

Aus der Poliklinik für Zahnärztliche Prothetik der
Ludwig-Maximilians-Universität München
Direktor: Professor Dr. Dr. h. c. W. Gernet

Untersuchung zur Langzeitfestigkeit von Zirkoniumdioxid-Gerüstmaterial

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

vorgelegt von
Jan Xyländer
aus Schkeuditz
2010

Mit Genehmigung der Medizinischen Fakultät
der Universität München

Berichterstatter:	PD Dr. F. Beuer
Mitberichterstatter:	PD Dr. N. Llie
Dekan:	Prof. Dr. Dr. h. c. M. Reiser, FACR, FRCR

Tag der mündlichen Prüfung: 23.03.2010

In Dankbarkeit meinen Eltern gewidmet

1	EINLEITUNG	1
2	LITERATURÜBERSICHT	3
2.1	Definition keramischer Werkstoffe.....	3
2.2	Geschichtliche Entwicklung	6
2.3	Werkstoffkundliche Aspekte.....	9
2.3.1	Gesinterte Feldspatkeramiken	11
2.3.2	Gießbare und pressbare Glaskeramiken	13
2.3.3	Oxidkeramiken	15
2.3.3.1	Infiltrationskeramiken.....	15
2.3.3.2	Dicht gesinterte Oxidkeramiken	16
2.4	Zirkoniumdioxid	17
2.4.1	Sinterung.....	20
2.4.2	Einfärbung.....	23
2.5	Prüfverfahren	24
2.5.1	Biegefestigkeit und Elastizitätsmodul	24
2.5.1.1	Dreipunkt- und Vierpunkt-Biegeprüfung	25
2.5.1.2	Biaxiale Biegeprüfung (Kolben-auf-drei-Kugeln-Prüfung).....	26
2.5.2	Dauerfestigkeit	28
2.5.3	Weibull-Analyse	28
3	MATERIAL UND METHODE.....	29
3.1	Übersicht.....	29
3.2	Herstellung der Proben	29
3.2.1	Schneiden der Proben	30
3.2.2	Sintern der Proben	31
3.2.3	Schleifen der Proben.....	31
3.2.4	Alterung der Proben	33
3.3	Bestimmung der Frakturkraft	34
3.4	Anfertigung der Rasterelektronenmikroskop-Proben.....	36
3.5	Qualitative Oberflächenanalyse mit dem Rasterelektronenmikroskop ..	36
3.6	Berechnung der Biegefestigkeit	37
3.7	Berechnung des Weibull-Moduls.....	38
3.8	Statistische Auswertung.....	39

4	ERGEBNISSE	40
4.1	Deskriptive Statistik aller gemessenen Werte.....	40
4.1.1	Biegefestigkeit	40
4.1.2	Weibull-Modul.....	41
4.2	Statistische Auswertung.....	41
4.2.1	Vergleich der Sinterzeiten von ungefärbtem Zirkoniumdioxid ohne Alterung	42
4.2.2	Vergleich der Sinterzeiten von ungefärbtem Zirkoniumdioxid nach Alterung	43
4.2.3	Vergleich der Sinterzeiten von gefärbtem Zirkoniumdioxid ohne Alterung	44
4.2.4	Vergleich der Sinterzeiten von gefärbtem Zirkoniumdioxid nach Alterung	45
4.3	Auswertung der REM-Bilder	46
5	DISKUSSION	51
5.1	Zirkoniumdioxid	51
5.1.1	Klinische Ergebnisse.....	51
5.2	In-vitro-Untersuchung	52
5.3	Material und Methode	53
5.3.1	Kausimulation.....	54
5.3.2	Biegeprüfung	56
5.4	Ergebnisse.....	57
5.4.1	Vergleich der Biegefestigkeiten in Abhängigkeit der Sinterzeit	57
5.5	Schlussfolgerung für die Praxis	59
6	ZUSAMMENFASSUNG.....	60
7	LITERATURVERZEICHNIS	62
8	ABBILDUNGSVERZEICHNIS.....	72
9	TABELLENVERZEICHNIS.....	74
10	DANKSAGUNG.....	75
11	LEBENS LAUF.....	76

1 Einleitung

Nach wie vor hat die herkömmliche metallkeramische Verblendkrone mit ihrer ausgereiften Technik einen festen Platz in der Kronen- und Brückenprothetik. Doch aus Gründen der besseren Biokompatibilität, Ästhetik und Wirtschaftlichkeit tritt die Versorgung mit Vollkeramiksystemen immer mehr in den Vordergrund. Mit ihnen ist es möglich, hervorragende ästhetische Ergebnisse zu erzielen.

Immer mehr solcher Vollkeramiksysteme drängen in letzter Zeit auf den Markt. Nicht alle neuen Materialien sind den Anforderungen in allen Bereichen der prothetischen Zahnmedizin gewachsen. So sind z. B. zur Verwendung von Einzelkronen die Glaskeramiken und Feldspatkeramiken etabliert, die aufgrund ihrer hervorragenden Lichtbrechungseigenschaften exzellente ästhetische Ergebnisse, ähnlich denen der natürlichen Zähne, liefern [35, 38, 81, 92]. Die Oxidkeramiken haben aufgrund ihrer enorm hohen Festigkeit ihre Indikation im Seitenzahnbereich und bei Brückenversorgungen gefunden. Die Entwicklung geht hierbei in die Richtung, dass immer größere Spannen realisiert werden [29, 115]. Aus diesem Grund müssen die hierfür verwendeten Oxidkeramiken, z. B. Aluminiumoxid oder Zirkoniumdioxid, eine sehr hohe Festigkeit aufweisen, um den erhöhten Belastungen von ca. 500 - 800 N im Kauzentrum Rechnung zu tragen [107]. Die Festigkeit der momentan etablierten Oxidkeramiken liegt zwischen 100 und 1000 MPa [51]. Doch ist die Festigkeit der verschiedenen Systeme nicht allein ausschlaggebend, ob eine Keramik erfolgreich eingesetzt werden kann. Hinzu kommt die Möglichkeit der Einfärbung der Gerüste, anhand derer eine noch zahnähnlichere Ästhetik erreicht werden kann. Auch die Herstellung im Labor stellt ein wichtiges Kriterium dar. Im Vordergrund steht hier die Wirtschaftlichkeit, die sich in den einzelnen Bearbeitungsschritten niederschlägt. Allem voran sind hier die Sinterzeiten zu nennen. Können diese, bei gleichbleibender Materialeigenschaft, kurz gehalten werden, so wird die Wirtschaftlichkeit erhöht und es wäre mög-

lich, eine Einzelkrone innerhalb eines Tages im Labor herzustellen, was die Chancen am Markt steigern würde [23, 92, 106].

Besteht die Möglichkeit, die genannten Vorteile hinsichtlich Einfärbung und kürzerer Bearbeitungszeit im Labor ohne Einbuße der Biegefestigkeit zu nutzen?

Mit dieser Frage beschäftigt sich die vorliegende Arbeit. Dafür werden die Biegefestigkeiten in Abhängigkeit der Sinterzeit und der Einfärbung untersucht. Es handelt sich um ein Zirkoniumdioxid des Herstellers Zirkonzahn® aus Italien, welches für den Einsatz in der Brückenprothetik konzipiert wurde. Die Untersuchung gliedert sich in zwei Hauptgruppen, gefärbt und nicht gefärbt (weiß) und in jeweils vier Untergruppen, in denen nach Alterung und Sinterzeit unterschieden wird. Das untersuchte Zirkoniumdioxid befindet sich seit 2003 auf dem Markt.

2 Literaturübersicht

2.1 Definition keramischer Werkstoffe

Aufgrund der vielen Neuentwicklungen auf dem Gebiet der Keramiken muss eine Definition sehr allgemein ausfallen. Eine solche allgemein gehaltene Definition wurde vom Nomenklaturausschuss der Deutschen Keramischen Gesellschaft gegeben: „[...] Keramische Werkstoffe sind anorganisch, nichtmetallisch, in Wasser schwer löslich und zu wenigstens 30 % kristallin. In der Regel werden sie bei Raumtemperatur aus einer Rohmasse geformt und erhalten ihre typischen Werkstoffeigenschaften durch eine Temperaturbehandlung bei meist über 800 °C. Gelegentlich geschieht die Formgebung auch über erhöhte Temperatur oder gar über den Schmelzfluss mit anschließender Kristallisation.“

Der Aufbau der atomaren Struktur unterscheidet sich je nach Zusammensetzung im kristallinen und nicht-kristallinen Anteil. Beim kristallinen Anteil handelt es sich um eine regelmäßige Anordnung von Atomen über ionische und kovalente Bindungen. Sind keine Regelmäßigkeiten innerhalb der Anordnung der Atome erkennbar, spricht man von einer nicht-kristallinen oder amorphen Struktur. Oft können dieselben Atomkombinationen beide Strukturen aufweisen, je nachdem, ob sie während der Herstellung genügend Zeit haben, sich zu gruppieren.

Eine Einteilung in der nicht nur die chemische Zusammensetzung, sondern auch die unterschiedlichen Eigenschaften der Keramiken berücksichtigt werden, wird z. B. von *Schüller* [110] gegeben (siehe Tabelle 2-3). Hierbei werden silikatkeramische Werkstoffe, wie Töpfergut, Ziegel und die Dentalkeramik (Feldspat), oxidische Werkstoffe, wie Aluminiumoxid, Zirkoniumdioxid und Magnesiumoxid sowie nicht-oxidische Werkstoffe, zu denen die Nitride und Carbide gehören, unterschieden. Anderen Einteilungen liegen die Herstellungsart, der Verwendungszweck [87] oder die Festigkeit zugrunde [51]. Hierbei werden keramische Massen unterschieden, deren Elastizitätsmodule 60 GPa bis 80 GPa und deren Biegefestigkeiten

60 MPa bis 100 MPa erreichen. Diese werden als Typ I-Keramiken zusammengefasst. Typ II-Keramiken umfassen Werkstoffe mit einer Biegefestigkeit von 300 MPa bis 500 MPa und einem Elastizitätsmodul von ca. 100 GPa. Biegefestigkeiten von 600 MPa bis 1000 MPa und Elastizitätsmodule zwischen 200 GPa und 300 GPa werden von Keramiken des Typs III erreicht [51].

Tabelle 2-1: Einteilung nach klinischer Anwendung (nach Pröbster [86])

Anwendung	Kronen und ggf. Brücken	Inlays, Onlays, Teilkronen und Veneers
Keramik	In-Ceram Procera AllCeram DCS Zirkoniumdioxid	Gesinterte Feldspatkeramik und Glaskeramik leuzitverstärkte Presskeramik Cerec MK II

Tabelle 2-2: Einteilung aktueller keramischer Massen nach dem chemischen Aufbau (nach Pospiech [87]).

Silikatkeramiken		Oxidkeramiken
Feldspatkeramiken	Glaskeramiken	
- alle üblichen Verblendkeramiken	- Empress - Dicor	- In-Ceram (Alumina, Zirkonia)

Tabelle 2-3: Systematik der keramischen Werkstoffe nach *Schüller* [110].

1. Silikatkeramische Werkstoffe						
Gefüge	grob		fein			
	porös	dicht	porös		dicht	
Wasseraufnahme- fähigkeit [Gew. %]	> 6	< 6	> 2		< 2	
Scherben	farbig	farbig	farbig	hell bis weiß	farbig	hell bis weiß fuchsendicht
1.1 Tonkeramische Erzeugnisse (Scherben enthalten Mullit als wesentlichen Gefügebestandteil)						
Beispiele	Ziegel	Klinker Baukeramik	Töpferware	Tonsteingut	Fliesen Sanitärwaren	Hartporzellan Weichporzellan Dentalkeramik
1.2 Sonstige silikatkeramische Erzeugnisse						
Beispiele	Silikatsteine	schmelz- gegossene, feuerfeste Steine		Cordierit	Cordierit	Steatit Li-Al-Silikat
2. Oxidkeramische Werkstoffe						
Gefüge	grob		fein			
2.1 Einfache Oxide						
Beispiele	Aluminiumoxid Magnesiumoxid Calciumoxid		Aluminiumoxid Magnesiumoxid Berylliumoxid Titanoxid Zirkoniumdioxid			
2.2 Komplexe Oxide						
Beispiele	Chromit		Perowskite Spinell Granate			
3. Nicht-oxidische Keramische Werkstoffe						
Gefüge	grob		fein			
Beispiele	Kohlenstoff Graphit		Nitride Carbide Kohlenstoff			

2.2 Geschichtliche Entwicklung

Seit ca. 20 Jahren wird intensiv auf dem Gebiet der Dentalkeramik geforscht. Anfangs ein Werkstoff, der viel zu leicht versagte, entwickelte sich die Keramik in den letzten Jahren zu einem nicht mehr wegzudenkenden Bestandteil für ästhetisch anspruchsvollste Arbeiten.

Der Begriff „Keramik“ leitet sich vom griechischen „keramos“ (= Erden) ab und geht auf eine bereits vor 10.000 Jahren getroffene Erkenntnis zurück, dass sich einige Erden gut formen und durch einen Hitzeprozess verfestigen lassen. Diese Erden wurden auch „Töpferton“ genannt.

Der gewöhnliche Töpferton besteht aus feinkristallinen Hydrosilikaten von Aluminium, Magnesium und Eisen [60]. Diese Hydrosilikate bestehen aus Plättchen mit einem Durchmesser von weniger als 10 µm. Diese Plättchen verbinden sich beim Brennen durch eine glasige Zwischenschicht und es entsteht eine poröse Keramik, die durch eine Oberflächenbehandlung abgedichtet werden muss. Diese Methode wurde schon 4000 Jahre v. Chr. angewandt, um die Oberfläche des Tons zu versiegeln. Die heutigen dentalkeramischen Massen entwickelten sich aus dem Porzellan, welches Feldspat, Quarz und Kaolin als Grundbestandteile besitzt [87].

Porzellan gilt als edelstes Tonzeug und wurde ca. 700 Jahre n. Chr. in China entwickelt. Es entstand durch Mischen von Ton und „chinesischem Stein“ und bestand aus ca. 50 % Kaolin, 25 % Feldspat und 25 % Quarz. Im 17. Jahrhundert wurde in Europa wiederholt versucht, das chinesische Porzellan nachzubilden. Erstmalig gelang dies *J. F. Böttcher*, der das heute noch berühmte „Meissner Porzellan“ „erfand“. Die erste dokumentierte Anwendung von Porzellan in der Zahnheilkunde geht auf *F. T. Duchateau* zurück, der sich 1774 eine ganze Prothese aus Porzellan brennen ließ [68, 104]. Dem Italiener *G. Fonzi* gelang 1808 die Herstellung von Einzelzähnen mit eingebrannten Platinstiften (sog. Crampons). Damit war ein entscheidender Schritt zum neuzeitlichen Zahnersatz vollbracht, da nun die Herstellung der Zähne und der Prothesenbasis getrennt von einander stattfinden konnte.

Im Jahre 1825 begann in Amerika die industrielle Herstellung von Mineralzähnen durch *S. W. Stockton* und ab dem Jahre 1844 auch durch die heute noch bestehende Firma *S. S. White Corporation* [104]. Das erste vollkeramische System wurde 1886 von *Charles Land* in Form der sog. Jacketkrone vorgestellt [87]. Mangelhafte Brennmethoden führten aber immer noch zu hohen Porositäten innerhalb des Gefüges, weshalb die Jacketkrone sehr frakturanfällig war. Die unmittelbare Folge dessen war die Entwicklung metallkeramischer Kronen, die die Mundbeständigkeit und Ästhetik der Keramik mit der hohen Biegefestigkeit der Metalle vereinten. Diese Keramiken haben einen hohen thermischen Expansionskoeffizienten, der die temperaturabhängige Ausdehnung der Keramiken angibt und über Oxide mit thermisch kompatiblen Metalllegierungen verbunden ist [60, 87].

Mit dieser Kombination war es nun möglich, mehrgliedrige, stabile Brücken im Seitenzahnbereich herzustellen, die eine zufriedenstellende Ästhetik aufweisen. Allerdings ist die Biokompatibilität und Ästhetik nicht mit der von vollkeramischen Restaurationen vergleichbar, da Oxidationsprodukte zu einer verminderten Gewebeverträglichkeit führen und die ästhetische Wirkung durch fehlende Transluzenz herabgesetzt wird [104]. Dennoch wurde die Suche nach zahnähnlicher Ästhetik und möglichst metallfreien Restaurationen fortgesetzt. Die große Problematik aller Vollkeramiksysteme liegt in der niedrigen Bruch- und Scherfestigkeit begründet. Im Jahre 1965 gaben *McLean* und *Hughes* eine Empfehlung heraus, Feldspatgläser mit lose eingelagerten Aluminiumoxidpartikeln zu verstärken. Auch Leuzitkristalle, Glimmer, Hydroxylapatit und Doppeloxidkristalle wurden als Verstärkung für Keramiken verwendet und sind zum Teil heute noch in Gebrauch [51].

1975 wurde das teilstabilisierte Zirkoniumdioxid erstmals von *Ron Garvie* beschrieben, welches heute die besten Eigenschaften für Biege- und Scherfestigkeit aufweist und somit die Indikation auf mehrgliedrige, vollkeramische Brücken im Seitenzahnbereich erweitert [3, 29, 35, 95, 115].

Tabelle 2-4: Eckdaten der Entwicklung dentalkeramischer Werkstoffe

1707	<i>Böttcher</i> (Meissen), weißes Porzellan
1774	<i>Duchateau</i> (Frankreich), Vollprothese aus Porzellan
1808	<i>Fonzi</i> (Italien), Porzellanzähne
1838	<i>Ash</i> (England), Dentalkeramik-Produktion
1844	<i>White</i> (USA), Konfektionszähne aus Porzellan
1857	<i>Maynard</i> (USA), Keramikinlays
1886	<i>Land</i> (USA), Jacketkrone
1913	<i>Helberger</i> (Deutschland), Vakuumbrand
1936	<i>Hovestad</i> (USA), Keramik auf Platin-Iridium aufgebrannt
1962	(Deutschland), VMK-System mit Aufbrennkeramik
1965	<i>McLean</i> (USA), aluminiumoxidverstärkte Glaskeramik
1974	<i>Dentsply</i> (England), Gießkeramik
1975	<i>Garvie</i> (England), gesinterte Zirkoniumdioxidkeramik
1987	<i>Wohlwend</i> (Deutschland), heißgepresste Glaskeramik
1998- 2000	Verschiedene deutsche Firmen bringen neue CAD/CAM-Systeme auf den Markt
2001	DGZMK (Deutschland), Erteilung der wissenschaftlichen Anerkennung von adhäsiven Keramikteilkronen
2001- 2006	Indikation für Keramikbrücken von kleinen Frontzahnbrücken auf bis zu 12-gliedrige Seitenzahnbrücken ausgeweitet.

2.3 Werkstoffkundliche Aspekte

Die Nachfrage nach vollkeramischen Materialien, deren Biokompatibilität besser ist und deren Ästhetik möglichst nahe an jene eines natürlichen Zahnes heranreicht, ist auf Seiten der Patienten und der Zahnärzte in den letzten Jahren erheblich gestiegen. Um jedoch die Vor- und Nachteile einer keramischen Restauration beurteilen zu können, ist es wichtig, sich mit den werkstoffkundlichen Aspekten dieses Materials auseinanderzusetzen. Darüber hinaus ist eine genaue Kenntnis der Indikation und der Verarbeitungsweise vonnöten, um auch klinisch erfolgreich arbeiten zu können.

Die mechanischen Eigenschaften der Keramiken basieren überwiegend auf den atomaren Bindungsverhältnissen. Charakteristisch sind die hohe Härte sowie die hohe thermische und chemische Beständigkeit. Die Atome sind durch kovalente Bindungen oder durch Ionenbindung miteinander verbunden. Diese bieten den Vorteil, dass sie sehr viel schwerer zu lösen sind als z. B. metallische Bindungen. Der Nachteil besteht darin, dass einmal geöffnete kovalente Bindungen nur durch eine sehr hohe Temperatur wieder verknüpft werden können. Dies bedeutet, dass sich ein oberflächlich liegender Riss bei Mundtemperatur nicht mehr schließen kann, was wiederum beim Überschreiten der kritischen Belastungswerte zu einer weiteren Trennung von kovalenten Bindungen führt und den Riss wachsen lässt [104].

Ein weiterer Nachteil liegt im sehr hohen Elastizitätsmodul, welcher sogar die Werte von Metallen übersteigt, was zum Versagen metallkeramischer Restaurationen führen kann. Dieser Umstand begründet sich in der leichteren Verformbarkeit bei unphysiologischen Langzeitbelastungen wie Knirschen oder Pressen. Werden hierbei die Bruchwerte der eingesetzten Keramik überschritten, ist es dieser nicht möglich, sich vor dem eigentlichen Versagen zu verformen. Die Folge ist die sofortige Fraktur [78]. Von entscheidender Bedeutung für die Festigkeit einer Keramik sind die Anzahl winziger Defekte, chemischer Verunreinigungen oder Mikrorisse, die bei

der Herstellung und der Bearbeitung entstehen können. An diesen „Unreinheiten“ konzentrieren sich unter Belastung Spannungen, von denen wiederum Risse ausgehen können, die zum Versagen der Restauration führen können. Die kritische Bruchzähigkeit gibt hierbei an, wie groß der Widerstand ist, den ein Werkstoff an einer Riss Spitze aufbringen kann, um ein weiteres Fortschreiten des Risses zu verhindern. An den „Imperfektionen“ wird die kritische Bruchzähigkeit leicht überschritten, obwohl die Spannung im Material insgesamt unter dem Bruchwert bleibt. Der Riss wächst, ohne dass die Keramik frakturiert. Man spricht vom sogenannten subkritischen Risswachstum. Der Riss schreitet umso schneller fort, je tiefer er ist. Der Grund hierfür ist, dass die Keramiken Druckkräfte wesentlich besser tolerieren als Zugkräfte. Während bei Druckkräften der entstehende Riss zusammengedrückt wird, also im Wachstum gehindert wird, wird er bei Zug- und Scherkräften erweitert [7, 78].

