

HANSER

Sample Pages

Gottfried Ehrenstein, Lothar Engel, Hermann Klingele, Helmut Schaper

Scanning Electron Microscopy of Plastics Failure

Rasterelektronenmikroskopie von Kunststoffschäden

ISBN: 978-3-446-42242-1

For further information and order see

<http://www.hanser.de/978-3-446-42242-1>
or contact your bookseller.

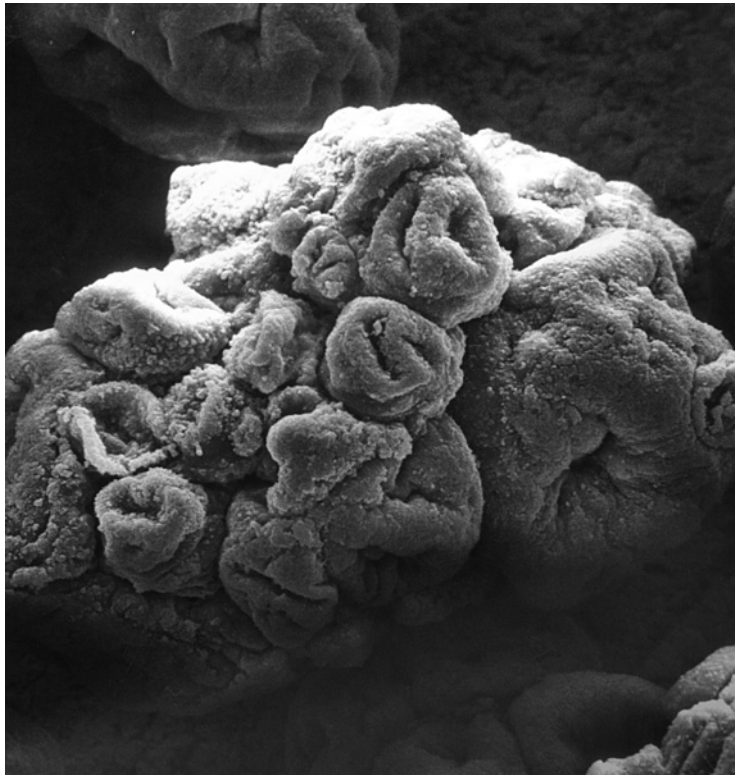
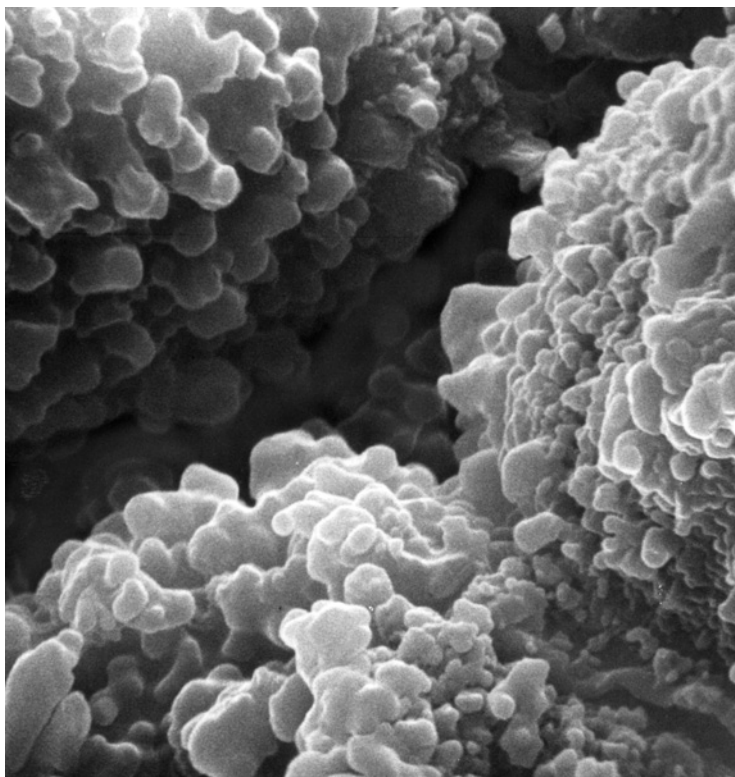


Fig. 1.10

Individual particles of suspension PVC powder in its primary polymerized state.
(Fig. 1.10a - 500:1)
(Fig. 1.10b - 5,000:1)

Einzelteilchen aus S-PVC-Pulver im primär polymerisierten Zustand.
(Bild 1.10a - 500:1)
(Bild 1.10b - 5.000:1)

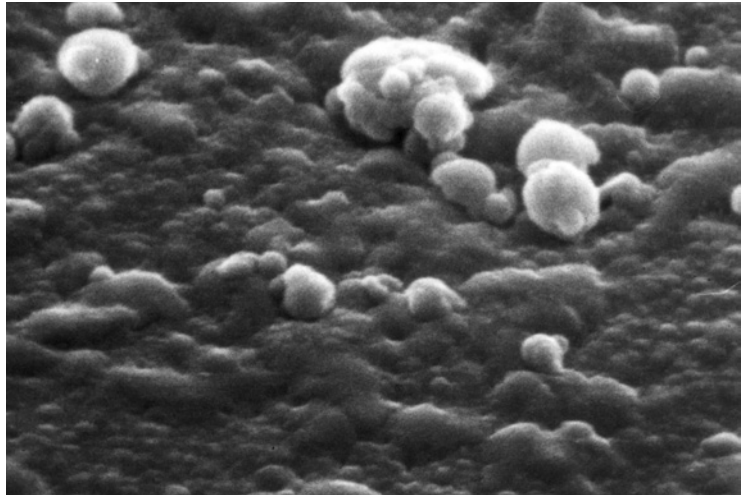


b

Fig. 1.11

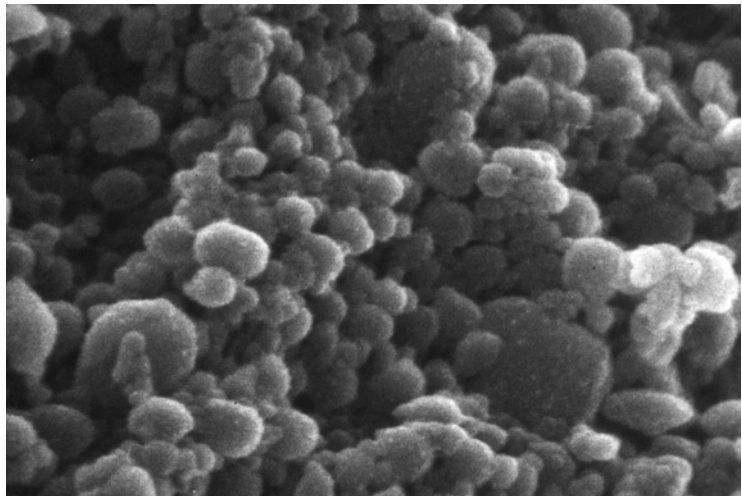
Emulsion PVC powder, surface
of a spherical agglomerate with a
diameter of 0.5 nm.
(Fig. 1.11 - 20,000:1)

E-PVC-Pulver, Bruchfläche eines
kugeligen Agglomerates mit
0,5 nm Durchmesser.
(Bild 1.11 - 20.000:1)

**Fig 1.12**

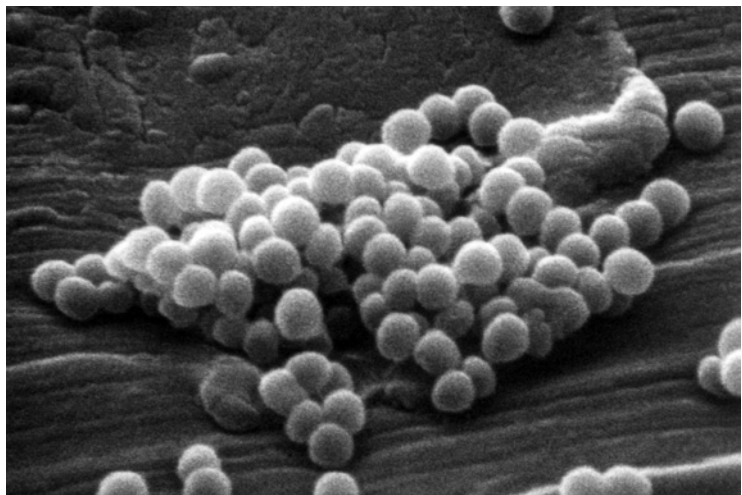
Emulsion PVC powder, fracture
surface of a spherical agglomerate
with a diameter of 0.5 nm.
(Fig. 1.12 - 20,000:1)

E-PVC-Pulver, Bruchfläche eines
kugeligen Agglomerates mit
0,5 nm Durchmesser.
(Bild 1.12 - 20.000:1)

**Fig 1.13**

PVDF primary particles.
(Fig. 1.13 - 21,000:1)

PVDF-Primärteilchen.
(Bild 1.13 - 21.000:1)



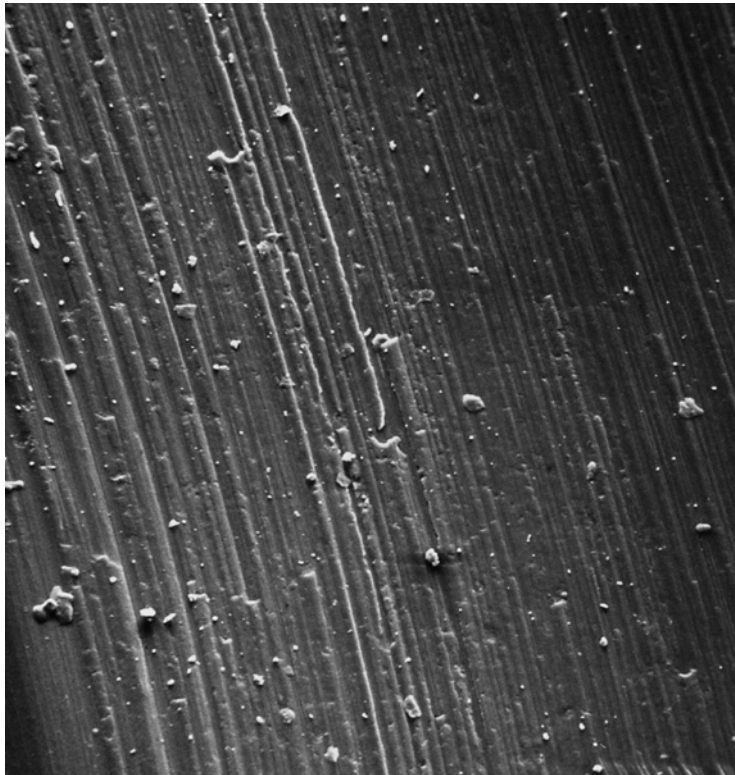


Fig. 1.14

A sealing ring made from injection molded nylon 66 clearly reproduces the machining grooves of the mold.

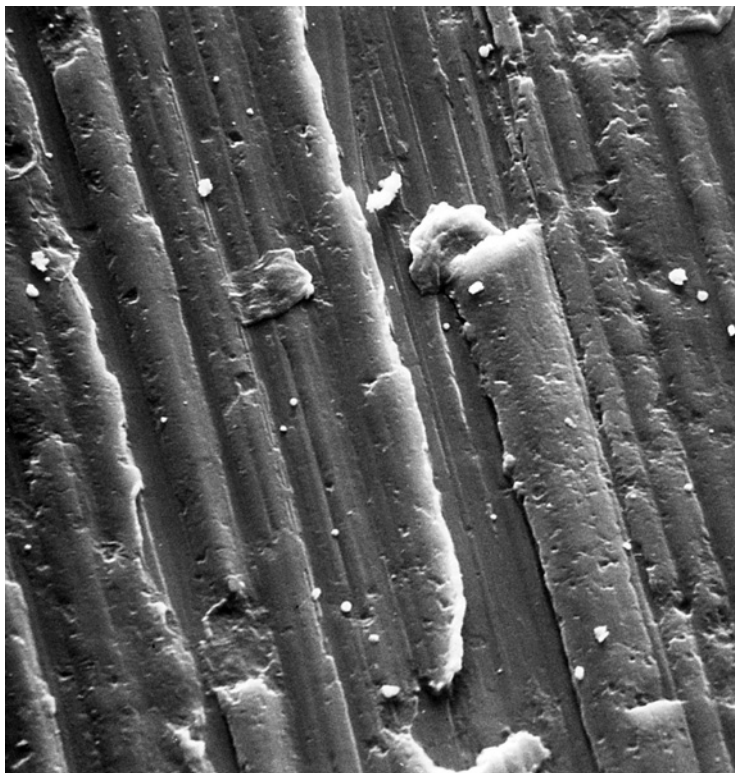
(Fig. 1.14a - 100:1)

(Fig. 1.14b - 500:1)

Ein Dichtring aus gespritztem PA 66 zeigt die Drehriefen der Spritzform an.

(Bild 1.14a - 100:1)

(Bild 1.14b - 500:1)



a

b

Fig. 1.15

Surface of a nylon container; the surface texture is a replication of the surface of the injection mold, noticeable in particular in the raised ridges.

