Aus der Poliklinik für Zahnerhaltung und Parodontologie
der Ludwig-Maximilian-Universität München
Vorstand: Prof. Dr. R. Hickel

Verschleißverhalten dentaler Komposite in der Pin-On-Disc-Verschleißsimulation

Dissertation
zum Erwerb des Doktorgrades der Zahnheilkunde
an der Medizinischen Fakultät der
Ludwig-Maximilians-Universität zu München

vorgelegt von
Sinan Ekenel
aus München
2005

Mit Genehmigung der Medizinischen Fakultät
der Universität München

Berichterstatter:	Prof. Dr. K.-H. Kunzelmann
Mitberichterstatter:	Prof. Dr. W. Plitz
Dekan:	Prof. Dr. med. Dr. h. c. K. Peter
Tag der mündlichen Prüfung:	22.02.2005

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung 1

2. Definition der Begriffe 2
2.1 Zahnmedizinische Verschleißbegriffe 2
2.2 Tribologische Grundlagen 4
2.3 Klassifikation der Komposite 11
2.4 Pin-on-Disk 16

3. Material und Methode 21
3.1 Material 21
3.1.1 Zusammensetzung der Probematerialien 21
3.1.2 Verwendetes Antagonistenmaterial 29

3.2 Methode 31
3.2.1 Aufbau der Pin-on-Disk-Apparatur 31
3.2.2 Probenherstellung und Versuchsablauf 33

4. Ergebnisse und Auswertungen 38
4.1 Ergebnisse und Auswertungen der Versuchsreihe mit den experimentellen Kompositen 40
4.1.1 Ergebnisse und Auswertungen der Gruppe 1 40
4.1.2 Ergebnisse und Auswertungen der Gruppe 2 42
4.1.3 Ergebnisse und Auswertungen der Gruppe 3 44

4.2 Ergebnisse und Auswertungen der Versuchsreihe mit den kommerziellen Kompositen 47
4.2.1 REM-Auswertung 52

5. Diskussion 59
5.1 Experimentelle Komposite 59
5.2 Kommerzielle Komposite 65
5.3 Methodenkritik POD 69

6. Zusammenfassung 73

7. Literaturverzeichnis 75

8. Anhang
- Danksagung 79
- Lebenslauf 80

1. Einleitung

Weit über 100 Jahre wurde die zahnärztliche Füllungstherapie durch Amalgam geprägt.
Es war bis vor einigen Jahren der einzige kostengünstige, direkt applizierbare Füllungswerkstoff für die definitive Versorgung von Kavitäten im Seitenzahnbereich.
Doch durch die in den letzten Jahren häufig emotional geführten Diskussionen in den Medien, um den Füllungswerkstoff „Amalgam", begann ein stetig wachsender Anteil der Patienten Amalgam aufgrund toxikologischer, allergologischer, ästhetischer und ökologischer Bedenken abzulehnen.
Somit kam das Verlangen nach einer zahnfarbenen Amalgamalternative auf.
Mit der Einführung der Säureätztechnik im Jahre 1955 (BUONOCORE) und der Entwicklung des Bowen-Monomers, konnten Komposite als Füllungsmaterial in der konservierenden Zahnheilkunde Einzug erhalten und von der Industrie als zahnfarbene Amalgamalternative angeboten werden.
Neben Biokompatibilität und Randschluss stellt vor allem das Verschleißverhalten einen wichtigen Aspekt für den klinischen Langzeiterfolg von Füllungen dar. Es ist nötig, Füllungswerkstoffe auf das Verschleißverhalten hin zu untersuchen, um eine optimale Versorgung der Patienten zu gewährleisten. Verschleiß kann man in vivo und in vitro untersuchen. In-vivo-Studien sind sehr kosten- und zeitintensiv und beinhalten in hohem Maße Patienten- und Behandlervariablen, die zu starken Streuungen der Messwerte führen und fast gar nicht eliminiert werden können.
Folglich wurden Laboruntersuchungsverfahren entwickelt, die Prognosen über klinische Tauglichkeit von Füllungskompositen erlauben.
Derzeit stehen zur Verschleißprüfung zahlreiche Verfahren zur Verfügung. Die „Pin-on-Disk" Methode jedoch, entwickelt an der Poliklinik für Zahnerhaltung und Parodontologie der Ludwig-Maximilians-Universität in München (Holzner-Hartmannsgruber, 1997), ist bisher das einzige Verfahren, das eine kontinuierliche Vermessung von Reibung und Verschleiß ermöglicht.

Das Ziel dieser vorliegenden Arbeit ist die Untersuchung des zeitlichen Zusammenhangs von Verschleiß und Reibung sowohl an kommerziellen als auch an experimentellen Kompositen, mit dem Bestreben, Hinweise auf die dominierenden Verschleißmechanismen zu erhalten.

2. Definition der Begriffe

2.1 Zahnmedizinische Verschleißbegriffe

In der Zahnmedizin unterscheidet man je nach Form und Ursache verschiedene Formen des Substanzverlustes von Zähnen und des Verschleißes von Füllungen.
Dazu zählen:

Abrasion: „Abnutzung", „Abschaffung", engl. „abrasion"; durch den Kauvorgang ausgelöster Verlust der Zahnsubstanz. Ebenfalls werden Abrasionen je nach Materialbeschaffenheit an Füllungen beobachtet.
Man unterscheidet Abnutzungen durch:
- Nahrungsbestandteile
- Putzkörperbestandteile
- Staubkontakte
- altersbedingt
- Unarten, wie Nägelkauen
- chemische Auflösung, z. B. Kauen auf Zitronenscheiben
- Nikotinbestandteile

Demastikation: Abrieb durch Nahrung, infolge Zerkleinerung abrasiver Nahrungsbestandteilen.

Davon abzugrenzen ist die „Attrition", die durch den direkten Kontakt aneinander reibender Zahnflächen hervorgerufen wird.

Attrition: Substanzverlust bis hin zur völligen Freilegung des Dentins, meist bedingt durch direkten Zahnkontakt mit dem Gegenbiss (sog. Antagonistenkontakt); z. B. an den Außenflächen der unteren Incisivi beim Deckbiss.

Erosion: Großflächiger Substanzverlust durch Säuren aus Nahrungsmittel wie z. B. sauere Getränke, Früchte, Früchtetees, Essig, Sauermilchprodukte, Acetylsalicylsäure u.s.w., oder palatinal bei Bulimie und Reflux.
Hierbei kommt es durch die Säureeinwirkung zu einer Zerstörung des kristallinen Gefüges der obersten säureexponierten Zahnsubstanzen, so dass dann diese demineralisierten Zahnoberflächen beim Zähnebürsten oder beim Kauen von abrasiven Nahrungsbestandteilen verstärkt abgetragen werden können.

Stauchungsfraktur: engl. „abfraction"
Zervikal lokalisierte Substanzverluste, die auf Zerrüttung durch zyklische Überbelastung beim Kauvorgang oder Parafunktionen zurückgeführt werden.

Abrosion: Akronym aus „abrasion" und „erosion".
Iatrogen hervorgerufener Substanzverlust durch abrasive Suspensionen mit niedrigem ph-Wert, z. B. im Rahmen einer prof. Zahnreinigung oder des Zähnebleichens.

Tab. 2.1: Einteilung des Substanzverlustes von Zähnen nach Form und Ursache.

Attrition: Verschleiß durch direkten Zahnkontakt	Schlucken und Sprechen	Parafunktionen (Bruxismus)
Abrasion: Abrieb durch Partikel	Demastikation (Nahrung)	exogene Ursachen, z. B. Sand oder Staub bei beruflicher Exposition

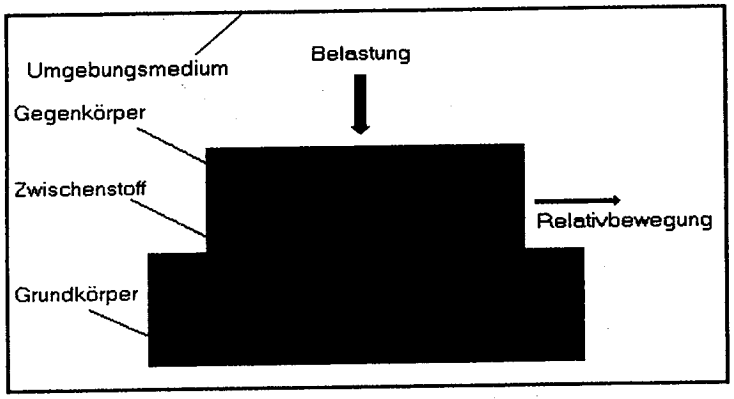
All diese Verschleißbegriffe können auch auf Füllungswerkstoffe übertragen werden. Bei Füllungsmaterialien wird außerdem der Begriff „Ermüdung“ (engl. fatigue) beschrieben, eine weitere Form des Materialverlustes.
Hierbei unterscheidet man drei Formen der Ermüdung:

- „bulk frakture“: plötzlicher Verlust großer Anteile von Füllungsmaterial.
- „surface pitting“: „Grübchenbildung“ auf der Füllungsoberfläche.
- „chipping“: Absplittern großer Füllungsanteile in Randbereichen.

2.2 Tribologische Grundlagen

1966 prägte das Britsh Department of Education and Science den Begriff „Tribologie”.
Tribologie leitet sich von dem griechischen Wort „tribos“ (Reiben) ab.
Tribologie umfasst die Lehre von Reibung und Verschleiß, einschließlich Schmierung (DIN 50323). Sie ist die Wissenschaft und Technik von aufeinander einwirkenden Oberflächen in Relativbewegung und schließt entsprechende Grenzflächenwechselwirkungen, sowohl zwischen Festkörpern, als auch zwischen Festkörpern und Flüssigkeiten oder Gasen mit ein.

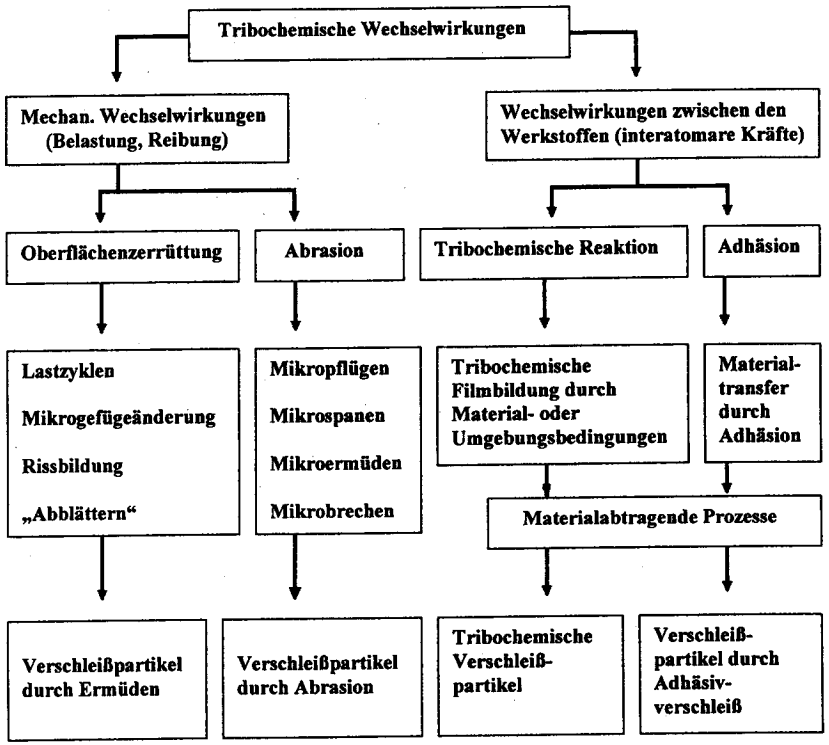
Abb. 2.1: Komponenten eines tribologischen Systems (nach DIN 50323).



In Abb. 2.1 ist ein tribologisches System (Tribosystem) schematisch dargestellt. Grundlegend besteht es aus einem Grundkörper, einem Gegenkörper, einem Zwischenstoff und dem Umgebungsmedium.
Auf dieses Tribosystem kommt es zu einem komplexen Zusammenwirken verschiedener Faktoren, welche in Beanspruchungsparameter unterteilt werden.
Beanspruchungsparameter sind hierbei Normalkraft, Tangentialkraft, Temperatur, Beanspruchungsdauer und Bewegungsform (Gleiten, Rollen, Stoßen, Strömen). Neben den Beanspruchungsparameter ist der zeitliche Bewegungsablauf von Interesse. Durch das Einwirken dieser Parameter auf die Elemente des Tribosystems kommt es zu vier Formen von Verschleißmechanismen:

- Abrasion
- Oberflächenzerrüttung
- Tribochemische Reaktion
- Adhäsion

Abb. 2.2: Tribologische Wechselwirkungen und Verschleißmechanismen (Friedrich 1989).



2.2.1 Verschleißmechanismen

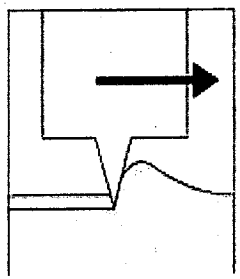
Der Werkstoffverschleiß bezeichnet den fortschreitenden Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers, hervorgerufen durch mechanische Ursachen, d. h. Kontakt und Relativbewegung eines feste, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers.
Verschleiß tritt in unterschiedlichen Formen auf, welche grundsätzlich durch Oberflächenveränderungen sowie durch Art und Form der anfallenden Verschleißpartikel charakterisiert werden können.
Energetische Wechselwirkungen führen primär zu den Verschleißmechanismen „Abrasion" und „Oberflächenzerrüttung", wobei

man die Kombination von mechanischer Belastung (Normalkraft) und Reibungskräften als energetische Wechselwirkung bezeichnet.
Dagegen führen stoffliche Wechselwirkungen, die intermolekulare Veränderungen hervorrufen zu den Verschleißmechanismen „Tribochemische Reaktion" und „Adhäsion".

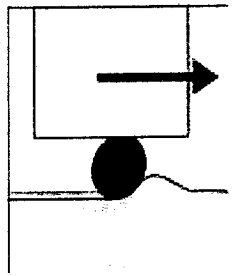
2.2.1.1 Abrasion

Bei der Abrasion unterscheidet man grundsätzlich zwischen „Zwei-Körper-Verschleiß" (two-body-wear) und „Drei-Körper-Verschleiß" (three-body-wear). Während der Verschleiß bei two-body-wear durch Rauigkeiten an der Oberfläche des Gegenkörpers verursacht wird, ist es bei three-body-wear so, dass harte Partikel die Abrasion verursachen, die sich zwischen Grund- und Gegenkörper befinden.
Durch Eindringen eines härteren Körpers in einen weicheren Körper bei tangentialer Bewegung kommt es zu dem Verschleißmechanismus der Abrasion. Hierbei erleidet der weichere Körper eine plastische Deformation, welche bei einer zusätzlichen Tangentialbewegung zu einem Materialabtrag führt.
Die Verschleißerscheinungsformen können nach der Art der Wechselwirkungen zwischen den abrasiven Teilchen und der verschleißenden Werkstoffoberfläche in Mikropflügen, Mikrospanen, Mikroermüden und Mikrobrechen unterteilt werden.
Beim „Mikropflügen" entstehen durch plastische Werkstoffverformungen Riefen und Materialaufwerfungen an den Furchungsrändern. Hierbei erfolgt kein Materialabtrag.
„Mikroermüden" wird durch wiederholtes Mikropflügen durch mehrere abrasive Partikel hervorgerufen, welches zu Materialabtrag führt.
Bei „Mikrospanen" wird bei einem Durchgang schon Material abgetragen, wobei idealerweise die Form des abrasiven Teilchens dem Volumen der Schnittspur entspricht.
„Mikrobrechen" tritt bei spröden Werkstoffen auf, und zwar an Orten hoher Spannungskonzentration. Es kommt zu Rissbildung und Rissausbreitung.

Abb. 2.3: Schematische Darstellung von 2-Körper- und 3-Körper-Verschleiß.

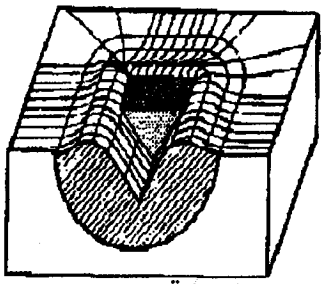


Zwei-Körper-Verschleiß

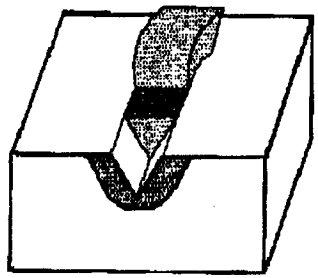


Drei-Körper-Verschleiß

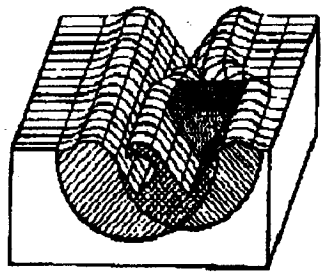
Abb. 2.4: Grundmechanismen des abrasiven Verschleißes (Zum Gahr 1992).



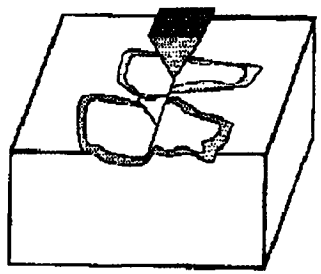
MIKROPFLÜGEN



MIKROSPANEN



MIKROERMÜDEN



MIKROBRECHEN

2.2.1.2 Oberflächenzerrüttung

Oberflächenzerrüttung wird hervorgerufen durch Ermüdung und Rissbildung in Oberflächenbereichen und ist eine Folge wechselnder mechanischer Spannungen.
Durch periodisches oder konstantes Einwirken von Normal- und Tangentialkräften in einem tribologischen Kontakt, kommt es zu Spannungsmaxima in den Kontaktgrenzflächenbereichen.
Es entstehen Submikrorisse und Mikrorisse parallel und senkrecht zur Oberfläche. Wachsen die Risse und vereinen sie sich, werden Partikel abgetrennt, was schließlich zur Abtragung von relativ großen, lamellenartigen oder splitterförmigen Verschleißpartikeln führt.
Partikel auf oder zwischen den sich berührenden Oberflächen entstehen auch, wenn es durch die tribologische Beanspruchung zu tribochemischen Reaktionen zwischen den Elementen des Tribosystems kommt.

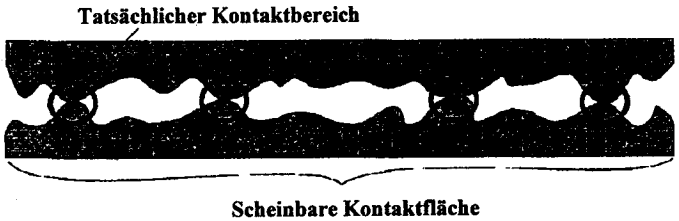
2.2.1.3 Tribochemische Reaktion

In einem tribologischen System können chemische Reaktionen zwischen den beteiligten Partnern auftreten.
Die chemischen Reaktionen werden durch reibbedingte Temperaturerhöhungen sowie entstandene Gitterfehler hervorgerufen und führen zu veränderten Festigkeitseigenschaften der betroffenen Oberflächenbereiche.
Die bekannteste Form chemischer Reaktionen in einem Tribosystem ist die Bildung von Oxidfilmen auf Metalloberflächen.
Die gebildeten Reaktionsschichten können sich sowohl positiv, als auch negativ auswirken. So schränken tribochemisch gebildete Oxidschichten die Adhäsion in den meisten Fällen ein.
Bildet sich aber ein relativ hartes Oxid auf einem weichen Metall wie z. B. Al_2O_3 auf Al, wird der Verschleiß erhöht, wenn die Oxidschichten abplatzen und anschließend abrasiv wirken. Dagegen ist die Bildung von Oxiden mit geringerer Scherfestigkeit (sog. „lubricious oxides"), auf einem harten Substrat wiederum reibungs- und verschleißmindernd; hierbei gibt das Substrat die geringe Mikrokontaktfläche vor und in dem weichen Oxid erfolgt die Scherung, was zu reduzierten Reibungskräften und Verschleißbeträgen führt.

2.2.1.4 Adhäsion

Adhäsion entsteht durch Anziehungskräfte zweier Oberflächen, die in engem Kontakt zueinander stehen, und ist auf Ionenbindungen, kovalente Bindungen, Wasserstoffbrückenbindungen und/oder Van-der-Waals-Kräfte zurückzuführen.
Treten zwei makroskopisch glatte Oberflächen, welche im mikroskopischen Bereich stets Rauigkeiten aufweisen, miteinander in Kontakt, so werden über die Rauigkeiten an der Oberfläche adhäsive Verbindungen ausgebildet und es entstehen Kontaktflächen, die wesentlich kleiner sind, als die scheinbar angenommene Kontaktfläche.

