AUS DEM LEHRSTUHL
FÜR ZAHNÄRZTLICHE PROTHETIK
PROF. DR. GERHARD HANDEL
DER FAKULTÄT FÜR MEDIZIN
DER UNIVERSITÄT REGENSBURG

# In-vitro-Untersuchungen zum Zwei-Körper-Verschleiß von Gerüst- und Verblendkeramiken gegenüber Steatit und humanem Zahnschmelz

Inaugural-Dissertation
zur Erlangung des Doktorgrades
der Zahnmedizin

der
Fakultät für Medizin
der Universität Regensburg

vorgelegt von
Verena Preis

2011

| | |
|---|---|
| Dekan: | Prof. Dr. Dr. Torsten Reichert |
| 1. Berichterstatter: | PD Dr. Dipl.-Ing. (FH) Martin Rosentritt |
| 2. Berichterstatter: | Prof. Dr. Helmut Schweikl |
| Tag der mündlichen Prüfung: | 14. Oktober 2011 |

Hinweis:

Die im nachfolgenden Text genannten Gebrauchsnamen, Handelsnamen und Warenbezeichnungen sind teilweise patent- und urheberrechtlich geschützt. Aus dem Fehlen eines besonderen Hinweises bzw. des Zeichens ® darf nicht geschlossen werden, dass kein Schutz besteht.

# Inhaltsverzeichnis

**1 Einleitung ..... 8**

**2 Grundlagen ..... 10**

**2.1 Vollkeramische Systeme in der Zahnmedizin ..... 10**

2.1.1 Silikatkeramik ..... 10

2.1.1.1 Feldspatkeramik ..... 10

2.1.1.2 Glaskeramik mit Kristallverstärkung ..... 11

2.1.2 Oxidkeramik ..... 11

2.1.2.1 Glasinfiltrierte Oxidkeramik ..... 11

2.1.2.2 Polykristalline Oxidkeramik ..... 11

**2.2 Komponenten einer vollkeramischen Restauration ..... 13**

2.2.1 Gerüstkeramik ..... 13

2.2.1.1 Presstechnik ..... 13

2.2.1.2 Schlickertechnik ..... 14

2.2.1.3 Computer-Aided-Design/Computer-Aided-Manufacturing (CAD/CAM) ..... 14

2.2.2 Verblendkeramik ..... 16

**2.3 Materialspezifische Eigenschaften von Dentalkeramiken ..... 17**

2.3.1 Mechanische Eigenschaften ..... 18

2.3.2 Rissanfälligkeit vollkeramischer Systeme ..... 21

**2.4 Verschleiß ..... 23**

2.4.1 Terminologie in der Zahnmedizin ..... 23

2.4.2 Tribologische Verschleißmechanismen ..... 24

2.4.3 Einflussfaktoren auf den Verschleiß ..... 27

2.4.4 Verschleißsimulation ..... 29

**3 Material und Methoden ..... 31**

**3.1 Aufgabenstellung ..... 31**

**3.2 Materialauswahl ..... 31**

**3.3 Versuchsdesign im Überblick ..... 33**
**3.4 Versuchsvorbereitung ..... 35**
3.4.1 Probekörperherstellung ..... 35
3.4.2 Messung der Oberflächenrauigkeit ..... 36
3.4.3 Auswahl der Antagonisten ..... 37
**3.5 Verschleißprüfung im Regensburger Kausimulator ..... 37**
3.5.1 Einbau der Proben ..... 37
3.5.2 Verschleißsimulation ..... 38
**3.6 Herstellung von Replikas ..... 40**
**3.7 Auswertung ..... 40**
3.7.1 Dreidimensionale optische Oberflächenprofilometrie ..... 40
3.7.2 Lichtmikroskopie ..... 41
3.7.3 Rasterelektronenmikroskopie ..... 42
3.7.4 Statistische Auswertung ..... 42
**4 Ergebnisse ..... 44**
**4.1 Verschleißdaten ..... 44**
4.1.1 Serien mit Steatitantagonisten ..... 44
4.1.1.1 Verschleißtiefe des Probekörpers ..... 44
4.1.1.2 Verschleißvolumen des Probekörpers ..... 48
4.1.1.3 Verschleißfläche des Steatitantagonisten ..... 51
4.1.2 Serien mit Zahnantagonisten ..... 55
4.1.2.1 Verschleißtiefe des Probekörpers ..... 55
4.1.2.2 Verschleißvolumen des Probekörpers ..... 58
4.1.3 Gegenüberstellung der Verschleißdaten ..... 61
**4.2 Oberflächenrauigkeit ..... 62**
4.2.1 Mittenrauwert $R_a$ ..... 63
4.2.2 Rautiefe $R_z$ ..... 66
**4.3 Rasterelektronenmikroskopische Auswertung ..... 69**

**5 Diskussion ..... 96**

**5.1 Diskussion der Methodik ..... 96**

5.1.1 Prüfkörper ..... 96

5.1.2 Oberflächenbehandlung ..... 97

5.1.3 Antagonistenauswahl ..... 99

5.1.4 Verschleißsimulation ..... 101

5.1.5 Auswertung ..... 104

**5.2 Diskussion der Ergebnisse ..... 106**

5.2.1 Verschleißdaten ..... 107

5.2.2 Oberflächenrauigkeit ..... 112

5.2.3 Rasterelektronenmikroskopie ..... 113

**5.3 Bewertung und Ausblick ..... 121**

**6 Zusammenfassung ..... 123**

**7 Literaturverzeichnis ..... 126**

**8 Abkürzungsverzeichnis ..... 145**

**9 Tabellarischer Anhang ..... 147**

**9.1 Mittelwerte und Standardabweichungen ..... 147**

**9.2 Häufigkeiten der Verschleißphänomene ..... 149**

**9.3 Herstellerangaben ..... 150**

**10 Danksagung ..... 154**

# 1 Einleitung

Ästhetik und Biokompatibilität dentaler Keramiken waren die treibende Kraft ausgedehnter Forschungs- und Entwicklungsaktivitäten, die heute den Einsatz einer Vielzahl vollkeramischer Systeme in der Zahnmedizin ermöglichen. Als Alternative zu festsitzendem metallischem und metallkeramischem Zahnersatz haben es moderne Verfahrenstechniken realisierbar gemacht, Gerüste nicht nur aus Glaskeramik, sondern auch aus hochfesten Keramiken wie dem Zirkoniumdioxid herzustellen. Verblendkeramiken sorgen im Anschluss für die dem natürlichen Zahn nachempfundene Ästhetik und anatomische Vollendung. Seit kurzem können mittels neuer CAD/CAM-Technologien auch komplette Zirkoniumdioxidrestaurationen mit okklusaler Kauflächengestaltung gefertigt werden. Trotz ästhetischer Einschränkungen aufgrund deren fehlender Transluzenz liegt die Attraktivität einer solchen hochstabilen Versorgung vor allem im Einsatz im Seitenzahngebiet, besonders wenn durch mangelnde Platzverhältnisse oder ausgeprägten Bruxismus eine Verblendung nur bedingt vertretbar erscheint. Wirkungsvoll lässt sich durch diese neue Möglichkeit der aktuell häufig diskutierten Komplikation des Chippings der Verblendkeramik [23, 24, 27, 36, 65, 187, 200, 205] begegnen. Risse und Chipping bis hin zur Totalfraktur der Restauration sind auch als mögliche Folgen von Verschleiß zu sehen [36, 64, 154, 198, 201, 202, 205] – einem Phänomen, dem bisher in den zahlreichen Untersuchungen zum Festigkeitsverhalten von Dentalkeramiken wenig Beachtung geschenkt wurde. Verschleiß ist ein allgegenwärtiger Vorgang in der Mundhöhle, der die dentalen Restaurationen genauso wie die natürlichen Zähne betrifft. Idealerweise sollten Dentalkeramiken demnach sowohl einen hohen Verschleißwiderstand als auch eine minimale Abrasivität gegenüber der natürlichen Bezahnung aufweisen. In-vitro-Studien erlauben es, effektiv und mit vertretbarem zeitlichem und finanziellem Aufwand Einblick in das Verschleißverhalten vollkeramischer Systeme zu gewinnen und ihr In-vivo-Verhalten abzuschätzen [98].

In Anbetracht der zunehmend ins Bewusstsein gerückten Problematik des Verschleißes und seiner Folgen sowie der Vielzahl aktuell verfügbarer vollkeramischer Systeme war es das Ziel dieser Studie, den Zwei-Körper-

Verschleiß von Gerüst- und Verblendkeramiken unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung und Herstellungstechnik gegenüber Steatit und humanem Zahnschmelz zu untersuchen. Neben der Simulation oraler Bedingungen wurde einer sich an der klinischen Situation orientierenden Vorbehandlung der Keramiken sowie möglicher Auswirkungen unterschiedlicher Oberflächenrauigkeiten auf den Verschleiß besondere Aufmerksamkeit geschenkt. Zur besseren Abschätzung des Verschleißverhaltens von Keramiken wurden darüber hinaus Nichtedelmetall-Legierungen und natürlicher Zahnschmelz in die Untersuchungen einbezogen.

# 2 Grundlagen

## 2.1 Vollkeramische Systeme in der Zahnmedizin

Eine Vielzahl an vollkeramischen Systemen ermöglicht heute weitreichende Einsatzmöglichkeiten im zahnmedizinischen Bereich. Für festsitzende Versorgungen reicht das Indikationsspektrum von Veneers, Inlays und Kronen bis hin zu mehrspannigen Brücken im Seitenzahnbereich. Die Klassifikation der Dentalkeramiken kann hierbei unter verschiedenen Gesichtspunkten vorgenommen werden. Neben ihrer Verarbeitungstechnik erscheint insbesondere die chemische Einteilung in Silikat- und Oxidkeramiken sinnvoll, da danach auch eine Abschätzung der Festigkeitseigenschaften möglich ist [237].

### 2.1.1 Silikatkeramik

Die wesentlichen Merkmale der Silikatkeramiken sind ihre relativ niedrigen Sintertemperaturen, ihre ausgeprägte Porenstruktur und ihre Mehrphasigkeit, bestehend aus amorphen Glasphasen aus $SiO_2$ und kristallinen Phasen [186]. Aufgrund ihres hohen Glasanteils werden sie synonym auch als Glaskeramiken bezeichnet.

#### 2.1.1.1 Feldspatkeramik

Herkömmliche Dentalkeramiken, die sich ursprünglich aus dem Geschirrporzellan ableiten, sind größtenteils Feldspatkeramiken. Hierzu zählen neben den heute am meisten gebräuchlichen Verblendkeramiken die klassischen Jacketkronen, die auf Charles Land zurückgehen, der 1887 das Patent für die ersten „Vollkeramikkronen“ anmeldete [25, 39, 61]. Neben Quarz (15-25 Gew.%) und Kaolin (0-5 Gew.%) macht Feldspat (60-80 Gew.%) den Hauptbestandteil dieser Keramik aus, wobei es sich um eine Mischung aus Kalifeldspat ($K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6\ SiO_2$), Natronfeldspat ($Na_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 6\ SiO_2$) und Kalkfeldspat ($CaO \cdot Al_2O_3 \cdot 6\ SiO_2$) handelt. Beim Sinterprozess bildet Kalifeldspat in der schmelzflüssigen Phase Leuzitkristalle ($K_2O \cdot Al_2O_3 \cdot 4\ SiO_2$) aus. Strukturell besteht Feldspatkeramik somit hauptsächlich aus einer amorphen Glasmatrix aus $SiO_2$ mit einem geringen Anteil an oxidischen

Zusätzen und Leuzitkristallen in disperser Verteilung als charakteristische Kristallphase [61, 237].

#### 2.1.1.2 Glaskeramik mit Kristallverstärkung

Die Zusammensetzung dieser neueren Glaskeramiken weist eine große Ähnlichkeit zur Feldspatkeramik auf, jedoch besitzen sie zunächst nur eine überwiegend amorphe Glasstruktur, die dann einem sekundären Kristallisationsprozess unterworfen wird. Hierdurch wird der Anteil der Glasmatrix zugunsten von kristallinen Anteilen reduziert und die Keramik stabilisiert [186]. Je nach Kristallsystem spricht man von Leuzit-, Lithiumdisilikat- oder Fluorapatit-Glaskeramiken.

### 2.1.2 Oxidkeramik

Im Gegensatz zu Silikatkeramiken sind Oxidkeramiken durch sehr dichte und damit hochfeste Sinterprodukte hochschmelzender Oxide und einer Dominanz der kristallinen Phase mit keinem oder geringem Glasanteil charakterisiert [61].

#### 2.1.2.1 Glasinfiltrierte Oxidkeramik

Glasinfiltrierte Keramiken wie das In-Ceram System (Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D), das seit 1989 auf dem Markt ist, nehmen eine Sonderstellung unter den Oxidkeramiken ein. Ein vorgesintertes poröses Gerüst aus oxidkeramischen Mikropartikeln wird in einem zweiten Arbeitsschritt mit einem lanthanhaltigen Glas infiltriert. Die Gefügematrix kann hierbei nur aus Aluminiumoxid (In-Ceram Alumina) bestehen, durch fein disperse Zirkoniumdioxidpartikel (In-Ceram Zirconia) verstärkt sein oder auf einem Magnesium-Aluminium-Mischoxid (In-Ceram Spinell) beruhen [190].

#### 2.1.2.2 Polykristalline Oxidkeramik

Die einphasige kristalline Mikrostruktur zeichnet polykristalline Oxidkeramiken aus. Keramiken auf der Basis von Aluminiumoxid ($Al_2O_3$) und Zirkoniumdioxid ($ZrO_2$) erscheinen aufgrund ihrer gelblich-weißen Farbe für die klinische Anwendung geeignet [195]. Vor allem die Fertigung von festsitzendem Zahnersatz auf der

Basis von Zirkoniumdioxid hat in den letzten Jahren enorm zugenommen. Aus kristallographischer Sicht tritt Zirkoniumdioxid – in Abhängigkeit vom Temperaturzustand – in drei verschiedenen Modifikationen auf. Zwischen Raumtemperatur und 1170°C ist die monokline (m) Gitterstruktur stabil, dann wandelt sich diese in eine tetragonale (t) Struktur um und bleibt bis zu einer Temperatur von 2370°C bestehen. Oberhalb von 2370°C bis zu einem Schmelzpunkt von 2680°C existiert die kubische (c) Kristallstruktur [164]. Bei einer Abkühlung auf Raumtemperatur geht die $t \rightarrow m$ Umwandlung mit einer Volumenexpansion von 3-5% einher [67], was bei reinem Zirkoniumdioxid zu Rissbildungen führt. Der Zusatz von $Y_2O_3$, CaO, MgO oder $CeO_2$ bewirkt eine metastabile tetragonale Phase mit dem Ergebnis einer mechanisch hochbelastbaren Zirkoniumdioxidkeramik [164]. Entsprechend der Art und dem Gehalt an oxidischen Verbindungen werden drei Systeme unterschieden [237]:

- FSZ (Fully Stabilized Zirconia): Durch den Einbau von Fremdoxiden wird die kubische Phase bis auf Raumtemperatur stabilisiert.
- PSZ (Partially Stabilized Zirconia): Die Menge an Fremdoxiden ist soweit verringert, dass neben der kubischen Phase eine umwandlungsfähige tetragonale Phase vorhanden ist, die weiter in die monokline Phase übergehen kann. Kubische, tetragonale und monokline Phase liegen in der Regel bei Raumtemperatur parallel vor.
- TZP (Tetragonal Zirconia Polycrystal): Der Oxidgehalt und die feinkörnige Struktur (≤ 0,6 µm) erlauben bei der Abkühlung die Umwandlung der kubischen in die tetragonale Phase, aber nicht weiter in die monokline Phase. Bei Raumtemperatur liegt ausschließlich die tetragonale Phase vor.

Die fein ausgebildete tetragonale Struktur zeigt das Prinzip der Phasentransformationsfestigung: Bei Zugspannungen, wie sie an der Spitze von Rissen auftreten, kommt es zu einer lokalen $t \rightarrow m$ Umwandlung. Das größere Volumen der monoklinen Kristallform führt zu lokalen Druckspannungen, die das Risswachstum erschweren oder verlangsamen [222].
In der Zahnmedizin wird Zirkoniumdioxid durch den Zusatz von 3-5 mol% $Y_2O_3$ in der tetragonalen Phase stabilisiert und mit der Bezeichnung Y-TZP abgekürzt.

## 2.2 Komponenten einer vollkeramischen Restauration

Bei der Auswahl des Keramiksystems geht es zum einen um Eigenschaften, die eine klinische Zuverlässigkeit versprechen, zum anderen um Eigenschaften, die den ästhetischen Anforderungen hinsichtlich Farbe und Transluzenz entsprechend dem natürlichen Zahn möglichst nahe kommen [185]. Aus diesem Grund werden die funktionell stabilen, aber auch opaken Gerüstkeramiken bislang meist mit transluzenteren Silikatkeramiken verblendet.

### 2.2.1 Gerüstkeramik

Für Gerüste werden unterschiedliche Keramiktypen verwendet, die gefräst, gepresst oder im Schlickerverfahren hergestellt werden. Sie unterscheiden sich deshalb auch in vielerlei Hinsicht, was Auswirkungen auf die klinische Indikation hat [185].

#### 2.2.1.1 Presstechnik

Das Pressverfahren wurde zur Herstellung von Inlays, Onlays, Veneers und Kronen entwickelt. Der Vorläufer dieses inzwischen von diversen Herstellern angebotenen Systems ist Empress (Ivoclar Vivadent, Schaan, FL). Blockartige Glaskeramikrohlinge werden unter Erhalt ihres strukturellen Aufbaus erweicht und mit hohem Druck in vorbereitete, im Lost-wax-Verfahren hergestellte Hohlformen gepresst. Die Konstruktion kann dabei entweder in voller Kontur gepresst und durch Oberflächenbemalung charakterisiert werden oder es kann alternativ ein Gerüstkern gepresst werden, der dann durch das Aufschichten von konventionellen Keramikmassen verblendet wird [61, 90]. Obwohl dieser silikatkeramische Zahnersatz hervorragende ästhetische Eigenschaften aufweist, können höher belastete Restaurationen wie Brückenversorgungen den Kaubelastungen langfristig nicht standhalten. Die Ursache liegt in dem hohen Anteil der Glasphase, die nur eine niedrige keramische Festigkeit aufweist und zudem extrem anfällig gegenüber korrosiven Einflüssen des Mundmilieus ist [211, 250].

#### 2.2.1.2 Schlickertechnik

Das Schlickern von $Al_2O_3$-Gerüsten wurde vor der Entwicklung der maschinellen Bearbeitung industriell vorgefertigter Rohlinge entwickelt. Das Vorgehen beim Schlickern ist dem beim Schichten von Verblendmassen vergleichbar. Das beim Sinterbrand entstandene poröse Gerüst wird bei einem speziellen Brennprozess, dem Infiltrationsbrand, mit niedrig viskosem Lanthanglas infiltriert. Durch Beschichtung des opaken Kerngerüstes mit keramischen Verblendmassen wird nachfolgend die ästhetische und anatomische Form des Zahnersatzes hergestellt [190]. Während die Kristallphase beim Kerngerüst von In-Ceram Alumina aus nahezu reinem Aluminiumoxid besteht, wurde bei In-Ceram Zirconia die aluminiumoxidhaltige Gefügematrix durch Einlagerung von fein dispersen Zirkoniumdioxidpartikeln verstärkt. Verschiedene Untersuchungen haben gezeigt, dass durch das Konzept der Phasentransformationsfestigung die Festigkeit der Kerngerüste erheblich gesteigert werden kann [125, 239]. Aus klinischer Sicht sollten sich zirkoniumdioxidverstärkte In-Ceram Gerüste für Kronen und kleinere Brücken im Seitenzahnbereich eignen [32, 168]. Die dritte Variante, In-Ceram Spinell, die auf einem Magnesium-Aluminium-Mischoxid beruht, weist eine wesentlich geringere Opazität auf, zeigt aber auch eine 10-15% niedrigere Festigkeit gegenüber In-Ceram Alumina und lässt eine Indikation für den Seitenzahnbereich nicht zu [178, 214]. Weitere Entwicklungen des In-Ceram Systems führten neben der Einführung von vorgesinterten In-Ceram Rohlingen auch zu einer Automatisierung der Schlickertechnik, die zudem durch elektrophoretische Abscheidungsverfahren erweitert wurde [237].

#### 2.2.1.3 Computer-Aided-Design/Computer-Aided-Manufacturing (CAD/CAM)

Mit CAD/CAM-Systemen lassen sich prinzipiell alle Materialien bearbeiten, die auch mit den bislang üblichen Verfahren zugänglich sind [224]. Darüber hinaus ist mit dieser Technik auch die Verarbeitung hochfester Materialien wie dem Zirkoniumdioxid möglich geworden [157]. Die CAD/CAM-Methode setzt sich aus zwei Teilkomponenten zusammen. Zuerst wird die klinische Situation intraoral oder anhand von Gipsmodellen extraoral mittels lichtoptischer Verfahren digitalisiert. Es ist auch möglich, konventionell in Wachs angefertigte Restaurationen zu digitalisieren. Anhand dieser Daten wird computergestützt ein Gerüst entworfen

(CAD). Die automatisierte Umsetzung dieses Gerüsts erfolgt mithilfe einer computergestützten Fräsmaschine (CAM) entweder direkt in der Zahnarztpraxis (Chairside-Fertigung), im Labor (Labside-Fertigung) oder in einem zentralen Fräszentrum [224, 237].
Für die Verarbeitung von Zirkoniumdioxid in der CAD/CAM-Technologie werden drei verschiedene Methoden favorisiert [186, 199, 235]:

- Grünbearbeitung verdichteter Zirkoniumdioxidrohlinge, die noch keine thermische Verfestigung erfahren haben.
- Weißbearbeitung teilgesinterter Zirkoniumdioxidrohlinge, die in einem Vorbrand mit relativ geringer Schwindungsrate von 5% vorgefestigt wurden.
- Hartbearbeitung dichtgesinterter Zirkoniumdioxidrohlinge.

Das Fräsen in einem un- bzw. teilgesinterten Zustand hat aufgrund der noch relativ porösen Struktur einen im Vergleich zur Hartbearbeitung geringeren Zeitaufwand und Werkzeugverschleiß als Vorteil. Nach der Bearbeitung müssen die Rohlinge aber noch einem weiteren Sinterprozess zugeführt werden, bei dem eine materialabhängige Schrumpfung von ungefähr 25% bei Weißkörpern und 30% bei Grünkörpern auftritt. Um eine optimale Passung der Restauration zu gewährleisten, sind deshalb genaue Informationen zum Schrumpfverhalten notwendig, die es erfordern, dass jede Charge mit einem eigenen Barcode für die Brennparameter versehen wird. Da die Eigenfestigkeit der Grünkörper sehr gering ist, wird derzeit die Verwendung von thermisch vorgefestigten Rohlingen bevorzugt [69, 186, 224, 237].
Dichtgesinterte Rohlinge, die meist auch durch heiß-isostatisches Pressen (HIP: Hot Isostatic Pressing) vergütet sind, erreichen aufgrund ihrer industriellen Sinterung eine maximale Gefügedichte bei einer minimalen Fehlstellendichte [195]. Dieser Vorteil wird überschattet von der Tatsache, dass beim Fertigungsprozess durch die Hartbearbeitung festigkeitsmindernde Risse an der Oberfläche induziert werden können [158, 159].
Die CAD/CAM-Technologie erlaubt die Anfertigung eines hochfesten, anatomisch geformten Gerüstes, das eine spätere Verblendung mit Feldspat- oder Glaskeramiken optimal zu unterstützen vermag und deren gleichmäßige

Schichtstärke ermöglicht. Ein derart optimiertes Gerüst reduziert sowohl die Zahl als auch die Oberflächengröße von Defekten durch Chipping, wie Rosentritt [205] zeigen konnte. Nur eine begrenzte Zahl von Systemen bietet bisher die Möglichkeit der Konstruktion und Fertigung von Restaurationen mit anatomischen Kauflächen, welche auch biofunktionellen Anforderungen entsprechen [152, 160, 183, 247]. Hierdurch lassen sich zahnfarbene Restaurationen ohne zusätzliche Verblendung herstellen, wobei durch nachträgliches Bemalen der monochromen Restaurationen eine ästhetische Individualisierung begrenzt möglich ist. Verblendfreie Zirkoniumdioxidrestaurationen, deren Herstellung durch moderne 5-achsige Fräsautomaten möglich geworden ist, scheinen besonders in ästhetisch weniger kritischen Bereichen eine zahnfarbene und ökonomische Alternative zu verblendeten vollkeramischen, metallkeramischen und rein metallischen Versorgungen zu sein. Durch Verwendung einer solchen Monokeramik lassen sich auch Komplikationen mit dem Verblendmaterial wie beispielsweise Chipping gänzlich vermeiden. Schneider [209] und Mues [175] berichten von der Anwendung verblendfreier CAD/CAM-gefertigter Zirkoniumdioxidrestaurationen in der Praxis.

Als Alternative zur CAD/CAM-Fertigung erfand Steger die manuelle Zirkonfrästechnologie und gründete 2003 das Unternehmen Zirkonzahn (Gais, I). Mittlerweile wurde von Zirkonzahn das CAD/CAM-System „5-Tec“ entwickelt, das mit der Technik des 5-Achsen-Simultan-Fräsens insbesondere auch die Gestaltung biofunktionell anatomischer Restaurationen aus Vollzirkon (Prettau Zirkon) ermöglicht. Der Hersteller gibt an, dass bei diesen Restaurationen im Vergleich zu verblendetem Zirkoniumdioxid insgesamt mit einer bis zu 200% höheren Festigkeit gerechnet werden kann [264].

### 2.2.2 Verblendkeramik

Bei den Verblendkeramiken handelt es sich um Feldspat- und Glaskeramiken, die entweder in einer Schichttechnik, einer Presstechnik oder einer Kombination aus beiden auf die opaken Gerüstkeramiken aufgebracht werden. Eine neue Methode bietet die CAD-on-Technik, bei der nach einem digitalen Vollkonturdesign neben dem Zirkoniumdioxidgerüst auch das Glaskeramikmaterial gefräst wird und beide Komponenten im Anschluss durch eine Fusionskeramik verbunden werden.

Repräsentanten dieser innovativen Technik sind das Digitale Verblendsystem Lava DVS (3M Espe, Seefeld, D) [2] oder die IPS e.max CAD-on-Technik (Ivoclar Vivadent, Schaan, FL). Beuer [26] konnte in einer Studie zeigen, dass mittels dieses Verfahrens gegenüber einer konventionellen Verblendung in Schicht- oder Presstechnik die mechanische Stabilität der Restauration gesteigert wurde. Die hervorragenden ästhetischen Ergebnisse, die durch das individuelle Schichten von Keramikmassen und natürlich auch das handwerkliche Geschick des Zahntechnikers zustande kommen, lassen sich bislang aber mit keiner anderen Technik erreichen und schränken deren Gebrauch ein [162, 216]. Ein Nachteil des Schichtens gegenüber dem Pressen ist, dass eine Sinterschrumpfung von 25-30% einberechnet werden muss [61]. Die optischen Eigenschaften einer Verblendkeramik hängen auch von ihrer Zusammensetzung und Struktur ab. Die Transparenz eines Materials wird durch kristalline Einschlüsse in der Glasphase, durch Porositäten und Lufteinschlüsse herabgesetzt. Die Korngröße der Masseteilchen des Keramikpulvers hat ebenfalls Einfluss auf das Porenvolumen der gebrannten Masse. Es empfehlen sich fein gemahlene Pulver mit heterogener Teilchengröße, um eine hohe Verdichtung der gebrannten Keramik zu erreichen [61]. Porositäten im Material lassen sich bei der Schichttechnik schwieriger vermeiden als beim Pressen, mit der Folge, dass diese Ausgangspunkte für die Rissentstehung sein können [33].

Bei der Verblendung ist darauf zu achten, dass die Wärmeausdehnungs-koeffizienten (WAK) beider Materialien optimal aufeinander abgestimmt sind. Die Gerüstkeramik sollte einen etwas höheren WAK aufweisen als die Verblendkeramik, mit der gewünschten Auswirkung, dass letztere beim Abkühlen unter Druck gerät. Bei einer zu großen WAK-Differenz, ebenso wie bei falschen Brenn- und Abkühlbedingungen, wird das Risiko für Risse und Abplatzungen (Chipping) erhöht [71, 72, 199, 232].

## 2.3 Materialspezifische Eigenschaften von Dentalkeramiken

Der Wunsch nach Restaurationen, die dem natürlichen Vorbild des menschlichen Zahnes in ästhetischer und funktioneller Hinsicht möglichst nahe stehen, hat zur Entwicklung einer Vielzahl vollkeramischer Systeme geführt, die sich bezüglich ihrer materialspezifischen Eigenschaften von den konventionellen metall-

keramischen Systemen unterscheiden und diesen zunehmend Konkurrenz machen.

### 2.3.1 Mechanische Eigenschaften

Wichtige mechanische Kenngrößen von Keramiken sind Biegefestigkeit, Bruchzähigkeit, Elastizitätsmodul und Härte.

Die Festigkeit beschreibt den Widerstand, den ein Werkstoff einer Formänderung entgegensetzt, wobei man je nach Richtung der einwirkenden Kraft zwischen Zug-, Druck-, Biege-, Schub- und Torsionsfestigkeit unterscheidet [61]. Während Keramiken auf Druckspannungen gut belastbar sind, weisen sie aufgrund ihrer spröden Materialeigenschaften gegenüber Zug- oder Biegebeanspruchungen eine große Empfindlichkeit auf. Zur Charakterisierung ihres Festigkeitsverhaltens ist neben der Bestimmung der Biegefestigkeit auch die Betrachtung der Risszähigkeit (=Bruchzähigkeit) sinnvoll. Unter der Risszähigkeit versteht man den Widerstand eines Werkstoffs gegenüber dem Fortschreiten von inneren Rissen, d. h. bei keramischen Werkstoffen den Widerstand gegenüber dem Auftreten von Sprödbrüchen [237]. Von der kritischen Risszähigkeit $K_{Ic}$ spricht man, wenn ein rissbehafteter Körper einer zunehmenden Belastung ausgesetzt wird und bei einem kritischen Wert schließlich ein instabiles Risswachstum einsetzt [176]. Unterhalb dieser kritischen Belastung ist vor allem das subkritische Risswachstum für die zeitabhängige Festigkeitsabnahme von Keramiken verantwortlich [196]. Vor Erreichen des von $K_{Ic}$ abhängigen kritischen Wertes ist die Rissvergrößerung als stabil zu betrachten. Manche Keramiken zeigen sogar eine Zunahme des Bruchwiderstands bei fortschreitendem stabilem Risswachstum, was mit dem Begriff R-Kurven-Verhalten beschrieben wird [18, 68, 70]. Hohe Biegefestigkeiten und Risszähigkeiten bedeuten für keramische Werkstoffe eine zunehmend bessere Funktionsprognose, da unter Belastung die Gefahr der Bildung und Ausbreitung von Rissen hierdurch verringert wird [47, 126, 233]. Neben einem homogenen und dichten Gefüge ist eine möglichst perfekte Oberflächenqualität erstrebenswert, um die Zahl an festigkeitsmindernden Defekten oder Poren als Ausgangspunkt für Risse zu minimieren [18, 237, 255]. Untersuchungen haben gezeigt, dass die mittlere Biegefestigkeit und die Risszähigkeit von Oxidkeramiken auf der Basis von Aluminium- oder Zirkoniumdioxid bis zu 10-fach höher sind als die von Glas- und

Feldspatkeramiken [81, 236, 238]. Keramiken weisen im Gegensatz zu Metallen eine asymmetrische Verteilung ihrer Festigkeitswerte auf [164], da die Bruchursache immer von einer kritisch beanspruchten Stelle ausgeht und die Fehler im Werkstoff statistisch verteilt sind. Bei der Weibull-Analyse werden neben der Weibull-Festigkeit $\sigma_0$, die die asymmetrische Festigkeitsverteilung keramischer Werkstoffe berücksichtigt, auch ein Weibull-Modul m ermittelt, der ein Maß für die Streuung der Festigkeitswerte darstellt [176, 248]. Je besser die Gefügequalität, desto höher ist der Weibull-Modul m, wobei Werte zwischen 5 und 10 für Silikatkeramiken und Werte von 10 bis 20 für Oxidkeramiken typisch sind [237].

Nicht zu verwechseln mit der Biegefestigkeit ist die Bruchfestigkeit, bei der die Bruchlast in Newton gemessen wird, die zur Fraktur einer Restauration notwendig ist. Es handelt sich hierbei nicht um einen werkstoffspezifischen Wert, da die Untersuchungen zur Bruchfestigkeit nicht an genormten Prüfkörpern gemäß den Prüfvorschriften erfolgen, sondern an individuellen keramischen Restaurationen [237].

Unter dem Elastizitätsmodul (E-Modul) versteht man den Widerstand eines Materials gegen eine elastische Verformung, der bei Dentalkeramiken zwischen 50 GPa für einfache Glaskeramiken bis zu 300 GPa für Aluminiumoxidkeramiken liegt. Dies sind ähnlich große Werte, wie wir sie bei Edelmetall-Legierungen (80-130 GPa) und Nichtedelmetall-Legierungen (180-230 GPa) vorfinden. Ein entscheidender Unterschied ist, dass Keramiken beim Erreichen der Grenze ihrer elastischen Verformbarkeit brechen, sich also spröde verhalten, während sich Metalle plastisch weiterverformen. Die Grenze der elastischen Verformbarkeit wird damit bei Keramiken durch die Biegefestigkeit ausgedrückt, während sie für Metalle durch eine 0,2%-Dehngrenze beschrieben wird [124].

| Material | Biegefestigkeit | Risszähigkeit | E-Modul |
|---|---|---|---|
| | MPa | MPa $\sqrt{m}$ | GPa |
| Feldspatkeramik | 80-100 | 1 | 60 |
| Lithiumdisilikat-Glaskeramik | 300-400 | 2-3 | 90-100 |
| Aluminiumoxidkeramik (glasinfiltriert) | 500-600 | 4-5 | 300 |
| Zirkoniumdioxidkeramik Y-TZP | 900-1200 | 5-10 | 200-210 |
| Dentallegierungen | 0,2%-Dehngrenze: 100-500 (EM) >500 (NEM) | 60-100 | 80-130 (EM) 180-230 (NEM) |
| Zahnschmelz | 140 (Schmelz-Dentin-Komplex) | 0,7-1,2 | 70-90 |

Tab. 1: Typische Werte physikalischer Kenngrößen von Dentalkeramiken im Vergleich zu Dentallegierungen und Zahnschmelz [75, 85, 94, 108, 124, 225, 237]

Unter Härte versteht man allgemein den Widerstand, den ein Körper dem Eindringen eines härteren Körpers entgegensetzt. Davon ausgehend beruhen Härteprüfverfahren in der Regel auf dem Eindringen eines Prüfkörpers (Indenter) in die Oberfläche des zu prüfenden Werkstoffs. Deformationsmechanismen im Mikrobereich führen hierbei bei spröden Werkstoffen wie der Keramik zu einer sogenannten quasiplastischen Zone unter dem Indentereindruck. Das daraus resultierende Eigenspannungsfeld ist ein wesentlicher Faktor für die Rissentstehung bzw. das Risswachstum am Eindruck [234, 262].

Einen wichtigen Einfluss auf die physikalischen Eigenschaften von Keramiken hat auch die Bindungsart dieser Werkstoffe. Bei Silikaten und Oxiden herrschen starke kovalente und auch ionische Bindungen vor, die im Gegensatz zur metallischen Bindung mit ihren freien Elektronen keine Verschiebung der Teilchen und Gitterebenen zulassen und somit keine plastische Verformung bei einwirkenden Spannungen stattfinden kann. Die an sich erwünschte Formbeständigkeit macht die Keramik aber empfindlich für winzige Fehler in ihrem Gefüge, die Ausgangspunkte für Risse darstellen. Die starken Bindungskräfte tragen zu einem hohen E-Modul, einer ausgeprägten Sprödigkeit, einer hohen Schmelztemperatur und einer niedrigen Wärmedehnung bei. Zudem sind sie verantwortlich für die

chemische Stabilität und die damit verbundene Mundbeständigkeit und hervorragende Biokompatibilität der Keramiken. Die Abwesenheit von freien Elektronen macht Keramiken zu elektrischen und thermischen Isolatoren [61, 123].

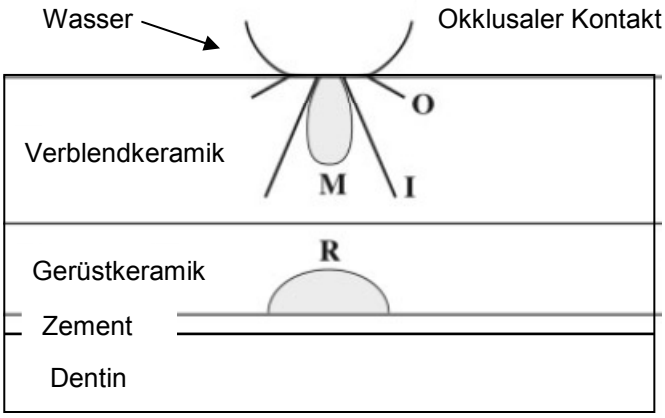
### 2.3.2 Rissanfälligkeit vollkeramischer Systeme

Vollkeramische Systeme versagen in der Regel aufgrund von Rissen, die unterschiedliche Ausgangspunkte und Ursachen haben können. Dieses Versagen äußert sich in Form von Brüchen der gesamten Restauration, durch Abplatzen der Verblendkeramik vom Gerüst oder durch das viel häufigere Phänomen des Absplitterns von mehr oder weniger großen Arealen innerhalb der Verblendkeramik, das sogenannte Chipping [28, 36, 37, 129, 148, 187].

Die Ausgangsstelle eines Risses ist immer eine Singularität bzw. Irregularität, die zu einer Spannungsüberhöhung führt. Es handelt sich hierbei um intrinsische Gefügestörungen wie Poren, Hohlräume, Einschlüsse und Korngrenzen oder um Oberflächenstörstellen wie Bearbeitungs- und Verschleißspuren [18, 255].

Radialrisse der inneren, an die Zementschicht angrenzenden Keramikoberfläche werden hervorgerufen durch Zugkräfte aufgrund der Biegung der Krone auf dem darunterliegenden Dentin, das relativ nachgiebig ist [260, 261]. Sie können sich über weite laterale Distanzen rasch zu den Kronenrändern ausbreiten und zum Bruch der gesamten Versorgung führen [57, 147]. Diese besonders heiklen Risse lassen sich durch ein Gerüstmaterial mit hohen Festigkeitswerten, einer ausreichenden Dicke und einer unbeschädigten Oberfläche weitgehend vermeiden [146, 147, 259]. Die Schwachstelle vollkeramischer Gerüste auf der Basis hochfesten Zirkoniumdioxids liegt vielmehr in der Verblendkeramik und damit bei zyklischer Belastung vor allem in Rissen, die vom Bereich der äußeren Keramikoberfläche ausgehen [37]. Zu den kritischen Defektarten zählen hier mediane Risse innerhalb einer quasiplastischen Zone und Konusrisse [57]. Quasiplastizität ist ein Ergebnis von mikrostrukturellen Schäden unterhalb der Kontaktzone mit dem Antagonisten, was zu intensiver Defektanreicherung, der Vereinigung von Mikrorissen und beschleunigtem Verschleiß führt [119, 147, 262]. Spannungen im und um den Kontaktbereich können darüber hinaus innere und äußere Konusrisse hervorrufen. Äußere Konusrisse nehmen ihren Ursprung von Zugkräften außerhalb des Kontaktbereichs und zeichnen sich durch ein langsames

Risswachstum aus [259]. Dieses wird auch als subkritisches Risswachstum bezeichnet und durch Feuchtigkeit und zyklische Belastung verstärkt [206, 262]. Das feuchtwarme korrosive Mundmilieu beschleunigt die Rissausbreitung durch verschiedene Prozesse. Zum einen wird durch Spannungskorrosion die für das Risswachstum notwendige Energie durch Anlagerung und Wechselwirkung von Wassermolekülen mit der vorgeschädigten Kristallstruktur herabgesetzt [197]. Zum anderen erzeugen in Mikrorisse eindringende Flüssigkeiten wie z. B. Speichel einen nach innen gerichteten Druck, der zur Vergrößerung bestehender Risse beiträgt (Rebinder-Effekt) [249]. Zirkoniumdioxidkeramik unterliegt darüber hinaus einer weiteren Degradationsart. Die Sauerstoffleerstellen im Keramikgefüge werden durch Hydroxylionen gefüllt, wodurch es bei niedrigen Temperaturen, wie sie in der Mundhöhle vorherrschen, zu einer verstärkten Phasenumwandlung von der tetragonalen in die monokline Phase kommt, was wiederum eine Zunahme der Mikrorisse zur Folge hat. Über diesen Mechanismus wird noch spekuliert [83, 133, 155], fest steht jedoch, dass das in die Mikrorisse eindringende Wasser die Phasentransformation in Richtung des Materialinneren weiter vorantreibt und letztendlich größere Risse die Folge sind [149, 155]. Innere Konusrisse entstehen innerhalb der Kontaktzone und ihr Fortschreiten wird neben dem subkritischen Risswachstum vor allem durch den hydraulischen Druck von eingedrungenem Wasser bestimmt. Das Wasser wird im Riss unterhalb der Kontaktzone eingeschlossen und Richtung Rissspitze gepresst. Im Gegensatz zu den äußeren Konusrissen breiten sich innere Konusrisse schneller, tiefer und in einem steileren Winkel aus [132, 259, 262].




O: äußere Konusrisse (*outer cone cracks*)
I: innere Konusrisse (*inner cone cracks*)
M: von der quasiplastischen Zone ausgehende mediane Risse (*median cracks*)
R: Radialrisse (*radial cracks*)

Abb. 1: Schematische Darstellung der Geometrie einzelner Risstypen bei zyklischer Belastung in Wasser, modifiziert nach Kim und Zhang [128, 130, 259]

Modifikationen der Rissmuster ergeben sich in Abhängigkeit von der Belastungsorientierung [29, 129, 132]. Konusrisse können zu Chipping innerhalb der Keramikschicht führen oder zur Grenzfläche Verblendung-Gerüst (verblendete Kronen) bzw. Keramik-Zement (monolithische Kronen) fortschreiten [129, 262].
Okklusaler Verschleiß wird mit oberflächlichen Rissen in Verbindung gebracht und kann somit als eine Ursache für Chipping angesehen werden [202]. Etman [64] zeigte einen Zusammenhang zwischen Mikrostrukturen, Mikrorissen und Verschleißverhalten auf, indem er einerseits die Tiefe von Mikrorissen und andererseits die Tiefe von Verschleißspuren verschiedener Keramiken vermessen hat.

## 2.4 Verschleiß

Verschleiß tritt immer auf, wenn Oberflächen miteinander in Kontakt gebracht oder chemisch aktiven Substanzen ausgesetzt werden [102]. Dentale Keramiken sind genauso wie Schmelz oder Dentin vom Verschleiß betroffen.

### 2.4.1 Terminologie in der Zahnmedizin

Wenn man von Verschleiß spricht, tauchen in der Zahnmedizin in der Regel die Begriffe Abrasion, Attrition und Erosion auf [20, 151, 167]. Diesen Begriffen liegt jedoch keine einheitliche Definition zugrunde, vielmehr stellen sie das

Gesamtergebnis von verschiedenen zugrunde liegenden tribologischen Mechanismen dar [165].
Attrition beschreibt den scharf begrenzten Materialverlust auf okklusalen Kontaktflächen, der durch direkten Zahnkontakt während des Kauvorgangs, des Schluckens, okklusaler Bewegungen und Parafunktionen wie Bruxismus zustande kommt [165, 218].
Abrasion hingegen tritt auf, wenn Zahn- oder Restaurationsflächen durch Partikel aus Nahrung und Umwelt voneinander getrennt sind, sich also nicht direkt berühren [144, 167]. Demastikation ist die physiologische Abnutzung der Zähne durch Nahrungszerkleinerung. Oft wird Abrasion aber auch als Resultat von abnormalen mechanischen Prozessen und schlechten Angewohnheiten (Pfeifenrauchen, Fingernägelkauen) gesehen [151, 166]. Die häufigste Ursache von Zahnabrasionen im zervikalen Bereich ist im Zähneputzen zu suchen [151].
Erosion wird definiert als ein Verlust von Zahnhartsubstanz durch einen nicht bakteriellen chemischen Prozess, der meist durch Säuren ausgelöst wird [166].
Jedoch ist es oft schwierig, individuelle Fälle den einzelnen Kategorien zuzuordnen [219]. Klinische Daten sprechen häufig für eine Überlagerung der verschiedenen Prozesse [91].

### 2.4.2 Tribologische Verschleißmechanismen

Verschleiß ist ein natürlicher Prozess, der auftritt, wenn sich Oberflächen unter Kontakt zueinander bewegen. Obwohl der Verschleiß von Zähnen und der von zahnärztlichen Materialien oft als getrennte Gebiete in der Forschung betrachtet werden, liegen beiden die gleichen fundamentalen Prozesse zugrunde. Diese werden in der Tribologie (Wissenschaft von Reibung, Verschleiß und Schmierung) im Allgemeinen in vier Mechanismen aufgeteilt: Verschleiß durch Abrasion, Oberflächenzerrüttung, Adhäsion und tribochemische Reaktionen [43, 144, 166, 167, 191]. Diese Mechanismen wurden auch in der früheren DIN 50321 [59] definiert, die 1997 zurückgezogen wurde. Eine international anerkannte ISO Norm über die verschiedenen Verschleißtypen existiert nicht.
Abrasiver Verschleiß beschreibt das Eindringen von rauen Oberflächen oder Partikeln in weichere Oberflächen, wobei bei einer Relativbewegung der

Beanspruchungspartner vier verschiedene Materialabtrennprozesse (Abb. 2) wirksam werden [43, 266]:

- Mikropflügen: Der Werkstoff wird plastisch verformt und zu den Furchungsrändern hin aufgeworfen.
- Mikroermüden: Durch eine wiederholte mikropflügende Beanspruchung kann ein Materialabtrag erfolgen.
- Mikrospanen: Vor dem abrasiv wirkenden härteren Teilchen bildet sich ein „Mikrospan“, dessen Volumen im Idealfall der Verschleißfurche entspricht.
- Mikrobrechen: Oberhalb einer kritischen Belastung kommt es besonders bei spröden Werkstoffen durch Rissbildung und Rissausbreitung zu größeren Materialausbrüchen längs der Verschleißfurche.

Während bei metallischen Werkstoffen Prozesse des Mikropflügens mit stärkerer plastischer Verformung das Verschleißverhalten bestimmen, dominieren bei Keramiken Mikrospanen oder Mikrobrechen [266].

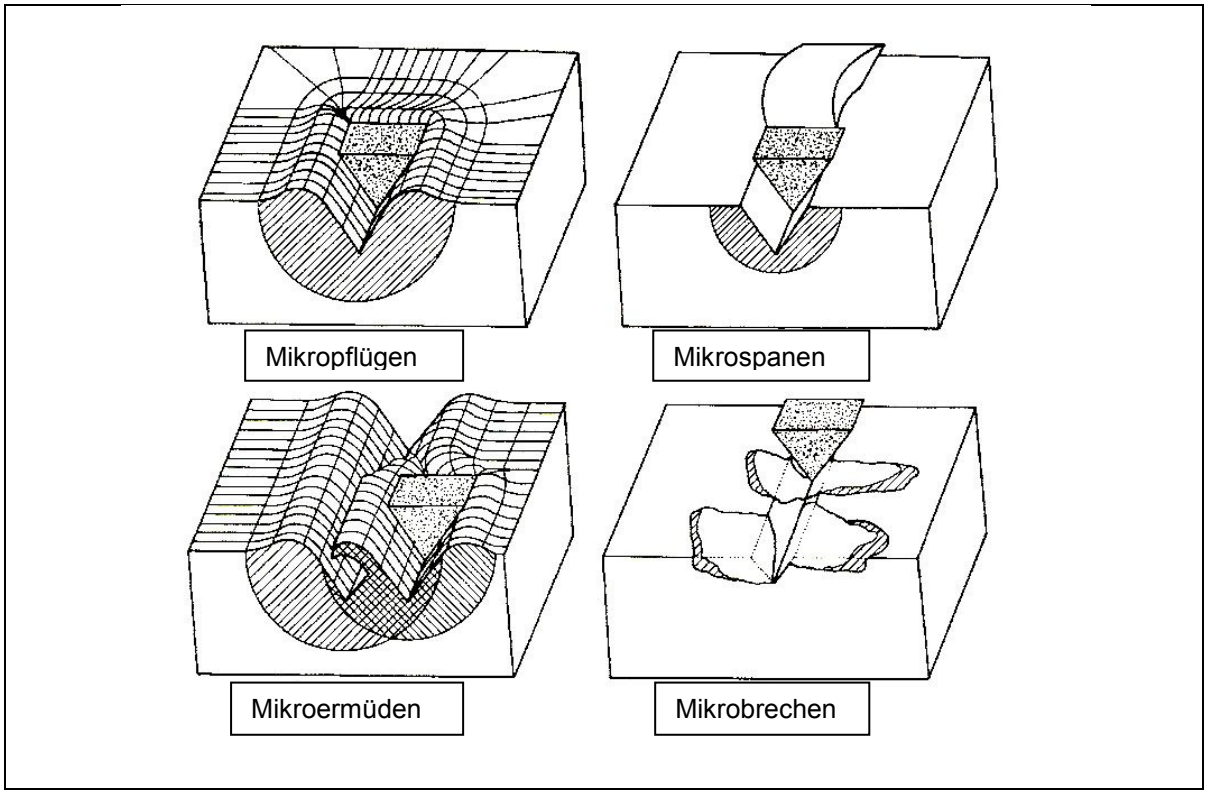



Abb. 2: Detailprozesse der Abrasionskomponente des Verschleißes [266]

Man unterscheidet außerdem zwischen einem Zwei-Körper-Verschleiß, wenn sich zwei Oberflächen in direktem Kontakt befinden, und einem Drei-Körper-Verschleiß, wenn sich zwischen diesen als dritter Körper lose Partikel befinden. Falls sich die Partikel in einer umspülenden Flüssigkeit oder einem Gas befinden, spricht man von Erosion. Der entscheidende Unterschied zum Drei-Körper-Verschleiß ist, dass hier das Verschleißmedium selbst die Oberfläche formt [144, 166, 167].

Verschleiß durch Oberflächenzerrüttung ist das Ergebnis einer Schadensakkumulation im Sinne einer Werkstoffermüdung durch zyklische Belastung der kontaktierenden Grenzflächenbereiche. In Abhängigkeit von der Belastungsamplitude und der Zyklenzahl entstehen Mikrorisse, die sich ausbreiten, vereinigen und schließlich zur Entstehung von Verschleißpartikeln führen können [43]. Wie schon unter 2.3 erwähnt, kommt diesem Mechanismus in Bezug auf das Langzeitverhalten von Dentalkeramiken eine hohe Bedeutung zu.

Während die Verschleißmechanismen Abrasion und Oberflächenzerrüttung im Wesentlichen durch die Kontaktmechanik, d. h. durch Kräfte, Spannungen und Deformationen ausgelöst werden, spielen bei Adhäsion und tribochemischen Reaktionen stoffliche Wechselwirkungen eine entscheidende Rolle [43].

Adhäsiver Verschleiß ist das Resultat von Friktion zwischen den sich bewegenden Flächen. Infolge hoher lokaler Pressungen an einzelnen Oberflächenrauheitshügeln der kontaktierenden Flächen können Grenzflächenbindungen entstehen, die im Falle metallischer Kontaktpartner auch als „Kaltverschweißungen“ bezeichnet werden. Durch eine weitere Gleitbewegung kann eine Trennung der kontaktierenden Materialbereiche nicht nur in der ursprünglichen Kontakt-Grenzfläche, sondern auch im angrenzenden Volumen eines der Partner erfolgen. Das Resultat ist, dass Material von einer auf die andere Oberfläche übertragen wird [43, 166, 167, 266]. Infolge ihrer starken kovalenten und ionischen Bindungen haben Keramiken einen hohen Widerstand gegenüber adhäsiv bedingtem Versagen [43].

Tribochemische Reaktionen beschreiben die Interaktion des Materials mit dem Zwischen- oder Umgebungsmedium in der Form, dass chemische Reaktionsschichten auf der Oberfläche ständig neu gebildet und durch Bewegung der Kontaktpartner wieder entfernt werden. Dieser Mechanismus ist in erster Linie bei Metallen zu beobachten, auf deren Oberflächen sich Oxidfilme bilden können [43].

Durch tribochemische Reaktionen und Adhäsion werden die Oberflächen der Werkstoffe in der Regel verschlechtert, wodurch die Bildung loser Verschleißpartikel durch Materialabtrennprozesse in Form von Zerrüttung und Abrasion erleichtert wird [43].

Zusammenfassend werden die vier verschiedenen tribologischen Verschleißmechanismen in folgender Abbildung veranschaulicht [43].

