

**Aus der Abteilung Prothetik
(Prof. Dr. med. Dr. med. dent. A. Hüls)
im Zentrum Zahn -, Mund - und Kieferheilkunde
der Medizinischen Fakultät der Universität Göttingen**

**Frakturbildung in den zahnärztlichen vollkeramischen
Materialien auf der Basis von Zirkoniumdioxid**

**INAUGURAL - DISSERTATION
zur Erlangung des Doktorgrades für Zahnheilkunde
der Medizinischen Fakultät
der Georg – August - Universität zu Göttingen**

vorgelegt von

Ulrike Wünscher

aus

Pößneck

Göttingen 2009

Dekan: Prof. Dr. med. C. Frömmel

I. Berichterstatter: Prof. Dr. med. dent., Dipl.-Chem., A.J. Patyk

II. Berichterstatter/ in:

III. Berichterstatter/ in:

Tag der mündlichen Prüfung:

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung	5
2. Literaturübersicht	7
2.1. Einteilung der Keramiken	7
2.2. Eigenschaften der Dentalkeramiken	9
2.3. Physikalische Grundlagen des Elastizitätsmoduls	11
2.4. Grundlagen der Bruchmechanik	12
2.5. Spröbruchverhalten keramischer Materialien	14
2.6. Ursachen der Rissentstehung	15
2.7. Vorgang der Rissentstehung	15
2.8. Unterkritisches Risswachstum	16
2.9. Martensitische Transformation	19
2.10. Rohlinge	21
2.11. CAD/CAM	22
3. Material und Methoden	23
3.1. Versuchsplanung	24
3.2. Materialliste	25
3.3. Analysen	26
3.3.1. Bestimmung der Vickershärte	26
3.3.2. Bestimmung der Frakturstabilität	28
3.3.3. Laser Scanning Mikroskop (LSM) Aufnahmen (Meta 510)	29
3.3.3.1. Einführung.....	29
3.3.3.2. PC-Programm und Analyseparameter	31
3.3.3.3. Erstellung von 2D- und 3D-Aufnahmen	31
3.4. Technische Daten der Prüfkörper	33
3.4.1. Herstellungsverfahren	33
3.4.2. Materialeigenschaften	35
3.5. Erläuterung der angewandten statistischen Methoden	37
4. Ergebnisse	38
4.1. Vergleiche der Materialien	38
4.1.1. Frakturstabilität K.....	39
4.1.2. Frakturlinienanzahl.....	40
4.1.3. Frakturlinienlänge.....	42
4.1.4. Vickershärte HV.....	43
4.2. Zusammenhänge	45
4.2.1. Vickershärte HV und Frakturlinienlänge	45
4.2.2. Vickershärte HV und Frakturstabilität K.....	47
4.2.3. Frakturlinienlänge und Frakturstabilität K.....	49
4.2.4. Vickershärte HV und Frakturlinienanzahl	51
4.2.5. Frakturlinienlänge und Frakturlinienanzahl	54
4.2.6. Frakturstabilität K und Frakturlinienanzahl.....	57
4.2.7. Frakturlinienanzahl bei unterschiedlicher Kraftereinwirkung (N).....	60

4.2.8. Frakturlinienlänge bei unterschiedlicher Krafteinwirkung (N).....	61
4.3. LSM Aufnahmen	62
4.3.1. Diagonalenlänge der Impression	62
4.3.2. Breite der Impression.....	64
4.3.3. Tiefe der Impression	66
4.3.4. Winkel der Impression	68
4.3.5. Volumen und abgewinkelte Oberfläche der Impression.....	70
4.3.6. Vertikale Schnittebenen	72
4.3.7. Frakturlinienbreite.....	76
4.3.8. Frakturlinienwinkel.....	78
5. Diskussion.....	80
5.1. Material und Methoden.....	80
5.2. Vergleich der Materialien	84
6. Zusammenfassung.....	91
7. Anhang: Tabellen-, Abbildungs- und Abkürzungsverzeichnis	93
8. Literaturverzeichnis	95

1. Einleitung

“Die physikalischen, chemischen und biologischen Eigenschaften der natürlichen Zahnhartgewebe lassen sich durch keinen Zahnersatzwerkstoff vollständig substituieren“ (Hahn und Löst 1992, S.659). Zum gegenwärtigen Zeitpunkt der Forschung stellt die Dentalkeramik das modernste und hochwertigste Zahnersatzmaterial der Zahnmedizin dar, das am ehesten den natürlichen Zahnhartgeweben entspricht. Die Ansprüche an die Zahnersatzmaterialien sind vielseitig: Neben einer hohen Beanspruchbarkeit und einer guten Verarbeitbarkeit wird auch eine lange Haltbarkeit und hohe Stabilität insbesondere bei starken Belastungen gefordert. Die Dentalkeramik weckt daher das Interesse von Zahntechnikern, Zahnärzten und Patienten und wird vielseitig diskutiert.

Indikationseinschränkungen, die mangelnde Dauerfestigkeit aufgrund von unterkritischem Risswachstum und Spannungskorrosion erschwerten allerdings den Einsatz in der täglichen Praxisroutine (Terpelle 2005). Das Versagen keramischer Materialien geht von Mikrorissen aus, welche im Herstellungsprozess entstehen oder durch Belastung an deren Oberfläche gebildet werden, und führt über die Materialermüdung bzw. das Spröbruchverhalten zu Frakturen der Gerüstkeramiken und Abplatzungen der Verblendmaterialien (Marx 1993). Die Zusammensetzung, Materialqualität sowie das Fertigungsverfahren keramischer Materialien bestimmen maßgeblich die Qualität der Restaurationen und bilden den zentralen Ansatzpunkt wissenschaftlicher Bemühungen zur Analyse des Frakturverhaltens (Cramer 2003, Rudolph et al. 2005).

Gegenstand der vorliegenden Arbeit ist die Analyse und der direkte Vergleich des Frakturverhaltens der Vollkeramiksysteme Cerec® (Vita Zahnfabrik Bad Säckingen) und Cercon® (DeguDent Hanau). Grundlage der Beurteilung bildet die Berechnung der Frakturstabilität mit Hilfe der erzeugten Frakturmuster. Weiterführende Analysen erfolgen mit dem Laser Scanning Mikroskop META 510 der Firma Carl Zeiss Jena. Anknüpfend an die bereits vielfältig vorhandenen Kenntnisse aus Wissenschaft, Forschung und klinischer Praxis über dentalkeramische Werkstoffe gilt es, die zwei innovativsten vollkeramischen Systeme zu untersuchen und im direkten Vergleich gegenüberzustellen. Zu erörtern ist dabei das Frakturrisiko beider Vollkeramiksysteme sowie der Gerüst- und Verblendmaterialien im Einzelnen. Durch die Berechnung der Frakturstabilität können Rückschlüsse auf das Frakturverhalten bei sehr hohen Belastungen gezogen werden. Der direkte Vergleich berücksichtigt die

unterschiedlichen Herstellungsprozesse, die Zusammensetzung der keramischen Massen sowie deren Indikation.

Dabei stehen folgende Fragestellungen im Mittelpunkt:

- Welche signifikanten Unterschiede gibt es zwischen Cerec® und Cercon®?
- Welche Unterschiede gibt es zwischen den Gerüst- und Verblendmaterialien?
- Wie gut ist die interne Abstimmung der Vollkeramiksysteme?
- Welche Empfehlungen können für die tägliche Praxis gegeben werden?

Im Mittelpunkt der Untersuchung stand die Prüfung der Vickershärte und in diesem Zusammenhang die Auswertung der induzierten Impressionen und der dazugehörigen Frakturlinien sowie die Berechnung der Frakturstabilität. Die weitere Analyse erfolgte mit dem Laser Scanning Mikroskop META 510 der Firma Carl Zeiss Jena. Dies ist eine universelle Methode der Werkstoffwissenschaft, um hochgenaue Messungen für Materialien mit relativ rauen Oberflächen durchzuführen, sowie komplexe Systeme wie Impressionen und Frakturlinien hochauflösend zu visualisieren (Produktinformation LSM Meta 510, Carl Zeiss Jena 2006). Laser Scanning Mikroskope erstellen virtuell optische Schnitte eines Objektes und setzen sie anschließend mit entsprechender Software zu einer räumlichen Darstellung zusammen (Pfeifer et al. 2003).

Lange Zeit wurde in der Zahnmedizin die Anwendung keramischer Werkstoffe durch die schwierige technische Bearbeitung im dichtgesinterten Zustand begrenzt (Beuer et al. 2006). Die dazu notwendigen Fertigungsverfahren waren aufwändig und teuer und stellten damit deren Wirtschaftlichkeit in Frage (Kappert et al. 2005). Durch intensive Verbesserungen auf dem technischen sowie werkstoffkundlichen Sektor und durch die Erschließung der CAD/CAM-Technologie wurde es möglich, Keramik im vorgesinterten, d.h. im weichen Zustand, zu bearbeiten (Pospiech et al. 2004). Mit Einführung dieser Hochleistungskeramiken konnte die Indikationsstellung für vollkeramische Versorgungen auf Brückenkonstruktionen im Front- und Seitenzahnbereich erweitert werden (Roulet und Janda 2001, DIN EN ISO 6872:2009-01). Heute ist es möglich, ästhetisch anspruchsvollen Zahnersatz mit überschaubarem Laboraufwand herzustellen, der den natürlichen Zahn imitieren kann und den erheblichen Erwartungen seitens der Patienten gerecht wird (Terpelle 2005). Unter den derzeit verfügbaren Materialvarianten stellt das teilstabilisierte Zirkoniumdioxid in Verbindung mit dem

Herstellungsverfahren der CAD/CAM-Technologie das Zahnersatzmaterial mit der höchsten Bruchfestigkeit und einem weißen Farbton dar (Roulet und Janda 2001).

2. Literaturübersicht

2.1. Einteilung der Keramiken

Keramik ist ein nichtmetallischer, anorganischer Werkstoff, welcher mindestens aus 30% kristalliner Struktur besteht, wozu auch Werkstoffe wie Tone, Gläser und anorganische Bindemittel gezählt werden (Hahn und Löst 1992).

Allgemein werden Keramiken bei Raumtemperatur aus einer Rohmasse natürlicher Rohstoffe geformt, wobei sie ihre typischen Werkstoffeigenschaften durch eine Temperaturbehandlung von $>800^{\circ}\text{C}$ erhalten, obgleich die Formgebung auch über dem Schmelzpunkt mit anschließender Kristallisation erfolgen kann (Hennicke 1967). Dentalkeramiken werden durch Sintern hergestellt, ein Prozess bei dem Hitze ($1350\text{-}1500^{\circ}\text{C}$) und weitere Prozessparameter wie Druck und Atmosphäre über einen Zeitraum von 6-10 Stunden auf das keramische Pulver einwirken, wobei der poröse Formkörper seine Struktur zu einem dichten Festkörper verändert, die mechanische Festigkeit zunimmt und der Werkstoff seine Endfestigkeit und Enddichte erhält (DIN EN ISO 6872:2009-01, Pospiech et al. 2004).

Die Einteilung der Dentalkeramiken kann nach unterschiedlichen Kriterien erfolgen: Entweder nach der Herstellungsart (Formsinterung, Heißpressen, Gießen, Kopierschleifen, CAD/CAM), dem Anwendungsbereich (Gebrauchskeramik, Technische Keramik, Baukeramik) oder anhand des chemischen Aufbaus bzw. der werkstoffkundlichen Zusammensetzung (Munz und Fett 1989). Dem chemischen Aufbau nach wird zwischen der Silikatkeramik, Oxidkeramik und der Nichtoxidkeramik unterschieden (Schüller und Hennicke 1985).

Keramiken nichtoxidischer Struktur sind Silikon-Carbide, Silikon-Nitride, Boride oder Graphite (Roulet und Janda 2001). Diese Werkstoffe sind durch hohe kovalente Bindungsanteile und die dadurch hervorgerufene hohe Härte gekennzeichnet und bedürfen eines großen Aufwandes in der Herstellung (Kollenberg 2004). Haupteinschränkung für die Anwendung der Nichtoxide in der Dentalkeramik ist die Forderung an deren weiße Farbe und Transluzenz (Roulet und Janda 2001). Da Nichtoxidkeramiken im Allgemeinen schwarz sind, erfüllen sie diese Kriterien nicht und sind nicht zur Substitution zerstörter Zahnhartsubstanz geeignet (Hahn und Löst 1992).

Zu den Silikatkeramiken werden die konventionelle Feldspatkeramik sowie die modernere Glaskeramik gezählt (Pospiech et al. 2004). Sie besitzen neben der kristallinen Struktur einen hohen Anteil glasig amorpher Matrixphase aus SiO_2 mit ausgeprägter Porenstruktur und oxidischen Zusätzen wie Al_2O_3 , MgO und ZrO_2 (Hahn und Löst 1992). Glaskeramiken stellen einen Fortschritt in der Entwicklung der Silikatkeramiken dar, weil im Gegensatz zur Feldspatkeramik, welche durch einfache Sinterung von Pulver hergestellt wird, die Glaskeramik durch eine kontrollierte Kristallisation von Gläsern entsteht (Pospiech et al. 2004). Weiterhin ist der Anteil der Glasphase bei den Glaskeramiken zugunsten der Kristalle reduziert, wodurch die Keramik stabilisiert wird (Hahn und Löst 1992).

Die aktuell forcierten Hochleistungskeramiken (z.B. Al_2O_3 , ZrO_2) gehören zur Gruppe der Oxidkeramiken und weisen eine vollständig kristalline Struktur (polykristallin) auf oder besitzen einen geringen Glasanteil (glasinfiltriert) (Pospiech et al. 2004). Durch Zusatz von Oxiden (z.B. CaO , MgO , Y_2O_3) werden die Oxidkeramiken stabilisiert und können höheren mechanischen, thermischen und korrosiven Beanspruchungen Stand halten, wobei das Spröbruchverhalten verbessert wird und die Toleranz gegenüber bereits aufgetretenen Gefügefehlern steigt (Claussen 1986).

Die Ausgangsstoffe für die Gewinnung von Zirkoniumoxid sind das Mineral Zirkon (Zirkoniumsilikat= ZrSiO_4) und das Mineral Baddeleyit (ZrO_2) (Kollenberg 2004). Zirkon ist ein Mineral der Inselsilikate, entsteht als Nebenprodukt bei der Gewinnung von Ilmenit und Rutil und findet als Formsand, feuerfester Füllstoff in Gießereischichten sowie als Edelstein in der Schmuckherstellung Verwendung (Cramer 2003, Kollenberg 2004). Baddeleyit fällt vor allem als Nebenprodukt bei der Kupfer- und Uranförderung an (Kollenberg 2004).

Sowohl im Zirkon als auch im Baddeleyit findet man als begleitende Elemente Hafnium und Lanthanoide sowie Thoriumoxid, welche eine natürliche Radioaktivität aufweisen und es unerlässlich machen, den Rohstoff sehr kostenintensiv zu reinigen (Kollenberg 2004). In der Norm für keramische Werkstoffe wird eine maximale Aktivitätskonzentration (^{238}U) von 1,0 Bq/g zugelassen (DIN EN ISO 6872:2009-01). Die für ZrO_2 verwendeten Blanks liegen deutlich unter diesem aufgeführten Grenzwert (z.B. Y-TZP 0,23 Bq/g) (Kappert et al. 2005). "Bei dieser geringen radioaktiven Strahlung wird eine gesundheitliche Schädigung des Patienten ausgeschlossen" (Cramer 2003, S. 1140).

Die Zirkonsande werden gelöst und durch Carbochlorierung, Kondensation und Extraktion chemisch gereinigt, bis ein hochreines Ausgangsprodukt entsteht (Kollenberg 2004). Durch Chlorierung von $ZrSiO_4$ reagiert der Rohstoff zu $ZrCl_4$ und $SiCl_4$ (Kollenberg 2004). $ZrCl_4$ setzt sich mit Wasser in $ZrOCl_2$ um, welches anschließend mit NH_3 legiert und bei ca. $1200^\circ C$ wärmebehandelt zu Pulver gemahlen wird (Kollenberg 2004). Zur Herstellung von Formstücken wird das ZrO_2 -Pulver mit Wasser und organischen Bindemitteln vermischt, gepresst oder gegossen, dann getrocknet und bei $1600-1950^\circ C$ gebrannt (Kollenberg 2004).

2.2. Eigenschaften der Dentalkeramiken

Die Biokompatibilität der Dentalkeramik wird definiert durch deren Anpassung als Dentalwerkstoff hinsichtlich Materialeigenschaft und Funktion in die biologische Umgebung des Körpers, bei der es zu keiner unerwünschten Reaktion kommt (Wataha 2001). Kennzeichnend für dieses nach Ludwig (2005) bioinerte Verhalten ist die Elimination aller leichtflüchtigen Substanzen durch die Schmelz- und Sintervorgänge, die Unbedenklichkeit der Inhaltstoffe sowie die Stabilität gegen das aggressive Mundhöhlenmilieu, wobei es zu keiner Bildung von Abbauprodukten kommt (Anusavice 2003). Charakteristisch für das bioinerte Verhalten sind außerdem die Unlöslichkeit und die Korrosionsstabilität (Schäfer und Kappert 1993). Die zugelassene Norm der chemischen Löslichkeit für Keramiken beträgt weniger als $100\mu g/cm^2$ (DIN EN ISO 6872:2009-01). Unter der Annahme, dass die Gerüstkeramiken durch Verblendungen abgedeckt werden, sind in diesem Fall auch höhere chemische Löslichkeiten bis zu $200\mu g/cm^2$ zugelassen (Kappert et al. 2005).

Ein weiterer wichtiger Vorteil der Dentalkeramiken ist die geringe Plaqueanlagerung an den Oberflächen der Restaurationen durch die feinkörnige Gefügestruktur und eine glasierte Oberfläche (Anusavice 2003, Pospiech et al. 2004). Weiterhin schont die niedrige Wärmeleitfähigkeit der dentalkeramischen Massen die Pulpa, indem diese als Isolator wirkt und nicht schmerzhaft auf Temperaturwechsel reagiert (Pospiech et al. 2004).

Der menschliche Zahn ist sehr transluzent und wird von einer dünnen Schicht Schmelz umgeben, welcher ca. 70% Licht durch eine 1mm starke Schicht leitet, wobei Dentin opaker ist und abhängig vom Alter ca. 20- 40% Licht leitet (Mc Lean 1991). Eine schmelzähnliche Transluzenz zahnärztlicher Werkstoffe wird nur bei den

Glaskeramiken beobachtet, hervorgerufen durch ihren hohen Anteil glasig-amorpher Struktur (Pospiech et al. 2004). Die Forderungen nach optimaler Ästhetik und ausreichender Härte stehen daher aus werkstoffkundlicher Sicht im Widerspruch. Die durch ihren hohen kristallinen Anteil stabilen Oxidkeramiken können aufgrund ihrer opaken Struktur nur wenig Licht leiten und werden als Gerüstwerkstoffe verwendet, wobei sie mit den weniger stabilen, aber transluzenteren Glaskeramiken verblendet werden (Beuer et al. 2006).

Da aus einer hohen Anfangsfestigkeit (statischen Festigkeit) nicht automatisch eine hohe residuale Festigkeit nach Jahren resultiert, wird für Dentalkeramiken eine Anfangsfestigkeit von 1000N empfohlen (Tinschert et al. 1999, Marx et al. 2005). Die Dauerfestigkeit beschreibt die Belastungsgrenze, bei der das Material in dem gegebenen Umfeld auf Dauer ohne Fraktur widerstehen kann und sollte der halben statischen Festigkeit entsprechen (Marx 1993). Limitierend auf eine lange Festigkeit wirken das unterkritische Risswachstum nach längerer Beanspruchung (Materialermüdung) und die maximal möglich auftretenden Kaukräfte (Tinschert et al. 2000). Für die max. Kaukraft wird nach Körber und Ludwig (1983) ein mittlerer Wert von ca. 300N (Brücken) angenommen. Mit einem Sicherheitsaufschlag von 200N ergibt sich daraus eine Bruchfestigkeit von ca. 500N, welche für den Seitenzahnbereich gefordert wird (Körber und Ludwig 1983). Durch die empfohlene Anfangsfestigkeit von 1000N ergibt sich folglich ein hohes Maß an Sicherheit für keramische Restaurationen, wobei gleichzeitig Unsicherheiten und nicht mit einbezogene Einflüsse von in- vitro- Studien, wie intermittierende Kaukräfte, Temperaturwechsel und bewegliche Pfeilerzähne abgedeckt werden (Tinschert et al. 2000, Pospiech et al. 2004).

Charakteristisch für keramische Werkstoffe ist die zum Teil ausgeprägte Streuung der Festigkeit, welche vor allem abhängig ist von der Ausgangsrislänge im Bauteil sowie vom größten kritischen Defekt und seiner Orientierung im Spannungsfeld (Munz und Fett 1989, Marx et al. 2005, Pospiech et al. 2004). Beeinflussend wirken hier die Bearbeitungsverfahren im Zusammenhang mit der Oberflächenqualität (Rebinder-Effekt, Spannungsrisskorrosion), die Korngröße sowie die Zusammensetzung der Keramiken (Pospiech et al. 2004, Hahn und Löst 1992). Weibull m beschreibt die Homogenität der Fehlerverteilung in einem Werkstoff im Zusammenhang zwischen Geometrie, Herstellungsverfahren, Belastungsart, statistischer Fehlerverteilung und der Bruchwahrscheinlichkeit (Pospiech et al. 2004). Um so höher m ist, um so geringer ist die Streuung der Festigkeitswerte und die Zuverlässigkeit der Keramik steigt, d.h. die

Bandbreite möglicher rissauslösender Fehler wird verringert (Tinschert et al. 1996). Im Gegensatz dazu ist bei metallischen Werkstoffen die Festigkeit um einen Mittelwert symmetrisch verteilt (Gauß'sche Normalverteilung) (Pospiech et al. 2004).

Die Biegefestigkeit stellt eine Materialkonstante für spröde Materialien dar und beschreibt den Widerstand des Körper bei Belastung durch Biegen im Augenblick des Bruchs und die Grenze der elastischen Verformbarkeit (Kappert et al. 2005). Die Biegefestigkeit wird aus der Bruchlast eines Körpers berechnet, hat die Dimension einer Spannung (N/mm^2) und wird in MPa angegeben (Gerthsen und Meschede 2004). Kennzeichnend für die Biegefestigkeit ist deren Abhängigkeit von der Materialdefektverteilung, d.h. je höher die Anzahl der Defekte und deren Ausdehnung ist, umso niedriger sind die Werte für die Biegefestigkeit, welche eine asymmetrische Wahrscheinlichkeitsverteilung aufweisen und durch den Weibull-Modulus angegeben werden (Pospiech et al. 2004).

ZrO_2 lässt sich mit Flusssäure oder anderen Säuren nicht anätzen, daher dienen phosphatmodifizierte Kompositsysteme (z.B. Variolink 2 Ivoclar Vivadent oder Panavia 21 Kuraray, Tokyo, Japan), welche eine gewisse chemische Affinität zu ZrO_2 aufweisen, zur Befestigung der Restaurationen (Klink und Groten 2006). Neben der konventionellen Befestigung mit Phosphatzement und Glasionomierzement kann ZrO_2 mit hybriden selbstkonditionierenden, selbstadhäsiven Materialien aus Zement und Kompositanteilen (z.B. Rely X Unicem) befestigt werden, wobei noch keine Langzeitergebnisse vorliegen (Beuer 2007, Mörmann 2006). Die adhäsive Befestigung eignet sich besonders bei schlechten Präparationsergebnissen mit geringer Stumpfhöhe oder konischem Stumpf und erzielt eine bessere ästhetische Wirkung durch die fluoreszierenden Anteile der Befestigungskomposite, wodurch sich jedoch der Zeitaufwand und das Fehlerrisiko erhöhen (Beuer 2007, Klink und Groten 2006, Pospiech et al. 2004). Nicht angewandt werden kann diese Technik, wenn keine absolute Trockenlegung möglich ist, die Präparationsgrenze subgingival verläuft oder nicht im Schmelzbereich liegt (Beuer 2007).

2.3. Physikalische Grundlagen des Elastizitätsmoduls

Bezieht man die auf einen Körper wirkende Kraft F auf seinen Querschnitt A , erhält man die Spannung σ ($\sigma = F/A$). Die relative Dehnung ε ergibt sich aus dem Verhältnis der Verlängerung eines Körpers Δl zu seiner Ausgangslänge l_0 ($\varepsilon = \Delta l/l_0$) (Harten 2001,

Gerthsen und Meschede 2004). Im linear elastischen Bereich wird das Verhältnis σ/ϵ durch das Elastizitätsmodul E (N/m^2) ausgedrückt und als Hookesches Gesetz beschrieben ($\epsilon=1/E\sigma$) (Harten 2001). Das Hookesche Gesetz gilt, wenn sich die relative Dehnung proportional zur Spannung verhält (Harten 2001). Wächst die Dehnung stärker als die Spannung, wird die Dehngrenze erreicht, bei der ein verformter Körper wieder in seine Ausgangslänge zurück findet (Gerthsen und Meschede 2004). Bei anhaltender Belastung wird die Elastizitätsgrenze erreicht, wobei Übergänge zu anderen Kristallstrukturen und Gefügeänderungen durch plastisches Fließen der Kristallite - auch nach Entspannung - zu dauernden Formveränderungen führen, wobei sich der Körper langsam verfestigt (Gerthsen und Meschede 2004). An der Festigkeitsgrenze (Zugfestigkeit) wird die höchste Spannung erreicht, die das Material aushält, bis es durch Festigkeitsabnahme am Punkt der Bruchdehnung zum Bruch des Materials kommt (Gerthsen und Meschede 2004).

2.4. Grundlagen der Bruchmechanik

Als Bruch wird der Verlust der Tragfähigkeit eines Festkörpers durch eine Werkstofftrennung definiert, wobei die physikalische Ursache in der Zerstörung atomarer Bindungen und der Entstehung von freien Oberflächen liegt (Blumenauer und Pusch 1993).

In Abhängigkeit von der mechanischen Beanspruchung wird zwischen Gewaltbrüchen (statische Belastung) und Schwingbrüchen (zyklische Belastungen) sowie zwischen makroskopischen und mikroskopischen Bruchmerkmalen unterschieden (Blumenauer und Pusch 1993). Die mikroskopischen Bruchmerkmale werden von den Vorgängen bei der Rissausbreitung bestimmt und liegen den Grundmechanismen des Gleitens (Versetzungsbewegungen) und des Spaltens (verformungslos) zugrunde (Blumenauer und Pusch 1993). Innerhalb der Brucharten werden der Zäh-, Spröd- und Ermüdungsbruch beschrieben (Blumenauer und Pusch 1993).

Kennzeichnend für keramische Materialien ist der makroskopisch verformungsarme spröde Bruch, der Spaltflächen aufweist und sich unmittelbar der elastischen Verformung anschließt (Blumenauer und Pusch 1993). Demgegenüber brechen duktile Materialien (Metalle) durch eine intensive Versetzungsbewegung wie Korngrenzengleiten erst nach der plastischen Verformung (Zähbruch) (Rudolph et al. 2005, Blumenauer und Pusch 1993). Kommt die plastische Dehnung nicht zum Stillstand, wie dies bei langzeitiger Beanspruchung und hoher Temperatureinwirkung

der Fall ist, setzt der Ermüdungsbruch ein, welcher nur statisch vorhersehbar ist und als Folge eines von zyklischer Belastung ausgehenden stabilen Risswachstums entsteht (Blumenauer und Pusch 1993). Unter ständigem Energieverbrauch entstehen an der Werkstoffoberfläche Risse, die sich langsam vergrößern (Blumenauer und Pusch 1993). In polykristallinen Materialien erstreckt sich dieses Risswachstum nur über wenige Kristallite und wird stark vom Umgebungsmedium beeinflusst (Blumenauer und Pusch 1993).

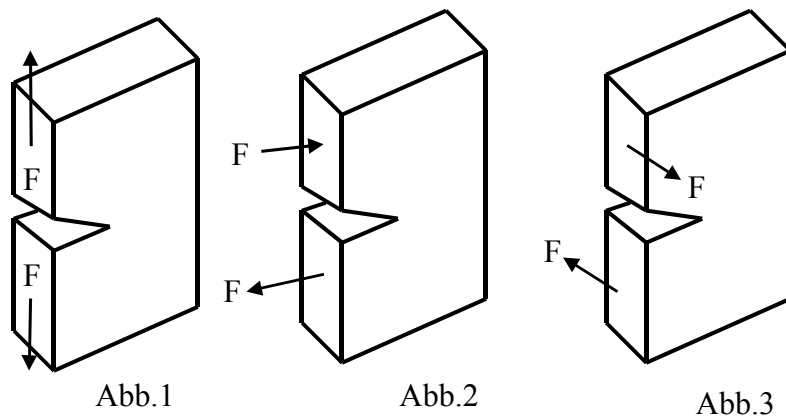


Abb. 1-3: Grundbelastungsarten eines Risses (Schmitt 1994, S. 3)

Abb. 1: Zugbeanspruchung senkrecht zur Rissebene

Abb. 2: Schubbeanspruchung in Rissrichtung

Abb. 3: Schubbeanspruchung in Querrichtung

Die Zugspannung (Abb.1) wird als eine Rissöffnung bei einer senkrecht zum Riss angreifenden Belastung definiert, wobei die Rissflanken auseinander gezogen werden, den Riss vertiefen und damit die gefährlichste Belastungsart darstellen (Marx 1993). Im Gegensatz zu einer geringen Zugfestigkeit besitzen keramische Materialien eine hohe Druckfestigkeit, welche beginnende Risse schließt und diese stoppt (Marx 1993).

2.5. Spröbruchverhalten keramischer Materialien

Beim Überschreiten der Elastizitätsgrenze tritt bei keramischen Materialien das sogenannte Spröbruchverhalten auf, da durch eine fehlende plastische Verformung auftretende Spannungen nicht abgebaut werden können und die keramische Restauration plötzlich und spontan bricht (Abb.5) (Rudolph et al. 2005, Tinschert und Marx 1997). Metalle bauen Spannungsspitzen zunächst durch elastische und anschließend durch plastische Verformungen ab (Duktilität) (Marx 1993). Der Grund für die fehlende plastische Verformbarkeit der Keramiken liegt in der kovalent-ionischen Mischbindungsstruktur, welche keine Verschiebung der Kristalle erlaubt und hohe Bindungskräfte (Gitterbindung) aufweist (Pospiech et al. 2004, Kerkhof 1982). Die chemische Stabilität wird durch die nicht oxidierbaren Metalloxide der Keramik hervorgerufen und steht im Gegensatz zum elementaren Zustand des Metalls, welches oxidierbare Elemente besitzt und nicht chemisch inert ist (Marx 1993).

Eine plastische Umformung der Metalle (Abb.4) an der Risspitze bewirkt, dass der Radius des Risses sich vergrößert, die Spannung sich auf ein größeres Volumen verteilt und der Rissgrund abgerundet wird (Pospiech et al. 2004). Die am Rissgrund angreifenden Kräfte verteilen sich auf eine größere Fläche, wodurch der Riss entschärft wird (Marx 1993).

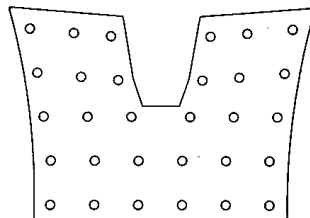


Abb.4: Plastische Umformung an der Risspitze eines metallischen Werkstoffes.
(Marx 1993, S.230)

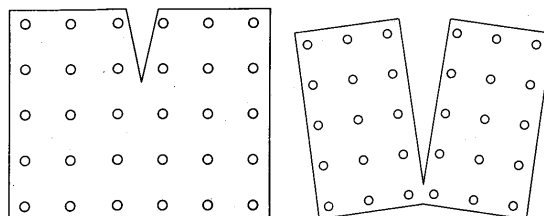


Abb.5: Die unter Zugspannung gesetzte Keramik kann den Rissfortschritt nicht aufhalten. (Marx 1993, S.230)

2.6. Ursachen der Rissentstehung

Das Gefüge keramischer Werkstoffe wird durch die Art und Menge sowie Größe, Form, Orientierung und Verteilung der Kristallite, Körnern, Poren und Glasphasen bestimmt (Kollenberg 2004). Durch Zugabe von Additiven (Farbpigmente), Schwankungen in der Rohstoffaufbereitung (Korngrößenverteilung, Qualität der Rohstoffe) und Verarbeitung im Labor (Porenbildung, Rissbildung, chemische Verunreinigung) entstehen stochastisch verteilte primäre Fehlstellen und Phasengrenzen (Korngrenzenverschiebung, Einschlüsse), die das Festigkeitsverhalten beeinträchtigen (Hahn und Löst 1992). Weiterhin können Volumenänderungen und thermische Belastungen beim Fertigungsprozess der Restaurationen zu internen Spannungen und Mikrorissen führen (Hahn und Löst 1992). Von diesen Gefügefehlern ausgehend setzt bei Belastung unterkritisches Risswachstum ein, da sich die von außen angebrachten Zugspannungen an den Defekten und Rissflanken konzentrieren (Bieniek und Marx 1994, Rudolph et al. 2005).

Zusätzlich tragen die zyklische Kaubelastung und der korrosive Mundspeichel (Spannungsrissskorrosion) zur Rissentwicklung bei (Tinschert und Marx 1997). Die silikatischen Anteile der Keramik haben die Symmetrie eines Tetraeders, welches aus einem Siliziumatom und vier Sauerstoffatomen besteht (Marx 1993). Für einen Rissfortschritt ist es nötig, die Tetraederbindungen zu verbiegen, was durch die Anlagerung eines Wassermoleküls geschehen kann (Marx 1993). Speichel als oberflächenaktive Flüssigkeit kann in die Mikrorisse eindringen und einen nach innen gerichteten Druck erzeugen, der zur Vergrößerung der durch Zugspannung geöffneten Risse führt und die Energie für weiteres Risswachstum herabsetzt (Rebinder Effekt) (Pospiech et al. 2004).

2.7. Vorgang der Rissentstehung

Risse sind mikro- oder makroskopische Einschnitte an der Materialoberfläche oder im Material selbst in einem bis dahin rissfreien Werkstoffbereich und können durch Oberflächenbehandlungen oder Temperatureffekte entstehen (Gerthsen und Meschede 2004). Eine z.B. durch zyklische Kaubelastungen hervorgerufene Spannung bleibt zunächst unter dem Risswert und führt erst beim Überschreiten der maximalen lokalen Spannung (kritische Risszähigkeit) an der Rissspitze zur Rissausbreitung (Bieniek und Marx 1994). Mit zunehmender Risslänge, -breite und -tiefe vergrößert sich die

Spannungskonzentration an den Rissenden, d.h. der Energieaufwand für die Rissbildung steigt proportional zur Anzahl der aufgebrochenen Bindungen im Kristall, wobei sich gleichzeitig die freiwerdende Verformungsenergie zum Quadrat der Risslänge vergrößert (Gerthsen und Meschede 2004). Damit ergibt sich eine kritische Risslänge (Griffith-Punkt) oberhalb derer mehr Energie freigesetzt als verbraucht wird, der Riss sich instabil ausbreitet und es zur Zerstörung des Werkstoffes kommt (Bieniek und Marx 1994). Die Basis für diesen Vorgang beschreibt Griffith mit der Hypothese, dass ein gleichförmiger Rissfortschritt durch eine Balance der freiwerdenden mechanischen Energie und der Energiegewinnung von Frakturoberfläche zu Stande kommt (Lawn und Marshall 1979). Das Risswachstum vermindert die Festigkeit des Werkstoffes, wodurch der auftretenden Spitzenbelastung nicht mehr standgehalten werden kann (Tinschert und Marx 1997). Hierbei wirken die Rissflanken als Hebel, an dem die Spannungen ansetzen können (Marx et al. 2005). Das plötzliche und katastrophale Brechen von keramischen Materialien ist ebenfalls auf eine bestimmte Risslänge zurückzuführen, an der es auch bei normaler Belastung zum Versagen der Restauration kommt, weil die kritische Bruchzähigkeit überschritten wird, obwohl die Spannungen insgesamt unter dem Bruchwert bleiben (Tinschert und Marx 1997).