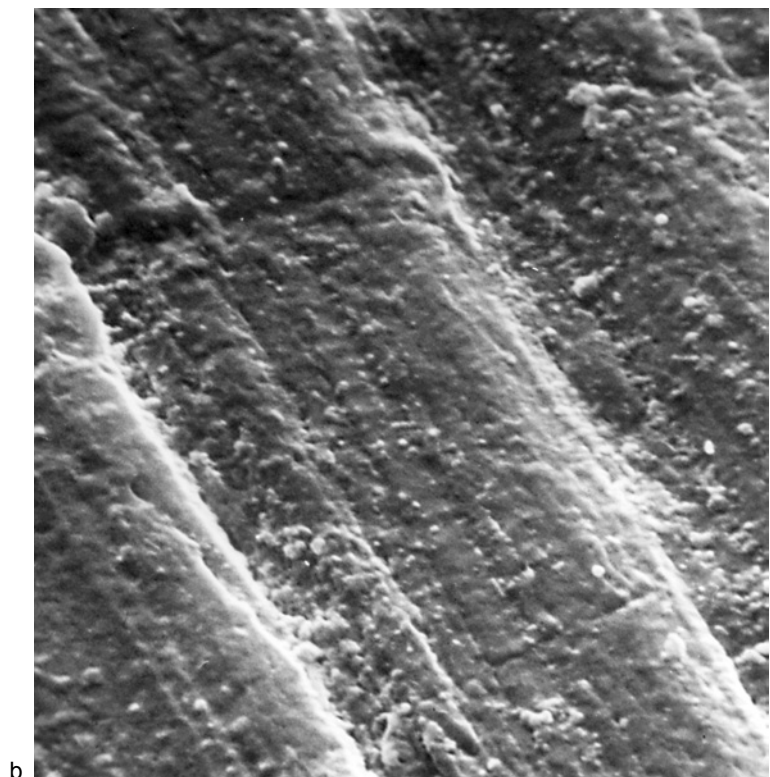
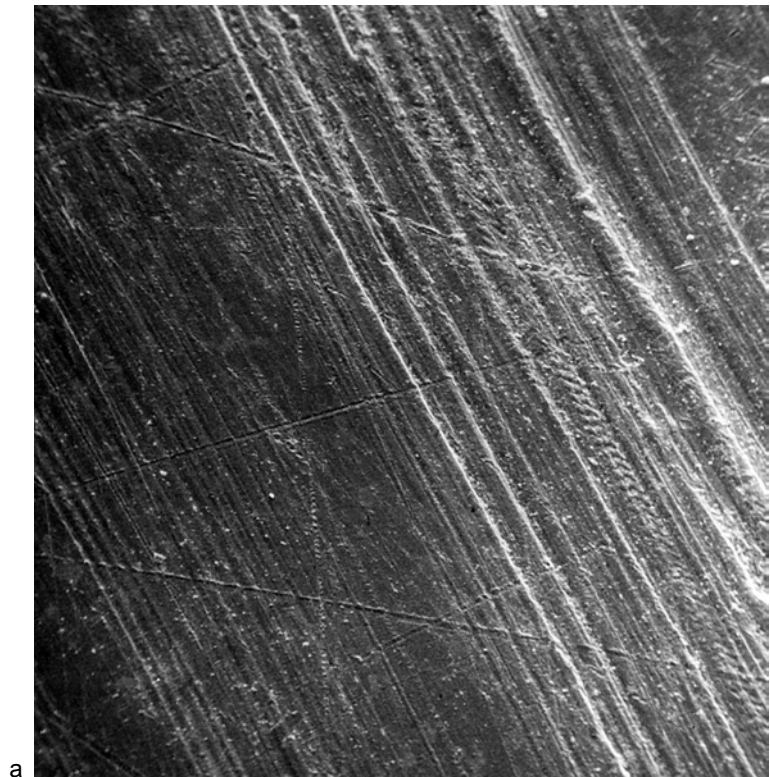
(Fig. 1.15a - 540:1)

(Fig. 1.15b - 5,400:1)

Herstellungsbedingte Oberfläche eines Behälters aus PA. Die Oberflächenstruktur gibt den Negativabdruck der Spritzform wieder; dies wird besonders an den erhaben erscheinenden Riefen deutlich.

(Bild 1.15a - 540:1)

(Bild 1.15b - 5.400:1)



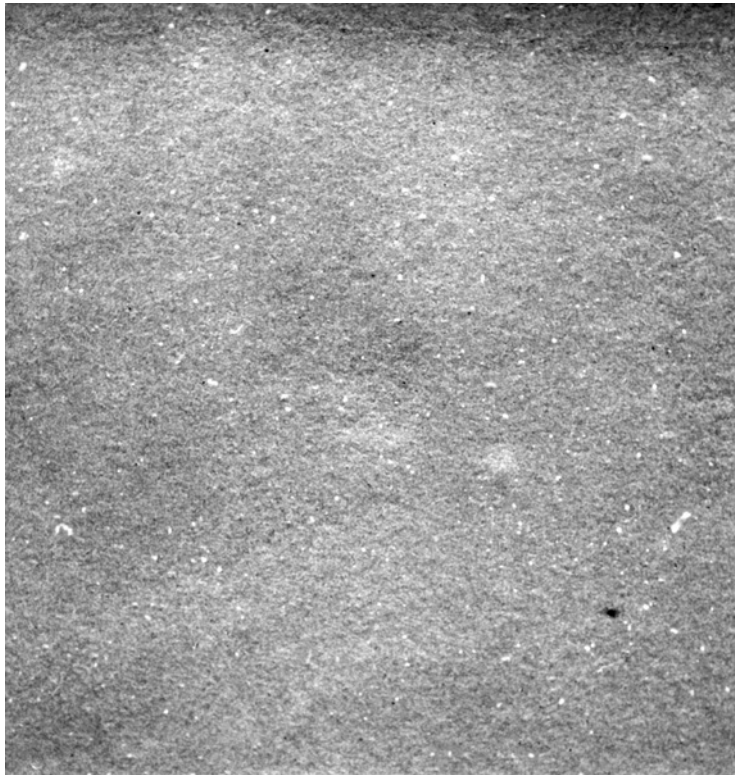


Fig. 1.16

Surface of an extruded PVC sheet. The texture consists of small knobs and knots which are due to the polymerization structure of the material.

(Fig. 1.16a - 1,000:1)

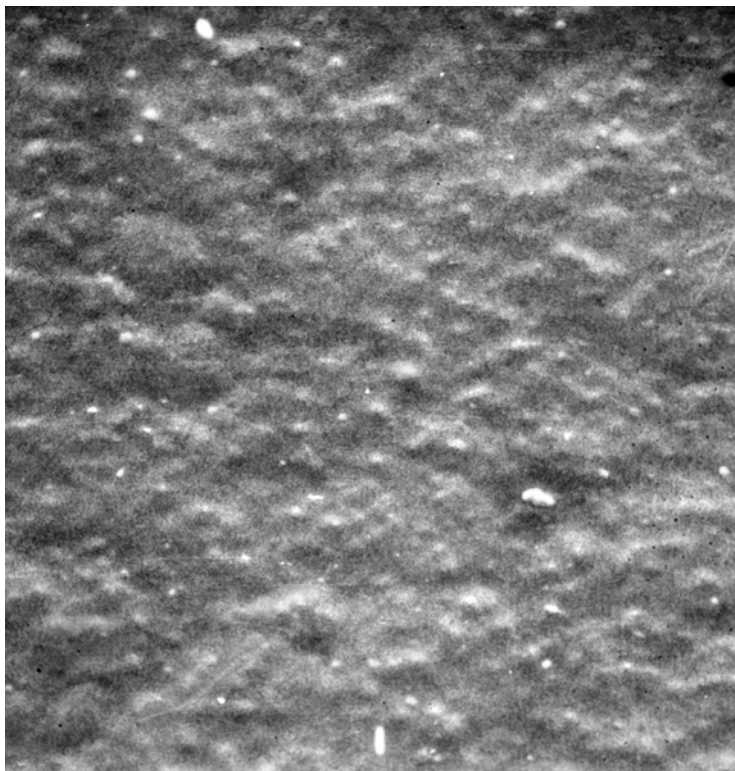
(Fig. 1.16b - 10,000:1)

Oberfläche einer extrudierten Platte aus PVC.

Die Struktur besteht aus feinen Hügeln und Noppen, die auf die Polymerisationsgrundstruktur zurückzuführen sind.

(Bild 1.16a - 1.000:1)

(Bild 1.16b - 10.000:1)



a

b

Fig. 1.17, 1.18

Surface texture of extruded and compression molded sheets of PP filled with wood flour. The surface finish is superimposed by the replication of the mold surface. The wood flour is not visible on the closed surface.

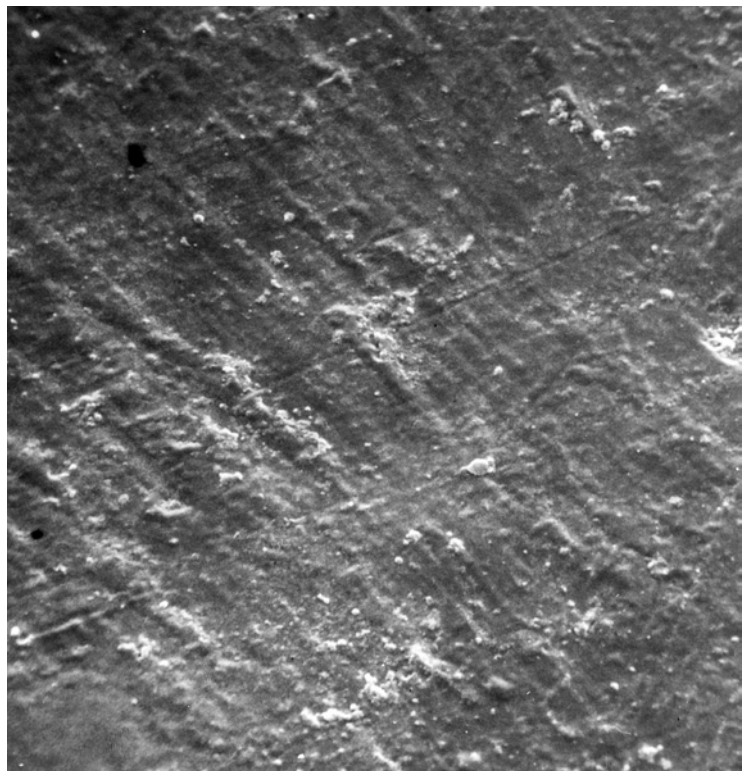
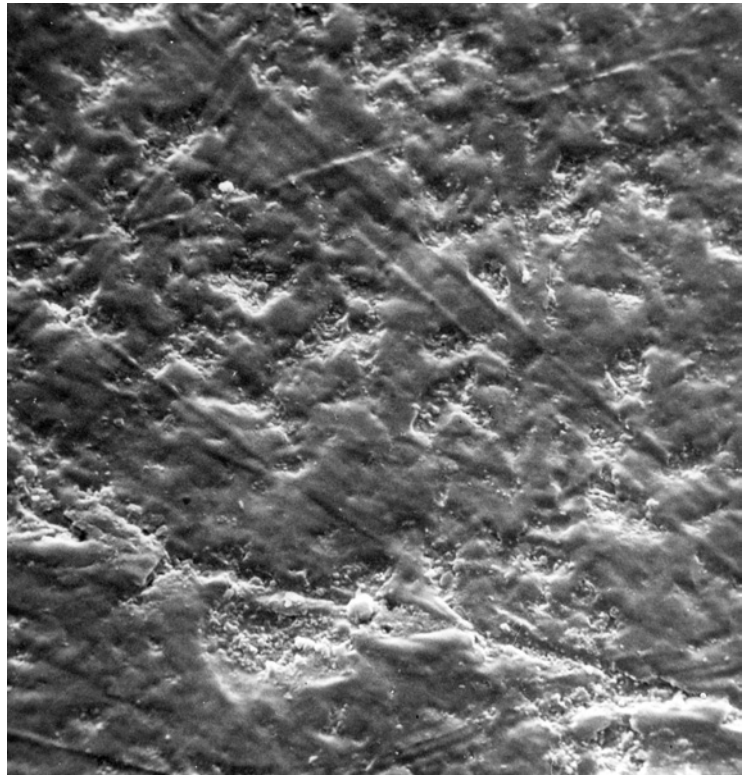
(Fig. 1.17 - 2,200:1)

(Fig. 1.18 - 2,200:1)

Herstellungsbedingte Oberfläche von extrudierten und gepressten PP-Platten mit Holzmehl. Der Eigenraugigkeit ist der Negativabdruck eines Werkzeugs überlagert. Das Holzmehl ist auf der geschlossenen Oberfläche nicht zu sehen.

(Bild 1.17 - 2.200:1)

(Bild 1.18 - 2.200:1)



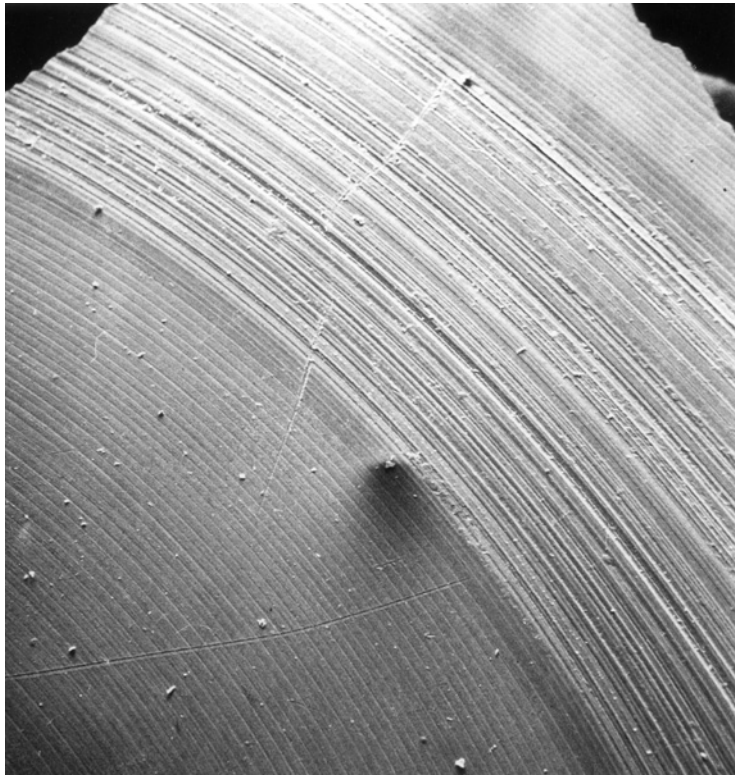


Fig. 2.19

Frictional wear of a POM specimen against PET in a laboratory test. The rotary movement caused the formation of flaps and grooves. The granular deposits on the surface are probably NaCl crystals originating from physiological salt solution.

(Fig. 2.19a - 20:1)

(Fig. 2.19b - 2,000:1)

Gleitverschleiß einer POM-Probe gegen PET im Laborversuch.

Die umlaufende Bewegung führte zur Ausbildung von Zipfeln und Riefen. Bei den körnigen Ablagerungen in der Oberfläche dürfte es sich um NaCl-Kristalle aus physiologischer Kochsalzlösung handeln.

(Bild 2.19a - 20:1)

(Bild 2.19b - 2.000:1)



b

Fig. 2.20

Flexible PVC surface in contact with a PET sieve with kaolin grains. A number of kaolin grains have become embedded in the soft PVC surface and protrude as tiny cutting tools.