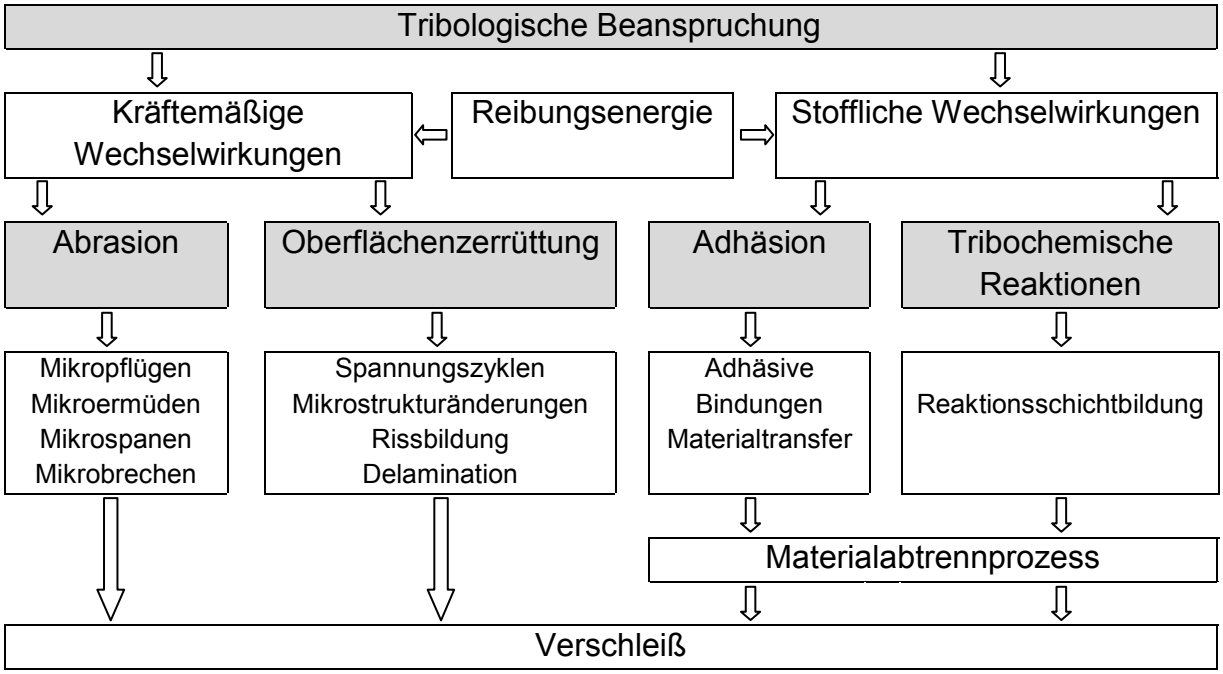



Abb. 3: Verschleißmechanismen

### 2.4.3 Einflussfaktoren auf den Verschleiß

Verschleiß – ob physiologisch oder pathologisch – ist ein komplexer Vorgang, der von vielen Faktoren abhängt. Physiologischer Verschleiß zeigt sich im Mund in Form einer progressiven, aber sehr langsamen Abflachung der Höckerspitzen im Seitenzahnbereich und der inzisalen Kanten im Frontzahnbereich. Auch die Approximalflächen flachen ab und nehmen an Fläche zu [143, 258]. Exzessiver Verschleiß kann zu einem inakzeptablen Schaden der Okklusionsflächen und einer Veränderung der funktionellen Kaubewegungen führen. Im Frontzahnbereich kann die anteriore Führung und das ästhetische Erscheinungsbild zerstört werden [22, 46, 179]. Die richtige Materialauswahl für den Zahnersatz ist wichtig, um eine normale Funktion und okklusale Harmonie zu erhalten [179]. In-vivo-Studien haben gezeigt, dass der Verschleiß des antagonistischen Zahnes von der verwendeten

Keramik abhängt [63, 66]. Umgekehrt muss man, um den Verschleiß eines Werkstoffs zu beurteilen, auch das Material des Antagonisten berücksichtigen. Der kombinierte Verschleiß unterschiedlicher Materialien ist klinisch sehr wichtig, besonders wenn es sich beim Antagonisten um Schmelz handelt [49]. Lambrechts [143] berichtet, dass der Verschleiß von Schmelz unter normalen Bedingungen 20-40 µm pro Jahr beträgt. Ein ideales Keramikmaterial sollte demnach auch eine ähnliche Verschleißrate aufweisen. Physikalische Faktoren wie Härte, Biegefestigkeit, Friktionskoeffizient und Bruchzähigkeit spielen hierbei eine wichtige Rolle [102, 179]. Hinzu kommen mikrostrukturelle Eigenschaften wie der Anteil, die Art und die Verteilung der Kristalle, Defekte und Porositäten [64, 179, 181]. Eine unterschiedliche Oberflächenrauigkeit verschiedener Keramiktypen [87, 137] kann sich ebenso auf den Verschleiß auswirken wie eine abschließende Oberflächenbehandlung in Form von Polieren oder Glasieren [62, 115, 170, 182]. Einen nicht zu unterschätzenden Einfluss hat auch das feuchte Mundmilieu, das in Wechselwirkung tritt mit mikrostrukturellen Komponenten der Keramik und so eine Veränderung der mechanischen Eigenschaften und damit auch des Verschleißes bewirken kann. Wenn Keramik auch als ein sehr inertes Material gilt, bleibt sie dennoch nicht unbeeinflusst von korrosiven Einflüssen. In Kontakt mit Speichel ist Keramik immer mit einem organischen Film bedeckt, dessen Zusammensetzung und Eigenschaften zweifellos Korrosionsprozesse und daraus hervorgehende Bioreaktionen beeinflussen [172, 173]. Dieser Film, der vor allem aus Mukopolysacchariden und Glykoproteinen des Speichels besteht und als Pellikel (*acquired pellicle*) alle Oberflächen in der Mundhöhle bedeckt, wirkt darüber hinaus als Schmierstoff und verringert den Verschleiß, indem er die Friktion herabsetzt [98, 134].

Die meisten Keramiken weisen eine höhere Härte auf als Schmelz, jedoch lässt sich allein aufgrund dieser Tatsache der Verschleiß von gegenüberliegenden Zähnen nicht vorhersagen. Wie Studien gezeigt haben, kann man bei Keramiken von geringerer Härte nicht auf eine geringere Verschleißrate schließen [66, 162, 213]. Dies kann durch die Sprödigkeit und die Komplexität dieser Materialien, bestehend aus amorphen und kristallinen Phasen, erklärt werden [62, 66].

Variationen im Verschleiß der Zähne sind auch abhängig von der Dicke und Härte des Schmelzes sowie der Orientierung der Schmelzprismen [30, 145, 177]. Noch

mehr an Komplexität gewinnt der Verschleißprozess durch Faktoren wie den abrasiven Charakter von verschiedenen Nahrungsmitteln und das individuelle Kaumuster im Zusammenhang mit parafunktionellen Angewohnheiten [180] und neuromuskulären Kräften [21].

### 2.4.4 Verschleißsimulation

Physikalische Eigenschaften von Materialien lassen nur bis zu einem gewissen Grad auf ihr Verschleißverhalten schließen, woraus sich die Notwendigkeit spezieller Untersuchungen ergibt. Wenn auch klinische Studien die Methode der Wahl zur Verschleißtestung neuer Materialien darstellen, sind sie teuer, zeitintensiv und führen häufig zu stark variierenden Ergebnissen [98, 105]. Aus diesem Grund wurden verschiedene Methoden der Verschleißsimulation in Kombination mit elektro-mechanischen Vorrichtungen entwickelt, die versuchen die klinische Situation nachzuahmen. Einige Simulatoren wie die 1986 von De Gee vorgestellte ACTA-Maschine wurden für den Drei-Körper-Verschleiß von flachen Probekörpern konzipiert [48], während andere Maschinen im Pin-on-disc-Verfahren den Zwei-Körper-Verschleiß reproduzieren [16, 17, 188, 189]. Der OHSU-Verschleißsimulator dagegen vereinigt Attrition und Abrasion in seinem Belastungszyklus [38]. Eine Vielzahl an Kausimulatoren wurde von verschiedenen Instituten mit dem Ziel konstruiert, wichtige Elemente des oralen Kauzyklus zu imitieren. Hierzu zählen unter anderem der Minnesota-Kausimulator (MTS) [50], der Züricher Kausimulator [141], der Regensburger Kausimulator [203], der BIOMAT-Simulator [256] oder der Dento-Munch Robo-Simulator [7]. Einige Firmen wie SD Mechatronik (Feldkirchen-Westerham, D) oder Bose (Eden Prairie, MN, USA) bieten ihre Kausimulatoren auch kommerziell an. Sie alle basieren auf unterschiedlichen Konzepten und verfolgen verschiedene Methoden. Variationen bestehen beispielsweise bezüglich Krafterzeugung, mechanischen und thermischen Belastungsparametern, Zyklenzahl, lateralen Bewegungen, umgebendem Medium und Probendesign. Fehlende Standardisierung, unzureichende Qualifikation von Vorrichtungen für die Verschleißsimulation und Validierung von Verschleißmethoden führen teils zu hoher Variabilität von Testergebnissen und geringer Korrelation mit klinischen Ergebnissen [97–99, 102]. Hieraus ergibt sich die Notwendigkeit, Verschleißwerte auf ein Referenzmaterial zu

beziehen, um eine Vergleichbarkeit der Daten zu ermöglichen [98]. Diese Einschränkungen bedenkend, erlaubt die In-vitro-Simulation zwar keine Vorhersage des klinischen Verschleißverhaltens in all seinen Facetten, aber dennoch eine Untersuchung einzelner Parameter der komplexen Verschleißprozesse [167].

Bei den meisten Verschleißuntersuchungen von Keramiken in Kausimulatoren werden in Anlehnung an das klassische Pin-on-block-Design flache Plättchen des zu untersuchenden Materials als Probekörper hergestellt [6, 52, 53, 162, 181]. Das Pin-on-block-Verfahren (POB) wurde 1975 von Harrison vorgestellt und koppelt eine Vertikalbewegung von zylinderförmigen Probekörpern (pin) mit einer Horizontalbewegung von plattenförmigen Probekörpern (block). Als Umgebungsmedium gab er Wasser bzw. abrasive Suspensionen an [93]. Die Attritionskomponente des Verschleißes lässt sich somit in einer Zwei-Körper-Anordnung nach dem Pin-on-block-Design in wässriger Umgebung simulieren, wobei die Einstellung einer definierten thermomechanischen Wechselbelastung im Kausimulator möglich ist.

# 3 Material und Methoden

## 3.1 Aufgabenstellung

Gegenstand der vorliegenden Studie war es, den Zwei-Körper-Verschleiß von unterschiedlichen Keramiken im Pin-on-block-Verfahren in Bezug auf Steatit und humanen Schmelz zu untersuchen. Insbesondere sollte das Verschleißverhalten von Silikatkeramiken dem der Oxidkeramiken gegenübergestellt werden. Darüber hinaus sollte ein Vergleich zu Nichtedelmetall-Legierungen und natürlichem Zahnschmelz hergestellt werden. Um auch den Einfluss der Oberflächenrauigkeit auf den Verschleiß zu berücksichtigen, wurden Rauigkeitsmessungen der Materialoberflächen vorgenommen. Nach der Verschleißprüfung im Regensburger Kausimulator wurden die Materialien und ihre Antagonisten mithilfe von dreidimensionaler optischer Oberflächenprofilometrie, Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie analysiert. Hierbei konnten wichtige Erkenntnisse über das Verschleißverhalten der Materialien gewonnen werden.

## 3.2 Materialauswahl

In die Studie wurden 24 verschiedene Keramiken aufgenommen, die in Bezug auf chemische Zusammensetzung, Einsatzbereich und Herstellungsart ein weites Materialspektrum erfassen. Bei Verblendkeramiken wurden immer die Schmelzmassen getestet. Außer Omega 900, einer Metallkeramik, und VM 7, einer Verblendkeramik für glasinfiltrierte und polykristalline Aluminiumoxidkeramiken, handelte es sich hierbei um Verblendkeramiken für Zirkoniumdioxidgerüste. Zudem wurden zwei Nichtedelmetall-Legierungen in die Untersuchungen einbezogen. Die in Tab. 2 dargestellte Auswahl ermöglichte somit umfassende Vergleiche der einzelnen Materialtypen. Detaillierte Informationen zu den jeweiligen Material-eigenschaften sind im tabellarischen Anhang nachzulesen.

| | | | |
|---|---|---|---|
| Silikatkeramiken | | | |
| Feldspatkeramiken | Cercon ceram kiss | DeguDent | V, geschichtet |
| | Creation ZI-F | Willi Geller | V, geschichtet |
| | ICE Zirkon Keramik | Zirkonzahn | V, geschichtet |
| | Lava Ceram | 3M Espe | V, geschichtet |
| | Omega 900 | Vita Zahnfabrik | V, geschichtet |
| | VM 7 | Vita Zahnfabrik | V, geschichtet |
| | VM 9 | Vita Zahnfabrik | V, geschichtet |
| Glaskeramik des DVS | Lava DVS | 3M Espe | V, gefräst |
| Fluorapatit-Glaskeramiken | IPS e.max Ceram | Ivoclar Vivadent | V, geschichtet |
| | IPS e.max ZirPress | Ivoclar Vivadent | V, gepresst |
| Lithiumdisilikat-Glaskeramiken | IPS Empress 2 | Ivoclar Vivadent | G, gepresst |
| | IPS e.max CAD | Ivoclar Vivadent | G, gefräst |
| | IPS e.max Press | Ivoclar Vivadent | G, gepresst |
| Oxidkeramiken | | | |
| Glasinfiltriert | In-Ceram Alumina | Vita Zahnfabrik | G, geschlickert |
| | In-Ceram Zirconia | Vita Zahnfabrik | G, geschlickert |
| Polykristallin (Y-TZP) | Ceramill ZI | Amann Girrbach | G, gefräst, w |
| | Cercon base | DeguDent | G, gefräst, w |
| | Digizon-A HIP | Amann Girrbach | G, gefräst, HIP |
| | ICE Zirkon Prettau | Zirkonzahn | G, gefräst, w |
| | ICE Zirkon Transluzent | Zirkonzahn | G, gefräst, w |
| | In-Ceram YZ Cubes | Vita Zahnfabrik | G, gefräst, w |
| | IPS e.max ZirCAD | Ivoclar Vivadent | G, gefräst, w |
| | Lava Zirkonoxid | 3M Espe | G, gefräst, w |
| | ZENO Zr Bridge | Wieland | G, gefräst, w |
| Nichtedelmetall-Legierungen | | | |
| | Denta NEM | Wieland | G, gegossen |
| | CoCr by Compartis | DeguDent | G, lasergesintert |

Tab. 2: Verwendete Materialien (V: Verblendkeramik; G: Gerüstkeramik/Gerüstmetall; w: Weißbearbeitung)

## 3.3 Versuchsdesign im Überblick

Die Materialien wurden in insgesamt 29 Serien zu je 16 Prüfkörpern getestet. Da ein Bezug zum Verschleißverhalten von humanem Zahnschmelz sinnvoll ist, wurde eine Vergleichserie mit 16 Schmelzprüfkörpern in die Untersuchungen aufgenommen. Um das Verschleißverhalten gegenüberzustellen, wurden von allen Materialien plane Plättchen als Probekörper hergestellt. Oberflächenrauheitswerte der einzelnen Materialklassen wurden nach deren jeweils unterschiedlicher Vorbehandlung in Form von Glasur und/oder Politur erfasst. Jeweils 8 Plättchen pro Serie wurden in der Verschleißprüfung im Regensburger Kausimulator Steatitkugeln bzw. humane Zahnhöcker als Antagonisten zugewiesen. Der Verschleiß von Probekörpern und Antagonisten wurde mithilfe von Lichtmikroskopie, Rasterelektronenmikroskopie und dreidimensionaler optischer Oberflächenprofilometrie beurteilt und mit One-way-ANOVA und dem post-hoc Bonferroni-Test statistisch ausgewertet.

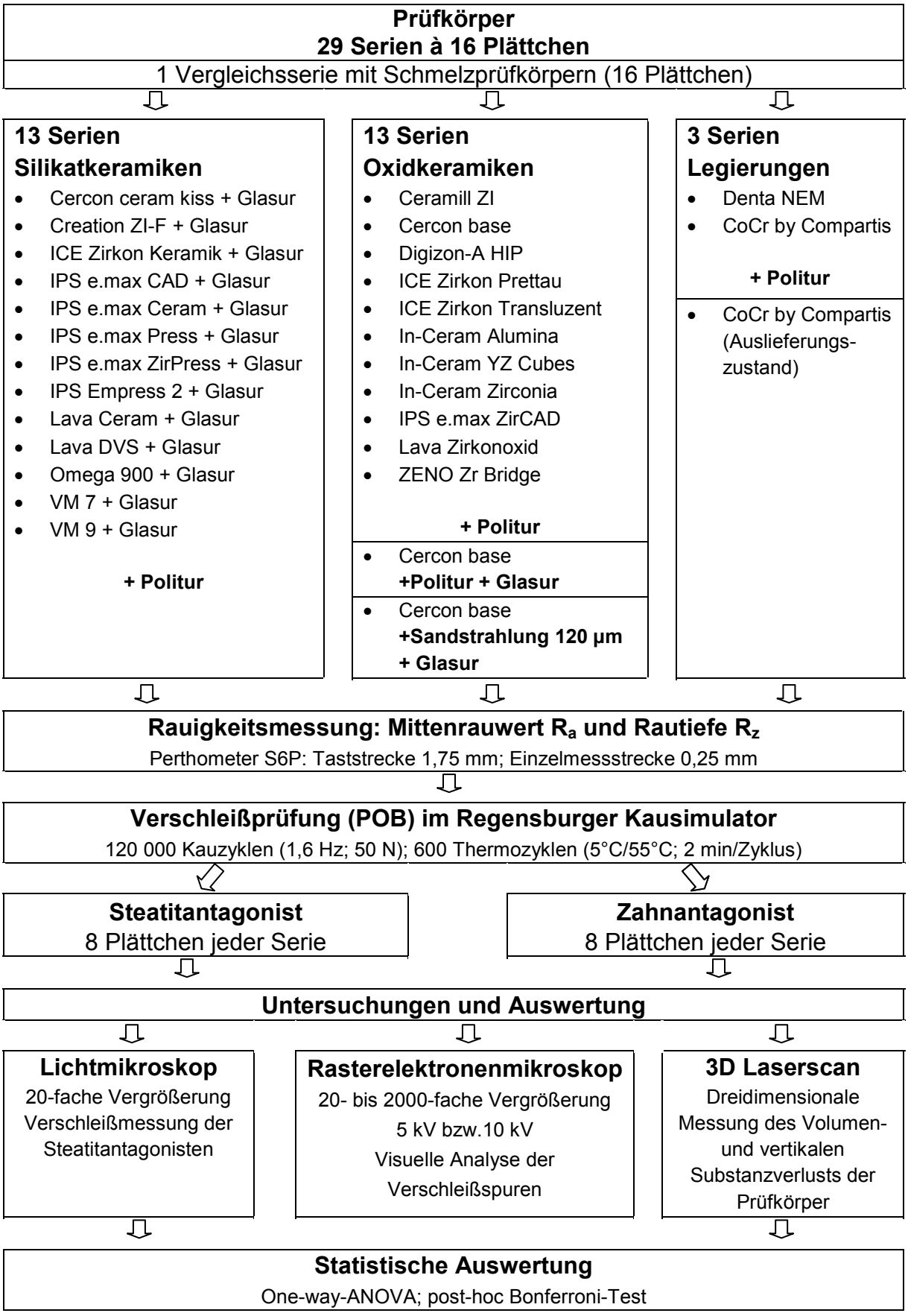



Abb. 4: Versuchsdesign

## 3.4 Versuchsvorbereitung

### 3.4.1 Probekörperherstellung

Jeweils 16 Plättchen pro Serie wurden nach Herstellerangaben in ihrer Dimensionierung so gefertigt, dass die Seitenlänge bzw. der Durchmesser mindestens 5 mm und die Dicke 2 mm betrug. Alle Silikatkeramiken wurden mit der zum System gehörenden Glasur nach Herstellerangaben einem Glanzbrand unterzogen und anschließend mithilfe der Poliermaschine Metaserv Motopol 8 (Buehler, Coventry, UK) bei 100 U/min und mit Siliziumcarbid Schleifpapier der Körnung 500 (Struers A/S, Ballerup, DK) unter permanenter Wasserkühlung geglättet. Auf diese Weise entstanden plane Oberflächen mit gleichen Ausgangsvoraussetzungen für die Verschleißprüfung. Die Oxidkeramiken wurden nicht glasiert, aber im weiteren Verlauf wie die Silikatkeramiken behandelt.

| Silikatkeramiken | Oxidkeramiken |
|---|---|
| Glasur<br>↓<br>Politur mit Schleifpapier<br>Körnung 500 | Politur mit Schleifpapier<br>Körnung 500 |

Tab. 3: Allgemeine Vorgehensweise bei der Oberflächenbehandlung der Keramikplättchen

Eine Ausnahme hiervon bildeten zwei zusätzliche Serien der Zirkoniumdioxidkeramik Cercon base, deren abweichende Oberflächenbehandlung in folgender Tabelle veranschaulicht wird:

| Zirkoniumdioxidkeramik Cercon base | | |
|---|---|---|
| Serie 1 | Serie 2 | Serie 3 |
| Politur mit Schleifpapier<br>Körnung 500<br>entsprechend aller<br>anderen Oxidkeramiken | Politur<br>wie<br>Serie 1<br>↓<br>Glasur | Vorbehandlung mit Edelkorund Klasse<br>60B/120 µm bei 2 bar im Sandstrahlgerät<br>P-G 360/4 (Harnisch & Rieth, Winterbach, D)<br>↓<br>Glasur |

Tab. 4: Oberflächenbehandlung der 3 Serien Cercon base

Die beiden Nichtedelmetall-Legierungen wurden in analoger Weise zu den Keramiken mit Schleifpapier der Körnung 500 poliert, wobei eine weitere Serie von CoCr by Compartis im Auslieferungszustand (Strahlung mit Edelkorund 250 µm, 3 bar) belassen wurde.
Mit der Absicht auch für die Schmelzserie plane Prüfkörper herzustellen, ohne jedoch die Oberfläche zu beschädigen, wurden die annähernd ebenen Bukkalflächen von Molaren und die Vestibulärflächen von Incisivi herangezogen. Die Schmelzflächen wurden im weiteren Verlauf unbehandelt der Verschleißtestung unterzogen.

### 3.4.2 Messung der Oberflächenrauigkeit

In dieser Studie wurde Schleifpapier der Körnung 500 zur Oberflächenbehandlung der Prüfkörper ausgewählt. Im Vorfeld hatte eine profilometrische Oberflächenanalyse am Beispiel der Verblendkeramik VM 7 gezeigt, dass eine Politur mit Diamantpolierern für die Hochglanzpolitur von Keramiken vergleichbare Rauigkeitswerte zum Ergebnis hatte. Glasierte Prüfkörper waren zu diesem Zweck mit einer Diamantwalze (8837, Komet/Gebr. Brasseler, Lemgo, D) unter Wasserkühlung wieder aufgeraut worden und anschließend schrittweise mit speziell für diesen Zweck gedachten Diamantpolieren (9749M und 9749F, Meisinger, Neuss, D) vor- und hochglanzpoliert worden. Das Ziel dieser Voruntersuchung war es, eine der klinischen Situation vergleichbare Oberflächenrauigkeit zu generieren. Die Rauigkeitsmessung erfolgte hierbei mithilfe des Oberflächenmessgeräts Perthometer S6P (Feinprüf Perthen, Göttingen, D), welches auf einem Tastschnittverfahren basiert, bei dem eine Diamantspitze (Radius 2 µm) horizontal über die Prüffläche bewegt wird. Die Taststrecke von 1,75 mm setzte sich hierbei aus fünf Einzelmessstrecken von jeweils 0,25 mm Länge zuzüglich einer Vor- und Nachlaufstrecke zusammen. Die Parameter für die Vertikale und Horizontale wurden auf 50 µm eingestellt. Es wurden der Mittenrauwert $R_a$ und die Rautiefe $R_z$ nach DIN EN ISO 4287 [60] erhoben. $R_a$ ist der arithmetische Mittelwert der Beträge der Profilwerte des Rauigkeitsprofils, während $R_z$ den arithmetischen Mittelwert der Einzelrautiefen aufeinanderfolgender Einzelmessstrecken beschreibt (Abb. 5) [163].

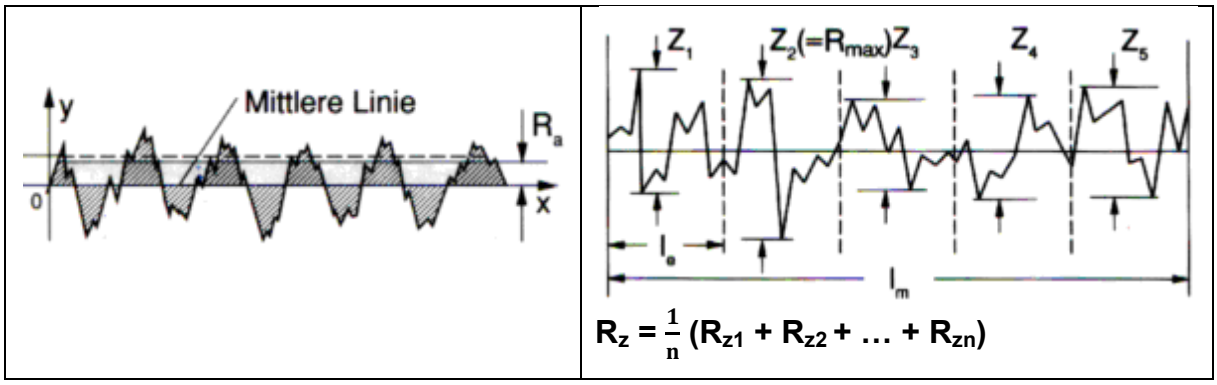



Abb. 5: Mittenrauwert $R_a$ und Rautiefe $R_z$

Um den Einfluss der Rauigkeit auf das Verschleißverhalten zu berücksichtigen, wurden für jedes Material vor der Verschleißprüfung 5 Messungen an verschiedenen Plättchen und in unterschiedlichen Richtungen durchgeführt.

### 3.4.3 Auswahl der Antagonisten

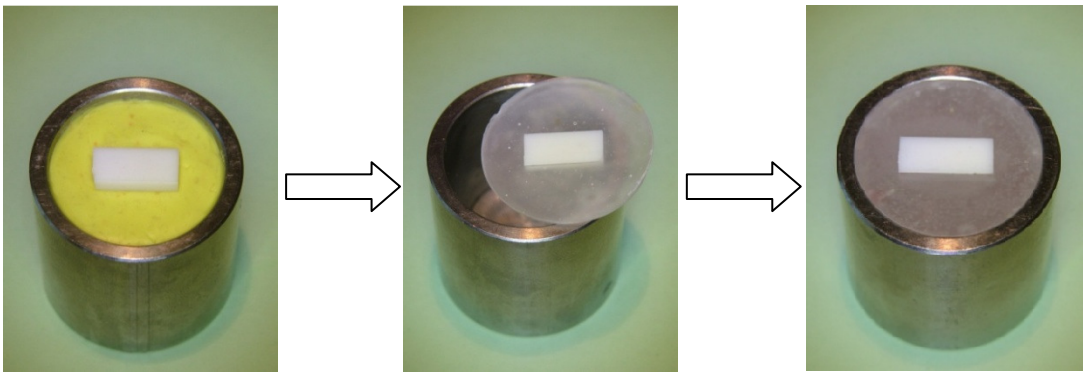
Kugeln aus Steatit (CeramTec, Plochingen, D) mit einem Durchmesser von 3 mm wurden für die eine Hälfte der Prüfkörper jeder Serie als Antagonisten ausgewählt. Für die zweite Hälfte wurden 70 karies- und füllungsfreie humane Molaren mit einer diamantierten Trennscheibe (934F, Meisinger, Neuss, D) unter Wasserkühlung in 3 bzw. 4 Zahnhöcker gespalten, die eine annähernd gleiche Form und Größe hatten. Die Verteilung der hierbei erhaltenen 240 Zahnhöcker erfolgte dabei so, dass in jeder Serie Zahnhöcker von 8 verschiedenen Zähnen zum Einsatz kamen. Die Zähne wurden ab dem Zeitpunkt der Extraktion immer in 0,5%-iger Chloraminlösung gelagert.

## 3.5 Verschleißprüfung im Regensburger Kausimulator

### 3.5.1 Einbau der Proben

Die Plättchen mussten in den Probenhaltern des Kausimulators exakt horizontal ausgerichtet werden. Hierzu wurden sie in einem ersten Schritt mithilfe eines Sockels aus Knetmasse und einer Ausrichthilfe aus Plexiglas mittig und genau mit der Oberkante der zylindrischen Probenhalter abschließend in diesen positioniert. Daraufhin wurde der obere Teil der Halter mit dem Autopolymerisat Palapress Vario Transparent (Heraeus Kulzer, Hanau, D) bis zum Rand aufgefüllt. Nach Aushärtung wurden die nun in Kunststoff eingebetteten Plättchen abgehoben, der

Knetsockel entfernt, die untere Hälfte der Probenhalter mit Palapress Vario Transparent aufgefüllt und die Plättchen reponiert.



Ausrichtung des Plättchens mit Knetsockel | Plättchen in Kunststoff eingebettet | Reposition

Abb. 6: Probenvorbereitung

Steatitkugeln und Zahnhöcker wurden mit dem selbsthärtenden Komposit Luxatemp (DMG, Hamburg, D) auf den schraubenförmigen Antagonistenhaltern befestigt.

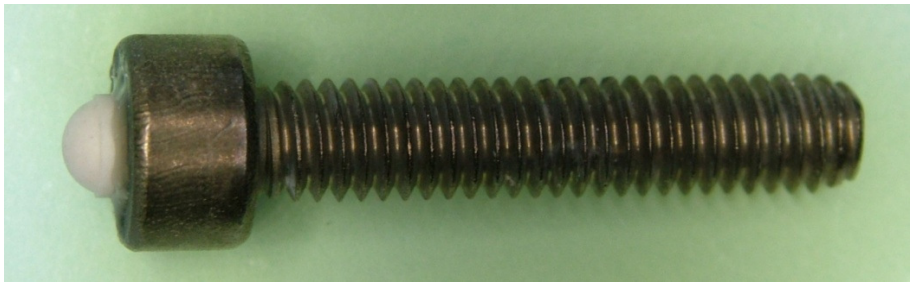


Abb. 7: Antagonistenhalter mit Steatitkugel

### 3.5.2 Verschleißsimulation

Mithilfe des Regensburger Kausimulators (EGO, Regensburg, D) [203], der auf dem System einer pneumatischen Schaltung (Festo, Esslingen, D) beruht, konnte eine thermomechanische Wechselbelastung simuliert werden.

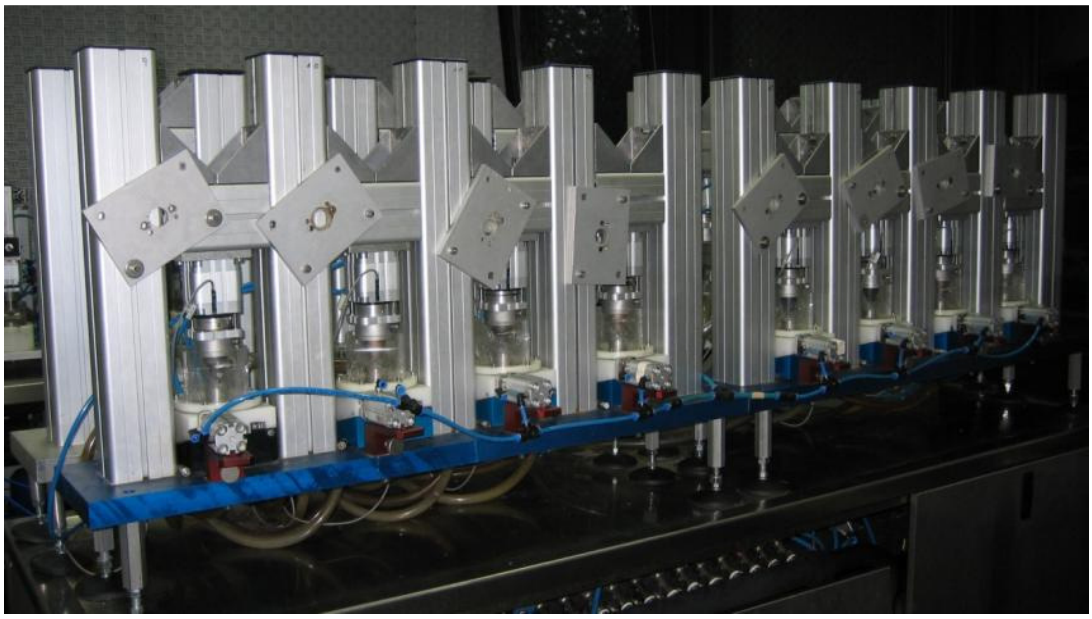


Abb. 8: Regensburger Kausimulator

Die Probenhalter wurden in den 8 Probekammern auf einer kugelgelagerten schiefen Ebene montiert, wobei eine laterale Abgleitbewegung von 1 mm eingestellt wurde. Über den Abhebeweg des Stempels wurde eine Mundöffnung von 2 mm simuliert. Die Prüfkörper wurden im Pin-on-block-Verfahren (POB) 120 000 Kauzyklen bei einer Frequenz von 1,6 Hz und einer Kaukraft von 50 N unterzogen. Gleichzeitig wurden 600 Thermozyklen zu je 2 Minuten in destilliertem Wasser durchlaufen, wobei die Temperatur immer zwischen 5°C und 55°C wechselte. Das Befüllen und Entleeren der Kammern geschah über ein Pumpsystem. Abradierte Partikel wurden über das Wasserbad von der Probenoberfläche entfernt, wodurch ein Zwei-Medien-Verschleiß gewährleistet war. Die Simulationsdauer betrug jeweils 20 Stunden.

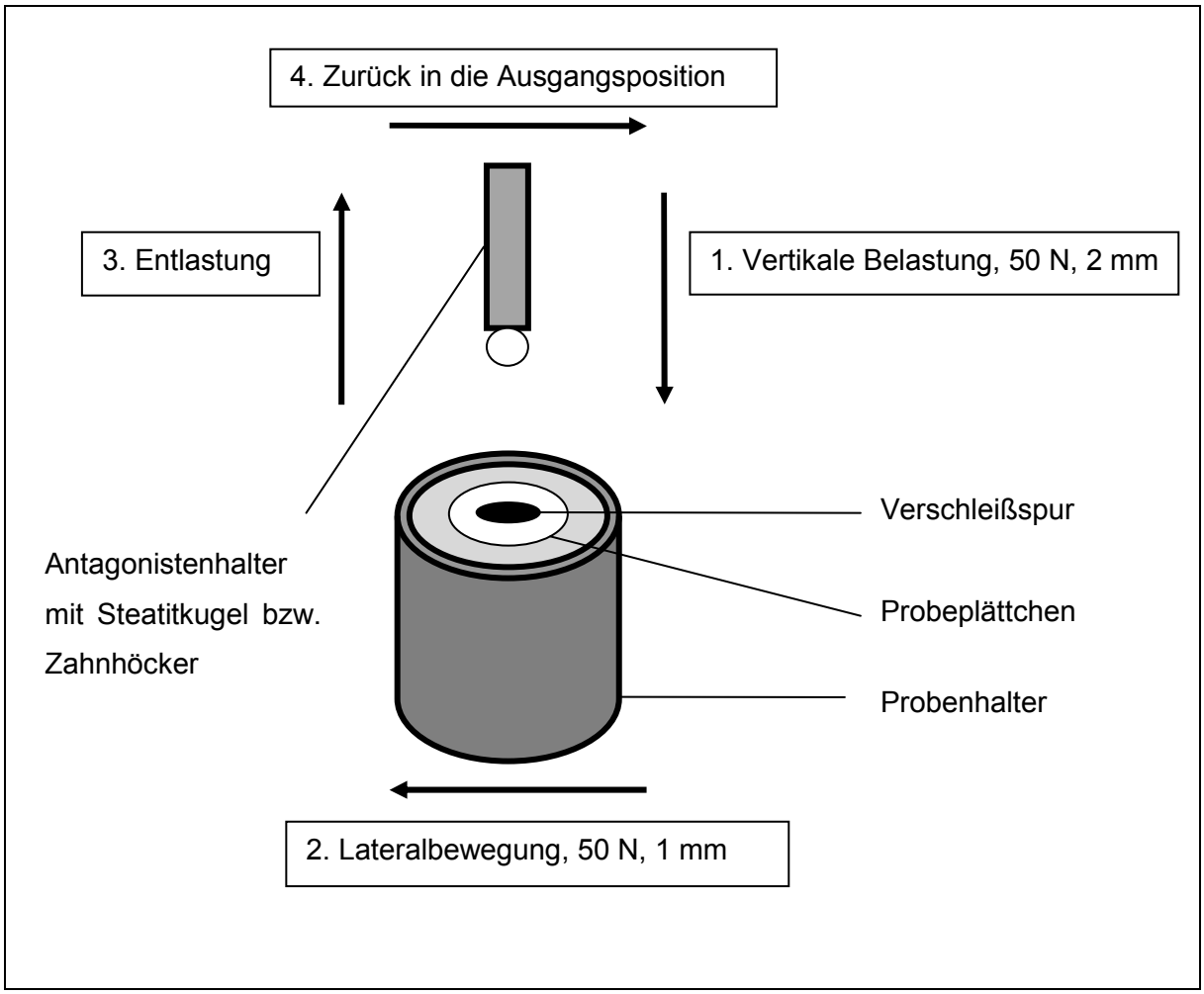



Abb. 9: Ablauf der Verschleißsimulation im POB-Verfahren

## 3.6 Herstellung von Replikas

Um den Substanzverlust der Probekörper erfassen zu können, wurden diese nach der Verschleißprüfung mit dem Polyether-Abdruckmaterial Permadyne Garant (3M Espe, Seefeld, D) abgeformt. Nach einer Rückstellzeit von 30 Minuten wurden Replikas aus dem Superhartgips Tewestone weiß (Kettenbach, Eschenburg, D) hergestellt.

## 3.7 Auswertung

### 3.7.1 Dreidimensionale optische Oberflächenprofilometrie

Mit dem optischen Oberflächenprofilometer Laserscan 3D (Willytec, München, D) und dem zugehörigen Programmpaket Scan 3D und Match 3D von Willytec wurden die Replikas dreidimensional vermessen und analysiert. Hierbei wurden

der vertikale Substanzverlust, ausgehend von der tiefsten Stelle der Verschleißspur, und der Volumenverlust der Prüfkörper berechnet (Abb. 10). Als Bezugsniveau diente die plane Plättchenoberfläche.

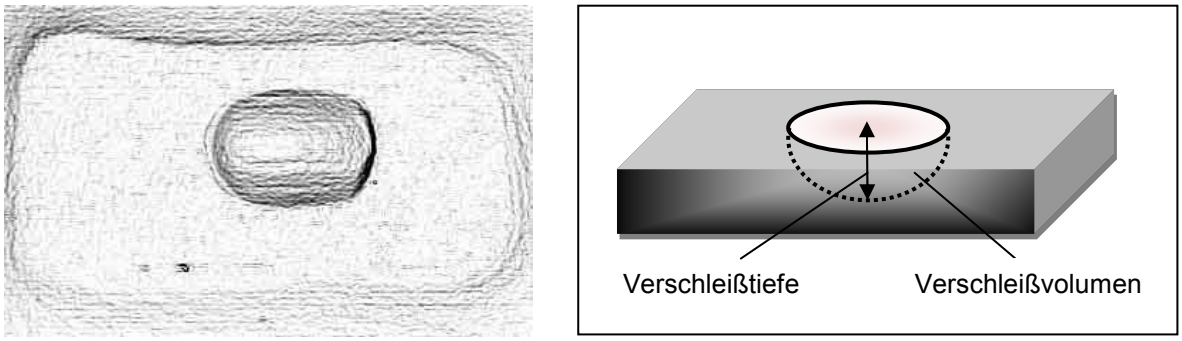



Abb. 10: 3D Scan eines Replikas und schematische Darstellung der erhobenen Daten

### 3.7.2 Lichtmikroskopie

Die Steatitkugeln wurden nach der Verschleißprüfung im Lichtmikroskop (M420, Wild, Heerbrugg, CH) bei einer 20-fachen Vergrößerung betrachtet. Von jeder Kugel wurden mit der Digitalkamera Leica EC3 und der zugehörigen Software LAS EZ, Version 1.6.0 (Leica Microsystems, Heerbrugg, D) Aufnahmen erstellt. Diese wurden mithilfe des Bildverarbeitungsprogramms Optimas, Version 6.2 (Media Cybernetics, Bethesda, MD, USA) vermessen. Es wurde jeweils der Durchmesser der Kugel, die Querschnittsfläche der Kugel, die Verschleißfläche und der größte und kleinste Durchmesser bei einer unsymmetrischen Abriebfläche ausgemessen.

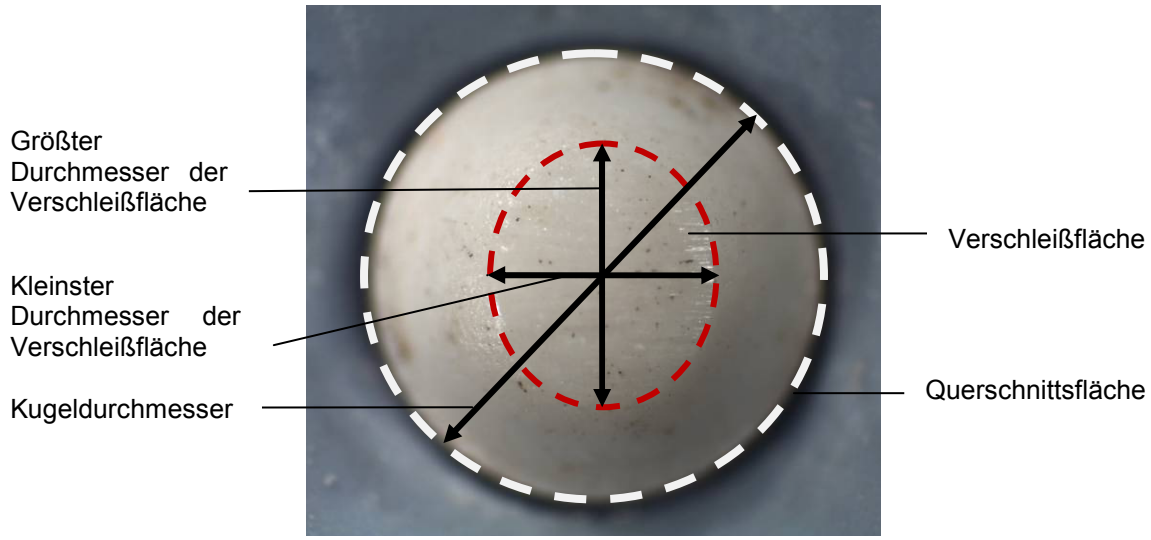



Abb. 11: Vermessung der Steatitkugeln

### 3.7.3 Rasterelektronenmikroskopie

Die Untersuchung der Verschleißspuren der Probekörper und ihrer Antagonisten wurde mit dem Rasterelektronenmikroskop Quanta FEG 400 (FEI Company, Eindhoven, NL) bei 20-facher bis 2000-facher Vergrößerung und einer Spannung von 5 kV bzw. 10 kV vorgenommen. Durch den Modus „Low vacuum“ konnte auf das Sputtern verzichtet werden. Im Falle der Steatitserien wurden jeweils ein Probekörper und eine Steatitkugel repräsentativ für die ganze Serie untersucht, im Falle der Zahnserien ein Prüfkörper, aber alle Zahnantagonisten. Bei der visuellen Betrachtung wurden unterschiedliche Verschleißerscheinungen dokumentiert. Die Analyse der Verschleißspuren auf den Zahnantagonisten ermöglichte darüber hinaus eine Bewertung der verschiedenen Oberflächenveränderungen nach der Häufigkeit ihres Erscheinens pro Serie.

### 3.7.4 Statistische Auswertung

Die statistische Auswertung und graphische Darstellung der gewonnen Daten erfolgte mit dem Programm SPSS für Windows, Version 17.0 (SPSS Inc., Chicago, IL, USA) und dem Tabellenkalkulationsprogramm Excel, Version 2007 (Microsoft, Redmond, WA, USA). Von den Verschleißwerten und Oberflächenrauigkeiten wurden jeweils der Mittelwert (= arithmetisches Mittel) und die Standardabweichung berechnet und die Daten mithilfe der einfaktoriellen Varianzanalyse (One-way-ANOVA) und paarweisen Mehrfachvergleichen im post-

hoc Bonferroni-Test auf Signifikanz überprüft. Das Signifikanzniveau lag bei 5% (α = 0,05).

Der Bonferroni-Test führt paarweise Mehrfachvergleiche zwischen Gruppenmittelwerten mit T-Tests aus. Während der T-Test nur zwei Fallgruppen miteinander vergleicht, werden beim Bonferroni-Test Mittelwertdifferenzen aller möglichen Paare von Gruppen auf Signifikanz überprüft. Er regelt auch die Gesamtfehlerrate, indem das beobachtete Signifikanzniveau an Mehrfachvergleiche angepasst wird und somit auch bei großen Vergleichsgruppen ein exaktes Ergebnis erreicht wird. Dies geschieht durch die Ermittlung eines individuellen Signifikanzniveaus mit $\alpha(ind) = \frac{\alpha}{m}$, wobei m die Zahl der individuellen Hypothesen angibt [117].

# 4 Ergebnisse

Die mithilfe von Lichtmikroskopie und dreidimensionaler optischer Oberflächenprofilometrie gewonnenen Verschleißdaten in Verbindung mit der rasterelektronenmikroskopisch durchgeführten visuellen Analyse der Verschleißspuren erlaubten einen differenzierten Einblick in das Verschleißverhalten unterschiedlicher Keramiken, Nichtedelmetall-Legierungen sowie des Zahnschmelzes. Ergänzt wurden diese Erkenntnisse durch Messungen der Oberflächenrauigkeiten der einzelnen Materialien.

## 4.1 Verschleißdaten

Bei den Verschleißdaten bestanden zwischen den einzelnen Materialtypen, insbesondere zwischen Silikat- und Oxidkeramiken, deutliche Unterschiede. Diese werden im Folgenden getrennt für die Serien mit Steatitantagonisten und Zahnantagonisten mittels Diagrammen und der Ergebnisse des post-hoc Bonferroni-Tests dargestellt. Mittelwerte und Standardabweichungen sind darüber hinaus detailliert im tabellarischen Anhang aufgeführt.

### 4.1.1 Serien mit Steatitantagonisten

#### 4.1.1.1 Verschleißtiefe des Probekörpers

In Abb. 12 sind die Verschleißtiefen der Probekörper, die Steatitkugeln als Antagonisten hatten, veranschaulicht.

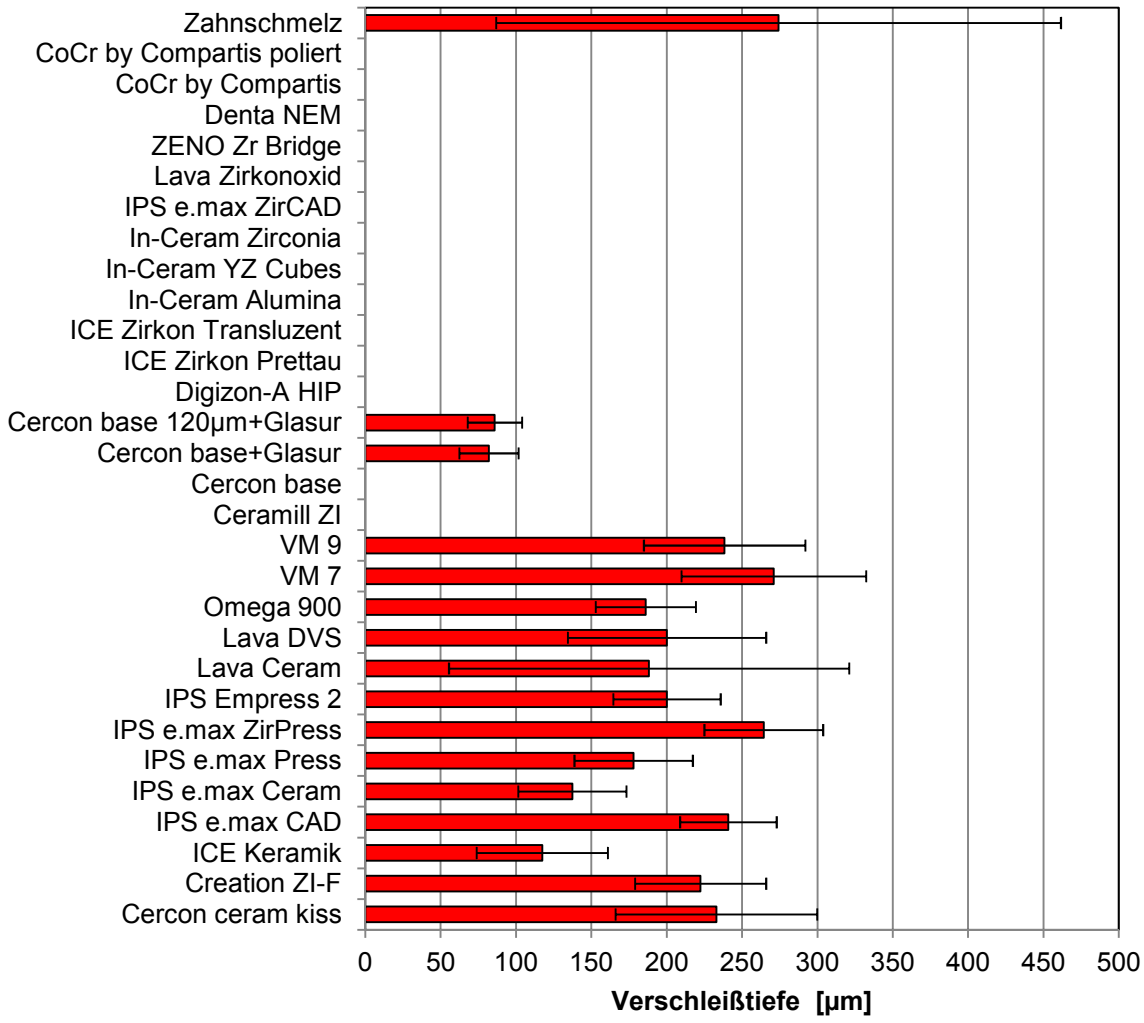



Abb. 12: Verschleißtiefe der Probekörper der Steatitserien (Mittelwert, Standardabweichung)

Die Silikatkeramiken zeigten mittlere Verschleißtiefen im Bereich von 117,4 µm (ICE Keramik) bis 271,0 µm (VM 7), wobei sich folgende Rangfolge erstellen ließ: ICE Keramik < IPS e.max Ceram < IPS e.max Press < Omega 900 < Lava Ceram < IPS Empress 2 < Lava DVS < Creation ZI-F < Cercon ceram kiss < VM 9 < IPS e.max CAD < IPS e.max ZirPress < VM 7. Die beiden Verblendkeramiken ICE Keramik und IPS e.max Ceram mit den niedrigsten Werten wiesen auch die einzigen signifikanten Unterschiede unter den Silikatkeramiken auf. Im Falle von ICE Keramik konnte die Signifikanz in Bezug auf Cercon ceram kiss, Creation ZI-F, IPS e.max CAD, IPS e.max ZirPress, VM 7 und VM 9 nachgewiesen werden ($p \leq 0{,}028$), im Falle von IPS e.max Ceram in Bezug auf IPS e.max CAD, IPS e.max ZirPress, VM 7 und VM 9 ($p \leq 0{,}035$). Alle anderen Gerüst- und

Verblendkeramiken auf Silikatbasis zeigten keine signifikanten Unterschiede untereinander auf ($0{,}070 \leq p \leq 1{,}000$). Ebenso wenig konnte unter den Silikatkeramiken ein Zusammenhang der Verschleißtiefe mit der Verarbeitungstechnik (Schichten, Pressen, Fräsen) oder dem Materialtyp (Feldspatkeramik, Fluorapatit-Glaskeramik, Lithiumdisilikat-Glaskeramik) erkannt werden. Bei den polierten, aber unglasierten Oxidkeramiken (glasinfiltriert oder polykristallin) und den Nichtedelmetall-Legierungen, unbehandelt oder poliert, war mit den Mitteln der dreidimensionalen optischen Oberflächenprofilometrie kein Verschleiß zu messen und somit waren auch keine signifikanten Unterschiede untereinander zu beobachten ($p = 1{,}000$). Die Verschleißtiefen der beiden glasierten Serien von Cercon base waren dagegen mit 82,0 µm (Cercon base + Glasur) bzw. 85,9 µm (Cercon base 120 µm + Glasur) deutlich messbar, obgleich die Unterschiede zu den unglasierten oxidkeramischen Prüfkörpern nicht signifikant waren ($p = 0{,}716$ bzw. $0{,}288$). Die Werte waren aber signifikant kleiner als die der meisten Silikatkeramiken ($p \leq 0{,}041$). Nur zu ICE Keramik ($p = 1{,}000$), IPS e.max Ceram ($p = 1{,}000$) und IPS e.max Press ($p = 0{,}106$ bzw. $0{,}116$) konnte kein signifikanter Unterschied festgestellt werden. Hieraus lässt sich schließen, dass kein weiterer messbarer Materialverlust mehr erfolgte, sobald die Glasurschicht im Verschleißprozess entfernt worden war. Dass die vollständige Entfernung stattfand, zeigten die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen, wie in 4.3. noch dargelegt wird. Aufgrund dieses Ergebnisses konnte von einer mittleren Schichtstärke der Verblendung von 82,0 µm bzw. 85,9 µm ausgegangen werden. Die Verschleißtiefe von Zahnschmelz zeigte mit 274,1 µm einen höheren Mittelwert als die der Silikatkeramiken, jedoch ist auch die auffallend hohe Standardabweichung (187,4 µm) zu berücksichtigen. Die Unterschiede zu den Silikatkeramiken waren mit den Ausnahmen ICE Keramik ($p = 0{,}000$) und IPS e.max Ceram ($p = 0{,}000$) aber nicht signifikant ($0{,}104 \leq p \leq 1{,}000$). Wie Tab. 5 veranschaulicht, lässt sich als ein wichtiges Ergebnis festhalten, dass weder die Oxidkeramiken noch der Großteil der Silikatkeramiken innerhalb ihrer Materialgruppe signifikante Unterschiede aufwiesen, dagegen die Verschleißtiefe der Silikatkeramiken gegenüber der der Oxidkeramiken, mit Ausnahme der glasierten Zirkoniumdioxidkeramiken, signifikant höher war ($p = 0{,}000$ bzw. $0{,}002$ für ICE Keramik).

| **Verschleißtiefe (Steatitserien)** | Cercon ceram kiss | Creation ZI-F | ICE Keramik | IPS e.max CAD | IPS e.max Ceram | IPS e.max Press | IPS e.max ZirPress | IPS Empress 2 | Lava Ceram | Lava DVS | Omega 900 | VM 7 | VM 9 | Ceramill ZI | Cercon base | Cercon base+Glasur | Cercon base 120µm+Glasur | Digizon-A HIP | ICE Zirkon Prettau | ICE Zirkon Transluzent | In-Ceram Alumina | In-Ceram YZ Cubes | In-Ceram Zirconia | IPS e.max ZirCAD | Lava Zirkonoxid | ZENO Zr Bridge | Denta NEM | CoCr by Compartis | CoCr by Compartis poliert | Zahnschmelz |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Creation ZI-F | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Keramik | 0,003 | 0,028 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max CAD | 1,000 | 1,000 | 0,001 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Ceram | 0,070 | 0,481 | 1,000 | 0,035 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Press | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirPress | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,002 | 0,651 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS Empress 2 | 1,000 | 1,000 | 0,651 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava Ceram | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava DVS | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Omega 900 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 7 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,162 | 1,000 | 1,000 | 0,909 | 1,000 | 0,491 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 9 | 1,000 | 1,000 | 0,001 | 1,000 | 0,030 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Ceramill ZI | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base+Glasur | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,106 | 0,000 | 0,006 | 0,038 | 0,013 | 0,032 | 0,000 | 0,000 | 0,716 | 0,716 | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base 120µm+Glasur | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,116 | 0,000 | 0,006 | 0,041 | 0,014 | 0,033 | 0,000 | 0,000 | 0,288 | 0,288 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | |
| Digizon-A HIP | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Prettau | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Transluzent | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | |
| In-Ceram Alumina | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | |
| In-Ceram YZ Cubes | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | |
| In-Ceram Zirconia | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirCAD | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | |
| Lava Zirkonoxid | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | |
| ZENO Zr Bridge | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | | | | | |
| Denta NEM | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | |
| CoCr by Compartis | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | |
| CoCr by Compartis poliert | 0,000 | 0,000 | 0,002 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,716 | 0,288 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | |
| Zahnschmelz | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,104 | 1,000 | 1,000 | 0,618 | 1,000 | 0,323 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | |

