

Aus der Klinik für Zahn-, Mund- und Kieferheilkunde
der Medizinischen Fakultät Charité - Universitätsmedizin Berlin

DISSERTATION

Einfluss der Dauer und der Temperatur von Oxidbränden auf die Verbundfestigkeit zwischen Keramik und EMF-Legierungen

Zur Erlangung des akademischen Grades
Doctor medicinae dentariae (Dr. med. dent.)

vorgelegt der Medizinischen Fakultät
Charité - Universitätsmedizin Berlin

von

Marco Pumpe
aus Münster

Gutachter: 1. Priv.-Doz. Dr. R. Strietzel
 2. Prof. Dr. W. B. Freesmeyer
 3. Prof. Dr. M. Gente

Datum der Promotion: 21.11.2008

Erklärung

„Ich, Marco Pumpe, erkläre, dass ich die vorgelegte Dissertationsschrift mit dem Thema: „Einfluss der Dauer und der Temperatur von Oxidbränden auf die Verbundfestigkeit zwischen Keramik und EMF-Legierungen“ selbst verfasst und keine anderen als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel benutzt, ohne die (unzulässige) Hilfe Dritter verfasst und auch in Teilen keine Kopien anderer Arbeiten dargestellt habe.“

Berlin, 23.06.2008

Meinen lieben Eltern gewidmet

	Seite
1 EINLEITUNG	6
2 SCHRIFTTUM.....	8
2.1 DIE DENTALKERAMIK	8
2.1.1 Die Geschichte der Keramik	8
2.1.2 Die dentalkeramische Masse.....	9
2.1.3 Die Verblendkeramik.....	12
2.2 DER OXIDBRAND UND DIE KERAMISCHEN BRÄNDE	13
2.3 DIE DENTALLEGIERUNGEN	15
2.3.1 Die Geschichte der Dentallegierungen	15
2.3.2 Die Einteilung der Dentallegierungen	16
2.3.3 Aufbrennfähige Legierungen	19
2.4 DER HAFTVERBUND ZWISCHEN METALL UND KERAMIK.....	20
2.5 PRÜFVERFAHREN FÜR DEN HAFTVERBUND VON METALL UND KERAMIK.....	23
2.5.1 Methode nach SCHMITZ / SCHULMEYER (Druck-Schertest)	23
2.5.2 Methode nach VOSS (Biege-Drucktest).....	24
2.5.3 Methode nach NALLY / BERTA (Zugtest)	25
2.5.4 Methode nach SHELL / NILSEN (Zug-Schertest).....	26
2.5.5 Methode nach SCHWICKERATH (Drei-Punkt-Biege-Versuch).....	26
3 MATERIAL UND METHODE.....	30
3.1 VERWENDETE MATERIALIEN	30
3.1.1 Verwendete Legierungen	30
3.1.2 Verwendete Keramik.....	32
3.2 HERSTELLUNG DER PRÜFKÖRPER	34
3.2.1 Herstellung der Metallplättchen	34
3.2.2 Aufbrennen der Keramik.....	36
3.3 PRÜFMETHODE.....	39
3.4 BEURTEILUNG DER BRUCHFLÄCHE	40
3.4.1 Visuelle Untersuchung	40
3.4.2 Lichtmikroskopische Untersuchung	40
3.5 STATISTISCHE VERFAHREN.....	41
4 ERGEBNISSE	43
4.1 ERGEBNISSE DES SCHWICKERATH-VERSUCHS.....	43
4.1.1 Ergebnisse Wirobond 280	43
4.1.2 Ergebnisse Wirobond C	46
4.1.3 Ergebnisse Wirobond SG	48

Inhaltsverzeichnis	5
4.2 VERGLEICH DER ERGEBNISSE	50
4.2.1 Vergleich der Haftwerte in Bezug auf die Temperatur des Oxidbrands	51
4.2.2 Vergleich der Haftwerte in Bezug auf die Brenndauer des Oxidbrands	53
4.3 ERGEBNISSE DER VISUELLEN UNTERSUCHUNG	55
4.3.1 Visuelle Untersuchung von Wirobond 280	57
4.3.2 Visuelle Untersuchung von Wirobond C	58
4.3.3 Visuelle Untersuchung von Wirobond SG	59
4.4 ERGEBNISSE DER LICHTMIKROSKOPISCHEN UNTERSUCHUNG.....	61
5 DISKUSSION.....	62
5.1 FEHLERBETRACHTUNG	62
5.1.1 Einteilung der Prüfkörper	62
5.1.2 Herstellung der Metallplättchen	63
5.1.3 Verblendung mit der Keramik	65
5.1.4 Biege-Scherprüfung.....	67
5.1.5 Lichtmikroskopische Untersuchung	68
5.1.6 Eignung des Verfahrens	68
5.1.7 Vergleich der Scher-Verbundfestigkeiten mit den Literaturwerten	69
5.2 DISKUSSION DER MESSWERTE	70
5.2.1 Einfluss der Temperatur des Oxidbrandes auf die Haftfestigkeit.....	70
5.2.2 Einfluss der Dauer des Oxidbrandes auf die Haftfestigkeit	74
5.3 KLINISCHE BEDEUTUNG	76
6 ZUSAMMENFASSUNG.....	78
6.1 SUMMARY	80
7 LITERATURVERZEICHNIS.....	82
8 ANHANG	91
8.1 VERWENDETE GERÄTE UND ZUSATZMATERIALIEN.....	91
8.2 TABELLENANHANG	92
DANKSAGUNG	110
LEBENS LAUF	111

1 Einleitung

Bereits 1728, nur 20 Jahre nach der Erfindung der Keramik durch den deutschen Apotheker BÖTTGER in Meißen, machte FAUCHARDS die ersten Versuche, Metall und Keramik zu verbinden [32, 48, 72, 74]. Diese Verbundsysteme wiesen zunächst eine geringe Widerstandskraft gegenüber mechanischen Einwirkungen auf, wurden aber seither ständig verbessert. Zum Ende des 19. Jahrhunderts kam es dann erstmals zu einer industriellen Herstellung dentaler Keramikmassen.

Seit den frühen 1960er Jahren werden in der Zahnheilkunde routinemäßig keramisch verblendete Edelmetallrestorationen als Zahnersatz verwendet [20], was vor allem den Forschungen der Fa. VITA, Bad Säckingen, mit der Entwicklung des Vita-Metall-Keramik-Systems (VMK) zu verdanken ist [91]. Weitere Systeme anderer Firmen, wie z. B. der Fa. HERAEUS, Wehrheim/Ts., der Fa. BEGO, Bremen und der Fa. DETRAY, Wiesbaden, folgten kurze Zeit später. Der Vorteil der Verblendkeramiken gegenüber den vorher üblichen Verblendkunststoffen besteht in der deutlich höheren Verbundfestigkeit des Metalls mit der Keramik, der weitaus ansprechenderen und langlebigeren Ästhetik und der besseren Verträglichkeit.

Die ersten edelmetallfreien Aufbrennlegierungen, wie z. B. das Wiron, Fa. BEGO, Bremen, kamen Anfang der 1980er Jahre auf den Markt [88].

Noch heute bestehen die meisten festsitzenden prothetischen Restaurationen aus einer Metallbasis und einer Keramikverblendung [49], da hierdurch die Vorteile beider Werkstoffe optimal miteinander kombiniert werden können [9]. Das Metallgerüst ist verantwortlich für die hohe Zugfestigkeit, Elastizität und Friktionsretention, die Keramik verleiht der Krone das zahnähnliche Aussehen, die hohe Härte und die Biokompatibilität.

Vor allem die Ästhetik und die Haltbarkeit dieser keramischen Verblendungen spielen eine entscheidende Rolle, um sowohl den Patienten, als auch den Zahnarzt zufrieden zu stellen.

Durch Kosteneinsparungen im Gesundheitssystem gewinnen die aufbrennfähigen edelmetallfreien Legierungen (EMF-Legierungen) gegenüber denen aus Edelmetallen

(EM-Legierungen) zunehmend an Bedeutung [12, 21]. Verschiedene Autoren und wissenschaftliche Arbeiten haben gezeigt, dass die heute verwendeten EMF-Legierungen denen aus EM in nichts nachstehen [67, 78, 86, 102]. Die Verblendung von Palladiumbasis- oder Titanlegierungen wird in der Literatur als komplikationsreicher angegeben [77, 101, 102].

Auf Grund der Komplexität des Herstellungsprozesses können sich eine Vielzahl von Fehlern einschleichen. Neben möglichen Ungenauigkeiten bei der Gerütherstellung kann es auch bei der keramischen Verblendung zu ungewollten Abweichungen kommen, die zu einem Versagen der Restauration führen können. Da diese intraoral nur schwer bis gar nicht zu reparieren sind, kommt der Bedeutung des Haftverbundes eine große Rolle zu.

Ein möglicher und großer Fehlerkomplex sind die keramischen Brände, zu denen man auch den Oxidbrand zählt.

Ziel dieser Arbeit ist es, den Einfluss verschiedener Brenntemperaturen und Brenndauern des Oxidbrandes auf die Verbundfestigkeit zwischen Metall und Keramik mit Hilfe des Drei-Punkt-Biegeversuchs nach SCHWICKERATH [15] zu bestimmen.

2 Schrifttum

2.1 Die Dentalkeramik

2.1.1 Die Geschichte der Keramik

Das aus dem Griechischen stammende Wort „keramos“ bedeutet „Ton“ oder „Ziegel“, aber auch „der durch das Feuer Gegangene“.

Die hohe Kunst der Porzellanherstellung ist den Chinesen in der Han-Dynastie im 2. Jahrhundert vor Christus gelungen. Das chinesische Porzellan unterschied sich von den europäischen Tonwaren durch die weiße Farbe und die gesteigerte Festigkeit. Der Grund hierfür ist der hohe Glasphaseanteil und die massive Dichte des Werkstoffs. Die Weiterentwicklung des Porzellans wurde hauptsächlich in der Tang Dynastie im 7. Jahrhundert nach Christus vorangetrieben [31].

Über 1000 Jahre lang wurde das Geheimnis bewahrt, bis es 1709 dem deutschen Apotheker Johann Friedrich BÖTTGER gelang, das erste europäische Porzellan herzustellen, indem er Kaolin (Tonerde ohne Eisenanteil) mit Quarz, Feldspat und Wasser vermischte, trocknete und anschließend brannte [48, 72].

Im 18. Jahrhundert sind es FAUCHARD, GUILLEMEAU, REAUMUR, MORIN und CHEMANT, die versuchten, den Zahnschmelz mit keramischen Massen nachzubilden.

FAUCHARD machte 1728 die ersten Versuche, Metall und Keramik zu verbinden [74]. Durch die unterschiedlichen Wärmeausdehnungseigenschaften der beiden Werkstoffe war diese Verbindung allerdings zu Beginn sehr instabil und anfällig.

Auch die 1887 von LAND erfundene Jacketkrone, bei der die Keramik auf eine dünne Platinfolie aufgebrannt wurde, war sehr spröde und bruchanfällig [38].

Die erste industrielle Herstellung künstlicher Zähne gelang dann im 19. Jahrhundert [33]. Der Brite ASH (1837), der Amerikaner WHITE (1844) und die Firmen DETREY (1893) sowie VITA (1922), waren hier die Vorreiter.

Eine starke Verbesserung der Bruchfestigkeit und auch der Ästhetik der Keramik wurde durch die Entwicklung des Vakuum-Brennverfahrens durch den Deutschen GATZKA (Fa. WIELAND, Pforzheim) im Jahre 1949 erreicht [22, 78].

Aber erst dem New Yorker WEINSTEIN gelang es mit dem von ihm entwickelten Permadent-Verfahren [23, 95], einen dauerhaften Verbund zwischen Edelmetall und Keramik herzustellen und somit eine neue Ära keramisch verblendeten Zahnersatzes einzuleiten.

Die Firmen VITA und DEGUSSA folgten 1962 mit dem VMK-System und DETREY und HERAEUS 1966 mit dem Biodent-Herador-Goldkeramik-System.

Anfang der 1980er Jahre ist es schließlich die Fa. BEGO, die mit dem Wiron die erste edelmetallfreie aufbrennfähige Legierung auf den deutschen Markt bringt [88].

Durch die jahrelange intensive Forschung auf diesem Gebiet stehen Zahnarzt und Zahntechniker heute ein breites Angebot keramischer Verblendsysteme zur Verfügung [34, 105, 106, 108].

2.1.2 Die dentalkeramische Masse

Auf Grund der unübersehbaren Anzahl an Neuentwicklungen im Bereich der keramischen Werkstoffe ist es nicht möglich, eine exakte, allumfassende Definition abzugeben [61].

Grundsätzlich unterscheidet man zwischen Verblend- und Gerüstkeramiken [45].

Zu den Gerüstkeramiken zählen auf Grund ihrer hohen Festigkeitswerte z. B. das Zirkoniumdi- und Aluminiumoxid. Die Verblendkeramiken werden in Kapitel 2.1.3 erläutert.

Die heutigen keramischen Massen sind werkstoffkundlich gesehen meist Glaskeramiken, die sich aus einer amorphen Glasmatrix und eingeschlossenen kristallinen Festkörpern zusammensetzen [9, 94].

Der in der Mineralogie bezeichnete Feldspat ist chemisch gesehen den Silikaten

zuzuordnen, die wiederum Salze der Kieselsäure sind. Unter den Feldspaten ist der Kalifeldspat (Orthoklas) neben Natronfeldspat (Albit) und Kalkfeldspat (Anorthit) der wichtigste Vertreter. Abhängig von seiner Zusammensetzung hat der Feldspat einen relativ niedrigen Schmelzpunkt von ca. 1160 °C bis 1500 °C. Innerhalb dieses Intervalls vermag er beachtliche Mengen an Quarz und Kaolin zu lösen und wird deshalb auch als „keramisches Flussmittel“ bezeichnet [22]. Beim Erstarren des Kalifeldspats nach dem Schmelzen entsteht eine Glasphase und eine kristalline Phase.

Leuzit, der Hauptbestandteil der kristallinen Phase, dient der Erhöhung der Viskosität beim Brennen und der Einstellung des WAK [51].

Ein weiterer wichtiger Bestandteil ist das Quarz, das der keramischen Masse einerseits Transparenz verleiht, andererseits, abhängig von der Menge, die Stabilität, den Wärmeausdehnungskoeffizienten (WAK) und die Festigkeit beeinflusst. Sein Schmelzintervall liegt zwischen 1400 °C bis 1600 °C.

Kaolin, die wichtigste Komponente im Porzellan und für seine Festigkeit verantwortlich, kommt nur in sehr geringen Anteilen bzw. gar nicht mehr vor, da die erforderliche Festigkeit der Dentalkeramik durch einen erhöhten Feldspatanteil erreicht wird.

Somit haben moderne Dentalkeramiken nur noch wenig mit dem ursprünglichen Porzellan gemeinsam [19, 63].

Verschiedene Metalloxide (z. B. Aluminium-, Titan-, Zinn-, Indium-, Kobaltverbindungen u. a.) dienen der Verbesserung der Bruch- und Haftfestigkeit sowie der Farbgebung (kobaltblau, eisenrot, chromgrün, titangelb u. a.). Allen voran sind es die Zinn-, Zirkonium- und Titanoxide, mit deren Hilfe sich die Opazität der keramischen Masse modulieren lässt. Die Zinnatome spielen weiterhin eine tragende Rolle bei der Benetzung der Metalloberfläche beim Brennvorgang und somit für die Stabilität des Haftverbundes zwischen Metall und Keramik [22].

Kaliumphosphat bzw. Natriumborat und Calcit übernehmen die Rolle des Flussmittels.

All diese Bestandteile werden zusammengefügt und gebrannt. Es entstehen die sog. Fritten, die anschließend zu einem feinen Pulver zermahlen werden, um so nach dem Brand einer Entmischung der Zusätze bei Transport oder Lagerung entgegen zu wirken (Homogenisierung) [61].

Im Gegensatz zu metallischen Werkstoffen gehen die Moleküle der Keramiken kovalente und ionische Bindungen ein, was die extrem hohe Härte, die hohe Druckbelastbarkeit und die Beständigkeit gegenüber Chemikalien und Temperaturschwankungen erklärt [16, 61]. Der Nachteil liegt jedoch einerseits darin, dass die Keramik zwar extremen Druckbelastungen standhalten kann, jedoch sehr anfällig gegenüber Biegebelastungen ist und andererseits, dass die Keramik nach dem Brennen nicht plastisch verformbar ist und so nach Überschreitung einer bestimmten Bruchschwelle bricht (Sprödbruch). Physikalisch gesehen sind somit Elastizitäts- und Zerreißgrenze identisch [61].

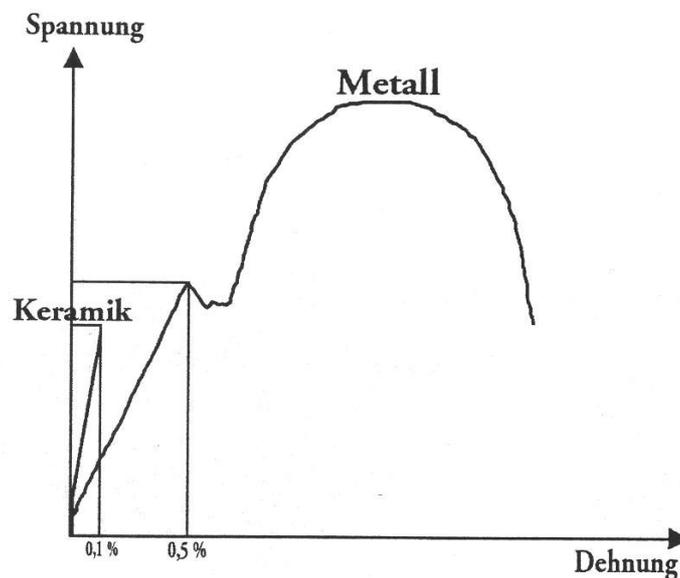


Abbildung 1: Spannungs-Dehnungs-Vergleich bei metallischen und keramischen Werkstoffen

	Porzellan	Dentalkeramik
Feldspat	20-30 m%	60-80 m%
Quarz	20-25 m%	15-25 m%
Kaolin	40-60 m%	0-5 m%

Tabelle 1: Zusammensetzung von Porzellan und Dentalkeramik

2.1.3 Die Verblendkeramik

Wie die dentalkeramischen Massen erfreuen sich die Verblendkeramiken auf Grund ihrer hervorragenden Biokompatibilität [58, 69], der geringen thermischen Leitfähigkeit [92], der guten Ästhetik [25, 69] und der geringen Plaqueanlagerung [8] größter Beliebtheit. Diese resultiert daraus, dass die Keramik weitestgehend unlöslich und säureresistent ist, da die enthaltenen Metalloxide in gesättigten Oxidationsstufen vorliegen [60].

Nur die Flusssäure und phosphorsäurehaltige Fluoridgele sind in der Lage, die Keramik anzulösen.

Die keramische Verblendmasse entspricht in ihrer Zusammensetzung im Wesentlichen der oben besprochenen dentalkeramischen Massen. Ein Unterschied ist der in der vollkeramischen Masse um 1 m% - 2 m% höhere Anteil an Kalifeldspat. Dieser ist dort notwendig, um eine zufriedenstellende Festigkeit der Keramik auch ohne Metallgerüst zu erreichen.

Die Brenntemperaturen liegen mit 800 °C - 980 °C unter denen vollkeramischer Massen [61]. So kann sichergestellt werden, dass der Soliduspunkt der Legierung mindestens 150 °C über der Sintertemperatur der Keramik liegt, um Veränderungen des Metallgerüsts beim Brennvorgang zu vermeiden [22].

Verblendkeramiken mit Brenntemperaturen zwischen 930 °C und 980 °C werden als hochschmelzende Keramiken bezeichnet, solche mit Brenntemperaturen um 800 °C als niedrigschmelzende. Die Entwicklung letzterer wurde besonders in den 1980er Jahren vorangetrieben, um die aufbrennfähigen Legierungen um die Klassen der hochgoldhaltigen und Titanlegierungen zu erweitern. Allerdings weisen diese auch andere WAKs auf.

2.2 Der Oxidbrand und die keramischen Brände

Verblendkeramiken werden mit Hilfe des von GATZKA eingeführten Vakuumaufbrennverfahrens mit dem Metall- oder Keramikgerüst verbunden [22, 78]. Das Vakuum verleiht der Keramik die nötige Stabilität und Ästhetik, da die beim Brennvorgang entstehenden Gase aus der Flüssigkeit der aufgetragenen Keramik besser entweichen können als bei normaler Atmosphäre. Außerdem wird eine zu starke Oxidation des Metallgerüsts vor allem bei EMF-Legierungen verhindert [88]. Der Vollständigkeit halber sei angeführt, dass es sich beim Vakuumbrennen in den zahntechnischen Brennöfen nicht um ein tatsächliches Vakuum handelt, sondern lediglich um einen reduzierten Luftdruck [62].

Im Allgemeinen sind nach der Konditionierung des Metallgerüsts (s. Kapitel 2.4) für diesen Vorgang folgende Schritte notwendig:

1. Oxidbrand
2. Washbrand
3. Grundmassebrand (Opaker-Brand)
4. Dentinbrand
5. Korrekturbrand
6. Glanzbrand

Der Oxidbrand hat die Aufgabe, eine möglichst dünne, aber dichte und homogene Oxidschicht auf der Legierungsoberfläche zu erzeugen. Dies führt zu einer Verbesserung der Benetzbarkeit des Gerüsts mit dem Schlicker (flüssiger Opaker) sowie zu einer Erhöhung der chemischen Reaktionsfreudigkeit zwischen Metall und Keramik beim Aufbrennen. Ein Oxidbrand ist lediglich bei EM-Legierungen zur Oxidation der unedlen Bestandteile und Diffusion dieser an die Gerüstoberfläche erforderlich. Bei EMF-Legierungen besteht bereits nach dem Gießen eine hauptsächlich

durch das enthaltene Chrom entstandene Oxidschicht (Passivierungsschicht) [22, 61, 88]. Ein zusätzlicher Oxidbrand führt hier meist zu ungünstigeren Haftwerten [28, 47, 81].

Im zweiten Schritt wird der Wash-Opaker dünn und nicht deckend auf die gereinigte und getrocknete Legierungsoberfläche aufgetragen. Nach dem anschließenden Brand wird die Grundmasse (Opaker) gleichmäßig deckend aufgetragen und ebenfalls gebrannt. Durch die ersten beiden keramischen Brände wird die Metalloberfläche gleichmäßig mit dem flüssigen Opaker benetzt und die ästhetisch ungünstige Farbe der Legierung kaschiert. Im Dentinbrand wird die opake Dentinmasse dünn auf die Grundmasse aufgetragen und so maßgeblich die Farbe der Keramikverblendung bestimmt. Außerdem erfolgt hier bereits die komplette Modellation der Zahnform. Der Korrekturbrand hat die Aufgabe, die beim vorherigen Dentinbrand auftretende Schrumpfung von bis zu 20 % zu kompensieren und die endgültige Morphologie des Zahnes herzustellen. Der abschließende Glanzbrand perfektioniert die Ästhetik und die Oberflächenbeschaffenheit, ändert aber an der Form nichts mehr.

Allgemein ist vor dem Brennen der Keramik darauf zu achten, die Oberfläche möglichst stark zu verdichten, um den Anforderungen an Stabilität und Ästhetik nachzukommen. Dies erreicht man einerseits durch die Verwendung von abgerundeten Keramikpartikeln unterschiedlicher Größe im Keramikpulver (gap-grading) [62] und andererseits durch vorsichtige Riffelung der Schlickeroberfläche und langsamen Flüssigkeitsentzug durch Fließpapier vor dem Brand. Beides bewirkt, dass sich die Keramikpartikel beim Sintern möglichst eng aneinander legen können und so eine dichte und weitestgehend porenfreie Matrix entsteht.

Die Verblendkeramik muss neben den chemischen Anforderungen (Biokompatibilität, Farb- und Formstabilität) auch mechanische Parameter erfüllen. Als wichtigster sei der WAK angeführt. Dieser sollte im Optimalfall minimal kleiner sein als der der aufbrennfähigen Legierung, um Zugspannungen in der Keramik nach dem Brennen zu vermeiden und ein Aufschumpfen dieser zu gewährleisten (Druckspannung). So ist eine optimale Verbundfestigkeit und somit Standfestigkeit gegen mechanische Beanspruchung und Temperaturwechselbelastungen gegeben. Ein zu großer Unterschied der WAKs begünstigt die so genannten Wärmespannungen [64]. Ist der WAK der Keramik viel höher als der der Legierung, kommt es zu Sprüngen an den

Grenzflächen und umgekehrt zu radial an die Oberfläche verlaufenden Rissen. In beiden Fällen führt dies zu einer Reduktion der Haftwerte [27, 52, 70].

Der WAK ist bei keramischen Massen allerdings keine feste Größe, sondern abhängig von der Anzahl der Brände, der Brandführung und der Abkühlphase [29].

Durch eine größere Anzahl von Bränden wird der WAK der Keramik erhöht. Grund hierfür ist die verstärkte Leuzitbildung (Kristallphase) bei Temperaturen von über 600 °C durch zerfallendes Kaliumfeldspat. Auch eine veränderte Brandführung beeinflusst das Verhältnis von Glas- zu Kristallphase, was sich wiederum auf die Stabilität und den WAK der Keramik auswirkt [29]. So sollte bei der Abkühlphase die Temperatur nur langsam abgesenkt und eine gewisse Zeit über 600 °C gehalten werden, um die Leuzitbildung zu komplettieren und einen adäquaten WAK zu erhalten.

2.3 Die Dentallegierungen

2.3.1 Die Geschichte der Dentallegierungen

In den Anfängen der Zahnheilkunde waren das Gold und seine Legierungen der meistverwandte Werkstoff für die Prothetik und für restaurative Füllungen. Die Verarbeitung von Gold durch Zahnkünstler und Zahntechniker sowie die materialkundlichen Kenntnisse über Gold, Silber, Kupfer und Platin erlebten bis zum Ende des 19. und Anfang des 20. Jahrhunderts eine Blütezeit.

Bereits Anfang des 20. Jahrhunderts kam durch Preissteigerungen im Sektor der Edelmetalle (besonders bei Platin) der Wunsch nach kostengünstigeren Alternativen auf. Im Zuge dessen kam es Ende des ersten Weltkrieges zum Einsatz von Stahl der Fa. KRUPP in der Prothetik und Mitte der 1930er Jahre bereits zum Einsatz der ersten NEM-Gusslegierung, die ursprünglich für die medizinische Implantologie entwickelt wurde. Der immer weiter steigende Goldpreis brachte dann endgültig genug brauchbare Alternativen in Form von gold-/edelmetallreduzierten und EMF-Legierungen auf den Markt [64]. Aktuell existieren laut Materialhandbuch für die Zahnarztpraxis weit über 1000 verschiedene zugelassene Gusslegierungen, wobei mehr als zwei Drittel immer noch Goldlegierungen sind [46].

2.3.2 Die Einteilung der Dentallegierungen

Bei den meisten Verbundsystemen kann ein deutlicher Einfluss der Legierung auf den Haftverbund nachgewiesen werden [26, 104]. Deshalb soll dieses Kapitel einen kurzen Überblick über die Zusammensetzung der Dentallegierungen und ihrer Eigenschaften geben.

Reine Metalle besitzen meist nicht die Werkstoffeigenschaften und Normen der Biokompatibilität, die für den Einsatz in vivo gefordert werden. Um diese Eigenschaften für die jeweiligen Einsatzgebiete zu optimieren, werden verschiedene Metalle untereinander zusammengeschmolzen und ggf. auch nichtmetallische Elemente zugefügt, was als Legieren bezeichnet wird [6, 24].

Legierungen dürfen im Körper nur begrenzt korrodieren, keine elektrolytischen Wechselwirkungen mit Körperflüssigkeiten wie Blut und Speichel hervorrufen und dürfen nicht toxisch bzw. allergen sein.

