

Aus der Poliklinik für Zahnerhaltung und Parodontologie
der Klinik für Zahn-, Mund- und Kieferkrankheiten
der Ludwig-Maximilians-Universität München
Vorstand: Prof. Dr. R. Hickel

Zwei-Körper-Abrasionsversuche
zur Evaluation von
Verschleißmechanismen
dentaler Komposite

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

vorgelegt von
Petra Maria Baudenbacher
aus Aalen
1998

Mit Genehmigung der Medizinischen Fakultät
der Universität München

Berichte aus der Zahnmedizin

Petra Maria Baudenbacher

**Zwei-Körper-Abrasionsversuche zur Evaluation
von Verschleißmechanismen dentaler Komposite**

Berichterstatter: Priv.- Doz. Dr. K.- H. Kunzelmann
Mitberichterstatter: Priv.- Doz. Dr. J. Unger
Priv.- Doz. Dr. W. Plitz
Dekan: Prof. Dr. med. Dr. h. c. K. Peter
Tag der mündlichen Prüfung: 27. Oktober 1998

Shaker Verlag
Aachen 1999

Die Deutsche Bibliothek - CIP-Einheitsaufnahme

Baudenbacher, Petra Maria:
Zwei-Körper-Abrasionsversuche zur Evaluation von Verschleissmechanismen
dentaler Komposite / Petra Maria Baudenbacher.
- Als Ms. gedr. - Aachen: Shaker, 1999
(Berichte aus der Zahnmedizin)
Zugl.: München, Univ., Diss., 1999
ISBN 3-8265-4963-5

Copyright Shaker Verlag 1999
Alle Rechte, auch das des auszugsweisen Nachdruckes, der auszugsweisen
oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung in Datenverarbeitungs-
anlagen und der Übersetzung, vorbehalten.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

ISBN 3-8265-4963-5
ISSN 0946-3941

Shaker Verlag GmbH • Postfach 1290 • 52013 Aachen
Telefon: 02407 / 95 96 - 0 • Telefax: 02407 / 95 96 - 9
Internet: www.shaker.de • eMail: info@shaker.de

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung	1
2. Theoretische Grundlagen	5
2.1 Aufbau und Entwicklung der dentalen Kunststoff - Füllungswerkstoffe	5
2.1.1 Monomere / Polymere	5
2.1.2 Füllkörper	7
2.1.3 Verbundphase Füllstoff zu Matrix	9
2.1.4 Polymerisationsinitiatoren	11
2.1.5 Weitere Additive	13
2.2 Klassifikation der Komposite	14
2.3 Verschleißmechanismen	19
2.3.1 Adhäsion	22
2.3.2 Abrasion	23
2.3.3 Oberflächenzerrüttung	24
2.3.4 Tribochemische Reaktionen	25
2.4 Verschleiß bei Festkörper-Festkörper- Systemen	26
2.5 Verschleißphasen	27
2.6 Tribologische Testverfahren	29
3. Verschleiß bei Kompositen	33
3.1 Klinische Auswirkungen von Verschleiß	33
3.2 Verschleißverhalten von Kompositen	35
4. Experimenteller Aufbau	43
4.1 Münchner Kaukraftsimulator	43
4.2 Herstellung der Probenkörper	45
4.3 Herstellung der Antagonisten	47
4.4 Versuchsdurchführung	49
4.5 Quantitative Verschleißanalyse	49
4.6 Rasterelektronenmikroskopie	51

5. Ergebnisse 55

5.1 Verschleißphasen bei Kompositen 55

5.2 Quantitative Verschleißanalyse 58

 5.2.1 Verschleißraten der nicht gelagerten Proben 58

 5.2.2 Verschleißraten der wassergelagerten Proben 59

5.3 Oberflächenmorphologie der Kontakt- flächen 61

 5.3.1 Oberflächenmorphologie der mikrogefüllten Komposite 66

 5.3.2 Oberflächenmorphologie der Hybridkomposite 71

6. Diskussion 75

 6.1 Einfluß der Füllkörpergröße 76

 6.2 Einfluß des Füllkörpergehalts 78

 6.3 Zusammenwirken von Füllkörpergröße und Füllkörpergehalt 79

 6.4 Verschleißmechanismus bei mikrogefüllten Kompositen 81

 6.5 Verschleißmechanismus bei Hybridkompositen 82

 6.6 Einfluß der Wasserlagerung 83

7. Zusammenfassung 85

8. Literaturverzeichnis 89

9. Danksagung 93

10. Lebenslauf 95

Einleitung

Durch die in letzter Zeit sehr heftig geführte und verunsichernde Diskussion um Gesundheitsschäden und Umweltbelastung durch Amalgam und dem gestiegenen ästhetischen Anspruch der Patienten nach zahnfarbenen Restaurationen auch im Seitenzahngebiet gewinnt die Entwicklung von Alternativmaterialien und -techniken eine immer größer werdende Bedeutung. Eine der Alternativen zur Amalgamfüllung sind die kosten- und arbeitsintensiven Inlay-Restaurationen. Die verschiedenen Möglichkeiten sind im folgenden Diagramm dargestellt.

Amalgamalternativen				
Goldinlays	Zahnfarbene Adhäsive Inlays			
	Komposit		Keramik	
Lab-side	Chair-side	Lab-side	Chair-side	Lab-side
2 Sitzungen	1 Sitzung	2 Sitzungen	1 Sitzung	2 Sitzungen
konventionelle Herstellung über mechanischen Abdruck	direkte (intraorale) oder indirekte (extraorale) Herstellung	konventionelle Herstellung über mechanischen Abdruck	Herstellung über optischen Abdruck und CAD Kopierfräsmaschine	konventionelle Herstellung über mechanischen Abdruck oder über CAD Fräsmaschinen
	Brilliant EOS	Isosit Pertac	Cerec	IPS/Empress Celay

Bereits aus den im Vergleich zu einer Amalgamfüllung hohen Kosten ist ersichtlich, daß Inlay-Restaurationen wirtschaftlich betrachtet für eine Grundversorgung im bestehenden Gesundheitssystem nicht in Frage kommen. Beim heutigen Stand der Technik würde der generelle Ersatz von Amalgam durch zahnfarbene Restaurationen zu Mehrkosten von jährlich 14 Milliarden DM führen [1].

Neben der Anforderung nach Wirtschaftlichkeit müssen von einem Amalgamersatz folgende weitere Anforderungen erfüllt werden:

- einfache und schnelle Handhabung hinsichtlich Verarbeitung, Ausarbeitung und Polierbarkeit (definitive Füllung in einer Sitzung)
- Abriebfestigkeit (Minimalanforderung amalgamähnlich, Maximalanforderung schmelzähnlich) ohne Beeinträchtigung des Antagonisten
- Bearbeitung ohne Beeinträchtigung der natürlichen Zahnschmelz
- Formstabilität
- guter Randschluß
- Röntgenopazität größer als bei Schmelz
- Ästhetik (zusätzliches Plus bei zahnfarbenen Ersatzmaterialien)
- Biokompatibilität

Ein möglicher Ersatz für Amalgam sind die modernen Komposite, die die genannten Anforderungen zum größten Teil erfüllen. Ursprünglich für ästhetische zahnfarbene Füllungen im Frontzahnbereich gedacht, wurden sie in den letzten Jahren stets weiterentwickelt und finden heute zunehmend Verwendung im Seitenzahnbereich.

Die ständige Entwicklung und rasche Zunahme neuer Produkte zeigte jedoch auch die Notwendigkeit neuer Testverfahren auf. Obwohl eine langjährige klinische Studie die Brauchbarkeit eines neuen Materials am besten unter Beweis stellt, so kann sie nicht das Mittel der Wahl für jedes neuentwickelte Produkt sein.

Neben rein werkstoffkundlichen Prüfverfahren zur Untersuchung der physikalischen Materialeigenschaften wie z.B. Polymerisationsschrumpfung, Oberflächenhärte, Elastizitätsmodul, Wasseraufnahme usw., wurden deshalb in den letzten Jahren auch beachtliche Fortschritte in der Entwicklung spezieller Prüfvorrichtungen erzielt, welche die klinischen Gegebenheiten der Mundhöhle und des Kauvorgangs möglichst genau simulieren.

1 Krejci I.: Standortbestimmung in der konservierenden Zahnmedizin. Schweiz Monatsschr Zahnmed 103: 614-619 (5/1993).

Diese Laborsimulationen dienen dazu, in relativ kurzer Zeit Prognosen über die potentielle Eignung eines neuentwickelten Materials für den klinischen Einsatz zu erhalten und können zur Verbesserung von bestehenden Füllungsmaterialien beitragen. Außerdem ist es möglich, durch geeignete In-Vitro-Testverfahren die Nachteile von klinischen Studien (aufwendig in der Durchführung, lange Zeitspanne zur Datengewinnung, kostenintensiv, Problematik der Standardisierbarkeit und Reproduzierbarkeit) zu umgehen bzw. die Anzahl von klinischen Studien auf ein Minimum zu reduzieren.

Der in München entwickelte computergesteuerte Kaukraftsimulator ist ein wichtiger Bestandteil von In-Vitro-Testverfahren, welche die Untersuchung von Werkstoffen bzw. Restaurationen aller Art unter klinisch relevanten Bedingungen erlaubt.

Ziel der vorliegenden Untersuchung war, im Handel erhältliche Komposite hinsichtlich ihrer Abriebfestigkeit, d.h. den Abrieb der Füllungswerkstoffe im okklusalen Kontaktbereich, zu vergleichen und durch die Anwendung eines standardisierten, kontrollierbaren Testverfahrens reproduzierbare Ergebnisse zu erzielen.

Weiterhin sollte der genaue Verschleißmechanismus der Komposite untersucht und festgestellt werden, inwieweit die Mikrostruktur der Materialien das Verschleißverhalten beeinflusst. Die hierbei gewonnenen Daten sollen als Referenzwerte für weitere Versuche mit neuen Werkstoffen dienen und im Vergleich mit den Ergebnissen anderer In-Vitro-Verfahren dazu beitragen, Aussagen über die Verschleißfestigkeit eines Werkstoffes und seine potentielle Eignung für den klinischen Einsatz zu erhalten.

Theoretische Grundlagen

2.1 Aufbau und Entwicklung der dentalen Kunststoff - Füllungswerkstoffe

Der Begriff Komposit stammt von dem lateinischen Wort "composere" ab und bedeutet zusammengesetzt. Komposite sind die Kombination von mindestens zwei chemisch und physikalisch unterschiedlichen Materialien. Sie weisen Eigenschaften auf, die von keiner Komponente allein erzielt werden können. Die Bestandteile moderner Komposite sind:

- Monomer / Polymer (Matrix)
- anorganische und organische Füllstoffe
- Verbundphase Füllstoff zu Matrix (Silane)
- Polymerisationsinitiatoren
- Stabilisatoren
- Farbstoffe, Farbpigmente, optische Aufheller

2.1.1 Monomere / Polymere

Die ersten synthetisch hergestellten und erfolgreich in der Zahnmedizin eingesetzten Polymere waren Acrylate und fanden hauptsächlich als Prothesenkunststoffe Verwendung (1937).

Dabei handelte es sich um Polymethylmethacrylat (PMMA), einem linearen Polymer, das durch die Polymerisation von Methacrylmethacrylat (MMA) entstanden ist. In der Abbildung 1 ist die chemische Zusammensetzung und Entstehung eines Polymethylmethacrylat-Moleküls schematisch dargestellt.

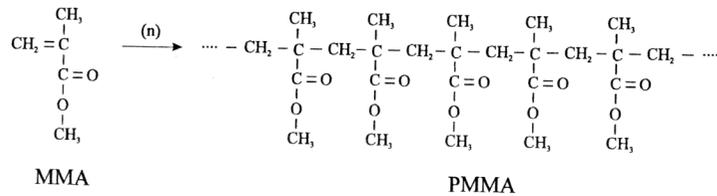


Abb. 1: Bei der Polymerisation entstehen aus Methacrylmethacrylat-Molekülen (MMA) kettenförmige Polymethylmethacrylat-Moleküle (PMMA).

Werden jedoch Mischungen aus verschiedenen Methacrylaten polymerisiert, so entstehen Co-Polymere. Diese wiederum sind in der Lage, durch Ausbildung von Kreuzverbindungen (sog. cross-linkings) lineare Polymere zu verknüpfen. Durch diese Verbindungen werden die physikalischen und mechanischen Eigenschaften der Polymere verbessert, da der Bewegungsraum der einzelnen Ketten durch die Vernetzung eingeschränkt ist. Den bei der Polymerisation auftretenden Volumenverlust (z.B. 20 % bei MMA) versuchte man durch die Verwendung von vorpolymerisierten Partikeln auszugleichen. Dabei konnte die Schrumpfung um mehr als 50 % gemindert werden.

Weitere Möglichkeiten, die Schrumpfung zu verringern, ergaben sich aus der Verwendung von hochmolekularen Monomeren. Auf der Suche nach langkettigen Molekülen gelang Bowen dann 1962 der Durchbruch mit der Entwicklung von Bisphenol-Glycidylmethacrylat (Bis-GMA) als Reaktionsprodukt aus Bisphenol A und Glycidylmethacrylat. Bis-GMA und seine Derivate sind bis heute die Grundlage für zahnärztliche Komposit-Restaurationsmaterialien geblieben.

Die Entwicklung der zahnärztlichen Kunststoffe ist seit der Einführung des ersten Komposits durch Bowen im Jahre 1958 rasch fortgeschritten. Bis-GMA wurde modifiziert, weitere andere Polymere entwickelt und im zahnmedizinischen Bereich eingesetzt.

2.1.2 Füllkörper

Relativ früh wurde auch entdeckt, daß die physikalischen und technischen Eigenschaften von Polymeren durch die Zugabe von organischen Füllstoffen wie Quarz, Bariumglas, Aluminiumsilikat, pyrogenes Siliciumdioxid oder Strontiumglas, wesentlich verbessert werden können. Die Härte des Füllmaterials bestimmt im wesentlichen die Partikelgröße, da die meisten Füllkörper durch Zermahlen größerer Stücke hergestellt werden und ein weiches Material sich einfacher zu kleineren Partikeln vermahlen läßt. Die Füllertechnologie wurde hinsichtlich Art und Gestalt der Füllkörper, sowie deren Herstellung deutlich verbessert und die modernen zahnärztlichen Komposite enthalten folgende 3 Füllerarten:

1. Makrofüller

Herkömmliche Makrofüllkörper werden durch Zermahlen von Quarz, Glas, Borosilikat oder Keramik hergestellt und sind deshalb rein anorganisch und von splitterförmiger Gestalt. Ihre Kornfeinheit liegt zwischen 0,1-100 µm und die mittlere Teilchengröße bei 20-30 µm. In der Abbildung 2 sind die Makrofüllkörper in Anlehnung an F. Lutz et. al. dargestellt [2].

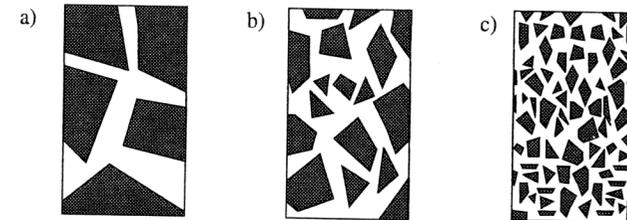


Abb. 2: Makrofüllkörper: mittlere Teilchengröße a) $\geq 10\mu\text{m}$; b) $\leq 10\mu\text{m}$; c) $\leq 5\mu\text{m}$.

Bei heutigen makrogefüllten Kompositen geht die Tendenz jedoch zu einer Korngröße von $< 1\mu\text{m}$ um besser polierbare Oberflächen zu erhalten [3].

- 2 Lutz F., Phillips R. W., Roulet J. F., Imfeld Th.: Schweiz Mschr Zahnheilk 93: 914 (1983).
- 3 Craig R.G.: Restorative dental materials, 6th ed (Mosby, St. Louis 1980)

2. Mikrofüller

Bei Mikrofüllkörpern handelt es sich um pyrogenes Siliciumdioxid (99 % amorphes SiO_2). Sie unterscheiden sich von den anderen Füllkörpern, da sie durch einen Brennvorgang, dem Flammenhydrolyseverfahren (Hydrolyse von Siliciumtetrachlorid in einer Knallgasflamme) hergestellt werden.

Die dabei entstehenden Füllpartikel sind kugelförmig und haben eine Korngröße unter $1 \mu\text{m}$; die mittlere Korngröße liegt bei $0,04 \mu\text{m}$, tendiert aber bei modernen Kompositen zu $0,05\text{-}1,0 \mu\text{m}$. Da durch die Zugabe dieser Mikrofüller die Viskosität erheblich gesteigert wird, ist nur eine begrenzte Anreicherung der organischen Matrix möglich. Abbildung 3 zeigt die schematische Darstellung von Mikrofüllkörpern.



Abb. 3: Schematische Darstellung der Mikrofüllkörper (nach Lutz et. al. [2]).

3. Mikrofüllerkomplexe

Um dennoch ein mikrogefülltes Komposit mit hohem anorganischem Fülleranteil zu erzielen, wurden als Alternativen die Mikrofüllerkomplexe entwickelt. Es lassen sich 3 verschiedene Arten unterscheiden:

a) splitterförmige, vorpolymerisierte mikrogefüllte Komplexe (splintered prepolymerised microfilled complexes, kurz SPP).
Herstellung durch Heißpolymerisation von hochdisperssem SiO_2 und organischer Matrix. Das Produkt wird anschließend zu Füllkörperteilchen mit einer Größe von $1\text{-}200 \mu\text{m}$ zermahlen.

b) kugelförmige, vorpolymerisierte mikrogefüllte Komplexe (spherical polymer-based microfilled complexes, kurz SphPB)
Herstellung durch Inkorporation von pyrogenem SiO_2 in unvollständig polymerisierte $10\text{-}50 \mu\text{m}$ Kugeln aus Diacrylat/Polymethylacrylat.

c) Mikrofülleragglomerate (agglomerated microfiller complexes, kurz AMC)
Herstellung durch Sinterung und Hitzebehandlung von pyrogenem SiO_2 zu $0,5\text{-}50 \mu\text{m}$ großen, rein organischen Partikeln.

Die verschiedenen Mikrofüllerkomplexe sind in der Abbildung 4 dargestellt.

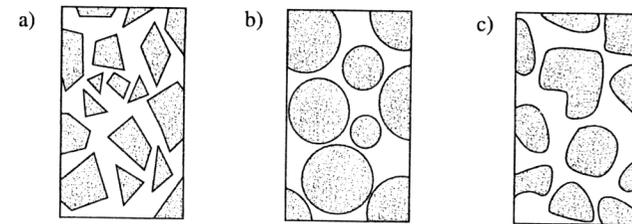


Abb. 4: Mikrofüllerkomplexe: a) splitterförmige und b) kugelförmige vorpolymerisierte Komplexe; c) Mikrofülleragglomerate (nach Lutz et. al. [2]).

2.1.3 Verbundphase Füllstoff zu Matrix

Da eine direkte Verbindung zwischen organischen und anorganischen Komponenten nicht möglich ist, sind Silane als Haftvermittler beigegeben, die sowohl hydrophil als auch hydrophob sind. Diese Silane sind in der Lage, sich über eine Esterbindung chemisch mit dem Füller zu verbinden und werden über den hydrophoben Molekülan teil in das Polymergeflecht der organischen Matrix eingebunden.

Die Silanbehandlung der Füllkörperpartikel war der Schlüssel zum Erfolg der modernen Composite, denn dadurch konnte die Belastung von der schwächeren und weiche ren Matrix auf das stärkere und härtere Füllmaterial übertragen werden. Die Silanisierung der Füllkörper kann auf zwei verschiedenen Arten erfolgen: entweder werden die Partikel in eine silanhaltige Lösung eingetaucht ("nasses" Verfahren) oder Füllmaterial und Silan werden in trockenem Zustand vermischt. Die Silanisierung ist, unabhängig vom Herstellungsverfahren, nicht stabil und der Verbund Matrix/Füllkörper kann durch Hydrolyse beeinträchtigt werden.

Die Bedeutung einer optimalen Silanisierung und ihr Einfluß auf die Eigenschaften des Komposites sind offensichtlich. Die möglichen Schwachstellen jedoch sind vielfältig. Aufgrund seiner hygroscopischen Eigenschaften kann der Füllkörper Wasser an seiner Oberfläche binden und dadurch die Silanisierung und somit die Verbindungsstabilität beeinträchtigt werden.

Auch kann der Verbund zwischen Füllkörper und Matrix entweder innerhalb der Silanschicht oder an der Oberfläche des Füllkörpers versagen, da sich aus herstellungstechnischen Gründen häufig eine multimolekulare Silanschicht bildet. Weiterhin besteht aber auch die Möglichkeit, daß die Kohlenstoff-Kohlenstoff-Doppelbindung des Silans während der Polymerisation nicht mit der Doppelbindung des Polymers reagiert bzw. bereits vor Abschluß der Polymerisation reagiert haben [4].

Die chemische Reaktion während der Silanisierung und die daraus resultierende chemische Struktur des Füllstoff/Silan/Polymer-Verbundes ist in der Abbildung 5 gezeigt.

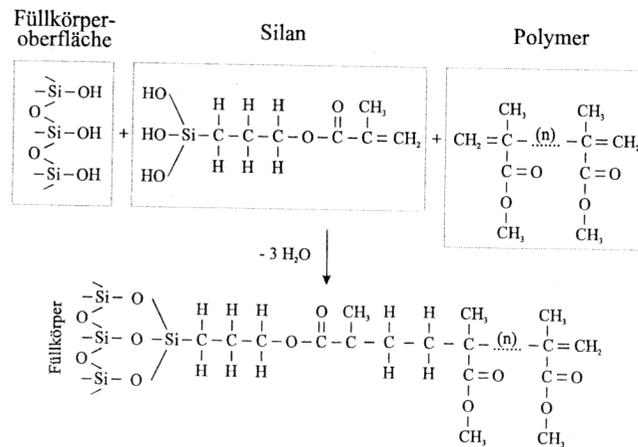


Abb. 5: Silan als Haftvermittler zwischen Füllkörperoberfläche und Polymer.

Es handelt sich hierbei um ein chemisches Gleichgewicht, d.h. der Sauerstoff ist immer noch reaktiv und eine hydrolytische Spaltung ist möglich. Werden Ionen aus dem Verbund gelöst, so kommt es zu Verfärbungen und einem Verlust der mechanischen Stabilität des Komposits.

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

2.1.4 Polymerisationsinitiatoren

Die Polymerisation von Kompositen verläuft in drei Stufen:

1. Startreaktion (initiation):

Um die Polymerisation zu starten ist ein freies Radikal notwendig. Hierzu sind den Kompositen sogenannte Initiatoren beigegeben, die durch Zerfall die notwendigen Radikale bereitstellen. Unabhängig von der Art der Bildung des freien Radikals, bindet sich dieses an ein Monomermolekül indem es die Doppelbindung öffnet und das freiwerdende Elektron an das Ende der sich bildenden Kette transferiert (Abbildung 6).

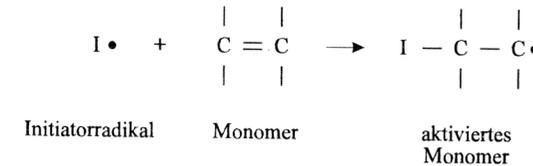


Abb. 6: Einleitung der Polymerisation durch die Bildung eines reaktionsfähigen Monomermoleküls.

Es gibt drei verschiedene Initiatorsysteme anhand derer eine Einteilung der Polymerisationsart erfolgt:

a) Heißpolymerisation

Hierbei handelt es sich um Peroxide wie Acylperoxid, Alkylperoxid oder Hydroxiperoxid. Bei erhöhter Temperatur zerfallen diese Verbindungen sehr schnell in Radikale und lösen damit die Polymerisation aus. Im Dentalbereich wird meist di-Benzoylperoxid (BPO) verwendet. Aufgrund der notwendigen Erhitzung des Materials ist diese Art der Polymerisation nur bei Prothesenkunststoffen oder der Komposit-Inlaytechnik einsetzbar. Die Polymerisation von plastischem Füllungskomposit sollte jedoch bei Raumtemperatur erfolgen. Dies ist bei der Kaltpolymerisation (chemische Aktivierung), sowie bei der Photopolymerisation möglich.

b) Kaltpolymerisation

Im Jahre 1942 fand Kulzer heraus, daß ausreichend freie Radikale bereits bei Raumtemperatur gebildet werden können, wenn chemische Beschleuniger wie tertiäre Amine mit den Peroxiden reagieren. Es kommt dabei zu einer Redox-Reaktion zwischen dem Amin und dem Peroxid, bei der die für die Polymerisation notwendigen freien Radikale entstehen. Bei den Kaltpolymerisaten handelt es sich deshalb immer um 2-Komponenten-Systeme, d.h. die Aminkomponente (Base) muß mit dem BPO (Katalysator) vermischt werden. Dabei können die Materialien als Paste-Paste oder als Pulver-Flüssigkeit System vorliegen.

c) Photopolymerisation

Mit der Einführung der Photoinitiation 1977 wurde ein wesentlicher Fortschritt in der Handhabung der Komposite erzielt. Da es sich um ein Einkomponenten-System handelt, ist das Komposit homogener und, da der Anmischvorgang entfällt, sind keine Porositäten (Luftblasen) im Komposit enthalten. Aus der steuerbaren Polymerisationsauslösung resultiert eine fast unbegrenzte Verarbeitungszeit. Weiterhin weisen Photopolymerisate eine schnelle Polymerisation und eine gute Lagerstabilität auf. Einziger Nachteil liegt in der eingeschränkten Aushärtungstiefe von max. 2 mm, die jedoch durch eine Schichttechnik beim Legen der Füllung ausgeglichen werden kann, sowie in der generellen Lichtempfindlichkeit des Komposits. Typische Photoinitiatoren sind Benzoin oder Ketone, die Licht im UV-Bereich absorbieren können. Da UV-Licht jedoch nur eine geringe Durchdringungstiefe aufweist und außerdem schlecht durch Schmelz penetriert, sind für den Dentalbereich Chinone (Kampferchinon) als Photoinitiatoren besser geeignet. Diese werden durch Licht im sichtbaren Bereich (400-500 nm) angeregt, welches besser durch den Zahnschmelz hindurch dringt. Der Reaktionsmechanismus zur Radikalbildung verläuft über eine Wasserstoff-Abstraktion, als Wasserstoff-Donatoren sind tertiäre Amine beigegeben.