(Fig. 2.20a - 55:1)

(Fig. 2.20b - 5,500:1)

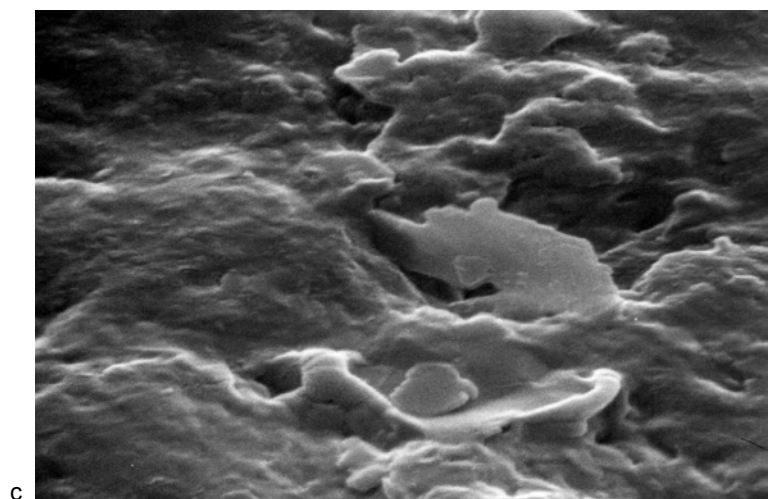
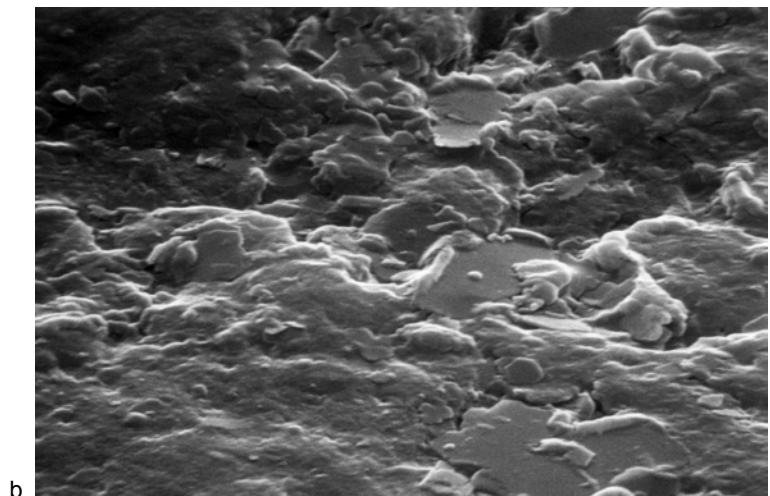
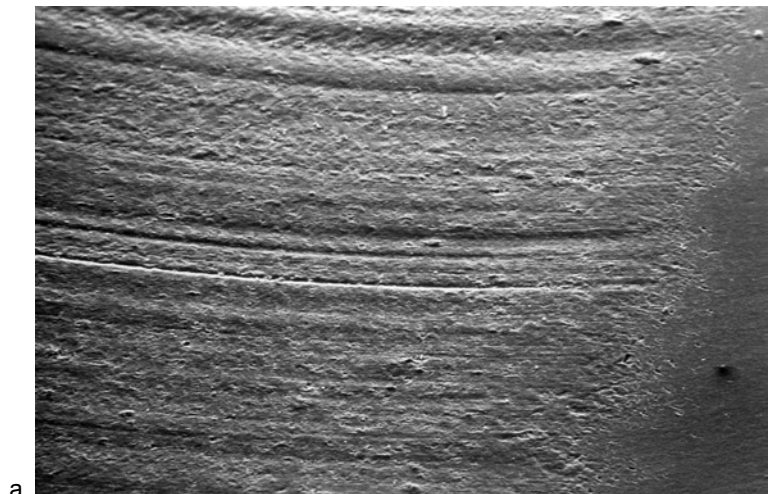
(Fig. 2.20c - 11,000:1)

Weich-PVC-Oberfläche, der gegenüber sich ein PET-Sieb mit Kaolin-Zwischenkorn bewegte. Einzelne Teilchen haben sich in dem weichen PVC festgefressen und stehen als spanabhebende Werkzeuge hoch.

(Bild 2.20a - 55:1)

(Bild 2.20b - 5.500:1)

(Bild 2.20c - 11.000:1)



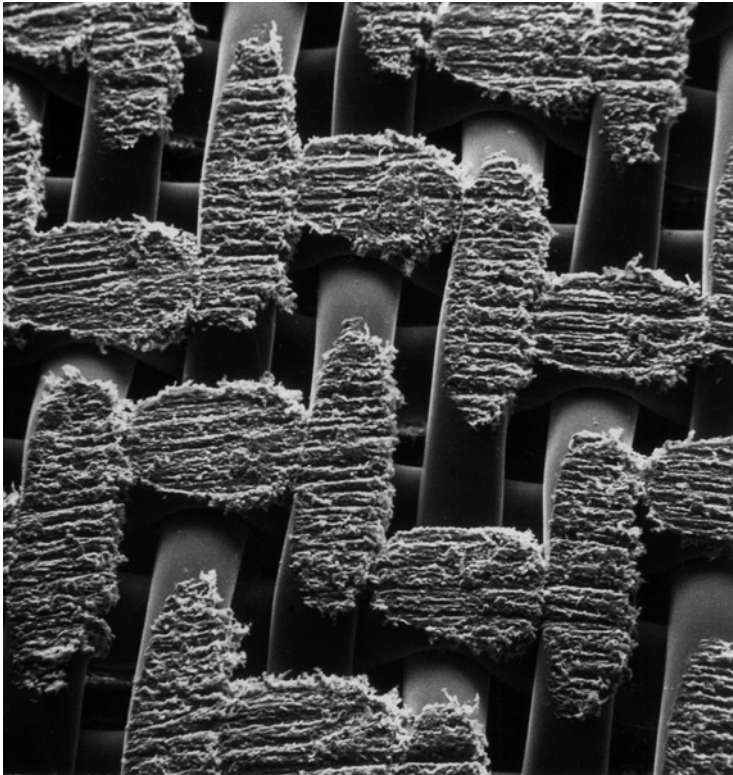


Fig. 2.21

Abrasive wear on a PET sieve; with opposing surface porcelain and talc particles between the surfaces.

The platelet-like talc particles were not embedded in the hard porcelain surface and thus produced a fibrous, rough surface on the PET sieve.

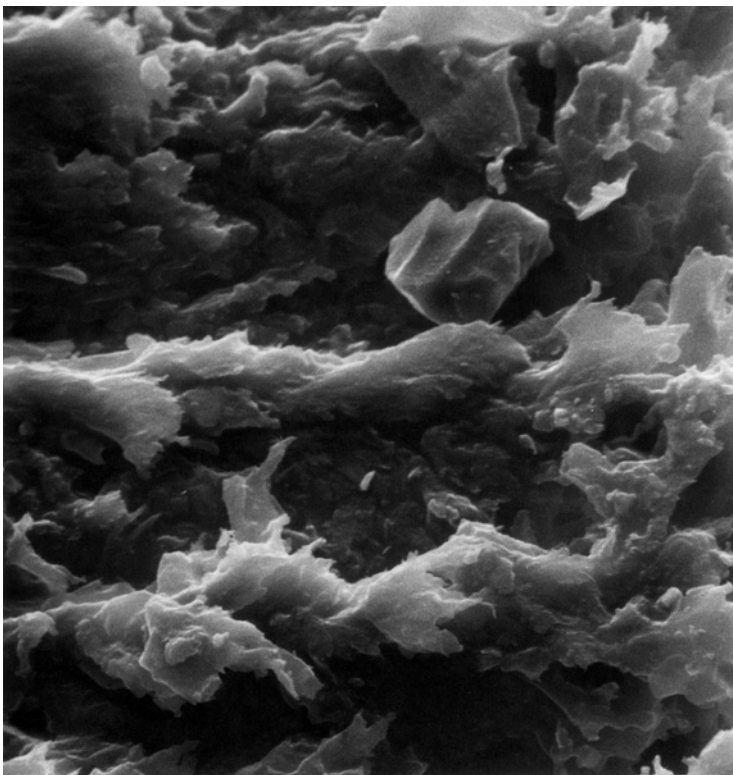
(Fig. 2.21a - 52:1)

(Fig. 2.21b - 1,050:1)

Abrasier Verschleiß eines Papier-siebes aus PET. Gegenfläche Keramik, Zwischenkorn Talkum. Das plättchenförmige Zwischenkorn konnte sich in die harte Gegenfläche nicht eindrücken und erzeugte deshalb auf dem PET-Sieb eine faserige, raue Oberfläche.

(Bild 2.21a - 52:1)

(Bild 2.21b - 1.050:1)



b

Fig. 2.22

Abrasive wear of a PET sieve; with opposing surface porcelain and calcium carbonate particles with coccolith shells in between.

These coarse particles were unable to become embedded in the hard porcelain surface and thus produced a rough, fibrous surface on the PET sieve.

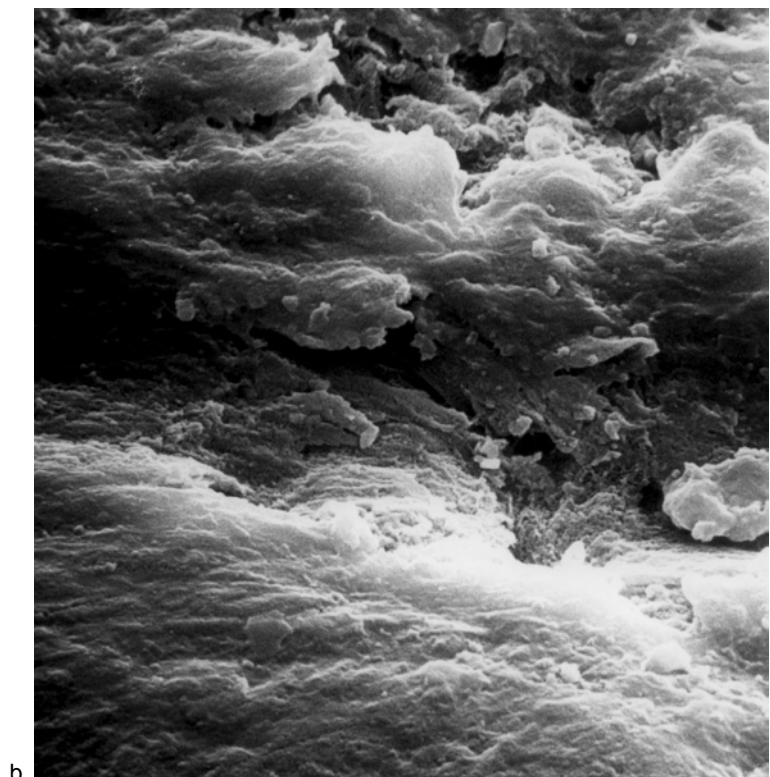
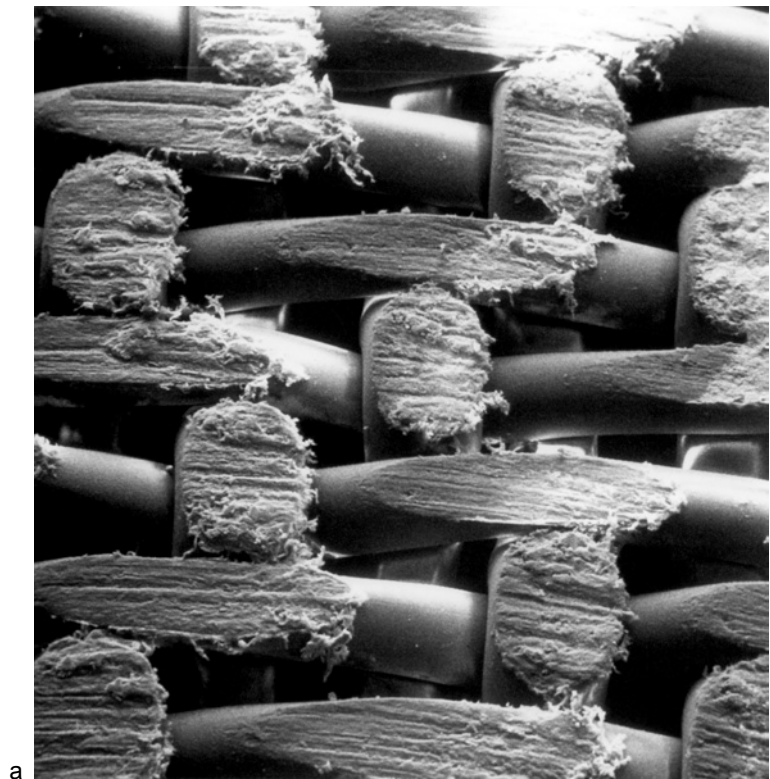
(Fig. 2.22a - 55:1)

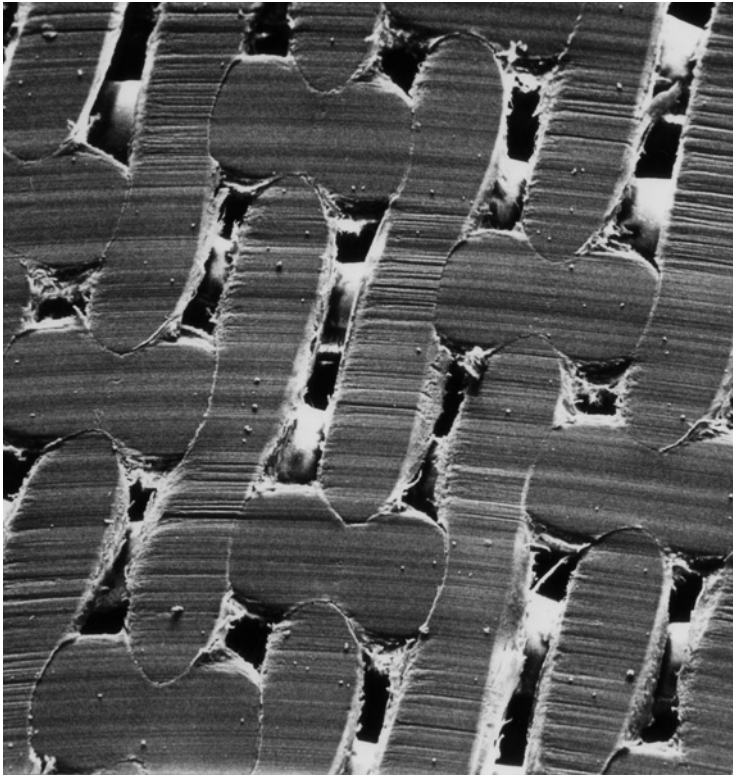
(Fig. 2.22b - 2,200:1)

Abrasier Verschleiß eines Papiersiebes aus PET. Gegenfläche Keramik, Zwischenkorn Kalziumkarbonat mit Coccolithenschalen. Das grobe Zwischenkorn konnte sich in die Keramikoberfläche nicht eindrücken und erzeugte auf dem PET-Sieb eine raue, faserige Oberfläche.

(Bild 2.22a - 55:1)

(Bild 2.22b - 2.200:1)



**Fig. 2.23**

Abrasive wear of a PET sieve; opposing surface PVC; with calcium carbonate particles in between. Some of these particles had sharp edges, others were spherical.

The particles were forced into the soft PVC surface where they acted like tiny cutting tools (Fig. 2.02), causing very smooth wear on the surface with parallel micro-grooves (polishing effect).