Die Einteilung der Dentallegierungen erfolgt meist in Edelmetall- und edelmetallfreie Legierungen. Die weitere Aufteilung erfolgt nach der Aufbrennfähigkeit von keramischen Massen und nach dem Massegehalt der zu Grunde liegenden Elemente, wobei das Element mit dem größten Masseanteil die Gruppenzugehörigkeit bestimmt [71].

Edelmetalllegierungen	edelmetallfreie Legierungen
Hochgoldhaltige Legierungen	Kobalt-Chrom-Legierungen
Goldreduzierte Legierungen	Nickel-Basis-Legierungen
Palladium-Basis-Legierungen	Eisen-Basis-Legierungen
Silber-Basis-Legierungen	Titan und seine Legierungen

Tabelle 2: Einteilung der Dentallegierungen

2.3.2.1 Die Edelmetalllegierungen

EM-Legierungen besitzen eine hohe Resistenz gegenüber (elektro-) chemischen Faktoren. Neben Gold (Au), Silber (Ag) und Quecksilber (Hg) werden die Elemente der Platingruppe Ruthenium (Ru), Rhodium (Rh), Palladium (Pd), Osmium (Os), Iridium (Ir) und Platin (Pt) zu den EM gezählt, wobei nur Platin und Palladium in heutigen Legierungen eine nennenswerte Rolle spielen [61, 64].

Hochgoldhaltige Legierungen haben einen Gehalt von mindestens 75 m% Gold. Die langjährige Erfahrung mit diesem Werkstoff, seine leichte Bearbeitbarkeit und seine ausgezeichnete Mundbeständigkeit machen ihn in der Zahnmedizin besonders wertvoll.

- Goldreduzierte Legierungen besitzen einen Gold-Anteil von 50 m% - 69 m% und sind in puncto Korrosions- und Anlaufbeständigkeit den hochgoldhaltigen unterlegen. Die fehlenden Gewichtsprozentanteile werden meist durch Palladium, aber auch durch Silber und Kupfer ergänzt. Diese Legierungen verlieren jedoch immer mehr an Bedeutung.
- Bei Palladium-Basis-Legierungen wurden Gold und Platin hauptsächlich durch Palladium ersetzt. Silberfreie Palladium-Legierungen enthalten 70 m% - 80 m% Palladium, Palladium-Basis-Legierungen 50 m% - 60 m%. Der Rest besteht größtenteils aus Silber. Hinsichtlich ihrer Korrosionsanfälligkeit und Verarbeitungssensibilität sind sie eher kritisch zu bewerten.
- Silber-Basis-Legierungen, insbesondere die Silber Palladium-Legierungen bestehen zu 50 m% - 70 m% aus Silber, ca. 20 % Palladium und geringen Anteilen an Kupfer, Zink und Gold. Sie sind nur in geringem Maße mundbeständig und verfärben leicht [85].

2.3.2.2 Die edelmetallfreie Legierung

Auf Grund ihrer Stellung in der Spannungsreihe der Elemente ist zu vermuten, dass EMF-Legierungen viel weniger korrosionsbeständig sind als EM-Legierungen. Im Mundhöhlenmilieu bilden jedoch einige Bestandteile dieser Legierungen eine

Passivierungsschicht aus, welche die Reaktionsfähigkeit stark herabsetzt. Die Passivität beruht auf der Ausbildung einer dünnen oberflächlichen, jedoch stabilen Oxidschicht [86]. Insbesondere das Chrom ist der Hauptreaktionspartner mit dem Sauerstoff. Aber auch Titan, Kobalt, Molybdän und Nickel spielen hierbei eine, wenn auch untergeordnete, Rolle.

- Kobalt-Chrom-Legierungen existieren seit Beginn des 20. Jahrhunderts und haben unter den NEM- bzw. EMF-Legierungen die größte Bedeutung in der Zahnmedizin. Sie bestehen meist aus ca. 54 m% - 70 m% Kobalt, 20 m% - 31 m% Chrom und ca. 5 m% Molybdän. Kobalt und Chrom sind verantwortlich für die günstigen physikalischen Eigenschaften wie hohes E-Modul und hohe Härte bei ausreichender Elastizität und geringer Korrosionsanfälligkeit. Kobalt-Chrom-Legierungen finden hauptsächlich Verwendung in der Modellgussprothetik, aber auch in fast allen anderen Bereichen wie z. B. Kronen- / Brückenprothetik, Teleskoparbeiten, bei Implantaten und in der Kieferorthopädie [86].
- Nickel-Basis-Legierungen sind auf dem Markt meist als Nickel-Chrom-Legierungen zu finden. Sie enthalten ungefähr 70 m% Nickel und entweder unter 15 m% oder über 20 m% Chrom. Durch korrosive Vorgänge des hohen Nickelanteils in der Mundhöhle besteht die Gefahr der Sensibilisierung. Dieser Effekt ist bereits seit Jahren aus der Schmuckindustrie bekannt. Nickel-Titan-Legierungen kommen hauptsächlich in der Kieferorthopädie und der Endodontie zum Einsatz [35, 36].
- Eisenbasislegierungen in Form von Stählen (Eisen-Kohlenstoff-Legierungen) finden hauptsächlich als Drähte (z. B. bei Interimsprothesen) und Zubehör in der Zahnmedizin Verwendung. Als Gusslegierungen sind sie ganz vom Markt verschwunden, da die Korrosionsresistenz zu wünschen übrig lässt.
- Titan und seine Legierungen zeigen eine hohe Korrosionsbeständigkeit und hohe Festigkeit bei niedrigem spezifischem Gewicht und niedriger Wärmeleitfähigkeit. Sowohl an der Luft als auch in wässrigen Medien entsteht innerhalb von Sekunden auf der Oberfläche von Titangerüsten eine Oxidschicht, die zur Passivierung und somit zur guten Verträglichkeit beiträgt [64].

2.3.3 Aufbrennfähige Legierungen

Gemäß der DIN EN ISO 9693 [15] werden Legierungen, die sich zur Herstellung eines Gerüsts für keramisch verblendeten Zahnersatz eignen, als aufbrennfähige Legierungen bezeichnet.

In Tabelle 2 finden sich sowohl in der Kategorie der Edelmetall- als auch der edelmetallfreien Legierungen für jeden Typ eine Reihe aufbrennfähiger Legierungen. Das führt zu einem Angebot von weit über 500 gelisteten zugelassenen aufbrennfähigen Legierungen [13].

Wie im Kapitel über die Verblendkeramik bereits erwähnt, muss die aufbrennfähige Legierung ein um mindestens 150 °C höheres Schmelzintervall als die Keramik aufweisen, damit es beim Brennvorgang nicht zu Deformationen im Metallgerüst kommt [64].

Auch der E-Modul der Legierung beeinflusst den Haftverbund zwischen Metall und Keramik. Bei niedrigeren E-Moduln steigen die Spannungen an der Verbundfläche unter Belastung an, was sich negativ auf den Verbund auswirkt. Im Allgemeinen sollten somit eher Legierungen mit einem hohen E-Modul gewählt werden, um stabile Gerüste zu gewährleisten [87]. Der Einfluss des E-Moduls der Keramik auf die Spannung ist nicht so groß wie der der Legierung [80].

Die chemischen Anforderungen entsprechen im Allgemeinen denen der oben bereits besprochenen Dentallegierungen.

2.3.3.1 Aufbrennfähige Edelmetalllegierungen

Bei den aufbrennfähigen EM-Legierungen wird die Forderung der erhöhten Solidustemperatur durch das Zulegieren von Platin oder Palladium erreicht. Das hat aber den Nachteil, dass es nach dem Abkühlen zu einer Entmischung der enthaltenen Bestandteile kommen kann. Bestimmte nichtedle Elemente wie Zinn, Indium, Gallium

und Zink sind die für den Haftverbund zwischen Metall und Keramik so wichtigen Haftoxidbildner [64].

Außerdem sollte der WAK in Anlehnung an die Verblendkeramik zwischen 20 °C und 600 °C $14 - 15 \cdot 10^{-6} \cdot K^{-1}$ betragen.

2.3.3.2 Aufbrennfähige edelmetallfreie Legierungen

Bei den EMF-Verbindungen ist es hauptsächlich das bereits enthaltene Chrom, welches die Haftoxide ausbildet. Aber auch Nickel, Eisen, Mangan oder Gallium können zur Steigerung der chemischen Bindung zugefügt werden, wobei sich nach SCHWICKERATH und FREESMEYER eine zu ausgeprägte Oxidschicht negativ auf den Haftverbund auswirkt [28, 81]. Das ist der Grund, warum von einigen Autoren gefordert wird, nur bei den EM-Legierungen einen Oxidbrand (Oxidationsglühen) durchzuführen.

Allgemein ist festzustellen, dass der Haftverbund zwischen Metall und Keramik bei EMF-Legierungen geringer ist als bei EM-Legierungen [42].

2.4 Der Haftverbund zwischen Metall und Keramik

In der Mundhöhle ist die Verblendkeramik verschiedenen starken Belastungen ausgesetzt (chemische Einflüsse, Temperaturschwankungen und Kaubelastungen). Der Verbund der beiden Werkstoffe ist für den Erfolg der prothetischen Arbeit von entscheidender Bedeutung.

In der Literatur werden folgende Mechanismen für den Haftverbund zwischen Metall und Keramik angeführt:

1. Die chemische Bindung:

Für die chemische Bindung sind die Haftoxide in der Gusslegierung verantwortlich. Diese entstehen durch die Oxidation der unedlen Bestandteile beim Brennen der Legierung (Oxidbrand) und die Diffusion dieser an die Oberfläche [22, 33, 61]. Für EM-Legierungen sind dies hauptsächlich Indium (In), Gallium (Ga) und Zinn (Sn), bei EMF-Legierungen ist es das Chrom (Cr). Diese Oxidbildner werden auch als Tracer bezeichnet. Im Optimalfall sollte die gebildete Oxidschicht monomolekular sein [90].

Beim Aufbrennen der Keramik kommt es an der Grenzschicht zwischen den beiden Medien zu einem Diffusionsaustausch metallischer und keramischer Anteile [73]. Hier entsteht die für den Haftverbund unverzichtbare chemische Bindung zwischen den Sauerstoffionen der Oxidschicht und den Siliziumionen der keramischen Masse, da diese eine hohe Affinität zu Sauerstoff aufweisen [22, 90]. Diese Mischoxidschicht wurde 1969 erstmals von LAUTENSCHLAGER et al. nachgewiesen [54].

2. Die mechanische Retention:

Vor dem Brennvorgang sollte die Legierung durch scharfe rotierende Fräsen und Abstrahlen konditioniert werden, um die Oberfläche aufzurauen, zu vergrößern und die Energie zu erhöhen [41, 71, 87, 89, 93]. In die so erzeugten Mikroretentionen kann der Schlicker dann beim Aufschmelzen eindringen und sich nach dem Erstarren dort verankern [22].

Hinzu kommt, dass die Keramik durch den etwas geringeren WAK (idealerweise ca. 10 % niedriger [18]) nach dem Sintern auf das Metall aufschumpft und es so zusätzlich zur Verankerung in den Retentionen und zu einer Ausbildung einer Druckspannung kommt. Da keramische Massen eine weitaus höhere Druck- als Zugfestigkeit aufweisen, ist die so entstehende

Druckspannung von Vorteil für das Gesamtgefüge.

Passend aufeinander abgestimmte WAKs beider Werkstoffe sind von entscheidender Bedeutung für den Haftverbund [40].

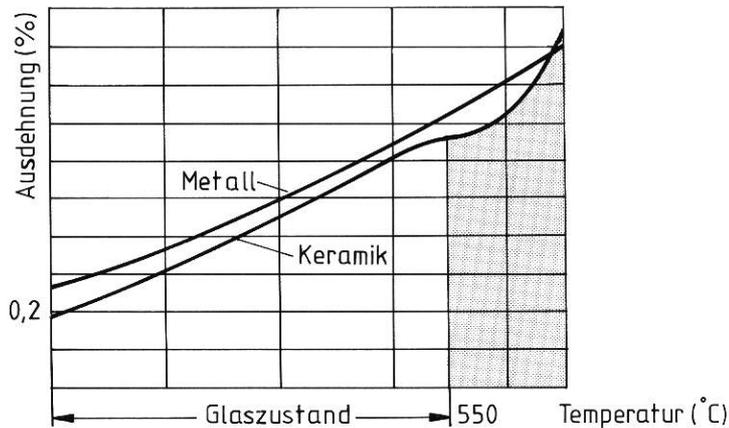


Abbildung 2: Optimalverhältnis der WAKs von Metall und Keramik [40]

3. Bindung durch Adhäsion

Der adhäsiven Bindung zwischen Metall und Keramik liegen die Van-der-Waals-Kräfte zu Grunde. Hierbei handelt es sich um schwache, kurzreichende Wechselwirkungen unpolarer Moleküle. Diese liegen einander dicht an und bilden so kurzzeitig asymmetrische Dipole aus [109]. Die Kraft, die sie erzeugen, ist um den Faktor 1000 geringer als die der chemischen Verbindung. Deshalb spielen sie beim Haftverbund eine untergeordnete Rolle [4]. Ihren Hauptnutzen haben die Van-der-Waals-Kräfte bei der Benetzung der Metalloberfläche mit der keramischen Masse, die durch die Anwesenheit der Oxidschicht entscheidend verbessert wird [66].

Für den Anteil am Haftverbund gibt EICHNER [19] folgende Gewichtung an:

- | | | |
|----|------------------------------|------|
| 1. | Chemische Bindung | 50 % |
| 2. | Kontraktionskräfte | 26 % |
| 3. | Mechanische Retentionskräfte | 22 % |
| 4. | Van-der-Waals-Kräfte | 2 % |

2.5 Prüfverfahren für den Haftverbund von Metall und Keramik

Der Untersuchung verschiedener Prüfverfahren für den Haftverbund von Metall und Keramik hat sich in den letzten Jahren und Jahrzehnten eine Vielzahl von Autoren gewidmet [1, 3, 10, 11, 17, 28, 37, 50, 57, 76, 79, 83, 93, 97].

Die Verarbeitungsvorschriften und Prüfverfahren für den Verbund von Metall und Keramik sind in der aktuell geltenden europäischen Norm DIN EN ISO 9693 [15] festgelegt.

Das Verbundsystem unterliegt im Mund den verschiedensten Belastungen. Durch die Vielzahl der einzelnen Prüfmethode und die Versuchsanordnungen wurde probiert, den Belastungen gerecht zu werden und Prognosen über das Verhalten im Mund zu stellen. Günstige Werte in einem der Tests bedeuten aber nicht automatisch eine lange Haltbarkeit im Mund, da mehrere Beanspruchungen gleichzeitig und dauerhaft auftreten können.

2.5.1 Methode nach SCHMITZ / SCHULMEYER (Druck-Schertest)

Wie in Abbildung 3 schematisch dargestellt, wird bei dieser Prüfmethode der quaderförmige Keramikwürfel mit den Abmessungen 3 mm · 6 mm · 3 mm durch Scherung bis zum Bruch vom würfelförmigen Metallkörper mit der Kantenlänge von

6 mm belastet. Der Quotient aus dem Kraftwert bei der Bruchbelastung (F) und der Haftfläche des Metall-Keramik-Verbundes (A) ergibt die maximale Scherspannung (τ).

$$\tau = \frac{F}{A} \quad [43]$$

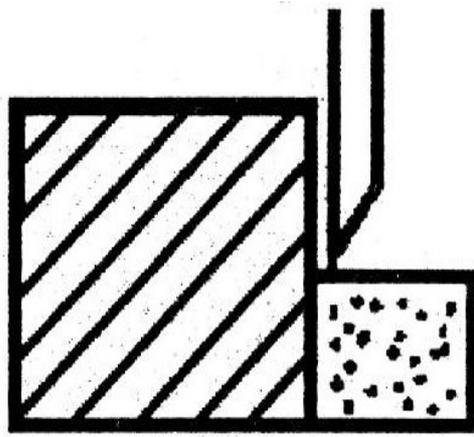


Abbildung 3: Druck-Schertest nach SCHMITZ / SCHULMEYER

2.5.2 Methode nach VOSS (Biege-Drucktest)

Die Prüfkörper bei dieser Prüfmethode bestehen aus keramisch verblendeten standardisierten Frontzahneinzelkronen, die auf polierte Metallstümpfe zementiert werden. 24 Stunden nach der Zementierung und Fixierung der Stümpfe erfolgt der eigentliche Versuch. Hierbei wird der Prüfkörper mit einem ebenen Druckstempel im Winkel von 45° zur Zahnachse belastet, bis es zum Bruch des Metall-Keramik-Verbundes kommt (s. Abbildung 4). Dieser maximale Druck beim Bruch wird dann als Versuchsergebnis gewertet [43].

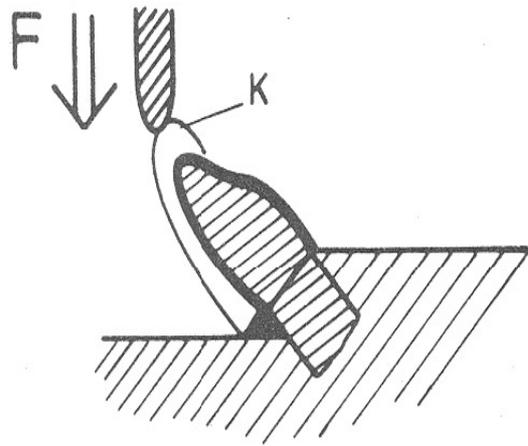


Abbildung 4: Biege-Drucktest nach VOSS [99]

2.5.3 Methode nach NALLY / BERTA (Zugtest)

Bei der Methode nach NALLY / BERTA besteht der Prüfkörper aus zwei metallischen Rundstäben, die jeweils an ihrer Stirnseite mit Grundmasse zusammengebrannt und danach auf Zugkraft getestet werden. Hier ist das Versuchsergebnis der maximale Zugkraftwert bis zum Versagen des Haftverbundes [79].

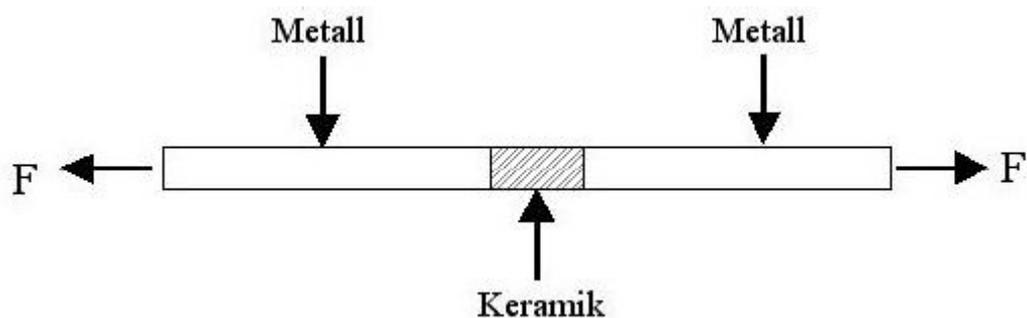


Abbildung 5: Zugtest nach NALLY / BERTA

2.5.4 Methode nach SHELL / NILSEN (Zug-Schertest)

Hier besteht der Prüfkörper aus Dentinmasse, die nur über die Grundmasse mit einem metallischen Rundstab in Kontakt steht (s. Abbildung 6). Im Versuch wird nun der Metallstab in axialer Richtung aus dem Dentin-Grundmasse-Block herausgezogen und wie in den oben beschriebenen Versuchen auch der Maximalwert bis zum Versagen des Haftverbundes als Messergebnis herangezogen [43].

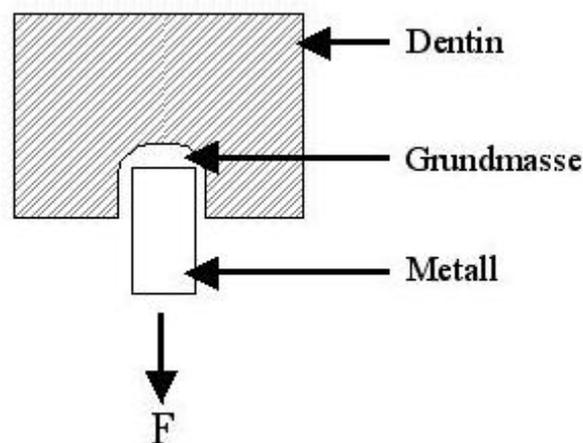


Abbildung 6: Zugscherversuch nach SHELL / NILSEN

2.5.5 Methode nach SCHWICKERATH (Drei-Punkt-Biege-Versuch)

Die im Jahr 1982 von SCHWICKERATH entwickelte und in der DIN EN ISO 9693 [15] verankerte Prüfmethode für dentale Verbundsysteme zwischen Metall und Keramik wurde 1988 durch intensive Forschung von SCHWARZ, LENZ und SCHWICKERATH [80] weiterentwickelt. Genauere Untersuchungen ergaben, dass die Bruchkraft nicht automatisch mit der Verbundfestigkeit gleichzusetzen ist, da es sich im eigentlichen Sinne nicht um einen Scher-Verbundtest, sondern um einen Scherzug-Verbundtest handelte. Schub- und Zugspannungen sind allerdings beinahe gleich groß. Deshalb kann der Test doch noch den Scher-Verbundtests zugeordnet werden. Für die

Bestimmung der Scher-Verbundfestigkeit müssen nun aber einerseits exakt die auftretenden Spannungen an der Bruchstelle, andererseits die genaue Metalldicke der Prüfkörper und der E-Modul der Legierung berücksichtigt werden.

Der Prüfkörper (s. Abbildung 7) besteht aus einem Metallplättchen der Größe $25 \text{ mm} \cdot 3 \text{ mm} \cdot 0,5 \text{ mm}$, auf das mittig ein Keramikblock mit den Abmessungen $8 \text{ mm} \cdot 3 \text{ mm} \cdot 1 \text{ mm}$ aufgebrannt wird.

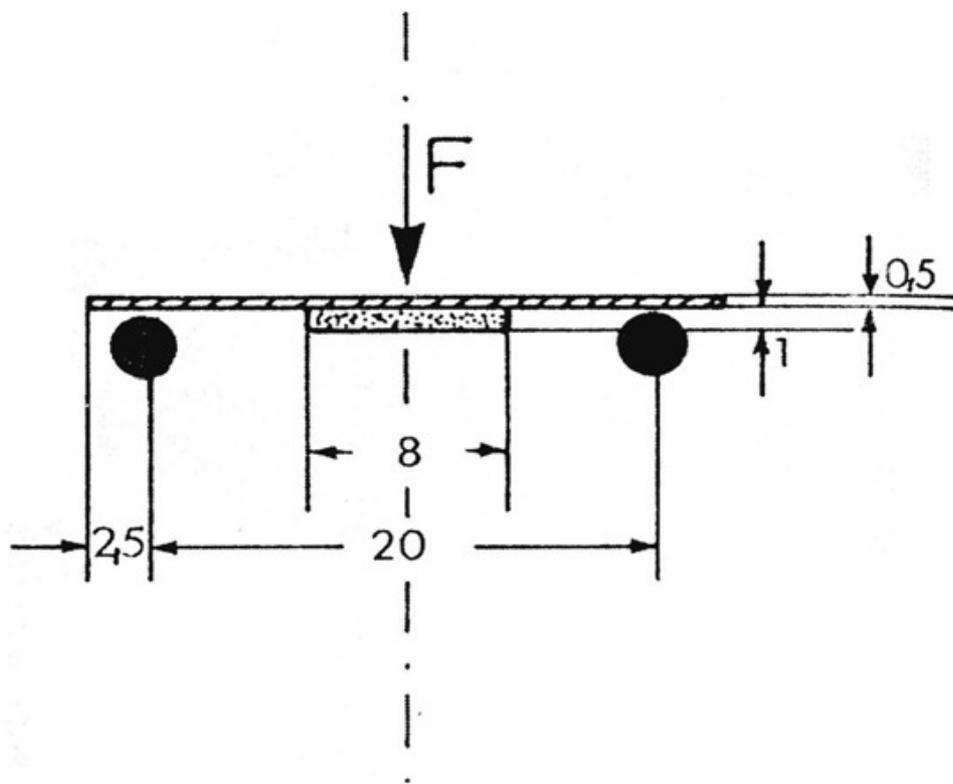


Abbildung 7: Drei-Punkt-Biegetest nach SCHWICKERATH

Der Prüfkörper wird nun mit der Keramikseite nach unten auf den Auflagern der Prüfmaschine platziert. Der Abstand der Auflageflächen beträgt 20 mm. Anschließend erfolgt die Prüfung der Plättchen, indem sie mit einem Biegestempel mit dem Durchmesser von 2 mm senkrecht von oben so lange mit stetig steigender Kraft belastet werden, bis sich die Keramik in der Zugzone am Rand ablöst und es so zu einem Kraftabfall von mindestens 15 % kommt. Dieser Wert ist dann gleichzeitig das

Messergebnis [44]. Bricht die Keramik in der Mitte durch, so wurde die Biegefestigkeit der Keramik gemessen und nicht der Haftverbund. Die Prüfung muss dann laut Vorschrift mit einem neuen Prüfkörper wiederholt werden.

Aus der Formel zur Berechnung der Bruchkraft wird ersichtlich, dass sowohl die Dicke als auch die Auflagenweite in der dritten Potenz eingehen und somit die Haupteinflussfaktoren sind. Es ist deshalb zur weiteren Berechnung notwendig, die exakte Dicke jedes Prüfkörpers zu messen und nicht nur die theoretisch angestrebten Werte zu verwenden. Die Auflagenweite muss vor jeder Prüfung kontrolliert werden.

$$F = \frac{4 \cdot E \cdot b \cdot f \cdot d^3}{L^3}$$

F: gemessene Bruchkraft in N

E: Elastizitätsmodul

b: Breite des Prüfkörpers in mm

d: Dicke des Prüfkörpers in mm

f: Durchbiegung des Prüfkörpers in mm

L: Auflagenweite in mm

Zur Bestimmung der Scher-Verbundfestigkeit wird die oben ermittelte Bruchkraft mit dem κ -Faktor, einer Funktion des E-Moduls der Legierung und der Dicke des Metallgerüsts, multipliziert.

$$\tau = \kappa \cdot F$$

τ : Scher-Verbundfestigkeit in MPa

κ : Kappa-Koeffizient in mm^{-2}

F : Bruchkraft in N

Durch die Berücksichtigung der E-Moduln der jeweiligen Legierungen ist es möglich, verschiedene Metall-Keramik-Systeme zu vergleichen.

Der κ -Wert kann in Abbildung 8 abgelesen werden.