Abb. 2.5: Schematische Darstellung der scheinbaren Kontaktflächen und des tatsächlichen Kontaktbereichs (modifiziert nach K.H.z.Gahr [9]).



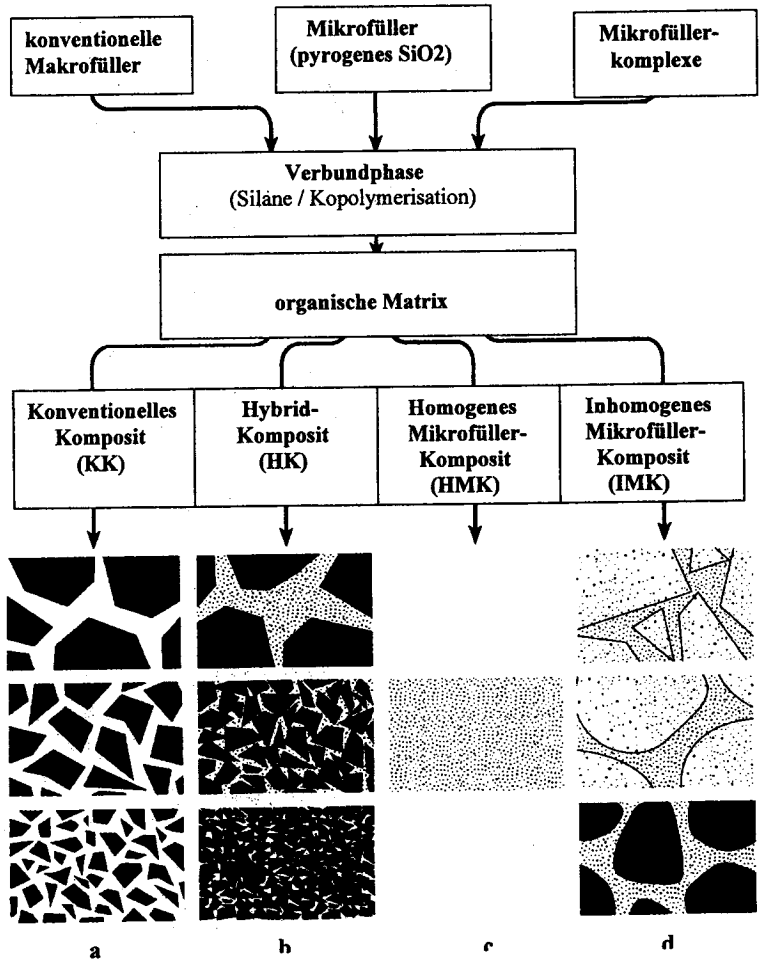
Schon bei geringen Anpresskräften entstehen im Bereich dieser Rauigkeiten hohe Drücke, die zu elastischen und plastischen Deformationen und zu einer Ausbildung von Grenzflächen-Haftverbindungen führen. Werden nun Grund- und Gegenkörper weiter gegeneinander verschoben, so kommt es entweder zur Zerstörung dieser Haftverbindungen an der ursprünglichen Kontaktfläche oder es erfolgt ein Materialtransfer vom kohäsiv schwächeren zum kohäsiv stärkeren Körper. Das übertragene Material wird nachfolgend in Form von Verschleißpartikeln abgetrennt.

2.3 Klassifikation der Komposite

In der Zahnmedizin werden unter Kompositen zahnfarbene, plastische Füllungswerkstoffe verstanden. Grundsätzlich aber versteht man unter Kompositen zusammengesetzte Werkstoffe.
Anfangs führte der Wunsch nach zahnfarbenen Füllungsmaterialien zum Einsatz von Polymethylmethacrylaten. Diese konnten sich jedoch nicht durchsetzen, da sie nicht genügend abrasionsstabil waren, und eine hohe Polymerisationsschrumpfung besaßen, welche zu Randspaltbildung führte. Sowohl die Randspaltbildung, die das Einwandern von Mikroorganismen ermöglichte, als auch der hohe Restmonomergehalt der Polymethylmethacrylate zeigte äußerst pulpenschädigende Wirkung.
Die modernen zahnärztlichen Kompositmaterialien bestehen aus einer Vielzahl unterschiedlicher Komponenten, welche die Eigenschaften des Werkstoffes beeinflussen. Die drei Hauptbestandteile sind die „organische Matrix", die „disperse Phase" (Füller) und die „Verbundphase" (Silane, Kopolymere).
Eine Einteilung der Komposite kann unter verschiedenen Gesichtspunkten erfolgen. Entweder nach der Art der organischen Base (Polymethacrylatbasis) oder anhand des Polymerisationsverfahrens (chemische Aushärtung, Photopolymerisation).
Diese Kriterien aber, erwiesen sich als nicht aussagekräftig genug, da z. B. die modernen Komposite fast ausschließlich durch Photopolymerisation ausgehärtet werden.
Eine weitere Klassifikation der Komposite konnte anhand der Füllkörper (Quarz, Keramik, Siliziumdioxid) gemacht werden.
Dies ist heute das Mittel der Wahl, zumal durch wissenschaftlichen Untersuchungen festgestellt werden konnte, dass das klinische Verhalten der Komposite im Wesentlichen von der Größe, der Gestalt, der Oberfläche und der Verteilung der Füllerpartikel beeinflusst wird. So ist z. B. für die Oberflächenpolierbarkeit die Größe und Art der Füllstoffpartikel von wesentlicher Bedeutung, ebenso auch für die Polymerisationsschrumpfung, den linearen, thermischen Expansionskoeffizienten und die Wasseraufnahmefähigkeit.
Anhand der Füllkörpertypen kann folgende Klassifikation der Kunststoffe erstellt werden:

- Konventionell gefüllte Komposite (KK)
- Hybridkomposite (HK)
- Homogene Mikrofüllerkomposite (HMK)
- Inhomogene Mikrofüllerkomposite (JMK)

Abb. 2.6: Einteilung der Komposite nach Art der Füller (Hellwig, 1995).



a) Konventionelle Komposite mit Makrofüllern aus Quarz, Glas oder Keramik.
b) Hybridkomposite mit Makrofüllern und Mikrofüllern aus SiO_2.
c) Homogene Mikrofüllerkomposite mit Teilchengrößen von 0,01 – 0,04 µm.
d) Inhomogene Mikrofüllerkomposite mit splitterförmigen und kugelförmigen Vorpolymerisaten bzw. Mikrofülleragglomeraten.

1. Konventionell gefüllte Komposite

Konventionell gefüllte Komposite beinhalten rein anorganische Partikel (Makrofüller). Diese sind splitterförmig und bestehen aus Quarz, Glas oder Keramik. Die Gläser können schwermetallhaltig sein (Barium-, Strontiumsglas), um eine Röntgenopazität zu erzielen.
Bei den konventionellen Kompositen finden durchschnittliche Füllkörpergrößen zwischen 1,5 µm und 5 µm Verwendung.
Die Schrumpfung ist aufgrund des geringen Matrixanteiles reduziert. Thermische und optische Eigenschaften entsprechen denen des natürlichen Zahnes.
Da aber ein großer Härteunterschied zwischen Füller und Matrix besteht, führt dies bei gleichzeitiger Hydrolyse der Verbundphase zum Herausbrechen der Füllkörper aus der Matrix.
Folglich sind konventionell gefüllte Komposite schlecht zu bearbeiten und zu polieren und weisen deshalb ungünstige Oberflächeneigenschaften auf und haben eine unzureichende Abrasionsfestigkeit.

2. Hybridkomposite

Das Hybridkomposit ist ein Kompositsystem, das die positiven Eigenschaften der konventionell gefüllten Komposite und die der Mikrofüllerkomposite in einem Material kombiniert.
Hybridkomposite enthalten etwa zu 85 – 90 Gewichtsprozent der Füllkörper Makrofüller (> 5 µm) und zu 10 – 15 Gewichtsprozent Mikrofüller (0,5 – 1 µm).
Die Mikrofüller der Hybridkomposite sind feinstdisperse und röntgenunsichtbare SiO_2– Perlen einer Größe von 0,04 µm.
Folglich weisen Hybridkomposite eine bessere Oberflächeneigenschaft, hinsichtlich Ausarbeitung und Polierbarkeit auf, jedoch treten aber die Nachteile der konventionellen Komposite, wie aus der Matrix herausragende oder in toto aus der Matrix herausgerissene Füller auch hier auf, und führen dadurch zu einer ungünstigen Oberflächenbeschaffenheit.
Dieses Problem versuchte man aber durch Verwendung von kleineren Füllkörpern mit einem Durchmesser von unter 2 µm zu lösen und erhielt die polierbaren Feinstpartikelhybridkomposite.

3. Homogene Mikrofüllerkomposite

Bei homogenen Mikrofüllerkompositen handelt es sich um Komposite, die eine gleichmäßige Mischung aus organischer Matrix und Mikrofüllkörpern enthalten. Die Füller der gängigen Mikrofüllerkomposite bestehen aus hochdisperser Kieselsäure (Siliziumdioxid) mit einer Größenverteilung zwischen 0,007 und 0,04 µm.
Hinsichtlich Polierbarkeit und Ausarbeitung weisen homogene Mikrofüllerkomposite sehr gute Eigenschaften auf.
Da die Füller kleiner sind als die Wellenlänge des Lichtes, ist bei der Oberflächenbearbeitung ein hervorragender schmelzähnlicher Glanz zu erzielen.
Parallel dazu weisen diese Komposite aufgrund der Homogenität auch ein gutes Verschleißverhalten auf.
Nachteil ist jedoch ein relativ hoher thermischer Ausdehnungskoeffizient, sowie eine große Polymerisationsschrumpfung.

4. Inhomogene Mikrofüllerkomposite

Bei den inhomogenen Mikrofüllerkompositen geht es um eine Kombination aus organischer Matrix mit pyrogenen SiO_2 – Mikrofüllern und Mikrofüllerkomplexen.
Aus diesem Grund wird diese Klasse, je nach Form der Komplexe, in drei Untergruppen unterteilt:

- inhomogene Mikrofüllerkomposite mit splitterförmigen Vorpolymerisaten.
- inhomogene Mikrofüllerkomposite mit kugelförmigen Vorpolymerisaten.
- inhomogene Mikrofüllerkomposite mit Mikrofülleragglomeraten.

Die inhomogenen Mikrofüllerkomposite mit splitterförmigen Vorpolymerisaten sind die am häufigsten verwendete Art von Mikrofüllerkompositen, da diese auch positive Eigenschaften aufweisen, wie gute Polierbarkeit, dauerhaft gute Oberflächenbeschaffenheit und gute Abrasionsfestigkeit, vergleichbar mit homogen mikrogefüllten Kompositen.

Abschließend gilt festzustellen, dass die Eigenschaften eines Komposites auf das Zusammenwirken der Einzelkomponenten zurückzuführen ist.
Folglich ist es undenkbar, eine Eigenschaft alleine extrem zu verbessern, ohne dass daraus eine Wechselwirkung einer anderen Komponente resultiert und somit im Gesamten eine Veränderung der Eigenschaften in negativer oder positiver Richtung hervorgerufen wird.

2.4 Pin-on-Disk

Seit Jahrzehnten werden in der Zahnmedizin zur Verschleißsimulation sogenannte Pin-on-Disk-Tribometer unterschiedlichster Variationen angewandt.
All diese weisen ein gemeinsames Grundprinzip auf.
Ein Pin drückt mit definierter Kraft gleichmäßig gegen eine mit Probematerial versehene rotierende Scheibe, wobei Pin und Scheibe senkrecht zueinander stehen.
Der Pin wird als abradierende Komponente, das Probematerial auf der Scheibe als abradierte Komponente bezeichnet, deren Verschleiß von Interesse ist.
In den Versuchen, die schon seit Jahren durchgeführt wurden, variierte man die Beanspruchungsparameter wie z. B. Anpressdruck, Zyklenzahl, Temperatur und Relativgeschwindigkeit (Umdrehungszahl der Probenscheibe), die zu folgenden Ergebnissen führten:

Im Jahre 1975 schon konzipierte Powell eine „Pin-on-Block" Apparatur, die den menschlichen Kauzyklus möglichst exakt imitieren sollte, da sowohl Gleitbewegungen, als auch Impulsbelastungen simuliert werden konnten. Die verwendete Apparatur bestand folglich aus zwei Prüfständen, um gleichzeitig beide Okklusionskonzepte nachahmen zu können.
Nachdem sich aber in Vorversuchen schon herausstellte, dass mit einer Impulsbelastung (Last 21 MPa, 250 000 Zyklen) kein nennenswerter Materialverschleiß der Probematerialien entstand, so wurde dieser Versuchsansatz schnell in den Hintergrund gedrängt und Powell änderte seinen Weg in Richtung oszillierende Pin-on-Block-Apparatur, auf deren Grundlage er schließlich die Pin-on-Disk-Maschine entwickelte.
Es wurden Pin-on-Disk-Maschinen konzipiert, bei denen regelmäßig im Abstand von 20 Minuten eine Spurentiefenvermessung mittels linearem Wegaufnehmer, zur Berechnung der Verschleißraten, durchgeführt werden konnte.
Und fast immer wurden rasterelektronenmikroskopische Analysen zur morphologischen Auswertung der Ergebnisse herangezogen.
Insgesamt kann man sagen, dass Powell (1975) mit seinen Versuchen und Auswertungen zu folgendem Ergebnis kam:

Seine Resultate ergaben eine absteigende Verschleißrate in folgender Reihenfolge:

- kommerzielles Komposit
- experimentelles Komposit (höheres E-Modul)

- Amalgam.

Mit diesem Ranking konnte Powell (1975) schließlich die klinische Relevanz seiner Untersuchungen beweisen.

Soltez (1979) verwendete ebenfalls eine „Pin-on-Disk" Apparatur.
In seiner Anordnung jedoch bestand der Pin aus dem zu abradierenden Komposit, der gegen eine rotierende Keramikscheibe gedrückt wurde. Die Scheibe aus Keramik, welcher der abrasive Teil war, wurde auf eine Endrauigkeit von 800 grit gebracht. Das Umgebungsmedium war dest. Wasser und um planparallele Pins zu erhalten, wurden diese im Vorfeld in der Apparatur selbst über einen Zeitraum von 100 Zyklen eingeschliffen.
Im Versuch an sich wurden dann in Abstand von 500 Zyklen die Prüfkörper (Pins) gewogen, vermessen und die erhaltenen Werte in einen Volumenverlust umgerechnet.
Nach Auswertung seiner Versuche kam Soltez (1979) schließlich zu folgendem Ergebnis:

- Mit Quarz gefüllte Komposite sind am abrasionsstabilsten.
- Komposite mit Lithium-Silikat-Füllern hingegen zeigten die größte Abrasion.
- Komposite mit Füllkörpermischungen aus Quarz und Bariumglas ergaben mittlere Abrasionswerte.
- Und bei Kompositen mit reinem Kunststofffüllmaterial war ebenfalls eine sehr große Abrasionsstabilität zu beobachten.

Die Arbeitsgruppe Bailey and Rice (1981) wählte zur Verschleißsimulation ebenfalls die Pin-on-Disk-Apparatur und begründete dies damit, dass eine Simulation des physiologischen Kauprozesses erst dann Sinn hat, wenn Klarheit über alle experimentellen Faktoren herrscht, die hinsichtlich des Materialverschleißes von Bedeutung sind.
Bailey and Rice wählten eine Pin-on-Disk-Versuchsanordnung, die aus fünf Prüfständen bestand und folgende Testparameter hatte.
Der Gegenkörper war ein aus Hohlbohrern gewonnener Schmelzpin mit 1,5 mm Durchmesser, 1,0 µm Oberflächenrautiefe und einer Länge von 3 mm.
Die auf den Scheiben befindlichen Materialproben (Amalgame und Komposite) wurden mit SiC-Schleifpapier und Diamantpolierpaste auf eine Oberflächenrauigkeit von 600 grit bearbeitet.
Der nominale Spurenradius der Probe wird mit 6,25 mm angegeben.

Nach einer 7-tägigen Lagerung der Proben in dest. Wasser mit der Temperatur von 37°C wurden die Versuche unter fließendem Wasser (Temp. 37°C) durchgeführt.
Die Testläufe wurden über einen Zeitraum von 24 h (46 000 Umlaufzyklen), bei einer Last von 10 MPa und einer Gleitgeschwindigkeit von 2 cm/s durchgeführt.
Die Spurentiefe wurde regelmäßig alle 20 Minuten mit einem Wegaufnehmer gemessen und in Verschleißraten umgerechnet. Zusätzlich wurden die Proben in einem Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht.
Eine Variation des Anpressdruckes der Pins von 10,4 MPa auf 14 MPa, also auf einen Wert, der innerhalb des Bereiches des physiologischen Kaudruckes, führte bei Kompositen zu einem drastischen Anstieg der Verschleißrate auf einen mehrfachen Wert.
Demzufolge kamen sie zu der Erkenntnis, dass die Verschleißrate eines Werkstoffes aus Kompositmaterial zu einem hohen Maße vom Anpressdruck abhängt.
Bei Amalgam hingegen konnte dies nicht festgestellt werden.
Eine Erhöhung der Umlauffrequenz übte auch keinen signifikanten Einfluß auf die jeweilige Verschleißrate aus, ebenso Variationen der initialen Oberflächenrauigkeit (240 grit vs. 400 grit) sowie der Gleitgeschwindigkeit (1,6 cm/s vs. 2,6 cm/s).

Rice (1982) untersuchte auch den Einfluß von Variationen am Pinmaterial auf die Verschleißrate konventioneller Komposite.
Hierfür änderte er die Einspannlänge der Schmelzpins (1, 2, 3, 4 cm Länge) und stellte fest, dass die durchschnittlichen Verschleißraten des geprüften Komposites konstant blieben.
Die einzelnen Abrasionsraten jedoch variierten mit zunehmender Pinlänge.
Doch diese Variationen konnten aber auch maschinenbedingt verursacht worden sein oder an morphologischen Unterschieden des Schmelzpins gelegen haben.
Aufgrund der biologischen Variationsbreite von Schmelz, die die Testergebnisse manipulieren können, suchte man nach einem adäquaten Ersatz als Standardantagonisten.
Hierzu verglichen Bailey and Rice (1984) mittels einer Pin-on-Disk-Apparatur das Abriebverhalten eines Komposites gegen Pins aus gesintertem Aluminiumoxid und Magnesiumfluorid mit solchen aus menschlichem Schmelz. Trotz der unterschiedlichen Härte von gesintertem Aluminiumoxid (2100 kg/mm²) und Schmelz (343 kg/mm²) wies jedoch das abradierte Komposit in beiden Fällen vergleichbare Morphologien der Abrasionsflächen sowie nahezu identische Verschleißraten auf. Es muss jedoch hinzugefügt

werden, dass dabei die Schmelzpins dreimal mehr Abrieb zeigten, als die Aluminiumoxidpins. Unter Berücksichtigung der Resultate am abradierten Komposit, konnte man somit sagen, dass mit gesintertem Aluminiumoxid ein geeignetes Ersatzmaterial für Schmelz gefunden war, das vergleichbare Ergebnisse lieferte und außerdem eine Verbessung der Reproduzierbarkeit der Messungen und eine Verlängerung der Testdauer aufgrund der morphologischen Homogenität und Abrasionsstabilität ermöglichte.
Magnesiumfluorid-Pins erwiesen sich aufgrund ihrer hohen Wasserlöslichkeit als unzureichend.
Ergebnisse der Untersuchungen von Bailey and Rice (1984) mit Aluminiumoxid-Pins gegen unterschiedliche Komposite ergaben folgendes:

- Die Verschleißrate war aufsteigend von lichthärtende Mikrofüllerkomposite über selbsthärtende Mikrofüllerkomposite zu konventionellen Kompositen hin.

Im Jahre 1982 begann sich auch die Arbeitsgruppe Mc Kinney und Wu mit Verschleißuntersuchungen an der Pin-on-Disk-Apparatur zu beschäftigen. Diese verwendete im Wesentlichen denselben Pin-on-Disk Versuchsaufbau von Bailey (1981); auch die Belastungsparameter wurden übernommen.