(Fig. 2.23a - 55:1)

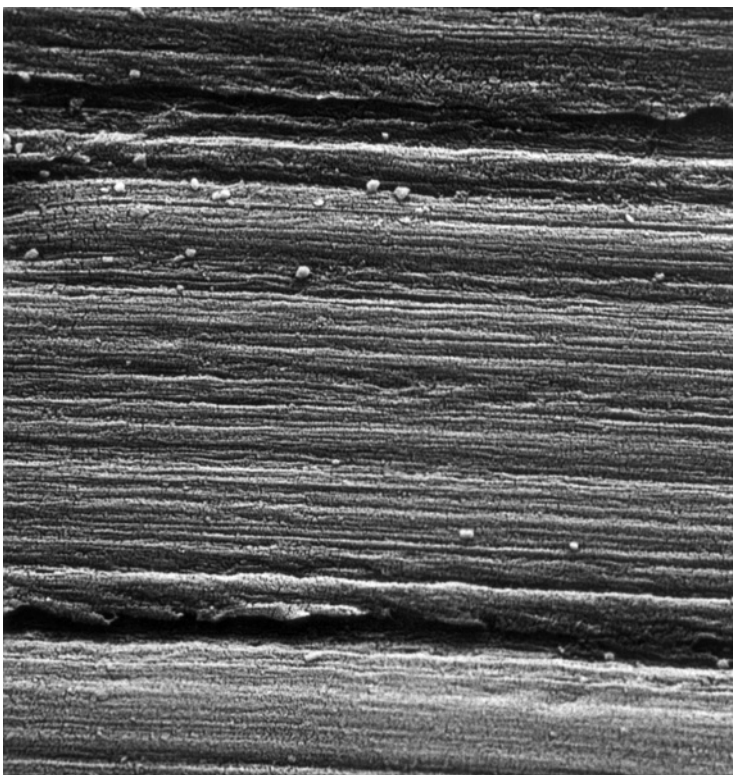
(Fig. 2.23b - 2,200:1)

Abrasiver Verschleiß eines Papiersiebtes aus PET, Gegenfläche PVC, Zwischenkorn Kalziumkarbonat mit kantig bis kugelig gemahlten Teilchen. Die Zwischenkörner wurden in die weiche Gegenfläche eingedrückt und wirkten wie spanabhebende Werkzeuge (Bild 2.02).

Deshalb entstanden glatte Verschleißflächen mit parallelen Mikroriefen (Poliereffekt).

(Bild 2.23a - 55:1)

(Bild 2.23b - 2.200:1)

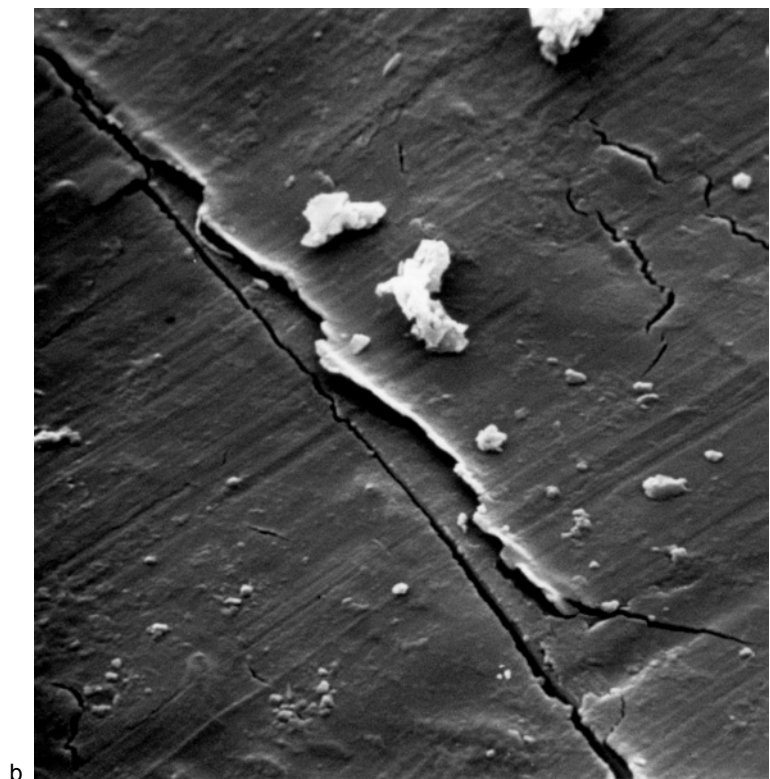
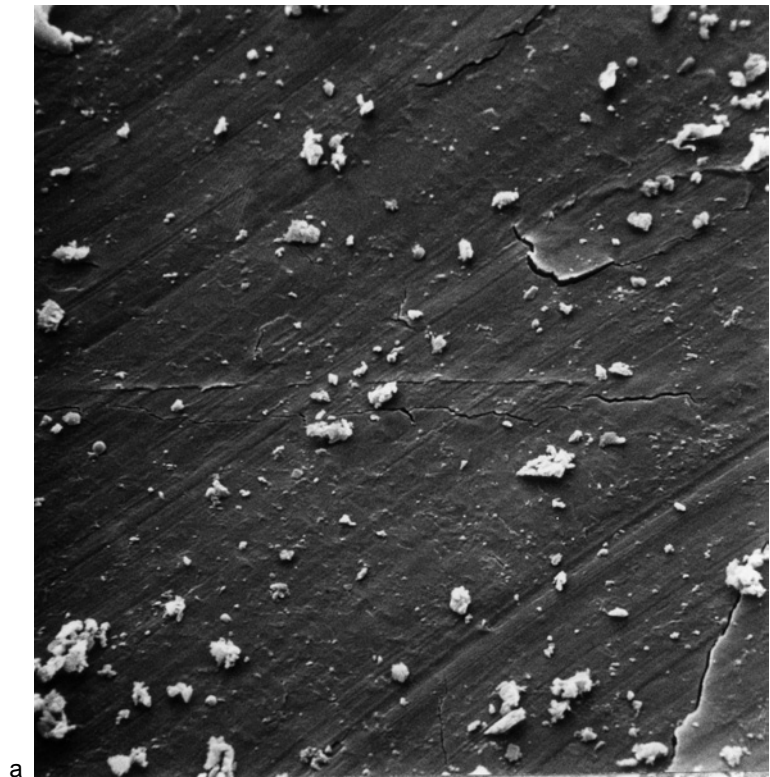


b

Fig. 2.24

Carbon fiber reinforced epoxy resin (EP-CF) in contact with steel in a laboratory test (material for artificial limbs, intermediate medium: physiological NaCl solution). During the test, a thin film was formed that tore off at the transversely oriented carbon fibers only. (Fig. 2.24a - 650:1) (Fig. 2.24b - 2,600:1)

EP-CF lief im Laborversuch gegen Stahl (Orthopädischer Prothesenwerkstoff, Zwischenmedium physiologische NaCl-Lösung). Bei dieser Beanspruchung bildete sich ein dünner Film, der nur an querliegenden C-Fasern abriß. (Bild 2.24a - 650:1) (Bild 2.24b - 2.600:1)



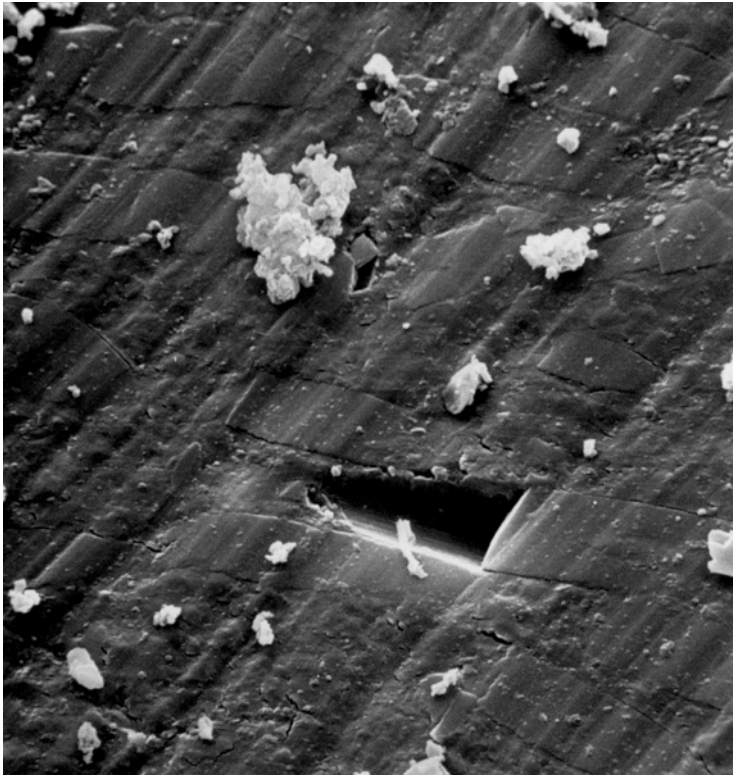
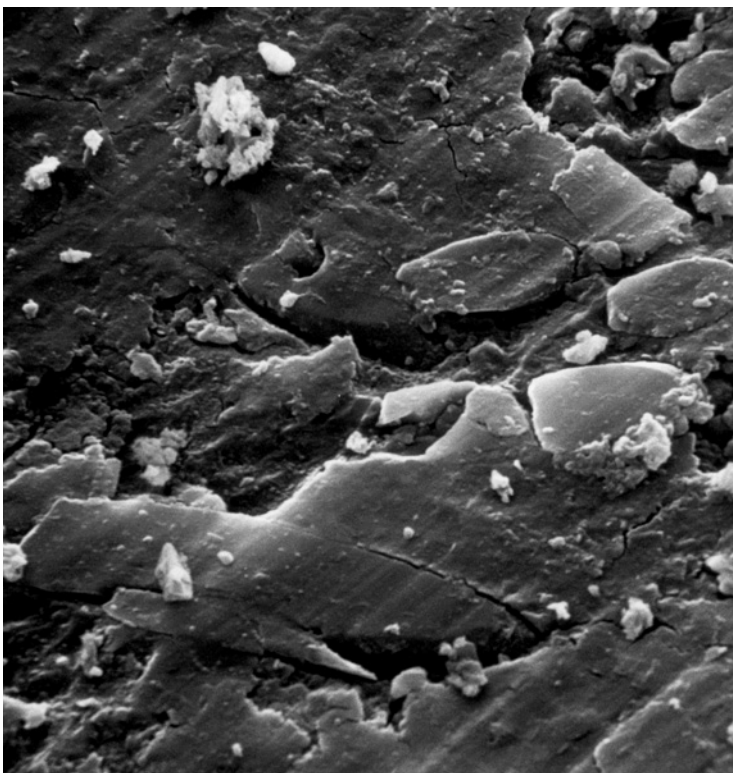


Fig. 2.25

Frictional wear of carbon fiber reinforced epoxy resin in contact with a cobalt-based alloy used for artificial hip joints.

Intermediate medium: physiological NaCl solution. Wear is reduced by the presence of carbon fibers, which must be deeply embedded in the material. Fibers parallel to the surface are abraded and soon become detached from the surface. (Fig. 2.25a - 1,200:1) (Fig. 2.25b - 1,200:1)

Gleitverschleiß in EP-CF gegen Kobalt-Basis-Legierung für Hüftgelenkprothesen. Zwischenmedium: physiologische NaCl-Lösung. Verschleißminderung durch Kohlenstofffasern, bei denen eine tiefe Verankerung im Werkstoff notwendig ist. Parallel zur Verschleißfläche liegende Fasern lösen sich nach kurzer Zeit aus der Oberfläche. (Bild 2.25a - 1.200:1) (Bild 2.25b - 1.200:1)



b

Fig. 2.26

Frictional wear seen in a part made of brittle epoxy resin in contact with a cobalt-based alloy used for artificial hip joints (laboratory test). Intermediate medium: physiological NaCl solution.

Wear is caused by two different mechanisms:

1. Brittle, conchoidal nicks; here the sharp-edged fragments act as foreign particles.
2. Very fine abrasion, with particle sizes smaller than $1\ \mu\text{m}$, which agglomerate to form flattened out deposits.

(Fig. 2.26a - 115:1)

(Fig. 2.26b - 2,200:1)

Gleitverschleiß eines spröden EP gegen Kobalt-Basis-Legierung für Hüftgelenkprothesen (Laborversuche).

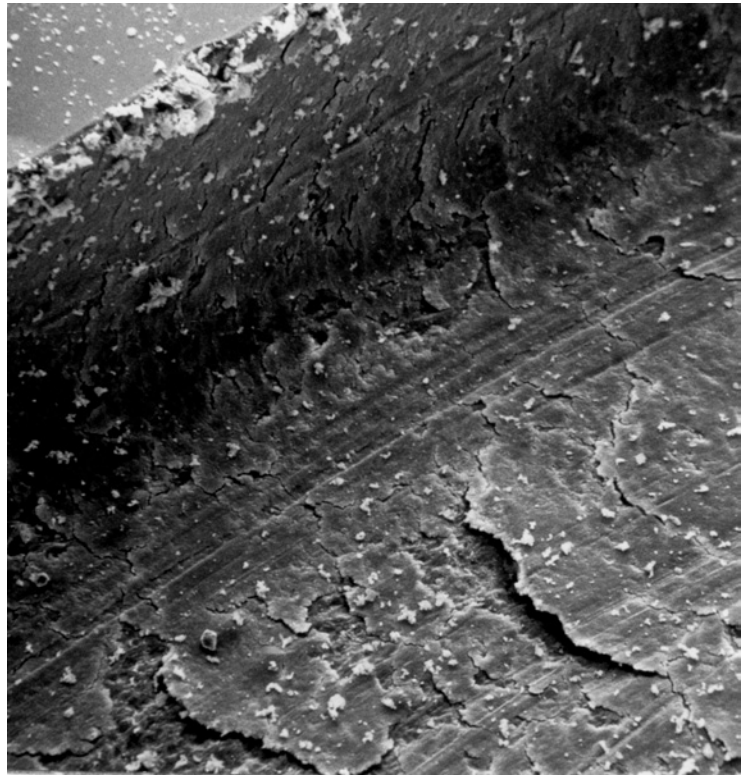
Zwischenmedium: physiologische NaCl-Lösung.