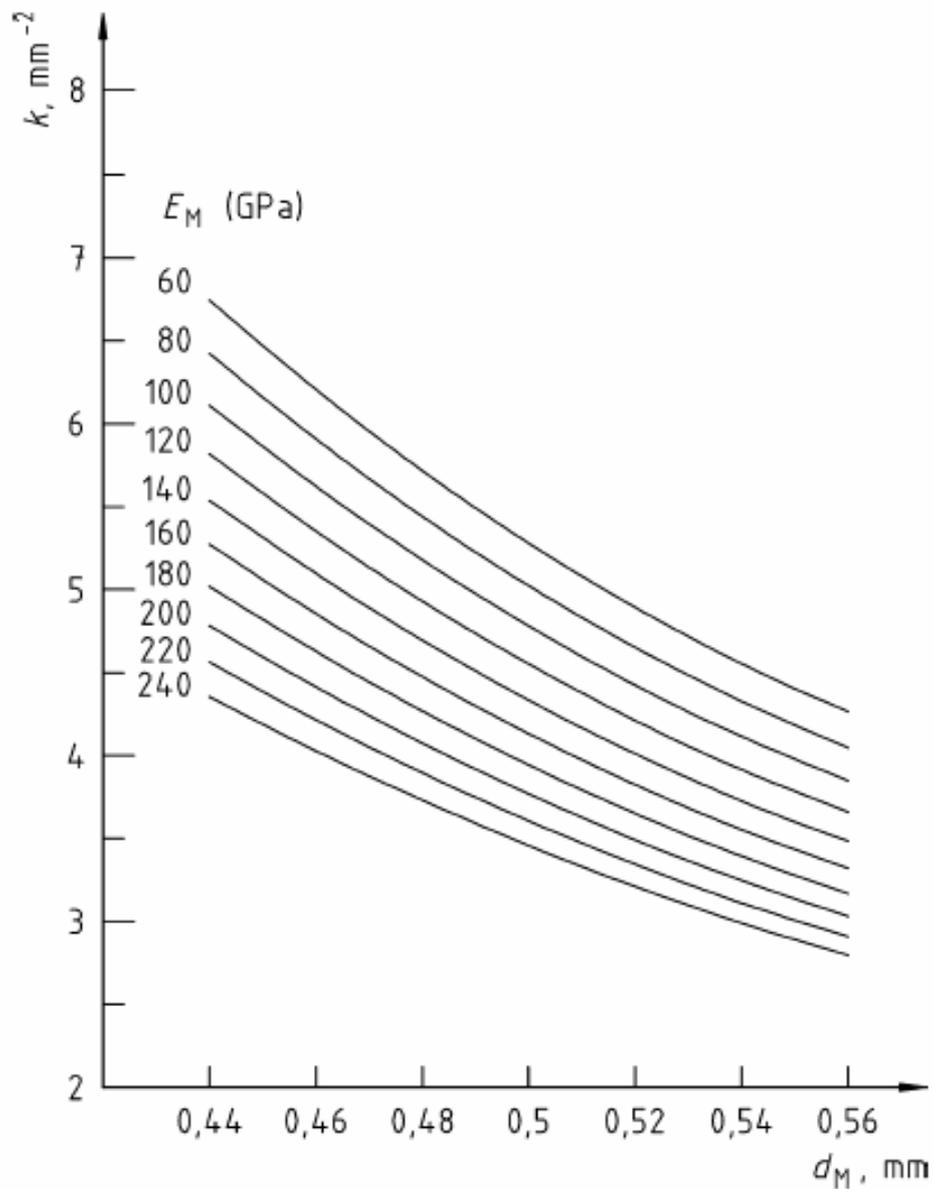


Abbildung 8: Diagramm zur Bestimmung des k -Faktors [15]

3 Material und Methode

Es wurden insgesamt 252 genormte Prüfkörper aus drei verschiedenen aufbrennfähigen Dentallegierungen der Firma BEGO hergestellt, mit Keramik der Firma VITA verblendet und die Verbundfestigkeit in vitro mit Hilfe des Drei-Punkt-Biegeversuchs nach SCHWICKERATH gemäß DIN EN ISO 9693 [15] in Abhängigkeit verschiedener Brenntemperaturen und -dauern des Oxidbrands gemessen.

3.1 Verwendete Materialien

3.1.1 Verwendete Legierungen

Für die Herstellung der Metallprüfkörper wurden folgende edelmetallfreie aufbrennfähige Legierungen verwendet:

1. Wirobond 280

Zusammensetzung in Masse-%:						
Co	Cr	W	Mo	Ga	Si	Mn
60,2	25	6,2	4,8	2,9	in Spuren	
BEGO-Farbcode				Silber		
Dichte [g/cm ³]				8,5		
Vickershärte (HV 10)				280		
Elastizitätsmodul [GPa]				ca. 220		
Dehngrenze (R _{p0,2}) [MPa]				540		
Zugfestigkeit (R _m) [MPa]				680		
Bruchdehnung (A ₅) [%]				14		

Schmelzintervall [°C]	1360 - 1400
Gießtemperatur [°C]	ca. 1500
WAK bei 25 °C - 500 °C [10^{-6} K^{-1}]	14
WAK bei 25 °C - 600 °C [10^{-6} K^{-1}]	14,2
Charge	12089

Tabelle 3: Legierungsmerkmale und Zusammensetzung von Wirobond 280

2. Wirobond C

Zusammensetzung in Masse-%:					
Co	Cr	W	Mo	Fe	Ce
61	26	5	6	0,5	0,5
BEGO-Farbcode				Silber	
Dichte [g/cm ³]				8,5	
Vickershärte (HV 10)				310	
Elastizitätsmodul [GPa]				ca. 210	
Dehngrenze ($R_{p0,2}$) [MPa]				480	
Zugfestigkeit (R_m) [MPa]				610	
Bruchdehnung (A_5) [%]				6	
Schmelzintervall [°C]				1270 - 1380	
Gießtemperatur [°C]				ca. 1470	
WAK bei 25 °C - 500 °C [10^{-6} K^{-1}]				14	
WAK bei 25 °C - 600 °C [10^{-6} K^{-1}]				14,2	
Charge				2260	

Tabelle 4: Legierungsmerkmale und Zusammensetzung von Wirobond C

3. Wirobond SG

Zusammensetzung in Masse-%:						
Co	Cr	W	Mo	Ga	Si	Fe
61,5	26	5	6	2,9	< 2	
BEGO-Farbcode				Silber		
Dichte [g/cm ³]				8,5		
Vickershärte (HV 10)				310		
Elastizitätsmodul [GPa]				ca. 200		
Dehngrenze (R _{p0,2}) [MPa]				470		
Zugfestigkeit (R _m) [MPa]				600		
Bruchdehnung (A ₅) [%]				8		
Schmelzintervall [°C]				1370 - 1420		
Gießtemperatur [°C]				1480		
WAK bei 25 °C - 500 °C [10 ⁻⁶ K ⁻¹]				14,1		
WAK bei 25 °C - 600 °C [10 ⁻⁶ K ⁻¹]				14,3		
Charge				11953		

Tabelle 5: Legierungsmerkmale und Zusammensetzung von Wirobond SG

3.1.2 Verwendete Keramik

Als Aufbrennkeramik wurde die VITA Omega 900 verwendet. Hierbei handelt es sich um eine handelsübliche niedrighmelzende Keramik, bei der der WAK durch die Brandführung begrenzt steuerbar ist. Die VITA Omega 900 besteht aus vier Komponenten:

1. Metallkeramik Opaker	Transformationspunkt [°C]	ca. 571
	WAK bei 25 °C - 500 °C [10^{-6} K^{-1}]	13,4 - 13,9
	Charge	9306
2. Metallkeramik Dentine	Transformationspunkt [°C]	ca. 584
	WAK bei 25 °C - 500 °C [10^{-6} K^{-1}]	14,3 - 14,5
	Erweichungspunkt [°C]	ca. 655
	Löslichkeit [$\mu\text{g}/\text{cm}^2$]	9,8
	Dichte Dentin [g/cm^2]	2,4
	Biegefestigkeit [MPa]	101
	Mittlere Korngröße (d_{50}) [μm]	17,6
	Haftverbund [MPa]	47
	Charge	9366
	3. Vita Opaque Liquid	Charge
4. Vita Modelling Fluid	Charge	Lot 7818

Tabelle 6: Komponenten und werkstoffkundliche Parameter der VITA Omega 900

Element	Metallkeramik Opaker in Masseprozent	Metallkeramik Dentine in Masseprozent
SiO ₂	49 - 53	58 - 62
Al ₂ O ₃	15 - 16	14 - 16
K ₂ O	8 - 9	9 - 11
TiO ₂	6 - 8	< 0,3
Na ₂ O	5 - 7	5 - 6

ZrO ₂	2,5 – 3,5	1 - 1,5
BaO	2 – 3	3 - 4
B ₂ O ₃	2 – 3	0,3 - 0,8
CaO	1 - 1,5	1 - 2
SnO ₂	0,8 - 1,2	1 - 1,5
MgO	< 0,3	0,3 - 0,8
Fe ₂ O ₃	< 0,3	< 0,3
Li ₂ O	< 0,3	< 0,3

Tabelle 7: Zusammensetzung VITA Omega 900 [75]

3.2 Herstellung der Prüfkörper

3.2.1 Herstellung der Metallplättchen

Für die Versuchsreihen wurden von jedem der drei Metalle 84 Prüfkörper hergestellt, insgesamt somit 252 Stück. Die Maße der Metallplättchen betragen 25 mm (± 1 mm) · 3 mm ($\pm 0,1$ mm) · 0,5 mm ($\pm 0,05$ mm). Als Vorlage dienten rückstandslos verbrennende Kunststoffplättchen derselben Dimension.

Hierzu wurden von der Vorder- und Rückseite der Kunststoffplättchen die dünne Schutzfolie abgezogen und dann jeweils sieben Plättchen mit Hilfe von Gusskanalwachs auf einen trichterförmigen Einbettsockel aufgebracht.

Als Muffeln wurden solche der Größe drei verwendet.

Die Plättchen und das Wachs wurden mit Waxit, einer Flüssigkeit zur Oberflächenentspannung, benetzt und die Muffeln mit vaselinisiertem Fließpapier der Größe drei bündig zur Oberkante ausgekleidet, um die Expansion der Einbettmasse beim Erwärmen zu kompensieren.

Als Präzisionseinbettmasse wurde das phosphatfreie, gipsgebundene Bellavest SH (Fa. BEGO) verwendet, mit Begosol HE 90 % (Fa. BEGO) im Vakuummischgerät Multivac 4 (Fa. DEGUSSA) angerührt und mit Hilfe eines Rüttlers in die Muffel eingebracht.

Nach halbstündiger Abbindephase der Einbettmasse erfolgte das Vorwärmen der Muffel exakt nach Herstellerangaben im Vorwärmofen EWL Typ 5615 (Fa. KAVO).

Nachdem das Wachs und die Kunststoffplättchen rückstandslos ausgetrieben waren, erfolgte der Guss der Plättchen mit neuen Keramikschmelztiegeln in der Hochfrequenzinduktionsschleuder Fornax G (Fa. BEGO). Pro Muffel kamen jeweils zwei Legierungszylinder à 6 g Metall zum Einsatz.

Nach vorsichtiger Abkühlungsphase bei Raumtemperatur wurden die Plättchen aus der Einbettmasse ausgebettet, mit Korox 250 (Aluminiumoxid) der Fa. BEGO bei 4 bar im 45°-Winkel ca. 30 s abgestrahlt, von den Gusskanälen mit Hilfe einer Trennscheibe getrennt und vorsichtig von Gussperlen und -fahnen mit einem Handstück und rotierenden Instrumenten gesäubert.

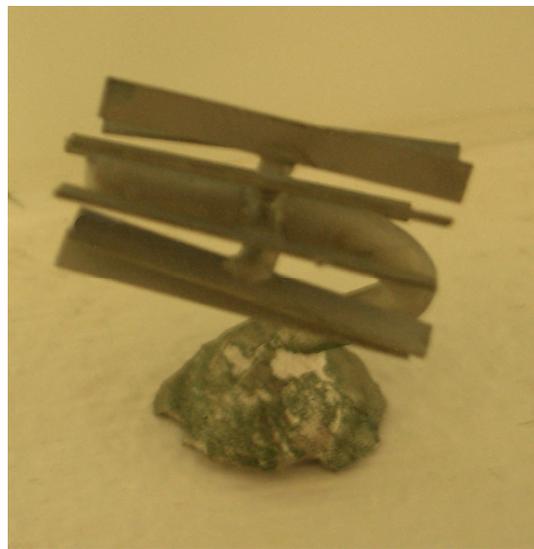


Abbildung 9 : Links: Zum Einbetten vorbereitetes Gussobjekt in der Muffel
Rechts: Ausgebettetes und abgestrahltes Gussobjekt

Jedes Plättchen wurde mit der Messlehre einzeln vermessen und eventuelle Überschüsse mittels Siliziumkarbidpapier auf der Exakt®-Parallelschleifmaschine beseitigt.

3.2.2 Aufbrennen der Keramik

Die 84 Plättchen pro Legierung wurden in jeweils vier Gruppen à 21 Plättchen aufgeteilt. Um statistisch relevante Ergebnisse zu erhalten, wurde jede der vier Gruppen dann in drei Untergruppen à sieben Plättchen unterteilt. Pro Legierung wurden somit zwölf Serien mit je sieben Plättchen geprüft.

Alle Gruppen, bis auf die erste, wurden mit sechs verschiedenen Bränden behandelt. Variiert wurde ausschließlich der Oxidbrand. Bei der ersten Gruppe wurde dieser ausgelassen. Bei den anderen Gruppen wurde der Oxidbrand bei Temperaturen von 500 °C, 900 °C und 1000 °C jeweils 5 min, 10 min und 15 min durchgeführt.

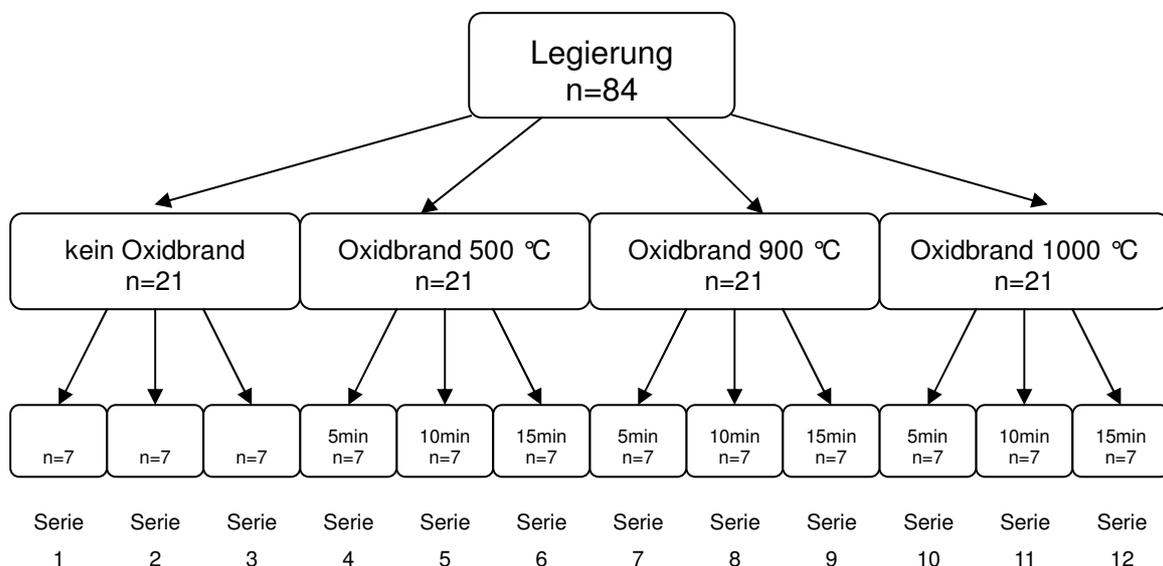


Abbildung 10: Gruppenverteilung pro Legierung

Die hergestellten Metallplättchen wurden vor dem Verblenden mit Korox 250 der Fa. BEGO abgestrahlt, danach mit einem Dampfstrahlgerät gesäubert und von diesem Zeitpunkt an nur noch mit einer Pinzette berührt.

Als Aufbrennkeramik wurde Omega 900 Metallkeramik Opaker und Dentine der Fa. VITA verwendet.

Die Reihenfolge der Brände erfolgte nach Herstellerangabe:

1. Oxidbrand
2. Washbrand
3. Grundmassebrand
4. Dentinbrand
5. Korrekturbrand
6. Glanzbrand

Empfohlene Brandführung	VT °C	→ min.	↗ min.	↗ °C/min.	Temp. ca. °C	→ min.	VAC min.
Oxidbrand	Nach Vorgabe der Fragestellung der Dissertation						
Washbrand	600	2.00	4.00	75	900	2.00	4.00
Grundmassebrand	600	2.00	4.00	75	900	1.00	4.00
Dentinbrand	600	6.00	6.00	50	900	2.00	6.00
Korrekturbrand	600	6.00	6.00	48	890	1.00	6.00
Glanzbrand	600	-	4.00	75	900	2.00	-

Tabelle 8: Brenntabelle VITA Omega 900

Um zu gewährleisten, dass die 8 mm · 3 mm · 1 mm großen Keramikblöcke bei allen Plättchen dieselben Dimensionen und Positionen haben, wurden die Prüfkörper nacheinander in einer Schichthilfe positioniert, in der die Keramik dann aufgetragen werden konnte. Zusätzlich wurden mit einem Skalpell vorsichtig Markierungen auf das Plättchen aufgebracht, um die Ausdehnung der Keramik nach Entfernen der Schichthilfe zu kontrollieren.

Nach dem Oxidbrand wurde mit einem feinen Pinsel erst eine dünne, nicht deckende Schicht des Opakers aufgetragen (Washbrand), der dann eine zweite, deckende Schicht folgte (Grundmassebrand). Im weiteren Verlauf wurde die Dentinmasse im Überschuss aufgebracht, um die Schrumpfung beim Brennvorgang zu kompensieren. Durch Riffelung der Oberfläche und vorsichtiges Absaugen der Flüssigkeit aus der Masse wurde die Keramik zusätzlich verdichtet. Eventuelle Höhenverluste wurden dann durch einen Korrekturbrand wieder mit Dentinmasse ausgeglichen. Auf die Schmelzmasse als Korrekturbrand wurde ganz verzichtet, da die Ästhetik bei diesem Versuch nicht relevant ist. Alle Keramikmassen wurden auf einer Glasplatte mit der entsprechenden Flüssigkeit angemischt. Nach der Kontrolle der Plättchen schloss sich dann der abschließende Glanzbrand in Form eines Leerbrandes an.

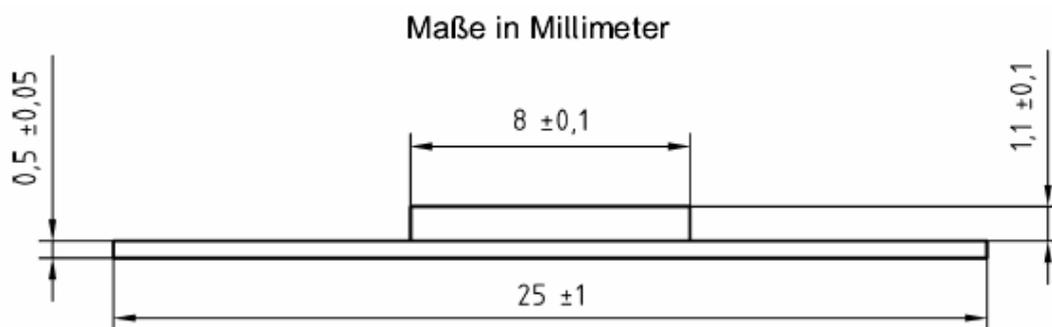


Abbildung 11: Prüfkörper nach Schwickerath [15]

Die fertig gestellten Prüfkörper wurden anschließend nummeriert, geordnet auf eine Folie aufgebracht und trocken gelagert.

3.3 Prüfmethode

Bei dem Versuch handelt es sich um den Drei-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH gemäß DIN EN ISO 9693 [15]. Dieser bietet die Vorteile genauer Reproduzierbarkeit der Ergebnisse und einfacher Versuchsdurchführung. Danach erfolgen die visuelle Betrachtung der Bruchfläche und die statistische Auswertung der Ergebnisse.

Hierzu werden die Metallplättchen mit dem Keramikblock nach unten in die Universalprüfmaschine INSTRON 6025 (Fa. WOLPERT GmbH, Ludwigshafen) eingelegt. Der abgerundete Biegestempel des Gerätes hat einen Durchmesser von 2 mm und gewährleistet einen konstanten Vorschub von 1 mm / min. Die Kraft wird mittig auf die Plättchen appliziert. Der Abstand der Auflagedorne beträgt 20 mm.

Der Kolben der Maschine bewegt sich mit einer Geschwindigkeit von 1 mm / min so lange senkrecht nach unten, bis es zu einem Versagen des Haftverbundes kommt. Dieser liegt definitionsgemäß dann vor, wenn die Kraft F , die nötig ist, um das Plättchen zu biegen, um mehr als 15 % nachlässt. In der Praxis macht sich das Versagen des Haftverbundes als lautes Knacken und in der Grafik als Knick im Graphen bemerkbar. Sämtliche Daten wurden von einem PC aufgezeichnet und mit einer speziellen Software graphisch aufbereitet.

Für jeden einzelnen Prüfkörper wurde so mit Hilfe des Drei-Punkt-Biegeversuchs nach SCHWICKERATH die Bruchkraft ermittelt. Wie aus der Formel für die Bruchkraft (s. Kapitel 2.4.5) ersichtlich ist, geht die Dicke der Metallplättchen in der dritten Potenz in die Berechnung mit ein. Es ist also durchaus sinnvoll, die Dicke jedes einzelnen Plättchens zu bestimmen, um den systematischen Fehler so gering wie möglich zu halten.

Anhand der Abbildung 8 kann der k -Wert für jede Legierung abgelesen werden. Hierzu wird die auf der x-Achse aufgetragene jeweilige Dicke des Prüfkörpers (d) senkrecht nach oben verlängert bis sie die dem E-Modul zugehörige Kurve schneidet. An diesem Schnittpunkt wird nun eine horizontale Linie auf die y-Achse projiziert und der k -Wert abgelesen. Das Produkt aus gemessener Kraft und k -Wert ergibt die Scher-Verbundfestigkeit (s. Kapitel 2.4.5).

3.4 Beurteilung der Bruchfläche

Die unten angeführten Methoden zur Beurteilung der Bruchfläche dienen dazu, den Bruchspaltverlauf bewerten zu können und so Rückschlüsse auf die Verarbeitung der Materialien, die Qualität des Haftverbundes und mögliche Fehlerquellen zu ziehen. Ferner muss geklärt werden, ob und wie weit der Bedeckungsgrad des Metalls bzw. der Keramik mit Grundmasse mit den unterschiedlichen Haftwerten korreliert.

3.4.1 Visuelle Untersuchung

Nach der Versuchsdurchführung musste bei jedem untersuchten Plättchen geprüft werden, ob der Kraftabfall bei der Messung hauptsächlich durch einen Bruch innerhalb der Keramik (Kohäsivbruch) oder durch einen Haftverlust in der Verbundzone (Adhäsivbruch) zustande gekommen war.

Hierzu wurden aus jeder Serie sechs der sieben Prüfkörper zufällig ausgesucht und solange manuell gebogen, bis sich die Keramik endgültig vom Plättchen gelöst hat. Anschließend wurden die Bruchflächen sowohl auf der Keramik-, als auch auf der Metalloberfläche in der Aufsicht auf das Vorhandensein, die Beschaffenheit und den Bedeckungsgrad an Opaker untersucht.

3.4.2 Lichtmikroskopische Untersuchung

Der verbleibende Prüfkörper wurde in den kaltpolymerisierenden Kunststoff Technovit 9100 (Fa. HERAEUS KULZER GmbH, Wehrheim/Ts.) eingebettet und auf horizontal rotierenden Schleiftellern mit Siliziumkarbidpapier verschieden großer Körnung (120, 400 und 2500) schrittweise auf die Hälfte der Breite reduziert, um den Bruchspaltverlauf darstellen zu können. Die anschließende Untersuchung mit einem Stereoauflichtmikroskop der Firma ZEISS diente dazu, die visuelle Untersuchung zu verifizieren und den Bruchspalt noch genauer beschreiben und beurteilen zu können.

Die Prüfkörper wurden sowohl in der Aufsicht bei 12-facher Vergrößerung als auch im Längsschliff bei 80-facher Vergrößerung untersucht und die Ergebnisse fotografisch festgehalten.

3.5 Statistische Verfahren

Alle ermittelten Scher-Verbundfestigkeitswerte wurden in einer MS-Excel-Tabelle zusammengeführt, um die Messwertstatistik zu errechnen. Sie besteht für jede Serie pro Legierung aus Mittelwert, Standardabweichung, Variationskoeffizient, Medianwert sowie dem Maximal- und Minimalwert.

Die Einzelwerte aller Serien wurden anschließend in das Statistikprogramm SPSS 11.5 für Windows (Fa. SPSS Inc., Columbus, USA) übertragen und statistisch sowie grafisch in Form von Boxplots ausgewertet.

Um einen geeigneten Test für die Untersuchung der statistischen Signifikanz der Ergebnisse auszuwählen, wurden mit Hilfe des Kolmogorov-Smirnov-Tests alle Serien untereinander auf das Vorhandensein einer Normalverteilung getestet. Dieser Test gilt als Standard zur Überprüfung einer Verteilungsannahme. Das Ergebnis besagt jedoch nur, dass nicht ausgeschlossen werden kann, dass die Werte normalverteilt sind. Dies ist der Fall, wenn die von SPSS errechnete asymptotische 2-seitige Signifikanz $\geq 0,05$ ist. Allerdings muss an dieser Stelle kritisch erwähnt werden, dass die Stichprobengröße gewisse Verteilungsannahmen notwendig macht. Das Ergebnis des Kolmogorov-Smirnov-Tests führte in allen Fällen nicht zu einer Ablehnung der getätigten Verteilungsannahme. Aus diesem Grund wurde für alle Prüfgruppen der 2-seitig ausgelegte parametrische t-Test für unabhängige Stichproben (Student'scher Test) gewählt. Dieser Test eignet sich besonders zum Vergleich von Stichproben mit geringer Stückzahl. Das Ergebnis des Tests wird als p-Wert bezeichnet. Das Signifikanzniveau wurde nach allgemeiner Konvention auf 5 % festgelegt. D. h., dass in 100 Fällen fünf Mal irrtümlich das Urteil „echter Unterschied“ gefällt wird [2]. Ist der p-Wert nun gleich dem oder kleiner als das Signifikanzniveau von 5 % ($p \leq 0,05$), wird er als statistisch signifikant erachtet [2]. Liegt der p-Wert bei oder unter 1 % ($p \leq 0,01$) ist das Ergebnis statistisch hoch signifikant, liegt er bei oder unter 0,1 % ($p \leq 0,001$) ist es höchst

signifikant. In allen drei Fällen kann die Nullhypothese verworfen werden. Diese besagt, dass alle Werte einer gemeinsamen Grundgesamtheit angehören und die Ergebnisse zufällig unterschiedlich sind. Die Werte wurden für jede Legierung in einer Kreuztabelle zusammengefasst.

Anschließend wurden die Auswirkungen der unterschiedlichen Temperaturen und Dauern der Oxidbrände auf die Scher-Verbundfestigkeit in Bezug auf die jeweilige Legierung ausgewertet und grafisch dargestellt. Dazu wurden von jeder Legierung alle Einzelwerte und Standardabweichungen der Serien ohne Oxidbrand addiert, daraus ein übergeordneter Mittelwert als Kontrolle gebildet und mit den jeweiligen Mittelwerten und Standardabweichungen der einzelnen Serien im Säulendiagramm vergleichend dargestellt. Um die Übersichtlichkeit zu verbessern, wurden abschließend zum einen die übergeordneten Mittelwerte der Kontrollgruppe, der 500 °C-Gruppe, der 900 °C-Gruppe und der 1000 °C-Gruppe tabellarisch aufgeführt sowie statistisch miteinander verglichen und zum anderen die Haftwerte der einzelnen Dauern der Oxidbrände untereinander und in Bezug auf den Mittelwert der jeweiligen Gruppe auf Signifikanzen getestet.

4 Ergebnisse

4.1 Ergebnisse des SCHWICKERATH-Versuchs

In den unten abgebildeten Tabellen ist die Messwertstatistik der geprüften Legierungen aufgeführt. Die beschreibenden Statistiken sowie die Einzelwerte sind im Anhang aufgeführt. Um die Übersichtlichkeit der Werte zu verbessern und sie grafisch vergleichbar zu machen, wurden im Anschluss Box-Plot-Diagramme und Kreuztabellen erstellt. Aus Gründen der Skalierung bei der Darstellung wurden Ausreißer und Extremwerte nicht in die Box-Plot-Diagramme miteinbezogen. Als Ausreißer bezeichnet man Werte, die zwischen dem 1,5- und 3-fachen Interquartilabstand vom Medianwert entfernt liegen. Extremwerte liegen mehr als den 3-fachen Interquartilabstand vom Medianwert entfernt. Unter den 252 Prüfkörpern waren insgesamt sieben Ausreißer und fünf Extremwerte. In die Berechnung der Messwertstatistik sind diese Werte mit eingeflossen. Die einzelnen Prüfparameter aller Plättchen sind dem Anhang zu entnehmen.

4.1.1 Ergebnisse Wirobond 280

Die Mittelwerte der Scher-Verbundfestigkeiten für Wirobond 280 liegen zwischen 35,2 MPa und 43,6 MPa und somit über dem in der Literatur geforderten Wert von 25 MPa. Die Variationskoeffizienten bewegen sich zwischen 2,5 % und 16,6 %.