2. Wachstumsreaktion (propagation)

Dieses Monermolekül ist nun aktiviert und kann sich mit einem weiteren Monermolekül unter Freisetzung eines Elektrons, das wiederum an das Ende transferiert wird, verbinden. Binnen weniger Sekunden addieren sich tausende von Molekülen und es kommt zur Bildung eines Makroradikals. In der folgenden Abbildung 7 ist die Bildung eines kettenförmigen Polymers durch die Addition von Monomeren an ein Initiatorradikal dargestellt.

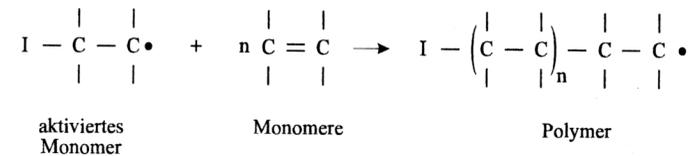


Abb. 7: Bildung eines kettenförmigen Polymers durch Addition von Monomeren an ein Initiatorradikal.

Man unterscheidet zwischen unvernetzten oder linearen Polymeren (keine Verknüpfung zwischen den einzelnen Polymerketten, aus monofunktionellen Monomeren) und vernetzten Polymeren (Verbindungen zwischen den einzelnen Ketten, aus multifunktionellen Monomeren, siehe 2.1.1.). Bei Dentalkompositen handelt es sich meist um difunktionelle Monomere mit einem hohen Vernetzungsgrad.

Diese Wachstumsreaktion setzt sich solange fort, bis alle freien Radikale gebunden sind und es zum Abbruch der Polymerisation kommt.

3. Abbruchreaktion (termination):

Der Abbruch der Reaktion kann auch durch das Aufeinandertreffen von zwei Radikalenden (Kombination oder Disproportionierung) oder durch die Begegnung eines Initiatorradikals mit einem Kettenende zustande kommen.

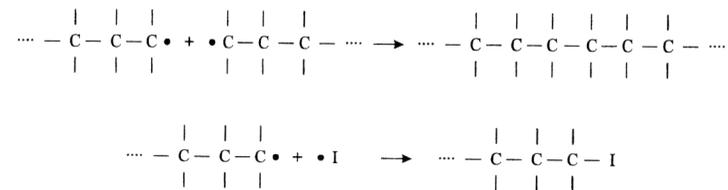


Abb. 8: Abbruchreaktion durch Kombination von a) zwei Radikalenden und b) eines Kettenendes mit einem Initiatorradikal.

2.1.5 Weitere Additive

Zur Stabilisation der chemischen Reaktion sind hauptsächlich substituierte Phenole oder Hydrochinone in sehr kleinen Mengen (300-1000 ppm) als Inhibitoren beigegeben. Diese sollen eine vorzeitige Polymerisation der Materialien verhindern.

Weitere Inhaltsstoffe sind Farbpigmente (meist Eisenoxide) und optische Aufheller, die dem Komposit eine dem Zahn ähnliche Farbe und Fluoreszenz verleihen. Um Verfärbungen durch UV-Licht vorzubeugen sind außerdem sog. UV-Stabilisatoren beigegeben.

2.2 Klassifikation der Komposite

Eine Einteilung der Komposite kann unter verschiedenen Aspekten erfolgen. Entweder nach Art der organischen Base (Polymethacrylatbasis Bowen-Ester) oder anhand des Polymerisationsverfahrens (chemische Aushärtung Photopolymerisation). Diese Verfahren erwiesen sich jedoch als nicht aussagekräftig genug, da z.B. die meisten Hersteller von Kompositen heutzutage ein Gemisch der verschiedensten Monomere/Polymere verwenden, bzw. die modernen Komposite fast ausschließlich durch Photopolymerisation ausgehärtet werden.

Obwohl alle Komposite nach dem Grundmuster Polymer-Füller-Haftvermittler aufgebaut sind, so zeigen die verschiedenen Produkte erhebliche Unterschiede hinsichtlich Handhabung und physikalisch-technischer Eigenschaften. So ist z.B. für die Oberflächenpolierbarkeit die Größe und Art der Füllstoffpartikel von wesentlicher Bedeutung. Makrofüller erlauben in der Regel keine Hochglanzpolitur, bei mikrogefüllten Kompositen hingegen kann ein hervorragender Hochglanz erzielt werden.

Eine Klassifikation anhand der Füllkörper ist deshalb das Mittel der Wahl, zumal durch wissenschaftliche Untersuchungen festgestellt wurde, daß das klinische Verhalten der Komposite wesentlich von der Größe, der Gestalt, der Oberfläche und der Verteilung der Partikel beeinflusst wird.

Anhand dieser Füllertypen kann folgende Klassifikation der Kunststoffe erstellt werden:

- Konventionell gefüllte Komposite (traditional composites, TC)
- Hybridkomposite (hybrid composites, HC)
- Homogenes Mikrofüllerkomposit (homogenous microfilled composite, HMC)
- Inhomogenes Mikrofüllerkomposit (inhomogenous microfilled composite, IMC)

G. Willems et. al. gehen sogar noch weiter und unterteilen bei den Hybridkompositen in Unterklassen nach Füllergöße und Füllstoffgehalt, da diese beiden Parameter den größten Einfluß auf das Verhalten der Komposite haben [5].

1. Konventionell gefüllte Komposite

Bei konventionell gefüllten Kompositen werden rein anorganische, splitterförmige Füllkörper aus Quarz, Glas oder Keramik verwendet. Röntgenopazität wird im allgemeinen durch die Zugabe von schwermetallhaltigem Bariumglas erreicht. Die Mikrostruktur dieser Komposite ist in der Abbildung 9 schematisch dargestellt.

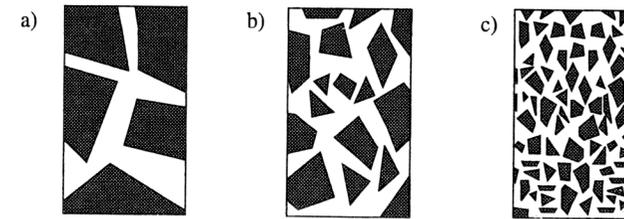


Abb. 9: Konventionelles Komposit mit den Komponenten: organische Matrix und Makrofüllkörper mit einer mittleren Teilchengröße von a) $\geq 10\mu\text{m}$; b) $\leq 10\mu\text{m}$; c) $\leq 5\mu\text{m}$.

Bei traditionell oder konventionell gefüllten Kompositen ist die Schrumpfung aufgrund des geringen Matrixanteils reduziert, thermische und optische Eigenschaften entsprechen denen des natürlichen Zahnes. Da jedoch eine große Härteendifferenz zwischen Füller und Matrix besteht, sind konventionelle Komposite schlecht zu bearbeiten und zu polieren. Sie weisen deshalb ungünstige Oberflächeneigenschaften auf und haben eine unzureichende Abrasionsfestigkeit.

2. Hybridkomposite

Hybridkomposite enthalten Makrofüller ($>5\mu\text{m}$), Midifüller ($1-5\mu\text{m}$) oder Minifüller ($0,5-1\mu\text{m}$) vom Typ der konventionellen Komposite und haben zusätzlich eine mit Mikrofüllern angereicherte organische Matrix. In der Abbildung 10 sind die verschiedenen Arten der Hybridkomposite gezeigt.

Die Mikrofüller der Hybridkomposite sind feinstdisperse und röntgenunsichtbare SiO_2 -Perlen einer Größe von $0,04\mu\text{m}$ [6]. Daraus resultiert ein hoher Füllstoffgehalt von 70-80 Vol.% und eine geringe Abnutzung der Matrix.

- 5 Willems G., Lambrechts P., Braem M., Celis J.P., Vanherle G.: A classification of dental composites according to their morphological and mechanical characteristics. Dent Mater 8: 310-319 (1992).
- 6 Craig R. G.: Chemistry, composition and properties of composite resins. Dent Clin Am 25: 219-239 (1981).

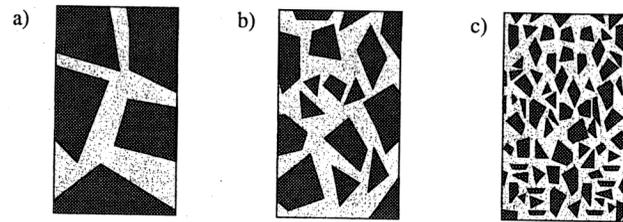


Abb. 10: Hybridkomposit mit den Komponenten: organische Matrix mit konventionellen Makrofüllkörpern und Mikrofüllern bei einer mittleren Teilchengröße von a) $\geq 10 \mu\text{m}$; b) $2-10 \mu\text{m}$; c) $\leq 2 \mu\text{m}$.

Zwar weisen Hybridkomposite bessere Oberflächeneigenschaften hinsichtlich Ausarbeitung und Polierbarkeit auf, dennoch treten 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 durch die Verwendung von kleineren Füllkörpern mit einer durchschnittlichen Größe von $0,5-1 \mu\text{m}$ bei den neueren Feinstpartikel-Hybridkompositen zu lösen.

3. Homogenes Mikrofüllerkomposit

Bei homogen mikrogefüllten Kompositen handelt es sich um eine gleichmäßige Mischung aus organischer Matrix und Mikrofüllkörpern einer durchschnittlichen Größe von $0,04-0,2 \mu\text{m}$. Die Struktur eines homogenen Mikrofüllerkomposits ist in der Abbildung 3 auf Seite 8 dargestellt.

Da die Füller kleiner sind als die Wellenlänge des Lichts, ist bei der Oberflächenbearbeitung ein hervorragender schmelzähnlicher Glanz zu erzielen. Gleichzeitig ergibt sich aufgrund der Homogenität ein gutes Verschleißverhalten. Nachteil der homogen mikrogefüllten Komposite ist jedoch ein relativ hoher thermischer Ausdehnungskoeffizient, sowie eine große Polymerisationsschrumpfung.

4. Inhomogenes Mikrofüllerkomposit

Da es sich bei den inhomogen mikrogefüllten Kompositen um eine Kombination aus organischer Matrix mit pyrogenen SiO_2 -Mikrofüllern und Mikrofüllerkomplexen handelt, wird diese Klasse je nach Form der Komplexe in drei Untergruppen unterteilt.

- Inhomogenes Mikrofüllerkomposit mit splitterförmigen Vorpolymerisaten (IMC+SPP)
- Inhomogenes Mikrofüllerkomposit mit kugelförmigen Vorpolymerisaten (IMC+SphPB)
- Inhomogenes Mikrofüllerkomposit mit Mikrofülleragglomeraten (IMC+AMC)

Die Struktur der inhomogenen Mikrofüllerkomposite ist in der Abbildung 11 schematisch dargestellt

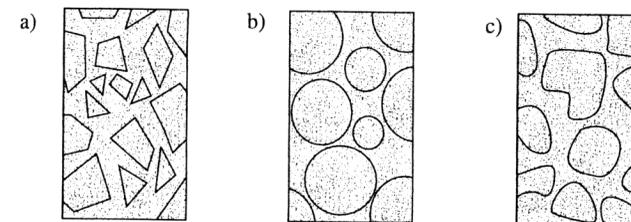


Abb. 11: Inhomogenes Mikrofüllerkomposit mit den Komponenten: organische Matrix mit Mikrofüllern und vorpolymerisierten Mikrofüllerkomplexen; a) splitterförmige Vorpolymerisate, b) kugelförmige Vorpolymerisate und c) Mikrofülleragglomerate.

Inhomogenes Mikrofüllerkomposit mit splitterförmigen Vorpolymerisaten ist die am häufigsten verwendete Art von Mikrofüllerkomposit. Es hat mit homogen mikrogefüllten Kompositen vergleichbare Eigenschaften, wie z.B. gute Polierbarkeit, dauerhaft gute Oberflächenbeschaffenheit und gute Abrasionsfestigkeit.

Die folgende Abbildung 12 zeigt zusammenfassend den Aufbau und die Klassifikation der in der Zahnmedizin verwendeten Komposite in Anlehnung an Lutz et. al. [2] und Willems et. al. [5].

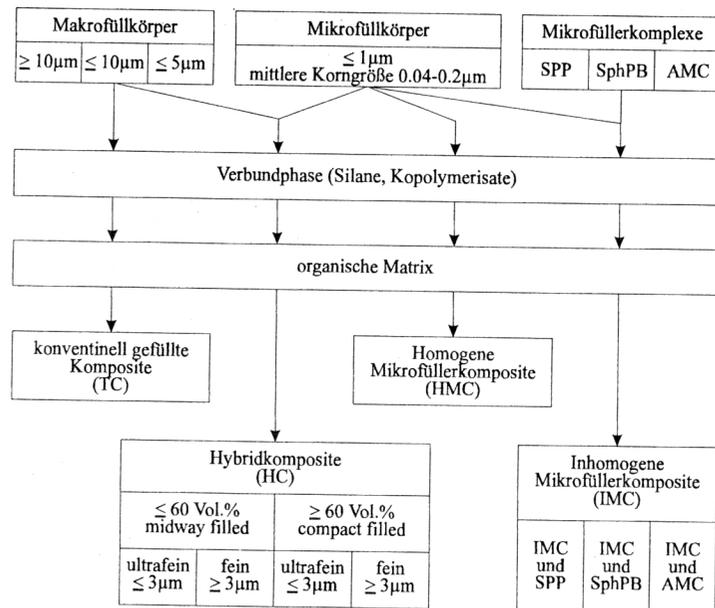


Abb. 12: Aufbau und Klassifikation der Komposite.

Abschließend ist festzustellen, daß ein Komposit den Einflüssen und Wechselwirkungen der Einzelkomponenten unterliegt. Aus diesem Grund kann nicht eine Eigenschaft allein extrem verbessert werden, ohne daß daraus eine Veränderung, in positiver oder negativer Art und Weise, weiterer Eigenschaften resultiert.

2.3 Verschleißmechanismen

Nach Definition ist Verschleiß ein fortschreitender Materialverlust an der Oberfläche eines festen Körpers, der durch mechanische Ursachen wie Kontakt und Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers hervorgerufen wird [7].

Diese Art der Beanspruchung wird als tribologische Beanspruchung bezeichnet und stammt von dem griechischen Wort "tribos" = reiben ab. Verschleiß äußert sich im Auftreten von losgelösten kleinen Teilchen (sog. Verschleißpartikeln), sowie in Stoff- und Formveränderungen der tribologisch beanspruchten Oberfläche.

Im Unterschied zu den physikalischen Eigenschaften wie Druckfestigkeit, Elastizität, Ausdehnungskoeffizient usw., die als "stoffbezogene" Werkstoffkenngrößen angesehen werden, resultiert der unter tribologischen Beanspruchungen auftretende Verschleiß aus dem Zusammenwirken aller am Verschleißvorgang beteiligten Komponenten und kann nur durch systembezogene Verschleißkenngrößen beschrieben werden. Ein tribologisches System nach DIN 50 320 ist in Abb. 13 dargestellt.

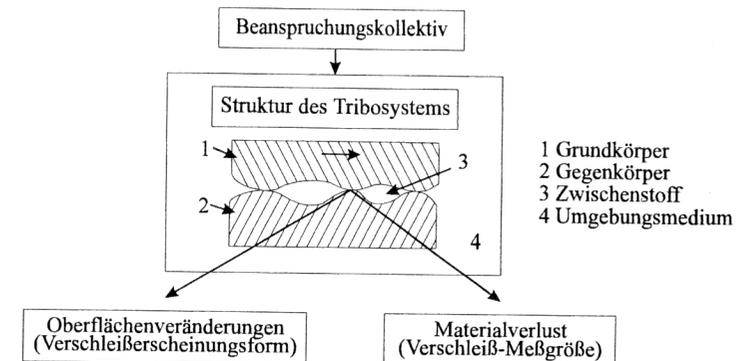


Abb. 13: Schematische Darstellung eines tribologischen Systems.

Die am Verschleiß unmittelbar beteiligten Komponenten Grundkörper (1), Gegenkörper (2), Zwischenstoff (3) und Umgebungsmedium (4) werden als "Elemente des Tribosystems" bezeichnet. Sie charakterisieren mit ihren tribologisch wichtigen Eigenschaften und Wechselwirkungen die "Struktur des Tribosystems".

7 DIN 50 320 (Verschleiß) des Normenausschuß Materialprüfung (NMP) im DIN Deutsches Institut für Normung e. V. (1979).

Zur Verdeutlichung das Beispiel Tribosystem "Zahnradgetriebe": das Antriebsrad ist der Grundkörper, das Abtriebsrad der Gegenkörper, Öl der Zwischenstoff und Luft das Umgebungsmedium.

Von besonderer Bedeutung sind dabei die Eigenschaften von Grundkörper (1) und Gegenkörper (2), sowie ihre Veränderung unter tribologischer Beanspruchung. Die auf die Elemente des Tribosystems von außen einwirkenden Größen bilden das "Beanspruchungskollektiv".

Das Beanspruchungskollektiv wird gebildet durch die Bewegungsform (gleiten, rollen, stoßen oder strömen), dem zeitlichen Bewegungsablauf (kontinuierlich, oszillierend oder intermittierend) und den technisch-physikalischen Beanspruchungsparametern (Kraft, Geschwindigkeit, Temperatur und Beanspruchungsdauer).

Grund- und Gegenkörper bestimmen die Systemstruktur (z.B. Festkörper-Festkörper oder Festkörper-Flüssigkeit) und legen mit der Bewegungsform (z.B. gleiten, strömen) die Art des Verschleißmechanismus (z.B. Gleitverschleiß, Spülverschleiß) fest.

Ein Verschleißmechanismus ergibt sich also durch das Einwirken des Beanspruchungskollektivs auf die Elemente des tribologischen Systems und äußert sich in energetischen und stofflichen Wechselwirkungen zwischen Grundkörper und Gegenkörper bei Beeinflussung durch Zwischenstoff und Umgebungsmedium. Reibung und der daraus resultierende Verschleiß unterliegen einer komplizierten molekular-mechanischen Wechselwirkung der sich gegeneinander bewegenden Körper. Die daraus resultierende Größe der Reibung bzw. des Verschleißes ist abhängig von einer Vielzahl möglicher Kombinationen der unterschiedlichen Faktoren wie Oberflächenbeschaffenheit und -veränderungen, Art und Dauer der Belastung usw..

Nach dem heutigen Stand der Kenntnisse kann der Ablauf des Verschleißes in einem gegebenen tribologischen System, der zu Verschleißpartikel und Materialverlust führt, in 2 Klassen eingeteilt werden:

a) Spannungsbedingte Wechselwirkungen aufgrund von Belastungs- und Reibungskräften. Es wird unterschieden in

- Abrasion: Materialabtrag durch ritzende Beanspruchung (Mikrozerspanungsprozeß)
- Oberflächenzerrüttung: Ermüdung und Rißbildung in Oberflächenbereichen durch tribologische Wechselbeanspruchungen, die zu Materialtrennungen führen.

b) Materialbedingte Wechselwirkungen aufgrund molekularer Anziehungskräfte entweder zwischen Grundkörper und Gegenkörper oder zwischen Grundkörper, Gegenkörper und umgebender Atmosphäre (mit/ohne Zwischenmedium). Hierbei wird unterteilt in

- Adhäsion: Ausbildung von Grenzflächen-Haftverbindungen ("Kaltverschweißung")
- Tribochemische Reaktionen: Entstehung von Reaktionsprodukten bei tribologischer Beanspruchung durch die chemische Reaktion von Grundkörper, Gegenkörper und angrenzendem Medium.

Diese vier verschiedenen Haupt-Verschleißmechanismen [8, 9] können einzeln vorliegen, sich bei einer Änderung des Beanspruchungskollektivs oder der Systemstruktur abwechseln, sowie kombiniert auftreten und sich überlagern. In Abbildung 14 sind die tribologischen Wechselwirkungen und Verschleißmechanismen, sowie deren Verschleißerscheinungsformen zusammenfassend dargestellt und die einzelnen Mechanismen werden in den folgenden Abschnitten näher beschrieben.

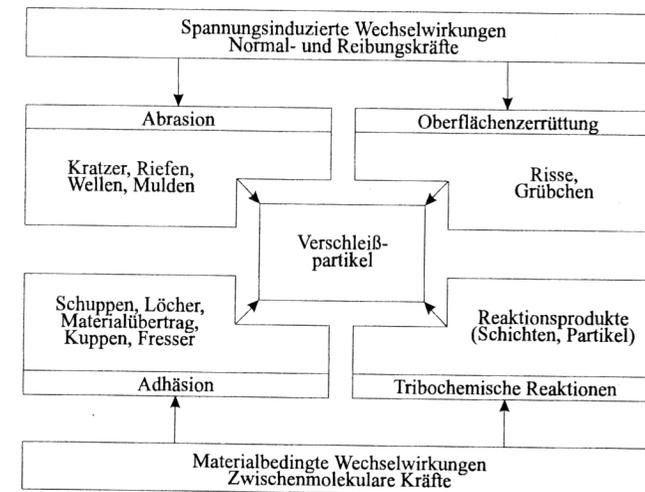


Abb. 14: Tribologische Wechselwirkungen und Verschleißmechanismen in Anlehnung an DIN 50 320.

8 DIN 50 320 (1979).

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

2.3.1 Adhäsion

Adhäsion resultiert aus den Anziehungskräften zweier Oberflächen, die in engem Kontakt zueinander stehen und ist auf Ionenbindungen, kovalente Bindungen, Wasserstoffbrückenbindungen und / oder Van-der-Waals Kräfte zurückzuführen.

Adhäsion kann nicht ausgeschlossen werden und tritt immer auf, wenn zwei glatte Flächen in Kontakt treten. Dabei ist zu berücksichtigen, daß trotz hervorragender Bearbeitung und Politur Rauigkeiten an der Oberfläche zurückbleiben über diese dann adhäsive Verbindungen ausgebildet werden.

Da die tatsächliche Kontaktfläche zudem wesentlich kleiner als die scheinbar angenommene Kontaktfläche ist, wird die gesamte Belastung deshalb von relativ wenigen und kleinen Bereichen getragen. Der tatsächliche Kontaktbereich wird auch als reale Kontaktfläche und der scheinbare Kontaktbereich als nominale Kontaktfläche bezeichnet.

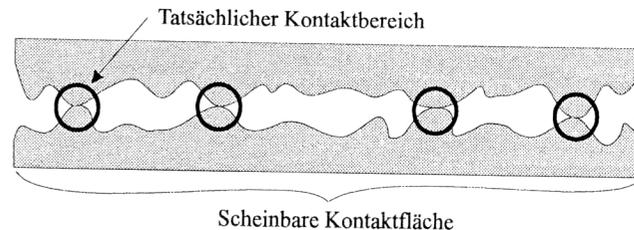


Abb. 15: Schematische Darstellung der scheinbaren Kontaktfläche und des tatsächlichen Kontaktbereichs (modifiziert nach K.H. z. Gahr [9]).

Daraus resultieren, auch bei kleinen Belastungskräften, sehr hohe örtlich begrenzte Drucke, die zu extremen Kontakten führen und schließlich auf die Atombindungen des Materials einwirken. Es treten Haftverbindungen bzw. sogenannte "kalte" Schweißstellen auf. Mit anhaltender Belastung vergrößern sich diese Haftverbindungen und es kommt zu Abscherungen innerhalb einer oder beider Oberflächen. Am häufigsten brechen dabei die eben unter dieser Belastung entstandenen Verbindungen wieder auf und die Oberflächen bleiben intakt.

Einige der Verbindungen sind jedoch stark genug und führen zu einem Bruch innerhalb des weicheren Materials. Dies führt zu einem Materialübertrag von der einen zur anderen Oberfläche, es kommt zu sogenannten Mikrodeformationen. Bei nachlassender Belastung sind jedoch auch diese Haftverbindungen nicht mehr ausreichend stabil und die Mikrodeformationen lösen sich wieder von der Oberfläche; es tritt ein Substanzverlust auf.

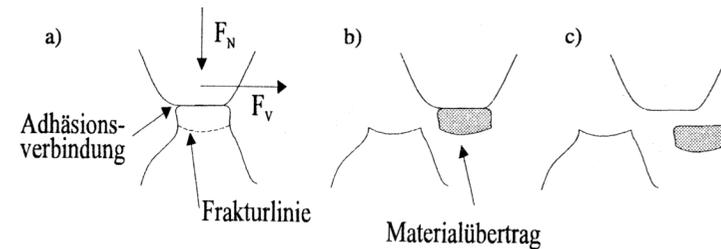


Abb. 16: Adhäsiver Verschleißmechanismus: a) Mikrodeformation und Ausbildung von Adhäsionsverbindungen; b) Fraktur und Materialübertragung; c) Ablösen des Materialfragments (modifiziert nach K.H. z. Gahr [9]).