2.8. Unterkritisches Risswachstum

Werden keramische Materialien über eine kritische Schwellbeanspruchung hinaus belastet, kommt es zum Ermüdungsbruch bzw. Sprödbruch, wobei die überkritische, spontane Belastung, hervorgerufen durch z.B. Traumata oder extreme Parafunktionen, selten auftritt (Tinschert et al. 2007). Als Teil von frakturmechanischen Konzepten wird das unterkritische, unverhoffte Risswachstum über Wochen und Monate nach dem Zeitpunkt der aufgebrachten Last eher als Ursache für den Ermüdungsbruch und Sprödbruch beschrieben und ist klinisch von größerer Bedeutung (Wiederhorn 1974). Als Ursachen hierfür werden zyklische Kaubelastungen in Verbindung mit dem korrosiven Mundhöhlenmilieu und kleinste herstellungsbedingte Gefügefehler aufgeführt (Tinschert und Marx 1997).

Bei der Belastung im Bereich bestehender Risse bilden sich in der Rissspitze Spannungskonzentrationen, welche durch den Spannungsintensitätsfaktor K_I beschrieben werden (Morena et al 1986, DIN EN ISO 6872:2009-01). Das Versagen eines mechanischen Bauteils tritt auf, wenn K_I die kritische Größe K_{Ic} (kritische Risszähigkeit) erreicht, bei der ein vorhandener Riss sich instabil ausbreitet und zum

Bruch des Werkstoffes führt (Tinschert und Marx 1997). K_{Ic} bezeichnet den Widerstand, den ein Material Sprödbrüchen entgegensetzt und steht im Zusammenhang zu dem an der Rissspitze entstehenden Stress unmittelbar vor einem Bruch (Tinschert und Marx 1997, Wiederhorn 1974, Morena et al. 1986). Je höher K_{Ic} ist, desto widerstandsfähiger verhält sich das Material gegenüber einer Rissausbreitung und verhindert das Fortschreiten eines Risses (Marx et al. 2005). K_{Ic} kann sich abhängig von der Risslänge, Homogenität, Korrosionsanfälligkeit und Wärmewiderstand des Materials ändern und wird durch den Zusammenhang $K_{Ic} = K_{I0} + \Delta K_c$ beschrieben (Morena et al. 1986, Fett et al. 1996).

K_{I0} (Schwellwert) charakterisiert die langfristige Beanspruchbarkeit und Zuverlässigkeit vollkeramischer Restaurationen und bezeichnet die Zähigkeit der umgebenden Matrix, wobei ΔK_c für Schutzmechanismen (Phasentransformationsfestigung, Mikrorissverhärtung, Rissablenkung) gegen entstehende Risse steht (Morena et al. 1986, Hannink et al. 2000, Marx et al. 2005). Unterhalb des Schwellwertes tritt kein unterkritisches Risswachstum auf, wobei ein Gleichgewicht im Rissfortschritt besteht, an dem die Rissgeschwindigkeit gleich null ist (Marx et al. 2005). Je höher der Schwellwert bzw. die anfängliche Beanspruchbarkeit und Resistenz gegen das unterkritische Risswachstum ist, umso höher sind die Zuverlässigkeit, die Haltbarkeit und damit die Lebensdauer der Keramik (Marx et al. 2005). Sofern das Risswachstum erst eintritt, wenn die Spannungsintensität den Schwellwert überschreitet, verhält sich die Keramik für Spannungsintensitäten unter dem Aspekt des Bruchverhaltens analog einem Metall (quasi metallisches Festigkeitsverhalten) (Marx et al. 2005).

Wenn der Spannungsintensitätsfaktor den Grenzwert K_{I0} erreicht und/oder eine bestimmte Risslänge besteht, setzt unterkritisches Risswachstum ein. Es wird definiert als Belastung eines Risses, unterhalb der Risszähigkeit $K_I < K_{Ic}$ und bestimmt die Dauerfestigkeit sowie Langzeitstabilität von Keramiken. Das Wachstum von Rissen in diesem Bereich wird durch thermische Bindungsaufbrechvorgänge bestimmt, welche abhängig von der Temperatur und dem Umgebungsmedium sind (Marx et al. 2005).

Bei einigen Werkstoffen steigt der Werkstoffwiderstand gegen Rissausbreitung mit zunehmender Rissverlängerung an (Abb.7) im Gegensatz zu z.B. metallischen Werkstoffen (Abb.6) Ursachen für die steigende Risswiderstandskurve der keramischen Materialien sind energieverbrauchende Prozesse wie Rissverzweigungen, Wechselwirkungen der Rissflanken, Mikrorissbildung und Werkstoffumwandlungen im Bereich der Rissspitze durch eine gezielte feste Einlagerung von Partikeln und

Kristallen in die Grundmatrix, welche zu einer Verlängerung des Rissweges und durch elastische Dämpfung an den Partikeln zur Abschwächung der risstreibenden Energie führen (Marx 1993, Pospiech et al. 2004, Hahn und Löst 1992).

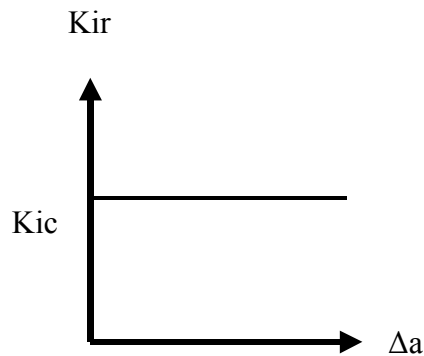


Abb. 6: Werkstoff ohne R-Kurvenverhalten

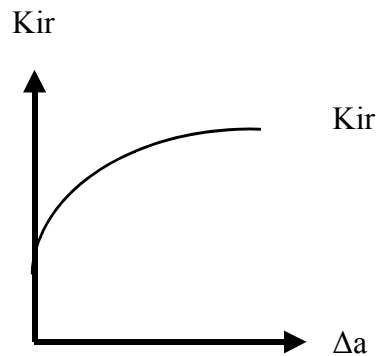


Abb.7: Werkstoff mit R-Kurvenverhalten

Abb. 6 und 7 : (Schmitt 1994, S. 4)

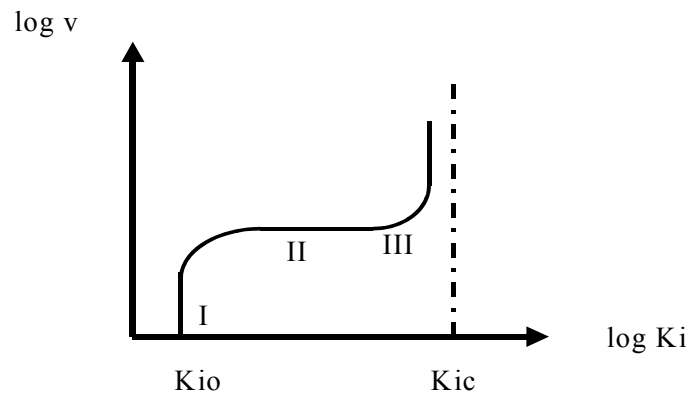


Abb.8: Verschiedene Typen des Risswachstums (Marx et al. 2005, S.259)

In Abb.8 wird die relative Beanspruchung auf die Keramik gegen die logarithmierte Risswachstumsgeschwindigkeit ($\log v$) aufgetragen. Die Beanspruchung setzt sich aus der Spannungsintensität (K_i) bezogen auf die kritische Spannungsintensität (K_{ic}) zusammen. Das Diagramm beschreibt verschiedene Typen des Risswachstums

zwischen dem Punkt des Schwellwerts K_{I0} und dem Einsetzen der kritischen Risszähigkeit K_{Ic} (Marx et al. 2005).

Bereich I: Die langsam ansteigende Linie beschreibt den Bereich des unterkritischen Risswachstums in der das kristallographische Risswachstum linear von der anliegenden Spannungsintensität und dem Umgebungsmedium bzw. der Mikrostruktur (Korngröße, Phasenverteilung und Lokalisierung von Ausscheidungen an der Korngrenze) abhängt (Castro 1989). Durch das Risswachstum vergrößern sich die Rissflanken, d.h. innere Oberflächen werden durch das Aufbrechen von chemischen Bindungen größer.

Bereich II: Das Wachstum wird durch das korrosive Umgebungsmedium (Feuchtigkeit) unterstützt, welche analog mit der Wanderung der Rissspitze nachdiffundiert bis sich ein Defizit zwischen der zu langsamen Nachdiffusion und dem Risswachstum ergibt. An diesem Punkt wird die Rissgeschwindigkeit auf eine konstante Geschwindigkeit abgebremst und ein linearer Zusammenhang zur Spannungsintensität aufgebaut (vgl. Kapitel 5.1, Formel 6 und 7) (Marx et al. 2001). Riss wächst makroskopisch senkrecht zur Hauptspannungsrichtung. Die Mikrostruktur hat zu diesem Zeitpunkt keinen gravierenden Einfluss auf diesen Kurvenbereich (Schwellwert)(Castro 1989).

Bereich III: Mit dem Anstieg der Spannungsintensität und dem Erreichen von K_{Ic} , wird die von außen wirkende Beanspruchung so groß, dass der Riss auch ohne korrosives Medium mit hoher Geschwindigkeit wächst. Der Bruch erfolgt spontan und schlagartig. Die Geschwindigkeit des Wachstums beträgt jetzt mehrere Millimeter pro Sekunde im Gegensatz zu weniger als ein milliardstel Millimeter pro Stunde unter normalen Bedingungen (Marx et al. 2005).

2.9. Martensitische Transformation

Ein martensitischer Phasenübergang wird als diffusionslose Phasenumwandlung beschrieben, bei der sich die Gitterstruktur ändert, ohne dass Konzentrationsunterschiede einer gelösten Komponente auftreten, wobei als Ursache eine Temperaturbehandlung gilt, welche eine Volumenvergrößerung und Änderung der Kristalleigenschaften zur Folge hat (Gerthsen und Meschede 2004, Evans und Heuer 1980).

Die Kristallgitterstruktur von ZrO_2 kann monoklin, tetragonal oder kubisch sein, wobei beim Abkühlvorgang einer reinen Zirkoniumdioxidschmelze zuerst die kubische Phase bei $2680^\circ C$ auskristallisiert, gefolgt von der tetragonalen bei $2370^\circ C$ und der

monoklinen bei 1170°C (Pospiech et al. 2004, Cramer 2003). Dieser Vorgang zieht eine Volumenvergrößerung von 3-5% mit sich und führt zu Rissbildungen im Keramikgefüge (Guazzato et al. 2004, Beuer et al. 2006, Hannink et al. 2000).

Mit Hilfe der Phasentransformationsfestigung wird dieser Effekt zur Verbesserung der Festigkeitseigenschaften von ZrO_2 ausgenutzt, indem durch die Dotierung von 3-4 mol% (5Gew.%) Yttriumoxid und der Verwendung kleiner Korngrößen ($<0,5\mu m$) ZrO_2 auch unterhalb von 1170°C im metastabilen tetragonalen Zustand vorliegt und die Volumenexpansion unterdrückt wird (Luthardt et al. 2004). Die Metastabilisierung ist abhängig von der Zusammensetzung, Größe und Form der Zirkonpartikel, dem Typ und der Menge der stabilisierten Oxide, der Interaktion des ZrO_2 mit anderen Phasen und dem Herstellungsprozess (Pospiech et al. 2004). Die Grundlage stellt dabei die Löslichkeit einiger oxidischer Verbindungen in ZrO_2 dar, welche in dessen Kristallgitter eingebaut werden und die Volumenexpansion verhindern (Pospiech et al. 2004).

Formen der Zugabe von Yttrium : (Pospiech et al. 2004, Kappert et al. 2005)

- FSZ : (*fully stabilized Zirconia*/ vollstabilisiertes ZrO_2) Die kubische Phase wird bis zur Raumtemperatur stabilisiert. Es gibt keine Möglichkeit für die Umwandlungsverstärkung.
- PSZ : (*partially stabilized Zirconia*/ teilstabilisiertes ZrO_2) Bei Raumtemperatur sind die kubische, tetragonale und/ oder monokline Phase vorhanden.
- TZP : (*tetragonal Zirconia Polycrystals*/2-3% Yttrium) Es ist nur die tetragonale Phase vorhanden. Die Kristallitgröße beträgt 0,5nm.

Die Verbesserungen der mechanischen Eigenschaften werden aus dem Anstieg des Werkstoffwiderstandes gegen Rissausbreitung, der Erhöhung der Zähigkeit, Festigkeit und Fehlertoleranz ersichtlich und steigen linear mit dem Gehalt der tetragonalen Phase an, wobei geringe Zusätze wie z.B. von Aluminiumoxid weiterhin die Korrosionsbeständigkeit des Werkstoffes erhöhen (Pospiech et al. 2004).

Die Umwandlung der metastabilen tetragonalen in die monokline Phase kann durch das Erreichen einer stressinduzierten kritischen Umwandlungsspannung eintreten, welche durch äußere Energie (z.B. Schleifen) in Form von Tangentialspannungen und Zugspannungen an den Rissspitzen hervorgerufen wird (Guazzato et al. 2004). In Folge dessen entstehen durch das größere Volumen der monoklinen Kristallform

Druckspannungen, welche die Risspitze mechanisch von der äußeren Belastung abschirmen, dem Risswachstum entgegenwirken und den Energiebedarf für weiteres Risswachstum erhöhen (Marx et al. 2005).

Ein weiterer Effekt der Phasentransformation wird durch die Mikrorissverstärkung beschrieben, wobei in der Umwandlungszone Mikrorisse entstehen, welche auf das größere Volumen der monoklinen Phase zurückzuführen sind und durch Produktion von Fläche Energie verbrauchen, die für das weitere Risswachstum fehlt (Pospiech et al. 2004).

2.10. Rohlinge

Für die Herstellung der ZrO_2 existieren verschiedene Rohlingsformen, die als Grünlinge, Weißlinge oder gehippte Rohlinge bezeichnet werden. Grünlinge und Weißlinge werden vergrößert hergestellt und bearbeitet, um die mit dem anschließenden Sinterungsprozess einhergehende Schrumpfung von ca. 30% zu kompensieren (Beuer et al. 2006).

Grünlinge sind vorgepresste, nicht vorgesinterte Rohlinge. Sie setzen sich aus Keramikpulver und einem organischem Binder zusammen (Cramer 2003, Beuer et al. 2006). Bearbeitet wird das kaltgepresste Pulverhaufwerk im kreideweichen Zustand und nur trocken, da es sonst zum Aufweichen des Materials kommen kann (Cramer 2003). Durch die niedrige Eigenfestigkeit ist die Bearbeitung sehr schwierig, wobei Fehler nach dem Sintern zu Rissen und Gefügeinhomogenitäten führen (Cramer 2003, Beuer et al. 2006).

Vorgesinterte und vorgepresste Rohlinge werden als Weißlinge bezeichnet, welche in ihrer Zusammensetzung frei von organischen Substanzen sind (Beuer et al. 2006). Durch einen Vorbrand mit geringer Schwindungsrate (5%) werden die Rohlinge vorverfestigt, erhalten eine ausreichende Eigenfestigkeit, d.h. die Hälfte der theoretischen Enddichte, und können im weichen, trockenen Zustand bearbeitet werden (Cramer 2003). Der weiche Zustand erleichtert die Bearbeitung durch den verminderten Werkzeugverschleiß und verkürzte Fräszeiten (Beuer et al. 2006, Cramer 2003). Nach dem Fräsvorgang wird das Material durch einen Sintervorgang bei ca. 1350°C auf Enddichte gebracht (Cramer 2003). Ein Vorteil der Weißlinge ist deren Einfärbbarkeit, indem Metalloxide in das poröse Gerüst diffundieren und die Rohlinge nach dem Sintern eine dentinähnliche Farbe erlangen (Beuer et al. 2006).

Eine Alternative zu den Weißlingen stellen gehippte (HIP=Hot Isostatic Pressing), d.h. durchgesinterte Rohlinge zur Hartbearbeitung dar, welche schon ihre Endgröße und Endfestigkeit besitzen (Rudolph et al. 2005, Beuer et al. 2006). Dabei wird für die Verdichtung und Gefügequalität von allen Seiten hoher Druck auf das Keramikpulver ausgeübt (Pospiech et al. 2004). Durch die maximale Materialdichte ergeben sich mechanische Vorteile im Hinblick auf eine erhöhte Biege- und Bruchfestigkeit, reduzierte Anzahl von Poren und weniger Streustellen. Als nachteilig haben sich die längeren Bearbeitungszeiten, der schnelle Verschleiß der Bearbeitungswerkzeuge und die hohen Kosten erwiesen (Beuer et al. 2006, Cramer 2003). Die Gefahr das durch die Bearbeitung Gefügedefekte eingebaut werden ist nachgewiesen, wird aber unterschiedlich bewertet (Cramer 2003, Fischer et al. 1999, Luthardt et al. 2000).

2.11. CAD/CAM

Die Bearbeitung von ZrO_2 mit konventionellen Methoden ist aufgrund der physikalischen Eigenschaften nicht möglich (Luthardt et al. 1997). Durch neue Formgebungsprozesse wie der CAD (computergestütztes Design) und CAM (computergestützte Herstellung) - Technologie konnte die Bearbeitung von Hochleistungskeramiken realisiert und für dentale Restaurationen einsetzbar gemacht werden. Hierbei werden subtraktive Fertigungsverfahren durch Fräsen und Schleifen aus industriell vorgefertigten Rohlingen sowie additive Verfahren wie das selektive Laser-Sintern beschrieben, wobei letzteres derzeit nur für Metalle einsetzbar ist und sich für die Keramikanwendung noch in der Erprobungsphase befindet (Pospiech et al. 2004, Rudolph et al. 2005).

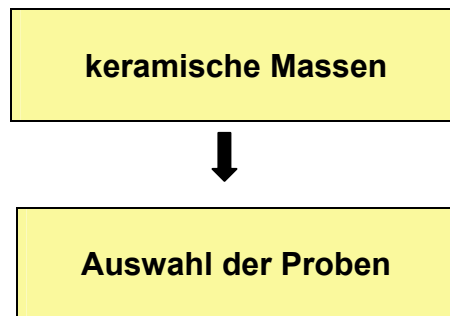
Die überwiegend angewandte abtragende Verarbeitung von ZrO_2 kann im primär verdichtetem bzw. vorgesintertem Zustand (Grünlinge, Weißlinge) der Rohlinge als auch nach dem Sinterprozess (Hartbearbeitung) erfolgen, wodurch qualitativ zuverlässige Restaurationen entstehen, welche eine konstante, hohe und homogene Werkstoffqualität besitzen (Beuer et al. 2006). Die Herstellung der Restaurationen beginnt nach den für vollkeramischen Zahnersatz bekannten Präparationsregeln, gefolgt von einer 3D-Datenerfassung (z.B. Laserabformung nach Modellherstellung, intraorale Kamera) aus deren Resultat Punktwolken entstehen, welche die Oberfläche und Form des Objekts beschreiben (Rudolph et al. 2004). Anschließend erfolgt die Softwarebearbeitung der Daten zur Gestaltung des Zahnersatzes, wobei Streupunkte herausgefiltert, das messbedingte Rauschen reduziert und die computergestützte Konstruktion erfolgt (DIN EN ISO 6872 :2009-01, Rudolph et al. 2004). Aus den

digitalisierten Daten wird die zu fertigende Restauration erstellt und Fräsbahnen für den Arbeitsablauf der Maschinen berechnet (Rudolph et al. 2004, Mörmann 2006). Die exakte Beherrschung des Sinterprozesses in alle drei Raumrichtungen und bei unterschiedlicher Volumina ist für die spätere Passung der Restauration von entscheidender Bedeutung, da die Sinterschrumpfung eines teilgesinterten präfabrizierten Blocks chargenabhängig schwanken kann (Rudolph et al. 2005). Die Kronen und Brückengerüste werden nach CAD/CAM-Fertigung konventionell verblendet (Rudolph et al. 2004).

3. Material und Methoden

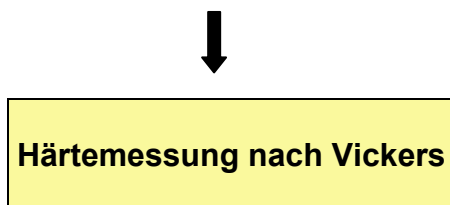
Untersucht wurden die neuesten Materialvarianten vollkeramischer Systeme der Firmen Vita und Degudent auf der Basis von ZrO_2 . Grundsätzlich besteht vollkeramischer Zahnersatz aus einem Gerüstwerkstoff und dem dazugehörigem Verblendmaterial. Die Gerüstkeramik und die Verblendkeramik von der Firma DeguDent wurde den gleichen Untersuchungen unterzogen wie die entsprechenden Materialien der Firma Vita. Die Proben wurden in vier Gruppen geteilt, wobei die Buchstaben A und B die Firmen und die Zahlen 1 und 2 die Materialgruppen bezeichnen. Die Einteilung und Versuchsplanung kann Kapitel 3.1 entnommen werden. Die Prüfkörper wurden direkt von den Dentalfirmen produziert und ohne weitere Bearbeitung verwendet, wobei die Länge, Breite und Stärke der Proben der Gruppe A 8x4x2 mm betrug und die Prüfkörper der Gruppe B Ronden mit einem Durchmesser von 19 mm und 28 mm waren. Ihre Stärke betrug 2 mm und 3 mm. Form und Größe der Materialien waren für die Versuchsdurchführung ohne Relevanz.

3.1. Versuchsplanung



Gruppe	A1	B1	A2	B2
Material-gruppe	Verblendung	Verblendung	Gerüst	Gerüst
Dental-Firma	Vita	DeguDent	Vita	Degudent
Handels-name	VM 9 [®]	Cercon Ceram Kiss [®]	YZ-Cubes for Cerec [®]	Y-TZP-Cercon base [®]
Anzahl der Prüfkörper	n = 10	n = 10	n = 10	n = 10

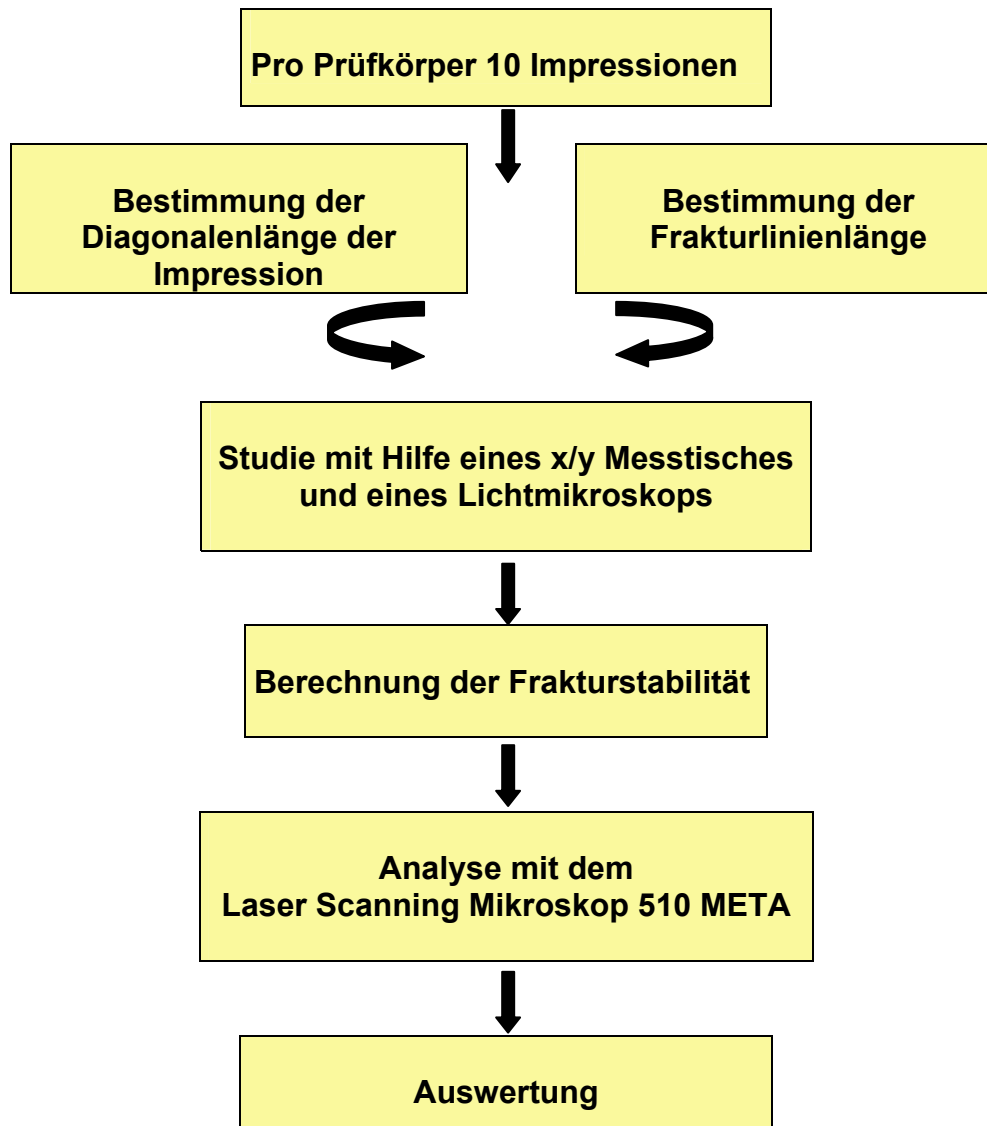
Tab.1: Einteilung und Kennzeichnung der Prüfkörper entsprechend der Materialgruppe und der Herstellungsfirma



Gruppe	A1	B1	A2	B2
Auflagegewichte (Newton)	5	5	40	40
Durchführung	Leitz-Durimeter	Leitz-Durimeter	Hilfseinrichtung	Hilfseinrichtung

Tab.2: Einteilung der Prüfkörper entsprechend den Auflagegewichten und den zu verwendenden Geräten





3.2. Materialliste

- Mat.1. keramische Masse : Vita-VM 9®
- Mat.2. keramische Masse : Vita- YZ Cubes for Cerec®
- Mat.3. keramische Masse : DeguDent- Cercon Ceram Kiss®
- Mat.4. keramische Masse : DeguDent- Y- TZP Cercon base®
- Mat.5. Mikrohärteprüfgerät, Durimeter Ernst Leitz GmbH, Wetzlar (D)
- Mat.6. x/y Messtisch z- 502, RSF – Elektronik, Tarsdorf (A) und Lichtmikroskop
- Mat.7. Laser Scanning Mikroskop, 510 META - Carl Zeiss Jena
- Mat.8. Positionierungsgerät

3.3. Analysen

Auf allen Prüfkörpern wurde zu Beginn der Arbeit die Vickershärte ermittelt, mit deren Hilfe die Frakturstabilität berechnet werden konnte. Anschließend erfolgte die 3D-Analyse der Impressionen und der Frakturlinien mit dem Laser Scanning Mikroskop META 510.

3.3.1. Bestimmung der Vickershärte

Das Ziel dieses Versuchsteils bestand darin, messbare Impressionen zu erzeugen. Die Härtemessung wurde bei den Verblendmaterialien (A1 und B1) mit Hilfe eines Leitz-Durimet Mikrohärteprüfgerätes (Abb.10) und einem Auflagegewicht von 5N (0,5kg) durchgeführt.

Das Auflagegewicht von 40N (4kg) wurde mit einem Positionierungsgerät (Abb.11) aufgebracht, um einen Bruch in den Gerüstmaterialien (A2 und B2) hervorzurufen. Diese Hilfseinrichtung bestand aus einer stabförmigen Vorrichtung, welche durch eine Führungsschiene fest in ihrer Richtung positioniert wurde. Am unteren Ende der stabförmigen Vorrichtung war die Diamantpyramide des Leitz-Durimeters befestigt. Am oberen Ende der Vorrichtung befand sich eine bewegliche Traverse zum Aufsetzen des Gewichtes. Unterhalb dieser beweglichen Traverse wurden Dämpfer mit einer eingestellten Verzögerung von 15 s angebracht, um den selben Rhythmus der Absenkezeit entsprechend des Leitz-Durimeter zu gewährleisten.

Demzufolge wurden alle keramischen Massen nach einer Absenkezeit von 15 s mit dem jeweils vorgesehenem Gewicht vollständig belastet und nach einer Haltezeit von 15 s wieder entlastet. Der Eindringkörper bestand aus einer regelmäßigen vierseitigen Diamant-Pyramide mit einem Flächenwinkel von 136° . Durch die individuell verschieden hohen Gewichte konnte auf jeder keramischen Masse ein Frakturmechanismus erzielt werden. In Vorversuchen wurde ermittelt, wie hoch das zu verwendende Auflagegewicht sein musste, um einen Bruch der keramischen Masse herbeizuführen. Es entstanden für jedes System verschiedene Bruchmuster mit den dazugehörigen Bruchlinien. Auf jedem Prüfkörper wurden zum Zeitpunkt der Analyse 10 Impressionen erzeugt. Die Härteeindrücke der Vickersdiamanten besaßen eine Ausdehnung von 30 μm -100 μm . Der Abstand zwischen zwei Impressionen wurde mit 500 μm gewählt, um einen Sicherheitsabstand vor möglichen Frakturlinien anderer Impressionen zu wahren. Die Ausdehnungen der Impressionen sowie die Frakturlinienlänge wurden mit Hilfe

eines x/y Messtisches (Abb.9), der mit einer Messgenauigkeit von $\pm 5 \mu\text{m}$ arbeitet, in mm gemessen, wobei ein Mikroskop zur Identifizierung der Referenz- und Endpunkte bei einer 200-fachen Vergrößerung diente. Entsprechend der ermittelten Länge der Diagonalen konnte der dazugehörige Wert für die Vickershärte in einer Umrechnungstabelle abgelesen werden. Waren die Längen beider Diagonalen einer Impression unterschiedlich, wurde deren Mittelwert berechnet. Die Vickershärte wird in GPa angegeben.

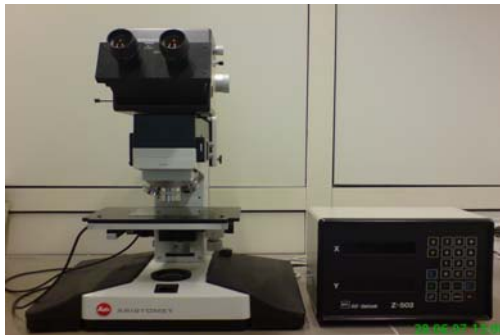


Abb.9: x/y Messtisch z- 502, RSF – Elektronik und Lichtmikroskop

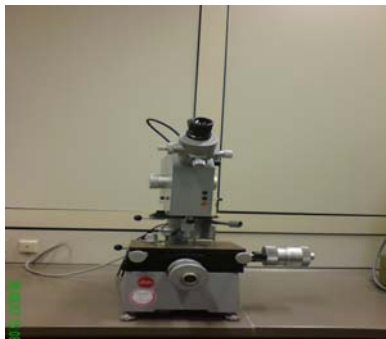


Abb.10: Mikrohärteprüfgerät, Durimeter der Firma Leitz

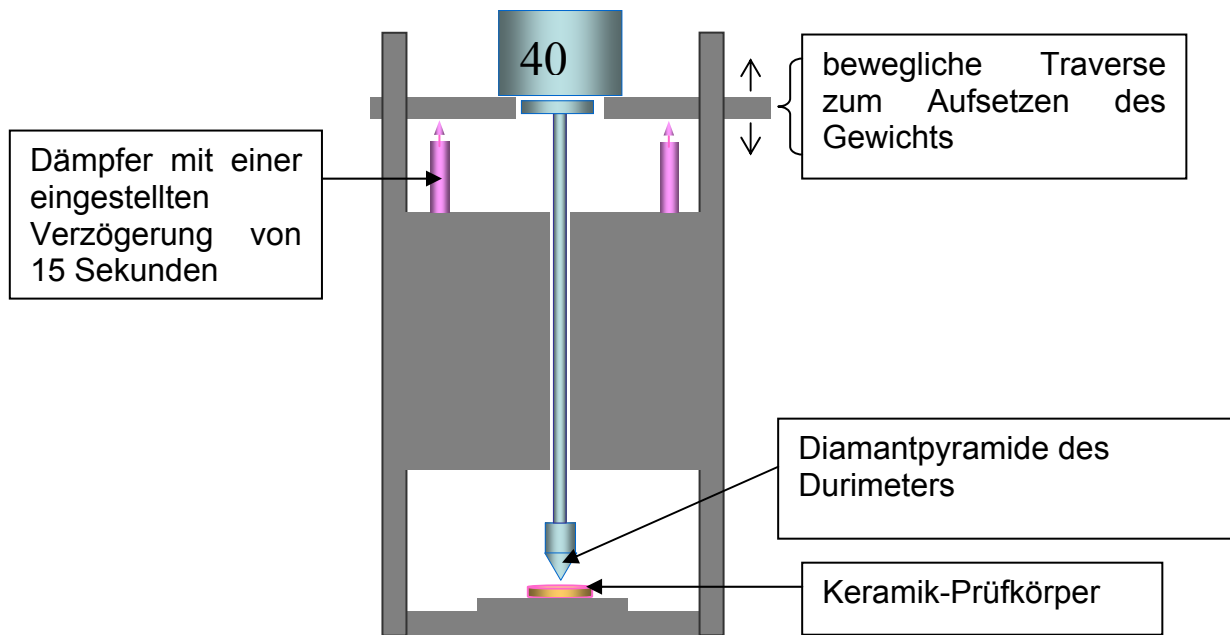


Abb.11: Schematische Darstellung der Hilfseinrichtung zur Erzeugung einer Impression durch Belastung mit 40 N

3.3.2. Bestimmung der Frakturstabilität

Alle die von den Impressionen ausgehenden Frakturlinien wurden gemessen, wobei diese in laterale und radiale eingeteilt werden. Die radialen Frakturen entstanden direkt in der Verlängerung der Diagonalen, während laterale Bruchlinien von den seitlichen Anteilen der Impressionen ausgingen. Die Messungen der Längen, die in 500-facher Vergrößerung durchgeführt wurden, erfolgten direkt nach Erzeugung der Impressionen und wurden entweder direkt abgelesen oder durch trigonometrische Funktionen berechnet.

Die Frakturstabilität errechnet sich nach folgender Formel (Nummer 4, vgl. Kapitel 5.1.) (Anstis et al. 1981):

$$\text{Frakturstabilität (K)} = 0,016 \times \left(\frac{E}{H}\right)^{1/2} \times \frac{P}{c^{3/2}}$$

mit: H = Vickershärte (HV) in GPa

c = maximale laterale Ausdehnung der Frakturlinie (m)

P = verwendetes Gewicht in MN

E = Young Modulus (GPa)

Die Frakturstabilität wird in $\text{MN/m}^{3/2}$ angegeben

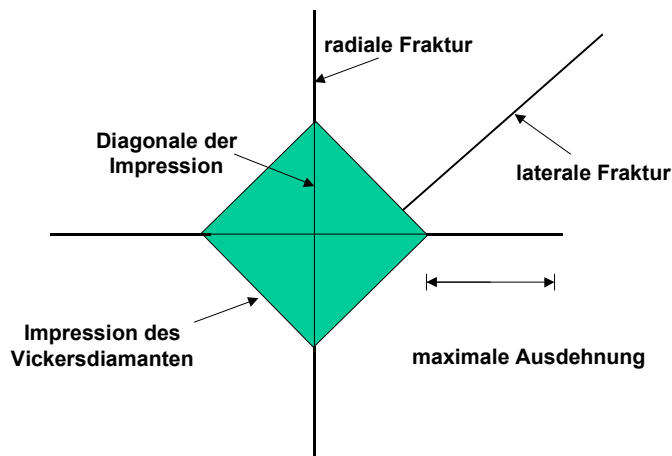


Abb.12: Schematische Zeichnung eines allgemeinen Frakturmusters.