Die Serien 1, 2 und 3 wurden nach Herstellerangaben ohne Oxidbrand behandelt und können deshalb als Kontrollgruppe angesehen werden. Die Mittelwerte liegen zwischen 38,5 MPa und 42,6 MPa und somit im mittleren Bereich aller Mittelwerte, auch wenn der Wert von 38,5 MPa hier nach unten aus der Reihe fällt. Ebenso verhält es sich mit den Variationskoeffizienten, die zwischen 2,9 % und 5,9 % liegen.

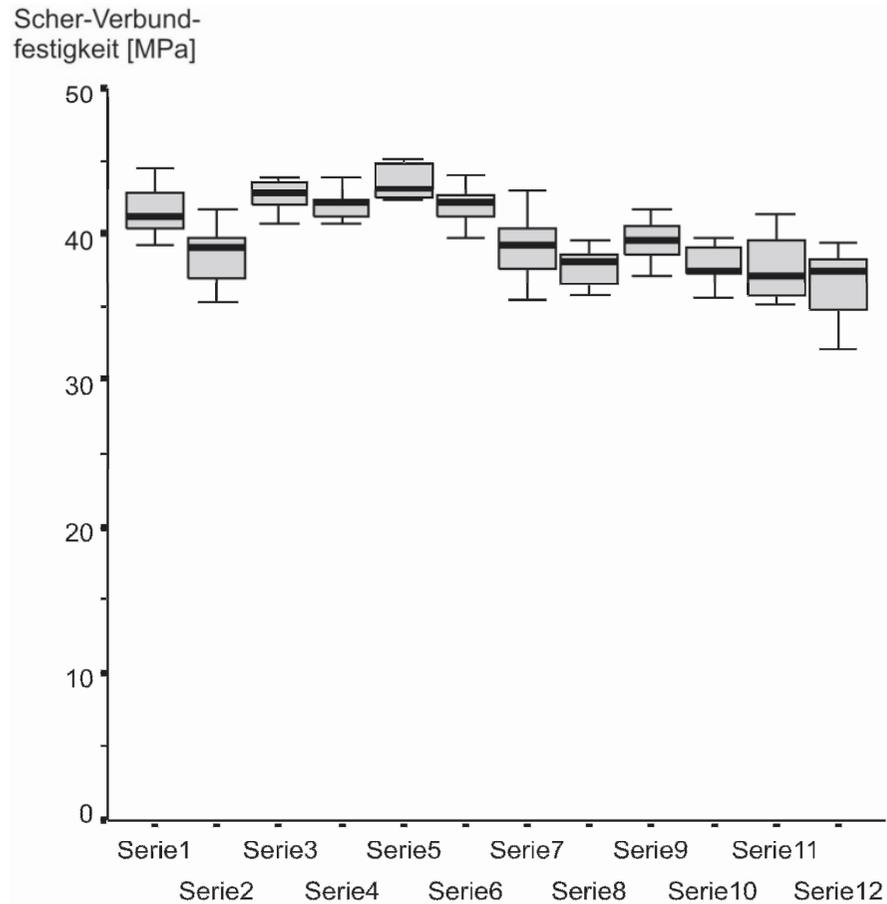
Die Serien 4, 5 und 6 wurden einem Oxidbrand von 500 °C jeweils 5, 10 und 15 min. ausgesetzt. Die Mittelwerte liegen mit 40,8 MPa bis 43,6 MPa geringfügig über den

Werten der Kontrollserien. Die Variationskoeffizienten liegen mit Werten zwischen 2,9 % und 12,2 % deutlich weiter auseinander.

Bei den Serien 7, 8 und 9 wurde ein Oxidbrand von 900 °C ebenfalls 5, 10 und 15 min durchgeführt. Die Mittelwerte liegen zwischen 37,7 MPa und 39,5 MPa und somit unter denen der Kontrollserien und denen der 500 °C-Serien. Die Variationskoeffizienten sind mit Werten zwischen 3,8 % und 6,4 % ähnlich volatil, wie die der Serien 1 bis 3.

Bei den letzten drei Serien 10, 11 und 12 mit einem Oxidbrand von 1000 °C bei 5, 10 und 15 Minuten liegen die Mittelwerte mit 35,2 MPa bis 38,5 MPa am niedrigsten von allen Serien. Die Variationskoeffizienten sind mit Werten zwischen 6,5 % und 16,6 % vergleichbar denen der Serien 4, 5 und 6.

Beim Vergleich der Haftwerte untereinander erhält man bei einer Irrtumswahrscheinlichkeit von 5 % 30 statistisch signifikante Unterschiede bei insgesamt 66 getesteten Haftwerten, von denen 11 als signifikant, 6 als hoch signifikant und 13 als höchst signifikant angesehen werden können.



Serie 1, 2, 3: kein Oxidbrand; Serie 4, 5, 6: Oxidbrand bei 500 °C, jeweils 5, 10 und 15 min; Serie 7, 8, 9: Oxidbrand bei 900 °C, jeweils 5, 10 und 15 min; Serie 10, 11, 12 : Oxidbrand bei 1000 °C, jeweils 5, 10 und 15 min

Abbildung 12: Box-Plotdarstellung der Scher-Verbundfestigkeiten von Wirobond 280 mit VITA Omega 900

	Serie 1	Serie 2	Serie 3	Serie 4	Serie 5	Serie 6	Serie 7	Serie 8	Serie 9	Serie 10	Serie 11
Serie 2	*										
Serie 3	n.s.	***									
Serie 4	n.s.	n.s.	n.s.								
Serie 5	*	***	n.s.	n.s.							
Serie 6	n.s.	**	n.s.	n.s.	*						
Serie 7	n.s.	n.s.	**	n.s.	***	*					
Serie 8	***	n.s.	***	n.s.	***	***	n.s.				
Serie 9	*	n.s.	***	n.s.	***	*	n.s.	*			
Serie 10	*	n.s.	**	n.s.	***	**	n.s.	n.s.	n.s.		
Serie 11	**	n.s.	***	n.s.	***	***	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	
Serie 12	*	n.s.	*	n.s.	**	*	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.

n.s.: nicht signifikant; *: signifikant; **: hoch signifikant; ***: höchst signifikant

Tabelle 9: Signifikanzprüfung der Serien „Wirobond 280 mit VITA Omega 900“ mit Hilfe des t-Tests

4.1.2 Ergebnisse Wirobond C

Die Mittelwerte der Scher-Verbundfestigkeiten für Wirobond C liegen im Bereich zwischen 31,8 MPa und 39,1 MPa und sind somit alle ebenfalls über der geforderten Marke von 25 MPa angesiedelt, auch wenn sie insgesamt deutlich niedriger ausfallen als die Werte vom Wirobond 280. Die Variationskoeffizienten liegen mit Werten zwischen 3,5 % und 8,3 % niedriger als bei Wirobond 280.

Wie beim Wirobond 280 dienen beim Wirobond C die Serien 1, 2 und 3 als Kontrollserien. Die Mittelwerte liegen mit 35,3 MPa, 35,4 MPa und 36,4 MPa sehr dicht beieinander, was sich auch in den Werten der Variationskoeffizienten mit 6,5 %, 6,8 % und 7,5 % ausdrückt.

Ähnlich wie bei der vorangegangenen Legierung liegen die Werte der Serien 4, 5 und 6 über denen der Kontrollserie. Sie betragen 37,7 MPa, 37,8 MPa und 37,4 MPa und sind ebenfalls sehr einheitlich. Allerdings differieren die Variationskoeffizienten hier mit 7,3 %, 3,8 % und 4,7 % weitaus deutlicher.

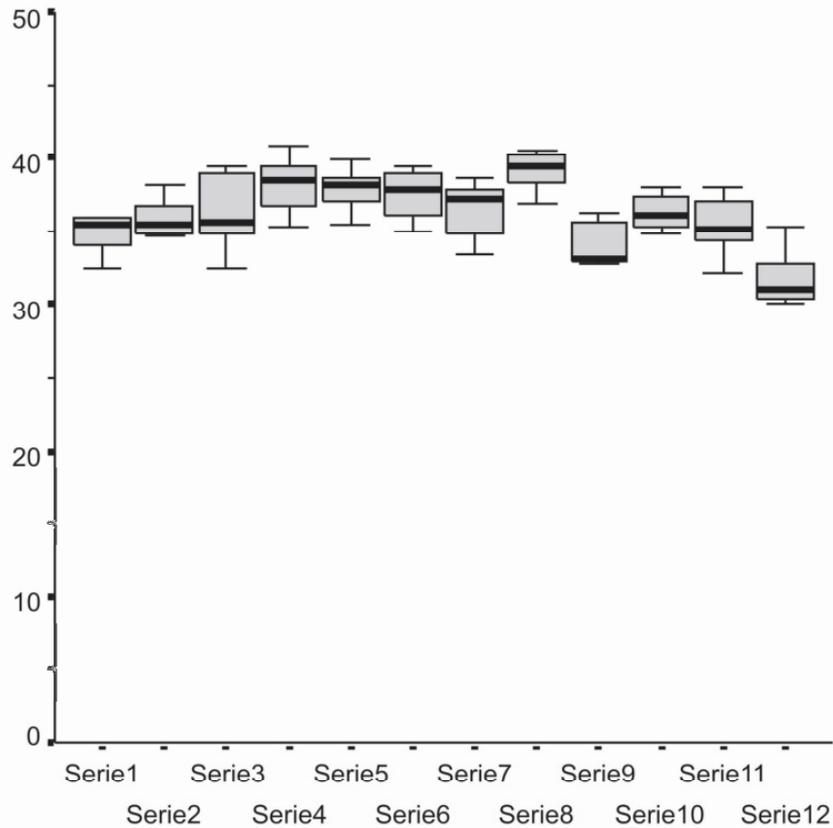
Die Haftwerte der Serien 7, 8 und 9 liegen mit 36,3 MPa, 39,1 MPa und 33,5 MPa ungefähr auf dem Niveau der Kontrollserien, auch wenn sich die Variationskoeffizienten mit 3,5 %, 5,6 % und 8,3 % volatiler zeigen.

Die letzte Gruppe bestehend aus den Serien 10, 11 und 12 zeigt im Schnitt mit 36,3 MPa, 35,4 MPa und 31,8 MPa die geringsten Haftwerte. Die Variationskoeffizienten betragen hier 3,6 %, 6,0 % und 6,4 %.

Insgesamt zeigt sich von der Verteilung der Ergebnisse ein ähnliches Bild, wie bei Wirobond 280, wenn auch mit durchgängig niedrigeren Haftwerten. Außerdem liegen nur in der Kontroll- und der 500 °C-Gruppe einheitliche Werte vor. Bei den Oxidbränden von 900 °C und 1000 °C zeigen die einzelnen Branddauern teilweise deutlich unterschiedliche Haftwerte.

Insgesamt ergeben sich von 66 getesteten Haftwerten 25 signifikante Unterschiede, wovon 10 signifikant, 8 hoch signifikant und 7 höchst signifikant sind.

Scher-Verbundfestigkeit [MPa]



Serie 1, 2, 3: kein Oxidbrand; Serie 4, 5, 6: Oxidbrand bei 500 °C, jeweils 5, 10 und 15 min; Serie 7, 8, 9: Oxidbrand bei 900 °C, jeweils 5, 10 und 15 min; Serie 10, 11, 12 : Oxidbrand bei 1000 °C, jeweils 5, 10 und 15 min

Abbildung 13: Box-Plotdarstellung der Scher-Verbundfestigkeiten von Wirobond C mit VITA Omega 900

	Serie 1	Serie 2	Serie 3	Serie 4	Serie 5	Serie 6	Serie 7	Serie 8	Serie 9	Serie 10	Serie 11
Serie 2	n.s.										
Serie 3	n.s.	n.s.									
Serie 4	n.s.	n.s.	n.s.								
Serie 5	*	*	n.s.	n.s.							
Serie 6	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.						
Serie 7	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.					
Serie 8	**	**	*	n.s.	n.s.	n.s.	*				
Serie 9	n.s.	n.s.	n.s.	*	**	**	*	***			
Serie 10	n.s.	**	*								
Serie 11	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	*	n.s.	n.s.	**	n.s.	n.s.	
Serie 12	*	*	**	***	***	***	***	***	n.s.	***	**

n.s.: nicht signifikant; *: signifikant; **: hoch signifikant; ***: höchst signifikant

Tabelle 10: Signifikanzprüfung der Serien „Wirobond C mit VITA Omega 900“ mit Hilfe des t-Tests

4.1.3 Ergebnisse Wirobond SG

Auch beim Wirobond SG liegen die Mittelwerte aller Serien mit 37,2 MPa bis 45,0 MPa über der 25 MPa-Grenze. Die Variationskoeffizienten bewegen sich zwischen 3,4 % und 21,6 % und zeigen von allen Legierungen die größte Volatilität.

Die Serien 1, 2 und 3 zeigen von allen Wirobond SG-Gruppen und auch gegenüber den anderen Kontrollgruppen die höchsten Verbundfestigkeiten. Sie liegen bei 41,7 MPa, 41,7 MPa und 44,3 MPa. Die Variationskoeffizienten zeigen Werte von 21,6 %, 3,4 % und 7,4 %.

Die Werte der Serien 4, 5 und 6 differieren von 37,2 MPa über 42,2 MPa zu 41,7 MPa. Die Variationskoeffizienten liegen bei 4,1 %, 4,5 % und 18,1 %.

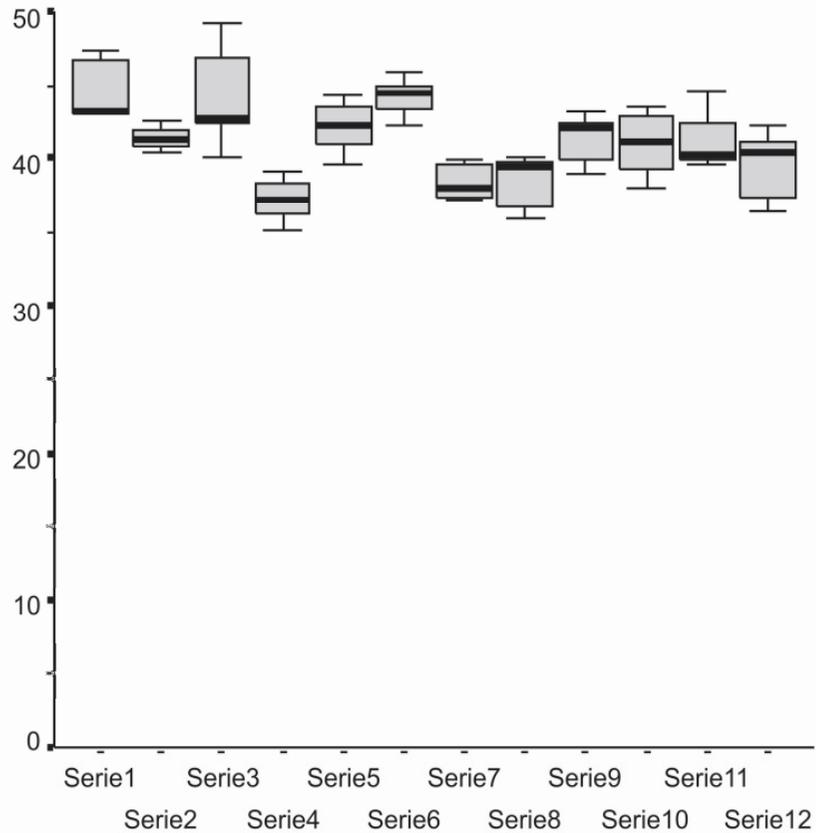
Die Serien 7, 8 und 9 zeigen hingegen wieder relativ einheitliche Werte von 38,0 MPa, 38,3 MPa und 41,3 MPa. Der Variationskoeffizient der Serie 7 liegt mit 13,9 % weit über den Werten der Serien 8 und 9 mit 4,7 % und 4,1 %.

Ähnlich dicht beieinander, wie in der 900 °C-Gruppe, zeigen sich die Werte der Serien 10, 11 und 12 mit 41 MPa, 41,3 MPa und 39,4 MPa. Die Variationskoeffizienten liegen mit 5,6 %, 4,8 % und 6,0 % im mittleren Bereich.

Die Haftverbände von Wirobond SG zeigen bis auf die der 500 °C-Gruppe die höchsten Werte aller Legierungen. In dieser Gruppe gibt es auch unter den Brenndauern signifikante Unterschiede bei den Haftwerten. Die restlichen Gruppen zeigen unter den Brenndauern homogene Werte.

Von 66 getesteten Haftverbänden ergeben sich 16 signifikante Unterschiede, von denen 5 signifikant, 6 hoch signifikant und 5 höchst signifikant sind.

Scher-Verbundfestigkeit [MPa]



Serie 1, 2, 3: kein Oxidbrand; Serie 4, 5, 6: Oxidbrand bei 500 °C, jeweils 5, 10 und 15 min; Serie 7, 8, 9: Oxidbrand bei 900 °C, jeweils 5, 10 und 15 min; Serie 10, 11, 12 : Oxidbrand bei 1000 °C, jeweils 5, 10 und 15 min

Abbildung 14: Box-Plotdarstellung der Scher-Verbundfestigkeiten von Wirobond SG mit VITA Omega 900

	Serie 1	Serie 2	Serie 3	Serie 4	Serie 5	Serie 6	Serie 7	Serie 8	Serie 9	Serie 10	Serie 11
Serie 2	n.s.										
Serie 3	n.s.	n.s.									
Serie 4	n.s.	***	***								
Serie 5	n.s.	n.s.	n.s.	***							
Serie 6	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.						
Serie 7	n.s.	n.s.	*	n.s.	n.s.	n.s.					
Serie 8	n.s.	**	**	n.s.	**	n.s.	n.s.				
Serie 9	n.s.	n.s.	n.s.	***	n.s.	n.s.	n.s.	**			
Serie 10	n.s.	n.s.	*	**	n.s.	n.s.	n.s.	*	n.s.		
Serie 11	n.s.	n.s.	n.s.	***	n.s.	n.s.	n.s.	*	n.s.	n.s.	
Serie 12	n.s.	n.s.	**	n.s.	*	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.	n.s.

n.s.: nicht signifikant; *: signifikant; **: hoch signifikant; ***: höchst signifikant

Tabelle 11: Signifikanzprüfung der Serien „Wirobond SG mit VITA Omega 900“ mit Hilfe des t-Tests

4.2 Vergleich der Ergebnisse

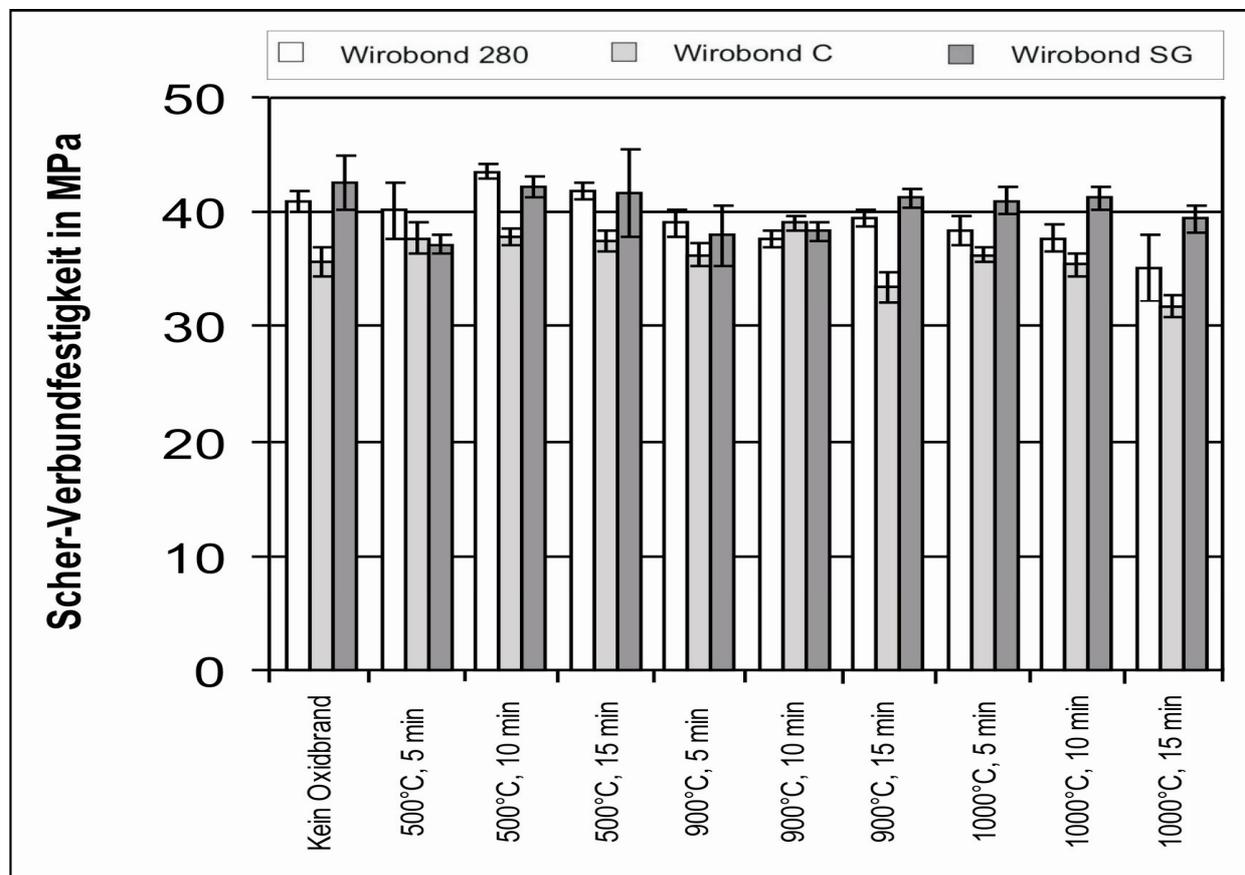


Abbildung 15: Vergleich der Scher-Verbundfestigkeiten unter den Legierungen

Abbildung 15 vergleicht zusammenfassend die Mittelwerte der Scher-Verbundfestigkeiten und die Variationskoeffizienten sowohl unter den Legierungen als auch in Bezug auf die Kontrollgruppe. Dazu wurden aus den ersten drei Serien (Kontrollserien) die jeweiligen Mittelwerte der Scher-Verbundfestigkeiten und die Variationskoeffizienten addiert, hieraus ein übergeordneter Mittelwert gebildet und mit den Mittelwerten der anderen Serien vergleichend dargestellt.

Wirobond C zeigt fast durchgängig mit Abstand die niedrigsten Haftwerte aller Legierungen, gefolgt von Wirobond 280. Mit Ausnahme von drei Serien sind bei Wirobond SG die höchsten Scher-Verbundfestigkeiten festzustellen.

Zwischen den einzelnen Brenndauern- und -temperaturen zeigen die Serien unterschiedliche Veränderungen zur Kontrollgruppe, sodass sich kaum einheitliche Tendenzen weder bei der Dauer noch bei der Temperatur abzeichnen.

Im groben Überblick lässt sich feststellen, dass die Werte der Kontroll- und 500 °C-Gruppen über denen der 900 °C- und 1000 °C-Gruppen liegen.

In der 500 °C-Gruppe finden sich bei allen Legierungen die höchsten Haftwerte bei einer Brenndauer von 10 min. In der 900 °C-Gruppe zeigen Wirobond 280 und Wirobond SG bei 15-minütiger Brenndauer die günstigsten Werte. Beim Wirobond C ist es wieder die Brenndauer von 10 min. Bei der 1000 °C-Gruppe stellen sich bei Wirobond 280 und Wirobond SG die höchsten Haftwerte bei 5-minütiger Brenndauer dar. Bei Wirobond SG sind die Scher-Verbundwerte der 5- und 10 min-Serie nahezu identisch und zeigen weitaus günstigere Werte, als die der 15 min-Serie.

4.2.1 Vergleich der Haftwerte in Bezug auf die Temperatur des Oxidbrands

Nachfolgend sind zusammenfassend die kumulierten Mittelwerte der Scher-Verbundfestigkeiten der Kontrollgruppe, der 500 °C-Gruppe, der 900 °C-Gruppe und der 1000 °C-Gruppe dargestellt und statistisch ausgewertet:

	Wirobond 280	Wirobond C	Wirobond SG
Kontrollgruppe [MPa]	40,9	35,7	42,6
500 °C-Gruppe [MPa]	41,9	37,7	40,3
900 °C-Gruppe [MPa]	38,8	36,3	39,2
1000 °C-Gruppe [MPa]	37,1	34,5	40,6

Tabelle 12: Legierungsübergreifender Vergleich der gemittelten Haftwerte

Bei Wirobond 280 zeigen die Werte der 500 °C-Gruppe gegenüber der Kontrollgruppe erhöhte Haftwerte, die allerdings nicht signifikant sind. Die Werte der 900 °C- und 1000 °C-Gruppe sind dagegen signifikant schwächer als die der Kontrollgruppe. Die Werte der 500 °C-Gruppe weichen signifikant nach oben von den Werten der 900 °C- und 1000 °C-Gruppe ab. Beim Vergleich der 900 °C- mit der 1000 °C-Gruppe ergeben sich hingegen keine signifikanten Unterschiede.

Bei Wirobond C stellen sich beim Vergleich der 500 °C-Gruppe mit der Kontrollserie signifikant höhere Werte dar, wohingegen die 900 °C-Gruppe nicht signifikant nach oben und die 1000 °C-Gruppe nicht signifikant nach unten abweicht. Die einzig signifikanten Unterschiede zwischen den Gruppen mit Oxidbrand zeigen sich beim Vergleich der 500 °C- mit der 1000 °C-Gruppe.

Die Haftwerte der 500 °C-, der 900 °C- und der 1000 °C-Gruppe bei Wirobond SG weichen alle nach unten im Vergleich zur Kontrollserie ab. Jedoch zeigt nur die 900 °C-Gruppe einen signifikanten Unterschied. Beim Vergleich der Gruppen mit Oxidbrand ergeben sich keine Signifikanzen.

	Kontrollgruppe	500 °C-Gruppe	900 °C-Gruppe
500 °C-Gruppe	n.s.		
900 °C-Gruppe	**	***	
1000 °C-Gruppe	***	***	n.s.

n.s.: nicht signifikant; *: signifikant; **: hoch signifikant; ***: höchst signifikant

Tabelle 13: Signifikanzprüfung der Temperaturgruppen bei Wirobond 280

	Kontrollgruppe	500 °C-Gruppe	900 °C-Gruppe
500 °C-Gruppe	**		
900 °C-Gruppe	n.s.	n.s.	
1000 °C-Gruppe	n.s.	***	n.s.

n.s.: nicht signifikant; *: signifikant; **: hoch signifikant; ***: höchst signifikant

Tabelle 14: Signifikanzprüfung der Temperaturgruppen bei Wirobond C

	Kontrollgruppe	500 °C-Gruppe	900 °C-Gruppe
500 °C-Gruppe	n.s.		
900 °C-Gruppe	*	n.s.	
1000 °C-Gruppe	n.s.	n.s.	n.s.

n.s.: nicht signifikant; *: signifikant; **: hoch signifikant; ***: höchst signifikant

Tabelle 15: Signifikanzprüfung der Temperaturgruppen bei Wirobond SG

4.2.2 Vergleich der Haftwerte in Bezug auf die Brenndauer des Oxidbrands

Im Folgenden werden die Haftwerte der drei Brenndauern pro Oxidbrand mit dem jeweiligen kumulierten Mittelwert der einzelnen Gruppen statistisch auf Signifikanzen überprüft. Die Prüfung der Brenndauern innerhalb ihrer Gruppen sowie die dazugehörigen Haftwerte sind den Tabellen 9, 10, 11, 12, 13 und 14 zu entnehmen.

Bei Wirobond 280 ergeben sich beim Vergleich der Mittelwerte mit den jeweiligen Brenndauern keine Signifikanzen. Lediglich in der 500 °C-Gruppe zeigt die 15 min-Serie signifikant niedrigere Werte als die 10 min-Serie. In der 900 °C-Gruppe stellt sich dieses Ergebnis umgekehrt dar. Alle anderen Vergleiche ergeben keine signifikanten Unterschiede.

