Schlussbericht zum Projekt

„Realisierung neuartiger Verbindungsverfahren zwischen selbstorganisierten, nanostrukturierten Siliciumoberflächen und adaptierten LTCC-Folien“

„Nano-SilKe“

Verbundnummer W3MNI025

1 Projektziel

Eine wesentliche Herausforderung bei der Nutzung von Nanostrukturen in technischen Systemen ist ihre Anbindung an die Makrowelt. Die Aufbau- und Verbindungstechnik wird durch die erweiterte Funktionalität vor neue Herausforderungen gestellt. Neue Ansätze werden benötigt, um Schnittstellen zwischen Nano- und Makrowelt zu schaffen. Das Projekt Nano-SilKe zeigt einen neuen Ansatz zur Verbindung zwischen Siliciumwafern und Low Temperature Cofired Ceramics (LTCC) auf. Diese Mehrlagenkeramiken eignen sich aufgrund der kostengünstigen Prozesstechnik zum Aufbau komplexer dreidimensionaler Keramikgehäuse für Siliciumkomponenten. Das Fügen über Lote, polymere Kleber oder Glasfrit-Schichten führt aufgrund der nicht angepassten thermischen Dehnung der Fügepartner zu mechanischem Stress. Das Projekt Nano-SilKe verfolgt das Ziel, die Verbindung zwischen Keramiken und Silicium hilfsstofffrei zu realisieren. Dazu werden Nadeln aus schwarzem Silicium (auch bekannt als „Black Silicon“, eine durch Selbstmaskierung im Plasmaätzprozess entstehende nanoskalige Funktionalisierung der Si-Oberfläche) als Verbindungsstruktur in eine spezielle Keramikfolie im Grünzustand gepresst, deren thermische Dehnung an Silicium angepasst ist. Beide Fügepartner werden in einem Drucksinterprozess bei 850 °C dauerhaft miteinander verbunden. Die sehr unterschiedlichen funktionalen Möglichkeiten von Keramik und Silicium werden hierdurch in einem hybriden Substrat nutzbar. Wesentliche Schritte zur Anpassung der beiden Materialien und zur Herstellung elektrischer und fluidischer Verbindungen sind Inhalt des Projektes.

2 Stand der Wissenschaft und Technik zu Projektbeginn

Der Verbund von Silicium und keramischen Trägern wird heute weitgehend durch Dickschicht-Träger oder LTCC-Substrate realisiert, auf die Siliciumbauteile aufgelötet, geklebt oder gebondet werden [1]. Hierzu sind stabile Siliciumchips in handhabbarer Größe notwendig, die den mechanischen Belastungen der Montage- und Lötprozesse standhalten. Für viele Anwendungen ist jedoch ein Siliciumsubstrat eher störend, da das Silicium entweder auf Grund der spröden Eigenschaften (Bruch) oder seiner Leitfähigkeit (Dämpfung von Hochfrequenz-Schaltungen) zu funktionalen Einschränkungen führt. Hierzu wurden Verfahren entwickelt, die den lokalen Transfer von Silicium-Bereichen auf andere Trägersubstrate erlauben. Einen derartigen Ansatz verfolgt die „Silicon-on-Anything“-Technologie von Philips [2], die ein SOI-Substrat nach der Funktionsschicht-Prozessierung mittels Polymer-Kleben auf einen Glas oder Keramikträger überträgt und dann das Si-Trägersubstrat entfernt. Diese Technologie ist zwar für elektronische HF-Schaltungen gut geeignet (Reduktion der parasitischen Effekte im halbleitenden Si-Substrat), jedoch auf Grund der mechanischen Eigenschaften der Klebeverbindung für MEMS oder mikrofluidische Systeme ungeeignet. Alternativ kommt das anodische Bonden von Silicium auf spezielle Gläser zum Einsatz. Ein entscheidender begrenzender Faktor dieser Technologie

ist jedoch der niedrige Erweichungspunkt von geeigneten Gläsern, der eine Bearbeitung des Siliciums mit klassischen Halbleiterprozessen weitestgehend unmöglich macht. Darüber hinaus sind diese Gläser nur sehr schwer strukturierbar (z. B. durch Nassätzprozesse), so dass sie im Wesentlichen nur die Funktion eines passiven Substrates übernehmen können. Es zeichnet sich generell ein Trend zu hochintegrierten Systemen ab, die unterschiedlichste Funktionen auf einem gemeinsamen Träger vereinen. Genannt seien Konzepte wie „System in Package“ oder „Chip-Size Package“, die auf eine Minimierung der Baugröße und des Häusungsaufwandes abzielen. Keines dieser Konzepte verfolgt jedoch einen Ansatz, bei dem zwei anorganische Substrate mit sehr unterschiedlichen Eigenschaften unter Nutzung von nanoskaligen Strukturen miteinander verbunden werden. Der im Rahmen des Projektes verfolgte Weg stellt somit eine neuartige Technologie dar, um Silicium und Keramik unter Nutzung der Vorteile beider Materialien form- und stoffschlüssigen zu einem neuen Substrat zu verbinden.
Der Machbarkeitsnachweis zum Fügen von nanostrukturiertem Silicium und LTCC und die ersten Ergebnisse sind in [3], [4] veröffentlicht. Die realisierten Verbindungen zeigten bereits höhere Festigkeiten als anodisch gebondete oder durch Glasfritbonden hergestellte Vergleichsstrukturen, obwohl eine schlechte Ankopplung am nanoskaligen Interface bestand. Die Nanonadeln drangen nur etwa bis zur Hälfte in den Keramikgrünkörper ein (vgl. Abbildung 1) und realisierten damit nur unzureichenden Formschluss.

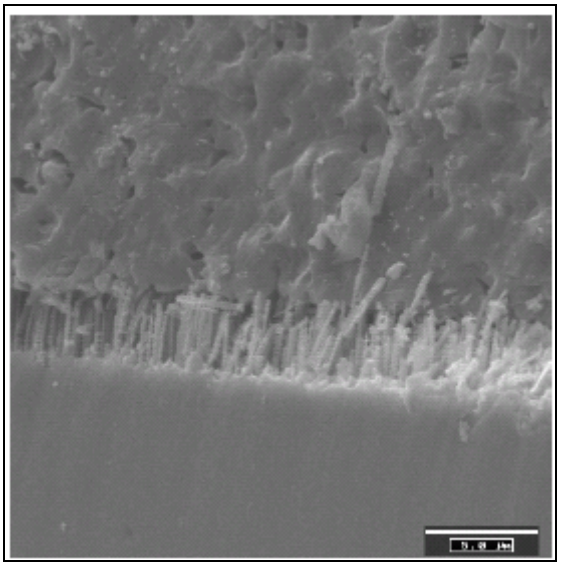

Abbildung 1: REM-Aufnahme des Keramik-Silicium-Interface, Nadel nicht angepasst.

Basierend auf diesen Erkenntnissen wurde im Rahmen des Projektes das Interface optimiert und aus der Technologie resultierende Fragestellungen beleuchtet, die sich in drei wesentliche Komplexe einteilen:

2.1 Optimierung der Verbindungstechnologie
2.2 Funktionalisierung der Schnittstelle
2.3 Aufzeigen des Anwendungspotenzials

Die Optimierung der Verbindungstechnologie zielt auf:

- Optimale Abstimmung am Interface und damit Erhöhung der Festigkeit und Dichtigkeit durch Anpassung von Nadelgeometrien und Pulvermorphologie. Diese Arbeiten erfolgten im ersten Teil des Projektes, da die weiteren Arbeiten hierauf aufbauen. Die Anpassung der Pulvermorphologie erfolgte beim Projektpartner HITK.
- Fügeprozessoptimierung zur Herstellung einer optimalen, großflächigen Verbindung mit Kavitäten. Die Arbeiten begannen nach der Optimierung der Nanostrukturen.

- Variation des Drucksinterprozesses zum Erreichen einer rissfreien Verbindung für 100-mm-Wafer. Diese Arbeiten schlossen sich an die Fügeprozessoptimierung an.

Die Funktionalisierung der Schnittstelle umfasst alle Aspekte, die der Anbindung der Mikrosysteme auf der Siliciumseite an die Infrastruktur auf der Keramikseite dienen. Dazu zählen:

- Kontaktierung der Siliciumbauelemente durch Standard AVT, z.B. Drahtbonden oder Löten. Zu diesem Komplex zählt die Evaluierung kompatibler Pasten für die LTCC-Folie. Diese Arbeiten begannen im ersten Projektteil.
- Fluidische Kontaktierung der Siliciumkomponenten, Dichtigkeit der Verbindung. Diese Untersuchungen setzen eine bereits optimierte Fügetechnologie voraus und schließen sich an den entsprechenden Arbeitspunkt an.
- Auswahl cofirebarer Passivierungs- und Metallisierungsschichten auf dem Siliciumwafer. Die Schichten müssen dem Brennprozess standhalten.
- Direkte Herstellung elektrischer Kontakte zwischen Silicium und Keramik während des Fügeprozess. Zur Abarbeitung dieses Arbeitspunktes müssen bereits kompatible Dünnschichten auf dem Silicium zur Verfügung stehen und geeignete Pasten für die LTCC bekannt sein.

Zu den betrachteten Anwendungsaspekten gehören

- Diffusion von Fremdionen
- Kompatibilität mit Standard-Silicium-Ätzprozessen
- Schädigung des Kristalls durch den Brennprozess

Alle Arbeiten zu Anwendungsaspekten erfolgten im letzten Teil des Projektes.

3 Optimierung der Verbindungstechnologie

3.1 Anpassung der Nadelgeometrie

Im Standardätzprozess entstehen Nadeln mit einer Länge von 2.500 nm. Die Nadeldichte und somit die Größe der Zwischenräume, welche für die Pulverpartikel Platz bieten, ist unveränderlich, während die Länge der Nadel angepasst werden kann. Dazu wird ein Sputterätzprozess im Argonplasma verwendet, der im Rahmen des Projektes erarbeitet wurde.

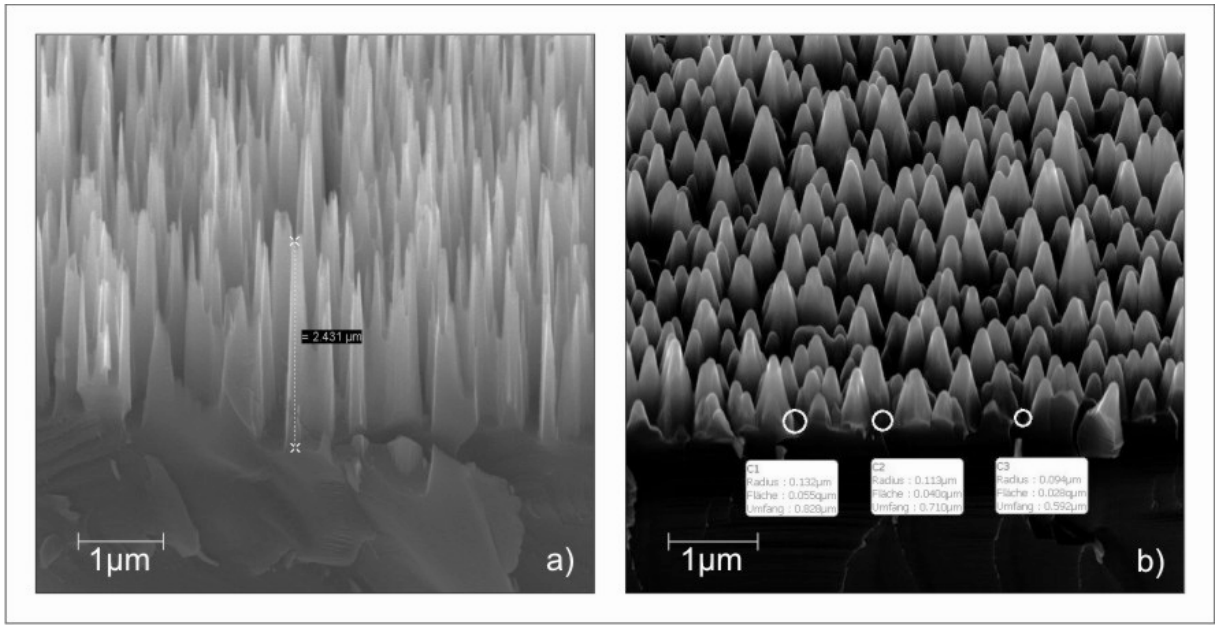

Abbildung 2: Geometrien: Nadelstruktur nach dem Standardätzprozess (a), und nach dem Einkürzen durch einen Sputterätzprozess (b)

In Abhängigkeit von der Prozesszeit werden hierbei die Nadeln eingekürzt und ausgedünnt. Die entstehenden Nanostrukturen sind durch Pyramidenstümpfe mit der Höhe von 600 nm und einem mittleren Durchmesser von der Spitze bis zum Boden von etwa 100 nm bis 400 nm. Der mittlere Nadelabstand an der Spitze liegt bei 500 nm. Die geometrischen Größen wurden zunächst manuell aus REM-Aufnahmen ermittelt. Diese Prozedur ist sehr zeitaufwendig und ungenau.
Um eine fundiertere Auswertung zu erlauben, wurde die Bildverarbeitungssoftware „ImagePro“ im Rahmen des Projektes beschafft. Diese erlaubt Element-Erkennung und Zählung. Damit ist die automatische Ermittlung von Geometrie und Nadeldichte möglich. Abbildung 2 zeigt die Nadelgeometrien vor und nach dem Sputterätzprozess.
Aus der Nadelgeometrie wurden die Anforderungen an die Pulvermorphologie abgeleitet:

- Verringerung der Partikelgröße und breitere Korngrößenverteilung der Basisfolie, um einen engeren Kontakt zwischen BGK und Nanointerface beim Laminieren herstellen zu können.
- Vollständiges Benetzen der Nadelstruktur mit der Glasphase des BGK nach dem Drucksintern
- Beibehaltung oder Verbesserung des Ausdehnungsverhaltens von BGK
- Aufrechterhalten der Pastenkompatibilität

Unter Berücksichtigung dieser Forderungen wurden vom HITK Folien mit angepasster Pulvermorphologie entwickelt. Es wurden wahlweise einzelne Pulverkomponenten bzw. alle Bestandteile feiner vermahlen. Eine Aufstellung der modifizierten Folien zeigt Tabelle 1.

BGK 76/16	Nicht modifizierte Basisfolie		
BGK 93/1	Al_2O_3 ~ 400 nm		
BGK 95/1		Borofloat ~ 5...600 nm	
BGK 94/1			Cordierit ~ 500 nm
BGK 96/2	Al_2O_3 ~ 400 nm	Borofloat ~ 5...600 nm	Cordierit ~ 500 nm

Tabelle 1: Modifizierte Folienchargen

Der erzielte Einfluss auf die Festigkeit der Verbindung ist in Abschnitt 3.3.3 dargestellt.

3.2 Untersuchung alternativer Bindersysteme

3.2.1 Zielstellung

Die Foilenadaptierung an den Fügeprozess wirft die Frage auf, ob der verwendete Binder durch andere ersetzt werden sollte. Entscheidend für die Eignung eines Binders sind seine viskoelastischen Eigenschaften. Diese wurden mit einem Rotationsrheometer der Firma Anton Paar, das zu diesem Zweck gemietet wurde, untersucht. 4 verschiedene Binder wurden von HITK bereitgestellt. Die Pulver wurden mit dem Azeotrop MEK:Ethanol = 66:34 Vol% angerührt und in Petri-Schalen ausgegossen. Es erfolgte eine Entgasung im Exikator, anschließend wurden die Proben drei Tage luftgetrocknet. Die festen Formteile wurden mit einem Skalpell auf eine Größe von 1 cm x 4 cm x ~ 1mm zugeschnitten.
Die Proben wurden vermessen hinsichtlich folgender Kriterien bewertet:

- Grenzspannungen. Im Amplitudenversuch wurden die Grenze des linear viskoelastischen Bereiches (LVE) sowie die Streckgrenze der Binder untersucht. Diese Werte erlauben die Beurteilung der Festigkeit.
- Glastemperatur, beschreibt den Erweichungspunkt eines polymeren Binders. Sie wird im Temperaturversuch ermittelt, hierbei wird die Probe im LVE oszilliert der Verlustfaktor tan δ ermittelt. Das Maximum von tan δ entspricht dem Erweichungspunkt.
- Kriech- Relaxations –Verhalten. Im Frequenzversuch wird das Spektrum der viskoelastischen Module im linear-viskoelastischen Bereich bestimmt. Die Messungen geben Aufschluss auf das zeitabhängige elastische Verhalten.

3.2.2 Grenzspannungen

Die reinen Binder zeigen keine Bruchcharakteristik. Ab einer bestimmten Spannung wird das Polymer überdehnt, diese Spannung wird als Streckgrenze bezeichnet. Die ermittelten Werte für die LVE-Grenzspannung die Streckgrenze sind in Tabelle 2 zusammengefasst. Es wird deutlich, dass Binder 2 die niedrigsten Grenzspannungen aufweist, diese liegen bei 60°C eine Größenordnung unter den Festigkeiten der anderen Binder. Die Verwendung von Binder 2 wird daher empfohlen, um die erforderliche Laminationskraft zu senken.

Binder	LVE (60°C)	Strecken (60°C)	TG (°C)	G´:G´´ (60°C)	η_0 (Pas)	t_{rel} (s)
1	14400	153000	47°C	6,3	5,7 e8	198
2	10800	77080	50°C	4,9	1,8 e8	232
3	370000	370000	58°C	4,1	2,0 e9	166
4	37600	225300	45°C	11,91	2,6 e9	232

Tabelle 2: Übersicht der ermittelten Binderdaten

Die größte Festigkeit bei 60°C weisen Binder 3 und 4 auf.