In Abb.12 wird schematisch das Frakturmuster dargestellt, welches durch einen Vickersdiamanten erzeugt wird. Abgebildet ist die Aufsicht einer Impression sowie die davon ausgehenden Frakturlinien (lateral, radial).

3.3.3. Laser Scanning Mikroskop (LSM) Aufnahmen (Meta 510)

3.3.3.1. Einführung (Produktinformation LSM 510 Meta, Carl Zeiss Jena, 2006)

Mit dem Laser Scanning Mikroskop META 510 (Abb.13) können Informationen von 3D-Oberflächentopografien und 2D-Oberflächenprofilen gewonnen, verarbeitet und gemessen werden. Dies kam in der vorliegenden Arbeit zur Anwendung. Die Bilderzeugung mit konfokalen Laser Scanning Mikroskopen ist ein etabliertes Forschungsinstrument. Zur Anwendung kommen LSM im Bereich der Fluoreszenzmikroskopie, Kontrastverfahren und der Materialkunde. In der industriellen Qualitätssicherung werden konfokale Mikroskope zum Beispiel bei der Suche nach Fehlstellen in Halbleiterkreisen verwendet. Die entscheidende Entwicklung der konfokalen LSM bezieht sich auf den Strahlengang (Abb.14). Zwischen dem Detektor und der Objektebene (Fokusebene) ist eine konfokale Blende angeordnet. Dadurch kann nur Licht detektiert werden, welches die Blende passiert. Es wird nur das

reflektierte oder emittierte Licht aus der Fokusebene gesammelt. Das Licht, welches aus Ebenen über oder unter der Fokusebene auftrifft, trägt nicht zur Bildentstehung bei. Der Durchmesser der Lochblende ist variabel und bestimmt dadurch die Stärke des optischen Schnitts (Tiefendiskriminierung) und die Anzahl der auf den Detektor treffenden Photonen. Das Objekt wird von einem beugungsbegrenzten Laserstrahl punktförmig beleuchtet und wird mit dem Beobachtungspunkt ineinander abgebildet.



Abb.13: Laser Scanning Mikroskop (LSM) Meta 510 der Firma Carl Zeiss Jena

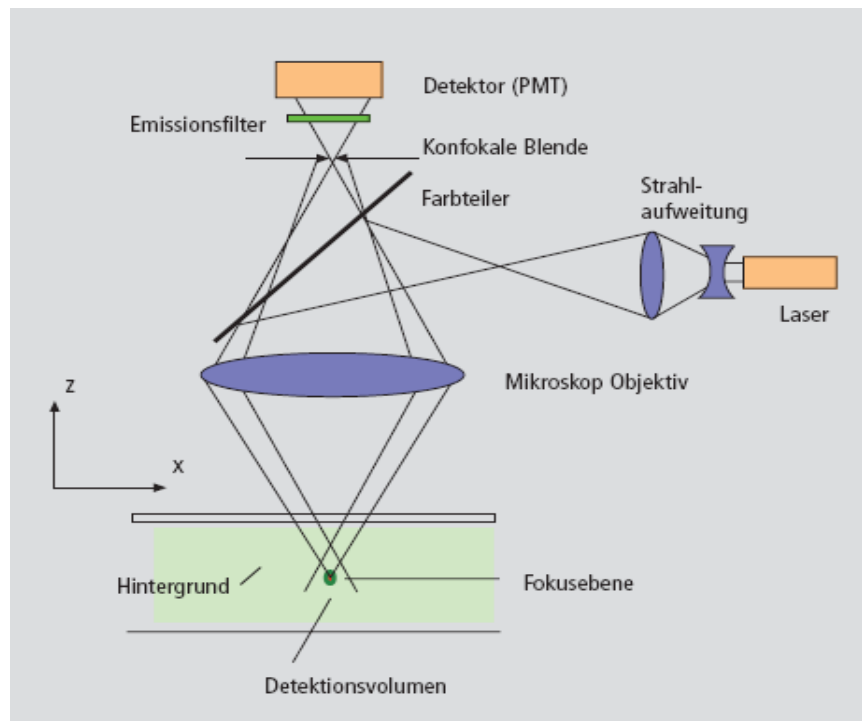


Abb.14: Strahlengang in einem konfokalen Mikroskop (Produktinformation LSM 510 Meta der Firma Carl Zeiss Jena, 2006)

3.3.3.2. PC- Programm und Analyseparameter

Zu Beginn der Analyse wurden die Proben bei 50- oder 100-facher Vergrößerung eingescannt. Die Auflösung betrug 1024x1024x100 Pixel, wobei die Scanfläche zwischen 260 µm x 260 µm und 9,2 µm x 9,2 µm groß war. Daraus ergibt sich ein Linienabstand (Scaling) von 253 nm bis 0,008 nm. Die Wellenlänge der Analyse in dieser Arbeit betrug 488 nm. Es wurde mit einer Pixeltiefe von 3,2 µs bei einer Datentiefe von 12 bit. gearbeitet. Weiterhin wurde ein Kanal genutzt, wobei Bilder mit optischem und digitalem Zoom erstellt wurden. Die Auflösung ist bei einem digitalen Zoom geringer, da ein Teil des Bildes herausgefiltert und bei geringerer Pixelanzahl dargestellt wird.

Die Analyse erfolgte standardisiert mit dem PC Programm Topographiekpaket, wobei zunächst alle Analyseparameter individuell auf die Prüfkörper eingestellt wurden. Die Setzung des Höhenlevels (z-Achse) beeinflusst alle anderen Parameter. Unter dem Punkt z-Threshold konnte zwischen der automatischen (online-Anpassung der Aufnahmeparameter für z-Stapel zum Ausgleich der Helligkeit in verschiedenen z-Schnitten) oder der manuellen Setzung der z-Achse gewählt werden. Letztere ermöglicht den Zoom der z-Achse und hebt das Wesentliche hervor, ohne das Ergebnis zu verfälschen. In dieser Arbeit wurden beide Einstellungen genutzt. Unter dem Parameter Generate wurde entschieden, welche Punkte von dem Bild zur Analyse genutzt werden sollen. Es war möglich, die jeweils minimalen und maximalen Punkte oder das Zentrum des Bildes mit in die Wertung einzubeziehen. Hier wurde mit den minimalen und maximalen Werten gearbeitet. Durch die Wahl des Gauss-Filters wurde das Rauschen unterdrückt. Je stärker der Filter gewählt wird, umso mehr Informationen gehen verloren. In dieser Arbeit wurde daher mit einem niedrigen 3x3 Filter gearbeitet.

3.3.3.3. Erstellung von 2D- und 3D-Aufnahmen

Die jeweils eingescannte Probe repräsentiert das Gesamtbild der Gruppe und ähnelt diesen in ihren Endergebnissen. Nach dem Scannen wurde eine Impression zur genaueren Analyse herangezogen. Hierbei war es möglich, die ganze Impression im Zusammenhang mit ihren Frakturlinien, einzelne Teilstücke oder nur die Frakturlinien selbst zu studieren. In der vorliegenden Arbeit wurde sich auf die Analyse der Impressionen und der Frakturlinien getrennt voneinander konzentriert und jeweils 2D-

und 3D-Aufnahmen angefertigt. Die Messungen der einzelnen Parameter erfolgte durch die manuelle Setzung von Markern, welche als Referenzpunkte dienten. In den Aufnahmen sind rote Linien zu sehen, diese wurden über die Oberfläche des zu untersuchenden Objektes gelegt und geben den Standort der Messung wieder. In den Profilen unterhalb der Abbildungen sind die vertikalen Schnitte bzw. der horizontale Verlauf der jeweiligen Objekte abgebildet, die Standorte der Marker sowie deren Distanz. Die y-Achse heißt z-Achse und bezeichnet den Höhenlevel. Die x-Achse gibt die Distanz an.

Die 2D-Analyse der Impressionen bezog sich zunächst auf die Längenmessung deren Diagonalen. Mit Hilfe von Markern (roter und blauer Punkt) wurden die jeweiligen Endpunkte der Diagonalen festgestellt und die Distanz, dargestellt durch die rote Linie, gemessen. Die 3D-Aufnahmen ermöglichten die Studie der Breite, Tiefe und des Winkels der Impressionen. Für die Analyse der Breite wurden die Marker an den beiden höchsten Punkten rechts und links der Impression gesetzt und die Differenz berechnet. Die Tiefe konnte durch die Setzung der Marker an die jeweils höchste und tiefste Stelle der Impression ermittelt werden. Die Distanz wurde in diesem Fall an der z-Achse abgelesen. Für die Berechnung des Winkels wurden die Marker an die beiden höchsten Stellen und der tiefsten Stelle der Impression gesetzt und miteinander verbunden. Zur Darstellung des Leervolumens bzw. der Größe der Oberfläche der Impressionen wurden in der LSM-Aufnahme die Vertiefungen der Oberfläche, d.h. die Impressionen selbst sowie kleine Unebenheiten in der Umgebung, blau unterlegt. Die ermittelten Daten können in der Legende abgelesen werden.

Legende

z= Höhenlevel

P= ungefilterte Primärfläche

Berechnung des Leervolumens: (V)

V m (z) = void maximal (höchster Punkt des Hohlraumvolumens)

V v (z) = void volume (Hohlraumvolumen unter dem gewähltem Höhenlevel)

PS m r (z)= 0%

PS v r (z) = void volume ratio (100% relativer Leeranteil)

Berechnung der abgewickelten Oberfläche: (d)

PS m r = 0%

PS d r = abgewickelte Oberfläche in %

PS d a = abgewickelte Oberfläche in mm²

In 2D-Abbildungen der Gruppe A1 und B1 sind helle Stellen am Rand der Impression aufgefallen und zur genaueren Betrachtung 3D-Aufnahmen sowie z-Schnitte (vertikal) angefertigt wurden. Die weiteren Untersuchungen bezogen sich auf die Ermittlung der Frakturlinienbreite sowie der Frakturlinienwinkel in 3D-Aufnahmen. Die Marker wurden entsprechend den Analysen der Impressionen gesetzt. Um ein reales Ergebnis bei minimaler Fehlerquote zu erhalten, wurden die Messungen möglichst nah am Ursprungsort, bei maximaler Schichtstärke der Frakturlinie durchgeführt.

3.4. Technische Daten der Prüfkörper

3.4.1. Herstellungsverfahren (Produktinformationen der Firmen DeguDent GmbH und Vita Zahnfabrik 2006, Noll 2003)

Keramikmassen bestehen aus pigmentierten keramischen Fritten (franz.= Schmelzgemenge), welche ungeformte Erhitzungsprodukte aus Gemischen natürlicher oder synthetischer Grundstoffe darstellen, worin Ionen (z.B. von Silizium, Aluminium, Zirkon, Yttrium) an Sauerstoff und Fluor gebunden sind. Dabei entstehen schwerlösliche Silikate. Die Fritten werden hergestellt, indem die Rohstoffe aufgeschmolzen werden und die Schmelze anschließend im Wasser abgeschreckt wird. Die entstandene glasartige Substanz wird daraufhin durch Mahlen zerkleinert. Beide Vollkeramiksysteme nutzen vorgesinterte mit Yttrium teilstabilisierte ZrO₂-Rohlinge. Aus diesen Blöcken werden die Restaurationen nach der Wahl der Rohlingsgröße um die Sinterschrumpfung (25%-30%) vergrößert herausgeschliffen. Vor dem Sintern wird die Restauration mit einem Diamantschleifinstrument vom Block abgetrennt, die Randdicke bei Bedarf reduziert sowie mit Färbelösungen eingefärbt. Die Restaurationen werden durch Sintern in den entsprechenden Hochtemperaturöfen bei in einem Zeitraum von 6 Stunden auf Enddichte gebracht und danach verblendet. Nach dem Sintern sollten Schleifkorrekturen nur unter Wasserkühlung erfolgen, jedoch weitgehend vermieden werden, um Risse und Mikrodefekte im Material zu verhindern. Eine optimale Passgenauigkeit wird durch die Hohlkehlpräparation (90°) oder die Stufenpräparation

mit abgerundetem Innenwinkel erreicht. Die zirkuläre Schnitttiefe sollte in beiden Fällen 1 mm betragen. Von den Herstellern wird ein Zahnhartsubstanzabtrag okklusal/ inzisal zwischen 2-1,5 mm und axial/ zervikal von 1 mm gefordert. Es ist darauf zu achten, gleichmäßige und glatte Flächen zu präparieren. Alle Übergänge von den axialen zu den okklusalen bzw. inzisalen Flächen sind abzurunden. Die Vollkeramiksysteme sind nicht einzusetzen bei unzureichender Mundhygiene, Bruxismus, schlechten Präparationsergebnissen, zu wenig Zahnhartsubstanzangebot sowie unzureichender interokklusaler Distanz.

CAM-Technologie- DeguDent GmbH (Produktinformationen 2006, Vollmann 2004)

Der zahntechnische Ablauf des Cercon® Systems beginnt mit der Wachsmodellation (Edelmetalltechnik) des zu fräsenden Objekts, bei der die Präparationsgrenze festgelegt wird und unter sich gehende Bereiche entfernt werden. Das Sägemodell mit der Wachsmodellation wird im Parallelometer eingestellt. Die im Scanrahmen fixierte Modellation wird vom Sägemodell gezogen. Anschließend wird Scanpulver (Silberpulver) auf die Modellation aufgetragen. Die fixierte Modellation wird in die Laserscanner- und Fräseinheit (Cercon brain®) gesetzt. Cercon brain® berechnet den Vergrößerungsfaktor und setzt die aufbereiteten Daten in das Fräsprogramm um. Nach dem Fräsvorgang wird das Gerüst durch Sintern im Hochtemperaturofen Cercon heat® bei 1350° konstant auf Enddichte gebracht. Dieser Verdichtungsvorgang deutlich unterhalb der Schmelztemperatur von ZrO₂ wird durch das feine Korngefüge aus nanoskaligen Zirkoniumdioxid- Primärkörnern erreicht, welche die Oberflächenaktivität von Cercon base® erhöhen. Die Indikation bezieht sich nach Herstellerangaben auf Kronen und 3-4 gliedrige Brücken im Seitenzahnbereich mit einer maximalen anatomischen Länge von 47 mm. Weiterhin ist es möglich, Inlaybrücken und Suprakonstruktionen in der Implantologie sowie Primärteleskopkronen anzufertigen. Das Anfertigen von Adhäsiv- (Marylandbrücken) und Extensionsbrücken, geteilten Brücken, Implantatabutments und Wurzelstiften ist mit dem Cercon®-System nicht möglich.

CAD/CAM Technologie- Vita Zahnfabrik (Produktinformationen 2006, Reichel 2004, Noll 2003)

Das technische Vorgehen beginnt nach einer Abdrucknahme mit der Herstellung des Sägeschnittmodells. An diesem Modell wird die Präparationsgrenze eingezeichnet und freigelegt. Um von dem Modell ein Scanmodell zu erhalten, wird ein Teilabdruck mit einem speziellen Gips (CAM base) genommen. Dieses Modell wird auf einem Scanträger fixiert und mit einem Laserscanner im Cerec® in Lab Gerät eingelesen und als 3D-Bild in der Framework- Software dargestellt. Die Software errechnet die Restauration automatisch und bietet einen Vorschlag auf dem Bildschirm an. Nachdem eventuelle Veränderungen durch das „Design- Dialogfeld“ abgeschlossen und die zahntechnischen Anforderungen erfüllt sind (Bestimmung des zu versorgenden Zahnes, Restaurationsart, Präparationsgrenze, Wandstärke, Konnektorstärke, Materialvariante, Blockgröße), werden die ZrO₂-Materialblöcke ausgewählt und die Restaurationen im Cerec® in Lab Gerät mit Hilfe der Scan- und Schleifeinheit um die Sinterschrumpfung vergrößert herausgeschliffen. Die Sinterung und Schrumpfung erfolgt anschließend im Hochtemperaturofen Vita Zirkomat bei 1530°. YZ- Cubes for Cerec® sind für Kronen und 3-gliedrige Brücken im Front- und Seitenzahnbereich indiziert.

3.4.2. Materialeigenschaften(Produktinformationen der Firmen DeguDent GmbH und Vita Zahnfabrik 2006)

	A2	B2
ZrO ₂	~95%	~92 %
Y ₂ O ₃	5%	5%
HfO ₂	<3%	<2%
Al ₂ O ₃	<1%	<1%
SiO ₂	<1%	<1%

Tab.3: Zusammensetzung der Gerüstmaterialien (Produktinformationen der Firmen DeguDent GmbH und Vita Zahnfabrik 2006)

Die Tab. 3 listet die Zusammensetzung der Gerüstmaterialien A2 und B2 im direkten Vergleich auf. Hinsichtlich der Materialeigenschaften bestehen nur geringe Unterschiede zwischen A2 und B2, wobei für A2 leicht höhere Werte bezüglich ZrO₂ und HfO₂ angegeben werden als für B2.

Die Verblendkeramik VM9[®] wurde speziell für Y-TZP ZrO₂ Gerüste entwickelt und besteht aus Feldspatfritten sowie eingeschmolzenen Metalloxiden (z.B. SiO₂, Al₂O₃). Das Gefüge zeichnet sich durch eine besonders homogene Verteilung der Kristall- und Glasphase aus, wobei fluoreszierende und opaleszierende Zusatzmassen die ästhetische Wirkung erhöhen. Am Ende des Herstellungsprozesses wird das Gerüst mit einer Basic-(2-Schichten) oder einer Build- Up (3-Schichten) Technik verblendet. Für eine verbesserte Haltbarkeit ist es angeraten einen Effekt-Bonder auf das Gerüst aufzutragen und ca. 1 Minute zu brennen (Reichel 2004).

Die Verblendkeramik Cercon ceram kiss[®] wurde speziell für das Verblenden von Gerüsten aus Y-TZP ZrO₂ konzipiert und ist mit anderen Keramiken nicht kompatibel. Cercon ceram Kiss[®] ist eine Glaskeramik, welche durch Metalloxide (z.B. Si₂O, Al₂O₃) verstärkt wird. Die Farbgestaltung erfolgt durch die Schicht- oder Maltechnik.

	A1	B1	A2	B2	Y-TZP	ZrO ₂
Vickershärte HV	590 (Schmelz) 670 (Dentin)	540	1200	1200	1200	1100- 1250
Biegefestigkeit MPa	102	70	>900	900	900	600- 1000
Elastizitätsmodul GPa	65	65	210	210	210	200- 220
WAK µm/ m* K	8,8- 9,2	9,2- 10,3	10,5	10,5	x	10-11
Risszähigkeit MPa*m ^{1/2}	x	x	5,9	7,2	9,0	6-10,5
Dichte g/cm ²	x	x	6,05	6,05	x	x
Weibull m	x	x	x	10	x	x
Druckfestigkeit	x	x	x	2000	x	x
offene Porosität	x	x	0%	0%	x	x

Tab.4: Werkstoffparameter der keramischen Massen (Produktinformationen der Firmen DeguDent GmbH und Vita Zahnfabrik 2006, DIN EN ISO 6872 : 2009-01)

In Tab. 4 werden die allgemein gebräuchlichen Werkstoffparameter für Y-TZP und ZrO₂ im Vergleich mit den Angaben für die in dieser Studie verwendeten Gerüstmaterialien A2 und B2 der Firmen DeguDent GmbH und Vita Zahnfabrik gegenübergestellt. Die Tabelle ermöglicht den Überblick hinsichtlich der Anpassung der Gerüstmaterialien A2 und B2 an die vorgegebene Norm von ZrO₂ bzw. Y-TZP. Die Auflistung der Verblendkeramiken A1 und B1 soll die Unterschiede zwischen den Materialgruppen verdeutlichen und weist auf die interne Abstimmung der Vollkeramiksysteme (A und B) hin.

3.5. Erläuterung der angewandten statistischen Methoden

Die statistischen Auswertungen wurden mit Hilfe von SPSS für Windows, Version 15.0 (SPSS Inc., U.S.A.) durchgeführt. Die Darstellung der kontinuierlichen Variablen erfolgte als Mittelwerte, während als Streumaße die Standardabweichungen gewählt wurden. Die kontinuierlichen Variablen wurden mittels des Kolmogorov-Smirnov-Tests hinsichtlich ihrer Normalverteilung überprüft. Alle der getesteten Variablen bis auf die Frakturlinienlänge (B1) wiesen keine Normalverteilung auf (Kolmogorov-Smirnov-Test: $p < 0,05$). Bei den Mittelwertvergleichen wurden daher durchgehend nichtparametrische Tests für nicht normalverteilte Stichproben herangezogen. Beim Vergleich von 2 unabhängigen, nicht normalverteilten Stichproben wurde der Mann-Whitney-U-Test und bei mehr als 2 unabhängigen, nicht normalverteilten Stichproben der H-Test nach Kruskal und Wallis angewendet. Bei den folgenden Mittelwertvergleichen der vorliegenden Stichproben liegen unabhängige Stichproben vor; d.h., dass die Werte in keinem direkten Zusammenhang stehen. Im Gegensatz dazu haben Messungen in einem Kollektiv, z.B. vor und nach Therapie, eine direkte Verbindung. Bei unabhängigen und verbundenen Stichproben kommen unterschiedliche Testverfahren zum Einsatz.

Die Zusammenhänge wurden durch den Korrelationskoeffizienten nach Spearman- Rho berechnet. Dabei wurde der Korrelationskoeffizient nach folgender Einteilung bewertet:

$r < 0,2$ → sehr geringe Korrelation

$r = 0,2 - 0,5$ → geringe Korrelation

$r = 0,5 - 0,7$ → mittlere Korrelation

$r = 0,7 - 0,9$ → hohe Korrelation

$r = > 0,9$ → sehr hohe Korrelation.

Bei allen durchgeführten Tests erfolgte eine zweiseitige Signifikanzüberprüfung, wobei für alle statistischen Tests ein p-Wert $\leq 0,05$ als statistisch signifikant angenommen wurde. In den grafischen Darstellungen, die ebenfalls mit SPSS erstellt wurden, wurden die Mediane und Quartilsabstände mittels Boxplots veranschaulicht. Die Verhältnisse zwischen 2 Parametern wurden in einem Streudiagramm aufgetragen. Ein Boxplot ist eine grafische Übersichtsdarstellung über die Verteilung einer Variablen. Die Blöcke bezeichnen die 25%-75%-Perzentile (Interquartilbereich). Die mittlere Markierung gibt den Median an. Die Balken werden durch Minimum und Maximum begrenzt (exklusive

Ausreißer und Extremfälle). Die außerhalb gelegenen Kreise und Sterne geben Ausreißer und Extremfälle an. Ausreißer sind dabei definiert als Werte, die geringer sind als das untere Quartil minus $1,5 \cdot$ Breite des Interquartilbereiches, bzw. höher als das obere Quartil plus $1,5 \cdot$ Breite des Interquartilbereiches. Für Extremwerte gilt eine gleichwertige Definition mit dem Faktor 3.

4. Ergebnisse

4.1. Vergleiche der Materialien

Die Analysen ergaben pro Prüfkörper zu jedem Messzeitpunkt jeweils 10 Werte für die Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$), die Vickershärte (GPa), die Frakturlinienlänge (mm) und die Frakturlinienanzahl. Dies bedeutet, dass für die jeweils 10 Proben der Gruppen A1, A2, B1 und B2 je 100 Zahlenwerte für jede einzelne der vier Analysen zur Verfügung standen. In den Tabellen unterhalb der Grafiken werden die jeweils ermittelten Mittelwerte \pm Standardabweichung und Mediane sowie das Minimum und Maximum aufgelistet, wodurch ein direkter Vergleich aller vier Materialien möglich ist.

4.1.1. Frakturstabilität K

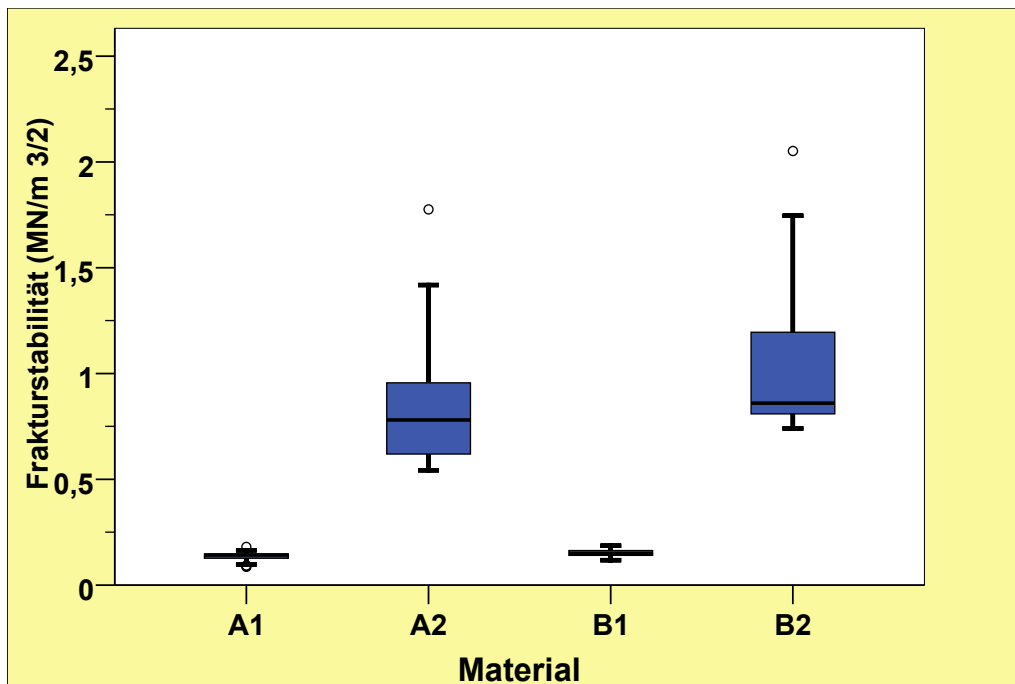


Abb.15: Frakturstabilität der verschiedenen keramischen Massen

n=100	Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$)	
	Mittelwert \pm Standardabweichung	Median (Minimum/ Maximum)
A1	0,13650 \pm 0,019575	0,14157 (0,086/ 0,180)
A2	0,81666 \pm 0,232822	0,78027 (0,543/ 1,776)
B1	0,15231 \pm 0,015397	0,14923 (0,118/ 0,185)
B2	1,01834 \pm 0,299468	0,85941 (0,740/ 2,051)

Tab. 5: statistische Auswertung der Frakturstabilität der keramischen Massen

In der vorliegenden Abb.15 und Tab.5 wird die Frakturstabilität K der verschiedenen Materialien dargestellt. Dabei besitzt B2 die höchste Frakturstabilität mit einem Mittelwert von $1,01834 \pm 0,299468 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei einem Median von $0,85941 \text{ MN/m}^{3/2}$. Das Material A2 weist ebenfalls eine hohe Frakturstabilität mit einem Mittelwert von $0,81666 \pm 0,232822 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei einem Median von $0,78027 \text{ MN/m}^{3/2}$ auf. Die insgesamt niedrigste Frakturstabilität geht aus dem Material A1 mit dem Mittelwert von $0,13650 \pm 0,019575 \text{ MN/m}^{3/2}$ und einem Median von $0,14157 \text{ MN/m}^{3/2}$ hervor. Nur geringfügig höhere Werte erreicht die Gruppe B1 mit einem Mittelwert von $0,15231 \pm 0,015397 \text{ MN/m}^{3/2}$ und einem Median von $0,14923 \text{ MN/m}^{3/2}$.

Bei statistischer Analyse wurden im Kruskal-Wallis-Test signifikante Unterschiede zwischen den Materialien hinsichtlich der Frakturstabilität nachgewiesen ($p < 0,001$). Die im Einzelvergleich durchgeführten Mann-Whitney-U-Tests (Tab.6) zeigten, dass zwischen allen Parametern hochsignifikante Unterschiede bestanden.

	p (Mann-Whitney-U-Test)
A1 vs. A2	<0,001
A1 vs. B1	<0,001
A1 vs. B2	<0,001
A2 vs. B1	<0,001
A2 vs. B2	<0,001
B1 vs. B2	<0,001

Tab. 6: Test auf Unterschied zwischen allen keramischen Massen mit Hilfe des Mann-Whitney-U-Tests

4.1.2. Frakturlinienanzahl

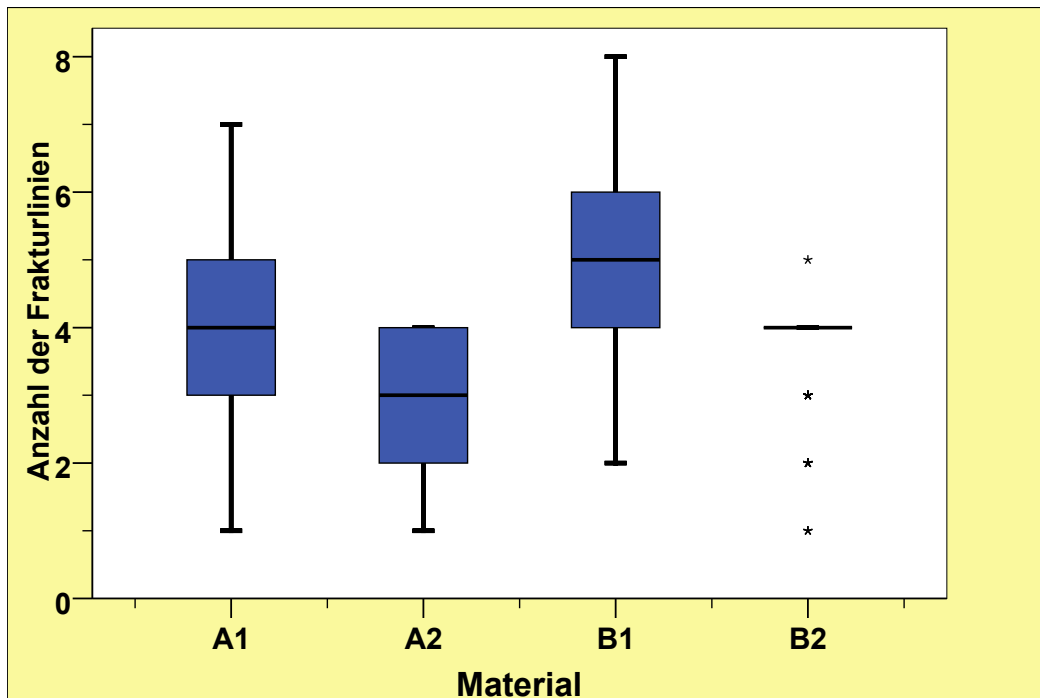


Abb. 16: Frakturlinienanzahl der verschiedenen keramischen Massen

n=100	Frakturlinienanzahl	
	Mittelwert ± Standardabweichung	Median (Minimum/ Maximum)
A1	3,74 ± 1,244	4 (1/ 7)
A2	3,11 ± 1,053	3 (1/ 4)
B1	4,95 ± 1,410	5 (2/ 8)
B2	3,62 ± 0,789	4 (1/ 5)

Tab. 7: statistische Auswertung der Frakturlinienanzahl der keramischen Massen

Aus der vorliegenden Abb.16 und Tab.7 wird die Frakturlinienanzahl der verschiedenen Materialien ersichtlich. Dabei gingen aus den Proben der Gruppe B1 mit einem Mittelwert von $4,95 \pm 1,410$ und einem Median von 5,00 die meisten Frakturlinien hervor. Die geringste Anzahl an Frakturlinien wies A2 mit einem Mittelwert von $3,11 \pm 1,053$ und einem Median von 3,00 auf. Die Materialien A1 und B2 unterscheiden sich hinsichtlich der ermittelten Mediane nicht signifikant, obwohl der Mittelwert von A1 mit $3,74 \pm 1,244$ etwas höher lag als für B2 mit $3,62 \pm 0,789$. Die Streubreiten der Gruppen A1, A2 und B1 verhalten sich ähnlich, während für B2 alle Messungen bei 4,00 lagen.

Bei statistischer Analyse wurden im Kruskal-Wallis-Test signifikante Unterschiede zwischen den Materialien hinsichtlich der Frakturlinienanzahl nachgewiesen ($p < 0,001$). Die im Einzelvergleich durchgeführten Mann-Whitney-U-Tests (Tab.8) zeigten, dass sich alle Parameter bis auf A1 vs. B2 signifikant unterschieden.

	p (Mann-Whitney-U-Test)
A1 vs. A2	<0,001
A1 vs. B1	<0,001
A1 vs. B2	0,674
A2 vs. B1	<0,001
A2 vs. B2	<0,001
B1 vs. B2	<0,001

Tab. 8: Test auf Unterschied zwischen allen keramischen Massen mit Hilfe des Mann-Whitney-U-Tests

4.1.3. Frakturlinienlänge

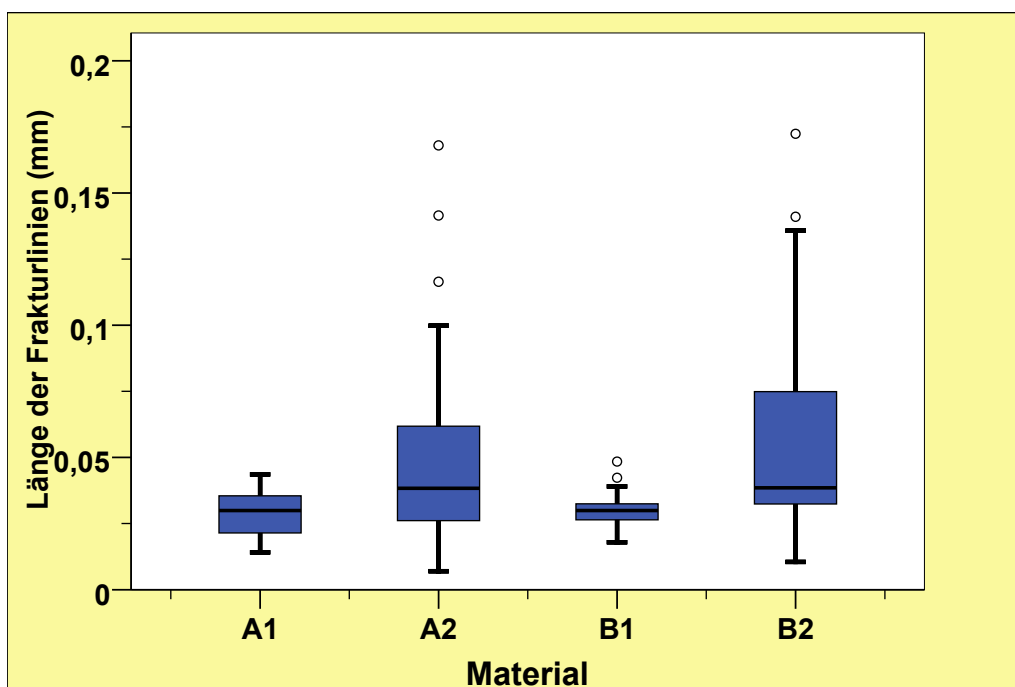


Abb. 17: Frakturlinienlänge der verschiedenen keramischen Massen

n=100	Frakturlinienlänge	
	Mittelwert ± Standardabweichung	Median (Minimum/ Maximum)
A1	0,0289 ±0,00850	0,0299 (0,01/0,04)
A2	0,0463 ±0,02774	0,0383 (0,01/ 0,17)
B1	0,0298 ±0,00488	0,0299 (0,02 /0,05)
B2	0,0554 ±0,03446	0,0385 (0,01/ 0,17)

Tab. 9: statistische Auswertung der Frakturlinienlänge der keramischen Massen

In der Abb.17 und Tab.9 wird die Frakturlinienlänge der verschiedenen Materialien mit Hilfe von Boxplots veranschaulicht. Bei den Prüfkörpern der Gruppe B2 wurden signifikant längere Frakturlinien (Mittelwert 0,0554±0,03446 mm / Median 0,0385 mm) gemessen als bei den übrigen Parametern. Die Frakturlinien der Gruppe A2 waren dabei geringfügig kürzer (Mittelwert 0,0463±0,02774 mm / Median 0,0383 mm). Die Gruppen A2 und B2 weisen deutlich größere Streubreiten auf als die Materialien A1 und B1. Ebenfalls fallen die hohen Maximalwerte und Ausreißer dieser beiden Gruppen auf. Die Mediane von A1 und B1 unterscheiden sich nicht (0,0299 mm). Für B1 wird ein geringfügig höherer Mittelwert gegenüber A1 dokumentiert. Damit gehen im Vergleich der Mittelwerte aus A1 die kürzesten Frakturlinien hervor. Die Daten der Gruppe A1 wiesen eine größere Streubreite im Vergleich zu B1 auf.