Die Vorteile der Keramik liegen in der höheren Biokompatibilität [21, 78, 85, 87, 95, 104], der hervorragenden Ästhetik [51, 81, 85, 115], der Mundbeständigkeit [70, 77, 78], der geringeren Plaqueanlagerung [71, 73] sowie der geringen thermischen Leitfähigkeit [87, 104]. Tabelle 2-5 zeigt eine Einteilung von Keramiken nach ihrer werkstoffkundlichen Zusammensetzung.

Tabelle 2-5: Einteilung nach werkstoffkundlicher Zusammensetzung (nach *Pröbster* [86]).

Oxidkeramische Werkstoffe	Silikatkeramische Werkstoffe
<ul style="list-style-type: none"> - glasinfiltriertes Aluminiumoxid - glasinfiltrierter Mg-Al-Spinell - glasinfiltriertes Zirkoniumdioxid - dichtgesintertes Aluminiumoxid - dichtgesintertes Zirkoniumdioxid 	<ul style="list-style-type: none"> - Feldspatkeramik - Leuzitkeramik - Lithium-Disilikatkeramik - Fluoro-Apatit-Keramik

2.3.1 Gesinterte Feldspatkeramiken

Feldspatkeramiken bestehen zu 60 - 80 % aus Feldspat, 15 - 25 % aus Quarz und ca. 0 - 5 % aus Kaolin. Im Unterschied zum Porzellan hat die Keramik einen höheren Feldspatanteil [72]. Der Feldspat ist ein natürlich vorkommender Mischkristall, welcher hauptsächlich aus Kalifeldspat (Orthoklas), Natronfeldspat (Albit) und Kalkfeldspat besteht [60, 76, 104]. Feldspate sind stark verbreitete, aber nur selten in reiner Form vorkommende Minerale [45].

Ausschlaggebend dafür, dass die modellierte Masse beim Brennen nicht zerfließt, ist der Gehalt an Kalifeldspat. Dieser bildet bei der Erhitzung über 1150 °C Leuzitkristalle, welche in der schmelzflüssigen Phase den keramischen Massen ihre hohe Festigkeit und Viskosität verleihen [24, 51, 72].

Quarz ist mit einer ganzen Reihe an Erscheinungsformen, je nach Kristallgröße und Verunreinigungen (z. B. Bergkristall, Rauchquarz, Sand, Achat, Onyx, Chalcedon, Kieselgur), eines der am weitesten verbreiteten Mineralien der Erde. Quarz ist die stabile Modifikation des Siliziumdioxids. Bei normalem Luftdruck und einer Temperatur bis 867 °C liegt es als Alpha- und Beta-Quarz vor, ist in der Natur aber auch als Tridymit (gamma und beta) und Cristobalit (alpha und beta) anzutreffen [24, 76]. Für dentalkeramische Massen ist ein sehr hoher Reinheitsgrad nötig (sog. Rosenquarz), da sich Verunreinigungen durch Metalloxide wesentlich auf die Farbe des Endproduktes auswirken. Quarz dient als Magerungsmittel und verringert durch das thermovolumetrische Verhalten die Schwindung beim Brennen der Keramik [24].

Kaolin entsteht durch Verwitterung aus Feldspatanteilen primärer Erstarrungsgesteine wie Granit, Gneis oder Quarzporphyr. Chemisch ist es ein Aluminiumsilikat, in dem Wasser in Form von Hydroxylgruppen gebunden ist. Das weiße, erdige und weiche Pulver bildet mit Wasser ein modellierfähiges System und verleiht Porzellanmassen Plastizität, Formbarkeit und

Formbeständigkeit. In den dentalkeramischen Massen kommt es nur in sehr geringen Mengen vor [24].

Neben diesen Hauptbestandteilen gibt es weitere Zusätze, die in kleinen Mengen der gezielten Beeinflussung bestimmter Eigenschaften wie Brenntemperatur, Formfestigkeit während des Brennens und thermischem Ausdehnungskoeffizienten dienen [72].

Flussmittel wie Kaliumkarbonat, Natriumkarbonat, Kaliumphosphat oder Borax ermöglichen beispielsweise eine niedrigere Verarbeitungstemperatur. Allerdings ist der Einsatz von Flussmitteln wegen ihrer Toxizität eingeschränkt [24].

Weitere Zusätze zur optischen Beeinflussung der Keramikmassen sind brennfeste Metalloxide, Metallsalze als Farbzusatz sowie Fluoreszenzbildner wie Caesium, Samarium und Uran [24].

Als gefügeverstärkende Kristalle werden hochschmelzende feste Oxide des Aluminiums, Magnesiums, Siliziums und des Zirkoniums verwendet sowie Glimmer, Leuzit und Hydroxylapatit. Höhere Bruchfestigkeiten werden durch diese Zusätze erreicht [78].

Die am längsten verwendete Verarbeitungsmethode für die Feldspatkераmik ist die Sintertechnologie. Hierbei wird das keramische Pulver mittels Pinsel und destilliertem Wasser auf einen feuerfesten Stumpf aufgebracht und verdichtet [72]. Anschließend wird die Keramik in einem Vakuumofen gebrannt. Das Ziel des Vakuumbrandes liegt darin, eine möglichst porenfreie Matrix herzustellen, um später eine hohe Qualität in der Optik und den mechanischen Eigenschaften zu erhalten [72].

Im Vakuum werden vorhandene Hohlräume geschlossen, was bedeutet, dass sich das Volumen verkleinert. Diese sogenannte Sinterschrumpfung liegt zwischen 20 und 35 Prozent. Sie hängt von der Porosität des modellierten Körpers, also von der Partikelgrößenverteilung, der Verdichtung der Massen, beispielsweise durch Vibrationen und der Brennführung ab [60, 72].

Aufgrund der vergleichsweise geringen mechanischen Festigkeit und der hohen Frakturgefahr, aber der besten optischen Eigenschaften, liegt die Indikation der Feldspatkeramik bei Teilkronen, Veneers und Inlays. Um die Frakturgefahr zu mindern, werden solche Sinterkeramiken adhäsiv eingegliedert. Dieser kraftschlüssige und dauerhafte Verbund führt zu einer erheblichen Erhöhung der Belastbarkeit [47, 49].

2.3.2 Gießbare und pressbare Glaskeramiken

Der Begriff „Glaskeramik“ bedeutet, dass die mineralische Masse im geschmolzenen Zustand als Glas vorliegt und in der Abkühlphase Kristalle aus den Bestandteilen des Glases bildet [51]. Durch das Einbringen von geeigneten, keimbildenden Zusätzen oder Katalysatoren erreicht man bei der Kristallisation eine gleichmäßige Verteilung der Kristalle.

Früher war das ausschließlich Feldspat, aus dem sich in der Abkühlphase Leuzitkristalle bilden. Heute werden auch synthetisch hergestellte Rohstoffe verwendet. Die Eigenschaften der Glaskeramiken hängen sehr stark von der Anzahl und der Verteilung dieser Kristalle ab und lassen sich durch diese variieren. Der sogenannte „Chamäleon-Effekt“ führt dazu, dass sich die Glaskeramiken sehr gut in die umgebende Zahnreihe einfügen [49].

Glaskeramiken können unterschiedlich verarbeitet werden. Beim Gießverfahren wird die Restauration aufgewachst und der Glasrohling wird nach dem Vorbild der „Lost-Wax“-Technik vergossen. Nach einer detailgetreuen Ausarbeitung wird der Guss in einer speziellen Einbettmasse eingebettet und anschließend sechs Stunden bei 1075 °C getempert. Der Sinn des Temperns, was einem erneuten Ausglühen entspricht, besteht darin, Kristalle aus dem Glas auszuscheiden, die mehr als die Hälfte des Volumens einnehmen. Diesen Vorgang nennt man „Keramisieren“ [72].

Durch die ausgeschiedenen Kristalle sollen Risse abgelenkt und dadurch die Festigkeit der Keramik gesteigert werden. Außerdem bewirkt die Aus-

scheidung der Kristalle eine Weißfärbung des Materials [72]. Die Farbgebung erfolgt durch mehrmaliges Auftragen und Brennen mit Malfarben. Es ist generell anzumerken, dass die dünnen Farbschichten immer von abrasiven Vorgängen bedroht sind. Des Weiteren ist durch die hohe Transluzenz der Krone die Verwendung bestimmter, farblich abgestimmter Befestigungszemente indiziert [72]. Anfang der 80er Jahre wurde wohl die bekannteste gießfähige Glaskeramik mit dem Handelsnamen Dicor[®] (DeTrey Dentsply, Dreieich) in den USA entwickelt. Das Indikationsspektrum umfasste Inlays, Onlays und Kronen. Infolge hoher klinischer Misserfolgsraten, in Form von vollständigen Frakturen der Kronen im Seitenzahnbereich, findet Dicor heute keine Anwendung mehr [27]. Als weitere gießbare Keramik ist das Cerapearl-System[®] (Kyocera, San Diego, USA) zu nennen, welches sich aufgrund unzureichender Mundbeständigkeit nicht auf dem Markt behaupten konnte [8].

Die Herstellung von Presskeramiken in der Zahnheilkunde wurde von *Wohlwend* mit dem Empress[®]-System (Ivoclar Vivadent, Schaan, Liechtenstein) eingeführt. Hierbei handelt es sich um eine leuzitverstärkte Glaskeramik. Bei diesem System wird die Restauration zunächst in Wachs modelliert und feuerfest eingebettet. Anschließend wird die Muffel auf 800 °C erwärmt, während der vorgefertigte Keramikrohling in einem Reservoir im Empress[®]-Ofen auf 1050 °C aufgeheizt wird. Die Rohlinge stehen in unterschiedlichen Farben und Transluzenzstufen zur Verfügung. Bei einem Druck von 5 bar wird die Keramik in Form gepresst [88].

Die Krone kann entweder fertig gepresst und durch Bemalung individualisiert oder nur als Gerüst hergestellt werden, welches dann durch entsprechende Verbundmassen ergänzt wird [72, 104].

Der Indikationsbereich für Empress1[®] umfasst ausschließlich adhäsiv eingesetzte Inlays, Onlays, Teilkronen und Veneers [49], während die Weiterentwicklung Empress2[®], durch eine Festigkeitssteigerung mit Lithiumdisilikat, Biegefestigkeiten von 350 MPa erreicht und die Indikation auf dreigliedrige Brücken im Frontzahnbereich erweitert [16, 29, 49, 70, 114, 116].

2.3.3 Oxidkeramiken

Unter Oxidkeramiken versteht man einphasige keramische Materialien, die aus Oxiden gebildet werden. Die Metalle, mit denen die Oxide gebildet werden, gehören zu den unedelsten Metallen. Das heißt, dass sie ein sehr hohes Oxidationspotential haben und nach der Oxidation sehr stabil sind. Hauptvertreter dieser Werkstoffgruppe sind Aluminiumoxid, Magnesiumoxid, Titanoxid und Zirkoniumdioxid [104]. Aluminiumoxid findet in der Zahnheilkunde unter anderem Verwendung als Infiltrationskeramik, die wie Zirkoniumdioxid als Gerüstmaterial in der CAD/CAM-Technologie eingesetzt wird [47].

2.3.3.1 Infiltrationskeramiken

Bei den Infiltrationskeramiken unterscheidet man glasinfiltriertes Aluminiumoxid, glasinfiltriertes Magnesium-Aluminium-Spinell und glasinfiltriertes Aluminiumdioxid, verstärkt mit Zirkoniumdioxid. Der Sinn der Glasinfiltration begründet sich im Ausfüllen von Porositäten, die im Netzwerk bei der Herstellung entstanden sind. Bei der Herstellung von Infiltrationskeramiken wird zunächst ein oxidkeramisches Netzwerk bei 1120 °C über 10 Stunden gesintert.

Anschließend werden die Poren des Netzwerks mit einem Lanthanglas infiltriert [4, 14, 19, 29, 47, 85]. Der sogenannte Infiltrationsbrand findet bei einer Temperatur von 1100 °C in einem Zeitraum von sechs Stunden statt. Es entsteht ein hochfestes glasinfiltriertes Oxidkeramikgerüst, das anschließend mit Verblendmassen charakterisiert werden kann.

Die Biegefestigkeitswerte der Infiltrationskeramiken liegen zwischen 375 MPa und 550 MPa und sind somit bis zu zwei- bis dreimal höher als bei herkömmlichen Glaskeramiken [44, 75, 92, 108]. Hauptvertreter dieser Werkstoffgruppe ist das In-Ceram®-System der Firma VITA Zahnfabrik. Angeboten werden die Produkte In-Ceram®-ALUMINA, In-Ceram®-ZIRCO-

NIA und In-Ceram[®]-SPINELL, welches durch Hinzufügen von Magnesiumoxid zu In-Ceram[®]-ALUMINA hergestellt wird. Dadurch entsteht eine komplexe Oxidkeramik mit hoher Lichtdurchlässigkeit. Nachteilig wirkt sich die geringere Festigkeit aus, was zu einer Einschränkung des Indikationsbereiches des In-Ceram[®]-SPINELL-Systems von Inlays, Onlays und Frontzahnkronen führt.

Im Gegensatz dazu können aus In-Ceram[®]-ZIRCONIA Frontzahnbrücken und dreigliedrige Seitenzahnbrücken gefertigt werden. Eine Alternative für die Einzelkronenversorgung bietet das In-Ceram[®]-ALUMINA-System, welches auch für Frontzahnbrücken geeignet ist [14, 81, 89, 95].

2.3.3.2 Dicht gesinterte Oxidkeramiken

Der Vorteil von dicht gesinterten, reinen Oxidkeramiken gegenüber herkömmlichen Keramiken, Glaskeramiken und Infiltrationskeramiken liegt in den besseren mechanischen Eigenschaften. Oxidkeramiken besitzen eine wesentlich höhere Biegefestigkeit und Risszähigkeit und sind daher eine Alternative zu Metallgerüsten in der Brückenprothetik.

Zirkoniumdioxid zeichnet sich hierbei durch die besten mechanischen Eigenschaften aus. Es wurden Risszähigkeitswerte ermittelt, die von 6 bis 15 MPa/m reichen und Biegefestigkeiten zwischen 800 und 1331 MPa [29, 33, 65, 71, 91, 92]. Somit hat Zirkoniumdioxid eine fast zehnfach höhere Festigkeit als herkömmliche Keramiken.

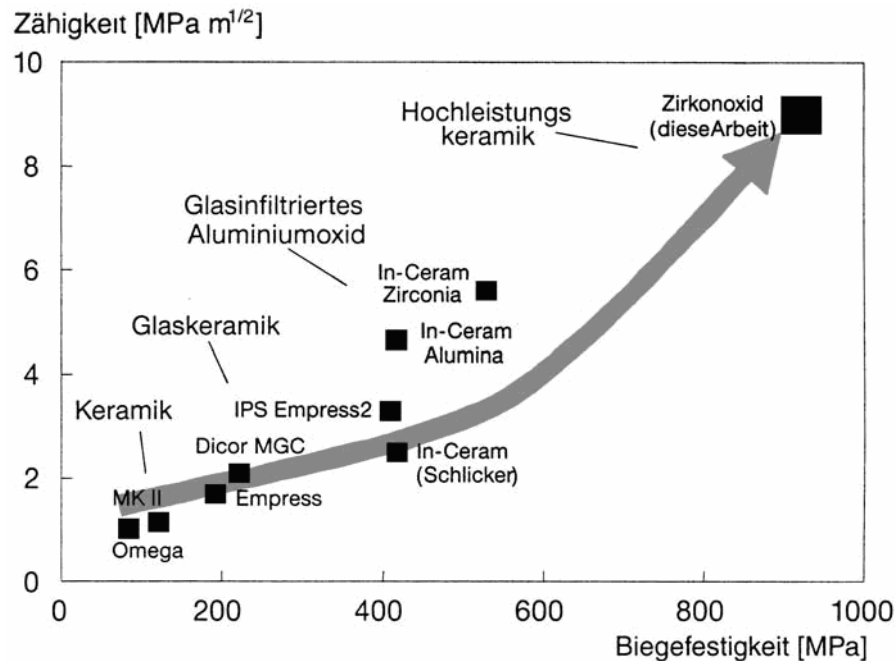


Abbildung 2-1: Bruchzähigkeit von Keramik [22]

2.4 Zirkoniumdioxid

Zirkoniumdioxid ist eine oxidische Hochleistungskeramik mit hervorragenden mechanischen Eigenschaften. Zirkoniumdioxid ist das freie Oxid des metallischen Elements Zirkonium, welches in vulkanischem Gestein zu finden ist. Zirkonium kann auch in Verbindung mit Siliziumdioxid als Zirkon (Zirkonsand) vorliegen. Zirkoniumdioxid kann, je nach Zusätzen, wie Kalziumoxid (CaO), Yttriumoxid (Y₂O₃), Ceriumoxid (CeO₂) oder Magnesiumoxid (MgO), in unterschiedlichen kristallinen Phasen vorliegen [71]. Durch Hinzufügen einer bestimmten Menge dieser Oxide lässt sich das Zirkoniumdioxid voll stabilisieren. Teilstabilisiertes Zirkoniumdioxid entsteht beim Hinzufügen kleinerer Mengen (3 - 5 Gew.-%) unterschiedlicher Zusätze. Das am häufigsten zugesetzte Material ist das Yttriumoxid, was mit 2 bis 5 mol-% das Zirkoniumdioxid in der tetragonalen Phase teilstabilisiert. Die tetragonale Phase ist eine von 15 Grundgittertypen eines Kristallsystems, bei der die Atome im 90°-Winkel zueinander stehen und einen Quader bil-

den (Abb. 2-2). Man spricht in diesem Zusammenhang vom tetragonal stabilisierten, polykristallinen Zirkoniumdioxid (TZP) [3, 29, 66].

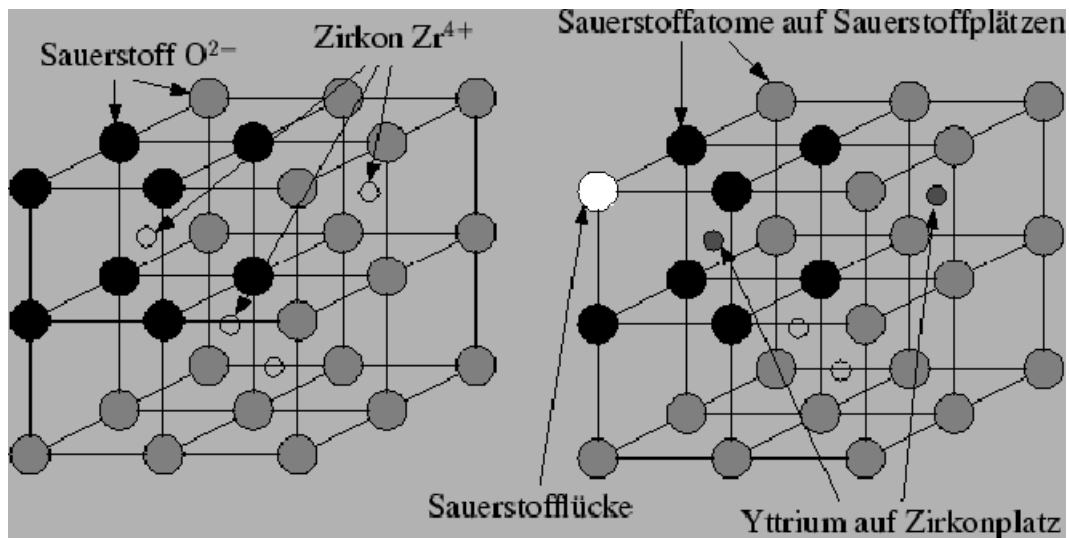


Abbildung 2-2: Gerüstbau von teilstabilisiertem Zirkoniumdioxid

Keramiken sind auf Druck höher belastbar als auf Zug. Als Reaktion auf zu hohe Zugspannungen kommt es unweigerlich zur Bildung von Rissen in der Keramik. Zirkoniumdioxid-TZP-Keramiken nehmen hier eine Sonderstellung ein. Bei der Ausbreitung eines Risses wird, infolge einer Phasenumwandlung von der tetragonalen in eine monokline Form, die Spitze des Risses unter Druck gesetzt und so am Fortschreiten gehindert. Dies geschieht, weil monokline Körper etwa 5 Vol.-% größer sind als tetragonale Körper und somit im Werkstoffgefüge mehr Platz in Anspruch nehmen. Durch die Ausdehnung der Körner wird somit ein Riss wieder zurückgedrückt. Dieser Effekt findet auch an der Oberfläche statt und führt hier zu einer Art Nachvergütung [3, 14, 21, 29, 66, 67, 71, 78, 92, 93, 104]. Den „martensitische Phasenumwandlung“ genannten Prozess kennt man zum Beispiel von Stahl. Daher wird Zirkoniumdioxid auch „ceramic steel“ genannt [29].

Die Herstellung von Zirkoniumdioxidkeramiken erfolgt durch chemische Reinigung und Auflösen von Zirkonsand [104]. Dieser wird dann zu einem sogenannten Grünkörper verdichtet. In dieser Grünphase ist das Zirkoni-

umdioxid noch sehr porös und besitzt keine Festigkeit. Ein Grünkörper, der bis zu einer intermediaten Temperatur gesintert wird, wird als „vorgesintert“ bezeichnet. In diesem Zustand ist zwar die Festigkeit erhöht, aber der Werkstoff zeigt immer noch eine gewisse Porosität.