3.2.3 Glastemperatur

Der Verlauf von tan δ wurde für alle Proben gemessen und ist in Abbildung 3 dargestellt.

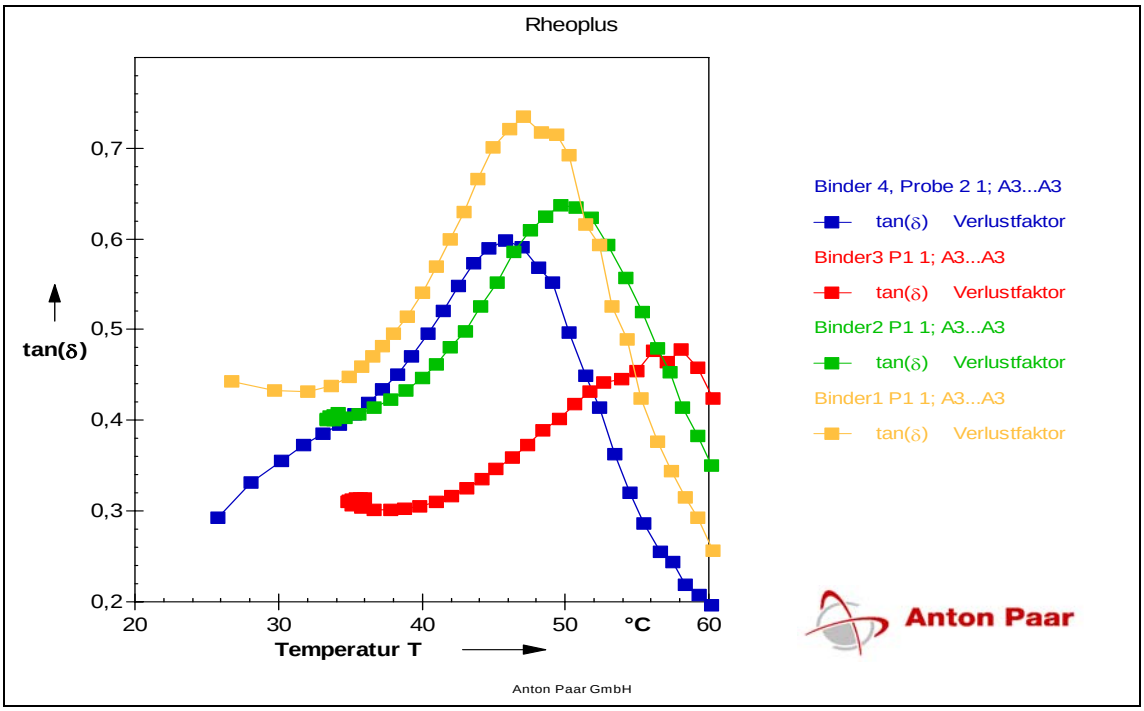

Abbildung 3: Messkurven für tan δ aus dem Temperaturversuch.

Aus den Messkurven wurden die Glastemperaturen aller Binder ermittelt, diese sind in Tabelle 2 zusammengefasst. Die Glastemperaturen variieren zwischen 45°C und 58°C. Bei einer Prüftemperatur von 60°C sind daher die Materialien unterschiedlich stark erweicht. Die geringste Glastemperatur hat Binder 4.

3.2.4 Kriech- und Relaxationsverhalten

Aus dem Frequenzversuch werden neben dem zeitabhängigen Verhalten auch die Ruheviskosität und die viskoelastischen Module entnommen. Alle Proben wurden bei 60°C mit einer Amplitude von 0,05 % Dehnung ausgelenkt, die Frequenz wurde variiert. Die Messkurven zeigt Abbildung 4. Alle Binder zeigen das typische Verhalten schwach vernetzter Polymere. Bei niedrigen Frequenzen werden die viskoelastischen Module G´ und G´´ ermittelt. Diese sind in Tabelle 2 zusammengefasst. Bei höheren Frequenzen, d.h. bei höheren Deformationsgeschwindigkeiten, kann das Relaxationsverhalten aus dem Kurvenverlauf entnommen werden. Der Frequenzversuch erlaubt hierbei die Beurteilung des gesamten Relaxationsspektrums. Eine Verschiebung der Kurve hin zu kleineren Frequenzen entspricht längeren Relaxationszeiten. Qualitativ verhalten sich alle Binder ähnlich. Der Anstieg der Kurve von Binder 4 ist steiler, was auf eine engere Molmassenverteilung des Polymers hinweist. Dadurch ist ein größerer Einfluss der Relaxationszeit auf das Prozessergebnis bei Verwendung dieses Binders zu erwarten. Die in Tabelle 2 angegebenen Relaxationszeiten wurden in einem separaten Kriechversuch ermittelt.

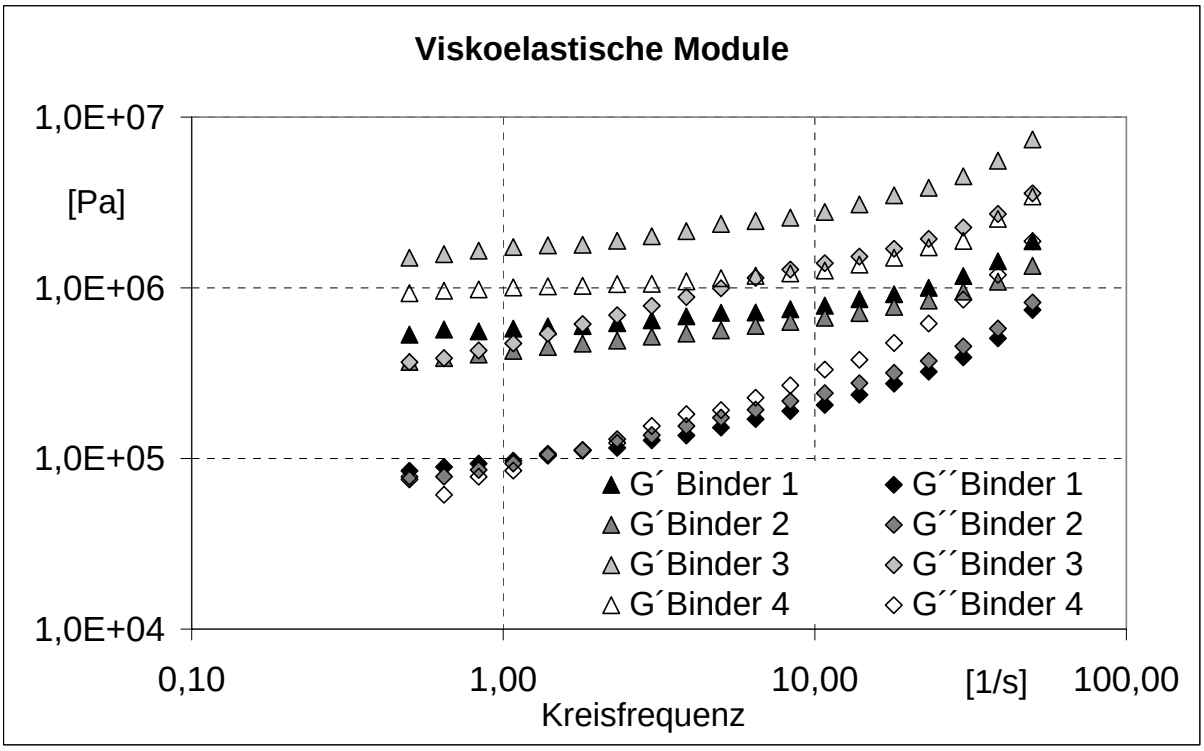

Abbildung 4: Gegenüberstellung der Frequenzversuchergebnisse für alle Binder

3.2.5 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Momentan wird Binder 4 als Basispolymer der BGK-Folie verwendet. Zur Optimierung der Laminationseigenschaften sollten bei Folienweiterentwicklungen die Binder 2 und 3 mit in Betracht gezogen werden.
Binder 2 zeigte bei den Untersuchungen das beste Fließverhalten und war am nachgiebigsten. Daher ist bei Verwendung dieses Grundstoffes eine Verringerung der notwendigen aufzubringenden Laminationskraft zu erwarten, wodurch die Nadeln geschont werden und ein besseres Laminationsverhalten erwartet wird. Möglicherweise kann dies zu einer besseren hermetischen Dichtheit der gesinterten Verbindung führen, da die Gefahr, dass Nadeln bei der Lamination abbrechen verringert wird.
Binder 3 weißt die geringste Relaxationszeit auf. Es ist empfehlenswert zu prüfen, ob bei Einsatz von Binder 3 die Prozesszeiten reduziert werden können.

3.3 Fügeprozessoptimierung

3.3.1 Eigenschaften der Grünfolien

Die viskoelastischen Eigenschaften der Grünfolien bilden die Grundlage für das Verbindungsverhalten beim Laminieren. Sie wurden mit dem in 3.2 erwähnten Leihgerät bestimmt. Die wesentlichen Prozessgrößen stellen die Laminationstemperatur, die Laminationszeit und der Laminationsdruck dar. Sie müssen auf die Festigkeit der LTCC-Grünfolie, ihr Relaxationsverhalten und das Temperaturverhalten abgestimmt werden.
Die Temperaturabhängigkeit der viskoelastischen Eigenschaften wird im Temperaturversuch bestimmt. Dazu wird eine Probe im LVE bei konstanter Frequenz verformt und gleichzeitig ihre viskoelastischen Module bestimmt. Die beste Prozessierbarkeit ist erreicht, wenn sowohl Speicher- als auch Verlustmodul minimal sind. Die Messkurve für die BGK-Basisfolie zeigt Abbildung 5.

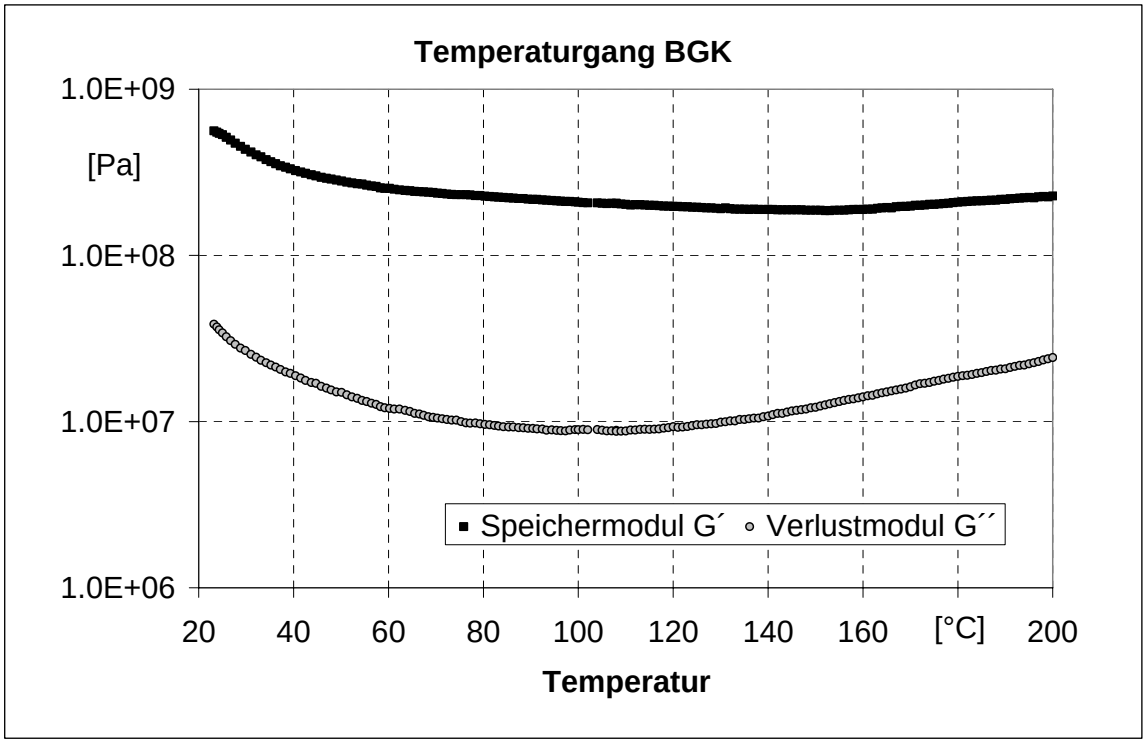

Abbildung 5: Temperaturversuch für das Basisfolie BGK 85 bei 0,01% Dehnung und einer Frequenz von $10s^{-1}$

Die viskoelastischen Module haben ein Minimum bei etwa 110°C. Ein typischer Erweichungspunkt konnte nicht festgestellt werden, das führt zu der Schlussfolgerung, dass die Grenzflächeneigenschaften das Verhalten bestimmen.

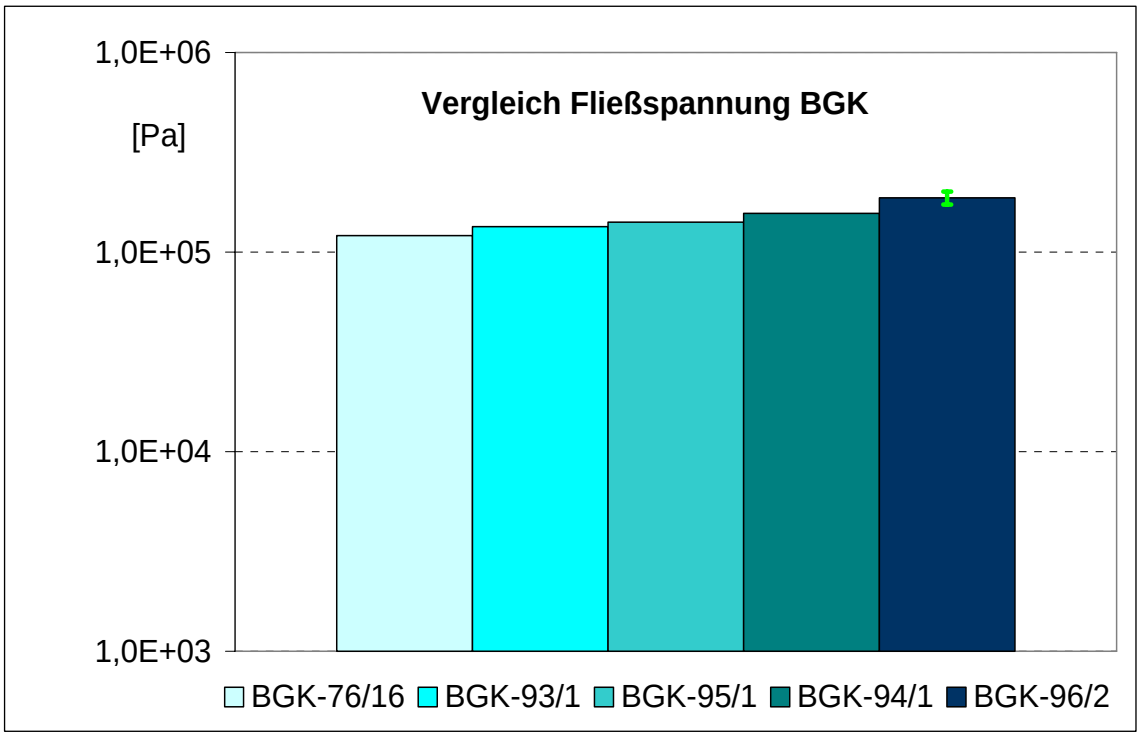

Abbildung 6: Fließspannungen der unterschiedlichen Folientypen (siehe Tabelle 1: Modifizierte Foliencharge n)

Der Anstieg der viskoelastischen Module bei höheren Temperaturen ist vermutlich auf die beginnende Verflüchtigung von Weichmachern zurückzuführen. Die Prozesstemperatur sollte demnach zwischen 80°C und 120°C gewählt werden.
Die Festigkeit der Grünfolien wird im Amplitudenversuch bestimmt. Die Fließspannung wird aus der Spannungs-Dehnungskurve ermittelt. Die in 3.1 beschriebenen Folientypen unterschiedlicher Pulvermorphologie wurden so untersucht, die Ergebnisse sind in Abbildung 6 dargestellt. Der Trend zu höheren Fließspannungen bei kleineren Partikelgrößen ist deutlich zu erkennen. Dies ist auf die Vergrößerung der Oberfläche und somit eine erhöhte Adhäsion zwischen den Partikeln zu erklären.

3.3.2 Lamination

Die Brennprozesse zur Herstellung des Substratverbundes sind sehr langwierig und kostenintensiv. Zur Optimierung der Lamination wurde daher die "Design of Experiments"-Technik (DoE) eingesetzt, um die Anzahl der Versuche zu minimieren und den Zeitaufwand so gering wie möglich zu gestalten. Abbildung 7 zeigt die wichtigsten Einflussgrößen in einem Prozessblockdiagramm, welche in der Systemanalyse bestimmt wurden.