Bei statistischer Analyse wurden im Kruskal-Wallis-Test signifikante Unterschiede zwischen den Materialien hinsichtlich der Frakturlinienlänge nachgewiesen ($p < 0,001$). Die im Einzelvergleich durchgeführten Mann-Whitney-U-Tests (Tab.10) zeigten, dass zwischen den Parametern B1/B2, A2/B1, A1/B2 sowie zwischen A1/A2 hochsignifikante Unterschiede bestanden, während sich B1 und A1 nicht signifikant voneinander unterschieden. Eine grenzwertige Signifikanz besteht zwischen B2 und A2.

	p (Mann-Whitney-U-Test)
A1 vs. A2	<0,001
A1 vs. B1	0,818
A1 vs. B2	<0,001
A2 vs. B1	<0,001
A2 vs. B2	0,052
B1 vs. B2	<0,001

Tab. 10: Test auf Unterschied zwischen allen keramischen Massen mit Hilfe des Mann-Whitney-U-Tests

4.1.4. Vickershärte HV

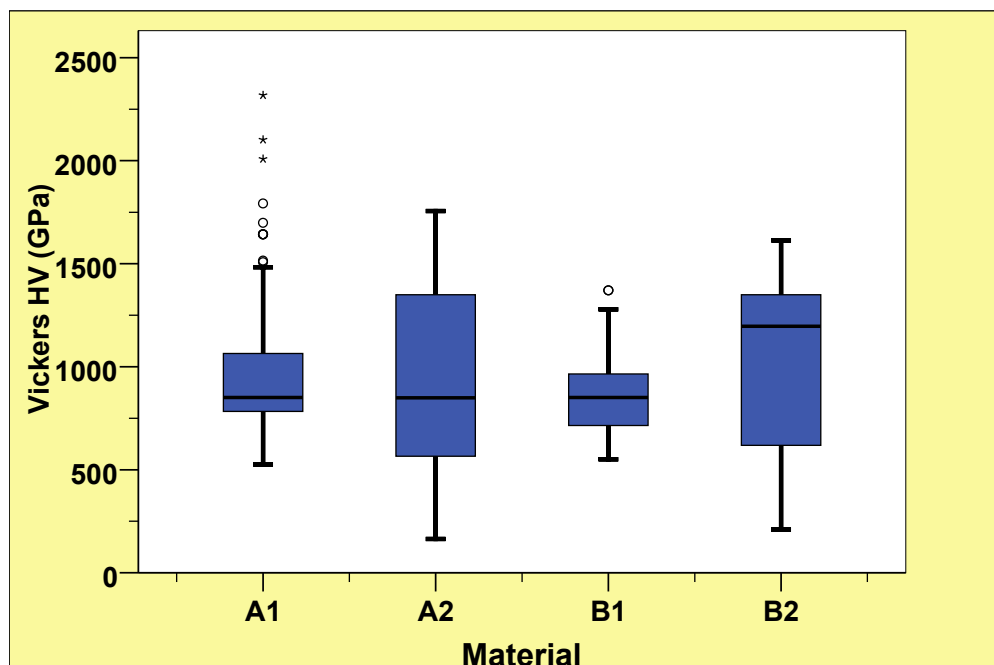


Abb.18: Vickershärte der verschiedenen keramischen Massen

n=100	Vickershärte HV	
	Mittelwert ± Standardabweichung	Median (Minimum/ Maximum)
A1	985±352	851 (526/ 2318)
A2	944±436	849 (164/ 1756)
B1	842±172	851 (551/ 1371)
B2	1023±404	1196 (210/ 1613)

Tab. 11: statistische Auswertung der Vickershärte der keramischen Massen

Die vorliegende Abb.18 und Tab.11 stellt die Vickershärte HV der verschiedenen Materialien dar. Der signifikant höchste Wert für die Vickershärte HV wurde in der Gruppe B2 mit einem Mittelwert von 1023±404 GPa bei einem Median von 1196 GPa ermittelt. Die Messergebnisse der übrigen Materialien sind im Gegensatz dazu niedriger und ohne wesentliche Unterschiede: B1 und A1 besitzen die gleichen Mediane von 851 GPa. Für B1 wurde der niedrigste Mittelwert mit 842±172 GPa ermittelt. A1 weist im Gegensatz dazu den zweithöchsten Mittelwert mit 985±352 GPa auf. Auffällig bei A1 sind die vielen Ausreißer. In der Gruppe A2 wurde der niedrigste Median mit 849 GPa und ein Mittelwert von 944±436 GPa berechnet. Die Materialien A2 und B2 weisen eine höhere Streuung im Gegensatz zu A1 und B1 auf.

Bei statistischer Analyse wurden im Kruskal-Wallis-Test signifikante Unterschiede zwischen den Materialien hinsichtlich der Vickershärte nachgewiesen ($p=0,008$). In den Einzelvergleichen zwischen den verschiedenen Materialien wurden folgende Signifikanzen ermittelt:

	p (Mann-Whitney-U-Test)
A1 vs. A2	0,152
A1 vs. B1	0,023
A1 vs. B2	0,137
A2 vs. B1	0,570
A2 vs. B2	0,384
B1 vs. B2	<0,001

Tab. 12: Test auf Unterschied zwischen allen keramischen Massen mit Hilfe des Mann-Whitney-U-Tests

Der Mann-Whitney-U-Test (Tab.12) beweist einen hochsignifikanten Unterschied bezüglich der Vickershärte HV zwischen B1 und A1 und zwischen B1 und B2. Zwischen B1/A2, A1/A2, A2/B2 sowie zwischen A1/B2 besteht kein signifikanter Unterschied.

4.2. Zusammenhänge

4.2.1. Vickershärte HV und Frakturlinienlänge

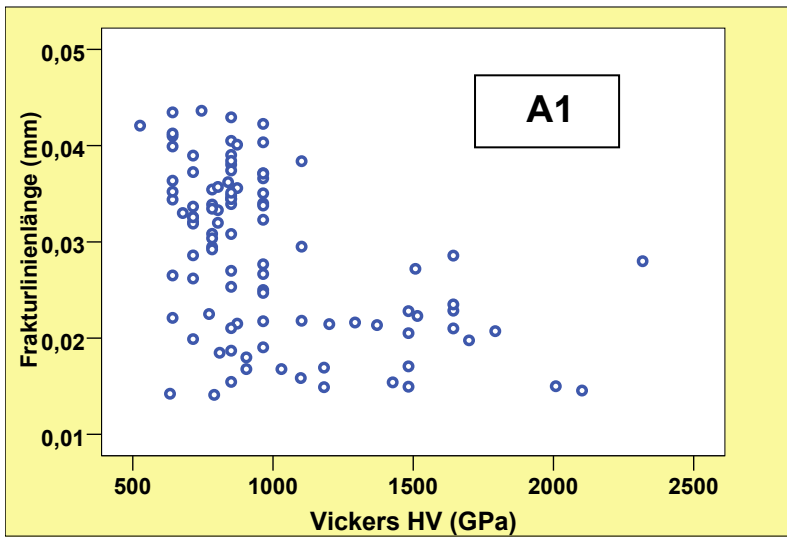


Abb. 19: Frakturlinienlänge (mm) A1 bei unterschiedlicher Vickershärte (GPa)

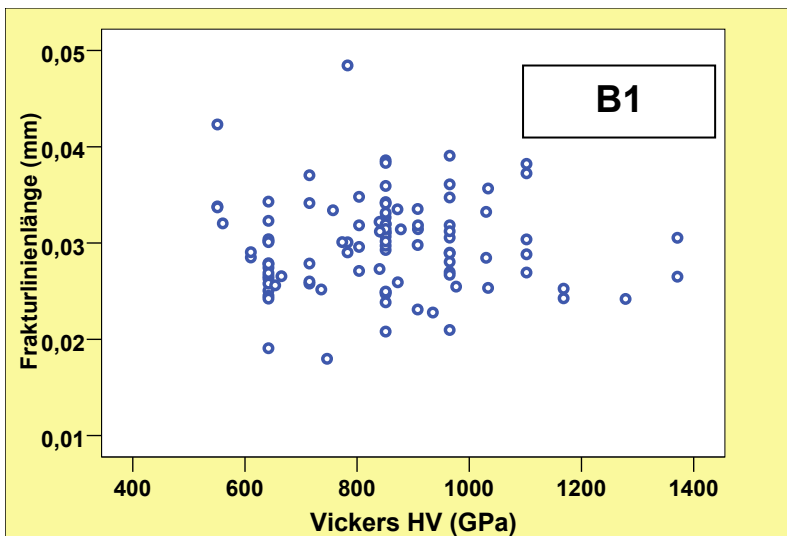


Abb. 20: Frakturlinienlänge (mm) von B1 bei unterschiedlicher Vickershärte (GPa)

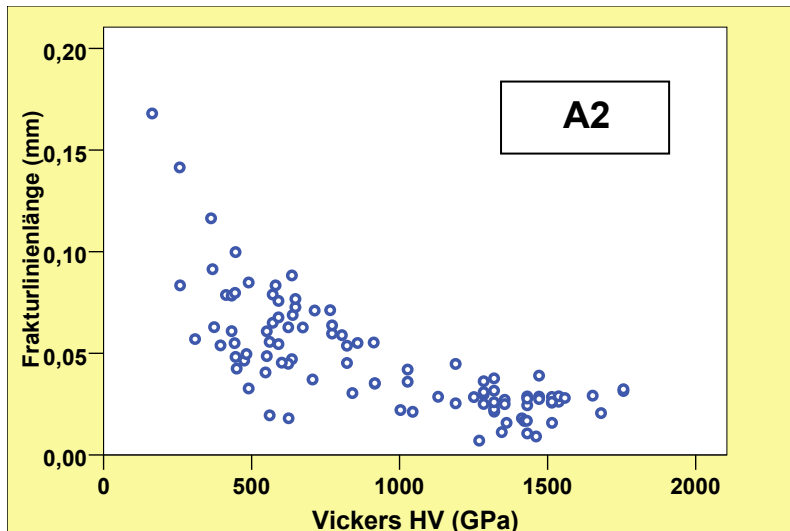


Abb. 21: Frakturlinienlänge (mm) von A2 bei unterschiedlicher Vickershärte (GPa)

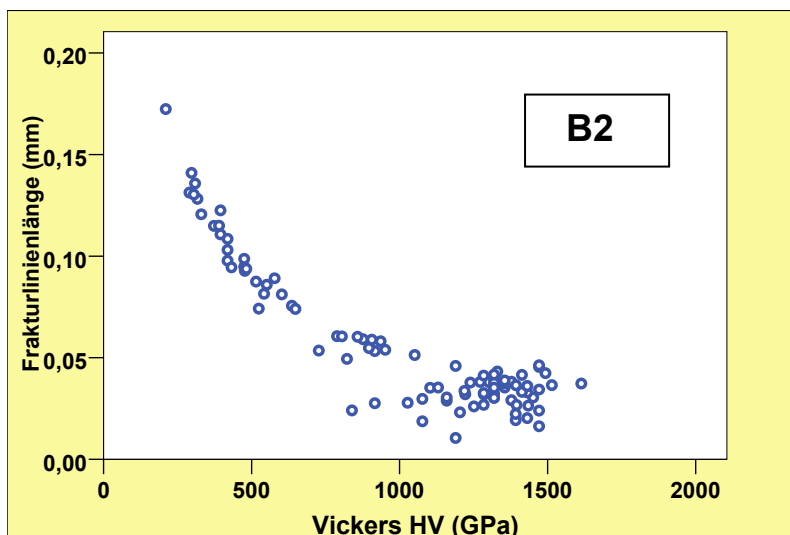


Abb. 22: Frakturlinienlänge (mm) von B2 bei unterschiedlicher Vickershärte (GPa)

In den Abb.19-22 wird der Zusammenhang zwischen der Frakturlinienlänge (mm) und der Vickershärte HV dargestellt. Aus den Grafiken A2 (Abb.21) und B2 (Abb.22) wird ersichtlich, dass eine beachtliche Streuung zwischen der Frakturlinienlänge von 0,01 bis 0,2 mm und der Vickershärte HV von 200 bis 1700 GPa besteht, wobei die beiden Parameter eine enge Assoziation aufwiesen. Aus den Grafiken der Materialien von A1 (Abb.19) und B1 (Abb.20) wird erkennbar, dass kein Zusammenhang zwischen der Frakturlinienlänge und der Vickershärte HV besteht. Die deutliche Streuung der Parameter wird durch die Punktwolken sichtbar.

4.2.2. Vickershärte HV und Frakturstabilität K

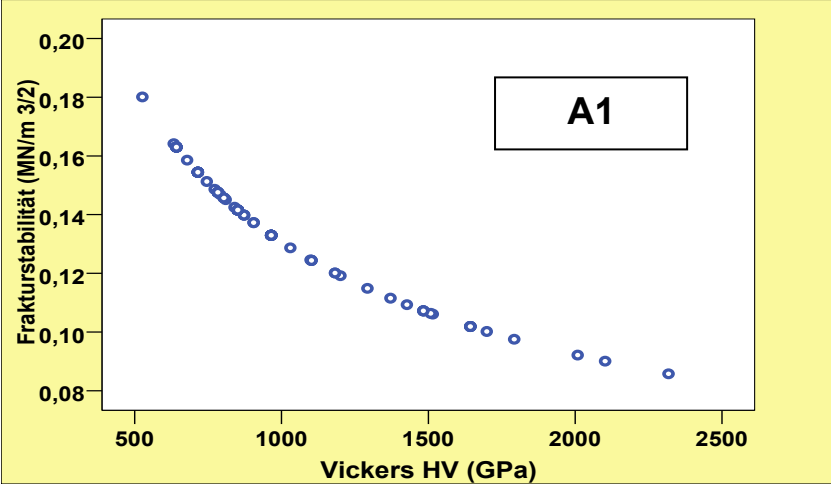


Abb. 23: Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) von A1 bei unterschiedlicher Vickershärte (GPa)

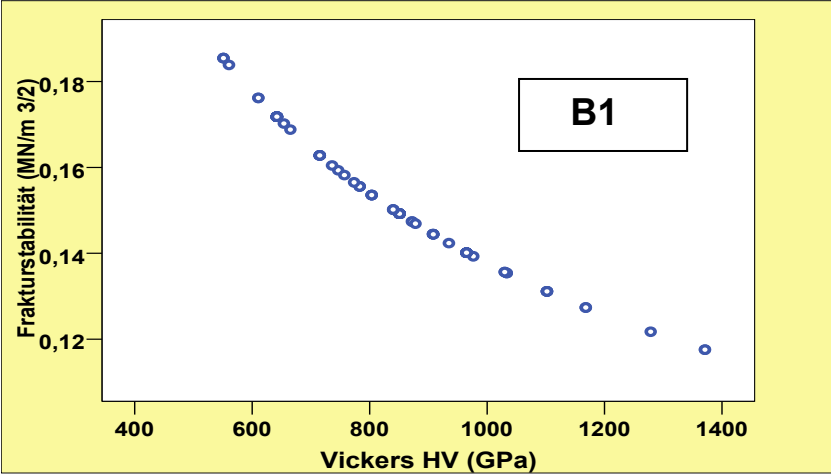


Abb. 24: Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) von B1 bei unterschiedlicher Vickershärte (GPa)

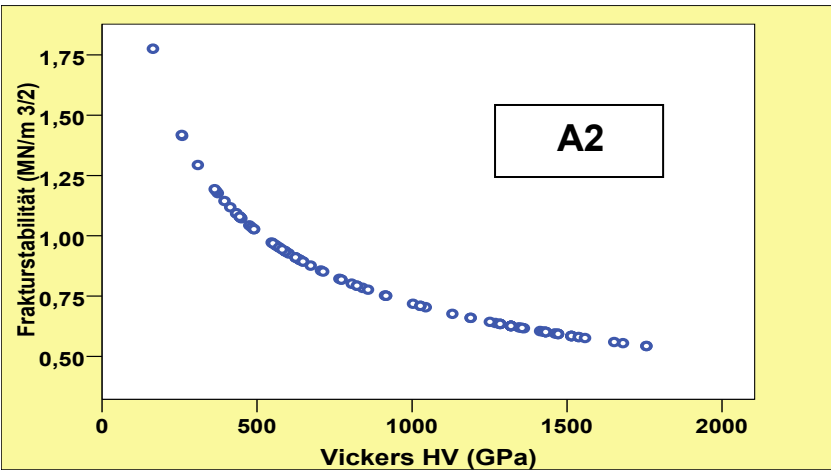


Abb. 25: Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) von A2 bei unterschiedlicher Vickershärte (GPa)

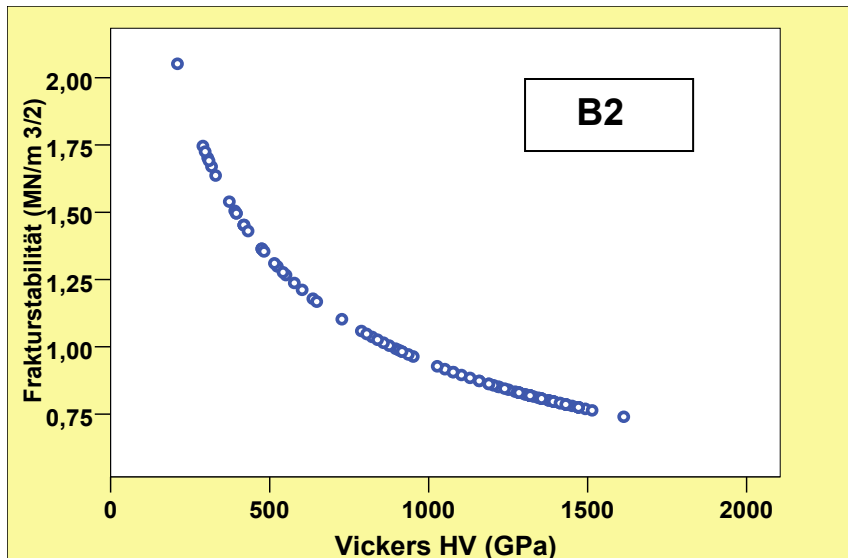


Abb. 26: Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) von B2 bei unterschiedlicher Vickershärte (GPa)

In den Abb.23-26 wird der Zusammenhang zwischen der Frakturstabilität K und der Vickershärte HV dargestellt. Es wird aus allen Grafiken ersichtlich, dass ein enger Zusammenhang zwischen der Härte der Prüfkörper und dessen Frakturstabilität besteht. Die Kurvenverläufe der Grafiken A2 (Abb.25) und B2 (Abb.26) ähneln sich stark und unterscheiden sich dabei deutlich von A1 (Abb.23) und B1 (Abb.24).

Die Zusammenhänge der Parameter von A2 und B2 werden im Vergleich zu den Materialien der Gruppe1 durch steilere und schneller abfallende Kurven beschrieben, wobei aus der Grafik von B1 ein besonders langsamer und flach abfallender Kurvenverlauf ersichtlich wird. Die Kurve des Materials A1 verläuft auf einer Spannweite der Vickershärte HV von 500 bis 2400 GPa bei einer Frakturstabilität von 0,09 bis 0,18 $\text{MN/m}^{3/2}$, während sich die Kurve des Materials B1 auf einer Breite der Vickershärte HV von 500 bis 1400 GPa bei einer Frakturstabilität von 0,12 bis 0,18 $\text{MN/m}^{3/2}$ erstreckt. Die Kurve des Materials A2 beginnt bei einer Breite der Vickershärte HV von 200 GPa und reicht bis 1700 GPa bei einer Frakturstabilität von 0,50 bis 1,75 $\text{MN/m}^{3/2}$, während sich die Kurve des Materials B2 auf einer Breite der Vickershärte HV von 300 GPa bis 1600 GPa bei einer Frakturstabilität von 0,75 bis 2,00 $\text{MN/m}^{3/2}$ erstreckt.

4.2.3. Frakturlinienlänge und Frakturstabilität K

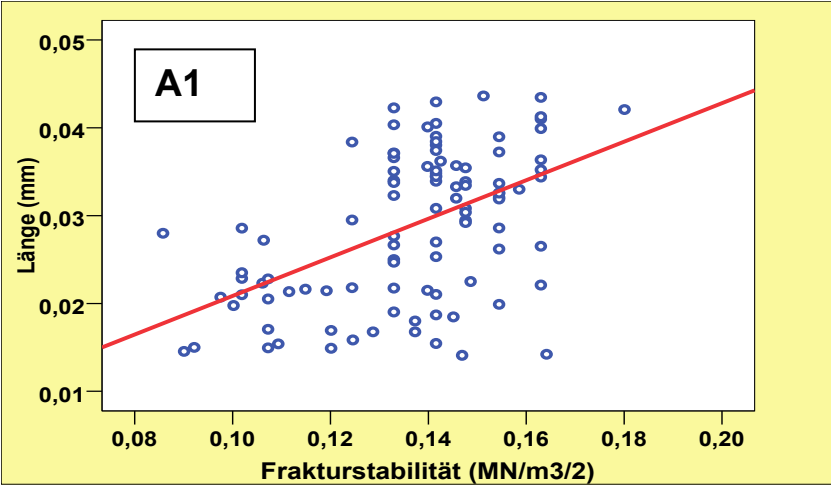


Abb. 27: Frakturlinienlänge (mm) von A1 bei unterschiedlicher Frakturstabilität (MN/m^{3/2})

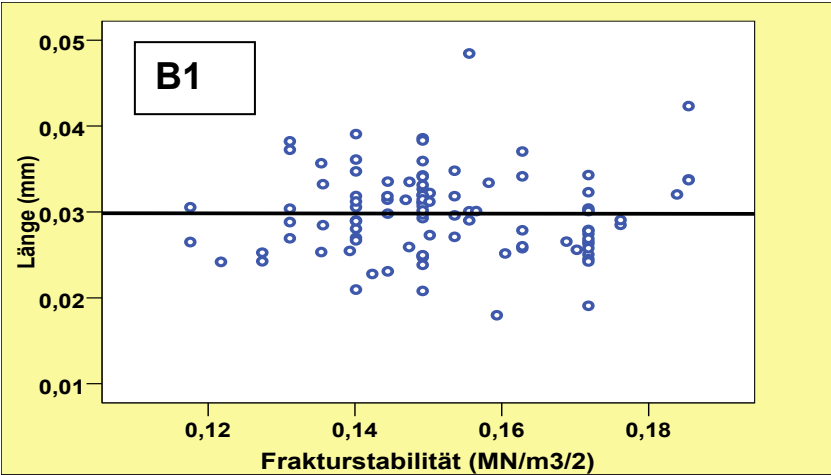


Abb. 28: Frakturlinienlänge (mm) von B1 bei unterschiedlicher Frakturstabilität (MN/m^{3/2})

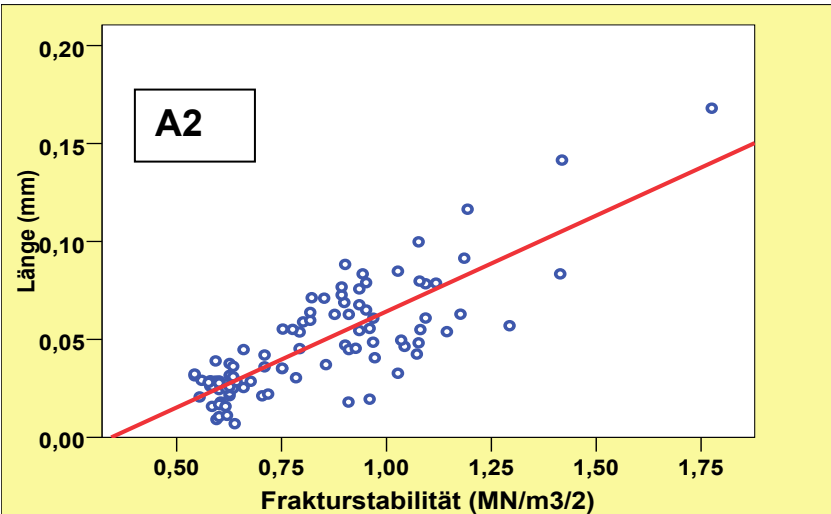


Abb. 29: Frakturlinienlänge (mm) von A2 bei unterschiedlicher Frakturstabilität (MN/m^{3/2})

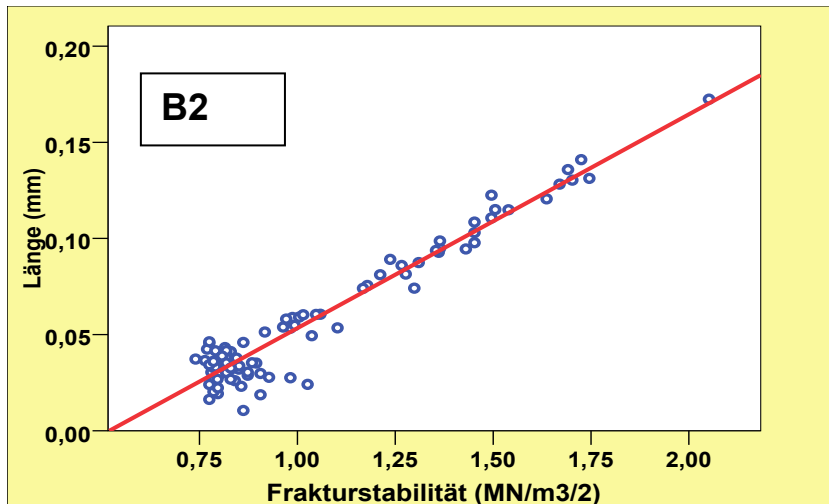


Abb. 30: Frakturlinienlänge (mm) von B2 bei unterschiedlicher Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$)

In den Abb.27-30 wird der Zusammenhang zwischen der Frakturstabilität K und der Frakturlinienlänge (mm) dargestellt. Aus den Grafiken A2 (Abb.29) und B2 (Abb.30) wird ein deutlicher, bei A1 (Abb.27) etwas schwächer ausgebildeter, ansteigender linearer Zusammenhang zwischen der Frakturstabilität K der Prüfkörper und der Frakturlinienlänge ersichtlich. Die Assoziation ist außer für B1 (Abb.28) zweiseitig signifikant.

Für B2 ist die Assoziation besonders deutlich ausgeprägt, wobei im unteren Drittel der Grafik die Messwerte sehr dicht nebeneinander liegen und mit dem linearen Anstieg abnehmen. Der Zusammenhang erstreckt sich in einem Bereich der Frakturstabilität von $0,75 \text{ MN/m}^{3/2}$ bis $2,00 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei einer Frakturlinienlänge von ca. $0,03 \text{ mm}$ bis $0,16 \text{ mm}$.

Eine ähnliche Assoziation kann für A2 beschrieben werden, wobei die Messwerte der Frakturstabilität sich von ca. $0,51 \text{ MN/m}^{3/2}$ bis $1,75 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei einer Frakturlinienlänge von $0,02 \text{ mm}$ bis $0,16 \text{ mm}$ erstrecken.

Aus der Grafik der Gruppe A1 wird ebenfalls ein linearer Zusammenhang sichtbar, wobei die Messwerte einer breiteren Streuung der Frakturstabilität von $0,09 \text{ MN/m}^{3/2}$ bis $0,18 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei einer Frakturlinienlänge von $0,015 \text{ mm}$ bis $0,045 \text{ mm}$ unterliegen.

4.2.4. Vickershärte HV und Frakturlinienanzahl

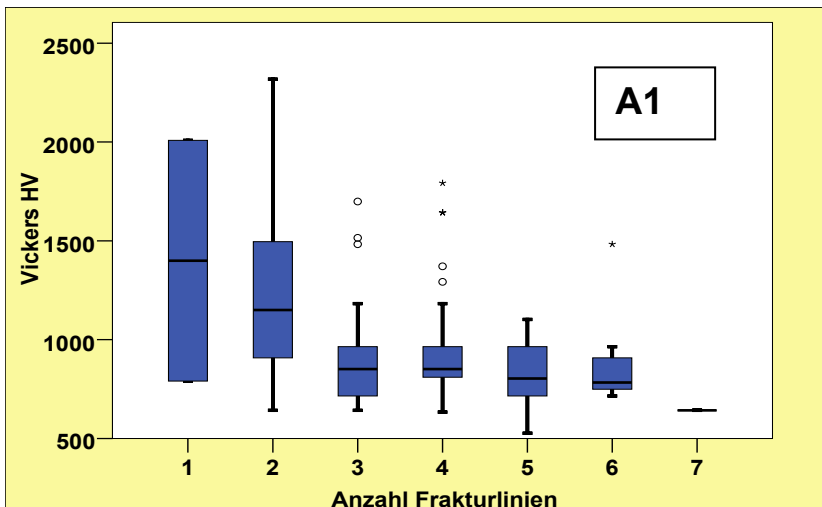


Abb. 31: Vickershärte (GPa) von A1 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Abb.31 zeigt die Vickershärte HV bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl der Gruppe A1, wobei ein kontinuierliches Abnehmen der Vickershärte mit zunehmender Frakturlinienanzahl zu erkennen ist. Bei 1 Frakturlinie wurde im Mittel die höchste Vickershärte mit 1399 ± 861 GPa (Median 1399 GPa) gemessen. Die niedrigste Vickershärte lag bei 7 Frakturlinien mit 642 ± 0 GPa (Median ebenfalls 642 GPa). Im Kruskal-Wallis-Test wurde eine statistische Signifikanz bezüglich der beschriebenen Unterschiede nachgewiesen ($p=0,022$). Insgesamt kann somit die Assoziation zwischen der Vickershärte HV und der Frakturlinienanzahl K anhand der Ergebnisse bestätigt werden.

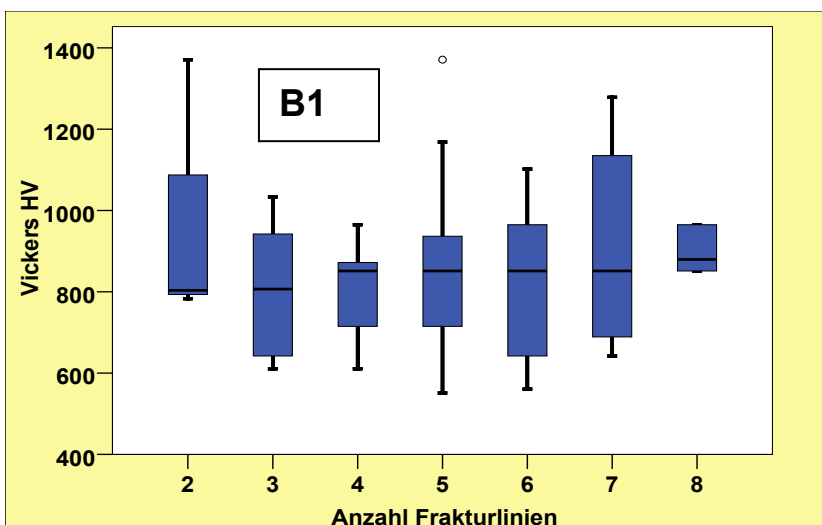


Abb. 32: Vickershärte (GPa) von B1 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Die vorliegende Abb.32 stellt die Vickershärte HV bei unterschiedlicher Anzahl entstandener Frakturlinien der Gruppe B1 dar, wobei im Kruskal-Wallis-Test keine Signifikanz bestätigt wurde ($p=0,796$). Der höchste Wert für die Vickershärte wurde im Mittel bei 2 Frakturlinien mit 985 GPa (Median 803 GPa) im Gegensatz zum niedrigsten Ergebnis im Mittel bei 3 Frakturlinien von 799 GPa (Median 806 GPa) ermittelt. Insgesamt wird von einem gleichbleibendem Ergebnis der Vickershärte bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl ausgegangen.

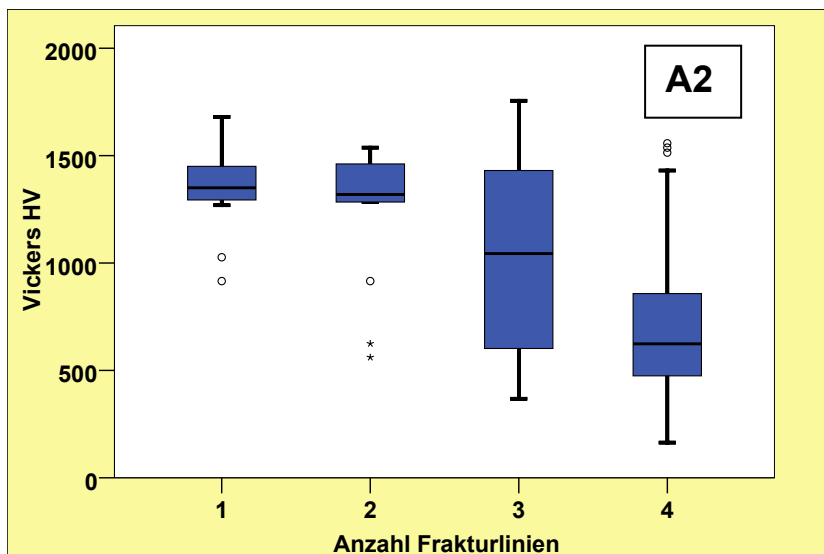


Abb. 33: Vickershärte (GPa) von A2 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Abb.33 zeigt die Vickershärte HV bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl der Gruppe A2, wobei ein kontinuierliches Abnehmen der Vickershärte mit zunehmender Frakturlinienanzahl zu erkennen ist. Die höchste Vickershärte wurde bei 1 Frakturlinie mit im Mittel 1338 ± 204 GPa bei einem Median von 1350 GPa dokumentiert. Die niedrigste Vickershärte lag bei 4 Frakturlinien mit im Mittel 721 ± 358 GPa bei einem Median von 624 GPa. Mittels des Kruskal-Wallis-Tests wurde ein signifikanter Unterschied hinsichtlich der Vickershärten berechnet ($p < 0,001$). Insgesamt kann daher ein Anhalt für die Assoziation zwischen der Vickershärte HV und der Frakturlinienanzahl K bestätigt werden.

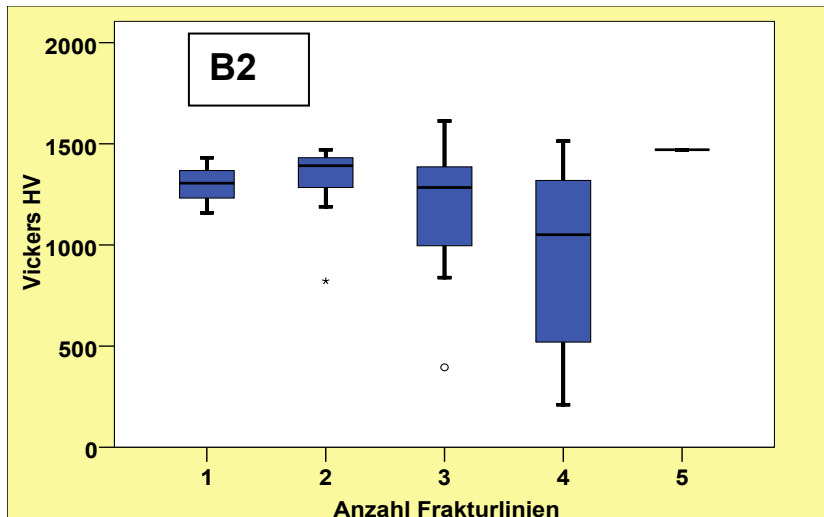


Abb. 34: Vickershärte (GPa) von B2 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Abb.34 zeigt die Vickershärte HV bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl der Gruppe B2, wobei ein kontinuierliches Abnehmen der Vickershärte bis zur Frakturlinienanzahl 4 zu erkennen ist. Das Maximum der Vickershärte lag bei 5 Frakturlinien mit durchschnittlich 1471 ± 0 GPa (Median ebenfalls 1471 GPa). Die niedrigste Vickershärte lag bei 4 Frakturlinien mit durchschnittlich 947 ± 415 GPa (Median 1051 GPa). Der Kruskal-Wallis-Test bestätigte einen signifikanten Unterschied zwischen den Gruppen ($p=0,022$). Insgesamt kann ein Anhalt für die Assoziation zwischen der Vickershärte HV und der Frakturlinienanzahl bestätigt werden, wenn der Wert für die Frakturlinienanzahl von 5, welcher nur bei 1 Impression eintrat, ausgenommen wird (Tab. 13).

