bereits angesprochen wurde, auf die Anzahl der nächsten Nachbarn. Die ermittelten Werte für den 3-dimensionalen Fall mit 26 Nachbarn ($\text{Dim} = 2,8$) lagen etwas über denen, wie sie für eine geologische Bruchformation ($\text{Dim} = 2,6$ [145,146]) gefunden worden waren, für 18 Nachbarwürfel ergab sich jedoch eine gute Übereinstimmung. Dies läßt sich durch die zugrundeliegenden, stark idealisierten Annahmen plausibel machen: In einem realen Festkörper, der ja eine erheblich unregelmäßigere Raumauffüllung besitzt, wird ein Partikel sicher nicht von 26, sondern von weniger Nachbarn umgeben sein, die Autoren schätzen daher ihren Ansatz mit 18 Nachbarn als realistischer ein. Insgesamt konnte jedoch gezeigt werden, daß bereits mit Hilfe eines solchen relativ einfachen Modells reale Bruchstrukturen simuliert werden können.

Gleichzeitig kann hier wieder der Bogen geschlagen werden zu den Simulationsrechnungen von Abschnitt 7.1. Eine Anwendung der fraktalen Geometrie auf das Gebiet der Mikrotribologie in Verbindung mit ausgefeilteren numerischen Modellen könnte einen vielversprechenden Weg zu einem besseren Verständnis auch makroskopischer Probleme darstellen.

7.3 Cluster

Unter dem Begriff "cluster" versteht man Aggregate aus gleichen Atomen oder, seltener, Molekülen, wobei die Zahl der darin enthaltenen Einzelatome über Di- und Trimere bis zu einigen Zehntausend reichen kann. Sie stellen also das Bindeglied zwischen einem Festkörper und einem Einzelatom dar, den Übergang vom makro-

in den mikroskopischen Bereich [148,149]. Ihre Erforschung ist für ein weites Feld von Disziplinen von Interesse: Aus der Sicht des Festkörperphysikers stellt sich die Frage, wie klein man einen Kristall machen kann, ohne daß er seine für ihn typischen Eigenschaften verliert. Am anderen Ende der Skala steht der Übergang von der Ein- bzw. Vielteilchenphysik zum Festkörper: Wie groß muß die Anzahl der Atome werden, damit ein Partikel entsteht, der die Volumeneigenschaften eines Festkörpers besitzt. Bei Metallatomen ist insbesondere die Frage der Leitfähigkeit interessant, d.h., ab welcher Teilchenzahl die Elektronen der Einzelatome delokalisiert werden. Auch die Art dieser Übergänge muß geklärt werden: Erfolgen sie für bestimmte Eigenschaften kontinuierlich oder gibt es "Sprünge", die radikalere Änderungen zur Folge haben, wenn ein weiteres Atom hinzugefügt wird.

Die Verbindung zu "realen" Materialien und zur Mikrotribologie besteht in der Tatsache, daß erstere auch zum Teil bereits aus Clustern bestehen, sogenannte nanokristalline Werkstoffe [150], auch können kleinste Verschleißpartikel eine ähnliche Größe wie Cluster haben und sich somit eventuell ähnlich verhalten. Weiterhin erfolgt die Berührung zweier Festkörper über Mikrokontakte, bei deren Beschreibung Clustereigenschaften eine Rolle spielen können, etwa die Bevorzugung bestimmter, vom Festkörper abweichender Geometrien oder auch fest-flüssig Phasenübergänge. Ein wichtiger Unterschied ist hierbei jedoch, daß Mikrokontakte natürlich nicht isoliert vorliegen, sondern einen Teil eines größeren Festkörpers darstellen. Zu dem Problem der Beeinflussung von Clustern durch ein Substrat stehen zwar nähere Untersuchungen bis jetzt noch aus, jedoch gibt es Messungen von N.Ohmae, bei denen zwei Wolframoberflächen nach einer Gleitbeanspruchung unter einer Last von 7 μN im Feldionenmikroskop untersucht wurden [151]. Die in den Bildern sichtbaren Strukturen interpretierte der Autor als durch metallische Adhäsion verursachte Mikrorisse, deren Maßstab nicht einzelne Atome, sondern vielmehr "a cluster of many atoms" sein sollte. Deren Anzahl wurde zu etwa 4×10^5 Atomen abgeschätzt, Grundlage war dabei die Zahl der bis zur ungestörten Oberfläche abzutragenden Schichten.

Ein Sonderfall innerhalb der Gruppe der Cluster sind die sogenannten Buckminsterfullerene oder kurz "bucky-balls" [152]. Namensgeber war der Architekt Buckminster Fuller, der durch seine

geodätischen Kuppeln bekannt wurde, an deren Gestalt dieser Cluster erinnert.

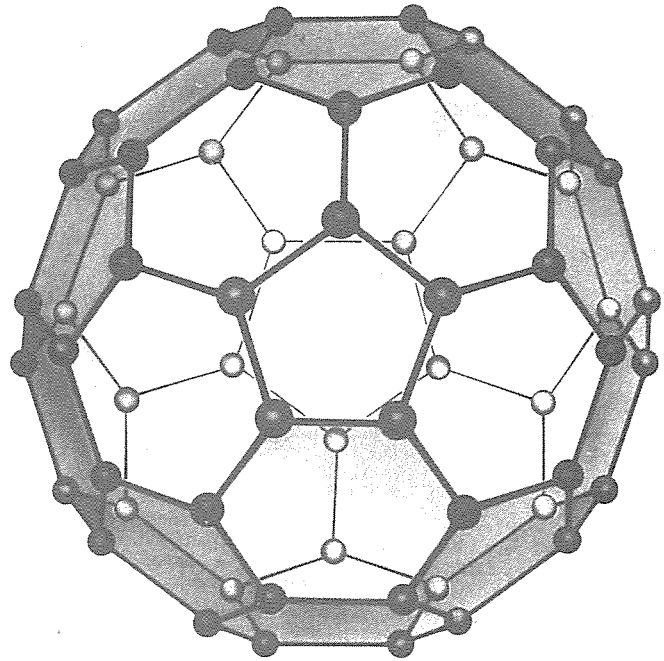


Abb. 7.15
Struktur des C_{60} -Clusters,
"Buckyball", nach [149]

Diese bestehen aus genau 60 Kohlenstoffatomen, deren fußball-ähnliche Anordnung (s. Abb. 7.15) es erlaubt, alle Bindungen abzusättigen, weswegen man hier genauer wohl eher von einem Molekül sprechen müßte. Ursprünglich untersucht als ein vermuteter Bestandteil des interstellaren Staubs, ist es in jüngster Zeit gelungen, makroskopische Mengen davon zu erzeugen [153]. Dazu verdampft man in einer Heliumatmosphäre durch einen Lichtbogen Graphit, bei einem He-Druck von etwa 100-200 mbar entsteht ein Anteil von 5-10% C_{60} in der Gasphase; dieses kann als Film niedergeschlagen werden. Bedingt durch seine Gestalt und den Mangel an freien Bindungen kann man die Buckminsterfullerene als die "rundesten" Cluster bezeichnen, die man herstellen kann. Optimisten sehen daher bereits diese Buckyballs als kleinstmögliche Kugellager an, was theoretisch möglich wäre, deren praktische Anwendung aber wohl noch auf sich warten läßt. Weiterhin ist es möglich, in einen solchen Kohlenstoffkäfig verschiedene andere Atome oder auch Moleküle einzuschließen, hier denkt man z.B. im medizinischen Bereich an die Möglichkeit, mit Hilfe der inertten Hülle radioaktive Isotope in den menschlichen Körper zu schleusen ohne daß es dort zu einer Einlagerung käme. Da dotiertes C_{60} auch noch die Eigenschaft der Hochtemperatursupraleitung hat, wird dieses neue Material auf den verschiedensten Gebieten der Physik erforscht. Seine praktische Anwendung kann aber sicher noch eher dem Bereich der "science fiction" zugeordnet werden, wobei etwas Phantasie auch in der Wissenschaft durchaus ihre Berechtigung hat.

Cluster sind durch ihre besonderen Eigenschaften auch zunehmend von Interesse für technische Anwendungen, z.B. als sehr selektive Katalysatoren in der Photo- und Dünnschichttechnik. Viele der Besonderheiten dieser oft sogar als neue Stoffklasse angesehenen Cluster wird durch den hohen Prozentsatz von Atomen verursacht, die sich an der Oberfläche befinden. In einem dichtgepackten Cluster, bestehend aus 20 Atomen, befindet sich nur ein einziges in der Mitte, während bei einer Anzahl von 100 bereits etwa ein Fünftel sich nicht mehr an der Oberfläche befindet. (Im C_{60} liegen sogar alle Kohlenstoffatome an der Oberfläche!) Doch ist auch bei größeren Partikeln, die aus einigen Hundert Atomen bestehen, der Prozentsatz der Oberflächenatome immer noch höher, als bei "konventionellen" polykristallinen Materialien mit Kristalliten von 10 μm Größe, hier beträgt der Volumenanteil von Atomen in Korngrenzen nur 10^{-4} Prozent (s. Abb. 7.16). Dies ist auch der Grund, weswegen sich polykristalline und einkristalline Werkstoffe aus gleichen Materialien in ihren physikalischen Eigenschaften nur wenig unterscheiden. Sogenannte nanokristalline Werkstoffe hingegen, mit Korngrößen unterhalb von 10 nm [150], enthalten einen erheblichen Anteil von bis zu 50% an Atomen, die sich an Korngrenzen befinden. Daraus ergibt sich eine Korngrenzendichte von 10^{18} bis 10^{21} pro Kubikzentimeter.

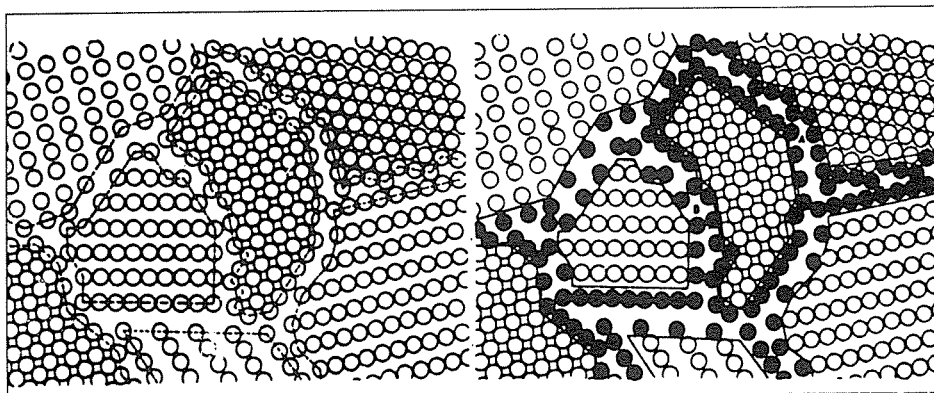


Abb. 7.16
Nanokristalliner Werkstoff, im rechten Bildteil schwarz dargestellt sind Atome, die sich in Korngrenzen befinden, [150]

Die chemischen Eigenschaften dieser nanokristallinen Werkstoffe unterscheiden sich dann zum Teil auch erheblich von denen der entsprechenden Polykristalle, so bewirkt z.B. die Selbstdiffusion, die um einen Faktor 10^{19} höher liegt, eine erhöhte Plastizität. Da sich weiterhin die chemischen Eigenschaften der Cluster sehr stark von denjenigen eines Festkörpers unterscheiden können, ist dies

auch bis zu einem gewissen Grad für nanokristallines Material zu erwarten. Die durchschnittliche Anzahl der Nachbaratome eines Atoms in einem Cluster stimmt üblicherweise nicht mit seiner chemischen Valenz überein, weiterhin differiert die Zahl der nächsten Nachbarn von der im Festkörper. Die Folge davon ist eine große Anzahl sogenannter "dangling bonds", also nicht abgesättigter Bindungen an der "Oberfläche" eines Clusters. Aber auch die metallische Bindung, die ja bereits in ihrem Charakter durch eine große Anzahl von beteiligten Atomen geprägt ist, kann dadurch beeinflusst werden. Ein Indiz hierfür ist die Änderung im Gebiet der primären Mischkristallbildung in einem Eisen-Tantal-System. Der Gleichgewichtswert liegt bei einer Löslichkeit von 1,4% Ta, dagegen sind im nanokristallinen Gemisch bis zu 40 Gew.% Tantal erreichbar [150].

Eine Schwierigkeit bei der theoretischen Berechnung von Clustereigenschaften ist die Entwicklung geeigneter Modelle. Quantenmechanische "ab initio"-Methoden sind aufwendig und daher nur auf kleine Systeme (Mikrocluster) anzuwenden. Auf der anderen Seite verbietet sich die Anwendung von klassischen Methoden der theoretischen Festkörperphysik durch das vorhandene kleine Volumen, es müßten in diesem Fall zu starke Vereinfachungen in Kauf genommen werden. Weiterhin ist aber gerade dieser Übergangsbereich besonders interessant und es besteht die Gefahr, daß aufgrund der angesprochenen Schwierigkeiten gerade hier ein wichtiges Gebiet ausgespart wird.

Man hat deshalb verschiedene halbempirische Methoden entwickelt, die, von klassischen Modellen ausgehend, für die endliche Ausdehnung von Clustern modifiziert wurden. Hierzu gehören insbesondere die Methode des lokalen Potentials und das "spheric jellium" Modell. Einen Überblick darüber gibt eine Arbeit von Koutecky und Fantucci [154] sowie die darin angegebene Sekundärliteratur. Hauptthema dieser Veröffentlichung sind theoretische Aspekte von Clustern verschiedener Metalle, Alkali- und Erdalkalielemente.

8. Zusammenfassung

Die vorliegende Arbeit sollte einen gerafften Überblick über den Stand der Forschung auf dem Gebiet der Mikrotribologie geben, wobei insbesondere neuere Ergebnisse präsentiert werden sollten. Ausgehend von unterschiedlichen Startpunkten, der makroskopischen Tribologie einerseits sowie der Festkörperphysik andererseits, beginnen sich beide Disziplinen einander zu nähern. Genötigt durch die Erfordernisse einer immer kleiner werdenden Technik ebenso wie durch eine erweiterte Grundlagenforschung nutzt man in der Tribologie immer stärker die Möglichkeiten und Techniken aus benachbarten Wissenschaften. Auf experimentellem Gebiet sind dies neben den schon klassischen Methoden, wie sie im 4. Kapitel beschrieben wurden, in zunehmendem Maße Meßverfahren, die es erlauben, den Kontakt zweier Festkörper auf einen einzigen Mikrokontakt zu reduzieren: Der "surface force apparatus" (SFA), sowie die beiden Rastermikroskopien (STM, AFM), der Nanoindenter eignet sich trotz seines Namens eher für mesoskopische Untersuchungen. Dabei können diese Geräte in jedem Umgebungsmedium betrieben werden, es ist also möglich, trockene (bis zu UHV-Bedingungen) und geschmierte Reibung in-situ zu untersuchen.

Die Versuche von Israelachvili und Tabor mit dem SFA können dabei als Grundstein für eine ganze Reihe von Nachfolgeexperimenten gesehen werden, die zu einem besseren Verständnis fundamentaler Vorgänge im Tribokontakt beitragen. Das Auftreten von Stick-Slip-Effekten auch im geschmierten Kontakt in Abhängigkeit von der eingestellten Schichtdicke konnte durch Ordnungs-Unordnungsübergänge im Schmierfilm erklärt werden, weiterhin waren direkte Messungen von Adhäsionskräften möglich. Von Homola durchgeführte Untersuchungen schlossen auch das Auftreten von Verschleiß mit ein, hier konnte das Verhalten des Reibungskoeffizienten wieder "makroskopisch" erklärt werden.