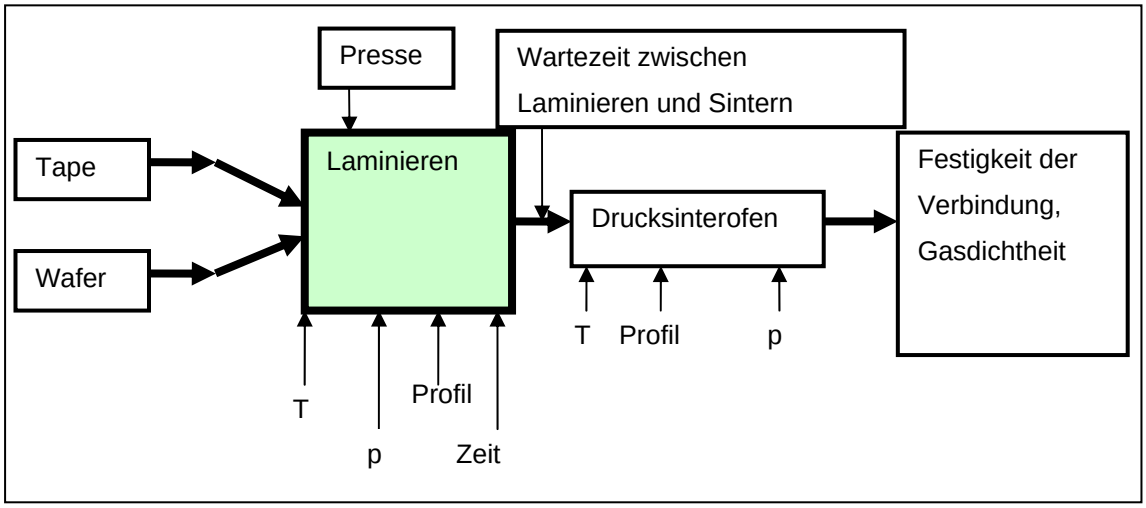

Abbildung 7: Blockdiagramm des Fügeprozess mit Haupteinflussgrößen [5]

In den Versuchsplan wurden der Laminationsdruck, die Laminationszeit, die Rate der Kraftaufbringung und die Laminationstemperatur aufgenommen. Die Versuchsdurchführung erfolgte nach einem L9-Matrixexperiment. Eine Übersicht der Parameter und ihrer Stufen zeigt Tabelle 3.

Laminierzeit	A1 = 5 min	A2 = 15 min	A3 = 25 min
Laminierdruck	B1 = 5,5 MPa	B2 = 9 MPa	B3 = 12,5 MPa
Temperatur:	C1 = 80 °C	C2 = 100 °C	C3 = 120 °C
Kraftsteigerungsrate	D1 = $11\frac{kN}{min}$	D2 = $6\frac{kN}{min}$	D3 = $1\frac{kN}{min}$

Tabelle 3: Prozessgrößen zur Optimierung der Lamination und ihre Stufen

Die Proben wurden im Drucksinterofen mit dem Profil "BGK 03" (siehe Abschnitt 3.4 gesintert und im Zugversuch geprüft. Die Auswertung erfolgte mit dem Formalismus nach Taguchi. Die beste Parameterkombination im Experiment ist eine Laminierzeit von 25 min, ein Druck von 5,5 MPa, eine Temperatur von 120°C und eine Kraftsteigerung von 1 kN/min. Aus der Varianzanalyse folgt, dass Laminierzeit und Laminierdruck signifikanten Einfluss auf

die Festigkeit der Verbindung haben [5]. Insgesamt wurde eine starke Streuung des Prozesses beobachtet.

3.3.3 Bondfestigkeit

Die Bondfestigkeit wird mit einem an der TU Ilmenau permanent zur Verfügung stehenden Verfahren ermittelt. Es benutzt eine Zerreißmaschine mit einer modifizierten Probenaufnahme. Quadratische Test-Chips mit einer Kantenlänge von 10 mm werden aus dem zu untersuchenden Silicium-Keramik-Verbundsubstrat mit Hilfe einer Wafersäge vereinzelt.

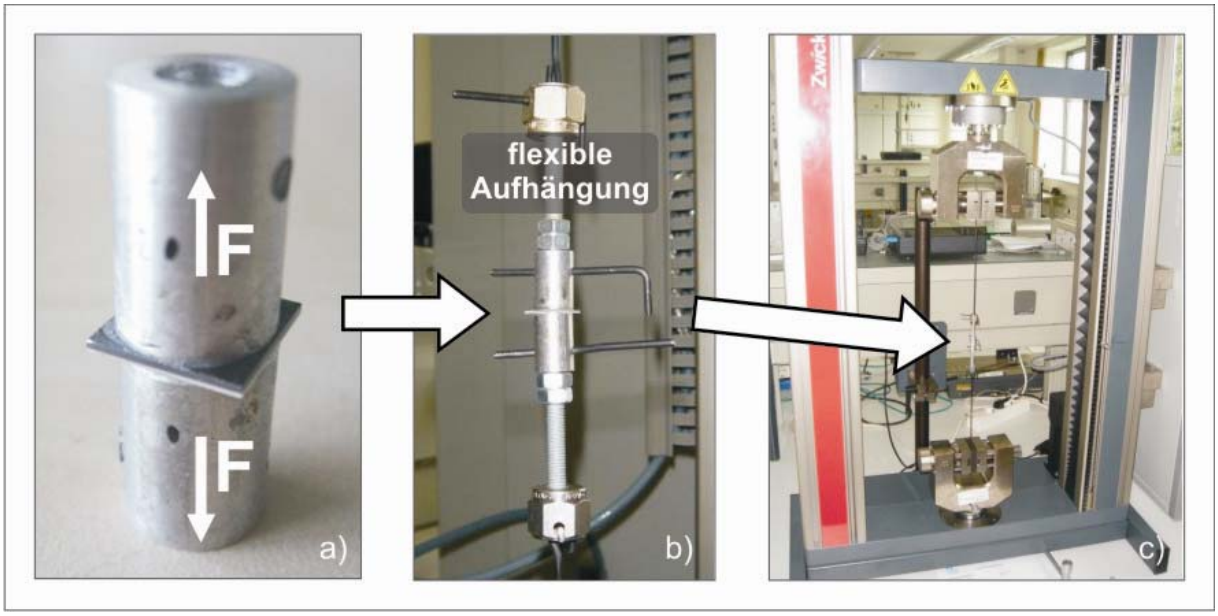

Abbildung 8: Anordung der Probekörper zur Bestimmung der Bondfestigkeit

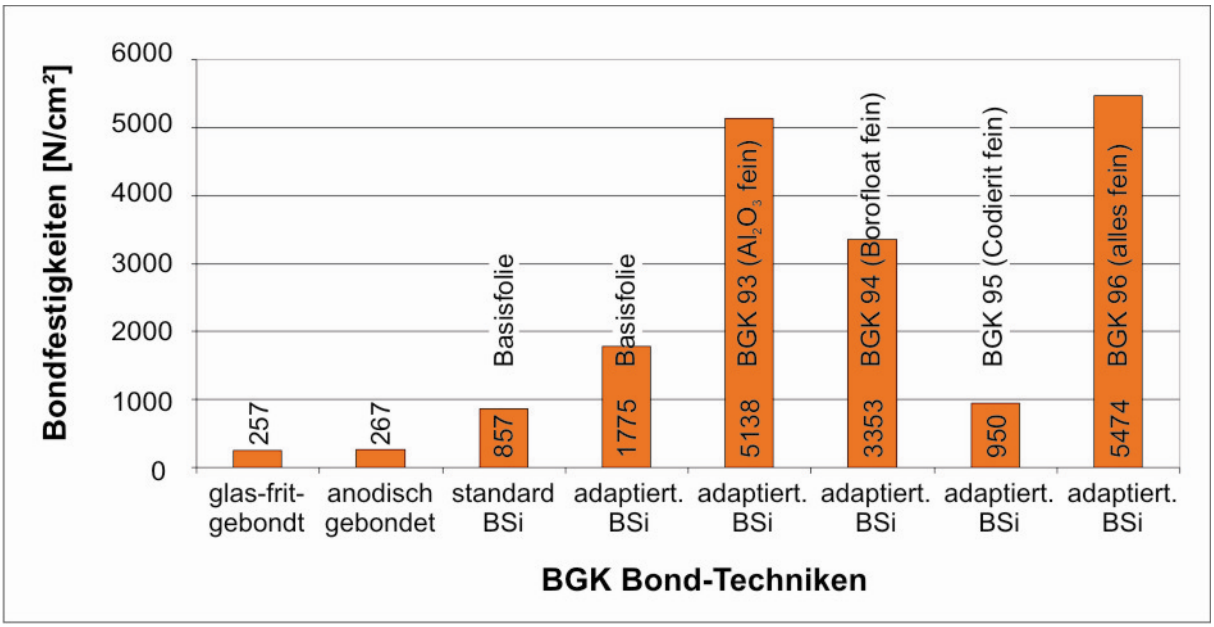

Abbildung 9: mittlere Bondfestigkeiten aller mit BGK durchgeführten Bondungen

Auf die Test-Chips werden beidseitig Aluminium-Zylinder mit einem Durchmesser von 9,9 mm aufgeklebt (Abbildung 8a). Der so hergestellte Probekörper wird mit Hilfe einer

flexiblen Aufhängung im Zugversuch geprüft (Abbildung 8b). Dabei wird das Bond-Interface des Test-Chips in der Zerreißmaschine bis zur Zerstörung belastet (Abbildung 8c) und die Zerreißkraft registriert.
Im Projektverlauf wurden Versuchreihen zur Bestimmung der Bondfestigkeit mit allen zur Verfügung stehenden BGK-Typen (siehe Tabelle 1) unter Verwendung der optimalen Laminationsbedingungen aus Abschnitt 3.3.2 durchgeführt. Abbildung 9 zeigt die Ergebnisse des Zugversuches im Vergleich mit den Festigkeiten aus [3] für Glasfrit-Bonden, Anodisches Bonden und Bonden mit Standard Black Silicon. Durch den Einsatz der angepassten Nadelgeometrie (adaptiertes BSi) konnte schon bei Verwendung der Basisfolie eine Verdopplung der Bondfestigkeit gegenüber dem Standard-BSi erreicht werden (Balken 3 + 4). Betrachtet man die letzten vier Balken, so ist zu erkennen, dass die Verwendung der feiner vermahlenen Al_2O_3-Komponente einen signifikanten Anstieg der Bondfestigkeit zur Folge hat. Dies ist offenbar darauf zurückzuführen, das Al_2O_3 den prozentual größten Anteil in der BGK-Folie einnimmt und dadurch der Gesamt-Fein-Anteil im BGK rapide zunimmt. Beim Laminieren gelangen folglich mehr Al_2O_3–Partikel direkt in die Nadelzwischenräume, die anschließend beim Sintern in die Glasmatrix eingebaut werden. Die Verfeinerung des Borofloat-Anteils führt im Vergleich zur Basisfolie auch zu einer Erhöhung der Bondfestigkeit. Der Effekt ist jedoch geringer, da offensichtlich auch größere Borofloat-Partikel im schmelzflüssigen Zustand schon zu einer ausreichenden Benetzung des Nadel-Interfaces führen. Die Verfeinerung von Codierit hat keinen signifikanten Einfluss auf die Bondfestigkeit. Eine Verfeinerung aller Hauptkomponenten des BGK führt zu einer maximalen mittleren Bondfestigkeit von 5474 N/cm².

Mikro-Chevrontest

Das Testverfahrens zur Bondfestigkeit an der TU Ilmenau ist für vergleichende Messungen geeignet. Um einen Bezug zu Literaturangaben zu erhalten, wurde ein weiteres Prüfverfahren herangezogen. Am Fraunhofer Institut für Werkstoffmechanik (IWM) Halle existieren Erfahrungen zur Bewertung von Waferbondverfahren mit dem Mikro-Chevrontest [7]. Das Institut wurde beauftragt, eine Referenzmessung durchzuführen. Für das Verfahren werden keilförmige Proben benötigt, die auf Wafer-Level strukturiert, gebondet und anschließend vereinzelt werden. Nach Aufkleben von trapezförmigen Zugstempeln werden die Proben in einer speziellen Prüfvorrichtung wie in Abbildung 10a gezeigt belastet. Aus dem Kraft-Verschiebungsdiagramm jeder Probe kann eine Maximalkraft bestimmt werden, aus dem die Bruchzähigkeit (entspricht Bondfestigkeit) berechnet wird. Durch die Form der Zugstempel wird eine quasi-linienförmige Belastung erreicht. Der Riss beginnt an der Spitze der Teststruktur, an der die Bondfläche gegen Null tendiert. Durch diese Geometrie kann die Klebkraft der aufgebrachten Stempel geringer sein als die zu messende Bondkraft. Dadurch wird die Streuung der Messwerte im Vergleich zum Zugversuch reduziert. Der Chevrontest erfordert eine aufwendige Probenpräparation und die Kenntnis der Materialkennwerte beider Fügepartner.
Zur Auswertung der Messergebnisse ist die Kenntnis von E-Modul und Bruchfestigkeit erforderlich. Beide Werte wurden mit einer Materialprüfmaschine im Biegebruchversuch an der TU Ilmenau ermittelt. Im erforderlichen Messbereich war für die Prüfeinrichtung keine Kraftmessdose verfügbar, das erforderliche Zubehörteil wurde daher planmäßig aus Projektmitteln beschafft.
Die Präparation der Proben erfolgte analog der Herstellung von Dichtigkeittsproben in 3.3.4. Aufgrund des hohen Anteils an freitragenden Flächen wurden die BGK-Folien nach dem Laminieren mit Laser-Ablation strukturiert. Die Position der Chips auf dem Wafer wurde nach dem Schema in Abbildung 10b dokumentiert. Die Ausbrüche sind auf den

Vereinzelungsprozess zurückzuführen, bei dem die freitragenden Flächen starken Belastungen ausgesetzt sind.

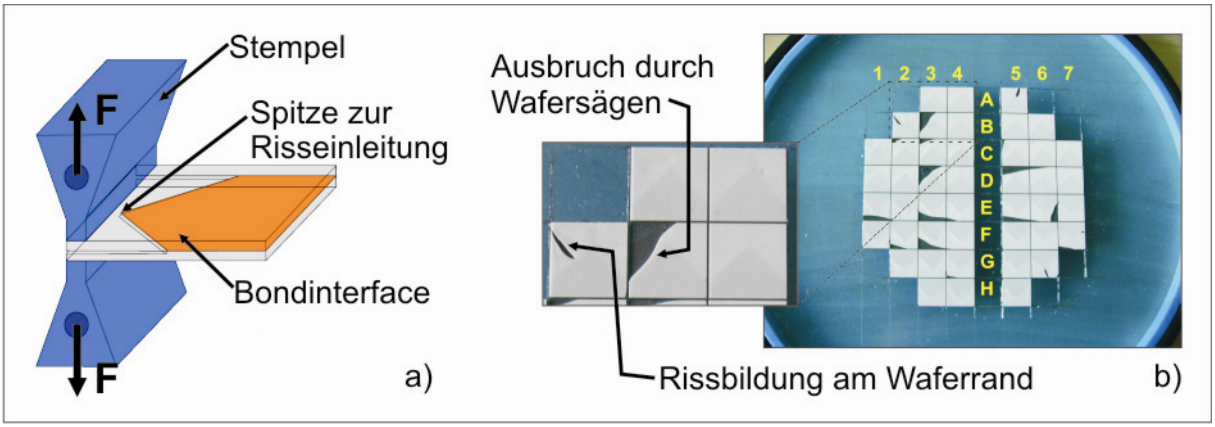

Abbildung 10: Mikro-Chevrontest: Prinzip der Krafteinleitung (a), präparierte BGK-Silicium-Prüfkörper (b)

Abbildung 11 links zeigt die Messergebnisse. Das Flächendiagramm der Festigkeitsverteilung über den Wafer (Abbildung 11 rechts) verdeutlicht eine merkliche Streuung der Messwerte, zurückzuführen auf die Parallelitätstoleranzen beim Laminieren bzw. Drucksintern. Eine Abhängigkeit von den beim Vereinzeln hervorgerufenen Ausbrüchen ist nicht erkennbar.

1	2	3	4		5	6	7
		0,9	0,81	A	1,03		
	0,99	n. m.	1,16	B	0,89	0,63	
1,06	1,43	0,98	1,11	C	0,9	gebr.	0,8
gebr.	0,53	n. m.	1,5	D	0,94	1	0,83
1,44	1,36	1,83	gebr.	E	0,80	0,84	0,70
1,39	1,18	1,96	0,98	F	1,02	1,48	0,81
	0,76	0,96	1,32	G	0,84	0,81	
		1,13	1,41	H	0,96		

n. m. - nicht montierbar
gebr. - beim Einbau gebrochen

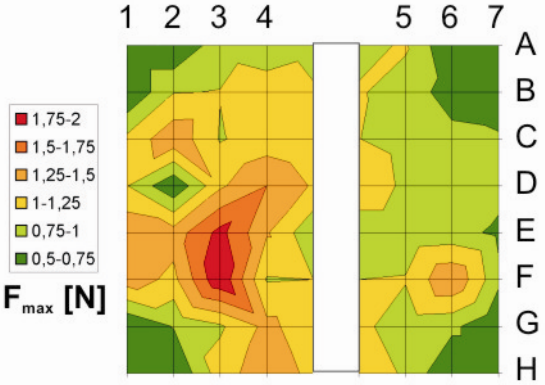

Abbildung 11: Maximalkräfte des Mikro-Chevrontests von Si-BGK-Test-Chips sowie Flächendiagramm zur Festigkeitsverteilung über den Wafer

Das Verfahren ist zur Bestimmung der Bondfestigkeit von Silicium-BGK-Verbundstrukturen prinzipiell geeignet. Eine bruchmechanische Auswertung konnte nicht vollständig vorgenommen werden, da das am IWM verwendete FEM-Modell zur Ermittlung der Energiefreisetzungsrate als Funktion der Maximalkraft, welche zur Berechnung der Bruchzähigkeit (Bondfestigkeit) nötig ist, nur unter der Annahme eines isotropen, linear-elastischem Materialverhaltens der beteiligten Werkstoffe gilt. Diese Vorraussetzung ist beim verwendeten Chip-Aufbau nicht gegeben. Um die Mikro-Chevron-Methode auf das BGK-Silicium-Materialsystem vollständig anwenden zu können, ist eine verfeinerte, umfangreichere FEM-Modellierung notwendig.