Erst nach einem Sinterungsprozess bei Temperaturen höher als 1350 - 1520 °C erreicht der Werkstoff seine enorme Härte und Endfestigkeit. Vorteil der Vorsinterung ist die leichtere maschinelle Bearbeitung, im Gegensatz zum dichtgesinterten Zirkoniumdioxid. Das Material ist schnell, unter geringem Werkzeugverschleiß, zu verarbeiten [92, 106]. Restaurationen aus Oxidkeramiken werden größtenteils mit Hilfe von industriell vorgefertigten Keramikblöcken gefräst.

Der Vorteil dieser Rohlinge besteht in der industriellen, d. h., unter einer optimalen und konstanten Bedingung stattfindenden Herstellung, die zu einem Höchstmaß an Reinheit, Homogenität und Qualität des Materials führt [66]. Des Weiteren ist jeder Rohling mit einem individuellen Strichcode versehen, der genaue Werkstoffdaten, wie z. B. Dichte, für einen optimalen Fräs- und Sintervorgang beinhaltet und zu einer hohen Verarbeitungsqualität und optimalen Verarbeitungsdimension führt [71, 92]. Beispiele industriell gefertigter Blöcke sind Lava Frame (3M ESPE, Seefeld), Cercon smart ceramics (DeguDent, Hanau), Everest ZS und ZH (KaVo, Biberach), In-Ceram YZ (VITA Zahnfabrik, Bad Säckingen) und Zerion (Strauman etkon, Gräfelfing).

Aufgrund der hohen Sprödigkeit ist das Schleifen von Aluminiumoxidrohlingen erschwert. Es besteht die Möglichkeit, hochreines Aluminium- oder Zirkoniumdioxidpulver einer vordefinierten Korngröße unter hohem Druck zu verdichten und anschließend bei Temperaturen über 1600 °C dicht zu sintern. Alternativ werden vorgesinterte, spröde Aluminiumoxidrohlinge in einem zweiten Schritt mit Lanthan-Glas infiltriert, wobei man dann wieder von Infiltrationskeramik spricht [29, 67, 95, 130]. Die Indikation für Aluminiumoxidkeramiken beschränkt sich auf den Bereich der kleinspannigen Frontzahnbrücken und Einzelzahnkronen, da für die Herstellung von Brü-

cken im Seitenzahnbereich die mechanischen Eigenschaften nicht ausreichend sind [6, 34, 94, 95].

2.4.1 Sinterung

Der Sintervorgang ist ein Hochtemperaturprozess, bei dem das Material bei Atmosphärendruck und unter Wärmeeinwirkung verdichtet wird. Eine anschließende Behandlung unter hohem Druck und hoher Temperatur führt zu einer nochmaligen Reduzierung von Gitterimperfectionen und zu einer höheren Verdichtung, höheren Festigkeitswerten und einer etwas verbesserten Transluzenz [3, 21, 106].

Die treibende Kraft für das Sintern stammt von der Oberflächenenergie der Pulverteilchen. Die freie Oberfläche der Teilchen wird reduziert, wenn die Teilchen sich verbinden und wenn die Porosität abnimmt. Die sich bildenden Korngrenzen haben eine geringere Energie. Die Transportvorgänge, welche die Kinetik des Sinterns bestimmen, beruhen meist auf Diffusion. Atome diffundieren von den Kontaktstellen der Teilchen, also den Korngrenzen, zu den Poren. Dadurch nehmen die Körner eine polyedrische Form an, die Kornmittelpunkte nähern sich an und die Porosität nimmt ab. Die Diffusion kann Festkörper- oder Oberflächen-, Gas-, Korngrenzen- und Volumendiffusion sein. Festkörperdiffusion geht entlang der Korngrenzen oder durch die Körner. Oberflächendiffusion ist nötig, um die Atome über die Porenoberfläche zu verteilen. Läuft die Festkörperdiffusion zu langsam ab, so kann mit einer flüssigen Phase oder unter Druck gesintert werden. Dieses Verfahren wird „heißisostatisches Pressen (HIP)“ genannt [3, 21, 106]. Die Geschwindigkeit der Festkörperdiffusion lässt sich durch die Wahl geeigneter Sinteradditive erhöhen. Neben der systematischen Aufklärung des Einflusses von Additiven auf den Sinterprozess gibt es Bestrebungen, durch Einkopplung von Mikrowellen die Energieübertragung auf die keramischen Bauteile zu verbessern und so die Sintertemperatur zu senken [2, 11, 83, 97, 112, 127].

Der Sintervorgang wird in drei Stadien eingeteilt. Im ersten Stadium ordnen sich die Teilchen gegenüber dem Ausgangszustand um, so dass sie den Raum besser füllen. Zwischen benachbarten Teilchen bilden sich sog. Sinterhalse. Damit wird die Oberfläche verringert und die Gesamtenergie herabgesetzt. Die Dichteänderung beträgt in dem Stadium ca. +10 % und die Schrumpfung liegt unter 5 %. Kennzeichnend für das zweite Stadium ist die Entstehung eines Porenkanalsystems, durch das die Gase entweichen können. Damit wird verhindert, dass das Werkstück platzt und ermöglicht, dass Atome leichter von außen nach innen diffundieren können. Die Dichteänderung macht in diesem Bereich ihren größten Sprung (+30 %), während die Schrumpfung um etwa 10 % voranschreitet. Der Stofftransport erfolgt nun durch Korngrenzen- bzw. Volumendiffusion. Im dritten Stadium kommt es zum weiteren Kornwachstum, wobei größere Körner teilweise kleinere „verschlucken“. Poren werden reduziert bzw. eliminiert. Der Körper schrumpft dabei um weniger als 3 % und die Dichte nimmt um weitere 5 % zu [48, 84, 96, 101, 109, 132].

Bei dem sogenannten „Dichtsintern“ schrumpft das Material linear um zirka 15 bis 20 Prozent, mit einer entsprechenden Erhöhung der Dichte. Die Schrumpfung und die Dichte sind mit Hilfe eines Strichcodes individuell für die maschinelle Bearbeitung codiert [92]. Ausschlaggebend für das Ergebnis des Sinterprozesses sind Parameter wie Temperatur bzw. Temperaturanstieg und Haltezeit. Alle Parameter müssen exakt aufeinander abgestimmt sein. Wenn die Temperatur hoch ist und die Zeit des Sinterprozesses verkürzt wird, werden Porositäten verringert. Wählt man einen schnelleren Temperaturanstieg, so kann die Endtemperatur gleich bleiben und man erhält ebenfalls ein Werkstück, das geringere Gitterimperfectionen aufweist. Die Reduktion von Porositäten hängt mehr von der gewählten Temperatur ab, als von der Zeit, die das Werkstück bei einer bestimmten Temperatur verbringt [13]. Je höher die Temperatur, desto geringer sind die Porositäten im Material [58]. Die besten Materialeigenschaften für Zirkoniumdioxid werden bei einer Sintertemperatur von ca. 1570 °C erzielt [131].

Im Anschluss an den Sinterprozess wird das Rohprodukt auf das Meistermodell aufgepasst, indem es mit rotierenden Diamanten beschliffen und anschließend poliert wird, was zu keiner signifikanten Minderung der Biegefestigkeit führt [36, 52, 80].

Allerdings ist nicht erwiesen, ob HIP-Zirkoniumdioxid nach der Herstellung von Zahnersatz und den dafür notwendigen Schleifarbeiten eine signifikant höhere Festigkeit aufweist, als herkömmlich hergestelltes Zirkoniumdioxid. Von größerer Bedeutung für die Reduzierung der Festigkeit sind vermutlich die durch Fräsinstrumente verursachten Bearbeitungsspuren und Mikrorisse in der Keramikoberfläche [3, 21].

Der Nachteil der dichtgesinterten Materialien ist in der Wirtschaftlichkeit zu suchen. So benötigt man aufgrund der extremen Härte längere Bearbeitungszeiten, außerdem werden spezielle, diamantierte Schleifwerkzeuge und aufwendige Fräsmaschinen erforderlich, die die Fertigungskosten, im Vergleich zur Bearbeitung im vorgesinterten Zustand, in die Höhe treiben [3, 21, 67, 71, 92]. Aufgrund der ausgezeichneten werkstoffkundlichen Eigenschaften erweitert Zirkoniumdioxid den Indikationsbereich auf mehrgliedrige Brücken im Seitenzahnbereich [3, 29, 47, 55, 85, 104, 117]. Außerdem werden seit einiger Zeit Implantate und Implantat-Abutments aus Zirkoniumdioxid hergestellt, ebenso wie Stifte für die Rekonstruktion von wurzelbehandelten Zähnen [3, 47, 50, 120].



Abbildung 2-3: Zirkoniumdioxidgerüst

2.4.2 Einfärbung

Sowohl Aluminiumoxid als auch Zirkoniumdioxid, welches bereits seit Jahren im Bereich der Hüftgelenkschirurgie eingesetzt wird, weisen eine hervorragende Biokompatibilität auf [33, 67, 81, 85, 91, 92]. Allerdings wird die höhere Belastbarkeit der Oxidkeramiken mit deren geringerer Lichtdurchlässigkeit „erkauft“, was gewisse ästhetische Einschränkungen mit sich bringt.

Es besteht jedoch die Möglichkeit, durch vorheriges Einfärben der Gerüste oder Auftragen von Linern bei dünner Verblendschichtstärke, den Einfluss der weißlich-transluzenten Zirkoniumdioxidoberfläche abzuschwächen und an die klinische Situation anzupassen [23]. Eine frühere Befürchtung, dass die Einfärbung des Zirkoniumdioxids negative Auswirkungen auf die Biegefestigkeit habe, konnte nicht bestätigt werden [23, 43, 83].

Die Systeme Lava[®], CEREC[®] und Zirkonzahn[®] bieten die Möglichkeit dentin-farbiger Gerüste, wobei Lava[®] in sieben Farben und CEREC[®] in fünf Farben verfügbar ist. Zirkonzahn[®] stellt 16 Farben zur Verfügung, mit denen der gesamte Vita-Farbschlüssel abgedeckt werden kann. Auch kann durch Einhaltung einer Mindestgerüstwandstärke das ästhetische Erscheinungsbild beeinflusst werden.

Hierbei sind allerdings die Herstellerangaben zu beachten. Üblicherweise wird eine Gerüststärke von 0,5 mm empfohlen, die jedoch in den meisten klinischen Fällen schon zu opak wirkt. Die Systeme CEREC[®] und Lava[®] ermöglichen eine Gerüststärke von 0,3 mm und bieten somit eine optimale Voraussetzung für den ästhetischen Erfolg [66].

Bei der Verblendung mit herkömmlichen Dentalkeramiken ist keine Veränderung der Gerüstdimensionen und somit der Passgenauigkeit zu befürchten. In neuester Zeit steht auch ein spezielles Überpressverfahren zur Verfügung, welches auch mit der Mal- und Schichttechnik individualisiert werden kann [115].

2.5 Prüfverfahren

Die Anforderungen für die heutigen Vollkeramiksysteme werden in der DIN EN ISO 6872, erstmals im September 1998 veröffentlicht, zusammengefasst [51].

Hierbei werden unterschiedliche Belastungstests beschrieben, die allerdings nur dazu dienen, Vergleichswerte für die Anfangsfestigkeit verschiedener Vollkeramiksysteme zu ermitteln [104]. Es gibt Prüfverfahren zur Ermittlung der Radioaktivität der Dentalkeramik, der Biegefestigkeit, des linearen Wärmeausdehnungskoeffizienten, der Glasübergangstemperatur, der chemischen Löslichkeit und der Bruchzähigkeit. Um Aussagen über Langzeitfestigkeiten geben zu können, müssen zusätzliche Dauertests durchgeführt werden.

2.5.1 Biegefestigkeit und Elastizitätsmodul

Die wichtigsten Kenngrößen für Dentalkeramiken sind der Elastizitätsmodul und die Biegefestigkeit. Der Elastizitätsmodul beschreibt den Widerstand gegen eine elastische Verformung. Da Keramiken Druck besser kompensieren können als Zug, liegen die den Bruch auslösenden Spannungen auf der Zugseite, also auf der Unterseite der Probekörper. Die kritische Biegezugspannung, bei der ein Bruch durch Rissbildung eingeleitet wird, ist die Biegefestigkeit. Gleichzeitig stellt sie die Grenze der elastischen Belastbarkeit dar [51].

Um die Biegefestigkeit von Dentalkeramiken zu ermitteln, stehen drei Prüfverfahren zur Auswahl. Es werden die Dreipunkt-Biegeprüfung, die Vierpunkt-Biegeprüfung (beides uniaxiale Prüfverfahren) und die biaxiale Biegeprüfung (Kolben-auf-drei-Kugeln-Prüfung) unterschieden [18].

2.5.1.1 Dreipunkt- und Vierpunkt-Biegeprüfung

Die uniaxialen Dreipunkt- und Vierpunkt-Biegeprüfungen setzen Probekörper mit einem rechteckigen Querschnitt voraus, deren Breite 4,0 mm und Dicke zwischen 1,2 mm und 3,0 mm (empfohlen sind 3,0 mm) betragen. Die Länge der Probekörper sollte mindestens 2 mm länger sein als die Prüfstützweite und das Verhältnis Dicke zu Länge sollte 0,1 nicht überschreiten. Die Prüfstützweite ist die Strecke zwischen den äußeren Auflagerollen. Bei der Dreipunkt-Biegeprüfung (Abb. 2-4) befinden sich die äußeren Auflagerollen zwischen 12 mm und 40 mm voneinander entfernt.

Mit Hilfe einer dritten Rolle wird die Kraft genau in der Mitte zwischen den Auflagen eingeleitet. Der vorgeschriebene Durchmesser der Rollen liegt zwischen 1,6 mm und 5,0 mm.

Bei der Vierpunkt-Biegeprüfung (Abb. 2-5) sind die äußeren Auflagerollen in einem Abstand von 16 mm bis 40 mm voneinander anzuordnen. Die zwei innenliegenden Auflagerollen sollten ein Viertel der Gesamtstützweite von den außenliegenden Rollen entfernt sein. Dabei ergibt sich eine innere Stützweite von 8,0 mm bis 20 mm.

Durch die Belastungsvorrichtung wird sichergestellt, dass gleiche Kräfte auf die Rollen einwirken, um die Torsionsbelastung zu minimieren.

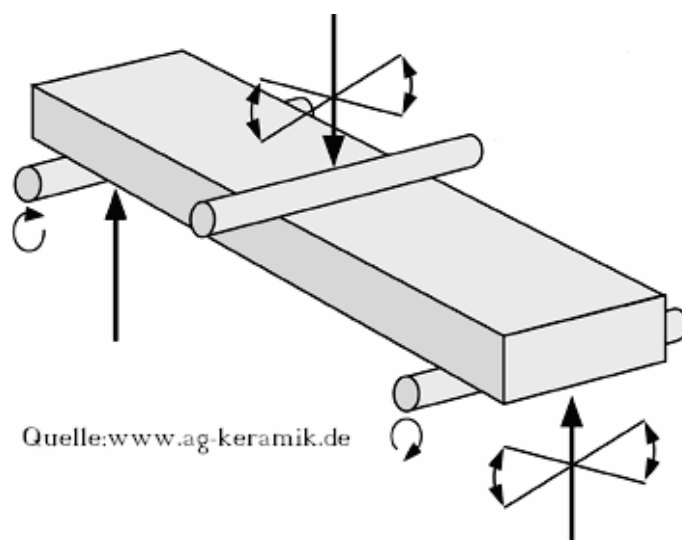


Abbildung 2-4: Dreipunkt-Biegeprüfung

Vergleicht man die Ergebnisse der beiden unterschiedlichen Biegeprüfverfahren, so zeigt sich, dass die erzielten Festigkeitswerte in der Dreipunkt-Biegeprüfung höher liegen, als bei der Vierpunkt-Biegeprüfung. Dies liegt daran, dass die unter maximaler Zugspannung stehende Oberfläche größer ist und somit die Wahrscheinlichkeit, Defektstellen zu erfassen, ebenfalls erhöht ist. Von Vorteil bei diesen Biegeprüfungen ist der relativ einfache Versuchsaufbau.

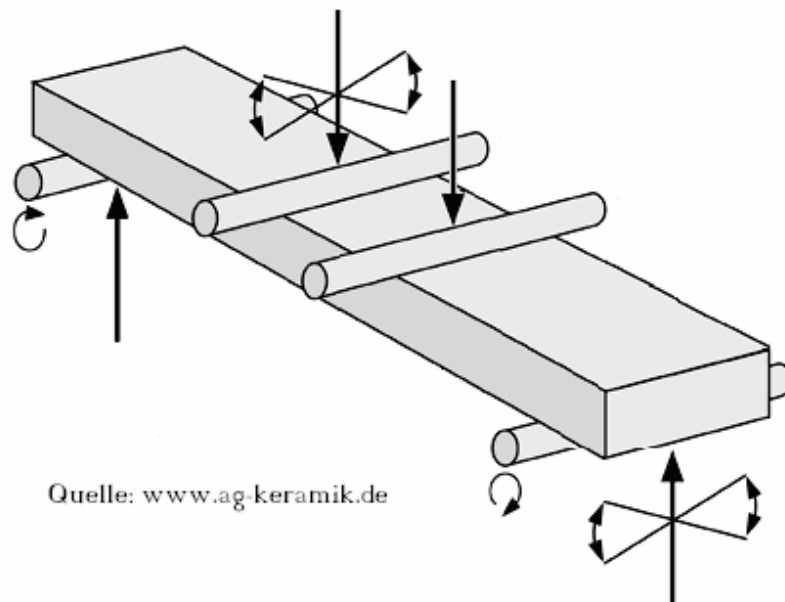


Abbildung 2-5: Vierpunkt-Biegeprüfung

2.5.1.2 Biaxiale Biegeprüfung (Kolben-auf-drei-Kugeln-Prüfung)

Bei der biaxialen Biegeprüfung (Abb. 2-6) werden drei gehärtete Stahlkugeln, mit einem Durchmesser von 2,5 mm bis 6,5 mm, als Auflage verwendet, die im Abstand von 120° zueinander auf einer Scheibe angeordnet sind. Der Probekörper wird konzentrisch auf die Auflagekugeln platziert und mittig mit einem flachen Stempel, mit einem Durchmesser von 1,2 mm bis 1,6 mm, belastet.

Die Probekörper haben einen Durchmesser von 12 mm bis 16 mm und eine Dicke von $1,2 \text{ mm} \pm 0,2 \text{ mm}$. Diese Dicke wird mit Hilfe einer Schleifmaschine eingestellt, in der eine Diamantschleifscheibe mit einer Körnung von $30 \text{ }\mu\text{m}$ bis $40 \text{ }\mu\text{m}$ eingespannt ist. Der Feinschliff erfolgt mit einer Körnung von $15 \text{ }\mu\text{m}$ bis $20 \text{ }\mu\text{m}$.

Die Vorteile der biaxialen Biegeprüfung liegen vor allem in der großen Toleranz des Verfahrens gegenüber kleineren Abweichungen von der idealen Testgeometrie, der Möglichkeit, leicht verbogene Scheiben und damit auch unbearbeitete Sinterkörper zu testen, der geringen Reibung und dem großen Potential, auch besonders kleine Proben zu prüfen. Untersuchungen haben ergeben, dass kein signifikanter Unterschied festzustellen ist, wenn verschiedene Stempeldurchmesser, Probendicken oder Belastungsgeschwindigkeiten gewählt werden. Als Nachteil ist im Vergleich zur herkömmlichen Dreipunkt- und Vierpunkt-Biegeprüfung von Balken vor allem die aufwendigere Auswertung der Ergebnisse anzuführen [17].

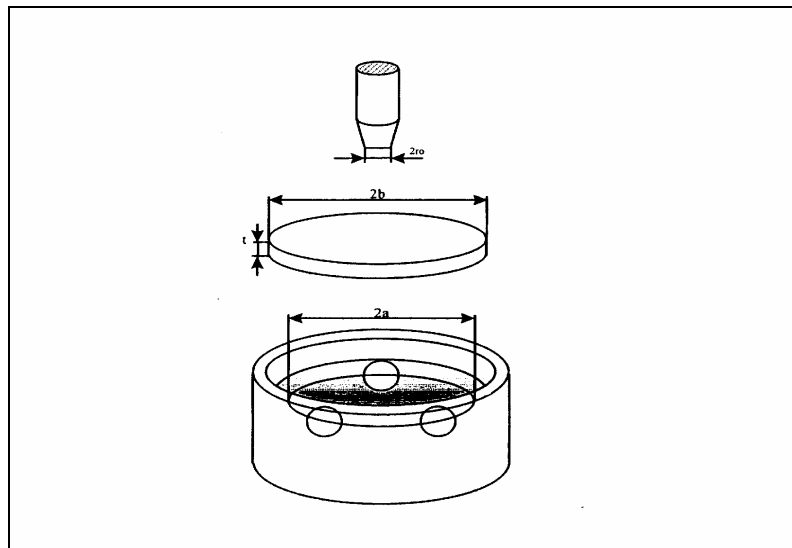


Abbildung 2-6: Versuchsaufbau biaxialer Bruchversuch

2.5.2 Dauerfestigkeit

Die Anfangsfestigkeit ergibt leider kein vollständiges Bild über das Verhalten der Keramik im Mund. Wichtiger als die Anfangsfestigkeit (statische Festigkeit) ist folglich die Dauerfestigkeit von Dentalkeramiken. Die Dauerfestigkeit stellt die Belastungsgrenze dar, der die Keramik in dem gegebenen Umfeld auf Dauer ohne Fraktur widerstehen kann [78].

Dabei kann es zu einer Reduktion der Festigkeit um bis zu 70 Prozent kommen [39]. Die Festigkeitsabnahme ist auf korrosive Einflüsse des Mundmilieus und einer dynamischen Kaubeanspruchung zurückzuführen. Als Faustregel gilt, dass die Dauerfestigkeit der halben statischen Festigkeit entspricht [78].