Tab. 5: Signifikanzwerte für die Verschleißtiefe der Steatitserien (dunkel: $p < 0,001$; hell: $p < 0,05$; farblos: $p \geq 0,05$)

### 4.1.1.2 Verschleißvolumen des Probekörpers

Ein ähnliches Bild wie bei der Verschleißtiefe wurde auch bezüglich des Verschleißvolumens beobachtet:

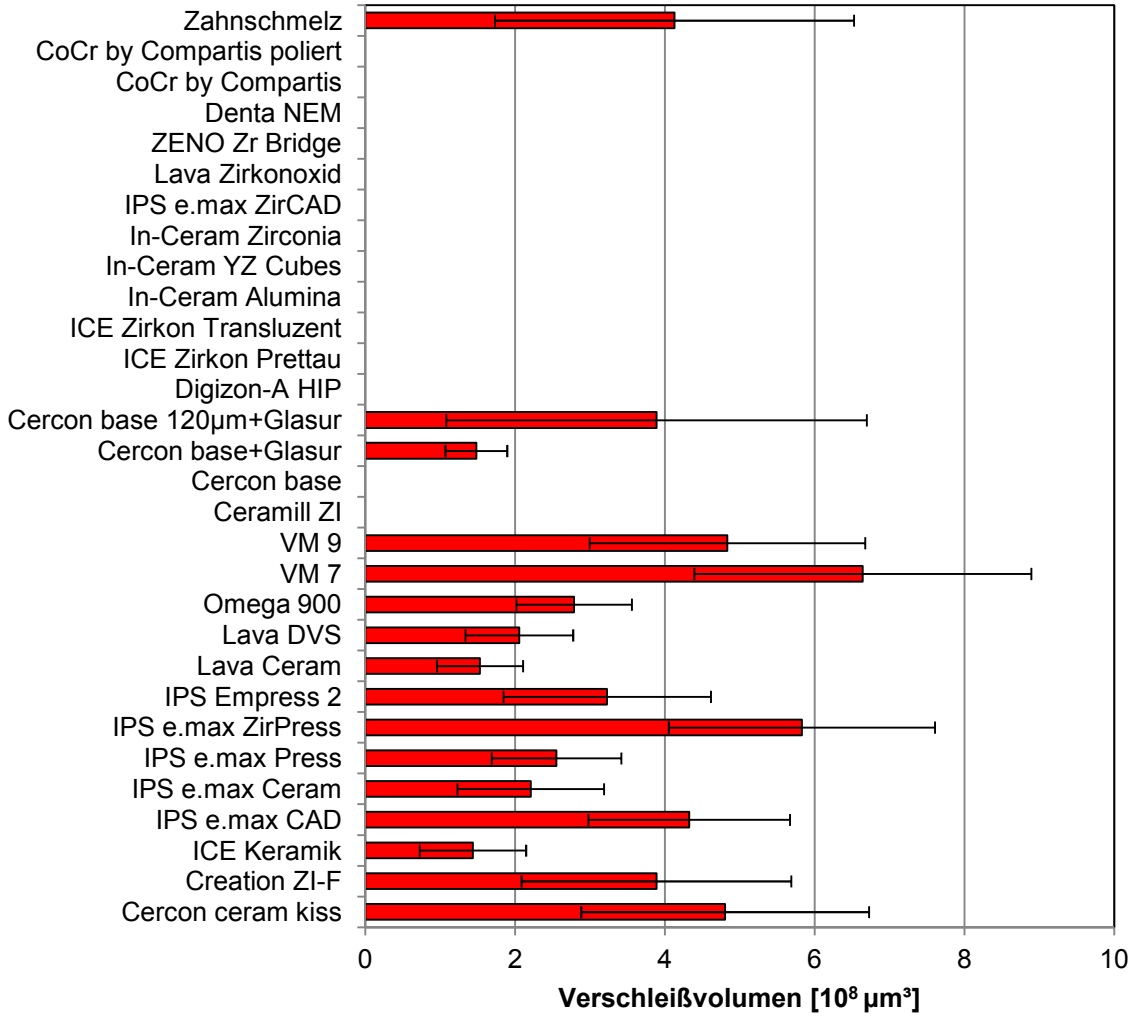



Abb. 13: Verschleißvolumen der Probekörper der Steatitserien (Mittelwert, Standardabweichung)

Das mittlere Verschleißvolumen der Silikatkeramiken variierte im Bereich von $1{,}4 \cdot 10^8$ µm$^3$ (ICE Keramik) bis $6{,}6 \cdot 10^8$ µm$^3$ (VM 7), wobei sich folgende Rangfolge einstellte: ICE Keramik < Lava Ceram < Lava DVS < IPS e.max Ceram < IPS e.max Press < Omega 900 < IPS Empress 2 < Creation ZI-F < IPS e.max CAD < Cercon ceram kiss = VM 9 < IPS e.max ZirPress < VM 7. Mit geringfügigen Unterschieden in der Reihenfolge korrelierte somit die Größe der Verschleißtiefe mit der Größe des Verschleißvolumens. Häufiger als bei der Verschleißtiefe

konnten jedoch bezüglich des Verschleißvolumens signifikante Unterschiede innerhalb der Gruppe der Silikatkeramiken aufgedeckt werden; geringer hingegen wurde die Zahl der signifikanten Unterschiede zwischen Oxidkeramiken und Silikatkeramiken. Durch das kleinere Verschleißvolumen von ICE Keramik, IPS e.max Ceram, Lava Ceram und Lava DVS konnte in diesen Fällen das Signifikanzniveau von 0,05 nicht mehr erreicht werden ($0{,}053 \leq p \leq 1{,}000$). Bei den polierten Oxidkeramiken, glasinfiltriert oder polykristallin, sowie den Nichtedelmetall-Legierungen, poliert oder unbehandelt, betrug das Verschleißvolumen 0 $\mu m^3$. Ein signifikant höheres Verschleißvolumen von $3{,}9 \cdot 10^8\ \mu m^3$ hatte dagegen die zuvor sandgestrahlte (120 µm) und dann glasierte Zirkoniumdioxidkeramik Cercon base im Vergleich zu den polierten Oxidkeramiken ($p = 0{,}000$) sowie zu den Silikatkeramiken ICE Keramik ($p = 0{,}009$) und Lava Ceram ($p = 0{,}033$). Allein VM 7 hatte unter den Silikatkeramiken ein im Vergleich zu Cercon base 120 µm + Glasur signifikant höheres Verschleißvolumen ($p = 0{,}002$). Die polierte und dann glasierte Serie Cercon base hingegen unterschied sich mit $1{,}5 \cdot 10^8\ \mu m^3$ nicht signifikant von den polierten Oxidkeramiken ($p = 1{,}000$), hatte dafür aber ein signifikant kleineres Verschleißvolumen als Cercon base 120 µm + Glasur ($p = 0{,}023$) und die Silikatkeramiken Creation ZI-F, IPS e.max CAD, Cercon ceram kiss, VM 7, IPS e.max ZirPress und VM 9 ($p \leq 0{,}039$). Jedoch sind diese Ergebnisse kritisch zu betrachten, da die Standardabweichung für Cercon base 120 µm + Glasur mit $2{,}8 \cdot 10^8\ \mu m^3$ sehr hoch war. Das Verschleißvolumen des Zahnschmelzes lag mit $4{,}1 \cdot 10^8\ \mu m^3$ in der Größenordnung der Silikatkeramiken, zu denen auch – bis auf ICE Keramik, Lava Ceram (beide signifikant niedriger mit $p = 0{,}003$ bzw. 0,011) und VM 7 (signifikant höher mit $p = 0{,}019$) – kein signifikanter Unterschied bestand ($0{,}487 \leq p \leq 1{,}000$). Tab. 6 gibt einen Überblick über die signifikanten Ergebnisse.

| **Verschleißvolumen (Steatitserien)** | Cercon ceram kiss | Creation ZI-F | ICE Keramik | IPS e.max CAD | IPS e.max Ceram | IPS e.max Press | IPS e.max ZirPress | IPS Empress 2 | Lava Ceram | Lava DVS | Omega 900 | VM 7 | VM 9 | Ceramill ZI | Cercon base | Cercon base+Glasur | Cercon base 120µm+Glasur | Digizon-A HIP | ICE Zirkon Prettau | ICE Zirkon Transluzent | In-Ceram Alumina | In-Ceram YZ Cubes | In-Ceram Zirconia | IPS e.max ZirCAD | Lava Zirkonoxid | ZENO Zr Bridge | Denta NEM | CoCr by Compartis | CoCr by Compartis poliert | Zahnschmelz |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Creation ZI-F | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Keramik | 0,000 | 0,017 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max CAD | 1,000 | 1,000 | 0,001 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Ceram | 0,003 | 1,000 | 1,000 | 0,159 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Press | 0,039 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirPress | 1,000 | 0,971 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS Empress 2 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,022 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava Ceram | 0,000 | 0,054 | 1,000 | 0,003 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava DVS | 0,005 | 1,000 | 1,000 | 0,163 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Omega 900 | 0,188 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,001 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 7 | 0,801 | 0,004 | 0,000 | 0,068 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 9 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,003 | 0,032 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,004 | 0,154 | 0,953 | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Ceramill ZI | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base+Glasur | 0,000 | 0,039 | 1,000 | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base 120µm+Glasur | 1,000 | 1,000 | 0,009 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,718 | 1,000 | 0,033 | 1,000 | 1,000 | 0,002 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 0,023 | | | | | | | | | | | | | | |
| Digizon-A HIP | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Prettau | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Transluzent | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | |
| In-Ceram Alumina | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | |
| In-Ceram YZ Cubes | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | |
| In-Ceram Zirconia | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirCAD | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | |
| Lava Zirkonoxid | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | |
| ZENO Zr Bridge | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | |
| Denta NEM | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | |
| CoCr by Compartis | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | |
| CoCr by Compartis poliert | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,053 | 0,004 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,382 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | |
| Zahnschmelz | 1,000 | 1,000 | 0,003 | 1,000 | 0,514 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,011 | 0,487 | 1,000 | 0,019 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 0,008 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | |

Tab. 6: Signifikanzwerte für das Verschleißvolumen der Steatitserien (dunkel: $p < 0,001$; hell: $p < 0,05$; farblos: $p \geq 0,05$)

### 4.1.1.3 Verschleißfläche des Steatitantagonisten

Auch bezüglich der Verschleißfläche der Steatitantagonisten ließen sich insbesondere wieder Unterschiede zwischen Silikatkeramiken und Oxidkeramiken feststellen, was in folgender Abbildung illustriert wird:

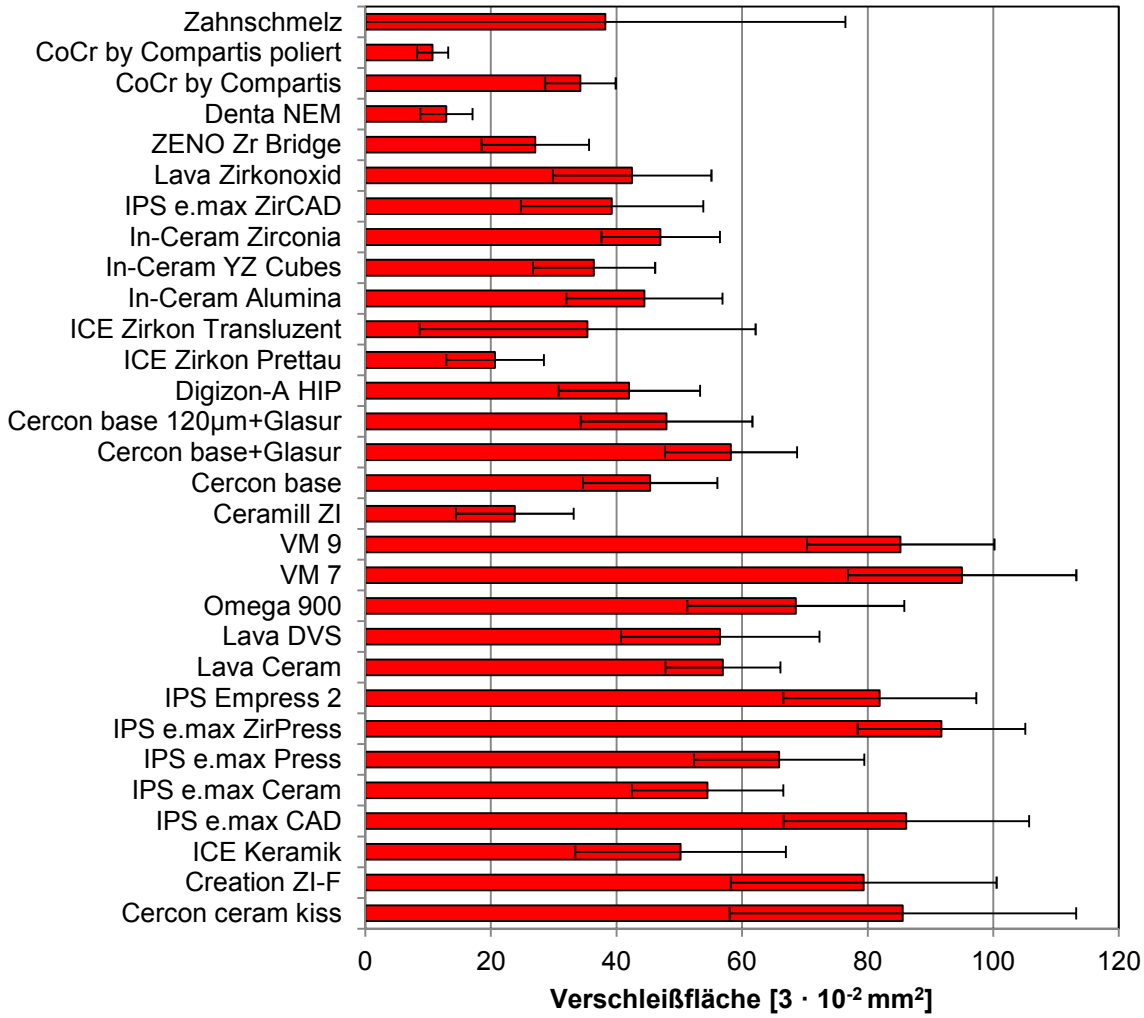



Abb. 14: Verschleißfläche der Steatitantagonisten (Mittelwert, Standardabweichung)

Die Verschleißflächen der Steatitkugeln zeigten variierende Mittelwerte im Bereich von etwa 0,3 $mm^2$ bis 2,9 $mm^2$. Hierbei waren die niedrigsten Werte bei den beiden polierten Nichtedelmetall-Legierungen (CoCr by Compartis poliert: 0,3 $mm^2$; Denta NEM: 0,4 $mm^2$) zu finden, während ohne Politur die Verschleißfläche von CoCr by Compartis 1,0 $mm^2$ groß war. Bei den polierten Oxidkeramiken lagen die Mittelwerte zwischen 0,6 $mm^2$ und 1,3 $mm^2$, bei den Silikatkeramiken zwischen

1,5 $mm^2$ und 2,9 $mm^2$. Die glasierten Zirkoniumdioxidkeramiken nahmen mit 1,4 $mm^2$ (Cercon base 120 µm + Glasur) bzw. 1,7 $mm^2$ (Cercon base + Glasur) eine Zwischenstellung ein. Der Mittelwert für Zahnschmelz lag mit 1,1 $mm^2$ im Wertebereich der Oxidkeramiken (p = 1,000).

Die Serien der Silikatkeramiken zeigten folgende Rangordnung: ICE Keramik < IPS e.max Ceram < Lava DVS < Lava Ceram < IPS e.max Press < Omega 900 < Creation ZI-F < IPS Empress 2 < VM 9 < Cercon ceram kiss < IPS e.max CAD < IPS e.max ZirPress < VM 7. Auch wenn es Variationen in der Reihenfolge gab, konnte dennoch der Trend aufgezeigt werden, dass die Verschleißfläche des Steatitantagonisten mit der Zunahme von Verschleißtiefe und Verschleißvolumen des Probekörpers anstieg. Die Unterschiede in den Größen der Verschleißflächen waren, wie Tab. 7 anschaulich darstellt, zum überwiegenden Teil nicht signifikant ($0,053 \leq p \leq 1,000$). Zu den Ausnahmen gehörte ICE Keramik mit einem signifikant niedrigeren Mittelwert als VM 9, Cercon ceram kiss, IPS e.max CAD, IPS e.max ZirPress und VM 7 ($p \leq 0,009$), darüber hinaus IPS e.max ZirPress mit einem signifikant höheren Mittelwert als ICE Keramik, IPS e.max Ceram und Lava Ceram ($p \leq 0,041$) sowie VM 7 mit einem signifikant höheren Wert als ICE Keramik, IPS e.max Ceram, Lava Ceram und Lava DVS ($p \leq 0,007$).

Die Werte bei den Oxidkeramiken sind folgendermaßen anzuordnen: ICE Zirkon Prettau < Ceramill ZI < ZENO Zr Bridge < ICE Zirkon Transluzent < In-Ceram YZ Cubes < IPS e.max ZirCAD < Digizon-A HIP < Lava Zirkonoxid < In-Ceram Alumina < In-Ceram Zirconia < Cercon base < Cercon base 120 µm + Glasur < Cercon base + Glasur. Jedoch konnten auch hier kaum signifikante Unterschiede erkannt werden. Nur Cercon base + Glasur hatte einen signifikant höheren Verschleiß als Ceramill ZI ($p = 0,030$) und ICE Zirkon Prettau ($p = 0,011$).

Die mittleren Verschleißflächen der silikatkeramischen Serien waren zu einem großen Teil signifikant höher als die der polierten oxidkeramischen Serien und der Serien der polierten NEM-Legierungen. Keine signifikanten Abweichungen auf dem Signifikanzniveau von 0,05 wurden hier gefunden bei Silikatkeramiken mit relativ niedrigem Antagonistenverschleiß (ICE Keramik, IPS e.max Ceram, Lava DVS, Lava Ceram, IPS e.max Press, Omega 900) in Bezug zu den meisten oxidkeramischen Serien. Insbesondere die Serie Cercon base + Glasur mit verhältnismäßig hohem antagonistischem Verschleiß grenzte sich nicht signifikant

von den Silikatkeramiken ab ($0{,}121 \leq p \leq 1{,}000$). Eine Ausnahme war VM 7 ($p = 0{,}016$). Einen signifikant geringeren Antagonistenverschleiß im Vergleich zu mehreren silikatkeramischen Serien (IPS Empress 2, VM 9, Cercon ceram kiss, IPS e.max CAD, IPS e.max ZirPress, VM 7) konnte dagegen Cercon base 120 µm + Glasur vorweisen ($p \leq 0{,}019$). Die Verschleißflächen bei Denta NEM und dem polierten CoCr by Compartis waren ausnahmslos signifikant kleiner als bei den Silikatkeramiken ($p \leq 0{,}001$). Für das unpolierte CoCr by Compartis hingegen traf dies nur in Bezug auf Cercon ceram kiss, Creation ZI-F, IPS e.max CAD, IPS e.max ZirPress, IPS Empress 2, Omega 900, VM 7 und VM 9 zu ($p \leq 0{,}016$). Überraschenderweise war die Verschleißfläche der unbehandelten CoCr-Serie nicht signifikant höher als die der polierten CoCr-Serie ($p = 1{,}000$). Keine signifikanten Abweichungen wurden zwischen Oxidkeramiken (glasiert oder poliert) und unbehandeltem CoCr by Compartis gefunden ($p = 1{,}000$). Bei poliertem CoCr by Compartis erkannte man nur signifikant geringere Werte verglichen mit Cercon base, Cercon base + Glasur, Cercon base 120 µm + Glasur, In-Ceram Alumina und In-Ceram Zirconia ($p \leq 0{,}021$), bei Denta NEM signifikant geringere Werte verglichen mit Cercon base, Cercon base + Glasur, Cercon base 120 µm + Glasur und In-Ceram Zirconia ($p \leq 0{,}035$). Hieraus wird ersichtlich, dass die Verschleißraten bei NEM-Legierungen am ehesten mit denen bei Oxidkeramiken vergleichbar sind. Der Mittelwert der Steatitantagonisten des Zahnschmelzes lag im Bereich der Oxidkeramiken ($p = 1{,}000$) und war signifikant geringer als die Mittelwerte bei den silikatkeramischen Serien Cercon ceram kiss, IPS e.max CAD, IPS e.max ZirPress, IPS Empress 2, VM 7 und VM 9 ($p \leq 0{,}001$).

Bei der Auswertung der Durchmesser der Verschleißflächen fiel auf, dass die Flächen bei Oxidkeramiken und NEM-Legierungen annähernd symmetrisch waren, während bei den Silikatkeramiken und dem Zahnschmelz der Durchmesser, dessen Richtung mit der Lateralbewegung übereinstimmte, kleiner war als derjenige, der sich senkrecht zu dieser Richtung befand. Querschnittsflächen und Durchmesser der Steatitkugeln mussten beim Vergleich der Verschleißflächen nicht berücksichtigt werden, da sie mit nicht nennenswerten Abweichungen übereinstimmten. Der im Diagramm genannte Faktor von $3 \cdot 10^{-2}$ ergab sich aus der Umrechnung des vergrößerten Abbildungsmaßstabes im Bildverarbeitungsprogramm im Vergleich zum realen Durchmesser der Steatitkugel von 3 mm.

| Verschleißfläche der Steatit-antagonisten | Cercon ceram kiss | Creation ZI-F | ICE Keramik | IPS e.max CAD | IPS e.max Ceram | IPS e.max Press | IPS e.max ZirPress | IPS Empress 2 | Lava Ceram | Lava DVS | Omega 900 | VM 7 | VM 9 | Ceramill ZI | Cercon base | Cercon base+Glasur | Cercon base 120µm+Glasur | Digizon-A HIP | ICE Zirkon Prettau | ICE Zirkon Transluzent | In-Ceram Alumina | In-Ceram YZ Cubes | In-Ceram Zirconia | IPS e.max ZirCAD | Lava Zirkonoxid | ZENO Zr Bridge | Denta NEM | CoCr by Compartis | CoCr by Compartis poliert | Zahnschmelz |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Creation ZI-F | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Keramik | 0,009 | 0,180 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max CAD | 1,000 | 1,000 | 0,007 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Ceram | 0,074 | 0,481 | 1,000 | 0,057 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Press | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirPress | 1,000 | 1,000 | 0,001 | 1,000 | 0,008 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS Empress 2 | 1,000 | 1,000 | 0,056 | 1,000 | 0,381 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava Ceram | 0,332 | 1,000 | 1,000 | 0,263 | 1,000 | 1,000 | 0,041 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava DVS | 0,441 | 1,000 | 1,000 | 0,354 | 1,000 | 1,000 | 0,059 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Omega 900 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 7 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,001 | 0,180 | 1,000 | 1,000 | 0,004 | 0,007 | 0,560 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 9 | 1,000 | 1,000 | 0,006 | 1,000 | 0,053 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,262 | 0,361 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Ceramill ZI | 0,000 | 0,000 | 0,397 | 0,000 | 0,054 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,028 | 0,067 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base | 0,001 | 0,018 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,005 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base+Glasur | 0,853 | 1,000 | 1,000 | 0,691 | 1,000 | 1,000 | 0,121 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,016 | 0,718 | 0,030 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base 120µm+Glasur | 0,003 | 0,065 | 1,000 | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,019 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | |
| Digizon-A HIP | 0,000 | 0,003 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,001 | 1,000 | 1,000 | 0,378 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Prettau | 0,000 | 0,000 | 0,151 | 0,000 | 0,020 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,010 | 0,025 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,011 | 0,398 | 1,000 | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Transluzent | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,060 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,016 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | |
| In-Ceram Alumina | 0,000 | 0,012 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,003 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | |
| In-Ceram YZ Cubes | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,098 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,027 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | |
| In-Ceram Zirconia | 0,002 | 0,041 | 1,000 | 0,001 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,012 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,001 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,594 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirCAD | 0,000 | 0,001 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,533 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,171 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | |
| Lava Zirkonoxid | 0,000 | 0,004 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,001 | 1,000 | 1,000 | 0,458 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | |
| ZENO Zr Bridge | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 0,250 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 0,129 | 0,272 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,131 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | |
| Denta NEM | 0,000 | 0,000 | 0,008 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,075 | 0,001 | 0,022 | 0,310 | 1,000 | 1,000 | 0,111 | 1,000 | 0,035 | 1,000 | 0,258 | 1,000 | | | | |
| CoCr by Compartis | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,057 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,016 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | |
| CoCr by Compartis poliert | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 0,013 | 0,000 | 0,003 | 0,067 | 1,000 | 1,000 | 0,021 | 0,775 | 0,006 | 0,346 | 0,055 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | |
| Zahnschmelz | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 0,562 | 0,000 | 0,001 | 1,000 | 1,000 | 0,190 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,805 | |

Tab. 7: Signifikanzwerte für die Verschleißfläche der Steatitantagonisten (dunkel: $p < 0,001$; hell: $p < 0,05$; farblos: $p \geq 0,05$)

### 4.1.2 Serien mit Zahnantagonisten

#### 4.1.2.1 Verschleißtiefe des Probekörpers

Analog zu den Steatitserien zeigt Abb. 15 die Verschleißtiefe der Probekörper der Zahnserien.

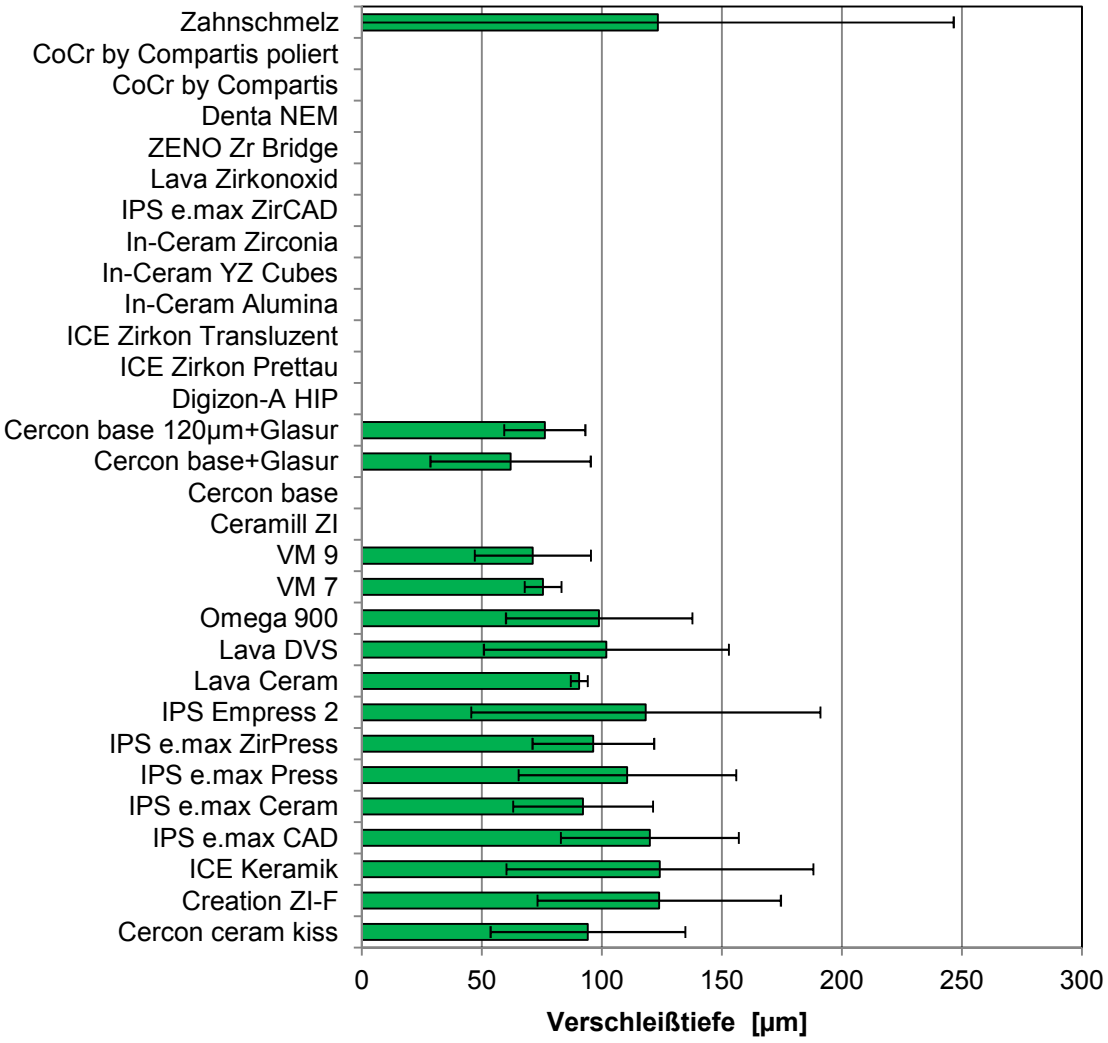



Abb. 15: Verschleißtiefe der Probekörper der Zahnserien (Mittelwert, Standardabweichung)

Die Silikatkeramiken mit Zahnantagonisten zeigten mittlere Verschleißtiefen im Bereich von 71,2 µm (VM 9) bis 124,1 µm (ICE Keramik), wobei sich folgende Rangfolge erstellen ließ: VM 9 < VM 7 < Lava Ceram < IPS e.max Ceram < Cercon ceram kiss < IPS e.max ZirPress < Omega 900 < Lava DVS < IPS e.max Press <

IPS Empress 2 < IPS e.max CAD < Creation ZI-F < ICE Keramik. Innerhalb dieser Materialgruppe gab es keine signifikanten Unterschiede (p = 1,000). Analog zu den polierten Oxidkeramiken mit Steatitantagonisten war auch mit den Zahnantagonisten hier kein Verschleiß zu verzeichnen. Dasselbe galt für die Nichtedelmetall-Legierungen. Die Verschleißtiefen der beiden glasierten Serien von Cercon base lagen bei 62,0 µm (Cercon base + Glasur) bzw. 76,2 µm (Cercon base 120 µm + Glasur) und zeigten somit weder signifikante Unterschiede untereinander (p = 1,000) noch zu den Werten der Silikatkeramiken (0,643 ≤ p ≤ 1,000 bzw. p = 1,000). Signifikanz bestand dagegen für das sandgestrahlte und glasierte Cercon base in Bezug auf alle polierten Oxidkeramiken (p = 0,008), dagegen nicht für das polierte und glasierte Cercon base (p = 0,482). Der Mittelwert für den Zahnschmelz wies mit 123,3 µm keinen signifikanten Unterschied zu den Silikatkeramiken und den glasierten Zirkoniumdioxidkeramiken auf (p = 1,000), dagegen war die Differenz zu den 0 µm der polierten Oxidkeramiken und Nichtedelmetall-Legierungen durchaus signifikant (p = 0,000). Mit Blick auf Tab. 8 ist auch hier ein ähnliches Muster wie bei den Steatitserien zu erkennen: Keine bzw. kaum signifikante Unterschiede zeigten sich innerhalb der einzelnen Materialklassen, sondern waren in erster Linie zwischen den unterschiedlichen Gruppen zu beobachten. Das Signifikanzniveau wurde nur für die beiden Silikatkeramiken Lava Ceram (p = 0,067) und Lava DVS (p = 0,115) gegenüber den Oxidkeramiken nicht erreicht.

| Verschleißtiefe (Zahnserien) | Cercon ceram kiss | Creation ZI-F | ICE Keramik | IPS e.max CAD | IPS e.max Ceram | IPS e.max Press | IPS e.max ZirPress | IPS Empress 2 | Lava Ceram | Lava DVS | Omega 900 | VM 7 | VM 9 | Ceramill ZI | Cercon base | Cercon base+Glasur | Cercon base 120µm+Glasur | Digizon-A HIP | ICE Zirkon Prettau | ICE Zirkon Transluzent | In-Ceram Alumina | In-Ceram YZ Cubes | In-Ceram Zirconia | IPS e.max ZirCAD | Lava Zirkonoxid | ZENO Zr Bridge | Denta NEM | CoCr by Compartis | CoCr by Compartis poliert | Zahnschmelz |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Creation ZI-F | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Keramik | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max CAD | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Ceram | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Press | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirPress | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS Empress 2 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava Ceram | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava DVS | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Omega 900 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 7 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 9 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Ceramill ZI | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base+Glasur | 1,000 | 0,674 | 0,643 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,482 | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base 120µm+Glasur | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,008 | 0,008 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | |
| Digizon-A HIP | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Prettau | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Transluzent | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | |
| In-Ceram Alumina | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | |
| In-Ceram YZ Cubes | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | |
| In-Ceram Zirconia | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirCAD | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | |
| Lava Zirkonoxid | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | |
| ZENO Zr Bridge | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | |
| Denta NEM | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | |
| CoCr by Compartis | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | |
| CoCr by Compartis poliert | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,001 | 0,000 | 0,067 | 0,115 | 0,000 | 0,017 | 0,044 | 1,000 | 1,000 | 0,482 | 0,008 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | |
| Zahnschmelz | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | |

Tab. 8: Signifikanzwerte für die Verschleißtiefe der Zahnserien (dunkel: $p < 0,001$; hell: $p < 0,05$; farblos: $p \geq 0,05$)

### 4.1.2.2 Verschleißvolumen des Probekörpers

Analog zu den Serien mit Steatitantagonisten veranschaulicht Abb. 16 das Verschleißvolumen der Probekörper der Zahnserien.

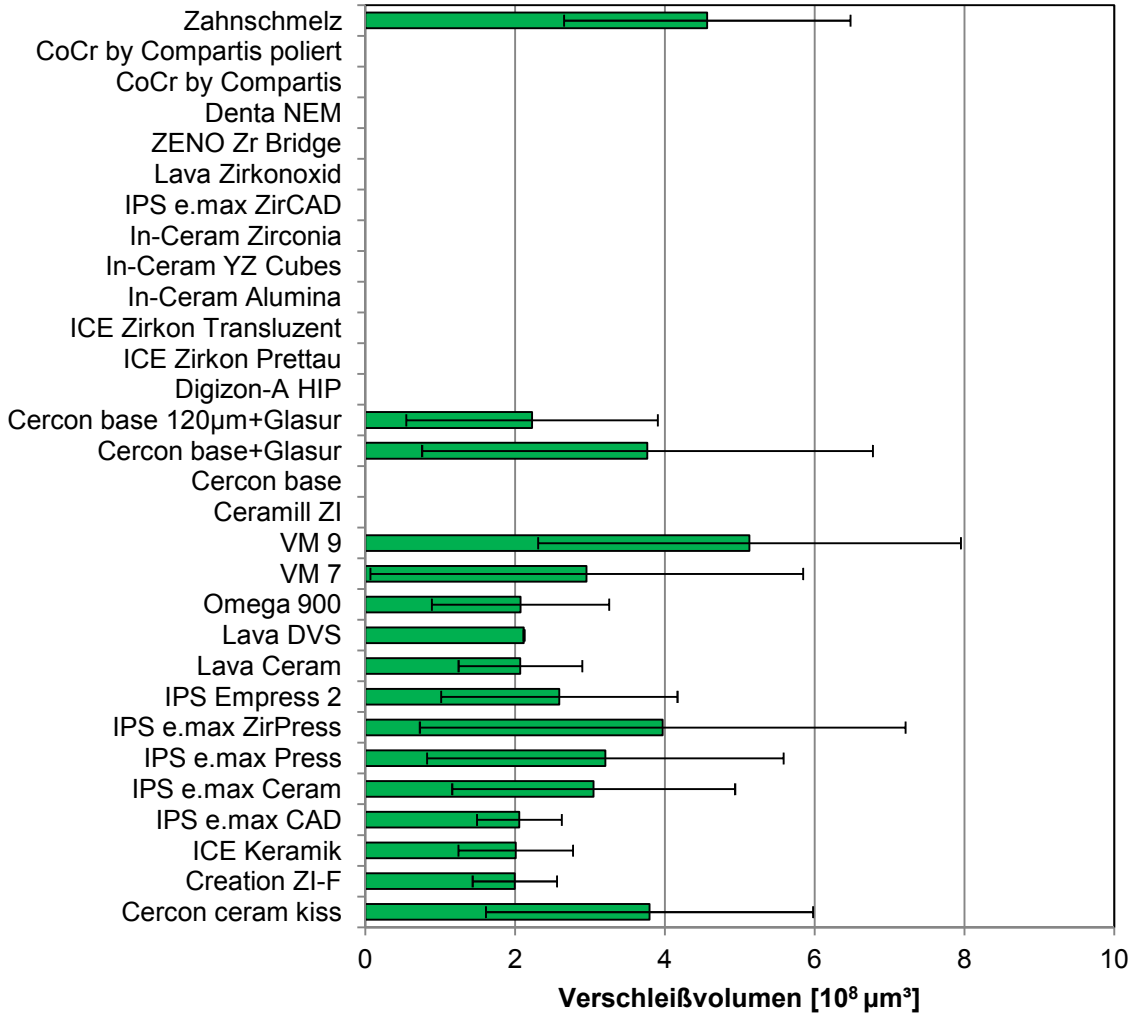



Abb. 16: Verschleißvolumen der Probekörper der Zahnserien (Mittelwert, Standardabweichung)

Das mittlere Verschleißvolumen der Silikatkeramiken variierte im Bereich von $2{,}0 \cdot 10^8\,\mu m^3$ bis $5{,}1 \cdot 10^8\,\mu m^3$, wobei sich folgende Rangfolge einstellte: ICE Keramik = Creation ZI-F < IPS e.max CAD = Lava Ceram = Lava DVS = Omega 900 < IPS Empress 2 < IPS e.max Ceram = VM 7 < IPS e.max Press < Cercon ceram kiss < IPS e.max ZirPress < VM 9. Hier zeigte sich keine korrespondierende Reihenfolge verglichen mit der Verschleißtiefe, sodass größere Verschleißtiefen nicht unbedingt auch größere Verschleißvolumina zur Folge hatten. Ein

signifikanter Unterschied im Verschleißvolumen konnte innerhalb der Silikatkeramiken nur zwischen Creation ZI-F und VM 9 bestätigt werden ($p = 0{,}030$).

Während das Verschleißvolumen der Nichtedelmetall-Legierungen, poliert oder unbehandelt, und der unglasierten Oxidkeramiken 0 $\mu m^3$ betrug, wurden für Cercon base + Glasur mit $3{,}8 \cdot 10^8$ $\mu m^3$ und für Cercon base 120 µm + Glasur mit $2{,}2 \cdot 10^8$ $\mu m^3$ Werte gefunden, die sich nicht signifikant unterschiedlich zu den Silikatkeramiken verhielten ($0{,}157 \leq p \leq 1{,}000$). Cercon base + Glasur zeigte im Gegensatz zu Cercon base 120 µm + Glasur einen signifikanten Unterschied zu den unglasierten Oxidkeramiken ($p = 0{,}000$). Weiterhin erwiesen sich die Verschleißvolumina der Silikatkeramiken mit den niedrigsten Werten (ICE Keramik, Creation ZI-F, IPS e.max CAD, Lava Ceram, Lava DVS, Omega 900, IPS Empress 2) gegenüber den 0 $\mu m^3$ der unglasierten Oxidkeramiken als nicht signifikant ($0{,}516 \leq p \leq 1{,}000$).

Das Verschleißvolumen des Zahnschmelzes lag mit $4{,}6 \cdot 10^8$ $\mu m^3$ in der Größenordnung der Silikatkeramiken und glasierten Zirkoniumdioxidkeramiken ($p = 1{,}000$), während die Differenz zu den polierten Oxidkeramiken signifikant war ($p = 0{,}000$).

Genaue Signifikanzwerte aller Serien sind in Tab. 9 aufgeführt.

| Verschleißvolumen (Zahnserien) | Cercon ceram kiss | Creation ZI-F | ICE Keramik | IPS e.max CAD | IPS e.max Ceram | IPS e.max Press | IPS e.max ZirPress | IPS Empress 2 | Lava Ceram | Lava DVS | Omega 900 | VM 7 | VM 9 | Ceramill ZI | Cercon base | Cercon base+Glasur | Cercon base 120µm+Glasur | Digizon-A HIP | ICE Zirkon Prettau | ICE Zirkon Transluzent | In-Ceram Alumina | In-Ceram YZ Cubes | In-Ceram Zirconia | IPS e.max ZirCAD | Lava Zirkonoxid | ZENO Zr Bridge | Denta NEM | CoCr by Compartis | CoCr by Compartis poliert | Zahnschmelz |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Creation ZI-F | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Keramik | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max CAD | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Ceram | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Press | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirPress | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS Empress 2 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava Ceram | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava DVS | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Omega 900 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 7 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 9 | 1,000 | 0,030 | 0,090 | 0,364 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,641 | 1,000 | 1,000 | 0,121 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Ceramill ZI | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base+Glasur | 1,000 | 0,989 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base 120µm+Glasur | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,157 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | |
| Digizon-A HIP | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Prettau | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Transluzent | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | |
| In-Ceram Alumina | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | |
| In-Ceram YZ Cubes | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | |
| In-Ceram Zirconia | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirCAD | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | |
| Lava Zirkonoxid | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | |
| ZENO Zr Bridge | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | |
| Denta NEM | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | |
| CoCr by Compartis | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | |
| CoCr by Compartis poliert | 0,002 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,048 | 0,038 | 0,000 | 0,516 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,005 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | |
| Zahnschmelz | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | |

Tab. 9: Signifikanzwerte für das Verschleißvolumen der Zahnserien (dunkel: $p < 0,001$; hell: $p < 0,05$; farblos: $p \geq 0,05$)

### 4.1.3 Gegenüberstellung der Verschleißdaten

Ein Vergleich der Verschleißdaten, die durch Steatitantagonisten und Zahnantagonisten auf den Probekörpern generiert wurden, hat gezeigt, dass die Verschleißtiefe der Silikatkeramiken bei den Zahnserien (71,2 µm bis 124,1 µm) im Mittel nur etwa halb so große Werte aufwies wie bei den Steatitserien (117,4 µm bis 271,0 µm). Eine auffallende Ausnahme war ICE Keramik mit einem höheren Wert beim Zahnantagonisten (124,1 µm) im Vergleich zum Steatitantagonisten (117,4 µm). Für die Verschleißvolumina der Silikatkeramiken konnten derartige Unterschiede dagegen nicht mehr beobachtet werden: Sowohl kleinere (ICE Keramik, IPS e.max Ceram, IPS e.max Press, Lava Ceram), größere (Cercon ceram kiss, Creation ZI-F, IPS e.max CAD, IPS e.max ZirPress, IPS Empress 2, Omega 900, VM 7, VM 9) als auch identische (Lava DVS) Werte wurden beim Vergleich der Steatit- mit den Zahnserien gefunden. Die Verschleißdaten ließen in keinem Fall einen eindeutigen Unterschied zwischen Feldspatkeramiken, Fluorapatit- und Lithiumdisilikat-Glaskeramiken erkennen. Verschleißtiefe wie auch Verschleißvolumen der polierten Oxidkeramiken, egal ob glasinfiltriert oder polykristallin, und Nichtedelmetall-Legierungen, egal ob unbehandelt oder poliert, lagen bei beiden Serien unabhängig vom Antagonisten im nicht messbaren Bereich. Die beiden glasierten Serien der Zirkoniumdioxidkeramik Cercon base zeigten zwar weitgehend vergleichbare Verschleißtiefen (62,0 µm bis 85,9 µm) mit den jeweils größeren Werten für Steatit, beim Verschleißvolumen dagegen hatte die Steatitserie von Cercon base + Glasur ($1{,}5 \cdot 10^8\ \mu m^3$) einen kleineren Wert als die Zahnserie ($3{,}8 \cdot 10^8\ \mu m^3$), während es sich bei Cercon base 120 µm + Glasur genau umgekehrt verhielt ($3{,}9 \cdot 10^8\ \mu m^3$ gegenüber $2{,}2 \cdot 10^8\ \mu m^3$). Zahnschmelz hatte im Falle des Steatitantagonisten eine höhere mittlere Verschleißtiefe als im Falle des Zahnantagonisten (274,1 µm gegenüber 123,3 µm), während die Unterschiede im Verschleißvolumen weniger ausgeprägt waren ($4{,}1 \cdot 10^8\ \mu m^3$ gegenüber $4{,}6 \cdot 10^8\ \mu m^3$).

Die Mittelwerte der einzelnen Materialien lagen bei den Zahnserien im Allgemeinen etwas näher beisammen als bei den Steatitserien, woraus sich auch eine geringere Zahl an signifikanten Unterschieden ergab. Während größere Verschleißtiefen sich bei den Steatitserien in der Regel auch in größeren Verschleißvolumina widerspiegelten, war dies für die Zahnserien meist nicht der Fall.

## 4.2 Oberflächenrauigkeit

Es konnte gezeigt werden, dass die Oberflächenrauigkeiten verschiedener Keramiken trotz unterschiedlicher Vorbehandlung in Form von Glasur, Politur oder Glasur und anschließender Politur weitgehend übereinstimmten. Das Ziel, mithilfe von Schleifpapier der Körnung 500 ähnliche Rauigkeitswerte zu generieren wie beim manuellen Polieren mit speziellen Polierkörpern in der Klinik, konnte verwirklicht werden. Durch diese Polierer, die auch am Patienten zum Einsatz kommen, wurden am Beispiel der Verblendkeramik VM 7 ein Mittenrauwert von 0,18 µm (Standardabweichung: 0,04 µm) und eine Rautiefe von 1,16 µm (Standardabweichung: 0,17 µm) erreicht. Es gab keine signifikanten Unterschiede zu den Oberflächenrauigkeiten der keramischen Prüfkörper in dieser Studie.
Die Oberflächenrauigkeiten der einzelnen Serien werden im Folgenden anhand von Diagrammen veranschaulicht, wobei die genauen Zahlenwerte im tabellarischen Anhang nachzulesen sind. Aufschluss über signifikante Unterschiede gibt der post-hoc Bonferroni-Test.

### 4.2.1 Mittenrauwert $R_a$

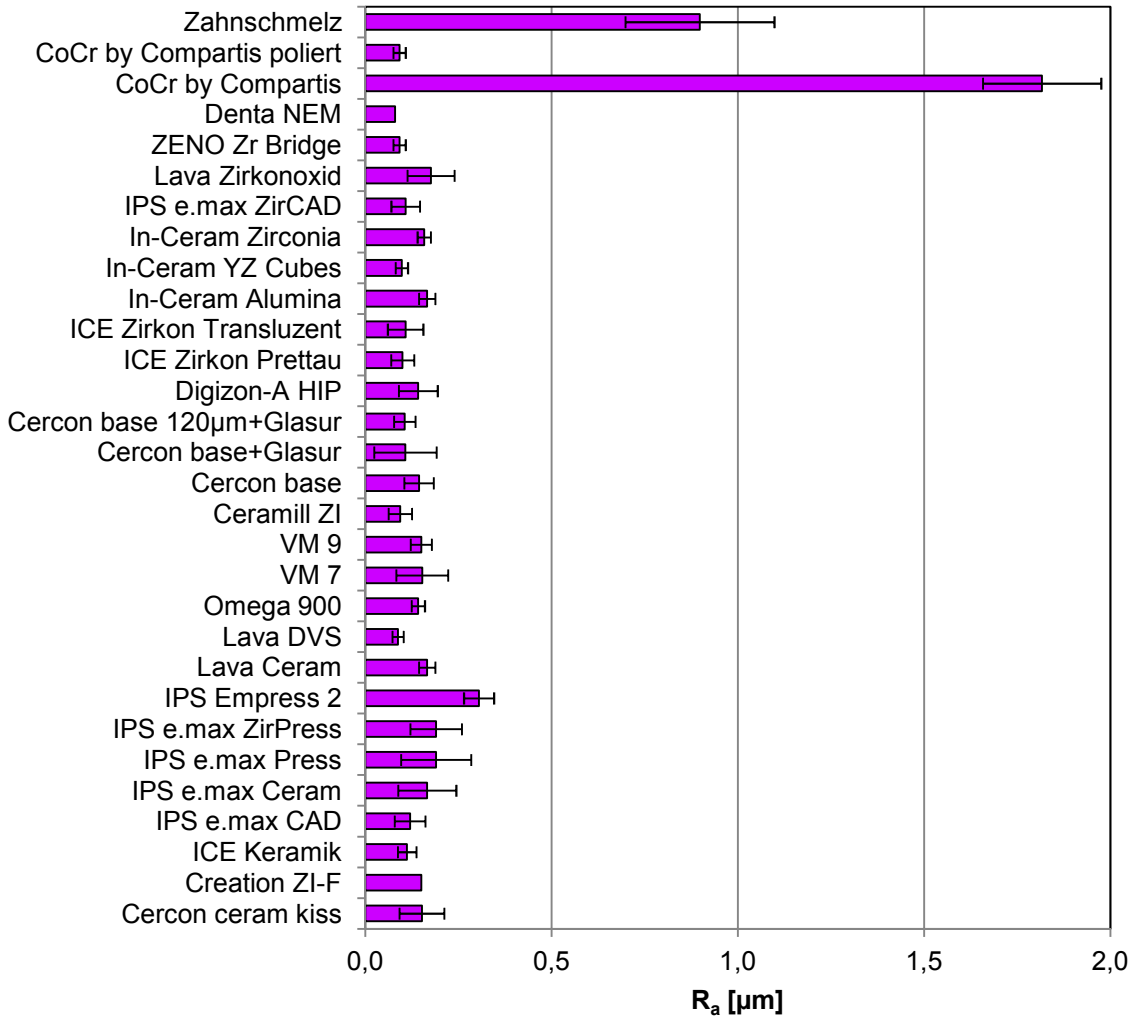



Abb. 17: Mittenrauwert $R_a$ der Probekörper

Die Mittenrauwerte $R_a$ lagen zwischen 0,1 µm und 1,8 µm. Bis auf IPS Empress 2 mit 0,3 µm waren die Mittelwerte für alle keramischen Prüfkörper bei 0,1 µm oder 0,2 µm, unabhängig davon, ob die Prüfkörper nur poliert, nur glasiert oder glasiert und anschließend poliert wurden. Allein der höhere Wert von IPS Empress 2 in der Gruppe der Dentalkeramiken war im Vergleich zu ICE Keramik, Lava DVS, Ceramill ZI, Cercon base + Glasur, Cercon base 120 µm + Glasur, ICE Zirkon Prettau, ICE Zirkon Transluzent, In-Ceram YZ Cubes, IPS e.max ZirCAD und ZENO Zr Bridge signifikant ($0{,}001 \leq p \leq 0{,}024$), wie auch Tab. 10 zeigt. Ansonsten gab es weder signifikante Unterschiede innerhalb der glasinfiltrierten und polykristallinen Oxidkeramiken ($p = 1{,}000$), innerhalb der verschiedenen

Silikatkeramiken ($0{,}050 \leq p \leq 1{,}000$) noch zwischen Silikatkeramiken und Oxidkeramiken ($0{,}355 \leq p \leq 1{,}000$). Mit 1,8 µm den höchsten signifikanten Mittenrauwert wies erwartungsgemäß die unbehandelte CoCr-Legierung auf ($p = 0{,}000$). Die polierten Prüfkörper von CoCr by Compartis und Denta NEM dagegen lagen mit 0,1 µm im Bereich der Keramiken ($0{,}355 \leq p \leq 1{,}000$). Auffallend hoch war $R_a$ für den Zahnschmelz mit einem Wert von 0,9 µm, der zwar signifikant niedriger gegenüber CoCr by Compartis ($p = 0{,}000$), aber signifikant höher gegenüber allen Keramiken und polierten NEM-Legierungen war ($p = 0{,}000$).

| $R_a$ | Cercon ceram kiss | Creation ZI-F | ICE Keramik | IPS e.max CAD | IPS e.max Ceram | IPS e.max Press | IPS e.max ZirPress | IPS Empress 2 | Lava Ceram | Lava DVS | Omega 900 | VM 7 | VM 9 | Ceramill ZI | Cercon base | Cercon base+Glasur | Cercon base 120µm+Glasur | Digizon-A HIP | ICE Zirkon Prettau | ICE Zirkon Transluzent | In-Ceram Alumina | In-Ceram YZ Cubes | In-Ceram Zirconia | IPS e.max ZirCAD | Lava Zirkonoxid | ZENO Zr Bridge | Denta NEM | CoCr by Compartis | CoCr by Compartis poliert | Zahnschmelz |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Creation ZI-F | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Keramik | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max CAD | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Ceram | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Press | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirPress | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS Empress 2 | 0,806 | 0,687 | 0,024 | 0,050 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava Ceram | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava DVS | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,584 | 0,002 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Omega 900 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,355 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 7 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,806 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 9 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,687 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Ceramill ZI | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,004 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,420 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base+Glasur | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,009 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base 120µm+Glasur | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,013 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | |
| Digizon-A HIP | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,355 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Prettau | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,007 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Transluzent | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,016 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | |
| In-Ceram Alumina | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | |
| In-Ceram YZ Cubes | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,006 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | |
| In-Ceram Zirconia | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirCAD | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,016 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | |
| Lava Zirkonoxid | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | |
| ZENO Zr Bridge | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,945 | 0,003 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | |
| Denta NEM | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,355 | 0,001 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | |
| CoCr by Compartis | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | | | |
| CoCr by Compartis poliert | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,945 | 0,003 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | | |
| Zahnschmelz | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | |

Tab. 10: Signifikanzwerte für den Mittenrauwert $R_a$ (dunkel: $p < 0,001$; hell: $p < 0,05$; farblos: $p \geq 0,05$)

### 4.2.2 Rautiefe $R_z$

Ein ähnliches Bild wie bei dem Mittenrauwert $R_a$ beobachtete man auch bei der Rautiefe $R_z$, wie in Abb. 18 ersichtlich ist.