Frakturlinienanzahl	Häufigkeit (N)	Vickershärte (GPa)	
		Mittelwert \pm SD	Median
1	3	1298 \pm 136	1305
2	9	1303 \pm 200	1392
3	12	1182 \pm 332	1284
4	75	947 \pm 415	1051
5	1	1471	1471
Insgesamt	100	1023 \pm 404	1196

Tab. 13: statistische Auswertung der Frakturlinienanzahl im Zusammenhang mit der Vickershärte (GPa) von B2

4.2.5. Frakturlinienlänge und Frakturlinienanzahl

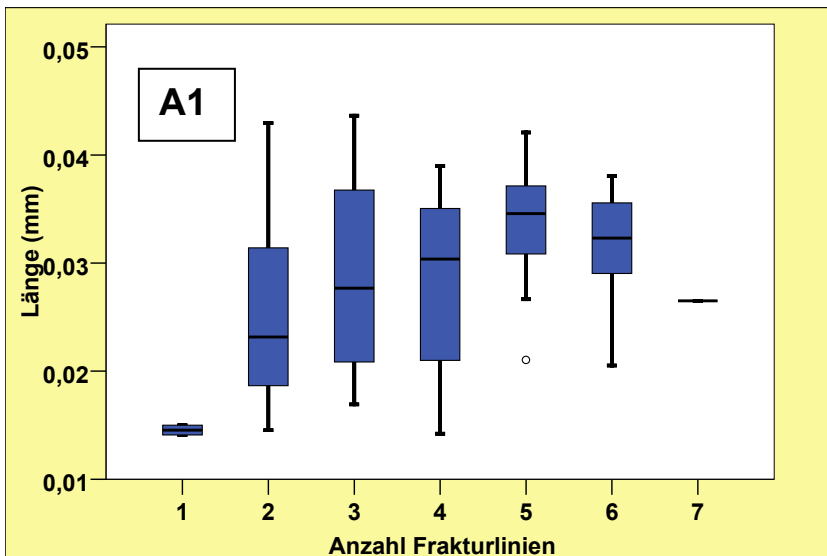


Abb. 35: Frakturlinienlänge (mm) von A1 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Abb.35 zeigt die Frakturlinienlänge (mm) bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl der Gruppe A1, wobei ein kontinuierliches Ansteigen der Frakturlinienlänge beginnend bei 1 Frakturlinie mit im Mittel $0,0146 \pm 0,00064$ mm (Median 0,0146 mm) bis zum Maximum bei 5 Frakturlinien mit $0,0339 \pm 0,00525$ mm (Mittelwert \pm Standardabweichung) bei einem Median von 0,0346 mm zu erkennen ist, während bei 6 Frakturlinien der Median wieder leicht abgefallen war. Die Unterschiede zwischen den Gruppen wurden mit dem Kruskal-Wallis-Test als signifikant berechnet ($p=0,026$). Insgesamt besteht eine signifikante Assoziation zwischen der Frakturlinienlänge und der Frakturlinienanzahl.

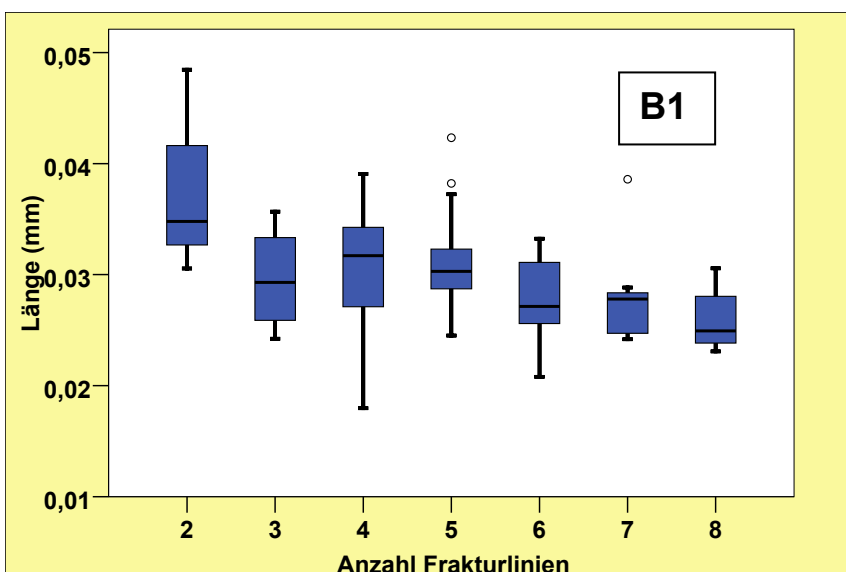


Abb. 36: Frakturlinienlänge (mm) von B1 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Aus der Abb.36 wird ersichtlich, dass die Frakturlinienlänge (mm) mit zunehmender Frakturlinienanzahl von B1 abnimmt. Das Maximum lag bei 2 Frakturlinien mit einer Frakturlinienlänge von im Mittel $0,0379 \pm 0,00935$ mm bei einem Median von $0,0348$ mm. Die niedrigste Frakturlinienlänge entstand bei der Frakturlinienanzahl 8 mit durchschnittlich $0,0259 \pm 0,00284$ mm und einem Median von $0,0249$ mm. Hinsichtlich der Unterschiede wurde eine Signifikanz im Kruskal-Wallis-Test gezeigt ($p=0,005$). Insgesamt kann eine Assoziation zwischen der Frakturlinienlänge und der Frakturlinienanzahl bestätigt werden.

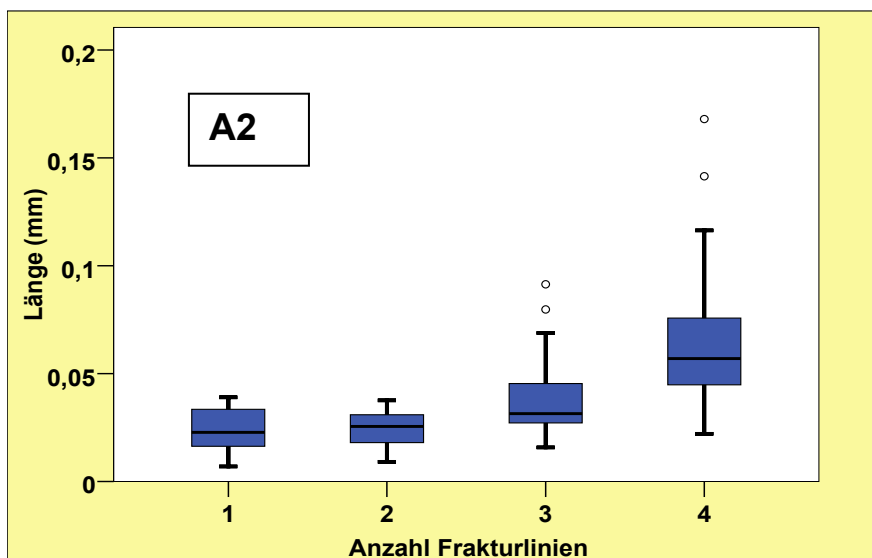


Abb. 37: Frakturlinienlänge (mm) von A2 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Abb.37 zeigt die Frakturlinienlänge (mm) bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl der Gruppe A2, wobei ein kontinuierliches Ansteigen der Frakturlinienlänge beginnend bei 1 Frakturlinie mit durchschnittlich $0,0235 \pm 0,01033$ mm bei einem Median von $0,0228$ mm bis zum Maximum bei 4 Frakturlinien mit $0,0611 \pm 0,02896$ mm bei einem Median von $0,0570$ mm zu erkennen ist. Die signifikanten Unterschiede wurden im Kruskal-Wallis-Test gezeigt ($p<0,001$). Insgesamt besteht somit eine signifikante Assoziation zwischen der Frakturlinienlänge und der Frakturlinienanzahl.

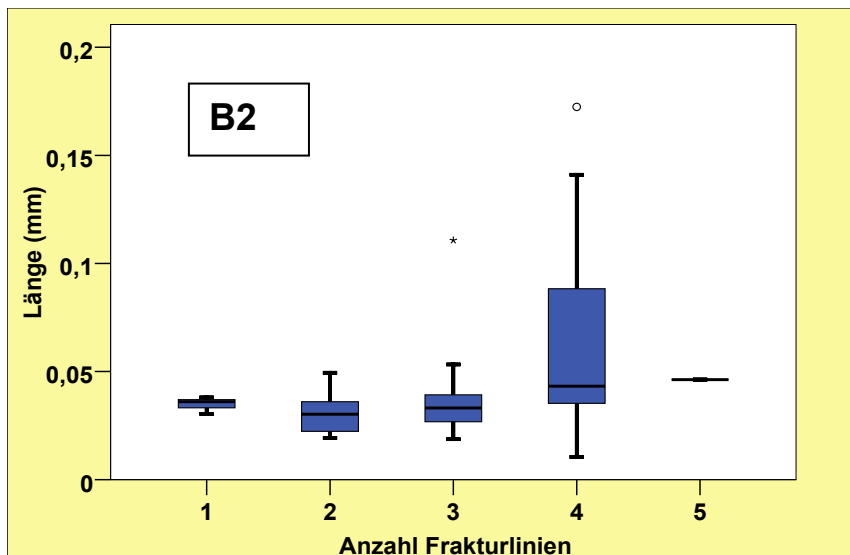


Abb. 38: Frakturlinienlänge (mm) von B2 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Abb.38 zeigt die Frakturlinienlänge (mm) und bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl der Gruppe B2. Das Minimum lag bei 2 Frakturlinien mit im Mittel $0,0311 \pm 0,01100$ mm (Median 0,0303 mm) und das Maximum bei 4 Frakturlinien mit im Mittel $0,0619 \pm 0,03622$ mm (Median 0,0432 mm). Die Unterschiede wurden im Kruskal-Wallis-Test als signifikant berechnet ($p=0,003$). Ausgenommen die Werte für die Frakturlinienanzahl von 1 (3 Impressionen) und 5 (1 Impression) kann insgesamt ein Ansteigen der Frakturlinienlänge gezeigt werden, wobei das Maximum von 4 Frakturlinien bei 75 Impressionen eintrat (Tab. 14).

Frakturlinienanzahl	Häufigkeit (N)	Frakturlinienlänge (mm) Mittelwert \pm SD	Frakturlinienlänge (mm) Median
1	3	0,0348 \pm 0,00394	0,0360
2	9	0,0311 \pm 0,01100	0,0303
3	12	0,0391 \pm 0,02425	0,0332
4	75	0,0619 \pm 0,03622	0,0432
5	1	0,0462 \pm .	0,0462
Insgesamt	100	0,0554 \pm 0,03446	0,0385

Tab. 14: statistische Auswertung der Frakturlinienanzahl im Zusammenhang mit der Frakturlinienlänge (mm) von B2

4.2.6. Frakturstabilität K und Frakturlinienanzahl

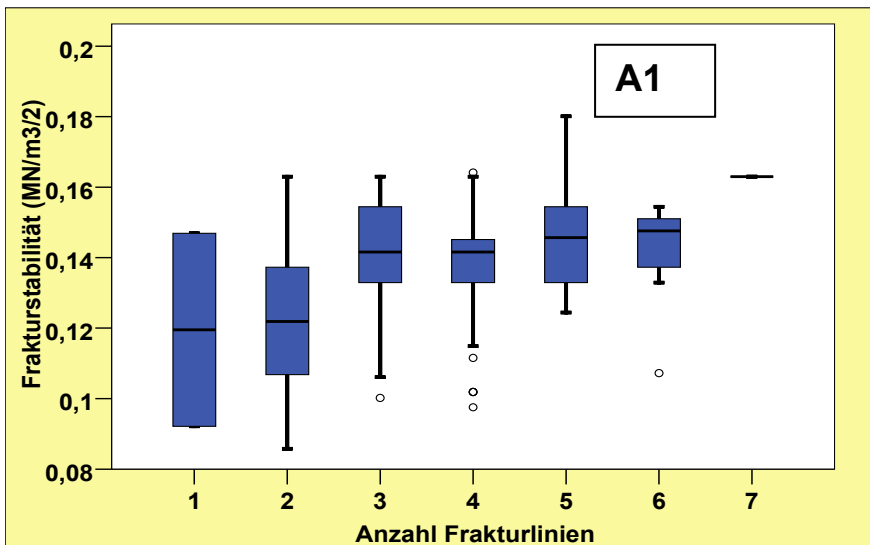


Abb. 39: Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) von A1 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Die vorliegende Abb.39 stellt die Frakturstabilität K bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl der Gruppe A1 dar, wobei ein stetiges Ansteigen der Frakturstabilität zu erkennen ist, mit einem Minimum von $0,11952 \pm 0,038706 \text{ MN/m}^{3/2}$ (Mittelwert \pm Standardabweichung) und einem Median von $0,11952 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei 1 Frakturlinie und einem Maximum von $0,16300 \pm 0 \text{ MN/m}^{3/2}$ (Mittelwert \pm Standardabweichung und Median) bei 7 Frakturlinien. Hinsichtlich der Unterschiede wurde die Signifikanz im Kruskal-Wallis-Test gezeigt ($p=0,022$). Zusammenfassend konnte eine Assoziation zwischen der Frakturstabilität und der Frakturlinienanzahl nachgewiesen werden.

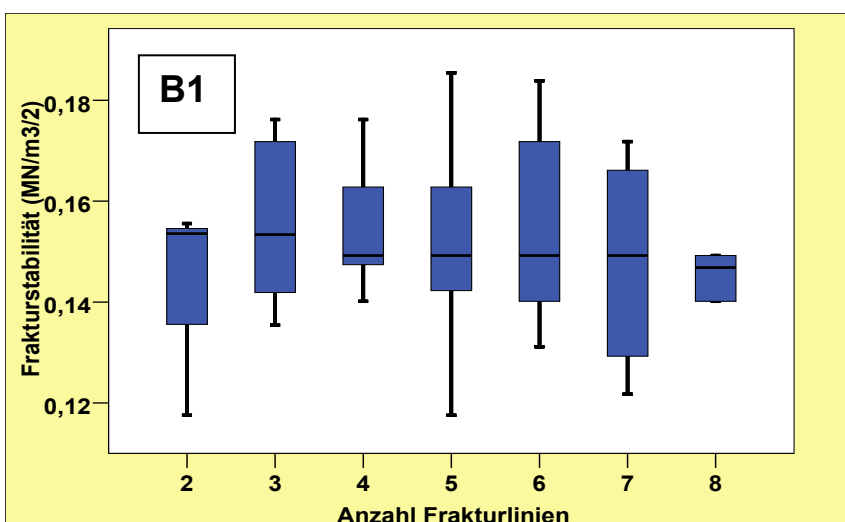


Abb. 40: Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) von B1 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Die vorliegende Abb.40 stellt die Frakturstabilität K bei unterschiedlicher Anzahl entstandener Frakturlinien der Gruppe B1 dar, wobei im Kruskal-Wallis-Test keine Signifikanz erhoben ($p=0,796$) wurde. Das Maximum der Frakturstabilität wurde mit einem Mittelwert von $0,15616 \pm 0,015799 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei 3 Frakturlinien analysiert (Median $0,15336 \text{ MN/m}^{3/2}$), wobei das Minimum der Frakturstabilität bei 2 Frakturlinien im Mittel $0,14224 \pm 0,021388 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei einem Median von $0,15357 \text{ MN/m}^{3/2}$ lag. Insgesamt kann von einem annähernd gleichbleibendem Ergebnis der Frakturstabilität (Median) bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl gesprochen werden.

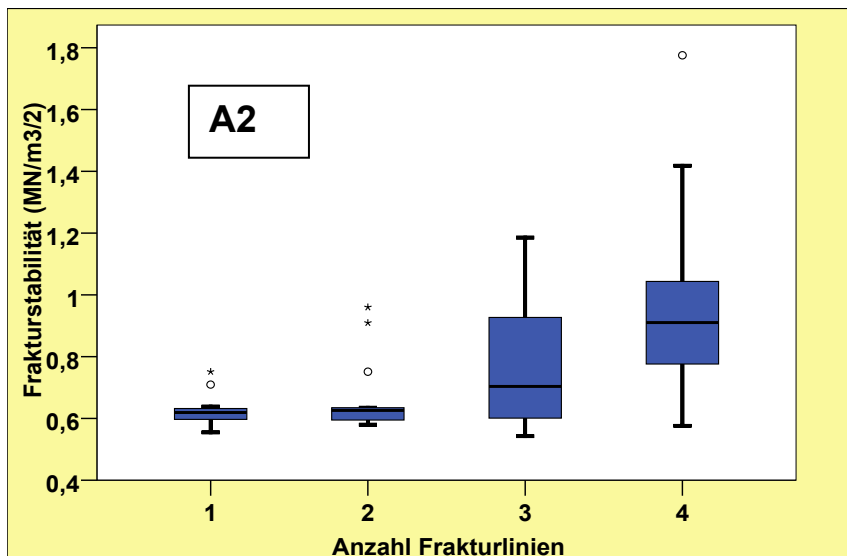


Abb. 41: Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) von A2 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Die vorliegende Abb.41 stellt die Frakturstabilität K bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl der Gruppe A2 dar, wobei ein stetiges Ansteigen von K zu erkennen ist mit einem Minimum von im Mittel $0,62724 \pm 0,053846 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei einem Median von $0,61884 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei 1 Frakturlinie und einem Maximum von im Mittel $0,92562 \pm 0,238844 \text{ MN/m}^{3/2}$ (Median $0,91023 \text{ MN/m}^{3/2}$) bei 4 Frakturlinien. Hinsichtlich der Unterschiede wurde eine Signifikanz im Kruskal-Wallis-Test gezeigt ($p < 0,001$). Insgesamt kann eine Assoziation zwischen der Frakturstabilität K und der Frakturlinienanzahl konstatiert werden.

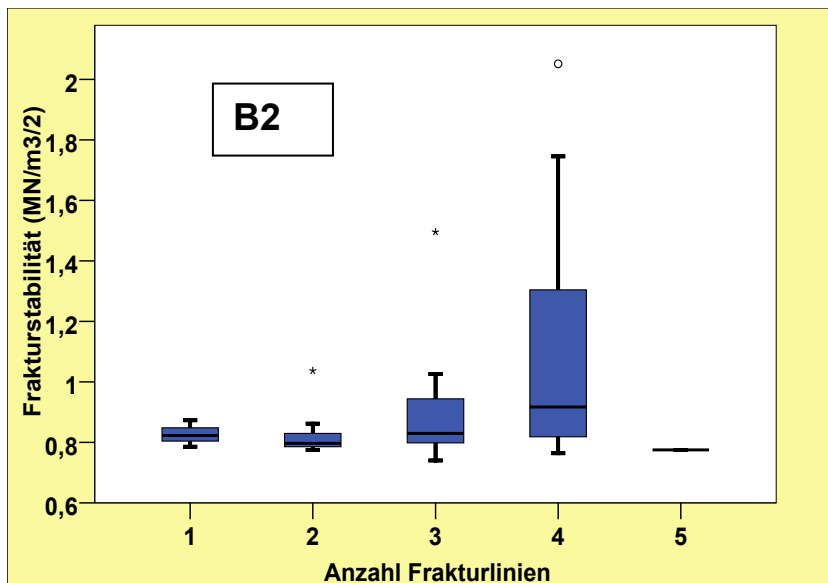


Abb. 42: Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) von B2 bei unterschiedlicher Frakturlinienanzahl

Die vorliegende Abb.42 veranschaulicht die Frakturstabilität K bei unterschiedlicher Anzahl entstandener Frakturlinien der Gruppe B2, wobei ein stetiges Ansteigen der Frakturstabilität zu erkennen ist, obwohl das Minimum von $0,77508 \pm 0 \text{ MN/m}^{3/2}$ (Mittelwert \pm Standardabweichung und Median) bei 5 Frakturlinien und das Maximum von im Mittel $1,06985 \pm 0,318918 \text{ MN/m}^{3/2}$ und im Median $0,91696 \text{ MN/m}^{3/2}$ bei 1 Frakturlinie lag. Zu beachten ist, dass die Frakturlinienanzahl von 5 nur aus 1 Impression hervorging. Würde die Betrachtung ausschließlich zwischen der Entstehung von 1 und 4 Frakturlinien (75 Impressionen) erfolgen, wäre der Anstieg der Frakturstabilität ohne Einschränkung zu bestätigen (Tab. 15). Hinsichtlich der Unterschiede wurde die Signifikanz im Kruskal-Wallis-Test gezeigt ($p=0,022$) und somit der Zusammenhang zwischen der Frakturstabilität K und der Frakturlinienanzahl bestätigt.

Frakturlinienanzahl	Häufigkeit (N)	Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) Mittelwert \pm SD	Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) Median
1	3	$0,82726 \pm 0,043853$	0,82274
2	9	$0,83193 \pm 0,081427$	0,79677
3	12	$0,90420 \pm 0,204106$	0,82960
4	75	$1,06985 \pm 0,318918$	0,91696
5	1	0,77508	0,77508
Insgesamt	100	$1,01834 \pm 0,299468$	0,85941

Tab. 15: statistische Auswertung der Frakturlinienanzahl im Zusammenhang mit der Frakturstabilität ($\text{MN/m}^{3/2}$) von B2

4.2.7. Frakturlinienanzahl bei unterschiedlicher Krafteinwirkung (N)

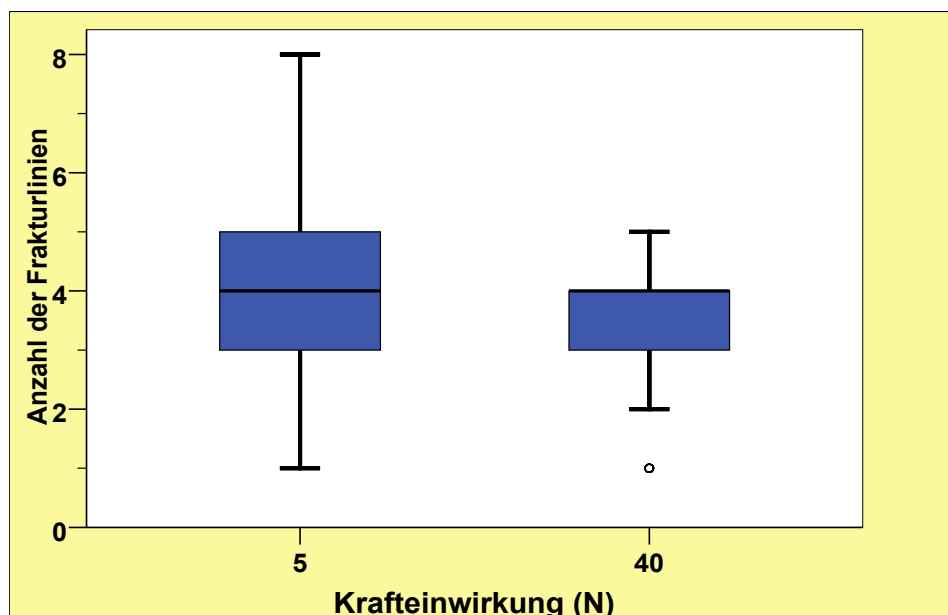


Abb. 43: Frakturlinienanzahl bei Belastung mit 5N und 40N

Gewicht in N	N (Häufigkeit)	Frakturlinienanzahl Mittelwert±SD	Frakturlinienanzahl Median
5	200	4,35±1,458	4,00
40	200	3,37±0,963	4,00
Insgesamt	400	3,86±1,328	4,00

Tab. 16: statistische Auswertung der entstandenen Frakturlinienanzahl bei unterschiedlicher Gewichtsbelastung

Der Vergleich der entstehenden Frakturlinienanzahl bei unterschiedlicher Krafteinwirkung von 5 bzw. 40N wird in Abb.43 und in Tab.16 veranschaulicht, wobei signifikante Unterschiede ($p < 0,001$) durch den Mann-Whitney-U-Test berechnet wurden. Bei einer Krafteinwirkung von 5N entstanden im Mittel $4,35 \pm 1,5$ Frakturlinien bei einem Median von 4,00. Durch die Belastung mit 40N entstanden im Mittelwert $3,37 \pm 0,96$ bei einem Median von 4,00 Frakturlinien. Insgesamt wurden im Mittel $3,86 \pm 1,33$ Frakturlinien erzeugt, welche einen Median von 4,00 aufweisen. Die Streuung innerhalb der Versuchsgruppen mit 5N Belastung ist im Vergleich zu den Proben, welche mit 40N belastet wurden, größer.

4.2.8. Frakturlinienlänge bei unterschiedlicher Krafteinwirkung (N)

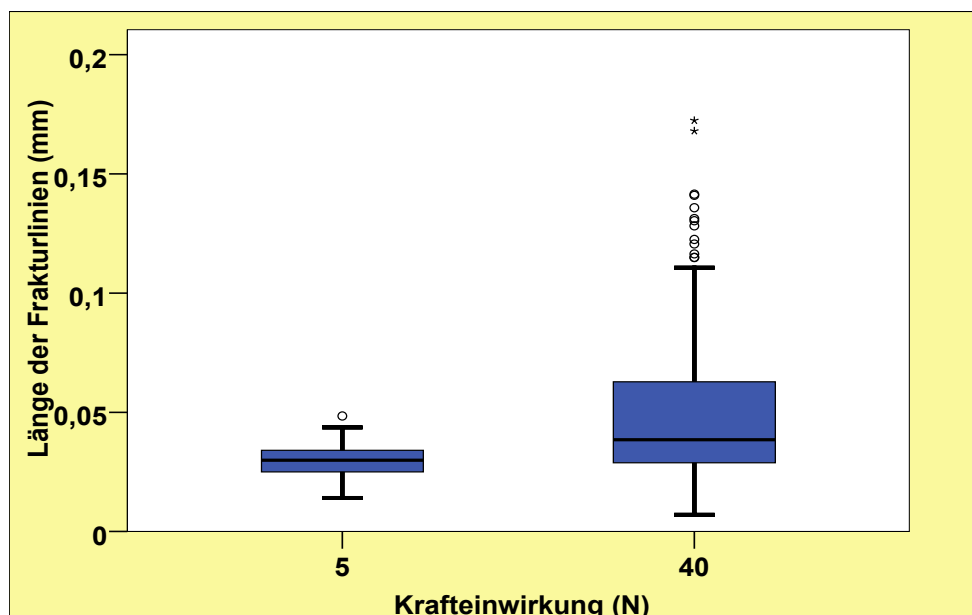


Abb. 44: Frakturlinienlänge (mm) bei Belastung mit 5N und 40 N

Gewicht in N	N (Häufigkeit)	Frakturlinienlänge (mm) Mittelwert±SD	Frakturlinienlänge (mm) Median
5	200	0,0293±0,00693	0,0299
40	200	0,0508±0,03154	0,0385
Insgesamt	400	0,0401±0,02521	0,0324

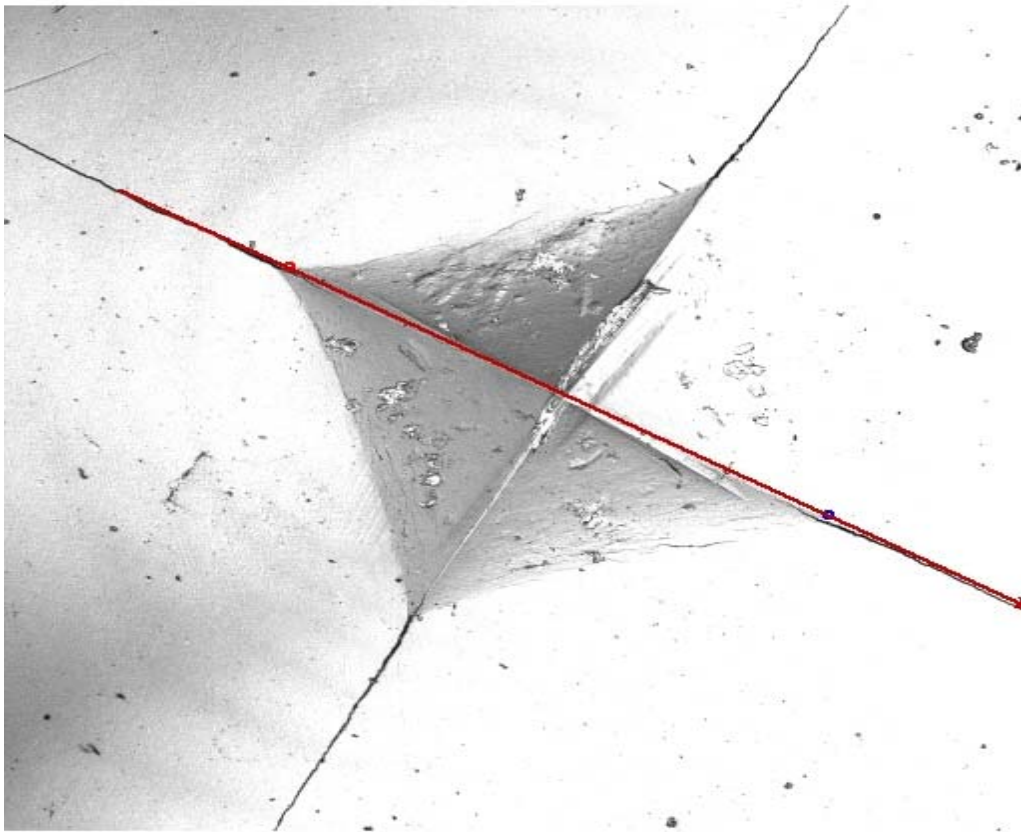
Tab. 17: statistische Auswertung der entstandenen Frakturlinienlängen (mm) bei unterschiedlicher Gewichtsbelastung

Im vorliegenden Teil der Studie werden die Frakturlinienlängen bei einer Krafteinwirkung von 5 bzw. 40N grafisch (Abb.44) und tabellarisch (Tab.17) dargestellt. Hinsichtlich der Unterschiede bestand eine statistische Signifikanz (Mann-Whitney-U-Test; $p < 0,001$). Bei einer Krafteinwirkung von 5N entstanden im Mittel $0,0293 \pm 0,00693$ mm lange Frakturlinien bei einem Median von 0,0299mm. Durch die Belastung mit 40N wurden bei einem Mittelwert von $0,0508 \pm 0,03154$ mm und einem Median von 0,0385mm deutlich längere Frakturlinien gemessen. Insgesamt wurden im Mittel $0,0401 \pm 0,02521$ mm lange Frakturlinien bei einem Median von 0,0324mm erzeugt. Die Streuung innerhalb der Versuchsgruppen mit 5N Krafteinwirkung war im Vergleich zu den Proben, welche mit 40N belastet wurden, kleiner und reichte nicht über eine Frakturlinienlänge von 0,05mm hinaus. Die Materialien, bei denen mit 40N die

Frakturlinien erzeugt wurden, zeigten eine deutliche Streubreite der Messergebnisse und vermehrt Ausreißer im Bereich von 0,13 -0,17mm.

4.3. LSM-Aufnahmen

4.3.1. Diagonalenlänge der Impression



	Marker 1	Marker 2	Difference
Distance	50.36 μm	208.56 μm	158.20 μm
z	15.98 μm	16.15 μm	0.18 μm

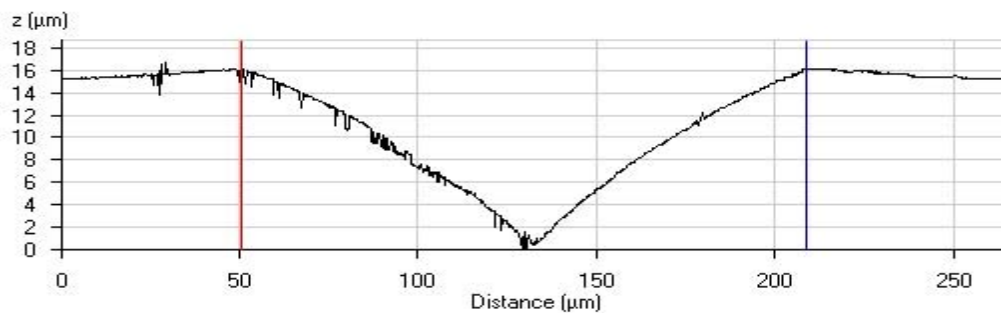


Abb. 45: Diagonalenlänge einer Impression der Gruppe B2

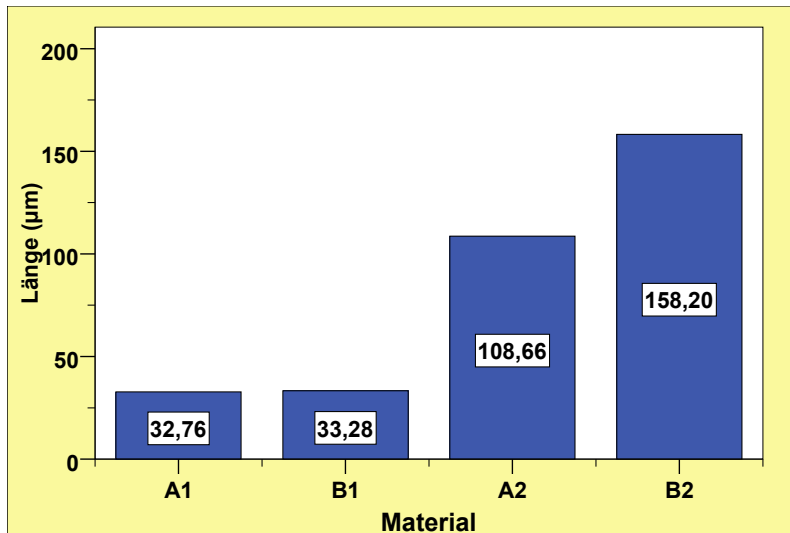
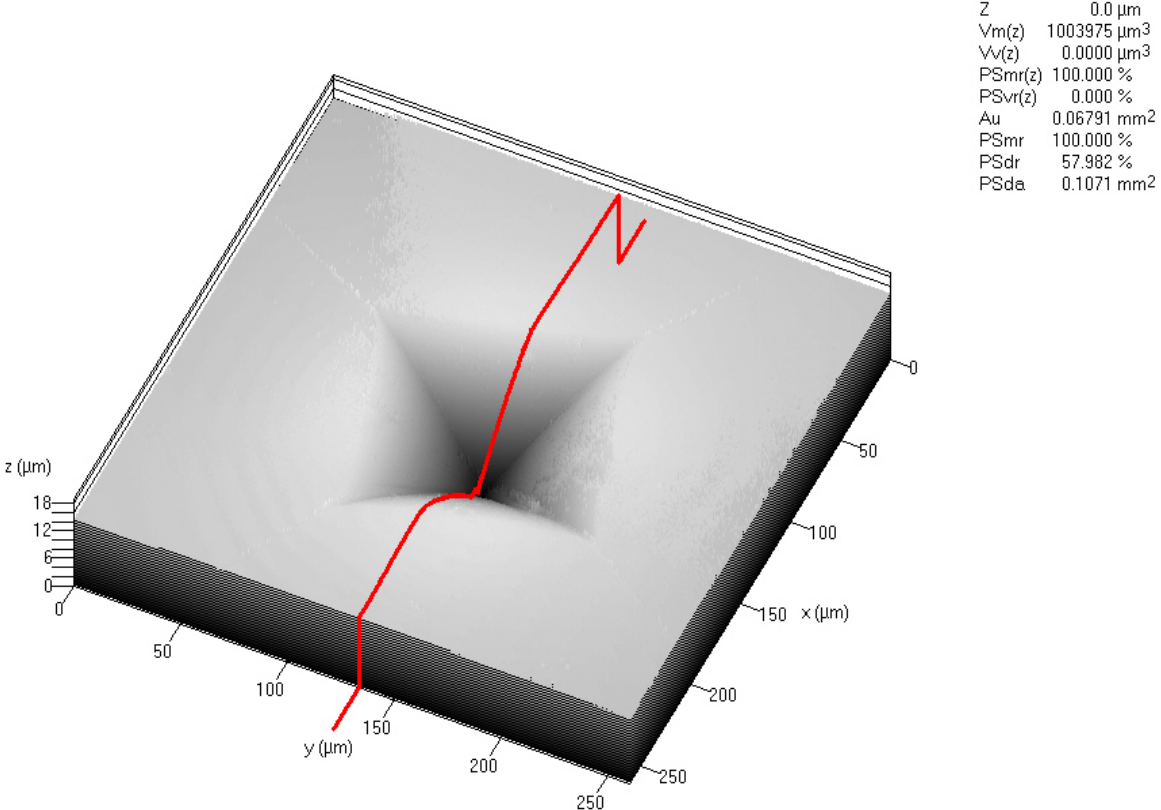


Abb. 46: Diagonalenlänge der Impressionen der verschiedenen keramischen Massen

Die Abb.45 zeigt eine 2D LSM-Aufnahme einer Impression und deren Frakturlinien der Gruppe B2, welche repräsentativ für alle untersuchten keramischen Massen aufgeführt wird und der Veranschaulichung der Untersuchung dient. In diesem Teil der Studie wurde die Länge einer Diagonalen einer Impression gemessen. Dazu wurde, wie im Profil unterhalb der LSM-Aufnahme abzulesen, der rote Marker 1 bei 50,36 µm und der blaue Marker 2 bei 208,56 µm gesetzt und die Distanz (158,20 µm) gemessen.