2.3.2 Abrasion

Bei Abrasion kommt es zu einem Materialverlust aufgrund einer ritzenden Beanspruchung der Oberfläche durch harte Partikel. In der Abbildung 17 ist der Abrasionsmechanismus schematisch dargestellt.

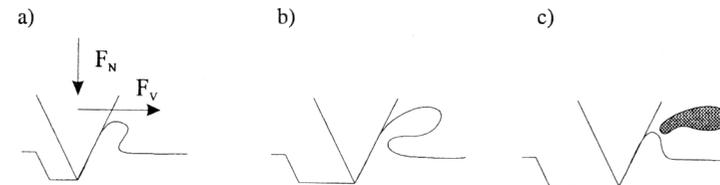


Abb. 17: Abrasiver Verschleißmechanismus: a) Eindringen des Abrasionspartikels mit plastischer Deformation; b) Abscherung und Anheben von Material; c) Materialabrieb (modifiziert nach K.H. z. Gahr [9]).

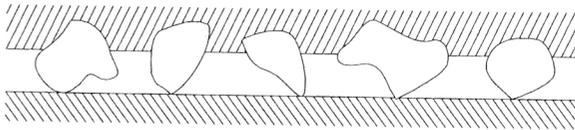
Abrasion tritt auf, wenn ein rauher, harter Körper mit einem weicheren Körper in Kontakt kommt. Dabei dringen die Oberflächenunebenheiten des harten Körpers in die Oberfläche des weicheren Gegenkörpers ein und führen zu einer plastischen Deformation rund um diese Rauigkeiten (Abbildung 17 a).

Durch das Gleiten der Körper gegeneinander wird die Oberfläche des weicheren Körpers zerkratzt, d.h. durch eine Kombination der Effekte "micro-ploughing", "micro-cutting" und "micro-cracking" wird Material aus der weicheren Oberfläche herausgelöst und schließlich abgetrennt (Abbildung 17 b und c).

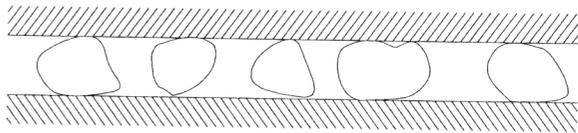
Der Grad der Abrasion ist abhängig vom Verhältnis der Härte des abradierenden Mediums zur Härte des verschleißenden Materials.

Abrasion wird unterteilt in

- Zwei-Körper-Verschleiß (two-body-wear): Hier wird der Verschleiß durch Rauigkeiten in der Oberfläche des Gegenkörpers verursacht.



- und Drei-Körper-Verschleiß (three-body-wear): Harte Partikel, die sich zwischen Grund- und Gegenkörper befinden, verursachen die Abrasion.



2.3.3 Oberflächenzerrüttung

Verschleiß durch Oberflächenzerrüttung bzw. Materialermüdung ist charakterisiert durch Rißbildung und Materialverlust aufgrund ständiger Be- und Entlastung des verschleißenden Körpers. Durch den zyklischen Spannungs- und Druckwechsel treten Deformationen und Rißbildungen an der Oberfläche bzw. in den oberflächennahen Bereichen auf. Diese Risse entstehen an Oberflächenrauigkeiten, Einschlüssen oder materialbedingten Schwachstellen.

Bei anhaltender Beanspruchung vergrößern sich die Risse, stoßen schließlich zusammen und es kommt zu einem Ablättern von Material. Die Bruchstücke sind im Vergleich zu den Verschleißpartikeln der anderen Verschleißmechanismen relativ groß. In Abbildung 18 werden die verschiedenen Stadien der Oberflächenzerrüttung die zu Materialermüdungverschleiß führen dargestellt.

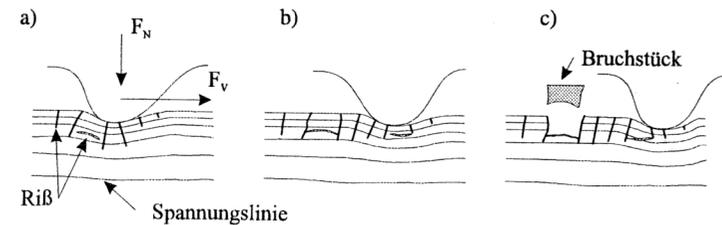


Abb. 18: Verlauf der Oberflächenzerrüttung; a) Deformation und Rißbildung; b) Rißfortpflanzung aufgrund der zyklischen Belastung c) Materialausbruch (modifiziert nach K.H. z. Gahr [9]).

Der Verschleiß durch Oberflächenzerrüttung ist stark abhängig von der Elastizität des verschleißenden Materials und der Belastungsdauer.

2.3.4 Tribochemische Reaktionen

Während bei Abrasion und Oberflächenzerrüttung hauptsächlich stressbedingte Wechselwirkungen und Oberflächendeformation den Verschleiß bestimmen, ist bei tribochemischem Verschleiß hingegen die Reaktion der unter Kontakt stehenden Körper mit ihrer Umgebung ausschlaggebend. In der folgenden Abbildung 19 ist dieser Mechanismus dargestellt:

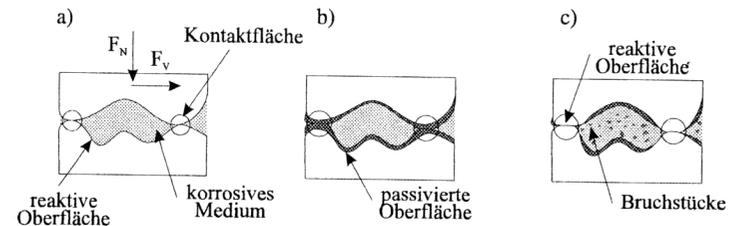


Abb. 19: Tribochemischer Verschleißmechanismus; a) Ausgangszustand; b) Reaktion der Oberflächen mit dem korrosiven Medium und Ausbildung einer passivierten Oberflächenschicht; c) Bruch der Reaktionsschicht an den Kontaktflächen und Neubildung reaktiver Oberflächen (modifiziert nach K.H. z. Gahr [9]).

Generell gilt, daß jeglicher Einfluß von außen, der auf die Oberfläche eines Körpers einwirkt und Veränderungen die zu Verschleiß führen verursacht, als Verschleißmechanismus betrachtet werden kann. Die korrosiv wirkende Umgebung kann dabei gasförmig oder eine Flüssigkeit sein. Der tribochemische Verschleiß resultiert aus der ständigen Entfernung und Neubildung reaktiver Oberflächen der unter Kontakt stehenden bzw. sich gegeneinander bewegenden Körper.

2.4 Verschleiß bei Festkörper-Festkörper-Systemen

Da es sich bei der vorliegenden Untersuchung um ein tribologisches System mit der Struktur Festkörper - Festkörper und dem Beanspruchungskollektivs einer oszillierend gleitenden Bewegung handelt, wird im folgenden nur auf die daraus resultierende Kombination der Verschleißmechanismen Gleitverschleiß und Furchungs- bzw. Korngleitverschleiß eingegangen. Diese sind in Abbildung 20 dargestellt:

Systemstruktur	Tribologische Beanspruchung Gleiten	Verschleißart	Wirkende Mechanismen			
			Adhäsion	Abrasion	Oberfl. - zerrüttung	Tribochem. Reaktionen
Festkörper gegen Festkörper mit glatten Oberflächen		Gleitverschleiß Zwei-Körper-Verschleiß	✓	✓	✓	✓
Festkörper gegen Festkörper mit rauhen Oberflächen		Furchungsverschleiß Zwei-Körper-Verschleiß		✓		
Festkörper gegen Festkörper und Partikel		Korngleitverschleiß Drei-Körper-Verschleiß		✓		

Abb. 20: Gliederung des Verschleißgebietes nach der Art der tribologischen Beanspruchung (in Anlehnung an DIN 50 320 [8]).

Gleitverschleiß wird verursacht durch die relative Bewegung zweier glatter Oberflächen unter Last gegeneinander, wobei der auftretende Verschleiß in erster Linie nicht auf den Einfluß harter Partikel oder Oberflächenrauigkeiten zurückzuführen ist. Der Abrieb basiert auf den Verschleißmechanismen Adhäsion, Oberflächenzerrüttung, Tribochemischen Reaktionen und Abrasion. Der Anteil der Abrasion am Gesamtverschleiß basiert auf Korngleitverschleiß und resultiert aus den durch Adhäsion, Oberflächenzerrüttung und Tribochemischen Reaktion entstandenen Verschleißpartikeln, die dann als Zwischenstoff wirken.

Gleitverschleiß ist also abhängig von äußeren Faktoren wie Belastungsdauer, Gleitgeschwindigkeit, Umgebung (u.a. Zwischenstoff) und Temperatur, sowie von materialbedingten Eigenschaften wie Materialstruktur und Oberflächenbeschaffenheit.

2.5 Verschleißphasen

Verschleiß verläuft generell in drei Phasen. Der Einlaufphase (running-in period) folgt die Gebrauchsphase (steady-state period), die dann in die End- oder Ausfallphase (break-down period) übergeht. In der Abbildung 21 sind der allgemeine Verschleißprozeß, sowie die Verschleißrate als Funktion der Belastungsdauer für verschiedene Verschleißmechanismen dargestellt.

Charakteristisch für Phase I ist eine rasch ansteigende Verschleißrate in relativ kurzer Zeit. Dies läßt sich durch eine Art "glattbügeln" der größten Unebenheiten bzw. als ein Anpassen von Grund- und Gegenkörper aneinander erklären. Während der Gebrauchsphase hingegen bleibt die Verschleißintensität konstant und verhält sich proportional zur Belastung. Aufgrund der starken Schwächung des verschleißenden Körpers tritt dann in der Endphase erneut eine stetige Erhöhung der Verschleißrate auf, bis es schließlich zum Zusammenbruch des Systems kommt.

Dieser 3-phasige Ablauf tritt hauptsächlich bei Gleitverschleiß mit den dominierenden Verschleißmechanismen Adhäsion, Oberflächenzerrüttung und Tribochemischer Reaktion auf. Ein linearer Verlauf der Verschleißrate ist nur beim Verschleißmechanismus Abrasion zu erwarten.

Der Abrieb von Polymeren ist ein komplexer Prozeß, basierend auf einer Kombination der beschriebenen Mechanismen Abrasion, Adhäsion, Oberflächenzerrüttung und tribochemischen Reaktionen. Der Anteil der einzelnen Mechanismen am Gesamtverschleiß ist abhängig von der Stärke und Dauer der Belastung, der Geschwindigkeit und der Umgebung.

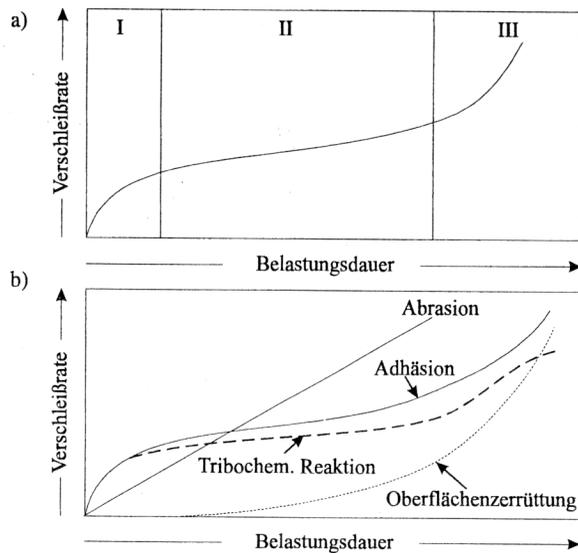


Abb. 21: Verschleißrate als Funktion der Belastungsdauer; a) 3-phasier Verlauf der Verschleißrate; b) Verschleißraten der verschiedenen Verschleißmechanismen (modifiziert nach K.H. z. Gahr [9]).

Allgemein gilt, daß bei einer gleitenden Bewegung eines harten Gegenkörpers über ein Polymer zu Anfang der Mechanismus der Abrasion überwiegen wird. Dies trifft vor allem auf raue Oberflächen zu, da bei extrem glatten Flächen primär Adhäsion als Verschleißmechanismus wirksam ist. Mit anhaltender Belastung gewinnt die Adhäsion immer mehr an Bedeutung und dominiert schließlich das Abriebverhalten des Polymers. Durch auftretende Ermüdungserscheinungen wird das Gesamtvolumen des Abriebs weiterhin vergrößert. Dies wiederum geschieht jedoch nur bei glatten Oberflächen, da bei rauen Oberflächen der Verschleiß durch Abrasion und Adhäsion so groß ist, daß für die Ausbildung von Spannungen und Materialermüdung keine Möglichkeit besteht [10].

10 Dowson D. The running in process in tribology: Proceedings, Lyon, France 8-11 September 1981.

2.6 Tribologische Testverfahren

Verschleiß ist ein komplizierter Mechanismus und unterliegt v.a. bei klinischen Studien einer Vielzahl nicht steuer- und kalkulierbaren Faktoren, die das Verschleißverhalten der Füllungsmaterialien beeinflussen bzw. die Auswertung der Resultate erschweren. Aufgrund der stetigen Forderung nach alternativen Füllungsmaterialien und der raschen Entwicklung neuer Produkte ist es jedoch notwendig, in relativ kurzer Zeit repräsentative Ergebnisse über die potentielle Eignung eines neuen Materials für den klinischen Einsatz zu erhalten.

Obwohl eine klinische Studie nach wie vor die Brauchbarkeit eines Materials am Besten unter Beweis stellt, so kann sie nicht das Mittel der Wahl für jedes verbesserte oder neuentwickelte Produkt sein. In-Vivo-Studien sind u.a. langwierig, kostenintensiv und extrem aufwendig in der Durchführung. Zudem besteht das Problem der Standardisierbarkeit der Versuchsanordnung, sowie der Reproduzierbarkeit der Ergebnisse. Durch geeignete In-Vitro-Testverfahren können diese Probleme umgangen werden und es ist möglich, in relativ einfachen Versuchsaufbauten standardisierte und reproduzierbare Ergebnisse zu erzielen.

Aus Maschinenbau und Technik sind viele rein werkstoffkundliche Prüfverfahren bekannt und finden seit Jahren Einsatz bei der Untersuchung der physikalischen Eigenschaften wie z.B. Oberflächenhärte, Elastizitätsmodul, Polymerisations-schrumpfung oder Wasseraufnahme. Auch hinsichtlich Verschleiß und Verschleißverhalten von Werkstoffen gibt es standardisierte Versuchsaufbauten. Das einfachste Prinzip sind sogenannte Modellversuche, bei denen die Parameter problemlos variiert werden können und somit in kurzer Zeit, bei niedrigen Kosten, reproduzierbare Ergebnisse zur Verfügung stehen.

Die am häufigsten verwendeten tribologischen Testverfahren sind asymmetrisch, d.h. Grund- und Gegenkörper sind aus verschiedenem Material und von unterschiedlicher Form. So z.B. ein stiftförmiger Körper gegen die plane Oberfläche oder Stirnseite einer rotierenden Scheibe ("pin-on-disc"), ein würfelförmiger Körper gegen die Stirnseite einer rotierenden Scheibe ("block-on-ring") oder ein stiftförmiger Körper gegen eine Fläche ("pin-on-block"). Werden zwei Testkörper (z.B. Komposit-Komposit, Komposit-Amalgam usw.) gegeneinander bewegt, so kann dies zu Problemen bei der Interpretation der Ergebnisse führen. Deshalb ist in der Regel der Stift das zu testende Material (Grundkörper) und der andere Körper (Gegenkörper) aus einem Werkstoff, dessen Verschleißverhalten bekannt ist. Diese Art des Testverfahrens wird als Zwei-Körper-Abrieb bezeichnet.

Bei Drei-Körper-Abrasionssystemen hingegen wird der Verschleiß hauptsächlich durch ein abrasives Medium verursacht, das sich zwischen Grund- und Gegenkörper befindet. Ein einfaches Beispiel hierfür ist ein Versuchsaufbau mit Zahnbürsten die gegen Prüfkörper (z.B. natürliche Zähne und / oder Füllungsmaterialien) bewegt werden und mit Zahnpasta als Zwischenstoff. Ein weiteres Testverfahren für Drei-Körper-Abrasion ist die ACTA-Maschine: ein Prüf- und Antagonistenrad bewegen sich in einem abrasiv wirkenden Umgebungsmedium gegeneinander. Mit diesem Versuchsaufbau wird ein "Zahn-Speisemasse-Gegenzahn"- System simuliert; das Abrasionsmedium spielt eine wichtige Rolle und seine Auswirkung auf das Verschleißverhalten kann berücksichtigt werden.

Auch durch Modifikation der bekannten Zwei-Körper-Abrieb Systeme durch Zugabe eines Abrasionsmediums kann Drei-Körper-Abrasion simuliert werden. Es hat sich jedoch in Untersuchungen gezeigt, daß das Abrasionsmedium einen entscheidenden Einfluß auf den Verschleiß und das Verschleißverhalten hat und die Interpretation der Versuchsergebnisse dadurch erschwert werden kann.

Ein bevorzugter Versuchsaufbau zur Verschleißtestung und zum Vergleich von verschiedenen Werkstoffen ist deshalb ein Zwei-Körper-Abrasionssystem, bei dem die zu testenden Materialien gegen einen bestimmten Gegenkörper "abradert" werden. Bei dieser Versuchsanordnung ist gewährleistet, daß alle Parameter standardisierbar und vor allem gut zu kontrollieren sind. Der auftretende Verschleiß wird dann durch Ausbau und Vermessen (Gewichtsbestimmung, Oberflächenvermessung etc.) der Probenkörper während oder am Ende einer Belastungsdauer bestimmt.

Der Münchner Kaukraftsimulator ist ein In-Vitro-Testverfahren, welches unter anderem in der Lage ist, sowohl Zwei-Körper-Abrieb wie auch Drei-Körper-Abrieb zu simulieren. Bei der vorliegenden Untersuchung wurde Zwei-Körper-Abrieb gewählt und das Prinzip des "pin-on-block" in umgekehrter Weise eingesetzt. Dies bedeutet, ein stiftförmiger Gegenkörper ("pin") aus Schmelz bzw. einem Ersatzmaterial wird gegen einen Grundkörper ("block") des zu testenden Materials bewegt.

Die resultierende Verschleißbahn kann mit einem Profilometer vermessen und der Volumenverlust, gleichbedeutend dem Verschleiß, berechnet werden. Die mit diesem Versuchsaufbau erzielten Ergebnisse sind, wie in einer Studie von F. Lutz et. al. nachgewiesen wurde, mit den Resultaten aus klinischen Studien über Verschleiß in okklusalen Kontaktbereichen vergleichbar [11].

11 Lutz F., Phillips R.W., Roulet J.F., Sectos J.C.: Potential posterior composites. An in-vitro and in-vivo comparison for wear. J Dent Res 63: 914-920 (1984).

Da jedes Versuchsdesign auf unterschiedlichen Parametern beruht und auch verschiedene Meßmethoden zum Einsatz kommen, sind die absoluten Meßergebnisse der verschiedenen Untersuchungen (Zwei-Körper-Test, Drei-Körper-Test, ACTA-Maschine etc.) nicht direkt vergleichbar. Es ist zu berücksichtigen, daß die verschiedenen Materialien sich aufgrund ihrer unterschiedlichen Materialstruktur (z.B. mikrogefülltes Komposit, konventionelles Komposit oder Amalgam) in den jeweiligen Versuchsanordnungen unterschiedlich verhalten können. Es hat sich deshalb gezeigt, daß für einen Vergleich der verschiedenen Studien die Rangfolge der Materialien innerhalb eines Versuchsaufbaus am besten geeignet ist.

Verschleiß bei Kompositen

3.1 Klinische Auswirkungen von Verschleiß

Alle Restaurationen aus Komposit, ob Front- oder Seitenzahnfüllung, unterliegen Verschleiß und sind nach einem mehr oder weniger langen Zeitraum nicht mehr in der Lage, die geforderten funktionellen und ästhetischen Aufgaben zu erfüllen. Bei Frontzahnfüllungen führt Verschleiß eher zu ästhetischen Problemen: Füllungen werden sichtbar, da zum einen die Oberflächenrauigkeit zunimmt und es dadurch leichter zu Plaqueanlagerungen kommt; zum anderen sich das Komposit im Laufe der Zeit verfärbt und der Übergang Füllung zu Zahn dadurch sichtbar wird.

Bei Seitenzahnrestaurationen ist die ästhetische Komponente zweitrangig. Hier kann der auftretende Verschleiß in einem vielfältigen Prozeß zu Sekundärkaries, Fraktur der Füllung, Fehlokklusion oder gar zu Fehlbelastungen des Kausystems führen.

Generell gelten die in Kapitel 2.2 erläuterten Verschleißmechanismen auch für Komposite. Im Seitenzahngebiet muß jedoch zwischen Verschleiß in nicht okklusionstragenden oder kontaktfreien Bereichen (contact-free area, CFA) und okklusionstragenden Bereichen (occlusal contact area, OCA) unterschieden werden, wobei der Verschleiß im okklusionstragenden Bereich um ca. 25-50% stärker ist [12].

12 Sakaguchi R.L., Douglas W.H., De Long R., Pintado M.R.: The wear of a posterior composite in an artificial mouth: a clinical correlation. Dent Mater 2: 235-240 (1986).

So wird angenommen, daß der Verschleiß in kontaktfreien Bereichen hauptsächlich auf die abrasive Wirkung der Speisemasse und die Zersetzung durch Speichel, Mikroorganismen und chemischen Wirkstoffen in der Nahrung, Zahnpaste, Mundspüllösungen usw. zurückzuführen ist. Der Hauptverschleißmechanismus ist jedoch Abrasion.

In einer Studie von Roulet et. al. wurde gezeigt, daß auch bei Kompositfüllungen ohne Antagonistenkontakt die Oberflächenrauigkeit zunimmt [13]. Bei anhaltendem Verschleiß sind vor allem die Füllungsgränder betroffen und deutliche Übergänge treten auf. Die Füllung wird unterdimensioniert. Durch die zunehmende Oberflächenrauigkeit und entstehenden Kanten kann es zu Plaqueanlagerungen kommen und somit die Bildung von Sekundärkaries begünstigt werden.

In okklusionstragenden Bereichen ist der Verschleiß mit den daraus resultierenden Auswirkungen wesentlich differenzierter. Als Verschleißmechanismen wirken Abrasion, Adhäsion, Oberflächenzerrüttung und tribochemische Reaktionen. Durch den Substanzverlust verliert der betroffene Zahn seinen Antagonistenkontakt und ist nicht mehr in der Lage, die okklusale Belastung zu unterstützen. Daraus resultiert eine Fehl- bzw. Überbelastung der anderen Zähne, bis hin zu Parafunktionen und muskulären Fehlfunktionen [14].

Allein hieraus ist ersichtlich, daß Füllungsmaterialien neben den Anforderungen nach Ästhetik, Handhabung, Formstabilität etc. vor allem eine hohe Verschleißfestigkeit und Verschleißcharakteristiken vergleichbar mit denen natürlicher Zahnhartsubstanzen aufweisen müssen. Die physiologischen Eigenschaften von Schmelz und Dentin bilden dabei die Referenzwerte, die ein Restaurationsmaterial als Standard erfüllen sollte.

Nach Willems et. al. sind Elastizitätsmodul, Druckfestigkeit, Oberflächenhärte und Oberflächenrauigkeit von besonders klinisch relevanter Bedeutung. Die physikalischen Eigenschaften werden vor allem durch Füllkörpergröße und Füllkörpergehalt bestimmt. Diese beiden Komponenten haben einen wesentlichen Einfluß auf die physikalisch-mechanischen Eigenschaften des Materials [15].

- 13 Roulet J.F., Wälti C.: The influence of oral fluid on composite resins and glass ionomer cement. *J Prost Dent* 52: 182-189 (1984).
- 14 Ramfjord S.P., Ash M.M.: Occlusion, 2 nd edition. (Saunders, Philadelphia, 1971).
- 15 Willems G., Lambrechts P., Braem M., Celis J.P., Vanherle G.: A classification of dental composites according to their morphological and mechanical characteristics. *Dent Mater* 8: 310-319 (1992).

3.2 Verschleißverhalten von Kompositen

Wie bereits in Kapitel 2.1 beschrieben wurde, handelt es sich bei Kompositen um makroskopisch quasi-homogene Materialien, die aus mindestens zwei chemisch und physikalisch unterschiedlichen Komponenten aufgebaut sind. Komposite weisen deshalb Eigenschaften auf, die sich extrem von denen ihrer Einzelbausteine unterscheiden. Es ist auch zu berücksichtigen, daß durch den besonderen Aufbau der Kunststoffe weitere Faktoren Einfluß auf das Verschleißverhalten haben.

Bezüglich Reibung und Verschleiß bei dentalen Kompositen sind Art, Form und Größe der Füllkörper, Füllstoffgehalt, Füllkörperverteilung, Matrix, Silanisierung, Elastizitätsmodul und Oberflächenbeschaffenheit von besonderer Bedeutung. Jedoch auch die Eigenschaften des Gegenkörpers und die äußeren Bedingungen wirken sich zusätzlich auf den Verschleiß aus. Hierbei sei vor allem auf die besonderen Gegebenheiten der Mundhöhle hingewiesen. Deshalb ist es auch nicht möglich, generelle Aussagen, die für die verschiedenen Komposite gültig sind, zu treffen.