Der Nachteil des SFA, für Grund- und Gegenkörper praktisch auf Glimmer als Material beschränkt zu bleiben, gilt nicht für ein Rastertunnelmikroskop, für das Meßspitzen aus verschiedenen Materialien, üblicherweise Metalle oder Silizium, hergestellt werden können; als Probenkörper kommen alle leitfähigen oder leitfähig beschichteten Substrate in Frage. Ein weiterer Vorteil ist die Möglichkeit, mit dem STM eine Oberfläche beanspruchen und

anschließend sofort untersuchen zu können, ein Transfer der Probe, wie er für andere Methoden häufig erforderlich ist, entfällt daher. Rastertunnelmikroskope werden als Rauheitsmeßgeräte in der Elektronikindustrie bereits routinemäßig eingesetzt, in der Grundlagenforschung gehören sie zur Standardausrüstung vieler Firmenlabors. Demzufolge stammen viele der hier zitierten Arbeiten aus solchen Quellen, Untersuchungsgegenstand ist dabei häufig das System Festplatte/Lesekopf, aber auch Messungen dynamischer Vorgänge sind möglich, stellvertretend genannt seien hier die Diffusionsmessungen von Besocke und Anderen, durchgeführt in der KFA-Jülich.

Ursprünglich nur als eine Variante des STM entwickelt, ist heute das Rasterkraftmikroskop nahe daran, diesem gerade bei tribologischen Anwendungen den Rang streitig zu machen. Durch sein Arbeitsprinzip ist es auch bei Nichtleitern einsetzbar und kann darüberhinaus zur Messung von Lateral- und Normalkräften ausgebaut werden. Ebenso wie das STM ist es bereits kommerziell erhältlich und wird dementsprechend häufig eingesetzt, ebenfalls in der Grundlagen- sowie der industriellen Forschung. Untersuchungen von McClelland, Erlandsson et al. an Graphit- und Glimmroberflächen knüpfen direkt an o.g. Messungen an und bilden so die Basis für weitere, anwendungsorientierte Forschung.

Auf theoretischem Gebiet sind insbesondere durch die schnelle Entwicklung der Computertechnik der letzten Jahre Simulationsrechnungen in größerem Umfang möglich geworden, zusätzlich erleichtern natürlich die angesprochenen Mikrokontaktsysteme das Erstellen entsprechender Modelle und erlauben zudem einen direkten Vergleich von Theorie und Experiment. Neuere analytische Ansätze wie die fraktale Geometrie oder die Theorie der Cluster sind ebenfalls bereits auf verschiedene tribologische Problemstellungen mit Erfolg angewandt worden.

9. Schlußbemerkungen

Wie bereits angesprochen, wurde dieser Forschungsbericht erstellt, um den aktuellen Stand der Forschung in der Mikrotribologie zu schildern. Dies schien in Anbetracht der in jüngster Zeit beschleunigten Entwicklung in diesem Bereich sinnvoll, es sollte jedoch nicht die Rolle früherer Arbeiten schmälern, die aus diesem Grund häufig nur am Rand erwähnt werden konnten. Ein Blick in die Literaturliste zeigt aber auch eine vorherrschende Tendenz: Sehr viele der zitierten Arbeiten stammen aus amerikanischen und japanischen Labors, wobei zwar häufig auch europäische Autoren verantwortlich zeichnen, die Forschungen jedoch von außer-europäischen Firmen initiiert und finanziert werden. Während in der Vergangenheit viele Impulse für die Grundlagenforschung von europäischen und speziell deutschen Wissenschaftlern kamen, scheint hier eine Trendwende einzusetzen. Diese spiegelt wohl zum Teil auch die Situation auf dem Elektroniksektor wieder, der von oben genannten Ländern beherrscht wird und aus dem viele der Forschungsmittel kommen. Gerade Japan unternimmt jetzt verstärkte Anstrengungen, so sollen ab 1992 für 10 Jahre für ein Großprojekt "Ångström Technologie" von staatlicher Seite insgesamt umgerechnet 325 Mio. DM sowie weitere 100 Mio. DM von der Industrie bereitgestellt werden [155]. Dieses Projekt zeigt auch das Umschwenken des MITI (Ministerium für internationalen Handel und Industrie) hin zur Grundlagenforschung, dagegen waren frühere Projekte dieser Art stets sehr spezialisiert angelegt.

Die bisher recht erfolgreiche Methode, ein tribologisches System mit empirischen Mitteln "zum Laufen" zu bringen, stößt immer mehr an ihre Grenzen. Dies zeigte sich bereits in den auftretenden Problemen bei der Übertragbarkeit von Meßergebnissen bei tribologischen Untersuchungen, so gab es häufig schon Schwierigkeiten beim Vergleich von Versuchen, die zwar mit nicht identischen, aber doch prinzipiell gleichen Apparaturen erhalten wurden. Daher fanden in jüngster Zeit Reihenuntersuchungen statt, deren Ziel es war, solche Unterschiede in den Griff zu bekommen oder wenigstens quantifizieren zu können (VAMAS)[156], letztendlich bleibt dies aber nur ein Behandeln von Symptomen, ohne die wirklichen Ursachen zu erkennen. So muß man sich die Frage stellen, ob es überhaupt möglich sein wird, ohne eine verstärkte Grundlagenforschung tribologisches Verhalten genau bestimmen oder gar vorhersagen zu können.

Es ist aus den hier angeführten Arbeiten ersichtlich, daß man trotz der erzielten Fortschritte von einer endgültigen Lösung der vorhandenen Probleme noch weit entfernt ist, insbesondere ist die Verständnislücke zwischen makroskopischer und mikroskopischer Tribologie noch breit. Die gewünschte Übertragbarkeit von Meßergebnissen erfordert noch ein besseres Ineinandergreifen der Maßstäbe der benutzten Methoden. Dennoch sollten solche Schwierigkeiten keinesfalls abschrecken, vielmehr sind verstärkte Anstrengungen nötig, will man die weitere Entwicklung auf einem Gebiet, auf dem sich Natur- und Werkstoffwissenschaften, Mechanik und Elektronik berühren, nicht nur als Zuschauer verfolgen.

10. Literaturverzeichnis

- [1] Eyett M., *Feinwerktech. und Meßtech.* 98(1990)10, S. 397
"Nanotechnologie"
- [2] Dyer C.K., *Nature* 343(1990), S. 547
"A novel thin-film electrochemical device for energy conversion"
- [3] Laibinis P.E. Hickman J.J., Wrighton M.S., Whitesides G.M.
Science 245(1989), S. 845
"Orthogonal self-assembled monolayers: Alkanethiols on gold and alkane carboxylic acids on alumina"
- [4] Parce J.W., Owicki J.C., Kersco K.M., Sigal G.B., Wada H.G., Muir V.C., Bousse L.J., Ross K.L., Sikic B.I., McDonnell H.M., *Science* 246(1989), S. 243
"Detection of cell-affecting agents with a silicon biosensor"
- [5] Steppan H., Buhr G., Vollmann H., in: "Oberflächentechnik", 4. Ausg. (1991), S. 42, Seibert Verlag, München
"Die Fotoresisttechnik, Herstellung integrierter Schaltungen"
- [6] Anonym, *Spiegel*, 46(1992)3, S.176
"Vorstoß in die Schaltzentralen"
- [7] Anonym, *Adv. Mater. Processes*, 139(1991)4, S.6
"Small gears could yield big benefits"
- [8] Aviram A., *J. Amer. Chem. Soc.* 110(1988), S. 5687
"Molecules for memory, logic, and amplification"
- [9] Aviram A., Joachim C., Pomerantz M., *Chem.Phys.Lett.*, 146(1988)6, S. 490
"Evidence of switching and rectification by a single molecule effected with a scanning tunneling microscope"

- [10] Whitman L.J., Stroscio J.A., Dragoset R.A., Celotta R.J.,
Science 251(1981), S.1206
"Manipulation of adsorbed atoms and creation of new
structures on roomtemperature surfaces with an STM"
- [11] Eigler D.M., Schweizer E.K., Nature 344(1990), S. 524
"Positioning single atoms with a scanning tunneling
microscope"
- [12] Anonym, INMAC-Mag., (1992)Jan., S.3
"Schalteratome"
- [13] Anonym, MRS Bull., 16(1991)10, S.16
"Single atom switch demonstrated"
- [14] versch. Autoren, Science 254(1991) S.1300ff
"Engineering a small world: From atomic manipulation to
microfabrication"
- [15] Feynman R.P., in: "Miniaturisation", Ed. H.D. Gilbert,
Reinhold, New York, 1961 S.282ff
- [16] Hirschwald W., in: "Surface and near-surface chemistry of
oxide materials", Eds. J. Nowotny, L.C. Dufour,
Elsevier Science Publishers B.V., Amsterdam, 1988 S. 61ff
"Selected experimental methods in the characterisation of
oxide surfaces"
- [17] Ertl G., Küppers J.,
"Low energy electrons and surface chemistry"
Verlag Chemie, Weinheim, 1986
- [18] Redhead P.A., Vacuum 13(1962), S.203
"Thermal desorption spectroscopy"
- [19] Pierce D.E., Burns R.P., Dauplaise H.M., Mizerka L.J.,
Tribol.Trans. 34(1991)2, S.205
"Thermal desorption spectroscopy of sputtered MoS_x films"

- [20] Sech J.M., Weinstein D.I., Kerr E.M.,
Lubric. Eng. 46(1989)5, S.297
"The evaluation of rolling oils used in the cold rolling
process for sheet steel by thermogravimetry"
- [21] Tabor D., Winterton R.H.S.,
Proc.R.Soc. London A312(1969)1511, S. 435
"Direct measurement of normal and retardet van der Waals
forces"
- [22] Israelachvili J.N., Tabor D.,
Proc.R.Soc. London A331(1972)1584, S.19
"Measurement of van der Waals dispersion forces in the range
1.5 to 130 nm"
- [23] Israelachvili J.N., Adams G.E., Nature 262(1976), S.774
"Direct measurement of long range forces between two mica
surfaces in aqueous KNO₃ solutions"
- [24] Homola A.M., Israelachvili J.N., McGuiggan P.M., Gee M.L.,
Wear 136(1990), S.65,
"Fundamental experimental studies in tribology: the
transition from interfacial friction of undamaged molecularary
surfaces to normal friction with wear"
- [25] Binnig G., Rohrer H., Helv.Phys.Acta 55(1982), S. 726
"Scanning tunneling microscopy"
- [26] Binnig G., Rohrer H., Rev. Mod. Phys. 59(1987), S. 615
"Scanning tunneling microscopy from birth to adolescence"
- [27] Binnig G., Rohrer H., Phys.Rev.Lett. 50(1983)2, S.120
"7x7 reconstruction on Si(111) resolved in real space"
- [28] Binnig G., Quate C.F., Gerber C.,
Phys.Rev.Lett. 56(1986) S. 930
"Atomic Force Microscope"
- [29] Binnig G., Gerber C., Stoll E., Albrecht T.R., Quate C.F.,
Europhys.Lett. 3(1987), S. 1281,
"Atomic resolution with the atomic force microscope"

- [30] Albrecht T.R., Quate C.F., J.Appl.Phys. 62(1987)7, S.2599
"Atomic resolution imaging of a nonconductor by atomic force microscopy"
- [31] Binnig G., Rohrer H., IBM J.Res. Devel.30(1986)4, S.355
"Scanning tunneling microscopy"
- [32] Quate C.F., Phys. Today 39(1986)8, S.26
"Vacuum tunneling: a new technique for microscopy"
- [33] Hansma P.K., Tersoff J., J.Appl.Phys. 61(1987)2, S.1
"Scanning tunneling microscopy"
- [34] Hansma P.K., Elings V.B., Marti O., Bracker C.E.,
Science 242(1988), S. 157,
"STM and AFM: Application to biology and technology"
- [35] Heinzelmann H., Meyer E., Grütter P., Hidber H. R.,
Rosenthaler L., Güntherodt H. J.,
J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 275
"Atomic force microscopy: General aspects and application to insulators"
- [36] Meyer E., Heinzelmann H., Grütter P., Jung Th., Hidber H.
R., Rudin H., Güntherodt H. J.,
Thin Solid Films 181(1989), S. 527
"Atomic force microscopy for the study of tribology"
- [37] Fuchs H., Phys.Bl. 45(1989)4, S. 105
"Strukturen-Farben-Kräfte: Wanderjahre der Raster-Tunnel-Mikroskopie"
- [38] Dransfeld K., Phys.Bl. 46(1990)8, S. 307
"Atomare Bewegungen in der Tunnel- und Kraftmikroskopie"
- [39] Mc Clelland G. M., Cohen S. R., IBM Res. Rep. RJ7444(69615)
(1990)
"Tribology at the atomic scale"
- [40] Rugar D., Hansma P., Phys. Today 43(1990)Oct., S. 23
"Atomic force microscopy"

- [41] Pohl D. W., Phys.Bl. 47(1991)6, S. 517
"SXM - Rastermikroskopie für x - beliebige Oberflächen-
eigenschaften"
- [42] Gimzewski J. K., Moeller R. R., Pohl D. W., Schlittler R.
R., Surf.Sci. 189/190(1987), S. 15
"Transition from tunneling to point contact investigated by
scanning tunneling microscopy and spectroscopy"
- [43] Dürig U., Züger O., Pohl D. W.,
Phys.Rev.Lett. 65(1990)3, S. 349
"Observation of metallic adhesion using the scanning
tunneling microscope"
- [44] Williams C. C., Wickramasinghe H. K.,
Appl.Phys.Lett. 49(1986)23, S. 1587
"Scanning thermal profiler"
- [45] Hartmann U., Phys.Rev.B 43(1991)3, S. 2404
"Van der Waals interactions between sharp probes and flat
sample surfaces"
- [46] Pohl D. W., Adv.Opt. Electr.Microsc. 12(1991), S. 243
- [47] Günther P., Fischer U. Ch., Dransfeld K.,
Appl.Phys. B48(1989)1, S. 92
"Scanning near-field acoustical microscopy"
- [48] Kleinknecht H. P., Snadercock J. R., Meier H.,
Scann.Microsc. 2(1988), S. 183
- [49] Hansma P. K., Drake B., Marti O., Gould S.A.C., Prater C.B.,
Science 243(1989)4891, S. 641
"The scanning ion-conductance microscope"
- [50] Jarell J. A., King J. G., Mills J. W.,
Science 211(1981), S. 277
"A scanning micropipette microscope"
- [51] Mizes H.A., Harrison W.A.,
J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 300
"The signature of point defects in layered materials"