Bei der 900 °C-Gruppe von Wirobond C ergeben sich bezüglich der Mittelwerte signifikante Abweichungen der 10 min-Serie nach oben und der 15 min-Serie nach unten. Auch bei 1000 °C weicht die 15 min-Serie signifikant nach unten ab. Innerhalb der 900 °C-Gruppe weichen die Ergebnisse der 5 min-Serie zu denen der 10 min-Serie signifikant nach unten und zu denen der 15 min-Serie signifikant nach oben ab. Die 10 min-Serie zeigt sogar ein höchst signifikant günstigeres Resultat als die 15 min-Serie. In der 1000 °C-Gruppe ergeben sich bei der 15 min-Serie im Vergleich zu der 5 min- und 10 min-Serie höchst bzw. hoch signifikant schwächere Scher-Verbundfestigkeiten.

Bei Wirobond SG zeigt lediglich die 5 min-Serie der 500 °C-Gruppe in Bezug auf den Mittelwert ein signifikant ungünstigeres Ergebnis. Innerhalb dieser Gruppe ist es auch wieder diese Serie, die höchst signifikant nach unten im Vergleich mit der 10 min-Serie abweicht. In der 900 °C-Gruppe zeigt sich ein hoch signifikant niedrigeres Resultat der 10 min-Serie im Vergleich mit der 15 min-Serie.

	MW 500 °C-Gruppe	MW 900 °C-Gruppe	MW 1000 °C-Gruppe
5 min	n.s.	n.s.	n.s.
10 min	n.s.	n.s.	n.s.
15 min	n.s.	n.s.	n.s.

n.s.: nicht signifikant; *: signifikant; **: hoch signifikant; ***: höchst signifikant, MW: Mittelwert

Tabelle 16: Signifikanzprüfung der Oxidbranddauern bei Wirobond 280 mit den Mittelwerten der jeweiligen Gruppen

	MW 500 °C-Gruppe	MW 900 °C-Gruppe	MW 1000 °C-Gruppe
5 min	n.s.	n.s.	n.s.
10 min	n.s.	*	n.s.
15 min	n.s.	*	*

n.s.: nicht signifikant; *: signifikant; **: hoch signifikant; ***: höchst signifikant, MW: Mittelwert

Tabelle 17: Signifikanzprüfung der Oxidbranddauern bei Wirobond C mit den Mittelwerten der jeweiligen Gruppen

	MW 500 °C-Gruppe	MW 900 °C-Gruppe	MW 1000 °C-Gruppe
5 min	*	n.s.	n.s.
10 min	n.s.	n.s.	n.s.
15 min	n.s.	n.s.	n.s.

n.s.: nicht signifikant; *: signifikant; **: hoch signifikant; ***: höchst signifikant, MW: Mittelwert

Tabelle 18: Signifikanzprüfung der Oxidbranddauern bei Wirobond SG mit den Mittelwerten der jeweiligen Gruppen

4.3 Ergebnisse der visuellen Untersuchung

In der Aufsicht war nach dem Ablösen der Keramik von den Metallplättchen kein einheitliches Bild zu erkennen. Je nach Legierungstyp, Brenntemperatur und -dauer waren die Legierungs- und Keramikflächen unterschiedlich stark von Grundmasse und Oxid bedeckt. Gemeinsames Merkmal nahezu aller Proben war jedoch eine am Rand des ehemaligen Keramikblocks auf dem Metall verbleibende Keramikscherbe, welche sich durch die genauere Betrachtung des Bruchlinienverlaufs erklären lässt (s. Kap. 4.4). Die Ergebnisse der Sichtprüfung sind im Folgenden zusammengefasst. Um die Grundmasseverteilung quantitativ vergleichen zu können, wurden die Prüfkörper

zusätzlich in drei Gruppen unterteilt. Hierzu wurden sowohl die Metall- als auch die Keramikoberflächen gesondert betrachtet. Auf den Beispielbildern ist oben das Metallplättchen und darunter der Keramikblock abgebildet:

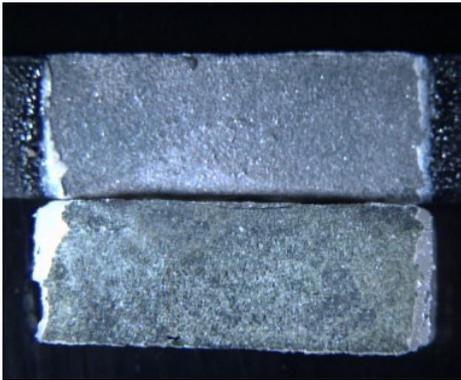
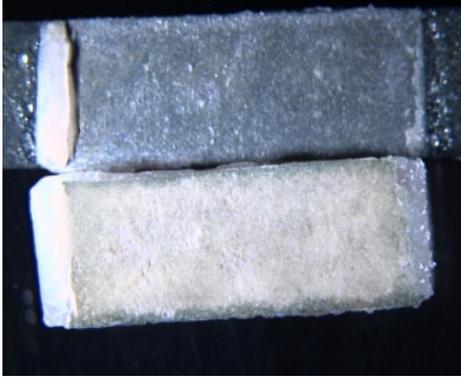
Gruppe	Metalloberfläche	Keramikoberfläche	Beispielbild
1	<ul style="list-style-type: none"> keine bis maximal 1/3 der ehemals verblendeten Fläche ist noch mit Grundmasse bedeckt mattes, dunkles Grau der Legierung gut sichtbar 	<ul style="list-style-type: none"> 2/3 bis vollständige Bedeckung der Oberfläche mit Grundmasse, Keramik nicht oder nur wenig sichtbar sehr dunkles Oxid auf der Grundmasse gut sichtbar 	
2	<ul style="list-style-type: none"> 1/3 bis 2/3 der Verbundfläche sind mit Grundmasse bedeckt ursprüngliche Farbe der Legierung teilweise sichtbar 	<ul style="list-style-type: none"> unter 2/3 bis minimal 1/3 der Keramik sind noch mit Grundmasse bedeckt helles Oxid auf der Grundmasse sichtbar 	
3	<ul style="list-style-type: none"> über 2/3 bis vollständige Bedeckung der verblendeten Metallfläche mit Grundmasse Legierung wenig bis nicht sichtbar 	<ul style="list-style-type: none"> komplette Ablösung der Grundmasse von der Keramik, maximal 1/3 der Fläche noch bedeckt kein bis wenig Oxid auf der Keramik sichtbar 	

Tabelle 19: Gruppeneinteilung der Prüfkörper nach dem Bedeckungsgrad des Metalls und der Keramik mit Grundmasse und Oxid

Nachfolgend ist die Verteilung der Gruppen 1, 2 und 3 auf die jeweiligen Legierungen sowie die Verteilung dieser Gruppen auf die einzelnen Serien jeder Legierung dargestellt.

4.3.1 Visuelle Untersuchung von Wirobond 280

Beim Wirobond 280 verteilen sich die Prüfkörper zu 47 % auf Gruppe 1, zu 46 % auf Gruppe 2 und nur zu 7 % auf Gruppe 3. Hier findet man im Vergleich zu den anderen Legierungen die meisten und dunkelsten Oxide auf der Keramikscherbe.

Die Verteilung der Gruppen auf die einzelnen Serien zeigt keine Regelmäßigkeiten. In den Kontrollserien ohne Oxidbrand liegt noch eine nahezu gleichmäßige Verteilung vor. In der 500 °C-Gruppe überwiegt Gruppe 2, in der 900 °C- und der 1000 °C-Gruppe die Gruppe 1. Bei allen Oxidbränden kommt die Gruppe 3 fast nicht vor.

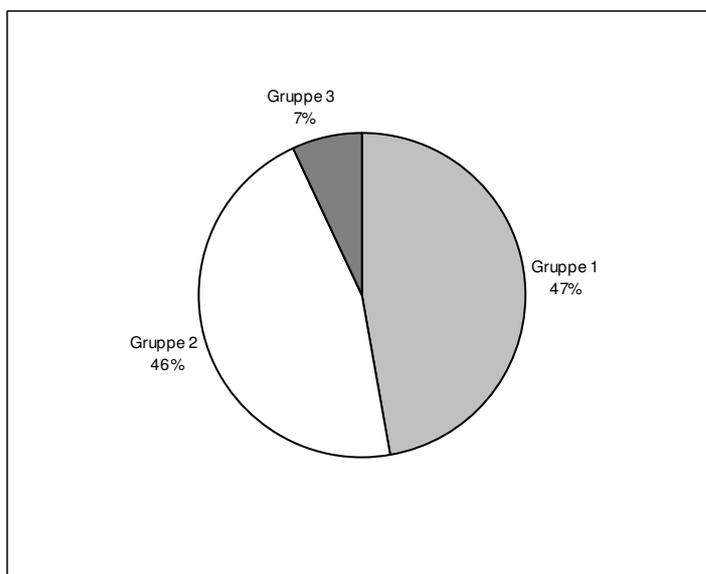


Abbildung 16: Gesamtverteilung der Gruppen auf Wirobond 280

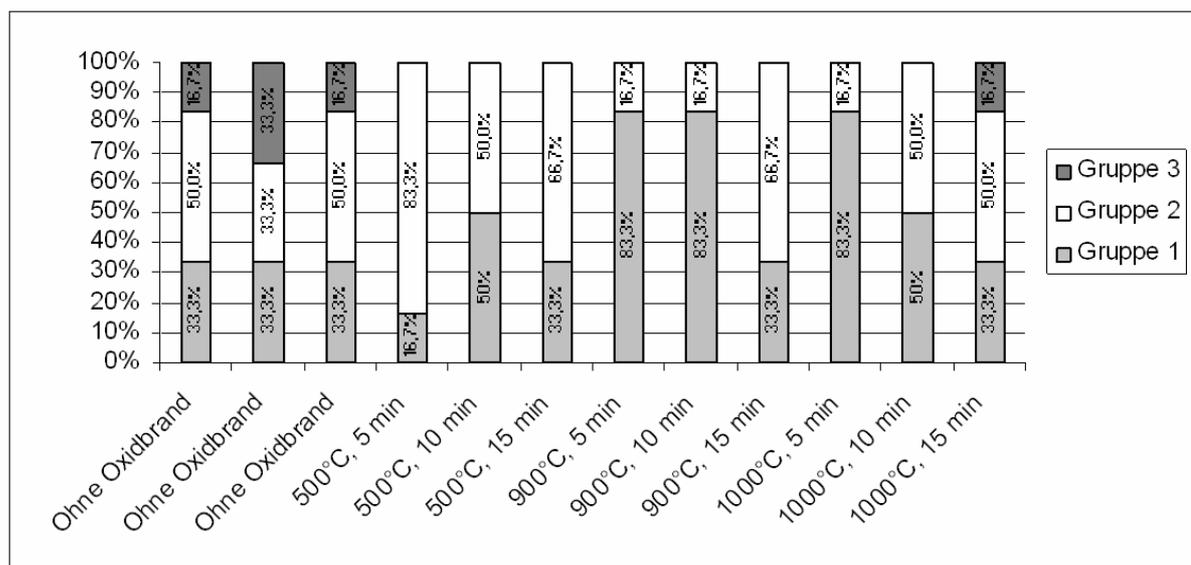


Abbildung 17: Verteilung der Gruppen auf die einzelnen Serien von Wirobond 280

4.3.2 Visuelle Untersuchung von Wirobond C

Beim Wirobond C fällt der Großteil der untersuchten Plättchen mit 50 % in Gruppe 2, gefolgt von Gruppe 1 mit 43 % und Gruppe 3 mit 7 %. Bei dieser Legierung zeigt die Keramik fast durchgängig eine hellere Oxidbenetzung.

Die Verteilung innerhalb der Gruppen mit Oxidbrand ähnelt der von Wirobond 280. Der einzige Unterschied zeigt sich in der 900 °C-Gruppe, die mehr Anteile von Gruppe 2 als von Gruppe 1 enthält. Auch hier ist die Präsenz der Gruppe 3 bei den Oxidbränden vernachlässigbar gering.

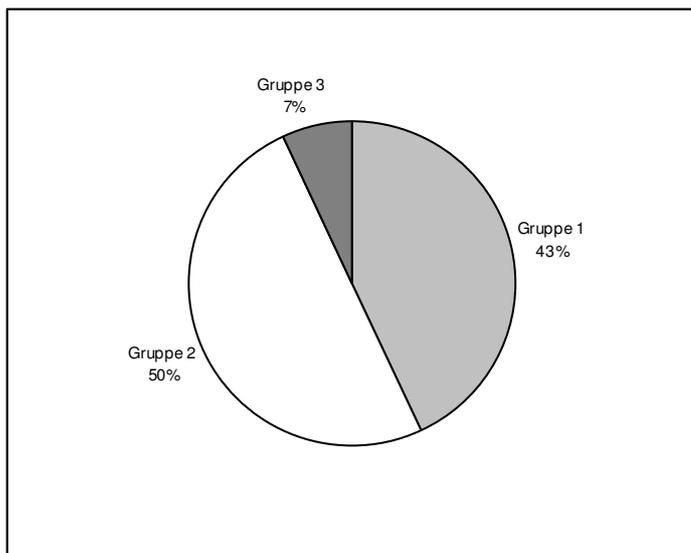


Abbildung 18: Gesamtverteilung der Gruppen auf Wirobond C

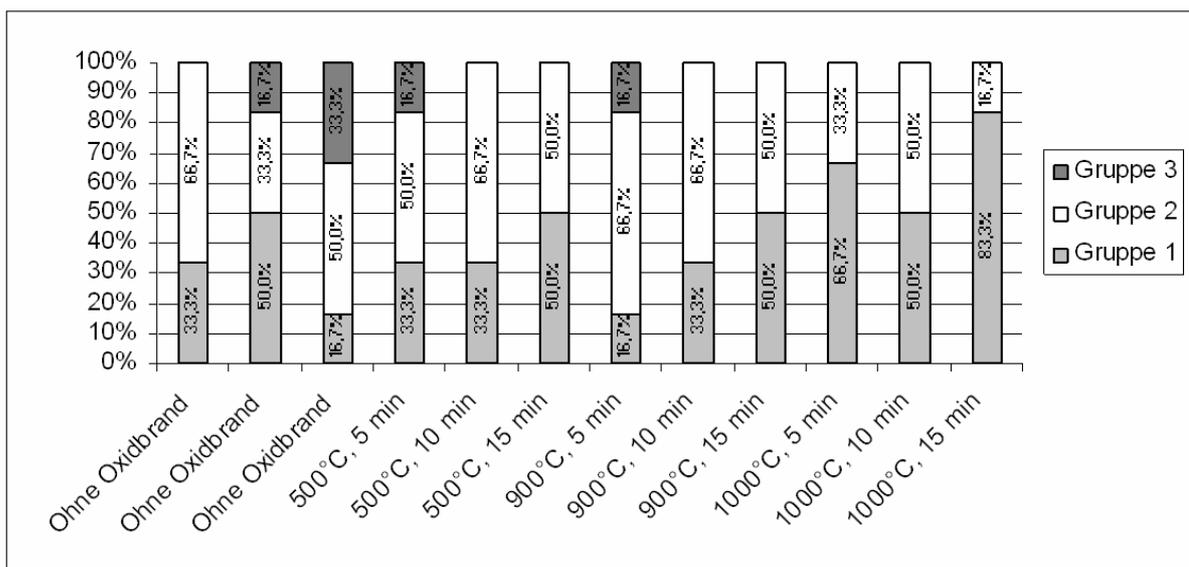


Abbildung 19: Verteilung der Gruppen auf die einzelnen Serien von Wirobond C

4.3.3 Visuelle Untersuchung von Wirobond SG

Wie beim Wirobond C überwiegt auch beim Wirobond SG Gruppe 2 mit 47 %, jedoch weitaus weniger deutlich. Auf Gruppe 1 entfallen 32 % und auf Gruppe 3 21 % der Prüfkörper.

In den Kontrollserien herrscht eine nahezu ausgewogene Verteilung unter den Gruppen. In der 500 °C-Gruppe kommen alle Gruppen vor, wobei die Gruppen 2 und 3 den Hauptanteil haben. In der 900 °C-Gruppe dominiert Gruppe 2 deutlich vor Gruppe 1 und 3. Die 1000 °C-Gruppe zeigt wieder ein etwas ausgewogeneres Verhältnis, bei dem Gruppe 1 den Hauptanteil hat, gefolgt von Gruppe 2 und 3.

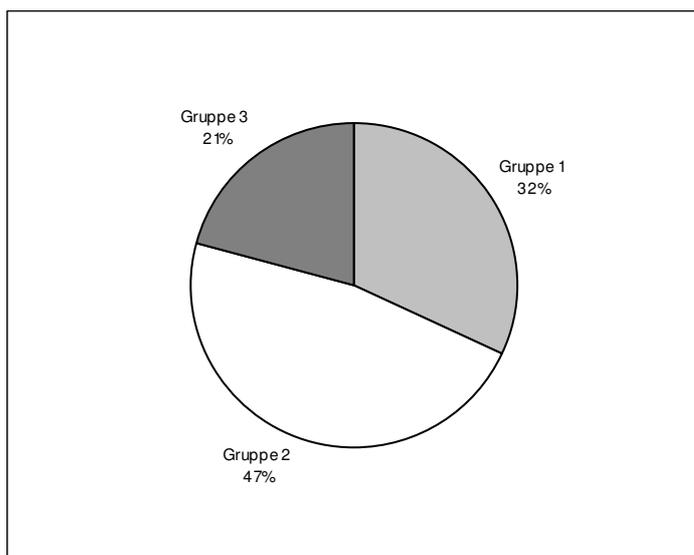


Abbildung 20: Gesamtverteilung der Gruppen auf Wirobond SG

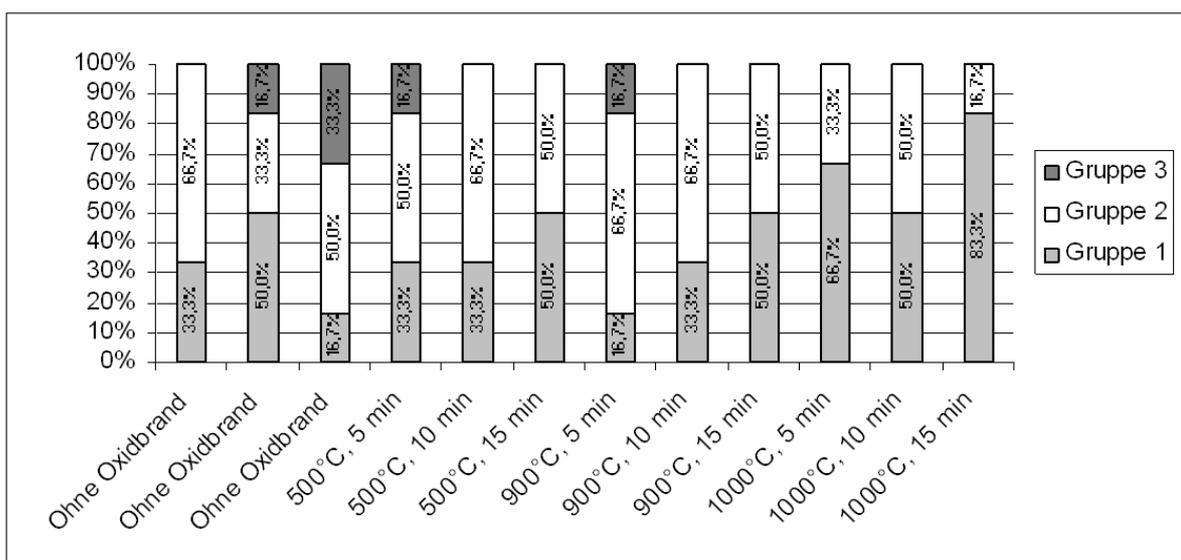


Abbildung 21: Verteilung der Gruppen auf die einzelnen Serien von Wirobond SG

4.4 Ergebnisse der lichtmikroskopischen Untersuchung

Für die lichtmikroskopische Untersuchung wurden alle geprüften SCHWICKERATH-Plättchen herangezogen. Sechs der sieben Prüfkörper wurden der Aufsichtkontrolle unterzogen. Der verbleibende Prüfkörper wurde im Längsschliff untersucht. Die Ergebnisse der Aufsichtkontrollen sind in Kapitel 4.3 aufgeführt.

Bei den untersuchten Plättchen zeigten sich nahezu ausnahmslos adhäsive Brüche (innerhalb der Verbundzone) in Kombination mit kohäsiven Brüchen (innerhalb der Keramik). Rein kohäsive bzw. rein adhäsive Brüche kamen nicht vor. Die Bruchlinien lagen immer am Rand des Keramikblocks. Sie begannen innerhalb der Opakerschicht und setzten sich zum Rand hin in die Keramik fort. Sowohl zwischen den einzelnen Brenntemperaturen und -dauern als auch beim Vergleich der Legierungen untereinander traten keine Unterschiede im Bruchlinienverlauf auf. Es stellten sich keine Brüche in der Mitte des Keramikblocks oder ausschließlich innerhalb der Keramik dar.

In den untersuchten Längsschliffen traten in der Verbundzone und in der Keramik mit Ausnahme der Kontrollserie bei Wirobond C keine oder nur vereinzelt sehr kleine Blasen auf.

Ein typischer Bruchspaltverlauf ist in Abbildung 22 dargestellt.

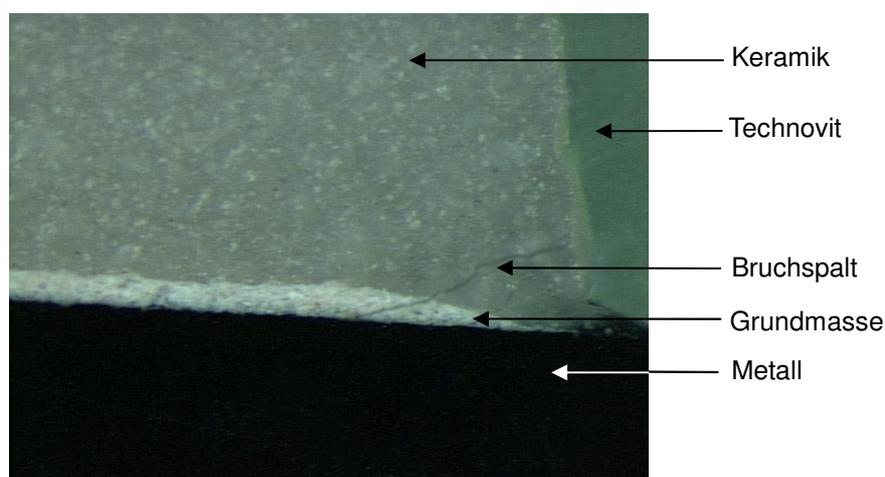


Abbildung 22: Typischer Bruchlinienverlauf bei 80-facher Vergrößerung

5 Diskussion

Die vorliegende Arbeit untersucht den Einfluss der Dauer und der Temperatur des Oxidbrandes auf den Haftverbund zwischen aufbrennfähigen EMF-Legierungen und Keramik.

5.1 Fehlerbetrachtung

Bei der Herstellung der Prüfkörper und dem Prüfverfahren können verschiedenste Fehler auftreten, die zu einer Verfälschung der Ergebnisse führen. Die Kenntnis der möglichen Fehlerquellen ist Voraussetzung, um diese zu minimieren oder bestenfalls ausschließen zu können. Des Weiteren bietet sie bei der Frage nach der Entstehung bestimmter Messwerte Erklärungsansätze und ist hilfreich bei der Fragestellung, ob diese in der Praxis von Relevanz sind.

Vor Beginn der Prüfkörperherstellung wurden deshalb Testserien von zehn Plättchen pro Legierung hergestellt, um sich einerseits mit den Materialien und deren Verarbeitungsvorschriften vertraut zu machen und andererseits mögliche Fehlerquellen von vornherein aufzuspüren.

Alle Arbeitsschritte wurden von derselben Person durchgeführt, die verschiedenen Materialien stammen jeweils aus einer Charge, und es wurden immer dieselben Geräte verwendet.

Trotz exakter Einhaltung aller Herstellerangaben und Ausschluss vieler Fehlerquellen war es nicht möglich, völlig äquivalente Prüfkörper herzustellen.

5.1.1 Einteilung der Prüfkörper

Pro Legierung wurden die Prüfkörper in zwölf Serien à sieben Plättchen unterteilt. Die ersten drei Serien wurden nach Herstellerangabe ohne Oxidbrand verblendet, um

Kontrollwerte zu erhalten, an denen die Qualität der Scher-Verbundfestigkeit der modifizierten Prüfkörper beurteilt werden kann. Aus Kosten- und Zeitgründen wurden die einzelnen Serien nicht größer gewählt. Kritisch anzumerken ist, dass die Stichprobengröße von sieben Plättchen nur eine bedingt statistisch relevante Aussage zulässt und somit eher von Tendenzen bei der Auswertung der Ergebnisse gesprochen werden sollte. Aus Gründen der Einheitlichkeit und Übersichtlichkeit werden jedoch weiterhin die Termini „signifikant“, „hoch signifikant“ und „höchst signifikant“ benutzt.

Die Unterteilung in eine 500 °C-, 900 °C- und 1000 °C-Gruppe mit je 5, 10 und 15 min Brenndauer wurde gewählt, um zum einen den Ausprägungsgrad der Oxidschicht auf dem Metall bei verschiedenen Brenntemperaturen und -dauern beurteilen zu können und zum anderen, um die Auswirkung auf die Scher-Verbundfestigkeit zu überprüfen, da vom Hersteller und in der Literatur kein Oxidbrand bei EMF-Legierungen gefordert wird (s. Kapitel 2.2.3.2).

Der Fehler durch unterschiedliche Ofentemperaturen kann vernachlässigt werden, da alle Prüfkörperserien gleichermaßen betroffen sind. Die Temperatur im Keramikofen ist sicherlich auch von der Lage der Prüfkörper abhängig. Jedoch sind auch hier alle Serien in gleicher Weise betroffen. Es ist davon auszugehen, dass die Temperatur im Brennofen um ca. 10 °C vom Soll abweichen kann.

5.1.2 Herstellung der Metallplättchen

Die drei verwendeten Dentallegierungen der Fa. BEGO repräsentieren Legierungstypen, die häufig in der Praxis Anwendung finden und so stellvertretend für viele aufbrennfähige EMF-Legierungen auch anderer Hersteller stehen. Nahezu 40 % aller für den Zahnersatz verwendeten Metalle sind EMF-Legierungen [68].

Da von den Legierungen jeweils nur eine Charge verwendet wurde und von einer Chargenkonstanz ausgegangen wird, sind Abweichungen der Messwerte auf Grund der Legierungen zu vernachlässigen. Analoges gilt auch für die verwendeten Verblendkeramiken.

Für die Herstellung der Metallrohlinge wurden als Vorlage maschinell gefertigte Kunststoffplättchen verwendet, um so die Einhaltung der geforderten Dimensionen zu gewährleisten (s. Kapitel 3.2.1).

Alle sieben Plättchen einer Serie wurden in einer Muffel eingebettet und mit einem verlorenen Kopf als Schmelzreservoir versehen. Die Muffel wurde dann vorgewärmt und nach dem Guss vorsichtig abgekühlt, um, wie auch der verlorene Kopf, Mikroporositäten- und Lunkerbildung entgegen zu wirken. Nach dem Ausbetten und Abstrahlen erfolgte eine visuelle Prüfung der Gussobjekte, wobei fehlerhafte aussortiert und verworfen wurden, da wiederholtes Gießen recycelter Legierungsreste zu sinkenden Haftwerten führt [65]. Dieses Vorgehen wurde bei jeder Serie in gleicher Weise wiederholt. Es wurde in besonderem Maße darauf geachtet, das Vorwärmen und Gießen exakt nach Herstellerangaben durchzuführen, da Temperaturabweichungen das Legierungsgefüge beeinflussen und so zu Veränderungen im Metall-Keramik-Verbund führen können [39, 96].