Der Verschleiß läuft über zwei Mechanismen:

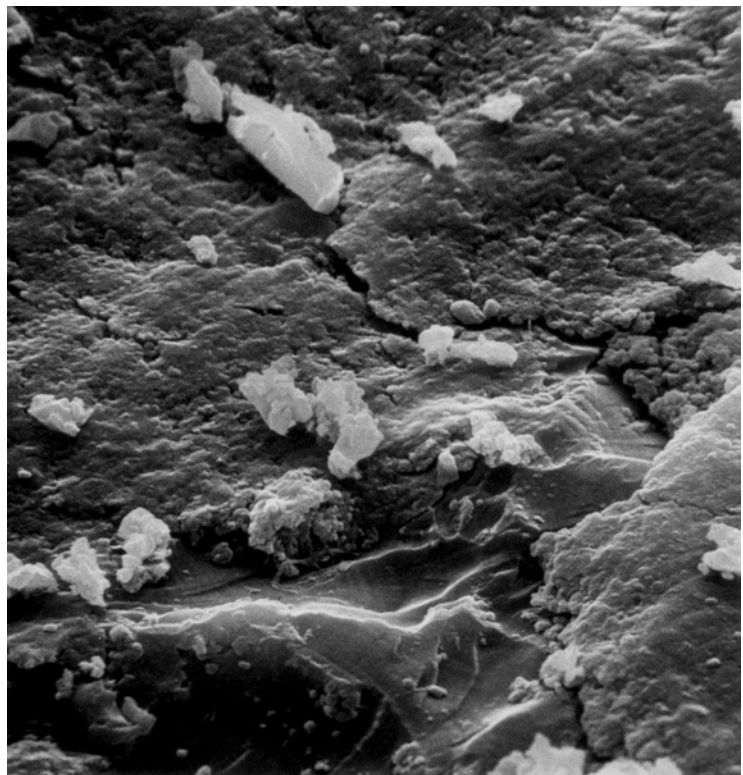
1. Spröde, muschelige Ausbrüche, wobei die kantigen Bruchstücke als Zwischenkorn wirkten.
2. Feinstabrieb mit Teilchen unter $1\ \mu\text{m}$, die sich zu fladenförmigen Ablagerungen zusammenballen.

(Bild 2.26a - 115:1)

(Bild 2.26b - 2.200:1)



a



b



Fig. 2.27

Shoulder of a bearing cage made from glass fiber reinforced PTFE. The glass fibers exhibit frictional wear. PTFE was deposited on the glass fiber surfaces and showed good adhesion.

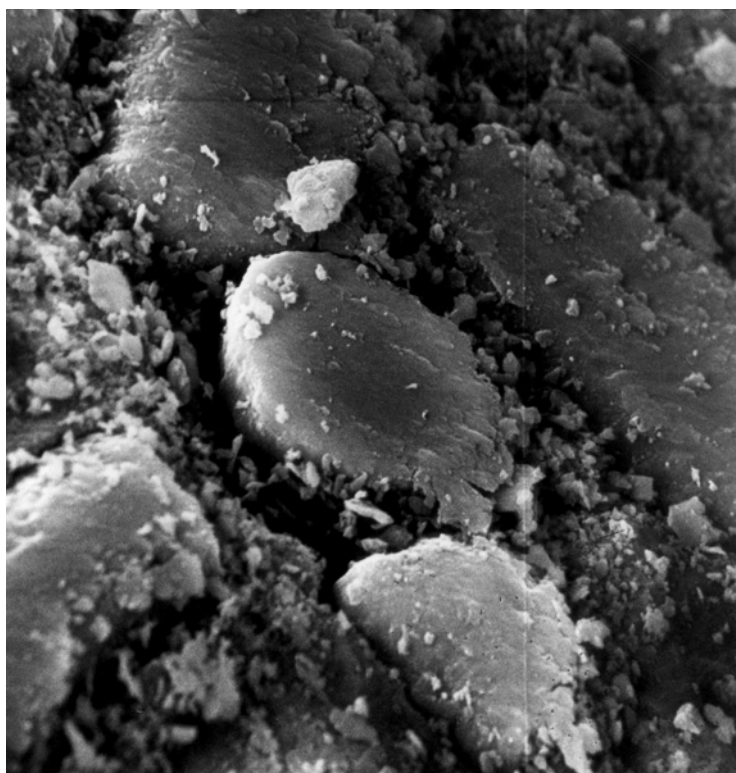
(Fig. 2.27a - 700:1)

(Fig. 2.27b - 2,800:1)

Flanke einer Tasche in einem Lagerkäfig. Werkstoff: PTFE-GF. Der Gleitverschleiß betrifft im wesentlichen die Glasfasern. Auf den Glasfaserbeflächen wurde gut haftendes PTFE angelagert.

(Bild 2.27a - 700:1)

(Bild 2.27b - 2.800:1)



a

b

2.1.1.2 Local Frictional Wear (Pitting)

A common type of wear, referred to as pitting, occurs on lubricated flanks of teeth. The small arrows in Fig. 2.28 indicate the direction of sliding displacement of a driven and of a driving tooth. The material of the tooth flank surface is stretched in the direction of these arrows.

2.1.1.2 Örtlicher Gleitverschleiß (Pittings)

Eine häufige Art des Verschleißes ist die Pittingbildung an geschmierten Zahnflanken. Die kleinen Pfeile im Bild 2.28 geben die Richtung der Gleitverschiebung eines getriebenen und eines treibenden Zahnes an. In Richtung dieser Pfeile wird der Werkstoff der Zahnflankenoberfläche verstreckt.

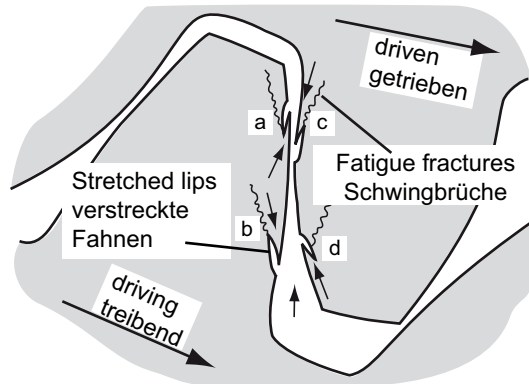


Fig. 2.28

Pitting in tooth flanks (polymer).
Pittingbildung an Zahnflanken (Kunststoff).

During this process, stretched lips a few mm in length are formed locally, while below them flat cracks are created. These cracks may initiate dynamic fatigue cracks if the material is subjected to alternating loads. The direction in which these cracks will propagate is indicated by a wavy line in Fig. 2.29.

Dabei bilden sich stellenweise verstreckte Fahnen von einigen Millimetern Länge und darunter flachliegende Spalten. Von derartigen Spalten können unter der Wechselbelastung Schwingbrüche ausgehen, deren Ausbreitungsrichtung in den Bildern durch Schlangenlinien angedeutet ist (Bild 2.29).

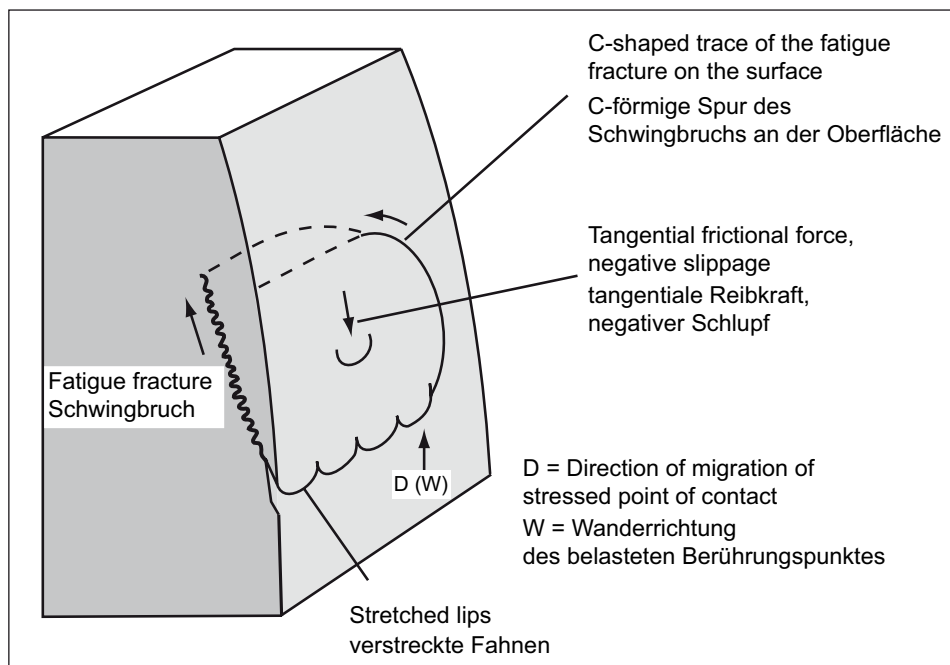


Fig. 2.29

The formation of pits at the base of a driving gear wheel made of polymeric material.
Schema der Pittingbildung am Fuß eines treibenden Zahnrades (Kunststoff).

The main direction of crack propagation coincides with the direction of migration, D , of the stressed points on the tooth flanks. Ultimately, parts of the flakes created by dynamic fatigue fracture break off and leave behind tiny holes or pits (hence the name pitting). If the stressed tooth flanks are of equal strength, pitting occurs most frequently at the base of the teeth of the driving wheel (indicated by b in Fig. 2.28). If the driven wheel is made of low strength material, pitting will normally occur at the base of the teeth of that wheel. Pitting occurs very rarely at points a and d in Fig. 2.28. Points b and c , which are the most likely points to be damaged, have in common that the stressed points of contact extend from the ends of the lips to their bases (negative slip). Dynamic fatigue fractures in an area exposed to pitting can penetrate so deeply into the material that they can cause tooth breakage.

Dry running conditions with a high degree of abrasive wear are not prone to pitting. Here, the flanks become worn through abrasion so that the contact pattern changes. Consequently, excessive torque loading leads to fatigue fractures penetrating the cross-section of the tooth.

Polymer gear wheels are often used (at low stress) without lubrication.

Die Hauptrichtung der Bruchausbreitung deckt sich mit der Wanderrichtung W der belasteten Punkte auf den Zahnflanken. Schließlich brechen Teile der vom Schwingbruch unterwanderten Schuppen ab und hinterlassen Pittings (Grübchen). Bei gleicher Werkstofffestigkeit der belasteten Zahnflanken treten die Pittings am häufigsten am Fuß des treibenden Rades auf (Stelle b in Bild 2.28). Bei geringer Festigkeit des getriebenen Rades bilden sich die Pittings bevorzugt am Fuße der Zähne dieses Rades. An den Stellen a und d treten Pittings sehr selten auf. Die vom Schaden bevorzugten Stellen b und c haben gemein, dass die belasteten Berührungspunkte von den Enden der Fahnen zu deren Wurzeln laufen (negativer Schlupf). Die Schwingbrüche in einem Pittinggebiet können so tief in den Werkstoff eindringen, dass sie zum Zahnbruch führen.

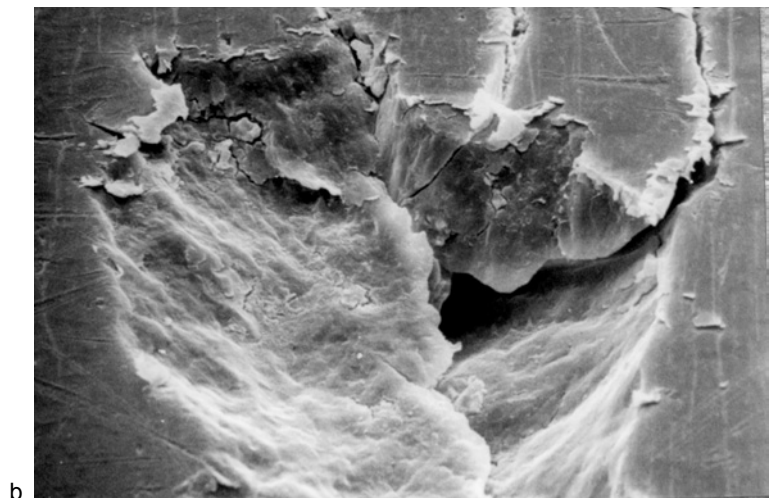
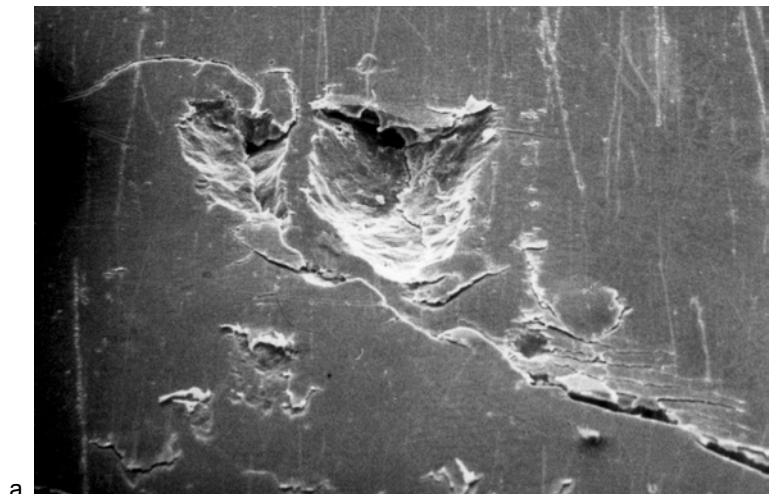
Bei Trockenlauf unter starkem abrasiven Abtrag kommt es nicht zur Grübchenbildung. Dann verschleißt die Flanken abrasiv, so dass sich das Tragbild verändert. Dies wiederum führt wegen zu hoher Momentenbelastung zu Schwingbrüchen, die den Zahnquerschnitt durchdringen.

Zahnräder aus Kunststoff werden häufig (bei niedrigen Belastungen) ohne Schmierung betrieben.

Fig. 2.30

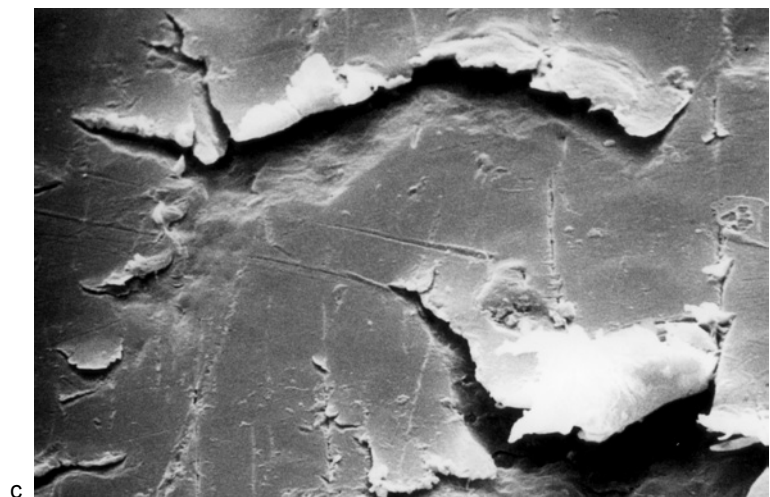
Pitting on the tooth flank of a driving, oil lubricated gear wheel made of PA 66. Direction of frictional wear: from top to bottom. Propagation of vibration cracks: from bottom to top, visible on the surface as C-shaped cracks. (Fig. 2.30a - 100:1) (Fig. 2.30b - 500:1)

Pittingbildung an der Zahnflanke eines treibenden, ölgeschmierten Zahnrades aus PA 66. Richtung des Gleitverschleißes von oben nach unten. Ausbreitung von Schwingbrüchen von unten nach oben. Die Schwingbruchausbreitung ist an der C-Form der Risspur an der Oberfläche zu erkennen. (Bild 2.30a - 100:1) (Bild 2.30b - 500:1)



Pitting on the tooth flank of a gear wheel made of PA 66. Direction of frictional wear: from top to bottom. Propagation of vibration cracks: from bottom to top. The fatigue fractures spreading below the surface are traced on the surface as cracks shaped like pliers. (Fig. 2.30c - 1,050:1)

Pittingbildung an der Zahnflanke eines Zahnrades aus PA 66. Richtung des Gleitverschleißes von unten nach oben. Die unter der Oberfläche sich ausbreitenden Schwingbrüche zeichnen sich in der Oberfläche als zangenförmige Risse ab. (Bild 2.30c - 1.050:1)



2.1.2 Rolling Wear

Roller bearings made from polymeric materials are rarely used in engineering. However, bearings made from POM sockets and steel balls have found applications in furniture manufacturing because of their quiet operation. Also, ball bearings entirely made from polymeric materials are used for operations in corrosive media. Similar to steel balls, pitting may occur here, too. Excessive increase in operating temperatures may lead to material melting.