- [52] Lang N.D., IBM J.Res.Devel. 30,(1986)4, S.374
 "Electronic structure and tunneling current for chemisorbed atoms"
- [53] Chen C.J., J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 319
 "Theory of scanning tunneling spectroscopy"
- [54] Sacks W., Gaultier S., Rousset S., Klein J.,
 J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 311
 "Summary abstract: Tunneling current between two nonplanar surfaces"
- [55] Batra I.P., Ciraci S., J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 313
 "Theoretical scanning tunneling microscopy and atomic force microscopy study of graphite including tip-surface interaction"
- [56] Tzer-Shen Lin, Chung Y.W., Cheng H.S.,
 Lubric .Eng. 46(1990)5, S.304
 "High resolution surface roughness measurements in air using a STM"
- [57] Besocke K., Messen Prüfen 26(1990)12, S. 609
 "Raster-Tunnel-Mikroskopie"
- [58] Atkins P.W., "Physical Chemistry", Oxford University Press, 1978
- [59] Lifshitz E.M., Sov.Phys. JETP(Engl.Transl.)2(1956), S.73
 "Theory of molecular attractive forces between solids"
- [60] Ilschner B., "Werkstoffwissenschaften", Springer, Berlin 1990
- [61] Burnham N.A., Colton R.J., in: "Scanning tunneling microscopy: Theory and application", Ed. D.Bonnell, VCH Publishers, Weinheim
 "Force microscopy"
- [62] Nanoindenter-II, Nano-Instruments, Inc. Knoxville, TN 37914, USA

- [63] Fischer G., Welsch G.E., Kim M.C., Schieman R.D.,
Wear 145(1991)1, S.1
"Effects of nitrogen ion implantation on tribological properties of metallic surfaces"
- [64] Wei R., Wilbur J., Sampath W.S., Williamson D.L., Wang L.,
Lubric. Eng. 47(1991)4, S.326
"Sliding wear of nitrogen ion implanted stainless steels"
- [65] Feller H.G., Klinger R., Z.Metallkde. 76(1985)3, S.214
"Tribologisches Verhalten von Stählen nach Stickstoff-implantation"
- [66] Balke C., Feller H.G., Sieve M.,
Werkstoff Innov. (1989)2/3, S.72
"Tribologisches Verhalten N-implantierter Stähle"
- [67] Singer L.I., Appl. Surf.Sci.18(1984), S.28
"Surface analysis, ion implantation and tribological processes affecting steels"
- [68] Goode P.D., Nucl.Instrum.Meth. B39 (1989), S.521
"Wear mechanisms in ferrous alloys"
- [69] Straede C.A., Wear 130 (1989), S.113
"Practical applications of ion implantation for tribological modification of surfaces"
- [70] Buckley D.H., Johnson R.L., ASLE Trans. 8(1965), S.123
"Influence of crystal structure on friction characteristics of rare earth and related metals in vacuum to 10^{-10} mm of mercury"
- [71] Buckley D.H., Johnson R.L., ASLE Trans. 9(1966), S.121
"Friction and wear of hexagonal metals and alloys as related to crystal structure and lattice parameters in vacuum"
- [72] Bowden F.P., Hughes T.P., Proc.Roy.Soc. London A172(1939), S.263
"The friction of clean metals and the influence of adsorbed gases. The temperature coefficient of friction "

- [73] Lepage J., Mezin A., Ramboarina R., Wear 140(1990), S.149
"On a mechanism of lubrication by adsorbed gases"
- [74] Mishina H., Wear 152(1992), S.99
"Atmospheric characteristics in friction and wear of metals"
- [75] Habig K.H., Kirschke K., Maennig W., Tischer H.,
Wear 22(1972), S.373
"Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt,
Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-
Stickstoff-Gemisch zwischen 760 und 2×10^{-7} Torr"
- [76] Klaffke D., Woydt M., Habig K.H., in: "Engineered Materials
for Advanced Friction and Wear Applications" (Conf.
Gaithersburg 1988), ASM Int., Metals Park, Ohio, USA
"Sliding and fretting wear MgO-ZrO₂"
- [77] Klaffke D., Habig K.H., in: "Wear of Materials"(Conf.
Houston, 1987), Ed.: K.C. Ludema, ASME, New York 1987,
"Fretting wear tests of silicon carbide"
- [78] Klaffke D., in: "Interface Ceramics" (Proc. 14th Leeds-Lyon
Symp. 1988), Tribology Series Vol.12, Elsevier, Amsterdam,
1988, S.237
"Tribological surface layers in fretting of ceramics"
- [79] Grimvall G., Thiessen M., in: Inst.Phys.Conf.Ser. No.17,
London, 1986, S.61
"The strength of interatomic forces"
- [80] Feller H.G., Walf K., Metall 41(1987)12, S.1221
"Über den Einfluß metallphysikalischer Kennwerte auf die
Kavitationskorrosion"
- [81] Feller H.G., Benna G., Metall 43(1989)3, S.228
"Zur Korrelation von Verformungsfähigkeit und Verschleiß-
widerstand bei metallischen Werkstoffen"
- [82] Feller H.G., Gao B., Wear 132(1989), S.1
"Correlation of tribological and metal physics data: the
role of stacking fault energy"

- [83] Czichos H., Feinle P., BAM-Forschungsbericht 83 (1982)
 "Tribologisches Verhalten von thermoplastischen, gefüllten und glasfaserverstärkten Kunststoffen - Kontaktdeformation, Reibung und Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen"
- [84] Erhard G., Dissertation, Univ. Karlsruhe, 1980
 "Zum Reibungs- und Verschleißverhalten von Polymerwerkstoffen"
- [85] Akagaki T., Rigney D.A., Wear 149(1991)1/2, S.353
 "Sliding friction and wear of metals in vacuum"
- [86] Shinohara J., Hiratuska K., Sasada T., in: "Wear of Materials" (Conf. Houston, 1987), Ed.: K.C. Ludema, ASME, New York 1987
 "The effect of f-orbital electron vacancy on friction and wear of materials"
- [87] Gardos M.N., Tribol.Trans. 31(1988)4, S.427
 "The effect of anion vacancies on the tribological properties of rutile (TiO_{2-x})"
- [88] Gardos M.N., Hong H.S., Winer W.O., Tribol.Trans. 22(1990)2, S.209
 "The effect of anion vacancies on the tribological properties of rutile (TiO_{2-x}) Part II: Experimental evidence"
- [89] Kaneko R., Nonaka D., Yasuda K., J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 291
 "Summary abstract: STM and AFM for microtribology"
- [90] Gehrtz M., Strecker H., Grimm H., J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 432
 "Scanning tunneling microscopy of machined surfaces"
- [91] Gangopadhyay A. K., Everson M. P., Jaklevic R. C., Willermet P. A., Wear 149(1991)1/2, S.313
 "Observation of the wear surface by scanning tunneling microscopy"

- [92] Besocke K. H., Teske M., Frohn J.,
 J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S.408
 "Investigation of silicon in air with a fast scanning
 tunneling microscope"
- [93] Oppenheim I.C., Trevor D.J., Chidsey C.E.D., Trevor P.L.,
 Sieradzki K., Science 254(1991), S.687
 "In situ scanning tunneling microscopy of corrosion of
 silver- gold-alloys"
- [94] Chidsey C.E.D., Loiacono D.N., Sleator T., Nakahara S.
 Surf.Sci. 200(1988)1, S.45
 "STM study of the surface morphology of gold on mica"
- [95] Sakurai T., Hashizume T., Kamiya I., Hasegawa Y., Matsui J.,
 Takahashi S., Kono E., Ogawa M.,
 J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 803
 "Summary abstract: Combined field ion and scanning tunneling
 microscope"
- [96] Emch R., Niedermann Ph., Descouts P., Fischer Ö.,
 J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 379
 "Summary abstract: A scanning tunneling microscope combined
 with a scanning field emission microscope"
- [97] Heinzelmann H., Meyer E., Scandella L., Grütter P., Jung T.,
 Hug H., Ridber H.R., Güntherodt H. J., Schmitt C.,
 Wear 135(1989), S. 109
 "Topography and correlation to wear of hydrogenated amorphous
 carbon coatings: An AFM study"
- [98] Mate C. M., Mc Clelland G. M., Erlandsson R., Chang S.,
 Phys.Rev.Lett. 59(1987)17, S. 1942
 "Atomic scale friction of a tungsten tip on a graphite
 surface"
- [99] Erlandsson R., Mc Clelland G. M., Mate C. M., Chiang S.,
 J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 266
 "Atomic force microscopy using optical interferometry"

- [100] Mate. C. M., Erlandsson R., Mc Clelland G., Chiang S.,
J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S. 575
"Summary abstract: Atomic force microscopy studies of
frictional forces and of force effects in scanning tunneling
microscopy"
- [101] Skinner J., Gane N., Tabor D.,
Nature Phys.Sci. 232(1971)35, S. 195
"Micro friction of graphite"
- [102] Bowden F. P., Tabor D., "The friction and lubrication of
solids", Vol.1, Clarendon, Oxford, 1950
- [103] Pethica J. B., Phys.Rev.Lett. 57(1986)25, S. 3235
Comment on: "Interatomic forces in scanning tunneling
microscopy: giant corrugations of the graphite surface"
- [104] Mamin H. J., Ganz E., Abraham D. W., Thomson R. E., Clarke
J., Phys.Rev.B.34(1986)12, S. 9015
"Contamination-mediated deformation of graphite by the
scanning tunneling microscope"
- [105] Erlandsson R., Hadziioannou G., Mate C. M., Mc Clelland G.
M., Chiang S., J.Chem.Phys. 89(1988)8, S. 5190
"Atomic scale friction between the muscovite mica cleavage
plane and a tungsten tip"
- [106] Marti O., Colchero J., Mlynek J., Nanotechnology 1(1990),
S.141
"Combined scanning force and friction microscopy of mica"
- [107] Staufer U., Wiesendanger R., Eng L., Rosenthaler L., Hidber
H.R., Güntherodt H.J., Garcia N.,
J.Vac.Sci.Technol. A6(1988)2, S.537
"Surface modification in the nanometer range by the scanning
tunneling microscope"
- [108] Kaneko R., in: "Eurotrib. 1989"(Proc. Int. Congr., Helsinki)
Vol.3(1989), S.210
"Micro-tribological approach to head-medium interfaces of
magnetic recording"

- [109] Spink J.A., J. Colloid Interface Sci.23(1967)1, S.9
"Transfer ratio of Langmuir-Blodgett monolayers for various solids"
- [110] Derjaguin B.V., Wear 128(1988)1, S.19
"Mechanical properties of the boundary lubrication layer"
- [111] Israelachvili J. N., Chem. Scripta 25(1985)1,S. 7
"Measurements of hydration forces between macroscopic surfaces"
- [112] Israelachvili J. N., Mc Guiggan P. M., Homola A. M.,
Science 240(1988)4849, S. 189
"Dynamic properties of molecularly thin liquid films"
- [113] Granick S., MRS Bull. Vol.16(1991)10, S.33
"Molecular tribology"
- [114] van Alsten J., Granick S., Tribol.Trans. 33(1990), S.436
"Tribology studied using atomically smooth surfaces"
- [115] Tabor D., in: "Microscopic aspects of adhesion and
lubrication" Paris, Societe de Chimie Physique, 1982, S. 651
- [116] Sutcliffe M. J., Taylor S. R., Cameron A.,
Wear 51(1978)1, S. 181
"Molecular asperity theory of boundary friction"
- [117] Homola A. M., Israelachvili J. N., Gee M. L., Mc Guiggan P.
M., Trans. ASME J. Tribol. 111(1989)4, S. 675
"Measurements of and relation between the adhesion and
friction of two surfaces separated by molecularly thin
liquid films"
- [118] Yanagisawa M., Motomura Y.,
ASLE Lubric. Eng. 43(1987)1, S.52
"An ultramicro indentation hardness tester and its appli-
cation to thin films"
- [119] Bhushan B., Williams V.S., Shack R.V.,
Trans. ASME J.Tribol. 110(1988), S.536

"In situ nanoindentation hardness apparatus for mechanical characterisation of extremely thin films"

- [120] Celis J. P., Roos J. R., van Coille E., Franck M.,
in:"Wear of Materials" (Conf. Orlando, Florida, 1991) ASME,
New York, S. 655
"Characterisation of hard ceramic coatings by nano-
indentation"
- [121] Hertz H., J. Reine Angew. Math. 92(1882), S.156
"Über die Berührung fester elastischer Körper"
- [122] Ferrante J., Surf. Interf. Anal. 14(1989), S. 809
"Applications of surface analysis and surface theory in
tribology"
- [123] Ferrante J., Pepper S.V., in: Materials Research Society
Symposium Proc. Vol.140(1988), Eds. L.E.Pope, L.L.
Fehrenbacher, W.O. Winer
"Fundamentals of tribology at the atomic level"
- [124] Georges J.M., Meille G., Loubet J.L., Tolen A.M.,
Nature 320(1986), S.342
"Bubble raft model for indentation with adhesion"
- [125] Landmann U., Luedke W.D., Burnham N.A., Colton R.J.,
Science 248(1990), S.454
"Atomistic mechanisms and dynamics of adhesion, nano-
indentation and fracture"
- [126] Landman U., Nitzan A., Surf.Sci. 210(1990), S. L177
"Dynamics of tip-substrate interactions in atomic force
microscopy"

- [127] Thompson P.A., Robins M.O., Science 250(1990), S.792
"Origin of stick-slip motion in boundary lubrication"
- [128] Sokoloff J.B., Phys.Rev.B42(1990)1, S.760
"Theory of energy dissipation in sliding crystal surfaces"
- [129] Krim J., Sokoloff J., in: Proc. NATO-Tagung, Braunlage 1991
"Nanotribology with a quartz crystal microbalance"
- [130] Richardson L.F., in: General Systems Yearbook 6(1961) S. 139
- [131] Mandelbrot B., Science 156(1967), S. 636
"How long is the coast of Britain?, statistical self-similarity and fractal dimensions"
- [132] Mandelbrot B.B., in: "Fractals Form, Chance and Dimension"
Freeman, San Francisco, CA, 1977
- [133] Kaye B.H., in: "A random walk through fractal dimensions"
VCH, Weinheim, 1989
- [134] Majumdar A., Bhushan B., IBM Res.Rep.RJ7471(1990)
"Fractal model of elastic-plastic contact between rough surfaces"
- [135] Majumdar A., Bushan B., Trans.ASME J. Tribol. 111(1989), S.1
"Role of fractal geometry in roughness characterisation and contact mechanics of surfaces"
- [136] Mandelbrot B.B., Passoja D.E., Paullay A.J.,
Nature 308(1984), S.721
"Fractal character of fracture surfaces of metals"

- [137] Kirk T.B., Stachowiak G.W., in: Proc. Int. Tribology Conf.,
Brisbane, 1990, Institution of Engineers, Australia,
National Conference Publication No.90/14, S.104
"Development of fractal morphological descriptors for a
computer image analysis system"
- [138] Kirk T.B., Stachowiak G.W., Batchelor A.W.,
Wear 145 (1991), S.347
"Fractal parameters and computer image analysis applied to
wear particles isolated by ferrography"
- [139] Kirk T.B., Stachowiak G.W., in: Proc. First World Congress
of Biomechanics, Univ. of California, San Diego, 1990, S.24
"The application of fractal analysis to the description of
wear particles from osteo arthritic and asymptomatic human
joints"
- [140] Stachowiak G.W., Kirk T.B., Stachowiak G.B.,
Tribology Int. 24(1991), S.329
"Ferrography and fractal analysis of contamination particles
in unused lubricating oils"
- [141] Greenwood J.A., Williamson J.B.P.,
Proc. R. Soc. London A295(1966), S.300
"Contact of nominally flat surfaces"
- [142] Greenwood J.A., Proc. R. Soc. London A393(1987), S.133
"A unified theory of surface roughness"
- [143] Greenwood J.A., in: Proc. NATO-Tagung, Braunlage, 1991
"Surface roughness"

- [144] You S.J., Ehmman K.F., Wear 145(1991), S.29
"Computer synthesis of threedimensional surfaces"
- [145] Sammis C.G., King G., Biegel R.,
Pure Appl. Geophys.125 (1987)5, S.777
"Kinematics of gouge deformation"
- [146] Biegel R., Sammis C.G., Dietrich J.H.,
J. Struct. Geol. 11 (1989), S.827
- [147] Steacy S.J., Sammis C.G., Nature 353(1991), S.250
"An automaton for fractal patterns of fragmentation"
- [148] Träger F., zu Putlitz G.,
Interdisc. Sci. Rev. 11(1986)2, S. 170,
"Atomic clusters: Link between atoms, surfaces and solids"
- [149] Duncan M. A., Rouvray D. H.,
Spektrum Wiss. (1990)Feb., S. 62
"Mikrocluster"
- [150] Schlump W., Grewe H.,
Tech. Mitt. Krupp 45(1989)2, S.69
"Nanokristalline Werkstoffe"
- [151] Ohmae N., in: Proc. Nissan Workshop on Tribology 1990, S.140
"A mesoscopic view of tribology"
- [152] Taubes G., Science 253(1991), S.1476
"The disputed birth of Buckyballs"

- [153] Krätschmer W., Lamb L.D., Fostiropoulos K., Huffman D.R.,
Nature 347(1990), S.354
"Solid C₆₀: a new form of carbon"
- [154] Koutecky J., Fantucci P., Chem. Rev. 86(1986)3, S.539
"Theoretical aspects of metal atom clusters"
- [155] Hensch C., Phys.Bl.47(1991)11, S.977
"Neues Nanotechnologie-Projekt in Japan"
- [156] VAMAS, siehe z.B.: Czichos et al. Wear 114(1987), S.109

Zusätzliche Literaturstellen zur Anwendung des Rastertunnelmikroskops (STM) bzw. Rasterkraftmikroskops (AFM) sowie des Nanoindenters auf verschiedenen Forschungsgebieten, herausgegeben von DIGITAL INSTRUMENTS bzw. NANO INSTRUMENTS anlässlich der Frühjahrstagung der DPG in Regensburg 1992.