Die zu untersuchenden Proben wurden vor Versuchsbeginn 24 h in dest. Wasser bei einer Temperatur von 37 °C gelagert.
Die Testdauer betrug 127 000 Zyklen bei einer Geschwindigkeit von 3,24 cm/s, der Spurrillenradius wurde mit 12 mm angegeben.
Als Antagonisten wurden Schmelz-, Durapatit-, Saphir- und Stahl-Pins (Durchmesser 2 mm) verwendet.
Die Auswertungen des Testes erfolgte über eine Vermessung der Spurentiefe an 10 Positionen der Probe im Abstand von 1 500 Zyklen, ebenso deren Umrechnung in Verschleißraten.
Wie Bailey (1981) erhielt auch Mc Kinney (1982) in Lastvariationen (2,5 – 20 MPa) direkt proportionale Verschleißraten zur Flächenpressung.
Jedoch wurde bei einer Testlaufdauer von 127 000 Zyklen eine Änderung des Verschleißmechanismus festgestellt, welcher auch morphologisch mittels Silbernitratanfärbung als Schadensakkumulation unterhalb der Oberfläche sichtbar gemacht werden konnte.
Es kam zu einem plötzlichen Anstieg der Verschleißrate und mit zunehmender Last setzte der Materialverschleiß früher ein.
Dieses Phänomen interpretierte man als sogenannten Ermüdungsverschleiß.

Laut Mc Kinney (1982) trat dieses Verschleißbild vor allem bei langen Versuchszeiten sowie unter Verwendung von Stahlpins auf. Dies war damit zu erklären, dass diese Pins, im Gegensatz zu den anderen, härteren Pins, die Füllkörper nicht polieren, sondern abradieren. Laut Kunzelmann (1997) kommt dem Stahlpin eine Art „Zeitrafferfunktion" zu. Deshalb favorisierte Mc Kinney (1982) in seinen weiteren Versuchen die Verwendung von Stahlpins und konzentrierte sich im Weiteren auf den Einfluss organischer Lösungsmittel (v. a. Verdünnungsreihen von Äthanol) auf Verschleiß von Kompositen (Mc Kinney und Wu, 1986) und kamen zu folgendem Ergebnis:

- Die Verschleißfestigkeit wird durch organische Lösungsmittel negativ beeinflusst, parallel zu den erstellten Knoop-Härte-Profilen.

1985 testete die Arbeitsgruppe um Li ebenfalls unter Verwendung einer „Pin-on-Disk" Apparatur den Einfluss von Füllkörpergrößen und Füllkörpergehalt auf das Verschleißverhalten, an systematisch variierten Mikrofüllerkompositen.
Die Proben wurden hier vor Versuchsbeginn 7 Tage in dest. Wasser gelagert und auf eine Oberflächenrauigkeit von 400 grit geschliffen.
Die Testdauer betrug 20 000 Zyklen bei einer Geschwindigkeit von 150 U/min. und einer Last von 10 MPa; Running-in-Dauer waren 5 000 Zyklen bei 85 U/min.
Als Antagonisten verwendete Li Pins aus synthetischem Hydroxylapatit (Durchmesser 2 mm).
Die Testauswertungen erfolgten durch Vermessen der Spurentiefe und -breite und ergaben folgendes Ergebnis:

Ungefüllte Komposite zeigten mehr Abrieb als gefüllte Komposite. Ferner konnte Li (1985) eine steigende Verschleißrate bei steigendem Füllkörpergehalt feststellen. Komposite mit Füllkörpergrößen von 15 µm zeigten eine bessere Abrasionsstabilität als solche mit Füllkörpergrößen von 2 µm.

3. Material und Methode

3.1 Material

3.1.1 Zusammensetzung der Probematerialien

Im Rahmen dieser Arbeit wurden 17 experimentelle und 10 kommerzielle Komposite getestet.
Die experimentellen Komposite, im Folgenden mit C 13, C 14, .., C 29 bezeichnet, weisen systematische Variationen bezüglich ihrer Materialzusammensetzung auf.
Anhand dieser experimentellen Materialien wurde gezielt der Einfluss der Füllkörpergröße, der Füllkörpermenge und der Matrixzusammensetzung auf die Reibungskraft und auf das Verschleißverhalten der jeweiligen Stoffe untersucht.
Die 17 experimentellen Komposite wurden in drei Gruppen unterteilt.
Die Komposite C 13 – C 17, welche die erste Gruppe bilden, differierten bezüglich ihres Füllstoffgehaltes (63 Gew.% - 22 Gew.%) bei gleichbleibender Füllkörpergröße von 1µm.
In der zweiten Gruppe, welche aus den Kompositen C 18 – C 22 besteht, wiesen die Komposite dieselbe Abstufung, hinsichtlich des Füllkörpergehaltes auf, jedoch bei einer Füllkörpergröße von 13,7 µm Durchmesser.
Die Komposite C 23 – C 29 bilden die dritte Gruppe der experimentellen Komposite. Hier bleibt der Füllergehalt mit insgesamt 81,9 Gew.% konstant, jedoch wurde die Matrixzusammensetzung systematisch variiert, vor allem in Hinsicht auf das Gehalt der Monomerfraktion Benzylmethacrylat (0 Gew.% - 3,61 Gew.%).
Die Zahleninhalte folgender Tabellen und Erläuterungen beziehen sich auf die Angaben der Firma Ivoclar AG.

Tab. 3.1: Aufschlüsselung der Materialcodes der experimentellen Komposite.

Gruppe	Nummer	Materialnummer	Materialcode	Inhaltshinweise der Verpackung
1	1	C13	RZ 7000	63 % GM 27884 1,0 µm sil.
	2	C14	RZ 7001	52 % GM 27844 1,0 µm sil.
	3	C15	RZ 7002	42 % GM 27884 1,0 µm sil.
	4	C16	RZ 7003	32 % GM 27884 1,0 µm sil.
	5	C17	RZ 7004	22 % GM 27884 1,0 µm sil.
2	6	C18	RZ 7005	63 % GM 27884 13,7 µm sil.
	7	C19	RZ 7006	52 % GM 27844 13,7 µm sil.
	8	C20	RZ 7007	42 % GM 27884 13,7 µm sil.
	9	C21	RZ 7008	32 % GM 27884 13,7 µm sil.
	10	C22	RZ 7009	22 % GM 27884 13,7 µm sil.
3	11	C23	BB 30921	/
	12	C24	BB 30922	/
	13	C25	BB 30931	/
	14	C26	BB 30932	/
	15	C27	BB 30933	/
	16	C28	BB 90941	/
	17	C29	BB 90942	/

GRUPPE 1

Tab. 3.2: Inhaltsstoffe der Komposite C13 – C17.

Angaben in Gew.-%	Komposit 13	Komposit 14	Komposit 15	Komposit 16	Komposit 17
Name	RZ 7000	RZ 7001	RZ 7002	RZ 7003	RZ 7004
Nupol	14,21	18,81	22,99	27,17	31,35
RM3	12,64	16,73	20,44	24,16	27,88
SR205	6,80	9,00	11,00	13,00	15,00
Photoinitiator	0,33	0,42	0,51	0,61	0,70
Additive	0,03	0,05	0,06	0,07	0,07
GM 27884 1 µm sil.	63,00	52,00	42,00	32,00	22,00
HDK 2000	3,00	3,00	3,00	3,00	3,00
Gesamt	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00

GRUPPE 2

Tab. 3.3: Inhaltsstoffe der Komposite C18 – C22.

Angaben in Gew.-%	Komposit 18	Komposit 19	Komposit 20	Komposit 21	Komposit 22
Name	RZ 7005	RZ 7006	RZ 7007	RZ 7008	RZ 7009
Nupol	14,21	18,81	22,99	27,17	31,35
RM3	12,64	16,73	20,44	24,16	27,88
SR205	6,80	9,00	11,00	13,00	15,00
Photoinitiator	0,33	0,42	0,51	0,61	0,70
Additive	0,03	0,05	0,06	0,07	0,07
GM 27884 13,7µm sil.	63,00	52,00	42,00	32,00	22,00
HDK 2000	3,00	3,00	3,00	3,00	3,00
Gesamt	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00

GRUPPE 3

Tab. 3.4: Inhaltsstoffe der Komposite C23 – C29.

in Gew.-%	Komposit 23	Komposit 24	Komposit 25	Komposit 26	Komposit 27	Komposit 28	Komposit 29
Name	BB 30921	BB 30922	BB 30931	BB 30932	BB 30933	BB 30941	BB 30942
Nupol	7,75	7,38	7,19	7,00	6,82	6,44	6,06
RM3	6,70	6,53	6,37	6,20	6,03	5,70	5,37
SR205	3,63	3,53	3,44	3,35	3,26	3,08	2,90
Bz-Meth-acrylat	-	0,46	0,90	1,36	1,80	2,71	3,61
Photo-initiator	0,14	0,14	0,14	0,13	0,13	0,12	0,11
Additive	0,07	0,07	0,07	0,07	0,07	0,06	0,06
GM 27884 1µm sil.	51,61	51,61	51,61	51,61	51,61	51,61	51,61
Sphärosil 1,2 sil.	14,39	14,39	14,39	14,39	14,39	14,39	14,39
OX 50	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00
YbF^3	14,89	14,89	14,89	14,89	14,89	14,89	14,89
Gesamt	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00	100,00

Zu den einzelnen Inhaltsstoffen der Komposite wurden folgende Angaben gemacht, ebenfalls von der Firma Ivoclar AG:

- Nupol : Monomer
- RM-3 : Monomer
- SR-205 : Monomer
- Bz-Methacrylat : Monomer, beeinflusst den Quervernetzungsgrad

Tab. 3.5: Dichte der Monomere und Polymere.

Dichte in g/cm³	Monomer	Polymer	Differenz in %
Nupol	1,152	1,226	+ 6,03%
RM-3	1,11	1,19	+ 6,72%
SR-205	1,072	1,25	+ 14,24%
Bz-Methacrylat	1,04	-/-*	-/-*

*Dichte nicht verfügbar

- Photoinitiator : Kombination aus Campherchinon und N, N – 2 – Cyanoethylmethylanilin.

- HDK 2000 : Handelsname einer hochdispersen Kieselsäure (amorphes Siliziumdioxid) der Firma Wacker AG, München. HDK 2000 zählt mit einer Partikelgröße zwischen 7 und 40 nm zu den Mikrofüllern, wird durch Hydrolyse von Siliziumtetrachlorid in einer Knallgasflamme gewonnen und dient als Verdichtungsmittel.

- GM 27884 sil. : Ein silanisierter Glasfüller, für den verbesserten Verbund zur organischen Matrix mit einem Durchmesser von 1 µm bei den Gruppen 1 und 3, sowie 13,7 µm bei der Gruppe 2.

- Sphärosil 1,2 sil. : Silanisierter Mikrofüller.

- YbF^3 : Yitterbiumtrifluorid; Yitterbium ist ein Element mit einer hohen Atommasse und bewirkt Röntgenopazität. Fluorid wird in geringen Mengen abgegeben und lagert sich in die angrenzende Zahnhartsubstanz ein.

- OX – 50 : Mischoxidfüller.

Tab. 3.6: Dichte der Füller in g/cm³

HDK 2000	2,1
GM 27884	2,734
Sphärosil	2,505
YbF^3	8,1
OX – 50	2,1

Bei den kommerziellen Kompositen handelt es sich um Hybrid- bzw. mikrogefüllte und Polyglas-Komposite.
Auch an diesen Kompositen wurde das Verschleißverhalten und die Reibungskraft in Zusammenhang mit Füllkörpergröße, Füllkörpermenge und Matrixzusammensetzung untersucht.

Tab. 3.7: Zusammensetzung der untersuchten kommerziellen Materialien

Komposit	Kompositart	Zusammensetzung	
Charisma®	Polyglas-Komposit	- aromatische DMA (Bis-GMA)	45 Gew.% anorganischer Füller, ohne Silan: Ba-Al-Fluorglas (0,02-2 µm); hochdisperses Siliziumdioxid (0,02-0,07 µm)
Solitaire®	Polyglas-Komposit	Tetra-bis hexa-funktionelle Methacrylsäureester	65 Gew.% flouridfreisetz. polyglobuläre Füller: infiltrierbare Si-O Glas Ba-Al-Si-F-Glas(0,7µm) Al-Si-F-Glas (1µm) Si-F-Glas (<1µm)
Artglass®	Polyglas-Komposit	Tetra-bis hexa-Funktionelle Methacrylsäureester	75 Gew.% anorganische Füller: SiO_2 (Kieselsäure) Ba-Al-Si-Glas (0,7µm-1µm)

Komposit	Kompositart	Zusammensetzung	
Z100®	Hybrid Komposit	- aromatische DMA (Bis-GMA) - aliphatische DMA (TEGMA)	84,5 Masse%: SiO_2 ZrO_2 Größe: 0,01 - 3,50 µm
Tetric®	Hybrid Komposit	- aromatische DMA (Bis-GMA; 8 Masse%) - aliphatische DMA (TEGMA 3,8 Masse%; Urethandimethacrylat 7 Masse%)	-Ytterbiumtrifluorid (15 Masse%) -Mischoxid, silanisiert (14,5 Masse%) -hochdisperses Siliziumdioxid, silanisiert (1Masse%) -Bariumglas, silanisiert (50,5 Masse%)
Durafill®	Microgefülltes Komposit	- aromatische DMA (Bis-GMA) - aliphatische DMA (TEGMA, UDMA)	-Splitterpolimerisat SiO_2-Verbindungen (60,0 Masse%) Größe 0,02 - 0,07 µm
Enamel plus HFO®	Submicronfilled Hybridkomposit	- aromatische DMA (Bis-GMA) - aliphatische DMA (TEGMA, UDMA)	- 75 Vol. % anorganischer Füller (0,7 µm) - Pyrogenes SiO_2 (0,04 µm)
InTen-S®	Hybrid Komposit mit Präpolymerisaten	- aromatische DMA (Bis-GMA) - aliphatische DMA (Bis-EMA) (DMA = 17,5 Masse%)	-Bariumglasfüller, silanisiert (38,9 Masse%) -Ytterbiumtrifluorid (3 Masse%) -Copolymer (40 Masse%)
Palfique Estelite (LF)	Microhybrid Komposit	-Tetrafunktionelle Methacrylate	82 Masse% sub-micron (0,7 µm), runde SiO_2/ZrO_2 Füllkörper
Filtek™ Supreme	Nano-komposit	- aromatische DMA - aliphatische DMA (UDMA, bis-EMA)	-Nano-Silica (5-75 nm) -Cluster $SiO_2/ZrO_2 \approx 1\mu m$

Mit **Z 100** wurde ein Komposit ausgewählt, welches sich durch hohe Füllkörpermasse, ein hohes E-Modul und durch eine extrem schnelle Polymerisation hervorhebt.
Tetric, welches ein langbewährtes Hybridkomposit ist, galt als Referenzmaterial.
Durafill und **InTen-S** waren von Interesse, weil es Materialien sind, die Präpolymerisate enthalten.
Mit **Enamel plus HFO** bezieht man das erste „submicronfilled Hybridkomposit" und mit **Filtek Supreme** das erste Nanokomposit in die Versuchsreihe mit ein.
Palfique Estelite Low Flow wurde untersucht, weil es ein Mikrohybridkomposit mit sphärischen Füllkörpern ist.
Als mikrogefülltes Komposit mit klassischen Füllkörpern aus Ba- Al- F- Si-Glas wurde **Charisma** getestet.
Artglass und **Solitaire** wurden als Vertreter der Werkstoffklasse der sogenannten Polymer-Gläser untersucht, wobei **Solitaire** zusätzlich poröse Makrofüller enthält.
Bei der Werkstoffgruppe der Polygläser ersetzen mehrfunktionelle, hochmolekulare Methacrylsäureester in Form eines organischen Glases die bisherigen ein- bis zweifunktionellen Methacrylsäureester der herkömmlichen Bis-GMA-Matrix.

Tab. 3.8: Materialien, Hersteller und Chargennummer

Z100™	3M ESPE	3 WJ
Charisma®	Heraeus Kulzer	020047
Tetric®	Vivadent	F 50595
Durafill	Heraeus Kulzer	080135
Enamel plus HFO	GDF	2003001872
InTen-S	Vivadent	F 56513
Palfique Estelite Low Flow	Tokuyama	631
Filtek Supreme	3M ESPE	3 BN
Solitaire®	Heraeus Kulzer	40
Artglass®	Heraeus Kulzer	102

3.1.2 Verwendetes Antagonistenmaterial

Schon im Jahre 1984 (Bailey und Rice) warfen sich bei Versuchen (Pin-on-Disk) mit Schmelz als Antagonistenmaterial Probleme auf.
Es ergaben sich Unterschiede in den Ergebnissen, die fast ausschließlich durch die morphologischen Unterschiede der Schmelzpins bedingt waren.
Da die Struktur des menschlichen Zahnschmelzes eine große Varianzbreite bezüglich morphologischer und werkstoffkundlicher Eigenschaften aufweist, und diese zu Manipulation der Testergebnisse von In-vitro-Studien führen können, suchte man schon 1984 (Bailey und Rice) nach einem adäquaten Standardantagonisten und kam zu dem Ergebnis, dass Aluminiumoxidpins (Al_2O_3), trotz der großen Härte, ein optimaler und vor allem konstanter Ersatz für Schmelzpins waren (Härte Schmelz 343 kg/mm², Härte Al_2O_3 2100 kg/mm², nach Craig et al 1983).
Nachfolgende rasterelektronische Analysen zeigten, dass beide Pinmaterialien, trotz der erheblichen Unterschiede im Härtegrad, morphologisch ähnliche Abriebspuren auf der Probenscheibe verursachten.
REM-Betrachtungen der Morphologie der beiden Pins nach Versuchsablauf hingegen zeigten, dass Schmelzpins ein wesentlich inhomogeneres Bild aufwiesen, als Degussit-Pins (Al_2O_3).

Eigenschaften des Degussitpins:

Material:	Al_2O_3-Keramik
Mittlere Korngröße:	20 µm
Härte (Knoop):	23000 MPa
Zugfestigkeit:	300 MPa
Druckfestigkeit:	3500 MPa
E-Modul:	3,8 x 15 GPa

Zur Veranschaulichung der mechanisch-physikalischen Eigenschaften sind einige Vergleichsdaten noch von Interesse:

Härte nach Vickers:

Schmelz:	4080 N/mm²
Dentin:	600 N/mm²
Komposite:	480 N/mm² - 1300 N/mm²

Druckfestigkeit :

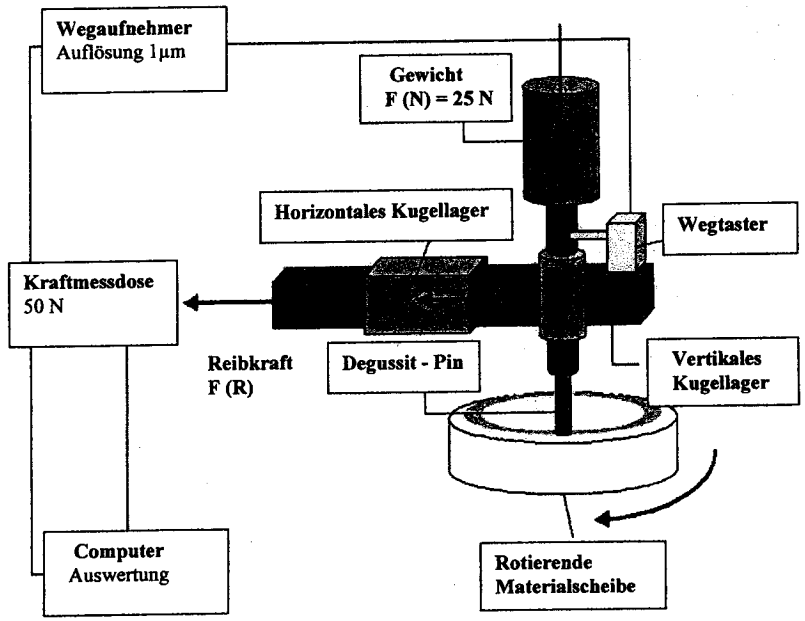
Schmelz:	400 MPa
Dentin:	300 MPa
Komposite:	240 - 400 MPa
Kompomere:	180 - 250 MPa

3.2 Methode

3.2.1 Aufbau der Pin-on-Disk Apparatur

Alle Experimente der vorliegenden Arbeit wurden mit Tribomet 2 (Willytec) durchgeführt, einer „Pin-on-Disk"-Apparatur, die an der Poliklinik für Zahnerhaltung und Parodontologie der Ludwig-Maximilians-Universität München entwickelt wurde (Holzner-Hartmannsgruber, 1997).

Abb. 3.1: Aufbauprinzip der Pin-on-Disk Typ „München".



Die Apparatur besteht im Wesentlichen aus einer rotierenden Materialscheibe (Disk), die durch einen Antagonisten senkrecht zur Oberfläche belastet wird. Als solche dienen Degussit-Kugeln (siehe dazu Kapitel 3.1.2).