In der Grafik 46 sind die Ergebnisse der Länge der Diagonalen aller keramischen Massen aufgezeigt. Der Unterschied zwischen den Verblendkeramiken war im Vergleich zwischen den Gerüstkeramiken gering. Die Impressionen der Gerüstkeramiken sind in ihrer Ausdehnung ca. drei bis vier Mal so groß wie die der Verblendkeramiken. Die Gruppe B2 zeigt mit 158,20 µm die größte Ausdehnung. Das niedrigste Ergebnis ist aus der Analyse der Impression von A1 mit 32,76 µm abzulesen.

4.3.2. Breite der Impression



Z	0.0 μm
Vm(z)	1003975 μm^3
Vv(z)	0.0000 μm^3
PSmr(z)	100.000 %
PSvr(z)	0.000 %
Au	0.06791 mm^2
PSmr	100.000 %
PSdr	57.982 %
PSda	0.1071 mm^2

	Marker 1	Marker 2	Difference
Distance	87.97 μm	196.28 μm	108.31 μm
z	15.98 μm	16.25 μm	0.26 μm

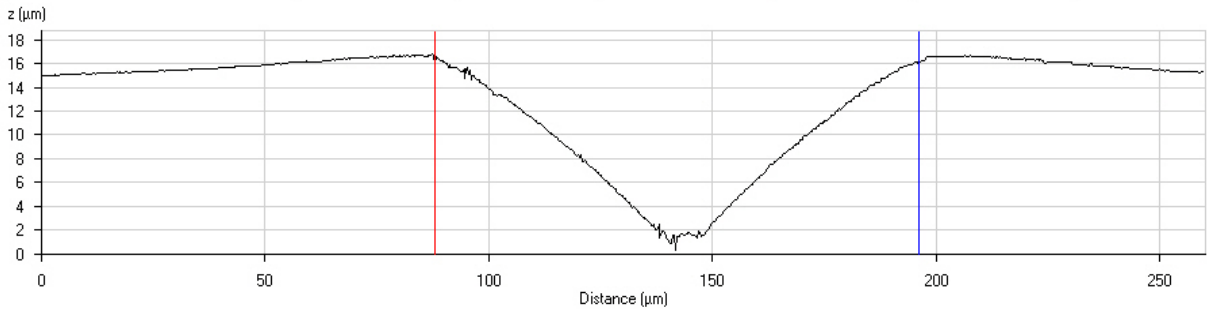


Abb. 47: Breite einer Impression der Gruppe B2

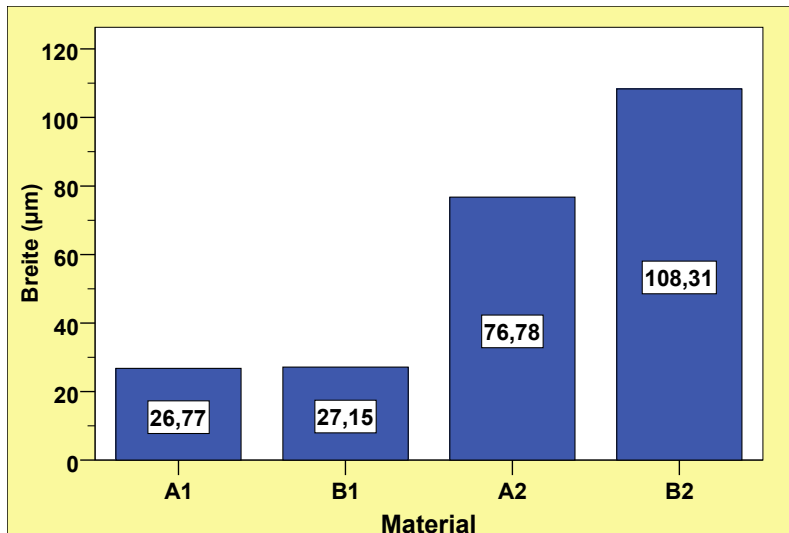
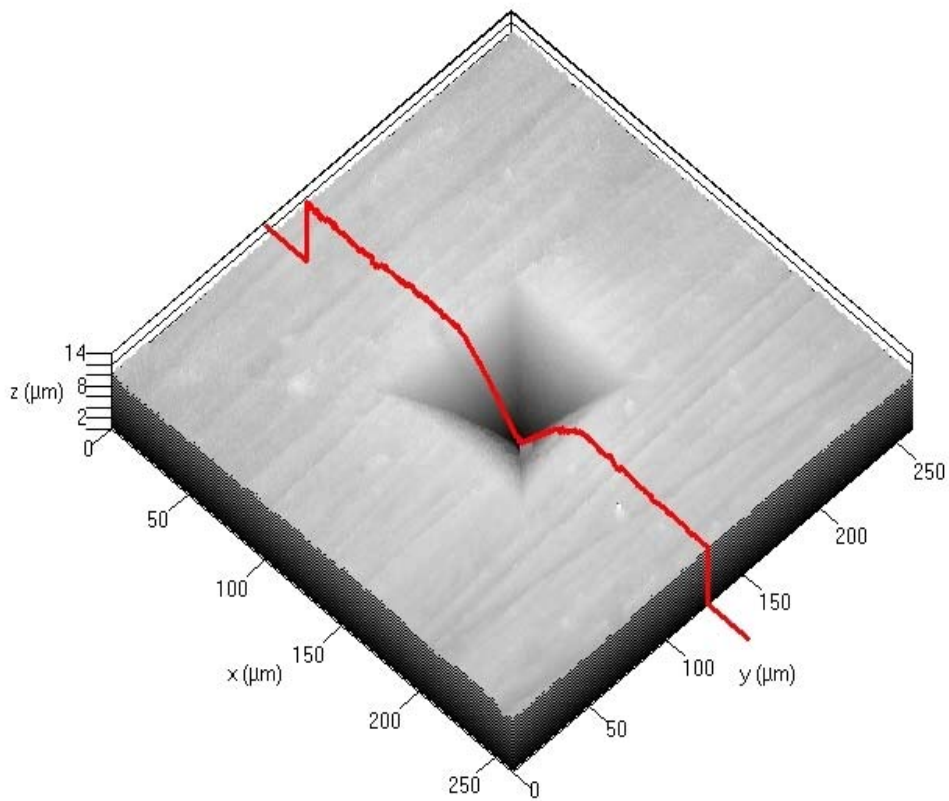


Abb. 48: Breite der Impression der verschiedenen keramischen Massen

Die LSM-Aufnahme in Abb.47 zeigt beispielhaft für diesen Teil der Untersuchung die 3D Darstellung einer Impression der Gruppe B2. Zur Analyse der Breite der Impression wurde der rote Marker bei 87,97 µm und der blaue Marker bei 196,28 µm gesetzt und die Differenz (108,31 µm) berechnet.

In der Grafik 48 werden die Breiten der Impressionen der untersuchten keramischen Massen im Vergleich dargestellt. Die Werte für die Verblendkeramiken unterscheiden sich nur geringfügig untereinander, wobei die Messergebnisse der Gerüstkeramiken mehr voneinander abweichen. Auch in diesem Fall wurde das höchste Ergebnis bei der Gruppe B2 (108,31 µm) festgestellt, während die niedrigste Breite der Impression die Gruppe A1 (26,77 µm) aufwies.

4.3.3. Tiefe der Impression



	Marker 1	Marker 2	Difference
Distance	137.29 μm	177.97 μm	40.68 μm
z	0.83 μm	11.99 μm	11.16 μm

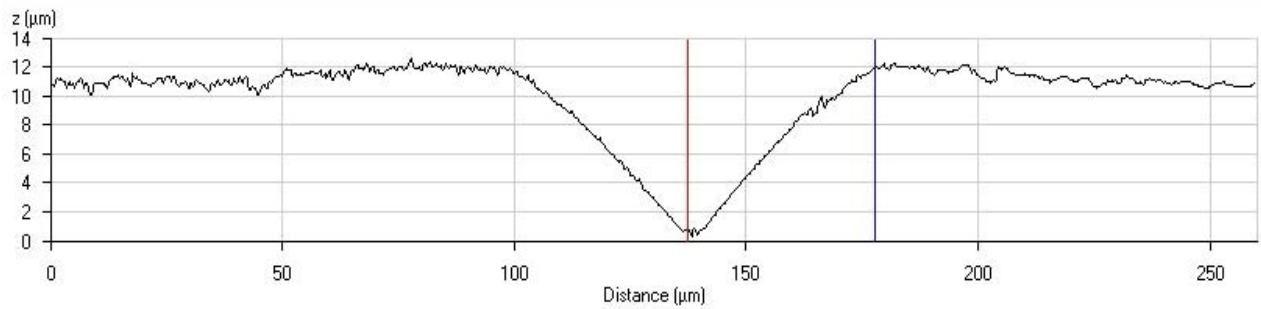


Abb. 49: Tiefe einer Impression der Gruppe A2

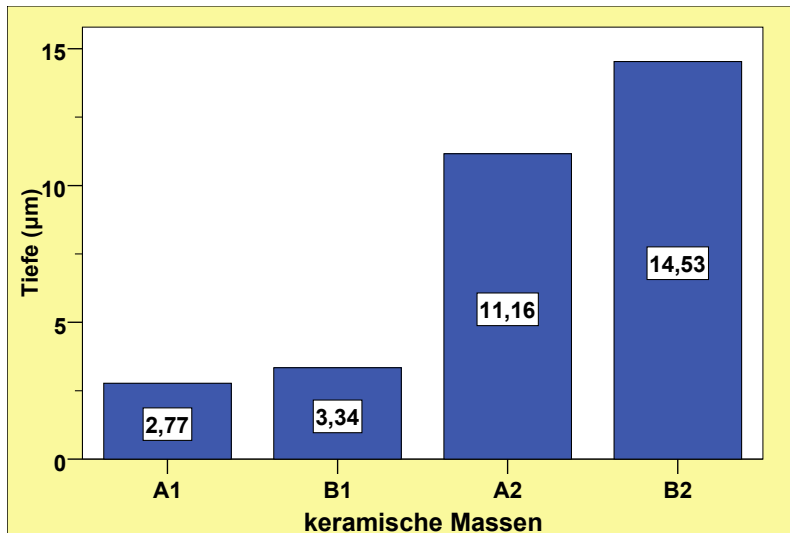


Abb. 50: Tiefe der Impression der verschiedenen keramischen Massen

Zur Veranschaulichung der Analyse der Tiefe einer Impression, wird in Abb.49 eine 3D LSM-Aufnahme der Gruppe A2 aufgeführt. Der rote Marker 1 wurde bei 0,83 µm und der blaue Marker 2 bei 11,99 µm gesetzt und die Distanz (11,16 µm) an der z-Achse abgelesen.

Die Grafik 50 zeigt, dass die Tiefe der Impressionen der Verblendkeramiken ca. 4-fach kleiner waren als die der Gerüstkeramiken. Mit 14,53 µm war die Impression der Gruppe B2 die tiefste. Die Tiefe der Verblendkeramik A1 betrug dagegen nur 2,77 µm.

4.3.4. Winkel der Impression

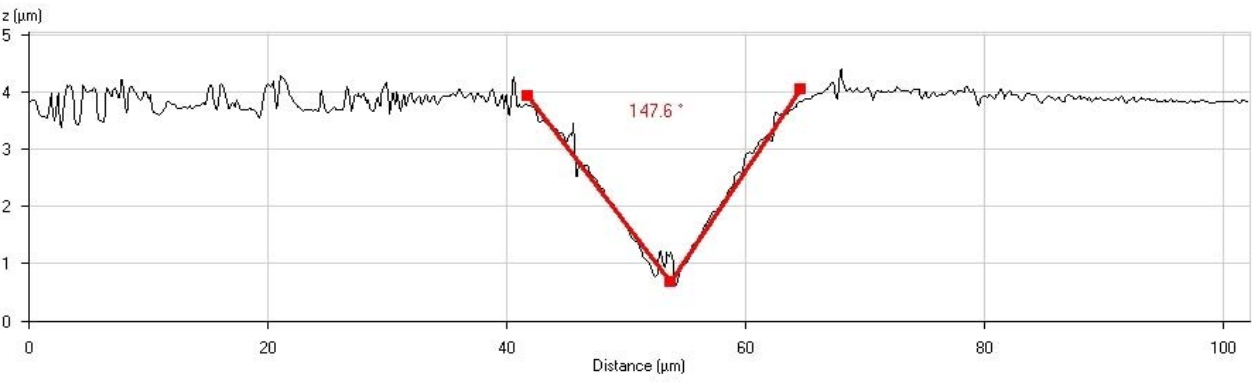
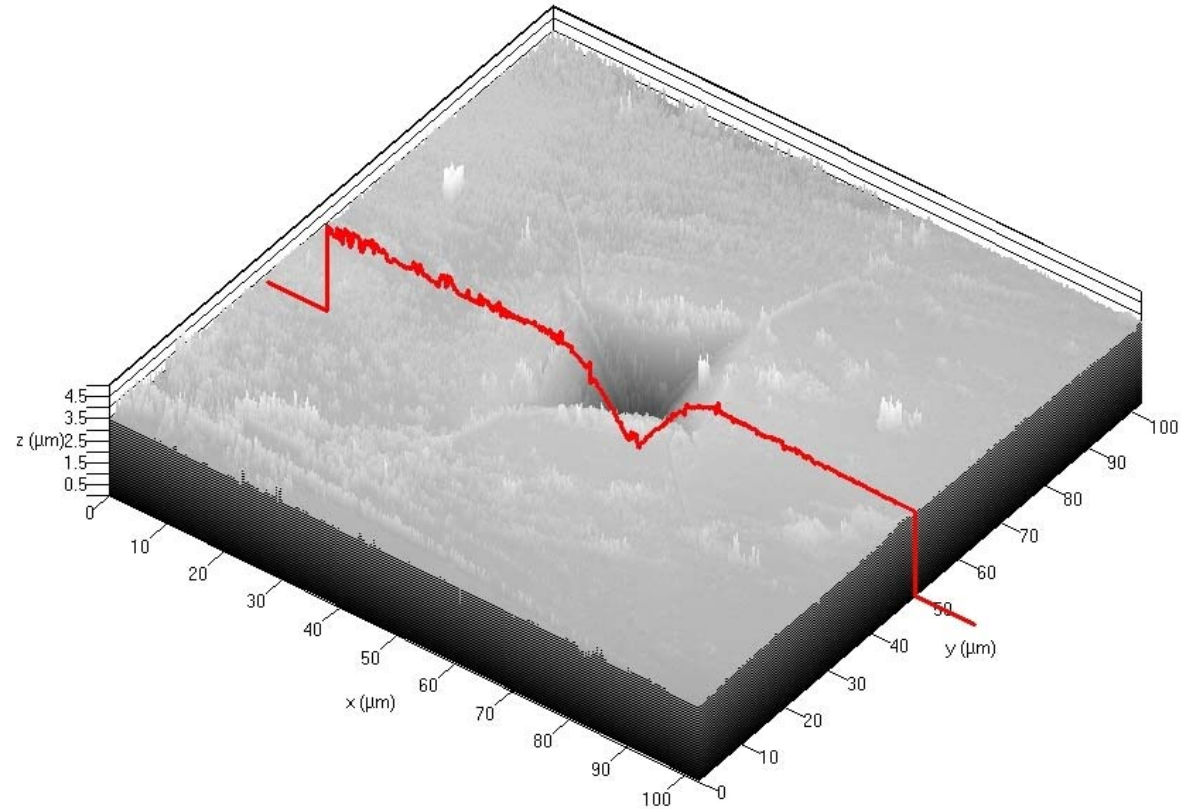


Abb. 51: Winkel einer Impression der Gruppe A1

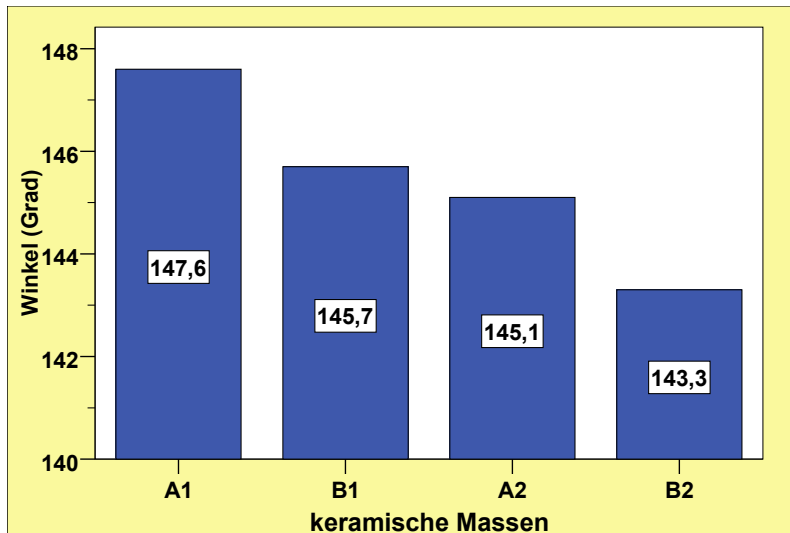


Abb. 52: Winkel der Impression der verschiedenen keramischen Massen

Die 3D LSM-Aufnahme in Abb.51 zeigt eine Impression der Gruppe A1 und im Profil darunter deren Winkel (147,6°) und soll beispielhaft die Analyse der Winkelgröße aller keramischen Massen darstellen.

In Abb.52 werden die Winkel der verschiedenen Prüfkörper im Vergleich aufgezeigt. Es wird ersichtlich, dass die Winkel sich entgegen den Werten der vorherigen Tabellen verhielten. Die Impressionen der Gruppe A1 wiesen die größten Winkel auf, die der Gruppe B2 die kleinsten (143,3°). Die Verblendkeramiken besaßen deutlich größere Winkel als die Gerüstkeramiken.

4.3.5. Volumen und abgewinkelte Oberfläche der Impression

Z	25.4 μm
Vm(z)	0.0000 μm^3
Vv(z)	622256 μm^3
PSmr(z)	0.000 %
PSvr(z)	100.000 %
Au	0.0000 μm^2
PSmr	0.000 %
PSdr	25.383 %
PSda	0.08498 mm^2

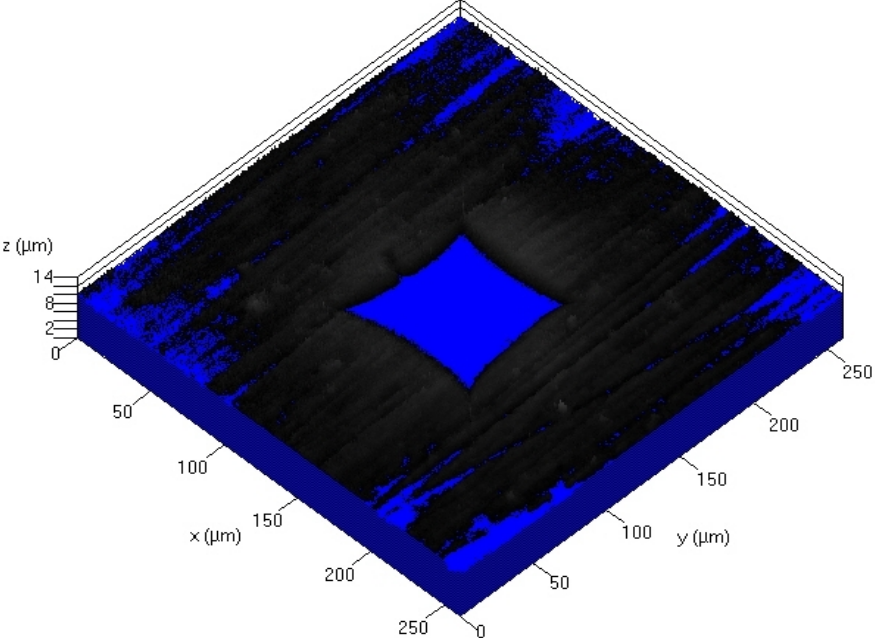


Abb. 53: Volumen und Oberfläche einer Impression der Gruppe A2

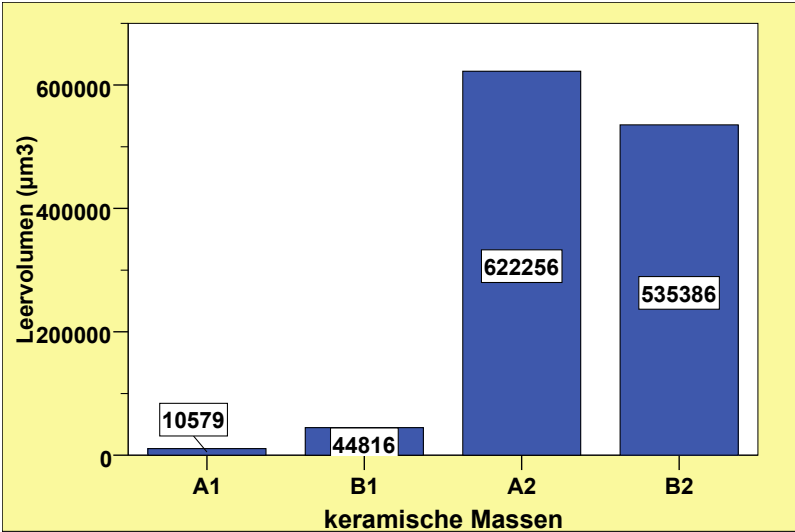


Abb. 54: Leervolumen der Impression der verschiedenen keramischen Massen

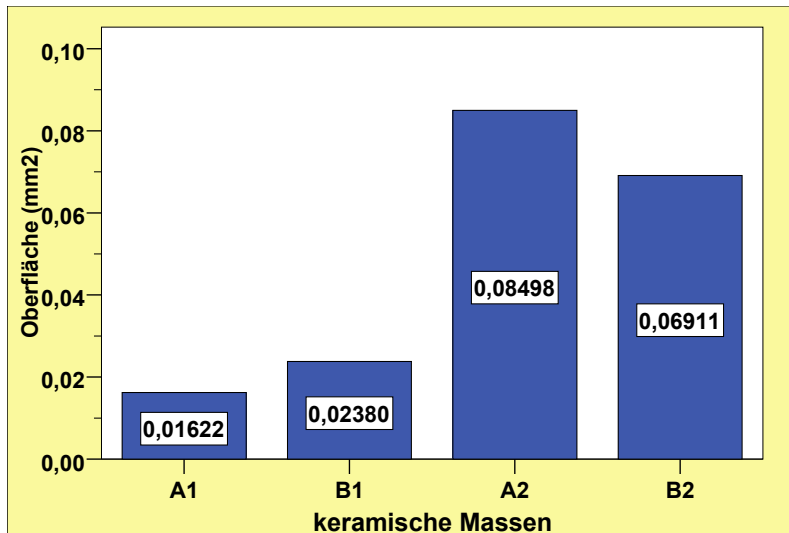


Abb. 55: Oberfläche der Impression der verschiedenen keramischen Massen

Die LSM-Aufnahme in Abb.53 zeigt eine 3D Darstellung einer Impression der Gruppe A2 zur Studie des Volumens und der abgewinkelten Oberfläche. Die Ergebnisse für A2 sind in der Legende am oberen rechten Bildrand abzulesen.

In Abb.54 wird das Leervolumen der untersuchten Impressionen aller Materialien dargestellt. Das größte Leervolumen besaß die Gruppe A2 ($622256 \mu\text{m}^3$) im Gegensatz zu dem am niedrigsten ermittelten Wert aus der Gruppe A1 ($10579 \mu\text{m}^3$).

In Abb.55 wird die abgewinkelte Oberfläche aller keramischen Massen im Vergleich aufgeführt, wobei die größte Oberfläche A2 ($0,08498 \text{ mm}^2$) im Gegensatz zur kleinsten von A1 ($0,01622 \text{ mm}^2$) aufwies. Die Verblendkeramiken zeigen in beiden Grafiken deutlich niedrigere Werte als die Gerüstkeramiken.

4.3.6. Vertikale Schnittebenen

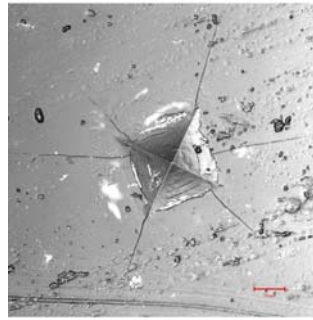


Abb. 56: 2D-LSM Aufnahme einer Impression der Gruppe A1 mit auffallend hellen Stellen am Rand der Impression (Projektionsebene 0).

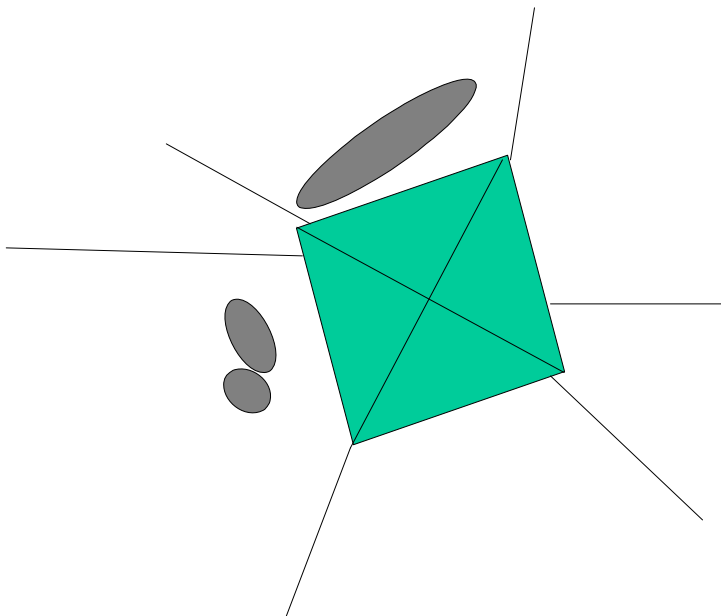


Abb.57: Schematische Darstellung der 2D-LSM Aufnahme der Gruppe A1 aus Abb. 56 entsprechend der Impression mit den hellen Stellen (grau) (Projektionsebene 0).

In den Versuchsgruppen A1 und B1 wurden in den 2D-LSM Aufnahmen (Projektionsebene 0) der Impressionen und deren Frakturlinien helle Stellen am Rand der Härteeindrücke sichtbar (Abb.56 bzw.57).

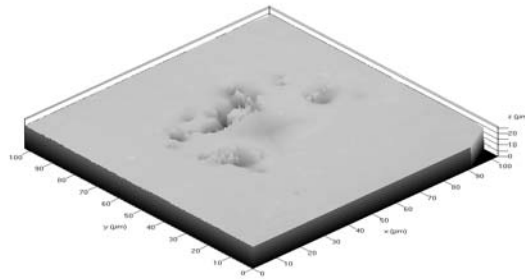


Abb. 58: 3D-LSM Aufnahme der Abb. 56 der Gruppe A1 (Projektionsebene unterhalb der Impression)

In der 3D-Darstellung (Abb.58) der Aufnahme 56 wurden die oberflächlichen Projektionsebenen ab der Projektionsebene 0 bis unterhalb der Impression computertechnisch entfernt, um den Ursprung der hellen Stellen aus der Projektionsebene 0 zu analysieren.

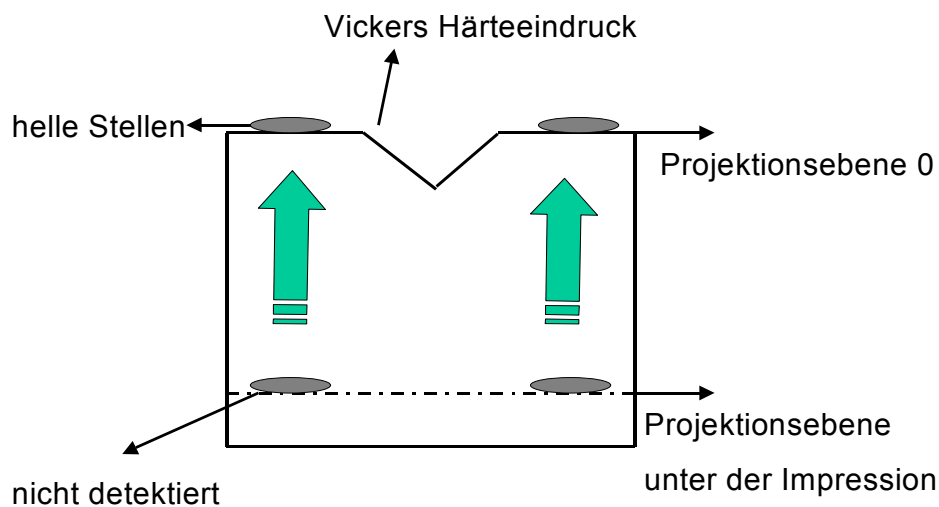


Abb. 59: Schematische Darstellung der Abb. 56 von vertikal

Die schematische Darstellung der vertikalen Ansicht der Impression in Abb. 59 zeigt verschiedene Projektionsebenen. Die auf Projektionsebene 0 sichtbar hellen Stellen entsprechen dem nicht detektierten Bereich auf der Projektionsebene unterhalb der Impression. Zum besseren Verständnis wurde ein Video einer Impression der Gruppe A1 mit einer Dauer von 10 Sekunden angefertigt. In der Aufnahme sieht der Betrachter zunächst von oben auf die Impression. Wenn das Video startet, wird jede Schicht bis

unterhalb der tiefsten Stelle der Impression sichtbar. An diesem Punkt werden erst ganz leicht und dann sehr deutlich helle Areale sichtbar, welche denen entsprechen, die in der 2D-Aufnahme von Abb.56 zu erkennen sind. Die Abb.60 stellt eine 2D-Frequenz aus dem Video dar, wobei die hellen Stellen unterhalb der Impression zu erkennen sind.

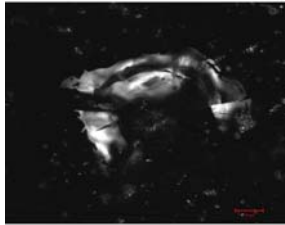


Abb. 60: Videofrequenz der hellen Stellen unterhalb der Impression der Gruppe A1

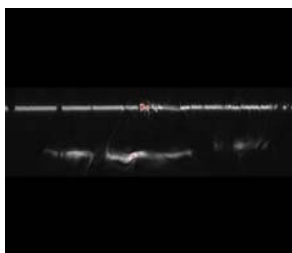


Abb. 61: vertikaler Schnitt durch die Probe von A1 vor der Impression

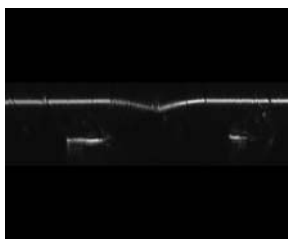


Abb. 62: vertikaler Schnitt durch die Probe von A1 an der tiefsten Stelle der Impression

Durch die Anfertigung von vertikalen Schnitten durch die Probe konnten die hellen Areale im horizontalen Verlauf analysiert werden. Die Abb.61 zeigt die hellen Stellen der Gruppe A1 zusammenhängend vor Beginn der Impression. In Abb.62 sind die hellen Stellen rechts und links am tiefsten Punkt der Impression zu sehen.

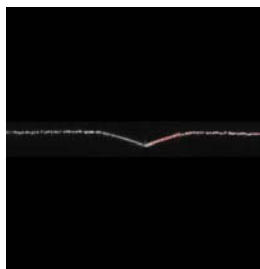


Abb. 63: vertikaler Schnitt durch die Probe von A2 vor der Impression.



Abb. 64: vertikaler Schnitt durch die Probe von B2 vor der Impression.

In den vertikalen Schnitten vor den Impressionen der Gerüstkeramiken A2 (Abb.63) und B2 (Abb.64) waren keine hellen Stellen sichtbar.

Die hellen Stellen aus der Projektionsebene 0 (Abb 56) scheinen zunächst in der 3D-Aufnahme Vertiefungen oder Verdichtungen der Materialien darzustellen. Zur genaueren Analyse muss an dieser Stelle das Reflexionsgesetz herangezogen werden. Im idealisierten Grenzfall wird die reguläre Reflexion definiert indem das einfallende Licht vollständig zurückgeworfen wird und dabei so scharf ausgerichtet bleibt wie es ankam. Einfallender und reflektierter Strahl liegen zusammen mit dem Einfallslot in einer Ebene (Harten 2001). Da sich die Lichtgeschwindigkeit in jedem lichtdurchlässigem Material ändert bzw. abnimmt wird der Lichtstrahl bei schrägem Einfall auf die Oberfläche eines brechenden Mediums gebrochen und ändert seine Richtung (Harten 2001). Grundsätzlich wurde in dieser Studie das angeregte Laserlicht an der Oberfläche der keramischen Materialien reflektiert und im Brechungswinkel der Oberfläche wieder abgebildet. In sehr seltenen Fällen, wie in Abb. 56, konnte der Laserstrahl nicht wieder vom Objektiv empfangen bzw. nicht detektiert werden. Demzufolge stellen die hellen Stellen Teilbereiche dar, in denen keine Information erhalten werden konnte da kein Signal empfangen wurde. Als mögliche Ursache müssen hier sehr ungünstige Winkel in Betracht gezogen werden, in welchen der Laserstrahl eintraf.

Zusätzlich ist es möglich das an den hellen Stellen extrem senkrechte Risse in die Tiefe existieren, welche ebenfalls nicht abgebildet werden konnten, da der Einfallswinkel zu steil war. Für das nicht Auftreten der hellen Stellen bei den Gerüstmaterialien kann deren fehlende Transluzenz und homogenere Zusammensetzung im Gegensatz zu den Verblendungen angenommen werden.