In den folgenden Abschnitten wird ein Überblick der verschiedenen Untersuchungen zu Verschleiß und Verschleißmechanismen bei Kompositen gegeben:

So hatte bereits Bowen Anfang der 60-er Jahre festgestellt, daß durch die Zugabe von Füllkörpern die Elastizität und Festigkeit von Kompositen erhöht und gleichzeitig die Polymerisationsschrumpfung und der Ausdehnungskoeffizient reduziert werden kann [16, 17].

Leinfelder konnte in einer Untersuchung nachweisen, daß ein Komposit mit kleinen Füllkörpern (3-5 µm) und einem hohen Füllergehalt (86 Gew.%) eine erheblich reduzierte Verschleißrate im Vergleich zu einem Komposit mit größeren Füllkörpern (30-40 µm) und einem niedrigeren Gehalt an Füllkörpern (75 Gew.%) aufweist [18].

Bereits 1985 haben Li et. al. durch eine Untersuchung von speziellen Kompositmischungen mit unterschiedlich hohem Füllstoffgehalt einen signifikanten Zusammenhang zwischen Materialeigenschaften und Füllergehalt festgestellt.

Sie erzielten eine Verbesserung der Härte, Druckfestigkeit und Steifigkeit sowie eine Reduzierung der Wasseraufnahme bei zunehmendem Füllstoffgehalt [19].

- 16 Bowen R.: Properties of a silica-reinforced polymer for dental restorations. *J Am Dent Assoc* 66: 57 (1963).
- 17 Bowen R.: Effects of particle shape and size distribution in a reinforced polymer. *J Am Dent Assoc* 69: 481 (1964).
- 18 Leinfelder K.F.: Wear patterns and rates of posterior composite resins. *Int Dent J* 37: 152-157 (1987).

Dieses Ergebnis wird durch eine Studie von Braem et. al. bestätigt [20]. Sie untersuchten ebenfalls speziell angefertigte Kompositmischungen mit unterschiedlichem Füllergehalt und konnten nachweisen, daß ein hoher anorganischer Füllergehalt zu einem größeren Elastizitätsmodul, erhöhter Härte und Druckfestigkeit und somit zu niedrigeren Verschleißwerten führt.

Auch Chung et. al. haben in einer Untersuchung einen signifikanten Zusammenhang zwischen Füllergehalt und Härte bzw. Druckfestigkeit gefunden und stellen fest, daß die Erhöhung des Füllkörperanteils und die Entwicklung stabilerer Monomersysteme ein Weg zur Herstellung von Kompositen für den Seitenzahnbereich ist [21].

Eine Untersuchung von Draughn zeigt, daß die Art, Größe und Form der Füllkörper einen geringeren Einfluß auf das Verschleißverhalten haben, sich jedoch Füllergehalt und Füllerverteilung dominierend auf die Druckfestigkeit und Elastizität des Materials auswirken[22].

Auch für Willems et. al. ist das Elastizitätsmodul ein aussagekräftiger Faktor für Untersuchungen und dient zum Vergleich von verschiedenen Kompositen. Ein Komposit für Füllungen im Seitenzahngebiet sollte ein E-Modul vergleichbar dem des Dentins (18500 MPA) oder größer aufweisen. Dies entspricht einem Füllergehalt von ca. 60 Vol.%. Nach dieser Studie von Willems et. al. haben hochgefüllte Komposite mit einem E-Modul von 21000 MPA eine ausreichende Steifigkeit und werden minimal unter der Kaubelastung verformt [23].

Eine weitere Erklärung für Verschleiß sehen Leinfelder et. al. im wesentlich höheren Elastizitätsmodul der Füllkörper im Vergleich zu dem der Matrix. Während der Kaubelastung wird Druck auf die Füllungsfläche ausgeübt. Dabei leiten oberflächennahe bzw. aus der Oberfläche herausragende Füllkörper aufgrund ihres höheren Elastizitätsmoduls den Druck in die umgebende Matrix weiter. Die Matrix wird komprimiert und verformt, es entstehen lokale Mikrofrakturen.

- 19 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: 1396-1401 (1985).
- 20 Braem M., Finger W., Van Doren V.E., Lambrechts P., Vanherle G.: Mechanical properties and filler fraction of dental composites. *Dent Mater* 5: 346-349 (1989).
- 21 Chung K.H., Greener E.H.: Correlation between degree of conversion, filler concentration and mechanical properties of posterior composite resins. *J Oral Rehab* 17: 487-494 (1990).
- 22 Draughn R.A.: Influence of filler parameters on mechanical properties of composite restorative materials. *IADR Abstr. No. 187* (1983).
- 23 Willems G., Lambrechts P., Braem M., Vanherle G.: Composite resins in the 21st century. *Quintessence Int* 24: 641-658 (1993).

Bei anhaltender Belastung vergrößern sich diese Risse, stoßen zusammen und es kommt schließlich zu Materialverlust durch Herauslösen von Füllkörpern an der Oberfläche. Je größer die Füllkörper des Komposits, desto größer ist auch der auftretende Verschleiß [24]. Die Entstehung von Mikrorissen in der Matrix aufgrund der unterschiedlichen E-Moduli zwischen Füllkörper und Matrix ist in der Abbildung 22 schematisch dargestellt.

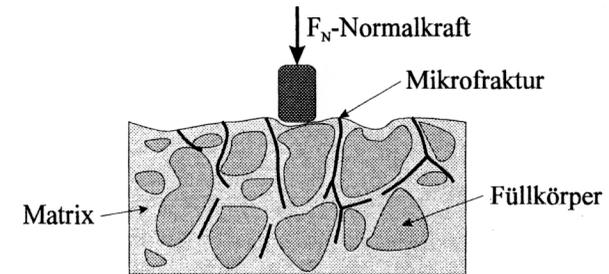


Abb. 22: Die Entstehung von Mikrofrakturen in der Matrix aufgrund unterschiedlicher E-Moduli zwischen Füllkörper und Matrix.

Wie in klinischen Studien herausgefunden wurde, unterliegen alle Kompositfüllungen einer gewissen Verschleißrate. Hinsichtlich der Stärke des Verschleißes spielt jedoch die intraorale Lage der Restauration eine große Rolle. So verschleifen Füllungen im Molarenbereich wesentlich schneller als Füllungen im Prämolarenbereich und große, breite Restaurationen werden schneller abradert als kleine, schmale Füllungen [25,26]. Verschleiß tritt sowohl im okklusalen Kontaktbereich (OCA), wie auch in kontaktfreien Bereichen (CFA) auf und die Verschleißrate nimmt im Laufe der Zeit ab.

Bayne et. al. sehen darin die Theorie des "Makroskopischen und mikroskopischen Schutzes vor Materialverschleiß" bestätigt, die den Verschleiß in kontaktfreien Bereichen hauptsächlich auf die Speisemasse als abrasives Medium zurückführt. Ein makroskopischer Schutz vor Verschleiß kann durch die Kavitätenpräparation gegeben sein.

- 24 Leinfelder K.F., Wilder A.D., Teixeira L.C.: Wear rates of posterior composite resins. *J Am Dent Assoc* 112: 829-833 (1986).
- 25 Bayne S.C., Taylor D.F., Sturdevant J.R., Wilder A.D., Brunson W.D., Heymann H.O., Robertson T.M.: Identification of clinical wear factors. *J Dent Res* 66: 182, Abstr. No. 60 (1987).
- 26 Lutz F., Phillips R.W., Roulet J.F., Sectos J.C.: Potential posterior composites. An in-vitro and in-vivo comparison for wear. *J Dent Res* 63: 914-920 (1984).

Dadurch erklärt sich der niedrigere Verschleiß bei engen Präparationsformen und die abnehmende Verschleißrate nach einer längeren Belastungsdauer. In der folgenden Abbildung wird der Schutz des Komposits durch eine schmale Kavitätenpräparation gezeigt.

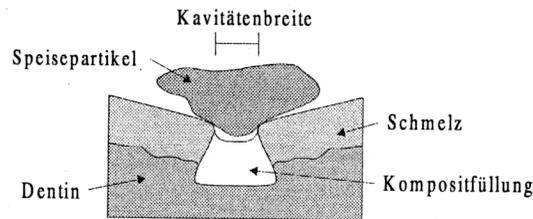


Abb. 23: Makroskopischer Schutz der Kompositfüllung durch eine enge Kavitätenpräparation (nach Bayne et. al. [27]).

Der mikroskopische Schutz ist auf einen kleinen Abstand zwischen den Füllkörpern zurückzuführen, wobei ein Verschleiß der Matrix durch die benachbarten Füllkörper verhindert wird. Der Schutz der Matrix durch kleinste Füllkörperabstände ist in der Abbildung 24 dargestellt.

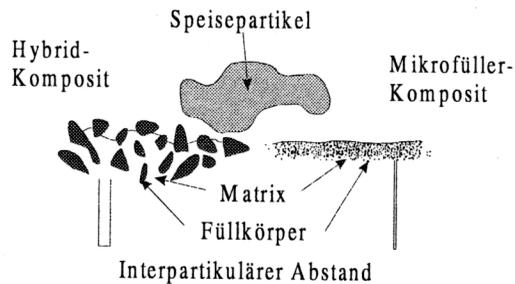


Abb. 24: Mikroskopischer Schutz der Matrix durch einen kleinen Füllkörperabstand (nach Bayne et. al. [27]).

Bayne et. al. konnten mit ihrer Studie nachweisen, daß Mikrofüllkörper in Seitenzahnkompositen einen entscheidenden Einfluß auf das Verschleißverhalten haben. Solange der Abstand zwischen den Mikrofüllkörpern unter $0.1 \mu\text{m}$ liegt, ist der Verschleiß erheblich reduziert. Dies gilt nicht nur für rein mikrogefüllte Komposite, sondern auch für Hybridkomposite [27].

27 Bayne S.C., Taylor D.F., Heymann H.O.: Protection hypothesis for composite wear. Dent Mater 8: 305-309 (1992).

Interessant ist in diesem Zusammenhang das Ergebnis einer klinischen 5-Jahres-Studie von Heymann et.al. [28]. Mikrogefüllte Komposite mit einem geringeren Füllergehalt weisen niedrigere Verschleißwerte im Vergleich zu Hybridkompositen auf, wenn die Füllkörper sehr klein und somit dicht gepackt sind. Es ist also deutlich zu erkennen, daß Füllkörpergröße, Füllergehalt und Füllerverteilung die physikalischen und mechanischen Eigenschaften der Komposite extrem beeinflussen.

Weiterhin ist aus Untersuchungen für technische Anwendungen bekannt, daß Verbundwerkstoffe durch Alterung, Wasseraufnahme, chemische und mikrobielle Prozesse sowie wechselnde thermische und mechanische Beanspruchung starken Änderungen in ihren Materialeigenschaften unterliegen. Dies gilt im besonderen für Komposite.

So sieht Söderholm in der hydrolytischen Degradation von Kompositen einen weiteren entscheidenden Verschleißmechanismus. Nach Söderholm führt die Wasseraufnahme zu einer Hydrolyse der Füllkörperoberfläche. Eine derartige Veränderung des Füllkörpers hat die Schwächung des Füllkörper-Silan-Matrixverbundes zur Folge. Spannungen können nicht mehr vom Füllkörper an die Matrix weitergegeben werden. Die Füllkörper werden aus dem Silanverbund und letztendlich aus der Oberfläche gelöst und die weniger verschleißfeste Matrix der Belastung ausgesetzt [29, 30].

McKinney et. al. und Wu et. al. sehen einen Zusammenhang zwischen Materialeigenschaften und Verschleißfestigkeit durch den chemischen Einfluß von Speichel und Nahrung. Die Matrix wird aufgrund der chemischen Veränderung geschwächt und das Komposit somit anfälliger für Verschleiß und Frakturen [31, 32].

Hinsichtlich der thermischen Wechselbelastung konnten Soltesz et. al. eine Verschlechterung der Materialeigenschaften v.a. bei den auf Oberflächendefekte empfindlich reagierenden Testverfahren Biege- und Bürstversuch nachweisen.

Nach Soltesz werden hierbei die durch Temperaturschockbehandlung erzeugten Wärmespannungen zweiter Art wirksam.

28 Heymann H.O., Leonhard R.H., Wilder A.D., Sturdevant J.R., Leinfelder K.F.: Five year clinical study of composite resins in posterior teeth. J Dent Res 66: 166 Abstr. No. 48 (1987).

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

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

31 McKinney J.E., Wu W.: Relationship between subsurface damage and wear of dental restorative composites. J Dent Res 61: 1083-1088 (1982).

32 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: 675-680 (1984).

Die unmittelbar nach dem Abschrecken in Oberflächennähe entstehenden Spannungen führen zu Defekten bzw. zur Erweiterung bereits vorhandener Defekte. Die Wärmespannungen erster Art, die durch die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten der Matrix und der Füllkörper entstehen, können zu einer Trennung führen und spielen eine eher untergeordnete Rolle [33].

Auch hinsichtlich des Verschleißverlaufs sind in langfristigen klinischen Untersuchungen Unterschiede zwischen mikrogefüllten Kompositen und Hybridkompositen festgestellt worden. Komposite mit Füllkörpern $> 1\mu\text{m}$ weisen einen generellen Materialverlust auf, wobei die Abrasionsrate im Laufe der Zeit abnimmt, der Verschleiß ist also nicht linear. Mikrofüllerkomposite (Füllkörper $< 1\mu\text{m}$) zeigen dagegen eine erhöhte Abrasion im okklusalen Kontaktbereich und eine eher linear verlaufende Verschleißrate [34].

Leinfelder erklärt den lokal erhöhten Verschleiß bei mikrogefüllten Kompositen durch kreisförmig um den zentralen Kontaktbereich auftretende Mikrofrakturen aufgrund des niedrigeren Elastizitätsmoduls. Die Mikrofüllerkomposite werden unter der starken Belastung im Antagonistenbereich wesentlich leichter deformiert als Komposite mit größeren Füllkörpern.

Auch Winkler et. al. haben in einer In-Vitro-Studie diesen nicht linearen Verschleiß bei Hybridkompositen festgestellt, wobei auch sie einen stärkeren Verschleiß in der Anfangsphase bei Kompositen mit Füllkörpern einer Größe von $8-9\mu\text{m}$ im Vergleich zu einem Hybridkomposit mit ultrafeinen Füllkörpern ($3\mu\text{m}$) nachweisen konnten [35].

Die erhöhte Verschleißrate in der Anfangsphase ist auf die Oberflächenpolitur zurückzuführen, da aufgrund der Politur die weniger verschleißfeste Matrix und die Füllkörper bündig an der Oberfläche abschließen. Erst nachdem ausreichend Matrix abradert worden ist, können die Füllkörper ihrer schützenden Funktion gerecht werden und die Verschleißrate nimmt einen konstanten Wert ein. Winkler et. al. sehen darin auch die Erklärung für die anfänglich höheren Verschleißwerte bei klinischen Untersuchungen.

- 33 Soltész U., Klaiber B., Butz W.: Festigkeits- und Abrasionsverhalten von quarzgefüllten Kompositen nach Alterung und Thermoschockbehandlung. Dtsch Zahnärztl Z 39: 101-104 (1984).
- 34 Leinfelder K.F.: Wear patterns and rates of posterior composite resins. Int Dent J 37: 152-157 (1987).
- 35 Winkler M.M., Greener E.H., Lautenschlager E.P.: Non-linear in vitro wear of posterior composites with time. Dent Mater 7: 258-262 (1991).

Nach Willems et. al. ist ein hochgefülltes Komposit ($> 60 \text{ Vol.}\%$) mit ultrafeinen Füllkörpern ($< 3 \mu\text{m}$), einem ausreichend hohen Elastizitätsmodul ($> 20000 \text{ MPa}$) und einer geringen Oberflächenrauigkeit ($< 0,64 \mu\text{m}$) das Mittel der Wahl für Restaurationen im Seitenzahngebiet (Klasse I und II).

Ultrafein gefüllte Komposite mit einem geringeren Füllergehalt ($< 60 \text{ Vol.}\%$) sind für größere Restaurationen der Klassen III, IV und V geeignet. Komposite mit Füllkörpern $> 3 \mu\text{m}$ sind, unabhängig vom Füllergehalt, sowohl für Frontzahn- wie auch Seitenzahnfüllungen nur Mittel der 2. Wahl [36].

Mikrogefüllte Komposite zeichnen sich durch eine hervorragende Oberflächenpolitur aus und eignen sich deshalb für kleinere Frontzahn- und Zahnfleischfüllungen (Klasse III und V), sowie für Klasse I-Restaurationen bei Prämolaren. Aufgrund ihres niedrigen E-Moduls und einer hohen Frakturanfälligkeit sind Mikrofüllerkomposite jedoch für große Klasse I-, II- und IV- Kavitäten kontraindiziert [37].

- 36 Willems G., Lambrechts P., Braem M., Vanherle G.: Composite resins in the 21st century. Quintessence Int 24: 641-658 (1993).
- 37 Lambrechts P., Ameye C., Vanherle G.: Conventional and microfilled composite resins. Part II: Chip fractures. J Prost Dent 48: 527-538 (1982).

Experimenteller Aufbau

4.1 Münchner Kaukraftsimulator

Der an der Poliklinik für Zahnerhaltung und Parodontologie München entwickelte computergesteuerte Kaukraftsimulator ist ein In-Vitro-Testverfahren, welches die Untersuchung von dentalen Werkstoffen oder Restaurationen aller Art unter klinisch relevanten Bedingungen erlaubt. Das System ist eine Weiterentwicklung der international anerkannten Systeme von Krejci (Zürich) [38] und De Long (Minnesota) [39]. Er ist in der Lage die mechanischen Komponenten der Kaubewegung, sowie die Besonderheiten der Mundhöhle, wie thermische Wechselbelastung und flüssiges Umgebungsmilieu, wirklichkeitsgetreu nachzuvollziehen.

Um einen eventuellen Ausbau und eine universelle Anwendung zu gewährleisten wurden für den Bau des Kaukraftsimulators standardisierte Maschinenbauteile verwendet. Der Kaukraftsimulator besteht in der Hauptsache aus dem Rahmen mit den 8 individuellen Probenkammern, einer Steuereinheit, sowie zwei geschlossenen Wasserkreisläufen für Warm- und Kaltwasser. Der schematische Aufbau des Münchner Kaukraftsimulators ist in der Abbildung 25 gezeigt.

- 38 Krejci I., Reich T., Lutz F., Albertoni M.: In-Vitro-Testverfahren zur Evaluation dentaler Restaurationssysteme. Schweiz Monatsschr Zahnmed Vol 100: 953-959 (8/1990).
- 39 De Long R., Douglas W.H.: Development of an Artificial Oral Environment for the Testing of dental restoratives. J Dent Res 62: 32-36 (1/1983).

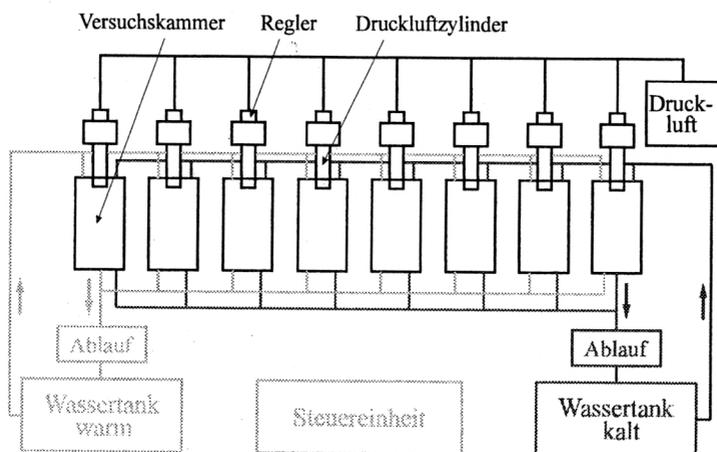


Abb. 25: Schematische Darstellung des Münchner Kaukraftsimulators.

In jeder der 8 identischen Probenkammern ist der Probenhalter in einem herausnehmbaren Aluminiumsockel befestigt. Durch eine Öffnung im oberen Teil der Kammer wird die Achse des Druckluftzylinders geführt, an welcher die definiert reponierbaren Antagonistenhalter festgeschraubt werden. Die vordere Kammerwand weist eine Gummidichtung auf und ist mit einer Plexiglasfront versehen. An der hinteren Kammerwand befinden sich oben die Zuleite und unten die Abflüsse des Warm- und Kaltwasserkreislaufes. Der Aufbau einer Probenkammer ist in der Abbildung 26 dargestellt.

Um den komplizierten Bewegungsablauf des Kauzyklus nachahmen zu können, werden die mit Druckluft betriebenen Kammern horizontal oszillierend bewegt (Zugkraft). Die ebenfalls über Druckluft gesteuerten Zylinder zur vertikalen Kraftgebung (Druckkraft) können einzeln gesteuert und kontrolliert werden. Zug- und Druckkraft sind zwischen 10 und 250 N frei wählbar und es ist möglich, verschiedene Kraftzyklen zu programmieren.

Um "impact-stress", d.h. das Auftreffen des Antagonisten auf der Füllungs Oberfläche zu simulieren, ist es weiterhin möglich, die Antagonisten in ausgewählten Zyklen von den Proben abzuheben. Mit Hilfe der Wasserbäder können die Temperaturwechsel in der Mundhöhle nachgeahmt werden.

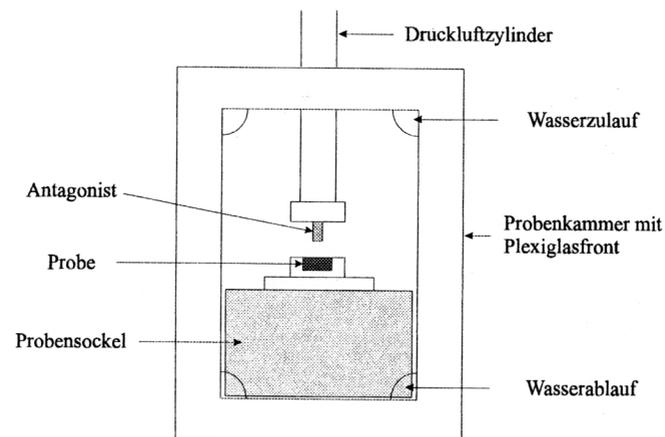


Abb. 26: Detaildarstellung einer Probenkammer.

Aufgrund der genannten Eigenschaften ist der Münchner Kaukraftsimulator in der Lage, die verschiedensten Abrasionsmechanismen wie Gleitverschleiß (sliding wear), Schwingungsverschleiß (oszillating wear), Stoßverschleiß (impact stress) oder Verschleiß durch Temperaturwechselbelastung (thermal stress) in Abhängigkeit von der Kinematik des Systems einzeln bzw. kombiniert zu simulieren.

4.2 Herstellung der Probenkörper

Die Komposite wurden in einer Schicht in Aluminiumprobenträger mit einem Durchmesser von acht mm und einer Tiefe von zwei mm eingebracht, mit Frasacofolie abgedeckt, auf eine Glasplatte flach aufgedrückt und anschließend mit einem Dentacolor XS Gerät (Kulzer) 90 Sekunden polymerisiert. Um einen besseren Verbund Probenträger zu Komposit zu erzielen, wurden die Probenträger zuvor sandgestrahlt und im Rocatector silikatisiert. Wie in einer Voruntersuchung von Fang 1993 nachgewiesen wurde, bleibt dieser kraftschlüssige Verbund über die Dauer der Versuche erhalten [40].

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

Die matrixreiche oberste Schicht der Proben wurde unter Wasserkühlung im Leco Schleifgerät mit Schleifpapier der Körnung 400 Grit abgetragen und die Probenoberfläche abschließend mit Schleifpapier der Körnung 800 und 1200 Grit plan poliert.

Von jedem Komposit wurden 16 Proben hergestellt und in zwei Gruppen aufgeteilt. Acht Proben wurden bereits nach 24-stündiger Lagerung in Aqua dest., weitere acht Proben erst nach 3-monatiger Lagerung in Aqua dest. im Kaukraftsimulator getestet. Für eine zusätzliche Versuchsreihe wurden außerdem je drei weitere Proben der Komposite Charisma und Estilux auf die genannte Art hergestellt.

Die in dieser Studie getesteten Materialien sind im Handel erhältlich und werden in der folgenden Tabelle aufgelistet. Dabei handelt es sich um zwei Mikrofüllerkomposite und elf Hybridkomposite. Bei der Herstellung der Proben eines Komposits wurde nur Material einer Charge verwendet.

Mikrofüllerkomposite	
Material	Hersteller
Durafill	Kulzer
Heliomolar	Vivadent
Hybridkomposite	
Material	Hersteller
APH	DeTrey/Dentsply
Arabesk	Voco
Blend-a-lux	Blend-a-med
Charisma	Kulzer
Estilux	Kulzer
Ful-Fil	DeTrey/Dentsply
Liteposterior	Tokuyama
Pertac Hybrid	Espe
Tetric	Vivadent
TPH	DeTrey/Dentsply
Z100	3M

4.3 Herstellung der Antagonisten

Um möglichst realitätsnah zu prüfen, werden häufig natürliche Zähne als Antagonisten verwendet. Abgesehen von den Schwierigkeiten bei der Beschaffung und der Lagerung der natürlichen Zähne (z.B. Infektionsrisiko) variiert das unbehandelte biologische Zahnmaterial stark hinsichtlich Oberflächenmorphologie und der Beschaffenheit. Durch Beschleifen ist es zwar möglich, die Form zu vereinheitlichen, es ist jedoch nicht möglich, mehrere qualitativ gleichwertige Antagonisten aus natürlichen Zähnen herzustellen [41].