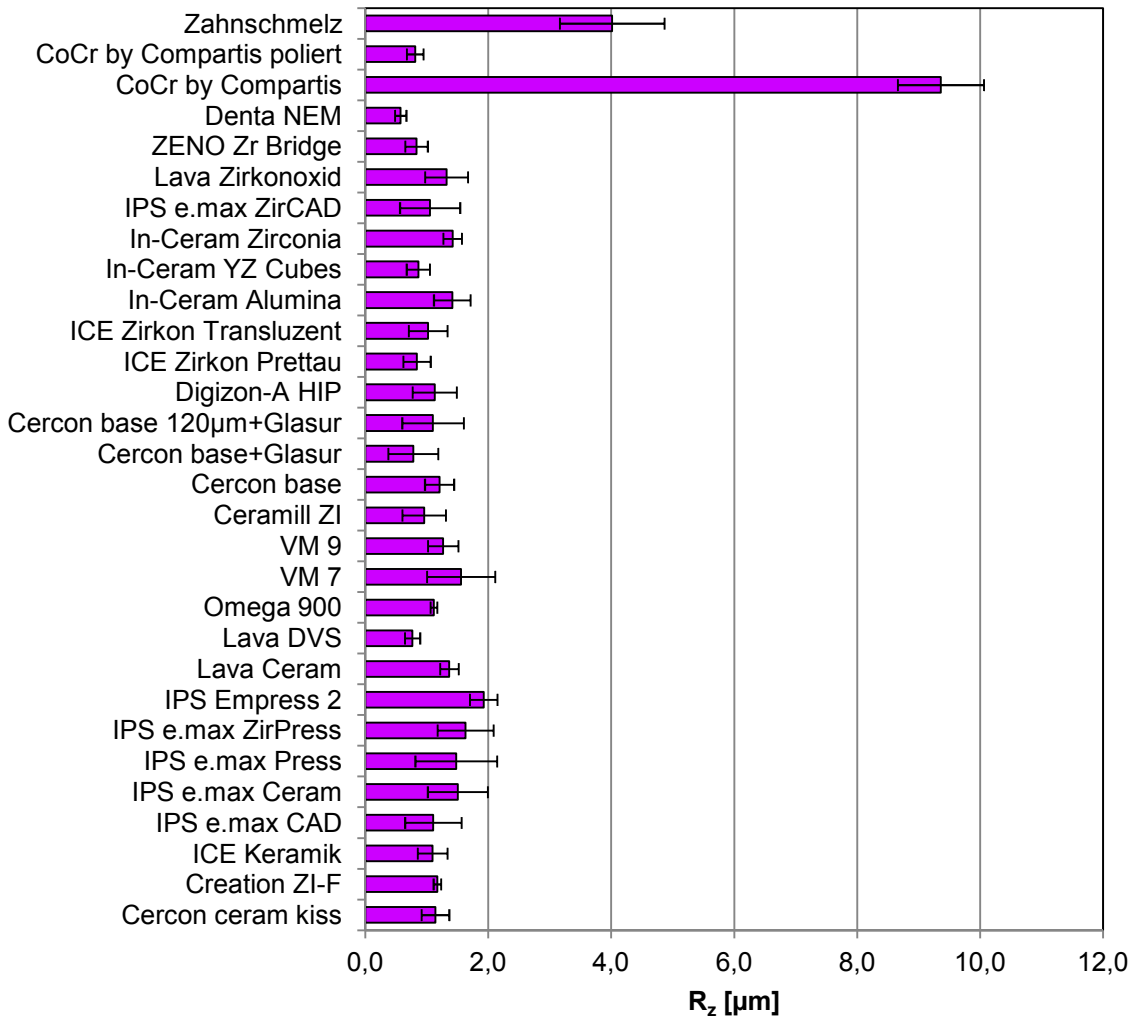



Abb. 18: Rautiefe $R_z$ der Probekörper

Die Rautiefen $R_z$ lagen mit ihren Mittelwerten in einem Bereich von 0,6 µm bis 9,4 µm. Bis auf IPS Empress 2 mit 1,9 µm und IPS e.max ZirPress mit 1,6 µm zeigten die restlichen keramischen Materialgruppen mit Werten zwischen 0,8 µm und 1,5 µm untereinander keine signifikanten Unterschiede auf. IPS e.max ZirPress hatte eine signifikant höhere Rauigkeit als Lava DVS, Ceramill ZI, Cercon base + Glasur, ICE Zirkon Prettau, In-Ceram YZ Cubes und ZENO Zr Bridge ($0{,}001 \leq p \leq 0{,}047$), IPS Empress 2 hatte höhere Werte als Lava DVS, Cercon

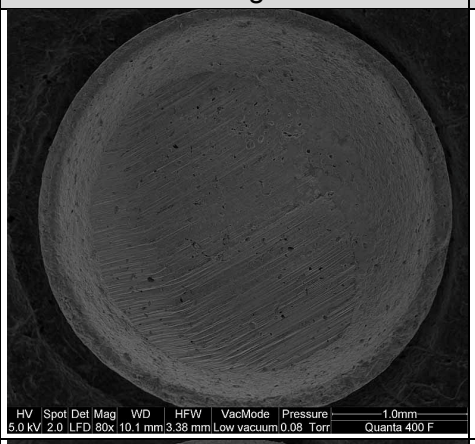
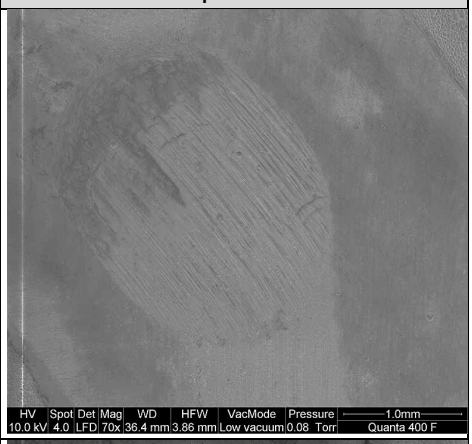
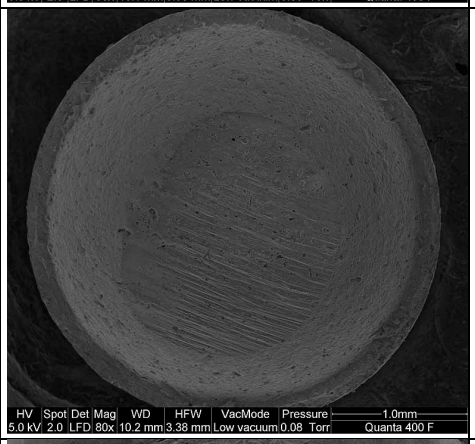
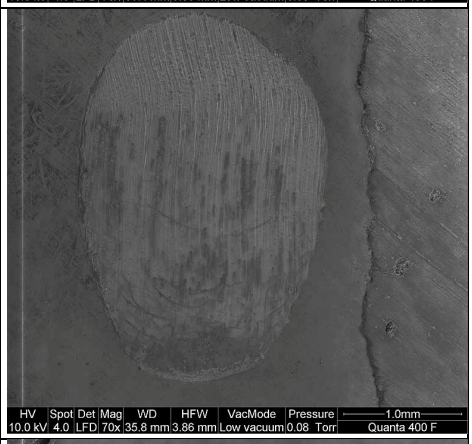
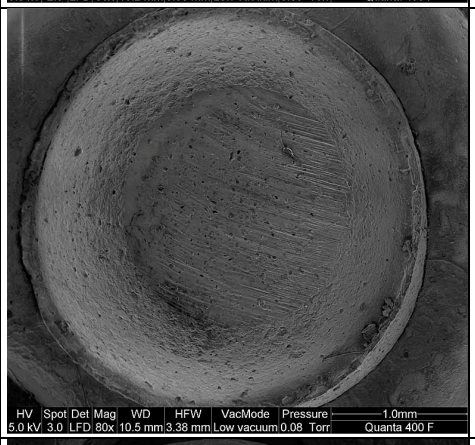
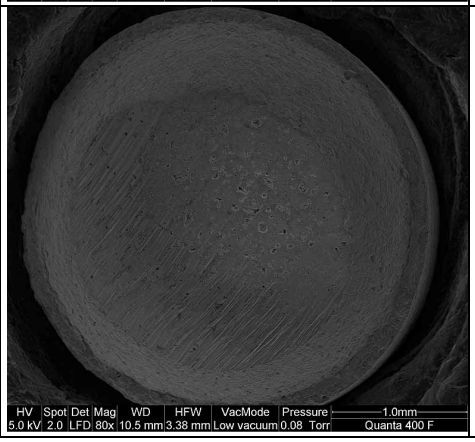
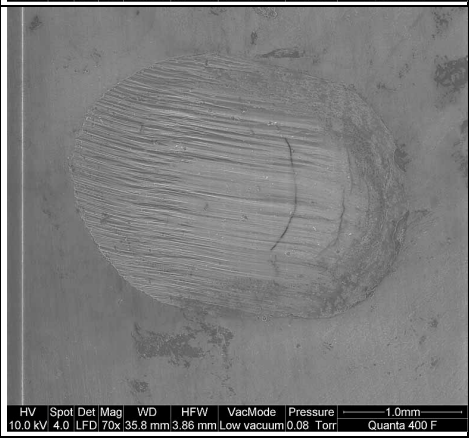
base + Glasur, ICE Zirkon Prettau, In-Ceram YZ Cubes und ZENO Zr Bridge ($0{,}003 \leq p \leq 0{,}029$). Diese Ausnahmen außer Acht lassend, gab es in Übereinstimmung zum Mittenrauwert $R_a$ keine abweichenden Ergebnisse, was die vorherige Oberflächenbehandlung oder den Keramiktyp (Silikat- oder Oxidkeramiken) betraf ($0{,}129 \leq p \leq 1{,}000$). Der mit 0,6 µm niedrigste Zahlenwert für $R_z$ wurde bei Denta NEM gefunden, wobei auch dieses Ergebnis nur knapp unter dem Bereich der Keramiken lag und sich außer zu IPS e.max ZirPress ($p = 0{,}000$) und IPS Empress 2 ($p = 0{,}000$) nicht signifikant abgrenzte ($0{,}053 \leq p \leq 1{,}000$). Analoges galt für das polierte CoCr by Compartis mit einem etwas höheren Wert von 0,8 µm ($p = 1{,}000$). Ein signifikant höherer Rauigkeitswert wurde dagegen wieder für die unpolierte CoCr-Legierung (9,4 µm) gefunden ($p = 0{,}000$). Zahnschmelz überraschte erneut mit einer hohen Rautiefe von 4,0 µm. Dieser Wert lag signifikant höher als die Rauigkeit aller Keramiken und polierten Nichtedelmetall-Legierungen ($p = 0{,}000$), aber signifikant niedriger als die der unpolierten CoCr-Legierung ($p = 0{,}000$).

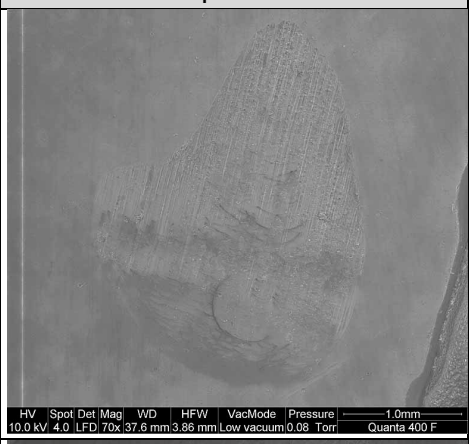
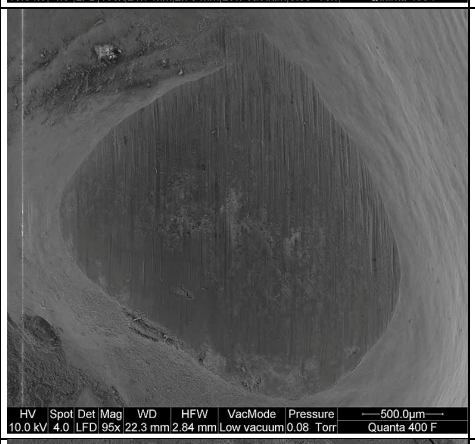
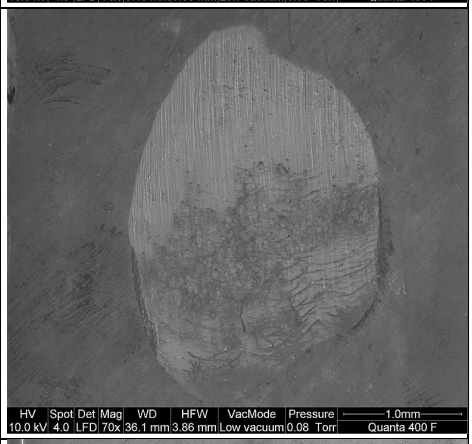
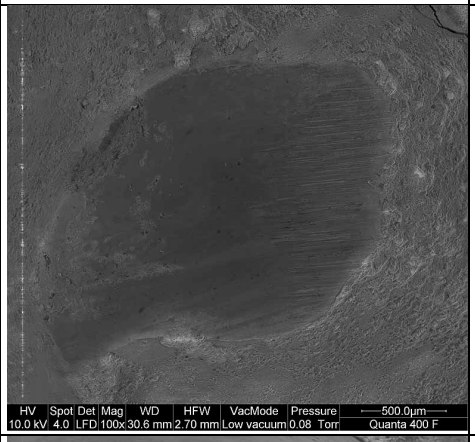
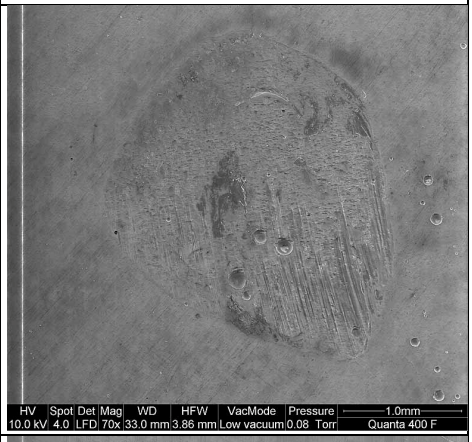
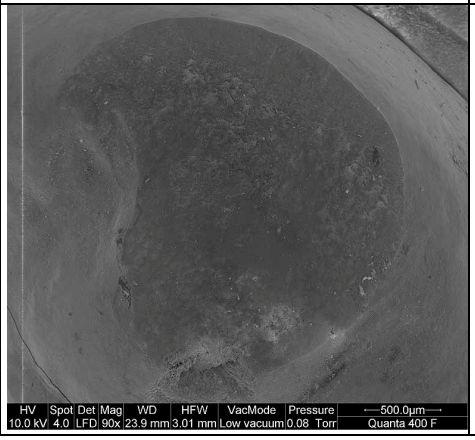
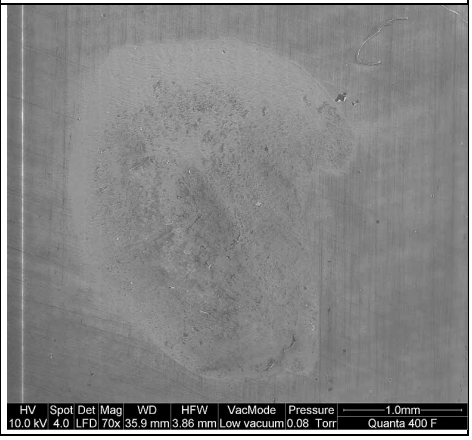
| $R_z$ | Cercon ceram kiss | Creation ZI-F | ICE Keramik | IPS e.max CAD | IPS e.max Ceram | IPS e.max Press | IPS e.max ZirPress | IPS Empress 2 | Lava Ceram | Lava DVS | Omega 900 | VM 7 | VM 9 | Ceramill ZI | Cercon base | Cercon base+Glasur | Cercon base 120µm+Glasur | Digizon-A HIP | ICE Zirkon Prettau | ICE Zirkon Transluzent | In-Ceram Alumina | In-Ceram YZ Cubes | In-Ceram Zirconia | IPS e.max ZirCAD | Lava Zirkonoxid | ZENO Zr Bridge | Denta NEM | CoCr by Compartis | CoCr by Compartis poliert | Zahnschmelz |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Creation ZI-F | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Keramik | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max CAD | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Ceram | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max Press | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirPress | 0,753 | 1,000 | 0,392 | 0,466 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| IPS Empress 2 | 1,000 | 1,000 | 0,966 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava Ceram | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Lava DVS | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,775 | 1,000 | 0,001 | 0,004 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Omega 900 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,522 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 7 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| VM 9 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Ceramill ZI | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,047 | 0,129 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base+Glasur | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,522 | 0,753 | 0,001 | 0,003 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,712 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | | |
| Cercon base 120µm+Glasur | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,466 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | | |
| Digizon-A HIP | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,637 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Prettau | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,007 | 0,020 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | | |
| ICE Zirkon Transluzent | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,133 | 0,348 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | | |
| In-Ceram Alumina | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | | |
| In-Ceram YZ Cubes | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,010 | 0,029 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | | |
| In-Ceram Zirconia | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | | |
| IPS e.max ZirCAD | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,210 | 0,537 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | | |
| Lava Zirkonoxid | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | | |
| ZENO Zr Bridge | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,006 | 0,017 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | | | | | |
| Denta NEM | 1,000 | 0,775 | 1,000 | 1,000 | 0,053 | 0,081 | 0,000 | 0,000 | 0,440 | 1,000 | 1,000 | 0,076 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,217 | 1,000 | 0,198 | 1,000 | 0,842 | 1,000 | | | | |
| CoCr by Compartis | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | | | |
| CoCr by Compartis poliert | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,004 | 0,012 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 1,000 | 0,000 | | |
| Zahnschmelz | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | 0,000 | |

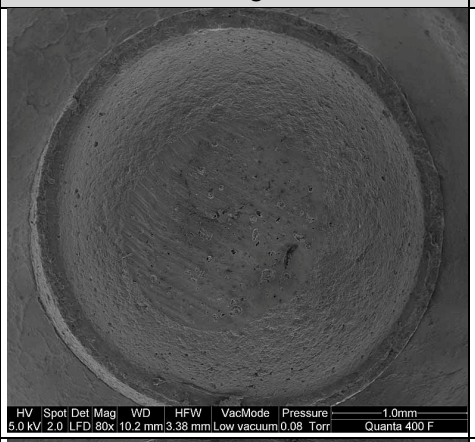
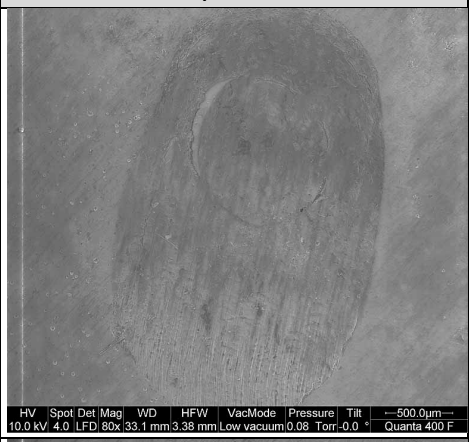
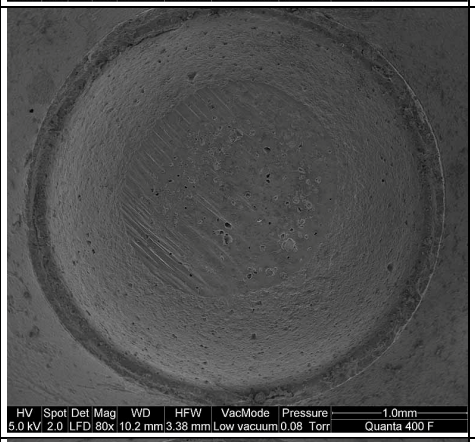
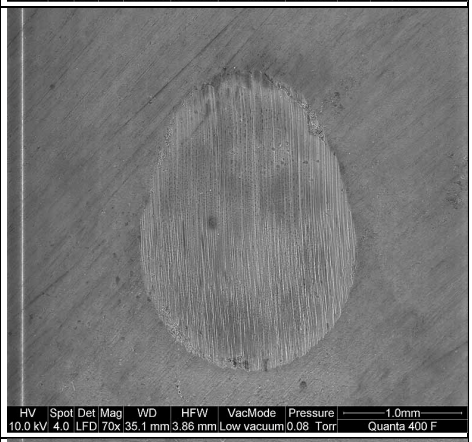
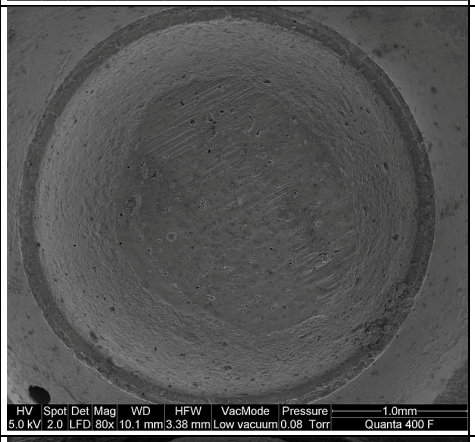
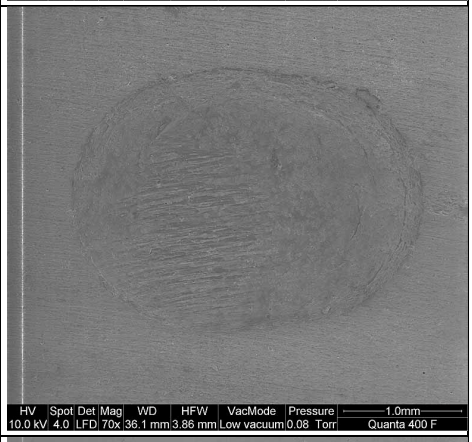
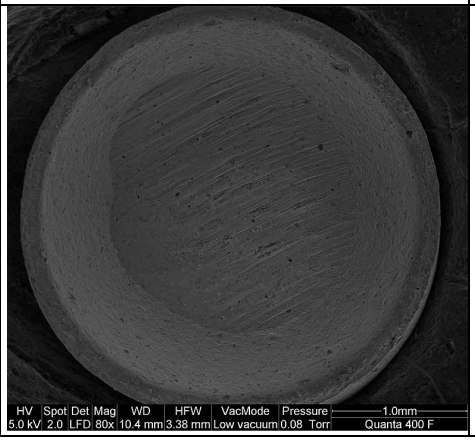
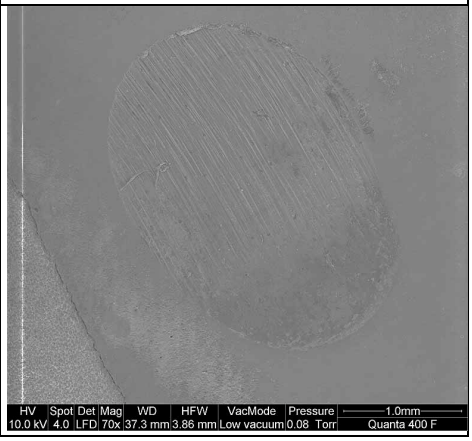
Tab. 11: Signifikanzwerte für die Rautiefe $R_z$ (dunkel: $p < 0,001$; hell: $p < 0,05$; farblos: $p \geq 0,05$)

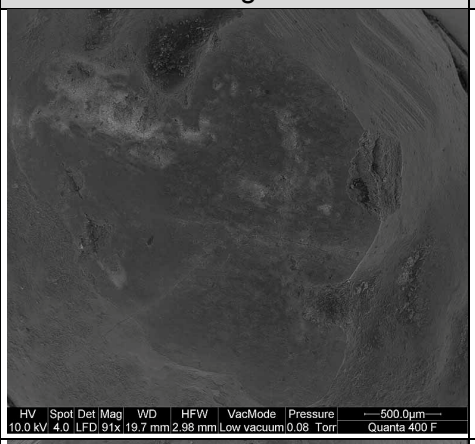
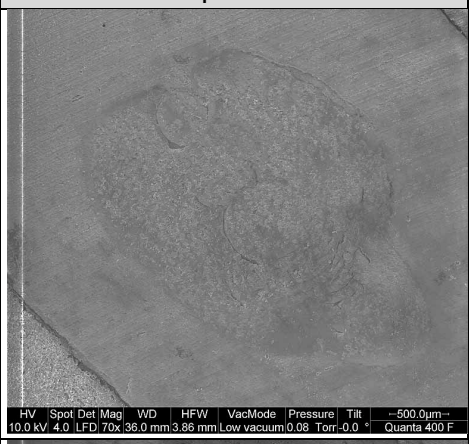
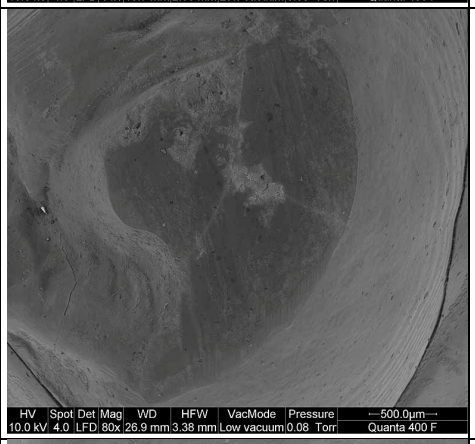
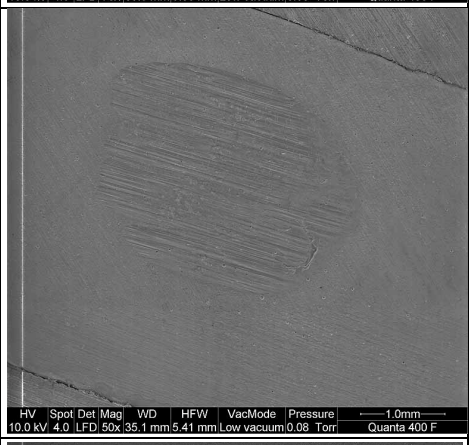
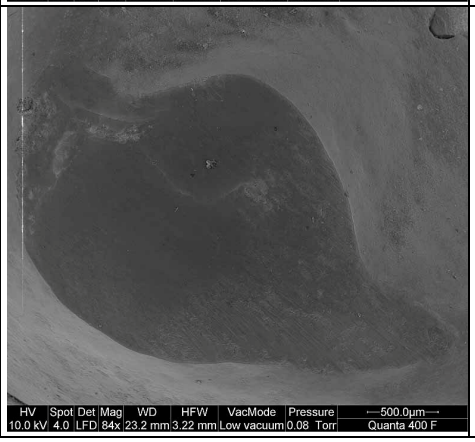
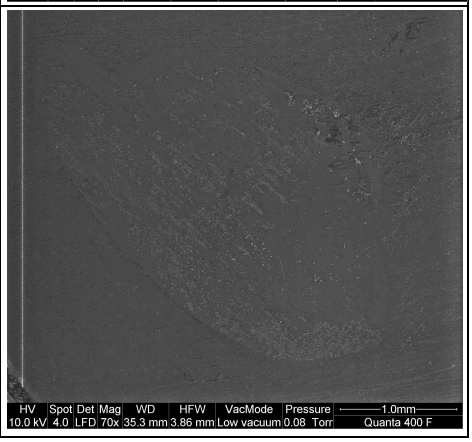
## 4.3 Rasterelektronenmikroskopische Auswertung

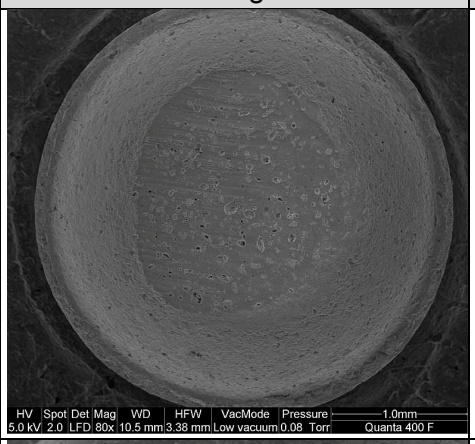
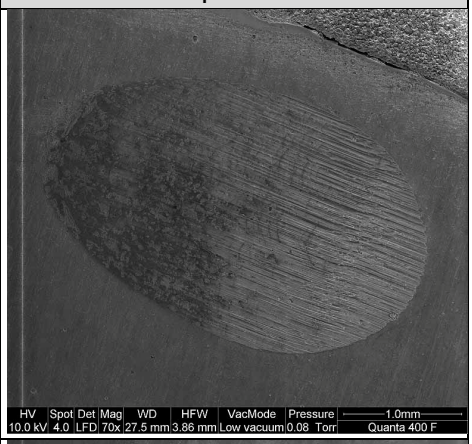
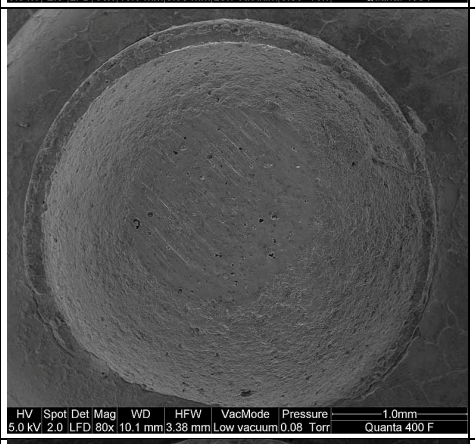
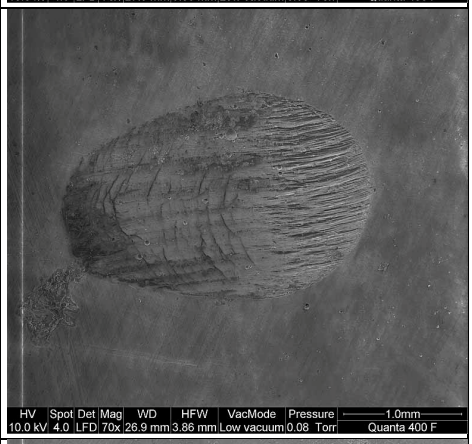
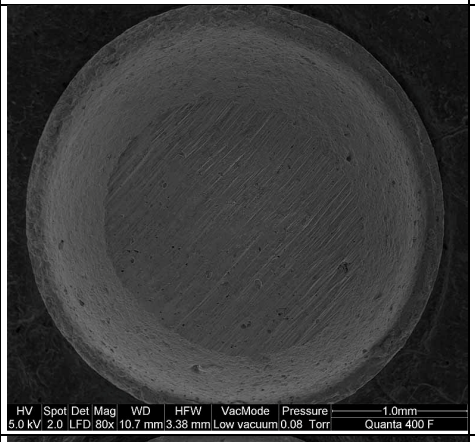
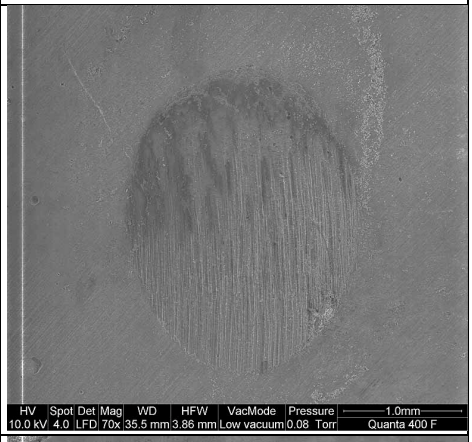
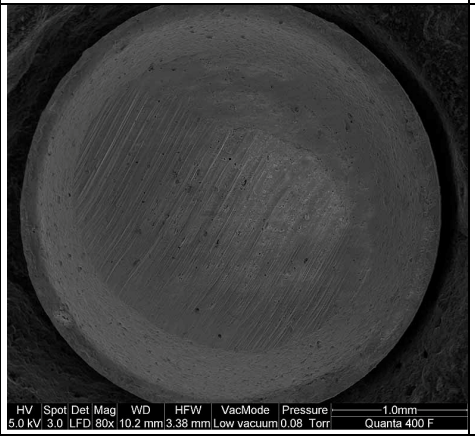
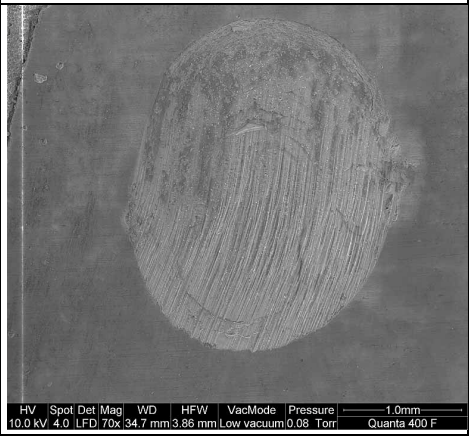
Die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen zeigten die Effekte der Verschleißsimulation an den Oberflächen der getesteten Materialien sowie ihrer Antagonisten. In den folgenden Tabellen werden zusammenfassend die Verschleißoberflächen der 30 Serien anhand je eines typischen Vertreters einschließlich des jeweiligen Antagonisten (Steatitkugel oder Zahn) im direkten Vergleich dargestellt. Im Anschluss wird auf typische Verschleißphänomene, die an Prüfkörpern, Steatitantagonisten und Zahnantagonisten der verschiedenen Serien zu beobachten waren, detailliert eingegangen. Unterschiede, die vor allem zwischen silikat- und oxidkeramischen Serien aufgefallen sind, wurden herausgearbeitet. Für die Zahnantagonisten wurde darüber hinaus eine quantitative Auswertung der aufgetretenen Verschleißmuster vorgenommen.

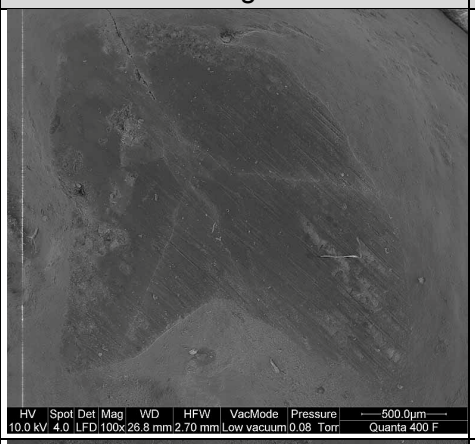
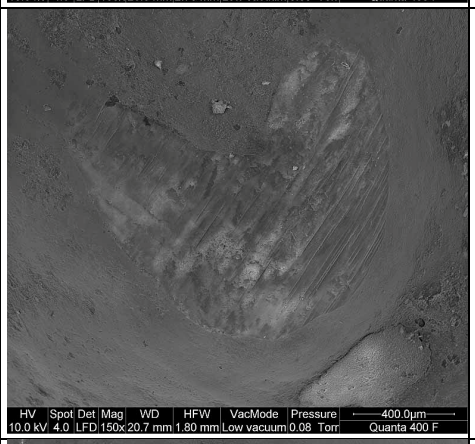
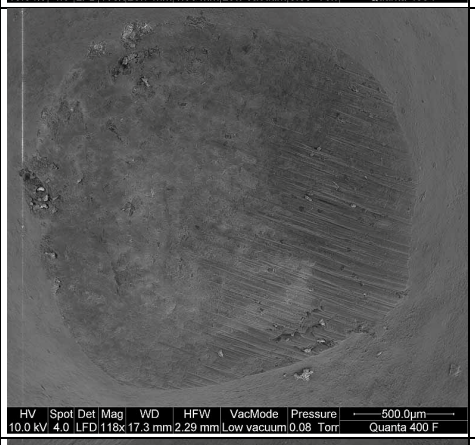
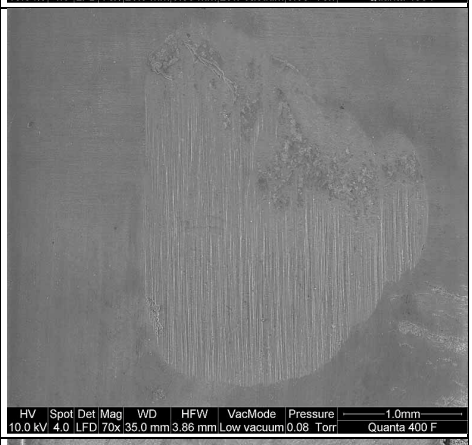
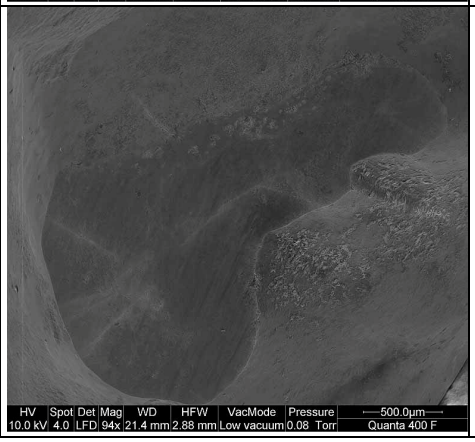
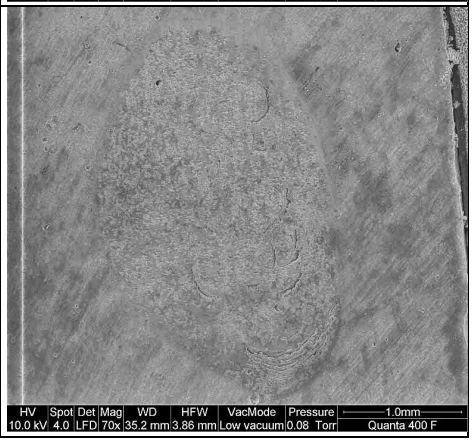
| Silikatkeramiken | Steatitantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| Cercon ceram kiss |   |   |
| Creation ZI-F |   |   |
| ICE Zirkon Keramik |   | |
| IPS e.max CAD |   |   |

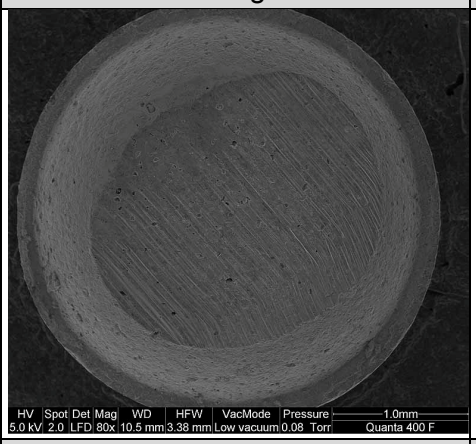
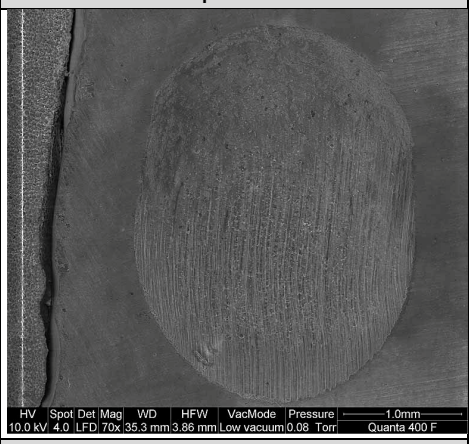
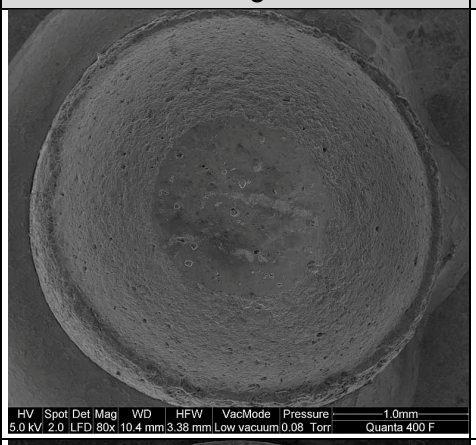
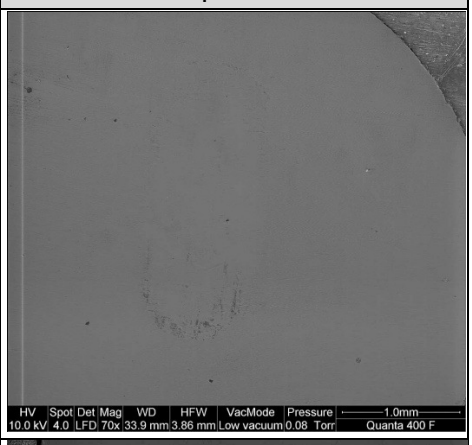
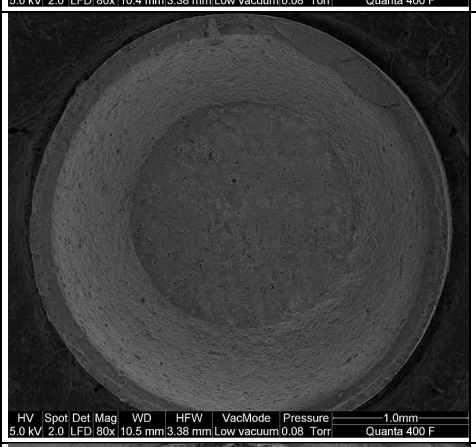
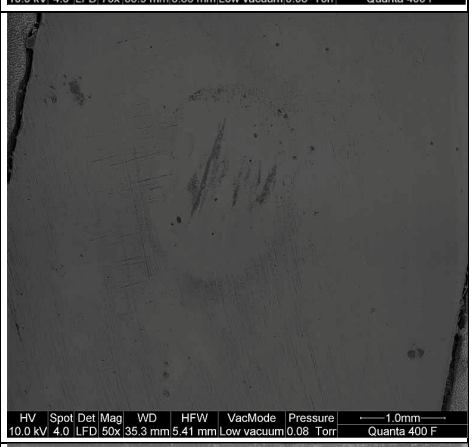
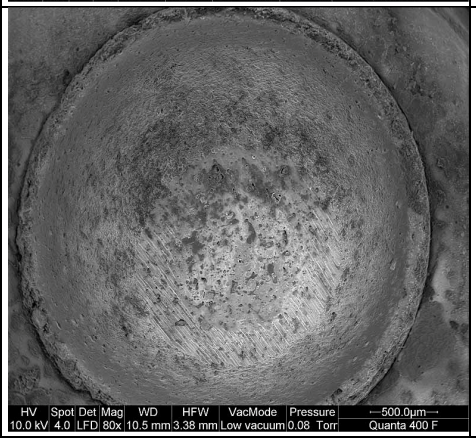
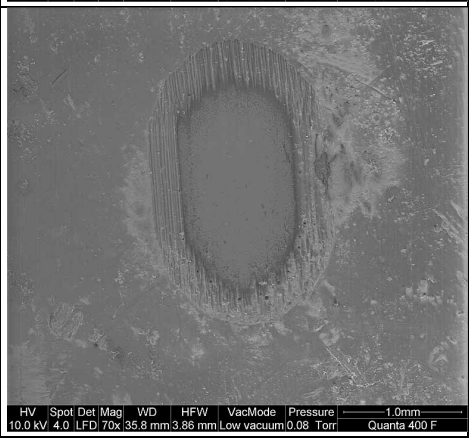
| Silikatkeramiken | Zahnantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| Cercon ceram kiss | |   |
| Creation ZI-F |   |   |
| ICE Zirkon Keramik |   |   |
| IPS e.max CAD |   |   |

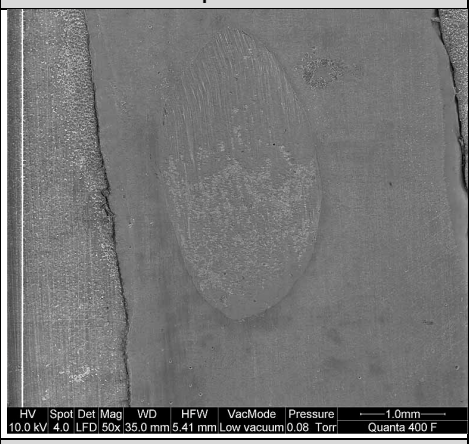
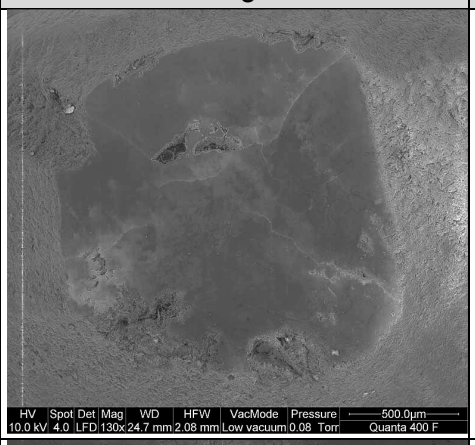
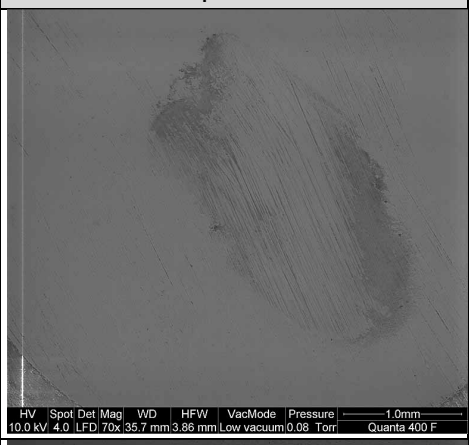
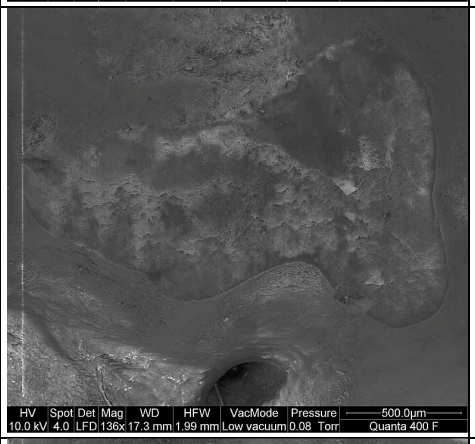
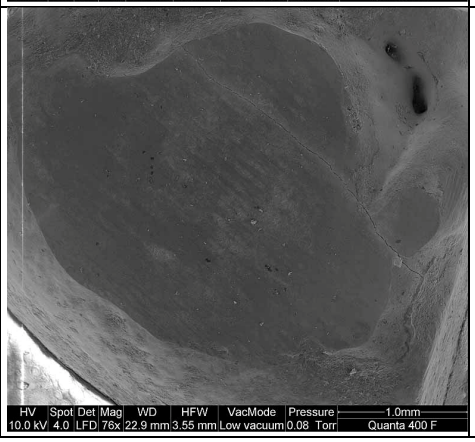
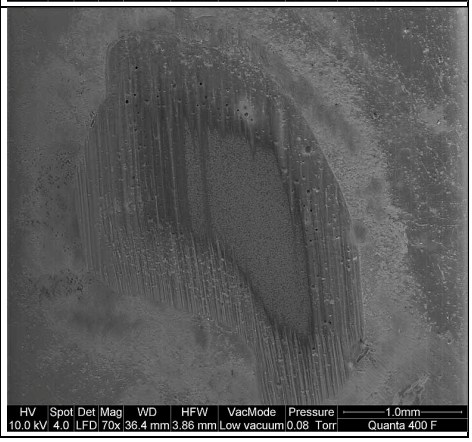
| Silikatkeramiken | Steatitantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| IPS e.max Ceram |   |   |
| IPS e.max Press |   |   |
| IPS e.max ZirPress |   |   |
| IPS Empress 2 |   |   |

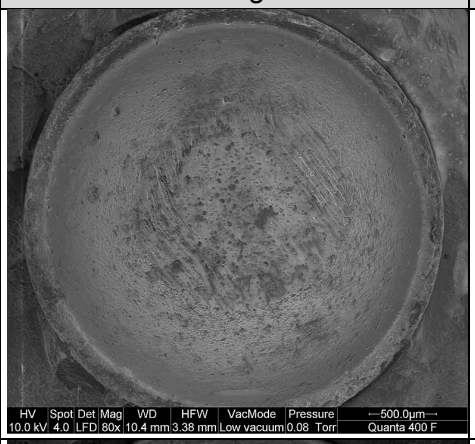
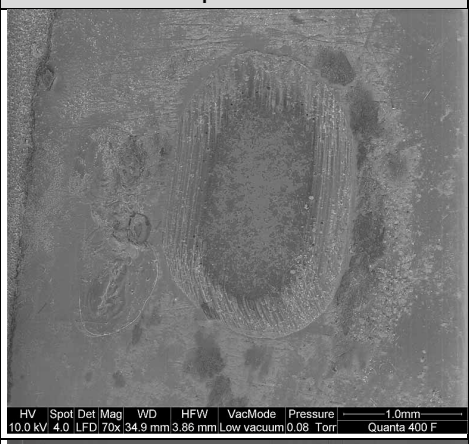
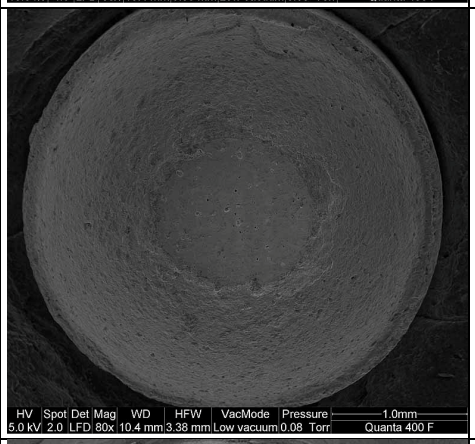
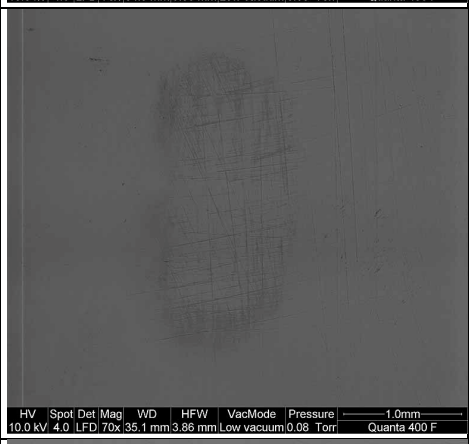
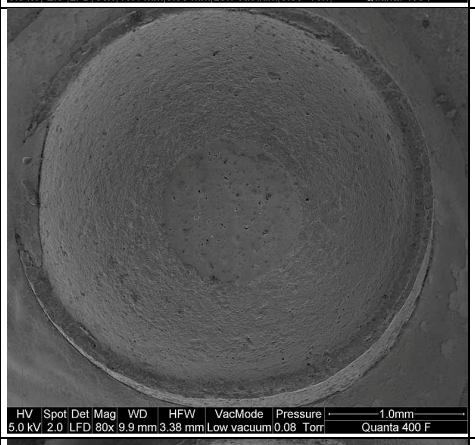
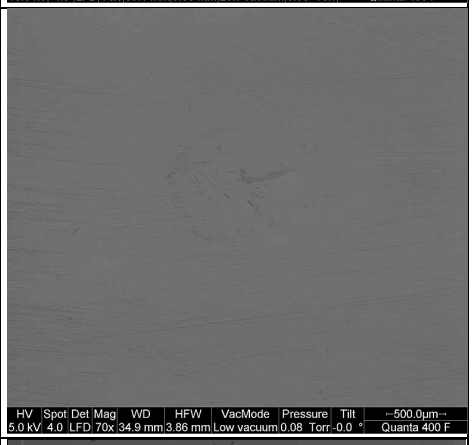
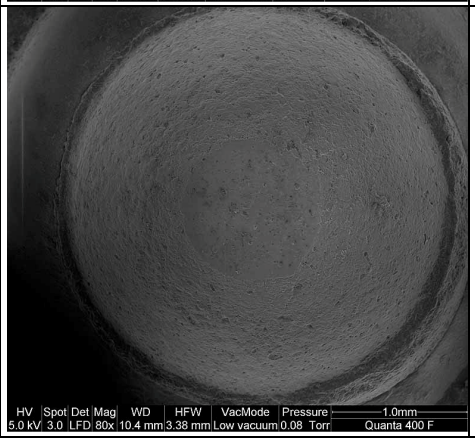
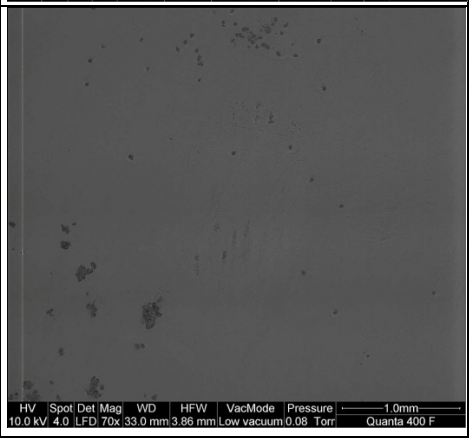
| Silikatkeramiken | Zahnantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| IPS e.max Ceram |   |   |
| IPS e.max Press |   | |
| IPS e.max ZirPress | |   |
| IPS Empress 2 |   |   |

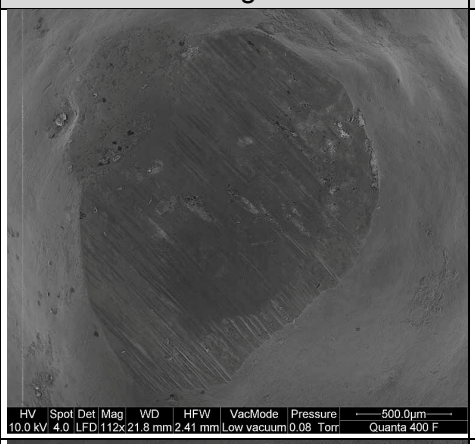
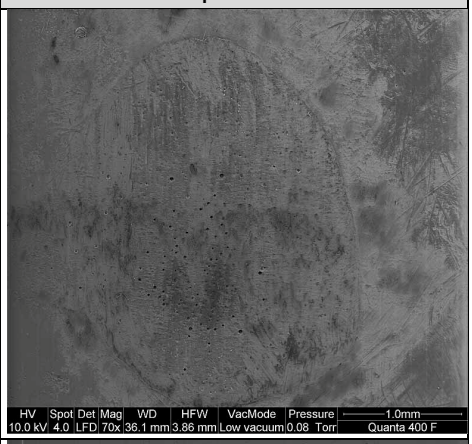
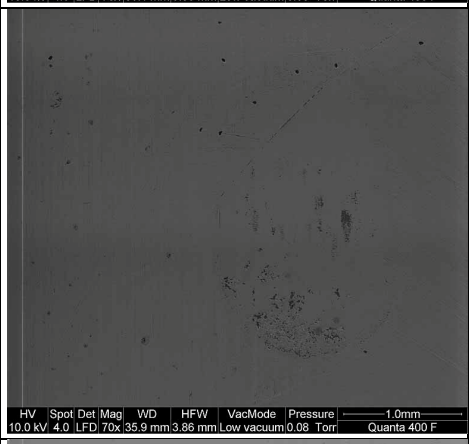
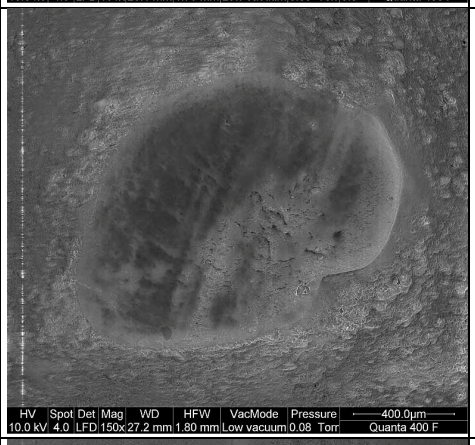
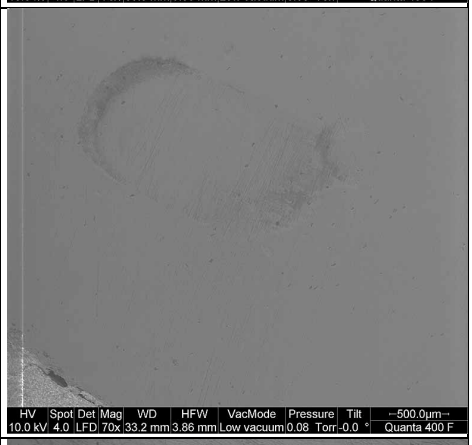
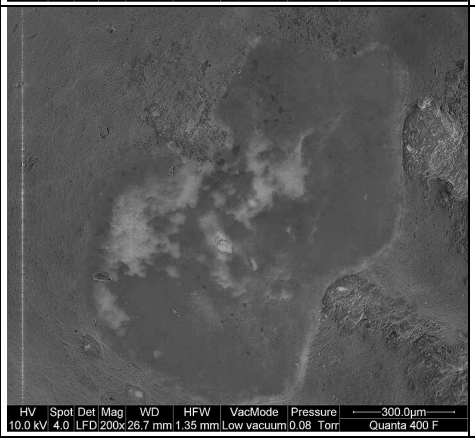
| Silikatkeramiken | Steatitantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| Lava Ceram |   |   |
| Lava DVS |   |   |
| Omega 900 |   |   |
| VM 7 |   |   |