The physical processes encountered by rollers and ball bearings resemble those encountered in frictional wear. Alternating loads initiate fatigue cracks that originate on the surface and will ultimately cause pitting. Similarly, frictional heating of the surfaces with its associated consequences, such as softening and melting, may occur and increase wear.

At high stresses (Hertzian compression), polymeric materials may also be damaged by the high temperatures developed - which may even lead to melting of the material - at the point of maximum alternating shear load. Because in polymeric materials this point is located significantly deeper underneath the contact surface (because of their much lower modulus of elasticity) than in steel, this effect does not cause direct damage to the surface.

2.1.2 Wälzverschleiß

Wälzlager aus Kunststoffen sind in der Technik wenig verbreitet. Lager aus POM-Laufringen und Stahlkugeln haben im Möbelbau Bedeutung gewonnen, weil der geräuscharme Lauf geschätzt wird. Ferner werden in korrosiven Medien vollständig aus Kunststoffen gefertigte Kugellager benützt. Ähnlich wie bei Stahlkugellagern ist auch hier die Pittingbildung möglich. Bei Temperaturanstieg kann es zu Schmelzerscheinungen kommen.

Beim Laufen von Laufrollen und Kugellagern spielen sich ähnliche Vorgänge wie bei der Gleitreibung ab. Die Wechselbelastung erzeugt von der Oberfläche ausgehende Schwingbrüche, die schließlich zu Ausbrüchen (Pittings) führen. Ebenso kann die durch Reibung bedingte Erwärmung der Oberfläche mit den entsprechenden Folgen eintreten, z.B. Erweichen und Schmelzen, verbunden mit verstärktem Abtrag.

Bei hohen Beanspruchungen (Hertz'sche Pressung) ist bei Kunststoffen als weitere Schädigungsart das starke Erwärmen auch bis zum Aufschmelzen an der Stelle maximaler wechselnder Schubspannungen möglich. Da diese Stelle bei Kunststoffen wegen des deutlich niedrigeren E-Moduls sehr viel tiefer unter der Kontaktfläche liegt als bei Stahl, erfolgt hieraus keine unmittelbare Schädigung der Oberfläche.

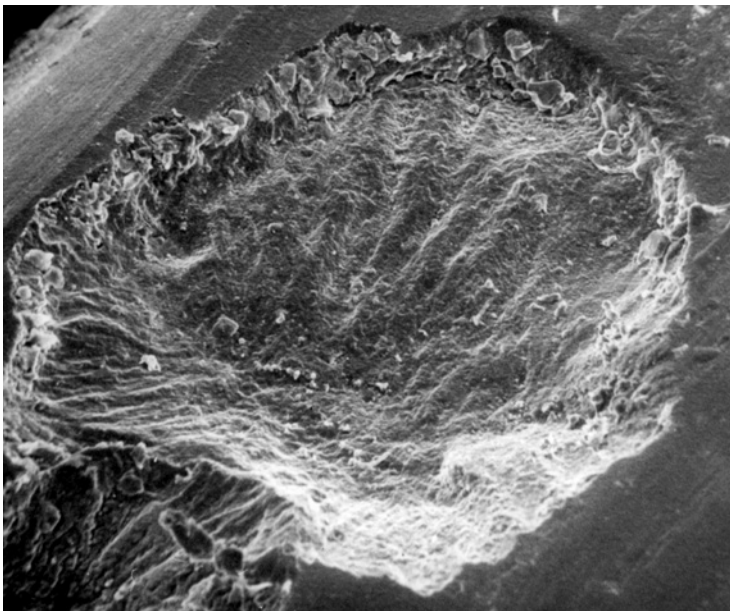


Fig. 2.31

Rolling wear in a castor made of PU elastomer.
(Fig. 2.31 - 100:1)

Wälzverschleiß in einer Laufrolle aus PU-Elastomer.
(Bild 2.31 - 100:1)

Fig. 2.32

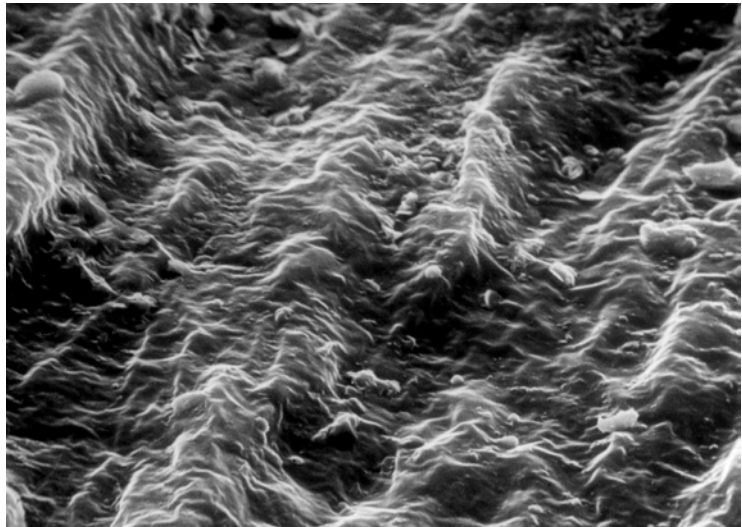
Dynamic fatigue cracks originating from stretched, broken-off tongue-like projections (from Fig. 2.31, bottom left).

(Fig. 2.32 - 1,100:1)

Aus Bild 2.31:

Schwingbrüche, die von verstreckten ausgebrochenen Zungen (Bild 2.31 links unten) ihren Anfang nahmen.

(Bild 2.32 - 1.100:1)

**Fig. 2.33**

Rolling wear seen on a POM ring inside a ball bearing after dry running at room temperature. Under alternating loads by the steel balls, pincer-like vibration cracks spread, originating from stretched, tongue-like projections. The damage mechanism is analogous to the pitting at the tooth flanks seen in Fig. 2.29. The actual cause of the damage was excessive alternating load and sliding movement between the two surfaces.

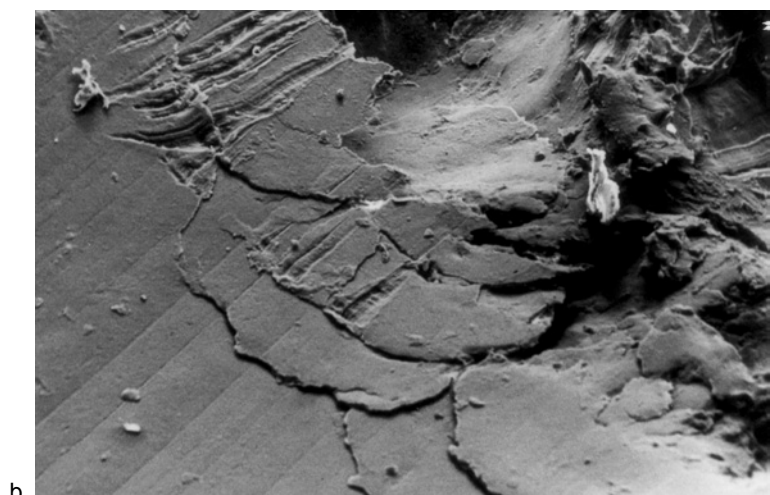
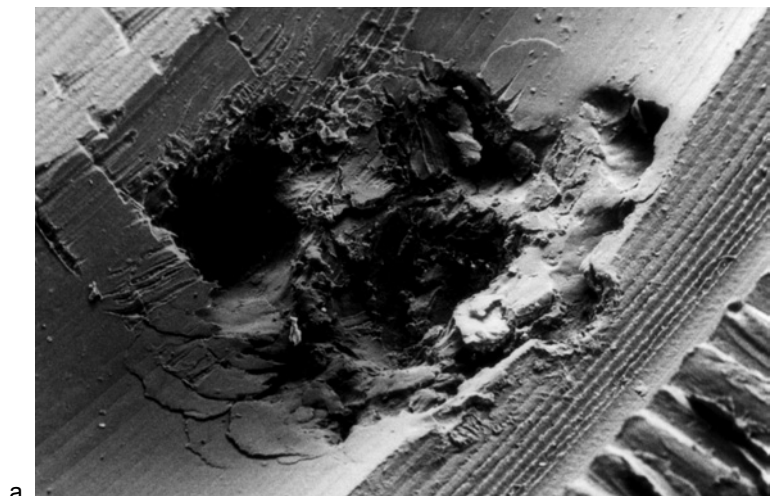
(Fig. 2.33a - 20:1)

(Fig. 2.33b - 50:1)

Wälzverschleiß im POM-Innenring eines Kugellagers bei Trockenlauf und Raumtemperatur. Unter der Wechselbelastung durch die Stahlkugeln breiteten sich zangenförmige Schwingbrüche aus, die von verstreckten Zungen ihren Anfang nahmen. Der Schadensmechanismus verläuft analog der Pittingbildung an Zahnflanken (Bild 2.29). Die eigentliche Schadensursache war eine zu hohe Wechselbeanspruchung und gleitende Relativbewegung.

(Bild 2.33a - 20:1)

(Bild 2.33b - 50:1)

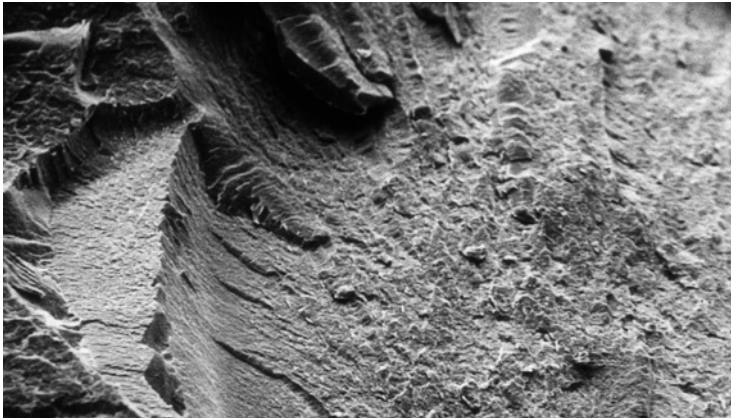


Brittle Fractures at Low Temperatures

According to our definition of brittle fracture (ductile deformation with fibrils less than 1 μm long), all polymeric materials examined exhibited this type of fracture at $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$ [$-274\text{ }^{\circ}\text{F}$], as was expected. The following materials were examined: POM, PA66, PE, PVC, glass fiber reinforced PC, and EP.

Spröde Gewaltbrüche im Tieftemperaturbereich

Nach unserer Definition, dass duktil verformte Zipfel mit Längen unter 1 μm Sprödbbruch bedeuten, sind alle von uns untersuchten Kunststoffe bei Temperaturen um $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$ erwartungsgemäß dieser Bruchart zuzuordnen. Untersucht wurden: POM, PA 66, PE, PVC, PS, PC-GF und EP.

**Fig. 3.57**

Brittle overload fracture in PVC at $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$ [$-274\text{ }^{\circ}\text{F}$]. Fracture propagation from the bottom to the top in Fig. 3.57a. The micro-characteristics are planes and flaps separated by steps around the spherical polymerization structures whose height is less than $0.2\text{ }\mu\text{m}$.

(Fig. 3.57a - 55:1)

(Fig. 3.57b - 550:1)

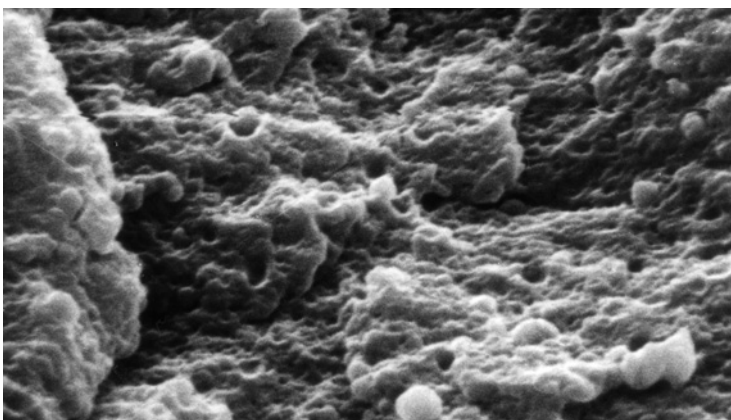
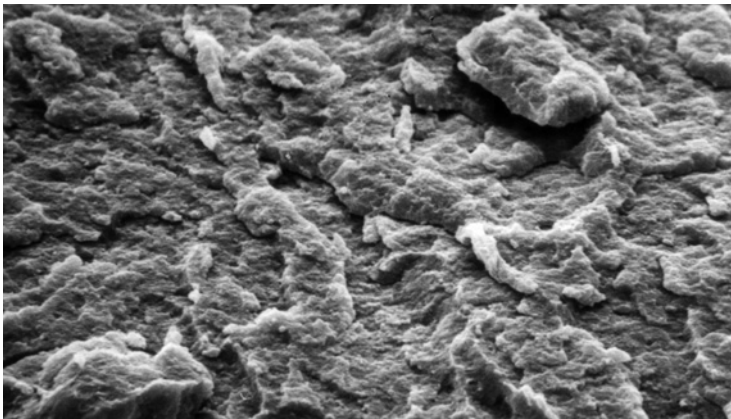
(Fig. 3.57c - 5,500:1)

Spröder Gewaltbruch in PVC bei $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$. Bruchausbreitung von unten nach oben im Bild 3.57a. Die Mikromerkmale sind durch Stufen getrennte Flächen und Zipfel rund um die kugeligen Polymerisationsstrukturen, deren Höhe weniger als $0,2\text{ }\mu\text{m}$ beträgt.