4.3.7. Frakturlinienbreite

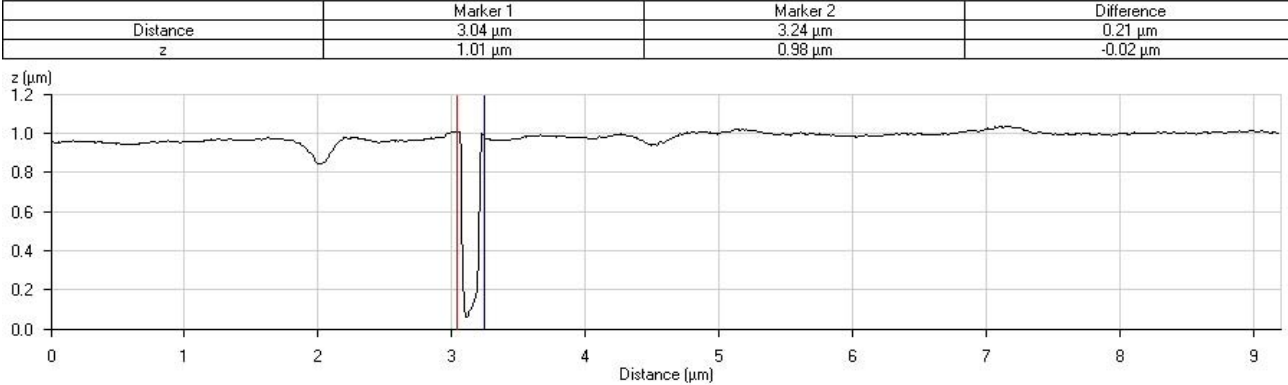
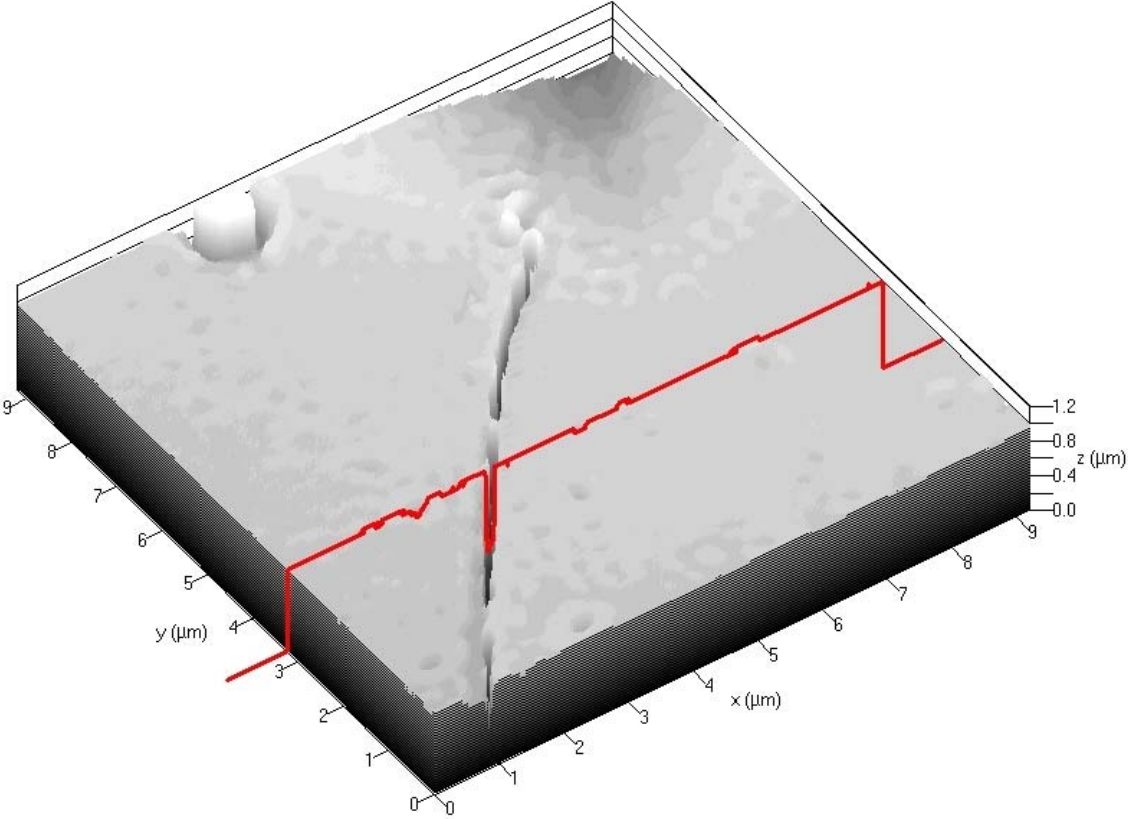


Abb. 65: Frakturlinienbreite einer Impression der Gruppe B1

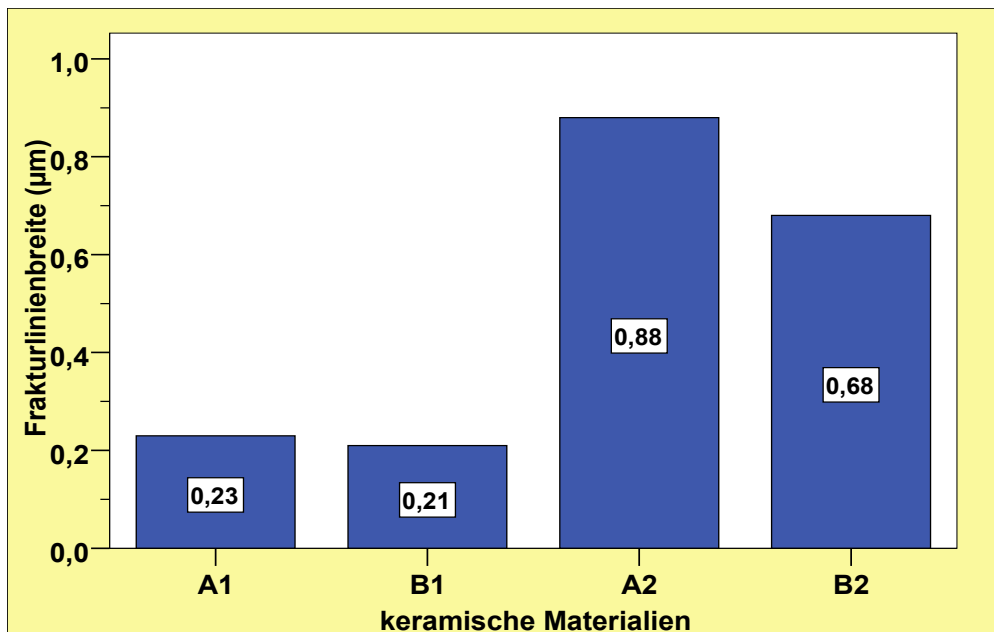


Abb. 66: Frakturlinienbreite der Impression der verschiedenen keramischen Massen

Die LSM-Aufnahme in Abb.65 zeigt eine 3D Darstellung einer Frakturlinie der Gruppe B1. In diesem Teil der Studie wurde die Breite einer Frakturlinie gemessen. Die Marker wurden bei $3,04\mu\text{m}$ (rot) und bei $3,24\mu\text{m}$ (blau) gesetzt und die Differenz ($0,21\mu\text{m}$) bestimmt.

In der Grafik 66 werden die Frakturlinienbreiten der keramischen Massen dargestellt. Die größte Breite einer Frakturlinie wurde in der Gruppe A2 ($0,88\mu\text{m}$) gemessen, wobei sich die Gerüstkeramiken in ihren Ergebnissen gleichen ($B2=0,68\mu\text{m}$). Im Gegensatz dazu lag das Ergebnis für die Verblendkeramiken deutlich darunter, wobei B1 den kleinsten Frakturwinkel mit $0,21\mu\text{m}$ neben A1 mit $0,23\mu\text{m}$ aufwies.

4.3.8. Frakturlinienwinkel

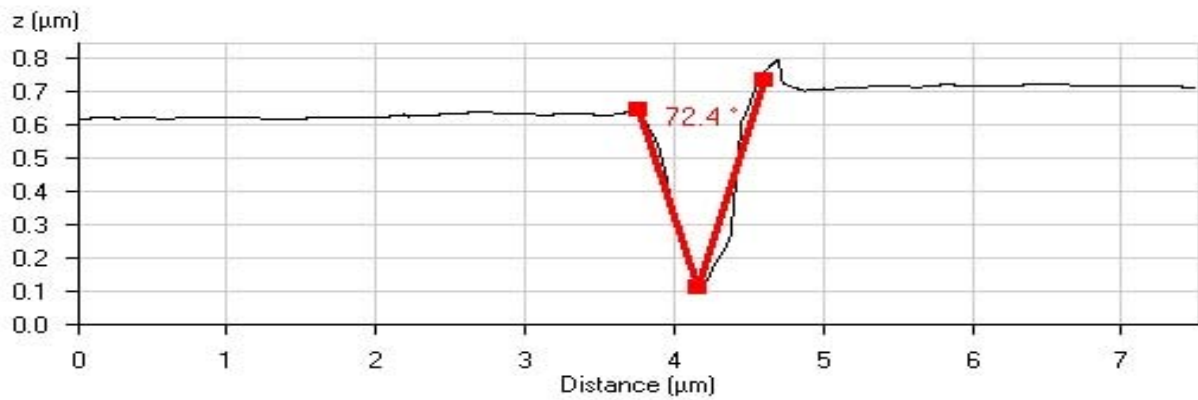
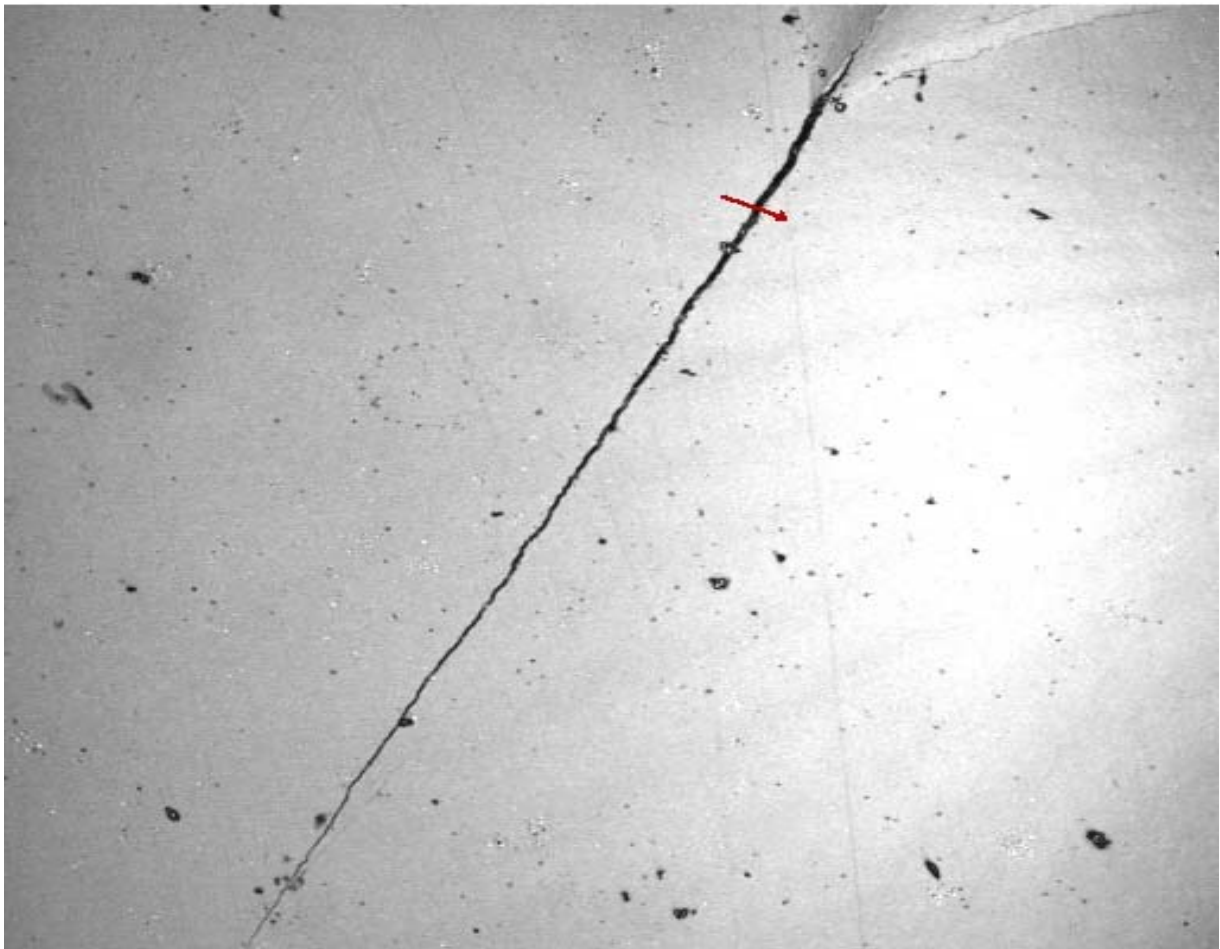


Abb. 67: Frakturlinienwinkel einer Impression der Gruppe B2

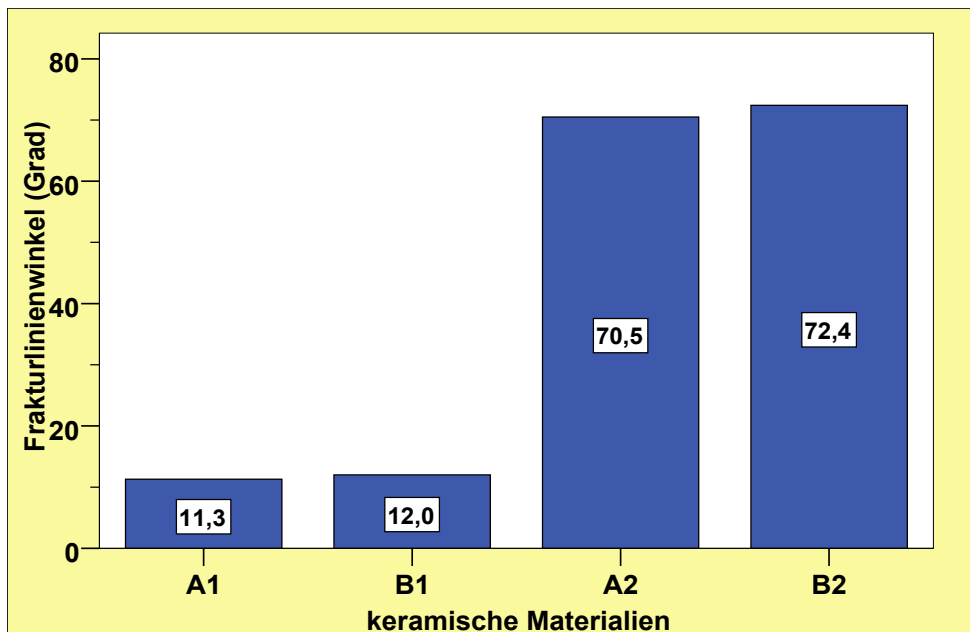


Abb.68: Frakturlinienwinkel der Impression der verschiedenen keramischen Massen

Die 2D LSM-Aufnahme in Abb.67 zeigt beispielhaft für alle Versuchsgruppen einen kleinen Teil einer Impression der Gruppe B2 sowie eine aus der Verlängerung der Diagonalen entstehende Frakturlinie. In diesem Versuchsteil wurde die Größe eines Frakturlinienwinkels ermittelt. Der analysierte Messpunkt der Frakturlinie wurde in Abb.58 durch einen roten Pfeil gekennzeichnet. Im Profil ist das Ergebnis für B2 abzulesen (72,4°).

In Abb.68 werden die Frakturlinienwinkel der verschiedenen keramischen Massen im Vergleich aufgezeigt. Der größte Winkel wurde bei B2 gemessen, wobei die Gerüstkeramik A2 ein ähnliches Ergebnis aufwies (70,5°). Im Gegensatz dazu waren die Größe der Winkel der Verblendkeramiken B1 (12,0°) und A1 (11,3°) deutlich kleiner, wobei für B1 ein leicht höherer Wert belegt werden konnte.

5. Diskussion

5.1. Material und Methoden

Einkerbungstests stellten lange Zeit eine Standardmethode zur Charakterisierung von Materialien dar, wobei aus der Prüfung der Last vs. Einkerbungsform es möglich ist, die Härte, Festigkeit und Zähigkeit von verschiedenen Materialien abzuleiten (Giannakopoulos et al. 1994). Die Härte wird durch die Einkerbung eines mit Gewicht belasteten Diamanten oder eines anderen harten Materials in die Oberfläche eines weicheren Materials bestimmt, wobei der zu prüfende Werkstoff um so weicher ist, je weiter z.B. die Vickers-Diamant-Pyramide in das Material eindringt (Giannakopoulos et al. 1994). Spitze Einkerbungen haben für gewöhnlich die Gestalt von pyramidalen (Vickers), dreieckigen (Berkovich), rhombischen (Knoop) oder konischen (Rockwell) Basen. Die Idee, dass die Größe von Einkerbungen Aussagen über die Zähigkeit eines Werkstoffes ermöglichen, stammt ursprünglich von Palmquist (1957), da dieser mit Metall- Carbiden arbeitete und die Vickersdiamant-Pyramideinkerbungen nutzte um Frakturmuster zu erzeugen, wodurch er in der Lage war, wichtige Variablen der Frakturprozesse, wie z.B. der Härte, zu bestimmen (Anstis et al. 1981).

Die Vorteile der Berechnung der Vickershärte-Eindrucktechnik werden durch die einfache und zuverlässige Umsetzung sowie der preiswerten Anwendung ersichtlich (Giannakopoulos et al. 1994). Basis dieser Technik stellt eine Serie von Härteeindrücken dar, wobei auf wenigen Millimetern eine Vielzahl an Impressionen erzeugt und ausgewertet werden können (Morena et al. 1986). Die Größe der einwirkenden Kraft muss so gewählt werden, dass die größte erzeugte Fraktur (c) länger oder mindestens genauso lang ist wie die Diagonale der Impression $c \geq 2a$ (a = Hälfte der Diagonalen), wobei geometrische Variationen der Risse leicht durch die Verwendung höherer Gewichte erreicht werden (Attin et al. 2004). Zur Analyse der Impressionen und der Frakturlinien muss die Oberfläche der Probe nicht sehr flach sein, jedoch muss darauf geachtet werden, dass sie nicht höher als das erzeugte Frakturmuster ist (Anstis et al. 1981). Auf der anderen Seite muss die Oberfläche entsprechend optisch präpariert sein, um die Rissgrößen messen zu können, da durch eventuell auftretende Reflexionen es möglich ist, dass die Rissspitzen nicht genau definierbar sind und Messfehler auftreten (Anstis et al. 1981).

Der in dieser Arbeit angewandte Einkerbungstest ist für den Vergleich fester Stoffe geeignet, die spröde brechen, wobei die Vickershärte mit Auflagegewichten von 5N und 40N bestimmt wurde (Anstis et al. 1981). Die Höhe der Auflagegewichte, welche zu einem eindeutigen Bruch der keramischen Massen und den davon ausgehenden Frakturlinien führten, wurde in Vorversuchen ermittelt. Bei normalen Härtemessungen ist ein entstehendes Bruchmuster nicht erwünscht, da es zu Messungenauigkeiten führt (Attin et al. 2004). In dieser Studie wurden die Bruchmuster gezielt durch die Überlast hervorgerufen und für die Berechnung der Frakturstabilität benötigt (Attin et al. 2004). Die Vickershärteeindrücke wurden mit einem Leitz- Durimeter oder mit einem Positionierungsgerät auf den Proben erzeugt, wobei die Kraft vollständig in einer bestimmten Zeit aufgebracht wurde, der Vickersdiamant bis in eine gewisse Tiefe in den Körper drang, für eine gewisse Zeit auf dem Körper ruhte und folglich das System wieder entlastet wurde. In vorliegender Untersuchung wurde mit einer Absenkzeit und einer Haltezeit von 15 Sekunden gearbeitet. Sofort nach der Belastung wurde wieder entlastet und mit dem Messvorgang begonnen, um das Eintreten von sogenannten slow crack effekts zu vermeiden. Slow crack effekts wurden von Anstis et al. (1981) beschrieben und treten ein, sobald ein Körper von der einwirkenden Kraft entlastet wird. Die Vickershärte wurde entsprechend der ermittelten Diagonalenlänge in standardisierten Vickershärte Tabellen (Verhältnis Eindruckoberfläche zur Prüfkraft N) abgelesen. Waren die Längen beider Diagonalen einer Impression unterschiedlich, wurde deren Mittelwert berechnet.

Die Frakturstabilität wurde nach einer Methode von Anstis et al. (1981) bestimmt. Sie wird angewendet um über entstehende Frakturlinien die Frakturstabilität von harten und spröden Materialien zu berechnen und Aussagen über das Verhalten bei sehr hohen Belastungen zu treffen (Morena et al. 1986). Die Berechnung setzt sich aus der Ermittlung der Vickershärte (H) und der Messung von entstandenen Impressionen sowie deren Frakturlinienlängen zusammen.

Die Härte (H) wird definiert als Widerstand des Körpers entgegen seiner Deformation, wobei man einen Stoff A härter als einen anderen Stoff B nennt, wenn B von A leichter geritzt wird als umgekehrt (Gerthsen und Meschede 2004). Die Zähigkeit (K) beschreibt den Widerstand, den ein Körper gegenüber seinem Zerbrechen aufbringt sowie die Intensität der Belastung für einen gleichförmig belasteten Frakturris (Lawn und Marshall 1979). Der Quotient H/K ist ein Index für Sprödigkeit, wobei bei einer

Verschiebung des Quotienten in Richtung H (bei konstantem K) der Werkstoff spröder wird (Lawn und Marshall 1979).

Das von einem Vickersdiamant produzierte Fraktursystem hinterlässt ein bestimmtes Muster. Die Dimensionen der Diagonalenbreite (a) und der Frakturlinienlänge (c) stehen im direkten Zusammenhang mit dem verwendeten Auflagegewicht (P) sowie der Härte (H) und Zähigkeit (K) des Werkstoffes (Anstis et al. 1981, Morena et al 1986).

$$H = P / \alpha_0 a^2 \quad (1)$$

$$K = P / \beta_0 c^{3/2} \quad (2)$$

α_0 und β_0 stellen Konstanten dar. Der Term β_0 steht für die Konstante des Laststempels (hier für den Vickersdiamanten) und wird nach der Formel: $\beta_0 = \xi (E/H)^{1/2}$ (3) berechnet. Die Konstante ξ stellt eine materialunabhängige Größe für radiale Frakturen dar, welche von einem Vickersdiamanten erzeugt wurden und berechnet sich aus sogenannten Referenzkeramiken. E ist das Elastizitätsmodul und H bezeichnet die Härte des Stoffes. Nach dem Einsetzen der Konstante (3) in die Formel 2, erhält man die eigentliche Gleichung zur Berechnung der Frakturstabilität: $K = 0,016 \times (E/H)^{1/2} \times P/c^{3/2}$ (4).

Der Spannungsintensitätsfaktor K_i beschreibt das Stressfeld um die plastische Verformung des Härteeindrucks und kontrolliert die mechanischen Parameter der Rissausbreitung wie z.B. den Widerstand gegen die Ausbreitung von Frakturlinien (Wiederhorn 1974, Hwang et al. 1997). K_i bzw. die einen Rissfortschritt antreibende Energie wird mit der Formel: $K_i = \sigma Y\sqrt{a}$ (5) (MPa) berechnet und erklärt den Zusammenhang zwischen den belasteten Zugkräften und der Rissgröße, wobei σ den Stress beschreibt, a die Rissgröße und Y eine Konstante ist, welche von der Geometrie des Bauteils und des Risses abhängt (Marx 1993, Wiederhorn 1974, Hwang et al. 1997).

Um das unterkritische Risswachstum verstehen zu können, muss ein Zusammenhang zwischen dem Spannungsintensitätsfaktor K_i und der Rissbewegung bzw. der Rissgeschwindigkeit v hergestellt werden, wobei zur Analyse dieser Parameter eine direkte und eine indirekte Methode beschrieben werden (Wiederhorn 1974). Bei der direkten Methode werden die Informationen über des Risswachstum anhand der Größe makroskopischer Risse als Funktion der Last abgelesen und in der Literatur dazu die Doppel- Torsions und die Doppel- Cantilever Beam Technik beschrieben, auf welche

hier nicht näher eingegangen wird. Die indirekte Methodik nutzt eine konstante Last oder Spannung, die auf eine Probe gebracht wird und bestimmt die Rissgeschwindigkeit durch Härtemessungen (Wiederhorn 1974). An der Spitze eines Risses wird durch äußere Belastung Stress erzeugt, welcher sich direkt proportional zum Spannungsintensitätsfaktor K_I verhält. Die Rissbewegung steht im Zusammenhang zum Stress an der Rissspitze und beschreibt die Rissgeschwindigkeit, welche als Funktion von K_I gilt. Die Informationen über das Risswachstums führen zu der Formel $v = AK_I^n$ (6), wobei A und n Konstanten der Härtemessung sind und von der Temperatur sowie dem Umgebungsmedium abhängen (vgl. Kapitel 2.8) (Marx et al. 2001, Hwang et al. 1997, Castro 1989, Wiederhorn 1974).

Die Definition der Rissgeschwindigkeit wird durch: $v = da/dt$ (7) ausgedrückt. (a= Weg, t= Zeit) Durch die Zusammenführung der Formeln (6 und 7) und der Umstellung nach t kann die Zeit bis zum Misserfolg unter einer konstanten Last ermittelt werden (Wiederhorn 1974).

Die Analysen mit dem Laser Scanning Mikroskop Meta 510 wurden mit einem Objektiv mit 50-facher Vergrößerung (numerische Apertur 0,95) bzw. mit 100-facher Vergrößerung (numerischen Apertur 0,9) durchgeführt. In Kombination mit der niedrigen Wellenlänge von 488 nm konnten qualitativ hochauflösende Aufnahmen erzielt werden. Eine mögliche Fehlerquelle in dieser Studie liegt im manuellen Setzen der Mikromarker bzw. der Schnittebenen (rote Linie). Das konfokale LSM ist ein flexibles Messgerät für Mikrostrukturen, welches in der Lage ist, laterale Messaufgaben zu lösen und einfache 3D-Strukturen wie mikrostrukturierte Oberflächen zu visualisieren und zu charakterisieren, wobei die Grundlage eine durch aufgenommene Messsignale und mittels der Oberflächendetektion gewonnene Punktwolke darstellt (Pfeifer et al. 2003). Bereits bestehende Visualisierungsverfahren wie z.B. das Lichtmikroskop haben den Nachteil der geringen Schärfentiefe sowie eines zu kleinen Arbeitsabstands, der keine Bearbeitungsmechanismen mehr zulässt. Um die 3D-Topografie eines Objekts zu erfassen, werden von der Probe Schichten aufgenommen, wobei das Messobjekt vom höchsten bis zum tiefsten Punkt schrittweise fokussiert und jeweils eine Ebene aufgenommen wird (Pfeifer et al. 2003). Dabei wird die Abbildungslochblende auf die Messobjektoberfläche projiziert und die an der Oberfläche reflektierten sowie am Photodetektor aufgenommen Signale ausgewertet (Pfeifer et al. 2003). Durch schrittweise Veränderung der relativen Lage zwischen Messobjekt und Fokusebene des

Mikroskopobjektivs wird der Intensitäts- Höhen-Verlauf, welcher Idealerweise einer \sin^2 -Funktion entspricht, und dessen Maximum ermittelt (z- Lage) (Pfeifer et al. 2003). Mit der Gütekennzahlfilterung steht ein Verfahren zur Verfügung, die Messdaten direkt nach der Signalaufnahme von möglichen verrauschten Signalen und Spiegelungen zu entstoren (Pfeifer et al. 2003). Nicht angewandt werden kann das LSM zur Visualisierung von Hinterschneidungen oder stark zum Strahlengang geneigten Oberflächen, wodurch die Aufnahme komplexer 3D Geometrien begrenzt ist (Pfeifer et al. 2003). In vorliegender Studie traten diese, für das Laserobjektiv nicht zu detektierenden ungünstigen Winkel, nur vereinzelt als Randerscheinung auf und beeinflussten nicht die Messwtergebnisse. Die Erweiterung der Visualisierung wäre z.B. durch die Mehransichtmethode möglich, indem das Objekt in verschiedenen Stellungen gekippt und gedreht wird, jeweils ein Bildstapel aufgenommen und zu einem Gesamtmodell zusammengesetzt wird (Pfeifer et al. 2003).

5.2. Vergleich der Materialien

Vollkeramiksysteme und CAD/CAM Technologien sind ein wesentlicher Bestandteil der heutigen Zahnmedizin und belegen durch ihre weite Verbreitung und Anwendung den hohen Stand der Fertigungstechnik und der Werkstoffe. Hochfeste Keramiken wie ZrO_2 kommen wegen ihrer sehr guten Materialeigenschaften bevorzugt als Gerüstmaterialien für Verblendkeramiken zum Einsatz (Gamborena und Blatz 2007). Nach wie vor ist davon auszugehen, dass der für alle Keramiken charakteristische Verlust an mechanischer Stabilität unter Belastung bzw. Ermüdung der limitierende Faktor für die Langzeitstabilität sein wird (Groten 2007).

Um ein strukturelles Versagen der Keramik zu vermeiden, bzw. die geringe Komplikationsrate metallkeramischer Restaurationen (1%/Jahr) zu erreichen, ist eine sachgerechte Indikationsstellung, Design und Verarbeitung der ZrO_2 Restaurationen wichtig (Tinschert und Marx 1997). Zusätzlich müssen die mechanischen Eigenschaften hinsichtlich der Steigerung von Risszähigkeit und Härte verbessert werden. Neben der Zusammensetzung und Gefügeverstärkung wie der Rissablenkung, sind die Korngröße, deren Gestalt und die Porosität wichtige Parameter zur Steigerung der Festigkeit von ZrO_2 (Guazzato et al. 2004). Weiterhin werden die Phasentransformation, das Vorhandensein von anderen Phasen und Kristalliten als positiv bewertet (Guazzato et al. 2004). Ebenfalls beeinflussen von außen einwirkende Umweltfaktoren wie die Temperatur, Atmosphäre und die aufgebrachtten Spannungen die Festigkeit von ZrO_2

(Hannink et al. 2000). Eine Studie von Tinschert et al. (2007) zeigt dass vor allem in feuchter Umgebung die Anfälligkeit gegen das unterkritische Risswachstum steigt, wobei eine Verbesserung der Langzeitstabilität der ZrO₂ Restaurationen z.B. durch eine Dotierung von 0,25% Aluminiumoxid umgesetzt werden kann.

Hinsichtlich der Ästhetik wird die Messlatte von metallkeramischen Restaurationen mit ZrO₂ durch die dentinähnliche Einfärbung der opaken Gerüstkeramiken und der anschließenden Verblendung mit transluzenten Feldspatkeramiken bzw. silikatbasierten Keramiken vollständig erreicht (Blatz et al. 2004).

Zahlreiche Studien belegen mittlerweile die Widerstandsfähigkeit der Gerüstmaterialien. Die Misserfolge der ZrO₂-Restaurationen gehen meist von den Verblendungen durch Teilfrakturen und *chip offs* aus (5-13%) (Mörmann et al. 2007). Aboushelib et al. (2007) konnten in einer In-vitro- Studie zeigen, dass Spannungsfrakturen in der Verblendkeramik die Hauptursache beim Versagen der geschichteten Keramik sind. Der unterschiedlichen WAK zwischen den Gerüst und Verblendmaterialien führt zu internen Spannungen und Abplatzungen der Verblendungen (Kappert et al. 2005). Daher ist es wichtig, für die Gerüstkeramik einen höheren WAK im Gegensatz zur Verblendkeramik zu konzipieren, um diese in der Abkühlphase nach dem Brand sowie bei thermischer Wechselbelastung in der Mundhöhle unter eine sichere Druckspannung zu setzen (Pospiech et al. 2004, Kappert et al. 2005). Die Gerüstkeramik erfährt dadurch eine Zugspannung und muss diese durch ihre höhere Festigkeit und geometrisch ausreichend dicke Gestaltung kompensieren (Kappert et al. 2005). Wichtig ist weiterhin, geschichtete Verblendkeramiken, die für Gerüste aus Metalllegierungen geeignet sind, nicht auf hochfeste Keramiken zu brennen, da es durch das Missverhältnis der WAK und der fehlenden adäquaten physikalischen Eigenschaften der Verblendkeramik an der Schwachstelle des Verbundes zu Abplatzungen kommt.

Die anatomische Gestaltung und ausreichende Dimensionierung der Gerüste ist zusätzlich eine Grundvoraussetzung, um eine ausreichende Unterstützung der Verblendungen zu gewährleisten, wobei die Stärke der Verblendungen selbst nicht über 2-3 mm hinaus reichen sollte (Tinschert et al. 2005). Ebenso wird die Zusammensetzung bzw. Inhomogenität der Verblendkeramik in aktuellen Studien als Ansatzpunkt für Frakturen diskutiert (Mörmann et al.2007). Groten (2007) regte in seiner Studie an, in Zukunft eventuell das Präparationsaufkommen gegenüber klassischen Vorgaben und metallkeramischen Restaurationen ohne ästhetische Einbußen und inakzeptabel hohes Frakturrisiko zu verringern. In diesem Fall soll die

Befestigung der Gerüstkeramik durch zahnfarbene Materialien auf Kompositbasis oder Hybridbefestigungsmaterialien erfolgen um eine adäquate Ästhetik zu erreichen. Das geeignete Verhältnis von Mindestgerüststärke und Verblendschicht muss noch unter funktioneller Stabilität klinisch belegt werden (Groten 2007).

Insgesamt existieren unter anderem Studien von Filser et al. (2002), welche einen schädigenden Einfluss der Verblendung auf die Festigkeit von ZrO₂ Restaurationen nachwiesen, im Gegensatz zu Studien von Gauckler (2003), welche keine Auswirkung der Verblendkeramik auf die Bruchlast der ZrO₂ Proben bestätigten. Auch Beuer et al. 2004 gehen von keinem negativen Einfluss der Verblendung aus, wenn der WAK zwischen der Verblendung und dem Gerüst abgestimmt ist. Zusätzlich können nach Beuer et al. (2004) auch eine andere als vom Hersteller angegebene Verblendung verwendet werden.

Die Langlebigkeit einer vollkeramischen Restauration hängt zusätzlich maßgeblich von deren internen und externen Passgenauigkeit ab, da durch eine flächige Abstützung der Restauration auf den Stumpf und der Vermeidung von großen Kronenrandspalten eine Überbeanspruchung der Restauration vermieden werden kann (Moldovan et al 2006, Mörmann et al. 2007). Moldovan et al. untersuchten 2006 die Innen- und Außenpassung dreigliedriger Cerec® und Cercon® Brückengerüste aus Zirkonoxid, wobei die positiven Abweichungen der Cerec® Gerüste für die Innen- und Außenpassung im Vergleich zu Cercon® größer waren und die Passgenauigkeit dadurch geringer.

Eine sicher vertretbare Indikation für Restaurationen aus ZrO₂ wird heute für Kronen und dreigliedrige Brücken im Front und Seitenzahnbereich gestellt und als echte Alternative zu metallbasierten Restaurationen angesehen (Klink und Groten 2006, Groten 2007, Beuer 2007, Mörmann et al. 2007). In einer Studie von Stamouli et al. (2006) wurden Vita In-Ceram YZ Cubes mit e max Ceram Keramik (Ivoclar, Vivadent, FL Schaan) verblendet und mit Ketac cem eingesetzt. Alle getesteten dreigliedrigen ZrO₂ Seitenzahnbrücken hielten der dynamischen Kaubelastung stand und können als Alternative zur konventionellen metallkeramischen Versorgung im Seitenzahnbereich in Betracht gezogen werden. Ebenfalls eine Studie zur Langzeitprognose im Sinne einer In-vitro Simulation einer fünfjährigen Tragedauer von dreigliedrigen Brücken aus Cercon base® und der Verblendung mit Cercon ceram S® im Vergleich mit metallkeramischen Brücken aus der Legierung Degudent H und der Verblendung Duceram Plus (Degudent Hanau) ergaben keine signifikanten Unterschiede bezüglich der Bruchfestigkeit und des

Randschlusses und können als gleichwertig betrachtet werden (Gröger et al. 2003). Obwohl in zahlreichen solcher klinischen Kurzeitstudien schon viel versprechende Erfolgsraten erzielt wurden, liegen noch keine gesicherten Aussagen zum Langzeitverhalten über den genannten Indikationsbereich hinaus vor, um die Zuverlässigkeit von ZrO₂ zu bestätigen (Sailer et al. 2006, Pospiech et al. 2004). Trotzdem werden Anwendungsbereiche wie bis zu 16-gliedrige Brücken, Geschiebe-Implantatabutments, Implantatgetragene Steggerüste, Teleskopinnenkronen, Inlaybrücken und Wurzelstifte diskutiert und vertreten (Pospiech et al. 2004, Beuer 2007). Die Häufigkeit solcher Konstruktionen ist jedoch nicht groß genug um repräsentative Fallzahlen zu erhalten und sollte als klinisch experimentelle Indikation angesehen werden (Klink und Groten 2006). Groten zeigte 2007 in einer Studie über 3 Jahre, das in prothetisch und funktionell günstigen Situationen auch viergliedrige und Komplexe Konstruktionen erfolgreich umgesetzt werden können. In diesem Fall wurden 3-viergliedrige Cerec- CAM Brücken aus In- Ceram YZ der Firma Vita im Oberkiefer eingegliedert. Diese Indikation stellt jedoch nur einen experimentellen Charakter dar und reicht nicht für die allgemeine Langzeitbewertung aus. Die Indikation für eine gute Prognose, eine funktionelle Stabilität und einen Erhalt der Brücke ist auf Patienten mit günstigen rekonstruktiven sowie funktionellen Verhältnissen zu beschränken (Groten 2007). Als absolute Kontraindikationen sind Allergien, Bruxismus und ein mangelndes Platzangebot aufzuführen (Pospiech et al. 2004).