Zum Antrieb der Probenscheibe wird ein Antriebsmotor mit regulierbarer Drehzahl verwendet (Mattke, Freiburg).
Eine Kraft wird durch verschiedene Gewichte erzeugt, die auf den Antagonisten einwirken.
Die durch die Reibung zwischen Pin und Probe entstehende Kraft wird direkt von einem Übertragungsarm „aufgefangen" und auf eine Kraftmessdose übertragen (Druckmessdose). Die Auflösungsrate der Kraftmessdose beträgt 0,05 N (Michejew, 2002).
Gleichzeitig wird mittels eines Wegsensors gemessen, wie weit sich der Antagonist in die Probe einsenkt, und somit ein Gesamtverschleiß ermittelt.
Betrachtet man eine Umdrehung alleine für sich, so stellt man fest, dass es innerhalb der einzelnen Umdrehungen sowohl zu unterschiedlichen Reibungswerten, als auch zu verschiedenen Höhenwerten, aufgrund unvermeidbarer ungenauer Planparallelität und Inhomogenität des Probematerials kommt.
Um diese Streuung der Messwerte zu eliminieren, werden alle Werte einer Umdrehung gemittelt (Michejew, 2002).
Die sich ergebenden Reibkraftwerte, sowie auch die Höhenwerte werden unmittelbar einem Rechner mit einer Auswertesoftware zugeführt und auf dessen Monitor direkt in ein Weg-Zeit- und Kraft-Zeit-Diagramm dargestellt.
Um Verfälschungen der Messwerte durch auftretende Verschleißpartikel des Tribosystems zu vermeiden, ist der Probenbehälter an ein geschlossenes Wasserumwälzsystem angeschlossen.
Hierbei wird die Probe mittels einer verstellbaren Düse permanent mit sauberem destillierten Wasser, 37 °C umspült, so dass anfallende Verschleißpartikel sofort von der Probenoberfläche entfernt werden.
Eine zweite Düse saugt das mit Verschleißpartikel angereicherte Wasser ab und führt es einem Filter zu, welcher es reinigt und in ein Sammelbehälter ableitet. Dieser Behälter ist auch gleichzeitig die Stelle, aus dem die erste Düse ihr Wasser bezieht.

3.2.2 Probenherstellung und Versuchsablauf

Zur Aufnahme des Probematerials dient eine Aluminiumscheibe (30 mm Außendurchmesser; 10 mm Innendurchmesser).
Die Probenscheiben werden vor Auftragen des Komposites nach dem Rocatec-Verfahren silikatisiert und anschließend mit Espe-Sil (Espe) vorbehandelt, um einen kraftschlüssigen Verbund zwischen Metall und Kunststoff zu gewährleisten.
Anschließend werden die zu testenden Komposite in zwei aufeinanderfolgendenden Schichten von jeweils ca. 1 mm Dicke aufgebracht.
Nach Legen der ersten Schicht erfolgt eine 40 sec. lange Aushärtung im Lichtofen (Spectramat, Ivoclar). Fortsetzend wird dann direkt die zweite Schicht aufgetragen und analog lichtgehärtet.
Um eine Sauerstoffinhibitionsschicht und auch große Überschüsse zu vermeiden, wird die zweite Schicht vor Aushärtung mit einer dünnen, durchsichtigen Kunststofffolie überspannt.

Abb. 3.2: Aluminiumscheibe zur Aufnahme des Probematerials.

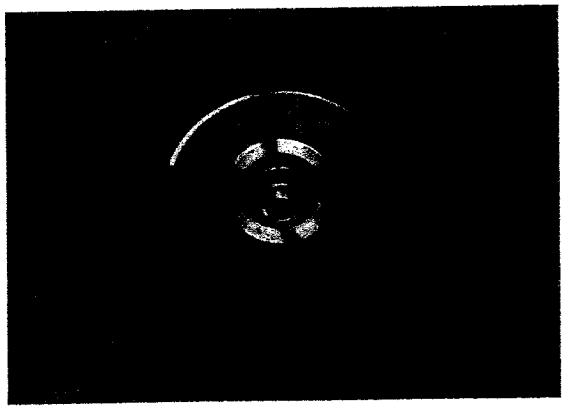


Abb. 3.3: Probenscheibe silikatisiert und mit Espe-Sil vorbehandelt.

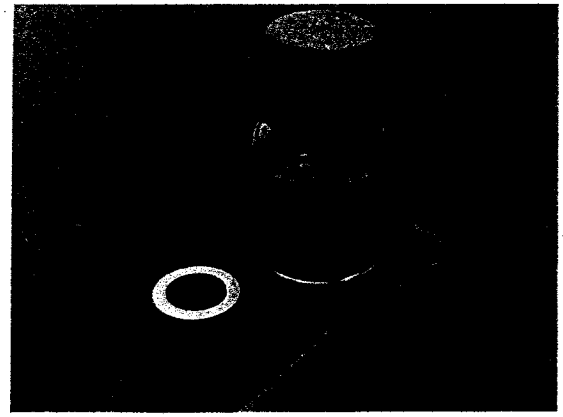


Abb. 3.4: Probenherstellung nach Legen der 1.Schicht und Lichthärtung.

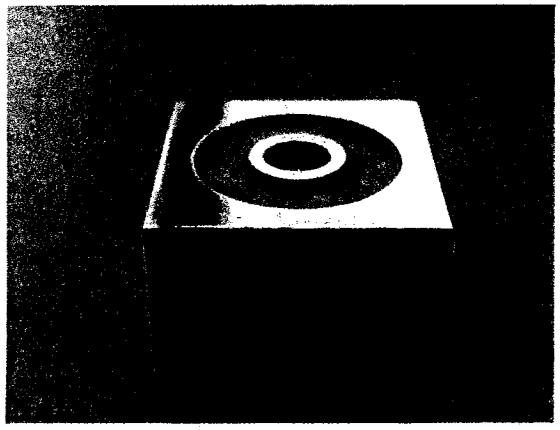
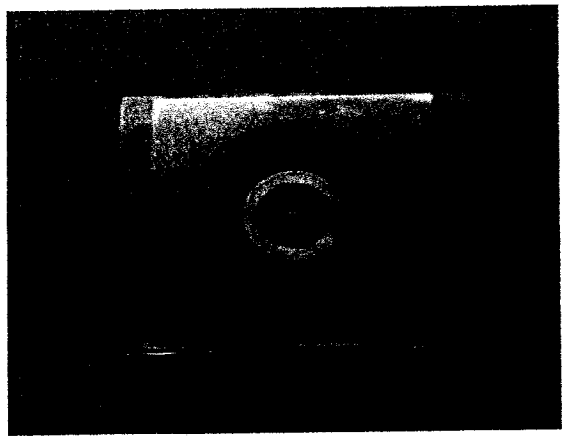


Abb. 3.5: Zweite Schicht überspannt mit einer Kunststofffolie.



Im weiteren Vorgehen werden alle Proben nach ihrer Herstellung zunächst 24 Stunden in einer Ringer-Lösung bei 37 °C gelagert.
Am nächsten Tag, vor Versuchsbeginn werden dann die Proben eingeschliffen, um anschließend den Versuch mit einer gewünschten Ausgangsrauigkeit starten zu können.
Dazu werden die Proben in die „Pin-on-Disk"-Apparatur montiert, das den Probenhalter umgebende Medium mit destilliertem Wasser aufgefüllt und anstelle des Antagonistenträgers wird eine mit Schleifpapier überzogene Messingscheibe (Durchmesser 2,5 cm) angebracht.
Anschließend wird die Schleifscheibe auf den Probenhalter so positioniert, dass ihr Mittelpunkt ungefähr auf dem Radius der späteren Spurrille zu liegen kommt.
Setzt man die Rotation des Probenhalters ein, so wird durch die auftretende Reibung zwischen Probe und Schleifpapier ein Läppvorgang erzeugt und die Schleifscheibe in die dem Probehalter entgegengesetzte Richtung angetrieben.
Dies wurde 20 Minuten lang bei einer Geschwindigkeit von 130 U/min mit SiO-Naßschleifpapier (Leco) der Körnung 180 grit durchgeführt und anschließend weitere 20 Minuten mit einer feineren Körnung 600 grit poliert.
Das Resultat war eine homogene Oberfläche der Probe, frei von sämtlichen Riefen und eine durchschnittliche Dicke von ca. 2 mm.

Abb. 3.6: Messingscheibe mit Schleifpapier überzogen.

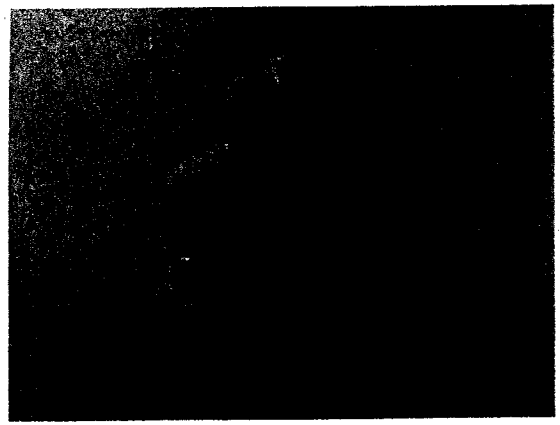


Abb. 3.7: Fertig eingeschliffene Probe mit homogener Oberfläche.

Nach Beendigung des Einschleifvorgangs wird der Schleifpapierhalter abmontiert und die Schleifscheibe durch einen Antagonistenhalter mit Degussit-Kugel ersetzt.

Das durch den Einschleifvorgang mit Verschleißpartikeln angereicherte Wasserbad wird ebenso vor Versuchsbeginn entfernt und durch frisches destilliertes Wasser ausgetauscht. Das sich im Becken des Pumpsystems befindliche destillierte Wasser musste auf eine Temperatur von 37°C aufgeheizt werden, um mit In-vivo vergleichbare Temperaturverhältnisse zu arbeiten.
Die Düsen der Thermo-Pumpanlage werden anschließend so positioniert, so dass, die Eine genau auf den Bereich gerichtet ist, an welchem während des Versuches diejenige Stelle der Probe erscheint, die kurz zuvor unter dem Antagonisten hinweggeglitten war, um alle Verschleißpartikel möglichst rasch wegzuspülen, und die Zweite so, dass sie alle Verschleißpartikel möglichst schnell absaugen kann.
Der Wasserfluss beträgt ca. 1300 ml/min.
Der Durchmesser der Düsenöffnung entspricht 5 mm.
Anschließend wird der Antagonist samt Gewicht (F= 25 N) auf die Probenscheibe abgesenkt und der Höhensensor angebracht. Der Kraftsensor hingegen muss vor Versuchsbeginn entlastet werden, um diesen auf den Nullwert zu kalibrieren.
Die Umdrehungsgeschwindigkeit des Probentellers wird auf 60 U/min eingestellt, denn bei einer Drehzahl von 60 U/min und dem vorgegebenen Spurrillenradius von 10 mm gleitet somit jede Stelle der Probe genau ein Mal pro Sekunde unter dem Antagonisten hinweg.
Diese Umdrehungszahl wird gewählt, um die Relativgeschwindigkeit zwischen Probe und Degussit-Kugel möglichst exakt an die In-vivo herrschende Kausituation anzupassen (menschliche Kaufrequenz: 1 Hz (ca. 58 – 120 Zyklen/min.) „Holzner-Hartmannsgruber, 1997).
Zuletzt galt es, vor dem entgültigem Versuchsstart, die Versuchsparameter am Rechner einzustellen:

Laufzeit	: 1440 min
Tastzeit	: 6 sec.
F (N)	: 25 N
Abrasionstiefe	: 250 µm

Die Grundlast beträgt bei allen Versuchen 25 N.
Die Dauer des „running-in“ der Versuche beläuft sich auf durchschnittlich 3 – 4 Stunden.
Für jeden Versuch wurde eine neue Probe hergestellt.
Die oben genannten Bedingungen wurden im Weiteren als gegeben vorausgesetzt und als Standardbedingungen bezeichnet.

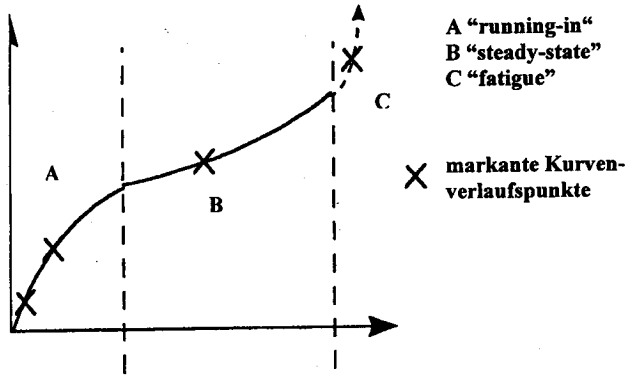
4. Ergebnisse und Auswertungen

Im Laufe dieser Arbeit wurden 27 lichthärtende Komposite einem Langzeitversuch an der Pin-on-Disk-Maschine unter Standardbedingungen (37°C, Umdrehungsgeschwindigkeit 60 U/min., Grundlast 25 N) von 24 h Dauer unterzogen.
17 experimentelle Komposite, welche systematische Variationen bezüglich ihrer Zusammensetzung aufweisen und 10 kommerzielle (siehe Kapitel 3.1.2).

Das Ergebnis dieser Langzeitversuche an der Pin-on-Disk-Maschine war eine Verschleißkurve, die den Gesamthöhenverlust für die Versuchsdauer (24 h) darstellte.
Grundsätzlich ist der Verlauf einer solchen Kurve in drei auffälligen Phasen unterteilt :

- „Running-in"-Phase, welche die erste Phase ist, und sich in der Regel über den Zeitraum der ersten 4 Stunden erstreckt.
- „Steady-State"-Phase, welche die zweite Phase ist und zwischen der 4. und ca.20 Stunde stattfindet.
- „fatigue"-Phase, welche den Endabschnitt des Kurvenverlaufes bildet.

Abb. 4.1: Charakteristisches Schema eines Verschleiß-Zeit-Diagrammes nach Czichos (1992).



Da es aber Ziel dieser Langzeitversuche war, Ergebnisse über Abrasion und Verschleiß der einzelnen Komposite zu erhalten und die Pin-on-Disk-Verschleißkurve lediglich einen Gesamt-Materialhöhenverlust (Antagonistenverschleiß + Kompositverschleiß) darstellte, war es nötig, noch den Antagonistenverschleiß separat zu ermitteln. Dazu wurden die Oberflächenbeschaffenheit der Antagonisten mit einem an einen Rechner angeschlossenen Laser-Scanner ermittelt und aufgezeichnet. Dies machte man vor dem Testlauf und nach dem 24 h Testlauf.
Durch Überlagerung der Daten („Matching") konnte somit der Substanzverlust der Antagonisten lokalisiert und das Ausmaß (Abrasionsverlust in µm) ermittelt werden.
Somit konnte dann schließlich durch die Differenz des Gesamthöhenverlustes, erhalten an der POD-Maschine, und des Antagonistenverlustes, erhalten am Laser-Scanner, der exakte Materialverschleiß der einzelnen Komposite in 24 h errechnet werden.

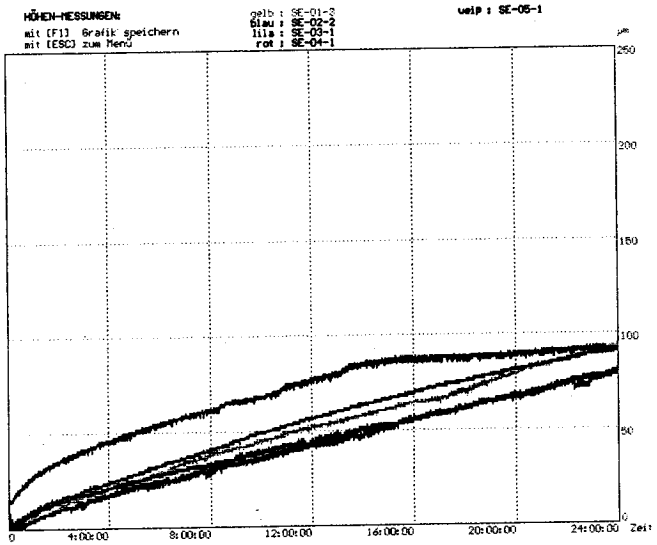
Abschließend wurden die getesteten Materialproben auch unter dem Rasterelektronenmikroskop untersucht, um durch die Beschaffenheit der Probenoberfläche über das zeitliche Auftreten des Verschleißes Rückschlüsse ziehen zu können und Erkenntnisse über die Art der vorliegenden Verschleißmechanismen gewinnen zu können.

4.1 Ergebnisse und Auswertungen der Versuchsreihe mit den experimentellen Kompositen

4.1.1 Ergebnisse und Auswertungen der Gruppe 1

Bei der Gruppe 1 der experimentellen Komposite handelt es sich um die Komposite C 13 – C 17, welche bezüglich ihres Füllstoffgehaltes (63 Gew.-% - 22 Gew.-%) differierten, bei gleichbleibender Füllkörpergröße von 1 µm (siehe Tab. 3.1).
Es wurden mit jedem einzelnen Komposit je 3 Langzeitversuche durchgeführt von 24 h Dauer unter sonst gleichen Bedingungen.
Da sich die Verschleißgraphen eines Komposites bei dreimaliger Versuchsdurchführung im Prinzip glichen, wurden daher nicht alle Kurven einzeln dargestellt, sondern nur ein Verschleißverlauf pro Komposit (siehe Abb. 4.2).

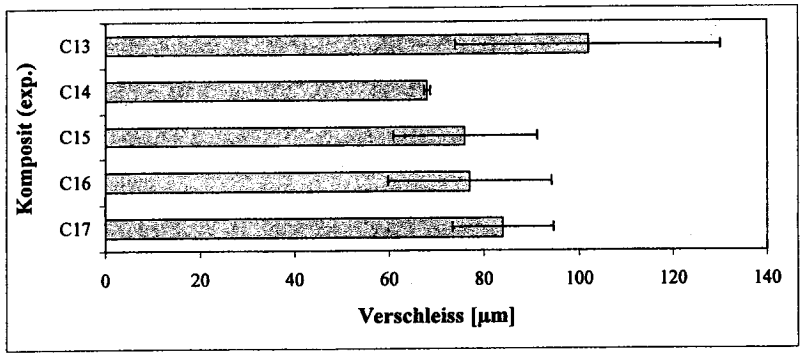
Abb. 4.2: Pin-on-Disk-Verschleißsimulation. Vergleich der fünf experimentellen Komposite (C 13 – C17). Dargestellt ist die Verschleißhöhenmessung [µm].



* (SE-01 = C13, SE-02 = C14, SE-03 = C15, SE-04 = C16, SE-05 = C17).

An der Abbildung 4.2 ist zu erkennen, dass das Komposit C 13 mit dem höchsten Füllkörpergehalt 63 Gew.-%, der Füllkörpergröße 1 µm, den größten Verschleiß aufweist.
Den niedrigsten Verschleiß zeigte C 14, das Material mit dem zweithöchsten Füllkörpergehalt (52 Gew.-%).
Die erhaltenen Ergebnisse wurden auch in Abb. 4.3 in Form eines Balkendiagramms dargestellt. Hier arbeitete man jedoch mit dem Mittelwert aus allen 3 Langzeitversuchen.
Auch die Zahlenwerte der Tabelle (Tab. 4.1) entsprechen einem Mittelwert.
Standardabweichungen wurden unter Zuhilfenahme eines Statistikprogramms errechnet und im Diagramm mitdargestellt.

Abb. 4.3: Materialverschleiß (C13 – C17). Dargestellt ist der Mittelwert aus allen 3 Langzeitversuchen (24h).



Hier ist, mit Ausnahme des Materials C 13, deutlich die Tendenz zu erkennen, je höher der Füllkörpergehalt bei 1 µm Füllkörpergröße, desto niedriger der Materialverschleiß. Mit sinkendem Füllkörpergehalt, stieg der Verschleiß.
Dieses Verschleißverhalten war bei den Antagonisten jedoch in entgegengesetzter Richtung zu verzeichnen. Hier stieg der Verschleiß mit steigendem Füllkörpergehalt.
Der Reibungskoeffizient nahm ebenfalls mit Zunahme des Füllkörpergehaltes zu. Antagonistenverschleiß und Reibungskoeffizient zeigten indirekte Proportionalität zum Verschleißverhalten der Komposite.