STM

Biologie

Hameroff, Stuart, et al; Elings, V.B., K.Kjoller and J.Wiedmann.

J.Vac.Sci.Technol.A8(1), Jan/Feb 1990, pp. 687-691.

Scanning Tunneling Microscopy of Cytoskeletal Proteins: Microtubules and Intermediate Filaments.

Egger, M.F., et al.

To be published.

Molecular-Resolution Images of Langmuir-Blodgett Films and DNA by Atomic Force Microscopy.

Elings, V.B., J. Gurley.

Abstract, to be published in Journal of Microscopy.

Scanning Probe Microscopy of Biological Samples and Other Surfaces.

Elings, O.Marti, and C.E.Bracker.

Science, Vol.242, 14 October, 1988, pp.209-216.

Scanning Tunneling Microscopy and Atomic Force Microscopy: Application to Biology and Technology.

Hansma, P.K., et al. Science, vol.239, 26 Feb., pp.1013-1015.

Scanning Tunneling Microscopy of Freeze-Fracture Replicas of Biomembranes.

Zasadzinski, Joseph A.N.

Bio Techniques, Vol.7, No.2 (1989).

Scanning Tunneling Microscopy with Applications to Biological Surfaces.

Tesche, B. and T. Schilling.

Proceedings of the XIIth International Congress for
Electron Microscopy, 1990.

Comparison of TEM and STM Observations of Small Silver
Clusters on Different Carbon Supports.

Guckenberger, R., C. Kösslinger, R. Gatz, H. Breu, N. Levai
and W. Baumeister.

Ultramicroscopy 25 (1988) 111-122.

A Scanning Tunneling Microscope (STM) for Biological
Applications: Design and Performance.

Guckenberger, R., et al.

Ultramicroscopy 31 (1989) 327-332.

Scanning Tunneling Microscopy of a Hydrated Bacterial
Surface Protein.

Edstrom, R.D., et al.; Elings, Virgil B..

J. Vac. Sci. Technol. A8(1), Jan/Feb 1990, pp. 652-654.

Direct Observations of Enzymes and Their Complexes by
Scanning Tunneling Microscopy.

Edstrom, R., et al.; Elings, Virgil.

Biochemistry, March 5, 1990.

Direct Visualization of Phosphorylase-Phosphorylase Kinase
Complexes by Scanning Tunneling and Atomic Force
Microscopy.

Lee, Gil and D.F. Evans, Edstrom, R.D., Elings, V.B.

To be published Journal of Vac. Sci. Tech., 1990.

Observation of Phosphorylase Kinase and Phosphorylase b at
Solid-Liquid Interfaces by Scanning Tunneling Microscopy.

Yang, X., M. Miller, R. Yang, D.F. Evans, R. Edstrom.

In Press.

Scanning Tunneling Microscopic Images Show a Laminated
Structure for Glycogen Molecules.

Evans, D.F., Gil Lee, Patricia G. Arscott and Victor
A. Bloomfield.

Science, Vol. 244, 28 Apr. 1989, pp. 475-477.

Scanning Tunneling Microscopy of Nucleic Acids.

Edstrom, R.D., X. Yang, G. Lee and D.F.Evans.

In Press, 1990.

Viewing Molecules with Scanning Tunneling Microscopy and Atomic Force Microscopy.

Masai, Junji and Takaaki Sorin, Kondo, Shunzo.

J.Vac.Sci.Technol. A8 (1), Jan/Feb 1990, pp. 713-717.

Scanning Tunneling Microscopic Immunoassay: A Preliminary Experiment.

Bustamante, Carlos, et al.

Ultramicroscopy 27 (1989) 367-374, North-Holland, Amsterdam.

Imaging of Metal-Coated Biological Samples by Scanning Tunneling Microscopy.

Bustamante, Carlos and D.Dunlap.

Nature, Vol.342, No.6246, pp.204-206, 9 Nov. 1989.

Images of Single-Stranded Nucleic Acids by Scanning Tunneling Microscopy.

Bustamante, C., et al; Garcia, Ricardo G.; Gray, C.; and Maestre, Marcos F.

J.Vac.Sci.Technol.A, Vol.8, No.1, Jan/Feb 1990, pp.706-712.

Scanning Tunneling Microscopy Images of Metal-Coated Bacteriophages and Uncoated, Double-Stranded DNA.

Allison, D.P., et al.

Scanning Microscopy, Vol.4, No.3, 1990, pp.517-522.

Scanning Tunneling Microscopy and Spectroscopy of Plasmid DNA

Chemie

Chesters, S., H-C Wang and G.Kasper

Solid State Tech., January 1991, pp.73-77

A Fractal-Based Method for Describing Surface Texture.

Schneir, J., V.Elings and P.K. Hansma

Journal of Electrochemical Society, Vol.135, No.11,

November 1988.

Scanning Tunneling Microscope Images of the Initial Stage of Electrocrystallization on a Au (111) Surface.

Lieber, C.M. and X.L. Wu.

Prog. Inorg. Chem., invited review, submitted.

Applications of Scanning Tunneling Microscopy to Inorganic Chemistry.

Lieber, S.M., S.P. Kelty.

Physical Review B, Vol.40, Number 8, 15 September 1989., pp.5856-5859.

Atomic-Resolution Scanning-Tunneling-Microscopy Investigations of Alkali-Metal-Graphite Intercalation Compounds.

Wu, Xian-Liang and C.M. Lieber:

Journal of the American Chemical Society, 1988, 110, 5200.

Determination of the Structural and the Electronic Properties of Surfaces Using Scanning Tunneling Microscopy Coupled with Chemical Modifications.

Zhang, Z.Y. et al.

Physical Review B, Am.Chem.Soc., Vol.42, No.1, 1 July 1990, pp.1082-1085.

Electronic Effect of Lead Substitution in Single-Crystal Bi(Pb)-Sr-Ca-Cu-O Superconductors Determined by Scanning Tunneling Microscopy.

Lieber, C.M. and Xian-Liang Wu.

J.Phys.Chem.92, 5556 (1988).

In Situ Imaging of a Detergent Monolayer Using Scanning Tunneling Microscopy.

Lieber, Charles M., and Xian Liang Wu:

Journal of Amer.Chem.Soc., 1989, III, 2731.

Scanning Tunneling Microscopy Investigations of a New Charge Density Wave Phase in Niobium-Doped Tantalum Disulfide.

Lieber, Charles M., H.Chen, X.Wu.

J.Am.Chem.Soc., 112, 3326, 1990.

Scanning Tunneling Microscopy Investigations of the Local Electronic and Structural Effects of Metal Substitution in Tantalum Disulfide.

Lieber, Charles and Stephen P. Kelty
Journal of Physical Chemistry. J. Phys. Chem. 93, 5983 (1989).
STM Investigations of the Electronic Structure of Potassium-Graphite Intercalation Compounds.

Wu, Xian Liang, Z. Zhang, Y. L. Wang and C. M. Lieber.
Science, 248, 8 June 1990, pp. 1211-1214.
Structural and Electronic Role of Lead in $(\text{PbBi})_2\text{Ca}_2\text{O}_8$

Lieber, C. M., X. L. Wu and P. Zhou.
Nature, London 335, 55 (1988).
Surface Electronic Properties Probed with Tunneling Microscopy and Chemical Doping.

Lieber, Charles M., et al.
Phys. Rev. B, In Press.
The Effect of Pb Substitution on the Electronic Properties of Bi(Pb)SrCaCu Oxide Superconductors Determined by Scanning Tunneling Microscopy.

Parkinson, Bruce, et al.
Surface Science 223 (1989) pp. 285-298.
An Investigation of the Growth of Au and Cu on the Van der Waals Surfaces of MoTe_2 and WTe_2 .

Parkinson B. A., J. Am. Chem. Soc.,
Vol. 112, No. 21, 1990, pp. 7498-7502.
Layer-by-Layer Nanometer Scale Etching of Two-Dimensional Substrates Using the Scanning Tunneling Microscope.

Parkinson, B. A.
Whangbo, M-H. and J. Ren. To be submitted.
Relationship of STM and AFM Images to the Local Density of States in the Valence and Conduction Bands of ReSe_2 .

Eds. Rohrer H., Behm J.
367-376, Klumer Academic Publishers, Dordrecht, 1990.

Applications of Scanning Tunneling Microscopy to Layered Materials. Organic Charge Transfer Complexes and Conductive Polymers. Submitted to Materials of International Workshop, Basic Concepts and Applications of Scanning Tunneling Microscopy and Related Techniques.

Magonov, S.N., et al.

Synth. Metal., 1991, 42(1-2), 1815-1818.

Applications of Scanning Tunneling Microscopy to Organic Charge Transfer Systems.

Magonov, S.N., et al.

Synth. Metal. 1991, 40, 59-72.

Atomic Scale Surface. Studies of Conductive Organic Compounds-Scanning Tunneling Microscopy of Tetrathiofulvalene-7.7.8.8'-tetracyanoquinodimethane (TTF-TCNQ) and triethylammonium (TEA)-TCNQ₂.

Magonov, S.N., et al.

Synth. Metal, 1991, 40. 73-86.

Atomic Scale Surface Studies of Conductive Organic Compounds-Scanning Tunneling Microscopy and Crystal Structure of the Charge Transfer Complex of 4EP(ethylpyridine) TCNQ₂.

Cantow, S., Magonov, et al.

Angewandte Chemie, Vol.29, 5.May 1990, pp.537-541.

Atomic Structure and Superstructure of β -RuCl₃ by Scanning Tunneling Microscopy.

Magonov, S.N., et al.

Synth.Metal., 1991, 40, 73-86.

Atomic Surface Studies of Conductive Organic Compounds. Scanning Tunneling Microscopy Studies of Monocrystals of bis (ethylenedithio) tetrathiofulvalene with triiodide. β -ET₂I₃.

Magonov, S.N., et al.

Synth.Metal., 1991, 42(3), 2235-2338.

Scanning Tunneling Microscopy and Atomic Force Microscopy of Perylene Radical Cation Salt.

Magonov, S.M.,
Fresenius J.Anal Chem., 1991, in press.
Scanning Tunneling Microscopy of Lead Selenide Monocrystals
and Epitaxial Layers on Barium Fluoride.

Magonov, S.N.
Polymer Bull. (1990), 24, 325.
Structure Analysis of Conductive Polymer Systems: Poly-4-
Vinylpyridine and Poly(butadiene-b-4pyridine) with
7.7.8.8'-tetracyanoquinodimethane.

Magonov, S.N., et al.
Synth.Metal.1991. In Press.
Studies on Complexes of Substituted Bipyridines with TCNQ.

Magonov, S.N., et al.
To be published, Solid State Series (Proceedings) Springer
Verlag, 1991.
Surface Characterization of Polythiophene by Scanning
Tunneling Microscopy.

Magonov, S.N., et al.
Synth.Metal., 1991. 42(3), 2639-2642.
The Organization of 2.3-iron-naphthalocyanine Molecules on
a Substrate as Revealed by Scanning Tunneling Microscopy.

Tesche, B. and T.Schilling.
Proceedings of the XIIth International Congress for
Electron Microscopy, 1990.
Comparison of TEM and STM Observations of Small Silver
Clusters on Different Carbon Supports.

Sotobayashi, H., T.Schilling and B.Tesche.
To be published.
Scanning Tunneling Microscopy of Polyimide Monolayers
Prepared by the Langmuir-Blodgett Technique.

Uosaki, Kohei and Hideaki Kita.
J.Vac.Sci.Technol.A8(1), Jan/Feb 1990, pp.520-524.
In Situ. Real-Time Monitoring of Electrode Surfaces by
Scanning Tunneling Microscopy.III.Surface Structure of Pt
and Pd Electrodes.

Hendrickson, W.A., Christensen, L.; Evans, D.F. et al.
J. Physical Chem. In Press.
STM Imaging of Electropolymerized. Doped Polypyrrole.
Visual Evidence of Semicrystalline and Helical Nascent
Polymer Growth.

McGonigal, G.C., et al.
Appl. Phys. Lett., Vol. 57, No. 1, 2 July 1990, pp. 28-30.
Imaging Alkane Layers at the Liquid/Graphite Interface with
the Scanning Tunneling Microscope.

Evans, D.F., et al.
To be Published.
Morphology of Gold Islands on Highly Oriented Pyrolytic
Graphite as Studied by Scanning Tunneling Microscopy.

Evans, D.F., R. Yang, X.R. Yang; Hendrickson and J. Baker.
J. of Phys. Chem., 94, 1990, pp. 6123-6125.
Scanning Tunneling Microscopy Images of Poly (ethylene
oxide) Polymers: Evidence of Helical and Superhelical
Structures.

Scott, E.R., H.S. White and D.J. McClure.
J. Phys. Chem., 93, 1989, pp. 5249-52.
Scanning Tunneling Microscopy of Platinum Films on Mica:
Evolution of Topography and Crystallinity During Film
Growth.

Moreland, John and Paul Rice.
Appl. Phys. Lett. 57(3), 16 July 1990, pp. 310-312.
High-Resolution Tunneling-Stabilized Magnetic Imaging and
Recording.

Schneir, J., et al.
Appl. Phys. Lett. 56(20), 14 May 1990, pp. 2001-2003.
Modification of Hydrogen-Passivated Silicon by a Scanning
Tunneling Microscope Operating in Air.

Reneker, Darrell H., J. Schneir, B. Howell and H. Harary.
Polymer Communications, May 1990, Vol. 31, pp. 167-170.
Polyethylene Crystallized from an Entangled Solution
Observed by Scanning Tunneling Microscopy.