Leider ist es nicht möglich, aus der Anfangsfestigkeit eine Dauerfestigkeit abzuleiten, da die Anfangsfestigkeiten je nach Art der Belastung, Belastungsdauer und Lagerung der Probenkörper variieren können. Dentalkeramiken mit einer hohen Dauerfestigkeit besitzen hervorragende mechanische Eigenschaften zur Anfertigung von zahnärztlichen Restaurationen aller Art, bei langer Erfolgsaussicht [39].

2.5.3 Weibull-Analyse

Die Weibull-Verteilung ist eine Größe der keramischen Festigkeit, die im Allgemeinen nicht normal über das Mittel verteilt ist, sondern oftmals verzerrt im hohen Festigkeitsanteil vertreten ist. Der Weibull-Modul m ist eine Größe, die die Form der Festigkeitsverteilung als eine Funktion der Fehlerwahrscheinlichkeit darstellt. Der Weibull-Modul m ist ähnlich der Standardabweichung in einer Normalverteilung, jedoch invers bezogen auf die Normalverteilung. Das bedeutet, je kleiner der Weibull-Modul ist, desto größer ist die Streuung der Daten [18].

Je höher der Weibull-Modul m liegt, umso homogener ist der Werkstoff, umso verlässlicher sind die ermittelten Festigkeitswerte [120].

3 Material und Methode

3.1 Übersicht

In der unten dargestellten Abbildung 3-1 wird ein Überblick über die Art und Anzahl der in dieser Arbeit zu betrachtenden Proben gegeben.

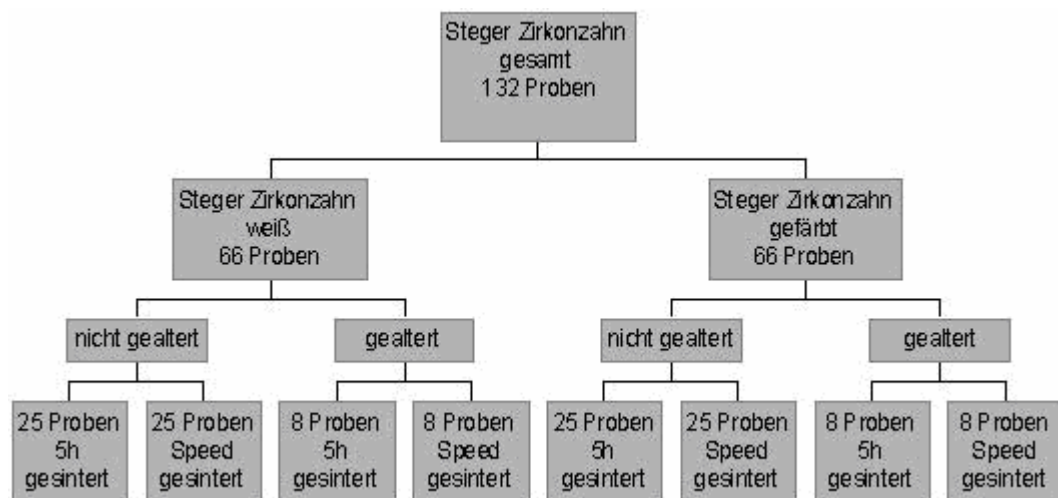


Abbildung 3-1: Übersicht über Material und Methode

3.2 Herstellung der Proben

Das Ziel der Probenaufbereitung war es, die Bestimmungen des biaxialen Bruchversuchs nach EN ISO 6872 zu erfüllen. Aus der gemessenen Bruchfestigkeit konnte dann die Biegefestigkeit errechnet werden. Aus den Gruppen mit jeweils mehr als 10 Proben ließ sich zusätzlich der Weibull-Modul m bestimmen.

3.2.1 Schneiden der Proben

Die Bestimmungen schreiben Probeplättchen mit einem Durchmesser von 12 bis 16 mm, einer Dicke von 1,0 bis 1,4 mm und planparallelen Seiten mit einer Toleranz von 0,05 mm vor. Dazu wurden aus zylindrischen Zirkoniumdioxid-Rohlingen ca. 2 mm dicke Scheiben mit einer Diamantsäge (Accutom 2, Struers, Willich) abgeschnitten (Abb. 3-2).



Abbildung 3-2: Diamantsäge Accutom 2, Struers, Willich

3.2.2 Sintern der Proben

Die Rohlinge wurden vom Hersteller eingefärbt und gesintert. Dabei wurden ein schneller und ein langsamer Sintervorgang gewählt. Während des langsamen Sintervorgangs wurde das Material von 20 °C auf 1500 °C, mit einer Erwärmung von 8 °C/min, aufgeheizt. Die Haltezeit bei 1500 °C betrug 2 Stunden. Da die Abkühlzeit nicht definiert war, schaltete der Ofen nach der Haltezeit einfach ab und nach ca. 5 Stunden konnte dann das Material weiter bearbeitet werden. Im schnellen Sintervorgang wurde mit einer Erwärmung von 14 °C/min das Material wiederum von 20 °C auf 1500 °C aufgeheizt. Die Haltezeit betrug hier 1 Stunde bei 1500 °C.

Wie beim langsamen Sintervorgang war auch hier die Abkühlzeit nicht definiert. Während der gesamten Sintervorgänge wurde kein Druck aufgebaut.

3.2.3 Schleifen der Proben

Danach wurden alle Proben mit Hilfe einer Schleifmaschine (Abb. 3-3) (Abramin Struers, Willich) parallel geschliffen. Dazu wurden jeweils acht Proben auf einen Stahlprobenhalter aufgewachst. Der Vorteil des Stahlprobenhalters im Gegensatz zu einem Aluminiumprobenhalter besteht in seinem höheren Eigengewicht, was in einem erhöhten Anpressdruck der Proben auf das Schleifpapier resultiert und somit einen gleichmäßigeren Schliff garantiert. Der erste Schleifdurchgang erfolgte mit Diamantschleifpapier der Körnung 40 µm, der Feinschliff mit einer Körnung von 20 µm. Waren die Proben von einer Seite beschliffen, wurden sie gewendet und analog auf der anderen Seite bearbeitet. Während des Feinschliffs wurde die Dicke der Proben mit Hilfe eines Tasterzirkels (Kori Seiki, Japan) kontrolliert.



Abbildung 3-3: Schleifmaschine Abramin der Firma Struers, Willich

Zur genauen Bestimmung der Dicke wurde die Probe auf eine Schablone gelegt und ein Strich im 45° -Winkel gezogen, die Probe wurde um 90° gedreht und ein weiterer Strich wurde gezogen. Der Schnittpunkt der beiden Linien stellte den exakten Mittelpunkt der Probe dar. Nach der Bestimmung des Mittelpunktes wurde eine Schablone aufgelegt, um acht weitere Punkte auf der Probe zu kennzeichnen. Vier dieser Punkte wurden auf einem äußeren Kreis und vier auf einem inneren Kreis festgelegt, welche um 45° versetzt angeordnet waren. Diese zusätzlichen Punkte dienen der genauen Bestimmung des gemittelten Durchmessers der Probe. Der Durchmesser der Proben wurde mittels einer Schiebelehre bestimmt. Aus den zwei Messungen, die 90° versetzt durchgeführt wurden, wurde der gemittelte Durchmesser der Probe bestimmt.

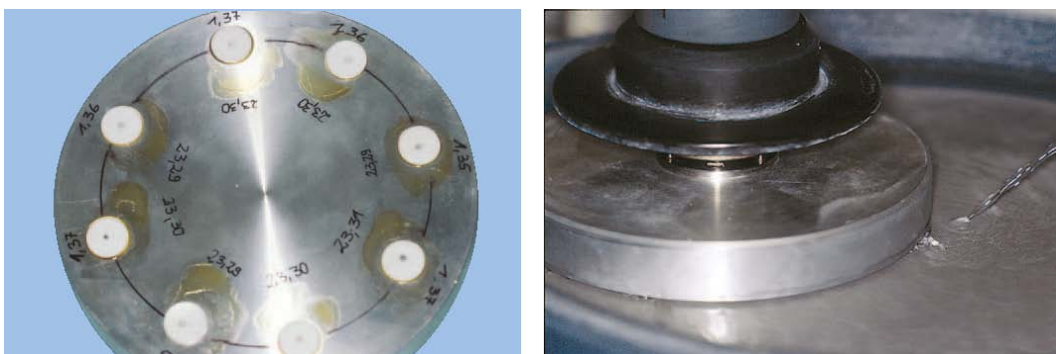


Abbildung 3-4: Proben auf der Trägerplatte und beim Schleifen

3.2.4 Alterung der Proben

Nun wurden jeweils 16 weiße und 16 gefärbte Proben, die wiederum jeweils in 8 standard-gesinterte und 8 speed-gesinterte unterteilt waren, in den Kausimulator gelegt. Hier wurden die Proben 1,2 Millionen Kaubelastungen von 50 N und 10.000 Wärmewechseln von 5 °C auf 55 °C unterzogen. Die Lastenteilung erfolgte zentral auf die Probe mit 50 N. In Anlehnung an den biaxialen Bruchversuch wurde der Stempel möglichst dünn gewählt (3 mm Durchmesser) und zur Vermeidung von Punktlasten mit einem Schrumpfschlauch ummantelt. Die Proben wurden auf einen mit Polyamid ausgekleideten Hohlzylinder gelegt.



Abbildung 3-5: Münchener Kausimulator

3.3 Bestimmung der Frakturkraft

Die Testung der Probekörper erfolgte in einer Universalprüfmaschine (Zwick, Abb. 3-8) nach den Vorgaben der ISO-Norm 6782. Die Maschine arbeitete mit einer Vorschubgeschwindigkeit von 1 mm/min. Als Auflage für die Proben dienten drei Stahlkugeln im Durchmesser von 2,7 - 3,7 mm, die, im Abstand von 120° voneinander, auf einer Auflagenscheibe mit einem Durchmesser von 10 mm angeordnet waren. Die Probe wurde auf diese Auflage konzentrisch platziert und in der Mitte mit einem flachen Stempel, im Durchmesser von 1,4 mm, belastet (Abb. 3-6 und 3-7). Die Kraft, die zum Bruch führte, wurde auf 0,1 N genau bestimmt.



Abbildung 3-6: Probenteller und Stempel



Abbildung 3-7: Probe auf dem Teller



Abbildung 3-8: Zwick Prüfmaschine zum Brechen der Proben

3.4 Anfertigung der Rasterelektronenmikroskop-Proben

Um eine genaue Zuordnung zu den einzelnen Gruppen zu gewährleisten, wurde jede Probe beschriftet. Nach mehrmaligem Reinigen mit Alkohol im Ultraschallbad wurden die Proben mit einer Leiterfolie beklebt und auf einen Probenhalter (Plano W. Plannet, Wetzlar) aufgebracht. Anschließend wurden die Proben 1,5 Minuten unter Argonatmosphäre bei 15 mA in einer Sputteranlage (SCD 030, Balzers Union) mit Gold bedampft, um die nicht elektrisch leitenden Oberflächen mit einer leitenden Schicht zu versehen. Nur leitende Proben können unter dem Rasterelektronenmikroskop betrachtet werden.

3.5 Qualitative Oberflächenanalyse mit dem Rasterelektronenmikroskop

Die besputterten Proben wurden im Rasterelektronenmikroskop (Stereo-scan 250 Cambridge, Leica) bei 1000-facher Vergrößerung dargestellt. Um eine etwaige Verzerrung des Bildes zu vermeiden, wurde darauf geachtet, eine möglichst senkrechte Aufsicht auf die Proben zu bekommen. Die im Rasterelektronenmikroskop gewonnenen Bilder wurden mit Hilfe einer digitalen Kamera (FinePix S1 Pro, Fujifilm) aufgenommen und auf den PC übertragen.

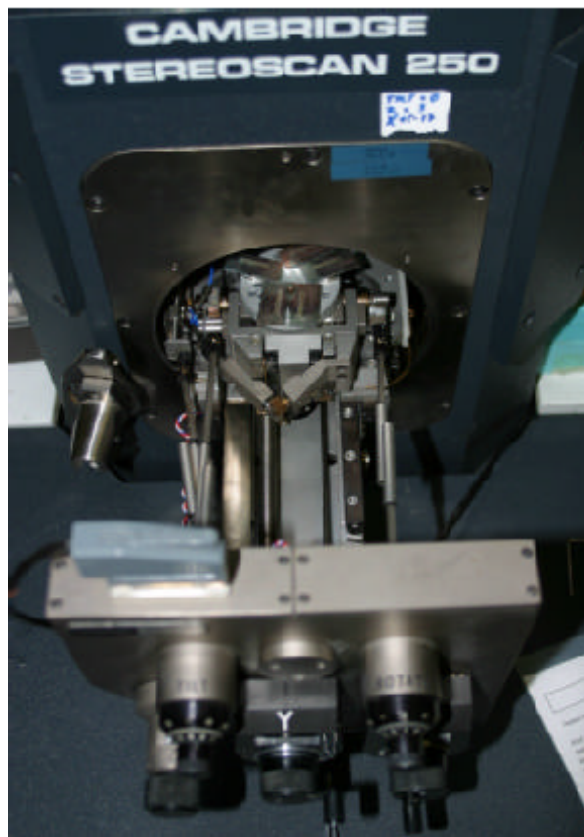


Abbildung 3-9: Proben im Rasterelektronenmikroskop

3.6 Berechnung der Biegefestigkeit

Die biaxiale Biegefestigkeit S kann mit folgender Formel berechnet werden:

$$S = -0,2387 P (X-Y)/d^2$$

Hierin ist:

S die maximale Zugfestigkeit in Megapascal

P die Gesamtbruchlast in Newton

d die Dicke der Probe bei Bruchbeginn in [mm]

$$X = (1 + \nu) \ln(r_2 / r_3)^2 + [(1 - \nu) / 2] (r_2 / r_3)^2$$

$$Y = (1 + \nu) [1 + \ln(r_1 / r_3)^2] + (1 - \nu) (r_1 / r_3)^2$$

Hierbei ist:

ν die Poisson-Verteilung. Wenn der Wert für die betreffende Dentalkeramik nicht bekannt ist, wird für die Poisson-Verteilung der Wert von $\nu = 0,25$ verwendet.

r_1 der Radius der Trägerscheibe in [mm]

r_2 der Radius des belasteten Bereichs in [mm]

r_3 der Radius der Probe in [mm]

Die Biegefestigkeit S wird in der Einheit MPa angegeben.

3.7 Berechnung des Weibull-Moduls

Bei den Versuchsreihen mit nicht gealterten Proben wurde zusätzlich noch der Weibull-Modul bestimmt.

Der Weibull-Modul m kann mit folgender Formel berechnet werden:

$$F = 1 - \exp \left\{ - \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_o} \right)^m \right\}$$

Hierbei ist:

F Ausfallwahrscheinlichkeit

σ Spannung

σ_u minimale Festigkeit

m Weibull-Modul

- σ₀ Lageparameter der Weibull-Verteilung, Festigkeit bei 63,2 % Ausfallwahrscheinlichkeit; spielt bei der Weibull-Verteilung diejenige Rolle, die bei der Normalverteilung der Mittelwert spielt. Üblicherweise wird $u = 0$ gesetzt.

3.8 Statistische Auswertung

Nach dem Messen der Bruchkräfte wurden diese statistisch miteinander verglichen. Hierfür wurde das Statistikprogramm SPSS 14.0 (SPSS-Inc., Chicago/USA) benutzt. Aufgrund der guten Übersichtlichkeit wurden Boxplot-Diagramme (Abb. 3-10) verwendet, die die Standardabweichung, den Medianwert und die Extremwerte anzeigen. Zum Überprüfen der statistischen Signifikanz wurde der parameterfreie Test nach Mann-Whitney herangezogen. Als Signifikanz-Niveau p wurde der Wert auf $p < 0,05$ festgelegt.

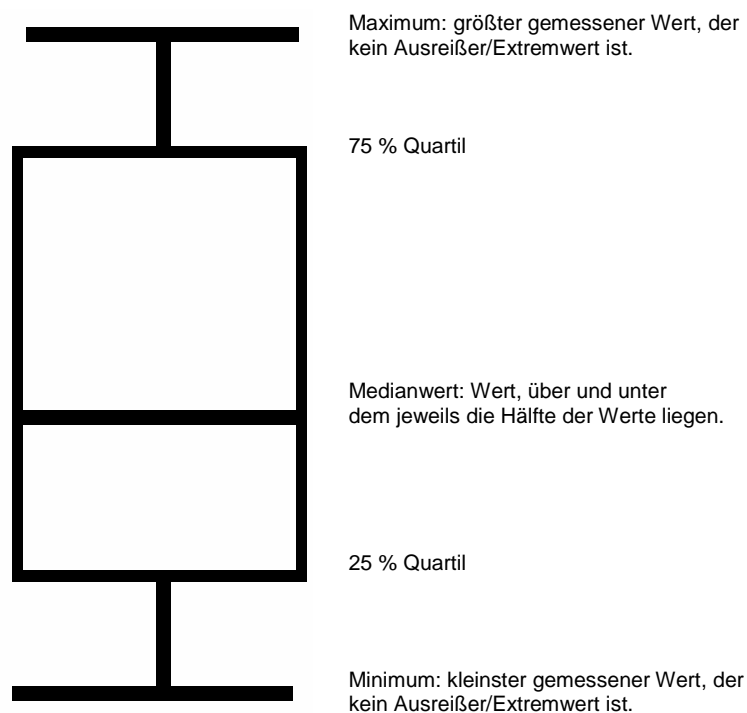


Abbildung 3-10: Erklärung Boxplot-Diagramme

4 Ergebnisse

4.1 Deskriptive Statistik aller gemessenen Werte

4.1.1 Biegefestigkeit

Die im Versuch ermittelten Werte sind in der Tabelle 4-1 dargestellt. Aufgeführt sind die Ergebnisse für die insgesamt 8 verschiedenen Gruppen, bei denen die Mittelwerte für die Biegefestigkeit zwischen 1437,74 MPa und 1610,81 MPa liegen.

Tabelle 4-1: Deskriptive Statistik der gemessenen Werte
(Minimum = minimale Biegefestigkeit in MPa, Maximum = maximale Biegefestigkeit in MPa, , Mittelwert = mittlere Biegefestigkeit in MPa, SD = Standardabweichung)

Farbe	Sinterung	Alterung	Minimum	Maximum	Mittelwert	SD
Weiß	Standard	Nein	1348,23	1739,51	1504,42	110,24
Weiß	Speed	Nein	1305,87	1887,95	1567,47	144,76
Gefärbt	Standard	Nein	994,89	1768,52	1576,36	180,97
Gefärbt	Speed	Nein	1366,65	1822,84	1610,81	125,70
Weiß	Standard	Ja	1273,02	1648,15	1437,74	128,71
Weiß	Speed	Ja	1476,12	1797,05	1595,39	106,41
Gefärbt	Standard	Ja	1273,73	1625,07	1463,02	123,66
Gefärbt	Speed	Ja	1436,99	1634,81	1542,50	63,79

4.1.2 Weibull-Modul

In der Tabelle 4-2 können die unterschiedlichen Werte des Weibull-Moduls abgelesen werden. Bei den hervorgehobenen Werten war eine hinreichend große Probenzahl vorhanden, die zur Versuchsauswertung herangezogen wurde. Es sind insgesamt Werte von ca. 29,4 bis 11,7 erkennbar. Die weiteren Weibull-Module sind der Vollständigkeit halber angegeben, werden im Weiteren aber nicht beachtet, da bei diesen Versuchsreihen eine höhere Probenzahl nötig gewesen wäre, um gesicherte Aussagen über den Weibull-Modul treffen zu können.

Tabelle 4-2: Weibull Module m

Farbe	Sinterung	Alterung	Weibull-Modul m
Weiß	Standard	Nein	13,8
Weiß	Speed	Nein	11,7
Gefärbt	Standard	Nein	13,2
Gefärbt	Speed	Nein	15,9
Weiß	Standard	Ja	12,9
Weiß	Speed	Ja	15,5
Gefärbt	Standard	Ja	15,4
Gefärbt	Speed	Ja	29,4

4.2 Statistische Auswertung

Zum statistischen Vergleich der einzelnen Probengruppen wurde der parameterfreie Test nach Mann-Whitney genutzt. Liefert dieser Test Werte kleiner als $p = 0,05$, so spricht man von statistisch signifikanten Unterschieden.