3.3.4 Dichtigkeit des Bondinterface

Für die Realisierung von Fluidsystemen bzw. Kavitäten und Hohlräumen mittels der Silicium-Keramik-Mehrlagentechnik ist die Dichtheit am Bondinterface ein wesentlicher Qualitätsparameter. Zu seiner Bestimmung wird ein Messaufbau basierend auf der Leckagebestimmung in Vakuumanlagen verwendet. Er ist in Abbildung 12 dargestellt.

Mikrofluidische Vakuumkammern werden mittels Silicium-Keramik-Mehrlagentechnik aufgebaut und mit Bondwachs auf einen Standard-Vakuumflansche (KF 16) gekittet. Diese Anordnung wird dann mit der Flansch-Verbindung an einen handelsüblichen Lecksucher angeschlossen. Das interne Pumpsystem des Lecksuchers evakuiert den Aufbau. In Reihe zu diesem ist ein Massenspektrometer mit selektiver Heliumempfindlichkeit geschaltet. Die Heliumleckrate wird bestimmt, indem die Anordnung von außen mit Helium beaufschlagt wird. Sie ist ein Maß für die Dichtheit des Bondrahmens. Die Bondrahmenbreite wurde von 500 µm bis 1500 µm variiert, um verschiedene Leckagelängen zu erreichen.

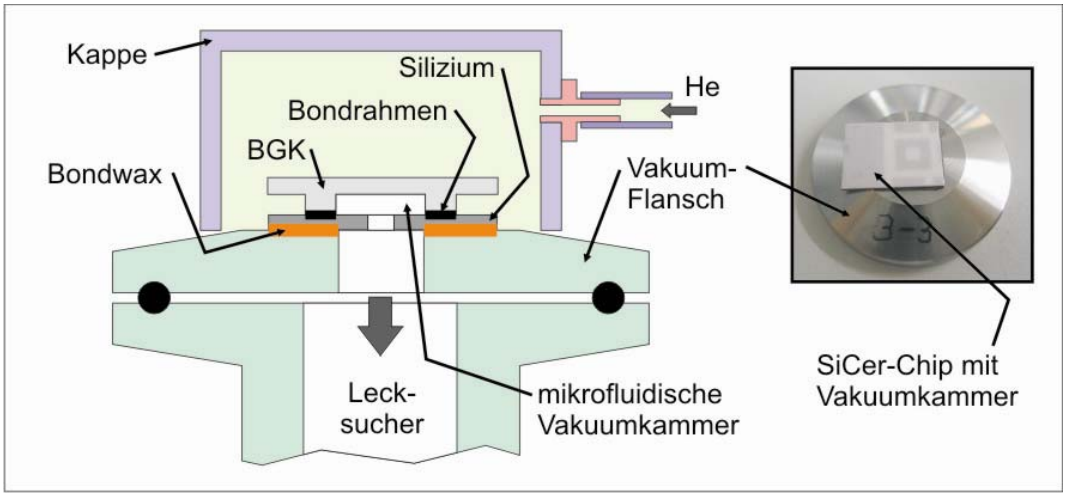

Abbildung 12: Messaufbau zur Bestimmung der Leckrate des Bondinterfaces

Bei der Herstellung mikrofluidischer Vakuumkammern wurden zwei Ansätze verfolgt:

1. Silicium-Tiefenätzen der Rahmenstruktur. Der Rahmen wird durch zwei Lagen BGK beim Laminieren abgedeckt und anschließend druckgesintert
2. Erzeugung der Rahmenstruktur durch Laserablation der bereits auf das Silicium laminierten BGK-Lagen. Anschließend erfolgen sequentielle Lamination und Drucksintern. Die Rahmen werden vollständig in BGK gefertigt.

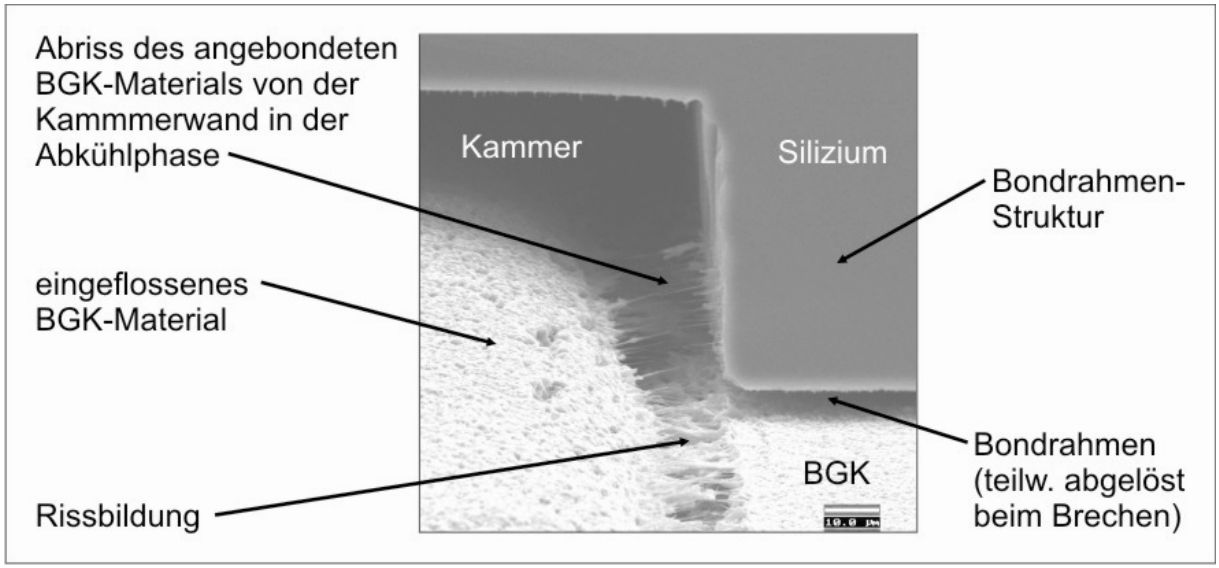

Abbildung 13: REM-Aufnahme eines Test-Chips mit Si-Rahmen zur Dichtheitsmessung

Bei der Probenpräparation nach Methode 1 konnten nur mittlere Leckraten von 6^{-04} mbar l /s. erreicht werden. Das entspricht einem Leckquerschnitt von 1 µm nach [8]. Die Bondrahmen

sind wasser- und bakteriendicht, jedoch nicht gasdicht. Die Verbindung wurde im Rasterelektronenmikroskop (REM) näher untersucht, eine Aufnahme zeigt Abbildung 12. Das Bild zeigt, dass Keramik in den Kammerbereich fließt. Vermutlich wird die Grünfolie bereits beim Laminieren deformiert und beim Sintern an die senkrechte Kammerwand gebondet. Die unterschiedliche Verdichtung der freitragende Membranen und Kanäle beim Laminieren bedingt außerdem einen Schrumpfgradient, der zu Rissbildung vor allem an der Einspannstelle führt. Dort generierte Mikrorisse ziehen eine erhöhte Leckage nach sich.

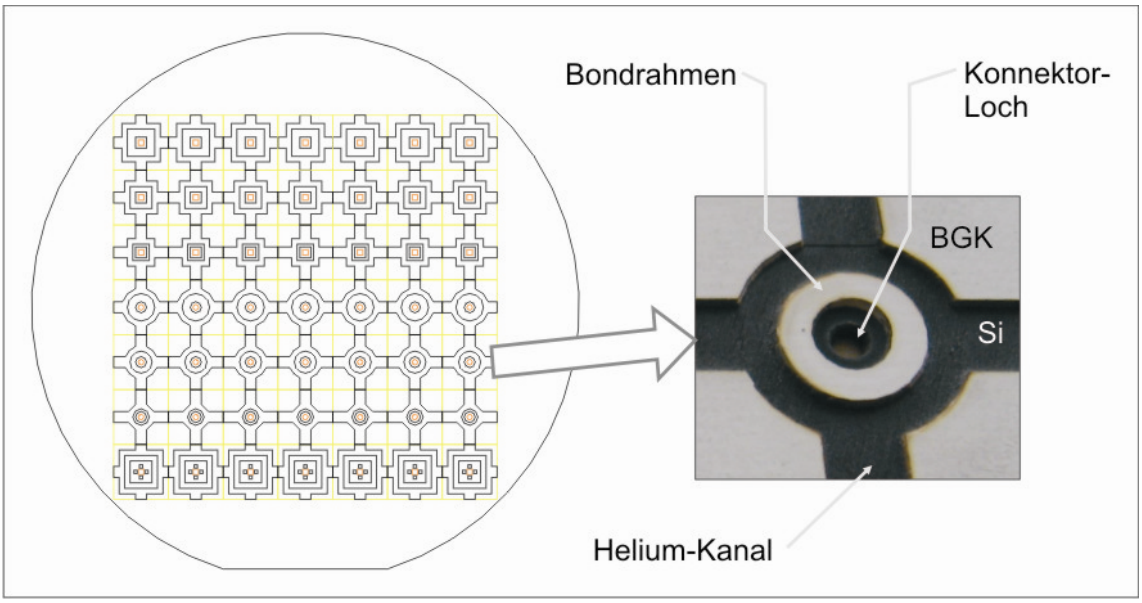

Abbildung 14: Layout der optimierten Teststruktur für Dichtheitsmessung sowie Rahmenstruktur vor dem Abdecken

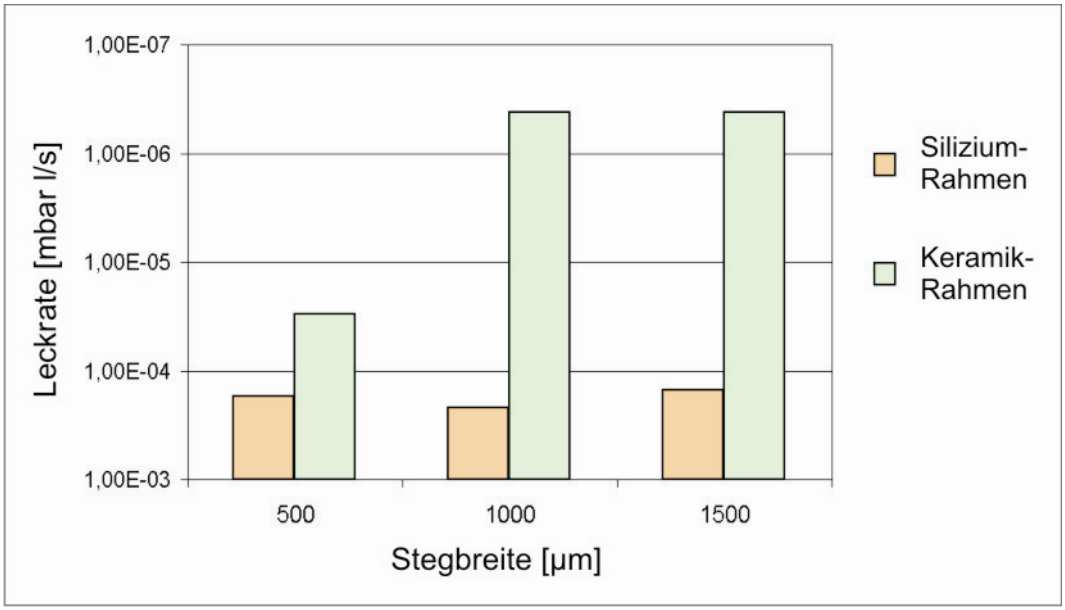

Abbildung 15: Minimale Leckraten der Teststrukturen zur Bestimmung der Leckrate am Bondinterface

Die zweite Methode wurde zur Vermeidung der Schwierigkeiten als Alternative entwickelt. Bei dieser Vorgehensweise werden BGK-Grünfolien zunächst vollflächig auf den Wafer laminiert. Die Rahmenstruktur wird dann mit einem NdYag-Laser durch Laserablation von der auf Keramikbearbeitung spezialisierte Firma Tetekera GmbH erzeugt, siehe 4.2.1. Das

Bearbeitungsergebnis zeigt Abbildung 14, rechts. Der mit einem Durchbruch versehene Siliciumwafer dient als Bodenplatte der fluidischen Anbindung.
Die Fluidkammer wird mit zwei Lagen BGK, die isostatisch mit Haltefolie vorlaminiert sind, abgedeckt. Anschließend erfolgt das Drucksintern und Vereinzeln. Diese Vorgehensweise führte zu einer deutlichen Reduzierung der Risse. Die Vermessung der Einzelchips ergab eine um zwei Größenordnungen reduzierte minimale Leckrate im Vergleich zu den nach Methode 1 hergestellten Proben, siehe Abbildung 15. Es ergeben sich Werte von $1{,}3^{-05}$ mbar l /s Die Leckage dieser Proben ist im Gegensatz zur Probenpräparation nach Methode 1 deutlich von der Rahmenbreite abhängig. Die Leckrate nimmt mit zunehmender Stegbreite von 500 µm auf 1000 µm ab.

3.3.5 Zusammenfassung und Schlussfolgerungen

Optimierung der Lamination und die Anpassung der Nadellängen führte zu einer Verdopplung der Festigkeit von 857 N/cm² auf 1775 N/cm². Am günstigsten wirken sich lange Laminationszeiten aus, der Druck darf einen kritischen Grenzwert nicht überschreiten, da sonst die Nadeln abgeschert werden. Eine Anpassung der Pulvermorphologie an die Nadelgeometrie bewirkt eine weitere Steigerung der maximalen mittleren Bondfestigkeit auf 5474 N/cm². Den stärksten Einfluss hat hierbei die Verfeinerung des Al_2O_3 – Anteils.
In weiterführenden Projekten sollte das FEM-Modell für Chevron-Tests angepasst werden.
Die Leckraten der mit BGK 96 und angepasster Nadelgeometrie gefertigten Proben nach Methode 2 entsprechen einer öl- und virendichten Verbindung. Zum Erreichen einer gasdichten Verbindung müssen Leckagen $<10^{-07}$ mbar l /s erzielt werden. Hierzu sollten die Dicke des Keramikaufbaus und die Stegbreiten in weiteren Untersuchungen variiert werden.

3.4 Drucksinterprozess

Der Drucksinterprozess hat Einfluss auf den Spannungszustand des Verbundsubstrates und auf die Ausformung von Kavitäten. In der ersten Sinterphase wird der Organikanteil der Keramikfolie verbrannt. Anschließend erweicht die Glasphase der LTCC und schließt die Keramikpartikel ein. Das Versintern erfolgt bei Temperaturen um 850°C. In der Abkühlphase werden bis zum Erreichen der Glastemperatur noch Spannungen abgebaut. Das Verbundsubstrat wird während des gesamten Prozesses mit Druck beaufschlagt, um das Schrumpfen in lateraler Richtung zu verhindern somit Rissen vorzubeugen. Die Vorbereitung der Substrate knüpft an die Erfahrungen aus [9] an.
Die Sinterung des Verbundsubstrates erfolgte nach den Vorgaben des Herstellers. Abbildung 16 zeigt das Temperaturprofil des Prozesses und dessen Unterteilung in die einzelnen Prozessabschnitte.

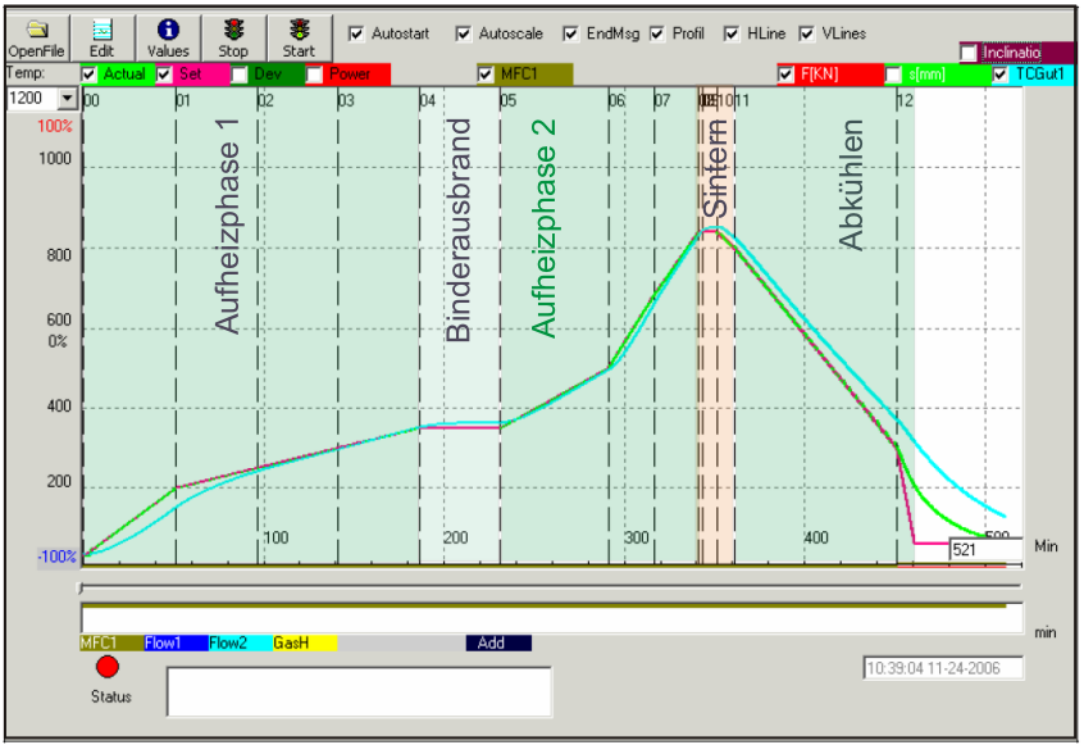

Abbildung 16: Temperaturprofil des Drucksinterprozesses (BGK_02)

Ausgehend von diesem Sinterablauf wurden durch gezielte Modifikation die einzelnen Prozessabschnitte angepasst. Im Projektverlauf stellte sich heraus, dass die tatsächliche Ofentemperatur vom Sollwert abweicht und ein Temperaturgradient im Ofen partiell zu Rissbildung führte. Eine genaue Kalibrierung und Anpassung des Ofenprofils war daher notwendig. Zur ortsabhängigen Erfassung der Ist-Temperaturen wurde ein Temperaturmesslabor aus Projektmittel beschafft, das die Erfassung mehrerer Temperatursignale parallel erlaubt. Dadurch können Temperaturgradienten im Ofen über die die gesamte Prozesszeit ermittelt und am PC ausgewertete werden. Durch die Kalibrierung wurde eine hohe Reproduzierbarkeit der Sinterergebnisse erzielt.