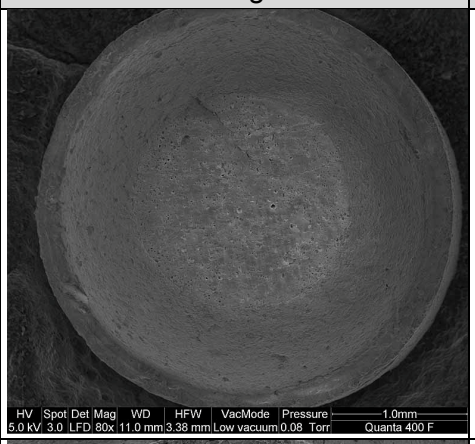
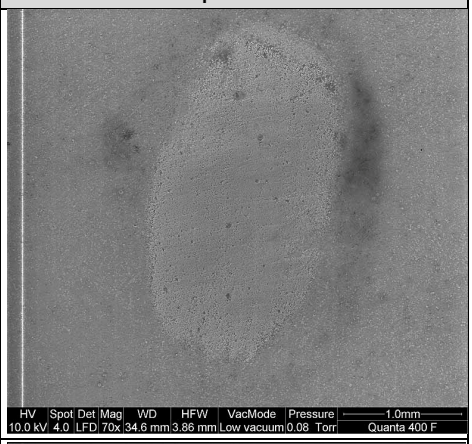
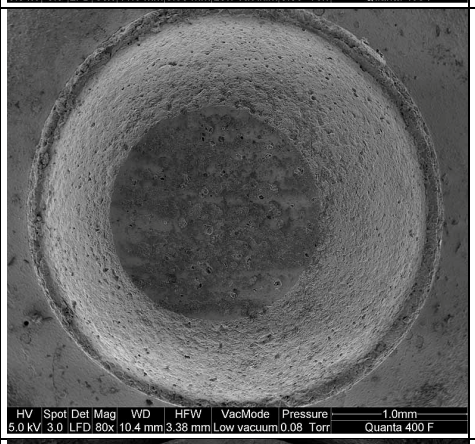
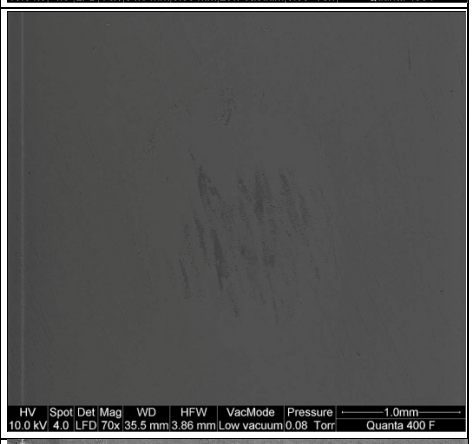
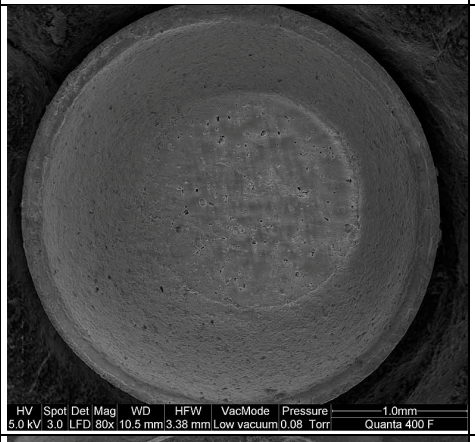
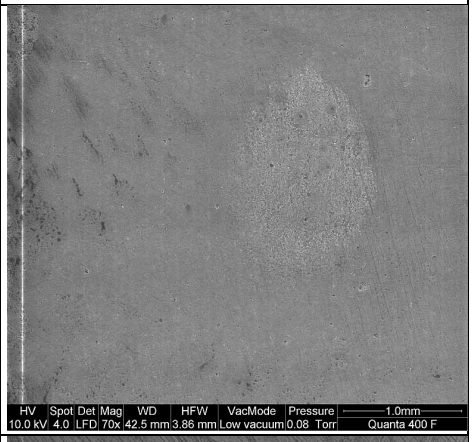
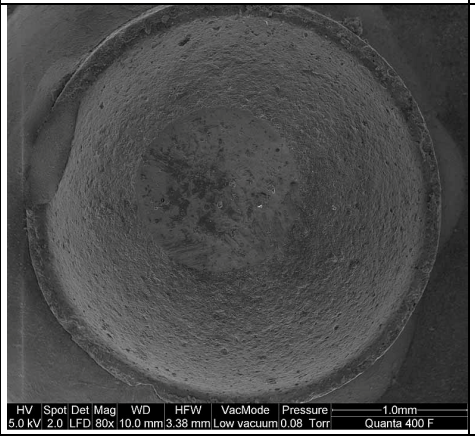
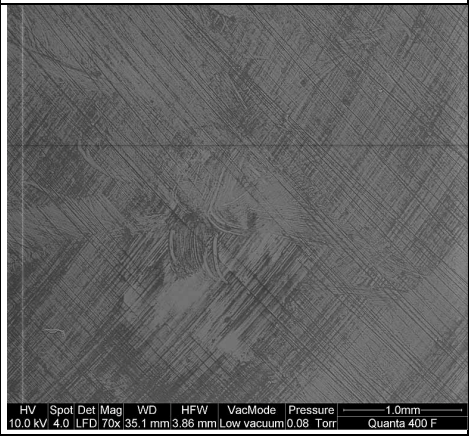
| Silikatkeramiken | Zahnantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| Lava Ceram |   | |
| Lava DVS |   | |
| Omega 900 |   |   |
| VM 7 |   |   |

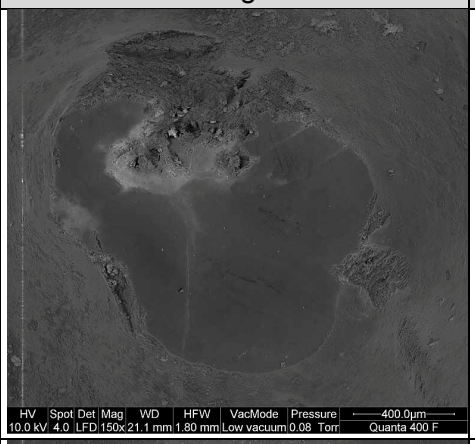
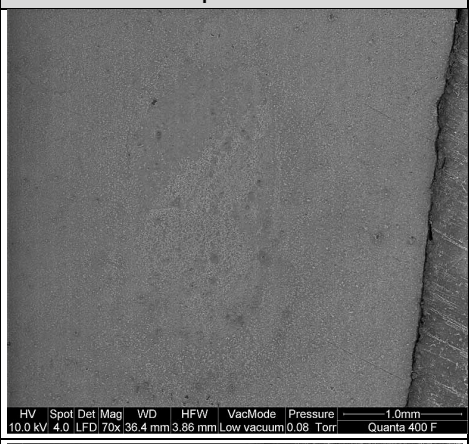
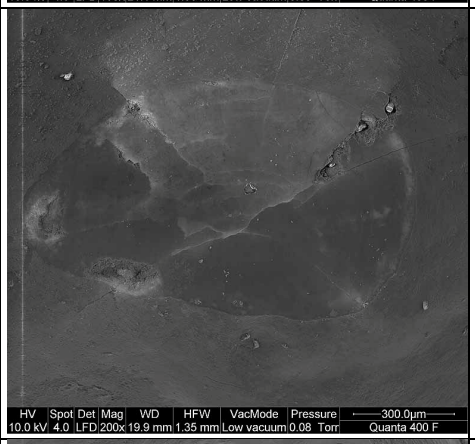
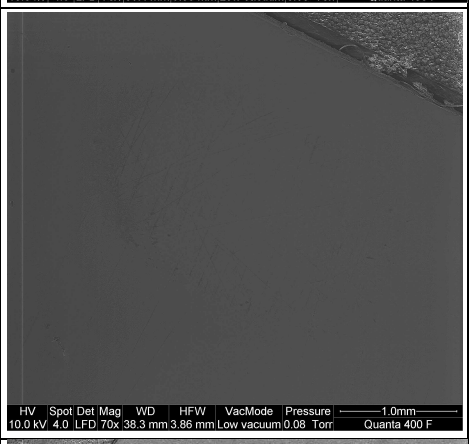
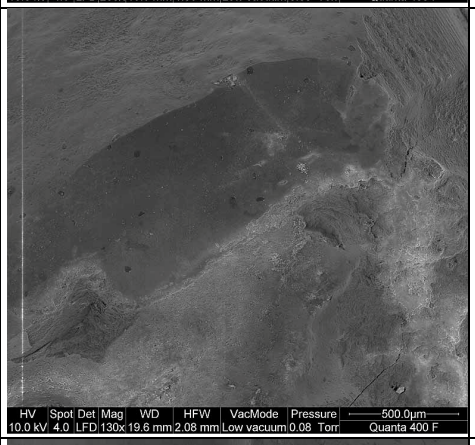
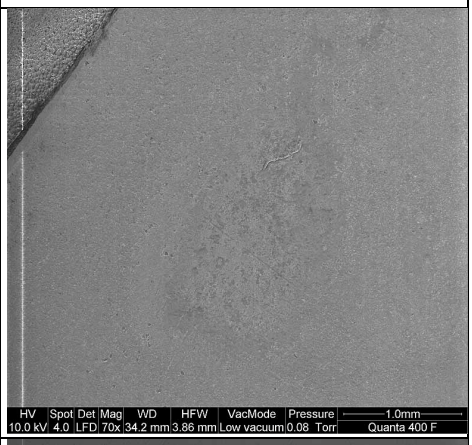
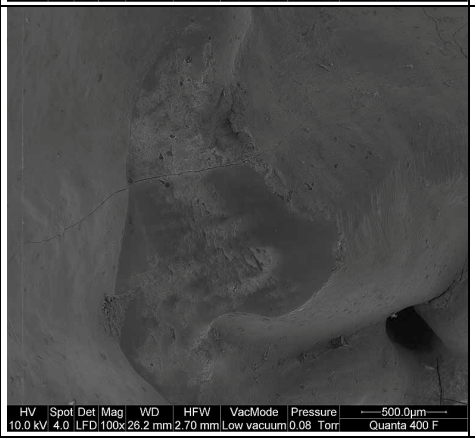
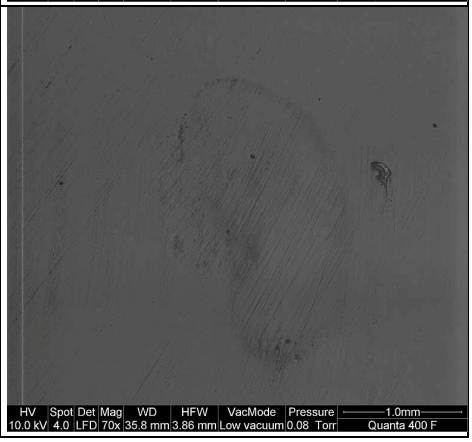
| Silikatkeramiken | Steatitantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| VM 9 |  |  |
| **Oxidkeramiken** | **Steatitantagonisten** | **Prüfplättchen** |
| Ceramill ZI |  |  |
| Cercon base |  |  |
| Cercon base + Glasur |  |  |

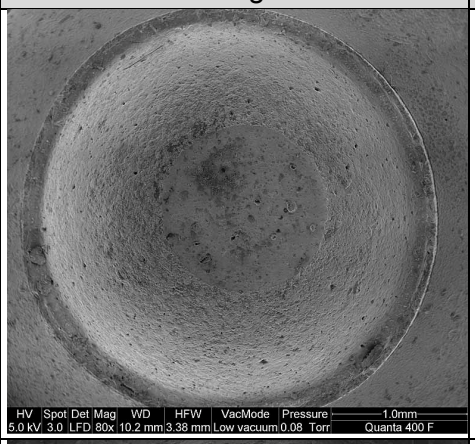
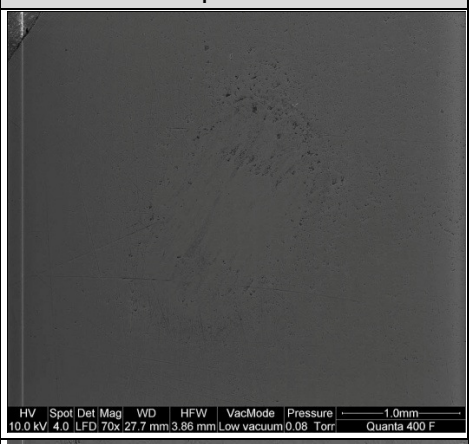
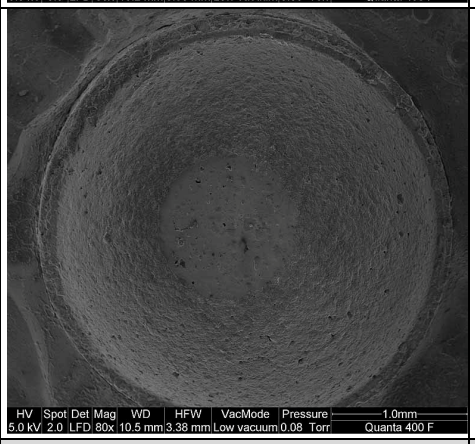
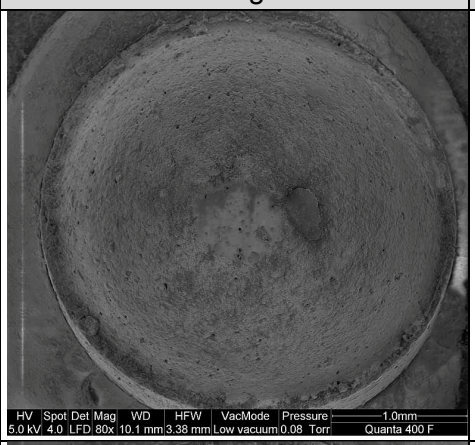
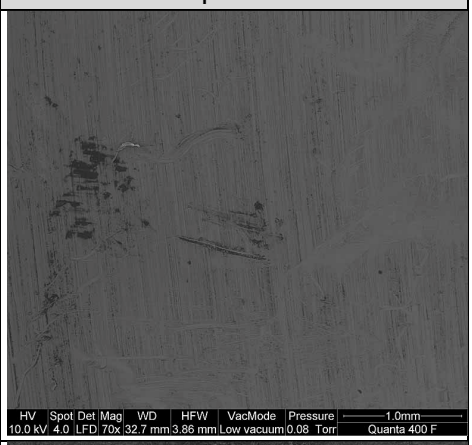
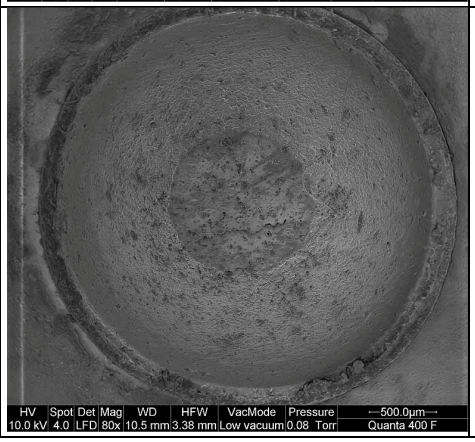
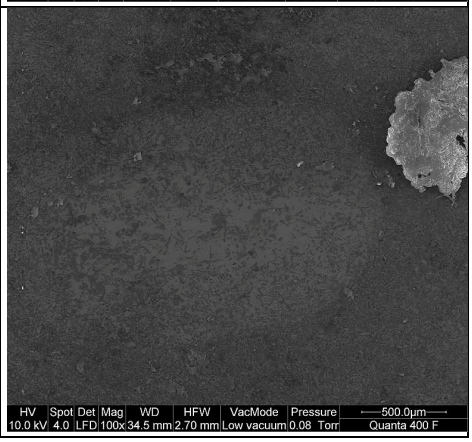
| Silikatkeramiken | Zahnantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| VM 9 | |  |
| **Oxidkeramiken** | **Zahnantagonisten** | **Prüfplättchen** |
| Ceramill ZI |  |  |
| Cercon base |  | |
| Cercon base + Glasur |  |  |

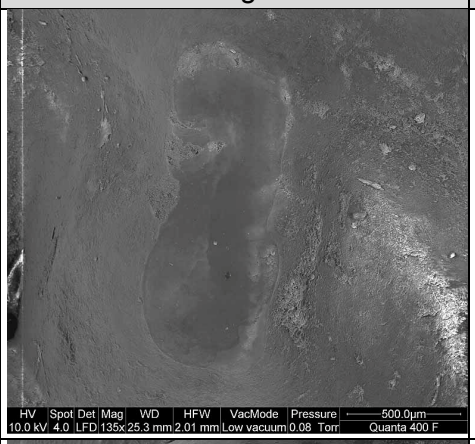
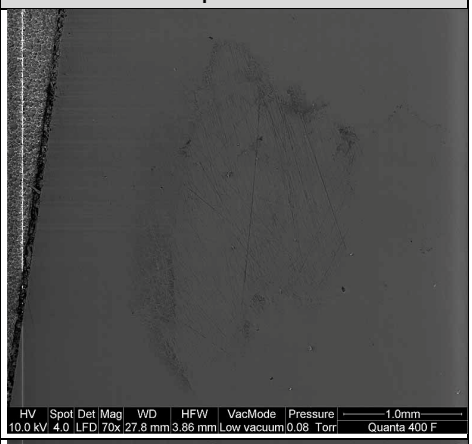
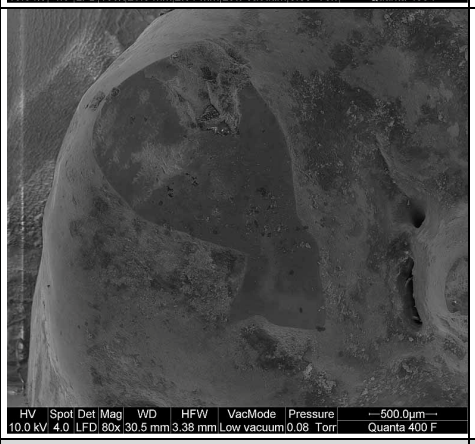
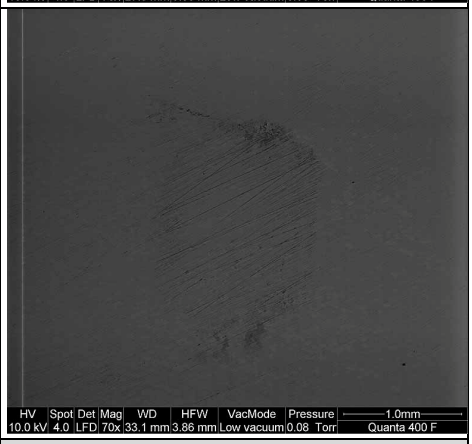
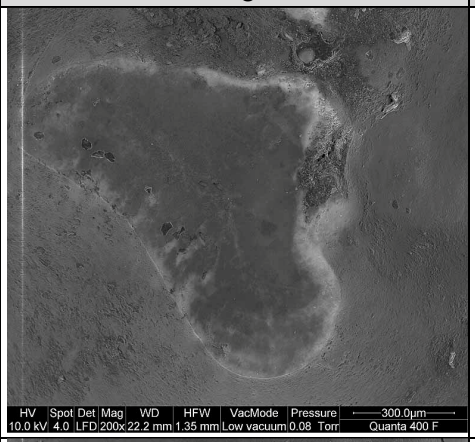
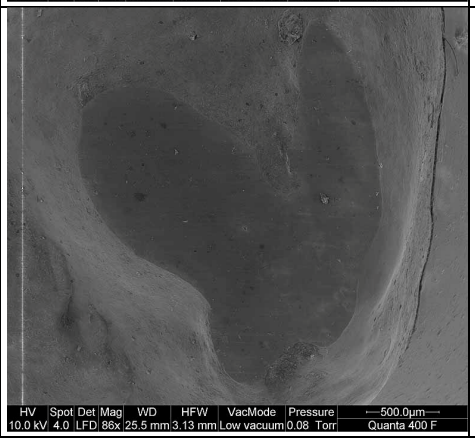
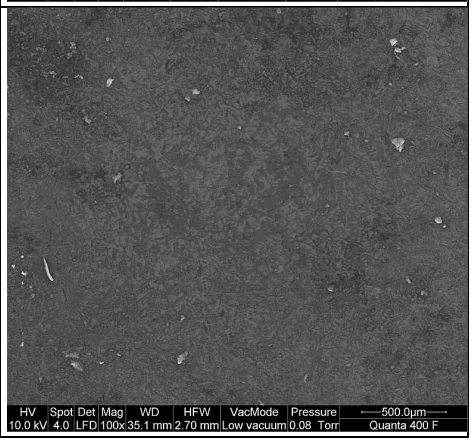
| Oxidkeramiken | Steatitantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| Cercon base + Sandstrahlung + Glasur |  |  |
| Digizon-A HIP |  |  |
| ICE Zirkon Prettau |  |  |
| ICE Zirkon Transluzent |  |  |

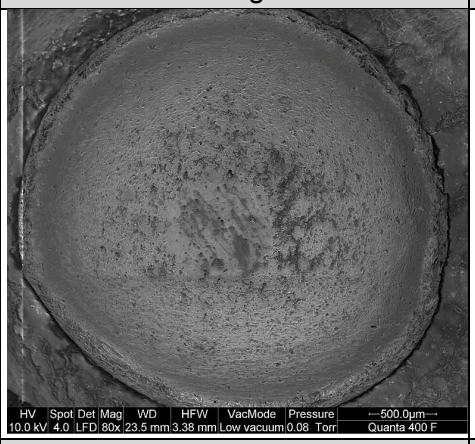
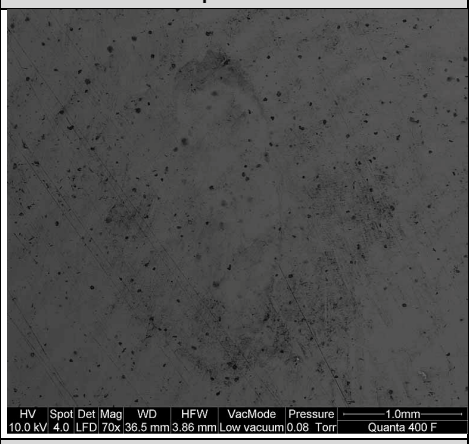
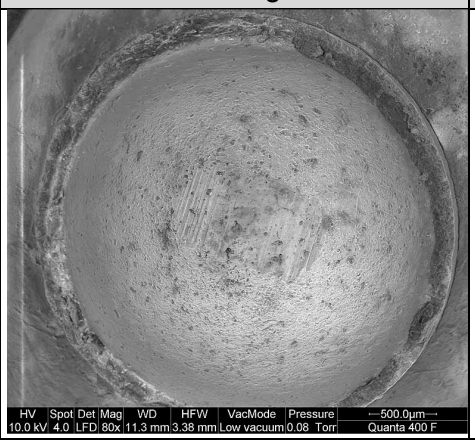
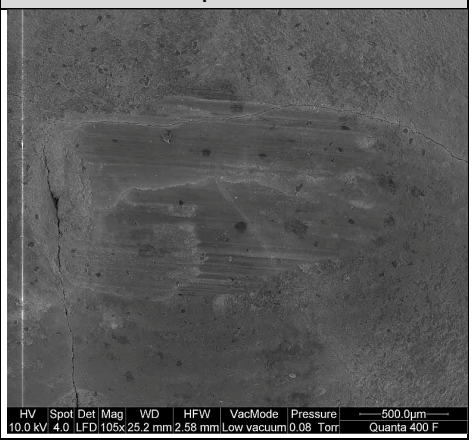
| Oxidkeramiken | Zahnantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| Cercon base + Sandstrahlung + Glasur |  |  |
| Digizon-A HIP | |  |
| ICE Zirkon Prettau |  |  |
| ICE Zirkon Transluzent |  | |

| Oxidkeramiken | Steatitantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| In-Ceram Alumina |   |   |
| In-Ceram YZ Cubes |   |   |
| In-Ceram Zirconia |   |   |
| IPS e.max ZirCAD |   |   |

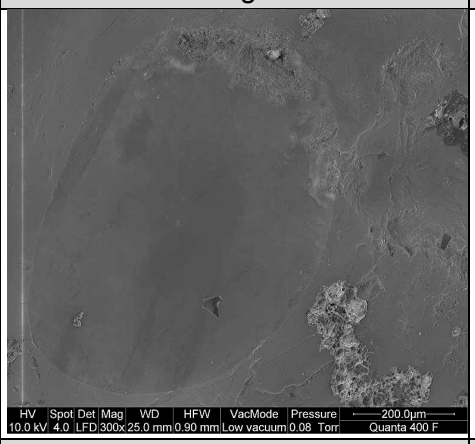
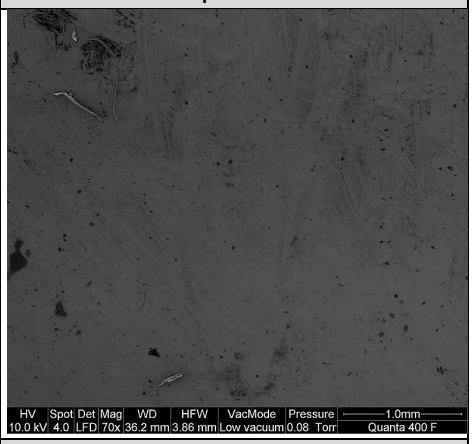
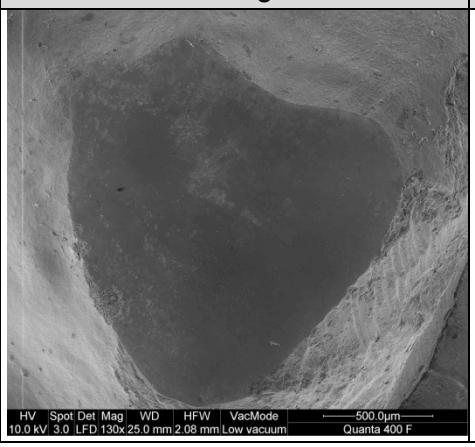
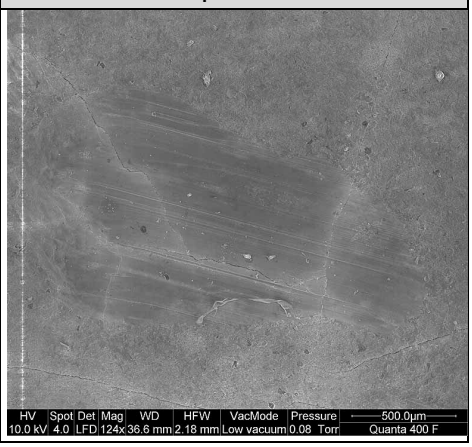
| Oxidkeramiken | Zahnantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| In-Ceram Alumina |  |  |
| In-Ceram YZ Cubes |  |  |
| In-Ceram Zirconia |  |  |
| IPS e.max ZirCAD |  |  |

| Oxidkeramiken | Steatitantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| Lava Zirkonoxid |  |  |
| ZENO Zr Bridge |  | |
| **NEM-Legierungen** | **Steatitantagonisten** | **Prüfplättchen** |
| Denta NEM |  |  |
| CoCr by Compartis (unbehandelt) |  |  |

| Oxidkeramiken | Zahnantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| Lava Zirkonoxid |   |   |
| ZENO Zr Bridge |   |   |
| **NEM-Legierungen** | **Zahnantagonisten** | **Prüfplättchen** |
| Denta NEM |   | |
| CoCr by Compartis (unbehandelt) |   |   |

| NEM-Legierungen | Steatitantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| CoCr by Compartis (poliert) |   |   |
| Zahnschmelz | Steatitantagonist | Prüfplättchen |
| |   |   |

Tab. 12: REM-Bilder der Serien mit Steatitantagonisten

| NEM-Legierungen | Zahnantagonisten | Prüfplättchen |
|---|---|---|
| CoCr by Compartis (poliert) |   |   |
| Zahnschmelz | Zahnantagonist | Prüfplättchen |
| |   |   |

Tab. 13: REM-Bilder der Serien mit Zahnantagonisten

Visuell konnten bei allen Silikatkeramiken typische Verschleißspuren erkannt werden, die anhand folgender Abbildung erläutert werden sollen.

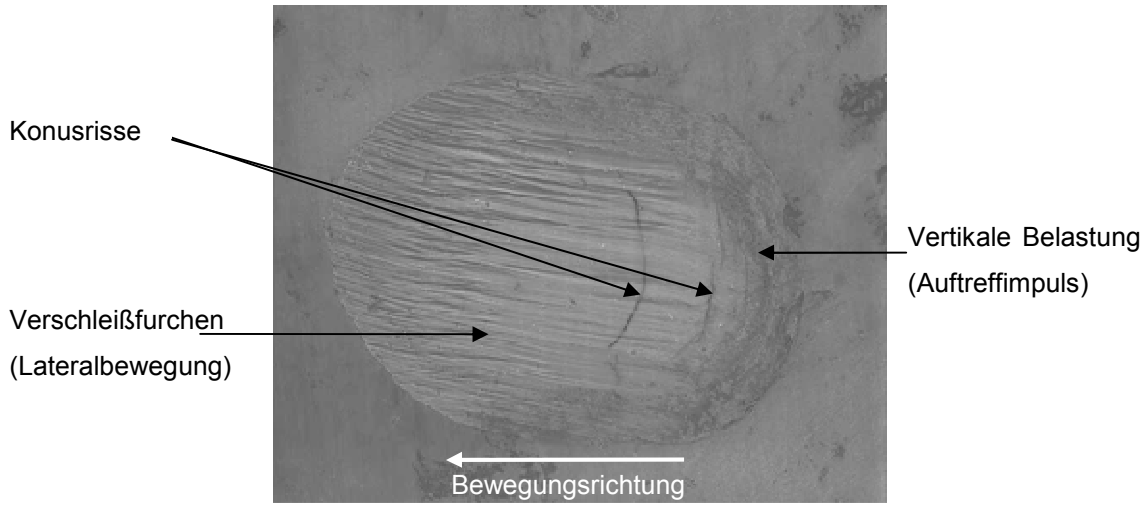



Abb. 19: REM-Bild (IPS e.max CAD) mit typischen Verschleißerscheinungen

Die Antagonisten verursachten während der vertikalen Belastung am Anfang eines Verschleißzyklus einen Auftreffimpuls. Die Oberfläche wirkte an dieser Stelle unregelmäßig zerklüftet. Teilweise haben sich hier einzelne Verschleißpartikel zurückgestaut. Die folgende Lateralbewegung zog Verschleißfurchen in Bewegungsrichtung nach sich. Diese waren bei den Steatitserien stärker ausgeprägt als bei den Zahnserien, zeigten jedoch keine eindeutigen Unterschiede bei Feldspatkeramiken, Fluorapatit- oder Lithiumdisilikat-Glaskeramiken. Der Übergang vom Auftreffort zu den Spuren der Lateralbewegung ist in Abb. 20 veranschaulicht. Im Verlauf der Lateralbewegung war die Bildung von Konusrissen (*cone cracks*) zu beobachten, die in der Aufsicht als Kreise bzw. Halbkreise imponieren. Im Falle der Halbkreise sind die Konusrisse nicht voll ausgebildet und man spricht von *partial cone cracks*. Ein typischer *partial cone crack* ist in Abb. 21 vergrößert dargestellt.

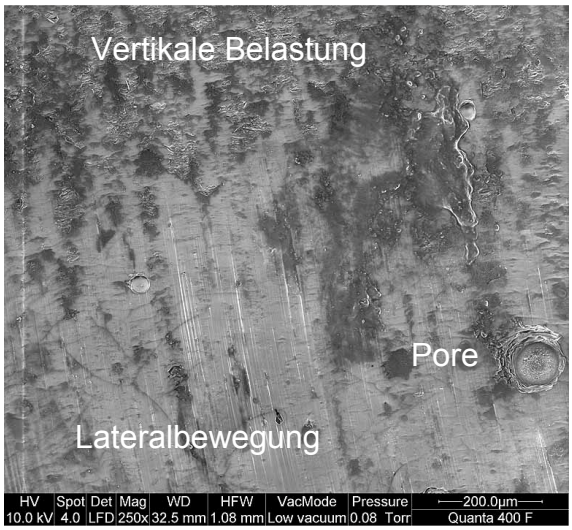



Abb. 20: REM-Bild (ICE Keramik)

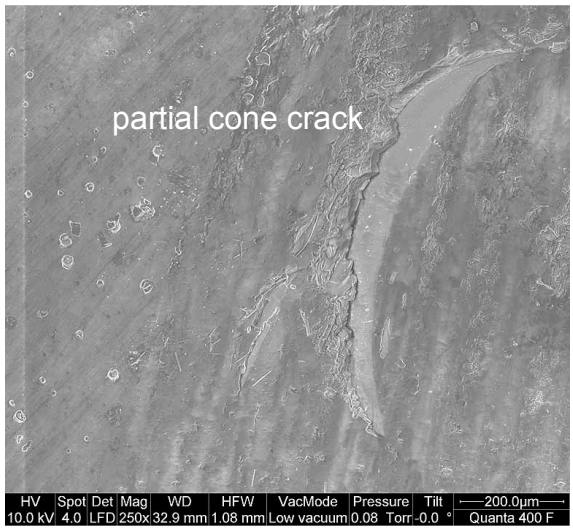



Abb. 21: REM-Bild (IPS e.max Ceram)

Die Orientierung dieser Halbkreise ist dabei immer so, dass die konkave Seite in Bewegungsrichtung zeigt. Vielfach bildeten sich auch Sequenzen von *partial cone cracks*, die sich in der Aufsicht als zueinander parallele Halbkreise darstellen. Teils scheinen diese knapp unterhalb der Oberfläche zu sein, teils sind sie zur Oberfläche offen (Abb. 22). Außerdem finden sich häufig in der Umgebung der Konusrisse zusätzlich Mikrosrisse (Abb. 23). Kleine Abplatzungen (Chippings), ausgehend von den Konusrissen, konnten nachgewiesen werden. Bei sehr hoher Vergrößerung lässt sich erkennen, dass die Bruchflächen der Konusrisse eine gezackte Struktur haben (Abb. 24).

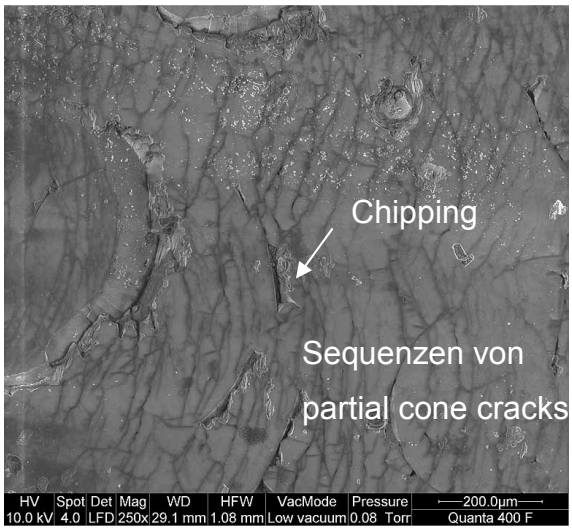



Abb. 22: REM-Bild (Lava Ceram)

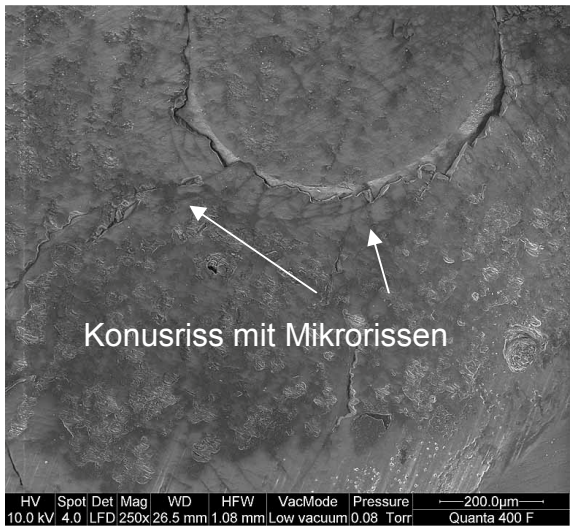



Abb. 23: REM-Bild (Lava DVS)

Die Phänomene der Abrasion, insbesondere des Mikrobrechens, und der Oberflächenzerrüttung stellten sich bei den Silikatkeramiken eindrucksvoll dar (Abb. 25). Oberflächenunregelmäßigkeiten sowie freigelegte Poren und Lufteinschlüsse wurden durchweg beobachtet.

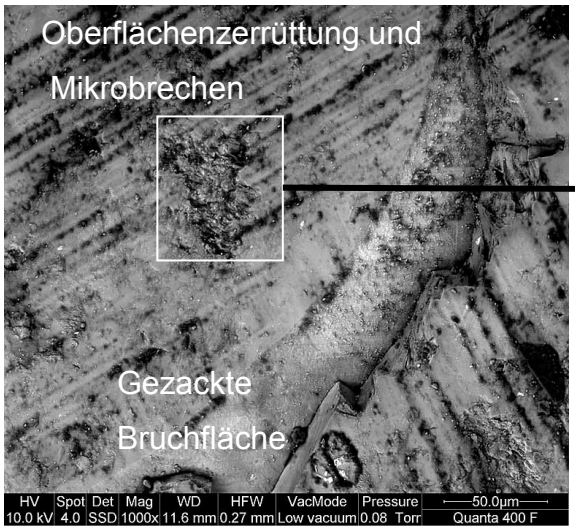



Abb. 24: REM-Bild (Lava DVS)

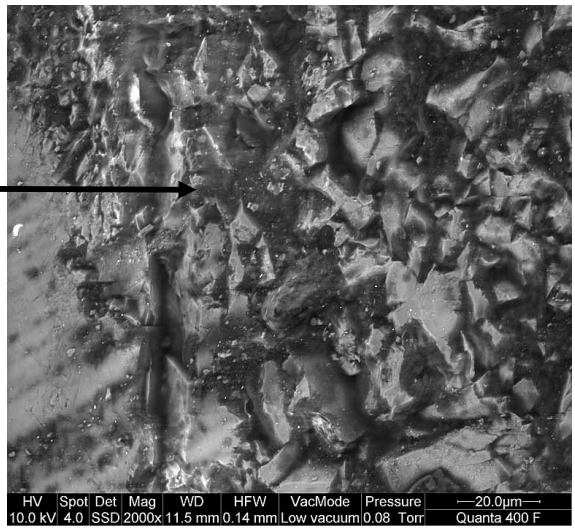



Abb. 25: REM-Bild (Lava DVS)

Die genannten Verschleißerscheinungen waren in mehr oder minder starker Ausprägung bei allen silikatkeramischen Prüfkörpern sowohl der Steatit- als auch der Zahnserien anzutreffen, unabhängig davon, ob es sich um Feldspatkeramiken, Fluorapatit- oder Lithiumdisilikat-Glaskeramiken handelte. Zwar waren die Verschleißriefen der Steatitserien tiefer als die der Zahnserien, Risse und andere

Verschleißphänomene waren jedoch – soweit beurteilbar – gleichermaßen stark vorhanden. Eine Quantifizierung der einzelnen Phänomene fand aber nicht statt.
Die Oberflächen der Oxidkeramiken waren nach der Verschleißsimulation relativ glatt, ohne Längsriefen und wiesen nur geringe Anzeichen von Oberflächenzerrüttung auf. In Abb. 26 ist ein typischer Vertreter der glasinfiltrierten Aluminiumoxidkeramiken dargestellt, in Abb. 27 ein Vertreter der Zirkoniumdioxidkeramiken. Die Oberfläche der glasinfiltrierten Oxidkeramik erscheint unregelmäßiger und poröser und zeigt etwas stärkere Zeichen der Oberflächenzerrüttung als die der polykristallinen Oxidkeramik. Die für die Silikatkeramiken typischen Konusrisse wurden jedoch bei keiner von beiden Oxidkeramiken beobachtet. Oberflächenunterschiede zwischen Steatitserien und Zahnserien wurden nicht festgestellt.

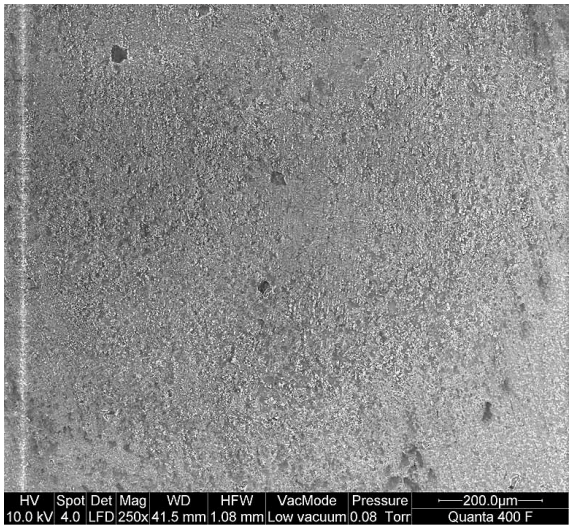



Abb. 26: REM-Bild (In-Ceram Zirconia)

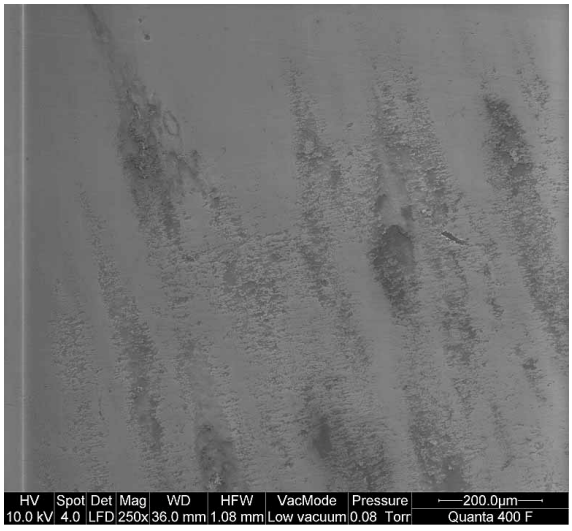



Abb. 27: REM-Bild (In-Ceram YZ Cubes)

Ein interessantes Erscheinungsbild präsentierte die glasierte Zirkoniumdioxidkeramik Cercon base. Während der Verschleißsimulation war die Glasur allmählich entfernt worden, sodass die Zirkoniumdioxidoberfläche in der Mitte, umrandet von der porösen Glasuroberfläche mit Längsriefen, in Erscheinung trat. Dabei fiel auf, dass die zuvor polierte Oberfläche auch nach Glasurentfernung mit einem glatten Erscheinungsbild aufwarten konnte (Abb. 28), während die durch die Sandstrahlung hervorgerufenen Oberflächenrauigkeiten immer noch vorhanden waren (Abb. 29).

Abb. 28: REM-Bild (Cercon base + Glasur)

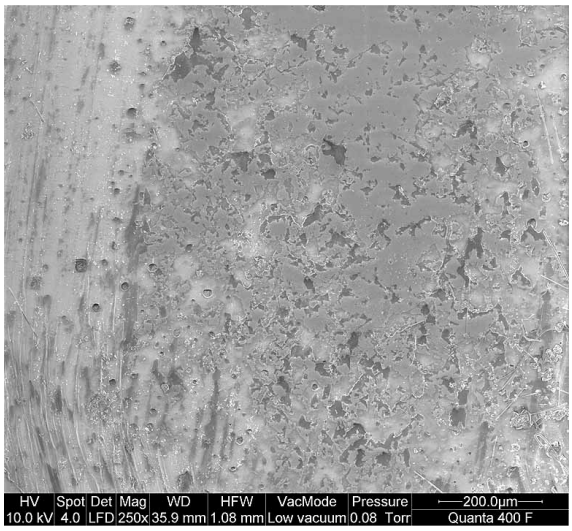



Abb. 29: REM-Bild (Cercon base 120 µm + Glasur)

Die Verschleißflächen der Nichtedelmetall-Legierungen waren kaum zu erkennen, da die für keramische Werkstoffe typischen Abrasionsmechanismen und die Vorgänge der Oberflächenzerrüttung hier keine Bedeutung haben.

Die Steatitkugeln, die als Antagonisten der Silikatkeramiken fungierten, zeigten wie diese Längsriefen in Bewegungsrichtung, während die Antagonisten der Oxidkeramiken und Nichtedelmetall-Legierungen glatte Oberflächen vorweisen konnten. Die Ausprägung der Verschleißriefen zeigte dabei keine Abhängigkeit vom Typ der Silikatkeramik (Feldspatkeramik, Fluorapatit- oder Lithiumdisilikat-Glaskeramik). Analog zum Erscheinungsbild der glasierten Zirkoniumdioxidkeramik Cercon base war auch bei der Steatitkugel eine relativ glatte Oberfläche im Zentrum von Verschleißfurchen umgeben. Die poröse Mikrostruktur von Steatit präsentierte sich inner- und außerhalb der Verschleißfacetten. Ein weiterer bemerkenswerter Unterschied war, dass bei den silikatkeramischen Serien die Verschleißflächen der Steatitkugeln nicht nur größer als bei den oxidkeramischen und metallischen Serien waren, sondern auch unsymmetrisch in ihrer Ausdehnung. Dies konnte auch in der lichtmikroskopischen Auswertung bestätigt werden. Die nahezu kreisrunden Verschleißflächen der oxidkeramischen und metallischen Serien waren darüber hinaus plan und nicht wie die der silikatkeramischen Serien über die Oberfläche der Steatitkugeln gekrümmt.

Bei der visuellen Analyse der Verschleißflächen der Zahnantagonisten konnten drei verschiedene Phänomene beobachtet werden:

- Riefen: parallele Furchen in Bewegungsrichtung, die die Verschleißfläche komplett oder teilweise überziehen.
- Ausbrüche: innerhalb oder am Rand der Verschleißfläche aufgetretene Abplatzungen bzw. kraterartige Materialverluste.
- Risse: zentral oder die Grenzen der Verschleißfläche überschreitend; oft sternförmig angeordnet; unterhalb der Oberfläche gelegen oder nach oben offen.

In Abb. 30 werden Riefen, Ausbrüche und Risse exemplarisch anhand eines Zahnes aus der Serie Lava Ceram illustriert.

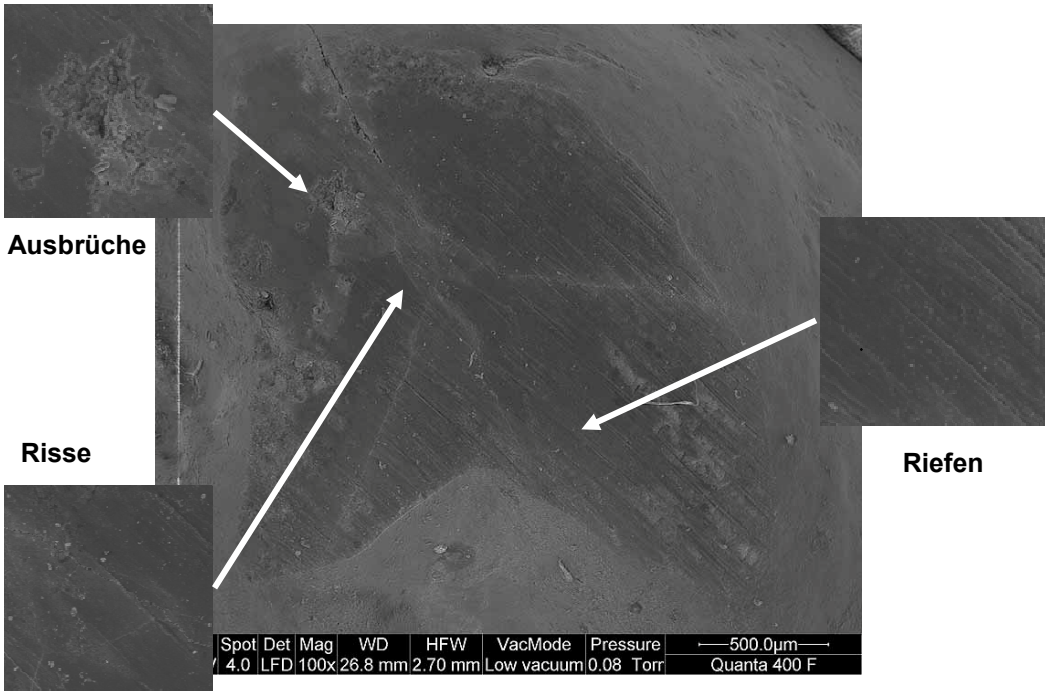



Abb. 30: Visuelle Analyse der Verschleißerscheinungen am Schmelzantagonisten

Diese drei Verschleißerscheinungen wurden für alle 8 Zähne pro Serie protokolliert und die Häufigkeiten und Kombinationen ihres Auftretens für jede einzelne Serie quantitativ ausgewertet. In Abb. 31 soll zunächst ein Überblick über die mittleren Häufigkeiten von Riefen, Ausbrüchen und Rissen bei den verschiedenen

Materialklassen gegeben werden. Im Anschluss werden in Abb. 32 die absoluten Häufigkeiten jeder einzelnen Serie graphisch dargestellt, darüber hinaus sind sie zusammen mit ihren Kombinationsvarianten im tabellarischen Anhang detailliert aufgelistet.

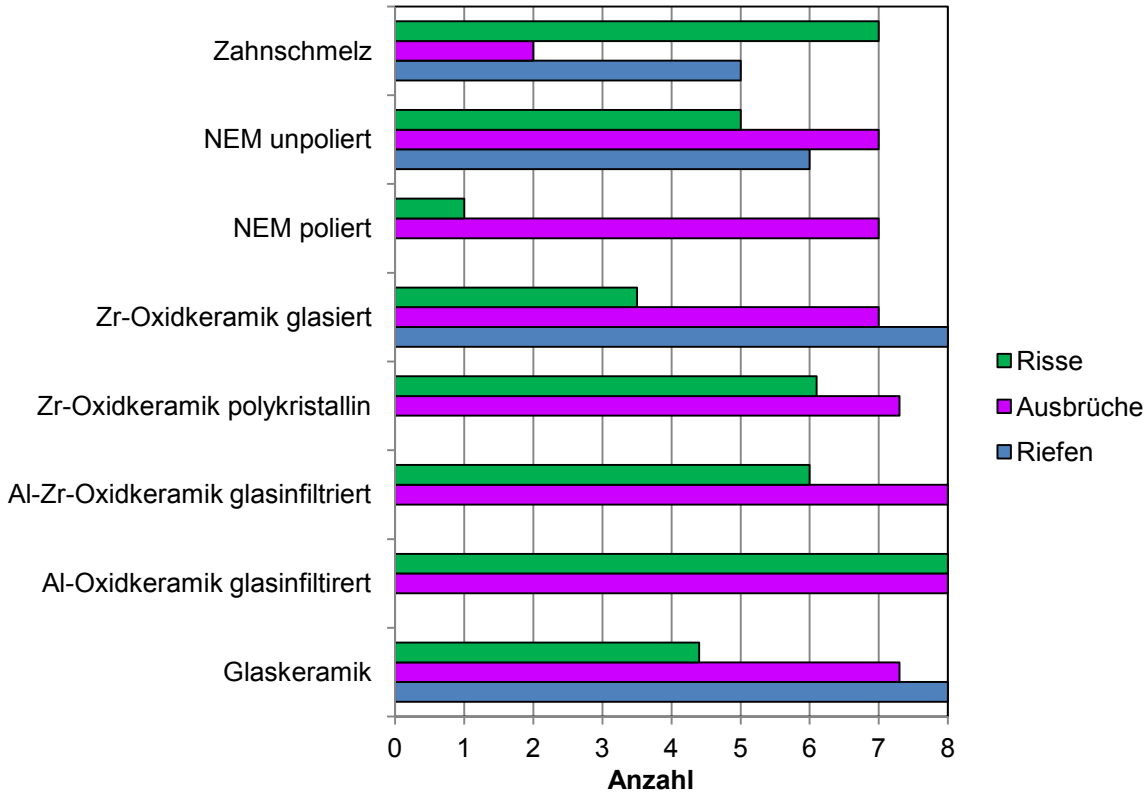



Abb. 31: Mittlere Häufigkeiten der Verschleißphänomene pro 8 Probekörper, bezogen auf einzelne Materialgruppen

Analog zu den Steatitkugeln ließen auch alle Zahnantagonisten der Silikatkeramiken durchweg Längsriefen in Bewegungsrichtung erkennen. Das Gleiche galt für die Serien Cercon base + Glasur und Cercon base 120 µm + Glasur, wobei die zentralen Bereiche in einem geringeren Maß betroffen waren als die peripheren Bereiche der Verschleißfläche. Bei den Silikatkeramiken hatten die Antagonisten der Feldspatkeramiken augenscheinlich tiefere Riefen als die Antagonisten der Lithiumdisilikat- und Fluorapatitglaskeramiken. Diese Differenzierung war im Falle der Steatitantagonisten nicht möglich. Letztere wiesen im Allgemeinen jedoch unabhängig vom Glaskeramiktyp stärker ausgeprägte Furchen auf als die Zahnantagonisten. Die Längsriefen traten selten alleine,

sondern meist in Kombination mit Ausbrüchen und/oder Rissen auf. Die Größenordnungen waren bei Silikatkeramiken und glasierten Zirkoniumdioxid-keramiken nahezu identisch, wobei Ausbrüche (~ 7 von 8) jeweils häufiger vorzufinden waren als Risse (~ 4 von 8). In einem großen Teil der Fälle präsentierten sich Riefen, Ausbrüche und Risse jedoch simultan. Weder die Antagonisten der polierten Zirkoniumdioxidkeramiken noch die der glasinfiltrierten Aluminiumoxidkeramiken wiesen Verschleißfurchen auf, dafür jedoch fast ausnahmslos Ausbrüche. Im Falle der mit Zirkoniumdioxidpartikeln verstärkten glasinfiltrierten Aluminiumoxidkeramik In-Ceram Zirconia waren zusätzlich 6 von 8 Schmelzoberflächen rissbehaftet, was auch in etwa dem Durchschnittswert der polykristallinen Zikoniumdioxidkeramiken entsprach. Im Falle der glasinfiltrierten Aluminiumoxidkeramik In-Ceram Alumina waren dagegen alle Oberflächen von Rissen betroffen. Im Vergleich war demnach die Häufigkeit von Ausbrüchen bei den Zahnantagonisten der Glaskeramiken und polierten bzw. glasierten Oxidkeramiken etwa gleichermaßen hoch (~ 7-8 von 8), wohingegen die Anzahl an Rissen bei den Serien der Glaskeramiken und glasierten Zirkonium-dioxidkeramiken durchschnittlich geringer war (~ 4 von 8) als bei den Serien der polierten Oxidkeramiken (~ 6 von 8). Bei der Betrachtung der antagonistischen Schmelzoberflächen der NEM-Prüfkörper herrschten in Übereinstimmung zu den Keramiken vor allem Ausbrüche vor. Riefen konnten bei 6 von 8 Antagonisten der unbehandelten CoCr-Oberfläche aufgefunden werden, während bei den polierten NEM-Legierungen alle glatt waren. Im Vergleich zu allen anderen Materialtypen fiel die besonders geringe Zahl an Rissen bei den polierten NEM-Legierungen auf. Auch die Risshäufigkeit bei unpoliertem CoCr by Compartis (5 von 8) lag noch etwas unter dem Durchschnitt. Beim Verschleiß der Kombination Schmelz-Schmelz wiesen 5 von 8 Antagonisten Riefen auf, deutlich geringer waren vergleichsweise die Ausbrüche (2 von 8), wohingegen die Zahl an Rissen (7 von 8) wieder höher war. Zusammenfassend war bei allen Serien eine Kombination unterschiedlicher Verschleißphänomene das dominierende Erscheinungsbild.