4.2.1 Vergleich der Sinterzeiten von ungefärbtem Zirkoniumdioxid ohne Alterung

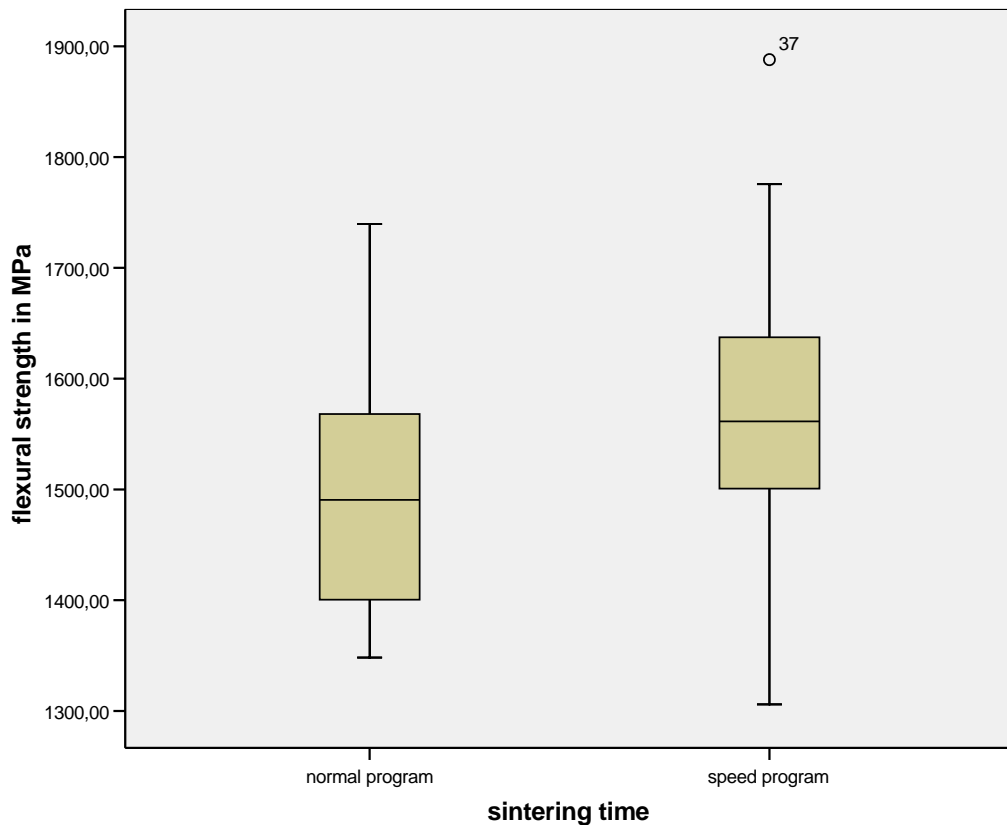


Abbildung 4-1: Boxplots zum Vergleich des Standard-Sinterprogramms und des Speed-Sinterprogramms bei ungefärbtem, nicht gealtertem Zirkoniumdioxid

Ausgehend von der Nullhypothese „die untersuchten Zirkoniumdioxidproben unterscheiden sich nicht in der Biegefestigkeit“, wird diese für speed-geintertes Zirkoniumdioxid mit einem Wert von $p = 0,072$ erfüllt. Schlussfolgernd kann somit gesagt werden, dass die Sintergeschwindigkeit keinen nachweisbaren Einfluss auf die Biegefestigkeit von ungefärbten, nicht gealterten Zirkoniumdioxidproben hatte.

4.2.2 Vergleich der Sinterzeiten von ungefärbtem Zirkoniumdioxid nach Alterung

Die Sintergeschwindigkeit hatte einen signifikanten Einfluss auf die Biegefestigkeit von nicht gefärbtem, gealtertem Zirkoniumdioxid ($p = 0,028$). Die mit dem Speed-Programm gesinterten Proben verfügten über eine statistisch nachweisbar höhere Biegefestigkeit.

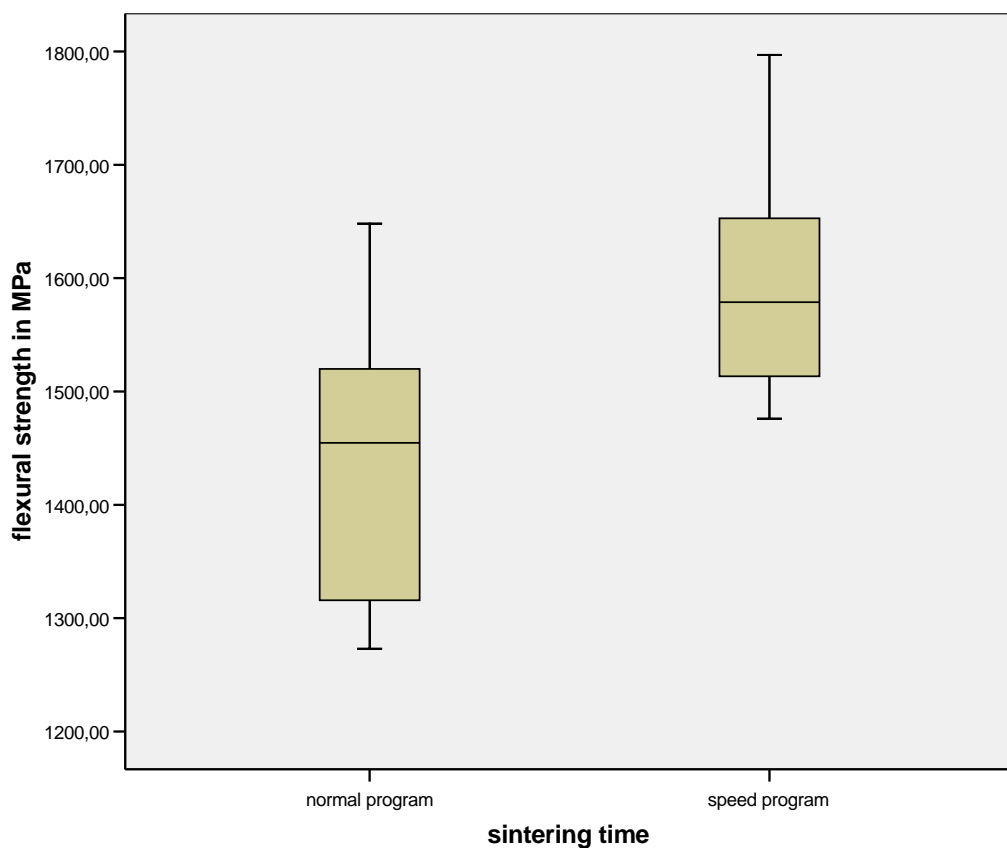


Abbildung 4-2: Boxplots zum Vergleich des Standard-Sinterprogramms und des Speed-Sinterprogramms bei ungefärbtem, gealtertem Zirkoniumdioxid

4.2.3 Vergleich der Sinterzeiten von gefärbtem Zirkoniumdioxid ohne Alterung

In Abbildung 4-3 wird der Einfluss der Sinterzeit bei gefärbten, nicht gealterten Proben dargestellt.

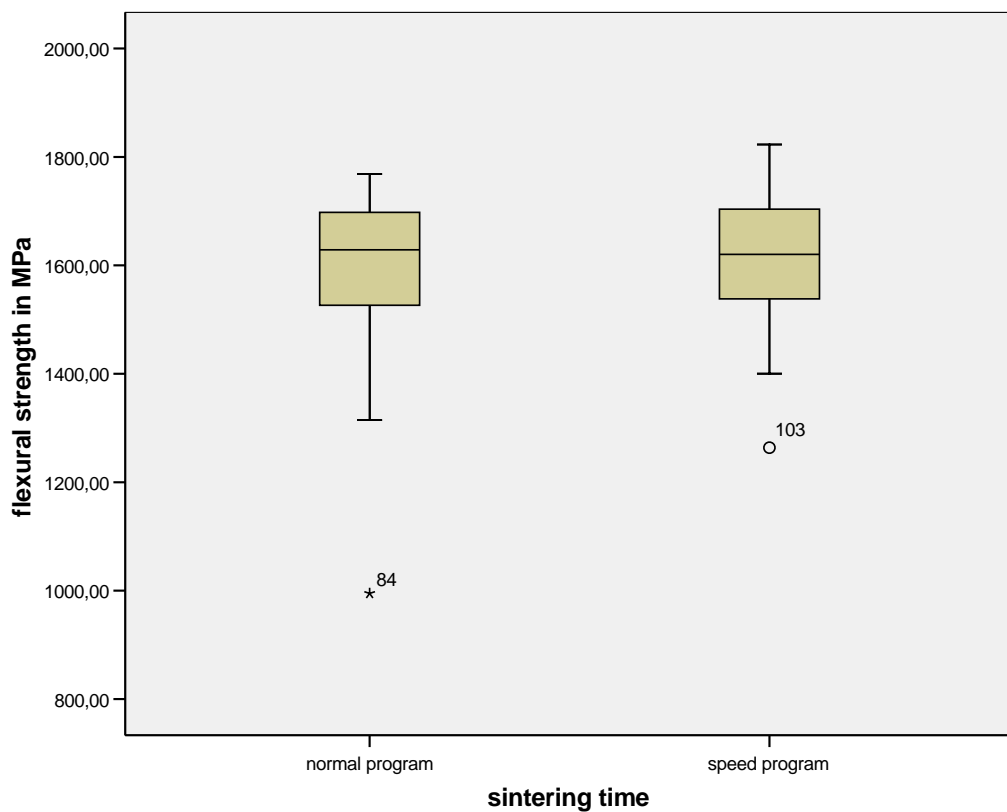


Abbildung 4-3: Boxplots zum Vergleich des Standard-Sinterprogramms und des Speed-Sinterprogramms bei gefärbtem, nicht gealtertem Zirkoniumdioxid

Auf die Biegefestigkeit von gefärbten Zirkoniumdioxid-Proben lässt sich kein Einfluss der Sintergeschwindigkeit nachweisen, da der Wert des Mann-Whitney-Test mit $p = 0,857$ größer ist, als der für das Signifikanzniveau festgelegte Wert $p < 0,05$.

4.2.4 Vergleich der Sinterzeiten von gefärbtem Zirkoniumdioxid nach Alterung

Auch bei den gealterten Proben kann nicht davon ausgegangen werden, dass die Sinterzeit einen relevanten Einfluss auf die zu messende Biegefestigkeit besitzt, da auch hier das festgelegte Signifikanzniveau von $p < 0,05$ mit $p = 0,130$ deutlich überschritten wurde.

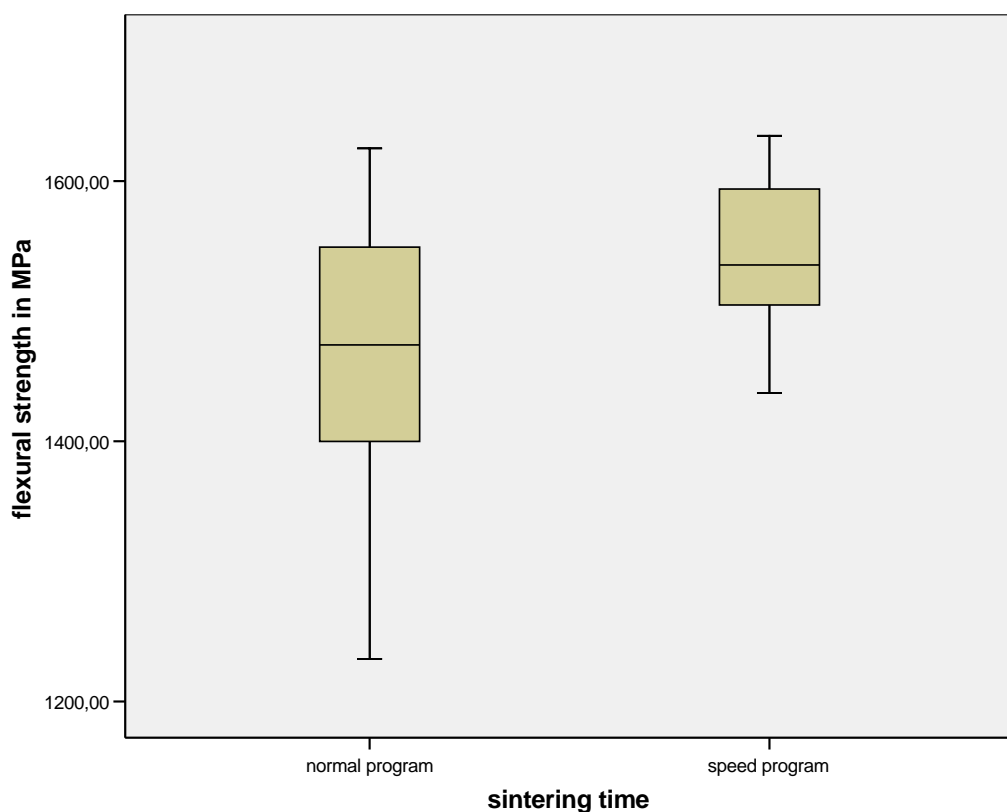


Abbildung 4-4: Boxplots zum Vergleich des Standard-Sinterprogramms und des Speed-Sinterprogramms bei gefärbtem, gealtertem Zirkoniumdioxid

4.3 Auswertung der REM-Bilder

Die Auswertung der 1000-fach vergrößerten Proben zeigt, dass das untersuchte Zirkoniumdioxid ein sehr homogener Werkstoff war, in dem keine Einschlüsse zu finden und nur auf den beschliffenen Flächen Schleifspuren auszumachen waren. Auf einer der acht Proben ist ein Sprung in der Oberfläche zu sehen, der Folge des biaxialen Bruchtests war. (Abb. 4-5 bis 4-13).

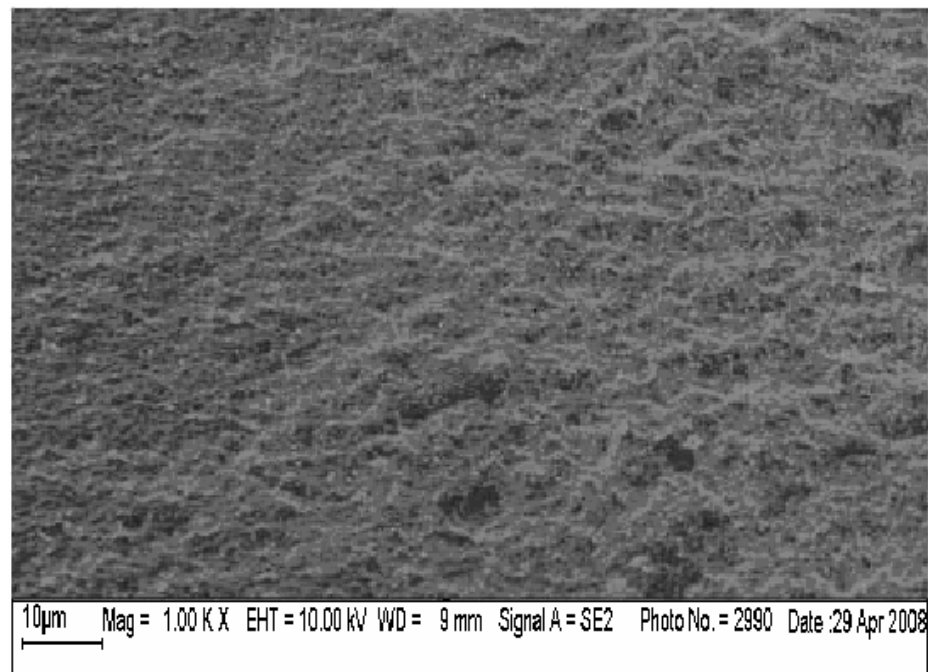


Abbildung 4-5: Bruchfläche Zirkoniumdioxid weiß, nicht gealtert, 5 h gesintert, 1000-fache Vergrößerung

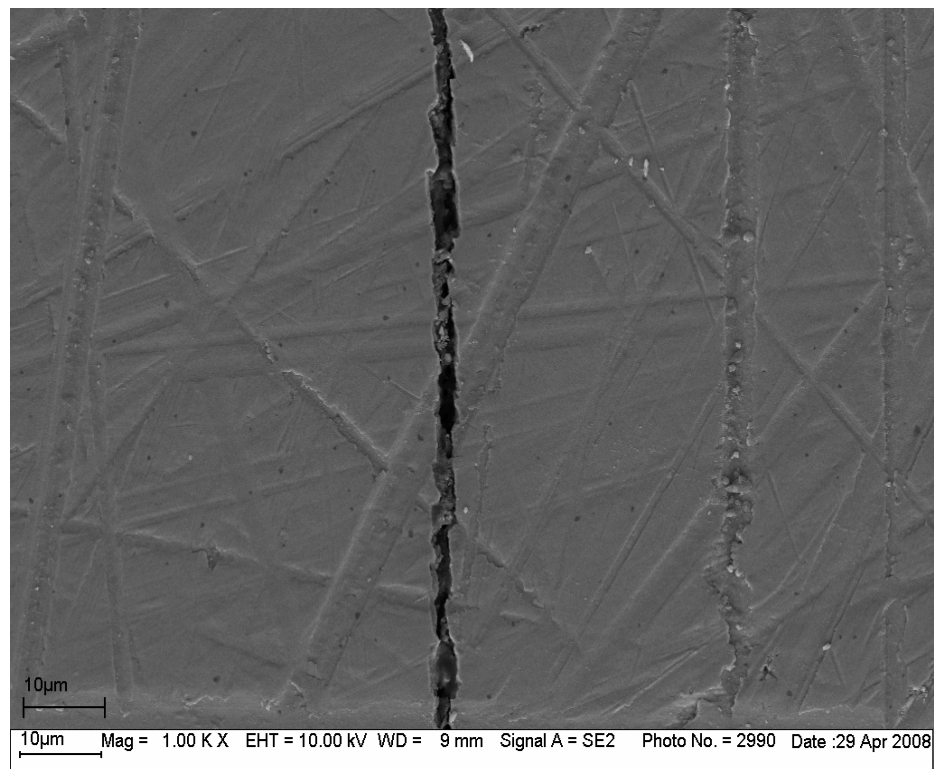


Abbildung 4-6: Zirkoniumdioxid weiß, nicht gealtert, 5 h gesintert, 1000-fache Vergrößerung

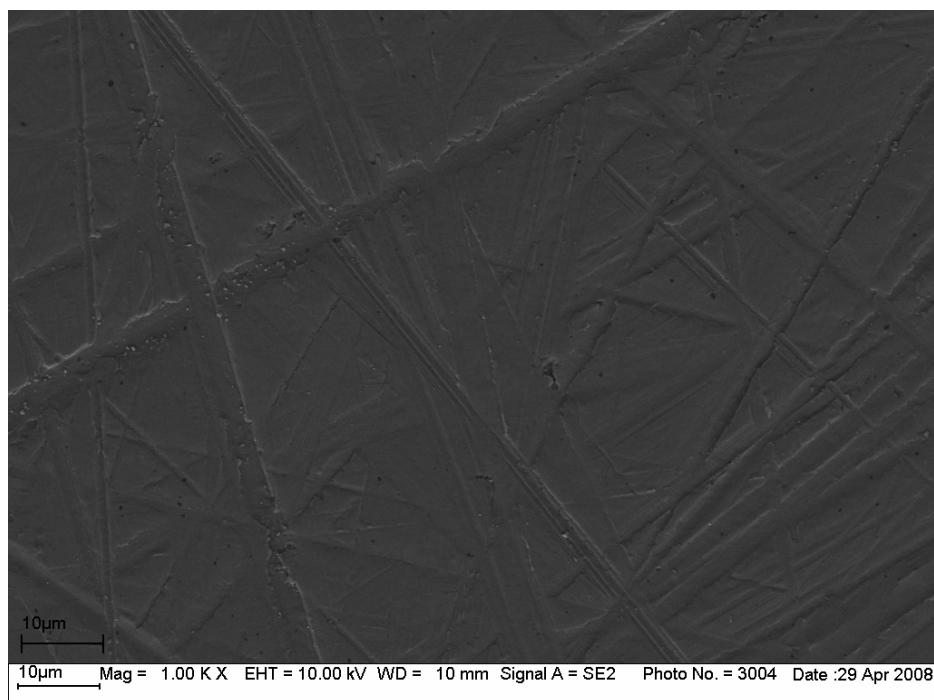


Abbildung 4-7: Zirkoniumdioxid weiß, nicht gealtert, speed-gesintert, 1000-fache Vergrößerung

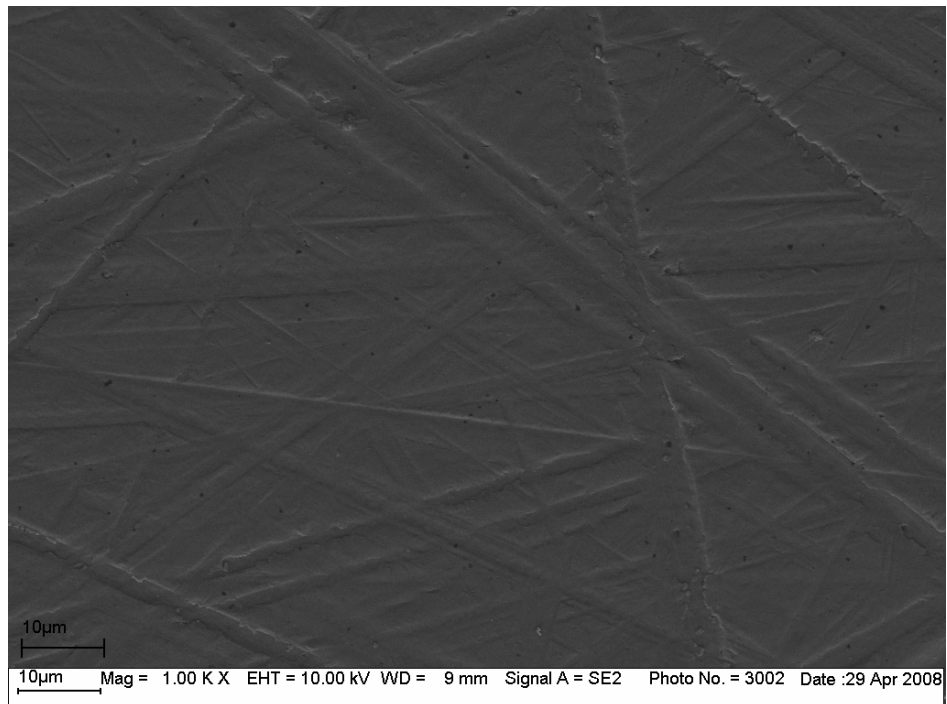


Abbildung 4-8: Zirkoniumdioxid weiß, gealtert, 5 h gesintert, 1000-fache Vergrößerung