Rice, Paul and John Moreland.

To be published.

Tunneling-Stabilized Magnetic Force Microscopy of Bit
Tracks on a Hard Disk.

Bennett, Jean M.; and Elings, V. and K.Kjoller.

To be published.

Precision Metrology Used for Studying Optical Surfaces.

Harada, Shûzi and Masaki Goda.

J.Vac.Sci.Technol.A8(1), Jan/Feb 1990, pp.308-313.

Scanning Tunneling Microscopy Images of Carburized Nickel
Alloys.

Otsuka, I. and T. Iwasaki

J. Vac. Sci. Technol. A8 (1), Jan/Feb 1990, pp. 530-533

Chloride Ion-Induced Large Scale Reconstruction on an
Elektrochemically Roughened Ag Electrode

Shardt, Bruce C., S.-L. Yau, F. Rinaldi

Science, Vol. 243, pp. 1050-1053, 24. Feb. 1989

Atomic Resolution Imaging of Adsorbates on Metal Surfaces
in Air: Iodine Adsorption on Pt(111).

Shardt, Bruce C., et al.

Am. Chem. Soc. In Press

In-situ Scanning Tunneling Microscopy of Adsorbates on
Electrode Surfaces: Images of the $(\sqrt{3}\times\sqrt{3})R30^\circ$

Shardt, Bruce C. and Rose Thiesen.

To be published

Scanning Tunneling Microscopy of Adsorbates on Metal
Surfaces: Observation of a $c(2\times 8)$ Coincidence Lattice
Formed by Chemisorbed Oxygen on Rh(100)

Rudd, Greg, D. Saulys, E. Garfunkel

Appl. Physics Ltrs., to be published, 1990

Scanning Tunneling Microscopy Assisted Oxide Surface
Etching

Garfunkel, E. et al.

Science, 6 Oct. 1989, v. 246, 99-100

Scanning Tunneling Microscopy and Nanolithography on a
Conducting Oxide $\text{Rb}_{0.3}\text{MoO}_3$

D.R. Denley

Ultramicroscopy 33(119) 83-92

Practical Applications of Scanning Tunneling Microscopy

D.R. Denley

J.Vac.Sci. Technol. A8 (1), Jan/Feb. 1990, pp. 603-607

Scanning Tunneling Microscopy of Rough Surfaces

Bard, Allen J., and Hsiangpin Chang. J. Am. Chem. Soc.,
Vol. 112, No.11, 1990

Formation of Monolayer Pits of Controlled Nanometer Size on
Highly Oriented Pyrolytic Graphite by Gasification

Reactions as Studied by Scanning Tunneling Microscopy

Bard, Allen J., C-y Liu, and H. Chang

Langmuir, Vol. 7, No. 6, 1991, pp. 1138-1142

Large Scale Hexagonal Domainlike Structures Superposed on
the Atomic Corrugation of a Graphite Surface Observed by
Scanning Tunneling Microscopy

Bard, Allen, and H. Chang

Langmuir, Vol. 7, No. 6, 1991, pp-1143-1153

Observation and Characterization by Scanning Tunneling
Microscopy of Structures Generated by Cleaving Highly
Oriented Pyrolytic Graphite

Bard, Allen J. and H. Chang.

Submitted to J. Am. Chem. Soc., Feb. 1991

Scanning Tunneling Microscopy Studies of Carbon-Oxygen
Reactions on Highly Oriented Pyrolytic Graphite

Zhang, Z. and M. Lerner

Submitted to J. Am. Chem. Soc., 8/91

STM of the (010) Surface of Orthorhombic Phosphorus

Davanloo, et al.

J. Appl. Phys. 67(4), 15 Feb., 1990, pp. 201-2087

Amorphous Diamond Films Produced by a Laser Plasma Source

Goshsi, Y., et al.
Surface Science 219 (1989) L531-L536, North-Holland,
Amsterdam, 1989
Imaging the Phenol Molecule Adsorbed on $\text{TiO}_2(110)$ by
Scanning Tunneling Microscopy

Loo, B.H., and Z.F. Liu and A. Fushima
To be published
Scanning Tunneling Microscopic Images of an Azobenzene
Derivative Differently Deposited on Highly Oriented
Pyrolytic Graphite Surfaces

Sakamaki, K. et al.
Vac. Sci. Technol A8 (1), Jan/Feb 1990, pp. 614-617
Surface Density of States of $\text{TiO}_2(110)$ Single Crystal and
Adsorbed Molecular Observation by Scanning Tunneling
Microscopy and Tunneling Spectroscopy

Mineralogie

V. Elings and C. Wu;
Scripta Metallurgica, V. 24, 1990, pp. 1057-1062
The Effect of C and Co Additions on the Properties of a Fe-
B-Si Metallic Glass

C.M. Wu and K. Kjoller
American Mineralogist, Vol. 74, pp. 1233-1246, 1989
Mineralogy in Two Dimensions: Scanning Tunneling Microscopy
of Semiconducting Minerals with Implications for
Geochemical Reactivity

Carick M. and Michael F. Hochella, Jr.
Geochim. Cosmochim. Acta, Vol. 54, pp. 1511-1517, 1990
Scanning Tunneling Microscopy of Sulfide Surfaces

Physik

Hoffmann, W.P., et al.
Ext. Abs. 19th Conf. on Carbon, 238 (1989)
An STM Examination of the Surface of a Graphitized Carbon
Fiber

Hoffmann, W.P., et al.

Ext. Abs. Carbone 90 (Paris), In Press

An STM Examination of the Surface of Several Carbon Fibers

Hoffmann, W.P. et al.

Ext. Abs. Carbone 90 (Paris) In Press

An STM Examination of the Surface of P 55 Carbon Fiber
Exposed to Various Surface Treatments.

Hoffmann, W.P.; V.B. Elings and J.A. Gurlex

Carbon, 26, 754 (1988)

Scanning Tunneling Microscopy on Carbon Fibers

Lindsay, S.M. et al.

Journal of Biomolecular Structure & Dynamics, ISSN 0739-
1102. Vol. 7 (2) 1989/1990

Sequence, Packing and Nanometer Scale Structure in STM
Images of Nucleic Acids Under Water

Lindsay, S.M., Rill, R.L; Drake, B., P.K. Hansma, et al.

Jornal of Biomolecular Structure & Dynamics, ISSN 0739-
1102, Vol. 7; (2) 1989, pp. 279-287

STM and AFM Images of Nucleosome DNA Under Water

Sarid, Dror; Elings, Virgil

To be published

Review of Scanning Force Microscopy

Hansma, et al.

Science, Vol. 243, 3 Feb. 1989, pp. 641-643

The Scanning Ion-Conductance Microscope

V. Elings, and F. Wudl, J.

J.Vac. Sci. Technol. A 6(2), Mar/Apr. 1988

Tunneling Microscopy on Various Carbon Materials

Garnaes, Jorgen; P.Hansma, S. Gould, et al.

Amer. Mineralogist, vol. 76, pp. 1218-1222, 1991

Ultrafine Particles of North Sea Illite/Smectite Clay
Minerals Investigated by STM and AFM

Chottiner, G., et al.; Pruett, Gary
Langmuir 1990, 6, 1316-1319
Scanning Tunneling Microscopy of Platinum Deposits on the
Basal Plane of Highly Oriented Pyrolytic Graphite

Roux, J.C., et al.
Microscopy, Microanalysis, Microstructures, April 1990,
103-108
STM of CrCl_3 Graphite Intercalation Compounds

Lieber, C.M. and X.L. Wu
Phys. Rev. B., Vol. 41, 1990, p. 1239
Direct Characterization of Charge Density Wave Defects in
Titanium Doped TaSe_2 by Scanning Tunneling Microscopy

Lieber C.M. and X.L. Wu.
Phys. Rev. Lett, 64, 1990, 1150
Direct Observation of Growth and Melting of the Hexagonal
Domain Charge Density Wave Phase in 1T-TaS_2 by STM

Lieber, C M., X-LWu, and P. Zhou
Physical Review Letters, Vol. 61, No. 22, 28. Nov., 1988
Determination of the Local Effect of Impurities on the
Charge-Density Wave Phase in TaS_2 by Scanning Tunneling
Microscopy

Lieber, C.M. and Xian Liang Wu.
Science, 31 March 1989, Vol. 243, pp. 1703-1705
Hexagonal Domain-Like Charge Density Wave Phase of TaS_2
Determined by Scanning Tunneling Microscopy

Lieber, Charles M. and Xian Liang Wu
Journal of Amer, Chem. Soc. 1989, III, 2731
Scanning Tunneling Microscopy Investigations of a New
Charge Density Wave Phase in Niobium Doped Tantalum
Disulfide

Lieber, C.M., X.L Wu; Ginley D.S. and R.J. Baughman
Appl. Phys. Let 55 (20), 13 November 1989, pp. 2129-2131
Scanning Tunneling Microscopy Investigations of the Local
Structure of $\text{Ti}_2\text{Ba}_2\text{CaCu}_2\text{O}_8$ Single Crystals

Parkinson, B.A., et al.

Surface Science 223 (1989) 285-298

An Investigation of the Growth of Au and Cu on the Van der Waals Surfaces of MoTe_2 and WTe_2

Parkinson, B.A. and F.S. Ohuchi; Ueno, K. and A. Koma.

J. Appl. Phys. 68 (5), 1 September 1990, 2168-2175

van der Waals Epitaxial Growth and Characterization of MoSe_2 Thin Films on SnS_2

Parkinson, B.A.; J. Amer

Chem. Soc., V. 112, 3, 1990

Discrimination of Atoms on the Surface of a Two-Dimensional Solid Solution with Scanning Tunneling Microscopy

Parkinson, B.A. and F.S. Ohuchi, Ueno, K. and A. Koma

To be published, Appl. Phys. Lett., 2/91

Periodic Lattice Distortions as a Result of Lattice Mismatch in Epitaxial Films of 2-D-Materials

Schmid, A.K. and J. Kirschner

J. Vac. Sci. Technol. 1990

A UHV-Compatible STM-Head Mounted on a 2 3/4 in o.d. Flange

Hara, M., et al.

Nature, Vol. 344, 15 March 1990, pp. 228-230

Anchoring Structure of Smectic Liquid Crystal Layers on MoS_2 Observed by Scanning Tunneling Microscopy

Hara, et al. Japanese

Journ. of App. Physics, Vol. 29, No. 12 December 1990, pp. L2243-L2246

Two Types of Anchoring Structure in Smectic Liquid Crystal Molecules.

Osaka, F., et al.

Japanese Journal of Applied Physics, Vol. 27, No. 7, July 1988, pp. L1193-L-1195

Observation of Ga_0 , 47In_0 , $53\text{As}/\text{InP}$ Multiquantum Well Structure in Air by Scanning Tunneling Microscope

Nakamura, Tomoji, et al.

J. Vac.Sci. Technol. A 8 (1 Jan/Feb.) 1990, pp. 614-617
Scanning Tunneling Microscopy of CVD Grown BiSrCaCuO Films

van Bakel, G.P.E.M., et al.

Appl. Phys. Let. 56(24), 11 June 1990
Scanning Tunneling Microscopy Imaging of Transition Metal
Dichalcogenides

Sattler, K., et al.

Z.Phys. D-Atoms, Molecules and Clusters 19, 319, 1991
A Scanning Tunneling Microscope Study of Single Platinum
Atoms, Platinum Dimers and Trimers on Highly-Oriented-
Pyrolytic Graphite

Sattler, et al.

Phys. Rev. B43, 8917, 1991
Periodic Charge Density Modulations on Graphite Near
Platinum Islands

Sattler, K.

Z.Phys. D.-Atoms, Molecules and Clusters 19, 287, 1991
Scanning Tunneling Microscopy and Spectroscopy for Cluster
and Small Particle Research

Sattler, K., et al.

J. Vac.Sci. Technol. B9, No.2, 1039, 1991
Scanning Tunneling Microscopy of 1T-TaSe₂ at Room
Temperature

Sattler, K., et al.

Materials Research Society Spring Meeting (MRS), Thin Film
Structure and Phase Stability, Vol. 187, 4/90

Sattler, K., et al.

J. Vac.Sci. Technol. B9, No.2, 829, 1991
Scanning Tunneling Microscopy of Single Platinum Atoms and
Small Platinum Clusters on Highly-Oriented Pyrolytic
Graphite

Fraundorf, P. and J. Tentschert
Submitted to Ultramicroscopy, 1991
The Instrument Response Function in Air-Based Scanning
Tunneling Microscopy

Keneko, S. et al.
Abstracts of International Conference on Solid State
Devices and Materials, Yokohama, 1991, p. 602-604
High Mobility and High Stability a Si-H TFTs with Smooth
MIS Interface

Krim, J., et al.
Submitted to Phys. Rev. Letters, 9/90
Nanotribology of a Kr Monolayer: A Quartz Crystal
Microbalance Study of Atomic Scale Friction

Nagai, K., M. Suzuki, T. Maruno and F. Yamamoto
J. Vac.Sci. Technol. A 8(1), Jan/Feb 1990, pp. 631-634
Surface Roughness of Rubbed Polyimide Film for Liquid
Crystals by Scanning Tunneling Microscopy

Yagi, S. et al.
To be published
STM Observation of Amorphous Marks in Phase Change Media

Yoshizawa, N., et al.
International Wire & Cable Symposium Proceedings, 1989
A One-Hundred-Fiber Submarine Cable Composed of
Hermetically Coated Fiber Ribbons Inserted into Slots

Tanaka, I., et al.
J. Vac.Sci. Technol. A 8(1), Jan/Feb 1990, pp. 567-570
Observation of Multiquantum Well Structure in Air Using a
Scanning Tunneling Microscope

Barrett, R.C. and C.F. Quate
To be published J. Vac.Sci. Technol. B, 1990
High Speed Large Scale Imaging with the Atomic Force
Microscope

Akama, Y., et al.; Murakami, H.
J. Vac.Sci. Technol. A 8(1), Jan/Feb 1990, pp. 429-433
New Scanning Tunneling Microscopy Tip for Measuring Surface
Topography

Technologie

Hoffmann, W.P., et al.
Ext. Abs. Carbone 90 (Paris) in Press
An STM Examination of the Surface of P-55 Carbon Fiber
Exposed to Various Surface Treatments

Hoffmann, W.P., et al.
Ext. Abs. Carbone 90 (Paris), In Press
An STM Examination of the Surface of Several Carbon Fibers

Magonov, S.N., H.-J. Cantow and J.-B. Donet.
Polymer Bull., 23, 1990, 555
Characterization of Surfaces of Carbon Fibres by Scanning
Tunneling Microscopy

Fraundorf, P. and J. Tentschert
Submitted to Ultramicroscopy, 1991
The Instrument Response Function in Air-Based Scanning
Tunneling Microscopy

Rice, Paul and John Moreland
Rev. Sci. Instrum., Vol. 62, No. 3, March 1991, pp. 844-845
A New Look at the Bitter Method of Magnetic Imaging

Moreland, John and Paul Rice
Appl. Phys. Lett 57 (3), 16 July 1990, pp. 310-312
High-Resolution Tunneling-Stablized Magnetic Imaging and
Recording

Schneir, J., et al. Appl. Phys. Lett. 56(20), 14 May 1990,
pp. 2001-2003
Modification of Hydrogen-Passivated Silicon by a Scanning
Tunneling Microscope Operating in Air

Sattler, K., et al.