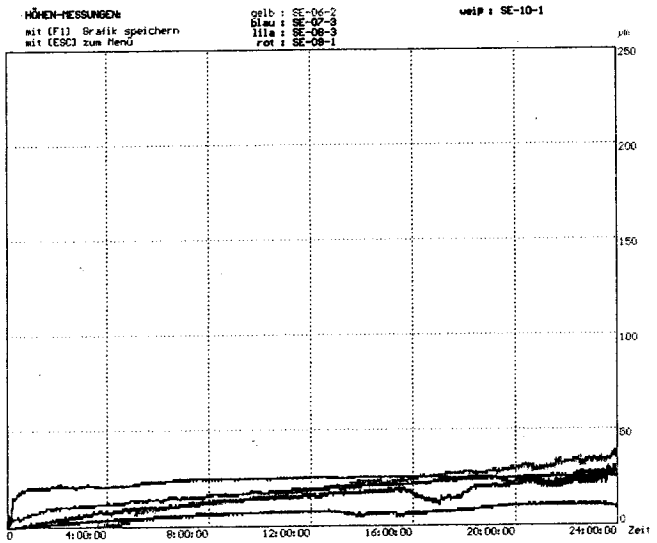
Tab. 4.1: Zahlenwerte des Materialverschleiß (C13 – C17) mit Reibungskoeffizienten. Bei den angegebenen Werten handelt es sich um Mittelwerte aus allen 3 Langzeitversuchen (24h).

Komposit					
Verschleiß (µm)	**102**	**68**	**76**	**77**	**84**
Füllkörpergehalt	**63%**	**52%**	**42%**	**32%**	**22%**
Reibungskoeffizient	**0,39**	**0,36**	**0,31**	**0,28**	**0,27**

4.1.2 Ergebnisse und Auswertungen der Gruppe 2

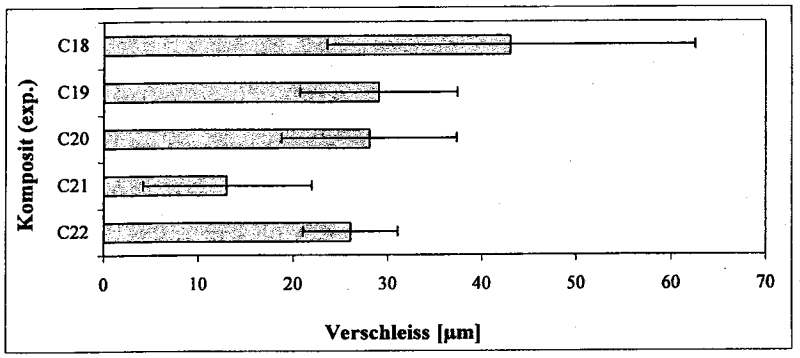
Bei der Gruppe 2 der experimentellen Komposite C 18 – C 22 hatte man Materialien im Vergleich, welche ebenso hinsichtlich ihres Füllkörpergehaltes differierten wie Gruppe 1 (63 Gew.-% - 22 Gew.-%), jedoch bei einer Füllkörpergröße von 13,7 µm Durchmesser (siehe Tab. 3.1).
Die Ergebnisse wurden hier, wie auch unter 4.1.1 in Form eines Graphen und eines Diagramms dargestellt.

Abb. 4.4: Pin-on-Disk-Verschleißsimulation. Vergleich der fünf experimentellen Komposite (C18 – C22). Dargestellt ist die Verschleißhöhenmessung [µm].



* (SE-06 = C18, SE-07 = C19, SE-08 = C20, SE-09 = C21, SE-10 = C22).

Abb. 4.5: Materialverschleiß (C18 – C22). Dargestellt ist der Mittelwert aus allen 3 Langzeitversuchen (24h).



Hier ist zu erkennen, dass das Komposit mit dem höchsten Füllkörpergehalt, den höchsten Verschleiß aufweist. Jedoch waren hier die Ergebnisse nicht so eindeutig, wie in der Gruppe 1 der experimentellen Komposite.
So zeigte sich z. B. beim Material C 21 (Füllkörpergehalt 32 Gew.-%) der niedrigste Verschleiß und somit ein niedrigerer Verschleiß als C 22 mit 22 Gew.-% Füllkörpergehalt.
Doch im Gesamten ist hier eine Tendenz zu erkennen, dass je höher der Füllkörpergehalt, desto höher der Verschleiß.
Der niedrige Wert bei C 21 beim Verschleiß könnte auf Messfehler zurückzuführen sein.
Die Betrachtung der Antagonisten zeigte ebenfalls dieselbe Verschleißtendenz.
Je mehr Füllkörper das Komposit beinhaltete, desto mehr Abrasion ergab sich an der Degussit-Kugel.
Der Reibungskoeffizient stieg mit dem Füllkörpergehalt ebenfalls an (siehe Tab. 4.2).

Tab. 4.2: Zahlenwerte des Materialverschleiß (C18 – C22) mit Reibungskoeffizienten. Bei den angegebenen Werten handelt es sich um Mittelwerte aus allen 3 Langzeitversuchen (24h).

Komposit	C18	C19	C20	C21	C22
Verschleiß (µm)	**43**	**29**	**28**	**13**	**26**
Füllkörpergehalt	**63%**	**52%**	**42%**	**32%**	**22%**
Reibungskoeffizient	**0,35**	**0,27**	**0,25**	**0,2**	**0,2**

Vergleiche der Gruppe 1 (C 13 – C 17, Füllkörpergröße 1 µm) mit der Gruppe 2 (C 18 – C 22, Füllkörpergröße 13, 7 µm) zeigten, dass Komposite mit kleineren Füllkörpern einen 2 – 3 mal so hohen Verschleiß aufwiesen, wie Komposite mit größeren Füllkörpern.
Ein Zusammenhang zwischen Füllkörpergröße und Verschleißgröße, beim Vergleich der beiden Gruppen, war nicht zu interpretieren.
Eine Korrelation der Reibungskoeffizienten hingegen war ebenso zu erkennen. Diese ergaben parallel zum Verschleiß, einen ebenfalls höheren Wert bei kleineren Füllkörpergrößen.
Der Vergleich der Antagonistenverschleißwerte dagegen, fiel nicht so eindeutig aus. Die Tendenz der Verschleißquantität war, wie oben beschrieben, zu vermerken, jedoch nicht in dieser Größenordnung. Sie fiel eher kleiner aus.

4.1.3 Ergebnisse und Auswertungen der Gruppe 3

Bei den Kompositen C 23 – C 29 der Gruppe 3 der experimentellen Komposite hat man den Füllergehalt mit insgesamt 81,9 Gew.-% konstant gehalten, jedoch variierte man hier hinsichtlich der Matrixzusammensetzung (siehe Tab. 3.4).
Ergebnisse der Langzeitversuche ließen hier einen Zusammenhang zwischen dem Bz-Methacrylat-Gehalt, welcher systematisch variiert wurde, und den Verschleißzahlen erkennen (siehe Abb. 4.6).

Abb. 4.6: Materialverschleiß (C23 – C29). Dargestellt ist der Mittelwert aus allen 3 Langzeitversuchen (24h).

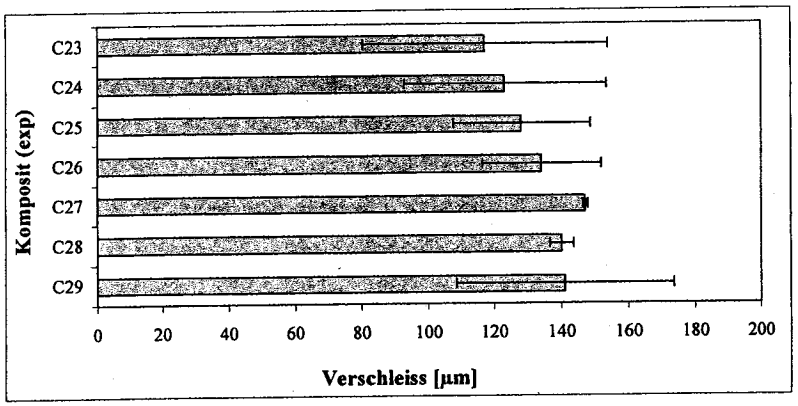
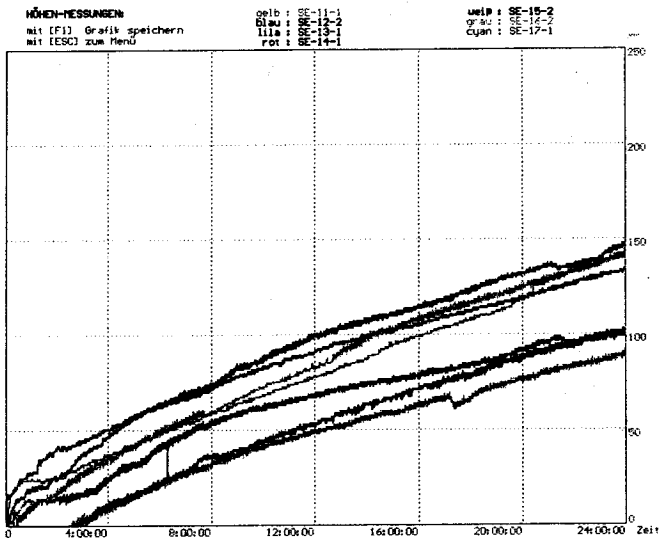


Abb. 4.7: Pin-on-Disk-Verschleißsimulation. Vergleich der sieben experimentellen Komposite (C23 – C29). Dargestellt ist die Verschleißhöhenmessung [µm].



* (SE-11 = C23, SE-12 = C24, SE-13 = C25, SE-14 = C26, SE-15 = C27, SE-16 = C28, SE-17 = C29).

So zeigte z. B das Komposit C 23, welches sich zu ca. 18,1 Gew.-% aus Monomeren, zu 0 Gew.-% aus Bz-Methacrylat und zu ca. 0,2 Gew.-% aus Photoinitiatoren und Additiven zusammensetzte, den niedrigsten Materialverschleiß. Dieser war wesentlich niedriger als der Wert aus C 29, welches sich zu ca. 14,33 Gew.-% aus Monomeren, ebenso zu ca. 0,2 Gew.-% aus Photoinitiator und Additiven und zu 3,61 Gew.-% aus Bz-Methacrylat zusammensetzte. Eine Steigerung der Verschleißzahlen war bis C 27 (1,80 Gew.-% Bz-Methacrylat) zu erkennen, welche dann ins Stocken zu kommen schien.

In die Verschleißwerte der Antagonisten jedoch konnte keine Gesetzmäßigkeit interpretiert werden.
Ebenso in den Werteverlauf der Reibungskoeffizienten. Diese korrelierten keineswegs mit den zugehörigen Verschleißwerten.
Trotz steigendem Materialverschleiß blieben die Werte der Reibungskoeffizienten in einem Wertebereich nahezu konstant (siehe dazu Tab. 4.3).

Tab. 4.3: Zahlenwerte des Materialverschleiß (C23 – C29) mit Reibungskoeffizienten. Bei den angegebenen Werten handelt es sich um Mittelwerte aus allen 3 Langzeitversuchen (24h).

Komposit	C23	C24	C25	C26	C27	C28	C29
Verschleiß (µm)	117	123	128	134	147	140	141
Reibungskoeffizient	0,38	0,38	0,36	0,35	0,39	0,38	0,37

4.2 Ergebnisse und Auswertungen der Versuchsreihe mit den kommerziellen Kompositen

Auch mit den kommerziellen Kompositen wurden Langzeitversuche von 24 h Dauer, unter sonst gleichen Bedingungen (37°C, Grundlast 25N und Umdrehungsgeschwindigkeit 60 U/min.) durchgeführt.
Bei den Testmaterialien handelte es sich zum einen um die Polyglas-Komposite Artglass, Charisma und Solitaire, und zum anderen um die Hybridkomposite Z 100, Tetric, Durafill, Enamel plus, InTen-S und Palfique Estelite. Auch Filtek supreme, als erstes Nanokomposit auf dem Markt, wurde Langzeituntersuchungen unterzogen. Alle Materialien waren lichthärtend.
Die drei Materialien der Polyglas-Gruppe unterschieden sich in ihrem Füllkörpergehalt und auch in ihrer Füllkörpergröße (siehe Tab. 3.7).
So zeigte z. B. Charisma, das Material mit den kleinsten Füllkörpern einen etwa doppelt so großen Verschleißwert, wie die anderen beiden Polyglasmaterialien Artglass und Solitaire.
Zwischen den beiden Materialien Solitaire und Artglass, welche beide vergleichbare Füllkörpergrößen hatten, zeigte Solitaire, mit der niedrigeren Füllkörpermasse, den höheren Verschleiß.

Abb. 4.8: Materialverschleiß Charisma, Solitaire und Artglass. Dargestellt ist der Mittelwert aus allen 3 Langzeitversuchen (24h).

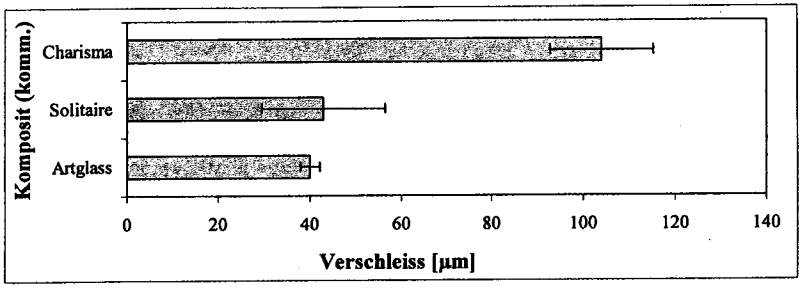
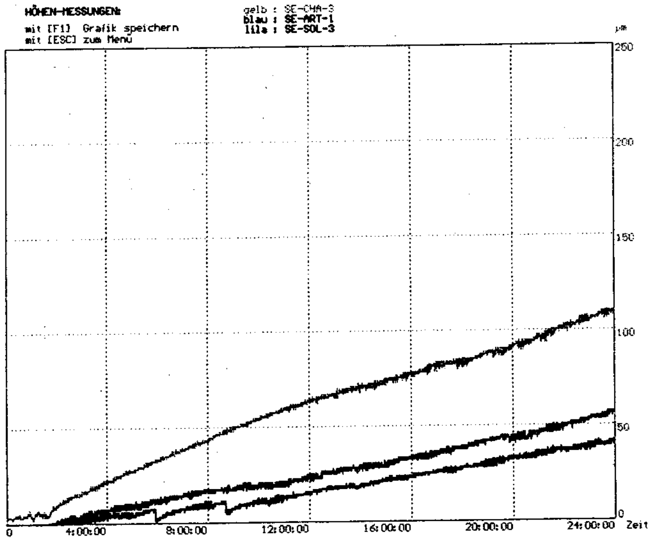


Abb. 4.9: Pin-on-Disk-Verschleißsimulation. Vergleich der drei kommerziellen Komposite Charisma, Solitaire und Artglass. Dargestellt ist die Verschleißhöhenmessung [µm].



Auch die Betrachtung der Verschleißzahlen der Antagonisten zeigte ebenso die oben beschriebene Tendenz an Abrasion.
Die errechneten Reibungskoeffizientwerte gliederten sich ebenso in dieses Ranking ein (siehe Tab. 4.4).

Tab. 4.4: Zahlenwerte des Materialverschleiß Artglass, Charisma und Solitaire mit Reibungskoeffizienten. Bei den angegebenen Werten handelt es sich um Mittelwerte aus allen 3 Langzeitversuchen (24h).

Komposit	Artglass	[illegible]	[illegible]
Verschleiß (µm)	40	104	43
Reibungskoeffizient	0,35	0,43	0,42

Im Gesamten kann man sagen, dass die Ergebnisse der Versuche mit den Polyglas-Kompositen die Ergebnisse aus 4.1.1 und 4.1.2 untermauern und auch hier zu folgendem Resultat führen:

- Größere Füllkörper, führen zu niedrigeren Verschleißwerten.
- Geringere Füllkörpermassen, führen zu höheren Verschleißwerten (bei Füllkörpergrößen ~1 µm).

Mit Z 100 und Tetric wurden Hybridkomposite untersucht, deren Matrix mit aromatischer und aliphatischer DMA vergleichbar aufgebaut ist, die sich jedoch in der Füllkörperzusammensetzung, Füllgröße, und Füllkörperart sowie aber auch in der Oberflächenbehandlung der Füllkörper unterschieden (siehe Tab. 3.7).
Hier zeigte Tetric, das Material mit der geringeren Füllkörpermasse und auch mit der geringeren Füllkörpergröße, einen größeren Verschleiß als Z 100 mit 84,5 Massen-% Füllkörper und bis zu 3,50 µm Füllkörpergröße.
Entsprechend verhielten sich auch die Werte der Reibungskoeffizienten (siehe Tab. 4.5).
Die Betrachtung des Antagonistenverschleißes zeigte jedoch das Gegenteil.

Bei Durafill und InTen-S hatten wir Materialien, welche Präpolymerisate in den Füllkörpern enthielten.
Durafill ein Material mit Mikrofüller-Präpolymerisaten, InTen-S dagegen ein Hybridkomposit mit Hybridpräpolymerisaten.
Auch hier zeigte InTen-S, das Material mit der höheren Füllkörpermenge einen weitaus höheren Verschleißwert.
Auch die auftretenden Reibungskräfte und somit die Reibungskoeffizienten verhielten sich entsprechend.
Jedoch zeigte Durafill hier überraschenderweise einen etwas höheren Antagonistenverschleiß, was aufgrund der höheren Füllkörpermenge und dem hohen Füllkörperanteil von InTen-S nicht zu erwarten war (siehe Tab.4.5).

Mit Enamel plus und Palfique Estelite wurden Materialien dem Langzeitversuch unterzogen, welche als mikrogefüllte Hybridkomposite gelten. Hier war das Verschleißverhalten beider Komposite etwa gleich hoch und im Vergleich zu den übrigen Testmaterialien im oberen Drittel anzusiedeln.
Vergleichbar verhielten sich auch die erhaltenen Reibungskoeffizientwerte.

Jedoch wies Palfique Estelite, welches tetrafunktionelle Methacrylate in der Matrix enthielt, einen etwa doppelt so hohen Antagonistenverschleiß auf, als Enamel plus (siehe Tab. 4.5).

Mit Filtek Supreme wurde ein Nanokomposit untersucht, welches Füllkörper im nm-Bereich enthielt.
Hier erhielt man mit etwa 99 µm einen relativ mittelwertigen Verschleiß mit hohen Reibungskoeffizientwerten und auch sehr großen Antagonistenverschleißwerten.
Dies spiegelt sich mit 192 µm im hohen Gesamtverschleißwert wieder (siehe Tab. 4.5).

Tab. 4.5: Zahlenwerte des Materialverschleiß der sieben kommerziellen Komposite mit zugehörigen Reibungskoeffizienten, Antagonistenverschleiß, E-Modul und Vickershärte.

Verschleiß POD (µm)	51	141	176	192	102	200	186
Verschleiß Antagonist (µm)	32,72	38,52	75,03	92,25	31,79	57,41	105,92
Verschleiß Material (µm)	18,28	102,5	100,97	99,75	70,21	142,59	80,08
Reibungskoeffizient	0,32	0,46	0,44	0,48	0,39	0,49	0,44
E-Modul [GPa]	3,0	8,5	2,3	5,2	5,5	9,9	11,3
Vickershärte [N/mm²]	25,5	68,1	21,6	61,2	53,2	59,4	102,7

Abb. 4.10: Pin-on-Disk-Verschleißsimulation. Vergleich der sieben kommerziellen Komposite. Dargestellt ist die Verschleißhöhenmessung [µm].