3.4.1 Entbinderung

Die Heizrate in Phase 1 und die Zeit des Binderausbrandes bestimmen das Entbinderungsverhalten. Die Zeiten müssen lang genug gewählt werden, um ein vollständiges entweichen der Organik vor dem weiteren Aufheizen auf Sintertemperatur zu gewährleisten. Andernfalls verursachen die Rückstände Reaktionen, die zu Materialmodifikationen führen.

Diese sind an einer schwarzen Verfärbung zu erkennen. Abbildung 17 zeigt ein schlecht entbindertes Verbundsubstrat nach dem Sintern. Die schwarze Färbung in der Mitte ist deutlich zu erkennen. Die Heizrate in Phase 1 wurde von 0,77 K/min auf 0,91 K/min gesteigert. Die höhere Aufheizrate ist für Keramikstapel bis zu 4 Lagen anwendbar. Die Haltezeit bei Entbinderungstemperatur wurde zwischen 45 min und 4 h variiert. Dabei können Anordnungen mit bis zu 2 Lagen bei kurzen Haltezeiten prozessiert werden. 4-lagige Keramikstapel benötigen mindestens 2,5 h Haltezeit, bei dickeren Stapeln und bei Verwendung von Karbon-Folien erhöht sich die Zeit auf 4 h.

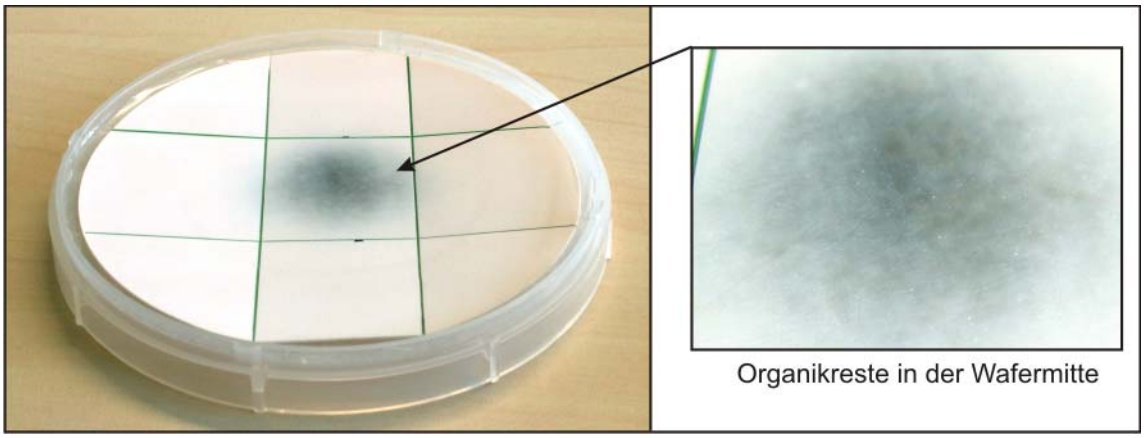

Abbildung 17: Schlecht entbindertes Verbundsubstrat

3.4.2 Sintern

Während der Erweichung der Glasphase werden die Feststoffpartikel nach und nach in das erweichende Glas eingeschlossen und es finden Phasengrenzreaktionen statt. Die Heizrate in diesem Abschnitt bestimmt neben der Sintertemperatur die Eigenschaften des Verbundwerkstoffs. Die Rate wurde zwischen 9,8 K/min und 3,5 K/min variiert. Bei geringerer Heizrate wurde eine bessere Ausbildung des Endwerkstoffes beobachtet, erkennbar an einer intensiven rosa Färbung. Besonders bei dickeren Keramikteilen ist eine langsamere Prozessführung zu empfehlen. Die Sintertemperatur wurde zwischen 840°C und 870°C variiert. Dabei zeigte sich, dass die besten Ergebnisse (intensivste Färbung) bei den höchsten Temperaturen zu beobachten waren. Negative Einflüsse der erhöhten Sintertemperatur auf die Rissbildung wurden nicht beobachtet.

3.4.3 Abkühlen

Die Abkühlrate beeinflusst den Spannungszustand des Substrates. Sie wurde zwischen 7 K/min und 1,4 K/min variiert. Sehr langsame Abkühlprofile sind besonders bei dicken Substraten mit Kavitäten zu empfehlen. 4-lagige Anordnungen ohne Kavitäten sollten bei ca. 2 K/min abgekühlt werden.

3.4.4 Druck

Während des gesamten Sinterprozesses wird das Substrat mit konstantem Druck beaufschlagt. So wird der Schrumpf in lateraler Richtung unterdrückt. Der Druck wurde zwischen 0,09 MPa und 0,4 MPa variiert. Beim oberen Wert konnten 7-lagige Keramiksubstrate rissfrei mit einem Wafer verbunden werden. Je dicker das Substrat, desto mehr Druck muss aufgebracht werden, um eine rissfreie Versinterung zu erreichen.

3.4.5 Zusammenfassung und Ausblick

Durch eine gezielte Prozessführung ist es gelungen, 7-lagige Keramiksubstrate rissfrei mit einem 4“-Wafer zu verbinden. Beste Sinterbedingungen ergaben sich bei Entbinderungszeiten von 4 h, Aufheizraten auf die Sintertemperatur von 870°C von 4 K/min und Abkühlraten von 2 K/min. Aus dem Ablauf folgen sehr lange Prozesszeiten, z.T. bis zu 20 h. Daher muss im Einzelfall stets zwischen gewünschtem Resultat und Prozesszeit abgewogen werden.
Seit März 2008 steht am IMN ein Profilmesssytem zur Bestimmung des Dickenprofiles von Wafern (Total Thickness Variance = TTV) zur Verfügung. Damit wurden die Verbundsubstrate vermessen. Die Messung in Abbildung 18 zeigt den absoluten Keilfehler. Für ein Verbundsubstrat aus einem 525 µm dicken Wafer mit einer 265 µm starken Keramik, (4-lagige Anordnung) beträgt dieser weniger als 10 µm, bezogen auf eine Länge von 50 mm.

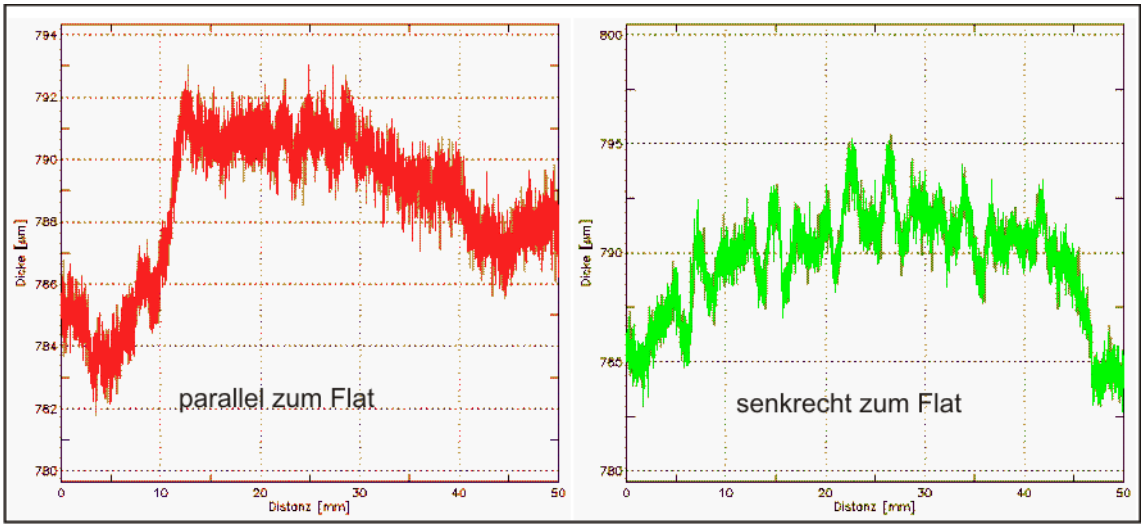

Abbildung 18: TTV-Messung eines Verbundsubstrates mit einer Messlänge von 50 mm.

Die Keramik steht unter Zugspannung. Weitere Arbeiten müssen sich auf die Verringerung der Spannungen konzentrieren. Zu diesem Zweck sollte das Sinter- und Schrumpfverhalten genauer untersucht werden. Weitere Verbesserungen können durch weitere Variationen des Sinterdruckes sowie des Abkühlprofils erzielt werden. Eine Optimierung des Prozesses hinsichtlich notwendiger Sinterzeit ist wünschenswert.

4 Funktionalisierung der Schnittstelle

4.1 LTCC-Technologie

Die BGK-Basisfolie wurde kompatibel zum Pastensystem für das Material CT 700 von Heraeus entwickelt **Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.**. In diesem System stehen verschiedene Viafill-Pasten zur Auswahl: TC 7101 für Goldvias, C 1099 und TC 7406 für AgPd-Vias, sowie TC 7301 und TC 7304 für Silber-Vias. Positive Erfahrungen liegen für die Pasten TC 7101 und TC 7304 vor. Mit den Pasten TC 7101 und TC 7406 wurden Vias mit guter Qualität bei einem Durchmesser von 200 µm erzeugt.
Weitere Funktionsmaterialien werden zur Erzeugung der elektrischen Verdrahtung im Keramiksubstrat benötigt. Um die elektrischen Funktionen zu gewährleisten, sind Pasten für innen liegende Leiterzüge sowie lötbare bzw. drahtbondbare Verbindungsflächen an den Außenlagen, welche gemeinsam mit dem Substrat gesintert werden können (cofirebar), erforderlich.
Im Materialsystem für CT 700 stehen verschiedene Pasten zur Auswahl, zu denen der Hersteller folgende Angaben macht:

- TC 7102: Goldpaste zur Erzeugung von Feinleiterzügen, cofirebar, geeignet für Innen- und Außenlagen. Hohe Zuverlässigkeit. Empfohlen vom HITK
- TC 7305: Silberpaste zur Erzeugung von Feinleiterzügen, cofirebar, lötbar, geeignet zur galvanischen Verstärkung
- TC 7601: AgPt-Paste, cofirebar, geeignet zur Erzeugung von Feinleiterzügen als Außenlage, lötbar
- TC 7402: AgPd-Paste, Legierungsverhältnis 6:1, cofirebar, geeignet zur Erzeugung von Feinleiterzügen, lötbar
- TC 7401: AgPd-Paste, Legierungsverhältnis 27:1, cofirebar, geeignet zur Erzeugung von Feinleiterzügen, lötbar

Da die Dickschichteigenschaften je nach Basismaterial und Verarbeitung von den Herstellerangaben abweichen, musste die Eignung der jeweiligen Pasten im Zusammenspiel mit BGK untersucht werden. Dazu wurden die Pasten unter Verwendung des Testlayouts nach DIN41850-2 auf die BGK-Substrate gedruckt und gemeinsam frei gesintert. Die Haftung wurde im Klebebandtest mit Scotch Tape 550 geprüft. Weiterhin wurde die Bondbarkeit mit Golddrähten untersucht sowie die Lötbarkeit mit dem SMD-Lot Pb62Sn36Ag2 geprüft. Der Stresseintrag wurde anhand der Verwölbung des Substrates beurteilt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 4 zusammengestellt.

Paste	**Haftung**	**Bondbar (Au)**	**Lötbar**	**Stress**
TC 7102	- -	- -	- -	+
TC 7305	+ +	+ +	- -	+
TC 7601	+ +	+ +	- -	+ +
TC 7402	+ +	+ +	+ +	-
TC 7401	+ +	+ +	+	-

Tabelle 4: Übersicht der geeigneten Funktionspasten

Es zeigt sich, dass die Goldpaste TC 7102 ausschließlich für Innenlagen geeignet ist. Kostengünstigere Silberleitbahnen können mit der Paste TC 7305 erzeugt werden. Die Silber-Platin-Paste TC 7601 eignet sich für die Erzeugung von Leiterbahnen und Bondinseln. Lötbare Leiterzüge können mit den Silber-Palladium-Pasten TC 7402 und TC 7401 erzeugt werden, diese Pasten verursachen jedoch Verwölbungen und sind nur bei hinreichend dicken Substraten geeignet.
Für Postfire-Prozessierung sind außerdem die Pasten C 1076, C 1075 und C 4727 zur Erzeugung von Bondinseln einsetzbar.
Weiterführende Untersuchungen sollten hinsichtlich der Zuverlässigkeit dieser Verbindungen erfolgen. Dazu sollten Klimatests durchgeführt werden. Bei weiterer Folienanpassung muss eine auf die Zusammensetzung abgestimmte Pastenentwicklung erfolgen.

4.2 Fluidik

4.2.1 Herstellung von Kavitäten

Zum Herstellen von Kavitäten werden deren Konturen in eine oder mehrer Lagen gestanzt oder gelasert. Die Hohlräume entstehen dann durch Stapeln der einzelnen Kavitätenlagen mit weiteren Deckellagen zu Mehrlagensubstraten. Das Stanzen ist eine weit verbreitete

Standardtechnik zum Strukturieren von LTCC-Folien. BGK-Folien weisen ähnliche Verarbeitungseigenschaften wie Folien anderer Hersteller auf. Nachteilig wirkt sich die verhältnismäßig geringe Dicke von 130 µm aus, durch die das Handling im Labormaßstab erschwert wird. Wünschenswert ist daher bei Folienweiterentwicklungen die Einführung einer stanzbaren Trägerfolie und die Vergrößerung der Foliendicke.
Alternativ können Strukturen in die Grünfolien gelasert werden. Im ZMN steht ein UV-Laser zur Verfügung, der jedoch aufgrund der Wärmeübertragungseigenschaften der BGK-Folie nur bedingt zu deren Bearbeitung geeignet ist. Daher wurde die Bearbeitung im Rahmen des Projektes mit einem Nd:YAG-Laser durch die Firma Tetekera GmbH, jetzt Micro-Hybrid Electronic GmbH, durchgeführt, die sich auf Laserstrukturierung von Keramiken spezialisiert hat. Das dort verwendete Verfahren erlaubt eine genaue Dosierung der Leistung, das Material der Kavitätenlagen wird vollständig schichtweise abgetragen, so dass keine Rückstände an der Fügestelle verbleiben. Die Bearbeitung erfolgt nach Lamination der BGK-Folie mit dem Wafer, dadurch ist zusätzlich ein optimaler Verbund gewährleistet. Die Bearbeitungsparameter wurden optimiert, um einen minimalen Energieeintrag in das Material und somit geringe Schädigung an der Trennfuge zu ermöglichen. Die gelaserten Kavitäten können im weiteren Prozessverlauf mit separat vorlaminierten Keramikdeckeln verbunden werden.
Das anschließende Drucksintern erfordert eine exakte Prozesskontrolle. Durch die Kavität werden freitragende Bereiche erzeugt, welche nicht dem Schrumpfkontrollmechanismus des Drucksinterns unterliegen, da der Kraftfluss, der die Schrumpfung aufgrund der Reibung verhindert, sich um diese Bereiche herum schließt. Konsequenz dessen ist, dass sowohl die Dicke des „Deckels“, vgl. Abbildung 19, als auch die laterale Abmessung der Kavität begrenzt werden müssen. Zur Beurteilung der Größenordnung dieser Dimensionen dient ein Layout mit unterschiedlich großen, kissenförmigen Strukturen, das in Abbildung 19 dargestellt ist. Die Kissenförmige Struktur begünstigt Spannungsrisse an den Ecken aufgrund der auftretenden Kerbspannungen. Die maximale Strukturgröße beträgt 4,8 mm.