Um aber reproduzierbare Ergebnisse erzielen zu können, ist es notwendig, einen standardisierten Antagonisten auszuwählen, der bei gleichbleibender Form und Qualität ein möglichst zahnähnliches Abriebverhalten gewährleistet.

In der vorliegenden Untersuchung wurden Stäbe aus 99,7 % Aluminiumoxid (Degussit Rods, Friatec) als Antagonisten verwendet. Sie erfüllen die o.g. Anforderungen und darüber hinaus ist sichergestellt, daß bei den Al_2O_3 -Stäben wegen ihres hohen Härtegrades wenig Verschleiß auftritt und unerwünschter Abrieb des Antagonisten das Ergebnis beeinflussen könnte.

Eine Hälfte der Stifte wurde mechanisch aufgeraut und die Stifte dann mit Komposit, mittels eines Parallelometers, senkrecht in silikatisierten Probenträgern befestigt. Im Anschluß wurden die Stirnflächen ebenfalls im Parallelometer mit Schleifpapier der Körnung 400, 800 und 1200 Grit plan poliert. Vor jeder Versuchsreihe wurden die Stirnflächen dann mit Al_2O_3 der Körnung 50 μm bei einem Druck von 4 bar sandgestrahlt. In der folgenden Abbildung 27 a) und b) sind die Oberflächen eines sandgestrahlten Degussitstiftes bei 100- und 30000-facher Vergrößerung, sowie in Abbildung 27 c) und d) die Oberflächen eines Degussitstiftes nach Abrieb, ebenfalls bei 100- und 30000-facher Vergrößerung, dargestellt.

Die sandgestrahlte Oberfläche zeigt kraterförmige Rauigkeiten in der Größenordnung von 30-50 μm . Dies entspricht der Körnung des verwendeten Strahlmittels. Im Vergleich dazu zeigt die Oberfläche des Gegenkörpers nach Abrieb plane Bereiche. Die tatsächliche Kontaktfläche zum Prüfkörper hat sich somit während der Versuchsdurchführung vergrößert.

41 Lutz F., Krejci I., Barbakow F.: Chewing Pressure vs Wear of Composites and Enamel Cusps. J Dent Res 71: 1529 (1992).

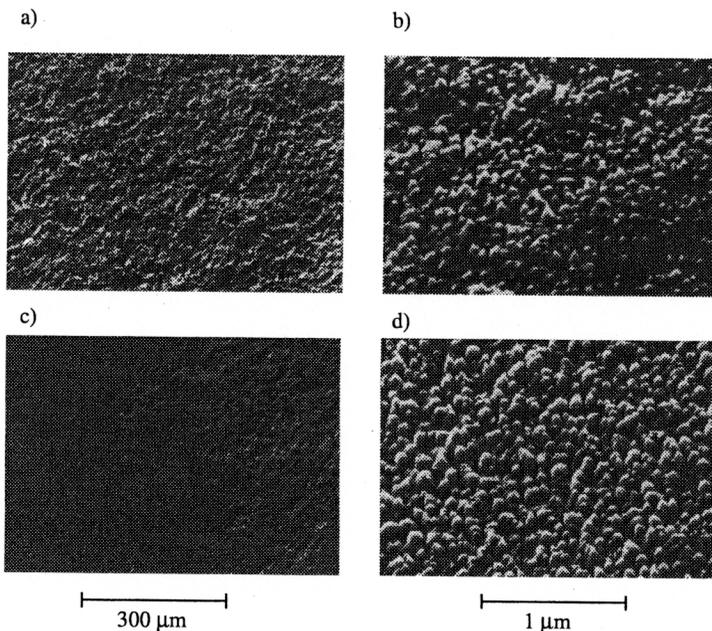


Abb. 27: Oberfläche des Al_2O_3 -Antagonisten sandgestrahlt bei a) 100-facher und b) 30000-facher Vergrößerung, sowie nach Abrieb bei c) 100-facher und d) 30000-facher Vergrößerung.

Es ist deshalb nicht völlig auszuschließen, daß sich während der Versuchsdurchführung die Gewichtung der einzelnen Verschleißmechanismen von Abrasion zu Adhäsion verschiebt. Bei höherer Auflösung zeigt die Struktur der Oberfläche vor und nach Abrieb keine wesentlichen Unterschiede. Die wellenförmigen Unebenheiten in Abbildung 27 b) verschwinden. Die Struktur wird durch den mikroskopischen Aufbau des Aluminiumoxids aus $0,1 \mu\text{m}$ kleinen Kristalliten bestimmt. Der Materialabtrag des Antagonisten erfolgt durch das Herauslösen dieser Kristallite, wodurch sich die tatsächliche Kontaktfläche erhöht.

Der auftretende Verschleiß am Antagonisten kann aufgrund der Materialeigenschaften des Aluminiumoxids als vernachlässigbar gering angenommen werden. Dies ist auch anhand der REM- Aufnahme Abbildung 27 c) zu erkennen. Neben den planen Bereichen finden sich Areale mit der Struktur von sandgestrahlten Oberflächen.

Die entstandenen Verschleißpartikel des Antagonisten führen zu keiner nennenswerten Beeinträchtigung des Verschleißverhaltens, da sie nur in geringer Menge auftreten.

4.4 Versuchsdurchführung

Die Probenträger und Antagonisten wurden so in den acht Kammern des Kaukraftsimulators montiert, daß der Antagonist bei der horizontalen Bewegung stets senkrecht und plan auf den Proben verläuft. Alle Proben wurden mit einer horizontal oszillierenden Bewegung bei einer vertikalen Kraft von 50 N gemäß dem Pin-on-block Verfahren mit 50 000 Zyklen belastet. Um den gewählten Kontaktbereich Antagonist zu Probe von 6 mm bei der horizontalen Bewegung immer in gleichem Umfang zu erzielen, muß die horizontale Kraft ausreichend groß sein und ein Vielfaches der zu erwartenden Reibungskräfte betragen. Sie wurde deshalb in dieser Versuchsreihe mit 200 N gewählt.

Der Antagonist wurde während des Versuches ständig auf der Probe belassen. Da die Einzelprüfzeit des Kaukraftsimulators aus technischen Gründen jedoch maximal 600 Sekunden beträgt, kam es alle 10 Minuten zu einer vertikalen Druckentlastung. Die Probenkammern waren mit destilliertem Wasser gefüllt, da Wasser künstlichem Speichel bezüglich Friktionseffekten während der Mastikation entspricht [42].

Die Versuchsreihen wurden bei Raumtemperatur durchgeführt. Es fand kein Thermocycling statt. Die zusätzlichen Proben der Composite Charisma und Estilux wurden unter denselben Bedingungen getestet, die Proben jedoch nach 500, 1000, 2000, 4000, 8000, 16 000, 24 000, 35 000 Zyklen ausgebaut, vermessen und dann bis zu 50 000 Zyklen weiter belastet.

4.5 Quantitative Verschleißanalyse

Nach 50 000 Zyklen waren auf der Oberfläche der Proben ovale Abrasionsbahnen deutlich sichtbar. Dies ist in der Abbildung 28 schematisch dargestellt.

42 Douglas W. H., Sakaguchi R. L., De Long R.: Frictional effects between teeth in an artificial mouth. Dent Mater 1: 115-119 (1985).

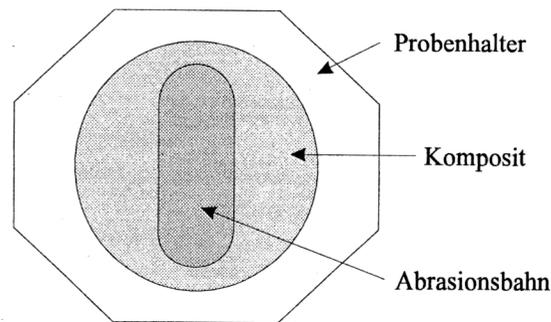


Abb. 28: Form der Abrasionsbahn auf Kompositoberfläche nach Belastung.

Der Abrieb wurde mit Hilfe eines computergesteuerten Perthometers S3P (Feinprüf-Perthen) auf einer Fläche von 2,0 mm (x-Achse) auf 5,6 mm (y-Achse) erfaßt. Der Meßpunkteabstand betrug 100 µm, daraus resultiert eine Gesamtzahl von 1120 Meßpunkten. Der prinzipielle Meßaufbau zur quantitativen Verschleißanalyse ist in der Abbildung 29 gezeigt.

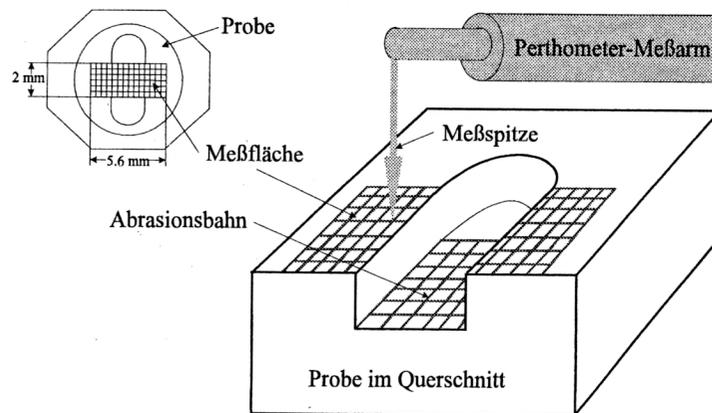


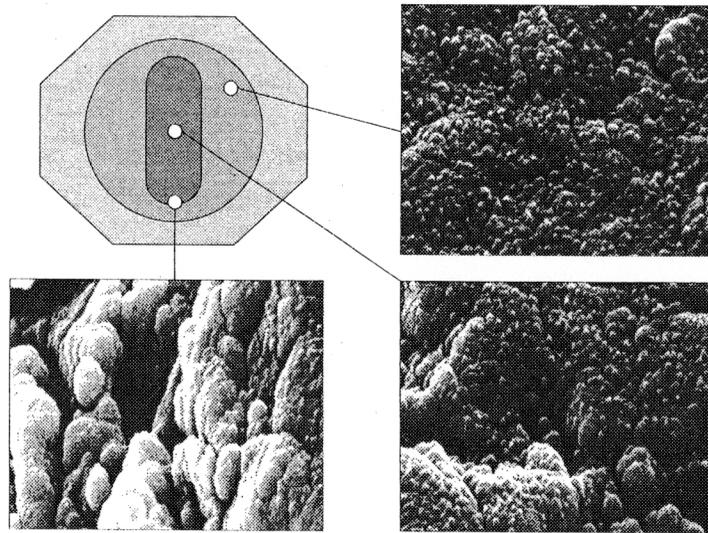
Abb. 29: Prinzipieller Meßaufbau zur quantitativen Verschleißanalyse.

Die hierbei gewonnenen Daten wurden mittels des Computerprogramms V.DENT (SUN Workstation, Betriebssystem Unix) und dem Bildverarbeitungssystem KHO-ROS ausgewertet. Dabei wurden die am Perthometer erhaltenen Daten in ein Grauwerte-Bild des Abrasionsmusters umgesetzt und das Volumen daraus berechnet. Dieser Volumenverlust im Kontaktbereich ist als Verschleiß definiert. Der mittlere vertikale Höhenverlust in µm ergibt sich aus dem Quotienten des Abriebvolumens und der Anzahl der abradierten Pixel.

4.6 Rasterelektronenmikroskopie

Um Rückschlüsse auf die Art der Verschleißmechanismen ziehen zu können, wurden von jedem Material mittels eines FE-REM (Feld-Emissions-Rasterelektronenmikroskops, Hitachi) Aufnahmen der nicht belasteten Oberfläche, der Abrasionsbahn und des Übergangsbereiches Bahn/Oberfläche bei 1000-, 3000- und 30 000-facher Vergrößerung angefertigt und ausgewertet. In der Abbildung 30 sind die verschiedenen Bereiche anhand des Komposit APH bei 30000-facher Vergrößerung gezeigt.

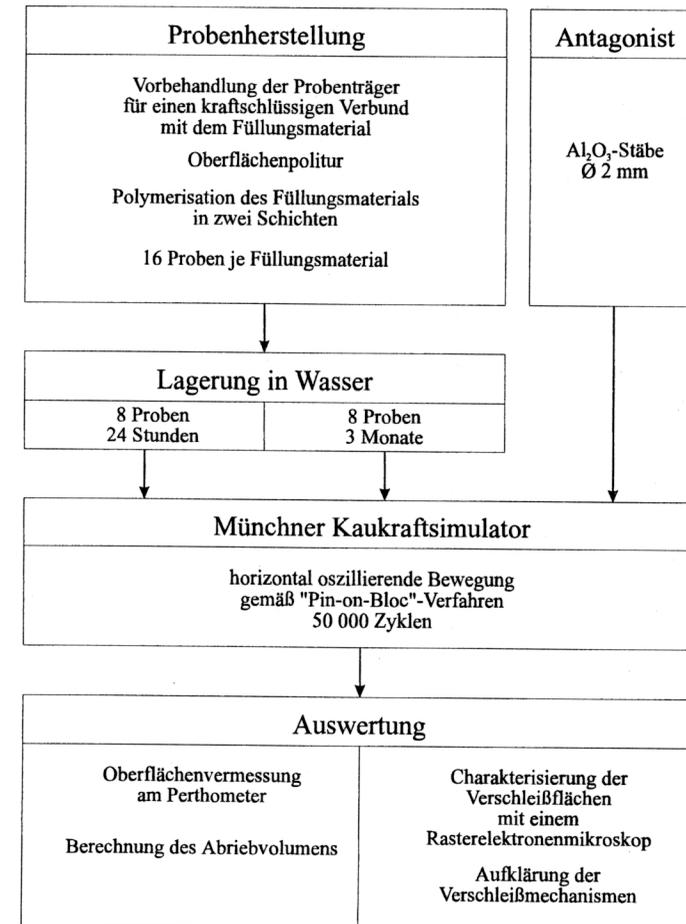
Um elektrostatische Aufladung zu vermeiden wurden die Proben mit Gold besputtert. In einem FE-REM werden die aus einer Feldemissionskathode emittierten Elektronen auf eine Energie im Bereich von 5 bis 25 KeV beschleunigt und mit magnetischen Linsen auf die Oberfläche fokussiert. Die hochenergetischen Elektronen lösen beim Auftreten auf die Filmoberfläche Sekundärelektronen aus. Die Ausbeute der Elektronen hängt im wesentlichen von der Austrittsarbeit und der Oberflächenmorphologie ab. Durch das Abrastern der Probenoberfläche und dem Nachweis der niederenergetischen Sekundärelektronen entsteht eine Abbildung, die vergleichbar mit einer Optischen ist. Die Proben wurden um den Kantenkontrast zu verstärken um 45° gegenüber dem einfallenden Elektronenstrahl verkippt. Mit dem verwendeten Mikroskop kann eine Auflösung von einigen Nanometern erreicht werden.



1 µm

Abb. 30: FE-REM Aufnahmen von verschiedenen Bereichen der Oberfläche des Komposits APH.

Zusammenfassend wird im folgenden Diagramm die Versuchsdurchführung nochmals dargestellt.



Ergebnisse

In den folgenden Kapiteln werden die Ergebnisse der Zwei-Körper-Abrasionsversuche vorgestellt und die Verschleißraten der Komposite einander gegenübergestellt. Um weitere Rückschlüsse auf das Verschleißverhalten zu gewinnen, wurden die Proben mit einem Rasterelektronenmikroskop charakterisiert.

5.1 Verschleißphasen bei Kompositen

Um Rückschlüsse auf den Verschleißmechanismus und das Verschleißverhalten bei Kompositen zu gewinnen, wurden exemplarisch bei Proben zweier Komposite der Verschleiß als Funktion der Belastungsdauer gemessen.

Hierzu wurden je drei Proben der Komposite Charisma und Estilux nach 500, 1000, 2000, 4000, 8000, 16000, 24000, 35000 und 50000 Belastungszyklen ausgebaut, vermessen und ausgewertet. In der folgenden Abbildung 31 ist der mittlere vertikale Höhenverlust als Funktion der Belastungsdauer des Komposits Charisma dargestellt.

Anhand dieser Versuchsreihen konnte gezeigt werden, daß auch bei Kompositen ein mehrphasiger Verschleißverlauf auftritt. Wie bereits in Kapitel 2.5 beschrieben, kommt es zu einem initial erhöhten Verschleiß, der sogenannten Einlaufphase. Ursache hierfür sind herstellungsbedingte Oberflächenrauigkeiten des Probenkörpers und des Antagonisten, sowie justierungsbedingte Abweichungen in der Parallelität des Probenkörpers und des Antagonisten.

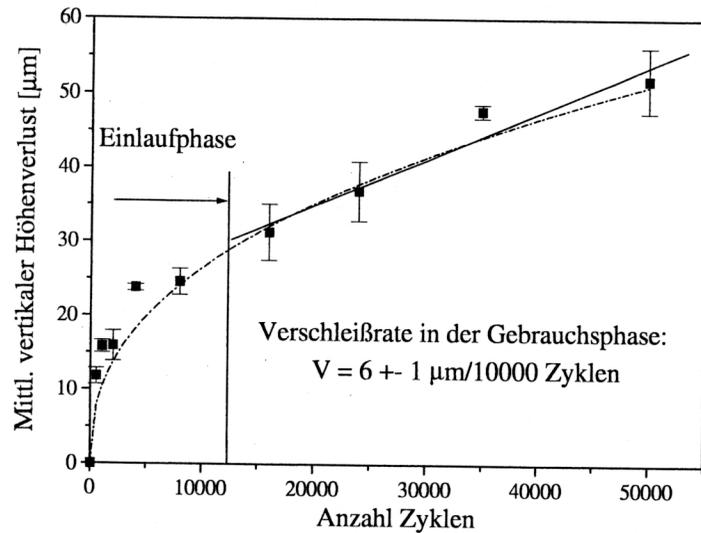


Abb. 31: Mittlerer vertikaler Höhenverlust des Komposits Charisma als Funktion der Belastungsdauer bei Zwei-Körper-Abrasion im Münchner Kaukraftsimulator. Die dargestellten Fehlerbalken zeigen die Standardabweichungen und die Meßpunkte die Mittelwerte der drei ausgewerteten Proben.

Dadurch treten lokal hohe Belastungskräfte an exponierten Stellen auf. Während dieser Phase kommt es zu einer Vergrößerung der Kontaktflächen. Die Belastung der in Kontakt stehenden Oberfläche wird reduziert und das System geht in die Gebrauchsphase über. Die Verschleißrate wird verringert und es stellt sich ein Verschleiß proportional zur Zeitdauer der Belastung ein. Anhand der Meßdaten konnte die Verschleißrate von Charisma in der Gebrauchsphase mit $6 \pm 1 \mu\text{m}/10000$ Zyklen bestimmt werden.

Ein für die Endphase beschriebener typischer überproportionaler Anstieg der Verschleißrate konnte in dieser Untersuchung nicht gemessen werden. Die Anzahl der gewählten 50000 Belastungszyklen ist vermutlich nicht ausreichend hoch.

Ein ähnlicher Verlauf konnte auch bei der Vergleichsstudie mit dem Komposit Estilux festgestellt werden. Das Ergebnis dieser Versuchsreihe ist in der folgenden Abbildung 32 gezeigt.

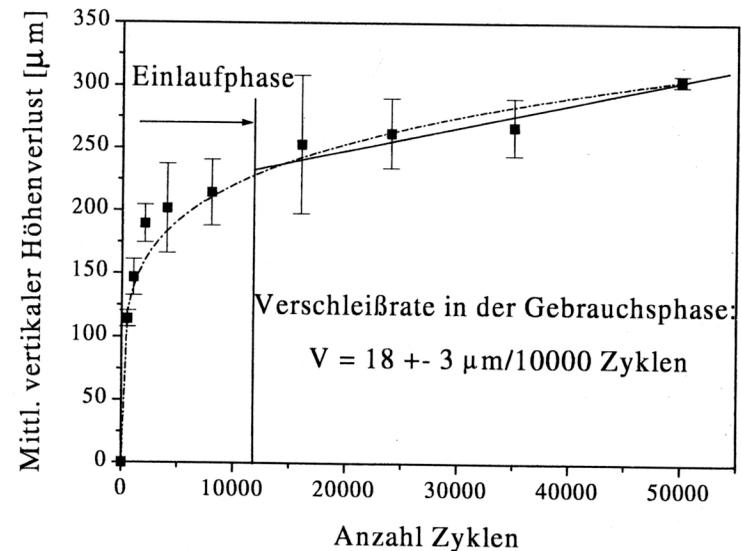


Abb. 32: Mittlerer vertikaler Höhenverlust des Komposits Estilux als Funktion der Belastungsdauer bei Zwei-Körper-Abrasion im Münchner Kaukraftsimulator. Die dargestellten Fehlerbalken zeigen die Standardabweichungen und die Meßpunkte die Mittelwerte der drei ausgewerteten Proben.

Das Komposit Estilux verhält sich qualitativ wie das Komposit Charisma und zeigt den typischen Verlauf von Einlaufphase und Gebrauchphase. Im Vergleich zu Charisma ergibt sich für Estilux ein wesentlich erhöhter Verschleiß während der Anfangsphase, sowie eine um den Faktor drei erhöhte Verschleißrate von $18 \pm 3 \mu\text{m}/10000$ Zyklen in der Gebrauchsphase.

Eine mögliche Ursache für das unterschiedliche Verhalten liegt vermutlich in den Poliereigenschaften der Composite und damit in der unterschiedlichen Kontaktfläche zu Versuchsbeginn.

Die Oberflächen beider Composite nach Politur wurden mit dem FE-REM untersucht und sind in der Abbildung 33 gezeigt. Die Oberfläche von Charisma zeigt eine gleichmäßige kompakte Struktur. Bei der Probe Estilux hingegen lassen sich tiefe geradlinige Riefen erkennen, die auf die Politur zurückzuführen sind. Die Riefen entstehen hierbei durch herausgerissene Füllkörper, die durch die Bewegung der Polierscheibe über die Oberfläche gezogen werden und eine erhöhte Abrasion bewirken.

Die Riefen sind ausgedehnte makroskopische Oberflächendefekte mit einem großen Volumen. Dadurch kommt es während der Einlaufphase zu einem extrem hohen Abrieb der wellenförmigen Oberfläche.

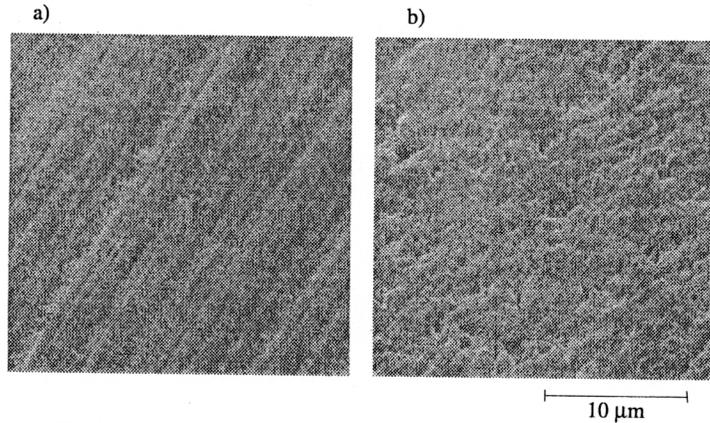


Abb. 33: Dargestellt sind die FE-REM Bilder der polierten Oberflächen von a) Estilux und b) Charisma bei 3000-facher Vergrößerung. Das Auftreten von Polierriefen erklärt das unterschiedliche Verschleißverhalten und weist auf verschiedene Materialeigenschaften hin.

Das Auftreten der Riefen beim Polieren ist auch ein Anhaltspunkt für die unterschiedlichen Materialeigenschaften dieser Komposite und deutet bereits auf ein unterschiedliches Verschleißverhalten hin.

5.2 Quantitative Verschleißanalyse

Im folgenden Kapitel werden die Ergebnisse der in Kapitel 4.5 beschriebenen Auswertung des Volumenverlustes der einzelnen Komposite dargestellt.

5.2.1 Verschleißraten der nicht gelagerten Proben

Das Diagramm in Abbildung 34 zeigt den mittleren Höhenverlust der 24-Stunden gelagerten Proben. Die Werte ergeben sich aus den Mittelwerten der jeweiligen acht Proben eines Komposits. Die Fehlerbalken zeigen die Standardabweichung.

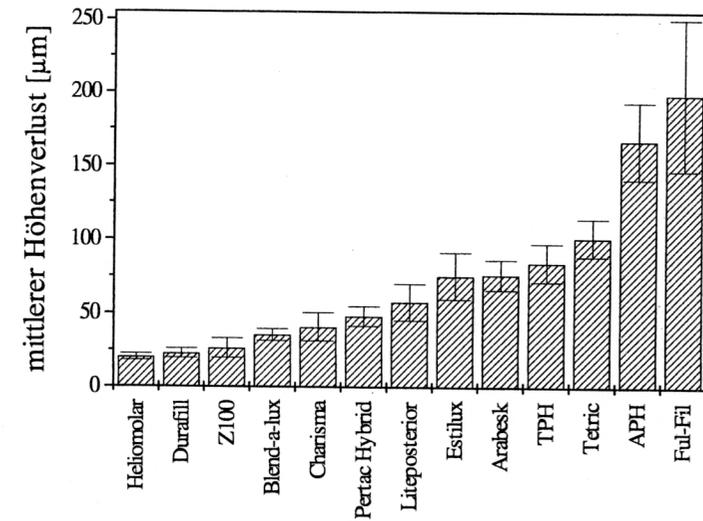


Abb. 34: Mittlerer Höhenverlust der untersuchten Komposite nach 24 Stunden Lagerung in Aqua dest. und 50 000 Belastungszyklen in der Rangfolge der Abrasionswerte.