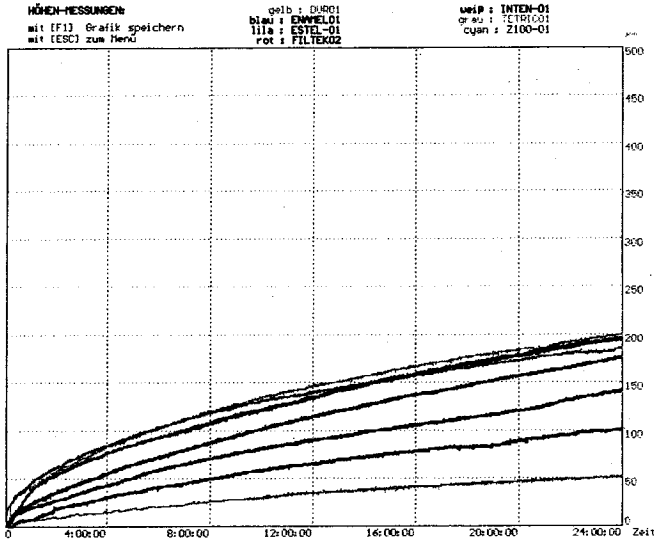
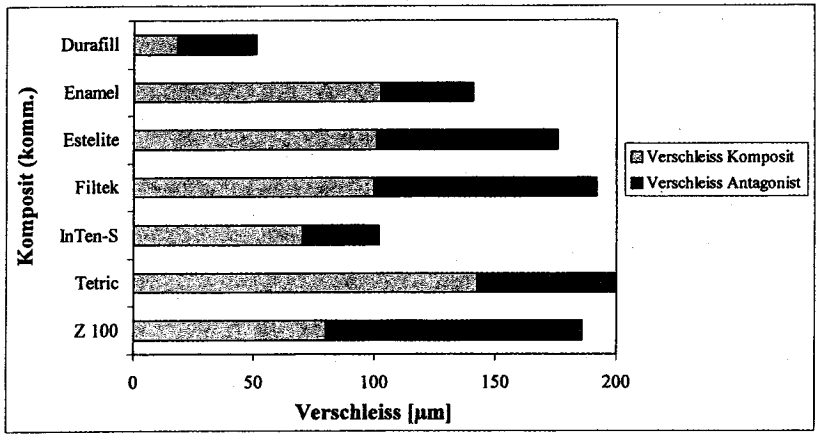


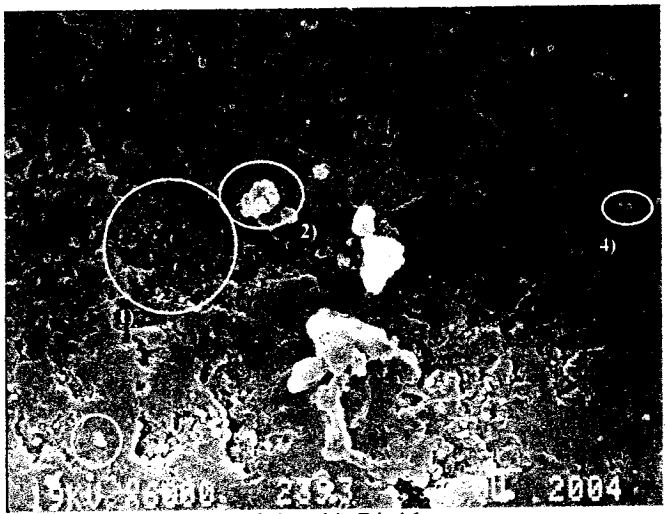
Abb. 4.11: Materialverschleiß und Antagonistenverschleiß der sieben kommerziellen Komposite nach 24 h Langzeitversuch bildlich dargestellt.



4.2.1 REM-Auswertung

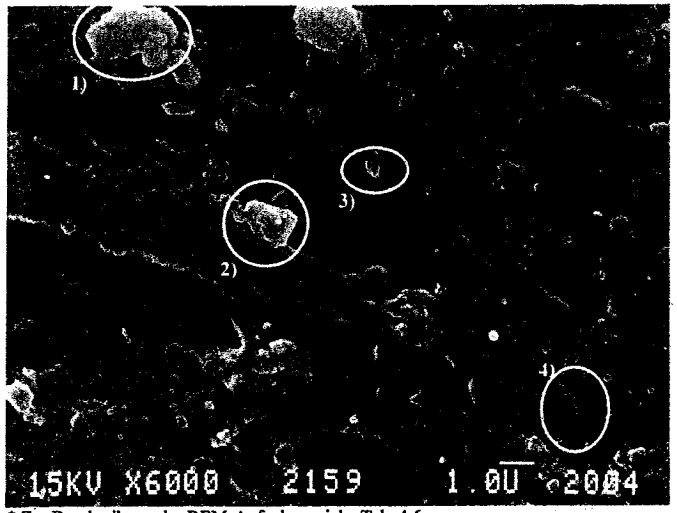
Zur genauen Analyse der vorliegenden Verschleißmorphologie und zur detaillierten Erkenntnis, welcher Verschleißmechanismus, zu welchem Ausmaß an Materialverschleiß führen kann, wurden von allen getesteten kommerziellen Kompositen rasterelektromikroskopische Aufnahmen angefertigt. Hierbei beschränkte man sich auf die nicht belastete Oberfläche der Probe, auf die Abrasionsspur und auf den Übergangsbereich Spur/Oberfläche.
Auf Darstellung der rasterelektromikroskopischen Aufnahmen der experimentellen Komposite wurde in dieser Arbeit verzichtet, da diese im Rahmen von anderen Dissertationsarbeiten schon mehrfach begutachtet und ausführlichst behandelt wurden (z.B. Dissertationsarbeit: Nicole Michejew, 2002).
Zur Gewährleistung der Vergleichsmöglichkeit der Proben untereinander wurden hier alle aufgezeigten Aufnahmen in 6.000-facher Vergrößerung dargestellt.
So entdeckte man bei der morphologischen Auswertung einiger Proben, kraterförmige Gebilde, die auf einen Materialverlust durch Verschleißpartikelbildung deuteten.

Abb. 4.12: REM-Aufnahme der Verschleißspur von Tetric (Vergrößerung: 6000x). Kraterförmige Gebilde mit herausgerissenen Füllkörpern.



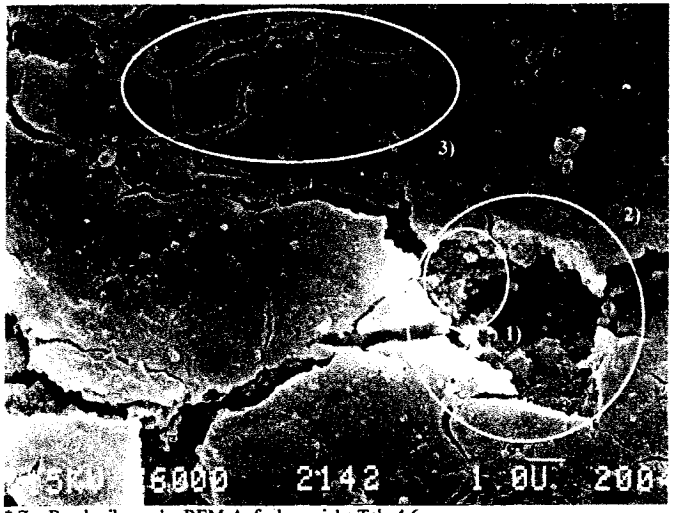
* Zur Beschreibung der REM-Aufnahme siehe Tab. 4.6.

Abb. 4.13: REM-Aufnahme der Verschleißspur von Enamel plus (Vergrößerung: 6000x). Rauhe Oberfläche mit herausgerissenen Partikel.



* Zur Beschreibung der REM-Aufnahme siehe Tab. 4.6.

Abb. 4.14: REM-Aufnahme der Verschleißspur von Filtek Supreme (Vergrößerung: 6000x). Kraterförmige Gebilde, tiefe Risse zwischen den Partikeln.

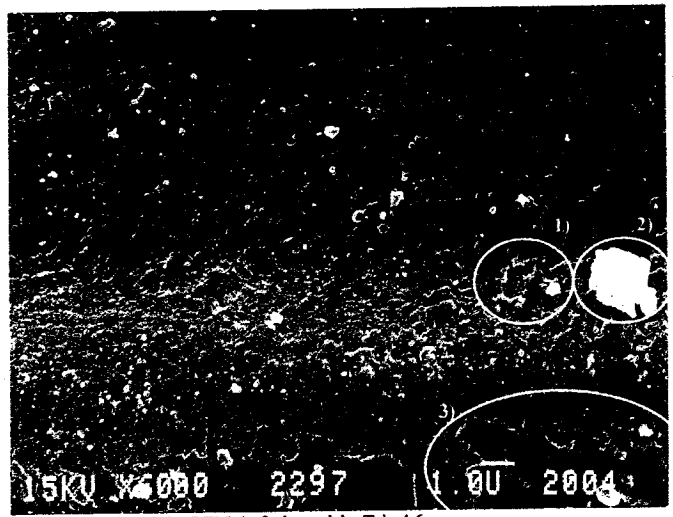


* Zur Beschreibung der REM-Aufnahme siehe Tab. 4.6.

Zu solchen Verschleißmuster kommt es nach Kunzelmann (1997), gefolgert nach Suh (1996) durch Scherkräfte, die in der Umgebung von Füllkörpern Druck- bzw. Zugspannungen aufbauen, die zur Mikrohohlraumbildungen führen.
Von diesen Mikrohohlräumen ausgehend findet schließlich Risswachstum statt.
Vereinigungen dieser Risse untereinander führen zur Bildung von Verschleißpartikeln, die dann zum Hinterlassen der oben genannten kraterförmigen Verschleißmuster führen (Delamination).

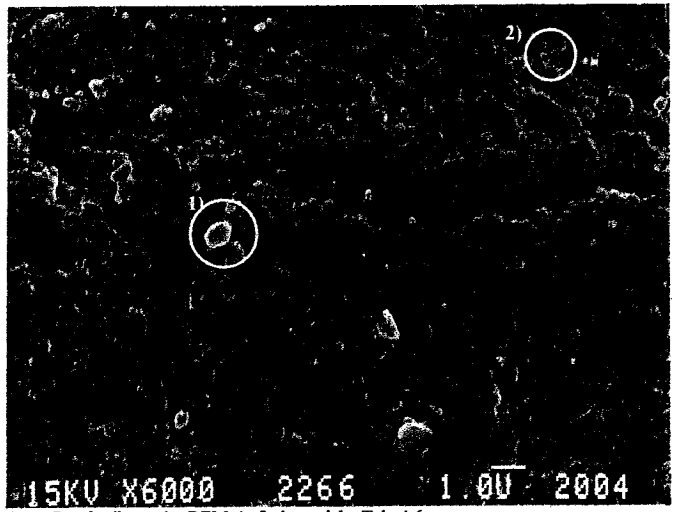
Andere REM-Aufnahmen dagegen zeigten extrem glatte Oberflächen, die auf Bildung eines „Tribofilms" zurückzuführen sind.
Hierbei werden kleine, losgerissene Füllkörperpartikel durch Weiterbelastung wieder in die Matrix des Komposites hineingepresst. Dies führt dazu, dass diese dann mit der Matrix und den plangeschliffenen Nachbarpartikeln zu einer homogenen Fläche, dem Tribofilm verbinden (siehe Abb. 4.15/3)).

Abb. 4.15: REM-Aufnahme der Verschleißspur von Durafill (Vergrößerung: 6000x).



* Zur Beschreibung der REM-Aufnahme siehe Tab. 4.6.

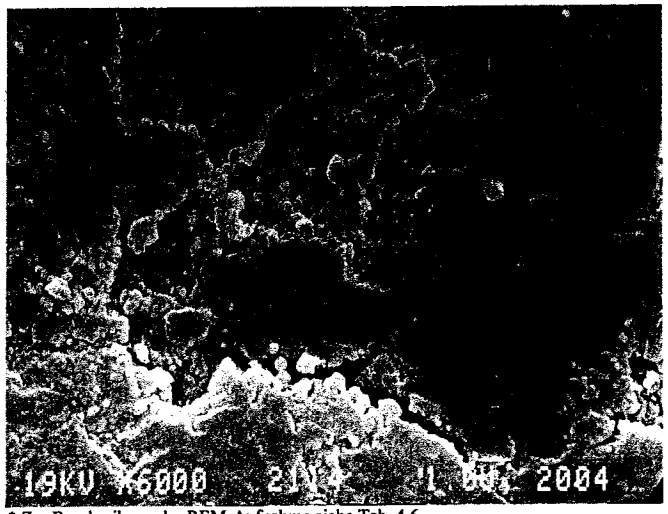
Abb. 4.16: REM-Aufnahme der Verschleißspur von Palfique Estelite (Vergrößerung: 6000x). Planpolierte Oberfläche, keine Löcher.



* Zur Beschreibung der REM-Aufnahme siehe Tab. 4.6.

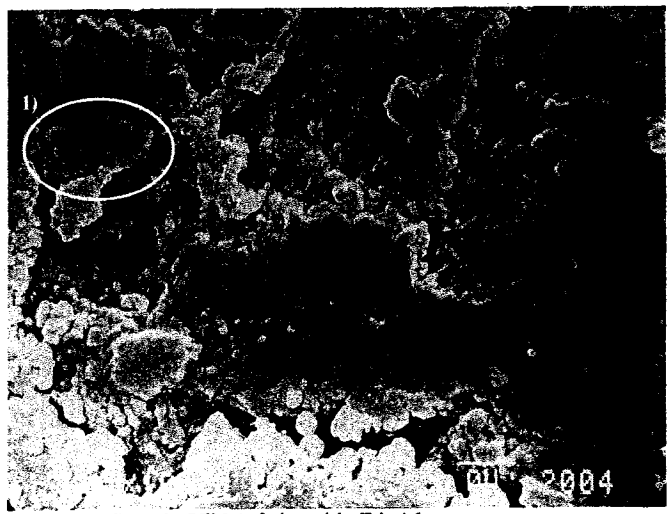
Ein weiteres Verschleißmuster, welches sich bei der Auswertung der rasterelektromikroskopischen Aufnahmen hervorhob, fiel durch plane Oberflächen von Füllkörpern auf (siehe Abb. 4.19).
Genauere Analysen zeigten, dass sich hier der Verschleiß des Komposites, lediglich auf das Abrasionsvolumen der einzelnen Füllkörper beschränkte.
Die planen Bereiche ergaben sich durch den Abtrag von Fragmenten an den Oberflächen der Füllkörper, d.h. Verschleiß hat nur an den Füllkörpern und nicht an der Matrix stattgefunden, welche somit von den Füllkörpern geschützt worden zu sein schien.
Andererseits zeigte sich bei einigen Aufnahmen, dass die Größe der plan geschliffenen Areale deutlich über der Größe der einzelnen Füllkörper lagen. Ja sogar schien bei einigen Proben die Füllkörper auf der Matrixoberfläche zu liegen, losgelöst aus dem Matrixverbund („filler plucking").

Abb. 4.17: REM-Aufnahme der Verschleißspur von Z100 (Vergrößerung: 6000x). Risse verlaufen zwischen den Füllkörpern in der Matrix. Es finden sich auch plane Areale, die größer als die Füllkörper sind.



* Zur Beschreibung der REM-Aufnahme siehe Tab. 4.6.

Abb. 4.18: REM-Aufnahme der Verschleißspur von Z100 (Vergrößerung: 10000x).



* Zur Beschreibung der REM-Aufnahme siehe Tab. 4.6.

Abb. 4.19: REM-Aufnahme der Verschleißspur von InTen-S (Vergrößerung: 6000x). Große plan geschliffene Areale in der Matrix. Füllkörper scheinen auf der Matrixoberfläche zu liegen.

* Zur Beschreibung der REM-Aufnahme siehe Tab. 4.6.

Bei diesen Verschleißmuster genießt die Matrix keinerlei Schutz durch die Füllkörper mehr, was sich auch letztlich in der Verschleißquantität wiederspiegelt.

Tab. 4.6: Beschreibung der REM-Aufnahmen (Abb. 4.12 – 4.19).

Material	REM-Beobachtungen
Tetric:	1) kraterförmiges Gebilde durch Delamination
	2) Agglomerat von Verschleißpartikel
	3) Primärpartikelstruktur
	4) Primärpartikelstruktur
Enamel plus:	1) Agglomerat von Verschleißpartikel
	2) Primärpartikelstruktur
	3) Primärpartikelstruktur
	4) Riss im Tribofilm
Filtek Supreme:	1) Gefügelockerung im Tribofilm
	2) Verschleißmuster durch Delamination
	3) Massive Rissbildung im Tribofilm
Durafill:	1) Verschleißmuster durch Delamination
	2) Agglomerat von Verschleißpartikel
	3) Tribofilm
Palfique Estelite:	1) grober Füllkörper
	2) feiner Füllkörper
Z 100:	1) Primärpartikelstrukturen mit wenig Zwischenraum
	Insgesamt: Risse und Areale mit Delamination und
	Schollenbildung
InTen-S:	1) oberflächlich gelegener Füllkörper
	2) oberflächlich gelegener, losgelöster Füllkörper
	3) oberflächlich gelegenes, losgelöstes Präpolymerisat
	4) plangeschliffenes Areal
	5) Areal mit Rissentstehung

5. Diskussion

5.1 Experimentelle Komposite

Bei den Langzeitversuchen mit den experimentellen Materialien, wurde mit drei Gruppen von Kompositen gearbeitet.
Gruppe 1 (C 13 – C 17) Komposite, die sich in ihrer Füllkörpermenge unterschieden.
Gruppe 2 (C 18 – C 22) Komposite, die sich in ihrer Füllkörpergröße zu Gruppe 1 unterschieden.
Gruppe 3 (C 23 – C 29) Komposite, welche in ihrer Füllkörpermenge und Füllkörpergröße konstant gehalten wurden, jedoch in ihrer Matrixzusammensetzung hinsichtlich der Monomerfraktion Bz-Methacrylat variiert wurden.
Im Gesamten kann man sagen, dass mit den experimentellen Kompositen eine Versuchsreihe durchgeführt wurde, die das Reibungs- und Verschleißverhalten von Kompositen in Abhängigkeit von den drei Komponenten untersucht:

a) Füllkörpermenge
b) Füllkörpergröße
c) Bz-Methacrylat-Gehalt

ad a) Füllkörpermenge:

Hinsichtlich des Einflusses der Füllkörpermenge auf das Reibungs- und Verschleißverhalten eines Komposites, stößt man in der Literatur auf geteilte Meinungen:

Einerseits wird die Aussage vertreten, dass bei steigendem Füllkörpergehalt der Materialverschleiß sinkt.
Vertreter dieser Erkenntnis sind z. B. Jörgensen (1978) und Bayne (1992) mit ihrer „protection hypothesis", welche folgendes besagt:

> „Ist die Distanz zwischen den einzelnen Füllkörpern geringer als 1 µm, so wird das Verschleißverhalten der Komposite, durch den hinreichenden Schutz der Matrix durch die sie umgebenden Füllkörpern, gemindert".

Voraussetzung hierfür war, dass das E-Modul der Füllkörper hoch genug war und die Füllkörper selbst eine bestimmte Größe (1 µm) nicht überschritten.
Lag ein zu geringer Füllkörpergehalt vor, so war die Matrix freiliegend; d.h. nicht von Füllkörpern beschützt, und konnte leicht vom Antagonisten abradiert werden.

Die Auswertung der Gruppe 1 der experimentellen Komposite dieser Arbeit (siehe Kapitel 4.1.1) deckt sich mit den Erkenntnissen von Jörgensen und Bayne und stützt die Hypothese, „je höher der Füllkörpergehalt, desto geringer der Materialverschleiß".
C 17, das Material mit der niedrigsten Füllkörpermenge, Füllkörperanteil 22 Gew.-%, Füllkörpergröße 1 µm, zeigte den höchsten Verschleißwert, mit sinkender Tendenz über C 16 (Füllkörperanteil 32 Gew.-%), C 15 (Füllkörperanteil 42 Gew.-%) bis hin zu C 14 (Füllkörperanteil 52 Gew.-% und Füllkörpergröße 1 µm).
Der unerwartet hoher Verschleißwert von C 13 (Füllkörperanteil 63 Gew.-%) deutet eher auf einen Messfehler hin. Um diesen ausschließen zu können, müssten noch weitere Versuchsreihen durchgeführt werden.
Je mehr Füllkörper in einem Komposit enthalten waren, je größer der Füllkörperanteil in Gew.-% wurde, desto mehr Schutz wurde der Matrix verliehen und desto mehr Widerstand wurde dem Antagonisten geleistet, was bedeutet, dass mit dem Widerstand auch die auftretenden Reibungskräfte und somit die Reibungskoeffizienten ansteigend „müssten".

Auch diese Hypothese deckt sich mit den Ergebnissen der Versuchsreihe der Gruppe 1 (siehe Tab. 4.1).
Mit steigendem Füllkörpergehalt, stieg auch die auftretende Reibkraft und somit auch der Reibungskoeffizient, durch den immer größer werdenden Widerstand, bedingt durch die immer größer werdende Füllkörpermenge.

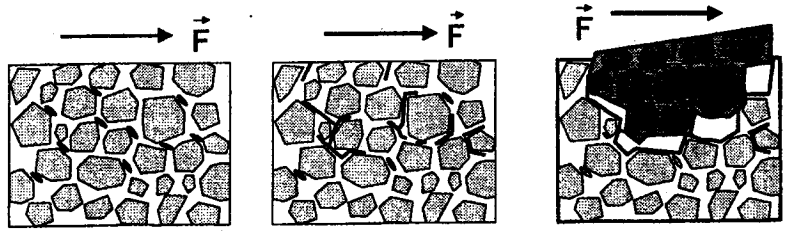
Eine andere Aussage, bezüglich des Einflusses der Füllkörpermenge auf den Verschleiß war:

„Der Materialverschleiß steigt mit steigendem Füllkörpergehalt".