Advanced Materials-II, pub. by The Joint Comm. for Advanced Materials Research, Osaka, Japan, p. 43, 1990
Scanning Tunneling Microscopy of Small Metal Clusters

Sattler, K., et al.

Z. Phys. D-Atoms, Molecules and Clusters 19, 323
Scanning Tunneling Microscopy of Sputtered Aluminum Particles

Sattler, K., et al.

J. Vac.Sci. Technol. B9, No.2, 1052, 1991
Scanning Tunneling Spectroscopy of Graphite Using an Oxidised Silicon Tip

Xhie, Jie, K. Sattler, et al.

J. Vac.Sci. Technol. B9, No.2, 833, 1991
Superstructures on Graphite Near Platinum Particles

Albrecht, T.R., P. Grütter, D. Horne, D. Rugar

To be published

FM Detection Using High Q Cantilevers for Enhanced Force Microscope Sensitivity

Strecker, H. and G. Persch

To be published, J. Vac.Sci. 1991

Application of STM in Magnetic Storage Device Manufacturing

Akari, S., et al

Journal of Microscopy, Vol.152, Pt.2, Nov., 1988, pp521-526
Anomalous Voltage Dependence of Tunneling Microscopy in WSe₂

K. Habib; ., V. Elings and C. Wu.

Journal of Materials Science Letters, 1990, 1194

Measuring Surface Roughness of an Optical Thin Film with Scanning Tunneling Microscopes.

Wragg, J.L., J.E. Chamberlain, H.W. White; W. Krätschmer; D.R. Huffman

Nature, vol. 348, No 6302, 623-234, 13 Dec., 1990
Scanning Tunneling Microscopy of Solid C₆₀/C₇₀

Rice, Paul and John Moreland
To be published
Tunneling Stabilized Magnetic Force Microscopy of Bit
Tracks on a Hard Disk

Moreland, John and Paul Rice
To be published, J. Appl. Physics-Communications, July 1991
Tunneling Stabilized Magnetic Force Microscopy with a Gold-
Coated, Nickel-Film Tip

Bennett, Jean M.; Elings, V. and K. Kjoller
To be published
Precision Metrology Used for Studying Optical Surfaces

Harada Shûzi and Masaki Goda
J. Vac.Sci. Technol. A 8(1), Jan/Feb 1990, pp. 308-313
Scanning Tunneling Microscopy Images of Carburized Nickel
Alloys

Kaneko, R.
Journal of Microscopy, Vol. 152, Pt 2, Nov. 1988, pp. 363-
369
A Frictional Force Microscope Controlled with an
Electromagnet

Kaneko, R. and S. Oguchi
J.J. Ap. Phy. In Press 1990
Ion-Implanted Diamond Tip for a Scanning Tunneling
Microscope

Yoshizawa, N., et al.
International Wire & Cable Symposium Proceedings, 1989
A One-Hundred-Fiber Submarine Cable Composed of
Hermetically Coated Fiber Ribbons Inserted into Slots

Garfunkel, E., et al.
Science, 6 Oct. 1989, v.246 99-100
Scanning Tunneling Microscopy and Nanolithography on a
Conducting Oxide, $Rb_{0.3}MoO_3$

D.R. Denley
Ultramicroscopy 33 (119) 83-92
Practical Applications of Scanning Tunneling Microscopy

Davanloo, F., et al.
J. Appl. Phys. 67(4), 15 Feb., 1990, p. 2081-2087
Amorphous Diamond Films Produced by a Laser Plasma Source

AFM

Yi, L., M. Gallagher, S. Howells, T. Chen and D Sarid
To be published
Combination STM/AFM and AFM Images of Magnetic Domains

Chestersn, Stephen, H-C Wang, G. Kaspar
Solid State Technology, June 1991, S9-S12
Atomic Force Microscopy of Gas Surface Corrosion in
Stainless Steel

Alexander, S., L. Hellemans, O. Marti, J. Schneir, V.
Elings and P.K. Hansma; Matt Longmire and John Gurley
J. Appl. Phys. 65(1), 1 January 1989
An Atomic-Resolution Atomic-Force Microscope Implemented
Using an Optical Lever

Manne, Srinivas and P.K. Hansma; Andrew A. Gewirth
To be published J. Vac.Sci., 1990
Atomic Force-Microscope Images of Anodic Oxide Formation on
Gold Surfaces

Prater, C.B., P.K. Hansma, M.R. Wilson and J. Gamaes;
Massie, J., and V. Elings
To be published, J. Vac.Sci., 1990
Atomic Force Microscopy of Biological Samples at Low
Temperature

Manne, S. and P.K. Hansma; Massie, J. and V. Elings;
Gewirth, Andrew A.
Science, Vol. 251, 11 January 1991, pp. 183-186
Atomic Resolution Electrochemistry with the Atomic Force
Microscope: Copper Deposition on Gold

- Hansma, P.K., et al.
Appl. Phys. Lett 55 (24), 11 Dec. 1989, pp. 2491-2493
Determination of Tilted Superlattice Structure by Atomic
Force Microscopy
- Hansma, P.K., et al; Andrade, J.D.
Langmuir Vol. 6, No. 2, 1990
Direct Observation of Immunoglobulin Adsorption Dynamics
Using the Atomic Force Microscope
- Hansma, P.K., et al; Massie, J., M. Longmire and V. Elings;
Northern, B.D., B. Mukergee and C. Peterson; Stoeckenius,
W.; Albrecht, T.R. and C.F. Quate
J. Vac.Sci: Technol. A 8(1), pp. 369-373, Jan/Feb 1990
From Atoms to Integrated Circuit Chips, Blood Cells and
Bacteria with the Atomic Force Microscope
- Hansma, P.K., et al; Elings, V.B., J. Massie, P. Maivald
Science, Vol. 247, 16 Mar. 1990, pp. 1330-1333
Imaging and Manipulating Molecules on a Zeolite Surface
with an Atomic Force Microscope
- Butt, J-J., et al.
Journal of Structural Biology 105, 54-61, 1990
Imaging Cells with the Atomic Force Microscope
- Hansma, P.K., et al; T.R. Albrecht and C.F. Quate
Science, Vol. 243, pp. 1586-1589, 24 March 1989
Imaging Crystals Polymers and Processes in Water with the
Atomic Force Microscope
- Manne, S., H.J. Butt, S.A.C. Gould and P.K. Hansma
Appl. Phys. Lett. 56 (18), 30 April 1990, pp. 1758-59
Imaging Metal Atoms in Air and Water Using the Atomic Force
Microscope
- Hansma, P.K.; Northern, B. Dixon and C.M. Peterson
Xiith Int'l Congress for Electron Microscopy, San Francisco
Press, Inc., 1990
Imaging Molecules and Cells with the Atomic Force
Microscopy

Hansma, H.G. et al.

Langmuir, vol. 7, No. 6, pp. 1051-1054, 1991

Atomic Force Microscope

Hansma, P.K. et al; Gaub, H.E.

To be published , J. Vac.Soc., 1990

Imaging Single-Stranded DNA, Antigen-Antibody Reaction and
Polymerized Langmuir-Blodgett Films with an Atomic Force
Microscope

Hansma, P.K., et al.

Biophys. J., Vol. 58, Dec. 1990, pp. 1473-1480

Imaging the Membrane Protein Bacteriorhodopsin with the
Atomic Force Microscopy

Hansma, P.K. et al; Gaub, H.E. et al.

To be published in Biophys. Journ., 1990

Immobilized Proteins in Buffer Imaged at Molecular
Resolution by Atomic Force Microscopy

Hansma, P.K.; Egger, M., F., et al.

To be published

Molecular Resolution Images of Langmuir Blodgett Films and
DNA by Atomic Force Microscopy

Hansma, H.G., et al.

J. Vac.Sci. Technol. B9 (20, Mar/Apr 1991, pp. 1282-1284

Progress in Sequencing Deoxyribonucleic Acid with an Atomic
Force Microscope

Gould, S.A.C., et al.

Physical Review B, Vol. 40, No. 8, 15 Sep. 1989, pp. 5363-
5366

Simple Theory for the Atomic Force Microscope with a
Comparison of Theoretical and Experimental Images of
Graphite

Hansma, P.K., et al; S. Magonov

To be published

The Atomic Force Microscope: a Tool for Science and
Industry

Hansma, P.K. et al.

Science, Vol. 243, 3 Feb. 1989, pp. 641-643

The Scanning Ion-Conductance Microscope

Hansma, P.K. et al; Gaub, H.E., et al.

To be published, J. Struct. Biol., 1990

Wet Lipid-Protein Membrances Imaged at Submolecular
Resolution by Atomic Force Microscopy

Lieber, Charles M. and Yun Kim

J. Amer. Chem. Soc., Vol. 113, No. 6, 1991

Chemically Etched Silicon Surfaces Viewed at the Atomic
Level by Force Microscopy

Maivald, Peter., J.A. Gurley and V.B. Elings; P.K. Hansma,
et al.

Submitted to Nanotechnology, 1991

Using Force Modulation to Image Surface Elasticities with
the Atom Force Microscope

Magonov, S.N., et al.

In Press, Polymer Bull., 1991

Atomic Force Microscopy on Epitaxially Crystallized
Isotactic Polypropylene

Magonov, S.N., et al.

In Press, Polymer Bull., 1991

Atomic Force Microscopy on Polymers and Polymer Related
Compunds-Cold-Extruded Polyethylene

Magonov, S.N., et al.

In Press, Polymer Bull., 1991

Atomic Force Microscopy on Polymers and Polymer Related
Compunds-Monocrystals of Normal and Cyclic Alkanes $C_{33}H_{68}$,
 $C_{36}H_{74}$, $C_{48}H_{74}$, $C_{48}H_{96}$, $C_{72}H_{144}$

Magonov, S.N., et al.

In Press, Polymer Bull, 1991

Atomic Force Microscopy on Polymers and Polymer Related
Compounds-Monocrystals of Monomer and Polymer, 2,4-
Hexadiynylene bis (p-Fluorobenzenesulfonate

Rugar, Daniel C; and California, Paul Hansma,
Physics Today, Oct. 1990, pp. 23-30
Atomic Force Microscopy

Mate, C.m., et al.
Phys. Rev. Letters, Vol. 59, 17, 26 Oct. 1987, pp. 1942-
1945
Atomic Scale Friction of a Tungsten Tip on a Graphite
Surface

Meyer, Gerhard and Nabil M. Amer
Apl. Phys. Lett., Vol. 57, No. 20, 12 Nov. 1990, pp. 2089-
2091
Simultaneous Measurement of Lateral and Normal Forces with
an Optical-Beam-Deflection Atomic Force Microscope

Gewirth, Andrew; Manne, S. and P.K. Hansma; Massie, J. and
V. Elings
Science, vol. 251, 11 January 1991, pp. 183-186
Atomic Resolution Electrochemistry with the Atomic Force
Microscope: Copper Deposition on Gold

Peterson, C., B. Northern; Hansma, P.K., et al; Gray, E.D.;
Inc.: Massie, J.
Paper presented to Am. Soc. of Hematology, Atlanta, GA,
12/89; and at STM/Spectroscopy Conf., Oarai, Ibaraki, Japan
7/89
Direct Observations of Human Blood Cell Surfaces Using the
Atomic Force Microscope

Hochella, M.F., Jr., C.M. Eggleston; Elings, V., M.
Thompson,
American Mineralogist, Vol. 75, pp. 723-730, 1990
Atomic Structure and Morphology of the Albite 010 Surface:
An Atomic Force Microscope and Electron Diffraction Study

Coleman, R.V., C.G. Slough and W.W. McNairy; Hansma, P.K.,
et al.
To be published
Atomic Force Microscopy and Scanning Tunneling Microscopy
of Charge Density Waves in $1T-TaSe_2$ and $1T-TaS_2$

Nanoindenter

J.B. Pethica, R. Hutchings, and W.C. Oliver
Proceedings, Ion-Beam Modification of Materials 82
Conference, Elsevier Science Publishing Co.
Composition and Hardness Profiles in Ion-Implanted Metals

J.B. Pethica, R. Hutchings, and W.C. Oliver
Philosophical Magazine A, 48, No. 4, 593 (1983)
Hardness Measurements at Penetration Depths as Small as 20
nm

M.F. Doerner and W.D. Nix
J. Materials Research, 1(4), 601 (1986)
Method for Interpreting the Data from Depth Sensing
Indentation Instruments

D.B. Marshall and W.C. Oliver
Journal American Ceramic Society
70, No. 8, 542-48 (1987)
Measurement of Interfacial Mechanical Properties in Fiber-
Reinforced Ceramic Composites

W.C. Oliver, J. Wadsworth, and T.G. Nieh
Scripta Metallurgica, 21, 1429-33 (1987)
Characterization of Rapidly Solidified Al-Be-Li and Al-Be
Ribbons

T.P. Weihs, S. Hong, J.C. Bravman, and W.D. Nix
J. Materials Research, 3(5), 931-42 (1988)
Mechanical Deflection of Cantilever Microbeams.

J.B. Pethica and W.C. Oliver
Materials Research Society Symposium Proceedings, Vol. 130,
pp. 13-23, Materials Research Society, Boston, MA, 1989
Mechanical Properties of Nanometer Volumes of Material: Use
of the Elastic Response of Small Area Indentation

D.B. Marshall, and W.C. Oliver
Mater Sci & Eng, A126 (1990) 95-103
An Indentation Method for Measuring Residual Stresses in
Fiber reinforced Ceramics

M.J. Mayo, R.W. Siegel, A. Narayanasamy, and W.D. Nix
J. Materials Research, 5(5), 1073-1082 (1990)
Mechanical Properties of Nanophase TiO₂ as Determined by
Nanoindentation

sher erschienene
rschungsberichte der BAM

1/1968
**rsuchung und Entwicklung in der Bundesanstalt für
terialprüfung (BAM)**
henschaftsbericht für den Bundesminister für Bil-
g und Wissenschaft

2/1970 (vergriffen)
Andraea
**n Problem des Feuchtigkeitsschutzes von Deh-
ngsmeßstreifen und Halbleitergebern**

3/1970
iebs
**r das mechanische Verhalten von Aluminium-
hi-Freileitungsseilen als Beispiel für Verbundbau-
e**

4/1970 (vergriffen)
urmester
**mbständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit
rundlagen und Vergütungsverfahren**

5/1971
iteiner
**Bedeutung der Netzstellenart und der Netzwerk-
tendichte für die Beschreibung der elastischen Ei-
schaften und des Abbaus von elastomeren Netz-
ken**

3/1971
hneider
**Problematik der Prüfung und Beurteilung des
tschallschutzes von Bauelementen bei unter-
iedlichen Einbaubedingungen**

7/1971
. Petrowitz
**omatographie und chemische Konstitution - Un-
uchungen über den Einfluß der Struktur organi-
er Verbindungen auf das Verhalten bei der Dünn-
icht-Chromatographie**

3/1971
eith
**1 Spannungs-Drehungs-Verhalten von Baustäh-
bei Wechselbeanspruchung**

3/1971
l. Möller
**rsuchung über die sichere Wirkung poröser
sen in Acetylenflaschen**

0/1972
urich, E. Martin
**rsuchungen über die Korngrößenbestimmung
Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis ge-
eten zerstörungsfreien Meßmethode**

1/1972
Krause
**rag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und
nüttgütewerte beim Brennschneiden**

2/1972
uerberg
**r Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Textu-
n**

3/1972
. Habig, K. Kirschke, W.-W. Maennig, H. Tischer
**körpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Ko-
Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in ei-
Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen 760
 $2 \cdot 10^{-7}$ Torr**