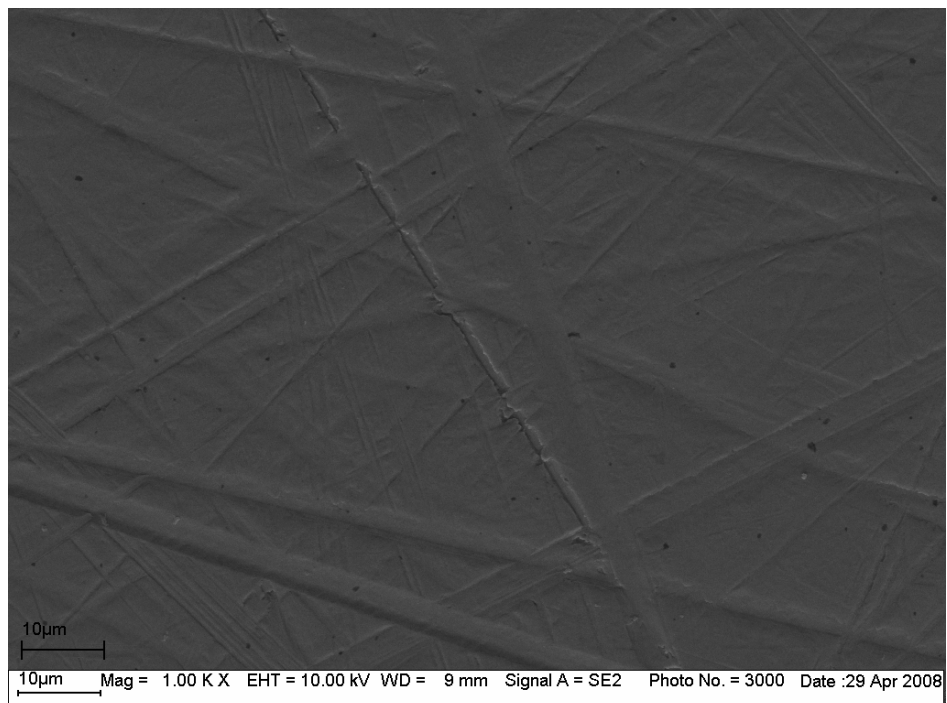


Abbildung 4-9: Zirkoniumdioxid weiß, gealtert, speed-gesintert, 1000-fache Vergrößerung

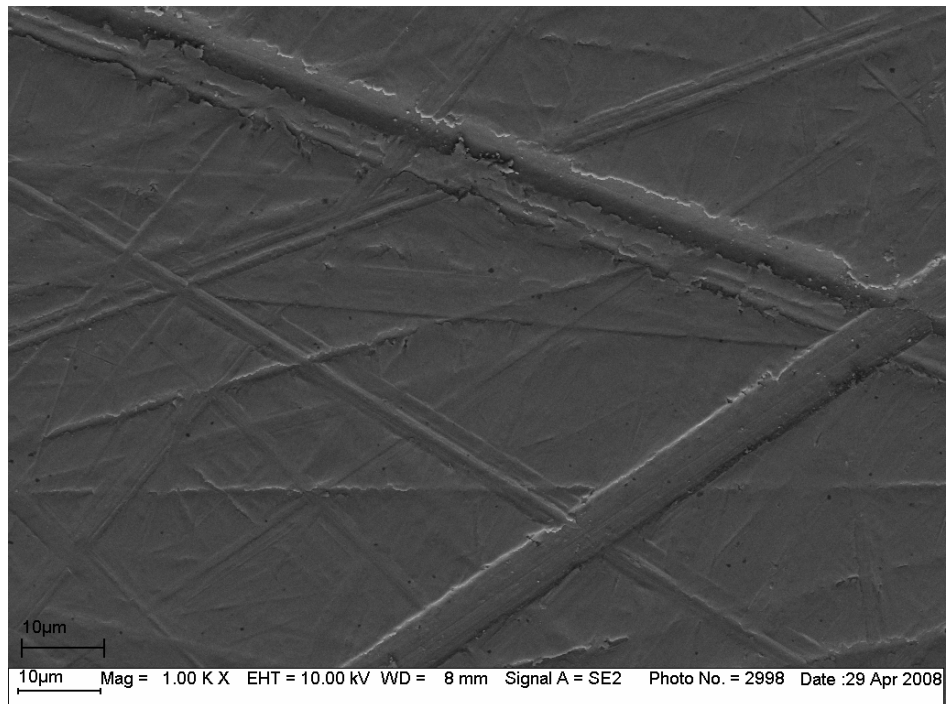


Abbildung 4-10: Zirkoniumdioxid gefärbt, nicht gealtert, 5 h gesintert, 1000-fache Vergrößerung

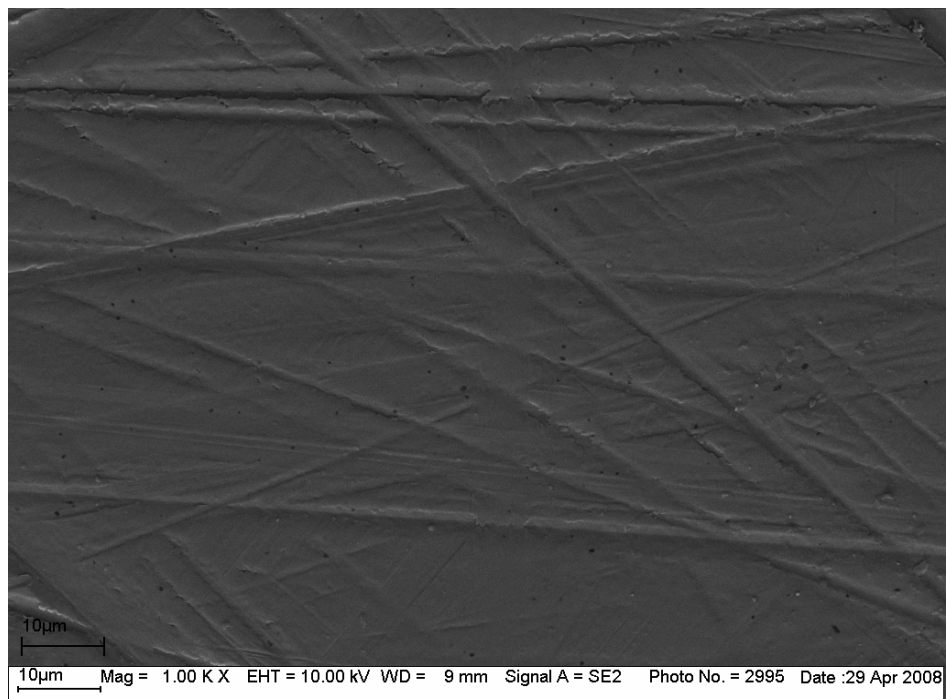


Abbildung 4-11: Zirkoniumdioxid gefärbt, nicht gealtert, speed-gesintert, 1000-fache Vergrößerung

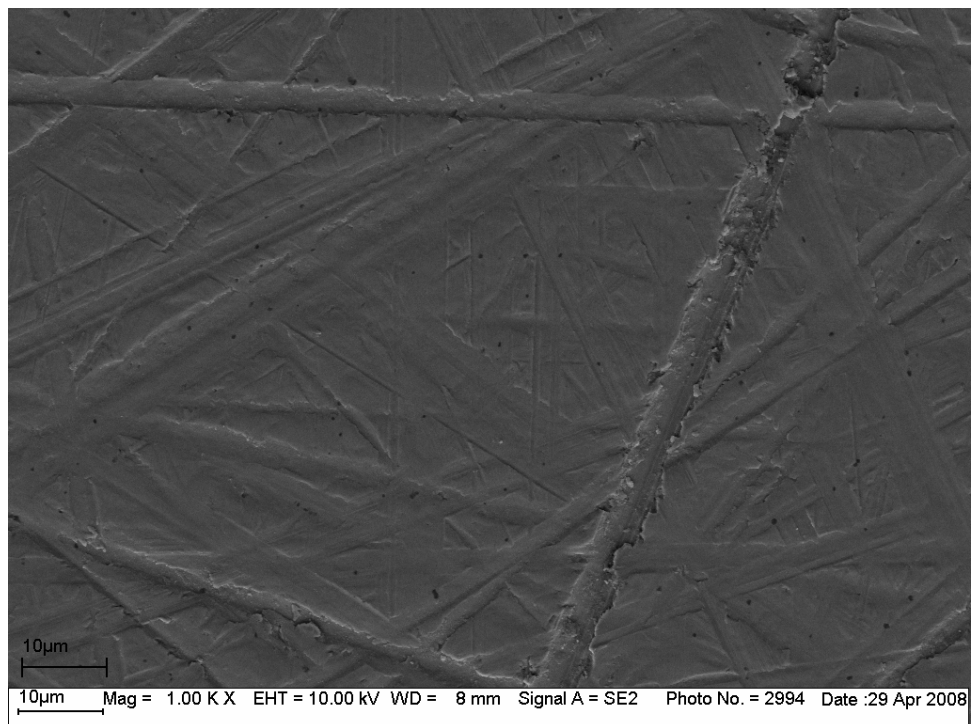


Abbildung 4-12: Zirkoniumdioxid gefärbt, gealtert, 5 h gesintert, 1000-fache Vergrößerung

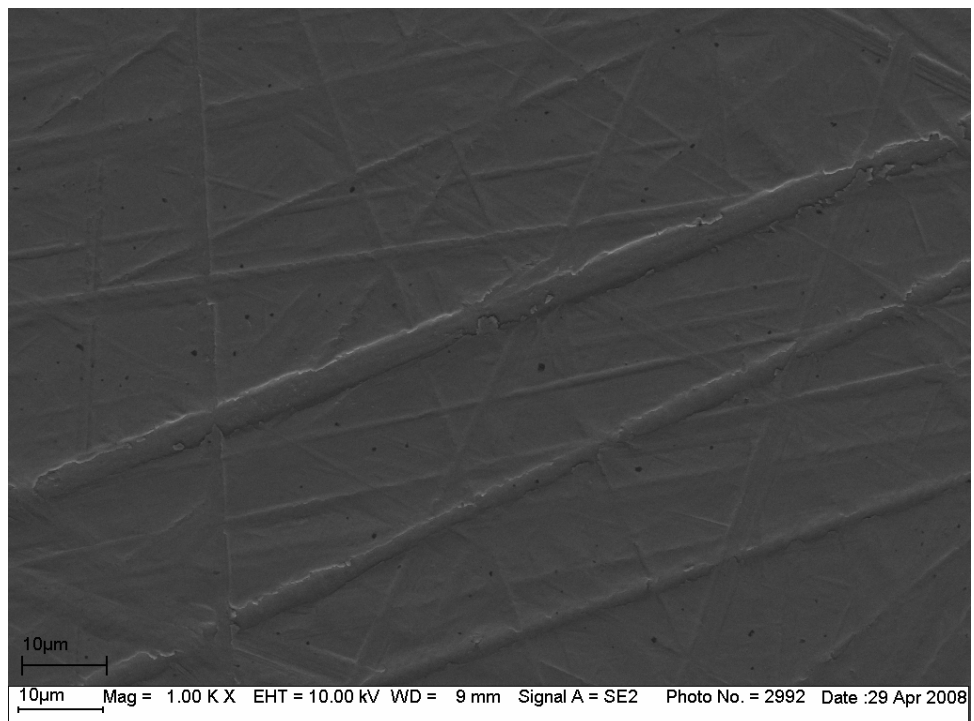


Abbildung 4-13: Zirkoniumdioxid gefärbt, gealtert, speed-gesintert, 1000-fache Vergrößerung

5 Diskussion

5.1 Zirkoniumdioxid

Zirkoniumdioxidkeramik scheint das Material der Wahl für eine vollkeramische Zahnersatzversorgung im stark belasteten Seitenzahnbereich zu sein. Keine andere Keramik erreicht so hohe Festigkeitswerte, besitzt eine starke Risszähigkeit und hat somit eine so gute Dauerfestigkeit. Der Indikationsbereich reicht von Gerüstkapfen für Einzelzahnkronen und Brückengerüsten bis hin zu Primärteleskopkronen [88]. Ein vorsichtiger Vergleich mit Metalllegierungen zeigt, dass nur die besten, sich auf dem Markt befindenden CoCr-Legierungen im Bezug auf Elastizitätsmodul und Biegefestigkeit mithalten können. So wird verständlich, dass bei einem Belastungstest mit einem Zirkoniumdioxidgerüst höhere Festigkeitswerte erzielt werden können, als mit Edelmetalllegierungen [51]. Die Biokompatibilität [33, 67, 70, 81, 85, 91] und die gute Mundbeständigkeit [72, 84, 85] sowie eine niedrige Temperaturleitfähigkeit [5] und Plaqueanlagerung [5, 85] sprechen außerdem für die dicht gesinterte polykristalline Oxidkeramik. Durch das Einfärben des opaken Kerngerüstes, lässt sich eine individuelle und natürliche Ästhetik erreichen, die mit metallgestützten Verblendkronen nicht erreicht werden kann [73]. Mit den industriell gefertigten Rohlingen ist eine immer gleichbleibend hohe Qualität gegeben.

5.1.1 Klinische Ergebnisse

Klinische Studien zur Untersuchung der Langzeitfestigkeit von Zirkoniumdioxid sind vielversprechend. Es liegen Ergebnisse von Zwei-, Drei- und Fünfjahresuntersuchungen vor, aus denen hervorgeht, dass das Gerüstmaterial von Brücken und Kronen bis zu 100 % intakt bleibt. [64, 90, 121, 169]. Definiert man den Erfolg einer Restauration über Tragezeit, Zufriedenheit der Patienten, Inkorporationszeit, so wird die 100%ige Erfolgs-

quote nicht erreicht. Gründe hierfür sind z. B. Frakturen der Verblendkeramik, Auswaschung der Klebe- bzw. Zementfuge oder Sekundärkaries [82]. Wenn ein Verlust einer Zirkoniumdioxidrestauration eintritt, dann fast immer aufgrund einer Fraktur der Verblendkeramik. So berichten einige Studien von 13 bis 32 % Verlust durch Absplitterungen der Verblendkeramik [32, 63, 99, 103, 111, 121]. Auch die Untersuchung von *Zahran M. et al.* belegt, dass das Gerüstmaterial Zirkoniumdioxid keine Schwachstelle im Erfolgskonzept bietet [129]. Auch bei dem Einsatz in der Implantatprothetik erzielt das Gerüstmaterial hervorragende Ergebnisse. *Kollar et al.* schreibt, dass während der Tragezeit von 12 bis 30 Monaten keine Gerüstfrakturen oder Implantatfrakturen auftraten [46]. Dies wird durch die Studie von *Glauser et al.* bestätigt [37].

5.2 In-vitro-Untersuchung

Um im klinischen Einsatz ein optimales Langzeitergebnis zu erreichen, müssen neu entwickelte Dentalwerkstoffe ihre Eignung und Tauglichkeit erst in Laboruntersuchungen unter Beweis stellen. Nur wenn die Versuche unter möglichst kliniknahen Bedingungen durchgeführt werden, ist eine Übertragbarkeit der gewonnen Erkenntnisse auf die klinische Situation möglich. Außerdem sollte darauf geachtet werden, dass die einzelnen In-vitro-Untersuchungen so gestaltet werden, dass eine gewisse Reproduzierbarkeit und Vergleichbarkeit der Ergebnisse gewährleistet ist. Allerdings darf nicht vergessen werden, dass jeder In-vitro-Test nur eine technisch machbare Annäherung an die klinische Situation darstellt. In-vitro-Untersuchungen stellen eine rasche Methode zur Evaluation von dentalen Restaurationsmaterialien dar und zeichnen sich durch eine hohe Standardisierbarkeit der Testbedingungen, bei kalkulierbaren finanziellen Mitteln aus [54, 61]. Um vergleichbare Ergebnisse zu erhalten, ist es wichtig, dass wissenschaftliche Untersuchungen nach gewissen Richtlinien und Normen durchgeführt werden. In Deutschland werden diese Normen vom Deut-

schen Institut für Normung e.V. erarbeitet und in den sogenannten Deutschen Industrie Normen, DIN, zusammengefasst. Eine übergeordnete Institution ist die International Organization for Standardization, ISO, mit Sitz in Genf. Die in der vorliegenden Arbeit durchgeführten Tests wurden nach den Vorgaben der ISO-Norm 6782 bearbeitet. Aus der Arbeit von *Fischer et al* [28], die sich mit der Biegefestigkeit einer Verblendkeramik für Zirkoniumdioxidgerüste befasst, geht hervor, dass verschiedene Versuchsaufbauten die Ergebnisse erheblich beeinflussen können. So wurde festgestellt, dass im Vierpunkt-Biegeversuch im Gegensatz zum Dreipunkt-Biegeversuch signifikant geringere Werte für die biaxiale Festigkeit ermittelt wurden. Auch *Chitchumnong* bestätigt, dass in Vierpunkt-Biegeversuchen geringere Werte ermittelt werden [15]. Eine Untersuchung von *Chung* zeigt, dass im Dreipunkt-Biegeversuch und im biaxialen Biegeversuch die gleichen Werte ermittelt wurden. Der Vorteil der biaxialen Biegeprüfung liegt darin, dass man auch sehr kleine Probekörper untersuchen kann [12, 17].

5.3 Material und Methode

In der vorliegenden Arbeit wurde die Bruchfestigkeit von jeweils 25 gefärbten bzw. weißen, nicht gealterten Zirkoniumdioxidproben und jeweils 8 gefärbten bzw. weißen, gealterten Proben durch die Belastung im biaxialen Bruchtest bestimmt. Anschließend wurden die Bruchstücke unter dem Rasterelektronenmikroskop (REM) untersucht. Das Versagen der Proben trat plötzlich ein. Das heißt, es gab vor dem Bruch keine Anzeichen, durch die man das Versagen hätte erkennen können. Der Versuchsaufbau des Bruchtests erfolgte nach der DIN EN ISO 6872.

Die Proben wurden vom Hersteller vorgesintert zur weiteren Bearbeitung geliefert. Es wurde, unter Berücksichtigung der Sinterschrumpfung, der in der DIN EN ISO 6872 verlangte Durchmesser von 15 mm eingestellt. Dies geschah mit einem handelsüblichen, feinkörnigen Diamanten. In der

nächsten Stufe der Vorbereitung wurden die Proben nach den Vorgaben eingefärbt und gesintert. Unter ständiger Wasserkühlung wurden die nun sehr harten Keramikkörper mit Hilfe der Schleifmaschine Abramin (Struers, Willich) planparallel auf die vorgesehene Dicke geschliffen. Dazu musste man die Proben sehr genau mit wenig Spezialwachs auf dem Halter festkleben, damit sie exakt parallel bearbeitet werden konnten. Das genaue Einstellen des Substanzabtrags an der Schleifmaschine stellte sich als äußerst schwierig heraus. Man konnte zwar Einstellungen am Gerät vornehmen, doch waren die Ergebnisse in der Realität sehr ungenau. Aus diesem Grund war es nötig, nach einer selbst definierten Zeit den Schleifvorgang zu unterbrechen, um mit einer Mikrometerschraube den Substanzabtrag exakt zu bestimmen. Die Körnung des Schleifpapiers wurde von anfangs 40 μm im letzten Schliff auf 20 μm gewechselt, um eine sehr glatte und feine Oberfläche zu erreichen. Das führte dazu, dass die Oberfläche sehr geringe Rauigkeiten und somit wenig mögliche Fehlstellen aufwies, die die Ergebnisse in den Bruchtests negativ beeinflussen konnten. Was durch die Untersuchungen von *Fischer et al.* und *Marx* bestätigt wird. Sie fanden heraus, dass eine hohe Oberflächengüte die Festigkeit einer Keramik wesentlich erhöht [30, 74].

Die folgende Biegeprüfung dient lediglich dazu, die Anfangsfestigkeit der Zirkoniumdioxidproben zu erhalten, eine Dauerfestigkeit kann mit diesem Test nicht ermittelt werden [104]. Daher wurde diese Untersuchung durch eine künstliche Alterung im Kausimulator ergänzt.

5.3.1 Kausimulation

Für dentalkeramische Restaurationen ist nicht nur die Festigkeit zum Zeitpunkt der Eingliederung von Bedeutung, sondern auch das mechanische Langzeitverhalten. Um dem Rechnung zu tragen, wurden die dafür vorgesehenen Probekörper einer künstlichen Alterung im Kausimulator unterzogen.

Die beim Zerkleinern der Nahrung auf den Zahn wirkenden physiologischen Kräfte liegen bei Kräften von bis zu 50 N [26, 29]. Basierend auf diesen Angaben wurde im Kausimulator eine Maximalkraft von 50 N gewählt.

In der Literatur wird die Anzahl der Kauzyklen pro Minute zwischen 58 und 120 angegeben [9]. Die Frequenz bei diesem In-vitro-Test liegt aus Zeitgründen bei 1,6 Hz. Ausgehend von der Annahme, dass eine Jahresbelastung mit ca. 250.000 Kauzyklen einhergeht, wurden die Proben einer Belastung von 1.200.000 Kauzyklen ausgesetzt, um eine klinische Tragedauer von ca. 5 Jahren zu simulieren [20, 54, 61].

Biologische Faktoren wie die individuelle Lage der Kontaktpunkte oder extreme Kraftspitzen, wie sie beim Bruxismus auftreten, können in einer In-vitro-Studie nicht ausreichend beachtet werden [20].

Das Verschleißverhalten von Restaurationen in In-vitro-Untersuchungen hängt maßgeblich von der Beschaffenheit der simulierten Gegenzähne ab [25].

Da Steatit bei Belastungstests als erprobter Ersatz für Schmelz gilt, wurden als Gegenzahneinheit Steatitkugeln verwendet. In Verschleißanalysen konnte kein signifikanter Unterschied zu Schmelzstempeln nachgewiesen werden [55, 124, 125].

Aufgrund der beim Essen auftretenden Temperaturmaxima und -minima sowie des Vorhandenseins von Flüssigkeit (Speichel) erscheint das Thermocycling im nassen Medium von 5 °C bzw. 55 °C von klinischer Relevanz [92]. Bei thermozyklischer Belastung ist mit einer Abnahme der Bruchfestigkeit zu rechnen [1, 59, 102].