(Bild 3.57a - 55:1)

(Bild 3.57b - 550:1)

(Bild 3.57c - 5.500:1)



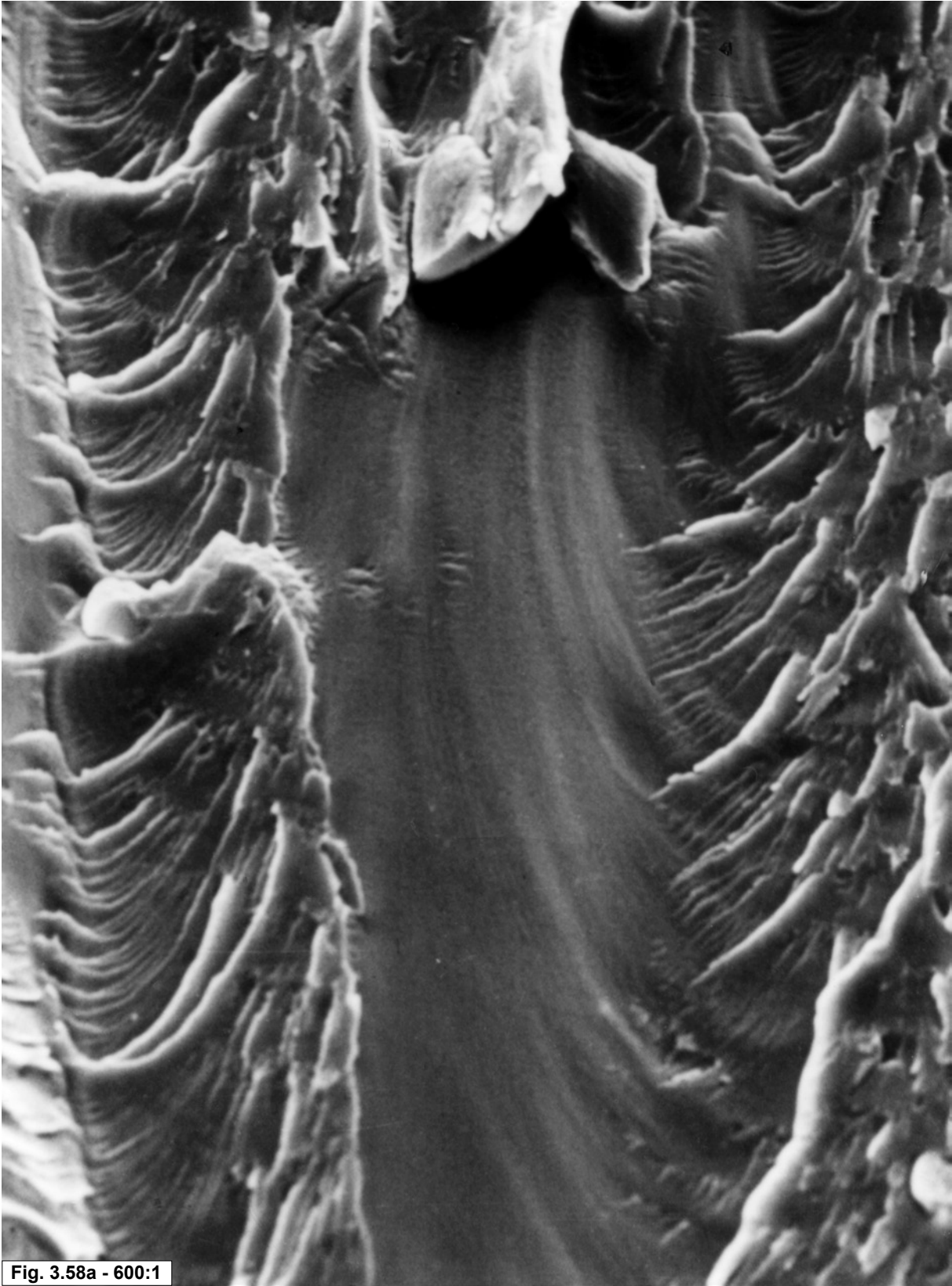
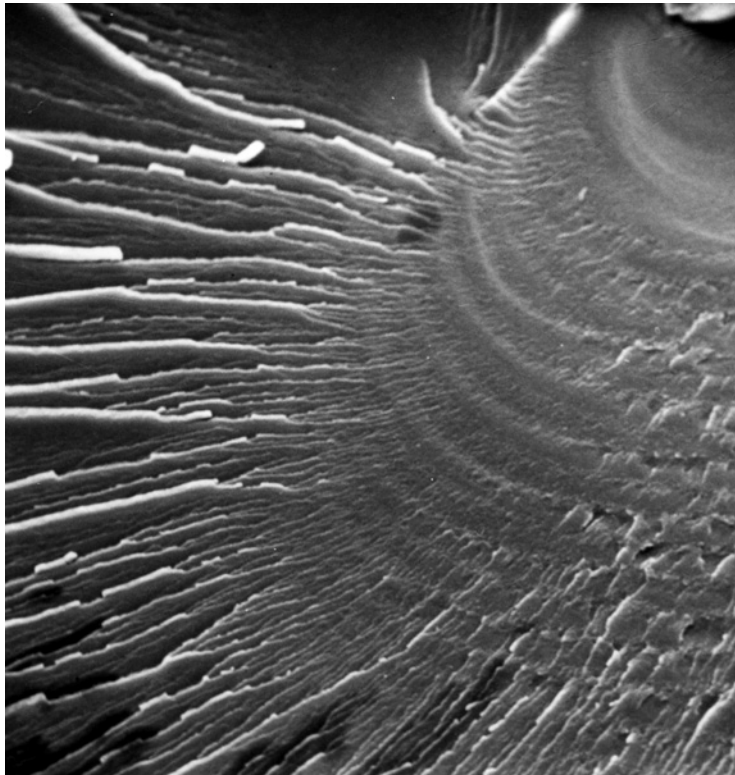


Fig. 3.58a - 600:1





← Fig. 3.58

Brittle overload fracture in PVC at $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$. Fracture propagation in Fig. 3.58a (see page 207) and 3.58b from top right to bottom left. The microcharacteristics consist of many parallel fracture paths which combine in the direction of crack propagation. Concentric lines of arrest are at right angles to the fracture paths.

(Fig. 3.58a - 600:1)

(Fig. 3.58b - 220:1)

Spröder Gewaltbruch in PVC bei $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$. Bruchausbreitung in den Bildern 3.58 a (siehe Seite 207) und 3.58b von rechts oben nach links unten. Die Mikromerkmale bestehen in vielen parallelen Bruchbahnen, die sich in Bruchausbreitungsrichtung vereinigen. Senkrecht zu den Bahnen liegen konzentrische Rastlinien.

(Bild 3.58a - 600:1)

(Bild 3.58b - 220:1)

b



Fig. 3.59

Brittle fracture in glass fiber reinforced PC at $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$. Characteristic features are concave planes with a fine, knot-like structure and short flaps at the edges of the planes (mean peak length $0.4\text{ }\mu\text{m}$). (Fig. 3.59a - 1,050:1)

Bei $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$ in PC-GF erzeugter Sprödbbruch. Kennzeichnend sind konkave Flächen mit einer feinen Noppenstruktur und kurze Zipfel an den Rändern der Flächen (mittlere Zipfellänge $0,4\text{ }\mu\text{m}$). (Bild 3.59a - 1.050:1)

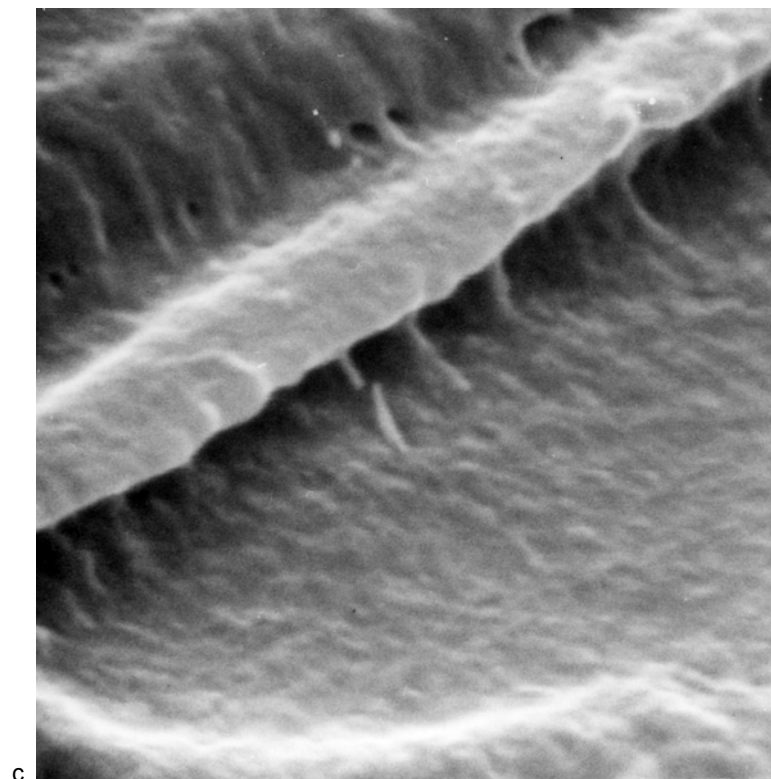
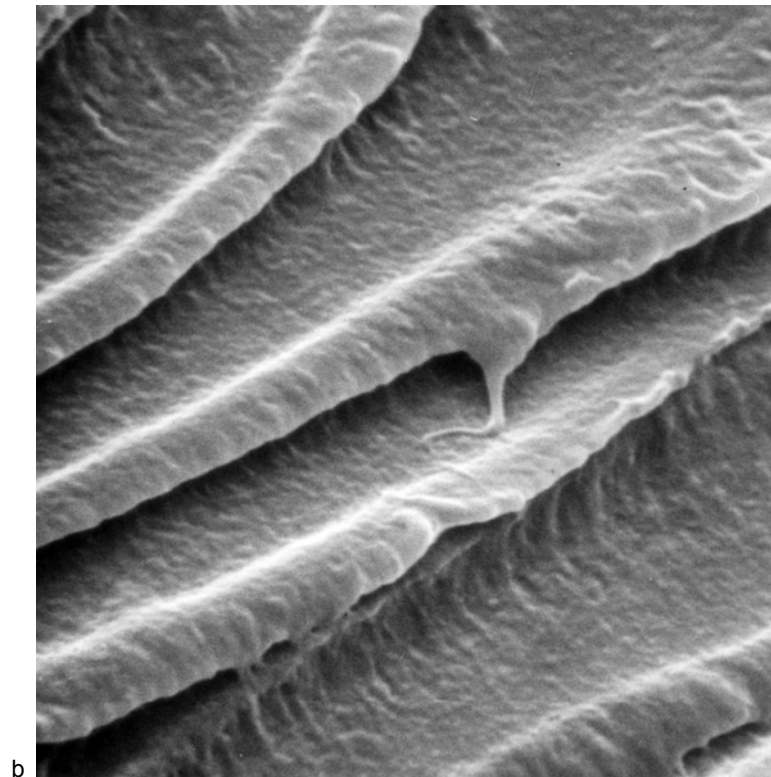
a

Fig. 3.59

Brittle fracture in glass fiber reinforced PC at $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$. Characteristic features are concave planes with a fine, knot-like structure and flaps at the edges of these planes.
(Fig. 3.59b - 10,500:1)
(Fig. 3.59c - 21,000:1)

Bei $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$ in glasfaserverstärktem PC erzeugter Spröbruch. Kennzeichnend sind konkave Flächen mit einer feinen Noppenstruktur und Zipfel an den Rändern der Flächen.

(Bild 3.59b - 10.500:1)
(Bild 3.59c - 21.000:1)



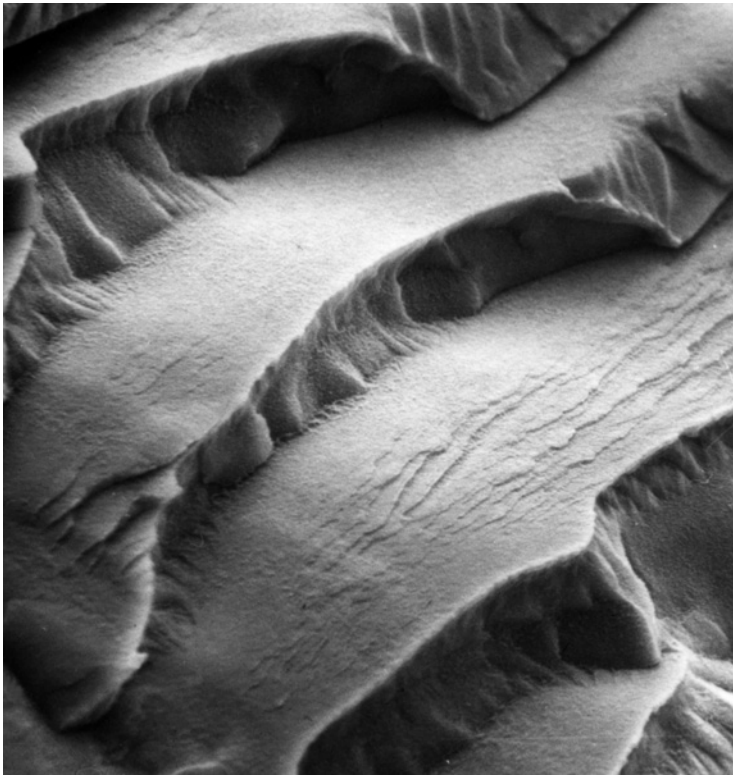


Fig. 3.60

Brittle overload fracture in PE at -170 °C. Fracture propagation from bottom left to top right in Fig. 3.60a. Characteristic features are fine micro-flaps (0.1 μm high).

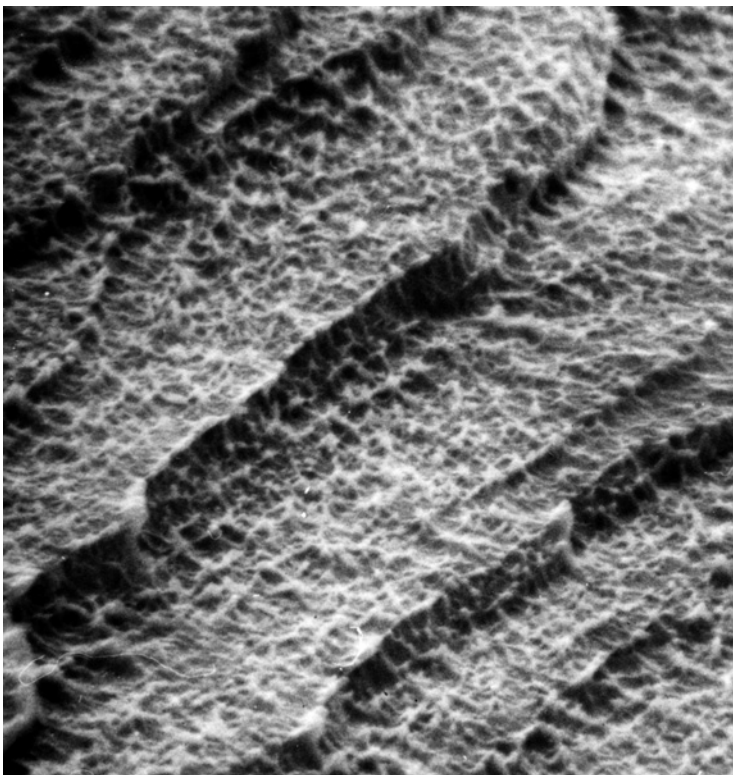
(Fig. 3.60a - 550:1)

(Fig. 3.60b - 11,000:1)

Spröder Gewaltbruch in PE bei -170 °C. Bruchausbreitung von links unten nach rechts oben im Bild 3.60a. Kennzeichnend sind feine Mikrozipfel (Höhen um 0,1 μm).