4/1972
scher
**rsuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der
schalldämpfung in Metallen bei 20 kHz**

3/1972
ohl
**ie und Probleme der chemischen Edelmetall-
yse**

3/1972
ublauch
**Ausführung und Assagefähigkeit des Norm-
versuches nach DIN 4102, Blatt 2, im Hinblick
lie Nachbildung natürlicher Schadensfeuer**

7/1972
imers
**rierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Pho-
n und geladenen Teilchen**

3/1973
ruck
**pröbruchverhalten des Baustahles R St 37-2 N
schweißten Konstruktionen, dargestellt mit Hilfe
ethode des Temperaturvergleiches**

1/1973
ffanke, H. Czichos

**Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei
tribologischen Vorgängen**

Nr. 20/1973
R. Rudolphi
**Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen
in Wänden**

Nr. 21/1973
D. Klaffke, W. Maennig
**Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitli-
chen Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen
bei der Zerrüttung**

Nr. 22/1973
R. Rudolphi, E. Knublauch
**Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemess-
ung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen**

Nr. 23/1973
W. Ruske
**Reichs- und preußische Landesanstalten in Berlin
Ihre Entstehung und Entwicklung als außeruniversi-
täre Forschungsanstalten und Beratungsorgane der
politischen Instanzen**

Nr. 24/1973
J. Stanke, E. Klement, R. Rudolphi
**Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druck-
beanspruchung**

Nr. 25/1973
E. Knublauch
**Über das Brandgeschehen vor der Fassade eines
brennenden Gebäudes unter besonderer Berücksich-
tigung der Feuerbeanspruchung von Außenstützen**

Nr. 26/1974
P. Jost, P. Reimers, P. Weise
**Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM - Ei-
genschaften und erste Anwendungen**

Nr. 27/1974
H. Wüstenberg
**Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköp-
fen für die Materialprüfung mit Ultraschall**

Nr. 28/1974
H. Heinrich
**Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen
verbundenen Behältern**

Nr. 29/1974
P. Schneider
**Theorie der dissipativen Luftschalldämmung bei ein-
em idealisotropen porösen Material mit starrem
Skelet für senkrechten, schrägen und allseitigen
Schallenfall**

Nr. 30/1974 (vergriffen)
H. Czichos, G. Salomon
**The Application of Systems Thinking and Systems
Analysis to Tribology**

Nr. 31/1975
G. Fuhrmann
**Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermo-
plastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbean-
spruchung**

Nr. 32/1975
R. Rudolphi, B. Böttcher
**Ein thermo-elektrisches Netzwerkverfahren zur Be-
rechnung stationärer Temperatur- und Wärmestrom-
verteilungen mit Anwendungsbeispielen**

Nr. 33/1975
A. Wagner, G. Kieper, R. Rudolphi
**Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von
Baustoffen mit Hilfe eines nichtstationären Meßver-
fahrens**

Nr. 34/1976 (vergriffen)
H.-J. Deppe
**Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoff
Nr. 35/1976
E. Limberger
Der Widerstand von Platten, die als Beplankungsma-
terial leichter Wände verwendet werden, gegenüber
dem Aufprall harter Körper - Vorschlag für ein Prüf-
verfahren -**

Nr. 36/1976 (vergriffen)
J. Hundt
**Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Ein-
wirkung eines Temperaturgefälles**

Nr. 37/1976
W. Struck
**Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragen-
der Bauteile durch einen mit der Schulter gegenpral-
lenden Menschen
- Vorschlag für ein Prüfverfahren -**

Nr. 38/1976
K.-H. Habig
**Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ioni-
ertem Stahl 42 CrMo 4**

Nr. 39/1976
K. Kirschke, G. Kempf
**Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften
von Flüssigkeiten (mit nicht-Newtonschem Fließver-
halten) insbesondere bei höherer Scherbeanspru-
chung**

Nr. 40/1976
H. Hantsche
**Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spek-
tren nach verschiedenen Verfahren**

Nr. 41/1976
B. Böttcher
**Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssig-
keiten**

Nr. 42/1976
S. Dietlen
**Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase
in Mischung mit Luft**

Nr. 43/1976
W. Struck
**Das Spröbruchverhalten geschweißter Bauteile aus
Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten,
dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturver-
gleiches**

Nr. 44/1976
W. Matthees
**Berechnung von räumlichen, linear elastischen Sy-
stemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen
zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Pro-
gramms „Stab-Werk“**

Nr. 45/1976
W. Paatsch
**Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum
aufgedampfter Metallschichten**

Nr. 46/1977 (vergriffen)
G. Schickert, H. Winkler
**Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung
von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung
Results of Test Concerning Strength and Strain of
Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stres-
ses**

Nr. 47/1977
A. Plank
**Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von
Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen**

Nr. 48/1977
U. Holzlöhner
**Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last,
angewendet auf die Fundamente einer geplanten
Schnellbahn**

Nr. 49/1977
G. Wittig
**Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in
der zerstörungsfreien Prüfung**

Nr. 50/1978 (vergriffen)
N. Czaika, N. Mayer, C. Amberg, G. Magiera, G.
Andraea, W. Markowski
**Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und
-überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehäl-
tern**

Nr. 51/1978
J. Sickfeld
**Auswirkung von chemischen und physikalisch-tech-
nologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeits-
verhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der
Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen**

Nr. 52/1978
A. Tomov
**Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribolo-
gische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei rei-
ner Festkörperreibung**

Nr. 53/1978
R.-G. Rohrmann, R. Rudolphi
**Bemessung und Optimierung beheizbarer Straßen-
und Brückenbeläge**

Nr. 54/1978
H. Sander
**Magnetisches Verhalten dünner Eisenschichten bei
mechanischer Wechselbeanspruchung**

Nr. 55/1978
D. Klaffke
**Beobachtung und Orientierungsbestimmung der
Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999 %-Al-
Proben bei Biegewechselbeanspruchung**

Nr. 56/1979
W. Brünner, C. Langlie
Stabilität von Sandwichbauteilern

Nr. 57/1979
M. Stadthaus
**Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpul-
verprüfung**

- Investigations on Inspection-Media for Magnetic-Particle-Testing**
- Nr. 58/1979
W. Struck
Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau
- Nr. 59/1979
G. Plauk
Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl
- Nr. 60/1979
H. Spreckelmeyer, R. Helms, J. Ziebs
Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken
- Nr. 61/1979
K. Richter
Beschreibung von Problemen der höheren Farbmikroskopie mit Hilfe des Gegenfarbensystems
- Nr. 62/1979
W. Gerisch, G. Becker
Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle
- Nr. 63/1979
E. Behrend, J. Ludwig
Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gas
- Nr. 64/1980
W. Rücker
Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung
- Nr. 65/1980
P. Schmidt, D. Aurich, R. Helms, H. Veith, J. Ziebs
Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte
- Nr. 66/1980
M. Hattwig
Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung
- Nr. 67/1980
W. Matthees
Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gliederung unter stoßartiger Beanspruchung
- Nr. 68/1980
D. Petersohn
Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Stereomeßtechnik.
Entwicklung eines volleuzentrischen Präzisions-Goniometers
- Nr. 69/1980
F. Buchhardt, P. Brandl
Untersuchungen zur Integrität des Liners von Reaktorsicherheitshüllen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise
- Nr. 70/1980 (vergriffen)
G. Schickert
Schwellenwerte beim Betondruckversuch
- Nr. 71/1980
W. Matthees, G. Magiera
Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen
- Nr. 72/1980
R. Rudolphi
Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen
- Nr. 73/1980
P. Wegener
Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahlrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen
- Nr. 74/1980
R. Rudolphi, R. Müller
ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz
- Nr. 75/1980
H.-J. Heinrich
Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen
- Nr. 76/1980
D. Klaffke, W.-W. Maennig
Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegewechselbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop
- Nr. 77/1981
M. Gierloff, M. Maulzsch
Untersuchung des Verhaltens von Lagerzementen
- Nr. 78/1981
W. Rücker
Dynamische Wechselwirkung eines Schienen-Schwellensystems mit dem Untergrund
- Nr. 79/1981
V. Neumann
Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflußten Kaltrübneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch
- Nr. 80/1981
A. Plank, W. Struck, M. Tzschätzsch
Ursachen des Teileinsturzes der Kongreßhalle in Berlin-Tiergarten
- Nr. 81/1981
J. Schmidt
Graphisch-rechnerisches Verfahren zum Erfassen der Zündhäufigkeit zündbarer Stoffe; Anwendung auf Datenmaterial aus dem Bereich der Statistik
- Nr. 82/1982
R. Helms, H.-J. Kühn, S. Ledworuski
Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuches
Assessment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test
- Nr. 83/1982
H. Czichos, P. Feinle
Tribologisches Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen
– Kontaktdeformation, Reibung und Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen –
- Nr. 84/1982
R. Müller, R. Rudolphi
Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen im Kleinprüfstand (Vergleichsversuche)
- Nr. 85/ISBN 3-88314-231-X/1982
H. Czichos
Technische Materialforschung und -prüfung – Entwicklungstendenzen und Rahmenvorschläge für ein EG-Programm „Basic Technological Research“ – Materials Research and Testing
– Development Trends and Outline Proposals for a Community Programme “Basic Technological Research” –
- Nr. 86/ISBN 3-88314-232-8/1982
K. Niesel, P. Schimelwitz
Zur quantitativen Kennzeichnung des Verwitterungsverhaltens von Naturwerksteinen anhand ihrer Gefügekennmerkmale
- Nr. 87/ISBN 3-88314-240-9/1982
B. Isecke, W. Stichel
Einfluß baupraktischer Umgebungsbedingungen auf das Korrosionsverhalten von Spannstählen vor dem Injizieren
- Nr. 88/ISBN 3-88314-254-9/1983
A. Erhard
Untersuchungen zur Ausbreitung von Longitudinalwellen an Oberflächen bei der Materialprüfung mit Ultraschall
- Nr. 89/ISBN 3-88314-263-8/1983
D. Conrad, S. Dietlen
Untersuchungen zur Zerfallsfähigkeit von Distickstoffoxid
- Nr. 90/ISBN 3-88314-264-6/1983
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members
- Nr. 91/ISBN 3-88314-265-4/1983
M. Weber
Dreidimensionale Analyse von unbewehrtem Beton mit nichtlinear-elastischem Materialgesetz
- Nr. 92/ISBN 3-88314-266-2/1983
L. Auersch
Ausbreitung von Erschütterungen durch den Boden
- Nr. 93/ISBN 3-88314-283-2/1983
P. Studt
Unterdrückung stick-slip-induzierter Kurvengeräusche schienengebundener Fahrzeuge durch eine physikalisch-chemische Oberflächenbehandlung der Schienen
- Nr. 94/ISBN 3-88314-284-0/1983
Xian-Quan Dong
Untersuchungen der StörSchwingungen beim Kerbschlagbiegeversuch und deren Abschwächungen
- Nr. 95/ISBN 3-88314-289-1/1983
M. Römer
Über die Fokussierung des Schallfeldes von Ultraschall-Prüfköpfen mit Fresnelischen Zonenplatten
- Nr. 96/ISBN 3-88314-296-4/1983
H. Eifler
Verbundverhalten zwischen Beton und geripptem Betonstahl sowie sein Einfluß auf inelastische Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken
- Nr. 97/ISBN 3-88314-297-2/1983
G. Fuhrmann, W. Schwarz
Typische Bruchflächenausbildung thermoplastischer Kunststoffe nach wechselnder mechanischer Beanspruchung
- Nr. 98/ISBN 3-88314-312-X/1983
E. Schnabel
Bestimmung des elastischen Verhaltens von Maschinen – Stretch- und Erholungsvermögen –
- Nr. 99/ISBN 3-88314-317-0/1983
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von Stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members
- Nr. 100/ISBN 3-88314-298-0/1984
G. Klamrowski, P. Neustupny
Untersuchungen zur Prüfung von Beton auf Froststand
- Nr. 101/ISBN 3-88314-327-8/1984
P. Reimers, J. Goebels, H. Heidt, P. Weise, K. Wildin
Röntgen- und Gammastrahlen Computer-Tomographie
- Nr. 102/ISBN 3-88314-335-9/1984
G. Magiera
Weiterentwicklung des hydraulischen Kompensationsverfahrens zur Druckspannungsmessung Beton
- Nr. 103/ISBN 3-88314-328-6/1984
D. Schnitger
Radiographie mit Elektronen aus Metallverstärkern
- Nr. 104/ISBN 3-88314-339-1/1984
M. Gierloff
Beeinflussung von Betoneigenschaften durch Zusetzen von Kunststoffdispersionen
- Nr. 105/ISBN 3-88314-345-6/1984
B. Schulz-Forberg
Beitrag zum Bremsverhalten energieumwandelnder Aufsetzpuffer in Aufzugsanlagen
- Nr. 106/ISBN 3-88314-360-X/1984
J. Lehnert
Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Lasten
- Nr. 107/ISBN 3-88314-361-8/1984
W. Stichel, J. Ehreke
Korrosion von Stahlradiatoren
- Nr. 108/ISBN 3-88314-363-4/1984
L. Auersch
Durch Bodenerschütterungen angeregte Gebäudeschwingungen – Ergebnisse von Modellrechnung
- Nr. 109/ISBN 3-88314-381-2/1985
M. Omar
Zur Wirkung der Schrumpfbegrenzung auf die Schweißspannungszustand und das Sprüchverhalten von unterpulvergeschweißten Beton aus St E 460 N
- Nr. 110/ISBN 3-88314-382-0/1985
H. Walde, B. Kropp
Wasserstoff als Energieträger
- Nr. 111/ISBN 3-88314-383-9/1985
K. Ziegler
Über den Einfluß der Initiierung auf die detonative Umsetzung von Anfox-Sprengstoffen unter Berücksichtigung sicherheitstechnischer Gesichtspunkte
- Nr. 112/ISBN 3-88314-409-6/1985
W. Lützow
Zeitstandverhalten und strukturelle Veränderung von vielfach wiederverarbeiteten Polyethylenen
- Nr. 113/ISBN 3-88314-410-X/1985
R. Helms, H. Henke, G. Oelrich, T. Saito
Untersuchungen zum Frequenzeinfluß auf Schwingungskorrosion von Offshore-Konstruktionen