Ein Vertreter dieser Aussage war z. B. Suh (1986), welcher bei seinen Beobachtungen mit Metallkompositen zu oben genannten Hypothese gelangte.
Suh ging bei seinen Arbeiten mit Metallkompositen von einem „Mikrofrakturmechanismus" bei Verschleißerscheinungen aus.

Er setzte voraus, dass Füllkörper im Allgemeinen ein höheres E-Modul haben, als die in dem Zwischenraum befindliche Matrix.
Kam es zu einer Belastung des Materials, so wurde laut Suh der Druck, welcher auf die Füllkörper ausgeübt wurde, an die Matrix weitergeleitet, welche dann so gequetscht wurde, dass örtliche Risse entstanden, welche sich dann bei weiterer Belastung ausweiteten und verbanden, was schließlich zu erheblichen Materialverlust führte.
Ausgehend von der Rissbildung durch Mikrohohlraumbildungen in der Matrix erklärte Suh auch den Verschleißmechanismus der „Verschleißpartikelbildung".
Hierbei werden kleine, losgerissene Füllkörperpartikel durch Weiterbelastung wieder in die Matrix des Komposites hineingepresst, was dazu führt, dass diese dann mit der Matrix und den plangeschliffenen Nachbarpartikeln zu einer homogenen Fläche verbinden.
Es entsteht eine Art Tribofilm.
Dieser kann dann je nach Weiterbelastung durch Delamination verloren gehen (Suh, 1986), was schließlich zur oben beschriebenen Verschleißpartikelbildung führt.

Abb. 5.1: Schematische Darstellung der Verschleißpartikelbildung nach der Delaminations-Theorie (Suh, 1986).



Auch Li (1984) konnte diese Verschleißtendenz beobachten. Er führte Untersuchungen an Kompositen, mit Füllkörpern größer 1 µm (zwischen 2 µm und 15 µm).
Hier stieg der Verschleiß ebenfalls mit steigendem Füllkörpergehalt an.
Li argumentierte hier jedoch mit einem Mangel an Bindung zwischen Matrix und silanisierten Füllkörpern.

Auswertungen der Gruppe 2 der experimentellen Komposite dieser Arbeit (siehe Kapitel 4.1.2) zeigten, dass bei den Kompositen C 18 – C 22 (Füllkörpergröße 13,7 µm, Füllkörpergehalt 22 – 63 Gew.%), ein Anstieg des Verschleißes mit steigendem Füllkörpergehalt zu verzeichnen war.
C 18 (Füllkörperanteil 63 Gew.-%, Füllkörpergröße 13,7 µm), das Material mit dem höchsten Füllkörpergehalt dieser Gruppe, zeigte den höchsten Verschleißwert, gefolgt von C 19 (Füllkörperanteil 52 Gew.-%), C 20 (Füllkörperanteil 42 Gew.-%) und C 21 (Füllkörperanteil 32 Gew.-%).
Diese Ergebnisse deckten sich mit den Erkenntnissen von Li (1984) und Suh (1986).
Der Reibungskoeffizient zeigte in der Gruppe 2 (Füllkörpergröße 13,7 µm), wie auch in der Gruppe 1 (Füllkörpergröße 1 µm) eine Steigung mit dem größer werden des Füllkörpergehaltes.
Dies ist hier ebenfalls auf den mit der Füllkörpermenge größer werdenden Widerstand zurückzuführen, was ein Wachsen der Reibkraft und somit des Reibungskoeffizienten zufolge hat (Li, 1984), (Leinfelder, 1986), (Bayne, 1992).

ad b) Füllkörpergröße:

In der Vergangenheit hatte es einige Untersuchungen des Verschleißverhaltens von Füllkörpermaterialien in Abhängigkeit von der Füllkörpergröße gegeben, die zu folgenden Schlussfolgerungen kamen.

Zum Gahr (1987) kam zu der Erkenntnis, dass größere Füllkörper durch den Antagonisten schwerer herausgerissen werden können als kleine Füllkörper, da diese mit einer größeren Oberfläche in der umgebenden Matrix verankert sind. Diese Verankerung größerer Füllkörper ist mechanische Art.
Durch die größere Oberfläche der Füllkörper bieten diese eine größere Verankerungsfläche für die Matrix, die durch die größere Oberflächenrauigkeit einhergeht.

Zum selbigen Resultat wie Zum Gahr kamen auch Li (1984) und Lutz (1992).
Li führte jedoch das leichtere Herausreißen kleinerer Füllkörper aus der Matrix auf eine schlechtere Aushärtung der Komposite mit kleineren Füllkörpern, zurück („light-scattering").

Zu ähnlichen Erkenntnissen erlangte auch Plueddemann (1982), der Mikrodefektbildungsraten in Abhängigkeit von der Silanisierungsart der Füllkörper sah.
Laut Plueddemann soll je nach eingesetztem Silan bzw. Silanisierungsverfahren der Verbund zwischen Füllkörper und Matrix gesteuert werden können.
Auch hier boten die größeren Füllkörper, die größere Oberfläche und somit auch den größeren Verbund zur Matrix.

Laut Leinfelder (1986) hingegen soll das Verschleißverhalten umgekehrt sein. Hier führten größere Füllkörper zu größeren Verschleißwerten. Er folgerte, dass größere Füllkörper auch mehr Last auf die umgebende Matrix übertragen können, was zu einem Abschwächen des Matrix-Füllkörper-Verbundes führt und dadurch vermehrt Füllkörper herausgerissen werden können, die tiefe „grooving"-Furchen hinterlassen, was zu hohen Verschleißraten führt.

Auswertungen der Ergebnisse vorliegender Arbeit zeigten, dass Komposite der Gruppe 1 (C 13 – C 17, Füllkörpergrößen 1 µm, Füllkörpergehalt 22 – 63 Gew.-%) einen 2 – 3 mal so hohen Gesamtverschleiß aufweisen, als die Komposite der Gruppe 2 (C 18 – C 22, Füllkörpergröße 13,7 µm, Füllkörpergehalt 22 - 63 Gew.-%), was mit den Erkenntnissen von Zum Gahr (1987) übereinzustimmen scheint.

Andererseits zeigten REM-Aufnahmen vorliegender Komposite auch, dass größere Füllkörper (Füllkörpergröße 13,7 µm) eher in der Matrix verblieben sind und plangeschliffen wurden und keine „grooving"-Furchen hinterließen, was wiederum im Widerspruch zu Leinfelder (1986) stand.

ad c) Bz-Methacrylat-Gehalt:

In der Gruppe 3 (C 23 – C 29, Füllkörpermenge 51,61 Gew.-% konstant, Füllkörpergröße 1 µm sil., Bz-Methacrylat-Gehalt 0 – 3,61 Gew.-%) war der Einfluss von Bz-Methacrylat auf die Verschleißeigenschaften der Komposite negativ. Mit dem Anstieg des Bz-Methacrylat-Gehaltes stieg der Quervernetzungsgrad der Matrix an, was zur Folge hatte, dass die Matrix spröder und somit weniger Verschleißresistent wurde.
Im Vergleich zu den Verschleißergebnissen der Gruppe 1 und Gruppe 2 erhielt man 2 – 3 mal so hohe Verschleißwerte, was auf eine sichtlich schlechteres Verschleißverhalten deutet.
Mit Zunahme des Bz-Methacrylat-Gehalts stieg auch innerhalb der Gruppe der Verschleißwert.
Dieses Anstiegsverhalten zeigte sich bis zu einem Bz-Methacrylat-Gehalt von 1,80 Gew.-%.
Ab einem Gehalt von 1,80 Gew.-% jedoch, war keine Konstanz mehr in der Abnahme der Verschleißresistenz zu erkennen.
Es schien, als käme der negative Einfluss von Bz-Methacrylat ab einem Gehalt von 1,80 Gew.-% ins stocken (siehe Tab. 4.3).
Ferner fiel auf, dass bei der Versuchsdurchführung dieser Gruppe, häufig das „stick-slip"-Phänomen auftrat. REM-Aufnahmen zeigten, dass fast bei jeder Probe dieser Gruppe extrem glatte Oberflächen zu erkennen waren, zum Teil aber waren auch Bereiche mit großen Löchern zu sehen, was auf herausgerissene Füllkörper deutete.
Dies könnte in Zusammenhang mit dem aufgetretenen „stick-slip"-Phänomen stehen, hier hervorgerufen durch den Zusatz von Siliziumoxidpartikeln, welches ein Wechselspiel zwischen Haft- und Gleitreibung ist und letztlich ein „Hin" und „Her" zwischen Gleiten und Verhaken zweier Materialien bedeutet.

5.2 Kommerzielle Komposite

Hinsichtlich der Verschleißfestigkeit unter den geprüften kommerziellen Kompositen, zeigte das mikrogefüllte Komposite Durafill die besten Versuchsergebnisse, gefolgt von den Hybridkompositen InTen-S, Enamel, Estelite und Z 100.
Das Hybridkomposit Tetric zeigte die schlechteste Verschleißresistenz.
Das Nanokomposit Filtek dagegen enttäuschte mit einem eher durchschnittlichen Verschleißwert, fiel auch durch einen relativ hohen Antagonistenverschleiß auf.
Die Polyglas-Komposite Solitaire und Artglass zeigten unter den kommerziellen Kompositen vergleichbar niedrige Verschleißwerte, welche im oberen Drittel der Verschleißtabelle zu suchen sind, jedoch fiel auf, dass Charisma, das Polyglas-Komposit mit den vergleichbar kleinsten Füllkörpern, einen etwa doppelt so hohen Verschleißwert aufwies, wie die anderen beiden Materialien Solitaire und Artglass.

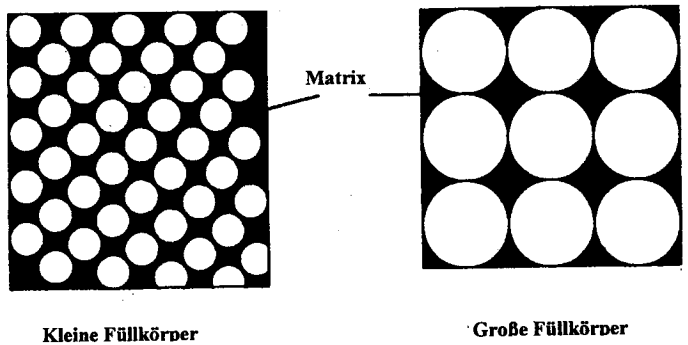
Schon im Jahre 1994 konnte Wassel et al. mit seinem „reciprocating-sliding-wear-tester" zeigen, dass beim 2-Medien-Abrieb mikrogefüllte Komposite am besten abschnitten, vor allem aber besser als Hybridkomposite.
Diese Ergebnisse deckten sich auch mit In-vivo Erkenntnissen von Heymann et al (1986) und Mazer et al. (1992).

Erklärungen für den unterschiedlichen Materialverlust dentaler Komposite, infolge von Gleitvorgängen, gibt es verschiedene.

Eine Erklärung wäre z. B., dass ein 2-Medien-Abrieb dentaler Komposite maßgeblich von der Art, Form, Größe, Ausrichtung und dem Volumenanteil der Füllkörper, der Matrix und von den Eigenschaften und Zusammensetzung des jeweils verwendeten Antagonisten beeinflusst wird (Kunzelmann, 1993).

So ist man bei der Entwicklung dentaler Komposite hauptsächlich darauf bedacht, die Verschleißresistenz möglichst hochzuschrauben, indem man Füllkörpergröße und Abstand zwischen den Füllkörperpartikeln so gering wie möglich hält, wodurch die weniger abrasionsstabile Matrix eher geschützt werden kann (Bayne et al, 1992 „protection Hypothesis").

Abb. 5.2: Mittlerer Matrixraum bei kleinen und großen Füllkörpern.



Dies könnte eine mögliche Erklärung für den geringen Verschleiß des mikrogefüllten Komposites Durafill sein, was jedoch die relativ niedrige Verschleißresistenz von dem Nanokomposit Filtek Supreme nicht interpretiert.
Wobei bei Filtek Supreme zu berücksichtigen ist, wie der jeweilige Fülkörperanteil zusammengesetzt ist. Ist nämlich der jeweilige Nano-Cluster-Anteil sehr hoch im Vergleich zum Nano-Silica-Anteil, so nimmt die Verschleißresistenz des Materials ab und es resultiert ein hoher Verschleißwert (siehe Tab 3.7).

Andererseits gab es auch Erkenntnisse, dass kleinere Füllkörper durch den Antagonisten leichter herausgerissen werden, als Füllkörper größeren Durchmessers (Zum Gahr, 1987).
Er erklärte es damit, dass kleinere Partikel, durch die geringere Oberfläche loser in der sie umgebenden Matrix sitzen, als größere Partikel, die eher in der Matrix verankert bleiben, wobei die Erklärung auf mechanischer Ebene zu suchen ist:

> Größere Füllkörper besitzen eine größere Oberfläche und somit auch mehr Oberflächenrauigkeit, um sich in der Matrix zu verankern.

Dies könnte den etwa doppelt so hohen Verschleißwert von Charisma erklären, im Vergleich zu Artglass und Solitaire.

Leinfelder (1986) dagegen erklärte, dass größere Füllkörper bei Belastung mehr Last auf die Matrix übertragen können, was dazu führt, dass der

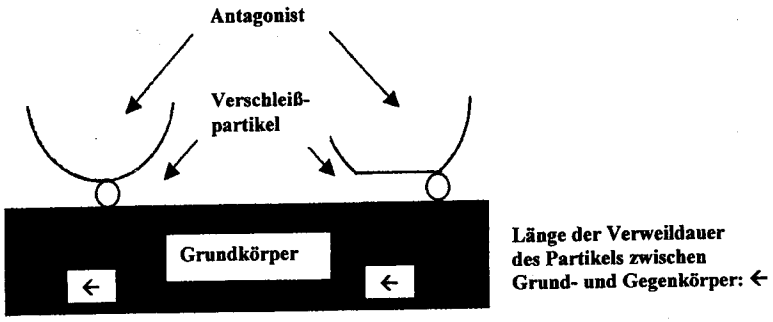
Matrix-Füllkörper-Verbund durch unterschiedliche E-Module von Füllkörper und Matrix abgeschwächt wird und es somit zu einem Herausreißen der Füllkörper aus der Matrix und zu einer Furchenbildung („grooving-Furche") kommt. Folge davon wären hohe Verschleißwerte.
Jedoch muss hier auch berücksichtigt werden, dass während des Gleitvorgangs herausgebrochene Füllkörper, die sich dann in der Abriebsspur befinden, als zusätzliches Abrasivum fungieren und den Abrieb durch den somit entstandenen „3-Medien-Verschleiß" erhöhen.
Dies könnte den verhältnismäßig höheren Abrieb der Hybridkomposite im Vergleich zu den mikrogefüllten Kompositen erklären, welche größere Füllkörper enthalten, was ein größeres 3. Medium in der Abriebsspur bedeutet, welches folglich auch zu mehr Abrieb und Verschleiß führt.
Nicht zu vernachlässigen ist hier auch die Abhängigkeit des Ausmaßes der Lastenübertragung auf die Matrix vom E-Modul der Füllkörper.
Nach den Erkenntnissen von Flessa (1998) zeigte sich, dass Komposite mit größeren Füllkörpern auch in der Regel ein höheres E-Modul besaßen, was wiederum bedeutet, dass größere Füllkörper mehr Last abfangen können, unnachgiebiger sind und somit die umgebende Matrix vor Übermüdung und Deformation schützen, was sich im Verschleißverhalten von InTen-S zum Beispiel wiederspiegelt.

Bei den Untersuchungen von Abrasionsfestigkeit und Verschleißverhalten dentaler Füllungskomposite sollte auch deren Wirkung auf den Antagonisten (hier „Degussit-Kugel") berücksichtigt werden (Mair et al., 1996).
Hierbei konnte festgestellt werden, dass Hybridkomposite ein abrasiveres Verhalten gegenüber den Antagonisten zeigten als mikrogefüllte Komposite, so auch Wassel et al. (1994).
Auffällig war jedoch, dass das Nanokomposit einen deutlichen, nahezu dreimal so hohen Abrasionswert am Antagonisten zeigte, als ein mikrogefülltes Komposit (siehe Tab. 4.5).
Innerhalb der Gruppe der Hybridkomposite zeigte sich Z 100 als am stärksten abrasiv am Antagonisten.
Ein möglicher Grund für das stärkere Abrasionsverhalten von größeren Füllkörpern am Antagonisten, könnte durch das Auftreten einer Antagonistenabrasion erklärt werden (Kunzelmann, 1997).
(Siehe Abb. 5.3).
Hierbei verweilen herausgerissene Füllkörper zwischen Antagonisten und Grundkörper im Interface, die als zusätzliches Abrasivum agieren und somit eine zunehmende Abrasion am Antagonisten bewirken.
Dies hat zur Folge, dass die Kontaktfläche des Antagonisten dadurch zunehmend größer wird, was bedeutet, dass dann auch mehr lose Partikel gleichzeitig im Interface aktiv werden können.

Es resultiert ein n-facher Eingriff beim Antagonistenverschleiß pro Zeiteinheit.
Folglich kann man sagen, dass der Abrasionsvorgang am Antagonisten bei Kompositen mit größeren Füllkörpern schneller abläuft als bei Kompositen mit kleineren Füllkörpern. Größere herausgerissene Füllkörper im Interface, rufen mehr Schaden am Antagonisten hervor als kleinere lose Füllkörper, was bedeutet, dass der Antagonistenverschleiß bei größeren Füllkörpern höher ist, als bei kleineren Füllkörpern.

Ein weiterer Grund für den größeren Materialverlust des Antagonisten an dentalen Kompositen mit größeren Füllkörpern, ist der sogenannte „Sandpapier-Effekt".
Dabei ist es so, dass die Abrasivität eines Komposites auf seinen Antagonisten, stark von der harten Komponente, also den Füllkörpern beeinflusst wird, wobei die materialbedingte Rauigkeit des Komposites wiederum von Größe und Verteilungsmuster der Füllkörper abhängt.
Diese Hypothese spiegelt sich auch mit der Korrelation des Anstieges des Antagonistenverschleißes mit dem Anstieg der Vickers-Härte des jeweiligen Materials wieder (siehe Tab 4.5).
Je größer ein Füllkörper ist und je mehr er somit aus der Matrixoberfläche herausragt, umso gröber „gekörnt" wirkt die Kompositoberfläche und umso abrasiver ist damit die Wirkung auf den Antagonisten.
Ganz allgemein kann man somit sagen, dass die Abrasivität eines Werkstoffes von der Größe und Härte seiner Füllkörper abhängt, sowie aber auch davon, wie weit diese aus der Oberfläche herausragen (Mair et al., 1996).

Abb. 5.3: Schematische Darstellung der Antagonistenabrasion.



5.3 Methodenkritik POD

Das immer größer werdende Verlangen nach einer Amalgamalternative in den letzten Jahren, die auf wachsende toxikologische, allergologische und ökologische Bedenken der Öffentlichkeit einerseits, und auf stetig größer werdende ästhetische Ansprüche der Patienten andererseits, zurückzuführen ist, forderte den zahnfarbenen Füllungswerkstoff „Komposit".
Klinische Relevanz und eine zufriedenstellende Verwendung finden solche Werkstoffe aber nur dann, wenn sie Kriterien, wie Randschluss, BiokoMPatibilität und vor allem Verschleißverhalten gerecht werden können.
Da es aber hinsichtlich des Verschleißverhaltens der Komposite keine Langzeiterfahrungen gibt, war es nötig, nach Möglichkeiten zu suchen, um den Füllungswerkstoff „Komposit" bestmöglich nach seinem Verschleißverhalten hin zu untersuchen, um Patienten klinisch eine gute Versorgung bieten zu können.
Doch weder für In-vivo Untersuchungen, noch für In-vitro Simulationen, gab es ein international akzeptiertes Messverfahren zur Verschleißquantifizierung.
Demzufolge entwickeln Arbeitsgruppen, die Verschleißverhalten von Füllungswerkstoffen untersuchen, ihre eigene Methoden, die untereinander fast nicht zu vergleichen sind. Dies hat zufolge, dass in den entwickelten Methoden Schwachstellen auftreten, die im Laufe der Erfahrungsjahre auch eliminiert werden sollten.
So wurde z. B. eigens für die Verschleißquantifizierung In-vitro an der Poliklinik für Zahnerhaltung und Paradontologie der Ludwig-Maximilians-Universität in München eine „Pin-on-Disk"-Maschine entwickelt (Holzner-Hartmannsgruber, 1997).