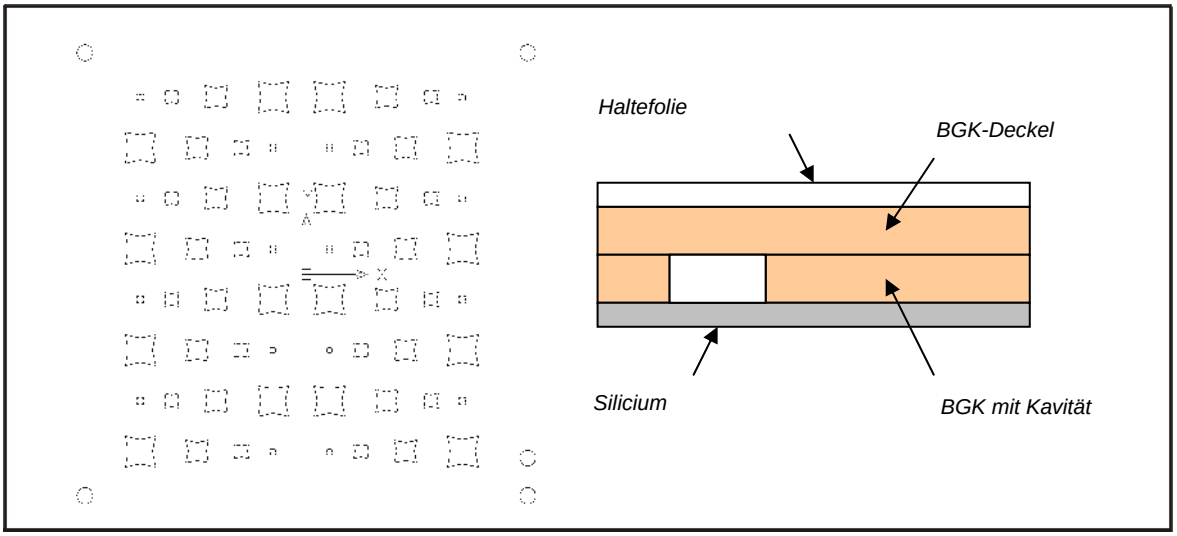

Abbildung 19: Testlayout zum Sinterverhalten von Kavitäten

Anzahl der Folien mit Kavitäten und Anzahl der Deckellagen werden variiert, um den Einfluss der Lagenzahlen auf die Rissbildung zu untersuchen. Der Versuch umfasste je ein Substrat bestehend aus einer Kavitätenlage, verbunden mit drei Deckellagen sowie ein weiteres bestehend aus drei Kavitätenlagen und 4 Deckellagen. Die Kavitätenlagen werden isostatisch mit dem 525 µm starken Siliciumwafer verbunden. Die Lamination erfolgt unter optimalen Bedingungen (siehe Abschnitt 3.3.2). Die Deckellagen werden gemeinsam mit der

zum Schrumpfausgleich erforderlichen Haltefolie isostatisch vorlaminiert. Dies erfolgt unter Standardbedingungen bei 210 bar und 70°C für 10 min. Beide Teile werden anschließend uniaxial mit 5 MPa bei 70°C für 6 min laminiert. Das Drucksintern erfolgt bei den geringsten Aufheiz- und Abkühlraten, siehe Abschnitt 3.4 Die Versuchsergebnisse zeigt Abbildung 20. Das dünnere Substrat konnte rissfrei gesintert werden. Beim dickeren Substrat reißen die 4,8 mm großen Strukturen im Randbereich. Strukturgrößen bis zu 3,5 mm können rissfrei auch im Randbereich dicker Substrate erzeugt werden.

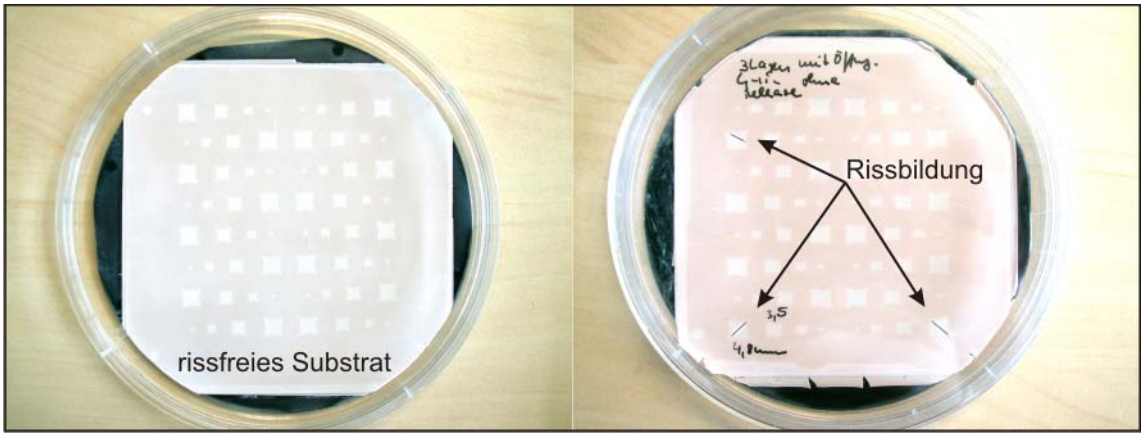

Abbildung 20: Testsubstrate mit Kavitäten

Zur Evaluierung verschiedener Kanalführungsvarianten wurden unterschiedliche Layouts mit Kavitäten gebrannt. Dabei zeigte sich, dass freitragende Brücken und Zwischenlagen im Substrat, wie in Abbildung 21 links, zu Rissen führen. Außerdem wirken sich Unstetigkeitsstellen im Spannungsverlauf, wie beispielsweise Durchbrüche für die Fluidführung, negativ aus (Abbildung 21 rechts). Daher müssen fluidische Öffnungen nach dem Brennprozess per Laserablation erzeugt werden.

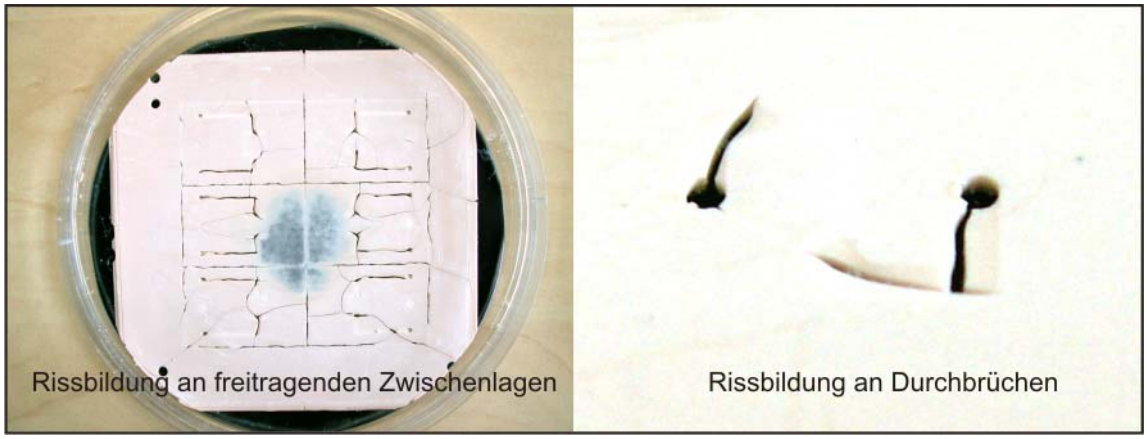

Abbildung 21: Rissbildung an Unstetigkeitsstellen

Aus den Erfahrungen ergeben sich folgende Designrichtlinien:

- Kavitäten können einlagig bis zu einer Größe von 4,8 mm vorgesehen werden. Hohlräume bestehend aus bis zu drei Lagen können im Randbereich 3,5 mm groß sein, in der Wafermitte bis zu 4,8 mm.
- Spannungskritische Strukturen müssen in der Wafermitte angeordnet werden.
- Frei tragende Zwischenlagen müssen vermieden werden.
- Durchbrüche an der Deckellage und andere Unstetigkeitsstellen, die Risse induzieren, müssen vermieden werden.

Zur Erweiterung der Entwurfsmöglichkeiten werden der Einsatz von Karbonfolien und die weitere Variation des Sinterdrucks empfohlen. Dazu sind umfangreiche Anpassungen des Drucksinterprofils sowie Spannungsuntersuchungen erforderlich.

4.2.2 Prägen von Kanälen

Die bisher betrachteten Methoden zur Kavitätserzeugung erlauben Hohlräume am Interface nur mit einer Höhe, einem Vielfachen der Foliendicke entspricht. Bedingt durch die Fertigungstoleranzen beim Stanzen und Lasern konnten feine Kanäle mit Dimensionen kleiner als 100 µm nicht erzeugt werden. Um diesen Strukturgrößenbereich abzudecken, bietet sich Prägen der Grünfolien an. Diese Technik zur Erzeugung von Feinkanälen wurde bereits für andere LTCC-Folien erfolgreich angewendet [11]. Keine Erfahrungen lagen zur Erzeugung von geprägten Kanälen im Drucksinterprozess vor. Ein Sinterversuch mit 90 µm tiefen Kanälen zeigt, dass die geprägte Strukturen auch nach dem Drucksinterprozess ohne Verwendung von flüchtigen Hilfsstoffen wie Karbon-Pasten erhalten bleiben. Die Kanäle werden auf eine Höhe von 20 µm zusammengedrückt, die lateralen Maße bleiben erhalten. Auf diese Weise können Kanäle im Größenbereich von 20 – 100 µm direkt am Interface erzeugt werden. Abbildung 22 zeigt den Querschnitt durch einen geprägten Kanal.

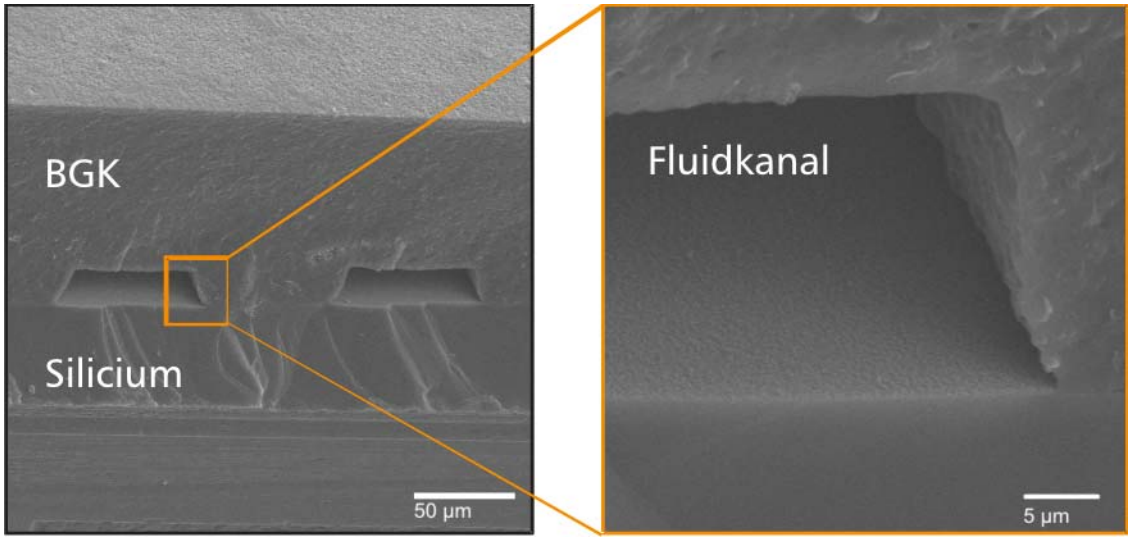

Abbildung 22: Geprägter Kanal in Keramik mit nanostrukturierter Siliciumoberfläche

Fluida können durch diese Technik direkt an der schwarzen Siliciumoberfläche geführt werden. Damit ist die Anbindung der Nanostrukturen an feine Fluidkanäle gegeben.

4.3 Funktionsschichten auf Silicium

Die Nanostrukturen an der Siliciumoberfläche werden durch das Verbindungsverfahren optimal an die Peripherie angebunden. Die Nutzung der vergrößerten Oberfläche als Träger für Funktionsschichten bietet sich daher an. Daraus resultiert die Fragestellung, welche Passivierungsschichten und Metallisierungen, z.B. für Widerstandselemente in Fluidkanälen, im Verfahren einsetzbar sind.

Im Rahmen des Projektes wurden Siliciumoxid und –nitridschichten als Passivierung erprobt. Die Oxidation erfolgte thermisch bei 960°C. Die Abscheiderate bei diesem Verfahren ist im Vergleich zu polierten Wafern erhöht. Die Oberflächenvergrößerung zieht erhöhte Druckspannungen nach sich, die bei dünnen Substraten (<150 µm) zu großen Verwölbungen führt. Es wird eine homogene Schichtbedeckung erzielt, siehe Abbildung 24 a. Die Nitridschicht wird durch PECVD (Plasma Enhanced Chemical Vapour Deposition) in einem Parallelplattenreaktor bei 350 °C abgeschieden. Das Abscheideverhalten ist mit dem von

polierten Siliziumoberflächen vergleichbar. Die Abscheiderate ist über die komplette Nadeloberfläche sehr homogen.
Metallisierungen können sowohl bedampft als auch gesputtert werden. Bedampfte Schichten eignen sich aufgrund der schlechteren Kantenbedeckung jedoch nur eingeschränkt als Widerstandsschichten. Bei bedampften Goldschichten wurde beim anschließenden tempern Clusterbildung beobachtet. Obwohl die Schmelztemperatur von Gold (1063 °C) deutlich über der Sintertemperatur liegt, kann sich am Interface Gold/Silizium ein Eutektikum bilden und zu einer drastischen Verringerung der Schmelztemperatur führen. Goldschichten sind daher nur in Kombination mit geeigneten Passivierungen anwendbar. Platin ist alternativ einsetzbar. Eine Beeinflussung gesputterter Platinschichten durch den Temperprozess wurde nicht beobachtet.
Neben Edelmetallschichten wurden auch Chromnickelschichten zur Herstellung lötbarer Metallkontakte auf Nanostrukturen erprobt. Hierfür konnte nicht auf vorhandene Technologie zurückgegriffen werden. Im Rahmen des Projektes wurde ein entsprechendes Target beschafft und der Prozess eingefahren. Die gesputterte Schicht mit 100 nm Dicke wurde galvanisch mit 8 µm Kupfer verstärkt. Die Strukturierung der Lötpads erfolgt nasschemisch. Durch diesen Ansatz wurde eine erhöhte Haftfestigkeit und Temperaturbelastbarkeit von Lötpads erzielt. Daraus ergeben sich zusätzlich Anwendungsmöglichkeiten der Technologie für Verbindungstechniken mit hohen Festigkeits- und Zuverlässigkeitsanforderungen.
Prinzipiell sind die betrachteten Dünnschicht-Abscheideverfahren auf Silizium-Keramik-Substraten anwendbar. Bei der Wahl des Beschichtungsverfahrens und der Schichtdicken ist darauf zu achten, dass die Nadelzwischenräume durch den Wachstumsprozess nicht zu stark verkleinert werden, da sonst eine Adaption der Nadelgeometrie und der Pulvermorphologie nicht mehr gegeben ist, was zu einer Verringerung der Bondfestigkeit führt.

4.4 Elektrische Kontakte am Bondinterface

Mit der Silicium-Keramik-Mehrlagentechnik ist es möglich, direkt am Interface zwischen Silicium und BGK stoffschlüssig elektrische Kontakte herzustellen. Dabei dringt die strukturiert metallisierte Nanooberfläche des Wafers beim Laminieren in die mit einer Metallpaste bedrucke oder mit Metall-Durchkontakten (Vias) versehene BGK- Lage ein. Durch den anschließenden Sinterprozess entsteht dabei ein robuster Metallkontakt. Für die Integration von Siliciumchips (MEMS) auf Keramik-Trägern trägt dieses Verfahren, das auf Wafer-Level durchgeführt wird, zu einer erheblichen Reduzierung des Montageaufwands bei.

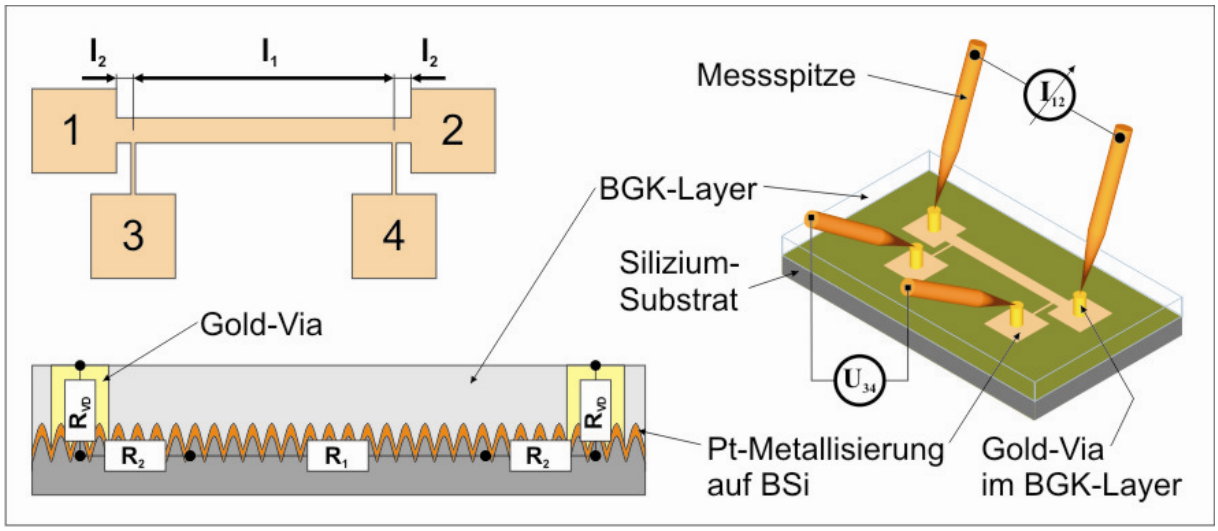

Abbildung 23: Testlayout und Messprinzip zur Bestimmeung des Übergangswiderstands am Interface

Im Rahmen des Projektes wurde die prinzipielle Machbarkeit einer solchen elektrischen Verbindung geprüft.

4.4.1 Messprinzip und Testlayout

Die Widerstände wurden mit der Vier-Spitzen-Methode gemessen. Das Prüflayout besteht aus einer Balkenstruktur, die durch Goldvias im BGK kontaktiert ist (Abbildung 23).
Über die Kontaktpads 1 und 2 wird ein Strom (I_{12}) eingeprägt und über die Pads 3 und 4 hochohmig der Spannungsabfall (U_{34}) gemessen. Aus der I-U-Kennlinie kann der Bahnwiderstand R_1 ermittelt werden, durch den mit Hilfe der Balken-Geometrien der spezifische Widerstand der Dünnschichtmetallisierung auf der nanostrukturierten Oberfläche am Bondinterface berechnet wird. Eine zweite Messung bei gleicher Konfiguration der Stromeinprägung ermittelt hochohmig den Spannungsabfall über den Kontaktpads 1 und 2. Damit wird der Gesamtwiderstand bestimmt. Subtrahiert man vom Gesamtwiderstand alle Teilwiderstände (R_1, $2xR_2$ …), ergibt sich daraus der Widerstand von Via und Dünnschichtmetallisierung (R_{VD}). Subtrahiert man hiervon den Widerstand des Goldvias, erhält man näherungsweise den Übergangswiderstand am Interface.