(Bild 3.60a - 550:1)

(Bild 3.60b - 11.000:1)



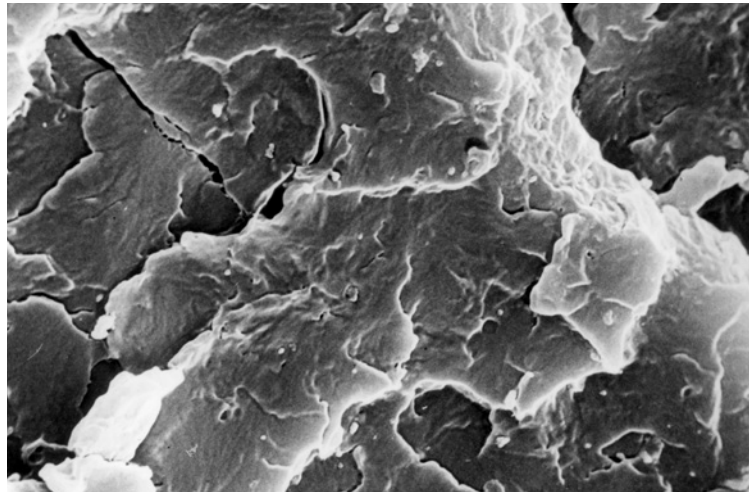
b

Fig. 3.61

Brittle overload fracture in POM at $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$. The fracture propagated from bottom right to top left. Deformation was limited to a film with $0.25\text{ }\mu\text{m}$ thickness.

(Fig. 3.61 - 2,400:1)

Spröder Gewaltbruch in POM bei $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$. Der Bruch breitete sich von rechts unten nach links oben aus. Die Verformung beschränkte sich auf eine $0,25\text{ }\mu\text{m}$ dicke Folie. (Bild 3.61 - 2.400:1)

**Fig. 3.62**

Brittle overload fracture in POM at $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$. Fracture propagation from the bottom to the top. Hardly any traces of deformation can be distinguished on many brittle fracture paths. The fracture exposed the porosity of the material (Fig. 3.62b; cf. Figs. 1.38b and c).

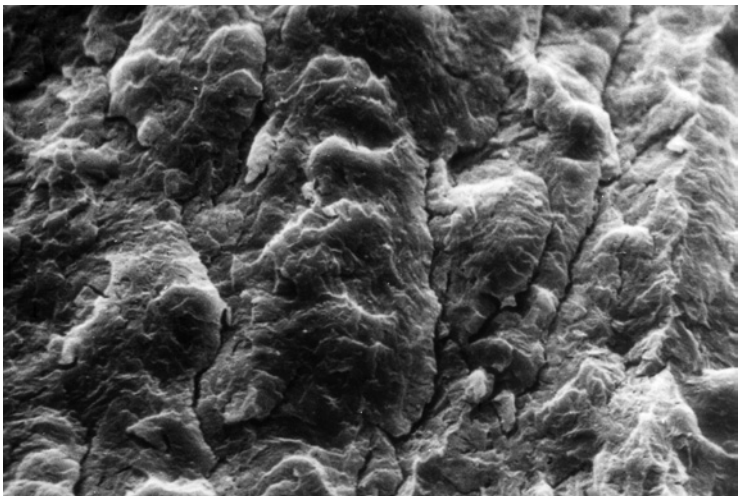
(Fig. 3.62a - 600:1)

(Fig. 3.62b - 2,400:1)

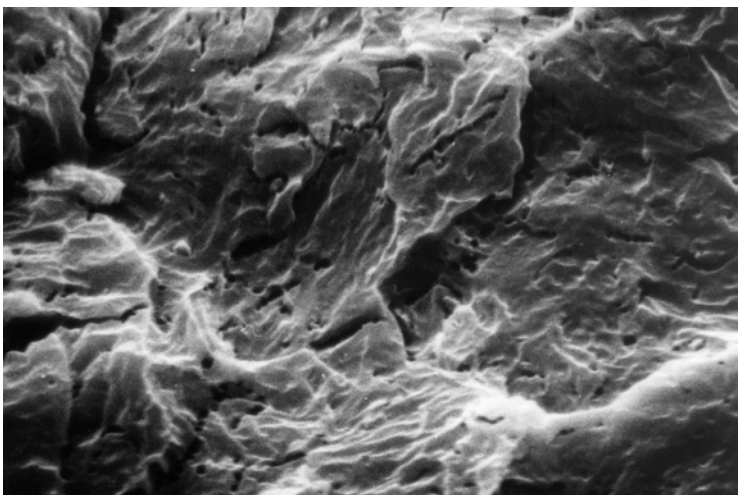
Spröder Gewaltbruch in POM bei $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$. Bruchausbreitung von unten nach oben. Auf den vielen Sprödbbruchbahnen sind kaum Verformungsspuren zu erkennen. Der Bruch legt eine Porosität des Werkstoffs frei (Bild 3.62b, vgl. Bilder 1.38b und c).

(Bild 3.62a - 600:1)

(Bild 3.62b - 2.400:1)



a



b



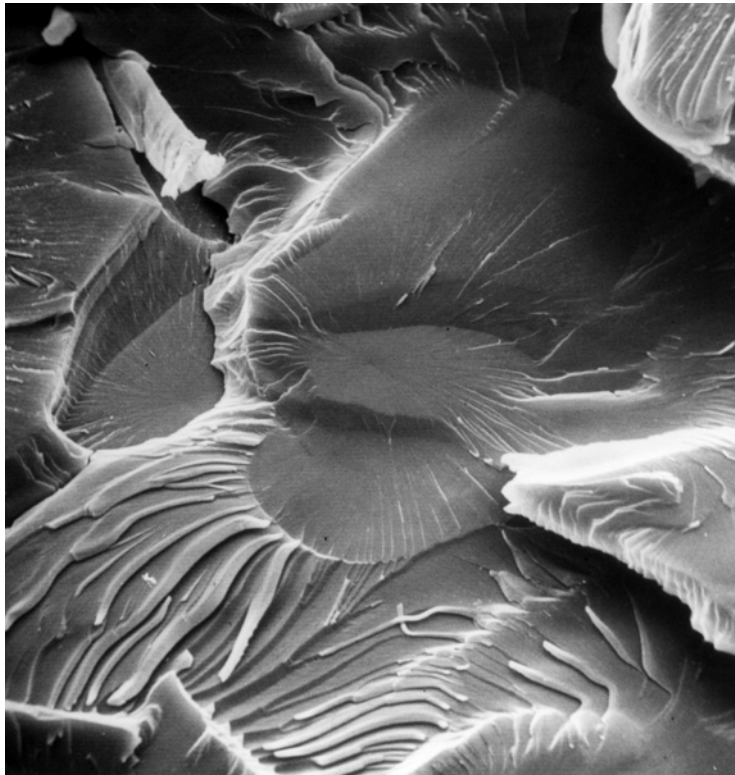
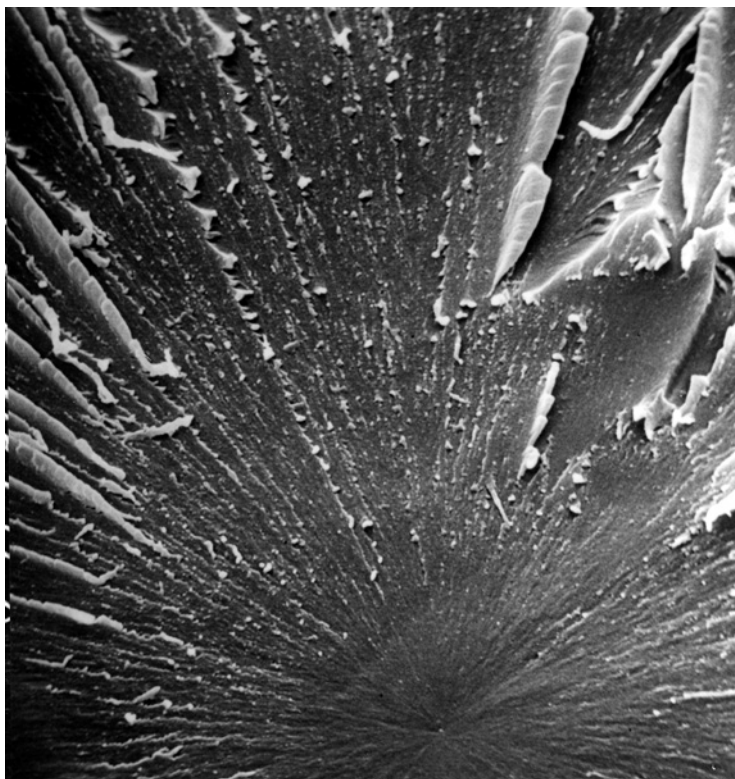


Fig. 3.63

Overload fracture in epoxy resin at $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$. The fracture surface is characterized by many point-shaped incipient cracks within the material. These cracks are the initial points for brittle fractures propagating radially until they combine with the adjacent cracks. Chips have splintered off along the brittle fracture paths.
 (Fig. 3.63a - 600:1)
 (Fig. 3.63b - 1,200:1)

Bei $-170\text{ }^{\circ}\text{C}$ erzeugter Gewaltbruch in EP. Die Bruchfläche ist gekennzeichnet durch viele punktförmige Anrisse im Inneren des Werkstücks. Von den Anrissen breiteten sich die Sprödbrüche radial bis zur Vereinigung mit den Nachbaranrissen aus. Entlang der Sprödbbruchbahnen splitterten Späne ab.
 (Bild 3.63a - 600:1)
 (Bild 3.63b - 1.200:1)



b

3.1.2 Dynamic Fatigue Fractures

Like other materials, polymers are far less capable of withstanding vibration loading than static loading. The number of load cycles that a material can withstand increases with decreasing alternating load.

The fatigue strength curves therefore tend to flatten out (Fig. 3.64).

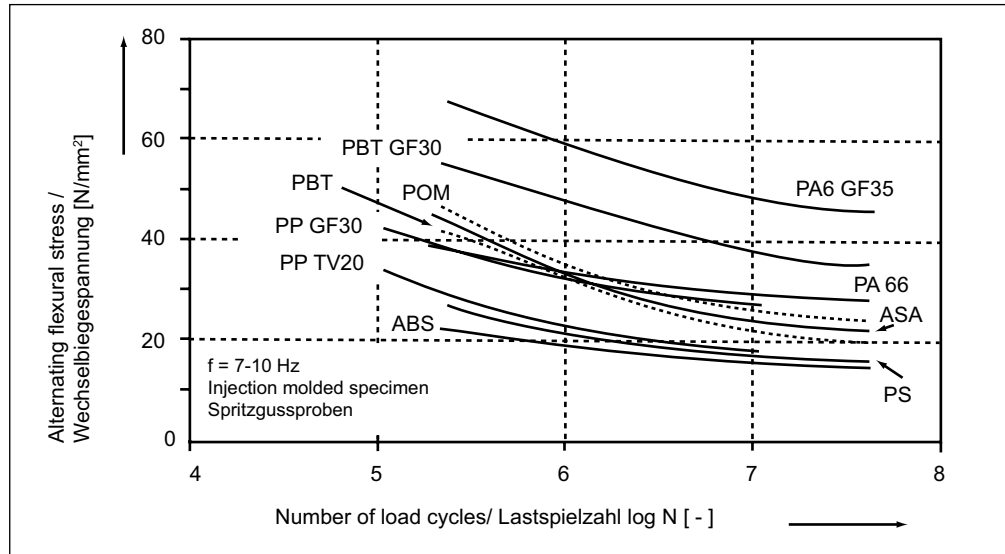
3.1.2 Schwingbrüche

Kunststoffe ertragen wie andere Werkstoffe auch unter Schwingbeanspruchung eine wesentlich geringere Belastung als bei statischer Beanspruchung. Mit abnehmender Wechsellastspannung nimmt die ertragbare Lastspielzahl zu.

Dies ergibt eine sich abflachende Zeitfestigkeitskurve (Bild 3.64).

Fig. 3.64

Flexural fatigue strength
Wöhlerkurve aus Biege- wechselversuchen



3.1.2.1 Vibration-Induced Creep Fractures

True fatigue strength would be possible only if the alternating load were to be absorbed purely elastically over the long term. This would only be possible, if largely elastic behavior were found also in the micro-range. However, irreversible stretching processes will occur near heterogeneities on the surface or inside the material. The stretching is accompanied by the development of heat which again increases the mobility of the molecular chains. Therefore, polymers exhibit a form of fatigue fracture that can be compared to continuous creep fracture (Figs. 3.65 and 3.66). It is called vibration-induced creep fracture. Because of the poor thermal conductivity of polymers, vibration-induced creep fracture is also frequency-dependent. High frequencies and high loads involve the risk of local softening and even melting at the center of the cross-sectional area. In this case, the fracture surface does not show signs of periodic crack propagation, i.e., there will be no stria-

3.1.2.1 Schwinginduzierte Kriechbrüche

Eine echte Dauerschwingfestigkeit wäre nur dann möglich, wenn die wechselnde Last auf Dauer rein elastisch aufgenommen würde. Dafür wäre jedoch Voraussetzung, dass auch im Mikrobeereich weitgehend elastisches Verhalten vorliegt. Es muss jedoch damit gerechnet werden, dass an Inhomogenitäten an der Oberfläche oder im Innern des Werkstoffs irreversible Verstreckungsvorgänge stattfinden. Dabei entsteht gleichzeitig Wärme, die wiederum die Beweglichkeit der Molekülketten fördert. Deshalb gibt es in Kunststoffen eine Form des Schwingbruchs, die mit einem kontinuierlichen Kriechbruch gleichzusetzen ist (Bilder 3.65 und 3.66). Wir nennen ihn den schwinginduzierten Kriechbruch. Wegen der schlechten Wärmeleitfähigkeit ist der schwinginduzierte Kriechbruch auch frequenzabhängig. Hohe Frequenzen und hohe Belastungen bergen die Gefahr örtlicher Erweichungen und sogar Aufschmelzungen in der Mitte des Querschnitts.