- . 114/ISBN 3-88314-419-3/1985
Rose, P. Raabe, W. Daum, A. Szameit
Neue Verfahren für die Prüfung von Reaktorkomponenten mittels Röntgen- und Gammastrahlen
- . 115/ISBN 3-88314-420-7/1985
Richter
Empfindungsmerkmal Elementarabtunnt und rbeitsabstände als Funktion von Farbart und uchtichte von In- und Umfeld
- . 116/ISBN 3-88314-460-6/1985
J. Kasper, R. Müller, R. Rudolph, A. Wagner
Theoretische Ermittlung des Wärmedurchgangskoeffizienten von Fensterkonstruktionen unter besonderer Berücksichtigung der Rahmenproblematik
- . 117/ISBN 3-88314-468-1/1985
Czichos, G. Sievers
Materials Technologies and Techno-Economic Development for the German Foundation for International Development (Deutsche Stiftung für Internationale Entwicklung)
- . 118/ISBN 3-88314-469-X/1985
Treumann, H. Andre, E. Blossfeld, N. Pfeil, M.-M. Idler
Brand- und Explosionsgefahren explosionsgefährlicher Stoffe bei Herstellung und Lagerung. Modellversuche mit pyrotechnischen Sätzen und Gegenständen
- . 119/ISBN 3-88314-472-X/1985
Herter, K. Brandes, E. Limberger
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Versuche an Stahlbetonplatten, Teil I
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Slabs, Part I
- . 120/ISBN 3-88314-514-9/1986
Lecht
Störungsfreie Korngrößenbestimmung an austereisenen Feinblechen mit Hilfe der Ultraschallrückstreuung
- . 121/ISBN 3-88314-530-0/1986
Einle, K.-H. Habig
Stabilitätskriterien von Stahlgleitpaarungen unter Schweißbedingungen: Einflüsse von Stahlzusammensetzung und Wärmebehandlung
- . 122/ISBN 3-88314-521-1/1986
Mischke
Wartung kerntechnischer Anlagen
Werkstoffkolloquium der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) am 10. 12. 1985 mit Beiträgen von B. Schulzberg, K.E. Wieser und B. Droste
- . 123/ISBN 3-88314-531-9/1986
Tennoch
Physikalisch-chemische Analyse sowie toxische Verteilung der beim thermischen Zerfall organischer Baustoffe entstehenden Brandgase
- . 124/ISBN 3-88314-538-6/1986
A. Thomas
Anwendung des Impuls-Wirbelstromverfahrens in zerstörungsfreier Materialprüfung
- . 125/ISBN 3-88314-540-8/1986 (vergriffen)
Probst
Untersuchungen zur Wirksamkeit der Brandschutzierung von Flüssiggas-Lagertanks
- . 126/ISBN 3-88314-547-5/1986
Tichel
Erosion und Korrosionsschutz von Metallen in Wimmhallen
- . 127/ISBN 3-88314-564-5/1986 (vergriffen)
Limberger, K. Brandes, J. Herter, K. Berner
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members
Versuche an Stahlbetonbalken, Teil I
Tests on Reinforced Concrete Beams, Part I
- . 128/ISBN 3-88314-568-8/1986 (vergriffen)
Limberger, K. Brandes, J. Herter, K. Berner
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members
Versuche an Stahlbetonbalken, Teil II
Tests on Reinforced Concrete Beams, Part II
- . 129/ISBN 3-88314-569-6/1986 (vergriffen)
Brandes, E. Limberger, J. Herter, K. Berner
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load
- Zugversuche an Betonstahl mit erhöhter Dehgeschwindigkeit**
Reinforcing Steel Tension Tests with high strain rates
Nr. 130/ISBN 3-88314-570-X/1986
W. Struck
Einfache Abschätzung der Durchbiegung und der Energieaufnahme von Trägern aus duktilem Material bei Belastung durch eine Einzelkraft
- Nr. 131/ISBN 3-88314-585-8/1986
E. Limberger, K. Brandes, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load
Versuche an Stahlbetonplatten, Teil II
Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part II
- Nr. 132/ISBN 3-88314-595-5/1987
Chr. Herold, F.-U. Vogdt
Ermittlung der Ursachen von Schäden an bituminösen Dachabdichtungen unter besonderer Berücksichtigung klimatischer Beanspruchungen
- Nr. 133/ISBN 3-88314-609-9/1987 (vergriffen)
M. Woydt, K.-H. Habig
Technisch-physikalische Grundlagen zum tribologischen Verhalten keramischer Werkstoffe
- Nr. 134/ISBN 3-88314-615-3/1987
G. Andreae, G. Niessen
Über den Kernstrahlungseinfluß auf Dehnungsmeßstreifen
- Nr. 135/ISBN 3-88314-618-8/1987
J. Ludwig, W.-D. Mischke, A. Ulrich
Untersuchungen über das Verhalten von Tankcontainern für unter Druck verflüssigte Gase bei Fallbeanspruchungen
- Nr. 136/ISBN 3-88314-636-6/1987
H.-J. Deppe, K. Schmidt
Untersuchung zur Beurteilung von Brettschichtverleimungen für den Holzbau
- Nr. 137/ISBN 3-88314-637-4/1987
D. Aurich
Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte auf der Grundlage von Forschungsergebnissen auf dem Gebiete der Komponentensicherheit
- Nr. 138/ISBN 3-88314-635-8/1987
M. Dogunke, F. Buchhardt
Zur geowissenschaftlichen Einordnung des Gebietes der Bundesrepublik Deutschland und einer sicheren Auslegung technischer Systeme gegen den Lastfall Erdbeben.
- Nr. 139/ISBN 3-88314-658-7/1987
J. Olschewski, S.-P. Scholz
Numerische Untersuchung zum Verhalten des Hochtemperaturwerkstoffes Nimonic PE 16 unter monotoner und zyklischer Belastung bei Verwendung verschiedener plastischer und viskoplastischer Materialmodelle
- Nr. 140/ISBN 3-88314-643-9/1987
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members
- Nr. 141/ISBN 3-88314-694-3/1987
F. Buchhardt, W. Matthees, G. Magiera, F. Mathiak
Zum Einfluß des Sicherheits- und Auslegungserdbebens auf die Bemessung von Kernkraftwerken
- Nr. 142/ISBN 3-88314-695-1/1987
H. Treumann, G. Krüger, N. Pfeil, S. von Zahn-Ullmann
Sicherheitstechnische Kenndaten und Gefahrezahlen binärer Mischungen aus oxidierenden und verbrennlichen Substanzen
- Nr. 143/ISBN 3-88314-701-X/1987
K. Brandes, E. Limberger, J. Herter
Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members
Experimentelle und numerische Untersuchungen zum Trag- und Verformungsverhalten von Stahlbetonbauteilen bei Stoßbelastung
Experimental and numerical Investigations concerning Load Bearing Behaviour of Reinforced Concrete Members under Impact Load
- Nr. 144/ISBN 3-88314-702-8/1987
F. Buchhardt, G. Magiera, W. Matthees, M. Weber, J. Aites
Nichtlineare dynamische Berechnungen zum Penetrationsverhalten des AVR-Reaktorgebäudes
- Nr. 145/ISBN 3-88314-711-7/1987
U. Holzlöhner
Untersuchung selbstähnlicher Systeme zur Bestimmung von Materialeigenschaften von Reibungsböden
- Nr. 146/ISBN 3-88314-714-1/1987
W. Schön, M. Mallon
Untersuchungen zur Wirksamkeit von Wasserberieselungseinrichtungen als Brandschutzmaßnahme für Flüssiggas-Lagertanks
- Nr. 147/ISBN 3-88314-720-6/1987
H.-D. Kleinschrodt
Lösung dynamischer Biege- und Torsionsprobleme von Stabsystemen aus dünnwandigen elastischen Stäben mit offenem Querschnitt mittels frequenzabhängiger Ansatzfunktionen
- Nr. 148/ISBN 3-88314-774-5/1988
W. Müller
Theoretische Untersuchung von Variationsprinzipien für elastoplastisches Materialverhalten sowie Entwicklung und numerische Erprobung von Finite-Element-Verfahren für den ebenen Spannungszustand
- Nr. 149/ISBN 3-88314-775-3/1988
U. Holzlöhner
Bestimmung baugrunddynamischer Kenngrößen aus der Untersuchung von Bodenproben
- Nr. 150/ISBN 3-88314-776-1/1988
M. Weber
VG3D Zeichenprogramm für Vektorgraphische Darstellung dreidimensionaler Strukturen
- Nr. 151/ISBN 3-88314-785-0/1988
L. Auersch-Saworski
Wechselwirkung starrer und flexibler Strukturen mit dem Baugrund insbesondere bei Anregung durch Bodenerschütterungen
- Nr. 152/ISBN 3-88314-796-6/1988
G. Plauk, G. Kretschmann, R.-G. Rohrmann
Untersuchung des baulichen Zustandes und der Tragfähigkeit vorgespannter Stiele von Verkehrszeichenbrücken der Berliner Stadtautobahn
- Nr. 153/ISBN 3-88314-797-4/1988
H. Sander, W.-W. Maennig
Magnetisches Verhalten von Eisenproben bei mechanischer Wechselbeanspruchung
- Nr. 154/ISBN 3-88314-822-9/1988
K. Breitkreutz, R. Uttech, K. Haedecke
Druckgesinterte Stähle als zertifiziertes Referenzmaterial für die Spektrometrie
- Nr. 155/ISBN 3-88314-825-3/1988
L. Auersch
Zur Entstehung und Ausbreitung von Schienenverkehrerschütterungen: Theoretische Untersuchungen und Messung am Hochgeschwindigkeitszug Intercity Experimental
- Nr. 156/ISBN 3-88314-887-3/1989
G. Klamrowski, P. Neustupny, H.-J. Deppe, K. Schmidt, J. Hundt
Untersuchungen zur Dauerhaftigkeit von Faserzementen
- Nr. 157/ISBN 3-88314-888-1/1989
E. Limberger, K. Brandes
Versuche zum Verhalten von Stahlbetonbalken mit Übergreifungsstößen der Zugbewehrung unter stoßartiger Belastung
- Nr. 158/ISBN 3-88314-889-X/1989
R. Wäsche, K.-H. Habig
Physikalisch-chemische Grundlagen der Feststoffschmierung - Literaturübersicht -
- Nr. 159/ISBN 3-88314-890-3/1989
R. Müller, R. Rudolph
Berechnung des Wärmedurchlaßwiderstandes und der Temperaturverteilung im Querschnitt von Hausschornsteinen nach DIN 18160 Teil 6
- Nr. 160/ISBN 3-88314-917-9/1989
W. Matthees
Entwicklung eines Makroelementes durch Kondensation am Beispiel der Lastfälle Flugzeugabsturz und Erdbeben bei Boden-Bauwerk-Wechselwirkung mit biegeweichen Fundamenten
- Nr. 161/ISBN 3-88314-920-9/1989
G. Mellmann, M. Maultzsch
Untersuchung zur Ermittlung der Biegefestigkeit von Flachglas für bauliche Anlagen
- Nr. 162/ISBN 3-88314-921-7/1989
W. Brüner
Untersuchungen zur Tragfähigkeit großer Glasscheiben
- Nr. 163/ISBN 3-88314-922-5/1989
W. Brüner, G. Mellmann, W. Struck
Biegefestigkeit und Tragfähigkeit von Scheiben aus Flachglas für bauliche Anlagen
- Nr. 164/ISBN 3-88314-934-9/1989
R. Helms, B. Jaenicke, H. Wolter, C.-P. Bork
Zur Schwingfestigkeit großer geschweißter Stahlträger

- Nr. 165/ISBN 3-88314-935-7/1989
P. Göbel, L. Meckel, W. Schiller
Untersuchung zur Erarbeitung von Kennwerten bei Einrichtungsmaterialien (Holzwerkstoffen, Möbeln und Textilien) hinsichtlich der Formaldehyd-Emission.
Teil B: Textilien
- Nr. 166/ISBN 3-88314-936-5/1989
K. Breitkreutz
Modelle für Stereologische Analysen
- Nr. 167/ISBN 3-88314-937-3/1989
A. Mitakidis, W. Rücker
Erschütterungsausbreitung im elastischen Halbraum bei transienten Belastungsvorgängen
- Nr. 168/ISBN 3-88314-958-6/1990
F.-J. Kasper, R. Müller, R. Rudolphi
Numerische Untersuchung geometriebedingter Wärmebrücken (Winkel und Ecken) unter Einsatz hochauflösender Farbgraphik bei Berücksichtigung der Tauwasserproblematik und des Mindestluftwechsels
- Nr. 169/ISBN 3-88314-959-4/1990
Chr. Kohl, W. Rücker
Integration der Untergrounddynamik in das Programmsystem MEDYNA, dargestellt am Beispiel des Intercity Experimental (ICE)
- Nr. 170/ISBN 3-88314-960-8/1990
P. Studt, W. Kerner, Tin Win
Untersuchung der mikrobiologischen Schädigung wassergemischter Kühlschmierstoffe mit dem Ziel der Verbesserung der Arbeitshygiene, der Minderung der Geruchsbelastung und der Menge zu entsorgender Emulsionen
- Nr. 171/ISBN 3-88314-997-7/1990
F. Buchhardt
Ein Operator zur Koppelung beliebig benachbarter dynamischer Systeme am Beispiel der Boden-Bauwerk-Wechselwirkung
- Nr. 172/ISBN 3-88314-998-5/1990
J. Vielhaber, G. Plauk
Grenztragfähigkeit großer Verbundprofilstützen
- Nr. 173/ISBN 3-88314-999-3/1990
B. Droste, J. Ludwig, B. Schulz-Forberg
Höherwertige Transporttechnik und ihre Konsequenzen für die Beförderung gefährlicher Güter
- Nr. 174/ISBN 3-88429-021-8/1990
D. Aurich
Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte
- Nr. 175/ISBN 3-88429-022-6/1990
W. Brocks, D. Klingbeil, J. Olschewski
Lösung der HRR-Feld-Gleichungen der elastisch-plastischen Bruchmechanik
- Nr. 176/ISBN 3-88429-035-6/1990
W. Matthees, G. Magiera
Iterative Dekonvolution der seismischen Basiserregung für den Zeitraum
- Nr. 177/ISBN 3-89429-090-0/1991
G. Schickert, M. Krause, H. Wiggenhauser
Studie zur Anwendung zerstörungsfreier Prüfverfahren bei Ingenieurbauwerken
- Nr. 178/ISBN 3-89429-429-9/1991
G. Andreae, J. Knapp, G. Niessen
Entwicklung und Untersuchung eines kapazitiven Hochtemperatur-Dehnungsaufnehmers für Einsatztemperaturen bis ca. 1000 °C
- Nr. 179/ISBN 3-89429-100-1/1991
H. Eifler
Die Drehfähigkeit plastischer Gelenke in Stahlbeton-Plattenbalken, bewehrt mit naturhartem Betonstahl BSt 500 S im Bereich negativer Biegemomente
- Nr. 180/ISBN 3-89429-101-X/1991
E. Klement, G. Wieser
Zur numerischen Übertragbarkeit von Prüfungsergebnissen an Hausschornsteinen auf Schornsteine mit anderen lichten Querschnitten
- Nr. 181/ISBN 3-89429-105-2/1991
H. Czichos, R. Helms, J. Lexow
Industrial and Materials Technologies: Research and Development Trends and Needs
- Nr. 182/ISBN 3-89429-145-1/1992
M. Weber
Bestimmung von Wärmeübergangskoeffizienten im Bereich geometriebedingter Wärmebrücken
- Nr. 183/ISBN 3-89429-163-x/1992
F. Buchhardt
Zur Dekonvolution im Zeitbereich
- Nr. 184/ISBN 3-89429-164-8/1992
M. Maultzsch, W. Stichel, E.-J. Vater
Feldversuche zur Einwirkung von Auftaumitteln auf Verkehrsbauwerke (im Rahmen des Großversuchs „Umweltfreundlicheres Streusalz“)
- Nr. 185/ISBN 3-89429-165-6/1992
Renate Müller
Ein numerisches Verfahren zur simultanen Bestimmung thermischer Stoffeigenschaften oder Größen aus Versuchen
– Anwendung auf das Heißdraht-Parallelverfahren und auf Versuche an Hausschornsteinen
- Nr. 186/ISBN 3-89429-211-3/1992
B. Löffelbein, M. Woydt, K.-H. Habig
Reibungs- und Verschleißuntersuchungen an Gleitpaarungen aus ingenieurkeramischen Werkstoffen in wässrigen Lösungen
- Nr. 187/ISBN 3-89429-216-4/1992
Th. Schneider, E. Santner
Mikrotribologie: Stand der Forschung und Anwendungsmöglichkeiten. Literaturübersicht