Auch die anschließende Ausarbeitung wurde bei allen Plättchen identisch durchgeführt, da die Oberflächenbeschaffenheit des Metalls ebenfalls Auswirkung auf den Haftverbund hat [56, 87].

Nach der Ausarbeitung wurden die Plättchen mittels Mikrometerschraube und Messlehre einzeln vermessen. Dabei variierte die Dicke zwischen 0,45 mm und 0,59 mm, die Länge zwischen 24,76 mm und 25,17 mm und die Breite zwischen 2,94 mm und 3,09 mm. Die Abweichungen in der Länge und der Breite liegen im Soll und können toleriert werden. Somit lag nur die Dicke der Metallrohlinge über den in der DIN EN ISO 9693 [15] geforderten Werten. Da diese aber im Gegensatz zum linearen Einfluss der Länge und Breite in der dritten Potenz in die Berechnung der Scher-Verbundfestigkeit eingehen (s. Kapitel 2.5.5), war es notwendig, die Plättchen auf die vorgeschriebenen Werte zu reduzieren. Die tatsächlich eingestellten Toleranzen bewegten sich somit innerhalb der geforderten Grenzen von 25 mm (± 1 mm) · 3 mm ($\pm 0,1$ mm) · 0,5 mm ($\pm 0,05$ mm).

Hierzu wurde zuerst eine Seite der Rohlinge auf einem rotierenden Schleifteller mit verschiedenen Siliziumkarbidpapieren abnehmender Korngröße (120, 400, 1000) unter Wasserkühlung manuell bearbeitet. Die andere Seite wurde anschließend auf der

Exakt-Parallelschleifmaschine mit denselben Schleifpapieren begradigt und auf die geforderten Werte reduziert. Auf die Verwendung von manuell geführten Metallfräsen und Schleifsteinen konnte so verzichtet und dadurch entstehende Ungenauigkeiten vermieden werden.

Bei der abschließenden Oberflächenbearbeitung zur Vorbereitung für das Aufbrennen der Keramik wurden alle Prüfkörper mit demselben Korund und nahezu identischem Strahlwinkel und -druck bearbeitet, um so Unterschiede in der Oberflächengüte zu vermeiden.

Das Abdampfen des Werkstücks dient der Reinigung und Entfettung. So werden eine vollständige und gleichmäßige Benetzbarkeit des Metalls mit dem Opaker gewährleistet und Luftporen sowie Entgasungsblasen vermieden, welche den Haftverbund wieder schwächen würden [55, 82].

5.1.3 Verblendung mit der Keramik

Mit der VITA Omega 900 wurde eine niedrigschmelzende Keramik gewählt, die häufige Verwendung in zahntechnischen Labors findet. Die Schmelzintervalle der Legierungen lagen alle um weit mehr als die geforderten 150 °C von dem der Keramik entfernt, sodass der Haftverbund in den vorliegenden Kombinationen der beiden Werkstoffe geprüft werden konnte.

Prinzipiell sind bei der Verblendung mit der Keramik zwei große Fehlerquellen zu beobachten:

- Die Abmessungen der Keramikverblendung
- Fehlstellen (Poren, Risse, Einkerbungen, scharfe Kanten etc.) in der Verblendung

Nach dem Abstrahlen und Abdampfen wurden die Plättchen gruppenweise ohne Zeitverzögerung mit Keramik verblendet, da nach STRIETZEL eine zu lange Lagerungszeit nach dem Abstrahlen die Oberflächenenergie herabsetzt [87]. Als Folge dessen kann der Keramikschlicker die Oberfläche dann nicht mehr so gut benetzen, was den späteren Haftverbund wieder vermindern würde. Beim Anmischen der

Keramikmasse wurde darauf geachtet, dass keine Luftblasen eingeschlossen wurden und die Masse nicht zu flüssig war, da es sonst beim Brennen zum explosionsartigen Verdampfen der Flüssigkeit und so zu Porositäten und Rissen im Keramikblock gekommen wäre. Für das Auftragen wurde eine Schichthilfe aus Metall verwendet. Um die vorgegebenen Maße erzielen zu können, musste der Keramikblock nach dem Korrekturbrand manuell mit rotierenden Schleifkörpern minimal nachbearbeitet werden. Bei diesem Schritt wurden zugleich scharfe Kanten und Unregelmäßigkeiten auf der Keramikoberfläche beseitigt. Nach dem abschließenden Glanzbrand wurde die Keramik nicht mehr bearbeitet. Alle sieben Prüfkörper jeder Serie wurden zusammen und in gleicher Art und Weise nach Vorgabe der jeweiligen Gruppe gebrannt, da auch eine höhere Anzahl von Bränden, eine veränderte Temperaturführung und ein zu schnelles Abkühlen die Festigkeit der Keramik und somit den Haftverbund schwächen. Der Grund hierfür ist eine Veränderung des Verhältnisses zwischen Glas- und Kristallphase in der Keramik und eine so zustandekommende Erhöhung des WAKs [7, 29, 51, 88, 106].

Die Brandführung mit Ausnahme des zu untersuchenden Oxidbrandes erfolgte streng nach Herstellerangaben in digital gesteuerten Öfen. Auch hier kann es offenbedingte Unregelmäßigkeiten kommen. Zur Diskussion steht hier zum einen die Frage nach der tatsächlichen Temperatur. Eine Abweichung von $\pm 10\text{ °C}$ von der eingestellten Temperatur ist als normal anzusehen. Zum anderen ist die Temperaturführung näher zu betrachten. Hier können Abweichungen von der Herstellerangabe in der Temperatur und Dauer der Aufheizrate auftreten. Des Weiteren kann es zu einem Überschießen der Temperatur zum Ende der Aufheizphase und somit zu einer abweichenden Dauer des Verbleibs der Prüfkörper auf der Soll-Temperatur kommen. Außerdem spielt die Positionierung des Werkstücks im Ofen eine Rolle, da es auch hier zu unterschiedlichen Temperaturen innerhalb der Brennkammer kommen kann. Jedoch sind auch hier alle Serien gleichermaßen betroffen, da immer mit denselben Einstellungen gearbeitet wurde. Somit bleibt die Vergleichbarkeit der Prüfkörper untereinander gewährleistet.

Die Ungenauigkeiten bei der Herstellung der Metallplättchen und der Verblendung mit der Keramik machen die größte Fehlerquelle aus und können so das Ergebnis stark beeinflussen. Dies spiegelt sich besonders in der großen Spanne der Standardabweichungen (1,2 MPa - 9 MPa) und Variationskoeffizienten (2,5 % - 21,6 %) wieder. Hier ist jedoch unklar, ob nicht die Oxidbrände für die höheren Schwankungen

verantwortlich sind. Generell liegen die Streuungen der Messreihen niedrig, was für ein reproduzierbares Arbeiten spricht.

5.1.4 Biege-Scherprüfung

Da nicht nur die Dicke der Prüfkörper, sondern auch der Abstand der Auflagen antiproportional in der dritten Potenz in die Berechnung der Scher-Verbundfestigkeit mit eingeht, wurde vor Beginn der Prüfung die Auflagenweite von 20 mm kontrolliert.

Die Prüfkörper wurden in eine Positionierungshilfe eingebracht, damit die Ausrichtung konstant bleibt, was für die mittige Kraftapplikation von entscheidender Bedeutung ist.

Bei Verwendung einer geeigneten Kraftmessdose von 1 kN beträgt der Messfehler des Prüfgerätes im Bereich zwischen 4 N und 200 N 0,3 % - 1 %. und ist im Vergleich zu den Fehlern, die bei der Prüfkörperherstellung auftreten können, zu vernachlässigen.

Wie bereits in den Kapiteln 2.5.5 und 3.3 erwähnt, wurde der k -Wert für die Berechnung der Scher-Verbundfestigkeit ausschließlich grafisch näherungsweise ermittelt, wobei man mit einem systematischen Fehler von ca. 5 % - 10 % rechnen muss [14].

Auch der tatsächliche E-Modul ist nach Untersuchungen von KAPPERT 30 % - 50 % [47] niedriger als vom Hersteller angegeben. ROSE hat in Versuchen bestätigt, dass eine Differenz von bis zu 38 % besteht [75]. Ursache für die Abweichungen sind unterschiedliche Messmethoden und Fehler bei der Verarbeitung im Labor [47].

In der vorliegenden Arbeit wurden die Vorgaben des Herstellers zu Grunde gelegt, was eine weitere, allerdings systematische Fehlerquelle bei der Ermittlung der Scher-Verbundfestigkeit darstellt. Die Vergleichbarkeit der Messwerte innerhalb dieser Arbeit ist somit gegeben.

5.1.5 Lichtmikroskopische Untersuchung

Bei der visuellen und lichtmikroskopischen Betrachtung wurde der Bedeckungsgrad der Metallplättchen und Keramikscherbe mit Grundmasse und Oxiden bestimmt und der Bruchspaltverlauf untersucht.

Ziel der rein visuellen Bestimmung des Bedeckungsgrades war es, tendenzielle Unterschiede bei den verschiedenen Brenndauern und -temperaturen aufzuzeigen und in Verbindung mit den ermittelten Haftwerten zu bringen. Auf eine exakte Auswertung des Bedeckungsgrades durch digitale Bildanalyse konnte hier verzichtet werden.

Durch die geringe Anzahl der Prüfkörper musste die Analyse des Bruchspaltverlaufs auf ein Plättchen pro Serie beschränkt werden. Da diese Untersuchungen bei den verschiedenen Prüfparametern und zwischen den Legierungen nahezu identische Ergebnisse hervorgebracht haben, kann auch bei den für die Bestimmung des Bedeckungsgrades herangezogenen Prüfkörpern von diesen Ergebnissen ausgegangen werden. Besonders die Beobachtung, dass fast ausnahmslos eine schmale Keramikscherbe am Rand der Verblendzone des Metalls nach dem Ablösen der Keramik für die Aufsichtaufnahmen stehen blieb, stützt die oben getätigte Annahme.

5.1.6 Eignung des Verfahrens

Dieser in der DIN EN ISO 9693 [15] als Prüfmethode für dentale Verbundsysteme aus Metall und Keramik verankerte Drei-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH hat sich in der internationalen Normung etabliert und als Standard durchgesetzt [37]. Er wird von vielen Autoren als positiv beschrieben, darunter SIEBERT, MARX, KAPPERT, SCHWARZ, LENZ, WIRZ und SCHWICKERATH sowie WU et al 1991 [44, 83, 84, 105, 107]. WALTHER beschreibt ihn sogar als den geeignetsten Test von allen in Fragen des Metall-Keramik-Haftverbundes [103].

Ein einfacher Versuchsaufbau, geringer Materialverbrauch und gut reproduzierbare Ergebnisse sowie die Vergleichbarkeit verschiedener Metall-Keramik-Systeme durch die Berücksichtigung des E-Moduls sind die Vorteile dieser Methode [88, 100].

Kritisch anzumerken ist, dass die Prüfmethode keine Rückschlüsse darauf zulässt, ob das Messergebnis auf die Qualität der Haftung, geometrische Ungenauigkeiten oder auf die Größe des E-Moduls der Legierung zurückzuführen ist [44]. Das Abplatzen der Keramik ist nach KAPPERT nur zu einem geringen Teil dem Haftverbund zwischen Metall und Keramik zuzuschreiben. Der Hauptfaktor ist die Biegefestigkeit des Metallplättchens. Außerdem führt LENZ an, dass es im Gegensatz zu den Kräften in der Mundhöhle nur zu einer einachsigen Belastung kommt.

Geeignet ist der Test jedoch zur Beurteilung der Oberflächenbeschaffenheit des Metalls auf den Haftverbund, was auch LORENZANA et al. 1990 bestätigten [59].

Für die Fragestellung dieser Arbeit ist der SCHWICKERATH-Versuch zweckmäßig, da die Auswirkungen verschiedener Brenndauern und -temperaturen des Oxidbrandes auf den Haftverbund zwischen Metall und Keramik verifiziert werden sollen. Dieser Test ist in der Lage, bereits geringe Unterschiede aufzuzeigen.

5.1.7 Vergleich der Scher-Verbundfestigkeiten mit den Literaturwerten

In der Literatur finden sich für Kobalt-Chrom-Legierungen Scher-Verbundfestigkeiten zwischen 33 MPa und 59 MPa [5, 14, 75, 88, 98].

Die Ergebnisse aus den Versuchen mit Wirobond 280 und Wirobond SG können diese Werte nahezu ausnahmslos bestätigen. Die Werte von Wirobond C liegen mit einem durchschnittlichen Mittelwert der Kontrollserien von 35,7 MPa an der unteren Grenze.

Die Tatsache, dass die Werte eher im unteren bzw. max. im mittleren Drittel der Spanne zu finden sind, kann damit erklärt werden, dass zum Beschleifen der Prüfkörper vor der Verblendung keine Hartmetallfräsen benutzt worden sind, sondern ausschließlich Siliziumkarbidpapier. Nach HOHMANN und HIELSCHER ist es von großer Bedeutung, dass schneidend abtragende Schleifkörper verwendet werden, um Überlappungen oder

Lufteinschlüsse auf der Legierungsoberfläche zu vermeiden [40]. RAU und STRÖBEL stellen fest, dass die Bindemittel aus diamantierten Schleifkörpern zur Schwächung des Haftverbundes führen [71]. Da es sich hierbei jedoch um einen systematischen Fehler handelt, kann dieser in Kauf genommen werden.

Trotz der geringen Abweichung in der Kontrollgruppe bei Wirobond C, die durch die Blasenbildung in der Verbundzone zu erklären ist (s. Kapitel 5.2.1), kann insgesamt von der Richtigkeit der Ergebnisse im Vergleich mit den Literaturwerten ausgegangen werden, auch wenn der direkte Vergleich mit Messwerten anderer Arbeiten aus Gründen der in diesem Kapitel beschriebenen Fehlerquellen eher zurückhaltend zu bewerten ist.

5.2 Diskussion der Messwerte

Die Betrachtung der Ergebnisse erfolgt sowohl separat innerhalb einer Legierungsgruppe als auch vergleichend untereinander, um festzustellen, ob die Abweichungen der Haftwerte bei den jeweiligen Brenndauern und -temperaturen einheitlich oder legierungsabhängig sind.

5.2.1 Einfluss der Temperatur des Oxidbrandes auf die Haftfestigkeit

Theoretisch sollten die Oxidation der Legierungsoberfläche und die Diffusion der Oxidbildner mit zunehmender Temperatur und Dauer an Ausprägung gewinnen. D. h., die Dicke der Oxidschichten müsste steigen. Nun ist zu diskutieren, ob die mechanischen Festigkeiten ausreichend sind.

Bei Wirobond 280 zeigt sich, dass nur die Scher-Verbundfestigkeiten der 500 °C-Gruppe die der Kontrollgruppe übertreffen, allerdings nicht signifikant. Bei der 900 °C- und 1000 °C-Gruppe liegen diese jedoch signifikant unter denen der Kontrollgruppe. Die Bruchlinienverläufe der einzelnen Gruppen zeigen keine Unterschiede. Auch Blasen sind in den Längsschliffen nicht zu erkennen. Beim Bedeckungsgrad fällt auf, dass bei

den ungünstigeren Haftwerten der 900 °C- und 1000 °C-Gruppe die Plättchen der Gruppe 1 (max. 1/3 Grundmasse auf dem Metall) überwiegen. Die Folgerung liegt nahe, dass bei erhöhter Brenntemperatur die massivere Oxidschicht auf den Plättchen zu einem schwächeren Haftverbund zwischen Metall und Keramik führt. Diese Beobachtung bestätigen auch SCHWICKERATH und FREESMEYER [28, 81]. WU hingegen konnte in Versuchen zeigen, dass ein vorheriger Oxidbrand keine signifikanten Auswirkungen auf die Scher-Verbundfestigkeit von Kobalt-Chrom-Legierungen und Keramik hat [107]. Die Tatsache, dass bei Wirobond 280 die Färbung der Keramikscherbe mit zunehmender Brenntemperatur dunkler wird, spricht weiterhin dafür, dass vermehrt Metalloxide in die Grundmasse diffundiert sind und so den Haftverbund geschwächt haben. Diese Beobachtungen bestätigen GANTNER, KUSUZAKI und SCHWICKERATH. Sie begründen die dunkle Färbung der Keramik damit, dass es aus Gründen des Konzentrationsausgleiches zu einer vermehrten Diffusion von Chrom aus der Legierung in die Grenzschicht kommt [30, 53, 82]. Die Kontrollgruppe ohne Oxidbrand hingegen zeigt im Vergleich zu den Gruppen mit Oxidbrand die geringsten Anteile der Gruppe 1. Bei der 500 °C-Gruppe scheint die Temperatur noch keine negativen Auswirkungen auf die Dicke der Oxidschicht und somit auf den Haftverbund zu haben. Hier ist der Anteil der Gruppe 1 exakt gleich wie bei der der Kontrollgruppe, und auch die Haftwerte zeigen keine signifikant unterschiedlichen Werte. Diese Vermutung wird weiterhin dadurch bestätigt, dass die 900 °C- bzw. 1000 °C-Gruppe höchst signifikant geringere Haftwerte zeigen als die 500 °C-Gruppe. Zwischen den beiden zuletzt genannten bestehen jedoch wieder keine Signifikanzen.

Beim Wirobond C hingegen stellt sich zunächst ein anderes Bild dar. Die Haftwerte aller Serien sind durchgehend niedriger als die Werte von Wirobond 280. Außerdem zeigt hier die 500 °C-Gruppe im Gegensatz zu den anderen Gruppen und der Kontrollserie signifikant günstigere Haftwerte. Die Bruchlinienverläufe ähneln denen von Wirobond 280 und zeigen keine Besonderheiten. Allerdings sind in zwei von drei Längsschliffen der Kontrollgruppe Gaseinschlüsse in Form von Porositäten in der Verbundzone zu erkennen (s. Abbildung 23), die als Ursache für die verminderten Haftwerte gegenüber der 500 °C-Gruppe in Frage kommen. Für die Entstehung dieser Blasen ausschließlich bei der Kontrollgruppe können nur verarbeitungsbedingte Fehler in Frage kommen. So besteht zum einen die Möglichkeit, dass die Legierungsoberfläche beim Auftragen der

Keramik zu feucht war, was beim Brennen zu Poren in der Grundmasse durch die verdampfende Flüssigkeit geführt hat. Zum anderen können eingeschlossene Luftblasen in der Opakerschicht, zu flüssiges Anmischen des Schlickers oder zu rapide Aufheizraten zu demselben Effekt führen. Blasenbildung durch ungenügend verdampftes Glycerin kann ausgeschlossen werden, da zum Anmischen des Pulvers glyzerinfreies VITA Opaque Liquid und Modelling Fluid verwendet wurden.

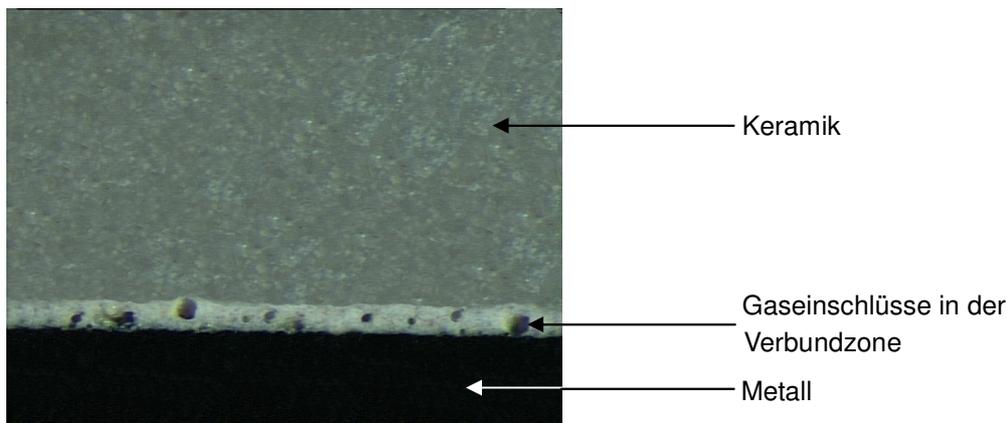


Abbildung 23: Blasen in der Verbundzone der Kontrollgruppe bei Wirobond C

Wertet man auf Grund der obigen Beobachtungen die Scher-Verbundfestigkeiten der Kontrollgruppe mit Zurückhaltung und betrachtet die Werte der Gruppen mit Oxidbrand untereinander, so kommt man zu einem sehr ähnlichen Ergebnis, wie bei Wirobond 280, d. h. mit zunehmender Brenntemperatur des Oxidbrandes werden die Haftwerte geringer, wenn auch in diesem Falle nicht signifikant. Die Verteilung innerhalb der Gruppen ähnelt der bei Wirobond 280. Die geringeren Haftwerte finden auch hier wieder Bestätigung im Bedeckungsgrad des Metalls mit Grundmasse. Gruppe 1 und 2 überwiegen deutlich, Gruppe 3 ist vernachlässigbar gering vertreten. Mit Ausnahme der Kontrollgruppe können somit die bei Wirobond 280 aufgestellten Thesen bestätigt werden.

Bei Wirobond SG zeigt die Kontrollgruppe die höchsten Haftwerte sowohl im Legierungsvergleich als auch innerhalb der Gruppen. In Untersuchungen von SCHWARZ, LENZ und SCHWICKERATH traten bei Legierungen mit niedrigeren E-Moduln unter Belastung höhere Spannungen an der Verbundzone auf, die zu einer

Schwächung des Haftverbundes führten [80]. Das Ergebnis dieser Arbeit steht somit im Widerspruch zur Literatur, da Wirobond SG von allen Legierungen den niedrigsten E-Modul besitzt. Eine mögliche Erklärung ist, dass die Bestimmung des tatsächlichen E-Moduls jedes einzelnen Prüfkörpers in dieser Arbeit nicht durchgeführt wurde, dieser aber erheblich von den Herstellerangaben abweichen kann (s. Kapitel 5.1.4). Alle Gruppen mit vorherigem Oxidbrand zeigen geringere Scher-Verbundfestigkeiten, auch wenn lediglich die 900 °C-Gruppe signifikant nach unten abweicht. Insgesamt ist diese Gruppe sehr homogen bezüglich der Ergebnisse. Es bestehen unter den Gruppen mit Oxidbrand keinerlei signifikante Unterschiede. Der Bruchspaltverlauf und die Blasenbildung sind denen bei Wirobond 280 nahezu identisch. Im Vergleich mit den anderen Legierungen zeigen sich beim Wirobond SG durchgängig die höchsten Haftwerte. Diese korrelieren hier wieder offensichtlich mit dem Bedeckungsgrad des Metalls mit Grundmasse. Mehr als 2/3 aller Prüfkörper fallen in Gruppe 2 oder Gruppe 3. Gruppe 1 ist im Legierungsvergleich am seltensten vertreten.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass mit zunehmender Temperatur die Scher-Verbundfestigkeiten im Vergleich zur Kontrollgruppe abnehmen. Diese Beobachtung trifft jedoch nicht auf die 500 °C-Gruppen zu, bei denen die Haftwerte nicht signifikant von denen der Kontrollgruppen abweichen. Hier scheint die Temperatur noch nicht hoch genug zu sein, um eine Oxidschicht auszubilden, die durch ihren Ausprägungsgrad eine Schwächung des Haftverbundes verursacht. Eine Ausnahme bildet hier Wirobond C. Geht man auf Grund der Blasenbildung in der Kontrollgruppe aber davon aus, dass diese Werte denen der 500 °C-Gruppe gleichen oder sogar übersteigen, zeigen sich die gleichen Tendenzen wie bei den anderen Legierungen. Zwischen der 900 °C- und der 1000 °C-Gruppe zeigen sich bei keiner getesteten Legierung signifikante Unterschiede. Der Bedeckungsgrad des Metalls korreliert mit der Temperatur und den Scher-Verbundfestigkeiten. Je höher die Temperatur, desto dunkler das Oxid auf der Keramikscherbe, desto geringer der Bedeckungsgrad der Metallplättchen mit Grundmasse und desto geringer die Scher-Verbundfestigkeiten.

Die abweichenden Scher-Verbundfestigkeiten zwischen den getesteten Legierungen können nur verarbeitungsbedingte Varianzen als Ursache haben. Beim Blick auf verschiedene Veröffentlichungen und Dissertationen, die sich dieser Legierungen

bedient haben, bestehen ebenfalls erhebliche Unterschiede in den Haftwerten, die sich aber alle in der Spanne zwischen 33 MPa und 59 MPa befinden [5, 14, 75, 88, 98].

5.2.2 Einfluss der Dauer des Oxidbrandes auf die Haftfestigkeit

Für die Höhe der Brenntemperatur konnte ein Einfluss auf die Haftfestigkeit gezeigt werden. Nun ist die Frage nach dem Einfluss der Brenndauer zu stellen.

Bei Wirobond 280 zeigen sich beim Vergleich der Mittelwerte der 500 °C-, 900 °C- und 1000 °C-Gruppe mit den jeweiligen Brenndauern von 5, 10 und 15 min sehr konstante Ergebnisse. Bei keiner Gruppe ergeben sich signifikante Unterschiede. Dies führt zu der These, dass die Dauer des Oxidbrandes bei Wirobond 280 bei keiner Temperatur eine bedeutsame Auswirkung auf die Verbundfestigkeit zwischen Metall und Keramik hat.

Beim Betrachten der Scher-Verbundfestigkeiten der Gruppen und Brenndauern untereinander ergeben sich keine Regelmäßigkeiten. In der 500 °C-Gruppe ist es die 10 min-Serie, die die günstigsten Haftwerte zeigt, in der 900 °C-Gruppe ist es die 15 min-Serie und in der 1000 °C-Gruppe die 5 min-Serie. Die Ergebnisse scheinen völlig zufällig und unabhängig von der Dauer des Oxidbrandes zu sein. Anhand dieser Versuchsergebnisse lässt sich somit feststellen, dass die Variation der Oxidbranddauer keine sicher vorhersehbaren Vor- oder Nachteile bezüglich der Verbundfestigkeit bewirkt. Um diese These jedoch definitiv bestätigen zu können, müssten weiterführende Versuche mit umfangreicheren Gruppengrößen durchgeführt werden.

In Bezug auf den Bedeckungsgrad lässt sich bei der Brenndauer - anders als bei der Temperatur - kein sinnvoller Zusammenhang erkennen.

Bei Wirobond C ergeben sich beim Vergleich der Brenndauern mit den jeweiligen Mittelwerten von allen Legierungen die meisten Signifikanzen. Die 500 °C-Gruppe zeigt homogene Ergebnisse. In der 900 °C-Gruppe weicht das Ergebnis der 10 min-Serie signifikant nach oben ab. Auffällig ist, dass das Resultat der 15 min-Serie sowohl bei der 900 °C- als auch der 1000 °C-Gruppe signifikant nach unten abweicht.

Auch bei der Betrachtung der Haftwerte innerhalb der Gruppen zeigt sich, dass bei jeder Brenntemperatur die 15 min-Serie die schlechtesten Haftwerte ergibt. In der 900 °C- und 1000 °C-Gruppe sind diese sogar hoch bzw. höchst signifikant geringer als die anderen Ergebnisse der jeweiligen Gruppe. Hier kann also auf Grund der Regelmäßigkeit und der Signifikanzprüfung davon ausgegangen werden, dass die 15-minütige Brenndauer ausschließlich negativen Einfluss auf die Haftfestigkeit hat. Dies ist nur beim Wirobond C so deutlich der Fall. Ein Lösungsansatz wäre, dass das nur in dieser Legierung zugesetzte Cerium bei dieser Brenndauer vermehrt oxidiert und es so zu einer zu ausgeprägten Oxidschicht mit negativen Auswirkungen auf den Haftverbund kommt. Cerium hat einen Schmelzpunkt, der mit 798 °C deutlich unter der Oxidbrandtemperatur von 900 °C und 1000 °C liegt. Für diese These lassen sich allerdings in der Literatur weder Bestätigung noch Widerlegung finden.

Wie bei Wirobond 280 korreliert der Bedeckungsgrad nicht mit den gemessenen Ergebnissen.