In der Rangfolge der Komposite anhand des mittleren Höhenverlustes bei Zwei-Körper-Abrasionsversuchen nehmen die beiden mikrogefüllten Komposite eindeutig die Spitzenposition ein. Geringfügig schlechtere Ergebnisse zeigen die Hybridkomposite Z100, Blend-a-lux und Charisma mit einem hohen Füllstoffgehalt und kleinsten Füllkörpern. Das Schlußlicht bilden die Komposite APH und Ful-Fil mit größeren Füllkörpern und auffallend geringem Füllstoffgehalt. Der Einfluß von Füllkörpergehalt und Füllkörpergröße auf das Verschleißverhalten der Komposite wird in den Kapiteln 6.3 bis 6.5 ausführlich diskutiert.

5.2.2 Verschleißraten der wassergelagerten Proben

Im Hinblick auf den Einsatz der getesteten Kunststoffe als restauratives Füllungsma-
terial in der Mundhöhle, wurde in einer weiteren Versuchsreihe der Einfluß der
Wasserlagerung auf das Verschleißverhalten untersucht.

In der vorliegenden Versuchsreihe wurden je acht weitere Proben der Komposite für 3 Monate in Aqua dest. bei Raumtemperatur gelagert. Danach wurden die Proben im Kaukraftsimulator mit 50000 Zyklen belastet und anschließend vermessen. Das Belastungsprofil wurde hierbei nicht verändert um die Ergebnisse vor und nach der Lagerung miteinander vergleichen zu können. In der Abbildung 35 sind die Ergebnisse der beiden Versuchsreihen gegenübergestellt.

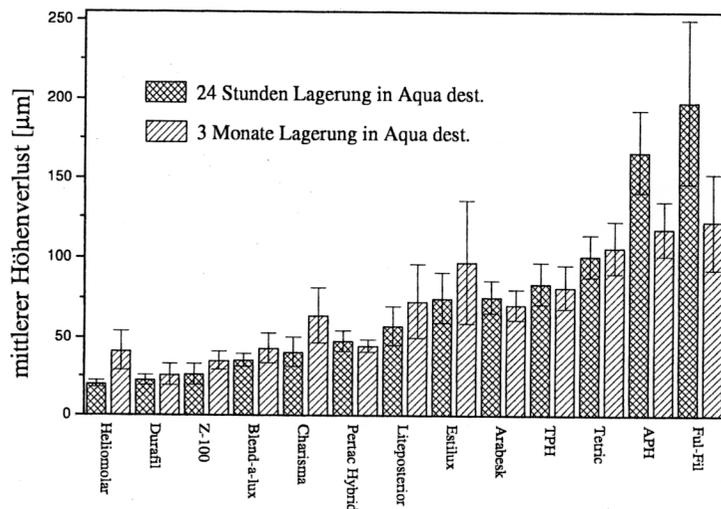


Abb. 35: Im Diagramm ist der Mittelwert des Höhenverlustes aller acht Proben der einzelnen Komposite nach 24-stündiger Lagerung in Aqua dest. im direkten Vergleich zu den Ergebnissen nach 3-monatiger Lagerung in Aqua dest. dargestellt. Die Fehlerbalken zeigen die Standardabweichungen der jeweiligen Meßreihe.

Dargestellt sind die Mittelwerte aller acht Proben eines Komposites vor und nach Wasserlagerung. Die Fehlerbalken geben die Standardabweichungen der Meßreihen wieder.

Bei den meisten getesteten Kompositen führt die dreimonatige Lagerung in Aqua dest. zu keiner auffälligen Änderung hinsichtlich ihrer Verschleißwerte. Eine statistische Auswertung der Daten mit dem ANOVA Testverfahren ergab eine signifikante Änderung in den Verschleißwerten nur bei den Kompositen Heliomolar, Z100, Charisma, APH und Ful-Fil. Als maximales Signifikanzniveau $\alpha=2p$ wurde hierbei 0.10 gewählt.

Eine Erhöhung der Abrasionswerte und somit eine Verschlechterung im Verschleißverhalten wurde bei dem mikrogefüllten Komposit Heliomolar, sowie den Hybridkompositen Z100 und Charisma festgestellt. Im Gegensatz dazu wurden reduzierte Verschleißwerte nur bei den Hybridkompositen APH und Ful-Fil gemessen.

Um weitere Rückschlüsse auf das unterschiedliche Verschleißverhalten von Kompositen zu gewinnen, wurde die Oberflächenmorphologie der Abrasionsbahnen anhand der REM- Aufnahmen ausgewertet und Komposite der verschiedenen Gruppen miteinander verglichen.

5.3 Oberflächenmorphologie der Kontaktflächen

Im folgenden Kapitel wird die unterschiedliche Oberflächenstruktur der untersuchten Komposite nach Belastung im Kaukraftsimulator anhand der FE-REM Aufnahmen verglichen und mit dem Aufbau und den Materialeigenschaften in Verbindung gebracht.

Beim Verschleiß von Hybridkompositen kann grundsätzlich zwischen zwei verschiedenen Komponenten unterschieden werden. Die FE-REM Bilder der belasteten Kontaktflächen zeigen im allgemeinen plane Flächen von Füllkörpern und Materialverluste in der Größenordnung der Füllkörper des Komposites. Verschleiß entsteht somit durch die Abnutzung einzelner Füllkörper und dem Verlust von Füllkörpern. In der Abbildung 36 ist die Rasterelektronenmikroskopaufnahme der Abrasionsbahn eines Hybridkomposites bei einer 3000-fachen Vergrößerung dargestellt.

Laut Herstellerangaben ist Prisma APH ein Feinpartikel-Hybridkomposit mit Füllkörpern einer Größe von 0.04 - 6.4 µm. Die Ausdehnung der plan polierten Flächen ist in der Größenordnung von 4 - 6 µm. Nach einer Studie von Willems et. al. ist die am häufigsten vorkommende Füllkörpergröße bei Prisma APH 3.5 µm [43]. Dies entspricht in etwa den Flächen der plan polierten Bereiche. Bei den größeren planen Arealen könnte es sich um zusammengelagerte Füllkörper handeln, deren Umriss jedoch nur schwer zu erkennen sind.

43 Willems G., Lambrechts P., Braem M., Vanherle G.: Composite resins in the 21st century. Quintessence Int 24: 641-658 (1993).

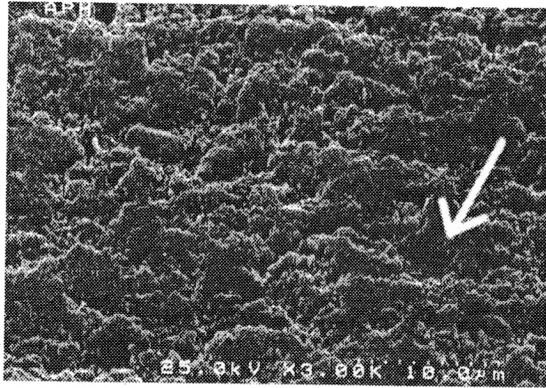


Abb. 36: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der Abrasionsbahn von Prisma APH bei 3000-facher Vergrößerung. Die plan polierten Flächen sind in der Größenordnung der Füllkörper des Komposits.

Die planen Bereiche sind durch den Abtrag kleinster Fragmente an den Oberflächen der Füllkörper entstanden. Neben dem Ausbruch kleinster Fragmente aus der Oberfläche der größeren Füllkörper durch Adhäsion kommt es zusätzlich zu Materialverlust, der zu unregelmäßigen Vertiefungen verschiedenster Ausdehnung führt.

Diese Defekte entstehen zum einen durch Fraktur der Füllkörper und anschließendem Verlust der Bruchstücke, zum anderen durch den Verlust ganzer Füllkörper verschiedenster Größe. Frakturlinien lassen sich in der Abbildung 36 unten links erkennen. Der Verlust eines gesamten Füllkörpers der Größenordnung $3\ \mu\text{m}$ ist durch einen Pfeil gekennzeichnet.

Die Fraktur der Füllkörper, beziehungsweise eine Reißbildung innerhalb von Füllkörperagglomeraten, konnte besonders bei makrogefüllten Kompositen und deren Füllkörpern in der Größenordnung von mehreren Mikrometern beobachtet werden. In der Abbildung 37 ist eine FE-REM Aufnahme der Oberfläche nach Belastung des Komposits Liteposterior bei 3000-facher Vergrößerung gezeigt. Die Frakturlinie ist durch einen Pfeil markiert.

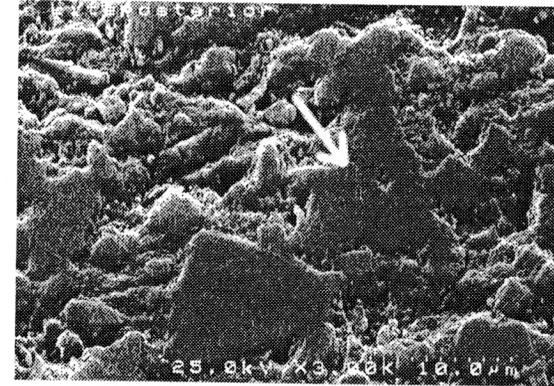


Abb. 37: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der Abrasionsbahn von Liteposterior bei 3000-facher Vergrößerung. Die plan polierten Flächen sind in der Größenordnung der Füllkörper des Komposits.

Anhand der Oberflächenstruktur lassen sich jedoch noch weitere Verschleißmechanismen identifizieren. Die Aufnahme zeigt ebenfalls plane Flächen in der Größenordnung der Füllkörper des Komposits.

Diese glatt polierten Oberflächen weisen auf einen adhäsiven Verschleißmechanismus hin [44]. Innerhalb der glatten Oberflächen der Füllkörper sind deutlich Frakturlinien zu sehen. Diese Risse zeigen, daß es durch die zyklische Be- und Entlastung zu Materialermüdung im Füllkörper kommt.

Weiterhin finden sich neben den erhabenen Bereichen der Füllkörper unregelmäßige Vertiefungen. Diese Areale entstehen durch das Herausbrechen von Füllkörperfragmenten oder ganzer Füllkörper aufgrund von Oberflächenzerrüttung und Abrasion. Der Anteil des einzelnen Mechanismus ist jedoch abhängig von der Mikrostruktur des Komposits.

Eine Vergrößerung des Flächenanteils der plan geschliffenen Bereiche zeigt sich im allgemeinen bei Kompositen mit kleineren Füllkörpern. Die FE-REM Aufnahme der Abrasionsbahn des Komposits Pertac Hybrid bei 3000-facher Vergrößerung ist in der Abbildung 38 gezeigt. Bei Pertac Hybrid handelt es sich um ein Komposit mit Midifüllkörpern einer mittleren Größe von $4\ \mu\text{m}$.

44 Hutchings I. M.: Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. Metallurgy & Materials Science Series, Kapitel 3.8.3 (1992)

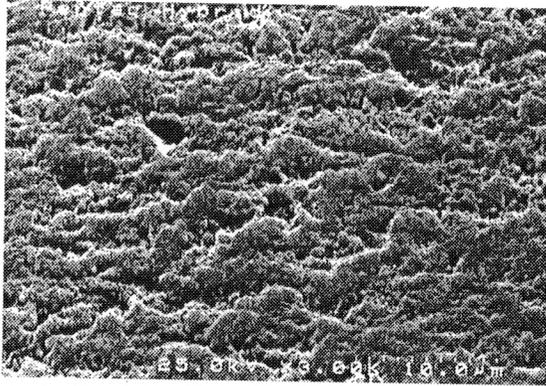


Abb. 38: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der Abrasionsbahn von Pertac Hybrid bei 3000-facher Vergrößerung. Die mittlere Füllkörpergröße beträgt 4 μm .

Aufgrund der kleineren Füllkörper sind hier wesentlich kleinere planpolierte Oberflächenareale zu erkennen; deren Flächenanteil an der Gesamtoberfläche ist jedoch auffallend größer als bei Liteposterior. Dies deutet auf eine gleichmäßigere Verteilung der Belastung auf der Probenoberfläche hin, d.h. die Kraft pro Fläche ist geringer.

Im Verhältnis dazu reduziert sich die Oberflächenzerrüttung. Die vorhandenen Oberflächendefekte haben die ungefähre Größe der Füllkörper des Komposits und weisen ebenfalls auf ein Herauslösen von Füllkörpern hin.

Während Liteposterior und Pertac Hybrid plane Flächen in der Größenordnung ihrer Füllkörper aufweisen, so zeigt Blend-a-lux dagegen sehr große plane Bereiche, die weit über der Größenordnung seiner Füllkörper liegen (siehe Abbildung 39). Das Komposit Blend-a-lux ist ein Feinpartikel Hybridkomposit mit einer mittleren Füllkörpergröße von 0.7-1.1 μm .

Dies ist ein Hinweis auf einen guten Füller-Matrix-Füller-Verbund, sowie eine homogene Verteilung der Füllkörper innerhalb des Materials. Daraus resultiert eine relativ gleichmäßige Verteilung der Belastung über die gesamte Oberfläche des Komposits.

Die FE-REM Aufnahmen zeigen im allgemeinen eine Vergrößerung der Kontaktfläche zum Antagonisten bei Kompositen mit kleineren Füllkörpern. Die reale Kontaktfläche ist somit von der Größe der Füllkörper abhängig.

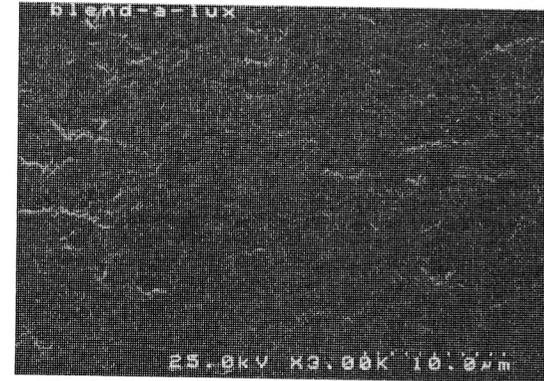


Abb. 39: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der Abrasionsbahn von Blend-a-lux bei 3000-facher Vergrößerung. Die planen Areale sind weitaus größer als die Füllkörper des Komposits.

Besonders ausgeprägt ist diese Übereinstimmung der realen Kontaktfläche mit der nominalen Fläche des Antagonisten bei den mikrogefüllten Kompositen. In der folgenden Abbildung 40 ist die homogene Oberfläche von Heliomolar nach Abrieb bei 3000-facher Vergrößerung dargestellt.

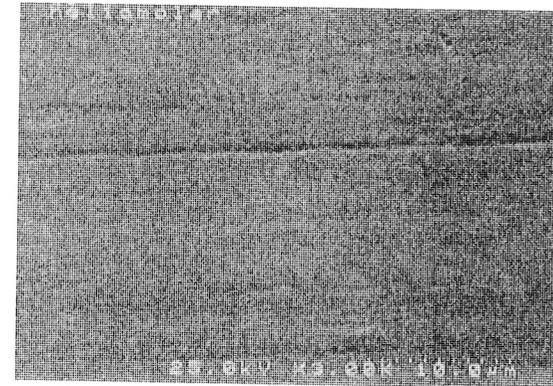


Abb. 40: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der Abrasionsbahn von Heliomolar bei einer 3000-fachen Vergrößerung. Es lassen sich keine Strukturen die auf Füllkörper hinweisen erkennen.

Die Struktur der Oberfläche läßt keine Besonderheiten erkennen. Die Belastung wird dadurch gleichmäßig auf der gesamten Probenoberfläche verteilt.

Nicht alle Komposite jedoch zeigen diese auffallend planen Areale. Die Abbildung 41 zeigt die Abrasionsfläche von Charisma.

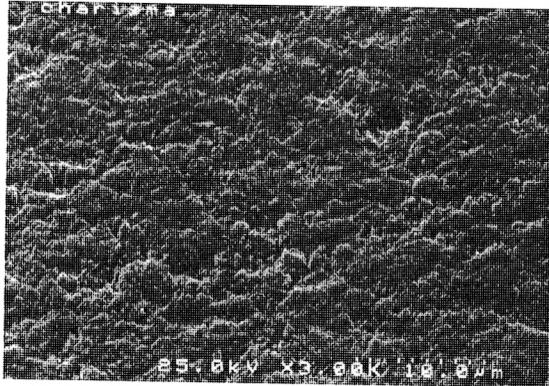


Abb. 41: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der Abrasionsbahn von Charisma bei 3000-facher Vergrößerung. Auf der Oberfläche sind keine plan polierten Bereiche zu erkennen.

Bei Charisma handelt es sich um ein Feinpartikelkomposit mit einer durchschnittlichen Füllkörpergröße von $0.7 \mu\text{m}$. Aufgrund der vergleichbaren Partikelgröße würde man eine Oberflächenstruktur ähnlich der von Blend-a-lux (Abbildung 39) erwarten. Im Gegensatz dazu lassen sich keine glatt polierten Bereiche erkennen. Der Füller-Matrix Verbund ist im Falle von Charisma schwächer ausgeprägt und der Verschleiß findet durch das Herauslösen von Füllkörpern oder Füllkörperkomplexen statt.

Anhand der rasterelektronischen Aufnahmen war es möglich, einen Einblick in den Ablauf des Verschleißes von Kompositen zu gewinnen und einzelne Verschleißmechanismen zu differenzieren. Eine Aussage über den tatsächlichen Verschleiß kann jedoch nur mit Hilfe der quantitativen Verschleißanalyse getroffen werden.

5.3.1 Oberflächenmorphologie der mikrogefüllten Komposite

Die Struktur der Oberflächen von mikrogefüllten Kompositen läßt im Gegensatz zu den Hybridkompositen keine Füllkörper oder Füllkörperagglomerate erkennen. Dadurch weisen die mikrogefüllten Komposite hervorragende Politureigenschaften auf. Die Oberfläche des Mikrofüllerkomposites Heliomolar nach Politur bei 3000-facher

Vergrößerung ist in der Abbildung 42 dargestellt. Das Bild zeigt deutlich die homogene Oberflächenbeschaffenheit. Neben einigen Riefen sind wellenförmige Unebenheiten zu erkennen. Diese sind durch Verunreinigungen und die mangelnde Planheit der Polierscheibe und des Sandpapiers bedingt.

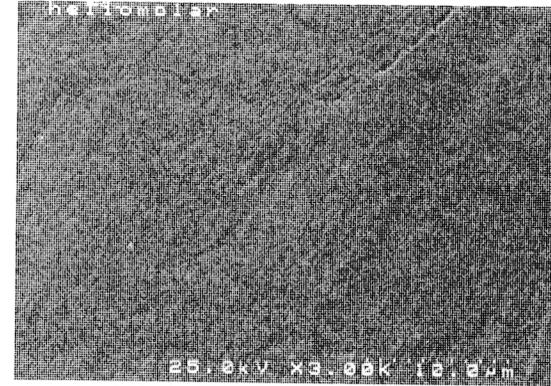


Abb. 42: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der polierten Oberfläche von Heliomolar bei 3000-facher Vergrößerung. Die Oberfläche zeigt eine geringe Rauigkeit. Füllkörper und Matrix sind nicht zu unterscheiden.

Die Oberflächenmorphologie der mikrogefüllten Komposite ändert sich bei den Zwei-Körper-Abrasionsversuchen nicht wesentlich. In der Abbildung 43 ist die Oberfläche von Heliomolar nach Abrieb, ebenfalls bei 3000-facher Vergrößerung dargestellt. Es lassen sich kaum Unterschiede in der Oberflächenstruktur erkennen.

Die wellenförmige Oberflächenbeschaffenheit nach der Politur ist nicht mehr wahrnehmbar. Die Kontaktfläche hat sich somit während der Versuchsdurchführung geringfügig verändert. Der Kratzer in der Oberfläche könnte artifizielle Partikel zwischen Antagonist und Probenkörper hervorgerufen sein.

Die Poliereigenschaften des zweiten getesteten Mikrofüllers Durafill entsprechen denen von Heliomolar. Nach der Politur zeigt Durafill ebenfalls eine homogene Oberfläche mit wellenförmiger Struktur und vereinzelten Kratzern.

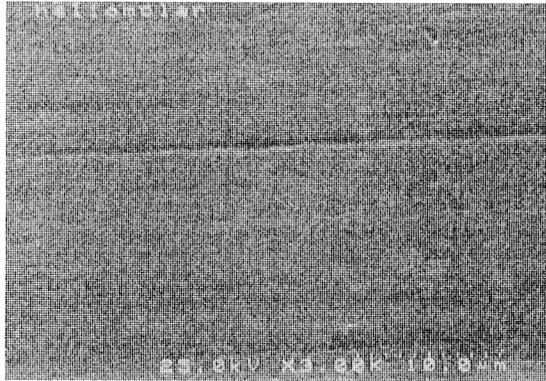


Abb. 43: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der Abrasionsbahn von Heliomolar bei 3000-facher Vergrößerung. Die Oberflächenstruktur unterscheidet sich nur geringfügig von der polierten Oberfläche. Die homogene Oberfläche ist durch die plane Kontaktfläche des Antagonisten entstanden.

Die Oberflächenmorphologie der Abrasionsbahn von Durafill läßt jedoch im Gegensatz zu Heliomolar einen Unterschied im Aufbau des Komposits erkennen. Eine FE-REM Aufnahme bei einer 1000-fachen Vergrößerung der Oberflächenstruktur ist in der Abbildung 44 gezeigt.



Abb. 44: In der Abbildung ist die Abrasionsbahn des Mikrofüllerkomposits Durafill bei einer 1000-fachen Vergrößerung dargestellt. Die bis zu 20 µm großen splinterförmigen Vorpolymerisate sind deutlich zu erkennen.

Die Aufnahme läßt deutlich splinterförmige, bis zu 20 µm große, erhabene planpolierte Bereiche erkennen. Dabei handelt es sich um die splinterförmigen Vorpolymerisate, die den speziellen Aufbau des Komposits Durafill charakterisieren. In Kapitel 2.2 wurde diese Art von Kompositen als inhomogenes mikrogefülltes Komposit mit splinterförmigen Vorpolymerisaten (IMC + SPP) klassifiziert.

Die Bereiche ergeben sich aus einer unterschiedlichen Abriebfestigkeit zwischen den Splintern, den umgebenden Mikrofüllkörpern und der Matrix. Die verbesserten Materialeigenschaften der Vorpolymerisate führen jedoch zu einer Verringerung der Kontaktfläche, wodurch die Belastung einzelner Areale erhöht wird. Dies ist eine mögliche Erklärung für die nur geringfügig unterschiedlichen Verschleißwerte von Durafill und Heliomolar.

Weitere Aufklärung über den zugrunde liegenden Verschleißmechanismus bei mikrogefüllten Kompositen ist anhand der FE-REM Aufnahmen bei 30000-facher Vergrößerung möglich. Bei dieser Vergrößerung findet sich kein Unterschied in der Mikrostruktur der beiden Composite. Auf dieser Skala können die Grundbausteine der homogenen sowie inhomogenen Mikrofüllerkomposite identifiziert werden.

In der folgenden Abbildung 45 sind die FE-REM Aufnahmen der Oberflächen von Heliomolar nach Politur (Abb. 45 a) und nach Belastung (Abb. 45 b) bei 30000-facher Vergrößerung dargestellt.

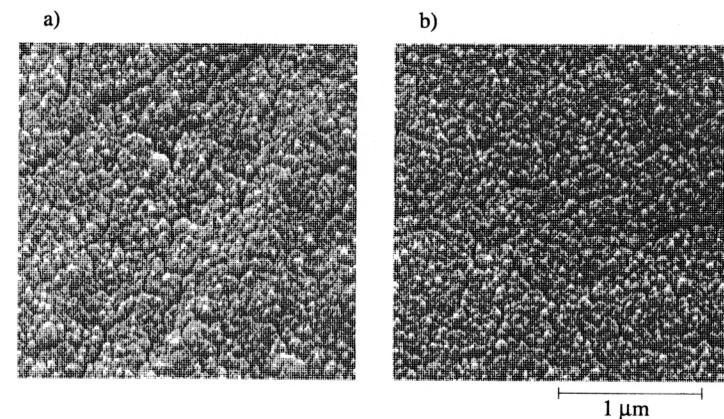


Abb. 45: Bild a) zeigt die Oberflächen von Heliomolar nach der Politur und b) nach der Belastung im Kaukraftsimulator bei 30000-facher Vergrößerung. Die körnige Struktur resultiert aus der Größe der Füllkörper, die bei diesem Komposit 0,04 µm beträgt. Aufgrund der Rißbildung kommt es zu einem Ausbruch der Mikrofüllkörper.

Die körnige Struktur der Oberfläche ergibt sich aus der Größe der Mikrofüllkörper, die laut Herstellerangaben eine durchschnittliche Größe von $0.04\ \mu\text{m}$ aufweisen. Auf beiden Bildern lassen sich Risse im Komposit erkennen. Dies zeigt, daß bereits bei der Politur ein ähnlicher Verschleißmechanismus wie bei der anschließenden Belastung im Kaukraftsimulator auftritt.