In früher durchgeführten Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass die Bruchlastwerte der Proben mit dynamisch-zyklischer Belastung niedriger lagen, als die der Proben ohne dynamisch-zyklische Belastung. Auch konnte eine signifikante Schwächung der Keramik durch die Lasteinwirkung festgestellt werden [1, 23, 56, 77, 102].

Der Grund hierfür liegt in der Entwicklung oberflächlicher und tiefer gelegener Mikrorisse, die die Festigkeit des Materials herabsetzen [65, 78]. Aufgrund der akkumulierten mechanischen und zyklischen Ermüdungsschädigungen reduzieren sich die Festigkeit und die Zuverlässigkeit der Keramik. Dies wird durch eine Abnahme des Weibull- Moduls beschrieben [56]. Ebenso ist ein direkter Zusammenhang zwischen der Festigkeit der Keramik und der Dauer und Größe der Belastung bei der Ermüdungssimulation festzustellen [77].

5.3.2 Biegeprüfung

Jetzt wurden die Probekörper in der Universalprüfmaschine (Zwick, Ulm) biaxial belastet. Die ermittelten Werte lagen allesamt über den Angaben aus vergleichbaren Studien [79, 80, 106, 126, 128].

Um die in der In-vitro-Untersuchung gewonnenen Daten der Festigkeitsuntersuchung auf die klinische Überlebensrate übertragen zu können, sollten die Einflüsse der Mundhöhle in der Laboruntersuchung simuliert werden und die kritische Bruchlast den klinischen Bedingungen entsprechen [40].

Aufgrund der Tatsache, dass Feuchtigkeit durch korrosive Interaktion die Festigkeit im negativen Sinne beeinflusst, sollten Festigkeitsuntersuchungen stets unter feuchten Bedingungen durchgeführt werden [1, 8, 53, 57, 102]. Dem wurde bei der vorliegenden Arbeit, mit Hilfe der feuchten Alterung im Kausimulator Rechnung getragen.

Die Werkstoffprüfung in Form der Biegefestigkeitsuntersuchung wurde gewählt, um die maximale Festigkeit der Probekörper zu ermitteln. Dabei wurde das Prüfprotokoll nach DIN ISO 6872 genutzt. Dies wird klar, wenn man sich den Aufbau eines vollkeramisch restaurierten Zahnes vor Augen führt. So wird die 1,5 mm - 2 mm dicke Keramik von einer etwa 30 μm - 120 μm dicken Zementschicht gestützt, die wiederum vom Dentin gestützt wird. Aus diesem Grund müssen weitere Untersuchungen folgen, die die natürlichen geometrischen Restaurationsformen besser berücksichtigen.

5.4 Ergebnisse

Das Ziel der vorliegenden Studie lag darin, herauszufinden, ob eine Verkürzung der Sinterzeit und Einfärbungen die Festigkeit negativ oder positiv beeinflussen und wie hoch die Anfangsfestigkeit sowie die Festigkeit nach einer simulierten Tragedauer von 5 Jahren des Zirkoniumdioxids der Firma Steger ist.

5.4.1 Vergleich der Biegefestigkeiten in Abhängigkeit der Sinterzeit

Die Sinterzeit hat in allen Gruppen keinen signifikanten Einfluss auf die Biegefestigkeit, ausgenommen der Gruppe mit ungefärbten und gealterten Proben. In dieser Gruppe verfügen die speed-gesinterten Proben über eine statistisch nachweisbar höhere Biegefestigkeit. Die Mittelwerte liegen für die standard-gesinterten Proben bei 1495,38 MPa und für die speed-gesinterten Proben bei 1579,04 MPa. Man geht davon aus, dass eine Bruchfestigkeit von ca. 500 N für dentalen Zahnersatz im Seitenzahnbereich erreicht werden sollte. Aufgrund des subkritischen Risswachstums nach längerer Belastung kann sich die Dauerfestigkeit von Keramiken um die Hälfte verringern [39, 118, 119]. So liegen die Werte für das Zirkoniumdioxid in dieser Untersuchung ca. 3-mal höher und sind für den klinischen Einsatz im Gesamtgebiss ausreichend.

Vergleicht man die Werte dieser Untersuchung mit den Angaben anderer Autoren [79, 106, 123, 126], so stellt man fest, dass die Werte für das Steger®-Zirkoniumdioxid signifikant höher liegen. So beschreibt *Chen et al.* bei einem ähnlichen Versuchsaufbau, eine geringere Biegefestigkeit für Zirkoniumdioxid von 910,5 +/- 95,3 MPa [10]. Andere Studien zeigen eine höhere Biegefestigkeit von ca. 1100 MPa [79], was auf die unterschiedlichen Versuchsaufbauten zurückzuführen ist. So ist die Biegefestigkeit für genormte Plättchen wesentlich höher, als für simulierte Kronen- und Brü-

ckengerüste. Einige Autoren geben Biegefestigkeiten für Cercon[®]-Zirkoniumdioxid-Probenkörper von deutlich über 1000 MPa an [91, 102, 128]. Auch die gealterten Proben lagen mit einem Mittelwert von 1509,65 MPa deutlich über denen, dieser Untersuchungen. Diese hohen Werte für das in dieser Arbeit untersuchte Zirkoniumdioxid lassen sich auf die verringerten Porositäten zurückführen, die durch die Art der Sinterung und Herstellung bedingt sind. Ist das Pulver, aus dem das Zirkoniumdioxid hergestellt wurde, sehr feinkörnig, so können die Sinterzeiten verkürzt werden, da hierbei die Atome im Werkstück schneller diffundieren können. Studien hierzu [13, 16] ergaben: Wenn die Temperatur hoch ist und die Zeit des Sinterprozesses verkürzt wird, dann kommt es zu einer Minimierung von Porositäten im Werkstoff. Ähnliche Resultate erlangt man bei einer gleichbleibenden Endtemperatur und einem schnelleren Temperaturanstieg, also bei einer Verkürzung der Sinterzeiten. Daraus resultiert ein homogeneres Gefüge, was der Dauerbelastung im Kausimulator besser widersteht und weniger unterkritisches Risswachstum zulässt. Dies spiegelt sich in der darauffolgenden Biegeprüfung in höheren Biegefestigkeiten wider [3, 21, 106]. Auch aus der Studie von *Hjerppe et al.* lässt sich ableiten, dass eine Verkürzung der Sinterzeit keinen negativen Einfluss auf die Biegefestigkeit des Zirkoniumdioxids hat [42].

Ein signifikanter Unterschied der Biegefestigkeitswerte von gefärbten Zirkoniumdioxidproben in Abhängigkeit der Sinterzeit konnte in der vorliegenden Arbeit nicht gefunden werden, da das Signifikanzniveau auf $p < 0,05$ festgelegt wurde und in der Untersuchung bei $p = 0,857$ lag. Die Mittelwerte lagen hierfür bei 1610,81 MPa für die speed-gesinterten, und bei 1576,36 MPa für die standard-gesinterten Proben. Diese Ergebnisse können die von *Huang et al. (2006)* [43] und *Pittayachawan et al.* [79] getroffenen Aussagen, dass die Einfärbung von Zirkoniumdioxid keinen negativen Einfluss auf die Biegefestigkeit hat, bestätigen. Der Färbefeffekt beruht entweder auf Pigmenten (Körnern) oder unpigmentierten Mitteln wie z. B. Ionen. Diese werden vom Zirkoniumdioxid im porösen Zustand absorbiert, wobei sich die Pigmente in die Porositäten des Werkstücks einlagern. Diese Einlagerung beruht auf Diffusionsprozessen, die durch eine Kapillarbe-

wegung ermöglicht werden. Beim Sintern wird die Farbe dann fest ins Materialgefüge integriert. *Shak et al.* fand heraus, dass mit höherer Konzentration des Färbemittels, hier verschiedene Metalloxidionen, die Biegefestigkeit abnimmt [98]. Der Grund dafür liegt in der Tatsache, dass mit einer höheren Konzentration an Metalloxiden die offenen Porositäten im Werkstück zunehmen. Eine weitere Untersuchung von *Hjerpe et al.* zur Einfärbung von Zirkoniumdioxid zeigt keine Verschlechterung der Biegefestigkeitswerte im Vergleich zu deren Kontrollgruppe [41].

5.5 Schlussfolgerung für die Praxis

Die durchgeführten Versuche zeigen, dass das Zirkoniumdioxid der Firma Steger eine sehr hohe Biegefestigkeit besitzt. Sowohl nach Einfärbung als auch nach einer Verkürzung der Sinterzeit ist keine signifikante Abnahme der Biegefestigkeit zu beobachten.

Die Tatsache, das verwendete Zirkoniumdioxid einfärben zu können, ohne dass dies zum Absinken der Biegefestigkeit führt, erweitert den Indikationsbereich auf Frontzahnrestorationen, die selbst hohen ästhetischen Ansprüchen genügen müssen.

Folglich steht dem Einsatz dieses Materials sowohl für die Einzelzahnrestauration im Seitenzahnbereich als auch im Frontzahnbereich nichts entgegen. Betrachtet man die, durch Verkürzung der Sinterzeit und somit der Bearbeitungszeit im Labor, gestiegene Wirtschaftlichkeit, so ist es mit diesem System möglich, eine Vollkeramikrestauration an einem Tag herzustellen, was anfallende Kosten erheblich zu reduzieren vermag.

6 Zusammenfassung

In der vorliegenden In-vitro-Untersuchung wurden Zirkoniumdioxidproben der Firma Steger auf deren Biegefestigkeit hin untersucht. Ziel dieser Studie war es, herauszufinden, ob sich eine Verkürzung der Sinterzeit negativ auf die Biegefestigkeit auswirkt.

Um die Biegefestigkeit des Materials charakterisieren zu können, wurde die biaxiale Biegeuntersuchung mit verschiedenen Proben durchgeführt.

Die 132 Proben wurden in 8 Gruppen unterteilt:

- Gruppe 1: weiß, nicht gealtert, standard-gesintert
- Gruppe 2: weiß, nicht gealtert, speed-gesintert
- Gruppe 3: weiß, gealtert, standard-gesintert
- Gruppe 4: weiß, gealtert, speed-gesintert
- Gruppe 5: gefärbt, nicht gealtert, standard-gesintert
- Gruppe 6: gefärbt, nicht gealtert, speed-gesintert
- Gruppe 7: gefärbt, gealtert, standard-gesintert
- Gruppe 8: gefärbt, gealtert, speed-gesintert.

Alle Proben wurden planparallel geschliffen und dem biaxialen Bruchtest nach DIN EN ISO 6872 unterzogen und ausgewertet. In der Folge der Versuche wurde festgestellt, dass es keinen negativen Einfluss auf die Biegefestigkeit des Zirkoniumdioxids gibt, wenn die Proben mit dem Speed-Sinterverfahren bearbeitet wurden.

Die eingefärbten Proben erreichten im Wesentlichen ähnliche Mittelwerte wie die weißen Proben, womit bestätigt wurde, dass auch dieser Prozess die Biegefestigkeit nicht negativ beeinflusst.

Um genauere Aussagen über das Langzeitverhalten unter klinischen Bedingungen treffen zu können, müssen weitere Untersuchungen mit sogenannten Realgeometrien durchgeführt werden.

Um jedoch die Höhe der Biegefestigkeit des Materials der Firma Steger im Vergleich zu anderen, auf dem Markt angebotenen Produkten charakterisieren zu können, sind die durchgeführten Versuche ausreichend.

7 Literaturverzeichnis

- [1] Attia A., Kern M.: Influence of cyclic loading and luting agents on the fracture load of two all-ceramic crown systems.
J Prosthet Dent 2004; 92: 551-556
- [2] Amri A., Saidane A.: TLM simulation of microwave sintering of ceramics using SiC stimulus.
J Microw Power Electromagn Energy 2001; 36: 89-100
- [3] Brodbeck U.: Xawex-Zirkonoxid - ein neues Gerüstmaterial zur Herstellung von vollkeramischen Zahnersatz mittels CAD/CAM-Bearbeitung.
Quintessenz 2005; 56: 407-420
- [4] Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF): Werkstoffwelten- Entdeckung im Kosmos der Stoffe.
www.bmbf.de Berlin, Bonn 2005
- [5] Balzer A., Kaufmann-Jonian V.: Die Belastbarkeit von Vita In-Ceram.
Quintessenz Zahntech 2003; 29: 1318-1342
- [6] Beuer F., Fick K., Erdelt K.J., Gernet W.: Marginale und innere Passung von CAD-gefrästen Zirkoniumoxid-Einzelkronengerüsten bei unterschiedlichen Präparationswinkeln.
Dtsch Zahnärztl Z 2003; 58: 9 517-521
- [7] Bienik K.W., Marx R.: Die mechanische Belastbarkeit neuer vollkeramischer Kronen und Brückenmaterialien.
Schweiz Monatsschr Zahnmedizin 1994;104: 3 1351-1356
- [8] Banks R.G.: Cerservative posterior ceramic restorations: a literature review.
J Prothet Dent 1990; 63: 619-26
- [9] Bates J.F., Stafford G. D., Harrison A.: Masticatory function - A review of the literature. Speed of movement of the mandible, rate of chewing and forces developed in chewing.
J Oral Rehabil 1975; 3: 349-361
- [10] Chen Y.M., Smales R.J., Yip K.H., Sung W.J: Translucency and biaxial flexural strength of four ceramic core materials.
Dent Mater 2008; 24: 1506-1511
- [11] Chen Y.F., Lu D.M., Wan Q.B., Jin Y., Zhu J.M.: Microwave sintering of nanometer powder of alumina and zirconia-based dental ceramics.
Hua Xi Kou Qiang Yi Xue Za Zhi 2006; 24: 73-76
- [12] Chung S.M., Yap A.U., Chandra S.P., Lim C.T.: Flexural strength of dental composite restoratives: comparison of biaxial and three-point bending test.
J Biomed Mater Res B Appl Biomater 2004; 71: 278-283
- [13] Cheung K.C., Darvell B.W.: Sintering of dental porcelain: effect of temperature on appearance and porosity.
Dent Mater 2022; 18: 163-173

- [14] Chong K.H., Chai J., Takahashi Y., Wozniak W.: Flexural strength of In-Ceram Aluminium and In-Ceram Zirconia Core Materials.
Int J Prosthodont 2002; 15 183-188
- [15] Chitchumnong P., Brooks S.C., Stafford G.D.: Comparison of three- and four-point flexural strength testing of denture-base polymers.
Dent Mater 1989; 5: 2-5
- [16] Claus H.: The structure and microstructure of dental porcelain in relationship to the firing condition.
Int J Prosthodont 1986; 2: 209-212
- [17] Danzer R., Börger A., Supanicic P, Villanueva M.A.: Ein einfacher Festigkeitsversuch für Scheiben aus spröden Werkstoffen.
Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 5/2007
- [18] Deutsches Institut für Normung: DIN EN ISO 6872
ICS.11.060.10 Stand Juli 2006
- [19] Durchsang B., Raether F.: Entwicklung einer neuen Infiltrationskeramik für den Dentalbereich.
Frauenhofer ISC Jahresbericht 2002
- [20] Delong R., Pintado M.R., Douglas W.h.: The wear of enamel opposing shaded ceramic restorative materials: an in-vitro-study.
J Prostet Dent 1992; 68: 42-48
- [21] Edelhoff D., Weber V., Jochen C., Beuer F.: Klinische Erfahrungen mit CAD/CAM-gefertigten Zirkonoxid-Brückengerüsten des Digident-Systems.
Quintessenz 2007; 58: 371-383
- [22] Edelhoff D., Spiekerman H., Brauner J., Yildirim M.: IPS Empress 2 - adhesiv und konventionell befestigt.
Dental-praxis 2005; 22 21-23
- [23] Erdelt K., Beuer F., Schweiger J., Eichberger M., Gernet W.: Die Biegefestigkeit von weißkörpergefrästem Zirkonimdioxiid. In-vitro-Untersuchung in Abhängigkeit von Einfärbung und künstlicher Alterung.
Quintessenz Zahntech 2004; 30: 942-954
- [24] Eichner K., Kappert H.F.: Zahnärztliche Werkstoffe und ihre Verarbeitung.
Hüthig-Verlag Heidelberg 1996 187-192
- [25] Embong A., Glyn Jones J., Harrison A.: The wear effects of selected composites on restorative materials and enamel.
Dent Mater 1987; 3: 236-240
- [26] Eichner K.: Messung der Kaukräfte bei Kauvorgängen.
Dtsch Zahnärztl Z 1963; 18: 915-924
- [27] Erpenstein H., Kerschbaum T.: Frakturanfälligkeit von glas- und galvanokeramischen Kronen.
Dtsch Zahnärztl 1995 Z 50: 668-670

- [28] Fischer J., Stawarczyk B., Hämmerle C.H.: Flexural strength of veneering ceramics for zirconia.
J Dent 2008; 36: 316-324
- [29] Filser F., Lüthy H., Kocher P., Schärer P., Gauckler L.J.: Vollkeramischer Zahnersatz im Seitenzahnbereich.
Quintessenz Zahntech 2002; 28: 48-60
- [30] Fischer H., Weinzierl P., Weber M., Marx R.: Bearbeitungsinduzierte Schädigung von Dentalkeramik.
Dtsch Zahnärztl Z 1999; 54 484-488
- [31] Fang Y., Cheng J., Roy D.M., Agrawal D.K.: Enhancing densification of zirconia-containing ceramic matrix composites by microwave processing.
J Mat Sci 1997; 32: 4925-4930
- [32] Göbel R., Rzanny A., Jahn F., Küpper H.: Optimale adhäsive Befestigung von Zirkoniumdioxidrestorationen.
Quintessenz Zahntech 2009; 35: 148-160
- [33] Gamborena I., Baltz M.B.: Umfassende ästhetische und funktionelle Rehabilitation unter eines CAD/CAM-Vollkeramiksystems.
Quintessenz 2007; 57: 1055-1064
- [34] Galindo M.L., Hagman E., Marinello C.P., Zitzmann N.U.: Klinische Langzeiterfahrung mit Procera-AllCeram-Vollkeramikkrone.
Schweiz Monatsschr Zahnmed 2006; 116-118
- [35] Groten M.: Bis an die Grenze der Vollkeramik.
aesthetische zahnmedizin 2006; Z3: 16-31
- [36] Guazzato M., Quach L., Albakry M., Swain M.V.: Influence of surface and heat treatments on the flexural strength of Y-TZP dental ceramic.
J Dent 2005; 33: 9-18
- [37] Glauser R., Sailer I., Wohlwend A., Studer S., Schibli M., Schärer P.: Experimental zirconia abutments for implant-supported single-tooth restorations in esthetically demanding regions: 4-year results of a prospective clinical study.
Int J Prosthodont 2004; 17: 285-290
- [38] Gürel Dr. G.: Keramikveneers als Wissenschaft und Kunst
Quintessenz-Verlags-GmbH 2004 123-124
- [39] Geis-Gerstorfer J., Fässler P.: Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten der Dentalkeramiken Zirkonoxid-TZP in InCeram.
Dtsch Zahnärztl 1999; Z 54 692-694
- [40] Gräf W.: Die thermische Belastung der Zähne beim Verzehr extrem heißer und kalter Speisen.
Dtsch Zahnärztl Z 1969; 15: 30-34
- [41] Hjerpe J., Närhi T., Fröberg K., Vallittu P.K., Lassila L.V.: Effect of shading the zirconia framework on biaxial strength and surface microhardness.
Acta Odontol Scand 2008; 66: 262-267

- [42] Hjerpe J., Vallittu P.K., Fröberg K., Lassila L.V.: Effect of sintering time on biaxial strength of zirconium dioxide. Dent Mater 2008; 25: 166-171
- [43] Huang H., Zhan F.Q., Sun J., Gao L.: Effect of three kinds of rare earth oxides on chromaticity and mechanical properties of zirconia ceramic. Zhonghua Kou Qiang Yi Xue Za Zhi 2008; 41: 327-330
- [44] Han X., Liao Y., Chao Y.: Properties of GI-II glass/alumina composite infiltrated with GI-II tinted infiltration glass. Hua Xi Kou Qiang Yi Xue Za Zhi 2002; 20: 364-366
- [45] Hoffmann-Axthelm: Lexikon der Zahnmedizin. Quintessenz-Verlags-GmbH Berlin; 1983
- [46] Kollar A., Huber S., Mericske E., Mericske-Stern R.: Zirconia for teeth and implants: a case series. Int J Periodontics Restorative Dent 2008; 28: 479-487
- [47] Kern M.: Vollkeramik auf einen Blick. Quintessenz Zahntechnik 2006; 32: 514-520
- [48] Kang, S.J.L.: Sintering Elsevier Oxford; 2005 181-196
- [49] Kern M., Pröbster L.: Vollkeramik für ästhetische und dauerhafte Restaurationen. Dental-Praxis 2002; 14: 269-276
- [50] Kohal R. J., Papavasiliou G., Kamposiora P., Trpodakis A., Strup J.R.: Three-Dimensional Computerized Stress Analysis of Commercially Pure Titanium and Yttrium-Patirially Stabilized Zirconia Implants. Int J Prothodont 2002; 15: 189-194
- [51] Kappert H. F., Krah M.: Keramik - Eine Übersicht. Quintessenz Zahntech 2002; 27: 668-704
- [52] Kosmac T., Oblak C., Jevnikar P., Funduk N., Marion L.: Strength and reliability of surface treated Y-TZP dental ceramics. J Biomed Mater Res 2000; 53: 304-313
- [53] Kelly J.R.: Clinically relevant approaches to failure testing of all-ceramic restorations. J Prosthet Dent 1999; 81: 652-661
- [54] Kern M., Strub J.R., Lu XY: Wear of composite resin veneering materials in a dual-axis chewing simulator. J Oral Rehabil 1999; 26: 372-378
- [55] Krejci D., Albert P., Lutz F.: The influence of antagonist standardization on wear. Dent Res 1999; 78: 713-719
- [56] Kunzelmann K.H., Chen D., Manhart J., Hickel R.: Bruchfestigkeit und Ermüdungsverhalten von Cerec-Keramikkronen. Dtsch Zahnärztl Z 1999; 54: 681-687
- [57] Kelly J.R., Nishimura I., Campbell S.D.: Ceramics in dentistry: historical roots and current perspectives. J Prosthet Dent 1996; 75: 18-32