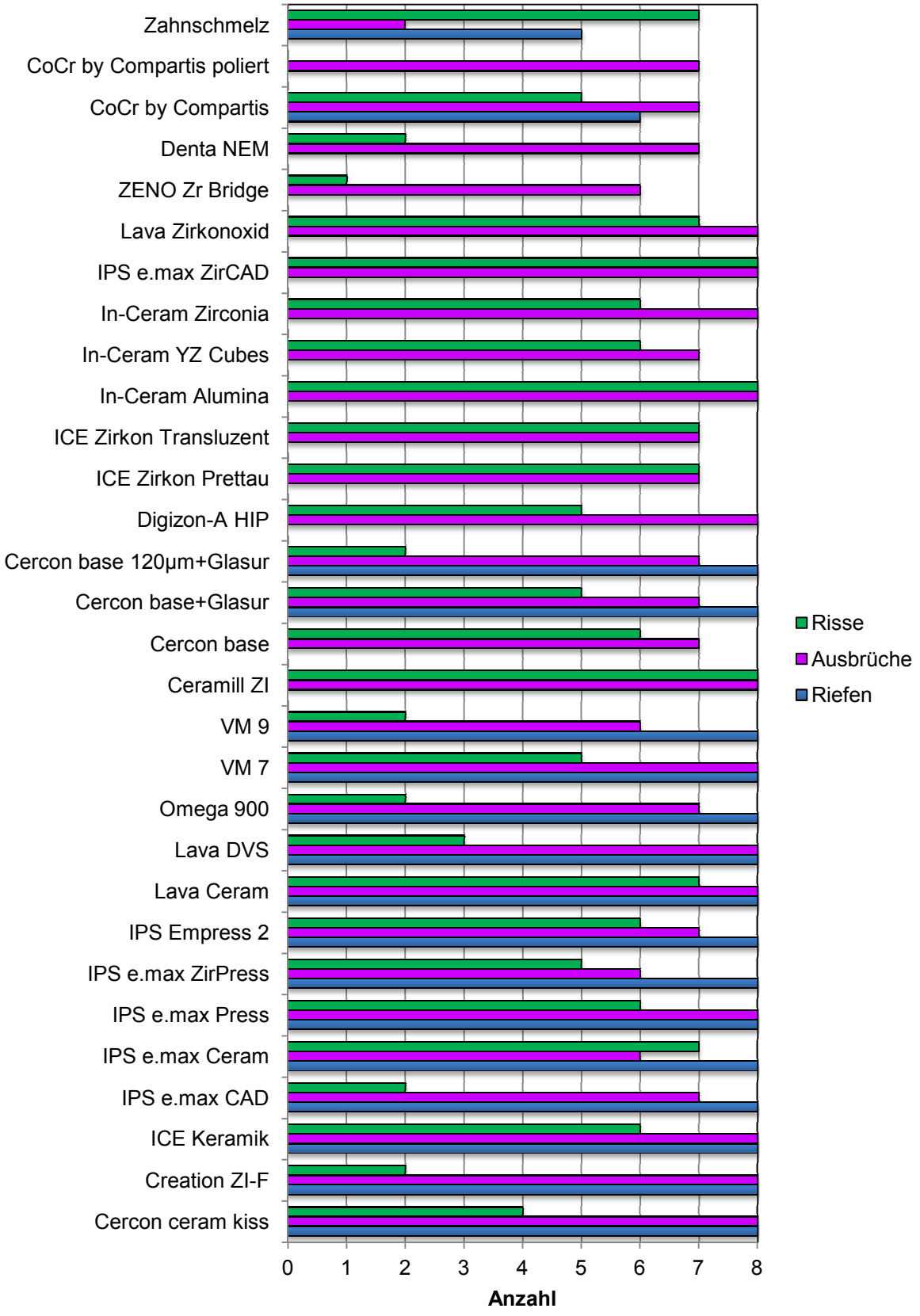



Abb. 32: Häufigkeiten von Riefen, Ausbrüchen und Rissen pro Serie à 8 Probekörper

Bei der detaillierten Betrachtung der einzelnen Serien wichen unter den Silikatkeramiken die Risshäufigkeiten von Creation ZI-F, IPS e.max CAD, Omega 900 und VM 9 mit sehr geringen Werten (2 von 8) und die Risshäufigkeiten von IPS e.max Ceram und Lava Ceram mit sehr hohen Werten (7 von 8) vom Durchschnitt ab. Abgesehen davon war die Verteilung der Verschleiß-erscheinungen sehr homogen.

Unter den polierten Zirkoniumdioxidkeramiken kam ZENO Zr Bridge eine Sonderstellung zu. Die Schmelzoberfläche erlitt, sowohl was die Ausbrüche (6 von 8) als auch insbesondere die Risse (1 von 8) betraf, den mit Abstand geringsten Schaden. Zwei Schmelzoberflächen blieben sogar gänzlich unversehrt. Ansonsten waren auch in der Gruppe der Oxidkeramiken Ausbrüche und Risse relativ gleichmäßig verteilt.

Alle Serien im Überblick betrachtend war die Kombination unterschiedlicher Verschleißphänomene die Regel, mit der Ausnahme, dass polierte Oxidkeramiken nie Riefen verursachten. Ausbrüche traten meist in Kombination mit Riefen und/oder Rissen auf, Risse entstanden jedoch seltener in Abwesenheit von Ausbrüchen.

Neben diesen drei Phänomenen fiel bei allen Schmelzantagonisten auf, dass sich Verschleißpartikel am Beginn der Verschleißspur angesammelt hatten und die Grenze unregelmäßig erscheinen ließen, während die übrige Verschleißfacette abgesehen von Ausbrüchen eine scharfe Begrenzung aufwies (Abb. 33).

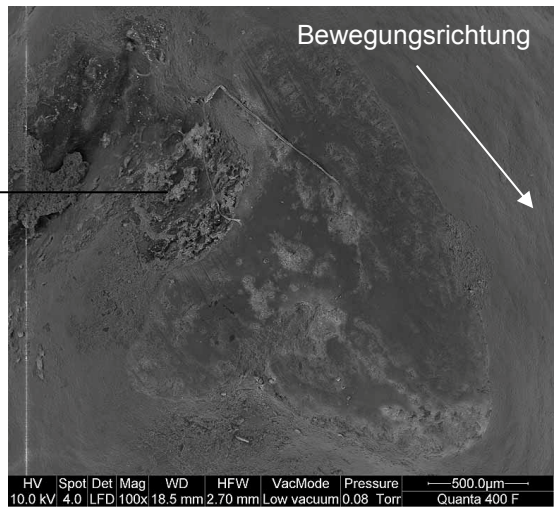



Abb. 33: REM-Bild (Zahnantagonist VM 7)

# 5 Diskussion

## 5.1 Diskussion der Methodik

Das Ziel jeder In-vitro-Studie zur Untersuchung der Verschleißeigenschaften zahnmedizinischer Materialien sollte es sein, nicht nur Erkenntnisse über fundamentale Verschleißmechanismen zu gewinnen, sondern auch Prognosen über das zu erwartende klinische Verhalten abzugeben. Wenn dies auch sicher nicht in all den Facetten, die der Verschleißprozess umfasst, möglich ist, sollte zumindest eine orientierende Abschätzung vor dem klinischen Einsatz erreicht werden können. Dies ist insbesondere für die Ent- und Weiterentwicklung von Materialien wichtig. Dass In-vitro-Studien durchaus ihre Berechtigung haben, ergibt sich auch aus der Tatsache, dass In-vivo-Studien häufig zeitaufwendiger, teurer und methodisch komplizierter sind [49, 98, 105]. Außerdem ist es schwierig, verschiedene Materialien in einer einzigen klinischen Studie zu testen, wenn man die verschiedenen patientenbezogenen Unterschiede bedenkt. Hierzu zählen beispielsweise unterschiedliche Ernährung, Kaumuster und -kräfte, Antagonisten und Parafunktionen. Dagegen ist es natürlich unbestritten, dass eine komplette Simulation der oralen Situation nicht möglich ist. Dies sollte bei der Interpretation von In-vitro-Ergebnissen stets beachtet werden. Nichtsdestotrotz tragen In-vitro-Studien zum Verständnis des Verschleißprozesses bei und ermöglichen ein abschätzendes Ranking der Materialien in Bezug auf ihre Verschleißfestigkeit.

### 5.1.1 Prüfkörper

Um vergleichbare Ausgangsbedingungen für die Verschleißsimulation zu schaffen, wurden die Prüfkörper aller Materialien in Form flacher Plättchen gestaltet, wie dies schon in ähnlicher Weise in Studien von Jagger [115, 116], De Long [52, 53], Seghi [213], Jacobi [114], Al-Hiyasat [9], Olivera [181, 182], Clelland [34, 35], Elmaria [62], Schuh [210], Metzler [171], Magne [162], Jung [120] und Albashaireh [6] beschrieben worden ist. Plättchen- bzw. scheibenförmige Probekörper werden neben dem von Harrison [93] entwickelten Pin-on-block-Verfahren auch im Pin-on-disk-Verfahren, wie es u. a. bei Powell [188] oder Bailey [16, 17] Anwendung fand, und für Drei-Medien-Abrasionsversuche in der ACTA-Maschine [48] verwendet. Mehr an die klinische Situation angepasst scheinen Probekörper in Form von

Inlays wie bei Krejci [139, 140] oder Kronen zu sein. Hierzu existieren jedoch kaum Untersuchungen. Heintze verglich das Verschleißverhalten von Kronen und Plättchen jeweils des gleichen keramischen Materials (IPS Empress, IPS e.max Press, IPS d.SIGN) und kam zu dem Ergebnis, dass die Kronen signifikant weniger Verschleiß aufwiesen als die flachen Probekörper [101]. Als mögliche Erklärung hierfür führt er an, dass die Belastungsverteilung bei Plättchen größer ist als bei Kronen oder Inlays, was wiederum einen höheren Verschleiß zur Folge hat. Dennoch lässt sich diese Aussage nicht verallgemeinern, da die anatomische Gestaltung der Krone sicherlich eine große Rolle spielt und diese in-vivo von der speziellen Patientensituation abhängt.

### 5.1.2 Oberflächenbehandlung

Keramische Restaurationen werden häufig nach der labortechnischen Fertigstellung am Patienten okklusal eingeschliffen. Anschließend geht die Restauration meist nicht mehr zur Erneuerung der Glasur ins Labor zurück, sondern wird vor Ort mit speziellen Keramikpolierern wieder aufbereitet. Dasselbe gilt für Restaurationen, die nach der Eingliederung intraoral eingeschliffen werden müssen. Um die Oberflächenrauigkeit zu bestimmen, die aus dieser Prozedur hervorgeht, wurden exemplarisch Probekörper der Serie VM 7 nach deren Glasur wieder aufgeraut und anschließend mit speziell für diesen Zweck gedachten Diamantpolierern zunächst vor- und dann hochglanzpoliert. Nachdem Perthometermessungen gezeigt hatten, dass Schleifpapier der Körnung 500 eine vergleichbare Rauigkeit zum Ergebnis hatte, wurden sowohl die glasierten silikatkeramischen als auch alle unglasierten oxidkeramischen und metallischen Probekörper mit diesem Schleifpapier poliert, um der klinischen Situation angepasste Oberflächenrauigkeiten zu schaffen. Auch andere Studien bedienten sich der Methode, mit Schleifpapier die Oberfläche von Keramikprüfkörpern zu polieren, jedoch wurden sehr unterschiedliche Körnungen im Bereich von 240 bis 4000 angegeben [6, 34, 35, 58, 115, 120, 174, 210]. Auf die Bedeutung der Oberflächenrauigkeit wird mehrfach in der Literatur hingewiesen, wobei eine rauere Oberfläche für einen höheren Antagonistenverschleiß mitverantwortlich gemacht wird [62, 93, 170]. Nach Metzler [171] verliert die durch die Vorbehandlung geschaffene initiale Oberflächenrauigkeit jedoch durch den

Verschleißprozess mit der Zeit an Bedeutung, wohingegen die mikrostrukturellen Eigenschaften der jeweiligen Keramik in den Vordergrund rücken.

In nur wenigen aktuellen Studien wurde bisher der Verschleiß von Oxidkeramiken getestet [6, 23, 120, 215], weshalb auch kaum deren Oberflächenvorbehandlung beschrieben worden ist. Da monolithische Restaurationen aus Zirkoniumdioxid aber zunehmend an Bedeutung gewinnen, sollte auch deren Oberflächenbehandlung in Bezug auf das Verschleißverhalten besondere Aufmerksamkeit geschenkt werden. Weil hier neben einer reinen Oberflächenpolitur eine Glasur aus ästhetischen Gründen sinnvoll ist, wurden neben den unglasierten polierten Prüfkörpern zusätzlich zwei Serien der Zirkoniumdioxidkeramik Cercon base glasiert, ohne die Oberfläche daraufhin weiter zu verändern. Bekanntlich geht die Glasurschicht durch Verschleißmechanismen in Kontaktgebieten relativ schnell verloren [101, 115] und zutage tritt die unterhalb der Glasur befindliche Keramik, die sich in ihrer Rauigkeit, je nach Vorbehandlung und Mikrostruktur, von der ursprünglich glasierten Oberfläche durchaus unterscheiden und den Verschleißmechanismus beeinflussen kann. Auch diesem Sachverhalt wurde Rechnung getragen, indem eine der beiden Serien sandgestrahlt wurde, während die andere vor der Glasur im polierten Zustand belassen wurde. In einer klinischen Studie beobachtete Etman [66] bei Kronen den Verlust der Glasurschicht nach einem halben Jahr Tragedauer, woraus er die Empfehlung ableitet, Keramikoberflächen vor dem Glasieren zu polieren.

Uneinigkeit besteht in unterschiedlichen Studien, ob eine Glasur oder Politur zu glatteren Oberflächen führt und inwieweit das Verschleißverhalten hierdurch beeinflusst wird [179]. Scurria [212], Haywood [95, 96] und Sarac [208] berichteten, dass durch eine Politur gleiche oder sogar bessere Ergebnisse erzielt wurden als bei einer Glasur, wohingegen Aksoy [5] geringe Rauigkeitswerte im Falle eines Glasurbrands angab. Olivera [182] stellte zwar eine höhere Rauigkeit für polierte Keramiken, aber dennoch einen geringeren Schmelzverschleiß fest. Magne [162] und Al-Hiyasat [8] konstatierten ein ähnliches Verschleißverhalten, was beide Vorbehandlungen betrifft, und Jagger [115] sogar einen geringeren Schmelzverschleiß bei polierten Keramiken. Mögliche Gründe für variierende Ergebnisse sind in unterschiedlichen Techniken, Polierausrüstungen und letztendlich auch in den Eigenschaften der untersuchten Keramik zu suchen.

Anders als durch eine Glasur können Porositäten im Material durch eine Politur nicht eliminiert werden [230]. Empfehlenswert ist deshalb die Kombination aus Glasur und Politur, um sowohl Ästhetik als auch Oberflächeneigenschaften zu optimieren. Im Gegensatz zu planen Flächen ist die Politur von Kauflächen außerdem mit der Schwierigkeit verbunden auch Fissuren und Grübchen zu erreichen, was wiederum für das Glasieren spricht [89]. Ein anderer Aspekt, der die farbliche Charakterisierung von Keramikoberflächen betrifft, wurde von De Long [52] und Palmer [184] aufgegriffen, die auf die abrasive Wirkung von Metalloxiden hinwiesen, welche in Farben bzw. Farbmassen zum Auftragen auf die Keramikoberfläche enthalten sind.

### 5.1.3 Antagonistenauswahl

Es hat sich gezeigt, dass der In-vitro-Verschleiß zweifelsohne vom Antagonistensystem beeinflusst wird [101, 138]. In der vorliegenden Studie wurden zum einen Steatitkugeln und zum anderen humane Zahnhöcker als Antagonisten ausgewählt. Ideale Simulationen der klinischen Situation fordern intakten humanen Schmelz als Material der Wahl, was jedoch in mancherlei Hinsicht problematisch ist [138]. Einerseits muss durch eine geeignete Aufbewahrung der Zähne deren Versprödung nach der Extraktion verhindert werden, andererseits bestehen zwischen den einzelnen Zähnen morphologische und strukturelle Unterschiede, die ein standardisiertes Testverfahren erschweren. Zwar wurde in dieser Studie darauf geachtet, dass die Zahnhöcker frei von Karies, Füllungen, oberflächlichen Entkalkungen oder Abrasionen waren und eine möglichst ähnliche anatomische Form hatten, jedoch konnte auf Unterschiede im Mineralisationsgrad, den Anteil an Fluorapatit, die Orientierung von Schmelzprismen oder den Gehalt an aprismatischen Schmelz kein Einfluss genommen werden. Versuche, die Form und Größe der Höcker zu standardisieren, zeigten keinen größeren Erfolg als der Einsatz natürlicher Höcker, wie Untersuchungen von Krejci [138] und Heintze [101] gezeigt haben. Weder Krejci, der Kugeln aus Schmelz mit einem Radius von 0,6 mm herstellte, noch Heintze, der mithilfe eines speziellen hohlen Diamantbohrers gleichförmige Höcker präparierte, konnten die Variation der Verschleißergebnisse reduzieren. Vielmehr zeigte der standardisierte Schmelz selbst einen viel höheren Verschleiß, was auf die Entfernung der 20-100 µm

dicken, verschleißresistenteren Schicht aprismatischen Schmelzes zurückgeführt wurde [138]. Wenn durch den Standardisierungsvorgang die Schmelzschicht zu dünn wird, kann außerdem nicht sichergestellt werden, dass der Verschleißprozess innerhalb des Schmelzes stattfindet und nicht auf das darunterliegende Dentin trifft [97]. Deshalb wurde es auch in dieser Studie vorgezogen, den Schmelz in seinem natürlichen Zustand zu belassen. Die Eignung einer Vielzahl von Materialien als Substituenten für den menschlichen Zahnschmelz in In-vitro-Studien wurde untersucht [217, 245, 246], um ein höheres Maß an Standardisierung zu erreichen und die Zeit für die Fabrikation von Antagonisten zu reduzieren. Außerdem ist der Gebrauch synthetischer Materialien aus Gründen der begrenzten Verfügbarkeit extrahierter Zähne wünschenswert. Steatit, ein synthetisches, relativ poröses und in erster Linie aus Magnesiumsilikat bestehendes Material, wurde von Wassell [245, 246] als Alternative für Schmelz in Zwei-Körper-Verschleißuntersuchungen vorgeschlagen. Obgleich Steatit aufgrund seiner mechanischen und tribologischen Eigenschaften nicht als idealer Substituent für Schmelz angesehen werden kann [217], wurde dennoch dieses Material in unterschiedlichen Verschleißuntersuchungen, in erster Linie von Kunststoffen und Kompositen, eingesetzt [76, 86, 88, 245, 246]. Verschleißtiefe und -volumen betreffend, konnte Hahnel [86] bei POB-Verschleißsimulationen an Prothesenzähnen auf Methacrylat- und Kompositbasis zeigen, dass Steatitantagonisten eine wesentlich bessere Differenzierung der Materialien erlaubten als Stahl- oder Kunststoffantagonisten. Über den Einsatz von Steatit bei Verschleißuntersuchungen von Keramik ist wenig bekannt. Da gegenwärtig kein ideales Antagonistenmaterial existiert, wurde auch in dieser Studie neben Schmelz auf Steatit zurückgegriffen. Kugeln im Durchmesser von 3 mm schienen hierbei am ehesten der Dimension von humanen Zahnhöckern zu entsprechen, da der individuelle Höckerradius mit Werten zwischen 0,6 mm [138] und 2-4 mm [119] angegeben wird.

Heintze stellte fest, dass sowohl natürliche Schmelzhöcker als auch die in seiner Studie verwendeten synthetischen Keramikhöcker (IPS Empress, experimentelle Keramik) zu einer ähnlich hohen Streuung von Daten führten und somit der Antagonist nicht der wichtigste Faktor für die Entstehung einer hohen Variabilität von Verschleißergebnissen sein könne [103].

### 5.1.4 Verschleißsimulation

In der vorliegenden Studie wurde ein Pin-on-block-Design zur Simulation eines Zwei-Körper-Verschleißes herangezogen. In der Mundhöhle tritt jedoch eine Kombination von Zwei- und Drei-Körper-Verschleißmechanismen auf. Dies gibt Anlass zu der berechtigten Kritik, dass ein Zwei-Körper-Verschleißwiderstand nur einen teilweisen Bezug zur klinischen Realität herstellt. Auf die klinische Situation übertragen, beschränkt sich ein Zwei-Körper-Verschleiß auf die Attritionskomponente im direkten Kontaktbereich der Zähne (*occlusal contact area* = OCA), während die Abrasionskomponente in Anwesenheit von Speisebrei, die auch im kontaktfreien Bereich (*contact free area* = CFA) auftritt, außer Acht gelassen wird [121, 161]. Es kann jedoch vorkommen, dass Materialklassen, abhängig von ihrer Zusammensetzung, auch eine unterschiedliche Sensitivität gegenüber Abrasion und Attrition aufweisen [9, 10, 92, 161], was wiederum den Einblick in die Tribologie, den Ablauf und die Verteilung von Verschleißprozessen erschwert. Von unterschiedlichen Verschleißwerten, den Zwei- und Drei-Körper-Verschleiß von Keramiken betreffend, kann aber in jedem Fall ausgegangen werden, wie Untersuchungen von Kadokawa [121] und Al-Hiyasat [9, 10] zeigten. Diese Überlegungen rechtfertigen, warum es in bestimmten Fällen sinnvoller erscheint, die Abrasions- und Attritionskomponente des Verschleißes getrennt zu betrachten.

Da Verschleißsimulatoren verschiedener Institute unterschiedliche Verschleißmechanismen messen und sich hierbei jeweils individueller Methoden bedienen, ist es nicht verwunderlich, dass bei einem von Heintze durchgeführten Round-Robin-Test der Verschleiß 10 verschiedener Materialien in 5 bzw. 6 Simulatoren enorm variierte [99, 102]. Um das klinische Verschleißverhalten besser vorhersagen zu können, schlug er deshalb vor, mindestens zwei Methoden bei der Evaluation neuer Materialien zu kombinieren. Allen Verschleißmethoden fehlt jedoch der wissenschaftliche Beweis ihrer klinischen Relevanz, da prospektive Studien, die In-vitro- mit Langzeit-in-vivo-Ergebnissen identischer Materialien vergleichen, nicht verfügbar sind.

Im Regensburger Kausimulator [203] hat sich für Verschleißuntersuchungen zahnärztlicher Materialien eine thermomechanische Wechselbelastung in wässriger Umgebung bei einer Kauzyklenzahl von 120 000, einer Frequenz von 1-1,6 Hz und einer Kraft von 50 N bewährt [86, 88, 240], worin Übereinstimmung

mit der Ivoclar-Vivadent-Verschleißmethode [102] besteht, die sich des Willytec-Simulators bedient. Rosentritt [198] und Heintze [97] sind sich darin einig, dass die Integration einer Seitwärtsbewegung in POB-Tests essentiell ist, da eine Belastung der Materialien im Sinne von Mikroermüden nur möglich ist, wenn der Antagonist über den Prüfkörper gleitet. Gibbs [80] hat gemessen, dass die durchschnittlichen Gleitbewegungen am ersten Molaren 0,3 mm nach anterior und 0,18 mm nach medial betragen. Nach De Long [50] beträgt der durchschnittliche Gleitweg etwa 0,5 mm, wobei er für den inneren Höckerabhang eines oberen ersten Molaren einen Radius von etwa 10 cm und einen Neigungswinkel von etwa 30° angibt. Zumal der Gleitweg viel kleiner ist als der Radius, kann die Gleitbewegung durch eine geradlinige Bewegung eines sphärischen Körpers auf der Oberfläche eines flachen Körpers imitiert werden. Da zu große Distanzen folglich unrealistisch sind, wurde in vorliegender Studie eine Lateralbewegung von 1 mm eingestellt. Ein möglicher Kritikpunkt ist, dass hier die Höckerneigung nicht reproduziert wurde, sondern die Plättchen horizontal gesockelt wurden. Nach Kim [129] besteht beim Gleiten über geneigte Oberflächen eine verstärkte Gefahr von kontaktinduzierten okklusalen Frakturen. Die vertikale Komponente des Kauzyklus wurde durch Simulation einer Mundöffnung von 2 mm bedacht. Hierdurch erfuhr der Probekörper einen Auftreffimpuls, zudem wurde durch das Abheben des Stempels das Wegspülen von Verschleißpartikeln erleichtert.

Verschleißsimulatoren sollten klinisch relevante Kräfte generieren, wie sie in der Literatur mit durchschnittlich 11 bis 150 N angegeben werden, wohingegen bei Kraftspitzen Werte von 200 N im anterioren und 300 N im posterioren Bereich bis hin zu 1000 N bei Bruxismus erreicht werden [51, 106, 135, 136, 141]. Die im Versuch gewählte mittlere Kaukraft von 50 N spiegelt natürlich keine Extrem-situationen, sondern nur durchschnittliche Kaubelastungen wider, wie sie im Allgemeinen für In-vitro-Simulationen der oralen Situation angewendet werden [201, 204]. Höhere Kräfte hätten möglicherweise zu einer Veränderung der Verschleißmuster und einem verstärkten Auftreten von Rissen als Ausgangspunkt für Chipping geführt. Der Verschleiß nimmt erwiesenermaßen mit der Zahl an Kauzyklen zu, wie unterschiedliche Studien gezeigt haben [10, 49, 52, 78]. Von linearen Abhängigkeiten bis hin zu einem Abflachen der Verschleißkurven nach einer initialen Phase wird berichtet [97, 140]. Hieraus ergäbe sich ein weiterer

interessanter Untersuchungsansatz, vorausgesetzt, man würde die Zyklenzahl weiter erhöhen und die Abhängigkeit der Verschleißrate von der Zeit untersuchen.
Hydrolytische Veränderungen und Temperaturschwankungen im Mundmilieu sollten durch eine thermische Wechselbelastung (Thermocycling) reproduziert werden, indem ein zyklischer Austausch von destilliertem Wasser mit wechselnden Temperaturen (5°C/55°C) erfolgte. Keramische Werkstoffe werden, wie unter 2.3.2 ausführlich erläutert, unter dem Einfluss von Feuchtigkeit durch Spannungskorrosion [197], den Rebinder-Effekt [249] und den hydraulischen Druck von in bereits vorhandene Risse eingedrungenem Wasser geschwächt [259, 262]. Zirkoniumdioxid unterliegt außerdem einer weiteren Degradationsart, indem es unter Feuchtigkeit bei den im Mund anzutreffenden Temperaturen zu einer verstärkten Phasentransformation kommt, was die Entstehung und Ausbreitung von Mikrorissen begünstigen kann [83, 133, 155]. Die besondere Bedeutung dieses Mechanismus für die vorliegende Studie liegt darin, dass die Zirkoniumdioxidprüfkörper nicht durch eine schützende Verblendschicht vom wässrigen Milieu abgegrenzt waren. Studart [227] weist in seiner Studie auf eben diese wichtige Schutzfunktion hin, um die Langlebigkeit von Zirkoniumdioxidrestaurationen zu gewährleisten. Welche Bedeutung diesen Effekten bei einer nur 20 Stunden dauernden Simulation zuzuschreiben ist, bleibt jedoch offen. Im Hinblick auf die Festigkeit geht Rosentritt [198] davon aus, dass eine kurze Wasserlagerung nur zu einer oberflächlichen Diffusion von Wassermolekülen führt und deshalb den Alterungsprozess nur geringfügig beeinflusst. Ausgehend von In-vitro-Untersuchungen zur Bruchfestigkeit nach thermomechanischer Wechselbelastung ist nach Rosentritt [201] bei verblendeten vollkeramischen Restaurationen mit einem auf Zirkoniumdioxid basierenden Gerüst trotz Festigkeitsabnahme eine Lebenszeit von über 30 Jahren zu erwarten, was Gerüstfrakturen betrifft. Auf der Grundlage von Untersuchungen zum subkritischen Risswachstum von verblendeten oder unverblendeten Prüfkörpern aus Zirkoniumdioxid unter zyklischer Belastung in Wasser vermutet Studart Überlebenszeiten, die denen von Metallkeramik-Restaurationen mit mehr als 20 Jahren vergleichbar sind [226, 228, 229].
Durch die Nahrungsaufnahme werden ständige Temperaturschwankungen in der Mundhöhle ausgelöst. Nach Brown [31] und Lloyd [153] nehmen die Zähne dabei

Temperaturen zwischen 5°C und 55°C an. Diese Temperaturen werden heute von nahezu allen Arbeitsgruppen bei der Simulation oraler Verhältnisse angewendet [76, 97, 141, 203]. Um die Proben vollständig in die gewünschte Temperatur zu überführen, ist eine ausreichende Haltezeit notwendig, die nach Barclay [19] etwa 30 Sekunden und nach Soh [220] 60 Sekunden beträgt. Da jeder Zyklus 2 Minuten dauerte, kann von einer vollständigen Aufwärmung bzw. Abkühlung der Prüfkörper ausgegangen werden. Wechselnde thermische Belastungen können innerhalb eines Werkstoffs zu Spannungen führen, worauf besonders keramische Werkstoffe aufgrund ihrer Sprödigkeit empfindlich reagieren und ein fortschreitendes unterkritisches Risswachstum die Folge sein kann [3]. Thermisch induzierte Risse spiegeln die Lage der höchsten Zugspannungen im Material wider und sind meist durch einen mäanderförmigen Rissverlauf gekennzeichnet [255].
Durch den konstanten Wechsel des Wassers wurde außerdem gewährleistet, dass abgetragene Partikel aus der Interaktionszone zwischen Antagonist und Material entfernt wurden und somit kein unerwünschtes Abrasivmedium darstellten. Es sollte auch bedacht werden, dass im Gegensatz zu destilliertem Wasser der intraorale Speichel den Zahnschmelz durch seine Funktion als Schmierstoff und durch die Bildung eines Pellikels bis zu einem gewissen Maße vor Verschleiß schützt, wodurch eine erhöhte Verschleißrate unter In-vitro-Bedingungen angenommen werden kann [98]. Saure Substanzen können den Zahnschmelz und dentale Restaurationen angreifen und in Verbindung mit hohen okklusalen Belastungen zu einer drastischen Erhöhung des Verschleißes führen, wie In-vitro-Studien zeigen konnten [8, 118, 122, 194]. Hierzu zählen beispielsweise säurehaltige Getränke oder Nahrungsmittel, Säuredämpfe in Fabriken und Magensäure bei Patienten, die an Bulimie oder Anorexia nervosa leiden [151, 156]. Im Gegensatz zur vorliegenden In-vitro-Simulation muss in der Mundhöhle mit entsprechenden pH-Wert-Veränderungen gerechnet werden.

### 5.1.5 Auswertung

Die Messung der vertikalen Verschleißtiefe und des Volumenverschleißes der Prüfplättchen erfolgte mithilfe eines dreidimensionalen Laserscanners, der nach De Long [49] die exaktesten Ergebnisse in der Messtechnik des Verschleißes liefert. Während Monasky 1971 den Verschleiß noch mittels Gewichtsverlust

bestimmte [174], werden heute zur Quantifizierung des Verschleißes vor allem mechanische (taktile) oder berührungsfreie optische Verfahren wie Weißlicht- oder Laserscanner herangezogen [49, 100, 169]. Neben dem Volumen werden Fläche und Tiefe als potentielle Parameter der Verschleißmessung angesehen. De Long [49] weist darauf hin, dass Fläche und Tiefe eine eingeschränkte klinische Bedeutung haben, da sie von okklusalen Faktoren wie beispielsweise dynamischen Veränderungen der Kontaktzonen abhängen und sich darüber hinaus nicht linear zur Zeit verhalten. Die Tiefe variiert außerdem abhängig von der Richtung und dem Ort, von dem aus sie gemessen wird. In der vorliegenden Studie ging man hierbei vom tiefsten Punkt innerhalb der Verschleißspur in Relation zur planen Plättchenoberfläche aus. Es lässt sich leicht nachvollziehen, dass bei den meist unregelmäßig tiefen Verschleißfacetten nicht direkt auf das Volumen geschlossen werden konnte, sodass es als zweiter Wert neben der Tiefe separat erfasst worden ist. Heintze [100] dagegen stellte bei seinen Untersuchungen eine hohe Korrelation zwischen Verschleißvolumen und vertikalem Verschleiß fest, sodass sich die Erfassung beider Parameter erübrigen würde. Was die Art der Datenerfassung betrifft, kam er sowohl mit einem Laserscanner (Laserscan 3D), mit einem Weißlichtscanner (FRT MicroProf) als auch mit einem mechanischen Sensor (Perthometer) zu guten Übereinstimmungen [100]. Als potentieller Nachteil des Laserscanners muss angeführt werden, dass mit ihm nicht die Originalproben eingescannt werden konnten, da der Laserstrahl die semitransparenten Keramiken durchdringt. Dieser Umstand machte die Herstellung von Replikas aus Gips erforderlich. Alternativ wäre ein Bedecken der Probekörper mit Puder möglich gewesen. Der Einfluss der Abdrucknahme und der Gipsmodellherstellung auf die Präzision muss in Betracht gezogen werden, auch wenn die Verarbeitungshinweise der Materialien genau eingehalten worden sind und die hohe Genauigkeit der verwendeten Technik erwiesen ist [100].

De Long [49] betont, dass bei der Verschleißbeurteilung sowohl das zu untersuchende Material als auch sein Gegenüber in die Messungen einbezogen werden müssen. Auch in der vorliegenden Studie wurde der Antagonisten-verschleiß von Steatit in Form einer lichtmikroskopischen Vermessung der Verschleißfläche erfasst. Da es sich um keine klinische Verschleißmessung handelte und darüber hinaus eine Rotationssymmetrie der Steatitkugeln bestand,

kann man von einer ausreichenden Relation zwischen Fläche und Volumen ausgehen. Es wäre möglich gewesen auch den Verschleiß der Zahnantagonisten zu erfassen, indem man mittels der Matching-Technologie des verwendeten Softwareprogramms vor und nach der Simulation hergestellte Replikas zusammengeführt hätte. Aufgrund der fehlenden Standardisierung und der bereits erwähnten nicht beeinflussbaren Variationen der Zahnantagonisten wären jedoch weniger aussagekräftige Ergebnisse als bei den Steatitantagonisten zu erwarten gewesen. Es interessierten im Falle der Zähne vielmehr die rasterelektronenmikroskopisch zu erkennenden Verschleißphänomene. Die visuelle Beurteilung erfolgte hierbei durch eine einzige Person, was subjektive Ermessensgrenzen in der qualitativen und quantitativen Auswertung mit einschließt.

## 5.2 Diskussion der Ergebnisse

Die vorliegenden Untersuchungsergebnisse erlauben einen differenzierten Einblick in das Verschleißverhalten vollkeramischer Systeme. Insbesondere die stark abweichenden Ergebnisse von Silikat- und Zirkoniumdioxidkeramiken lassen den Schluss zu, dass deren Verschleißverhalten neben mechanischen Kenngrößen und Faktoren wie der Herstellungstechnik und der Oberflächenbehandlung vor allem durch die für jede Materialklasse individuelle Zusammensetzung und Mikrostruktur beeinflusst wird.

Die wenigen verfügbaren Studien zum Verschleiß der momentan auf dem Markt befindlichen Keramiken, wie sie in dieser Studie getestet worden sind, schränken die Vergleichsmöglichkeiten zu anderen Testergebnissen außerordentlich ein. Erschwert werden derartige Bemühungen zusätzlich durch die Tatsache, dass es keine standardisierten Verfahren zu Verschleißuntersuchungen gibt, sodass Unterschiede in der Methodik konsequenterweise auch zu Unterschieden in den erhobenen Verschleißdaten führen. Die Unmöglichkeit des direkten Datenvergleichs ist folglich offensichtlich. Das Verschleißverhalten von Zirkoniumdioxid stellte eine zentrale Fragestellung in dieser Studie dar. Der Einsatz monolithischer Zirkoniumdioxidrestaurationen ohne Verblendung wurde erst durch moderne Werkstoff- und Frästechnologien ermöglicht und war lange Zeit aufgrund deren fehlender Transluzenz auch nicht in Betracht gezogen worden. Die aktuellen

Entwicklungen in diesem Bereich lassen vermuten, dass weitere Studienergebnisse in naher Zukunft zu erwarten sind.

### 5.2.1 Verschleißdaten

Die Silikatkeramiken zeigten sowohl im Falle der Steatit- als auch der Zahnantagonisten signifikant höhere Verschleißraten der Prüfplättchen als die Oxidkeramiken und Nichtedelmetall-Legierungen, die keinen zahlenmäßig fassbaren Materialverlust aufwiesen. Es konnte die interessante Beobachtung gemacht werden, dass höhere Verschleißwerte der Prüfkörper sich im Allgemeinen auch in größeren Verschleißflächen der Steatitantagonisten widerspiegelten. Bei den Serien der Oxidkeramiken und NEM-Legierungen wiesen die Steatitantagonisten im Gegensatz zu den Prüfkörpern zwar einen Materialverlust auf, ihre Verschleißflächen waren jedoch deutlich geringer als die der silikatkeramischen Serien.

Gründe für den ausgezeichneten Verschleißwiderstand der Oxidkeramiken sind zum einen in deren besseren mechanischen Eigenschaften wie höherer Biegefestigkeit, Risszähigkeit, Härte und höherem E-Modul zu suchen, zum anderen bedingt ihr Herstellungsprozess eine im Vergleich zu Silikatkeramiken viel geringere Zahl an intrinsischen Fehlstellen, Porositäten oder Lufteinschlüssen. Insbesondere scheint jedoch die dichte, rein kristalline Mikrostruktur der Zirkoniumdioxidkeramiken bzw. die zum größten Teil kristalline Zusammensetzung der glasinfiltrierten Oxidkeramiken eine entscheidende Rolle zu spielen. Ein besonderer Mechanismus liegt in der Phasentransformationsfestigung des Y-TZP, wodurch die Entstehung und das Wachstum von Rissen erschwert werden [222]. Andererseits ist die Phasentransformation im Sinne der Degradation unter zyklischer Belastung in wässriger Umgebung verantwortlich für die Alterung und Stabilitätsabnahme durch die Zunahme von Mikrorissen [83, 133, 155]. Der geringere Widerstand der Silikatkeramiken gegenüber Rissen und Sprödbrüchen begünstigt das Auftreten von Absplitterungen (Chipping) [179]. Die entstandenen Keramiksplitter fungieren möglicherweise als Abrasivmedium gegenüber der Restaurationsoberfläche, was den Verschleiß von Keramik und Antagonist weiter steigert. Die zunehmend geschädigte und rauer werdende Keramikoberfläche führt zu einer gesteigerten Friktion der interagierenden Körper und einer Erhöhung der

Abrasivität. Die höhere Porosität der Silikatkeramiken spielt in diesem Zusammenhang eine wichtige Rolle: Werden durch den fortschreitenden Verschleißprozess Poren freigelegt, leisten deren scharfe Ecken einen zusätzlichen Beitrag zur Erhöhung des Verschleißes [179]. Die weitgehend glatten und porenfreien Oberflächen der Oxidkeramiken dagegen bewirken einen geringen Friktionswiderstand und folglich einen geringeren Verschleiß von Probekörper und Antagonist. Es wird in der Literatur immer darauf hingewiesen, bei der Beurteilung des Verschleißes sowohl das Material als auch seinen Antagonisten zu betrachten [49, 140]. Hieraus lässt sich folgern, dass Oxidkeramiken aufgrund ihres im Vergleich zu Silikatkeramiken geringeren Verschleißes von Probekörper und Antagonist die substanzschonenderen keramischen Werkstoffe sind. Die Oxidkeramiken zeigten mit ihren Verschleißdaten darüber hinaus eine große Übereinstimmung mit den polierten Nichtedelmetall-Legierungen, obgleich ihr Steatitverschleiß im Vergleich etwas höher war.

Das Verschleißverhalten innerhalb der Gruppe der Silikatkeramiken betreffend, konnten keine eindeutigen Unterschiede zwischen Gerüst- und Verblendkeramiken bzw. zwischen Feldspatkeramiken, Fluorapatit- und Lithiumdisilikat-Glaskeramiken festgestellt werden. Ihre Struktur, bestehend aus Glasphasen und kristallinen Phasen, sowie der Anteil, die Verteilung, Größe und Art der Kristalle lassen auf komplexe Zusammenhänge in Hinsicht auf den Verschleiß schließen. Hinzu kommt, dass exakte Angaben zu Zusammensetzung und Aufbau seitens der Hersteller oft nicht bekannt gegeben werden. Weiter modifizierend wirken sich Einflüsse des Herstellungsverfahrens auf den Verschleiß aus. Allgemein werden von Presskeramiken und besonders von gefrästen Keramiken konstantere und homogenere Strukturmerkmale, verbunden mit einem geringeren Verschleiß, erwartet als von Schichtkeramiken [10, 127, 142]. Jedoch konnte dies in der vorliegenden Studie nicht nachgewiesen werden. Auch ausgehend von den mechanischen Eigenschaften der unterschiedlichen Silikatkeramiken lassen sich die Verschleißergebnisse nicht zufriedenstellend erklären. Früher nahm man an, dass die im Vergleich zu Schmelz und Metall höhere Härte der Keramiken mit einer höheren Abrasivität gegenüber den Antagonisten einhergeht. Laut diverser Untersuchungen ist die Härte allein jedoch kein zuverlässiges Voraussagekriterium für den Verschleiß gegenüber Schmelz [66, 162, 213]. Als Erklärung kann

angeführt werden, dass Verschleiß bei Keramiken im Gegensatz zu Metallen nicht das Ergebnis plastischer Verformung ist, sondern vor allem aus Mikrobrüchen und Oberflächenzerrüttung resultiert [18, 179]. Diese Vielzahl an Faktoren, die beim Verschleißprozess zusammenspielen, könnten der Grund sein, warum in der vorliegenden Studie die Verschleißraten der Lithiumdisilikat-Glaskeramiken trotz besserer mechanischer Kennwerte zum Teil größer waren als diejenigen einiger Feldspatkeramiken und Fluorapatit-Glaskeramiken (ICE-Keramik, IPS e.max Ceram). Fehlende signifikante Unterschiede zwischen Silikatkeramiken, sowohl den Keramik- als auch den Antagonistenverschleiß betreffend, konnten auch in einer Studie von Clelland [34] bestätigt werden, in der es um die Verschleißtestung zweier konventioneller Feldspatkeramiken (VMK 68, Will Ceram), einer Leuzit-Glaskeramik (Finesse) und einer Lithiumdisilikat-Glaskeramik (IPS Empress 2) ging. Albashaireh [6] verzeichnete in seinen Untersuchungen einen signifikant geringeren Zwei-Körper-Verschleiß bei Y-TZP als bei Silikatkeramiken, wobei Zirkoniumdioxidkugeln jeweils als Antagonisten fungierten. Dabei wiesen Fluorapatit-Glaskeramiken (IPS e.max ZirPress, IPS e.max Ceram) im Vergleich zu einer Leuzit-Glaskeramik (IPS Empress Esthetic) und einer Lithiumdisilikat-Glaskeramik (IPS e.max Press) einen signifikant höheren Verschleiß auf, was das Verschleißvolumen, jedoch nicht die Verschleißtiefe betraf. Trotz vieler Parallelen bezüglich der Ergebnisse sind quantitative Datenvergleiche mit der vorliegenden Studie nicht möglich, da die methodischen Unterschiede zu groß sind. Ghuman [79] verglich den Drei-Körper-Verschleiß von Lava Zirkonoxid, Lava Ceram und IPS e.max CAD gegenüber Zahnschmelz und stellte die signifikant größte Verschleißrate der Schmelzantagonisten bei Lava Zirkonoxid fest. Dies steht in Widerspruch zur vorliegenden Studie, wo beim Zwei-Körper-Verschleiß von Zirkoniumdioxidkeramiken durchweg geringere Verschleißraten auf den Steatitantagonisten vorzufinden waren als bei den silikatkeramischen Serien. Ebenso wenig kann eine Parallele zu einer Studie von Shah [215] hergestellt werden, wo der Drei-Körper-Verschleiß von glasiertem Zirkoniumdioxid geringer war als der von poliertem Zirkoniumdioxid. Neben den Auswirkungen der allgemeinen Unterschiede in der Versuchsmethodik ist es denkbar, dass Zwei- und Drei-Körper-Versuchsanordnungen das Verschleißverhalten von Keramiken in gegensätzlicher Weise beeinflussen. Weitere Vergleiche zu Studien, die ältere,

teilweise auch nicht mehr auf dem Markt befindliche Keramiken wie Dicor untersucht haben, sind schwierig. Unterschiede im Verschleißverhalten verschiedener Silikatkeramiken scheinen jedoch im Allgemeinen gering zu sein bzw. kommt man zum Teil zu gegensätzlichen Ergebnissen [9, 10, 52, 53, 107, 139, 140, 162, 171, 184, 192, 193, 213]. In einer internen Studie von Zirkonzahn zeigte Steger [221], dass ICE Zirkon Prettau im Kontakt mit einem Reibekörper aus PMMA fast keine Abnutzung generierte, während die Verblendkeramik ICE Keramik einen sogar 2,8-mal höheren Materialverlust als natürlicher Zahnschmelz verursachte. Die Untersuchung, die auf einer anderen methodischen Vorgehensweise als POB-Simulationen beruhte, gab jedoch keine Auskunft über den Verschleiß an der Keramik selbst.

Die Verschleißtiefen der Steatitserien waren im Mittel doppelt so groß wie die der Zahnserien, ihre Volumina dagegen im Mittel nur geringfügig größer, teilweise ähnlich oder sogar kleiner. Diese direkte Gegenüberstellung ist mit Vorsicht zu interpretieren. Zwar wird mehrfach berichtet, dass Steatit im Vergleich zu Schmelz höhere Verschleißraten zur Folge hat [138, 245, 246], jedoch sind auch die geometrischen Unterschiede und Größendifferenzen dieser beiden Antagonisten mit zu berücksichtigen. Die Steatitkugeln sind symmetrisch und haben alle den gleichen Durchmesser von 3 mm, ihre Kontaktfläche zur Keramik ist anfangs als größer einzustufen als die der oft spitz zulaufenden Zahnhöcker und nimmt im Verlauf des Verschleißvorgangs annähernd gleichmäßig zu. Die hieraus resultierende Verschleißspur ist regelmäßiger, sodass man von der Verschleißtiefe leichter auf das Verschleißvolumen schließen kann, wie aus den Ergebnissen der Steatitserien ersichtlich ist. Die Zahnantagonisten waren aufgrund des Verzichts auf Standardisierung zum einen alle individuell unterschiedlich und zum anderen natürlich jeweils viel komplizierter in ihrer anatomischen Form. Die allmähliche Entwicklung der Verschleißfläche ist folglich ein viel komplexerer Vorgang, die entstehenden Verschleißfacetten sind unregelmäßiger in ihrer Geometrie. Korrelationen zwischen Verschleißtiefe und Verschleißvolumen waren daher nicht mehr zu beobachten. Auf eine Erfassung der Verschleißdaten der Zahnantagonisten wurde bewusst verzichtet. Die hohe Verschleißtiefe von ICE Keramik bei der Zahnserie im Vergleich zur Steatitserie und ebenso die für die Steatit- und Zahnantagonisten unterschiedliche Reihenfolge der Verschleißdaten

der einzelnen Materialien lassen sich basierend auf diesen Überlegungen leichter erklären. Darüber hinaus ermöglichte die Verwendung von Steatitkugeln eine bessere Differenzierung der Materialien, wie es sich aus der höheren Anzahl an signifikanten Unterschieden ableiten lässt.

Einer gesonderten Betrachtung sollten die beiden Serien Cercon base + Glasur und Cercon base 120 µm + Glasur unterzogen werden, zumal die alleinige Glasur von Zirkoniumdioxidkeramiken bisher kein Standardvorgehen ist. Auch Beuer [23] weist auf die Glasur als Alternative zur Verblendung von Zirkoniumdioxidrestaurationen hin. In seinen Untersuchungen zeigten Vollzirkonkronen einen signifikant geringeren Verschleiß als deren Verblendung in Schicht- oder Frästechnik. Positive Ergebnisse zum Zwei-Körper-Verschleißverhalten sowohl von polierten als auch glasierten Zirkoniumdioxidplättchen (ICE Zirkon Prettau) im Vergleich zu Feldspatkeramik (Omega 900) konnte auch Jung [120] verzeichnen: Die Verschleißrate der antagonistischen Zahnhöcker war bei beiden Vorbehandlungen von Zirkoniumdioxid geringer als bei der Verblendkeramik, wobei die niedrigsten Werte im Falle der Politur gefunden wurden. In der vorliegenden Studie nahmen die glasierten Serien von Cercon base mit ihren Verschleißraten im Falle der Steatitantagonisten am ehesten eine Mittelstellung zwischen polierten Oxidkeramiken und Silikatkeramiken ein, im Falle der Zahnantagonisten lagen sie dagegen mehr im Bereich der Silikatkeramiken. Die Unterschiede zwischen Cercon base + Glasur und Cercon base 120 µm + Glasur waren trotz Sandstrahlung gering, die rauere Oberfläche unterhalb der Glasurschicht schien also nicht zur Erhöhung der Verschleißrate beigetragen zu haben. Möglicherweise wurden die Oberflächenrauigkeiten des Zirkoniumdioxids durch das Einbrennen der Glasur aufgefüllt und auf diese Weise eingeebnet. Nach Untersuchungsergebnissen von Monasky [174] hingegen hatte eine rauere Oberfläche von Feldspatkeramik unter der Glasurschicht durchaus höhere Verschleißraten zur Folge.

Der Verschleiß der Prüfkörper beider glasierter Serien Cercon base in der vorliegenden Studie ist auf die Entfernung der Glasurschicht zurückzuführen, wodurch die Zirkoniumdioxidoberfläche freigelegt worden ist. Es ist davon auszugehen, dass das weitere Verschleißverhalten ab dem Zeitpunkt der vollständigen Glasurentfernung in Kontaktbereichen mit dem der unglasierten

Zirkoniumdioxidkeramiken übereinstimmt. Damit ließ sich auch auf die Dicke der Glasurschicht schließen, die mit etwa 60-85 µm in dem Bereich angesiedelt war, der beim manuellen Auftragen von Glasurmasse zu erwarten ist. Bedenkt man, dass auch alle Silikatkeramiken in der vorliegenden Studie glasiert vorlagen, wäre ein interessanter Untersuchungsansatz darin zu sehen, welchen Beitrag die Glasur zum Verschleiß der Silikatkeramiken geleistet hat. Von der gleichen Glasurschichtstärke wie bei den Cercon-Serien kann jedoch nicht ausgegangen werden, da alle Silikatkeramiken nach der Glasur zusätzlich poliert worden sind, wodurch die Glasurschicht wieder reduziert wurde.

Die Verschleißtiefen und -volumina der Zahnplättchen lagen im Bereich der silikatkeramischen Probekörper, die mittlere Verschleißfläche der Steatitkugel war dagegen im Vergleich geringer. In der Kombination Zahn-Zahn war die Verschleißtiefe des Prüfplättchens geringer als in der Kombination Steatit-Zahn. Die große Streuung der Werte ist möglicherweise darin begründet, dass die von den Vestibulärflächen von Zähnen gewonnene Schmelzoberfläche durch Verzicht auf eine Vorbehandlung nicht absolut plan war. Darüber hinaus spielen die bereits erwähnten chemischen, strukturellen und mechanischen Eigenschaften von Schmelz eine Rolle, die nicht nur bei verschiedenen Zähnen, sondern auch innerhalb desselben Zahnes variieren [42]. De Long [49] geht von einem geringeren Verschleiß der Kombination Zahn-Zahn gegenüber Zahn-Keramik aus. Bei der Interpretation derartiger Vergleiche sollte man im vorliegenden Fall jedoch aufgrund fehlender Standardisierung der Zähne vorsichtig sein. Zudem wurde die Verschleißrate des Zahnantagonisten im Gegensatz zum Steatitantagonisten nicht erhoben. Basierend auf den von Lambrechts [143] angegebenen Verschleißraten für Schmelz von 30-40 µm pro Jahr bei Molaren, würde der in dieser Studie gemessene Schmelzverschleiß von ungefähr 123 µm in der Klinik nach drei bis vier Jahren erreicht werden.