Die Risse sind um ein Vielfaches größer als die Füllkörper des Komposits. Die Risse verlaufen nicht geradlinig. Es wird deshalb vermutet, daß die Rißbildung entlang von Füllkörpern in der Matrix stattfindet. An den Kreuzungspunkten der Risse konnte das Ausbrechen von Füllkörpern beobachtet werden. Verschleiß entsteht durch Rißbildung aufgrund von Ermüdungserscheinungen in der Matrix und dem daraus resultierendem Verlust der Mikrofüllkörper.

Der Verlust von Mikrofüllkörpern an einem Kreuzungspunkt von Rissen ist sehr gut in der folgenden Abbildung zu sehen. Abbildung 46 zeigt die Oberfläche der Abrasionsbahn von Durafill bei 30000-facher Vergrößerung. Der durch den Verlust entstandene Defekt ist durch einen Pfeil gekennzeichnet.

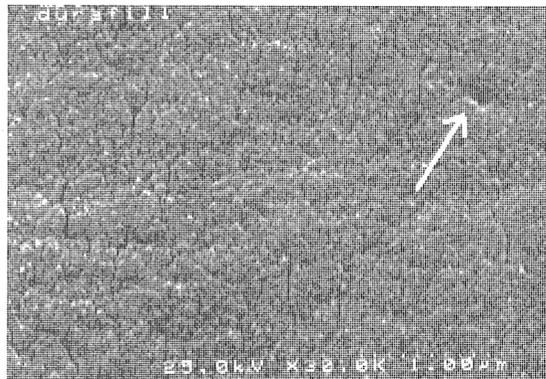


Abb. 46: In der Abbildung ist die Abrasionsbahn des Mikrofüllerkomposits Durafill bei einer 30000-fachen Vergrößerung dargestellt. Der durch den Ausbruch eines Mikrofüllkörpers entstandene Defekt ist im Bild oben rechts zu erkennen.

5.3.2 Oberflächenmorphologie der Hybridkomposite

Auch hier war es möglich, anhand der FE-REM Aufnahmen und den Ergebnissen der quantitativen Verschleißanalyse einen Einblick in das Verschleißverhalten der Hybridkomposite zu erlangen.

Die Oberflächenmorphologie der Hybridkomposite zeigt im allgemeinen nach der Politur eine Vielzahl von Defekten, die auf den Aufbau des Komposits aus Füllkörpern und Matrix zurückzuführen sind. Als Beispiel ist die FE-REM Aufnahme der polierten Oberfläche des Komposits Blend-a-lux in der Abbildung 47 gezeigt. Das Komposit besteht aus $0.7\text{-}1.1\ \mu\text{m}$ großen Füllkörpern mit einem Füllkörperanteil von 70 Volumenprozent.

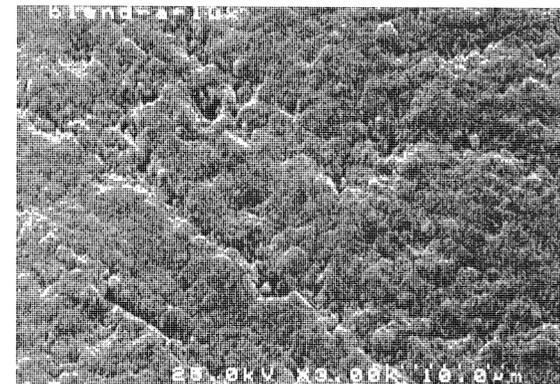


Abb. 47: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der polierten Oberfläche von Blend-a-lux bei 3000-facher Vergrößerung. Die Oberfläche zeigt Defekte, die durch das Herauslösen der $0.7\text{-}1.1\ \mu\text{m}$ großen Füllkörper entstanden sind.

Die Struktur der Oberfläche zeigt neben politurbedingten Riefen eine Vielzahl von kraterförmigen Defekten, die durch den Ausbruch von Füllkörpern und Füllkörperagglomeraten entstanden sind. Die Oberflächenrauigkeit ist durch die Größe der Füllkörper bestimmt. Weiterhin sind Mikrorisse in der Oberfläche zu erkennen. Besonders deutlich ist das Auftreten von Rissen senkrecht zu den Polierriefen.

Im Gegensatz zu den polierten Oberflächen zeigen FE-REM Aufnahmen der Abrasionsbahnen im allgemeinen plane inselförmige Oberflächenbereiche. Besonders ausgeprägt sind diese Inseln bei Hybridkompositen mit großen Füllkörpern. In der Abbildung 48 ist die Abrasionsbahn von Ful-Fil bei einer 3000-fachen Vergrößerung dargestellt. Die durchschnittliche Größe der Füllkörper beträgt $6\text{-}8\ \mu\text{m}$.

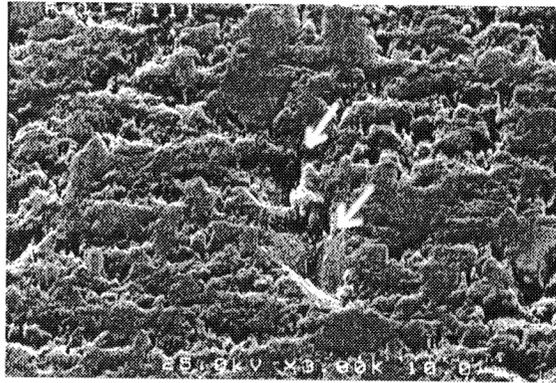


Abb. 48: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der Abrasionsbahn von Ful-Fil bei 3000-facher Vergrößerung. Die planen Flächen sind abradierte Füllkörper bzw. Füllkörperareale. Die durch das Ausbrechen von Füllkörpern entstandenen Oberflächendefekte sind durch Pfeile markiert.

Neben den planen Bereichen sind Defekte in der Größenordnung der Füllkörper zu erkennen. Sie sind durch das Ausbrechen ganzer Füllkörper entstanden und in der Abbildung mit Pfeilen markiert. Zusätzlich lassen sich kleinere Defekte erkennen, die auf einen weiteren Verschleißmechanismus hindeuten. Diese Defekte sind durch die Fraktur von Füllkörpern und den Ausbruch von Füllkörperfragmenten entstanden.

Die Ribbildung innerhalb von Füllkörpern war besonders deutlich an den FE-REM Aufnahmen der Abrasionsbahn von APH mit einer mittleren Füllkörpergröße von 4-6 μm zu erkennen. In der Abbildung 49 ist die Oberflächenmorphologie bei einer 3000-fachen Vergrößerung dargestellt. Einige der auftretenden Risse sind wiederum durch Pfeile gekennzeichnet.

Die Entstehung von planen Bereichen durch die Belastung zeigt, daß neben dem Bruch und Herauslösen von Füllkörpern zusätzlich ein Verschleiß an den Füllkörpern auftritt. Elektronenmikroskopische Aufnahmen von Füllkörperoberflächen bei 30000-facher Vergrößerung gaben weitere Hinweise auf die Eigenschaften diverser Füllkörper.

In der Abbildung 50 ist die Oberflächenmorphologie zweier Füllkörper von Liteposterior gezeigt. Die Oberflächen der Füllkörper weisen in diesem Beispiel eine Rauigkeit von 0,04 μm auf.

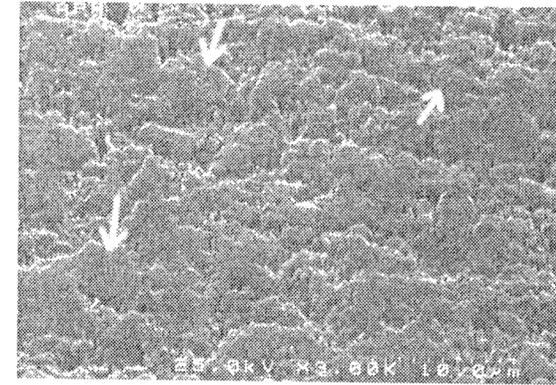


Abb. 49: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der Abrasionsbahn von APH bei 3000-facher Vergrößerung. Die Fraktur von Füllkörpern führt zum Ausbruch von Füllkörperfragmenten. Die Risse innerhalb einiger Füllkörper sind durch Pfeile markiert.

Desweiteren können Mikrorisse beobachtet werden, deren Häufigkeit und Ausdehnung zum Füllkörperrand hin zunimmt. Die Struktur der Ränder deutet darauf hin, daß die Füllkörperfragmente überwiegend vom Rand des Füllkörpers ausbrechen. Die Größe der Bruchstücke befindet sich im Submikrometerbereich.

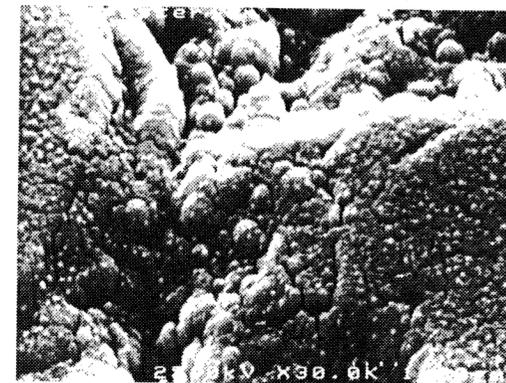


Abb. 50: Das Bild zeigt einen Ausschnitt der Abrasionsbahn von Liteposterior bei 30000-facher Vergrößerung. Die planen Bereiche sind die Oberflächen zweier Füllkörper.

Diskussion

In der vorliegenden Studie wurden Komposite hinsichtlich ihrer Abriebfestigkeit in einem computergesteuerten Kaukraftsimulator untersucht. Jede Kammer des Simulators bildet ein in sich geschlossenes tribologisches System, d.h. die Komposite unterliegen den in Kapitel 2.2 beschriebenen spannungs- und materialbedingten Verschleißmechanismen. Aufgrund der besonderen Zusammensetzung der dentalen Kunststoffe kann nicht zwischen den einzelnen Mechanismen Adhäsion, Abrasion, Materialermüdung und tribochemischen Reaktionen getrennt werden. Der Verschleiß der Komposite unterliegt einer Kombination der genannten Verschleißarten und die Gewichtung des einzelnen Mechanismus ist von der Mikrostruktur und den physikalisch-technischen Eigenschaften des Materials abhängig.

Anhand der vorliegenden Meßergebnisse, den Herstellerangaben zu Materialzusammensetzung und Materialeigenschaften, der Auswertung der rasterelektronischen Aufnahmen, sowie den Resultaten weiterer Studien ist zu erkennen, daß eine Vielzahl von Faktoren zu Verschleiß bei Kompositen führt bzw. das Verschleißverhalten von Kompositen einem komplexen Verschleißmechanismus unterliegt.

Die Oberflächenmorphologie der Kontaktfläche zeigt, daß Füllkörpergröße und Füllergehalt ein wichtiges Kriterium für die Verschleißfestigkeit eines Komposites darstellen. In den folgenden Abschnitten wird deshalb der Einfluß dieser beiden Faktoren genauer diskutiert.

6.1 Einfluß der Füllkörpergröße

Bei der Auswertung der Ergebnisse konnte ein direkter Zusammenhang zwischen Füllkörpergröße und Abrieb festgestellt werden. Der Abrieb wurde hierbei anhand von acht Proben eines jeden Komposits nach 50000 Belastungszyklen im Kaukraftsimulator bestimmt. Das Verfahren wurde bereits in Kapitel 4.5 ausführlich beschrieben. Im folgenden Diagramm (Abbildung 51) sind die Verschleißwerte der getesteten Komposite als Funktion der Füllkörpergröße dargestellt.

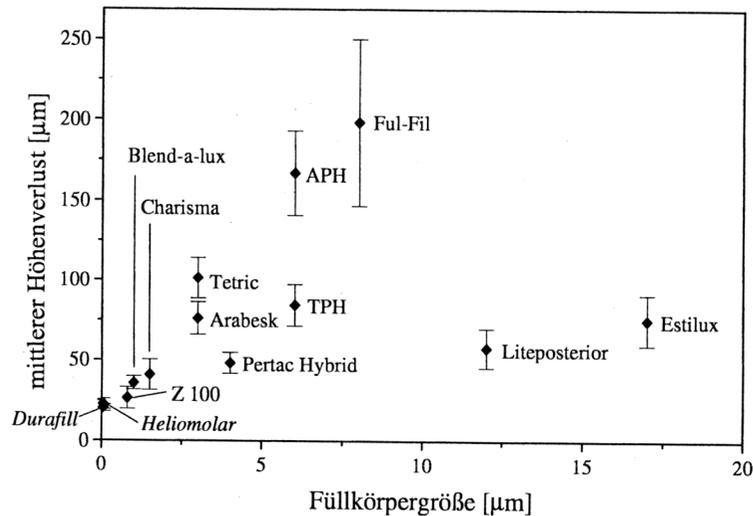


Abb. 51: Mittlerer Höhenverlust der untersuchten Komposite nach 24 Stunden Lagerung in Aqua dest. und 50 000 Belastungszyklen als Funktion der Füllkörpergröße. Die mikrogefüllten Komposite sind durch Kursivschrift hervorgehoben.

Der mittlere Höhenverlust bezieht sich auf den Mittelwert der jeweiligen acht Proben eines getesteten Komposits. Die Fehlerbalken zeigen die Standardabweichung. Die Werte der Füllkörpergröße wurden mit Hilfe der Herstellerangaben, sowie der Auswertung der FE-REM Bilder ermittelt.

Allgemein ist zu erkennen, daß mit zunehmender Füllkörpergröße auch der Verschleiß zunimmt. Dies wird besonders deutlich bei den Kompositen mit einer Füllkörpergröße bis 8 µm. Nur Liteposterior und Estilux weisen in diesem Zusammenhang einen unerwartet geringen Verschleiß auf. Eine mögliche Erklärung hierfür liegt im Füllstoffgehalt dieser Komposite.

In der Abbildung 52 sind FE-REM Aufnahmen der Oberflächen von Kompositen dargestellt. Die Bilder zeigen Ausschnitte der Abrasionsbahnen nach Belastung bei 3000-facher Vergrößerung. Die Füllkörpergröße der Hybridkomposite wurde teilweise anhand dieser Aufnahmen bestimmt.

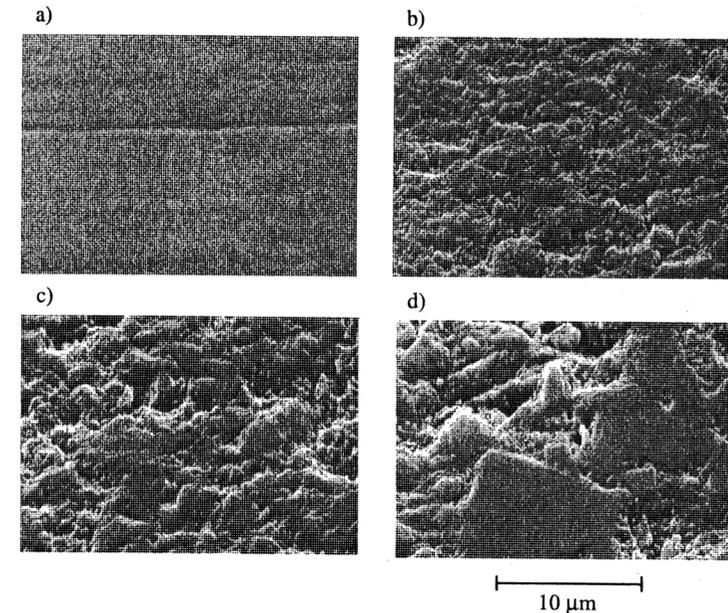


Abb. 52: Ausschnitte bei 3000-facher Vergrößerung der Abrasionsbahnen von a) Heliomolar, b) Charisma, c) TPH und d) Liteposterior.

Mit Ausnahme des mikrogefüllten Komposits Heliomolar sind bei diesen Abbildungen die Füllkörper gut zu erkennen. Ein Vergleich der Abbildungen 52 b) - d) zeigt die Zunahme der Füllkörpergröße. Aufgrund der Belastung sind die Füllkörper plan poliert. Weiterhin zeigt der Vergleich der Hybridkomposite, daß bei zunehmender Füllkörpergröße auch die Oberflächenrauigkeit zunimmt.

Der Mikrofüller Heliomolar weist bei dieser Vergrößerung, im Vergleich zu den Hybridkompositen, eine strukturlose Oberfläche auf. Bereits hier ist ersichtlich, daß mikrogefüllte Komposite ein anderes Verschleißverhalten zeigen.

6.2 Einfluß des Füllkörpergehalts

Neben der Füllkörpergröße ist der Füllkörpergehalt eines Komposits ein weiterer wichtiger Faktor, der zur Abriebfestigkeit eines Komposits wesentlich beiträgt. In der folgenden Abbildung 53 ist der mittlere Höhenverlust nach 50000 Belastungszyklen als Funktion des Füllkörpergehalts in Volumenprozent dargestellt.

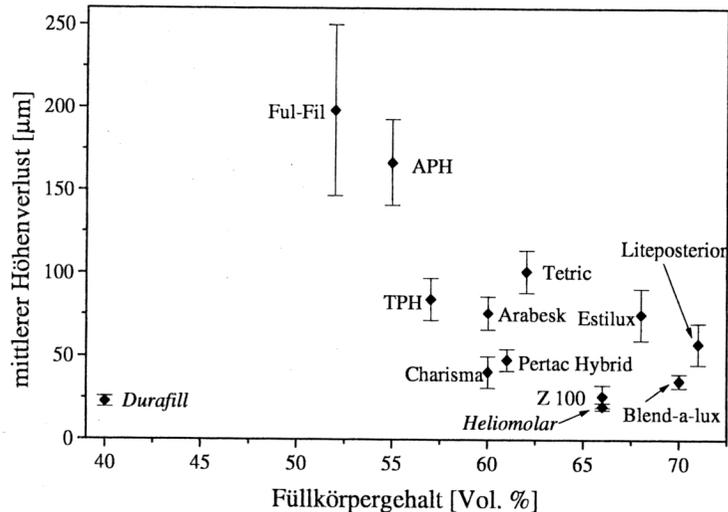


Abb. 53: Mittlerer Höhenverlust der untersuchten Komposite nach 24 Stunden Lagerung in Aqua dest. und 50 000 Belastungszyklen als Funktion des Füllkörpergehalts. Die mikrogefüllten Komposite sind durch Kursivschrift hervorgehoben.

Generell ist zu erkennen, daß Komposite mit einem hohen Füllkörpergehalt eine bessere Verschleißfestigkeit aufweisen. Das Diagramm zeigt einen deutlich erhöhten Verschleiß bei Kompositen mit einem Füllkörpergehalt unter 60 Volumenprozent. So weist TPH mit 57% Füllkörpergehalt eine geringere Verschleißrate als APH mit 55% auf. Ful-Fil, mit einem Füllkörpergehalt von nur 52%, hat die größten Verschleißwerte. Einzige Ausnahme stellt hier das mikrogefüllte Komposit Durafill dar; dieses Ergebnis wird im Kapitel 6.4 näher diskutiert.

Ein minimaler Füllkörpergehalt von circa 60 Volumenprozent könnte deshalb als Grenzwert für eine gute Verschleißfestigkeit angesehen werden.

6.3 Zusammenwirken von Füllkörpergröße und Füllkörpergehalt

Wie sich in den vorhergehenden Abschnitten gezeigt hat, so sind die Faktoren Füllkörpergröße oder Füllkörpergehalt entscheidend für die Abrasionsfestigkeit von Kompositen. Im folgenden Kapitel wird nun versucht, die Komposite anhand von Füllkörpergehalt, Füllkörpergröße und Verschleißverhalten zu klassifizieren.

Die folgende Tabelle zeigt die getesteten Komposite nach Füllkörpergrößen gegliedert. Der Füllkörpergehalt ist in Volumenprozent angegeben. Die vertikale Position des Komposits in der Tabelle gibt die Rangfolge der Ergebnisse aus der quantitativen Verschleißanalyse der 24-Stunden in Aqua.dest. gelagerten Proben wieder. Die Abrasionswerte ergeben sich aus dem Mittelwert aller acht Proben eines Komposits.

mittlerer Höhenverlust in µm	0,04 µm	< 1.5 µm	1.5 - 6 µm	> 6 µm
20 ± 2	Heliomolar 66%			
23 ± 3	Durafill 52%			
26 ± 7		Z 100 66%		
36 ± 4		Blend-a-lux 70%		
41 ± 10		Charisma 60%		
48 ± 6			Pertac Hybrid 61%	
58 ± 12				Liteposterior 71%
75 ± 16				Estilux 68%
76 ± 10			Arabesk 60%	
84 ± 13			TPH 57%	
101 ± 13			Tetric 61%	
167 ± 26			APH 55%	
198 ± 52				Ful-Fil 52%

Die geringsten Abrasionswerte bei Zwei-Körper-Abrasionsversuchen weisen die mikrogefüllten Komposite Heliomolar und Durafill auf. Die Oberflächenmorphologie der Abrasionsbahnen dieser Komposite gab bereits einen ersten Anhaltspunkt auf ein unterschiedliches Verschleißverhalten im Vergleich zu den Hybridkompositen.

Bei den Hybridkompositen zeigt sich besonders deutlich eine Differenzierung der Abrasionswerte in Abhängigkeit zu Füllkörpergröße und Füllkörpergehalt. Ähnlich gute Abrasionswerte werden nur von den Kompositen Z100, Blend-a-lux und Charisma erreicht. Ihnen gemeinsam ist ein hoher Füllkörpergehalt ($> 60\%$) in Kombination mit sehr kleinen Füllkörpern ($< 1,5\ \mu\text{m}$).

Komposite mit einem niedrigen Füllkörpergehalt und größeren Füllkörpern haben hingegen wesentlich höhere Abrasionswerte. Eine Rangfolge der einzelnen Komposite aufgrund der Kombination Füllkörpergehalt und Füllkörpergröße kann in dieser Gruppe nicht eindeutig festgelegt werden. Es lassen sich jedoch Vergleiche anstellen und Tendenzen aufzeigen.

In dieser Gruppe weisen die Komposite TPH, APH und Ful-Fil einen Füllkörpergehalt von unter 60% auf. Innerhalb dieser Komposite ist der Einfluß des Füllkörpergehalts in Kombination mit der Füllkörpergröße auf die Verschleißigenschaften deutlich zu erkennen. Ful-Fil mit nur 52% Füllkörpergehalt und einer durchschnittlichen Füllkörpergröße von $8\ \mu\text{m}$ zeigt hierbei den größten Verschleiß.

Bei Kompositen mit Füllkörpern größer $6\ \mu\text{m}$ zeigt sich eine deutliche Abnahme des Verschleißes mit zunehmendem Füllkörpergehalt. Hierbei ist auffallend, daß Liteposterior mit einer durchschnittlichen Füllkörpergröße von $12\ \mu\text{m}$ im Vergleich zu Ful-Fil ($8\ \mu\text{m}$) und Estilux ($17\ \mu\text{m}$) den geringsten Verschleiß im Zwei-Körper-Abrasionsversuch aufweist.

Obwohl die Komposite Pertac Hybrid, Arabesk und Tetric nahezu einen identischen Füllkörpergehalt (60-61 Vol. %) und nur geringfügige Unterschiede in ihrer Füllkörpergröße ($3-4\ \mu\text{m}$) besitzen, weisen sie signifikant verschiedene Verschleißwerte auf. Die Unterschiede im Verschleißverhalten werden im allgemeinen nicht allein durch die Faktoren Füllkörpergröße und Füllkörpergehalt bestimmt.

Neben Füllkörpergröße und Füllkörpergehalt bestimmen weitere, nur teilweise zugängliche Faktoren wie der Füller-Matrix-Verbund, die Härte der Füllkörper, die Einlaufphase der Gegenkörper und die Elastizitätsmoduli das Verschleißverhalten von Kompositen. Eine Vielzahl von Kombinationen ist möglich und resultiert in Kompositen mit ähnlichen Verschleißigenschaften.

6.4 Verschleißmechanismus bei mikrogefüllten Kompositen

Die niedrigen Abrasionswerte der Komposite Heliomolar und Durafill in dieser Studie können auf den Aufbau der Mikrofüllerkomposite zurückgeführt werden. Aufgrund der geringen Füllkörpergröße und der daraus resultierenden homogenen Oberflächenbeschaffenheit der mikrogefüllten Komposite wird bereits zu Beginn der Belastung die Kraft gleichmäßig auf der gesamten tragenden Fläche verteilt. Die reale Kontaktfläche entspricht im wesentlichen der nominalen Kontaktfläche, d.h. der Antagonistenfläche. Die Belastung der einzelnen Füllkörper ist im Gegensatz zu den Hybridkompositen geringer.

Die beobachtete Rißbildung in der Matrix ist die Folge einer Differenz zwischen den Elastizitätsmoduli der Matrix von 1500 MPa und der Füllkörper mit ungefähr 6000-10000 MPa. Die Belastung führt zu einer elastischen Verformung der Matrix aufgrund des geringeren E-Moduls. Die Füllkörper können als starre Körper betrachtet werden.

Für die Entstehung der Risse sind zwei Mechanismen denkbar. Zum einen führen adhäsive Verbindungen der Füllkörper mit dem Antagonisten zu einem Mikroriß in der Größenordnung der Füllkörper, der sich dann zu den beobachteten ausgedehnten Rissen ausbildet.

Zum anderen sind die Risse eine Folge der Materialermüdung in der Matrix durch die anhaltende Be- und Entlastung. An Kreuzungspunkten der Risse werden die Füllkörper schließlich aus dem Füller-Matrix-Verbund gelöst. Der Ausbruch der Füllkörper wird zusätzlich durch die Ausbildung adhäsiver Verbindungen zwischen Mikrofüllkörper und Antagonist, wie bereits im Kapitel 2.3 beschrieben, unterstützt.