Der Unterschied zwischen einer rein auf dem CAM Verfahrensweg hergestellten Restauration und einer CAD/CAM Prozesskette liegt eindeutig in der zu leistenden Arbeit vor der eigentlichen CAM (computerunterstützten) Herstellung. Im Fall von Cercon® (CAM) werden vom Zahntechniker die Restaurationen durch die aus der Edelmetalltechnik bekannten Wachsmodellation hergestellt. Für den Zahntechniker ist dieser Verfahrensweg dahingehend wirtschaftlich und effizient, da er flexibel in der Modellherstellung ist und die Indikation nicht erst in eine Software eingebunden werden muss (Vollmann 2004). Weiterhin ist durch eine reine CAM Herstellung eine wirtschaftlich optimale Ausnutzung der Rohlinge möglich, da der Zahntechniker ebenso viele Restaurationen modelliert wie das Fassungsvermögen des Rohlings es zulässt (Vollmann 2004). Im Gegensatz dazu setzt die Herstellung einer Keramik Restauration durch das CAD/CAM Verfahren zunächst die Anschaffung einer Scan- und Schleifeinheit

voraus und in diesem Zusammenhang hohe Investitionskosten. Weiterhin ist es unabdingbar die Software zu erlernen und bedienen zu können.

Beim Vergleich der Messwtergebnisse dieser Studie mit den Angaben aus wissenschaftlichen Studien in der Literatur kann zunächst im Allgemeinen die Instabilität der Verblendungen im Gegensatz zu den Gerüstkeramiken bzw. deren Widerstandsfähigkeit bestätigt werden.

Die Verblendkeramiken wiesen im Vergleich zu den Gerüsten eine viel geringere Frakturstabilität (Abb.15) im Zusammenhang mit einem sehr ausgeprägten Frakturmuster auf. Aus den Impressionen der Verblendungen gingen deutlich mehr (Abb.16), jedoch von ihrer Ausdehnung her stetig kürzere Frakturlinien (Abb.17) hervor. Meist entstanden die Frakturlinien an der Seitenkante der Impression (lateral, radial) und folgten keiner bestimmten geometrischen Form und Richtung. Insgesamt gingen die meisten Frakturlinien aus den Impressionen der Verblendkeramik B1 hervor. Die wenigsten Frakturlinien entstanden in der Gerüstkeramik A2 (Abb.16). Die Frakturlinienlänge unterscheidet sich nicht signifikant zwischen den Verblendmaterialien (Abb.17). Die Frakturlinien der Gerüstkeramiken entstanden ausschließlich in den Verlängerungen der Diagonalen (radial) und wiesen dabei einen geraden Verlauf auf. Im Gegensatz zu den Verblendmaterialien entstanden kontinuierlich weniger (Abb.16) aber längere Frakturlinien (Abb.17). Das Frakturverhalten der Gerüstwerkstoffe kann im Gegensatz zu den Verblendkeramiken aufgrund der erhöhten Frakturstabilität als kontrolliert und stabil betrachtet werden. Die höchste Frakturstabilität wurde bei B2 ermittelt, im Gegensatz zum niedrigsten Ergebnis der Verblendkeramik A1 (Abb.15). In Bezug auf die Frakturlinienlänge besteht eine grenzwertige Signifikanz zwischen den Gerüstmaterialien, wobei aus den Impressionen von B2 tendenziell längere Frakturlinien hervorgingen (Abb.17). Die Analyse der Vickershärte HV ergab nur zwischen A1/B1 und B1/B2 signifikante Unterschiede, wobei B2 insgesamt den höchsten Wert erzielte (Abb. 18). Der geringste Mittelwert wurde bei B1 bzw. der geringste Median in der Gruppe A2 berechnet (Abb.18). Die Vickershärte beträgt nach Herstellerangaben für beide Gerüstwerkstoffe 1200 HV und für die Verblendwerkstoffe 540 HV (B1) bzw. 670 HV (A1). In dieser Studie wurden Vickershärten (Mittelwert) von 944 HV (A2) und 1023 HV(B2) berechnet. Für die Verblendkeramiken wurden Werte von 842 HV (B1) und 985 HV (A1) berechnet. Die Ergebnisse stimmen mit den Herstellerangaben nach Tendenz überein.

Die Frakturlinienanzahl und die Frakturlinienlänge stehen im direkten Zusammenhang mit der aufgetragenen Last. Abb.43 zeigt, dass bei einer Krafteinwirkung von 5 N (Verblendkeramiken) eine größere Anzahl Frakturlinien entsteht als bei einer Krafteinwirkung von 40 N (Gerüstkeramiken). Die erhöhte Anzahl entstehender Frakturlinien in den Verblendkeramiken ist auf deren geringe Stabilität im Zusammenhang mit deren Zusammensetzung zurückzuführen. Weiterhin zeigt Abb. 44, dass die Krafteinwirkung die Frakturlinienlänge bestimmt. Bei einer Krafteinwirkung von 5 N entstehen kürzere Frakturlinien im Vergleich zu einer Krafteinwirkung von 40 N, da die Frakturlinienlänge mit dem Anstieg der aufgetragenen Last korreliert. In den Abb.35-38 werden die Frakturlinienlänge (mm) entgegen der Frakturlinienanzahl dargestellt, wobei in allen Gruppen ein signifikanter Unterschied im Kruskal-Wallis-Test bestätigt wurde. Bei A2 konnte ein eindeutiges Ansteigen der Frakturlinienlänge mit steigender Frakturlinienanzahl gezeigt werden. Für die Gruppen A1 und B2 konnte dies mit Einschränkung kleiner Ausreißer ebenfalls bestätigt werden. In der Gruppe B1 kam es zu einer Abnahme der Frakturlinienlänge mit steigender Frakturlinienanzahl. Die Korrelation zwischen dem Ansteigen der Frakturlinienlänge und der Anzahl entstehender Frakturlinien ist grundsätzlich auf die Zusammensetzung der Materialien und dem Vorhandensein bestehender Gefügefehler zurückzuführen. Grundsätzlich kann gesagt werden, dass an Prädilektionsstellen für Risse und Brüche nicht nur die Anzahl der Frakturlinien hoch ist, sondern ebenfalls die Frakturlinienlänge steigt. Aus den Ergebnissen kann geschlossen werden, dass die Verblendkeramiken das höhere Frakturrisiko aufgrund der erheblich höheren Frakturlinienanzahl tragen. Im Gegensatz dazu ist der Vorgang des unterkritischen Risswachstums bei den Gerüsten von starker Bedeutung. Zu beachten ist vor allem die Frakturlinienlänge, welche maßgeblich Einfluss auf das nicht vorhersehbare Spröbruchverhalten besitzt. In Zukunft müssen daher, wie in der Literatur angegeben, die Verblendungen stärker gefestigt und das unterkritische Risswachstum der Gerüste weiter kontrolliert werden. Mit den Abbildungen 27,29 und 30 wird der linear ansteigende Zusammenhang zwischen der Frakturstabilität K und der Frakturlinienlänge für A2, B2 und A1 bestätigt. Daraus wird ersichtlich, dass die Frakturlinienlänge mit der aufgetragenen Last (N) korreliert und damit die Frakturstabilität bestimmt. Für B1 (Abb. 28) konnte keine signifikante Korrelation zwischen der Frakturstabilität und der Frakturlinienlänge ermittelt werden. In den Abb.39-42 werden die Frakturstabilität K und die Frakturlinienanzahl gegeneinander aufgezeigt, wobei in allen Gruppen bis auf B1 ein

signifikanter Unterschied bestätigt werden konnte. Die Grafiken von A2 und A1 zeigen eindeutig ein Ansteigen der Frakturstabilität mit zunehmender Frakturlinienanzahl. Für B2 kann diese Aussage mit Einschränkung eines kleinen Ausreißers ebenfalls bestätigt werden. Kein signifikanter Unterschied wurde für B1 festgestellt. Es kam zu keiner Ab- oder Zunahme der Frakturstabilität im Zusammenhang mit der Frakturlinienanzahl.

In den Abb.31-34 wird der Verlauf der Vickershärte HV gegen die Frakturlinienanzahl aufgezeigt, wobei ein signifikanter Unterschied bei allen Gruppen mit Ausnahme von B1 bestätigt wurde. Die Abbildungen zeigen bei A1, A2 und bei B2 mit einem Ausreißer einen eindeutigen Abfall der Vickershärte bei zunehmender Frakturlinienanzahl. Die vermehrte Entstehung von Frakturlinien in einem weicheren Material, bzw. bei verminderter Vickershärte ist logisch nachvollziehbar. Aus den Abb.21-22 wird für die Gruppen A2 und B2 ersichtlich, dass beim Anstieg der Vickershärte die Frakturlinien kürzer werden. Dieser Zusammenhang konnte für die Gruppen A1 (Abb.19) und B1 (Abb.20) nicht bestätigt werden. Die Entstehung von kürzeren Frakturlinien mit dem Anstieg der Vickershärte korreliert mit den Ergebnissen aus den Abb.31-34. Die Abb.23-26 zeigt für alle Gruppen einen deutlichen Zusammenhang zwischen dem Ansteigen der Vickershärte HV und dem Abnehmen der Werte für die Frakturstabilität K. Insgesamt entstehen eine höhere Anzahl und von ihrer Ausdehnung her längere Frakturlinien bei einer hohen Frakturstabilität wenn die Vickershärte sinkt.

Bei der Bewertung der LSM Aufnahmen wurde im Vergleich aller Materialien in der Gruppe B2 die größte Impression (Breite, Tiefe) im Zusammenhang mit der größten Diagonalenlänge, bei gleichzeitig geringster Winkelgröße dokumentiert. In Bezug auf die Ermittlung der Winkel der Impressionen wurden für die Verblendmaterialien eindeutig höhere Messwerte erzielt, wobei in der Impression von A1 der größte Winkel ($147,6^\circ$) gemessen wurde. In Bezug auf Volumen und Oberfläche der Impressionen sowie Frakturlinienbreite und Frakturlinienwinkel wurden die höchsten Messergebnisse für die Gruppe A2 festgestellt. Aus den Impressionen der Gruppe A1 gingen im Gesamtbild der LSM Untersuchung immer die geringsten Werte mit Ausnahme des insgesamt größten Winkels ($147,6^\circ$) hervor.

Die physikalischen und chemischen Eigenschaften der vollkeramischen Systeme Cerec® und Cercon® entsprechen der DIN EN ISO 6872:2009-01. In den Literaturangaben unterscheiden sich die Zusammensetzung und die Werkstoffparameter zwischen den Gerüstmaterialien nur geringfügig (vgl. Tabelle 3 und 4, Kapitel 3.4.). Einzig nennenswerter Unterschied besteht hinsichtlich der erhöhten

Risszähigkeit für B2 im Vergleich zu A2. Die Zusammensetzung und die Präparationshinweise können als gleichwertig betrachtet werden. Hauptsächlich unterscheiden sich A2 und B2 durch die Herstellung, wobei beide Verfahren ihre Vor- und Nachteile besitzen. Der Vergleich der Literaturangaben mit den Ergebnissen dieser Studie stimmt hinsichtlich der ermittelten höchsten Frakturstabilität von B2 mit der nach Herstellerangaben höheren Risszähigkeit von B2 überein.

Für die Verblendkeramiken werden bezüglich der Zusammensetzung in der Literatur keine Unterschiede genannt (vgl. Tabelle 3 und 4, Kapitel 3.4.). In Bezug auf die Werkstoffeigenschaften besitzt die Verblendkeramik A1 eine höhere Biegefestigkeit und eine höhere Vickershärte, wobei für B1 ein höherer WAK angegeben wird.

6. Zusammenfassung

Y-TZP in Kombination mit dem CAD/CAM Herstellungsverfahren zeichnet sich durch seine hohe Härte und Festigkeit aus und ist die zur Zeit widerstandsfähigste Dentalkeramik, welche die Herstellung funktionell und ästhetisch hochwertiger prothetischer Versorgungen mit einem hohem Tragekomfort ermöglicht. Durch das bekannte Spröbruchverhalten ist es im Hinblick auf die Indikationsstellung sinnvoll die Beanspruchungsgrenzen zu kennen.

Ziel der Studie war es, die Frakturstabilität der Vollkeramiksysteme Cerec® und Cercon® zu untersuchen. Speziell wurde ein Vergleich beider Systeme und der zusammengesetzten einzelnen Materialien vorgenommen. Mit Hilfe eines Vickersdiamanten und Gewichten von 5 N und 40 N wurden in den verschiedenen Materialien unterschiedliche Frakturmuster hervorgerufen und analysiert. Durch die Auswertung der Längenangaben der Impressionen und der Kenntnis der Vickershärte konnte die Frakturstabilität berechnet werden. Die Auswertung der Frakturmuster bezog sich auf die Analyse der Frakturlinienlänge, Frakturlinienanzahl, Vickershärte und Frakturstabilität, wobei zwischen allen Parametern in Korrelationsberechnungen Zusammenhänge geprüft und grafisch dargestellt wurden.

Die Aufnahmen mit dem Laser Scanning Mikroskop META 510 stellen eine optische Bestätigung der statistischen Auswertung aus dem ersten Teil der Studie dar und können unterstützend für die Bewertung der Ergebnisse genutzt werden. Im Einzelnen verdeutlichten die 2D- und 3D-Darstellungen der Impressionen und der Frakturlinien die Unterschiede zwischen den Prüfkörpern und der Materialgruppen.

Die Studie bestätigt die bekannten Eigenschaften der keramischen Gerüst- und Verblendmaterialien. Die Aufgabe der Gerüstkeramiken reicht zum gegenwärtigen Zeitpunkt nicht über die primäre Versorgung als funktioneller Zahnersatz hinaus, wobei der angestrebten Sicherheit und Härte hier der Ästhetik Vorrang gegeben werden muss. Um eine ansprechende Ästhetik zu erzielen ist es daher immer noch notwendig die Gerüstkeramiken mit den transluzenteren Verblendkeramiken auf Kosten schlechterer mechanischer Eigenschaften und mangelnder mechanischer Stabilität zu verblenden. Insgesamt entstanden in der Gruppe B (Cercon®) höhere Frakturstabilitäten und längere Frakturlinien im Vergleich zur Gruppe A (Cerec®), welche eine insgesamt höhere Frakturlinienanzahl zeigte. Aus den Impressionen der Gruppe B entstanden weiterhin präzisere LSM Aufnahmen. Die ermittelte höhere Stabilität von B2 in dieser Studie und in den Literaturangaben sowie die geringe Differenz der WAK zwischen B1 und B2 weist auf einen stabilen Verbund innerhalb des Systems B hin und kann für die Verwendung in der Praxis empfohlen werden. Zusätzlich spricht für das Cercon® System die erweiterte Indikation sowie eine wirtschaftlichere und flexiblere Herstellung der Restaurationen im Vergleich zu Cerec®.

Sollte es möglich sein, die ästhetischen Eigenschaften der Gerüstmaterialien zu optimieren, könnte auf den Einsatz von Verblendmaterialien verzichtet werden. Erste Misserfolge vollkeramischer Systeme durch Abplatzungen von Verblendungen könnten damit verhindert werden. In Zukunft sollte das Ziel darin bestehen vollkeramischen Zahnersatz ohne Einschränkung als Standardlösung in der prothetischen Therapie anbieten zu können und gleichzeitig gute Langzeitergebnisse zu erzielen. Allergien, Materialunverträglichkeiten und Korrosion, welche von metallkeramischen Restaurationen bekannt sind, werden damit ausgeschlossen und durch biokompatible und ästhetischen Zahnersatz ersetzt.

7. Anhang

Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Seite-24	Tabelle 10: Seite-43
Tabelle 2: Seite-24	Tabelle 11: Seite-44
Tabelle 3: Seite-35	Tabelle 12: Seite-44
Tabelle 4: Seite-36	Tabelle 13: Seite-53
Tabelle 5: Seite-39	Tabelle 14: Seite-56
Tabelle 6: Seite-40	Tabelle 15: Seite-59
Tabelle 7: Seite-41	Tabelle 16: Seite-60
Tabelle 8: Seite-41	Tabelle 17: Seite-61
Tabelle 9: Seite-42	

Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Seite-13	Abbildung 36: Seite-54
Abbildung 2: Seite-13	Abbildung 37: Seite-55
Abbildung 3: Seite-13	Abbildung 38: Seite-56
Abbildung 4: Seite-14	Abbildung 39: Seite-57
Abbildung 5: Seite-14	Abbildung 40: Seite-57
Abbildung 6: Seite-18	Abbildung 41: Seite-58
Abbildung 7: Seite-18	Abbildung 42: Seite-59
Abbildung 8: Seite-18	Abbildung 43: Seite-60
Abbildung 9: Seite-27	Abbildung 44: Seite-61
Abbildung 10: Seite-27	Abbildung 45: Seite-62
Abbildung 11: Seite-28	Abbildung 46: Seite-63
Abbildung 12: Seite-29	Abbildung 47: Seite-64
Abbildung 13: Seite-30	Abbildung 48: Seite-65
Abbildung 14: Seite-30	Abbildung 49: Seite-66
Abbildung 15: Seite-39	Abbildung 50: Seite-67
Abbildung 16: Seite-40	Abbildung 51: Seite-68
Abbildung 17: Seite-42	Abbildung 52: Seite-69
Abbildung 18: Seite-43	Abbildung 53: Seite-70
Abbildung 19: Seite-45	Abbildung 54: Seite-70
Abbildung 20: Seite-45	Abbildung 55: Seite-71
Abbildung 21: Seite-46	Abbildung 56: Seite-72
Abbildung 22: Seite-46	Abbildung 57: Seite-72
Abbildung 23: Seite-47	Abbildung 58: Seite-73
Abbildung 24: Seite-47	Abbildung 59: Seite-73
Abbildung 25: Seite-47	Abbildung 60: Seite-74
Abbildung 26: Seite-48	Abbildung 61: Seite-74
Abbildung 27: Seite-49	Abbildung 62: Seite-74
Abbildung 28: Seite-49	Abbildung 63: Seite-74
Abbildung 29: Seite-49	Abbildung 64: Seite-75
Abbildung 30: Seite-50	Abbildung 65: Seite-76
Abbildung 31: Seite-51	Abbildung 66: Seite-77
Abbildung 32: Seite-51	Abbildung 67: Seite-78
Abbildung 33: Seite-52	Abbildung 68: Seite-79
Abbildung 34: Seite-53	
Abbildung 35: Seite-54	

Abkürzungsverzeichnis

Abb.: Abbildung

bzw.: beziehungsweise

ca.: circa

CAD : Computer aided design (computerunterstützter Entwurf)

CAM : Computer aided manufacturing (computerunterstützte Fertigung)

DIN : Deutsches Institut für Normung e.V.

2D: zweidimensional

3D: dreidimensional

etc.: et cetera

META : griechische Vorsilbe

LSM : Laser Scanning Mikroskop

N : Newton

Tab.: Tabelle

usw: und so weiter

vgl.: vergleiche

vs : versus

WAK: Wärmeausdehnungskoeffizient (en)

z.B. : zum Beispiel

ZrO₂ : Zirkoniumdioxid

8. Literaturverzeichnis

1. Aboushelib MN, de Jager N, Kleverlaan CJ, Feilzer AJ (2007): Effect of loading method on the fracture mechanics of two layered all-ceramic restorative systems. *Dent Mater* 23, 952-959
2. Anstis GR, Chantikul P, Lawn BR, Marshall DB (1981): A Critical Evaluation of Indentation Techniques for Measuring Fracture Toughness: I, Direct Crack Measurements. *J Am Ceram Soc* 64, 533-538
3. Anusavice KJ: *Dental Ceramics*. Philipps' Science of Dental Materials, Saunders 11. Edition, St. Louis 2003, 655-720
4. Attin T, Müller T, Patyk A, Lennon ÁM (2004): Influence of Different Bleaching Systems on Fracture Toughness and Hardness of Enamel. *Oper Dent* 29-2, 188-195
5. Beuer F (2007): Zirkoniumdioxid-Restaurationen-Ein Behandlungslaufplan von A wie Auswahl der Patienten bis Z wie Zementieren. *ZWR* 116, 21-24
6. Beuer F, Kerler T, Erdelt KJ, Schweiger J, Eichberger M, Gernet W (2004): Der Einfluss der Verblendung auf die Bruchfestigkeit von Zirkoniumdioxidrestaurationen. *Dtsch Zahnärztl Z* 59, 527- 530
7. Beuer F, Erdelt KJ, Schweiger J, Eichberger M, Gernet W (2006): Biegefestigkeit von unterschiedlich bearbeitetem Zirkonoxid. *Dtsch Zahnärztl Z* 61, 155–157
8. Bieniek KW, Marx R (1994): Die mechanische Belastbarkeit neuer vollkeramischer Kronen -und Brückenmaterialien. *Schweiz Monatsschr Zahnmed* 104, 284- 289
9. Blatz MB, Sadan A, Kern M (2004): Ceramic restorations. *Compend Contin Educ Dent* 25, 306-312
10. Blumenauer H, Pusch G: *Technische Bruchmechanik*. Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig- Stuttgart 1993
11. Castro DE : Schwellwert für die Ermüdungsrissoausbreitung bei betriebsähnlichen Belastungen. Diss. TH Karlsruhe 1989
12. Claussen N (1986): Umwandlungsverstärkte keramische Werkstoffe. *Z Werkstofftech* 13, 138
13. Cramer S (2003): Zirkon und Zirkonium. *Dent Lab* 7, 1137- 1142
14. DIN EN ISO 6872:2009-01: Zahnheilkunde- keramische Werkstoffe. Betz Verlag, Berlin 2009

15. Evans AG, Heuer AH (1980): REVIEW-Transformation Toughening in Ceramics: Martensitic Transformations in Crack- Tip Stress Fields. J Am Ceram Soc 63, 241- 248
16. Fett T, Munz D, Seidel J, Stech M, Rödel J (1996): Correlation between long and short crack r-curves in alumina using the crack opening displacement and fracture mechanical weight function approach. J Am Ceram Soc 79, 1189-1196
17. Filser F, Lüthy H, Kocher P, Gauckler L (2002): Vollkeramischer Zahnersatz im Seitenzahnbereich. Bewertung von Werkstoffen hinsichtlich Bruchlast und Zuverlässigkeit. Quintessenz Zahntech 28, 48-60
18. Fischer H, Yildirim M, Schmitz F, Marx R (1999): Festigkeitsminderung von Zirkonoxid- Abutments infolge der Bearbeitung? Dtsch Zahnärztl Z 54, 443-445
19. Gamborena I, Blatz MB (2007): Umfassende ästhetische und funktionelle Rehabilitation unter Anwendung eines CAD/CAM Vollkeramiksystems. Die Quintessenz 58, 1055-1064
20. Gauckler L : Bruchverhalten von Zirkonoxid. Cerec Symposium. 18.9.2003 (aus Stamouli et al 2006)
21. Gerthsen CH, Meschede D : Die ganze Physik zum 21. Jahrhundert. 22. Auflage, Springer Verlag, Berlin 2004
22. Giannakopoulos AE, Larsson PL, Vestergaard R (1994): Analysis of Vickers Indentation. Int J Solids Structures 31, 2679- 2708
23. Groten M (2007): Prothetischer Lückenschluss mit viergliedrigen Zirkonoxidkeramikbrücken. Quintessenz 58, 1045-1053
24. Gröger G, Rosentritt M, Behr M: Ceramic veneering of Au-alloy and CAM zirconia ceramic. IADR Göteborg 2003
25. Guazzato M, Albakry M, Ringer SP, Swain MV (2004): Strength fracture toughness and microstructure of a selection of all- ceramic materials. Part II. Zirconia- based dental ceramics. Dent Mater 20 ,449- 456
26. Hahn R, Löst C (1992): Konventionelle Dentalporzellane versus bruchzähe Hochleistungskeramiken. Dtsch Zahnärztl Z 47, 659- 664
27. Hannink RH, Kelly PM, Muddle BC (2000): Transformation toughening in zirconia- containing ceramics. J Am Ceram Soc 83,461- 487
28. Harten U: Physik für Mediziner. Springer Verlag, 10.Auflage, Berlin 2001
29. Hennicke HW (1967): Zum Begriff Keramik und zur Einteilung keramischer Werkstoffe. Ber Dtsch Keram Ges 44, 209
30. Hwang JR, Shih JL, Jeng MC (1997): Fatigue Crack Growth Rate of Zirconia Ceramics. J Eurp Ceram Soc 17, 1587- 1590

31. Kappert HF, Luthardt RG, Tinschert J, Kern M: Vollkeramische Restaurationen in der zahnärztlichen Prothetik. Erfurt, Tagung der Mitteldeutschen Gesellschaft für Zahn-, Mund- und Kieferheilkunde, 10.09.2005
32. Kerkhof F: Grundlagen der Festigkeit und des Bruchverhaltens von keramischen Werkstoffen. In: Handbuch der Keramik. Schmid, Freiburg 1982
33. Klink A, Groten M (2006): CAD/CAM Restaurationen aus Zirkonoxid. ZMK 22,268-276
34. Kollenberg W : Technische Keramik. Grundlagen/ Werkstoffe/ Verfahrenstechnik. Vulkan Verlag, Essen 2004
35. Körber KH, Ludwig K (1983): Maximale Kaukraft als Berechnungsfaktor zahntechnischer Konstruktionen. Dent Lab 31, 55-60
36. Lawn BR, Marshall DB (1979): Hardness, Toughness and Brittleness: An indentation Analysis. J Am Ceram Soc 62,347- 350
37. Ludwig K : Lexikon der zahnmedizinischen Werkstoffkunde. Quintessenz Verlag, Berlin 2005
38. Luthardt RG, Rieger W, Musil R (1997): Grinding of Zirconia -TZP in Dentistry- CAD/CAM-Technology for the manufacturing of fixed dentures. Bioceramics 10,437-440
39. Luthardt RG, Holzhüter M, Sandkuhl O, Herold V, Walter M (2000): Festigkeit und Randzonenschädigung von Zirkonia- TZP-Keramik nach simulierter Innenbearbeitung von Kronen. Dtsch Zahnärztl Z 55,785-789
40. Luthardt RG, Holzhüter M, Rudolph H, Herold V, Walter MH (2004):CAD/CAM – machining effects on Y-TZP zirconia. Dent Mater 20,655- 662
41. Marx R (1993):Moderne keramische Werkstoffe für ästhetische Restaurationen- Verstärkung und Bruchzähigkeit. Dtsch Zahnärztl Z 48,229- 236
42. Marx R, Fischer H, Weber M, Jungwirth F (2001): Rissparameter und Weibullmodule: unterkritisches Risswachstum und Langzeitfestigkeit vollkeramischer Materialien. Dtsch Zahnärztl Z 56,90- 98
43. Marx R, Jungwirth F, Walter PO (2005): Ist unterkritisches Risswachstum in vollkeramischen Restaurationen vermeidbar und somit quasi metallisches Festigkeitsverhalten möglich? Dtsch Zahnärztl Z 60,258- 267
44. McLean JW (1991):The Science and Art of Dental Ceramics. Oper Dent 16,149-156
45. Moldovan O, Rudolph H, Quaas S, Bornemann G, Luthardt RG (2006): Interne und externe Passgenauigkeit CAM-gefertigter Zirkondioxidbrücken. Dtsch Zahnärztl Z 61,38-42

46. Morena R, Lockwood PE, Fairhurst CW (1986): Fracture toughness of commercial dental porcelains. Dent Mater 2,58-62
47. Mörmann WH (Hrsg.): State of the art of CAD/CAM restorations, 20 Years of Cerec. Quintessenz, New Malden UK/ Berlin 2006
48. Mörmann WH, Ender A, Durm E, Michel J, Wolf D, Bindl A (2007): Zirkonoxidgerüste bei Kronen und Brücken: aktueller Stand. Dtsch Zahnärztl Z 62,141-148
49. Munz D, Fett T: Mechanisches Verhalten keramischer Werkstoffe. Springer Verlag, Berlin Heidelberg 1989
50. Noll FJ (2003): Leichter Einstieg in die Zirkon –Welt. Dent Lab 7,1155- 1159
51. Palmquist S (1957): Method att bestamma segheten hos sproda material, sarskilt hardmetaller. Jernkontorets Ann 141, 300-307
52. Pfeifer T, Dussler G, Engelmann B :Visualisierungsmethoden für Mikrostrukturen mit dem konfokalen Laser Scanning Mikroskop: " In: Tagungsband VDI Berichte: Oberflächenmesstechnik “ 1806, Langen 2003, 175- 186
53. Pospiech P, Tinschert J, Raigrodski A: Vollkeramik- Ein Kompendium für die keramikgerechte Anwendung vollkeramischer Systeme in der Zahnmedizin. 3M ESPE AG, Seefeld 2004
54. Produktinformation der Dental- Firma DeguDent GmbH ; Hanau 2006
55. Produktinformation der Dental- Firma Vita Zahnfabrik; Bad Säckingen 2006
56. Produktinformation des Laser Scanning Mikroskops (LSM) META 510, Carl Zeiss Jena 2006
57. Reichel K (2004): Virtual reality by cerec in Lab framework. Int J Comput Dent 7,85-95
58. Roulet JF, Janda R (2001): Future Ceramic Systems. Oper Dent 6,211- 228
59. Rudolph H, Schöne C, Luthardt RG (2004): Einfluss der Digitalisierung auf die erreichbare Präzision CAD/ CAM– gefertigter zahnmedizinischer Restaurationen. Dtsch Zahnärztl Z 59,73
60. Rudolph H, Johannes M, Luthardt RG (2005):Niederdruckspritzgießen von Hochleistungskeramik. Dtsch Zahnärztl Z 60,172- 173
61. Sailer I, Feher A, Filser F (2006): Prospective clinical study of zirconia posterior fixed partial dentures:3 year follow up. Quintessenz Int 37, 685-693
62. Schäfer R, Kappert HF (1993): Die chemische Löslichkeit von Dentalkeramiken. Dtsch Zahnärztl Z 48,625-628

63. Schmitt R: Untersuchungen zum Wachstum mikroskopischer und makroskopischer Risse unter zyklischer Belastung in Zirkonoxid. Maschinenbau Diss. Karlsruhe 1994
64. Schüller KH, Hennicke HW (1985): Zur Systematik der keramischen Werkstoffe. Ceram Forum Int 6/7, 259
65. Stamouli K, Smeekens S, Att W, Strub JR (2006): Bruchfestigkeit von dreigliedrigen Zirkoniumdioxid- Seitenzahnbrücken. Dtsch Zahnärztl Z 61,621-626
66. Terpelle T (2005): Vollkeramischer Zahnersatz auf Basis von Zirkonoxid. ZMK 21,590-592
67. Tinschert J, Marx R (1997): Klinische Bewertung von Materialien für die Vollkeramik mit bruchmechanischen Methoden. Stomatologie 1, 7-12
68. Tinschert J, Dicks Ch, Färber H, Marx R (1996): Bruchwahrscheinlichkeit von verschiedenen Materialien für vollkeramische Restaurationen. Dtsch Zahnärztl Z 51,406- 409
69. Tinschert J, Natt G, Doose B, Fischer H, Marx R (1999): Seitenzahnbrücken aus hochfester Strukturkeramik. Dtsch Zahnärztl Z 54,545
70. Tinschert J, Natt G, Jorewitz A, Fischer H, Spiekermann H, Marx R (2000): Belastbarkeit vollkeramischer Seitenzahnbrücken aus neuen Hartkernkeramiken. Dtsch Zahnärztl Z 55,610- 616
71. Tinschert J, Natt G, Latzke P, Schulze K, Heussen N, Spiekermann H (2005): Vollkeramische Brücken aus DC-Zirkon -Ein klinisches Konzept mit Erfolg? Dtsch Zahnärztl Z 60,435-445
72. Tinschert J, Natt G, Mohrbotter N, Spiekermann H, Schulze KA (2007): Lifetime of alumina and zirconia ceramics used for crown and bridge restorations. J Biomed Mat Res 80B, 321
73. Vollmann M (2004): The Innovative DeguDent All-ceramic System: Benchmark for Zirconia Processing. Int J Comput Dent 7, 279-291
74. Wataha JC (2001): Principles of biocompatibility for dental practitioners. J Prosthet Dent 86, 203-209
75. Wiederhorn SM: Subcritical crack growth in ceramics. In: Fracture mechanics of ceramics 2. Plenum Press, New York 1974

Lebenslauf

Am 22.11.1982 wurde ich, Ulrike Wünscher, in Pößneck als Tochter des Zahnarztehepaares Dr. Kathrin Wünscher, geb. Aßmann, und Dr. Ekkehard Wünscher geboren. Meine Staatsangehörigkeit ist deutsch, mein Familienstand ist ledig. Am 31.10.1987 wurde mein Bruder Sebastian Wünscher in Sömmerda geboren.

Von 1989 bis 1993 besuchte ich die Grundschule in Berlstedt und von 1994 bis 2001 das Gymnasium in Buttstedt- Mellingen. 2001 legte ich die Abiturprüfung ab. Im Anschluss daran absolvierte ich ein Freiwilliges Soziales Jahr im Wald-Klinikum Gera.

Im April 2002 nahm ich das Studium der Zahnmedizin an der Georg–August-Universität zu Göttingen auf. Im Februar 2003 legte ich die naturwissenschaftliche Vorprüfung ab. Im September 2004 beendete ich den vorklinischen Teil des Studiums nach bestandener zahnärztlicher Vorprüfung. Im Frühjahr 2007 legte ich die zahnärztliche Prüfung ab und erhielt am 28.06.2007 die Approbation als Zahnärztin.

Vom 01.08.2007 bis 31.07.2009 arbeitete ich als Vorbereitungsassistentenzahnärztin in einer niedergelassenen Praxis. Seit 01.08.2009 bin ich als Weiterbildungsassistentin für Oralchirurgie in der MKG Praxis Dr. Wiegner in Eisenach tätig.

Zurzeit wohne ich in 99439 Neumark, Vippachedelhäuser Straße 19.

Danksagung

Herrn Professor Dr. med. dent. A.J. Patyk, Abteilung für Prothetik der Universität Göttingen, bin ich für die Überlassung des Themas dieser Arbeit und für die Betreuung und Unterstützung bei der Durchführung dieser Studie sehr dankbar.

Dank gilt im Besonderen den Firmen Vita und Degudent, für die freundliche Bereitstellung der Keramikproben.

Bedanken möchte ich mich ebenfalls bei Professor Dr. K.D. Jandt, Institut für Materialwissenschaft und Werkzeugtechnologie, der Friedrich Schiller Universität Jena, für die freundliche Genehmigung zur Nutzung des Laser Scanning Mikroskops.

Für die praktische Anleitung und Unterstützung bei der Arbeit mit dem Laser Scanning Mikroskop sowie der statistischen Analyse bin ich Herrn Hempel zu Dank verpflichtet.