Beim Vergleich der Mittelwerte mit den jeweiligen Brenndauern ergeben sich bei Wirobond SG ähnlich homogene Werte wie bei Wirobond 280. Es zeigen sich, mit einer Ausnahme bei der 5 min-Serie der 500 °C-Gruppe, keine Signifikanzen.

Die Betrachtung der Ergebnisse untereinander bringt keine Regelmäßigkeiten hervor. Auch hier scheinen die Werte ähnlich unabhängig und zufällig zu sein, wie bei Wirobond 280.

Gleiches gilt für die Korrelation mit dem Bedeckungsgrad.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass die Aussagekraft der Ergebnisse der Brenndauern weitaus weniger eindeutig ist als die der Temperatur. Dies liegt einerseits an der meistens scheinbar völlig zufälligen Verteilung der Haftwerte auf die einzelnen Brenndauern und andererseits an den spärlich vorkommenden Signifikanzen. Die einzig erkennbaren Regelmäßigkeiten treten, neben der bei Wirobond C beschriebenen, beim Vergleich der Legierungen untereinander auf. Hier ist es so, dass in jeder 500 °C-Gruppe der höchste Haftwert immer bei einer Brenndauer von 10 min erzielt wurde. Da sich dieser jedoch nie signifikant von dem Mittelwert der Gruppe abhebt, bleibt diese Erkenntnis ohne klinische Relevanz. Auch beim Vergleich der 10 min-Serie der 500 °C-Gruppe mit den Kontrollwerten ergeben sich nur vereinzelt signifikant günstigere

Haftwerte, was kein generelles Befürworten dieser Modifikation zulässt. Zum anderen ist es die Beobachtung, dass immer die 15 min-Serie in der 1000 °C-Gruppe die niedrigsten Ergebnisse zeigt. Da die 1000 °C-Gruppen von den Haftwerten jedoch immer deutlich unter den Kontrollgruppen und den 500 °C-Gruppen liegen, bleibt auch diese Beobachtung ohne nutzbare Erkenntnis, zumal auch hier in zwei von drei Fällen kein signifikanter Unterschied zum Gruppenmittelwert auftritt. Die Folgerung, dass sich bei der 1000 °C-Gruppe mit der längsten Brenndauer die massivste Oxidschicht bildet, liegt nahe. Jedoch ist dann nicht zufrieden stellend zu erklären, warum dieses Phänomen nicht auch bei der 900 °C-Gruppe auftritt. Hier sind in zwei von drei Fällen sogar die höchsten Haftwerte bei 15-minütiger Brenndauer zu finden. Zu vermuten ist allgemein, dass es bei den Bränden der 900 °C- und 1000 °C-Gruppe zu einer derart diffusen Verteilung der Oxidschicht kommt, dass die Verbundfestigkeiten bei den einzelnen Brenndauern zufällige, nicht vorhersehbare Werte ergeben.

5.3 Klinische Bedeutung

Alle Brenndauer- und Temperaturvarianten bei jeder Legierung wiesen Scher-Verbundfestigkeiten von über 25 MPa auf und sind somit als klinisch sicher zu erachten [86].

Für die Verarbeitung der Materialien im zahntechnischen Labor ist die Erkenntnis von Bedeutung, dass durch einen vor der Verblendung durchgeführten Oxidbrand - egal bei welcher Temperatur und Dauer - keine durchgängig signifikant verbesserten Haftwerte erzielt werden können. Ein Oxidbrand ist für die untersuchten Legierungen daher nicht zu empfehlen. Dies bedeutet gleichzeitig eine Zeit- und somit Kostenersparnis für den Betrieb.

Bei der Verblendung der Prüfkörper mit der Keramik VITA Omega 900 nach Herstellerangaben zeigte Wirobond SG in dieser Arbeit die günstigsten Haftwerte, dicht gefolgt von Wirobond 280. Mit Abstand die niedrigsten Ergebnisse erzielt Wirobond C. Diese Reihenfolge der Haftwerte setzt sich auch bei den Modifikationen in der Brenndauer und -temperatur nahezu ausnahmslos fort.

Die Bedingungen im zahntechnischen Labor unterscheiden sich jedoch in wichtigen Punkten (Termindruck, wechselnde Techniker, unterschiedliche Geräte etc.) von denen dieser Arbeit. Somit kann nur tendenziell abgeschätzt werden, inwieweit sich diese veränderten Faktoren auf die Verbundfestigkeiten in der Praxis auswirken.

6 Zusammenfassung

Das Ziel dieser Arbeit war, die Auswirkungen der Dauer und der Temperatur des Oxidbrandes auf den Haftverbund zwischen drei EMF-Legierungen und einer handelsüblichen Verblendkeramik zu bestimmen.

Dazu wurden von jeder Legierung 84 Prüfkörper hergestellt und gemäß den Vorgaben dieser Untersuchung bei Brenntemperaturen von 500 °C, 900 °C und 1000 °C jeweils 5 min, 10 min und 15 min einem Oxidbrand unterzogen. Eine Gruppe wurde gemäß Herstellerangaben ohne vorherigen Oxidbrand verblendet und diente als Kontrollgruppe. Jede Serie bestand aus sieben Prüfkörpern, die alle in gleicher Art und Weise mit Keramik verblendet und dem Drei-Punkt-Biegeversuch nach SCHWICKERATH unterzogen wurden. Die zu Grunde liegende Prüfnorm ist die DIN EN ISO 9693 [15]. Abschließend wurde von jeder Serie an einem Plättchen im Längsschliff der Bruchspaltverlauf mit Hilfe eines Stereoauflichtmikroskops beurteilt. Bei den restlichen sechs Probekörpern wurden in der Aufsicht auf die Bruchflächen der Bedeckungsgrad sowohl des Metalls als auch der Keramikscherbe mit Grundmasse bestimmt.

Sämtliche Prüfkörper überstiegen deutlich den in der DIN EN ISO 9693 [15] geforderten Mindestwert von 25 MPa und gelten somit als klinisch sicher.

Die Ergebnisse der Versuche zeigten bei allen Legierungen fast ausnahmslos, dass der Haftverbund zwischen Metall und Keramik mit steigender Temperatur des Oxidbrandes kontinuierlich abnimmt. Lediglich die 500 °C-Gruppen, mit Ausnahme beim Wirobond C, wiesen keine signifikanten Unterschiede zur Kontrollgruppe auf. Da ein zusätzlicher Oxidbrand das zahntechnische Labor Zeit und Geld kostet und ohne signifikant bessere Haftwerte einhergeht, ist diese Erkenntnis jedoch ohne klinische Bedeutung. Zwischen der Brenntemperatur, dem Haftverbund und dem Bedeckungsgrad des Metalls sowie der Keramikscherbe mit Grundmasse konnte ein eindeutiger Zusammenhang aufgezeigt werden. Bei steigender Temperatur nahm der Bedeckungsgrad der Metallplättchen mit Grundmasse ab, die dunkle Färbung des Oxids auf der Keramikscherbe zu und die Scher-Verbundfestigkeit ab.

Die Untersuchungen zur Auswirkung der Brenndauer zeigten ein uneinheitliches Bild. Diese nahm keinen deutlichen Einfluss auf die Verbundfestigkeit.

Die Bruchlinienverläufe stellten sich durchgehend sehr einheitlich dar. Sie lagen immer am Rand des Keramikblocks, begannen in der Opakerschicht und liefen zum Rand der Keramik hin aus.

Eine Blasenbildung in der Verbundschicht zwischen Metall und Keramik war nur in der Kontrollgruppe bei Wirobond C in zwei von drei Fällen zu finden und kann für die allgemein schlechteren Werte dieser Gruppe im Vergleich zu den Gruppen mit Oxidbrand verantwortlich gemacht werden.

Für den/die Anwender/-in ergibt sich aus den Ergebnissen dieser Arbeit die Erkenntnis, dass ein zusätzlich durchgeführter Oxidbrand vor der Verblendung von EMF-Legierungen mit einer handelsüblichen Keramik zu keinem signifikanten Vorteil bezüglich der Scher-Verbundfestigkeit führt.

6.1 Summary

The purpose of this work was to determine the consequences of the duration and the temperature of the oxidation firing on the bond strength between three non-precious alloys and a conventional dental veneering ceramic.

In addition 84 test bodies were produced by every alloy and were submitted according to the demand of this investigation at firing temperatures of 500 °C, 900 °C and 1000 °C in each case 5 min, 10 min and 15 min to an oxidation. One group was veneered according to manufacturer's instructions without previous oxidation and served as a control group. Every series existed of seven metal panels which were veneered with ceramics in the same way and were submitted to the SCHWICKERATH-Test according to the DIN EN ISO 9693 [15]. Finally the break gap course was judged by one test body of every series in the longitudinal microsection with the help of a stereo reflected-light microscope. With the remaining six test bodies the covering degree of the metal as well as the ceramic shard with basic mass were determined in the supervision on the fractured surfaces.

All test bodies clearly exceeded the demanded minimum values of 25 MPa of the DIN EN ISO 9693 [15] and can be regarded as clinically safe.

The results of the attempts showed with all alloys almost without exception that the bond strength between metal and ceramics decreases continuously with rising temperature of the oxidation. Merely the 500 °C groups, with the exception of Wirobond C, showed no significant differences to the control group. Because an additional oxidation generates costs and time-loss to the dental-technical lab and walks along without significantly better bond strengths, nevertheless, this knowledge is without clinical meaning. An unequivocal connection between the firing temperature, the bond strength and the covering degree of the metal as well as the ceramic shard with basic mass could be indicated. With rising temperature the covering degree with basic mass on the metal panels decreased, the dark colouring of the oxide on the ceramic shard increased and the shear bond strength decreased.

The investigations to the effect of the duration of the oxidation showed a non-uniform picture. It took no clear influence on the bond strength.

The break gap courses presented themselves continuously very consistently. They always appeared on the edge of the ceramic block, started in the opaque layer and ran out to the edge of the ceramics.

A bubble formation in the bond layer between metal and ceramics was only to be found in two of three cases in the control group of Wirobond C and can be held responsible for the in general worse results of this group in comparison to the groups with oxidation.

From the results of this work the conclusion of the user arises that an additional oxidation before blinding non-precious alloys with conventional dental veneering ceramic leads to no significant advantage regarding the shear bond strength.

7 Literaturverzeichnis

- [1] Arlom, R. (1998): Untersuchung des Einflusses modifizierter Oberflächen auf die Verbundfestigkeit einer Kobalt-Chrom-Legierung mit Keramik sowie von Reintitan und Titankeramik. Diss, FU Berlin.
- [2] Beck-Bornholdt, H.P. und Dubben, H.H. (1999): Was ist p und warum ausgerechnet 0,05? (Band 2), Info Onkologie Suppl 1 Urban und Vogel, München.
- [3] Bengs, B. (1991): Untersuchung zum Einfluss der Abkühlung nach dem Brand auf den Metall-Keramik-Verbund edelmetallfreier Legierungen. Diss, FU Berlin.
- [4] Böhm, U. (2001): Der Metall-Keramik-Verbund - eine sehr komplexe Einheit. Dtsch Zahnärztl W (Band 41).
- [5] Bottino, Marco Antonio (2004): Evaluation of the shear bond strength of the union between two CoCr-alloys and a dental ceramic. J Appl Oral Sci (Band 12), Nr. 4.
- [6] Breustedt, A. und Lenz, E. (1978): Stomatologische Werkstoffkunde. Johann Ambrosius Barth, Leipzig.
- [7] Carl, W. (1988): Qualitätsminderung der metallkeramischen Bindung durch Korrekturbrände. Dtsch Zahnärztl Z (Band 43), Seite 1001-1005.
- [8] Chan, C. und Weber, H. (1986): Plaque retention on teeth restored with full-ceramic crowns: A comparative study. J Prosthet Dent (Band 56), Seite 666-671.
- [9] Claus, H. (1980): Entwicklung der Metallkeramik. Zahnärztl Welt (Band 89), Seite 36-39.
- [10] Claus, H. (1981): Untersuchungen zur Haftung von Keramik auf Metallegierungen. Dent Lab (Band 29), Seite 749-752.
- [11] Claus, H. (1985): Viele Faktoren haben Einfluß auf die Haftung der Dentalkeramik. Dent Lab (Band 33), Seite 897-900.
- [12] Claus, H. (1980): Werkstoffkundliche Grundlagen der Dentalkeramik. Dent Lab (Band 28), Seite 1743-1750.
- [13] Dentalvademecum (1998): 6. Auflage, Deutscher Ärzteverlag.
- [14] Derfert, B. (2003): Vergleichende Untersuchungen zur Verbundfestigkeit von verschiedenen Metall-Keramik-Kombinationen auf der Basis von EM- und NEM- Le-

- gierungen in Verbindung mit herkömmlicher und niedrigschmelzender Keramik. Diss, FU Berlin, Berlin.
- [15] DIN EN ISO 9693 (1995): Metall-Keramik-Systeme für zahnärztliche Restaurationen.
- [16] Domke, W. (1994): Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung. (Band 10) Cornelsen Verlag, Berlin.
- [17] Dorsch, P. (1989): Die gezielte Änderung des Wärmeausdehnungskoeffizienten durch spezifische Brennmethoden. Quintessenz Zahntech (Band 15), Seite 801-808.
- [18] Dorsch, P. (1986): Harmonie von Keramik und Legierung - thermisches Verhalten im Vergleich. Dent Lab (Band 34), Seite 1343.
- [19] Eichner, K. (1979): Metallkeramik in der zahnärztlichen Prothetik. Hanser, München-Wien.
- [20] Eichner, K. (1968): Über die Bindung von keramischen Massen und Edelmetalllegierungen -Theorien und optische sowie elektronenmikroskopische Untersuchungen. Dtsch Zahnärztl Z (Band 23), Seite 373-382.
- [21] Eichner, K. (1988): Zahnärztliche Werkstoffe und ihre Verarbeitung. (Band 1) Hüttig, Heidelberg.
- [22] Eichner, K. (1985): Zahnärztliche Werkstoffe und ihre Verarbeitung. (Band 2) Hüttig, Heidelberg.
- [23] Eichner, K. und Kappert, H. F. (1996): Zahnärztliche Werkstoffkunde und ihre Verarbeitung. Hühig, Grundlagen und Verarbeitung (Band 1), Heidelberg.
- [24] Eichner, K. und Kappert, H. F. (1996): Zahnärztliche Werkstoffkunde und ihre Verarbeitung. (Band 1), Grundlagen und Verarbeitung Hühig, Heidelberg.
- [25] Fenske, C.; Sadat-Khonsari, M. R.; Münz, N.; Schildbach, O. und Jüde, H. D. (2000): In-vitro-Untersuchung zur Bruchfestigkeit von In-Ceram-Kronen in Abhängigkeit von der Stufenbreite. ZWR (Band 109), Seite 223-226.
- [26] Fiedler, A. und Sauer, G. (1988): Experimentelle und klinische Untersuchungen zum Silicoater-Verfahren. Dtsch Zahnärztl Z (Band 43), Seite 1045-1047.

- [27] Fischer, C. und Zierz, M. (2001): Aufbrennfähige Dentallegierungen und ihre Verarbeitung - gewusst wie - und warum. Dtsch Zahnärztl W Zahntechnik (Band 10), Seite 27-30.
- [28] Freesmeyer, W. B. und Lindemann, W. (1982): Verbundfestigkeit zwischen keramischen Massen und Nichtelegierungen in Abhängigkeit von der Vorbehandlung des Metallgerüsts. Dtsch Zahnärztl Z (Band 37), Seite 288-291.
- [29] Freesmeyer, W. B. und Lindemann, W. (1985): Einfluß der Brennbedingungen auf das Rekristallisationsverhalten aufbrennkeramischer Massen. Dtsch Zahnärztl Z (Band 40), Seite 461-465.
- [30] Ganter, B. (1996): Zur Anreicherung der Haftoxide in metallkeramischen Systemen abhängig von der Anzahl der Brände. Diss, FU Berlin.
- [31] Gauckler, L. J. (2005): Keramik. Materialwissenschaften, ETH Zürich.
- [32] Gehre, G.; Häßler, C. und Ulbricht, J. (1984): Dentalkeramische Massen und metallkeramischer Verbund unter besonderer Berücksichtigung der Materialkombination Gisadent NCA/VITA VMK 68. Dtsch Stomatol (Band 34), Seite 730-737.
- [33] Geis-Gerstorfer, J. (1997): Vom Rohstoff zur Dentalkeramik. Quint Journal (Band 1), Seite 35-43.
- [34] Gelinas, G. (2000): Zauberwort „Metallkeramiksysteme“. Dtsch Zahnärztl W Zahn-Technik (Band 11), Seite 35-36.
- [35] Harzer, Winfried (1999): Lehrbuch der Kieferorthopädie. Carl Hanser Verlag, München - Wien.
- [36] Hellwig, E.; Klimek, J. und Attin, Th. (1999): Einführung in die Zahnerhaltung. 2. Auflage Urban & Fischer, München-Jena.
- [37] Hennig, G. (1976): Metall-Keramik-Bindung. Dent Labor (Band 24), Seite 1065-1071.
- [38] Hickel, R. und Kunzelmann, K. H. (1997): Keramikinlays und Veneers. Hanser Verlag, München.
- [39] Hofer, H., Fischer, J. (1997): Verarbeitung von Edelmetalllegierungen - Misserfolge und deren Ursachen. Quint Zahntechnik (Band 11), Seite 1369.
- [40] Hohmann, A. und Hielscher, W. (1987): Lehrbuch der Zahntechnik. (Band 3) Quintessenzverlag-GmbH.

- [41] Hohmann, A., Hielscher, W. (1993): Lehrbuch der Zahntechnik. (Band 3) Quintessenzverlag-GmbH.
- [42] Hsu, C.S. und Wang, C.C. (1997): The shear bond strength of porcelain and base metal alloys for metal-ceramic crown. J Med Sci (Band VI), Seite 721-729.
- [43] Kappert, H. F. (1985): Eine vergleichende Studie von drei Methoden zur Untersuchung des Metall-Keramik-Verbundes bei NEM-Legierungen. Dtsch Zahnärztl Z (Band 40), Seite 1179-1186.
- [44] Kappert, H. F.; Becker, R. 1988 und Pollocek, W. (1988): Prüfung der Biegefestigkeit von Metall-Keramik-Verbundsystemen bei der Verwendung von verschiedenen Dentallegierungen. Dtsch Zahnärztl Z (Band 43), Seite 445-452.
- [45] Kappert, H. F. und Krah, M. (2001): Keramiken - Eine Übersicht. Quintessenz Zahntech (Band 27), Nr. 6, Seite 668-704.
- [46] Kappert, H. F.; Pfeiffer, P. und Schwickerath, H. (1999): Eine Orientierungshilfe für Zahnarzt und Zahntechniker. Zahnärztl Mitteil (Band 17), Seite 36-42.
- [47] Kappert, H., Riedling, W., Weyhmann, J. (1985): Eine vergleichende Studie von drei Methoden zur Untersuchung des Metall-Keramik-Verbundes bei NEM-Legierungen. Dtsch. Zahnärztl. Z (Band 40), Seite 1179-1186.
- [48] Kern, M. und Pröbster, L. (2002): Vollkeramik für ästhetische und dauerhafte Restaurationen. dental-praxis (Band 14), Seite 269-276.
- [49] Kerschbaum, T.; Seth, M. und Teeuwen, U. (1997): Verweildauer von kunststoff- und metallkeramisch verblendeten Kronen und Brücken. Dtsch Zahnärztl Z (Band 52), Seite 404-406.
- [50] Klinek, J. (1986): Auswirkungen thermischer Schocks und Biegefestigkeitsuntersuchungen an metallkeramischen Seitenzahnbrückenkonstruktionen unter Berücksichtigung von MK-CÖ und VSG-BO-Wachsteilen sowie eines Chrom-Kobalt-Bonding. Diss, Köln.
- [51] Krumbholz, K. (1983): Leucit-Kristallisation in keramischen Aufbrennmassen. Quintessenz Zahntech (Band 9), Seite 1175-1179.
- [52] Kühnöl, C. (1996): Untersuchungen zur Entwicklung eines Verfahrens zur Bestimmung des Brenngrades verschiedener Keramiken unter Berücksichtigung des Einflusses von Metall in Abhängigkeit eines Feinkornbildners. Diss, Berlin.

- [53] Kusuzaki, A. (1979): The studies of oxides on the base metal alloys for metal-ceramics. Shikwa Gakuho (Tokyo) (Band 79), Seite 327-331.
- [54] Lautenschlager, E.P.; Greener, E.H. und Elkington, W.E. (1969): Microprobe analyses of gold-porcelain bonding. J Dent Res (Band 48), Seite 1206-1210.
- [55] Lenz, J. (1990): Der Torsionstest zur Bestimmung der Scher-Verbundfestigkeit von Metall und Keramik. Philipp Journal (Band 1), Seite 31-38.
- [56] Lenz U., Raser G., Lenz E. (2001): Verbesserte Oberflächenqualität von Dentallegierungen und Titan. Dent Lab (Band XLIX), Nr. 4.
- [57] Lindemann, W. (1984): Elektronenmikroskopische Untersuchungen der Oxidationszone auf edelmetallreduzierten und -freien Aufbrennlegierungen. Quintessenz Zahntech (Band 10), Seite 856.
- [58] Lindemann, W. (2000): Dentalkeramiken - mineralogisch betrachtet. ZMK (Band 5), Seite 280-285.
- [59] Lorenzana, R.E.; Chambless, L.A.; Marker, V.A. und Staffanou, R.S. (1990): Bond strengths of high palladium content alloys. J Prosthet Dent (Band 64), Seite 677-680.
- [60] Marx, R. (1993): Moderne keramische Werkstoffe für ästhetische Restaurationen - Verstärkung und Bruchzähigkeit. Dtsch Zahnärztl Z (Band 48), Seite 229-236.
- [61] Marxkors, R. und Meiners, H. (2001): Taschenbuch der zahnärztlichen Werkstoffkunde. 5. Auflage Carl Hanser Verlag, München.
- [62] McLean, J. W. (1978): Wissenschaft und Kunst der Dentalkeramik. (Band 1), Monographie I-IV Quintessenz Bibliothek, Berlin, Chicago, Rio de Janeiro.
- [63] Meiners, H. (1978): Werkstoffkundliche Grundlagen der Metallkeramik 1+2. Die Quintessenz der Zahntechnik (Band 4), Seite 51-55 u. 59-65.
- [64] Meiners, H. und Lehmann, K. M. (1998): Klinische Materialkunde für Zahnärzte. Carl Hanser Verlag, München-Wien.
- [65] Mirkovic, N. (2007): Mechanical properties of metal-ceramic systems from nickel-chromium and cobalt-chromium alloys. Vojnosanit Pregl (Band 64), Nr. 4, Seite 241-5.

- [66] O'Brien, W. und Ryge, G. (1964): Relation between molecular force calculations and observed strengths of enamel-metal-interfaces. J. amer. Ceram. Soc. (Band 47), Seite 5.
- [67] Pape, F. W. und Voss, R. (1991): Klinisches Verhalten von NEM-Dentallegierungen nach mehrjähriger Inkorporationszeit. Dtsch Zahnärztl Z (Band 46), Seite 119.
- [68] Pischel, J. (2001): Import ist Usus. DZW (Band 45), Seite 3.
- [69] Pospiech, P. (2002): Klinische und technische Erfahrungen mit Vollkeramiken. dental-praxis (Band 9/10), Seite 255-257.
- [70] Püchner, J. (1971): Der Einfluß der Brenntemperatur auf die Haftfestigkeit von zahnärztlichen metallkeramischen Verbindungen. Diss, Berlin.
- [71] Rau und Ströbel (1992): Die Metalle in der Zahntechnik. Verlag Neuer Merkur.
- [72] Rech, H. (2002): Keramische Prothetik. Meusser Verlag, Berlin.
- [73] Reuling, N. (1987): Keramische Werkstoffe-Entwicklungsstand und Bedeutung in der restaurativen Zahnheilkunde. Zahnärztl Welt (Band 96), Seite 1139-1146.
- [74] Reuling, N. und Siebert, G. K. (1989): Keramische Werkstoffe-Entwicklungsstand und Bedeutung. Dental Labor (Band 37), Seite 67-71.
- [75] Rose, D. R. (2001): Der Haftverbund zwischen einer Kobalt-Chrom-Legierung und Keramik nach Anwendung eines neuen Sol-Gel-Tauchverfahrens zur Oberflächenkonditionierung. Diss, FU Berlin, Berlin.
- [76] Schäfer, A. (1988): Der Einfluß eines Chrom-Kobalt-Bondings auf die Haftfestigkeit von Keramik auf Modellgußlegierungen. Dtsch Zahnärztl Z (Band 43), Seite 442-444.
- [77] Schmidt, V. (1990): Verweilzeit-Analyse von metallkeramischen Verblendungen aus einer Palladium-Basis-Legierung (Bond-on 4). Dtsch Zahnärztl Z (Band 45), Seite 329.
- [78] Schmitz, K. (1985): Dental-Keramik. Eichner, K., Zahnärztliche Werkstoffe und ihre Verarbeitung. (Band 2), 5. Auflage, Hüthig, Heidelberg.
- [79] Schmitz, K. H. und Schulmeyer, H. (1975): Bestimmungen der Haftfestigkeit dentaler metallkeramischer Verbundsysteme. Dent Lab (Band 23), Seite 1417-1420.

- [80] Schwarz, S.; Lenz, J. und Schwickerath, H. (1988): Zur Festigkeit des metallkeramischen Verbundes bei der Biegeprüfung. Dtsch Zahnärztl Z (Band 43), Seite 1152-1158.
- [81] Schwickerath, H. (1989): Eigenschaften und Verhalten von aufbrennfähigen Palladium- und Nichtedelmetall (NEM)-Legierungen. Philipp J (Band 5), Seite 357-367.
- [82] Schwickerath, H. (1983): Grundlagen zur Prüfung der Verbundfestigkeit Metall-Keramik. Dtsch Zahnärztl Z (Band 38), Seite 943-952.
- [83] Schwickerath, H. und Mokbel, M.A. (1983): Grundlagen zur Prüfung des Verbundes Metall-Keramik. Dtsch Zahnärztl Z (Band 38), Seite 943-952.
- [84] Siebert, G. K. (1989): Dentallegierungen Klinische Aspekte - Anwendungen. Dentale Legierungen in der zahnärztlichen Prothetik. Hanser, München.
- [85] Siebert, G.K. (1989): Dentallegierungen in der zahnärztlichen Prothetik. Carl-Hauser-Verlag, München-Wien.
- [86] Strietzel, R. (2001): Aufbrennfähige Cobalt-Chrom-Legierungen. Dent Lab (Band 2), Seite 205-212.
- [87] Strietzel, R. (2002): Der Metall-Keramik-Verbund. Quintessenz Zahntech (Band 28), Seite 1412-1421.
- [88] Strietzel, R. (2005): Die Werkstoffkunde der Metall-Keramik-Systeme. Verlag Neuer Merkur GmbH, München.
- [89] Strietzel, R. (2007): Edelmetalllegierungen: der Goldstandard, und trotzdem geht es manchmal schief. Quintessenz Zahntech (Band Band 33), Nr. 8, Seite 966-980.
- [90] Strietzel, R. (1999): Haftoxide sind für den guten Verbund wichtig, aber nicht unproblematisch. Dtsch Zahnärztl W Spezial (Band 1), Seite 25-27.
- [91] Strub, J. R. (1992): Vollkeramische Systeme. Dtsch Zahnärztl Z (Band 47), Seite 566-571.
- [92] Strub, J. R.; Türp, J. C.; Witkowski, S.; Hürzeler, M. B. und Kern, M. (1999): Curriculum Prothetik. (Band 1) Quintessenz Verlag, Berlin.