4.4.2 Herstellung der Teststrukturen

Unter Nutzung der Erfahrungen aus Abschnitt 4.3 wurde gesputtertes Platin auf einer SiO_2-Passivierung benutzt, um einen Metallkontakt zwischen der Dünnschicht und dem Vias während des Sinterns zu erzeugen. Der Siliciumwafer wird nach Erzeugung der Nanostrukturen einer thermischen Oxidation unterzogen. Es bildet sich eine 100 nm dicke Trocken-Oxid-Barriere (Abbildung 24a) auf den Nanostrukturen. Anschließend erfolgt die Lithographie auf der Nanooberfläche, eine 80 nm dicke Platinschicht wird aufgesputtert und durch Lift-Off strukturiert (Abbildung 24b). Der vorbereitete Wafer wird weiter mit der SiCer-Technologie prozessiert. Die auf Waferformat zugeschnittenen BGK-Folien (4 Lagen) werden mit Vias (Durchmesser: 200 µm, Paste TC 7101 von Heraeus) und Leiterbahnen versehen und laminiert (Abbildung 24c). Anschließend wird der vorbereitete Grünkörper zum Substrat justiert und unter optimalen Bedingungen (3.3.2) zum Verbundsubstrat gefügt. Das anschließende Drucksintern erzeugt eine belastbare elektrische und mechanische Verbindung.

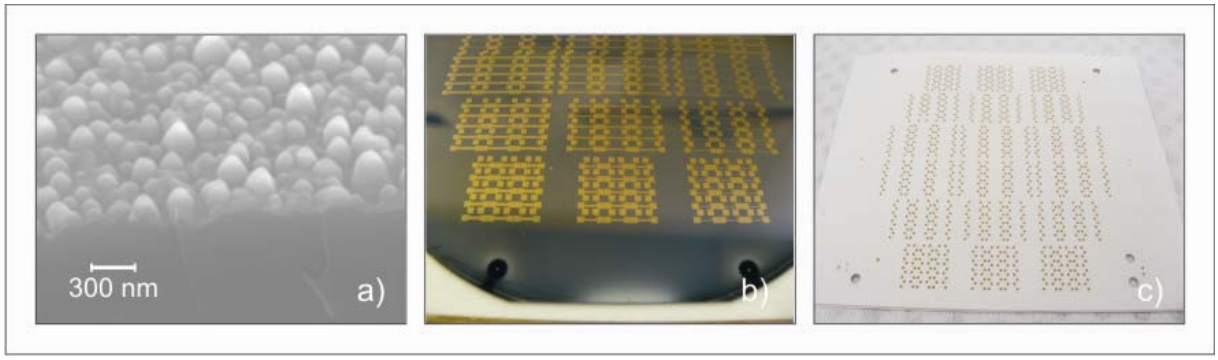

Abbildung 24: Technologieschritte zur Herstellung der Test-Layouts für elektrische Kontakte: oxidierte Nanooberfläche (a), Platin-Balkenstruktur auf der Nanooberfläche (b), vorlaminierter BGK-Folienstapel (c)

4.4.3 Messergebnisse

Die Messung der Widerstände erfolgte an jeweils 10 Balkenstrukturen mit zwei unterschiedlichen Längen (3100 µm und 4600 µm). Abbildung 25 zeigt die Messergebnisse der 3100 µm-Strukturen. Der Übergangswiderstand am Bondinterface wurde anhand der

Parameter im rechten Teil ermittelt. Der Via-Widerstand wurde separat ermittelt. Er beträgt 0,83 mOhm und ist somit vernachlässigbar. Der mittlere Übergangswiderstand am Bondinterface beträgt R_{VD}=2,2 Ohm.
Dieser relativ hohe Übergangswiderstand am Interface auch bei optimierter technologischer Prozessabfolge ist bei Bildung von Platinsilicid erklärbar. Bei Temperaturen im Bereich der Sintertemperatur neigt die Materialpaarung zur Bildung von Pt_2Si und Pt_5Si_2, die zu einer Widerstandsvergrößerung in der Leiterstruktur führt. Offenbar ist die Passivierung durch eine SiO_2-Schicht nicht ausreichend.

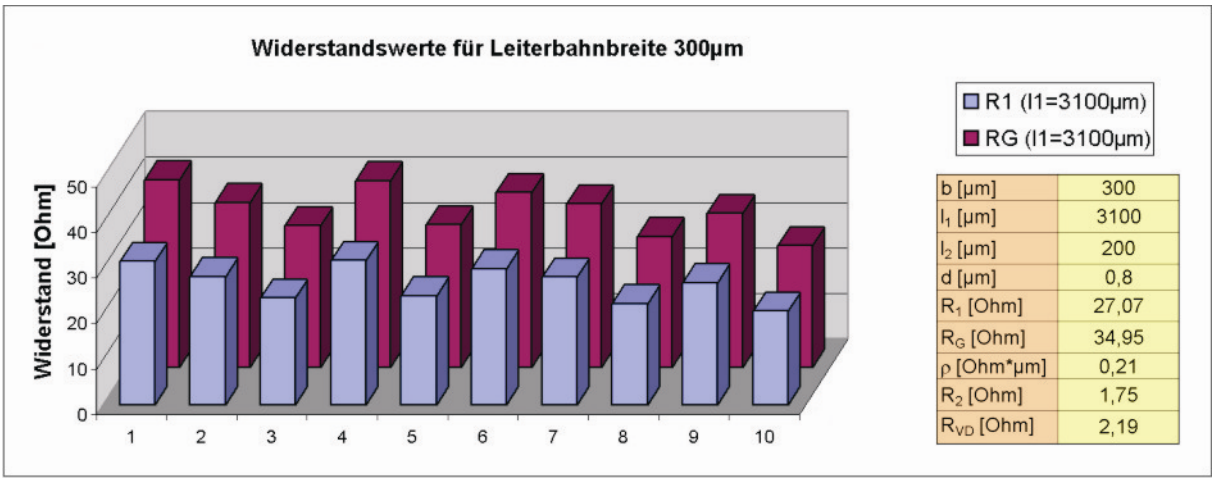

Abbildung 25: Parameter der Balkenstruktur zur Bestimmung des Übergangswiderstandes am Interface„Via-Dünnschichtmetallisierung“

4.4.4 Zusammenfassung

Im Rahmen des Projektes wurde eine Methode zur Charakterisierung der elektrischen Eigenschaften von Dickschichtpasten-Dünnflimmetallisierungs-Übergängen erarbeitet. Der Nachweis einer elektrischen Verbindung zwischen nanostrukturierter Oberfläche und Keramik wurde erbracht. Die Wechselwirkungen zwischen Paste und Metallisierung sollten in weiteren Arbeiten näher untersucht werden. Das Verfahren sollte außerdem auf seine Anwendbarkeit auf weitere Materialsysteme geprüft werden.

5 Anwendungen

5.1 SiCer-Substrate

5.1.1 Prozessüberblick

Die großflächige Herstellung des Silicium - Keramik - Verbundes eröffnet neue Ansätze für das MEMS-Packaging auf Wafer - Level. Vorkonfektionierte Substrate mit elektrischen Leiterbahnen und Fluidikschnittstellen werden mit Dünnschichtpräzision prozessiert. Abschließend wird das Silicium an störenden Stellen weg geätzt und somit die MEMS-Baugruppe vereinzelt. Somit entsteht eine Siliciumbaugruppe auf einem Keramiksockel. Der Prozess ist schematisch in Abbildung 26 dargestellt.

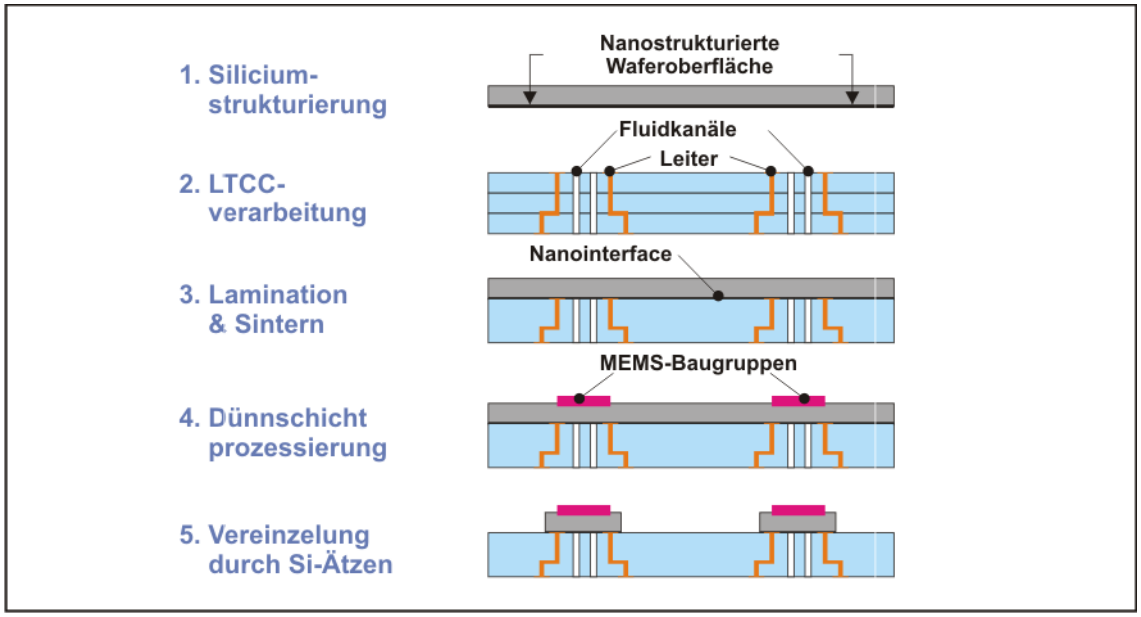

Abbildung 26: Schematische Darstellung des SiCer - Prozesses [12].

Die Verbindung ist fremdstofffrei und es besteht keine Fehlanpassung der thermischen Dehnung. Die Keramik dient als Ätzstoppschicht. Das Konzept wurde bereits in [6] und [12] veröffentlicht.
Im Zusammenhang mit dem Konzept ergeben sich Fragestellungen, die nun näher erklärt werden.

5.1.2 Migration von Natrium-Ionen

Die ursprünglich zum anodischen Bonden mit Silicium entwickelte BGK-Folie enthält ca. 4 % Natrium im Glasanteil. Aufgrund der hohen Beweglichkeit der Natriumionen während des Sinterprozesses bei 850 °C ist ihre Diffusion ins Silicium sehr wahrscheinlich. Da hierdurch Halbleiterprozesse gestört werden, ist zu prüfen, wie weit die Natrium-Ionen vom Bond-Interface aus in das Silicium eindiffundieren. Proben des Verbundsubstrates wurden daher zunächst mit der im ZMN verfügbaren Auger-Analyse untersucht. Mit diesem Verfahren konnte aufgrund der Auflösung kein Natrium nachgewiesen werden. Daher wurde eine Sekundär-Ionen-Massenspektrometrie mit simultaner Tiefenprofil-Analyse (SIMS) auf Natrium am CiS Institut für Mikrosensorik GmbH in Erfurt in Auftrag gegeben.
Vom Verbundsubstrat wird zur Analyse ein Schrägschliff präpariert (Abbildung 27 rechts). Hierdurch wird die Wahl einer definierten Analyseposition bei gleichzeitig geringern Sputterzeiten ermöglicht, da nur ein minimaler Abtrag von BGK bis zum Interface nötig ist.

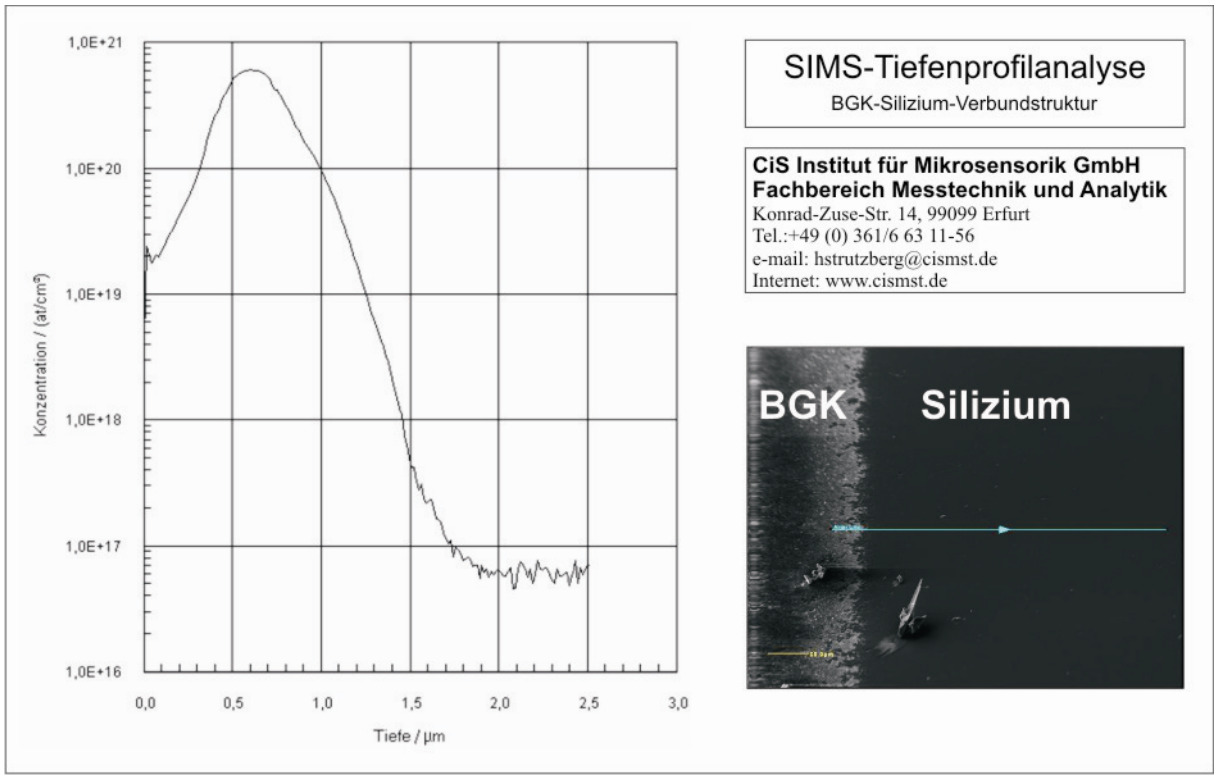

Abbildung 27: Natrium-Tiefenprofil einer BGK-Siliciumprobe

Aus Analysen von Natrium im Siliciumoxid ist bekannt, dass das leicht bewegliche Natrium seine Lage auch während der Analyse ändert. Im reinen Silicium ist dieser Effekt wesentlich schwächer ausgeprägt. Praktisch kommt es an der Grenzfläche Siliciumoxid/ Silicium zur Bildung eines Pile-Ups. Das erlaubt vorteilhaft die Bestimmung der Lage der Grenzfläche. Der Anstieg der Natrium-Konzentration zu Beginn des Profils ist auf Grenzflächeneffekte, die Vergoldung und nicht vollständige Ladungsneutralisierung zurückzuführen. Die Restkonzentration (Background) am Ende des Profils setzt sich aus Störanteilen bestehend aus Hintergrundsignal, Sputtereffekten und Verschleppungen durch den Schleifprozess zusammen. Eine Bestimmung des absoluten Natrium-Gehalts ist hier nicht möglich. Aus dem Diagramm ist jedoch ersichtlich, dass die Natriumkonzentration innerhalb einer Sputtertiefe von 1 µm um drei Größenordnungen abnimmt. Interpoliert man diesen Verlauf, sollte nach einer Tiefe von 4 µm kein fremd eingetragenes Natrium im Silicium mehr vorhanden sein.
Eine präzisere Messmethode stellt die Analyse eines Parallelschliffes dar, der von der Siliciumseite her ausgeführt wird und einen Ionensputterprozess zum Materialabtrag an der Grenzfläche nutzt. Dadurch werden Materialverschleppungen durch den Schleif- und Ionensputterprozess minimiert. Dieser zeitaufwendige Prozess sollte bei weiteren Analysen bevorzugt werden, um näheren Aufschluss zu erhalten.

5.1.3 Kristallfehler im Silicium

Bei Temperaturen oberhalb von ca. 600 °C ist Silicium plastisch verformbar, es ist deshalb nicht auszuschließen, dass beim Drucksinterprozess auch plastische Verformungen im Silicium auftreten. Kristallfehler und Punktdefekte können jedoch mit Polierätzverfahren sichtbar gemacht werden. Ein verbreitetes Verfahren hierzu ist der sogenannte Secco-Ätzprozess [13].
Verbundsubstrate wurden dem Prozess nach Vorschrift unterzogen. Ein Kontrollwafer der jeweiligen Silicium-Charge wurde mitgeführt. Die Verbundsubstrate zeigten im Vergleich zu den unbehandelten Kontrollwafern vermehrt Fehlstellen. Eine Umfassende Evaluierung der

Fehlstellenursachen konnte aufgrund der begrenzten Projektdauer nicht durchgeführt werden, weiterführende Untersuchungen müssen folgen.
Die Untersuchungen müssen die Auswahl geeigneter Passivierungsschichten zum Schutz des Wafers vor Verunreinigungen im Hochtemperaturprozess zum Ziel haben. Weiterhin ist zu prüfen, ob die Fehlstellen druckbedingt auftreten, oder durch Diffusion von Keramikbestandteilen hervorgerufen werden.