Im Rahmen dieser Arbeit wurde zur Verschleißuntersuchung von experimentellen und kommerziellen Kompositen nach der Pin-on-Disk Methode gearbeitet, während dessen man auf einige Kritikpunkte aufmerksam geworden ist:

1. Bei der Probenherstellung (siehe Kapitel 3.2.2) ist aufgefallen, dass nur mit planen Proben gearbeitet wird.
   Auch Analysen der Literatur haben gezeigt, dass Verschleißprüfungen überwiegend an planen Proben durchgeführt wurden.
   Doch dies steht in keinerlei Beziehung zur Anatomie eines Kaubelastung tragenden Prämolaren oder Molaren, welche ja letztlich mit den getesteten Kompositen, wenn nötig, versorgt werden sollen.

Dies hat zufolge, dass In-vivo, bei occlusaler Belastung des Materials, ganz andere Kräfte bzw. Kraftformen entstehen, als simuliert wird, was bedeutet, dass die eigentlich im Mund entstehenden Kraftrichtungen und -formen mit den In-vitro-Versuchen durch die benützten planen Proben vernachlässigt werden. Hier stellt sich die Frage, inwieweit solche In-vitro-Untersuchungen klinisch relevant sind.

2. Ein weiterer Kritikpunkt ist das Lagern der Kunststoffproben während der Versuchsdurchführung in destilliertem Wasser, für die Dauer des Versuches von 24 h, abgesehen von der Lagerung der Proben in einer Ringer-Lösung, 24 h lang vor Versuchsbeginn (siehe Kapitel 3.2.2).
Laut Literaturangaben konnten Änderungen des Verschleißverhaltens von Kompositen nach Wasserlagerung nachgewiesen werden.
So konnte z. B. für Z 100 und Charisma eine signifikante Verschleißzunahme nach Wasserlagerung gezeigt werden (Kunzelmann, 1998).
Aber sowohl Fälle für eine Verschleißzunahme, als auch für eine Verschleißabnahme durch Wasserlagerung konnten aufgezeigt werden, welche auf verschiedene Ursachen zurückzuführen waren.

Ursache für Verschleißabnahme durch Wasserlagerung:

Einerseits wird durch Aufnahme von Wasser in der Matrix die Polymermatrix plastischer, was zum Abbau von Spannungen, die als Folge sterischer Behinderungen der Molekülketten nach dem Überschreiten des Gelpunktes bei der Polymeristion entstanden sind, führt.
Dies hat eine Verschleißreduzierung zufolge (De Gee, 1990).

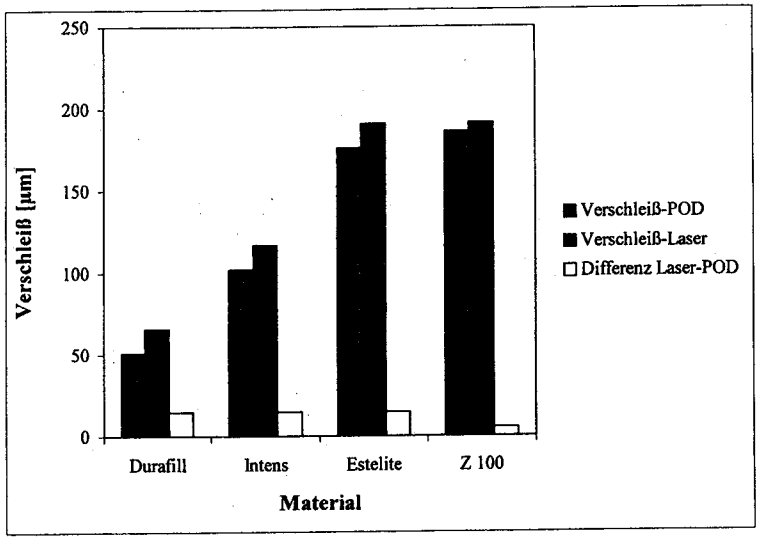
Ursache für Verschleißzunahme durch Wasserlagerung:

Andererseits kann eine Aufnahme von Wasser in die Matrix den Füllkörper-Matrix-Verbund durch Hydrolyse der Silanschicht schädigen, was zum Ablösen der Matrix am Füller-Übergang führt (Söderholm, 1981, 1984).
Dies hingegen hat eine Verschleißzunahme zufolge.
Natürlich gilt es hier abzuklären, ob diese Änderungen des Verschleißverhaltens auch schon nach einer 24 h Wasserlagerung auftreten, oder ob es dazu einer längeren Lagerung bedarf.

3. Das nächste Problem bei der Versuchsdurchführung warf sich beim Einspannen der Aluminiumoxidkugel (Degussit-Kugel) in den Antagonistenträger auf (siehe Kapitel 3.2.2).
Hier hat sich gezeigt, dass es beim Anbringen der Degussit-Kugel in den Antagonistenträger, leicht zu Verkantungen der Kugel im Träger kommt, was ein versetztes und somit verkantetes und eventuell nicht punktförmiges Aufsitzen der Kugel auf der Probe zur Folge haben könnte.
Schon Burwell und Strang (1952) wiesen darauf hin, dass Gleitverschleißtests auf eine Reihe von Variablen extrem empfindlich reagieren würden und auch ein minimales Verkanten des Antagonisten auf der Probe zu merklichen Erhöhungen der Verschleißraten führen können.

4. Ein letzter Problempunkt, der im Rahmen dieser Arbeit aufgefallen ist, war die Vermessung und Auswertung der Antagonisten, an einem am Rechner angeschlossenen Laser-Scanner (siehe Kapitel 4).
Eigens für den Scan - Vorgang mussten die Antagonisten mittels eines „Met-2-Check, Developer, D70 Sprays" vorbehandelt werden.
Dadurch wurde auf die zu scannenden Flächen eine Schicht aufgesprüht, welche dann beim Vermessen am Laser mitgemessen wurde.
Dies könnte die erhaltenen Matchingergebnisse verfälscht haben.
In welcher Größenordnung und ob dies erfolgte, blieb noch abzuklären.
Hierzu wurde bei einigen getesteten kommerziellen Materialien sowohl Antagonist, als auch Probe einzeln am Laser vermessen. Die am Laser erhaltenen Werte wurden miteinander addiert und mit den an der POD - Maschine erhaltenen Werte verglichen.
Hier zeigten sich Unterschiede bis zu 27 %. Ob diese auf die aufgetragene Sprayschicht zurückzuführen sind, bedarf einer eigenen Überprüfung.
Abbildung 5.3 zeigt die Differenz, zwischen dem Gesamthöhenverlust an der Pin-on-Disk Maschine erhalten, und den Gesamthöhenverlust, durch Laser-Scanning ermittelt.
(Antagonistenverschleiß [µm] + Kompositverschleiß [µm].

Abb. 5.4: Vergleich der erhaltenen Werte POD - Laser.



6. Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Arbeit war, Erkenntnisse über das Verschleißverhalten im Handel erhältlicher sowie experimenteller dentaler Komposite zu gewinnen.
Von großer Wichtigkeit war hierbei, die Anwendung eines standardisierten Testverfahrens, durch welches man reproduzierbare und vor allem klinisch relevante Ergebnisse zu erzielen vermag.
Dies waren wichtige Faktoren im Vorfeld, um auf die Entwicklung dentaler Füllungswerkstoffe einen Einfluss nehmen zu können, die es hinsichtlich ihres Abrasions- und Verschleißverhaltens zu optimieren gilt.
Als Prüfgerät benützte man dazu eine „Pin-on-Disk"-Maschine, die an der Poliklinik für Zahnerhaltung und Parodontologie der Ludwig-Maximilians-Universität in München entwickelt wurde.
Durch diese gelang es den 2-Medien-Abrieb dentaler Werkstoffe zu simulieren und gleichzeitig, während des Prüfvorgangs den zeitlichen Verlauf tribologischer Kenndaten, wie Reibung und Höhenverlust zu erfassen.
Und um weitere Aufklärung über den Verschleißmechanismus dentaler Komposite zu gewinnen, wurden ja sogar rasterelektromikroskopische Aufnahmen gemachten.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass im Rahmen dieser Arbeit Aufschluss über Einfluss von Füllkörpergröße, Füllkörpergehalt, Oberflächenbeschaffenheit und von der Matrix auf das Abrasionsverhalten dentaler Komposite gewonnen werden konnte.

Bei den kommerziellen Kompositen zeigten den geringsten Abrasionswert die mikrogefüllten Komposite, wogegen die Hybridkomposite sich eine deutliche Abhängigkeit der Abrasionswerte von der Füllkörpergröße und Füllkörpergehalt nachweisen lassen haben.
Vergleichbar akzeptable Ergebnisse wie die mikrogefüllten Komposite ließen sich lediglich mit Hybridkomposite mit Präpolymerisaten, mit Feinstpartikelhybriden und mit Nanokompositen erzielen.
Dies traf auch auf die im Rahmen dieser Arbeit getesteten Polyglaskompositen zu.
Hybridkomposite mit einem niedrigen Füllkörpergehalt und/oder großen Füllkörpern dagegen, erzielten wesentlich höhere Abrasionswerte.

Bei den geprüften experimentellen Kompositen dagegen, zeigte die Füllkörpergröße von 13,7 µm und der Füllungsgrad von 32 Gew.-% die beste Zusammensetzung, hinsichtlich Verschleißresistenz und Abrasionsverhalten.

Hinsichtlich der Wirkung der jeweiligen Materialien auf die Antagonisten kann man zusammenfassend sagen, dass das Nanokomposit auffällig abrasiv wirkte, gefolgt von den Hybridkompositen.
Am antagonistenfreundlichsten stellten sich die mikrogefüllten Komposite heraus.

7. Literaturverzeichnis

Abel, A.K., Leinfelder,K.F., Turner, D.T.: Microscopic observations of the wear of a tooth restorative composite in vivo. J. Biomed. Mat. Res 17, 501 (1983).

Bailey, W.F., Rice, S.L., Albert, R.L., Temin, S.C.: Influence of contact stress, sliding velocity, and surface roughness on the sliding wear of a composite restorative. J Dent Res 60, 731 (1981).

Bailey, W.F., Rice, S.L.: CoMParative sliding-wear behavior of a dental amalgam and a composite restorative as a funtion of contact stress. J Dent Res 60, 731 (1981).

Bayne, S.C., Taylor, D.F., Wilder, A.D., Heymann, H.O., Tangen, C.M.: Clinical longevity of ten posterior composite materials based on wear. J Dent Res 70, 344 (1991).

Bayne, S.C., Taylor, D.F., Rekow, E.D., Wilder, A.D., Heymann, H.O.: Confirmation of Leinfelder clinical wear standards. Dent Mater 10, 11 (1994).

Bayne, S.C., Taylor, D.F., Heymann, H.O.: Protection hypothesis for composite wear. Dent Mater 8, 305 (1992).

Burwell, J.T., jr.: Survey of possible wear mechanisms. Wear 1, 119 (1957/58).

Craig, R.G.: Restorative dental materials. Mosby, St. Louis (1993).

Craig, R.G.: Wear of dental tissues and materials. J Dent 2, 121 (1976).

Czichos, H., Habig, K.-H.: Tribologie Handbuch, Reibung und Verscheiß. Vieweg, Braunschweig/Wiesbaden (1992).

De Gee, A.J., Pallav, P., Davidson, C.L.: Effect of abrasion medium on wear of stress-bearing composites and amalgam in vitro. J Dent Res 65, 654 (1986).

DIN 50323.: Deutsche Normen, Verschleißbegriffe, Systemanalyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes. Beuth Berlin (1979).

Ehrenstein, G.W.: Kunststoff-Schadensanalyse: Methoden und Verfahren, Carl Hanser Verlag (1992).

Fang, H., Kunzelmann, K.-H., Hickel, R., Petschelt, A.: Standardisierung des Antagonisten bei 2-Körper-Abriebsimulatoren. Dtsch Zahnärztl Z 48: 481 (1993).

Flessa, H.-P., Kunzelmann, K.-H., Mehl, A., Hickel, R.: Fracture toughness ans physical properties of model composites. J Dent Res 77 (SI B, 687 Nr. 448 (1998).

Friedrich, K.: Friction and wear of polymer composites. Elsevier, Amsterdam (1986).

Grünwald, A.: Nahrungsverschleiß und Materialermüdung experimenteller Füllungswerkstoffe. Inaugural-Dissertation Ludwig-Maximilians-Universität München (2001)

Hellwig, E., Klinek, j.: Einführung in die Zahnerhaltung, Verlag Urban & Schwarzenberg (1995).

Holzner-Hartmannsgruber, F.: Entwicklung einer computergesteuerten Pin-on-Disk-Maschine zur Zwei-Medien-Abriebsimulation dentaler Werkstoffe. Inaugural-Dissertation Ludwig-Maximilians-Universität München (1996).

Ilie, N.: Messmethoden zur Charakterisierung von Kompositfüllungswerkstoffen. Inaugural-Dissertation Ludwig-Maximilians-Universität München (2004).

Jörgensen, K.D.: In vitro wear tests on macro-filled composite restorative materials. Aust Dent J 27, 153 (1982).

Kunzelmann, K.-H.: Verschleißanalyse und –quantifizierung von Füllungsmaterialien in vivo und in vitro. Ludwig-Maximilians-Universität München (1996).

Kunzelmann, K.-H., Jelen, B., Mehl, A., et al.: Wear evaluation of MZ100 coMPared to ceramic CAD/CAM materials. Int J Comput Dent (England), 4(3) p171-84 (Jul 2001).

Leinfelder, K.F.: Wear patterns and rates of posterior composite resins. Int Dent J 37, 152 (1987).

Leinfelder, K.F., Beaudreau, R.W., Mazer, R.B.: An in vitro device for predicting clinical wear. Quintessence Int 20. 755 (1989).

Li, Y., Swartz, M.L., Phillips, R.W., Moore, B.K., Roberts, T.A.: Effect of filler content and size on properties of composites. J Dent Res 64, 1396 (1985).

Mair, L.H.: Wear patterns in two amalgams and three posterior composites after 5 years clinical service. J Dent 23, 107 (1994).

Mair, L.H., Stolarski, T.A., Vowles, R.W., Lloyds, C.H.: Wear mechanisms, manifestations and measurement. Report of a workshop. J Dent 24, 141 (1996).

Manhart, J., Kunzelmann, K.-H., Chen, H.Y., et al.: Mechanical properties of new composite restorative materials. J Biomed Mater Res (United States), 53(4) p353-61 (2000).

Mazer, R.B., Leinfelder, K.F., Russel, C.M.: Degradation of microfilled posterior composite. Dent Mater 8, 185 (1992).

McKinney, J.E., Wu, W.: Relationship between subsurface damage and wear of dental restorative composites. J Dent Res 61, 1083 (1982).

McKinney, J.E., Wu, W.: Chemical softening and wear of dental composites. J Dent Res 64, 1326 (1985).

Michejew, N.: Pin-on-Disk-Verschleiß experimenteller Komposite und Kompomere unter verschiedenen Verschleißbedingungen. Inaugural-Dissertation Ludwig-Maximilians-Universität München (2002).

Nagarajan, V.S., Jahanmir, S., Thompson, V.P.: In vitro contact wear of dental composites. Dent Mater (England), 20(1) p63-71 (Jan 2004).

Powell, J.M., Phillips, R.W., Norman, R.D.: In vitro wear response of composite resin, amalgam, and enamel. J Dent Res 54, 1183 (1975).

Rice, S.L., Wayne, S.F., Bailey, W.F., Roto, M.: Influence of variation in contact stress on the sliding-wear behavior of a dental amalgam. Biomaterials 2, 46 (1981).

Rice, S.L., Bailey, W.F., Pacelli, P.F., Blanck, W.R.: Influence of enamel stylus stiffness on the sliding-wear behavior of a composite restorative. J Dent Res 61, 493 (1982).

Rice, S.L., Bailey, W.F., Roto, M., Wayne, S.F.: Wear behavior of a composite restorative and various styli in sliding contact. J Dent Res 63, 932 (1984).

Rice, S.L., Bailey, W.F., Wayne, S.F., Burns, J.A.: CoMParative in vitro sliding-wear study of conventional, microfilled, ans light-cured composite restoratives. J Dent Res 63, 1173 (1984).

Roulet, J.F.: Die Abrasion von Komposits. SSO Schweiz Monatsschr Zahnheilkd 86, 413 (1976).

Roulet, J.F.: Degradation of dental polymers. Karger, München (1987).

Roulet, J.F.: Werkstoffkundliche Parameter und ihre Auswirkungen auf die Klinik. Dtsch Zahnarztl Z 43, 887 (1988).

Soltez, U., Klaiber, B., Pergande, C., Richter, H.: Vergleichende Untersuchungen über das Abrasionsverhalten von Composite-Füllungsmaterialien. Dtsch Zahnarztl Z 34, 406 (1979).

Söderholm, K.J.: Degradation of glass filler in experimental composites. J Dent Res 11, 1867 (1981).

Söderholm, K.J.: Die hydrolytische Degradation von Composites, Teil 1: Physikalisch-chemische Grundlagen. Phillips Journal 6 (1988).

Söderholm, K.J.: Die hydrolytische Degradation von Composites, Teil 2: Folgen für die Anwendung in der Praxis. Phillips Journal 1 (1989).

Suh, N.P.: Tribophysics. Prentice-Hall, New Jersey (1986).

Wassel, R.W., McCabe, J.F., Walls, A.W.: Subsurface deformation associated with hardness measurements of composites. Dent Mater 8, 218 (1992).

Wassel, R.W., McCabe, J.F., Walls, A.W.: Wear characteristics in a two-body wear test. Dent Mater 10, 269 (1994).

Wu, W., Cobb, E.N.: A silver staining technique for inverstigating wear of restorative dental composites. J Biomed Mater Res 15, 343 (1981).

Wu, W., McKinney, J.E.: Influence of chemicals on wear of dental composites. J Dent Res 61, 1180 (1982).

Wu, W., Toth, E.E., Moffa, J.F., Ellison, J.A.: Subsurface damage layer of in vivo worn dental composite restorations. J Dent Res 63, 675 (1984).

Zum Gahr, K.-H.: Microstructure and wear of materials. Elsevier, Amsterdam (1987).

Danksagung

Allen voran gilt mein Dank dem Doktorvater dieser Arbeit Prof. Dr. med. dent. Karl-Heinz Kunzelmann für die Überlassung des Dissertationsthemas und für die zahlreichen fachlichen Anregungen, die die Gestaltung dieser Arbeit bis in die Endphase hinein wesentlich beeinflusst haben.

Herrn Prof. Dr. R. Hickel, Direktor der Poliklinik für Zahnerhaltung und Parodontologie der Ludwig-Maximilians-Universität in München, danke ich dafür, dass er mir ermöglichte, das Labor der Poliklinik für meine Arbeit zu nutzen.

Herrn Prof. Dr. med. W. Lange der Anatomischen Anstalt der Ludwig-Maximilians-Universität in München und seinem wissenschaftlichen Mitarbeiter Herrn Thielke gebührt mein Dank, da sie die Erstellung der REM-Aufnahmen möglich machten.

Dank gilt auch dem Herrn Dipl. Ing. (FH) Thomas Obermaier für Tipps und Ideen bezüglich Software-Problemen.

Bei den Firmen 3M, Kulzer, Espe, Tokuyama und Vivadent bedanke ich mich für die freundliche Verfügungsstellung der Testmaterialien.

Dem gesamten Team des tribologischen Labors der Poliklinik für Zahnerhaltung und Parodontologie, den wissenschaftlichen Mitarbeitern, Laborangestellten und einigen Kollegen sei an dieser Stelle auch herzlich gedankt.

Mein letzter Dank gilt jenen, denen ich am meisten zu verdanken habe, nämlich meiner Familie.

Lebenslauf

Am 16. Januar 1973 wurde ich als Sohn des Ehepaar Inan Ekenel, Schreiner und Süheyla Ekenel, Hausfrau, in München geboren.

Von 1979 bis 1983 besuchte ich die Schwindschule, Grundschule in München.

Von 1983 bis 1993 besuchte ich das mathematisch- naturwissenschaftliche Asam Gymnasium in München.
Im Sommer 1993 erlangte ich die allgemeine Hochschulreife.

Zum Wintersemester 1994 wurde ich an der Ludwig-Maximilians-Universität München im Studienfach Zahnmedizin immatrikuliert.

Zur zahnmedizinischen Prüfung wurde ich im Winter 2000 zugelassen, meine Approbation erhielt ich am 15. März 2001.