### 5.2.2 Oberflächenrauigkeit

Durch die Politur mit Schleifpapier der Körnung 500 konnten sowohl für Silikatkeramiken und Oxidkeramiken als auch für CoCr-Legierungen Mittenrauwerte $R_a$ und Rautiefen $R_z$ gemessen werden, die auch durch den Einsatz spezieller Keramikpolierer für den klinischen Gebrauch erreicht wurden.

Dabei konnte ein klarer Zusammenhang zwischen den Werten von $R_a$ und $R_z$ erkannt werden. Agra [4] dagegen konnte bei Messungen der Oberflächenrauigkeiten von Keramiken diesen Zusammenhang nicht feststellen und wies folglich auf die Notwendigkeit der Erhebung unterschiedlicher Parameter zur Oberflächenbewertung hin. Dass es möglich ist, die Oberflächenrauigkeiten von Feldspatkeramiken, Glaskeramiken und Oxidkeramiken durch Polieren einander anzugleichen, konnte schon in einer Studie von Kou [137] gezeigt werden. Darüber hinaus gab es keine signifikanten Unterschiede zwischen nur polierten, nur glasierten oder glasierten und im Anschluss polierten Prüfkörpern. Es ist durchaus von klinischer Relevanz, dass durch Politur eine der Glasur vergleichbare Oberflächenbeschaffenheit erzielt werden konnte, wenn man bedenkt, dass die Glasur nach Einschleifmaßnahmen in der Praxis in der Regel nicht mehr erneuert wird.

Etwas aus der Reihe fiel IPS Empress 2 mit signifikant höheren Werten von $R_a$ und $R_z$ gegenüber den übrigen Materialien. Eine mögliche Erklärung könnte in dem hohen Anteil von Lithiumdisilikat-Kristallen sowie deren Größe und Verteilung in der Glasmatrix liegen, woraus sich Schwierigkeiten hinsichtlich der Politur ergeben könnten. Ähnliche Beobachtungen zu IPS Empress 2 gab es auch in Studien von Yilmaz [257], Al-Wahadni [11] und Olivera [181]. Die größere Oberflächenrauigkeit spiegelte sich jedoch nicht in einem erhöhten Verschleiß des Steatitantagonisten wider. Dies steht in Übereinstimmung mit Beobachtungen von Olivera [181]. Erwartungsgemäß führte die extrem hohe Rauigkeit der unbehandelten CoCr-Legierung von Compartis dagegen durchaus zu einer größeren Verschleißfläche der Steatitkugel, obgleich die Unterschiede zu den polierten CoCr-Legierungen nicht signifikant waren.

Die hohe Rauigkeit von Schmelz gegenüber Keramik erscheint zunächst überraschend, ist jedoch wahrscheinlich in der Anatomie des Zahnes und der Struktur des Schmelzes begründet.

### 5.2.3 Rasterelektronenmikroskopie

Der im Vergleich zu den Oxidkeramiken höhere Verschleiß der Silikatkeramiken findet seine Entsprechung in den im Rasterelektronenmikroskop zu erkennenden typischen Verschleißfacetten. Die unregelmäßig zerklüftete Oberfläche am

Auftreffort mit typischen Zeichen der Oberflächenzerrüttung geht in die durch die Lateralbewegung hervorgerufenen Verschleißriefen über. Dieses Erscheinungsbild wird überlagert von einer Vielzahl an Rissen, Ausbrüchen (Chippings) und material- bzw. verarbeitungsbedingten Fehlstellen wie Poren und Lufteinschlüssen. Diese Verschleißerscheinungen wurden für alle Silikatkeramiken beobachtet, präzisere Angaben bezüglich der jeweiligen Häufigkeit und Ausprägung bei jeder Materialart konnten jedoch nicht gemacht werden, da für jede Serie nur ein Prüfkörper repräsentativ im Rasterelektronenmikroskop untersucht worden ist. Materialspezifische Unterschiede sind jedoch durchaus wahrscheinlich und werden in anderen Studien auch beschrieben. So konnte Etman [64] mit den Mitteln der konfokalen Laser-Scanning-Mikroskopie zeigen, dass die Lithiumdisilikat-Glaskeramik IPS e.max Press weniger tiefe Risse aufwies als die Leuzit-Glaskeramik Sensation SL und die Feldspatkeramik AllCeram. Albashaireh [6] fand bei Fluorapatit-Glaskeramiken (IPS e.max Ceram, IPS e.max ZirPress) mehr Risse und Ausbrüche als bei Leuzit- und Lithiumdisilikat-Glaskeramiken (IPS Empress Esthetic, IPS e.max Press). Eine große Bedeutung kommt hier sicherlich der Mikrostruktur der jeweiligen Keramik zu. Die unterschiedliche Größe, Form und Verteilung von Leuzit-, Lithiumdisilikat- oder Fluorapatit-Kristallen spielt ebenso eine Rolle wie der Anteil und die Interaktion von Kristall- und Glasphasen [64]. Daneben kann auch die Zahl an Lufteinschlüssen und Poren je nach Material variieren und das Verschleißverhalten unterschiedlich beeinflussen [6, 64, 162].
Die verstärkte Oberflächenzerrüttung am Beginn der Verschleißfacette ist möglicherweise auf den Auftreffimpuls in Kombination mit der Abrasivität von Verschleißpartikeln zurückzuführen, die sich im Verlauf der Verschleißzyklen hinter der Kugel bzw. dem Zahnhöcker angestaut hatten und durch die Wasserspülung nicht vollständig entfernt worden waren. Neben der Oberflächenzerrüttung sind Ausbrüche (Chippings) charakteristisch für die hohe Sprödigkeit, die geringe Risszähigkeit und die fehlende plastische Verformbarkeit der Keramiken. Nach Mair [167] entstehen Ausbrüche dadurch, dass sich unterhalb der Oberfläche entstehende Risse ausdehnen und vereinigen, zur Oberfläche gelangen und hierdurch die von den Rissen umgebene Keramik verloren geht. Neben zahlreichen Mikrorissen imponierten vor allem die Konusrisse. Wie schon unter 2.3.2 erwähnt, gibt es grundsätzlich die Unterscheidung zwischen inneren und

äußeren Konusrissen, die man beide bei einer uniaxialen zyklischen Belastung eines keramischen Probekörpers antreffen kann [29, 259, 262]. Deren Entstehung lässt sich in Anlehnung an die Theorie des Hertzschen Kontakts erklären [104]. Die außerhalb der Kontaktzone mit dem Antagonisten auftretenden äußeren Konusrisse (*outer cone cracks*) erfahren Zugkräfte und zeichnen sich durch ein langsames subkritisches Risswachstum aus. Gefährlicher sind die inneren Konusrisse (*inner cone cracks*), die direkt unterhalb des Kontakts in der angrenzenden Kompressionszone entstehen und deren Risswachstum zusätzlich durch den hydraulischen Druck von eingedrungenem Wasser verstärkt wird. Sobald der Riss die Kompressionszone überschritten hat, gerät er in eine Zugzone, das Wasser wird von oben weiter nachgepresst und das Risswachstum wird noch schneller vorangetrieben [132, 259, 262]. Verschärft wird die Situation, wenn zur vertikalen Belastung eine Lateralbewegung hinzukommt, wie dies in der vorliegenden Studie der Fall war. Die Seitwärtsbewegung, verbunden mit einer erhöhten Friktion, führt zu einer Reihe von *partial cone cracks*, die neben Kompressionskräften zusätzlichen Zugkräften ausgesetzt sind, die an der Hinterkante des sich bewegenden Antagonisten auftreten und das durch den hydraulischen Druck unterstützte Risswachstum weiter erhöhen [29, 132, 207]. Auch die Orientierung der *partial cone cracks* mit der konkaven Seite in Bewegungsrichtung wird auf diese Weise verständlich. In Abb. 34 werden diese Mechanismen schematisch dargestellt [132].

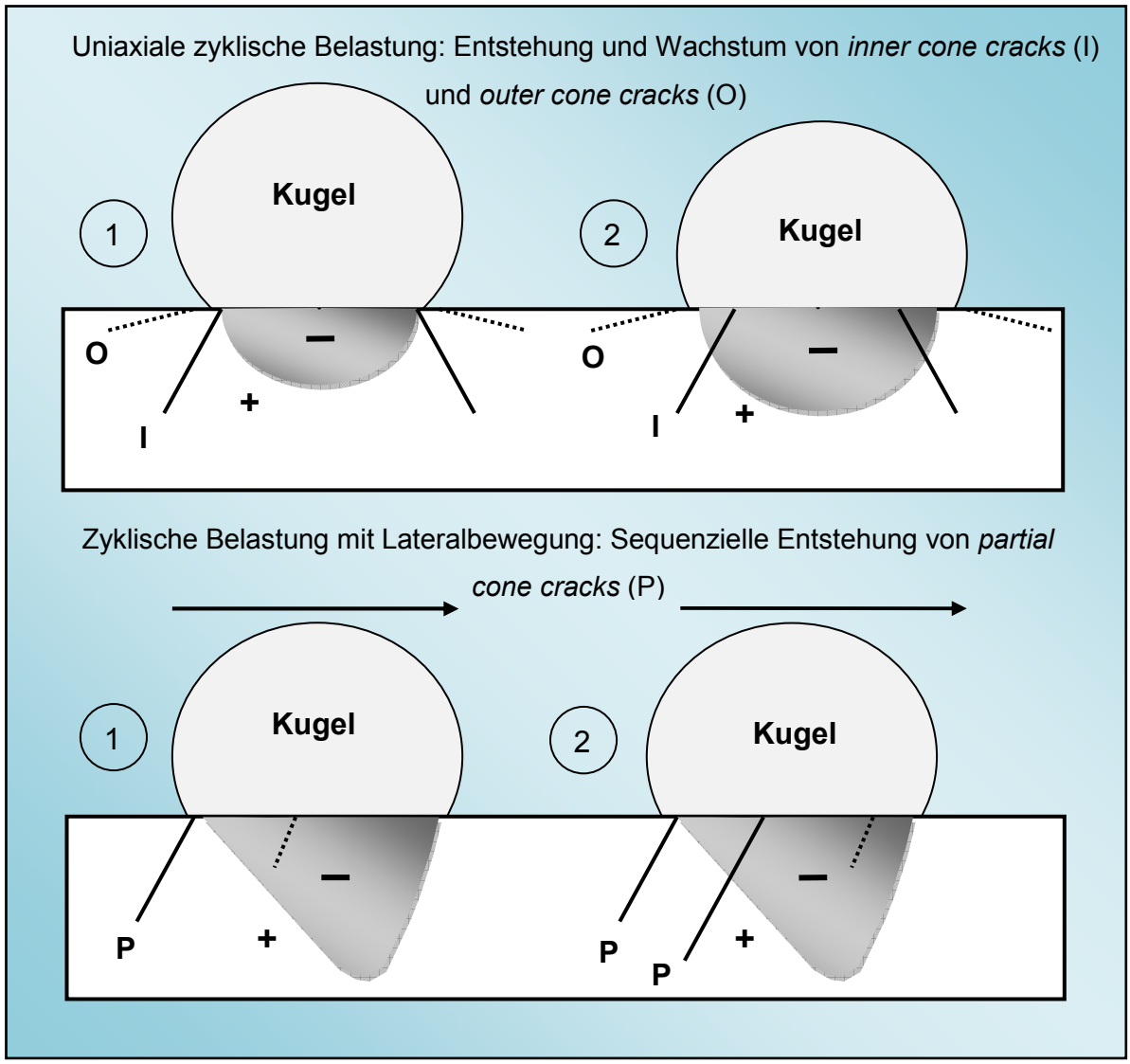



Abb. 34: Entstehungsmechanismus und Wachstum von *inner cone cracks* (I), *outer cone cracks* (O) und *partial cone cracks* (P) in Kompressionszonen (-) und Zugzonen (+)

Wenn auch *partial cone cracks* hier nur bei den Silikatkeramiken beobachtet worden sind, darf man daraus nicht folgern, dass bei Oxidkeramiken Konusrisse grundsätzlich nicht auftreten können. Kim [131] konnte mit Hartmetallprüfkörpern bei hohen Belastungen (über 600 N) *partial cone cracks* auf Zirkoniumdioxidplättchen erzeugen. Bei durchschnittlichen Kaukräften scheint dies jedoch sehr unwahrscheinlich zu sein. Die Plättchenoberflächen der Oxidkeramiken präsentierten sich folglich ohne auffällige Verschleißmerkmale. Die im Vergleich zu Zirkoniumdioxid leicht erhöhte Oberflächenzerrüttung von In-Ceram Alumina und In-Ceram Zirconia ist am ehesten durch den Glasanteil und die schlechteren mechanischen Eigenschaften (geringere Biegefestigkeit und Risszähigkeit) zu

erklären. Dies korrelierte jedoch nicht mit einer höheren Verschleißrate der glasinfiltrierten Aluminiumoxidkeramiken gegenüber den polykristallinen Zirkoniumdioxidkeramiken. Bemerkenswert war das Erscheinungsbild der beiden glasierten Serien Cercon base. Die geringe Verschleißresistenz der Glasur führte im Laufe der Verschleißsimulation zu einer Freilegung der Zirkoniumdioxidoberfläche, die in Abhängigkeit von ihrer Vorbehandlung glatt (Politur) oder rau (Sandstrahlung) imponierte. Die Oberfläche der Glasur erschien porös, was wohl auch zu einem beschleunigten Verschleiß beigetragen hat. Die Fähigkeit von Metallen sich bei Belastung plastisch zu verformen, spiegelte sich bei den CoCr-Probekörpern in einer glatten Verschleißoberfläche ohne Anzeichen der Oberflächenzerrüttung oder Rissentstehung wider.

Eine Entsprechung fanden die Verschleißfacetten der jeweiligen Probekörper in den Verschleißflächen ihrer Antagonisten. Wie die silikatkeramischen Probekörper zeigten auch die Steatitkugeln tiefe Riefen in Bewegungsrichtung. Für die im Vergleich zu den oxidkeramischen Serien unsymmetrische und größere Verschleißfläche lassen sich mehrere mögliche Gründe aufführen. Die im Verlauf des Verschleißvorgangs zunehmende Oberflächenrauigkeit führt erwiesenermaßen zu einem höheren Friktionskoeffizienten und folglich zu einem höheren Verschleiß [77]. Der Antagonist wird in seiner Gleitbewegung gehindert und hat die Tendenz abzukippen. Je fortgeschrittener der Verschleißvorgang, desto tiefer wird die Verschleißfacette, was den Gleitvorgang möglicherweise zusätzlich erschwert und auch die über die Kugeloberfläche gekrümmte Verschleißfläche erklären kann. Die Oxidkeramiken und Nichtedelmetall-Legierungen hingegen behielten ihre glatte Oberfläche während der Verschleißsimulation weitgehend bei und die Verschleißflächen ihrer Antagonisten waren dementsprechend ebenfalls glatt, plan und symmetrisch. Im Gegensatz zu Steatit bewahrten in Studien von Ghazal [76, 77] und Stober [223] Antagonisten aus Zirkoniumdioxid oder Aluminiumoxid ihre Gestalt und Oberflächenbeschaffenheit während der Verschleißsimulation, wodurch deren Einfluss auf den Verschleiß der Probekörper möglicherweise minimiert werden konnte.

Zum Verständnis der Verschleißphänomene des Schmelzes lohnt es sich, zunächst dessen Aufbau zu betrachten. Schmelz ist die härteste Substanz des menschlichen Körpers und besteht zu etwa 94 Gew.% aus anorganischer

Substanz, vor allem Hydroxylapatit und Fluorapatit, zu 2 Gew.% aus organischer Substanz und zu 4 Gew.% aus Wasser [84]. Die hohe Härte von Schmelz wird seinem Mineralgehalt und die ausgeprägte Sprödigkeit seiner geringen Zugfestigkeit zugeschrieben [98]. Nach Willems [254] beträgt die Härte von Schmelz im Durchschnitt 3,39 GPa. Cuy [42] beobachtete für die Schmelzoberfläche sogar Werte von über 6 GPa, wohingegen die Härte Richtung Schmelz-Dentin-Grenze bis auf unter 3 GPa abnahm. Nach Shortall [217] ist die Härte von Schmelz (HV02 332,2 ± 9,5 = ~3,26 GPa) etwa halb so groß wie die Härte von Steatit (HV02 638,5 ± 30,0 = ~6,70 GPa). Auf mikrostruktureller Ebene besteht Schmelz aus dicht gepackten, büschelartig ineinander verflochtenen Prismen mit einem Durchmesser von 3-6 µm, die sich von der Schmelz-Dentin-Grenze bis knapp unter die Zahnoberfläche erstrecken [42, 82]. Die oberste Schmelzschicht (ca. 20-80 µm) ist meist frei von Prismen (aprismatischer Schmelz) [150, 251]. Die Prismen wiederum sind aus annähernd rechteckigen Apatitkristallen mit einer durchschnittlichen Breite von 55-90 nm, einer Dicke von 24-35 nm und einer Länge von mindestens 100 µm aufgebaut, die durch eine dünne Proteinschicht von nicht mehr als 2,5 nm Dicke verbunden sind [44, 45, 73, 82]. Die Prismen selbst sind durch eine dünne organische Hülle und interprismatischen Schmelz voneinander getrennt [42]. Die hervorragende Verschleißresistenz von Zahnschmelz ist hauptsächlich auf die komplexe Kristallorientierung der Schmelzprismen zurückzuführen, die ihm seine für den menschlichen Organismus einmalige Härte verleihen. Der Verschleiß selbst ist vor allem das Ergebnis von Mikrofrakturen und Mikropflügen und darüber hinaus durch Delaminationen charakterisiert [98]. Unter ähnlichen Kontaktbedingungen bestehen zahlreiche Parallelen im Verschleißprozess von Zahnschmelz und Keramiken [15]. Bei dem Versuch, Antworten auf die mechanischen und tribologischen Eigenschaften von Schmelz zu finden, gibt es derzeit verschiedene Diskussionsansätze. Ang [14] untersuchte in Nano-Eindrückversuchen den Übergang von elastischer zu plastischer Verformung des Schmelzes. Seiner Meinung nach verursachen Belastungen, die diesen Übergang überschreiten, irreversible Prozesse wie Verschleiß. Guidoni [82] analysierte Verschleiß-mechanismen im Nanostrukturbereich. Er stellte fest, dass sich Verschleißpartikel je nach Belastung bei der Pflügbewegung vor dem Indenter ansammelten oder in

die abradierte Fläche zurückgepresst wurden. Die Verschleißpartikel bestehen dabei hauptsächlich aus harten Hydroxylapatitkristallen mit Resten von anhaftenden Proteinen und Peptiden, welche die Adhäsion der Kristalle untereinander fördern und deren Verbleib auf der Schmelzoberfläche begünstigen [82]. Wenn mit zunehmenden Gleitbewegungen die Kontaktspannungen einen kritischen Wert überschreiten, wird die proteinunterstützte Adhäsion aufgehoben und das Ergebnis kann Oberflächendelamination und sichtbarer Verschleiß sein [82]. In Übereinstimmung hierzu beobachtete Gao [74] Verschleißoberflächen des Schmelzes, die voll von abradierten Partikeln waren und Zeichen der Denaturierung aufwiesen. Auch in der vorliegenden Studie konnten trotz des zyklischen Wasseraustausches am Anfang der Verschleißfacette noch abradierte Schmelzpartikel aufgefunden werden, was die Theorie der Adhäsion unterstützt. Längsriefen der Schmelzantagonisten lassen sich auf die gleiche Weise erklären wie bei den Steatitantagonisten. Deren stärkere Ausprägung bei Steatit korrespondiert mit einer ebenfalls dominanteren Erscheinung der Riefen bei den entsprechenden Probekörpern. Auf das möglicherweise aggressivere Verschleißverhalten von Steatit im Vergleich zu Schmelz wurde bereits bei der Diskussion der Verschleißdaten hingewiesen, wodurch auch an dieser Stelle wieder klar wird, dass Steatit nicht als idealer Substituent für Schmelz angesehen werden kann. Im Gegensatz zu den Steatitantagonisten konnte im Falle der Schmelzantagonisten darüber hinaus für Feldspatkeramiken eine ausgeprägtere Furchenbildung beobachtet werden als für Lithiumdisilikat- oder Fluorapatit-Glaskeramiken. Das spricht dafür, dass letztere Keramiken weniger abrasiv gegenüber ihren Antagonisten sind. Dennoch konnte diese Vermutung bei der Messung der Verschleißdaten nicht bestätigt werden, wo in der Gruppe der Silikatkeramiken zum größten Teil keine signifikanten Unterschiede gefunden wurden. Ausbrüche und Risse sind ähnlich wie bei den Keramiken auf die Sprödigkeit des Schmelzes zurückzuführen. Das häufig kombinierte Auftreten beider Phänomene ist nicht verwunderlich, wenn man deren engen Zusammenhang bedenkt: Ausbrüche entstehen dadurch, dass sich unterhalb der Oberfläche entstehende Mikrorisse ausdehnen und vereinigen, zur Oberfläche gelangen und hierdurch die von den Rissen umgebene Substanz verloren geht [167], wie dies schon bei den Keramiken eingehend erläutert wurde. Durch die

Ausbrüche entstehen wiederum Oberflächendefekte, die genauso wie die Verschleißriefen Ausgangspunkt für weitere Risse sein können. Im Zentrum der dann oft sternförmigen Anordnung der Risse befindet sich typischerweise die Oberflächenstörstelle, wie es in fraktographischen Untersuchungen gezeigt werden konnte [255]. Nur eindeutig erkennbare Risse wurden in dieser Studie dokumentiert. Im Rasterelektronenmikroskop nicht zu erkennende Mikrorisse herrschten jedoch sicherlich in Verbindung mit allen Ausbrüchen vor. Über das häufigere Auftreten von Rissen bei Schmelzantagonisten der Zirkoniumdioxid-keramiken und Aluminiumoxidkeramiken im Vergleich zu denen der Glaskeramiken und glasierten Oxidkeramiken kann nur spekuliert werden. Möglicherweise hat die höhere Härte der Oxidkeramiken eine Rolle gespielt, dennoch scheint der Verschleißmechanismus von Oxidkeramiken nicht aggressiver gewesen zu sein, wenn man die glatten Oberflächen oder auch die relativ kleinen Verschleißflächen der Steatitantagonisten bedenkt. Polierte NEM-Legierungen riefen im Gegensatz zu Keramiken bei ihren Antagonisten eine sehr geringe Anzahl an Rissen hervor, was wahrscheinlich auf die plastische Verformung der Metalle in Kontakt mit ihren Antagonisten zurückgeführt werden kann. Trotz einer hohen Anzahl von Rissen und der teilweise zerfurchten Oberfläche wiesen Schmelzantagonisten gegenüber Schmelzplättchen die mit Abstand wenigsten Ausbrüche auf. Dies steht in Einklang mit den natürlichen Verschleißmechanismen in der Mundhöhle, denn zweifelsohne bestehen unter gleichartigen Partnern die geringsten mechanischen und tribologischen Unterschiede. Nicht vernachlässigt werden sollte jedoch, dass die Sprödigkeit der extrahierten Zähne trotz durchgehender Lagerung in 0,5%-iger Chloramin-Lösung im Vergleich zu den Zähnen in-situ sicherlich größer ist und somit ein verstärktes Auftreten von Rissen vorprogrammiert ist.

Obgleich innerhalb der einzelnen Materialgruppen die Häufigkeit der einzelnen Erscheinungen relativ gleichmäßig verteilt war, gab es dennoch einige Ausnahmen. Zu diesen zählte insbesondere ZENO Zr Bridge. Der Hersteller (Wieland Dental+Technik) wirbt mit einer im Vergleich zu anderen Zirkonium-dioxidkeramiken erhöhten Transluzenz bei hervorragenden mechanischen Eigenschaften [253], die denen der anderen polykristallinen Oxidkeramiken in dieser Studie in keiner Weise nachstehen. Dies macht es schwierig, allein aufgrund der Herstellerangaben die geringere Anzahl an Ausbrüchen und

besonders Rissen im Schmelz zu erklären, zumal es auch keine Abweichungen bezüglich der Verschleißdaten gab. Denkbar sind Unterschiede im strukturellen Aufbau, in der Kristallgröße, im Herstellungsprozess oder in den Sinterbedingungen. Ebenso wenig lässt sich eine eindeutige Begründung für die geringe Risshäufigkeit der Schmelzantagonisten von Creation ZI-F, IPS e.max CAD, Omega 900 und VM 9 sowie die große Risshäufigkeit der Schmelzantagonisten von IPS e.max Ceram und Lava Ceram finden. In analoger Weise zu ZENO Zr Bridge können auch hier Differenzen bezüglich Zusammensetzung und Herstellung als Erklärungsversuch angeführt werden. Alternativ kann die Ursache bei den individuell unterschiedlichen Schmelzantagonisten gesucht werden.

## 5.3 Bewertung und Ausblick

Bei der Auswahl des passenden vollkeramischen Systems sollten in der Praxis neben den Aspekten der Festigkeit, Ästhetik und Biokompatibilität auch die Verschleißeigenschaften unterschiedlicher Dentalkeramiken in die Überlegungen einbezogen werden. Die Ergebnisse dieser In-vitro-Studie geben Anhaltspunkte zum Verschleißverhalten einer Vielfalt von Verblend- und Gerüstkeramiken. Positiv bezüglich Verschleißraten und Oberflächenveränderungen fielen insbesondere die unverblendeten Oxidkeramiken mit einem geringen Material- und Antagonistenverschleiß auf. Die Silikatkeramiken präsentierten vergleichsweise ausgeprägtere Verschleißerscheinungen und höhere, aber in ihrer Materialgruppe ähnliche Verschleißdaten, obwohl sie sich in ihrem Einsatzgebiet als Gerüst- oder Verblendkeramiken, ihrer Struktur und Zusammensetzung (Feldspatkeramiken, Fluorapatit- und Lithiumdisilikat-Glaskeramiken) unterschieden. Der Verschleiß von Omega 900, der einzigen Verblendkeramik für metallkeramische Systeme in dieser Studie, reihte sich in diese Ergebnisse ein. Mit einer erhöhten Verschleißrate von glasierten gegenüber polierten Zirkoniumdioxidkeramiken ist solange zu rechnen, bis im Verlauf der Verschleißvorgänge die Glasur im Kontaktbereich komplett entfernt worden ist. Ungewiss bleibt, in welchem Maße sich die gewonnenen Erkenntnisse auf das Verhalten vollkeramischer Restaurationen in der Klinik übertragen lassen. Will man prognostische Aussagen treffen, darf man zudem die Abrasionskomponente des Verschleißes nicht außer Acht lassen. Die Vielfalt der in dieser Studie getesteten Materialien lässt sich darüber hinaus sicherlich in keiner

In-vivo-Studie verwirklichen und klinische Langzeitstudien, die den Verschleiß identischer Materialien untersucht haben, sind rar. Etman [65, 66] stellte in zwei klinischen Studien über zwei bzw. drei Jahre für Kronen aus IPS e.max Press ein ähnliches Verschleißverhalten wie für Metallkeramikkronen (Verblendung mit IPS Classic Feldspatkeramik) und sogar eine höhere Resistenz gegenüber Risswachstum und Verschleiß im Vergleich zu Procera AllCeram Kronen ($Al_2O_3$-Gerüst mit Verblendung aus Feldspatkeramik) fest. Suputtamongkol [231] beobachtete nach einem Jahr bei einer Lithiumdisilikat-Glaskeramik für Molarenkronen höhere Verschleißraten als für Prämolarenkronen, wobei der Verschleiß der Keramik jeweils signifikant geringer war als der des antagonistischen Schmelzes. Esquivel-Upshaw [63] untersuchte nach einem Jahr den Schmelzverschleiß gegenüber dreigliedrigen Brücken aus IPS e.max Press und kam zu dem Ergebnis, dass der Verschleiß höher als gegenüber natürlichen Zahnantagonisten war, jedoch nicht mit dem Zahntyp in Verbindung stand. Wie sich monolithische Zirkoniumdioxidrestaurationen im klinischen Einsatz bezüglich ihres Verschleißes verhalten, wird sich zeigen – Langzeitstudien sind zum jetzigen Zeitpunkt noch nicht verfügbar.

Wenn verblendfreier festsitzender Zahnersatz aus Zirkoniumdioxid beim Patienten eingegliedert wird, ist es besonders wichtig, eine optimale okklusale Kontaktsituation herzustellen, da eine Anpassung der Okklusion durch Verschleiß auf die dünne Glasurschicht oder die Antagonistenoberfläche beschränkt bleibt. Neben weiteren Aspekten bei der Anwendung von Zirkoniumdioxid ohne Verblendung wie Ästhetik, Alterung und Akustik unter Zahnkontakt sollte in zukünftigen Untersuchungen auch dessen Verschleißverhalten gegenüber höher abrasiven Glaskeramiken abgeklärt werden.

Die Komplexität des Verschleißverhaltens von Dentalkeramiken wird sicherlich für die Zukunft noch viele Untersuchungsansätze bieten. Zuverlässige Prognosen zum klinischen Verschleißverhalten und seiner Folgen sollten möglich sein, wenn dieselben Materialien sowohl in In-vitro- als auch in In-vivo-Studien untersucht werden.

Weitere Optimierungen von Verblend- und Gerüstkeramiken könnten neben Festigkeit und Ästhetik auch das Verschleißverhalten verbessern.

# 6 Zusammenfassung

Ziel dieser In-vitro-Studie war es, den Zwei-Körper-Verschleiß von Gerüst- und Verblendkeramiken unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung und Herstellungstechnik gegenüber Steatit und humanem Zahnschmelz unter besonderer Berücksichtigung der Oberflächenbehandlung und Oberflächenrauigkeit zu untersuchen. Ergänzend wurde das Verschleißverhalten von Keramiken mit dem von Nichtedelmetall-Legierungen und natürlichem Zahnschmelz verglichen.

Von 13 Silikatkeramiken (Feldspatkeramiken, Fluorapatit- und Lithiumdisilikat-Glaskeramiken), 11 Oxidkeramiken (Zirkoniumdioxid- und glasinfiltrierte Aluminiumoxidkeramiken), 2 Nichtedelmetall-Legierungen und Zahnschmelz wurden Prüfkörper in Form planer Plättchen gefertigt. Eine der klinischen Situation angepasste Oberflächenrauigkeit, die der Politur mit speziellen Hochglanzpolierern für Keramik vergleichbar ist, erfolgte durch den Einsatz von Schleifpapier der Körnung 500. Im Gegensatz zu den Oxidkeramiken waren die Silikatkeramiken vorher glasiert worden. Zwei ergänzende Serien der Zirkoniumdioxidkeramik Cercon base wurden poliert und glasiert bzw. sandgestrahlt (120 µm) und glasiert. Die NEM-Legierungen wurden entsprechend der Oxidkeramiken poliert oder blieben unbehandelt. Die natürliche Oberfläche von Zahnschmelz wurde nicht verändert. Die so vorbereiteten 30 Serien wurden einer POB-Verschleißsimulation im Regensburger Kausimulator unter thermomechanischer Wechselbelastung für 120 000 Kauzyklen (1,6 Hz; 50 N) und 600 Thermozyklen (5°C/55°C; 2min/Zyklus) unterzogen. Als Antagonisten für jeweils 8 Prüfkörper pro Serie fungierten Steatitkugeln mit einem Durchmesser von 3 mm bzw. humane Zahnhöcker. Vor der Verschleißprüfung wurde die Oberflächenrauigkeit ($R_a$, $R_z$) mithilfe eines Oberflächenprofilometers (Perthometer) erfasst. Mittels dreidimensionaler optischer Oberflächenprofilometrie (3D Lasercan), Lichtmikroskopie und Rasterelektronenmikroskopie wurden Verschleißtiefe und Verschleißvolumen der Prüfkörper und die Verschleißfläche der Steatitantagonisten berechnet sowie die unterschiedlichen Verschleißphänomene beurteilt. Die statistische Datenanalyse erfolgte mithilfe One-way-ANOVA und dem post-hoc Bonferroni-Test auf einem Signifikanzniveau von 5%.

Im Falle von Steatitantagonisten zeigten die Silikatkeramiken Verschleißtiefen von 117,4 ± 43,6 µm bis 271,0 ± 61,3 µm sowie Verschleißvolumina zwischen $1,4 \pm 0,7 \cdot 10^8$ µm$^3$ und $6,6 \pm 2,2 \cdot 10^8$ µm$^3$, wobei die Verschleißflächen der Steatitkugeln zwischen 1,5 ± 0,5 mm$^2$ und 2,9 ± 0,5 mm$^2$ groß waren. Im Falle von Zahnantagonisten lagen die Verschleißtiefen zwischen 71,2 ± 24,2 µm und 124,1 ± 63,9 µm, die Verschleißvolumina zwischen $2,0 \pm 0,8 \cdot 10^8$ µm$^3$ und $5,1 \pm 2,8 \cdot 10^8$ µm$^3$. Bei beiden Arten von Antagonisten zeigten die polierten Oxidkeramiken und Nichtedelmetall-Legierungen keinen messbaren Materialverlust. Die Verschleißflächen ihrer Steatitantagonisten lagen für die polierten Oxidkeramiken zwischen 0,6 ± 0,2 mm$^2$ und 1,3 ± 0,3 mm$^2$, für die polierten NEM-Legierungen zwischen 0,3 ± 0,1 mm$^2$ und 0,4 ± 0,1 mm$^2$ und für die unpolierte NEM-Legierung bei 1,0 ± 0,2 mm$^2$. Im Gegensatz zu den polierten Oxidkeramiken zeigten die glasierten Zirkoniumdioxidkeramiken bei Steatit- bzw. Zahnantagonisten Verschleißtiefen von 82,0 ± 19,6 µm bzw. 62,0 ± 33,4 µm (+Politur) und 85,9 ± 18,1 µm bzw. 76,2 ± 16,9 µm (+Sandstrahlung) sowie Verschleißvolumina von $1,5 \pm 0,4 \cdot 10^8$ µm$^3$ bzw. $3,8 \pm 3,0 \cdot 10^8$ µm$^3$ (+Politur) und $3,9 \pm 2,8 \cdot 10^8$ µm$^3$ bzw. $2,2 \pm 1,7 \cdot 10^8$ µm$^3$ (+Sandstrahlung). Die Verschleißflächen ihrer Steatitantagonisten betrugen 1,7 ± 0,3 mm$^2$ (+Politur) und 1,4 ± 0,4 mm$^2$ (+Sandstrahlung). Zahnschmelz befand sich mit Verschleißtiefen von 274,1 ± 187,4 µm bzw. 123,3 ± 131,0 µm und Verschleißvolumina von $4,1 \pm 2,4 \cdot 10^8$ µm$^3$ bzw. $4,6 \pm 1,9 \cdot 10^8$ µm$^3$ im Bereich der Silikatkeramiken, wohingegen die Verschleißfläche der antagonistischen Steatitkugel mit 1,1 ± 1,2 mm$^2$ im Wertebereich der Oxidkeramiken lag.

Es gab zum größten Teil keine signifikanten Unterschiede zwischen den Verschleißdaten von Feldspatkeramiken, Lithiumdisilikat-Glaskeramiken und Fluorapatit-Glaskeramiken, ebenso wenig zwischen polykristallinen Zirkoniumdioxidkeramiken, glasinfiltrierten Aluminiumoxidkeramiken und NEM-Legierungen. Dagegen war der Verschleiß der Silikatkeramiken und des Zahnschmelzes überwiegend signifikant höher als der von polierten Oxidkeramiken. Die glasierten Oxidkeramiken lagen mit ihrem Verschleiß in einem mittleren Bereich. Korrelationen zwischen Verschleißtiefen und -volumina bestanden im Falle der Steatitserien, jedoch nicht im Falle der Zahnserien. Höhere Verschleißraten der Probekörper spiegelten sich in größeren Verschleißflächen der Antagonisten wider.

Die initialen Oberflächenrauigkeiten unterschiedlicher Keramiktypen konnten durch Politur einander angepasst werden und stimmten darüber hinaus mit der Oberflächenrauigkeit der Glasur überein. Damit waren gleiche Ausgangsbedingungen bezüglich der Oberflächenrauigkeit gegeben, die sich in einem klinisch relevanten Bereich von 0,1-0,3 µm für $R_a$ und 0,8 ± 0,4 µm bis 1,9 ± 0,2 µm für $R_z$ bewegte.

Oberflächenzerrüttung und Oberflächenschäden durch den Verschleiß waren bei den Silikatkeramiken und ihren Antagonisten stärker ausgeprägt als bei den Oxidkeramiken und NEM-Legierungen. Zu diesen Verschleißphänomenen zählten Riefen, Risse und Ausbrüche. Das Auftreten von speziellen konusförmigen Rissen wurde ausschließlich bei Silikatkeramiken beobachtet,

Die Einschränkungen einer In-vitro-Verschleißuntersuchung bedenkend, kann zusammenfassend festgestellt werden, dass der Verschleiß der Probekörper und ihrer Antagonisten stark materialabhängig war. Verblendfreie Oxidkeramiken scheinen grundsätzlich für den klinischen Einsatz geeignet, da sie im Vergleich zu den Silikatkeramiken sowohl selbst sehr verschleißresistent sind als sich auch verschleißfreundlich gegenüber dem Antagonisten verhalten. Eine Glasur ist aus ästhetischen Gründen sinnvoll, wurde jedoch durch die Verschleißsimulation entfernt, sodass eine vorherige Politur der Keramikoberfläche anzuraten ist. In-vivo-Studien und deren Korrelation mit In-vitro-Ergebnissen werden aber erst in Zukunft zuverlässigere Aussagen erlauben.

# 7 Literaturverzeichnis

[1] 3M Espe. Technical product file. Lava. 3M Espe, Seefeld, D, 2005

[2] 3M Espe. Lava DVS. Digitales Verblendsystem. 3M Espe, Seefeld, D, 2009

[3] Addison O, Fleming GJP, Marquis PM. The effect of thermocycling on the strength of porcelain laminate veneer (PLV) materials. Dent Mater 2003; 19(4): 291-297

[4] Agra CM, Vieira GF. Quantitative analysis of dental porcelain surfaces following different treatments: correlation between parameters obtained by a surface profiling instrument. Dent Mater J 2002; 21(1): 44-52

[5] Aksoy G, Polat H, Polat M, Coskun G. Effect of various treatment and glazing (coating) techniques on the roughness and wettability of ceramic dental restorative surfaces. Colloids Surf B Biointerfaces 2006; 53(2): 254-259

[6] Albashaireh ZS, Ghazal M, Kern M. Two-body wear of different ceramic materials opposed to zirconia ceramic. J Prosthet Dent 2010; 104(2): 105-113

[7] Alemzadeh K, Raabe D. Prototyping artificial jaws for the Bristol Dento-Munch Robo-Simulator. 'A parallel robot to test dental components and materials'. Conf Proc IEEE Eng Med Biol Soc 2007: 1453-1456

[8] Al-Hiyasat AS, Saunders WP, Sharkey SW, Smith GM, Gilmour WH. The abrasive effect of glazed, unglazed, and polished porcelain on the wear of human enamel, and the influence of carbonated soft drinks on the rate of wear. Int J Prosthodont 1997; 10(3): 269-282

[9] Al-Hiyasat AS, Saunders WP, Sharkey SW, Smith GM, Gilmour WH. Investigation of human enamel wear against four dental ceramics and gold. J Dent 1998; 26(5-6): 487-495

[10] Al-Hiyasat AS, Saunders WP, Smith GM. Three-body wear associated with three ceramics and enamel. J Prosthet Dent 1999; 82(4): 476-481

[11] Al-Wahadni A. An in vitro investigation into the surface roughness of 2 glazed, unglazed, and refinished ceramic materials. Quintessence Int 2006; 37(4): 311-317

[12] Amann Girrbach. Technisches Datenblatt Digizon-A HIP. Amann Girrbach, Pforzheim, D, 2005

[13] Amann Girrbach. Technisches Datenblatt Ceramill ZI. Amann Girrbach, Pforzheim, D, 2009

[14] Ang SF, Scholz T, Klocke A, Schneider GA. Determination of the elastic/plastic transition of human enamel by nanoindentation. Dent Mater 2009; 25(11): 1403-1410

[15] Arsecularatne JA, Hoffman M. On the wear mechanism of human dental enamel. J Mech Behav Biomed Mater 2010; 3(4): 347-356

[16] Bailey WF, Rice SL. Comparative sliding-wear behavior of a dental amalgam and a composite restorative as a function of contact stress. J Dent Res 1981; 60(3): 731-732

[17] Bailey WF, Rice SL, Albert RL, Temin SC. Influence of contact stress, sliding velocity, and surface roughness on the sliding wear of a composite restorative. J Dent Res 1981; 60(5): 914-918

[18] Baran G, Boberick K, McCool J. Fatigue of restorative materials. Crit Rev Oral Biol Med 2001; 12(4): 350-360

[19] Barclay CW. Thermocycling: an unrealistic technique for simulating clinical conditions? J Dent Res 1998; 77 (Spec Issue):901 [Abstract 2155]

[20] Bardsley PF. The evolution of tooth wear indices. Clin Oral Investig 2008; 12(Suppl 1): 15-19

[21] Bates JF, Stafford GD, Harrison AL. Masticatory function - a review of the literature (II). Speed of movement of the mandible, rate of chewing, and forces developed in chewing. J Oral Rehabil 1975; 2(3): 349-361

[22] Bauer W, Van den Hoven F, Diedrich P. Wear in the upper and lower incisors in relation to incisal and condylar guidance. J Orofac Orthop 1997; 58(6): 306-319

[23] Beuer F, Klein A, Gernet W. Performance of full-contour Zirconia crowns. IADR/AADR/CADR Miami 2009. #378

[24] Beuer F, Edelhoff D, Gernet W, Sorensen JA. Three-year clinical prospective evaluation of zirconia-based posterior fixed dental prostheses (FDPs). Clin Oral Investig 2009; 13(4): 445-451

[25] Beuer F, Schweiger J. CAD in practice. ZWL 2009; 12(1): 38-42

[26] Beuer F, Schweiger J, Eichberger M, Kappert HF, Gernet W, Edelhoff D. High-strength CAD/CAM-fabricated veneering material sintered to zirconia copings - a new fabrication mode for all-ceramic restorations. Dent Mater 2009; 25(1): 121-128

[27] Beuer F, Stimmelmayr M, Gernet W, Edelhoff D, Guth J, Naumann M. Prospective study of zirconia-based restorations: 3-year clinical results. Quintessence Int 2010; 41(8): 631-637

[28] Bhowmick S, Meléndez-Martínez JJ, Zhang Y, Lawn BR. Design maps for failure of all-ceramic layer structures in concentrated cyclic loading. Acta Mater 2007; 55(7): 2479-2488

[29] Bonfante EA, Coelho PG, Guess PC, Van Thompson P, Silva NRF. Fatigue and damage accumulation of veneer porcelain pressed on Y-TZP. J Dent 2010; 38(4): 318-324

[30] Boyde A. Dependence of rate of physical erosion on orientation and density in mineralised tissues. Anat Embryol 1984; 170(1): 57-62

[31] Brown WS, Jacobs HR, Thompson RE. Thermal fatigue in teeth. J Dent Res 1972; 51(2): 461-467

[32] Cehreli MC, Kökat AM, Akça K. CAD/CAM Zirconia vs. slip-cast glass-infiltrated Alumina/Zirconia all-ceramic crowns: 2-year results of a randomized controlled clinical trial. J Appl Oral Sci 2009; 17(1): 49-55

[33] Cheung KC, Darvell BW. Sintering of dental porcelain: effect of time and temperature on appearance and porosity. Dent Mater 2002; 18(2): 163-173

[34] Clelland NL, Agarwala V, Knobloch LA, Seghi RR. Wear of enamel opposing low-fusing and conventional ceramic restorative materials. J Prosthodont 2001; 10(1): 8-15

[35] Clelland NL, Agarwala V, Knobloch LA, Seghi RR. Relative wear of enamel opposing low-fusing dental porcelain. J Prosthodont 2003; 12(3): 168-175

[36] Coelho PG, Bonfante EA, Silva NRF, Rekow ED, Thompson VP. Laboratory simulation of Y-TZP all-ceramic crown clinical failures. J Dent Res 2009; 88(4): 382-386

[37] Coelho PG, Silva NRF, Bonfante EA, Guess PC, Rekow ED, Thompson VP. Fatigue testing of two porcelain-zirconia all-ceramic crown systems. Dent Mater 2009; 25(9): 1122-1127

[38] Condon JR, Ferracane JL. Evaluation of composite wear with a new multi-mode oral wear simulator. Dent Mater 1996; 12(4): 218-226

[39] Conrad HJ, Seong W, Pesun IJ. Current ceramic materials and systems with clinical recommendations: a systematic review. J Prosthet Dent 2007; 98(5): 389-404

[40] Creation Willi Geller International. Sicherheitsdatenblatt Willi Geller Creation ZI-F. Creation Willi Geller International, Meiningen, A, 2007

[41] Creation Willi Geller International. Verarbeitungsanleitung Creation Zirkonoxid Keramik ZI/ZI-F. Creation Willi Geller International, Meiningen, A, 2009

[42] Cuy JL, Mann AB, Livi KJ, Teaford MF, Weihs TP. Nanoindentation mapping of the mechanical properties of human molar tooth enamel. Arch Oral Biol 2002; 47(4): 281-291

[43] Czichos H, Habig K. Tribologie-Handbuch. Reibung und Verschleiß. Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 2003

[44] Daculsi G, Kerebel B. High-resolution electron microscope study of human enamel crystallites: size, shape, and growth. J Ultrastruct Res 1978; 65(2): 163-172

[45] Daculsi G, Menanteau J, Kerebel LM, Mitre D. Length and shape of enamel crystals. Calcif Tissue Int 1984; 36(5): 550-555

[46] Dawson PE. Evaluation, Diagnosis and Treatment of Occlusal Problems. Elsevier Health Sciences, Oxford, 1988

[47] De Aza AH, Chevalier J, Fantozzi G, Schehl M, Torrecillas R. Crack growth resistance of alumina, zirconia and zirconia toughened alumina ceramics for joint prostheses. Biomaterials 2002; 23(3): 937-945

[48] De Gee AJ, Pallav P, Davidson CL. Effect of abrasion medium on wear of stress-bearing composites and amalgam in vitro. J Dent Res 1986; 65(5): 654-658

[49] De Long R. Intra-oral restorative materials wear: rethinking the current approaches: how to measure wear. Dent Mater 2006; 22(8): 702-711

[50] De Long R, Douglas WH. Development of an artificial oral environment for the testing of dental restoratives: bi-axial force and movement control. J Dent Res 1983; 62(1): 32-36

[51] De Long R, Douglas WH. An artificial oral environment for testing dental materials. IEEE Trans Biomed Eng 1991; 38(4): 339-345

[52] De Long R, Pintado MR, Douglas WH. The wear of enamel opposing shaded ceramic restorative materials: an in vitro study. J Prosthet Dent 1992; 68(1): 42-48

[53] De Long R, Sasik C, Pintado MR, Douglas WH. The wear of enamel when opposed by ceramic systems. Dent Mater 1989; 5(4): 266-271

[54] DeguDent. Gebrauchsanweisung Cercon ceram kiss. DeguDent, Hanau, D, 2009

[55] DeguDent. Compartis. Gebrauchsanweisung für Kronen-und Brückengerüste. DeguDent, Hanau, D, 2010

[56] DeguDent. Gebrauchsanweisung Cercon base. DeguDent, Hanau, D, 2010

[57] Deng Y, Lawn BR, Lloyd IK. Characterization of damage modes in dental ceramic bilayer structures. J Biomed Mater Res 2002; 63(2): 137-145

[58] Derand P, Vereby P. Wear of low-fusing dental porcelains. J Prosthet Dent 1999; 81(4): 460-463

[59] DIN 50320. Verschleiß; Begriffe, Systemanalyse von Verschleißvorgängen, Gliederung des Verschleißgebietes. Beuth, Berlin, 1979

[60] DIN EN ISO 4287. Geometrische Produktspezifikation (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit. Beuth, Berlin, 2010

[61] Eichner, Kappert (Hrsg). Zahnärztliche Werkstoffe und ihre Verarbeitung. Band 1. Grundlagen und Verarbeitung. Thieme, Stuttgart, 2005

[62] Elmaria A, Goldstein G, Vijayaraghavan T, Legeros RZ, Hittelman EL. An evaluation of wear when enamel is opposed by various ceramic materials and gold. J Prosthet Dent 2006; 96(5): 345-353

[63] Esquivel-Upshaw JF, Young H, Jones J, Yang M, Anusavice KJ. In vivo wear of enamel by a lithia disilicate-based core ceramic used for posterior fixed partial dentures: first-year results. Int J Prosthodont 2006; 19(4): 391-396

[64] Etman MK. Confocal examination of subsurface cracking in ceramic materials. J Prosthodont 2009; 18(7): 550-559

[65] Etman MK, Woolford MJ. Three-year clinical evaluation of two ceramic crown systems: a preliminary study. J Prosthet Dent 2010; 103(2): 80-90

[66] Etman MK, Woolford MJ, Dunne S. Quantitative measurement of tooth and ceramic wear: in vivo study. Int J Prosthodont 2008; 21(3): 245-252

[67] Evans AG, Heuer AH. Toughening of brittle solids by martensitic transformations. Acta Metall 1986; 34: 761-800

[68] Fett T, Munz D. Evaluation of R-curve effects in ceramics. J Mater Sci 1993; 28(3): 742-752

[69] Filser F, Kocher P, Weibel F, Lüthy H, Schärer P, Gauckler LJ. Reliability and strength of all-ceramic dental restorations fabricated by direct ceramic machining (DCM). Int J Comput Dent 2001; 4(2): 89-106

[70] Fischer H, Rentzsch W, Marx R. R-curve behavior of dental ceramic materials. J Dent Res 2002; 81(8): 547-551

[71] Fischer J, Stawarczyk B, Trottmann A, Hämmerle CHF. Impact of thermal properties of veneering ceramics on the fracture load of layered Ce-TZP/A nanocomposite frameworks. Dent Mater 2009; 25(3): 326-330

[72] Fischer J, Stawarzcyk B, Trottmann A, Hämmerle CHF. Impact of thermal misfit on shear strength of veneering ceramic/zirconia composites. Dent Mater 2009; 25(4): 419-423

[73] Frazier PD. Adult human enamel: an electron microscopic study of crystallite size and morphology. J Ultrastruct Res 1968; 22(1): 1-11

[74] Gao Q, Chao Y, Jian X, Guo F, Meng Y. Wear behavior of enamel and veneering ceramics. Hua Xi Kou Qiang Yi Xue Za Zhi 2007; 25(5): 426-428

[75] Ghavamnasiri M, Abedini S, Mehdizadeh Tazangi A. Effect of different time periods of vital bleaching on flexural strength of the bovine enamel and dentin complex. J Contemp Dent Pract 2007; 8(3): 21-28

[76] Ghazal M, Albashaireh ZS, Kern M. Wear resistance of nanofilled composite resin and feldspathic ceramic artificial teeth. J Prosthet Dent 2008; 100(6): 441-448

[77] Ghazal M, Kern M. The influence of antagonistic surface roughness on the wear of human enamel and nanofilled composite resin artificial teeth. J Prosthet Dent 2009; 101(5): 342-349

[78] Ghazal M, Yang B, Ludwig K, Kern M. Two-body wear of resin and ceramic denture teeth in comparison to human enamel. Dent Mater 2008; 24(4): 502-507

[79] Ghuman T, Beck P, Ramp LC, Cakir D, Burgess J. Wear of enamel antagonist to ceramic surfaces. IADR Barcelona 2010. #1394

[80] Gibbs CH, Lundeen HC, Mahan PE, Fujimoto J. Chewing movements in relation to border movements at the first molar. J Prosthet Dent 1981; 46(3): 308-322

[81] Guazzato M, Albakry M, Ringer SP, Swain MV. Strength, fracture toughness and microstructure of a selection of all-ceramic materials. Part II. Zirconia-based dental ceramics. Dent Mater 2004; 20(5): 449-456

[82] Guidoni G, Swain MV, Jäger I. Enamel: From brittle to ductile like tribological response. J Dent 2008; 36(10): 786-794

[83] Guo X. Property degradation of tetragonal zirconia induced by low-temperature defect reaction with water molecules. Chem Mater 2004; 16(21): 3988-3994

[84] Gwinnett AJ. Structure and composition of enamel. Oper Dent 1992; 17(Suppl 5): 10-17

[85] Habelitz S, Marshall SJ, Marshall GW, Balooch M. Mechanical properties of human dental enamel on the nanometre scale. Arch Oral Biol 2001; 46(2): 173-183

[86] Hahnel S, Behr M, Handel G, Rosentritt M. Two-body wear of artificial acrylic and composite resin teeth in relation to antagonist material. J Prosthet Dent 2009; 101(4): 269-278

[87] Hahnel S, Rosentritt M, Handel G, Bürgers R. Surface characterization of dental ceramics and initial streptococcal adhesion in vitro. Dent Mater 2009; 25(8): 969-975

[88] Hahnel S, Schultz S, Trempler C, Ach B, Handel G, Rosentritt M. Two-body wear of dental restorative materials. J Mech Behav Biomed Mater 2011; 4(3): 237-244

[89] Hajtó J. Keramikrestaurationen: Die Bedeutung optimaler Oberflächen. Zahnärztl Mitt 2010; 100(15): 44-47

[90] Hämmerle CHF, Sailer I, Peter A, Hälg G, Suter A, Ramel C. Dentale Keramiken. Aktuelle Schwerpunkte für die Klinik. Quintessenz, Berlin, 2008

[91] Harpenau LA, Noble WH, Kao RT. Diagnosis and management of dental wear. J Calif Dent Assoc 2011; 39(4): 225-231

[92] Harrison AL. Wear of combinations of acrylic resin and porcelain, on an abrasion testing machine. J Oral Rehabil 1978; 5(2): 111-115

[93] Harrison AL, Lewis TT. The development of an abrasion testing machine for dental materials. J Biomed Mater Res 1975; 9(3): 341-353

[94] Hassan R, Caputo AA, Bunshah RF. Fracture toughness of human enamel. J Dent Res 1981; 60(4): 820-827

[95] Haywood VB, Heymann HO, Kusy RP, Whitley JQ, Andreaus SB. Polishing porcelain veneers: an SEM and specular reflectance analysis. Dent Mater 1988; 4(3): 116-121

[96] Haywood VB, Heymann HO, Scurria MS. Effects of water, speed, and experimental instrumentation on finishing and polishing porcelain intra-orally. Dent Mater 1989; 5(3): 185-188

[97] Heintze SD. How to qualify and validate wear simulation devices and methods. Dent Mater 2006; 22(8): 712-734

[98] Heintze SD. Predictability of clinical wear by laboratory wear methods for the evaluation of dental restorative materials. Dissertation, Groningen, 2010