- [93] Tiller, H.-J.; Garschke, A.; Göbel, R.; Magnus, B. und Musil, R. (1985): Der Sandstrahlprozeß und seine Einwirkung auf den Oberflächenzustand von Dentallegierungen (2). Quintessenz Zahntech (Band 46), Seite 2151-2158.
- [94] Tinschert, J.; Marx, R. und Gussone, R. (1995): Struktur von Keramiken für die Titanverblendung. Dtsch Zahnärztl Z (Band 50), Seite 31-34.
- [95] US-Patent 3, 052, 982 (1948).
- [96] Van Niekerk, A. (1997): Gold- und andere Gusslegierungen für Kronen und Brücken - einige technische Überlegungen. Quint Zahntechnik (Band 10), Seite 1267.
- [97] Van Straelen, F. (1997): Vergleichende Untersuchungen zur Verbundfestigkeit von drei Metall-Keramik-Verbundkombinationen in Abhängigkeit von Lagerbedingungen und Brennzyklen. Zahnmed Diss, Berlin.
- [98] VITA Zahnfabrik (2003): VITA Omega 900 Verarbeitungsanleitung.
- [99] Voss, R. (1969): Die Festigkeit metallkeramischer Kronen. Dtsch Zahnärztl Z (Band 24), Seite 726.
- [100] Voss, R. und Eichner, K. (1978): Orientierende Untersuchungen über die Festigkeit metallkeramischer Kronen aus neuen Werkstoffen. Dtsch Zahnärztl Z (Band 33), Seite 456-460.
- [101] Walter, M. (1988): Zur Porenbildung in der keramischen Verblendung von Palladium-Silber-Legierungen. Dtsch Zahnärztl Z (Band 43), Seite 145-149.
- [102] Walter, M.; Böning, K. und Reppel, P. D. (1994): Clinical performance of machined titanium restorations. J Dent 22, Seite 346.
- [103] Walther, R. (1994): Vergleichende Untersuchung von vier Abscher-Verfahren zur Prüfung der Haftung Metall-Keramik in Abhängigkeit verschiedener Legierungen. Diss, Berlin.
- [104] Wirz, J.; Müller, W. und Schmidli, F. (1992): Neue Verfahren für den Kunststoff-Metall-Verbund - Eine vergleichende In-Vitro-Studie. Schweiz Monatsschr Zahnmed (Band 102), Seite 13-19.
- [105] Wirz, J. und Schmidli, F. (1990): Klinische Bewährung von Legierungen 1. Quint (Band 11), Seite 1875-1877.
- [106] Wirz, J. und Schmidli, F. (1990): Klinische Bewährung von Legierungen 2. Quint (Band 12), Seite 2039-2043.

- [107] Wu, Y.; Moser, J.B.; Jameson, L.M. und Malone, W.F.P. (1991): The effect of oxidation heat treatment on porcelain bond strength in selected base metal alloys. J Prosthet Dent (Band 66), Seite 439-444.
- [108] Yamamoto, M. (1986): Metallkeramik. Quintessenz, Berlin.
- [109] Zeeck, Axel (1997): Chemie für Mediziner. 3. Auflage Urban & Schwarzenberg, München - Wien - Baltimore.

8 Anhang

8.1 Verwendete Geräte und Zusatzmaterialien

- Siliziumkarbidschleifpapier 120, 400, 1000, 2500 (Fa. HERMES)
- Gusskanalwachs der Stärke 3 mm (Fa. OMNIDENT)
- Einbettmasse Bellavest T und Begosol-Flüssigkeit (Fa. BEGO)
- Strahlsand Korox 250 (Fa. BEGO)
- Vakuumanrührgerät Multivac 4 (Fa. DEGUSSA)
- Vorwärmofen EWL Typ 5615 (Fa. KAVO)
- Gussschleuder Fornax G (Fa. BEGO)
- Stereoauflichtmikroskop (Fa. ZEISS)
- Sandstrahlgerät Topstar 3 (Fa. KAVO)
- Dampfstrahlgerät Aquaclean 3 (Fa. DEGUSSA)
- Mikrometerschraube
- Keramikbrennofen Vacumat 100 (Fa. VITA)
- Messlehre zum Beschichten
- Schleifmaschine „Exakt“
- Technovit 9100 Einbettkunststoff (Fa. HERAEUS KULZER)
- Universalprüfmaschine Instron Modell 6025 (Fa. WOLPERT)

8.2 Tabellenanhang

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	10,29	0,47	4,05	41,67
2	11,26	0,48	3,9	43,91
3	11,96	0,52	3,35	40,07
4	10,97	0,49	3,75	41,14
5	12,72	0,53	3,2	40,7
6	12,36	0,5	3,6	44,5
7	10,07	0,48	3,9	39,27
Mittelwert			[MPa]	41,61
Median			[MPa]	41,14
Minimum			[MPa]	39,27
Maximum			[MPa]	44,5
Standardabweichung			[MPa]	1,94
Variationskoeffizient			[%]	4,66

Tabelle 20: Wirobond 280, VITA Omega 900, kein Oxidbrand

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	11,78	0,55	3	35,34
2	11,13	0,53	3,2	35,62
3	12,43	0,54	3,1	38,53
4	10,14	0,48	3,9	39,55
5	9,91	0,46	4,2	41,62
6	9,96	0,48	3,9	38,84
7	12,61	0,54	3,1	39,09
Mittelwert			[MPa]	38,37
Median			[MPa]	38,84
Minimum			[MPa]	35,34
Maximum			[MPa]	41,62
Standardabweichung			[MPa]	2,22
Variationskoeffizient			[%]	5,78

Tabelle 21: Wirobond 280, VITA Omega 900, kein Oxidbrand

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	13,75	0,54	3,1	42,63
2	12,71	0,53	3,2	40,67
3	11,56	0,49	3,75	43,35
4	12,7	0,51	3,45	43,82
5	14,6	0,55	3	43,8
6	12,28	0,52	3,35	41,14
7	14,24	0,55	3	42,72
Mittelwert				[MPa] 42,59
Median				[MPa] 42,72
Minimum				[MPa] 40,67
Maximum				[MPa] 43,82
Standardabweichung				[MPa] 1,25
Variationskoeffizient				[%] 2,93

Tabelle 22: Wirobond 280, VITA Omega 900, kein Oxidbrand

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	12,71	0,53	3,2	40,67
2	6,66	0,45	4,4	29,3
3	13,07	0,52	3,35	43,78
4	12,26	0,51	3,45	42,3
5	12,08	0,51	3,45	41,68
6	12,38	0,52	3,35	41,47
7	12,55	0,52	3,35	42,04
Mittelwert				[MPa] 40,18
Median				[MPa] 41,68
Minimum				[MPa] 29,3
Maximum				[MPa] 43,78
Standardabweichung				[MPa] 4,89
Variationskoeffizient				[%] 12,17

Tabelle 23: Wirobond 280, VITA Omega 900, Oxidbrand 500 °C, 5 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	12,02	0,49	3,75	45,08
2	11,8	0,5	3,6	42,48
3	10,89	0,48	3,9	42,47
4	11,97	0,5	3,6	43,09
5	13,37	0,52	3,35	44,79
6	9,61	0,44	4,4	42,28
7	11,91	0,49	3,75	44,66
Mittelwert				[MPa] 43,55
Median				[MPa] 43,09
Minimum				[MPa] 42,28
Maximum				[MPa] 45,08
Standardabweichung				[MPa] 1,24
Variationskoeffizient				[%] 2,85

Tabelle 24: Wirobond 280, VITA Omega 900, Oxidbrand 500 °C, 10 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	11,71	0,51	3,45	40,4
2	11,13	0,49	3,75	41,74
3	9,01	0,45	4,4	39,64
4	13,12	0,51	3,35	43,95
5	12,21	0,51	3,45	42,12
6	12,56	0,52	3,35	42,08
7	12,49	0,51	3,45	43,09
Mittelwert				[MPa] 41,86
Median				[MPa] 42,08
Minimum				[MPa] 39,64
Maximum				[MPa] 43,95
Standardabweichung				[MPa] 1,48
Variationskoeffizient				[%] 3,53

Tabelle 25: Wirobond 280, VITA Omega 900, Oxidbrand 500 °C, 15 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	14,28	0,55	3	42,84
2	13,83	0,55	3	41,49
3	13,06	0,55	3	39,18
4	13,07	0,55	3	39,21
5	11,82	0,55	3	35,46
6	12,46	0,55	3	37,38
7	11,29	0,52	3,35	37,82
Mittelwert				[MPa]
Median				[MPa]
Minimum				[MPa]
Maximum				[MPa]
Standardabweichung				[MPa]
Variationskoeffizient				[%]

Tabelle 26: Wirobond 280, VITA Omega 900, Oxidbrand 900 °C, 5 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	12,32	0,54	3,1	38,19
2	11,44	0,53	3,2	36,61
3	12,93	0,55	3	38,79
4	11,8	0,54	3,1	36,58
5	12,42	0,54	3,1	38,5
6	13,21	0,55	3	39,63
7	11,92	0,55	3	35,76
Mittelwert				[MPa]
Median				[MPa]
Minimum				[MPa]
Maximum				[MPa]
Standardabweichung				[MPa]
Variationskoeffizient				[%]

Tabelle 27: Wirobond 280, VITA Omega 900, Oxidbrand 900 °C, 10 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	11,29	0,51	3,45	38,95
2	11,99	0,52	3,35	40,17
3	11,46	0,51	3,45	39,54
4	12,98	0,53	3,2	41,54
5	10,09	0,47	4,05	40,86
6	11,64	0,53	3,2	37,25
7	12,34	0,54	3,1	38,25
Mittelwert				[MPa] 39,51
Median				[MPa] 39,54
Minimum				[MPa] 37,25
Maximum				[MPa] 41,54
Standardabweichung				[MPa] 1,49
Variationskoeffizient				[%] 3,78

Tabelle 28: Wirobond 280, VITA Omega 900, Oxidbrand 900 °C, 15 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	14,48	0,55	3	43,44
2	13,24	0,55	3	39,72
3	12,48	0,55	3	37,44
4	11,61	0,53	3,2	37,15
5	12,79	0,55	3	38,37
6	10,4	0,5	3,6	37,44
7	11,86	0,55	3	35,58
Mittelwert				[MPa] 38,45
Median				[MPa] 37,44
Minimum				[MPa] 35,58
Maximum				[MPa] 43,44
Standardabweichung				[MPa] 2,53
Variationskoeffizient				[%] 6,59

Tabelle 29: Wirobond 280, VITA Omega 900, Oxidbrand 1000 °C, 5 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	11,73	0,55	3	35,19
2	11,97	0,51	3,45	41,3
3	11,72	0,55	3	35,16
4	11,97	0,54	3,1	37,11
5	12,06	0,55	3	36,18
6	12	0,52	3,35	40,2
7	13,01	0,55	3	39,03
Mittelwert				[MPa] 37,74
Median				[MPa] 37,11
Minimum				[MPa] 35,16
Maximum				[MPa] 41,3
Standardabweichung				[MPa] 2,46
Variationskoeffizient				[%] 6,52

Tabelle 30: Wirobond 280, VITA Omega 900, Oxidbrand 1000 °C, 10 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	12,7	0,55	3	38,1
2	10,43	0,5	3,6	37,55
3	13,12	0,55	3	39,36
4	10,72	0,55	3	32,16
5	10,82	0,51	3,45	37,33
6	5,23	0,45	4,4	23,01
7	9,18	0,46	4,2	38,56
Mittelwert				[MPa] 35,15
Median				[MPa] 37,55
Minimum				[MPa] 23,01
Maximum				[MPa] 39,36
Standardabweichung				[MPa] 5,84
Variationskoeffizient				[%] 16,62

Tabelle 31: Wirobond 280, VITA Omega 900, Oxidbrand 1000 °C, 15 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	8,18	0,46	4,4	35,99
2	9,36	0,47	4,2	39,31
3	9,48	0,5	3,7	35,08
4	10,13	0,54	3,25	32,92
5	9,66	0,53	3,35	32,36
6	10,57	0,53	3,35	35,41
7	9,67	0,5	3,7	35,78
Mittelwert				[MPa] 35,26
Median				[MPa] 35,41
Minimum				[MPa] 32,36
Maximum				[MPa] 39,31
Standardabweichung				[MPa] 2,28
Variationskoeffizient				[%] 6,46

Tabelle 32: Wirobond C, VITA Omega 900, kein Oxidbrand

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	11,75	0,54	3,25	38,19
2	7,61	0,45	4,55	34,63
3	9,59	0,5	3,7	35,48
4	8,94	0,48	4	35,76
5	6,79	0,45	4,55	30,89
6	10,19	0,5	3,7	37,7
7	9,47	0,5	3,7	35,04
Mittelwert				[MPa] 35,38
Median				[MPa] 35,48
Minimum				[MPa] 30,89
Maximum				[MPa] 38,19
Standardabweichung				[MPa] 2,39
Variationskoeffizient				[%] 6,75

Tabelle 33: Wirobond C, VITA Omega 900, kein Oxidbrand

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	10,87	0,51	3,6	39,13
2	10,25	0,49	3,85	39,46
3	9,25	0,49	3,85	35,61
4	10,79	0,51	3,6	38,84
5	10,23	0,53	3,35	34,27
6	9,52	0,5	3,7	35,22
7	7,14	0,45	4,55	32,49
Mittelwert			[MPa]	36,43
Median			[MPa]	35,61
Minimum			[MPa]	32,49
Maximum			[MPa]	39,46
Standardabweichung			[MPa]	2,73
Variationskoeffizient			[%]	7,48

Tabelle 34: Wirobond C, VITA Omega 900, kein Oxidbrand

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	11,19	0,52	3,45	38,61
2	11,85	0,53	3,35	39,7
3	11,32	0,51	3,6	40,75
4	10,55	0,53	3,35	35,34
5	7,2	0,45	4,55	32,76
6	11,81	0,54	3,25	38,38
7	12,39	0,55	3,15	39,03
Mittelwert			[MPa]	37,8
Median			[MPa]	38,61
Minimum			[MPa]	32,76
Maximum			[MPa]	40,75
Standardabweichung			[MPa]	2,78
Variationskoeffizient			[%]	7,35

Tabelle 35: Wirobond C, VITA Omega 900, Oxidbrand 500 °C, 5 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	9,11	0,47	4,2	38,26
2	9,24	0,47	4,2	38,81
3	10,32	0,5	3,7	38,18
4	8,46	0,46	4,4	37,22
5	9,2	0,49	3,85	35,42
6	8,77	0,47	4,2	36,83
7	10,77	0,5	3,7	39,85
Mittelwert				[MPa] 37,8
Median				[MPa] 38,18
Minimum				[MPa] 35,42
Maximum				[MPa] 39,85
Standardabweichung				[MPa] 1,44
Variationskoeffizient				[%] 3,82

Tabelle 36: Wirobond C, VITA Omega 900, Oxidbrand 500 °C, 10 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	9,17	0,48	4	36,68
2	9,07	0,49	3,85	34,92
3	11,32	0,52	3,45	39,05
4	10,94	0,52	3,45	37,74
5	9,2	0,47	4,2	38,64
6	10,62	0,53	3,35	35,58
7	9,39	0,47	4,2	39,44
Mittelwert				[MPa] 37,44
Median				[MPa] 37,74
Minimum				[MPa] 34,92
Maximum				[MPa] 39,44
Standardabweichung				[MPa] 1,76
Variationskoeffizient				[%] 4,69

Tabelle 37: Wirobond C, VITA Omega 900, Oxidbrand 500 °C, 15 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	9,02	0,5	3,7	33,37
2	8,99	0,49	3,85	34,61
3	11,51	0,53	3,35	38,56
4	11,42	0,54	3,25	37,12
5	11,49	0,53	3,35	38,49
6	8,74	0,48	4	34,96
7	9,65	0,49	3,85	37,15
Mittelwert				[MPa] 36,32
Median				[MPa] 37,12
Minimum				[MPa] 33,37
Maximum				[MPa] 38,56
Standardabweichung				[MPa] 2,02
Variationskoeffizient				[%] 5,57

Tabelle 38: Wirobond C, VITA Omega 900, Oxidbrand 900 °C, 5 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	10,25	0,49	3,85	39,46
2	8,99	0,47	4,2	37,76
3	10,76	0,5	3,7	39,81
4	9,21	0,48	4	36,84
5	11,24	0,51	3,6	40,46
6	12,28	0,55	3,15	38,68
7	11,23	0,51	3,6	40,43
Mittelwert				[MPa] 39,06
Median				[MPa] 39,46
Minimum				[MPa] 36,84
Maximum				[MPa] 40,46
Standardabweichung				[MPa] 1,37
Variationskoeffizient				[%] 3,52

Tabelle 39: Wirobond C, VITA Omega 900, Oxidbrand 900 °C, 10 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	6,18	0,45	4,55	28,12
2	11,51	0,55	3,15	36,26
3	10,42	0,55	3,15	32,82
4	8,56	0,49	3,85	32,96
5	10,98	0,54	3,25	35,69
6	9,86	0,51	3,6	35,5
7	9,57	0,52	3,45	33,02
Mittelwert				[MPa] 33,48
Median				[MPa] 33,02
Minimum				[MPa] 28,12
Maximum				[MPa] 36,26
Standardabweichung				[MPa] 2,78
Variationskoeffizient				[%] 8,3

Tabelle 40: Wirobond C, VITA Omega 900, Oxidbrand 900 °C, 15 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	10,53	0,51	3,6	37,91
2	9,76	0,5	3,7	36,11
3	8,53	0,46	4,4	37,53
4	8,7	0,48	4	34,8
5	10,35	0,51	3,6	37,26
6	9,65	0,51	3,6	34,74
7	10,33	0,52	3,45	35,64
Mittelwert				[MPa] 36,28
Median				[MPa] 36,11
Minimum				[MPa] 34,74
Maximum				[MPa] 37,91
Standardabweichung				[MPa] 1,3
Variationskoeffizient				[%] 3,59

Tabelle 41: Wirobond C, VITA Omega 900, Oxidbrand 1000 °C, 5 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	10,19	0,52	3,45	35,16
2	9,76	0,51	3,6	35,14
3	8,92	0,51	3,6	32,11
4	9,52	0,49	3,85	36,65
5	10,42	0,51	3,6	37,51
6	8,39	0,48	4	33,56
7	9,85	0,49	3,85	37,92
Mittelwert				[MPa] 35,44
Median				[MPa] 35,16
Minimum				[MPa] 32,11
Maximum				[MPa] 37,92
Standardabweichung				[MPa] 2,11
Variationskoeffizient				[%] 5,95

Tabelle 42: Wirobond C, VITA Omega 900, Oxidbrand 1000 °C, 10 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	8,71	0,52	3,45	30,05
2	7,88	0,49	3,85	30,34
3	8,46	0,5	3,7	31,3
4	9,87	0,52	3,45	34,05
5	8,84	0,52	3,45	30,5
6	9,25	0,53	3,35	30,99
7	11,21	0,55	3,15	35,31
Mittelwert				[MPa] 31,79
Median				[MPa] 30,99
Minimum				[MPa] 30,05
Maximum				[MPa] 35,31
Standardabweichung				[MPa] 2,05
Variationskoeffizient				[%] 6,44

Tabelle 43: Wirobond C, VITA Omega 900, Oxidbrand 1000 °C, 15 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	9,4	0,45	4,6	43,24
2	4,73	0,45	4,6	21,76
3	13,62	0,53	3,4	46,31
4	14,51	0,54	3,25	47,16
5	12,13	0,49	3,9	47,31
6	9,78	0,46	4,4	43,03
7	12,34	0,52	3,5	43,19
Mittelwert				[MPa] 41,71
Median				[MPa] 43,24
Minimum				[MPa] 21,76
Maximum				[MPa] 47,31
Standardabweichung				[MPa] 9
Variationskoeffizient				[%] 21,59

Tabelle 44: Wirobond SG, VITA Omega 900, kein Oxidbrand

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	9,72	0,47	4,25	41,31
2	10,85	0,5	3,75	40,69
3	11,39	0,49	3,9	44,42
4	11,37	0,5	3,75	42,64
5	10,75	0,5	3,75	40,31
6	11,02	0,5	3,75	41,33
7	9,61	0,47	4,25	40,84
Mittelwert				[MPa] 41,65
Median				[MPa] 41,31
Minimum				[MPa] 40,31
Maximum				[MPa] 44,42
Standardabweichung				[MPa] 1,43
Variationskoeffizient				[%] 3,43

Tabelle 45: Wirobond SG, VITA Omega 900, kein Oxidbrand

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	15,87	0,55	3,1	49,2
2	15,22	0,55	3,1	47,18
3	11,26	0,5	3,75	42,23
4	13,64	0,53	3,4	46,38
5	8,72	0,45	4,6	40,11
6	10,97	0,49	3,9	42,78
7	12,48	0,53	3,4	42,43
Mittelwert				[MPa] 44,33
Median				[MPa] 42,78
Minimum				[MPa] 40,11
Maximum				[MPa] 49,2
Standardabweichung				[MPa] 3,27
Variationskoeffizient				[%] 7,38

Tabelle 46: Wirobond SG, VITA Omega 900, kein Oxidbrand

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	9,02	0,48	4,1	36,98
2	12,27	0,55	3,1	38,04
3	8,87	0,46	4,4	39,03
4	10,4	0,53	3,4	35,36
5	9,38	0,5	3,75	35,18
6	11,54	0,52	3,35	38,66
7	11,12	0,52	3,35	37,25
Mittelwert				[MPa] 37,21
Median				[MPa] 37,25
Minimum				[MPa] 35,18
Maximum				[MPa] 39,03
Standardabweichung				[MPa] 1,51
Variationskoeffizient				[%] 4,06

Tabelle 47: Wirobond SG, VITA Omega 900, Oxidbrand 500 °C, 5 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	13,17	0,54	3,25	42,8
2	13,01	0,54	3,25	42,28
3	11,39	0,52	3,5	39,87
4	12,02	0,52	3,5	42,07
5	10,81	0,48	4,1	44,32
6	10,99	0,51	3,6	39,56
7	14,29	0,55	3,1	44,3
Mittelwert				[MPa] 42,17
Median				[MPa] 42,28
Minimum				[MPa] 39,56
Maximum				[MPa] 44,32
Standardabweichung				[MPa] 1,9
Variationskoeffizient				[%] 4,51

Tabelle 48: Wirobond SG, VITA Omega 900, Oxidbrand 500 °C, 10 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	12,69	0,52	3,5	44,42
2	10,9	0,48	4,1	44,69
3	5,38	0,45	4,6	24,75
4	12,57	0,51	3,6	45,25
5	12,07	0,52	3,5	42,25
6	11,19	0,48	4,1	45,88
7	11,82	0,5	3,75	44,33
Mittelwert				[MPa] 41,65
Median				[MPa] 44,42
Minimum				[MPa] 24,75
Maximum				[MPa] 45,88
Standardabweichung				[MPa] 7,54
Variationskoeffizient				[%] 18,1

Tabelle 49: Wirobond SG, VITA Omega 900, Oxidbrand 500 °C, 15 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]	
1	10	0,5	3,75	37,5	
2	6,13	0,45	4,6	28,2	
3	14,88	0,55	3,1	46,13	
4	12,87	0,55	3,1	39,9	
5	11,15	0,53	3,4	37,91	
6	12,69	0,55	3,1	39,34	
7	11,98	0,55	3,1	37,14	
Mittelwert				[MPa]	38,02
Median				[MPa]	37,91
Minimum				[MPa]	28,2
Maximum				[MPa]	46,13
Standardabweichung				[MPa]	5,3
Variationskoeffizient				[%]	13,94

Tabelle 50: Wirobond SG, VITA Omega 900, Oxidbrand 900 °C, 5 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]	
1	9,57	0,5	3,75	35,89	
2	10,09	0,49	3,9	39,35	
3	9,91	0,5	3,75	37,16	
4	12,92	0,55	3,1	40,05	
5	8,56	0,47	4,25	36,38	
6	11,04	0,51	3,6	39,74	
7	11,68	0,53	3,4	39,71	
Mittelwert				[MPa]	38,33
Median				[MPa]	39,35
Minimum				[MPa]	35,89
Maximum				[MPa]	40,05
Standardabweichung				[MPa]	1,78
Variationskoeffizient				[%]	4,65

Tabelle 51: Wirobond SG, VITA Omega 900, Oxidbrand 900 °C, 10 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]	
1	10,75	0,5	3,75	40,31	
2	10	0,49	3,9	39	
3	10,34	0,48	4,1	42,39	
4	13,67	0,55	3,1	42,38	
5	11,57	0,53	3,4	39,34	
6	12,94	0,54	3,25	42,06	
7	12,02	0,51	3,6	43,27	
Mittelwert				[MPa]	41,25
Median				[MPa]	42,06
Minimum				[MPa]	39
Maximum				[MPa]	43,27
Standardabweichung				[MPa]	1,68
Variationskoeffizient				[%]	4,07

Tabelle 52: Wirobond SG, VITA Omega 900, Oxidbrand 900 °C, 15 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]	
1	11,88	0,53	3,4	40,39	
2	10,96	0,5	3,75	41,1	
3	12,09	0,52	3,5	42,32	
4	10,23	0,47	4,25	43,48	
5	9,32	0,48	4,1	38,21	
6	8,62	0,46	4,4	37,93	
7	12,81	0,53	3,4	43,55	
Mittelwert				[MPa]	41
Median				[MPa]	41,1
Minimum				[MPa]	37,93
Maximum				[MPa]	43,55
Standardabweichung				[MPa]	2,31
Variationskoeffizient				[%]	5,63

Tabelle 53: Wirobond SG, VITA Omega 900, Oxidbrand 1000 °C, 5 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	10,17	0,47	4,25	43,22
2	14,39	0,55	3,1	44,61
3	8,59	0,45	4,6	39,51
4	11,05	0,51	3,6	39,78
5	9,46	0,46	4,4	41,62
6	12,97	0,55	3,1	40,21
7	12,25	0,54	3,25	39,81
Mittelwert				[MPa] 41,25
Median				[MPa] 40,21
Minimum				[MPa] 39,51
Maximum				[MPa] 44,61
Standardabweichung				[MPa] 1,99
Variationskoeffizient				[%] 4,81

Tabelle 54: Wirobond SG, VITA Omega 900, Oxidbrand 1000 °C, 10 min

Nr.	Kraft F gemessen [N]	Dicke der Prüfkörper [mm]	Koeffizient κ [mm ⁻²]	Scher-Verbund- festigkeit [MPa]
1	11,74	0,51	3,6	42,26
2	11,39	0,54	3,25	37,02
3	7,91	0,45	4,6	36,39
4	13,02	0,55	3,1	40,36
5	10,09	0,48	4,1	41,37
6	10,51	0,49	3,9	40,99
7	11,6	0,54	3,25	37,7
Mittelwert				[MPa] 39,44
Median				[MPa] 40,36
Minimum				[MPa] 36,39
Maximum				[MPa] 42,26
Standardabweichung				[MPa] 2,35
Variationskoeffizient				[%] 5,96

Tabelle 55: Wirobond SG, VITA Omega 900, Oxidbrand 1000 °C, 15 min

Danksagung

Mein besonderer Dank gilt Priv.-Doz. Dr. rer. nat. Roland Strietzel für die Überlassung des Themas und die ständig geleistete Unterstützung in allen Fragen rund um die Dissertation.

Ich danke der Fa. BEGO und der Fa. VITA für die Bereitstellung der Materialien.

Den Mitarbeitern der Fa. BEGO, insbesondere Frau Monika Poppinga, bin ich zu Dank verpflichtet für die Beratung bei der Anfertigung der Prüfkörper und für die Unterstützung bei der Durchführung des Drei-Punkt-Biegeversuches nach SCHWICKERATH.

Des Weiteren danke ich ZTM Roland Katzer vom Dentallabor HEDENTA für die ermöglichte Nutzung des zahntechnischen Arbeitsplatzes und aller Geräte zur Herstellung der Prüfkörper und ZTM Dennis Maltaric für die kompetente Beantwortung zahntechnischer Fragen.

Für die Unterstützung bei der Anfertigung der lichtmikroskopischen Fotoaufnahmen danke ich Herrn Dr. Renz und Frau Bölling aus der Abteilung für experimentelle Zahnheilkunde der Klinik und Poliklinik für Zahn-, Mund- und Kieferheilkunde (CBF) der Charité Berlin.

Lebenslauf

Mein Lebenslauf wird aus datenschutzrechtlichen Gründen in der elektronischen Version meiner Arbeit nicht veröffentlicht.