- [58] Knowles J.C., Talal S., Santos J.D.: Sintering effects in a glass reinforced hydroxyapatite.
Biomaterials 1996; 17: 1437-1442
- [59] Kern M., Fechting T., Strup J.R.: Influence of water storage and thermal cycling on the fracture strength of all-porcelain, resin-bonded fixed partial dentures.
J Prosthet Dent 1994; 71: 251-256
- [60] Körber K., Ludwig K.: Zahnärztliche Werkstoffkunde und Technologie.
Georg Thieme Verlag Stuttgart, New York; 1993 243-245
- [61] Krejci I., Reich T., Lutz F., Albertoni M.: In-Vitro-Testverfahren zur Evaluation dentaler Restaurationssysteme.
Schweiz Monatsschr Zahnmedizin 1990; 100: 1445-1449
- [62] Beuer F., Kerler T., Erdelt K.J., Schweiger J., Eichberger M., Gernet W.: Der Einfluss der Verblendung auf die Bruchfestigkeit von Zirkoniumdioxidrestaurationen.
Dtsch Zahnärztl Z 2004 Sep; 59 (9): 527-530
- [63] Larsson C., Vult von Steyern P., Sunzel B., Nilner K.: All-ceramic two to five-unit implant-supported reconstructions. A randomized, prospective clinical trial.
Swed Dent J 2006; 30: 45-53
- [64] Lohbauer U., Petschelt A., Greil P.: Lifetime prediction of CAD/CAM dental ceramics.
J Biomed Mater Res 2002; 63: 780-785
- [65] Lawn B.R., Deng Y., Thompson V.P.: Use of contact testing in the characterization and design of all-ceramic crownlike layer structures: a review.
J Prothet Dent 2001; 86: 495-510
- [66] Luthardt R., Holzhüter M., Sandkuhl O., Herold V., Walter M.: Festigkeit und Randzonenschädigung von Zirconia-TZP-Keramik nach simulierter Innenbearbeitung von Kronen.
Dtsch Zahnärztl Z 2000; 55 785-789
- [67] Luthardt R., Herold V., Sandkuhl o., Reitz B., Knaak J. P., Lenz E.: Kronen aus Hochleistungskeramik.
Dtsch Zahnärztl Z 1998; 53 280-285
- [68] Lässig H.E.: Die Zahnheilkunde in Kunst und Kulturgeschichte.
Du Mont Verlag Köln; 1983
- [69] Molin M.K., Karlsson S.L.: Klinische prospektive Fünfjahresstudie an dreigliedrigen Denzir-Brücken mit Zirkoniumdioxidgerüsten.
Quintessenz Zahntech 2009; 35: 206-212
- [70] Mansour Y.F., Al-Omiri M.K., Khader Y.S., Al-Wahadni A.: Clinical performance of IPS-Empress 2 ceramic crowns inserted by general dental practitioners.
J Contemp Dent Pract 2008; 9: 9-16
- [71] McLaren E.A., Giordano R.A.: Materialeigenschaften, Ästhetik und Schichttechnik einer Zirkonoxid- und Verblendkeramik.
Quintessenz Zahntech 2007; 33: 78-92

- [72] Markskors R., Meiners H.: Taschenbuch der zahnärztlichen Werkstoffkunde.
Deutscher Zahnärzte Verlag DÄV GmbH Köln; 2005 190-193
- [73] Manhart J.: Vollkeramische Restaurationen - vom Veneer bis zur Seitenzahnbrücke (Teil 2).
BZB 2004; 04: 52-54
- [74] Marx R., Fischer H., Weber M., Jungwirth F.: Rissparameter und Weibulmodule: unterkritisches Risswachstum und Langzeitfestigkeit vollkeramischer Materialien.
Dtsch Zahnärztl Z 2001; 56: 90-98
- [75] Magne P., Belser U.: Esthetic improvements and in vitro testing of In-Ceram Alumina and Spinell ceramic.
Int J Prosthodont 1997; 10: 459-66
- [76] Mortimer C.E.: Chemie. Das Basiswissen der Chemie.
Georg Thieme Verlag Stuttgart; 1996 177-185
- [77] Myers M.L., Egle J.W., Fairhurst C.W., Ringle R.D.: Fatigue failure parameters of IPS-Empress porcelain.
Int J Prosthodont 1994; 7: 549-53
- [78] Marx R.: Moderne keramische Werkstoffe für ästhetische Restaurationen-Verstärkung und Bruchzähigkeit.
Dtsch ZahnärztlZ 1993; 48: 229-236
- [79] Pittayachawan P., McDonald A., Petrie A., Knowles J.C: The biaxial flexural strength and fatigue property of Lava trade mark Y-TZP dental ceramic.
Dent Mater 2007; 23: 1018-1029
- [80] Papanagiotou H.P., Morgano S.M., Giordano R.A., Pober R: In vitro evaluation of low-temperature aging effects and finishing procedures on the flexural strength and structural stability of Y-TZP dental ceramics.
J Prosthet Dent 2006; 96: 154-164
- [81] Pröbster L., Groten M.: Vollkeramische Restaurationen für die zahnärztliche Praxis.
aesthetische Zahnmedizin Z 2006; 3: 8-15
- [82] Paul S.J., Werder P.: Clinical success of zirconium oxide posts with resin composite or glass-ceramic cores in endodontically treated teeth: a 4-year retrospective study.
Int J Prosthodont 2004; 17: 524-528
- [83] Peng H., Tinga W.R., Sundararaj U., Eadie R.L.: Microwave sintering process model.
J Microw Power Electromagn Energy. 2003; 38: 243-258
- [84] Pospiech P.: Klinische und technische Erfahrungen mit Vollkeramik.
Dental-Praxis 2002; 9: 255-257
- [85] Pröbster L.: Sind vollkeramische Brücken und Kronen wissenschaftlich anerkannt?
Stellungnahme der DGZMK in Dtsch Zahnärztl Z 56; 2001
- [86] Pröbster L.: Zum heutigen Stand vollkeramischer Restaurationen.
Zahnärztl M 1997; 87: 2478-2484

- [87] Pospiech P.: Werkstoffkundliche und klinische Untersuchungen zur vollkeramischen Klebebrücke. Habitationszeitschrift der Zahn-, Mund- und Kieferheilkunde, Quintessenz-Verlags-GmbH, Berlin
- [88] Rösch R., Mericske-Stern R.: Zirconia and removable partial dentures. Schweiz Monatsschr Zahnmed 2008; 118: 959-974
- [89] Rauter H., GmbH: VITA Vollkeramik-Indikationsübersicht. Vita Zahnfabrik, Bad Säckingen; 2007
- [90] Raigrodski A.J., Chiche G.J., Potiket N., et al: The efficacy of posterior three-unit zirconium-oxide-based ceramic fixed partial dental prostheses: A prospective clinical pilot study. J Prosthet Dent 2006; 96: 237-244
- [91] Rosentritt M., Behr M., Kolbeck C., Handel G.: Vergleich der Randqualität und Bruchfestigkeit dreigliedriger Brücken aus Volkeramik. Dtsch Zahnärztl Z 2006; 61: 353-353
- [92] Rosentritt M., Behr M., Rinke S., Ries S., Handel G.: Zirkoniodioxidkeramik in der Kronen- und Brückenprothetik. Quintessenz 2006; 57: 723-729
- [93] Rudolph H., Johannes M., Luthardt R.G.: Niederdruckspritzgießen von Hochleistungskeramik. Dtsch Zahnärztl Z 2005; 60: 3 172-177
- [94] Rodiger O., Kappert H.F., Marinello C.P.: In-vitro-Bruchbelastungstests von 3-gliedrigen Seitenzahnbrücken hergestellt im ProceraVerfahren. Schweiz Monatsschr Zahnmed 2004; 114: 3 207-213
- [95] Rinke S., Jenatschke R.: Neue Perspektiven in der Anwendung vollkeramischer Seitenzahnrestorationen auf Zirkonoxidbasis. Quintessenz 2001; 52: 1151-1159
- [96] Riedel H., Sun, D.Z.: Simulation of Die Pressing and Sintering of Powder Metals, Hard Metals and Ceramics. Numerical Methods in industrial Forming Processes Rotterdam 1992; 883-886
- [97] Seo D.S., Hwang K.H., Lee J.K.: Nanostructured hydroxyapatite by microwave sintering. J Nanosci Nanotechnol 2008; 8: 944-948
- [98] Shah K., Holloway J.A., Denry I.L.: Effect of coloring with various metal oxides on the microstructure, color, and flexural strength of 3Y-TZP. J Biomed Mater Res B Appl Biomater 2008; 87: 329-337
- [99] Sailer I., Feher A., Filser F., et al.: Five-year clinical results of zirconia frameworks for posterior fixed partial dentures. Int J Prosthodont 2007; 20: 383-388

- [100] Sailer I., Fehér A., Filser F., Lüthy H., Gauckler L.J., Schärer P., Hämmerle C.: Prospektive klinische Studie über Bewährung von Seitenzahnbrücken aus Zirkonoxidkeramik nach 3 Jahren Beobachtungszeit. Quintessenz 2007; 58: 251-261
- [101] Schatt W., Wieters K.P., Kieback B.: Pulvermetallurgie Springer Verlag Berlin Heidelberg; 2007
- [102] Studart A.R., Filser F., Kocher P., Gauckler L.J.: In vitro lifetime of dental ceramics under cyclic loading in water. Biomaterials 2007; 28: 2695-2705
- [103] Sailer I., Fehér A., Filser F., et al.: Prospective clinical study of zirconia posterior fixed partial dentures: 3-year follow up Quintessenz Int 2006; 37: 685-693
- [104] Strub J.R., Türp J.C., Witkowski S.: Curriculum Prothetik Band 1-3 Quintessenz Berlin; Auflage: 3 2004 631-660
- [105] Sun Q., Bai B., Hao Y.Q., Wen L., Sun J.N., Ai H.J.: Weibull analysis and flexural strength of glass-infiltrated alumina composite machined by CAD/CAM. Shanghai Kou Qiang Yi Xue 2004; 13: 549-552
- [106] Suttor D.: Fest, fester, Zirkonoxid. DZW-ZahnTechnik 2003; 1-2: 10-11
- [107] Schumacher G.H.: Anatomie für Zahnmediziner Hüthig Verlag Heidelberg; 1997 388
- [108] Sun D.Z., Riedel H.: Prediction of Shape Distortions of Hard Metal Parts by Numerical Simulations of Pressing and Sintering. Simulations of Materials Processing: Theory, Methods and Applications, Rotterdam 1995; 881-886
- [109] Schatt W.: Sintervorgänge-Grundlagen VDI Verlag Düsseldorf; 1992
- [110] Schüller K.H., Hennicke H.W.: Zur Systematik der keramischen Werkstoffe. Ceram Forum Int 1985; 62: 259-263
- [111] Tinschert J., Schulze K.A., Natt G., Latzke P., Heussen N., Spiekermann H.: Clinical behavior of zirconia-based fixed partial dentures made of DC-Zirkon: 3-year results. Int J Prosthodont 2007; 21: 217-222
- [112] Teoreanu I., Preda M., Melinescu A.: Synthesis and characterization of hydroxyapatite by microwave heating using $\text{CaSO}_4 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ and $\text{Ca}(\text{OH})_2$ as calcium source. J Mater Sci Mater Med 2007; 19: 517-523
- [113] Tinschert J., Natt G., Mohrbotter N., Spiekermann H., Schulze K.A.: Lifetime of alumina and zirconia ceramics used for crown and bridge restorations. J Biomed Mater Res B Appl Biomater 2007; 80: 317-321
- [114] Toksavul S., Toman M.: A short-term clinical evaluation of IPS Empress 2 crowns. Int J Prosthodont 2007; 20: 168-172

- [115] Tinschert J., Natt G., On He-Son, Spiekermann H.: Vollkeramische Brücken - Ein aktueller Überblick zur klinischen Anwendung und Bewährung. *aesthetische zahnmedizin* 2006; 3: 32-41
- [116] Taskonak B., Sertgöz A.: Two-year clinical evaluation of lithia-disilicate-based all-ceramic crowns and fixed partial dentures. *Dent Mater* 2005; 22: 1008-1013
- [117] Tinschert J., Natt G., Latzke P., Schulze K., Heussen N., Spiekermann H.: Vollkeramische Brücken aus DC-Zirkon - Ein klinisches Konzept mit Erfolg? *Dtsch Zahnärztl Z* 2005; 60 435-445
- [118] Tinschert J., Natt G., Jorewitz A., Fischer H., Spiekermann H., Marx R.: Belastbarkeit vollkeramischer Seitenzahnbrücken aus neuen Hartkernkeramiken. *Dtsch Zahnärztl Z* 2000; 55: 610-616
- [119] Tinschert J., Natt G., Doose B., Fischer H., Marx R.: Seitenzahnbrücken aus hochfester Strukturkeramik. *Dtsch Zahnärztl Z* 1999; 54: 545-550
- [120] Volz U.: Zirkonoxid-Implantate - Die Entwicklung des Z-Look-Implantatsystems. *aesthetische zahnmedizin* 2006; Z3 42-46
- [121] Vult von Steyern P., Carlson P., Nilner K.: All-ceramic fixed partial dentures designed according to DC-Zircon technique. A 2-year clinical study. *J Oral Rehabil* 2005; 32: 180-187
- [122] Verband der Keramischen Industrie e.V.: Brevier TECHNISCHE KERAMIK. [www.keramverband.de/brevier dt/impressum.htm](http://www.keramverband.de/brevier_dt/impressum.htm) Stand November 2003
- [123] Wagner W.C., Chu T.M.: Biaxial flexural strength and indentation fracture toughness of three new dental core ceramics. *J Prosthet Dent* 1996; 76: 140-144
- [124] Wassel R.W., McCabe J.F., Walls A.W.: Wear characteristics in a two-body wear test. *Dent Mater* 1994; 10: 269-274
- [125] Wassel R.W., McCabe J.F., Walls A.W.: A two-body frictional wear test. *Dent Mater* 1994; 10: 269-274
- [126] Xible A.A., de Jesus Tavaréz R.R., de Araujo Cdos R., Bonachela W.C.: Effect of silica coating and silanization on flexural and composite-resin bond strengths of zirconia posts: An in vitro study. *J Prosthet Dent* 2006; 95: 224-229
- [127] Xie Z., Li J., Huang Y., Kong X.: Microwave sintering behaviour of ZrO₂-Y₂O₃ with agglomerate *J Mat Sci Let* 1996; 15: 1158-1160

- [128] Yilmaz H., Aydin C., Gul B.E.: Flexural strength and fracture toughness of dental core ceramics.
J Prosthet Dent. 2007; 98: 120-128
- [129] Zahran M., El-Mowafy O., Tam L., Watson P.A., Finer Y.: Fracture strength and fatigue resistance of all-ceramic molar crowns manufactured with CAD/CAM technology.
J Prosthodont 2008; 17: 370-377
- [130] Zitzmann N.U., Hagmann E., Rohner U., Krastl G.: Klinische Anwendung von Vollkeramikronen mit dem Procera-AlCeram-System.
Quintessenz 2007; 58: 145-158
- [131] Zhang B., Chen J.H., Sun L.J.: The effect of sintering temperature on the physical and mechanical properties of dental zirconia toughened ceramic.
Zhonghua Kou Qiang Yi Xue Za Zhi. 2003; 38: 304-305
- [132] Zipse H.: Mechanisches Verhalten beim Sintern - Diffusionsmodelle und Verifikation an ZrO₂.
Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, Universität Karlsruhe; 1994

8 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2-1:	Bruchzähigkeit von Keramik	17
Abbildung 2-2:	Gerüstaufbau von teilstabilisiertem Zirkoniumdioxid	18
Abbildung 2-3:	Zirkoniumdioxidgerüst.....	22
Abbildung 2-4:	Dreipunkt-Biegeprüfung	25
Abbildung 2-5:	Vierpunkt-Biegeprüfung	26
Abbildung 2-6:	Versuchsaufbau biaxialer Bruchversuch.....	27
Abbildung 3-1:	Übersicht über Material und Methode	29
Abbildung 3-2:	Diamantsäge Accutom 2, Struers, Willich.....	30
Abbildung 3-3:	Schleifmaschine Abramin der Firma Struers, Willich	32
Abbildung 3-4:	Proben auf der Trägerplatte und beim Schleifen.....	32
Abbildung 3-5:	Münchener Kausimulator.....	33
Abbildung 3-6:	Probenteller und Stempel	34
Abbildung 3-7:	Probe auf dem Teller	35
Abbildung 3-8:	Zwick Prüfmaschine zum Brechen der Proben.....	35
Abbildung 3-9:	Proben im Rasterelektronenmikroskop	37
Abbildung 3-10:	Erklärung Boxplot-Diagramme.....	39
Abbildung 4-1:	Boxplots zum Vergleich des Standard-Sinterprogramms und des Speed-Sinterprogramms bei ungefärbtem, nicht gealtertem Zirkoniumdioxid.....	42
Abbildung 4-2:	Boxplots zum Vergleich des Standard-Sinterprogramms und des Speed-Sinterprogramms bei ungefärbtem, gealtertem Zirkoniumdioxid	43
Abbildung 4-3:	Boxplots zum Vergleich des Standard-Sinterprogramms und des Speed-Sinterprogramms bei gefärbtem, nicht gealtertem Zirkoniumdioxid.....	44
Abbildung 4-4:	Boxplots zum Vergleich des Standard-Sinterprogramms und des Speed-Sinterprogramms bei gefärbtem, gealtertem Zirkoniumdioxid	45
Abbildung 4-5:	Bruchfläche Zirkoniumdioxid weiß, nicht gealtert, 5 h gesintert, 1000-fache Vergrößerung	46
Abbildung 4-6:	Zirkoniumdioxid weiß, nicht gealtert, 5 h gesintert, 1000-fache Vergrößerung	47
Abbildung 4-7:	Zirkoniumdioxid weiß, nicht gealtert, speed-gesintert, 1000-fache Vergrößerung	47
Abbildung 4-8:	Zirkoniumdioxid weiß, gealtert, 5 h gesintert, 1000-fache Vergrößerung	48
Abbildung 4-9:	Zirkoniumdioxid weiß, gealtert, speed-gesintert, 1000-fache Vergrößerung	48
Abbildung 4-10:	Zirkoniumdioxid gefärbt, nicht gealtert, 5 h gesintert, 1000-fache Vergrößerung	49

Abbildung 4-11: Zirkoniumdioxid gefärbt, nicht gealtert, speed-gesintert, 1000-fache Vergrößerung	49
Abbildung 4-12: Zirkoniumdioxid gefärbt, gealtert, 5 h gesintert, 1000-fache Vergrößerung	50
Abbildung 4-13: Zirkoniumdioxid gefärbt, gealtert, speed-gesintert, 1000-fache Vergrößerung	50

9 Tabellenverzeichnis

Tabelle 2-1:	Einteilung nach klinischer Anwendung (nach Pröbster [86])	4
Tabelle 2-2:	Einteilung aktueller keramischer Massen nach dem chemischen Aufbau (nach Pospich [87]).....	4
Tabelle 2-3:	Systematik der keramischen Werkstoffe nach Schüller [110].	5
Tabelle 2-4:	Eckdaten der Entwicklung dentalkeramischer Werkstoffe	8
Tabelle 2-5:	Einteilung nach werkstoffkundlicher Zusammensetzung (nach Pröbster [86]).....	10
Tabelle 4-1:	Deskriptive Statistik der gemessenen Werte	40
Tabelle 4-2:	Weibull Module m.....	41

10 Danksagung

Mein Dank gilt zunächst Herrn Professor Dr. Dr. h. c. W. Gernet, Direktor der Poliklinik für zahnärztliche Prothetik der Ludwig-Maximilians-Universität München, der die Durchführung dieser Studie ermöglichte.

Bedanken möchte ich mich vor allem bei Herrn Dr. F. Beuer für die Aufgabenstellung und seine tatkräftige und kompetente Betreuung dieser Dissertation.

Bei meinem Bruder möchte ich mich bedanken, für seine Hilfe bei der Ausarbeitung und Umsetzung des Layouts.

Mein besonderer Dank gilt meinen Eltern für die ideelle und finanzielle Unterstützung während des Studiums und der Dissertation.

11 Lebenslauf

Name: Jan Xyländer

Geburtsdatum: 13.02.1981

Geburtsort: Schkeuditz

Eltern: Horst Xyländer, Kranmonteur
Christel Xyländer, geb. Tennhardt, Zahnärztin

Geschwister: René Xyländer, Dipl.-Ing.

Schulbildung: 1987 - 1993
Pestalozzi Grundschule
1993 - 1999
Gymnasium Schkeuditz
1.7.1999 Allgemeine Hochschulreife

Grundwehrdienst: 1999 - 2000
1./Stabs- und Fernmeldebataillon 701 Leipzig

Studium: 1.4.2001 - 22.12.2006
Ludwig-Maximilians-Universität München
4.1.2007 zahnärztliche Approbation

Berufliche Tätigkeit: seit 1.4.2007 Vorbereitungsassistent
Zahnarztpraxis Dr. Michael Maier