[99] Heintze SD, Barkmeier WW, Latta MA, Rousson V. Round robin test: Wear of nine dental restorative materials in six different wear simulators - Supplement to the round robin test of 2005. Dent Mater 2011; 27(2): e1-9

[100] Heintze SD, Cavalleri A, Forjanic M, Zellweger G, Rousson V. A comparison of three different methods for the quantification of the in vitro wear of dental materials. Dent Mater 2006; 22(11): 1051-1062

[101] Heintze SD, Cavalleri A, Forjanic M, Zellweger G, Rousson V. Wear of ceramic and antagonist - a systematic evaluation of influencing factors in vitro. Dent Mater 2008; 24(4): 433-449

[102] Heintze SD, Zappini G, Rousson V. Wear of ten dental restorative materials in five wear simulators - results of a round robin test. Dent Mater 2005; 21(4): 304-317

[103] Heintze SD, Zellweger G, Cavalleri A, Ferracane JL. Influence of the antagonist material on the wear of different composites using two different wear simulation methods. Dent Mater 2006; 22(2): 166-175

[104] Hertz H. Über die Berührung fester elastischer Körper. Journal für die reine und angewandte Mathematik 1881; 92: 151-171

[105] Hickel R, Roulet JF, Bayne S, Heintze SD, Mjör IA, Peters M, Rousson V, Randall R, Schmalz G, Tyas M, Vanherle G. Recommendations for conducting controlled clinical studies of dental restorative materials. Clin Oral Investig 2007; 11(1): 5-33

[106] Hidaka O, Iwasaki M, Saito M, Morimoto T. Influence of clenching intensity on bite force balance, occlusal contact area, and average bite pressure. J Dent Res 1999; 78(7): 1336-1344

[107] Imai Y, Suzuki SH, Fukushima S. Enamel wear of modified porcelains. Am J Dent 2000; 13(6): 315-323

[108] Ivoclar Vivadent. Wissenschaftliche Dokumentation IPS Empress 2. Ivoclar Vivadent, Schaan, FL, 1999

[109] Ivoclar Vivadent. Wissenschaftliche Dokumentation IPS e.max Ceram. Ivoclar Vivadent, Schaan, FL, 2005

[110] Ivoclar Vivadent. Wissenschaftliche Dokumentation IPS e.max ZirCAD. Ivoclar Vivadent, Schaan, FL, 2005

[111] Ivoclar Vivadent. Wissenschaftliche Dokumentation IPS e.max ZirPress. Ivoclar Vivadent, Schaan, FL, 2005

[112] Ivoclar Vivadent. Wissenschaftliche Dokumentation IPS e.max Press. Ivoclar Vivadent, Schaan, FL, 2007

[113] Ivoclar Vivadent. Wissenschaftliche Dokumentation IPS e.max CAD. Ivoclar Vivadent, Schaan, FL, 2009

[114] Jacobi R, Shillingburg HT, JR, Duncanson MG, JR. A comparison of the abrasiveness of six ceramic surfaces and gold. J Prosthet Dent 1991; 66(3): 303-309

[115] Jagger DC, Harrison AL. An in vitro investigation into the wear effects of unglazed, glazed, and polished porcelain on human enamel. J Prosthet Dent 1994; 72(3): 320-323

[116] Jagger DC, Harrison AL. An in vitro investigation into the wear effects of selected restorative materials on enamel. J Oral Rehabil 1995; 22(4): 275-281

[117] Janssen J, Laatz W. Statistische Datenanalyse mit SPSS für Windows. Springer, Berlin, 2007

[118] Joshi N, Patil NP, Patil SB. The abrasive effect of a porcelain and a nickel-chromium alloy on the wear of human enamel and the influence of a carbonated beverage on the rate of wear. J Prosthodont 2010; 19(3): 212-217

[119] Jung YG, Peterson IM, Kim DK, Lawn BR. Lifetime-limiting strength degradation from contact fatigue in dental ceramics. J Dent Res 2000; 79(2): 722-731

[120] Jung Y, Lee J, Choi Y, Ahn J, Shin S, Huh J. A study on the in-vitro wear of the natural tooth structure by opposing zirconia or dental porcelain. J Adv Prosthodont 2010; 2(3): 111-115

[121] Kadokawa A, Suzuki SH, Tanaka T. Wear evaluation of porcelain opposing gold, composite resin, and enamel. J Prosthet Dent 2006; 96(4): 258-265

[122] Kaidonis JA, Richards LC, Townsend GC, Tansley GD. Wear of human enamel: a quantitative in vitro assessment. J Dent Res 1998; 77(12): 1983-1990

[123] Kappert HF (Hrsg). Vollkeramik. Werkstoffkunde - Zahntechnik - klinische Erfahrung. Quintessenz, Berlin, 1995

[124] Kappert HF. Zur Festigkeit von Dentalkeramiken. Zahnärztl Mitt 2003; 93(7): 802-806

[125] Kappert HF, Knipp U, Wehrstein A, Kmitta M, Knipp J. Festigkeit von Zirkonoxid-verstärkten Vollkeramikbrücken aus In-Ceram. Dtsch Zahnärztl Z 1995; 50(9): 683-685

[126] Kelly JR, Campbell SD, Bowen HK. Fracture-surface analysis of dental ceramics. J Prosthet Dent 1989; 62(5): 536-541

[127] Kelly JR, Nishimura I, Campbell SD. Ceramics in dentistry: historical roots and current perspectives. J Prosthet Dent 1996; 75(1): 18-32

[128] Kim B, Zhang Y, Pines M, Thompson VP. Fracture of porcelain-veneered structures in fatigue. J Dent Res 2007; 86(2): 142-146

[129] Kim JH, Kim JW, Myoung SW, Pines M, Zhang Y. Damage maps for layered ceramics under simulated mastication. J Dent Res 2008; 87(7): 671-675

[130] Kim JW, Bhowmick S, Hermann I, Lawn BR. Transverse fracture of brittle bilayers: relevance to failure of all-ceramic dental crowns. J Biomed Mater Res Part B Appl Biomater 2006; 79(1): 58-65

[131] Kim JW, Covel NS, Guess PC, Rekow ED, Zhang Y. Concerns of hydrothermal degradation in CAD/CAM zirconia. J Dent Res 2010; 89(1): 91-95

[132] Kim JW, Kim JH, Thompson VP, Zhang Y. Sliding contact fatigue damage in layered ceramic structures. J Dent Res 2007; 86(11): 1046-1050

[133] Kim YS, Jung CH, Park JY. Low temperature degradation of yttria-stabilized tetragonal zirconia polycrystals under aqueous solutions. J Nucl Mater 1994; 209(3): 326-331

[134] Koran A, Craig RG, Tillitson EW. Coefficient of friction of prosthetic tooth materials. J Prosthet Dent 1972; 27(3): 269-274

[135] Körber KH, Ludwig P. Maximale Kaukraft als Berechnungsfaktor zahnärztlicher Konstruktionen. Dent Lab 1983; 31: 55-60

[136] Korioth TW, Waldron TW, Versluis A, Schulte JK. Forces and moments generated at the dental incisors during forceful biting in humans. J Biomech 1997; 30(6): 631-633

[137] Kou W, Molin M, Sjögren G. Surface roughness of five different dental ceramic core materials after grinding and polishing. J Oral Rehabil 2006; 33(2): 117-124

[138] Krejci I, Albert P, Lutz F. The influence of antagonist standardization on wear. J Dent Res 1999; 78(2): 713-719

[139] Krejci I, Lutz F, Reimer M. Wear of CAD/CAM ceramic inlays: restorations, opposing cusps, and luting cements. Quintessence Int 1994; 25(3): 199-207

[140] Krejci I, Lutz F, Reimer M, Heinzmann JL. Wear of ceramic inlays, their enamel antagonists, and luting cements. J Prosthet Dent 1993; 69(4): 425-430

[141] Krejci I, Reich T, Lutz F, Albertoni M. In-vitro-Testverfahren zur Evaluation Dentaler Restaurationssysteme. 1. Computergesteuerter Kausimulator. Schweiz Monatsschr Zahnmed 1990; 100(8): 953-960

[142] Kunzelmann KH, Jelen B, Mehl A, Hickel R. Wear evaluation of MZ100 compared to ceramic CAD/CAM materials. Int J Comput Dent 2001; 4(3): 171-184

[143] Lambrechts P, Braem M, Vuylsteke-Wauters M, Vanherle G. Quantitative in vivo wear of human enamel. J Dent Res 1989; 68(12): 1752-1754

[144] Lambrechts P, Debels E, Van Landuyt K, Peumans M, Van Meerbeck B. How to simulate wear? Overview of existing methods. Dent Mater 2006; 22(8): 693-701

[145] Lavelle CL. Analysis of attrition in adult human molars. J Dent Res 1970; 49(4): 822-828

[146] Lawn BR, Deng Y, Lloyd IK, Janal MN, Rekow ED, Thompson VP. Materials design of ceramic-based layer structures for crowns. J Dent Res 2002; 81(6): 433-438

[147] Lawn BR, Pajares A, Zhang Y, Deng Y, Polack MA, Lloyd IK, Rekow ED, Van Thompson P. Materials design in the performance of all-ceramic crowns. Biomaterials 2004; 25(14): 2885-2892

[148] Lee JJ, Kwon J, Bhowmick S, Lloyd IK, Rekow ED, Lawn BR. Veneer vs. core failure in adhesively bonded all-ceramic crown layers. J Dent Res 2008; 87(4): 363-366

[149] Lee JK, Kim H. Surface crack initiation in 2Y-TZP ceramics by low-temperature aging. Ceram Int 1994; 20(6): 413-418

[150] Lehmann K, Hellwig E. Zahnärztliche Propädeutik. Urban & Fischer, München, 2005

[151] Litonjua LA, Andreana S, Bush PJ, Cohen RE. Tooth wear: attrition, erosion, and abrasion. Quintessence Int 2003; 34(6): 435-446

[152] Liu P. A panorama of dental CAD/CAM restorative systems. Compend Contin Educ Dent 2005; 26(7): 507-8, 510, 512

[153] Lloyd BA, McGinley MB, Brown WS. Thermal stress in teeth. J Dent Res 1978; 57(4): 571-582

[154] Lohbauer U, Krämer N, Petschelt A, Frankenberger R. Correlation of in vitro fatigue data and in vivo clinical performance of a glassceramic material. Dent Mater 2008; 24(1): 39-44

[155] Lughi V, Sergo V. Low temperature degradation -aging- of zirconia: A critical review of the relevant aspects in dentistry. Dent Mater 2010; 26(8): 807-820

[156] Lussi A, Jaeggi T. Erosion - diagnosis and risk factors. Clin Oral Investig 2008; 12(Suppl 1): 5-13

[157] Luthardt RG, Herold V, Sandkuhl O, Reitz B, Knaak JP, Lenz E. Kronen aus Hochleistungskeramik. Zirkonoxid-Keramik, ein neuer Werkstoff in der Kronenprothetik. Dtsch Zahnärztl Z 1998; 53(4): 280-285

[158] Luthardt RG, Holzhuter MS, Rudolph H, Herold V, Walter MH. CAD/CAM-machining effects on Y-TZP zirconia. Dent Mater 2004; 20(7): 655-662

[159] Luthardt RG, Holzhuter MS, Sandkuhl O, Herold V, Schnapp JD, Kuhlisch E, Walter MH. Reliability and properties of ground Y-TZP-zirconia ceramics. J Dent Res 2002; 81(7): 487-491

[160] Luthardt RG, Weber A, Rudolph H, Schöne C, Quaas S, Walter MH. Design and production of dental prosthetic restorations: basic research on dental CAD/CAM technology. Int J Comput Dent 2002; 5(2-3): 165-176

[161] Lutz F, Phillips RW, Roulet JF, Setcos JC. In vivo and in vitro wear of potential posterior composites. J Dent Res 1984; 63(6): 914-920

[162] Magne P, Oh WS, Pintado MR, De Long R. Wear of enamel and veneering ceramics after laboratory and chairside finishing procedures. J Prosthet Dent 1999; 82(6): 669-679

[163] Mahr. MarSurf. Definitionen, Oberflächen-Kenngrößen. Mahr, Göttingen, D, 2007

[164] Maier HR. Leitfaden technische Keramik. Werkstoffkunde II Keramik. Institut für keramische Komponenten im Maschinenbau, Aachen, 1991

[165] Mair LH. Measurement and analysis of clinical abrasion - a modified approach. Dent Mater 1990; 6(4): 271-275

[166] Mair LH. Wear in dentistry - current terminology. J Dent 1992; 20(3): 140-144

[167] Mair LH, Stolarski TA, Vowles RW, Lloyd CH. Wear: mechanisms, manifestations and measurement. Report of a workshop. J Dent 1996; 24(1-2): 141-148

[168] McLaren EA, White SN. Glass-infiltrated zirconia/alumina-based ceramic for crowns and fixed partial dentures. Pract Periodontics Aesthet Dent 1999; 11(8): 985-94; quiz 996

[169] Mehl A, Gloger W, Kunzelmann KH, Hickel R. A new optical 3-D device for the detection of wear. J Dent Res 1997; 76(11): 1799-1807

[170] Mehulić K, Svetlicić V, Segota S, Vojvodić D, Kovacić I, Katanec D, Petricević N, Glavina D, Celebić A. A study of the surface topography and roughness of glazed and unglazed feldspathic ceramics. Coll Antropol 2010; 34(Suppl 1): 235-238

[171] Metzler KT, Woody RD, Miller A, Miller BH. In vitro investigation of the wear of human enamel by dental porcelain. J Prosthet Dent 1999; 81(3): 356-364

[172] Milleding P, Wennerberg A, Alaeddin S, Karlsson S, Simon E. Surface corrosion of dental ceramics in vitro. Biomaterials 1999; 20(8): 733-746

[173] Milleding P, Haraldsson C, Karlsson S. Ion leaching from dental ceramics during static in vitro corrosion testing. J Biomed Mater Res 2002; 61(4): 541-550

[174] Monasky GE, Taylor DF. Studies on the wear of porcelain, enamel, and gold. J Prosthet Dent 1971; 25(3): 299-306

[175] Mues S, Bayer S, Helfgen EH. Unverblendete Zirkonoxidkeramik - eine Alternative zu NEM in der Regelversorgung? Quintessenz 2007; 58(8): 835-838

[176] Munz D, Fett T. Mechanisches Verhalten keramischer Werkstoffe. Versagensablauf, Werkstoffauswahl, Dimensionierung. Springer, Berlin, 1989

[177] Murphy T. The changing pattern of dentine exposure in human tooth attrition. Am J Phys Anthropol 1959; 17: 167-178

[178] O'Brien WJ, Groh CL, Boenke KM, Mora GP, Tien TY. The strengthening mechanism of a magnesia core ceramic. Dent Mater 1993; 9(4): 242-245

[179] Oh WS, De Long R, Anusavice KJ. Factors affecting enamel and ceramic wear: a literature review. J Prosthet Dent 2002; 87(4): 451-459

[180] Okeson JP. Management of Temporomandibular Disorders and Occlusion. Elsevier Health Sciences, Oxford, 1989

[181] Olivera AB, Marques MM. Esthetic restorative materials and opposing enamel wear. Oper Dent 2008; 33(3): 332-337

[182] Olivera AB, Matson E, Marques MM. The effect of glazed and polished ceramics on human enamel wear. Int J Prosthodont 2006; 19(6): 547-548

[183] Palin W, Burke FJT. Trends in indirect dentistry: 8. CAD/CAM technology. Dent Update 2005; 32(10): 566-572

[184] Palmer DS, Barco MT, Pelleu GB, McKinney JE. Wear of human enamel against a commercial castable ceramic restorative material. J Prosthet Dent 1991; 65(2): 192-195

[185] Parreira GG, Santos LM. Substrateigenschaften und ihre Bedeutung für die Auswahl des richtigen Keramiksystems. Quintessenz Zahntech 2010; 36(1): 74-85

[186] Pospiech P. Keramik-Vollkeramik. Ein Kompendium für die keramikgerechte Anwendung vollkeramischer Systeme in der Zahnmedizin. 3M Espe, Seefeld, 2004

[187] Pospiech P. Chipping – systemimmanente oder verarbeitungsbedingte Probleme? Quintessenz 2010; 61(2): 173-181

[188] Powell JM, Phillips RW, Norman RD. In vitro wear response of composite resin, amalgam, and enamel. J Dent Res 1975; 54(6): 1183-1195

[189] Powers JM, Allen LJ, Craig RG. Two-body abrasion of commercial and experimental restorative and coating resins and an amalgam. J Am Dent Assoc 1974; 89(5): 1118-1122

[190] Pröbster L, Groten M. VITA In-Ceram. Leitfaden für vollkeramische Restaurationen in der zahnärztlichen Praxis. Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D, 2006

[191] Pugh B. Friction and Wear. Tribology Text for Students. Elsevier Science & Technology, Oxford, 1973

[192] Ramp MH, Ramp LC, Suzuki SH. Vertical height loss: an investigation of four restorative materials opposing enamel. J Prosthodont 1999; 8(4): 252-257

[193] Ramp MH, Suzuki SH, Cox CF, Lacefield WR, Koth DL. Evaluation of wear: enamel opposing three ceramic materials and a gold alloy. J Prosthet Dent 1997; 77(5): 523-530

[194] Ranjitkar S, Kaidonis JA, Townsend GC, Vu AM, Richards LC. An in vitro assessment of the effect of load and pH on wear between opposing enamel and dentine surfaces. Arch Oral Biol 2008; 53(11): 1011-1016

[195] Rieger W. Aluminium- und Zirkonoxidkeramik in der Medizin. Industrie Diamanten-Rudschau 1993; 2: 116-120

[196] Ritter JE. Predicting lifetimes of materials and material structures. Dent Mater 1995; 11(2): 142-146

[197] Ritter JE, Laporte RP. Effect of test environments on the stress-corrosion susceptibility of glass. J Am Ceram Soc 1975; 58(7): 265-267

[198] Rosentritt M, Behr M, Gebhard R, Handel G. Influence of stress simulation parameters on the fracture strength of all-ceramic fixed-partial dentures. Dent Mater 2006; 22(2): 176-182

[199] Rosentritt M. A Focus on Zirconia. An in-vitro lifetime prediction of zirconia dental restorations. Dissertation, Amsterdam, 2008

[200] Rosentritt M, Behr M, Thaller C, Rudolph H, Feilzer AJ. Fracture performance of computer-aided manufactured zirconia and alloy crowns. Quintessence Int 2009; 40(8): 655-662

[201] Rosentritt M, Behr M, Van der Zel JM, Feilzer AJ. Approach for valuating the influence of laboratory simulation. Dent Mater 2009; 25(3): 348-352

[202] Rosentritt M, Kolbeck C, Handel G, Schneider-Feyrer S, Behr M. Influence of the fabrication process on the in vitro performance of fixed dental prostheses with zirconia substructures. Clin Oral Investig 2010 [Epub ahead of print]

[203] Rosentritt M, Leibrock A, Lang R, Behr M, Scharnagl P, Handel G. Regensburger Kausimulator - Apparatur zur Simulation des Kauorganes. Materialprüfung 1997; 39(3): 77-80

[204] Rosentritt M, Siavikis G, Behr M, Kolbeck C, Handel G. Approach for valuating the significance of laboratory simulation. J Dent 2008; 36(12): 1048-1053

[205] Rosentritt M, Steiger D, Behr M, Handel G, Kolbeck C. Influence of substructure design and spacer settings on the in vitro performance of molar zirconia crowns. J Dent 2009; 37(12): 978-983

[206] Salazar Marocho SM, Studart AR, Bottino MA, Della Bona A. Mechanical strength and subcritical crack growth under wet cyclic loading of glass-infiltrated dental ceramics. Dent Mater 2010; 26(5): 483-490

[207] Santana T, Zhang Y, Guess P, Van Thompson P, Rekow ED, Silva NRF. Off-axis sliding contact reliability and failure modes of veneered alumina and zirconia. Dent Mater 2009; 25(7): 892-898

[208] Sarac D, Sarac YS, Yuzbasioglu E, Bal S. The effects of porcelain polishing systems on the color and surface texture of feldspathic porcelain. J Prosthet Dent 2006; 96(2): 122-128

[209] Schneider F, Siebert F, Setz J, Boeckler A. Verblendfreie CAD/CAM-gefertigte Zirkoniumdioxidrestaurationen. Quintessenz 2010; 61(1): 47-59

[210] Schuh C, Kinast EJ, Mezzomo E, Kapczinski MP. Effect of glazed and polished surface finishes on the friction coefficient of two low-fusing ceramics. J Prosthet Dent 2005; 93(3): 245-252

[211] Schwickerath H. Neue Keramiksysteme unter Dauerbeanspruchung. Quintessenz Zahntech 1994; 20(12): 1495-1499

[212] Scurria MS, Powers JM. Surface roughness of two polished ceramic materials. J Prosthet Dent 1994; 71(2): 174-177

[213] Seghi RR, Rosenstiel SF, Bauer P. Abrasion of human enamel by different dental ceramics in vitro. J Dent Res 1991; 70(3): 221-225

[214] Seghi RR, Sorensen JA. Relative flexural strength of six new ceramic materials. Int J Prosthodont 1995; 8(3): 239-246

[215] Shah S, Michelson P, Beck P, Ramp LC, Cakir D, Burgess J. Wear of enamel on polished and glazed zirconia. AADR/CADR Washington DC 2010. #227

[216] Shijo Y, Shinya A, Gomi H, Lassila LV, Vallittu PK. Studies on mechanical strength, thermal expansion of layering porcelains to alumina and zirconia ceramic core materials. Dent Mater J 2009; 28(3): 352-361

[217] Shortall AC, Hu XQ, Marquis PM. Potential countersample materials for in vitro simulation wear testing. Dent Mater 2002; 18(3): 246-254

[218] Smith BG. Toothwear: aetiology and diagnosis. Dent Update 1989; 16(5): 204-212

[219] Smith BG, Knight JK. A comparison of patterns of tooth wear with aetiological factors. Br Dent J 1984; 157(1): 16-19

[220] Soh G, Selwyn MJ. An evaluation of exposure time and temperature in the thermocycling of dental restorative materials. Clin Mater 1992; 9(1): 37-41

[221] Steger E, Caballero COT. Die "Steger-Methode" zur Messung dentaler Abrasion. Zirkonzahn, Gais, I, 2010

[222] Stevens R. Engineering properties of zirconia. In: Engineered materials handbook. Vol 4. ASM International, Materials Park, 1991

[223] Stober T, Lutz T, Gilde H, Rammelsberg P. Wear of resin denture teeth by two-body contact. Dent Mater 2006; 22(3): 243-249

[224] Strietzel R, Lahl C. CAD/CAM-Systeme in Labor und Praxis. Neuer Merkur Verlag, München, 2007

[225] Strub JR, Türp JC, Witkowski S, Hürzeler MB, Kern M. Curriculum Prothetik, Band 2. Artikulatoren, Ästhetik, Werkstoffkunde, festsitzende Prothetik. Quintessenz, Berlin, 2005

[226] Studart AR, Filser F, Kocher P, Gauckler LJ. In vitro lifetime of dental ceramics under cyclic loading in water. Biomaterials 2007; 28(17): 2695-2705

[227] Studart AR, Filser F, Kocher P, Lüthy H, Gauckler LJ. Lifetime of zirconia under wet and cyclic loading conditions. IADR/AADR/CADR Honolulu 2004. #10

[228] Studart AR, Filser F, Kocher P, Gauckler LJ. Fatigue of zirconia under cyclic loading in water and its implications for the design of dental bridges. Dent Mater 2007; 23(1): 106-114

[229] Studart AR, Filser F, Kocher P, Lüthy H, Gauckler LJ. Cyclic fatigue in water of veneer-framework composites for all-ceramic dental bridges. Dent Mater 2007; 23(2): 177-185

[230] Sulik WD, Plekavich EJ. Surface finishing of dental porcelain. J Prosthet Dent 1981; 46(2): 217-221

[231] Suputtamongkol K, Anusavice KJ, Suchatlampong C, Sithiamnuai P, Tulapornchai C. Clinical performance and wear characteristics of veneered lithia-disilicate-based ceramic crowns. Dent Mater 2008; 24(5): 667-673

[232] Swain MV. Unstable cracking (chipping) of veneering porcelain on all-ceramic dental crowns and fixed partial dentures. Acta biomaterialia 2009; 5(5): 1668-1677

[233] Thompson JY, Anusavice KJ, Naman A, Morris HF. Fracture surface characterization of clinically failed all-ceramic crowns. J Dent Res 1994; 73(12): 1824-1832

[234] Tietz H. Technische Keramik. Aufbau, Eigenschaften, Herstellung, Bearbeitung, Prüfung. Springer, Berlin, 1994

[235] Tinschert J, Natt G, Hassenpflug S, Spiekermann H. Status of current CAD/CAM technology in dental medicine. Int J Comput Dent 2004; 7(1): 25-45

[236] Tinschert J, Zwez D, Marx R, Anusavice KJ. Structural reliability of alumina-, feldspar-, leucite-, mica- and zirconia-based ceramics. J Dent 2000; 28(7): 529-535

[237] Tinschert J, Natt G (Hrsg). Oxidkeramiken und CAD/CAM-Technologien. Atlas für Klinik, Labortechnik und Werkstoffkunde. Deutscher Zahnärzte Verlag, Köln, 2007

[238] Tinschert J, Natt G, Mohrbotter N, Spiekermann H, Schulze KA. Lifetime of alumina- and zirconia ceramics used for crown and bridge restorations. J Biomed Mater Res Part B Appl Biomater 2007; 80(2): 317-321

[239] Tinschert J, Schimmang A, Fischer H, Marx R. Belastbarkeit von zirkonoxidverstärkter In-Ceram Alumina-Keramik. Dtsch Zahnärztl Z 1999; 54(11): 695-699

[240] Trempler C, Rosentritt M, Behr M, Handel G. Two-body wear evaluation of different dental resin composites. CED München 2009. #294

[241] Vita Zahnfabrik. Verarbaitungsanleitung Vita Omega 900. Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D, 2003

[242] Vita Zahnfabrik. Klinische Aspekte in der Vollkeramik. Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D, 2009

[243] Vita Zahnfabrik. Verarbeitungsanleitung Vita VM 9. Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D, 2009

[244] Vita Zahnfabrik. Verarbeitungsanleitung Vita VM 7. Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D, 2008

[245] Wassell RW, McCabe JF, Walls AW. A two-body frictional wear test. J Dent Res 1994; 73(9): 1546-1553

[246] Wassell RW, McCabe JF, Walls AW. Wear characteristics in a two-body wear test. Dent Mater 1994; 10(4): 269-274

[247] Weber A. CAD/CAM-gefertigter Zahnersatz: Eine aktuelle Standortbestimmung. Zahnärztl Mitt 2006; 96(24): 52-55

[248] Weibull W. A statistical distribution function of wide applicability. J Appl Mech 1951; 18: 293-297

[249] Westwood ARC, Latanision RM. Environment-sensitive machining behaviour of non-metals (Rebinder effect in machining ceramics). In: The science of ceramic machining and surface finishing. NBS Spe Pub 1972; 348: 141-155

[250] White SN. Mechanical fatigue of a feldspathic dental procelain. Dent Mater 1993; 9(4): 260-264

[251] Whittaker DK. Structural variations in the surface zone of human tooth enamel observed by scanning electron microscopy. Arch Oral Biol 1982; 27(5): 383-392

[252] Wieland Dental+Technik. Gebrauchsanweisung Denta NEM. Wieland Dental+Technik, Pforzheim, D, 2009

[253] Wieland Dental+Technik. Gebrauchsanweisung ZENOTEC Zr Bridge. Wieland Dental+Technik, Pforzheim, D, 2009

[254] Willems G, Celis JP, Lambrechts P, Braem M, Vanherle G. Hardness and Young's modulus determined by nanoindentation technique of filler particles of dental restorative materials compared with human enamel. J Biomed Mater Res 1993; 27(6): 747-755

[255] Woodtli J. Praktische Fraktographie. EMPA-Akademie, Dübendorf, 2003

[256] Yap AU, Ong LF, Teoh SH, Hastings GW. Comparative wear ranking of dental restoratives with the BIOMAT wear simulator. J Oral Rehabil 1999; 26(3): 228-235

[257] Yilmaz K, Ozkan P. Profilometer evaluation of the effect of various polishing methods on the surface roughness in dental ceramics of different structures subjected to repeated firings. Quintessence Int 2010; 41(7): e125-131

[258] Yip KH, Smales RJ, Kaidonis JA. Differential wear of teeth and restorative materials: clinical implications. Int J Prosthodont 2004; 17(3): 350-356

[259] Zhang Y, Kim JW, Bhowmick S, Van Thompson P, Rekow ED. Competition of fracture mechanisms in monolithic dental ceramics: flat model systems. J Biomed Mater Res Part B Appl Biomater 2009; 88(2): 402-411

[260] Zhang Y, Lawn BR. Long-term strength of ceramics for biomedical applications. J Biomed Mater Res Part B Appl Biomater 2004; 69(2): 166-172

[261] Zhang Y, Lawn BR. Fatigue sensitivity of Y-TZP to microscale sharp-contact flaws. J Biomed Mater Res Part B Appl Biomater 2005; 72(2): 388-392

[262] Zhang Y, Song J, Lawn BR. Deep-penetrating conical cracks in brittle layers from hydraulic cyclic contact. J Biomed Mater Res Part B Appl Biomater 2005; 73(1): 186-193

[263] Zirkonzahn. ICE Zirkon Keramik. Mit Liebe zur Perfektion. Zirkonzahn, Gais, I

[264] Zirkonzahn. Prettau Zirkon. Verarbeiten und Einfärben von Prettau Zirkon. Zirkonzahn, Gais, I

[265] Zirkonzahn. Zirkon - Information für Zahnärzte. Fakten - Fragen und Antworten aus der Praxis. Zirkonzahn, Gais, I

[266] Zum Gahr K. Microstructure and Wear of Materials. Tribology Series. Elsevier Science & Technology, Oxford, 1987

# 8 Abkürzungsverzeichnis

| | |
|---|---|
| °C | Grad Celsius |
| µm | Mikrometer |
| Abb. | Abbildung |
| Al | Aluminium |
| $Al_2O_3$ | Aluminiumoxid |
| $B_2O_3$ | Bortrioxid |
| BaO | Bariumoxid |
| bzw. | beziehungsweise |
| c | kubische Phase |
| CAD | Computer-Aided-Design |
| CAM | Computer-Aided-Manufacturing |
| CaO | Kalziumoxid |
| $CeF_3$ | Cerfluorid |
| $CeO_2$ | Ceroxid |
| Co | Kobalt |
| Cr | Chrom |
| d. h. | das heißt |
| DVS | Digitales Verblendsystem |
| EM | Edelmetall |
| E-Modul | Elastizitätsmodul |
| F | Fluor |
| Fe | Eisen |
| $Fe_2O_3$ | Eisenoxid |
| FSZ | Fully Stabilized Zirconia |
| Gew.% | Gewichtsprozent |
| GPa | Gigapascal |
| $HfO_2$ | Hafniumoxid |
| HIP | Hot Isostatic Pressing |
| HV | Vickershärte |
| Hz | Hertz |
| k. A. | keine Angaben |
| $K_2O$ | Kaliumoxid |
| $K_{Ic}$ | Kritische Risszähigkeit |
| kV | Kilovolt |
| $La_2O_3$ | Lanthanoxid |
| $LiO_2$ | Lithiumoxid |
| m | monokline Phase/ Weibull-Modul/ Meter |
| MgO | Magnesiumoxid |
| mm | Millimeter |
| Mn | Mangan |

| | |
|---|---|
| Mo | Molybdän |
| Mol% | Molprozent (Stoffmengenprozent) |
| MPa | Megapascal |
| N | Newton |
| $Na_2O$ | Natriumoxid |
| Nb | Niob |
| NEM | Nichtedelmetall |
| nm | Nanometer |
| p | Signifikanzwert |
| PMMA | Polymethylmethacrylat |
| $P_2O_5$ | Phosphorpentoxid |
| POB | Pin-on-block |
| PSZ | Partially Stabilized Zirconia |
| $R_a$ | Mittenrauwert |
| REM | Rasterelektronenmikroskopie |
| $R_z$ | Rautiefe |
| Si | Silizium |
| $SiO_2$ | Siliziumdioxid |
| $SnO_2$ | Zinnoxid |
| Std. Abw. | Standardabweichung |
| t | tetragonale Phase |
| Tab. | Tabelle |
| TZP | Tetragonal Zirconia Polycrystal |
| u. a. | unter anderem |
| U/min | Umdrehungen pro Minute |
| W | Wolfram |
| WAK | Wärmeausdehnungskoeffizient |
| $Y_2O_3$ | Yttriumoxid |
| Y-TZP | Yttriumoxidstabilisiertes Zirkoniumdioxid |
| z. B. | zum Beispiel |
| ZnO | Zinkoxid |
| $ZrO_2$ | Zirkoniumdioxid (kurz: Zirkonoxid) |
| α | Signifikanzniveau |
| $\sigma_0$ | Weibull-Festigkeit |

# 9 Tabellarischer Anhang

## 9.1 Mittelwerte und Standardabweichungen

| Material | | Steatit: Verschleiß-tiefe [µm] | Steatit: Verschleiß-volumen [$10^8$ µm$^3$] | Steatit: Verschleiß-fläche [$3 \cdot 10^{-2}$ mm$^2$] | Schmelz: Verschleiß-tiefe [µm] | Schmelz: Verschleiß-volumen [$10^8$ µm$^3$] | $R_a$ [µm] | $R_z$ [µm] |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Cercon ceram kiss | Mittelwert | 232,9 | 4,8 | 85,6 | 94,2 | 3,8 | 0,2 | 1,1 |
| | Std. Abw. | 66,9 | 1,9 | 27,6 | 40,6 | 2,2 | 0,1 | 0,2 |
| Creation ZI-F | Mittelwert | 222,4 | 3,9 | 79,4 | 123,9 | 2,0 | 0,2 | 1,2 |
| | Std. Abw. | 43,5 | 1,8 | 21,2 | 50,7 | 0,6 | 0,0 | 0,1 |
| ICE Keramik | Mittelwert | 117,4 | 1,4 | 50,2 | 124,1 | 2,0 | 0,1 | 1,1 |
| | Std. Abw. | 43,6 | 0,7 | 16,8 | 63,9 | 0,8 | 0,0 | 0,2 |
| IPS e.max CAD | Mittelwert | 240,9 | 4,3 | 86,2 | 120,0 | 2,1 | 0,1 | 1,1 |
| | Std. Abw. | 32,1 | 1,3 | 19,6 | 37,1 | 0,6 | 0,0 | 0,5 |
| IPS e.max Ceram | Mittelwert | 137,4 | 2,2 | 54,5 | 92,2 | 3,0 | 0,2 | 1,5 |
| | Std. Abw. | 35,9 | 1,0 | 12,0 | 29,1 | 1,9 | 0,1 | 0,5 |
| IPS e.max Press | Mittelwert | 178,0 | 2,6 | 65,9 | 110,6 | 3,2 | 0,2 | 1,5 |
| | Std. Abw. | 39,3 | 0,9 | 13,6 | 45,3 | 2,4 | 0,1 | 0,7 |
| IPS e.max ZirPress | Mittelwert | 264,3 | 5,8 | 91,7 | 96,4 | 4,0 | 0,2 | 1,6 |
| | Std. Abw. | 39,4 | 1,8 | 13,3 | 25,3 | 3,2 | 0,1 | 0,5 |
| IPS Empress 2 | Mittelwert | 200,1 | 3,2 | 81,9 | 118,3 | 2,6 | 0,3 | 1,9 |
| | Std. Abw. | 35,6 | 1,4 | 15,4 | 72,7 | 1,6 | 0,0 | 0,2 |
| Lava Ceram | Mittelwert | 188,3 | 1,5 | 56,9 | 90,6 | 2,1 | 0,2 | 1,4 |
| | Std. Abw. | 132,8 | 0,6 | 9,2 | 3,5 | 0,8 | 0,0 | 0,2 |
| Lava DVS | Mittelwert | 200,2 | 2,1 | 56,5 | 101,9 | 2,1 | 0,1 | 0,8 |
| | Std. Abw. | 65,7 | 0,7 | 15,8 | 51,0 | 0,0 | 0,0 | 0,1 |
| Omega 900 | Mittelwert | 186,1 | 2,8 | 68,5 | 98,9 | 2,1 | 0,1 | 1,1 |
| | Std. Abw. | 33,2 | 0,8 | 17,3 | 38,8 | 1,2 | 0,0 | 0,1 |
| VM 7 | Mittelwert | 271,0 | 6,6 | 95,0 | 75,5 | 3,0 | 0,2 | 1,6 |
| | Std. Abw. | 61,3 | 2,2 | 18,2 | 7,7 | 2,9 | 0,1 | 0,6 |
| VM 9 | Mittelwert | 238,4 | 4,8 | 85,2 | 71,2 | 5,1 | 0,2 | 1,3 |
| | Std. Abw. | 53,6 | 1,8 | 14,9 | 24,2 | 2,8 | 0,0 | 0,2 |
| Ceramill ZI | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 23,8 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 1,0 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 9,4 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,4 |
| Cercon base | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 45,3 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 1,2 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 10,7 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,2 |
| Cercon base + Glasur | Mittelwert | 82,0 | 1,5 | 58,2 | 62,0 | 3,8 | 0,1 | 0,8 |
| | Std. Abw. | 19,6 | 0,4 | 10,5 | 33,4 | 3,0 | 0,1 | 0,4 |

| | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Cercon base 120µm + Glasur | Mittelwert | 85,9 | 3,9 | 48,0 | 76,2 | 2,2 | 0,1 | 1,1 |
| | Std. Abw. | 18,1 | 2,8 | 13,7 | 16,9 | 1,7 | 0,0 | 0,5 |
| Digizon-A HIP | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 42,0 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 1,1 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 11,3 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 0,4 |
| ICE Zirkon Prettau | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 20,6 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 0,8 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 7,8 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,2 |
| ICE Zirkon Transluzent | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 35,4 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 1,0 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 26,7 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,3 |
| In-Ceram Alumina | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 44,4 | 0,0 | 0,0 | 0,2 | 1,4 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 12,4 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,3 |
| In-Ceram Zirconia | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 47,0 | 0,0 | 0,0 | 0,2 | 1,4 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 9,4 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,2 |
| In-Ceram YZ Cubes | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 36,4 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 0,9 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 9,7 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,2 |
| IPS e.max ZirCAD | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 39,3 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 1,1 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 14,5 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,5 |
| Lava Zirkonoxid | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 42,5 | 0,0 | 0,0 | 0,2 | 1,3 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 12,6 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 0,3 |
| ZENO Zr Bridge | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 27,1 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 0,8 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 8,5 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,2 |
| Denta NEM | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 12,9 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 0,6 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 4,1 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,1 |
| CoCr by Compartis | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 34,2 | 0,0 | 0,0 | 1,8 | 9,4 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 5,6 | 0,0 | 0,0 | 0,2 | 0,7 |
| CoCr by Compartis poliert | Mittelwert | 0,0 | 0,0 | 10,7 | 0,0 | 0,0 | 0,1 | 0,8 |
| | Std. Abw. | 0,0 | 0,0 | 2,5 | 0,0 | 0,0 | 0,0 | 0,1 |
| Zahnschmelz | Mittelwert | 274,1 | 4,1 | 38,2 | 123,3 | 4,6 | 0,9 | 4,0 |
| | Std. Abw. | 187,4 | 2,4 | 40,1 | 131,0 | 1,9 | 0,2 | 0,9 |

Tab. 14: Mittelwerte und Standardabweichungen (Std. Abw.) der getesteten Materialien

## 9.2 Häufigkeiten der Verschleißphänomene

| Material | Riefen (1) | Ausbrüche (2) | Risse (3) | Kombinationsvarianten | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | | 1 | 2 | 3 | 1+2 | 1+3 | 2+3 | 1+2+3 | 0 |
| Cercon ceram kiss | 8 | 8 | 4 | | | | 4 | | | 4 | |
| Creation ZI-F | 8 | 8 | 2 | | | | 6 | | | 2 | |
| ICE Keramik | 8 | 8 | 6 | | | | 2 | | | 6 | |
| IPS e.max CAD | 8 | 7 | 2 | | | | 6 | 1 | | 1 | |
| IPS e.max Ceram | 8 | 6 | 7 | | | | 1 | 2 | | 5 | |
| IPS e.max Press | 8 | 8 | 6 | | | | 2 | | | 6 | |
| IPS e.max ZirPress | 8 | 6 | 5 | 1 | | | 2 | 1 | | 4 | |
| IPS Empress 2 | 8 | 7 | 6 | | | | 2 | 1 | | 5 | |
| Lava Ceram | 8 | 8 | 7 | | | | 1 | | | 7 | |
| Lava DVS | 8 | 8 | 3 | | | | 5 | | | 3 | |
| Omega 900 | 8 | 7 | 2 | 1 | | | 5 | | | 2 | |
| VM 7 | 8 | 8 | 5 | | | | 3 | | | 5 | |
| VM 9 | 8 | 6 | 2 | 2 | | | 4 | | | 2 | |
| Ceramill ZI | 0 | 8 | 8 | | | | | | 8 | | |
| Cercon base | 0 | 7 | 6 | | 1 | | | | 6 | | 1 |
| Cercon base+Glasur | 8 | 7 | 5 | | | | 3 | 1 | | 4 | |
| Cercon base 120µm+Glasur | 8 | 7 | 2 | 1 | | | 5 | | | 2 | |
| Digizon-A HIP | 0 | 8 | 5 | | 3 | | | | 5 | | |
| ICE Zirkon Prettau | 0 | 7 | 7 | | 1 | 1 | | | 6 | | |
| ICE Zirkon Transluzent | 0 | 7 | 7 | | 1 | 1 | | | 6 | | |
| In-Ceram Alumina | 0 | 8 | 8 | | | | | | 8 | | |
| In-Ceram YZ Cubes | 0 | 7 | 6 | | 2 | 1 | | | 5 | | |
| In-Ceram Zirconia | 0 | 8 | 6 | | 2 | | | | 6 | | |
| IPS e.max ZirCAD | 0 | 8 | 8 | | | | | | 8 | | |
| Lava Zirkonoxid | 0 | 8 | 7 | | 1 | | | | 7 | | |
| ZENO Zr Bridge | 0 | 6 | 1 | | 5 | | | | 1 | | 2 |
| Denta NEM | 0 | 7 | 2 | | 5 | | | | 2 | | 1 |
| CoCr by Compartis | 6 | 7 | 5 | | | | 3 | 1 | 2 | 2 | |
| CoCr by Compartis poliert | 0 | 7 | 0 | | 7 | | | | | | 1 |
| Zahnschmelz | 5 | 2 | 7 | | | 1 | | 4 | 1 | 1 | 1 |

Tab. 15: Absolute Häufigkeiten der Verschleißphänomene (Riefen, Ausbrüche, Risse) der Zahnantagonisten und ihre Kombinationsvarianten (0: keine der genannten Erscheinungen)

| Materialgruppe | Riefen | Ausbrüche | Risse |
|---|---|---|---|
| Glaskeramik | 8 | 7,3 | 4,4 |
| Al-Oxidkeramik glasinfiltriert | 0 | 8 | 8 |
| Al-Zr-Oxidkeramik glasinfiltriert | 0 | 8 | 6 |
| Zr-Oxidkeramik polykristallin | 0 | 7,3 | 6,1 |
| Zr-Oxidkeramik glasiert | 8 | 7 | 3,5 |
| NEM poliert | 0 | 7 | 1 |
| NEM unpoliert | 6 | 7 | 5 |
| Zahnschmelz | 5 | 2 | 7 |

Tab. 16: Mittlere Häufigkeiten der Verschleißphänomene bezogen auf einzelne Materialgruppen

## 9.3 Herstellerangaben

In Tab. 17 sind alle Testmaterialien sowie die von den Herstellern zur Verfügung gestellten Produktinformationen aufgeführt [1, 2, 12, 13, 40, 41, 54–56, 108–113, 225, 241–244, 252, 253, 263–265].

| Produktname (+Produktname Glasur) | Hersteller | Materialklasse | Zusammensetzung | Biege-festigkeit | Riss-zähigkeit | E-Modul | Härte | Mittlere Partikel-größe |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | | Gew.% | MPa | MPa √m | GPa | $HV_{10}$ | µm |
| **Silikatkeramiken** | | | | | | | | |
| Cercon ceram kiss + Cercon ceram kiss Glaze | DeguDent, Hanau, D | Feldspatkeramik | k. A. | k. A. | k. A. | k. A. | k. A. | k. A. |
| Creation ZI-F + Creation ZI Glaze | Creation Willi Geller, Meiningen, A | Feldspatkeramik | $SiO_2$ 65-72; $Al_2O_3$ 8-10; $K_2O$ 5-6; $Na_2O$ 10-12; $Li_2O$ <1; CaO 4-6; BaO 0,5-1,5; $CeO_2$, $CeF_3$ <1; Pigmente 0,1-3 | 90 | k. A. | k. A. | k. A. | 60 |
| ICE Zirkon Keramik + ICE Zirkon Glaze | Zirkonzahn, Gais, I | Feldspatkeramik | k. A. | 90 | k. A. | k. A. | k. A. | k. A. |
| IPS e.max CAD + IPS e.max CAD Crystall./Glaze Spray | Ivoclar Vivadent, Schaan, FL | Lithiumdisilikat-Glaskeramik | $SiO_2$ 57-80; $Li_2O$ 11-19; $K_2O$ 0-13; $P_2O_5$ 0-11; $ZrO_2$ 0-8; ZnO 0-8; $Al_2O_3$ 0-5; MgO 0-5; andere Oxide 0-8 | 360 ± 60 | 2-2,5 | 95 ± 5 | 590 ± 20 | k. A. |
| IPS e.max Ceram + IPS e.max Ceram Glaze Paste | Ivoclar Vivadent, Schaan, FL | Fluorapatit-Glaskeramik | $SiO_2$ 60-65; $Al_2O_3$ 8-12; $Na_2O$ 6-9; $K_2O$ 6-8; ZnO 2-3; CaO, $P_2O_5$, F 2-6; andere Oxide 2-8,5; Pigmente 0,1-1,5 | 90 ± 10 | k. A. | k. A. | 550 ± 20 | k. A. |
| IPS e.max Press + IPS e.max Ceram Glaze Paste | Ivoclar Vivadent, Schaan, FL | Lithiumdisilikat-Glaskeramik | $SiO_2$ 57-80; $Li_2O$ 11-19; $K_2O$ 0-13; $P_2O_5$ 0-11; $ZrO_2$ 0-8; ZnO 0-8; andere Oxide und Pigmente: 0-10 | 400 ± 40 | 2,5-3 | 95 ± 5 | 600 ± 10 | k. A. |
| IPS e.max ZirPress + IPS e.max Ceram Glaze Paste | Ivoclar Vivadent, Schaan, FL | Fluorapatit-Glaskeramik | $SiO_2$ 57-62; $Al_2O_3$ 12-16; $Na_2O$ 7-10; $K_2O$ 6-8; CaO 2-4; $ZrO_2$ 1,5-2,5; $P_2O_5$ 1-2; F 0,5-1; andere Oxide 0-6; Pigmente 0,2-0,9 | 110 ± 10 | k. A. | k. A. | 550 ± 20 | k. A. |

| | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| IPS Empress 2<br>+ IPS Empress Universal Glazing Paste | Ivoclar Vivadent, Schaan, FL | Lithiumdisilikat-Glaskeramik | $SiO_2$ 57-80; $Al_2O_3$ 0-5; $La_2O_3$ 0,1-6; MgO 0-5; ZnO 0-8; $K_2O$ 0-13; $Li_2O$ 11-19; $P_2O_5$ 0-11; Zusätze 0-8 | 350 ± 50 | 3,2 ± 0,3 | 95 | k. A. | k. A. |
| Lava Ceram<br>+ Lava Ceram Glaze | 3M Espe, Seefeld, D | Feldspatkeramik | k. A. | 100 | 1,1 | 80 | 530 | 25 |
| Lava DVS<br>+ Lava DVS Glaze | 3M Espe, Seefeld, D | Glaskeramik | k. A. | 100 | k. A. | k. A. | k. A. | k. A. |
| Omega 900<br>+ Akzent Glaze | Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D | Feldspatkeramik mit Feinstruktur | $SiO_2$ 58-62; $Al_2O_3$ 14-16; $K_2O$ 8-11; $Na_2O$ 5-7; CaO 1-2; MgO 0,3-0,8; $B_2O_3$ 3,5; $SnO_2$ 1-1,5 | 101 | k. A. | k. A. | 420 | 17,6 |
| VM 7<br>+ Akzent Glaze | Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D | Feldspatkeramik mit Feinstruktur | k. A. | 106 | k. A. | k. A. | k. A. | 18 |
| VM 9<br>+ Akzent Glaze | Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D | Feldspatkeramik mit Feinstruktur | k. A. | 100 | k. A. | k. A. | k. A. | 18 |
| **Oxidkeramiken** | | | | | | | | |
| Ceramill ZI | Amann Girrbach, Pforzheim, D | Y-TZP | $ZrO_2$+$Y_2O_3$+$HfO_2$ ≥99; $Y_2O_3$ 4,5-5,4; $HfO_2$ <5; $Al_2O_3$ <0,5; andere Oxide <0,5 | 1200 ± 200 | k. A. | >200 | 1300 ± 200 | ≤ 0,6 |
| Cercon base<br>(+ Cercon ceram kiss Glaze) | DeguDent, Hanau, D | Y-TZP | $ZrO_2$ Hauptbestandteil, $Y_2O_3$ 5; $HfO_2$ <2; $Al_2O_3$, $SiO_2$ <1 | 1200 | k. A. | 210 | k. A. | k. A. |
| Digizon-A HIP | Amann Girrbach, Pforzheim, D | Y-TZP | $ZrO_2$+$Y_2O_3$+$HfO_2$ =99; $Y_2O_3$ 4,5-5,4; $HfO_2$ <5; $Al_2O_3$ <0,5; andere Oxide <0,5 | 1300 | >6 | 200 | 1200 | 0,6 |
| ICE Zirkon Prettau | Zirkonzahn, | Y-TZP | $ZrO_2$ Hauptbestandteil; | >1200 | k. A. | k. A. | >1250 | k. A. |

| | | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Gais, I | | $Y_2O_3$ 5; $Al_2O_3$ 0,15-0,35; $SiO_2$ ≤0,02; $Fe_2O_3$ ≤0,01; $Na_2O$ ≤0,04 | | | | | |
| ICE Zirkon Transluzent | Zirkonzahn, Gais, I | Y-TZP | $ZrO_2$ Hauptbestandteil; $Y_2O_3$ 5; $Al_2O_3$ 0,15-0,35; $SiO_2$ ≤0,02; $Fe_2O_3$ ≤0,01; $Na_2O$ ≤0,04 | >1400 | k. A. | k. A. | >1250 | k. A. |
| In-Ceram Alumina | Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D | Glasinfiltrierte Aluminiumoxid-Keramik | $Al_2O_3$ 75; Infiltrationsglas 25 | 500 | 3,9 | 280 | k. A. | 3,0 |
| In-Ceram YZ Cubes | Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D | Y-TZP | $ZrO_2$ Hauptbestandteil; $Y_2O_3$ 5; $Al_2O_3$ <3; $SiO_2$ <1 | >900 | 5,9 | 210 | k. A. | 0,5 |
| In-Ceram Zirconia | Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen, D | Glasinfiltrierte Aluminiumoxid-Keramik | $Al_2O_3$ 56; $ZrO_2$ 24; Infiltrationsglas 20 | 600 | 4,4 | 258 | k. A. | 3,0 |
| IPS e.max ZirCAD | Ivoclar Vivadent, Schaan, FL | Y-TZP | $ZrO_2$ 87-95; $Y_2O_3$ 4-6; $HfO_2$ 1-5; $Al_2O_3$ 0-1 | 900 ± 50 | 5,5 ± 0,22 | k. A. | k. A. | 0,52 ± 0,05 |
| Lava Zirkonoxid | 3M Espe, Seefeld, D | Y-TZP | k. A. | >1100 | 5-10 | >205 | 1250 | 0,5 |
| ZENO Zr Bridge | Wieland, Pforzheim, D | Y-TZP | $ZrO_2$+$HfO_2$+$Y_2O_3$ ≥99; $Y_2O_3$ 4,5-6; $HfO_2$ ≤5; $Al_2O_3$ ≤0,5; andere Oxide ≤0,5 | 1100 | 7 | 210 | 1300 | k. A. |
| **Legierungen** | | | | | | | | |
| Denta NEM | Wieland, Pforzheim, D | Co-Cr-Mo Legierung | Co 63,3; Cr 28,6 ; Mo 5,9; Fe, Nb, Si, Mn jeweils <1 | k. A. | k. A. | 200 | k. A. | - |
| CoCr by Compartis | DeguDent, Hanau, D | Co-Cr Legierung | Co 55,2; Cr 18,4; W 18,4; Fe 6; Al 2 | k. A. | k. A. | 210 | 488 | - |

Tab. 17: Herstellerangaben

# 10 Danksagung

Herrn Prof. Dr. Gerhard Handel möchte ich für die freundliche Überlassung des Themas, die Bereitstellung der Arbeitsmaterialien und Einrichtungen der Poliklinik zur Durchführung der Studie sowie die abschließende Korrektur der Dissertation sehr herzlich danken.

Mein ganz besonderer Dank richtet sich an Herrn PD Dr. Dipl.-Ing. (FH) Martin Rosentritt für die interessante Themenstellung, die hervorragende und engagierte Betreuung und rege Anteilnahme an der Durchführung und Erstellung der gesamten Arbeit sowie die Beteiligung an Veröffentlichungen in der wissenschaftlichen Fachliteratur.
Die Doktorandenzeit bei ihm hat mir sehr viel Freude bereitet!

Frau Dipl.-Ing. (FH) Sibylle Schneider-Feyrer und Frau Sabine Langer danke ich für die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen.

Ebenfalls danke ich Frau MTA Sibylle Warzecha für ihre Unterstützung bei den 3D-Aufnahmen und Frau BTA Gudrun Karch für die Hilfestellung am Kausimulator.

Vom freundlichen Zahntechnikerteam der Poliklinik für Zahnärztliche Prothetik hat mir besonders Herr ZT Heinz Schmittke durch seinen fachmännischen Rat so manchen Arbeitsschritt bei der Herstellung der Keramikprobekörper erleichtert.

Den Firmen Ivoclar Vivadent, DeguDent, 3M Espe, Zirkonzahn, Vita, Amann Girrbach, Creation Willi Geller und Wieland Dental+Technik möchte ich für die großzügige Überlassung der untersuchten Materialien meinen Dank aussprechen.

Ein herzliches Danke auch meinen Eltern Ingrid und Dr. Karlheinz Preis.