Das gute Abschneiden der mikrogefüllten Komposite bei diesem Belastungsprofil läßt sich durch die gleichmäßige Verteilung der Last auf einer größeren Fläche erklären. Anhand der FE-REM Bilder läßt sich die effektive Kontaktfläche der Hybridkomposite im Vergleich zu den mikrogefüllten Kompositen mit maximal 50% der Gesamtfläche abschätzen (siehe Abbildung 52 auf Seite 77). Daraus resultiert eine geringere Kraft pro belastete Flächeneinheit und somit eine geringere Beanspruchung des Füllkörper-Matrix-Verbunds bei den mikrogefüllten Kompositen.

Eine mögliche Erklärung für die nur geringfügig verschiedenen Verschleißwerte von Durafill und Heliomolar ergibt sich aus der unterschiedlichen Abriebfestigkeit zwischen den Splintern, den umgebenden Mikrofüllkörpern und der Matrix. Die verbesserten Materialeigenschaften der Vorpolymerisate bei Durafill führen zu einer Verringerung der Kontaktfläche, wodurch die Belastung einzelner Areale erhöht wird.

Selbst bei einer äquivalenten Kontaktfläche ist die effektive Belastung der einzelnen Füllkörper-Matrix-Verbindung bei den Mikrofüllerkompositen geringer als bei den Hybridkompositen. Dies ist auf die große Oberfläche eines Mikrofüllkörpers im Vergleich zu seinem Volumen und der daraus resultierenden großen Grenzfläche zwischen Matrix und Füllkörper zurückzuführen.

Dem Verschleiß von Hybridkompositen liegt ein, im Gegensatz zu den mikrogefüllten Kompositen, grundsätzlich verschiedener Verschleißmechanismus zugrunde.

6.5 Verschleißmechanismus bei Hybridkompositen

Im Vergleich zu den mikrogefüllten Kompositen tritt bei dem Verschleiß von Hybridkompositen eine zusätzliche Komponente auf, die mit dem Verlust von Füllkörpern und Füllkörperfragmenten verknüpft ist. Die Gewichtung der verschiedenen Verschleißmechanismen hängt von dem Aufbau und den Materialeigenschaften der einzelnen Komposite ab.

Durch die größeren Füllkörper kommt dem Füllkörper-Matrix-Verbund eine größere Bedeutung zu. Im allgemeinen wird der Füllkörper-Matrix-Verbund höher belastet, da die Kontaktfläche zwischen Füllkörper und Matrix aufgrund der größeren Füllkörper kleiner ist. Weiterhin vergrößert sich die Kraft auf die Füllkörper durch eine Abnahme der realen Kontaktfläche.

Aufgrund der unterschiedlichen Elastizitätsmoduli von Füllkörper und Matrix treten unter Belastung Spannungen innerhalb des Komposits auf. Dabei leiten oberflächen-nahe bzw. aus der Oberfläche hervorragende Füllkörper wegen ihres höheren Elastizitätsmoduls den Druck in die umgebende Matrix weiter.

Es tritt kein Verschleiß auf, solange die Matrix diese Spannungen plastisch ausgleichen kann. Durch die zyklische Be- und Entlastung kommt es jedoch zu einem Spannungsaufbau und zur Deformation der Matrix. Die dadurch entstehenden lokalen Mikrofrakturen zwischen den Füllkörpern und der umgebenden Matrix führen dabei zu einer Schwächung des Füllkörper-Matrix-Verbundes.

Auch Frakturen innerhalb der Füllkörper wurden beobachtet. Unter anhaltender Last vergrößern sich diese Mikrodefekte, verbinden sich und schließlich kommt es durch das Ausbrechen von Füllkörperfragmenten aus der Oberfläche des Komposits zu Materialverlust. Die Ränder der Füllkörper sind hierbei besonders bruchanfällig. Dies gilt besonders für Komposite mit großen Füllkörpern aufgrund der größeren interpartikulären Abstände. Die auftretenden Verschleißpartikel wirken als abrasives Medium und tragen zu erhöhtem Verschleiß bei.

Die primär wirkenden Verschleißmechanismen bei Hybridkompositen sind Materialermüdungverschleiß, Abrasion und Adhäsion. Die Untersuchungen zeigen eine Erhöhung der Abrasion durch die Fraktur und das Ausbrechen von Füllkörpern bei Kompositen mit größeren Füllkörpern. Adhäsion führt zu Mikrofrakturen an der Oberfläche der Füllkörper und bewirkt einen zusätzlichen Materialverlust.

Bei den durchgeführten Zwei-Körper-Abrasionsversuchen zeigen die Hybridkomposite mit kleinen Füllkörpern und einem hohen Füllkörpergehalt einen geringen Verschleiß. Die Oberflächen dieser Komposite zeigen eine kompakte Oberflächenstruktur mit einer großen realen Kontaktfläche aufgrund eines hohen Anteils an adhäsivem Verschleiß.

6.6 Einfluß der Wasserlagerung

Verbundwerkstoffe mit Kunststoff als Matrixmaterial unterliegen einem Alterungsprozess durch Wasseraufnahme, chemische und mikrobielle Reaktionen sowie thermischer Beanspruchung. Die Alterung führt zu Veränderungen der mechanischen Eigenschaften und beeinflusst das Verschleißverhalten.

Die Ursachen für die veränderten Materialeigenschaften einzelner Komposite liegen im mikroskopischen Aufbau und den chemischen Eigenschaften der verwendeten Einzelkomponenten.

Generell war festzustellen, daß Komposite, die eine Verschlechterung der Verschleißfestigkeit zeigen, Füllkörper kleiner als $1.5 \mu\text{m}$ aufweisen. Eine Verbesserung der Eigenschaften war hingegen nur bei Kompositen mit Füllkörpern größer als $6 \mu\text{m}$ zu beobachten.

Eine mögliche Erklärung für den erhöhten Verschleiß liegt im Füllkörper-Silan-Matrix Verbund. Spektroskopische Infrarotstudien haben gezeigt, daß die Füllstoff-Silan Verbindung auf einem Kondensationsprozeß beruht [45]. Es läßt sich nur schwer feststellen, ob die Hydrolyse an der Stelle der Si-O-Si Verbindung oder innerhalb der äußeren atomaren Schichten des Füllmaterials stattfindet.

Eine weitere Möglichkeit, die zu einer Schwächung des Verbundes führen kann, ergibt sich aus der unvollständigen Sättigung der Kohlenstoff-Kohlenstoff-Doppelbindungen des Silans während des Polymerisationsvorgangs [46]. Die Wasseraufnahme des Komposits führt zu einem Versagen der Silanisierung. Dadurch werden die Füllkörper leichter aus der Matrix gelöst. Komposite mit kleinen Füllkörpern weisen eine große Grenzfläche zwischen Füllstoff und Matrix auf und sind deshalb anfälliger für hydrolytische Spaltungen. Daraus resultiert eine Degradation der mechanischen Eigenschaften wie sie bei Heliomolar, Z100 und Charisma beobachtet wurde. Die Stabilität einiger Hybridkomposite gegenüber einer Wasserlagerung zeigt eine hohe Qualität der Silanisierung.

Die Verbesserung der Verschleißigenschaften tritt bei den Kompositen mit einem geringen Füllkörpergehalt und großen Füllkörpern auf. Die Wasserlagerung verursacht die Aufspaltung der wasserempfindlichen Esterbindungen der Polymerketten. Diese Reaktion führt zu einer Vergrößerung der intermolekularen Abstände. Dadurch kommt es zu einer Expansion und einem wasserbedingten Weichmachereffekt. Die Wasserlagerung führt somit zu einem Ausgleich der Polymerisationsschrumpfung und einem Ausgleich von Polymerisationsspannungen [47]. Die Expansion führt hierbei zu einer Verringerung der Kontraktionsspalten zwischen Füllkörper und Matrix. Bei Kompositen mit einem hohen Matrixanteil tritt dieser Effekt verstärkt auf.

- 45 Koelling J.G., Kolb K.E.: Infrared study of reaction between alkoxy silanes and silica. Chemical Communications; J Chem Soc London 1:6, 1965.
- 46 Söderholm K.J.M.: Die hydrolytische Degradation von Composites. Teil 1: Physikalisch-chemische Grundlagen. Phillips Journal 6 (1988).
- 47 Kishimoto A., Fujita H.: Diffusion-Controlled Stress Relaxation in Polymers. I. Kolloid-Zeitschrift 150: 24-34, 1957.

Zusammenfassung

Ziel der vorliegenden Untersuchung war, im Handel erhältliche dentale Komposite hinsichtlich ihrer Abriebfestigkeit zu vergleichen und durch die Anwendung eines standardisierten, kontrollierbaren Testverfahrens reproduzierbare Ergebnisse zu erzielen. Von Interesse war vor allem, neue Erkenntnisse über das Verschleißverhalten und den Verschleißmechanismus von Kompositen zu gewinnen. Es sollte festgestellt werden, inwieweit der Aufbau der Materialien das Verschleißverhalten beeinflusst und durch welche Faktoren eine Verbesserung der Abriebfestigkeit erzielt werden kann.

Für diese Studie wurden Proben der verschiedenen Komposite durch Zwei-Körper-Abrasionsversuche in einem Kaukraftsimulator belastet, die Proben anschließend mit einem Perthometer vermessen und die Verschleißwerte berechnet. Um weitere Aufklärung über den Verschleißmechanismus zu gewinnen, wurden die Proben mit einem hochauflösendem Feldemissionselektronenmikroskop untersucht.

Anhand der vorliegenden Meßergebnisse, der Auswertung der REM-Bilder, sowie den Herstellerangaben zu Materialeigenschaften und Materialzusammensetzung ist zu erkennen, daß verschiedene Mechanismen und Komponenten zu Materialverschleiß führen.

So haben die Füllkörpergröße, der Füllkörpergehalt, die Oberflächenbeschaffenheit sowie die Matrix einen entscheidenden Einfluß auf das Abrasionsverhalten der Komposite.

Die geringsten Abrasionswerte weisen die mikrogefüllten Komposite auf. Bei den Hybridkompositen hingegen zeigt sich besonders deutlich eine Differenzierung der Abrasionswerte in Abhängigkeit zu Füllkörpergröße und Füllkörpergehalt. So haben lediglich Hybridkomposite mit sehr kleinen Füllkörpern ($< 1,5 \mu\text{m}$) und einem hohen

Füllstoffgehalt (> 60 %) ähnlich gute Ergebnisse. Hybridkomposite mit einem niedrigen Füllkörpergehalt und/oder größeren Füllkörpern erzielten wesentlich schlechtere Abrasionswerte.

Die Übergänge sind fließend, da die Unterschiede im Verschleißverhalten im allgemeinen nicht allein durch die Faktoren Füllkörpergröße und Füllkörpergehalt bestimmt werden. Neben Füllkörpergröße und Füllkörpergehalt haben weitere, nur teilweise zugängliche Faktoren wie der Füller-Matrix-Verbund, die Härte der Füllkörper, die Einlaufphase der Gegenkörper und die Elastizitätsmoduli Einfluß auf das Verschleißverhalten von Kompositen. Eine Vielzahl von Kombinationen ist möglich und resultiert in Kompositen mit ähnlichen Verschleißigenschaften.

Vor allem die Auswertung der FE-REM-Aufnahmen gab entscheidende Hinweise auf den mikromechanischen Verlauf des Verschleißes von Hybridkompositen. So hat sich gezeigt, daß den Füllkörpern eine wichtige Rolle beim Verschleißmechanismus zuteil wird.

Aufgrund der unterschiedlichen Elastizitätsmoduli von Füllkörper und Matrix treten unter Belastung Spannungen innerhalb des Komposits auf. Dabei leiten oberflächen-nahe bzw. aus der Oberfläche hervorragende Füllkörper wegen ihres höheren Elastizitätsmoduls den Druck in die umgebende Matrix weiter. Es tritt kein Verschleiß auf, solange die Matrix diese Spannungen plastisch ausgleichen kann. Durch die zyklische Be- und Entlastung kommt es jedoch zu einem Spannungsaufbau und zur Deformation der Matrix. Die dadurch entstehenden lokalen Mikrofrakturen zwischen den Füllkörpern und der umgebenden Matrix führen dabei zu einer Schwächung des Füllkörper-Matrix-Verbundes. Dies führt zum Versagen der Matrix nahe am Füllkörper und dem Verlust der Füllkörper.

Auch Frakturen innerhalb der Füllkörper wurden beobachtet. Unter anhaltender Last vergrößern sich diese Mikroddefekte, verbinden sich und schließlich kommt es durch das Ausbrechen von Füllkörperfragmenten aus der Oberfläche des Komposits zu Materialverlust. Die Ränder der Füllkörper sind hierbei besonders bruchanfällig. Dies gilt vor allem für Komposite mit großen Füllkörpern aufgrund der größeren interpartikulären Abstände. Die auftretenden Verschleißpartikel wirken als abrasives Medium und tragen zu erhöhtem Verschleiß bei.

Die primär wirkenden Verschleißmechanismen bei Hybridkompositen sind Materialermüdungverschleiß, Abrasion und Adhäsion. Die Untersuchungen zeigen eine Erhöhung der Abrasion durch die Fraktur und das Ausbrechen von Füllkörpern bei Kompositen mit größeren Füllkörpern. Adhäsion führt zu Mikrofrakturen an der Oberfläche der Füllkörper und bewirkt einen zusätzlichen Materialverlust.

Mikrogefüllte Komposite hingegen zeigen in dieser Studie sowohl in ihren Verschleißwerten wie auch in ihrem Verschleißverhalten wesentliche Unterschiede im Vergleich zu den Hybridkompositen. Heliomolar und Durafill weisen grundsätzlich niedrigere Abrasionswerte auf, welche im wesentlichen durch den Aufbau der mikrogefüllten Komposite begründet sind.

Aufgrund der geringen Füllkörpergröße von 0,04 µm und der daraus resultierenden homogenen Oberflächenbeschaffenheit der mikrogefüllten Komposite wird bereits zu Beginn der Belastung die Kraft gleichmäßig auf der gesamten tragenden Fläche verteilt. Die reale Kontaktfläche entspricht annähernd der nominalen Kontaktfläche, d.h. der Antagonistenfläche. Die Belastung der einzelnen Füllkörper ist im Gegensatz zu den Hybridkompositen geringer. So ist der Verschleiß bei mikrogefüllten Kompositen im wesentlichen auf Ribbildungen innerhalb des Materials zurückzuführen.

Für die Entstehung der Risse sind zwei Mechanismen denkbar. Zum einen führen adhäsive Verbindungen der Füllkörper mit dem Antagonisten zu einem Mikroriß in der Größenordnung der Füllkörper, der sich dann zu den beobachteten ausgedehnten Rissen ausbildet. Zum anderen sind die Risse eine Folge der Materialermüdung in der Matrix durch die anhaltende Be- und Entlastung. An Kreuzungspunkten der Risse werden die Füllkörper schließlich aus dem Füller-Matrix-Verbund gelöst. Der Ausbruch der Füllkörper wird zusätzlich durch die Ausbildung adhäsiver Verbindungen zwischen Mikrofüllkörper und Antagonist unterstützt.

Der Verschleiß von mikrogefüllten Kompositen ist hauptsächlich auf Ermüdungserscheinungen in der Matrix zurückzuführen. Die Schwachstelle des mikrogefüllten Komposites ist der Verbund zwischen Füllkörper und Matrix. Aufgrund der hohen Elastizität und der chemischen Stabilität des Polymers ist es sehr wahrscheinlich, daß der Bruch in der Füllkörper-Silan-Matrix Verbindung auftritt.

Abschließend bleibt festzustellen, daß der Kaukraftsimulator ausgezeichnete Möglichkeiten und eine Vielzahl von Variablen bietet, um neue Werkstoffe unter klinisch relevanten Bedingungen zu testen. Vor allem hat jedoch die Auswertung der FE-REM-Aufnahmen wesentlich zum Verstehen der Verschleißmechanismen bei mikrogefüllten Kompositen und Hybridkompositen beigetragen.

Die absoluten Verschleißwerte der einzelnen Komposite können lediglich eine Rangfolge aufzeigen. In der Klinik spielen weitere Faktoren wie impact-stress, Drei-Körper-Abrasion (Nahrung, Zahnpasta), Randspaltbildung etc. eine wichtige Rolle, die bei der Beurteilung berücksichtigt und in weiteren In-Vitro- und In-Vivo-Untersuchungen ausgewertet werden müssen.

Die in der vorliegenden Studie gewonnenen Ergebnisse dienen als Referenzwerte für weitere Versuche und werden im Vergleich mit den Resultaten anderer In-Vitro-Verfahren bzw. den Erfahrungswerten etablierter Produkte dazu beitragen, Aussagen über die Verschleißfestigkeit eines neuen Werkstoffes und seine potentielle Eignung für den klinischen Einsatz zu erhalten.

Der Kaukraftsimulator kann In-Vivo-Studien sicherlich nicht ersetzen. Ein großer Vorteil liegt jedoch darin, daß mit Hilfe dieses standardisierten Verfahrens schnell und kostengünstig reproduzierbare Ergebnisse erzielt werden. Dies ist ein wichtiger Faktor im Vorfeld der Entwicklung neuer Werkstoffe und kann entscheidenden Einfluß auf die Eigenschaften und die Qualität des endgültigen Produktes haben.

Literaturverzeichnis

Bayne S.C., Taylor D.F., Sturdevant J.R., Wilder A.D., Brunson W.D., Heymann H.O., Robertson T.M.: Identification of clinical wear factors. *J Dent Res* 66: 182, Abstr. No. 60 (1987).

Bayne S.C., Taylor D.F., Heymann H.O.: Protection hypothesis for composite wear. *Dent Mater* 8: 305-309 (1992).

Bowen R.: Properties of a silica-reinforced polymer for dental restorations. *J Am Dent Assoc* 66: 57 (1963).

Bowen R.: Effects of particle shape and size distribution in a reinforced polymer. *J Am Dent Assoc* 69: 481 (1964).

Braem M., Finger W., Van Doren V.E., Lambrechts P., Vanherle G.: Mechanical properties and filler fraction of dental composites. *Dent Mater* 5: 346-349 (1989).

Chung K.H., Greener E.H.: Correlation between degree of conversion, filler concentration and mechanical properties of posterior composite resins. *J Oral Rehab* 17: 487-494 (1990).

Craig R.G.: Restorative dental materials, 6th ed (Mosby, St. Louis 1980).

Craig R. G.: Chemistry, composition and properties of composite resins. *Dent Clin Am* 25: 219-239 (1981).

- De Long R., Douglas W.H.: Development of an Artificial Oral Environment for the Testing of dental restoratives. *J Dent Res* 62: 32-36 (1/1983).
- DIN 50 320 (Verschleiß) des Normenausschuß Materialprüfung (NMP) im DIN Deutsches Institut für Normung e. V. (1979).
- Douglas W. H., Sakaguchi R. L., De Long R.: Frictional effects between teeth in an artificial mouth. *Dent Mater* 1: 115-119 (1985).
- Dowson D. The running in process in tribology: Proceedings, Lyon, France 8-11 September 1981.
- Draughn R.A.: Influence of filler parameters on mechanical properties of composite restorative materials. *IADR Abstr. No. 187* (1983).
- Fang H., Kunzelmann K.-H., Hickel R., Petschelt A.: Standardisierung des Antagonisten bei 2-Körper-Abriebsimulatoren. *Dtsch Zahnärztl Z* 48: 481 (1993).
- Heymann H.O., Leonhard R.H., Wilder A.D., Sturdevant J.R., Leinfelder K.F.: Five year clinical study of composite resins in posterior teeth. *J Dent Res* 66: 166 Abstr. No. 48 (1987).
- Hutchings I. M.: Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials. *Metallurgy & Materials Science Series, Kapitel 3.8.3* (1992).
- Kishimoto A., Fujita H.: Diffusion-Controlled Stress Relaxation in Polymers. *I. Kolloid-Zeitschrift* 150: 24-34, 1957.
- Koelling J.G., Kolb K.E.: Infrared study of reaction between alkoxy-silanes and silica. *Chemical Communications; J Chem Soc London* 1:6, 1965.
- Krejci I.: Standortbestimmung in der konservierenden Zahnmedizin. *Schweiz Monatsschr Zahnmed* 103: 614-619 (5/1993).
- Krejci I., Reich T., Lutz F., Albertoni M.: In-Vitro-Testverfahren zur Evaluation dentaler Restaurationssysteme. *Schweiz Monatsschr Zahnmed* 100: 953-959 (8/1990).
- Lambrechts P., Ameye C., Vanherle G.: Conventional and microfilled composite resins. Part II: Chip fractures. *J Prost Dent* 48: 527-538 (1982).
- Leinfelder K.F.: Wear patterns and rates of posterior composite resins. *Int Dent J* 37: 152-157 (1987).

- Leinfelder K.F., Wilder A.D., Teixeira L.C.: Wear rates of posterior composite resins. *J Am Dent Assoc* 112: 829-833 (1986).
- 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: 1396-1401 (1985).
- Lutz F., Phillips R. W., Roulet J. F., Imfeld Th.: *Schweiz Mschr Zahnheilk* 93: 914 (1983).
- Lutz F., Phillips R.W., Roulet J.F., Sectos J.C.: Potential posterior composites. An in-vitro and in-vivo comparison for wear. *J Dent Res* 63: 914-920 (1984).
- Lutz F., Krejci I., Barbakow F.: Chewing Pressure vs Wear of Composites and Enamel Cusps. *J Dent Res* 71: 1529 (1992).
- McKinney J.E., Wu W.: Relationship between subsurface damage and wear of dental restorative composites. *J Dent Res* 61: 1083-1088 (1982).
- Ramfjord S.P., Ash M.M.: Occlusion, 2 nd edition. (Saunders, Philadelphia, 1971).
- Roulet J.F., Wälti C.: The influence of oral fluid on composite resins and glass ionomer cement. *J Prosth Dent* 52: 182-189 (1984).
- Sakaguchi R.L., Douglas W.H., De Long R., Pintado M.R.: The wear of a posterior composite in an artificial mouth: a clinical correlation. *Dent Mater* 2: 235-240 (1986).
- Soltész U., Klaiber B., Butz W.: Festigkeits- und Abrasionsverhalten von quarzgefüllten Kompositen nach Alterung und Thermoschockbehandlung. *Dtsch Zahnärztl Z* 39: 101-104 (1984).
- Söderholm K.J.M.: Die hydrolytische Degradation von Composites. Teil 1: Physikalisch-chemische Grundlagen. *Phillips Journal* 6 (1988).
- Söderholm K.J.M.: Die hydrolytische Degradation von Composites. Teil 2: Folgen für die Anwendung in der Praxis. *Phillips Journal* 1 (1989).
- Willems G., Lambrechts P., Braem M., Celis J.P., Vanherle G.: A classification of dental composites according to their morphological and mechanical characteristics. *Dent Mater* 8: 310-319 (1992).
- Willems G., Lambrechts P., Braem M., Vanherle G.: Composite resins in the 21st century. *Quintessence Int* 24: 641-658 (1993).

Winkler M.M., Greener E.H., Lautenschlager E.P.: Non-linear in vitro wear of posterior composites with time. *Dent Mater* 7: 258-262 (1991).

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: 675-680 (1984).

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

Danksagung

Herzlichen Dank an Herrn Prof. Dr. R. Hickel für die Möglichkeit, die vorzügliche Ausstattung und Infrastruktur der Poliklinik für Zahnerhaltung und Parodontologie der LMU München zu nutzen.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Priv.-Doz. Dr. K.-H. Kunzelmann für die Überlassung dieses interessanten und vielseitigen Themas. Seine immer vorhandene Hilfsbereitschaft, sowie die vielen anregenden Diskussionen haben einen wesentlichen Beitrag zur Erstellung dieser Arbeit geleistet.

Bei Frau Dr. C. Bauer bedanke ich mich für die Mithilfe bei der Vermessung der Probenkörper und der Auswertung der Perthometerdaten.

Ein herzliches Dankeschön allen übrigen Mitarbeitern an der Poliklinik für Zahnerhaltung und Parodontologie der LMU München für die ausgezeichnete und kreative Arbeitsatmosphäre.

Meinen Eltern möchte ich aufrichtig danken, sie haben mir mein Studium erst ermöglicht und waren mir immer ein gutes Vorbild.

Abschließend möchte ich mich bei meinem Mann für seine Unterstützung und Mithilfe bei der Gestaltung dieser Arbeit bedanken.

Lebenslauf

Name	Petra Maria Baudenbacher, geb. Däs
geboren am	4. Oktober 1965 in Aalen, Baden-Württemberg
Eltern	Siegfried Däs, Lehrer Elisabeth Däs, geb. Maier, Hausfrau 2 Schwestern: Marion, geb. 1967 und Dagmar, geb. 1971
Familienstand	seit August 1994 verheiratet mit Franz Baudenbacher
Schulbildung	1972-1976 Brauenbergschule Wasseralfingen 1976-1985 Kopernikusgymnasium Wasseralfingen
Studium	Oktober 1985-Februar 1991 Studium der Zahnmedizin an der Albert-Einstein Universität Ulm März 1991-Mai 1991 Staatsexamen 19. Juni 1991 Approbation
Anstellungen	Oktober 1991-April 1993 Wissenschaftliche Angestellte in der Abteilung für Zahnerhaltung an der Friedrich-Alexander Universität Erlangen/Nürnberg Mai 1993-September 1994 Wissenschaftliche Angestellte in der Abteilung für Zahnerhaltung an der Ludwig-Maximilian Universität München seit Dezember 1994 selbständige Zahnärztin in Cambridge, England