5.1.4 Ätzen des Verbundsubstrates

Das Verbundsubstrat ist mit Standard-MEMS-Technologien prozessierbar. Die Separierung von Funktionselementen kann durch Silicium-Tiefenätzen (DRIE) erfolgen. Als Maskierung wird ein Standard-Plasma-Resist verwendet. Wird beim Ätzen das Bondinterface erreicht, wirkt das BGK-Trägersubstrat als Ätzstopp (Abbildung 28a). Das Verfahren wurde erfolgreich getestet.

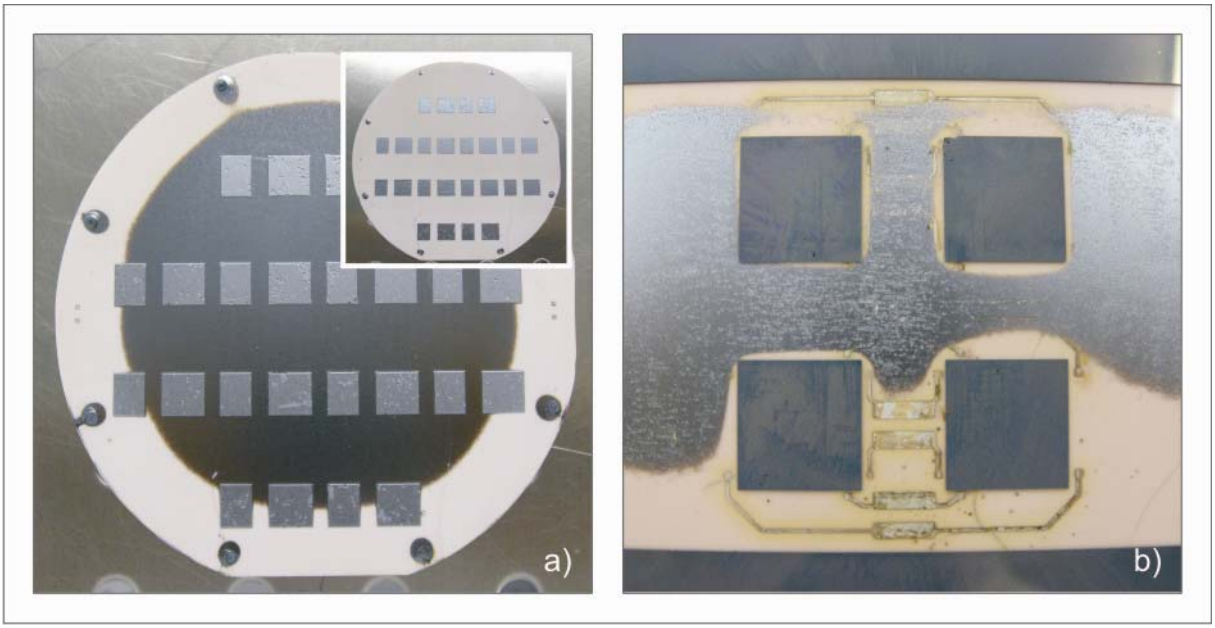

Abbildung 28: Separierung von Siliciumchips auf dem Silicium-Keramik-Verbundsubstrat (a), gleichzeitiges Freilegen von Kontaktpads am Interface

Die Keramik bewirkt eine schlechtere Wärmeabfuhr während Ätzprozesses. Dadurch können nur Sequenzätzprozesse mit Abkühlpausen angewendet werden. Dickschichtmetallisierungen am Interface werden angegriffen. Die Ätzung erfolgt nicht homogen, wie aus Abbildung 28b ersichtlich wird. Sehr gute Oberflächenqualitäten, zu erkennen als metallisch spiegelnde Bereiche in der Wafermitte sind ebenso vorhanden wie vollständig unterbrochene Leiterbahnen, zu erkennen an der Verfärbung. Diese Unterbrechungen sind durch Ätzen des Glasanteils und Angriff der Metallkomponente der Pasten erklärbar, die wirksamen Mechanismen müssen im Einzelnen näher untersucht werden. Weiterführende Arbeiten zur Optimierung des Ätzprozesses sind erforderlich.

5.1.5 Temperaturwechselbelastungstest

Baugruppen auf Basis der SiCer Technologie werden mit Oberflächenverbindungsverfahren (Löten etc.) auf Keramik- oder Leiterplattenträgern montiert. Die thermische Belastung hierbei führt bei unterschiedlichen thermische Ausdehnungskoeffizienten der beteiligten Werkstoffe zu einer Ermüdung der Bondverbindung und unter Umständen zum Bruch. Da die Ausdehnungskoeffizienten beider Fügepartner weitgehend angepasst sind, ist nur eine geringe Anfälligkeit gegenüber Temperaturschwankungen zu erwarten. Zur Abschätzung der

Zuverlässigkeit wurden daher Temperaturwechselbelastungstests mit anschließender Bestimmung der Bondfestigkeit in Anlehnung an den IPC-Standard (IPC9701, Baugruppen-Qualifikation mit Bleifrei-Lotverbindungen) durchgeführt. Es wurde je ein Stichprobenumfang von 6 Chips der Chargen BGK 93 (mit Al_2O_3-Feinanteil), BGK 96 (alle Hauptkomponenten als Feinanteil) sowie BGK 76 (Basisfolie) entnommen und in einem Klimaschrank thermisch gealtert. Abbildung 29 zeigt die Parameter des Temperaturwechselbelastungstest sowie die Kennlinie eines Zyklus. Anschließend wurde die Bondfestigkeit wie in Abschnitt 3.3.3 bestimmt.
Die Untersuchungen wurden unter Nutzung der im Applikationszentrum Ilmenau vorhandenen Ausrüstung durchgeführt. Für die Tests wurde ein Klimaschrank der Firma Feutron, siehe Abbildung 29 rechts, gemietet.

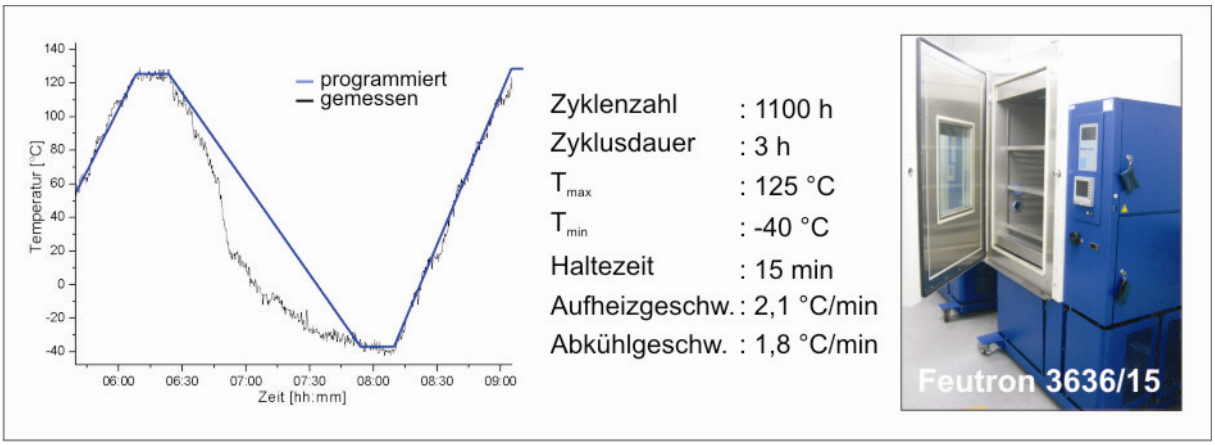

Abbildung 29: Parameter des Temperaturwechselbelastungstests

Die Untersuchung ergab bei allen drei BGK-Varianten keine signifikante Abnahme der Bondfestigkeit. Für eine repräsentative Bewertung der Zuverlässigkeit von Silicium-BGK-Verbundstrukturen ist jedoch eine wesentlich höhere Stichprobenanzahl zu testen. Dazu sind neue Proben-Chargen ausschließlich für diese Test zu präparieren. Diese Arbeiten sollten in Folgeprojekten durchgeführt werden.

5.2 Ausblick: Chip-Cooling

Eine viel versprechende Anwendung für SiCer-Substrate besteht unter anderem in der Ausnutzung der im Vergleich zur Keramik um Faktor 50 besseren Wärmeleitung des Siliciums, wodurch großflächige Siliciumbereiche als Wärmesenke nutzbar sind. Dieser Gedanke wurde zum Aufbau eines Demonstrators aufgegriffen.

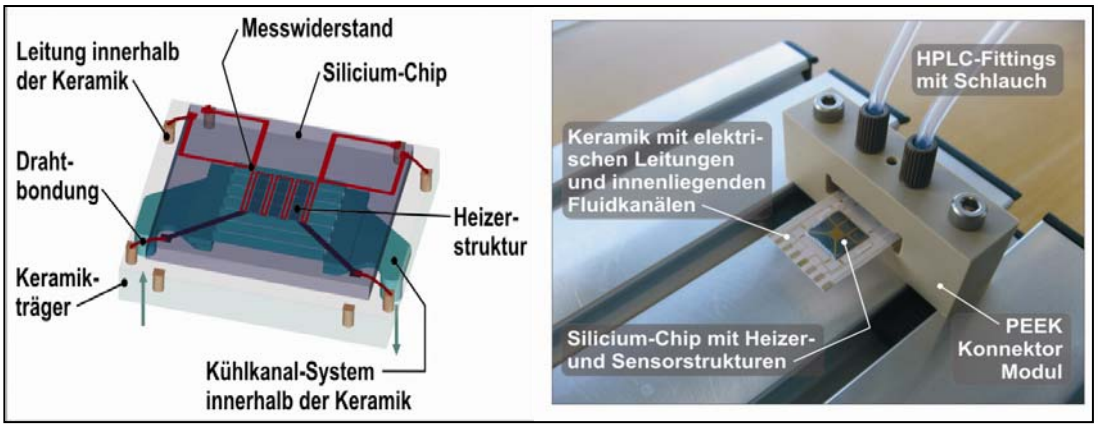

Abbildung 30: Demonstratorentwurf (links) und Muster mit beschädigten Fluidstrukturen (rechts)

Abbildung 30 links zeigt schematisch den Entwurf. Der Siliciumchip formt eine Wärmesenke, die von der Keramikseite her fluidisch gekühlt wird. Oben auf befinden sich zwei Metallmäander, eines davon dient als Heizer, um den Energieeintrag durch einen Verbraucher zu simulieren und das zweite als temperaturempfindlicher Widerstand, dessen Kennlinie ausgewertet wird. Das Verbundsubstrat mit elektrischen Kontakten und Fluidkanälen wird im SiCer-Prozess vorbereitet. Abbildung 31 zeigt die verschiedenen Stadien der Prozessierung. Bild a zeigt das Verbundsubstrat nach dem Sintern. Es sind Risse an den Kavitäten zu erkennen, welche an Unstetigkeitstellen im Kraftfluss während des Drucksinters entstehen. In mehreren Designdurchläufen konnte eine Lösung gefunden werden, die eine rissfreie Erzeugung der erforderlichen Kavitäten erlaubt. Die daraus abgeleiteten Designrichtlinien sind in 4.2.1. festgehalten.
Die aus einem 300 nm dicken Goldmäander bestehende Messwiderstand-Heizer-Struktur wird in einem Lift-Off-Prozess strukturiert, siehe Bild 31 b. Eine zweite Lithografie schließt sich an, um den Kühlkörper für den DRIE-Prozess zu maskieren. Als Justiermarken dienen jeweils in der Keramik vorgesehene Vias. Während dieses Ätzschrittes erfolgt die Freilegung der Dickschicht-Leiterzüge, die anschließend durch Drahtbonden mit den Anschlusspads auf dem Silicium verbunden werden. Die Dickschichtleiterbahnen verbinden so das Dünnschichtelement mit einem Standardsteckverbinder. Die fluidische Anbindung erfolgt über PEEK-Konnektoren, die im Rahmen des Projektes an das neue Materialsystem angepasst wurden. Das Systemkonzept ist in [14] beschrieben, Abbildung 30 rechts zeigt einen Keramikchip im Konnektorsystem.
Die zur Umsetzung des Entwurfes notwendigen technologischen Teilaufgaben wurden gelöst. Das sind die rissfreie Herstellung von Kavitäten, die Freilegung der Leiterbahnen am Interface im Trockenätzprozess, die Lithographie auf dem Verbundsubstrat und die Dünnschichtprozessierung.

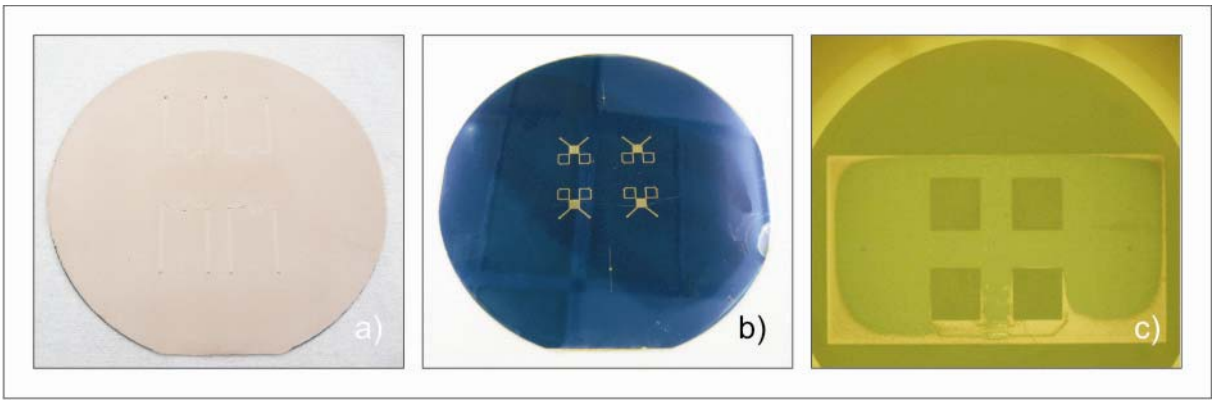

Abbildung 31: Prozessierungsschritte Demonstrator

Eine fluidisch intakte Variante konnte unter Verwendung geschlossener Kavität erzeugt werden, die nach dem Sintern durch Laser-Ablation geöffnet wird. Das Gesamtsystem muss jedoch im Rahmen von Folgearbeiten erprobt werden.

6 Referenzen

[1] Masayoshi Esashi: *Wafer level packaging of MEMS*, J. Micromech. Microeng. 18 (2008) 073001 (13pp)

[2] http://www.research.philips.com/profile/people/researchers/siliconoa.html

[3] Marek Steffanson: *LTCC-Silizium-Verbundstrukturen*, Studienarbeit, TU Ilmenau, Fakultät Maschinenbau, 2006

[4] M. Fischer, M. Stubenrauch, M. Hintz, M. Hoffmann and J. Müller: Black silicon as a smart structure for the bonding of polymers with silicon, Smart Systems Integration 2007, ISBN 978-3-8007-3009-4, 161-166

[5] R. Gade: *Prozessoptimierung zur Herstellung eines Materialverbundes zwischen Silicium und Low Temperature Cofired Ceramics (LTCC)*, Diplomarbeit, TU Ilmenau, Fakultät Maschinenbau, 2007

[6] H. Bartsch de Torres, M. Fischer, R. Gade, M. Mach, J. Müller and M. Hoffmann: *A new method for wafer level integration of silicon components on LTCC*, Smart Systems Integration 2008, ISBN 978-3-8007,3081-0, 392-394

[7] Petzold M, Knoll H, Bagdahn J: *Strength assessment of wafer-bonded micromechanical components using the micro-chevron test*, SPIE-Int. Soc. Opt. Eng. Proceedings of the SPIE - The International Society for Optical Engineering, vol.4558, 2001, pp. 133-42. USA.

[8] Dr. Walter Umrath et al, Grundlagen der Vakuumtechnik, Firmenschrift LEYBOLD Vacuum GmbH

[9] Michael Hintz: Druckunterstütztes Sintern als Grundlage neuer Technologievarianten für LTCC, Dissertation, TU Ilmenau, Verlag ISLE 2007, ISBN: 978-3-938843-24-6, Seite 22-25

[10] Mikrostrukturierte und anodisch bondbare Glaskeramikfolien für optische und sensorische Anwendungen – MABOGOS, Abschlussbericht, Forschungsvorhaben im Rahmen der Förderung Innovativer Regionaler Wachstumskerne, Wachstumskern 1537 – FANIMAT, Förderzeitraum: 01.09.2001 - 31.12.2003

[11] H. Bartsch de Torres, M. Hoffmann: Embossing of microfluidic structures in ceramic multilayer, Smart Systems Integration, Gessner T. (Ed.), pp. 477-479, VDE Verlag, 2007

[12] M. Fischer, H. Bartsch de Torres, B. Pawlowski, R. Gade, S. Barth, M. Hoffmann and J. Müller: *Silicon on Ceramics - A New Concept for Micro-Nano-Integration on Wafer Level*, NSTI-Nanotech, Boston, June 1-5, 2008, www.nsti.org, ISBN 978-1-4200-8505-1 Vol. 3

[13] F. Secco d´Aragona: *Dislocation Etch for (100) Planes in Silicon*, J. Electrochem. Soc.: Solid-State Science and Technology, July 1972, 948-951

[14] T. Thelemann et al: *LTCC based fluidic components for chemical applications*, Journal of microelectronics and electronic packaging, vol. 4, no. 4, pp. 167-172, 2007